

介在物にトラップされた水素による超長寿命疲労破壊の促進と通常の疲労限度の消滅

村上 敬宜*・小西 寛*²・高井 健一*³・村上 保夫*⁴

Acceleration of Superlong Fatigue Failure by Hydrogen Trapped by Inclusions and Elimination of Conventional Fatigue Limit

Yukitaka MURAKAMI, Hiroshi KONISHI, Ken-ichi TAKAI and Yasuo MURAKAMI

Synopsis : The mechanism for fatigue failure in extremely high cycle fatigue in the regime of $N > 10^7$ is discussed. A special attention was paid to a newly found particular fracture morphology in the vicinity of fracture origin (subsurface nonmetallic inclusions) of a heat treated Cr-Mo alloy steels (Specimen QT). The particular morphology looks a dark area inside fish-eye mark by optical microscopic observation. Specimens with short fatigue life of the order of $N_f = 10^5$ do not have such dark area, ODA (optically dark area), in fish-eye. To investigate the influence of the hydrogen trapped nonmetallic inclusions on fatigue properties, specimens quenched in a vacuum (Specimen VQ) were prepared. Specimens VQ contained 0.01 ppm hydrogen and on the other hand QT 0.7–0.9 ppm hydrogen. Specimens VQ had much smaller ODA than Specimens QT. Hydrogen was detected by Secondary Ion Mass Spectrometry at the inclusion at fracture origin of Specimens QT but not at the inclusion of VQ. Thus, it can be concluded that the formation of ODA is closely related to hydrogen trapped by nonmetallic inclusions. The predictions of fatigue limit by the $\sqrt{\text{area}}$ parameter model are approximately 10% unconservative for fatigue limit defined for 10^7 cycles. However, if we consider the area of ODA into the fatigue limit estimation, the $\sqrt{\text{area}}$ parameter model can successfully predict the fatigue limit very accurately.

Key words: fatigue; superlong fatigue failure; nonmetallic inclusions; hydrogen; fatigue limit; Cr-Mo steel; carburized; nitrided; fracture surface.

1. 緒言

近年、高強度鋼が繰返し数 $N = 10^7$ で疲労限度を示さず、 $N > 10^7$ でも疲労破壊を起し、 $S-N$ 線図が2段に折れ曲がるなどの現象が注目されている¹⁻¹⁷⁾。 $N = 10^9$ は新幹線車軸の約10年使用に相当し、タービン翼等では振動による $N > 10^7$ の繰返しは珍しくないため、高強度鋼の超長寿命疲労破壊の原因を究明することは長期間使用する機器の安全を確保する上で極めて重要である。この問題は最近世界的にも注目されてきており、1998年6月にはこの問題を集中的に討議するための会議「Symposium on Gigacycle Fatigue」がパリで開催された¹⁸⁾。 10^9 回程度までの繰返し実験には通常の疲労試験機ではあまりにも長期間を要する。そのため、パリの会議では1 kHzおよび10~20 kHzの高速の疲労試験機とそれによる実験結果が紹介された¹⁹⁻²¹⁾。10 kHz以上の試験機を使用すれば短時間で 10^9 回までの試験が可能であるが、試験片が熱を発生し温度上昇があるので冷却しながら実験する必要が生じる。そのようにして得られたデータの妥当性についても議論がなされている。

高強度鋼の疲労強度は、材料に含まれる微小欠陥や介在

物に敏感である。静的強度は遅れ破壊の問題に代表されるように水素等の環境因子にも敏感であることがよく知られている。著者らは先の研究⁹⁻¹⁴⁾によって、低応力で超長寿命疲労破壊した高強度鋼の破断起点となった介在物の周囲には、表面状態が粗いため金属顕微鏡で黒く見える領域(Optically Dark Area, ODA)が存在し、その形成には水素が重要な役割を果たしていることを指摘した。ODAの寸法を介在物の寸法に対して比をとるとその値は、破断寿命 N_f が長いほど大きいことが明らかになっている。

本研究では、先の研究⁹⁻¹⁴⁾と同様、SCM435浸炭窒化・焼入れ焼もどし材を用いて、繰返し数 $N = 5 \times 10^8$ まで引張圧縮疲労試験を行い、破断起点となった介在物近傍に注目してODAの形成と材料に含まれる水素量との関わりについて考察を行った。特に、熱処理条件を変えて水素含有量の異なる試験片を準備して疲労試験を行い、超長寿命疲労破壊に及ぼす水素の影響を明確にした。一方、実験結果を欠陥寸法と疲労限度を関係づける $\sqrt{\text{area}}$ パラメータモデル²²⁻²⁵⁾によって定量的に評価し、超長寿命疲労破壊には介在物にトラップされた水素が決定的に重要な影響を与えることを指摘する。

平成12年7月7日受付 平成12年8月25日受理 (Received on July 7, 2000; Accepted on Aug. 25, 2000)

* 九州大学大学院工学研究院 (Graduate School of Engineering, Kyushu University, 6-10-1 Hakozaki Higashi-ku Fukuoka 812-8581)

* 2 日産自動車(株) 技術・開発部門 (Technology and Engineering Development Group, Nissan Motor Co., Ltd.)

* 3 上智大学理工学部 (Faculty of Science and Technology, Sophia University)

* 4 日本精工(株) 基盤技術研究所 (Basic Technology Research & Development Center, NSK Ltd.)

2. 供試材および実験方法

2.1 供試材と熱処理方法

供試材は、自動車用部品等にも使用されているクロムモリブデン鋼SCM435である。Table 1に化学成分、Fig. 1に試験片形状を示す。表面処理は、浸炭窒化後、850°C×30 minの焼入れ、170°C×100 minの焼もどしである。これを浸炭窒化・焼入れ焼もどし材（QT材、水素含有量0.7~0.9 ppm）とした。試験部の表面硬化層を残すために電解研磨等は行わなかった。X線応力測定の結果、試験部表面には500 MPa程度の圧縮残留応力が存在していた。

非金属介在物が水素のトラップサイトとなることは多くの研究で指摘されているが、最近高井ら²⁶⁻²⁷⁾は、SIMS (Secondary Ion Mass Spectrometry)によって介在物にトラップされた水素を直接観察することに成功している。

介在物にトラップされた水素の影響を調べるため、上記の焼入れを真空中で行うことにより水素含有量を減らした真空焼入れ材(VQ材、水素含有量0.01 ppm)についても実験を行った。VQ材はQT材に比べて、2桁近く水素含有量が少ない。

本研究の内容に関連して熱処理条件と水素含有量の関係についてももう少し詳しく述べておいた方がよいと思われるので以下にそれについて説明する。

VQ材、QT材とも浸炭窒化処理は同一である。浸炭窒化処理は還元性雰囲気ガスをベースに、プロパン、アンモニアを添加し熱処理を行った。還元性雰囲気ガスは水素量が30% (Vol%)を越えており、プロパン、アンモニアの分解によりさらに水素濃度が高くなる。このような雰囲気中で熱処理を行うため、鋼中に水素が侵入する。VQ材は、この後真空中で850°Cに加熱するため、浸炭窒化処理中に侵入した水素のほとんどが抜けて、水素含有量が0.01 ppmとなる。QT材は、浸炭窒化後さらに水素量が30% (Vol%)を越える還元性雰囲気ガス中で850°Cに加熱されるため、水素量がさらに増加する。170°Cの焼戻しによって若干の水素が抜けるが、最終的には0.7~0.9 ppmの水素量となった。

水素含有量の測定方法は、昇温水素分析法（昇温速度3°C/min）である。測定機器としては、四重極質量分析計を使用した。この方法の原理は次のようなものである。

真空中で加熱したときに鋼より放出される水素ガスを四重極質量分析管内でイオン化し、そのイオン化電流から水素の放出速度を求め、全放出量を試験片重量で除して濃度とする。このとき放出される水素ガス放出速度は $PV=nRT$ のガス方程式の PV に相当する。その際放出速度が検定されている標準リークを用いて測定値を検量する。

具体的な測定手順としては、試験片を小片（10g弱）に切断し、表面を研磨したのち、四重極質量分析計にセットして、真空中で室温から500°Cまで昇温し、水素放出速度を測定する。そして、水素放出速度（標準的なバックグラ

Table 1. Chemical composition (wt%).

C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Cu	O ₂ [ppm]
0.36	0.19	0.77	0.014	0.006	0.08	1.00	0.15	0.13	8

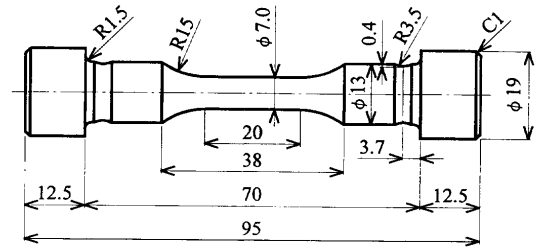


Fig. 1. Shape and dimensions of the test specimen (mm).

ウンドを差し引いた値)を試験片の温度に対してプロットし、水素放出速度をppm/sの単位に換算する。さらに放出ピーク部分のみの放出速度を時間で積分することにより水素濃度を求める。

試験片形状は、Fig. 1に示すQT材のものと同じである。Fig. 2に両熱処理材試験部断面のビッカース硬さHVの分布例を示す。表面硬化層が残っているため、表面は内部に比べて硬い。

2.2 実験方法

試験方法は、平均応力0（すなわち、応力比 $R=-1$ ）、または平均応力300 MPa、繰返し速度20~80 Hzの引張圧縮疲労試験である。平均応力を負荷することにより、それがODAの形成に及ぼす影響についても調べた。また、低応力を数千万回負荷した後、高応力を負荷して数十万回の繰返しで破断させ、低応力の負荷によってODAが繰返し数とともに拡大する過程を把握する実験も行った。

引張圧縮疲労試験では、試験部に曲げがかかると正しい値よりも低目の疲労限度が得られる。そこで、試験片の取り付けにあたっては、試験片1本ごとにつかみ部付近の円周を4等分する位置にひずみゲージを貼り、試験部に曲げがかからないように注意深くチェックした。

3. 実験結果および考察

3.1 破断起点の分布

破断起点はすべて試験片内部であった。破面には典型的なフィッシュ・アイが観察され、その中心部には介在物が存在した。介在物は球形でAl, Caを含むことから、 $Al_2O_3 \cdot (CaO)_x$ タイプの複合酸化物であると考えられる。Fig. 3に破断起点となった介在物の寸法（面積の平方根 \sqrt{area} ）と試験部表面からの深さの分布を示す。破断起点は、表面からの深さ1700 μm 以上の内部に集中している。これは、試験片表面の硬さが内部に比べて高いこと(Fig. 2)と表面には約500 MPaの圧縮残留応力があるからである。

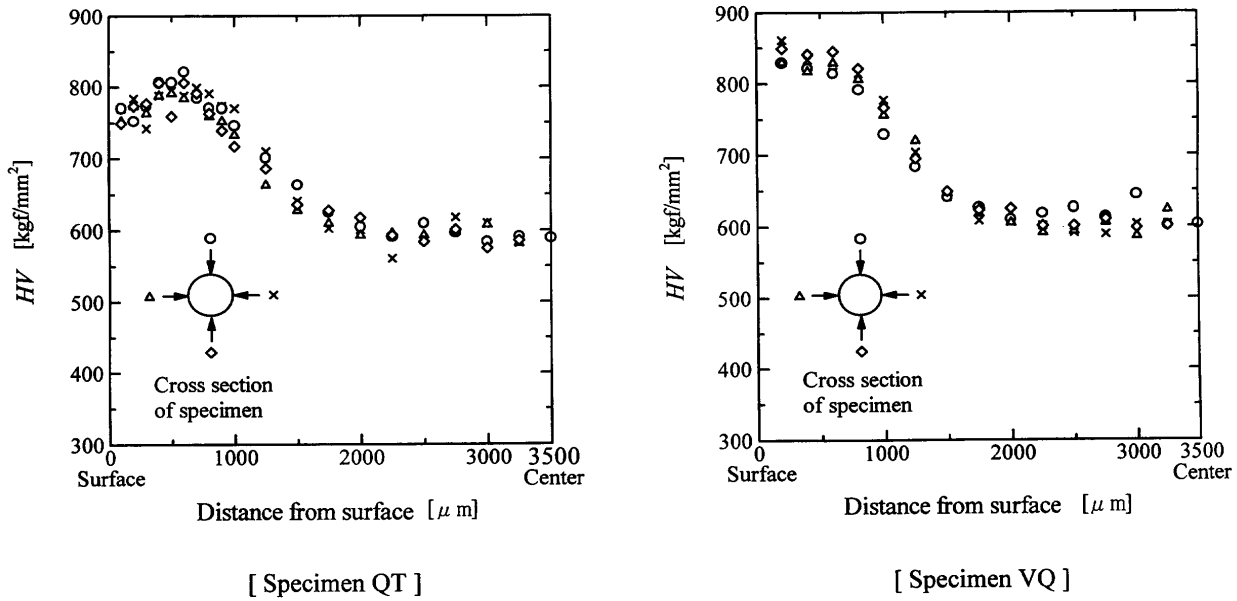
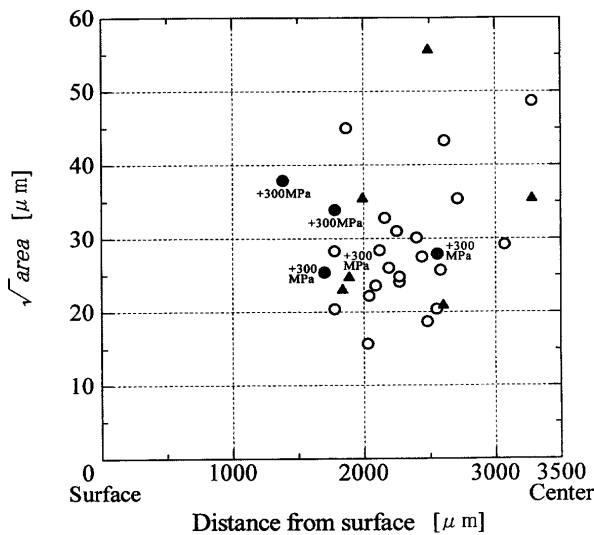
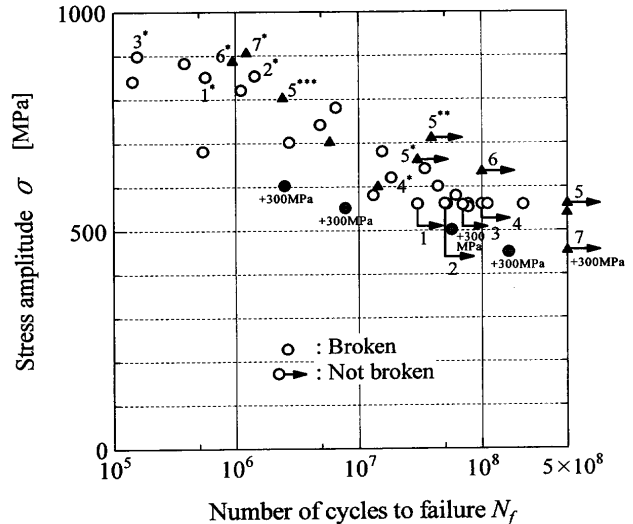


Fig. 2. Hardness distribution across the specimen section.



- : Specimen QT : Quenched and tempered
- ▲ : Specimen VQ : Quenched in a vacuum and tempered

Fig. 3. Size and distribution of the inclusion at fracture origin.



- : Specimen QT : Quenched and tempered
- ▲ : Specimen VQ : Quenched in a vacuum and tempered

(The mark * indicates the specimen which ran out and was tested at higher stress levels.)

Fig. 4. S-N diagram for SCM435.

3.2 S-N線図および介在物寸法の極値統計

Fig. 4にS-N線図を示す。*印がついたデータは、 $N=10^7$ 以上 5×10^8 までの繰返しで非破断の試験片をさらに高い応力を負荷して試験したものである。Fig. 4に示す通常のS-N線図では、同じ熱処理材でもデータのばらつきが大きい。この原因としては、試験部に含まれる最大の介在物の寸法に大きなばらつきがあること、試験部の硬さが一様でないこと、残留応力の影響等が考えられる。引張り平均応力を負荷したQT材は、応力比 $R=-1$ で実験を行ったQT材に比べて明らかに疲労強度が低下し、同じ負荷応力のQT材に対して寿命が短くなっている。このように、介在物が疲労破壊の原因となり強度と寿命のばらつきをもたら

すことは基地組織のみでなく介在物の寸法制御に十分な注意を払わねばならないことを意味している。

鋼の清浄度を評価する手法として、極値統計法²²⁾がある。極値統計法は清浄度の評価だけでなく検査体積より大きい体積中に含まれる最大介在物寸法を予測することにも利用できる。Fig. 5に破断起点となった介在物の寸法の極値統計分布を示す。Fig. 5の分布の直線性はよく、ほぼ極値分布に従っている。ここでは、1本の試験片の危険部の体積(試験片中央平行部の表面から $1700 \mu\text{m}$ 以上内部の硬さの低い部分)を基準体積 $V_0 (=204 \text{ mm}^3)$ としている。Fig. 5の分布から、同じ鋼のより大きな体積中、あるいはより多く

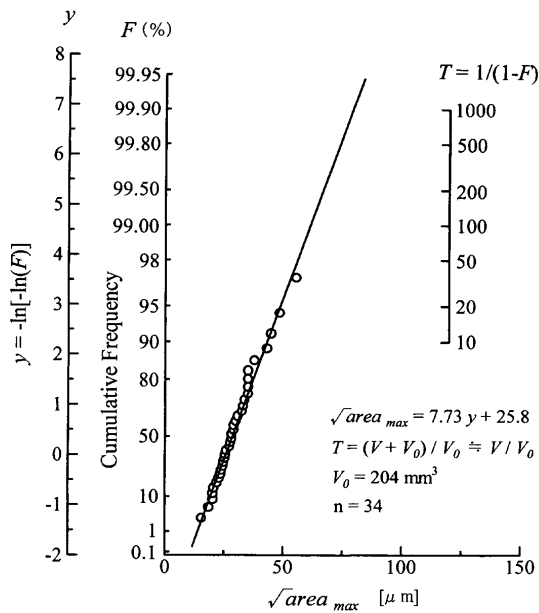


Fig. 5. Statistical distribution of the inclusions at fracture origin.

の試験片中に存在する最大の介在物の寸法 $\sqrt{areamax}$ を予測することができる。この手法は介在物からみた鋼の品質管理と疲労強度設計の信頼性向上に利用できる。

3.3 修正 S-N線図

介在物の寸法の影響を定量的に評価するために、 $\sqrt{areamax}$ パラメータモデル²²⁻²⁵⁾を用いて各試験片の疲労限度 σ_w を推定した。 $\sqrt{areamax}$ パラメータモデル²²⁻²⁵⁾によれば、内部の微小欠陥・介在物から破壊が起こる場合の疲労限度 σ_w は、次式によって予測できる。

$$\sigma_w = \frac{1.56(HV + 120)}{(\sqrt{areamax})^{1/6}} \cdot \left[\frac{(1-R)}{2} \right]^\alpha \dots\dots\dots(1)$$

- σ_w : 推定疲労限度 [MPa]
- HV : ビッカース硬さ [kgf/mm²]
- $\sqrt{areamax}$: 微小欠陥・介在物の面積の平方根 [μm]

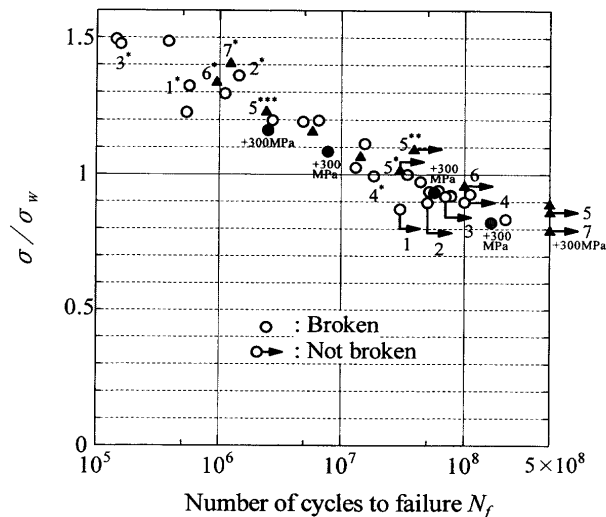
$$R = \frac{\sigma_{\min}}{\sigma_{\max}} = \frac{\sigma_m - \sigma_w}{\sigma_m + \sigma_w} \text{ : 応力比}$$

$$\sigma_m \text{ : 平均応力 [MPa]}$$

$$\alpha = 0.226 + HV \times 10^{-4}$$

ビッカース硬さHVとして、Fig. 2に示した内部の最低値(QT材: HV=561 kgf/mm², VQ材: HV=586 kgf/mm²)を用いた。内部の残留応力については、引張残留応力が生じていると考えられるが、表面からの深さ1700 μm 以上の内部ではそれほど大きくないと考え、考慮しなかった。

Fig. 6に各試験片の推定疲労限度 σ_w に対する負荷応力振幅 σ の比 σ/σ_w を縦軸にとった修正S-N線図(タイプ1)を示す。介在物の寸法を考慮した評価であるので、Fig. 4に示した通常のS-N線図と比べると、ばらつきが小さい。ま



- : Specimen QT : Quenched and tempered
- ▲ : Specimen VQ : Quenched in a vacuum and tempered
- σ : Stress amplitude
- σ_w : Fatigue limit calculated by $\sqrt{areamax}$ parameter model

Fig. 6. Type 1 modified S-N diagram for SCM435.

た、平均応力を負荷した試験片のデータも式(1)によって平均応力の影響が考慮されているので、応力比 $R=-1$ の実験データと同様に1つのグループに整理されている。しかし、QT材は $\sigma/\sigma_w < 1.0$ の試験片でも、 $N > 10^7$ の超長寿命領域で破断している。また、 $N > 10^8$ の領域でも右下がりの傾向を示しており、明確な疲労限度が現れていない。VQ材はQT材と比較すると、 $N > 10^7$ の超長寿命領域で若干疲労強度が高く、特に低応力での寿命が長い。この原因については次節で考察する。

3.4 介在物にトラップされた水素の影響

Fig. 7にQT材、Fig. 8にVQ材の破断起点近傍の金属顕微鏡写真を示す。Fig. 7, 8中の試験片は、すべて応力比 $R=-1$ で試験したものである。両者とも破断起点となった介在物の周囲には、表面状態が粗いため黒く見える領域(Optically Dark Area, ODA)⁹⁻¹⁴⁾が形成されている。ODAは低応力・長寿命の場合には存在するが、高応力・短寿命の場合には存在せず、その限界は破断繰返し数 $N_f = 10^6$ 程度である。Fig. 8(c)に示すVQ材は応力634MPaを $N = 1.0 \times 10^8$ 回繰返した後、応力を886MPaに上げて、 $N_f = 9.49 \times 10^5$ で破断させたものである。高応力での寿命が $N_f < 10^6$ なので低応力634MPa、 $N = 1.0 \times 10^8$ の時点で既に破面に観察されたODAと同じ大きさのODAが形成されていたものと考えられる。

破面に観察されたフィッシュ・アイの直径は1~4mm程度であった。 $N_f \geq 10^8$ とすると、単純に計算した平均き裂進展速度は0.05~0.2 $\text{\AA}/\text{cycle}$ 以下になり、格子間隔(数 \AA)よりも小さい。また、疲労の初期のき裂進展速度は平均き裂進展速度よりもはるかに小さいと考えられるから、疲労

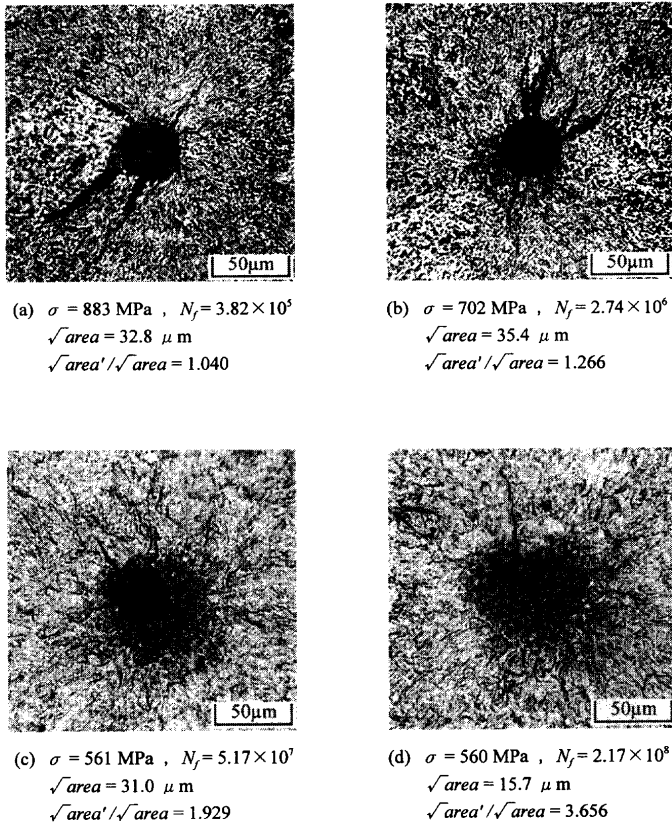


Fig. 7. Optical microscopy photographs of the inclusion at fracture origin in specimen QT ($R=-1$).

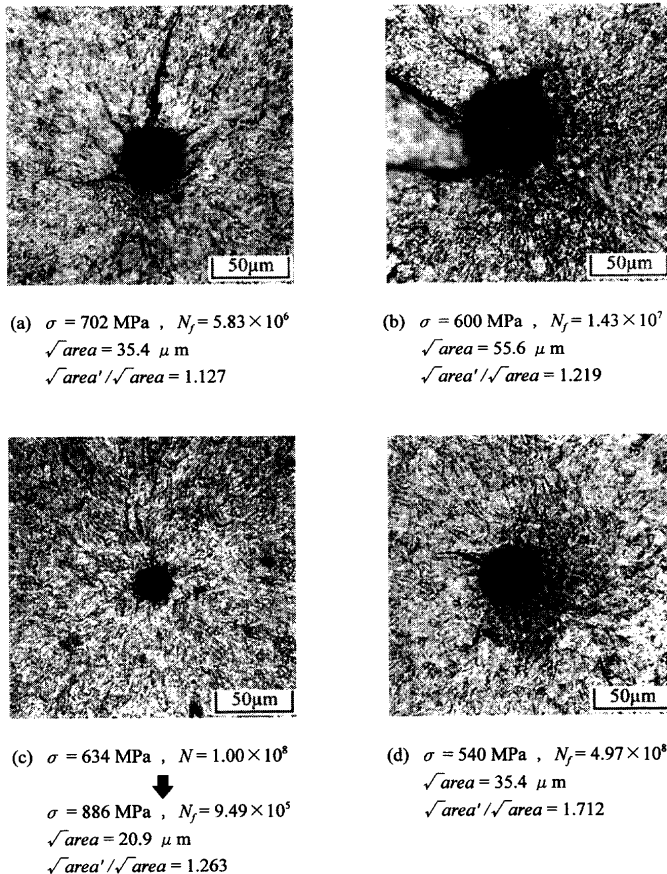


Fig. 8. Optical microscopy photographs of the inclusion at fracture origin in specimen VQ ($R=-1$).

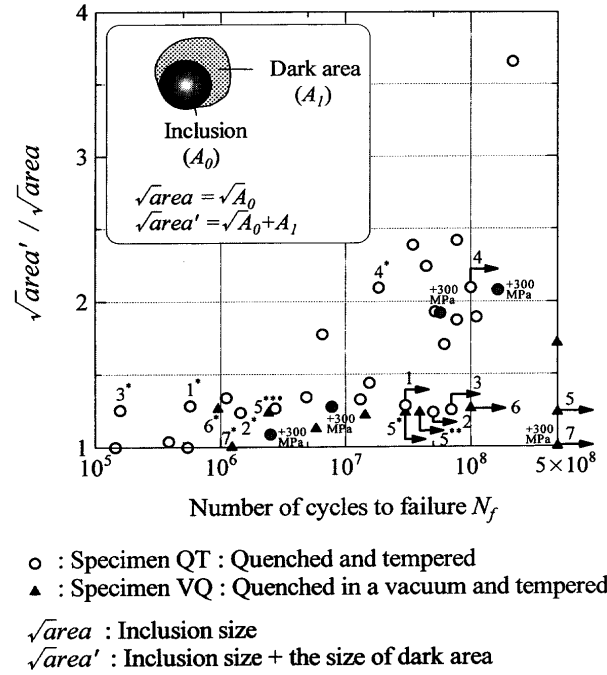


Fig. 9. Relationship between the size of optically dark area (ODA) and cycles to failure.

過程の初期には、き裂が1サイクルごとに進展したとは考えにくい。すなわち、超長寿命疲労の初期段階では、き裂はある繰返し数ごとに不連続に進展したものと考えなければならない。このことを裏づけるSEMとAFMの観察による証拠としてODA部の破面が他部分より粗く、形態も著しく異なっていることを挙げる事ができる¹⁴⁾。

Fig. 9に破断起点となった介在物+ODAの寸法($\sqrt{area'}$)に対する介在物寸法(\sqrt{area})の比($\sqrt{area'}/\sqrt{area}$)と破断繰返し数 N_f の関係を示す。長寿命の場合ほど介在物の寸法に対して相対的に大きなODAを持つ傾向があり、同程度の N_f では、水素含有量の少ないVQ材のODAはQT材に比べて小さい。平均応力を負荷したQT材の $\sqrt{area'}/\sqrt{area}$ の値は、同程度の繰返し数 N_f で破断した応力比 $R=-1$ のQT材と比較すると若干小さいが明確な差は見られない。従って、同熱処理材において、介在物の寸法に対するODAの大きさは、破断繰返し数 N_f に大きく依存しているといえる。番号7をつけて示している引張り平均応力を負荷したVQ材は、負荷応力 $\sigma=453$ MPa、繰返し数 $N=5.0 \times 10^8$ で、ODAは全く形成されていない。このことは、その後高応力を負荷し $N_f=10^6$ 程度で破断させた実験 (Fig. 6の番号7*) から明らかである。この原因として、VQ材はQT材に比べて水素含有量が2桁程度少なく、平均応力300 MPaを負荷しているものの、負荷応力が453 MPaと小さいため、ODAが生じる負荷応力と繰返し数に達していないことが考えられる。

Fig.10に両熱処理材の破断起点となった介在物にトラップされた水素を二次イオン質量分析法(Secondary Ion Mass Spectrometry, SIMS)によって検出した例を示す。QT材の介

在物近傍からは水素が検出されたが、VQ材の介在物では水素はほとんど検出されなかった。

これらを考慮すると、ODAは介在物周辺にトラップされた水素の影響と繰返し応力との連成によって、き裂が不連続に進展した結果生じたものと考えられる。水素がき裂の不連続進展に関与するマイクロ機構はまだ明らかではないが、水素の存在が繰返し応力を受けたときの転位の易動度に影響している²⁸⁻³³⁾ものと考えられる。

3.5 破壊機構の遷移

金属顕微鏡で黒く見える部分(ODA)とその外側の白く見える部分では、明らかに破壊機構が異なっていると考えられる。そこで、介在物+ODAの寸法 $\sqrt{area'}$ が \sqrt{area} パラメータモデル²²⁻²⁵⁾によって評価される欠陥寸法の限界値 $\sqrt{area_c}$ を超えると、水素の助けが必要でない通常の疲労破壊が始まると考えた。Fig.11にその模式図¹³⁾を示す。負荷

応力振幅 σ が疲労限度となるような欠陥の大きさ $\sqrt{area_c}$ は、式(1)より次のようになる。

$$\sqrt{area_c} = \left[\frac{1.56(HV + 120)}{\sigma} \left\{ \frac{(1-R)}{2} \right\}^\alpha \right]^{1/6} \dots\dots\dots(2)$$

$$R = \frac{\sigma_m - \sigma}{\sigma_m + \sigma} \text{ : 応力比}$$

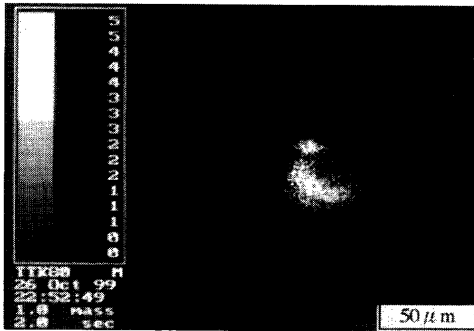
介在物+ODAの寸法 $\sqrt{area'}$ を式(1)の \sqrt{area} に代入して、初期欠陥の大きさが $\sqrt{area'}$ と仮定した試験片の推定疲労限度 σ'_w を計算する。そして、実際に負荷した応力 σ を σ'_w で無次元化して修正S-N線図(タイプ2)を作るとFig.12のようになる。 σ/σ'_w の値は破断した試験片ではほぼすべて1.0より大きい値になっており、上述の仮説が妥当であることが分かる。

4. 結言

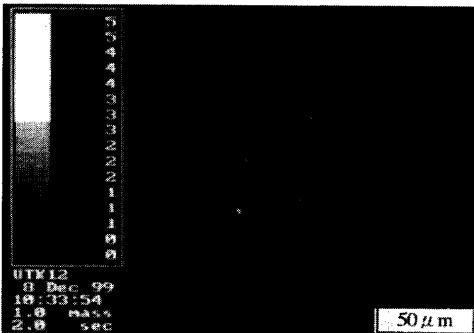
近年、高強度鋼が繰返し数 $N=10^7$ で疲労限度を示さず、 $N>10^7$ でも疲労破壊を起こす現象が注目されている。その原因を究明することは、機械や構造物の長期安全使用のため、極めて重要である。そこで本研究では、熱処理によって水素含有量の異なるSCM435浸炭窒化材を用いて $N=5 \times 10^8$ までの引張圧縮疲労試験を行い、特に破断起点となった介在物近傍の特異な破面形態に注目して疲労機構を考察した。その結果、以下のことが明らかになった。

(1) 低応力で超長寿命疲労破壊した試験片の破断起点となった介在物周辺には、金属顕微鏡で黒く見える粗い部分(Optically Dark Area, ODA)が観察された。高応力・短寿命で破断した場合には、このようなODAは観察されず、長寿命の場合ほど介在物寸法に対して相対的に大きなODAを持つ傾向がある。

(2) SCM435浸炭窒化・焼入れ焼もどし材に含まれる介在物は、水素のトラップサイトとして作用している。真空焼入れによって水素含有量を2桁近く低減した試験片のODAは通常の熱処理材のODAより著しく小さい。したがって、ODAは、この介在物周辺にトラップされた水素の影響と繰返し応力との連成によって、き裂が不連続に進展した結果生じたものと考えられる。このことは、材料中



(a) Specimen QT



(b) Specimen VQ

Fig. 10. Secondary ion image of hydrogen in the vicinity of the inclusion at fracture origin.

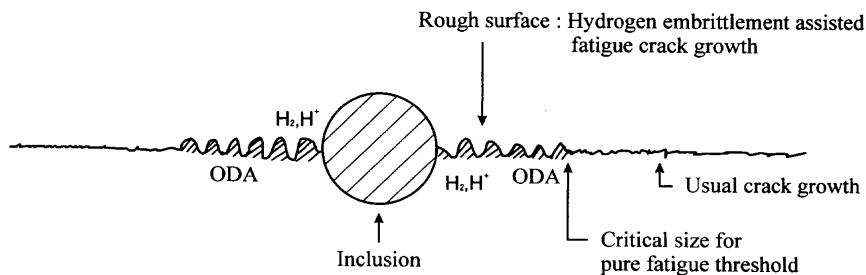
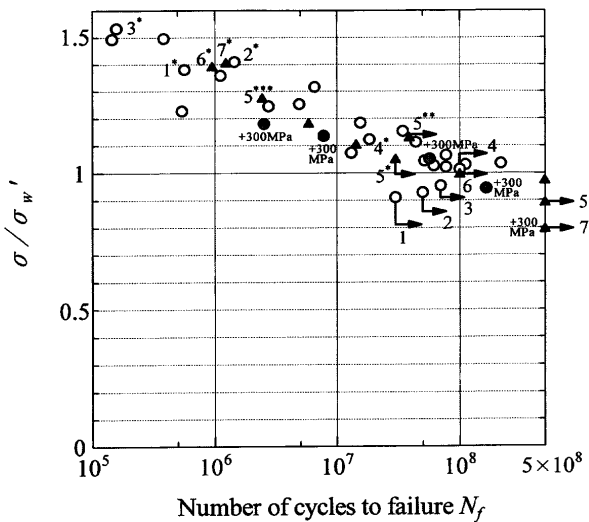


Fig. 11. Mechanism schema for superlong fatigue failure associated with hydrogen embrittlement coupled with cyclic stress.



○ : Specimen QT : Quenched and tempered
 ▲ : Specimen VQ : Quenched in a vacuum and tempered
 σ : Stress amplitude
 σ_w' : Fatigue limit calculated by \sqrt{area} parameter model taking the dark area into consideration

Fig. 12. Type 2 modified S-N diagram for SCM435.

の水素が通常の定義の疲労限度の消滅機構に決定的に重要な関わりを持っていることを意味している。

(3) ODAが \sqrt{area} パラメータモデル²²⁻²⁵⁾によって評価される欠陥寸法の限界値 $\sqrt{area_c}$ に達すると、水素の助けが必要でない通常の疲労破壊が始まる。

(4) 平均応力は疲労強度に大きな影響を与えるが、破断繰返し数 N_f が同程度であれば、平均応力を負荷した試験片と応力比 $R=-1$ の同熱処理材で、介在物の寸法に対するODAの大きさはほぼ同じである。

文 献

- 1) T.Naito, H.Ueda and M.Kikuchi: *J. Soc. Mater. Sci., Jpn.*, **32** (1983), 1162.
- 2) T.Naito, H.Ueda and M.Kikuchi: *Metall. Trans. A*, **15A** (1984), 1431.
- 3) H.Emura and K.Asami: *Trans. Jpn. Soc. Mech. Eng.*, **A55** (1989), 45.
- 4) Y.Kuroshima, M.Shimizu and K.Kawasaki: *Trans. Jpn. Soc. Mech. Eng.*, **A59** (1993), 1001.
- 5) T.Abe and K.Kanazawa: *J. Soc. Mater. Sci., Jpn.*, **45** (1996), 9.
- 6) T.Nakamura, M.Kaneko, T.Noguchi and K.Jimbo: *Trans. Jpn. Soc. Mech. Eng.*, **A64** (1998), 1820.
- 7) Y.Murakami, T.Nomoto and Y.Murakami: *Proc. of 1998 Jpn. Soc. Mech. Eng. Annual Meeting*, Vol. II, No. 98, (1998), 385.
- 8) Y.Murakami, M.Takada and T.Toriyama: *J. Soc. Mater. Sci., Jpn.*, **46** (1997), 1149.
- 9) Y.Murakami, T.Ueda, T.Nomoto and Y.Murakami: *JSMS Proc. 24th Symp. on Fatigue*, (1998), 47.
- 10) Y.Murakami, T.Ueda, T.Nomoto and Y.Murakami: *Proc. 48th Annual Meeting, Soc. Mater. Sci., Jpn.*, (1999), 187.
- 11) Y.Murakami: Proc. Joint Meeting of 245th Fatigue Committee and 36th Strength Design and Safety Evaluation Committee, Soc. Mater. Sci., Jpn., Kyoto, (1999), 54.
- 12) Y.Murakami, T.Nomoto, T.Ueda, Y.Murakami and M.Ohori: *J. Soc. Mater. Sci., Jpn.*, **48** (1999), 1112.
- 13) Y.Murakami, T.Nomoto and T.Ueda: *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.*, **22** (1999), 581.
- 14) Y.Murakami, T.Ueda, T.Nomoto and Y.Murakami: *Trans. Jpn. Soc. Mech. Eng.*, **A66** (2000), 311.
- 15) K.Shiozawa: Proc. Joint Meeting of 245th Fatigue Committee and 36th Strength Design and Safety Evaluation Committee, Soc. Mater. Sci., Jpn., Kyoto, (1999), 69.
- 16) S.Nishijima and K.Kanazawa: *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.*, **22** (1999), 601.
- 17) T.Abe, T.Ohmura, N.Nagasima and S.Matsuoka: *Proc. of 1999 Jpn. Soc. Mech. Eng. Annual Meeting*, Vol. III, No. 99-1, (1999), 51.
- 18) Special Issue: *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.*, Guest ed. by C.Bathias, K.J.Miller and S.Stanzl-Tschegg, **22** (1999), 543.
- 19) C.Bathias: *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.*, **22** (1999), 559.
- 20) S.E.Stanzl-Tschegg: *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.*, **22** (1999), 567.
- 21) R.O.Ritchie, D.L.Davidson, B.L.Boyce, J.P.Campbell and O.Roder: *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.*, **22** (1999), 621.
- 22) 村上敬直: 金属疲労 微小欠陥と介在物の影響, 養賢堂, 東京, (1993).
- 23) Y.Murakami and M.Endo: The Behaviour of Short Fatigue Cracks, EGF Pub. 1, ed. by K. J. Miller and E. R. de los Rios, Mech. Eng. Pub., London, (1986), 275.
- 24) Y.Murakami and M.Endo: *J. Soc. Mater. Sci., Jpn.*, **35** (1986), 911.
- 25) Y.Murakami and M.Endo: *Int. J. Fatigue*, **16** (1994), 163.
- 26) K.Takai, Y.Honma, K.Izutsu and M.Nagumo: *J. Jpn. Inst. Met.*, **60** (1996), 1155.
- 27) K.Takai, J.Seki, G.Yamauchi and Y.Honma: *J. Jpn. Inst. Met.*, **58** (1994), 1380.
- 28) J.A.Clum: *Scr. Metall.*, **9** (1975), 51.
- 29) J.F.Dufresne, A.Seeger, P.Groh and M.Moser: *Phys. Status Solidi (a)*, **36** (1976), 579.
- 30) H.Hagi, Y.Hayashi and N.Ohtani: *J. Jpn. Inst. Met.*, **42** (1978), 124.
- 31) H.Matsui and H.Kimura: *Mater. Sci. Eng.*, **40** (1979), 207.
- 32) J.P.Hirth: *Metall. Trans. A*, **11A** (1980), 861.
- 33) T.Tabata and H.K.Birnbaum: *Scr. Metall.*, **17** (1983), 947.