

# 疲労過程におけるすべり挙動 (続報, すべり挙動に及ぼす諸因子の影響)

高 行 男

## 1. 結 言

疲労過程におけるすべり線の挙動が疲労破壊において重要な役割を果たしているため、その諸特性が古くから積み重ねられてきた<sup>1)</sup>。前報<sup>2)</sup>では、疲労破壊がき裂の発生と進展とからなる現象であり、き裂の疲労による挙動が疲労過程におけるすべり線の挙動と密接に関連していることについて検討した。

疲労強度は、静的強度と同様に、材料の組織状態、ふん囲気温度などの環境条件、繰返し速度などの荷重の負荷条件といった諸因子により影響を受ける。これらの諸因子は、静荷重におけるすべり発生に必要な応力に影響を与えるので<sup>3)</sup>、疲労過程におけるすべり挙動に対しても影響を及ぼすことが推察されるが、このことについて体系的な説明はなされていないようである。

本論では、以上の観点から、疲労過程におけるすべり挙動とそれに影響を与える諸因子の関連について、すべり線の発生限界応力と発生形態に着目して検討を行う。

## 2. 材 料

疲労破壊を含む破壊現象が複雑である大きな原因の1つは、材料の相違による破壊現象の差異にある。多種多様な材料全般について、そのすべり挙動の諸特性を議論することは困難であるので、本章では、鉄綱材を中心に材料に関連した若干の事項について検討する。

### 2・1 平滑材のすべり線発生限界応力

疲労においても静的荷重の場合と同様に、すべり線を発生させる限界応力が存在し、その値は材料の疲労限度よりかなり低くなる<sup>4)</sup>。表1には、著者らの実験結果<sup>5-7)</sup>を示した。表中 $\sigma_w$ 、 $\sigma_s$ は回転曲げにおける疲労限度およびすべり線発生限界応力、 $\tau_w$ 、 $\tau_s$ は繰返しねじりにおける値であり、 $\sigma_y$ は材料の下降伏点である。

焼なまし平滑材におけるすべり線発生限界能力の大きさを検討するため、一例として、 $\sigma_s$ と $\sigma_w$ および $\sigma_s$ と $\sigma_y$ との関連を調査した。その結果を図1<sup>13)</sup>に示したが、図には表1の結果のみならず他

表1 疲労限度およびすべり線発生限界応力

荷重形式	$\sigma_w, \tau_w$ kgf/mm <sup>2</sup>	$\sigma_s, \tau_s$ kgf/mm <sup>2</sup>	$\sigma_y$ kgf/mm <sup>2</sup>	材料	文献
回転曲げ 繰返しねじり	21.8 16.0	17.0 13.0	30.8	共析鋼	5
回転曲げ 繰返しねじり	15.7 9.9	12.0 6.5	19.5	純鉄 d=0.04mm	6
回転曲げ 繰返しねじり	13.0 7.8	9.0 5.0	10.3	純鉄 d=0.15mm	7

表の純鉄は同一材料で、結晶粒径dを異ならせるため熱処理条件を変えてある。

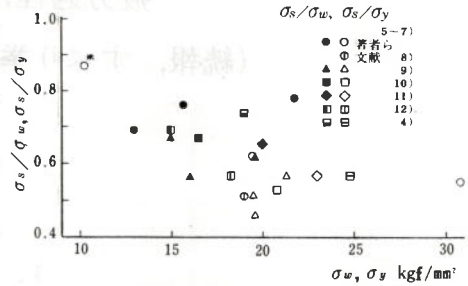


図1 平滑材のすべり線発生限界応力と疲労限度および降伏点との関係 (回転曲げおよび平面曲げ)

の報告<sup>8-12)</sup>より求めた結果も併記してある。なお、図には平面曲げによる結果が若干含まれている。図示のように、 $\sigma_s$ は若干ばらつきはあるが、 $\sigma_y$ および $\sigma_w$ とある関係を有している。すなわち、 $\sigma_s/\sigma_y$ は、結晶粒径が大きい場合の結果(○\*印)を除けば0.5程度の値であり、 $\sigma_s/\sigma_w$ は、調査した範囲内では、 $\sigma_s/\sigma_y$ に比較して顕著なばらつきはなく0.7程度の値となっている。

## 2・2 結晶粒

### 2・2・1 結晶粒径

同一材料であっても、構成する結晶の粒径の大小によりその静的な機械的性質および疲労強度は相違し、一般に粒径が大きくなると強度は低下する。

図2<sup>14)</sup>には、鉄鋼材の重要な機械的性質の一つである下降伏点 $\sigma_y$ と結晶粒径dとの関係を示した。Petchはこの関係を次のような実験式 (Petchの式) として表した<sup>14,15)</sup>。

$$\sigma_y = c + kd^{-1/2} \quad [1]$$

c, k : dに依存しない量

式[1]が理論的に成立することは転位論を用いて導出されるが<sup>16)</sup>、成立するdの範囲などについて検討されている<sup>17)</sup>。また、結晶粒径が大きいと応力の集中があることが銅めっき応力測定法により実験的に確認されている<sup>18)</sup>。

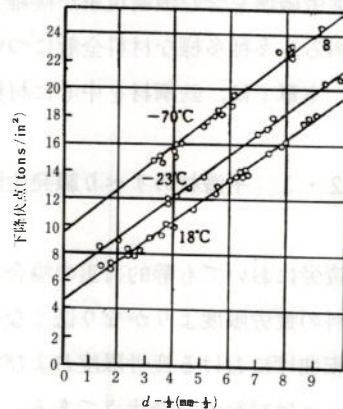


図2 下降伏点に及ぼす結晶粒径の影響

疲労強度が結晶粒径の増加に伴い一般に低下することは、鉄鋼材をはじめ、 $\alpha$ -黄銅, Ni, Al 合金などにおいて確認されている<sup>19)</sup>。鉄鋼材の疲労限度 $\sigma_w$ と結晶粒径 $d$ との関係を調査した結果によれば、両者は式〔1〕と同様な次式によって表される<sup>20,21)</sup>。

$$\sigma_w = c + kd^{-\frac{1}{2}} \quad (2)$$

$c, k$  :  $d$ に依存しない量

式〔2〕が成立する前提条件は、粒界が常にすべりや発生した微視的き裂の進展に対し障害としての役割を果たすことである<sup>22)</sup>。式〔1〕,〔2〕より、 $\sigma_w$ と $d$ の関係は $\sigma_y$ と $d$ のそれに類似しているが、 $\sigma_y$ が $\sigma_w$ より $d$ の影響を強く受け<sup>23,24)</sup>、両者に対する $c$ と $k$ の影響の程度は相違する<sup>23)</sup>。

上述のように、結晶粒径は材料の降伏点や疲労限度に影響を及ぼしており、これらの値とすべり線発生限界応力には2・1節で述べたような対応が存在するので、一般に結晶粒径の増加に伴い平滑材のすべり線発生限界応力は低下するといえる。

き裂先端部においては、き裂の応力集中のため平滑材のすべり線発生限界応力よりも低い繰返し公称応力によって1結晶粒以内の領域にすべり線が観察される。このすべり発生に及ぼすき裂先端部の材料の結晶粒径の相違による影響を検討するため、表1の純鉄材を用い、これに過大応力によって予き裂を作成した後、真空焼なまし処理により疲労による硬化層を除去した試験片(き裂材)を用意した。このき裂材に対して繰返し応力を $N = (0.5 \sim 1) \times 10^7$ 回加え、先端部に発生するすべり領域の有無を調査して、き裂長さ $l$ とすべり線発生限界応力との関係を求めた結果を図3に示す<sup>13)</sup>。ただし、縦軸のすべり発生の応力としては、き裂が存在しないものとしたときの公称応力を取った。また、すべり発生の基準としては、き裂先端部を倍率400倍の光学顕微鏡で観察して、先端部の約0.01mm以上の領域にすべり線の発生がある場合をすべりありと判定した。

図より、き裂が長くなると先端部の応力集中が高くなるので、すべり線発生限界応力が低下し、その値は先端部の結晶粒径が大きいと低くなるのがわかる。

上記のように、疲労過程で発生するすべり線の領域は結晶粒径の1部分においても生じ粒単位で起こるわけではない。このことは、切欠き底のすべり発生状況を観察した結果<sup>25)</sup>から、静荷重においても同様であることがわかる。

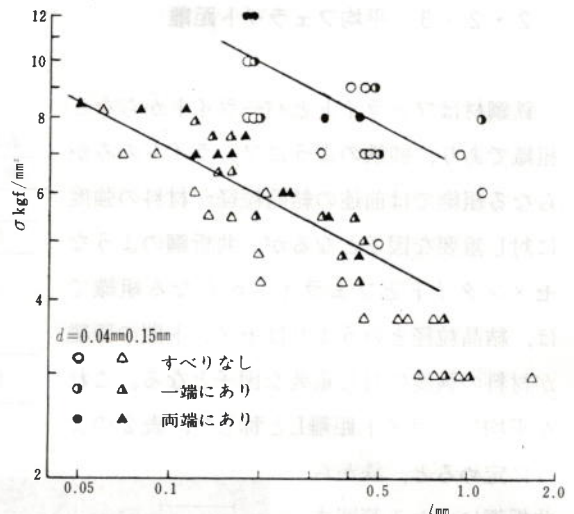


図3 き裂先端部のすべり線発生限界応力に及ぼす結晶粒径の影響(純鉄、回転曲げ)

結晶粒径が大きくなると、き裂の進展限界応力はすべり線発生限界応力と同様に低くなるので、き裂の進展速度は結晶粒径の影響を受けると考えられるが、材料によってその影響がないとする報告もあり、この点に関して種々検討されている<sup>26)</sup>。この事柄は、結晶粒界に関する1つの問題として今後さらに検討する必要があると考えられる。

なお、結晶粒径の相違はすべりの発生形態に対しても影響を与えると指摘されているが<sup>27)</sup>、具体的な実験結果を示した報告は見当たらないようである。

### 2・2・2 結晶方位

前述のように、結晶粒径が大きくなると応力の集中を増すので、すべり線は発生しやすくなるが、同一の粒径を有する結晶粒においてはその方位によって相違し、方位係数が大きい結晶粒ほど多くのすべりが起こる<sup>28)</sup>。

### 2・2・3 平均フェライト距離

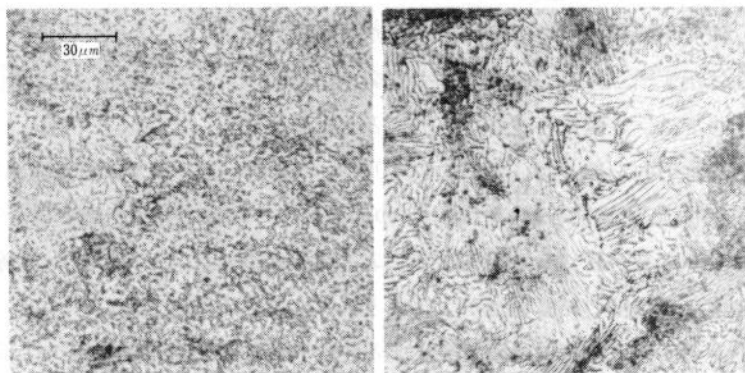
鉄鋼材はフェライトとパーライトからなる組織であり、純鉄のようにフェライトのみからなる組織では前述の結晶粒径が材料の強度に対し重要な因子となるが、共析鋼のようなセメンタイトとフェライトからなる組織では、結晶粒径というよりはセメント間の距離が材料の強度に対し重要な因子となる。これを平均フェライト距離 $L$ と称し<sup>29)</sup>、表2のよう

表2 平均フェライト距離のきめ方

組 織	平均フェライト距離
(1) 球状化組織	炭化鉄粒間の直線平均距離
(2) パーライト組織	層状炭化鉄間の直線平均距離
(3) フェライト パーライト組織	1つのパーライト塊からとなりのパーライト塊までの直線平均距離、または1つのパーライト塊からフェライト結晶粒界までの直線平均距離
(4) フェライト組織	介在物とフェライト結晶粒界間の直線平均距離

うに定めると、鉄から共析鋼にいたる範囲まで一般的に適用できる<sup>30)</sup>。表(3)、(4)において介在物の影響を考慮しなければ、 $L$ は結晶粒径とみなしてよい<sup>30)</sup>。

すべり挙動に対し $L$ が重要な因子であることを確認するため、熱処理温度を変えて $L$ が



800℃、1時間加熱後、炉中冷却  
 $d=16\mu\text{m}$ 、 $L=4\mu\text{m}$

900℃、1時間加熱後、炉中冷却  
 $d=21\mu\text{m}$ 、 $L=2\mu\text{m}$

図4 共析鋼の顕微鏡組織

異なる共析鋼を用意した。この組織写真を図4<sup>13)</sup>に示したが、図において、黒い部分がセメントライトで白い部分がフェライトであり、Lは表(1)、(2)より定めた。これらの材料に予き裂を作製し、き裂先端部のすべり線発生限界応力とき裂長さとの関係を2・2・1項で述べた方法によって調査した。その結果を図5<sup>13)</sup>に示す。図より、セメントライトの形状を考慮しないでLの長短に着目すれば、き裂先端部においてLが長い場合のすべり線発生限界応力は短い場合のそれに比べ低くなり、図3と同様な傾向を示していることがわかる。

### 2・3 結晶格子

材料を構成する結晶粒は、その結晶格子によりすべり面やすべり方向が定まっており、疲労におけるすべり面とすべり方向は静的荷重の場合と同じである<sup>31)</sup>。本節では、材料のすべり特性を結晶格子の観点から若干述べる。

結晶表面に現れるすべり線の形態(wavy, planar)は、結晶中のらせん転位の交差すべりの難易によって決定される。したがって、Feなどの体心立方格子金属ではwavyなすべり線が発生し、Mn, Znなどの稠密六方格子金属ではplanarなすべり線の形態を有する。面心立方格子金属では積層欠陥エネルギーがその形態を決定し、それが高いCu, Alなどにおいては前者のwavyなすべり線の形態になる<sup>32)</sup>。

このようなすべり特性は、すべり帯き裂の挙動に影響を及ぼし、前者の方が後者よりき裂の発生に対する影響力が強いと指摘されている<sup>33)</sup>。また、この特性は疲労により形成される内部組織と密接な関係があり、この組織は前述の材料の疲労強度に対する結晶粒度依存性と関連を示すことが報告されている<sup>34)</sup>。

### 2・4 予加工

同一の材料であっても、予加工(冷間加工, 予ひずみ等)を受けた状態におけるすべり線の様相は、焼なまされた状態のそれとは異なる。

銅単結晶について検討された報告によれば<sup>35)</sup>、焼なまされた状態におけるすべり線は細く、狭い間隔で発生しているが、予ひずみを受けた場合のすべり線は太く、広い間隔で発生している。銅

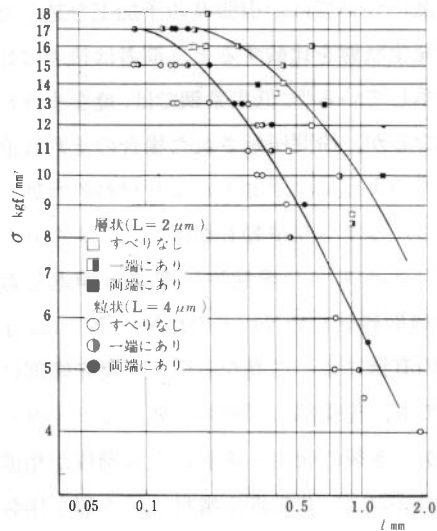


図5 き裂先端部のすべり線発生限界応力に及ぼす平均フェライト距離の影響(共析鋼, 回転曲げ)

多結晶については、引張りの予加工を施した場合と焼なました場合の各耐久限度におけるすべり線の発生状態を比較すると、前者は後者に比べすべり線の発生数が少なく、一部分に集中する傾向を示している<sup>36)</sup>。低炭素鋼では、焼なました状態におけるすべりは結晶粒の一部分が全体的に黒くなるが、冷間圧延された場合のそれは直線状をなしている<sup>37)</sup>。

上述のように、予加工により材料の状態が変化すると、すべりの発生状況が異なるが、疲労過程におけるすべり挙動も相違する。すなわち、上記の低炭素鋼において、疲労限度以上の応力を加えたときすべり線発生に要する繰返し数  $N_s$  と破断繰返し数  $N_f$  との比  $N_s/N_f$  は、予加工の有無によって異なる<sup>37)</sup>。き裂先端部においても、先端部の材料の状態によりすべり発生からき裂の発生・進展に至る過程が相違する<sup>38)</sup>。図6は、共析鋼平滑材に予き裂を作製した後、焼なましを行った試験片(き裂材)と、そのかわりに200℃で1時間の時効硬化処理を施した試験片(時効き裂材)に対し、繰返しねじりを  $N=10^7$  回加えてすべり線発生限界応力  $\tau_s$  と進展限界応力  $\tau_c$  を調査して、 $\phi = (\tau_c - \tau_s) / \tau_c$  とき裂長さとの関係を示した結果である。図において、予き裂が試験片の軸にほぼ45°方向に存在して先端部が巨視的に引張応力を受ける場合を引張形き裂、予き裂が軸にほぼ垂直方向に存在して先端部が巨視的にせん断応力を受ける場合をせん断形き裂と称している。時効き裂材の  $\tau_c$ 、 $\tau_s$  は焼なました場合に比べ、それぞれ高くなるが、図より  $\phi$  値が低くなるのがわかる。すなわち、き裂先端部に予め硬化層が存在している場合には、焼なました状態に比べすべり線の発生からき裂の進展への過程がき裂先端部にすべり線が発生するまでの過程に対して相対的に容易になる<sup>38)</sup>。

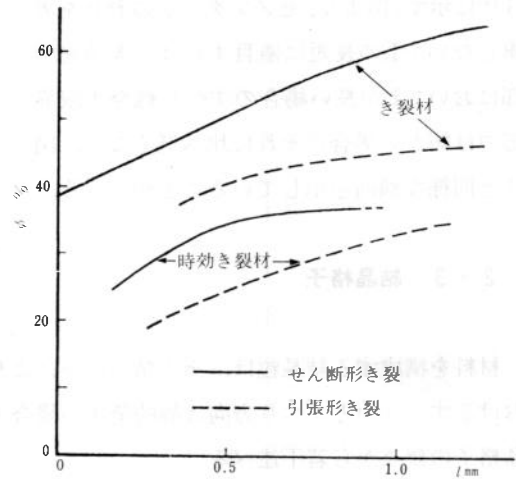


図6  $\phi$ に及ぼすき裂先端部の材質の影響(繰返しねじり)

### 3. 温 度

疲労き裂の発生および進展は、疲労過程におけるすべり挙動と密接に関連している<sup>2)</sup>、疲労強度の温度依存性は一般にすべり形成の温度依存性の観点から考察できる<sup>39-40)</sup>。本章では、主に低温におけるすべり挙動について検討する。

### 3・1 低温

#### 3・1・1 すべり線発生限界応力

疲労強度は、一般に温度の低下に伴い上昇する<sup>41)</sup>。したがって、低温におけるすべり線発生限界応力は、2・1節で述べたことから常温の場合より高くなることが推察される。

表3には、共析鋼丸棒平滑材に対し常温と-60℃において繰返しねじり疲労試験を行った結果を示した<sup>39)</sup>。図7には、純鉄薄膜におけるすべり線発生応力曲線を、20~-90℃の試験温度において繰返しねじりにより調査した結果を示した<sup>42)</sup>。これらの結果より、試験温度の低下は、平滑材のすべり線発生限界応力を上昇させることがわかる。温度の低下は、また、すべり線の発生繰返し数を破断繰返し数に対し相対的におそくすることが指摘されている<sup>33)</sup>。

き裂先端部のすべり線発生限界応力について常温と-60℃において検討した結果を図8に示す<sup>38)</sup>。試験片材料は共析鋼であり、試験方法は2・4節で述べた方法によった。図から明らかなように、-60℃と常温の結果を比較すると同一のき裂長さ*l*に対するすべり線発生限界応力 $\tau_s$ は引張形およびせん断形き裂の両場合とも、-60℃の値のほうが高くなる。また、この $\tau_s$ の差は、き裂が長くなるにつれて小さくなっていくので、*l*の増加に伴う $\tau_s$ の低下割合は、-60℃のほうが常温の場合より大きくなる。

図9には、試験温度-60℃において繰返し応力の上昇に伴うき裂先端部のすべり領域の増加状況の一例を示したが<sup>38)</sup>、この試験温度

表3 共析鋼の疲労試験の結果（繰返しねじり）

試験温度	すべり線発生限界応力 kgf/mm <sup>2</sup>	疲労限度 kgf/mm <sup>2</sup>	下降伏点 kgf/mm <sup>2</sup>
常温	10.0	16.0	30.7
-60℃	16.0	20.5	37.4

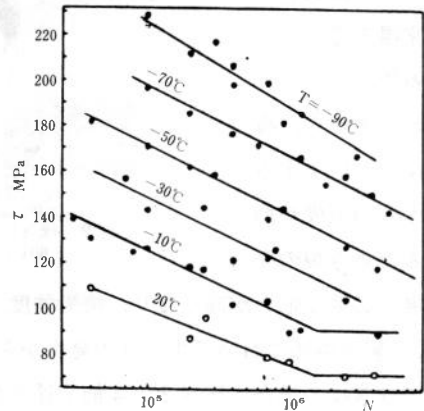


図7 すべり線発生応力曲線に及ぼす試験温度の影響(繰返しねじり)

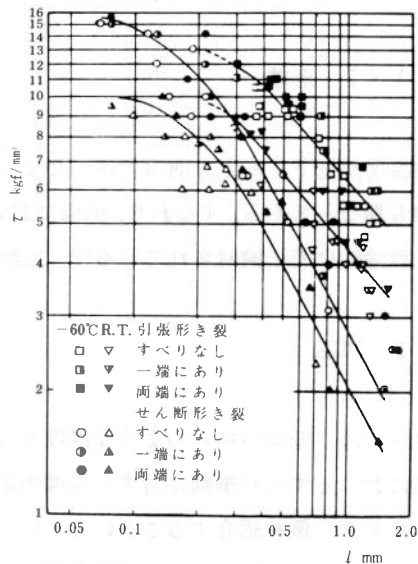


図8 き裂長さ $l$ とすべり発生応力

では常温の場合と同様<sup>7,43)</sup>に、き裂が進展するには先端部のある領域にわたってすべりが発生することが必要であることがわかる。き裂の進展限界応力は、この先端部のすべり発生領域がある大きさになる応力であり、 $-60^{\circ}\text{C}$ における進展限界応力は常温のそれより高くなる<sup>38)</sup>。

以上のことから、疲労試験温度が低下すると、すべりの形成が抑制されるためき裂の発

生と進展に必要な応力が高くなり、疲労強度が上昇することが理解される。

なお、き裂先端部においてすべりの発生からき裂の進展に至る過程は温度の影響を受け、 $-60^{\circ}\text{C}$ においては常温の場合に比べ2・4節で述べた $\phi$ 値が小さくなり、その過程が相対的に容易である<sup>38)</sup>。

### 3・1・2 形態

試験温度が低下すると、前項で述べたように、すべり線発生限界応力は上昇するが、すべり線の形態も異なってくる。すなわち、低温においては疲労によるすべり帯が細くなる<sup>44)</sup>。この理由について理論的に若干検討されている<sup>45)</sup>。上記の特徴は静荷重においても同様な傾向を示す<sup>46,47)</sup>。

### 3・2 高温

高温域では、低温の場合のような温度と疲労強度との対応関係が一般には存在しないので、疲労過程におけるすべり挙動に対する温度の影響は複雑である。そこで、本節では、報告されている実験結果の一例を紹介することにとどめる。

図10<sup>48)</sup>は、 $30\sim 430^{\circ}\text{C}$ において純鉄薄膜のすべり線発生応力曲線を回転曲げによって調査した結

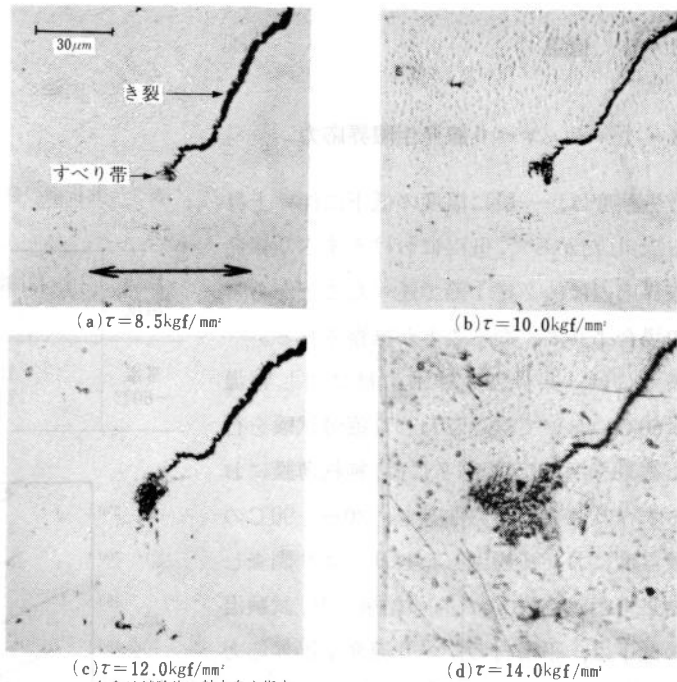


図9 繰返し応力の上昇に伴うき裂先端部のすべり領域の増加状況  
〔 $-60^{\circ}\text{C}$ ,  $l = 0.48\text{mm}$ , 繰返しねじり, 引張形き裂,  $N = (0.5\sim 1) \times 10^7$ 〕



果であるが、図7の低温における結果と比較すると、その複雑さが理解される。

高温疲労におけるすべり挙動は、静荷重(クリープ)において温度が上昇すると光学顕微鏡では分解できない微細すべりの占める割合が大きくなるという事実<sup>49)</sup>も関連すると考えられ、今後さらに検討すべき課題である。

#### 4. 繰返し速度

疲労試験には長時間を要することから、繰返し速度を高めた実験が行われてきたが<sup>50)</sup>、その結果、繰返し速度が疲労強度に影響を及ぼす因子となることが明らかになった。本章では、この因子が疲労過程におけるすべり挙動に及ぼす影響について検討する。

##### 4・1 すべり線発生限界応力

静的荷重において負荷速度の上昇は材料の降伏点を高め、疲労における繰返し速度の上昇は疲労強度を高める<sup>51)</sup>。したがって、2・1節で述べたことから、疲労におけるすべり線発生限界応力は、繰返し速度の上昇に伴い高くなることが推察される。

図11には、純鉄薄膜におけるすべり線発生応力曲線に及ぼす繰返し速度の影響を回転曲げにより調査した結果を示した<sup>48)</sup>。銅材に対し、33rpm以下と1850rpmにおいて疲労試験を行った結果<sup>52)</sup>によれば、低繰返し速度におけるすべり線は高繰返し速度の場合より早く認められており、図11の結果と同様な傾向を示している。

上記のすべり線の発生に要する繰返し数が繰返し速度の影響を受ける原因については、若干考察されている<sup>52)</sup>。

##### 4・2 形態

繰返し速度の相違は、前項で述べたように、すべり線発生の限界応力と繰返し数に影響を与えるが、すべりの発生状態にも差異をもたらす。

Bullenらは焼鈍銅に対し、1800rpm以下の引張・圧縮疲労試験を行い、疲労過程におけるすべり

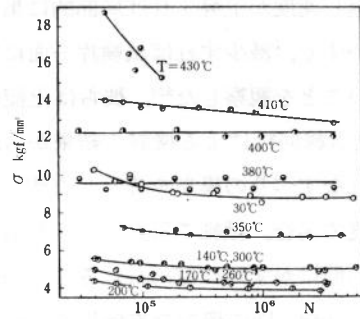


図10 すべり線発生応力曲線に及ぼす温度の影響(回転曲げ, 3600r p m)

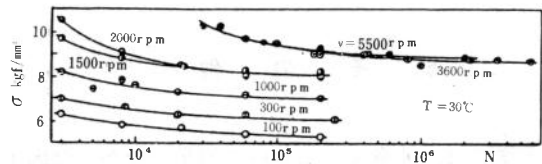


図11 すべり線発生応力曲線に及ぼす繰返し速度の影響(回転曲げ)

線は、繰返し速度が上昇すれば局部的に集中して生じやすく、減少すれば試験片一面に広がりやすいことを観察した<sup>53)</sup>。彼らは上記の観察結果とX線回析による検討の結果から、図12のようなすべりの模型を提示した<sup>53)</sup>。高繰返し速度の場合、微細で密なすべりがあらいすべりの間にかすかに認められることが報告されており<sup>45)</sup>、図の模型を支持している。

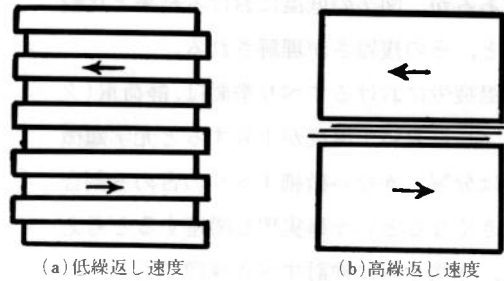


図12 すべりの模型

Alに対し静引張荷重をゆっくりかけると、図13に示すようなすべり形態を有するとの報告があるが<sup>54)</sup>、荷重速度を上昇させたときのその形態について定量的に検討した報告は、見当たらないようである。疲労の場合も含め、すべり形態に関する定量的検討は、今後の課題であろう。

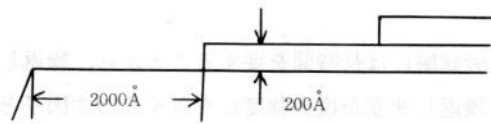


図13 すべりの形態(Al, 静荷重)

## 5. その他

本章では、前章までにおいて列挙しなかった因子について若干検討する。

### 5・1 環境

#### 5・1・1 腐食

腐食疲労におけるすべり挙動について具体的な観察結果を示した報告は数少ないようであるが、その重要性について若干指摘しておく。すなわち、腐食環境のうち材料の強度設計上特に重要な水溶液環境における疲労き裂の発生が、材料に発生したすべり帯において①選択的に腐食する、②環境物質の吸着による表面エネルギーの低下がすべり段階から微視き裂に成長することを容易にする、③腐食によって表面近傍のすべり帯に固定されている転位が開放され疲労き裂の発生を促進する、というようにすべり挙動と密接に関連している。

#### 5・1・2 めっきのコーティングおよび不活性ガス等のふん囲気

大気中の酸素は疲労強度に影響を与えるが、すべりの発生に対しては影響を及ぼさないようである<sup>55)</sup>。また、銅材表面にクロムや金めっきを施し、繰返しねじりによる材料表面に発生するすべ

りについて検討した結果によれば<sup>56)</sup>、めっきによるコーティングの有無はすべりの発生に対して顕著な差をもたらさない。しかし、酸素や不活性ガスのふん囲気は、特にき裂の進展に対し影響を及ぼす効果を有する<sup>32)</sup>。

上述の結果は、すべりの発生からき裂の発生に至る過程にふん囲気の影響が存在することを意味していると考えられる。すなわち、アルゴンなどの不活性ガスにおける材料の疲労寿命が大気中のそれより長くなる<sup>56)</sup>のは、すべりからき裂の発生に対する抑制効果のためであると考えられる。

### 5・1・3 真空

疲労試験の環境が真空になると、疲労過程におけるすべり挙動は大気中のそれとは異なってくる。すなわち、 $3 \times 10^{-3}$  mmHgの真空中と大気中において純鉄の疲労試験を行った結果によれば<sup>57)</sup>、同一応力で $N/N_f$  ( $N_f$  : 破断繰返し数) がほぼ等しいときのすべりの発

生状態は、真空中で試験した場合のほうが表面の凹凸やしわが大きく、またすべり線の発達した結晶粒も多く1結晶粒内のすべり線の密度も高い。これと同様な傾向は、 $10^{-3}$  mmHgの真空中で低炭素鋼を用いた実験<sup>58)</sup>においても観察されている。

ところで、上記の真空条件における疲労強度は、図14<sup>55)</sup>に示すように、一般に大気中のそれより高いので、上述の結果は、すべり形成が容易な場合には困難な場合より疲労強度は低いという前章までに述べてきたことと相反する傾向を示している。真空度の増加は疲労寿命の上昇のみに作用するわけではないこと<sup>59)</sup>、真空中の疲労寿命が大気中のそれより長いのは、主としてき裂の発生の段階にあるとする報告<sup>60)</sup>や、逆に進展の段階にあるという報告<sup>61)</sup>があることなど、真空の疲労強度に及ぼす影響を含め、上述の結果に対する原因追求は、今後の課題である。

### 5・2 応力状態

すべり線の発生は、繰返し最大せん断応力の振幅値によって決定されるので<sup>31,62)</sup>、応力状態の相違によりすべり線発生の限界応力とその状態は異なる。

平滑材の引張・圧縮疲労試験において、平均応力の負荷の有無は、すべり線発生限界応力(振幅値)<sup>63)</sup>やすべり線発生に必要な繰返し数<sup>64)</sup>には影響を及ぼさないが、同一の破断寿命におけるすべりの発生状態に差異をもたらす<sup>64)</sup>。

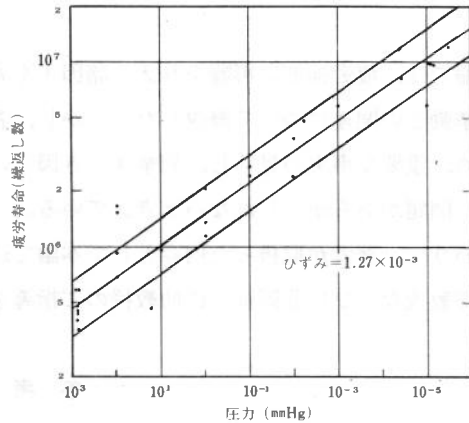


図14 疲労寿命に及ぼす真空の影響(銅, 繰返し曲げ)

き裂先端部のすべり線発生限界応力は先端部における応力状態の相違によって異なり、3・1節の図8に示したように、同一長さのき裂に対しせん断形き裂のすべり線発生限界応力は引張形き裂のそれに比べ低くなる。また、同一長さの引張形き裂先端部において、先端部の向かう圧縮応力の存在の有無は、すべり線発生限界応力に差異をもたらす<sup>2,5)</sup>。

## 6. 結 言

本論では、疲労強度に影響を与える諸因子を列挙し、それらと疲労強度に密接な関係があるすべり挙動との関連について概説した。しかし、著者が実際取扱った内容は全体の一部分にすぎないため、重要な事実の見落とし、列挙すべき因子の欠落、列挙した諸因子の体系上における取扱いなど、問題があるかもしれないと考えている。今後、さらに検討を行いたい。

終わりに、著者が取扱った内容として本論で述べた報告については、名古屋大学工学部 清家政一郎教授ならびに北岡征一郎助教授のご指導を賜った。ここに記して謝意を表する。

## 参 考 文 献

- 1) Ewing, J.A. & Humfrey, J.W.C., Phil. Trans. Roy. Soc., A200 (1903), 241.
- 2) 高, 中日本自動車短期大学論叢, 11 (1981), 1.
- 3) 石橋, 機械学会誌, 56-408 (昭和28-1), 21.
- 4) Hemple, M.R., Fracture, (1959), 376, John Wiley & Sons.
- 5) 北岡・高, 機械学会論文集, 42-359 (昭51-7), 1954.
- 6) 清家・北岡・高, 機械学会論文集, 40-335 (昭49-7), 1819.
- 7) 清家・北岡・高, 機械学会論文集, 41-341 (昭50-1), 1.
- 8) 清家・ほか2名, 機械学会論文集, 45-390 (昭54-2), 126.
- 9) 広瀬・ほか3名, 材料, 25-276 (昭56-9), 851.
- 10) 戸梶・ほか3名, 材料, 25-276 (昭51-9), 863.
- 11) 堀川・中村, 材料, 23-244 (昭49-1), 46.
- 12) 平・ほか2名, 材料, 21-227 (昭47-8), 791.
- 13) 高, 未発表.
- 14) Petch, N.J., Phil. Mag., 3 (1958), 1089.
- 15) Petch, N.J., J. Iron & Steel Inst., 174 (1953), 25.
- 16) 井村, 結晶の強度, (昭43), 58, 朝倉書店.
- 17) Fujita, H. & Tabata, T., Acta Met., 21 (1973), 355.
- 18) 大久保・ほか2名, 機械学会論文集, 28-191 (昭37-7), 774.
- 19) 吉川, 結晶の強度, (昭43), 224, 朝倉書店.
- 20) Klesnil, M., ほか3名, J. Iron & Steel Inst., 203 (1965), 47.
- 21) Yokobori, T., ほか2名, Tech. Rep. Tohoku Univ., 28-1 (1963), 65:81.
- 22) 榎本・ほか3名, 機械学会論文集, 43-375 (昭52-11), 3962.
- 23) 長谷川・ほか2名, 機械学会論文集, 43-370 (昭52-6), 1995.

疲労過程におけるすべり挙動

- 24) 横堀, 機械の研究, 13-3 (1961), 471.
- 25) Griffiths, J.R. & Cottrell, A.H., J. Mech. Phys. Solids, 15 (1967), 125.
- 26) 例えば, 安藤・ほか2名, 機械学会論文集, 44-388 (昭53-12), 4014.  
佐賀・ほか2名, 材料, 26-282 (昭52-3), 289; 26-291 (昭52-12), 1202. 中沢・ほか5名, 機械学会論文集, 40-329 (昭49-1), 9.
- 27) 北島, 結晶の強度, (昭43), 263, 朝倉書店.
- 28) 平・阿部, 機械学会論文集, 31-232 (昭40-12), 1823.
- 29) Gensamer, M., ほか3名, Trans. ASM, 30 (1942), 983.
- 30) 横堀, 機械の研究, 11-6 (1959), 840.
- 31) Gough, H.J., Proc. ASTM, 33 (1933), 3.
- 32) 志村, 金属学会々報, 7 (1968), 88; 210.
- 33) Grosskreutz, J.C., ASTM STP, 495 (1971), 5.
- 34) Thompson, A.W. & Backofen, W., Acta Met., 19 (1971), 597.
- 35) Backofen, W.A., Fracture, (1959), 435, John Wiley & Sons.
- 36) 栗谷・ほか3名, 機械学会講演論文集, No.740-1 (昭49-4), 47.
- 37) 平・田中・河波, 材料, 21-227 (昭47-8), 791.
- 38) 高, 材料学会, 第15回疲労シンポジウム, (1981-11) 発表予定.
- 40) Hull, D., Phil. Mag., 3 (1958), 513.
- 42) 例えば, McCammon, R.D. & Rosenberg, H.M., Proc. Roy. Soc., A242 (1957), 203.
- 43) 北岡・ほか3名, 機械学会講演論文集, No.813-1 (1981-3), 51.
- 43) 清家・北岡・高, 機械学会論文集, 42-354 (昭51-2), 317.
- 44) Hull, D., J. Inst. Metals, 86 (1958), 425.
- 45) 古市・藤井・水川, 材料, 14-145 (昭40-10), 845.
- 46) Brown, A.F., J. Inst. Metals, 80 (1952), 115.
- 47) 前川, 機械学会論文集, 39-317 (昭48-1), 1.
- 48) 北岡・ほか2名, 機械学会論文集 (A編), 47-415 (昭56-3), 275.
- 49) 角野, 結晶の強度, (昭43), 165, 朝倉書店.
- 50) 河本, 材料, 25-276 (昭51-9), 810.
- 51) 横堀, 材料強度学, (昭30), 38:250, 技報堂.
- 52) 古市・藤井・會山・水川, 機械学会論文集, 31-222 (昭40-2), 194.
- 53) Bullen, F.P., Head, A.K. & Wood, W.A., Proc. Roy. Soc., 216 (1953), 332.
- 54) Heidenreich, R.D. & Shockley, W., J. Appl. Phys., 18 (1947), 1029.
- 55) Wadsworth, N.J. & Hutchings, J., Phil. Mag., 3 (1958), 1154.
- 56) Gates, R.G. & Wood, W.A., J. Inst. Metals, 96 (1968), 242.
- 57) 兼城・ほか3名, 材料, 27-299 (昭53-8), 761.
- 58) 黒部・ほか2名, 材料, 26-283 (昭52-4), 355.
- 59) 遠藤・駒井, 材料, 26-281 (昭52-2), 143.
- 60) 兼城ほか3名, 材料, 28-304 (昭54-1), 61.
- 61) Hordon, M.J., Acta Met., 14 (1966), 1173.
- 62) 横堀, 材料強度学, (1964), 172, 岩波書店.
- 63) 北岡・木村, 機械学会論文集, 46-403 (昭55-3), 258.
- 64) 西谷・蓮尾, 機械学会論文集, 44-377 (昭53-1), 1.