

大歪変形下での構造用鋼の低サイクル疲労特性に及ぼすミクロ組織の影響

石川 信行*・栗原 正好*²・豊田 政男*³

Effect of Microstructure on Low-cycle Fatigue Property of Structural Steels under Large Plastic Deformation

Nobuyuki ISHIKAWA, Masayoshi KURIHARA and Masao TOYODA

Synopsis : Low-cycle fatigue behavior of the structural steels under large plastic strain was investigated using notched round specimens. Crack growth rates show good correlation with the value of effective J -integral range, ΔJ_{eff} . Crack growth rates are strongly affected by microstructure of the steels. It was shown that steels with higher pearlite volume fraction have lower crack growth rate. Many voids were observed around crack tip in the steel with higher pearlite volume fraction, which shows that the void growth and coalescence mechanism is dominant in this type of steels and crack growth were suppressed by branching and curving of the crack. On the other hand, in the steel with lower pearlite volume fraction, voids were hardly formed near crack tip region and crack propagates by plastic blunting and re-shaping mechanism, keeping the crack shape strait. Fatigue failure life were affected by MnS inclusion content. Large amount of void nucleation and growth were observed in the inner region of the specimen of the steel with large MnS content during cyclic loading, and final failure was occurred with a very short crack extension. It can be said that final toughness is improved by reducing MnS inclusion content and pearlite volume fraction, which can prevent void nucleation and growth in the inner region during cyclic loading.

Key words : structural steel; low-cycle fatigue; large plastic strain; J -integral range; crack propagation; void nucleation; void growth; MnS inclusion.

1. 緒言

近年の地震被害においては柱梁接合部等の応力集中部から延性的にき裂が発生、進展し脆性破壊の起点となった事例が報告されている¹⁾。延性き裂の発生はボイドの成長・連結によるとされており、延性き裂発生歪は応力三軸度の影響を大きく受けるが^{2,3)}、地震に相当する繰返し荷重下での切欠き部表面から延性き裂が発生する場合は応力三軸度の影響は小さく塑性歪の累積によってき裂が発生することが知られている⁴⁾。鉄骨建築物においてこのような歪集中を低減するため、柱梁接合部に設けられるスカラップ端部の曲率を大きくするなどの改善がなされている⁵⁾。しかし大規模な地震においては繰返し大変形による塑性歪の累積から延性き裂が不可避的に発生することも考えられ、また溶接部の形状不良や溶接欠陥部が歪集中源となり延性き裂が発生することも想定できる。このような場合、延性き裂の進展挙動が鋼構造物の終局強度に大きく影響を及ぼすと考えられる。

繰返し負荷による延性き裂進展挙動に関してはいくつかの報告があり、進展中の延性き裂先端部の塑性歪量がほぼ

一定値となりき裂進展抵抗はスケルトンCTODによって荷重履歴によらず一義的に評価できること⁶⁾、延性き裂進展速度が歪振幅とき裂長さをを用いた指数関数で表せること⁷⁾等が知られている。延性き裂進展がボイドの成長連結によって進行すると考えると、延性き裂発生挙動と同様に延性き裂進展挙動も歪支配型になると解することができる。しかし、これらの知見は鋼材の延性き裂進展性能を評価する手法として有効といえるが、耐震性能を考慮した最適な鋼材の選定や耐震性能の更なる向上のためには延性き裂進展挙動に対する材質の影響を把握することが重要といえる。

延性き裂発生特性についてはボイドの発生起点となる介在物または第二相組織の影響を大きく受けることが知られている⁸⁾。しかしそのような組織形態の違いが延性き裂進展挙動に及ぼす影響についての報告は少なく、また繰返し荷重下での延性き裂進展メカニズムについても不明な点が多い。

そこで本報告では、大歪変形での低サイクル疲労特性を組織形態の異なる構造用鋼材を用いた切欠き丸棒試験片によって調査し、き裂進展メカニズムおよび鋼材のミクロ組織の影響について検討した。

平成12年1月4日受付 平成12年3月6日受理 (Received on Jan. 4, 2000; Accepted on Mar. 6, 2000)

* NKK総合材料技術研究所 (現: マサチューセッツ工科大学) (Materials & Processing Research Center, NKK Corp., 1 Kokan-cho Fukuyama 721-8510, now Massachusetts Institute of Technology)

*2 NKK総合材料技術研究所 (Materials & Processing Research Center, NKK Corp.)

*3 大阪大学大学院工学研究科 (Graduate School of Engineering, Osaka University)

Table 1. Chemical compositions and mechanical properties of the steels.

No.	Chemical composition (mass.%)							YS (MPa)	TS (MPa)	vTrs (°C)	vEs (J)	f_p (%)
	C	Si	Mn	P	S	Nb	V					
A	0.157	0.40	1.47	0.012	0.003	0.008	-	367	528	-2	234	24.7
B	0.140	0.05	1.29	0.008	0.018	0.063	-	387	527	4	137	15.3
C	0.037	0.30	1.13	0.005	0.001	0.036	0.072	437	514	-89	375	6.9

vTrs : transition temperature vEs : shelf energy f_p : pearlite volume fraction

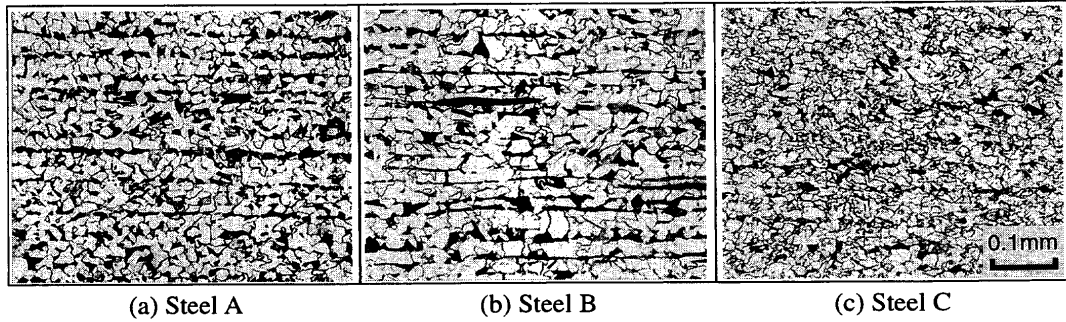


Fig. 1. Microphotographs of the steels.

2. 実験方法

Table 1に供試鋼の化学成分と機械的特性を示す。いずれの鋼種も引張強度490MPa級の構造用鋼板(板厚28mm)であるが、Steel A, Bは通常の熱間圧延によって製造されたのに対し、Steel CはC含有量が低く未再結晶域圧延の後加速冷却を施している。そのためシャルピー衝撃特性は鋼種によって大きく異なっており、Steel Cが極めて高い靱性を有しているのに対し、Steel Bは破面遷移温度が高くかつシェルフエネルギーも低い。Fig. 1に供試鋼のマイクロ組織を示す。いずれもフェライト-パーライト組織を有しているが、Steel A, Bに比べSteel Cのパーライト面積率が小さくかつ結晶粒が微細である。Steel Bは結晶粒径が最も大きく、またS添加量が多いために粗大なMnS介在物が多く観察される。供試鋼のパーライト体積分率の測定結果をTable 1にあわせて示した。これらの供試鋼の板厚1/4位置で圧延方向と平行な方向から環状切欠付き丸棒試験片を採取した。Fig. 2に試験片形状を示す。切欠底径6mm、切欠深さ2mmのV溝であり、切欠底半径は $\rho=0.1, 0.25$ および1.0mmとした。繰返し負荷試験はMTS社製10ton疲労試験機を用い、変位制御により完全両振りの繰返し負荷を与えた。変位は試験片つば部(標点距離26mm)に取り付けた冶具を介してクリップゲージにより測定し、歪振幅は $\varepsilon_a=1.0\%$ を基本として0.5~1.75%の範囲で一定振幅とした。

3. 実験結果

3.1 切欠丸棒の低サイクル疲労挙動

Steel A(切欠底半径 $\rho=1.0\text{mm}$)について歪振幅 $\varepsilon_a=$

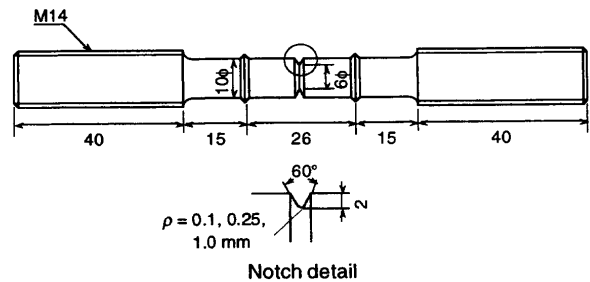


Fig. 2. Configuration of the specimen.

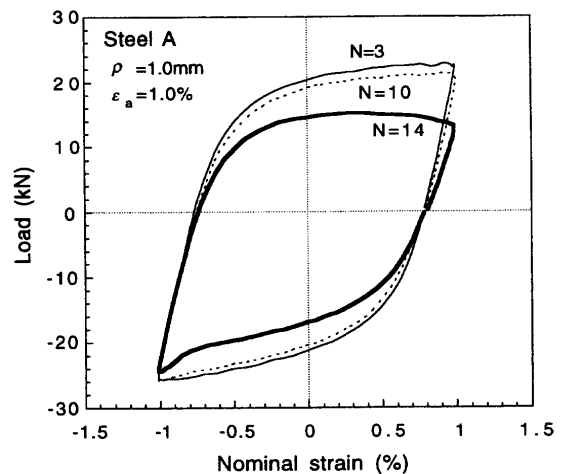


Fig. 3. Load-nominal strain curve.

1.0%で繰返し負荷を与えたときの荷重-相当歪曲線の例をFig. 3に示す。繰返し数が $N=3, 10$ および14のときのヒステリシスループを示した。引張側の荷重は最初は繰返しとともに増加するが、数回で飽和(安定限界点)に達し、 $N=10, 14$ と繰返し数が増えるにつれて荷重が低下している。これは切欠底からの延性き裂の発生・進展に伴う切欠

底の実断面積の低下によると考えられるが、 $N=14$ では圧縮側にき裂の閉口を示す荷重-相当歪曲線の変曲点が明瞭に現れている。Fig. 4にSteel A ($\epsilon_a=1.0\%$)における各サイクルごとの最高変位時の荷重の変化を示した。 $\rho=0.1, 0.25$ および 1.0 mm についての試験結果を示したが、いずれの場合も最初は荷重が増加し数回で安定限界点に達した後、繰返しとともに荷重が低下し破断に至っている。また、切欠底半径が小さいほど安定限界に達する繰返し数が少なく、破断寿命も短いことがわかる。繰返し負荷による切欠

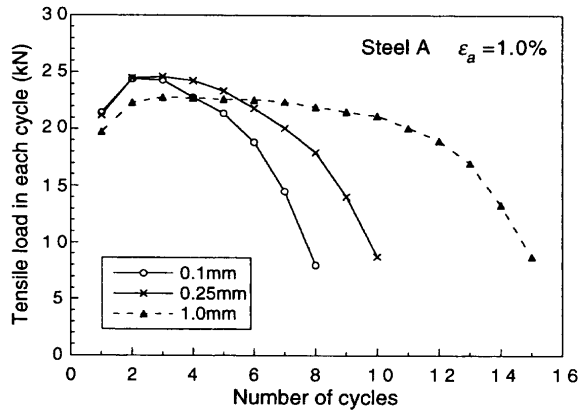


Fig. 4. Effect of root radius on tensile load at maximum applied nominal strain in each cycle for Steel A.

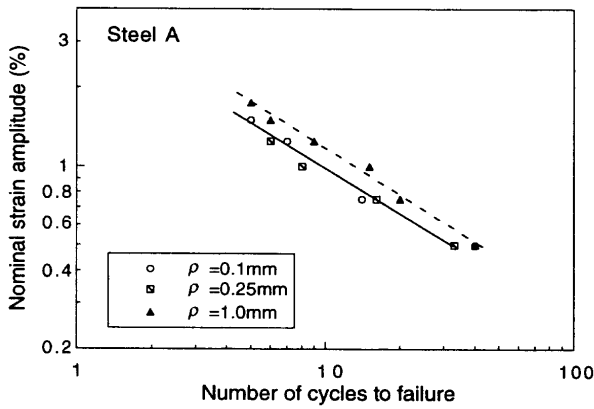


Fig. 5. Fatigue life curves for Steel A with the specimen differing in root radius.

丸棒試験片の破壊挙動は低サイクル疲労挙動と考えることができるが、以上のような载荷試験から得られた破断寿命曲線をFig. 5, 6に示す。Fig. 5はSteel Aで切欠底半径が異なる試験片についての結果であり、Fig. 6は鋼種の影響を $\rho=1.0\text{ mm}$ の場合について示している。Steel A, Cについての破断寿命曲線は次式で示されるCoffin-Manson型の関係⁹⁾で表すことができる。

$$\epsilon_a = \epsilon_f (2N_f)^c \dots \dots \dots (1)$$

ここで、 ϵ_a, N_f はそれぞれ歪振幅、破断繰返し数であり、 ϵ_f, c は材料定数である。定数 c の値は切欠底半径や鋼種によって異なるが、 $-5.2 \sim -6.2$ の範囲であり、多くの鉄鋼材料の平滑材の値と同程度である⁹⁾。

Fig. 5において $\rho=0.1$ および 0.25 mm の破断寿命が短い、これは $\rho=1.0\text{ mm}$ に比べき裂発生までの繰返し数が少ないことが原因の一つと考えられる。また、き裂進展速度の違いも考えられるが、き裂進展速度に関しては後で検討を加える。Fig. 6よりSteel AとCの破断寿命が同程度であり、Steel Bの破断寿命が極めて短いことがわかる。

3.2 破面形態

Fig. 7に $\rho=1.0\text{ mm}, \epsilon_a=1.0\%$ の場合の破面を示す。いずれもき裂は切欠底部より発生し、試験片中心部へ向かって

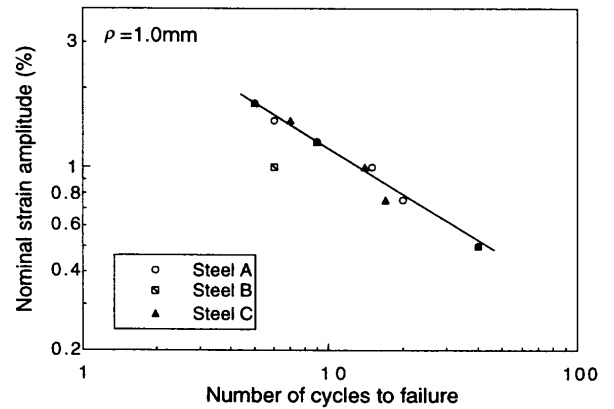
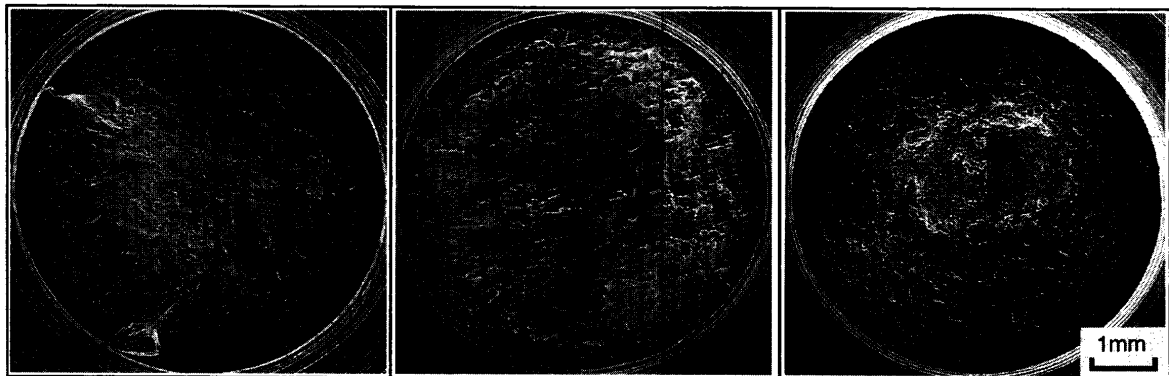


Fig. 6. Fatigue life curves for Steel A, B and C with the specimen of $\rho=1.0\text{ mm}$.



(a) Steel A (b) Steel B (c) Steel C

Fig. 7. Fracture surface of the notched round bar specimens ($\rho=1.0\text{ mm}, \epsilon_a=1.0\%$).

進展した後に破断している。最終破断部の破面はディンプルを形成しており、き裂進展部分と明瞭に区別ができる。これらの破面から測定される破断までのき裂進展距離は Steel A, B, Cでそれぞれ1.24, 0.37, 1.58 mmであり、Steel Bは非常に短いき裂進展量で破断している。Steel Cはき裂進展の初期部分に繰返しサイクルに対応したと見られるストライエーション様の模様が観察されるが、き裂が進展するに従いストライエーション様の模様が不明瞭になっている。一方、Steel A, Bはどちらもストライエーション模様は不明瞭である。

Steel Bは最終破断部の破面はMnS介在物がボイドの成長起点となったと考えられる粗大なディンプルとそれ以外の微細ディンプルから形成されている。Steel AではS含有量が少ないため、MnSに起因する粗大なディンプルは観察されず、極めて微細なディンプルのみによって最終破面が形成されている。一方、Steel CはSteel Aと同様にS含有量が少ないにも関わらず、最終破面に見られるディンプルは等軸でかつ粗大である。以上のようなき裂進展部に観察されるストライエーション模様の有無、または最終破断部のディンプル模様の違いは、き裂進展機構または延性破壊機構の違いによるといえ、鋼材のマイクロ組織の違いが大きく影響を及ぼしていると考えられる。マイクロ組織に起因したき裂進展および延性破壊機構については後で考察を行う。

3.3 延性き裂進展挙動

繰返し負荷による切欠丸棒の延性き裂発生挙動に関しては石川ら⁴⁾の報告があり、安定限界に達した後に延性き裂が発生すると同時に引張側の荷重が低下し始める。き裂発生後、破断に至るまでのき裂進展量を単一の試験片で測定することは困難であることから、以下の方法を用いてき裂進展量を求める。平滑試験片に一定歪振幅の繰返し負荷を与えると、加工硬化材料では始めは徐々に荷重が増加するが、その後飽和し繰返し数を増しても荷重が変化しない状態となる。切欠材においてもFig. 4に示したように、数回の繰返しにより荷重は極大値に達している。このとき切欠底断面部が飽和状態に達し、以後切欠底断面部の見かけの強度(相当応力)が変化しないと仮定すると、荷重低下はき裂進展に伴う切欠底の断面減少によってのみ生じることとなり、以下の式が成り立つ。

$$\sigma^* = \frac{P_{max}}{\pi r_0^2} = \frac{P_N}{\pi r_N^2} \dots\dots\dots (2)$$

ここで、 σ^* は飽和状態での切欠底断面の見かけ強度、 P_{max} , P_N は荷重上昇が飽和したとき、およびNサイクル目の引張側荷重、 r_0 , r_N は初期状態、およびNサイクル目の切欠底半径であり、Nサイクル目のき裂進展量aは次式で示される。

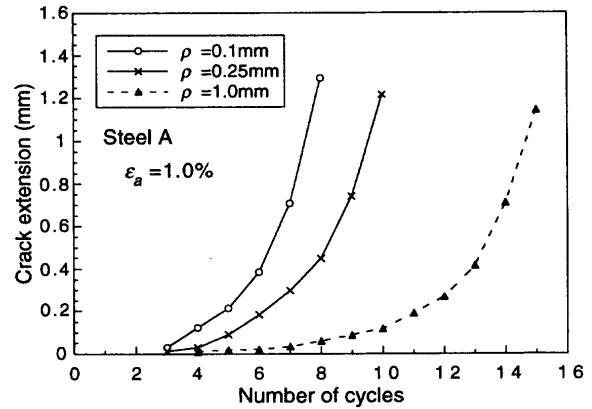


Fig. 8. Crack extension curves for Steel A with different root radius under cyclic loading of $\epsilon_a=1.0\%$.

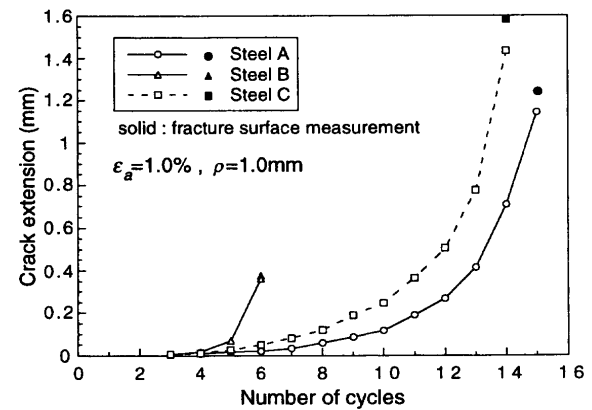


Fig. 9. Crack extension curves for Steel A, B and C with $\rho=1.0$ mm under cyclic loading of $\epsilon_a=1.0\%$.

$$a = r_0 - r_N = r_0 \left(1 - \sqrt{\frac{P_N}{P_{max}}} \right) \dots\dots\dots (3)$$

Fig. 4に示したような引張時の荷重変化から、(3)式により求めたき裂進展量の変化をFig. 8, 9に示す。Fig. 9にはFig. 7の破面写真から求めた破断時のき裂長さを同時に示した。荷重変化より求めたき裂長さは実際よりも短くなっているが、誤差は高々10%以下であり、(3)式によりき裂長さを求めることには問題がないと考えられる。Fig. 8はSteel A ($\epsilon_a=1.0\%$)において切欠底半径の異なる場合のき裂進展挙動を示しており、いずれも同程度のき裂長さで破断しているが、切欠底半径が小さいほど破断までの繰返し数が少ない。Fig. 9には鋼種によるき裂進展挙動の違いを示しており、Steel A, Cに対してSteel Bは極めて少ない繰返し数でかつ短いき裂進展量で破断に至っている。また、Steel AとSteel Cは破断までの繰返し数は同程度であるが、破断時のき裂進展量はSteel Cの方が長く、明らかにSteel Cのき裂進展速度の方が速いといえる。

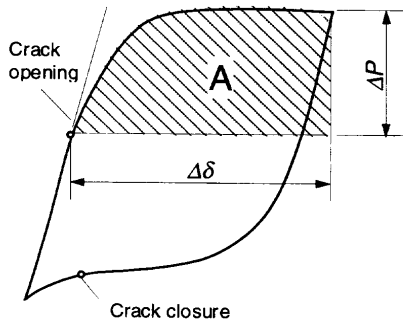


Fig. 10. Estimation of effective J -integral range for crack extension from load-displacement curve.

4. 考察

4.1 き裂進展速度評価式の検討

疲労き裂進展速度 da/dN は応力拡大係数範囲 ΔK を用いた Paris 則 ($da/dN = C\Delta K^m$, C, m は材料定数) によって評価できることがよく知られている。しかし、 ΔK は小規模降伏状態でのみ成立する破壊力学パラメータであり、本報告で対象としている大規模変形下でのき裂進展に対して Paris 則を用いることはできない。大規模降伏または全面降伏状態においては、 ΔK の代わりに J 積分範囲 ΔJ を用いた (4) 式が Dowling ら¹⁰⁾ によって提案されており、多くの試験結果についてき裂進展速度が ΔJ によって統一的に評価できることが実証されている^{11,12)}。

$$\frac{da}{dN} = C\Delta J^m \dots\dots\dots (4)$$

ΔJ は荷重-変位曲線より求めることができるが、き裂の開閉口現象がき裂進展速度に影響を及ぼすような場合は、き裂開口点からの荷重-変位曲線より求めた有効 J 積分範囲 ΔJ_{eff} が用いられる¹²⁾。本研究で用いた切欠付き丸棒試験片での有効 J 積分範囲は Rice ら¹³⁾ の提案式に従って、次式で求めることができる。

$$\Delta J_{eff} = \frac{1}{2\pi r^2} (3A - \Delta P \Delta \delta) \dots\dots\dots (5)$$

ここで、 r は切欠底りガメント部の半径であり、 $A, \Delta P$ および $\Delta \delta$ は Fig.10 に示すように、それぞれ荷重-変位曲線の面積、荷重範囲および変位範囲である。き裂開口点は McClung ら¹⁴⁾ の実験結果に従い、引張時に荷重変位曲線が線形関係から離れる点とした。

Fig.11 に Steel A で $\epsilon_a = 1.0\%$ の場合のき裂進展速度と ΔJ_{eff} の関係を示す。き裂進展速度は ΔJ_{eff} によってよく整理されているが、 ΔJ_{eff} の値が低い領域 (き裂進展初期) では切欠底半径が小さい試験片の方がき裂進展速度が速い。これは切欠底半径が小さいほど歪み集中により切欠底の歪量が大きくなるためと考えられるが、き裂が長くなる (ΔJ_{eff} が大

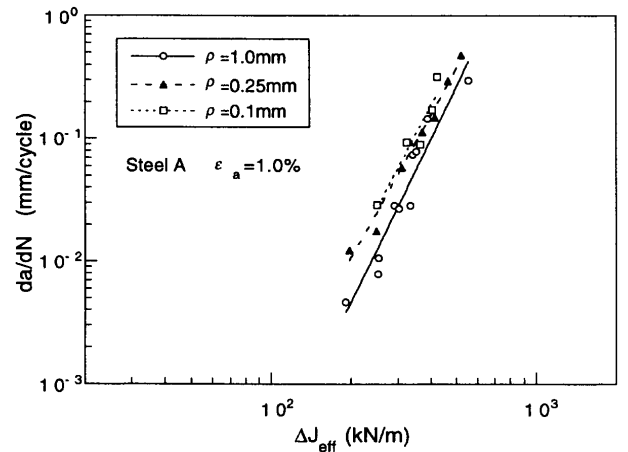


Fig. 11. Relation between crack growth rate and effective cyclic J -integral for Steel A with different root radius.

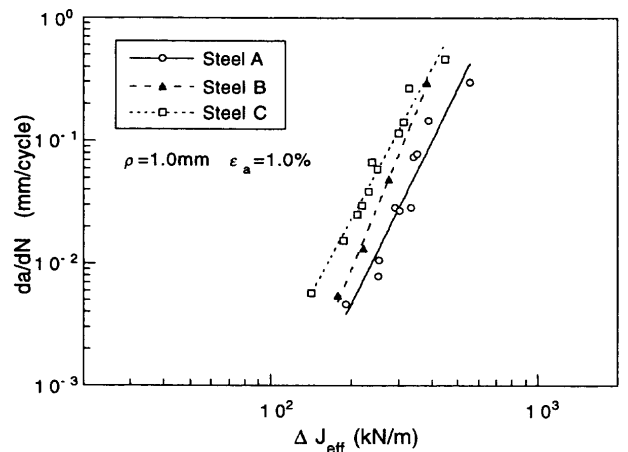


Fig. 12. Relation between crack growth rate and effective cyclic J -integral for Steel A, B and C.

になる) に従い切欠底半径の影響が小さくなっている。Fig.12 は $\rho = 1.0\text{mm}$, $\epsilon_a = 1.0\%$ の場合のすべての供試鋼についての結果であるが、Steel A に比べ Steel C のき裂進展速度が速いことが明らかである。Steel B は低 ΔJ_{eff} 側でのき裂進展速度は Steel A と同程度であるが、高 ΔJ_{eff} 側では Steel A に比べき裂進展速度が速くなっている。

4.2 き裂進展挙動に及ぼすマイクロ組織の影響

前節で示したように、有効 J 積分範囲 ΔJ_{eff} を用いることでき裂進展速度を定量的に比較することが可能であり、鋼種によるき裂進展速度の違いが明瞭に示された。ここでは Steel A と Steel C のき裂進展速度の違いをマイクロ組織の点から検討を行う。

Fig.13 に $\rho = 1.0\text{mm}$ の試験片に $\epsilon_a = 1.0\%$ で $N = 7$ および $N = 14$ の繰返しを加え、引張側で荷重を停止したときの切欠部断面の光学顕微鏡写真を示す。Steel A について見ると $N = 7$ ではき裂先端に多数のボイドが発生しており、ボイドの成長・連結によってき裂が進展している様子が確認できる。 $N = 11$ になるとき裂先端でより大きなボイドが多数観察され、それによってき裂が偏向または分岐し、亀裂

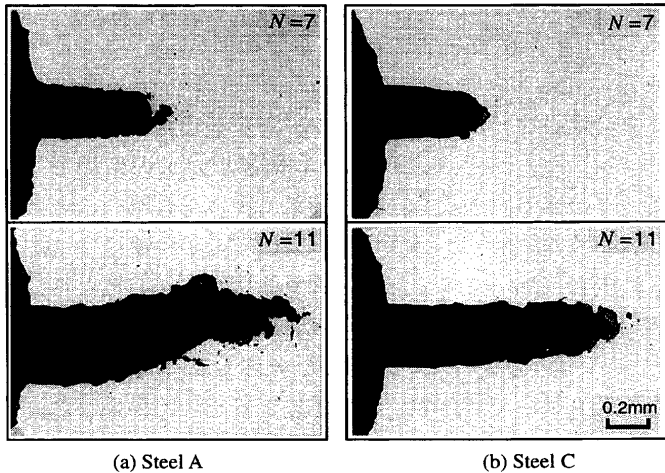


Fig. 13. Ductile crack propagation in Steel A and C ($\rho=1.0\text{mm}$, $\varepsilon_a=1.0\%$).

面に激しい凹凸を生じている。一方、Steel Cの亀裂面は平坦であり、 $N=7$ ではき裂先端部でボイドがほとんど観察されない。しかし、 $N=11$ になるとき裂の分岐、偏向は見られないものの、き裂先端ではボイドが観察できる。Fig. 7の破面写真ではSteel Cで明瞭なストライエーション様の模様が確認できるが、き裂長さが長くなると不明瞭になっている。これはFig.13において $N=7$ ではボイドが観察されず、 $N=11$ になるとボイドの発生が確認できることに対応しているといえ、Steel Cの場合き裂進展初期ではボイド発生を伴わない疲労機構（き裂先端部のすべり変形）が支配的であるが、き裂が長くなるとボイドの成長・連結を伴った延性破壊機構に変化すると考えられる。これに対し、Steel Aはボイド成長・連結による延性破壊機構が支配的であり、き裂の偏向、分岐によってき裂進展が抑制されるためSteel Cに比べき裂進展速度が遅くなったと考えられる。

桑村¹⁵⁾によれば、切欠材の繰返し載荷試験では歪振幅が小さい場合は疲労機構によってき裂が進展するが、一定値以上の歪振幅ではボイドの成長・連結を伴った延性き裂進展に遷移する。これはき裂先端の歪値が材料に依存するき裂発生歪に到達する場合は延性破壊機構で、それ以下の歪では疲労機構によりき裂が進展するためと考えられる。構造用鋼材の延性き裂発生歪は組織の影響を大きく受け、第2相粒子の体積分率の低減によって延性き裂発生歪が増加することが知られている¹⁶⁾。またMnS介在物量の少ないフェライト-パーライト鋼では、主にパーライト相がボイドの発生起点となることが明らかになっている⁸⁾。

Fig. 1に示したようにSteel AとSteel Cのマイクロ組織は大きく異なっており、Steel Cのパーライト面積率は小さく、さらにSteel Cは制御圧延を適応しているためにフェライト結晶粒径が小さく、パーライト相とフェライト相の強度差も小さくなっていることが予想される。このことはSteel Cの延性き裂発生歪が大きいことを示唆しており、き



Fig. 14. Void growth during cyclic loading in Steel B ($\rho=1.0\text{mm}$, $\varepsilon_a=1.0\%$).

裂発生特性の違いがき裂進展挙動に影響を及ぼしているものと考えられる。すなわち、Steel Cはき裂発生歪が大きいために公称歪で1%程度の負荷条件ではき裂先端部の歪がき裂発生歪に達せず、き裂先端部のすべり変形（疲労機構）によってき裂の開口・進展が生じる。一方、Steel AはSteel Cに比べ延性き裂発生歪が小さく、き裂先端部でのボイドの発生・成長を生じやすいため延性破壊機構によってき裂が進展するが、ボイド発生起点となるパーライト粒子が多数存在するため、き裂の偏向、分岐が生じき裂進展速度が低下するものと考えられる。また、繰返し数が大きくなるほど歪の累積効果によってリガメント部の塑性歪が増加するため、Steel Cにおいても亀裂が長くなるとボイドの成長・連結を伴った延性破壊機構に遷移すると考えられる。

4.3 繰返し負荷によるリガメント部のボイド発生・成長と破断耐力

Steel Bは他の鋼種に比べ非常に短いき裂進展距離で破断している。これは、リガメント部の破断耐力が低いためといえるが、き裂進展挙動と同様に、繰返し負荷によるリガメント部の損傷挙動を知ることは鋼構造物の終局強度を考える上で重要である。Fig.14に繰返し負荷によるSteel B ($\rho=1.0\text{mm}$, $\varepsilon_a=1.0\%$)の切欠部断面組織の変化を示す。切欠底からき裂が発生進展しているが、同時に試験片中央部でボイドが発生し、繰返しとともに成長していることがわかる。S含有量の少ないSteel A, Cではき裂先端部以外での大きなボイド成長は確認されておらず、またディンプルの内部にMnSが確認できることから、繰返し負荷によりMnS介在物を起点としてボイドが発生・成長したと考えられ、このことがSteel Bの破断耐力低下の原因といえる。切欠材の中心部は高い三軸応力状態であり、また繰返し負荷により試験片内部でも相当塑性歪が上昇する⁹⁾ため、初期ボイドとして作用するMnS量が多い場合はボイドが容易に成長すると考えられる。Komotoriら¹⁷⁾はダクタイル鉄の低サイクル疲労挙動が、試験片中心部でグラファイト粒子から発生したボイドの成長・連結によって支配される

としており、大変形下での低サイクル疲労特性に対しては介在物または第二相組織からのボイドの発生・成長による鋼材の延性低下が大きな影響を及ぼすといえる。

一方、Steel Cは破断までのき裂進展量が最も長く、破断耐力が高い鋼材であるといえる。Fig. 7に示した破面写真では、Steel Cの最終破断部のディンプルがSteel Aに比べ大きく、ディンプルの平均中心間距離は約38 μm である。一方、Fig. 1からSteel Cの平均パーライト粒子間距離は約34 μm でほぼディンプル間距離に等しい。このことはパーライト粒子からボイドが発生・成長し最終破面が形成されたことを示している。Steel Cは前述したようにMnS介在物が少なくパーライト分率も小さいため、ボイドの発生・成長のためにはより大きな塑性変形または塑性歪の累積が必要になるといえ、高い塑性歪状態までボイドの成長を抑制することにより優れた破断耐力が得られていると考えられる。

大歪変形下での低サイクル疲労寿命はき裂進展特性とリガメント部のボイド発生・成長挙動によって決まるといえる。最終破断時のクライテリアを明らかにするためには、介在物または第二相粒子からのボイドの発生・成長を考慮した詳細な応力歪解析とボイド成長挙動の実験による検証が必要であるが、定性的にはMnS介在物とパーライト分率の低減によって破断耐力が改善され、切欠丸棒試験での低サイクル疲労寿命を高める効果があるといえる。ただし、そのような組織形態ではき裂進展速度が速まるため、構造物の終局強度を考える上では試験片だけではなく構造物としてのき裂進展挙動の評価が不可欠と考えられる。

5. 結言

大歪変形下での低サイクル疲労特性を切欠丸棒試験片によって調査し、き裂進展メカニズムまたは疲労寿命に及ぼす鋼材のミクロ組織の影響について検討した結果、以下の知見を得た。

(1) 繰返し载荷時の引張側荷重は繰返し数が増すにつれてはじめは上昇するが、数回で飽和に達し、その後切欠底からのき裂の発生・進展に伴って徐々に低下する。き裂進展量は飽和後の荷重低下量から精度良く求めることができた。

(2) 歪振幅と破断までの繰返し数との間にはCoffin-Manson型の関係が成り立つ。破断までのき裂進展量は鋼種によって異なり、S含有量またはパーライト分率が低い

鋼種ほどき裂進展量が長い。

(3) き裂進展速度は有効 J 積分範囲 ΔJ_{eff} によって整理でき、MnS介在物量が少なくパーライト分率が高い鋼種でき裂進展速度が遅くなることが明らかとなった。

(4) パーライト面積率の低い鋼種ではき裂先端部でのボイドの発生が少なく、疲労機構によって直線的にき裂が進展するのに対し、パーライト面積率の高い鋼種ではボイドの成長・連結を伴った延性破壊機構が支配的となり、き裂の偏向、分岐を生じるためき裂進展が抑制される。

(5) S含有量の高い鋼種では繰返し载荷により試験片内部でもボイドの発生・成長が生じるために少ないき裂進展でも破断を生じるが、S含有量またはパーライト面積率の低い鋼種では内部でのボイドの発生・成長のために大きな歪の累積が必要であるため破断耐力が向上する。

本研究を行うにあたり有益なご助言を頂きました現鋼管計測(株)小林泰男博士およびマサチューセッツ工科大学機械工学科Prof. D. M. Parksに謝意を表します。

文 献

- 1) H.Sugimoto and Y.Takahashi: *Proc. Annu. Conv. Archit. Inst. Jpn.*, C-1 (1996), 857.
- 2) F.A.MaClintock: *J. Appl. Mech. (Trans. ASME)*, **35** (1968), 363.
- 3) J.R.Rice and D.M.Tracy: *J. Mech. Phys. Solids*, **24** (1969), 201.
- 4) N.Ishikawa, Y.Kobayashi, M.Kurihara, K.Osawa and M.Toyoda: *Tetsu-to-Hagané*, **85** (1999), 71.
- 5) 建築工事標準仕様書6鉄骨工事, 日本建築学会, 東京, (1996).
- 6) S.Hujita, Y.Toda, H.Minami and M.Toyoda: *Proc. National Meeting of Jpn. Weld. Soc.*, **57** (1995), 198.
- 7) S.Igi, K.Hidaka and M.Kawahara: Development, Validation and Application of Inelastic Methods for Structural Analysis and Design, PVP-Vol. 343, American Society of Testing and Materials, Philadelphia, (1996), 169.
- 8) N.Ishikawa, D.M.Parks and M.Kurihara: *ISIJ Int.*, **40** (2000), 519.
- 9) N.E.Dowling: *Mechanical Behavior of Materials*, Prentice Hall, Upper Saddle River, (1998), 655.
- 10) N.E.Dowling and J.A.Begley: *Mechanics of Crack Growth*, ASTM STP 590, American Society of Testing and Materials, Philadelphia, (1976), 82.
- 11) N.E.Dowling: *Cyclic Stress-Strain and Plastic Deformation Aspects of Fatigue Crack Growth*, ASTM STP 637, American Society of Testing and Materials, Philadelphia, (1977), 97.
- 12) R.C.McClung and H.Sehitoglu: *Trans. ASME J. Eng. Mech. Tech.*, **113** (1991), 15.
- 13) J.R.Rice, P.C.Paris and J.G.Merkle: *Progress in Flaw Growth and Fracture Toughness Testing*, ASTM STP 536, American Society of Testing and Materials, Philadelphia, (1973), 231.
- 14) R.C.McClung and H.Sehitoglu: *Mechanics of Fatigue Crack Closure*, ASTM STP 982, American Society of Testing and Materials, Philadelphia, (1988), 279.
- 15) H.Kuwamura: *J. Struct. Constr. Eng., AIJ*, (1994) 461, 123.
- 16) N.Ishikawa, D. M.Parks and M.Kurihara: to be submitted to *ISIJ Int.*
- 17) J.Komotori and M.Shimizu: *Low Cycle Fatigue and Elasto-Plastic Behavior of Materials*, Elsevier Science, New York, (1998), 39.