鋼の低サイクル疲労における微小き裂の成長特性と
それに及ぼす繰返し変形予履歴の影響*

藤 満 達 朗**, 幡 中 憲 治**

Short Crack Growth under Low Cycle Fatigue and Effect
of Prior Cyclic Deformation on It in Steels

by Tatsuro FUJIMITSU and Kenji HATANAKA

Normalized JIS S 35 C medium carbon and quenched & tempered JIS SNCM 439 alloy steels were low cycle fatigued under the push-pull and the axial strain controlled conditions. The fatigue crack of $a=8\sim12\mu\text{m}$ in depth originates at the cycle ratio of $N/N_f=0.10$. The cyclic J -integral range, ΔJ and the strain intensity factor range, ΔK_e become good parameters for evaluating the growth rate of the small surface crack under low cycle fatigue. The prior cyclic deformation slightly accelerates the crack growth rate in SNCM 439 steel. The cyclic deformation history dependence of crack growth rate seems to be associated with the existence of a non-metallic inclusion in the material. The fatigue life curves evaluated on the basis of small crack growth are in quite good agreement with the test results.

Key Words: Metallic Materials, Material Testing, Low Cycle Fatigue, Small Surface Crack Growth, Cyclic J -Integral, Strain Intensity Factor, Cyclic Deformation History, Evaluation of Fatigue Life

1. 緒 言

大規模な塑性変形を伴う低サイクル疲労下における微小疲労き裂の発生時期およびその成長過程を調べることは、実用上、極めて重要である。

ところで、最近、微小疲労き裂進展特性の弾・塑性破壊力学的解析がなされ、繰返し J 積分幅によるき裂進展速度の解析の対象を大寸法き裂から微小き裂にまで拡張することが試みられている^{(1)~(14)}。加えて、ひずみ拡大係数幅 ΔK_e が微小き裂進展速度を整理するための、簡便かつ実用的なパラメータとなり得ることが指摘されている^{(12)~(16)}。しかし、大寸法き裂の進展特性と微小き裂進展のそれとの関連および微小き裂への弾・塑性破壊力学の適用限界などを含めて、微小疲労き裂の弾・塑性破壊力学的解析については明らかにすべき問題点は、いまだに数多く残されている。

低サイクル疲労損傷機構を明らかにするために、繰返し変形予履歴を受けた材料の微小表面き裂の発生および成長過程を詳細に検討することが望まれる。しかし、弾・塑性破壊力学的手法を用いて、これらを定量的に検討した研究はほとんど見当たらない。

著者らは、前報⁽¹⁴⁾で数種の機械構造用鋼の直径方向ひずみ制御・低サイクル疲労下の微小き裂の進展速度を弾・塑性破壊力学的に整理するとともに、その整理結果に基づいて低サイクル疲労寿命則を検討した。ところで、直径方向ひずみ制御下および軸方向ひずみ制御下で得られた低サイクル疲労試験結果の間に若干の差異が生じることが指摘されている^{(17)~(19)}。

本研究では、このような点をも考慮して、強度・延性レベルの大きく異なる JIS S 35 C 焼ならし材および SNCM 439 調質材について軸方向ひずみ制御・引張圧縮低サイクル疲労試験を実施した。そして、これらの材料における微小表面き裂の発生時期および成長特性、さらに、それらに及ぼす繰返し変形予履歴の影響を詳細に調べるとともに、それらのき裂進展速度を弾・塑性破壊力学的に整理することを試みた。さらに、その結果に基づき、低サイクル疲労寿命則に検討を加えた。

本研究では、このような点をも考慮して、強度・延性レベルの大きく異なる JIS S 35 C 焼ならし材および SNCM 439 調質材について軸方向ひずみ制御・引張圧縮低サイクル疲労試験を実施した。そして、これらの材料における微小表面き裂の発生時期および成長特性、さらに、それらに及ぼす繰返し変形予履歴の影響を詳細に調べるとともに、それらのき裂進展速度を弾・塑性破壊力学的に整理することを試みた。さらに、その結果に基づき、低サイクル疲労寿命則に検討を加えた。

2. 供 試 材 料

本実験に用いた材料は機械構造用炭素鋼 JIS S 35 C 材および同合金鋼 SNCM 439 材である。これらの化学成分を表 1 に、また、それらに施した熱処理条件を表

* 昭和 61 年 4 月 3 日 第 63 期通常総会講演会において講演、原稿受付 昭和 60 年 10 月 3 日。

** 正員、山口大学工学部 (〒755 宇部市常盤台 2557)。

2に示した。なお、S 35 C 焼ならし材のフェライト結晶粒寸法および SNCM 439 調質材の旧オーステナイト粒径は、それぞれ約 $18\ \mu\text{m}$ および $10\ \mu\text{m}$ である。熱処理が施された後の材料の静機械的性質を表 3 に示した。熱処理後のこれらの供試材料が図 1 に示した形状および寸法に機械加工され、試験片として供された。あらかじめ疲労き裂の発生位置を限定するために、図 1 に示した試験片の平行部中央に深さ $50\ \mu\text{m}$ 程度の浅い切欠きが付与された。また、試験に先立ち、試験片の平行部および浅い切欠き部はエメリーペーパーで研摩され、しかる後に電解研摩が施された。

3. 試験方法および解析方法

低サイクル疲労試験は、閉ループ形引張・圧縮疲労試験機により、図 1 に示した試験片平行部における $12\ \text{mm}$ の標点間の変位を制御することによりなされた。微小表面疲労き裂長さの測定は、疲労試験中に適宜試験機を停止させ、試験片の切欠き部分に発生したき裂を光学顕微鏡により直接観察、あるいはその部分

表 1 供試材料の化学成分 (wt. %)

Materials	C	Si	Mn	P	S	Cu	Cr	Ni	Mo
SNCM439	0.38	0.27	0.66	0.017	0.015	0.17	0.68	1.65	0.19
S35C	0.37	0.24	0.77	0.019	0.023	0.01	0.04	0.02	—

表 2 供試材料に施した熱処理条件

Materials	Normalizing & Quenching	Tempering
SNCM439	Heated at 855°C for 30min → Air cooled and then Heated at 845°C for 30min → Oil quenched	Heated at 635°C for 1 hr → Water quenched
S35C	Heated at 865°C for 30min → Air cooled	

表 3 供試材料の静機械的性質

Materials	Yield stress, MPa	Ultimate strength, MPa	Elongation, %	Reduction of area, %	Fracture ductility, %	Hardness Hv (300g)
SNCM 439	*866	963	18.3	64.0	102	300
S35C	360	614	32.9	57.3	85	181

* 0.2% proof stress

図 1 試験片の形状および寸法

からレプリカを採取し、これを光学顕微鏡で観察することによりなされた。また、微小表面疲労き裂進展特性に及ぼす繰返し変形予履歴の影響を調べるために、次の操作を実施した。まず、ある任意の塑性ひずみ幅における寿命 N_f の 10% の時点で試験機を停止させ、試験片の切欠き部からレプリカを採取する。次に、それまでに発生していた微小表面疲労き裂を電解研摩により取り除き、さらに、繰返し数 $N=0.15N_f$ まで繰返し変形を与える。ここで、再び試験機を停止させ、切欠き部からレプリカを採取した後、この段階までに生じていたき裂を電解研摩にて除去する。これ以降、繰返し数 $N=0.20, 0.25N_f$ および $0.30N_f$ まで順次、この操作を繰返す。そして、最終段階の $N=0.30N_f$ の時点までに発生していた微小表面疲労き裂が取り除かれた試験片（この試験片には $\sum N/N_f = 0.10 + 0.15 + 0.20 + 0.25 + 0.30 = 1.0$ の累積繰返し数比に相当する繰返し変形予履歴が付与されていることになる）に対して、通常の低サイクル引張・圧縮疲労試験を実施する。以下、この試験方法を㊸試験と呼ぶことにする。これに対して、通常の低サイクル引張・圧縮疲労試験を㊶試験と呼ぶ。そして、微小表面疲労き裂の進展特性は、㊶試験および㊸試験の両方について調べられた。なお、微小表面疲労き裂の形状は、半だ円と仮定された。その長軸径 l （表面におけるき裂長さ）に対する短軸半径 a （き裂深さ）の比は、前報⁽¹³⁾の結果を参照して $a/l=0.38$ とした。

繰返し J 積分幅 ΔJ およびひずみ拡大係数幅 ΔK の算出と微小表面疲労き裂の進展に基づく疲労寿命曲線の導出は、前報の手法によった^{(14)(20)~(23)}。

4. 試験結果および考察

4.1 微小表面疲労き裂の発生とその成長挙動

図 2 (a) および (b) には S 35 C 焼ならし材および SNCM 439 調質材における塑性ひずみ幅 $\Delta\epsilon_p$ と、き裂長さがある与えられた寸法に達するまでの繰返し数およびこれと破断寿命との関係が示されている。図 2 (a), (b) によると、例えば長さ $50\ \mu\text{m}$ （深さ $50 \times 0.38 = 19\ \mu\text{m}$ ）程度の微小表面疲労き裂が発生するのに要する繰返し数比 N/N_f は、S 35 C 焼ならし材においては $\Delta\epsilon_p$ の値に無関係に約 0.25 である。また、SNCM 439 調質材においてはこれは若干塑性ひずみ幅依存性を示し、 $\Delta\epsilon_p = 0.02$ および 0.002 のときそれぞれ 0.16 および 0.33 程度である。図 3 (a) および (b) は、S 35 C 焼ならし材および SNCM 439 調質材における微小表面疲労き裂深さ a と繰返し数比 N/N_f との関係を示している。図 3 (a), (b) より、両材

とも $N/N_f \approx 0.10$ 程度で、 $a=8\sim 12\ \mu\text{m}$ ほどの深さを有する微小表面き裂が発生することがわかる。また、 $N/N_f \leq 0.25$ の領域では両材の微小表面疲労き裂深さは、疲労過程の進行に伴い、ほぼ直線的に増加する。ところで、S 35 C 焼ならし材では $a-N/N_f$ 関係に塑性ひずみ幅依存性が認められないのに対して、SNCM 439 調質材のそれは明確な塑性ひずみ幅依存性を示す。このような $a-N/N_f$ 関係における材質依存性は累積損傷を論ずる際、考慮されなければならない問題と思われる。

図 4 (a) および (b) に ㉠ および ㉡ 試験中のき裂進展挙動を比較するために S 35 C 焼ならし材および SNCM 439 調質材の両試験条件下におけるき裂進展曲線を示した。なお、図 4 中の矢印は、き裂どうしの合体を示している。図 4 (a), (b) より、次のことがわかる。SNCM 439 調質材では ㉠ 試験中、疲労過程初期に複数のき裂が発生し、これが成長・合体する。一方、この材料の ㉡ 試験においては単一のき裂が発生し、疲労過程中、これのみが成長するため、き裂どう

しの合体はほとんど生じない。S 35 C 焼ならし材の疲労き裂の発生・成長特性には、両試験条件下でほとんど差異が認められない。

なお、き裂進展速度は、図 4 (a), (b) 中の相隣り合う二つの実験点間を直線で結ぶことによって得られるこう配とした。本実験で対象とした深さ方向のき裂進展速度 da/dN は、この直線のこう配にアスペクト比 $a/l=0.38$ を乗ずることにより求められた。

4・2 微小表面疲労き裂進展速度の整理結果 低サイクル疲労試験で得られた微小表面疲労き裂進展速度 da/dN と ΔJ および ΔK_e との関係をもつ対数グラフ上で整理した結果をそれぞれ図 5 および図 6 に示した。図 5, 6 で、(a) および (b) はそれぞれ S 35 C 焼ならし材および SNCM 439 調質材に関する結果を示している。 da/dN と ΔJ および ΔK_e との間には一般に両対数グラフ上で直線則が成立することが知られている。そこで、これらの結果を最小二乗法を用いて直線回帰することにより得られた直線を図中に太線で示した。また、その上下に引かれた細線は、この太線を中心にしてその 1/2 倍および 2 倍のき裂進展速度域を示している。矢印は、微小き裂どうしの合体を、また、スラッシュマークは表面き裂長さが $50\ \mu\text{m}$ 以下の微小

図 2 塑性ひずみ幅 $\Delta \epsilon_p$ とき裂長さがある与えられた長さに達するまでの繰返し数およびこれと破断寿命との関係

図 3 表面疲労き裂深さ a と繰返し数比 N/N_f との関係

き裂に関するデータを示している。さらに、図5中の極太線は、中央貫通き裂試験片における $a/W \geq 0.4$ ($2a$: き裂長さ, $2W$: 試験片幅) のき裂長さ域のき裂進展速度 da/dN と Rice の簡便法⁽²⁰⁾に基づいて算出された ΔJ との関係を示している。図6中の極太線は、 $a/W \leq 0.3$ のき裂長さ域の中央貫通き裂材の $da/dN-\Delta K_e$ 関係⁽¹⁴⁾を示している。

図5(a)および(b)によると、S35C 焼ならし材および SNCM 439 調質材の $da/dN-\Delta J$ 関係には、ほとんど全ひずみ幅依存性は認められない。また、両材の $da/dN-\Delta J$ 関係に関する整理結果は $1/2$ および 2 倍のき裂進展速度域を表すバンド幅内にかなりよく収まっている。中央貫通き裂に対する $da/dN-\Delta J$ 関係と表面き裂に対するそれとの比較は次のことを示している。すなわち、SNCM 439 調質材においては、後者は前者より若干低き裂進展速度側に位置する傾向にあるものの、両者はほぼ一致している。一方、S35C 焼ならし材では特に低き裂進展速度域で、後者は前者に比して高き裂進展速度側にはずれる。

図6に示した $da/dN-\Delta K_e$ 関係は、先述した da/dN

(a) S35C 焼ならし材

(b) SNCM 439 調質材

図4 ①および②試験下における繰返し数の増加に伴う表面疲労き裂長さの変化

$dN-\Delta J$ 関係と同様、全ひずみ幅依存性を示すことなく、 $1/2$ および 2 倍のき裂進展速度域を示すバンド内に比較的よく収まっている。なお、 $da/dN-\Delta K_e$ 関係に認められるばらつきの幅は、 $da/dN-\Delta J$ 関係におけるそれよりむしろ小さい傾向にある。なお、極太線で示された中央貫通き裂材 ($a/W \leq 0.3$) の $da/dN-\Delta K_e$ 関係と微小表面き裂のそれとの比較によると、S35C 材および SNCM 439 材ともに両者間の差異はデータのばらつきの範囲内にあるとみなし得る。

上述した各材料の $da/dN-\Delta J$ および $da/dN-\Delta K_e$

(a) S35C 焼ならし材

(b) SNCM 439 調質材

図5 繰返し J 積分幅 ΔJ による微小表面疲労き裂進展速度 da/dN の整理結果

関係間に成立する実験式は次のようにとりまとめられる。

S 35 C 焼ならし材：

$$da/dN = 10^{-3.56} (\Delta J)^{1.34} \quad \dots\dots\dots (1)$$

$$da/dN = 10^{-1.79} (\Delta K_e)^{2.39} \quad \dots\dots\dots (2)$$

SNCM 439 調質材：

$$da/dN = 10^{-3.99} (\Delta J)^{1.16} \quad \dots\dots\dots (3)$$

$$da/dN = 10^{-1.16} (\Delta K_e)^{2.14} \quad \dots\dots\dots (4)$$

図 7 (a), (b) および図 8 (a), (b) には S 35 C 焼ならし材および SNCM 439 調質材における④および⑤試験結果がとりまとめて示してある。すなわち、④試験の結果得られた da/dN - ΔJ および da/dN - ΔK_e 関係が○印で、また、⑤試験の結果得られたそれらが●印で与えられている。図 7, 8 中の極太線、太線および

(a) S 35 C 焼ならし材

(a) S 35 C 焼ならし材

(a) S 35 C 焼ならし材

(b) SNCM 439 調質材

(b) SNCM 439 調質材

(b) SNCM 439 調質材

図 6 ひずみ拡大係数幅 ΔK_e による微小表面疲労き裂進展速度 da/dN の整理結果

図 7 繰返し J 積分幅 ΔJ による④および⑤試験下の微小表面疲労き裂進展速度 da/dN の整理結果

図 8 ひずみ拡大係数幅 ΔK_e による④および⑤試験下の微小表面疲労き裂進展速度 da/dN の整理結果

びその上下の細線は図5および6におけるそれらを再録したものである。図7, 8より, S 35 C 材においては⑧試験の結果得られた $da/dN-\Delta J$ および $da/dN-\Delta K$ 関係は④試験によるそれらとほぼ一致するのに対し, SNCM 439 材では前者が後者に比して若干高き裂進展速度側に位置することがわかる。

図9(a)および(b)は, ④試験中および⑧試験における $N/N_f=0.30$ [$\Sigma(N/N_f)=0.10+0.15+0.20+0.25+0.30=1.0$] の時点で発生していたき裂を除去した後の低サイクル疲労試験中の応力振幅の変化と両試験条件下の疲労寿命の比較を示す。S 35 C 材では④試験下と⑧試験下の疲労寿命はほぼ一致する〔図9(a)〕のに対し, SNCM 439 材では⑧試験下の疲労寿命は④試験下のそれより短い〔図9(b)〕。この結果は図7および図8に示した微小き裂進展速度に及ぼす繰返し変形予履歴の影響の材質依存性と符合する。

S 35 C 焼ならし材の疲労き裂は主として結晶粒界近傍に顕著なすべりを伴って生じる〔図10(a)〕。一

方, SNCM 439 調質材のそれは図10(b)に示したように, 非金属介在物を起点としてほとんどすべりを伴わずに生じる場合が多い。前者では, 結晶粒界が試験片表面と交わった部分に繰返しすべり変形により形成された幾何学的な凹凸がき裂発生核となるのに対し, 後者では介在物による応力・ひずみ集中がき裂発生を誘起するものと思われる。それゆえ, S 35 C 材における疲労損傷は表面層を電解研磨により溶去することによりほぼ消失するが, SNCM 439 材のその一部は試験片内部においても介在物周辺で蓄積されるため, 表面層の電解研磨によっては除去できないと考えられる。先述した④試験と⑧試験により得られた $da/dN-\Delta J$ および $da/dN-\Delta K$ 関係における S 35 C 材と SNCM 439 材の相違は, 主として両材におけるこのような疲労損傷特性の相違に起因するものと思われる。しかし, その詳細については今後の課題としたい。

図11(a)および(b)に S 35 C 焼ならし材および SNCM 439 調質材の繰返し応力-ひずみ曲線を示した。振幅変動法によって得られた S 35 C 焼ならし材および SNCM 439 調質材のそれらは, それぞれ

(a) S 35 C 焼ならし材

(b) SNCM 439 調質材

図9 ④試験中および⑧試験における $N/N_f=0.30$ の時点で生じていたき裂を除去した後の低サイクル疲労試験中の応力振幅の変化と疲労寿命の変化

(a) S 35 C 焼ならし材

(b) SNCM 439 調質材

図10 S 35 C 焼ならし材と SNCM 439 調質材とに発生した疲労き裂の一例

Ramberg-Osgood 形⁽²¹⁾の応力-ひずみ曲線として、次式で与えられる。

S 35 C 焼ならし材：

$$\epsilon = \frac{\sigma}{199\,700} + \left(\frac{\sigma}{1\,030} \right)^{1/0.172} \quad \text{..... (5)}$$

SNCM 439 調質材：

$$\epsilon = \frac{\sigma}{208\,700} + \left(\frac{\sigma}{1\,581} \right)^{1/0.156} \quad \text{..... (6)}$$

また、多数試験片法によって得られた繰返し応力-ひずみ曲線が次式に示されている。

S 35 C 焼ならし材：

$$\epsilon = \frac{\sigma}{199\,700} + \left(\frac{\sigma}{1\,711} \right)^{1/0.263} \quad (\epsilon_{ps} \leq 0.257 \times 10^{-2}) \quad \text{..... (7)}$$

$$\epsilon = \frac{\sigma}{199\,700} + \left(\frac{\sigma}{1\,240} \right)^{1/0.209} \quad (\epsilon_{ps} > 0.257 \times 10^{-2}) \quad \text{..... (8)}$$

SNCM 439 調質材：

$$\epsilon = \frac{\sigma}{208\,700} + \left(\frac{\sigma}{720} \right)^{1/0.029}$$

(a) S 35 C 焼ならし材

(b) SNCM 439 調質材

図 11 振幅変動法および多数試験片法によって得られた繰返し応力-ひずみ曲線

$$(\epsilon_{ps} \leq 0.244 \times 10^{-2}) \quad \text{..... (9)}$$

$$\epsilon = \frac{\sigma}{208\,700} + \left(\frac{\sigma}{1\,464} \right)^{1/0.147} \quad (\epsilon_{ps} > 0.244 \times 10^{-2}) \quad \text{..... (10)}$$

式(5)～(10)と式(1)～(4)とを組合せることによって導出された低サイクル疲労寿命曲線が、図 12 に示されている。なお、疲労寿命の計算に際して初期き裂深さ a_0 および最終破断時のき裂深さ a_f は、それぞれ $a_0 = 8 \times 10^{-6}$ m および $a_f = 10^{-3}$ m とした⁽¹⁴⁾。

図 12 によると、一般に $da/dN - \Delta J$ 関係に基づいて算出された $\log \Delta \epsilon_{ps} - \log N_f$ 関係は $da/dN - \Delta K_e$ 関係に基づいて算出されたそれより短寿命側に位置する。また、前者のこう配は後者のそれより大きい傾向にある。ところで、SNCM 439 材に関する計算結果は低サイクル疲労試験結果に現れる折れ曲がりの傾向⁽¹¹⁾⁽²⁴⁾を良く表現するとともに両者はほぼ一致している。また、S 35 C 材では $da/dN - \Delta J$ 関係に基づいて算出された寿命曲線が長寿命域で試験結果より短寿命側には

(a) S 35 C 焼ならし材

(b) SNCM 439 調質材

図 12 $da/dN - \Delta J$ および $da/dN - \Delta K_e$ 関係と繰返し応力-ひずみ曲線とを組合せることにより算出された疲労寿命曲線と試験結果の比較

ずれることを除いて、予測寿命曲線は試験結果とほぼ一致している。

以上、軸ひずみ制御下で得られた微小き裂進展特性について述べた。ところで、軸方向ひずみ制御下の低サイクル疲労寿命と直径方向ひずみ制御下のそれとの間に差異が生じることが指摘されている^{(17)~(19)}。本研究結果と直径方向ひずみ制御下の微小き裂進展特性との比較は、このような両者間の寿命差を説明するための資料を与える可能性がある。これらについては続報で報告したい。

5. 結 言

強度・延性レベルの大きく異なる S 35 C 焼ならし材および SNCM 439 調質材について、軸方向ひずみ制御・引張圧縮低サイクル疲労試験を実施した。そして、微小表面き裂の発生・成長特性およびそれらに及ぼす繰返し変形予履歴の影響を調べ、次の結果を得た。

(1) 深さ $a \cong 8 \sim 12 \mu\text{m}$ 程度の表面疲労き裂の発生時期は、S 35 C 焼ならし材および SNCM 439 調質材とも、寿命比にして約 $N/N_f \cong 0.10$ 程度である。また、両材の表面き裂深さと N/N_f との間には $N/N_f \leq 0.25$ の領域で直線関係が成立する。そして、両者の関係には S 35 C 材においては塑性ひずみ幅依存性が認められないのに対して、SNCM 439 材においてそれが認められた。

(2) 低サイクル疲労下における微小き裂進展速度およびそれに及ぼす繰返し変形予履歴の影響を弾・塑性破壊力学的に整理し、 ΔJ および ΔK_e がき裂進展速度を評価するための有効なパラメータとなることを示した。なお、繰返し変形予履歴は、S 35 C 材においてはき裂進展速度にほとんど影響を与えないが、SNCM 439 材においてはこれを若干加速する傾向にある。このような差異は介在物の有無に関連した両材における疲労損傷特性の相違に起因することが示唆された。なお、このような微小疲労き裂進展速度の繰返

し変形予履歴依存性は両材における低サイクル疲労寿命の予履歴依存性と一致する。

(3) $da/dN-\Delta J$ および $da/dN-\Delta K_e$ 関係と繰返し応力-ひずみ曲線とを組合せることにより算出される疲労寿命曲線は試験結果とほぼ一致する。

文 献

- (1) Dowling, N. E., *ASTM Spec. Tech. Publ.*, No. 637 (1977), 97.
- (2) Mowbray, D. F., *ASTM Spec. Tech. Publ.*, No. 601 (1976), 33.
- (3) Solomon, H. D., *J. Mater.*, 7 (1972), 299.
- (4) Huang, J. S. and Pelloux, R. M., *Metall. Trans.*, 11A (1980), 899.
- (5) EL Haddad, M. H., ほか 2 名, *Trans. ASME, J. Eng. Mater. Technol.*, 101 (1979), 42.
- (6) EL Haddad, M. H., ほか 3 名, *Int. J. Fract.*, 16 (1980), 15.
- (7) Hudak, S. J., *Trans. ASME, J. Eng. Mater. Technol.*, 103 (1981), 26.
- (8) Lankford, J., ほか 2 名, *Metall. Trans.*, 15 A (1984), 1579.
- (9) Vardar, O., *Trans. ASME, J. Eng. Mater. Technol.*, 104 (1982), 192.
- (10) 山田・ほか 3 名, 機論, 49-440, A (昭 58), 441.
- (11) 幡中, 機論, 50-453, A (昭 59), 831.
- (12) 今井・真武, 材料, 32-361 (昭 58), 1157.
- (13) 幡中・ほか 2 名, 機論, 50-452, A (昭 59), 737.
- (14) 幡中・ほか 2 名, 機論, 51-463, A (昭 60), 790.
- (15) Usami, S., ほか 3 名, *Fatigue Eng. Mater. Struct.*, 2 (1979), 155.
- (16) Kitagawa, H., ほか 3 名, *ASTM Spec. Tech. Publ.*, No. 675 (1979), 420.
- (17) Bui-Quoc, T. and Biron, A., *Exp. Mech.* 18 (1978), 127.
- (18) Schultz, C. C. and Zien, H. M., *Trans. ASME, J. Press. Vessel Technol.*, 101 (1979), 321.
- (19) 服部・ほか 2 名, 材料学会第 32 期前刷集, (昭 58), 323.
- (20) Rice, J. R., ほか 2 名, *ASTM Spec. Tech. Publ.*, No. 536 (1973), 231.
- (21) Ramberg, W. and Osgood, W. R., *NACA Tech. Note*, 902 (1943).
- (22) Shih, C. F. and Hutchinson, J. W., *Trans. ASME, Ser. H*, 98-4 (1976), 289.
- (23) Raju, I. S. and Newman, J. C., Jr., *Eng. Fract. Mech.*, 11 (1979), 817.
- (24) 幡中・藤満, 機論, 50-451, A (昭 59), 291.

討 論

(質問) 松 岡 三 郎〔金属材料技術研究所〕

(1) 塑性ひずみの大きい低サイクル疲労における微小き裂の定義をお教え願いたい。

(2) 低サイクル疲労き裂伝ば挙動を整理することに対して ΔJ と ΔK_e のどちらがよいのか。

(3) 表現上の問題と思うが、き裂発生に対する介在物の影響について 2 点確認させていただきたい。

(a) 1844 ページ左欄下 2 行めから右欄 7 行めにおいて、SNCM 439 鋼では介在物を起点としてほとんどすべり変形を伴わずにき裂が生じると報告されているが、図 2 では S 35 C と SNCM 439 鋼ともに同程度の塑性変形が起こっており、SNCM 439 鋼のみですべり変形が起こっていないとは思われない。

(b) 結論 (2) で両鋼におけるき裂発生挙動の差が

介在物の有無によるとされているが、両鋼ともに同程度の介在物が含まれているのではない。

〔回答〕 (1) 低サイクル疲労試験中、適宜試験機を停止させ、試験片表面の切欠部から周期的にレプリカを採取した。この採取されたレプリカから最初に主き裂を見出した。そして、これより繰返し数の少ない時点で採取されたレプリカに順次逆上ってこの主き裂の発生点を調べた。その結果、SNCM 439 材においては表面長さにして約 20 μm 程度のき裂が、また、すべりを伴う S 35 C 材においても 20 μm ～50 μm 程度のき裂が測定可能であった。したがって、本論文における微小き裂の最小寸法は約 20 μm 程度ということになる。

(2) ひずみ拡大係数幅 ΔK_e および繰返し J 積分幅 ΔJ はき裂進展速度 da/dN をき裂長さと全ひずみ幅およびき裂長さとひずみエネルギー密度に基づいて評価するパラメータである。前者は塑性変形を伴う場合には物理的な意味が不明確であるが比較的短いき裂長さ ($a/W < 0.3$, ただし a および W はそれぞれき裂長さおよび試験片幅の半長) に対しては容易に求められる実用的なパラメータである。一方、後者は大寸法き裂から微小き裂にわたって広範囲に da/dN を評価

し得るパラメータである。しかし、 ΔJ を求めるには繰返し応力-ひずみヒステリシス・ループが必要となる点において ΔK_e よりより煩雑となる。以上のことから ΔJ および ΔK_e を、 da/dN を評価するためのパラメータとして使用する場合には使用目的に応じた適切な配慮が望まれる。

(3)-(a) ご指摘のように SNCM 439 材においても S 35 C 材と同様にすべり変形が生じている。しかし、S 35 C 材においてはすべり変形がフェライト粒内ではほぼ均一に生じているのに対して、SNCM 439 材におけるすべり変形は局所化している。このようなすべり変形モードの相違については前報^(付1)で報告しているので、参照いただきたい。

(b) S 35 C 材においてはき裂は図 10(a)に示されているように主にすべり変形により形成された凹凸が核となり発生するのに対して、SNCM 439 材においては介在物を起点として発生する [図 10(b)]。結論 (2)はこのようなき裂発生形態の相違を意図したものである。

(付1) 幡中・藤満・渡辺, 機論, 51-463, A(昭60), 790.