Cu-6.0 wt % Al 合金の中応力繰返し曲げ疲労 に関するき裂の進展*

芳 賀 武**

Crack Propagation of Cu-6.0 wt % Al Alloy under the Repeated Middle Bending Stress Fatigue Tests

by

Takeshi HAGA

(Department of Mechanical Engineering, Defense Academy, Yokosuka)

In a previous paper, it was reported that various changes in structure and in hardness of Cu-6.0 wt % Al alloy at different stages of repeated bending fatigue test were studied by hardness test and by both micro-and electron microscopic observation. In the present report, the author observed the changes of behaviour that appeared during the process to the final rupture in the above-mentioned fatigue tests, employing various kinds of measuring apparatuses, micro-and electron microscopes, hardness tester, internal friction tester and X-ray analyser.

The experimental results are summarized as follows :

- (1) The initial formation of slip lines are observed during the first stress cycling, and they are all a type of homogeneous slip lines.
- (2) After the homogeneous slip lines, rippling phenomena of slip lines are observed. After the rippling phenomena, the intrusion and extrusion are observed.
- (3) After the intrusion and extrusion, the very large intrusion and extrusion change gradually to micro-cracks.
- (4) The hardness of the specimens increases with increase in stress cycling numbers and the maximum hardness is obtained around the fractured area.
- (5) The internal friction increases until 1×10^3 cycling numbers and after it decreases with increase in stress cycling numbers and 1×10^4 cycling numbers there is a large decrease in the internal friction. Then, the internal friction increases with increasing stress cycling numbers.
- (6) The X-ray diffraction pattern changes with increase in stress cycling numbers and the Laue spots above the Debye rings exhibit the phenomena of extensibility.

(Received June 1, 1969)

1 緒 言

疲労破壊にいたる組織過程において、一般に言えることは、すべりの発生¹⁾→fissure²⁾の形式^{3)~6)}→intrusion および extrusion⁷⁾→micro-crack⁸⁾→その後 macro-crack となり破壊するということである。また、かたさの変化は、繰返し数の増加とともに増す。その他内部摩擦の変化に伴い対数減衰率に変化を生ずることおよびX線回折像の変化⁹⁾などがよく知られている。しかし、これらの相互関係についての研究はない。

そこで著者は前報⁹⁾において、Cu-6.0 wt % Al 合金の低と高応力繰返し曲げ疲労の破壊にいたる過程について、組織とかたさの変化を比較した。その結果損傷曲線は、 $S-N$ 曲線とほぼ平行な値を示し、破壊にいたる組織変化は、均一すべり⁹⁾→ripplingすべり⁹⁾→intrusion および extrusion⁹⁾→micro-crack⁹⁾→破壊の過程を示した。またかたさは破壊部付近が高く、これより離れるに従いかたさのこう配がゆるやかになることなどを明らかにした。

本報は前報⁹⁾の $S-N$ 曲線中の応力 $\sigma_a = 21.97 \text{ kg/mm}^2$ について、前報と同様に組織とかたさの変化を観察す

* 原稿受理 昭和44年6月1日

** 正 会 員 防衛大学校工学部 横須賀市走水1丁目

るとともに、横振動型の内部摩擦とX線回折像の変化を調べ、これらの実験結果の相互関係をもとに、き裂の進展にいたるまでの過程を検討したので、その結果を報告する。

2 試料および実験方法

2.1 試料

試料の成分、試験片の作製方法、試験片の形状、熱処理条件および表面処理は前報で述べたのと同様であり、これを要約すると、試料は電解銅とアルミニウムの所定量をルツボ中に溶解し、 $20\phi \times 59$ mm に鋳造し、厚さ 8 mm、幅 15 mm の板に熱間鍛造した。その後均質化処理を施し、Fig. 1 に示す試験片に成形して、真空中で 850°C に 1 hr 保持後 $1^\circ\text{C}/\text{min}$ で常温まで炉中冷却を行なった。試験片の表面はエメリー、バフさらに電解の順に研摩を行なった。結晶粒の大きさは約 0.2~0.5 mm 程度であり、母材のかたさは $H_v 70$ 前後の値を示した。

Fig. 1. Form and dimensions of fatigue test specimen.

2.2 実験方法

前報と同様、シェンク型平面曲げ疲労試験機（繰返し速度 3 000 cpm）を用いた。

内部摩擦の測定方法は、横振動型静電駆動装置（理学電機製）により真空中（ 10^{-3} ~ 10^{-4} mmHg）で、電気的に試料に外力を与えて振動させ、外力の振動数を除々に変えてゆき、外力の周波数が試料の固有振動数と同調したときの共振曲線をブラウン管オシログラフに取り、リサーチ図形を描かせ振幅の最大および $1/2$ となる場合の周波数、すなわち f_0 , f_1 および f_2 (f_0 は最大の振幅, f_1 および f_2 はその最大振幅の半分になるところの周波数) を読み、つぎの式

$$Q^{-1} = 1/\sqrt{3} \cdot f_2 - f_1/f_0 \quad (1)$$

の Q^{-1} をもって内部摩擦の尺度とした。

すなわち、 $f_2 - f_1/f_0$ は対数減衰率（振幅の減少の程度を示す尺度）に比例することにより、内部摩擦の尺度となしうる。

X線回折像は、ラウエ・背面反射法により銅のターゲットのもとで、ニッケルのフィルターを用いてデバイ環を撮影し観察した。

またき裂の進展において発生する組織の観察、かたさの測定、内部摩擦測定およびX線回折像の測定は、そのつど試験を中断して行なった。光学顕微鏡の倍率は200、電子顕微鏡（2段レプリカ法）の倍率は3 000

である。硬度計はビッカース硬度計（荷重 300 g）を用いた。かたさは10個の平均値を、内部摩擦の各点の値は20個の平均値を用いた。

3 実験結果および考察

Fig. 2 は前報に述べたこの合金の疲労試験結果、すなわち $S-N$ 曲線と損傷曲線を示したものである（ $S-N$ 曲線および損傷曲線の作成方法の説明については前報に述べてあるので省略する）。

この Fig. 2 の中応力振幅 $\sigma_a = 21.97 \text{ kg/mm}^2$ における顕微鏡組織、かたさ、内部摩擦およびX線回折像の変化を $N=1 \times 10^3$ からき裂にいたるまで段階的に観察した。

Fig. 2. $S-N$ curve and damage line of specimen 99

3.1 光学顕微鏡組織

組織は前報と同様、Fig. 1 に示したA、BおよびC点の3個所を観察した。Fig. 3 は中応力 $\sigma_a = 21.97 \text{ kg/mm}^2$, $N=1 \times 10^3$ からき裂にいたるまでのB点付近の光学顕微鏡組織変化を示す。Fig. 3 (a)は試験前の標準相の組織である。Fig. 3 (b)は $N=1 \times 10^3$ のときを示し、A、BおよびC点のいずれもすべり帯を発生し、このすべり帯は均一なすべり帯で、低および高応力振幅に観察されたすべり帯と同様であり、この均一なすべり帯は低応力より多く、高応力で観察された二重すべり帯および交差すべり帯はほとんど観察されなかった。しかし、Fig. 3 (c)(d)に観察されるごとく、均一すべり帯は、繰返し数の増加にしたがい幅の太くなる傾向が低応力よりも明らに観察され、これに伴う新しいすべり帯は観察されない。Fig. 3 (e)では $N=1 \times 10^5$ のとき、Fig. 4 に示すごとく固定端に近いPおよびQ点の先端付近の結晶粒界およびすべり帯にマイクロ・クラック（倍率200にて1~2 mm程度、太く黒く観察された部分）の初期と思われる変化を生じ、この様な変化現象は主に結晶粒界に沿って発生する。このマイクロ・クラック近傍のすべり帯は黒く腐食されるごとく、すなわちサブ・マイクロ・クラックの発生をしたがえるものとする。また、初期繰返し数（ $N=1 \times 10^3$ ）時よりすでに結晶粒内に発生していたす

(Stress amplitude $\sigma_a = 21.97 \text{ kg/mm}^2$)
 (a) $N=0$ (b) $N=1 \times 10^3$ (c) $N=7 \times 10^3$ (d) $N=1 \times 10^4$
 (e) $N=1 \times 10^5$ (f) $N=1.2 \times 10^5$ (g) $N=1.5 \times 10^5$ (h) $N=1.7 \times 10^5$

Fig. 3. Changes of micro-structure produced by repeated stress cycles ($\times 360 \times 3/5$).

Fig. 4. Micro-crack development point of specimen.

べり帯は低および高応力のときと同様、その後の繰返し数に無関係に初期の状態を保っている。Fig. 3(f)では $N=1.2 \times 10^5$ のとき、Fig. 4に示すPおよびQ点、すなわち上述の $N=1 \times 10^5$ で発生したサブ・マイクロ・クラックのすべり方向に沿って新たにクラックが発生し、すでに残存したマイクロ・クラックと接続して、大きな1つのクラックの集合を作り、これに沿って同時にマイクロ・クラックの発生をみる。Fig. 3(g)では $N=1.5 \times 10^5$ のとき、まへの繰返し数で発生したクラックはたがいに結合し、新しい大きなクラックの

発生をみる。つぎにFig. 4に示すPおよびQ点の中央部に発生したマイクロ・クラックは結晶粒界に沿ってクラックへと発達し、一方結晶粒内に存在していたすべり帯は結晶粒界とその方向が一致した場合、一般にクラックとして発達する。このことから、P. C. Boettner¹²⁾らが結晶粒界が微小き裂となり、成長して大きなクラックを形成すると述べていることとかなり一致する。Fig. 3(h)では $N=1.7 \times 10^5$ のとき、Fig. 4に示すPおよびP点の端から端まで1つの連続したクラックに発達した。その後試験片は破壊し、破壊面は主として結晶粒界に沿い、局部的に結晶粒内のすべり帯に沿って起こり、同時に破壊部近傍においても、多くのクラックが発生し、これらのクラックはほとんどすべり帯に沿い、その進展は刃状形に進行し、生成の方向に一種の規則性があるように思われる。

また破壊後、すべての試料について、クラックの角度および各結晶粒内のすべり方向と発生したクラックとのなす角度を調べるために、まず破壊部の組織を連続的に光学顕微鏡写真で観察した。中応力 $\sigma_a = 21.97 \text{ kg/mm}^2$ では、クラックの角度は長手軸方向を基準に測定し、 $90^\circ \sim 75^\circ$ の間の角度は全体の45%を占め、 $24^\circ \sim 0^\circ$ は22.5%、

そして $49^\circ \sim 25^\circ$ は20%を示し、高応力 $\sigma_a = 24.54 \text{ kg/mm}^2$ においてもほぼ同じ程度であった。

つぎに、各結晶粒内のすべり方向と発生したクラックのなす角度は中応力 $\sigma_a = 21.97 \text{ kg/mm}^2$ で、 $60^\circ \sim 0^\circ$ の間の角度が全体の45%を占め、つぎに 90° の角度が多い。

3・2 電子顕微鏡組織

Fig. 5はFig. 3の中応力 $\sigma_a = 21.97 \text{ kg/mm}^2$, $N = 10^3 \sim 10^5$ の光学顕微鏡で観察したB点付近の代表的な電子顕微鏡組織変化を示す。Fig. 5(a)は $N=1 \times 10^3$ のとき、すべり線は低および高応力と同様に均一なすべり線からなっている。繰返し数の増加とともにすべり線の幅が大きくなり、その後Fig. 5(b)の $N=1 \times 10^4$ のとき、低および高応力で観察された rippling すべり線が観察された。この rippling すべり線はBoettner¹³⁾らが無酸化銅を用いて、rippling すべり線を観察しているが、これよりかなり細かくまた規則性があるように思われる。さらにFig. 5(c)は $N=1 \times 10^5$ のとき、

Fig. 5. Changes of electron-micrograph produced by repeated stress cycles.

前報と同様、intrusion および extrusion が観察された。Fig. 5(d) は $N=1.5 \times 10^5$ のとき、Fig. 3(e) の光学顕微鏡で観察されたマイクロ・クラックの初期と思われる付近の電子顕微鏡観察で、光学顕微鏡観察での薄い黒いサブ・マイクロ・クラックは intrusion および extrusion を引き起こし、マイクロ・クラックは深い intrusion および extrusion (この場合、 $2\mu \sim 4\mu$ 程度をマイクロ・クラックと考える) を示す。さらに Fig. 5(e) は $N=1.7 \times 10^5$ のとき、Fig. 3(f) の光学顕微鏡観察でのクラック付近の電子顕微鏡観察を示す。この中央部のクラックは非常に深い intrusion および extrusion (この場合、 4μ 以上をクラックと考える) を示し、クラック付近のすべり線には 0.2μ 程度の intrusion および extrusion が観察される。これらの電子顕微鏡観察および前報の低および高応力の電子顕

微鏡観察結果からクラックの発生は intrusion および extrusion の発生を伴い、さらに非常に深い intrusion および extrusion (Micro-crack) を伴って、大きなクラックが形成されるものと考えられる。

3・3 かたさ

Fig. 6 は中応力 $\sigma_a=21.97$ kg/mm² の試験片の長手軸方向に対するかたさ分布を示す。繰返し数の増加に従いかたさも増加し、特にマイクロ・クラックの発生した破壊部付近は最も高く、これより遠ざかるに従いかたさは低下し、その曲線の傾斜は低応力の場合に比べてゆるやかである。

またこれらの結果をもとにして、Fig. 1 に示す A, B, C 点および破壊部付近のかたさと繰返し数との関係を Fig. 7 に示す。Fig. 7 から初期繰返し数において、固定軸付近の B 点および破壊部付近のかたさは母材のかたさ (H_b70) の値に近い A および C 点の値に比べて高いことがわかる。 $N=1 \times 10^4$ 付近において、破壊点をのぞく A, B および C 点とも増加し、その後繰返し数 $N=2 \times 10^4$ においてかたさは減少し、従って $N=1 \times 10^4$ にて、これらのかたさの

変化関係に 1 つのピークが現われ、さらに 1×10^5 付近において、かたさはふたたび増加する。一方破壊部付近のかたさは、破壊の起こる直前に減少がみられ、その後かたさは上昇しつつ破壊にいたる。

3・4 内部摩擦

三木は小野式疲労試験片で両端自由な 2 節振動からその自由減衰振動の振幅減衰率を測定し、内部摩擦と疲労強度について述べているが、著者はシェンク型曲げ疲労試験機を用いて、上述の実験方法で述べたごとく、試験後ただちに取はずし、横振動型静電駆動装置の細い銅線の上に試験片を乗せ、おのおのの周波数を読み、(1)式より Q^{-1} を求めた。

Fig. 8 は中応力 $\sigma_a=21.97$ kg/mm² の疲労過程における内部摩擦と繰返し数の変化を示したものである。この図から $N=1 \times 10^3$ において、内部摩擦は 1 つの

Fig. 6. Variation of hardness distribution along the length of the test piece.

Fig. 7. Relation between hardness and repeated stress cycles on the each points.

極大ピークを示し、その後繰返し数の増加とともに減少し、 $N=5 \times 10^3$ において、内部摩擦は極小ピークを示し、さらに $N=1 \times 10^4$ より増加する。このことから初めの上昇ピークの過程は転位の移動による転位の増殖と思われ、増殖（極大ピーク）後の減少過程は転位の固着作用と考えられ、転位の固着作用（極小ピーク）後、ふたたび転位の移動により上昇するものと考ええる。

このことから $N=1 \times 10^4$ から上昇する過程は光学および電子顕微鏡観察で観察したごとく、マイクロクラックの発生付近の繰返し数と一致する。またかたき測定からも繰返し数の増加とともに硬化の傾向を示し、極小ピーク付近ではかたきはほぼ最大に達し、そ

Fig. 8. Variation of internal friction produced by repeated stress cycles.

れ以後の上昇は緩慢である。

3・5 X線回折

中応力 $\sigma_a = 21.97 \text{ kg/mm}^2$ におけるB点付近の $N=1 \times 10^3$ から $N=1.7 \times 10^5$ までの代表的なX線回折像の変化をFig. 9に示す。その代表的結晶面、すなわち (331), (420) のデバイ環を示す。繰返し数の増加に従い、ラウエはん点は引き伸ばされ、広がりを出す。またAおよびC点はB点と同様、ラウエはん点は引き伸ばされ、広がりを示すが、その量はB点より少ない。これは栗谷¹⁵⁾らは鈍鉄の超音波疲労のX線回折像から微細化の程度は応力振幅の大きいほど著しいと述べてい

(a) $N=1 \times 10^3$ (b) $N=1 \times 10^4$ (c) $N=1 \times 10^5$ (d) $N=1.7 \times 10^5$
Fig. 9. Changes of X-ray Diffraction pattern by repeated stress cycles.

ることよりB点付近にかなりの集中応力が加わっているものと考える (Fig. 6 のかたさの変化からも考えられる)。

4 結 言

以上前報に引き続き、Cu-6.0 wt % Al 合金の中応力繰返し曲げ疲労に関するき裂の進展について、光学および電子顕微鏡による観察とかたさ、内部摩擦およびX線回折像の変化から、つぎの結論を得た。

(1) マイクロ・クラックはサブ・マイクロ・クラックの発生後に発生し、マイクロ・クラックの発達は周辺のすべり線に影響し、そのすべり線とクラックの方向のなす角度が $60^{\circ} \sim 0^{\circ}$ の間のものが全体の45%を占める。

(2) すべり線の発生および発達の状況は低および高応力と同様に、まず均一なるすべり線の発生→rippling すべり線→intrusion および extrusion→さらに深い intrusion および extrusion (Micro-crack)→破壊の過程を示す。

(3) かたさは繰返し数の増加とともに上昇し、破壊部付近のかたさは低および高応力と同様に最も高い。破壊部付近から離れるに従いかたさは低下し、その曲線の傾斜は低応力の場合に比べてゆるやかである。

(4) 内部摩擦は $N=1 \times 10^3$ 付近に1つの極大ピークを示し、その後減少し、 $N=1 \times 10^4$ 付近からまた増加する。

(5) X線回折像より繰返し数の増加とともに (331), (420) のデバイ環上のラウエはん点は引き伸ばされ、広がり、その傾向はB点が最も顕著となる。

終わりに本研究遂行中、装置の使用に多大な便宜をいただいた防衛大学校南沢 力助教授、ならびに本実験にご協力を願った平山恵一氏に厚く感謝いたします。
(昭和43年5月22日 日本材料学会第17期総会講演会にて一部講演)

参 考 文 献

- 1) Wood, W. A., Fracture (Technology Press Books in Science and Engineering), p.400 (1959).
- 2) Forsyth, P. J. E., Inst. Metals, **82**, 449 (1953~54).
- 3) Wood, W. A., J. Inst. Metals, **91**, 225 (1962~63).
- 4) Wood, W. A., S. Mck. Cousland, and K. R. Sargant, J. Inst. Metals, **91**, 904 (1962~93).
- 5) Wood, W. A., S. Mck. Cousland, and K. R. Sargant. Acta. Met., **11**, 643 (1963).
- 6) Wood, W. A., and K. R. Sargant, J. Inst. Met., **91**, 391 (1962~63).
- 7) 榎本信助, 日本機械学会論文集, **11**, 41, 1 (1945).
- 8) Bullen, F. P., A. K. Head, and W. A. Wood, Royal Soc., London A, 216 (1953).
- 9) 芳賀 武, 村井三郎, 平山恵一, 材料, **18**, 405 (1969).
- 10) 阿部秀夫ほか, “応用金属物理実験法”, p.115 (1967) コロナ社
- 11) 日本金属学会編, “転位論の金属学への応用”, p. 226 (1957) 丸善
- 12) Boettner, R. C., Trans. AIME, **239**, 1030 (1967).
- 13) Boettner, R. C., C. Laird, and A. J. McEvily, Jr., Trans. AIME, **233**, 379 (1965).
- 14) 三木英雄, 材料試験, **6**, 405 (1957).
- 15) 栗谷丈夫, 片桐一宗, 是枝淳夫, 日本機械学会論文集, **35**, 271, 1 (1969).