

京都大学・工 正 ○橋本 敏

京都大学・院 学 兼子佳久

京都大学・工 正 三浦 精

I. 緒言

FCC金属における焼鈍双晶の整合界面 ($\Sigma 3/(111)$ 粒界) は低エネルギーの安定な粒界構造であり、粒界腐食^(1,2)、応力腐食割れ⁽³⁾や液体金属脆性⁽⁴⁾などの、変形を全くまたはほとんど伴わない化学的な現象に対しては高い抵抗を示すことが知られている。しかしながら繰返し変形においては、疲労限近くで双晶境界に沿って優先的にき裂が発生することが焼鈍双晶を含む銅⁽⁵⁾やオーステナイト系ステンレス鋼⁽⁶⁾多結晶について報告されている。すなわち双晶境界はすべり面でもあり、疲労変形においては弱い粒界になり得る。

BCC金属は一般に焼鈍双晶は形成されないが、低温において変形双晶が発生しやすい。変形双晶と母相との境界である $\{112\}$ 面はすべり面でもあり、FCC金属の整合双晶境界と同様に優先的にき裂が発生・伝播する危険な粒界である可能性がある。本研究では、BCC構造をもつFe-30%Cr合金単結晶において初めて見いだされた変形双晶での優先的なき裂の伝播挙動を報告する。

II. 実験方法

Bridgman法により育成した単結晶から、 $20 \times 20 \times 1.3 \text{ mm}^3$ のCT試験片を2つ作製した。荷重軸は $[331]$ に近く、表面方向は $[110]$ である。この方位近傍の試験片ではき裂の進展にともない変形双晶が形成された⁽⁷⁾。それぞれを試験片Aおよび試験片Bと定義した。

疲労き裂伝播試験は大気中、室温で油圧制御型試験機を用いて行った。試験片Aに対しては荷重制御で、試験片Bに対しては荷重点変位制御で行った。繰返し

速度はどちらも1 Hzで、波形は三角波である。

III. 実験結果および考察

負荷荷重レベルを上昇させるにつれ切欠き先端領域に塑性域が形成され、そこから疲労き裂が発生した。その後、試験片Aでは定荷重振幅、試験片Bでは定荷重点変位振幅で疲労試験を継続した。両試験片とも、発生したき裂はすべり面に沿って伝播した。

試験片Aでは表裏の平均のき裂長さが4.4mmで単位厚さあたりの最大荷重が572N/mmのときに、最初の変形双晶がき裂の前方に発生した。その後き裂が進展するにつれて新たな変形双晶が形成されていった。活動した双晶系は $(112)[11\bar{1}]$ または $(11\bar{2})[111]$ 系であった。双晶に到達した疲労き裂は双晶境界に沿って0.6~1.2mm進展したした後、再び粒内へと経路を変え、交互にこれを繰り返した。最終的には試験片は (001) 面に沿ってへき開破壊した。試験片Aの破面をFig.1に示す。上述したように、初期では粒内でのき裂進展が見られるが、双晶発生後は試験片を貫通する (112) および $(11\bar{2})$ 双晶境界で優先的にき裂が進展していることがわかる。双晶に沿った破面は粒内割れのそれと比べ平坦で脆性的な様相を呈している。

試験片Bではき裂長さが6.3mmで最大荷重が620N/mmのときに、複数の変形双晶がき裂の前方に発生した。定荷重点変位制御で疲労試験を行ったので、き裂の進展にともない荷重レベルが低下し、その双晶の発生以降は新たな変形双晶の発生は見られなかった。活動した双晶系は試験片Aで観察されたものと同様であった。

弾性異方性材料の結晶粒界においては、ひずみの連

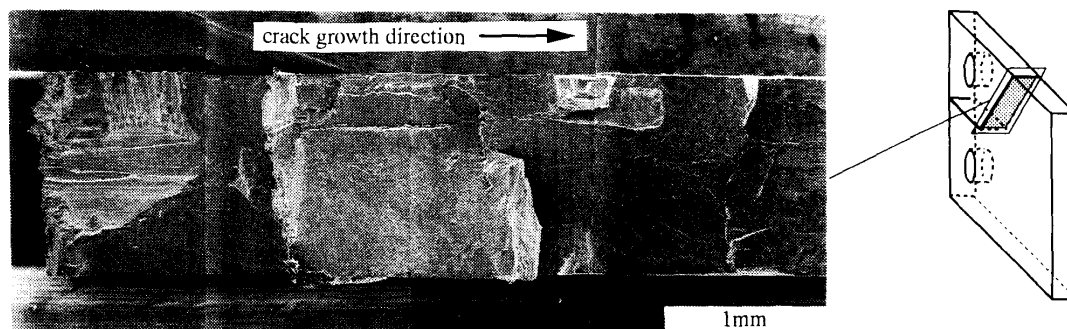


Fig.1 Fracture surface of the Specimen A. (112) and $(11\bar{2})$ planes can be seen there.

続性を保つために一般には粒界近傍に弾性不適合応力が作用する。したがって、双晶境界には外力による分解せん断力に加えて付加的なせん断応力が作用し、FCC金属では(111)双晶面、BCCでは(112)双晶面に平行なすべりが双晶近傍で優先的に活動しう。またNeumannら⁽⁶⁾は、この弾性異方性および自由表面の効果によって発生する不均一な付加せん断応力が負荷せん断応力に対し同調するようにまたはその逆に作用することによって、層状の焼鈍双晶における1つ置き双晶境界からのき裂発生を説明している。

試験片Bの表面でみられた疲労試験後の変形双晶の様相をFig.2に示す。本研究では双晶境界の損傷は変形双晶の片側および両側の両タイプが観察され、焼鈍双晶を含むFCC金属における観察結果とは異なった。

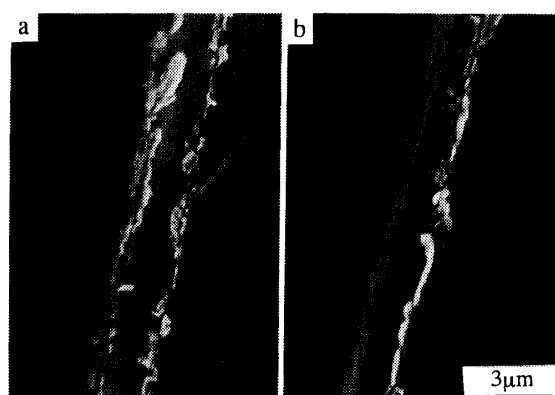


Fig.2 Damages along (a) both sides and (b) one side of twin boundaries observed on the surface of Specimen B.

試験片Bでは双晶境界に沿った疲労き裂進展が同様に観察されたが、いくつかの変形双晶では顕著な双晶き裂をとまわずき裂が通過した。双晶割れが観察されなかったものと観察された疲労き裂と変形双晶との交差の様相をFig.3に示す。特に双晶発生後、早いサイクル数で粒内き裂に遭遇した双晶では粒内のすべりが支配的で双晶に沿った損傷はほとんど見られなかった。また発生後しばらく後にき裂が到達した変形双晶近傍では、破面近傍にき裂進展にともなう塑性域が形成されず、ひずみは双晶境界に沿ったすべりに集中したものと考えられる。

Cu多結晶の疲労変形では双晶境界に沿った固執すべり帯(PSB)の転位構造であるladder-like構造が透過電子顕微鏡で観察されている⁽⁸⁾。本研究でも双晶境界に沿った損傷はPSBであると考えられる。ただし、PSBの形成にはある程度の繰返し変形が必要とされ、変形双晶発生後しばらくしないと双晶境界にPSBが発生しないと考えられる。したがって、双晶形成直後にき裂が接近してきた場合(Fig.3(a))には、PSBは十分発達していないので、粒内の変形がき裂の応力集中を緩

和するものと考えられる。一方、形成後しばらくしてき裂が接近してきた場合(Fig.3(b))では、双晶境界に沿ったPSBが存在するためにひずみは双晶境界に集中し、損傷したそのPSBに沿って優先的にき裂が進展すると考えられる。

本研究とは異なり応力軸と垂直な粒界面を有するCuのCT試験片では、双晶面自体はき裂の発生箇所とはならず、粒内割れを起こすことが見いだされている⁽⁹⁾。このことは双晶境界自体は大きな破壊抵抗をもつことを意味する。

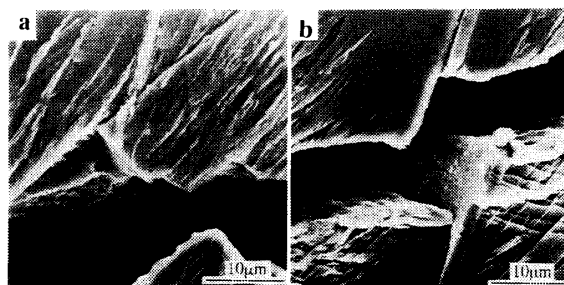


Fig.3 The intersections of fatigue cracks with mechanical twins on Specimen B. Just after the generations of the mechanical twins, the crack was passed through the twin without remarkable T.B. cracking (a), and some passages was accompanied by the T.B. cracking (b).

IV. 結言

1. $[3\ 3\ 1]$ 近傍の荷重軸を有するFe-30%Cr合金結晶におけるき裂伝播には変形双晶の発生が付随した。
2. 変形双晶の片側または両側の双晶境界で損傷の集中が見られた。
3. 変形双晶に到達したき裂はしばしば双晶に沿って優先的に伝播した。

参考文献

1. G.Hasson, J.-Y.Boos, I.Herbeuval, M.Biscondi, and C.Goux ; *Surf. Sci.*, **31** (1972), 115.
2. M.Yamashita, T.Mimaki, S.Hashimoto and S.Miura ; *Phil.Mag.A*, **63** (1991), 695.
3. M.Yamashita, T.Mimaki, S.Hashimoto and S.Miura ; *Phil.Mag.A*, **63** (1991), 707.
4. J.A.Kargol and D.L.Albright ; *Metall.Trans.A*, **8A** (1977), 27.
5. R.C.Boettner, A.J.McEvily, Jr. and Y.C.Liu ; *Phil.Mag.*, **10** (1964), 95.
6. A.Heinz, and P.Neumann ; *Acta Metall.*, **38** (1990), 1933.
7. Y.Kaneko, S.Hashimoto, T.Mimaki and S.Miura ; *Proceeding of the Tenth International Conference on the Strength of Materials*, (1994), 513.
8. L.Llanes and C.Laird ; *Mater.Sci.Eng.*, **A157** (1992), 21.
9. A.Vinogradov, S.Hashimoto and S.Miura ; *Z.Metallkd.*, in printing.