高マンガング鋼の疲労強度特性に及ぼす介在物の影響†

李 俊 鉉* 前 川 一 郎** 柴 田 博 司**
西 田 新 一*** 金 奎 南****

Influence of Inclusions on Characteristics of Fatigue
Strength of High Manganese Steel

by

Joon-Hyun LEE*, Ichiro MAEKAWA**, Hiroshi SHIBATA**
Shin-ichi NISHIDA*** and Giu-Nam KIM****

Fatigue experiments were conducted to elucidate the influence of inclusions on fatigue crack growth behavior of high manganese steel at low stress amplitude near the threshold region and in the region II for the temperature range of 297K to 113K. Two series of steel with different inclusion contents were used. Compact tension specimens were prepared in SL or ST orientation with respect to the rolling direction.

The results showed that the fatigue crack growth rate da/dN of SL specimen was higher than that of ST specimen for both series at low stress levels near the threshold region. On their fracture surfaces, slightly larger roughness was measured in the case of ST specimen compared with the SL specimen and the roughness increased slightly with an increase of the content of sulphide inclusion regardless of experimental temperature. Based on these results, it is considered that da/dN in this region is affected by the crack closure due to the surface roughness which depends on the inclusion content and on the orientation. In the region II, the influence of orientation on da/dN was more pronounced than that of content at both 297K and 113K. However, ST specimen with a high inclusion content showed the lower fatigue crack growth rate than the base material at 113K. In order to make clear this reason, fracture surface were observed by a SEM. It is pointed out that microcracks produced in elongated MnS inclusions increase da/dN for SL specimen but reduce da/dN for ST specimen.

Key words: Fatigue crack growth rate, Surface roughness, Threshold, Elongated MnS inclusion

1 緒 言

最近、極低温における大型構造物の実用化が見込まれ、著者らは低温用構造材料として新しく開発された高マンガング鋼の低温強度に及ぼす介在物の影響について研究を進めてきた¹⁾。その結果、圧延方向に対してLT方向の試験片では非金属介在物のためにき裂進展速度が低減すること等が示された。ところで破壊の起点にはしばしば非金属介在物が存在したことが報告されている^{6),7)}。これらのことから介在物が強度に及ぼす影響はその種類、形状、分布方向、負荷様式並びに温度条件等によって異なり、まだ完全には解明されていないと考えられる。

そこで本論文では、圧延方向に対してSLおよびST方向の試験片を用いて、下限界領域近傍および第

II領域での疲労き裂の進展挙動を明らかにした。

2 材料および実験方法

2・1 供試材および試験片

供試材は25Mn-5Cr-1Ni鋼である。標準成分の母材（以下A材と呼ぶ）の他にS、Al成分の含有量を調整して介在物の含有量を変えた材料（以下B材と呼ぶ）を用いた。それらの化学成分と機械的性質をTable IとIIに示す。これらの材料は、圧延比8で圧延を行い、1173 Kに1時間保持して溶体化処理を行った。そのオーステナイト組織の平均結晶粒径は約22 μmであった。介在物はJISG00555規定のA型が多く、B、C型のものも観察された。介在物の大きさの分布の測定結果をFig. 1に示す。この図からA、B両材ともにMnSのような圧延方向に長く伸びたA

† 原稿受理 昭和63年12月19日 Received Dec. 19, 1988

* 学生会員 東北大学工学部 仙台市荒巻字青葉, Faculty of Engineering, Tohoku University, Aramaki-Aoba, Sendai

** 正 会 員 東北大学工学部 仙台市荒巻字青葉, Faculty of Engineering, Tohoku University, Aramaki-Aoba, Sendai

*** 正 会 員 (株)新日本製鉄八幡中央研究所, 北九州市八幡, Nippon Steel Corp., Central R & D Bureau, Yawata R & D Lab., Yawata, Kitakyushu

**** 釜山大学校工科大学 韓国釜山市金井区, College of Engineering, Pusan National University, Pusan, Korea

Table I. Chemical composition.

(wt %)

Series	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Al	Nb	N
A	0.21	0.24	24.43	0.024	0.01	4.99	1.10	0.004	0.05	0.038
B	0.21	0.25	24.2	0.024	0.024	4.76	1.09	0.011	0.05	0.037

Table II. Mechanical properties.

Series	$\sigma_{0.2}$ MPa	σ_b MPa	Elongation ϕ %	Reduction of Area, Φ %
A	298	710	57.3	61.9
B	246	660	53.0	55.7

(a) Series A steel.

(b) Series B steel.

Fig. 1. Histograms of the distribution of inclusion size.

型介在物が多く、B材ではA材の約2.5倍も多い。特に約4 μ 程度のものは約6倍も多くなっている。

試験片は厚さ12.5 mmの1インチCT試験片である。その採取方向は非金属介在物の応力集中効果が顕著に表われると予想されるSLおよびST方向とした。

2・2 実験方法

疲労実験は能力98 kNの油圧サーボ試験機であり、最大荷重4.9 kN、荷重比 $R=0.1$ の三角波を10 Hzで作用させた。下限界応力拡大係数範囲 ΔK_{th} は ΔK 漸

減法によって求めた。低温実験には低温槽を用い、 ± 2 K以内で温度制御をした。

3 実験結果と考察

3・1 き裂進展の下限界近傍における進展挙動

き裂進展速度 da/dN に対する介在物の方向性と含有量の影響に関する研究は主に ΔK のレベルが比較的高い第II領域で行われ、降伏強度 σ_y が高いほど da

(a) SL specimen.

(b) ST specimen.

Fig. 2. Fatigue crack growth behaviors of Series A and B at near threshold region.

Table III. Crack tip parameters for fatigue crack propagation (297 K).

Material	Average grain size, d (μm)	Average inclusion distance, $\bar{d}$ (μm)	Orientation	Reversed plastic zone, r_p° (μm)	Maximum surface roughness, $R_{\max}$ (μm)	CTOD _{max} (μm)	CTOD _{min} (μm)
Series A	22	$\bar{d}_A=18$	SL	22	75	0.7	0.4
		$\bar{d}_C=23$	ST	13	84	0.6	0.3
Series B	21	$\bar{d}_A=10$	SL	31	86	0.8	0.4
		$\bar{d}_C=39$	ST	26	110	0.8	0.4

$/dN$ への方向性の影響が顕著に現れている。^{(8), (10)} しかし下限界近傍についての報告は少なく、相反する結果もある。^{(10), (11)} この点を明らかにするため、Fig. 2 (a), (b) に da/dN が 10^{-10} ~ 10^{-5} m/cycle の比較的遅い範囲での本実験結果を示す。これらの図によれば B 材の方が A 材よりも採取方向、温度によらずき裂進展速度が速い。また同図 (a) と (b) を比べてみると A, B 材ともに SL 方向材の方が ST 方向材よりも da/dN が大きい。さらに da/dN が 10^{-8} ~ 10^{-6} m/cycle の範囲に対して Paris 則の指数 m 値を最小自乗法によって求め、A 材に対する B 材の m 値の比を m_B/m_A として 297 K, 198 K における値の比較をしてみると SL 方向材では各々 1.07, 1.08 となり、ST 方向材では 1.12, 1.21 となる。従って ST 方向材の方が低温になると介在物量の増加によるき裂進展速度は最も大きくなることが分かる。

本材料のように多量の介在物を含む場合には、き裂は進展過程で介在物から相互干渉を受けると考えられる。Mayes によれば、⁽¹¹⁾ き裂先端に存在する介在物先端の弾性ひずみ集中は SL 方向材および ST 方向材ではそれぞれ LT 材の約 10 倍および 4 倍程度大きい。そこで Table III にき裂先端の応力状態に関連すると思われる幾つかの因子をまとめて⁽¹²⁾ 示し考察を行ってみる。介在物間の平均距離 $\bar{d}$ は次式を用いて求めた。

$$\bar{d} = (N/A)^{1/2} \quad (1)$$

ここに、 N は観察面積 A 内に含まれる介在物の数であり、き裂先端の繰返し塑性域の大きさ r_p° および疲労き裂先端の最大、最小開口変位 (CTOD)_{max} と (CTOD)_{min} は次式^{(13), (14)} により求めた。

$$r_p^\circ = \frac{1}{3\pi} \left(\frac{\Delta K_{th}}{2\sigma_y} \right)^2 \quad (2)$$

$$\begin{aligned} (\text{CTOD})_{\max} &= \frac{0.5}{E\sigma_y} \frac{\Delta K_{th}^2}{(1-R)^2} \\ (\text{CTOD})_{\min} &= \frac{0.5}{E\sigma_y} \left[\frac{\Delta K_{th}^2}{(1-R)^2} - \frac{\Delta K_{th}^2}{2} \right] \end{aligned} \quad (3)$$

ここに σ_y は降伏強度、 R は応力比、 E は縦弾性係数である。Table III によれば r_p° は B 材の方が SL, ST 両方向材共に A 材より大きく、また SL 方向材の方が ST 方向材より大きい。また A, B 材における各介在物間の平均距離を見ると A 材の塑性領域内

には約 18 μ 程度の間隔で分布している A 型介在物を含み、その大きさは Fig. 1 (a) に示したように 6 ~ 16 μ 程度の可能性が高い。しかし B 材では両方向材ともに r_p° は平均結晶粒の大きさ d および介在物間の平均距離 $\bar{d}_A$, $\bar{d}_C$ に比べて大きい塑性領域内には A 型も C 型介在物も含まれることになり、それらの大きさは Fig. 1 (b) によれば 3 ~ 6 μ 程度の可能性が高い。従って 297 K の下限界領域近傍における疲労き裂進展挙動は、A 材では主に 10 μ 程度の A 型介在物に、B 材は 4 μ 程度の A, C 型介在物の両方に影響されると考えられる。

き裂が進展して ΔK が大きくなれば塑性領域の大きさ r_p° も次第に大きくなり、進展に関与する介在物の数が増すと共にその中に含まれる介在物の大きさの範囲も大きくなるであろう。そのため第 II 領域に入ると、き裂進展に対する各介在物の方向や大きさの影響が顕著に現れてくることが予想される。

3・2 下限界領域近傍でのき裂進展挙動に及ぼす伸長形 A 型介在物および表面粗さの影響

一般に ΔK_{th} 近傍での疲労き裂進展挙動は材料の組織に敏感であり、特にき裂の閉口挙動が大きく影響することが報告されている。⁽¹⁵⁾ しかし ΔK_{th} 値に対する非金属介在物の影響については相反する報告もある^{(16)~(18)} ので、この点を明らかにするために触針式表面粗さ計を用いて試験片の破面中央部における表面粗さの測定を試みた。

その測定例を Fig. 3 に示す。凸部と凹部の差の最大値を $R_{\max}$ として、297 K と 198 K における SL および ST 方向材の $R_{\max}$ を測定し、単位面積当りの A 型介在物の数 N_s との関係を示すと Fig. 4 のようになる。各測定点は試験片 2 個ずつによる平均値を示す。この

Fig. 3. Typical example of roughness on a fracture surface.

Fig. 4. Relation between the maximum roughness on a fracture surface and number of sulphide inclusion per unit area.

結果をみると R_{max} の値は実験温度によらず N_s の増加に伴って増しており、ST 方向材の方が SL 方向材よりも大きい。この理由を明らかにするために B 材の SL, ST 両方向材の 198 K における下限界近傍での破面の SEM 観察を行った例を Fig. 5 に示す。各方向材共に伸長形 MnS 介在物の存在が明らかに観察され、ST 方向材の方が SL 方向材よりも破面粗さがやや粗く見える。また Fig. 5(a) の (A) 領域内のような長さ 4 ~ 10 μ 程度の比較的小さい MnS 介在物の集団が局部的に観察され、その付近では介在物間の相互連結により平坦なぜい性破面を形成している。しかし同図 (b) の ST 方向材では介在物の周辺はせん断モードの破面になっている。このような破面の粗さの相違があれば、 R_{max} の大きい ST 方向材は SL 方向材よりも除荷過程においてき裂閉口が早期に生じることになる。そのために有効応力拡大係数 ΔK_{eff} が SL 方向材よりも小さくなり、 da/dN が SL 方向材より小さくなったものと考えられる。本研究ではき裂閉口を実測していないが、 ΔK 値の減少は破面粗さに伴うき裂閉口の効果が増すことによるという報告と同様の傾向になっている。この他に、粗い破面を形成するためにより大きいエネルギーを要することも da/dN 低下の一因と

Fig. 6. Relation between threshold stress intensity factor range and number of sulphide inclusion per unit area.

なったものと考えられる。⁴⁾

そこで Fig. 6 に N_s と ΔK_{th} の関係を示すと、 ΔK_{th} 値は N_s が増せば低下し、297 K, 198 K ともに SL 方向材よりも ST 方向材の方が大きく、また温度の低い方が大きい。

3・3 第Ⅱ領域における疲労き裂進展挙動

ΔK_{th} が N_s の影響を受けることからき裂成長開始には介在物の存在が起因として効いていると考えられるが、き裂が次第に成長して行くと、その前方に分布している介在物の回りにも繰返し応力下で微小き裂がそれぞれの応力集中の程度に応じて生じて、主き裂との相互干渉や合体等によりその伝ばに関わるものと考えられる。そこで、き裂が安定成長に入った第Ⅱ領域のき裂進展挙動に及ぼす介在物の影響を考察してみる。

Fig. 7 (a), (b) には da/dN と ΔK の関係を示すが、比較のため LT 材の結果も示してある。この図において、 da/dN は SL 方向の方が ST 方向材よりも大きく、SL, ST 両方向材共に LT 方向材より大きいことが分かる。また Fig. 7 (a) においては A 材と B 材との差はあまりなく、むしろ SL と ST 方向材との差が明らかにみられる。すなわち、介在物の含有量よ

Fig. 5. Fracture surfaces near threshold for Series B, 198K ($\Delta K=16 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$). Short arrows indicate the elongated MnS inclusions and a long arrow shows the direction of fatigue crack propagation.

Fig. 7. Fatigue crack growth behaviors for Series A and B.

りも分布方向による da/dN の差が大きいことになる。なお Fig. 7 (b) においてもほぼ同様な傾向がみられる。ただし、113 K においては B 材の ST 方向材の da/dN はむしろ A 材の ST 方向材よりも小さい。この考察のため破面の観察を行った。

Fig. 8 は $\Delta K=40$ MPa $\sqrt{m}$ における B 材の両方向材に対し、297 K および 113 K での破面の走査電顕写真を示す。(a) と (b) は SL 方向材、(c) と (d) は ST 方

向材に対するもので、(a) と (c) は 297 K における破面を、(b) と (d) は 113 K での破面を示す。また大きい矢印はき裂進展方向を示し、短い矢印は微小き裂を示している。同図 (a) の 297 K での SL 方向材には介在物周辺の母相内にはき裂進展方向のストライエーションが見られるが、主き裂の進展はその方向に伸びた介在物の破壊によって促進されたものと考えられる。これに対して同図 (c) の ST 方向材では介在物は主き裂進展

Fig. 8. Fracture surfaces at regime II for Series B (Short arrows in (b) and (d) indicate microcracks in MnS inclusions at 113 K, a long arrow shows the direction of crack propagation).

方向に直角になっていて、母相には局部的にストライエーションがみられるが方向は乱れておりむしろ主き裂進展速度を低下させたものと考えられる。また、低温では同図(d)中に小矢印で示したような介在物の割れが生じ、それが(b)のように主き裂の進展方向と同一方向のSL材では主き裂の進展を局部的に加速させるが、(d)のように主き裂の進展方向にほぼ直角に多数分布しているST材ではむしろ主き裂の伝ばを阻止することになり、A材よりもむしろ介在物の量の多いB材の方がFig. 7(b)のように da/dN を減少させたものと考えられる。このような介在物がき裂の分岐を生じさせ主き裂進展を抑制させることはすでにAl合金の場合の報告がある²¹⁾。なおA、B材いずれもLT材の場合のような介在物の周囲に主き裂が回り込んだストライエーションの模様は見られなかった。

4 結 言

以上の結果をまとめると次のようになる。

(1) 下限界領域近くでの疲労き裂進展速度 da/dN はき裂進展方向に伸びた介在物を含有するSL方向材の方がA、B材共にST方向材よりも大きい。またB材よりもA材の方がかなり小さい。

(2) 両方向材共に単位面積当りのA型硫化物介在物の数 N_s の増加に伴い実験温度によらず破断の表面粗さ R_{max} がやや増加した。SL、ST両方向材の下限界領域での破面観察の結果、ST方向材の方がSL方向材よりも破面の粗さが大きくなっており、このことから下限界近くで da/dN の差を生じたのは、破面の粗さの差によるき裂開口量の相違が影響したものと考えられる。

(3) き裂伝ばの第II領域における da/dN は、介在物の含有量よりも分布方向の影響の方が大きい。

(4) 第II領域の da/dN に対する介在物の影響はA、B材共に下限界領域近傍より大きく、温度によらずSTおよびSL両方向材ともLT方向材よりも大きい。しかし介在物量の多いB材は、113 KにおいてST方向材の da/dN がむしろA材よりも小さくなった。これはB材は113 Kにおいて多数の微小き裂がMnS介在物の回りに生じたため da/dN はむしろA材より小さくなったものと考えられる。

付 録

結論(2)については、B材のSL、ST両方向材に対して、き裂開口時の応力拡大係数 K_{ci} の K_{max} に対する比を、超音波エコー法と除荷弾性コンプライアンス法を併用して評価した。前者は探触子の取付け条件の相違が影響して正確な値が得られなかったが、後者によって得られた結果は下記の通りであった。

この結果も、ST方向材ではき裂進展に対して有効なき裂開口量が減少していることを示している。

(288 K)

	K_{ci}/K_{max}	ΔK (MPa $\sqrt{m}$)	da/dN (m/cycle)
SL 方向材	0.36	11.7	4.7×10^{-8}
	0.36	11.9	1.2×10^{-8}
ST 方向材	0.66	11.0	1.4×10^{-8}
	0.62	11.7	2.0×10^{-8}

終わりに、本研究を遂行するに当り試験片の御提供を頂いた新日本製鉄株式会社と御支援を頂いた同社中央研究本部八幡技術研究部の末宗賢一郎主任研究員に謝意を表する次第である。

(昭和63年11月8日 第19回疲労シンポジウムにて講演)

参 考 文 献

- 1) H. Yoshimura, H. Masumoto and T. Inoue, *Advances in Cryogenic Engng Materials*, **28**, 115 (1982).
- 2) T. Yokobori, I. Maekawa, Y. Tanabe, Z. Jin and S. Nishida, *ASTM STP 857*, 121 (1985).
- 3) I. Maekawa, Y. Tanabe, J. H. Lee and S. Nishida, *Engng Frac. Mech.*, **5**, 557 (1987).
- 4) I. Maekawa, J. H. Lee and S. Nishida, *Fatigue "87"*, EMAS, Warley, U.K., **II**, 911 (1987).
- 5) Y. W. Cheng, H. I. McHenry, P. N. Li, T. Inoue and T. Ogawa, *Advances in Cryogenic Engng Materials*, **30**, 303 (1984).
- 6) 大路清嗣, 小倉敦二, 原田昭治, 田路 勉, *日本機械学会論文集*, **43**, 374 (1977).
- 7) 鹿毛正治, 西谷弘信, *日本機械学会論文集*, **43**, 374 (1977).
- 8) A. D. Wilson, *ASTM STP 733*, 166 (1981).
- 9) *ASTM Standard Designation*, E647-787 (1981).
- 10) A. D. Wilson, *ASME*, 101, 265 (1979).
- 11) I. C. Mayes and T. J. Baker, *Materials Science and Technology*, **2**, 133 (1986).
- 12) D. Broek, *Engng Frac. Mech.*, **5**, 55 (1973).
- 13) C. J. Beevers, *Fatigue "81"*, **I**, 257 (1981).
- 14) H. Gu and X. D. Liu, *Fatigue "87"*, **II**, 769 (1987).
- 15) W. Yu, K. Esaklul and W. Gerberich, *Metall. Trans.*, **15A**, 889 (1984).
- 16) P. K. Liaw and W. A. Logsdon, *Fatigue "87"*, **II**, 899 (1987).
- 17) I. C. Mayes and T. J. Baker, *Fatigue of Engng Materials and Structure*, **4**, 79 (1981).
- 18) R. O. Ritchie, *Fatigue "81"*, **II**, 503 (1981).
- 19) G. J. Fowler, *Material Science and Technology*, **2**, 133 (1986).
- 20) K. Hamberg, J. Wasen and B. Karlsson, *Fatigue "87"*, **I**, 135 (1987).
- 21) A. J. McEvily, *NASA, TDD 328*, April (1962).
- 22) S. Suresh and R. O. Ritchie, *Metall. Trans.*, **13A**, 1627 (1982).