



入門講座

鉄鋼の試験/評価－3

破壊靱性試験

－考え方と試験方法－

Fracture Toughness Test

- Its Concept and Test Methods -

田川哲哉

Tetsuya Tagawa

JFEスチール（株）

スチール研究所

主任研究員

1 はじめに

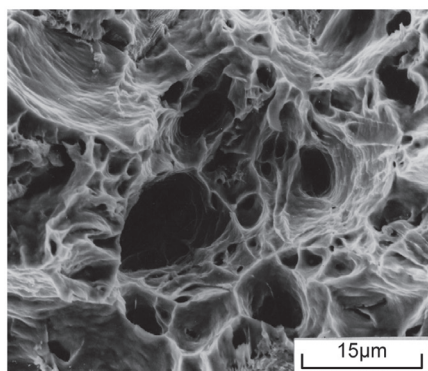
「靱性」あるいは「破壊靱性」という言葉は、シャルピー試験結果も含めて、本来、脆性破壊に対して材料の示す抵抗として用いられるが、破壊力学に基づく負荷パラメータ（応力拡大係数 K 、 J 積分あるいはCTOD）で評価されたき裂先端での破壊発生限界を破壊靱性と呼ぶことが多い。また、評価の対象となる破壊現象は必ずしも不安定脆性破壊とは限らず安定な破壊もその対象となるので、単調増加荷重下でのき裂材の破壊抵抗を破壊靱性と呼んでいると理解した方がより一般的である。

破壊靱性は、引張強度特性と同様、種々の材料学的因子に敏感であることに加え、曲げや引張という負荷形式や、試験片の形状や寸法にも依存する。そのため、規格上同じ材料であっても個々の材料について適切な実験室試験によって破壊を再現し、破壊靱性を評価することが必要とされる。ただし、評価される破壊靱性の特徴を知っておくことは、試験方法を理解する上でも有意義である。本稿では試験方法の概要

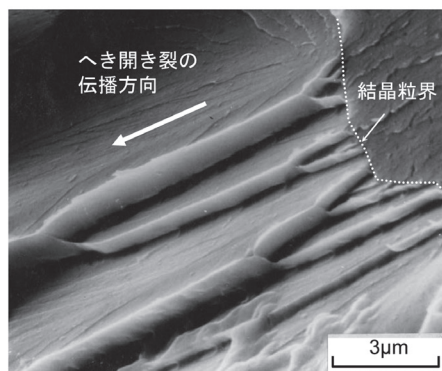
に加えて、破壊靱性を構成する各種因子と特徴について解説する。

2 金属材料の破壊形態の典型例とそれらの特徴

単調増加荷重下で構造用金属材料に生じる微視的破壊形態は、微小空洞合体型破壊（破面にはディンプル模様、図1（a））とへき開破壊（破面にはリバーパターン、図1（b））が一般的である。ただし、へき開破壊はへき開面を有するbccおよびhcp金属固有の現象である。鉄鋼材料では前者が延性破壊、後者が脆性破壊に対応しているため言葉を混同して用いる場合もあるが、延性破壊、脆性破壊という分類はあくまでも破壊の巨視的様相によるものであり、破壊の特徴を決めるのは微視的破壊形態である。例えば、高強度鋼では巨視的には脆性破壊であっても微視的には微細なディンプルを呈する場合があり、後述する破壊靱性のばらつきやひずみ速度依存性などの特徴は、低強度材の延性破壊と類似した特徴となる。破



(a) 微小空洞合体型破壊



(b) へき開型破壊（軟鋼）

図1 単調増加荷重下での構造用金属材料の一般的な破壊形態

欠きを使用した時代もあるが、現在では図3 (b) に示す切削V形切欠きが最も一般的に用いられる。試験では図3 (a) のように、所定の位置エネルギーとなる角度から回転ハンマーを振下ろし、試験片の背面を打撃した後、振り上がったハンマーの位置エネルギーから、試験片が破壊に際して吸収したエネルギーを算定する。試験片打撃時のハンマーの速度は5～6m/sec程度である。試験は室温から低温に渡る温度範囲で行うことが一般的であり、図2で説明した低温、高いひずみ速度、切欠きの存在を兼ねそろえている点で、シャルピー試験は脆性破壊を生じ易い条件を再現した評価試験と言える。

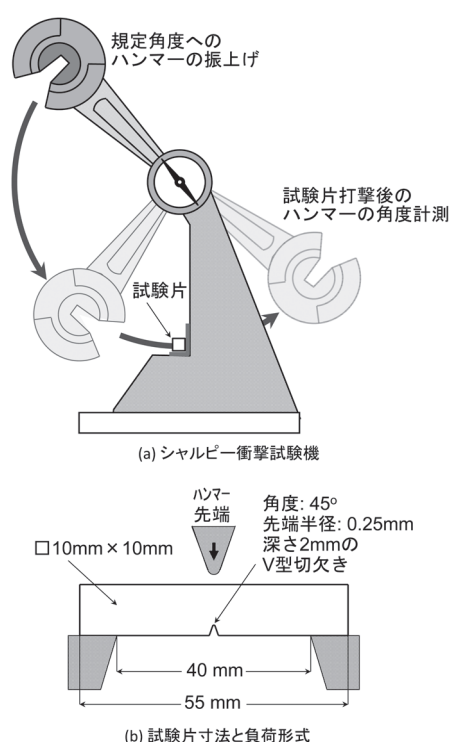


図3 シャルピー衝撃試験

試験片温度を変化させて打撃試験を繰返すと、図4に示すように試験片の破壊の様相が変化する。高温域では切欠き底から延性破壊を生じると同時に試験片は大きく変形する。図4 (c) に示す切欠き底から続く凹凸の激しい粗い破面が延性破壊であり、微視的には微小空洞合体型破壊である。この形態の破壊は安定的であり、試験片が支持台から抜け外れるまで、大きな変形を伴いながら進行する。一方、低温域では、図4 (a) に示すように試験片は破断分離しており、その破断面形状は初期の正方形をほぼ保っている。これは破壊が脆性的で不安定破壊であったことを示している。この場合の破面は粒状にキラキラと輝いており、肉眼でも延性破面と識別できる。この形態の破壊は微視的にはへき開破壊であるが、慣習的に脆性破壊と呼ぶことが多い。中間温度では、図4 (b) に示すように延性破面と脆性破面が共存する。こうした試験温度に依存した破壊形態の変化が延性-脆性遷移現象である。

破面形態の遷移に依存して、吸収エネルギーも遷移する。図5 (a) は吸収エネルギーを試験温度に対して示した実験例である。同じ試験結果に対して、破面に現れた脆性破面の面積率を試験温度に対して示したのが図5 (b) である。それぞれエネルギー遷移曲線、破面遷移曲線と呼ばれる。吸収エネルギーは、室温近傍では試験温度の低下に対して緩い上昇傾向を示す。この領域を上部棚エネルギーと呼ぶ。試験温度がある温度以下になると、吸収エネルギーは急激に低下し、下部棚エネルギーを示す。こうした温度低下に対する吸収エネルギーの遷移挙動は、図2で説明したように、生じる破壊形態に応じて降伏応力の靱性への寄与が異なるためである。吸収エネルギーの変化は図5 (b) に示した破面遷移曲線によく対応している。吸収エネルギーや破面率が急変する温度をエネルギー遷移温度 (Fracture energy transition temperature; FETT)、破面遷移温度 (Fracture appearance transition temperature; FATT) として定義する (定義の詳細は各種規格を要参照)。

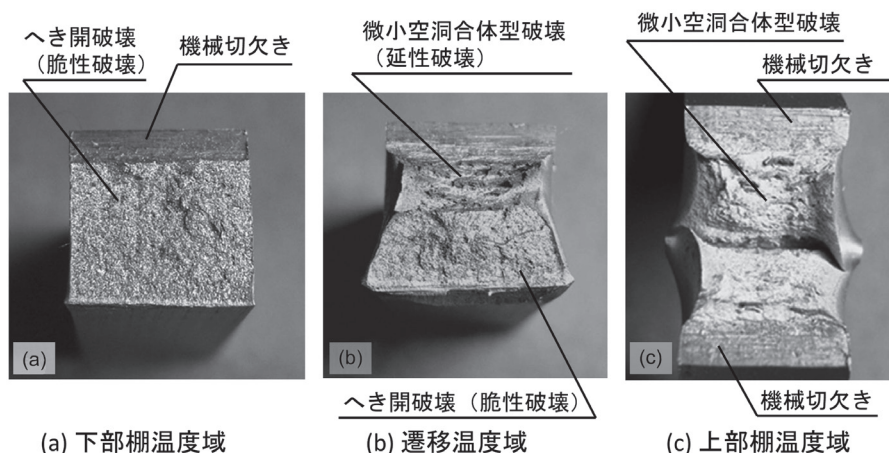


図4 低温から高温で行ったシャルピー試験破面の変化 (溶接構造用鋼 SM400B)

吸収エネルギーが破壊抵抗、すなわち靱性と言えるが、シャルピー試験では吸収エネルギー値ではなく、遷移温度の高低を材料の靱性指標として用いることが多い。この場合、遷移温度が低いほど靱性の優れた材料と言える。ただし、評価簡便化のために、各種設計規準では -10°C や 0°C といった特定温度での吸収エネルギー値で鋼材の要求靱性を表すことも一般的に行われている。こうした要求靱性は各種構造物で実際に生じた脆性破壊の経験の蓄積に基づくものであり、シャルピー試験の長い歴史が背景にある。

4 き裂からの破壊発生抵抗の評価

破壊力学ではき裂の存在を前提にしているため、破壊力学に基づく破壊靱性評価では予き裂での破壊発生を評価の対象とする。詳細に関しては後述するが、破壊力学パラメータはき裂を有する部材への負荷レベル（概ね負荷荷重に対応）を示す力学的駆動力である。鋭いき裂に開口荷重を負荷した場合のき裂先端の模式図を破壊力学パラメータとの関係として図6に示す。図ではエネルギー解放率 G を用いて示しているが、後述の K や J 、CTODを用いても同様である。予き裂端は図6下段に示すように荷重の増加に伴って鈍化変形を生じる。予き裂端の鈍化はき裂先端でのすべり変形で現れた新生面であり、ストレッチゾーン（Stretched Zone, SZ）と呼ばれる。予き裂端が塑性変形の限界に達すると破壊（微小空洞合体型）を生じるが、通常は安定な進展となる。き裂進展開始後のき裂進展抵抗はき裂進展量 Δa の関数として表され、R曲線と呼ぶ。図7、図8、図9に破壊靱性試験片の破面観察例を示す。図7はSZの形成およびその後の安定き裂の断面、図8はそれらの巨視的破面での様相、図9はSZ付近を顕微鏡で観察した写真である。図9中のSZにはすべり線が観察でき、SZはすべり面で構成された新生面であることがうかがわれ

る。き裂が進展した後の破面にみられるSZの大きさは破壊発生までの予き裂先端の塑性変形量を表す量であり、破面上で評価可能な靱性の指標となる。一対破面のSZの深さの和が後述のCTOD（Crack Tip Opening Displacement）の限界値に相当する。

安定進展する延性き裂（微小空洞合体型破壊）もエネルギー不安定条件を満足すると、不安定き裂伝播に移行する。鉄鋼材料の場合は、延性き裂進展中にへき開破壊（あるいは粒界破壊）へ遷移し不安定き裂伝播に移行する場合がある。低温環境にある鋼の場合、予き裂端の鈍化変形途中にへき開型の脆性破壊を生じることもある。

図6に示したき裂先端で生じるいくつかの破壊事象の内、

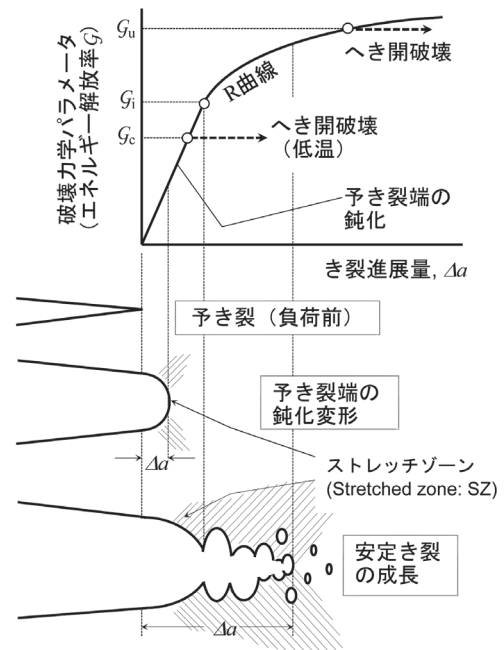


図6 予き裂からの破壊の発生と進展

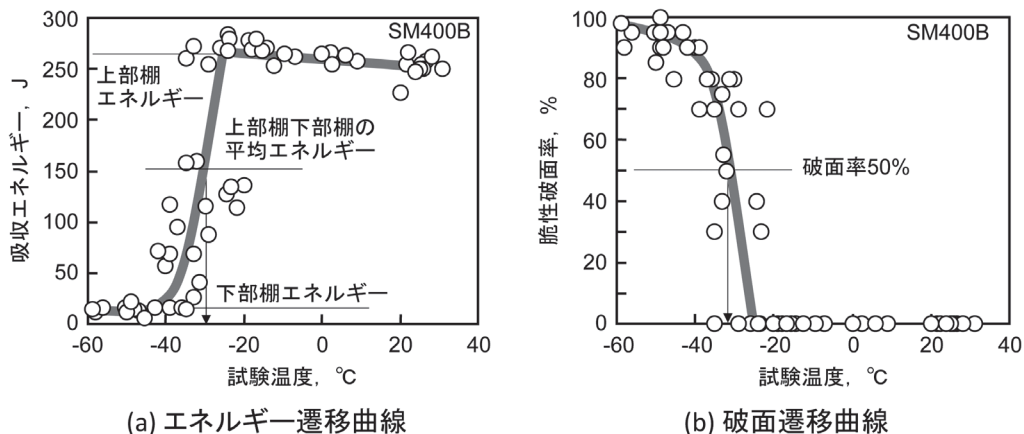


図5 シャルピー衝撃試験結果（延性－脆性遷移曲線）

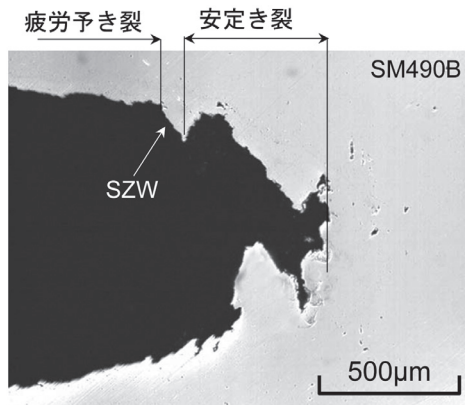


図7 予き裂先端断面での観察例（溶接構造用鋼SM490B）

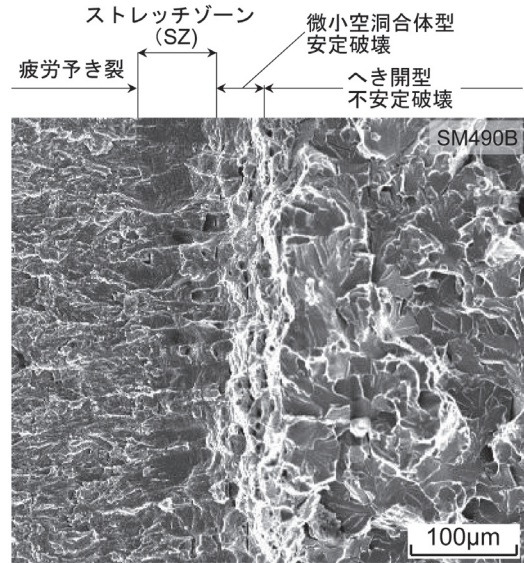


図9 予き裂先端破面の微視的様相

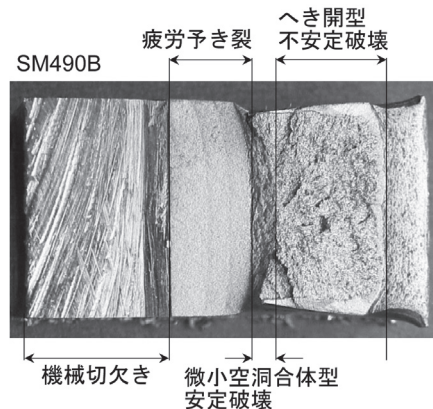


図8 巨視的破面における安定き裂進展に引続くへき開型脆性破壊の様相

安定き裂進展開始やへき開型の不安定破壊発生が最も注目され、それらの現象に対応した破壊力学パラメータが破壊靱性として評価される。安定き裂進展開始に対しては*i*、安定き裂進展中の不安定破壊発生に対しては*u*、予き裂端から直接不安定破壊を生じる場合に*c*の添え字により、その破壊靱性が対象としている事象を表すのが通常である。

5 破壊力学に基づく靱性評価

構造物の中には、き裂欠陥や疲労き裂などの存在を前提とした安全保証が必要な場合も多い。き裂欠陥があっても想定される負荷の下で破壊しないことを保証するためには、き裂を導入した試験片で強度評価をすることになるが、長さや負荷応力の異なる試験片中の予き裂と実構造物中のき裂欠陥の力学的等価性を保証する力学体系が必要となる。

破壊力学は「き裂の力学」とも言われるように、き裂を有する部材における力学的駆動力の考え方を体系化したものである。破壊力学では、破壊に対する力学的駆動力として、応

力やひずみではなく、き裂特有の駆動力パラメータを用い、き裂先端での破壊発生条件を次式で考える。

$$K \geq K_c, J \geq J_c, \delta \geq \delta_c \dots \dots \dots (1)$$

K , J , δ はいずれも破壊力学パラメータであり、それぞれ応力拡大係数 (Stress intensity factor)、 J 積分 (J -integral)、き裂開口変位 (Crack tip opening displacement; CTOD) と呼んでいる。 K 値は線形破壊力学 (Linear elastic fracture mechanics, LEFM)、 J 積分と CTOD は弾塑性破壊力学 (Elastic plastic fracture mechanics, EPFM) におけるパラメータである。これらのパラメータは、き裂の単位長さ進展で解放されるポテンシャルエネルギー (エネルギー解放率) やき裂先端近傍の応力場、ひずみ場との対応性を拠り所に、き裂先端での破壊駆動力として用いられる。一方、 K_c , J_c , δ_c は破壊事象を生じた際の破壊力学パラメータであり、これらを破壊靱性と呼ぶ。紙面の関係で各パラメータの定義の詳細は割愛するが、必要に応じて良書^{3,4)}を参考いただきたい。

き裂からの破壊発生を評価の対象とするため、 K , J , CTOD のいずれを用いた破壊靱性試験でも理想き裂 (先端に塑性域がなく無限に鋭いき裂) に近い疲労予き裂を導入した試験片を用いる。取り扱いの容易さから板厚貫通き裂を有する板状試験片を用いるのが一般的である。 K , J , CTOD は破壊力学パラメータとして互換性があり概念的には評価靱性に差異は生じないはずであるが、それぞれのパラメータを用いる破壊靱性試験法の規格内容は同一ではなく、それぞれの歴史的背景が色濃く反映されている。最も特徴的なのは破壊靱性の板厚効果の取り扱いである。

破壊靱性は一般に試験片寸法 (特に板厚) の影響を受け、

同一材料であっても板厚が大きいほど評価靱性は減少する。この傾向はき裂端の塑性拘束（板厚方向の横収縮を拘束）が十分に高く、き裂前縁で平面ひずみ状態と見なし得る長さが相対的に増えるためであると考えられている。安全側の評価の観点から、十分に厚い試験片を用い破壊靱性の下限値を評価する。これを平面ひずみ破壊靱性と呼び、例えば K_{Ic} や J_{Ic} といった表記をする。1970年の K_{Ic} 試験の規格化（ASTM E399）の背景には1960年代の米国での航空・宇宙産業でのニーズがあり、アルミニウムやチタン合金で生じる微小空洞合体型の延性き裂の不安定化が主な注目点であった。一方、ほぼ同時期に英国で生まれたCTODは溶接欠陥から生じる鋼構造物の脆性破壊に対する評価がニーズであった。CTODでも同様に評価靱性に板厚効果があるとの認識はあったが、BS7448 Part 1（規格化当初はBS5762）では現在も実使用での板厚（原厚）での試験を基本としている。

K , J , CTODそれぞれを用いた破壊靱性試験法の主な規格と特徴を以下に示す。

K_{Ic} 試験：ASTM E399（～1970）「平面ひずみ破壊靱性試験法」
安定破壊、不安定破壊の両者を評価対象。鉄鋼材料の場合、非現実的な厚さの試験片が必要。

J_{Ic} 試験：ASTM E813（1980～1996）

安定破壊の発生が主な評価対象。ただし、進展が不安定化する条件を知る目的が背景にある。1996年にE1820に統合。

CTOD試験：BS 5762（1979～1991）

不安定破壊の発生が主な評価対象。1991年にBS7448 Part 1に統合。原厚での評価が基本。

1990年以降、ASTM、BSともに上記3試験の規格統合を行い、ASTM E1820、BS 7448 Part 1として発行している。ISOでも同様の統合規格（ISO 12135）が発行されている。靱性評価の対象を鉄鋼材料の脆性破壊に限定すると、BS 7448 Part 1（母材）、Part 2（溶接継手）およびそれらに対応したISO 12135、ISO 15653で規定されているCTOD試験が主な試験法となる。ASTMではへき開型の破壊靱性を対象に、1温度の評価靱性 K （ J ）に確率的ばらつきを考慮した上で遷移曲線を推定するマスターカーブ法（ASTM E1921）を推奨している。

K_{Ic} 試験、 J_{Ic} 試験、CTOD試験とも、使用する試験片形状はほぼ同じであり、図10（a）に示す三点曲げ試験片、図10（b）のコンパクト試験片（通称CT試験片）が一般的である。こうした曲げ負荷モードではき裂先端の強変形域が背面の圧縮変形部と接することになり、き裂先端で高い塑性拘束が得られる。すなわち、き裂先端が十分に高応力にさらされることになり、安全側の破壊靱性評価となる。図10に示した試験片には実寸法の記載がなく、相似試験片として寸法比のみが与えられている。これは K_{Ic} 試験、 J_{Ic} 試験では降伏規模の制約規定

により得られた評価靱性値が有効でない場合には、試験片寸法を大きくして再試験する必要があること、CTOD試験では素材板厚をもとに試験片寸法が決まることによる。いずれの試験片も試験前に疲労予き裂を導入する。理想き裂に近い予き裂導入のため、図10（c）の寸法に加えて予き裂導入手順や疲労荷重には制約が規定されている。試験中、連続計測する荷重とき裂後方端開口変位（ J_{Ic} 試験の場合、着力点変位）の関係の基に、予き裂端での破壊発生に対応する K 値、 J 値あるいはCTOD値を算定する。ただし、破壊発生の定義や検出は、それぞれの試験規格ごとに異なっている。

冒頭で述べたように、破壊靱性は材料の組成や組織に敏感な上、負荷形式や試験片の形状・寸法、温度だけでなく負荷速度にも依存する。図11は破壊靱性の温度依存性を示したものである⁵⁾。図では準静的負荷の条件での評価靱性と動的負荷の下での評価靱性の遷移曲線を比較している。へき開型の脆性破壊を生じる低温域では、動的負荷（添え字d）の方が静的負荷よりも破壊靱性が低いのにに対して、高温側で延性破壊（微小空洞合体型破壊）を生じる場合には動的負荷の方が破壊靱性は高い。これらはいずれも動的負荷によりき裂先端近傍での降伏応力が上昇したこと起因する。図2で説明したように、ひずみ支配型の微小空洞合体型破壊と応力支配型のへき開破壊とで、破壊靱性に及ぼす降伏応力の影響が逆傾向であるためにこのような状況を生じる。

破壊靱性に限らず、材料強度評価において重要な点は、評価特性値の寸法効果である。一般に試験片寸法が大きくなるほど評価した強度は低下する傾向にある。材料試験での強度評価は実構造の安全保証が主目的であるため、寸法効果は極

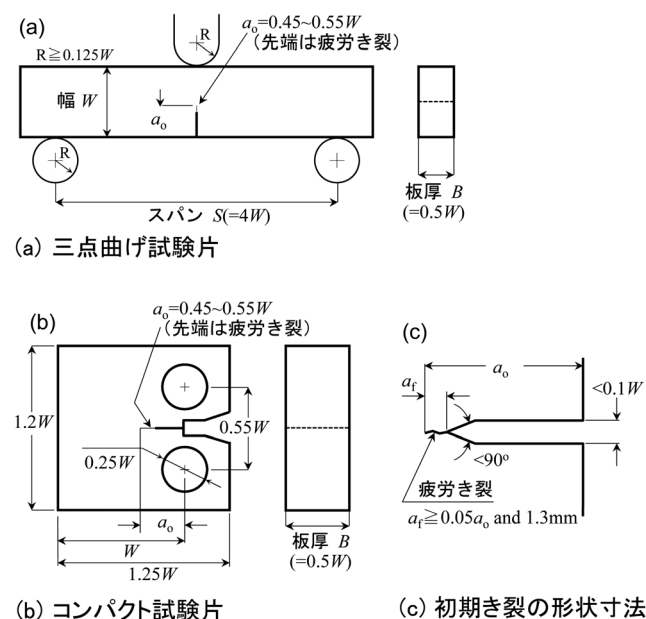


図10 代表的な破壊靱性試験片

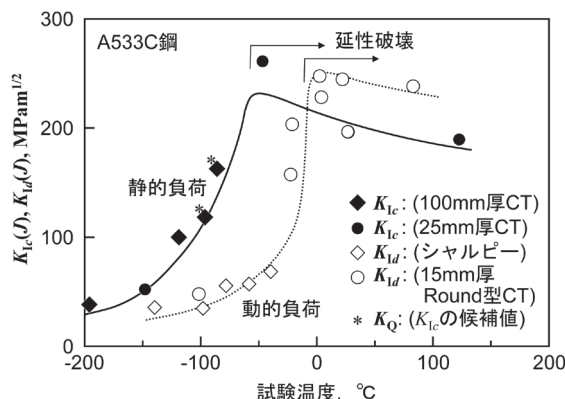


図11 静的破壊靱性と動的破壊靱性の遷移曲線（原子力压力容器鋼 A533C）⁵⁾

めて重要な問題である。破壊靱性試験では板厚に比例した相似形状の試験片を用いるため、板厚効果と呼ばれる。破壊靱性の板厚効果は、き裂前縁では試験片側表面から板厚中心に向かって平面応力から平面ひずみへ、応力状態が変化することに起因すると考えられている。これに加え、破壊発生が全面破壊につながる不安定なへき開破壊を生じる場合、破壊起点となり得る微視き裂核、すなわち炭化物などの硬質第2相寸法の確率分布に起因した効果が重畳することが知られている。試験片に含まれる第2相の存在個数は材料体積に依存するため、この場合は容積効果とも呼ばれる。実験室試験では、試験の容易さから破壊靱性のばらつき評価により容積効果が議論される。へき開破壊は最低強度値が全体の破壊強度を律速する最弱リンク概念に従うため、例えば20本の小型試験片の総体積に対応する大型試験片の破壊は、20本中の最弱結果に一致するとの発想に基づく。図12はへき開破壊と微小空洞合体型破壊、それぞれの破壊形態に対応して破壊靱性のばらつきをワイブル確率紙上で比較した結果である⁶⁾。プロットの勾配が小さいほど、破壊靱性にばらつきが大きく、容積効果が大きいことに対応する。へき開破壊を生じる場合はワイブル勾配が4前後と小さい値となっているのに対して、微小空洞合体型破壊となる超高強度鋼のパネ鋼や超々ジュラルミンでは破壊靱性のワイブル勾配が大きく、ばらつきは小さいことがわかる。すなわち、破壊靱性のばらつきは破壊形態に依存するものであって、破壊靱性の値の大小に依存するものではない。これらの結果は、へき開破壊を生じる場合の破壊靱性の容積効果は、微小空洞合体型破壊を生じる場合に比較してはるかに大きいことを示している。

6 おわりに

破壊力学や材料強度学の教科書にも試験手法の概要は説明されている。そのため、本稿では敢えて試験法の詳細は割愛

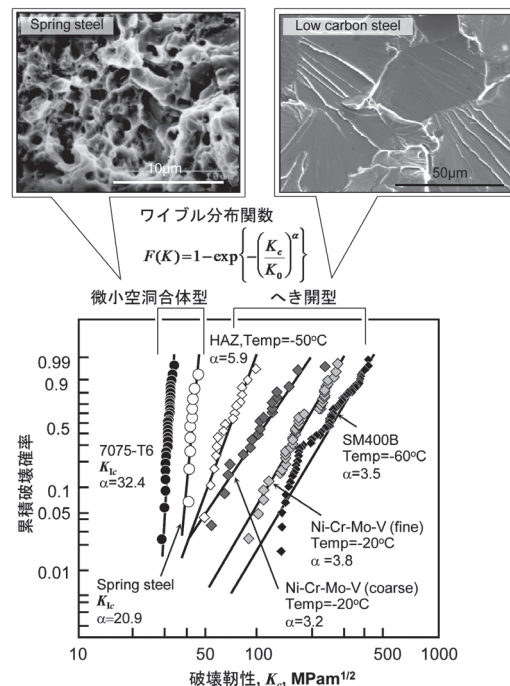


図12 破壊形態に応じた破壊靱性のばらつきの相違⁶⁾

し、入門的内容を重視した。破壊靱性試験法自体はASTMやBS、ISOに規格化されているので、試験の実施に際しては参照いただきたい。ここ数年、ASTM、BSともに普遍的とされていた試験法の根幹部に関してまで頻繁に改訂が行われている。多くの破壊靱性試験法は1970年～1980年に規格化されたものであり、各国とも現在の規格維持に関わる人々の世代交代が背景にあるように思われる。いずれにせよ、業務上で破壊靱性試験に関わる読者におかれては、該当規格の発行年に注意し、最新版を参照することをお奨めする。

参考文献

- 1) N.J.Petch : Acta Metall., 34 (1986), 1393.
- 2) A.G.A.Charpy : Soc.Ing.Civ.De Francis, June (1901), 848.
- 3) T.L.Anderson : Fracture Mechanics –fundamentals and applications, CRC inc., (1995)
- 4) T.L.Anderson原著, 栗飯原周二監訳, 金田重裕, 吉成仁志訳: 破壊力学 (第3版) 基礎と応用, 森北出版, (2011) (文献3の翻訳本)
- 5) 岩館忠雄, 田中泰彦, 小野信市, 塚田尚史: 鉄と鋼, 69, (1983), 308.
- 6) 田川哲哉: 私信.

(2016年5月23日受付)