The Japan Society of Plasma Science and Nuclear Fusion Research

J. Plasma Fusion Res. Vol.91, No.7 (2015) 479‐488

講座 核融合構造材料における機械的特性の評価手法とデータ解析

4．破壊靱性試験法とデータ解析の実例

4. Fracture Toughness Test Methods and Examples for Fusion Reactor Materials

山本琢也
YAMAMOTO Takuya
University of California Santa Barbara

（原稿受付：2015年6月15日）

本章では，核融合炉構造材料における破壊靱性の評価の重要性，および現在標準的に利用されている破壊靱性評価手法とその実例を紹介する．さらに，その標準的手法が抱える問題点や技術改善に向けての取り組みについても触れる．

Keywords:
fracture toughness, size effect, small specimen test technique, fracture toughness master curve, ASTM E399, ASTM E1820, ASTM E1921

4.1　破壊特性評価の重要性

原子力システムにおいては，とりわけ放射性物質の大量放出をもたらしかねない基本構造の破壊を防止することは，構造設計における最重要課題であり，初期の材料機械特性は勿論のこと，システム供用期間中に材料が被ると予想される劣化を考慮した上で，なおかつ破壊に至る可能性が否定できるだけの十分な裕度を持った設計が求められる．その際に，基本となる材料特性の１つが破壊靱性であり，破壊に対する材料の抵抗力の指標である．

原子力用構造材料の破壊靱性評価法としては，ASTM International の規格，E399，E1820，E1921 が国際的に広く利用されている[1-3]．しかしながら，実際に核融合炉の候補材料の開発・評価に携わる研究者の多くがしばしば見出すのは，これらの規格が極めて不十分だということである．詳細は4.3で扱うが，その多くは試験片サイズ規定に関わる問題である．例えばE399に規定される最小サイズは核融合炉の構造中で使われる板厚と比べて１桁大きく，E1820 規定は通常の照射試験で許容されるサイズを大きく越える．E1921 のサイズ規定に従うと非安全側の脆化予測に至る可能性がある．そのため4.3でも述べるように，それらの規格から逸脱した試験法によって破壊靱性評価が行われている例も少なくない．そこで本章では，そうした現状を踏まえての核融合炉材料の破壊靱性評価法に力点をおいて述べることにする．しかしながら，規格化された手法に基づく破壊靱性評価が核融合炉設計上求められることも少なくはなく，その規格が依拠する破壊力学理論に沿った試験が必要であることに疑いの余地はない．そこで，まず次章で，規格に沿った破壊靱性標準試験法について述べ，その標準試験法との対比を念頭に置きながら，実際に行われている主な評価例を紹介する．

4.2　ASTM 等の規格に基づく破壊靱性試験法

ここで述べる規格化された試験法については，文献[1-3]はもとより，破壊力学の教科書[4,5]などに網羅的かつ詳細に述べられている．そこで，紙面の制約上，後に紹介する実際の試験例の理解に必要な，試験法規格の要点と特に問題となる試験片サイズと試験条件に限って触れることにする．ここで触れない試験実施上の条件なども規定されている上に，それら全般にわたって年々改訂されており，実際の試験の際には最新の規格を参照することが必要である．

4.2.1　破壊靱性とは

どのような材料中にも，大小の亀裂として作用する欠陥が少なからず存在している．破壊靱性とは，その欠陥から破壊（＝亀裂の進展）を開始または継続させるのに必要な応力負荷を現す指標である．また亀裂進展が停止に至るような応力場の上限値に対する指標にも使われるが，最も一般的には，破壊靱性といえば，破壊開始に対する指標を現す．

例として，亀裂に比べて十分に大きい２次元物体中での亀裂近傍の応力場を考えてみよう．**図１**に示すように，x 方向に伸びた亀裂に，外力によりその亀裂を y 方向に開く応力場が生じていた場合，その亀裂先端を原点とした極座標系での位置（r，θ）に存在する微小要素に働く応力場は，弾性論に基づく解析により（1）式で表される．

$$\sigma_{xx} = K_{I} f_{xx}^{(I)}(\theta)/\sqrt{2\pi r} \qquad (1a)$$

$$\sigma_{yy} = K_{I} f_{yy}^{(I)}(\theta)/\sqrt{2\pi r} \qquad (1b)$$

University of California Santa Barbara

author's e-mail: yamataku@engineering.ucsb.edu

©2015 The Japan Society of Plasma Science and Nuclear Fusion Research

NII-Electronic Library Service

The Japan Society of Plasma Science and Nuclear Fusion Research

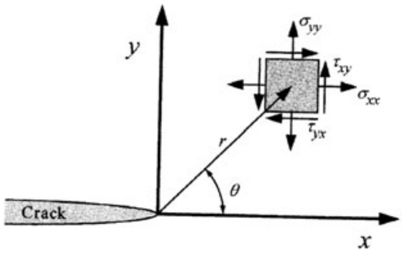

図1 亀裂近傍の応力場を記述するための座標系と応力の種類[4].

$$\tau_{xy} = K_{\rm I} f_{xy}^{({\rm I})}(\theta)/\sqrt{2\pi r} \qquad (1\,{\rm c})$$

この式は，亀裂近傍の応力分布が，θ の関数として与えられる $f_{ij}^{({\rm I})}(\theta)$（$i$，$j$ は x または y）と $1/\sqrt{r}$ 依存性（$1/\sqrt{2\pi r}$）で記述される形をとり，亀裂の長さと外力によって，その分布全体が係数 $K_{\rm I}$ に比例して増減することを示している．そこで，この $K_{\rm I}$ を応力拡大係数と呼び，亀裂近傍の応力場の大きさを代表する指標としている．ここで，添字Iは亀裂面を垂直方向へ開くような力の負荷状態（これをモードIと呼ぶ）に対応しており，**図2**に示すように，亀裂に x または z 方向の剪断的な力を加えるような（モードII及びIII）応力場も考えることができ，それぞれ $K_{\rm II}$ と $f_{ij}^{({\rm II})}$，$K_{\rm III}$ と $f_{ij}^{({\rm III})}$ によって同様に記述される．実際の応力場は，それらを足し合わせたものとなる[1]．端的には，K は亀裂にかかる負荷の大きさを表す量であり，通常 MPa$\sqrt{\rm m}$ の単位が用いられる．破壊靱性は，破壊開始に必要な負荷を K で示したものであり，例えば，モードIの破壊開始に必要な臨界負荷量を破壊靱性値 $K_{\rm Ic}$ と表す．

4.2.2 平面歪み破壊靱性評価法（ASTM E 399 に基づく）[1]

応力拡大係数 K については，様々な試験片形状と負荷条件に対して，弾性力学に基づく計算方法が報告されており，その多くは，Tada ら[6]によって集約されているが，いくつかの代表的試験片形状に対するモードI破壊靱性 $K_{\rm Ic}$ の試験評価法については，$K_{\rm Ic}$ 値の計算方法，試験片形状とその作製法，試験実施法の詳細に至るまで ASTM の E399 規格としてまとめられている[2]．代表的試験片は，**図3**に示す3つの形状，(a) 3点曲げ(SE(B))，(b)コンパクト(compact tension，C(T))，(c)ディスクコンパクト(DC(T))試験片であり．これらのいずれの形状においても，試験片一辺の中央部に切欠きが機械加工してあるが，その垂直方向にサイクル荷重を負荷することによって，その切欠き先端から，いわゆる疲労予亀裂を発生，成長させたものを試験片として使用する．この亀裂進展方向への試験片の実効的全長を幅（W），W のうちの疲労予亀裂先端までの距離を亀裂長さ（a），亀裂面内で W と垂直な方向の寸法を厚さ(B)と呼ぶ．また，幅から亀裂を除いた部分の長さ（W-a，又は，b）をリガメントと呼び，これが K で記述される応力場が広がり，亀裂が進展する部分となる．以上の寸法の比率も規格の1つであり，亀裂長さと幅の比が $0.45 \le a/W \le 0.55$，幅と厚さの比が，曲げ試験片では，$1 \le W/B \le 4$，C(T)と DC(T)では，$2 \le W/B \le 4$ となるように作製する，また，3点曲げ試験では試験時のスパン S は4W とする．以上が規格にて与えられている K の計算式が成立つ範囲ということになる．

また(1)式によれば亀裂先端（$r = 0$）では応力が無限大に発散するが，実際には亀裂先端半径の有限性に加え，金属材料は高い応力集中により降伏し，応力の上限を律する．降伏により亀裂先端には塑性変形領域（塑性域）が形成されるが，この塑性域のサイズ（K と材料の降伏応力 $\sigma_{\rm Y}$ に関係し，$0.05(K/\sigma_{\rm Y})^2$ 程度)[3]が(1)式が成立つ亀裂先端

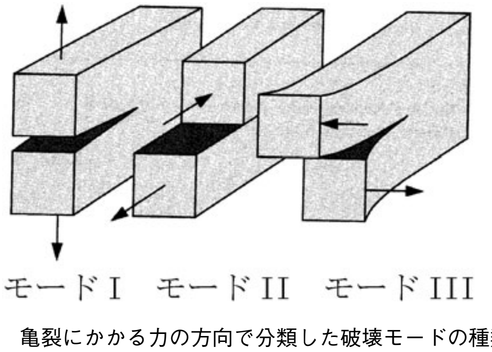

図2 亀裂にかかる力の方向で分類した破壊モードの種類.

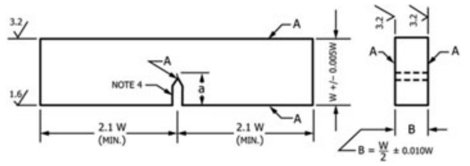

図3a 3点曲げ SE(B)試験片[1].

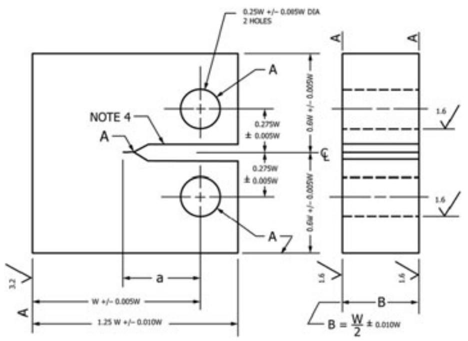

図3b コンパクト C(T)試験片[1].

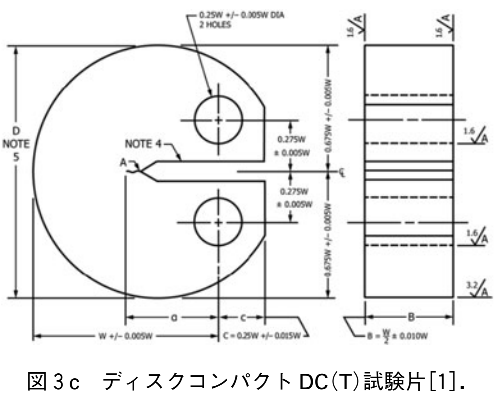

図3c ディスクコンパクト DC(T)試験片[1].

1 異なるモードの K 値は加算的ではない．
2 JIS G 0564 及び ISO 12737 もほぼ同等の規格である．
3 これは平面歪み状態の場合の目安で，平面応力状態では，この6倍程度となる．

NII-Electronic Library Service

The Japan Society of Plasma Science and Nuclear Fusion Research

領域（$a/50 \approx W\text{-}a/50$ 程度）より小さい必要があり，

$$W-a>2.5(K/\sigma_{\mathrm{y}})^2 \tag{2}$$

が成り立つことも必要となる．このように塑性域が十分に小さい状態を小規模降伏条件と呼んでいる．疲労予亀裂導入の際に形成される塑性域も十分小さい必要があり，疲労サイクル負荷条件として規定されている．実際の予亀裂長は，試験後に破面観察で測定する．

さて，試験の際には，予亀裂が導入後の試験片に所定の速度で曲げまたは引張りの負荷を与え，その負荷重とともに切欠き口位置での開口変位（CMOD）を測定する．その荷重－開口変位曲線は，**図 4** に示す３つの曲線のいずれかになるが，負荷初期を除いて荷重は変位に対して直線的に上昇する．その直線の傾きに対して95%分に相当する傾きをもつ直線と交差するまでの最大荷重をもって P_{Q} とし，試験で記録された最大荷重 $P_{\max}$ が，$1.1P_{\mathrm{Q}}$ を越えない場合にのみ，この P_{Q} の測定値を基に所定の式から K 値を計算する．亀裂先端付近の塑性変形が無視できると仮定すれば，この荷重－開口変位曲線の傾きと亀裂長さにはある関係が成り立ち，５%の傾き減少は亀裂の２%進展に相当することから，P_{Q} を亀裂進展開始時の荷重としている３点曲げ試験であれば[4]，この P_{Q} から（３）式より K を評価する．

$$K_Q=\frac{P_Q S}{\sqrt{BB_N}\,W^{3/2}}\cdot f\left(\frac{a}{W}\right) \tag{3a}$$

$$f\left(\frac{a}{W}\right)=3\sqrt{\frac{a}{W}}\cdot\frac{1.99-\left(\frac{a}{W}\right)\left(1-\frac{a}{W}\right)\left[2.15-3.93\frac{a}{W}+2.7\left(\frac{a}{W}\right)^2\right]}{2\left(1+2\frac{a}{W}\right)\left(1-\frac{a}{W}\right)^{3/2}} \tag{3b}$$

ただし B_{N} は正味の厚さで，後述するサイドグルーブがある場合はそれを除いた部分の厚さとなるが，それ以外は B と等しい．（３）式で求められた K 値（K_{Q}）は仮の値であり，使用した試験片のサイズ，予亀裂導入などの条件に照らして，実施した試験が有効と判断された場合にのみ，

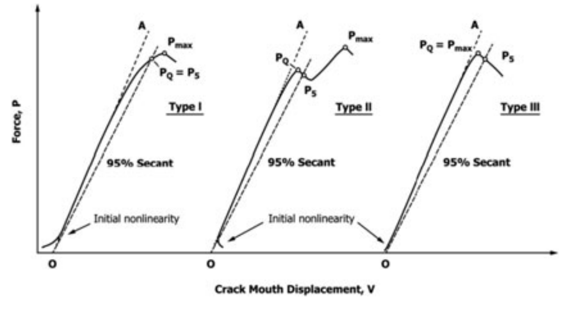

図４　荷重－変位曲線の例[1].

K_{Q} の値が破壊靭性値 K_{Ic} となる．

4.2.3　弾塑性破壊靭性評価法（ASTM E 1820[2]）

E 399で測定が無効となる一つの例は，$P_{\max}$ が $1.1P_{\mathrm{Q}}$ を越え，亀裂先端付近にかなりの塑性変形を伴った後に，破壊が開始するようなケースであり荷重－変位曲線は**図 5** a のようになる．このように（試験片サイズの効果も含めて）高靭性を示す材料については，破壊開始直前の亀裂面の開き（亀裂先端開口変位，CTOD）(δ) と，破壊によって解放される亀裂周囲に蓄積された歪みエネルギー（応力場解析の手法に由来して J 積分，あるいは単に J と呼ぶ）の両者が，等しく破壊靭性の指標になる．実は，これらの指標は，小規模降伏条件においては，

$$J=m\sigma_y\delta=K^2(1-\nu^2)/E \tag{4}$$

によって，K も含めて３者相互に関係付けられる．ここで E，ν，σ_{y} は，それぞれ試験条件での材料の弾性率，ポアソン比，降伏応力であり，また，m は，平面応力状態で１，平面歪み状態で２となる定数である．J は，負荷時に試験片に吸収されたエネルギー U によって，

$$J=\eta U/Bb \tag{5}$$

で求められる．ここで，B は試験片の厚さ b はリガメント，η は試験片の形状に依存する係数で，例えば曲げ試験片の純粋な曲げモーメント負荷では２となる．J 及び CTOD の具体的な試験法については ASTM E1820[5]等にまとめられている．

E399 で，効率良く有効な試験結果を得るには，材料の特性を可能な限り把握又は予想しておく必要があるが，これは時には大変難しいことであり，観察される現象（急速な不安定破壊か，亀裂の安定成長か）に応じて結果を解析し，常に有効な試験が実施できることが望ましい．そこで E1820 は，過去に異なる規格として扱われていた試験法を統合し，ほぼ共通の試験片形状と測定方法から，状況に応じて，K，J または CTOD を評価できる．K_{Ic} は除外されているが，試験片形状も含めて試験そのものには K_{Ic} が記載されている E399 との共通点が多いので，相補的なものと捕え，両規格の試験片と測定項目を満たすように，試験を実施し，結果に応じて対応する破壊靭性値の指標を選択して評価することができる．

E1820 で推奨される試験片の形状・寸法は前述した３種類であり，試験中は荷重－変位の連続測定を行うが，変位測定については荷重線変位か CMOD のいずれでも良いとされている．また，試験中に亀裂が急速に進展して破断に至る不安定破壊が生ずれば，その不安定破壊開始点での靭性値を評価し，亀裂の安定成長が見られれば，その成長に対する抵抗（Resistance）を亀裂進展量の関数（J-R 曲線）として評価する．さらに，J-R 曲線から破壊開始に対する靭性値 J_{Ic} が評価できる．J-R 曲線評価には，複数の試験片を使う方法（複数試験片法）と，１本の試験片について亀裂長を測定しながら進める方法（単一試験片法）があり，

4　以下、SE(B)試験を例に計算手法を示すが，C(T)，DC(T)も含め詳細は規格を参照のこと．

5　ISO 12135 も同等な規格である．

NII-Electronic Library Service

The Japan Society of Plasma Science and Nuclear Fusion Research

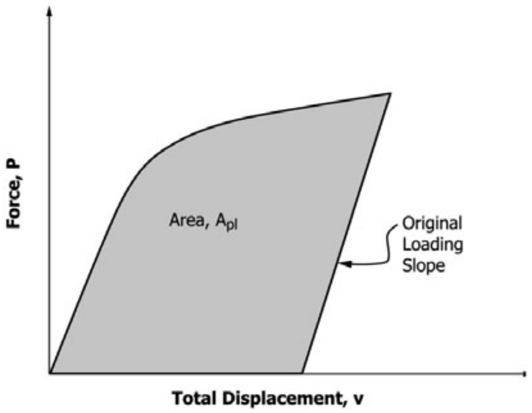

図５a　弾塑性破壊靭性試験における荷重ー変位曲線と塑性変形面積の決定[2].

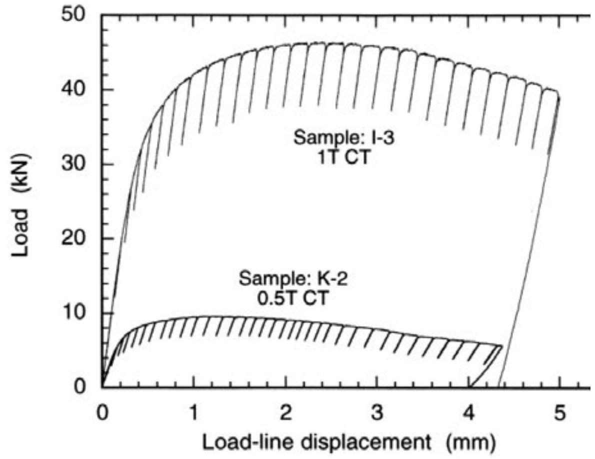

図５b　単一試験片法における除荷も含めた荷重ー変位曲線の例[8].

複数試験片法では，各試験後の亀裂位置を加熱による着色や疲労亀裂の追加などによりマークした後，塑性変形を極力加えないように降伏応力が上昇する低温などで破断させ，破面の光学顕微鏡観察から予亀裂及び破壊靭性試験により進展した亀裂（最終的亀裂）の長さを測定する．単一試験片法では，通常，所定の変位の間隔で除荷－再負荷を繰り返しながら試験を進め（**図５**b），各除荷時の荷重－変位線の傾き（その逆数をコンプライアンスと呼ぶ）から進展量を評価する．

測定された荷重と変位から（５）式に従って J を計算するが，その際（６）式のように変位のうちの弾性変形成分と塑性変形成分のそれぞれに対応する J_{el} と J_{pl} に分け，弾性部分については（３）式から求まる K に（４）式の関係を用いて J_{el} を計算する．

$$J = J_{el} + J_{pl} \tag{6a}$$
$$J_{el} = K^2(1-\nu^2)/E \tag{6b}$$
$$J_{pl} = \eta_{pl} A_{pl}/B_N b_o \tag{6c}$$

ここで，A_{pl} は**図５**a のように，荷重－変位曲線の評価点から初期の荷重の直線部分に平行に下した直線とで囲まれる部分の面積であり，係数 η_{pl} は，例えば３点曲げ試験で荷重線変位を用いて解析する場合は 1.9を，CMOD 変位の場合は $3.667-2.199(a_o/W)+0.437(a_o/W)^2$ を用いる．J-R 曲線を評価する場合は，亀裂成長を考慮に入れる必要があるが，例えば，除荷コンプライアンスを利用する単一試験片法では，それぞれの除荷点 i において亀裂長さ a_i と変位の塑性成分 $\varDelta_{i(pl)}$ を求め，$J_{pl(i)}$ については，区間（i-1～i）の負荷による増分と亀裂進展による減少分を考慮して，（７）式のように計算する．また，$J_{el(i)}$ は，a_i と P_i に対応する K_i から換算する．

$$J = J_{el(i)} + J_{pl(i)} \tag{7a}$$
$$J_{el(i)} = K_i^2(1-\nu^2)/E \tag{7b}$$
$$J_{pl(i)} = [J_{pl(i-1)} + (\eta_{i-1}/B_N b_{i-1}) \times (P_i + P_{i-1})(\varDelta_{i(pl)} - \varDelta_{i-1(pl)})/2] \times [1-\gamma_{i-1}(a_i - a_{i-1})/b_{i-1}] \tag{7c}$$

ここで，η_{i-1} と γ_{i-1} は，前除荷点 i-1での亀裂長 a_{i-1} に対して求まる形状係数である．（３点曲げ試験で荷重線変位を使った解析では，それぞれ 1.9，0.9 で一定である．）前述の η_{pl} やここで用いる η_{i-1} と γ_{i-1} の値や関数式は，それぞれの試験片形状についての有限要素法応力解析が基になっており，新しい結果を基にした改訂があるので，注意が必要である．

破壊開始に対する J_{Ic} を求めるには，複数の亀裂進展量（$\varDelta a$）に対する J 値から**図６**に示すように，次の手順で仮の値 J_Q を求める．

ⅰ）次式で表される亀裂鈍化直線を引く．
$$J = m\sigma_Y \varDelta a \quad (m \text{ は，実測値又は既定値}=2) \tag{8}$$
ⅱ）亀裂鈍化直線に平行に，正味の亀裂進展量が 0.15 mm と 1.5 mm に対応する直線を引く
ⅲ）以下に規定されるJ及び$\varDelta$aの測定限界値を示す２本の直線を引く
$$J_{limit} = b_o\sigma_Y/7.5 \tag{9}$$
$$\varDelta a_{max} = 0.25 b_o \tag{10}$$
ⅳ）(2)と(3)の直線で囲まれた範囲内に分布する全ての J（$\varDelta a$）点を次のべき乗則にフィットする．
$$J = C_1(\varDelta a/k)^{C_2} \tag{11}$$
ⅴ）正味の亀裂進展量 0.2 mm に対する直線，$J = 2\sigma_Y(\varDelta a - 0.2)$，と(4)の曲線との交点における J 値を J_Q とする．

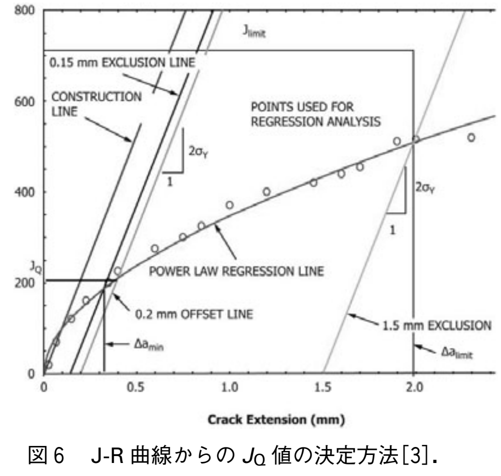

図６　J-R 曲線からの J_Q 値の決定方法[3].

NII-Electronic Library Service

The Japan Society of Plasma Science and Nuclear Fusion Research

ここで(i)は，測定されたΔaに見かけ上含まれる亀裂の鈍化を差引くためのガイド線で，(4)式のJとδの関係に相当する．但し，ここでは亀裂先端が降伏した後の加工硬化を考慮した実効降伏応力，σ_Y (=($\sigma_y+\sigma_{uts}$)/2，σ_{uts}は最大引張応力）を使用する．J-R 曲線上の任意の点から，このガイド線に平行に下した線が示すΔa値が正味の亀裂進展量ということになる．また，$M=b_o\sigma_Y/J$は，しばしば試験片サイズに対する相対的な塑性拘束の尺度（Mが大きいほど塑性変形が小さい）として用いられるが，これは$b_o/2\delta$比に相当する．**図7**に示すように，亀裂先端の塑性変形が大きいいわゆる大規模降伏条件では，亀裂前方の垂直応力σ_{yy}は，亀裂から2δ程度の位置で，降伏応力の3～5倍程度のピーク値をもった形状になることがMcMeekingらの解析[7]でも示されているが，Mは，このピーク応力までの距離という応力場サイズの目安を単位として測ったリガメントサイズに他ならない．最終的に，(v)で定まるJ_Qを用いて$10J_Q/\sigma_Y$を求め，これが試験片のB，b_oのいずれよりも小さい場合にのみ，J_QをJ_{Ic}として採用することになっている．これは$M=10$の（**図7**のピーク応力位置がリガメントの1/10の位置に来るほどに応力場が成長した）状態に相当する．

また(4)式に従ってJより換算したKを求めることもでき，K_{JIc}（または，K_{Jc}）と標記する．この手法により，E399には試験片が小さすぎる場合でも，相当する靭性値Kを求めることができる．実際，次に紹介するE1921は，このK_{Jc}の評価を基本としている．

4.2.4　フェライト系鉄鋼材料等の脆性－延性遷移領域内での試験に適したマスターカーブ法（ASTM E 1921）

フェライト系鉄鋼材料の破壊靭性を変化の激しい脆性－延性遷移領域付近で求める場合は，いわゆるマスターカーブ（MC）法が用いられる．これは多くのフェライト系鉄鋼材料の破壊靭性値について集積されたデータが，次の3つの共通の特徴を示すことを根拠に開発された手法である．

Ⅰ．遷移領域での破壊靭性値は，次の Weibull 分布に従う

$$F=1-\exp[-\{(K_{Jc}-K_{min})/(K_o-K_{min})\}^4] \qquad (12)$$

ここで，Fは累積破壊発生確率，K_oとK_{min}は厚さ1インチ（1Tと表記）の標準試験片に対する破壊靭性値の Weibull 分布平均値（$F=63\%$に対する靭性値）と閾値（$F=0$となる上限値で$20\,\mathrm{MPa}\sqrt{\mathrm{m}}$）である．

Ⅱ．破壊靭性値には次の厚さ（B）依存性がある．

$$K_{Jc}=K_{min}+(B/B_{(1T)})^{-1/4}(K_{Jc(1T)}-K_{min}) \qquad (13)$$

ここで，$B_{(1T)}=25$(mm)は，標準厚さである．この関係式は，不安定破壊発生率は破壊の起点となる最も脆弱な領域（weakest link）が亀裂先端の臨界値以上の応力場に含まれる確率に依存し，その臨界応力場体積はK_J^4Bに比例することから，異なるサイズの試験片でもK_J^4Bが等しい場合に等しい破壊発生率を与えるという考え方を基本にしている．これより小さい厚さBの試験片の靭性値は，$B_{(1T)}$での靭性値$K_{Jc(1T)}$に換算した上で，温度依存性を求める．

Ⅲ．破壊靭性（$F=0.50$に対応するメジアン（中央）値）$K_{Jc-1T(med)}$の温度依存性は，材料によって定まる参照温度T_oを基準にした次式で表現できる．T_oは，1T試験片でのK_{Jc}が$100\,\mathrm{MPa}\sqrt{\mathrm{m}}$となる温度である．

$$K_{Jc-1T(med)}=30+70\exp[0.019(T-T_o)] \qquad (14)$$

そこで，K_{Jc}は，E1820に従って，少なくとも1つの温度で数点の有効なK_{Jc}が得られれば，(12)式の Weibull 分布にフィットして得られるK_oから，$K_{Jc-1T(med)}(=K_{min}+(K_o-K_{min})(\ln(2))^{1/4})$が，さらに(14)式から$T_o$が定まり，遷移領域内の破壊靭性－温度曲線が得られる．また，共通の分布関数に従って，破壊靭性値の分散する範囲も与えられる．**図8**にはFが5％と95％に相当する靭性値の温度依存性も示している．また，複数の温度での試験結果に対しては，(12)と(14)式により解析する[3]．

E1921では，$M=30$に対応する破壊靭性測定値を上限値$K_{Jc(limit)}$として，それ以下の測定値のみを有効と判断し，試験温度にもよるが，最低でも6以上の有効なデータが解析には必要とされている．

$$K_{Jc(limit)}=\sqrt{[Eb_o\sigma_Y/M(1-\nu^2)]};M=30 \qquad (15)$$

4.2.5　試験片作製方向とサイドグルーブ

圧延，引抜き等，方向性をもった工程を経て作製された材料には，しばしば破壊靭性の異方性が認められる．そこで試験片作製の際には，試験片の向きを，材料の使用条件などに合わせて適切に選択し，それを結果に表記すること

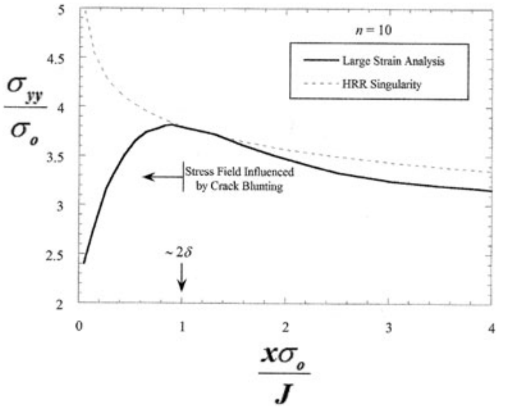

図7　弾塑性変形解析による亀裂先端応力場[7].

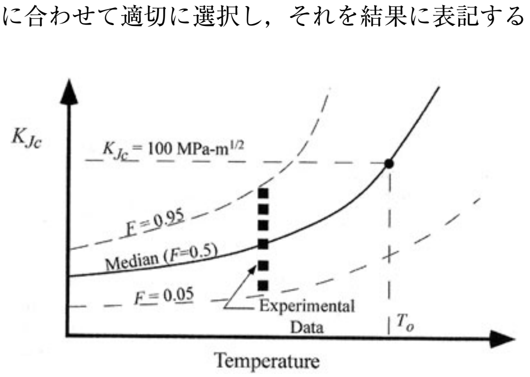

図8　マスターカーブの決定法[4].

NII-Electronic Library Service

The Japan Society of Plasma Science and Nuclear Fusion Research

が重要である．ASTM E1823[9]には製品の形状に合わせた標記法が示されているが，例えば圧延などを経た板材では，長手方向をL（longitudinal），それと垂直な2方向を長い順にT（transverse），S（short transverse）と呼び，亀裂面に垂直な方向と亀裂進展のそれぞれが，材料のどの方向に該当するかを，もってL-T（Lが亀裂面に垂直，亀裂進展がT方向）などと標記する（**図9**a）．

また，試験片の亀裂面の両脇に，サイドグルーブ（SG）と呼ばれる溝を加工することがある．平面応力状態となる試料表面では，予亀裂導入における応力拡大係数が，平面歪み状態の板内部よりも小さくなるために，表面付近の亀裂長が短くなり，亀裂前線が曲線的になるのが一般的である．そこで，SGは，この亀裂前線の曲線部を除去することで，全体の直線性を高めると同時に，試験負荷時の平面歪み状態による3軸応力状態の保持を高める．特に，J-R曲線（J_{Ic}）試験では，高負荷時，歪の増大による試料表面付近からの大規模な剪断変形や，板厚中心部のみの亀裂が過度に優先的に進行するトンネル現象などを防ぐ働きもあり，SGが推奨されている．SGが推奨されていない試験（E1921等）でも，予亀裂の直線性向上の目的や，拘束性の高い使用環境の想定から，導入されることもある．

4.3　核融合炉材料研究に見られる破壊靭性測定の例

4.3.1　核融合炉材料試験における微小試験片の利用の必要性とサイズ効果

前節で紹介したいずれの試験規格でも必要な試験片寸法が厳しく規定されている．第一壁構造材料の候補材の1つである低放射化フェライト鋼の典型的な降伏応力と破壊靭性値に対して，各規格に準拠する最低リガメント長b_oを試算すると**表1**のようになる．これらのb_oに対して，$a/W=0.5$の場合，最も体積効率の良いDC(T)試験片でも，MC法によるK_{Jc}用試験片で直径11.6 mm，厚さ4.3 mm，室温のJ_{Ic}用試験片は直径20 mm厚さ7.5 mm，さらにK_{Ic}測定には直径12 cm厚さ5 cm程の試験片が必要である．

しかし，実際の核融合炉候補材の特性評価においては，より微小な試験片がしばしば利用されている．その最大の理由は，核融合炉環境下での材料寿命を評価するために，中性子照射後の破壊靭性測定が不可欠なことである．照射の前後において同等な試験方法で特性を評価し，材料の使用温度および想定される中性子線量に対する破壊靭性の変化を高精度に予測することが求められる．DEMO炉の第一壁への年間中性子負荷は5 MWa/m^{2}といわれており，この値は結晶中の各原子が50回ずつ格子点位置からはじき出される照射量（50 dpa）に相当する．数年間分の照射量数百dpaの照射実験が可能な材料照射炉の領域は非常に限られており，例えばHFIRの該当キャプセルの試料装荷領域は約10 mm径であり，早期建設が期待されている核融合炉材料照射試験用強力中性子源でも，100〜500 cm^{3}程度と考えられる．同時に照射下では試料自体が発熱するため，その放熱に必要な温度勾配のために，例えばHFIRの例では10 mm径の試験片の中心から表面までの5 mmに渡って100℃以上の温度差が生ずる．したがって，特定の照射温度に対する照射効果を正確に評価するには，試験片の微小化は避けられず，その際の破壊靭性へのサイズ効果の解明が極めて重要である．実際，これまで特に低放射化フェライト鋼各種について，微小試験片を利用した破壊靭性評価とサイズ効果研究が行われてきた．[8,10-20,22,23]

以下，そのフェライト鋼のJ_{Ic}とMC法による破壊靭性評価の実例とサイズ効果について紹介する．

4.3.2　J_{Ic}試験の例とサイズ効果

低放射化フェライト鋼のJLF1，F82H，Eurofer97の室温におけるJ_{Ic}破壊靭性値について，リガメントサイズが1.4 mmから24 mmの広い範囲で試験結果が報告されている．JLF1では，西村ら[8]は，$b_0=24$（1T）と12 mm（0.5T）の2種類のC(T)試験片（SG有）を，Onoら[10]は，$b_0=23$，11，5(mm)の3種類のC(T)試験片（SG有）を，また栗下ら[11]は$b_0=1.4$〜4.4 mmの曲げ試験片（SG有）を用いて，単一試験法によるJ-R曲線からJ_Qを求めた．例えば，**図10**のJ-R曲線が示すように，J_Qはサイズ1/2T以上の試験片のb_oに対しては顕著な違いはなく，いずれも400±30 kJ/m^{2}前後であったのに対して，**図11**に▼，●と■

(a)

(b)

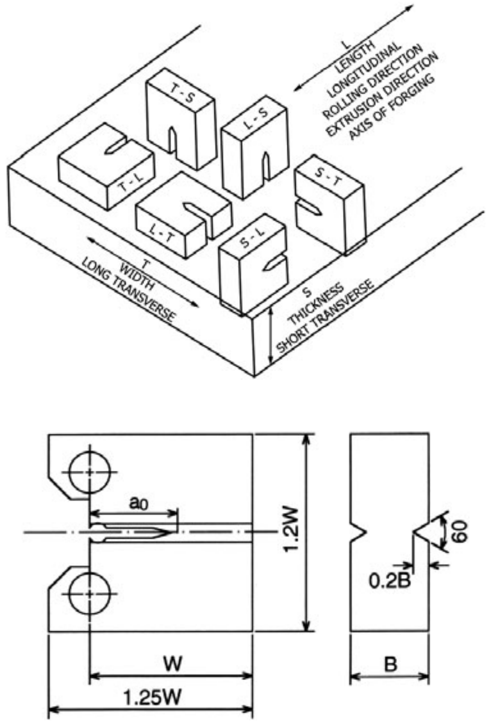

図9　(a)試験片切出し方向の材料方位に対する呼び方と(b)サイドグルーブ入りC(T)試験片の例[8].

表1　低放射化フェライトJLF-1鋼の典型的な特性に対する規格準拠試験片のリガメントサイズ．

試験種類	想定値	必要サイズ b_o
降伏応力，RT	560 MPa	
J_{Ic}(E1820)，RT	400 kJ/m^2	7.1 mm
降伏応力，−100C	650 MPa	
K_{Ic}(E399)，−100C	100 MPam	47 mm
$K_{Jc(1T)}$(E1921)，−100C	100 MPam	4.3 mm

NII-Electronic Library Service

The Japan Society of Plasma Science and Nuclear Fusion Research

で示すように，b_0が5 mm以下ではJ_Qは300から200 kJ/m^{2}の小さい値を示した．ここで，$b_0 \leq 4.4$ mm試験片についての栗下らの解析では，**図12**の例のように，既定の鈍化曲線$J = 2\sigma_Y \Delta a$が鈍化による見かけの亀裂進展量（Δa_b）を過大評価したため，実際に観察された傾き（$>2\sigma_Y$）が利用されている．F82H鋼について，若井らは，$b_0 = 0.7$，1.6 mmの曲げ試験片（SG無）と$b_0 = 4.5$ mmのDC（T）試験片（SG有）を用いたJ-R曲線単一試験片試験から，破壊靱性値を，それぞれ170，230，330 MPa$\sqrt{\mathrm{m}}$と報告している[12]．これらの値は，（4）式に従えば，それぞれ，130，240，490 kJ/m^{2}のJ_Q値に相当する．また，Sokolovらが$b_0 = 4.6$ mm（SG無）のF82H鋼DC（T）試験片について100℃で測定したJ-R曲線[13]からはJ_Q値が220 kJ/m^{2}程度と評価できる．Schneiderらは，Eurofer 97鋼の$b_0 = 9$と3（mm）の曲げ試験片（SG有，無）4種を用いて，室温で多試験片法により室温のJ_{Ic}を評価した[14]．Schneiderらも栗下らと同様，既定の鈍化曲線の過大評価を指摘し，測定による鈍化曲線を利用している．あるJ値に対する亀裂先端の塑性変形域は微小試験片ほど大きくなり，加工硬化による有効降伏応力の増加が鈍化曲線の傾きを大きくしていると考えられる．**図11**には，F82H鋼とEurofer97のデータも，それぞれ(△,▲,▽)）と(◇,◆)にて示した．ここで，白抜き点はいずれもSG無しの試験片による結果を示している．**図11**はJ_{Ic}評価におけるサイズ効果について，

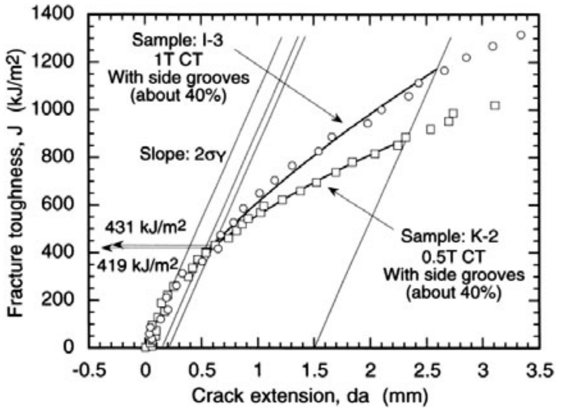

図10 1 Tと1/2 TサイズのC(T)試験片によるJLF1鋼の室温J_{Ic}評価の例[8].

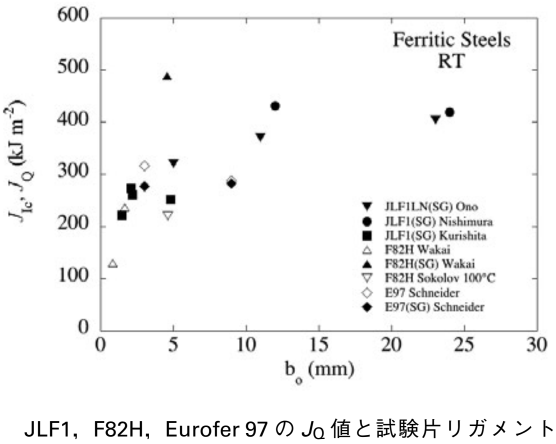

図11 JLF1，F82H，Eurofer 97のJ_Q値と試験片リガメントb_oの関係[8,10-14].

ある一定の傾向を示唆している．400 kJ/m^{2}程度のJ_Qに対しては，ほぼ**表1**どおり，$b_o \geq 7$ mmの試験結果が有効なJ_{Ic}となるが，そのサイズ範囲では，試験片サイズに大きく依存せずほぼ一定である．一方で，$b_o < 7$ mmの範囲では，全般的に小さい靭性値を示し，特に微小サイズになるほど小さくなる傾向がある．F82HのSG無しのデータが特に小さい靭性値を示している，一方で，Eurofer97ではSG無しの方が，やや高い値を示している．Schneiderらは，SGの有無それぞれの3次元有限要素法解析から，SGによってJ積分値の厚さ方向への変化が小さくなることを示している（**図12**）．SGが無い場合，曲げ変位が大きいほど中央部分により大きなJ負荷がかかり，亀裂の優先的な進展が予想される．一方で試験片表面近傍での剪断変形は見かけのJを増加させる原因にもなる．試験片のサイズと負荷の関係のみならず，試験片の加工硬化特性や組織などにも依存して複雑な依存性を示す可能性がある．E1820が推奨するようにSGの付与は，微小サイズの試験片の，相対的に大きなJに対しても2次元（平面歪み）的な応力状態を維持し，より大きな試験片と同等の結果を生み出す役割を果たしている．

4.3.3 マスターカーブ(MC)法を利用したK_{Jc}試験の例

低放射化フェライト鋼は，使用前の状態では－100℃程度の低温領域で脆性から延性への遷移を示すが，この延性脆性遷移温度は核融合炉環境での中性子照射によって大きく上昇することが知られている[15]．そこで，この延性脆性遷移の温度領域の指標として，E1921に規定されるマスターカーブ（MC）参照温度T_oの変化を材料の使用環境変数（温度，照射量等）の関数として予測することが重要となる．

笠田らは，JLF 1鋼について，1/2 T（$b_o = 12.5$ mm）と1/4 T（$b_o = 6.25$ mm）のC(T)試験片による，－65℃と－120～－80℃での試験から，それぞれ$T_o = -52$℃と－35℃の値を得た[16]．また，SerranoらはEurofer97鋼について，10 mm角と4(W)×3(B)mmの曲げ（LT）及び1/2 T C(T)試験片（TL）を用いてMCのT_oを求め，それぞれ－113℃，－99℃および-129℃を得た[17]．Serranoは，小さい試験片ほどT_oが高めに出るという笠田らの結果とも共通な特徴の理由の1つとして，E1921のデータ検閲（censoring）によって，**図13**に示すように，小さい試験片ほど，高い靭性値の結果がより多く検閲され，低い靭性値結果よりのカーブになるためであると指摘する．

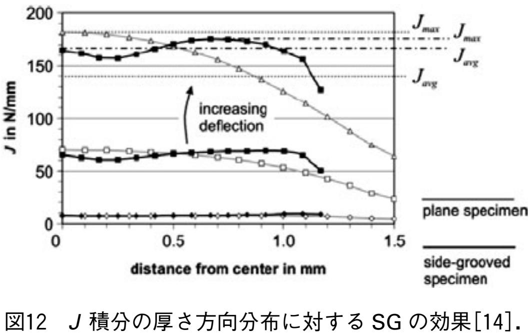

図12 J積分の厚さ方向分布に対するSGの効果[14].

NII-Electronic Library Service

The Japan Society of Plasma Science and Nuclear Fusion Research

またSpatigらは，F82HとEurofer97の破壊靭性値を0.18 Tと0.35 T C(T)試験片を用いて測定し，F82Hについては，これまでC(T)試験片により測定された文献データ($K_{\rm Jc}$)も併せてMCへの適合性を調べた[18]．その際，亀裂先端の塑性拘束条件MについてE1921の30より厳しく，$M>70$という拘束条件に従うデータだけを選択して解析を行った．その結果，F82Hの破壊靭性温度遷移はMCによく従ったが，Eurofer97鋼のデータは，むしろ(14)式の温度係数を修正した次の関係式

$$K_{\rm Jc(med)}=30+70\exp[0.04(T-T_{\rm o})] \tag{16}$$

によく従うことを見出した．F82Hに比べてEurofer97の$K_{\rm Jc}$が温度に対してより急激に立ち上がっていることを意味する．

さらにSpatigらは，Eurofer97の0.87 Tと0.35 Tの2サイズのC(T)を比較して，E1921の$M\geqq 30$という条件では，2サイズで同じ結果が得られないことを示した[19]．**図14**に示すように，例えば−60℃では，0.87 Tで得られる$K_{\rm Jc}$の多くは，0.35 Tサイズに対しても$M\geqq 30$の条件を満たすことから，0.35 T試験片でも同様な$K_{\rm Jc}$値が予想されるが，実際には0.35 Tの試験のほとんどは，$M<30$の大きな変形に至る．これは，$M=30$の相対変形量でも，既にリガメントサイズが不十分で亀裂先端の応力場の成長が抑制される塑性拘束の低下が起こっているためである．同じJ負荷に対するM値は，0.87 T試験片の方が0.35 Tの2.5倍なので，0.87 Tが$M=75$の変形で十分な塑性拘束の下では破壊開始しても，そのJ負荷は0.35 Tでは$M=30$の状態となり，塑性拘束が不十分なために，亀裂先端の応力場が破壊開始に必要な大きさに成長しないということである[6]．Spatigらは，Eurofer97について，$M=134$が塑性拘束の低下が無視できる塑性変形量の限度であると指摘した．

実は，Odetteらは，Spatigらよりも先にF82H鋼について，同様な指摘を行っている[20]．彼らは形状と大きさが様々なサイズと形状の試験片について得られたF82Hの破壊靭性値合計219点を解析し，**図15**に示すように，Mの限度値を変えてE1921に従ってMC解析を行った結果，サイズ効果による塑性拘束低下に影響されない破壊靭性値を得るためには，$M>200$というさらに厳しい拘束条件が必要であることを示した．同時にOdetteらは，$M<200$の$K_{\rm Jc}$結果にも塑性拘束低下を考慮した補正を行うことで，サイズに依存しない破壊靭性値に変換できることを示した．

彼らの補正は，Dodds[21]らが提案したモデルに基づいたもので，塑性拘束低下の状態で測定されたJを，同じ大

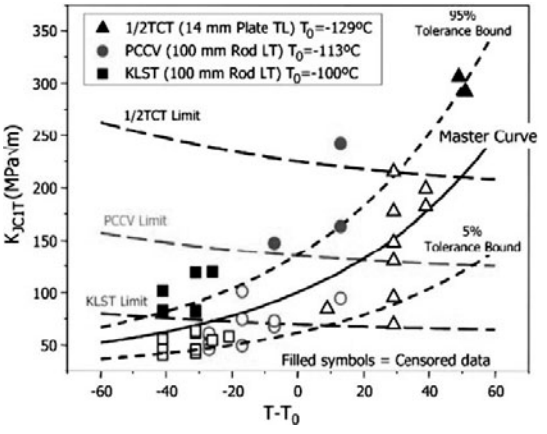

図13 サイズの異なる試験片によってそれぞれ評価されたEurofer97鋼のマスターカーブ[17]．

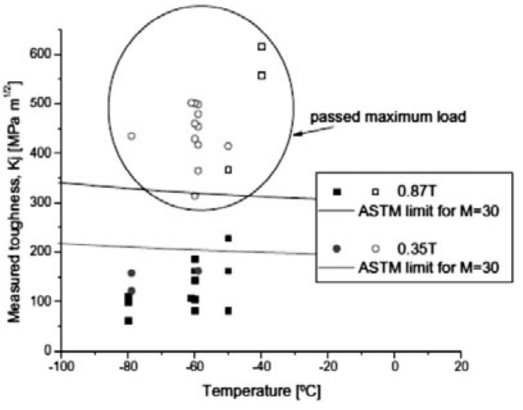

図14 Eurofer97の2つの試験片サイズのC(T)試験片により得られた−80〜−50℃での$K_{\rm Jc}$値[19]．

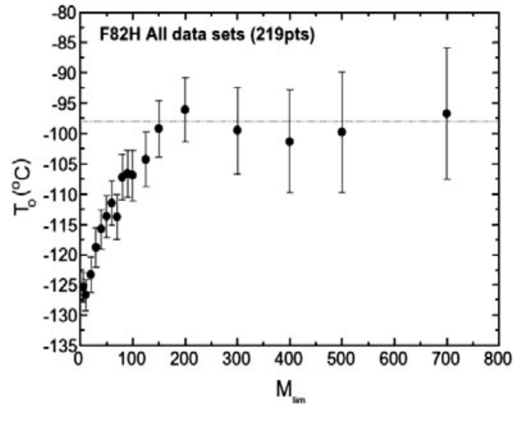

図15 形状と大きさの異なる試験片について得られた破壊靭性値データに対するMC法による参照温度$T_{\rm o}$への塑性変形制限$M_{\rm limit}$の影響[20]．

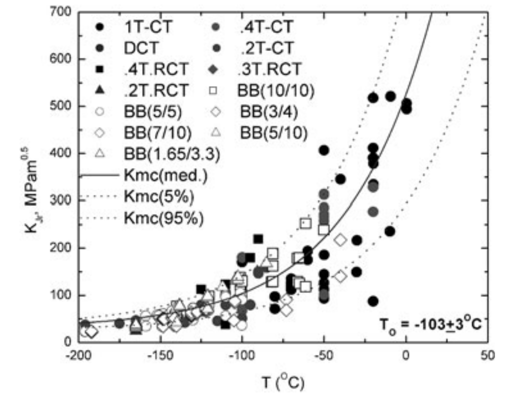

図16 試験片サイズによる塑性拘束の違いを補正したF82H鋼の$K_{\rm Jc\text{-}1T}$値温度依存性とそれに対応するマスターカーブ[20]．

6 さらに，厚さBも小さくなるために，小さい試験片では，より高いJ負荷が必要で，塑性拘束は，ますます低下する．

NII-Electronic Library Service

The Japan Society of Plasma Science and Nuclear Fusion Research

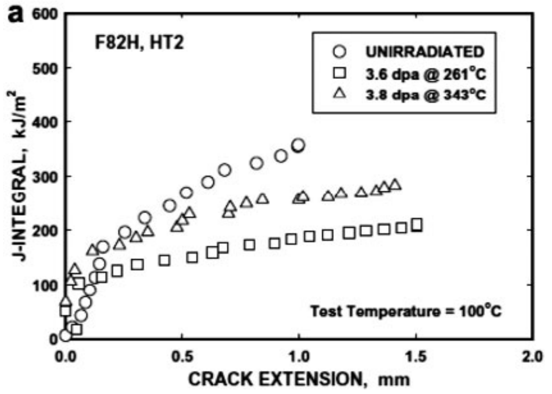

図17　F82H（0.18T DC（T））の J-R 曲線に対する中性子照射の効果[13].

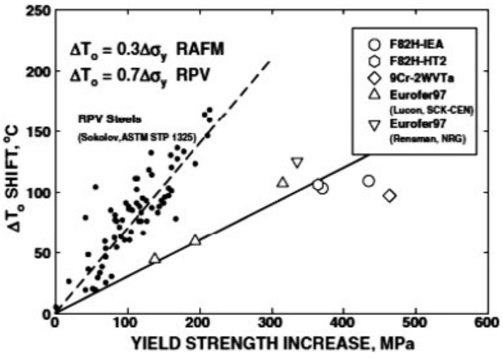

図18　MC 参照温度 T_o の照射による上昇と照射硬化（降伏応力増加）の関係[13].

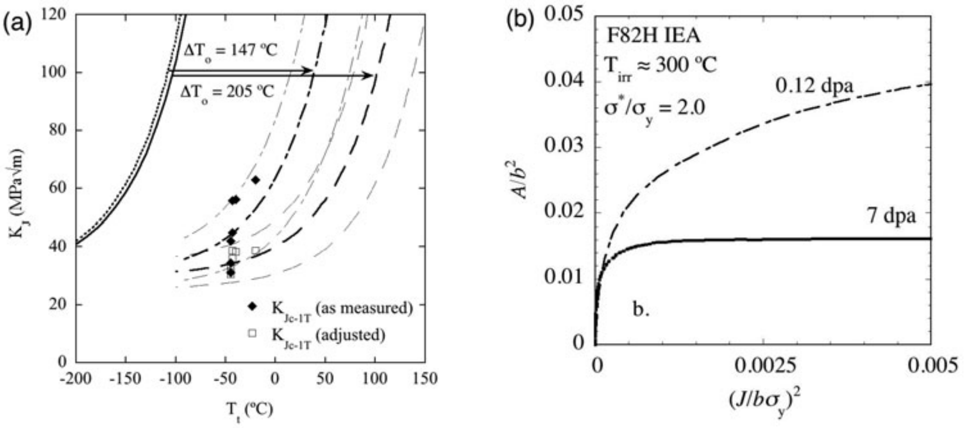

図19　(a)HFIR 照射された F82H 鋼の微小試験片の測定結果に対する K_{Jc} 補正と，(b) 補正の基となる FEM 解析による亀裂前方応力場面積（A/b^2）の J 積分（$J/b\sigma_y$）^{2} 依存性[23].

きさの応力場を与える塑性拘束下の（実際には小規模降伏状態を基準とする）J_{SSY} 値に換算する方法であり，その換算に必要な応力場のサイズは，用いた試験片の形状と小規模降伏状態のそれぞれに対する有限要素法解析から求められる[20, 22]．219点の補正後のすべての K_{Jc} の分布は，**図16**のように $T_o = -103$℃の MC によって合理的に記述された．こうしたサイズ効果補正には他の手法もあるが，上述のように大きな M 値制限が必要ということになれば，必要なサイズは尚一層大きくなり，サイズ補正なくしては，照射後試験の実施はかなり困難になる．

4.3.4　照射後試験例

最後に照射後試験の例をいくつか紹介する．**図17**は，Sokolov らが，F82H 鋼の一種の 0.18 T DC（T）試験片について，HFIR（High Flux Isotope Reactor）による約 4 dpa 照射の前後で，試験温度100℃での J-R 曲線を測定した例である [13]．照射により，また照射温度の低下により J 値の低下が見られるとともに，照射硬化により鈍化曲線の勾配は大きくなっている．また**図18**に，低放射化フェライト鋼各種について得られた T_o の照射による変化 ΔT_o と照射硬化 $\Delta\sigma_y$ の関係を示す．Sokolov らが F82H について曲げ試験などから求めた ΔT_o の測定結果は，Lucon らの Eurofer97 についての結果も併せて照射硬化量と良く対応していることを示しているが，その $\Delta T_o/\Delta\sigma_y$ 比は，圧力容器（RPV）鋼の 0.7 と比べると著しく低い値（≈ 0.3）を示している[13]．Spatig らは Eurofer97 についてやや大きい $\Delta T_o/\Delta\sigma_y \approx 0.45$ を得たが，RPV の値には及ばない．

この低放射化フェライト鋼の $\Delta T_o/\Delta\sigma_y$ 比が低い理由の 1 つは，照射後に典型的に見られる応力－歪み特性における加工硬化能の喪失である．遷移温度 T_o の上昇は，照射により導入された照射欠陥によって塑性変形を担う転位のすべり運動が抑制され，亀裂先端での塑性緩和が起こりにくくなった結果，亀裂先端の応力場が上昇して破壊が起こりやすくなり，破壊靭性が低下するためであるが，微小試験片では，破壊開始につながる亀裂先端の応力場内の塑性歪みは 0 ～10%程度に達し，照射による加工硬化能の損失の結果，その塑性歪み範囲での変形応力上昇が $\Delta\sigma_y$ に比べて小さくなるからである．

$\Delta T_o/\Delta\sigma_y$ 比が低いもう 1 つの理由として，微小試験片の使用による ΔT_o の過小評価が考えられる．筆者らが，Odette らの塑性拘束低下に対する補正法を，HFIR などで中性子照射した F82H 鋼の微小曲げ試験結果に適用したところ，例えば**図19**a に示す例では，補正により ΔT_o は約 1.5 倍となり，また $\Delta T_o/\Delta\sigma_y$ は 0.5 程度とやや増加した[23]．塑性歪み 0 ～10%の領域における変形応力の増加（$\Delta\sigma_f$）に対する ΔT_o の比では，$\Delta T_o/\Delta\sigma_f \approx 0.7$ となり，RPV とほぼ同等の値となった．この例は，微小試験片の結果は，そのままでは，照射脆化を過小評価する危険性があり，塑性拘束低下に対する補正を含めた評価法開発の必要性を示唆してい

NII-Electronic Library Service

The Japan Society of Plasma Science and Nuclear Fusion Research

る．照射後の破壊靭性試験片の有限要素法解析では，図19b に示すように，照射後の加工硬化能の喪失が塑性拘束低下を助長し，面積 A で表した応力場の成長が停止する現象も見られた．A と試験片厚さの積 AB が，(13)式の weakest link モデルの臨界応力場体積に対応し，これが十分な大きさに達した時に不安定破壊が発生する．図19b の 7 dpa 照射後の試験片では A が飽和に達する J までに破壊が発生しない限り，不安定破壊の測定ができないことを意味しており，それが実質的な J の測定限界となる．この現象も必要な試験片サイズの決定の際に考慮する必要がある．

4.4 まとめ

以上，現在規格化されている破壊靭性試験法と，実際に行われている核融合炉材料の破壊靭性評価の実例を紹介した．すでに上でも述べたように，これらの中で次のような課題や問題点が，見出されている．

1）J_{Ic} 試験では，微小化とともに破壊靭性値が低下する傾向がみられている．これに関して，以下のことが課題といえる．
- ・サイズ効果のメカニズムの解明と靭性値のサイズ効果補正法（相関式）の開発
- ・試料サイズの下限や，SG 付与を含めた試料形状の要件の解明

2）マスターカーブ法においては，試験片サイズの効果とカーブ形状についての一定の知見や照射材への適用に関する問題点が見出されている．具体的には，次のことが課題といえる．
- ・E1921 に規定されたデータ検閲手法やサイズ制限（$M = 30$）の見直し
- ・M 限界の増加が必要な場合のサイズ効果補正も含めた試験法開発
- ・マスターカーブ形状の材料依存性の解明
- ・照射による遷移温度シフトの過小評価の危険性への配慮
- ・照射後の加工硬化能の喪失による塑性拘束低下への対応

謝　辞

執筆にあたり，サイズ効果等に関する詳細な議論や文章への細かい助言をいただいた栗下裕明博士に，厚く御礼申し上げる．また，ASTM 規格の詳細やサイズ効果などで議論をいただいた Claudio Ruggieri，G.Robert Odette 両博士にも感謝を表する．

参 考 文 献

［１］ASTM, E399-12, ASTM (2012).
［２］ASTM, E1820-13, ASTM (2013).
［３］ASTM, E1921-14a, ASTM (2014).
［４］T.L. Anderson, *Fracture Mechanics*, 3rd Ed.(2005).
［５］小林英男：破壊力学（共立出版，1993）．
［６］H. Tada *et al.*, The Stress Analysis of Cracks Handbook. 2nd. Ed. (Paris Productions, St. Louis, MO. (1985).
［７］R.M. McMeeking and D.M. Parks, ASTM STP **668**, 175 (1979).
［８］A. Nishimura *et al.*, J. Nucl. Mater. **258-263**, 1242 (1998).
［９］ASTM, E1823-13, ASTM (2013).
［10］H. Ono *et al.*, J. Nucl. Mater. **329-333**, 1117 (2004).
［11］H. Kurishita *et al.*, Mater. Trans. **45**, 936 (2004).
［12］H. Wakai *et al.*, Fusion Eng. Des. **81**, 1077 (2006).
［13］M.A. Sokolov *et al.*, J. Nucl. Mater. **367-370**, 68 (2007).
［14］H.-C. Schneider *et al.*, J. Nucl. Mater. **367-370**, 599 (2007).
［15］G.R. Odette *et al.*, J. Nucl. Mater. **323**, 313 (2003).
［16］R. Kasada *et al.*, Fusion Eng. Des. **81**, 981 (2006).
［17］M. Serrano *et al.*, J. ASTM Int. 5 (A) JAI100994 (2008).
［18］P. Spatig *et al.*, J. Nucl. Mater. **367-370**, 527 (2007).
［19］P. Mueller and P. Spatig, J. Nucl. Mater. **389**, 377 (2009).
［20］G.R. Odette *et al.*, J. Nucl. Mater **329-333**, 1243 (2004).
［21］R.H. Dodds *et al.*, Int. J. Fract. **64**, 101 (1993).
［22］H. Rathbun *et al.*, Eng. Fract. Mech. **73**, 2723 (2006).
［23］T. Yamamoto *et al.*, J. Nucl. Mater. **417**, 115 (2011).

NII-Electronic Library Service