

強靱化 ADI の疲労き裂進展の下限界値  $\Delta K_{th}$  に及ぼす複合組織の影響\*鈴木 秀人\*<sup>1</sup>, 植木 忠司\*<sup>2</sup>, 小林 俊郎\*<sup>3</sup>Effects of Composite Microstructures on Threshold of Fatigue Crack Propagation,  $\Delta K_{th}$  in Toughened Austempered Ductile Cast Iron

Hideto SUZUKI, Tadashi UEKI and Toshiro KOBAYASHI

The rolls of matrix microstructure and graphite at fatigue crack tip in retarding the initiation and growth of fatigue crack was examined with the objective of achieving maximum resistance to fatigue in toughened austempered ductile cast iron, ADI. Especially, composite microstructures, ferrite-bainite structure has been developed as typical examples of toughened ADI by alloying and heat treatment. It is found that the fatigue threshold,  $\Delta K_{th}$  in toughened ADI with composite microstructures can be increased by 50 % to 15 MPa  $\sqrt{m}$ . From fractography it could be interpreted that the above increasing in fatigue threshold should be caused by the crack closure induced by zigzag crack path in composite microstructures.

**Key Words:** Fatigue, Crack Propagation, Composite Microstructure, Fractography, Hardness, Crack Closure, Heat Treatment, Fracture Mechanics

## 1. 緒 言

近年, 球状黒鉛鋳鉄が機械の主要な部品へと用途拡大され, それに伴って疲労強度評価に関する研究も極めて盛んである<sup>(1)~(10)</sup>. 特に, オーステンパ球状黒鉛鋳鉄 ADI は, 最近, 強靱化材料として注目され, 鍛鋼材に代わって歯車を始め重要な機械部品への利用が試みられている. これは, ADI が, 黒鉛化促進元素である Si を多量に含有するため, 靱性に有害である炭化物が析出しにくく, さらに残留オーステナイトを多量に含有するためである. それに伴って, その強靱化機構の解明まで掘り下げた研究も行われ, 著者の一人<sup>(11)</sup>は, 先に合金化と熱処理によりさらに強靱化した ADI を開発し, 併せてその強靱化機構に果たす残留オーステナイトの TRIP 現象を報告している. しかしながら, ADI の疲労き裂進展に関する研究は少なく<sup>(12)(13)</sup>, これら組織因子の疲労特性に果たす役割については依然として不明確である.

一方, 著者の一人<sup>(14)</sup>は, 結晶粒径寸法での不均一性を有する組織, 所謂複合組織を調整することによる鋼

の疲労き裂進展の下限界値  $\Delta K_{th}$  の改善について明らかにし, これに関連した研究も盛んである<sup>(15)(16)</sup>. 複合組織化による下限界値  $\Delta K_{th}$  改善の機構として, 破壊力学的見地<sup>(17)(18)</sup>から疲労き裂の閉口や破面粗さが報告されている.

そこで, 本研究では, 強靱 ADI のいっそうの疲労強度信頼性向上と用途拡大を目指して疲労き裂進展特性について, その機構解明まで掘り下げて把握することを試みた. すなわち, 疲労き裂進展の下限界値  $\Delta K_{th}$  および低速度領域での進展特性に及ぼす微視組織の影響について, 特に複合組織の効果に注目して検討を加えた.

## 2. 実験方法

**2.1 供試材** 供試材は, 50 kg 容量の高周波炉で溶解し, Fe-Si-3 %Mg 合金で球状化後, Fe-75 % Si 合金で接種して, 厚さ 25 mm, 長さ 185 mm, 高さ 70 mm の平行部を持つ Y 形ブロック形状の CO<sub>2</sub> 鋳型に鋳込んだ. このときの化学分析値を表 1 に示す. M 材, MN 材は, オーステナイト安定化元素である Mn, Ni を添加した合金鋳鉄で, 前報<sup>(11)</sup>までの研究により開発したものである. M 材は Mn を 0.6 wt %, MN 材は Mn を 0.6 wt % Ni を 3.5 wt % 複合添加したもの

\* 原稿受付 平成 2 年 9 月 3 日.

\*<sup>1</sup> 正員, 茨城大学工学部 (〒316 日立市中成沢町 4-12-1).\*<sup>2</sup> 正員, 小山工業高等専門学校 (〒323 小山市中久喜 771).\*<sup>3</sup> 正員, 豊橋技術科学大学 (〒441 豊橋市天白町雲雀ヶ丘 1-1).

表 1 供試材の化学成分 (wt %), 変態温度 ( $^{\circ}\text{C}$ )

	C	Si	Mn	Ni	P	S	Cr	Mg	As	Af
M	3.21	1.98	0.62	0.06	0.050	0.019	0.03	0.042	780	800
MN	3.11	2.28	0.61	3.53	0.056	0.017	0.04	0.051	830	850

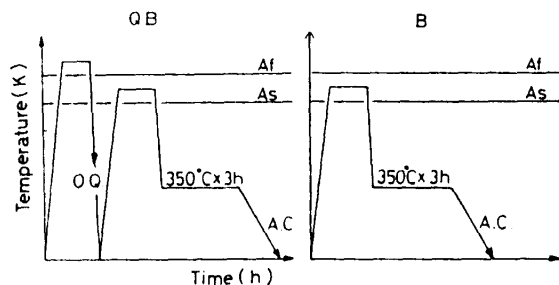


図 1 熱処理過程

である。なお、本表にはそれぞれのオーステナイト化開始温度  $A_s$ 、オーステナイト化終了温度  $A_f$  を併記してある。

**2・2 熱処理** 熱処理は試験片に耐熱塗膜材を塗布し、オーステナイト化は大気中で、ベイナイト化は塩浴中で行った。図 1 に、本実験で行った特殊オーステンパ処理の概略を示す。この特殊オーステンパ処理も前報で開発したものであり、B 処理は  $(\alpha + \gamma)$  域に加熱後オーステンパを、QB 処理は添加した Mn, Ni のミクロ偏析が失われない程度の短時間  $\gamma$ -相域で加熱後油焼入れし、前組織を微細化した後、再び  $(\alpha + \gamma)$  域に加熱保持後オーステンパを施す処理を示している。なお、両処理とも、添加した Mn・Ni のミクロ偏析をもつ鑄放し状態から行った。

各供試材の SEM 組織写真を、図 2 に示す。いずれもフェライトとベイナイトとの混合組織であるが、B と QB の熱処理で結晶粒径寸法での析出形態に顕著な相違がある。すなわち、QB 処理材は、油焼入れによる前組織の微細化効果によって、微細混合組織を呈している。一方、B 処理材は、黒鉛周囲を囲むようにフェライトがバルクに存在し、その周りの共晶セル境界にベイナイト相をもつ複合組織を呈している。

**2・3 疲労き裂進展試験** 図 3 に示す形状の CT 試験片に対して、電気油圧式サーボ材料試験機によって応力比  $R=0.05$  の片振り正弦波荷重制御試験を行って、応力拡大係数範囲  $\Delta K$  とき裂進展速度  $da/dN$  の関係を求めた。下限界値  $\Delta K_{th}$  は ASTM 推奨試験方法に準じて、荷重を増減させて  $2 \times 10^6$  回の荷重繰返しによってもき裂が進展しないことをもって、下限界値  $\Delta K_{th}$  を決定した。

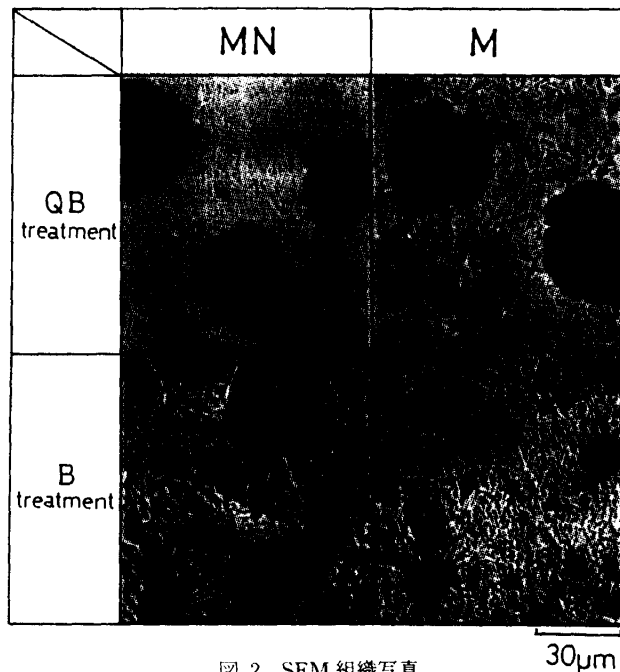


図 2 SEM 組織写真

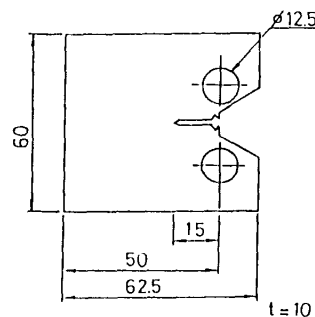


図 3 試験片形状

### 3. 結果と考察

#### 3・1 疲労き裂進展特性とその下限界値 $\Delta K_{th}$

4 種類の強靱化 ADI の疲労き裂進展速度  $da/dN$  と応力拡大係数範囲  $\Delta K$  との関係を MN-QB, MN-B, M-QB, M-B 材について、それぞれ図 4～7 に示す。いずれも  $da/dN=10^{-6}$  mm/cycle 以下の低速度領域から速度が急激に減少し明らかな疲労き裂進展の下限界値  $\Delta K_{th}$  が認められる。

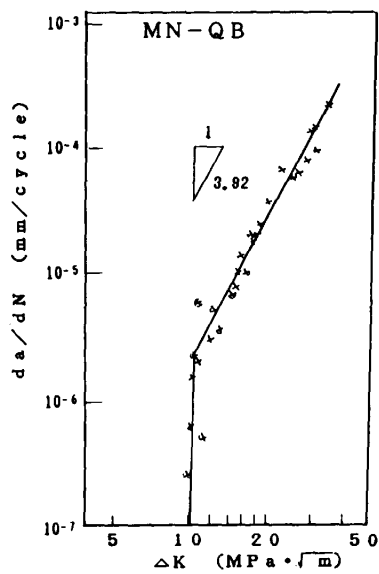
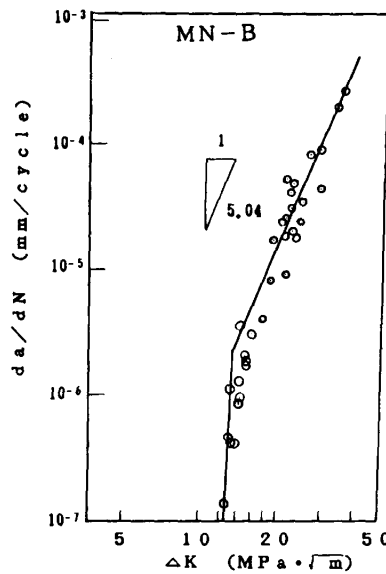
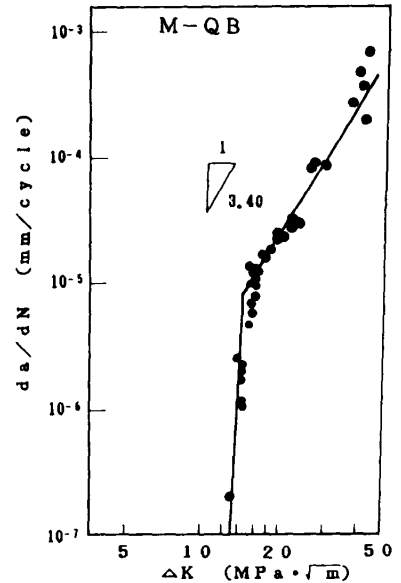
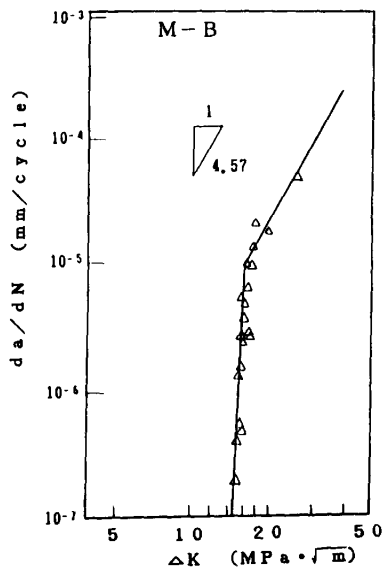
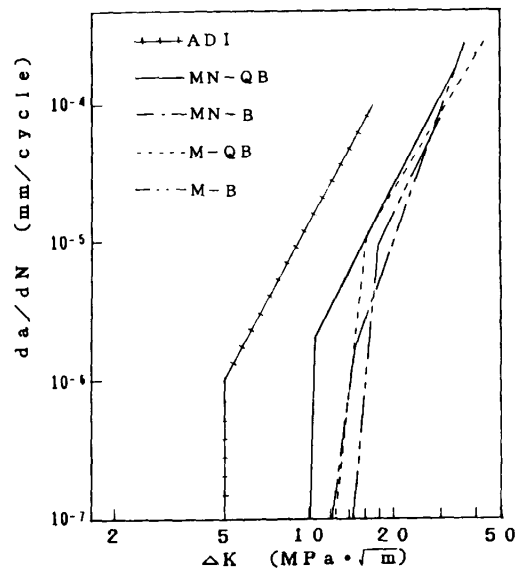
加えて、これらの図よりそれぞれの材料の下限界値  $\Delta K_{th}$  に顕著な相違がある。そこで、その相違を明確にするために図 8 にまとめて示した。なお、本図には比

較のため通常のADIのデータも示した。本図より、下限値  $\Delta K_{th}$  近傍の低速度領域では、強化ADIの間でそれぞれき裂進展特性が顕著に異なるのがわかる。すなわち、表2に示すように  $\Delta K_{th}$  は、10.4~14.7  $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$  の範囲に変動している。加えて、通常のADIの結果と比較すると強化ADIの下限値  $\Delta K_{th}$  のほうが2~3倍程度優れている。この原因は、もともとADIの残留オーステナイトが繰返し応力によって応力誘起マルテンサイト変態を起こし、き裂進展を停滞させる効果をもつが<sup>(19)</sup>、さらに強化処理によって

オーステナイトが安定化するためである<sup>(11)(13)</sup>。一方、 $da/dN=2\times 10^{-9}\sim 10^{-6}$   $\text{m/cycle}$  の速度領域では、図8において強化ADIの間のき裂進展特性は重なり合っている。しかし、Paris則を適用すると、各材間で

表2 強化ADIの硬度  $H_v$ 、下限値  $\Delta K_{th}$ 、 $m$  値

	Hardness, $H_v$	$\Delta K_{th}$	$m$
MN-QB	309	10.4	3.92
MN-B	294	12.6	5.04
M-QB	263	13.0	3.40
M-B	275	14.7	4.57

図4 MN-QB材の  $da/dN$ - $\Delta K$  曲線図5 MN-B材の  $da/dN$ - $\Delta K$  曲線図6 M-QB材の  $da/dN$ - $\Delta K$  曲線図7 M-B材の  $da/dN$ - $\Delta K$  曲線図8 各材の  $da/dN$ - $\Delta K$  曲線

$m$  値は 3.40~5.04 の範囲に変動している。一般に、 $m$  値は疲労き裂進展の安定性を示す指標と考えられるから、供試材間のこのような  $m$  値には注目すべきである。そこで、かかる強靱化ADIの間での  $\Delta K_{th}$  や  $m$  値に特徴づけられる進展特性における相違を支配する原因を以下検討する。

**3・2 下限界値  $\Delta K_{th}$  に及ぼす硬さ、複合組織の影響**  
 き裂進展の下限界値  $\Delta K_{th}$  は強度や硬度と反比例の関係にあることが知られている。そこで、まず強靱化ADIの  $\Delta K_{th}$  を硬度  $H_v$  によって整理して図9に示す。本図より、下限界値  $\Delta K_{th}$  は、おおむね硬度すなわち強度の上昇によって低下し、一般的傾向と同様である。また、本図において下限界値  $\Delta K_{th}$  はNiが多いMN材よりむしろNiの少ないM材のほうが優れているが、これはNiが少ないために硬度が低くなるためと考えられる。しかし、これらの傾向をマイクロ組織の特徴と対応させて検討したところ、極めて興味深い事実が注目できた。すなわち、図9に矢印↑の記号で示すように同じ成分のMN材あるいはM材の中で比較すると、B熱処理を施して複合組織としたMN-B、M-B材のほうが、高いレベルの  $\Delta K_{th}$  を呈している。以上の結果は、成分と熱処理いずれも破壊靱性に及ぼす効果<sup>(11)</sup>とは逆になっている。これは、疲労き裂進展の下限界値  $\Delta K_{th}$  がき裂の開閉挙動と関連するのに対して、破壊靱性値は一方方向の開閉挙動のみに関連するためである。この点については次項でフラクトグラフィにより検討する。

次に、複合組織の効果を明確にするために、図9の  $\Delta K_{th}$  と硬度  $H_v$  の関係を複合組織か否かによって分類して整理したのが図10である。本図より複合組織を有するもののほうが大きな  $\Delta K_{th}$  値となっていることが理解される。さらに本図に、 $m$  値と硬度の関係を複合組織か否かによって分類し整理した。複合組織を有

するもののほうが大きな  $m$  値となっており、さらにそれぞれ硬度が高くなるほど  $m$  値は大きくなる。 $m$  値が大きいことは、き裂進展機構が多様性を呈し、そのためき裂進展が開始されると急速に進展速度が高まることを示唆する。複合組織鋼の疲労き裂進展則における  $m$  値も大きいことが前報<sup>(14)</sup>で示されている。したがって、どのようなメカニズムによって、下限界値  $\Delta K_{th}$  を含め上記の疲労き裂進展特性がもたらされるのか明らかにすることが重要な課題である。次節ではこの原因解明に焦点を合わせて、SEMによるマイクロフラクトグラフィを行って、新しい強靱ADIにおけるマイクロ組織とき裂進展の下限界値  $\Delta K_{th}$  との関係について考察を加えた。

**3・3 ミクロフラクトグラフィによる検討** まず、マクロ破面の一例を図11に示すが下限界値  $\Delta K_{th}$  付近でのき裂進展の低速度領域では黒く変色し、き裂閉口のためにフレッチングが生じている。このような状況はいずれの供試材も同様であった。そこでさらにSEMによるマイクロフラクトグラフィを実施したところ、最も低い  $\Delta K_{th}$  を呈したMN-QB材の破面と最も高い  $\Delta K_{th}$  を呈したM-B材の破面との間にはミクロ

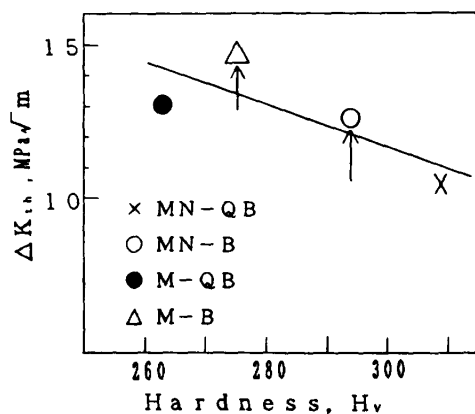
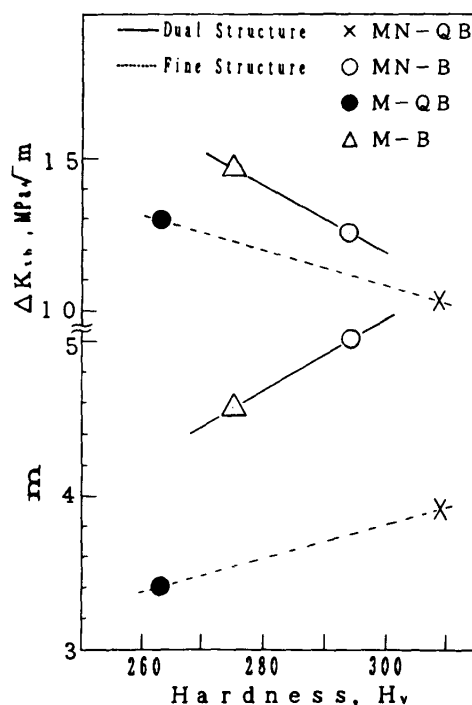
図9  $\Delta K_{th}$ - $H_v$  線図図10  $\Delta K_{th}$ ,  $m$ - $H_v$  線図

図11 巨視的破面写真

組織の相違に対応して破面形態に明りょうな違いが認められた。すなわち、QB 熱処理により細かい組織を有する MN-QB 材では基地組織に対応する破面は凹凸の細かい平坦な様相を示している。一方 B 熱処理を施して複合組織とした M-B 材の破面は凹凸の粗い延性の様相を示している。

そこでさらに下限界値  $\Delta K_{th}$  に対応する領域について SEM によるミクロフラクトグラフィを実施したところ、これらの結果の中で比較のために、図 12, 13 に最も低い  $\Delta K_{th}$  を呈した MN-QB 材の破面を、一方図 14, 15 に最も高い  $\Delta K_{th}$  を呈した M-B 材の破面を示すが、ミクロなフレッチング個所に明りょうな違いがある。

MN-QB 材の破面写真の図 12, 13 からは、フレッチング個所は黒鉛を取り囲むごく狭い領域に限定されている。すなわち、図 12 は比較的低倍率の破面写真であるが、フレッチング酸化部と基地組織を現している凹凸の細かい平坦な破面部との間に M-B 材の破面ほど顕著な相違が認められない。図 13 は高倍率の破面写真であるが、フレッチング酸化部が黒鉛を取り囲む極く狭い領域に限定されている。

これに対して、M-B 材の破面写真の図 14, 15 からは、フレッチング個所は黒鉛を取り囲むように比較的広い領域に渡っている。すなわち、図 14 はマッチング写真であるが、フレッチング酸化部と基地組織を現している凹凸の粗い延性の破面部との間に顕著な相違が認められる。図 15 は高倍率の破面写真であるが、フレッチング酸化部が黒鉛を取り囲むように広い領域に拡大されている。これらの結果から、最も高い  $\Delta K_{th}$  を呈した M-B 材ではき裂閉口が最も大きく、しかもそれが複合組織に起因することが理解される。したがって、この破面粗さ誘起き裂閉口が複合組織化による強化ADIの下限界値  $\Delta K_{th}$  改善の原因であると理解し得る。

以上の知見と Ritchie らの文献<sup>(18)</sup>を参考にして、強化ADIの下限界値  $\Delta K_{th}$  を含めた疲労き裂進展特性に果たす複合組織の役割について解釈を加えると図 16 に示す模式図のとおりである。本図において、マクロな主き裂先端近傍における微視組織に強く依存したマイクロき裂として以下のものが考えられる。①黒鉛の基地組織とのはく離、②黒鉛周囲のバルクなフェライトでのすべり形き裂。これらは、微視組織に強く依存



図 12 MN-QB 材の破面の SEM 写真



図 14 M-B 材のマッチング破面の SEM 写真



図 13 図 12 の ◻ 部の拡大写真



図 15 図 14 の ◻ 部の拡大写真

したマイクロき裂であるので組織形マイクロき裂と称する。

一方、複合組織中のバルクなフェライトは十分な塑性変形が可能であるため、マクロな主き裂先端を鈍化させる。マクロな主き裂とその先端近傍における微視組織に強く依存して発生した上記の組織形き裂とが連結する。このためき裂の蛇行が生じ破面粗さ誘起き裂閉口をもたらす。図16では、複合組織とマクロなき裂進展特性の関係について理解するために、主き裂先端にこれとは連続していないで、微視組織の不均一性（塑性変形と破壊の両特性）に強く影響を受けて形成されるマイクロき裂、すなわち組織形き裂とマクロな主き裂との関係を模式的に表現している。

また、本図において複合組織中に発生した組織形き裂のマクロなき裂進展特性に果たす役割は、 $\Delta K_{th}$  領域と Paris 則の成立する領域では相反することが理解できよう。すなわち、 $\Delta K_{th}$  領域では、これらの組織形き裂による破面粗さ、黒鉛はく離のマイクロクラックタフネスによる閉口点の上昇さらに複合組織に起因した一種のブリッジングによる閉口点降下が生じて、マクロなき裂進展は減速する。

しかしながら、Paris 則の成立する領域では組織形き裂とマクロき裂の力学的干渉と連結効果によってマクロなき裂進展は加速する。以上が複合組織化による強靱化ADIの  $\Delta K_{th}$  上昇および  $m$  値増加の原因であると考えられる。

#### 4. 結 論

強靱化オーステンパ球状黒鉛鋳鉄ADIの疲労き裂進展の下限界値  $\Delta K_{th}$  およびその近傍で低速度領域での進展特性に及ぼす微視組織、特に複合組織の影響を調べ、以下の結果を得た。

(1) 強靱化ADIの下限界値  $\Delta K_{th}$  は、10.4~14.7 MPa $\sqrt{m}$  の範囲にあり、これは通常のADIの  $\Delta K_{th}$  と比べ2~3倍優れていた。特に、複合組織化による  $\Delta K_{th}$  の顕著な改善が認められた。

(2) いずれの強靱化ADIのき裂進展線図も  $da/dN = 2 \times 10^{-9} \sim 10^{-6}$  mm/cycle の範囲では重なり合い  $\Delta K_{th}$  におけるような相違は認められない。しかしながら、Paris 則における  $m$  値は3.40~5.04の範囲にあり、複合組織化によって増大した。これは、複合組織化によって疲労き裂進展機構が多様化することを示唆している。

(3) SEMによるマイクロフラクトグラフィから、

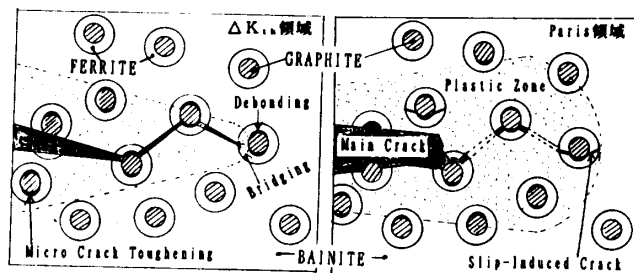


図16 き裂進展機構の模式図

複合組織を有する強靱化ADIの破面は  $\Delta K_{th}$  領域ではより広い範囲でフレッチングが認められ、一方、Paris 則の成立する領域では複合組織に起因したと考えられる凹凸の大きい状況を呈していた。これは、複合組織化によって、 $\Delta K = \Delta K_{th}$  におけるき裂閉口点の上昇による強靱化ADIの下限界値  $\Delta K_{th}$  の改善、さらに疲労き裂進展機構を多様化し、 $m$  値を高めき裂進展特性を不安定化することである。

(4) 複合組織に発生した組織形き裂の主き裂進展特性に果たす役割は、 $\Delta K_{th}$  領域と Paris 則の成立する領域では相反する。 $\Delta K_{th}$  領域では、この組織形マイクロき裂による破面粗さ、黒鉛はく離のマイクロクラックタフネスによる閉口点の上昇さらに複合組織に起因した一種のブリッジングによる閉口点降下が生じて、マクロなき裂進展は減速する。しかしながら、Paris 則の成立する領域では組織形き裂と主き裂との連結効果によってマクロなき裂進展は加速する。以上が複合組織化による強靱化ADIの  $\Delta K_{th}$  上昇および  $m$  値増加の原因であると考えられる。

#### 文 献

- (1) 鈴木・大藪・植木・国尾, 機論, 50-451, A(1984), 520.
- (2) 鈴木・大藪・植木・国尾, 機論, 51-464, A(1985), 1224.
- (3) 鈴木・国尾, 機論, 53-490, A(1987), 1000.
- (4) 祖父江, 鋳物, 51-5(1980), 281.
- (5) 矢野, 機論, 52-481, A(1984), 2150.
- (6) 加藤・長谷川・中島, 機論, 52-480, A(1986), 1786.
- (7) 西谷・ほか3名, 機論, 53-495, A(1987), 1999.
- (8) 杉山・浅見・ほか2名, 材料, 37-418(1988), 776.
- (9) 遠藤, 第19回疲労シンポジウム前刷集, (1989-10), 223.
- (10) 原田・ほか3名, 機論, 55-511, A(1989).
- (11) Kobayashi, T., ほか2名, Met. Trans., A, 19(1989), 319.
- (12) 山本・山田・小林, 鋳物, 投稿中.
- (13) 杉山・浅見・黒岩, 材料, 38(1989), 507.
- (14) Suzuki, H., ほか1名, Met. Trans., A, 10(1980), 475.
- (15) Minakawa, K., ほか2名, Met. Trans., A, 13(1983), 439.
- (16) Kunio, T., ほか3名, Fatigue Thresholds, EMAS, (1983), 409.
- (17) 鈴木・国尾, 金属会報, 27-8(1989), 608.
- (18) Ritchie, R. O., ほか2名, Met. Trans., A, 18(1988), 1613.
- (19) 塩田・ほか2名, 鋳物第113回講演集, (1988-5), 26.