アルミニウムにおける疲労クラック近くの下部組織観察

小 倉 次 夫* 辛 島 誠 一**

Tsugio Ogura and Seiichi Karashima : Studies on the Substructure Developed around Fatigue Cracks of Aluminium. Aluminium polycrystalline specimens of 99.99% purity were fatigued at room temperature by alternating tension and compression. Substructures near the tips of fatigue cracks were observed at various stages of crack propagation using an X-ray microbeam technique. Effects of the crack length and the alternating stress on the characteristics of substructures and the size of plastic zone were examined.

The main results obtained are as follows.

(1) Regardless of the fatigue stress and the crack length, a plastic zone, in which a well-defined substructure is observed, exists around a fatigue crack. The results are in good agreement with the results reported on some *fcc* metals and alloys fatigued by alternate bending.

(2) The following two factors may be effective in the formation of the well-defined substructure near the tip of a fatigue crack; the stress concentration at the tip of a fatigue crack and a large quantity of vacancies formed during stress cycling.

(3) The characteristics of the plastic zones revealed by the present study by means of structure observations are very similar to those of the plastic zones deduced from the data based on a macroscopic point of view. It seems possible, therefore, that both plastic zones are explained from the same standpoint.

(Received February 2, 1970)

1. 緒 言

アルミニウムや銅などの金属を疲労すると、明瞭な下部組織が生ずるが、これが疲労破壊機構において重要な役割を果たしているらしいことは古くから指摘されている⁽¹⁾⁽²⁾。最近においては、透過電子顕微鏡や細束X線を用いた下部組織観察が行なわれ、多くの興味ある結果が得られている^{(3)~(8)}。たとえばアルミニウムをはじめとする二、三の *fcc* 金属、およびその合金の疲労クラック近くには塑性域が存在し、その中には疲労に特徴的なよく発達した下部組織が形成されている⁽⁶⁾⁽⁷⁾。また、引張り-圧縮疲労したアルミニウムについての観察によれば、疲労クラック先端における下部組織の発達がより著しい試料においては、疲労クラック伝播速度もより大きくなる傾向がある⁽⁸⁾。さらに、あらかじめ試験片に陽極皮膜をつけておいて、疲労クラックを発生させることなく長時間(寿命の約2倍の繰返し数)の前疲労を行ない、試料中に発達した下部組織を導入した場合、その試料における疲労クラック伝播が促進される⁽⁸⁾。

以上のような観察結果は、いずれも疲労クラック伝播機構における下部組織形成の重要性を示唆するものである。疲労クラック伝播機構において下部組織が果たすべき役割については、これまでいくつかの考え方が発表されてはいるが^{(5)(9)~(11)}、いずれも確かな実験的根拠をもたず、まだ不明な点が少なくない。したがって、疲労クラック伝播機構における下部組織の役割を解明するためには、なお多くの基礎的かつ系統的な実験が必要と考えられる。

さて、疲労クラック近くの下部組織に関するこれまでの観察は、一定の疲労応力のもとで一定の長さまで成長した疲労クラックについてのものが多い。そして、疲労クラック近くにおける下部組織発達に対する疲労応力やクラック長さの影響は、実験的にはほとんど明らかにされていない。したがって、疲労クラック伝播の巨視的な特性の一つともいえるべき、疲労クラック伝播速度に対する下部組織の特性の影響も、十分には明らかにされているとはいえない現状である。

そこで、本研究においては、いくつかの異なった疲労応力を選び、おのおのの応力下における疲労クラック伝播過

* 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) H. J. Gough : Proc. ASTM, **33** (1933), 3.

(2) P. J. E. Forsyth : J. Inst. Metals, **80** (1951~52), 181.

(3) R. N. Wilson and P. J. E. Forsyth : *ibid.*, **87** (1959), 912.

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

(5) J. Holden : Phil. Mag., **6** (1961), 547.

(6) 辛島, 及川, 小倉 : 金属学会誌, **31** (1967), 669.

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

(8) S. Karashima and T. Ogura : Czech. J. Phys., **B 19** (1969), 362.

(9) J. C. Grosskreutz : J. Appl. Phys., **33** (1962), 1787.

(10) D. H. Avery and W. A. Backofen : *Fracture of Solids*, Interscience Pub., (1962), p. 339.

(11) A. J. McEvily and R. C. Boettner : Acta Met., **11** (1963), 725.

程のいくつかの段階で、疲労クラック先端近くに形成された下部組織の観察を行なった。以下においては、疲労クラック先端近くにおける下部組織発達に対する疲労応力やクラック長さの影響、ならびに下部組織がよく発達した、いわゆる塑性域 (plastic zone) の大きさに対する疲労応力やクラック長さの影響に関して、本研究で明らかにされたところを述べる。

II. 実験方法

試料素材は、公称純度 99.99% の高純度地金を大気中溶解したアルミニウムである。これを最終的に 2 mm 厚さまで冷間圧延し、それから Fig. 1 (a), (b) に示すような試験片を切り出した。この試験片を 235°C で 7 日間焼鈍したが、その平均粒径は約 35 μ 、降伏応力は 2.1 kg/mm² であった。

Fig. 1 Fatigue specimens (dimension in mm)
(a) for low and medium stress fatigue
(b) for high stress fatigue

使用した疲労試験機は容量 1 t の引張り-圧縮型のもので、応力繰返し速度は 1800 回/分である。疲労応力振幅は ± 1.6 kg/mm², ± 1.9 kg/mm², および ± 2.3 kg/mm² とした。これらの応力による疲労を以後それぞれ低応力疲労、中応力疲労、および高応力疲労と呼ぶ。疲労試験を行なうにあたっては、疲労クラック発生位置を規定するため、あらかじめ試料のゲージ部片側面に化学腐食によって無ひずみに鋭い切り欠きをつけ、つぎに電解研磨によってゲージ部表面を十分平滑にした。

Fig. 2 には本実験で得た疲労クラック伝播曲線の一例を示す。いずれの疲労試験においても、疲労クラック伝播過程で、図示した曲線の直線部内に適当な 3 点 (矢印) を選び、そこで疲労試験を中断した。そして、試験機から試験片を取り外して、細束 X 線による観察を行なった。なお、クラック長さの測定には、試験片を試験機にとりつけたまま、通常のレプリカ法によってクラックを転写し、その長さを光学顕微鏡で測定する方法⁽¹²⁾をとった。

Fig. 2 An example of fatigue crack propagation curves. X-ray observations were done at three stages indicated by arrows (fatigue stress : 2.3 kg/mm²)

下部組織の観察には、背面反射細束 X 線法⁽¹³⁾を用いた。これは微小 X 線源から発生した細い単色 X 線を用い、試料の微小領域における下部組織の特性を定量的に、かつ高い分解能のもとで観察する方法である。本研究では CuK α 線を使用し、これによる {422} 回折環を撮影して、それについて解析を行なった。用いた X 線源の有効焦点の大きさは 40 μ × 80 μ である。また、100 μ 径のピンホールを使用して、X 線ビームの発散角、および試料照射径をそれぞれ $2 \sim 4 \times 10^{-4}$ rad, および 200 μ とした。

疲労クラック先端近くにおいて細束 X 線を照射した試料内位置を、Fig. 3 に模式的に示す。図示したように、疲労クラック先端から疲労クラックの巨視的な伝播方向、およびそれに垂直な方向のいくつかの適当な位置に X 線を照射し、下部組織特性の場所的変化をこれらの方向にそって調べた。また、その結果から後述するような方法によって、塑性域の大きさを決定した。

Fig. 3 The location of X-ray observations near the tip of a fatigue crack

III. 実験結果および考察

1. 疲労クラック先端近くにおける下部組織形成

高応力疲労試験において疲労クラック長さが 0.8 mm,

- (12) P.G.de Lange : Trans. Met. Soc. AIME, **230** (1964), 644.
- (13) P.B.Hirsch and J.N.Kellar : Acta Cryst., **5** (1952), 162.

1.5 mm, および 3.9 mm まで成長したとき, クラック先端近くにおける下部組織の変化を調べた. その結果をそれ

Fig.4 Change in the characteristics of the substructure with the distance from a crack tip (fatigue stress : 2.3 kg/mm², crack length : 0.8 mm)

Fig.5 Change in the characteristics of the substructure with the distance from a crack tip (fatigue stress: 2.3 kg/mm², crack length : 1.5 mm)

Fig.6 Change in the characteristics of the substructure with the distance from a crack tip (fatigue stress : 2.3 kg/mm², crack length : 3.9 mm)

ぞれ Fig.4 (a), (b); Fig.5 (a), (b); および Fig.6 (a), (b) に示す. これらの図において, (a)は疲労クラックの巨視的伝播方向に対する結果で, R_{II} は疲労クラック先端からこの方向に測った距離を示す. (b)は疲労クラックの巨視的伝播方向に垂直な方向に対する結果で, R_L は疲労クラック先端からこの方向に測った距離を示す. 図において t , α , β , および α_{Total} はそれぞれ平均の副結晶粒径, 1個の副結晶粒内における方位差 (ミスオリエンテーション), 隣接する2個の副結晶粒の副結晶粒界における方位差 (ディスオリエンテーション), およびもとの1個の結晶粒内における全方位差を表わす. t , β , および α_{Total} の疲労クラック先端近くにおける場所的变化から明らかに, 疲労クラック近くにおいて副結晶粒は微細化し, 副結晶粒界が著しく発達する. そして, その結果 α_{Total} が増加する. Hirschらの同じ方法による測定⁽¹³⁾によれば, 冷間圧延によって形成される副結晶粒の大きさは圧延率とともに減少し, 最終的には一定値に飽和する. 純度のよいアルミニウムの場合, その飽和値は2~3 μ である. 本実験結果によれば, 疲労ク

ラック先端において副結晶粒径は1~2 μ になっており, 冷間圧延変形した場合よりもさらに微細化されていることがわかる. このように, 引張り-圧縮疲労したアルミニウムの疲労クラック近くでは著しく下部組織が発達しており, この意味において, そこに塑性域が存在するといえる. これは著者らがすでに報告した繰返し曲げ疲労したアルミニウムにおけるX線の観察結果⁽⁶⁾とよく一致している.

疲労クラック先端近くにおいて α_{Total} が増加し始める位置付近から, t は明らかに減少している. さらに, 疲労クラック先端に近づくとともに t はほぼ飽和してしまうにもかかわらず, α_{Total} は増加を続ける. β も α_{Total} と同様に増加しつづける. したがって, 疲労クラックに極めて近い領域における α_{Total} の増加は, 主として β の増加によるものと考えられる. すなわち, ここでは新しい副結晶粒界の形成はそれほど頻繁には行なわれず, むしろ副結晶粒界への転位吸収が活発に行なわれているものといえるであろう.

つぎに, 疲労クラック先端部における下部組織の特性に対する, 疲労クラック長さの影響に注目してみる. Fig.4, Fig.5, および Fig.6 を比較すると明らかに, クラック長さが増すにつれて t

は減少し、 β および α_{Total} は増加する傾向がみられる。Fig. 2 からも明らかなように、本研究における観察が行なわれた範囲では、疲労クラック伝播速度は疲労クラック長さに比例している。したがって、上述の結果は疲労クラック伝播速度と疲労クラック先端部における下部組織の特性とが明らかな関連性をもっていることを示している。すなわち、 t が小さいほど、また β および α_{Total} が大きいほど、疲労クラック伝播速度が大きくなっていることを意味している。さらに、下部組織がよく発達した領域を塑性域と考えると、クラック長さにかかわらず疲労クラック近くには常に塑性域が存在することが知られる。これらの結果も、すでに報告した中応力疲労に対する結果⁽⁸⁾と一致している。

本研究では、さらに低応力疲労についても同様な観察を行ない、高応力疲労および中応力疲労の場合とまったく同様な結果を得た。このように、疲労クラック先端近くに塑性域が存在すること、またその中で著しく下部組織が発達することは、疲労クラック長さや疲労応力によらないことが本研究によって明らかにされた。また、疲労クラック先端部における下部組織の特性は疲労クラック長さ、および疲労クラック伝播速度と明らかな関連性をもっていることが、本研究によってさらに確認された。

副結晶粒内の過剰転位密度†, D_a , の疲労クラック近くにおける変化を Fig. 7 に示す。 D_a はクラック長さによらず、マトリックスにおいてほぼ一定で、 $1.3 \times 10^8/\text{cm}^2$ 程度である。図中矢印は、別に決定した塑性域とマトリックスとの境界を示している。図にみられるように、 D_a は塑性域内でやや増加する。しかし、ここにおける転位密度 $1.7 \times 10^8/\text{cm}^2$ は、通常の純金属多結晶の焼鈍状態における転位密度と同程度である。塑性域内には大きな集中応力がはたらき、したがって、ここで著しい塑性変形が行なわれている(後述の Photo. 7 参照)ことを考えると、この値は静的変

Fig. 7 Change in the excess dislocation density, D_a , with the distance from a crack tip. Arrows show the interface between matrix and plastic zone which is defined as shown in Fig. 12 (fatigue stress: 2.3 kg/mm^2)

† 副結晶粒内に存在する同符号の過剰な刃状転位の密度を与えるもので、

$$D_a = \alpha/bt \quad (1)$$

によって計算される。ここで b はパーガースペクトルである。

形後の転位密度に関する多くの測定結果⁽¹⁴⁾と比較して、極めて低い値であるといえる。このような結果は、塑性域内で塑性変形と同時に著しい回復も行なわれていることを示すものと思われる。

疲労クラック先端近くに形成される下部組織の他の特徴は、デバイ環の上にも現われる。すなわち、疲労クラック近くに細束X線を照射して得たデバイ環のバックグラウンド強度††は、引張りによるクラック近くから得たデバイ環のそれにくらべて著しく弱くなっている⁽⁸⁾。引張り変形後に観察される副結晶粒界は、著しく高温で変形した場合を除いては、一般に多くのもつれた転位からなっている。すなわち、副結晶粒界はかならずしも2次元的なものでなく、ある程度の厚みをもっている。そして、この部分からの反射X線がバックグラウンド強度を与えているものと思われる。それに反して、デバイ環のバックグラウンド強度が小さいことは、この副結晶粒界の厚みが小さいことを示すものであり⁽¹⁵⁾、これは回復現象によって、副結晶粒界で著しい転位の再配列が行なわれた結果であると思われる。したがって、疲労クラック近くの塑性域内に存在する副結晶粒界の転位配列は、かなり規則的で簡単なものになっているだろうと予想される。

以上述べてきたように、引張り-圧縮疲労したアルミニウムの疲労クラック近くには、クラック長さや疲労応力にかかわらず、よく発達した下部組織が形成されている。これはアルミニウムにおける疲労クラック伝播機構において、下部組織形成が重要な役割を果たしているであろうことを暗示するものと思われる。しかし、下部組織が具体的にどのような役割を果たしているかは、上述の事実のみからはかならずしも明らかでない。以下においては、疲労クラック近くにおける特徴的な下部組織の形成に寄与しているであろうと思われる二、三の要因について考えてみる。

疲労クラック先端部における下部組織の特性(t , α , β , および α_{Total})が、クラック長さとともに系統的に変化することはすでに述べた。クラック長さが増すとともに、その先端部における応力集中度も増しており、これが上述の下部組織特性の変化に寄与しているであろうことは容易に考えられる。上記の四つの特性 t , α , β , および α_{Total} と応力拡大係数†††, K_I との関係をそれぞれ Fig. 8, Fig. 9, Fig. 10, および Fig. 11 に示す。これらの図から明らかなように、下部組織のいずれの特性も K_I と明らかな関連性をもっている。すなわち、 K_I が増すにつれて t および α は小さくなり、 β および α_{Total} は大きくなる傾向がある。 t およ

(14) 幸田：金属物理学序論，コロナ社，(1963)，p. 233.

†† ここでは、注目するデバイ環内で、副結晶粒からの反射による微細斑点間のバックグラウンドとして観察されるX線の強度をいう。

(15) P. B. Hirsch: Acta Cryst., 5(1952), 168.

††† クラック先端部における応力集中度を表すパラメーター。ここでは、一応 $K_I = \sigma\sqrt{l}$ として計算した。

び β が変化するの、応力集中によって副結晶粒内に増殖された転位が新しい副結晶粒界を作ったり、すでにできている副結晶粒界に吸収されたりする結果であろう。 α は K_I が増すとともに明らかに減少しているが、この α の減少は主として上述した t の減少に付随したものである。以上

Fig. 8 Change in the size of subgrain, t , with the stress intensity factor, K_I

Fig. 9 Change in the misorientation, α , with the stress intensity factor, K_I

Fig. 10 Change in the disorientation, β , with the stress intensity factor, K_I

Fig. 11 Change in the total misorientation, α_{Total} , with the stress intensity factor, K_I

のように、 K_I の増加とともに t が減少し、 β が増加する結果として α_{Total} が増加するものであろう。

これまで述べてきたことから、疲労クラック先端部における応力集中によって、副結晶粒が微細化され副結晶粒界が発達することが明らかになった。応力集中によって増殖された転位が、副結晶粒内に一部残留するならば、副結晶粒内の転位密度はそれだけ増加するわけである。この意味で、 K_I が大きくなるほど D_a も増加することが期待される。しかし、Fig. 7 から明らかなように、クラック先端部における D_a は、クラック長さによってほとんど変わらない。むしろ、疲労応力が大きくなると多少減少する傾向がみられる[†]。

一般に、疲労変形過程では転位集団が同一の面上を往復運動するため、その運動の途中で転位林を切り、その結果として上記転位集団の切り過程において点欠陥が絶えず作られると考えられている⁽¹⁶⁾。また、このようにしてできた点欠陥の大部分は、空孔であるといわれている⁽¹⁷⁾。事実、疲労過程において極めて多量の空孔が形成されることは、これまでの多くの実験⁽¹⁸⁾から明らかである。したがって、疲労クラック近くの下部組織に観察された上述のような著しい回復現象も、繰り返し変形に伴って形成された多量の空孔によるものと思われる。

以上のように、疲労クラック先端部に観察される下部組織の特性に対しては、応力集中と応力繰り返しによる多量の空孔形成とが大きな影響を及ぼしている。さらに、これら二つの効果を同時に期待できることが、疲労クラックの重要な特性でもありとえられる。したがって、これらの効果は単に下部組織の特性に影響するのみでなく、疲労クラック伝播機構において何らかのより直接的な役割を演じている可能性もある。

2. 疲労クラック先端近くに形成される塑性域の二、三の性質

疲労クラック先端部に塑性域が形成されることは、巨視的観点に立つ研究によってすでに古くから指摘され、その疲労クラック伝播機構における重要性が考慮されている⁽¹⁹⁾。一方、これとは別に細束X線を用いた組織学的方法によっても、疲労クラック先端部にある種の“塑性域”が観察されることが明らかにされている⁽⁶⁾。本報においても、組織学的な観点から塑性域の微視的な特性-内部構造-を明らかにしてきた。

† 計算によれば、高応力疲労、中応力疲労、および低応力疲労の場合に、 D_a はそれぞれ約 1.7×10^8 、 1.9×10^8 および $2.0 \times 10^8 / \text{cm}^2$ である。

(16) A. H. Cottrell : *Vacancies and Other Point Defects in Metals and Alloys*, (The Inst. of Metals, London, 1958), p. 1.

(17) 高村 : 物理学会昭和30年春期分科会講演予稿集, p. 61.

(18) たとえば, N. Thompson : *Z. Metallk.*, **53** (1962), 71.

(19) A. K. Head : *Phil. Mag.*, **44** (1953), 925.

以下においては、組織学的に観察される塑性域の巨視的な特性を二、三述べ、これと巨視的観点に立つ研究における塑性域との関連性について考えてみる。このことは、異なった立場に立つ疲労破壊の研究を、統一的に理解する上で重要と思われる。

疲労クラック先端近くにおける全方位差, α_{Total} , の変化を示す曲線を, Fig. 12 に模式的に示す。図にみられるように, α_{Total} の測定値はマトリックスにおいてほぼ一定で, クラック先端に近づくにつれて著しく増加する。 α_{Total} の測定値が, マトリックスにおける測定値と比較して急に大きくなり始める点を m_0 とし, この点の原点からの距離, $0 \rightarrow m_0$, を塑性域の大きさ, Z_p , と定義する。

アルミニウムの疲労クラック周辺には, 一般に迂り線がとくに密に観察される領域がある。Photo. 1 はそのような領域の一例を示す。いま, 疲労クラックの巨視的伝播方向にそって測った迂り線密集領域 (slip-line-concentrated region) の長さを Z_s とし, Z_s/Z_p と Z_p との関係調べると

Fig. 12 Schematic representation of the change in the total misorientation, α_{Total} , with the distance from a crack tip. Z_p defines the size of plastic zone

Photo. 1 An example of optical photomicrographs showing slip-line-concentrated region (S) around a fatigue crack ($\times 24$)

Fig. 13 のようになる。図から明らかなように, Z_s/Z_p の値は Z_p にかかわらず 1 程度である。これは, X 線的に観察される塑性域がクラック周辺に観察される迂り線密集領域とほぼ一致することを意味する。したがって, 本実験においてこれまで観察してきた塑性域は, 疲労クラック近くにおいてとくに迂り変形が著しく行なわれた領域であるといえることができる。

Fig. 14 は切り欠き底から測定した疲労クラック長さ, l , と Z_p との関係を示したものである。図から明かな

Fig. 13 Ratio of the size of the slip-line-concentrated region to the size of the plastic zone, Z_s/Z_p , versus Z_p

Fig. 14 Variation of the size of the plastic zone with the length of fatigue crack

うに, Z_p は l とともに直線的に増加している。 $l=0$ においても Z_p は疲労応力によって決まるある値をもっているが, これは切り欠き底から疲労クラックが発生するとき, そこにはすでにある大きさの塑性域が形成されていたことを示している。すでに明らかにされているように, アルミニウムの疲労クラック周辺には常に塑性域が存在しており, この意味で上記の結果は切り欠きの存在がある長さの

疲労クラックの存在と同等であることを示している。図示したように、 Z_p と l との関係を示す直線を $-l$ 軸上に外挿して点 N を決定する。 $\overline{ON}=l_0$ を塑性域形成に対する切り欠きの有効クラック長さとし、 l_0+l を改めてクラック長さ、 l' と定義すると、 Z_p は l' に比例する。これは、これまで主として鉄鋼材料において巨視的な観点に立って調べられている塑性域の性質⁽²⁰⁾とよく類似している。

ところで、弾完全塑性体内のクラック先端に形成される塑性域の大きさ、 Z_p 、と応力、 σ_a 、との間の定量的な関係は Dugdale⁽²¹⁾、および Bilby ら⁽²²⁾によって理論的に

$$Z_p/l = \sec(\pi\sigma_a/2\sigma_y) - 1 \quad (2)$$

のように与えられている。ここで、 l はクラック長さ、 σ_y は考えている材料を弾完全塑性体とみなしたときの降伏応力を表わす。最近、横堀⁽²³⁾はある種の鉄鋼材料における疲労クラック先端の塑性域を、光学顕微鏡的に観察した結果を報告している。それによれば、(2)式における σ_a を繰返し応力の最大値でおきかえれば、(2)式は疲労クラックの場合にも適用できるようである。また、今回の 99.99% アルミニウムの場合にも適当に修正した $\sigma_y^\dagger$ を用いると、 Z_p と l' とが(2)式の関係为满足することが示される⁽²⁴⁾。

以上のように、本実験において組織学的に観察された塑性域と、巨視的観点に立つ研究において考えられている塑性域とは、その巨視的な特性(疲労応力やクラック長さによる塑性域の大きさの変化)においてよく対応している。したがって、両者は統一的に解釈できるものと考えられる。

IV. 総 括

疲労クラック伝播機構における下部組織形成の役割を解明するための基礎知識を得る目的で、アルミニウムをいく

つかの疲労応力で引張り-圧縮疲労し、疲労クラック伝播過程におけるクラック先端近くの下部組織の特性を細束 X 線法を用いて観察した。また、その結果から疲労クラック周辺に形成される塑性域の大きさを決定した。さらに、疲労クラック先端部に形成される下部組織の特性や塑性域の大きさに対する疲労クラック長さや疲労応力の影響を調べた。

その結果、疲労応力やクラック長さにかかわらず、引張り-圧縮疲労したアルミニウムの疲労クラック先端近くには塑性域が観察され、塑性域中ではマトリックス中にくらべて下部組織が著しく発達していることがわかった。これは著者らがすでに報告した、繰返し曲げ疲労したアルミニウムなどの *fcc* 金属に対する結果と一致する。

疲労クラック近くに形成される下部組織は、主としてつぎの三つの特性をもつ。すなわち、(1) 副結晶粒が極めて微細化している。(2) 副結晶粒内の転位密度が極めて低い。(3) 副結晶粒界がよく発達しており、その中における転位配列はかなり規則的で、簡単なものになっていると予想される。

上記のような疲労クラック近くにおける下部組織発達に対しては、疲労クラック先端における応力集中、および応力繰返し効果としての塑性域内における多量の空孔形成などが、重要な役割を演じていると考えられる。

組織学的観点に立って、X 線的に決定した塑性域の巨視的な二、三の特性は、巨視的観点に立つ研究において考えられている塑性域の特性とよく対応し、類似している。したがって、異なった観点に立つ研究において、独立に調べられているこれら二つの塑性域はほぼ同一のものと考えられ、両者は統一的に解釈されるものと考えられる。

(23) T. Yokobori, M. Tanaka, H. Hayakawa, T. Yoshimura and S. Sasahira: Rep. Res. Inst. Strength and Fracture of Materials, Tohoku Univ., **3** (1967), 39.

† 応力-ひずみ曲線で囲まれる面積と破壊までのひずみとが、使用した試料のものと等しいような弾完全塑性体を考え、その降伏応力を σ_y とする。

(24) 辛島, 及川, 小倉: 1969 年金属学会春期大会講演予稿集, p. 92.

(20) N. F. Frost and D. S. Dugdale: J. Mech. Phys. Solids, **6** (1958), 92.

(21) D. S. Dugdale: J. Mech. Phys. Solids, **8** (1960), 100.

(22) B. A. Bilby, A. H. Cottrell and K. H. Swinden: Proc. Roy. Soc., **A 272** (1963), 304.