アルミニウム合金におけるモードⅡ疲労き裂 進展機構とその材料依存性[†]

大塚 昭 夫* 東郷 敬 一 郎*

榊 原 幸 二** 吉 田 享***

Mode II Fatigue Crack Growth Mechanism and its Dependency on Material in Aluminum Alloys

by

Akio OTSUKA*, Keiichiro TOHGO*, Koji SAKAKIBARA**,
and Toru YOSHIDA***

The behavior of mode II fatigue crack growth and its mechanism have been investigated on 2017-T3, 7075-T6, 7075-T651 aluminum alloys and 7N01-T4 aluminum alloy weldments by using a four-point-shear-loading method. In the aluminium alloys tested, the $da/dN-ΔK_{II}$ relation and $ΔK_{II}$ -threshold for mode II fatigue crack growth were found to be very material-sensitive, while $da/dN-ΔK_{Ieff}$ relation for mode I growth was rather material-insensitive as is well known. Observation of the deformation around a growing crack tip has been made on the replicas taken at the successive stages - minimum load, maximum load, minimum load - in one load cycle. Two types of mechanisms of mode II fatigue crack growth have been proposed based on the observed results. In 2017-T3 and 7N01-T4 base metal, HAZ and weld metal, a mode II fatigue crack grows due to the alternating shear slip mechanism at the crack tip, and in 7075-T6 shear-induced-decohesion takes place in addition to the alternating shear slip. The cyclic crack tip shear displacement $Δ(CTSD)$, on the boundary of the cyclic plastic region measured on the replicas agreed well with $Δ(CTSD)$ calculated from BCS theory in all the materials tested. It has been confirmed that the fractographical features observed support the proposed mechanisms of mode II fatigue crack growth.

キー・ワード：疲労き裂，モードⅡ疲労，アルミニウム合金，き裂進展機構，フラクトグラフィ

1 緒 言

実構造物における負荷は通常混合モード負荷と考えられ、また、モードⅡ負荷に近い負荷を受ける場合もあるものと考えられる。一方、混合モード負荷における挙動を明確にするためには、その一つの極限の負荷状態であるモードⅡ負荷における挙動を明らかにすることが極めて重要である^{D~4)}と考えられる。著者らのこれまでの研究によれば、モードⅡ疲労き裂進展挙動はモードⅠ疲労き裂進展と異なり極めて材料敏感である。例えば、モードⅠ進展以上の進展速度で（同一の $ΔK$ 値と比較した場合）モードⅡ進展する材料もある反面、全くモードⅡ進展を起さない材料もある^{D~3)}。高力アルミニウム合金の場合、材種や熱処理（溶接部 HAZ）でモードⅡ進展に対する threshold $ΔK_{IIth}$ (mode II growth) が10倍程度異なること⁴⁾なども報告されている。このようなモードⅠ進展とモードⅡ進展における材料

依存性の差は両者における疲労き裂進展機構の差に起因するものと考えられ、このような面からもモードⅡ進展過程の解明は興味あることと思われる。

本研究では、各種のアルミニウム合金について、モードⅡ進展における荷重1サイクル中の疲労き裂先端近傍の変形挙動をレプリカ法により詳細に調べ、モードⅡ進展の過程および機構のモデル化を試み、その材料依存性について検討を行った。

2 供試材料および実験方法

実験に用いた材料はアルミニウム合金 7N01-T4 (12 mm 板厚) 溶接部各部 (母材, HAZ, 溶接金属) および 2017-T3 (3 mm, 6 mm 板厚), 7075-T6 (3.2 mm 板厚), 7075-T651 (6 mm 板厚) で、これらの化学成分と機械的性質を Table I に示す。なお、板厚 6 mm の 2017-T3 と 7075-T651 は破面観察に用いている。7N01-T4 の溶接はレ形開先三層ミグ溶

† 原稿受理 昭和60年1月9日 Received Jan.9, 1985

* 正 会 員 名古屋大学工学部 名古屋市中千種区不老町, Department of Iron and Steel Engineering, Nagoya University, Furo-cho, Chikusa-ku, Nagoya

** 名古屋大学大学院 (現在, トヨタ自動車(株)) 名古屋市中千種区不老町, Graduate Student, Nagoya University, Furo-cho, Chikusa-ku, Nagoya

*** 名古屋大学大学院 名古屋市中千種区不老町, Graduate Student, Nagoya University, Furo-cho, Chikusa-ku, Nagoya

Table I. Chemical composition (%) and mechanical properties of the materials tested.

Material and thickness	Cu	Si	Fe	Mn	Mg	Zn	Cr	Ti	Zr	Al	Proof stress MPa	U.T.S MPa	Elongation %
7N01-T4 12 mm	0.13	0.09	0.19	0.34	1.35	4.33	0.12	0.06	0.14	Re	294	345	20.0
Wire, A5556WY	0.01	0.07	0.17	0.63	5.00	0.02	0.09	0.09	—	Re	133	283	14.7
2017-T3 3 mm	4.14	0.56	0.35	0.70	0.56	0.12	0.02	0.03	0.01	Re	274	443	24.1
2017-T3 6 mm	4.16	0.56	0.34	0.69	0.56	0.14	0.03	0.02	0.02	Re	295	440	23.6
7075-T6 3.2 mm	1.60	0.07	0.29	0.05	2.70	5.36	0.02	0.05	—	Re	516	587	9.4
7075-T651 6 mm	1.60	0.40	0.50	0.30	2.50	5.60	0.23	0.20	—	Re	543	602	11.0

Fig. 1. Vickers hardness distribution around the weld of 7N01-T4. ① and ② show the location of slits of weld metal and HAZ specimen, respectively.

Fig. 2. Mode II loading specimen for four-point-shear-loading method.

- (a) 7N01-T4 base metal, HAZ and weld metal specimen.
 (b) 2017-T3 ($t=3$ mm, 6 mm), 7075-T6 ($t=3.2$ mm) and 7075-T651 ($t=6$ mm) specimen.

接（溶接電流250～260 A，溶接電圧26～27 V）により行った。Fig. 1 に溶接部近傍のビッカース硬度分布および、HAZ，溶接金属試験片のスリットの位置を示す。実験は，Fig. 2 に示すように，片側き裂試験片を

用いて，4点せん断負荷方式⁴⁾⁵⁾による繰返しモードⅡ負荷 ΔK_{II} に引張力 P_s による静的モードⅠ負荷 K_{Is} を重畳させて室温，大気中で行った。繰返し荷重は繰返し速度 3～10 Hz の正弦波で，応力比 R は 0.05 である。モードⅡ進展における疲労き裂先端近傍の変形挙動の観察は，試験前に，試験片表面をバフ仕上げ後エメリー・ペーパーでき裂進展方向と直角方向にこすることにより細線を付けて実験を行い，荷重1サイクル中の荷重最小—最大—最小の各時点でレプリカをとり，細線の変形を観察することにより行った。なお，比較のため CT 試験片によるモードⅠ疲労き裂進展実験も行った。

3 アルミニウム合金のモードⅠ疲労き裂進展特性およびモードⅡ疲労き裂進展特性

CT 試験片により得られたモードⅠ疲労き裂進展特性を Fig. 3 に，4点せん断試験片により得られたモードⅡ疲労き裂進展特性を Fig. 4 に示す。Fig. 4 には，比較のため，7N01-T4 母材のモードⅠ進展特性も併記している。Fig. 3 のモードⅠ進展特性は，7N01-

Fig. 3. $da/dN-\Delta K_I, \Delta K_{Ieff}$ relations for 7N01-T4 base metal, HAZ and weld metal specimens, 2017-T3 and 7075-T6 specimens.

Fig. 4. da/dN - ΔK_{II} relations for 7N01-T4 base metal, HAZ and weld metal specimens, 2017-T3 and 7075-T6 specimens.

T4 溶接部各部については応力比 $R=0.05$ で実験を行い, ΔK_{Ieff} で整理し, 2017-T3 および 7075-T6 については $R=0.5$ の条件下で ΔK_I で整理している。なお, 2017-T3 および 7075-T6 の $R=0.5$ における da/dN - ΔK_I 特性は近似的に da/dN - ΔK_{Ieff} 特性を示していると考えてよいと思われる。Fig. 3 より, ア

ルミニウム合金のモードⅡ進展特性は, 7075-T6 が若干高い進展速度を示すものの, 比較的狭いバンド内に入り, threshold に近い低速進展域を含めて材料による差異が小さいことがわかる。一方, モードⅡ進展特性は, Fig. 4 に示すように, 材料による進展速度の差異もさることながら, モードⅡ進展に対する threshold ΔK_{IIth} (mode II growth) は, 7N01-T4 HAZ, 2017-T3 で $1\sim 2 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ と極めて低い値となる反面, 7N01-T4 母材, 溶接金属, 7075-T6 で $6\sim 10 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ と高い値となり, 強い材料依存性を示している。

4 モードⅡ疲労き裂進展機構

Fig. 5 は荷重1サイクル中の荷重最小-最大-最小の各時点ですったき裂先端近傍のレプリカを走査顕微鏡で観察した結果である。エメリー・ペーパーにより施した細線の変形によりモードⅡき裂進展に伴うき裂先端の変形挙動を観察することができる。Fig. 5 (a)~(c), (d)~(f) はそれぞれ 7N01-T4 HAZ および 7075-T6 であり, 以下に示すように, き裂進展過程の二つの典型的な例を示したものである。7N01-T4 HAZ の場合は, き裂先端のせん断変位に対応する長さ AB だけき裂が進展しているのに対し, 7075-T6 の場合には AB の先に, 更に C までき裂が進展していることがわかる。これらの観察結果より, 7N01-T4 HAZ (a)~(c), 7075-T6 (d)~(f) のそれぞれに対応する二つの進展機構を模式的に, Fig. 6 (a)~(c), (d)~(f) に示す。

Fig. 5. Plastic deformation around a crack tip during one load cycle. Lines scribed on the specimen surface by emery paper show the deformation around the crack. (a), (b), (c) show 7N01-T4 HAZ and (d), (e), (f) show 7075-T6. Horizontal arrows in (b) and (e) show the direction of shearing stress.

Fig. 6. Schematic illustration of the process of mode II fatigue crack growth. Model 1 for 7N01-T4 HAZ and Model 2 for 7075-T6.

まず、モデル1では、荷重最小から最大に至る負荷過程で、Fig. 6 (a)→(b)で示すように、き裂下面にすべりにより新しい面ABが形成され、荷重最大から最小に至る除荷過程((b)→(c))で、周辺部の弾性除荷により逆方向のすべりが起り、き裂上面に新しい面A'B'が形成される。AB≒A'B'と考えられ、このようなき裂先端のせん断変位を $\Delta(CTSD)_e$ とすると、1サイクル当りのき裂進展量 da/dN は $\Delta(CTSD)_e$ となる。一方、モデル2においては、負荷過程(図6(d)→(e))で、モデル1と同様なすべりによる新しい面ABの他に、き裂前方にすべり面に沿うき裂が生じ、き裂下面にBC、き裂面上にA'C'が形成される。このき裂前方のすべり面に沿って生ずるき裂をせん断誘起分離(Shear Induced Decohesion, SID)と呼ぶことにする。続く除荷過程((e)→(f))で、モデル1と同様に逆方向のすべりによりき裂上面に新しい面C'D'が形成される。モデル2においてはAB≒C'D'≒ $\Delta(CTSD)_e$ 、更にBC≒A'C'≒SIDと考えられ、1サイクル当りのき裂進展量 da/dN は $\Delta(CTSD)_e + SID$ となる。

なお、他の材料の観察結果も含めて、7N01-T4溶接部各部、2017-T3はモデル1の進展機構で、7075-T6はモデル2の進展機構であることが確認できた。しかし、モデル2におけるせん断誘起分離は、き裂前方のすべりの量がある値以上のときに起ると考えられることから、モデル1で進展する材料も高 ΔK_{II} レベルになるとモデル2の進展機構へと移行するものと思われる。

Fig. 6中に $\Delta(CTSD)_P$ で示すような、繰返し塑性域境界線上におけるせん断変位のき裂先端位置における値をレプリカ上で測定し、 ΔK_{II} で整理した結果をFig. 7に示す。Fig. 7には、 da/dN - ΔK_{II} 特性の他に、次式により計算したBCS理論によるせん断変位の量も示してある。

$$\Delta\Phi(a) = \frac{8(1-\nu^2)\Delta\tau_{ys}a}{\pi E} \log \left\{ \sec \left(\frac{\pi}{2} \frac{\Delta\tau}{\Delta\tau_{ys}} \right) \right\} \\ \approx \frac{(1-\nu^2)(\Delta K_{II})^2}{E\Delta\tau_{ys}}, \quad \frac{\Delta\tau}{\Delta\tau_{ys}} \ll 1 \quad (1)$$

ここに $\Delta\tau$ =せん断応力範囲、 $\Delta K_{II} = \Delta\tau\sqrt{\pi a}$ 、 $\Delta\tau_{ys} \approx$

Fig. 7. Cyclic crack tip shear displacement $\Delta(CTSD)_P$, da/dN and $\Delta(CTSD)$ by BCS model as the function of ΔK_{II} .

Fig. 8. Matching fractograph of mode II fatigue fracture surface of 2017-T3, $\Delta K_{II}=26 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$. (b) and (d) show the higher magnification views of the area in the rectangle in (a) and (c), respectively. A, B, C... in (a) show the inclusions which correspond to A', B', C'... in (c). Macroscopic direction of fatigue crack growth is from left to right.

Fig. 9. Matching fractograph of mode II fatigue fracture surface of 7075-T651, $\Delta K_{II}=25 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$. (b) and (d) show the higher magnification views of the area in the rectangle in (a) and (c), respectively. A, B, C... in (a) show the inclusions which correspond to A', B', C'... in (c). Macroscopic direction of fatigue crack growth is from left to right.

$2\tau_{ys}$ =繰返しせん断降伏応力範囲, ν =ポアソン比, E =ヤング率である。Fig.7 よりわかるように, $\Delta(CTSD)_P$ は $\phi(a)$ とよく一致しており, すべての材料に対して狭いバンド内に入っている。また, $da/dN-\Delta K_{II}$ 特性と比較すると, 7N01-T4溶接部各部および2017-T3 では da/dN は $\Delta(CTSD)_P$ より少し低目の値を示しているのに対し, 7075-T6 の場合は ΔK_{II} が約 $20 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ より大きい範囲で da/dN が $\Delta(CTSD)_P$ より大となっている。この現象は, Fig.5 および Fig.6 に示した 7075-T6 とその他の材料におけるモード II 疲労き裂進展機構の差に起因するものと考えられる。

5 モード II 疲労き裂進展破面のマッチング観察

Fig.8 および Fig.9 に, それぞれ, 2017-T3 および 7075-T651 の破面を示す。図(a)中の A, B, C, ... および図(c)中の A', B', C'... で示される介在物の対応からわかるように, 図(a)と(c)は対応する位置における上下破面を示している。Fig.8 によると 2017-T3 の場合には破面を形成するすべり面のステッ

プに対応すると考えられる波状の線の形態などに上下破面間での対応はほとんど見られない。これに対し, Fig.9 によると 7075-T651 の場合には上下破面で全体的にかなり形態上の対応が見られるが, モード I 進展におけるような微視的に明確な対応は見られない。すなわち, 一般にモード II 進展においては, 上下破面間の微視的対応はないと言えることができる。また, Fig.8, 9 にみられる波状の模様は, 高倍率で観察すると (Fig.8, 9 の(b), (d)), Fig.10 に模式的に示すように, き裂進展方向に対して上下破面ともに同一の方向を向いている。このことは, Fig.6 のき裂進展機構のモデルによると, き裂下面にすべりによって生じ

Fig. 10. Schematic illustration of step-like pattern seen in mode II fatigue fracture surfaces. Please refer the direction of the step in the Fig.8 and Fig.9.

る新生面 (Fig. 6 (b), (c), (e), (f)中の AB) とき裂上面にすべりによって生じる新生面 (Fig. 6 (c)中の A'B', Fig. 6 (f)中の C'D') とは, それぞれ逆方向のせん断応力によって生じることと対応しており, Fig. 6 のき裂進展モデルの妥当性を裏付けている結果と考えられる。また, このように, 上下破面がそれぞれ別のすべり過程により独立に生ずるとすると, 上下破面間の微視的対応はないことが予想されるが, このことも観察結果と一致している。

6 結 言

アルミニウム合金 7N01-T4 溶接部各部, 2017-T3, 7075-T6, -T651 について, モードⅡ疲労き裂実験を行い, 以下の結論を得た。

(1) アルミニウム合金において, モードⅠ疲労き裂進展特性 ($da/dN-\Delta K_{Ieff}$ 関係) は材料による差異が小さいのに対して, モードⅡ進展特性 ($da/dN-\Delta K_{II}$ 関係, ΔK_{IIth} (mode II growth)) は強い材料依存性を示す。

(2) モードⅡ進展におけるき裂先端近傍の変形挙動のレプリカ法による観察結果に基づいて, 二つのモードⅡ進展機構を提案し, 7075-T6とその他の材料で進展機構が異なることを示した。

(3) 繰返し塑性域境界線上におけるき裂先端位置でのせん断変位 $\Delta(CTSD)_P$ はすべての材料でほぼ一致

し, 更に BCS 理論によるせん断変位ともよく一致する。

(4) 2017-T3, 7075-T651のモードⅡ疲労き裂進展破面のマッチング観察を行い, 上下破面間での微視的対応のないこと, その他の観察された破面形態の特徴は(2)で提案されたモードⅡ進展機構と矛盾しないことを示した。

(昭和59年11月14日 第17回疲労シンポジウムにて講演)

参 考 文 献

- 1) 大塚昭夫, 森 要, 大島崇文, 津山青史, 材料, **29**, 1042 (1980).
- 2) A. Otsuka, K. Mori, S. Tsuyama and Y. Sumiya, Analytical and Experimental Fracture Mechanics, G. C. Sih and M. Mirable, Eds., Sijthoff & Noordhoff, 375 (1981).
- 3) 大塚昭夫, 森 要, 第27回材料強度と破壊国内シンポジウム論文集, p. 43 (1982).
- 4) 大塚昭夫, 東郷敬一郎, 山田省三, 日本機械学会講演論文集, No. 830-10, 219 (1983).
- 5) 大塚昭夫, 宮田隆司, 東郷敬一郎, 山田省三, 木場 孝, 第16回疲労シンポジウム論文集, p. 26 (1982).
- 6) B. A. Bilby, A. H. Cottrell and K. H. Swinden, Proc. Roy. Soc., A, **272**, 304 (1963).