

鉄チタニウム酸化物（現段階では完全な同定ができなかつた）と Ilmenite を生成する。また粒度が 44 $\mu$  以下ではほとんど変形しない。

iii) SiO<sub>2</sub> の場合は Fayalite に変質し、塑性変形する。この傾向は圧延温度が高いほど（1250~1000°C）著しい。

文 献

- 1) 伊佐, 岩井, 辻野: 鉄と鋼, 52 (1966), p.1610
- 2) B. G. BALDWIN: J. Iron & Steel Inst. (U.K.), 179 (1955), p. 142
- 3) 養輪, 山田: 鉄と鋼, 50 (1964), p. 1862
- 4) B. G. BALDWIN: J. Iron & Steel Inst.(U.K.), 177 (1954), p. 312
- 5) E. Ll. EVANS and H. A. SLOMAN: J. Iron & Steel Inst. (U.K.), 174 (1953), p. 318

620.192.45:539.43:669.14

(229) 各種介在物と鋼の疲労

(鋼の疲労性質と介在物に関する基礎的研究—II)

金属材料技術研究所

角田 方衛・工博 内山 郁

東京大学工学部 工博 荒木 透

Various Inclusions and Fatigue of Steel

(Fundamental research on relationship between fatigue properties of steel and inclusions—II)

Masae SUMITA, Dr. Iku UCHIYAMA and Dr. Toru ARAKI

1. 緒 言

鉄鋼材料の疲労強度におよぼす鋼中非金属介在物の影響について、基礎的物性的にかつ系統的に研究を行なっている。前報<sup>1)</sup>では FeO 系介在物を多量に含む大気溶解材とその量の少ない真空溶解材の両者について繰返し曲げ疲労試験を行ない、FeO系介在物の疲労への影響を調べた。本報においては、MnO 系、SiO<sub>2</sub> 系、Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>系および MnS 系介在物をそれぞれ単独に含有する試験片を用いて、疲労への影響を前報と同様に取り扱い、さらに各介在物の影響の度合を比較検討したので、その結果を報告する。

2. 実験方法

2.1 供試材

電解鉄を 10 kg 高周波電気炉で大気中溶解し、Mnを 0.5% 炉内添加して MnO 系介在物を含有する試料を溶製した。以下同様に SiO<sub>2</sub> 系介在物を含有する試料は

0.15%Si を添加、Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 系介在物を含有する試料は 0.2%Al を添加、そして MnS 系介在物を含有する試料は 0.2% S, 1.0%Mn を添加した。各鋼塊を鍛造後、熱間（1200~1000°C）および冷間圧延により約 0.5 mm 厚の板にし、疲労試験用試験片（前報<sup>1)</sup>の図を参照）を圧延方向に切り出した。また介在物の圧延方向の疲労への影響を調べるために、MnO 系および MnS 系介在物を含む板からは試験片を圧延方向に対し直角方向に切出した。各試験片を 750°C × 100 min 真空焼鈍した。試料の化学組成および介在物面積率を Table 1 に示す。

2.2 疲労試験

試験片表面を水酢酸-クロム酸電解液で電解研磨後、4 kgm シェンク型繰返し疲労試験機により、両振り繰返し曲げ疲労試験を行なつた。

2.3 微小割れ数および長さの測定

前報<sup>1)</sup>と同じ方法で行なつた。（省略）

3. 結 果

各試験片について高応力レベル（破壊までのくり返し数 < 10<sup>5</sup>）および低応力レベル（破壊までのくり返し数 > 10<sup>6</sup>）で試験を行なつた。破壊にいたるまでの途中の数段階で試験を中断して試料表面の微小割れ数およびその長さを測定した。測定に先だち、短時間の電解研磨を行なっている。介在物と基地鉄との境界は他の個所に比べて電解研磨の影響を受けやすい。そこで、介在物からの割れ発生への電解研磨の影響を慎重に検討した結果、本研究の目的に対してはそれほど大きな影響はないことがわかつた。Fig. 1 の傾向への影響はほとんどないが、しかしながら疲労寿命は試料表面の滑らかさの影響を受けるので、破壊時点は電解研磨しない場合とは多少ずれていると思われる。

(1) MnO 系介在物

本系介在物は圧延により粘性的に変形していわゆる A 系介在物を呈している。高応力および低応力レベルの場合ともに、本系介在物は割れ発生にほとんど影響をおよぼさず、また介在物から発生した割れ長さは介在物と関係のない割れ長さに比べてほとんど変わらないかむしろ短くなつている。（図省略）

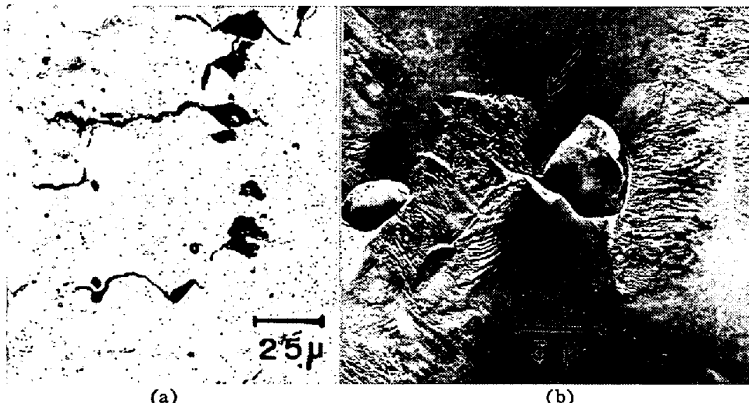
(2) SiO<sub>2</sub> 系介在物

本系介在物は SiO<sub>2</sub>-2FeO と FeO の共晶であり、鑄込状態では球状を呈しているが、圧延により脆性的な変形をして B 系介在物を呈し、Photo. 1 (a) に示すように同介在物の先端からは割れが優先的に発生している。割れ数および割れ長さを測定した結果（図省略）、高応力レベルの場合、本介在物の疲労への影響は著しいようである。

(3) Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 系介在物

Table 1. Chemical composition of specimens and area proportion of inclusions (%).

	C	Si	Mn	P	S	Al	O	Area proportion of inclusions
S 13	0.005	0.002	0.003	0.001	0.002	0.007	0.127	0.288
S 22	0.002	0.001	0.001	0.001	0.003	0.011	0.037	0.058
S 15	0.007	0.001	0.52		0.150	0.008	0.065	0.46
S 21	0.007	0.003	0.008	0.002	0.004	0.12	0.08	0.22
S 23	0.006	0.004	0.64	0.002	0.005	0.001	0.061	0.26~0.32
S 28	0.005	0.018	0.002	0.001	0.003	0.001	0.096	0.22~0.26



(a) Microcracks initiated from brittle-fractured SiO<sub>2</sub>-type inclusion  
 (b) Microcracks initiated from small Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-type inclusions

Photo. 1. Microcracks initiated from inclusions.

本系介在物は角状の小さい粒で群落状を呈しており、偏析が著しい。それゆえ、疲労試験する際は前もつて試験片表面の介在物の分布状況を調べ、介在物量が似かよっているもののみを試験片とした。これまで種々の試験片について介在物の疲労への影響を調べた結果、一般に大型介在物の方が小型介在物よりその影響は大きかつた。しかし、Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>系介在物のように鋭い角を有している場合は Photo. 1 (b) に示すように 5 μ 程度の介在物でも、疲労割れ発生に寄与している。なお、塑性変形は矢印で示したように結晶粒界で阻止されているが、これは前報<sup>1)</sup>で述べたように応力レベルが低いためと考えられる。割れ数および割れ長さを測定した結果(図省略)、高応力、低応力レベルの場合ともに本介在物は疲労へ影

響をおよぼすと思われる。

(4) MnS 系介在物

本系介在物は圧延により一般に粘性的に変形してA系を呈しているが、特に大型の場合は介在物は破断して鋭い切欠を有するB系となつている。介在物の割れ発生および割れ伝播への影響を調べた結果(図省略)、Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>系介在物などと同様に本系介在物は疲労に影響していると思われる。特に破断している大型介在物からは疲労初期に割れが優先して発生しているのが観察された。

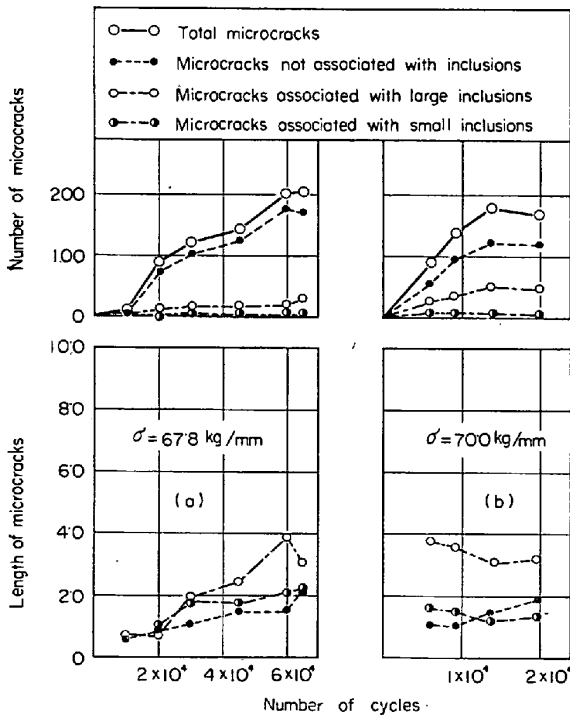
(5) 介在物の方向性と疲労との関係

介在物の方向性の疲労への影響を調べるために圧延により変形した MnO 系および MnS 系介在物を含む試料から試験片を圧延方向に対して直角方向(以後T方向とよぶ)に切りだして疲労試験を行ない、圧延方向に平行に切出した試験片(以後L方向とよぶ)の実験結果と比較検討した。MnO 系介在物はL方向およびT方向試料ともに疲労への影響はほとんど見られなかつた(図省略)。MnS 系介在物を含む試料についてもL方向およびT方向の測定を行なつた。その結果を Fig. 1 に示す。これは高応力レベルの場合の結果である。介在物から発生している割れ数はくり返し数の増加とともにふえており、その傾向はT方向の試料において著しい。これらの結果から、L方向の疲労試験に影響のない介在物はT方向の疲労にも影響はほとんどないが、L方向の疲労試験に影響のある介在物はT方向の疲労にも影響し、その影響度合は大きくなるといえよう。しかし、実験データが少ないのでさらに検討中である。

4. 考 察

各種介在物をそれぞれ単独に含有する疲労試験片に高低2種の応力レベルで疲労試験をほどこし、その際各介在物から発生した割れ数および割れ長さとり返し数との関係を Fig. 1 で示したような図で求めた。各図より個々の介在物の割れ発生あるいは割れ長さへの影響に関する情報は得られたが、このままでは各介在物の疲労への影響の大きさを比較することは困難である。そこで、その影響の大きさを定性的ではあるが次の要領で数値化を行なつた。

疲労破壊の機構を考える際、第1段階が割れ発生、第2段階がその伝播と分けて一般に考えられているが、上記の図(一部省略されている)から割れは破壊にいたるまでつねに新しく発生し、そして割れは最初の割れが発生してから破壊にいたるまで不連続的ではあるが進行して拡大すると思われる。また G. J. McMAHON, et al.<sup>2)</sup> は疲労破壊は最初に生じた割れが拡大するのではなくてくり返し数の増加とともに新しい割れが次々に発生してそれらが伝播を援助すると述べており、また N. E. FROST et al.<sup>3)</sup> は疲労割れの伝播速度はそのときの割れ長さに比例すると結論している。それゆえ、疲労破壊した試料について、介在物から発生している割れ数および介在物から発生している割れ長さに関する統計的確率的な値を得ることができれば、各介在物についてその値を比較することにより介在物の疲労への影響の度合を知ることができると思つた。



(a) Rolling direction is longitudinal to long axis of specimen  
 (b) Rolling direction is transverse to long axis of specimen

Fig. 1. Relationship between number of microcracks and number of cycles, and between microcracks length and number of cycles in the case of specimen SI5.

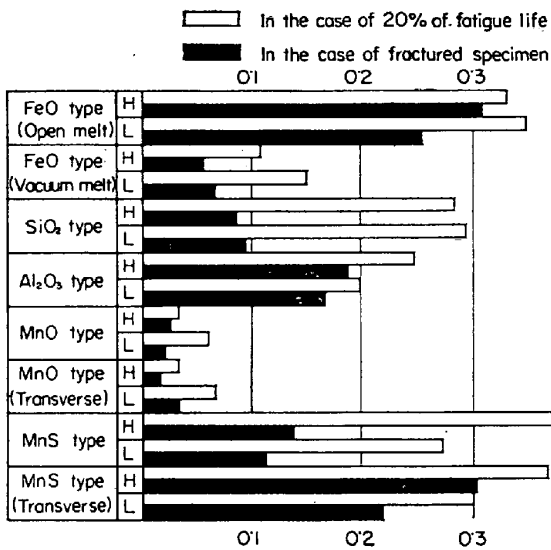


Fig. 2. Degree of effect of various inclusions on micro-crack initiation at 20% of fatigue life and at fractured time.

$i$  を介在物より発生した割れ数,  $l$  を総割れ数,  $l_i$  を介在物から発生した割れ長さの平均, そして  $l_n$  を介在物とは関係のない割れ長さの平均とすれば,  $i/l$  は個々の介在物が割れ発生に寄与した割合を示し, そして  $l_i/l_n$  は割れ伝播への介在物の影響の大きさを示す。

疲労寿命の 20% 時および疲労破壊時の各種介在物の  $i/l$  を高低両応力レベルについて求め, それを Fig. 2 に示した. 同図から, (1) 介在物の疲労割れ発生への影響は寿命の初期に大きいことがわかる. 疲労寿命の 20% 時の値は割れ数が少ないので破壊時のそれに比べて信頼性が薄い. それで破壊時の値を基に同図について考察すると, (2) 大気溶解の場合の FeO 系介在物, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 系介在物あるいは MnS 系介在物は割れ発生への影響が大きいこと, (3) MnO 系介在物は割れ発生への影響がほとんどないこと, (4) MnO 系介在物のように割れ発生への影響がほとんどない場合は方向性による影響はないが, MnS 系介在物のように割れ発生への影響がある場合は試験片の圧延方向に対するとり方によりその影響の度合が異なること, (5) 同じ介在物でも大気溶解と真空溶解とでは影響の大きさが異なること, そして (6) 介在物からの割れ発生の割合は高応力レベルの場合に低応力レベルの場合より高いことがわかる. (1) は, 介在物周辺は他の所に比べて応力が高いと考えられ, 塑性変形が生じやすく, それゆえに割れは早い時期に発生しやすいためであろう. (2) は, FeO 系介在物は圧延により変形されにくくそして介在物の周辺に圧延方向に空孔らしいものが見られるので介在物と基地鉄との付着性は悪化していると思われ, それゆえに介在物近傍での応力の集中は高いためと考えられ, また Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 系介在物は角状を呈しておりそして圧延によりほとんど変形されないため応力の集中が生じやすいためと考えられる. さらに, MnS 系介在物は大型の場合は圧延により脆性的な変形をしており, そして他の試料に比べて介在物面積率が高いためと考えられる. (3) は, 同介在物が圧延によりほとんど破壊することなく粘性的に変形しているため, 介在物と基

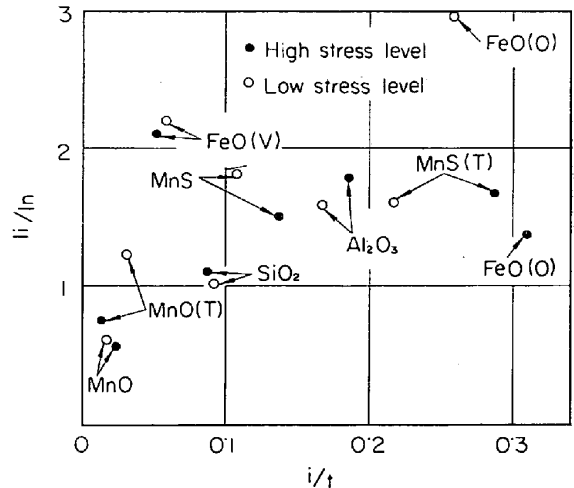


Fig. 3. Relationship between ratio of mean length of micro-cracks associated with inclusions to those without inclusions and degree of effect of various inclusions on microcrack initiation.

地鉄との密着性はあまり悪化しておらず, また形状的にみて応力集中が小さいためと考えられる. (4) は, MnS 系介在物のようにある程度脆性的に変形する場合は密着性の劣化は当然生ずるものと思われ, そのために T 方向に試料をとつた場合, 介在物は応力の集中が起こりやすい状態にあるためと考えられる. この方向依存性は石橋わらの結果と一致している. (5) は大気溶解材の場合の割れ伝播は主として粒内であり, 真空溶解材の場合の伝播は主として粒界であるので, この伝播の仕方の違いが大きな原因になっていると思われる.

次に破壊時の  $l_i/l_n$  を縦軸に  $i/l$  を横軸にとり, それを Fig. 3 に示した. まず,  $l_i/l_n$  に着目すると割れ発生にほとんど影響しない MnO 系介在物から発生した割れ長さは介在物と関係のない割れ長さとほとんど同じかむしろ短くなっているが, その他の介在物に関しては, 介在物から発生した割れ長さは介在物と関係のない割れ長さよりかなり長くなっている. これは, 介在物からの割れ発生の割合は一般に疲労初期に大きく, 割れはくり返し数の増加とともに断続的ではあるが長くなることから当然であろう. Fig. 3 から各介在物の一つ一つが疲労にどの程度影響をおよぼすかを比較することができる. すなわち, 縦軸および横軸ともに大きい値を有する介在物が疲労に悪い影響を与える.

ここで注意しなければならないのは, 基地の性質を考えねばならぬことである. 溶解条件が異なれば粒界の不純物の量が異なるので粒界の強さが違ってくる. それゆえ, 溶解条件の違いは割れ発生および伝播に影響をおよぼすであろう. 介在物と基地鉄との密着状況は圧延量により影響をうけるので, 圧延条件も割れ発生および伝播に影響をおよぼす. しかし, 介在物はその種類により変形能が異なるので, 圧延による影響の取扱いは非常にむずかしい問題と思われる. さらに介在物量, 分布, 大きさも上記の値に影響をおよぼす因子である.

5. 結 言

各種介在物の疲労への影響の度合は介在物から発生し



(a) Microcracks initiated from  $\text{Al}_2\text{O}_3$ -type inclusions.  $1.9 \times 10^6$  cycles  
 (b) Microcracks initiated from MnS-type inclusion fractured brittle.  $1.16 \times 10^4$  cycles  
 (c) No microcracks initiated from MnO-type inclusions deformed ductile, where the rolling direction is transverse to the long axis of the specimens.  $10^5$  cycles

Photo. 1. Microcracks.

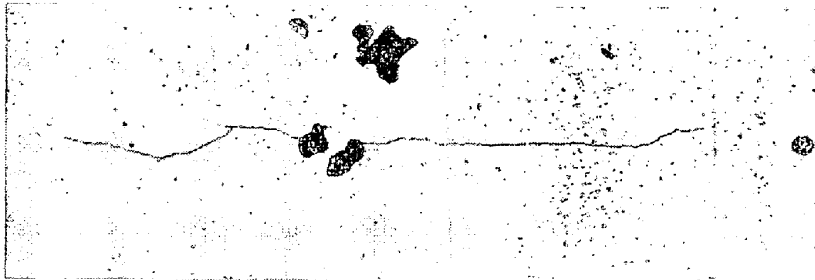


Photo. 2. Microcracks initiated from MnO-type inclusions fractured brittle.  $10^6$  cycles.  $\times 400$  (1/2)

ている割れ数および割れ長さに関する確率的統計的値を導き出し、それを比較することにより知ることができることを明らかにした。

#### 文 献

- 1) 角田, 内山, 荒木: 鉄と鋼, 4 (1966), p. 651
- 2) G. J. McMAHON, Jr and Morris COHEN: Acta. Met., 13 (1965), p. 591
- 3) N. E. FROST and D. S. DUGDALE: J. Mech. Met., Phys. Solids, 6 (1958), p. 92
- 4) 石橋, 真武, 蒲原; 日本機械学会講演前刷集, 37 (1961~64), p. 107

#### 一 討 論

[質問] 鉄鋼短大 岩井彦哉

供試の各種介在物の変形挙動(脆性破壊あるいは塑性変形)と微小割れ発生状況との関係はあるのか。

[回答] 介在物からの疲労割れ発生は介在物周辺への応力の集中が原因であるゆえ、割れ発生への介在物の影響の度合はその形状により異なると考えられる。

各種介在物の疲労割れ発生への影響の度合を確率的に扱い、数量を用いて比較した結果を本文の Fig. 3 に示した。その図によると、粘性的に変形している MnO 系介在物の影響が最も小さく、そして圧延によりほとんど変形しない FeO および  $\text{Al}_2\text{O}_3$  系介在物の影響が最も大きいようである。また脆性的に変形している  $\text{SiO}_2$  系介在物の影響はほとんど変形しない FeO 系介在物などの影響より小さくなっている。 $\text{Al}_2\text{O}_3$ , MnS および MnO 系介在物と微小割れとの関係と Photo. 1 (a), (b) および (c) に示す。本実験で使用した MnO 系介在物は粘性的に変形しているが、組成がわずかわると圧延により変形しない複雑な形をした介在物となる。そのような FeO 系介在物は Photo. 2 に示すように割れ発生に対して影響をおよぼしている。

Fig. 3 における影響の大きさの順序は絶対的なものではなく、介在物と基地鉄との密着性、介在物の大きさ、その他の条件が変われば当然変わることが予想される。さらにデータを集積しそしてそれを多角的に分析することにより、介在物からの割れ発生に影響をおよぼすと考えられる多くの因子に関する詳細な情報が得られると思われる。しかしながら、いずれにせよ介在物の微小割れ発生への影響の度合はその変形能により異なることは明白である。

著者の介在物の変形挙動に関する報告<sup>1)</sup>によると一部の介在物は圧延温度の高低によりその変形挙動を異にする。すなわち、圧延温度が高い場合、粘性的に変形するが、一方圧延温度が低い場合、脆性的に破断するかあるいはほとんど変形しないようである。このように圧延温度のみの相違により全く異なつた形状を呈する介在物を有する試料を用いて疲労試験を現在行なつている。この結果については別の機会に報告する予定です。

#### 文 献

- 1) 内山, 角田: 鉄と鋼, 51 (1965) 9, p. 1624

620.192.45:539.622  
:669.14.018.24

### (230) 軸受鋼の寿命におよぼす非金属介在物の影響

八幡製鉄光製鉄所

太田隆美・岡本一生・〇仕幸三郎

Effect of Non-Metallic Inclusion on the Fatigue Life of Bearing Steel

Takayoshi Ota, Kazuo Okamoto and Saburō Shikō

#### 1. 結 言

軸受鋼のころがり疲労寿命におよぼす非金属介在物の影響について、従来から酸化物系介在物が寿命に悪影響をおよぼすといわれているが、疲労破壊の起点に酸化物の量的な因子が関係するならば鋼中の炭化物も何らかの影響をおよぼすと考えられる。しかし炭化物量は酸化物量の100倍程度の多さにあることから、単に介在物の量で鋼の寿命を律することには疑問があり、また炭化物についてはマトリックスとの濡れ性などを考えなくてはならない。そこで非金属介在物の寿命におよぼす影響をとりあげるに際しては、介在物の量のみならず種類、形