時効硬化 Al 合金 6061-T6 の超音波疲労特性*

皮籠石 紀雄^{*1}, 陳 強^{*1}, 燕 怒^{*2}
王 清 遠^{*3}, 後 藤 真 宏^{*4}

Ultrasonic Fatigue Properties of an Age-Hardened Al Alloy 6061-T6

Norio KAWAGOISHI^{*5}, Qiang CHEN, Nu YAN,
Qingyuan WANG and Masahiro GOTO^{*5} Department of Mechanical Engineering, Kagoshima University,
1-21-40 Korimoto, Kagoshima-shi, Kagoshima, 890-0065 Japan

In order to investigate the influence of loading frequency on the fatigue properties of Al alloy, ultrasonic fatigue tests were carried out for an age-hardened Al alloy, 6061-T6. The results were compared with those of rotating bending fatigue in view points of initiation and propagation behavior of a crack and fracture mechanism. Fatigue life was longer in ultrasonic fatigue than in rotating bending fatigue, which was mainly caused by the suppression of crack initiation. In ultrasonic fatigue, many fatigue voids and cleavage cracks were observed on the fracture surface in addition to the shear mode cracks, striations and dimples, which were typical fracture modes in rotating bending.

Key Words: Ultrasonic Fatigue, Rotating Bending, Age-hardened Al Alloy, 6061-T6, Crack Initiation, Crack Propagation, Fatigue Void

1. 緒 言

Al 合金は軽量化を目的に、各種輸送用機器を初め多くの機器や構造物に使用されている。これらの機器や構造物の中には、環境問題や経済的観点から長期間使用され高齢化したもの、あるいは今後長期使用が予想されるもの等、長寿命域における疲労設計および保守を必要とするものが増加している。

しかし、長寿命域とくに 10^7 回を越える超長寿命域の疲労特性には不明な点が多く、それに対する設計基準の確立は急務の課題である。そのため最近高強度材を中心に長寿命疲労特性に関する多くの研究が行われており、破壊機構や疲労寿命の評価法等少しずつ明らかにされつつある^{(1)~(11)}。このような長寿命域の疲労特性を明らかにするには、疲労試験そのものによ

くの労力と時間を要する。そのため加速試験として超音波疲労試験による評価が試みられている^{(12)~(19)}。超音波疲労の場合、高速下で使用される機器の場合を除き、通常の繰返し速度での試験との相違、すなわち疲労強度、破壊機構、き裂伝ば速度等に及ぼす繰返し速度の影響、さらには試験時間の相違に起因する環境の影響等を明らかにする必要がある。

著者らは、これまで上記の観点から、Ni 基超合金 Inconel 718⁽¹⁸⁾ と高強度 Al 合金 7075-T6⁽²⁰⁾ の超音波疲労特性を調べ、超音波疲労の場合、通常使用される繰返し速度下での試験よりき裂発生は抑制され疲労寿命は長いこと、疲労破面にはボイドや粒界割れ等き裂伝ばの加速要因が存在するなどき裂伝ば機構にも相違が生じることを明らかにした。しかしこれらの結果には材質の違いが影響することと考えられ、結晶構造、繰返し特性その他の性質が異なる場合について検討しておく必要がある。

そこで本研究では、時効硬化 Al 合金 6061-T6 の押出し材を用いて超音波疲労試験を行い、通常使用される繰返し速度での疲労試験である回転曲げ疲労試験の結果と比較し、疲労強度、き裂発生および伝ば寿命として破壊機構に及ぼす繰返し速度の影響について検討した。

* 原稿受付 2003 年 7 月 17 日。

^{*1} 正員、鹿児島大学工学部(〒890-0065 鹿児島市郡元 1-21-40)。^{*2} 学生員、鹿児島大学大学院理工学研究科。^{*3} 正員、四川大学(中国、四川省)。^{*4} 正員、大分大学工学部(〒870-1192 大分市旦野原 700)。

E-mail: hiro@mech.kagoshima-u.ac.jp

2. 材料、試験片および実験方法

用いた材料は、時効硬化した状態で納入された市販の耐食 Al 合金 6061-T6 押出し材である。その化学成分と機械的性質を表 1、2 にそれぞれ示す。図 1 に試験片の形状、寸法を示す。超音波疲労用の試験片は引張圧縮用で、試験片中央の最小部の応力が最大となるように設計した⁽²¹⁾。超音波疲労試験の場合、 $S-N$ 曲線、き裂発生および伝ば挙動の観察のいずれも図 1 (a) の試験片を用いて行ったが、回転曲げ疲労試験の場合、 $S-N$ 曲線は図 1 (b-1) の試験片で求め、き裂の発生および伝ば挙動は図 1 (b-2) の試験片を用いて調べた。

試験片はすべて機械加工の後電解研磨により表面を約 $20\ \mu\text{m}$ 除去してから実験に供した。応力繰返しに伴う表面状態の変化の観察およびき裂長さの測定はレプリカ法を用いて光学顕微鏡で行った。き裂長さは円周方向に沿う表面長さで定義した。用いた試験機は、超音波工業製の超音波疲労試験機（繰返し速度約 19.5 KHz）、通常の繰返し速度の場合、 $S-N$ 曲線を求めるのに 4 連式の片持ち式回転曲げ疲労試験機（繰返し速度 52.5 Hz）、試験片表面の観察用として小野式回転曲げ疲労試験機（容量 $1.5\text{ N}\cdot\text{m}$ 、繰返し速度約 50 Hz）であり、応力比はすべて $R=-1$ で試験した。実験は室温、大気中で行った。超音波疲労の場合、き裂が発生すれば、共振周波数が低下し応力は変化する。本研究では、この影響を小さくするため、周波数自動追従装置により定振幅制御が行えるようにした。さらに、高い繰返し速度による加熱を避けるため応力レベルに応じて荷重時間と停止時間をそれぞれ 0.2~1 秒と 1~3 秒の範囲内で設定し間欠負荷試験とした。このとき非接触式の温度計で測定した試験片中央部の温度上昇は 3°C 以下であった。

3. 実験結果および考察

図 2 に、超音波疲労と回転曲げ疲労における $S-N$ 曲線を示す。両試験における疲労強度を比較すると、高応力域ではほぼ等しいが、低応力になると超音波疲労の方が多少高く、応力の低下に伴いその差は大きくなる傾向がみられる。通常の繰返し速度における引張圧縮の疲労試験と回転曲げ疲労試験の間の疲労強度を比較する場合、両試験法における応力勾配の影響で回転曲げの方が高強度側になると考えられるが^{(22),(23)}、そのことを考慮すれば超音波疲労強度は、回転曲げ

Table 1 Chemical compositions (mass %)

Si	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti
0.58	0.20	0.01	0.98	0.07	0.01	0.02

Table 2 Mechanical properties

Temperature	$\sigma_{0.2}$ (MPa)	σ_B (MPa)	σ_T (MPa)	Ψ (%)
R.T.	290	313	536	60.9

$\sigma_{0.2}$: 0.2% proof stress

σ_B : Tensile strength

σ_T : True breaking stress

Ψ : Reduction of area

(a) For ultrasonic fatigue

(b-1) For S-N curve

(b-2) For successive observation of crack

(b) For rotating bending fatigue

Fig. 1 Shape and dimensions of specimens (in mm)

Fig. 2 $S-N$ curves

のそれよりさらに高いことになる。なお長寿命域も含め、破壊したすべての試験片は、表面を起点としていた。

図 3 に、超音波疲労と回転曲げ疲労における応力繰返しに伴う表面状態の変化を示す。いずれの試験でも、粒内すべりを起点にき裂は発生し、その後粒界で伝ば方向を変えながら成長しており、表面でみる限りき裂発生及び初期伝ばにおける特徴には両試験法の差はみられない。しかしき裂がある程度長くなると、回転曲げ疲労では結晶粒界毎に伝ば方向を変えジグザグに伝ばするものの、巨視的には引張応力支配で伝ばするのに対し、超音波疲労の場合、同じせん断形き裂でも伝ば方向は巨視的には試験片軸に対し約 30° 傾斜している。この傾向は高強度 Al 合金 7075-T6 の押出し材でもみられた⁽²⁰⁾。押出し材の集合組織は横断面が $\{100\}$ 面と $\{111\}$ 面からなり、 $\{100\}$ 面と $\{111\}$ 面のなす角度が 54.7° である⁽²⁴⁾ことを考慮すると、この伝ば方向の変化には集合組織が関係しているものと考えられる。

Fig. 3 Change in surface state due to stress repetitions under (a) ultrasonic and (b) rotating bending fatigue with loading axes along horizontal direction

図 4 に、超音波疲労と回転曲げ疲労の場合におけるき裂伝ば曲線を示す。

図 5 は図 4 の横軸の繰返し数を破断寿命で基準化したものである。超音波疲労の場合、き裂発生が遅れることと、き裂がある程度長くなるとき裂伝ばは逆に速くなることがわかる。後述するように回転曲げ疲労の場合、本材料の繰返し軟化特性に関係して、発生したき裂は激しい凹凸を形成しながら伝ばする。その結果全寿命の多くがき裂伝ば寿命であり、しかもき裂が長くなっても伝ば速度の増加は小さく、結果として 1 mm 以上の比較的長いき裂の伝ば過程が多い⁽²⁵⁾。しかし超音波疲労の場合、き裂発生抑制と長いき裂での加速のため全寿命に占めるき裂伝ば寿命の割合は減少する。

図 6 に、超音波疲労および回転曲げ疲労の場合におけるき裂伝ば速度とき裂長さの関係を示す。全体として、き裂伝ば速度におよぼす繰返し速度の影響は大き

Fig. 4 Crack growth curves

Fig. 5 Crack length as a function of N/N_f

くない。しかし詳細にみると高応力の場合、超音波疲労のき裂伝ば速度は回転曲げ疲労のそれより若干速いのに対して、低応力ではき裂が短ければ超音波疲労の方は逆に遅く、あるき裂長さを超えると超音波疲労におけるき裂伝ば速度の急激な上昇傾向がみられる。

図7に、超音波疲労および回転曲げ疲労の場合における巨視的な破面写真を示す。いずれの試験でも凹凸の激しい破面であり、巨視的には大きな相違は認められない。

図8、9は両試験における破面を、図7の巨視的破面に対比させて拡大し、詳細に観察した写真である。

Fig.6 Crack growth rate as a function of crack length

Fig.7 Typical fracture surfaces of A6061 under rotating bending fatigue (a) and ultrasonic fatigue (b) at a stress amplitude of $\sigma_a = 151$ MPa, respectively.

Fig.8 Magnifications of the areas as indicated in Fig. 7a (rotating bending): (a) crack initiation "I", (b) transgranular facet "F", (c) striations "S", (d) voids in striations "V", and (e) dimples "D".

Fig.9 Magnifications of the areas as indicated in Fig. 7b (ultrasonic): (a) crack initiation “I”, (b) voids after crack initiation “V1”, (c) voids on transgranular facet “V2”, (d) striations “S”, (e) intergranular cracking “IC”, (f) river pattern cracking “R”, and (g) dimples “D”.

図8からわかるように、回転曲げ疲労の場合、表面観察からも示唆されたように、すべりにより発生したき裂(図8(a))がせん断方向に伝ばした後、粒界で伝ば方向を変えている。そしてその後も同様な成長を続け、結果として多くの粒内ファセットが凹凸の大きな破面を形成している(図8(b))。その後はストライエーションの割合が増加し(図8(c),(d))、ディンプル形成(図8(e))を経て最終破壊している。

一方超音波疲労の場合、図9からわかるように、き裂発生は回転曲げ疲労と同様すべり面分離によるもので(図9(a))、メカニズムは同じだと考えられる。しかしその後多数のボイドが観察され(図9(b))、さらにその後も回転曲げ疲労と同様な粒内ファセットが観察されるが、その中に規則性をもって配列したボイドが観察される(図9(c))。またその間やその後にはストライエーションが観察されるが(図9(d))、その後は粒界われ(図9(e))やリバーパターン(図9

(f))も多く観察されるようになり、ディンプル形成(図9(g))を経て最終破壊している。

以上のように、超音波疲労の場合、回転曲げ疲労の場合に比較して、き裂発生にはメカニズムの相違はみられないが、き裂伝ば過程で異なるメカニズムが混在しており、それらはすべてき裂伝ば速度を加速する要因である。

上述の結果を考慮して、超音波疲労と回転曲げ疲労における疲労寿命の差を考察すれば次のようになる。

先ずき裂発生には両試験間におけるメカニズムの差はみられない。したがって、超音波疲労におけるき裂発生のは遅れは、高負荷速度によるすべり抵抗の増加、⁽²⁶⁾、⁽²⁷⁾が主な原因である⁽¹⁴⁾と考えられる。次にき裂伝ば過程の場合、すべりき裂やストライエーション形成による伝ば過程では上記のすべり抵抗の増加に基づく伝ば抑制効果が働くが、それとは逆にボイドやへき開割れの混在による加速効果が働き、結果とし

Fig.10 Particle of precipitate observed on shear mode fracture surface in ultrasonic fatigue

Fig.11 Magnification of fatigue voids observed on shear mode fracture surface in ultrasonic fatigue (Arrow indicates shear direction)

て相反する両者の効果の大きさがき裂伝ば速度の差に反映される。そしてき裂が長くなったところでのき裂伝ば速度の加速は、粒界割れやへき開割れの増加に起因しているものと考えられる。また全寿命に占めるき裂伝ば寿命の割合は一般に高応力ほど大きい。したがって、疲労寿命は応力が低くなるほど超音波疲労の方が長くなったものと理解される。なお、超音波疲労の場合、き裂が長くなると（本研究の場合約1mm以上）応力の評価が困難になる⁽²⁸⁾ので、き裂が長くなったところでのき裂伝ば速度や破壊機構の詳細についてはさらに検討を要する。

ところで、前述したように超音波疲労の破面には多くのボイドが観察された。このボイド形成箇所は、き裂発生直後（図9(b)）と粒内ファセット上（図9(c)）

である。後者の粒内ファセット上にあるボイドの形成メカニズムについては以下のように考えられる。

まず、ボイド形成箇所が粒内ファセット上にあり、それは規則的に並んでいる。通常時効硬化した Al 合金では、析出粒子は母相 Al の (111) 面や (100) 面の特定の面に形成される⁽²⁹⁾。また図 10 に示すように、一部のボイドの中には析出粒子と考えられる粒子が観察されることから、析出粒子が核となってボイドが形成されたものと考えられる。さらにボイドを拡大した図 11 に示したボイドの縁を詳細にみると、図中矢印の方向に多少流れた形状をしており、せん断応力下におけるディンプル形成時にみられる特徴を呈している。このことから、すべり面上を伝ばするき裂先端の塑性域内にある析出粒子を核にボイドが発生し、それがき裂と合体し、この過程を繰り返しながらき裂は伝ばしたものと推定される。なお、このようなボイドは、一般に用いられる繰返し速度の回転曲げ疲労でも観察されたが（図8(d)）、それは非常に少ない。この理由として、超音波疲労の場合、析出粒子を包むマトリックスが高速繰返しで硬化するため繰返し応力に対する塑性変形によるひずみ吸収が減少し、そのため析出粒子とマトリックス間のはくりが生じやすくなったことが考えられる。

一方、き裂発生直後に観察された多くのボイドの形成機構については現在のところ明らかでない。ただ前述した延性破壊から脆性破壊に遷移し、最後に延性破壊するという超音波疲労における破壊の過程は、ちょうど衝撃破壊におけるすべり面分離、ディンプル形成からへき開割れそしてディンプルを形成して最終破断に至るのに類似している。このことから高速変形する超音波疲労と衝撃破壊に類似点が存在する可能性が推定される。

なお、以上のようなボイド形成は、前報の 7075-T6 押出し材でも観察され⁽²⁰⁾、時効硬化 Al 合金に共通する破壊機構だと考えられる。

4. 結 論

時効硬化 Al 合金 6061-T6 の押出し材を用いて超音波疲労試験を行い、疲労強度、き裂発生および伝ば挙動さらに破壊機構を回転曲げ疲労試験の結果と比較した。おもな結論は以下の通りである。

- (1) 超音波疲労強度は回転曲げ疲労強度より高く、その差は応力の低下に伴い大きくなる。

(2) き裂発生は回転曲げ疲労より超音波疲労の方が遅い。

(3) 破壊機構に対する繰返し速度の影響は、き裂発生過程ではみられないが、き裂が長くなると回転曲げ疲労では粒内ファセットとストライエーションが観察されるのに対し、超音波疲労の場合、回転曲げ疲労と同様粒内ファセット、ストライエーションに加え、き裂発生後の初期伝ばとその後に形成される粒内ファセット上にボイドが、また粒界ファセットやリバーパターンの脆性破壊が観察された。とくに粒内ファセット上のボイドは、すべり方向に規則的に並んで形成されていた。

(4) 超音波疲労におけるき裂発生の遅れは、高速変形によるすべり抵抗の増大が主因であり、き裂伝ばの加速はボイドやへき開割れに起因している。

謝辞

本研究は、科学研究費補助金基盤研究 C (課題番号 No.13650096) の補助を受けた。記して謝意を表する。なお、本研究の遂行に、試験片作成等を通じて協力いただいた鹿児島大学工学部中央実験工場の有馬武城氏と萩原孝一氏に謝意を表する。

文 献

- (1) 黒島義人・池田隆・原田三徳・原田昭治, 機論, **64**-626, A(1998), 2536-2541.
- (2) 塩澤和章・魯連涛・石原外美, 材料, **48**-10(1999), 1095-1100.
- (3) 中島正貴・酒井達雄・清水利弘, 機論, **65**-640, A(1999), 2504-2510.
- (4) 村上敬宜・野本哲志・上田徹・村上保夫・大堀学, 材料, **48**-10(1999), 1112-1117.
- (5) 中村孝・金子真・風見志郎・野口徹, 材料, **49**-10(2000), 1148-1154.
- (6) 阿部孝行・古谷佳幸・松岡三郎, 機論, **67**-664, A(2001), 1988-1995.
- (7) 小熊規泰・酒井達雄, 材料, **50**-5(2001), 516-523.
- (8) 古谷佳幸・松岡三郎・高木周作, 機論, **68**-665, A(2002), 41-48.
- (9) 沢井達朗・木村勇次・津崎兼彰・竹内悦男・松岡三郎, 機論, **68**-665, A(2002), 48-56.
- (10) 古谷佳幸・松岡三郎・阿部孝行・山口弘二, 機論, **68**-667, A(2002), 477-476.
- (11) 植田徹・村上敬宜, 機論, **69**-681, A(2003), 908-915.
- (12) 山根雅巳, 機論, **30**-215(1964), 772-779.
- (13) 菊川真・大路清嗣・小倉敬二, 機論, **32**-235(1966), 363-370.
- (14) 栗谷丈夫・片桐一宗, 機論, **34**-261(1966), 833-841.
- (15) Stanzl-Tschegg, S.E. and Tschegg, E.K., ASME, STP, **791**(1984), II 3-II 8.
- (16) 石井仁・江原隆一郎・山田義和・皆川邦典, 材料, **42**-481(1993), 1218-1223.
- (17) Wang, Q.Y., Berard, J.Y., Dubarre, A., Baudry G., Rathery, S. and Bathias, C., Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct., **22**(1999), 667-762.
- (18) 陳強・皮籠石紀雄・西谷弘信・大坪謙一・王清遠・近藤英二, 機論, **68**-672, A(2002), 1192-1197.
- (19) 堤紀子・城本晃・村上敬宜, 機論, No.038-1(2003-3), 5-6.
- (20) 皮籠石紀雄・陳強・燕怒・王清遠・近藤英二, 機論, **69**-688, A(2003), 1672-1677.
- (21) Wang, Q.Y. and Bathias, C., Technical report of CNAM, Paris, 1997.
- (22) 小川壽・幡中憲治, 機論, **55**-513, A(1989), 1088-1094.
- (23) 皮籠石紀雄・王習術・西谷弘信・後藤真宏・田中秀穂, 機論, **63**-624, A(1997), 2092-2097.
- (24) 皮籠石紀雄・西谷弘信・山田繁治・宮城雅夫・田中哲志, 機論, **60**-577, A(1994), 2037-2041.
- (25) 西谷弘信・皮籠石紀雄, 機論, **51**-462, A(1985), 530-533.
- (26) 三浦和弥・高木周作・古君修・谷村眞治, 材料, **47**-10(1998), 1053-1058.
- (27) 谷村眞治・三村耕司・榎田努, 材料, **50**-3(2001), 210-216.
- (28) Puškár, A. and Várkonyi, L., Fatigue & Fracture of Engineering Materials and Structures, **9** (1986), 143-150.
- (29) 軽金属学会編, アルミニウムの組織と性質, 1991, 302.