

高周波焼入れした炭素鋼 S40C のギガサイクル疲労特性

阿部 孝行*・古谷 佳之*・蛭川 寿*

Giga-cycle Fatigue Properties of Induction Hardened 0.40% C Carbon Steels

Takayuki ABE, Yoshiyuki FURUYA and Hisashi HIRUKAWA

Synopsis : Giga-cycle fatigue tests were conducted for two heats of induction hardened 0.40% C carbon steels. The fatigue testing types were rotating bending at 100 Hz and ultrasonic at 20 kHz. The fatigue test specimens were uniformly induction hardened from the surface to the center. The induction hardened 0.40% C carbon steels revealed fish-eye fractures whose origins were mostly a TiN inclusion in case of heat A and entirely an Al_2O_3 inclusion in case of heat B. In case of rotating bending fatigue tests of heat A, surface fractures also occurred at over 10^8 cycles, while that type of the surface fracture never occurred in case of the ultrasonic fatigue tests. When the ultrasonic fatigue tests were compared with the rotating bending, focusing on the results of fish-eye fracture, the ultrasonic type showed slightly higher fatigue strength in case of heat A in spite of good agreements in case of heat B. However, the difference in case of the heat A was so small as to be in scattering of the results of heat B. Moreover, effects of pre-treatments before the induction hardening were also investigated in heat B. In this case, the fatigue tests were additionally conducted for induction hardened specimens with a pre-treatment condition of only normalizing (N-IH), while other tests were of normalizing, quenching and tempering (Q-IH). As the result, difference between N-IH and Q-IH was negligible, showing no influence of the pre-treatment condition.

Key words: giga-cycle fatigue; fish-eye fracture; induction hardening; carbon steel; frequency effect.

1. 緒言

機械・構造物の安全性確保や寿命診断を行う上で、材料の疲労特性を把握することは不可欠である。特に高強度鋼のギガサイクル疲労特性は内部破壊を生じ、疲労強度の低下を引き起こす¹⁻⁷⁾。このような内部破壊を示す高強度鋼を長期安定に使用するためには、ギガサイクル疲労特性の蓄積が望まれている。

物質・材料研究機構では長年に亘り、国産実用金属材料の材料強度データを系統的に取得し、疲労データシートとして公表してきた。近年では、高強度鋼のギガサイクル疲労特性の蓄積にも着手し、これまでにばね鋼 SUP7 のギガサイクル疲労特性データシート⁸⁾と超音波疲労特性データシート⁹⁾を公表した。その際、ギガサイクル疲労特性データシートでは 100 Hz で 3 年間掛けて取得した 10^{10} 回までの回転曲げ疲労特性を明らかにした。さらに 2005 年と 2007 年には、炭素鋼 S40C についてギガサイクル疲労特性データシート¹⁰⁾及び超音波疲労特性データシート¹¹⁾を新たに発刊した。

炭素鋼 S40C 鋼は車軸等で使用されることが多いが、その際には疲労強度を向上させるため、高周波焼入れが実施されている^{12,13)}。そのため炭素鋼 S40C のギガサイクル疲労特性データシートでは、高周波焼入れした場合を想定し

試験を行った。基本的な考え方は、表面硬化層（ケース）と母材（コア）に分けて、それぞれを模擬した高強度材と低強度材について低サイクル疲労特性、120 Hz で 10^8 回までの軸荷重疲労特性と 100 Hz で 10^{10} 回までの回転曲げ疲労特性を取得した。また、超音波疲労特性データシートでは、表面硬化層を模擬した高強度材についてのみ、20 kHz で 10^{10} 回までの超音波疲労特性を中心に試験結果を掲載している。

前報¹⁴⁾のばね鋼 SUP7 では、ギガサイクル疲労特性データシートと超音波疲労特性データシートを比較することにより、内部破壊起点が Al_2O_3 介在物の場合には回転曲げ疲労特性と超音波疲労特性が良く一致することを示した。また、その後の研究で弁ばね鋼 SWOSC-V と低合金鋼 SCM440 鋼において、内部破壊起点が TiN 介在物や組織割れの場合でも、回転曲げ疲労特性と超音波疲労特性が一致することを示した¹⁵⁾。これらの結果から、ギガサイクル疲労特性における超音波疲労試験の妥当性を示したが、本研究の炭素鋼 S40C でも高周波焼入れした高強度材について、同様の検討を行うことができる。

本研究では以上を踏まえ、炭素鋼 S40C の高周波焼入れした高強度材について、ギガサイクル疲労特性及び繰返し速度の影響について考察を行ったので報告する。

2. 実験方法

2.1 供試材

供試材は直径20mmの熱間圧延丸棒のS40C鋼ヒートA及びヒートBを用いた。Table 1に化学成分を示す。ヒートAの炭素量(C mass%)はJIS規格範囲の低量側の値に相当している。Table 2に熱処理条件を示す。S40C鋼のギガサイクル疲労特性データシートでは、前処理として焼ならし・焼入れ・焼戻しの調質処理を行った後に高周波焼入れを行っているが、本研究では前処理の影響を検討するために、焼ならしのみを行った後に高周波焼入れを行う条件も追加した。Table 2(a)は前処理の条件を示しているが、前処理を焼ならし・焼入れ・焼戻しとした材料をQ-IH処理材と呼び、焼ならしみの材料をN-IH処理材と呼ぶこととする。なお、これらの前処理は試験片形状近くまで下加工した後にソルトバスにより行った。また、Q-IH処理材はヒートA, Bを用いたが、N-IH処理材はヒートBのみとした。Table 2(b)は高周波焼入れの条件を示しているが、本研究では表面硬化層の疲労強度を評価するため、試験片中心部までの全面焼入れとなる条件を選定した。また、高周波焼入れを行った後には180°Cで焼戻しを行った。これらの熱処理後の試験片最表面における圧縮残留応力は60~80MPaであった。なお、S40C鋼のギガサイクル疲労特性データシートに記載されている母材(コア)を模擬した低強度材とは、Table 2(a)の前処理(Q-IH)のみを行った材料である。

2.2 介在物検査

介在物検査は素材の圧延方向に平行な断面で、基準面積 $S_0=155\text{mm}^2$ を1視野として、疲労特性に影響するCとD系介在物について1視野に存在する最大介在物寸法を測定した。その際には、代表的な介在物についてEPMA分析を行った。

2.3 疲労試験

疲労試験はマルチ回転曲げ疲労試験機及び超音波疲労試験機を用いて行った。回転曲げ疲労試験は繰返し速度30Hz及び100Hzで最大 10^{10} 回まで、超音波疲労試験は繰返し速度20kHzで 10^{10} 回まで行った。超音波疲労試験の際には、発熱を抑えるために約10°Cの冷風を吹き付けて試験片を空冷した。Fig. 1に試験片形状を示す。試験片は砂時計型試験片で回転曲げ試験片は最小断面直径が6mm、超音波試験片は最小断面直径が3mmである。この場合、公称応力の90%以上が作用する領域として定義した危険体積⁽⁶⁾は33~34mm³である。また、試験部の最終仕上げは1200番の研磨紙による軸方向研磨とした。破断した試験片は電子顕微鏡SEMと光学顕微鏡OMにより破壊起点部付近の破面観察を行い、内部破壊の場合には起点部をEDAXで分析した。

Table 1. Chemical compositions of the steels.

Heat	Element (mass %)				
	C	Si	Mn	Ni	Cr
A	0.37	0.19	0.70	0.02	0.12
B	0.41	0.21	0.74	0.01	0.05

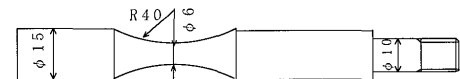
Table 2. Heat treatment conditions. (a) Pre-treatment, (b) induction hardening.

(a) Pre-treatment

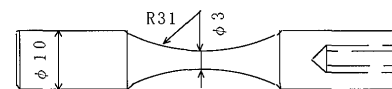
Symbol	Heat	Normalizing	Quenching	Tempering
Q-IH	A, B	855°C, 0.5h, AC	855°C, 0.5h, WQ	550°C, 1h, WC
N-IH	B	855°C, 0.5h, AC	—	—

(b) Induction hardening

Induction quenching	Tempering
1040°C, 50kHz, 3.0s, WQ	180°C, 1h, AC



(a) Rotating bending



(b) Ultrasonic

Fig. 1. Profiles of fatigue test specimens, mm. (a) Rotating bending, (b) ultrasonic.

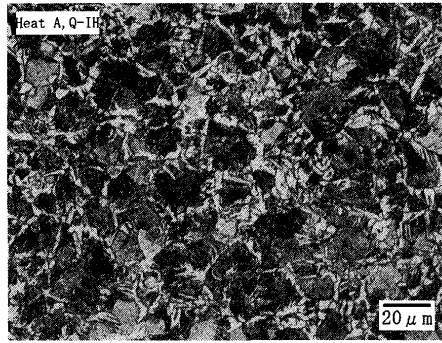
3. 実験結果

3.1 供試材の組織と機械的性質及び介在物検査結果

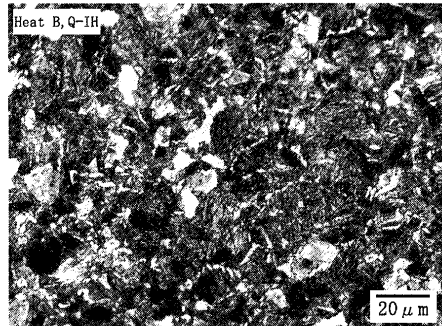
Fig. 2にTable 2(a)に示した前処理が終了した時点での顕微鏡組織を示す。焼入れ・焼戻しを行ったQ-IH処理材は、ヒートA, Bのいずれの場合も均一な焼戻しマルテンサイト組織にはなっていない。焼ならしのみを行ったN-IH処理材(ヒートB)についてはフェライト/パーライトの様相を呈していた。一方、Table 2(b)に示した高周波熱処理後の顕微鏡組織をFig. 3に示すが、いずれの材料も均一な焼戻しマルテンサイトであった。

Table 3に機械的性質を示す。Q-IH処理材のビッカース硬さはヒートA及びヒートBでHV=585、引張強度は $\sigma_B=1909\text{MPa}$ 及び $\sigma_B=1958\text{MPa}$ である。また、N-IH処理材のビッカース硬さはHV=578でQ-IH処理材とほぼ同程度の値となっている。

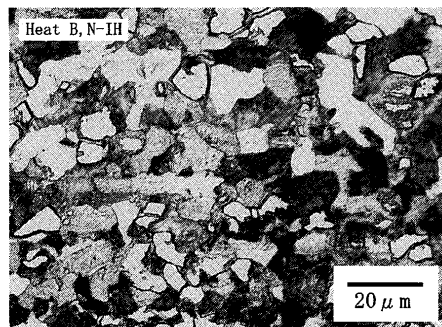
Fig. 4にQ-IH処理材の回転曲げ試験片及び超音波試験片の最小断面部の深さ方向(径方向)のビッカース硬さ分布を示す。各試験片とも試験片中心部までほぼ均一な硬さ分



(a) Heat A, Q-IH

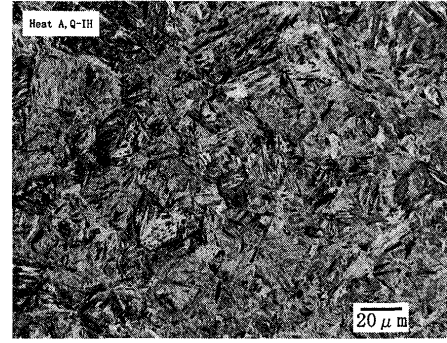


(b) Heat B, Q-IH

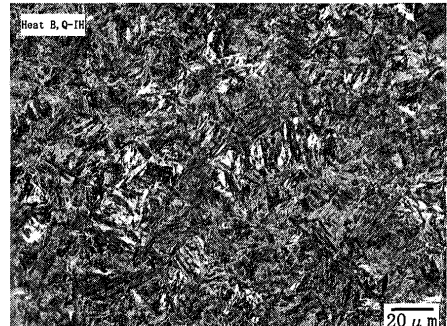


(c) Heat B, N-IH

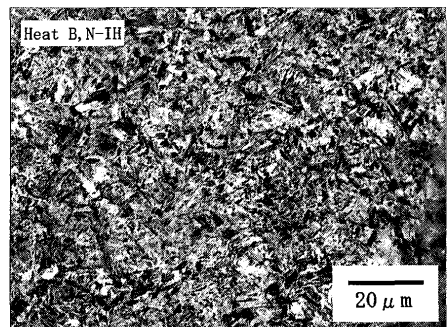
Fig. 2. Microstructure before induction hardening. (a) Heat A, Q-IH, (b) heat B, Q-IH, (c) heat B, N-IH.



(a) Heat A, Q-IH



(b) Heat B, Q-IH



(c) Heat B, N-IH

Fig. 3. Microstructure after induction hardening. (a) Heat A, Q-IH, (b) heat B, Q-IH, (c) heat B, N-IH.

Table 3. Mechanical properties.

Pre-treatment	Heat	Vickers Hardness HV	Tensile Strength σ_B (MPa)
Q-IH	A	585	1909
	B	585	1958
N-IH	B	578	—

布を示し、最小断面部の全面について焼入れされていることが確認できる。また、硬さ分布はヒート及び試験片の違いに関係なく同じとなっている。

Fig. 5に介在物検査結果を示す。Fig. 5の縦軸Fjは累積分布関数またYjは基準化変数を表している。介在物の大きさ $\sqrt{\text{area}}$ は便宜的に縦断面上での短軸の寸法から円近似として求めた。EPMA分析の結果から介在物の種類は両ヒート共 Al_2O_3 介在物であった。厳密には、代表的な介在物についてEPMA分析を行った結果、ヒートAでは Al_2O_3 酸化

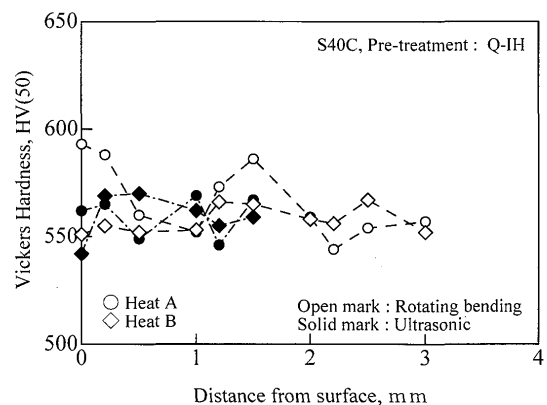


Fig. 4. Cross-sectional hardness distribution of specimens after induction hardening.

物、ヒートBでは $\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{CaO} \cdot \text{MgO}$ の複合酸化物が検出され、後述の内部破壊起点となる酸化物系介在物についても種々の組成を示すが、いずれの場合もAlの成分が最も多いため、ここではこれらをまとめて Al_2O_3 介在物とした。

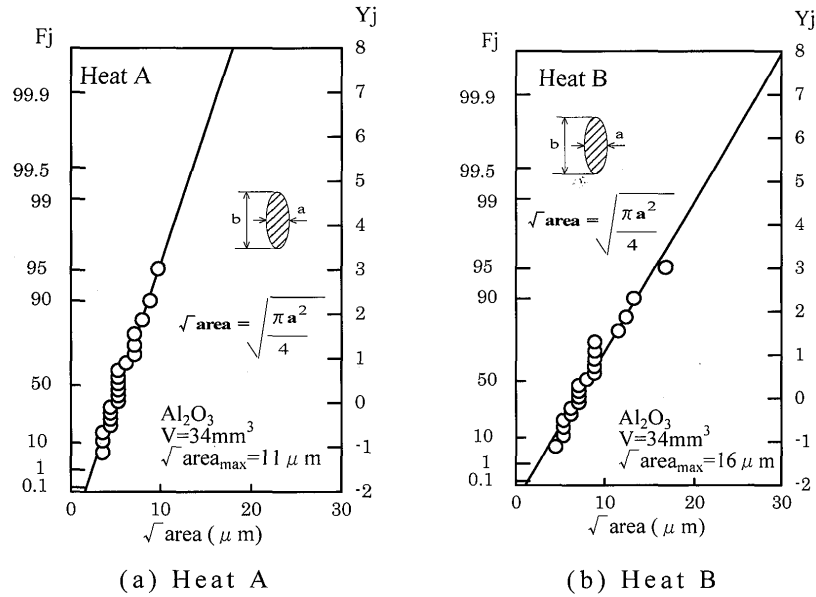


Fig. 5. Statistical distributions of inclusion sizes measured on polished surfaces. (a) Heat A, (b) heat B.

回転曲げ試験片及び超音波試験片の試験片1本中の危険体積 $V=34\text{mm}^3$ 中に存在する最大介在物寸法の推定値はヒートAが $11\mu\text{m}$ 、ヒートBが $16\mu\text{m}$ となり、ヒートBのほうが介在物寸法が大きい傾向が見られた。

3・2 疲労試験結果

Fig. 6にヒートA及びヒートBのQ-IH処理材の回転曲げ疲労特性と超音波疲労特性をそれぞれまとめて示す。Fig. 6の縦軸の σ_a^c は応力勾配を考慮した内部破壊起点部の修正応力振幅である。その際 10^{10} 回で破断しなかったデータは公称応力振幅で整理してある。また、Fig. 6(a)のプロットに示す記号Aは内部破壊起点が Al_2O_3 介在物であった場合を表し、Fig. 6(b)中に示す数字は内部破壊起点となった Al_2O_3 介在物が $30\mu\text{m}$ 以上だった場合の寸法を表している。

Fig. 6(a)のヒートAの回転曲げ疲労特性及び超音波疲労特性は内部破壊を生じ、起点の多くはTiN介在物であったが、超音波疲労特性では Al_2O_3 介在物起点が2点あり、その大きさは平均 $4\mu\text{m}$ であった。また、回転曲げ疲労特性では 10^8 回から 10^9 回に掛けて表面破壊が出現した。回転曲げ疲労特性の 10^{10} 回疲労限は、 10^8 回以上で表面破壊したデータ点を考慮すると 480MPa となり、除外した場合は 580MPa となっている。一方、超音波疲労特性ではそのような長寿命域での表面破壊は見られず、 10^{10} 回疲労限は 700MPa であった。また、全体的に超音波疲労特性のほうが幾らか疲労強度が高くなっている。

Fig. 6(b)のヒートBの回転曲げ疲労特性及び超音波疲労特性は内部破壊を生じ、起点は全て Al_2O_3 介在物である。起点となった Al_2O_3 介在物の大きさは、回転曲げ疲労特性が平均 $38\mu\text{m}$ 、超音波疲労特性が平均 $30\mu\text{m}$ であった。また、回転曲げ疲労特性の 6×10^9 回疲労限は 580MPa で超音波疲労特性の 10^{10} 回疲労限は 600MPa であった。ヒートBの結果はばらつきがやや大きい、回転曲げ疲労特性と超

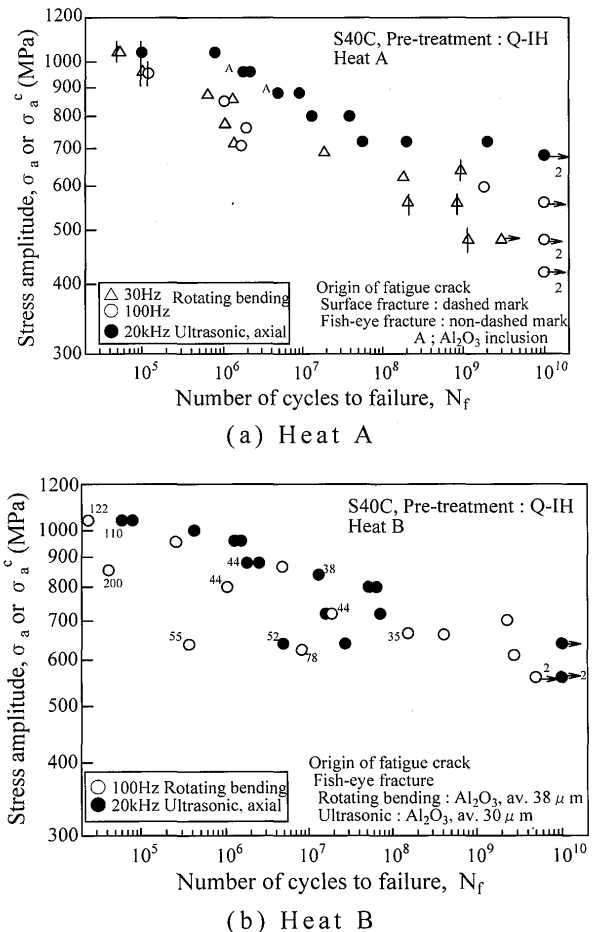


Fig. 6. S-N diagrams under 100 Hz rotating bending and 20 kHz ultrasonic for Q-IH. (a) Heat A, (b) heat B.

音波疲労特性は一致する傾向を示している。

Fig. 7に、ヒートBのN-IH処理材の超音波疲労特性とQ-IH処理材の回転曲げ疲労特性及び超音波疲労特性を併せて示す。N-IH処理材の超音波疲労特性の内部破壊起点は Al_2O_3 介在物が大部分で、1点だけTiN介在物があった。起

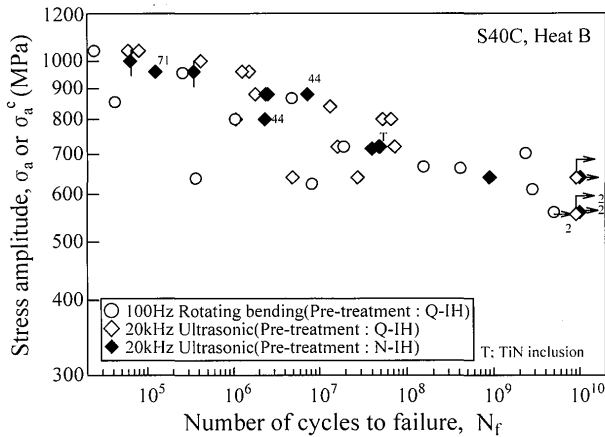
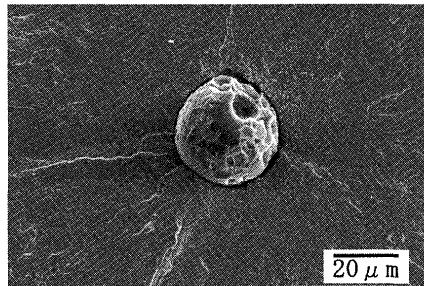
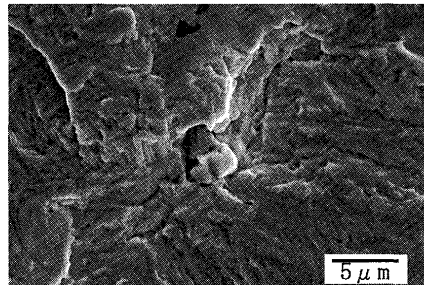


Fig. 7. S-N diagram under 100Hz rotating bending and 20 kHz ultrasonic for N-IH and Q-IH of heat B.



(a) Heat B, Ultrasonic, Al_2O_3 inclusion



(b) Heat A, Rotating bending, TiN inclusion

Fig. 8. Fractographs of fish-eye fracture origin for Q-IH. (a) Heat B, ultrasonic, Al_2O_3 inclusion, (b) heat A, rotating bending, TiN inclusion.

点となった Al_2O_3 介在物の大きさの平均は $37\ \mu\text{m}$ であり、疲労特性のばらつきは小さい。また、N-IH 処理材と Q-IH 処理材の疲労特性は一致する傾向を示している。

3.3 破面観察結果

Fig. 8 に、Q-IH 処理材の回転曲げ疲労試験片と超音波疲労試験片の内部破壊起点部近傍の破面を SEM で観察した例を示す。Fig. 8(a) はヒート B の超音波試験片の内部破壊起点が Al_2O_3 介在物、Fig. 8(b) はヒート A の回転曲げ試験片の内部破壊起点が TiN 介在物の場合である。ヒート B の N-IH 処理材の破面に関しては Fig. 8 と同様であった。

Fig. 9 に、ヒート B の回転曲げ試験片及び超音波試験片で内部破壊の起点となった Al_2O_3 介在物の寸法を極値確率紙上で整理した結果を示す。大半の結果は良い直線性を示

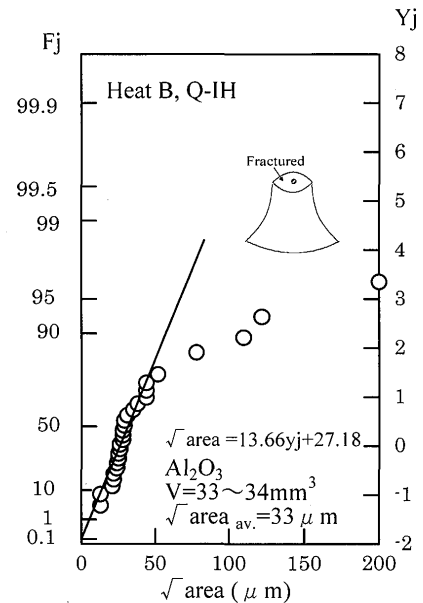


Fig. 9. Statistical distributions of inclusion sizes measured on fracture surfaces.

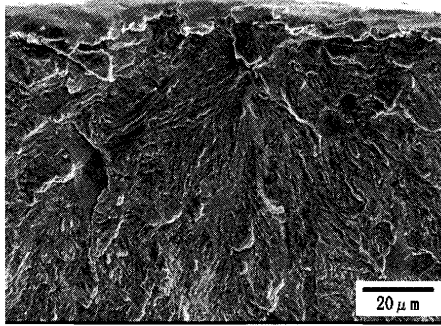
しているが、約 $80\ \mu\text{m}$ を越える大きな介在物は直線から外れる傾向を示している。これらは極端に大きな介在物と言えるが、直線性の良い部分と直線から外れた部分（特異な大きさの介在物）の介在物組成に有意な違いは見られなかった。また、直線性の良い分布の介在物寸法の平均は $\sqrt{\text{area}_{\text{av}}} = 33\ \mu\text{m}$ であるが、Fig. 5 に示した検鏡面上での介在物検査結果による最大介在物寸法の推定値はヒート B で $16\ \mu\text{m}$ である。これらは確率論的に同一条件となるが、破面上で観察された介在物寸法は検鏡面で検出された介在物寸法より約 2 倍程度大きくなっている。なお、TiN 介在物については破面上には必ずしも介在物全体が現れない曖昧さがあるため¹⁷⁾ 寸法の解析は行わなかった。

Fig. 10 にヒート A の回転曲げ試験片で表面破壊した破面の破壊起点近傍の様相を示す。Fig. 10(a) は短寿命域で表面破壊した破面、Fig. 10(b) は長寿命域で表面破壊した破面である。長寿命域で表面破壊した場合でも、破壊起点部付近には腐食ピットは認められず、破壊様相は低寿命域での表面破壊と同様であった。

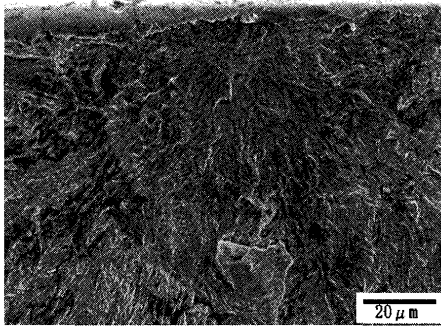
4. 考察

4.1 供試材のギガサイクル疲労特性

最初に回転曲げ疲労特性において 10^8 回から 10^9 回に掛けて表面破壊が出現した点について考察する。このような長寿命域における表面破壊は前報¹⁴⁾ のばね鋼 SUP7 の回転曲げ疲労特性においても見られた。その際には、超音波疲労特性では長寿命域での表面破壊は見られなかったことから、大気腐食の影響によるものと解釈した。本研究の S40C 鋼でも同様の傾向が見られることから、やはり大気腐食の影響と考えられる。破断繰返し数 10^8 回 ~ 10^9 回に達



(a) Heat A, $N_f=1.2 \times 10^5$



(b) Heat A, $N_f=9.1 \times 10^8$

Fig. 10. Fractographs of surface fracture in rotating bending fatigue tests for Q-IH. (a) Heat A, $N_f=1.2 \times 10^5$, (b) heat A, $N_f=9.1 \times 10^8$.

する試験時間は、繰返し速度 30 Hz で 930 時間（約 38 日）～9300 時間（約 1.1 年）、100 Hz では 278 時間～2780 時間になる。また、繰返し速度 20 kHz では 10^8 回～ 10^9 回は 1.4 時間～14 時間になる。ただし、Fig.10 に示した破面様相では腐食ピットは見られないことから、マイルドな腐食によるものと考えられる。例えば、試験片表面に形成された停留き裂が大気腐食の影響により、再び進展を開始するというメカニズムが考えられる。き裂先端の微小な領域で腐食が進行した場合には、破面上に腐食の痕跡が残らない可能性が強いと考えられる。なお、Fig. 6 のヒート A とヒート B の結果を比較すると、長寿命域の表面破壊が生じたのはヒート A の回転曲げ疲労特性のみで、ヒート B では生じていない。この理由は、ヒート B では大きな介在物が破壊起点となることにより、短い寿命で内部破壊する場合が多かったため、長寿命域での表面破壊が生じにくい条件であったと考えられる。

次に、前処理の影響について考察を行う。本研究では Fig. 3 に示した高周波熱処理後の組織は均一なマルテンサイトであり、ピッカース硬度についても Table 3 に示したように、N-IH 処理材と Q-IH 処理材はほぼ同程度の値になっている。また、Fig. 7 に示した Q-IH 処理材の回転曲げ疲労特性及び超音波疲労特性と N-IH 処理材の超音波疲労特性は一致している。したがって、高周波焼入れ材のギガサイクル疲労特性に対する前処理組織の影響は無いと判断できる。但し、ここでいう疲労強度の意味は、硬化層自体

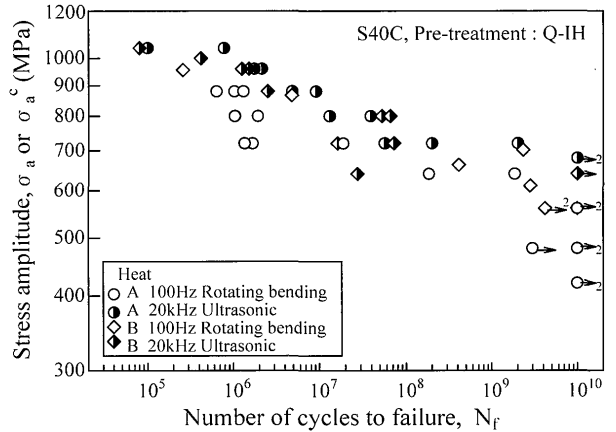


Fig. 11. S-N diagram under 100 Hz rotating bending and 20 kHz ultrasonic for Q-IH of heat A and B, excluding the results of surface fracture and fish-eye fracture originating from a large Al_2O_3 inclusion above $30 \mu m$ in size.

の疲労強度、すなわち試験片を全面焼入れとした場合である。そのため、試験片の表面付近のみを高周波焼入れして、硬化層直下を起点とした内部破壊が生じるような場合には、前処理組織、すなわち、母材部の組織の影響が現れる可能性がある。また、本研究の S40C 鋼の場合には、Q-IH 処理材でも前処理組織は明瞭なマルテンサイトとはなっていない。そのため、前処理組織が完全なマルテンサイト及びフェライト/パーライトの場合でも、同様の結果が得られるかどうかを確認する必要がある。この点は次報において確認する。

最後にヒート A とヒート B のヒート間の差について考察する。 Al_2O_3 介在物の寸法に着目すると、Fig. 5 及び Fig. 6 の結果からヒート B のほうが介在物寸法が大きいと考えられる。一方、 10^{10} 回もしくは 6×10^9 回を基準に求めた疲労限に着目すると、ヒート A のほうがヒート B よりむしろ低強度側となっている。これはヒート A の回転曲げ疲労特性で長寿命域での表面破壊が出現したためであるが、仮に、表面破壊した結果を除いて疲労限を定めたととしても、両者の疲労限は同程度であり、介在物寸法の差から期待されるような顕著な疲労限の差は見られない。これはヒート B で疲労限を決定している非破断の試験片に大きな介在物が存在しなかったことが原因である。実際、非破断の試験片については高応力で強制的に内部破壊させることで介在物寸法を確認しているが、ヒート B の非破断の試験片ではいずれの場合も介在物寸法は $38 \mu m$ 以下であった。

4.2 繰返し速度の影響

ヒート A とヒート B (Q-IH 処理材) の回転曲げ疲労特性と超音波疲労特性をまとめて Fig.11 に示す。Fig.11 に示したヒート B のデータは、内部破壊起点となった Al_2O_3 介在物寸法が $30 \mu m$ 以下のデータ範囲でプロットしたものである。すなわち、 $30 \mu m$ 以上の大きな介在物により内部破壊した結果と表面破壊した結果を除いてプロットした。この

ように整理することにより、ヒートAとヒートBのデータを同一に近い条件で比較することができる。Fig.6(a)のヒートAの結果では、回転曲げ疲労特性において表面破壊した結果を無視しても、超音波疲労特性のほうが高強度側に位置しているように見えたが、Fig.11ではヒートAのいずれの疲労特性もヒートBのばらつきの範囲内となっている。

ヒートAの内部破壊起点は、回転曲げ疲労特性及び超音波疲労特性ともにTiN介在物が大部分である。そのためTiN介在物が起点の場合には、繰返し速度の影響により超音波疲労特性が高めになることが危惧された。ところが、前報¹⁵⁾で弁ね鋼SWOSC-Vの430°C焼戻し材で、内部破壊起点がTiN介在物と組織割れが混在している場合でも、120 Hz電磁共振式疲労特性と20kHz超音波疲労特性がほぼ一致することを確認した。同様に、SCM440鋼180°C焼戻し材¹⁵⁾の回転曲げ疲労特性と超音波疲労特性で、内部破壊起点がTiN介在物及びAl₂O₃介在物が混在している場合にも、繰返し速度の影響が無いことを確認している。このような結果から、TiN介在物が起点となったことにより、繰返し速度の影響が現れるとは考えられない。また、ヒートAの結果だけに着目した場合には、高周波焼入れを施したことにより、繰返し速度の影響が現れた可能性も考えられた。しかし、ヒートBの結果で回転曲げ疲労特性と超音波疲労特性が一致していることから、この可能性は否定された。一方、Fig.11のヒートBの結果に着目すると、本供試材の疲労特性は起点介在物寸法の条件を揃えたとしても、比較的大きなばらつきを示すことが分かる。さらに、ヒートAの結果がヒートBのばらつきの範囲内となることを同時に考慮すると、Fig. 6(a)で見られる回転曲げ疲労特性と超音波疲労特性の差は、ばらつきの範囲内と見なすべきものと考えられる。

以上のことから、高周波焼入れしたS40C鋼のギガサイクル疲労特性に於いても、内部破壊の場合は繰返し速度の影響は無く、超音波疲労特性は妥当な結果を与えていると判断できる。

5. 結論

炭素鋼S40Cの高周波焼入れした高強度材2ヒートについて、ギガサイクル疲労特性及び繰返し速度の影響について考察を行なった。その際、前処理組織の影響についても検討を行うため、高周波焼入れの前処理として焼ならし・焼入れ・焼戻しを行ったQ-IH処理材に加え、焼ならしの

みを行ったN-IH処理材についても試験を行った。その結果、以下の結論が得られた。

(1) 前処理終了時の組織は条件により異なるが、高周波熱処理後の組織はいずれも焼戻しマルテンサイトとなり、ビッカース硬さ及び引張強度も同程度となった。

(2) いずれの条件でも内部破壊が生じたが、ヒートAでは内部破壊起点の多くがTiN介在物であったのに対し、ヒートBでは全てAl₂O₃介在物であった。

(3) ヒートAでは回転曲げ疲労特性に於いて10⁸回から10⁹回に掛けて表面破壊が生じたが、超音波疲労特性ではそのような長寿命域での表面破壊は見られなかった。そのため、大気腐食の影響によるものと考えられたが、起点部付近に腐食ピットは見られなかったことから、腐食はマイルドなものと考えられた。

(4) ヒートBについてはN-IH処理材の試験も行ったが、N-IH処理材とQ-IH処理材の疲労強度に違いは認められなかった。

(5) ヒートAでは超音波疲労特性が回転曲げ疲労特性より幾らか高めとなったが、ヒートBでは両者は一致し、ヒートAの結果はいずれもヒートBの結果のばらつきの範囲内であった。その結果、超音波疲労特性は妥当であると判断できた。

文 献

- 1) T.Natio, H.Ueda and M.Kikuchi: *Metal. Trans. A*, **15A** (1984), 1431.
- 2) C.Masuda, S.Nishijima and Y.Tanaka: *Trans. Jpn. Soc. Mech. Eng.*, **A52** (1993), 1001.
- 3) H.Emura and K.Asami: *Trans. Jpn. Soc. Mech. Eng.*, **A55** (1989), 45.
- 4) Y.Kurashima, M.Shimizu and K.Kawasaki: *Trans. Jpn. Soc. Mech. Eng.*, **A59** (1993), 1001.
- 5) Y.Murakami, M.Takada and T.Toriyama: *Int. J. Fatigue*, **16** (1998), 661.
- 6) Y.Murakami, T.Nomoto and T.Ueda: *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.*, **22** (1999), 581.
- 7) S.Nishijima and K.Kanazawa: *Fatigue Fract. Eng. Struct.*, **22** (1999), 581.
- 8) NIMS Fatigue Data Sheet, No. 87, (2002).
- 9) NIMS Fatigue Data Sheet, No. 93, (2004).
- 10) NIMS fatigue Data Sheet, No. 97, (2005).
- 11) NIMS fatigue Data Sheet, No. 102, (2007).
- 12) H.Ishizuka, M.Akama, M.Hanaoka, Y.Sato, K.Motomatsu and K.Teizuka: *Trans. Jpn. Soc. Mech. Eng.*, **A60** (1994), 2000.
- 13) K.Kawasaki, Y.Misaka, H.Kiyosawa and M.Yamazaki: *Netsushori*, **39** (1999), 257.
- 14) T.Abe, Y.Furuya and S.Matsuoka: *Trans. Jpn. Soc. Mech. Eng.*, **A70** (2004), 1050.
- 15) T.Abe and Y.Furuya: Proc. of the 2006 Annual Meeting of the JSME, No. 06-4, (2006), 121.
- 16) 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), 94.
- 17) Y.Furuya, S.Matsuoka and S.Takagi: *Trans. Jpn. Soc. Mech. Eng.*, **A68** (2002), 41.