

討22

高靱性鋼の弾塑性破壊靱性

川崎製鉄株式会社 技術研究所 Ph.D. 中野善文 田中康浩

1. 緒言

欠陥を有する材料の静的負荷による不安定破壊発生に対する抵抗力を表わすパラメータとして、平面ひずみ破壊靱性値 (K_{Ic}) が ASTM 規格 E 3 9 9 に従って求められるが、試験片寸法の要求が厳しく、圧力容器や溶接構造物に適用される高靱性鋼においてはその要求を満すことが困難となる。そのため、小型試験片を用いて K_{Ic} を求める方法として、J 積分 (J_{Ic}) の利用が試みられている。 J_{Ic} については、その決定方法、意味等について種々議論されているが、いまだ確立されていない。ここでは、これまでに得た圧力容器、溶接構造用鋼としての高靱性鋼の J_{Ic} についての知見の一端を述べる。

2. J_{Ic} の決定

材料の J_{Ic} の決定は、脆性き裂あるいは延性き裂のどちらか先に発生したき裂の発生点を見つけ、き裂発生までに要したエネルギーから J 積分を計算することにより行う。延性き裂の発生点を見つけることは、脆性き裂に比べて容易ではなく、種々の方法が行われている。これらのうち代表的なものは、R 曲線法、フラクトグラフィ法および電気抵抗法である。

図 1 に HT 8 0, API X-6 5 および JIS SGV 4 9 について電気抵抗法により決定した延性き裂発生点の例を示す。図に示すように、延性き裂発生点は電圧変化—クリップゲージ開口変位曲線の最初の屈折点として定義した。電気抵抗法により決定した延性き裂発生点近傍では、写真 1 に HT 8 0 について示すようにディンプルの発生が観察された。

図 2 に図 1 と同一の鋼材、試験条件で得た J 積分とき裂長さ増分の関係を示す。R 曲線法では、延性き裂発生点は原点を通る鈍化直線と直線近似した R 曲線の交点として与えられる。延性き裂発生点に対応する J 積分が J_i であり、図 2 に電気抵抗 (EP) 法により求めた J_i もあわせ示す。X-6 5 および SGV 4 9 では R 曲線法と電気抵抗法により求めた J_i に差はなかったが、HT 8 0 では大きな差があり、電気抵抗法がきわめて厳しい評価を与えている。

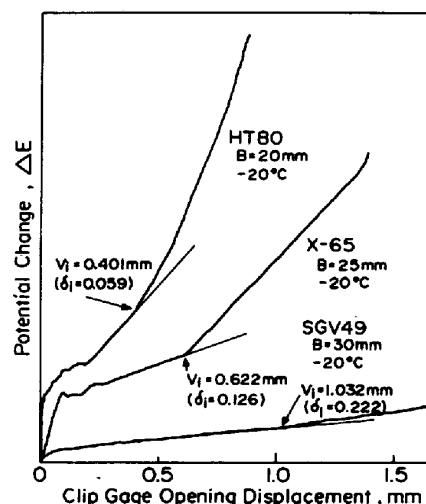


図 1. 電圧変化—クリップゲージ開口変位曲線の例

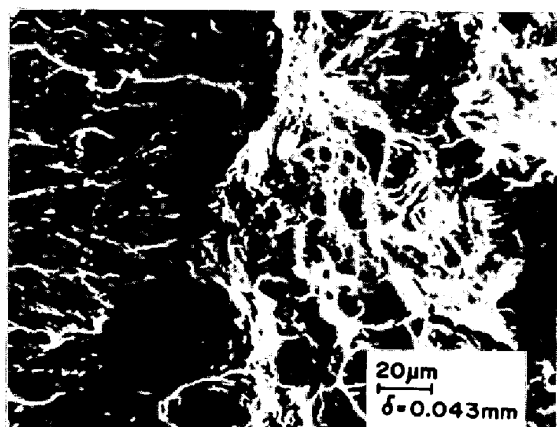


写真 1. HT 8 0 の試験片破面例

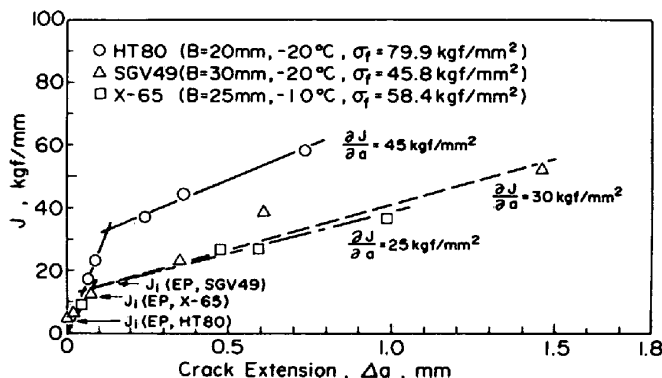


図 2. J 積分とき裂長さ増分の関係の例

図3に9%Ni鋼について求めたJ積分とき裂長さ増分の関係を示し、R曲線法とフラクトグラフィ法によって得られる J_i を比較する。日本機械学会S-781分科会のR曲線法による J_i は 29.2 Kgf/mm 、ASTM E24委員会のR曲線法による値は 35.6 Kgf/mm であるのに対し、限界ストレッチゾーン幅の平均線と鈍化直線の交点で J_i を与えるフラクトグラフィ法による値は 40.2 Kgf/mm となった。しかしながら、限界ストレッチゾーン幅の最大値を用いたときの J_i は 50 Kgf/mm 程度の大きなものとなった。

図2および3より、 J_i の測定値は、ASTM法またはフラクトグラフィ法>機械学会法>電気抵抗法 となると考えられる。これは、図4に示すように、1)電気抵抗法が微小なディンプルの発生を捕えることができる、2)ストレッチゾーンの発達過程とディンプルのそれとは明確には分離できず、したがって、R曲線は鈍化直線から急激に折れ曲らずに彎曲する、3)ASTM法の鈍化直線は現実のそれとは必ずしも一致しないことに起因している。

3 高強度鋼と低強度鋼の破壊発生の特長

図5は、HT80、HT60、NK KD32およびJIS SM41Cについて、切欠付き3点曲げ試験で得られた J_{I0} と試験片の予き裂直近の破面から得られたX線回折強度曲線の積分幅を介して求めた見掛けの塑性ひずみ ϵ_{AP} の関係を示したものである。両者の間には直線関係が存在するが、こゝで興味深いことは、同一 J_{I0} 値に対応する見掛けの塑性ひずみが強度が大きい程大きくなっていることである。すなわち、強度が大きい程、同一破壊靱性値を与えるためのき裂先端での塑性変形が大きいということである。き裂先端における塑性変形が高強度材の方が大きい

ということは、当然応力も高いということであり、したがってき裂先端の材料の塑性仕事量が大きいということになる。これは一見一般概念と矛盾するようであるが、高強度材の方が降伏応力が大きく、き裂先端の塑性変形領域の大きさが小さいことを考慮に入れることにより理解できる(図6)。すなわち、高強度材では低強

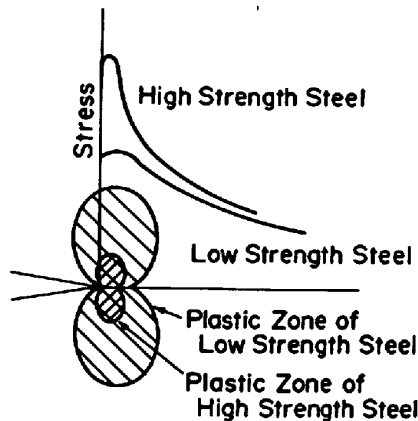


図6. き裂先端での塑性変形領域の概念図

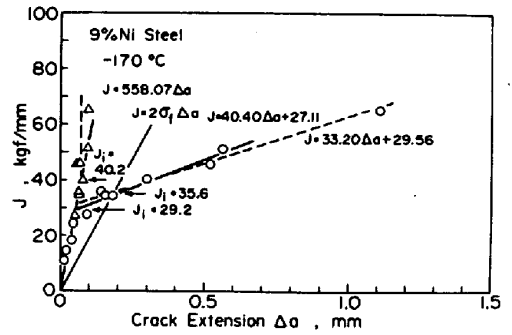


図3. R曲線法とフラクトグラフィ法による J_i の比較

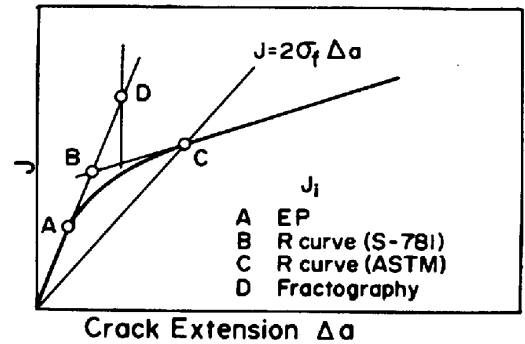


図4. J_i と決定方法の関係

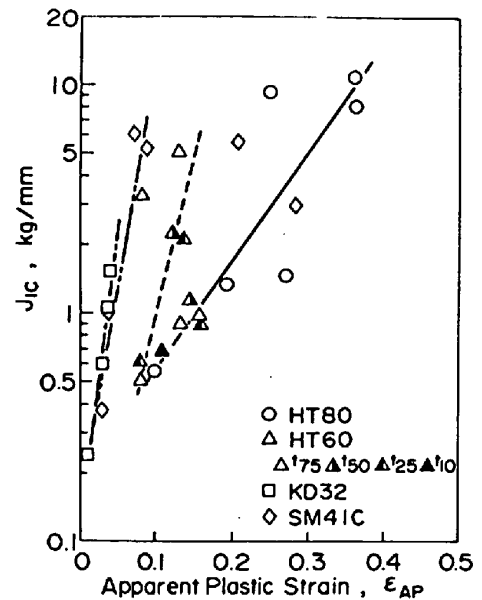


図5. J_{I0} と見掛けの塑性ひずみ ϵ_{AP} の関係

度材に比べて、き裂先端の小さい領域に塑性変形が著しく集中して起ったのち脆性破壊が発生すると考えられる。

表1に1および2 Kgf/mm の J_{IC} 値に対応する J_{IC}/σ_Y を示す。 J_{IC}/σ_Y はき裂開口変位 δ_c と関係づけられており、本供試材については次式が得られている。

$$J_{IC}/\sigma_Y = 1.4 \delta_c$$

したがって、 J_{IC}/σ_Y は直接き裂開口変位に関連づけることができ、その値は表1に示すとおりである。同一 J_{IC} 値に対応するき裂開口変位は高強度材ほど小さくなっており、これは前述のき裂先端における塑性変形領域の大きさと傾向が同じで、塑性変形とは異なるものである。したがって、き裂開口変位はき裂先端における塑性変形領域の大きさに対応する値であり、塑性域内での変形程度に対応するものではないと言える。

4 平面ひずみ破壊靱性値 K_{IC} と $K(J_{IC})$

図7に厚さ250mmのSA533B C1.1から採取した厚さ25mmの3点曲げ試験片と厚さ100および250mmのCT試験片を用いて求めた K_{IC} および $K(J_{IC})$ の温度依存性を示す。 J_{IC} はへき開破壊あるいはディンプルによる延性破壊のいずれか先に起ったときのJ積分であり、 J_{IC} よりKへの換算は次式によった。

$$K(J_{IC}) = \sqrt{E J_{IC} / (1 - \nu^2)}$$

ここに、Eおよび ν はそれぞれ縦弾性係数およびポアソン比である。

本供試材においては、厚さ250mmのCT試験片により-25℃で K_{IC} が求められ、0℃と室温ではへき開破壊による $K(J_{IC})$ であった。0℃と室温では低倍率の光学顕微鏡では破面上に延性き裂の発生は認められなかった。厚さ10mmの0.4T CT試験片では-100℃以上の温度ですべて延性き裂の発生が電気抵抗法により確認され、 $K(J_{IC})$ は延性き裂発生に対応するJ積分から換算したものである。-25℃以下では4Tおよび10Tの大型試験片で得られた K_{IC} は、1Tの3点曲げ試験片によって得られた $K(J_{IC})$ の下限値として得られた。この温度域では1T試験片は延性き裂発生以前にへき開により破壊した。0.4T CT試験片では延性き裂が発生し、 $K(J_{IC})$ は K_{IC} より200 Kgf \sqrt{mm}/mm^2 ほど大きく、 $K(J_{IC})$ は K_{IC} を過大評価したが、温度上昇とともに値は大きくなり、0℃で他

試験片による $K(J_{IC})$ とほぼ等しくなった。10T CT試験片について K_{IC} 条件を満足しない K_Q を

表1 $J_{IC} = 1$ および 2 Kgf/mm に対応する J_{IC}/σ_Y およびき裂開口変位

J_{IC} (kgf/mm)	J_{IC}/σ_Y δ_c	Steel			
		HT80	HT60	SM41C	KD32
1	J_{IC}/σ_Y (mm)	0.009	0.011	0.015	0.020
	δ_c (mm)	0.006	0.008	0.011	0.014
2	J_{IC}/σ_Y (mm)	0.020	0.029	0.038	0.049
	δ_c (mm)	0.014	0.021	0.027	0.035

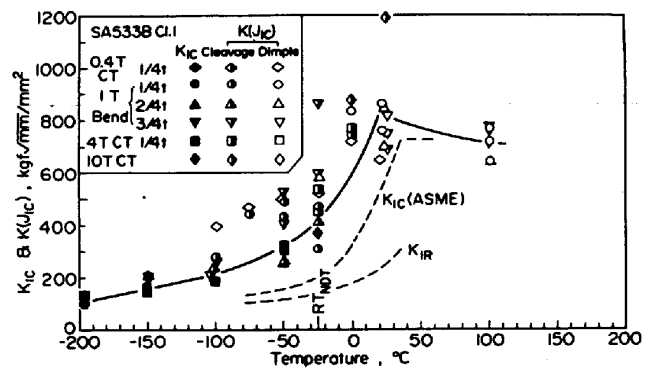


図7 SA533B C1.1の K_{IC} と $K(J_{IC})$ の温度依存性

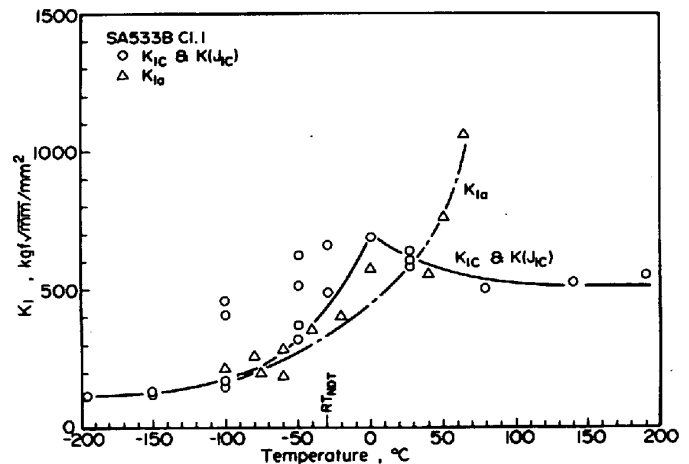


図8 SA533B C1.1における K_{IC} と $K(J_{IC})$ と K_{Ia} の比較

仮に K_{IC} と考えると、室温と0℃でそれぞれ701と697 $\text{kgf}\sqrt{\text{mm}}/\text{mm}^2$ となり、小型試験片の $K(J_{IC})$ にほぼ等しくなる。すなわち、本供試材においては、へき開破壊に対する K_{IC} の温度依存曲線と延性破壊に対する $K(J_{IC})$ の温度依存曲線は室温近傍で交叉し、 K_{IC} と $K(J_{IC})$ は等しいが、それより低温の遷移温度領域ではへき開破壊に対する $K(J_{IC})$ の下限値は K_{IC} になるが、延性破壊に対する $K(J_{IC})$ は K_{IC} より大きくなるようである。

$K(J_{IC})$ は室温近傍で極大値を持ったのち、温度上昇とともに低下する傾向にある。これを明瞭に示したのが図8である。図8は図7とヒートは異なるが、ほぼ同じ性質を有する厚さ250mmのSA533B C1.1である。同図に脆性き裂伝播停止靱性 K_{Ia} の温度依存性もあわせ示す。-50~-100℃の低温域では、 K_{Ia} と K_{IC} はほぼ同じ大きさであるが、 $K(J_{IC})$ が温度上昇とともに減少し始める室温より高温では $K(J_{IC})$ は K_{Ia} よりも顕著に小さくなる。この結果および図6に示した10TCT試験の結果から、高温における $K(J_{IC})$ は脆性破壊発生に対する K_{IC} をきわめて過小評価していると考えられる。

5. K_{IC} , $K(J_{IC})$ と機械的性質の関係

原子炉用鋼材の K_{IC} は、ASME規格において落重およびシャルピー衝撃試験により決定される関連温度 RT_{NDT} の関数として与えられる。図9は原子炉压力容器用鋼板(Q1~Q3)、鍛鋼(F1~F3)と溶接継手について得られた K_{IC} および $K(J_{IC})$ を $T-RT_{NDT}$ に対してプロットしたものである。供試材の RT_{NDT} はすべて落重試験により得られた無延性遷移温度に等しかった。 K_{IC} および $K(J_{IC})$ と $T-RT_{NDT}$ の関係はばらつきが非常に大きくよくない。

図10は K_{IC} および $K(J_{IC})$ をシャルピー衝撃試験の破面遷移温度 vTs を用いて整理したものである。 RT_{NDT} による整理よりはデータ点はまとまっており、特に K_{IC} および $K(J_{IC})$ が温度とともに上昇する領域と下降する領域の区別が明瞭になる。

図11は原子炉压力容器用鋼材を除く種々の鋼材について、遷移温度領域における K_{IC} および $K(J_{IC})$ を vTs を用いて整理したものである。太い実線で示した曲線は K_{IC} および $K(J_{IC})$ と $T-vTs$ の関係の平均的なものを示したものであり、個々の鋼材および図11に示した原子炉压力容器用鋼材の靱性値はこの曲線を中心に広がっている。

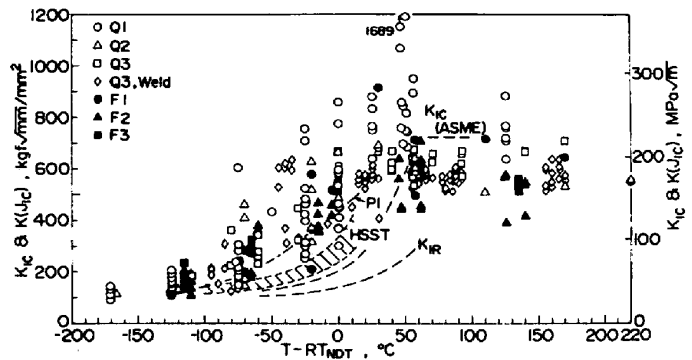


図9. 原子炉压力容器用鋼材の K_{IC} および $K(J_{IC})$ と $T-RT_{NDT}$ の関係

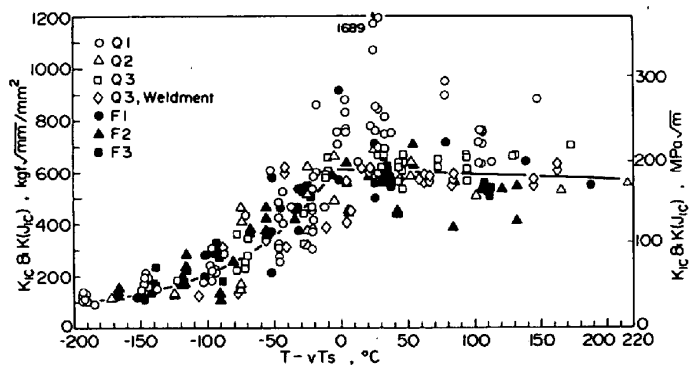


図10. 原子炉压力容器用鋼材の K_{IC} および $K(J_{IC})$ と $T-vTs$ の関係

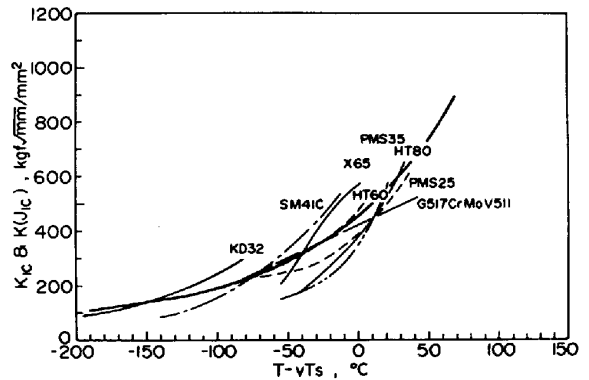


図11. 種々の鋼材の K_{IC} および $K(J_{IC})$ と $T-vTs$ の関係