

論文 Cr-Mo-V 鋼の遷移温度域における粒界割れ 破壊靱性の試験片寸法効果

下村慶一*・庄子哲雄*²・高橋秀明*²・斎藤 潔*³

Effect of Specimen Size on Intergranular Mode Fracture Toughness of Cr-Mo-V Steel in the Transition Temperature Region

Keiichi SHIMOMURA, Tetsuo SHOJI, Hideaki TAKAHASHI and Kiyoshi SAITO

Synopsis:

A determination procedure of intergranular mode fracture toughness has been studied on the basis of elastic-plastic fracture mechanics and by use of AE technique to detect an onset of microscopic pop-in cracking at the crack front. Experiments were performed on a steam turbine rotor steel (Cr-Mo-V steel) at 150°C, and four different sizes of compact tension specimens having the thickness of 10 mm(0.4TCT), 25 mm(1TCT), 50 mm(2TCT), and 100 mm(4TCT) were used. In combination with the fractographic observation on fractured surfaces, the fracture toughness determined by AE technique, J_{iAE} , was proposed as the critical J -integral value characterizing an onset of a microscopic intergranular mode pop-in fracture, and its size effects was discussed. Each lower value of $K_{JAE}(=\sqrt{E \cdot J_{iAE}/(1-\nu^2)})$ obtained from smaller specimens such as 0.4TCT and 1TCT specimens was coincident with that from the large specimens. Furthermore, the toughness values of 2TCT and 4TCT specimens, $K_{IC(AE)}$, met the size requirement for the plane-strain fracture toughness, and were about 76 percent of the valid K_{IC} . This evidence suggests that the fracture toughness by AE technique proposed here is a suitable parameter to the toughness value of the brittle fracture initiation more conservative than the plane-strain fracture toughness value.

1. はじめに

化学プラントの各種機器,あるいは原子力・火力プラントにおける厚肉大型構造物の安全設計基準¹⁾あるいは定期検査時の寿命評価手法²⁾として,線形破壊力学の概念がとり入れられている。これらの基準・手法に従って構造物の安全性評価を行うためには,使用される構造部材についてその稼動条件下における破壊靱性値 K_{IC} を知ることが不可欠である。

現在,破壊靱性値の評価法としては,平面ひずみ破壊靱性試験法³⁾(K_{IC} 試験法)と弾塑性破壊靱性試験法⁴⁾⁵⁾(J_{IC} 試験法)があり,広く使用されている。しかし, K_{IC} 試験法および J_{IC} 試験法を組み合わせる構造部材の破壊靱性値の温度依存性を得ようとする場合に困難な面もある。すなわち,より小型の試験片を用いて温度依存性を調べようとする場合に,破壊が脆性から延性へと遷移する温度域では,破壊靱性値の測定が次に示す理由で困難となる。脆性-延性遷移域では,一般に使用される材料は比較的大きな塑性変形を伴うようになるために, K_{IC} 試験法に従えば極めて大型の試験片を必要とす

る。一方, J_{IC} 試験法に従って破壊靱性値を得ようとする場合,この脆性-延性遷移域での破壊様式は延性・脆性破壊が混在するために,得られるべき開破発生限界値 J_c の寸法依存性が問題となつている。従って,現在の J_{IC} 試験法は,破壊様式がへき開割れである場合には破壊靱性値の評価法としては使用できず,この領域でのより有効な破壊靱性評価法の確立が急がなければならない。

最近,LANDES⁶⁾らは,この問題を確率論的に解析し,小型試験片の破壊靱性試験結果を用いて大型試験片の K_{IC} 推定法を提案している。また,岩館⁷⁾⁸⁾らは,約300個の J_{IC} 試験を実施し,数個の小型材で得られる破壊靱性値の最小値を K_{IC} とみなす統計的手法を提案している。一方,KHAN⁹⁾らは,AE(Acoustic Emission)法を用いた K_{IC} 試験をCr-Mo鋼などについて実施し,へき開型ポップイン破壊について破壊靱性評価を行つた。その結果,予き裂先端で生ずる延性およびへき開型微視き裂の初生・伝播の過程をAE法で適確に捉えることができることを示し,この微視的へき開割れの初生点として定義される破壊靱性値 K_{iAE} を提案し

昭和 59 年 4 月 本会 講演大会にて発表 昭和 60 年 9 月 30 日 受付 (Received Sep. 30, 1985)

* 東北大学工学部 (Faculty of Engineering, Tohoku University, Aza-Aoba Aramaki Sendai 980)

*² 東北大学工学部 工博 (Faculty of Engineering, Tohoku University)

*³ (株)東芝 京浜事業部 工博 (Keihin Product Operations Toshiba Corp.)

その有効性を示した。

本研究では、比較的高温雰囲気 (100~200°C) においても粒界型ポップインキ裂伝播が著しい Cr-Mo-V 鋼について、AE 法を併用した J_{IC} 試験 (一部 K_{IC} 試験) を実施し、予き裂先端における微視破壊過程に注目して粒界型き裂の初生を正確に捉え、脆性破壊をより安全側に評価する弾塑性破壊靱性評価法について述べる。さらに、4種類の寸法が異なる試験片で得られた破壊靱性値の試験片寸法依存性についても言及する。

2. 供試材料ならびに実験方法

本実験に供試した Cr-Mo-V 鋼の化学組成と機械的性質を Table 1 に示し、シャルピー吸収エネルギーおよび脆性破面率の遷移曲線を Fig. 1 に示す。破壊靱性試験は、Fig. 2 に示す板厚が、10 mm, 25 mm, 50 mm および 100 mm のコンパクトテンション (CT) 試験片 (以後、それぞれ 0.4T 材, 1T 材, 2T 材および 4T 材とする) を用意し、ASTM-E813-81 に準拠して実験温度 150°C で実施した。実験に供した CT 試験片のき裂

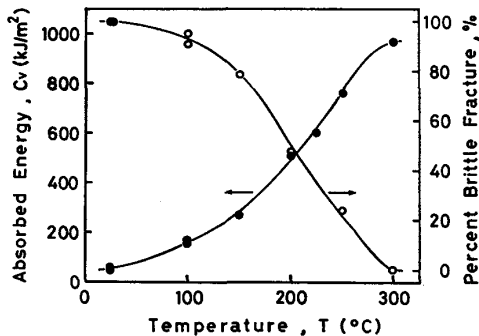


Fig. 1. Charpy V-notch impact data for Cr-Mo-V steel.

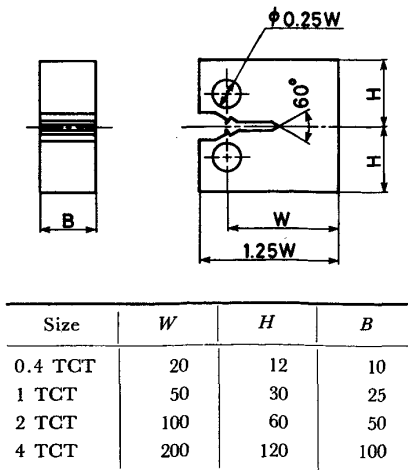


Fig. 2. Details of compact tension specimen geometry.

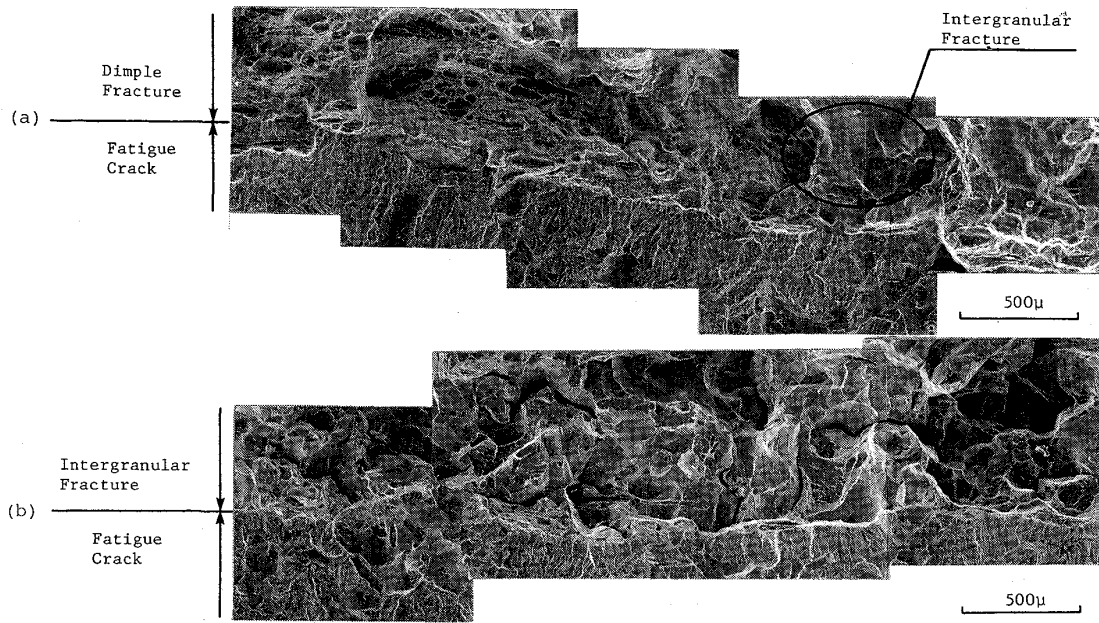
Table 1. Chemical composition (wt%) and mechanical properties of Cr-Mo-V steel.

C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V
0.35	0.34	0.78	0.019	0.026	0.44	1.03	1.08	0.22
σ_y : 495MPa σ_{UTS} : 670MPa ϵ_f : 15.8% at R. T.								
σ_y : 461MPa σ_{UTS} : 610MPa ϵ_f : 13.7% at 150°C								
Young's Modulus: 206 000MPa								

長さは、き裂長さ a と試験片板幅 W の比 a/W をそれぞれ 0.4T 材, 1T 材では 0.6, 2T 材および 4T 材については 0.5 とし、そのき裂面方向は C-R 方向 (ASTM-E399-81³⁾) とした。また、疲労予き裂導入時の応力拡大係数振幅 ΔK は、15.1 MPa \cdot m^{1/2} とした。なお、本研究では、破壊様式は、延性引裂き破壊が進展した後に粒界型不安定破壊に遷移することも推測されたので、一部の 1T 材について板厚の 25% のサイドグループを付与した試験片を用意して実験を行った。しかし、破壊は予き裂先端より局所的に初生・進展し、サイドグループを付与した効果が得られないので、他の試験片にはサイドグループを付与せず実験を実施した。

実験が終了した後、各試験片についてき裂長さの測定および J 積分の算出を行った。 J 積分の計算は ASTM 法に従ったが、き裂進展量の測定に当たっては、破面上に局所的にポップインキ裂の伝播が見られる場合には、 J_{IC} 試験法に推奨される方法ではばらつきのある値となり不相当である。従って、本実験では試験片を疲労破壊させ、その破面よりき裂伝播面積 ΔA を求め板厚 B で除した平均き裂進展長さ Δa ($=\Delta A/B$) を採用した。

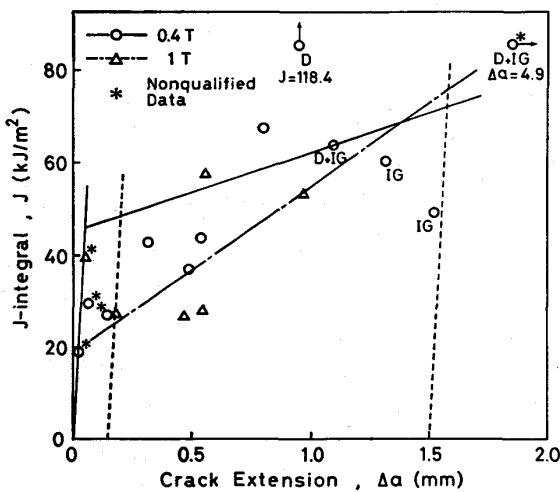
破壊靱性試験時の AE 計測および AE 信号の情報処理方法は、既報のものと同じの計測システム¹⁰⁾を用いた。本実験は、温度 150°C の条件下で実施するために、高温用 AE トランスデューサー (PAC-RV50, 使用温度 550°C まで) を試験片背面に溶接固定されたマウントに直接取り付け、前置増幅器と主増幅器により総合利得 40 dB と 60 dB で計測した。検出された AE 信号は、VTR 型データレコーダ (SONY-FMR-1219) に記録した。なお、一部の実験では、AE トランスデューサー (NF-AE 905S) を試験片背面に溶接されたステンレス製導波棒 (直径 4 mm) を介し、炉外で取り付け計測を行った。実験時に計測される AE 信号の振幅ピーク値は、オンラインでモニターされ、また試験終了後、データレコーダに記録された AE 事象について、そのエネルギーを 2 乗演算-積分法¹¹⁾により算出し解析に供した。



(a) Ductile regions along the fatigue crack front prior to intergranular fracture

(b) An example of the intergranular mode fracture surface along the fatigue crack front

Photo. 1. Fractographic observation in 0.4T compact tension specimens.



D : Dimple mode fracture
 IG : Intergranular mode fracture
 D+IG : Mixed mode fracture with D and IG

Fig. 3. J resistance curves for 0.4T and 1T compact tension specimens.

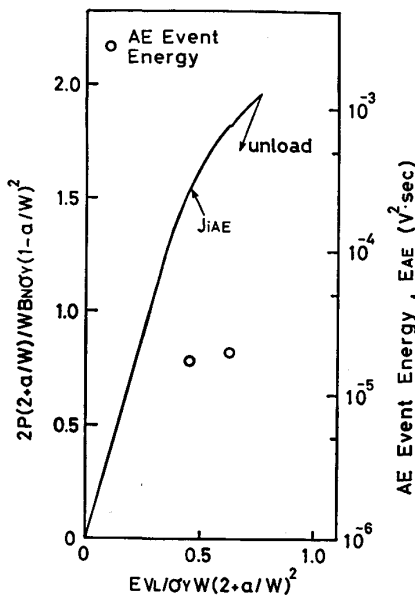
3. 実験結果および考察

3.1 弾塑性破壊靱性試験結果

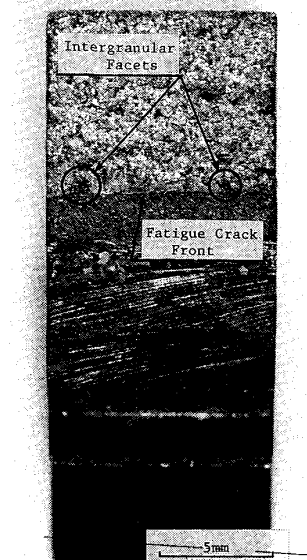
J_{IC} 試験は、複数試験片法に従い 0.4T 材と 1T 材を用いて行つた。Fig. 3 は、本実験で得られる荷重-荷重線変位 ($P-V_L$) 線図より求めたおのおのの試験片の J 積分値とき裂伝播長さ Δa の関係を示す。図より明らかなように実験点に極めて大きなばらつきが見られる。0.4T 材, 1T 材ともに実験点のばらつきが大きい

が、 J_{IC} 試験法に従つて J_Q 値を求めると、0.4T 材では 45.7 kJ/m^2 、1T 材については 19.4 kJ/m^2 と得られた。このように、破壊靱性評価に使用する試験片寸法によつて、得られる J_Q 値は大きな差があることがわかる。

Fig. 3 に示される実験点のばらつき、あるいは J_Q 値の寸法依存性を検討するために破面観察を行つた。その代表的な SEM 観察結果を 0.4T 材を例として Photo. 1 に示す。破壊形態は三つに分類される。一つは、(a) に示すように疲労き裂前縁に沿つて非金属介在物の割れとその合体によつて形成される延性破面が観察され、それに続き粒界破面に遷移している場合である。Photo. 1-(a) で観察されるような非金属介在物は、同一の材料を用いた報告¹⁰⁾に詳述されているように EPMA 分析により同定が行われている。その分析結果より、本実験に供された Cr-Mo-V 鋼の破面上で観察される非金属介在物は、MnS であることがわかる。二番目は、(a) に示される場合とは対照的に予き裂前縁の延性破面はほとんど無視でき、粒界破壊が支配的である場合が観察された (Photo. 1-(b) に示す)。残るもう一つの破面形態は、延性破壊と粒界破壊とが混在して観察された。ここで、数本の 0.4T 材について詳細な破面観察を行つた結果を Fig. 3 に併せ示した。図中、実験点の下に D で示したものの破面は、Photo. 1-(a) で示すように予き裂先端では延性破壊が卓越しており、IG は (b) で示すように延性破面がほとんど無視でき、



(a) Load-displacement curve and AE event energy



(b) Location of microscopic intergranular pop-in cracking
Fig. 4. Identification of AE sources using 0.4T compact tension specimen.

粒界破面が支配的であることを表す。また、D+IGで示すものは、延性および粒界破面が混在して観察された。この結果より、粒界破壊が卓越している場合は、靱性が低くなる傾向が見られ、破壊様式の違いによつてJ-抵抗曲線が異なることが示唆される。

圧力容器用鋼他の鋼種を用いた研究^{(6)~(8), (12)~(15)}においても、破面が延性破壊からへき開破壊に遷移する場合には、得られるJc値は試験片寸法依存性を示し、しかも小型試験片を使つて評価される値は、ばらつきが大きいことが指摘されている。現在のJic試験法では、破壊対象を延性引裂き型破壊のみに限定している。従つて、本実験で得られるJQ値は、次に示す判定条件式を満足

しても試験片寸法効果に関する検討が行われない限り有効な弾塑性破壊靱性値Jicとなり得ない。

$$B, W-a > 25 \cdot (J_Q / \sigma_Y) \dots\dots\dots (1)$$

以上の結果より、本実験に供したCr-Mo-V鋼の破壊靱性評価を行うためには、予き裂先端の延性破壊あるいは粒界破壊のそれぞれの微視破壊過程に注目し、粒界破壊の初生を正確に検知したうえで破壊靱性評価を行う必要がある。

3.2 AE法による粒界割れ破壊靱性評価

近年、KHAN⁽⁹⁾らは、AE法が微視的なへき開割れあるいは粒界割れの検知に有効な手段であることを示した。一方、著者⁽¹⁰⁾らは、本研究に供した材料と同一材料について、微視破壊に伴うAE信号の周波数解析と詳細な破面観察を行つた結果より、計測されたAE信号の分類とその微視破壊過程の対応関係を既に明らかにした。以上の研究結果を基礎にして、AE法を併用した破壊靱性試験を実施し、粒界割れ破壊靱性の評価を行つた。

ここで、AE法による粒界割れ破壊靱性評価法を簡単に示す。Fig. 4は、0.4T材を用いたAE発生源の同定結果を示したものである。Fig. 4-(a)は、Jic試験で得られたP-VL線図と検出されたAE事象の放出特性を示す。P-VL線図は、規準化した荷重と変位の関係で示してある。さらに、図中の○印はAE信号が計測される荷重レベルと、そのエネルギーをAEトランスデューサー出力換算値で示す。Fig. 4-(b)は、試験片を疲労破壊した後実施した破面観察結果を示したものである。AE信号は、変形が非線形化し始める荷重段階に至

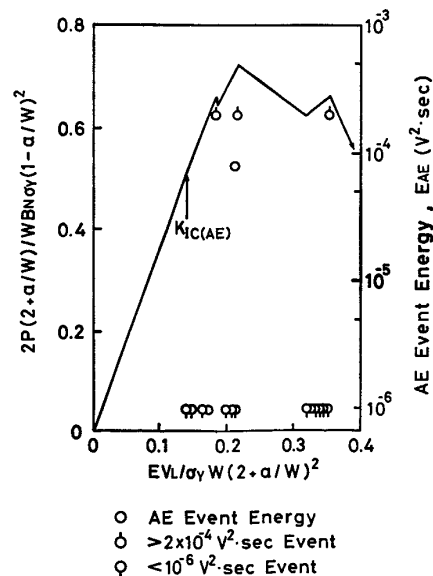


Fig. 5. AE characteristics during fracture toughness test of 4T compact tension specimen.

Table 2. Summary of fracture toughness data J_C , J_{iAE} and K_{JC} , K_{JAE} .

	$J_C^{1)}$	$K_{JC}^{2)}$	J_{iAE}	K_{JAE}	Fracture mode		J_C	K_{JC}	J_{iAE}	K_{JAE}
0.4 T-1	27.2	78.5	—	—	—	1 T-1	34.5	88.4	14.9	58.1
2	41.2	96.6	—	—	mixed ⁵⁾	2	—	—	20.0	67.3
3	49.4	105.7	45.0	100.9	D ³⁾	3	50.7	107.3	26.8	77.9
4	29.8	82.1	—	—	—	4	47.4	103.6	34.0	87.7
5	27.8	79.3	21.2	69.3	—	5	17.8	63.5	17.8	63.5
6	31.1	83.9	31.1	83.9	IG ⁴⁾	6	30.7	83.4	30.7	83.4
7	20.7	68.4	12.0	52.1	—	7	25.5	76.0	25.5	76.0
8	23.1	72.3	13.7	55.7	—	2 T-1	36.4	90.8	19.2	65.9
9	14.0	56.3	14.0	56.3	IG	2	21.6	69.9	—	56.7 ⁶⁾
10	42.7	98.3	42.7	98.3	mixed	4 T-1	—	75.3 ⁶⁾	—	57.3 ⁶⁾

1) J : kJ/m^2 , 2) K : $\text{MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$, 3) Dimple mode fracture, 4) Intergranular mode fracture, 5) Mixed mode fracture
6) Satisfied value with the size requirement for the valid K_{IC} .

り、はじめて比較的エネルギーの大きい信号が検出された。負荷がさらに増加すると、大きいエネルギーの信号が検出され、同時に $P-V_L$ 線図上にもポップイン現象が記録された。一方、破面観察より、予き裂先端の2か所に Photo. 1-(b) に示す粒界割れ破面が認められた。以上の結果より、最初に AE 信号が検出された負荷段階で、どちらか一方の微視的な粒界型ポップインき裂が初生・伝播したものと考えてよい。従つて、図に示すように、最初に AE 信号が検出された負荷レベルより算出される J 積分値を J_{iAE} と定義し、この値は、微視的粒界型ポップインき裂の初生を特徴づける破壊靱性値であることを意味する。

Fig. 5 は、4T 材について得られた AE 放出特性を示したものである。大型試験片においても小型試験片の場合と同様に、変形が非線形化し始める負荷段階でエネルギーの小さい AE 信号が検出され始める。負荷が増大すると、 $P-V_L$ 線図上にポップイン破壊が記録され、同時に非常に大きいエネルギーを持った信号が計測された。ここに示した 4T 材の AE 放出特性は、小型試験片で計測される AE 放出特性と比較しても大きな差は見られないが、一部の小型試験片では、試験開始より初めて検出される AE 事象は、エネルギーが大きく同時に $P-V_L$ 線図上にポップイン破壊も記録される場合もあつた。これは、予き裂先端で生じた微視的な粒界型ポップインき裂の初生が巨視的なポップイン破壊を引き起こしたものと考えられる。

4T 材の実験より、本材料の 150°C における破壊靱性値 K_Q は、 $75.3 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ と得られた。この値は、平面ひずみ破壊靱性値 K_{IC} としての条件を十分に満足している。一方、Fig. 5 に示すように、AE 法によつて求まる粒界割れ破壊靱性値は、 $57.3 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ と得られた。この値は、平面ひずみ破壊靱性としての寸法条件を十分に満足しているので、 $K_{IC(AE)}$ と定義する。ここで得られた $K_{IC(AE)}$ 値は、平面ひずみ破壊靱性値 K_{IC} の約 76% の値であつた。

3.3 粒界割れ破壊靱性値の試験片寸法依存性

本研究に供した Cr-Mo-V 鋼の粒界割れ破壊靱性値の評価法として、3.2 節において AE 法を用いて粒界き裂初生を定義する弾塑性破壊靱性パラメーター J_{iAE} で評価する方法を提案した。一方、Fig. 5 の 4T 材の $P-V_L$ 線図上で観察されるようなポップイン破壊は、4T 材以外のすべての小型試験片についても観察されている。従つて、もう一つの破壊靱性パラメーターとして、ポップイン破壊荷重より算出される粒界割れ破壊靱性の限界値 J_C を評価することができる。本研究で得られたすべての J_C , J_{iAE} の値を Table 2 に示す。

0.4T 材、1T 材および 2T 材を用いた試験で得られる破壊靱性値は、弾塑性破壊力学に基づく J 積分値で評価を行つてきた。本節では、これらの結果を 4T 材の試験で得られた K_{IC} および $K_{IC(AE)}$ の値と比較し考察を進める。従つて、小型試験片で得られた J_C 値あるいは J_{iAE} 値を、式(2)の関係を用いて線形破壊力学に基づく破壊靱性値 K_{JC} , K_{JAE} に換算した。Table 2 には、 K_{JC} および K_{JAE} の値も示してある。

$$K_J = \sqrt{E \cdot J / (1 - \nu^2)} \dots\dots\dots (2)$$

Fig. 6 は、 K_{JC} 値と K_{JAE} 値の試験片寸法依存性を示す。図より明らかなように、試験片寸法が最も小さい 0.4T 材において、破壊靱性値 K_{JC} および K_{JAE} ともに大きければつきを示している。Fig. 6-(a) に示す K_{JC} 値の結果において、小型試験片で得られた K_{JC} の下限値は、大型試験片 (4T 材) で得られた K_{IC} 値よりも小さいことがわかる。この傾向は、A533 鋼を用いてへき開破壊靱性値の試験片寸法依存性を検討した結果¹⁵⁾と同様である。また、本実験結果における 0.4T 材の K_{JC} 値のばらつきを、3.1 節で詳述した破面観察結果と併せて考えると、Table 2 に示してあるように予き裂先端に分布する延性破面の割合が大きいほど、 K_{JC} 値が大きくなる傾向があることがわかる。

一方、Fig. 6-(b) (あるいは Table 2) に示す K_{JAE} 値の結果について見ると、2本の 2T 材を用いた試験よ

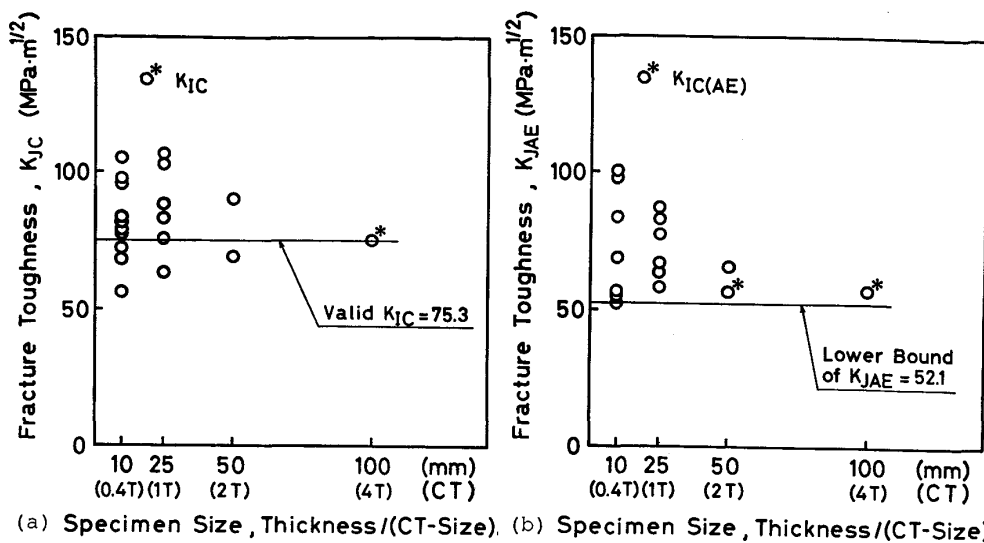


Fig. 6. Effect of specimen size on fracture toughness, (a) K_{JC} and (b) K_{JAE} .

り、試験片 2T-2 で得られた値は、4T 材と同様に平面ひずみ条件を満足した破壊靱性値 $K_{IC(AE)}$ であった。ここで、2T 材と 4T 材とで得られた $K_{IC(AE)}$ 値を比較すると、2T 材では $56.7 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ 、4T 材の $K_{IC(AE)}$ 値は $57.3 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ であり、この二つの値は同じ値と見てよい。また、0.4T 材および 1T 材の K_{JAE} の下限値は、それぞれ $52.1 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ 、 $58.1 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ であり、これらも 2T 材および 4T 材での $K_{IC(AE)}$ 値とほぼ同じ値と見てよい。

LANDES⁶⁾ら、岩館⁷⁾らは、A471 鋼あるいは A508 鋼などについてへき開破壊靱性値 K_J の温度依存性を調べ、遷移温度域での K_J 値のばらつきを検討している。遷移領域における K_J 値は、寸法の小さい試験片において、ばらつきが大きく、そのばらつきの下限値は 1~3 本の大型試験片で得られた K_{IC} 値の下限値とよく一致することが表示されている。この結果は、Fig. 6-(b) で見られる傾向と同じであることがわかる。

KHAN⁹⁾ら、あるいは KAMEDA¹⁶⁾は、Cr-Mo 鋼、Ni-Cr 鋼について AE 法を併用した破壊靱性試験を実施し、次のことを明らかにしている。疲労予き裂先端における微視へき開割れ、あるいは微視粒界割れは、各材料の K_{IC} 値の約 50% の負荷段階で初生することを見出し、この値を微視割れの初生を規定する破壊靱性パラメータ K_{iAE} と定義している。さらに負荷が増加し K_{iAE} を越えると、微視的なへき開破壊（あるいは粒界破壊）が“安定に伝播¹⁷⁾”し、 K_{IC} に至つて不安定破壊すると説明している。以上のように、AE 法で脆性き裂の初生を的確に検出し、その初生を規定する破壊靱性値 K_{iAE} は、脆性破壊をより安全側に評価することができ

る重要なパラメータと考えるとよい。以上に述べた観点より、本実験結果を考察してみよう。

本実験で得られた $K_{IC(AE)}$ 値は、微視的な粒界型ポップインき裂の初生を正確に評価できる破壊靱性値であり、しかも Fig. 6 から明らかなように K_{IC} 値の約 75~76% の値であった。したがって、この $K_{IC(AE)}$ 値は、本研究に供した Cr-Mo-V 鋼の粒界破壊をより安全側に評価する破壊靱性値として非常に重要である。一方、0.4T 材あるいは 1T 材のような小型試験片を用いた破壊靱性試験より得られる K_{JC} 値および K_{JAE} 値は他の研究結果^{6)~8)}、^{12)~15)} と同様にばらつきが大きいので、粒界割れ破壊靱性の試験片寸法効果を確率・統計的に十分に検討した上で、材料強度評価のための有効な破壊靱性値を決定すべきであろう。しかし、0.4T 材と 1T 材から得られた K_{JAE} の下限値は一致しており、しかも 2T 材および 4T 材で得られ $K_{IC(AE)}$ 値とも一致している。以上の結果より、AE 法と非線形破壊力学に基づき、粒界き裂の初生を定義する J_{iAE} をパラメータとする破壊靱性評価法は、0.4T 材程度の大きさの小型試験片でも粒界割れ破壊靱性の評価が十分可能であることを示している。

4. 結 言

Cr-Mo-V 鋼の粒界破壊靱性評価のために、板厚が 10 mm、25 mm、50 mm および 100 mm の 4 種類の CT 試験片を用意し、AE 法を併用した弾塑性破壊靱性評価法の検討および得られた粒界破壊靱性値の試験片寸法依存性を考察し、次の知見を得た。

(1) 本研究で得られた粒界割れ破壊靱性値、 K_{JC}

($=\sqrt{E \cdot J_C / (1-\nu^2)}$) および $K_{JAE} (= \sqrt{E \cdot J_{iAE} / (1-\nu^2)})$ の試験片寸法依存性は、他の鋼種について報告されているへき開破壊靱性値の寸法依存性^{6)~8)12)~15)}と同様に、小型試験片ほど大きいばらつきを示した。

(2) 2T 材および 4T 材で得られた $K_{IC(AE)}$ 値は、平面ひずみ破壊靱性値としての寸法条件を満足した値であり、しかも両者の値は同一であった。本研究で得られた $K_{IC(AE)}$ 値は、微視的粒界型ポップインき裂の初生を特徴づけ、粒界破壊をより安全側に評価する破壊靱性を表す。

(3) 0.4T 材および 1T 材で得られた K_{JAE} の下限値は、ほぼ一致した値であり、しかも 2T 材、4T 材より得られた $K_{IC(AE)}$ 値とよく一致している。

終わりに、本研究を遂行するにあたり、有益な御助言をいただきました本学工学部電気工学科新妻弘明助教授に謝意を表します。また、本実験に協力を得ました大学院学生相沢周二君に感謝いたします。

記号

a : CT 試験片き裂長さ	[mm]
B : CT 試験片板厚	[mm]
W : CT 試験片板幅	[mm]
$W-a$: CT 試験片リガメント幅	[mm]
σ_{ys} : 降伏強度	[MPa]
σ_{UTS} : 引張強度	[MPa]
σ_Y : 有効降伏強度 ($= (\sigma_{ys} + \sigma_{UTS}) / 2$)	[MPa]
E : ヤング率	[MPa]
ν : ポアソン比	[—]
ΔK : 疲労予き裂導入時の応力拡大係数 (K) の振幅	[MPa·m ^{1/2}]
ΔA : き裂伝播面積	[mm ²]
Δa : 平均き裂進展長さ	[mm]
J_Q : ASTM·E813 に基づく R 曲線法で定義されるき裂が進展を開始する時の J 積分	[kJ/m ²]
J_{IC} : 弾塑性破壊靱性	[kJ/m ²]
J_{iAE} : AE 法で定義されるき裂が初生する時の J 積分	[kJ/m ²]
J_C : ポップイン破壊が生じた時の J 積分の限界値	[kJ/m ²]
K_Q : ASTM·E399 に基づく 5% オフセット法で定義される K の限界値	[MPa·m ^{1/2}]

K_{IC} : 平面ひずみ破壊靱性 [MPa·m^{1/2}]

$K_{IC(AE)}$: 平面ひずみ条件を満足する AE 法で定義される K の限界値 [MPa·m^{1/2}]

K_{JAE} : J_{iAE} より換算される K の限界値 [MPa·m^{1/2}]

K_{JC} : J_C より換算される K の限界値 [MPa·m^{1/2}]

K_{iAE} : AE 法で定められた微小ポップイン破壊開始の K の限界値 [MPa·m^{1/2}]

文 献

- 1) ASME Boiler and Pressure Vessel Code/American National Standard Section III (ANSI/ASME BPV-III) Division 1, 1977 Edition, Appendix G (1977) [ASME]
- 2) ASME Boiler and Pressure Vessel Code/American National Standard Section XI (ANSI/ASME BPV-XI) Division 1, 1977 Edition, Appendix A, Summer 1977 Addenda (1977) [ASME]
- 3) American National Standard ANSI/ASTM E399-81, Standard Test Method for Plane-Strain Fracture Toughness of Metallic Materials (1981)
- 4) ASTM E813-81: Standard Test for J_{IC} , A Measure of Fracture Toughness (1981)
- 5) 日本機械学会基準, 弾塑性破壊靱性 J_{IC} 試験方法, JSME S001-1981
- 6) J. D. LANDES and D. H. SHAFFER: ASTM STP 700 (1981), p. 368
- 7) 岩館忠雄, 田中泰彦, 小野信市, 渡辺十郎: 材料, 31 (1982), p. 430
- 8) T. IWADATE, Y. TANAKA, S. ONO and J. WATANABE: ASTM STP 803 (1983), p. II-531
- 9) M. A. KHAN, T. SHOJI and H. TAKAHASHI: Met. Sci., 16 (1982), p. 118
- 10) 下村慶一, 庄子哲雄, 高橋秀明: 鉄と鋼, 69 (1983), p. 2060
- 11) 新妻弘明, 中鉢憲賢, 佐藤利三郎, 高橋秀明, 森康彦: 非破壊検査, 30 (1981), p. 886
- 12) J. D. G. SUMPTER: Met. Sci., 10 (1976), p. 354
- 13) I. MILNE and G. G. CHELL: ASTM STP 668 (1979), p. 358
- 14) 大塚尚武: 材料, 33 (1984), p. 510
- 15) D. SUNAMOTO, M. SATOH, T. FUNADA and M. TOMIMATSU: Fracture 1977-Advances in Research on the Strength and Fracture of Materials, ed. by D. M. R. TAPLIN, Canada, 3A (1977), p. 267 [Pergamon Press]
- 16) J. KAMEDA: Metall. Trans., 12A (1981), p. 2039
- 17) R. O. RITCHIE, J. F. KNOTT and J. R. RICE: J. Mech. Phys. Solids., 21 (1973), p. 395