

改良オースフォームを適用したV添加鋼の ギガサイクル疲労特性

蛭川 寿*・古谷 佳之*・松岡 三郎*

Gigacycle Fatigue Properties of Modified-ausformed V-added Steels

Hisashi HIRUKAWA, Yoshiyuki FURUYA and Saburo MATSUOKA

Synopsis : This report reveals gigacycle fatigue properties for a modified-ausformed V-added steel with the chemical composition of 0.3C–0.3Si–1.0Cr–0.7Mo–0.3V in mass%. Modified-ausformed and oil-quenched steels were prepared for fatigue tests, followed by tempering at 400°C and 600°C. The tensile strengths of the 600°C tempered steels were almost equal to those of the 400°C tempered versions because of secondary hardening due to fine precipitation of vanadium carbides. The fatigue properties of the 600°C tempered steels oil-quenched steel (QT600) showed little difference from the 400°C tempered version (QT400) in spite of the fine precipitation of vanadium carbides. The modified-ausformed steels (AF400 and AF600) revealed higher fatigue limits at 5×10^9 cycles than the oil-quenched versions (QT400 and QT600), although the difference between AF400 and AF600 was small. The remarkable difference between AF400 and AF600 was fatigue strengths at around 10^6 cycles, i.e. the fatigue strength of AF600 at those cycles was higher than that of AF400. Based on the above results, the effect of the fine precipitation of vanadium carbides was small on the gigacycle fatigue properties, while modified-ausforming could improve those properties. On the other hand, the multiple effects of the fine precipitation and modified-ausforming was large on the fatigue strength at around 10^6 cycles.

Key words : gigacycle-fatigue; V-added steel; modified-ausforming; fine vanadium carbide; fish-eye fracture.

1. 緒言

省エネルギー、CO₂削減等の観点から自動車部品や機械部品の軽量化が求められている。そのため、高強度で高性能な鉄鋼材料への要求がますます高まっている。ところが、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^{1,2)}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³⁾、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。

村上らによると、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)⁴⁾が存在する。ODAの形成は疲労強度低下の一因になっていることが指摘され、さらに水素との関連も示唆されている。

それに対し、著者らの研究グループでは内部破壊の克服を目的として、加工熱処理の1種である改良オースフォームを適用した研究を進めている。改良オースフォームではブロックが均一で微細なマルテンサイト組織が得られ、水素脆化に起因する遅れ破壊特性の向上に有効であることが報告^{5,6)}されている。この点から、改良オースフォームに

よりODAの形成が抑制される可能性があり、内部破壊特性の改善が期待できる。実際、SCM440鋼^{7,8)}、SUP12鋼⁹⁾及びFe–C–Si–Mn鋼¹⁰⁾に改良オースフォームを施した材料では、ODA形成が抑制され、内部破壊特性が向上した。

また、最近では、微細に析出したV (バナジウム) 炭化物による水素トラップ効果により、遅れ破壊特性が改善されるという研究結果が報告^{11,12)}されている。そのため、高強度鋼の疲労においても、水素トラップ効果によるODA形成の抑制という観点から、微細なV炭化物による疲労特性の向上が期待される。

本研究では、従来から行ってきた改良オースフォームに加え、微細なV炭化物による水素トラップ効果を併せて検討した。その際、改良オースフォームの有無と微細なV炭化物の有無をかけ合せた計4条件で材料を作製し、 5×10^9 回までのギガサイクル疲労特性を調査した。本報ではこれらの調査結果について報告する。

2. 実験方法

2.1 供試材

供試材はTable 1の化学成分に示すように、C (炭素) 量を0.3 mass%とし、Vを0.35 mass%添加した低合金鋼であ

Table 1. Chemical composition.

Material	Element (mass%)							
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	V
V-added steel	0.30	0.30	0.31	0.01	0.003	1.00	0.70	0.35

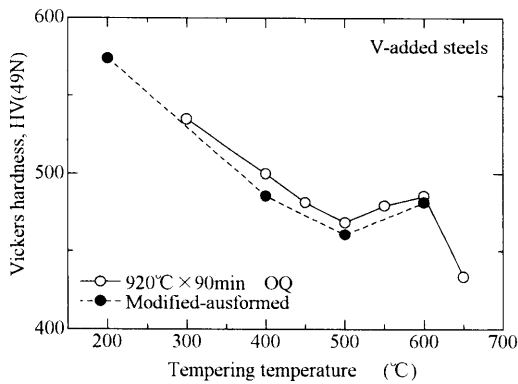


Fig. 1. Change in Vickers hardness with tempering temperature for V-added steels.

Table 2. Heat treatment conditions.

Material	Quenching	Tempering
AF600	Modified-ausforming	600°C for 90 min, water-cool
QT600	920°C for 45 min, oil-cool	
AF400	Modified-ausforming	400°C for 90 min, water-cool
QT400	920°C for 45 min, oil-cool	

る。

Fig. 1に直径13 mmの本供試材を920°C×45分、油冷で焼入れ後、300~650°Cの各温度で焼戻したときのビッカース硬さの変化を示す。本供試材は、焼戻し温度が300°Cから500°Cまでは硬さが一様に低下するが、550°Cより高温では硬さが再び上昇する2次硬化を示し、600°C付近にピークが存在する。これは、550~600°Cでは固溶状態にあったVが、微細なV炭化物（以下VCと呼ぶ）として析出するためである。以下に示す条件のもとで作成した改良オースフォーム材についても油焼入れ材と同様な傾向を示した。

供試材の熱処理条件をTable 2に示す。焼入れには改良オースフォームと通常の油焼入れの2条件、焼戻しには600°Cと400°Cの2条件を採用し、合計で4種類の材料を作製した。改良オースフォームではFig. 2に示すように、14×14 mm角の素材を920°Cで γ 化した後、830°Cまで空冷し、溝ロール圧延で減面率30%の加工を加え、直径13 mmとした直後に水冷を行った。通常の油焼入れでは、直径13 mmの丸棒を920°C×45分油冷で焼入れた。焼戻しは600°Cと400°Cの2条件であるが、600°Cは微細VCの析出による2次硬化のピークが得られる温度で、400°Cは微細VCの析出はないが、600°C焼戻し材と同程度の硬さが得られる条件である。以下では、これらの材料を改良オースフォーム材の600°C焼戻しをAF600、400°C焼戻しを

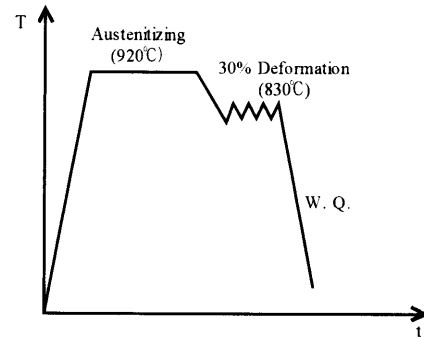
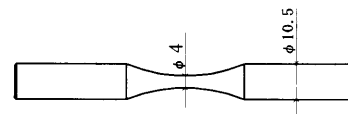
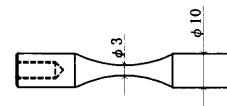


Fig. 2. Modified-ausforming condition.



(a) Rotating bending and servo-hydraulic



(b) Ultrasonic

Fig. 3. Dimensions of specimens for fatigue tests.

AF400、通常の油焼入れ材の600°C焼戻しをQT600、400°C焼戻しをQT400と呼ぶ。

2.2 組織観察

組織観察は光学顕微鏡を用い、圧延方向と平行な面について行った。各材料の観察面を鏡面仕上げした後、3%ナイトルエッチングによる微視組織とピクリン酸飽和水溶液エッチングによる旧オーステナイト粒界組織の観察を行った。

2.3 疲労試験

疲労試験は周波数20 kHzの超音波疲労試験機、周波数120 Hzのクラウゼ型回転曲げ疲労試験機及び最高周波数50 Hzの油圧サーボ試験機の3種類を用いて行った。低応力・長寿命の内部破壊が生じる領域では、20 kHzでも速度効果がなく、超音波疲労試験機の妥当性が確認されている¹³⁾。そこで、低応力・長寿命域のみを超音波疲労試験機で試験する高・低速ハイブリッド法¹⁴⁾を基本として、3台の試験機を使い分け、 5×10^9 回までのギガサイクル疲労試験を行った。疲労試験における応力比 R はすべて $R = -1$ で、試験環境は室温大気中である。

Fig. 3に試験片形状を示す。回転曲げと油圧サーボ試験は(a)に示す最小部直径4 mmの試験片を用い、超音波試験は(b)に示す最小部直径3 mmの試験片を用いた。

2.4 破面観察

破面観察はFE-SEMを用いて行い、内部破壊の場合には

起点を付属のEDAXで分析し、起点の種類を特定した。さらに、内部破壊の場合には、村上らの方法⁴⁾に準じて光学顕微鏡によるODAの観察も行った。

3. 実験結果

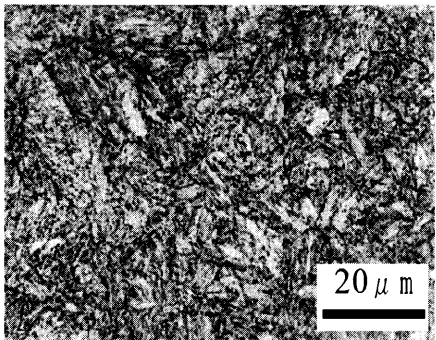
3・1 機械的性質と組織観察

Table 3に機械的性質を示す。引張試験は平行部直径が3.5 mmのJIS14A号試験片を用いた。硬さ試験はビッカース硬さ試験機を用い、98 Nの力で測定した。同じ焼戻し条件では改良オースフォーム材と通常の油焼入れ材の機械的性質に大きな差は見られない。また、600℃焼戻し材と400℃焼戻し材を比較すると、改良オースフォーム材及び油焼き入れ材ともに、400℃焼戻し材の引張強度は多少高くなった。

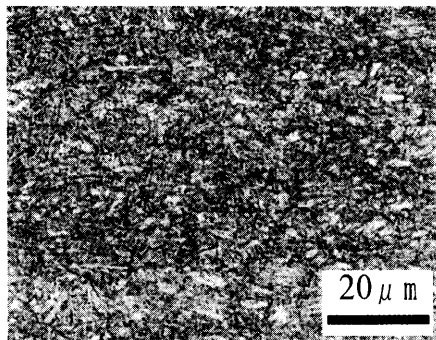
Fig. 4にAF600とQT600のナイトルエッチング面の光学顕微鏡写真を示す。ともに焼戻しマルテンサイト組織の様相を呈しているが、QT600よりもAF600の組織が均一であ

Table 3. Mechanical properties.

Material	0.2% proof stress $\sigma_{0.2}$ (MPa)	Tensile strength σ_B (MPa)	Elongation δ (%)	Reduction of area ψ (%)	Vickers hardness HV
AF600	1432	1501	14	63	482
QT600	1332	1446	13	64	464
AF400	1530	1611	10	63	486
QT400	1434	1594	9	65	491



(a) QT600



(b) AF600

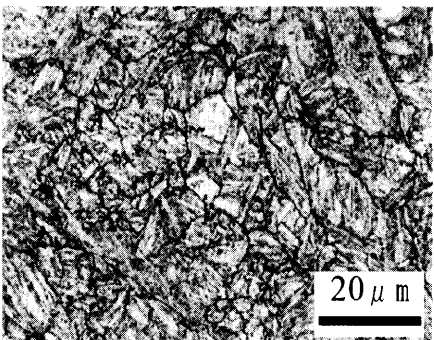
Fig. 4. Microstructure of nital etched surface.

る。AF400とQT400についても同様であった。

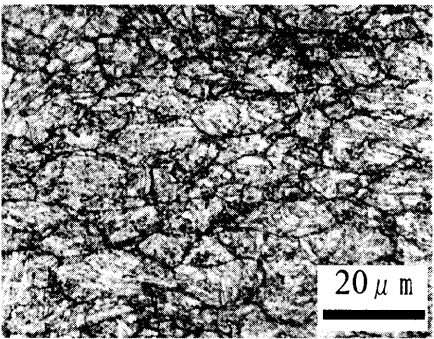
Fig. 5にAF600とQT600のピクリン酸エッチング面の光学顕微鏡写真を示す。改良オースフォームによる減面率は30%であるため、AF600の旧 γ 粒は大きく伸張してはいない。AF600とQT600を比較すると、ほぼ同様の様相を呈しており、明瞭な違いは見られない。400℃焼戻し材についても同様であった。

3・2 疲労試験結果

Fig. 6～8にS-N特性を示す。白塗り記号は回転曲げと油圧サーボ試験機の結果であるが、疲労寿命に差は見られなかったため、記号分けはしていない。添え字Iは内部破壊と確認された試験片である。ただし、回転曲げ試験では内部破壊起点が表面近傍に集中する上、表面近傍の破面が損



(a) QT600



(b) AF600

Fig. 5. Prior austenite grain boundary structure.

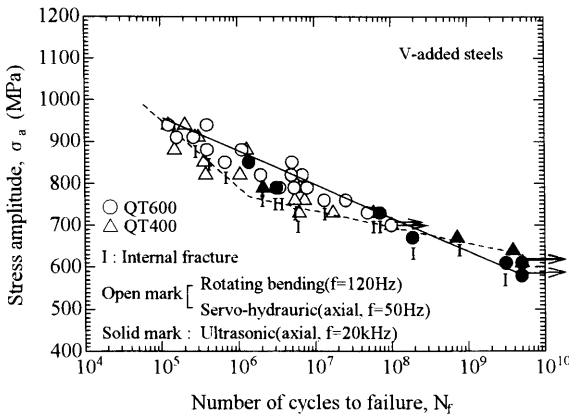


Fig. 6. S-N curves of QT600 and QT400.

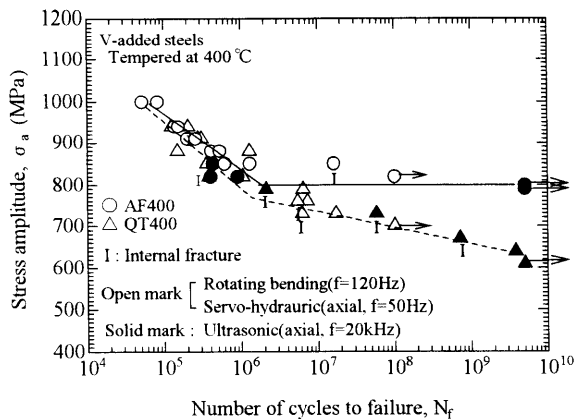


Fig. 7. S-N curves of QT400 and AF400.

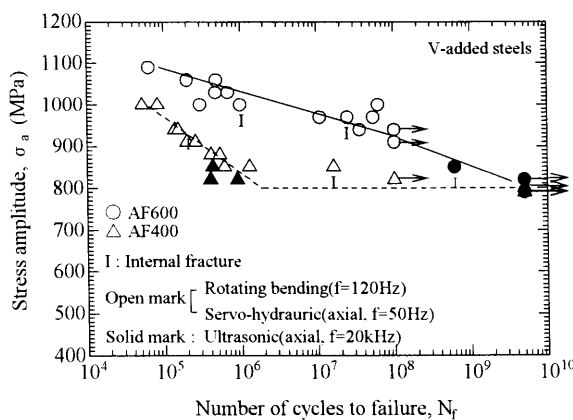


Fig. 8. S-N curves of AF600 and AF400.

傷を受ける場合があったため、内部破壊と表面破壊を明確に区別できない場合があった。そのような場合には、添え字Iは付していない。また、 10^8 回で矢印付き記号は回転曲げ疲労試験において未破断で終了させたものである。黒塗り記号は超音波試験機の結果である。

Fig. 6は、微細に析出したVCの水素トラップ効果の影響を検証するために、通常の油焼入れ材のQT600とQT400を比較したものである。 10^7 回以下の低寿命側では若干QT600の疲労強度が高いように見えるが、総じて両者の差は小さい。QT600とQT400ともに内部破壊が起こり、超音波疲労試験機により求めた 5×10^9 回での疲労限は同程度であった。

Fig. 7は、改良オースフォーム単独の影響を検証するために、AF400とQT400を比較したものである。 10^6 回以下の低寿命側の疲労強度はAF400とQT400で差はないが、 10^6 回以上の長寿命側ではAF400のほうが高い疲労強度を示した。QT400は内部破壊を起こし、 5×10^9 回での疲労限は620 MPaになった。一方、AF400では1本以外は内部破壊を生じず、 5×10^9 回での疲労限は800 MPaとなり、QT400に比べ高くなった。

Fig. 8は、微細なVCと改良オースフォームによる相乗効果を検証するために、AF600とAF400を比較したもので

ある。AF600の超音波試験では、応力振幅 $\sigma_a = 960$ MPa以上で発熱が問題となったため、高応力域での試験が困難であった。そのため、AF600では超音波試験の結果が少なく、回転曲げあるいは油圧サーボ試験の結果と重なっていないが、他の材料の試験では超音波試験と回転曲げあるいは油圧サーボ試験の結果は重なっていることから、AF600についても妥当な 5×10^9 回疲労限が得られていると考えられる。AF600は一部で内部破壊を起こしているが、全体的に高い疲労強度を示した。 5×10^9 回疲労限はAF400と同程度の820 MPaとなったが、 10^6 回付近での疲労強度はAF600の方が高かった。

3.3 破面観察

Fig. 9に内部破壊破面のFE-SEM像の代表例を示す。(a)のQT600、(b)のQT400及び(c)のAF600では超音波疲労試験による破面、(d)のAF400は超音波疲労試験では内部破壊を起こさなかったため、油圧サーボ試験による破面を示した。(a)~(c)に示す破面では介在物が観察されず、EDAXによる起点部の分析でもFeしか検出されなかったことから、起点は組織割れ^{1,2)}と思われる。ただし、前報⁷⁾において、硬いTiN介在物が起点となる場合、 Al_2O_3 とは異なり母地との剥離を伴わないため、破面上にはその一部もしくはほとんど現れない場合が多いことが明らかとなった。そのため、(a)~(c)の起点部直下にはTiN介在物が隠れている可能性も考えられる。(d)の破面では起点部に Al_2O_3 介在物が検出された。(a)~(c)には介在物が見つからなかった破面の代表例を示したが、AF600、QT600及びQT400においても(d)のように Al_2O_3 介在物が起点付近に検出された破面もあった。それらの割合は、(a)~(c)に示すような組織割れあるいはTiN介在物起点と思われる破面と(d)に示すような直径20 μm 程度の Al_2O_3 介在物起点の破面がほぼ半々となった。ただし、AF400では明瞭な内部破壊を示した破面はFig. 9(d)のみであった。

Fig. 10にFig. 9(a), (c)のSEM像と同じ破面、同じ倍率における光学顕微鏡写真を示す。(a)のQT600と(b)のAF600ともに、ODAが存在していたが、寸法はAF600に比べてQT600の方が大きかった。なお、QT400についてもODAが存在していたが、ODA寸法はQT600と大差なかった。

4. 考察

4.1 内部破壊特性に及ぼす微細VCと改良オースフォームの影響

土田ら¹⁵⁾によると、本供試材とほぼ同組成で同様の油焼入れを施したV添加鋼の水素吸蔵試験を行った結果、600℃焼戻し材の水素吸蔵量が400℃焼戻し材に比べて著しく多いことが分かった。また、TEM観察結果により、400℃焼戻し材では未固溶の粗大なVCしか観察されないのに対し、600℃焼戻し材では粗大なVCに加えて数nm程

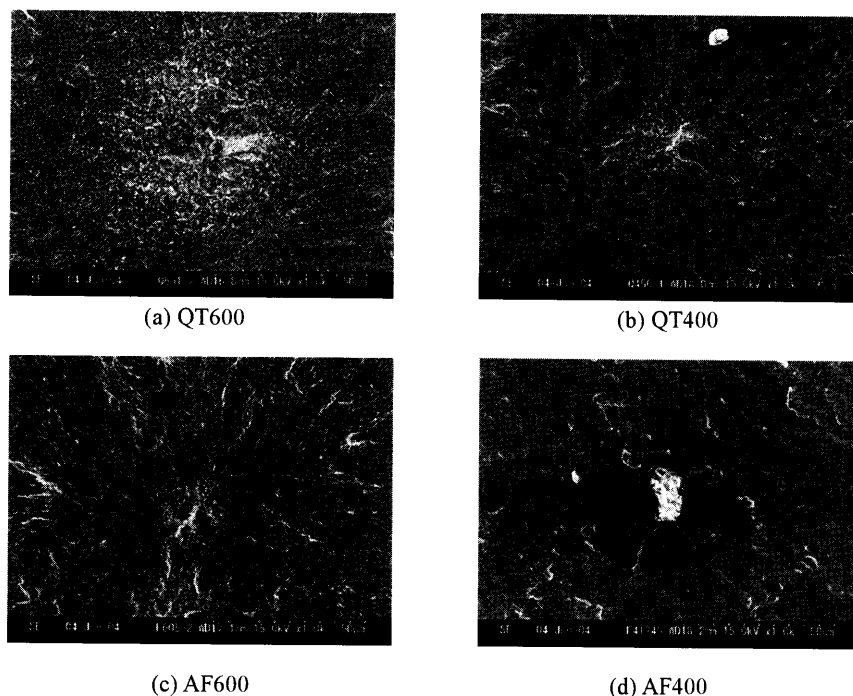


Fig. 9. Typical FE-SEM fractographs of fish-eye. (a) is QT600 broken at 3.1×10^9 cycles at 610 MPa in an ultrasonic test. (b) was QT400 broken at 5.8×10^7 cycles at 730 MPa in an ultrasonic test. (c) was AF600 broken at 6.1×10^8 cycles at 850 MPa in an ultrasonic test. (d) was AF400 broken at 1.6×10^7 cycles at 850 MPa in a servo-hydraulic test.

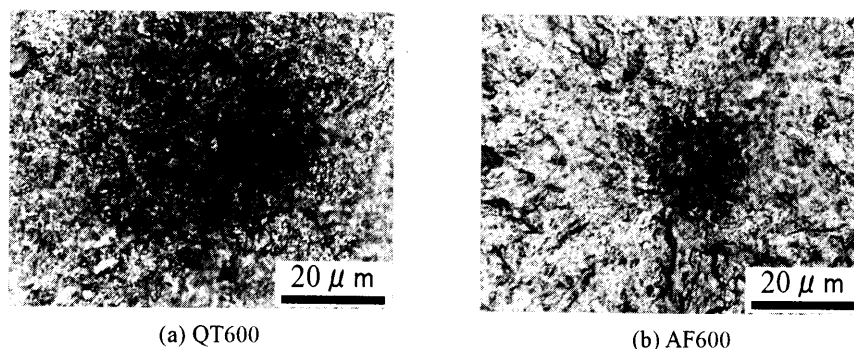


Fig. 10. Typical OM fractographs of fish-eye. (a) is QT600 broken at 3.1×10^9 cycles at 610 MPa in an ultrasonic test. (b) was AF600 broken at 6.1×10^8 cycles at 850 MPa in an ultrasonic test.

度の微細なVCが析出していることが確認された。これらの結果から、土田らは600°C焼戻し材の微細なVCは有効な水素トラップサイトであると結論している。

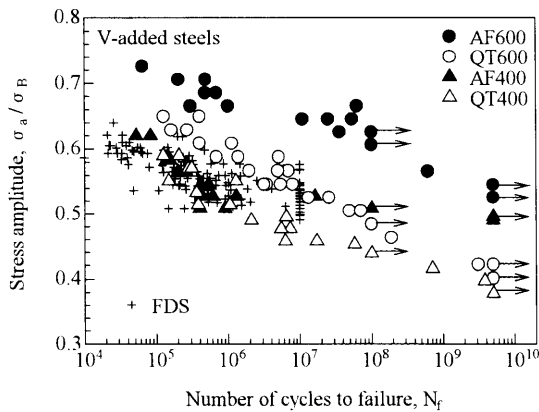
一方、本研究ではFig. 6に示したように、微細なVC (= 水素トラップサイト)の有無は内部破壊特性に大きな影響は与えなかった。当初は、水素トラップ効果により、水素脆化の影響が示唆されているODAの形成を抑制し、内部破壊特性が向上することを期待していたが、そのような効果は見られなかった。さらに、破面観察では微細VCが存在するQT600においても、内部破壊の起点部付近にはFig.10(a)のようなODAが観察された。QT600のODAはQT400と同程度の寸法で、ODAの様相に違いは見られなかった。これらの結果から、内部破壊特性に与えるVCによる水素トラップ効果の影響はほとんどないと考えられる。

ただし、漆原ら¹⁶⁾は、SCM440鋼を基本成分に、Vを0.3 mass%添加した材料について、水素チャージ後に繰返し応力を予負荷し、SSRT法による遅れ破壊感受性を評価した。その結果、繰返し応力を予負荷すると遅れ破壊感受性が高くなることを示し、その原因はVCの水素トラップ作用が弱く、繰返し応力負荷により、水素が開放されるためであると報告している。本研究においても繰返し応力により、トラップされていた水素が開放された可能性はある。

改良オースフォームの影響については、内部破壊特性を向上させることが改めて確認された。Table 4に 5×10^9 回疲労限のまとめを示すが、AF400の 5×10^9 回疲労限はQT400に比べて200 MPa近く高い値を示した。これはFig. 7に示したように、QT400は内部破壊により疲労強度が低下するが、AF400では内部破壊をほぼ駆逐したことに

Table 4. Summary of fatigue tests results.

Materials	Fatigue strength at 10^7 cycles		Fatigue strength at 5×10^9 cycles	
	σ_w (MPa)	σ_w / σ_B	σ_w (MPa)	σ_w / σ_B
AF600	970	0.65	820	0.55
QT600	800	0.55	600	0.42
AF400	800	0.50	800	0.50
QT400	740	0.46	620	0.39

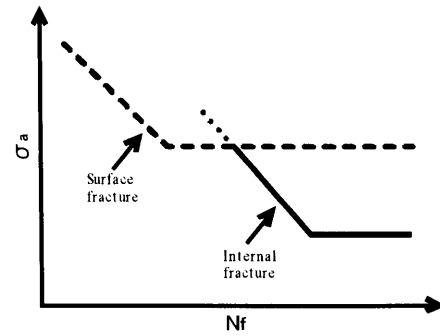
Fig. 11. Modified S-N curves in which stress amplitudes are normalized with tensile stress. FDS mean NIMS fatigue data sheets.¹⁷⁾

よる。実際、Table 4に示すようにAF400の 5×10^9 回疲労限度は $0.5 \sigma_B$ となった。このような、内部破壊特性の向上は、改良オースフォームによりODAの形成を抑制したためと考えられる。改良オースフォームによるODA形成の抑制機構は依然として明確ではないが、改良オースフォームによるマルテンサイト組織の均一・微細化が関係するものと思われる。

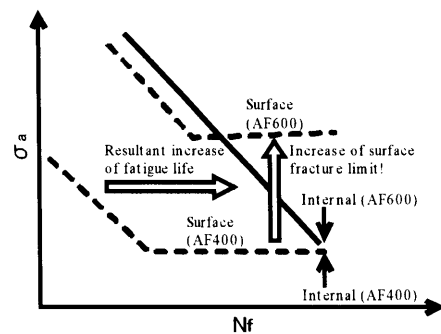
ただし、内部破壊特性に対する微細VCと改良オースフォームの相乗効果に関しては、あまり大きくなかった。Table 4に示したように、AF600の 5×10^9 回疲労限度はAF400と同程度であったことから、改良オースフォームに微細VCの効果を重ね合わせても内部破壊特性の更なる向上は見られなかった。

4・2 表面破壊特性に及ぼすVCと改良オースフォームの影響

Fig. 7, 8に見られるようにAF600とAF400の顕著な差は有限寿命域の疲労強度である。 5×10^9 回疲労限度はAF600とAF400で大差ないが、 10^6 回付近の疲労強度を比較するとAF600のほうが格段に高い。Fig.11に本研究の全ての疲労試験結果を、縦軸の応力振幅 σ_a を引張強度 σ_B で無次元化したS-N線図にプロットした結果を示す。Fig.11では物質・材料研究機構疲労データシート¹⁷⁾で得た、低合金鋼(SCM435, SCM440, SNC631及びSNCM439鋼)調質材(550~650℃焼戻し材)の軸荷重疲労試験結果も併せて示している。Fig. 11を見ると、AF600は他の材料に比べ、 $10^6 \sim 10^7$ 回付近で飛び抜けて高い疲労強度を示しているこ



(a)The concept of a twofold S-N-curve.

(b)Enhancement of fatigue strength at around 10^6 cyclesFig. 12. Illustration of concept of a twofold S-N curves and enhancement of fatigue strength at around 10^6 cycles.

とが分かる。

このようなAF600の有限寿命疲労強度の上昇は、表面破壊特性の上昇から説明することができる。Fig.12にS-N曲線の模式図を示すが、高強度鋼で見られるS-N曲線の2段折れ曲がりとは、Fig.12(a)に示すように表面破壊と内部破壊のS-N曲線が独立に存在し、両者の重ね合わせの結果生じるという考え方が定着しつつある¹⁸⁾。このうちFig.12(b)の実線に示すように、仮に内部破壊のS-N曲線が変化せず、破線で示した表面破壊のS-N曲線のみがAF400からAF600の場合のように上昇したとすると、両者の重ね合わせの結果、疲労寿命が増加する。この場合、同一応力の疲労寿命を比較すると、たとえ内部破壊が生じたとしても、疲労寿命が長くなることが理解できる。実際、Table 4に示すAF600の 10^7 回疲労強度 σ_{w7} の引張強度 σ_B に対する比は約0.65で、通常の表面破壊を示す鋼の0.5より高い。

このようなAF600の表面破壊特性の向上は、微細VCと改良オースフォームの相乗効果によるものと考えられる。ただし、ここでの微細VCの効果は水素トラップサイトとしての効果ではなく、析出強化としての効果である。また、Fig.11を注意深く見ると、通常の油焼入れを行ったQT600も、400℃焼戻し材に比べて 10^6 回付近で高い疲労

強度を示している。従って、微細VCの析出強化単独でも、多少は表面破壊特性を向上させる効果があり、改良オースフォームと組み合わせることでその効果が更に大きくなるとも考えられる。

早川ら¹⁹⁾は改良オースフォームを施したSCM440鋼焼戻し材の組織をAFMにより詳細に観察し、マルテンサイトブロックだけではなく炭化物も通常焼入れ焼戻し材に比べて微細化・均一化していると報告している。今回のAF600に関しても、改良オースフォームによるブロックの均一化に加え、VCの析出状態が変化した可能性があり、表面破壊特性の向上に関与したと考えられる。いずれにせよ、今後は詳細な組織の調査が必要であると考えられる。

以上のように、微細VCによる析出強化と改良オースフォームを組み合わせたAF600の表面破壊特性は興味深いものである。しかし、今回の実験では回転曲げ試験において内部破壊と表面破壊を区別できない場合があったため、厳密には表面破壊特性を議論できなかった。そのため、AF600を中心に今回作製した材料の表面破壊特性について、再度実験を行い、詳細に調査する必要がある。このように、表面破壊特性に着目した実験及び先に述べたように組織の詳細な調査が今後の課題として残ったが、本研究で示した改良オースフォームと微細な析出物の複合効果は疲労特性の向上に有効な方法であると結論できる。

5. まとめ

V添加鋼の改良オースフォーム材及び通常の油焼入れ材について疲労試験を行い、改良オースフォーム、微細なVCによる水素トラップ効果及びそれらの複合効果が疲労特性に与える影響について検討した。得られた結果は以下の通りである。

(1) 油焼入れ材QT600の 5×10^9 回疲労強度はQT400と同程度で、内部破壊特性に与える微細なVCによる水素トラップ効果の影響は見られなかった。

(2) 改良オースフォーム材AF400の 5×10^9 回疲労強度は、QT400に比べて向上し、改良オースフォームによる内

部破壊特性の改善が見られた。

(3) 改良オースフォーム材AF600の 5×10^9 回疲労強度は、AF400と同程度であったが、 10^7 回疲労強度は著しく向上した。

(4) 内部破壊特性に関しては、改良オースフォームによる改善効果は見られたが、微細なVCの効果は見られなかった。

(5) 表面破壊特性に関しては、改良オースフォームと微細なVCの析出強化の相乗効果による顕著な特性改善が見られた。

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).
- 4) Y.Murakami, T.Nomoto and T.Ueda: *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.*, **22** (1999), 581.
- 5) S.Yusa, T.Hara, K.Tsuzaki and T.Takahashi: Proc. Int. Workshop on the Innovation Structural Materials for Infrastructure in the 21st Century, NRIM, Tsukuba, (2000), 195.
- 6) S.Yusa, K.Tsuzaki and T.Takahashi: *CAMP-ISIJ*, **12** (1999), 1296.
- 7) Y.Furuya, S.Matsuoka and S.Takagi: *Trans. Jpn. Inst. Met.*, **68** (2002), 41.
- 8) Y.Furuya and S.Matsuoka: *Trans. Jpn. Inst. Met.*, **68** (2002), 1344.
- 9) T.Sawai, Y.Kimura, K.Tsuzaki, E.Takeuchi and S.Matsuoka: *Trans. JSME Ser. A*, **68** (2002), 49.
- 10) Y.Furuya and S.Matsuoka: *Tetsu-to-Hagané*, **89** (2003), 1082.
- 11) S.Yamasaki and T.Takahashi: *Tetsu-to-Hagané*, **83** (1997), 454.
- 12) W.Urushibara, T.Nakayama, Y.Namimura and N.Ibaraki: *CAMP-ISIJ*, **14** (2001), 1308.
- 13) Y.Furuya, S.Matsuoka, T.Abe and K.Yamaguchi: *Scr. Mater.*, **46** (2002), 157.
- 14) Y.Furuya: *Met. Technol. (Jpn.)*, **73** (2003), 29.
- 15) T.Tsuchida, T.Hara and K.Tsuzaki: *Tetsu-to-Hagané*, **88** (2002), 771.
- 16) W.Urushibara, T.Nakayama, Y.Namimura and N.Ibaraki: *CAMP-ISIJ*, **16** (2003), 562.
- 17) NRIM Fatigue Data Sheet, Nos. 9, 10, 24, 25, National Research Institute for Metals, Tokyo, (1979–1981).
- 18) S.Nishijima and K.Kanazawa: *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.*, **22** (1999), 601.
- 19) H.Hayakawa, S.Terasaki, T.Hara, K.Tsuzaki and S.Matsuoka: *J. Jpn. Inst. Met.*, **66** (2002), 745.