

# Si-Mn鋼のギガサイクル疲労特性に及ぼす改良 オースフォームの影響

古谷 佳之\*・松岡 三郎\*

The Effect of Modified-ausforming on Giga-cycle Fatigue Properties in Si-Mn Steels

Yoshiyuki FURUYA and Saburo MATSUOKA

**Synopsis :** This report reveals gigacycle fatigue properties for a modified-ausformed Si-Mn steel (SMn443) with the chemical composition of 0.42C-0.2Si-1.52Mn in mass%. The Si-Mn steel has an advantage in recycling since the steel does not contain Cr and Mo which are difficult to be removed in re-melting. On the other hand, disadvantages of the Si-Mn steel are low tempering resistance and low hardenability.

Modified-ausformed, oil-quenched and water-quenched steels were prepared for fatigue tests, followed by tempering at 473K and 673K to prepare two different strength specimens. The tensile strengths of steels tempered at 473K and 673K were nearly 1400 MPa and 2000 MPa, respectively. The problem of hardenability was solved by modified-ausforming, while the tempering resistance was not improved. The low-strength modified-ausformed steel (AF1400) was free from fish-eye fracture with a fatigue limit of 770 MPa at  $10^9$  cycles, while the low strength oil-quenched steel (QT1400) caused fish-eye fracture. Although the high-strength modified-ausformed steel (AF2000) was suffered from fish-eye fracture, the fatigue limit at  $10^{10}$  cycles was 830 MPa that was higher than 710 MPa of the water-quenched steel (QT2000W) tempered at 473K. The fatigue limit at  $10^9$  or  $10^{10}$  cycles for both oil-quenched steels (QT1400 and QT2000) could not be determined because of temperature increase of specimens in 20 kHz tests. The fracture surfaces revealed optically dark areas (ODA) even in modified-ausformed steel since the modified-ausforming was not perfect in this research.

**Key words :** gigacycle fatigue; Si-Mn steel; modified-ausforming; fish-eye fracture; optically dark area.

## 1. 緒言

省エネルギーやCO<sub>2</sub>削減に関連した機械構造物や自動車部品の軽量化に伴い、高強度鋼の適用範囲は次第に広がっている。一方で、環境問題に対する配慮からリサイクル性も鋼を設計する上での重要なポイントとなっている。高強度鋼として使用される鋼には低合金鋼、ばね鋼、軸受け鋼等が考えられるが、いずれもCrもしくはMoといった微量の合金元素が添加されている。ところが、CrやMoといった元素は精錬の過程で取り除くことが不可能あるいは高コストとなり、鋼のリサイクルにおいて問題となる<sup>1)</sup>。従って、CrやMoを含まない単純組成のFe-C-Si-Mn系の鋼で同等の性能を実現できれば、リサイクルの観点から利得は大きい。

著者らの研究グループでは、これまで主に低合金鋼<sup>2-4)</sup>とばね鋼<sup>5)</sup>について疲労特性向上指針の確立に取り組んできた。その基本的な考え方は以下のようなものである。引張強度が1200 MPa以下の鋼の場合には表面を起点として疲労破壊し、疲労限 $\sigma_w$ と引張強度 $\sigma_B$ の間には経験的に次式の関係が成立する。

$$\sigma_w = 0.5 \sigma_B \dots \dots \dots (1)$$

ところが、Fig. 1に示すように引張強度が1200 MPaを超える高強度鋼では内部の介在物等の欠陥を起点とした内部破壊<sup>6-12)</sup> (フィッシュアイ破壊)が生じ、疲労限は式(1)の関係を下回る。内部破壊が生じる場合の疲労特性は起点

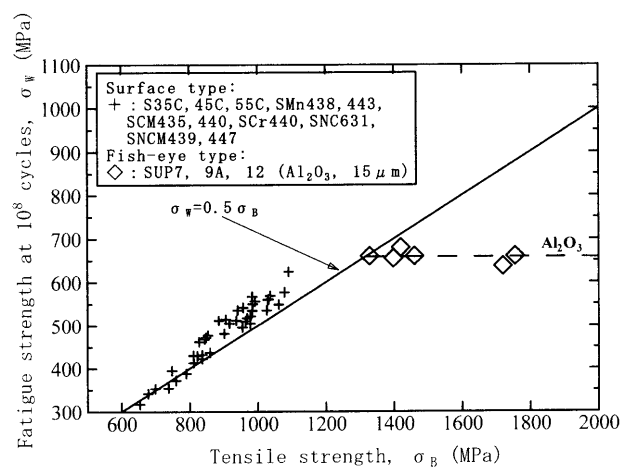


Fig. 1. Tensile strengths vs. fatigue limits diagram for steels<sup>7)</sup>.

となる介在物等の欠陥寸法と強い相関があり<sup>6)</sup>、 $10^7$ 回を超える長寿命域でも疲労破壊が生じる。これらのことは内部破壊を克服し、表面破壊のみとなるような高強度鋼を実現できれば、少なくとも疲労限界は式(1)のレベルまで向上することを意味する。また、内部破壊の克服は同時に長寿命域での疲労破壊の問題の解消にも繋がる。

この内部破壊の克服を実現する具体的な方策として次の2つに取組んだ。

1) 介在物軟質化技術を利用して、介在物起点内部破壊を抑制する。

2) 改良オースフォームを利用して母地を強化する。

1)は問題となる欠陥を制御し、2)は欠陥ではなく母地を強化するという考え方である。特に2)の考え方に関連して、介在物を起点として内部破壊した場合に、介在物の周囲に水素と疲労の相互作用により形成されたと思われる破面様相：ODA<sup>10)</sup> (Optically Dark Area)の存在が村上らによって指摘された。Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>系介在物の場合にはODAは介在物寸法の2~3倍程度の大きさまで成長する<sup>10-12)</sup>。ODA形成のメカニズムに関しては未解明な部分が多いが、介在物だけでなくODAまで含めた領域を欠陥として考えると妥当な疲労限の予測ができると報告されている<sup>10)</sup>。すなわち、改良オースフォームを利用することにより、ODAの形成を抑制できれば、実質的な欠陥寸法が小さくなり疲労特性が向上することが期待される。改良オースフォームは加工硬化オーステナイトの状態から焼入れする加工熱処理であるが、ブロックが均一・微細なマルテンサイト組織が得られ、遅れ破壊特性向上に有効であることが報告されている<sup>13,14)</sup>。以上のような考え方から改良オースフォームが疲労特性向上に有効であることは、低合金鋼SCM440<sup>2)</sup>およびばね鋼SUP12<sup>5)</sup>において確認された。SCM440鋼の場合には、改良オースフォームにより、引張強度が1600 MPa程度の材料では内部破壊を克服し、 $\sigma_{\mu} = 0.6\sigma_b$ に近い高疲労強度を実現した。引張強度が2000 MPa程度の材料でも、内部破壊は生じたが、高い疲労限を実現した。

以上のような背景から、本研究ではこれまで得られた高疲労強度化指針を基に、リサイクル性を考慮した高強度鋼実現の可能性について調査した。すなわち、リサイクル性のよい単純組成のFe-C-Mn-Si系の鋼について、ギガサイクル疲労特性を中心に、改良オースフォームにより実現しうる特性について検討を行った。CrやMo等の合金元素を添加しない場合には、①焼入れ性<sup>15)</sup>、②焼戻し軟化抵抗<sup>16)</sup>の2点において不利となるが、これらの欠点を改良オースフォームによりどれだけ緩和し、ギガサイクル疲労特性の向上を成しうるかが本研究のカギとなる。

## 2. 実験方法

### 2.1 供試材

Table 1に化学成分を示すが、供試材はC-Si-Mnを主成分とするJIS-SMn443鋼である。供試材は150 kg真空溶解炉で溶製し、介在物軟質化に関連する特別な処理は行っていない。その後、1473K加熱による鍛造および圧延を数回に分けて行い、14×14 mmの角棒形状に整形した後、改良オースフォームを行った。改良オースフォームは、1118Kで30分加熱して $\gamma$ 化した後、1043Kで $\phi$ 13 mmまで溝ロールにより2パスで圧延し、約30%の加工を加えた直後に水冷した。その後、電気炉で473K×30分、空冷および673K×30分、水冷の2種類の焼戻しを各々行い、低強度と高強度の2材種を作成した。低強度材をAF1400、高強度材をAF2000と呼ぶ。

比較のため、通常の焼入れを行ったQT材も作成した。QT材の作成に当たっては熱処理条件を合わせるために、改良オースフォームにより作成した $\phi$ 13 mm丸棒を下加工せずに再度加熱し、焼入れ・焼戻しを行った。焼入れは、冷却速度の違いを調べるために、標準的に行われる油冷と改良オースフォーム材に合わせた水冷の各々を行った。また、焼戻しは改良オースフォーム材と同様の2条件で行ったが、水冷で焼入れした材料については473Kの1条件のみとした。油冷により焼入れした高強度のQT材をQT2000、低強度のQT材をQT1400と呼び、水冷により作成したQT材をQT2000Wと呼ぶ。Table 2に本研究で作成した材料の熱処理条件をまとめて示す。

### 2.2 組織観察

組織観察は光学顕微鏡とFE-SEMを用いて行った。旧オーステナイト粒界組織とナイトル腐食面の観察には光学顕微鏡を使用し、マルテンサイトブロックの観察にはFE-SEMを使用した。光学顕微鏡観察の観察面は、各材料の軸方向と平行な面を鏡面に仕上げた後、ピクリン酸溶液および3%ナイトル溶液で腐食した。また、FE-SEMによる観察は、同様の面を鏡面に仕上げた後、電解研磨して行った。この手法は、従来のAFMを用いた観察手法<sup>17,18)</sup>と同様である。

Table 1. Chemical composition of the steel.

Steel	Element (mass %)									
	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	
SMn443	0.42	0.20	1.52	0.014	0.018	0.01	0.02	0.01	0.001	

Table 2. Summary of heat treatment conditions.

Symbol	Quenching	Tempering
AF1400	Modified-ausforming	673 K for 30 min., water-cool
QT1400	1118 K for 30 min., oil-cool	water-cool
AF2000	Modified-ausforming	473 K for 30 min., air-cool
QT2000	1118 K for 30 min., oil-cool	473 K for 30 min., air-cool
QT2000W	1118 K for 30 min., water-cool	

### 2.3 疲労試験

疲労試験には20 kHzの超音波疲労試験機<sup>19)</sup>、120 Hzのクラウゼ型回転曲げ疲労試験機、50 Hzの油圧サーボ疲労試験機の3種類を使用した。内部破壊する場合には、20 kHzでの高速試験でも速度効果がないことが確認されている<sup>11)</sup>。そのため、高応力・低寿命の領域を低速試験機で試験し、内部破壊が生じる低応力・長寿命の領域を高速試験機で試験する高・低速ハイブリット法<sup>20)</sup>に基づき3台の試験機を使い分け、 $10^9$ あるいは $10^{10}$ 回までのギガサイクル疲労試験を実施した。疲労試験における応力比はすべて $R=-1$ で、雰囲気は室温大気中である。

Fig. 2に試験片形状を示す。回転曲げ試験と油圧サーボ試験の試験片は共通でFig. 2(a)に示す $\phi 3.5$  mmの試験片であり、超音波試験の試験片はFig. 2(b)に示す $\phi 3$  mmの試験片である。各試験の危険体積<sup>6,21)</sup>は超音波試験が $33 \text{ mm}^3$ 、油圧サーボ試験が $40 \text{ mm}^3$ 、回転曲げ試験が $5 \text{ mm}^3$ となり、回転曲げ試験の危険体積は小さい。試験部の最終仕上げは、加工傷を完全に除去するためダイヤモンドペーストによるバフ研磨とした。

### 2.4 破面観察

破面観察はFE-SEMを使用して行い、内部破壊の場合には起点をFE-SEM付属のEDAXで分析し、起点の種類を特定した。また、内部破壊の場合にはODAの観察を行うため、村上らの方法<sup>10)</sup>に準じて光学顕微鏡による破面観察も併せて行った。

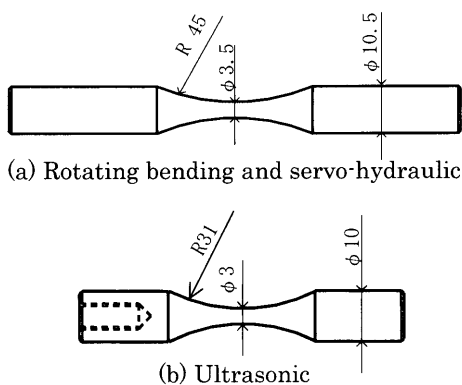


Fig. 2. Dimensions of specimens for fatigue tests.

## 3. 実験結果

### 3.1 機械的性質および組織観察結果

Table 3に機械的性質を示す。引張試験には最小断面直径が $\phi 3.5$  mmのJIS14A号試験片を使用した。硬さ測定にはビッカース硬さ試験機を使用し、鏡面上で測定した。673Kで焼戻した低強度材では、AF1400とQT1400で引張強度は同程度の1400 MPa程度であり、伸びや絞りにも差は見られない。前報<sup>2)</sup>の703Kで焼戻したSCM440鋼の場合と比較すると、SCM440鋼では引張強度が1600 MPa程度だったのに対し、今回のSMn443鋼は強度が低い。SMn443鋼はCrやMoを添加してないため焼戻し軟化抵抗が弱いことが原因であるが、この点については改良オースフォームによる改善は見られなかった。一方、473Kで焼戻した高強度材の場合には、焼戻し軟化抵抗の影響が出にくいため、SMn443鋼でもSCM440鋼と同程度の2000 MPa程度の引張強度となった。AF2000とQT材2材種を比較すると延性の差が目立つ。AF2000の伸びや絞りはQT材より優れており、SCM440鋼の場合と比べても同程度である。従って、延性については改良オースフォームによる改善が見られた。

Fig. 3にナイトル腐食面の光学顕微鏡写真を473Kで焼戻した高強度材3材種について示す。Fig. 3(b)の油冷で焼入れしたQT2000については、フェライトあるいはベイナイトのような組織が見られ、きれいなマルテンサイト組織ではなかった。Fig. 3(c)の水冷で焼入れしたQT2000Wでは改善の傾向が見られ、全面マルテンサイトに近い様相になった。それに対して、Fig. 3(a)に示す改良オースフォームを行ったAF2000では、非常にきれいなマルテンサイト組織が実現されていた。この結果から、CrやMoが添加されていないSMn443鋼は焼入れ性が悪く、完全なマルテンサイ

Table 3. Mechanical properties.

Material	0.2% Proof Stress $\sigma_{0.2}$ (MPa)	Tensile Strength $\sigma_B$ (MPa)	Elongation $\epsilon_r$ (%)	Reduction of Area $\phi$ (%)	Vickers Hardness (HV)
AF1400	1315	1382	11.6	60.8	433
QT1400	1240	1349	11.1	57.7	423
AF2000	1602	1982	12.1	54.8	570
QT2000	1446	1925	9.0	25.6	582
QT2000W	1587	2007	11.8	43.9	574

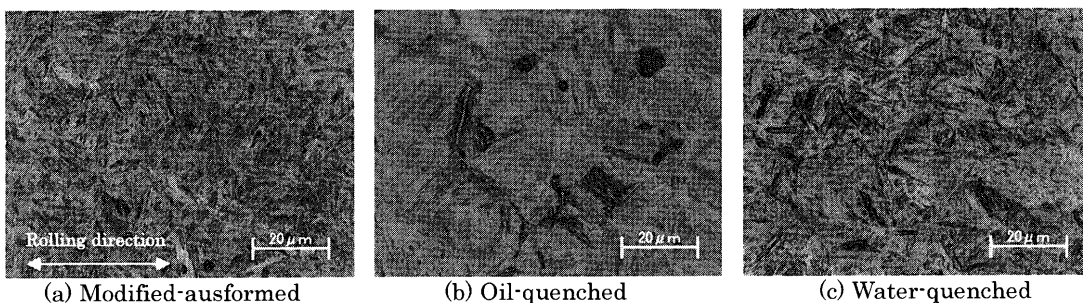


Fig. 3. Microstructures observed with an optical microscope on nital etched surfaces for higher strength steels tempered at 473K.

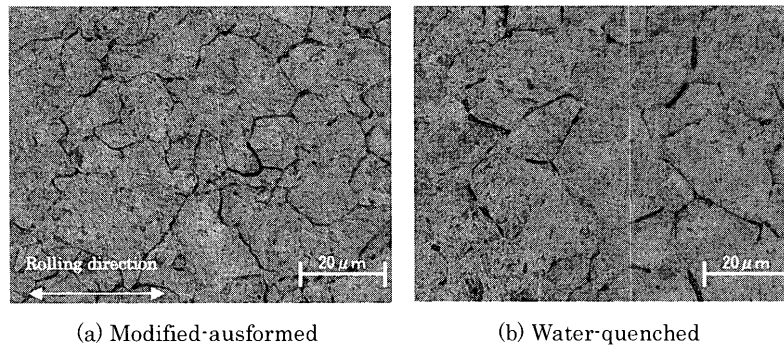


Fig. 4. Prior-austenite grain boundary structures for higher strength steels tempered at 473K.

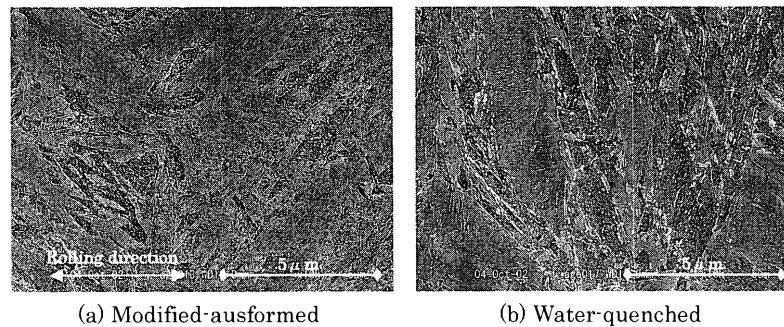


Fig. 5. Microstructures observed with FE-SEM on electropolished surfaces for steels tempered at 673K. The water-quenched sample tempered at 673K was specially prepared for martensite block structure observation.

ト組織を得にくい、改良オースフォームにより改善されることがわかった。

Fig. 4に旧オーステナイト粒界組織の光学顕微鏡写真をAF2000とQT2000Wについて示す。今回の改良オースフォームでは減面率が30%と少ないため、AF2000で旧オーステナイト粒が伸長した様子はない。ただし、AF2000ではQT2000Wに比べて、小さな旧オーステナイト粒が目立つ。これらは、改良オースフォームの際に再結晶を起こした痕跡の可能性を示している。すなわち、すべてが加工硬化オーステナイトからの焼入れ組織ではない可能性がある。一方で、Fig. 5に示すFE-SEM写真をみると、改良オースフォーム材のほうがブロック組織は均一かつ微細となっている。これは、改良オースフォーム材の特徴的な様相<sup>2)</sup>である。これらの結果から、AF2000では大部分が改良オースフォームの組織となっているものの、一部で再結晶が起きたと思われる。なお、Fig. 5では、673Kで焼戻した改良オースフォーム材AF1400と水冷で焼入れしたQT2000Wの試験片の一部を特別に673Kで焼戻した組織観察用試料について観察した。473Kで焼戻した材料では炭化物が微細に分散しているため、ブロック組織の観察に適さないためである。

以上の結果から、緒言で問題提起したFe-C-Mn-Si系鋼の焼戻し軟化抵抗および焼入れ性の問題と改良オースフォームの関係について下記のことが分かった。

- 1) 焼戻し軟化抵抗については、改良オースフォームによる改善は見られない。

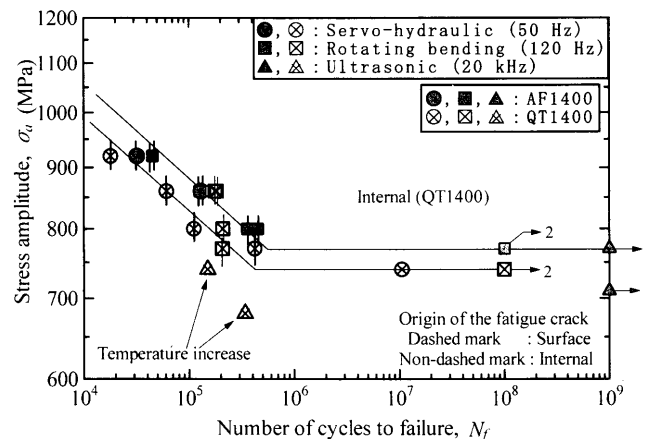


Fig. 6. S-N curves for AF1400 and QT1400.  $\sigma_r$  means stress amplitude at a fracture site in case of rotating bending tests resulting in fish-eye fracture.

- 2) 焼入れ性については改良オースフォームで改善され、それに伴い延性の改善が見られる。
- 3) CrやMoを添加しない場合には再結晶が生じやすく、完全な改良オースフォームの組織を得るためには厳密な温度制御が必要である。

### 3.2 疲労試験結果

Fig. 6に低強度材であるAF1400とQT1400の疲労試験結果を示す。改良オースフォーム材AF1400では、 $10^9$ 回まで試験しても内部破壊は生じず、疲労限は770 MPaであった。一方、油冷により焼入れしたQT1400では、回転曲げ試験の結果だけを見ると内部破壊は生じず、AF1400と同程度

の疲労強度になった。しかし、油圧サーボ試験機による軸荷重試験を行った際には内部破壊が生じ、20 kHzの超音波疲労試験機で $10^9$ 回までの試験を試みた際には低い応力で発熱が生じた。回転曲げ試験の危険体積は $5 \text{ mm}^3$ と他の試験に比べて小さく、介在物の存在確率の問題で内部破壊しにくい条件である。そのため、危険体積の大きい軸荷重試験で $10^9$ 回までの疲労試験を実施した際には、内部破壊により疲労強度が低下する可能性がある。従って、厳密にはQT1400の疲労限は確定できなかった。

Fig. 7に高強度のQT材2材種の疲労試験結果を示す。油冷により焼入れしたQT2000では低強度材のQT1400の場合と同様に、20 kHz試験では低い応力で発熱が生じた。回転曲げ試験では内部破壊が生じず、油圧サーボ試験では内部破壊が生じた点も同様である。従って、QT2000に関しても、 $10^{10}$ 回での疲労限を確定できなかった。また、引張強度2000 MPaから期待される表面破壊の疲労限は式(1)より1000 MPa程度だが、800 MPa程度の低い応力でも表面破壊が生じ、表面破壊特性が著しく悪かった。それに対し、水冷により焼入れしたQT2000Wでは、20 kHz試験でも発熱は生じず、 $10^{10}$ 回での疲労限を710 MPaと確定することができた。大半が内部破壊となり、表面破壊の疲労限は式(1)から期待される1000 MPa以上と推測できる。

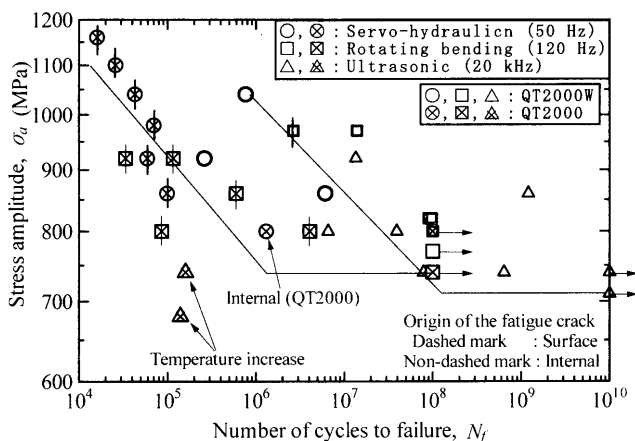
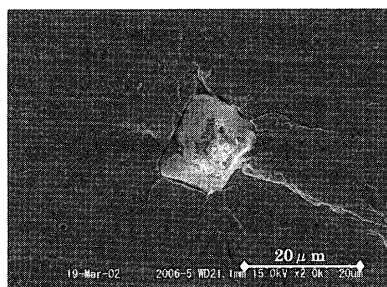
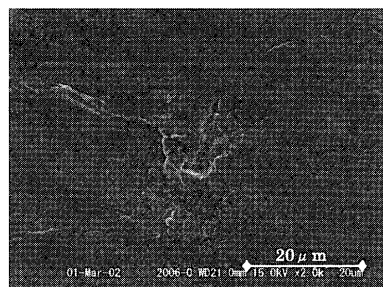


Fig. 7. S-N curves for QT2000W and QT2000.  $\sigma_a$  means stress amplitude at a fracture site in case of rotating bending tests resulting in fish-eye fracture.



(a)  $\text{Al}_2\text{O}_3$  inclusion



(b) Matrix crack

Fig. 9. Typical FE-SEM fractographs of fish-eye fractures. (a) is AF2000 broken at  $9.4 \times 10^4$  cycles at 1220 MPa in a servo-hydraulic test. (b) is AF2000 broken at  $1.2 \times 10^7$  cycles at 1010 MPa in a rotating bending test.

Fig. 8に高強度の改良オースフォーム材AF2000の疲労試験結果をQT2000Wと併せて示す。AF2000でも20 kHz試験で発熱は生じず、 $10^{10}$ 回疲労限は830 MPaであった。AF2000では内部破壊は生じたものの、QT2000Wに比べ高い疲労限を実現した。この傾向はSCM440鋼の場合と同様である。ただし、SCM440鋼の場合には改良オースフォーム材では $10^7$ 回以上での長寿命域での内部破壊は生じなかったのに対し、今回のSMn443鋼の場合には $10^7$ 回以上でも内部破壊が生じた。

### 3.3 破面観察結果

Fig. 9に代表的な内部破壊破面のFE-SEM写真を示す。内部破壊した試験片のうち大半はFig. 9(a)に示すような $\text{Al}_2\text{O}_3$ 介在物起点で、3本の試験片でFig. 9(b)に示すような破面様相が現れた。Fig. 9(b)の破面ではEDAXによる分析において両破面でFeしか検出されなかったため、組織割れ<sup>22,23</sup>とみなした。起点となった $\text{Al}_2\text{O}_3$ 介在物の寸法は比較的大きく、平均寸法は $20 \mu\text{m}$ だった。

Fig.10に光学顕微鏡(OM)により撮影したAF2000とQT2000Wの $10^7$ 回以上の長寿命域で内部破壊した破面の代表例を示す。 $10^7$ 回以上で内部破壊した破面にはAF2000とQT2000WのいずれにもODAが形成されていた。ただし、

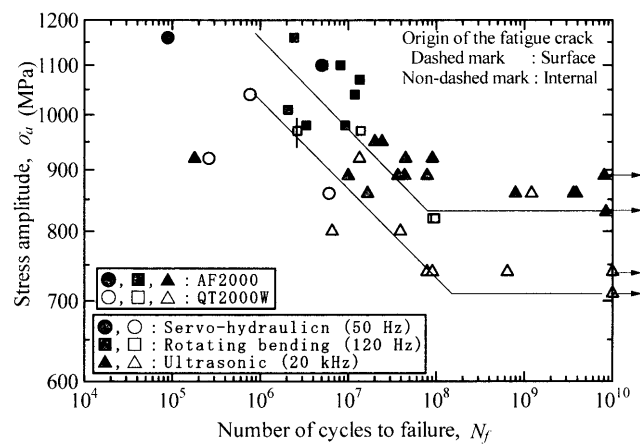


Fig. 8. S-N curves for AF2000 and QT2000W.  $\sigma_a$  means stress amplitude at a fracture site in case of rotating bending tests resulting in fish-eye fracture. The data un-broken at  $10^9$  cycles in rotating bending tests were not plotted to avoid confusing.

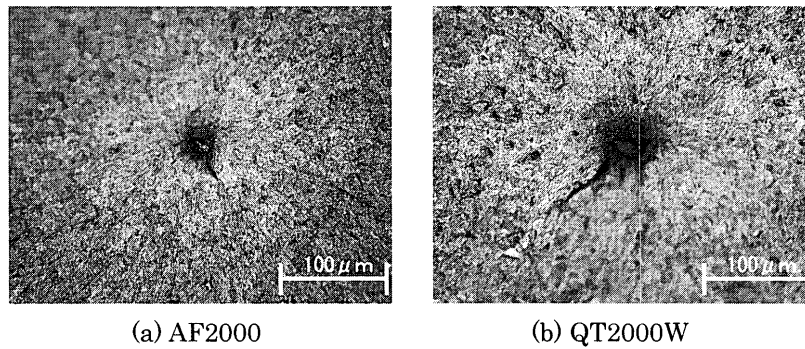


Fig. 10. Typical OM fractographs of fish-eye fractures. (a) is AF2000 broken at  $9.1 \times 10^7$  cycles at 920 MPa in an ultrasonic test. (b) was QT2000W broken at  $7.9 \times 10^7$  cycles at 740 MPa in an ultrasonic test.

AF2000のODA+介在物の寸法は介在物寸法の2倍程度だが、QT2000Wの場合には3倍程度の大きさになるものも確認され、AF2000のODAは多少小さい傾向が見られた。

## 4. 考察

### 4.1 不均一組織の影響

油冷で焼入れしたQT1400およびQT2000ではFig. 3(b)に示すように、マルテンサイト組織に加えてフェライトあるいはベイナイトと思われる粗大な不均一組織が多数存在した。QT1400およびQT2000では、これらの不均一組織に関連すると思われる特異な疲労特性が見られた。

まず、20 kHz試験においてQT1400とQT2000ともに低い応力で発熱した。改良オースフォーム材や水冷焼入れ材QT2000Wでも発熱する場合があるが、それは、①1000 MPa以上の高応力を負荷した場合、②表面破壊の疲労限より高い応力を負荷した場合、のいずれかである。それに対して、QT1400とQT2000では表面破壊の疲労限が740~770 MPa程度に対して、680 MPaの低い応力でも発熱した。これは、低応力で不均一組織が塑性変形したためと考えられる。すなわち、フェライトあるいはベイナイトは、周囲のマルテンサイト組織に比べ硬さが低い<sup>22)</sup>ため、周囲の組織が塑性変形しないような低い応力でも塑性変形が生じる。その結果、塑性仕事による発熱量が増大し、熱収支のバランスが崩れ、発熱しやすくなったと考えられる。

また、QT2000の表面破壊強度は著しく低かった。この場合には、前述の不均一組織が欠陥として作用したと考えられる。欠陥材の場合には疲労で問題とならない限界の欠陥寸法<sup>6)</sup>が存在し、高強度になるほど限界寸法は小さくなる。そのため、低強度のQT1400では疲労強度の低下はなかったが、高強度のQT2000では不均一組織が問題となり、疲労強度が低下したと考えられる。粗大な不均一組織は組織割れ<sup>22,23)</sup>の起点となることも予想されるが、今回の場合には組織割れ起点の内部破壊は生じなかった。この点については、①不均一組織が表面に隣接する場合と内部に存在する場合の違い、②不均一組織と介在物の与える疲労被害

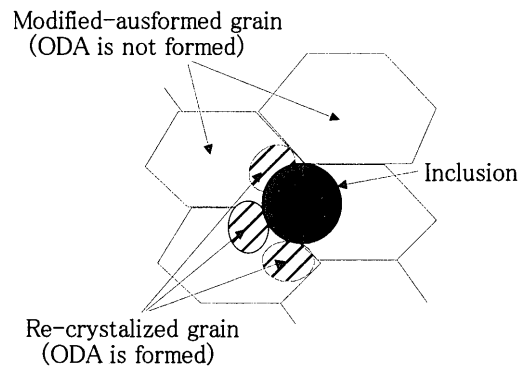


Fig. 11. Illustration of microstructures of AF1400 and AF2000.

の違い、の2点について詳細に調査する必要があるが、本研究では明確な結論は得られなかった。

### 4.2 改良オースフォーム材における再結晶組織の影響

前報のSCM440鋼に関する研究<sup>2)</sup>で、改良オースフォーム材の組織ではODAが形成されないか、非常に小さくなるということがほぼ明確になった。その根拠は、第一に2000 MPa級改良オースフォーム材において、 $10^7$ 回以上の長寿命域で内部破壊が生じず、 $10^6$ 回で内部破壊した破面でも明瞭なODAが確認されなかった点、第二に村上の式(式(2)参照)による解析で、疲労限の上昇量が、ODAが形成されなかったとした場合の欠陥寸法の減少量からよく説明された点である。

ところが、AF2000のように一部で再結晶が生じた場合には、再結晶粒においてODAが形成される可能性がある。なぜなら、再結晶粒では加工硬化オーステナイトからの焼入れという改良オースフォームの目的を逸脱し、通常の加工を加えずに焼入れした場合と同様の組織が形成されるためである。すなわち、Fig.11の模式図に示すように、AF2000では大きな介在物と再結晶粒が隣接する場合にODAが形成され、 $10^7$ 回以上の長寿命域での内部破壊が生じた可能性がある。他方で、大部分を占める改良オースフォーム組織ではODAは形成されない。そのため、ODAの形成は再結晶粒に限定され(Fig.11)、AF2000のODA寸法は小さくなったと考えられる。

4.3 第3の組織因子存在の可能性

本研究のAF2000ではODAが形成されていたにもかかわらず、QT2000Wより高い疲労限を実現した。ここでは、疲労限が上昇したメカニズムについて考察を行う。内部破壊する場合の疲労限の予測には次の村上の式<sup>9)</sup>がしばしば用いられる。

$$\sigma_w = 1.56(HV + 120) / (\sqrt{\text{area}})^{1/6} \dots \dots \dots (2)$$

ここで、HVはビッカース硬さ、 $\sqrt{\text{area}}$ は欠陥寸法( $\mu\text{m}$ )である。式(2)より、介在物寸法の違う2つの材料A、Bの疲労限を $\sigma_{wA}$ 、 $\sigma_{wB}$ 、介在物寸法を $\sqrt{\text{areaA}}$ 、 $\sqrt{\text{areaB}}$ とし、ビッカース硬さHVは同程度とすると、両者の疲労限の関係は

$$\sigma_{wA} = (\sqrt{\text{areaB}} / \sqrt{\text{areaA}})^{1/6} \sigma_{wB} \dots \dots \dots (3)$$

となる。

AF2000はQT2000Wに比べてODAが小さく、AF2000のODA+介在物寸法が介在物の約2倍で、QT2000Wの場合が約3倍であった。QT2000Wの疲労限710MPaを基に、ODA寸法の減少分から期待されるAF2000の疲労限を式(3)から見積もると、 $710 \times (3/2)^{1/6} = 760 \text{ MPa}$ となる。すなわち、ODA減少分から期待される疲労限の上昇量は $760 - 710 = 50 \text{ MPa}$ 程度である。ところが、実際のAF2000の疲労限は830MPaで、 $830 - 710 = 120 \text{ MPa}$ の疲労限の上昇が確認された。つまり、ODA減少分から期待されるよりも2倍以上高く疲労限が上昇した。

この結果は介在物とODA以外にも内部破壊の疲労限に影響を与える第3の組織的な因子があることを示唆している。第3の組織因子の存在を意識してFig. 8のS-N線図を見ると、ODA抑制により疲労限が上昇した場合と比較してFig.12に示す違いがあるように見える。ODAの形成が抑制された場合には、Fig.12(a)に示すように $10^7$ 回以上の長寿命域での内部破壊が無くなり疲労限が上昇する<sup>2)</sup>。 $10^7$ 回以下では、通常のQT材でもODAは形成されないので有限寿命域での強度差は見られない。それに対して、本研究のFig. 8の場合には有限寿命域での強度を比較しても上昇が見られ、Fig.12(b)に示すようにS-N曲線全体が上昇したように見える。このように疲労強度の上昇の様子がODA抑制の場合と違うことから第3の組織因子存在の可能性が示唆される。

AF2000とQT2000Wの組織的な違いを考察すると、改良オースフォーム材の特徴として①均一・微細なブロック組織、②不均一組織のないきれいなマルテンサイト組織、の2つが考えられる。ただし、前報のSCM440鋼の場合<sup>2)</sup>には、焼入れ性がよく、QT材でも不均一組織は存在しないため、②に関係した違いは見られない。更に、SCM440鋼の場合には、第3の組織因子に関連した疲労特性の変化は見られず、Fig.12(a)に示すようなS-N線図となった。これ

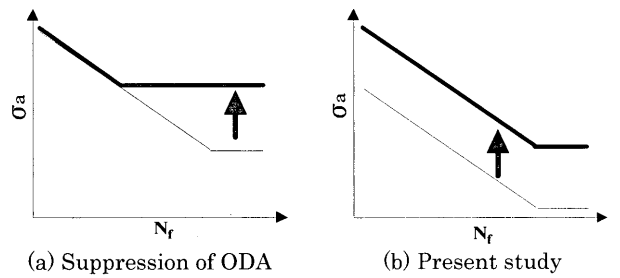


Fig. 12. Illustration of enhancement of fatigue limit, comparing the case of present study with ODA suppression.

らのことを考えると、①の組織的な違いがODA抑制に関係し、②が第3の組織因子に関係している可能性がある。すなわち、不均一組織は組織割れ起点の内部破壊と関係している<sup>5)</sup>と考えられていたが、介在物起点の場合にも影響する可能性がある。いずれにせよ、第3の組織因子存在の可能性については、今後詳しく調査する必要がある。

5. 結論

本研究では、リサイクル性を考慮した高強度鋼実現の可能性を調べるため、Fe-C-Mn-Si系からなる単純組成のSMn443鋼のギガサイクル疲労特性に対する改良オースフォームによる改善効果について調査した。その際、改良オースフォームにより焼入れした材料と油冷および水冷により焼入れしたQT材2材種を作成し、焼戻し温度を変えることにより強度レベルを2段階に調整した。

CrおよびMoを添加しないSMn443鋼では、焼戻し軟化抵抗と焼入れ性の2点で不利となる。前者の焼戻し軟化抵抗については改良オースフォームによる改善効果は見られなかったが、後者の焼入れ性については改良オースフォームにより改善されることが確認された。また、改良オースフォーム材では、一部で再結晶が生じていた。CrおよびMoの添加がない場合には、再結晶が生じやすくなるため、厳密な温度制御が必要になり、改良オースフォームの難易度が上がる。

ギガサイクル疲労特性に関しては、以下のような結論が得られた。

- (1) 低強度材AF1400では内部破壊が生じず、 $10^9$ 回疲労限は770MPaだった。一方、油冷で焼入れしたQT1400では、20kHz試験において低い応力で発熱したため、 $10^9$ 回疲労限を求めることができなかった。
- (2) 高強度材AF2000では、内部破壊が生じたが、 $10^{10}$ 回疲労限は830MPaとなった。一方、水冷により焼入れしたQT2000Wの $10^{10}$ 回疲労限は710MPaとなった。すなわち、改良オースフォームによる疲労強度の改善が見られた。
- (3) 油冷で焼入れした高強度材QT2000では、低い応

力でも表面破壊が生じ、表面破壊特性が悪かった。また、QT1400と同様に20kHz試験では低い応力で発熱し、 $10^{10}$ 回疲労限を求めることができなかつた。水冷することによりこの傾向は改善され、QT2000Wの表面破壊特性は回復し、20kHz試験での発熱も生じなかつた。

(4) 破面観察の結果、改良オースフォーム材でもODAが形成されていた。本研究の場合には、改良オースフォームの際に再結晶が生じたため、ODAが形成された可能性が高い。

(5) AF2000では、ODAが形成されていたにもかかわらず、QT2000Wより疲労限が高くなつた。両者の差には、ODA寸法の違いだけでなく、第3の組織因子が存在することが示唆された。

## 文 献

- 1) H.Katayama and Y.Mizukami: *Materia Jpn.*, **35** (1996), 1283.
- 2) Y.Furuya and S.Matsuoka: *Metall. Mater. Trans.*, **33A** (2002), 3421.
- 3) Y.Furuya, S.Matsuoka and S.Takagi: *Trans. JSME Ser. A*, **68** (2002), 41.
- 4) Y.Furuya and S.Matsuoka: *Trans. JSME Ser. A*, **68** (2002), 1344.
- 5) T.Sawai, Y.Kimura, K.Tsuzaki, E.Takeuchi and S.Matsuoka: *Trans. JSME Ser. A*, **68** (2002), 49.
- 6) 村上敬宜: 金属疲労 微小欠陥と介在物の影響, 養賢堂, 東京, (1993), 94.
- 7) NRIM Fatigue Data Sheet, Nos. 2, 3, 4, 8, 9, 10, 16, 17, 24, 25, 26, 59, 60, 63, National Research Institute for Metals, Tokyo, (1978-90).
- 8) S.Nishijima and K.Kanazawa: *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.*, **22** (1999), 601.
- 9) K.J.Miller and W.J.O'Donnell: *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.*, **22** (1999), 545.
- 10) Y.Murakami, T.Nomoto and T.Ueda: *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.*, **22** (1999), 581.
- 11) Y.Furuya, S.Matsuoka, T.Abe and K.Yamaguchi: *Scr. Mater.*, **46** (2002), 157.
- 12) Y.Furuya, S.Matsuoka, T.Abe and K.Yamaguchi: *Trans. JSME Ser. A*, **68** (2002), 477.
- 13) S.Yusa, T.Hara, K.Tsuzaki and T.Takahashi: Proc. Int. Workshop on the Innovative Structural Materials for Infrastructure in the 21st Century, NRIM, Tsukuba, (2000), 195.
- 14) S.Yusa, K.Tsuzaki and T.Takahashi: *CAMP-ISIJ*, **12** (1999), 1296.
- 15) 鉄鋼材料 講座・現代の金属学 材料編4, 日本金属学会, 仙台, (1985), 96.
- 16) F.B.Pickering: *Physical Metallurgy and the Design of Steels*, Applied Science Publisher, London, (1978), 134.
- 17) M.Hayakawa, T.Hara, S.Matsuoka and K.Tsuzaki: *Trans. Jpn. Inst. Met.*, **64** (2000), 460.
- 18) M.Hayakawa, S.Terasaki, T.Hara, K.Tsuzaki and S.Matsuoka: *Trans. Jpn. Inst. Met.*, **66** (2002), 745.
- 19) T.Wu and T.Bathias: *ASTM STP*, **1231** (1994), 598.
- 20) Y.Furuya: *Kinzoku*, **73** (2003), 29.
- 21) T.Abe, Y.Furuya and S.Matsuoka: *Tetsu-to-Hagané*, **88** (2002), 787.
- 22) Y.Murakami, T.Toriyama, K.Tsubota and K.Furuyama: *ASTM STP*, **1327** (1998), 87.
- 23) T.Abe, Y.Furuya and S.Matsuoka: *Trans. JSME Ser. A*, **67** (2001), 1988.