

金属の疲労 —材料の立場から—

機械部材が繰返し応力を受けると、静的負荷の場合に比べてはるかに低い応力で破壊する。このような現象は疲労と呼ばれているが、機械構造部材の破壊は、その大半が疲労によるものであるところから、金属材料の疲労は非常に重要な問題である。金属材料の疲労に関しては、現象論、金属の微細組織、破壊過程と破面、破壊力学的アプローチ、負荷条件と切欠き効果などいろいろな角度から検討が加えられてきたが、いまだ残された問題も多い。

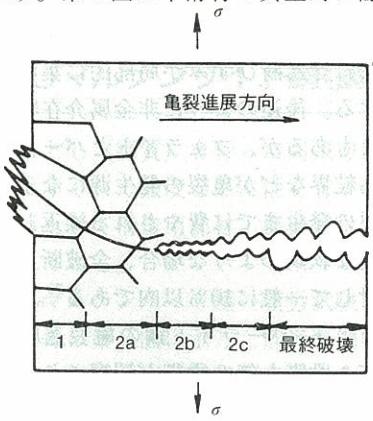
ここでは材料の立場から、鉄鋼材料を中心に実際的な面を考慮しながら、これまでに知られている主な事柄をまとめてみた。

A

亀裂の発生と進展

A-1

材料に繰返し応力が作用して疲労亀裂が生ずる場合、均質な材料では接触疲労の場合を除いて微視亀裂は自由表面に発生することが知られている。接触疲労の場合には微視亀裂は表面下のせん断応力が最大となる個所に生ずる。内部欠陥や大型の非金属介在物などが存在する巨視的に不均質な材料では内部欠陥から亀裂が発生する場合がある。また鋼の浸炭層などの表面硬化層が存在する場合には微視亀裂が硬化層と軟かい母相の境界付近で生じやすい。第1図に疲労破壊過程の模式図¹⁾を示す。第1図は平滑材で典型的に認められ



第1図 疲労破壊過程の模式図

るもので、疲労破壊過程は第1段階と第2段階に区分される。第1段階は繰返すべりによって表面に凹凸が生じ、これを起点として結晶のすべり面に沿って亀裂が進む初期の亀裂進展段階でその大きさは通常1～3結晶粒程度で、破面は特徴のないものとなる。第2段階は巨視的には引張応力に垂直な方向に亀裂が進展する段階で、2aの段階では一時的な停止と進展を繰り返しながら、相や結晶粒を単位としてジグザグに進展する。第2b段階はいわゆるストライエーションが観察される段階で、亀裂先端の塑性鈍化と再鋭化が繰り返される。第2c段階ではディンプルの形成やへき開割

れ、粒界割れなど静的破壊に似た破面の形態が認められる。このような各段階が必ずいつも観察されることは限らず、材料や条件によってはむしろこれら的一部が現れない場合が多い。

前述のように均質な材料に繰返し応力が作用すると、材料の自由表面に疲労亀裂が発生する場合が多いが、亀裂発生を考えるときどの段階で亀裂が発生したと見なすかは難しい問題であり、統一的な考え方は現在のところない。しかしながら、初期の微視亀裂の発生が繰返し応力によって生じた固執すべり帯と呼ばれるすべり帯のよく発達した領域に発生することが知られている²⁾。固執すべり帯は通常不規則な凹凸状をしており、写真1³⁾に示すように、いわゆる入り込み(intrusion)、つき出し(extrusion)が形成されている。この入り込みやつき出しが広い温度範囲で発生し、疲労による微視亀裂の形成と直接関連していると考えられているが、どのつき出しや入り込みのところにも微視亀裂が存在するとい

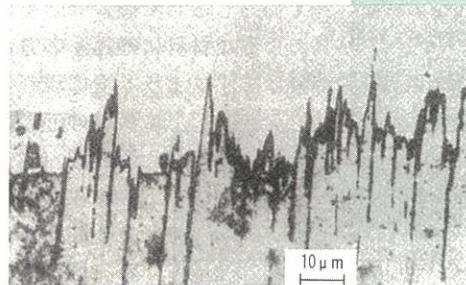


写真1 疲労した銅表面の入り込みとつき出し

ことでもなく、この表面形状と微視亀裂発生との関係は明かでない。しかしながら亀裂発生についていくつかの機構が提案されており、これらの凹凸が応力集中源となるとするものや、繰返し応力によるすべりが固執すべり帯内に集中することによりそこに結晶格子の欠陥（空孔）が形成され、それが凝集することにより破壊が生ずるとするものなどがある。

初期亀裂は疲労寿命の初期に発生し、寿命の大部分はその進展に費される。疲労亀裂進展の2段階のうち、亀裂がすべり面に沿って進む第1段階

1) 小林英男：日本機械学会誌，Vol.80(1977)，p.492.

2) M. R. Hempel : Fracture, (1959), p. 376, John Wiley.

3) W. A. Wood : Fracture, (1959), p. 412, John Wiley.

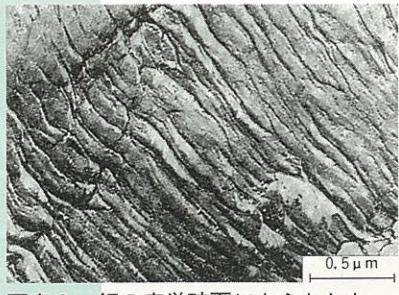
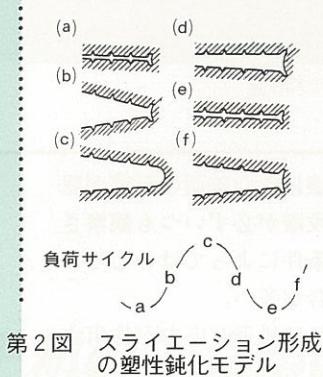


写真2 銅の疲労破面にあらわれたストライエーション

4) M. Klesnil et al. : 『荒木透ほか訳』: 金属疲労の力学と組織学, (1984), p. 71, 養賢堂.

5) C. Laird et al. : Phil. Mag., Vol. 7 (1962), p. 847.

6) C. Q. Bowles et al. : Int. J. Fracture Mechanics, Vol. 8 (1972), p. 75.



第2図 スライエーション形成の塑性鈍化モデル

はあまり研究されていない。第2段階はストライエーションでよく知られる亀裂の進展領域で、第2a段階では微視組織を単位として亀裂が進むが、非金属介在物や析出物が存在すれば亀裂はそれらを迂回して成長する¹⁾。第2b段階で形成されるストライエーションは微視組織などの結晶学的な因子と関係なく亀裂が進展するもので、写真2⁴⁾に電子顕微鏡写真を、第2図にLairdら⁵⁾による形成モデルを示す。繰返し

の引張行程中に最大せん断応力と同じ方向に多重すべりが生ずる結果亀裂が進展し(同図(b))、塑性域が広がって亀裂は鈍化する(同図(c))。圧縮行程ではこれと反対のすべりを生ずる結果、鈍化が消え、亀裂はより鋭いものとなる(同図(d)および(e))。その結果亀裂先端に“耳”ができる、ストライエーションを形成する。これは塑性鈍化モデルと呼ばれるものであるが、最も一般的なものであるが、すべり分離過程の幾何学的効果によって亀裂が進展することによりストライエーションが形成されるとするすべり模型もある⁶⁾。第2c段階は高強度材料や低じん性材料にみられるもので、静的破壊に類似した破面が観察されるが、破壊機構が本質的に静的破壊の場合と同じか否か明かでない¹⁾。

以上に金属材料に一般的にみられる疲労破壊の現象を紹介したが、構造用材料として最も広く用いられている鉄鋼材料について、疲労における材料因子の影響について述べてみたい。

A-2

鉄鋼材料の疲労

フェライト-パーライト鋼

炭素含有量が0.1%程度の低炭素鋼ではフェライトと呼ばれる軟かい組織が大部分を占め、そのほかにパーライトと呼ばれるフェライトと比較していちじるしく硬い(強い)組織が存在する。このような材料に繰返し応力が作用すると、その影響はまずフェライトに現れる。第3図に低炭素鋼の応力振幅と繰返し数の関係図(S-N曲線)を示す⁷⁾。

この図からわかるように繰返し数(N)の増加とともに破壊にいたる繰返し応力振幅は低下し、 $N \approx 10^7$ 以上ではほぼ一定(σ_w)となるが、この σ_w は疲労限度あるいは耐久限度と呼ばれ、通常 $N \approx 10^7$ 回がS-N曲線の折れ曲り点(限界繰返し数)と

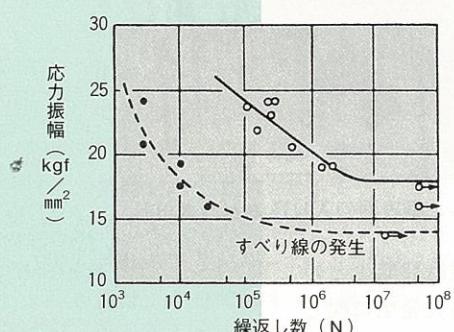
なる。図中に点線で示すように、繰返しの初期にせん断応力的に有利な結晶粒内にすべり線の発生が認められるようになり、高いN数においても σ_w より低い応力でもすべり線が観察される。このことは微視的にはかなり強い塑性変形が起っていることを示唆しているが、伸びや絞りのような巨視的な変形は認められない。さらに疲労が進むと、

既述の固執すべり帯が観察されるようになる。低炭素鋼のようなフェライト-パーライト組織からなる鋼ではフェライト中に疲労因子が蓄積し、応力集中部にせん断ひずみが局部的に集中して亀裂が発生する。後述のように非金属介在物が起点となることもあるが、フェライトとパーライトの界面や結晶粒界などが亀裂の発生源になる。このような亀裂の発生までに費やされる繰返し数は、比較的均質な軟鋼のような場合、全破断寿命の繰返し数に対して一般に10%以内である⁷⁾。

フェライト-パーライト鋼の亀裂進展過程においても第1段階と第2段階が観察されるが、軟鋼のような低炭素鋼ではストライエーションの各段は必ずしも応力繰返しの1サイクルに対応しないとされている。

低炭素鋼の疲労試験においては第3図のようなS-N曲線が得られるが、 $N \approx 10^4$ のような低サイクル高応力振幅の場合にはわずかなミクロ的応力集中部から早期に亀裂が発生し、第2段階が亀裂進展の重要な役割を果すのに対し、疲労限度に近い低応力高サイクルで疲労過程が進む場合には第1段階が重要になる。

軟鋼などの低炭素鋼の場合、静的引張試験における引張強さ σ_B と疲労限度 σ_w の間に $\sigma_w / \sigma_B = 0.5 \sim 0.6$ の関係が統計的に存在することが知られている。 σ_w に影響をおよぼす金属学的因子として鋼の組成のほかにフェライトの結晶粒度



第3図 破断およびすべり線発生のS-N曲線

7) 荒木透:『金属材料の疲労—ミクロとマクロの結びつき—』,(1973), p. 21, 日本金属学会。

や偏析、混粒、非金属介在物などがある。結晶粒は小さい方が σ_w が大きくなる。いちじるしい混粒や偏析にともなうフェライトバンドなどは有害に働く。鋼中にはSiに起因するけい酸化合物、Alによるアルミナ系介在物、SによるMnSなどの非金属介在物が多くみられる。軟かいフェライト相中に介在している硬い非金属介在物は母相と密着しているかぎり σ_w には悪影響をおよぼさず、逆に分散度が大きくなると分散強化によって σ_B が上昇し σ_w が高くなるが、通常の鋼に存在する程度の量であれば影響は小さい。しかしながら疲労試験片にみられる微視亀裂において、介在物と関係して発生している亀裂の比率は0.3~0.5といわれており⁷⁾、亀裂の発生と初期の亀裂進展に介在物が関係している。

上記はフェライトを主とする低炭素鋼の疲労限度に近い低応力の場合であるが、低サイクル高応力疲労の場合も基本的に大きな違いはない。低サイクル定ひずみ疲労の場合、寿命を支配するものは破断ひずみ（静的引張試験における絞りに関連した量）とされており⁸⁾、結晶粒度のように延性を高める因子は低サイクル疲労に関しても疲労強さの向上に寄与するが、パーライトや鋼中のS、Pなどの延性を害する因子は負に作用すると考えられる。

焼もどしマルテンサイト鋼（調質鋼）

焼入焼もどし（調質）を行った高張力鋼や機械構造用鋼はすぐれた強度とじん性を有する代表的な金属材料として構造用部材、機械部材などに広く利用されている。

焼もどしマルテンサイト鋼の疲労試験においてもS-N曲線は第3図に示した低炭素鋼のような形状となり、疲労限度が存在する。焼もどしマルテンサイト鋼の疲労限度も静的引張強さとの間に $\sigma_w / \sigma_B \approx 0.5$ の関係があり、 $\sigma_B \approx 110\text{kgf/mm}^2$ のレベルまでこの関係が成立する⁷⁾。引張強さがさらに上昇すると、疲労限度も遅れ破壊強さや切欠き引張強さなどと同様に、組織の不均質や不純物元素にきわめて敏感に影響されるようになり、 σ_w / σ_B の値は大きく低下したり変動するようになる。非金属介在物その他の微視的欠陥や不均質な部分が存在しない場合には $\sigma_B \approx 150\text{kgf/mm}^2$ 付近まで $\sigma_w / \sigma_B \approx 0.5$ が保たれるが、市販鋼の場合には σ_B が 120kgf/mm^2 を超えると σ_w / σ_B が低下し、また試験ごとのばらつきもいちじるしくなる。 σ_B が $140 \sim 150\text{kgf/mm}^2$ を超える超高張力鋼や軸受鋼などでは、疲労強さにおよぼす非金属介在物の影響は非常に大きくなる。

比較的応力の低い疲労限度付近では、約 $15\mu\text{m}$ 以上の大型の介在物や切欠き効果の大きい角ばった介在物が優先的に早期の亀裂発生源となる。低サイクル高応力疲労の場合には比較的小さな介在物でも亀裂の発生源となる。このように高強度鋼では非金属介在物の影響が大きいが、特に亀裂発生への関与が大きい。既述のフェライト-パーライト鋼で知られる介在物関与亀裂発生比率0.3~0.5は低炭素焼もどしマルテンサイト鋼である 80kgf/mm^2 級高張力鋼では2~3倍になる。そして熱処理をした軸受鋼のような高硬度鋼では微視亀裂のほとんどすべてが非金属介在物から発生する⁹⁾が、硬さの低い低強度鋼になるとほど結晶粒界やフェライトとパーライトの境界などの金属組織の境界での亀裂発生ひん度が大きくなる。写真3に非金属介在物から発生した微視亀裂の例を示す¹⁰⁾。

写真4に鋼中にみられる代表的な介在物の例を示す。A、B、C系の分類はJISによるもので、A系は加工により延伸したMnSやけい酸塩などであり、B系は加工方向に集団をなして不連続に並んだもので Al_2O_3 などである。C系は不規則に分散したもので粒状酸化物やNb、Ti、Zrなどを含む鋼におけるこれらの炭窒化物などである。 Al_2O_3 などの通常の酸化物系介在物では直径 $20\mu\text{m}$ のものであれば優先的に亀裂が発生する¹¹⁾。高強度鋼では延伸したMnSでもある程度大きいと疲労亀裂の発生個所となるが、多くの場合亀裂発生個所はB、C系の大形酸化物系介在物である¹¹⁾。

疲労強さにおよぼす諸因子の影響

① 表面脱炭

鉄鋼材料が熱間圧延、鍛造、熱処理などの過程で高温度にさらされると、鋼中のCがOと化合して鋼材表面から脱出し、表面部の炭素量が減少する脱炭現象が生ずる。この脱炭は鋼の疲労強さに大きな影響をあたえ、疲労限度をいちじるしく低下させる。第4図に機械構造用炭素鋼S55Cの脱炭層深さの回転曲げ疲労限度の低下におよぼす影響を示す¹²⁾。焼ならし材、調質材とともにごくわずかの脱炭層によりいちじるしく疲労限度が低下

- 8) L. F. Coffin : J. Basic Eng., (1960), p. 671.
- 9) 横堀武夫：金属材料の疲労—ミクロとマクロの結びつき—, (1973), p. 84, 日本金属学会.
- 10) M. Nanbu et al. : Rep. Res. Inst. Str. & Frac. Mater., Tohoku Univ., Vol.3 (1967), p.29.

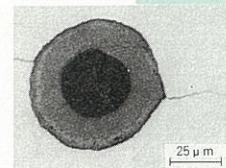


写真3 鋼中の酸化物介在物から発生した疲労亀裂

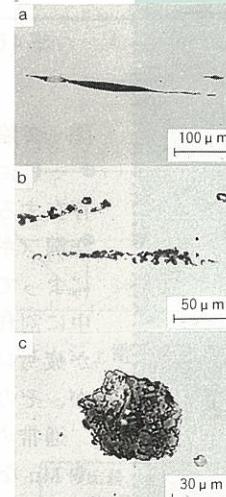
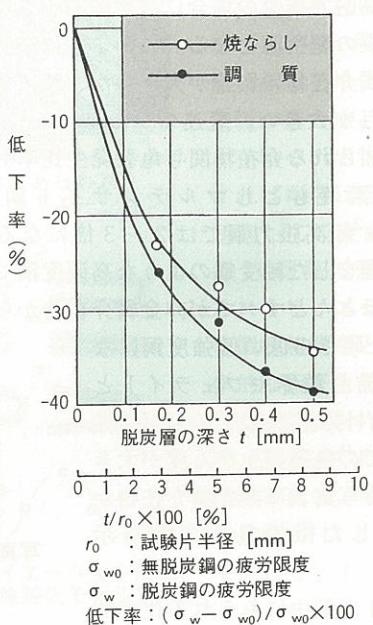


写真4 鋼中の非金属介在物の形態別分類
(a)A系介在物、(b)B系介在物、
(c)C系介在物

- 11) 荒木透ほか：鉄と鋼, Vol.56(1970), p.1737., Vol.57,(1971),p.2042.

- 12) 日本材料学会編：金属の疲労, (1964), p.135, 丸善.

することがわかる。したがって疲労強さが重要視される部材に鋼を使用する場合には脱炭層の発生の防止あるいは脱炭層の除去が大切である。



第4図 脱炭層の深さと疲労限度低下の関係

② 欠陥

一般に鉄鋼材料には非金属介在物、偏析などがあるが、場合によっては鋼塊製造時に生じた空洞（キャビティ）が圧延、鍛造などの熱間加工によっても圧着されずに残存したり、鋼材の製造中に割れ状の欠陥が生じたりする。非金属介在物が疲労におよぼす影響についてはすでに述べたが、その効果は一種の切欠き効果である。

通常の鋼塊に存在する偏析部ではC、P、SiやMnなどの元素の濃度が高くなっている。これらの元素が濃縮した部分では硬さが上昇し、場合によっては組織も変化する。また非金属介在物の量も多く、また大きさも大きい。偏析の影響について一口にまとめて述べることはできないが、偏析部の疲労強さを考える場合、これらのほかに材料の質量効果も考慮する必要がある。

上記のほかに大型の鍛造材などでは偏析部に砂きずと呼ばれる巨視的な非金属介在物や、白点やざくきずと呼ばれる亀裂が存在することがある。これらの欠陥はいずれも疲労強さを低下させるが、巨大な亀裂欠陥は別としてこれらの亀裂欠陥が存在しても、荷重条件や応力条件によってはこれらの部材を使用できる場合もある。

③ 腐食

腐食の影響を考える場合、繰返し応力を受ける前に腐食されている場合と、腐食雰囲気中で同時

に繰返し応力を受ける場合がある。前者では腐食により表面が粗くなったり、孔食、粒界腐食などの応力集中部の生成によって疲労強さがいちじるしく低下する。後者の場合は腐食疲労と呼ばれている。一般に金属が繰返し応力を受けると、前述のようにすべり帯がよく発達した領域が生ずるが、腐食はこのすべり帶上に優先的に作用し、すべりが起つて金属の新生面が現れた部分とすべりを受けない部分との間に局部電池が形成され、腐食ピットが生ずる。一般に金属が腐食液に接触すると表面に被膜を生じ腐食速度は次第に低下していくことが多いが、繰返しひずみによる被膜の破壊と修復が繰返されると腐食速度が低下することなく大きな腐食速度を示す。鉄鋼の腐食疲労においてはS-N曲線に水平部が現れず、疲労限度が存在しないことが多い。

④ その他の因子

材料面以外に疲労強さに大きな影響をおよぼす因子として切欠き、残留応力などがよく知られている。機械部材に存在する段付部、孔、溝などを一般に切欠きと呼んでいるが、応力集中により切欠き部の最大応力は公称応力より大きくなり、切欠き部をもつ部材では疲労強さも低下する。平滑材の疲労限度に対する切欠き材の疲労限度の比の逆数を切欠き係数と呼んでいるが、切欠き係数は切欠き部での公称応力に対する最大応力の比（応力集中係数）よりも小さい。

残留応力の影響は平均応力の影響と同一に考えられ、引張平均応力は疲労限度値を低下させ、圧縮平均応力は逆に増加させる。

その他部材の表面仕上げの状態も疲労を論ずるとき問題になるが、これは切欠き効果として考えることができる。

金属材料の疲労の問題は、電子顕微鏡による破面解析の面からの研究と破壊力学の進歩と応用によって破壊の面からの詳細な情報が得られるようになり、両者の組合せによって疲労の作用応力の推定も場合によってはある程度できるようになってきた。このような状況の中で最近材料面からの疲労に関する研究はやや足踏み状態の感があるが、構造部材の疲労破壊が折損事故の大きな割合を占める中で、鉄鋼材料を中心にあえて材料の立場からまとめてみた。紙面の都合上、割愛せざるを得なかつた部分が非常に多く、また筆者の力不足から読者にとって欲求不満気味の内容となつたことをお詫びする。

[受託研究本部 木下修司]