

アルミニウム合金の低サイクル疲労における 疲労硬化と疲労組織の電顕観察

堀 内 良・斎 藤 敏・岸 輝 雄*

The Hardening Behavior and Transmission Electron Microscopy in Low Cycle Fatigue of Aluminum Alloys

By

Ryo HORIUCHI, Satoshi SAITO and Teruo KISHI

Abstract: A study of low cycle fatigue under the axial load was carried out on 2S, 24S, 56S and 63S aluminum alloys. Particular attention was paid to the cyclic hardening behavior and the fatigued structure observed by the transmission electron microscopy. The obtained results are summarized as follows:

(1) It was found in the axial tension-compression test that the relation between σ_B , the yield stress drop due to the Bauschinger effect and the amount of prestrain, can be expressed by the equation, $\sigma_B = k\varepsilon^m$, where k and m are constants. This experimental equation was first obtained by Gokyu and Kishi in the cyclic torsion test.

(2) The Bauschinger effect in 2S commercial pure aluminum was the smallest and generally this effect was larger in its alloys. In precipitation hardening alloys, the Bauschinger effect changed, depending on the ageing conditions and was the largest in the overaged specimens.

(3) For the larger plastic strain amplitude, the fatigue hardening was more pronounced and the total plastic strain for saturation in cyclic hardening increased. In pure aluminum, slight cyclic softening was observed for the plastic strain amplitude more than 5%. In the case of 56S and 24S, however, saturation in hardening was not observed for the plastic strain amplitude more than 0.3%. The amount of hardening for the initial straining direction was greater than that for the reverse direction.

(4) It was observed by the transmission electron microscopy that the dislocation structure of cyclic strained pure aluminum is made up of tangled cell walls, and cell size is almost independent of the cycle number. On the contrary, in the case of 24S and 56S, dislocation density increases rapidly in the small strain region (about 1%) and rather homogeneous distribution of dislocations was observed. When the total plastic strain approaches to the region of saturation in cyclic hardening, the mottled structure was observed which consists of the high and low dislocation density portions.

* 東京大学工学部

概 要

アルミニウム合金について、引張り——圧縮による低サイクル疲労試験を行なった。試料は市販純アルミニウム (2S) Al-Mg 合金 (56S), Al-Cu-Mg 合金 (24S) で、繰返し引張り——圧縮試験の応力—ひずみ曲線からバウシinger効果、疲労硬化について検討し、疲労組織の透過電顕観察を行なった。おもな結果は次のごとくであった。

(1) バウシinger効果による降伏応力の低下 σ_B と予ひずみ ε の間には、五弓、岸がねじり試験で求めた、 $\sigma_B = k\varepsilon^m$ (k, m は定数) の関係が軸方向応力の場合にも成立した。

(2) バウシinger効果は純アルミニウムが一番小さく強度の高い合金では大きくなる。析出硬化型合金ではバウシinger効果は析出状態に依存し、過時効状態で最大になる。

(3) 疲労硬化は塑性ひずみ振幅の大きいほど大きく、純アルミニウムでは塑性ひずみ 5% 以上の振幅にすると硬化が飽和した後わずかに軟化する。これに対し 56S, 24S ではひずみ振幅 0.3% 以上では破断に至るまで硬化は飽和しない。

(4) 電顕観察では亀裂や空洞は見出せなかったが、純アルミニウムでは転位は鮮鋭なセル壁をつくり、セルの大きさは繰返し数にはほとんど依存しない。56S, 24S では転位密度は小さな塑性ひずみでいちじるしく増大し、ほぼ全面に均一に分布するが、繰返し数が増すと転位密度の高い部分と低い部分の規則的なまだら模様となる。

1. 緒 言

繰返し応力のもとでは金属材料は引張試験の破断応力よりもかなり小さい応力振幅で破壊する。このような疲労現象はすでに蒸気機関などの破損の原因として実用上の関心を集め、技術的な対策のための多くの研究が行なわれてきた。

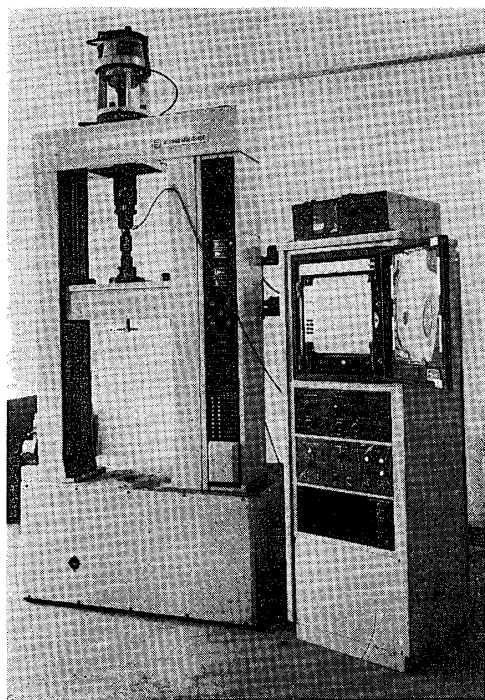
航空機用のアルミニウム合金についても世界最初の実用ジェット旅客機コメット I 型の 1954 年 1 月および 4 月とひきつづきは空中分解の原因が機内与圧による窓枠部分からの疲労破壊の進行であることが明らかにされ、fail-safe design のような構造設計の変革とともに、材料自体の疲労の問題が注目されている。

金属材料の疲労強度の改善、向上にはその前提として原子的尺度で疲労の機構を解明する必要がある、最近の転位論の発展とともに転位の運動として疲労の機構を明らかにしようとする試みが進められている。

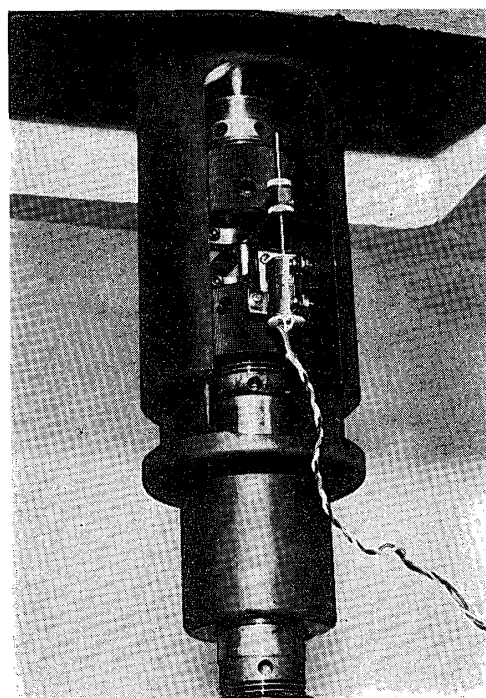
この結果低い応力振幅で、 $10^7 \sim 10^8$ の高サイクルの疲労については材料の局部的に集中した転位の運動の結果、試料表面に微細な突き出し (extrusion), 入り込み (intrusion) などの応力集中源が形成され、さらにすべりが局所に集中し亀裂の発生につながることで、また疲労した試料の表面には電解研磨などによっても消えないすべりの集中した残存すべり帯 (persistent slip band) が形成され、この内部でせん断形の微細な割れが発生していると考えられることなどが明らかにされている [1][2][3]。

したがって疲労について考察を進めるにはこのような局所化した変形部分について、応力集中を考慮した応力とひずみの関係を知ることが望ましい。しかし応力集中の程度もあいまいで変形部のひずみの測定も実験的に多くの困難があり、この問題の直接的な解析はほとんど不可能に近い。

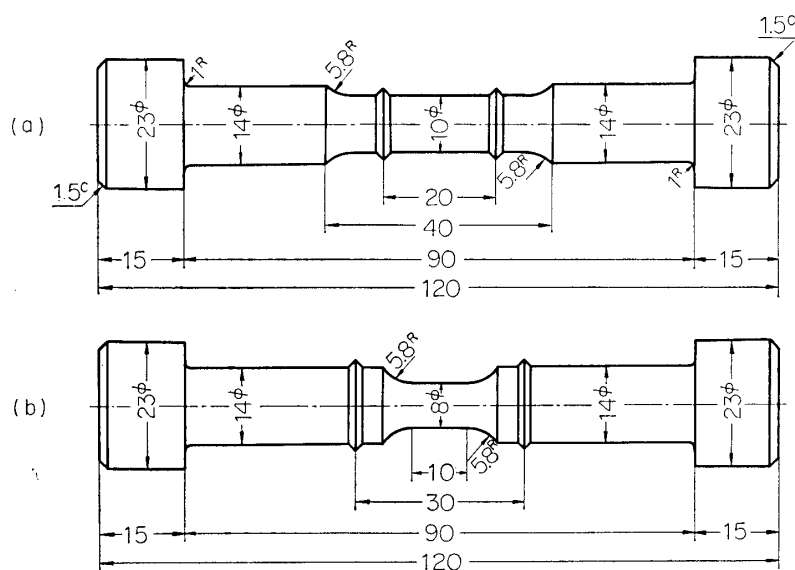
これに対し比較的大きなひずみ振幅での低サイクル疲労では、試料全体にほぼ均一なひずみが生じることから、繰返し変形のもとでのマクロな応力-ひずみ関係がミクロな転位の挙動と対応したものとしてとらえることができる。したがってこのような測定から金属材料の方向が逆転する繰返し変形における加工硬化や破断についての知識を深めることは低サイクル疲労の挙動を明らかにするのみでなく、小さいひずみ振幅での疲労の問題にも関連した知



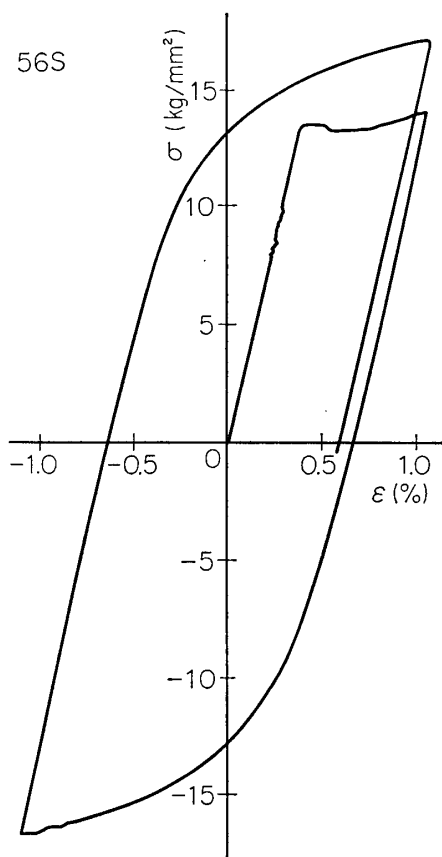
第 1 図 引張り一圧縮試験装置



第 2 図 引張試験機に組込んだ引張り一圧縮装置



第 3 図 引張り一圧縮用試験片の形状



第 4 図 引張—圧縮の応力—ひずみ曲線の一例

識となるものと考えられる。

本報はアルミニウム合金について繰返し変形による加工硬化の特徴を微視的構造と関連させて明らかにすることを目的としたもので、附加応力を軸方向の引張、圧縮として均一な繰返し応力のもとにおける疲労硬化の応力—ひずみ曲線を求め、これと対応した転位構造を電子顕微鏡により直接観察した。

2. 実験方法および試料

疲労硬化を解析するためには単軸応力で試験片の応力分布は均一であることが望ましい。このため本実験では第 1 図に示した島津オートグラフ IS-10 T に第 2 図に示すような引張—圧縮装置を組み込み、試験片に差動変圧器を用いた伸び計を装着して、ひずみ制御により繰返し引張—圧縮試験を行なった。

試験片形状は第 3 図に示すように (a) (b) 2 種について予備試験によって検討した。(a) 型は試験片平行部のひずみ

第 1 表 試験片の化学組成および熱処理条件

	Cu	Mg	Mn	Si	Fe	Cr
2S	0.05	0.03	0.03	0.25	0.35	
56S	0.1	5.0	0.05	0.3	0.4	0.1
63S	0.1	0.7	0.1	0.4	0.3	
24S	4.5	1.5	0.5	0.5	0.5	0.1

(wt %)

2S } 400°C, 1 hr annealing
56S }

63S 520°C, 1 hr→water quenching

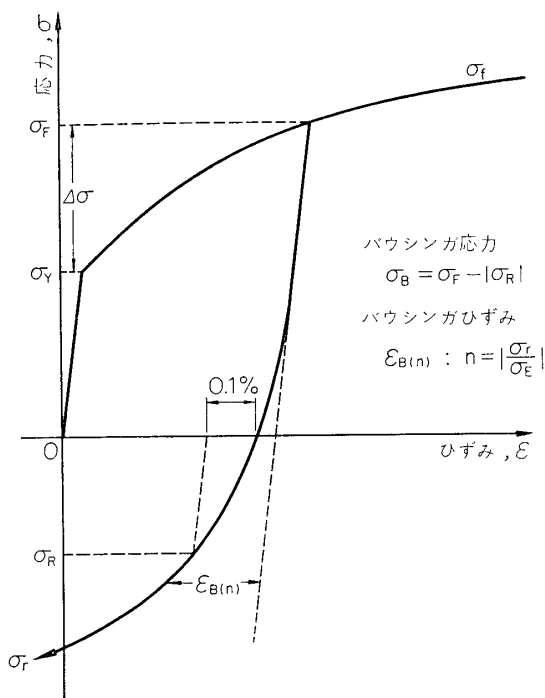
→ageing $\left\{ \begin{array}{l} 175^{\circ}\text{C}, 2 \text{ days} \\ 240^{\circ}\text{C}, 2 \text{ hr} \\ 350^{\circ}\text{C}, 2 \text{ hr} \end{array} \right.$

24S 500°C, 1 hr→water quenching
→room temp., 6 days

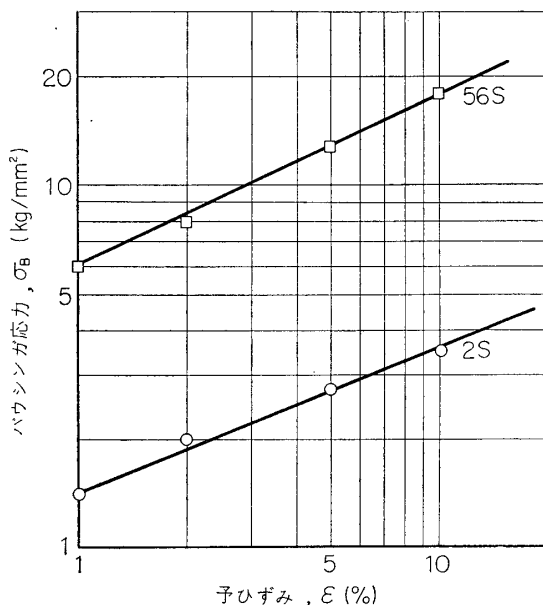
を正確に知るにはよいが、伸び計取付部での応力集中により亀裂が生じやすく疲労試験には不適当なため本実験では(b)型に統一した。第4図は実験結果の一例で全ひずみ1.1%として1.5サイクルの引張一圧縮を行なったものの応力-ひずみ曲線である。

試験片は市販の25mmφの押出棒より削り出したもので合金は市販純アルミニウムの2S, Al-Mg系固溶体強化合金の56S, 析出硬化型合金の63S, 24Sを用いた。合金組成および熱処理条件は第1表に示すごとくである。

透過電顕観察試料の作成は試験片の平行部より軸方向に垂直に1.5mmの厚さにベンチソーを用いて切り出した後、ジェット式電解研磨と通常の窓あけ法を併用して観察用薄膜とした。電解研磨液はエタノール6, エチレングリコール3, 過塩素酸2の混合液である。使用した電子顕微鏡は日本電子製JEM-150で加速電圧150kVで作動させた。



第5図 バウシンガ効果の説明図



第6図 予ひずみとバウシンガ応力の関係

3. 実験結果および考察

3.1 バウシンガー効果

第5図はバウシンガー効果の指標を説明するための応力-ひずみ曲線である。図に示したように、バウシンガー応力 σ_B 、バウシンガーひずみ ε_B 、正逆両方向の降伏応力の比 $|\sigma_R/\sigma_F|$ 等がバウシンガー効果の表示値となる。またバウシンガー効果は加工硬化と結びあった現象であるから、加工硬化量 $\Delta\sigma$ と上述の値との比が材料の内部構造と関連した表示値となる[4]。

第6図は2Sおよび56Sの降伏応力の低下量 σ_B と予ひずみ ε との関係を両対数でプロット

トしたものである。図でよい直線関係が成立していることから予ひずみ ε と降伏応力の低下量 σ_B との間には次の (1) 式が成立することになる。

$$\sigma_B = k\varepsilon^m \quad (1)$$

ここで k , m は材料および熱処理条件に依存する定数である。

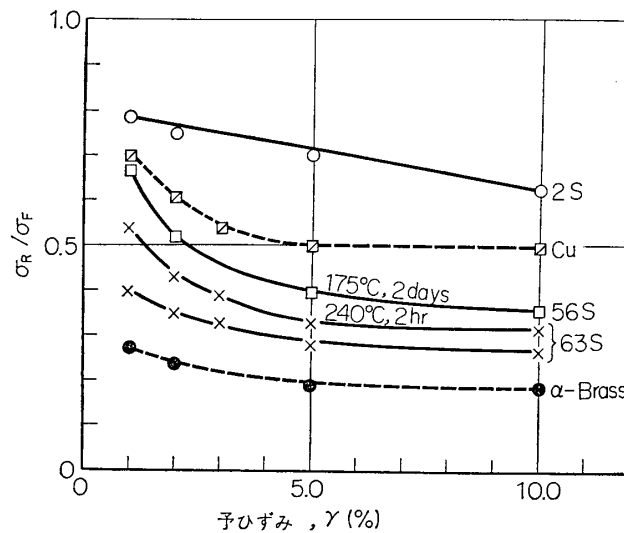
(1) 式は五弓, 岸 [5] がねじり試験で求めたものと同じで, この関係はねじりでも引張—圧縮でも一般に成立することになる。

一般に金属材料の変形応力は加工硬化指数 n によって次式で与えられる。

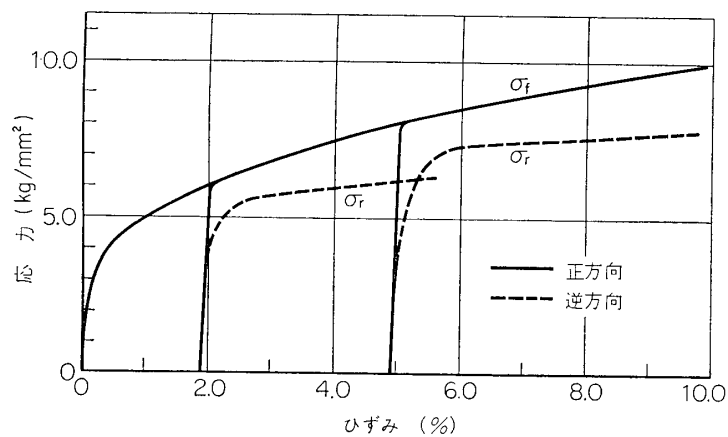
$$\sigma = k_0\varepsilon^n \quad (2)$$

(1), (2) 式より, ある予ひずみ ε での逆方向の降伏応力 σ_R は次式で示されることになる。

$$\sigma_R = k_0\varepsilon^n - k\varepsilon^m \quad (3)$$



第 7 図 予ひずみを変化させたときの正逆両方向の降伏応力の比



第 8 図 2S の正方向および逆方向負荷の際の応力—ひずみ曲線

この結果は等方性材料の降伏条件式にバウシinger効果を導入したもので、多軸応力下の降伏条件を与える基礎関係式となるもので、多軸応力下の疲労硬化を解析的に取り扱う方法を開くことになる。

第 7 図は 2S, 56S, 63S の $|\sigma_R/\sigma_F|$ の値をひずみ ε に対して示したものである。また比較のために銅および黄銅の値 [4, 6] も示してある。図から明らかなように 2S のバウシinger効果は小さく、 $2S < \text{銅} < \text{黄銅}$ の順となっている。この順序は積層欠陥をもつ転位の幅の大きさの順序と一致し、バウシinger効果の大小は交差すべりの難易と強く関係していることになる。

第 8 図は 2S における正方向の応力-ひずみ曲線と逆方向負荷の場合の応力-ひずみ曲線を対比して示したものである。正方向の応力-ひずみ曲線と逆方向負荷の場合の曲線はひずみとともにその差が開いていく傾向を示している。このような逆方向負荷の際の加工硬化の停滞、鈍化は他の材料ではいまだ観察された例はない。このことは逆方向変形の際に多数の転位が消滅していくためと考えられるが、転位の消滅がバウシinger効果として現われる逆方向変形の初期のみでなく、さらに変形が進んだ際に生じていることはアルミニウムの加工硬化とその転位構造を考える上に重要な示唆をもつものと考えられる。

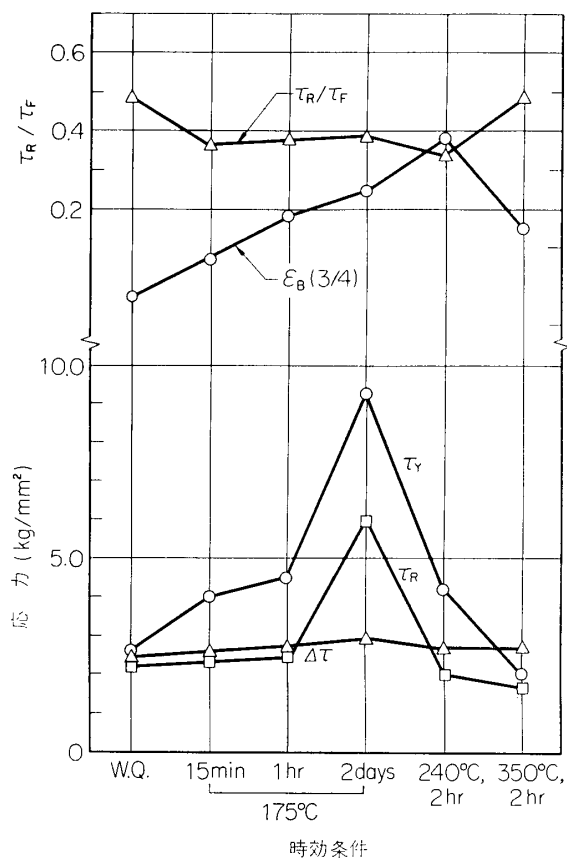
超高圧電顕による観察結果 [7] としてアルミニウムでは変形応力が増加すると転位はセル壁を通過しうることが確認されている。

後に示す電顕写真から明らかなようにアルミニウムでは転位はほとんどからみあったセル壁をつくり、堆積転位のような逆方向変形の際に優先して運動すると考えられる転位は少ない。このためバウシinger効果は小さいが逆方向変形が進んで、応力が増加するとセルを通過する転位がセル壁内の転位と反応して部分的に消滅し、セル壁の転位密度の増加率を低下させて加工硬化の停滞を引き起こすものと考えられる。したがってこの種の加工硬化の停滞についてひずみ依存性、方位依存性を明らかにすることができれば加工硬化をになうセル組織の構造の特徴を明らかにしうる可能性が大きい。

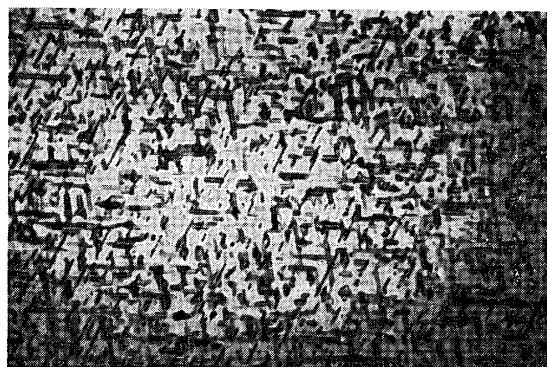
第 9 図は析出硬化型合金の 63S について時効条件を変化させた場合のバウシinger効果におよぼす影響を示したものである。降伏応力 τ_y が最大となる 175°C 、2 日間の時効した組織は第 10 図(a) に示すように matrix に coherent な微細な中間相の析出で、 240°C 、2 hr 時効したものは過時効状態で、第 10 図(b) に示したように matrix と incoherent な粗大な析出相に成長している。このような時効による組織の差に応じてバウシinger効果の指標となる ε_B 、 τ_R/τ_F も変化し、 240°C 、2 hr の過時効状態で ε_B は最大、 τ_R/τ_F は最小となりバウシinger効果が最も大きくなることを示している [8][9]。

3.2 疲労寿命と疲労硬化

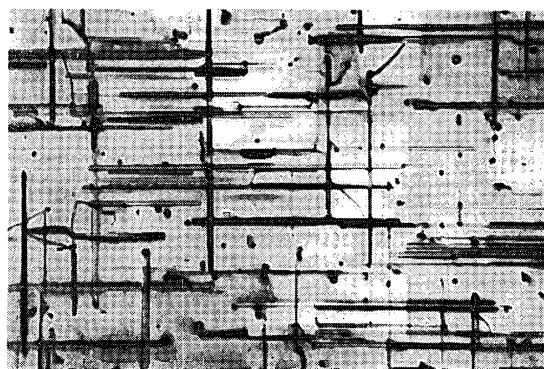
第 11 図は 2S, 24S, 56S について塑性ひずみ振幅 ε_P と破断回数 N_f との関係について両対数のプロットをしたもので、近似的に直線関係が成立すると見なしうる場合は Manson-Coffin の式 [10] $\varepsilon_P \cdot N_f^\alpha = C$ が成立していることになる。直線のこう配から α を求めると、2S では $\alpha=0.65$ 、56S では $\alpha=0.7$ 、24S では $\alpha=0.75$ で広いひずみ振幅で求められている 2S の $\alpha=0.5$ 、24S の $\alpha=0.7$ に比較してやや高い値を示しているが、ひずみ振幅の大きい場合も近似的に Manson-Coffin の式が成立するものと考えられる [10]。



第 9 図 63S の時効条件を変化させたときのバウシニング効果 (W. Q. : 520°C, 1 hr → 水冷)

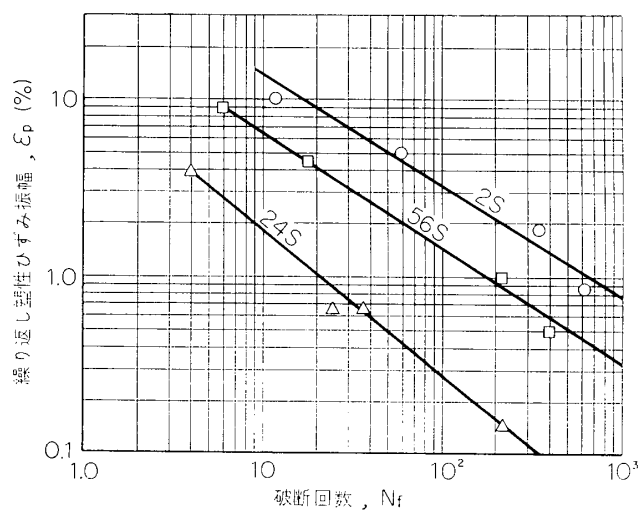


(a) 175°, 2 日間時効で降伏応力が最大となったものの微細な析出組織



(b) 240°, 2 時間時効したもので過時効状態となり析出相が粗大化した組織

第 10 図 63S の時効組織の透過電顕写真



第 11 図 繰り返し塑性ひずみと破断回数の関係

この場合、図から明らかなように同一ひずみ振幅では 2S, 56S, 24S の順に疲労寿命は小さくなる。ひずみを一定値に制御するような疲労試験の場合、降伏強度の高い材料ほど大きな負荷をうけることになる。したがって寿命が低下するのは当然であり、引張試験の場合に強い合金ほど伸びが低下することと同一のことともいえる。しかし引張試験の場合でも伸びを支配する因子については不明な点が多く、破断に先行する加工硬化の詳細な知識が必要とされるように低サイクル疲労でも寿命を支配する機構を考察するためにはまず疲労硬化の知識が前提となる。

第 12 図は 2S についてひずみ振幅 $\pm 1\%$, 2% , 5% , 10% で繰返し変形を加えたときの各サイクルでの最大応力と積算した全塑性ひずみ量の関係を示したもので引張試験での応力—ひずみ曲線に対応するものである。

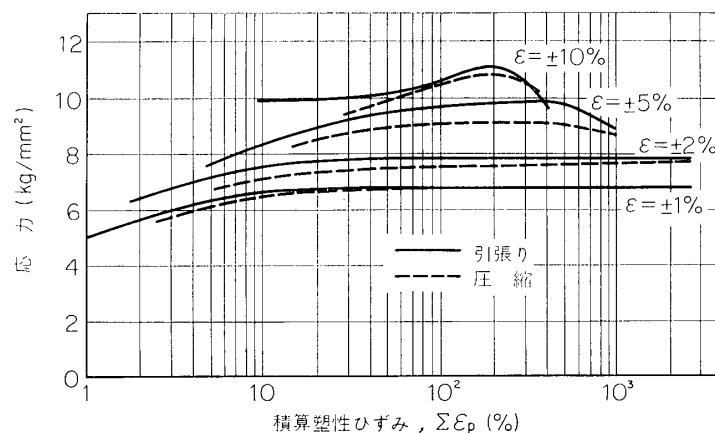
疲労硬化はひずみ振幅が大きいほど大きく、応力が飽和するまでの塑性ひずみ量も大きくなる。またひずみ振幅 5% 以上になると硬化が飽和した後軟化する傾向がある。

第 13 図は 56S の疲労硬化曲線である。2S に比較すると硬化領域が大きく、硬化が飽和するのは破断の直前で 2S のように明瞭な飽和領域を示さない。また疲労硬化はひずみ振幅が大きくなると最初の負荷方向と逆方向とでかなりの差を生じ、引張りから始めた本実験の場合は全て引張りの応力が大きい。

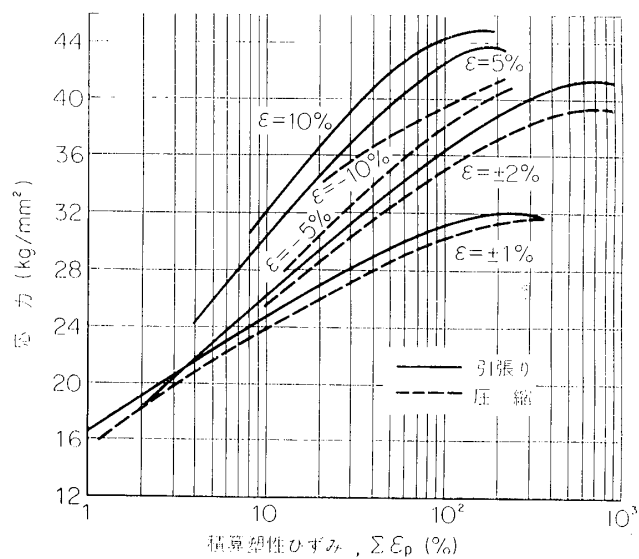
第 14 図は 24S—T4 の疲労硬化曲線である。この場合は 56S よりもさらに硬化が急速で、硬化量のひずみ振幅依存性もいちじるしい。

第 15 図は 2S について疲労硬化過程の転位構造を単純引張りの場合と比較した透過電顕写真である。(a) は焼きなましのままで、ほとんど転位は見られない。(b) は 1% 単軸引張を行なったもので、曲りくねった転位があらく分布している。(c) は 7.6% 引張を行なったもので、転位は互にからみあって幅の広いセル壁をつくり、セル内部の転位密度は低い。

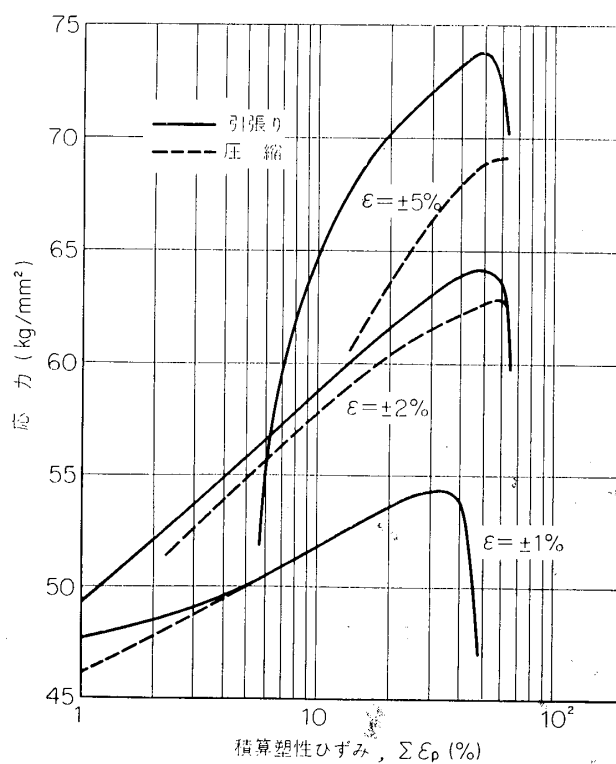
これに対し引張り—圧縮を繰返した疲労組織は (d), (e), (f) に示すように鮮鋭なセル組織が発達する。(d) はひずみ振幅を $\pm 1\%$ とした場合の繰返し数 $N=2$ の場合で、



第 12 図 2S の疲労硬化曲線

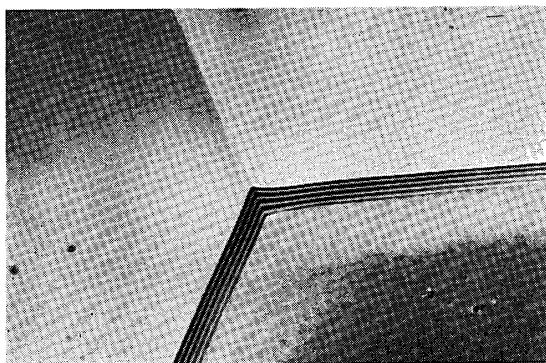


第 13 図 56S の疲労硬化曲線

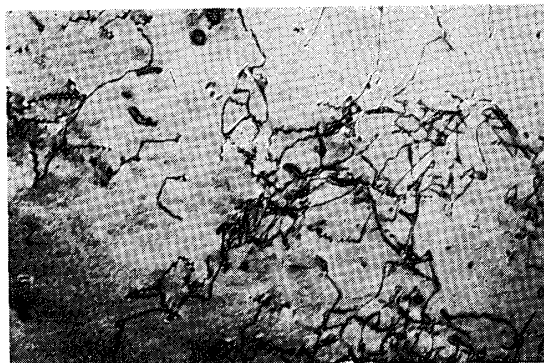


第 14 図 24S の疲労硬化曲線

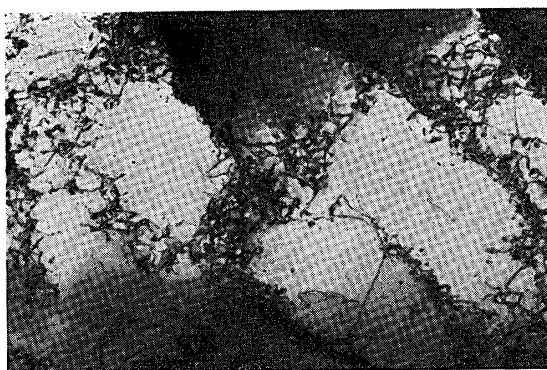
積算塑性ひずみは 7.8% で単軸引張りの (c) とほぼ等しいことになるが、セルの大きさも小さく、セル壁の幅も狭い。(e) は硬化の飽和する $N=5$ の組織で、(d) とほとんど変化していない。(f) は $N=65$ の場合で、セル内に黒点として見える転位ループの数が増



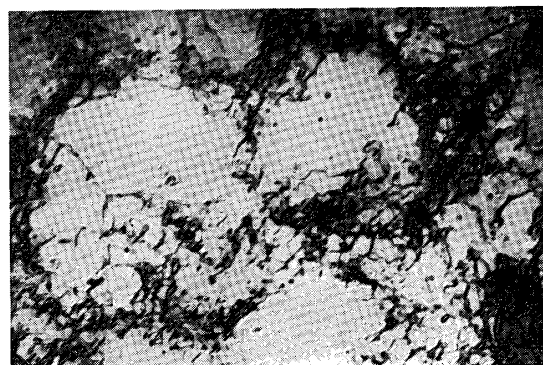
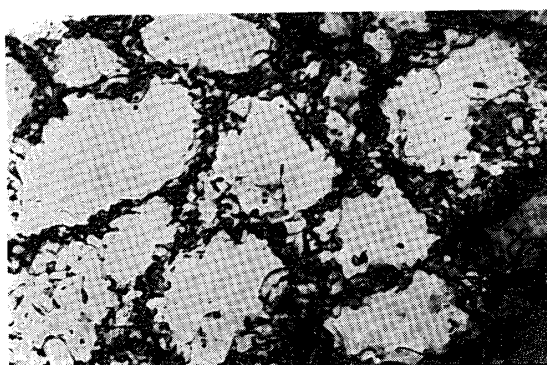
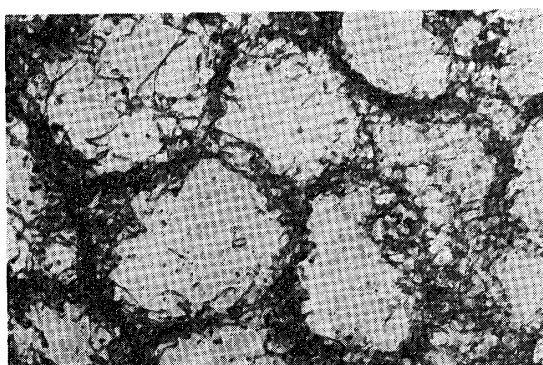
(a) 焼きなましの組織



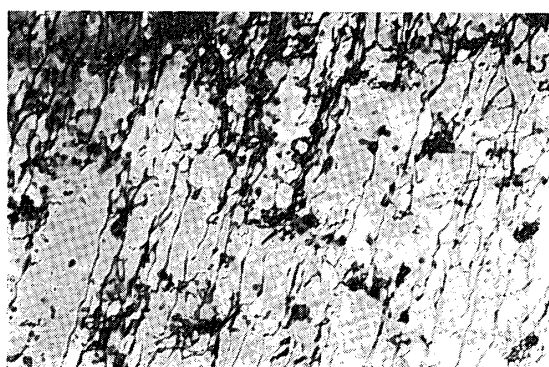
(b) 1%単軸引張り



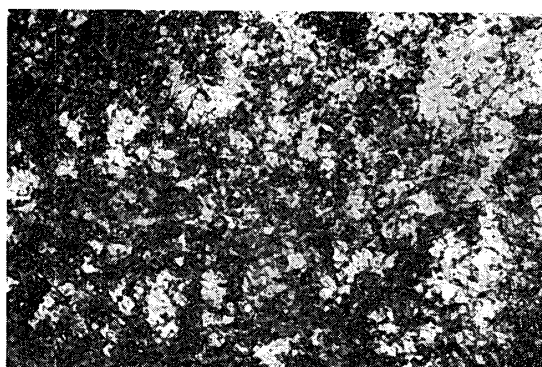
(c) 7.6%単軸引張り

(d) ひずみ振幅 1%繰返し数 $N=2$ の引張り一圧縮の組織(e) ひずみ振幅 1% $N=5$ (f) ひずみ振幅 1% $N=65$ の組織

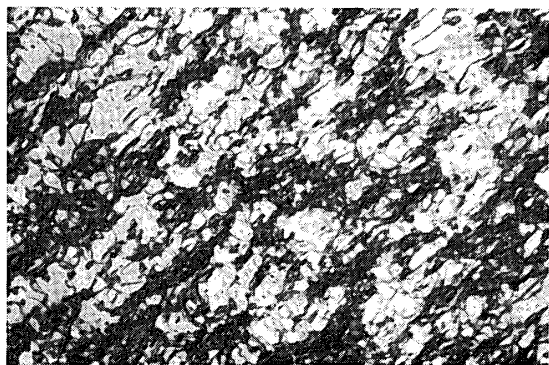
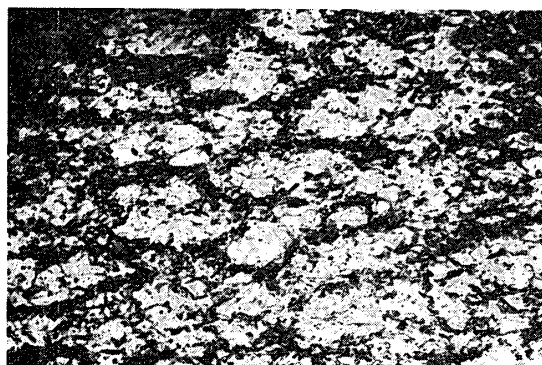
第 15 図 2S の単軸引張りと繰返し引張り一圧縮の転位構造を示す透過電顕写真 (倍率 20,000 倍)



(a) 1%単軸引張り



(b) 10%単軸引張り

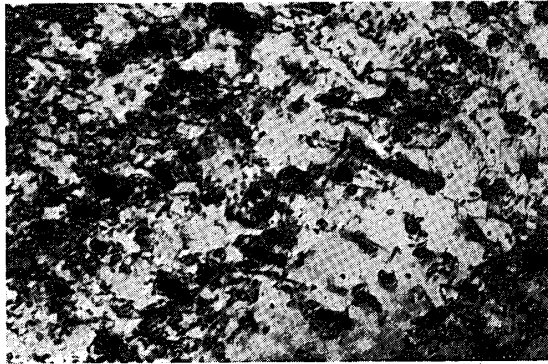
(c) ひずみ振幅 0.5% $N=1/2$ の繰返し変形の組織(d) ひずみ振幅 0.5% $N=100$

第 16 図 Al-Mg 合金 56S の単軸引張と繰返し引張り一圧縮の場合の転位構造 (倍率 30,000 倍)

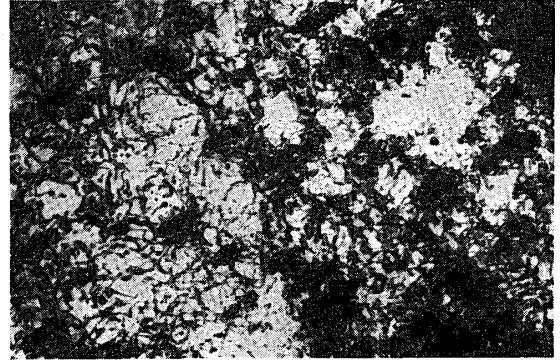
加している．このループは $1/100\mu$ 程度の小さいものであるから，ラセン転位の交差すべりによって形成されたものではなく，jog を引きづる転位によって形成された空孔の集合，消滅したものと思はれる． $N=1200$ の破断したものの組織も (f) とほとんど同様である．

第 16 図は 56S の組織写真である．(a) は 1% の単軸引張りを行なったもので，2S の場合と異なり，転位は直線的で一様に分布している．(b) は 10% 単軸引張りのもので，転位密度はいちじるしく高くなっているが分布はほぼ均一である．これに対し，繰返し変形では $N=1/2$ すなわち引張り後圧縮したもので (c) に示すように転位の双極子から生じたと思われるループが認められ，転位の直線性もかなり失なわれている．(d) は $N=100$ のもので，転位の分布は小さい周期の転位密度の高い部分と低い部分のまだら模様となる．

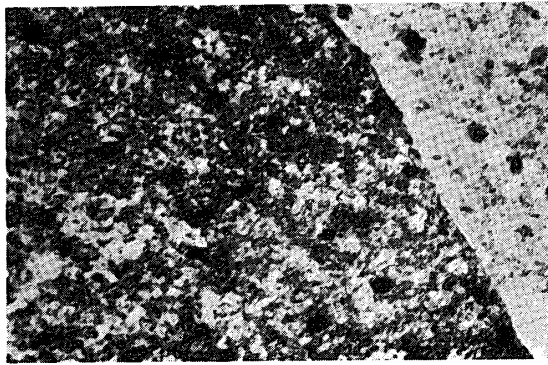
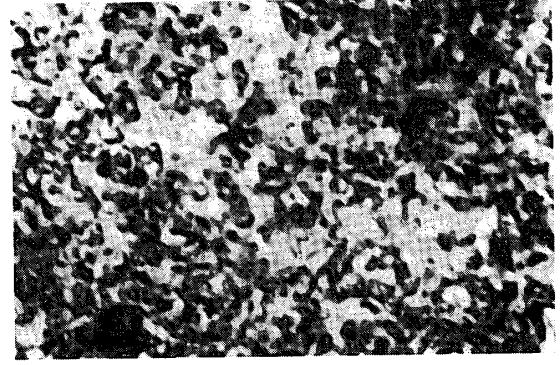
第 17 図は 24S の組織写真で，(a) は 0.9% 単軸引張りを行なったもの，(b) は 3% の単軸引張りのもので，いずれも Cr, Mn の化合物を中心にした転位の集積が生じ，全体にいちじるしく転位密度が高い．(c) はひずみ振幅 2% $N=5$ のもので，転位は全面に高い密度で分布している．(d) は高倍率で転位を観察したもので，転位密度が高いため解像力は低下しているが，ループ状の転位の多いことがわかる．



(a) 0.9%単軸引張り



(b) 3%単軸引張り

(c) ひずみ振幅 2% $N=5$ の繰返し変形の組織

(d) (c) を高倍率にしたもの

第 17 図 Al-Cu-Mg 合金 (24S) の単軸引張と繰返し引張一圧縮の場合の転位構造の透過電顕写真 (倍率 (a) (b) (c) 30,000 倍 (d) 140,000 倍)

疲労硬化曲線との対応は 2S では硬化の飽和領域に対して安定なセル構造が形成され、このセル組織は破断に至るまではほとんど変化しない。転位によるセル壁は繰返し変形の場合、単純引張りに比してかなり緻密な幅の狭いものとなり、転位間の相互作用による反応、合体が動的に進行しているものと考えられる。これに対し強度の高い 56S, 24S では疲労硬化領域が広いことに対応して明瞭なセルの形成は認められず、転位密度は全体に増加する。しかし繰返し数が増すと部分的に転位が高い密度で集積した部分が形成されている。

電顕観察では疲労破壊の起源となる微小亀裂や空洞などを見出すことはできなかった。したがって疲労硬化曲線でみたように繰返し変形の際の硬化がひずみ振幅に依存し、小さいひずみ振幅ほど低い応力のもとで破断する機構については実験的な証拠を与えることはできなかった。

引張り一圧縮の繰返し変形の場合に単純引張りの場合に比して加工硬化量が低下することは本報でも実験的検討を試みたバウシinger効果によるもので、疲労硬化のひずみ振幅依存性をバウシinger効果の重畳として理解することは定性的には容易である。しかしこの限りでは疲労破壊がひずみ振幅が小さい程低い応力で生じることを説明することはできない。緒

言にも述べたように通常の $10^7 \sim 10^8$ サイクルの疲労強度については、変形の局所化とこれによる微少亀裂の形成および応力集中によって、引張強さの $1/2$ またはそれ以下の応力で破壊が生じることの説明を与える努力が重ねられている。しかし本実験ではこのような変形の局所化を避けるためにひずみ振幅を大きくとり、変形が試料全体に均一化する低サイクル領域を考察の対象としているから、破壊応力のひずみ振幅依存性は繰返し変形そのものが亀裂の形成を誘発すること、すなわち電顕写真で見たセル壁や第二相介在物を中心とする転位の高密度な集積部において、繰返し変形によって転位間の反応が動的に促進され、加工硬化に寄与するような長範囲の応力場は減少するが、短範囲には強い応力場を持つような転位の配列が生じ、この短範囲の応力場が亀裂に転化して、ひずみエネルギーを解放するような過程によって説明されなくてはならない。またこのことは単純引張り試験における破断を支配する因子と本質的には類似性を持つことになるもので、金属材料の強度学として最も基本的な問題でありながら、最も未開な分野でもあり、今後さらに詳細な検討を加える必要がある。

4. 総 括

引張り——圧縮試験によってアルミニウム合金の低サイクル疲労について実験的検討を行なった。特に試験片の応力分布および変形の均一化をはかって疲労硬化および疲労寿命のひずみ振幅依存性を明らかにした。また電子顕微鏡による疲労組織の観察を行なった。おもな結果は次のごとくであった。

(1) バウシinger効果による降伏応力の低下 σ_B と予ひずみ ε の間には $\sigma_B = k\varepsilon^m$ (k , m は常数) の関係が成立した。この関係は多軸応力下の降伏条件を与える基礎式となる。

(2) 試料が均一に変形する高ひずみ振幅の低サイクル疲労においても、疲労硬化は塑性ひずみ振幅が大きいほど大きく、したがって疲労強度は振幅が小さいほど小さい。

(3) 電顕観察では亀裂や空洞を見出すことはできなかったが、単軸引張りに比して繰返し変形では局所的に高い密度の転位の集積が観察された。

これらの結果のうち、疲労硬化のひずみ振幅依存性についてはバウシinger効果の重畳として理解できるが、疲労寿命、破壊応力については現在の疲労に関する理論の枠を大幅に拡大し、新しいモデルを導入する必要があることを示唆するものであった。

終りに実験に協力された朴禧善氏に謝意を表したい。

1970 年 7 月 27 日 材料部

参 考 文 献

- [1] N. Thompson and N. J. Wadsworth: *Advances in Physics* **7** (1958) 72.
- [2] N. F. Mott: *Proc. Roy. Soc. A* **242** **145** (1957).
- [3] 志村宗昭: *日本金属学会報* **7** (1968) 89.
- [4] 五弓, 岸, 和田: *日本金属会誌* **34** (1970) 154.
- [5] 五弓, 岸: *日本金属会誌* **34** (1970) 161.
- [6] 五弓, 岸: *塑性と加工* **10** (1969) 107.
- [7] 藤田広志: *大阪冶金会会誌* No. 11 (1970) 70.

- [8] D. V. Wilson : Acta Met., **13** (1965) 807.
- [9] A. Abel and R. K. Ham : Acta Met., **14** (1966) 1945.
- [10] S. S. Manson : Thermal Stress and Low Cycle Fatigue McGraw-Hill (1966)