500 kV 電子顕微鏡によるアルミニウム 疲労クラック近くの組織観察

小 倉 次 夫* 辛 島 誠 一**

Tsugio Ogura and Seiichi Karashima: Transmission Electron Microscope Studies on the Structure Developed around Fatigue Cracks of Aluminium. Thin-foil specimens of pure aluminium (99.99%) were fatigued at room temperature by an alternative bending apparatus. Structures around fatigue cracks formed in the foils were examined in an electron microscope operated at 500 kV.

As already revealed by transmission electron microscopy at 100 kV, well-defined substructure and strain-concentrated region were observed around a fatigue crack. It was confirmed that voids of $0.1 \sim 1 \mu$ in size were formed in the vicinity of fatigue cracks. Voids were also observed in persistent slip bands and in sub-boundaries. Based on the experimental results, the mechanism of fatigue crack propagation due to the coalescences of the voids at the crack tip is suggested. Discussion on the process of void formation and the role of the substructure in fatigue crack propagation is described.

(Received February 2, 1970)

I. 緒 言

前報⁽¹⁾では、疲労クラック近くの下部組織を細束X線によって観察した結果について述べた。そして引張り-圧縮疲労したアルミニウムクラック周辺には、クラック長さや疲労応力によらず発達した下部組織が形成されること、また、この発達した下部組織が形成されている領域-X線的に観察される塑性域-は、疲労クラック長さや疲労応力によるその大きさの変化のしかたが、巨視的観点に立つ研究で考えられている塑性域と類似していることなどを明らかにした。

上記のような細束X線による観察結果は、疲労クラック伝播と下部組織形成との密接な関連性を示唆するものがある。しかし、疲労クラック伝播機構における下部組織の具体的な役割については、まだほとんど明らかにされていないのが現状である。

この点をさらに調べるためには、疲労クラック近くの組織を直接観察することが重要な一手段と考えられる。しかし、バルク試料から観察用薄膜を切り出す通常の薄膜作成法では、研磨の過程で疲労クラック近くが優先的に研磨され消滅してしまうため、疲労クラック近くの転位組織を観察することは技術的にほとんど不可能なことである。この

ためバルク試料における疲労クラック近くの組織を観察した例^{(2)~(4)}は極めて少ない。著者らはこれまで、上記のような困難を克服するため薄膜状試料の疲労試験を行ない、薄膜中に発生した疲労クラック近くの組織を観察してきた⁽⁵⁾⁽⁶⁾。その結果、細束X線による観察結果と同様に、疲労クラック近くには発達した下部組織が形成されていることが明らかにされた。とくに、クラック近接部にはひずみ集中域がみられたが、これは疲労クラック近くのみにみられる特徴的な組織である[†]。したがって、このひずみ集中域をさらに詳細に観察し、その性質を明らかにすることは、疲労クラック伝播機構解明の重要な手がかりを与えるものと思われる。

ところで、最近いわれる超高圧電子顕微鏡による転位組織の直接観察が行なわれるようになってきた⁽⁷⁾。超高圧電子顕微鏡を使用した場合、極めて厚い試料 (たとえば 500 kV 加速の場合、アルミニウムで数 μ ⁽⁷⁾) の透過観察が可能となり、加速電圧 100 kV 程度の通常の電子顕微鏡内では観察できないといわれる再結晶やセル形成の過程がみられる⁽⁸⁾⁽⁹⁾など、ほぼバルク試料に近い挙動が観察されることが明らかにされている。以上のような観点から、本研究では超高圧電子顕微鏡 (加速電圧 500 kV) で疲労クラック近

* 東北大学金属材料研究所 (The Research Institute for Iron, Steel and Other Metals, Tohoku University, Sendai)

** 東北大学工学部金属材料工学科 (Department of Materials Science, Faculty of Engineering, Tohoku University, Sendai)

(1) 小倉, 辛島: 金属学会誌, **34** (1970), 739.

(2) G. G. Shaw: *Electron Microscopy*, Vol. 1, Maruzen, (1966), p. 325.

(3) J. C. Grosskreutz and G. G. Shaw: *Fatigue Crack Propagation*, ASTM STP 415 (1967), p. 226.

(4) M. Klesnil and P. Lukáš: *Phil. Mag.*, **17** (1968), 1295.

† 疲労クラック近接部は、ひずみ集中域の存在のために電子顕微鏡内で黒いコントラストとして観察されるが、引張りクラック近接部は逆に白く見える⁽⁶⁾。これは引張りクラック成長に先立ってクラック先端部における薄膜のネッキングが起こり、クラック近接部が他の部分よりも薄くなっているためと思われる。

(5) 辛島, 及川, 小倉: 金属学会誌, **31** (1967), 674.

(6) S. Karashima, H. Oikawa and T. Ogura: *Trans. JIM*, **9** (1968), 205.

(7) 藤田: 固体物理, **2** (1967), 29.

(8) E. Furubayashi, H. Fujita and T. Taoka: *Electron Microscopy*, Vol. 1, Maruzen, (1966), p. 833.

(9) H. Fujita: *ibid.*, Maruzen, (1966), p. 291.

くの転位組織の直接観察を行なった。その目的は、これまでの通常の電子顕微鏡による観察結果⁽⁵⁾⁽⁶⁾を再検討し、さらに、疲労破壊機構解明のための新しい知見を得ようとするところにある。

II. 実験方法

本研究で使用した試料素材は、前報⁽¹⁾と同じ 99.99% アルミニウムである。厚さ 0.2 mm の圧延板から、Fig. 1 に示したような形状の試験片を切り出した。これを 235°C で 7 日間焼鈍して完全に再結晶させた後、ジェット式電解研摩法⁽¹⁰⁾を利用して、試験片の一部にあらかじめ透過電子顕微鏡で観察可能な薄膜部を作った。この場合、電解研摩液としては過塩素酸-メチルアルコール系のものを使用した。この試験片を自家製の共振型交番曲げ疲労試験機⁽¹¹⁾で疲労し、薄膜部に発生した疲労クラック、およびその近くの組織を透過観察した。試料作成法の詳細はすでに述べて

Fig. 1 Fatigue specimen (dimension in mm)

ある⁽⁵⁾ので、ここではその詳細は省略する。使用した電子顕微鏡は島津製 SMH-5 A 型で、加速電圧は 500 kV である。

III. 実験結果と考察

本実験において観察された、疲労クラック近くの下部組織の一例を **Photo. 1** に示す。写真からも明らかなように、アルミニウムの疲労クラック近くには極めてよく発達した下部組織が存在し、副結晶粒の大きさは 1~5 μ 程度である。この結果は、以前に行なわれた 100 kV 加速の電子顕微鏡による観察結果⁽⁵⁾⁽⁶⁾とよく一致する。したがって、本結果はよりバルク試料に近い薄膜の観察によって、これまでの電顕観察結果を改めて確認したものといえる。また、写真からわかるように、副結晶粒内には微細な転位ループ以外にはほとんど転位が観察されない。したがって、副結晶粒内における格子の彎曲量はかなり小さいと考えられる。これは、副結晶粒内における過剰転位密度が極めて低い(焼鈍状態における多結晶金属と同程度)という、前報⁽¹⁾の X 線の観察結果とよく対応している。

副結晶粒界、およびその近傍における転位の配列状態をみるため、Photo. 1 に示された領域 A、および B を拡大して、それぞれ **Photo. 2** (a) および (b) に示した。Photo. 2 (a) にみられるように、副結晶粒界における転位は一般にかな

Photo. 1 Transmission electron micrograph showing the formation of substructure in the vicinity of a fatigue crack

(10) P. B. Hirsch, A. Howie, R. B. Nicholson, D. W. Pashley and M. J. Whelan: *Electron Microscopy of Thin Crystals*, Butterworth, (1965), p. 24.

(11) S. Karashima and M. Takamura: *Tech. Rep. Tohoku Univ.*, **26** (1962), 85.

り規則的な配列をしている。このような結果も、細束X線による観察結果に基づいて行なった前報⁽¹⁾における予想と一致するものである。

(a)

(b)

Photo.2 Enlarged micrographs of the areas indicated by A and B in Photo.1. Regular arrays of dislocations in the sub-boundary are clearly seen

これまでの多くの観察によると、疲労によって形成された下部組織内には多数の転位ループが存在することが知られている⁽¹²⁾。Photo.2(a), (b)における副結晶粒界の近くにも多数の転位ループが見られる。これらの転位ループの多くは $\langle 211 \rangle$ 方向に伸びていることから考えて、これらは二重交叉した機構によって形成された刃状転位の双極子で、ラセン転位の迂り運動に付随するものであると考えられる⁽¹³⁾。写真にみられるように多数の双極子が副結晶粒界に結びついて存在している。これは副結晶粒内を移動してきたラセン転位が副結晶粒界に吸収されたことを示すものであろう⁽¹⁴⁾。副結晶粒界における隣接副結晶粒間の方位差(ディスオリエンテーション)、 β 、が疲労クラック近くで大きくなっているという前報⁽¹⁾の実験結果は、このような転位の副結晶粒界への吸収に基因するものと考えられる。

以上述べてきたように、500 kV 加速の電子顕微鏡による観察結果は、前報のX線的な観察結果とよく対応し、ま

た、これまでの通常の電子顕微鏡による観察結果を再確認するものである。

さて、従来の観察結果によると、疲労クラックに近接した領域には、これまで述べてきた下部組織の他にひずみ集中域が存在し、また、アルミニウムにおいてはそのひずみ集中域の中に白い斑状模様がみられた⁽¹⁵⁾。しかし、この模様が何を表わしているかは明らかでなかった。ところが、500 kV 電子顕微鏡による観察⁽¹⁶⁾の結果、上記の斑状模様がひずみ集中域中に存在する空洞によるコントラストであることが最近明らかにされた。このような疲労クラック先端部に観察された空洞の一例を **Photo.3** に示す。とくに

Photo.3 Transmission electron micrograph showing the formation of voids near the tip of a fatigue crack

膜厚が大きい場合、アルミニウムにおける疲労クラック先端部には、写真にみられるような空洞がほとんど例外なく観察される。これらの空洞は引張り応力の下で容易に連結することが確認され⁽¹⁶⁾、そのことから、アルミニウムにおける疲労クラックの伝播は、これらの空洞が応力繰り返しの引張り半サイクルにおいて互いに連結する結果であろうと予想された。 **Photo.4** は疲労クラックの両側(破面近く)

Photo.4 Transmission electron micrograph showing voids near the fracture surface of a fatigue crack

(12) たとえば, R. L. Segall, P. G. Partridge and P. B. Hirsch: *Phil. Mag.*, **6**(1961), 1493.

(13) R. L. Segall: *Electron Microscopy and Strength of Crystals*, Interscience Pub., (1963), p.515.

(14) 長谷川, 佐藤, 辛島: 金属学会誌, **33**(1969), 1239.

(15) 辛島, 小倉: 未発表.

(16) T. Ogura and S. Karashima: *Trans. JIM*, **10**(1969), 292.

に取り残された空洞の一例を示す。疲労クラック伝播過程において、空洞同士の連結が行なわれたであろうことは写真からも明らかである。別に行なわれたバルク試料による破面観察の結果⁽¹⁵⁾によれば、アルミニウムの疲労破面には明瞭なディンプル模様 (dimple pattern) が観察される。これからも、少なくともアルミニウムの場合には、空洞連結による疲労クラックの伝播が可能なが示される。

ところで、すでに述べてきたように、多くの空洞は一般に疲労クラック周辺のひずみ集中域の中に形成される。しかしながら、この領域は電子顕微鏡像では一般に黒いコントラストとして観察され、そのコントラストは薄膜を傾斜させてもほとんど変化しない⁽⁶⁾。これは、このひずみ集中域中にはいろいろな種類の欠陥が多く含まれていることを示していると考えられる。しかし、この中の組織の詳細を識別することは困難である。したがって、ひずみ集中域の中に観察される空洞がどのような組織と関連して形成されているかは明らかにできなかった。一方、固執り帯 (persistent slip bands) や副結晶粒界に沿って形成されている空洞がしばしば観察された。そのような空洞の一例をそれぞれ Photo.5 および Photo.6 に示す。

Photo.5 Transmission electron micrograph showing the formation of many voids in persistent slip bands

Photo.6 Transmission electron micrograph showing the formation of voids indicated by arrows along sub-boundaries

固執り帯を含む試片表面を傾斜切り出し (taper sectioning) して、固執り帯に関連した内部組織を調べるとは、Wood らによって古くから行なわれてきた⁽¹⁷⁾。その結果、固執り帯に関連したり面-固執り面-には表面直下から数 μ にわたって極めて多量の格子欠陥が集積しており、そのため腐食液に対して非常に敏感であることが明らかにされている。これは、疲労過程に多量の繰り返しりが集中するため、固執り面上に多量の空孔が形成されるためであるとされており、さらに、その空孔が集合して空洞を作り、空洞が連結することによって疲労破壊が進行するだろうと考えられている⁽¹⁸⁾。Photo.7 は固執り帯に

Photo.7 Growth of a fatigue crack along a persistent slip band by the coalescence of voids at the tip of the crack

沿って形成された空洞が連結することによって、固執り帯に沿った疲労クラックの伝播が行なわれていることを直接的に示すものである。これは、Photo.5 とともに上記の Wood の考え方を支持するものである。なお固執り帯内に副結晶粒が形成されることはすでに明らかにされているところである^{(19)~(21)}。したがって、後述のひずみ集中域における場合と同様、この副結晶粒界を形成する転位による短回路拡散 (pipe diffusion) が、固執り帯内の空洞の形成や、疲労クラックの伝播に寄与している可能性も考えられる。

副結晶粒界に空洞が形成されることは、副結晶粒界と疲労クラック伝播経路との関連性を考える上で興味ある現象である。すなわち、副結晶粒界中に形成された空洞が互いに連結するならば、その結果として、疲労クラックは副結晶粒界に沿って伝播することになる。疲労クラック伝播機

(18) 山本, 渡辺: 金属材料の強度と破壊, 丸善, (1964), p.269.

(19) E. E. Laufer and W. N. Roberts: Phil. Mag., **10** (1964), 883.

(20) M. Klesnil, P. Lukáš and J. Krejčí: phys. stat. sol., **15** (1966), 71.

(21) E. Levin and S. Weissman: Trans. ASM, **61** (1968), 128.

(17) W. A. Wood: *Fracture*, John Wiley, (1959), p.412.

構を論ずる場合、クラック伝播の優先径路の問題が最も重要な論点の一つといえるが、副結晶粒界が疲労クラック伝播の優先径路になるとする主張は古くから行なわれている⁽²²⁾。著者らはすでに、副結晶粒界が疲労クラック伝播の径路になりうることを示す直接的な証拠を提示した⁽⁵⁾⁽⁶⁾が、本観察においても同様な証拠が得られた。その一例を **Photo.8** に示す。写真から明らかなように、疲労クラック

Photo.8 Transmission electron micrograph showing the propagation of a fatigue crack along sub-boundaries

は副結晶粒Aの粒界に沿って進行している。このように、副結晶粒界が疲労クラックの伝播径路になりうることはほぼ確実と思われる。このことは、副結晶粒界に空洞が形成されうることを考えれば容易に理解できる。副結晶粒界が空洞の形成位置になる原因はかならずしも明らかでないが、後述するように、もしも副結晶粒界が空孔拡散の優先径路になるならば、ここにおける空洞核発生の機会はより多くなることが予想される。

前報および本報において明らかにされたアルミニウム疲労クラック先端近くの組織を、**Fig.2** に模式的に示す。疲

Fig.2 Schematic representation of structures around a fatigue crack of aluminium

労クラック周辺にはとくに下部組織発達著しい塑性域が存在し、この塑性域の内部には疲労クラックに沿ってひずみ集中域が観察される。そして、このひずみ集中域の中にはまた多数の空洞が観察される。アルミニウムにおける疲労クラックの伝播は、これらの空洞が互いに連結することによって行なわれるものと考えられる。塑性域およびその中における下部組織の特性は前報⁽¹⁾における細束X線の観察によってすでに明らかにされている。

IV. ひずみ集中域における空洞の形成機構について

これまで述べてきたように、ひずみ集中域における空洞の形成は、アルミニウムの疲労クラック伝播に極めて重要であろうと思われる。以下においては、本観察結果に基づいて空洞の形成機構を検討してみる。

金属結晶内に形成される空洞の例としては、高温クリープ変形時における結晶粒界に形成されたもの⁽²³⁾などがよく知られている。またアルミニウムの高温疲労において、副結晶粒界と副結晶粒界とが交叉したところに空洞が形成される例が最近光学顕微鏡によって観察された⁽²⁴⁾。空洞形成機構としては、転位の合体・吸収による機械的なものと、空孔凝集による熱的なものとが考えられる。まず、熱的に空洞が形成されるためには、つぎのような条件が満たされていなければならないと考えられる。すなわち、(1) 少なくとも局部的には空洞核発生に十分な空孔の過飽和度が得られること、(2) 空孔の拡散能が十分大きく、空洞核による空孔の吸収が行なわれ得ること。しかし、通常の延性に富む金属においては、いったん空洞核が形成されても、外圧によって容易につぶされてしまうため、空洞として成長しがたいと考えられる。したがってこの場合にはさらに、(3) 少なくとも局部的に静水的な引張り応力の存在することが必要であろう。

さて、空洞が均一核生成 (homogeneous nucleation) するのに必要な空孔濃度は、熱平衡濃度の100~1000倍程度になる⁽²⁵⁾とされている。しかし、空洞は通常格子欠陥や不純物を核とするいわゆる不均一核生成 (heterogeneous nucleation) をすることが明らかにされており⁽²⁶⁾、これに必要な空孔の過飽和度は、熱平衡濃度に対して1%を超えないと考えられている⁽²⁷⁾。疲労変形過程に多量の空孔が形成されることはこれまでの多くの研究から明らかである。たとえば、疲労変形後の回復に伴う電気抵抗変化に関する実験結果⁽²⁸⁾を検討すると、1%程度の空孔の過飽和度は十分得られることがわかる。

(24) J. T. Blucher and N. J. Grant : Trans. Met. Soc. AIME, **239** (1967), 805.

(25) E. S. Machlin : Trans. AIME, **206** (1956), 106.

(26) R. Resnik and L. Seigle : *ibid.*, **207** (1957), 87.

(27) R. W. Balluffi : Acta Met., **2** (1954), 194.

(28) E. W. Johnson and H. H. Johnson : Trans. Met. Soc. AIME, **233** (1965), 1333.

(22) たとえば、D. H. Avery and W. A. Backofen : *Fracture of Solids*, Interscience Pub., (1962), p. 339.

(23) J. N. Greenwood, D. R. Miller and J. W. Suiter : Acta Met., **2** (1954), 250.

つぎに、空孔の拡散能について考えてみる。アルミニウムにおける室温(試験温度)は融点に対する比温度にして 0.32 に相当し、格子拡散はそれほど容易でないと考えられる⁽²⁹⁾。しかしながら、Fig.2 に模式的に示したように、疲労クラック近接部には極めて微細な副結晶粒が発達しており、また、空洞の形成されるひずみ集中域は、電子顕微鏡像でほとんど一様に黒く観察されるほど高密度の欠陥が集積している領域である。このような領域においては、転位線を径由する短回路拡散の寄与が著しく大きくなることが期待される。すなわち、パイプ拡散の場合、拡散の活性化エネルギーが格子拡散の場合の $\frac{1}{2}$ 以下になることはこれまでの多数の実験から明らかにされている⁽³⁰⁾。したがって、疲労クラック周辺のひずみ集中域では、室温においても空孔は十分な拡散能をもっていると思われる。

さらに、疲労クラック先端部における応力状態について考えてみると、引張り半サイクルおよび圧縮半サイクルにおいてここに大きな 3 軸の引張り集中応力および圧縮集中応力が生ずることは明らかである。すなわち、ここには大きな引張りおよび圧縮の静水圧が存在することになり、したがって、疲労クラック先端部は少なくとも引張り半サイクルでは、空洞核成長に極めて都合のよい状態になっていると考えられる。圧縮半サイクルにおいては逆に静水的な圧縮応力がはたらくわけであるが、ここで注意しなければならないことは、圧縮応力によってクラックの両破面が接した後は、クラック先端部における応力集中の度合はそれ以上大きくならないという点である。すなわち、一般には圧縮集中応力は引張り集中応力ほど大きくなり得ないと考えられるので、形成されたすべての空洞核が、圧縮半サイクルにおいて完全に消滅してしまうという可能性は少ないであろうと考えられる。

このように、過剰空孔の凝集によって、ひずみ集中域に空洞が形成されることは十分考えられる。

疲労クラック先端部における空洞形成の他の一例を Photo.9 に示す。いま、写真にみられるような空洞が球形であると仮定して、写真において点線で囲まれた領域 A 内に存在する空洞のうち、観察可能なもののすべての体積を計算すると、合計して $2.3 \mu^3$ 程度となる。一方この領域の薄膜の体積は $15.3 \mu^3$ と推定される[†]。したがって、空洞を空孔の集合体とみなすと、領域 A における空孔濃度として 1.5×10^{-1} が得られる。ところで、単一空孔の形成エネルギーを 0.75 eV ⁽³¹⁾ とすると、熱平衡空孔濃度は室温 (300

°K) において 2.5×10^{-13} となる。すなわち、疲労クラック先端部には極めて多量の空孔が濃縮されていることになり、このような多量の空孔が小さなひずみ集中域でのみ形成されたものとは考え難い。すでに明らかにされているように、ひずみ集中域の外部には比較的大きな塑性域が広が

Photo.9 Void formation near the tip of a fatigue crack indicated by an arrow

っており (Fig.2 参照)、ここにおける 1 サイクル毎の迂り量は極めて大きい。したがって、ひずみ集中域における空洞形成にあずかる空孔の一部が、この塑性域中で形成され、ひずみ集中域中に凝集すると予想することも一応可能であろう。たとえば、銅に対する測定結果⁽²⁸⁾によれば、1 サイクル毎における塑性ひずみ量を 2×10^{-4} とした場合、毎サイクル 5×10^{-8} の空孔濃度の増加が見込まれる。いま、塑性域内における塑性ひずみ量を 2×10^{-2} と仮定し、また、空孔形成量が塑性ひずみ量に比例するものと考え、塑性域内には毎サイクル 5×10^{-6} †† の空孔濃度の増加が見込まれる。したがって、塑性域の大きさを仮に $400 \mu^{\dagger\dagger\dagger}$ とし、この中で形成された空孔が何らの損失なく $30 \mu^{\dagger\dagger\dagger\dagger}$ の大きさをもつひずみ集中域中に集められたとすれば、ここにおける空孔濃度増加量は、1 サイクル当り 0.9×10^{-3} となる。前述した疲労クラック先端部における空孔濃度、 1.5×10^{-1} は約 150 サイクルの応力繰返しによって形成された空孔が集まったものとすれば一応説明できる。このようなことから、空洞形成に寄与する空孔の多くは塑性域中で形成されたものと考えることができよう。

最後に、空孔拡散の駆動力について検討する。拡散の駆動力を与えるものは、一般には化学ポテンシャルの勾配であり、通常濃度勾配あるいは熱勾配が考えられる。しかし、本実験における疲労クラック先端部の状況を考えると、いずれも塑性域からひずみ集中域方向への空孔拡散の

(29) 角野：結晶の強度，朝倉書店，(1968)，p.179.

(30) たとえば，G.R.Love：Acta Met.，12(1964)，731.

† 領域 A における薄膜の厚さは、近く観察される迂り面の幅から約 2μ と推定される。

(31) R. O. Simons and R. W. Balluffi：Phys. Rev.，117(1960)，52.

†† Hancock ら⁽³²⁾は、履歴曲線の解析と電子顕微鏡観察結果から、1 サイクル当りの空孔濃度増加量を推定し、0.75% のせん断ひずみ振幅で疲労した銅単結晶に対して、 $\sim 10^{-6}$ の値を得ている。

††† $\pm 1.2 \text{ kg/mm}^2$ で疲労したアルミニウムにおける、長さ 0.5 mm の疲労クラックの先端部に、X 線的に観察される塑性域の大きさに相当する。

†††† 電子顕微鏡で観察されるひずみ集中域の大きさは、ただかこの程度であった。

(32) J.R.Hancock and J.C. Grosskreutz：Acta Met.，17(1969)，77.

現象を説明することは困難である。これまでも述べてきたように、疲労クラック先端部には大きな集中応力が存在するが、これによる応力勾配が十分に大きな駆動力となる可能性がある。すなわち、圧縮半サイクルにおいて、疲労クラック先端部には大きな圧縮集中応力がはたらくが、このようなところに空孔が凝集することによって、集中応力による弾性エネルギーを緩和することができる。

V. 総 括

これまでの 100 kV 加速の電子顕微鏡観察結果を再検討し、同時に疲労クラック伝播機構解明の基礎知識を得るため、500 kV 加速の電子顕微鏡を使用してアルミニウム疲労クラック近くの組織観察を行なった。以下に主な結果を列挙する。

(1) 疲労クラック近くには発達した下部組織が観察された。副結晶粒界を構成する転位は比較的規則的な配列をしている。また、副結晶粒界には多数の転位ループや転位双

極子が存在する。このような結果は、前報における X 線の観察結果とよく対応するものである。

(2) 疲労クラック近接部には、上記の下部組織の他にひずみ集中域が観察され、この中には多数の空洞が存在した。このような結果は上記 (1) の結果とともに、これまでの電子顕微鏡観察結果をさらに明確にしたものである。

(3) アルミニウムにおける疲労クラック伝播は、ひずみ集中域における空洞の発生、成長および相互の連結によって行なわれるものと考えられる。

(4) 上記空洞に吸収された空孔の多くは、塑性域中で作られたものと思われる。また、塑性域からひずみ集中域への空孔の拡散は、クラック先端部における集中応力の勾配を駆動力とし、転位線あるいは副結晶粒界を径由するパイプ拡散によるものと考えられる。

本実験の遂行に協力された今井和郎君、ならびに電子顕微鏡の使用に際して御援助をいただいた東北大学工学部金属材料工学科近藤勇之進技官に厚く感謝申し上げます。