

統計的手法を導入したマスターカーブ法による
原子炉圧力容器の破壊靱性評価に関する研究

三浦 直樹

目 次

第1章 緒 論	1
1.1 緒 言	1
1.2 研究の背景	7
1.2.1 マスターカーブ法の概要	7
1.2.2 規格基準の整備状況	13
1.2.3 評価法の高度化のための検討課題	15
1.3 本論文の目的	18
1.4 本論文の構成	19
第1章参考文献	21
第2章 国産原子炉圧力容器鋼に対する マスターカーブ法の有用性の検討	33
2.1 検討の必要性和意義	33
2.2 基礎データの取得	35
2.2.1 供試材	35
2.2.2 試験方法	41
2.2.3 試験結果	45
2.3 マスターカーブ法の有用性の検討	55
2.3.1 各種因子の影響	55
2.3.2 破壊靱性の統計分布特性	60
2.4 現行規格基準による下限界曲線との比較	68
2.5 結 言	71
第2章参考文献	73

第3章	破壊靱性下限界曲線の合理的設定方法の提案	77
3.1	下限界曲線の必要性和意義	77
3.2	試験結果のばらつきに関する考察	79
3.2.1	マスターカーブの形状の妥当性	79
3.2.2	破壊靱性のばらつき	81
3.2.3	参照温度のばらつき	83
3.3	マスターカーブの信頼性に関する理論的検討	86
3.3.1	破壊靱性の分布特性	86
3.3.2	破壊靱性の下側信頼限界	88
3.3.3	参照温度の分布特性	94
3.4	下限界曲線の合理的設定方法の提案	100
3.5	結 言	106
	第3章参考文献	108
第4章	ミニチュア試験片を用いた破壊靱性評価法の提案	109
4.1	ミニチュア試験片の意義	109
4.2	試験片寸法・形状の設計	111
4.2.1	ミニチュア試験片の成立性検討	111
4.2.2	試験片寸法・形状の設計	117
4.2.3	ミニチュアC(T)試験片における変位計測	119
4.3	ミニチュア試験片による破壊靱性データの取得	123
4.3.1	供試材	123
4.3.2	試験方法	124
4.3.3	試験結果	131
4.4	ミニチュア試験片の妥当性の検討	136
4.4.1	各種因子の影響	136
4.4.2	破壊靱性の統計分布特性	140
4.5	現行規格基準による下限界曲線との比較	145
4.6	必要な試験数に関する考察	149
4.7	結 言	151
	第4章参考文献	153

第5章 実機適用に向けての展望	157
5.1 緒言	157
5.2 破壊靱性の確認試験方法の現状	158
5.2.1 日本電気協会JEAC4206-2007における破壊靱性要求	158
5.2.2 ASME Code Case N-629, N-631における破壊靱性要求	161
5.3 マスターカーブ法適用の有用性	163
5.4 結言	169
第5章参考文献	170
第6章 結論	171
6.1 本論文の成果	171
6.2 今後の課題と展望	175
第6章参考文献	177
研究業績	178
謝辞	180

第1章 緒論

1.1 緒言

従来、運転開始後 30 年を超える発電用原子炉施設に対しては、運転開始の後 30 年目まで（その後 10 年ごと）に、運転開始の後 60 年目までの経年劣化の問題がないかの評価（高経年化技術評価）を行い、高経年化に伴う保全方針を策定して、これを保安規定として定めることが要求されていた。原子力安全・保安院は、電気事業者が実施した高経年化技術評価の妥当性を確認した上で保安規定を認可することとしている。本制度についてはその改正が検討されており、原子力発電所の運転できる期間を運転開始から起算して 40 年を原則とすることに加え、当該期間の満了に際し、長期間の運転に伴い生ずる原子炉等の劣化の状況を踏まえ、安全性を確保するための基準に適合していると認めるときに限り、20 年を超えない期間を限度として一回に限り延長の認可をすることができること、が改正案の骨子となっている。

上記制度の見直しに関連して、原子力安全・保安院は原子炉圧力容器の中性子照射脆化に関わる報告書を取りまとめている[1]。この中で、中性子照射脆化に関する現行の評価方法、すなわち日本電気協会の電気技術規程 JEAC4206-2007 [2]に規定された評価方法は一定の保守性を有しており、直ちに規制で用いる評価方法の見直しを行う必要は無いことを確認したとしている。同時に、学協会において予測精度の向上のための予測式の見直しを行うことや、加圧熱衝撃（PTS: Pressurized Thermal Shock）の評価に関する国際的な整合性の確認に加え、破壊靱性に関するばらつきの評価法の改善といった課題について、適宜最新知見を反映することが望ましいとしている。このうち、最後に掲げられた課題に対しては、破壊靱性のばらつきとその温度依存性を統一的に評価できる、いわゆる破壊靱性マスターカーブ法を用いた健全性評価手法の規格化が期待されるところである。

高経年化技術評価における重要な検討課題の一つに原子炉圧力容器鋼の中性子照射脆化 (Neutron irradiation embrittlement) がある。一般的に材料は中性子の照射を受けると微細な組織変化を生じ、粘り強さを失って脆くなって、延性 (Ductility) や破壊靱性 (Fracture toughness) が低下することが知られている。破壊靱性の指標としてシャルピー吸収エネルギー (Charpy absorbed energy) を用いた場合の温度との関係を模式的に図 1.1 に示す。原子炉圧力容器鋼を始めとするフェライト鋼におけるシャルピー吸収エネルギーと温度の関係曲線は、低温側でほぼ一定のシャルピー吸収エネルギーを示す脆性温度領域 (Brittle temperature range)、高温側でほぼ一定のシャルピー吸収エネルギー (上部棚吸収エネルギー : Upper shelf energy) を示す延性温度領域 (Ductile temperature range)、および両温度領域を結ぶ遷移温度領域 (Transition temperature range) からなっている。材料が中性子の照射を受けると、遷移温度領域の曲線が高温側に移行、すなわち遷移温度が上昇するとともに、上部棚吸収エネルギーが低下する。シャルピー吸収エネルギーと温度の関係における遷移温度は衝撃試験ならびに落重試験 [3]によって求められる関連温度 (Nil-ductility temperature) によって与えられる。図 1.1 では破壊靱性の指標としてシャルピー吸収エネルギーを用いているが、遷移温度領域における破壊靱性と温度の関係曲線に着目した場合であっても、図 1.2 に示すように、中性子の照射に伴い曲線は高温側へシフトする。

原子炉設置者は、原子炉圧力容器の胴部の中性子照射脆化の度合いを把握するため、中性子の照射量が原子炉圧力容器より高くなるよう、原子炉圧力容器と炉心の間に原子炉圧力容器と同じ鋼材から作られた試験片 (監視試験片 : Surveillance specimen) を収めたカプセルを装荷し、原子炉の運転期間を見ながら、試験片を計画的に取り出して試験を行うことによって、同じ材料からなる原子炉圧力容器の脆化の度合いを確認している。

これまで、原子炉圧力容器鋼の破壊靱性の評価では、温度に対する静的破壊靱性 (Static fracture toughness) K_{Ic} 、あるいはき裂伝ば停止破壊靱性 (Crack arrest fracture toughness) K_{Ia} の下限値を包絡してその評価曲線 (破壊靱性評価曲線) を決めるといった方法が採られていた[4-6]。しかし、この方法は多分に経験的な手法であり、破壊靱性評価曲線の妥当性はこれまでにそれ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こと、鋼材によっては破壊靱性評価曲線が過度に保守側の限界となることなどの理由から、これに代わるより合理的な破壊靱性評価法が求められていた。米国の照射脆化が進んだプラントにおいて、シャルピー衝撃試験に基づく間接的脆化評価ではなく、破壊靱性を直接計測することが一部のプラントで必要となってきたことや、構造健全性評価に確率論的破壊力学解析法を適用しようとする動きが本格化してきていること[7]も、破壊靱性の直

接的な評価を指向するようになった一つの契機であると言えよう。

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方法、いわゆるマスターカーブ法 (Master Curve approach) が提案された[8-11]。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 (Weakest link model) に基づくワイブル分布 (Weibull distribution) により記述し、かつ分布の中間値の温度依存性を、鋼材ごとに決まる参照温度 (Reference temperature) T_0 なる指標を唯一のパラメータとする一本の曲線 (Master Curve) によって記述する手法である。破壊靱性評価曲線はある特定のデータセットに対する破壊靱性の下限を確定論的に与えるものに過ぎないが、マスターカーブの信頼限界を合理的に決定し、これをもとに破壊靱性の下限を設定することができれば、原子炉圧力容器鋼の構造健全性評価の理論的根拠をより明確化し、説明性を向上せしめることが可能となる[12]。

原子炉圧力容器鋼にマスターカーブ法を適用することの妥当性については、これまでに蓄積されてきた未照射材、照射材を含む膨大なデータベースを基に多くの検証がなされており[13-25]、ある一定の条件を満たすように行われた破壊靱性試験の結果から参照温度が決定可能であること、破壊靱性のばらつきがワイブル分布にしたがうこと、破壊靱性の中間値の温度依存性がマスターカーブによって表現できること、についてコンセンサスが得られている。近年では、マスターカーブの実機適用性を実証するための国際的な共同研究プログラムが IAEA の主催の下に推進されている[26, 27]。その一環として、試験片形状やき裂の深さによって変わる拘束の強さが参照温度の決定にいかなる影響を及ぼすかについての体系的な調査[28, 29]、拘束の強さが異なるき裂付き試験片に対するベンチマーク解析[30]、照射脆化の進行した材料に対するマスターカーブ形状の妥当性の検証[31]などの結果が報告されている。

中性子の照射を受けた金属材料には微小な格子欠陥 (格子間原子、原子空孔集合体) が生じ、その発生と増大とが破壊靱性の低下の主要因とされているが、このような中性子照射脆化のメカニズムをモデル化することによって破壊靱性の低下を説明しようとする取り組みも報告されている。Tanguy ら[32]は Gurson モデルにより記述される延性破壊と脆性破壊の統計分布特性とを組み合わせ、中性子照射による破壊靱性の低下を説明している。柴沼ら[33, 34]はへき開破壊の発現機構をセメント脆化相の割れ、フェライトへの微小き裂の伝ば、き裂の結晶粒界の突破からなるプロセスに還元し、破壊靱性の再現を試みている。Noronha ら[35]はき裂先端近傍における転位のシミュレーションに基づき遷移温度域での破壊靱性を予測し、マスターカーブの形状が妥当であることを報告している。

一方、極度に中性子照射脆化が進行した材料や粒界割れを起こす材料に対しては、現行のマスターカーブの形状は妥当とは言えないとの主張もある。このような場合の対処の方法として Unified Curve Approach が提唱されている[36-48]。これは、き裂前縁に配置された単位セルがへき開破壊に至る応力を Weibull 分布で与え、個々のセルに作用する局所応力がこれを超えるとときに破壊が起こるとして破壊靱性の温度依存性をモデル化したものであって、Unified Curve の形状が脆化の程度に応じて可変であるとした点に特徴がある。ただし、脆化の程度を表す指標を一貫した方法で決定することが困難な点に問題が残されている。また、粒界破壊を来すような材料については、へき開破壊を起こす機構が混在しており、それぞれの機構に基づくマスターカーブの重ね合わせによって破壊靱性の温度依存性が表現できるとする Bi-Modal なマスターカーブも提唱されている[49, 50]。現象を記述するのに必要とされるパラメータが増える分、その決定にはより多くの破壊靱性データが必要とされ、実材料へのマスターカーブの当てはめが即応的になると言わざるを得ない。現状においては、一部のロシア型加圧水型原子炉（VVER）を除き、商用軽水炉の原子炉圧力容器鋼の破壊靱性評価に対しマスターカーブが十分な機能を発揮できるとの主張が趨勢である[27, 31, 35, 51]。

以上のような状況の中、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化を進めようとの機運が高まったことを受けて、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について検討が進められてきた[52-61]。それらの結果はいずれも国産原子炉圧力容器鋼へのマスターカーブ法の適用を妥当とするものではあるが、対象とする鋼種や試験片については限定的な範囲に留まっているきらいがある。国産原子炉圧力容器鋼に対してマスターカーブ法が普遍的に適用できることを明らかにするためには、適用性を実証するための広範なデータを体系的に取得・整備することが必要である。

現在、我が国では、マスターカーブを決定するための試験方法に関する規格こそ制定されているものの、これを実機原子炉圧力容器の構造健全性評価に活かすためのルールは整備されていない。その大きな理由として、中性子照射脆化の進行の程度を評価するために実施される監視試験プログラムにおいて、き裂付き試験片を用いた破壊靱性試験の実施が最初から課せられていなかったことが指摘できる。供用中の実機原子炉圧力容器の照射脆化を破壊靱性試験により直接的に評価しようにも、実機と同等以上の照射を受けた破壊靱性試験用の試験片が調達できないことには評価のしようがなく、マスターカーブ法の採用によるメリットを享受する以前の問題であると言える。一部のプラントには監視試験片として破壊靱性試験用のき裂付き試験片が装荷されているものの、マスターカーブ法を適用

するのに必ずしも十分な個数は用意されていないのが現状である。しかしながら、かかる状況を別の視点から見ると、現行の監視試験プログラムと共存し得る形でマスターカーブ法を実機原子炉圧力容器鋼の破壊靱性評価に適用するための新機軸を打ち出すことができたとすれば、前述した破壊靱性評価曲線の過度の保守性を排除し、かつ理論的根拠が明快な構造健全性評価の実現に向けた道が拓かれる。その実現のために克服すべき課題は二つあって、極言すれば、「少ない試験片数」で、「小さな試験片」を用いてマスターカーブ法を適用できるようにする、ということである。その詳細については1.2.3項「評価法の高度化のための検討課題」に述べるとおりであるが、実機への適用を念頭に置いたこのような検討事例はこれまでに報告されていない。

本論文は、以上のような観点から、原子炉圧力容器鋼の破壊靱性評価にあたり、これまでに成し得なかったマスターカーブ法の実機への適用を可能ならしめる新たな方法に関して行った研究の成果をまとめたものである。

以下、本章では、1.2節「研究の背景」において、マスターカーブ法の概要と内外の規格基準の整備状況について概説するとともに、評価法の高度化のために必要とされる検討課題を明示する。続いて1.3節「本論文の目的」において、マスターカーブ法の実機適用を実現することに向けた本論文の目的を示す。さらに1.4節「本論文の構成」において、本論文の構成、各章の概要とねらいについて述べる。

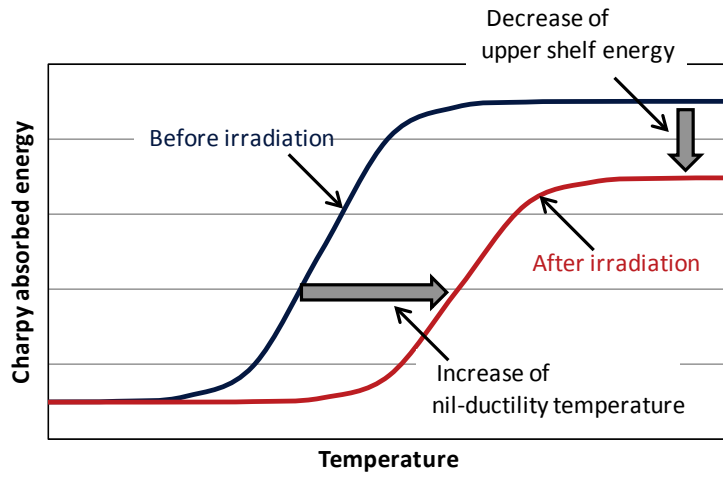


Figure 1.1 Schematic of neutron irradiation embrittlement on Charpy absorbed energy

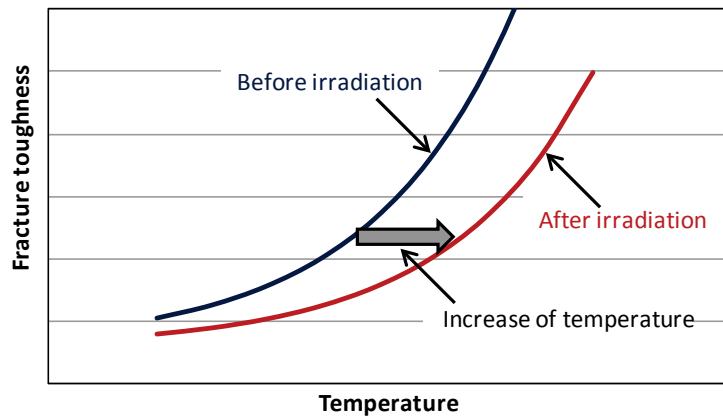


Figure 1.2 Schematic of neutron irradiation embrittlement on fracture toughness

1.2 研究の背景

1.2.1 マスターカーブ法の概要

マスターカーブ (Master Curve) の模式図を図 1.3 に示す。マスターカーブは破壊靱性の中間値 $K_{Jc(\text{med})}$ と温度 T の関係を規定する曲線であり、その形状は鋼材によらず一定である。すなわち、鋼材の違いによる遷移温度領域の破壊靱性の大小は、マスターカーブがその形状を保持したままで図 1.3 中の温度軸 (横軸) に沿って左右にシフトすることで表現される。破壊靱性の中間値が $100 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ となるような温度を参照温度 T_0 と称し、マスターカーブの位置を特定する指標として用いる。つまり、マスターカーブを決定するということは T_0 を求めることと等価である。以下、後述する破壊靱性試験のベースとした 2003 年版の ASTM 基準[62]に基づくマスターカーブ法の評価手順の概略を示す。なお、本研究において扱う試験片としては、サイドグループのない C(T)試験片、およびサイドグループがなく、試験片幅 W が板厚 B と同じかその 2 倍で、支持スパン S が試験片幅 W の 4 倍であるような SE(B)試験片の二種類に限られることから、以下に示す評価手順はこれらの試験片形状を対象とするものに限定する。これら試験片の概略寸法および形状を図 1.4 (a)および(b)に示す。

マスターカーブ法は、複数の破壊靱性試験からへき開破壊開始時の 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 の和として与えられる。

$$J_c = J_e + J_p \quad (1.1)$$

J_e はへき開破壊開始時の応力拡大係数 K_e を介して、

$$J_e = \frac{(1-\nu^2)}{E} K_e^2 \quad (1.2)$$

により計算される。ここで、 E はヤング率、 ν はポアソン比である。C(T)試験片に対する K_e は、

$$K_e = \frac{P}{BW^{1/2}} f\left(\frac{a_0}{W}\right) \\ f\left(\frac{a_0}{W}\right) = \frac{2 + \frac{a_0}{W}}{\left(1 - \frac{a_0}{W}\right)^{3/2}} \times \left[0.886 + 4.64 \frac{a_0}{W} - 13.32 \left(\frac{a_0}{W}\right)^2 + 14.72 \left(\frac{a_0}{W}\right)^3 - 5.6 \left(\frac{a_0}{W}\right)^4 \right] \quad (1.3)$$

また、SE(B)試験片に対する K_e は、

$$K_e = \frac{PS}{BW^{3/2}} f\left(\frac{a_0}{W}\right)$$

$$f\left(\frac{a_0}{W}\right) = \frac{3\left(\frac{a_0}{W}\right)^{1/2}}{2\left[1+2\frac{a_0}{W}\right]} \times \frac{1.99 - \frac{a_0}{W}\left(1 - \frac{a_0}{W}\right)}{\left(1 - \frac{a_0}{W}\right)^{3/2}} \times \left[2.15 - 3.93\frac{a_0}{W} + 2.7\left(\frac{a_0}{W}\right)^2\right] \quad (1.4)$$

によりそれぞれ求められる。式(1.3)および(1.4)において、 P はへき開破壊開始点の荷重、 B は試験片厚さ、 W は試験片幅、 S は SE(B)試験片の支持スパン、 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。

$$J_p = \frac{\eta A_p}{Bb_0}, \quad A_p = A - \frac{1}{2}C_o P^2 \quad (1.5)$$

b_0 は初期リガメント長さ ($= W - a_0$)、 A は荷重-荷重線変位曲線下の面積、 C_o は初期弾性勾配の逆数である。第一式右辺のパラメータ η は C(T)試験片に対し、

$$\eta = 2 + 0.522b_0 / W \quad (1.6)$$

SE(B)試験片において、変形の指標として荷重線変位を用いる場合は、

$$\eta = 1.9 \quad (1.7)$$

SE(B)試験片において、変形の指標としてき裂開口変位を用いる場合[63, 64]は、

$$\eta = \frac{S}{4W} \left[3.785 - 3.101\frac{a_0}{W} + 2.018\left(\frac{a_0}{W}\right)^2 \right] \quad (1.8)$$

とする。

このように得られた J_c を介して、弾塑性応力拡大係数 K_{Jc} が次のとおり計算される。

$$K_{Jc} = \sqrt{J_c \frac{E}{1-\nu^2}} \quad (1.9)$$

式(1.1)、(1.2)、および(1.5)から明らかなように、へき開破壊開始に至る荷重-荷重線変位関係が線形で $J_p = 0$ の場合は $K_{Jc} = K_c$ となり、非線形性が強まるにつれて K_{Jc} の K_c からの乖離は大きくなる。

へき開破壊発生時の破壊靱性が三母数のワイブル分布にしたがうとの仮定[65]の下、 K_{Jc} は厚さ B_{1T} ($= 25.4$ mm) の標準試験片に対する等価破壊靱性 $K_{Jc(1Teq)}$ に変換することができる。

$$K_{Jc(1Teq)} = K_{min} + [K_{Jc} - K_{min}] \left(\frac{B}{B_{1T}} \right)^{1/b} \quad (1.10)$$

ここで、 K_{min} は破壊靱性がとり得る値の下限に相当する位置パラメータ、 b は指数パラメー

タであって、多くの試験結果をもとに、鋼種によらず $K_{min} = 20 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ 、 $b = 4$ とするのが妥当であることが確かめられている[8, 65, 66]。

$K_{Jc(1Teq)}$ データをもとに T_o 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。破壊靱性データが同一温度条件下で取得されたとき、 T_o は単一温度法により求められる。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、はじめに尺度パラメータ（へき開破壊の 63% 累積破損確率に相当する値） K_o を次式により求める。

$$K_o = \left[\sum_{i=1}^N \frac{(K_{Jc(1Teq)(i)} - K_{min})^4}{r} \right]^{1/4} + K_{min} \quad (1.11)$$

ここで、添字 i は第 i 番目のデータを表し、 N は試験データの総数、 r は有効なデータの個数である。次に、 K_o より $K_{Jc(1Teq)}$ の中間値（へき開破壊の 50% 累積破損確率に相当する値） $K_{Jc(\text{med})}$ を次式により求める。

$$K_{Jc(\text{med})} = K_{min} + (K_o - K_{min}) [\ln(2)]^{1/4} = 20 + 0.912(K_o - 20) \quad (1.12)$$

T_o は上式で与えられる $K_{Jc(\text{med})}$ より、

$$T_o = T - \left(\frac{1}{0.019} \right) \ln \left[\frac{K_{Jc(\text{med})} - 30}{70} \right] \quad (1.13)$$

によって計算される。 T は試験温度である。以上の手順をまとめて図 1.5 に示す。

一方、破壊靱性データが異なる温度条件下で取得されたとき、 T_o は複数温度法により求められる。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_o を決定する。

$$\sum_{i=1}^N \delta_i \frac{\exp[0.019(T_i - T_o)]}{11 + 77 \exp[0.019(T_i - T_o)]} - \sum_{i=1}^N \frac{(K_{Jc(1Teq)(i)} - 20)^4 \exp[0.019(T_i - T_o)]}{\{11 + 77 \exp[0.019(T_i - T_o)]\}^5} = 0 \quad (1.14)$$

ここで、添字 i は第 i 番目のデータを表し、 δ_i はデータが有効な場合に 1.0、無効な場合に 0 となる。同式は温度の異なる試験データに対するマスターカーブの位置、すなわち参照温度の最良推定値を最尤法（Maximum likelihood method）で求めるための評価式を定式化したものに他ならない。

以上のとおり決定された T_o をもとに、破壊靱性の中間値 $K_{Jc(\text{med})}$ と試験温度 T との関係、すなわちマスターカーブが次のとおり一意に定められる。

$$K_{Jc(\text{med})} = 30 + 70 \exp[0.019(T - T_o)] \quad (1.15)$$

マスターカーブの形状の妥当性については実照射材、照射材破壊靱性データに基づく論考がなされている[51]。マスターカーブの形状は実質的に材料の降伏応力や成分組成、照射量

には依存せず、フェライト中の転位の可動性が温度を介して主たる因子として効いており、このことがマスターカーブの一意性を担保している。同一温度下の破壊靱性のばらつきがワイブル分布にしたがうとき、同曲線を基準としてその信頼限界 (Tolerance bound) を与える曲線は理論的に導出され、次式により与えられる。

$$K_{Jc(pf)} = 20 + \left[-\ln(1 - p_f) \right]^{1/4} \left\{ 11 + 77 \exp[0.019(T - T_o)] \right\} \quad (1.16)$$

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

$$K_{Jc(0.05)} = 25.2 + 36.6 \exp[0.019(T - T_o)] \quad (1.17)$$

$$K_{Jc(0.95)} = 34.5 + 101.3 \exp[0.019(T - T_o)] \quad (1.18)$$

式(1.17)および(1.18)で与えられる 5%、95%信頼限界とマスターカーブとの関係を図 1.6 に示す。さらに、マスターカーブの下限界を設定するにあたり、 T_o の不確定性を保守的に包絡するため、上記の 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行われる。このときの調整量 ΔT_o は次式で与えられる。

$$\Delta T_o = \sigma Z_{85} = \frac{\beta}{\sqrt{r}} Z_{85} \quad (1.19)$$

ここで、 σ は温度の標準偏差、 β は $K_{Jc(\text{med})}$ の値に応じて決まるパラメータであって、 $K_{Jc(\text{med})}$ が $83 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ 以上であるときには $\beta = 18^\circ\text{C}$ 、 r は T_o の決定に用いた有効なデータの個数である。 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。一例として、 $K_{Jc(\text{med})} \geq 83 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ 、 $r = 6$ のときの下限界曲線 (Lower bound) を図 1.6 に併せて示す。

なお、ASTM 基準[62]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されたデータ (Censored data) の取り扱いについて規定がなされている。

マスターカーブの評価手順の前半部では、遷移温度域における破壊靱性データをいかに適切に取得するかに主眼が置かれている。このための試験片として C(T)試験片あるいは SE(B)試験片がよく用いられるが、試験片の寸法やき裂の深さ、負荷形態 (リガメントに作用する膜応力成分と曲げ応力成分の割合) が異なる場合、き裂先端での拘束の強さに違いが現れ、これがマスターカーブあるいは参照温度の評価に影響を及ぼし得るとの指摘がある。これに関しては多くの実験的検討がなされており、拘束の強さに著しい違いがある場合には参照温度に差が見られることがあるものの[67, 68]、実用上は有意な差とは言えない (参照温度の差が試験温度の要求制御精度ならびに要求計測精度に比べ大きいとは言えない

い) との見解を採っている事例[69-72]が多い。また、き裂先端での拘束の強さを解析的に定量化することで、試験片寸法・形状の依存性を体系的に整理できることが示されている[73-78]。Ruthburn ら[79]は、試験片厚さとリガメント長さをパラメータとした SE(B)試験片を用いた体系的な破壊靱性試験を行い、破壊靱性に及ぼす拘束の影響を詳細に調べている。それによれば、式(1.10)で与えられるワイブル分布に基づく寸法補正は試験片が厚いときに保守的であること、試験片厚さに関する制約条件がそもそも厳しすぎることを明らかにしている。

マスターカーブの評価手順において考慮すべきもう一つのポイントとして、負荷速度（応力拡大係数の増加速度）をいかに設定するかが挙げられる。参照温度は負荷速度に強く依存し、負荷速度が大きいほど参照温度が上昇することが知られている[80]。ASTM 基準の初版[81]では負荷速度を上部棚での弾塑性破壊靱性を求める場合[82]と同じとしていたが、Hall ら[83]および Joyce ら[84]の試験データに基づき、負荷速度の規定が改められることとなった。これにより、許容される負荷速度のレンジは 100 倍 ($0.1 \sim 100 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}/\text{s}$) から 20 倍 ($0.1 \sim 2.0 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}/\text{s}$) に変更された。これは参照温度に対する負荷速度の影響が 10°C 以下であることに対応するものである。

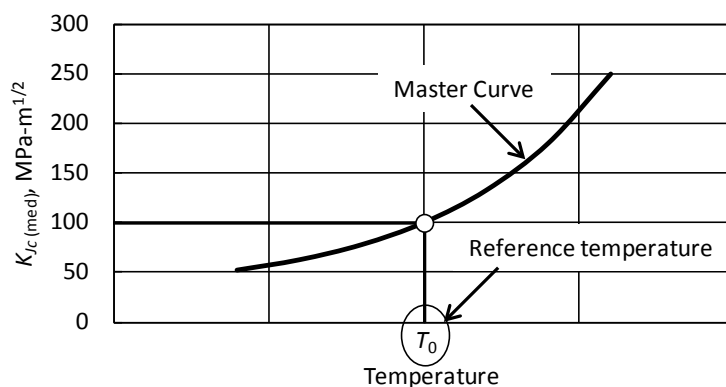


Figure 1.3 Schematic of Master Curve

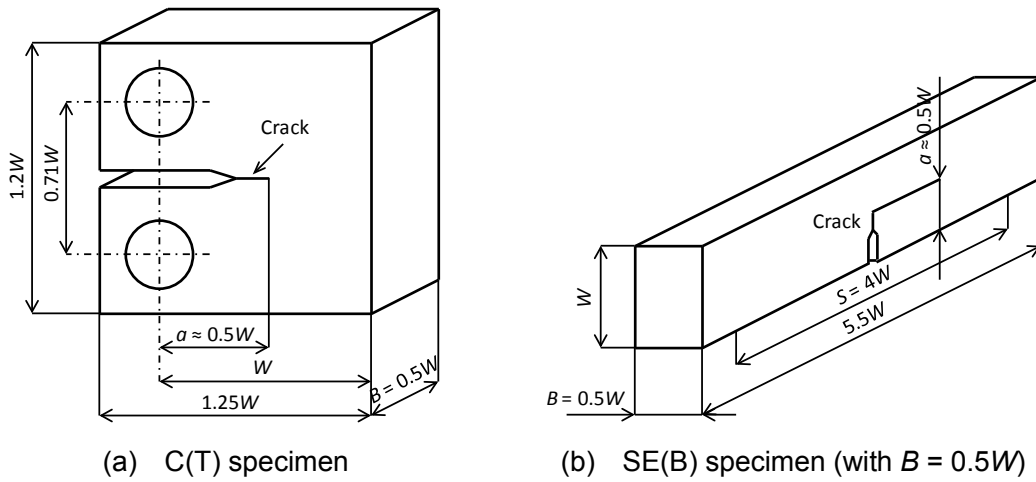


Figure 1.4 Configurations of test specimens

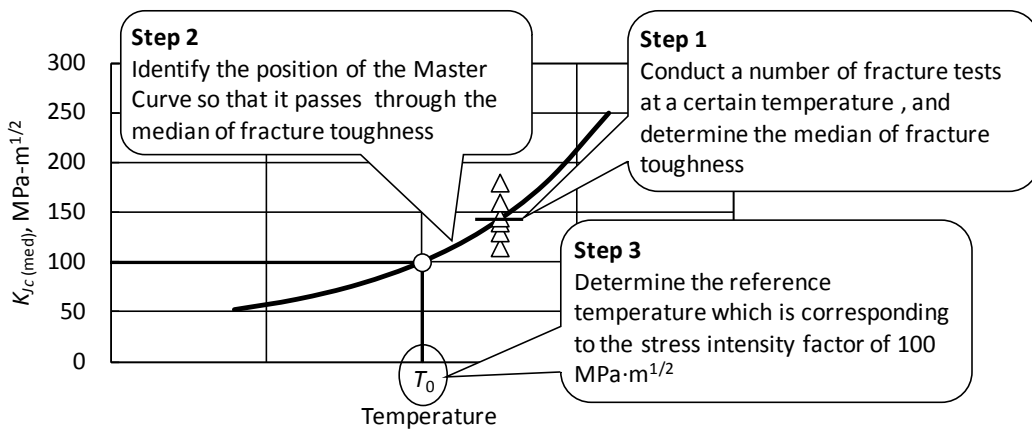


Figure 1.5 Evaluation flow of reference temperature

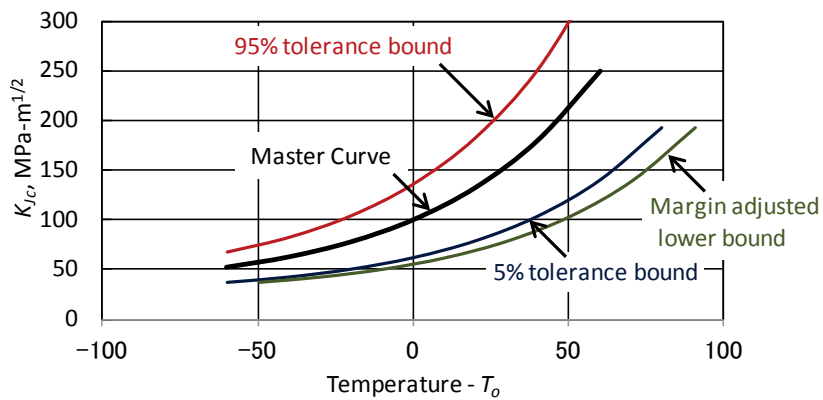


Figure 1.6 Example of tolerance bounds and margin adjusted lower bound

1.2.2 規格基準の整備状況

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 ASTM (American Society for Testing and Materials : 米国材料試験協会、現在は ASTM International が正式名称) の基準として制定され[81]、その後も継続的に改訂が続けられている[85, 62, 86-102]。2013 年 11 月現在の最新版[103]は第 21 版に相当する。それらの概要は 1.2.1 節に記したとおりであり、フェライト鋼を対象として遷移温度領域における破壊靱性の統計分布特性の温度依存性を規定する参照温度を実験的に決定するための方法がまとめられている。使用する試験片、試験機とそれらの満たすべき要件に加え、個々の破壊靱性試験の実施要領、得られたデータセットから参照温度を評価し、マスターカーブとその信頼限界、下限界曲線を決定する手順、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されたデータ (Censored data) の取り扱いについて詳細な規定がなされている。これらマスターカーブを決定するための試験法について、破壊靱性の有する統計分布特性をマスターカーブ法に取り込む際の基本的な考え方は Wallin [104]、Merkle ら[105]、Kirk ら[20]、Zhu ら[106]、McCabe ら[107]によってまとめられている。

また、ASME (American Society of Mechanical Engineers : 米国機械学会) の Boiler and Pressure Vessel Code には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 N-629 [108]および N-631 [109]が定められている。前者は ASME の原子力設備維持規格である Boiler and Pressure Vessel Code Section XI [6]に、後者は原子力設備設計・建設規格である Boiler and Pressure Vessel Code Section III [5]にそれぞれ対応するもので、いずれにおいても原子炉圧力容器の破壊靱性評価曲線の位置を示す指標として、関連温度 (Reference nil-ductility temperature) RT_{NDT} に代えて RT_{T_0} を用いることを認めている。 RT_{T_0} は次式、

$$RT_{T_0} = T_0 + 35 \quad (1.20)$$

によって与えられる。温度の単位は[°F]である。右辺第二項のオフセット値 35°F は米国の破壊靱性試験プログラムにおいて収集されたデータに基づき決定されたものであり[110, 111]、その妥当性に関する技術的な根拠も明らかにされている[112]。 RT_{NDT} が衝撃試験および落重試験から決まる破壊靱性の間接的な指標であるのに対し、 RT_{T_0} は破壊靱性に直接関連するパラメータであることから、 RT_{T_0} の採用により説明性の高い破壊靱性評価曲線の決定が可能とされている。 T_0 の決定は前述の 1997 年版の ASTM 基準[81]による。なお、ASME におけるマスターカーブの扱いは上記のとおり現状では間接的な利用に留まっているが、 K_{Ic} カーブに代えてマスターカーブの 5%信頼限界を破壊靱性の下限線とすべきとの提案がなされ[113]、今後規格化に向けた検討が加速するものと考えられる。

さらに、IAEA（International Atomic Energy Agency：国際原子力機関）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が作成されている[112]。同ガイドラインでは、2002年版のASTM基準[85]に準拠した T_0 の決定方法が規定されているのに加え、粒界破壊を来すような非均質材に対し、最尤推定の考え方を利用したSINTAP法[114]なる評価法が採用されている。その一部として、破壊靱性のばらつきが大きい場合に破壊靱性の上限を超えるデータをいかに取り扱うかが以下のとおり定められている。はじめにinvalidなデータを含むすべてのデータ点から暫定的にマスターカーブを計算し、次にこのマスターカーブの上側に位置するすべてのデータ点をマスターカーブ上に落とし、改めてマスターカーブを算出するというものである。評価の模式図を図1.7示す。これによれば、破壊靱性が高いinvalidなデータの個数およびその割合に応じて保守性を見込んだマスターカーブ、すなわち高い T_0 を決定することができる。

一方、我が国においては、2011年に T_0 決定のための試験方法が日本電気協会電気技術規程として制定された[115]。これは、2008年版のASME基準[88]を参考に、国内関連規格との整合を図りつつ、試験片への疲労予き裂導入条件、試験温度ごとのデータの採否の要件などに関する独自の検討結果を踏まえ、国産材の破壊靱性データに対する適用性を実証した上で策定されたものである。

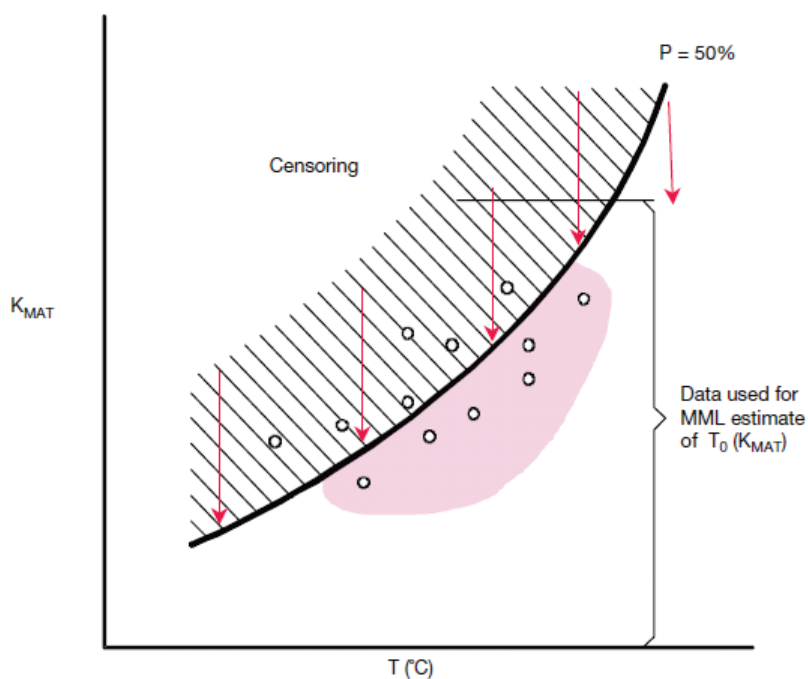


Figure 1.7 Schematic overview of SINTAP procedure [112]

1.2.3 評価法の高度化のための検討課題

1.1 節「諸言」において述べたとおり、原子力プラントでは、原子炉圧力容器の内壁に装荷した監視試験片を照射し、これを計画的に取り出して試験を行うことにより、原子炉圧力容器の照射脆化をモニターしている。このいわゆる監視試験プログラムは、日本電気協会原子力技術規程 JEAC4201 [4]に則って行われるが、照射脆化の進行の程度はシャルピー衝撃試験の結果に基づいて評価されている。シャルピー吸収エネルギーと破壊靱性との間には有意な相関があることは周知の事実であり、中性子照射脆化によるシャルピー吸収エネルギーの低下（シャルピー吸収エネルギー-温度曲線の高温側へのシフト）が破壊靱性の低下（破壊靱性-温度曲線の高温側へのシフト）に等しいとの考えに拠っている。しかしながら、シャルピー吸収エネルギーはあくまでも破壊靱性の大小を表す間接的な指標に過ぎない。これまでに、シャルピー衝撃試験の結果から破壊靱性を導出しようとの試みがなされてきた [116-123]。シャルピー衝撃試験片の切り欠き先端近傍の拘束状態と破壊靱性試験片のき裂先端近傍の拘束状態を解析的に明らかにし、両者の違いを考慮に入れた上で関係式を提案した事例や、多くのデータベースにあたって支配因子を抽出し、経験的な相関式を求めた事例が報告されているが、精度の面で十分なレベルには達していない。

これに対し、マスターカーブ法は破壊靱性の統計分布特性を考慮し、かつ直接計測によるものであることから、これにより技術的根拠が明確で説明性の高い評価体系が構築できるものと考えられる。

しかしながら、現行の監視試験プログラムで装荷されている試験片の種類は基本的にはシャルピー試験片のみであり、またその物量はプラント運転開始時の監視試験片取り出し計画にある程度の余裕を見込んで設定されているものの、当初の想定を超える回数の監視試験を実施しようとする場合にあっては、必ずしも十分な物量が確保されているとは言えないことも考えられる。このような状況の中、現行の監視試験プログラムと共存を図りつつ、実機照射材に対しマスターカーブ法を適用していくためには、試験後の監視試験片を有効に活用するための方策が必要となる。破壊靱性試験に供試できる材料の物量に限りがあるという制約条件の下、その課題を克服するための課題は、(1) 少ない試験片数で、(2) 小さな試験片を用いて、マスターカーブ法を適用することができるか否かという二点に還元される。

前者に関しては、現行の ASTM 基準[103]において、マスターカーブの決定のために最低限必要とされる試験片数が定められており、その要件を満たした上で下限界曲線を決定する方法が規定されている。しかしながら、試験データの数と統計分布特性の推定精度に相

関があることは明白であり、試験データが多いほど破壊靱性の統計分布特性を精度よく推定できるのは当然のことである。合理的なマスターカーブ法の適用を実現するにあたっては、試験データの数と信頼性との関係を定量的に把握しておくとともに、現行基準で要求される試験データの数を確保できない場合にあっても、その分の不確定性を理論的に考慮に入れた下限界曲線を設定することができるのであれば、その効用はきわめて大きい。しかし、そのような可能性について検討がなされた事例はこれまでに報告されていない。

一方、後者の問題に関しては、現行の ASTM 基準[103]には使用可能な試験片の寸法要件は明記されていないものの、一般に試験片が小型になるにつれてき裂先端の拘束の強さが十分ではなくなり、平面ひずみ状態からの乖離が大きくなって、基準に沿った有効なデータを得ることが難しくなってくるのが指摘できる。使用済みの監視試験片（破断後のシャルピー試験片）の寸法は厚さ 10 mm×幅 10 mm×長さ 20 mm 程度であるが、このような寸法の素材から採取可能な寸法の小型試験片を用いてマスターカーブを決定しようとした事例がいくつか報告されている[124-129]。この場合の試験は主に SE(B)試験片を用いた三点曲げ試験であり、試験片断面の厚さが 3 ないし 5 mm、幅が 3 ないし 10 mm 程度の試験片を用いている。これらの試験片を用いて得られる参照温度は 1 インチ厚さの C(T)試験片あるいは標準寸法（厚さ 10 mm×幅 10 mm×長さ 55 mm）の PCCv（Pre-cracked Charpy V-notch）試験片による参照温度に比べて、ほぼ同等であるとするもの、[124, 126, 128, 129]、低いとするもの[127]、高いとするもの[125]があり、統一的な見解には達していない。一方、C(T)試験片について言えば、厚さ 0.5 インチ（12.7 mm）程度の試験片がよく利用される最小寸法の試験片であるが、使用済みの監視試験片からこの寸法の C(T)試験片を採取することは物理的に不可能である。Scibetta ら[130, 131]は、使用済みの監視試験片から採取可能な超小型 C(T)試験片を提案しており、これにより適切な参照温度の決定ができることを示唆している。これによれば、図 1.8 に示すように、試験片の上下面に設けた切欠きに変位計を装着し、これにより荷重線変位を計測する構成となっている。このための変位計は試験片の変形を押さえこむようになっており、試験片の変形に追従する通常の変位計とは異なる（変形の増大に伴い変位計のアームにかかる曲げの力が大きくなる）形態をとっている。また試験片のへき開破壊に伴い変位計に衝撃力が作用するおそれがあり、試験法としての頑健性に問題が残されている。いずれにしても、破断後の監視試験片から採取可能な、いわゆる超小型試験片の利用の可否こそが、監視試験プログラムと共存し得るマスターカーブ法の実機適用の鍵を握ると言える。

なお、限られた物量の監視試験片を有効利用しようとの立場から、試験片の再生が提案

されている[132]。これは、試験終了後の破断試験片の健全部を供試材とし、これにダミー材を溶接接合して新たに試験片を製作するというものである。この場合、溶接部を板厚方向の塑性変形を拘束する硬化部として考慮すべきか否かが技術的な成立性を左右すると考えられる。照射の物量を確保できるという意味では現行の監視試験プログラムの延命策として有効であるものの、取得し得るデータがシャルピー吸収エネルギーであるという点において、上述した問題点の根本的な解決策とは別路線のアプローチである。

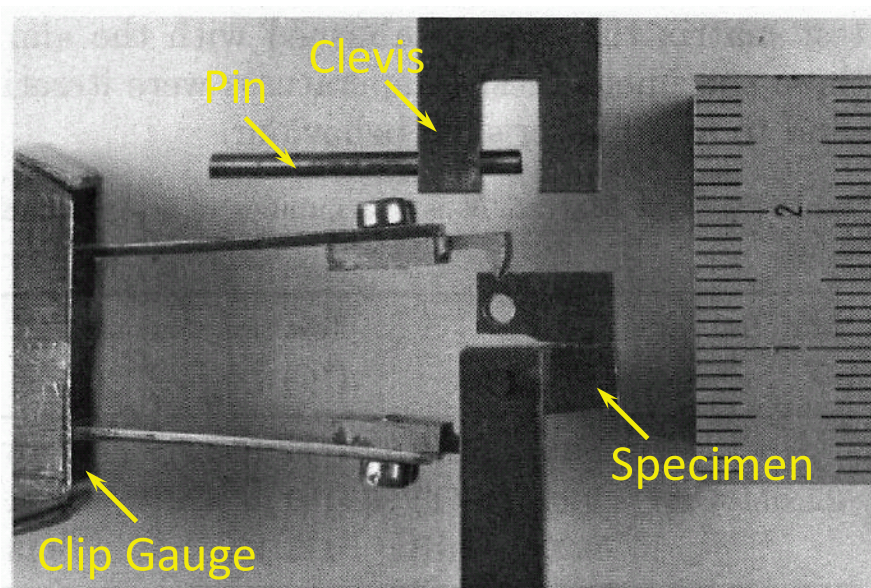


Figure 1.8 Picture of a 0.16T-C(T) specimen instrumented with clip gauge and relevant fixtures (Original in [130])

1.3 本論文の目的

本論文は、1.2.3 節「評価法の高度化のための検討課題」において抽出された課題、すなわち、試験データの数と統計分布特性の推定精度の関係に基づくマスターカーブ下限界曲線の合理的な設定方法の提案、および使用済みの監視試験片から採取可能な超小型試験片を用いたマスターカーブ法の実現可能性の検討を通じ、現行の監視試験プログラムと共存し得るマスターカーブ法の実機適用性を実証することを目的とする。

1.4 本論文の構成

本論文において後述する各章の概要と主な成果は以下のとおりである。本論文における各章の内容とそれらの位置付けを図 1.9 に示す。

第 2 章「国産原子炉圧力容器鋼に対するマスターカーブ法の有用性の検討」においては、後続の章における評価手法の提案に先立ち、比較対照として必要とされる国産原子炉圧力容器鋼の破壊靱性データを整備する。国産原子炉圧力容器鋼 3 種にマスターカーブ法を体系的に適用し、標準的な寸法・形状の試験片に対するマスターカーブの適用性について考察し、破壊靱性データのワイブル分布への適合性を調べるとともに、現行規格に基づく破壊靱性の下限界の妥当性を確認する。

第 3 章「破壊靱性下限界曲線の合理的設定方法の提案」においては、第 1 章において抽出された、評価法の高度化のための検討課題に応えるべく、破壊靱性データのサンプルサイズが現行規格で規定されている必要数を下回る場合、その不確定性に応じた破壊靱性の下限界曲線を設定する方法について、現行規格の下限界の設定方法を理論的に拡張した手法を提案する。

第 4 章「ミニチュア試験片を用いた破壊靱性評価法の提案」においては、同じく第 1 章において抽出された、評価法の高度化のための検討課題への対処として、監視試験片の再利用を前提としたミニチュア試験片を設計し、これを用いた破壊靱性試験を行う。ミニチュア試験片から得られるマスターカーブを標準寸法の試験片から得られるマスターカーブと比較検討し、ミニチュア試験片の実機への適用性を明らかにする。

第 5 章「実機適用に向けての展望」においては、我が国で現在運用されている、原子炉圧力容器の破壊靱性の確認試験方法の現状を概観し、これにマスターカーブ法を導入した場合の効用について議論する。

第 6 章「結論」においては、上記の各章において得られた成果をとりまとめると同時に、今後に残された課題について整理し、提案法の実機適用に向けた展望を示す。

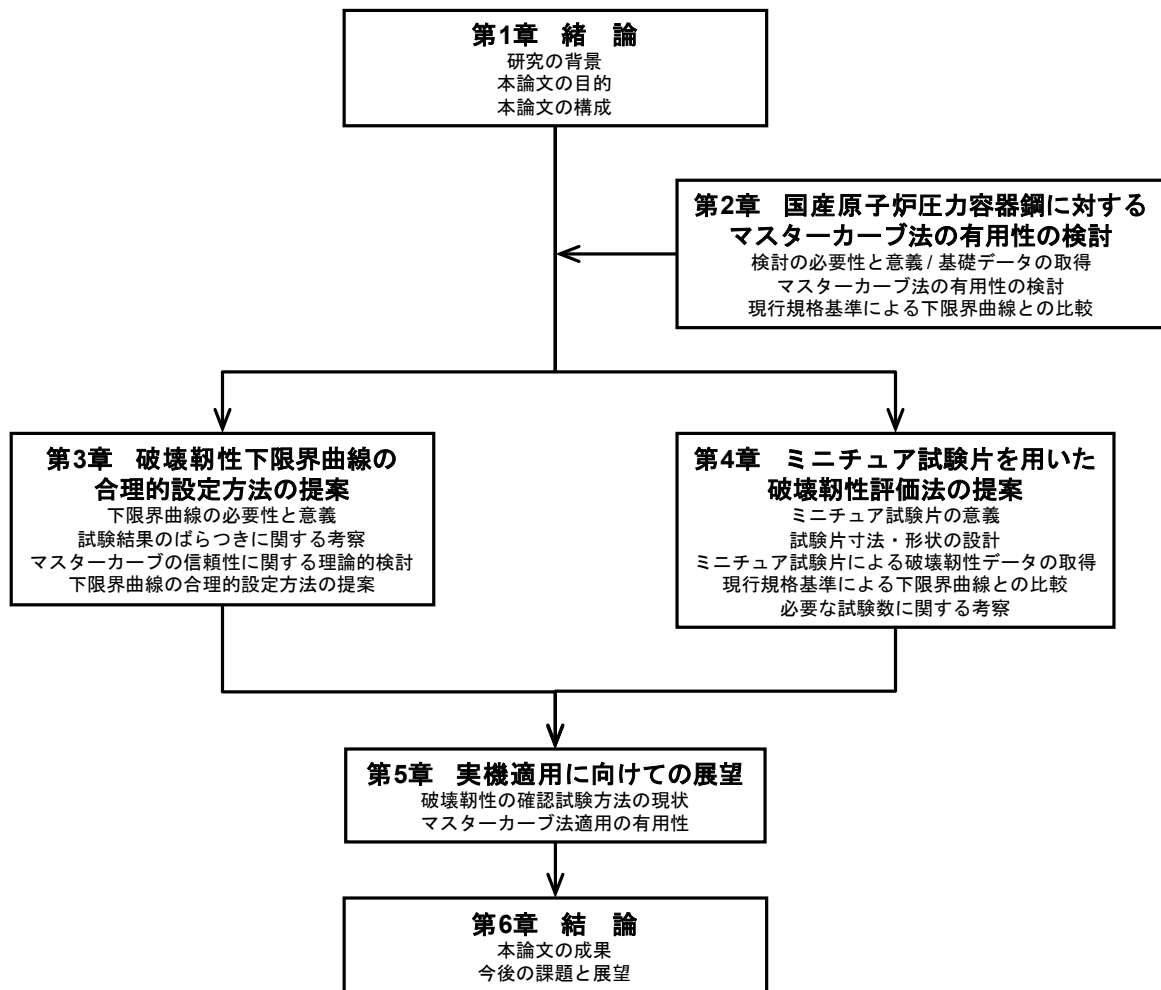


Figure 1.9 Construction of the present study

第 1 章参考文献

- [1] 原子力安全・保安院, “原子炉圧力容器の中性子照射脆化について,” (2012).
- [2] (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,” JEAC 4206-2007, (2007).
- [3] (社)日本電気協会, “フェライト鋼の落重試験方法,” JEAC 4202-2004, (2004).
- [4] (社)日本電気協会, “原子炉構造材の監視試験方法,” JEAC4201-2007, (2007).
- [5] American Society of Mechanical Engineers, “Boiler and Pressure Vessel Code Section III, Rules for Construction of Nuclear Facility Components,” (2013).
- [6] American Society of Mechanical Engineers, “Boiler and Pressure Vessel Code Section XI, Rules for Inservice Inspection of Nuclear Power Plant Component,” (2013).
- [7] EricksonKirk, M. Junge, M., Arcieri, W., Bass, B. R., Beaton, R., Bessette, D., Chang, T. H. J., Dickson, T., Fletcher, C. D., Kolaczowski, A., Malik, S., Mintz, T., Pugh, C., Simonen, F., Siu, N., Whitehead, D., Williams, P., Woods, R., and Yin, S., “Technical Basis for Revision of the Pressurized Thermal Shock (PTS) Screening Limit in PTS Rule (10CFR50.61): Summary Report,” NUREG-1806, Volume 1, (2007).
- [8] Wallin, K., “The Scatter in K_{Ic} Results,” *Engineering Fracture Mechanics*, **19**, pp. 1085-1093, (1984).
- [9] Wallin, K., Saario, T., and Törrönen, K., “Statistical Model for Carbide Induced Brittle Fracture in Steel,” *Metal Science*, **18**, pp. 13-16, (1984).
- [10] Wallin K., “The Size Effect in K_{Ic} Results,” *Engineering Fracture Mechanics*, **22**, pp. 149-163, (1985).
- [11] Wallin, K., “A Simple Theoretical Charpy V- K_{Ic} Correlation for Irradiation Embrittlement,” *Proceedings of the 1989 ASME Pressure Vessels and Piping Conference*, **170**, pp. 93-100, (1989).
- [12] Wallin, K., “Statistical Re-Evaluation of the ASME K_{Ic} and K_{IR} Fracture Toughness Reference Curves,” *Nuclear Engineering and Design*, **193**, pp. 317-326, (1999).
- [13] International Atomic Energy Agency, “Co-ordinated Research Programme on Irradiation Embrittlement of Pressure Vessel Steels,” IAEA-176, (1976).
- [14] International Atomic Energy Agency, “Analysis of the Behaviour of Advanced Reactor Pressure Vessel Steels under Neutron Irradiation,” IAEA-TRS-265, (1986).
- [15] Server, W. L., Rosinski, S. T., Hoffmann, C., Byrne, S., Yoon. K., and Lott, R., “Application of Master Curve Fracture Toughness Methodology for Ferritic Steels,” EPR TR-108390, Final Report, (1998).
- [16] Kirk, M., Lott, R., Kim, C., and Server, W., “Empirical Validation of the Master Curve for

- Irradiated and Unirradiated Reactor Pressure Vessel Steels,” *Proceedings of the 1998 ASME Pressure Vessels and Piping Conference*, **380**, pp. 251-264, (1998).
- [17] Bass, B. R., Dickson, T. L., and Williams, P. T., “Application of Statistically-Based K_{Ic}/K_{Ia} Fracture Toughness Models to PTS Assessments of Reactor Pressure Vessels,” ORNL/NRC/LTR-00/02, (2000).
- [18] International Atomic Energy Agency, “Reference Manual on the IAEA JRQ Correlation Monitor Steel for Irradiation Damage Studies,” IAEA-TECDOC-1230, (2001).
- [19] Williams, P. T., Bowman, K. O., Bass, B. R., and Dickson, T. L., “Weibull Statistical Models of K_{Ic}/K_{Ia} Fracture Toughness Databases for Pressure Vessel Steel with an Application to Pressurized Thermal Shock Assessments of Nuclear Reactor Pressure Vessels,” *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, **78**, pp. 165-178, (2001).
- [20] Kirk, M. T., “The Technical Basis for Application of the Master Curve to the Assessment of Nuclear Reactor Pressure Vessel Integrity,” Prepared for USNRC, <<http://pbadupws.nrc.gov/docs/ML0935/ML093540004.pdf>>, (2002).
- [21] Server, W., Rosinski, S., Lott, R., Kim, C., and Weakland, D., “Application of Master Curve Fracture Toughness for Reactor Pressure Vessel Integrity Assessment in the USA,” *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, **79**, pp. 701-713, (2002).
- [22] Nanstad, R. K., Bass, B. R., Rosseel, T. M., Merkle, J. G., and E., Sokolov, M. A., “Heavy-Section Steel Technology and Irradiation Programs - Retrospective and Prospective Views,” *Proceedings of the 2007 ASME Pressure Vessels and Piping Conference*, PVP2007-26677, (2007).
- [23] Heerens, J., and Hellmann, D., “Development of the Euro Fracture Toughness Dataset,” *Engineering Fracture Mechanics*, **69**, pp. 421-449, (2009).
- [24] Wallin, K., “Master Curve Analysis of the “Euro” Fracture Toughness Dataset,” *Engineering Fracture Mechanics*, **69**, pp. 451-481, (2009).
- [25] Heerens, J., Pfuff, M., Hellmann, D., and Zerbst, U., “The Lower Bound Toughness Procedure Applied to the Euro Fracture Toughness Dataset,” *Engineering Fracture Mechanics*, **69**, pp. 483-495, (2009).
- [26] International Atomic Energy Agency, “Application of Surveillance Programme Results to Reactor Pressure Vessel Integrity Assessment,” IAEA-TECDOC-1435, (2006).
- [27] International Atomic Energy Agency, “Master Curve Approach to Monitor Fracture Toughness of Reactor Pressure Vessels in Nuclear Power Plants,” IAEA-TECDOC-1631, (2009).
- [28] Nanstad, R. K., and Scibetta, M., “IAEA Coordinated Research Project on Master Curve Approach to Monitor Fracture Toughness of RPV Steels: Effects of Bias, Constraint, and

- Geometry,” *Proceedings of the 2007 ASME Pressure Vessels and Piping Conference*, PVP2007-26231, (2007).
- [29] Nanstad, R., Brumovsky, M., Callejas, R. H., Gillemot, F., Korshunov, M., Lee, B. S., Lucon, E., Scibetta, M., Minnebo, P., Nilsson, K., Miura, N., Onizawa, K., Planman, T., Server, W., Burgos, B., Serrano, M., and Viehrig, H., “IAEA Coordinated Research Project on Master Curve Approach to Monitor Fracture Toughness of RPV Steels: Final Results of the Experimental Exercise to Support Constraint Effects,” *Proceedings of the 2009 ASME Pressure Vessels and Piping Conference*, PVP2009-78022, (2009).
- [30] Scibetta, M., Altstadt, E., Lee, B. S., Callejas, R. H., Miura, N., Onizawa, K., Paffumi, E., Serrano, M., Tatar, L., and Yin, S., “IAEA Coordinated Research Project on Master Curve Approach to Monitor Fracture Toughness of RPV Steels: Final Results of an Analytical Round Robin Exercise to Support Constraint Effects,” *Proceedings of the 2009 ASME Pressure Vessels and Piping Conference*, PVP2009-77722, (2009).
- [31] Planman, T., Onizawa, K., Server, W., and Rosinski, S., “IAEA Coordinated Research Project on Master Curve Approach to Monitor Fracture Toughness of RPV Steels: Applicability for Highly Embrittled Materials,” *Proceedings of the ASME 2007 Pressure Vessels and Piping Conference*, PVP2007-26097, (2007).
- [32] Tanguy, B., Besson, J., and Bugat, S., “Modeling of Irradiation Embrittlement in the Ductile to Brittle Transition Range for an A508 Pressure Vessel Steel,” *Proceedings of the 2006 ASME Pressure Vessels and Piping Conference*, PVP2006-ICPVT11-93400, (2006).
- [33] 柴沼一樹, 栗飯原周二, 松原基行, 白幡浩幸, 半田恒久, “フェライト鋼へき開破壊靱性予測モデルの構築,” *鉄と鋼*, **99**, pp.40-49, (2013).
- [34] 柴沼一樹, 栗飯原周二, 松原基行, 白幡浩幸, 半田恒久, “へき開破壊靱性予測モデルによる破壊靱性試験の再現解析,” *鉄と鋼*, **99**, pp.50-59, (2013).
- [35] Noronha, S. J., and Gunawardane, H. P., “A Dislocation Simulation Approach to Physical Basis of Master Curve,” *Proceedings of the 2008 ASME Pressure Vessels and Piping Conference*, PVP2008-61059, (2008).
- [36] Margolin, B. Z., Shvetsova, V. A., and Karzov, G. P., “Brittle Fracture of Nuclear Pressure Vessel Steels - I. Local Criterion for Cleavage Fracture,” *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, **72**, pp. 73-87, (1997).
- [37] Margolin, B. Z., Karzov, G. P., and Shvetsova, V. A., “Brittle Fracture of Nuclear Pressure Vessel Steels - II. Prediction of Fracture Toughness,” *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, **72**, pp. 89-96, (1997).
- [38] Margolin, B. Z., Gulenko, A. G., and Shvetsov, V. A., “Probabilistic Model for Fracture Toughness Prediction Based on the New Local Fracture Criteria,” *International Journal of*

- Pressure Vessels and Piping*, **75**, pp. 307-320, (1998).
- [39] Margolin, B. Z., Gulenko, A. G., and Shvetsov, V. A., “Improved Probabilistic Model for Fracture Toughness Prediction for Nuclear Pressure Vessel Steels,” *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, **75**, pp. 843-855, (1998).
- [40] Margolin, B. Z., Shvetsov, V. A., and Gulenko, A. G., “Radiation Embrittlement Modeling for Reactor Pressure Vessel Steels: I. Brittle Fracture Toughness Prediction,” *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, **76**, pp. 715-729, (1999).
- [41] Margolin, B. Z., and Kostylev, V. I., “Radiation Embrittlement Modeling for Reactor Pressure Vessel steels: II. Ductile Fracture Toughness Prediction,” *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, **76**, pp. 731-740, (1999).
- [42] Margolin, B. Z., Shvetsova, V. A., Gulenko, A. G., Ilyin, A. V., Nikolaev, V. A., and Smirnov, V. I., “Fracture Toughness Predictions for a Reactor Pressure Vessel Steel in the Initial and Highly Embrittled States with the Master Curve approach and a Probabilistic Model,” *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, **79**, pp. 219-231, (2002).
- [43] Margolin, B. Z., Karzov, G. P., Shvetsova V. A., Keim, E., Chaouadi, R., “Application of Local Approach Concept of Cleavage Fracture to VVER Materials,” *Proceedings of the 2002 ASME Pressure Vessels and Piping Conference*, **437**, pp. 113-120, (2002).
- [44] Margolin, B. A., Kostylev, V. I., and Minkin, A. I., “The Effect of Ductile Crack Growth on the Temperature Dependence of Cleavage Fracture Toughness for a RPV Steel with Various Degrees of Embrittlement,” *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, **80**, pp. 285-296, (2003).
- [45] Margolin, B. Z., Gulenko, A. G., Nikolaev, V. A., and Ryadkov, L. N., “A New Engineering Method for Prediction of the Fracture Toughness Temperature Dependence for RPV Steels,” *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, **80**, pp. 817-829, (2003).
- [46] Karzov, G., Margolin, B., and Rivkin, E., “Analysis of Structure Integrity of RPV on the Basis of Brittle Fracture Criterion: New Approaches,” *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, **81**, pp. 651-656, (2004).
- [47] Margolin, B. Z., Gulenko, A. G., Nikolaev, V. A., and Ryadkov, L. N., “Prediction of the Dependence of $K_{JC}(T)$ on Neutron Fluence for RPV Steels on the Basis of the Unified Curve Concept,” *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, **82**, pp. 679-686, (2005).
- [48] Margolin, B. Z., Shvetsova, V. A., Gulenko, A. G., and Kostyle, V. I., “Development of Prometey Local Approach and Analysis of Physical and Mechanical Aspects of Brittle Fracture of RPV Steels,” *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, **84**, pp.

- 320-336, (2007).
- [49] Viehrig, H., Scibetta, M., and Wallin, K., “Application of Advanced Master Curve Approaches on WWER-440 Reactor Pressure Vessel Steels,” *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, **83**, pp. 584-592, (2006).
- [50] Planman, T., Server, W., Wallin, K., and Rosinski, S., “Application of the Master Curve Approach for Abnormal Material Conditions,” *Proceedings of the ASME 2007 Pressure Vessels and Piping Conference*, PVP2007-26257, (2007).
- [51] Wallin, K., “Irradiation Damage Effects on the Fracture Toughness Transition Curve Shape for Reactor Pressure Vessel Steels,” *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, **55**, pp. 61-79, (1993).
- [52] Tomimatsu, M., Kikuchi, M., and Sakai, M., “Fracture Toughness Evaluation on the Master Curve Procedure” *Proceedings of the ASME 1997 Pressure Vessels and Piping Conference*, **353**, pp. 343-349, (1997).
- [53] Higuchi, M., Yamauchi, T., Tanaka, Y., and Iida, K., “Effects of Crack Starter Bead Preparation in Drop-Weight Test on Nil-Ductility Transition Temperature,” *Transactions of the ASME, Journal of Pressure Vessel Technology*, **121**, pp. 196-202, (1999).
- [54] 鬼沢邦雄, 鈴木雅秀, “原子炉压力容器鋼の破壊靱性評価法に関する検討,” 日本機械学会材料力学部門講演会講演論文集, No. 00-19, pp. 431-432, (2000).
- [55] Yoon, K. K., Hall, J. B., and van der Sluys, W. A., “Japanese Fracture Toughness Data Analysis Using Master Curve Method,” *Proceedings of the 2001 ASME Pressure Vessels and Piping Conference*, **423**, pp. 167-178, (2001).
- [56] Onizawa, K., and Suzuki, M., “Comparison of Transition Temperature Shifts between Static Fracture Toughness and Charpy-V Impact Properties Due to Irradiation and Post-Irradiation Annealing for Japanese A533B-1 Steels,” *ASTM STP 1405*, pp.79-96, (2001).
- [57] 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).
- [58] Onizawa, K., and Suzuki, M., “Correlation between Cleavage Fracture Toughness and Charpy Impact Properties in the Transition Temperature Range of Reactor Pressure Vessel Steels,” *JSME International Journal, Series A*, **47**, pp.479-485, (2004).
- [59] 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,” *Proceedings of the 2005 ASME Pressure Vessels and Piping Conference*, ASME

- PVP2005-71629, (2005).
- [60] Miura, N., Soneda, N., Arai, T., and Dohi, K., "Applicability of Master Curve Method to Japanese Reactor Pressure Vessel Steels," *Proceedings of the 2006 ASME Pressure Vessels and Piping Conference*, PVP2006-ICPVT 11-93792, pp. 371-378, (2006).
- [61] Tomimatsu, M., Hirano, T., Asada, S., Saeki, R., Miura, N., Yamashita, N., Yonehara, A., and Saito, I., "Master Curve Approach for Some Japanese Reactor Pressure Vessel Steels," *Proceedings of the 2008 ASME Pressure Vessels and Piping Conference*, ASME PVP2008-61494, pp. 855-862, (2008).
- [62] ASTM International, "Standard Test Method for Determination of Reference Temperature, T_0 , for Ferritic Steels in the Transition Range," ASTM E1921-03, (2003).
- [63] Kirk, M. T., and Dodds, R. H. Jr., "J and CTOD Estimation Equations for Shallow Cracks in Single Edge Notch Bend Specimens," *Journal of Testing and Evaluation*, **21**, pp. 228-238, (1993).
- [64] 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).
- [65] Wallin, K., "Statistical Modeling of Fracture in the Ductile to Brittle Transition Region," *Defect Assessment in Components - Fundamentals and Applications*, *ESIS/EF9*, Blauel, J. B. and Schwalbe, K. H., Eds., pp. 415-445, (1991).
- [66] Wallin K., "Fracture Toughness Transition Curve Shape for Ferritic Structural Steels," *Fracture of Engineering Materials and Structures*, Teoh, S. T., and Lee, K. H., Eds., Elsevier Applied Science, pp. 83-88, (1991).
- [67] Sokolov, M. A., and Nanstad, R. K., "On Bias in T_0 Values Derived with Compact and PCVN Specimens," *Proceedings of the 2004 ASME Pressure Vessels and Piping Conference*, **474**, PVP2004-2306, pp. 115-120, (2004).
- [68] Lee, B. S., Yang, W. J., Kim, M. C., and Hong, J. H., "Evaluation of the Cleavage Fracture Toughness of RPV Steels Using Small Bend Specimens," *Proceedings of the 5th International Workshop on the Integrity of Nuclear Components ASINCO 2004*, pp. 153-160, (2004).
- [69] Wallin, K., "Validity of Small Specimen Fracture Toughness Estimates Neglecting Constraint Corrections," *ASTM STP 1244*, **2**, pp. 519-537, (1995).
- [70] Joyce, J. A., and Tregoning, R.L., "Development of the T_0 Reference Temperature from Pre-cracked Charpy Specimens," *Engineering Fracture Mechanics*, **68**, pp. 861-894, (2001).
- [71] Heerens, J., Ainsworth, R. A., Moskovic, R., and Wallin, K., "Fracture Toughness Characterization in the Ductile-to-Brittle Transition and Upper Shelf Regimes Using

- Pre-Cracked Charpy Single-Edge Bend Specimens,” *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, **82**, pp. 649-667, (2005).
- [72] Nanstad, R. K., McCabe, D. E., Sokolov, M. A., and Merkle, J. G., “Experimental Evaluation of Deformation and Constraint Characteristics in Precracked Charpy and Other Three-Point Bend Specimens,” *Proceedings of the 2007 ASME Pressure Vessels and Piping Conference*, PVP2007-26651, (2007).
- [73] Server, W. L., Griesbach, T. J., and Rosinski, S. T., “Application of Master Curve Data for Reactor Vessel Steels,” *Proceedings of the 2003 ASME Pressure Vessels and Piping Conference*, **462**, PVP2003-2013, pp. 99-102, (2003).
- [74] Lidbury, D., “Validation of Constraint Based Methodology in Structural Integrity - Project Overview and Update,” *Proceedings of the 2004 ASME Pressure Vessels and Piping Conference*, **475**, PVP2004-2544, pp. 55-61, (2004).
- [75] Taylor, N., Sattari-Far, I., Siegele, D., Varfolomeyev, I., and Stumpfrock, L., “Fracture Analysis of Surface-Breaking Shallow Flaw Behavior in the NESC-IV Bend Beam Tests,” *Proceedings of the 2004 ASME Pressure Vessels and Piping Conference*, **475**, PVP2004-2545, pp. 63-68, (2004).
- [76] Siegele, D., Varfolomeyev, I., Wallin, K., and Nagel, G., “Investigation of Constraint Effects on Fracture Toughness for CC(T) Specimens,” *Proceedings of the 2004 ASME Pressure Vessels and Piping Conference*, **475**, PVP2004-2548, pp. 85-89, (2004).
- [77] Lauerova, D., and Brumovsky, M., “Effect of In-Plane Constraint and Type of Loading on Fracture Toughness of Two RPV Steels of PWRs,” *Proceedings of the 2004 ASME Pressure Vessels and Piping Conference*, **475**, PVP2004-2550, pp. 101-108, (2004).
- [78] Lauerova, D., and Brumovsky, M., “Effect of In-Plane Constraint and Type of Loading on Fracture Toughness of RPV Steels,” *Proceedings of the 18th International Conference on Structural Mechanics in Reactor Technology*, SMiRT18-G11-4, pp. 1872-1881, (2005).
- [79] Ruthburn, H. J., Odette, G. R., Yamamoto, T., He, M. Y., and Lucas, G. E., “Statistical and Constraint Loss Size Effects on Cleavage Fracture - Implications to Measuring Toughness in the Transition,” *Proceedings of the 2003 ASME Pressure Vessels and Piping Conference*, **462**, PVP2003-2005, pp. 31-39, (2003).
- [80] Wallin, K., “Effect of Strain Rate on the Fracture Toughness Reference Temperature T_0 for Ferritic Steels,” *The Minerals, Metals and Materials Society*, pp. 171-182, (1997).
- [81] ASTM International, “Standard Test Method for Determination of Reference Temperature, T_0 , for Ferritic Steels in the Transition Range,” ASTM E1921-97, (1997).
- [82] ASTM International, “Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness,” ASTM E1820-01, (2001).

- [83] Hall, J. B., and Yoon, K. K., "Quasi-Static Loading Rate Effect on the Master Curve Reference Temperature of Ferritic Steels and Implications," *Proceedings of the 2003 ASME Pressure Vessels and Piping Conference*, **461**, PVP2003-1983, pp. 9-14, (2003).
- [84] Joyce, J. A., Tregoning, R. L., and Roe, C., "On Setting Testing Rate Limitations for the Master Curve Reference Temperature T_o of ASTM E1921," *Journal of Testing and Evaluation*, **34**, JTE14108, (2006).
- [85] ASTM International, "Standard Test Method for Determination of Reference Temperature, T_o , for Ferritic Steels in the Transition Range," ASTM E1921-02, (2002).
- [86] ASTM International, "Standard Test Method for Determination of Reference Temperature, T_o , for Ferritic Steels in the Transition Range," ASTM E1921-05, (2005).
- [87] ASTM International, "Standard Test Method for Determination of Reference Temperature, T_o , for Ferritic Steels in the Transition Range," ASTM E1921-07, (2007).
- [88] ASTM International, "Standard Test Method for Determination of Reference Temperature, T_o , for Ferritic Steels in the Transition Range," ASTM E1921-08, (2008).
- [89] ASTM International, "Standard Test Method for Determination of Reference Temperature, T_o , for Ferritic Steels in the Transition Range," ASTM E1921-08a, (2008).
- [90] ASTM International, "Standard Test Method for Determination of Reference Temperature, T_o , for Ferritic Steels in the Transition Range," ASTM E1921-08a1, (2008).
- [91] ASTM International, "Standard Test Method for Determination of Reference Temperature, T_o , for Ferritic Steels in the Transition Range," ASTM E1921-09, (2009).
- [92] ASTM International, "Standard Test Method for Determination of Reference Temperature, T_o , for Ferritic Steels in the Transition Range," ASTM E1921-09a, (2009).
- [93] ASTM International, "Standard Test Method for Determination of Reference Temperature, T_o , for Ferritic Steels in the Transition Range," ASTM E1921-09b, (2009).
- [94] ASTM International, "Standard Test Method for Determination of Reference Temperature, T_o , for Ferritic Steels in the Transition Range," ASTM E1921-09c, (2009c).
- [95] ASTM International, "Standard Test Method for Determination of Reference Temperature, T_o , for Ferritic Steels in the Transition Range," ASTM E1921-09c1, (2009).
- [96] ASTM International, "Standard Test Method for Determination of Reference Temperature, T_o , for Ferritic Steels in the Transition Range," ASTM E1921-09ce2, (2009).
- [97] ASTM International, "Standard Test Method for Determination of Reference Temperature, T_o , for Ferritic Steels in the Transition Range," ASTM E1921-10, (2010).
- [98] ASTM International, "Standard Test Method for Determination of Reference Temperature, T_o , for Ferritic Steels in the Transition Range," ASTM E1921-10e1, (2010).
- [99] ASTM International, "Standard Test Method for Determination of Reference Temperature,

- T_o , for Ferritic Steels in the Transition Range,” ASTM E1921-11, (2011).
- [100] ASTM International, “Standard Test Method for Determination of Reference Temperature, T_o , for Ferritic Steels in the Transition Range,” ASTM E1921-11a, (2011).
- [101] ASTM International, “Standard Test Method for Determination of Reference Temperature, T_o , for Ferritic Steels in the Transition Range,” ASTM E1921-12, (2012).
- [102] ASTM International, “Standard Test Method for Determination of Reference Temperature, T_o , for Ferritic Steels in the Transition Range,” ASTM E1921-12a, (2012).
- [103] ASTM International, “Standard Test Method for Determination of Reference Temperature, T_o , for Ferritic Steels in the Transition Range,” ASTM E1921-13, (2013).
- [104] Wallin, K., “Statistical Methods,” Addendum 2007: Mechanical Characterization of Materials, Comprehensive Structural Integrity, Elsevier, pp. 137-157, (2007).
- [105] Merkle, J. G., Wallin, K., and McCabe, D. E., “Technical Basis for an ASTM Standard on Determining the Reference Temperature, T_o for Ferritic Steels in the Transition Range,” NUREG/CR-5504, ORNL/TM-13631, (1998).
- [106] Zhu, X. K., and Joyce, J. A., “Review of Fracture Toughness (G, K, J, CTOD, CTOA) Testing and Standardization,” *Engineering Fracture Mechanics*, **85**, pp. 1-46, (2012).
- [107] McCabe, D.E., Merkle, J.G., and Wallin, K., “An Introduction to the Development and Use of the Master Curve Method,” ASTM MNL52, (2005).
- [108] American Society of Mechanical Engineers, “Use of Fracture Toughness Test Data to Establish Reference Temperature for Pressure Retaining Materials Section XI, Division 1,” ASME Code Case N-629, (1999).
- [109] 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).
- [110] Merkle, J. G., Yoon, K. K., van der Sluys, W. A., and Server, W., “Technical Basis for Cases N-629 and N-631 as an Alternative for RT_{NDT} Reference Temperature,” *Proceedings of the 2007 ASME Pressure Vessels and Piping Conference*, PVP2007-26427, (2007).
- [111] Yoon, K. K., and Merkle, J. G., “Technical Basis for Proposed Code Case of Using a Master Curve in Lieu of the Code K_{IC} Curve in ASME Boiler & Pressure Vessel Code,” *Proceedings of the 2008 ASME Pressure Vessels and Piping Conference*, PVP2008-61803, (2008).
- [112] 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).
- [113] Server, W., and Cipolla, R., “Direct Use of the Fracture Toughness Master Curve in ASME

- Code, Section XI, Applications,” *Proceedings of the ASME 2013 Pressure Vessels and Piping Conference*, PVP2013-97210, (2013).
- [114] Lucon, E., Scibetta, M., and Chaouadi, R., “Applicability of the Master Curve Approach to a RPVS with Various Types of Cleavage Initiations: 20MNMnNi55,” Report R-3398, SCK-CEN, (2000).
- [115] (社)日本電気協会, “フェライト鋼の破壊靱性参照温度 T_0 決定のための試験方法,” JEAC4216-2011, (2011).
- [116] Hawthorne, J. R., and Mager, T. R., “Relationship between Charpy V and Fracture Mechanics K_{IC} Assessments of A533-B Class 2 Pressure Vessel Steel,” *ASTM STP 514*, pp. 151-163, (1972).
- [117] Sailors, R.H., and Corten, H. T., “Relationship between Material Fracture Toughness Using Fracture Mechanics and Transition Temperature Tests,” *ASTM STP 514*, pp. 164-191, (1972).
- [118] Wallin, K., Valo, M., Rintamaa, R., Törrönen, K., and Ahlstrand, R., “Descriptive Characteristics of Different Types of Test for Irradiation Embrittlement,” *Nuclear Engineering and Design*, **159**, pp. 69-80, (1995).
- [119] Suzuki, K., Sato, I., Takemata, H., and Tanaka, Y., “Prediction of Fracture Toughness K_{IC} and K_{Id} of MnMoNi RPV Steels Based on the Charpy Impact Test and Tensile Test,” *Proceedings of the 21st MPA Seminar*, pp. 11.1-11.17, (1995).
- [120] Subramanian, K., and Duncun, A. J., “Comparison of Master Curve and Statistical Model Approach for Prediction of Fracture Toughness of ASTM A285 Steel,” *Proceedings of the 2004 ASME Pressure Vessels and Piping Conference*, **474**, PVP2004-2307, pp. 121-127, (2004).
- [121] Tunguy, B., Besson, J., Bouchet, C., and Bugat, D., “Comparison of Predicted Transition Temperature Shifts between Static Fracture Toughness and Charpy-V Impact Properties Due to Irradiation for an A508 Pressure Vessel Steel,” *Proceedings of the 2004 ASME Pressure Vessels and Piping Conference*, **481**, PVP2004-2723, pp. 39-46, (2004).
- [122] 三村宏, “シャルピー衝撃値と破壊靱性の関係の予備的検討,” 圧力技術, **45**, pp. 286-293, (2007).
- [123] Parrot, A., Forget, P., and Dahl, A., “Evaluation of Fracture Toughness from Instrumented Charpy Impact Tests for a Reactor Pressure Vessel Steel,” *Proceedings of the 2008 ASME Pressure Vessels and Piping Conference*, PVP2008-1982, pp. 1-8, (2008).
- [124] Chaouadi, R., “Fracture Toughness Measurements in the Transition Regime Using Small Size Samples,” *ASTM STP 1329*, pp. 214-234, (1998).
- [125] Sokolov, M. A., McCabe, D. E., Davidov, Y. A., and Nanstad, R. K., “Use of Precracked

- Charpy and Smaller Specimens to Establish the Master Curve,” *ASTM STP 1329*, pp. 238-252, (1998).
- [126] Lee, B. S., Lee, Hong, J. H., Yang, W. J., Huh, M. Y., and Chi, S. H., “Master Curve Characterization of the Fracture Toughness in Unirradiated and Irradiated RPV Steels Using Full- and 1/3-Size Pre-Cracked Charpy Specimens,” *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, **77**, pp. 599-604, (2000).
- [127] Lee, B. S., Yang, W. J., Huh, M. Y., Chi, S. H., and Hong, J. H., “Master Curve Characterization of Irradiation Embrittlement Using Standard and 1/3-Sized Precracked Charpy Specimens,” *ASTM STP 1405*, pp. 55-67, (2001).
- [128] Lucon, E., Scibetta, M., Chaouadi, R., and van Walle, E., “Fracture Toughness Measurements in the Transition Region Using Sub-Size Precracked Charpy and Cylindrical Bar Specimens,” *ASTM STP 1418*, pp. 3-17, (2002).
- [129] Valo, M., Planman, T., Wallin, K., Ahlstrand, R., Kohopaa, J., and Rintamaa, R., “Validation of Miniature Fracture Toughness Specimens for Material Surveillance,” *ASTM STP 1418*, pp. 18-32, (2002).
- [130] Scibetta, M., Lucon, E., and van Walle, E., “Optimal Use of Broken Charpy Specimens from Surveillance Programs for the Application of the Master Curve Approach,” *International Journal of Fracture*, **116**, pp. 231-244, (2002).
- [131] Scibetta, M., Lucon, E., Chaouadi, R., van Walle, E., and Gérard, E., “Use of Broken Charpy V-notch Specimens from a Surveillance Program for Fracture Toughness Determination,” *Journal of ASTM International*, **3**, pp. 1-7, (2006).
- [132] 原子力安全基盤機構, “原子炉压力容器監視試験片の再生に関する調査報告書,” JNES-SS-0601, (2006).

第 2 章 国産原子炉圧力容器鋼に対する

マスターカーブ法の有用性の検討

2.1 検討の必要性と意義

第 1 章「諸 論」において述べたとおり、本研究の目的は、原子炉圧力容器鋼の破壊靱性の評価にあたり、試験データの数と統計分布特性の推定精度の関係に基づくマスターカーブ下限界曲線の合理的な設定方法の提案、および使用済みの監視試験片から採取可能な超小型試験片を用いたマスターカーブ法の実現可能性の検討を通じ、現行の監視試験プログラムと共存し得るマスターカーブ法の実機適用性を実証することにある。その実現にあたり、第一に国産原子炉圧力容器鋼に対しマスターカーブ法が適用可能であって、かつマスターカーブ法の適用により同鋼の破壊靱性を評価することに有用性があることの確認が必要である。前述のとおり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について検討がなされた例は少なからず報告されているが[1-10]、特定の鋼材と試験条件の下で得られた限られたデータセットを基にした議論に留まっているきらいがある。マスターカーブ法の適用性についてより普遍的な知見を得るためには、複数の鋼材について一貫した試験条件の下、マスターカーブあるいは参照温度に及ぼす試験片寸法・形状、試験温度といった因子の影響を体系的に把握することが重要である。さらに、後続の章における評価手法の提案に先立ち、比較対照として必要とされる国産原子炉圧力容器鋼の破壊靱性データを整備しておくことは、後続の章で提案する評価手法の妥当性を確認する上で不可欠である。

本章では、代表的な国産原子炉圧力容器鋼 3 種を対象として破壊靱性の基礎データを体系的に取得してこれにマスターカーブ法を適用し、異なる寸法・形状の試験片に対するマスターカーブの適用性について考察し、破壊靱性データのワイブル分布への適合性を調べるとともに、現行規格に基づく破壊靱性の下限界の妥当性を確認する。以下、2.2 節「基礎

データの取得」においては、ASTM 基準[11]に則りマスターカーブ法による破壊靱性試験を実施し、破壊靱性データを取得する。2.3 節「マスターカーブ法の有用性の検討」においては、参照温度に及ぼす試験温度、評価法、試験片寸法・形状の影響を調べ、マスターカーブ法が有効に働いていることを確認するとともに、取得された破壊靱性データの統計分布特性について検討し、マスターカーブ法の適用の無謬性について検討する。最後に 2.4 節「現行規格基準による下限界曲線との比較」においては、取得データに基づき決定されるマスターカーブおよびその信頼限界曲線を現行の K_{Ic} 下限曲線と比較し、マスターカーブ法の適用によってもたらされる効用について論じる。

2.2 基礎データの取得

2.2.1 供試材

試験には、国産の原子炉圧力容器鋼材である SFVQ1A 鋼[12] 1 ヒート、および SQV2A 鋼 [13] 2 ヒート（ヒート 1 およびヒート 2）を供試した。前者は ASME 規格に定める A508 Cl. 3 鋼に、また後者は A533 Gr. B Cl. 1 鋼にそれぞれ相当するもので、いずれも我が国の原子炉圧力容器鋼材としての豊富な使用実績を誇る。供試材の化学組成を表 2.1 に、丸棒引張試験より得られた室温下での引張特性、ならび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} をまとめて表 2.2 にそれぞれ示す。丸棒引張試験には JIS 規格[14]に定める平行部直径 10 mm、標点距離 50 mm の II-10 形つば付き丸棒試験片を用いた。

これら原子炉圧力容器鋼材 3 種の供試材について、温度をパラメータとする丸棒引張試験を行い、引張特性の温度依存性を調べた。引張特性は破壊靱性の妥当性を評価する上で重要な物性値であり、特に遷移温度域に相当する低温での引張特性が正確なマスターカーブ法の適用には不可欠である。試験には JIS 規格[15]に定める平行部直径 8 mm、平行部長さ 56 mm の 14A 号丸棒試験片を用いた。試験片の寸法および形状を図 2.1 に示す。試験は JIS Z2241 [16]あるいは JIS G0567 [14]に準拠して実施し、降伏応力 σ_y および引張強さ σ_u を求めた。公称ひずみは試験片中央部に貼付したひずみゲージにより計測した。また、引張試験に先立ち、JIS Z2280 [17]にしたがって弾性領域での負荷と除荷を繰り返し、そのときの公称応力-公称ひずみの直線関係の傾きからヤング率 E を求めた。試験温度は300°C、150°C、25°C、-25°C、-50°C、-75°C、-100°C、-125°C、および-150°C の 9 条件とし、材料ごとに各温度条件下で 1 本ずつ、計 9 本の試験を行った。これら引張試験の結果をまとめて表 2.3 に示す。

ヤング率 E の温度依存性を図 2.2 に示す。破壊靱性の評価で必要とされる室温より低い温度において、 E は材料によらず温度 T に対しほぼ同一の線形関係にあることから、この範囲においてこれらを単一の近似式で与えることができる。試験結果から最小二乗法によって得られる線形近似式は、 $T = 20^\circ\text{C}$ における E を基準として表すこととすると、

$$\begin{aligned} E(T) &= E(20^\circ\text{C}) - 0.063(T - 20) \\ E(20^\circ\text{C}) &= 210 \text{ GPa} \end{aligned} \tag{2.1}$$

なる式で与えられる。 T および E の単位はそれぞれ $[\text{C}]$ 、 $[\text{GPa}]$ である。参考までに、IAEA において実施された国際共同研究プログラム (Coordinate Research Program) における過去

の事例では、室温以下の原子炉圧力容器鋼の E を下式で与えている[18]。

$$\begin{aligned} E(T) &= E(20^\circ\text{C}) - 0.087(T - 20) \\ E(20^\circ\text{C}) &= 207 \text{ GPa} \end{aligned} \quad (2.2)$$

図 2.2 にはこれら近似直線を併せて示す。両直線は互いに近い位置にあるものの、試験結果をもとに個別に定めた式(2.1)の方がより正確な近似を与えている。

降伏応力 σ_y の温度依存性を図 2.3 に示す。試験温度の全域にわたり材料によらずほぼ同一の関係が得られていることから、この範囲において σ_y の温度依存性を単一の近似式で与えることができる。IAEA の国際共同研究プログラムでは、鋼種によらないユニバーサルな近似式として、

$$\sigma_y(T) = 4 \times 10^{-8} T^4 - 2 \times 10^{-5} T^3 + 3.6 \times 10^{-3} T^2 - 0.543 T + 490 \quad (2.3)$$

なる四次多項式が提案されている[18]。 T および σ_y の単位はそれぞれ $[\text{C}]$ 、 $[\text{MPa}]$ である。一方、 σ_y の温度依存性が熱活性化過程によりモデル化できる[19]と考えると、

$$\sigma_y = \sigma_{ath} + \sigma_0 e^{\alpha/T} \quad (2.4)$$

T の単位は $[\text{K}]$ である。同式の対数をとった次式、

$$\ln(\sigma_y - \sigma_{ath}) = \ln \sigma_0 + \alpha / T \quad (2.5)$$

において、 σ_{ath} を任意に設定し、 $1/T$ を独立変数、 $\ln(\sigma_y - \sigma_{ath})$ を従属変数として最小二乗近似により σ_0 および α を定め、このときの偏差の二乗総和が最小となるような σ_{ath} を再帰的に決めるものとする、近似式の定数は、

$$\sigma_{ath} = 84 \text{ MPa}, \quad \sigma_0 = 271 \text{ MPa}, \quad \alpha = 110$$

となる。これら係数による近似式を図 2.3 に併せて示す。一見しただけでは近似式の優劣は判定し難いものの、全試験データとその予測値の偏差の二乗総和を比較してみると、式(2.3)で $6,555 \text{ MPa}^2$ 、式(2.4)で $4,471 \text{ MPa}^2$ となり、後者の方が少ないパラメータでよりよい近似を与えていることがわかる。

引張強さ σ_u の温度依存性を図 2.4 に示す。低温域で SQV2A 鋼ヒート 2 がやや高めの引張強さを示すものの、全体的な傾向はやはり材料によらずほぼ同一であることから、この範囲において σ_u の温度依存性を単一の近似式で与えることを考える。ただし、引張強さの温度依存性がアレニウス型の近似式で表されるとする根拠はなく、試験温度が 150°C から 300°C に上昇すると引張強さが回復していることから、ここでは単純に多項式近似を行うこととした。三次多項式および四次多項式による最小二乗近似により得られた回帰曲線の偏差二乗総和はほとんど同一で、両者の近似性能にほとんど差がないことから、より簡単な三次多項式を採用することとする。その具体形は次のとおりである。

$$\sigma_u(T) = -2.25 \times 10^{-6} T^3 + 3.04 \times 10^{-3} T^2 - 0.825 T + 625 \quad (2.6)$$

T および σ_u の単位はそれぞれ [°C]、[MPa] である。

以降の破壊靱性の評価において、ヤング率 E 、降伏応力 σ_y 、および引張強さ σ_u はいずれも温度 T の関数と考え、それぞれ式(2.1)、(2.4)、および(2.6)で与えることとする。

Table 2.1 Chemical compositions of tested materials

Material		C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V	Cu
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	-
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	-	-

Table 2.2 Tensile properties at room temperature, nil-ductility transition temperature, and reference temperature of tested materials

Material		Temperature, °C	Young's modulus, GPa	Yield stress, MPa	Ultimate strength, MPa	Elongation, %	Reduction of area, %	T_{NDT} , °C	RT_{NDT} , °C
SFVQ1A	Specified	20±5	-	345~	550~730	16~	38~	-	-
	Test result	23	201	452	595	25.1	74.1	-30	-30
		23	203	455	593	25.8	76.0		
SQV2A (Heat 1)	Specified	20±5	-	345~	550~690	16~	-	-	-
	Test result	23	208	471	626	22.9	67.3	-30	-30
		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	-40	-40
		23	206	459	600	26.0	73.8		

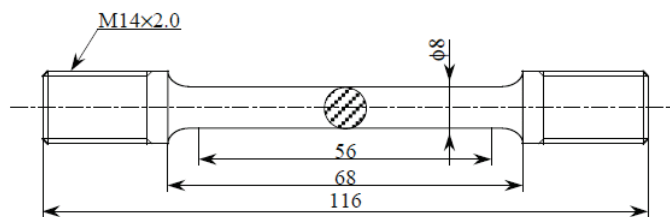


Figure 2.1 Configuration of Round Bar Specimen

Table 2.3 Tensile test results

Material	Temperature, °C	Young's modulus, GPa	Yield stress, MPa	Ultimate strength, MPa
SFVQ1A	300	191	405	578
	150	200	418	544
	25	206	456	587
	-25	212	508	632
	-50	214	518	657
	-75	216	548	684
	-100	215	607	723
	-125	217	648	765
SQV2A (Heat 1)	300	198	424	608
	150	201	442	582
	25	209	485	625
	-25	214	528	671
	-50	215	536	695
	-75	217	557	728
	-100	219	600	757
	-125	222	672	803
SQV2A (Heat 2)	300	190	413	585
	150	201	437	556
	25	214	491	609
	-25	216	513	655
	-50	216	511	665
	-75	217	526	695
	-100	218	607	731
	-125	219	644	770
	-150	222	752	825

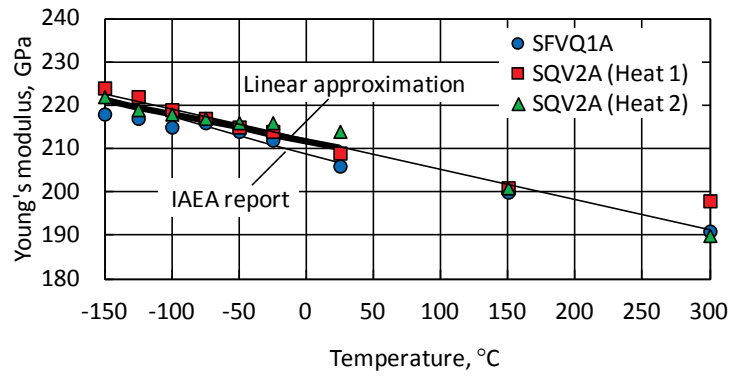


Figure 2.2 Dependence of Young's modulus on temperature

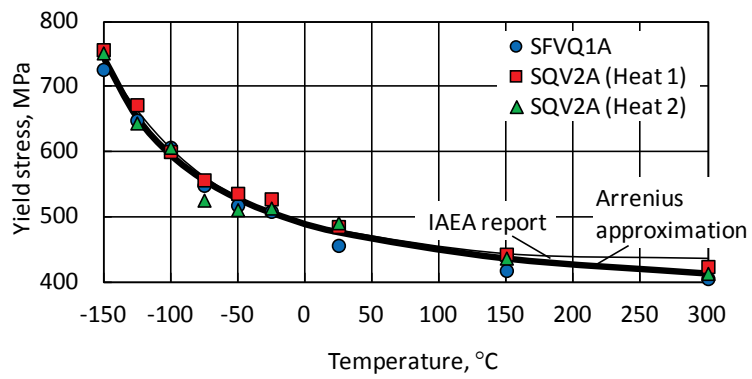


Figure 2.3 Dependence of yield stress on temperature

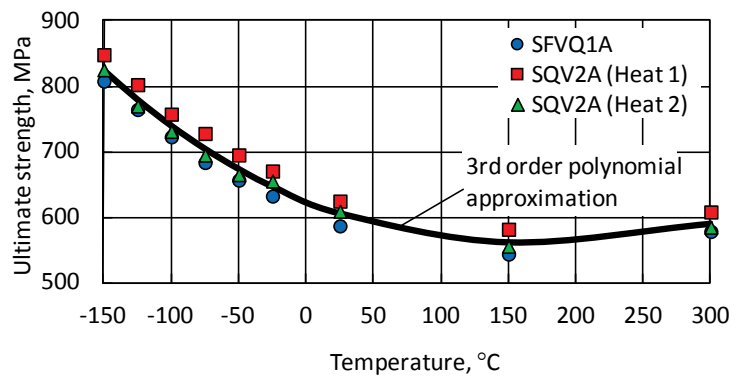


Figure 2.4 Dependence of ultimate strength on temperature

2.2.2 試験方法

破壊靱性試験に用いた試験片は、公称板厚 4 インチ、2 インチ、1 インチ、0.4 インチのそれぞれ 4T C(T)、2T C(T)、1T C(T)、0.4T C(T)試験片、公称板厚 0.4 インチの 0.4T SE(B)試験片、および公称板厚 10 mmのフルサイズPCCv試験片¹である。4T C(T)および 2T C(T)試験片は素材の板厚中央から採取した。1T C(T)試験片は試験終了後の 4T C(T)試験片から、0.4T C(T)、0.4T SE(B)、およびPCCv試験片は試験終了後の 4T C(T)または 2T C(T)試験片からそれぞれ加工した。各試験片の寸法および形状を図 2.5 (a)~(f)に示す。これら寸法および形状はすべてASTM基準[11]に適合するものである。

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 基準[11]の規定に倣い、機械切り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。導入する予き裂の表面における長さの目標値は 4T C(T)試験片で 5.0 mm、2T C(T)試験片で 2.5 mm、1T C(T)試験片で 1.6 mm、0.4T C(T)および 0.4T SE(B)試験片で 1.5 mm、PCCv 試験片で 3.4 mm とし、公称初期き裂長さ a_0 の公称板幅 W に対する比が $a_0/W = 0.525 \sim 0.550$ の範囲に入るようにした。これは、 a_0 が $0.5W \pm 0.05W$ の範囲になければならないとの ASTM 基準[11]の要求を満たすものである。

試験マトリクスを表 2.4 に示す。試験温度 T は、一温度条件下での最小の試験片個数 (6 体) で有効な破壊靱性が得られるような温度範囲 ($T_0 - 14^\circ\text{C}$ から $T_0 + 50^\circ\text{C}$ の範囲) に収まることを企図して設定した。SFVQ1A 鋼については、 -80°C および -100°C を中心的な試験温度とし、さらに破壊靱性の試験温度依存性をみるため、2T C(T)および 1T C(T)試験片では -60°C 、 -120°C での、0.4T C(T)、0.4T SE(B)、および PCCv 試験片では -140°C での試験を実施した。SQV2A 鋼 (ヒート 1) については、 -60°C および -80°C を中心的な試験温度とし、一部 -40°C 、 -100°C 、 -120°C 、 -140°C でも試験を行った。SQV2A 鋼 (ヒート 2) では、 -80°C および -100°C を中心的な試験温度とし、 -120°C 、 -140°C 、 -160°C でも試験を行った。試験の総数は 460 である。

4T C(T)、2T C(T)、および 1T C(T)試験片については、負荷は変位制御型荷重として与え、変位速度は 4T C(T)試験片で 0.02 mm/s、2T C(T)試験片で 0.01 mm/s、1T C(T)試験片で 0.005 mm/s とした。0.4T C(T)、0.4T SE(B)、および PCCv 試験片では公称寸法に対して応力拡大係数速度 dK/dt が $1.4 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}/\text{s}$ となるような一定変位速度を与えた。ASTM 基準[11]では、次式で計算される荷重 P_M に達するまでの時間が 0.1~10 min の範囲内に収まるような変位速度とすることが規定されている。

¹ 負荷形態から見れば PCCv 試験片は SE(B)試験片の一種であることに違いないが、試験片幅と板厚の比が異なることを明示的に表すため、以降 PCCv 試験片と記すこととする。

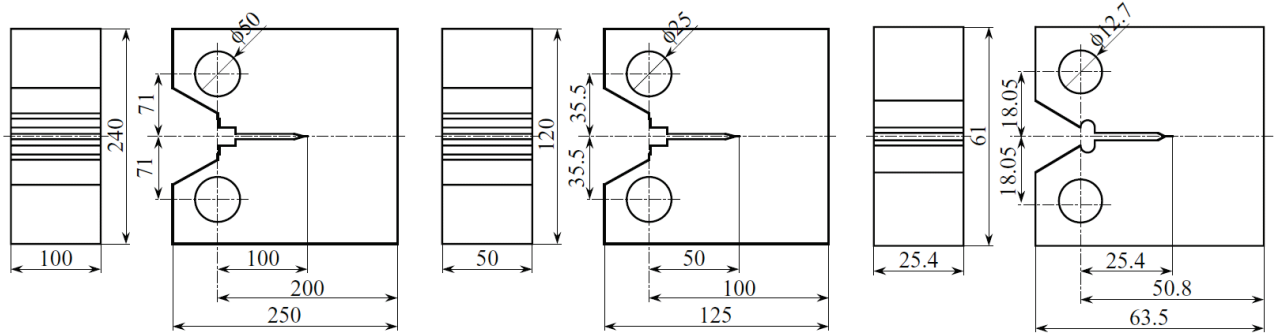
$$P_M = \frac{0.4Bb_0^2\sigma_Y}{2W + a_0} \quad (2.7)$$

ここで、 B は試験片厚さ、 W は試験片幅、 a_0 は初期き裂長さ、 b_0 は初期リガメント長さ、 σ_Y は有効降伏強度（降伏応力 σ_y と引張強さ σ_u の平均）である。本試験条件の下では P_M に達する時間は公称値ベースで 39 ないし 42 s であり、上記条件を満たしている。表 2.4 には変位速度から換算された応力拡大係数速度 dK/dt の値を併せて示した。最新版の ASTM 基準 [20] では dK/dt の範囲が $0.1 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}/\text{s} \sim 2.0 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}/\text{s}$ と規定されており、4T C(T)試験片における $dK/dt = 2.2 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}/\text{s}$ はこの上限をわずかに超えているが、本改訂の技術的根拠[21, 22]によれば、 $\log(dK/dt)$ と参照温度には線形関係が成り立ち、 dK/dt が 20 倍になったときの参照温度の変化が 10°C 以下であるとしている。この関係によれば、 dK/dt が $2.0 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}/\text{s}$ から $2.2 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}/\text{s}$ に増加したことによる参照温度の上昇はたかだか 0.3°C に過ぎず、その影響は考慮せずともよいレベルにあると考えられる。

破壊靱性試験は 2003 年版の ASTM 基準[11]に準拠して実施した。すなわち、試験片に準静的な単調引張荷重を負荷し、試験片にへき開破壊またはポップインを生じるまでの荷重と荷重線変位（あるいはき裂開口変位）を計測して、1.2.1 項「マスターカーブ法の概要」に述べた手順にしたがい破壊靱性を評価した。

試験片温度は、試験片のき裂断面上の表面にスポット溶接により取り付けられた熱電対によって計測し、試験片温度が所定の値となるよう恒温槽内の雰囲気温度を制御した。ASTM 基準には試験片の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 [23]に倣い、試験片厚さ 25 mm あたり 1/2 時間、すなわち 4T C(T)試験片で 2 時間、2T C(T)試験片で 1 時間、1T C(T)試験片で 30 分、0.4T C(T)、0.4T SE(B)、および PCCv 試験片で 15 分以上の間、所定の試験片温度に対して $\pm 3^\circ\text{C}$ の範囲内で均熱を維持した。

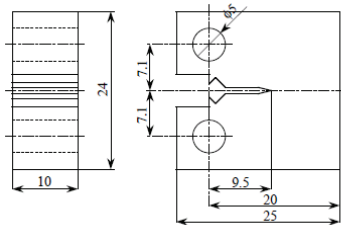
試験の終了後、破断した試験片より試験片厚さおよび試験片幅を実測し、破壊靱性の評価に用いた。また、破断後試験片の破面より、基準にしたがって初期き裂長さ、安定き裂進展量を実測するとともに、これらの値が基準に定める要件を満たしているか否かを試験片ごとに確認した。



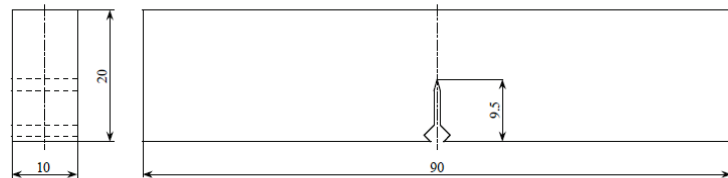
(a) 4T C(T) specimen

(b) 2T C(T) specimen

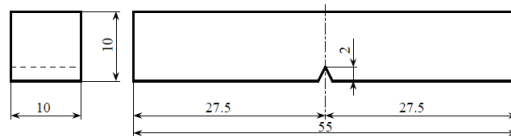
(c) 1T C(T) specimen



(d) 0.4T C(T) specimen



(e) 0.4T SE(B) specimen



(f) PCCv specimen

Figure 2.5 Configurations of test specimens

Table 2.4 Test matrix

Material	Specimen type	dK/dt MPa·m ^{1/2} /s	Test temperature						
			-40°C	-60°C	-80°C	-100°C	-120°C	-140°C	-160°C
SFVQ1A	4T C(T)	2.2			6	6			
	2T C(T)	1.6		2	6	6	2		
	1T C(T)	1.1		6	6	12	8		
	0.4T C(T)	1.4			12	8	8	8	
	0.4T SE(B)	1.4			12	8	8	8	
	PCCv	1.4				8	8	8	
SQV2A (Heat 1)	4T C(T)	2.2		6	6				
	2T C(T)	1.6	2	6	6	2			
	1T C(T)	1.1	2	6	6	2			
	0.4T C(T)	1.4		12	8	7	8		
	0.4T SE(B)	1.4		12	7	8	8		
	PCCv	1.4			12	8	8	8	
SQV2A (Heat 2)	4T C(T)	2.2			6	6			
	2T C(T)	1.6			6	6			
	1T C(T)	1.1			5	6	6	6	
	0.4T C(T)	1.4			12	8	8	7	
	0.4T SE(B)	1.4			12	8	8	8	
	PCCv	1.4				12	8	8	8

Numbers denote number of specimens

2.2.3 試験結果

試験の結果得られた 1 インチ厚さ等価破壊靱性 $K_{Jc(1Teq)}$ をまとめて表 2.5 に示す。破壊靱性 K_{Jc} から $K_{Jc(1Teq)}$ への変換は式(1.10)に拠った。同表におけるデータの有効性 (validity) の判定は ASTM 基準[11]にある規定に照らして行い、無効 (invalid) なデータには下線を付してこれを示した。4T C(T)、2T C(T)、および 1T C(T)試験片から得られたデータはすべて有効 (valid) であったのに対し、0.4T C(T)、0.4T SE(B)、および PCCv 試験片から得られたデータのうち相対的に温度が高い場合に invalid なデータが現れている。これらはいずれも (寸法補正を施す前の) K_{Jc} がその上限値、

$$K_{Jc(limit)} = \sqrt{\frac{Eb_0\sigma_y}{30(1-\nu^2)}} \quad (2.8)$$

を超えたがために invalid と判定されたものである。0.4T C(T)試験片に比べ 0.4T SE(B)および PCCv 試験片で invalid なデータの数がやや多い。

試験の結果得られた $K_{Jc(1Teq)}$ と T の関係を材料ごと、負荷タイプごとに図 2.6 (a)~(f)に示す。図中の黒塗りの記号は invalid なデータを示す。煩雑さを避けるため、試験片の形状ごとに T を $\pm 3^\circ\text{C}$ の範囲で故意にずらしてある。 T が上昇するにつれて $K_{Jc(1Teq)}$ のレベルならびにばらつきは大きくなり、その傾向は材料および試験片形状に依存しない。このことは、式(1.10)で与えられる寸法補正の機能が材料によらずうまく働いていることの証左であると推察される。

上述のとおり得られた破壊靱性データをもとに、1.2.1 項「マスターカーブ法の概要」に記した手順に沿って参照温度 T_0 の評価を行った。 T_0 の評価結果をまとめて表 2.6 に示す。invalid な K_{Jc} については、ASTM 基準[11]の評価手順にしたがいこれを式(2.8)で与えられる $K_{Jc(limit)}$ に置き換えて T_0 を算出した。同一材料、同一寸法・形状、同一温度で最低 6 体の試験を行ったデータセットについては単独で単一温度法による評価結果 (表中 Single-temp. と表記) を、また 6 体に満たないデータセットについては同一材料、同一寸法形状ごとにまとめて複数温度法で評価した結果 (表中 Multi-temp. と表記) を記した。単一温度法においては、試験温度 T の T_0 からのオフセットないしは $K_{Jc(med)}$ の範囲に応じて必要な破壊靱性データの個数が表 2.7 のとおり定められている。4T C(T)、2T C(T)、1T C(T)試験片から得られたデータセットに対しては、ほぼすべてのケースで T が $T_0+50^\circ\text{C}$ から $T_0-14^\circ\text{C}$ の範囲にあり、データは最小の 6 点で十分である。唯一の例外は SFVQ1A 鋼の 1T C(T)試験片、試験温度 -120°C でのデータセットであって、 T が $T_0-15^\circ\text{C}$ から $T_0-35^\circ\text{C}$ の範囲にあることから、必要なデータは 7 点となるが、当該条件でのデータは 8 点あることから、上記の表 2.6 の条件は

満足されている。なお、SQV2A 鋼（ヒート 2）の 1T C(T)試験片、試験温度-140°C のデータセットについては 6 体の試験を行ったが、この場合 $T = T_o - 20^\circ\text{C}$ であって $T_o - 15^\circ\text{C}$ を下回り、必要なデータ数が 7 点となったため、valid な T_o を得ることができなかった。0.4T C(T)試験片から得られたデータセットに対しては、高温側では T が $T_o + 50^\circ\text{C}$ から $T_o - 14^\circ\text{C}$ の範囲に、低温側では $T_o - 15^\circ\text{C}$ から $T_o - 35^\circ\text{C}$ の範囲にあり、必要とされるデータは 6 点または 7 点であるが、すべてのケースでデータ数が要求データ数以上であり、valid な T_o を決定することができた。0.4T SE(B)試験片から得られたデータセットについても同様であるが、SFVQ1A 鋼の試験温度-80°C でのデータセットについては、valid なデータ数（5 点）が必要なデータ数（6 点）に満たず、 T_o は invalid と判定された。PCCv 試験片から得られたデータセットに対しては、全 11 ケース中 T が相対的に高い 4 ケースで valid な試験片数が要求試験片数に満たず、invalid と判定された。

一方、複数温度法においては、 T の T_o からの差に応じて表 2.8 に示す重みを付けた試験片数の総和によって T_o の有効性が次式のクライテリオンにより再帰的に判定される。

$$\sum_{i=1}^3 r_i n_i \geq 1 \quad (2.9)$$

ここで、 r_i は表 2.8 に示す各温度レンジにある有効なデータ数、 n_i はその温度レンジに対応する重み係数である。表 2.6 に示した複数温度法による評価結果はすべてこの判定条件を満たしており、 T_o は valid であると判定された。なお、SQV2A 鋼（ヒート 1）の 2T C(T)試験片による結果については、 $T = -40^\circ\text{C}$ の試験データ 2 点を含む合計 16 点の試験データから T_o を求めたところ $T_o = -91.9^\circ\text{C}$ となり、 $T = -40^\circ\text{C}$ のデータが許容範囲を外れたため、ASTM 基準[11]に定める手順にしたがってこの 2 点のデータを除いた 14 点の試験データから改めて T_o を算出した。

Table 2.5 Results of 1T-equivalent fracture toughness, $K_{JC(1Teq)}$

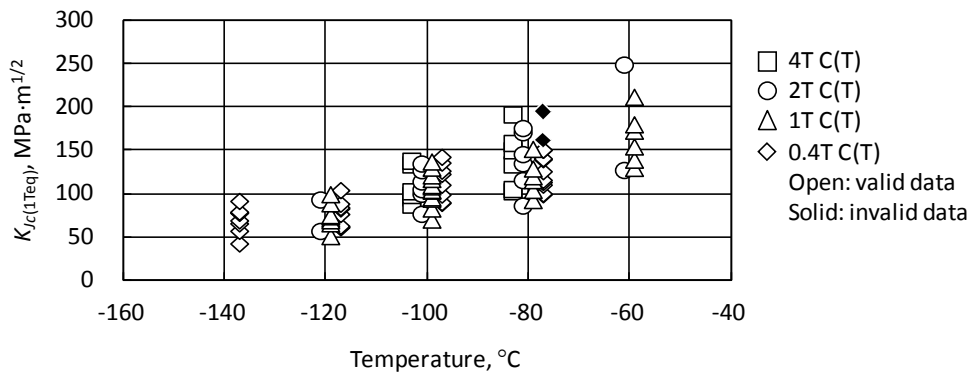
Material	Specimen type	Temperature °C	Equivalent fracture toughness (in ascending order)											
			MPa·m ^{1/2}											
SFVQ1A	4T C(T)	-80	103.4	106.0	134.4	150.8	159.2	192.1						
		-100	96.3	88.1	99.1	103.4	134.5	138.7						
	2T C(T)	-60	128.0	249.7										
		-80	86.9	116.3	135.8	146.3	171.6	176.4						
		-100	77.4	100.6	105.8	114.8	127.8	135.5						
	1T C(T)	-60	130.4	139.9	155.2	173.4	180.8	212.5						
		-80	93.3	105.0	116.3	120.8	129.7	152.4						
		-100	70.8	83.6	95.0	96.4	104.2	105.0	109.1	110.6	117.7	121.8	130.7	137.8
		-120	51.7	66.5	72.0	69.9	74.5	75.9	89.6	100.1				
	0.4T C(T)	-80	99.9	100.8	111.0	114.1	116.5	126.5	140.4	141.5	151.3	151.4	<u>162.6</u>	<u>194.9</u>
		-100	90.0	90.7	99.6	110.9	123.4	127.2	136.5	143.2				
		-120	61.8	62.6	63.5	77.2	83.6	84.9	89.0	104.7				
		-140	43.1	57.7	66.3	69.8	78.6	79.1	79.8	92.2				
	0.4T SE(B)	-80	106.0	110.1	140.1	146.4	152.7	<u>164.0</u>	<u>176.3</u>	<u>186.7</u>	<u>186.7</u>	<u>187.3</u>	<u>209.8</u>	<u>213.2</u>
		-100	77.0	91.2	101.0	108.3	119.1	123.6	148.3	162.6				
		-120	60.9	78.0	87.3	88.1	88.9	89.4	97.0	134.2				
		-140	42.4	55.2	63.7	71.3	73.7	85.3	87.3	93.8				
	PCCv	-100	85.2	92.4	96.3	103.4	<u>134.9</u>	<u>142.4</u>	<u>171.5</u>	<u>184.4</u>				
		-120	73.2	77.0	79.8	82.3	87.7	90.2	91.9	92.5				
		-140	53.8	55.5	56.3	64.2	65.0	65.9	74.8	77.2				

Underline: invalid data

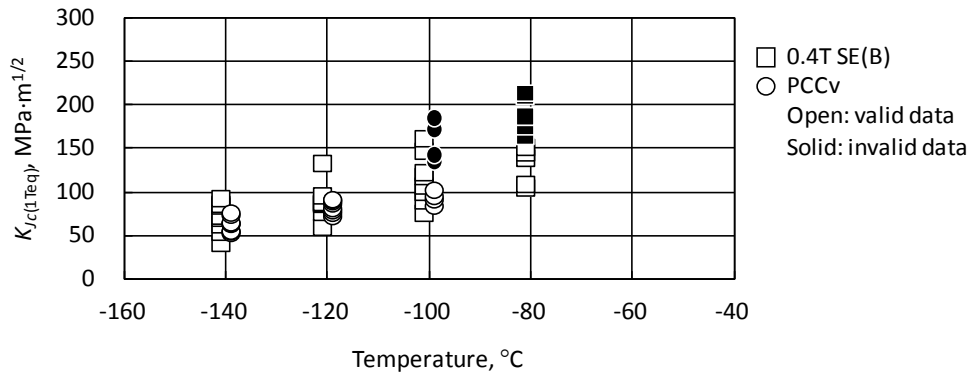
Table 2.5 Results of 1T-equivalent fracture toughness, $K_{JC(1Teq)}$ (Cont'd)

Material	Specimen type	Temperature °C	Equivalent fracture toughness (in ascending order)																		
			MPa·m ^{1/2}																		
SQV2A (Heat 1)	4T C(T)	-60	117.4	133.1	145.7	173.9	182.0	208.0													
		-80	82.8	98.6	100.6	112.5	127.3	158.9													
	2T C(T)	-40	195.3	213.5																	
		-60	150.5	154.1	154.9	194.0	198.9	206.7													
		-80	96.7	109.5	107.7	123.5	139.9	147.0													
		-100	75.5	104.6																	
	1T C(T)	-40	114.1	151.0																	
		-60	107.7	130.7	140.1	148.7	189.2	201.0													
		-80	103.6	106.3	106.8	108.4	124.8	182.3													
	0.4T C(T)	-60	104.2	104.5	112.9	113.4	123.4	126.7	138.1	154.1	155.9	<u>160.1</u>	<u>160.8</u>	<u>169.8</u>							
		-80	100.2	106.6	120.9	123.0	127.4	129.8	139.3	162.9											
		-100	61.9	83.3	84.4	85.0	104.0	108.2	114.3												
		-120	58.8	61.4	64.2	67.0	75.1	77.3	78.0	81.2											
	0.4T SE(B)	-60	106.4	115.6	117.5	128.2	130.3	142.8	<u>170.9</u>	<u>174.4</u>	<u>174.5</u>	<u>204.8</u>	<u>205.8</u>	<u>221.9</u>							
		-80	80.7	92.7	96.5	99.1	103.4	135.1	136.7												
		-100	87.4	99.7	101.8	102.6	103.4	108.7	118.1	118.5											
		-120	45.0	49.3	49.4	82.9	87.1	87.8	88.8	88.5											
	PCCv	-80	88.5	90.5	96.1	114.7	<u>117.8</u>	<u>120.6</u>	<u>128.2</u>	<u>135.0</u>	<u>135.2</u>	<u>141.8</u>	<u>144.7</u>	<u>162.0</u>							
		-100	63.9	64.3	72.3	86.8	87.2	92.7	98.7	<u>127.8</u>											
		-120	63.1	67.5	72.5	79.1	89.7	91.2	92.6	96.4											
-140		43.7	48.1	53.9	57.7	65.1	72.4	73.6	81.5												
SQV2A (Heat 2)	4T C(T)	-80	128.0	152.7	184.9	186.2	212.6	255.3													
		-100	122.3	123.8	133.7	139.7	156.1	161.0													
	2T C(T)	-80	158.1	186.6	183.9	200.6	216.8	274.5													
		-100	106.2	122.3	134.7	154.8	206.8	213.1													
	1T C(T)	-80	120.4	127.8	198.5	230.8	237.5														
		-100	115.1	117.4	119.7	124.6	153.2	183.1													
		-120	62.1	90.4	95.9	111.9	112.4	129.0													
	0.4T C(T)	-80	104.4	118.2	118.6	129.3	137.2	142.5	143.5	149.7	150.2	151.2	160.5	<u>218.9</u>							
		-100	89.0	98.1	106.5	109.0	112.0	137.4	165.5	<u>227.3</u>											
		-120	65.5	71.9	79.4	79.5	85.3	91.6	103.5	126.2											
		-140	62.4	64.5	64.9	66.1	67.2	88.4	90.5												
	0.4T SE(B)	-80	99.7	117.3	120.1	138.9	151.0	151.7	152.1	159.2	161.3	<u>175.2</u>	<u>184.7</u>	<u>235.5</u>							
		-100	89.1	89.8	90.3	98.9	115.8	137.6	159.1	<u>173.0</u>											
		-120	50.2	68.1	93.5	99.3	105.9	110.9	113.9	131.6											
	PCCv	-140	48.5	56.8	63.4	65.8	71.8	74.7	80.7	99.7											
		-100	79.8	82.7	98.7	109.9	118.1	<u>139.9</u>	<u>141.1</u>	<u>149.5</u>	<u>162.8</u>	<u>169.2</u>	<u>237.9</u>	<u>250.7</u>							
		-120	69.8	81.8	107.0	<u>131.0</u>	<u>134.9</u>	<u>145.4</u>	<u>147.1</u>	<u>173.8</u>											
		-140	62.4	77.5	80.6	80.7	87.9	96.3	100.6	<u>142.7</u>											
			-160	48.3	52.3	54.8	59.3	64.1	71.1	72.2	75.4										

Underline: invalid data

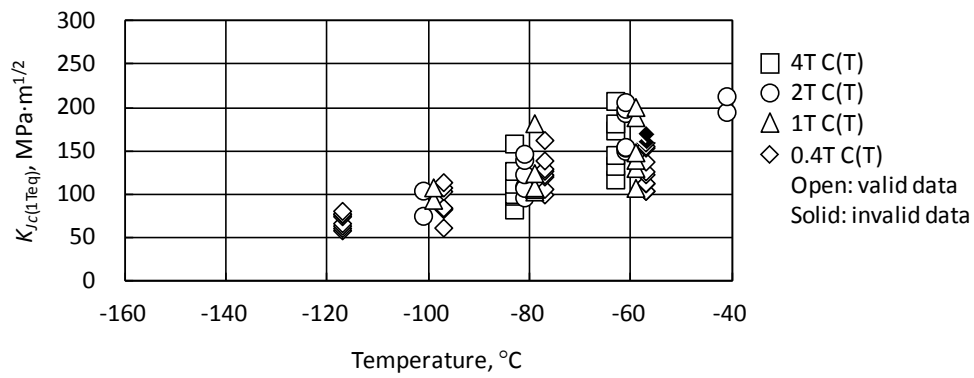


(a) SFVQ1A forging, C(T) specimens

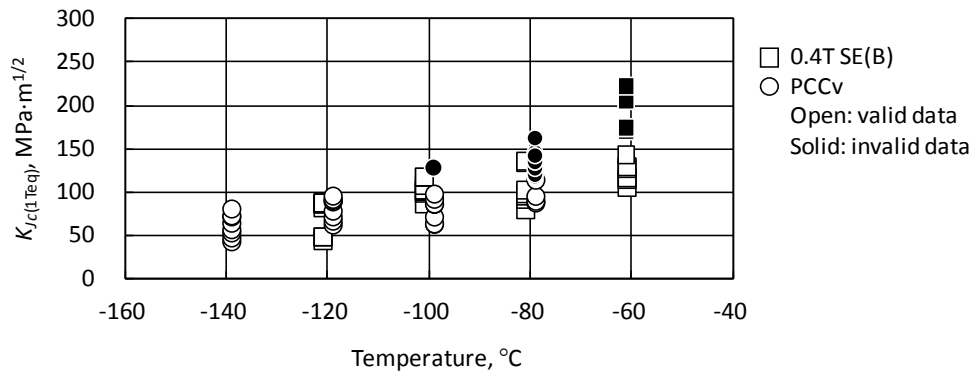


(b) SFVQ1A forging, SE(B) and PCCv specimens

Figure 2.6 Relation between equivalent fracture toughness, $K_{Jc(1Teq)}$ and test temperature, T

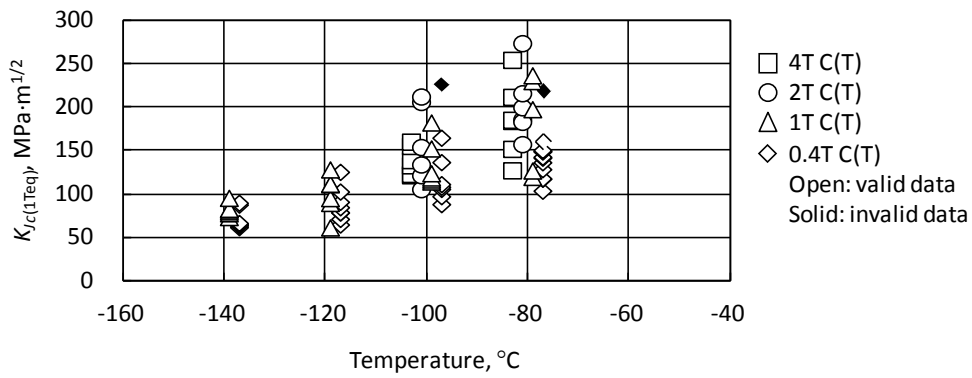


(c) SQV2A plate (Heat 1), C(T) specimens

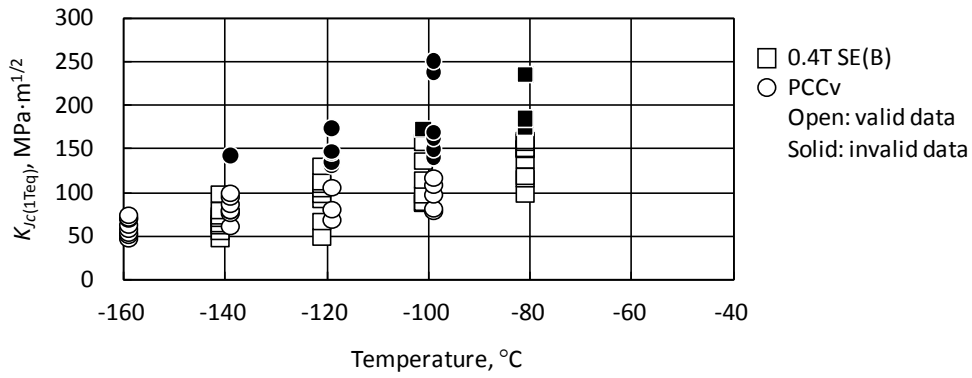


(d) SQV2A plate (Heat 1), SE(B) and PCCv specimens

Figure 2.6 Relation between equivalent fracture toughness, $K_{Jc(1Teq)}$ and test temperature, T (Cont'd)



(e) SQV2A plate (Heat 2), C(T) specimens



(f) SQV2A plate (Heat 2), SE(B) and PCCv specimens

Figure 2.6 Relation between equivalent fracture toughness, $K_{Jc(1Teq)}$ and test temperature, T (Cont'd)

Table 2.6 Results of reference temperature, T_o

Material	Specimen type	Temperature °C	Evaluation method	No. of total data	No. of valid data	No. of required valid data	Weighting value of $\sum r_i n_i$	Reference temperature T_o , °C	Validity of T_o
SFVQ1A	4T C(T)	-80	Single-temp.	6	6	6	-	-104.0	Valid
		-100		6	6	6	-	-105.5	Valid
		-80 to -100	Multi-temp.	12	12	-	2.0	-104.5	Valid
	2T C(T)	-80	Single-temp.	6	6	6	-	-102.7	Valid
		-100		6	6	6	-	-105.1	Valid
		-60 to -120	Multi-temp.	16	16	-	2.6	-103.7	Valid
	1T C(T)	-60	Single-temp.	6	6	6	-	-92.4	Valid
		-80		6	6	6	-	-90.6	Valid
		-100		12	12	6	-	-102.9	Valid
		-120		8	8	7	-	-96.2	Valid
		-60 to -120	Multi-temp.	32	32	-	5.1	-97.4	Valid
	0.4T C(T)	-80	Single-temp.	12	10	6	-	-98.8	Valid
		-100		8	8	6	-	-108.2	Valid
		-120		8	8	7	-	-99.9	Valid
		-140		8	8	7	-	-111.6	Valid
		-80 to -140	Multi-temp.	36	34	-	5.5	-104.6	Valid
	0.4T SE(B)	-80	Single-temp.	12	5	6	-	-117.0	Invalid
		-100		8	8	6	-	-111.7	Valid
		-120		8	8	6	-	-113.5	Valid
		-140		8	8	7	-	-114.0	Valid
		-80 to -140	Multi-temp.	36	29	-	5.8	-113.6	Valid
	PCCv	-100	Single-temp.	8	4	6	-	-113.8	Invalid
		-120		8	8	7	-	-101.9	Valid
		-140		8	8	8	-	-99.2	Valid
-100 to -140		Multi-temp.	24	20	-	2.8	-104.6	Valid	

Table 2.6 Results of reference temperature, T_o (Cont'd)

Material	Specimen type	Temperature °C	Evaluation method	No. of total data	No. of valid data	No. of required valid data	Weighting value of $\sum r_i n_i$	Reference temperature T_o , °C	Validity of T_o
SQV2A (Heat 1)	4T C(T)	-60	Single-temp.	6	6	6	-	-91.1	Valid
		-80		6	6	6	-	-89.5	Valid
		-60 to -80	Multi-temp.	12	12	-	2.0	-90.2	Valid
	2T C(T)	-60	Single-temp.	6	6	6	-	-95.5	Valid
		-80		6	6	6	-	-90.9	Valid
		-60 to -100	Multi-temp.	14	14	-	2.3	-92.9	Valid
	1T C(T)	-60	Single-temp.	6	6	6	-	-89.0	Valid
		-80		6	6	6	-	-86.1	Valid
		-40 to -100	Multi-temp.	16	14	-	2.7	-86.9	Valid
	0.4T C(T)	-60	Single-temp.	12	9	6	-	-82.5	Valid
		-80		8	8	6	-	-93.9	Valid
		-100		7	7	6	-	-92.0	Valid
		-120		8	8	7	-	-87.3	Valid
		-60 to -120	Multi-temp.	35	32	-	5.6	-89.0	Valid
	0.4T SE(B)	-60	Single-temp.	12	6	6	-	-91.3	Valid
		-80		7	7	6	-	-83.5	Valid
		-100		8	8	6	-	-99.2	Valid
		-120		8	8	7	-	-96.4	Valid
		-60 to -120	Multi-temp.	35	29	-	5.6	-93.6	Valid
	PCCv	-80	Single-temp.	12	4	6	-	-97.3	invalid
-100		8		7	6	-	-90.5	Valid	
-120		8		8	7	-	-101.2	Valid	
-140		8		8	8	-	-100.1	Valid	
-80 to -140		Multi-temp.	35	27	-	4.0	-97.5	Valid	
SQV2A (Heat 2)	4T C(T)	-80	Single-temp.	6	6	6	-	-121.8	Valid
		-100		6	6	6	-	-119.5	Valid
		-80 to -100	Multi-temp.	12	12	-	2.0	-120.5	Valid
	2T C(T)	-80	Single-temp.	6	6	6	-	-126.0	Valid
		-100		6	6	6	-	-132.4	Valid
		-80 to -100	Multi-temp.	12	12	-	2.0	-129.2	Valid
	1T C(T)	-100	Single-temp.	6	6	6	-	-120.3	Valid
		-120		6	6	6	-	-119.6	Valid
		-140		6	6	7	-	-120.4	invalid
		-80 to -140	Multi-temp.	23	23	-	3.7	-120.4	Valid
	0.4T C(T)	-80	Single-temp.	12	11	6	-	-100.9	Valid
		-100		8	7	6	-	-117.4	Valid
		-120		8	8	6	-	-110.7	Valid
		-140		7	7	7	-	-111.6	Valid
		-80 to -140	Multi-temp.	35	33	-	5.7	-109.9	Valid
	0.4T SE(B)	-80	Single-temp.	12	9	6	-	-106.9	Valid
		-100		8	7	6	-	-116.1	Valid
		-120		8	8	6	-	-118.6	Valid
		-140		8	8	7	-	-112.3	Valid
		-80 to -140	Multi-temp.	36	32	-	5.8	-113.5	Valid
PCCv	-100	Single-temp.	12	5	6	-	-118.6	invalid	
	-120		8	3	6	-	-141.5	invalid	
	-140		8	7	6	-	-136.2	Valid	
	-160		8	8	8	-	-117.3	Valid	
	-100 to -160	Multi-temp.	36	23	-	3.6	-130.0	Valid	

Table 2.7 Number of valid K_{Jc} test results required to evaluate T_o

$T-T_o$ range °C	$K_{Jc(\text{med})}$ range MPa·m ^{1/2}	Number of valid K_{Jc} required	Possible number of invalid tests
50 to -14	212 to 84	6	3
-15 to -35	83 to 66	7	1
-36 to -50	65 to 58	8	0

Table 2.8 Weight factors for multi-temperature analysis

$T-T_o$ range °C	1T $K_{Jc(\text{med})}$ range MPa·m ^{1/2}	Weight Factor n_i
50 to -14	212 to 84	1/6
-15 to -35	83 to 66	1/7
-36 to -50	65 to 58	1/8

2.3 マスターカーブ法の有用性の検討

2.3.1 各種因子の影響

前節で述べた破壊靱性データをもとに、試験温度、評価方法、および試験片寸法、形状の違いが T_0 に及ぼす影響を材料ごとに整理して図 2.7 (a)~(c)に示す。図中の“sgl.”および“mlt.”はそれぞれ単一温度法、複数温度法を示し、単一温度法については試験温度を併記した。

同一材料、同一寸法形状の試験片について、異なる温度条件下での単一温度法による valid な T_0 の最大値と最小値との差は平均で 7.6°C、最大で 18.8°C であった。 T_0 の最良推定値は概ね最大値と最小値の中間に位置すると考えられることから、最良推定値からの偏差は平均的には 3.8°C、最大で 9.4°C 程度に収まると考えられる。これらの値は、ASTM 基準[11]に定める温度に関する規定（温度計測の精度が 3°C 以内、再現性が 2°C 以内）と比べても有意に大きいとは言えず、valid な T_0 が取得できる範囲において試験温度の依存性は大きいとは言えない。ただし、同一材料、同一寸法・形状の小型試験片においては試験温度が相対的に高いときに高めの T_0 を与える傾向がある。このような場合には K_{Jc} がその上限を超えて invalid にな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実力を過小評価してしまうため、 T_0 が高めに評価されることになる。

同一材料、同一寸法・形状の試験片について、複数温度法により得られた T_0 を基準に考えると、単一温度法により得られた T_0 の偏差の絶対値は標準試験片（1 インチ厚さの試験片）以上の寸法の試験片を用いた場合で最大 6.8°C、小型試験片（厚さ 0.4 インチ以下の試験片）を用いた場合で最大 12.6°C であった。これらについても、上記と同様の理由から有意な差とは言えない。このことから、 T_0 を予め推定することができない場合であっても、複数温度法により暫定的な試験結果を参考としながら試験温度を逐次決定していくことによって、 T_0 を効率的に評価することが可能であると言える。

次に、C(T)試験片について、試験温度の依存性を包絡すると考えられる複数温度法の結果をもとに試験片寸法の影響に着目してみよう。標準試験片以上の寸法の全試験片による T_0 は図 2.7 中に実線で示したとおりで、SFVQ1A 鋼、SQV2A 鋼（ヒート 1）、SQV2A 鋼（ヒート 2）でそれぞれ -100.9°C、-89.8°C、-123.4°C であるのに対し（後述する表 2.9 を参照のこと）、0.4T C(T)試験片から得られた T_0 はそれぞれ -104.6°C、-89.0°C、-109.9°C であって、その差はそれぞれ 3.7°C、0.8°C、13.5°C であった。標準試験片、小型試験片の間で T_0 に顕著な差は見られず、試験片寸法の特段の影響は認められなかった。なお、SQV2A 鋼（ヒート

2) では他の材料と比較して試験片寸法の依存性が強く現れている。これは、標準試験片以上の寸法の試験片を用いた試験から得られた T_0 に対し、小型試験片ではより高い試験温度で取得された破壊靱性データが相対的に多かったため、結果的に K_{Jc} が $K_{Jc(\text{limit})}$ により頭打ちされる割合が高くなったが理由である。

試験片厚さが同一の 0.4T C(T)試験片、0.4T SE(B)試験片、および PCCv 試験片による T_0 を比較してみると、SFVQ1A 鋼、SQV2A 鋼（ヒート 1）、SQV2A 鋼（ヒート 2）について 0.4T SE(B)試験片による T_0 の方が 0.4T C(T)試験片による T_0 に比べてそれぞれ 9.0°C、4.6°C、3.6°C 低く、また PCCv 試験片による T_0 の方が 0.4T C(T)試験片による T_0 に比べてそれぞれ 0.0°C、8.5°C、20.1°C 低い値を示している。過去の研究事例[18]においても SE(B)試験片が C(T)試験片に比べ低めの T_0 を与えることが報告されており、本試験は定性的に同等の傾向を示している。その原因はき裂先端近傍における拘束の強さの違いにあって、相対的に拘束が弱い SE(B)試験片において高めの K_{Jc} が発現し、それがために T_0 が低下することは理に適っている。文献[18]では C(T)試験片に対する SE(B)試験片のバイアスを 15°C 程度としているのに対し、本試験で得られた SE(B)試験片のバイアスは平均して 7.6°C であり、これが有意な差と言えるか否かは本データからだけでは判断し難い。

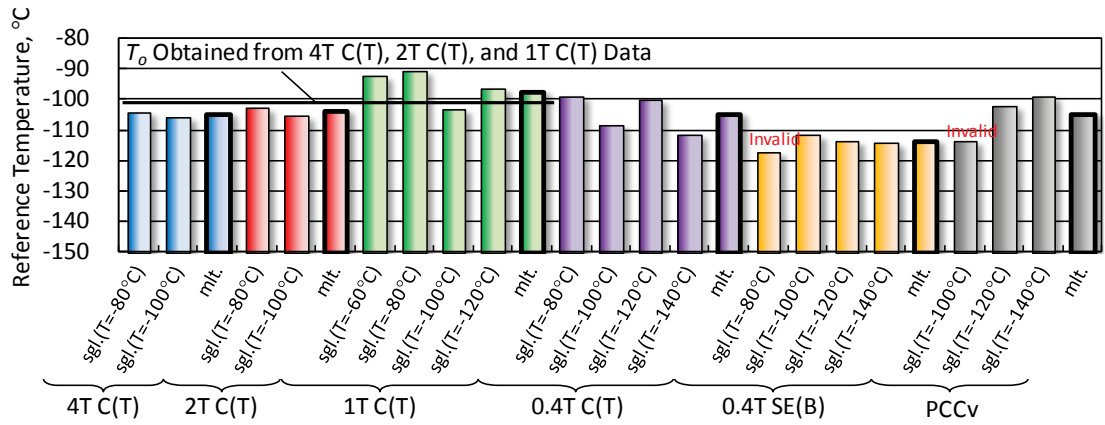
以上のとおり、本研究で実施した範囲においては、 T_0 に及ぼす有意な試験温度、評価方法、ならびに試験片寸法、形状の影響は認められなかった。そこで、異なる試験温度下での標準試験片以上の寸法の全試験片の破壊靱性データを一括して材料ごとに複数温度法により T_0 を改めて評価した。評価結果を表 2.9 に示す。当然の如く全データより得られた T_0 は試験温度、試験片寸法の異なるデータから個別に得られたデータの平均的な値をとっている。一方、異なる材料に対する T_0 は明確な違いを示しており、その大小関係は SQV2A 鋼（ヒート 1） > SFVQ1A 鋼 > SQV2A 鋼（ヒート 2）の順になっている。鋼種の違いよりも同一材料におけるヒートの違いの方が T_0 に大きな差を来すことは興味深い事実である。このことはつまり、仕様が同じ材料であっても参照温度は同じにはならず、鋼種ごとに参照温度の値を標準化することは不可能であって、個別の材料ごとに参照温度を決定することの必要性を意味している。表 2.1 によれば、SQV2A 鋼のヒート 1 とヒート 2 とでは特に P および S の含有量に顕著な違いがあり、これらの含有量の高いヒート 1 において破壊靱性が低下し、これにより T_0 が上昇したものと考えられる。その論拠は次のとおりである。

一般に P、S とともに鋼の不純物として扱われる元素であり、前者は低温下での脆性（冷間脆性）を、後者は高温下での脆性（熱間脆性）を低下させると言われている。P はその含有量が多いときには結晶粒界に偏析してこれが粒界破壊を誘起し、破壊靱性を低下させるが、

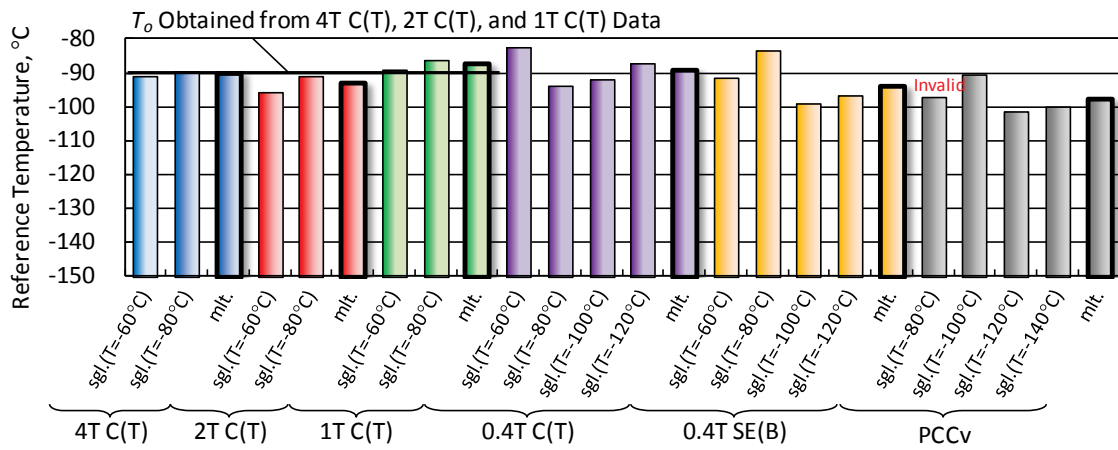
それほど多くない場合にあっても置換型の固溶体合金結晶を作り、固溶体硬化により靱性を低下させる働きをする[24-26]。Banta ら[27]は、船用構造鋼の成分元素が破壊靱性に及ぼす影響を実験的に調べている。引裂試験により得られた遷移温度に及ぼす P の含有量の影響を整理した例を図 2.8 に示す。含有量の少ない (0.020%以下) 領域における相関は明確ではないが、全体的には P の含有量が大きくなるにつれて遷移温度が上昇する傾向にあることが見てとれる。このことは、P の含有量が多い (0.021%) SQV2A 鋼ヒート 1 の参照温度に比べ、P の含有量が少ない (0.002%) SQV2A 鋼ヒート 2 の参照温度が低いことに呼応している。なお、同試験では切り欠き先端にドリル孔を加工した片側切り欠き付き平板試験片を用いた引き裂き試験によって遷移温度を決定しており、本研究で得られた参照温度と定性的には相関はあると考えられるものの、定量的な関係については明らかでない。

一方、S の含有量が破壊靱性に及ぼす影響について、Banta ら[27]は、少なくとも構造用鋼の成分範囲において S が破壊靱性に影響を及ぼすことはないと主張している。これに対し、阿部ら[28]は S の含有量を 0.0009%から 0.006%に変化させた発電機ロータ軸材について、破壊靱性に及ぼす S の影響を調べ、図 2.9 に示すとおり含有量が低下するにしたがって破壊靱性が向上することを実験的に確かめている。その原因として、MnS、酸化物等の介在物の大きさや分布状態がき裂先端の塑性域変形と干渉している可能性を指摘している[28]。本研究においては、S の含有量が多い (0.028%) SQV2A 鋼ヒート 1 の参照温度に比べ、S の含有量が少ない (0.002%) SQV2A 鋼ヒート 2 の参照温度が低く、図 2.9 中で S の含有量の低下が破壊靱性の上昇をもたらしていることと合致している。

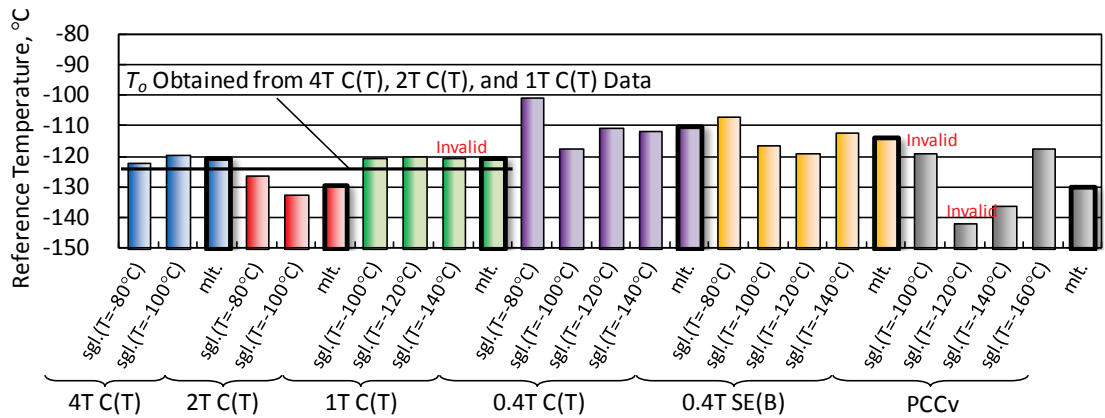
以上のとおり、同一の鋼材で化学組成の異なる材料の参照温度の大小関係は、P および S の含有量が破壊靱性に及ぼす影響に関する既往研究の傾向と一致することを確認した。なお、破壊靱性は結晶粒の大きさや微視的構造の様相など、他の多くの因子に強く支配されるものであり[25]、材料の引張特性とは違い少数の影響因子から推定することができない。このことはすなわち、同一の鋼材であっても材料の (製造工程や熱処理といった) 由来や化学組成が異なれば破壊靱性も変わり、したがって個別の材料ごとに参照温度を決定することが必要であるということの意味している。



(a) SFVQ1A forging



(b) SQV2A plate (Heat 1)



(c) SQV2A plate (Heat 2)

Figure 2.7 Effect of parameters on reference temperature, T_0

Table 2.9 Reference temperature, T_o , obtained from standard and larger specimen data

Material	Specimen type	Temperature °C	Evaluation method	No. of total data	No. of valid data	No. of required valid data	Weighting value of $\sum r_i/n_i$	Reference temperature T_o , °C	Validity of T_o
SFVQ1A	4T C(T) 2T C(T) 1T C(T)	-60 to -120	Multi-temp.	60	60	-	9.8	-100.9	Valid
SQV2A (Heat 1)	4T C(T) 2T C(T) 1T C(T)	-40 to -100	Multi-temp.	44	44	-	7.3	-89.8	Valid
SQV2A (Heat 2)	4T C(T) 2T C(T) 1T C(T)	-80 to -140	Multi-temp.	47	47	-	7.7	-123.4	Valid

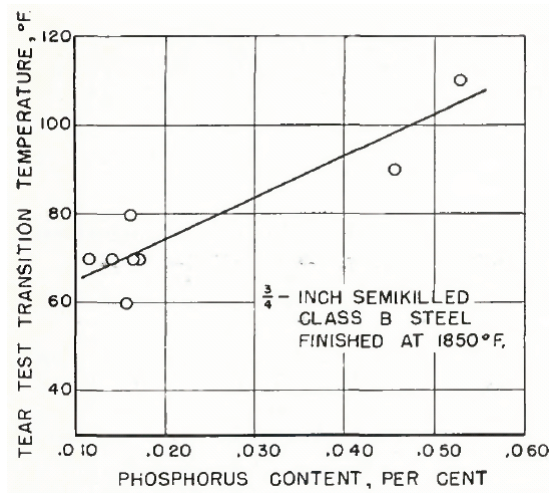


Figure 2.8 Influence of phosphorus content upon transition temperature of class B steels [27]

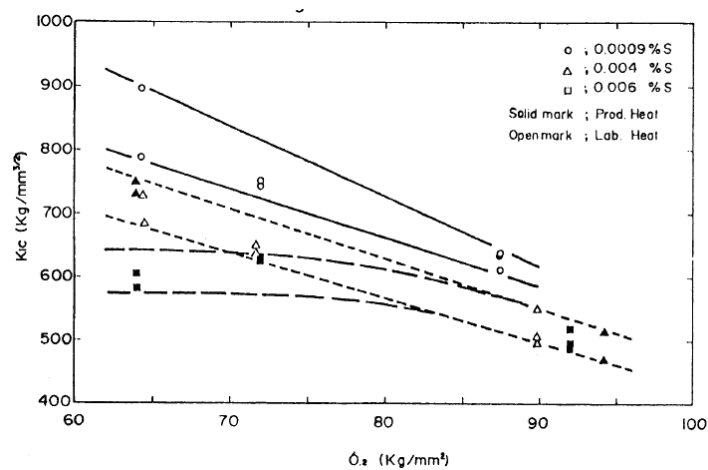


Figure 2.9 Fracture toughness versus yield strength [28]

2.3.2 破壊靱性の統計分布特性

ASTM 基準[11]に定める T_0 の評価法は、同一温度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したがうことを前提としている。この前提条件への適合性を確認するため、各データセットをワイブルプロットした結果を材料ごとに図 2.10 (a)~(c)に示す。累積破損確率には次式で与えられるメディアンランク p を用いた。

$$p = \frac{i-0.3}{r+0.4} \quad (2.10)$$

ここで、 i はランク、 r は valid な試験片数である。図によれば、試験片形状や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全体的な傾向として傾きがほぼ 4 に近い直線となり、ワイブル指数を 4 とするワイブル分布が破壊靱性値の分布のよい近似となることを示している。もちろん個々のケースにおいては傾き 4 が最良近似を与えるとは限らないが、そもそもこの数値は材料や試験片形状、寸法の違いに因らないユニバーサルなものとして設定することを旨としたものであり[29-31]、本試験における評価対象についても無理のない想定である。

Wallin[30]は、既往研究で開示されている破壊靱性データをもとに、破壊靱性が三母数のワイブル分布にしたがうとすると、その統計的なばらつきを最も小さくする位置パラメータを $K_{min} = 20 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ と定め、このときの形状パラメータ（ワイブル指数） m_1 の統計分布と試験片数の関係を図 2.11 のとおり導いている。ワイブル指数は平均的には 4 の一定値をとるが、個々のデータセットに対してはばらつきを有し、そのばらつきは試験片数が少ないほど大きくなる。本試験結果をもとに単一温度法から得られた各データセットの m_1 をオーバープロットした結果を材料ごとに図 2.11 (a)~(c)に示す。試験結果から得られた m_1 は試験片寸法、形状や試験温度の違いによらず 4 に近い値を示しており、その適合度は図中の文献データと比較して遜色ない。図 2.11 (a)~(c)には併せて 56 点のデータがプロットされており、 m_1 の単純平均は 4.8 であった。また、90%信頼限界を逸脱したデータが 5 点、95%信頼限界を逸脱したデータが 3 点あるが、全データに占める割合はそれぞれ $5/56 = 8.9\%$ 、 $3/56 = 5.4\%$ であり、分布特性としては理に合っている。

次に、本試験で得られた破壊靱性データがワイブル分布へ適合するか否かについて、定量的な方法によって検定を行った。三母数のワイブル分布に対する適合性を評価する一般的な方法は確立されていない[32, 33]ことから、ここでは位置パラメータ K_{min} を $20 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ に固定し、二母数のワイブル分布と見なして評価を行った。評価は IEC 61649 規格 [34]に準拠して行った。その手順は以下のとおりである。

- ✓ ステップ 1 : n 個の試験データのうち破壊に至った r 個の (K_{min} のオフセットを考慮

した) 破壊靱性データを小さい順に並べ、その自然対数をとる。

$$x_i = \ln(K_{Jc(\text{med})(i)} - K_{\min}), \quad i = 1, 2, \dots, r \quad (2.11)$$

✓ ステップ 2: 次式によりパラメータ l_i を計算する。

$$l_i = \frac{x_{i+1} - x_i}{\ln \left[\ln \left(\frac{4(n-i-1)+3}{4n+1} \right) / \ln \left(\frac{4(n-i)+3}{4n+1} \right) \right]}, \quad i = 1, 2, \dots, r-1 \quad (2.12)$$

✓ ステップ 3: 次式により検定統計量 H を計算する。

$$H = \frac{\sum_{i=\lfloor r/2 \rfloor + 1}^{r-1} \frac{l_i}{\lfloor (r-1)/2 \rfloor}}{\sum_{i=1}^{\lfloor r/2 \rfloor} \frac{l_i}{\lfloor r/2 \rfloor}} \quad (2.13)$$

ここで、 $\lfloor y \rfloor$ は y 以下の最大の整数を表す。

✓ ステップ 4: 試験データが有意水準 γ でワイブル分布にしたがうとの仮説を立てる。

このとき、

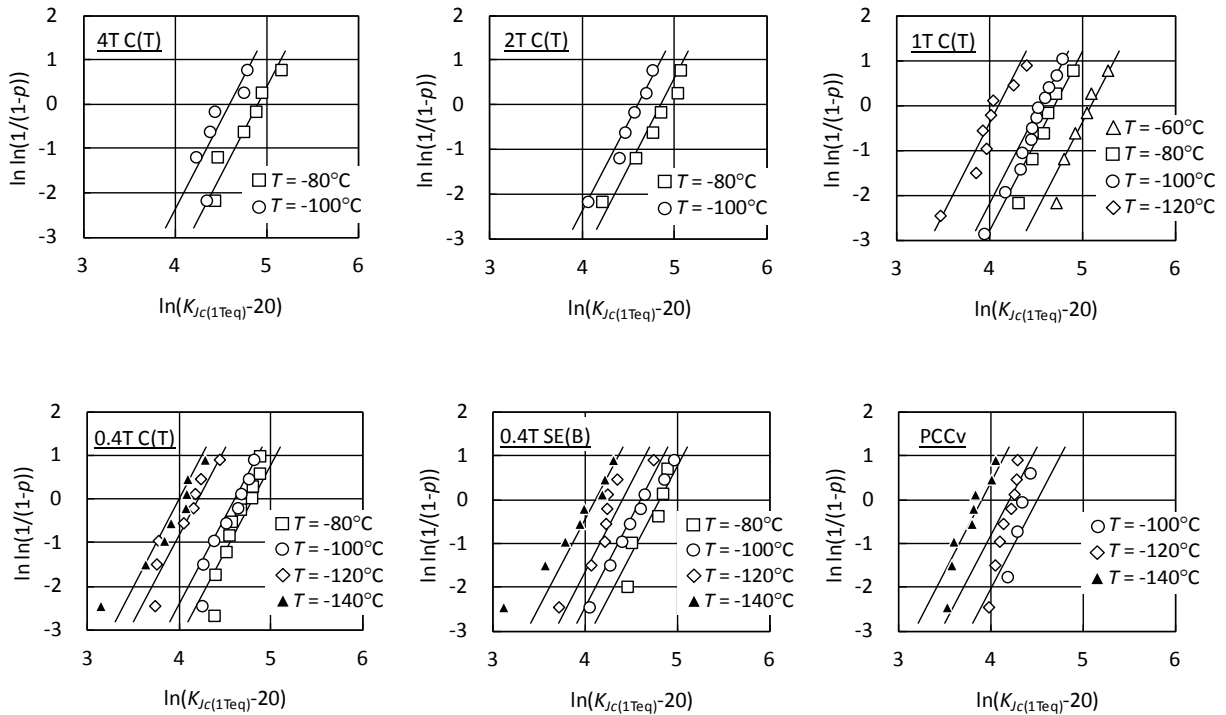
$$H \geq F_\gamma(2\lfloor (r-1)/2 \rfloor, 2\lfloor r/2 \rfloor) \quad (2.14)$$

が成立すれば仮説は棄却され、そうでないときは棄却されない。ここで、 $F_\gamma(n_1, n_2)$ は有意水準 γ 、自由度が n_1 および n_2 の F 分布の値である。

代表例として、valid な試験データ数が 12 点と最も多い SFVQ1A の 1T C(T) 試験片、試験温度 -100°C のデータセットに対し、上述の手順に則って評価を行った (IEC 規格による検定には最低 10 点のデータが必要とされている)。表 2.5 にあるデータより検定統計量を計算すると $H=1.19$ となる。一方、有意水準を安全側に 10% とすると式(2.14)の右辺は $F_{0.1}(10, 12) = 2.19$ となり、 $H < F_{0.1}(10, 12)$ となる。したがって、試験データがワイブル分布にしたがうとの仮説は棄却されないことになり、ワイブル分布にしたがうことを否定する根拠とはならない。

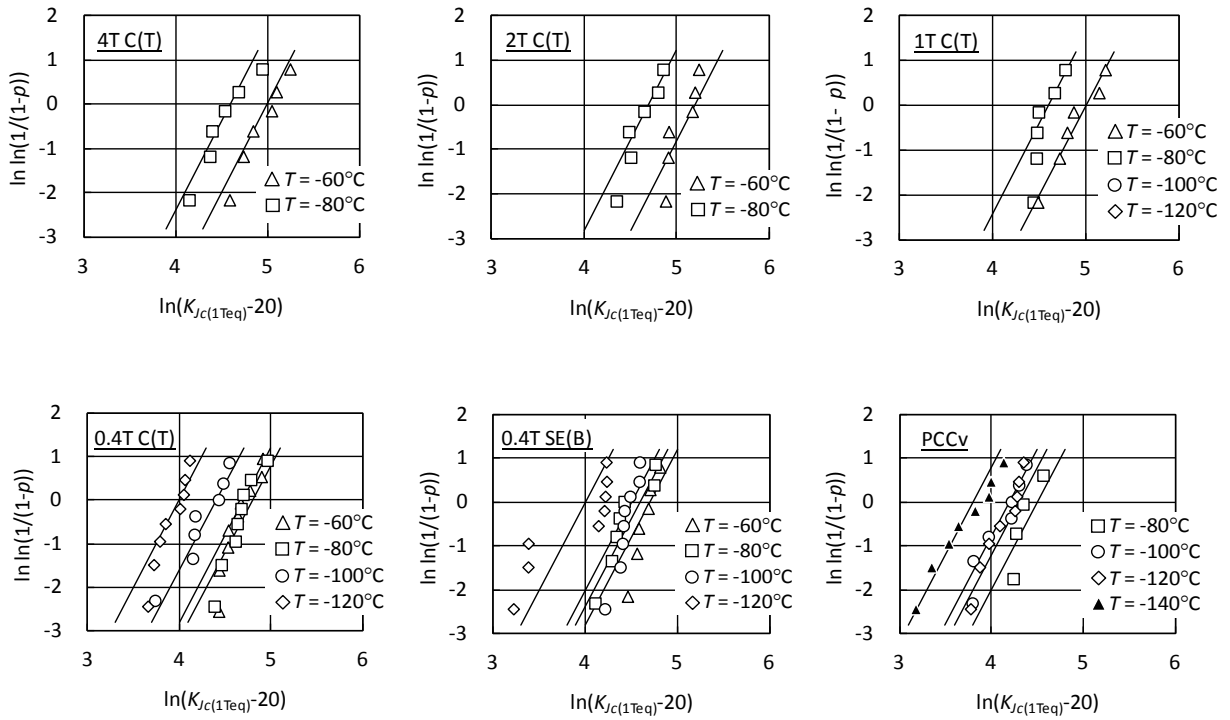
前節で得られた T_o をもとに決定されるマスターカーブ、その 5% 信頼限界、95% 信頼限界、および下限界曲線を試験結果と併せて材料ごとに図 2.12 (a)~(c) に示す。各ケースの T_o には表 2.6 に示した複数温度法による値を採用した。マスターカーブとその 5% 信頼限界、95% 信頼限界はそれぞれ式(1.15)、(1.17)、および(1.18)により与えられ、また下限界曲線は 5% 信頼限界を式(1.19)により計算される調整量 ΔT_o だけ高温側にシフトしたものである。 ΔT_o は T_o の決定に用いた valid なデータの個数などによって決まり、その値は 4.4°C から 7.5°C の範囲にあった。

すべてのデータ点はマスターカーブを中心として分布しており、大部分のデータは 5%信頼限界曲線と 95%信頼限界曲線の間に入っている。460 点のデータのうち 5%信頼限界を下回ったものは 9 点 (全体の 2.0%)、95%信頼限界を上回ったものは 22 点 (全体の 4.8%) であった。破壊靱性がワイブル分布に厳密にしたがうとした場合、これらの割合の最良推定値はいずれも 5%であり、実測データはこれをやや下回っているが、その差は想定されるばらつきの範囲に収まっていると考えられる。また、下限界曲線を下回るデータは SFVQ1A 鋼の 0.4T SE(B)試験片、試験温度-140°C の 1 点、SQV2A 鋼 (ヒート 1) の 0.4T SE(B)試験片、試験温度-120°C の 1 点、SQV2A 鋼 (ヒート 2) の 0.4T SE(B)試験片、試験温度-120°C の 1 点、および SQV2A 鋼 (ヒート 2) の PCCv 試験片、試験温度-100°C の 2 点の計 5 点 (全体の 1.1%) である。これらはいずれも相対的に低温側でのデータであって、平均して下限界曲線をわずかに $2.6 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ だけ下回っているに過ぎず、全体的には下限界曲線によって破壊靱性を概ね保守的に評価できている。

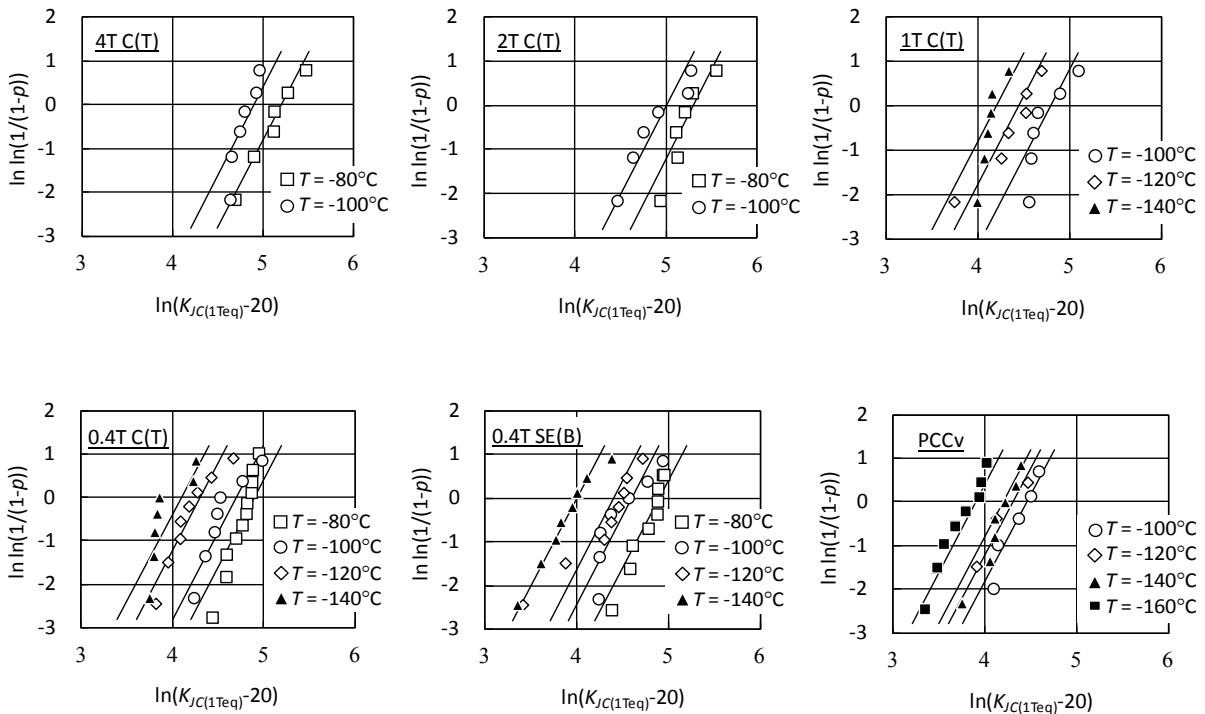


(a) SFVQ1A forging

Figure 2.10 Weibull plots of test data (Lines in figures represent trend lines with slope of 4)

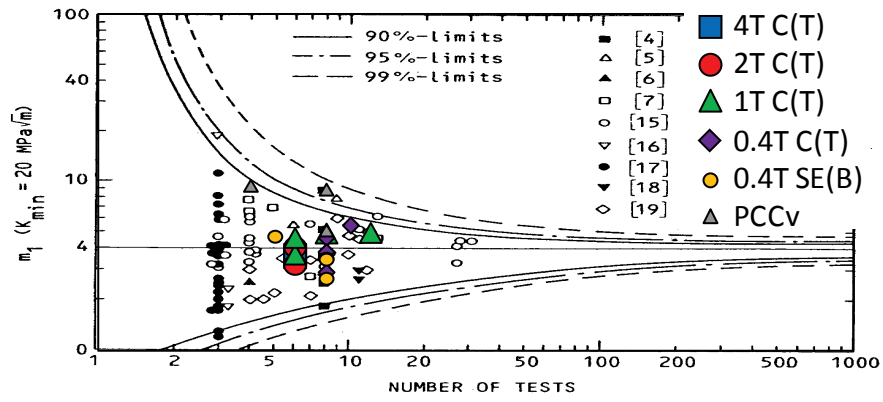


(b) SQV2A plate (Heat 1)

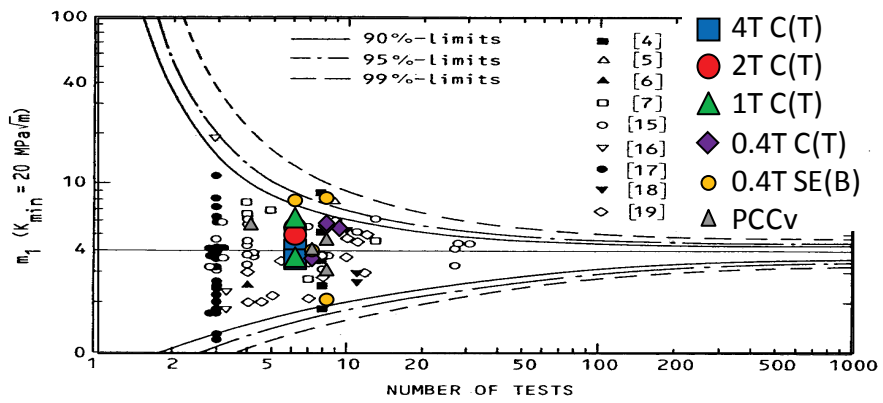


(c) SQV2A plate (Heat 2)

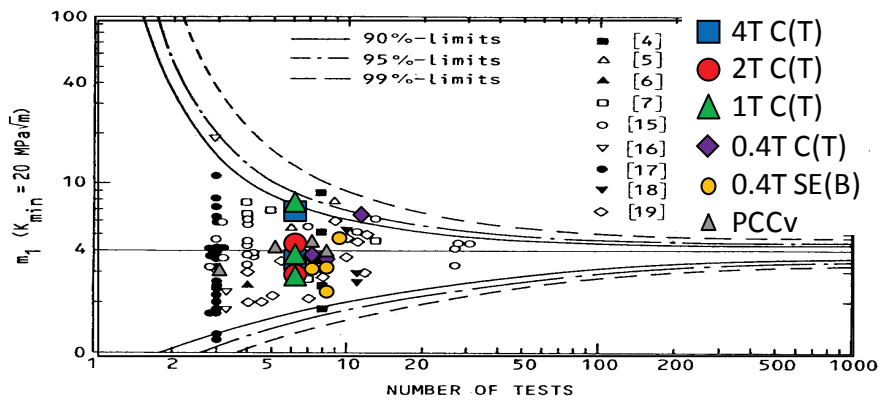
Figure 2.10 Weibull plots of test data (Lines in figures represent trend lines with slope of 4) (Cont'd)



(a) SFVQ1A forging

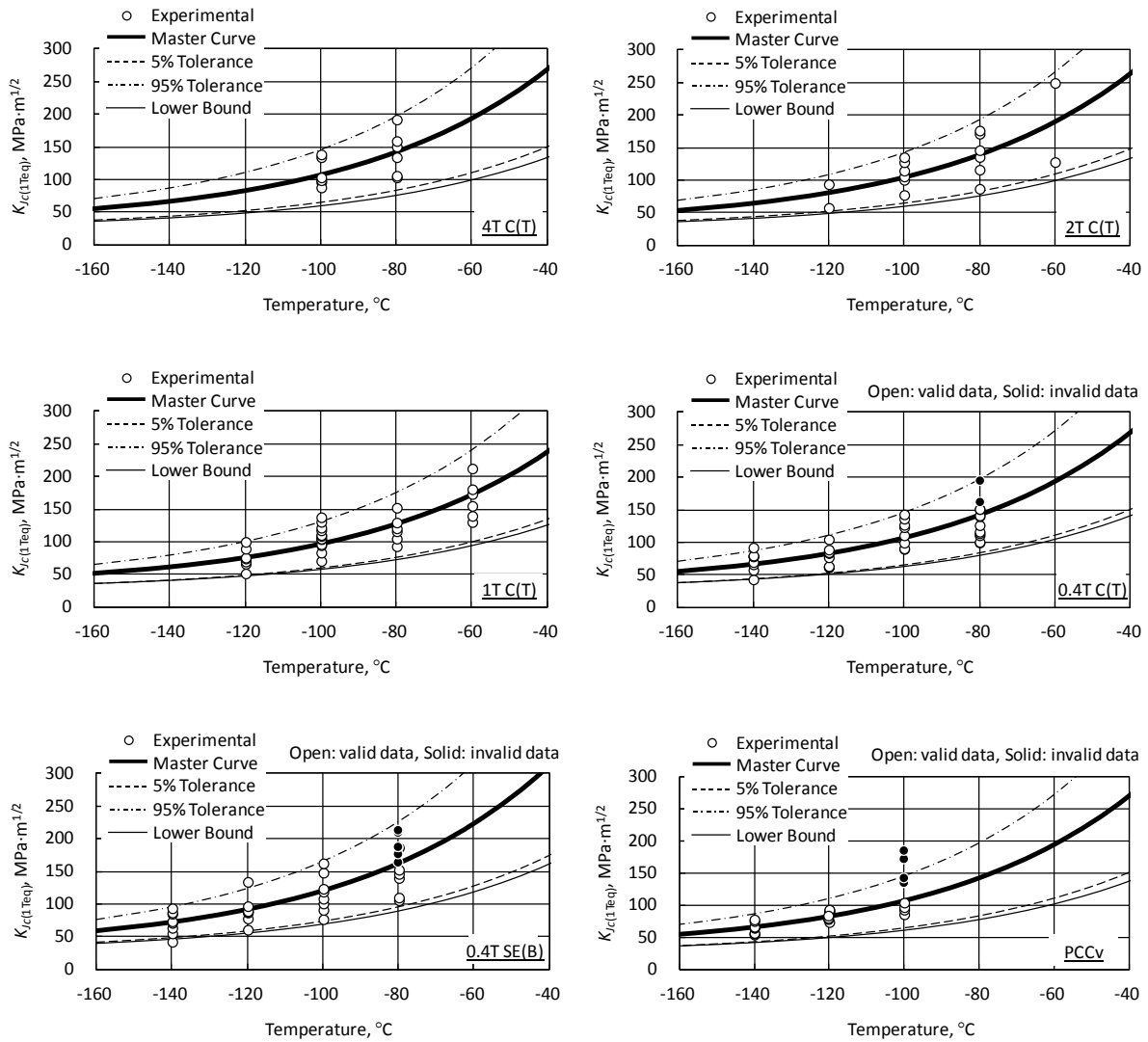


(b) SQV2A plate (Heat 1)



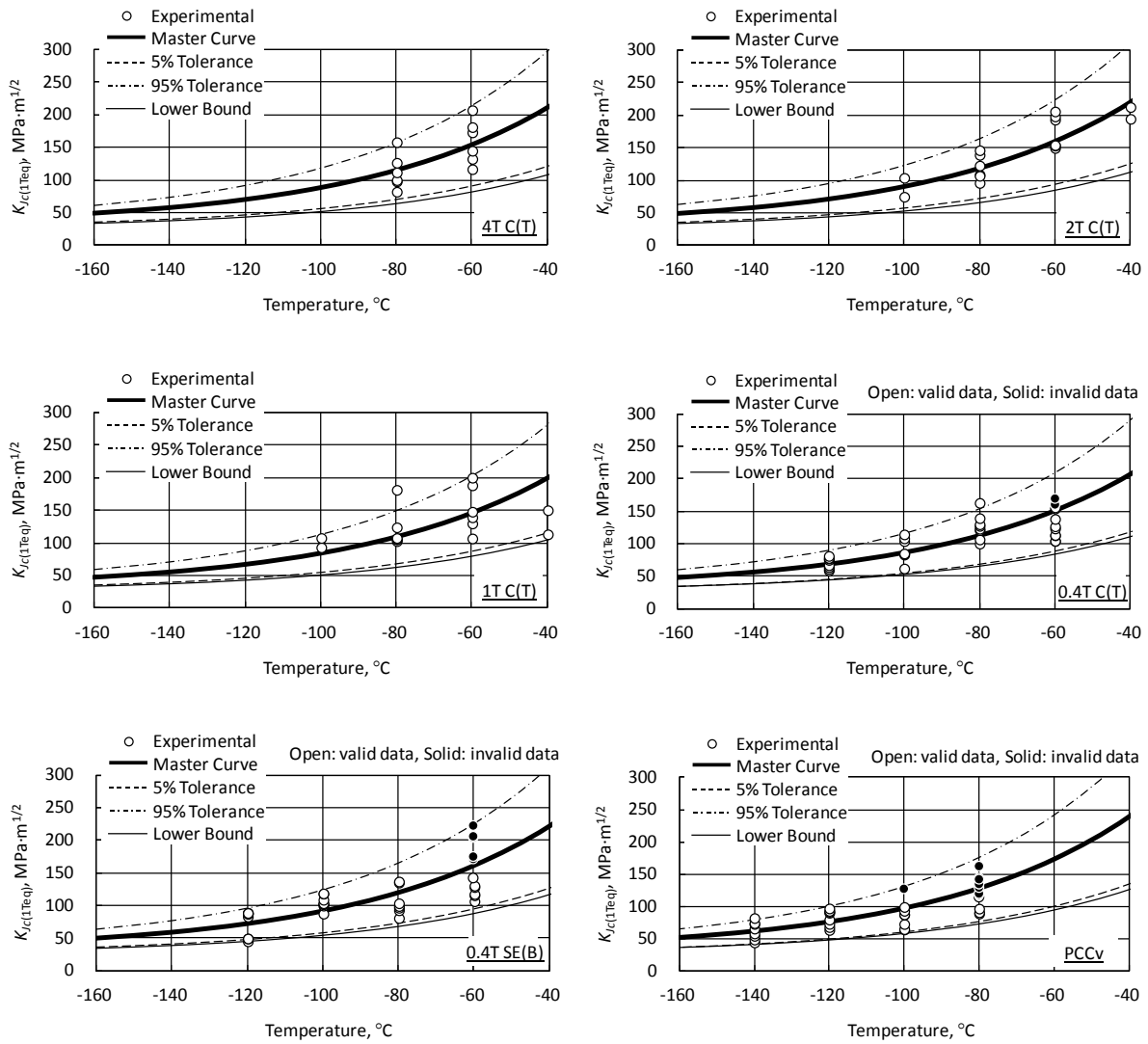
(c) SQV2A plate (Heat 2)

Figure 2.11 Relation between shape parameter and number of tests (Original in [29])



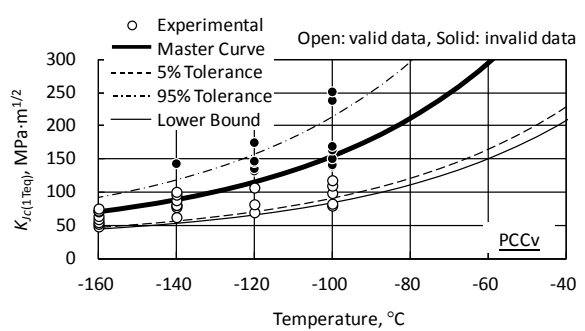
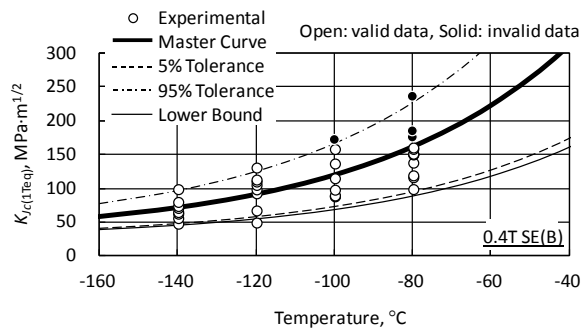
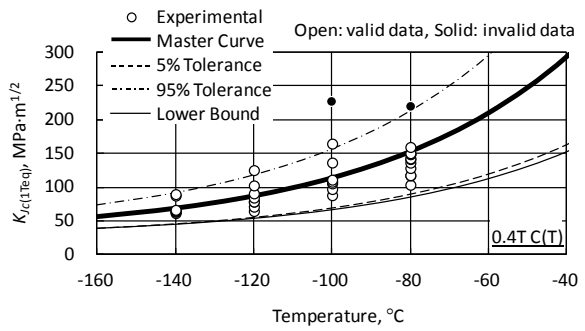
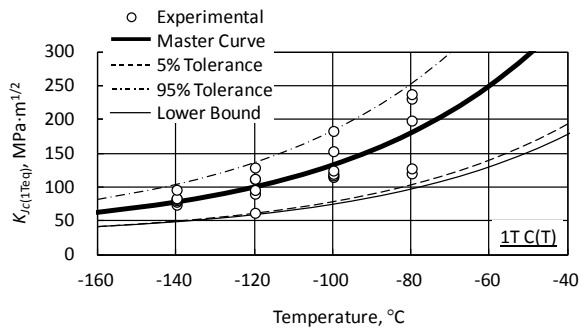
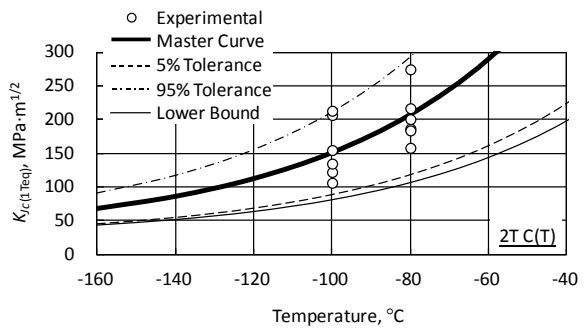
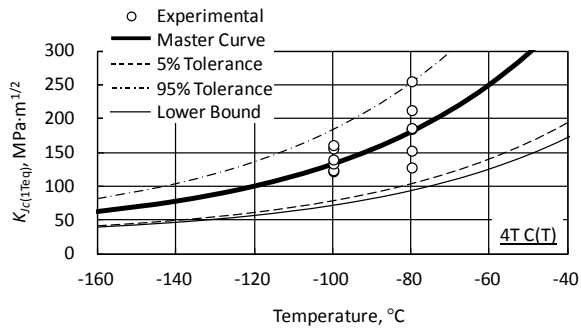
(a) SFVQ1A forging

Figure 2.12 Comparison of Master Curve and test data



(b) SQV2A plate (Heat 1)

Figure 2.12 Comparison of Master Curve and test data (Cont'd)



(c) SQV2A plate (Heat 2)

Figure 2.12 Comparison of Master Curve and test data (Cont'd)

2.4 現行規格基準による下限界曲線との比較

従来わが国では、原子炉压力容器に対する運転期間中の非延性破壊を防止するため、静的破壊靱性 K_{Ic} 、動的破壊靱性 K_{Id} 、およびき裂伝播停止破壊靱性 K_{Ia} の下限包絡線として定義される K_{IR} 曲線が用いられてきた[35]。一方、ASME では非延性破壊防止のための破壊靱性のクライテリオンに対する裕度の見直しが検討され、 K_{IR} 曲線に代えて K_{Ic} 曲線を使用することが認められた[36]。日本電気協会においても K_{IR} 曲線に代えて K_{Ic} 曲線を用いた評価が技術的に妥当であることを確認した上で、現行規格では材料の K_{Ic} を次式により評価することを認めている[37]。

$$K_{Ic} = 36.48 + 22.78 \exp[0.036(T - RT_{NDT})] \quad (2.15)$$

ここで、 RT_{NDT} はシャルピー衝撃試験および落重試験の結果から定められる関連温度である。同式の適用範囲は $T - RT_{NDT}$ が -100°C 以上、 K_{Ic} が $220 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ 以下である。

一方 ASME においては、マスターカーブ法の考え方を部分的に採用した Code Case [38, 39] が定められており、 K_{Ic} が次式により計算できる。

$$\begin{aligned} K_{Ic} &= 36.48 + 22.78 \exp[0.036(T - RT_{T_0})] \\ RT_{T_0} &= T_0 + 19.4^{\circ}\text{C} \end{aligned} \quad (2.16)$$

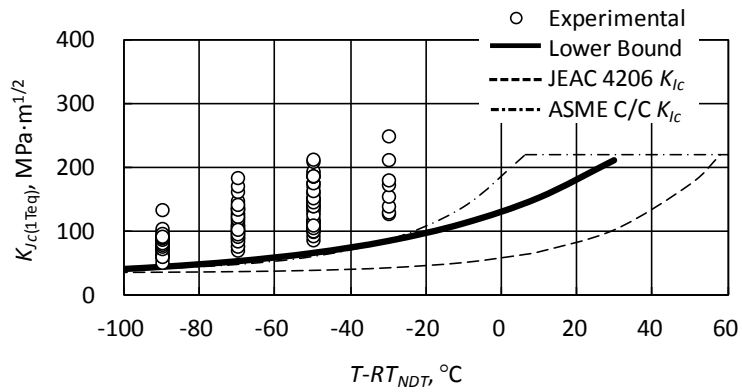
同式は式(2.15)における RT_{NDT} の代わりに参照温度 T_0 から換算した関連温度 RT_{T_0} を用いている点に違いがある。なお、式(2.16)の第二式は原文献においてヤード-ポンド系で表記されている関係式 ($RT_{T_0} = T_0 + 35^{\circ}\text{F}$) を SI 単位系に変換したものである。

本研究で得られた 4T C(T)、2T C(T)、1T C(T)、0.4T C(T)、0.4T SE(B)、および PCCv 試験片の破壊靱性データを一括して、マスターカーブ法に基づく下限界曲線、式(2.15)で与えられる日本電気協会の K_{Ic} 曲線、および式(2.16)で与えられる ASME Code Case の K_{Ic} 曲線と比較して材料ごとに図 2.13 (a)~(c)に示す。図の横軸は温度 T の RT_{NDT} からのオフセット $T - RT_{NDT}$ とした。マスターカーブの下限界曲線を設定する T_0 には標準試験片以上の寸法の全試験片の破壊靱性データを材料ごと一括して複数温度法により定めた値を用いた (表 2.9 参照)。式(2.15)における RT_{NDT} の値には表 2.2 に示した値を用い、式(2.16)の RT_{T_0} の計算は上記の T_0 の値に拠った。

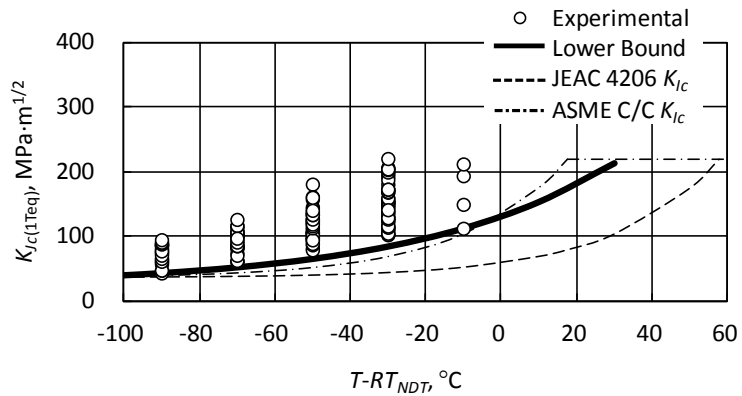
マスターカーブ下限界曲線、2本の K_{Ic} 曲線のいずれもほぼすべての試験データを安全側に包絡できている。詳しく見てみると、SQV2A 鋼(ヒート 2) (図 2.13 (c))で $T - RT_{NDT}$ が -100°C 、 -80°C 、および -40°C のときの各 1 点がマスターカーブ下限界曲線をわずかに下回っており、これらはいずれも 0.4T SE(B)試験片より得られたデータである。しかしながら、マスターカ

ープ下限界曲線は破壊靱性の統計的なばらつきの下限をある信頼限界（破壊靱性に対する5%信頼限界に T_0 の不確定性を考慮）をもって定めたものであり、ここで対象とした全データ364点に対し3点がこれを下回ること不自然ではない。なお、2.3.2項においてマスターカーブ下限界曲線を下回ったとされるデータはこれとは一致していないが、これは、前者では試験片ごとに得られた T_0 を基に下限界曲線を決定したのに対し、後者では標準試験片以上の寸法の全試験片の破壊靱性データを材料ごと一括して複数温度法により定めた T_0 を用いていることの違いによるものである。

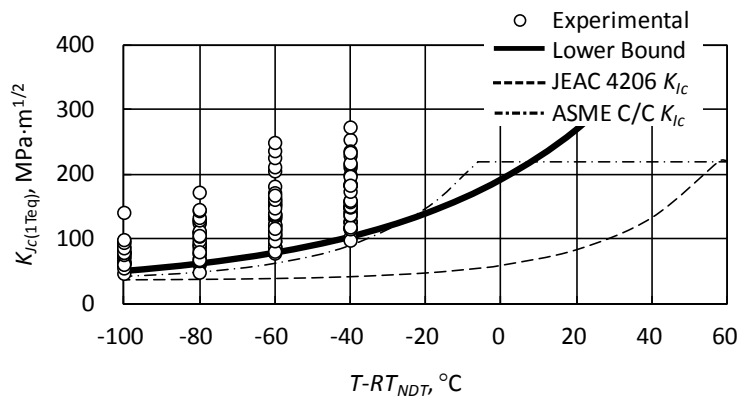
式(2.16)で与えられるASME Code Caseの K_{Ic} 曲線は $T-RT_{NDT}$ が -10°C ないし -30°C 以下の温度領域でマスターカーブ下限界曲線よりやや小さめの、それより高い温度域では大きめの破壊靱性を与えている。しかし、両曲線とも材料の試験データの分布に応じてその位置をシフトしており、同一破壊靱性レベルにおける試験データと曲線との温度差が相対的に小さくなるような調整機能が働いている。一方、式(2.15)で与えられる日本電気協会JEAC4206の K_{Ic} 曲線は他の2曲線に比べはるかに高温側に位置しており、試験データに比べて保守的である。また試験データと曲線との温度差が材料によって異なっており、必ずしも一定の保守性が確保されているとは言えないことが読み取れる。参考までに、 $T_0\pm 50^{\circ}\text{C}$ の範囲において、日本電気協会JEAC 4206の K_{Ic} 曲線に代えてASME Code Caseの K_{Ic} 曲線、あるいはマスターカーブの下限界曲線を使用することによって許容し得る破壊靱性の平均的な増加率を試算してみると、それぞれ63%、44%に上る。このことより、マスターカーブ、あるいは RT_{I0} をベースとした K_{Ic} 曲線を採用することの合理化の余地はきわめて大きいことがわかる。



(a) SFVQ1A forging



(b) SQV2A plate (Heat 1)



(c) SQV2A plate (Heat 2)

Figure 2.13 Comparison of lower bound of Master Curve with present K_{Ic} curves

2.5 結 言

本章では、代表的な国産原子炉圧力容器鋼 3 種を対象として破壊靱性の基礎データを体系的に取得してこれにマスターカーブ法を適用し、異なる寸法・形状の試験片に対するマスターカーブの適用性について考察した。

2.2 節「基礎データの取得」においては、マスターカーブ法の実用上の国際標準である ASTM 基準に則り破壊靱性試験を実施した。我が国の原子炉圧力容器鋼材としての豊富な使用実績を誇る SFVQ1A 鋼 1 ヒート、および SQV2A 鋼 2 ヒートを供試材とし、公称板厚が 4 インチ、2 インチ、1 インチ、0.4 インチである C(T)試験片、公称板厚 0.4 インチの SE(B)試験片、および公称板厚 10 mm のフルサイズ PCCv 試験片を用いて、ASTM 基準 E1921-03 に準拠した破壊靱性試験を計 460 体実施し、破壊靱性基礎データを取得した。これにより、鋼種、試験温度、評価法（単一温度法、複数温度法の違い）、試験片寸法・形状ごとに有効な参照温度を決定することができた。

2.3 節「マスターカーブ法の有用性の検討」においては、参照温度に及ぼす試験温度、評価法、試験片寸法・形状の影響を調べた。参照温度に及ぼす試験温度、評価法、試験片寸法の影響はいずれも小さく、有意な差が認められないことを体系的に初めて明らかにした。また、基礎データを基に破壊靱性の統計分布特性を調べ、同一条件下の破壊靱性が材料や試験片寸法・形状によらずワイブル指数を 4 とするワイブル分布にしたがうことを体系的に初めて確かめた。

最後に 2.4 節「現行規格基準による下限界曲線との比較」においては、取得データに基づき決定されるマスターカーブ下限界曲線を日本電気協会 JEAC4206 の K_{Ic} 曲線および ASME Code Case の K_{Ic} 曲線と比較した。いずれの曲線もほぼすべての基礎データを安全側に包絡できているものの、関連温度に基づく日本電気協会 JEAC4206 の K_{Ic} 曲線は過度に保守的であり、マスターカーブ下限界曲線、あるいは参照温度を間接的に利用する ASME Code Case の K_{Ic} 曲線を採用することによる合理化の余地はきわめて大きいことを見出した。

これらの結果を通じて、国産原子炉圧力容器鋼に対しマスターカーブ法が適用可能であること、かつマスターカーブ法を適用することで同鋼の破壊靱性を適切に評価できることを体系的に明らかにした。参照温度に及ぼす試験温度、評価法、試験片寸法の影響は小さく、マスターカーブ法が評価法としてのロバスト性を備えていることを確認した。一方、異なる材料に対する参照温度の違いは歴然としており、仕様が同じ材料であっても個別に

参照温度を決定することの必要性も併せて見出した。また、一連の破壊靱性の基礎データを基に、破壊靱性のばらつきがワイブル指数 4 のワイブル分布にしたがい、それが材料や試験温度の違いによらず成立することを確認した。このことは、試験片の寸法補正や信頼限界決定の評価式が使えるための前提条件が成立することを意味しており、これによりマスターカーブ法の適用の無謬性が明らかにされたとすることができる。以上の成果を総括して、本章では、国産原子炉圧力容器鋼の破壊靱性の評価に対するマスターカーブ法の有用性を明らかにした。

第 2 章参考文献

- [1] Tomimatsu, M., Kikuchi, M., and Sakai, M., “Fracture Toughness Evaluation on the Master Curve Procedure” *Proceedings of the ASME 1997 Pressure Vessels and Piping Conference*, **353**, pp. 343-349, (1997).
- [2] Higuchi, M., Yamauchi, T., Tanaka, Y., and Iida, K., “Effects of Crack Starter Bead Preparation in Drop-Weight Test on Nil-Ductility Transition Temperature,” *Transactions of the ASME, Journal of Pressure Vessel Technology*, **121**, pp. 196-202, (1999).
- [3] 鬼沢邦雄, 鈴木雅秀, “原子炉圧力容器鋼の破壊靱性評価法に関する検討,” 日本機械学会材料力学部門講演会講演論文集, No. 00-19, pp. 431-432, (2000).
- [4] Yoon, K. K., Hall, J. B., and van der Sluys, W. A., “Japanese Fracture Toughness Data Analysis Using Master Curve Method,” *Proceedings of the 2001 ASME Pressure Vessels and Piping Conference*, **423**, pp. 167-178, (2001).
- [5] Onizawa, K., and Suzuki, M., “Comparison of Transition Temperature Shifts between Static Fracture Toughness and Charpy-V Impact Properties Due to Irradiation and Post-Irradiation Annealing for Japanese A533B-1 Steels,” *ASTM STP 1405*, pp.79-96, (2001).
- [6] 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).
- [7] Onizawa, K., and Suzuki, M., “Correlation between Cleavage Fracture Toughness and Charpy Impact Properties in the Transition Temperature Range of Reactor Pressure Vessel Steels,” *JSME International Journal, Series A*, **47**, pp.479-485, (2004).
- [8] 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,” *Proceedings of the 2005 ASME Pressure Vessels and Piping Conference*, ASME PVP2005-71629, (2005).
- [9] Miura, N., Soneda, N., Arai, T., and Dohi, K., “Applicability of Master Curve Method to Japanese Reactor Pressure Vessel Steels,” *Proceedings of the 2006 ASME Pressure Vessels and Piping Conference*, PVP2006-ICPVT 11-93792, pp. 371-378, (2006).
- [10] Tomimatsu, M., Hirano, T., Asada, S., Saeki, R., Miura, N., Yamashita, N., Yonehara, A., and Saito, I., “Master Curve Approach for Some Japanese Reactor Pressure Vessel Steels,” *Proceedings of the 2008 ASME Pressure Vessels and Piping Conference*, ASME PVP2008-61494, pp. 855-862, (2008).

- [11] ASTM International, “Standard Test Method for Determination of Reference Temperature, T_0 , for Ferritic Steels in the Transition Range,” ASTM E1921-03, (2003).
- [12] 日本工業規格, “圧力容器用調質型合金鋼鍛鋼品,” JIS G 3204: 2008, (2008).
- [13] 日本工業規格, “圧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: 2009, (2009).
- [14] 日本工業規格, “鉄鋼材料及び耐熱合金の高温引張試験方法,” JIS G0567: 1998, (1998).
- [15] 日本工業規格, “金属材料引張試験片,” JIS Z2201: 1998, (1998).
- [16] 日本工業規格, “金属材料引張試験方法,” JIS Z2241: 1998, (1998).
- [17] 日本工業規格, “金属材料の高温ヤング率試験方法,” JIS Z2280: 1993, (1993).
- [18] International Atomic Energy Agency, “Application of Surveillance Programme Results to Reactor Pressure Vessel Integrity Assessment,” IAEA-TECDOC-1435, (2006).
- [19] Sokolov, M. A., and Nanstad, R. K., “On Impact Testing of Subsize Charpy V-Notch Type specimens,” *ASTM STP 1270*, pp. 384-414, (1996).
- [20] ASTM International, “Standard Test Method for Determination of Reference Temperature, T_0 , for Ferritic Steels in the Transition Range,” ASTM E1921-13, (2013).
- [21] Hall, J. B., and Yoon, K. K., “Quasi-Static Loading Rate Effect on the Master Curve Reference Temperature of Ferritic Steels and Implications,” *Proceedings of the 2003 ASME Pressure Vessels and Piping Conference*, **461**, PVP2003-1983, pp. 9-14, (2003).
- [22] Joyce, J. A., Tregoning, R. L., and Roe, C., “On Setting Testing Rate Limitations for the Master Curve Reference Temperature T_0 of ASTM E1921,” *Journal of Testing and Evaluation*, **34**, JTE14108, (2006).
- [23] ASTM International, “Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness,” ASTM E1820-01, (2001).
- [24] 日本金属学会強度委員会編, “金属材料の強度と破壊,” 丸善, (1968).
- [25] Tetelman, A. S., and McEvily, Jr. A. J., 宮本 博訳, “構造材料の強度と破壊 2 -破壊各論-,” 培風館, (1974).
- [26] 日本鉄鋼協会編, “第3版 鉄鋼便覧 I 基礎,” 丸善, (1980).
- [27] Banta, H. M., Frazier, R. H., and Lorig, C. H., “Some Metallurgical Aspects of Ship Steel Quality,” *The Welding Journal*, **39**, No. 2, pp. 79s-90s, (1951).
- [28] 阿部隆志, 大橋建夫, 高橋和見, 川本英之, “鋼の破壊靱性に及ぼす不純物元素の影響,” *鉄と鋼*, **70(13)**, S1434, p. 382, (1984).
- [29] Wallin, K., “The Scatter in K_{Ic} Results,” *Engineering Fracture Mechanics*, **19**, pp. 1085-1093, (1984).

- [30] Wallin, K., “Statistical Modeling of Fracture in the Ductile to Brittle Transition Region,” Defect Assessment in Components - Fundamentals and Applications,” *ESIS/EF9*, Blauel, J. B. and Schwalbe, K. H., Eds., pp. 415-445, (1991).
- [31] Wallin, K., “Fracture Toughness Transition Curve Shape for Ferritic Structural Steels,” *Fracture of Engineering Materials and Structures*, Teoh, S. T., and Lee, K. H., Eds., Elsevier Applied Science, pp. 83-88, (1991).
- [32] 田中道七, 酒井達雄, “3 母数ワイブル分布の母数推定について (疲労寿命分布の母数推定に関連して) ,” *材料*, **28**, pp. 13-19, (1979).
- [33] 石岡恒憲, 野中保雄, “3 母数 Weibull 分布の修正最尤推定,” *品質*, **21**, pp. 330-337, (1991).
- [34] International Electrotechnical Commission, “International Standard, Goodness-of-fit Tests, Confidence Intervals and Lower Confidence Limits for Weibull Distribution Data,” IEC 61649, (1997).
- [35] (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,” JEAC 4206-2000, (2000).
- [36] American Society of Mechanical Engineers, “Boiler and Pressure Vessel Code Section XI, Rules for Inservice Inspection of Nuclear Power Plant Component, Appendix G, Fracture Toughness Criteria for Protection Against Nonductile Failure,” (2001).
- [37] (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,” JEAC 4206-2006, (2006).
- [38] American Society of Mechanical Engineers, “Use of Fracture Toughness Test Data to Establish Reference Temperature for Pressure Retaining Materials Section XI, Division 1,” ASME Code Case N-629, (1999).
- [39] 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).

第3章 破壊靱性下限界曲線の合理的設定方法の提案

3.1 下限界曲線の必要性と意義

第2章「国産原子炉圧力容器鋼に対するマスターカーブ法の有用性の検討」において、代表的な国産原子炉圧力容器鋼である SFVQ1A 鋼および SQV2A 鋼を対象に、試験温度、評価法、試験片寸法・形状をパラメータとした体系的な破壊靱性試験を行い、厚さ 0.4 インチ (10 mm) 以上の大きさの試験片を用いればマスターカーブ法が適用可能であること、またマスターカーブデータに基づき K_{Ic} 曲線を定めることにより、破壊靱性を保守的に評価できることを明らかにした。

マスターカーブ法を実機圧力容器鋼の破壊靱性評価へ適用しようとするとき、得られたマスターカーブをベースとして従来の K_{Ic} 曲線に代わる破壊靱性の下限界曲線をいかに設定するかという問題を考える必要がある。2.2.3 項「試験結果」に記したように、現行の ASTM 基準[1]では、試験温度の参照温度からの偏差に応じて最低限必要とされる試験データ数を6点ないし8点に定め、その要件を満たした上で下限界曲線を設定する方法を規定している。このことに関連して、試験データ数と統計分布特性の推定精度に相関があることは自明であって、試験データ数が多いほど破壊靱性の分布特性を精度よく推定できるのは当然のことであるが、より合理的な評価を目指すのであれば、このような定性的な理解に留まらず、試験データ数と信頼性との関係を定量的に把握しておくことが望まれる。また、実機の監視試験片の利用を考えると、現行基準で要求される上記の試験データ数を必ずしも確保できない事態も想定しておく必要がある。このような場合にあって、その分の不確定性を理論的に考慮した破壊靱性下限界曲線を設定することができたとすれば、その効用は大きい。しかし、そのような可能性について検討がなされた事例はこれまでに報告されていない。

本章では、ある統計分布特性を有する破壊靱性の母集団からサンプリングを行って破壊靱性値を推定するとの観点からマスターカーブ法を捉え直し、破壊靱性データの多寡に応じた不確定性を考慮して破壊靱性の下限界曲線を設定する方法について、現行基準の下限界の設定方法を理論的に拡張した手法を提案することを試みる。以下、3.2節「試験結果のばらつきに関する考察」においては、第2章「国産原子炉圧力容器鋼に対するマスターカーブ法の有用性の検討」で取得された基礎データを基に、破壊靱性と参照温度のばらつき、および両者の関係について考察を行う。3.3節「マスターカーブの信頼性に関する理論的検討」においては、破壊靱性ならびに参照温度の信頼性を記述する基本式を理論的に導出する。最後に3.4節「下限界曲線の合理的設定方法の提案」においては、検討結果を踏まえて下限界曲線を合理的に設定するための方法を新たに提案する。

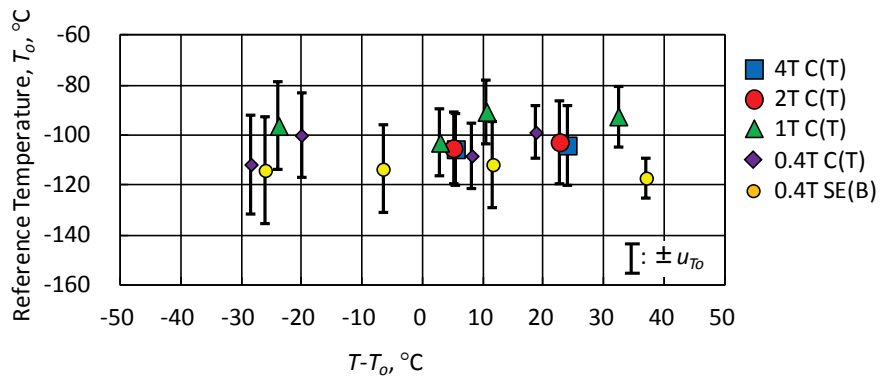
3.2 試験結果のばらつきに関する考察

3.2.1 マスターカーブの形状の妥当性

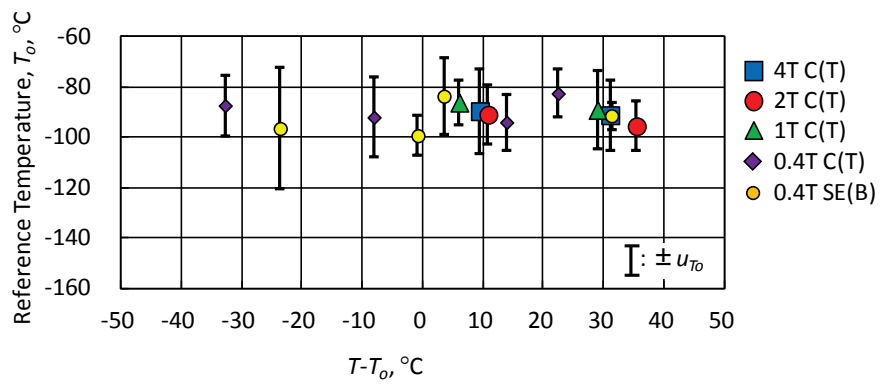
マスターカーブ破壊靱性評価法の大きな特長は、体心立方結晶構造をもつフェライト鋼では破壊靱性の中間値 $K_{Jc(\text{med})}$ と温度の参照温度からの偏差 $T-T_0$ との関係が鋼材によらず一定の曲線、すなわちマスターカーブによって表現されるとする点にある。これにより、材料およびその由来（化学組成、熱処理条件、機械的特性、中性子照射条件など）が破壊靱性に及ぼす影響を個別に考慮する必要はなくなり、遷移温度域の破壊靱性についてはすべて T_0 なる唯一の指標を通じて考えれば事足りる。このことを逆の立場から眺めてみると、マスターカーブが有効であるためには、その曲線形状（温度依存性）が材料によらず不変であることが必要とされると言える。

この要件が満足されているかどうかを確認するため、 T_0 の T に対する依存性を T_0 の $T-T_0$ に対する依存性として整理し直し、その結果を材料ごとに図 3.1 (a)~(c)に示した。マスターカーブが T によらずユニバーサルに決定されるものであれば、図中のプロットデータは水平に分布し、それから乖離する傾向があれば、式(1.15)で規定されたマスターカーブの形状と異なる破壊靱性の分布になるものと理解される。図によれば、若干のばらつきはあるものの、すべてのデータは材料ごとにほぼ同一の水平のバンド内に収まっており、 $T-T_0$ に対する有意な依存性は見られない。このことから、式(1.15)で与えられる現行のマスターカーブの形状は、本研究で対象とした国産原子炉压力容器鋼に対し定性的には妥当なものであると判断される。

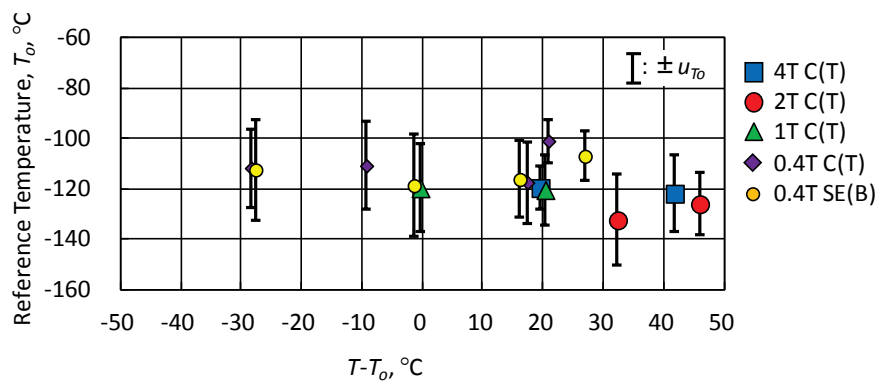
参考のため、 T_0 の標準偏差 u_{T_0} に対し $\pm u_{T_0}$ のエラーバーを図に併せて示した。 u_{T_0} は概ね 10°C から 20°C の範囲にあり、個々の T_0 に対するばらつきのレベルは試験温度や試験片寸法・形状の違いによる T_0 (正確にはその推定値) のばらつきのレベルをほぼ包絡している。すなわち、本試験で得られた T_0 を母集団から抽出した標本をもとにした推定値であると考えれば、そのばらつきの程度は妥当な範囲に収まっていると言える。なお、 u_{T_0} の意味とその導出方法については次項以降に述べる。



(a) SFVQ1A forging



(b) SQV2A plate (Heat 1)



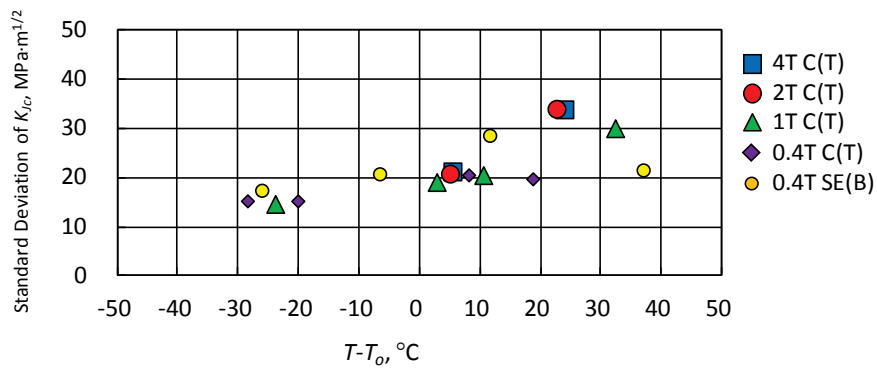
(c) SQV2A plate (Heat 2)

Figure 3.1 Effect of $T-T_o$ on reference temperature, T_o

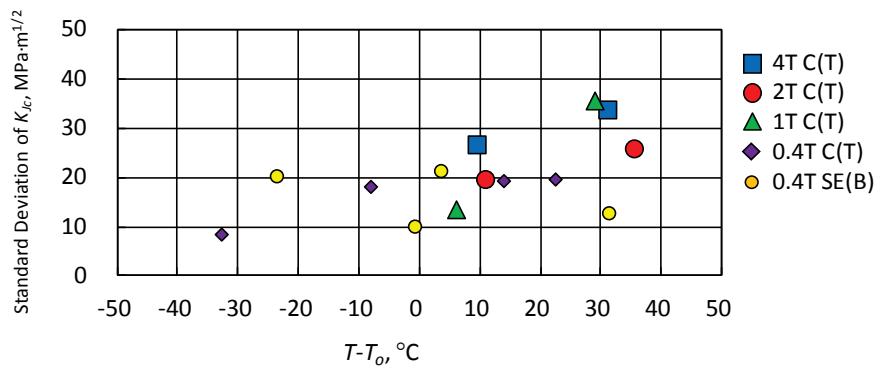
3.2.2 破壊靱性のばらつき

同一温度条件下における K_{Jc} の試験データを母集団の標本と見なしてその不偏分散 $u_{K_{Jc}}^2$ を求め、その平方根をとって求めた見かけの標準偏差 $u_{K_{Jc}}$ を $T-T_o$ で整理した結果を材料ごとに図 3.2 (a)~(c)に示す。 K_{Jc} がその上限を超えるデータについては $u_{K_{Jc}}$ を安全側に評価するために除外してある。いずれの材料についても $u_{K_{Jc}}$ と $T-T_o$ の間には弱い正の相関が見られ、その傾向は試験片寸法や形状によらない。このことは、 $T-T_o$ が大きくなるにつれて K_{Jc} の平均的なレベルが上がることに対応しており、したがって K_{Jc} の変動係数（標準偏差の平均に対する割合）を考えた場合には試験温度の影響はより小さくなる。

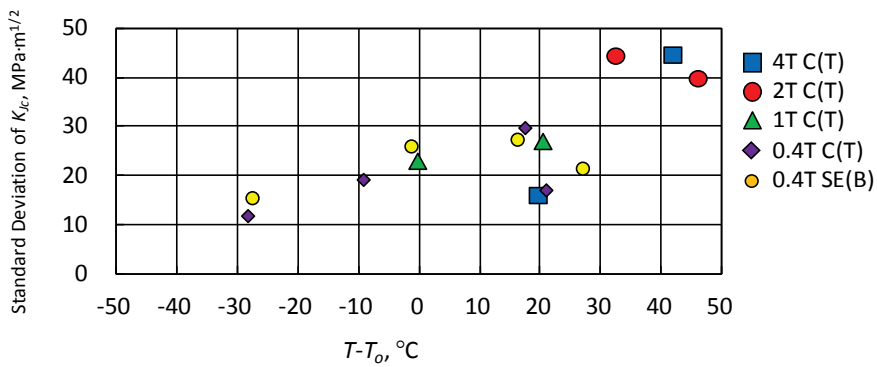
ちなみに、 K_{Jc} の母集団が指数パラメータ $b (=4)$ 、尺度パラメータ K_o 、位置パラメータ $K_{min} (=20 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2})$ なるワイブル分布にしたがうとき、 $K_{Jc}-K_{min}$ の母平均を $\mu_{K_{Jc}}$ とすれば、 $\mu_{K_{Jc}}-u_{K_{Jc}}$ 、 $\mu_{K_{Jc}}$ 、および $\mu_{K_{Jc}}+u_{K_{Jc}}$ に対する累積破損確率は K_o の値によらずそれぞれ 16.5%、49.1%、83.7%になる。 $\mu_{K_{Jc}}$ に対する累積破損確率が 49.1%であるということは、 $\mu_{K_{Jc}}$ が（累積破損確率 50%に相当する） $K_{Jc(\text{med})}$ に近いことを意味している。



(a) SFVQ1A forging



(b) SQV2A plate (Heat 1)



(c) SQV2A plate (Heat 2)

Figure 3.2 Apparent standard deviation of K_{Jc} , $u_{K_{Jc}}$

3.2.3 参照温度のばらつき

T_o の見かけの標準偏差 u_{T_o} を $T-T_o$ で整理した結果を材料ごとに図 3.3 (a)~(c) に示す。前項で求めた $u_{K_{Jc}}^2$ より誤差の伝播法則にしたがい、

$$u_{T_o}^2 = (\partial T_o / \partial K_{Jc})^2 u_{K_{Jc}}^2 \quad (3.1)$$

により得られる $u_{T_o}^2$ の平方根をとって u_{T_o} を評価した。同式右辺の偏微分は式(1.13)の $K_{Jc(\text{med})}$ を K_{Jc} に置き換えて導かれる、

$$\partial T_o / \partial K_{Jc} = -\frac{1}{0.019(K_{Jc} - 30)} \quad (3.2)$$

により計算することができる。 $\partial T_o / \partial K_{Jc}$ の絶対値は見かけ上 K_{Jc} のばらつきを T_o のばらつきに置き換える際の増倍係数に相当し、その値は K_{Jc} のみによって決まる。たとえば K_{Jc} が $58 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ (マスターカーブ上で $T = T_o - 50^\circ\text{C}$ に対応)、 $100 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ (マスターカーブ上で $T = T_o$ に対応)、 $212 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ (マスターカーブ上で $T = T_o + 50^\circ\text{C}$ に対応) のときに $\partial T_o / \partial K_{Jc}$ はそれぞれ 1.94、0.75、0.29 となる。

式(3.2)の導出に用いた式(1.13)は T_o と破壊靱性の中間値 $K_{Jc(\text{med})}$ との関係を与えるものである。誤差の伝播を考える場合には本来 T_o と破壊靱性の平均値 $\mu_{K_{Jc}}$ との関係に基づくべきであるが、 K_{Jc} の母集団が指数パラメータ b ($=4$)、位置パラメータ K_{min} ($=20 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$) なるワイブル分布にしたがうときには、両者の比に関して式(1.12)および後述する式(3.6)とから、

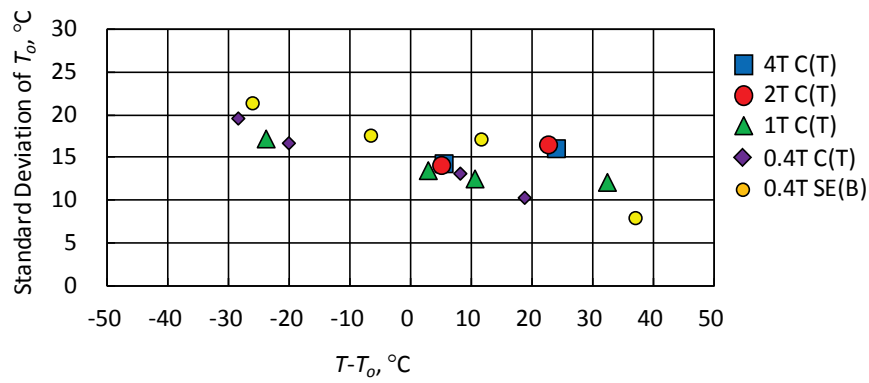
$$\frac{K_{Jc(\text{med})} - K_{min}}{\mu_{K_{Jc}}} = \frac{[\ln(2)]^{1/4}}{\Gamma(1/b + 1)} = \frac{0.912}{0.906} = 1.01 \quad (3.3)$$

なる関係が恒等的に成り立つので、式(3.2)において $K_{Jc(\text{med})}$ を K_{Jc} に置き換えることは近似的に問題ないと考えてよい。ここで、 $\Gamma()$ はガンマ関数である。

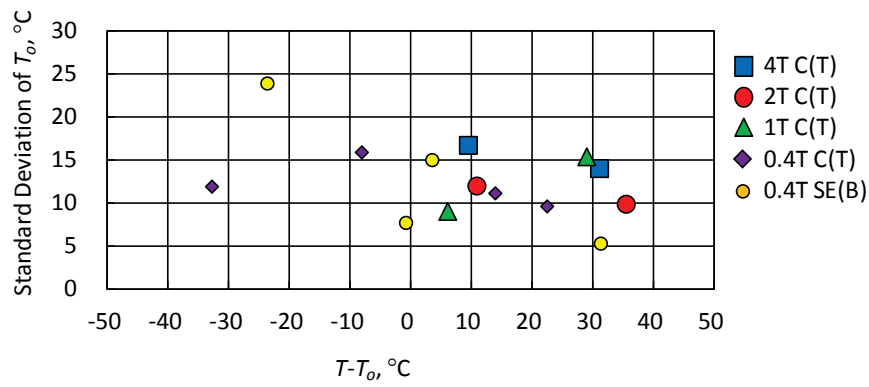
図 3.3 によれば、 $u_{K_{Jc}}$ とは逆に $T-T_o$ が大きいほど u_{T_o} は減少する傾向にある。これは、 $T-T_o$ が大きくなるにつれてマスターカーブの勾配が大きくなり、 K_{Jc} の同一のばらつきに対する T_o のばらつきが小さくなることが理由である。このことは、有効な試験温度の範囲 ($T_o \pm 50^\circ\text{C}$) 内において、試験温度を高くするほど信頼区間の狭い T_o の推定が可能となることを示唆している。ただし、試験温度がある程度以上高い場合には限界を超える破壊靱性データが頻出するようになり、その傾向は特に小型の (初期リガメント長さ b_0 の小さい) 試験片で顕著になる。限界を超えた破壊靱性値を **Censored data** として扱うことは T_o それ自体を高めに (保守的に) 推定することになるので注意が必要である。

なお、一般に不偏分散は母集団の分散の最良推定値を与えるが、不偏分散の平方根は母

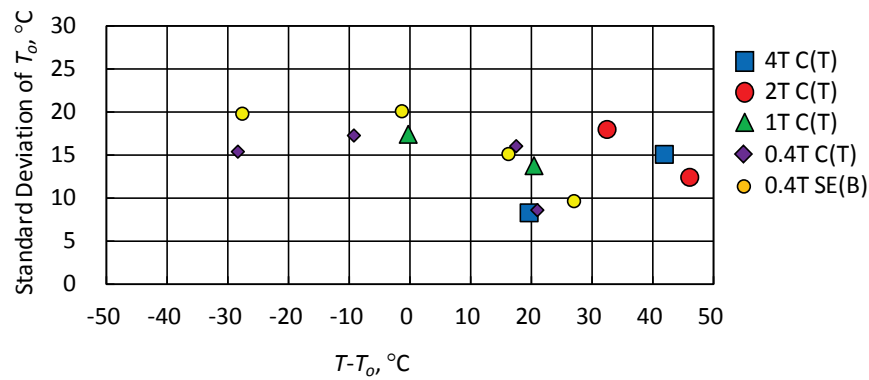
集団の標準偏差の最良推定値とは異なり、特に標本数が少ない場合には後者が前者よりやや大きくなることが知られている[2]。したがって、ここで導いた“見かけの標準偏差” u_{K_j} および u_{T_o} もまた K_j あるいは T_o の標準偏差の最良推定値ではなく、あくまでもそれらの近似的な目安に過ぎないということに留意する必要がある。



(a) SFVQ1A forging



(b) SQV2A plate (Heat 1)



(c) SQV2A plate (Heat 2)

Figure 3.3 Apparent standard deviation of T_o , u_{T_o}

3.3 マスターカーブの信頼性に関する理論的検討

3.3.1 破壊靱性の分布特性

遷移温度域における K_{Jc} の母集団については、これが3母数のワイブル分布にしたがうとするモデルが試験結果によく適合することが確かめられている。ワイブル分布の確率密度関数 $f(K_{Jc})$ および累積破損確率 p_f はそれぞれ次式で表される。

$$f(K_{Jc}) = \frac{b}{K_o - K_{min}} \left(\frac{K_{Jc} - K_{min}}{K_o - K_{min}} \right)^{b-1} \exp \left[- \left(\frac{K_{Jc} - K_{min}}{K_o - K_{min}} \right)^b \right] \quad (3.4)$$

$$p_f = 1 - \exp \left[- \left(\frac{K_{Jc} - K_{min}}{K_o - K_{min}} \right)^b \right] \quad (3.5)$$

b 、 K_o 、および K_{min} はそれぞれワイブル分布の指数パラメータ、尺度パラメータ、および位置パラメータである。ワイブル分布を規定するこれら3個のパラメータのうち、 $b=4$ 、 $K_{min} = 20 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ とすることが鋼種によらず妥当であることは既往研究で得られた膨大な破壊靱性データをもとに確認されている[3]。また、国産原子炉圧力容器鋼の K_{Jc} データに対しても、ワイブル分布への当てはめが適正であることは2.3.2項「破壊靱性の統計分布特性」で検証したとおりである。

p_f が式(3.5)で与えられる母集団に対し、 $K_{Jc}-K_{min}$ の母平均 $\mu_{K_{Jc}}$ および母分散 $\sigma_{K_{Jc}}^2$ はそれぞれ、

$$\mu_{K_{Jc}} = (K_o - K_{min}) \Gamma(1/b + 1) = 0.906(K_o - 20) \quad (3.6)$$

$$\sigma_{K_{Jc}}^2 = (K_o - K_{min})^2 \left[\Gamma(2/b + 1) - \Gamma^2(1/b + 1) \right] = 0.0647(K_o - 20)^2 \quad (3.7)$$

により与えられる。 $K_{Jc(\text{med})}$ と K_o との関係は式(1.12)に示したとおりであり、これと式(3.7)とから $\sigma_{K_{Jc}}$ と $K_{Jc(\text{med})}$ との関係を導くと、

$$\sigma_{K_{Jc}} = 0.278 \left(K_{Jc(\text{med})} - 20 \right) \quad (3.8)$$

が得られ、ASTM 基準[1]にある K_{Jc} の標準偏差の評価式に一致する。

b および K_{min} を固定したときの確率密度関数、累積破損確率の分布をそれぞれ図3.4、3.5に示す。参考のため図には同一の母平均、母分散を有する正規分布の確率密度関数、累積破損確率を併せて示しているが、両者はほとんど重なっている。ワイブル分布はその指数パラメータ b の値に応じて指数分布や正規分布に近似できることが知られており[4]、少なくとも b を4とするワイブル分布は正規分布にきわめて近いことが見てとれる。たとえば、ワイブル分布において $\mu_{K_{Jc}} - \sigma_{K_{Jc}}$ 、 $\mu_{K_{Jc}}$ 、および $\mu_{K_{Jc}} + \sigma_{K_{Jc}}$ に対する累積破損確率は K_o の値によ

らずそれぞれ 16.5%、49.1%、83.7%になり、一方正規分布ではそれぞれ 15.9%、50.0%、84.1%になる。したがって、本来ワイブル分布にしたがうとすべき破壊靱性の分布を正規分布に置き換えることとすれば、厳密に理論的な妥当性は失われるにしろ、解析的な取り扱いが容易になり、参照温度の統計分布特性を大まかに推定するには有用であると言えよう。

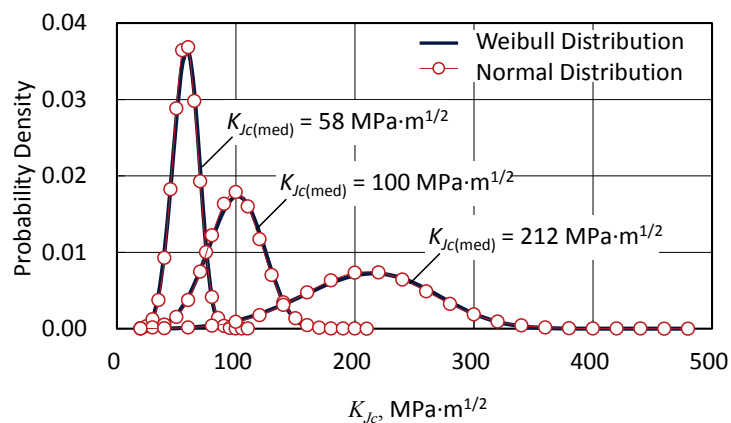


Figure 3.4 Probability density function of Weibull distribution

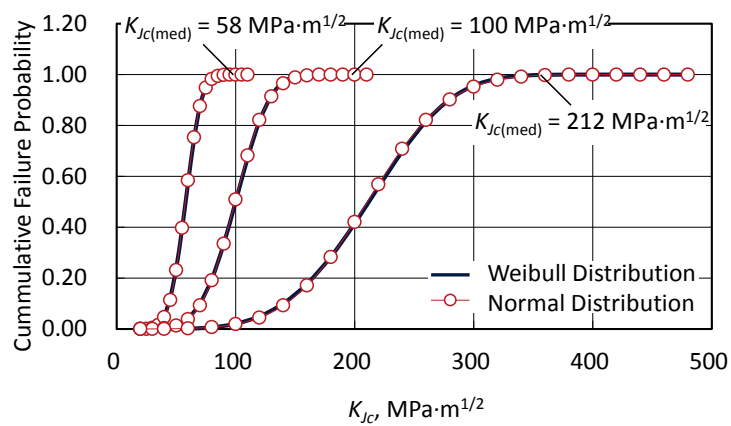


Figure 3.5 Cumulative failure probability of Weibull distribution

3.3.2 破壊靱性の下側信頼限界

現行規定における下側信頼限界 累積破損確率 p_f が式(3.5)で与えられるとき、ある p_f に対応する K_{Jc} の下側信頼限界 $K_{Jc(p_f)}$ は次式で与えられる。

$$K_{Jc(p_f)} - K_{min} = (K_o - K_{min}) \left[-\ln(1 - p_f) \right]^{1/b} \quad (3.9)$$

同式は式(3.5)において K_{Jc} を $K_{Jc(p_f)}$ に置き換えて整理したもので、母集団に対し破壊靱性 K_{Jc} が $K_{Jc(p_f)}$ 以下であるようなデータの全データに対する割合が p_f であることを意味している。ASTM 基準[1]においては累積破損確率 5%に相当する下側信頼限界として式(1.17)を与えているが、同式は式(3.9)の形式に書き改めることができ、

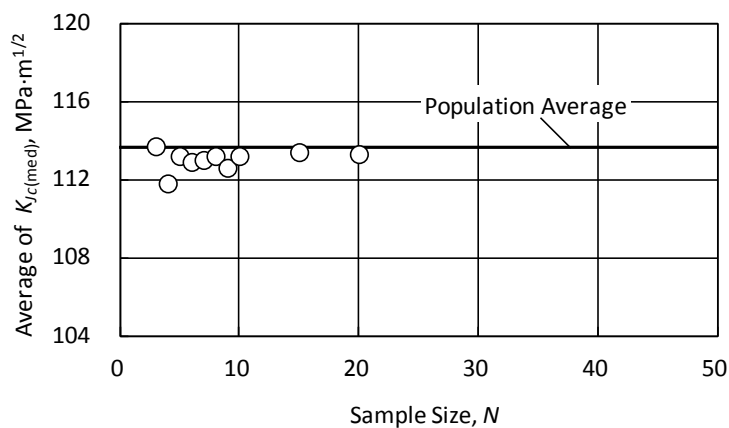
$$K_{Jc(0.05)} - K_{min} = (K_o - K_{min}) \left[-\ln(1 - 0.05) \right]^{1/4} = 0.476(K_o - K_{min}) \quad (3.10)$$

となる。

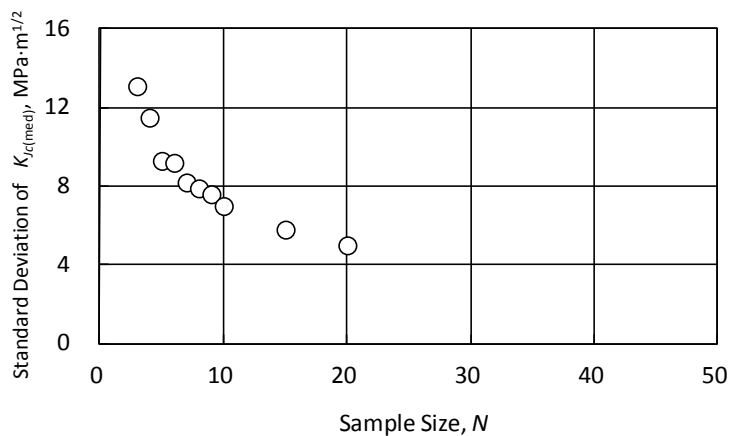
参照温度の決定のために必要なデータ数の検討事例として、Sluys and Miglin [5]は同一温度条件で得られた 50 点の K_{Jc} データから N 個のサンプルをランダムに抽出することを 100 回繰り返して得られる $K_{Jc(\text{med})}$ の平均および標準偏差をモンテカルロ法により計算している。 N をパラメータとしたときの $K_{Jc(\text{med})}$ の平均および標準偏差の推移をそれぞれ図 3.6 (a)および(b)に示す。 $K_{Jc(\text{med})}$ の平均の推定値は N にあまり依存しないのに対し、標準偏差の推定値は N の増加とともに低下している。その低下傾向はサンプルサイズが 6 の時点を境に鈍化しているとして、これより多くのサンプルを抽出しても信頼性の向上に対する効果が小さいとの判断から、ASTM 基準[1]において基準とするサンプルサイズを 6 とすることが妥当であるとしている[6]。図 3.6 (a)を見る限りにおいては、 $N=6$ の点で $K_{Jc(\text{med})}$ の標準偏差のサンプルサイズ依存性の度合いが変わっているように見えなくもないが、関係曲線上で変曲点が現れること、そしてその位置が $N=6$ であることについて合理的な説明を付けることには無理があると言わざるを得ない。

マスターカーブ破壊靱性評価法により破壊靱性 K_{Jc} を求めることは、 K_{Jc} の母集団からある大きさ（データ数）のサンプルを抽出し、その中間値 $K_{Jc(\text{med})}$ を推定するという問題に帰着される。推定される $K_{Jc(\text{med})}$ には不確かさを伴うので、推定条件に応じたその不確かさを補ってやる必要がある。とくに、 $K_{Jc(\text{med})}$ の不確かさはその決定に用いたデータ数に依存することから、両者の関連を正しく把握した上で信頼限界を妥当な方法で定めなければならない。ASTM 基準[1]に与えられている式(1.17)あるいはそれと等価な式(3.10)に基づく下側信頼限界は、母集団の統計分布特性が既知であることを前提としており、このことはつまりサンプルサイズが無限大（あるいは十分に大きいと見なせる）ときに限り正しい方法で

あることを意味している。有限のサンプルから母集団の母数を推定する場合には、推定値の不確かさを考慮して下側信頼限界を定めなければならないのであるが、現行の ASTM 基準においては不確かさを考慮して「推定」を行うことへの認識が明示されていない。この課題を解決すべく、サンプルサイズの影響を陽に考慮した下側信頼限界の設定方法について以下に提案する。



(a) Estimator of average of $K_{Jc(med)}$



(b) Estimator of standard deviation of $K_{Jc(med)}$

Figure 3.6 Effect of sample size, N , on estimators of $K_{Jc(med)}$ [5]

下側信頼限界の新たな提案 ワイブル分布にしたがう K_{Jc} の母集団において、指数パラメータ $b = 4$ 、位置パラメータ $K_{min} = 20 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ は既知であるとし、尺度パラメータ K_o をサンプル抽出の結果から推定することを考える。抽出されるサンプルはすべて valid であるとする。同一試験条件で N 個の試験を行ったとき、 $K_o - K_{min}$ の推定値 $\hat{K}_o - K_{min}$ は式(1.11)より求められる。いま、 $K_{Jc} - K_{min}$ の累積破損確率 p_f に対する下側信頼限界 $K_{Jc(p_f)} - K_{min}$ を次式、

$$K_{Jc(p_f)} - K_{min} = k \left(\hat{K}_o - K_{min} \right) \quad (3.11)$$

の形に、すなわち $K_o - K_{min}$ の推定値 $\hat{K}_o - K_{min}$ に低減係数 k を乗じて下側信頼限界を与えることができるものとする。式(3.9)との関係から、有意水準 α のもとで変数 k の満たすべき条件は、

$$Pr \left(k \left(\hat{K}_o - K_{min} \right) > (K_o - K_{min}) \left[-\ln(1 - p_f) \right]^{1/b} \right) = \alpha \quad (3.12)$$

となる。ここで、 $Pr()$ は括弧内の条件が満足される確率を表し、括弧内の不等式の左辺は $K_o - K_{min}$ の推定値 $\hat{K}_o - K_{min}$ に k を乗じた確率変数、右辺は確率密度分布の上側確率が α となる点である。このときの母集団 $K_{Jc} - K_{min}$ および標本 $k(\hat{K}_o - K_{min})$ の確率密度分布、 $K_o - K_{min}$ 、および $(K_o - K_{min}) [-\ln(1 - p_f)]^{1/b}$ の関係を模式的に示すと図 3.7 のようになる。母集団の確率密度分布 $K_{Jc} - K_{min}$ に対し $K_o - K_{min}$ が累積破損確率 63% を与え、これを $[-\ln(1 - p_f)]^{1/b}$ 倍した $(K_o - K_{min}) [-\ln(1 - p_f)]^{1/b}$ が累積破損確率 p_f に対応する。一方、標本 $k(\hat{K}_o - K_{min})$ の確率密度分布に対し $(K_o - K_{min}) [-\ln(1 - p_f)]^{1/b}$ は上側確率 α に対応する。式(3.12)を書き換えると、

$$Pr \left(2N \left(\frac{\hat{K}_o - K_{min}}{K_o - K_{min}} \right)^b > -\frac{2N \ln(1 - p_f)}{k^b} \right) = \alpha \quad (3.13)$$

ここで、左辺括弧内の不等式左辺にある変数 $2N \left[\left(\hat{K}_o - K_{min} \right) / \left(K_o - K_{min} \right) \right]^b$ は自由度 $2N$ の χ^2 分布にしたがう [7] ことから、この分布の上側確率 α に対する点を $\chi_\alpha^2(2N)$ とすれば、式(3.13)は、

$$\chi_\alpha^2(2N) = -\frac{2N \ln(1 - p_f)}{k^b} \quad (3.14)$$

と簡単にすることができ、したがって、

$$k = \left[\frac{-2N \ln(1 - p_f)}{\chi_\alpha^2(2N)} \right]^{1/b} \quad (3.15)$$

なる関係が得られる。この式がサンプルサイズ N 、累積破損確率 p_f 、および有意水準 α のと

きの $K_{Jc}-K_{min}$ の下側信頼限界を定める低減係数 k を与える一般式であって、これによって N 、 p_f 、および α を任意に変えたときの k の値を陽に求めることができることになる。

p_f を 0.01 および 0.05、 α を 0.01 および 0.05 としたとき、 N の変化に伴う k の推移を図 3.8 に示す。 p_f および α が一定の場合、 N が大きくなるほど ($\hat{K}_o - K_{min}$) の確からしさが増加することにより k は大きくなっていて、下側信頼限界が上昇する。その度合いは片対数グラフ上で直線に近く、 N が一定数倍になれば k が一定量大きくなるといった関係が見られる。また、同一の N に対して p_f が大きくなるほど、また α が大きくなるほど k も大きくなる。ただしその寄与度には違いがあり、 α の変動に比べ p_f の変動の方が k に及ぼす影響は大きい。図中の破線は現行の ASME 基準[1]の規定に基づき $p_f = 0.05$ として計算される k を示すが、その値は式 (3.10) の最右辺の係数 0.476 に等しい。 χ^2 分布の特徴から、式 (3.15) において N が無限大に近づくとき $\chi^2_{\alpha}(2N)$ は $2N$ に漸近し、 k は $[-\ln(1-p_f)]^{1/b}$ 、すなわち式 (3.9) の右辺の係数に漸近する。このことから、ASTM 基準における式 (3.9) は式 (3.15) において N を無限大とした場合の特別な場合に相当していることがわかる。図からも明らかのように、ASTM 基準に対する k は有限のサンプルを考えた場合のそれに比べて大きく、このことは ASTM 基準における下側信頼限界の設定 (式 (1.17) で与えられる 5% 信頼限界) はそれ単独で考えた場合には非保守的であることを意味しているのである¹。

以上の考察をもとに、サンプルサイズおよび有意水準を考慮したマスターカーブの下側信頼限界を式 (1.16) の形式に倣って次式のとおり提案する。

$$K_{Jc(p_f)} = 20 + k \left\{ 11 + 77 \exp \left[0.019 (T - T_o) \right] \right\} \quad (3.16)$$

式中の k は式 (3.15) による。同式で与えられる下側信頼限界について、影響因子をパラメータとして ASTM 基準のそれと比べた結果を図 3.9 (a)~(c) に示す。図 3.9 (a) ではサンプルサイズ N を 3、4、6、10、および 20 に、図 3.9 (b) では累積破損確率 p_f を 0.01、0.02、0.03、0.05、および 0.1 に、図 3.9 (c) では有意水準 α を 0.01、0.02、0.03、0.05、および 0.1 にそれぞれ変えて、それ以外の影響因子は固定したときの下側信頼限界を示した。ここに示したいずれの下側信頼限界曲線とも ASTM 基準の 5% 信頼限界を下回っている。もちろんこれは影響因子の値をどう設定するかに依存し、図 3.8 に示した k の特性から考えると、 p_f が 0.05 を超え、 N がある程度以上大きい場合には提案式 (3.16) による下側信頼限界曲線は ASTM 基準の 5% 信頼限界を上回ることはあり得る。図 3.9 (a) において $p_f = 0.05$ 、 $\alpha = 0.05$ のとき、サンプル

¹ この非保守性は T_o の下限界を決める過程において安全側に包絡されているとみることもできるが、式 (1.19) で与えられる ΔT_o によるシフトは T_o のばらつきを考慮するためのものであり、厳密に言えば主旨が異なるものである。

サイズ N が 3、4、6、10、および 20 と変わるのにつれて k は 0.395、0.403、0.414、0.425、0.438 と漸増し、ASTM 基準の 5%信頼限界 ($k = 0.476$ に相当) に対する割合はそれぞれ 83%、85%、87%、89%、92%であり、その差は有意なものである。下側信頼限界曲線を与える提案式(3.16)を用いることによって初めて、このような影響を理論的かつ簡便に評価できることが可能となった。なお、提案式それ自体は下側信頼限界曲線を任意の条件の下で設定し得るものであるが、実機評価に向けて合理的な下限界曲線を規定する条件をいかに定めるべきかについては、3.4 節「下限界曲線の合理的設定方法の提案」において議論する。

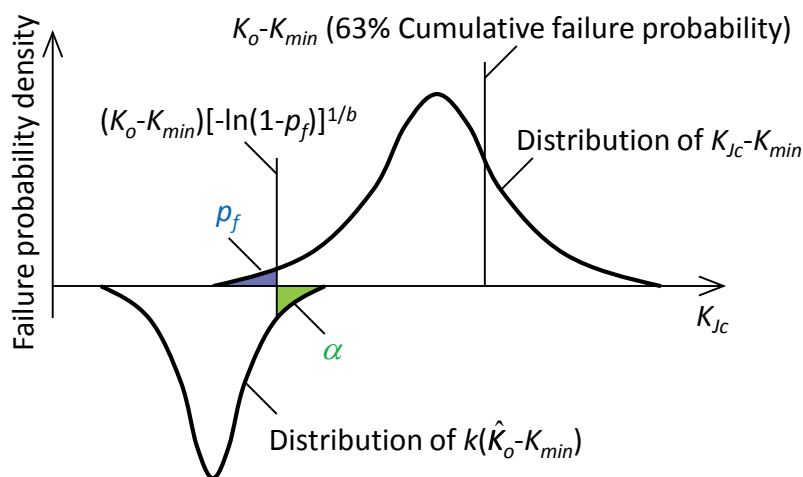


Figure 3.7 Schematic of k providing lower confidence limit of $K_{Jc}-K_{min}$

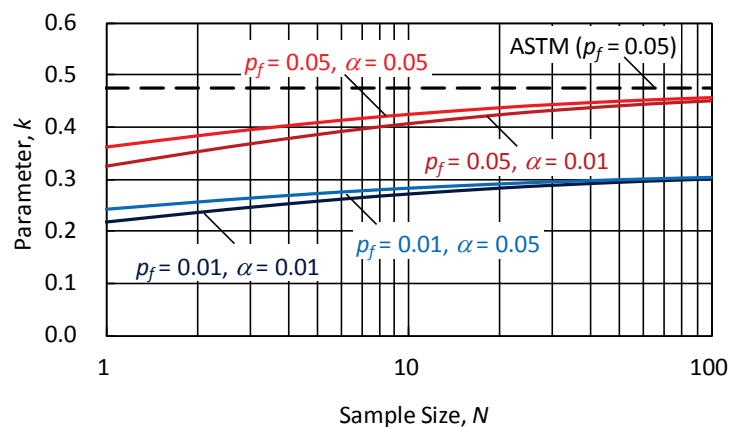
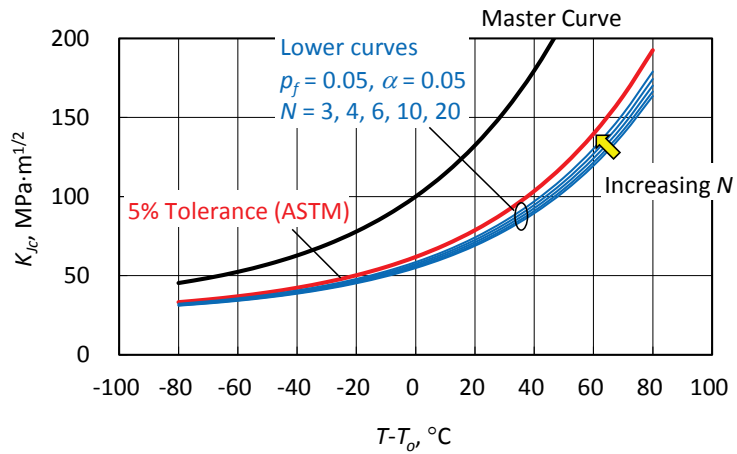
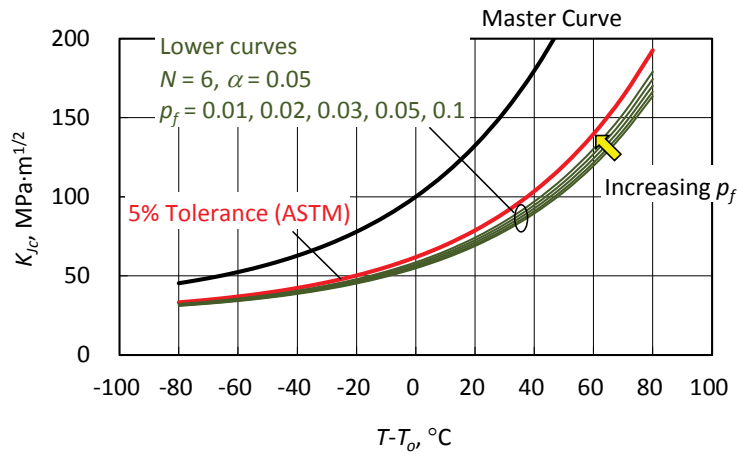


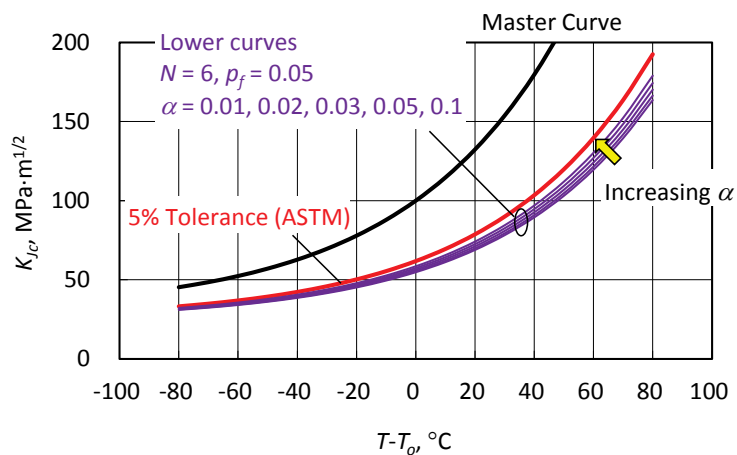
Figure 3.8 Effect of sample size, N , on lower confidence limit of $K_{Jc}-K_{min}$



(a) Effect of sample size, N



(b) Effect of confidence limit, p_f



(c) Effect of significant level, α

Figure 3.9 5% confidence limit in consideration of sample size and significance level

3.3.3 参照温度の分布特性

現行の ASTM 基準[1]においては、5%の累積破損確率に相当する下側信頼限界（式(1.17)）に対し、 T_o の不確定性を保守的に包絡するため、これを式(1.19)で与えられる調整量 ΔT_o 分だけ高温側にシフトしてマージンを確保している。 ΔT_o の計算にあたっては T_o の標本分布が正規分布にしたがうことを想定しており、そのときの許容し得る信頼限界を 85%としているが、その根拠は明らかでない。

K_{Jc} の母集団から有限個のサンプルを抽出してその中間値 $K_{Jc(\text{med})}$ を推定するとき、統計量としての $\hat{K}_{Jc(\text{med})}$ の確率分布は一般に陽な形に記述できない。しかしながら、3.3.1 項「破壊靱性の分布特性」に示したように、指数パラメータが $b=4$ であるようなワイブル分布では $K_{Jc(\text{med})}$ と K_{Jc} の母平均とが良く一致することから、統計量として $\hat{K}_{Jc(\text{med})}$ に代えて標本平均 \hat{K}_{Jc} を考えることが可能である。サンプルサイズがある程度以上であれば、 K_{Jc} の母集団の分布特性によらず $\hat{K}_{Jc(\text{med})}$ の分布は中心極限定理により正規分布にしたがうことが期待される。さらに、 b を 4 とするワイブル分布それ自体が正規分布にきわめて近いという事実から、サンプルサイズがある程度大きいという制約なしに（中心極限定理によることなく）、やはり正規分布にしたがうことが期待される。以上の考察に基づけば、サンプルサイズ N に対する $\hat{K}_{Jc(\text{med})} - K_{min}$ は平均が $\mu_{K_{Jc}}$ 、標準偏差が $\sigma_{K_{Jc}} / \sqrt{N}$ の正規分布にほぼしたがうと予想される。ここで、 $\mu_{K_{Jc}}$ および $\sigma_{K_{Jc}}$ はそれぞれ式(3.6)および(3.7)で与えられる $K_{Jc} - K_{min}$ の母平均、標準偏差である。

次に、参照温度 T_o の推定について考える。 T_o と $K_{Jc(\text{med})}$ の関係は式(1.13)で与えられるが、その関係は非線形であって、やはり T_o の推定値 \hat{T}_o の分布は既知の確率分布で表すことができない。ただし、 $K_{Jc(\text{med})}$ の狭い範囲を考えれば、その限定された範囲内においてマスターカーブを直線で近似できると考えることが可能であって、 $\hat{K}_{Jc(\text{med})}$ の一次関数として与えられる \hat{T}_o はやはり正規分布にしたがうと見なせる。その平均 μ_{T_o} は式(1.13)中の $K_{Jc(\text{med})}$ に $\hat{K}_{Jc(\text{med})}$ の（位置パラメータ K_{min} のオフセットを考慮した）標準偏差 $\mu_{K_{Jc}} + K_{min}$ を代入して、

$$\mu_{T_o} = T - \left(\frac{1}{0.019} \right) \ln \left[\frac{\mu_{K_{Jc}} + K_{min} - 30}{70} \right] = T - \left(\frac{1}{0.019} \right) \ln \left[\frac{\mu_{K_{Jc}} - 10}{70} \right] \quad (3.17)$$

標準偏差 σ_{T_o} は $\hat{K}_{Jc(\text{med})}$ の標準偏差に対し誤差の伝播を考えて、

$$\sigma_{T_o} = \left| \frac{\partial T_o}{\partial K_{Jc(\text{med})}} \right| \frac{\sigma_{K_{Jc}}}{\sqrt{N}} = \frac{1}{0.019(\mu_{K_{Jc}} - 10)} \frac{\sigma_{K_{Jc}}}{\sqrt{N}} \quad (3.18)$$

により得られる。これら式に含まれる $\mu_{K_{Jc}}$ 、 $\sigma_{K_{Jc}}$ は式(3.6)および(3.7)から明らかなようにいずれも K_o のみの関数であり、さらに $K_{Jc(\text{med})}$ と K_o とは式(1.12)により一意に関係付けられることから、上に掲げた式の具体的な評価式を $K_{Jc(\text{med})}$ を独立変数として次のように整理できる。

$$\mu_{T_o} = T - \left(\frac{1}{0.019} \right) \ln \left[\frac{K_{Jc(\text{med})} - 30}{70} \right] \quad (3.19)$$

$$\sigma_{T_o} = \frac{K_{Jc(\text{med})} - 20}{K_{Jc(\text{med})} - 30} \frac{14.7}{\sqrt{N}} \quad (3.20)$$

式(3.19)は標本平均が母平均の最良推定値であることを示すものであり、これは式(1.13)で表されるマスターカーブにほかならない。式(3.20)に基づく $K_{Jc(\text{med})}$ と σ_{T_o} の関係を N をパラメータとして図3.10に示す。 $K_{Jc(\text{med})}$ が大きくなるにつれて T_o のばらつきは漸減し、また N が大きくなるほど T_o のばらつきが小さくなる傾向を示している。ちなみに、ASTM基準[1]では T_o の標準偏差を、

$$\sigma_{T_o} = \beta / \sqrt{N}$$

$$\beta = \begin{cases} 18.0^\circ\text{C} & , 83 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2} \leq K_{Jc(\text{med})} \\ 18.8^\circ\text{C} & , 66 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2} \leq K_{Jc(\text{med})} < 83 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2} \\ 20.1^\circ\text{C} & , 58 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2} \leq K_{Jc(\text{med})} \leq 65 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2} \end{cases} \quad (3.21)$$

により評価することとしている[8]。参考のため、同式で与えられる σ_{T_o} を $N=6$ の場合について図3.10にオーバープロットした。式(3.21)の σ_{T_o} は式(3.20)で与えられる σ_{T_o} を上側に包絡するような多直線として与えられているが、とくに $K_{Jc(\text{med})}$ が大きいときに σ_{T_o} を大きめに見積もっていて、 $K_{Jc(\text{med})} = 100 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ (マスターカーブ上で $T = T_o$ に対応) のときに7%、 $K_{Jc(\text{med})} = 212 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ (マスターカーブ上で $T = T_o + 50^\circ\text{C}$ に対応) のときに16%の偏差が生じている。

図3.10の見方を変えて、 σ_{T_o} に及ぼす N の影響を整理した結果を図3.11に示す。式(3.20)から明らかなように σ_{T_o} は N の平方根に反比例し、 N が4倍になると σ_{T_o} は1/2になる。たとえば N を標準の6から3に減らすと σ_{T_o} は $\sqrt{2}$ 倍となり、その影響は決して小さくない。

上述のとおり展開した議論の妥当性を検証するため、ワイブル分布にしたがう K_{Jc} の母集団から抽出したサンプルより T_o を算出するといった手続きをシミュレーションにより繰り返し、その分布特性について調べた。シミュレーションには、データの確率モデルを仮定

してその確率変数を擬似乱数的に生成させて統計量の特性を調べる、いわゆるパラメトリック・ブートストラップ法[9]を用いた。ワイブル分布にしたがう破壊靱性は、式(3.9)において累積破損確率を区間[0, 1]の一樣乱数とすることで生成できる。 $b = 4$ 、 $K_{min} = 20 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ 、 $K_{Jc(\text{med})} = 100 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ として生成した100個のデータをワイブルプロットした例を図3.12に示す。このときのデータの傾きは3.90、回帰の寄与率は0.990であり、良好なデータ生成が実現できている。

$K_{Jc(\text{med})}$ およびサンプルサイズ N をパラメータとして算出した T_o のヒストグラムの例を図3.13 (a)~(f)に示す。 $K_{Jc(\text{med})}$ は $100 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ (マスターカーブ上で $T = T_o$ に対応) または $212 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ (マスターカーブ上で $T = T_o + 50^\circ\text{C}$ に対応) とし、また N は 3、6、または 10 の 3 ケースとした。図には前節で導出した、平均および標準偏差がそれぞれ式(3.19)および(3.20)で与えられる正規分布から推定される T_o の頻度分布を実線で示した。シミュレーションにより生成されたヒストグラムは推定される正規分布に比べ T_o の低い側でやや裾野が広がり、高い側で裾野が狭まった非対称の分布を示しているが、全体的な形状は両者で良く一致している。

$K_{Jc(\text{med})}$ が $58 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ (マスターカーブ上で $T = T_o - 50^\circ\text{C}$ に対応)、 $100 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ (マスターカーブ上で $T = T_o$ に対応)、および $212 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ (マスターカーブ上で $T = T_o + 50^\circ\text{C}$ に対応) の場合について、シミュレーションにより得られた T_o の分布の平均および標準偏差を正規分布から計算されるそれらと比較して図3.14 (a)~(c)に示す。図中のポイントは平均を、エラーバーは標準偏差の±2 倍の範囲をそれぞれ表している。平均に関しては、正規分布から計算される平均値がサンプルサイズによらず一定であるのに対し、シミュレーションにより生成された平均値はサンプルサイズが小さいときにやや低く、サンプルサイズが大きくなると正規分布から計算される平均値に近づく傾向がある。ただし、その差は最大でもわずか 2.6°C に過ぎない。標準偏差については、正規分布からの推定値、シミュレーションによる生成値の両者が $\pm 1^\circ\text{C}$ の範囲内で良く一致しており、サンプルサイズの増大に伴う減少の様子が表現されている。平均、標準偏差のいずれについても $K_{Jc(\text{med})}$ の違いの影響は大きくない。ここでの解析条件である $K_{Jc(\text{med})}$ の最大値 $212 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ 、最小値 $58 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ は有効なマスターカーブを取得するための $K_{Jc(\text{med})}$ の上下限であることから、上述の特性は破壊靱性のレベルによらないものと言える。以上の考察より、 T_o の分布を正規分布であると見なし、その平均および標準偏差として本項において解析的に導かれた評価式を適用することは妥当であると結論できる。

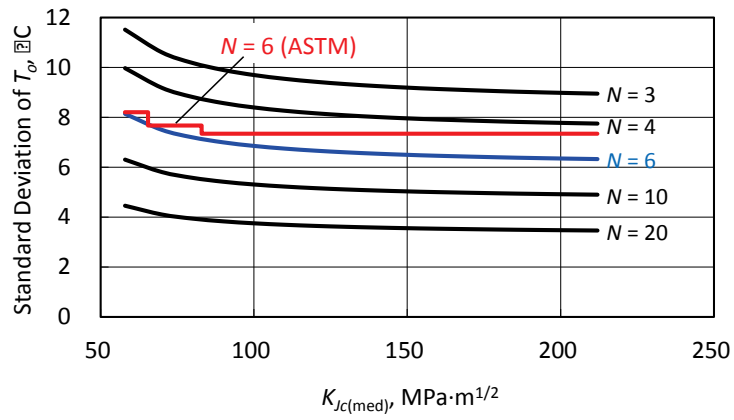


Figure 3.10 Relation between $K_{Jc(med)}$ and σ_{T_0}

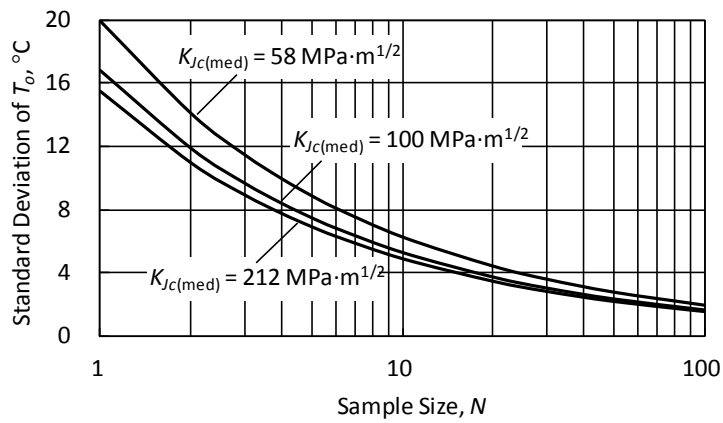


Figure 3.11 Effect of N on σ_{T_0}

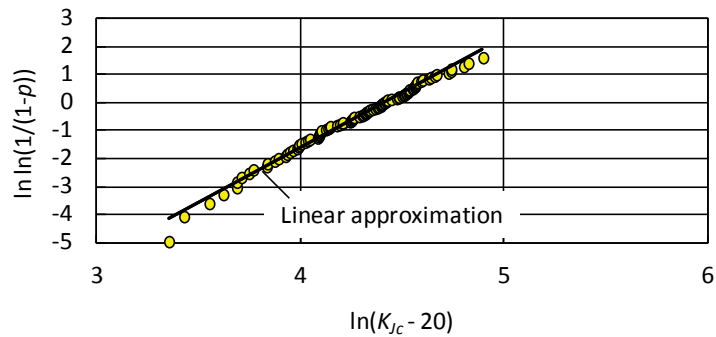
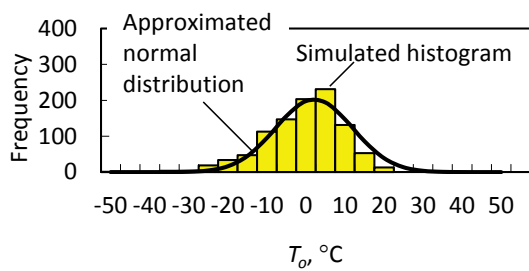
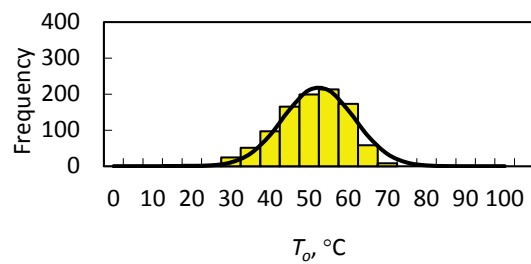


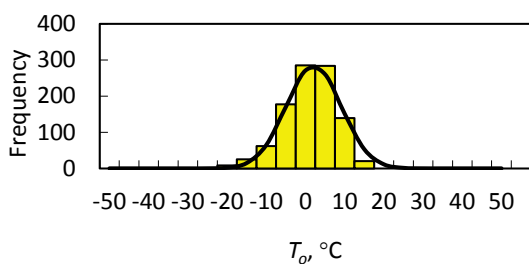
Figure 3.12 Example of fracture toughness data generated in accordance with Weibull distribution



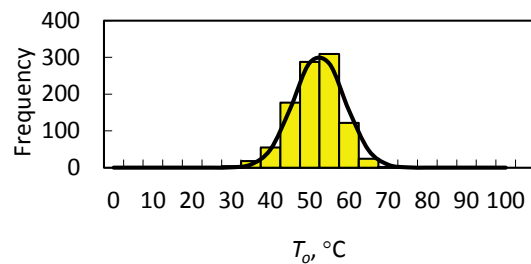
(a) for $K_{Jc(\text{med})} = 100 \text{ MPam}^{1/2}$, $N = 3$



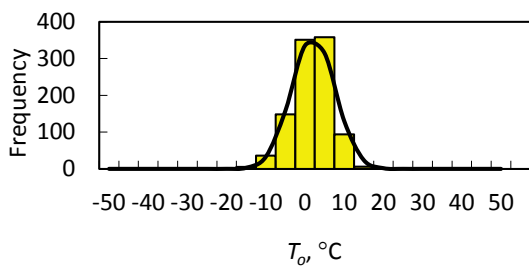
(b) for $K_{Jc(\text{med})} = 212 \text{ MPam}^{1/2}$, $N = 3$



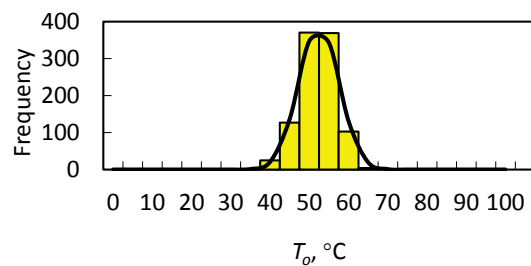
(c) for $K_{Jc(\text{med})} = 100 \text{ MPam}^{1/2}$, $N = 6$



(d) for $K_{Jc(\text{med})} = 212 \text{ MPam}^{1/2}$, $N = 6$

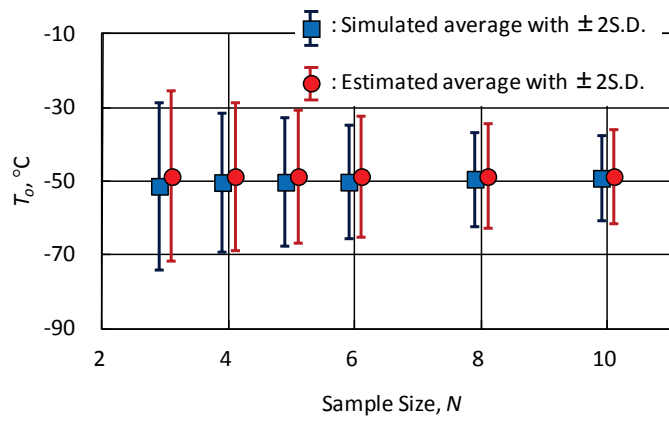


(e) for $K_{Jc(\text{med})} = 100 \text{ MPam}^{1/2}$, $N = 10$

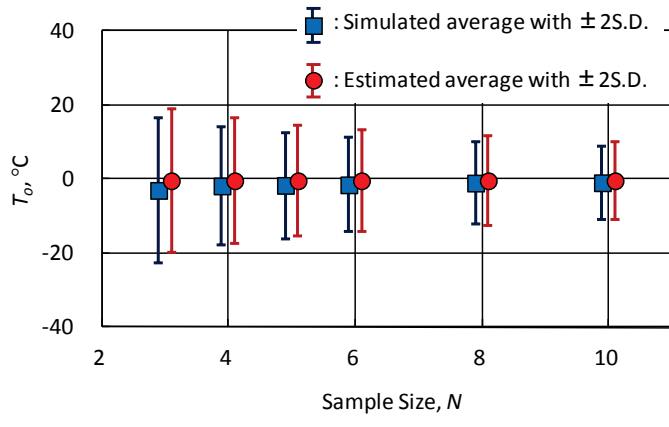


(f) for $K_{Jc(\text{med})} = 212 \text{ MPam}^{1/2}$, $N = 10$

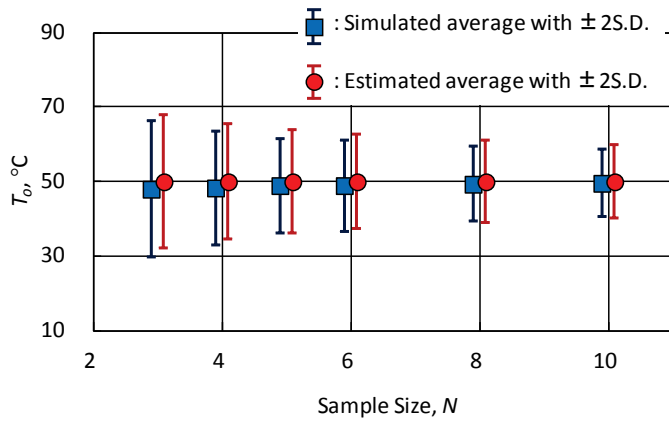
Figure 3.13 Histograms of T_o



(a) for $K_{Jc(med)} = 58 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$



(b) for $K_{Jc(med)} = 100 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$



(c) for $K_{Jc(med)} = 212 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$

Figure 3.14 Comparison of average and standard deviation of T_o obtained from simulated and estimated distributions

3.4 下限界曲線の合理的設定方法の提案

ASTM 基準[1]では $K_{Jc(\text{med})}$ に対する 5%信頼限界を求め、しかる後に T_o に対するマージンを考慮するといった二段階の手続きによってマスターカーブ下限界を定めている。本節では本章のこれまでの考察を踏まえ、同様の手順に抛りながらも、その各過程における統計的な想定の意味を明確にしながら下限界を設定する方法について提案する。下限界を定める手順と前提とする基本条件は以下のとおりである。

- (1) 同一温度条件下における複数 (N 個) の破壊靱性試験の結果から $K_{Jc(\text{med})}$ を求め、 T_o およびマスターカーブを決定する。データ数は任意に設定できるものであるが、ASTM 基準で最低限必要な $N=6$ に加え、その半数の $N=3$ を基本とする。
- (2) 3.3.2 項「破壊靱性の下側信頼限界」の考察をもとにマスターカーブの下側信頼限界を求める。信頼限界の値は可変であるが、ASTM 基準と同じ 0.05 を基本とする。有意水準についても可変であるが、保守性を見込んで 0.01 なる値を基本とする。
- (3) 3.3.3 項「参照温度の分布特性」の考察をもとに上記の下側信頼限界を高温側にシフトし、マスターカーブ下限界を定める。シフト量を決める際の信頼度としては ASTM 基準に合わせた 92.5%² のほか、保守性を見込んで 99% としたケースを基本とする。

以上の手順にしたがい、サンプルサイズを $N=6$ および 3 とした場合について下限界を定めた結果を図 3.15 (a) および (b) に示す。図には ASTM 基準により規定されるマスターカーブ下限界、および ASME Code Case [10, 11] に採用されている、関連温度 RT_{T_o} をベースとする K_{Ic} 評価曲線、

$$\begin{aligned} K_{Ic} &= 36.48 + 22.78 \exp[0.036(T - RT_{T_o})] \\ RT_{T_o} &= T_o + 19.4^\circ\text{C} \end{aligned} \quad (3.22)$$

を比較のため併せて示してある。ASTM のマスターカーブ下限界は温度によっては RT_{T_o} ベースの K_{Ic} 評価曲線の上側に来ることがあり、 K_{Ic} 評価曲線を基準とする場合に非安全側の許容限界を与えることがある。本研究で設定した下限界については、 $N=6$ で信頼度が 92.5% の場合にはやはり一部の温度領域で K_{Ic} 評価曲線を上回るものの、信頼度を 99% とすると全温度域で K_{Ic} 評価曲線を安全側に包絡できている。 $N=3$ の場合には信頼度が 92.5%、

² ASTM 基準では信頼度を 85% とする正規分布の両側検定に対する統計量を採用しているが、実質的には $1-(1-0.85)/2 = 92.5\%$ なる信頼度の片側検定に対する統計量に等しい。

99%のいずれであっても K_{Ic} 評価曲線を安全側に包絡できている。本研究で設定した下限界はデータ数の増加に伴い左側にシフトし、 $N \rightarrow \infty$ の極限において ASTM 基準のマスターカーブ下限界に収束する。このような場合には K_{Ic} 評価曲線を上回る状況も当然考えられる。

上記の検討項目のほか、 $K_{Jc(\text{med})}$ の値によって下側信頼限界のシフト量が変わり、マスターカーブ下限界の位置がわずかに影響を受けるが、有効なマスターカーブを取得するための上下限[58 MPa·m^{1/2}, 212 MPa·m^{1/2}]の範囲においてその影響は小さく、上に述べた関係に変わりはない。

これまでの議論をまとめ、マスターカーブ下限界の設定方法を以下のように提案する。

- (1) 累積破損確率 p_f に対するマスターカーブの信頼限界は式(3.16)ならびに(3.15)で与えられる。これらを再掲すると、

$$K_{Jc(p_f)} = 20 + k \left\{ 11 + 77 \exp \left[0.019(T - T_o) \right] \right\}$$

$$k = \left[\frac{-2N \ln(1 - p_f)}{\chi_\alpha^2(2N)} \right]^{1/b} \quad (3.23)$$

低減係数 k は累積破損確率 p_f 、有意水準 α 、サンプルサイズ N の関数として任意に決定できる。一例として、 $p_f = 0.01$ または 0.05 、 $\alpha = 0.01$ または 0.05 とし、 N を 3 から 100 まで変えたとき、および N が無限大に漸近するときの k の値を表 3.1 に示す。

- (2) マスターカーブ信頼下限を高温側にシフトする。シフト量 ΔT_o は次式により計算する。

$$\Delta T_o = \sigma_{T_o} Z_{0.99}$$

$$\sigma_{T_o} = \frac{K_{Jc(\text{med})} - 20}{K_{Jc(\text{med})} - 30} \frac{14.7}{\sqrt{N}}$$

$$Z_{0.99} = 2.33 \quad (3.24)$$

$Z_{0.99}$ は信頼度を 99% とする正規分布の片側検定に対する統計量である。

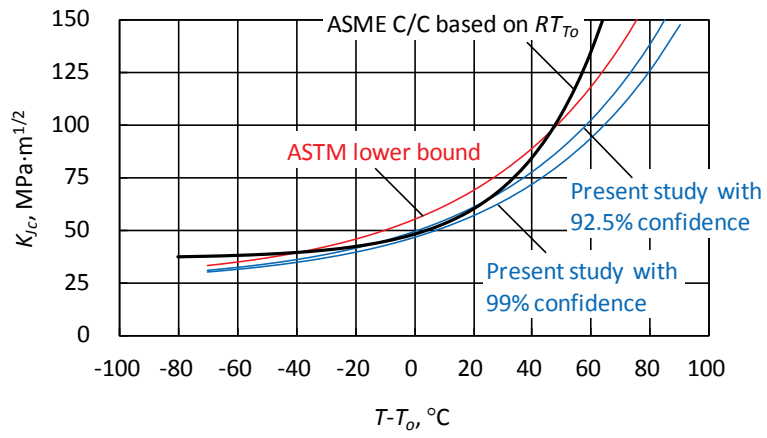
提案法による下限界曲線の特徴を ASME Code Case の K_{Ic} 評価曲線および ASTM 基準によるマスターカーブ下限界曲線と比較して表 3.2 に示す。ASME Code Case の K_{Ic} 評価曲線はある破壊靱性データベースに基づき経験的に定められたものであって、サンプルサイズ、累積破損確率、有意水準のいずれの影響をも考慮することはできない。ASTM 基準によるマスターカーブ下限界曲線では、累積破損確率の影響は考慮し得るものの、サンプルサイズの影響については信頼下限を高温側にシフトする際のシフト量の決定においてのみ部分的

に考慮されており、有意水準の影響については考慮が及んでいない。翻って提案法による下限界曲線ではサンプルサイズ、累積破損確率、有意水準のいずれの影響をも考慮することが可能であるという点で他の曲線よりも優れている。

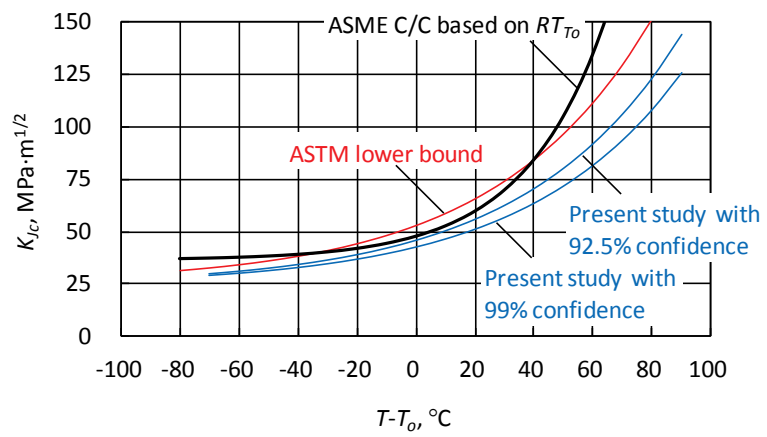
このようにして定められたマスターカーブ下限界を破壊靱性試験結果と比較して材料ごとに図 3.16 (a)~(c)に示す。試験結果としては、2.2 節「基礎データの取得」で得られた $4T C(T)$ 、 $2T C(T)$ 、 $1T C(T)$ 、 $0.4T C(T)$ 、および $0.4T SE(B)$ 試験片による破壊靱性を記載した。図の横軸は温度 T の参照温度 T_0 からのオフセット $T-T_0$ とした。 T_0 には標準試験片以上の寸法の全試験片の破壊靱性データを材料ごと一括して複数温度法により定めた値を用いた (表 2.9 参照)。図には ASTM のマスターカーブ下限界、および式(3.22)で与えられる RT_{T_0} ベースの K_{Ic} 評価曲線を併せて示した。ごくわずかながら ASTM のマスターカーブ下限界を下回るデータが見られるが、 RT_{T_0} ベースの K_{Ic} 評価曲線によればすべてのデータが安全側に包絡されている。本研究で設定した下限界は RT_{T_0} ベースの K_{Ic} 評価曲線のさらに下側に位置しており、やはりすべてのデータが安全側に包絡されていることがわかる。

以上のことから、本研究で提案した下限界曲線はその統計的な信頼性に明確な意味を有しつつ、これまで得られている破壊靱性データの下限界として有効に作用していることが確認された。

なお、サンプルサイズ N は評価式上は正の整数として任意に決めることができるものではある。しかしながら、サンプルから母集団の統計分布特性を推定するという行為において、 N 個のサンプルに対する自由度は $N-1$ である (標本分散の計算に標本平均の計算が含まれているため自由度が 1 だけ減る) ことから、 N が 1 ということはあり得ず、2 以上でなければならない。また、 $N=2$ の場合には、サンプルデータより標本平均と標本分散とを計算できるものの、 $N=2$ であるという条件の下では標本平均と標本分散の組み合わせからサンプルデータが一意に再現できることになり、サンプルから母集団の統計分布特性を推定する、という意味が失われてしまうと考えられる。したがって本提案においてはサンプルサイズ N の下限を 3 とすることを推奨する。



(a) for $N = 6$



(b) for $N = 3$

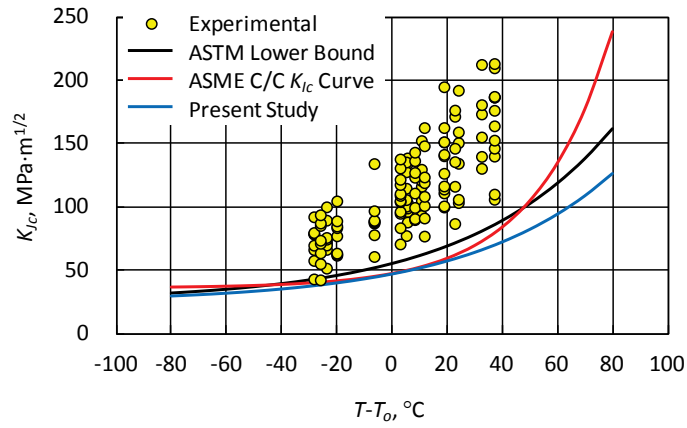
Figure 3.15 Comparison of Master Curve lower bounds

Table 3.1 Values of parameter k for 5% tolerance bound

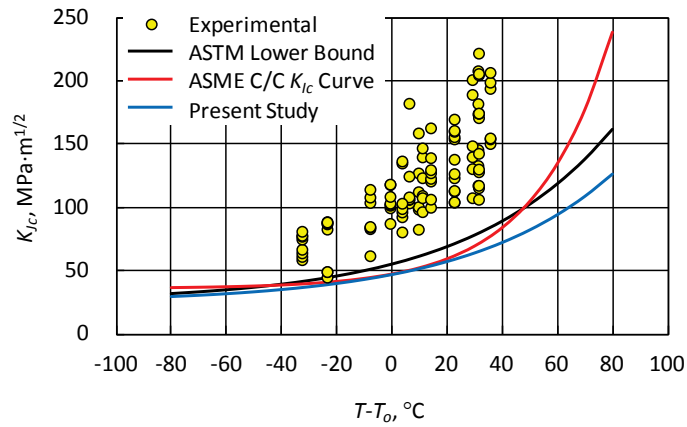
Sample size	k			
	$p_f = 0.01$ $\alpha = 0.01$	$p_f = 0.01$ $\alpha = 0.05$	$p_f = 0.05$ $\alpha = 0.01$	$p_f = 0.05$ $\alpha = 0.05$
3	0.245	0.263	0.245	0.395
4	0.252	0.268	0.252	0.403
5	0.257	0.272	0.386	0.409
6	0.260	0.275	0.391	0.414
8	0.266	0.280	0.400	0.420
10	0.270	0.283	0.407	0.425
15	0.277	0.288	0.417	0.433
20	0.282	0.291	0.424	0.438
30	0.287	0.296	0.432	0.444
50	0.293	0.300	0.441	0.451
100	0.300	0.304	0.450	0.458
∞	0.317	0.317	0.476	0.476

Table 3.2 Comparison of lower bound curves

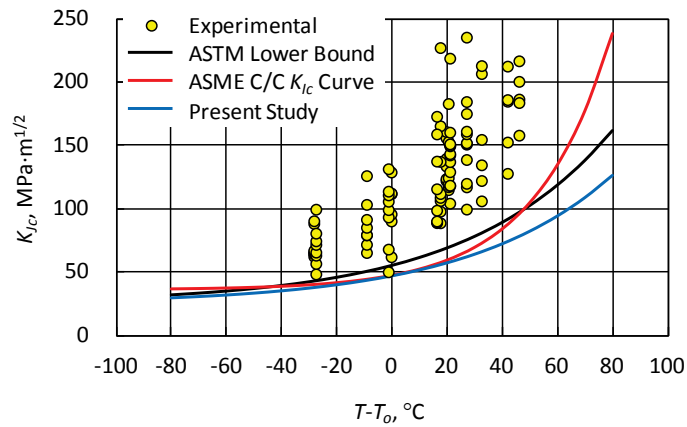
	ASME Code Case curve	ASTM lower bound	Present study
Effect of sample size	Not considered	Not considered in tolerance curve Partly considered in temperature adjustment	Statistically considered
Effect of confidence limit	Not considered	Statistically considered	Statistically considered
Effect of significant level	Not considered	Not considered	Statistically considered



(a) SFVQ1A forging



(b) SQV2A plate (Heat 1)



(c) SQV2A plate (Heat 2)

Figure 3.16 Comparison between proposed Master Curve lower bounds and test data

3.5 結 言

本章では、ある統計分布特性を有する破壊靱性の母集団からサンプリングを行って破壊靱性値曲線を推定するとの観点からマスターカーブ法を捉え、破壊靱性データのサンプルサイズに応じた破壊靱性の下限界曲線を設定する方法について、現行基準の下限界の設定方法を理論的に拡張した手法を提案した。

3.2 節「試験結果のばらつきに関する考察」においては、第 2 章「国産原子炉圧力容器鋼に対するマスターカーブ法の有用性の検討」で取得された基礎データを基に、試験温度の参照温度からのオフセットが参照温度に有意な影響を及ぼさないことを確認し、現行のマスターカーブの形状が妥当なものであることを確かめた。また、試験温度の参照温度からのオフセットに対し、破壊靱性では弱い正の相関が、参照温度では弱い負の相関が見られ、このことはマスターカーブの形状から説明できることを示すとともに、その傾向は試験片形状・寸法によらないことを確認した。

3.3 節「マスターカーブの信頼性に関する理論的検討」においては、破壊靱性がワイブル分布にしたがうという前提条件を出発点として、その下側信頼限界を理論的に決定する方法を新たに考案した。現行の ASTM 基準に定める下側信頼限界はサンプルサイズが無限大の場合の特別な場合であるのに対し、考案法ではサンプルサイズの影響を適切に考慮することが可能である。また、指数パラメータが 4 であるようなワイブル分布の正規分布への置き換えが妥当であることを理論的検討およびシミュレーションにより明らかにし、この置き換えによって、参照温度の分布特性を解析的に推定する方法を導出した。

最後に 3.4 節「下限界曲線の合理的設定方法の提案」においては、上記の検討結果をまとめて、統計的な信頼性に明確な意味付けをしたマスターカーブカーブ下限界を設定する方法を新たに提案し、その妥当性を試験データとの比較により検証した。

これら一連の検討によって得られた意義には二つあって、第一に統計的手法を導入してマスターカーブの下限界曲線を設定する方法を提案したこと、第二に現行基準で必要とされているよりもデータ数が少ない場合であっても、相応の下限界を決定できるようにしたことである。前者については、現行の ASTM 基準がサンプルサイズが無限大であるとの仮定に基づいているのに対し、サンプルサイズの影響を的確に考慮した下限界曲線の評価式を明確化したことをもって、下限界曲線の「合理的」な設定方法の提案に至った。一方後者については、1.2.3 項「評価法の高度化のための課題」で抽出された、実機材に対してマ

スターカーブ法を適用可能とするためには、少ない試験片数でマスターカーブ法を使えるようにしなければならない、との要請に応える成果であり、これによってマスターカーブ法の実機適用への途が拓けたと言える。

第 3 章参考文献

- [1] ASTM International, “Standard Test Method for Determination of Reference Temperature, T_0 , for Ferritic Steels in the Transition Range,” ASTM E1921-13, (2013).
- [2] 石居進, “生物統計学入門,” 培風館, (1992).
- [3] 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).
- [4] 原純一, “ワイブル分布を正規分布に近似した場合の特性について：信頼性データ解析に関する研究（その1）,” 日本経営工学会誌, **37**, p. 330, (1986).
- [5] van der Sluys, W. A., and Miglin, M. T., “Results of MPC/JSPS Cooperative Testing Program in the Brittle-Ductile Transition Region,” *ASTM STP 1207*, pp. 308-324, (1994).
- [6] McCabe, D. E., Merkle, J. G., and Wallin, K., “An Introduction to the Development and Use of the Master Curve Method,” ASTM MNL52, (2005).
- [7] 市川昌弘, “構造信頼性工学—強度設計と寿命予測のための信頼性手法,” 海文堂, (1988).
- [8] Wallin, K., “Master Curve Analysis of Ductile to Brittle Transition Region Fracture Toughness Round Robin Data (The Euro Fracture Toughness Curve),” VTT Technical Document, **367**, (1998).
- [9] 汪金芳, 田栗正章, 手塚集, 樺島祥介, 上田修功, “計算統計 I 確率計算の新しい手法,” 岩波書店, (2003).
- [10] American Society of Mechanical Engineers, “Use of Fracture Toughness Test Data to Establish Reference Temperature for Pressure Retaining Materials Section XI, Division 1,” ASME Code Case N-629, (1999).
- [11] 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).

第 4 章 ミニチュア試験片を用いた破壊靱性評価法の提案

4.1 ミニチュア試験片の意義

マスターカーブ法の実機圧力容器鋼への適用を考える場合は、監視試験片で用いられるシャルピー衝撃試験片を利用するという制約の中で効率的な破壊靱性評価を行う必要があり、小型試験片を活用していくことが重要な課題となる。一般に試験片が小型になるにつれき裂先端の拘束の強さが十分ではなくなり、規格に則った有効なデータを得ることが難しくなってくる。第 2 章「国産原子炉圧力容器鋼に対するマスターカーブ法の有用性の検討」では、厚さ 0.4 インチ (10 mm) の試験片を用いればマスターカーブ法は有用であるとの結果が得られている。しかしながら、現行の監視試験プログラムに沿った中性子照射脆化の監視を今後も継続していきながら、これと共存し得る形でマスターカーブ法の活用を図るには、厚さ 0.4 インチの試験片であっても寸法の要件は満たされず (すなわち使用済みの監視試験片の再利用を可能とするには寸法が大き過ぎて)、これよりもさらに小さい、いわゆる「ミニチュア試験片」を利用できるか否かが大きな鍵を握ることになる。

ミニチュア試験片を用いたマスターカーブ決定の試みはこれまでにいくつかあるものの、SE(B)試験片を用いた三点曲げ試験[1-6]ではき裂先端の拘束の強さが必ずしも十分でなく、その度合いが参照温度に及ぼす影響が明確にされていないこと、C(T)試験片を用いた試験[7, 8]では特殊な変位計を使用する必要があり、ホットセル内で照射材の試験を行う場合の取り扱いが容易でないこと、といった問題を抱えている。

本章では、第 1 章「諸 論」において抽出された、評価法の高度化のための検討課題への対処として、監視試験片の再利用を前提としたミニチュア試験片を設計し、これを用いた破壊靱性試験を行う。ミニチュア試験片から得られるマスターカーブを標準寸法の試験片から得られるマスターカーブと比較検討し、ミニチュア試験片の実機への適用性を明ら

かにする。以下、4.2節「試験片寸法・形状の設計」においては、使用済みの監視試験片（破断後のシャルピー試験片）から加工が可能な試験片を設計する。4.3節「ミニチュア試験片による破壊靱性データの取得」においては前節で設計した試験片を用いて ASTM 基準[9]に準拠してマスターカーブ法による破壊靱性試験を実施し、破壊靱性データを取得する。4.4節「ミニチュア試験片の妥当性の検討」においては参照温度に及ぼす試験温度、評価法、試験片形状の影響の有無を調べ、ミニチュア試験片に対するマスターカーブ法の有効性を確認するとともに、ミニチュア試験片から取得された破壊靱性データの統計分布特性について検討を加える。4.5節「現行規格基準による下限界曲線との比較」においては、取得データに基づき決定されるマスターカーブおよびその信頼限界曲線を現行の K_{Ic} 下限曲線と比較し、マスターカーブ法の適用による効用について論じる。最後に4.6節「必要な試験数に関する考察」においては、マスターカーブの決定に必要とされる試験片の個数について考量し、マスターカーブ法への超小型試験片の実現可能性について考察を加える。

4.2 試験片寸法・形状の設計

4.2.1 ミニチュア試験片の成立性検討

ミニチュア試験片を設計するのに先立ち、第2章「国産原子炉圧力容器鋼に対するマスターカーブ法の有用性の検討」において取得された基礎データを基に、試験片の小型化の可能性について検討する。

2.2.3 項「試験結果」で明らかになったように、厚さ4インチから0.4インチのC(T)試験片、および厚さ0.4インチのSE(B)試験片においては、試験片寸法の違いによらず $K_{Jc(1Teq)}$ のレベルならびにばらつきは同程度であり、2.3.1 項「各種因子の影響」に示したとおり、 $K_{Jc(1Teq)}$ のデータセットから導かれる T_o にも試験片寸法の顕著な依存性は認められなかった。このことから、厚さ0.4インチ以上の寸法の試験片に対し、式(1.10)で与えられる ASTM 基準[9]の寸法補正性能は十分であることが確かめられた。

一般に試験片が小型になると、規格に則って有効なデータを得ることが難しくなる。ASTM 基準では、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ている。

$$K_{Jc(limit)} = \sqrt{\frac{Eb_0\sigma_y}{30(1-\nu^2)}} \quad (4.1)$$

ここで、 E はヤング率、 b_0 は初期リガメント長さ、 σ_y は材料の降伏強さ、 ν はポアソン比である。 E および σ_y は 2.2.1 項「供試材」に示したように材料によらず温度 T のみの関数として表されることから、 ν が一定であるとすれば $K_{Jc(limit)}$ は T および b_0 により一意に定まる。いま、初期き裂長さの試験片幅に対する比 a_0/W を 0.5 とし、標準的な試験片形状における試験片厚さの試験片幅に対する比を C(T)試験片および SE(B)試験片に対し $B/W = 0.5$ 、PCCv 試験片に対し $B/W = 1.0$ と想定すれば、C(T)試験片および SE(B)試験片で $b_0 = B$ 、PCCv 試験片で $b_0 = 0.5B$ となり、 $K_{Jc(limit)}$ を T と B との関数として与えることができる。

一方、マスターカーブの寸法依存性が式(1.10)で表されるとすれば、異なる寸法・形状の試験片を用いて決定された T_o が試験片寸法によらず不変であるとして、寸法補正を施さない K_{Jc} の中間値については式(1.10)と(1.15)とを連立させてこれを T および B の関数として与えることができる。同様に、寸法補正を施さない K_{Jc} の分布の上限の目安としての 95%信頼限界 $K_{Jc(0.95)}$ についても、式(1.10)と(1.18)とを連立させてこれを T および B の関数として記述することができる。

以上の考えに基づき、 $T-T_o$ をパラメータとして B の変化に伴う $K_{Jc(0.95)}$ および $K_{Jc(limit)}$ の推移

を比較して図 4.1 (a)～(d)に示す。図 4.1 (a)～(c)はそれぞれSFVQ1A鋼、SQV2A鋼(ヒート 1)、および同鋼(ヒート 2) からなるC(T)試験片およびSE(B)試験片に対する関係、図 4.1 (d)はSFVQ1A鋼からなるPCCv試験片に対する関係である。各図中の太線の曲線群は $K_{Jc(0.95)}$ を表し、上から順に $T-T_0 = 50^\circ\text{C}$ 、 25°C 、 0°C 、 -25°C 、および -50°C に対応する。また細線の曲線群は $K_{Jc(\text{limit})}$ を表し、上から順に $T-T_0 = -50^\circ\text{C}$ 、 -25°C 、 0°C 、 25°C 、および 50°C に対応する。 T_0 には標準試験片以上の寸法の全試験片の破壊靱性データを材料ごとに一括して複数温度法により定めた値を用いた(表 2.9 参照)。同一の $T-T_0$ に対する $K_{Jc(0.95)}$ 曲線と $K_{Jc(\text{limit})}$ 曲線の交点(図中に丸印で示した点)が有効な T_0 を決定するために必要な B の下限の目安を与えることになる¹。 $K_{Jc(0.95)}$ 曲線群は材料特性に依存せず不変であるのに対し、 $K_{Jc(\text{limit})}$ 曲線群は材料ごとの T_0 の違いならびに引張特性の温度依存性を反映して変化する。図 4.1 (a)～(c)を比べると、 $K_{Jc(\text{limit})}$ 曲線群の変動はわずかであり、たとえば $T-T_0 = 0^\circ\text{C}$ のときの B の下限はSFVQ1A鋼、SQV2A鋼(ヒート 1)、および同鋼(ヒート 2)でそれぞれ 0.27 インチ、0.28 インチ、0.25 インチである。一方、図 4.1 (a)および(d)を比較すると、同一の B に対するPCCv試験片の b_0 がC(T)試験片およびSE(B)試験片に対するそれに比べ半分になるため、 $K_{Jc(\text{limit})}$ 曲線群は $1/\sqrt{2}$ 倍だけ低下する。これにより、たとえば $T-T_0 = 0^\circ\text{C}$ のときの B の下限はC(T)試験片およびSE(B)試験片で 0.27 インチであるのに対し、PCCv試験片では 0.44 インチと有意に大きくなる。

このようにして求めた、有効な T_0 を決定し得る B の最小値に及ぼす $T-T_0$ の影響をまとめて図 4.2 に示す。図より、 B の最小値は材料にはほとんど依存せず、試験片形状に依存することがわかる。式(4.1)に立ち還ってみると、このことは初期リガメント長さ b_0 の絶対値を大きくとることが有利であるということに他ならない。たとえば、試験温度を参照温度より 25°C 低めに設定すれば、厚さ 0.15 インチ(= 約 3.9 mm)の試験片からマスターカーブを決定できることが計算上は期待される。試験温度が参照温度より 50°C 低い場合、有効な T_0 を決定できる B の最小値は 0.088 インチ(= 約 2.2 mm)となり、これより試験片厚さの薄い試験片の利用は理論上不可能である。なお、本項での議論は代表値による大まかな成立性の検討に過ぎず、実際の有効性については次項以降での実証に負うものであることを付記しておく。

破壊靱性 K_{Jc} の上限 $K_{Jc(\text{limit})}$ を規定する式(4.1)は元々き裂前縁の拘束が十分に強い状態にあることを保証するため、次式、

¹ ここでは分布する破壊靱性の上限として 95%信頼限界を採用したが、これはあくまでも目安であって、個々の破壊靱性データがこれより上に位置することはあり得る。

$$B, b_0 \geq M(J / \sigma_y) \quad (4.2)$$

の形式で与えられていた[10]。ここで、 B は試験片厚さ、 J はJ積分である。無次元の係数 M は必要とされる拘束の強さを示す指標であって、実験あるいは解析的手法によりその具体的な値が決定されれば、式(4.2)にしたがい試験片の寸法要求が定まる。 M の値は基準の本来の目的、靱性を表すパラメータの物理的な意味に応じて異なり、弾塑性破壊靱性 J_c を決めるASTM基準E1820の最新版[11]では $M=10$ とされている²。

遷移温度域においては、式(4.2)中で J がへき開破壊発生時のJ積分 J_c に等しいときに等号が成り立つと考え、 J_c に対応する等価な応力拡大係数の限界を $K_{Jc(\text{limit})}$ として、

$$K_{Jc(\text{limit})} = \sqrt{\frac{EJ_c}{(1-\nu^2)}} \quad (4.3)$$

なる関係を式(4.2)に代入すると、

$$K_{Jc(\text{limit})} = \sqrt{\frac{Eb_0\sigma_y}{M(1-\nu^2)}} \quad (4.4)$$

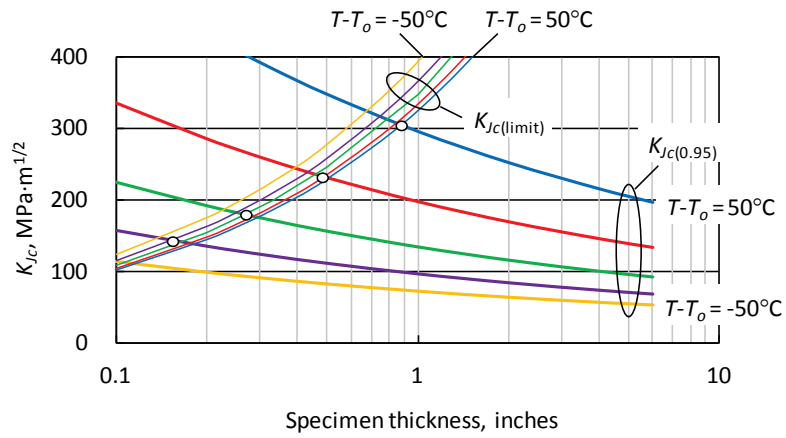
なる関係が得られる³。同式において $M=30$ とおいたのが式(4.1)そのものであって、これが破壊靱性の上限を表す式にほかならない。式中の係数 M の決定の根拠としては、Nevalainenら[16]の研究成果が参照されている。べき乗則にしたがう弾塑性体からなるSE(B)試験片およびC(T)試験片の三次元有限要素解析を行い。板厚全体にわたるJ積分の平均と試験片中央位置でのJ積分の差が20%以下であることを許容し得るき裂先端近傍の拘束条件とし、式(4.4)中の M の決定を試みた。その結果、一般にC(T)試験片に比べてSE(B)試験片で大きな M が必要とされ(リガメントが大きいことが必要とされ)、 M の値は25ないし50程度の範囲にあって、ASTM E1820の初版[11]における $M=200$ なる制限は過度に厳しすぎることを明らかにしている。また、 M は材料の降伏応力と加工硬化指数に影響を受けるが、実存する構造用鋼に対する降伏応力、加工硬化指数の範囲と両者の相関[17]を勘案すると、 $M=30$ とするのが妥当であるとの結論を導いている。

さて、ここで注目すべきことは、弾塑性体中のき裂先端近傍の応力・ひずみ分布やき裂

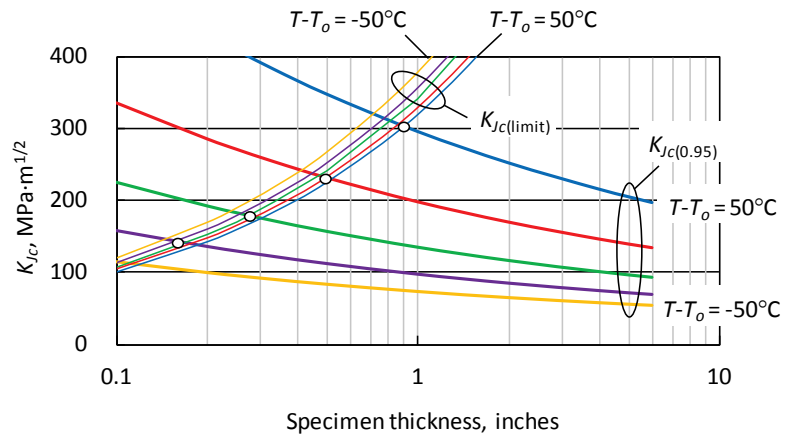
² ASTM E1820における弾塑性破壊靱性 J_c に対する M は、同基準の策定の当初[12]には破壊靱性のスクーリングモデルと平面ひずみ条件下での弾塑性有限要素解析の結果をもとに $M=200$ とされていたが[13]、以降その時々々の知見を採り入れながら変更され、最新版[11]では $M=10$ にまで緩和されている。

³ $K_{Jc(\text{limit})}$ の計算式はASTM E1921の初版[14]では $K_{Jc(\text{limit})} = \sqrt{\frac{Eb_0\sigma_y}{M}}$ の形であったが、2002年版[15]で式(4.4)のように改められた。これはき裂前縁が平面ひずみ状態にあるとしたことに対応する。ポアソン比 $\nu=0.3$ とすると、この変更による $K_{Jc(\text{limit})}$ の変化は4.8%である。

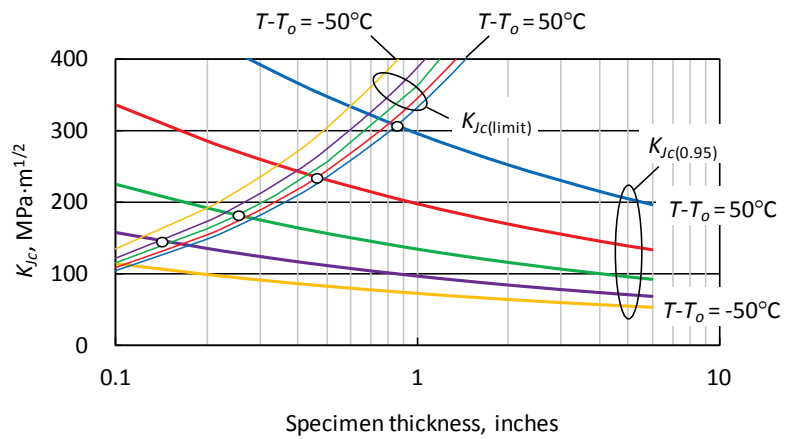
前縁での J 積分分布は試験片の絶対寸法には依存せず、相対寸法によって決まるということである。C(T)試験片を例にとると、き裂先端近傍の応力・ひずみ場に影響する試験片寸法に関する因子は（き裂長さ a /試験片幅 W ）と（試験片幅 W /試験片厚さ B ）の二つであって、これらが等しければ、すなわち試験片が相似であれば、同一の J 積分により生起されるき裂先端近傍の応力・ひずみ場は試験片寸法によらず同じである。試験片が小さくなるにつれて式(4.1)で与えられる寸法要件を満足しにくくなることに間違いはないが、寸法要件そのものは特定の大きさの試験片を前提としたものではなく、したがって式(4.1)は試験片寸法によらず（ミニチュア試験片であっても）破壊靱性の制限条件として適用することができるのである。



(a) SFVQ1A forging, C(T) and SE(B) specimens

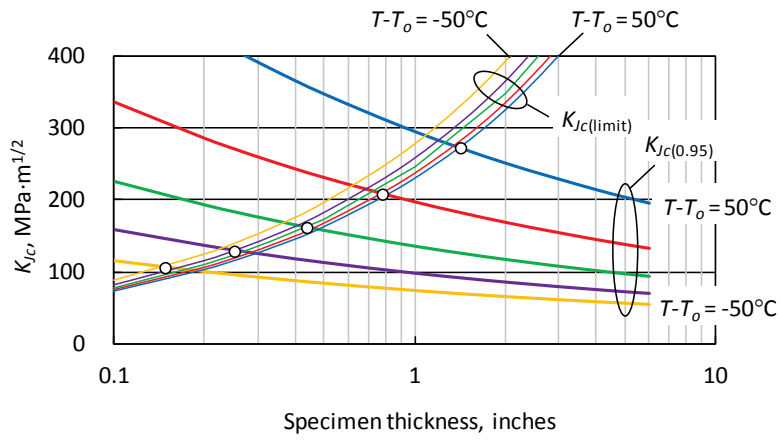


(b) SQV2A plate (Heat 1), C(T) and SE(B) specimens



(c) SQV2A plate (Heat 2), C(T) and SE(B) specimens

Figure 4.1 Transition of $K_{Jc(0.95)}$ and $K_{Jc(limit)}$ with specimen thickness



(d) SFVQ1A forging, PCCv specimens

Figure 4.1 Transition of $K_{JC(0.95)}$ and $K_{JC(limit)}$ with specimen thickness (Cont'd)

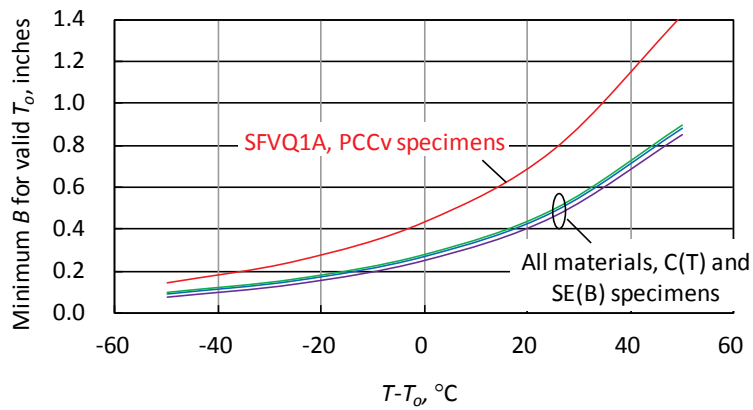


Figure 4.2 Minimum specimen thickness providing valid T_0

4.2.2 試験片寸法・形状の設計

前項での机上検討の結果によると、厚さ約 3.9 mm の試験片を用いれば $T-T_0 \leq -25^\circ\text{C}$ の範囲で、また厚さ約 2.2 mm の試験片を用いれば $T-T_0 \approx -50^\circ\text{C}$ で有効な T_0 を決定できる見込みがある。本研究に供試した材料に対する T_0 の標準偏差は概ね 15°C であることがわかっており (図 3.3 参照)、試験温度の下限 ($T-T_0 = -50^\circ\text{C}$) からこの分の余裕を見込んで $T-T_0 \leq -35^\circ\text{C}$ の範囲で有効な T_0 を決定できることを目標とすると、これに対応する試験片の厚さの下限は約 3.2 mm となる。そこで、破断後のシャルピー試験片から採取可能であるような、公称板厚が 3.2 mm 以上の試験片を次の条件の下で設計することとした。

- ✓ ASTM 基準の規定のうち、可能な部分についてはこれを準用することができるように、標準的な試験片形状とする。
- ✓ 試験片の主要な寸法については相似則を保ったままでスケールダウンした試験片とする。
- ✓ 照射材のホットセル内での試験片の取り扱いを念頭に置き、できるだけシンプルな形状とする。
- ✓ 単一の素材 (使用済みのシャルピー試験片) からなるべく多数の試験片が加工できるようにする。
- ✓ き裂面およびき裂の方向は素材 (使用済みのシャルピー試験片) の切欠き面および切欠きの方向に揃える。

以上の条件を勘案して、公称厚さ 4 mm のミニチュア C(T)試験片、および公称厚さ 3.33 mm のサブサイズ PCCv 試験片の二種類を設計した。試験片の採取要領をそれぞれ図 4.3 (a) および(b)に示す。いずれも単一の素材から 4 体の試験片が採取可能であり、き裂面の方位を使用済みのシャルピー試験片のそれと一致させている。設計したミニチュア C(T)試験片およびサブサイズ PCCv 試験片の形状・寸法をそれぞれ図 4.4 (a)および(b)に示す。ミニチュア C(T)試験片の厚さは 4 mm、平面寸法は 10 mm×9.6 mm である。本来、C(T)試験片を用いたマスターカーブ破壊靱性試験では荷重線変位を計測することを常とし、荷重線上に位置するように設けたナイフエッジ間の変位を開口変位計で計測することとしているが、試験片が小さく、荷重線上での変位を計測することは困難である。そこで、試験片の前面にナイフエッジを加工し、この位置で計測した変位を荷重線変位に補正した上でそれを破壊靱性の評価に用いることとした。補正の考え方とその妥当性については 4.2.3 項「ミニチュア C(T)試験片における変位計測」で後述する。サブサイズ PCCv 試験片の断面寸法は 3.33

mm×3.33 mm、長さは 23.6 mm である。本試験片についてはより大きな寸法を設定することも可能であったが、同一寸法の試験片がシャルピー試験に用いられた実績[18-20]があることから、これに合わせて上述の寸法としたものである。

いずれの試験片に対しても疲労予き裂を導入し、初期き裂長さ（初期切欠き長さ+疲労予き裂長さ）の試験片幅に対する比 a_0/W が 0.5 になるようにする。

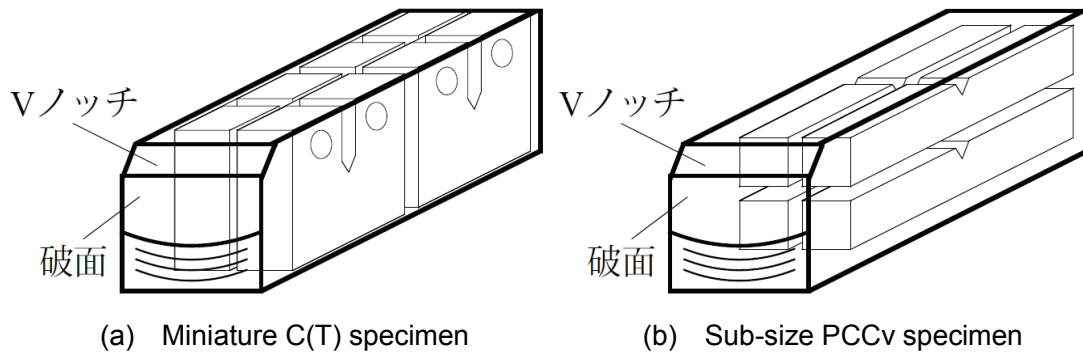


Figure 4.3 Orientation of test specimens from broken half of Charpy specimen

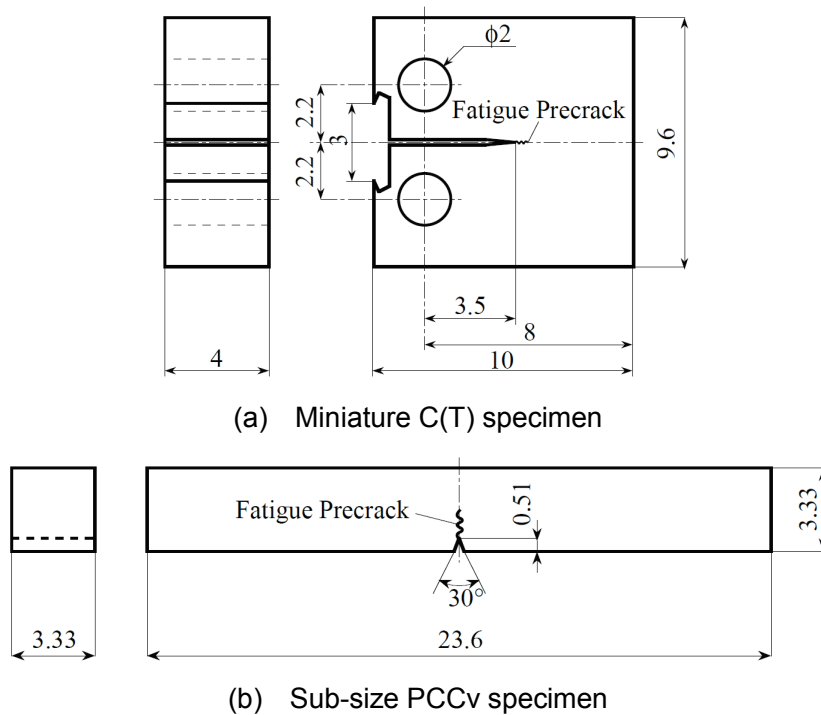


Figure 4.4 Configurations of miniature test specimens

4.2.3 ミニチュア C(T)試験片における変位計測

4.2.2 項「試験片寸法・形状の設計」に述べたように、ミニチュア C(T)試験片では荷重線上にナイフエッジを加工して変位計を装着することが困難であるため、これに代えて試験片の前面にナイフエッジを設け、前面での変位を計測することとした。このため、適切な方法で試験片前面での変位を荷重線変位に変換する必要があるが、その方法を以下のとおり提案する。

試験片前面の変位から荷重線変位を推定する場合、リガメント部に回転中心を仮定し、変位を計測する位置の回転中心からの距離に応じて線形内挿を行うというのが基本的な考え方である。ミニチュア C(T)試験片の各部の寸法を図 4.5 のように定義する。ASTM E1820-08 [21]の付録 A.2 には、き裂開口量の増大に伴う荷重線の回転の影響を補正するための方法が規定されており、その中で回転中心はリガメントの中心であると定義されている。このとき、荷重線変位 V と試験片前面変位 V' との関係は幾何学的な関係から、

$$V = \frac{R}{R'} V', \quad R = \frac{1}{2}(W + a), \quad R' = \frac{1}{2}(W + a) + e \quad (4.5)$$

により与えられる。図 4.4 (a)に示した試験片寸法より $e = W/4$ であるから、上式はき裂長さ比 a/W のみの関数として与えられる。

$$V = \frac{1 + a/W}{1.5 + a/W} V' \quad (4.6)$$

a/W と V/V' の関係を図 4.6 に示す。 a/W が下限値 0.45、標準値 0.50、および上限値 0.55 のときの V の V' に対する比はそれぞれ 0.744、0.750、および 0.756 となり、その差は $\pm 0.8\%$ の範囲に収まっている。

上の関係は負荷に伴う試験片の回転が微小であることを前提にしたものであるが、その前提条件の妥当性についてさらに検討を行った。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されるものと仮定したときの変形の模式図を図 4.7 に示す。回転角 θ と荷重線変位 V の関係、および θ と試験片前面変位 V' の関係は図に示す幾何学的関係からそれぞれ次式で与えられる。

$$\theta = \sin^{-1} \left[\frac{V/2 + D}{(D^2 + R^2)^{1/2}} \right] - \tan^{-1} \left(\frac{D}{R} \right) \quad (4.7)$$

$$\theta = \sin^{-1} \left[\frac{V'/2 + D'}{(D'^2 + R'^2)^{1/2}} \right] - \tan^{-1} \left(\frac{D'}{R'} \right) \quad (4.8)$$

両式を等値して、 V と V' との関係は、

$$\sin^{-1}\left[\frac{V/2+D}{(D^2+R^2)^{1/2}}\right]-\tan^{-1}\left(\frac{D}{R}\right)=\sin^{-1}\left[\frac{V'/2+D'}{(D'^2+R'^2)^{1/2}}\right]-\tan^{-1}\left(\frac{D'}{R'}\right) \quad (4.9)$$

を解くことによって求められる。ちなみに、標準寸法以上の試験片で満足されるであろう $D/R \ll 1, D'/R' \ll 1$ 、および微小変形に関する $V/R \ll 1, V'/R' \ll 1$ なる条件を導入すると、上式は、

$$\frac{V/2+D}{R}-\frac{D}{R}=\frac{V'/2+D'}{R'}-\frac{D'}{R'} \quad (4.7)$$

と簡略化され、式(4.5)が得られる。

本研究に用いたミニチュア C(T)試験片においては $D' = 0.1875W (= 1.5 \text{ mm})$ が固定されている。 D は仮想的に $0.0625W (= 0.5 \text{ mm})$ とする。このとき、 V と V' の関係は a/W をパラメータとして式(4.9)を介して決定することができる。その関係を図 4.8 に示す。図中のプロット点は式(4.9)によるもの、直線は微小変形を仮定した式(4.5)に基づく結果である。 a/W が大きくなるにつれて同一の V に対する V' は小さくなるが、良好な線形関係を保っており、微小関係を仮定した置き換えが妥当であることがうかがえる。式(4.9)による V' を微小変形を仮定して置き換えた場合の誤差の推移を図 4.9 に示す。 V が大きくなるにつれて微小変形であるとの仮定の現実からの乖離が大きくなるが、その誤差は $V = 1 \text{ mm}$ で 0.5%以下、 $V = 2 \text{ mm}$ で 1%以下に留まっている。 a/W の違いが誤差の推移に及ぼす影響はあまり大きくない。本研究で実施した試験において、 V の最大値はたかだか 0.7 mm であった。以上のことから、微小変形を仮定して式(4.2)により荷重線変位を補正することは妥当であると結論できる。

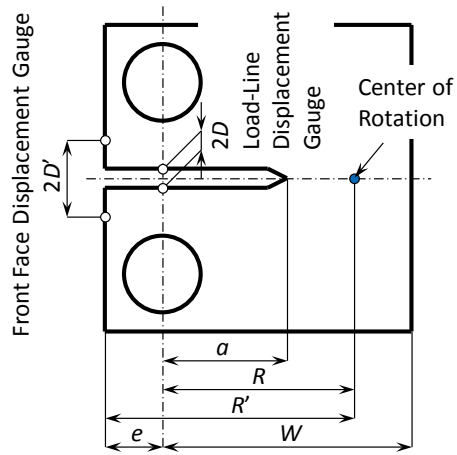


Figure 4.5 Dimensions of miniature C(T) specimen

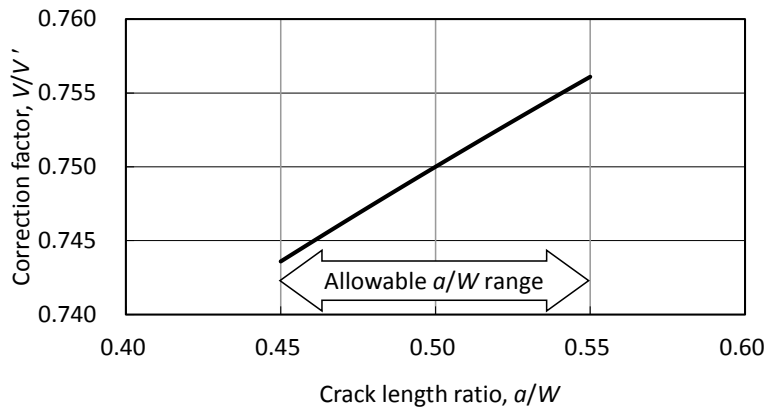


Figure 4.6 Relation between a/W and V/V'

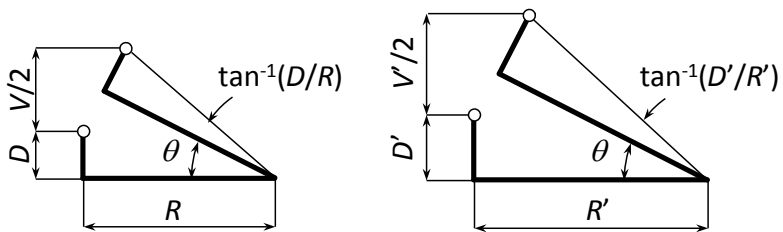


Figure 4.7 Schematic of specimen deformation

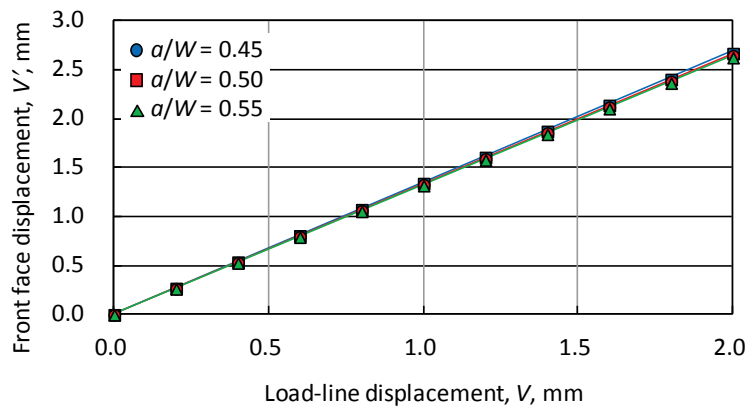


Figure 4.8 Relation between load-line displacement, V , and front face displacement, V'

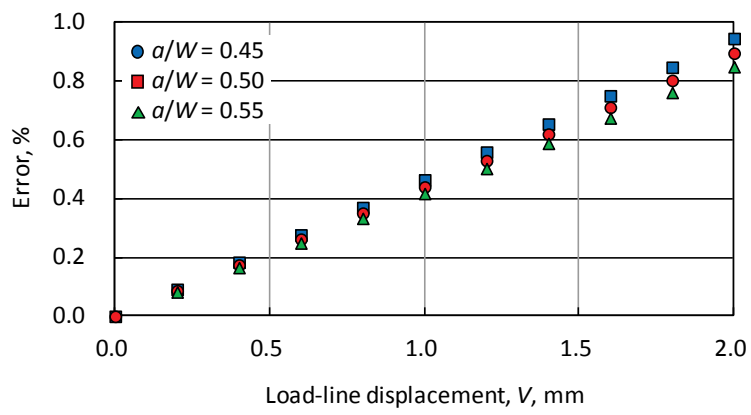


Figure 4.9 Error of front face displacement, V' by replacement based on small deformation assumption

4.3 ミニチュア試験片による破壊靱性データの取得

4.3.1 供試材

試験には、国産の原子炉圧力容器鋼材である SFVQ1A 鋼[22] 1 ヒート、および SQV2A 鋼 [23] 2 ヒート（ヒート 1 およびヒート 2）を供試した。前者は ASME 規格に定める A508 Cl. 3 鋼に、また後者は A533 Gr. B Cl. 1 鋼にそれぞれ相当するものである。これらの材料はすべて第 2 章「国産原子炉圧力容器鋼に対するマスターカーブ法の有用性の検討」における基礎データの取得に用いたものと同様である。供試材の化学組成は表 2.1 に、室温下での引張特性、無延性遷移温度 T_{NDT} 、および関連温度 RT_{NDT} は表 2.2 に、温度をパラメータとした引張試験の結果は表 2.3 に、ヤング率、降伏応力、および引張強さの温度依存性は図 2.2、2.3、および 2.4 にそれぞれ示したとおりである。その詳細については 2.2.1 項「供試材」を参照されたい。

4.3.2 試験方法

破壊靱性試験に用いた試験片は、公称板厚 4 mm のミニチュア C(T)試験片、および公称板厚 3.33 mm のサブサイズ PCCv 試験片である。いずれの試験片も過去の試験に用いた破断後のシャルピー試験片から採取、加工した。ミニチュア C(T)試験片は SFVQ1A 鋼、SQV2A 鋼（ヒート 1）、SQV2A 鋼（ヒート 2）の 3 種の材料から製作し、サブサイズ PCCv 試験片は SFVQ1A 鋼からのみ製作した。試験片の加工要領は図 4.3 (a)および(b)に、試験片の寸法・形状は図 4.4 (a)および(b)にそれぞれ示したとおりである。これら試験片の主要な寸法および形状は ASTM 基準[9]に適合するものである。

すべての試験片には疲労予き裂を導入した。導入する予き裂の実効長さの目標値はミニチュア C(T)試験片で 0.5 mm、サブサイズ PCCv 試験片で 1.1 mm とし、公称初期き裂長さ a_0 の公称板幅 W に対する比が $a_0/W = 0.5$ となるようにした。

試験マトリクスを表 4.1 に示す。試験温度 T については、第 2 章「国産原子炉圧力容器鋼に対するマスターカーブ法の有用性の検討」において取得された破壊靱性試験の結果をもとに、有効な破壊靱性が得られるような温度範囲 ($T_0 - 50^\circ\text{C}$ から $T_0 + 50^\circ\text{C}$ の範囲) に収まり、かつ当該温度で取得される破壊靱性データの多くがその有効上限 $K_{Jc(\text{limit})}$ を超えることのないように設定した。ミニチュア C(T)試験片に対し、SFVQ1A 鋼、SQV2A 鋼（ヒート 1）、SQV2A 鋼（ヒート 2）の試験温度範囲はそれぞれ $-110^\circ\text{C} \sim -150^\circ\text{C}$ 、 $-100^\circ\text{C} \sim -140^\circ\text{C}$ 、 $-130^\circ\text{C} \sim -170^\circ\text{C}$ とし、またサブサイズ PCCv 試験片に対し、SFVQ1A 鋼の試験温度範囲は $-100^\circ\text{C} \sim -140^\circ\text{C}$ とした。単一温度法によって有効な T_0 が決定できるように、同一温度で最低でも 6 ないし 8 体の有効な破壊靱性データが取得されることを目標とした。試験の総数はミニチュア C(T)試験片で 140 体、サブサイズ PCCv 試験片で 43 体である。

負荷は変位制御型荷重として与え、公称寸法に対して弾性域内で応力拡大係数速度 dK/dt が $1.4 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}/\text{s}$ となるような一定変位速度を与えた。この速度は ASTM 基準[9]に定める負荷速度範囲の条件 $0.1 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}/\text{s} \leq dK/dt \leq 2.0 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}/\text{s}$ を満たすものである。

破壊靱性試験は 2008 年版の ASTM 基準[9]に準拠して実施した⁴。すなわち、試験片に準静的な単調引張荷重を負荷し、試験片にへき開破壊またはポップインを生じるまでの荷重と荷重線変位あるいはき裂開口変位を計測して、1.2.1 項「マスターカーブ法の概要」に述べた手順にしたがい破壊靱性を評価した。ミニチュア C(T)試験片の試験機への設置状況を

⁴ 第 2 章「国産原子炉圧力容器鋼に対するマスターカーブ法の有用性の検討」における破壊靱性データの取得では 2003 年版の ASTM 基準に拠ったのに対し、本章で述べるミニチュア試験片を用いた破壊靱性データの取得では 2008 年版 a の ASTM 基準に拠った。これは、それぞれ試験開始時点の最新版の基準を採用したことによる違いであるが、ミニチュア試験片の適用性を議論する上でこの相違が影響を及ぼすことはない。

図 4.10 に示す。

試験温度については、本来試験片の温度を熱電対等により直接計測することが原則であるが、試験片が小さく、負荷治具が相対的に大きいため試験片表面に計測デバイスを取り付けることが困難であり、またスポット溶接により発生する熱が試験片に及ぼす影響は明らかでないものの、試験片が小さいためにその影響が相対的に大きくなる懸念がある。そこで、直近の負荷治具にスポット溶接した熱電対によって試験温度を計測した。試験片が小さいため相対的に熱容量が小さく、試験片と負荷治具との間に有意な温度差が生じることはないことは別途確認済みである。所定の温度に達した後、最低 15 分の間温度を維持し、しかる後に試験を実施した。

試験の終了後、破断した試験片の初期き裂長さ、安定き裂進展量を実測し、これらが基準に定める要件を満たしていることを確認して破壊靱性の評価に用いた。評価に用いるヤング率および降伏応力は温度の関数として定式化された近似式(2.1)および(2.5)に拠った。

4.2.2 項「試験片寸法・形状の設計」においてミニチュア試験片の設計条件として掲げたように、本研究で提案するミニチュア試験片を用いたマスターカーブ破壊靱性試験は、ASTM 基準に準拠することを想定している。ASTM 基準それ自体には適用可能な試験片寸法に関する制約はなく、形式的にはミニチュア試験片の利用を妨げるものではない。しかしながら、同基準は必ずしもミニチュア試験片の利用を念頭に置いて策定された訳ではない。試験片の小型化によって現れるであろう懸念事項に対し、その影響の有無を以下のとおり検討した。

第一に考えられるのは試験片の寸法精度の問題である。試験片の主要な寸法についてはその精度が相対値として規定されている。このため、試験片の小型化に伴い絶対的な寸法精度に対する要求は厳しくなる。ASTM 基準では C(T)試験片、SE(B)試験片のいずれに対しても、試験片幅 W に対しその許容寸法が $\pm 0.005W$ 、試験片厚さ B に対しその許容寸法が $\pm 0.010W$ と定められている。たとえば厚さ 1 インチの標準 C(T)試験片については試験片幅が 50.8 ± 0.254 mm、試験片厚さが 25.4 ± 0.254 mm であるのに対し、本研究で提案したミニチュア C(T)試験片については試験片幅が 8 ± 0.04 mm、試験片厚さが 4 ± 0.04 mm となり、試験片の小型に比例して許容される寸法の範囲も小さくなる。本研究において製作したミニチュア C(T)試験片およびサブサイズ PCCv 試験片について、試験片幅と試験片厚さの計測値の分布をヒストグラムとして図 4.11 (a)~(d)に示す。(a)および(b)にはそれぞれミニチュア C(T)試験片の試験片厚さ、試験片幅の、(c)および(d)にはサブサイズ PCCv 試験片の試験片厚さ、試験片幅の計測値の分布を示してある。図には ASTM 基準で許容される寸法の範囲

を併せて示しており、これとの比較から、すべての計測値は許容寸法の範囲内に収まっていることがわかる。計測値の変動係数（標本標準偏差の標本平均に対する比）は最大でも0.16%に過ぎない。以上のことから、ASTM基準をミニチュア試験片に適用するとした場合、寸法精度に対する要求は相対的に厳しくなるものの、その要求を満たすことは十分に可能であることが確認される。

第二に、疲労予き裂の導入の問題が挙げられる。ミニチュア試験片を用いた破壊靱性試験が準拠しようとする年版の規格[9]では、疲労予き裂の導入を二つのステップに分け、第一ステップでの応力拡大係数の最大値を $K_{max} = 25 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ 、第二ステップでの応力拡大係数の最大値を（試験温度が疲労予き裂導入時の温度より著しく低い場合） $K_{max} = 15 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ と規定している。C(T)試験片に対する応力拡大係数は既出の式(1.3)で計算される。同式より、相似な試験片では同一荷重に対する応力拡大係数は寸法の-1.5乗に比例し、見方を変えれば同一の応力拡大係数に対する荷重が寸法の1.5乗に比例する。一方、実断面応力基準に基づく塑性崩壊荷重、すなわち試験片のリガメントに生じる可容な応力分布に対応する荷重の最大値は式(2.7)の右辺分子の係数0.4を1に置き換えたときの P_M に相当し、相似な試験片では P_M は寸法の2乗に比例する。前者において、C(T)試験片の厚さを変えたときに応力拡大係数 $25 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ に対応する荷重 P_{K1} および $15 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ に対応する荷重 P_{K2} がどう変化するか、また後者において、C(T)試験片の厚さを変えたときに P_M がどう変化するかをまとめて図4.12に示す。 P_M の計算において温度は 20°C とし、有効降伏強度 σ_Y の計算は式(2.4)および(2.6)によった。 P_{K1} 、 P_{K2} はそれぞれ第一ステップ、第二ステップで試験片に疲労予き裂を導入するときに負荷してよい荷重の上限を表し、 P_M は試験片が塑性崩壊するときの荷重の目安に相当する。前者の関係曲線の勾配は両対数グラフで1.5、後者の関係曲線の勾配は2であって、上述の試験片寸法の依存性に対応している。試験片が大きいときには P_M と P_{K1} 、 P_{K2} との間に大きな差があるものの、試験片が小さくなるにつれて両者が近付き、厚さが0.3インチの時点で P_{K1} は P_M を上回るようになる。このことは、試験片の小型化を進めると、疲労予き裂を導入する際の荷重が基準の許容レベルにあっても、試験片が塑性崩壊を来しかねない状況に陥ることを示唆しており、その場合には疲労予き裂導入時の荷重（あるいは応力拡大係数）の上限をさらに下げる必要があることを意味している。本研究で設計したミニチュアC(T)試験片については、第二ステップの疲労予き裂導入時の負荷はASTM基準の規定に準じて構わないが、それに先立つ第一ステップの疲労予き裂導入時には負荷をASTM基準の上限まで引き上げると試験片が塑性崩壊を起こすおそれがあるということに注意が必要である。

試験片の加工に際しては表面を切削あるいは研削によって仕上げるが、仕上げ加工により表層部に硬化層が形成されるとともに残留応力が生じるおそれがある。表面仕上げの条件は基本的には標準試験片でもミニチュア試験片でも同じであって、表面硬化層の厚さや高い残留応力が発生する領域の絶対的な寸法は両者で大きな違いがないと考えられることから、試験片寸法に対する相対的な寄与はミニチュア試験片でより顕著になる。しかし、試験片への疲労予き裂の導入過程においてき裂先端近傍の残留応力は緩和されることから、その影響が顕在化することはないと考えられる。また、表層部の硬化層が破壊特性に影響を与えるとすれば、その効果は疲労予き裂を導入した後のき裂前縁形状の違いとして現れるものと推測される。同一の鋼種（SFVQ1A 鋼）で寸法の異なる C(T)試験片における疲労予き裂を導入した後のき裂前縁形状の代表例を比較した結果を図 4.13 に示す。横軸の相対位置 0 および 8 は試験片表面から試験片厚さの 1%だけ内側に寄った位置に相当し、相対位置 1 から 7 はその間を等分した位置である。異なる寸法の試験片のき裂前縁形状を比較するため、各相対位置でのき裂進展量は試験片厚さで無次元化した。図によれば、き裂前縁は板厚中央での進展が卓越した左右対称のサムネイル形状を成していて、その相対的な形状は試験片の寸法によらないことがわかる。このことより、ミニチュア試験片であってもより大きな試験片と比べて疲労予き裂の進展状況に有意な差はなく、ミニチュア試験片に限って表層部に硬化層、あるいは残留応力の影響を受けていることはないと言える。

以上の検討により、本研究で設計したミニチュア試験片において、試験片の小型化に伴い特段に考慮すべき事項はなく、ASTM 基準を適用することに問題はないものと判断される。

Table 4.1 Test matrix

Material	Specimen type	dK/dt MPa·m ^{1/2} /s	Test temperature							
			-100°C	-110°C	-120°C	-130°C	-140°C	-150°C	-160°C	-170°C
SFVQ1A	Miniature C(T)	1.4		12	12	10	12	9		
	Sub-size PCCv	1.4	11		12		10		10	
SQV2A (Heat 1)	Miniature C(T)	1.4	11	8	8	9	6			
SQV2A (Heat 2)	Miniature C(T)	1.4				10	8	9	8	8

Numbers denote number of specimens

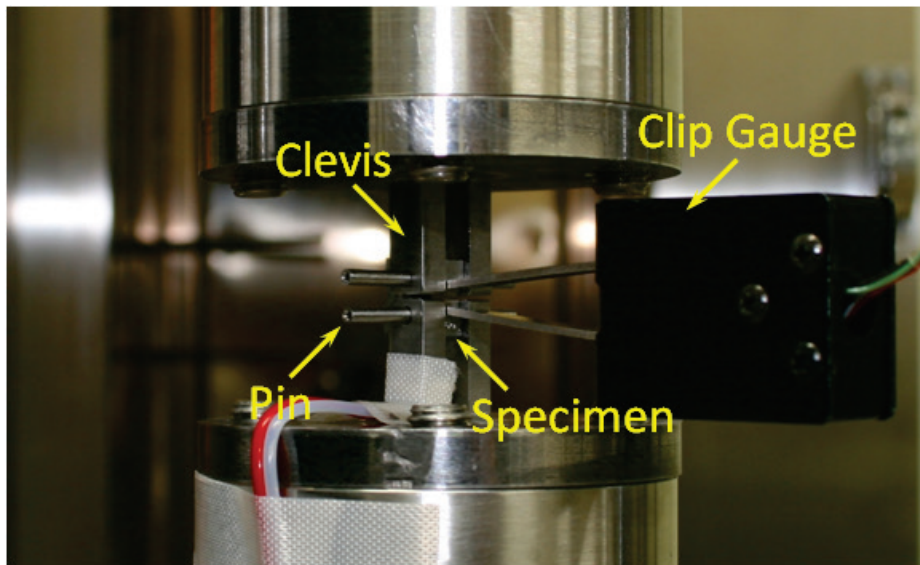
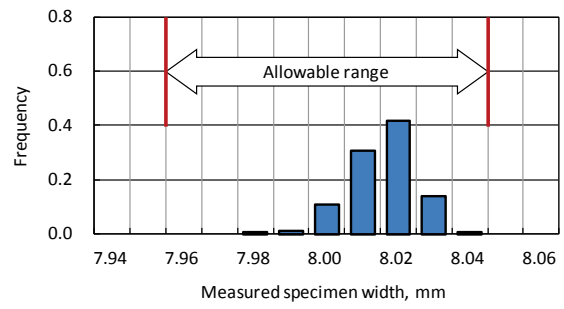
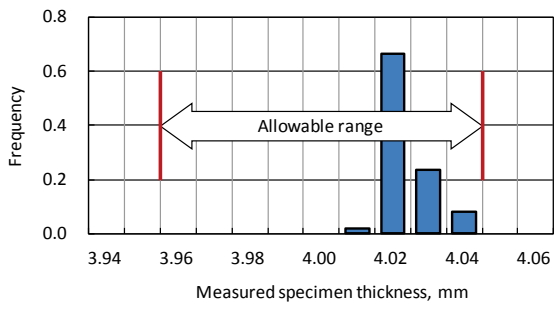
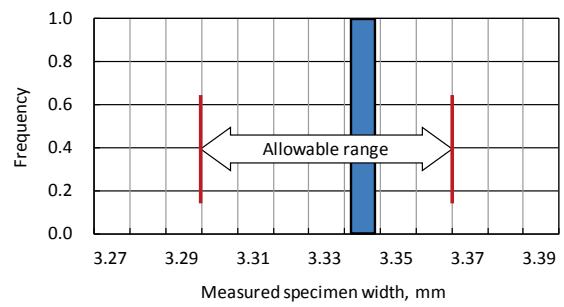
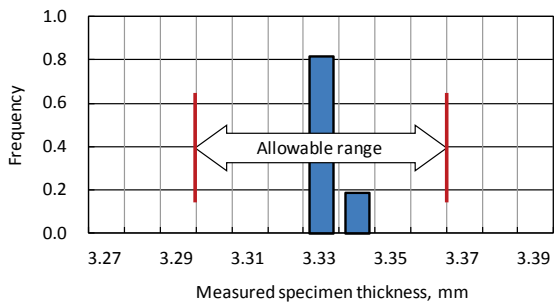


Figure 4.10 Test equipment for miniature C(T) specimen



(a) Thickness for miniature C(T) specimens

(b) Width for miniature C(T) specimens



(c) Thickness for subsize PCCv specimens

(d) Width for subsize PCCv specimens

Figure 4.11 Histogram of measured specimen dimensions

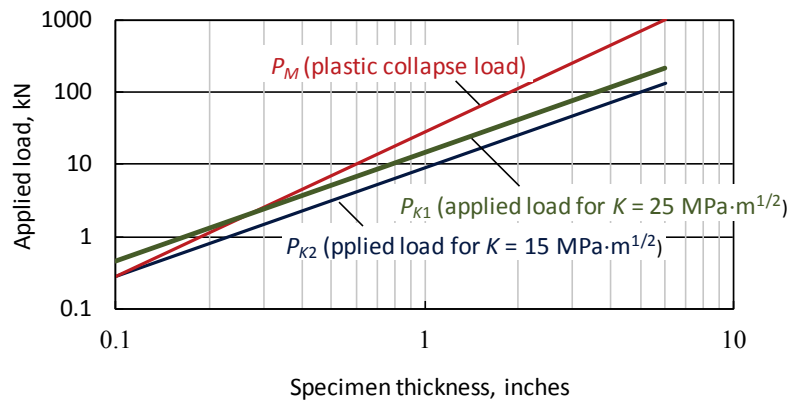


Figure 4.12 Effect of specimen thickness on maximum applied load for precracking and plastic collapse load

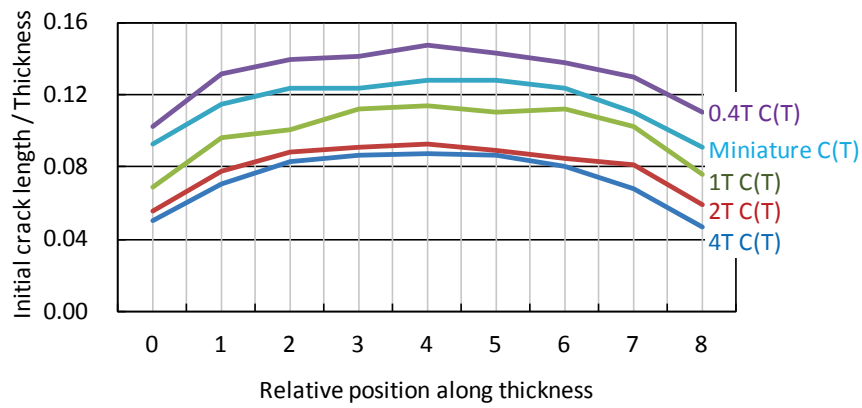


Figure 4.13 Comparison of crack front shape between C(T) specimens with different size

4.3.3 試験結果

試験の結果得られた 1 インチ厚さ等価破壊靱性 $K_{Jc(1Teq)}$ をまとめて表 4.2 に示す。破壊靱性 K_{Jc} から $K_{Jc(1Teq)}$ への変換は式(1.10)に拠った。同表におけるデータの有効性 (validity) の判定は ASTM 基準[9]にある規定に照らして行い、無効 (invalid) なデータには下線を付してこれを示した。いずれの材料においても、試験温度が相対的に高い場合に invalid なデータが現れることがあり、ミニチュア C(T)試験片よりもサブサイズ PCCv 試験片でその割合が増加している。これらはいずれも (寸法補正を施す前の) K_{Jc} がその上限値、

$$K_{Jc(\text{limit})} = \sqrt{\frac{Eb_0\sigma_y}{30(1-\nu^2)}} \quad (4.11)$$

を超えたために invalid と判定されたものである。

試験の結果得られた $K_{Jc(1Teq)}$ と T の関係を材料および試験片種別ごとに図 4.14 (a)~(d)に示す。図中の黒塗りの記号は invalid なデータを示す。 T が大きいほど $K_{Jc(1Teq)}$ のレベルならびにばらつきが大きくなり、その傾向は材料あるいは試験片種別によらない。このことから、より大きな試験片で認められたのと同様、式(1.10)で与えられる寸法補正機能がうまく働いていることがうかがえる。ミニチュア C(T)試験片に比べサブサイズ PCCv 試験片でデータが invalid となるケースが多く、valid なデータを得るためには試験温度を低く設定する必要がある。

上述のとおり得られた破壊靱性データをもとに、1.2.1 項「マスターカーブ法の概要」に記した手順に沿って参照温度 T_0 を評価した。 T_0 の評価結果をまとめて表 4.3 に示す。invalid な K_{Jc} については、ASTM 基準[9]の評価手順にしたがいこれを式(4.8)で与えられる $K_{Jc(\text{limit})}$ 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 を基準とした試験温度 T と $K_{Jc(\text{med})}$ の範囲に応じて必要な試験片数が表 2.7 のとおり定められており、これにより T_0 の有効性が判定される。本試験では、単一温度法による評価結果のうち、SFVQ1A 鋼のサブサイズ PCCv 試験片の高温側の 3 ケース ($T = -100^\circ\text{C}$, -120°C , -140°C) において valid なデータ数が必要なデータ数を下回っており (表 4.3 中に invalid^(a) と記した)、この条件から外れていた。一方、複数温度法においては、 T の T_0 からの偏差に応じて表 2.8 に示した重み付けをした試験片数の総和により、式(2.9)にしたがい T_0 の有効性が判定された。表 4.3 に示した複数温度法による評価結果はいずれもこの判定条件を満たしており、 T_0 は valid であると判定された。

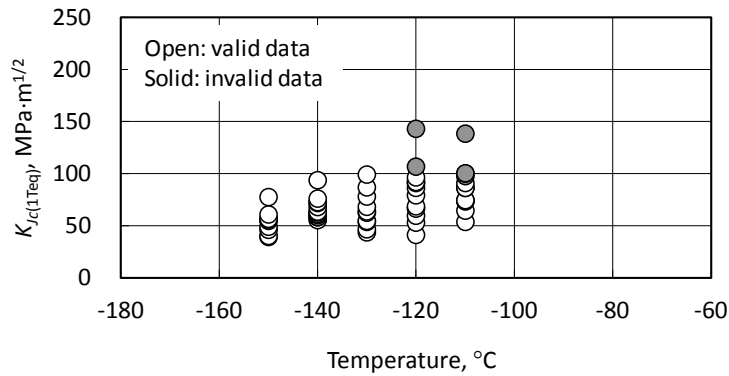
この他、 T_0 が有効であるためには、その決定に用いた破壊靱性が適正な温度範囲 ($T_0 - 50^\circ\text{C}$ から $T_0 + 50^\circ\text{C}$) で取得されていることが必要とされる。単一温度法では T と T_0 の

直接比較によりその成否が判定され、また複数温度法では T_0 の決定に用いた破壊靱性の試験温度が適正な温度範囲に収まるよう再帰的な評価がなされる。本試験では、単一温度法による評価結果のうち、低温側の 6 ケース（SFVQ1A 鋼のミニチュア C(T)試験片、試験温度-150°C、同材のサブサイズ PCCv 試験片、試験温度-160°C、SQV2A 鋼ヒート 1 のミニチュア C(T)試験片、試験温度-130°C および-140°C、SQV2A 鋼ヒート 2 のミニチュア C(T)試験片、試験温度-160°C および-170°C）において試験温度が算出された $T_0-50^\circ\text{C}$ を下回っており（表 4.3 中の Invalid^(b)と記した）、この条件から外れていた。複数温度法による評価結果のうち、SQV2A 鋼ヒート 1 および 2 のミニチュア C(T)試験片、および SFVQ1A 鋼のサブサイズ PCCv 試験片については、全データをもとに算出された T_0 が最低試験温度より 50°C 以上高かったため、これら最低試験温度のデータを除外して改めて T_0 を評価した結果、評価対象としたデータの試験温度が $T_0 \pm 50^\circ\text{C}$ の範囲に収まり、これにより valid な T_0 が確定された。

Table 4.2 Results of 1T-equivalent fracture toughness, $K_{Jc(1Teq)}$

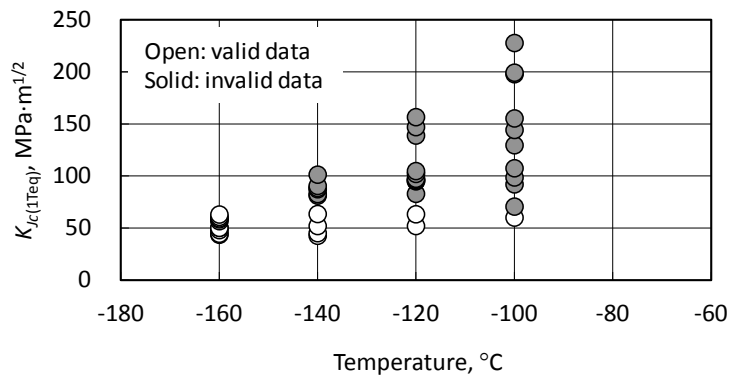
Material	Specimen type	Temperature °C	Equivalent fracture toughness (in ascending order)												
			MPa·m ^{1/2}												
SFVQ1A	Miniature C(T)	-110	53.7	64.5	73.2	74.2	74.6	86.3	86.2	91.0	<u>97.7</u>	<u>100.0</u>	<u>100.3</u>	<u>138.3</u>	
		-120	41.1	52.9	59.4	66.4	68.5	79.2	86.2	90.8	91.8	96.3	<u>106.7</u>	<u>142.9</u>	
		-130	43.6	46.5	53.6	54.5	62.5	63.6	68.2	77.9	86.8	99.0			
		-140	55.2	58.2	58.3	59.9	61.2	62.7	63.3	67.9	71.9	72.5	76.1	93.5	
		-150	39.1	40.2	45.9	49.0	54.7	55.9	56.5	60.8	77.4				
	Sub-size PCCv	-100	60.2	<u>70.6</u>	<u>92.1</u>	<u>98.6</u>	<u>107.4</u>	<u>129.6</u>	<u>144.2</u>	<u>155.3</u>	<u>197.8</u>	<u>199.2</u>	<u>227.7</u>		
		-120	52.1	63.3	<u>82.8</u>	<u>94.9</u>	<u>95.3</u>	<u>96.5</u>	<u>97.4</u>	<u>102.0</u>	<u>104.7</u>	<u>138.9</u>	<u>147.0</u>	<u>156.6</u>	
		-140	42.5	45.1	51.9	63.6	<u>81.1</u>	<u>82.7</u>	<u>87.4</u>	<u>88.4</u>	<u>90.5</u>	<u>101.3</u>			
		-160	43.6	44.7	47.9	50.2	50.2	56.6	58.3	59.2	60.9	62.9			
SQV2A (Heat 1)	Miniature C(T)	-100	46.7	63.6	64.0	64.9	77.3	83.5	90.8	91.2	<u>100.4</u>	<u>96.0</u>	<u>102.4</u>		
		-110	57.6	67.6	77.7	78.5	83.7	86.5	87.2	91.1					
		-120	52.6	56.1	65.5	66.0	72.3	73.8	76.0	79.5					
		-130	41.3	44.3	45.1	49.1	50.1	50.5	53.3	58.5	83.4				
		-140	40.5	46.0	48.3	51.0	55.7	58.4							
SQV2A (Heat 2)	Miniature C(T)	-130	53.5	69.2	80.0	80.2	84.9	87.7	93.7	95.3	<u>125.3</u>	<u>155.1</u>			
		-140	50.0	57.1	58.6	68.4	74.8	78.9	90.2	<u>104.7</u>					
		-150	50.3	50.9	56.7	62.9	68.0	71.5	76.6	77.8	82.4				
		-160	30.5	39.6	48.0	50.0	50.3	58.2	59.3	60.4					
		-170	33.3	36.0	37.8	39.4	40.9	48.2	48.4	66.0					

Underline: invalid data

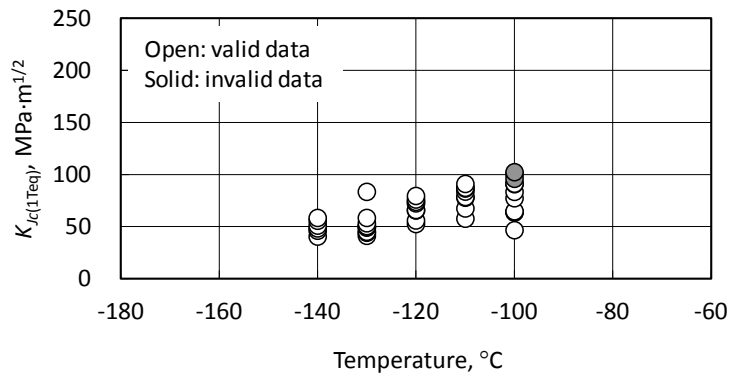


(a) SFVQ1A forging, Miniature C(T) specimens

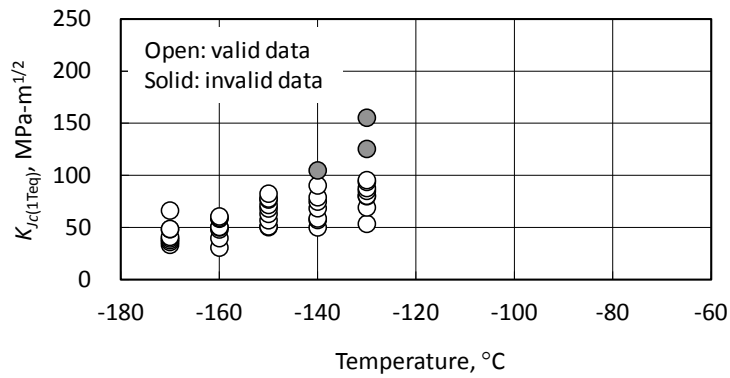
Figure 4.14 Relation between equivalent fracture toughness, $K_{Jc(1Teq)}$ and test temperature, T



(b) SFVQ1A forging, Sub-size PCCv specimens



(c) SQV2A plate (Heat 1), Miniature C(T) specimens



(d) SQV2A plate (Heat 2), Miniature C(T) specimens

Figure 4.14 Relation between equivalent fracture toughness, $K_{Jc(1Teq)}$ and test temperature, T (Cont'd)

Table 4.3 Results of reference temperature, T_o

Material	Specimen type	Temperature °C	Evaluation method	No. of total data	No. of valid data	No. of required valid data	Weighting value of $\sum r_i^n$	Reference temperature T_o , °C	Validity of T_o
SFVQ1A	Miniature C(T)	-110	Single-Temp.	12	8	6	-	-98.3	Valid
		-120		12	10	7	-	-103.4	Valid
		-130		10	10	7	-	-99.7	Valid
		-140		12	12	8	-	-104.9	Valid
		-150		9	9	N/A	-	-96.2	Invalid ^(b)
	-110~-150	Multi-Temp.	55	49	-	6.8	-101.0	Valid	
	Sub-Size PCCv	-100	Single-Temp.	11	1	6	-	-99.2	Invalid ^(a)
		-120		12	2	6	-	-110.9	Invalid ^(a)
		-140		10	4	7	-	-117.6	Invalid ^(a)
		-160		10	10	N/A	-	-99.5	Invalid ^(b)
-100~-140		Multi-Temp.		33	7	-	1.1	-113.5	Valid
SQV2A (Heat 1)	Miniature C(T)	-100	Single-Temp.	11	8	7	-	-85.3	Valid
		-110		8	8	7	-	-87.7	Valid
		-120		8	8	8	-	-84.4	Valid
		-130		9	9	N/A	-	-78.8	Invalid ^(b)
		-140		6	6	N/A	-	-71.0	Invalid ^(b)
		-100~-130	Multi-Temp.	36	33	-	4.4	-84.2	Valid
SQV2A (Heat 2)	Miniature C(T)	-130	Single-Temp.	10	8	6	-	-118.0	Valid
		-140		8	7	7	-	-118.4	Valid
		-150		9	9	8	-	-114.3	Valid
		-160		8	8	N/A	-	-94.6	Invalid ^(b)
		-170		8	8	N/A	-	-96.1	Invalid ^(b)
		-130~-160	Multi-Temp.	35	32	-	4.3	-113.7	Valid

Invalid^(a): No. of valid data less than No. of required valid data

Invalid^(b): Test Temperature lower than estimated T_o -50°C

4.4 ミニチュア試験片の妥当性の検討

4.4.1 各種因子の影響

ミニチュア試験片を用いて得られた破壊靱性データをもとに、試験温度、評価方法、および試験片形状の違いが T_0 に及ぼす影響を材料ごとにまとめて図4.15 (a)~(c)に示す。図中の“sgl.”および“mlt.”はそれぞれ単一温度法、複数温度法を示し、単一温度法については試験温度を併記した。図中のエラーバーは各ケースにおける T_0 の $\pm\sigma_{T_0}$ (σ_{T_0} は T_0 の標準偏差)を表す。 σ_{T_0} の計算は式(3.20)によった。

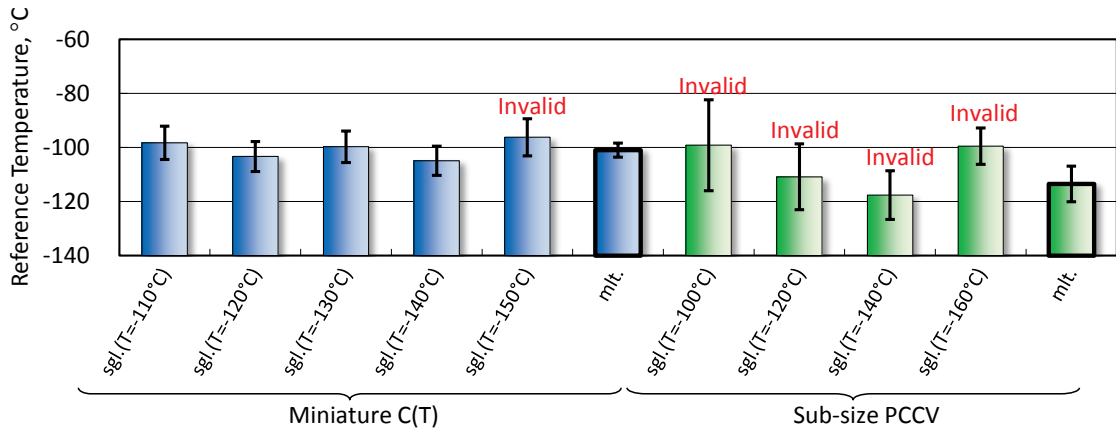
同一材料のミニチュア C(T)試験片について、異なる温度条件下での単一温度法による T_0 の最大値と最小値との差は平均で16.4°C、最大で23.8°Cであった。ただし、試験温度によっては T_0 がinvalidとなる場合も含まれており、その場合には T_0 が大きめに評価される傾向にあることから、これらのケースを除いて改めて T_0 の最大値と最小値との差を求めると、平均で4.7°C、最大で6.7°Cであった。これらの値は、より大きな試験片から得られた同一の指標の値(最大値と最小値との差が平均で7.2°C、最大で15.7°C)と比較しても小さく、validな T_0 が取得できる範囲においては T_0 に及ぼす試験温度の影響は十分に小さいと言える。複数温度法から得られる T_0 は単一温度法によるその中間に位置し、複数温度法による T_0 を基準としたときの偏差の絶対値の最大値はSFVQ1A鋼、SQV2A鋼(ヒート1)、SQV2A鋼(ヒート2)についてそれぞれ4.7°C、13.2°C、17.6°Cであるが、invalidな T_0 を除くと4.0°C、3.5°C、4.7°Cとなり、十分に小さな範囲に収まっている。 T_0 の標準偏差は単一温度法におけるvalidなデータに対し5.4°C~6.8°C、複数温度法による T_0 に対し2.6°C~3.3°Cであり、試験温度の違いによるばらつきと同程度である。

これに対し、SFVQ1A鋼のサブサイズPCCV試験片については、単一温度法からはvalidな T_0 を決定することができなかつた。表4.3に示したとおり、試験温度が高いときには T_0 決定に必要なvalidな破壊靱性データの個数が必要数に満たず、また試験温度が低いときには試験温度の T_0 からのオフセットが50°Cを上回っている。とくに前者に関しては、各温度での試験数が10ないし12体と十分にあるにもかかわらずvalidな破壊靱性データの個数が足りておらず、サブサイズPCCV試験片の適用に根本的な弱点があることを示唆している。この点については4.6節「必要な試験数に関する考察」において詳細に議論する。

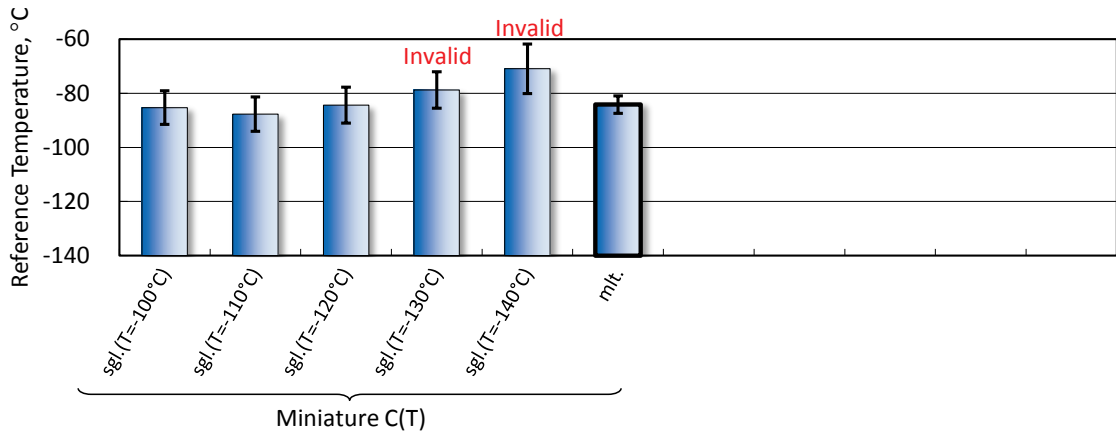
試験温度の依存性を包絡すると考えられる複数温度法による T_0 の結果を抽出して、第2章「国産原子炉压力容器鋼に対するマスターカーブ法の有用性の検討」で計算された T_0 と比較した結果を材料ごとに図4.16 (a)~(c)に示す。C(T)試験片における寸法の影響に着目す

ると、厚さ 100 mm の 4T C(T)試験片から厚さ 4 mm のミニチュア C(T)試験片まで T_0 は良好に一致しており、平均値からの偏差の絶対値の最大は SFVQ1A 鋼、SQV2A 鋼ヒート 1、および同鋼ヒート 2 でそれぞれ 4.8°C、4.5°C、10.5°C であった。このことから、本研究で対象とした材料について、ミニチュア C(T)試験片を用いても標準 C(T)試験片を用いた場合と同等の T_0 を評価できることが明らかになった。

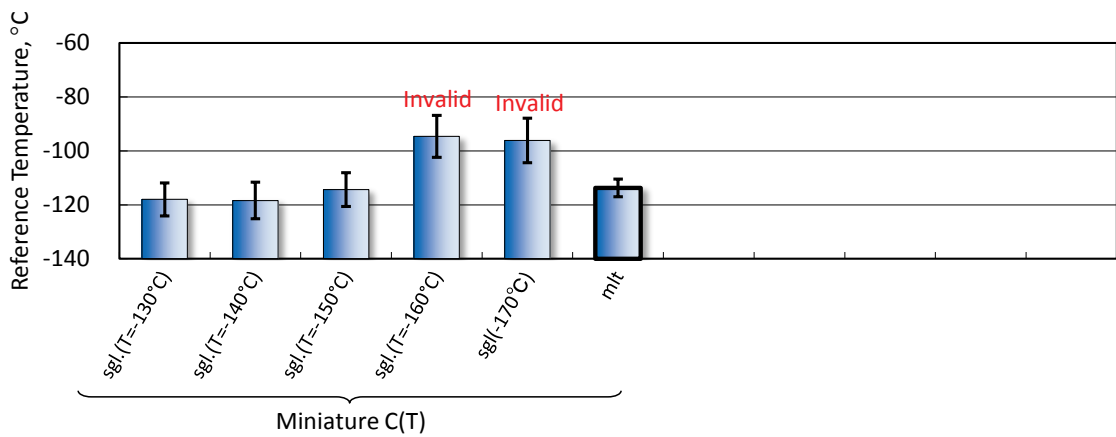
一方、SFVQ1A 鋼において、サブサイズ PCCv 試験片から得られた T_0 は曲げタイプの 0.4T SE(B)試験片、フルサイズ PCCv 試験片とから得られた T_0 の中間にあり、C(T)試験片から得られた T_0 の平均値に比べおよそ 11°C 低い値となっている。しかし、ここで注意しなければならないのは、サブサイズ PCCv 試験片による T_0 の決定に用いられた破壊靱性データ 33 点のうち valid なデータはわずか 21% (7 点) に過ぎないということである。invalid なデータは式(4.8)に照らして censored データに置き換えられ、invalid なデータの占める割合が大きくなるにつれて自ずと T_0 は大きめに評価されることになる。invalid なデータの占める割合は SE(B)試験片で 19%、サブサイズ PCCv 試験片で 79% と大きく異なっていることから、両者の T_0 が一致したことは必ずしも普遍的な結果とは断言できない。



(a) SFVQ1A forging

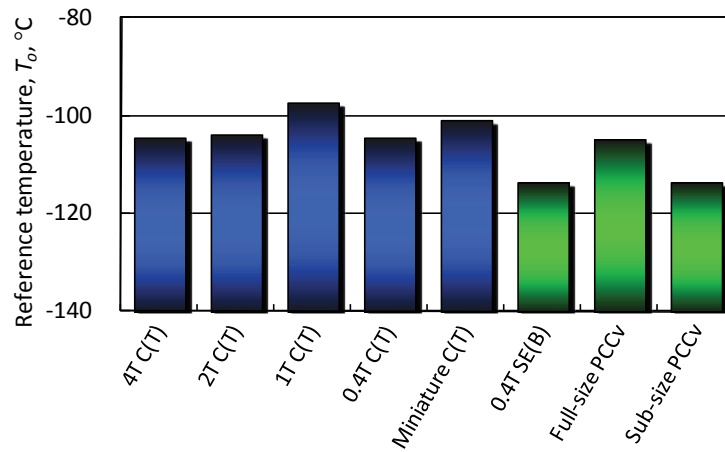


(b) SQV2A plate (Heat 1)

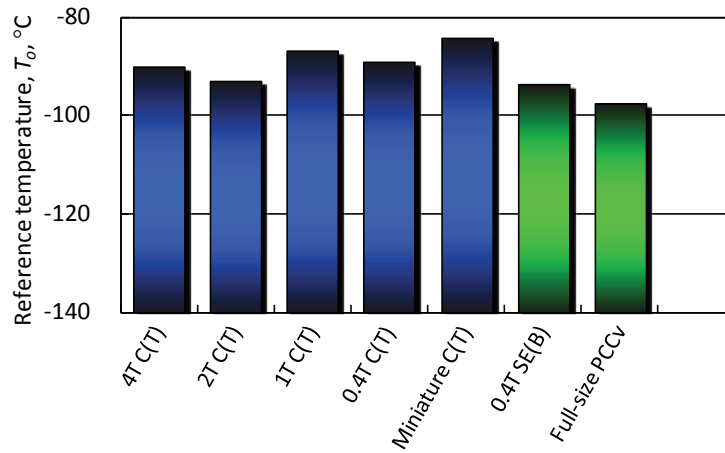


(c) SQV2A plate (Heat 2)

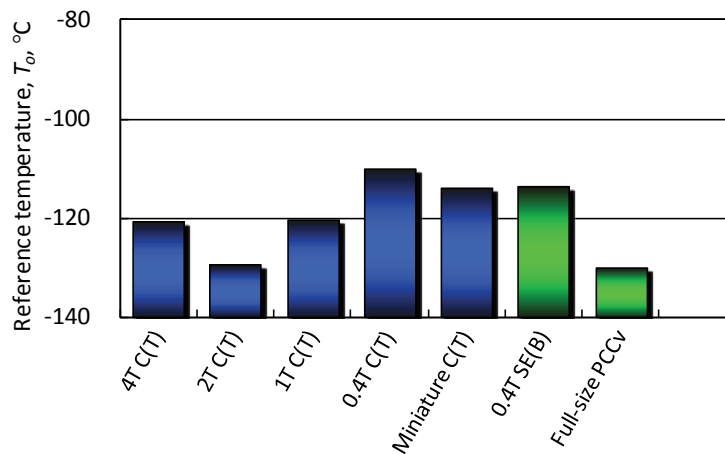
Figure 4.15 Effect of parameters on reference temperature, T_o



(a) SFVQ1A forging



(b) SQV2A plate (Heat 1)



(c) SQV2A plate (Heat 2)

Figure 4.16 Effect of specimen size and type on reference temperature, T_o

4.4.2 破壊靱性の統計分布特性

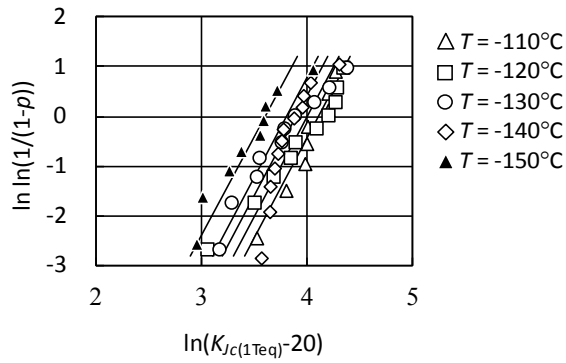
ASTM 基準[9]に定める T_0 の評価法は、同一温度条件下における破壊靱性の分布がワイブル指数を 4 とするワイブル分布に従うことを前提としている。この前提条件へのミニチュア試験片の適合性を確認するため、ミニチュア C(T)試験片の各データセットをワイブルプロットした結果を材料ごとに図 4.17 (a)~(c)に示す。累積破損確率には式(2.10)で与えられるメディアンランク p を用いた。なお、サブサイズ PCCv 試験片については、同一温度条件下で valid な T_0 を決定するに足る破壊靱性データが得られなかったため、ワイブルプロットは行っていない。

図によれば、いずれの材料においても、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 4 に近い直線となり、ミニチュア C(T)試験片から取得された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様子が見てとれる。特に、図 4.17 では判然としなかった低温域のデータセットについてもワイブル分布にしたがっていることが確認できる。当然ながら個々のケースにおいては傾き 4 が最良近似を与えるとは限らないが、2.3.2 項「破壊靱性の統計分布特性」に記したようにこの数値は材料や試験片寸法・形状の違いによらない値として設定されてものであって[24-26]、ミニチュア C(T)試験片についても無理のない前提条件であることが本試験結果から確認された。

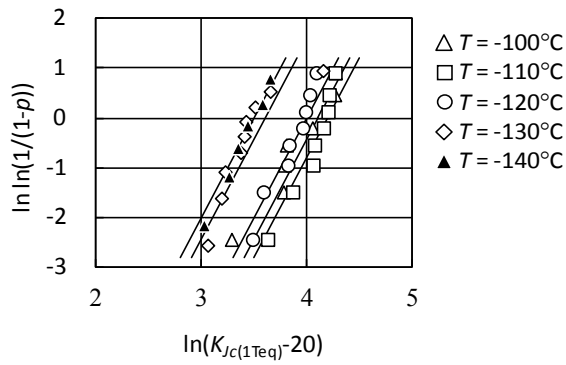
前節で得られた T_0 をもとに決定されるマスターカーブ、その 5%信頼限界、95%信頼限界、および下限界曲線を試験結果と併せて材料および試験片形状ごとに図 4.18 (a)~(d)に示す。各ケースの T_0 には表 4.3 に示した複数温度法による値を採用した。図 4.14 に示した破壊靱性データのうち、複数温度法による T_0 の決定に用いられなかったデータは除外し、また invalid なデータは censored データに置き換えて示した。マスターカーブとその 5%信頼限界、95%信頼限界はそれぞれ式(1.15)、(1.17)、および(1.18)により与えられ、また下限界曲線は 5%信頼限界を式(1.19)により計算される調整量 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る。その値はミニチュア C(T)試験で 3.9°C から 4.8°C の範囲にあったのに対し、サブサイズ PCCv 試験片で 9.8°C と大きめであった。

ミニチュア C(T)試験片では、すべてのデータ点はマスターカーブを中心に分布しており、大部分のデータは 5%信頼限界曲線と 95%信頼限界曲線の間に入っている。全プロットデータ 159 点のうち 5%信頼限界を下回ったものは 11 点 (全体の 6.9%)、95%信頼限界を上回ったものは 5 点 (全体の 3.1%) であった。破壊靱性がワイブル分布に厳密に従うとした場合、これらの割合の最良推定値はいずれも 5%であり、実測データはこれより 2%ほど偏っ

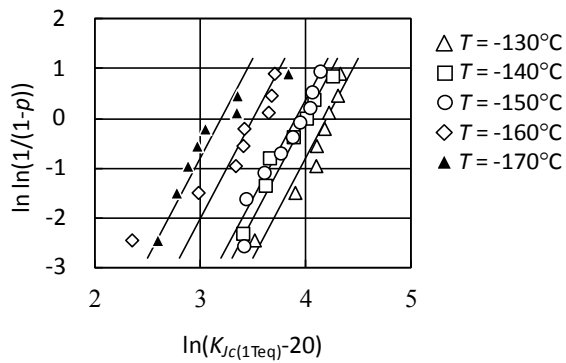
ているが、その差は想定されるばらつきの範囲に収まっていると考えられる。また、下限界曲線を下回るデータは SFVQ1A 鋼のミニチュア C(T)試験片、サブサイズ PCCv 試験片でそれぞれ 3 点、SQV2A 鋼のヒート 1 およびヒート 2 のミニチュア C(T)試験片でそれぞれ 1 点の計 8 点であった。ミニチュア C(T)試験片に関して言えば、当該データはいずれも T_0 よりも低温側でのデータ（平均で 23.8°C）であって、平均して下限界曲線をわずかに 4.3 MPa \cdot m^{1/2} だけ下回っているに過ぎず、全体として下限界曲線により破壊靱性を概ね保守的に包絡できている。



(a) SFVQ1A forging

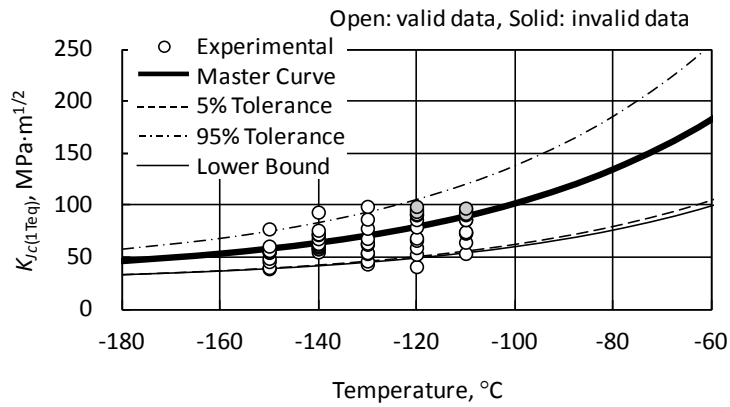


(b) SQV2A plate (Heat 1)

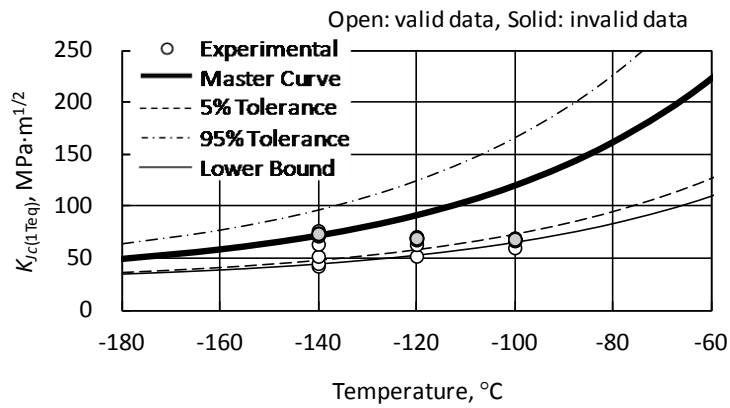


(c) SQV2A plate (Heat 2)

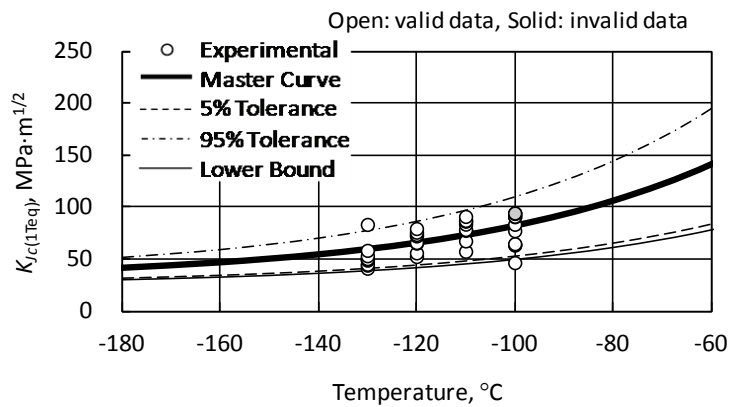
Figure 4.17 Weibull plots of test data (Lines in figures represent trend lines with slope of 4)



(a) SFVQ1A forging, Miniature C(T) specimens

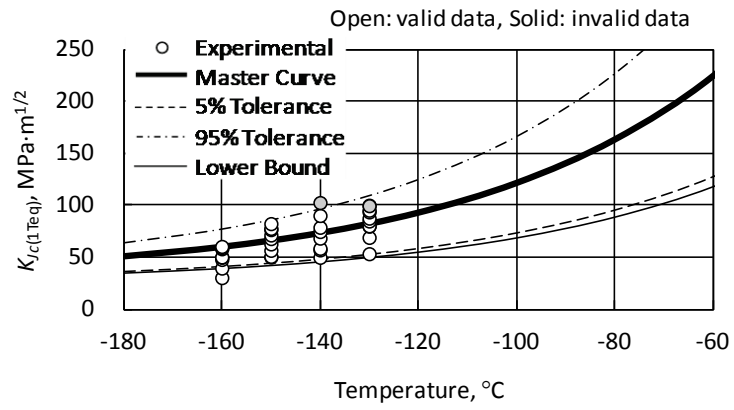


(b) SFVQ1A forging, Sub-size PCCv specimens



(c) SQV2A plate (Heat 1), Miniature C(T) specimens

Figure 4.18 Comparison of Master Curve and test data



(d) SQV2A plate (Heat 2), Miniature C(T) specimens

Figure 4.18 Comparison of Master Curve and test data (Cont'd)

4.5 現行規格基準による下限界曲線との比較

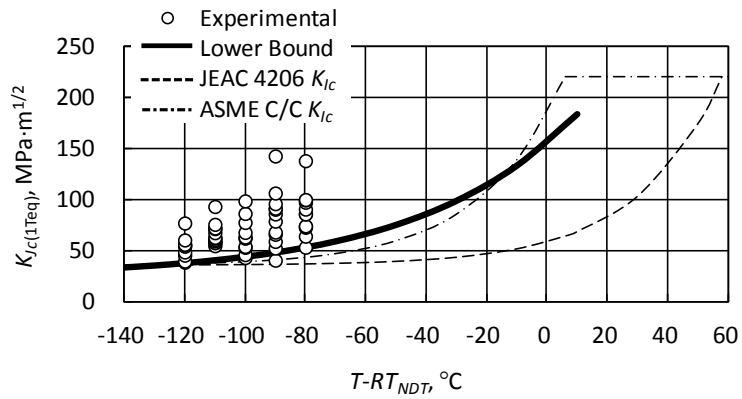
2.4節では、基礎データとして取得された4T C(T)、2T C(T)、1T C(T)、0.4T C(T)、および0.4T SE(B)試験片の破壊靱性データを現行規格基準に定める下限界曲線と比較し、日本電気協会 JEAC 4206 [27]の K_{Ic} 曲線の保守性を確認するとともに、 T_0 をベースとする下限界曲線の採用により保守性の低減が見込めることを示した。本節ではミニチュア C(T)試験片より得られた破壊靱性データに対し同様の比較検討を行い、ミニチュア C(T)試験片に対する現行規格基準の下限界曲線の適用性について検証する。比較対照とする下限界曲線は、マスターカーブ法に基づく下限界曲線に加え、日本電気協会 JEAC 4206 [27]に規定された K_{Ic} 曲線、および参照温度 T_0 から換算した関連温度 RT_{T_0} を用いる ASME Code Case [28, 29]の K_{Ic} 曲線とした。これらの K_{Ic} 曲線の評価式はそれぞれ式(2.15)、(2.16)に示したとおりである。

ミニチュア C(T)試験より得られた破壊靱性データを、マスターカーブ法に基づく下限界曲線、式(2.15)で与えられる JEAC 4206 の K_{Ic} 曲線、および式(2.16)で与えられる ASME Code Case の K_{Ic} 曲線と比較して材料ごとに図 4.19 (a)~(c)に示す。マスターカーブの下限界曲線を設定する T_0 は各材料のミニチュア C(T)試験から複数試験法により定めることとし、SFVQ1A 鋼、SQV2A 鋼(ヒート1)、および同鋼(ヒート2)に対しそれぞれ-101.0°C、-84.2°C、-113.7°C とした。式(2.15)における RT_{NDT} の値には表 2.2 に示した値を用い、式(2.16)の RT_{T_0} の計算は上記の T_0 の値に拠った。図の横軸は温度 T の RT_{NDT} からのオフセット $T-RT_{NDT}$ とし、invalid なデータも併せてプロットした。

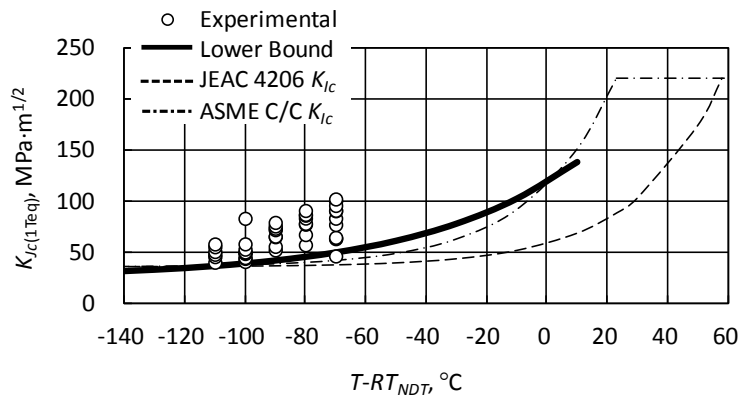
マスターカーブ下限界曲線、2本の K_{Ic} 曲線のいずれもほぼすべての試験データを安全側に包絡できている。詳しく見てみると、全140点のうち、SFVQ1A 鋼で3点 SQV2A 鋼(ヒート1) および同鋼(ヒート2) で各1点の計5点がマスターカーブ下限界曲線をわずかに下回っている。しかしながら、2.4節にも述べたとおり、マスターカーブ下限界曲線は破壊靱性の統計的なばらつきの下限をある信頼限界(破壊靱性に対する5%信頼限界に T_0 の不確定性を考慮)をもって定めたものであって、少数の個別データがマスターカーブ下限界曲線を下回ることも不自然ではない。

本試験において $T-RT_{NDT}$ は-70°C から-130°C の範囲にあるが、この範囲におけるマスターカーブ下限界曲線と2本の K_{Ic} 曲線の大小関係を拡大して材料ごとに図4.20 (a)~(c)に示す。いずれの材料に対しても $RT_{NDT} > RT_{T_0}$ であることから、JEAC の K_{Ic} 曲線は常に ASME Code Case の K_{Ic} 曲線の下側に位置している。当該温度範囲ではマスターカーブ下限界曲線の勾配が2種の K_{Ic} 曲線に比べてわずかに大きく、この温度範囲においてマスターカーブ下限界曲線

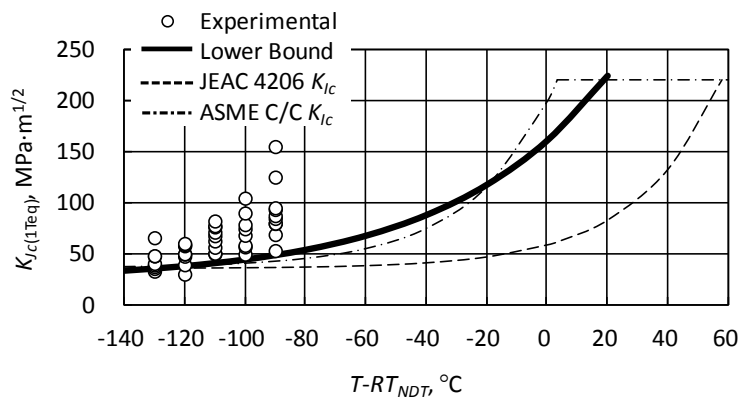
と K_{Ic} 曲線とが交わっている。ただし、それらの交点の位置は鋼種によって異なり、したがってマスターカーブ下限界曲線と K_{Ic} 曲線の大小について一意の関係は認められない。すなわち、ミニチュア C(T)試験片で有効な T_0 が取得できる温度範囲においては、マスターカーブ下限界曲線と K_{Ic} 曲線との間に明瞭な違いがないため、これらのいずれの曲線が試験データをより適切に包絡できるかの判断は困難である。これまでに述べてきたように、ミニチュア C(T)試験では有効な T_0 を取得するための試験温度に制約が課せられる。図 2.11 から読み取れるように、より大型の寸法の試験片を用いた場合の試験温度範囲は 60°C ないし 80°C であったのに対し、ミニチュア C(T)試験片を用いたときの試験温度範囲は 40°C であり、限定的である。すなわち、ミニチュア C(T)試験片を用いて妥当な T_0 を推定することは可能であるにしても、広範な温度範囲での下限界曲線あるいは K_{Ic} 曲線の適合性を調べるためには、ミニチュア C(T)試験片の結果だけでは十分とは言えず、標準試験片を用いての高温域を含む試験の結果を俟たなければならない。



(a) SFVQ1A forging

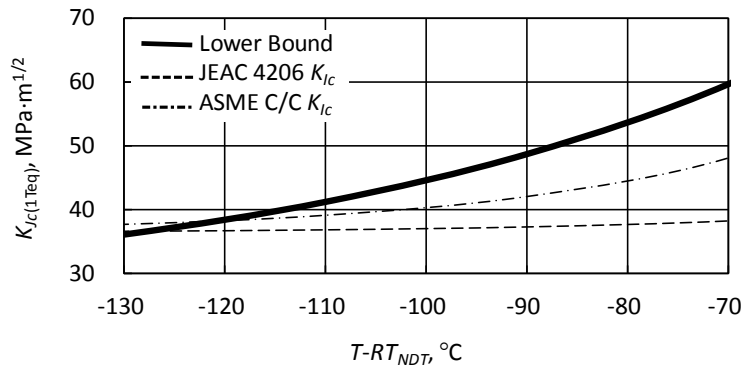


(b) SQV2A plate (Heat 1)

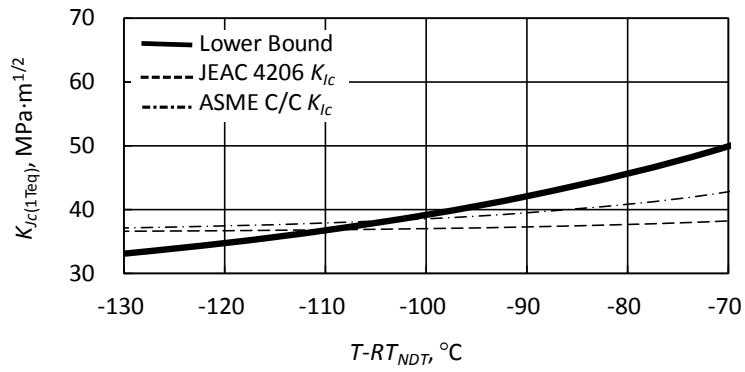


(c) SQV2A plate (Heat 2)

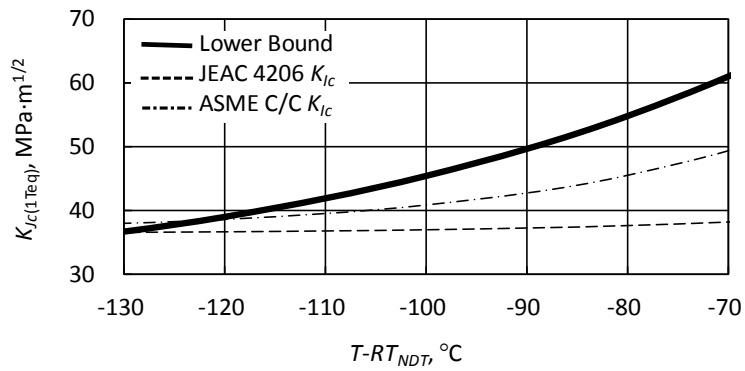
Figure 4.19 Comparison of miniature C(T) test data, lower bound of Master Curve, and K_{Ic} curves



(a) SFVQ1A forging



(b) SQV2A plate (Heat 1)



(c) SQV2A plate (Heat 2)

Figure 4.20 Comparison of lower bound of Master Curve and K_{Ic} curves in test temperature range

4.6 必要な試験数に関する考察

マスターカーブ法による破壊靱性評価を実機に適用するにあたっては、参照温度を定めるために valid な破壊靱性データをいかに効率的に取得できるかが重要な問題となる。ミニチュア試験片を用いた試験を行ったとき、valid なデータが取得された割合を $T-T_0$ で整理して図 4.21 に示す。4.3.3 項に述べたように、有効な破壊靱性データを定めるためには valid なデータの個数に関する制限のほか、 T_0 の決定に用いた破壊靱性が $-50^{\circ}\text{C} \leq T-T_0 \leq 50^{\circ}\text{C}$ の温度範囲で取得されていることが必要とされ、この下限を太線で示してある。valid なデータの割合は $T-T_0$ が小さくなるにつれて増加し、ミニチュア C(T)試験片では $T-T_0$ がほぼ -30°C 以下のときに 1 となって、取得データがすべて valid となる。すなわち、ミニチュア C(T)試験片においては、 $-50^{\circ}\text{C} \leq T-T_0 \leq -30^{\circ}\text{C}$ の範囲で試験を行えば、“歩留まりのよい”データの取得が可能となる。この傾向は材料によらない。一方、サブサイズ PCCv 試験片を用いた場合に valid なデータの割合はそれよりはるかに低く、取得データがすべて valid となる温度では $T-T_0$ が -50°C を下回っている。ASTM E1921 [9]には、表 2.7 に示したように、PCCv 試験片について試験温度に応じて必要とされる valid なデータ数、想定される invalid なデータ数が整理されている。これによれば、 $T-T_0$ が -14°C 以上のとき valid なデータの割合の目安は $6/(6+3) = 0.67$ 、 -35°C 以上のとき $7/(7+1) = 0.88$ 、 -50°C 以上のとき $8/(8+0) = 1.00$ となる。参考のためこの関係を図に破線でプロットしてある。同関係はミニチュア C(T)試験片における $T-T_0$ と valid なデータの割合の関係とよく合っているものの、サブサイズ PCCv 試験片における関係とは大きく乖離している。

図 4.21 に示した valid なデータが取得された割合、および表 2.7 に示した valid なデータの必要数とから、 T_0 の評価に必要なと推定される試験データの総数を $T-T_0$ で整理して図 4.22 に示す。図には試験温度に関する下限を太線で、ASTM E1921 に基づく必要データ総数の推定値を破線でそれぞれ示した。ミニチュア C(T)試験では、 $T-T_0$ の低下に伴う valid なデータの割合の増加、および $T-T_0$ の低下に伴う必要とされる valid なデータの増加との釣り合いにより、 $T-T_0$ の値によらず必要なデータ総数の推定値が 7 ないし 10 点でほぼ一定の値をとっている。これに対し、サブサイズ PCCv 試験片においては有効な T_0 を決定するためにはるかに多数の試験を要すると推定される。この理由は、4.2.1 項において言及したように、式(4.1)で与えられる破壊靱性の上限が試験片の初期リガメント長さ b_0 に強く依存し、ミニチュア C(T)試験片の b_0 の公称値が 4 mm であるのに対し、サブサイズ PCCv 試験片では 1.7 mm に過ぎないためである。

以上の考察より、マスターカーブ法による破壊靱性評価を実機に適用することを想定した場合、効率的なデータの取得の可能性の観点からは、サブサイズ PCCv 試験片は現実的ではなく、ミニチュア C(T)試験片は十分に実用に耐えることがわかった。

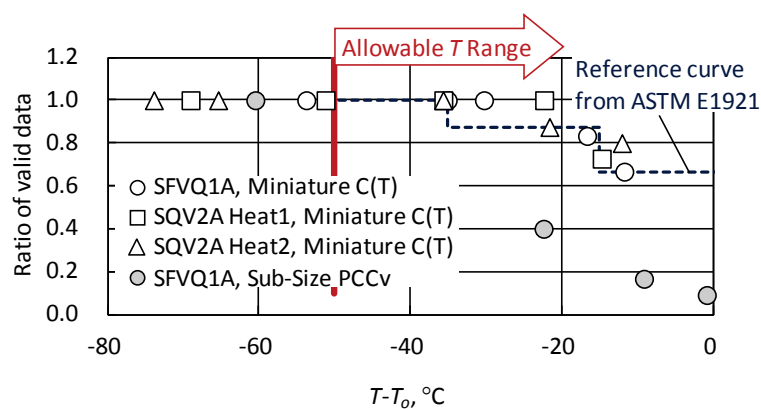


Figure 4.21 Relation between ratio of valid data and $T-T_o$.

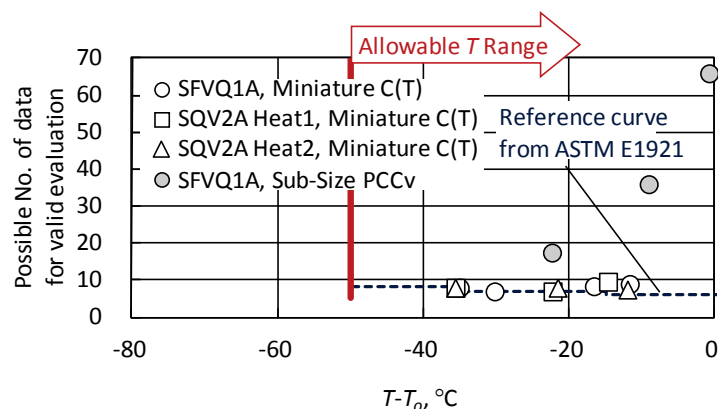


Figure 4.22 Relation between possible number of data and $T-T_o$.

4.7 結 言

本章では、監視試験片の再利用を前提としたミニチュア試験片を設計・製作し、これを用いた破壊靱性試験を行った。ミニチュア試験片から得られるマスターカーブを標準寸法の試験片から得られるマスターカーブと比較検討し、ミニチュア試験片の実機への適用性を明らかにした。

4.2 節「試験片寸法・形状の設計」においては、はじめに第 2 章「国産原子炉圧力容器鋼に対するマスターカーブ法の有用性の検討」において取得された破壊靱性基礎データを基に、ミニチュア試験片の成立性について机上検討を行い、破断後の監視試験片（使用済みのシャルピー試験片）から加工が可能なサイズの試験片を用いてマスターカーブを決定できる見通しを得た。この結果に基づき、公称厚さ 4 mm のミニチュア C(T)試験片、および公称厚さ 3.33 mm のサブサイズ PCCv 試験片の二種類の試験片を設計した。このうちミニチュア C(T)試験片については試験片寸法の制約から荷重線変位に代えて試験片前面変位を計測する機構とし、これを荷重線変位に補正するための評価式を導いた。

4.3 節「ミニチュア試験片による破壊靱性データの取得」においては前節で設計したミニチュア試験片を用いてマスターカーブ法による破壊靱性試験を実施した。我が国の代表的な原子炉圧力容器鋼材である SFVQ1A 鋼 1 ヒート、および SQV2A 鋼 2 ヒートを供試材とし、ミニチュア試験片を用いた破壊靱性試験 183 体を実施して破壊靱性データを取得し、これにより有効な参照温度を決定することができた。マスターカーブ法を適用するにあたり、試験片の小型化によって顕在化する懸念のある事項として、試験片の寸法精度の問題、疲労予き裂の導入の問題、および仕上げ加工による表層の硬化層の問題について検討を加え、本研究で設計したミニチュア試験片においては、試験片の小型化に伴い特段に考慮する必要はなく、ASTM 基準を適用することに問題がないことを明らかにした。

4.4 節「ミニチュア試験片の妥当性の検討」においては参照温度に及ぼす試験温度、評価法、試験片形状の影響の有無を調べた。参照温度に及ぼす試験温度および評価法（単一温度法、複数温度法の違い）の影響はいずれも小さく、有意な差は認められなかった。また、ミニチュア試験片を用いても、標準試験片寸法以上の試験片と同等の参照温度を決定できることを確認した。さらに、ミニチュア試験片から取得された破壊靱性がワイブル指数を 4 とするワイブル分布に概ねしたがうこと、マスターカーブの信頼限界と破壊靱性のばらつきとの関係が合理的に説明可能であること、マスターカーブ下限界曲線により破壊靱性を保守的に評価できることを確かめた。

4.5 節「現行規格基準による下限界曲線との比較」においては、ミニチュア C(T)試験片から得られた試験データをマスターカーブ下限界曲線、日本電気協会 JEAC4206 の K_{Ic} 曲線、および ASME Code Case の K_{Ic} 曲線と比較し、これら曲線がいずれもほぼすべての試験データを安全側に包絡していることを確かめた。ただし、ミニチュア C(T)試験では有効な参照温度を取得するための試験温度範囲が狭く、広範な温度範囲での下限界曲線あるいは K_{Ic} 曲線の適合性を明言できるには至らなかった。

最後に 4.6 節「必要な試験数に関する考察」においては、マスターカーブの決定に必要とされる試験片の個数について考量した。ミニチュア C(T)試験片を用いた試験では、試験温度を適切に（参照温度より 30°C ないし 50°C 低め）に設定することにより、有効な参照温度を現実的な試験片個数（10 体以下）で決定できるのに対し、サブサイズ PCCv 試験片においては有効な参照温度を決定するためにはるかに多数の試験片を要し、現実的な評価には向いていないことを明らかにした。

以上の一連の検討を通じ、本研究で設計したミニチュア C(T)試験片がマスターカーブ法の適用に対し必要条件（破断後の監視試験片から採取可能であること）と十分条件（標準試験片を想定した ASTM 基準を適用することに問題がないこと）の両方を満足していることが了解され、また、同試験片を用いて標準試験片と同等の参照温度を決定できることが確認された。これにより、マスターカーブ法を実機原子炉压力容器鋼に適用するための障壁であった試験片サイズの問題が克服され、実機適用の先鞭を付けることができたことは成果である。このことを総括して、国産原子炉压力容器鋼の破壊靱性の評価に対し、ミニチュア C(T)試験片を用いたマスターカーブ法が役に立つことを明確にしたと結論できる。

第 4 章参考文献

- [1] Chaouadi, R., “Fracture Toughness Measurements in the Transition Regime Using Small Size Samples,” *ASTM STP 1329*, pp. 214-234, (1998).
- [2] Sokolov, M. A., McCabe, D. E., Davidov, Y. A., and Nanstad, R. K., “Use of Precracked Charpy and Smaller Specimens to Establish the Master Curve,” *ASTM STP 1329*, pp. 238-252, (1998).
- [3] Lee, B. S., Lee, Hong, J. H., Yang, W. J., Huh, M. Y., and Chi, S. H., “Master Curve Characterization of the Fracture Toughness in Unirradiated and Irradiated RPV Steels Using Full- and 1/3-Size Pre-Cracked Charpy Specimens,” *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, **77**, pp. 599-604, (2000).
- [4] Lee, B. S., Yang, W. J., Huh, M. Y., Chi, S. H., and Hong, J. H., “Master Curve Characterization of Irradiation Embrittlement Using Standard and 1/3-Sized Precracked Charpy Specimens,” *ASTM STP 1405*, pp. 55-67, (2001).
- [5] Lucon, E., Scibetta, M., Chaouadi, R., and van Walle, E., “Fracture Toughness Measurements in the Transition Region Using Sub-Size Precracked Charpy and Cylindrical Bar Specimens,” *ASTM STP 1418*, pp. 3-17, (2002).
- [6] Valo, M., Planman, T., Wallin, K., Ahlstrand, R., Kohopaa, J., and Rintamaa, R., “Validation of Miniature Fracture Toughness Specimens for Material Surveillance,” *ASTM STP 1418*, pp. 18-32, (2002).
- [7] Scibetta, M., Lucon, E., and van Walle, E., “Optimal Use of Broken Charpy Specimens from Surveillance Programs for the Application of the Master Curve Approach,” *International Journal of Fracture*, **116**, pp. 231-244, (2002).
- [8] Scibetta, M., Lucon, E., Chaouadi, R., van Walle, E., and Gérard, E., “Use of Broken Charpy V-notch Specimens from a Surveillance Program for Fracture Toughness Determination,” *Journal of ASTM International*, **3**, pp. 1-7, (2006).
- [9] ASTM International, “Standard Test Method for Determination of Reference Temperature, T_0 , for Ferritic Steels in the Transition Range,” ASTM E1921-08a, (2008).
- [10] Merkle, J. G., Wallin, K., and McCabe, D. E., “Technical Basis for an ASTM Standard on Determining the Reference Temperature, T_0 for Ferritic Steels in the Transition Range,” NUREG/CR-5504, ORNL/TM-13631, (1998).
- [11] ASTM International, “Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness,” ASTM E1820-11e2, (2011).
- [12] ASTM International, “Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness,” ASTM E1820-99a, (1999).

- [13] Anderson, T. L., and Dodds, R. H., Jr., “Specimen Size Requirement for Fracture Toughness Testing in the Ductile-Brittle Transition Region,” *Journal of Testing and Evaluation*, **19**, pp. 123-134, (1991).
- [14] ASTM International, “Standard Test Method for Determination of Reference Temperature, T_0 , for Ferritic Steels in the Transition Range,” ASTM E1921-97, (1997).
- [15] ASTM International, “Standard Test Method for Determination of Reference Temperature, T_0 , for Ferritic Steels in the Transition Range,” ASTM E1921-02, (2002).
- [16] Nevalainen, M., and Dodds, R. H., Jr., “Numerical Investigation of 3-D Constraint Effects on Brittle Fracture in SE(B) and C(T) Specimens,” Civil Engineering Studies, Structural Research Series No. 598, UILU-ENG-95-2001, (1995).
- [17] Rosenfield, A. R., and Hahn, G. T., “Numerical Descriptions of the Ambient Low-Temperature and High Strain Rate Flow and Fracture Behavior of Plain Carbon Steel,” *Transactions of the ASM*, **59**, pp. 962-980, (1966).
- [18] Corwin, W. R., Klueh, R. L., and Vitek, J. M., “Effect of Specimen Size and Nickel Content on the Impact Properties of 12Cr-1MoVW Ferritic Steels,” *Journal of Nuclear Materials*, **122**, pp. 343-348, (1984).
- [19] 土肥謙次, 曾根田直樹, 恩地健雄, 鳴井實, 松井秀樹, “軽水炉圧力容器鋼のサブサイズシヤルピー衝撃試験(その1) —中性子照射材の衝撃特性に及ぼす寸法効果—,” 電力中央研究所研究報告, T98053, (1999).
- [20] 三浦直樹, 野本明義, 土肥謙次, 西村聡, “軽水炉配管の破壊靱性異方性の評価と維持規格の合理化に対する提言,” 電力中央研究所研究報告, Q05002, (2006).
- [21] ASTM International, “Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness,” ASTM E1820-08, (2008).
- [22] 日本工業規格, “圧力容器用調質型合金鋼鍛鋼品,” JIS G 3204: 2008, (2008).
- [23] 日本工業規格, “圧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: 2009, (2009).
- [24] Wallin, K., “The Scatter in K_{Ic} Results,” *Engineering Fracture Mechanics*, **19**, pp. 1085-1093, (1984).
- [25] Wallin, K., “Statistical Modeling of Fracture in the Ductile to Brittle Transition Region,” Defect Assessment in Components - Fundamentals and Applications,” *ESIS/EF9*, Blauel, J. B. and Schwalbe, K. H., Eds., pp. 415-445, (1991).
- [26] Wallin, K., “Fracture Toughness Transition Curve Shape for Ferritic Structural Steels,” Fracture of Engineering Materials and Structures, Teoh, S. T., and Lee, K. H., Eds., Elsevier Applied Science, pp. 83-88, (1991).

- [27] (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,” JEAC 4206-2006, (2006).
- [28] American Society of Mechanical Engineers, “Use of Fracture Toughness Test Data to Establish Reference Temperature for Pressure Retaining Materials Section IX, Division 1,” ASME Code Case N-629, (1999).
- [29] 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).

第 5 章 実機適用に向けての展望

5.1 諸 言

第 2 章「国産原子炉圧力容器鋼に対するマスターカーブ法の有用性の検討」において取得された破壊靱性基礎データをベースとして、第 3 章においては破壊靱性下限界曲線の合理的な設定方法を、また第 4 章においてはミニチュア試験片を用いた破壊靱性評価法をそれぞれ提案した。これらの創案はもとより現行の監視試験プログラム[1]との共存が可能であることを前提に意図したものであって、試験とその評価に要するコストの問題を除けば、提案法に採用によるデメリットは無いと言って差し支えない。さらに、提案法の採用により監視試験プログラムの一端にマスターカーブ法による破壊靱性評価を加えることができるとすれば、マスターカーブ法の適用を可能ならしめたという事実を通じて、評価の合理化と精緻化とが期待できる。

本章では、我が国で現在運用されている、原子炉圧力容器の破壊靱性の確認試験方法の現状を概観し、これにマスターカーブ法を導入した場合の効用について議論する。以下、5.2 節「破壊靱性の確認試験方法の現状」においては、我が国における供用期間中の原子炉圧力容器に対する破壊靱性の要求、ならびに米国機械学会規定における破壊靱性要求の概要について述べる。引き続き 5.3 節「マスターカーブ法適用の有用性」においては、監視試験プログラムと並立させてマスターカーブ法による破壊靱性評価を行うことによる利点を明らかにする。

5.2 破壊靱性の確認試験方法の現状

5.2.1 日本電気協会 JEAC4206-2007 における破壊靱性要求

供用期間中の原子炉圧力容器に対する破壊靱性の要求は日本電気協会の電気技術規程 JEAC4206-2007 [2]に規定されている。同規程の附属書 A「非延性破壊防止のための解析法」のうち A-3210「供用状態 A 及び B の評価方法」においては、容器材料（(1) 不連続部から離れた胴および鏡、(2) ノズル、フランジ、および不連続部に近い胴、(3) ノズル）を対象に、供用状態 A および B（耐圧・漏えい試験を除く）の圧力・温度制限の要求として、

$$K_I = 2K_{Ip} + K_{Iq} < K_{IR} \quad (5.1)$$

また、耐圧・漏えい試験の圧力・温度制限の要求として、

$$K_I = 1.5K_{Ip} + K_{Iq} < K_{IR} \quad (5.2)$$

なる制限が設けられている。ここで、 K_I は応力拡大係数、 K_{Ip} および K_{Iq} はそれぞれ一次応力、二次応力による応力拡大係数、 K_{IR} は参照破壊靱性値（静的、動的、およびき裂伝ば停止破壊靱性の下限値）である。 K_{IR} は関連温度 RT_{NDT} を基準として与えられており、 RT_{NDT} が 1 パスビード法による落重試験より求められている場合は、

$$K_{IR} = 29.46 + 15.16 \exp[0.0274(T - RT_{NDT})] \quad (5.3)$$

RT_{NDT} が 2 パスビード法による落重試験より求められている場合は、

$$K_{IR} = 29.43 + 1.344 \exp[0.0261(T - RT_{NDT} - 88.9)] \quad (5.4)$$

により計算される。ここで、 T は温度である。

上記規定は容器材料一般に対し適用可能なものであるが、原子炉圧力容器に対してはこれに替えて、A-3220「原子炉圧力容器の供用状態 A 及び B の評価方法」を適用することができる。これによれば、供用状態 A および B（耐圧・漏えい試験を除く）の圧力・温度制限の要求として、

$$K_I = 2K_{Ip} + K_{Iq} < K_{Ic} \quad (5.5)$$

また耐圧・漏えい試験の圧力・温度制限の要求として、

$$K_I = 1.5K_{Ip} + K_{Iq} < K_{Ic} \quad (5.6)$$

なる制限が設けられている。ここで、 K_{Ic} は静的破壊靱性値である。式(5.5)および(5.6)はそれぞれ式(5.1)および(5.2)の K_{IR} を K_{Ic} に置き換えたものであり、想定される供用状態で生じる応力拡大係数の増加速度が静的事象と見なせる程度に小さい、局所脆化領域 (Local brittle zone) の存在の影響が小さく K_{IR} の不確定性としての考慮が不要である、 K_{Ic} 曲線を用いた場

合の圧力・温度制限に対する裕度が確認された、といった技術的検証を踏まえて JEAC4206-2007 に採用されたものである[2]。 K_{Ic} はやはり RT_{NDT} を基準として与えられており、

$$K_{Ic} = 36.48 + 22.78 \exp[0.036(T - RT_{NDT})] \quad (5.7)$$

により計算される。式(5.3)、(5.4)、および(5.7)で与えられる K_{IR} 曲線、 K_{Ic} 曲線をまとめて図 5.1 に示す。同一の $T-RT_{NDT}$ に対して K_{Ic} 曲線の方が K_{IR} 曲線に比べ高い位置にあることから、同一の K_I (同一の仮想欠陥ならびに荷重条件) に対して K_{Ic} 曲線の方が高い裕度を有していることがわかる。なお、式(5.3)、(5.4)、および(5.7)の適用範囲はいずれも $T-RT_{NDT}$ が -100°C 以上、 K_{IR} あるいは K_{Ic} が $220 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ 以下である。

炉心領域材料に対し、式(5.3)、(5.4)、および(5.7)中の RT_{NDT} としては RT_{NDT} 調整値を用いることとされている。 RT_{NDT} 調整値とは、照射前の RT_{NDT} 初期値に照射による移行量 ΔRT_{NDT} を加えることによって照射効果を調整した関連温度であって、 ΔRT_{NDT} は監視試験による実測または日本電気協会の電気技術規程 JEAC4201-2007 [1]の附属書 B の B-2000 に示す国内脆化予測法によって求められる。このうち監視試験による実測においては、衝撃試験の吸収エネルギーが 41 J であるような温度の移行量 (照射前後の差) として定義される。照射による K_{Ic} 曲線の移行の考え方を図 5.2 に模式的に示す。

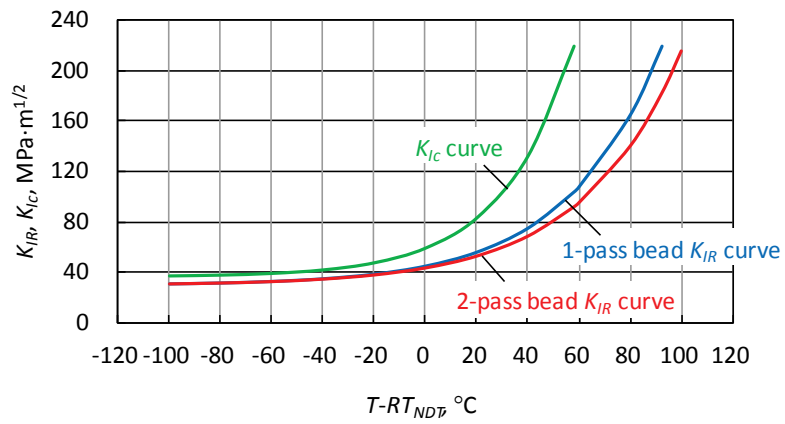


Figure 5.1 Comparison of K_{IR} curves and K_{IC} curve

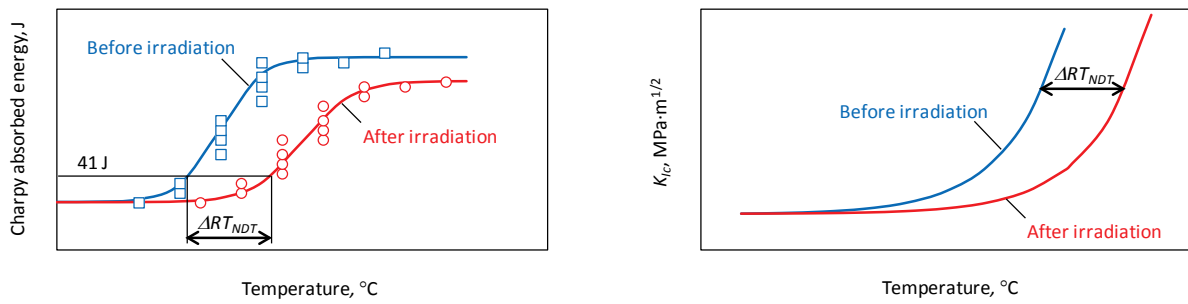


Figure 5.2 Schematic shift of K_{IC} curve due to irradiation

5.2.2 ASME Code Case N-629, N-631 における破壊靱性要求

1.2.2 項「規格基準の整備状況」に述べたとおり、ASME の Boiler and Pressure Vessel Code では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 N-629 [3]および N-631 [4] が定められている。前者は照射材、未照射材の両者に対し Boiler and Pressure Vessel Code, Section XI を適用する場合の方法であり、一方後者は未照射材への設計時の適用を念頭に置いた Boiler and Pressure Vessel Code, Section III に対するものである。これらによれば、式(5.7)で与えられる K_{Ic} 曲線において、その位置を示す指標として RT_{NDT} に代えて RT_{T_0} を用いることを認めており、 RT_{T_0} を次式、

$$RT_{T_0} = T_0 + 35 \quad (5.8)$$

によって与えている。温度の単位は[°F]である。 RT_{T_0} を用いることの妥当性については文献[5]に詳述されており、 RT_{NDT} と T_0 の間には本質的な相関はないものの、 RT_{T_0} が RT_{NDT} と同様の性能を有していることを担保することで両者を関連付けることができるとしている。そもそも RT_{NDT} ベースの K_{Ic} 曲線は、制定当時の破壊靱性データに対する下限包絡曲線として決定されたものである。すなわち、 RT_{T_0} ベースの K_{Ic} 曲線を基準に考えると、式(5.8)中のオフセット値 35°F は、 RT_{NDT} に対し定められた K_{Ic} 曲線に内在する裕度に相当するものと考えられる。この裕度は破壊靱性データの実測値と RT_{NDT} ベースの K_{Ic} 曲線との乖離の度合いに対応し、2.4 節「現行規格基準による下限界曲線との比較」において議論したように材料によって変動する。そこで、 K_{Ic} 曲線の設定に際しては、最も厳しい材料（破壊靱性データの実測値が K_{Ic} 曲線に最も近接している材料）として HSST (Heavy-Section Steel Technology) Plate 02 と称される A533 Grade B 原子炉圧力容器鋼の一連のデータセットを選定し、これに対し適切な裕度が確保されるようにオフセット値を 35°F と設定したものである[5]。

本来、マスターカーブ法により破壊靱性評価曲線を直接的に決定することがあるべき姿ではあるが、これを直ちに規格として制定するには種々の困難が伴うことから、次善の方策として、経験的に定められた既存の RT_{NDT} ベースの K_{Ic} 曲線との整合を図りつつ、マスターカーブ法の概念を段階的に導入することを企図して RT_{T_0} ベースの K_{Ic} 曲線の規格化が進められてきたという経緯がある。現在、ASME の Task Group on Master Curve Fracture Toughness では Code Case N-629 および N-631 の規定を Boiler and Pressure Vessel Code, Section XI に直接取り込むための作業が進められており、またマスターカーブの信頼限界曲線から破壊靱性評価曲線を直接的に決定するための Code Case の策定が検討されている[6]。

マスターカーブの信頼限界曲線と ASME Code Case に定められた RT_{T_0} ベースの K_{Ic} 曲線を比較して図 5.3 に示す。信頼限界曲線の計算は式(1.16)により、信頼限界は 5%、3%、およ

び 2%とした。信頼限界曲線と K_{Ic} 曲線とでは曲線の形状が異なり、両者は ($K_{Ic} = 220$ $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ の上限を除き) 二点で交差している。破壊靱性が中程度のレベルでは信頼限界曲線の方が RT_{To} ベースの K_{Ic} 曲線よりも非安全側となり、その範囲は 5%、3%、および 2%信頼限界に対しそれぞれ $38 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2} \leq K_{Ic} \leq 147 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ 、 $39 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2} \leq K_{Ic} \leq 112 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ 、および $40 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2} \leq K_{Ic} \leq 90 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ となる。この範囲における信頼限界曲線の妥当性をいかに合理的に保証するかが今後の課題であると目される。

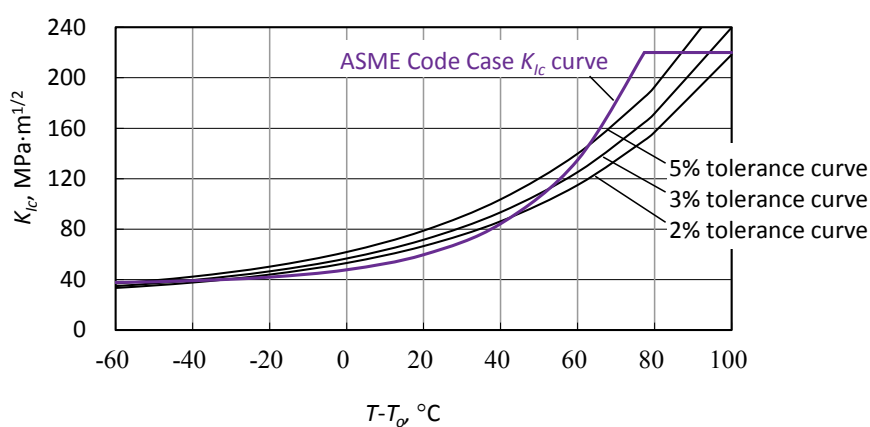


Figure 5.3 Comparison of tolerance curves of Master Curve and ASME Code Case K_{Ic} curve

5.3 マスターカーブ法適用の有用性

マスターカーブ法により破壊靱性評価曲線を直接的に決定することの利点としては、破壊靱性の統計分布特性をうまく記述する明解な理論的根拠を有していること、評価曲線の指標たる参照温度 T_0 を破壊靱性試験から直接求めることができること、さらに照射材の破壊靱性値を直接測定することにより、関連温度の初期値にその移行量を加えるといった従来の手順に抛らなくてよいことが挙げられる。これに加え、 RT_{NDT} ベースの K_{Ic} 曲線が実際の破壊靱性データに対して有する裕度が材料によって異なるのに対し、 T_0 を指標として用いることで、異なるデータセットに対してもほぼ一定の裕度を確保できることが期待される。換言すれば、 RT_{NDT} が破壊靱性の大きな指標であるのに対し、 T_0 はよりきめ細やかな指標であって、これを用いることで自ずと合理的な破壊靱性評価が実現できると考えられる。

上記の想定を確認するため、2.2.3 項「試験結果」で得られた 3 種の材料の基礎データに対する T_0 と RT_{NDT} の関係を整理して図 5.4 に示す。同図には Sokolov [7] が取得した、原子炉圧力容器鋼 A508 Cl. 3 (SFVQ1A 相当) および A533 Gr. B Cl. 1 (SQV2A 相当) の複数のヒートについての T_0 と RT_{NDT} との関係を併せて示した。本研究の結果は文献データのバンドに収まっており、 T_0 の低下につれて RT_{NDT} も下がる傾向にあるものの、両者の相関はそれほど強くはない。 T_0 が 0°C から -125°C の広い範囲にわたって変動するのに対し、 RT_{NDT} の変動範囲は 10°C から -45°C であり、約半分に過ぎない。 T_0 が大きいときは両者の差は小さいものの、 T_0 が小さくなるにつれて RT_{NDT} は T_0 よりも大きな値を示すようになる。このことは、破壊靱性レベルの材料ごとの相異はマスターカーブ、すなわち T_0 によって一意に規定されるものであるということを前提とすれば、(曲線形状の妥当性に関する議論はさておき) RT_{NDT} は材料による破壊靱性の違いを十分に表現できず、特に靱性が高い (T_0 が小さい) 材料に対し過度に保守的な評価を与える傾向にあることを示唆している。

シャルピー衝撃試験および落重試験の結果から定まる RT_{NDT} は原理的には破壊靱性と直接関連付けられるものではなく、両者の相関は経験的なものである。したがって現行規格にしたがい RT_{NDT} ベースで K_{Ic} 曲線を定めた場合、先に述べたとおりその裕度は材料により大きく異なると考えられる。一方、マスターカーブ法の理論的前提条件 (破壊靱性の材料ごとの相異が T_0 によって規定されるということ) を認める立場に立てば、 T_0 は破壊靱性と温度の関係を規定する唯一の指標なのであるから、ASME Code Case に倣い、適切な方法によって T_0 から間接的に RT_{T_0} を与えることとすれば、 RT_{T_0} をベースとした K_{Ic} 曲線をいかな

る材料に対しても一定の裕度を確保できるよう定めることが期待されよう。

ASME Code Case における RT_{T_0} の評価式 (式(5.8)) は、 T_0 に 19.4°C (= 35°F) なる調整量を加えて RT_{T_0} とすることとしている。このシフト量は、 RT_{NDT} をベースとした初期の米国の K_{Ic} 曲線において、内在する裕度が最も小さくなるような材料のデータセットに対し、同等の裕度が確保されるよう決定されたものである[5]。シフト量の決定に用いられたのは、HSST (Heavy-Section Steel Technology) Plate 02 と称される A533 Grade B 原子炉圧力容器鋼の一連のデータセット[26]であり、これを図 5.5 に示す。同データに対する T_0 は -23.2°C (= -9.8°F) である。

国産原子炉圧力容器鋼を対象とする場合、現段階で参照すべき標準的な裕度は明らかではない。ここでは、計測点とマスターカーブ下限界曲線、あるいは K_{Ic} 曲線との温度軸方向の距離の二乗総和平均の平方根により与えられる偏差 (RMSE: Root Mean Square Error) をもってマスターカーブ下限界曲線あるいは K_{Ic} 曲線が有する裕度と定義することとし、その相互比較を通じて裕度に関する検討を行った。裕度評価の模式図を図 5.6 に示す。裕度 M_T は次式で与えられる。

$$M_T = \sqrt{\frac{\sum_{i=1}^n (T_i^{curve} - T_i^{exp})^2}{n}} \quad (5.9)$$

ここで、 T_i^{exp} は第 i 番めのデータの温度、 T_i^{curve} は i 番めのデータに対応するマスターカーブ下限界曲線あるいは K_{Ic} 曲線上の温度、 n はデータ数である。

図 5.5 に示した HSST Plate 02 のデータのうち、 T_0 の決定に有効であったと考えられる $T_0 - 50^\circ\text{C} \leq T \leq T_0 + 50^\circ\text{C}$ の範囲にある点について、上記の手順にしたがい M_T を計算したところ、 $M_T = 41.7^\circ\text{C}$ であった。この値がマスターカーブ下限界曲線あるいは K_{Ic} 曲線が確保すべき裕度の目安となる。これに対し、本研究で得られたデータのうち破壊靱性が K_{Ic} 曲線の適用限界である $220 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ 以下のデータを対象として、マスターカーブ下限界曲線および K_{Ic} 曲線に対し M_T を計算した結果を材料ごとに表 5.1 に示す。マスターカーブ下限界曲線に対する M_T は $40.3^\circ\text{C} \sim 43.3^\circ\text{C}$ であり、材料によらずほぼ一定の値をとっている。 RT_{T_0} をベースとした ASME Code Case の K_{Ic} 曲線に対する M_T は 39.2°C から 44.8°C の範囲にあり、その値はマスターカーブ下限界曲線に対する M_T と概ね同等である。これらの値は HSST Plate 02 データの ASME Code Case の K_{Ic} 曲線に対する $M_T = 41.7^\circ\text{C}$ に近い。このことから、本研究で対象とした 3 鋼種に対しては、マスターカーブ下限界曲線および RT_{T_0} をベースとした K_{Ic} 曲線は ASME Code Case の K_{Ic} 曲線を決定する際に見込まれたのと同等の裕度を確保していることがわかる。これに対し、 RT_{NDT} をベースとした現行規格の K_{Ic} 曲線に対する M_T は

80.8°C～101.9°Cの範囲にあり、裕度の目安である $M_T = 41.7^\circ\text{C}$ に比べ約二倍の値を示している。

以上のことから、 RT_{NDT} に代えて RT_{T_0} をベースとした K_{Ic} 曲線を採用すれば、ASME Code Caseの K_{Ic} 曲線のマスターカーブ法で保証されるのと同等の裕度をもって破壊靱性を合理的に評価できると言える。

日本電気協会の電気技術規程 JEAC 4201-2007 [1]に定める監視試験計画によれば、予め用意すべき試験用カプセル数が原子炉压力容器内面の関連温度移行量 ΔRT_{NDT} の予測値に応じて定められている。一方、原子力規制庁が公布した、原子力規制委員会設置法の一部の施行に伴う関係規則の整備等に関する規則（案）等に関連する内規（案）のうち、運転期間延長認可制度に関わる規則[9]では、加圧水型軽水炉について運転開始後30年を経過する日から10年以内のできるだけ遅い時期、および運転開始後45年を経過する日以降最初に行われる定期検査の期間中に監視試験片を取り出して健全性評価を行うことが求められており、当初の想定以上に監視試験の回数が増える可能性が考えられる。例えば未試験の試験用カプセルが1セットあり、一回の監視試験に供されるシャルピー衝撃試験片の個数が必要最低数の12体であるとした場合、破断後の試験片より最大24体のシャルピー衝撃試験片が再生でき、これは監視試験2セット分に相当する。これに対し、破断後の試験片よりミニチュアC(T)試験片を加工するとすれば、その数は最大96体に上る。4.6節「必要な試験数に関する考察」によれば、有効な T_0 を決定するのに要する試験数は10体と見積もられているが、余裕を見て12体が必要と考えても、監視試験8セット分に相当する試験片を確保することができる。この試験片数は実機原子炉压力容器鋼の照射脆化の傾向を定期的に評価する上で十分な数であり、従来の監視試験の実施回数の制約となりかねない物量の問題を容易に克服することができることと期待される。監視試験片の有効活用の考え方を模式的に図5.7に示す。なお、上記の試算は母材の試験片に関するものであり、溶接金属あるいは溶接熱影響部の試験片に対しては試験片の溶接ビードの位置と幅によって再生可能な試験片数が制約を受ける可能性があることを付記しておく。

また、一部の原子力発電プラントではカプセルに破壊靱性試験用のC(T)試験片が装荷されており、監視試験の実施と同時に照射材の破壊靱性が実測されている。ただし、1カプセルに装荷された試験片数は限定的であり、現行の基準にしたがってマスターカーブを決定するのに十分な試験データが得られない場合がある[10]。このような場合にあっても、第3章で提案したように、試験データ数が少ないことに伴う不確定性を適切に考慮した上で破壊靱性の下限界曲線を合理的に設定することが可能であって、これにより、原子炉压力容器

器の構造健全性評価をより直接的に行うことが可能である。

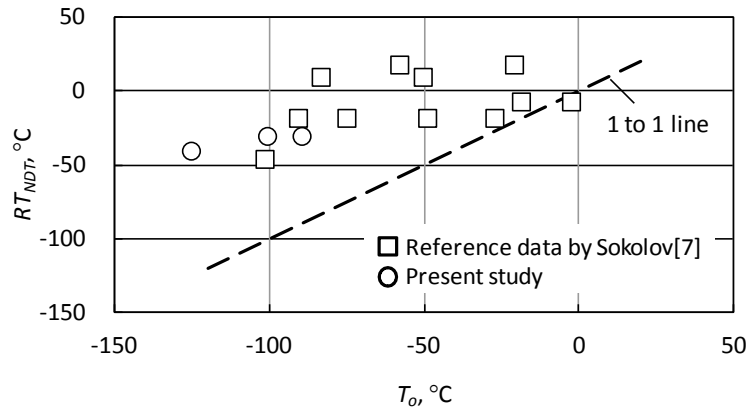


Figure 5.4 Comparison between reference temperatures, T_o and RT_{NDT}

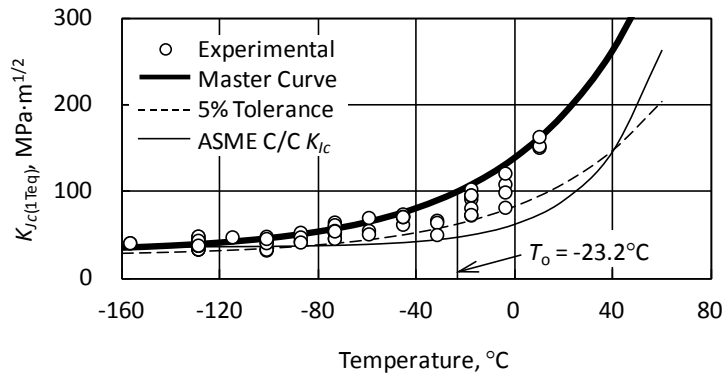


Figure 5.5 Fracture toughness data for HSST plate 02

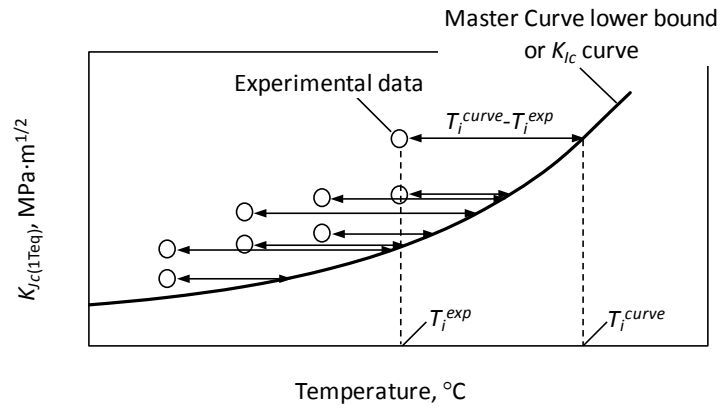


Figure 5.6 Schematic of margin assessment

Table 5.1 Evaluation of temperature margins against Master Curve lower bound and K_{Ic} curves

Material	Margin of Temperature, M_T , °C		
	against Master Curve Lower Bound	against JEAC K_{Ic} Curve Based on RT_{NDT}	against ASME C/C K_{Ic} Curve Based on RT_{T0}
HSST Plate 02	-	-	41.7
SFVQ1A	41.7	95.4	44.8
SQV2A (Heat 1)	43.3	80.8	41.2
SQV2A (Heat 2)	40.3	101.9	39.2

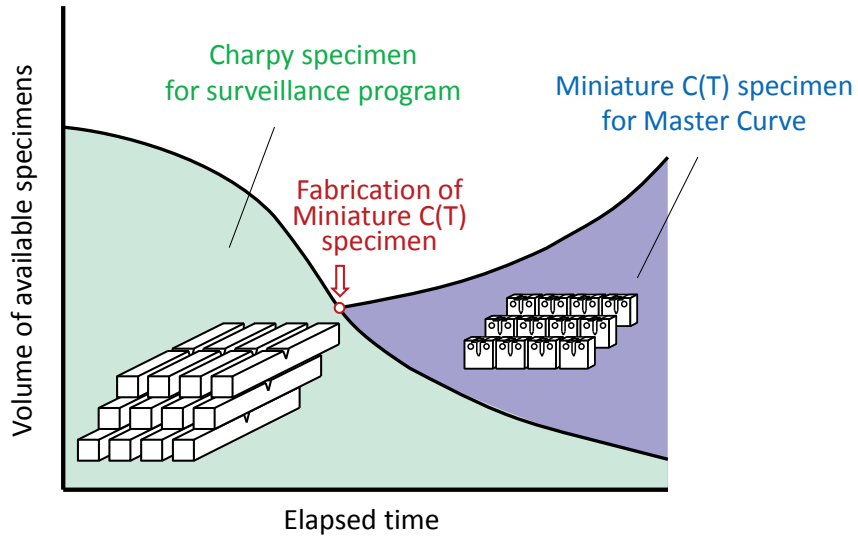


Figure 5.7 Schematic of effective use of surveillance specimens

5.4 結 言

本章では、我が国で現在運用されている、原子炉压力容器の破壊靱性の確認試験方法の現状を概観し、これにマスターカーブ法を導入した場合の効用について議論した。

5.2 節「破壊靱性の確認試験方法の現状」においては、我が国における供用期間中の原子炉压力容器に対する破壊靱性の要求を定めた日本電気協会 JEAC4206-2007、ならびに米国における破壊靱性要求を規定した Code Case N-629, N-631 について、それらの概要と基本的な考え方についてまとめた。前者においては関連温度 RT_{NDT} を基準とする K_{Ic} 曲線が規定されるに留まっており、照射材の K_{Ic} 曲線の決定に監視試験データが必須であるのに対し、後者では RT_{70} を基準とする K_{Ic} 曲線が採用されており、マスターカーブ法それ単独で照射材の K_{Ic} 曲線を決定できるといった違いがあることを提示した。

引き続き 5.3 節「マスターカーブ法適用の有用性」においては、監視試験プログラムと並立させてマスターカーブ法による破壊靱性評価を行うことによる利点について考察を加えた。マスターカーブ法により破壊靱性評価曲線を直接的に決定することで、破壊靱性の統計分布特性に対する理論的根拠を明確化できる、参照温度を直接決定できる、関連温度の初期値とその移行量を別々に求めるといった従来の煩瑣な手順に抛らなくてよい、といった利点に加え、 T_0 を指標として用いることで、異なるデータセットに対してほぼ一定の裕度を合理的に確保できるということを確認した。さらに第 2 章「国産原子炉压力容器鋼の対するマスターカーブ法の有用性の検討」において取得された基礎データを用いて、マスターカーブ下限界曲線および K_{Ic} 曲線が有する裕度を比較し、 RT_{NDT} に代えて RT_{70} をベースとした K_{Ic} 曲線を採用すれば、マスターカーブ下限界曲線の直接利用と同様、ASME Code Case の K_{Ic} 曲線で保証されるのと同等の裕度をもって破壊靱性を合理的に評価できることを明らかにした。

先行する章においては破壊靱性下限界曲線の合理的な設定方法、ならびにミニチュア試験片を用いた破壊靱性評価法を提案し、これらを活用することで実機原子炉压力容器鋼の破壊靱性評価にマスターカーブ法が適用できることを示してきた。これを受けて本章では破壊靱性評価にマスターカーブ法を導入したときにかなる利点が期待できるのかを上述のとおり明示し、それをもってマスターカーブ法の導入に意義があるということを示した。

第 5 章参考文献

- [1] (社)日本電気協会, “原子炉構造材の監視試験方法,” JEAC 4201-2007, (2007).
- [2] (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,” JEAC 4206-2006, (2006).
- [3] American Society of Mechanical Engineers, “Use of Fracture Toughness Test Data to Establish Reference Temperature for Pressure Retaining Materials Section XI, Division 1,” ASME Code Case N-629, (1999).
- [4] 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).
- [5] Server, W. L., Rosinski, S. T., Hoffmann, C., Byrne, S., Yoon, K., and Lott, R., “Application of Master Curve Fracture Toughness Methodology for Ferritic Steels,” EPRI TR-108390, Final Report, (1998).
- [6] Server, W., and Cipolla, R., “Direct Use of the Fracture Toughness Master Curve in ASME Code, Section XI, Applications,” *Proceedings of the 2013 ASME Pressure Vessels and Piping Conference*, PVP2013-97210, (2013).
- [7] Sokolov, M. A., “Statistical Analysis of the ASME K_{IC} Database,” *Transactions of the ASME, Journal of Pressure Vessel Technology*, **120**, pp. 24-28, (1998).
- [8] Server, W. L., Private Communication.
- [9] 原子力規制庁, “発電用原子炉の運転期間延長認可制度に係る実用発電用原子炉の設置、運転等に関する規則の規定の解釈（案）,” (2013).
- [10] たとえば, “玄海 1 号機原子炉容器の監視試験片の機械試験結果,” <<http://www.kyuden.co.jp/library/pdf/notice/fenkai110711.pdf>>, (2011).

第6章 結 論

6.1 本論文の成果

本論文は、原子炉圧力容器鋼の破壊靱性を評価するにあたり、統計的手法を導入したマスターカーブ法の実機への適用を可能ならしめる方法を新たに提案するものである。本節では、個別の課題に対して得られた結果を総括し、これを論文の成果としてとりまとめた。

第1章「緒 論」では、軽水炉プラント機器の代表的な構造である原子炉圧力容器に着目し、原子炉圧力容器鋼の中性子照射脆化、すなわち破壊靱性の低下が構造健全性に及ぼし得る影響の評価が重要であるとの認識を議論の出発点とした。はじめにマスターカーブ法に関する既往研究事例、マスターカーブ法に関連する国内外の規格基準の整備状況について概観した。マスターカーブ法を実機に適用できるようにするには、現行の監視試験プログラムと共存し得ることが必須の要件であり、使用済みの監視試験片（破断後のシャルピー試験片）の有効活用がそのための解決策であって、その実現のためには、「少ない試験片数」で、「小さな試験片」を用いてマスターカーブ法を適用できるようにすることが不可欠であることを指摘した。これらに対応する課題として、「試験データ数と統計分布特性の推定精度の関係に基づくマスターカーブ下限界曲線の合理的な設定」、および「使用済みの監視試験片から採取可能な超小型試験片を用いたマスターカーブ法の実現」をそれぞれ抽出した。

第2章「国産原子炉圧力容器鋼に対するマスターカーブ法の有用性の検討」では、代表的な国産原子炉圧力容器鋼3種を対象に、ASTM基準E1921に準拠した破壊靱性試験を実施して破壊靱性基礎データを取得した。これにより、鋼種、試験温度、評価法（単一温度

法、複数温度法の違い)、試験片寸法・形状ごとに有効な参照温度が決定可能であり、参照温度に及ぼす試験温度、評価法、試験片寸法の影響はいずれも小さく、有意な差が認められないことを初めて体系的に明らかにした。また、破壊靱性の統計分布特性を調べ、同一条件下の破壊靱性が鋼種や試験片寸法・形状によらずワイブル指数を 4 とするワイブル分布にしたがうことを初めて体系的に確かめた。さらに、破壊靱性基礎データに基づき決定されたマスターカーブ下限界曲線を現行規格の K_{Ic} 曲線と比較し、いずれの評価曲線もほぼすべての破壊靱性データを安全側に包絡できることを実証した。

これらの結果を通じて、国産原子炉圧力容器鋼に対しマスターカーブ法が適用可能であること、かつマスターカーブ法を適用することで同鋼の破壊靱性を適切に評価できることを明らかにした。参照温度に及ぼす試験温度、評価法、試験片寸法の影響は小さく、マスターカーブ法が評価法としてのロバスト性を備えている一方で、異なる鋼種に対する参照温度の違いは歴然としており、仕様が同じ材料であっても個別に参照温度を決定することの必要性を見出した。破壊靱性のばらつきがワイブル指数 4 のワイブル分布にしたがい、それが鋼種や試験温度の違いによらず成立するという事実は、試験片の寸法補正や信頼限界決定の評価式が使えるための前提条件が満たされていることを意味しており、これによりマスターカーブ法の適用の無謬性を明らかにした。

第 3 章「破壊靱性下限界曲線の合理的設定方法の提案」では、ワイブル分布にしたがう破壊靱性の母集団からサンプリングを行って破壊靱性を推定するとの観点でマスターカーブ法を捉え、サンプルサイズの影響を的確に考慮しながら破壊靱性の下側信頼限界を理論的に決定する方法について、現行基準の下限界の設定方法を理論的に拡張した手法を新たに提案した。また、指数パラメータが 4 であるワイブル分布を正規分布に置き換えることが適切であることを理論的検討およびシミュレーションにより明らかにし、この置き換えを通じて参照温度の分布特性を解析的に推定する方法を導出した。以上の検討結果をまとめて、統計的な信頼性に明確な意味付けをしたマスターカーブカーブ下限界を設定する方法を新たに提案し、その妥当性を破壊靱性基礎データとの比較により検証した。

これら一連の検討によって得られた意義は大きく二つあって、第一に統計的手法を導入してマスターカーブの下限界曲線を設定する方法を提案したこと、第二に現行基準で必要とされているよりもデータ数が少ない場合であっても、相応の下限界を決定できるようにしたことである。前者については、実質的な国際標準である、米国試験材料協会基準がサンプルサイズは無限大であるとの仮定に基づいているのに対し、サンプルサイズの影響を

的確に考慮した下限界曲線の評価式を明確化したことをもって、下限界曲線の「合理的」な設定方法の提案に至った。一方後者については、第1章で抽出された、「実機材にマスターカーブ法を適用するには少ない試験片数で同法を使えるようにしなければならない」との要請に応える成果であり、これによってマスターカーブ法の実機適用への途が拓かれた。

第4章「ミニチュア試験片を用いた破壊靱性評価法の提案」では、監視試験片の再利用を前提としたミニチュア試験片を設計・製作し、これを用いた破壊靱性試験を行った。はじめに破壊靱性基礎データを基にミニチュア試験片の成立性について机上検討を行い、破断後の監視試験片から加工が可能なサイズの試験片を用いてマスターカーブを決定できる見通しを得た。この結果に基づき、厚さ4 mmのミニチュアC(T)試験片、および厚さ3.33 mmのサブサイズPCCv試験片の二種類の試験片を設計・製作し、これを用いた破壊靱性試験を行った。これにより、ミニチュア試験片を用いても、標準試験片やそれ以上の寸法の試験片と同等の参照温度を決定できることを明らかにした。また、マスターカーブの決定に必要な試験片数について考察し、ミニチュアC(T)試験片を用いた試験では、試験温度を適切に設定することにより、有効な参照温度を現実的な試験片数で決定できるのに対し、サブサイズPCCv試験片においては有効な参照温度の決定にはるかに多数の試験片を要し、現実的な評価には向かないことを見出した。

以上の検討を通じ、本研究で設計したミニチュアC(T)試験片がマスターカーブ法の適用に対し必要条件（破断後の監視試験片から採取可能であること）と十分条件（標準試験片を想定したASTM基準を適用することに問題がないこと）の両方を満足していることが了解され、また、同試験片を用いて標準試験片と同等の参照温度を決定できることが確認された。これにより、マスターカーブ法を実機原子炉圧力容器鋼に適用するための障壁であった試験片サイズの問題が克服され、実機適用の先鞭を付けることができた。

第5章「実機適用に向けての展望」では、我が国で現在運用されている原子炉圧力容器の破壊靱性の確認試験方法の現状を概観し、これにマスターカーブ法を導入した場合の効用について論じた。日本電気協会の定める技術規程では関連温度を基準とする K_{Ic} 曲線が設定されるに留まっており、照射材の K_{Ic} 曲線の決定には監視試験データが必須であるのに対し、米国機械学会事例規格では参照温度を間接的に利用した K_{Ic} 曲線が採用されており、マスターカーブ法単独で照射材の K_{Ic} 曲線を決定できるといった違いがあることを示した。次に、監視試験プログラムと並立させてマスターカーブ法による破壊靱性評価を行うことによる利点について考察し、破壊靱性の統計分布特性の理論的根拠を明確化できる、参照温

度を直接決定できる、関連温度の初期値とその移行量を別々に求めるといった煩瑣な手順に抛らなくてよい、といった利点に加え、参照温度を指標として用いることで、異なるデータセットに対しても概ね一定の裕度を確保できることを確認した。さらに、従来法に代えて参照温度をベースとした破壊靱性曲線を採用しても、先行する ASME Code Case の破壊靱性評価曲線で確保されているのと同等の裕度をもって破壊靱性を合理的に評価できることを明らかにした。

第 6 章「結 論」においては、上記の各章において得られた成果をとりまとめるとともに、関連する研究ならびにその適用分野における今後の課題と展望を整理した。

本論文で示された提案法に基づき、実機原子炉压力容器鋼の破壊靱性評価に統計的手法を導入したマスターカーブ法を適用することで、現行の監視試験プログラムと共存しながらも、信頼性の高い構造健全性評価が実現できるようになると期待される。

6.2 今後の課題と展望

本研究においては、実機原子炉圧力容器鋼の破壊靱性の評価にあたり、マスターカーブ法が十分に適用可能であって、かつその適用による効用が大きいことを検証してきた。本節では、本研究で得られた成果を出発点とし、実機原子炉圧力容器鋼に対する健全性評価の信頼性を高めるための課題について、今後の展望を含めて整理する。

本研究で得られた成果の直接的な活用方策としては、第一に破壊靱性試験方法基準への取り込みが挙げられる。マスターカーブ法に基づく破壊靱性試験方法を定めた国際的な基準としては、ASTM 基準 E1921 [1]が、またこれに対応する国内の基準に日本電気協会の電気技術規格 JEAC4216-2011 [2]がある。いずれの基準においても用いる試験片の寸法に対する直接的な制限はなく、式(4.8)で与えられるき裂先端近傍の拘束条件が満足されるのであればミニチュア試験片の利用を妨げるものではない。とは言え、これら基準はあくまでも標準試験片の寸法（基準内にある明示的な記述によれば厚さ 10 mm と推定される）以上の寸法を有する試験片の使用を想定して整備されたものに違いはなく、ミニチュア試験片の使用に際しその妥当性が適宜検証されるべきである。

破壊靱性下限界曲線の設定法の提案については、本研究で展開された議論を通じ、ASTM 基準 E1921 にあるマスターカーブ下限界の保守性が定量的に確認されたわけであって、この事実をもって現行基準の技術的妥当性を精緻な提案法の活用によって担保できたとと言える。さらにこれを一歩進めて、提案法に基づき要求される精度と試験片数とに応じてマスターカーブ下限界を与えることにより、データの信頼性を的確に反映した相応の下限界を定めることが可能となろう。

本研究はもとより実機への適用を目的としたものであり、対象とすべき材料には当然照射材が含まれることから、破壊評価のための一連の過程（試験片の製作加工、疲労予き裂の導入、寸法計測、破壊靱性試験、破面観察など）がホットセル内で行われることを念頭に置く必要がある。ミニチュア試験片の設計に際しては予めこの条件が考慮されてはいるものの、評価体系としての適格性を明確にするためには、ホットセル内での実証的な試験もまた不可欠であると考えられる。

上述した課題の克服を通じ、提案法の基準への取り込みを実現するためには、提案法の有用性に対する共通認識を醸成することが必要不可欠である。これに関連し、国内ではミニチュア C(T)試験片を用いたマスターカーブ法のラウンドロビン試験が複数の試験機関の参加の下で実施されており[3, 4]、ミニチュア C(T)試験片の有効性についてコンセンサスが

形成されつつあると言ってよい。さらに、本研究の一環で設計したミニチュア C(T)試験片を用いてマスターカーブ破壊靱性試験を行い、標準寸法の試験片と同等の参照温度を決定可能であることを実証した事例も報告されている[5, 6]。近い将来の実機への適用が強く期待される場所である。

第 6 章参考文献

- [1] ASTM International, “Standard Test Method for Determination of Reference Temperature, T_0 , for Ferritic Steels in the Transition Range,” ASTM E1921-13, (2013).
- [2] (社)日本電気協会, “フェライト鋼の破壊靱性参照温度 T_0 決定のための試験方法,” JEAC4216-2011, (2011).
- [3] Yamamoto, M., Kimura, A., Onizawa, K., Yoshimoto, K., Ogawa, T., Chiba, A., Hirano, T., Sugihara, T., Sugiyama, M., Miura, N., and Soneda, N., “A Round Robin Program of Master Curve Evaluation Using Miniature C(T) Specimens –First Round Robin Test on Uniform Specimens of Reactor Pressure Vessel Material -,” *Proceedings of the 2012 ASME Pressure Vessels and Piping Conference*, PVP2013-78661, (2012).
- [4] Yamamoto, M., Onizawa, K., Yoshimoto, K., Ogawa, T., Mabuchi, Y., and Miura, N., “A Round Robin Program of Master Curve Evaluation Using Miniature C(T) Specimens -2nd Report: Fracture Toughness Comparison in Specified Loading Rate Condition-,” *Proceedings of the 2013 ASME Pressure Vessels and Piping Conference*, PVP2013-97936, (2013).
- [5] Yoshimoto, K., Hirota, T., Sakamoto, H., Sugihara, T., Sakaguchi, S., and Oumaya, T., “Applicability of Miniature C(T) Specimen to Evaluation of Fracture Toughness for Reactor Pressure Vessel Steel,” *Proceedings of the 2013 ASME Pressure Vessels and Piping Conference*, PVP2013-97840, (2013).
- [6] Tobita, T., Nishiyama, Y., Ohtsu, T., Udagawa, M., Katsuyama, J., and Onizawa, K., “Fracture Toughness Evaluation of Reactor Pressure Vessel Steels by Master Curve Method Using Mini-CT Specimens,” *Proceedings of the 2013 ASME Pressure Vessels and Piping Conference*, PVP2013-97897, (2013).

研究業績

[投稿論文]

- (1) 三浦 直樹, 曾根田 直樹, “マスターカーブ法による国産原子炉圧力容器鋼の破壊靱性評価,” 日本機械学会論文集 (B 編), **75**, 751, pp. 436-438, (2009).
- (2) 三浦 直樹, 曾根田 直樹, “超小型試験片を用いたマスターカーブ破壊靱性評価,” 日本機械学会論文集 (A 編), **77**, 777, pp. 680-684, (2011).
- (3) Miura, N., and Soneda, N., “Evaluation of Fracture Toughness by Master Curve Approach Using Miniature C(T) Specimens,” *Transactions of the ASME, Journal of Pressure Vessel Technology*, **134**, pp. 021402-1–021402-9, (2012).
- (4) Miura, N., Soneda, N., Sawai, S., and Sakai, S., “Rational Determination of Lower-Bound Fracture Toughness Curves Using Master Curve Approach,” *Transactions of the ASME, Journal of Pressure Vessel Technology*, **135**, 061211-1–061211-7, (2013).

[講演論文等]

- (1) 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-,” *30th MPA Seminar in conjunction with 9th German-Japanese Seminar*, pp. 1.1-1.11, (2004).
- (2) 三浦 直樹, 曾根田 直樹, 新井 拓, 土肥 謙次, “国産原子炉圧力容器鋼 SFVQ1A に対するマスターカーブ法の適用性検討,” 電力中央研究所研究報告, Q04020, (2005).
- (3) Miura, N., Soneda, N., Arai, T., and Dohi, K., “Applicability of Master Curve Method to Japanese Reactor Pressure Vessel Steels,” *6th Asian International Symposium on the Structural Integrity of Nuclear Components*, pp. 1-12, (2006).
- (4) Miura, N., Soneda, N., Arai, T., and Dohi, K., “Applicability of Master Curve Method to Japanese Reactor Pressure Vessel Steels,” *Proceedings of the 2006 ASME Pressure Vessels and Piping Conference, PVP2006-ICPVT11-93792*, (2006).
- (5) 三浦 直樹, 曾根田 直樹, “国産原子炉圧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,” 電力中央研究所研究報告, Q07304, (2008).
- (6) 三浦 直樹, 曾根田 直樹, “マスターカーブ法による破壊靱性値曲線の合理的設定法の提案,” 電力中央研究所研究報告, Q07305, (2008).
- (7) 三浦 直樹, 曾根田 直樹, 澤井 周, 酒井 信介, “マスターカーブ法による破壊靱性値曲線の合理的設定方法の提案 その 1 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性,” M&M2008 材料力学カンファレンス, GS0902, (2008).

- (8) 三浦 直樹, 曾根田 直樹, “マスターカーブ法による国産原子炉圧力容器鋼の破壊靱性評価,” 日本機械学会第 13 回動力・エネルギー技術シンポジウム, 08-9, pp. 285-288, (2008).
- (9) 三浦 直樹, 曾根田 直樹, “超小型試験片を用いたマスターカーブ破壊靱性評価,” 電力中央研究所研究報告, Q08025, (2009).
- (10) Miura, N., Soneda, N., Sawai, S., and Sakai, S., “Proposal of Rational Determination of Fracture Toughness Lower-Bound Curves by Master Curve Approach,” *Proceedings of the 2009 ASME Pressure Vessels and Piping Conference*, PVP2009-77360, (2009).
- (11) Miura, N., Soneda, N., “Evaluation of Fracture Toughness by Master Curve Approach Using Miniature C(T) Specimens,” *Proceedings of the 2010 ASME Pressure Vessels and Piping Conference*, PVP2010-25862, (2010).
- (12) 三浦 直樹, 曾根田 直樹, “超小型試験片を用いたマスターカーブ破壊靱性評価,” M&M2010 材料力学カンファレンス, 1008, (2010).
- (13) Miura, N., “Towards Fracture Toughness Evaluation of Actual Reactor Pressure Vessel Steels Using Master Curve Approach,” *Proceedings of the Asian Pacific Conference on Fracture and Strength – Mechanics and Materials 2012 workshop on Fatigue and Fracture*, (2012).

[受賞歴]

- (1) Miura, N., “Evaluation of Fracture Toughness by Master Curve Approach Using Miniature C(T) Specimens,” The Outstanding Technical Paper from the Codes and Standards Technical Committee, 2010 ASME Pressure Vessels and Piping Conference, (2011).

謝 辞

本論文をまとめるにあたり、東京大学大学院工学系研究科 酒井信介教授には、終始的確かつ懇切丁寧なご指導とご助言を賜りました。ここに謹んで御礼を申し上げます。また、東京大学大学院工学系研究科 泉聡志教授、吉川暢宏教授、吉村忍教授、笠原直人教授には論文の審査に際し、多くの有益なご助言とご討論をいただきました。心より感謝の意を表したいと存じます。

本論文は、著者が一般財団法人電力中央研究所に入所して後に行ってきた研究の一部をまとめたものであり、研究を進める過程において多くの方々よりご助言を賜りました。電力中央研究所元専務理事 新田明人博士、電力中央研究所材料科学研究所長 秋田調博士、電力中央研究所軽水炉保全特別研究チームリーダー 黛正己博士、電力中央研究所材料科学研究所参事 高橋由紀夫博士をはじめとする諸氏からは、研究に携わるものの矜持と社会に対する責務について教えを賜りました。電力中央研究所材料科学研究所副所長 曾根田直樹博士からは、IAEA に主催する国際共同研究プロジェクトへの筆者の参加をあと押しいただき、本研究に着手する契機を与えていただきました。電力中央研究所材料科学研究所上席研究員、山本真人博士ほか研究所のメンバーには、研究の遂行にあたりこころ強い相談者として筆者を支えていただきました。ここに深甚なる謝意を表します。