

# 低合金鋼のギガサイクル疲労特性に及ぼす水素の影響

蛭川 寿\*・古谷 佳之\*・早川 正夫\*

Effect of Hydrogen on the Gigacycle Fatigue Properties of Low Alloy Steel

Hisashi HIRUKAWA, Yoshiyuki FURUYA and Masao HAYAKAWA

**Synopsis :** Gigacycle fatigue tests were conducted for hydrogen charged SCM440 low-alloy steel in order to investigate the effects of hydrogen on fatigue properties of high-strength steel. 200 and 550°C tempered samples were prepared and an ultrasonic fatigue testing machine was used for the fatigue tests. The base steel without hydrogen charging showed only fish-eye fractures in case of the 200°C tempered version, while the 550°C tempered version showed surface and fish-eye fractures in short and long life regions, respectively. On the other hand, the hydrogen charged steel of both versions showed only fish-eye fracture and the fatigue strength largely dropped. These results meant that the hydrogen effects were larger on the fish-eye fracture than on the surface fracture. However, no extension of ODAs was observed in the hydrogen charged steels, so the degradation of fatigue strength due to hydrogen had nothing to do with ODAs. Moreover, in this research, it was confirmed that the ultrasonic fatigue testing machine was effective in evaluating gigacycle fatigue properties of the hydrogen charged steel. The ultrasonic fatigue testing machine enabled us to finish the gigacycle fatigue test before the specimen lost a large amount of hydrogen due to emission, and no frequency effects were observed in case of fish-eye fracture even in the hydrogen charged steel.

**Key words:** fatigue; low alloy steel; hydrogen; fish-eye fracture; optically dark area.

## 1. 緒言

強度レベルが1200 MPa以上の高強度鋼では、介在物や組織割れ<sup>1,2)</sup>を起点とした内部破壊が生じ、繰返し数が $10^7$ 回を超えるいわゆるギガサイクル疲労が問題となる。通常、鋼の疲労限は引張強度のおおよそ半分になることが知られているが<sup>3)</sup>、内部破壊が生じる場合の疲労強度はそれよりも著しく低下する。また、このような内部破壊では起点となった介在物周りの破面に光学顕微鏡では黒く観察されるODA (Optical dark area)<sup>4,5)</sup>が存在する。ODAの形成機構は依然として明確ではないが、水素の影響が示唆されている<sup>5)</sup>。

このように高強度鋼の疲労特性と水素の関係が注目されているが、疲労特性に及ぼす水素の影響を定量的に評価した例は少なく、特に、 $10^8$ 回を越えるようなギガサイクル疲労特性に与える水素の影響を調べた例はほとんどない<sup>6)</sup>。その理由の一つには、従来の疲労試験機のうち比較的高速な電磁共振型疲労試験機を用いても周波数は最大150 Hz程度であるため、 $10^8$ 回まで1週間以上必要であることが挙げられる。すなわち、内部破壊を起こす高強度鋼の代表であるbcc構造の焼戻しマルテンサイト鋼では水素の拡散係数が高いため、電解チャージ等で水素をチャージしたとしても、1週間も試験を行うと水素が抜けてしまうという問題がある。

水素の放出を抑える方法としては、試験片にカドミウム (Cd)メッキを施すことが遅れ破壊試験<sup>7,8)</sup>や回転曲げ疲労試験<sup>9,10)</sup>において行われている。しかし、軸荷重疲労試験の場合には試験片にCdメッキを施すと、つかみ部が滑ってしまう等の問題が生じる。また、メッキを施した試験片ではメッキが割れた部分が起点となり、疲労強度が低下することも懸念される<sup>11,12)</sup>。一方、著者らのグループでは周波数が20 kHzと超高速である<sup>13)</sup>超音波疲労試験機について研究を進めている。これまでの研究で内部破壊特性に関しては超音波疲労試験機で妥当な結果が得られることを実証し<sup>14-16)</sup>、高強度鋼の内部破壊特性に与える介在物のサイズ、物性及びODA寸法などの影響を検討している<sup>14-18)</sup>。超音波疲労試験機を用いることより、 $10^8$ 回は1h強、 $10^9$ 回でも1日弱で到達することができる。このように短時間でギガサイクル領域まで到達する超音波疲労試験機を用いれば水素チャージした材料でも水素が抜ける前に試験を終了できる。したがって、Cdメッキ等の処理を施さなくても高強度鋼のギガサイクル疲労特性に与える水素の影響を簡便に評価できる。

以上のような背景から、本研究ではごく一般的な低合金鋼を対象とし、陰極水素チャージを施した試験片について超音波疲労試験機を用いたギガサイクル疲労試験を行うことにより、高強度鋼の内部破壊特性に与える水素の影響を調査した。また、疲労特性に与える水素の影響を評価する

際の超音波疲労試験機の有効性についても併せて検討を行った。

## 2. 実験方法

### 2.1 供試材

供試材はJIS-SCM440鋼で、Table 1に化学成分を示す。熱処理条件は、Table 2に示すように880°C×30 min油冷で焼入れた後、200°C×60 min水冷及び550°C×60 min水冷の2条件の焼戻しをそれぞれ行った。以下ではこれらの材料のうち200°C焼戻し材を200T、550°C焼戻し材を550Tと呼ぶ。

熱処理後の供試材の機械的性質をTable 3に示す。200Tの引張強度は1975 MPa、550Tでは1164 MPaとなった。強度レベルからわかるように、200Tは内部破壊、550Tは表面破壊をそれぞれ検討するための材料である。

### 2.2 水素チャージ条件

陰極水素チャージは1Lの3% NaCl水溶液に3gのチオシアン酸アンモニウム(NH<sub>4</sub>SCN)を加えた室温の溶液中<sup>7)</sup>で0.05~0.3 mA/cm<sup>2</sup>の電流密度で24 h行った。また、疲労試験、引張試験及び衝撃試験に先立ち、予備実験として疲労試験片の試験部を模擬した直径4 mmの丸棒について水素の吸蔵・放出特性を調査した。水素の吸蔵特性は、0.1~0.3 mA/cm<sup>2</sup>の電流密度で3~113 h水素チャージを行い、水素量を測定することにより調査した。水素の放出特性は、0.3 mA/cm<sup>2</sup>の電流密度で24 h水素チャージを行い、10 min~24 h室温大気中に放置後の水素量を測定することにより行った。なお、水素量の測定は昇温水素分析法により行った。

### 2.3 疲労試験、引張試験及び衝撃試験

疲労試験はFig. 1(a)に示す最小部直径3 mmの砂時計型試験片を用いて周波数20 kHzの超音波疲労試験機もしくは周波数50 Hzの油圧サーボ試験機により行った。超音波疲労試験の際には発熱を抑えるために試験片を空冷し、連続試験により行った。打ち切り繰返し数は超音波疲労試験機を用いた場合が10<sup>9</sup>回、油圧サーボ試験機を用いた場合が10<sup>7</sup>回を目安とした。ただし、打ち切り繰返し数以上で試験片が破断しなかった場合でも、起点となる介在物寸法を確認するため高い応力で強制的に内部破壊させた<sup>14,15)</sup>。また、応力比はいずれもR=-1で、試験片最小断面部の最終仕上げは1200番研磨紙による軸方向研磨とした。引張試験はFig. 1(b)に示す平行部直径3.5 mmの試験片、衝撃試験は(c)に示す幅5 mmの試験片を用いてそれぞれ行った。なお、いずれの試験も雰囲気は室温大気中である。

水素チャージした試験片を試験する際には、陰極水素チャージを終えてから10 min後に各試験を行い、原則として試験片が破断してから1 h以内を目標に試験部を切断し昇温水素分析法により水素量を測定した。

Table 1. Chemical compositions.

Material	Element (mass%)								
	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo
SCM440	0.39	0.18	0.74	0.017	0.012	0.11	0.10	0.94	0.20

Table 2. Heat treatment conditions.

Material	Quenching	Tempering
200T	880°C for 30min, oil-cool	200°C for 60min, water-cool
550T		550°C for 60min, water-cool

Table 3. Mechanical properties of base steel.

Material	0.2% proof stress $\sigma_{0.2}$ (MPa)	Tensile strength $\sigma_B$ (MPa)	Elongation $\delta$ (%)	Reduction of area $\psi$ (%)	Charpy impact value (J/cm <sup>2</sup> )	Vickers hardness HV
200T	1512	1975	11	43	43	586
550T	1064	1164	15	58	119	368

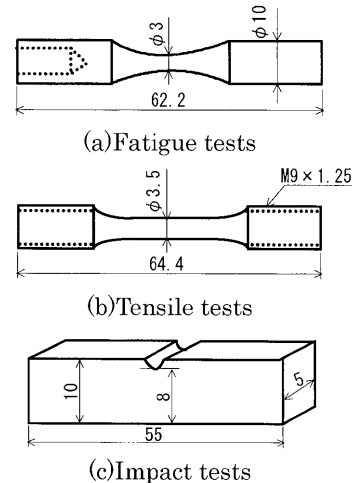


Fig. 1. Dimensions of specimens.

### 2.4 破面観察

破面観察は疲労試験片と引張試験片についてFE-SEMを用いて行い、疲労試験片で内部破壊であった場合には起点を付属のEDAXで分析し、起点の種類を特定した。介在物寸法はFE-SEMで撮影した写真上で測定し、代表寸法を $\sqrt{\text{area}}$ で評価した。

## 3. 実験結果

### 3.1 水素吸蔵特性

Fig. 2に疲労試験片の試験部を模擬した $\phi 4$  mmの丸棒を陰極水素チャージして得られた水素量とチャージ時間の関係を示す。200Tの結果に着目すると、24 h以上水素チャージした場合、水素量は若干増加しているように見える。今回使用した溶液の作製直後のPHは約5であるが長時間水素チャージを行うとPHが上昇する。図中の▲印はPHが3

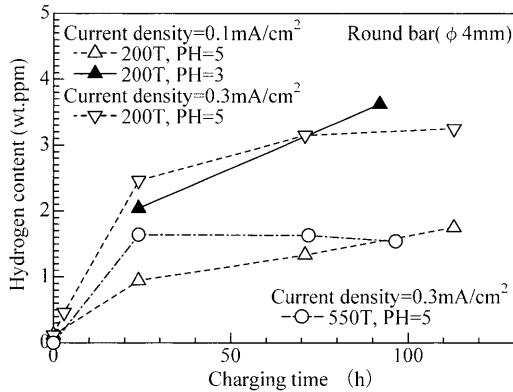


Fig. 2. Hydrogen content as a function of charging time.

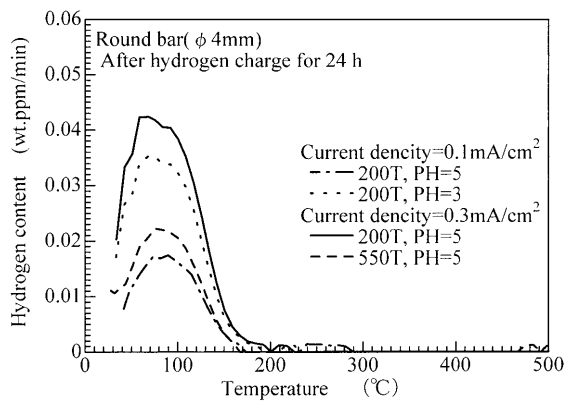


Fig. 3. Hydrogen evolution curves.

Table 4. Mechanical properties of hydrogen charged steel.

Material	0.2% proof stress $\sigma_{0.2}$ (MPa)	Tensile strength $\sigma_B$ (MPa)	Fracture stress (MPa)	Elongation $\delta$ (%)	Reduction of area $\psi$ (%)	Charpy impact value (J/cm <sup>2</sup> )
200T	—	—	811	0.4	—	40
550T	1074	1154	—	7.2	22	91

まで上昇した溶液を使用した場合の水素量を示しているがPHが5の場合(△)に比べ水素量が多くなっている。この結果から24h以上水素チャージしたときの水素量の若干の上昇はPHの上昇によると考えられ、24h水素チャージでほぼ飽和状態に達していると考えられる。550Tの結果では、24hの水素チャージで水素量が飽和する傾向がより明確になっている。

Fig. 3に昇温水素分析により得られた水素放出プロファイルを示す。電流密度、チャージ時間及びPHにより水素量は増減するが、ピーク温度は80°C前後でほとんど変化はなく、いずれの条件でも2次ピークは見られなかった。

### 3.2 水素チャージ材の機械的性質

Table 4に0.3 mA/cm<sup>2</sup>の電流密度で24h水素チャージした時の機械的性質を示す。Table 3の未チャージ材すなわち母材の結果と比較すると200Tの水素チャージ材では母材の

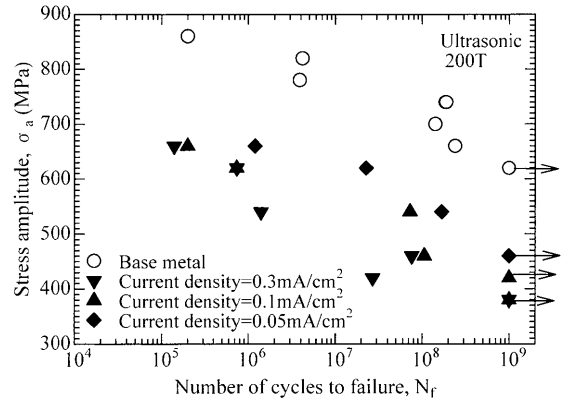


Fig. 4. S-N curves of the steels tempered at 200°C.

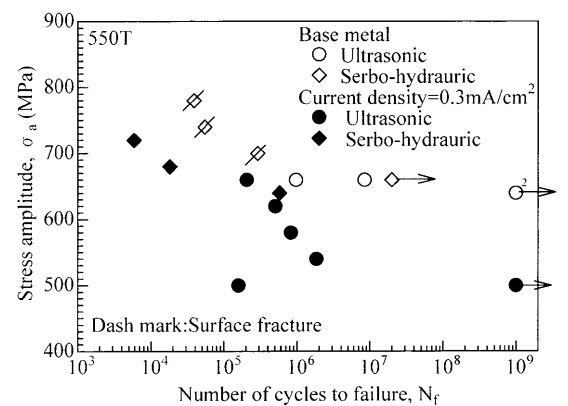


Fig. 5. S-N curves of the steels tempered at 550°C.

引張強度の半分以下で破壊し、伸びも0.4%程度となり強度と延性が著しく低下した。しかし、シャルピー衝撃値の差は僅かであった。それに対し、550Tの水素チャージ材では母材に比べて0.2%耐力と引張強度に差はないが伸びと絞りも低下し、延性の低下が見られた。また、シャルピー衝撃値も低下したが、水素チャージ材でも90 J/cm<sup>2</sup>以上の衝撃値を示しているため、大きな低下とはいえない。

### 3.3 疲労特性と疲労試験後の水素量

Fig. 4に超音波疲労試験機を用いて得た200Tの母材と水素チャージ材のS-N特性を示す。母材と水素チャージ材ともに全て内部破壊し、母材に比べて水素チャージ材では疲労強度が大きく低下した。水素チャージ材では電流密度が0.05, 0.1及び0.3 mA/cm<sup>2</sup>の3条件について疲労試験を行った。疲労寿命は電流密度が低い方が長寿命側となる傾向が認められたが、その差は僅かであった。

Fig. 5に550Tの母材と電流密度が0.3 mA/cm<sup>2</sup>の条件での水素チャージ材のS-N特性を示す。550Tの超音波疲労試験では、高応力側で試験片が発熱したため、高応力側では油圧サーボ試験機を用いて試験した。母材では低寿命側で表面破壊、長寿命側で内部破壊となったが、水素チャージ材では全て内部破壊となり、母材に比べて疲労強度は特に長寿命側で著しく低下した。

Fig. 6に、水素チャージ後の経過時間を横軸とし、疲労

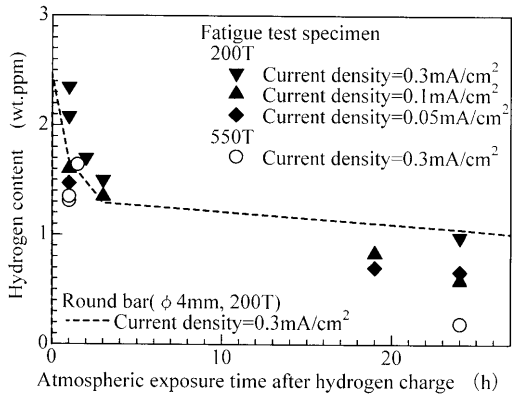


Fig. 6. Hydrogen content of specimens after fatigue tests.

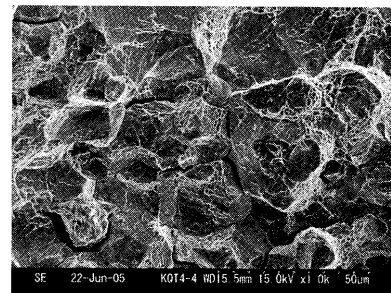
試験後に測定した水素量を示す。Fig. 6では、3h未満の結果については試験片が破断して1h以内に測定した結果であるため、疲労試験終了時の水素量とみなすことができるが、14h以上の結果については疲労試験終了時の水素量とみなすことはできない。超音波疲労試験で $10^9$ 回に到達する時間は14hであるが、この場合には試験終了が深夜となる上、試験片が破断しなかった場合には高い応力で強制的に内部破壊させる必要があるため、水素量の測定は $10^9$ 回到達時より大幅に遅れるためである。すなわち、Fig. 6は単純に試験片を大気中に放置した時間と残存水素量の関係を示したものと解釈できるが、3h未満の結果については疲労試験終了時の水素量に概ね対応しているのに対し、14h以上の結果については疲労試験終了時から5~10h後の測定結果となっている。

Fig. 6では、予備試験として行ったφ4mm丸棒の水素放出特性の試験結果も破線で示している、水素チャージ後、室温大気中に放置すると、3h放置までは急激に水素量が減少する。その後は減少量が少なくなり、24h放置しても約1 wt.ppmの水素が存在していた。この傾向は、疲労試験後の試験部の水素量についても同様であったが、19~24hの結果に着目すると全体的に破線の予備試験結果を下回る傾向となり、特に550T材では24h放置後の水素量が0.2 wt.ppmと少なくなった。

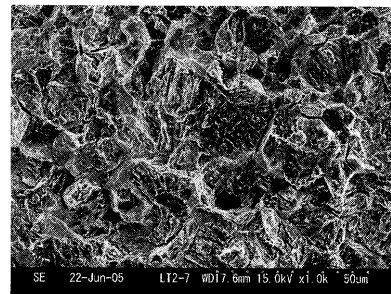
### 3.4 破面観察

Fig. 7に水素チャージ材の引張試験後の破面のFE-SEM像を示す。(a)の200Tと(b)の550Tともに破面の一部で粒界破面が観察された。また、粒界破面率は200Tの方が高かった。

Fig. 8に200Tの母材と0.3 mA/cm<sup>2</sup>の電流密度の水素チャージ材の疲労試験後の破面のFE-SEM像を示す。ともにAl<sub>2</sub>O<sub>3</sub>介在物を起点とした内部破壊を起し、起点となった介在物の寸法は母材と水素チャージ材で大きな差はなく、15~78 μmの範囲でばらついていた。なお、0.05, 0.1 mA/cm<sup>2</sup>の電流密度の水素チャージ材の破面もFig. 8(b)と同様であった。

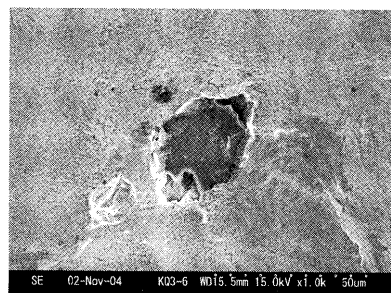


(a)200T

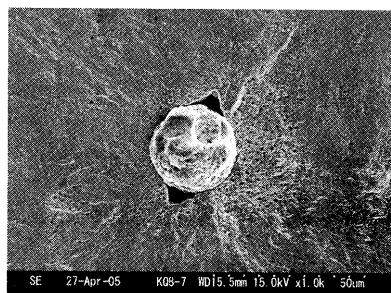


(b)550T

Fig. 7. Typical FE-SEM fractographs of inter-granular fracture in tensile tests of the hydrogen charged steels.



(a)Base steel



(b)Hydrogen charged steel

Fig. 8. Typical FE-SEM fractographs of fish-eye fractures for 200T. (a) is base steel broken at  $1.4 \times 10^8$  cycles at 700 MPa in an ultrasonic fatigue test. (b) is hydrogen charged steel broken at  $7.6 \times 10^7$  cycles at 460 MPa in an ultrasonic fatigue test.

Fig. 9に550Tの母材と水素チャージ材の疲労試験後の破面のFE-SEM像を示す。(a)は母材において長寿命側で内部破壊を起したときの破面で、(b)はそれとほぼ同程度の寿命で内部破壊した水素チャージ材の破面である。母材と水素チャージ材ともに内部破壊起点はAl<sub>2</sub>O<sub>3</sub>介在物で、200Tの場合と同様に起点となった介在物の寸法は母材と

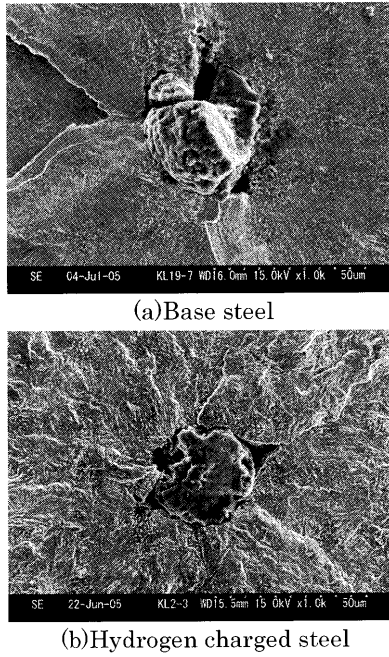


Fig. 9. Typical FE-SEM fractographs of fish-eye fractures for 550T. (a) is base steel broken at  $8.5 \times 10^6$  cycles at 660 MPa in an ultrasonic fatigue test. (b) is hydrogen charged steel broken at  $1.84 \times 10^6$  cycles at 540 MPa in an ultrasonic fatigue test.

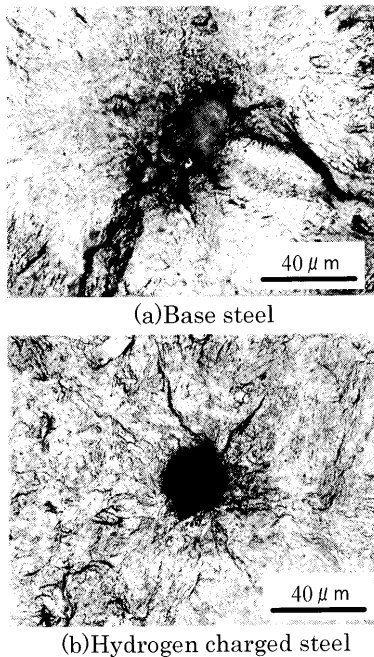


Fig. 10. Typical OM fractographs of fish-eye fractures for 200T. (a) is base steel broken at  $1.4 \times 10^8$  cycles at 700 MPa in an ultrasonic fatigue test. (b) is hydrogen charged steel broken at  $7.6 \times 10^7$  cycles at 460 MPa in an ultrasonic fatigue test.

水素チャージ材で大きな差はなく、20~140  $\mu\text{m}$  の範囲ではらついていた。

Fig.10に200Tの母材と0.3 mA/cm<sup>2</sup>の電流密度の水素チャージ材の疲労試験後の破面の光学顕微鏡像を示す。いずれの場合もODAが観察されているが、(a)の母材に比べ

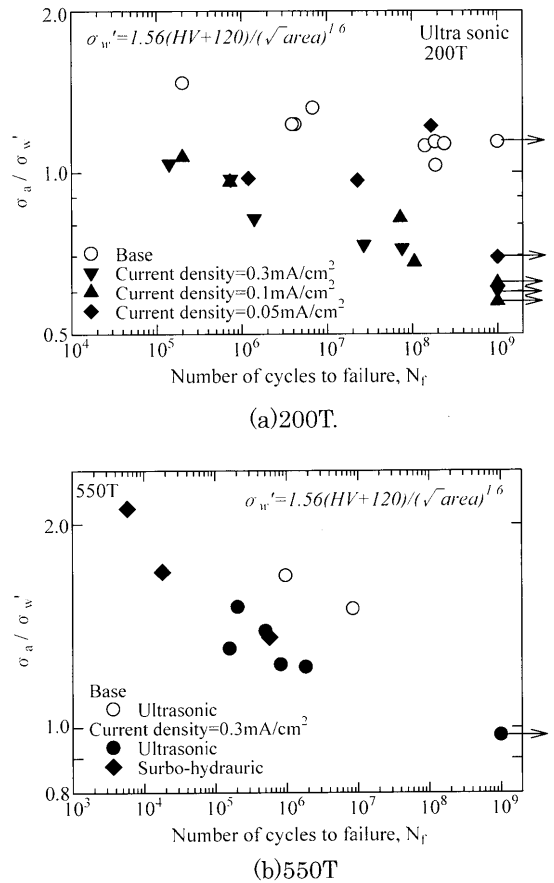


Fig. 11. Modified S-N curves.

て(b)の水素チャージ材ではODAサイズが小さくなる傾向が認められた。ただし、水素チャージ材のODAは明瞭でない場合が多かった。また、0.05, 0.1 mA/cm<sup>2</sup>の電流密度の水素チャージ材でもFig.10(b)と同様に母材に比べてODAサイズは小さくなる傾向が認められた。550Tの場合には、母材の破面ではODAが観察されたが、水素チャージ材ではODAが明瞭に観察できなかった。

#### 4. 考察

##### 4.1 疲労強度に及ぼす水素の影響

Fig. 4と5に示したように200Tと550TのS-N特性は、いずれの場合も水素チャージ材では母材に比べて疲労強度が低下した。その際、200Tでは母材と水素チャージ材ともに全て内部破壊であったが、550Tでは母材の場合は低寿命側で表面破壊していたにもかかわらず、水素チャージ材の場合は全て内部破壊となった。これらの点を踏まえ、ここでは内部破壊と表面破壊に分けて水素の影響を考察する。

まず始めに内部破壊特性に与える水素の影響を議論するため、Fig.11に200Tと550TのS-N特性の縦軸の応力振幅 $\sigma_a$ を破面上の起点介在物サイズから予測される疲労限 $\sigma_w'$ で基準化した修正S-N線図<sup>19)</sup>を示す。矢印付の結果は10<sup>9</sup>

回で未破断後、応力を上げて破断させたときの破面の起点介在物から $\sigma_w'$ を推定した。修正S-N線図では介在物サイズの影響を取り除くことができる<sup>14)</sup>。(a)の200Tの結果では依然として母材に比べて水素チャージ材は低強度側となった。また、(b)の550Tでは母材で内部破壊した結果が少ないが、同様に母材に比べて水素チャージ材は低強度側となった。これらの結果は、水素チャージ材の内部破壊特性の低下は介在物サイズのばらつきとは無関係であることを意味している。また、最近では、内部破壊特性は介在物自体の寸法より、むしろODA寸法と強い相関を持つという説が有力になりつつある<sup>5,17)</sup>。当初は、水素の影響によりODAが大きくなり、内部破壊特性が低下すると予測していたが、Fig.10の200Tの破面の光学顕微鏡像によると水素チャージ材のODAは母材よりもむしろ小さくなる傾向であった。ただし、このような傾向は本研究において明瞭なODAが観察された例が少ないため、さらに多くの実験を行い、統計的に明らかにする必要がある。

村上らによると、水素チャージ材のように生地組織の水素量が多くなると疲労下限界値( $\Delta K_{th}$ )が低下し、ODAの形成が起こりにくくなると指摘されている<sup>20-22)</sup>。さらに、水素チャージや水素環境条件下ではき裂伝ば速度は加速<sup>23)</sup>、 $\Delta K_{th}$ は低下する<sup>6)</sup>という報告もある。本研究においても水素チャージ材では疲労強度が低下したにもかかわらずODAは小さくなる傾向を示したことから、生地組織の $\Delta K_{th}$ の低下により疲労強度が低下するという説と符合している。

次に、表面破壊特性に与える水素の影響を検討する。Fig. 5の550TのS-N特性を注意深く見ると、水素チャージ材の疲労強度は低下しているが、 $10^6$ 回未満の結果に着目すると、母材では表面破壊しているのに対し、水素チャージ材では内部破壊するという破壊形態の遷移が生じている。この結果は疲労強度の低下は表面破壊より内部破壊のほうが大きいことを示している。すなわち、内部破壊と表面破壊のS-N曲線を独立に考えた場合、母材では表面破壊のS-N曲線が内部破壊のS-N曲線より低強度側に位置していたが、水素の影響により内部破壊のS-N曲線のほうがより大きく低下したため、水素チャージ材では全て内部破壊になったと考えられる。従って、水素チャージ材の表面破壊のS-N曲線はFig. 5の母材と水素チャージ材の間に存在することになるが、その場合には水素の影響による表面破壊特性の低下は小さいと予測される。ただし、本研究では表面破壊どうしの比較はできていないため、明確な結論を得るためにはより清浄度の高い材料を用いるなどして表面破壊どうしでの比較を行う必要がある。

以上述べたように、疲労強度に及ぼす水素の影響として、内部破壊の場合には水素の影響が顕著で、疲労強度が大きく低下するが、表面破壊の場合には水素の影響は小さい可能性があることが分かった。

#### 4・2 超音波疲労試験の有効性

Fig. 6の疲労試験後の水素量を見ると、電流密度や材料により多少の差はあるが、水素チャージから3hまでは1~2 wt.ppm程度の水素が残存し、24h後でも200Tの場合には0.6~1 wt.ppm程度、550Tの場合には0.2 wt.ppm程度の水素が残存する傾向が見られる。従って、少なくとも3h以内に試験が終了すれば十分に水素が残存した好適な条件となり、24hまでの範囲で見ても、材料によっては水素量が少なくなる場合もあるが、ある程度の水素が残留した条件下での疲労特性を得ることができる。

本研究で用いた超音波疲労試験機は $10^8$ 回で80 min、 $10^9$ 回でも14hで到達する。そのため、24h以内にギガサイクル領域に到達するという条件は十分にクリアできる。また、3h以内に $2 \times 10^8$ 回程度まで到達できるため、破断した結果の大半は好適な条件下で得られた結果となる。したがって、超音波疲労試験機を用いることにより、メッキ等の水素散逸防止処理を施さなくても、ギガサイクル疲労特性に対する水素の影響を検討することは可能である。

また、水素チャージにより水素を過飽和状態にすることにより、破壊起点付近に水素が集まるまでの時間を考慮する必要がなくなる。つまり、遅れ破壊<sup>24)</sup>の影響を考慮する必要がなくなる。水素が集まるまでの時間を考慮する必要がある場合には、疲労強度は繰返し数だけでなく、試験時間にも依存するため、疲労試験は実機に合わせた繰返し速度で行う必要がある。ところが、水素を過飽和状態にした場合には、破壊起点付近には既に十分な水素が存在しているため、疲労強度は試験時間の影響を受けなくなり、疲労試験は任意の繰返し速度で行うことができる。この場合の結果の解釈は、起点付近に十分に水素が集まった状態での疲労強度、すなわち、最弱値が求まることになる。したがって、水素を過飽和状態にすることにより、超音波疲労試験による加速試験は原理的に可能である。ただし、疲労き裂が発生した場合を考慮すると、き裂先端に水素が集積するまでの時間が影響することも考えられるため、実際には最弱値より少し高めとなる可能性もある。

次に、水素チャージ材の超音波疲労試験結果の妥当性について検証する。超音波疲労試験結果の妥当性を検証するためには、従来の低速試験機による結果との整合性、すなわち速度効果の有無を検証する必要がある。この点については、Fig.11(b)の550Tの修正S-N線図が参考となる。Fig.11(b)では、超音波疲労試験機と油圧サーボ試験機の結果がきれいに重なりほぼ1本の曲線となっている。この結果は、内部破壊の場合には水素チャージ材の疲労特性においても速度効果がほとんどないことを意味し、超音波疲労試験結果の妥当性を示している。したがって、データの数は十分とは言えないが、水素チャージ材の超音波疲労試験でも内部破壊域では妥当な結果が得られるという見通しが得られたことになる。

以上のように、超音波疲労試験機を用いれば水素が十分残存する条件下で、妥当な内部破壊特性が得られることが明らかになった。したがって、超音波疲労試験はギガサイクル疲労特性に与える水素の影響を検討するための有効な試験法であると結論できる。

## 5. 結言

一般的な低合金鋼 SCM440 の 200°C 焼戻し材と 550°C 焼戻し材について陰極水素チャージを施し、引張試験、シャルピー試験及び超音波疲労試験を行い、機械的性質及び疲労特性に与える水素の影響を検討した。得られた結果は以下の通りである。

(1)  $\phi 3$  mm 試験片の試験部の水素量は、24 h の水素チャージで飽和すると判断された。また、水素放出プロファイルでは 80°C 付近にピークが現れ、2 次ピークは見られなかった。

(2) 水素チャージ材の引張試験を行った結果、200T と 550T のいずれの場合も延性の低下が見られたが、脆化の程度は 200T のほうが大きかった。また、シャルピー衝撃値も低下したが、低下の程度は比較的小さかった。

(3) 200T の疲労試験を行った結果、母材と水素チャージ材ともに内部破壊を起こし、母材に比べて水素チャージ材の疲労強度は著しく低下した。

(4) 550T の疲労試験を行った結果、母材では低寿命側で表面破壊、長寿命側で内部破壊であったが、水素チャージ材では全て内部破壊となり、疲労強度は低下した。

(5) 破面観察の結果、内部破壊の起点は全て  $Al_2O_3$  介在物で、介在物の寸法は 15~140  $\mu m$  の範囲でばらついていた。また、水素チャージ材の ODA は母材に比べてむしろ小さくなる傾向を示した。

(6) 水素の影響により内部破壊特性が大きく低下することが分かったが、低下の原因は ODA からは説明できなかった。一方、表面破壊特性に対しては水素の影響は小さいと推測された。

(7) 超音波疲労試験機を用いることにより、水素が十分存在する条件下でギガサイクル域に達することができ、速度効果も見られなかったことから、超音波疲労試験はギガサイクル疲労特性に与える水素の影響を検討する上で有効な試験法と判断された。

## 文 献

- 1) T.Toriyama, Y.Murakami, T.Yamashita, K.Tsubota and K.Furumura: *Tetsu-to-Hagané*, **81** (1995), 1019.
- 2) T.Abe, Y.Furuya and S.Matsuoka: *Trans. Jpn. Inst. Met.*, **67** (2001), 1988.
- 3) NRIM Fatigue Data Sheet Technical Document, No. 5, NRIM, Tokyo, (1989), 1.
- 4) Y.Murakami, T.Nomoto and T.Ueda: *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.*, **22** (1999), 581.
- 5) Y.Murakami, N.Yokoyama and J.Nagata: *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.*, **25** (2002), 735.
- 6) Y.Matsubara: *CAMP-ISIJ*, **18** (2005), 470.
- 7) S.Yamasaki and T.Takahashi: *Tetsu-to-Hagané*, **83** (1997), 454.
- 8) S.Takagi, T.Inoue, T.Hara, M.Hayakawa, K.Tsuzaki and T.Takahashi: *Tetsu-to-Hagané*, **86** (2000), 689.
- 9) T.Obata, S.Yamasaki, M.Oka, T.Tarui and M.Hashimura: *CAMP-ISIJ*, **13** (2000), 1182.
- 10) M.Oka, T.Tarui and M.Hashimura: *CAMP-ISIJ*, **16** (2003), 1542.
- 11) N.Yasumaru, K.Tsuchida, E.Saji and T.Ibe: *Mater. Trans.*, **34** (1993), 696.
- 12) H.J.C.Voorwald, R.Padiha, M.Y.P.Costa, W.L.Pigatin and M.O.H. Cioffi: *Int. J. Fatigue*, **29** (2007), 695.
- 13) T.Wu and T.Bathias: *ASTM STP*, **1231** (1994), 598.
- 14) Y.Furuya, S.Matsuoka, T.Abe and K.Yamaguchi: *Scr. Mater.*, **46** (2002), 157.
- 15) Y.Furuya, S.Matsuoka, T.Abe and K.Yamaguchi: *Trans. JSME A*, **68** (2002), 477.
- 16) T.Aba, Y.Furuya and S.Matsuoka: *Tetsu-to-Hagané*, **88** (2002), 787.
- 17) Y.Furuya, S.Matsuoka, T.Kimura and M.Hayashi: *Tetsu-to-Hagané*, **91** (2005), 630.
- 18) T.Aba, Y.Furuya and S.Matsuoka: *Trans. Jpn. Soc. Mech. Eng.*, **70** (2004), 1050.
- 19) 村上敬宣：金属疲労：微小欠陥と介在物の影響，養賢堂，東京，(1993)，1.
- 20) Y.Murakami and Osada: *Trans. Jpn. Soc. Mech. Eng.*, **70** (2004), 1093.
- 21) Y.Murakami and Osada: *J. Soc. Mater. Sci. Jpn.*, **54** (2005), 420.
- 22) 村上敬宣：第 188・189 回西山記念技術講座，日本鉄鋼協会編，東京，(2006)，28.
- 23) H.Ouchi, J.Kobayashi, T.Ishikawa, H.Takezawa, R.Ebara and Y.Yamada: *Tetsu-to-Hagané*, **80** (1994), 475.
- 24) A.R.Troiano: *Trans. Am. Soc. Met.*, **52** (1960), 54.