

金沢大学大学院 ○佐藤 宏一郎
 金沢大学工学部 門前 亮一
 金沢大学工学部 北川 和夫

1. 緒言

疲労破壊を理解する上で疲労き裂の進展挙動を明らかにすることは重要である。疲労き裂の進展は、多結晶において様々な材料、環境下での研究が行われており、単結晶における結晶学的な研究もいくつか行われている。しかし、き裂が結晶粒界を通過するときの挙動に着目した研究は少なく、粒界でのひずみ成分の適合性を考慮した研究はほとんど見られない。本研究では粒界での塑性せん断ひずみ成分の適合性を考慮した2種類の双結晶を用いて、適合性がき裂の進展に及ぼす影響を検討した。

2. 実験方法

無酸素銅（純度99.997%）を素材とし、Bridgman法により銅双結晶母材を製作した。双結晶は応力軸に平行な粒界を持つ等軸双結晶とし、応力軸は粒界での適合性を考慮して〈123〉と〈125〉の2種類とした。主すべり系が活動した場合の各成分結晶の塑性ひずみ成分を表1に示す。双結晶B1では塑性せん断ひずみ成分の差 $\Delta\gamma$ が0.00Si/2と適合性が良く、双結晶B2では $\Delta\gamma$ が0.12Si/2と適合性がやや悪くなっている。これらの双結晶母材から放電加工により双結晶と成分単結晶の試験片を切りだし、edge部には主すべり面に沿って深さ0.2mmのノッチを入れた。疲労試験は主すべり系のみ活動するものとして全せん断ひずみ $\gamma = \pm 4.0 \times 10^{-3}$ の定ひずみ引張-圧縮試験を行い、適当な繰返し数ごとに光学顕微鏡によりき裂長さの測定を行った。き裂長さは応力軸に対する垂直方向への長さとした。また試験片破断後にはSEMによる破面観察も行った。

表1 各成分結晶の塑性ひずみ成分

Bicrystal		ϵ_{xx}	ϵ_{zz}	γ_{xz}	$\Delta\gamma_{xz}$
B1	A	0.28Si	-0.46Si	0.00Si/2	0.00Si/2
	B	0.28Si	-0.46Si	0.00Si/2	
B2	A	0.00Si	0.50Si	0.06Si/2	0.12Si/2
	B	0.00Si	0.50Si	-0.06Si/2	

Si: 主すべり系の微小せん断変形量

3. 実験結果および考察

3.1 すべり変形 双結晶B1では試験片全域に

おいて主すべり系BIVのみが活動した。双結晶B2では主すべり系BIVの活動はあまり活発ではなく、粒界近傍では二次すべり系の活動が見られた。これらの二次すべり系の活動は、粒界での塑性せん断ひずみ成分の不適合性によって発生した局所せん断応力が原因であると考えられる。局所せん断応力を各すべり系に分解した方向因子 N_{ij} とSchmid因子を検討した結果、活動した二次すべり系はCIとAIIIであると推察された。

3.2 粒界における微小き裂の発生 双結晶B2の粒界を詳細に観察したところ、致命的なき裂が粒界に到達する以前に、粒界に沿って微小なき裂が発生していた。図1に粒界での微小き裂を示す。致命的なき裂の発生以前に、二次すべり系AIIIと粒界の接点では三角形のボイドが発生しており、微小き裂はこれらのボイドが連結して発生、発達したと考えられる。破断直前では、この微小き裂は粒界のほぼ全域にわたって発生していた。このような微小き裂の発生は双結晶B1では確認されなかった。

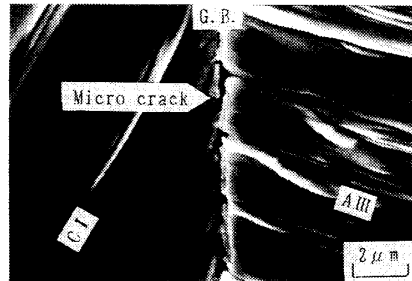
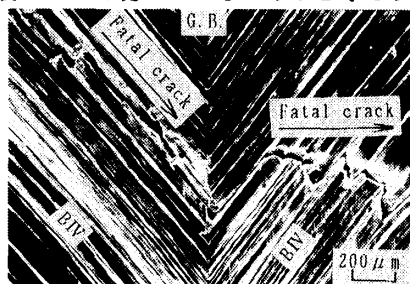


図1 粒界に発生した微小き裂 ($N=1.2 \times 10^5$)

3.3 致命的な疲労き裂の進展挙動 図2(a)に双結晶B1の粒界近傍での致命的なき裂を示す。双結晶B1では致命的なき裂はノッチ部より発生し、粒界に到達するまではmodeIIの進展形態を保った。粒界を通過した後はmodeIとmodeIIのき裂が交互に発生し、き裂進展経路は激しく蛇行した。これはmodeIへと変化したき裂が発達したPSB内のすべり帯き裂に乗り換えながら進展したものと考えられる。図2(b)に双結晶B2の粒界近傍での致命的なき裂を示す。双結晶B2では致命的なき裂はやはりノッチ部から発生したが、その直後からmodeIで進展した。これは主すべり系と二次すべり系のSchmid因子が比較的近い値であったことに起因していると考えられる。き裂が粒界に近づく

とmode I のき裂と粒界近傍で活動していた二次すべり系 C I に沿うmode II のき裂が交互に発生し、き裂進展経路は激しく蛇行した。粒界を通過した後はmode I のき裂と二次すべり系 A III に沿うmode II のき裂が発生した。また致命的なき裂が粒界に達した後の繰り返し数約3000回の間、致命的なき裂の進展は粒界面で停滞し、致命的なき裂を起点として粒界き裂の発生が確認された。この粒界き裂の発生は、先ほど述べた粒界での微小なき裂によって促されたものと考えられる。



(a) 双結晶 B 1



(b) 双結晶 B 2

図2 粒界近傍での致命的なき裂(破断直前)

3. 4 致命的な疲労き裂の進展速度 図3は双結晶 B 1 のき裂進展速度をき裂長さで整理したものである。粒界の直前と粒界を通過した後に速度の低下が見られる。後半の速度低下は、mode I とmode II のき裂が交互に発生し、き裂が蛇行したことに起因すると思われる。前半の速度低下は粒界の影響によるものであるか判然としない。そこで双結晶 B 1 とその成分単結晶である単結晶 S 1 におけるき裂進展速度を応力拡大係数 ΔK で整理したものが図4である。単結晶 S 1 でも双結晶 B 1 と同様のき裂進展速度の低下が確認できる。この速度低下はき裂進展形態がmode II からmode I に変化した位置と一致しており、き裂進展形態の変化に伴うき裂先端での応力集中の度合いの変化に起因するものと考えられる。これにより粒界でのひずみ成分が適合している場合、き裂進展速度に対する粒界の影響はほとんどないものと考えられる。図5は双結晶 B 2 のき裂進展速度をき裂長さで整理したものである。双結晶 B 2 ではき裂の進展が粒界面で停滞する現象が確認されており、単結晶 S 2 と比較するまでもなく粒界の

存在によるき裂進展速度への影響は明白である。また粒界に達するまでのき裂進展速度に乱れが生じているが、これは粒界近傍での二次すべりの活動に伴うき裂の蛇行に起因すると思われる。

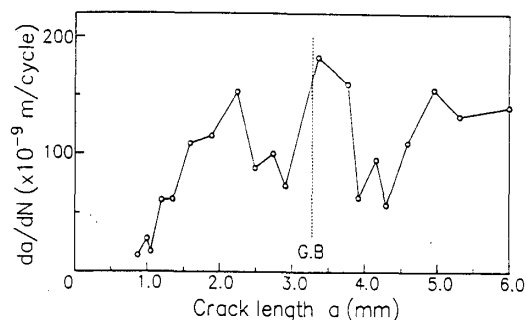


図3 双結晶 B 1 のき裂長さとき裂進展速度

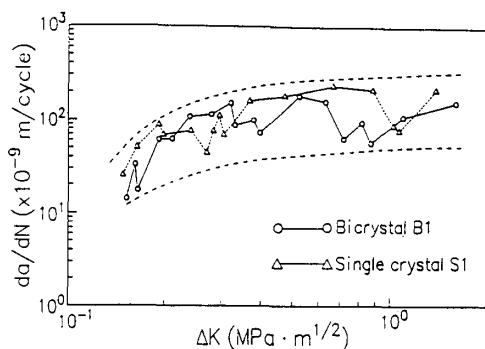
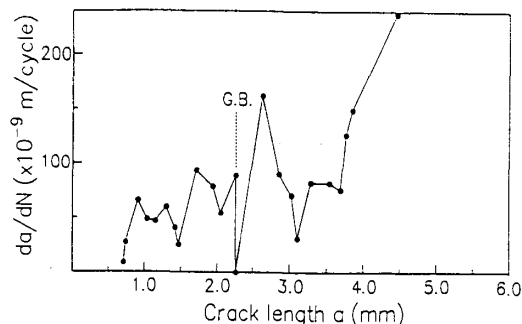
図4 双結晶 B 1 及び単結晶 S 1 の
応力拡大係数とき裂進展速度

図5 双結晶 B 2 のき裂長さとき裂進展速度

4. 結言

粒界での塑性せん断ひずみ成分の適合性を考慮した双結晶の疲労試験を行い、以下の結言を得た。

- (1) 適合性の良い双結晶では、き裂進展速度に及ぼす粒界の影響は確認できなかった。
- (2) 適合性の悪い双結晶では、粒界き裂の発生にともない、致命的な疲労き裂の進展は粒界面で一時的に停滞した。
- (4) 適合性の悪い双結晶における粒界での二次すべり系の活動は、き裂の進展経路を変化させ、き裂進展速度を低下させた。