5083および7075合金のストレッチ・ゾーン解析 による破壊じん性評価*

東 健司**・大西 忠一***
小松 啓治**・中谷 義三***

Evaluation of fracture toughness of 5083 and 7075
alloys by stretched zone analysis*

UDC : 669. 715 '721 '74 '26 : 669. 715 '5 '721 '3 '26 : 539. 42 : 620. 187

Kenji HIGASHI**, Tadakazu OHNISHI***,
Keiji KOMATSU**, and Yoshizo NAKATANI***

An attempt to evaluate the fracture toughness of 5083 and 7075 alloys is made by observing the stretched zone (SZ) formed ahead of pre-crack in a Charpy test. The width and height of the stretched zone (SZW and SZH) analyzed stereographically from fracture toughness. Twice SZH corresponds to the critical crack tip opening displacement (CTOD_c). The plane strain fracture surface, (K_{Ic}) estimated from CTOD_c measured is in good agreement with the valid K_{Ic} already informed. The fracture toughness is sufficiently appreciable by measuring SZ even in small size test pieces. A proportional relation is found between SZW and SZH. Plastic blunting of crack tip advances up to 60 to 70° in a particular direction.

(Received April 16, 1981)

1. 緒 言

近年、安全設計へのきびしい要求から、材料定数としてのクライテリオンの明確さが求められるようになり、高強度材料においては線型破壊力学の適用による平面ひずみ破壊じん性値 (K_{Ic} 値) が、かなりの成果をあげるようになった。しかし、アルミニウム合金などではこうした適用が遅れ、材料定数としてのクライテリオンはいまだ明確な表現をもつに至っておらず、こうした集積データも一部の高張力合金を除いてまだ乏しい。こうした実情は、アルミニウム合金が本質的に中、低強度材料であり、概して延性材料であるため、線型破壊力学の適用範囲に著しい制限と困難、特に試験片寸法および疲労き裂導入に伴う疲労試験機の問題などを持つためである。しかしこうした延性材料に対しても、線型破壊力学の適用制限を克服しうる新しい手法、例えば、全面降伏の破壊力学に基づく Wells¹⁾ による COD 理論、Rice²⁾ による J 積分などが考案され、小型試験片を用いた実験室レベルで比較的簡単に破壊じん性値を評価および推定できる方向

へと発展してきている。また、こうした力学的発展と並行したフラクトグラフィーの技術および理論的発達、新しい破壊じん性評価法を可能とした。Spitzig³⁾ らは、破壊じん性試験における予き裂先端に形成されるストレッチゾーン(以下SZ)観察によつて、破壊じん性を評価する方法を提唱し、SZ幅, critical stretched zone width, (以下SZW) が臨界き裂先端開口変位, critical crack tip opening displacement (以下CTOD_c), すなわちその材料の破壊じん性と密接な関係にあることを指摘した。こうしたSZの破面観察による破壊じん性評価法はClarke⁴⁾ および Peel, Wilson と Forsythe⁵⁾ らによつてCOD試験にも適用されたが、いまひとつ明確な結果を得るにはいたっていない。しかし、こうした方法は、測定上の煩雑さを考慮したとしても、小型試験片で可能であること、必ずしも平面ひずみ状態を満足しなくても応用でき、それゆえ実構造物の破壊事後解析にも利用できること、さらには複雑な破壊挙動、例えば、応力腐食割れや腐食疲労といったものにも比較的容易に利用できること、など実破面上で測定できることの利点は大きいと考

* 軽金属学会第57回秋期大会 (54-11) にて一部発表した。

** 大阪府立大学大学院 (堺市) Graduate School, University of Osaka Prefecture (Sakai)

*** 大阪府立大学工学部 (堺市) Faculty of Engineering, University of Osaka Prefecture (Sakai)

Table 1 Chemical compositions and mechanical properties of alloys.

alloy	elements (%)										mechanical properties			
	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Zr	Ti	Al	σ_B^*	$\sigma_{0.2}^*$	E**	H _v *
5083-O	0.16	0.20	0.02	0.63	4.50	0.12	0.08	—	0.02	bal.	32.19	14.70	23.47	91.5
7075-T6	0.11	0.16	1.55	0.09	2.67	0.20	5.76	0.04	0.02	bal.	59.42	53.13	16.32	195.8
7075-T73											51.31	44.65	12.21	151.1

* kg/mm² ** %

Fig. 1 Dimensions of specimen. (mm).

えられる。

本報は、実用アルミニウム合金を用い、標準Vノッチ付シャルピー衝撃試験片にシェンク式平面曲げ疲労試験機で予き裂を導入した小型試験片を衝撃破壊させたとき、疲労き裂先端に形成されるSZをステレオ解析して、き裂急速進展開始における開口量として考察したものである。

2. 実験方法

供試料は Table 1 に示すような化学組成を持つ 5083-O材と7075-T 6 および T73材である。熱処理は JIS 規格内で行ない、その機械的性質も JIS 規格内にある。Fig. 1 は使用した試験片形状を示す。圧延方向に直角に採取し、板厚方向断面上に標準Vノッチを刻入した。予き裂導入はき裂先端の先鋭度が破壊じん性値に大きく影響するため⁶⁾、シェンク式疲労試験機で各合金の疲労限よりわずかに高い繰り返し負荷応力で充分時間をかけて行ない、疲労の負荷応力が破壊発生応力よりもはるかに小さくなるよう配慮した。この試片を 5 kg・m シャルピー衝撃試験機を用い、室温にて衝撃破壊させた。試験後の破面観察は超音波洗浄後、走査電子顕微鏡にて行なった。

3. 実験結果および考察

3.1 SZ の観察

SZ はき裂先端に生ずる塑性変形の結果として、き裂先端が塑性鈍化したものである。この塑性鈍化は平滑試験片におけるすべり面分離による延性破壊機構と同じものとされ⁷⁾、き裂導入材においてもき裂先端でのすべり面分離が塑性鈍化の単純化した機構として考えられてい

Fig. 2 Schematic explanation of stretched zone formation mechanism.

る。塑性鈍化の程度は予き裂先端の開口量および進展量に現われるが、塑性鈍化の打ち切り(終了)がへき開あるいは第二相粒子を起点とするマイクロボイドの成長と合体によってなされるとき、破壊開始時におけるき裂進展抵抗値として当然その合金の破壊じん性評価としての意味をもつ。Fig. 2 はその予き裂からの破壊発生過程を模式的に示したものである。まず、予き裂先端に応力集中が生じ、すべりが発生する(i)。ついで、き裂が開口し、すべりが集積してすべり面分離が生じ、塑性鈍化、すなわちSZ が形成されはじめる(ii)(iii)。き裂先端前方ではボイド核が発生し、SZ はもはやき裂先端には存在せず、外力をほとんど受けないから塑性鈍化は終了する(iv)。ボイドが合体して延性き裂 (fibrous crack) が発生し、その塑性鈍化は完全に打ち切られる(v)。その後そのまま延性き裂として進展するか、あるいは途中からへき開き裂に変わって進展し、破断する。

このような破面を電顕で観察すると、き裂先端の塑性鈍化のこん跡は一見して識別できる特徴的なすべり面分離の様相を示し、疲労破面と延性破壊破面との間にSZとして帯状に観察できる。ここで観察されるSZの高さは直視的に分かるようにCTOD₀に対応する。Photo 1 は本実験で得られた各試片中央部でのSZ付近のミクロ

Photo 1 Fractographs of stretched zone. SZ is show by a space between arrows.

写真である。5083-O材はSZがかなり大きく、塑性鈍化の程度が大きい。このSZ領域内には伸張ディンプル状のものが散在しており、さらにその前方には等軸ディンプルが存在する。この伸張ディンプル状領域は延性き裂領域に含まれ、その前方の等軸ディンプルを形成する不安定破壊領域に移行するまでに介在した安定破壊領域、すなわち発生したボイド核を包含して塑性鈍化が進行した結果であると考えられる。

7075-T6およびT73材では5083-O材と比べSZが小さく、塑性鈍化の小さいことが分かる。SZ前方はディンプルを呈し、延性破壊しているが、SZ近傍からそのディンプルは等軸であり、5083合金で観察されたような伸張ディンプル状のものは認められない。さらに前方ではディンプル形態がやや異なってくる。このディンプル形態は平滑試片の単純引張破壊において認められたものと同等であり、この領域が急速不安定破壊領域であり、それ以前の等軸ディンプル域は延性き裂領域であろうと推測される。

3.2 SZの測定

SZは破壊開始時の予き裂先端の開口量もしくは進展量と密接な関係にあることは前述のとおりであり、SZ高さ、critical stretched zone height (以下SZH)の2倍はCTOD値として、またSZWは破壊開始時の進展限界値として破壊じん性を表す材料定数と見なされる。SZはFig. 2に示したような形成機構を持つが、そのSZを定量的に直接測定する方法は今のところ確立されておらず、各研究者によって種々の方法が^{(4),(5),(8),(9),(10)}実験的に行なわれている。測定にあたってはSZと最終破壊領域との区別、特にぜい性破壊ではなく延性破壊領域を伴う場合には、その両領域の区別に注意が必要である。また、SZは観察する角度によって大きく変化するので、その電顕観察技術の正確さも要求される。

本実験における5083-O材の場合、SZ前方の延性き裂領域は伸張ディンプル状となり、SZ領域への局部的混入が観察され、SZWと最終破壊領域との区別がつけにくい。この混入はFig. 2 (u)の段階で発生したボイド核を

Fig. 3 Principle of stereo analysis.

包含して塑性鈍化が進行したためと考えられるが、こうした現象は5083-O材がかなりの延性材料で、き裂先端が鈍化しその前方に局部的にマイクロボイドが発生しても、その成長と合体時に高延性のためネッキングが充分達成され、それと同時に塑性鈍化もマイクロボイド発生部以外では進行するため、そのボイドを包含するような形でSZ領域中に伸張ディンプルが混入するものと思われる。第二相粒子に起因したこの伸張ディンプルを包含するSZは、塑性鈍化の打ち切りがボイド成長および合体によって行なわれなかつたと考えられるので、後述するステレオ解析によるSZW測定においては、この伸張ディンプルがSZ領域内に混入している場合はSZWとして算入しなかつた。このため5083-O材のSZ形状は波状となり、測定値のバラツキを大きくした。今回は、多数点の平均値で評価したが破壊じん性の評価法として伸張ディンプルの存在をいかに考慮すべきかはなお検討を要する。

一方、7075合金ではFig. 2のようなSZ形成機構が達成され、SZ領域と延性破壊領域である等軸ディンプルとの区別が明瞭である。このことは7075合金が5083合金ほど延性に富んでいないためであろう。

3.3 SZのステレオ解析

本実験ではSZW, SZHを測定するためステレオ解析法⁽¹¹⁾を用いた。その原理をFig. 3に示す。破面をき裂進展方向に水平にセットし、垂直方向から測定したSZWをSZW₀とし、次にθ傾斜させたときのSZWをSZW_θとすれば、SZH (図中のph)は次式で得られる。

$$SZH = SZW_{\theta} \sin \theta - SZW_0 \tan \theta \quad (1)$$

実際の測定にはθ=0°, ±15°, ±30°, ±60°の傾斜角について行なつたが、Photo 2には代表例として0°および+30°傾斜させた5083-O材のSZW変化を示している。写真(a)の矢印で示されている幅がSZW₀、写真(b)の幅がSZW_θに対応する。各々の試料について100点以上の

Photo 2 Fractographs of stretched zone of 5083-O alloy, 0° and 30° tilt.

Photo 3 Matching fractographs of stretched zone of 5083-O alloy.

測定を実施し、その平均値をもつて SZH を決定した。

ところで、Fig. 2 でも分かるように SZH は破壊した試片の両方に存在するものであり、単純に $CTOD_c = 2 \times SZH$ とはできない。そこで、両破断面についてマッチングを実施し、両側で SZH を測定した。5083-O 材についての例を **Photo 3** に示す。両方ともほぼ同様な様相を示しており、その SZ には大きな差異が認められなかった。そこで本実験では片方の破面で求めた SZH の 2 倍が CTOD に相当するものとした。

SZ の測定はできる限り平面ひずみ状態が保たれている試片中央部に限定して行ない、ステレオ解析中の電頭倍率およびひずみによる測定誤差を軽減するため、マイクロビッカースの圧こんについてステレオ解析し、誤差の程度を前もって確認した。

3.4 $CTOD_c$ と K_{Ic} との関係

Photo 1 に示したように 5083-O 材および 7075-T6, T73 材は室温においては延性き裂で破壊が発生している。

Table 2 Values of $CTOD_c$ and K_{Ic} .

alloy	$CTOD_c^{*1}$ (μm)	K_{Ic}^{*2} ($kg/mm^{3/2}$)	K_{Ic}^{*3} ($kg/mm^{3/2}$)
5083-O	69.8	127.4	142.0 ^{*4} ~195.3(14) 103.8~112.1 ^{*5} (15)
7075-T6	6.3	73.8	67.3~109.7(16) 83.8~95.1(17) 78.1(18)
7075-T73	14.0	100.8	85.0~123.9(16) 72.7~117.1(20) 99.8(19)

*1 measured in present work.

*2 estimated from $CTOD_c$ measured.

*3 in references.

*4 the moderate value for the design standard.

*5 estimated from J-integral.

この延性き裂を伴う破壊開始時の $CTOD_c$ は試験片厚さ数 mm 以上の範囲では試験片寸法およびひずみ速度の影響をほとんど受けないとされている^{12), 13)}。ゆえに、本実験のように衝撃荷重による破壊であつても静的破壊させた場合と同程度の $CTOD_c$ 値が得られているものと考えられる。 $CTOD_c$ 値と K_{Ic} 値との関係は次式で¹⁾与えられる。

$$CTOD_c = (1 - \nu^2) K_{Ic}^2 / \lambda E \sigma_{ys} \quad (2)$$

λ : 定数 ($1 < \lambda \leq 2$)、 E : ヤング率、 ν : ポアソン比。この式より本実験で得られた $CTOD_c$ 、すなわち SZH の 2 倍、から推定した K_{Ic} 値を **Table 2** に示す。ただし、ここでは $\lambda = 2$ 、 $E = 7200 \text{ kg/mm}^2$ 、 $\nu = 0.33$ としている。また、Table 2 には他の研究者の結果をも併記してあるが、5083-O 材では $K_{Ic} = 110 \sim 150 \text{ kg/mm}^{3/2}$ 、7075-T6 材では $K_{Ic} = 70 \sim 90 \text{ kg/mm}^{3/2}$ 、7075-T73 材では $K_{Ic} = 90 \sim 120 \text{ kg/mm}^{3/2}$ の範囲内にある。本実験における SZ 解析より推定した K_{Ic} 値は上述の研究者たちの値とよい一致を示している。したがって、SZ 解析を行なうことで小型試験片でも十分な材料定数としてのクライテリオン、 $CTOD_c$ 値が得られ、かつ K_{Ic} 値を推定することが可能である。

3.5 SZW と SZH との関係

以上のように小型試験片であつても、 $CTOD_c$ 値すなわち SZH の測定から妥当な破壊じん性値 K_{Ic} を推定できることが分かるが、SZ は SZH とともに SZW の値を有する。SZ の形成機構から考えて、この両者は当然何らかの相関関係を有するはずであるし、また破壊力学的な意味を持つはずである。そこで、この点に関して若干の考察を試みる。

Fig. 4 は本実験で得られた SZW と SZH の関係を示す。ここには Broek,¹¹⁾ 橋内⁹⁾ らが測定した関係をもプロットしてあるが、 $SZW = C \cdot SZH$ (C : 定数) と表せる比例的関係が存在し、き裂先端はある特定方向に塑性

Fig. 4 Relation between SZW and SZH.

鈍化することが認められる。比例定数 C は Broek⁽¹¹⁾ によれば $C=1.4$ で、き裂先端は平均して約 70° の方向に鈍化しており、また橋内⁹⁾ は 66° 程度の値を取る場合が多いことを報告している。本実験での SZW と SZH の関係もこれらと類似している。本実験の場合、 $C=1.3\sim 1.5$ 程度で鈍化方向は $60\sim 70^\circ$ 程度である。こうした結果からき裂先端の塑性鈍化による SZ 形成は破壊発生がマイクロボイドの形成と合体による延性破壊であるとき、特定すべり方向に鈍化する傾向を持ち、塑性変形挙動が強くその形成に関与しているものと思われる。

Fig. 5 は Rice²⁾ によつて得られた理想き裂先端における塑性鈍化を考慮した場合のすべり線場の解である。この場合、き裂先端近傍の 3 軸応力状態は塑性鈍化を考慮しない場合に比べて多少緩和され、最大引張応力は D 領域の右端に生じる。この D 領域寸法 $\{X_{(D)}\}$ は CTOD₀ 値の 2 倍とされ、McMeeking²¹⁾ らの有限要素法においても同様な結果が得られた。また、この解析において $C=0.96\sim 1.08$ なる結果を得ており、き裂先端鈍化角度は $87.66\sim 94.41^\circ$ であることが示されている。この角度は前述した実測値よりも大きい。

D 領域内での破壊は組織的因子の影響を受けるが、SZW と SZH との関係を表す比例定数 C はき裂先端での組織的因子を含めた塑性変形挙動を代表するようなパラメーターであり、き裂先端の塑性域寸法、例えば D 領域寸法などを拘束するような定数ではないと思われる。もし、そうであれば、定数 C は当然合金系によつて異なるであろうし、熱処理条件、および実験方法などによつて異なると推定されるが、SZW と SZH とは Fig. 4 にみるように、あまり大きくは変化しないようである。

き裂先端からのマイクロボイドの形成と合体機構は Knott²²⁾ によつて提案されている。このモデルではき裂先端の破壊開始は材料に固有な特定距離にわたつての平均的な応力またはひずみが限界値に達したときに生ずると仮定されているが、実際の材料では D 領域内の第二相粒子の析出形状および分布は多様であり、組織的には不均一で、局部的に材料的弱点が当然存在する。したがつ

Fig. 5 Slip line field for a blunted crack tip deforming in a plane strain mode; large geometry changes are taken into account, after J. R. Rice (2).

て、D 領域内での破壊開始位置は局部的な弱い位置になり、そこでの破壊応力またはひずみが限界値に達したときと推定される。

現在、この D 領域寸法と CTOD すなわち $2 \cdot SZH$ との関係は $X_{(D)}=2 \cdot CTOD=4 \cdot SZH$ であるとされており、D 領域寸法が Knott の特定距離 λ_0 に等しいことが破壊開始の必要条件となつている。この特定距離 λ_0 はマイクロボイドの形成と合体にたいして核となる第二相粒子の平均間隔のオーダーであるとされている。こうした D 領域寸法と CTOD あるいは SZH との関係はある程度分かっているが、SZW との関係はまだ明確にはなっていない。SZW と SZH が比例関係であれば、SZW も類似の破壊力学的意味をもつはずである。SZW は臨界き裂進展量であることは当然であるが、その意味は SZ の打ち切りにも最も有効であるマイクロボイド形成の核となる析出粒子、すなわち D 領域内で局在的に存在する弱い位置としての析出粒子の平均間隔に対応するパラメーターではないかと考えられる。今後、このような SZW と SZH に関するデータが多く得られれば、両者の関係とともに、それぞれの持つ力学的意味も明らかとなるであろう。

4. 結 論

予き裂入りシャルピー衝撃試験片を衝撃荷重にて破壊させ、その予き裂先端に形成される SZ をステレオ解析した。得られた SZW および SZH は予き裂先端からの破壊発生時における破壊じん性値と密接な関係を有し、特に SZH の 2 倍は臨界き裂先端開口変位 (CTOD₀) に相当する。この CTOD₀ 値から推定した K_{Ic} 値は他の平面ひずみ破壊じん性試験、もしくは J 積分から得られた Valid K_{Ic} 値とよい一致を示し、小型試験片でも SZ のステレオ解析から得られる CTOD₀ 値が充分破壊発生時の材料定数として評価できることが分かった。また、

SZW と SZH の間には比例的関係が存在し、き裂発生時の塑性鈍化はある特定すべり方向に鈍化し、そのき裂先端鈍化角度は平均して約60~70°程度であつた。

終りに、供試材は日本アルミニウム工業株式会社および昭和アルミニウム株式会社からご好意により供与された。記して感謝の意を表す。

参 考 文 献

- 1) A. A. Wells: *Crack propagation symposium proceedings. Cranfield College of Aeronautics, England*, **1** (1961), 210.
- 2) J. R. Rice: *Trans. ASME, J. Appl. Mech.*, **35** (1968), 379.
- 3) W. A. Spitzig: *Electron Microfractography, ASTM. STP 453*, (1969), 90.
- 4) C. K. Clarke: *Fracture 1977*, Vol. 3, ICF 4, (1977), 321.
- 5) C. J. Peel, R. N. Wilson and P. J. E. Forsyth: *Metal Science. F.*, **6** (1972), 102.
- 6) M. J. May: *British Experience with Plane Strain Fracture Toughness Testing. ASTM. STP 463* (1970), 42.
- 7) F.A. McClintock: *ASTM. STP 415*, (1967), 415.
- 8) 小林: フラクトグラフィ, 培風館, (1977), 145.
- 9) 橘内: 材料, **29** (1980), 562.
- 10) 大塚, 宮田, 西村, 柏木, 笠井: 日本造船学会論文集, **136** (1974), 249.
- 11) D. Brack: *Eng. Fract. Mech.*, **6** (1974), 173.
- 12) 大塚, 宮田, 西村, 大橋, 柏木: 日本造船学会論文集, **135** (1974), 245.
- 13) 金沢, 三波, 宮, 佐藤, 征矢: 日本造船学会論文集, **133** (1973), 257.
- 14) F. J. Nelson, J. G. Kaufman, G. T. Wanclerer: *Advances in cryogenic Eng.* **15** (1970), 91.
- 15) 佐藤, 中村, 小林, 中沢: 日本機械学会講演論文集, 780-12 (1978), 202.
- 16) M. G. Fontana and R. W. Staehle: *Advances in Corrosion Science and Technology*, Vol. 2 (1972), 115.
- 17) J. G. Kaufman: *Sympo. Fract. Control, USA*, (1974), 121.
- 18) Hertzberg: *Deformation and Fracture mechanics of Engineering Materials, John wiley & Sons*, (1976), 285.
- 19) R. H. Von Stone, T. B. Cox: *Fractograph ASTM, STP 600* (1975), 5.
- 20) R. J. H. Wanhill: *Aluminium*, **54** (1978), 455.
- 21) R. M. McMeeking: *J. Mech. Phys. Solids*, **25** (1977), 357.
- 22) J. F. Knott: *Fracture 1977*, ICF 4, Waterloo (1977), 61.