改良オースフォームを適用した SCM440 鋼の高サイクル疲労特性*

(第 1 報, 1 600MPa 級焼入れ焼戻し材と改良オースフォーム材の疲労特性)

古谷佳之^{*1}, 松岡三郎^{*1}, 高木周作^{*2}High-Cycle Fatigue Properties of Modified-Ausformed SCM440 Steels
(1st Report, Fatigue Properties of 1 600MPa-Class Quenched and Tempered Steels and Modified-Ausformed and Tempered Steels)Yoshiyuki FURUYA^{*3}, Saburo MATSUOKA and Shusaku TAKAGI^{*3} National Institute for Material Science, 1-2-1 Sengen, Tsukuba-shi, Ibaraki, 305-0047 Japan

Modified-ausforming have been proved effective for improvement of high-cycle fatigue properties in high strength steels. Three SCM 440 steels (heats B, C and D) with the tensile strength of 1 600 MPa were supplied for fatigue tests. The heat D included larger Al_2O_3 inclusions than heats B and C. Heat B was ausformed and induction tempered, whereas heats C and D were normally quenched and furnace tempered. AFM microstructure observation showed that martensite blocks and carbides of the ausformed heat B were smaller than those of normally quenched heats C and D. Fatigue limits at 10^8 cycles were 890 MPa for ausformed heat B and 840 and 750 MPa for quenched heat C and D. Fish-eye type fracture, which occurred in the quenched heats, disappeared in ausformed heat B. Origins of fish-eye type fracture were TiN inclusions in quenched heat C and Al_2O_3 inclusions in quenched heat D. Large and clear ODA, i. e. optically dark area, was observed on the fracture surface around the Al_2O_3 inclusion. On the other hand, ODA around the TiN inclusion was obscure. The fact that fish-eye type fracture disappeared and a higher fatigue limit was achieved in the ausformed heat B have shown the good performance of ausforming in fatigue properties of high strength steels.

Key Words: High-Cycle Fatigue, High Strength Steels, Modified-Ausforming, Fish-Eye Fracture, Inclusions

1. 緒言

CO₂削減、省エネルギーといった観点から機械構造物や自動車部品の軽量化が図られているが、それに伴い高強度鋼のニーズが増し、より高性能な高強度鋼が求められている。鉄鋼材料の高強度化に際しては、介在物などを起点とした内部破壊^{(1)~(11)}(フィッシュアイ破壊)が問題となり、高強度鋼を実用化する上での阻害因子のひとつとなっている。

引張強度が 1200MPa 以下の低強度鋼では内部破壊は生じず、疲労限は 10^7 回で規定することができ、疲労限は引張強度に比例する^{(9)~(11)}。ところが、引張強度が 1200MPa 以上の高強度鋼では内部破壊が生じ^{(9)~(11)}、S-N 曲線は 2 段折れ曲がりの様相を呈する^{(1)~(11)}。すなわち、内部破壊は 10^7 回以上の超寿命域でも生じ、疲労限は消滅してしまう。

内部破壊の多くは、鋼中に含まれる介在物^{(1)~(11)}が起点となるが、組織割れが起点となるケース^{(10)~(12)}も報告されている。最近の話題としては、内部破壊起点の介在物の周囲に光学顕微鏡で見ると黒く見える特異な破面様相の領域(ODA, Optically Dark Area)が存在す

ることが村上らによって指摘され⁽⁷⁾、水素ぜい化との関連が示唆されている。内部破壊と水素ぜい化を関連づける事例としては、試験片を高真空中で昇温処理することにより組織割れ起点内部破壊が起こらなくなるという研究結果も報告されている⁽¹⁰⁾。

著者らの研究グループでは、内部破壊の克服を主眼にして高強度鋼の疲労特性向上に取り組んでいる。一連の研究は次の 2 点に立脚している。

- (1) 介在物軟質化技術を利用し、介在物起点内部破壊を軽減する。
- (2) 遅れ破壊特性向上に有効な⁽¹³⁾改良オースフォーム等を利用し、組織の均一・微細化を図り、母地の耐水素ぜい化特性を向上させ、ODA および組織割れを駆逐する。

このような考え方が正しいことを、介在物軟質化したばね鋼 SUP12 に改良オースフォームを施して引張強度 σ_B をほぼ 1800MPa に調整した材料で実証した⁽¹¹⁾。介在物起点内部破壊が生じたが、ODA が消滅したため、疲労限は表面破壊に対する予測値 ($\sigma_w = 0.5\sigma_B = 900\text{MPa}$) を超える結果を得た。このような結果をさらに進めるため、同じ SUP12 鋼において軟質化介在物の種類や改良オースフォーム加工条件を変える実験に加え、他の鋼種に適用する実験も進めている。

* 原稿受付 2001 年 6 月 13 日。

^{*1} 正員、物質・材料研究機構(〒305-0047 つくば市千現1-2-1)。^{*2} 川崎製鉄(株)(〒260-0835 千葉市中央区川崎町1)。
E-mail: FURUYA, Yoshiyuki@nims.go.jp

Table 2 Mechanical properties.

Symbol	Heat	0.2% Proof stress $\sigma_{0.2}$ (MPa)	Tensile strength σ_B (MPa)	Elongation ϵ_t (%)	Reduction of area ϕ (%)	Vickers hardness HV
AF(B)	B	1531	1579	12.9	61.0	456
QT(C)	C	1377	1520	11.8	50.9	455
QT(D)	D	—	—	—	—	420

Table 1 Chemical composition and year of manufacture.

Heat	Size	Year of manufacture	Element (mass %)									
			C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	
B	$\phi 9.1$	2000	0.41	0.23	0.79	0.018	0.019	0.01	0.02	1.06	0.18	
C	$\phi 20$	2000	0.42	0.19	0.80	0.015	0.018	0.01	0.02	1.16	0.16	
D	$\phi 12$	1976	0.41	0.25	0.74	0.013	0.019	0.08	0.05	0.99	0.16	

本研究では、低合金鋼 SCM440 に適用した第一報として、介在物軟質化していない鋼種を用い、通常のソルトバスによる焼入れ・焼戻し材における内部破壊挙動を調べるとともに、線材圧延による改良オースフォームと高周波焼戻しを組み合わせた材料の疲労特性について報告する。上記の引張強度 1800MPa の SUP12 鋼に比べ、引張強度が約 1600MPa と多少低いが、SCM440 鋼の改良オースフォーム材では 10^8 回において内部破壊は生じず、表面破壊のみが生じた。

2. 実験方法

2.1 供試材 供試材は介在物軟質化をしていない SCM440 鋼の 3 材種（ヒート B、C、D）である。各々の化学成分と製造年を表 1 に示しているが、ヒート B、C は最近作られた新しい材料であるのに対し、ヒート D は疲労データシート⁽⁹⁾に使用され、保存されていたもので、20 年以上前に作られた古い材料である。ヒート B に改良オースフォームを施し、ヒート C、D に通常の焼入れ焼戻しを行った。改良オースフォーム材を AF(B)、通常熱処理材をそれぞれ QT(C)、QT(D)と呼ぶ。

改良オースフォームは準安定オーステナイト (γ) 域の上部温度で加工を加え、加工硬化 γ の状態で焼入れを行う処理であり、均一微細なマルテンサイト組織が得られる^{(14),(15)}。改良オースフォーム材 AF(B)の作成方法を図 1 に示す。表 1 に示すヒート B を $\phi 7.75\text{mm}$ まで冷間で圧延した後、1323K で γ 化し、 $\phi 5.5\text{mm}$ まで線材圧延により加工を加えた直後に水冷した。その際の減面率は 50% で、加工温度は圧延出口温度が 1063 ~ 1093K となるように制御した。また、焼戻しは高周波加熱により行った。

通常熱処理材 QT(C)、QT(D)の熱処理はソルトバスを使用し、焼入れは 1153K $\times$ 30 分、油冷で行い、焼戻しは 663K $\times$ 60 分、水冷で行った。その際に、試験片の下加工は行わなかった。

各材料の機械的性質を表 2 に示すが、AF(B)、QT(C)に関しては 1500 ~ 1600MPa の強度レベルになってい

Fig. 1 Modified-ausforming and induction tempering conditions.

る。QT(D)はビッカース硬さが AF(B)と QT(C)より低くなった。

2.2 組織観察 組織観察には光学顕微鏡と原子間力顕微鏡 AFM を使用した。光学顕微鏡を用いた観察は、各材料の軸方向と平行な面を鏡面に仕上った後、ピクリン酸溶液および 3% ナイタル溶液で腐食し、旧オーステナイト粒界組織とマルテンサイト組織を観察した。AFM を用いる際は、同様の面を電解研磨して観察した。観察の詳細は文献^{(16),(17)}に示してあるが、電解研磨面を AFM で観察することによりブロックや炭化物を鮮明に観察することができる。

2.3 介在物検査 介在物検査は ASTM 規格⁽¹⁸⁾に準じて行った。軸方向と平行な面を鏡面に仕上げ、A ~ D 系介在物について分布を調べ、EPMA 分析により介在物種を特定した。特に疲労に害を与える C、D 系介在物に関しては極値統計解析を行った⁽¹¹⁾。基準面積を 150mm² として 20 視野について各視野中の最大介在物寸法を測定し、危険体積中の最大寸法を見積もった。疲労試験片の最小断面部における公称応力の 90% 以上の応力が作用する部分を危険体積と考え、試験片 1 本あたりの危険体積から再帰期間を決定した。介在物検査は 2 次元的検査により行うが、最大介在物寸法を見積もる際には 3 次元的な立体中での分布を考える。また、極値統計解析の際には軸に対して垂直な横断面における $\sqrt{\text{area}}$ で介在物寸法を評価した^{(10),(11)}(図 6 参照)。

2.4 疲労試験 試験片形状を図 2 に示す。砂時計型の疲労試験片を採用したが、各材料で素材の寸法が違いため、試験片寸法も異なっている。試験部の最終仕上げは 1200 番研磨紙による軸方向研磨とした。疲労試験は電磁共振式疲労試験機(120Hz)を用いて行い、

応力比は $R=-1$ で試験した。繰返し数は 10^8 回までとし、その回数で破断しなかった最大応力振幅を疲労限とみなした。ただし、この疲労限以下で 10^8 回以上において内部破壊する可能性はある。

2.5 破面観察 内部破壊起点部付近を SEM で観

Fig. 2 Profiles of fatigue testing specimens, mm.

察するとともに、起点部の EDAX 分析を行った。また、村上らの方法⁷⁾に準じて ODA の観察を行うために、光学顕微鏡を用いた観察も合わせて行った。

3. 実験結果

3.1 組織観察結果

図 3 に旧オーステナイト粒界組織の光学顕微鏡写真を示す。通常熱処理材 QT(C) では、旧 γ 粒が等軸になっているのに対し、改良オースフォーム材 AF(B) では伸長している。ただし、改良オースフォーム材には、図 3(a) 中の矢印で示した個所のように旧 γ 粒界に沿って再結晶している部分がある。再結晶している部分は材料の中心付近のほうが多かった。

図 4 のナイトル腐食面の光学顕微鏡写真をみると、ともに焼戻しマルテンサイト組織の様相を示しているが、通常熱処理材より改良オースフォーム材のほうが組織は均一になっている。この傾向は図 5 の電解研磨面の AFM 像においてより明確になる。改良オースフォーム材は通常熱処理材に比べてブロックの寸法が小さく、結果として組織は均一かつ微細になっている。

↔ Axial direction

(a) Modified-ausformed and tempered, AF(B)

(b) Quenched and tempered, QT(C)

Fig. 3 Prior austenite grain boundary structure.

↔ Axial direction

(a) Modified-ausformed and tempered, AF(B)

(b) Quenched and tempered, QT(C)

Fig. 4 Microstructure of nital etched surfaces.

Fig. 5 AFM images of electropolished surfaces.

Fig. 6 Statistical distributions of inclusions. $\sqrt{\text{area,max}}$ represent a maximal inclusion size. V_0 and V represent an inspection volume and a risk volume, respectively.

また、改良オースフォーム材では、炭化物も均一微細に分散している。

3.2 介在物検査結果 介在物検査の結果、QT(D)でA系、B系、D系介在物が検出され、AF(B)とQT(C)でA系、D系介在物が検出された。C系介在物は3材種とも検出されなかった。EPMA分析によると、A系介在物は3材種ともMnSで、QT(D)のB系介在物は $\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{CaO}$ 、D系介在物はAF(B)とQT(C)が Al_2O_3 で、QT(D)が $\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{CaO}$ であった。

D系介在物寸法の極値統計解析結果を図6に示す。最近製造された供試材のAF(B)とQT(C)では介在物が小さく、極値統計による最大寸法の予測値は11μm前後であった。それに対して、20年以上前に製造された供試材のQT(D)では介在物は大きく、極値統計による予測値は18μm程度であった。

3.3 疲労試験結果 図7に3材種のS-N曲線を示

す。表面破壊と内部破壊を区別してあり、内部破壊の場合は起点の種類と平均寸法を示している。古い通常熱処理材QT(D)は強度レベルが若干低いため、全体的にS-N曲線が下がっているが、780MPaのところでは内部破壊が生じており、2段折れ曲がりの様相を呈している。内部破壊の起点は18μmの Al_2O_3 介在物であった。新しい通常熱処理材QT(C)でも内部破壊が生じ、2段折れ曲がりの様相となった。しかし、内部破壊の起点はそれぞれ7.4、2.2、3.1μmのTiN介在物であり、疲労強度はQT(D)より高くなった。実線は 10^5 回から 10^8 回に渡って斜めに引き、 10^8 回で疲労限が存在するようにはしなかった。

一方、改良オースフォーム材AF(B)では内部破壊は生じず、疲労限はさらに高くなった。

3.4 破面観察結果 通常熱処理材QT(D)とQT(C)の内部破壊起点付近のSEM写真および光学顕微

鏡写真を同じ倍率で図8と9に示す。図8(a)のSEM写真およびEDAX分析から、QT(D)の内部破壊の起点は Al_2O_3 介在物であり、介在物の周囲に凸凹した破面様相が存在していた。光学顕微鏡写真(図8(b))では凸凹

Fig. 7 S-N curves of AF(B), QT(C) and QT(D). Origins of fish-eye type fracture were Al_2O_3 in QT(D) and TiN in QT(C). Fish-eye type fracture did not occur in AF(B).

している領域が黒く見え、その寸法は $\sqrt{\text{area}}$ で $40\mu\text{m}$ であった。この黒く見える領域が村上ら⁽⁷⁾の指摘するODAであると思われる。それに対して、図9(a)のSEM写真およびEDAX分析から、QT(C)の内部破壊の起点はTiN介在物だったが、TiN介在物の周囲には Al_2O_3 介在物の場合のように凸凹した領域をはっきりと確認することはできなかった。また、光学顕微鏡写真(図9(b))でも矢印で示した部分が多少は黒く見えるが、ODAだと断言できるほどははっきりとはしておらず、寸法を測定することはできなかった。

QT(C)の内部破壊起点はそれぞれ 7.4 、 2.2 、 $3.1\mu\text{m}$ のTiN介在物であったが、 7.4 と $2.2\mu\text{m}$ のものの拡大写真を上下破面について図10と図11に示す。図10ではTiN介在物は破面の両面に有り、あたかもTiN介在物が割れて疲労き裂が発生したような様相になっていた。それに対して、図11ではTiN介在物は破面の片面のみに有り、もう一方の面には介在物が抜け落ちたような穴さえもなかった。図12に、図11(b)の破面の介在物の

(a) Scanning electron microscope

(b) Optical microscope

Fig. 8 Fractographs of fish-eye type fracture origin in QT(D). The origin is a Al_2O_3 inclusion. The specimen was broken at 7634.1×10^4 cycle at stress amplitude of 780 MPa.

(a) Scanning electron microscope

(b) Optical microscope

Fig. 9 Fractographs of fish-eye type fracture origin in QT(C). The origin is a TiN inclusion. The specimen was broken at 513.8×10^4 cycle at stress amplitude of 870 MPa.

Fig. 10 Fractographs of the origin of a 7.4μm TiN inclusion. ($\sigma_s=870\text{MPa}$, $N_f=513.8 \times 10^4$ cycles)

Fig. 11 Fractographs of the origin of a 2.2μm TiN inclusion. ($\sigma_s=860\text{MPa}$, $N_f=483.7 \times 10^4$ cycles)

Fig. 12 FIB milling on a fracture surface around the 2.2μm TiN inclusion.

周囲をFIBによって掘り下げた結果を示すが、TiN 介在物は破線で囲んだような形状になり、7μm 程度の大きさになった。この結果から、図 11 の場合、TiN 介在物はその大部分が埋まっており、介在物の頂点の部分のみが破面に現れていることがわかった。したがって、本報ではQT(C)のTiN 介在物の寸法を7μm とした。

4. 考察

表 3 に介在物検査結果と疲労試験結果を前報^{(10),(11)}の

SUP12 鋼の結果も含めて示す。SUP12 鋼の改良オースフォーム材の介在物に関しては、極値確率紙上での直線性がよくなかったため、最大介在物寸法は見積もらなかった。また、疲労限 σ_w^E を村上らの式⁽¹⁾

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

により見積もった。その際に $\sqrt{\text{area}}$ は破面上で得られた介在物あるいは組織割れの寸法 (表 3 の Fatigue site の値) を採用した。介在物起点の場合に ODA を考慮していないが、本研究を含め ODA の寸法は介在物寸法の約 2 倍となっているので⁽⁷⁾、ODA を考慮した場合の疲労限は $1/2^{1/6}=0.89$ 倍となる。

以下、表 3 を基に焼入れ焼戻しの通常熱処理材と改良オースフォーム材の疲労特性について考察する。

4.1 通常熱処理材の疲労特性

4.1.1 17μm 程度の Al_2O_3 系介在物を含む場合

古い通常熱処理材である SCM440 鋼 QT(D) では、介在物検査に基づく予測 (Al_2O_3 , 18.2μm) と疲労試験における内部破壊起点 (Al_2O_3 , 18μm) がほぼ一致していることから、最大寸法の介在物を起点として内部破壊したと考えられる。SUP12 鋼 QT(A) に関しても同様である。

Table 3 Result of inclusion analysis and fatigue tests.

Steel	Symbol	Product Year	Vickers Hardness	Inclusion analysis		Fatigue		σ_w^E by eqn. (1).
				$\sqrt{\text{area, max}}$	EPMA	σ_w (10 ⁸ cycle)	Fatigue site	
SCM440	AF(B)	2000	456	10.5 μm	Al_2O_3	890 MPa	Surface*	—
	QT(C)	2000	455	12.2 μm	Al_2O_3	840 MPa	TiN**, 7 μm	649 MPa
	QT(D)	1976	420	18.2 μm	$\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{CaO}$	750 MPa	Al_2O_3 **, 18 μm	520 MPa
SUP12	AF(D1)	1998	534	—	—	1090 MPa	Surface	—
	QT(D1)	1998	518	8 μm	$\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{MgO}$	640 MPa	$\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{MgO}$ **, 21 μm	614 MPa
	QT(A)	1986	520	17 μm	$\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{CaO}$	640 MPa	Al_2O_3 **, 16 μm	629 MPa

*Surface Fracture, **Fish-eye Fracture

Fig. 13 Fatigue crack initiation sites. (a) is an interface crack between the inclusion and matrix, (b) is a crack in the inclusion, (c) is the top of the inclusion. (a) is the case of Al_2O_3 inclusions and (b) and (c) are the cases of TiN inclusions.

疲労限については、SUP12 鋼 QT(A)では実験値 σ_w が 640MPa であるのに対し、式(1)の予測値 σ_w^E は 629MPa とほぼ等しい。一方、本研究の SCM440 鋼 QT(D)では実験値 σ_w は式(1)の予測値 σ_w^E よりもかなり高い。この結果を解釈するためには、内部破壊の疲労限を 10^8 回の繰返し数で決定し得るか否かを議論する必要がある。図 7 の S-N 曲線の様相をみると、 10^8 回で疲労限を決定できる保証はなく、 10^8 回で破断しなかった試験片もそれ以上の繰返し数で破断する可能性を否定できない。したがって、仮に式(1)がもっともらしい内部破壊の疲労限を与えるとすると、SCM440 鋼 QT(D)の場合は 10^8 回以上の疲労試験が必要であり、SUP12 鋼 QT(A)の場合には 10^8 回でもっともらしい疲労限が得られることになる。いずれにせよ、本研究結果は真の内部破壊の疲労限を議論するためには 10^8 回以上の疲労試験が必要なことを示唆した結果であると考えられる。

4.1.2 $10\mu\text{m}$ 前後の Al_2O_3 系介在物を含む場合

新しい通常熱処理材である SCM440 鋼 QT(C)では、介在物検査の予測 (Al_2O_3 , 12.2 μm) と疲労試験の内部破壊起点 (TiN, 7 μm) が一致していない。すなわち、最大寸法の介在物から内部破壊するというルールが崩れ、内部破壊に対する害の大きさは

$$7\mu\text{m} \text{ の TiN} > 11\mu\text{m} \text{ の } \text{Al}_2\text{O}_3 \quad (2)$$

となっている。

このような挙動に対して① ODA の形成、②剥離の難易度、③力学特性の 3 点を考慮する必要がある。①の観点からは、ODA は Al_2O_3 介在物に比べて TiN 介在物周辺では明確ではなかった (図 8 と 9)。しかし、TiN 介在物周辺に ODA が形成されないとすると、小さな TiN 介在物が内部破壊に大きな害を及ぼすことは説明しにくくなる。すなわち、TiN 介在物周辺にも ODA は存在すると考えたほうがよい。②の観点からは、 Al_2O_3 介在物は図 13 (a)のように母地と剥離し⁽¹⁹⁾、赤道上に ODA および疲労き裂が形成される。TiN 介在物は剥離せず、割れた先端あるいは介在物上端部に ODA および疲労き裂が形成される (図 13(b)と(c))。③の観点からは、TiN 介在物は弾性定数⁽²⁰⁾および硬さ⁽²¹⁾が母地より高い硬質介在物である。弾性定数は弾性応力集中に影響し、硬さは塑性緩和や介在物の割れに関係する可能性がある。硬質介在物の場合、介在物の上下端部が最大応力集中部となるため⁽²²⁾、図 13(c)のような様相となる。以上の 3 点が、小さな TiN 介在物が内部破壊に大きな害を及ぼす要因に関係してると考えられる。

SUP12 鋼 QT(D1)でも介在物検査の予測 ($\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{MgO}$, 8 μm) と疲労試験の内部破壊起点 (組織割れ, 18 μm) が一致していない。現時点で介在物と組織割れの内部破

壊に対する害の大小を考察することはできないが、組織割れの原因は下部ベイナイトなどの焼入れ不均一組織と関係することが指摘されている^{(12),(23)}。一方、本研究の SCM440 鋼 QT(C), QT(D)では組織割れは生じなかった。これは SCM440 鋼は焼入れ性がよいため、焼入れ不均一組織ができにくかったためと考えられる。

疲労限については、SUP12 鋼 QT(D1)では実験値(640MPa)と式(1)の予測値(615MPa)はほぼ等しいが、SCM440 鋼 QT(C)では実験値(840MPa)は予測値(649MPa)よりも高い。この場合も前節と同様の議論で 10^8 回以上の疲労試験が必要だと考えられる。

4・2 改良オースフォーム材の疲労特性

SCM440 鋼の改良オースフォーム材 AF(B)では内部破壊は生じず、表面破壊のみとなった。金材技研データシートの結果を参考にすると⁽²⁴⁾、表面破壊の場合の疲労限 σ_w と引張強度 σ_B およびビッカース硬さ HV の関係は、SCM あるいは SNCM 系の鋼種に関して次のようになる。

$$\sigma_w = 0.545\sigma_B \quad \text{または} \quad \sigma_w = 1.706HV \quad (3)$$

SCM440 鋼 AF(B)では $\sigma_w = 890\text{MPa}$ なので、 $\sigma_w = 0.564\sigma_B$ または $\sigma_w = 1.952HV$ となり、式(3)より優れた疲労限が得られている。

SUP12 鋼 AF(D1)では大きな介在物を含む試験片では内部破壊が生じたが、大きな介在物の分布はまばらだったので、内部破壊しない試験片もあった。内部破壊しなかった結果を基に見積もった表面破壊の場合の疲労限は $\sigma_w = 1090\text{MPa}$ なので、 $\sigma_w = 0.615\sigma_B$ または $\sigma_w = 2.041HV$ となる。これらの値に比べ、本研究の SCM440 鋼 AF(B)の結果は低かった。これは図3の組織写真で見られたように、一部に再結晶した焼戻しマルテンサイト組織が形成されたためだと考えられる。

以上で述べたように、今回の SCM440 鋼改良オースフォーム材に関しては、内部破壊がなくなり、疲労特性が向上している。しかし、改良オースフォーム中に一部で再結晶が起きていることに加え、通常熱処理材とチャージが違ふことなど、必ずしも十分なデータが得られているとは言えない。したがって、今後、通常熱処理材と同一チャージの材料を使用し、再結晶しないように改良オースフォーム材を作成し、疲労特性が向上することを確実にする必要がある。

5. 結論

本研究では、介在物軟質化をしていない SCM440 鋼 3 材種を供試材として、通常熱処理材と改良オース

フォーム材の疲労特性を調べた。その結果、以下のような結論を得た。

- (1) 改良オースフォーム材 AF(B)では内部破壊が生じなかった。 10^8 回での疲労限は $\sigma_w = 890\text{MPa}$ だった。
- (2) 通常熱処理材 QT(C)では、 $12\mu\text{m}$ 程度の Al_2O_3 介在物が存在するにもかかわらず、より寸法の小さい $7\mu\text{m}$ の TiN 介在物を起点として内部破壊した($\sigma_w = 840\text{MPa}$)。
- (3) 通常熱処理材 QT(D)では $18\mu\text{m}$ の Al_2O_3 介在物を起点として内部破壊した($\sigma_w = 750\text{MPa}$)。
- (4) 破面観察の結果、QT(D)の Al_2O_3 介在物周辺には ODA と思われる凸凹した領域が観察されたが、QT(C)の TiN 介在物周辺では ODA の有無は判断できなかった。
- (5) QT(C)の TiN 介在物起点内部破壊では、介在物が割れる場合と、介在物の頂点の部分から疲労き裂が発生する場合とがあった。

参考文献

- (1) 村上敬宜, 金属疲労 微小欠陥と介在物の影響, 養賢堂, (1993).
- (2) 増田千利, 西島敏, 田中義久, 機論, A52-476 (1985), 847.
- (3) 江村秀樹, 浅見克敏, 機論, A55-509 (1989), 45.
- (4) 阿部孝行, 金澤健二, 材料, 45-1 (1996), 9.
- (5) Y. Murakami, M. Takada and T. Toriyama, Int. J. Fat., 16-9 (1998), 661.
- (6) 中島正貴, 酒井達雄, 清水利弘, 機論, A65-640 (1999), 2504.
- (7) Y. Murakami, T. Nomoto and T. Ueda, Fat. Fra. Eng. Mat. Struct. 22 (1999), 581.
- (8) S. Nishijima and K. Kanazawa, Fat. Fra. Eng. Mat. Struct. 22 (1999), 601.
- (9) 金澤健二, 阿部孝行, 西島敏, 金材技研疲労データシート資料, No.9 (1990).
- (10) 阿部孝行, 松岡三郎, 機講論(III), No.00-1(2000), 127.
- (11) 沢井達明, 木村勇次, 津崎兼彰, 竹内悦男, 松岡三郎, 機講論(III), No.00-1(2000), 133.
- (12) 島山寿之, 村上敬宜, 山下晃生, 坪田一一, 古村恭三郎, 鉄と鋼, 81 (1995), 1019.
- (13) 遊佐覚, 津崎兼彰, 高橋稔彦, CAMP-ISIJ Vol.12 (1999), 1296.
- (14) R.A.Bock, W.M.Justusson, Met. Prog., 94(1968), 107.
- (15) 伊藤伸英, 大森宮次郎, 熱処理, 32(1992), 334.
- (16) 早川正夫, 原 徹, 大村孝仁, 遊佐覚, 松岡三郎, 津崎兼彰, 高橋稔彦, CAMP-ISIJ Vol.13 (2000), 607.
- (17) 早川正夫, 原 徹, 松岡三郎, 津崎兼彰, 日本金属学会誌, 64-6 (2000), 460.
- (18) ASTM standards, E45.
- (19) N.M.A.Eid and P.F.Thomason, Acta Met., 27(1979), 1239.
- (20) 奥田博, 平井敏雄, 上垣外修己, 構造材料セラミクス, オーム社 (1987).
- (21) 長島伸夫, 松岡三郎, 宮原健介, 機論, A65-631 (1999), 477.
- (22) L.H.Donnell: in Stress Concentration Factors, ed. R.E.Peterson, John Wiley and Sons, (1974), 223.
- (23) 宮原健介, 津崎兼彰, 松岡三郎, 機講論(III), No.00-1(2000), 137.
- (24) 西島敏, 石井明, 金澤健二, 松岡三郎, 増田千利, 金材技研疲労データシート資料 No.5 (1989).