

高強度鋼のギガサイクル疲労特性に及ぼす介在物と ODA 寸法の影響

古谷 佳之*・松岡 三郎*・木村 利光*²・速石 正和*²

Effects of Inclusion and ODA Sizes on Gigacycle Fatigue Properties of High-strength Steels

Yoshiyuki FURUYA, Saburo MATSUOKA, Toshimitsu KIMURA and Masakazu HAYAISHI

Synopsis : Gigacycle fatigue tests up to 10^9 cycles were conducted for SCM440 and SUJ2 steels. Five types of each steel were prepared with different melting processes. The gigacycle fatigue properties were divided into two groups: One group, consisting of SCM440 and double-melted SUJ2 steels, revealed higher fatigue strengths than the other group consisting of single-melted SUJ2 steels. The origins of fish-eye fracture were mostly an small Al_2O_3 in the high fatigue strength group and entirely a large $(Cr, Fe)_3C$ in the low fatigue strength group. ODA sizes normalized with inclusion sizes at the fracture origin showed dependency on the inclusion sizes. The normalized ODA sizes increased according to the inclusion size decrease when the inclusion sizes were below about $10 \mu m$, although the normalized ODA sizes were constant when above that size. Relating to this dependency, fatigue limits at 10^9 cycles were independent of the inclusion sizes when the inclusion sizes were enough small. The inclusion sizes, below which fatigue limit lost dependency on the inclusion sizes, were expected to exist between 10 and $20 \mu m$. On the other hands, fatigue limits depended on inclusion sizes when the inclusions were large enough to exceed that size, as well as on ODA sizes. The ODA and large inclusions were similar to small cracks in which ΔK_{th} depends on the crack size to the $1/3$ th power. This meant that the fatigue limits depended on the ODA and large inclusion sizes to the $-1/6$ th power.

Key words: gigacycle fatigue; inclusion; optically dark area; high-strength steel; fish-eye fracture.

1. 緒言

鉄鋼材料の疲労破壊は、通常は表面を起点とする表面破壊である。この場合、 10^7 回程度の繰返しで決定可能な疲労限が存在し、疲労限は引張強度や硬さに対して比例関係となる。ところが、引張強度が 1200 MPa を超える高強度鋼は、引張強度から期待される表面破壊の疲労限以下の低い応力で、材料の内部を起点とする内部破壊（フィッシュアイ破壊）を示す^{1,2)}。内部破壊では、組織割れ^{3,4)}（内部ファセット）が起点となる場合もあるが、多くは介在物が起点となる⁵⁻¹¹⁾。内部破壊は 10^7 回を超える長寿命域でも生じるため、このような高強度鋼では通常の疲労限は消滅し、 10^9 回近辺のギガサイクル域でも疲労破壊が生じる。この現象は、ギガサイクル疲労と呼ばれている⁵⁾。

表面破壊特性が鉄鋼材料の静的強度と強い相関を持つのに対し、内部破壊特性はむしろ起点となる介在物に対して強い相関を示す。最も大きな影響を与える因子は介在物の寸法^{1,6)}であるが、形状^{8,9)}や物性^{10,11)}も影響すると報告されている。さらに、最近では ODA (Optically Dark Area) と呼ばれる通常とは異なる破面形態が、内部破壊した破面に存在することが明らかとなった^{12,13)}。ODA は起点介在物周囲に形成される凸凹した破面で、光学顕微鏡で観察すると黒

く見えることからこのように名付けられた。ODA 形成機構は、水素の影響によるという説もあるが¹³⁾、依然として明確ではない。ただ、内部破壊特性は介在物自体の寸法より、むしろ ODA 寸法と強い相関を持つという説が有力になりつつある¹²⁾。

このように、内部破壊特性と介在物の相関については以前から研究がなされている。中でも村上らが提案した疲労限の予測式¹⁾は、介在物寸法と素材の硬さをパラメータとし、簡便かつ比較的よい近似が得られることから広く知られている。しかし、実際に鋼中の介在物の種類や寸法を系統的に変化させ、介在物と内部破壊特性の関係を調査した結果は少ない。このような研究が困難な背景には、①ギガサイクル域までの疲労試験に膨大な時間を要すること、②鋼中の介在物寸法を精密に制御することが難しいこと、の2つの問題がある。それに対して、著者らは内部破壊特性に対する 20 kHz 超音波疲労試験機¹⁴⁾の妥当性を実証し、簡便なギガサイクル疲労試験法を確立した¹⁵⁻¹⁷⁾。また、近年では種々の鋼の溶解法が考案され、介在物寸法をある程度制御できる見通しが出てきた。さらに、疲労試験後に起点となった介在物寸法を測定し、実験結果を介在物寸法毎にグループ分けすることにより、介在物寸法に対応した S-N 曲線を精度よく求めることも可能である¹⁶⁾。

平成 16 年 12 月 24 日受付 平成 17 年 5 月 9 日受理 (Received on December 24, 2004; Accepted on May 9, 2005)

* 物質・材料研究機構 (National Institute for Materials Science, 1-2-1 Sengen Tsukuba-shi 305-0047)

* 2 大同特殊鋼 (株) (Daido Steel Co., Ltd.)

以上のような背景から、本研究では種々の溶解法で作製した鋼についてギガサイクル疲労試験を実施し、内部破壊特性と介在物の関係について検討を行った。鋼種は低合金鋼SCM440と軸受鋼SUJ2とし、内部破壊を生じやすくするため低温焼戻しにより高硬さにした試験片を使用した。対象としていた介在物は Al_2O_3 とTiNの2種類であったが、SUJ2のギガサイクル疲労試験では $(Cr, Fe)_3C$ も内部破壊の起点として出現した。その結果、介在物及びODA寸法と高強度鋼のギガサイクル疲労特性との関係について以下に報告するような知見が得られた。

2. 実験方法

2.1 供試材

Table 1に各供試材で目標とした相対的な介在物寸法、Table 2に作製した供試材の成分範囲を示す。供試材は低合金鋼SCM440と軸受鋼SUJ2の2鋼種であるが、介在物寸法を厳密に制御することは困難であるため、介在物寸法が相対的にTable 1のような違いを示すように条件を変えて各5材種ずつ作製した。各供試材に付した記号はTable 1に示す通りであるが、添え字の1, 2, 3で示す材料は Al_2O_3 の寸法がそれぞれ小, 中, 大となることを意図し、4, 5で示す材料はTiNの寸法がそれぞれ中, 大となることを意図して作製したものである。

介在物の極小化が要求される添え字1の材料は、真空溶解を行った後、真空アーク再溶解を行うダブルメルトにより作製した。一方、 Al_2O_3 が大きくなるような条件を狙った添え字2, 3の材料は、Ar置換大気圧中溶解によるシングルメルトにより作製した。その際、添え字2の材料では脱酸材であるAlを早い時期に投入し、 Al_2O_3 の浮上除去を促進させたのに対し、添え字3の材料ではAl投入時期を遅くし、 Al_2O_3 の浮上除去が進行しないうちに凝固させた。TiNが大きくなるような条件を狙った添え字4, 5の材料には、30 ppmのTiを添加した。その際、添え字4の材料では真空アーク再溶解を施すことによりTiNを浮上除去するという思想で、TiNの寸法制御を試みた。

各供試材は、150 kgずつ溶製した後、直径22 mmの丸棒形状に鍛造した。一般的なSUJ2鋼作製の工程では、鍛造前に粗大炭化物を低減するためのソーキング処理（高温加熱保持）を行うが、本研究ではソーキング処理は行わなかった。鍛造後に、SCM440に関しては焼鈍、SUJ2に関しては焼準と球状化焼鈍を行い、焼入れ焼戻しの熱処理を行った。焼入れは、SCM440では1153K×30分、SUJ2では1103K×30分加熱した後に油冷により行った。焼戻しは、SCM440では473K×90分、SUJ2では453K×90分加熱した後に空冷する低温焼戻しを行った。なお、焼入れ焼戻しは試験片形状近くまで下加工した後にいった。

熱処理後の供試材のビッカース硬さは、SCM440がHV588–603、SUJ2がHV724–815となった。また、全ての供試材は粒径20 μm 程度の旧オーステナイト粒をもつ、焼戻しマルテンサイトの様相を呈していた。

2.2 疲労試験

疲労試験は超音波疲労試験機を用いて繰返し速度20 kHz（連続試験）で実施し、間欠試験¹⁸⁾は行わなかった。疲労試験の条件は室温大気中、応力比は $R=-1$ であり、試験中は試験片を冷却空気により空冷した。内部破壊特性に関しては、100 Hzと20 kHzの試験結果がよく一致し、超音波疲労試験機でも妥当な結果が得られることが確認されている¹⁵⁻¹⁷⁾。疲労試験は 10^9 回までを目安とし、内部破壊特性は 10^9 回疲労限で評価した。その際、 10^9 回で試験片が一本も破断しなかった応力振幅の中で最大のものを 10^9 回疲労限とみなした。また、 10^9 回で破断しなかった試験片は、再び内部破壊が生じる応力で疲労試験し、強制的に内部破壊させることで試験片中に存在する最大介在物の寸法と形成されていたODAの寸法を測定した^{19,20)}。なお、疲労試験は、 10^9 回疲労限近傍で集中的に行なった。

試験片形状は、過去に実績¹⁶⁾のある最小断面直径が3 mm、試験部のRが31 mmの砂時計型を採用した。試験部の最終仕上げは1200番研磨紙による軸方向研磨である。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^{1,17,21)}は、試験片1本あたり33 mm³である。なお、準備した疲労試験片は、各供試材につき21本であ

Table 1. Expected inclusion sizes of the prepared steels.

Symbol	Expected inclusion size		Melting	Remark
	Al_2O_3	TiN		
SCM440-1, SUJ2-1	Small	Small	Double-melted	—
SCM440-2, SUJ2-2	Middle	Small	Single-melted	Controlled by the time of Al additions
SCM440-3, SUJ2-3	Large	Small	Single-melted	
SCM440-4, SUJ2-4	Small	Middle	Double-melted	Ti added
SCM440-5, SUJ2-5	Middle	Large	Single-melted	

Table 2. Chemical compositions of the prepared steels.

Steel	Element (mass %)								
	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo
SCM440	0.39-41	0.16-25	0.61-75	< 0.01	< 0.01	< 0.1	< 0.1	1.11-2	0.17-18
SUJ2	0.99-1.01	0.19-21	0.30-32	< 0.01	< 0.005	< 0.05	< 0.05	1.46-8	< 0.01

る。

疲労試験後の破面はFE-SEMと光学顕微鏡を用いて観察し、内部破壊の場合には起点をEDAXで分析した。FE-SEM像に基づいて内部破壊の起点となった介在物寸法を測定し、EDAX分析結果から介在物の種類を特定した。ODAの寸法は、村上らの方法¹²⁾に準じて光学顕微鏡写真に基づいて測定した。なお、介在物及びODA寸法は $\sqrt{\text{area}}$ ¹⁾で評価した。また、各供試材の介在物の評価は、これらの破面上で測定した介在物寸法で代用した。すなわち、本研究では超音波疲労試験による介在物検査法^{19,20)}により介在物を評価した。

3. 実験結果

3.1 疲労試験結果

Fig. 1にS-N線図を示すが、ダブルメルトにより作製した材料を黒塗りの記号、シングルメルトにより作成した材料を白抜きの記号で示した。Fig. 1では 10^9 回で破断しなかった結果を矢印で示しているが、実際には同じ位置に複

数のプロット点が存在している。一部の試験は 10^9 回を超える繰返し数まで実施し、その際には 10^9 回以上で破断する場合があったが、Fig. 1ではこれらも非破断の結果として扱った。Fig. 1に示した結果は、全て内部破壊したものである。 10^9 回で破断しなかった試験片を強制破断させる際に数本の試験片で表面破壊が生じたが、それ以外では表面破壊は生じなかった。SCM440に関しては、作製した5材種は同程度の疲労特性を示した。ダブルメルト材のほうが、多少高強度側に分布しているようにも見えるが、差は顕著ではない。一方、SUJ2に関しては、ダブルメルト材はSCM440と同程度の疲労強度を示したが、シングルメルト材の疲労強度は低くなった。従って、これらの供試材の疲労特性は、高疲労強度を示すSCM440の5材種及びSUJ2のダブルメルト材2材種の計7材種と低疲労強度を示すSUJ2のシングルメルト材3材種の2つのグループに大別された。

Fig. 2に高疲労強度を示したグループ、Fig. 3に低疲労強度を示したグループの代表的破面様相を示す。高疲労強度を示したグループの内部破壊の起点は、大半がFig. 2(a)に

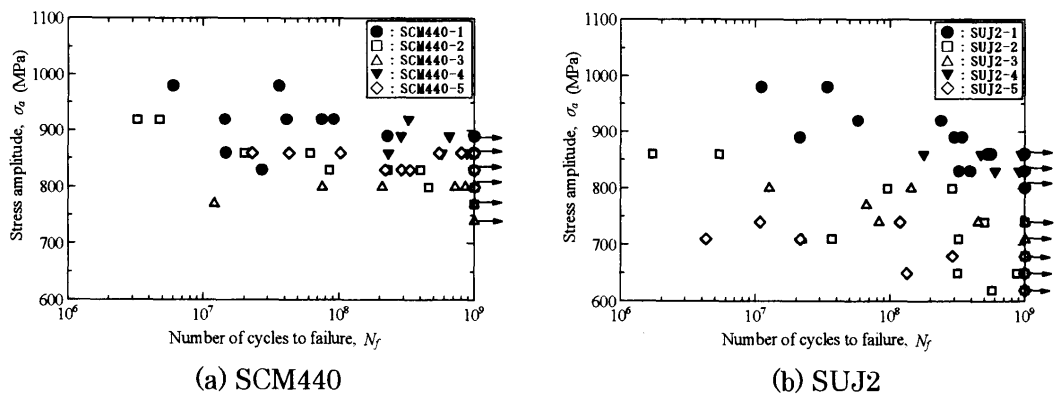


Fig. 1. S-N diagrams for the prepared steels. Solid marks show the results of the double-melted steels and open ones show those of the single melted steels.

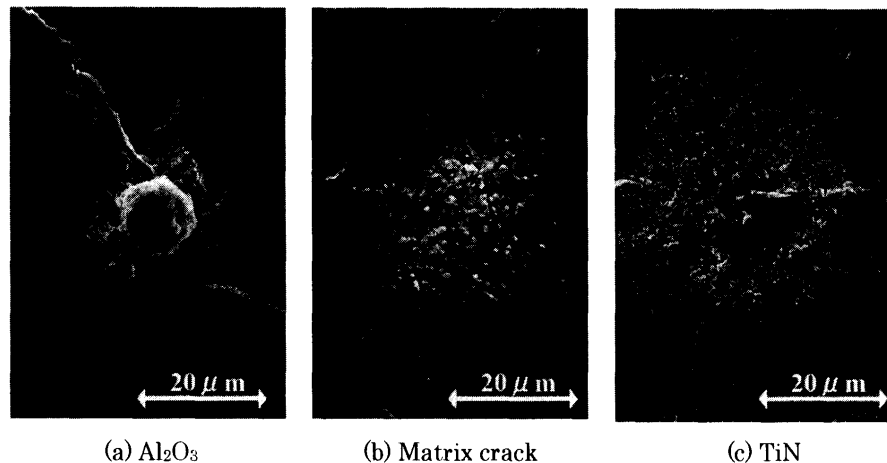


Fig. 2. Typical FE-SEM fractographs for SCM440 and double-melted SUJ2 steels. (a) SCM440-1 which did not fail at 10^9 cycles at 890 MPa, but failed at 4.3×10^6 cycles at 980 MPa. (b) SCM440-1 broken at 2.3×10^8 cycles at 890 MPa. (c) SUJ2-4 broken at 6.0×10^8 cycles at 830 MPa.

示すような Al_2O_3 であったが、稀に Fig. 2(b) に示すような起点付近に介在物が見つからない破面があった。Fig. 2(b) の場合、TiN が破面に埋まっている可能性があるが^{22,23)}、ここでは組織割れ^{3,4)}と見なした。また、TiN が大きくなるような条件を狙った SUJ2-4 では、半数が Fig. 2(c) に示すような TiN を起点とした破面であった。一方、低疲労強度を示したグループの内部破壊の起点は、Fig. 3 に示すような粗大炭化物であった。EDAX 分析で Cr と Fe が検出されたことから、これらは $(Cr, Fe)_3C$ と考えられる。 $(Cr, Fe)_3C$ を起点とした内部破壊では、Fig. 3 に見られるように介在物が割れて内部破壊の起点となったような様相を呈しており、 Al_2O_3 で見られるような介在物と母地との剥離^{7,19,20)}は生じなかった。

以上の疲労試験結果のまとめとして、Table 3 に各供試材の 10^9 回疲労限と各内部破壊起点の出現した割合を示す。 10^9 回疲労限に関しては、SCM440 の 5 材種と SUJ2 のダブルメルト材から成る高疲労強度のグループは 740~800 MPa 程度となり、SUJ2 のシングルメルト材から成る低疲労強度のグループは 620~680 MPa 程度となった。内部破壊の起点は、高疲労強度を示すグループでは大半が Al_2O_3 であったが、組織割れや TiN が起点となる場合もあった。ただし、組織割れに関しては、SCM440 で TiN が大きくなる

ような条件を狙った材種で割合が多くなっていることから、TiN が破面下に隠れている可能性は比較的高い。一方、低疲労強度を示すグループの内部破壊起点は全て $(Cr, Fe)_3C$ であった。これは、SUJ2 の試験片を作製する際にソーキング処理を行わなかったことが原因と考えられる。同様の工程で作製したダブルメルト材で $(Cr, Fe)_3C$ が出現しなかった点は、真空アーク再溶解材では凝固速度が速いため、炭化物が微細に晶出したことによると考えられる。

3.2 介在物及び ODA 寸法の測定結果

破面上で測定した介在物寸法の平均値を Table 4、代表的な極値分布を Fig. 4 に示す。Table 1 と 4 を比較すると、SCM440 の 5 材種間で意図したような Al_2O_3 の寸法の違いは認められず、 Al_2O_3 の平均寸法はいずれの材料でも $10 \mu m$ 程度であった。その際、 Al_2O_3 の寸法は総じて小さく、 $20 \mu m$ を超える大きな介在物は見られなかった。TiN に関しては、Ti を添加した SCM440-4, 5 でも、内部破壊の起点として出現しなかった。しかし、これらの材料では前述のように TiN 起点の可能性のある組織割れの割合が増加した。SUJ2 の 5 材種ではシングルメルト材において意図していなかった $(Cr, Fe)_3C$ が内部破壊の起点となったため、 Al_2O_3 寸法の材種間の違いを検証することができなかった。

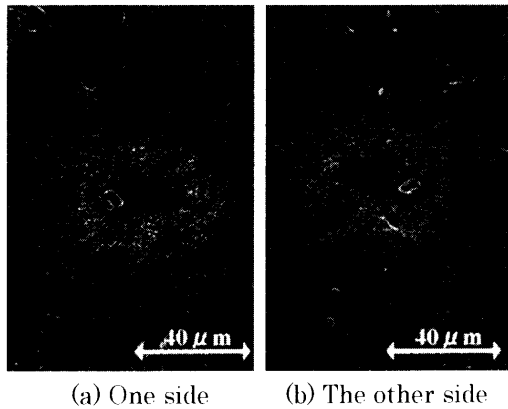


Fig. 3. Typical FE-SEM images of a couple of fracture surfaces for single-melted SUJ2 steels broken at 3.2×10^8 cycles at 650 MPa (SUJ2-2).

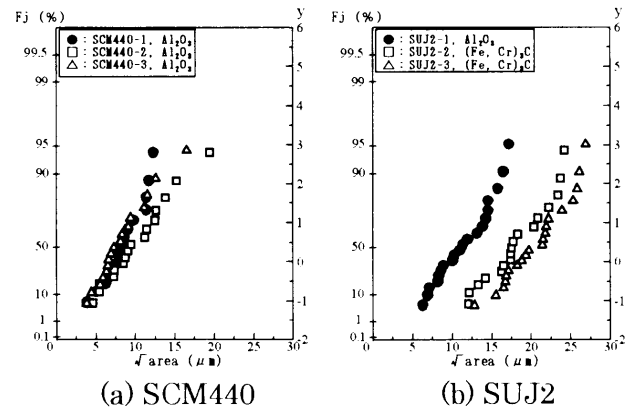


Fig. 4. Extreme value distribution of inclusion sizes measured on fracture surfaces at the origin for SCM440-1, 2, 3 and SUJ2-1, 2, 3.

Table 3. Fatigue limits at 10^9 cycles for the prepared steels and the proportion of specimens failed from each fracture site to the total tested specimens for each steel.

Steels	Melting	Vickers Hardness	Fatigue limit MPa	Appearance proportion of each fracture site			
				Al_2O_3	TiN	$(Cr, Fe)_3C$	Matrix*
SCM440-1	Double	HV591	≤ 830	94 %	—	—	6 %
SCM440-2	Single	HV603	770	89 %	—	—	11 %
SCM440-3	Single	HV591	740	90 %	—	—	10 %
SCM440-4	Double	HV603	770	79 %	—	—	21 %
SCM440-5	Single	HV588	800	76 %	—	—	24 %
SUJ2-1	Double	HV724	800	95 %	—	—	5 %
SUJ2-2	Single	HV764	≤ 620	—	—	100 %	—
SUJ2-3	Single	HV815	680	—	—	100 %	—
SUJ2-4	Double	HV795	800	50 %	50 %	—	—
SUJ2-5	Single	HV753	620	—	—	100 %	—

*: Matrix crack

Table 4. Average inclusion sizes measured on the fracture surfaces at the origin.

Steel	Inclusion	Average size
SCM440-1	Al_2O_3	8.5 μm
SCM440-2	Al_2O_3	10.1 μm
SCM440-3	Al_2O_3	8.2 μm
SCM440-4	Al_2O_3	7.6 μm
SCM440-5	Al_2O_3	8.5 μm
SUJ2-1	Al_2O_3	11.5 μm
SUJ2-2	$(Fe, Cr)_3C$	18.1 μm
SUJ2-3	$(Fe, Cr)_3C$	20.4 μm
SUJ2-4	Al_2O_3	11.2 μm
	TiN	8.5 μm
SUJ2-5	$(Fe, Cr)_3C$	22.6 μm

その際、ダブルメルト材の Al_2O_3 の平均寸法は $11 \mu m$ 程度であったのに対し、シングルメルト材の $(Cr, Fe)_3C$ の平均寸法は $20 \mu m$ 程度と粗大であった。SUJ2の Al_2O_3 の寸法はSCM440と比較するとやや大きい傾向が見られたが、 $(Cr, Fe)_3C$ との寸法差を考えると顕著な差ではない。TiNに関しては、Tiを添加したSUJ2-4において半数の試験片がTiNを起点とした内部破壊を示した。従って、Ti添加によりTiNの寸法がある程度大きくなったことが期待できるが、SUJ2-5で $(Cr, Fe)_3C$ が内部破壊の起点となったため、TiN寸法の定量的な材種間の比較はできなかった。以上のように、各供試材で内部破壊の起点となった介在物の種類と寸法はTable 1のような傾向は示さなかったが、 Al_2O_3 では $3.8 \sim 19.6 \mu m$ 、 $(Cr, Fe)_3C$ では $11.1 \sim 31.8 \mu m$ の範囲で疲労試験結果が得られたことから、介在物寸法と内部破壊特性の関係を考察する上で十分な結果が得られた。

Fig. 5に光学顕微鏡により撮影したODAの代表例、Fig. 6にODA寸法の測定結果を示す。ここでは、介在物の種類ごとに整理し、材種の区別は行っていない。また、Fig. 6では、横軸に疲労寿命をとり、ODA寸法(=ODA+介在物の寸法)を介在物寸法で基準化して整理した。通常、

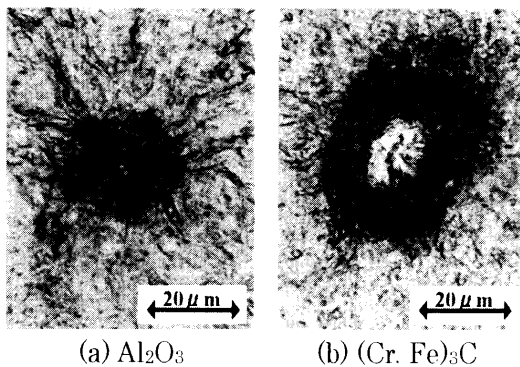


Fig. 5. Typical optical microscope photos of ODAs formed on a fracture surface at the origin. (a) ODA formed around an Al_2O_3 in SCM440-4 which did not fail at 10^9 cycles at 830 MPa, but failed at 2.0×10^6 cycles at 920 MPa. (b) ODA formed around a $(Cr, Fe)_3C$ in SUJ2-2 broken at 5.0×10^8 cycles at 740 MPa.

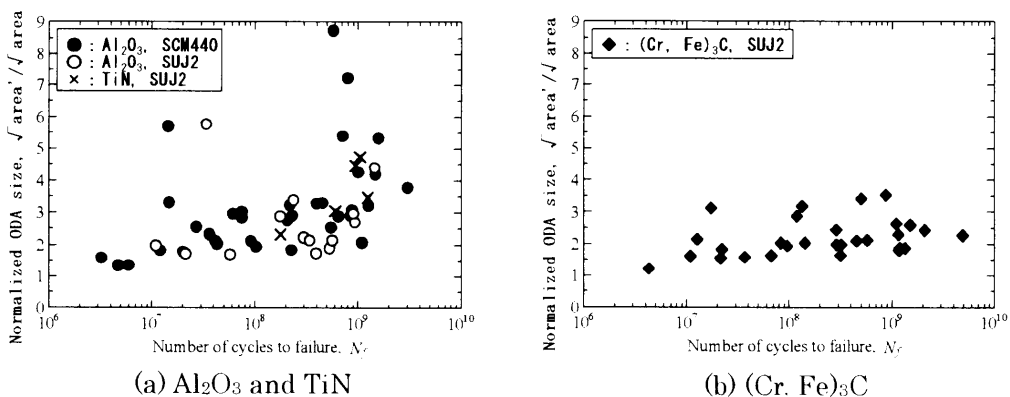


Fig. 6. Normalized ODA sizes plotted against fatigue lives. \sqrt{area} refers to inclusion sizes and $\sqrt{area'}$ refers to ODA+inclusion sizes.

ODA寸法は疲労寿命に対する依存性を示し、 $10^5 \sim 10^6$ 回で内部破壊した破面ではODAは観察されないのに対し、 $10^7 \sim 10^8$ 回で内部破壊した破面では介在物寸法に対して2~3倍程度の大きさのODAが観察される。SUJ2の $(Cr, Fe)_3C$ 周囲に形成されたODAに関しては、Fig.6(b)に示すように疲労寿命が 10^7 回を超える領域でODA寸法が介在物寸法の2~3倍程度の大きさとなり、従来の結果とほぼ符合する結果となった。また、疲労寿命が 10^8 回以上となった場合、ODA寸法は更に大きくなるのか、或いは飽和するのかという点も議論の対象となっていたが、Fig.6(b)の結果は飽和する傾向を示している。それに対して、 Al_2O_3 及びTiN周囲に形成されたODAは、Fig. 6(a)に示す整理ではばらつきが大きくなった。疲労寿命に対する明確な依存性は見られず、中には介在物寸法の9倍近くに達するODAも観察された。この点については、次の4.1節で詳しく議論する。

4. 考察

4.1 ODA寸法の介在物寸法に対する依存性

Fig. 6(a)で示したように、 Al_2O_3 及びTiNの場合には介在物寸法で基準化したODA寸法のばらつきが大きくなった。この結果では、特に介在物寸法が小さい場合に相対的なODA寸法が大きくなる傾向が見られ、介在物寸法の9倍近いODAが観察された際には介在物寸法が $4.1 \mu m$ に対してODA寸法が $35.8 \mu m$ であった。そこで、横軸に疲労寿命ではなく、介在物寸法をとって整理した結果をFig. 7に示す。この場合、ODA寸法の繰返し数依存性を考慮して 10^7 回以上の結果のみを採用した。

Al_2O_3 及びTiNについて整理したFig. 7(a)では、基準化されたODA寸法が介在物寸法に依存する傾向が観察された。すなわち、 $10 \mu m$ 付近を境界とし、それより介在物が大きい場合にはODA寸法は介在物寸法に対して2倍程度であるが、それより小さい場合は介在物寸法の減少に伴い基準化されたODA寸法が増大する傾向が見られた。この結果

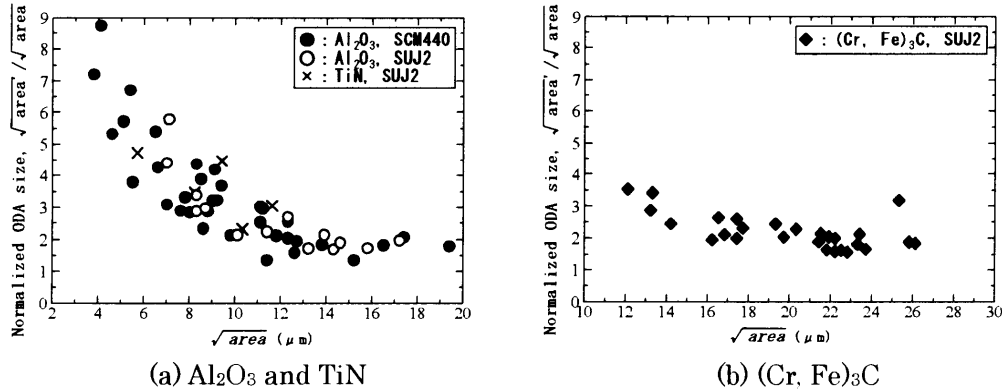


Fig. 7. Normalized ODA sizes plotted against inclusion sizes. $\sqrt{\text{area}}$ refers to inclusion sizes and $\sqrt{\text{area}'}$ refers to ODA+inclusion sizes. Only $N_f > 10^7$ results are adopted, taking into account the ODA size dependency on fatigue lives.

は介在物が $10 \mu\text{m}$ より小さい場合には介在物寸法に比べて大きな ODA が形成されることを意味し、この領域では ODA 寸法の絶対値は介在物寸法によらず $20 \sim 40 \mu\text{m}$ 程度となった。一方、Fig. 7(b) に示す $(\text{Cr}, \text{Fe})_3\text{C}$ の結果では、介在物寸法が $10 \mu\text{m}$ 以上であったため、基準化された ODA 寸法はほぼ一定となった。しかし、介在物寸法が $10 \mu\text{m}$ に近い領域に着目すると、僅かながら基準化された ODA 寸法が増大する傾向が確認できる。従って、 Al_2O_3 及び TiN と $(\text{Cr}, \text{Fe})_3\text{C}$ は ODA 形成に関してほぼ同様の傾向を示している。これらの結果から、介在物寸法の減少に伴い基準された ODA 寸法が増大する傾向は妥当であると判断できる。

このように基準化された ODA 寸法が介在物寸法に依存するという結果は、介在物寸法と内部破壊特性の関係を考察する上で非常に重要な知見である。なぜなら、緒言でも述べたように内部破壊特性を支配する因子が介在物寸法ではなく、ODA 寸法であるという説¹²⁾が有力になりつつあるからである。仮にこの説が正しいとすると、今回の結果は $10 \mu\text{m}$ 程度を目安に介在物が十分に小さくなった場合、それ以上介在物を小さくしても相対的に大きな ODA が形成されるため、内部破壊特性の改善は期待できない可能性があることを示唆している。

さらに、Fig. 7(a) では Al_2O_3 と TiN の結果を一緒にプロットしているが、 TiN の結果が Al_2O_3 のバンド内に収まっている点も重要である。これまで著者らは、 TiN は寸法が小さいにもかかわらず与える疲労被害が大きいことを指摘し^{22,23)}、その原因として TiN が母地と剥離しにくい硬質介在物である点を挙げた²³⁾。しかし、今回の実験結果によれば、 TiN の与える疲労被害が大きい点も基準化された ODA 寸法の介在物寸法に対する依存性から説明できる可能性がある。

4・2 10^9 回疲労限に及ぼす介在物及び ODA 寸法の影響

ここでは、介在物及び ODA 寸法と 10^9 回疲労限で評価した内部破壊特性との相関について考察を行う。本研究で得られた実験結果を介在物寸法ごとにグループ分けし、それぞれの寸法に対応する 10^9 回疲労限を求めた結果を Table 5

に示す。その際、SCM440-1~5 と SUJ2-1~5 の各 5 材種の結果をまとめて SCM440 と SUJ2 の結果とみなし、 Al_2O_3 と $(\text{Cr}, \text{Fe})_3\text{C}$ について解析を行った。SCM440 に関しては Al_2O_3 のみであるが、介在物寸法が $3 \sim 13 \mu\text{m}$ の範囲に大半の結果が集中していたため、 $1 \mu\text{m}$ 間隔を基準に 10^9 回疲労限を見積もった。一方、SUJ2 に関しては介在物寸法の範囲がより広がったことと、各介在物種の結果が SCM440 より少なかったことを考慮し $5 \mu\text{m}$ 間隔を基準とした。また、同様の解析を ODA 寸法について行った結果を Table 6 に示す。2・2 節で説明したように破断しなかった試験片についても内部破壊する応力で強制破断させることで ODA 寸法を測定したが、その際には強制破断時の繰返し数が 10^7 回未満の結果のみを使用した。すなわち、 10^7 回未満で内部破壊した場合には明瞭な ODA は形成されないため、強制破断時の繰返し数が 10^7 回未満の場合には観察された ODA は試験中（低応力の繰返しの際）に形成されたと見なした。一方、強制破断時の繰返し数が 10^7 回を超えた場合には観察された ODA が強制破断時と試験中のどちらで形成されたものか区別がつかないため、解析を行う際には除外した。次に、このようにして求めた介在物及び ODA 寸法と 10^9 回疲労限の関係を両対数グラフ上で整理した結果を Fig. 8 に示す。これは、Table 5, 6 の介在物及び ODA の平均寸法に対して 10^9 回疲労限をプロットしたものである。参考として、Fig. 8 では疲労データシートの結果²⁴⁾も併せてプロットした。これらはばね鋼及び工具鋼について求めた 10^8 回疲労限で、介在物の種類も酸化物系と炭化物系が混在している。また、疲労データシートの結果は、今回のように介在物寸法ごとにグループ分けして疲労限を求めたものではなく、単に各供試材の疲労限と平均介在物寸法の関係を示したものである。ODA 寸法の測定結果はなかったが、介在物寸法は概ね $10 \mu\text{m}$ を超えており Fig. 7 の知見から ODA 寸法は介在物寸法の 2 倍とした。

介在物寸法について整理した Fig. 8(a) では、前節の ODA の解析結果から期待されるように $10 \mu\text{m}$ 程度を境に疲労限が飽和するような傾向が見られる。 Al_2O_3 に関する結果は

Table 5. Fatigue limits at 10^9 cycles estimated against inclusion sizes.

Steel	Inclusion	Inclusion size		Number of specimens	Fatigue limit MPa
		range μm	Average μm		
SCM440	Al_2O_3	3 - 5	4.3	9	830
		5 - 6	5.5	8	800
		6 - 7	6.5	11	770
		7 - 8	7.5	7	830
		8 - 9	8.4	9	770
		9 - 10	9.4	9	770
		10 - 11	-	0	-
		11 - 12	11.4	10	770
SUJ2	Al_2O_3	6 - 10	8.0	11	800
		10 - 15	12.5	13	830
		15 - 20	17.3	5	800
	$(\text{Fe}, \text{Cr})_3\text{C}$	11 - 15	13.1	6	680
		15 - 20	17.5	20	680
		20 - 25	22.3	18	650
		25 - 32	28.3	10	620

Table 6. Fatigue limits at 10^9 cycles estimated against ODA sizes.

Steel	Inclusion	ODA size		Number of specimens	Fatigue limit MPa
		range μm	Average μm		
SCM440	Al_2O_3	14 - 20	16.5	7	860
		20 - 25	22.2	21	830
		25 - 30	26.9	14	800
SUJ2	Al_2O_3	16 - 20	19.1	5	800
		20 - 25	23.0	9	830
		25 - 30	27.5	9	800
	$(\text{Fe}, \text{Cr})_3\text{C}$	21 - 35	32.4	9	680
		35 - 40	36.3	9	680
		40 - 45	42.3	8	650
		45 - 50	47.2	7	620

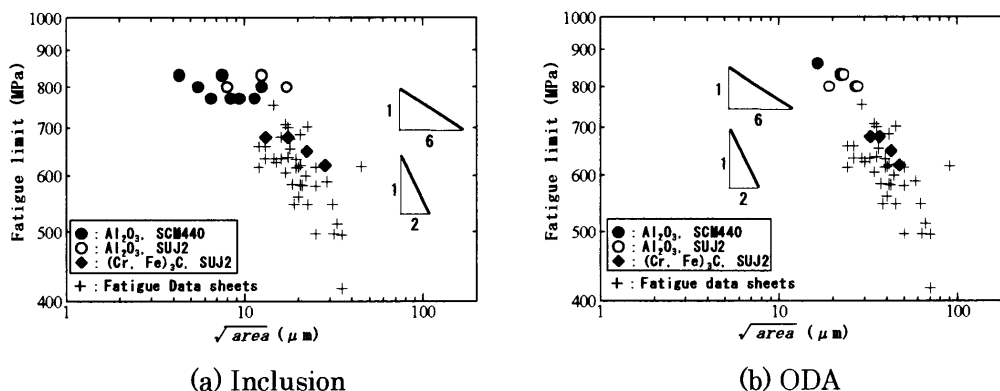


Fig. 8. Fatigue limits at 10^9 cycles according to inclusion and ODA sizes, respectively. The cross marks shows the results of fatigue data sheets.²⁴⁾

疲労限がほぼ一定となる傾向を示し、 $(\text{Cr}, \text{Fe})_3\text{C}$ に関する結果はデータシートのバンド内に収まっている。一方、ODA 寸法についてまとめた Fig. 8(b)では、疲労限が飽和する傾向はみられない。データシートの結果を含め全体が一つのバンド内に収まっているように見える。また、村上らが提案した式²¹⁾によると疲労限は介在物寸法に対して $-1/6$ 乗の相関を示すが、Fig. 8(b)のバンドの勾配はそれよりも大きく、むしろマクロなき裂を仮定した場合の $-1/2$ 乗の相関に近く見える。

次に Table 5, 6 に示した 10^9 回疲労限と、それに対応する

介在物及び ODA のそれぞれの寸法を基準にき裂進展下限界応力拡大係数範囲 ΔK_{th} を推定した。応力拡大係数 K の計算には、内部き裂前縁におけるモード I の応力拡大係数の最大値 $K_{I\max}$ を近似的に与える次式²⁵⁾を使用した。

$$K_{I\max} = 0.5\sigma\sqrt{\pi\sqrt{\text{area}}} \dots\dots\dots (1)$$

ここで、 σ に 10^9 回疲労限における応力範囲 $2\sigma_a$ を代入し、 $\sqrt{\text{area}}$ に介在物及び ODA の平均寸法を代入し、その結果得られる応力拡大係数範囲 $\Delta K_{I\max}$ が ΔK_{th} に相当すると見なした。ただし、Fig. 1 の S-N 線図によると 10^9 回までの繰返

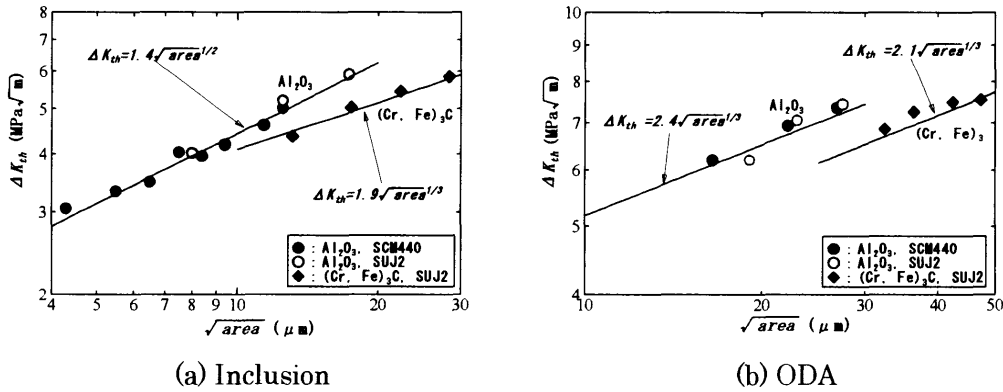


Fig. 9. ΔK_{th} estimated with inclusion and ODA sizes, according to fatigue limits at 10^9 cycles. The ΔK_{th} , based on inclusion and ODA sizes, are plotted against inclusion sizes in (a) and ODA sizes in (b), respectively.

し数で疲労限が認められないため、 10^9 回疲労限は時間強度である。従って、本研究で推定した ΔK_{th} は、真の値より高めと考えられる。

Fig. 9に ΔK_{th} を推定した結果を示すが、Fig. 9(a)は介在物寸法を基準に推定した ΔK_{th} を介在物寸法に対してプロットしたもので、Fig. 9(b)はODA寸法を基準に推定した ΔK_{th} をODA寸法に対してプロットしたものである。介在物寸法を基準に整理したFig. 9(a)では、 Al_2O_3 に関する ΔK_{th} は介在物寸法に対して1/2乗の相関を示し、 $(Cr, Fe)_3C$ に関しては1/3乗の相関を示している。一方、ODA寸法を基準に整理したFig. 9(b)では、いずれも場合も ΔK_{th} はODA寸法に対して1/3乗の相関を示したが、 Al_2O_3 と $(Cr, Fe)_3C$ の結果は同一線上には乗らなかった。(1)式に基づけば、疲労限が \sqrt{area} によらず一定となった場合、見かけ上 ΔK_{th} は \sqrt{area} に対して1/2乗の相関を持つ。また、微小き裂²⁶⁾の場合には ΔK_{th} はき裂寸法に依存し、村上らの式¹⁾に基づけば ΔK_{th} は \sqrt{area} に対して1/3乗の相関を示す。これらの点を考慮すると、 Al_2O_3 に関しては疲労限が介在物寸法よりむしろODA寸法に依存することを示唆した結果といえる。すなわち、 Al_2O_3 に関しては介在物寸法に比べて大きなODAが形成されると同時に、ODA寸法のほうが内部破壊に対して支配的であるため、疲労限が介在物寸法ではなくODA寸法に対して依存性を示した結果、 ΔK_{th} と \sqrt{area} の相関が介在物寸法に対しては1/2乗となり、ODA寸法に対しては1/3乗となったと解釈できる。一方、 $(Cr, Fe)_3C$ に関しては介在物とODAの寸法比がほぼ一定であるため、疲労限は見かけ上いずれの寸法にも依存している。更に、 ΔK_{th} がODA及び $(Cr, Fe)_3C$ の \sqrt{area} に対して微小き裂と同様の1/3乗の相関を示した点は、ODAや十分な大きさを持つ介在物がマクロなき裂ではなく、微小き裂に近い特徴をもつことを示唆している。そのため、(1)式に基づく疲労限はそれらの \sqrt{area} に対して-1/6乗の相関を持つと考えられる。また、Fig. 9(b)の結果で2種類の介在物が同一に整理できなかつた点は、ODAを考慮しても疲労限は介在物の種類に依存することを示している。

このような議論に基づくと、疲労限とODA寸法の関係を示したFig. 8(b)では一見マクロなき裂を仮定した-1/2乗のバンド内に収まっているように見えるが、実際には微小き裂を仮定した-1/6乗の相関を示す何本かの回帰直線により構成され、各々の回帰直線は介在物等の微小欠陥の種類に依存する可能性が高い。また、Fig. 7に示したODAの解析結果では10 μm 程度をしきい値として介在物がそれより小さくなると疲労限が介在物寸法に依存しなくなることが示唆され、Fig. 8(a)やFig. 9(a)の結果でもそれと符合するように疲労限が飽和する傾向が見られた。しかし、疲労限が飽和するしきい値に関しては、Fig. 9(a)の結果では Al_2O_3 の寸法が20 μm に近いプロットまで同一線上にのっていることから、実際にはもう少し大きく、10~20 μm の間に存在すると考えられる。

以上の考察から得られる主な結論は次の2点である。

- (1) 介在物寸法があるしきい値以下になると相対的に大きなODAが形成されるため、疲労限は介在物寸法に依存しなくなり、そのしきい値は10~20 μm の間に存在すると考えられる。
- (2) ODAは微小き裂と同様の特徴を示し、疲労限はODA寸法に対して-1/6乗の相関を示すと考えられる。また、(1)のしきい値以上の寸法を持つ介在物では、ODAと介在物の寸法比が一定となるため、疲労限は介在物寸法に対しても同様の相関を示す。ただし、これらの相関関係は介在物の種類にも依存する可能性が高い。

(1)の結論は介在物微細化の目安を与えると同時に、介在物微細化による疲労特性改善の限界を示している。すなわち、更なる疲労強度改善のためにはODA形成を抑制する母地組織の探索という別のアプローチ^{27,28)}が必要であることを示している。ただし、この結論の信頼性は内部破壊特性の支配因子がODA寸法であるという仮定の真偽に大きく依存している。また、(2)の結論は比較的きれいな解析結果に支持されているが、解析を行った介在物及びODAの寸法範囲は十分とは言えない。特に、20 μm 以上の

Al₂O₃に関する解析が十分でない点に注意が必要である。従って、より広い寸法範囲の介在物についてデータを集積し、結論の妥当性を検証する必要がある。

5. 結論

本研究では、種々の溶解法で作製した低合金鋼SCM440と軸受鋼SUJ2の各5材種について10⁹回までのギガサイクル疲労試験を実施し、内部破壊特性に及ぼす介在物とODA寸法の影響について検討を行った。その結果、次のような結論を得た。

(1) ギガサイクル疲労特性は、SCM440の5材種とSUJ2のダブルメルト材の2材種から成る高疲労強度を示すグループとSUJ2のシングルメルト材の3材種から成る低疲労強度を示すグループに大別された。

(2) 高疲労強度を示したグループの内部破壊の起点は大半がAl₂O₃で、介在物寸法は総じて小さかった。一方、低疲労強度を示したグループの内部破壊起点は全て粗大な(Cr, Fe)₃Cであった。

(3) 10 μm程度を境とし、介在物寸法がそれより大きい場合にはODAは介在物に対し一定の寸法比を示したが、それより小さい場合にはODAの寸法は介在物に対して相対的に大きくなる傾向を示した。

(4) 介在物寸法が小さい場合に相対的に大きなODAが形成されることに関連し、介在物寸法があるしきい値より小さくなると内部破壊の疲労限は介在物寸法によらず一定となることが示唆された。さらに、その際の介在物寸法のしきい値は10~20 μmの間に存在すると推定された。

(5) ODA及び大きい介在物は微小き裂と同様の特徴を示したことから、内部破壊の疲労限はODA及び大きい介在物の寸法に対して-1/6乗の相関を示すと考えられる。また、その際の疲労限は介在物の種類にも依存する可能性が高い。

本研究の一部は、新エネルギー・産業技術総合開発機構(NEDO)の平成15年度産業技術研究助成事業の補助を受け

て行われたものである。ここに謝意を表する。

文 献

- 1) 村上敬直：金属疲労 微小欠陥と介在物の影響，養賢堂，東京，(1993)，94.
- 2) M.F.Garwood, H.H.Zurburg and M.A.Erickson: *ASM*, (1951), 1.
- 3) T.Toriyama, Y.Murakami, T.Yamashita, K.Tsubota and K.Furumura: *Tetsu-to-Hagané*, **81** (1995), 1019.
- 4) T.Abe, Y.Furuya and S.Matsuoka: *Trans. JSME A*, **67-664** (2001), 1988.
- 5) S.Nishijima and K.Kanazawa: *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.*, **22** (1999), 601.
- 6) Y.Murakami, M.Takada and T.Toriyama: *Int. J. Fatigue*, **16** (1998), No. 9, 661.
- 7) N.M.A.Eid and P.F.Thomason: *Acta. Met.*, **79** (1979), 1239.
- 8) L.O.Uhrus: *Spec. Rep. 77*, Iron Steel Inst., (1963), 104.
- 9) D.Brooksbank and K.W.Andrews: *J. Iron Steel Inst.*, **210** (1972), 246.
- 10) T.Abe and S.Matsuoka: *Baneken-ronbunshu*, **46** (2001), 19.
- 11) T.Abe, Y.Furuya and S.Matsuoka: *Tetsu-to-Hagané*, **89** (2003), 711.
- 12) Y.Murakami, T.Nomoto and T.Ueda: *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.*, **22** (1999), 581.
- 13) Y.Murakami, N.N.Yokoyama and J.Nagata: *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.*, **25** (2002), 735.
- 14) T.Wu and T.Bathias: *ASTM STP*, **1231** (1994), 598.
- 15) Y.Furuya, S.Matsuoka, T.Abe and K.Yamaguchi: *Scr. Mater.*, **46** (2002), 157.
- 16) Y.Furuya, S.Matsuoka, T.Abe and K.Yamaguchi: *Trans. JSME A*, **68-667** (2002), 477.
- 17) T.Abe, Y.Furuya and S.Matsuoka: *Tetsu-to-Hagané*, **88** (2002), 787.
- 18) H.Ishii, T.Yagasaki and H.Akagi: *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.*, **25** (2002), 831.
- 19) Y.Furuya, S.Matsuoka and T.Abe: *Tetsu-to-Hagané*, **88** (2002), 643.
- 20) Y.Furuya, S.Matsuoka and T.Abe: *Metall. Mater. Trans. A*, **34A** (2003), 2517.
- 21) Y.Furuya, T.Abe and S.Matsuoka: *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.*, **26** (2003), 641.
- 22) Y.Furuya, S.Matsuoka and S.Takagi: *Trans. JSME A*, **68-665** (2002), 41.
- 23) Y.Furuya and S.Matsuoka: *Metall. Mater. Trans. A*, **33A** (2002), 3421.
- 24) NRIM Fatigue Data Sheet, Nos. 59, 60, 63, 69, 73, National Research Institute for Metals, Tokyo, (1988-93).
- 25) Y.Murakami, S.Kodama and S.Konuma: *Trans. JSME A*, **54-500** (1988), 688.
- 26) N.E.Frost, L.P.Pook and K.Denton: *Eng. Fract. Mech.*, **3** (1971), 109.
- 27) T.Sawai, Y.Kimura, K.Tsyuzaki, E.Takeuchi and S.Matsuoka: *Trans. JSME A*, **68-665** (2002), 49.
- 28) Y.Furuya and S.Matsuoka: *Trans. JSME A*, **68-673** (2002), 1344.