

101

工業用純アルミニウムの疲労初期き裂発生箇所とその結晶方位依存性について

立命館大学理工学部
立命館大学大学院

田中道七
〇竹川幸男

1. 緒言 多結晶金属材料において疲労き裂は、すべり帯の発達した粒内や、組織の不均一部分である粒界に発生するといわれており、その生成機構についても様々な説がある。著者らの一人は、先にb.c.c.構造を持つ工業用純鉄を用いて、き裂発生に関する結晶方位依存性について明確な法則性のあることを報告している^{1,2)}。そこで本報では、f.c.c.構造を持つ工業用純アルミニウムを用いて、き裂発生箇所の周囲に方位性エッチピットを発生させてその周辺結晶粒の方位解析を行い、き裂発生部における作動すべり系を決定してき裂発生箇所の結晶方位依存性について考察を加えた。

2. 実験方法 本実験に用いた材料は純度約99.5%の工業用純アルミニウムで、その化学成分を表1に、熱処理条件及び機械的性質を表2に示す。試験片の形状寸法は図1に示すとおりで、ひずみ焼鈍法により結晶粒をある程度大きくするために2段階の圧延、熱処理を施した。なお試料表面は、2回目の熱処理前に#2000までエメリー研磨し、熱処理後30μm程度電解研磨して実験に供した。実験は電磁式小型平面曲げ疲労試験機を用いて、実験室大気中で繰返し速度60Hzの面振り面外曲げ応力下で行った。

疲労初期き裂の発生を走査型電子顕微鏡(SEM)で確認後、表面を4μm程度電解研磨により除去し、A.Honeらの提案した試薬³⁾を用いて方位性エッチピットを発生させて、き裂発生箇所周辺結晶粒の方位解析を行った。このエッチピット腐食液の成分と腐食条件を表3に示す。試料を腐食液に浸すと試料表面には図2に示すようなエッチピットが現れる。これらのピットは{100}面のみから構成され、丁度立方体をある方向から試料表面に押しこんだときに得られる形状と同じである。従って、図2のエッチピットより結晶方位を容易に決定することができ、すなわち、図2(a), (b)のように3本の稜線が1点に会するような場合には稜線間の角度関係と各稜線が試料の基軸と対す角を測定することにより、また、(c), (d)のような場合にはピット底の稜線とそれに平行なピットと表面との左右の交線との間隔を測定することにより方位が決定される。図2中にはこのようにして決定した結晶方位を基本ステレオ3角形上に示してあり、●印は結晶の基底に対する試料表面の法線方向を与えている。なお、図3は基本ステレオ3角形上で方位

表1 化学成分

Material	Chemical composition (%)								
	Cu	Fe	Si	Mg	Mn	Zn	Cr	Ti	Al
Pure aluminum	0.02	0.34	0.11	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	99.53

表2 熱処理条件及び機械的性質

Material	Heat treatment	0.2% Proof stress	Tensile strength	Elongation (%)
		σ_y (MPa)	σ_b (MPa)	
Pure aluminum	400 °C 1 hr, A.C. 500 °C 4 hr, A.C.	115	119	28.1

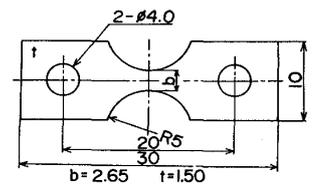


図1 試験片形状寸法

表3 腐食液及び腐食条件

Material	Reagent	Conditions		
		Time	Temp.	
Pure aluminum	Hydrochloric acid 70 % Hydrochloric acid 4 % Ethyl alcohol 26 %	15 sec.	<0 °C	

を変化させたときのエッチピットの形状変化を示したものである。

3. 実験結果及び考察

観察に先だつて求めた本材料のS-N特性を図4に示す。これよりき裂発生の観察応力レベルは30及び40MPaとし、初期き裂が観察された段階で試験機から取りはずし、き裂発生箇所の結晶方位依存性を調べた。以下においては紙面の都合上、40MPaの応力を約 4×10^4 回加えた試験片の観察結果について述べる。

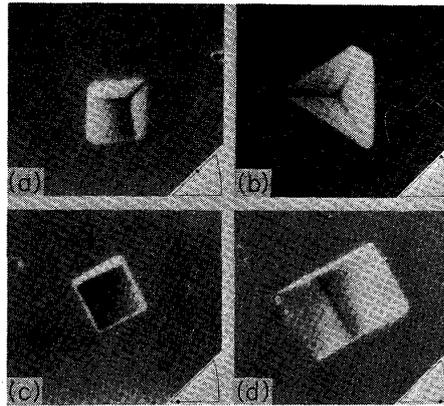


図2 方位性エッチピット

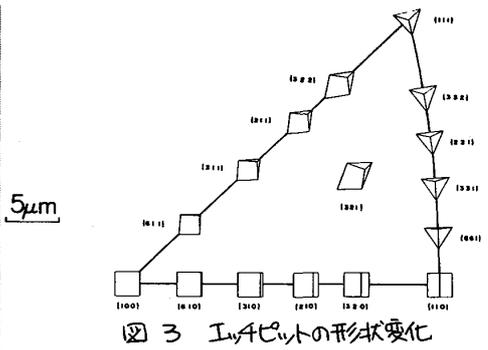


図3 エッチピットの形状変化

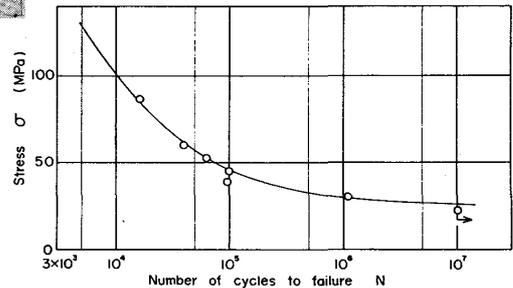


図4 S-N線図

図5はこの試験片の最小断面部片面で観察される全結晶粒を示したもので、中央部で結晶粒が粗大化し、周辺で微細化しているが、これは試験片をダイスで打ち抜いたことによる塑性加工の影響が周辺に残っているためで、き裂発生箇所の結晶粒径依存性をみるのに却って好都合であると考えて使用したものである。図中で太線で示したのがき裂発生箇所で、粒内と粒界の両方にき裂が発生しているが、中央の粗大結晶粒と周辺の微小結晶粒にはき裂がみられず、き裂はほぼ中間結晶粒のところに発生している。図中の細線と破線はき裂の発生した結晶粒及びその周辺結晶粒について方位解析を行い、 $\{111\}$ 面と $\langle 110 \rangle$ 方向から成る12組のすべり系のSchmid因子を求め、それが最大となるものとそれに次ぐすべり系を取出して、それらのすべり面と試料表面との交線を示したものである。図から明らかのように、粒内き裂の場合は大部分が細線と平行であり、表面でみる限りSchmid因子最大のすべり系に沿ってき裂が発生していることがわかる。また、その中で主すべり系(細線)と二次すべり系(破線)が平行なもの(すべり方向のみが異なる)が6箇所中4箇所(5, 13, 28, 36結晶粒)を占めている。一方、粒界き裂は粒界の3重点近傍に発生したと考えられるものが多く、18-69粒界に発生したものを除けば、いずれも隣接結晶粒のいずれかの細線または破線と平行である。しかし、粒界き裂の場合、先に工業用純鉄で観察されたような隣接結晶粒の主

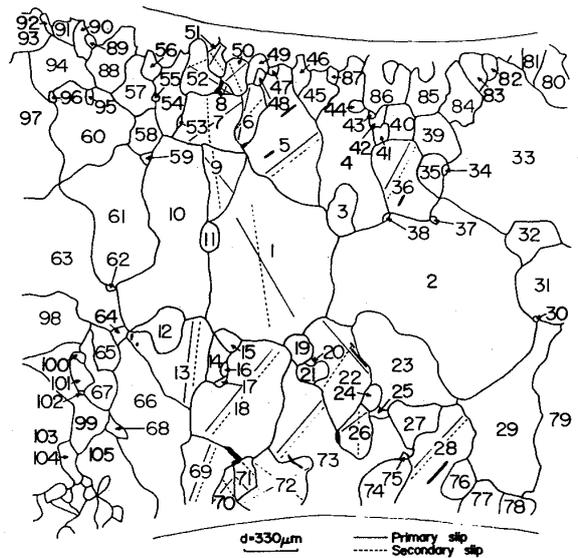


図5 試験片最小断面部全結晶粒の観察結果

すべり系を取出して、それらのすべり面と試料表面との交線を示したものである。図から明らかのように、粒内き裂の場合は大部分が細線と平行であり、表面でみる限りSchmid因子最大のすべり系に沿ってき裂が発生していることがわかる。また、その中で主すべり系(細線)と二次すべり系(破線)が平行なもの(すべり方向のみが異なる)が6箇所中4箇所(5, 13, 28, 36結晶粒)を占めている。一方、粒界き裂は粒界の3重点近傍に発生したと考えられるものが多く、18-69粒界に発生したものを除けば、いずれも隣接結晶粒のいずれかの細線または破線と平行である。しかし、粒界き裂の場合、先に工業用純鉄で観察されたような隣接結晶粒の主

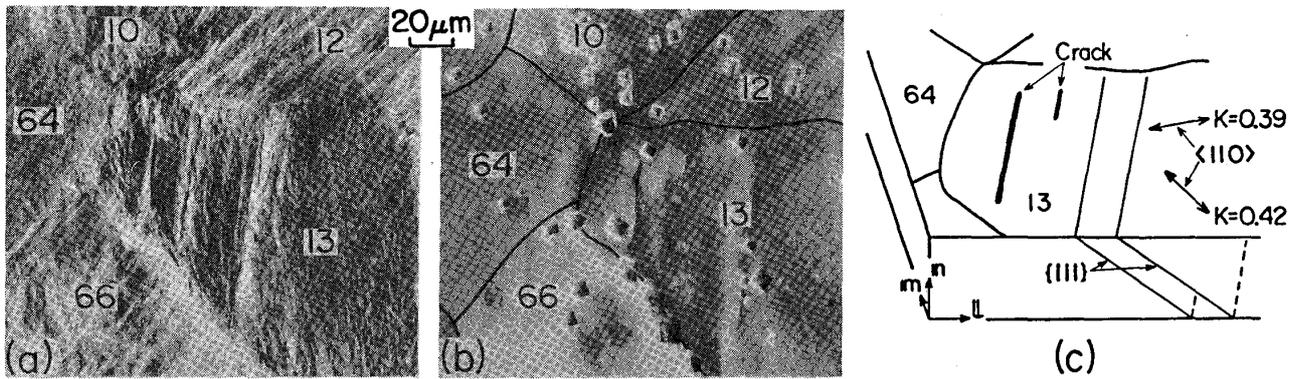


図6 粒内き裂の観察例

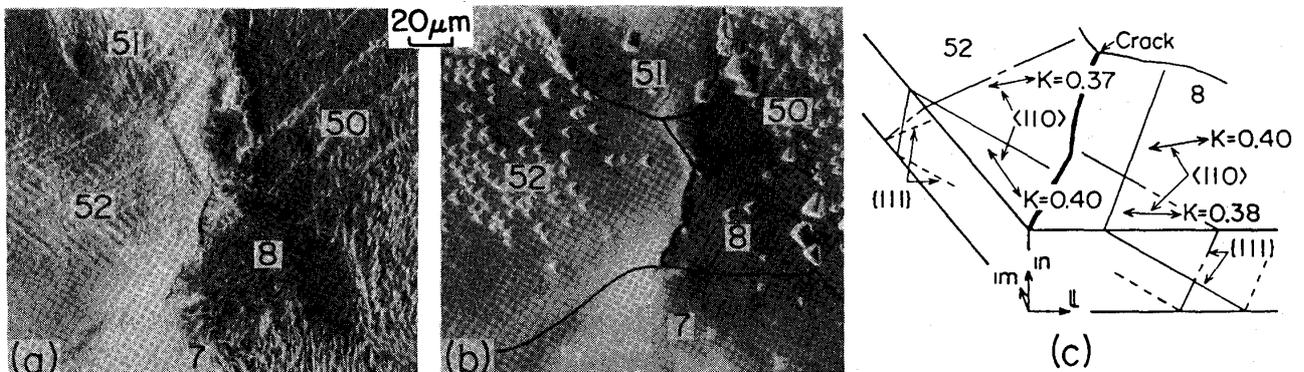


図7 粒界き裂の観察例

すべり系の間の高い直交性は認められず、この点については表面から内部への観察も含めて今後さらに検討を加える予定である。

図6、図7はき裂発生箇所周囲の観察例で、前者は図5の13結晶粒における粒内き裂、後者は8-52結晶粒界に発生したき裂である。両図において、写真(a)は疲労試験後、写真(b)はエッチペット腐食後の試料表面のSEM写真であり、図(c)は写真(b)のエッチペットによる方位解析の結果得られた主すべり系及び二次すべり系とき裂との相互関係を模式的に表わしたものである。なお図中のKは各すべり系のSchmid因子の値を示し、また座標系として、試料長さ方向(負荷方向)をL、幅方向をlm、試料表面の法線方向をlnとした。図6(c)において、主すべり系と二次すべり系は同一すべり面上にあってすべり方向のみが異なり、かつ両者はかなり接近したSchmid因子を持っていることがわかる。他方図7(c)では、表面粒界き裂は8結晶粒の主すべり面の表面との交線とほぼ平行であるが、隣接する結晶粒のすべり系間の角度関係には純鉄の場合のような顕著な直交性は認められない。しかし、他の特徴として、反対側の52結晶粒内のすべり系が極めて顕著であり、このことは他の観察例においても認められ、今後の検討課題である。

4. 結言
(参考文献)

省略

- 1) 田中, 小杉, 第15回疲労シンポジウム前刷集 P.6 (1981)
- 2) 田中, 小杉, 第16回疲労シンポジウム前刷集 P.11 (1982)
- 3) A.Hone and E.C.Pearson, Metal Progress, 53, 363(1948)