アルミニウム合金における疲労亀裂伝播について

志村 宗昭**・大日方一司**

Fatigue crack propagation in aluminum alloys

(UDC 669.715 : 539.42)

SHIMURA Muneaki and OBINATA Ichiji

Fatigue crack propagation in aluminum alloys was studied in thin plate under plane bending the microscopic observation of the surface of specimen and electron fractography.

There were two types of fatigue crack propagation according to the conditions of ageing. One was a continuous growth type; for instance, in Al-1.5% Mg₂Si alloy after natural ageing, the fatigue crack was generated at the central hole of the specimen and was developed to grow up until final failure. The other was a discontinuous propagation type; for instance, the fatigue crack of the above alloy, fully age-hardened, predominantly propagated by the linking of many isolated cracks.

The results of analysis for the growth of fatigue crack by Master curve method showed that there were two stages of the growth and only the 1st stage depended on ageing conditions. The rate of growth in the 2nd stage would be a function of the product of grass strain amplitude, ε_a and a square root of half crack length, $\sqrt{l}$. The transition from the 1st to the 2nd stage also depended on the ageing conditions.

The examination of the fatigue fracture by electron fractography showed that characteristic feature of the fracture surface depended on the stage of crack growth and the ageing conditions. The 1st stage was the shear mode of crack growth and the surface was often characterized by parallel lamellae along the direction of the growth of the crack. The 2nd stage was the tensile mode of crack growth and the surface was characterized by the striations normal to the local direction of the crack growth. Each striation represented the position of the front of transcrystalline crack at each load cycle. There were observed two types of striations; ductile and brittle. However, the latter was observed only in aluminum alloys fully age-hardened.

(Received Oct. 17, 1968)

1. 緒 言

時効硬化性アルミニウム合金の疲労挙動には、とくに基礎的研究を必要とする特異性があり、この特異性は時効一析出と関係がある。われわれは、さきに時効性アルミニウム合金の疲労変形中におこる変態についての研究を発表した^{1,2)}。疲労変形中の析出物の挙動は直接的には亀裂の発生に関連するものである。近年、高力アルミニウム合金の疲労に関する研究の重点は、疲労亀裂の発生の問題から伝播の問題に移っている。それは1つには、疲労亀裂伝播の過程が寿命の多くをしめることが明らかになったこと、ならびに航空機の設計思想に‘fail-safe’の概念がうけいれられるにしたがい、疲労亀裂伝播挙動についての知識が要求されるようになったため

ある。本論文では、各種のアルミニウム合金の疲労亀裂伝播の特性を、とくに時効条件と関連ずけて検討するが、その際、つぎの点に特に留意した。

従来は試料表面から観察して疲労亀裂の挙動が研究され、微視的亀裂については主に組織に関する研究^{3,4)}が、巨視的亀裂については機械工学の立場から成長速度に関する研究^{5,6)}がおこなわれてきており、両分野の関連は必ずしも緊密ではなかつた。本研究では微視的亀裂から巨視的亀裂にいたる全過程を微視的に観察し、時効条件との関連を追究した。また、疲労亀裂伝播についての試料表面からの観察結果は、必ずしも亀裂の実際の三次元的伝播挙動を説明するものではない。本研究では、疲労破面を電子顕微鏡によつて観察し、破壊組織の特徴から三次元的伝播挙動を検討し、表面からの結果と対比した。

** 東北大学金属材料研究所(仙台市)

The research institute for iron, steel and other metals, Tohoku University (Sendai)

Table 1 Chemical Composition

	Mg	Si	Cu	Fe	Mn	Zn	Cr	Ti	Al
Al-1.5% Mg ₂ Si %	1.01	0.48	0.029	0.005	0.0005	0.001	0.0003	0.0003	rest
6061	1.03	0.56	0.23	0.16	0.01	0.01	0.24	0.04	rest
Al-3.0% Cu	0.009	0.023	2.97	0.006	0.0001	0.001	0.001	0.002	rest

さらに、試料としては、この種の研究の少ないAl-Mg₂Si系、および Al-Cu 系合金を使用した。

2. 実験方法

使用した試料の化学成分を Table 1 に示す。疲労試験片の形状は Fig. 1 に示すように、中央に直径 0.4 mm の小孔をもつ、厚さ 1 mm の板状である。板状試料では bulky な試料にくらべて、亀裂伝播過程が全寿命の大部分をしめ、また亀裂問題の扱いもより容易である。この試験片を溶体化処理し、結晶粒度がほぼ 0.07 mm 程度になるように調整し、ついで種々の時効処理をし、試験片表面を研磨した後、疲労試験をおこなった。疲労条件は、常温、空气中、毎分1500回の繰返し板曲げである。試験片中央の小孔から発生し成長する疲労亀裂を、試料表面から二段レプリカを作製し、光学顕微鏡および電子顕微鏡で観察した。また、試験片の破断した面について光学顕微鏡による直接観察およびそのレプリカの電子顕

微鏡による観察をおこなった。なお、結晶の方位決定はエッチ、ピット法によった。

3. 実験結果

A. 試料表面から観察した疲労亀裂伝播の特徴

1. 疲労亀裂伝播の型

Fig. 2 は、Al-Mg₂Si 系 6061 合金の常温時効 7 day、165°C 6 hr 時効および過時効の試料の S-N 曲線である。疲労強度としては常温時効のものが良く、疲労限のようなものも存在する。時効がすすむにしたがい疲労強度は劣化している。歪振巾 2×10^{-3} 程度で破断までの繰返し数が同程度になっているが、これを疲労亀裂の伝播挙動からみるとかなり異なっている。Photo. 1 は6061の常温時効 7 day の試料を $\pm 1.42 \times 10^{-3}$ の歪振巾で 5.5×10^5 回くりかえしひずみを与えた場合の疲労亀裂である。疲労亀裂は試験片中央小孔から最大引張り応力方向にほぼ直

Fig. 1 Shape of Specimen

Fig. 2 S-N curves for 6061 alloys

Photo. 1 Growth of fatigue crack in 6061 alloy aged at room temperature for 7 days.
 $\epsilon = \pm 1.42 \times 10^{-3}$, 5.5×10^5 cycles

Photo. 2 Propagation of fatigue cracks in 6061 alloy aged at 200°C for 100 hours.
 $\epsilon = 1.22 \times 10^{-3}$, 3.25×10^5 cycles

角方向に連続的に成長している。この主亀裂以外に独立した小亀裂も存在しないわけではないが、その数は少ない。このような場合を連続型と呼ぶことにする。**Photo. 2**は200°C 100 hr 時効処理の試料を歪振巾 1.22×10^{-3} で 3.25×10^5 回くりかえしひずみを与えた場合の疲労亀裂である。試験片中央小孔からほぼ引張応力に直角方向に亀裂が成長しているが、かなり不規則である。この主亀裂の周囲および前方に非常に多数の独立亀裂が存在している。この独立亀裂が連結して破断にいたるのであるが、このような場合を不連続型と呼ぶことにする。

2. 疲労亀裂の成長とその解析

Fig. 3は、6061合金の常温時効7 dayの試料の、各歪振巾ごとの疲労亀裂の成長を示す。試験片中央小孔の両側から成長した亀裂の先端と先端の長さを最大引張応力の直角方向に測定し、その $\frac{1}{2}$ を縦軸にとり、横軸にくりかえし数をとつてある。歪振巾が小さいと亀裂成長はしだいに緩慢となり、ついには停留亀裂になる。成長速度をくりかえし数に応じてplotすると**Fig. 4**のようになる。成長速度はその初期にはかなり大きい、しだいに緩慢となり、つぎに再び増加して破断にいたる。初期成長は疲労寿命の数%程度で、第二段階の緩慢成長が疲労寿命の大部分をしめることがわかる。この緩慢成長の速

Fig. 3 Crack growth curve. Half-crack length vs. number of cycles for 6061 aged at room temperature for 7 days.

Fig. 4 Growth rate of fatigue crack vs. number of cycles for 6061 alloy aged at room temperature for 7 days.

度は歪振巾にきわめて敏感である。

以上の結果を、亀裂の成長速度が亀裂の長さに比例するとする Frost-Dugdale⁷⁾の方法で整理し、縦軸に亀裂長さの対数をと、横軸に繰返し数をとると、**Fig. 5**のようになる。初期および後期ではずれるが、大体直線関係にのっていることがわかる。Frost-Dugdaleの式は

$$\frac{dl}{dN} = Af(\sigma)l \dots \dots \dots (1)$$

であらわされる。ここで A は材料定数、 $f(\sigma)$ は繰返し応力の関数である。 l は亀裂長さ、 N は繰返し数。この式の $f(\sigma)$ を、繰返しひずみの関数 $g(\epsilon)$ とし、この関数の形をベキ関数と仮定する。縦軸に、**Fig. 5**の直線関数の勾配 K の対数をと、横軸に歪振巾の対数をとつてplotすると、ほぼ直線上にのる。この直線の傾斜はベキ関数の指数をあらわし、この直線を外装すると材料定数を求めることができる。**Fig. 6**はこの結果で、他の条件の合金についても記入してあるが、指数はいずれの場合も大体8である。材料定数をみると

6061 常温時効 7 day	7.15×10^{-8}
Al-1.5% Mg ₂ Si 過飽和固溶体 常温時効 7 day	5.7×10^{-8}
Al-5% Mg	4.35×10^{-8}

となり、Al-5% Mg合金の亀裂伝播がきわめて緩慢であることがわかる。

つぎに時効に伴う疲労亀裂成長速度の変化について検討する。Al-3.0% Cu合金の130°C時効に伴う、破断までの繰返し数の変化をとった一例が**Fig. 7**である。この歪

Fig. 5 Log (half-crack length) vs. number of cycles for 6061 alloy aged at room temperature for 7 days.

振巾 ($\pm 1.63 \times 10^{-3}$) の場合には、130°C 時効の初期では疲労強度は向上し、0.5 hr 時効では 10^7 回までに破断を示さなかつた。さらに時効がすすむと破断までのくりかえし数はしだいに減少する。時効がすすむと疲労亀裂伝播の型はしだいに不連続型に移行するが、一応連続型に属するとおもわれる範囲のものについての疲労亀裂成長曲線を **Fig. 8** に示す。130°C 0.5 hr 時効でも亀裂を発生するが、成長速度は非常に緩慢である。成長速度を繰返し数に応じて plot すると **Fig. 9** のとおりで、大部分で成長速度が、初期、緩慢、急速の三段階にわたって変化する。ところが、130°C 0.5 hr 時効では、この急速成長段階がおこらず、成長速度は減少をつづけている。

以上の結果を、疲労亀裂成長速度は亀裂先端の応力拡大係数の指数関数であると仮定する Master curve met-

hod⁹⁾ で解析してみる。この半経験的方法では、亀裂成長速度は

$$\frac{dl}{dN} = A(\sigma_a \sqrt{l})^n \dots \dots \dots (2)$$

であらわされる。ここで A は定数、 $\sigma_a \sqrt{l}$ は亀裂先端における応力拡大係数で、 σ_a は断面全体にかかる応力、 l は亀裂長さである。(2)式を歪拡大係数 $\epsilon_a \sqrt{l}$ に応じてかきなおすと

$$\frac{dl}{dN} = B(\epsilon_a \sqrt{l})^n \dots \dots \dots (3)$$

ここで B は定数、 ϵ_a は土のひずみの和である。成長速度の対数を縦軸にとり、歪拡大係数を横軸に対数でとって、実験結果を plot すると、**Fig. 10** のとおりである。成長は二段階に明瞭に区分される。時効時間が異なるにもかかわらず、第二段階の成長はほとんど一直線上にのり、すなわち、材料定数は同じで、その傾斜、すなわち

Fig. 6 Log k vs. log (alternate strain)

Fig. 7 Number of cycles to failure vs ageing time for Al-3.0% Cu alloy aged at 130°C.
 $\epsilon = 1.63 \times 10^{-3}$

Fig. 8 Crack growth curve. Half-crack length vs. number of cycles for Al-3.0% Cu alloy aged at 130°C.

Fig. 9 Growth rate of fatigue crack vs. number of cycles for Al-3.0% Cu alloy aged at 130°C.
 $\epsilon = 1.63 \times 10^{-3}$

指数は大体8である。時効時間による差異は第一段階にだけあらわれる。第一段階から第二段階への転移点すなわち臨界歪拡大係数の値を時効時間に対してplotすると **Fig. 11** のようになる, この場合, 130°C 0.5 hr 時効では第二段階はおこらないが, 第一段階と第二段階との交点を図上に示す。臨界歪拡大係数は時効時間とともに増加

Fig. 10 Log (crack growth rate) vs. log (strain intensity factor) for Al-3.0% Cu alloy aged at 130°C.

Fig. 11 Critical strain intensity factor vs. ageing time for Al-3.0% Cu alloy aged at 130°C.

Fig. 12 Number of cycles to critical strain intensity factor vs. ageing time for Al-3.0% Cu alloy aged at 130°C.

傾向をとつていことがわかる。臨界歪拡大係数になるまでの繰返し数を時効時間に応じて plot すると **Fig. 12** のようになり, 時効初期には増加するが, さらに時効がすすむと急速に第二段階に移行することがわかる。

つぎに, Al-1.5% Mg₂Si 合金の常温時効の場合について, 同様の検討をおこなってみる。 **Fig. 13** は, 時効時間 0, 4 day, 7 day の場合の疲労亀裂成長曲線である。これを Master curve method で整理すると, **Fig. 14** のようになる。その特徴は, **Fig. 10** の場合とほぼ同様であるが, 横軸の単位を大きくとつたために, 材料定数の差がでている。第二段階の直線から材料定数を求め, 時効時間に応じて plot すると, **Fig. 15** のようになり, 時効時間と共に材料定数が増加することがわかる。つぎに

Fig. 13 Crack growth curve. Half-crack length vs. number of cycles. Al-1.5% Mg₂Si alloy aged at room temperature.

Fig. 14 Log (crack growth rate) vs. log (strain intensity factor) for Al-1.5% Mg₂Si alloy aged at room temperature.
 $\epsilon = 1.67 \times 10^{-3}$

第一段階から第二段階へのひずみ拡大係数の転移点を時効時間に応じて plot すると、**Fig. 16** のとおりで臨界ひずみ拡大係数は時効時間と共に減少する。しかし、臨界亀裂長さまでの繰返し数を時効時間に応じて plot すると、**Fig. 17** のように、時効時間の増加と共に第一段階か

Fig. 15 Material constant vs. ageing time for Al-1.5% Mg_2Si alloy aged at room temperature.

Fig. 16 Critical strain intensity factor vs. ageing time for Al-1.5% Mg_2Si alloy aged at room temperature.

ら第二段階へ移行する繰返し数が増加する。

3. 不連続型成長と破壊経路

主亀裂の周辺および前方に多数の独立亀裂が形成され、それが連結した破断にいたる場合を不連続型と名付けた。この場合の主亀裂の成長は、前記のような方法で

Fig. 17 Number of cycles to critical strain intensity factor vs. ageing time for Al-1.5% Mg_2Si alloy aged at room temperature.

Fig. 18 Number of cycles to failure vs. ageing time for 6061 alloy aged at 165°C.

Photo. 3 Various type of fracture path. (Al-1.5% Mg_2Si alloy)

は解析できないことが多い。不連続型に属する場合、破断までの繰返し数を時効時間に応じて plot した一例が **Fig. 18** である。6061合金の165°C時効の場合である。左端に常温時効7 day の場合を比較のために示した。時効、析出の進行にともない、破断にいたる破断にいたる繰返し数は大体減少傾向を示している。

つぎに不連続型伝播の様相をもつとあきらかにするために、表面の亀裂の状況から **Photo. 3** に示すように、破断経路を、(1)すべり帯破壊。すべり帯に完全に沿う破壊。(2)粒界破壊。これには brittle 型と ductile 型とがある。(3)粒内破壊。粒内を進行するが必ずしもすべり帯に沿わない場合。以上の三種にわけ、亀裂伝播の全過程にしめる比率を、時効条件、ひずみ振巾条件に応じて示す。**Fig. 19** は、Al-1.5% Mg₂Si 合金の場合、**Fig. 20** は Al-3.0% Cu 合金の場合である。時効の初期ではすべり帯破壊が破壊経路の大部分をしめるが、時効の進行にと

Fig. 19 Percentage of various types of fracture striation for Al-1.5% Mg₂Si alloy.

Fig. 20 Percentage of various types of fracture striations for Al-3.0% Cu alloy aged at 130°C.

もない粒界破壊がふえ、過時効では粒内のすべり帯にそわない破壊も多くなっている。

B. 疲労破面の観察結果

1. せん断型成長の破壊組織

疲労亀裂は普通最大引張応力に対して大体 45° に近い角度をもつすべり帯内に発生し、すべり面に沿って成長する。このせん断型成長段階の破壊組織は、その初期においては大体次の2種からなる。1つは疲労亀裂の成長方向に平行な条痕組織を示すもので、**Photo. 4** のようなものである。**Photo. 5** はその変型である。他は比較

Photo. 4 Parallel lamellae type shear mode fracture

Photo. 5 Parallel lamellae type shear mode fracture

Photo. 6 Panar type shear mode fracture.

的広い平滑な面を示すもので、その例を **Photo. 6** に示す。いずれも Al-3.0% Cu 合金の例である。これらの組織の結晶方位関係を図示すると、**Fig. 21** のとおりで、交叉した (111) 面を含む場合には lamellae 型、1つの (111) 面の場合は平面型となる。亀裂の成長方向は $\langle 110 \rangle$ である。

せん断型の後期では、初期の形態を保存しつつ、面上に亀裂の進行方向に直角な変形組織を示すようになる。常温時効の場合には、**Photo. 7** のように ductile な様相を呈するのに対し、十分時効硬化した場合には、**Photo. 8** のように brittle な様相を呈する。これらはおそらくつぎの引張型えの過渡的形態であろう。面上の変形組織は、応力サイクルごとの亀裂前面の進行と対応するものと考えられる。**Photo. 8** の striation の巾は約 2000 Å で

Fig. 21 Schematic illustration of various types of shear fracture.

Photo. 7 Shear mode fracture at latter stage. Al-3.0% Cu alloy aged at room temperature.

Photo. 8 Shear mode fracture at latter stage. Al-3.0% Cu Alloy fully age-hardened.

ある。なお、**Photo. 8** の2つの (111) 面中、最大引張応力に直角に近い方の面の striation は浅くて平滑にちかくなっている。

材料内に存在する介在物粒子は疲労亀裂成長に影響するが、それをこのせん断型成長の場合についてみると、**Photo. 9** のように、平面を形成して進行してきた亀裂前面が介在物粒子をとおりすぎると、介在物粒子の部分から step が形成される。

2. 引張型成長の破壊組織

せん断型成長につづいて疲労亀裂は最大引張応力に対して直角の方向に成長する。このせん断型から引張型えの移行には時効条件が関係し、時効がすすむほど移行ははやくなる。**Photo. 10** は常温時効した場合の引張型成長前期の組織である。局所的な亀裂成長方向に直角に、局所的になど間隔に並んだ、いくぶん曲つた線条組織がみられる。これは各サイクルごとの亀裂前面の進行をあらわしている。したがってこの striation の間隔を測定することによってこの部分での亀裂成長速度を推定することができる。**Photo. 10** では大体 3600 Å 程度である。この組織は ductile 型 striation である。この組織は亀裂進行方向に沿う tear line によって区切られ、striation は

Photo. 9 Inclusion particle and shear mode fracture.

Photo. 10 Tensile mode fracture (Ductile type striation) Al-3.0% Cu alloy aged at room temperature.

tear line 近傍で弯曲している。

十分時効硬化した場合の引張型前期の組織は **Photo. 11** に示すような River pattern と呼ばれる組織を示す。一見、せん断型後期の組織と似ているが、lamellae が平行でなくなっている。十分時効硬化した場合に多くみられる組織は、**Photo. 12** に示すような brittle 型 striation である。亀裂成長方向に直角をなす striation と亀裂進行方向に平行な tear line からなっており、各切り子面は、cliff edge をもっている。これはへき開面である。

試料表面における亀裂の進行は試料内部よりもやや早い。試料表面を先行した亀裂は試料内部え向つても成長する。**Photo. 13** はこの状況である。

3. 粒間破壊の破壊組織

十分時効硬化した状態および過時効の状態では、亀裂の成長過程で粒間破壊がかなりの部分をしめる。また、粒界は種々の型の破壊並びに亀裂成長の方向および速度の転換点となる。**Photo. 14** は brittle 型の粒間破壊を示す。facet は平滑で、これを境にして上方は A 型 striation、下方は B 型 striation⁹⁾ にちかい様相を示している。時効硬化したアルミニウム合金の粒界の近傍には析出物の無い区域が形成されることが多い。この部分で破壊が

Photo. 11 Tensile mode fracture (River pattern)
Al-3.0% Cu alloy fully age-hardened)

Photo. 12 Tensile mode fracture (Brittle type striation) Al-3.0% Cu alloy aged at 160°C for 200 hours = 1.22×10^{-3} , 8.5×10^4 cycles.

おこると ductile 型の粒界破壊となる。この例を **Photo. 15** に示す。左方は ductile 型の粒界破壊、右方は ductile 型の粒内破壊で、いずれも striation を示している。

4. 観察結果の総括

疲労した試料の破面の観察結果をまとめると、時効硬化型アルミニウム合金の疲労亀裂伝播は、大体 **Fig. 22** に示すような経路をたどる。はじめに最大引張応力に大体 45° の方向の残存すべり帯に沿うせん断型成長で、その初期にはやや平滑な面を示すが、後期にはこの形を維

Photo. 13 Ductile striation advancing from surface to inner. Al-3.0% Cu alloy.

Photo. 14 Brittle type intergranular fracture. Al-3.0% Cu alloy.

Photo. 15 Ductile type intergranular fracture. Al-3.0% Cu alloy.

持しつつも面上に応力サイクルに対応する変形組織を示す。ついで最大引張応力に対し直角方向にすすむ引張型成長で、その初期には結晶格子面と密接な関連があるが、後期には最大引張応力に直角な面に粗大な striation が形成される。

この状況を時効条件に応じてまとめると、Table 2 のようになる。すなわちせん断型成長段階の初期では大体類似した様相であるが、十分時効硬化したものと並びに過時効では parallel lamellal 以外に planar 型並びに粒界破壊を含む。せん断型後期では明瞭な変形組織を示すが、常温時効では ductile、時効硬化状態ではより brittle な様相となる。引張型成長段階においては、常温時効で ductile な striation を示し、成長にしたがつてその粗大化、さらに dimple も観察されることがある。これに対

し十分時効硬化した状態では River pattern, brittle 型 striation、さらに引張型の粒界破壊を示し、これにも brittle 型と ductile 型とがある。過時効の場合も大体同様である。

4. 考 察

各種のアルミニウム合金の疲労亀裂伝播挙動について、試料表面からの検討と破面観察による検討をおこなった。試料表面の観察結果では亀裂がすべり帯に沿ってすすむ場合が多いようにみえる。しかし、破面の観察結果では、このような結論は亀裂伝播の全体をあらわすものではないことが明らかである。

しかし、試料表面から観察した結果も、破壊組織を観察した結果も、アルミニウム合金における疲労亀裂伝播挙動が時効一析出状態に依存することを示している。試料表面からの観察結果では、時効一析出の進行にともない、亀裂伝播の型が連続型から不連続型へ移行し、また破壊経路中粒界破壊のしめる比率が増加する。

連続型伝播の場合の亀裂成長曲線を Master curve method で解析してみると、成長段階は亀裂先端部のひずみ拡大係数に対する依存性の異なる二段階にわけられる。第一段階の存在は従来の巨視的測定で看過されていたものである。この第一段階だけがとくに時効一析出状態に大きく依存し、第一段階から第二段階へ移行するまでの繰返し数およびその際の臨界ひずみ拡大係数も時効一析出状態に依存する。第二段階では時効一析出の状態によってひずみ拡大係数えの依存指数は変化せず、材料定数の変化も小さい。この第二段階は、破壊組織から観

Fig. 22 Crack propagation process in aluminum alloy.

Table. 2 Characteristic feature of fatigue fracture in relation to ageing condition.

	Room Temp. Age.	Fully Hardened	Over Aged
SHEAR MODE	Parallel lamellae	Parallel lamellae Planar (Mirror-like) (Intercrystalline)	Parallel lamellae Planar (Mirror-like) Intercrystalline (Shear mode)
	Discrete Striation (ductile)	Discrete Striation (brittle)	Discrete Striation (brittle)
TENSILE MODE	Ductile Striation	River pattern Brittle Striation type A type B ?	Brittle Striation type A type B ?
	Coarse ductile	Intercrystalline (Tensile mode)	Intercrystalline (Tensile mode) fissure
	Dimple	ductile brittle	ductile brittle Inclusion

察した引張型成長段階に大体対応するもので、破壊組織も時効析出状態に応じてその様相が変化している。にもかかわらず、第二段階の亀裂成長速度の時効条件に対する依存性が小さいことは奇妙なことである。この事実、寿命のほとんどを引張型成長段階がしめる高ひずみ振巾疲労では金属組織の差異は亀裂伝播速度に影響しないという最近の報告^{10,11)}および延性材料に対して Coffin-Manson 関係^{12,13)}が一般性をもつことと一致し、時効性アルミニウム合金の疲労比が他の固溶強化合金に比べて低い原因の1つに brittle 型 striation 形成をあげている Forsyth の説¹⁴⁾を否定するものである。

時効条件に大きく依存する第一段階は、破壊組織のせん断型成長段階に大体対応するものと思われるが、その機構が明らかでないこと¹⁵⁾、並びに実験条件として応力集中源としての中央小孔からの成長を測定したため局部的応力条件が確定できない*などのため、ここでは立ちいった考察はおこなわない。しかし、せん断型成長は亀裂の発生に直結する段階であり、したがって亀裂の発生機構¹⁵⁾と時効析出の関係が検討されなくてはならない。せん断型亀裂が成長するための必要条件は、(i) 一組のすべり面に優先的にすべりがおこる。(ii) 長い、自由なすべりが可能である。この二点と考えられている¹⁶⁾が、これに対する析出物の影響が検討され、せん断型から引張型への移行条件が明らかにされる必要がある。Forsyth は duplex slip のおこる条件を考えているが、Photo. 9 に示した介在物粒子による facet 上の step は、析出物による影響を示唆するものである。

第一段階から第二段階への移行時に成長速度が減少するが、これは(i)エネルギー・バランス、(ii) 成長方向と成長面、(iii) 亀裂先端部の尖鋭度とその一サイクル中の変化、などの点でのせん断型成長と引張型成長の差異から考えて、その移行時に成長速度が一時的に減少するものと思われる。Williams¹⁷⁾ もこの点を指摘している。

疲労破壊組織の観察結果では、疲労亀裂の成長段階はせん断型成長、引張型成長の二段階にわけられ、これらも時効条件によつて様相を変え、とくに時効硬化状態では brittle 型 striation を示す。種々の破壊組織の特徴の詳細については、別に検討する予定である¹⁸⁾し、また、その形成機構についての最近の研究も筆者の一人によつてまとめられている¹⁹⁾ので、本稿ではこれ以上考察しないことにする。

5. 結 論

時効性アルミニウム合金における疲労亀裂伝播について、試料表面および破面を微視的に観察し、時効条件との関係を検討した。その結果をまとめるとつぎのとおりである。

試料表面から観察した結果では、

- (1) 疲労亀裂伝播は、時効の進行にともない、主亀裂の連続成長をしめす連続型から、主亀裂と多数の独立亀裂の連結を示す不連続型に移行する。
- (2) 破壊径路は、時効初期ではすべり帯に沿う場合が多いが、時効がすすむと粒界破壊が増加する。
- (3) 連続型を示す場合、亀裂成長速度は初期に大きく、ついで緩慢となり、つぎに急激に増加して最終破断にいたる。
- (4) Frost-Dugdale の方法で解析した結果では、Al-5% Mg 合金の材料定数が他の時効硬化型合金に比べてかなり小さく、したがってこの合金では亀裂伝播がきわめて緩慢であることがわかる。
- (5) Master curve method で解析した結果では、亀裂成長はひずみ拡大係数 n の依存性の異なる二段階にわけられるが、主として第一段階のみが時効析出状態に依存する。
破面の組織を観察した結果では、
- (6) 亀裂成長は、せん断型、引張型の二段階にわけられる。時効条件に応じて異なった様相を示す。
- (7) せん断型成長は最大せん断応力方向に平行にちかいすべり面に沿つてすすむが、その初期形態には平行条痕型と平面型がある。その後期では初期の形態を保存しつつ面上に亀裂進行方向に直角に、変形組織を形成する。
- (8) 引張型成長は最大引張応力方向に直角方向にすすみ局部的亀裂進行方向と成長速度に対応する striation を形成する。striation は大別して ductile 型と brittle 型にわけられ、後者は時効硬化した状態に特有のものである。

参 考 文 献

- 1) M. Shimura, Y. Takeuchi and I. Obivata: Z. Metallkde., 56 (1966), 664.
- 2) 志村, 大日方; 印刷中
- 3) N. Thompson, N. Wadsworth & N. Lovet:

* 試験片中央の小孔の底部における応力およびひずみが弾性限内にあると仮定し、Peterson¹⁹⁾によつてつくられた静的引張りの場合の図によつて計算すると、小孔による応力集中係数 K_t は大体3であつた。しかし繰返し変形の場合は切欠き係数 K_f が使用されなければならないが、だいたい $K_f < K_t$ であることはわかつており、Grover ら²⁰⁾によつて K_f と K_t の大体的関係も発表されているが、信頼性にとぼしい。最近、Bilby と Heald²¹⁾ は切欠きからの亀裂成長についての理論を発表したが、その可否は今後検討されるであろう。

- Phil. Mag., 113 (1965), 1.
- 4) M. Hempel: Proc. Inter Conf. on Fatigue of Metals, Institution of Mechanical Engineers, London (1957), 543.
 - 5) たとえば W. J. Harris: "Metallic Fatigue" Pergamon Press, 1961, 205.
 - 6) たとえば G. R. Ivwin & A. A. Wells: Metallurgical Reviews, 10 (1965), 223.
 - 7) N. E. Frost and D. S. Dugdale: J. Mech. Phys. Solids, 6 (1958), 92.
 - 8) H. F. Hardrath and A. J. McEvily: Proc. Crack Propagation Symp., 1961, Vol. 1, college of Aeronautics, Cranfield, England (1962), 231.
 - 9) C. A. Stubbington: Metallurgia, 68 (1963), 109.
 - 10) C. Laird: Ford Motor Co. Preprint for 69th Annual Meeting of the ASTM, June, 1966.
 - 11) R. K. Ham: Canadian Metallurgical Quarterly, 5 (1967), 161.
 - 12) L. F. Coffin: Appl. Mat. Research, 1 (1962), 129.
 - 13) S. S. Manson: Proc. Soc. Experimental Stress Anal., 22 (1965), 193.
 - 14) P. J. E. Forsyth: Acta Met., 11 (1963), 703.
 - 15) 志村宗昭; 日本金属学会報, 7 (1968), 210.
 - 16) P. J. E. Forsyth: Proc. Crack Propagation Symposium, Cranfield, College of Aeronautics, (1962), 76.
 - 17) H. D. Williams and G. C. Smith: Phil. Mag., 10 (1966), 835.
 - 18) 志村, 大日方; 投稿中.
 - 19) R. E. Peterson: Stress Concentration Design Factors, Johy Willy & Sons. Inc., New York, 1953.
 - 20) Grover, Gordon and Jackson: Fatigue of Metals and Structures, Report, No. NAVAER 00-25-523.
 - 21) B. A. Bilby and P. T. Heald: Proc. Roy. Soc., 305 (1968), 429.