

微細組織から見たアルミニウム線材の
繰返し曲げ変形と破壊挙動

池谷 隼人*・梅澤 修**・福富 洋志***

Journal of The Japan Institute of Light Metals, Vol. 68, No. 5 (2018), 243-249
© 2018 The Japan Institute of Light MetalsMicrostructural investigation on cyclic bending deformation and
fracture of aluminum wire

Hayato IKEYA*, Osamu UMEZAWA** and Hiroshi FUKUTOMI***

Deformation and fracture behavior in aluminum and Al-1.0mass%Mg alloy wire were investigated under cyclic bending test with the maximum strains up to 0.02 at the specimen surface, in order to develop light weight electric wire for automobiles. Microstructural aspects and geometrical characteristics of the fatigue crack initiation sites were examined where electron back scattering diffraction (EBSD) analysis were employed to make the relationship between partially cracked grain boundaries and activated slip systems clarified. Grain size strongly affected the number of cycles to fracture. The fatigue cracks were generated at the grain boundaries with the inclination angles of 40-60 degrees against the tension-compression direction. Both deformation continuity at the grain boundaries and the work hardening inside crystal grains have effects on the number of cycles to fracture in the cyclic bending.

(Received December 5, 2017 Accepted January 29, 2018)

Keywords: aluminum; cyclic bending; fatigue crack; grain boundary crack; grain size

1. 緒 言

自動車の軽量化は燃費向上によるCO₂などの排ガス量削減の上から重要課題の1つとなっている。電気系主要部品であるワイヤーハーネス（以下W/H）の重量は30~50kg程度で、その約60%を電線が占める。電線はその導体が最も重い要素であり、この軽量化がW/H全体の軽量化に最も効果がある。電線用導体には銅が一般的に利用されてきたが、アルミニウムの利用が増えつつある。これにはW/Hの軽量化だけでなく銅資源枯渇問題にも対応する意義がある。しかし、純アルミニウムは純銅の約60%と比較的高い導電性を有するものの引張強さや耐疲労特性などの力学特性が銅のそれに劣ることから、アルミニウム導体の適用は限られているのが現状である。つまり、その適用範囲を広げるには、導電性を損なうことなく疲労特性などの力学特性を改善することが必要である。

アルミニウムとその合金多結晶の一軸疲労に関しては、すでに多くの研究がある^{1)~4)}。一般に繰返し変形を受けた金属表面の結晶粒内にはすべり帯が形成されること、アルミニウムやその合金ではすべり帯に突き出しや入り込みが形成されて局所的に応力集中が生じ、これが疲労き裂へと発達して破壊の起点となること⁵⁾、さらに、疲労き裂は結晶粒内に

形成するばかりでなく結晶粒界に沿って形成される場合もある^{6),7)}。しかしながら、繰返し曲げ疲労では、線材の厚さ方向に引張ひずみから圧縮ひずみへの勾配形成とひずみの反転が生じるため、一軸疲労に関する知見をそのまま適用することは難しい。また研究例も見あたらない。

本報では、純アルミニウムおよび溶質原子の存在により転位組織の形成挙動が異なると考えられるAl-Mg固溶体合金を対象に、繰返し曲げ疲労における変形および破壊の特徴を微細組織との関係に注目して明らかにする。

2. 実験方法

2.1 試験片

99.99mass%アルミニウム(4N-Al)、溶質原子の影響を調べるためのAl-1.0mass%Mg合金(Al-1Mg)および比較材である純度99.9mass%無酸素銅(3N-Cu)の3種の材料を実験対象とした。3種の材料すべてについて引抜き加工によって直径0.32mmの丸線材および断面が幅0.8mm、厚さ t 0.6mmの直方体の角線材を作製した。各線材から全長が200mmになるよう切断して繰返し曲げ試験片とした。丸線材はS-N線図取得のために、角線材は組織観察用に使用した。角線材ではTable 1に示すように条件を変えて熱処理を施し、様々な結晶粒径 d を得た。これらの試験片はいずれも等軸粒組織を

*横浜国立大学大学院工学府大学院生(〒240-8501 神奈川県横浜市保土ヶ谷区常盤台79-5) Graduate student, Graduate School of Engineering, Yokohama National University (79-1 Tokiwadai, Hodogaya-ku, Yokohama-shi, Kanagawa 240-8501)

**横浜国立大学大学院工学研究院(横浜市) Graduate School of Engineering, Yokohama National University (Yokohama-shi, Kanagawa)

***放送大学神奈川学習センター(横浜市) Kanagawa Study Center, The Open University of Japan (Yokohama-shi, Kanagawa)

有する再結晶材である。

2.2 繰返し曲げ疲労試験

試験にはマンドレルを用いた繰返し曲げ疲労試験機を使用し、室温にて曲げ角度90°、曲げ速度50rpmの疲労試験を行った。最大表面曲げひずみ ϵ_{max} (以下、 ϵ_{max})は次式により算出した。

$$\epsilon_{max} = t / (2R + t) \tag{1}$$

t は角線材においては試料の厚さ、丸線材においては直径、 R は曲げ半径である。試験法の概略をFig. 1に示す。Fig. 1中の破線で示される試験片の初期位置にて試料両端をクランプし、マンドレルに沿うように90°曲げ、その後初期位置に戻す。これが1サイクルである。本装置では曲げに連動して下部クランプが上下にスライドすることにより試験片に張力が

Table 1 Heat treatment and grain size for rectangular specimens.

Materials	Heat treatment		Grain size (μm)
	Temperature (K)	Time (s)	
4N-Al	573	3.6×10^3	80
	623	3.6×10^3	150
	723	3.6×10^3	190
	773	3.6×10^3	300
Al-1Mg	548	1.8×10^3	25
	573	1.8×10^3	40
	573	3.6×10^3	60
	623	3.6×10^3	100
	673	3.6×10^3	150
	723	3.6×10^3	210
3N-Cu	773	3.6×10^3	30
	873	3.6×10^3	50
	973	3.6×10^3	70
	1073	3.6×10^3	90

加わらない機構になっている。この方法で破壊までのサイクル数を調べた。丸線材では R を変えることにより ϵ_{max} の破壊サイクル数 (以下、 N_f) に及ぼす影響を調べた。

角線材では繰返し曲げ変形の進行に伴う組織変化ならびに破壊形態の検討にSEM-EBSD法を適用した。なお4N-Alについては、初期材を光学顕微鏡にて観察した上でその領域の結晶方位をSEM-EBSD法により測定し、変形ならびに破壊の進行を同一領域で最大200サイクルに至るまで継続して観察した。

3. 実験結果および考察

3.1 破壊寿命の特徴とき裂の形成サイト

Fig. 2(a)は、 ϵ_{max} と N_f の関係を調べた結果を示すS-N線図である。この実験で使用した丸線材は線径が4N-AlおよびAl-1Mgが0.32mm、3N-Cuが0.28mmであり、直径方向に5~10個の結晶粒が観察されることから、結晶粒径は20 μm から60 μm の範囲にある。丸線材およびTable 1で示した結晶粒径 d がそれぞれ80 μm , 60 μm , 50 μm の4N-Al, Al-1Mg, 3N-Cu角線材の結果も併せてTable 2に示す。

Fig. 2(a)から、 N_f は ϵ_{max} の全試験範囲において3N-Cuが

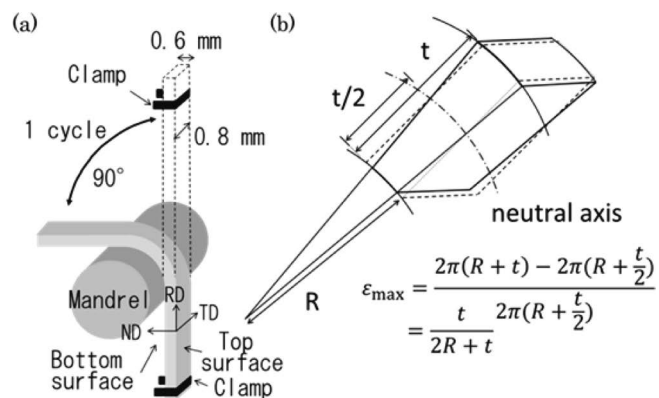


Fig. 1 Schematic illustration of cyclic bending test for rectangular specimen (a), and relationship between bending R and thickness t for rectangular specimen at maximum bending strain for the top surface ϵ_{max} (b).

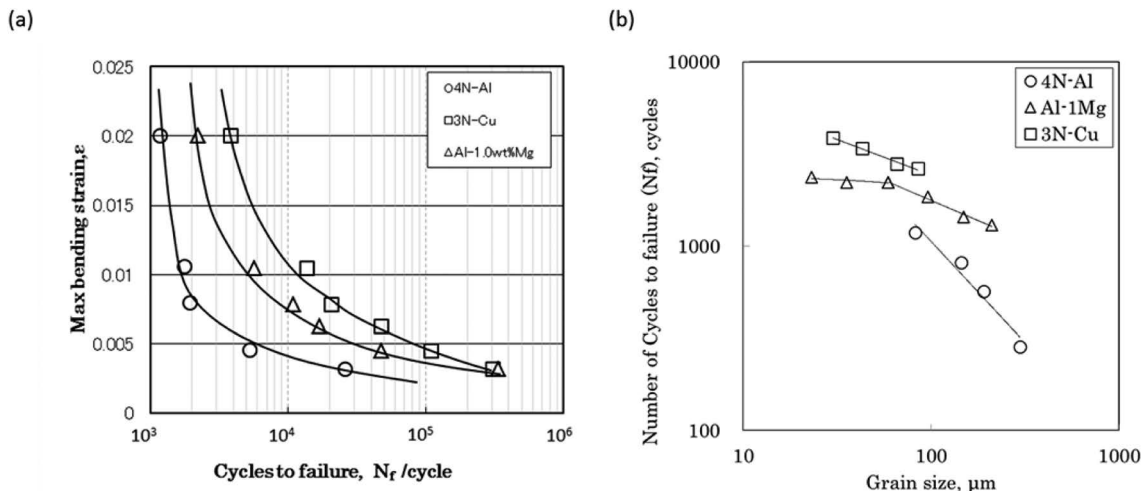


Fig. 2 S-N curves of 4N-Al, Al-1Mg and 3N-Cu (a), and relationship between grain size and number of cycles to failure at $\epsilon_{max}=0.02$ with rectangular specimen (b).

Table 2 Number of cycles to failure in the bending strain and grain size for circular and rectangular specimens.

Materials	ϵ_{max}	R (mm)	t (mm)	N_f (cycles)	d (μm)
4N-Al (rectangular specimen)	0.003	50	0.32	25973	30~60
	0.005	35	0.32	5315	
	0.008	20	0.32	1640	
	0.011	15	0.32	1770	
	0.020	15	0.6	1100	80
Al-1Mg (rectangular specimen)	0.003	50	0.32	514555	20~40
	0.005	70	0.32	129210	
	0.008	40	0.32	27724	
	0.011	30	0.32	14461	
	0.020	30	0.6	2200	60
3N-Cu (rectangular specimen)	0.003	50	0.28	306848	20~40
	0.004	70	0.28	122185	
	0.007	40	0.28	36805	
	0.009	30	0.28	20705	
	0.020	30	0.6	3895	30

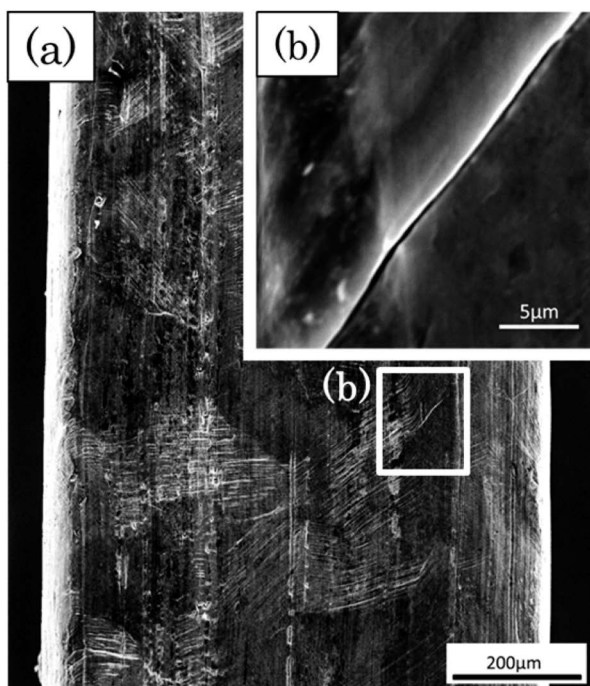


Fig. 3 Secondary electron image of 4N-Al ($d=80\mu\text{m}$) after $\epsilon_{max}=0.02$, 110 cycles (10% of cycles to failure) on the top surface. Photograph (b) is the magnified image in (a) showing the crack at a grain boundary.

最も大きい値となり、次いでAl-1Mg, 4N-Alとなっている。一方、Fig. 2(b) は $\epsilon_{max}=0.02$ において結晶粒径と N_f の関係を角線材について調べた結果である。この図から結晶粒径を減少させると、 N_f が増加することがわかる。Al-1Mgでは結晶粒に対する N_f の依存性は、微細粒側で小さくなっており、 N_f が結晶粒径のみに依存しているのではないことが示唆される。EBSD測定の結果、 $40\mu\text{m}$ 以下の結晶粒径の試料には、引き抜きの集合組織が存在していた。後述するように、繰返

し曲げ変形下での破壊には、粒内変形の幾何学的特徴が強く影響するので、ここで見られた微細粒側でのAl-1Mgの示す N_f の結晶粒径依存性の変化は、結晶粒径の効果と集合組織の効果とを併せて考える必要があると考えられる。その詳細な検討は別に行うこととし、本報では特定の集合組織を有さない試料についての結果を示す。

Fig. 2(a) は $\epsilon_{max}=0.02$ での角線材の値を併せてプロットしてあるが、Fig. 2(b) から判明したように、 N_f には結晶粒径が影響する。そこで結晶粒径が4N-Alは $80\mu\text{m}$ 、Al-1Mgは $60\mu\text{m}$ 、3N-Cuは $30\mu\text{m}$ を用い、丸線材の結晶粒径と大きく異ならしめた。それら角線材の結果は丸線材の結果の延長線上にあることがわかる。このことは、 ϵ_{max} が曲げ疲労破壊に強く影響する因子であることを示している。Fig. 2(a) から、 ϵ_{max} が大きくなると3種材料における N_f の差が顕著になることがわかる。そこで $\epsilon_{max}=0.02$ 一定とし、繰返し曲げ変形の進行に伴う組織変化ならびに破壊形態の検討を実施した。

Fig. 3(a) は N_f が1100回の4N-Al角線材について、**Fig. 4(a)**に示す観察方向から同一材の別試験片を用いて N_f の10% (110回) 時点での表面を観察した結果である。Fig. 3(b)に示すように、この段階ですでに結晶粒界にき裂が形成し、同時に結晶粒内にはすべり帯が形成している。この結晶粒界に形成したき裂は引張-圧縮軸に対してある角度を持って存在していることから、引張-圧縮軸とき裂のなす角度を N_f の90% (990回) 繰返し曲げ変形を行った4N-Al角線材について調べた。結果が**Fig. 5(a)**である。Fig. 5(b)には引張-圧縮軸と結晶粒界の角度(θ)の定義、Fig. 5(a)には角度(θ)と結晶粒界の数の関係を示した。計測した結晶粒界数は234で、そのうちき裂が観察された結晶粒界の総数は59である。Fig. 5(a)より θ が $40\sim 60^\circ$ の結晶粒界に優先的にき裂が形成されていることがわかる。本研究の範囲では、初期き裂は例外なく試料表面の結晶粒界上に存在していた。また破面観察により破壊の起点が結晶粒界上にあり、これらの結晶粒界上

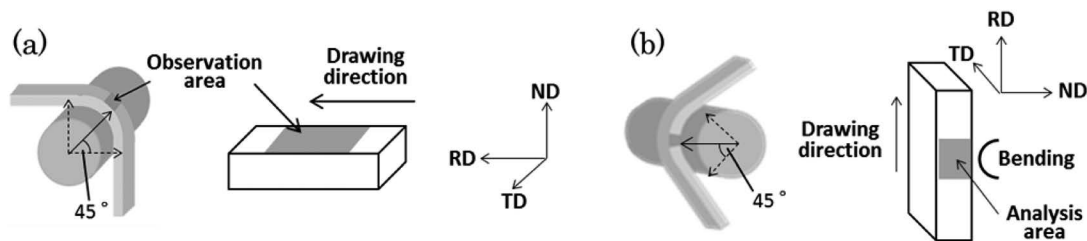


Fig. 4 Geometrical arrangement of the microstructure observation. Illustrations of SEM observation area (a) and EBSD analysis area in the TD plane (b).

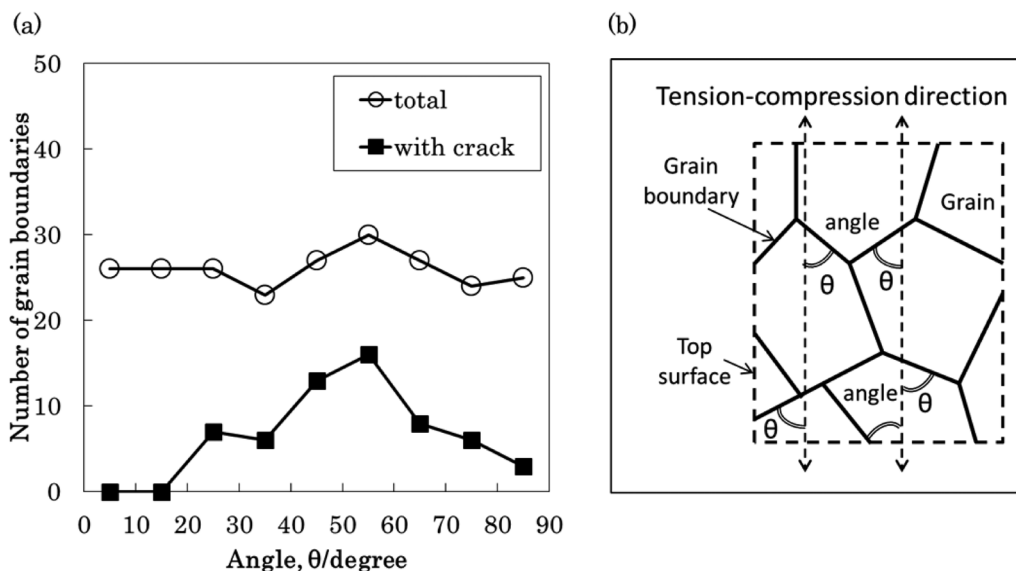


Fig. 5 Relationship between angle of tension-compression direction and number of grain boundaries with and without cracks for 4N-Al ($d=80\mu\text{m}$) after $\epsilon_{\text{max}}=0.02$, 990 cycles (90% of cycles to failure).

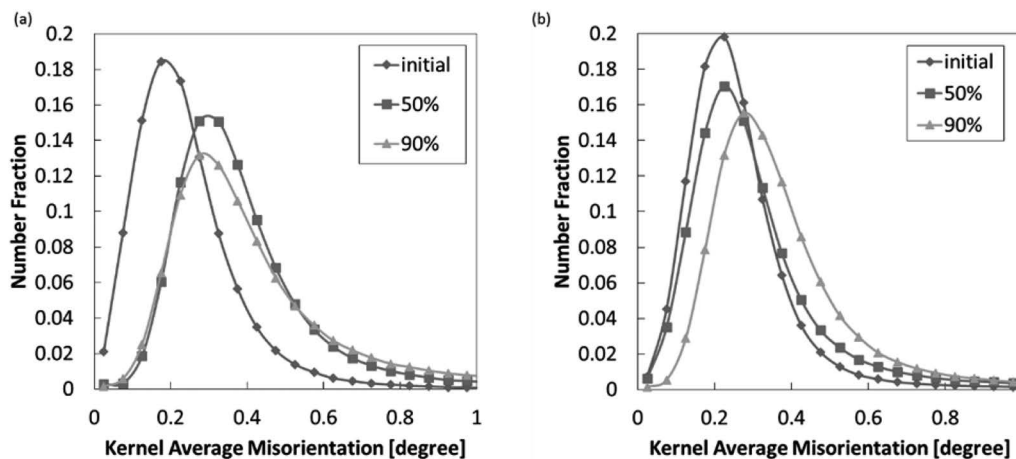


Fig. 7 Effects of cyclic bending ($\epsilon_{\text{max}}=0.02$) on the distribution of Kernel Average Misorientation in (a) 4N-Al ($d=80\mu\text{m}$) and (b) Al-1Mg ($d=60\mu\text{m}$).

のき裂が進展することで破壊に至ったことがわかった。

3.2 結晶粒内の変形組織

Fig. 6は結晶粒内の変形をSEM-EBSDを用いてFig. 4(b)に示す方向から調査した結果である。各図の左側がTop surface (Fig.1参照)側である。観察領域は厚さ方向に $500\mu\text{m}$ で、試料の厚みの80%以上の領域を測定している。Fig. 6(a), (b)は4N-Al, (c), (d)はAl-1Mgの結果で、いずれもステップ間隔 $1.0\mu\text{m}$ で測定した。(1)は結晶方位

図, (-2)は結晶粒界図, (-3)はミスオリエンテーション分布KAM (Kernel Average Misorientation) 図⁸⁾である。(a)と(c)は変形前, (b)と(d)は N_f の90%程度の繰返し曲げ変形を加えた時点での観察結果である。(1)では図中の標準ステレオ三角形内の色によりRD方向の結晶方位を表現している。また(-2)には $2\sim 15^\circ$ の方位差を持つ結晶粒界を小角粒界, 15° 以上を大角粒界としてそれぞれ赤と黒の線で描いている。

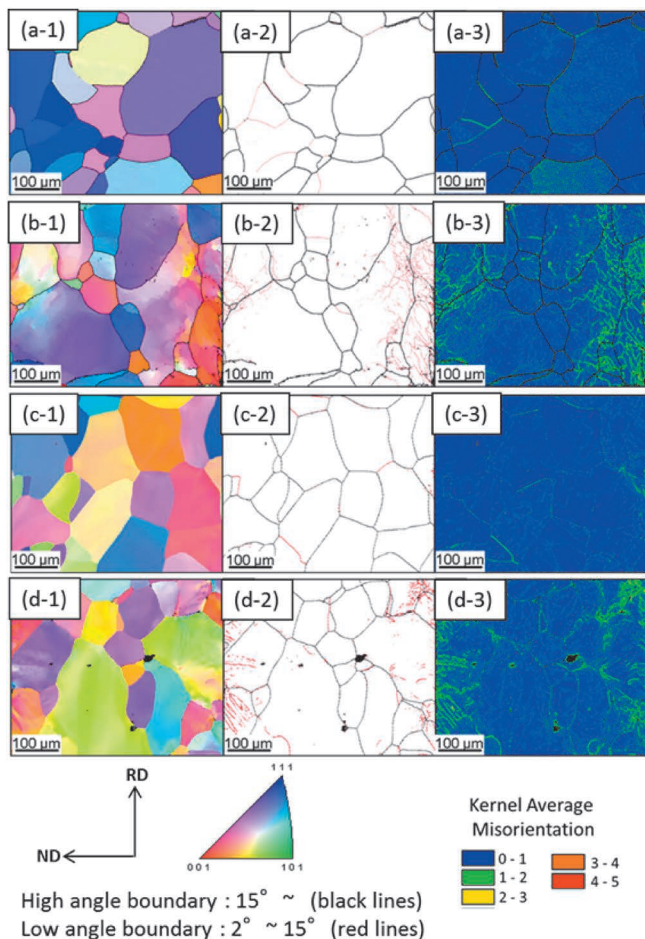


Fig. 6 EBSD orientation maps of 4N-Al((a), (b) $d=80\mu\text{m}$) and Al-1Mg((c), (d) $d=60\mu\text{m}$) before and after cyclic bending. (-1) IPF (inverse pole figure) map, (-2) grain boundary map, and (-3) KAM (Kernel Average Misorientation) map. (a) and (c) are the initial (0 cycle) state, and images (c) and (d) are cyclically deformed after $\epsilon_{\text{max}}=0.02$ approximately 90% of cycles to failure; the number of cycles for (c) and (d) is 1064 cycles and 1980 cycles, respectively. Black and red lines indicate the high angle boundaries and low angle boundaries with the misorientation above or below 15 degrees, respectively.

初期材は4N-Al (a), Al-1Mg (c) とともに等軸粒組織であり、小角粒界が少なく同一結晶粒内での方位分布も小さいことから再結晶材であることがわかる。

また、Fig. 6(b-3), (d-3) で4N-Al, Al-1Mgいずれの場合も中央部分に方位差の認められない領域がある。このことは繰返し曲げ変形で中立軸が存在していることを示している。すなわち、 $\epsilon_{\text{max}}=0.02$ の繰返し曲げ変形において、板厚を変化させる向きの変形が困難であることを意味している。

Fig. 7 (a), (b) はND面からEBSD測定を行い、4N-AlとAl-1Mg合金について変形前と、 N_f の50% (N_f 50%) ならびに90% (N_f 90%) の段階でのKAM値の頻度分布を調べたものである。セル組織の形成状況を把握するため、KAM値の範囲を 0° から 1° とした。また統計的信頼性を増すために、複数の視野の測定結果を足し合わせている。4N-Al, Al-1Mgにおいて、それぞれ300個の結晶粒を調べた結果のまとめである。(a) で示す4N-Alでは 0.2° にピーク値を有する変形前のKAM値の分布は N_f 50%では 0.3° 付近をピークとする分布に変わり、結晶内で下部組織が形成されていることがわかる。さらに N_f 90%まで繰返し変形を継続すると、KAM値のピーク値自体は変化しないが低角側の占める割合が減少し、高角側の占める割合が増加している。Al-1Mgにおける変形前のKAM値のピークも 0.2° にあり、4N-Alと変わらない。Al-1Mgでは、 N_f 50%でもピーク値に変化はなく4N-Alの場合と異なる。しかし、ピーク値の頻度は低下し、同時に高角側の占める割合が増加している。破断繰返し数の90%になるとピーク値が 0.3° まで増大するとともに高角側の占める割合も増加している。 N_f 90%でのKAM値の分布は4N-Alの N_f 50%時点での分布とほぼ同一になっている。

これらの結果は、繰返し変形下でいずれの材料においても転位組織のセル化が進むが、転位セル組織は純アルミニウムの方がAl-Mg固溶体よりも、 N_f に対して小さい割合の繰返し回数で、そして少ない繰返しの回数で進むことを意味している。これは固溶Mg原子により、特定のすべり面での変形の集中が抑制されていることを示唆していると考えられる。セル壁内の転位間隔はKAM値の増大とともに減少すると考

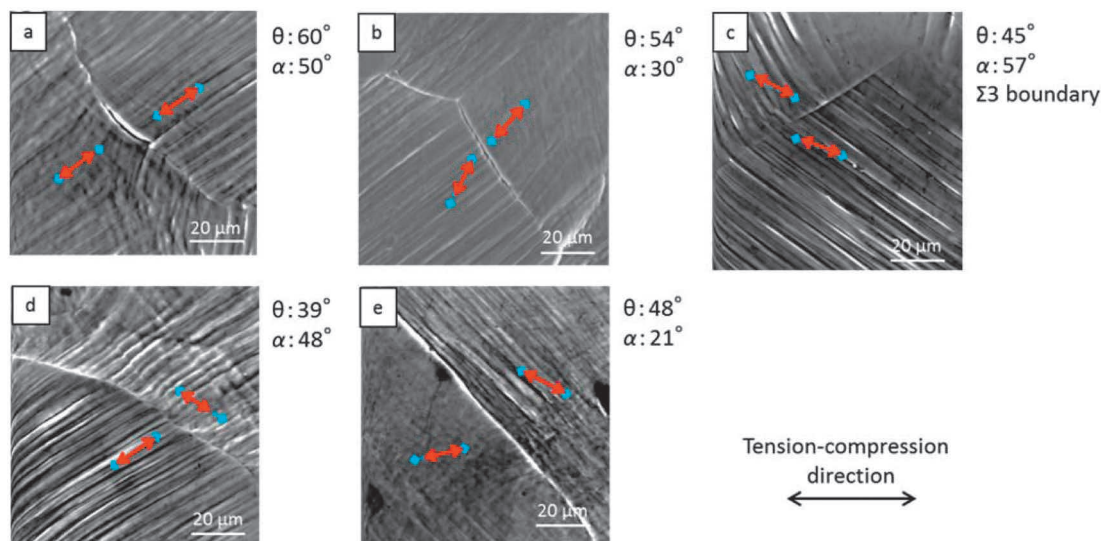


Fig. 8 Secondary electron images of 4N-Al ($d=80\mu\text{m}$) after 100 cycles. Symbol α is the angle between grain boundary and tension-compression direction. Symbol β is the grain boundary misorientation. The red arrows indicate slip directions.

えられるので、転位運動の障害としてセル壁の影響がKAM値の増大と共に大きくなる。これにより転位の平均自由行程が小さくなり、その結果塑性変形に必要な運動転位密度の増大、すなわち繰返し変形下での加工硬化が進むと推論される。そしてFig. 7の結果は、加工硬化は4N-Alの方がAl-Mg固溶体合金よりも早く進むことを示唆していると考えられる。

3.3 き裂形成と粒内変形

Fig. 8は、4N-Alについて $\epsilon_{\max}=0.02$ において100回繰返し曲げ変形後 (N_f 9%に相当) の試料表面をSEM観察した結果である。Fig. 5の結果をもとに、き裂が形成しやすい繰返し曲げ変形の応力軸に対して40°から60°近傍の角度関係にある結晶粒界を選んで観察している。 θ は結晶粒界と応力軸との角度、 α は結晶粒界で隣接する2つの結晶粒間の方位差(最小回転角)である。

Fig. 8に示す5か所のうち、(a) および (b) では結晶粒界にき裂が形成している。結晶粒界での方位差は (a) で50°、(b) で30°で、いずれも大角粒界であった。(c) は $\Sigma 3$ 対応粒界、(d)、(e) は一般大角粒界であり引張-圧縮軸と39~48°の角をなす幾何学的関係にある。これらの結晶粒界ではき裂は形成されていない。これらの事実は結晶粒界き裂の生成は、応力軸と結晶粒界のなす角ならびに結晶粒界性格の2つの因子のみでは理解できないことを意味している。そこで、粒内の主すべり系のすべり方向との関係についてさらに検討することとした。図中の青の矢印は結晶すべり変形におけるすべり方向である〈110〉が観察面表面に平行になった場合の基準長さを示している。そしてシュミット因子最大のすべり系を主すべり系としてそのすべり方向が試料表面に対して傾斜している場合にはその試料表面への投影長さを青の矢印の上に赤矢印で表現した。両者の長さが一致した場合に、すべり方向が表面に平行になっていることになる。ここでは、結晶粒界近傍に認められるすべり帯が、シュミット因子最大のすべり系におけるすべり面の表面traceと一致したことから、シュミット因子が最大となるすべり系を主すべり系と仮定してすべり方向を決定した。

き裂が形成された (a) および (b) では、隣接結晶粒内のすべり系における主すべり面の試料表面上での粒界との交角が90°に近く、また主すべり方向は試料表面に平行に近いものとなっている。これらの事実は、焼きなまし4N-Alの疲労粒界き裂の生成に関して調査した北川らの報告と類似している⁹⁾。単軸引張-圧縮変形下での疲労破壊は、前述のように繰返し変形による固執すべり帯の生成、入り込み-突き出しからのき裂生成とすべり帯に沿ったき裂の進展、引張-圧縮軸に垂直な方向へのき裂の進展により生じることが知られている。繰返し曲げ変形の場合、引張変形と圧縮変形が交互に生じる点は単軸引張-圧縮変形と同様であるが、Fig. 6(b-3) および (d-3) で示したように板厚中心部に中立軸が存在している。このことは、板厚方向の変形が抑制されていることを意味している。加えてFig. 8で示した主すべり方向が試料表面と平行に近いという点も板厚方向の変形が抑制されていることを支持する。それゆえ、繰返し曲げ変形における引張変形ならびに圧縮変形の際の伸縮方向に直交する方向への変形は主として板幅方向に生じると考えられる。またこの場合も、引張ならびに圧縮変形のひずみ量は板表面が最大であ

ることは変わらないので、入り込み-突き出しが形成されるとすると、試験片側面の表面に近い部分のはずであり、そこからき裂が発生するはずである。しかし、この推論はTop surfaceにき裂が生成される事実と合致しない。

3.4 繰返し曲げ変形におけるき裂形成に影響を及ぼす因子

本研究の結果、(1) 結晶粒界と引張-圧縮軸のなす角が40~60°の範囲にある結晶粒界に頻度高くき裂が形成される。(2) 結晶粒界に対して主すべり面の試料表面Traceが90°に近い交角をなし、かつ主すべり方向が試料表面に平行に近い場合にき裂が形成する、と繰返し曲げ変形下でのき裂形成の特徴が明らかになった。

しかし、(1)、(2) のいずれか、もしくは両者を満足しても結晶粒界き裂が発生しているわけではない。このことは結晶粒界き裂の生成について結晶粒界自体の変形とのかかわりを考える必要があることを意味している。

Full constraints model¹⁰⁾ のように、すべての結晶粒が同一のひずみテンソルで与えられる変形をする場合には、多結晶体の変形が結晶粒界によって困難になることはないはずである。しかし、実際の多結晶体の変形では例えばFig. 8のSEM観察における粒内すべり帯が示すようにシュミット因子の高いすべり系の活動が主となる。この場合、粒界を挟んで隣接する二つの結晶粒間の変形の連続性の維持の難易¹¹⁾ はそれぞれの結晶粒の複数の主たるすべり系の活動によって生じるひずみ成分の内容に依存して変化することになる。Larrouyらは隣接する結晶粒の主すべり面間のねじれ角の大きさが一軸の引張圧縮変形での疲労破壊に大きく影響することを報告した¹²⁾。彼らの報告も結晶粒界での変形の連続性の維持が繰返し変形下でのき裂形成に大きな影響を有していることを示している。

試料の板厚方向の粒界面の傾斜の程度やシュミット因子の大きいすべり系のみによる結晶粒界における変形の連続性の維持の難易などを今後さらに詳細に解析することにより繰返し曲げ変形におけるき裂発生サイトの特徴が明確になると考えられる。3.2節で示したように、4N-AlとAl-1Mgとでは加工硬化の進行の速さに大きな違いがある。加工硬化によって生じる粒内変形能の低下と、結晶粒界での変形の連続性の維持の難易の2つの因子が繰返し曲げ変形下での疲労寿命に大きく影響するものと考えられる。

4. 結 言

繰返し曲げ変形および破壊の特徴をアルミニウムとその合金を対象に実験的に調査し、微細組織との関係を明らかにした。その特徴を以下に示す。

(1) 一般に結晶粒径が小さいほど、 N_f が増加する傾向にある。しかし、Al-1Mgでは40 μm 以下への結晶粒微細化は N_f の増大には寄与しなかった。き裂は繰返し曲げ変形の応力軸とのなす角度が40°から60°の一般大角粒界に優先的に形成する。

(2) 隣接粒双方のすべり方向が結晶粒界に対して90°前後の角度関係にあるとき、結晶粒界にき裂が形成する特徴がある。

(3) 結晶粒内の加工硬化の進行速度は材料種に依存して変化し、 N_f の小さい4N-Alの方がAl-1Mgよりも急速に進む。

(4) き裂の形成サイトならびに N_f は、応力軸やすべり系

などの幾何学的条件だけでなく，加工硬化によって生じる粒内変形能の低下と，結晶粒界での変形の連続性の維持の難易などの因子により定まるものと考えられる。

謝 辞

本研究を進めるにあたり，種々ご議論頂きました横浜国立大学 長谷川 誠 准教授ならびに矢崎部品(株)材料開発センターの井上達也氏，山田康幸氏，加山 忍氏に心から感謝致します。

参 考 文 献

- 1) M. Videm and N. Ryum: Mater. Sci. Eng. A, **219** (1996), 1–10.
- 2) Y. EL-Madhoun, A. Mohamed and M. N. Bassin: Mater. Sci. Eng. A, **359** (2003), 220–227.
- 3) 美馬源次郎, 猪子富久治, 安宅 健: 日本金属学会誌, **42** (1978), 887–893.
- 4) O. Vorren and N. Ryum: Acta Metall., **35** (1987), 855–866.
- 5) P. T. E. Forsyuth: Nature, **171** (1953), 172–173.
- 6) 美馬源次郎, 猪子富久治, 安宅 健, 上崎孝一: 軽金属, **28** (1978), 130–137.
- 7) W. H. Kim and C. Laird: Acta Metall., **26** (1978), 777–787.
- 8) M. Kamaya: Mater. Charact., **60** (2009), 125–132.
- 9) 北川 茂, 中峠哲朗: 材料, **23** (1974), 626–631.
- 10) G. I. Taylor: J. Inst. Met., **62** (1938), 307–324.
- 11) J. D. Livingston and N. K. Chen: Acta Metall., **5** (1957), 322–327.
- 12) B. Larrouy, P. Villechaise, J. Cormier and O. Berteaux: Acta Mater., **99** (2015), 325–336.