

# 高強度鋼のギガサイクル疲労における 介在物寸法と種類の重要性

阿部 孝行\*・古谷 佳之\*・松岡 三郎\*

Significance of Size and Type of Inclusions on Giga-cycle Fatigue in High-strength Steels

Takayuki ABE, Yoshiyuki FURUYA and Saburo MATSUOKA

**Synopsis** : Fatigue tests were carried out up to  $10^8$  cycles for a series of 1800 MPa-class spring steels in order to investigate the relation between inclusions and fatigue properties. The fatigue tests were carried out both for billets and bars rolled from the billets and, in case of billets, the tests were both for RD and TD directions.

$Al_2O_3$  rich inclusions were undeformable and not lengthened in rolling. On the other hand,  $SiO_2$  rich inclusions were divided into small pieces and the effective sizes for the axial direction were little reduced in rolling although the inclusions were deformable. In turn the difference of fatigue strength between billets and bars was not so large in most cases. The TD direction fatigue tests showed fish-eye fractures with the origins of large and lengthened MnS inclusions and the fatigue strengths were about a half of those in the RD direction.

The fatigue data plotted on a modified S-N diagram, in which stress amplitude were normalized by fatigue limits estimated by Murakami's equation, were divide into two groups. One consisted of large and lengthened MnS inclusions and large artificial notched defects. The other consisted of small defects such as  $Al_2O_3$  and TiN inclusions and matrix cracks. The result showed that the effects of the lengthened MnS inclusions were almost equal to artificial notches and apparently different from relatively small defects. Moreover, the small defect group was also divided into  $Al_2O_3$  inclusion group and others, suggesting the effect of properties of defects on the fatigue strengths.

**Key words**: high-strength steel; bar rolled; billet; giga-cycle fatigue; inclusion control; inclusion type.

## 1. 緒言

高強度鋼のギガサイクル疲労では、鋼中の介在物<sup>1-3)</sup>や不均一な組織<sup>4-6)</sup>を起点とした内部破壊が問題となる。内部破壊が生じると疲労強度が低下し、疲労限は表面破壊の場合の $\sigma_w = 0.5\sigma_B$ から期待される値を大きく下回る<sup>7)</sup>。高強度鋼の疲労特性向上の鍵は内部破壊の克服にあるが、そのためには、①介在物寸法を小さくするか、介在物を軟質化すること、②母地組織の均一・微細化を図ることの2つが考えられる<sup>8)</sup>。

介在物に関しては、硬質の $Al_2O_3$ 介在物やTiN介在物は疲労に対して有害と考えられているが、MnS介在物に関しては、圧延の際に伸びて軸方向に対して有効な介在物寸法が小さくなるため害が小さいと考えられてきた。また、タイヤに使用されるスチールコードワイヤでは介在物制御がなされており、軟質介在物は線径0.2~0.3mmに加工される間に伸び、分断される<sup>9)</sup>。このように、軟質化された介在物に関しても、MnS介在物と同様に伸びることから疲労に対して害は小さいと考えられている<sup>10,11)</sup>。ところが、MnS介在物の場合にも、圧延方向と直角な方向に応力が作用すると内部破壊の起点となり、疲労強度が低下することが知られている<sup>12)</sup>。外山ら<sup>13)</sup>は、軸受け鋼のリング圧縮

試験では、圧延直角方向に応力が作用するので、細く伸びたMnS介在物が内部破壊の起点になると報告している。

我々のグループでは、1800 MPa級ばね鋼のギガサイクル疲労における内部破壊に対し、破壊起点に存在する介在物の寸法と力学特性の観点から検討を進めてきた<sup>5,7,14)</sup>。前報ではSUP12鋼とSWOSC-V鋼の $Al_2O_3$ とTiN介在物の疲労特性への影響を検討した。以上のような状況を踏まえ、本研究では介在物の寸法および種類と疲労特性の関係に着目し、以下の実験を行った。

1) 介在物軟質化されているビレット材とそれを熱間圧延した棒材について、軸方向と平行なRD方向について疲労試験を実施し、圧延時の介在物の変形挙動と疲労特性への影響を調べる。

2) 同じビレット材について、圧延方向と垂直なTD方向について疲労試験を実施し、介在物寸法および種類と疲労特性の関係について調べる。

## 2. 実験方法

供試材はSUP12鋼の4ヒート(B1, B2, C1, C2)およびSWOSC-V鋼の3ヒート(E1, E2, F1)である。素材形状はヒートB2, C2, E2はビレット材、ヒートB1, C1, E1, F1は棒

材である。同じアルファベットで表記したビレット材と棒材は同一ロットである。ビレット材は160mm角、長さ240mm、棒材は直径11~20mmである。Table 1に供試材の化学成分を示す。主要成分は0.56~0.58C, 1.44~1.50Si, 0.68~0.72Crの範囲にあり7ヒートともほぼ同じである。

介在物検査は素材の圧延方向と平行な縦断面において、基準面積 $S_0=150\text{mm}^2$ を1視野として20視野について行った。介在物の種類はASTM法に従い、疲労強度に影響するC系とD系を対象に1視野に存在する最大の介在物の圧延方向RDの寸法とそれと直角方向TDの寸法を測定した。さらに、代表的なC系とD系を選びEPMAによる点分析と面分析を行った。

試験片はビレット材の場合は、RDとTDの2方向から切り出したものを用意した。なお、大きな介在物が起点となることが予想されるTD方向試験と比較検討するために、SWOSC-V鋼ヒートF1の切欠き試験片も用意した。

熱処理条件はTable 2に示すように、JASO規格を参照にして845°C油冷の焼入れ、430°C水冷の焼戻しである。焼入れ・焼戻しは試験片を下加工してから行った。Table 3に熱処理後の機械的性質を示す。熱処理後の引張強度は1721~1770MPa、ビッカース硬さはHV511~532である。

Fig. 1に試験片形状を示す。ヒートF1以外は(a)の電磁共振式疲労試験片で直径6mmの砂時計型である。ヒートF1は(b)の超音波試験片で、最小断面直径の位置に直径0.35mm、深さ0.35mmの切欠きを施してある。ヒートF1以外は、危険体積を同一にするため同じ直径6mmの試験片を採用したが、ヒートF1については人工的に欠陥を導入することから危険体積の問題が無くなるため、径の小さな試験片を採用し高速度試験機を利用した。試験片表面の最終仕上げは1200番研磨紙による軸方向研磨とした。疲労試験はすべて応力比 $R=-1$ の条件で、ヒートF1以外では120Hzの電磁共振式試験機を用いて $10^8$ 回、ヒートF1では20KHz超音波試験機を用いて $10^{10}$ 回まで行った。破断後の試験片は、走査型電子顕微鏡SEMと光学顕微鏡OMで起点介在物周辺を観察した。

### 3. 実験結果

#### 3.1 介在物検査結果

素材の圧延方向に平行な断面において、基準面積 $S_0=150\text{mm}^2$ の20視野でそれぞれ求められたC系またはD系の最大介在物のRD方向寸法とそれと直角方向寸法から、村上ら<sup>12)</sup>の方法に従い極値統計で整理した。棒材とビレット材RD方向(RD方向に採取した疲労試験片に対応)については、長軸と短軸を有する楕円体の介在物がRD方向すなわち荷重方向に沿っていると仮定し、短軸の寸法から $\sqrt{\text{area}}$ を円近似で求めた。また、ヒートB2とE2のビレット材TD方向(TD方向に採取した疲労試験片に対応)

Table 1. Chemical compositions of spring steels.

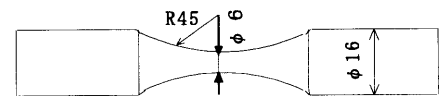
Material	Element(mass %)										
	Heat	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Al	O
SUP12	B1, 2	0.56	1.50	0.67	0.014	0.008	0.01	0.01	0.72	0.021	—
	C1, 2	0.56	1.48	0.72	0.012	0.009	—	—	0.71	0.001	0.0021
SWOSC-V	E1, 2	0.57	1.46	0.68	0.008	0.006	0.01	0.01	0.68	0.001	—
	F1	0.58	1.44	0.70	0.013	0.006	0.01	0.02	0.70	0.001	0.0021

Table 2. Heat treatment conditions.

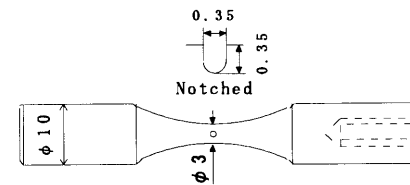
Normalizing	Quenching	Tempering
845 °C/30min, air cooled	845 °C/30min, oil quenched	430 °C/60min, water cooled

Table 3. Mechanical properties of spring steels.

Material	Heat	Tensile properties			Vickers hardness (HV20)
		0.2% Proof stress $\sigma_{0.2}$ (MPa)	Tensile strength $\sigma_b$ (MPa)	Reduction of area(%)	
SUP12	B1	1600	1770	47	530
	B2	1609	1761	48	530
	C1	1559	1721	39	511
	C2	1571	1764	44	518
SWOSC-V	E1	1579	1752	41	515
	E2	1586	1743	46	532
	F1	1590	1764	44	528



(a) Specimen for electromagnetic machine.



(b) Specimen for ultrasonic machine.

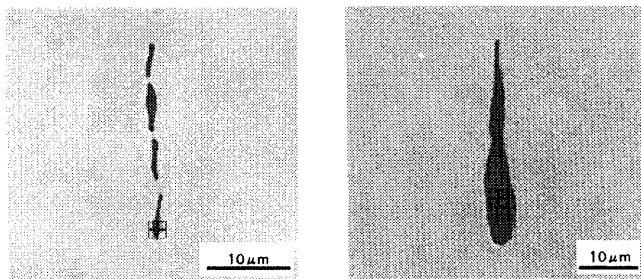
Fig. 1. Profile of fatigue testing specimens. Dimensions are in mm.

については、長軸と短軸の寸法から $\sqrt{\text{area}}$ を楕円近似で求めた。介在物検査結果を基に、Fig. 1(a)の試験片中に存在する最大介在物の大きさ $\sqrt{\text{area}}_{\text{max}}$ を予測した結果をTable 4に示す。その際危険体積 $V$ は、軸荷重下で試験片最小断面に作用する応力振幅 $\sigma_a$ に対し、 $0.9\sigma_a$ 以上となる体積を見積もった。

ヒートB1(棒材)とB2(ビレット材)では $\text{Al}_2\text{O}_3$ 系複合介在物が検出され、その大きさ $\sqrt{\text{area}}_{\text{max}}$ の予測は棒材では $21\mu\text{m}$ 、ビレット材RD方向では $21\mu\text{m}$ 、TD方向では $26\mu\text{m}$ となった。棒材とビレット材RD方向では介在物寸法に変化はなく、ビレット材のRD方向とTD方向との比較でも介在物寸法の差は小さい。したがって、ヒートB1、B2の $\text{Al}_2\text{O}_3$ 系複合介在物は圧延の際に伸びない球状の介在

Table 4. Results of inclusion analysis and fatigue tests.

Material	Form	Heat	Direction	Inclusion analysis		Fatigue limit $\delta_{-1}$ (MPa)	Fatigue site	
				EPMA	$\sqrt{\text{area}_{\text{max}}}$ ( $\mu\text{m}$ )		Type	$\sqrt{\text{area}_{\text{av}}}$ ( $\mu\text{m}$ )
SUP12	Bar	B1	RD	Al>Ca>Mg	21	660	M(3), Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> (1)	13, 26
	Billet	B2	RD	Al>Ca>Mg>Si	21	612	M(5), TiN(3), Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> (1)	18, 7, 17
			TD		26(ellipse)	330	MmS(8)	99
	Bar	C1	RD	Si>Ca>Al>Mg	15	770	M(3), TiN(1)	22, 1.4
Billet	C2	RD	Si>Ca>Al>Mn	14	790	M(4)	16	
SWOSC-V	Bar	E1	RD	Si>Ca>Mg>Al	13	780	TiN(3), M(1)	4, 18,
	Billet	E2	RD	Si>Ca>Mg>Al	13	633	TiN(3), M(4), MnS(1)	5, 9, 9
TD				48(ellipse)	370	MnS(7)	28	



(a) SiO<sub>2</sub> rich inclusion were torn to pieces on thinly extended of bar. (b) SiO<sub>2</sub> rich inclusion on thinly extended of billet.

Fig. 2. Typical SiO<sub>2</sub> rich inclusions in bars and billets along the axial directions.

物と判断できる。ヒート C1 と C2 では、細長い SiO<sub>2</sub> 系複合介在物が検出され、 $\sqrt{\text{area}_{\text{max}}}$  の予測は棒材では 15  $\mu\text{m}$ 、ビレット材 RD 方向では 15  $\mu\text{m}$  となった。ヒート E1 と E2 でも、ヒート C1 と C2 と同じ SiO<sub>2</sub> 系複合介在物が検出され、 $\sqrt{\text{area}_{\text{max}}}$  の予測は棒材では 13  $\mu\text{m}$ 、ビレット材 RD 方向では 13  $\mu\text{m}$ 、TD 方向では 48  $\mu\text{m}$  となった。SiO<sub>2</sub> 系複合介在物の場合にも棒材とビレット材 RD 方向の介在物寸法は同じであり、圧延による有効介在物寸法の減少は見られない。ところが、ビレット材 RD 方向と TD 方向の介在物寸法は大きく違い、SiO<sub>2</sub> 系複合介在物は圧延の際に伸びる軟質介在物であることがわかる。この場合には、Fig. 2 に示すように SiO<sub>2</sub> 系複合介在物はビレット材の状態でも十分に伸びていて、圧延の結果、棒材では SiO<sub>2</sub> 系複合介在物は細かく分断されている。すなわち、SiO<sub>2</sub> 系複合介在物に関しては、圧延の際に分断されるだけで軸方向（すなわち RD 方向）の有効介在物寸法はそれほど減少しないため、棒材とビレット材 RD 方向の疲労特性の差は小さいと推察される。

### 3.2 疲労試験結果

#### 3.2.1 棒材とビレット材 RD 方向の疲労特性

Fig. 3 に棒材 (B1, C1, E1) とビレット材 RD 方向 (B2, C2, E2) の S-N 曲線をヒートごとにまとめて示す。図中には内部破壊起点の種類と平均寸法 ( $\sqrt{\text{area}_{\text{av}}}$ ) を示す。プロットに縦線が付いたデータは表面破壊である。また、Table 4 に

は各内部破壊起点が出現した頻度（破断数）と平均寸法および 10<sup>8</sup> 回疲労強度を示す。

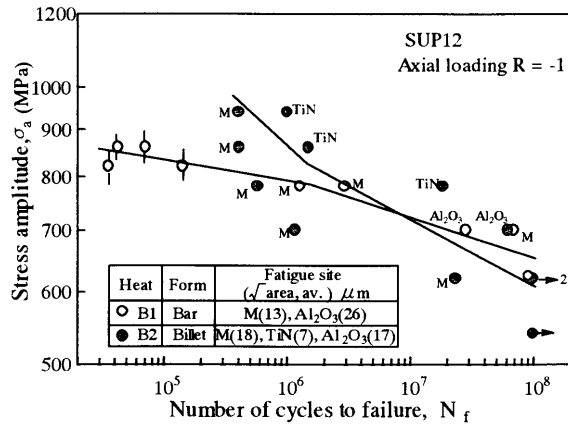
ヒート B2（ビレット材 RD 方向）の内部破壊は組織割れ (M: Matrix) と介在物起点が約半分ずつであり、介在物起点は TiN 介在物が多かったが、介在物検査から予測された Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 系複合介在物が 1 例あった。ヒート B1（棒材）は組織割れ起点が多数を占めたが、Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 系複合介在物起点が 1 例あった。S-N 曲線のばらつきはビレット材よりも棒材の方が小さく、10<sup>8</sup> 回疲労強度は 612 MPa と 660 MPa になり棒材の方が幾らか高くなった。

ヒート C1（棒材）と C2（ビレット材 RD 方向）の内部破壊は組織割れ起点が多かったが、ヒート C1 は TiN 介在物起点が 1 例あった。介在物検査から予測された SiO<sub>2</sub> 系複合介在物は内部破壊起点とはなっていない。棒材とビレット材の S-N 曲線のばらつきは同程度で、10<sup>8</sup> 回疲労強度も棒材で 770 MPa、ビレット材では 790 MPa となりほぼ同程度だった。

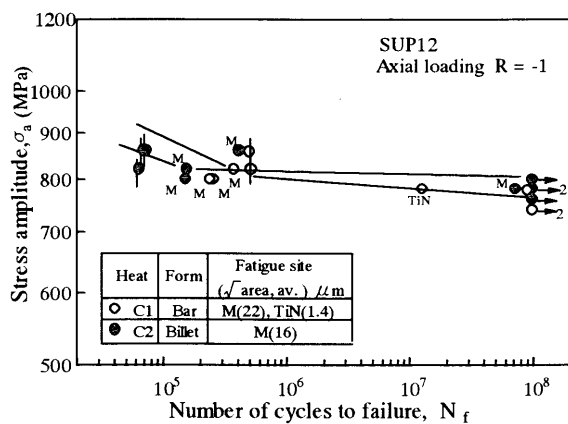
SWOSC-V 鋼ヒート E1（棒材）と E2（ビレット材 RD 方向）の内部破壊起点は、組織割れと TiN 介在物起点が多くを占めたが、1 例だけビレット材 RD 方向試験で MnS 介在物起点があった。Fig. 4 に MnS 介在物起点破面の SEM 像を示す。他方の破面では MnS 介在物が抜けた穴が観察され、MnS 介在物が抜けた穴の底には、EDAX 分析で TiN 介在物の分布が認められた。TiN 介在物の大きさは 5  $\mu\text{m}$  程度で、MnS 介在物の方が 9  $\mu\text{m}$  と幾らか大きかった。この場合は、ビレット材に十分に伸びきれなかった MnS 介在物が存在したと思われる。また、介在物検査から予測された SiO<sub>2</sub> 系複合介在物は内部破壊起点とはなっていない。S-N 曲線のばらつきは棒材の方が小さく、10<sup>8</sup> 回の疲労強度はビレット材では 633 MPa、棒材では 780 MPa となり棒材の方が明らかに高くなった。

#### 3.2.2 ビレット材（RD 方向と TD 方向試験片）の疲労強度

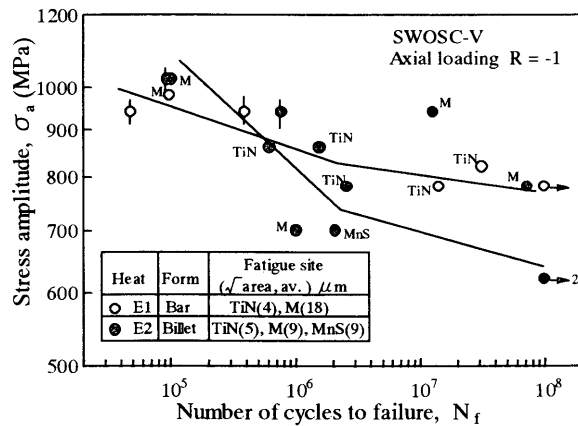
Fig. 5 に、ビレット材（ヒート B2、ヒート E2）の RD 方向と TD 方向試験の S-N 曲線を示す。ヒート B2 の RD 方向試験の内部破壊は上述したように、組織割れ、TiN 介在物、Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 介在物の 3 種類の破壊起点があるが、TD 方向試験の



(a) Heat B1(bar) and B2(billet) of SUP12 steels.



(b) Heat C1(bar) and C2(billet) of SUP12 steels.



(c) Heat E1(bar) and E2(billet) of SWOSC-V steels.

Fig. 3. S-N curves for SUP12 and SWOSC-V spring steels.

場合はすべて細長く伸びた MnS 介在物起点である。その大きさ  $\sqrt{\text{area}}$  は幅×長さの楕円で見積もると 14~189  $\mu\text{m}$  で平均値  $\sqrt{\text{area, av.}}$  は 99  $\mu\text{m}$  であった。10<sup>8</sup>回疲労強度は RD 方向試験の 612 MPa に比べ、TD 方向試験は 330 MPa と著しく低くなった。

ヒート E2 の RD 方向試験の内部破壊は上述したように、TiN 介在物、組織割れ、MnS 介在物の 3 種類の破壊起点が

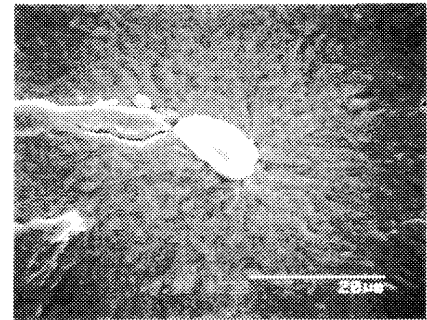
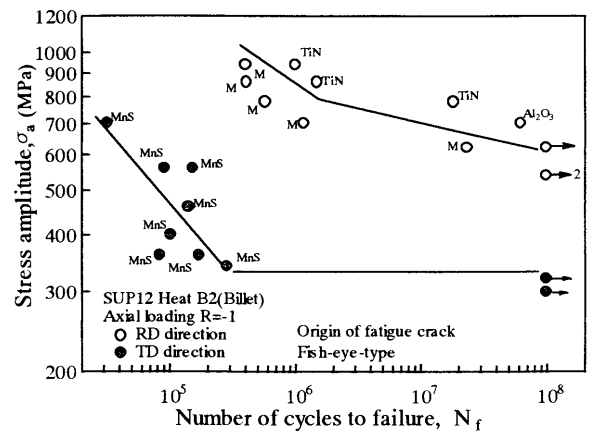
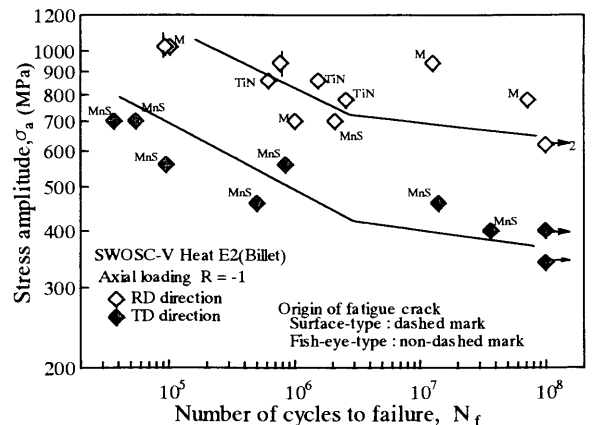


Fig. 4. Fractograph of the fracture site of a MnS inclusion for RD direction test of heat E2.



(a) Heat B2(billet) of SUP12 steel.



(b) Heat E2(billet) of SWOSC-V steel.

Fig. 5. S-N curves for RD and TD direction test SUP12 and SWOSC-V spring steels.

あるが、TD 方向試験はヒート B2 と同様にすべて MnS 介在物起点である。その大きさ  $\sqrt{\text{area}}$  はヒート B2 と同様な方法で見積もると 16~54  $\mu\text{m}$  となり平均値  $\sqrt{\text{area, av.}}$  は 28  $\mu\text{m}$  であった。TD 方向では介在物検査で予測された SiO<sub>2</sub> 系介在物は 48  $\mu\text{m}$  であるが、実際の内部破壊起点は SiO<sub>2</sub> 系介在物より小さい MnS 介在物であった。10<sup>8</sup>回疲労強度は RD 方向試験は 633 MPa に比べ、TD 方向試験は 370 MPa となり著しく低くなった。

以上の結果をまとめると、ヒート B2 と E2 とともに TD 方

向試験の疲労強度は、RD方向試験と比較して約1/2に低下している。

### 3.3 内部破壊起点の破面様相

Fig. 6に、ヒートB2ピレット材RD方向試験片のSEMとOM観察による内部破壊起点の破面を示す。破断寿命はいずれも $10^7$ 回以上である。Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>介在物(a)とTiN介在物(b)周辺に、SEM観察では介在物の周りには粗い凸凹のある破面が存在し、OM観察ではその粗い凸凹の面が黒く見えた。すなわち、ODA (Optically Dark Area)<sup>4)</sup>と思われる破面様相が確認された。

Fig. 7に、ヒートB2とヒートE2のピレット材TD方向試験片のSEM観察による内部破壊起点の破面を示す。ヒートB2 (a)では大きく伸びたMnS介在物が試験片表面に抜けているが、ヒートE2 (b)では比較的小さく表面に抜けていなかった。MnS介在物が表面に抜けていない場合は長寿命域で破断する傾向があった。ODAに関してはいずれの場合にも確認できなかった。

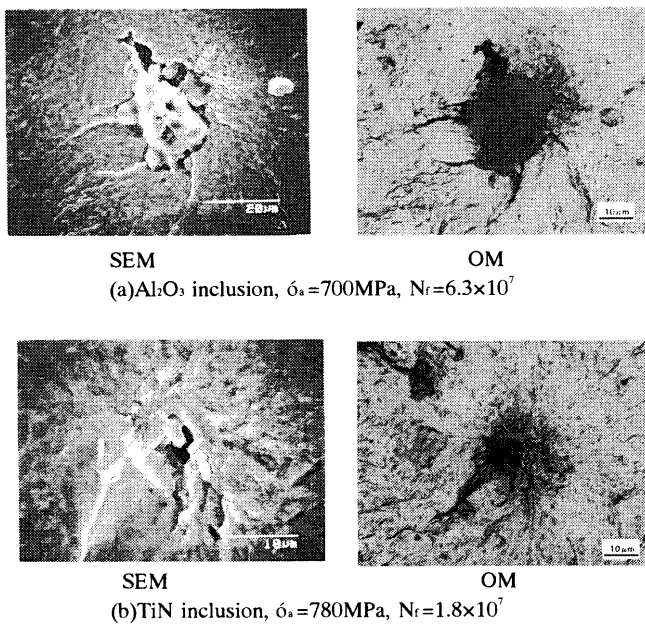
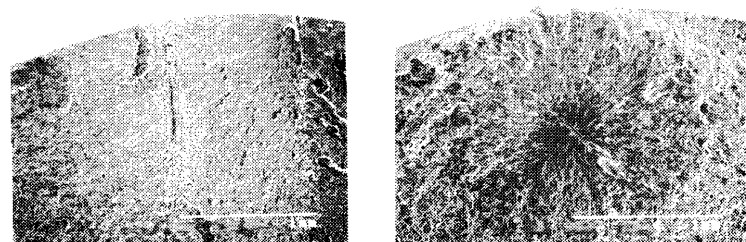


Fig. 6. Fractographs of SEM and OM image for the RD direction test of heat B2.



(a) Heat B2,  $\sigma_a = 340\text{MPa}$ ,  $N_f = 2.8 \times 10^6$  (b) Heat E2,  $\sigma_a = 400\text{MPa}$ ,  $N_f = 3.7 \times 10^7$

Fig. 7. SEM micrographs for MnS origins of TD direction test.

## 4. 考察

### 4.1 ビレット材と棒材のRD方向の疲労特性の差異

介在物検査の結果から、ヒートB系列のAl<sub>2</sub>O<sub>3</sub>系複合介在物に関しては、圧延の際に変形せず球状のままである。ヒートC, E系列のSiO<sub>2</sub>系複合介在物に関しては、ピレット材の状態ですら十分に伸びており、棒形状まで圧延しても細長い介在物が分断されるだけで、軸方向の有効寸法に関しては顕著な差異は見られない。したがって、介在物のRD方向の疲労特性への影響の観点からは、ピレット材と棒材では差異はないと考えられ、現に疲労試験ではピレット材の場合も棒材の場合も、内部破壊の起点は圧延の際に変形しないAl<sub>2</sub>O<sub>3</sub>介在物かTiN介在物、もしくは組織割れであった。

以上の議論を踏まえると、本研究ではピレット材と棒材のRD方向の疲労強度は同程度になる必要がある。ところが、ヒートB, C系列の鋼種に関してはそのようになっているが、ヒートEの弁ばね鋼の系列に関しては、棒材の方がピレット材より疲労強度が高くなっている。

Fig. 3(c)中でヒートE2ピレット材の疲労強度を下げている2点に着目すると、1点がMnS介在物で、もう1点が組織割れである。MnS介在物に関しては、Fig. 4に示したように、ピレット材に伸びきっていないMnS介在物が存在したため、棒材ではMnS介在物はすべて十分に伸ばされていたと考えられる。一方、組織割れに関してその要因ははっきりしない。いずれにせよ、このMnSと組織割れの2点を除くと、ヒートE2に関してもピレット材と棒材のRD方向の疲労特性は同じになる。

### 4.2 疲労特性に及ぼす介在物寸法と種類の影響

疲労特性に与える介在物の種類と寸法の影響を棒材のRD方向、ピレット材のRDとTD方向の結果並びに前報<sup>5)</sup>の結果を含めて検討する。

Fig. 8に、ヒートA, B2, E2およびヒートF1の切欠き試験片のS-N曲線をまとめて示す。図中には破壊起点の種類をAl<sub>2</sub>O<sub>3</sub>介在物はA, TiN介在物はT, MnS介在物はM, 組織割れはMとそれぞれ略して表記してある。内部破壊起点の大きさはTable 4に示したようになっている。特に、ヒートB2とE2のTD方向試験片の $\sqrt{\text{area,av}}$ は99  $\mu\text{m}$ および28

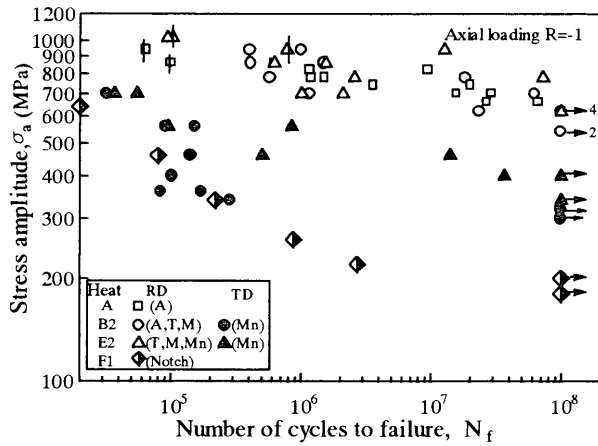


Fig. 8. S-N curves for spring steels.

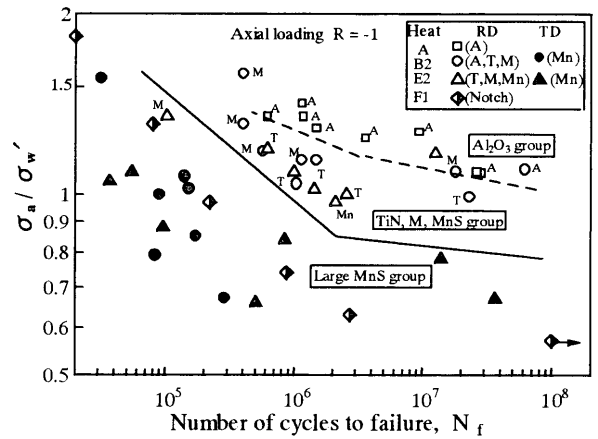


Fig. 9. Modified S-N curves for spring steels.

$\mu\text{m}$ と大きくなっている。またヒートF1の切欠きの大きさは $\sqrt{\text{area}}$ で $343\mu\text{m}$ である。ヒートEの $\text{SiO}_2$ 系複合介在物はRDとTD方向のいずれの試験でも内部破壊の起点となっていない。

S-N特性は大きなMnS介在物および切欠きを起点とするグループと、それ以外の比較的小さな介在物を起点とするグループに分かれているように見える。ヒートE2のTD方向試験の結果はヒートB2より長寿命となる傾向を示し、ヒートB2のTD方向試験のS-N特性は、切欠き試験片のS-N特性とほぼ同じ傾向を示していた。破面観察ではヒートB2のMnS介在物は表面に突き抜けているのに対し、ヒートE2の短寿命側ではMnS介在物は突き抜けているが、長寿命側ではMnS介在物は突き抜けていない。つまり、MnS介在物が表面に突き抜けている場合は、表面欠陥の問題になっているのに対し、突き抜けていない場合は内部欠陥の問題になっている。

村上らは内部破壊に対する疲労限を次式で与えている<sup>15)</sup>。

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

ここで、HVはビッカース硬さ、 $\sqrt{\text{area}}$ は応力軸に垂直な面に投影した介在物の面積の平方根である。式(1)では介在物寸法を $\sqrt{\text{area}}$ として評価してあるため、式(1)による $\sigma_w'$ で規準化したS-N線図を用いることにより、介在物寸法のばらつきの影響を取り除いたS-N特性を議論できる。

Fig. 9に、式(1)で見積もった疲労限 $\sigma_w'$ で規準化したS-N曲線を示す。その際、 $\sqrt{\text{area}}$ として介在物寸法のみを用い、ODAの寸法は考慮していない。Fig. 9では、実線を境に大きなMnS介在物および切欠きを起点とするグループと、比較的小さな $\text{Al}_2\text{O}_3$ 、TiN、組織割れを起点とするグループに分かれ、大きなMnS介在物や切欠きを起点とするグループは著しく特性が悪い。この結果では、既に介在物寸法の影響を取り除いてあるため、ある程度以上の大きな欠陥に関しては、小さな欠陥とは本質的に別の取り扱い

が必要なることを示している。

さらに、Fig. 8では比較的小さな介在物を起点とするグループは、一見一つのグループに見えるが、Fig. 9では、図中の破線を境に $\text{Al}_2\text{O}_3$ グループと、それ以外のTiN介在物、組織割れ、MnS介在物のグループに分かれているように見える。 $\sigma_w'$ で規準化したS-N曲線は、SNCM439鋼の例<sup>16)</sup>では、介在物寸法に関係なく一本にまとまっている。ただし、SNCM439鋼の場合にはすべて $\text{Al}_2\text{O}_3$ 介在物だったのに対し、本研究では複数種の起点が混在している。すなわち、規準化したS-N曲線が起点の種類によって分かれることは、疲労特性が起点の寸法だけでなく種類にも依存することを示している。以上の議論をまとめるとギガサイクル疲労特性に対する新たな知見として、次の2つが考えられる。

1) 細長く伸びた大きなMnS介在物は、伸びた方向と直角方向に荷重が作用した場合、疲労特性に対して著しく害が大きく、表面に人工的に導入した大きな欠陥と同程度の害を及ぼす。

2) 数十 $\mu\text{m}$ のオーダの比較的小さな介在物や組織割れの場合にも、起点の寸法だけでなく、種類によっても疲労特性に対して違いが生じる。

### 5. 結論

本研究では、ばね鋼SUP12と弁ばね鋼SWOSC-Vを用い、ピレット材と棒材の疲労強度の比較、およびピレット材の試験片採取方向の違いによる疲労特性の違いについて調査した。その結果、以下の結論を得た。

(1) 介在物検査を行った結果、 $\text{Al}_2\text{O}_3$ 系複合介在物は圧延の際に変形しないが、 $\text{SiO}_2$ 系複合介在物は細く伸びることがわかった。しかし、 $\text{SiO}_2$ 系複合介在物はピレット材の状態ですで十分に伸びていて、棒材まで圧延しても細かく分断されるだけで、軸方向に対する有効介在物寸法の減少はほとんどなかった。

(2) (1)の点に関して、ビレット材と棒材で有効介在物寸法に差がなかったことから、ばね鋼SUP12に関しては、両者の疲労特性の差は僅かだった。一方、弁ばね鋼SWOSC-Vに関しては、棒材の方が疲労強度が高くなったが、これはビレット材に十分に伸びていないMnS介在物が存在したことで、ビレット材で母地組織の違いに関連すると思われる組織割れが生じたことによる。

(3) ビレット材のRD方向とTD方向の疲労強度を調べた結果、TD方向の試験では細く伸びた大きなMnS介在物が起点となり、TD方向の疲労強度はRD方向の1/2程度まで低くなった。

(4) 前報の結果を含めて総合的に検討した結果、細く伸びたMnS介在物や切欠きなどの大きな欠陥を含む材料は、小さな欠陥しか含まない材料に比べ、全く違う疲労特性を示した。

(5) 小さな欠陥しか含まない材料に関しても、欠陥の寸法だけでなく種類によっても疲労特性が違う可能性があることを示した。

## 文 献

- 1) Y.Murakami, M.Takada and T.Toriyama: *Int. J. Fatigue*, **16** (1998), 661.
- 2) M.Yamada, N.Takenoshita and H.Takakura: *Proc. Jpn. Soc. Spring Res.*, (1984) Fall number, 5.
- 3) T.Ohshiro, T.Ikeda and H.Matsuyama: *Kobelco Technol. Rev.*, (1987) No. 2, 36.
- 4) Y.Murakami, T.Nomoto and T.Ueda: *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.*, **22** (1999), 581.
- 5) T.Abe, Y.Furuya and S.Matsuoka: *Trans. Jpn. Soc. Mech. Eng.*, **A67** (2001), 112.
- 6) K.Miyahara, S.Matsuoka and K.Tsuzaki: *CAMP-ISIJ*, **13** (2000), 1180.
- 7) T.Abe and S.Matsuoka: *Trans. Jpn. Soc. Spring Res.*, **46** (2001), 19.
- 8) T.Sawai, Y.Kimura, K.Tsuzaki, E.Takeuchi and S.Matsuoka: *Trans. Jpn. Soc. Mech. Eng.*, **A68** (2000), 49.
- 9) N.Takahashi: *J. Jpn. Soc. Technol. Plast.*, **30** (1989), 1239.
- 10) T.Abe, Y.Furuya and S.Matsuoka: *CAMP-ISIJ*, **14** (2001), 633.
- 11) Y.Oki, N.Ibaraki and N.Yoshihara: *Kobe Steel Eng. Rep.*, **50** (2000), 33.
- 12) 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), 112, 141.
- 13) K.Toyama and M.Yamamoto: *Proc. Fatigue 90*, **1** (1990), 343.
- 14) N.Nagasima, S.Matsuoka and K.Miyahara: *Trans. Jpn. Soc. Mech. Eng.*, **A65** (1999), 477.
- 15) Y.Murakami, S.Kodama and S.Onuma: *Trans. Jpn. Soc. Mech. Eng.*, **A54** (1988), 688.
- 16) Y.Furuya, S.Matsuoka, T.Abe and K.Yamaguchi: *Scr. Mater.*, **46** (2002), 157.