

熱環境下におけるオーステンパ球状黒鉛鑄鉄の疲労強度*

土 居 滋^{*1}, 三 村 泰 成^{*1}, 佐 藤 克 之^{*2}
廣 安 武^{*2} 池 田 秀 男^{*2}Fatigue Strength of Austempered Ductile Cast Iron
under Thermal EnvironmentShigeru DOI, Yasunari MIMURA, Katsuyuki SATO,
Takeshi HIROYASU and Hideo IKEDA

Austempered ductile cast iron (ADI) is attracting much attention as one of new materials. Its mechanisms of crack initiation and propagation vary with the relation between the properties of graphite and matrix structures. In this study, we focused on the following two topics: First, we considered what effect the thermal environment has on high-cycle fatigue of ADI. As an example of thermal environment, when vehicle gears come into contact with each other for a long time, due to a material change in the contacting face as well as the thermal environment, fatigue strength will decrease. There is no literature discussing fatigue strength at the Ms transformation temperature below it. Therefore, high-cycle fatigue strength under as near the Ms transformation temperature environment was compared with that under room temperature environment and discussed. Plots of fish-eye fractures on the $S-N$ curve show a wide scatter of life. Therefore, attention was paid to fish-eye fractures and defects considered to be the starting point of crack development. It was clear that they show stress dependence from observations of their SEM micrographs. Thus, a modified $S-N$ curve in the fish-eye fracture region could be obtained from an arrangement using the defects and fish-eye areas.

Key Words: High-Cycle Fatigue, Austempered Ductile Cast Iron, Rotating Bending Fatigue, Fish eye, $S-N$ Curve, Ms Transformation Temperature

1. 緒 言

オーステンパ球状黒鉛鑄鉄(ADI)は、新素材の一つとしてその多用性が期待されている。著者ら⁽¹⁾は ADI 材の高サイクル疲労に関する一連の研究を行い、黒鉛と基地組織を考慮した破面解析⁽²⁾あるいは $S-N$ 曲線に基づいた複合破壊のメカニズム⁽³⁾ について報告してきた。しかし、き裂発生・伝ば機構は黒鉛性状と基地組織の関係等により変化し、不明な部分が多い。鈴木ら⁽⁴⁾は、基地組織をフェライト+パーライト、パーライト、ベイナイトに変えた疲労試験によりそれらの疲労強度特性を明らかにした。そのような基地特性を踏まえて、著者ら⁽⁵⁾は ADI 材の切削・研磨に伴う加工硬化によって表面に局所的マルテンサイトが生じた試験片と電解研磨によりマルテンサイトを除去した残留オーステナイト+ベイナイト基地の試験片を用いて疲労強度特性を詳細に比較検討してきた。

このような ADI 材の疲労破壊に関する一連の研究は、室温における実験結果を基に検討されてきた。し

かし、実際はその用途によってさまざまな環境下に置かれることが多い。実用上の一例として、歯車が長時間かみ合った状態で使用される場合、接触部は摩擦による発生熱により熱環境下におかれ、さらに接触部の材質的变化により疲労強度は低下すると言われている。このように接触疲労に熱疲労が付加することで疲労強度に影響を及ぼすことがあるため、このような疲労特性にとって接触による発生熱が基地組織にどのような影響を及ぼすかを検討する必要がある。

以上の観点から球状黒鉛鑄鉄のマルテンサイト変態点(約 548-573 K)以下の熱環境下における ADI 材の高サイクル疲労強度を室温の場合と比較し検討した。

2. 供試材および実験方法

供試材はすべてオーステンパ処理した ADI 材を用い、本実験で使用した試験片を H 材、比較材として使用したものを A, B 材と称した。A, B 材は強研磨を施すことで試験片平滑部の表面硬さをビッカース硬さ H_v でそれぞれ $H_v > 400$, ≈ 320 に調整されたものである。表 1 はそれらの化学成分、機械的性質および黒鉛性状値を示す。図 1 に示す金属組織は、つかみ部の軸直角断面を研磨し、エッチング後、SEM を用いて観察したものである。図 1 にオーステンパ熱処理過程

* 1995 年 3 月 30 日 第 72 期通常総会において講演、原稿受付 1996 年 7 月 18 日。

^{*1} 正員, 大分大学工学部(☎ 870-11 大分市大字旦野原 700)。

^{*2} 学生員, 大分大学大学院。

を示す。図2は平行部直径7mmの平滑試験片形状である。低い温度雰囲気を一様に長時間保つため温度制御装置を設けた炉を準備し、図2の右側に示す一部拡大図のように試験片平行部から約2mmの位置に温度センサを固定し雰囲気温度を管理した。図3は、温度-時間曲線を示す。炉内の温度が設定温度に達した後、試験片中心部に向かう温度こう配あるいは温度のばらつきを避けるため約10時間温度保持後、 $\pm 1^\circ\text{C}$ の温度誤差範囲内で実験を開始した。試験温度は453 Kとした。疲労限は室温での実験結果を基に 10^8 回の繰返し寿命に耐えた応力振幅で定義した。

実験に際して、小野式回転曲げ疲労試験機(容量: 98 N・m, 回転数: 3 400 rpm)にチャッキングロッドを設けることで許容曲げモーメントは、小形試験機容量(容量: 14.7 N・m)と同程度である。

Table 1 Chemical composition, mechanical properties and spheroidal graphite related values

(Material H)							(Wt %)		
C	Si	Mn	P	S	Mg	Cu			
3.66	2.21	0.35	0.02	0.016	0.04	0.74			
Tensile strength σ_b MPa	Yield strength σ_y MPa	Elongation δ %	Vickers hardness Hv	hg % ¹⁾	ng ^{2)/mm²}	dg ^{3)/m³}			
1017	813	10	358	64.9	246	15			

(Materials A and B)							(Wt %)		
C	Si	Mn	P	S	Mg	Cu			
3.67	2.16	0.35	0.02	0.012	0.04	0.56			
Tensile strength σ_b MPa	Yield strength σ_y MPa	Elongation δ %	Vickers hardness Hv	hg % ¹⁾	ng ^{2)/mm²}	dg ^{3)/m³}			
1067	624	13.5	325	66.1	232	16			

1) hg : nodularity 2) ng : graphite nodule count 3) dg : mean diameter of S.G.
S.G. : spheroidal graphite

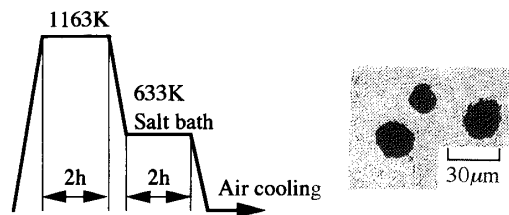


Fig. 1 Heat treatment on ADI and microstructures

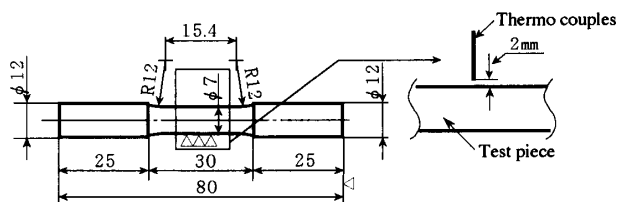


Fig. 2 Dimension and profile of tested specimen

3. 実験結果

図4は、ADI材のS-N曲線を示す。図4に室温での回転曲げ疲労試験結果を併せて示す。H材の場合、温度付加後室温まで戻した後の硬さ測定で $H_v \approx 400$ となっている。図4の疲労試験から明らかなように、室温におけるA, B両材は高応力側と低応力側の間に表面き裂の一時的停留域が存在する。これは高応力側と低応力側で異なる破壊機構に支配されているためである。図5はA, B両材のS-N曲線をモデル化して示し、図5中にそれぞれの領域における破面形態を示したものである。図中Iの領域は表面に露出した鑄造時の微小欠陥あるいは異常黒鉛を起点として表面にき裂が発生・伝ばし疲労破壊を起こす領域である。IIの領域は全体的に表面き裂の進展が顕著でなく、見掛け上停留したき裂が観察される領域に相当するが、繰返し数の増加とともに内部に存在する鑄造時の微小欠陥からき裂が発生・伝ばし、表面に分布している停留き裂と合体し、図5に示すような食違い破面を示す領域である。IIIの領域では、ごく初期の段階に限り前述したような食違い破面を示す領域が存在するものの、内部の微小欠陥周辺部における応力集中が表面の公称応力に比べ優位な場合はほぼ完全な内部欠陥起点型(フ

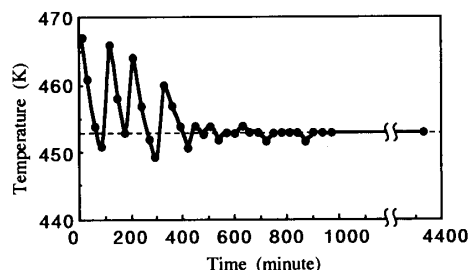


Fig. 3 Temperature-Time curve

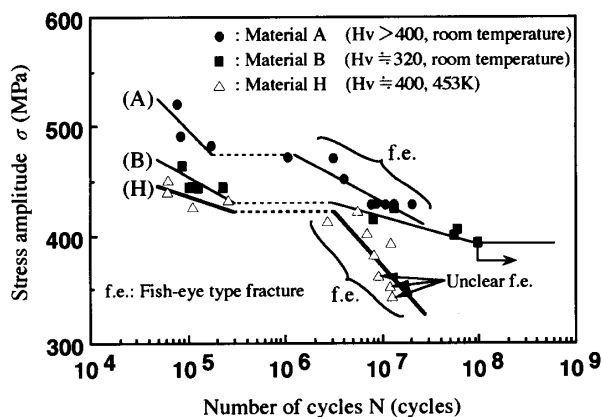


Fig. 4 Comparison of the S-N curve of material H with those of materials A and B

フィッシュアイ型)破壊を示す領域である。それらの領域から2段折れ曲がり型の $S-N$ 曲線となる⁽⁷⁾。一方, H 材は表面硬さが温度付加後で $H_v \approx 400$ であるのに, $H_v \approx 320$ に相当する B 材に比べ全体的に $S-N$ 曲線は下方に移動している。この H 材の $S-N$ 曲線の傾向は以下のように説明できる。 2×10^5 回以下の寿命域では, こう配の緩やかな時間強度曲線を示す。 2×10^6 回以上の繰返し領域で破断が生じ, さらに, 10^7 回の繰返し寿命前後から急速な強度低下が見られる。したがって, 疲労限はさらに低下するものと推測される。すなわち, 疲労破壊は, 既述のように高応力側と低応力側でその機構が異なり, 高応力側では表面層の最も弱い部分を起点としたいわゆる分布き裂合体形破壊であるのに対し, 低応力側では 10^6 回以上の繰返し領域ですべてが内部欠陥を起点としたフィッシュアイ型破壊となる。この傾向は, A, B 両材の場合と類似している。しかし, H 材の長寿命側におけるフィッシュアイ型破壊について, その破面形態は室温の場合と異なっていることがそれぞれの SEM による破面観察で確認された。そのメカニズムについて以下, 考察で述べる。

4. 考 察

4.1 H材の $S-N$ 曲線 図4に示した H 材の $S-N$ 曲線は, 前述のように高応力側と低応力側でその破壊機構が異なるため, 2段折れ曲がり型の $S-N$ 曲線を呈した。ここで, 応力レベルの低い長寿命側の破壊がすべてフィッシュアイ型破壊である要因として, 破壊起点となる微小欠陥(主としてひげ巣)の周辺では, 鋳造時の凝固過程において, 欠陥部とその周辺部での冷却速度の相違により内部収縮が生じ, 欠陥縁に引張残留応力が作用する。そのため, 大きな基組織敏感性を示す ADI 材ではこのような内部欠陥部分からき裂が発生し, 徐々に伝ばし始める⁽⁸⁾ことが考えられる。表面き裂は低応力側でも生じるが, マルテンサイト化によるき裂先端付近の体積膨張により, き裂先端には圧縮の残留応力が作用し, き裂先端の応力拡大係数 ΔK は低下する。そのため表面き裂は停留するが, その間, 内部欠陥からき裂が伝ばしてくる⁽⁹⁾。この破壊機構は, 著者ら⁽³⁾が報告したバフ仕上げ材($H_v > 400$)の破壊機構が長寿命域で内部欠陥を起点とするフィッシュアイ型破壊となることに類似しているが, H 材の $S-N$ 曲線は, A, B 材と比べて全体的に下方へ

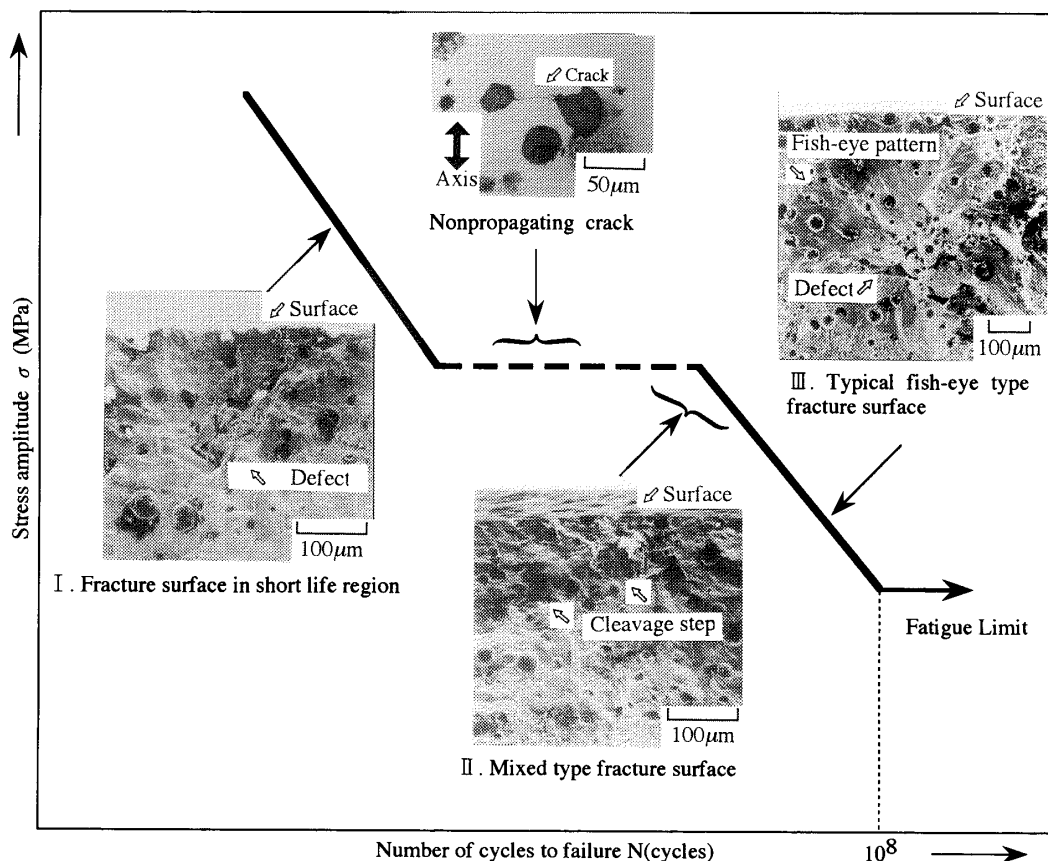
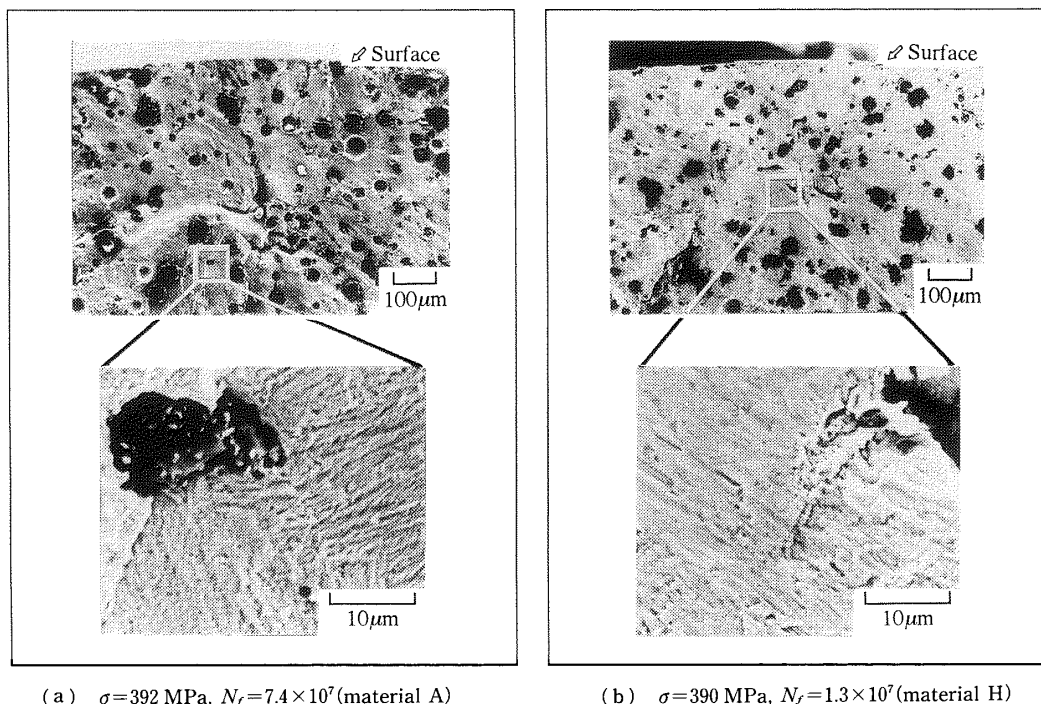


Fig. 5 Schematic illustration of $S-N$ curve of ADI and fracture surface of area I, II and III

移動している。とくに 10^7 回前後の繰返し寿命域では急速な右下がりの傾向を示す。これは H 材の基地組織が熱疲労と繰返し疲労の累積疲労によりき裂伝ば機構に相違が生じたためと推測される。そこで、H 材と A 材のフィッシュアイ破面を SEM を用いて詳細に観察し、その破面形態の違いについて検討した。

4・2 破面観察 図 6 (a), (b) は A 材と H 材の欠陥周辺から伝ばしたき裂の SEM 写真である。図 6 にそれぞれの一部拡大図を示す。A 材のき裂伝ば模様はストライエーションを形成しているようにも見えるが、これはき裂が α 層(フェライト)と γ 層(オーステナイト)を交互に切り裂くように伝ばしているためにみられる層状の筋である⁽⁹⁾。一方、H 材ではそれらの層状模様がほとんど観察されなかった。これは H 材におけるき裂面の伝ば速度が A 材より速いため、き裂が α 層と γ 層をほぼ同時に切り裂くように伝ばしたためだと考えられる。したがって、長寿命側で室温の場合よりフィッシュアイ型破壊が加速されることから破面形態に相違が生じ、雰囲気温度が 453 K 程度になると S-N 曲線全体は下がる。この要因を現在明確に示す資料はないが、焼戻しマルテンサイト、いわゆるマルテンパー(423-473 K)による材質的変化が生じた結果と考えられる。すなわち、残留オーステナイトがマルテンサイトに変態すると、材料の硬さは上昇とともに図 6 (b) に示すような滑らかな破面が形成さ

れる。通常、鉄鋼材料では α マルテンサイトが β マルテンサイトに、さらに残留オーステナイトがマルテンサイトに変化することで引張強さおよび硬さの上昇が起こることが知られている。き裂先端の応力誘起マルテンサイトによる硬さの変化を含めて表面のビッカース硬さは、処女材で約 350 であるのに対し、加熱後は約 400 まで上昇した。本実験の試験温度はマルテンサイト変態点以下の温度領域であるが、温度保持時間が 10 時間と長いのでオーステナイト量の減少が起こっている可能性がある。そこで加熱前後の試験片の一部を切断し、それぞれの部分について X 線を用い、残留オーステナイト量を測定した。これより加熱前は約 40%、加熱後は約 36.5% であり、わずかながら減少した。ただし、未変態オーステナイトの γ プール量は測定していない。また、黒鉛の状態について温度付加後、光学顕微鏡で観察した。その観察からは黒鉛性状に顕著な変化はみられなかった。つまり、疲労き裂の進展過程において、室温では α 層が切断した後も γ 層が一時的に応力を負担しているが、熱環境下ではこの一時的な応力負担を受ける γ 層に焼戻しマルテンサイトのような材質的変化が生じ、き裂伝ばによる破面は図 6 (b) のように擬へき開として現れると考えられる。以上のことから、ADI 材の基地組織変化は 453 K の温度域近傍で生じるものと考えられる。繰返し述べた H 材の疲労挙動は、A, B 両材の S-N 曲線の



(a) $\sigma=392$ MPa, $N_f=7.4 \times 10^7$ (material A)

(b) $\sigma=390$ MPa, $N_f=1.3 \times 10^7$ (material H)

Fig. 6 Fish-eye pattern of materials A and H

2 段折れ曲がりに類似するが、 10^7 回前後の繰返し領域から急速な右下がり傾向を示すことが明らかとなった。

4・3 フィッシュアイ型破壊の応力依存性 図 4 の $S-N$ 曲線上で見えるフィッシュアイ型破壊の実験点はばらつき傾向を示す。そこで、き裂発生起点となる欠陥(観察した欠陥は、主としてひけ巣状であった)とフィッシュアイ領域に注目し整理した。図 7 はフィッシュアイ発生領域の $S-N$ 曲線を拡大し最小二乗法で整理して示した。本実験では 8 本の試験片でフィッシュアイが確認されたが、その内 3 本は破断の際、破面を打っており、フィッシュアイの境界を計測することが困難であった。そのため、図 7 ではその 3 点を除いた 5 点のデータで整理した。欠陥面積 a およびフィッシュアイ領域 b は、起点と思われる欠陥とフィッシュアイの SEM 写真から算出した。なお、欠陥面積は破面上に現れた空洞部で定義し、フィッシュアイ領域は欠陥を中心としたフィッシュアイ領域の最内接円と最外接円の平均値で定義した。図 8 は縦軸に欠陥面積に対するフィッシュアイ領域を無次元化量 δ で示したものである(以後、 $\delta-S$ 曲線と称す)。横軸の応力は試験片表面での公称応力である。熱環境下では、表面

加工硬化層はその熱的变化、例えば炭素鋼は硬さが上昇し機械的性質が改善されることを考慮すれば表面欠陥からのき裂発生・伝ばと試験片内部欠陥(表面から約 200 ミクロン)からのき裂発生・伝ばの差はなくなる。したがって、表面からの位置の問題ではなく、ここでは内部欠陥の大きさとフィッシュアイ領域だけに注目し、破壊現象を検討した。このような整理によりほぼ直線近似できる。当然ながらフィッシュアイ領域のき裂伝ばに対して応力依存性のあることから村上ら⁽¹⁰⁾の提案式である欠陥面積の \sqrt{area} を用いて疲労強度の推定を行うことも考えられるが、本研究の場合、熱環境下の硬さの定義があいまいとなることから採用しなかった(村上ら⁽¹⁰⁾は処女材の硬さを用いた式で定義する)。また、図 7 と図 8 の関係を利用して破断寿命と無次元化欠陥面積の関係式を導き、図 9 に示すような $\delta-N_f$ 線図を算出した。以下にその関係式を示す。

$$\delta = 0.002\,218\,2 \log N_f - 0.110\,9$$

ただし、適用範囲は $0 \leq \delta \leq 0.25$, $2.86 \times 10^6 \leq N_f \leq 1.3 \times 10^7$ である。これより、フィッシュアイ発生寿命域では繰返し寿命が長くなるにつれてフィッシュアイ領域が小さくなる傾向があることがわかった。この整理は熱環境下での実験で使用した試験片でしか行っていないが、室温においても長寿命側での破壊がすべてフィッシュアイ型破壊であることを考えれば、この傾向が存在するものと考えられる。しかし、先に述べたように熱環境下では熱付加による材質の変化から室温の場合に比べて疲労き裂伝ばは加速され疲労破面に相違が生じるため、この傾向は室温の場合とは若干異なってくる可能性がある。

5. 結 言

マルテンサイト変態点以下の熱環境下(453 K)にお

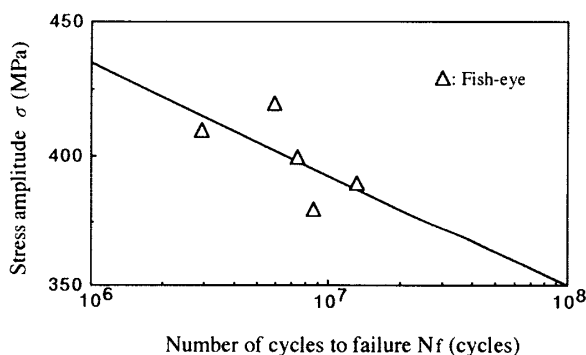


Fig. 7 Magnified $S-N$ curve of material H in fish-eye type fracture region

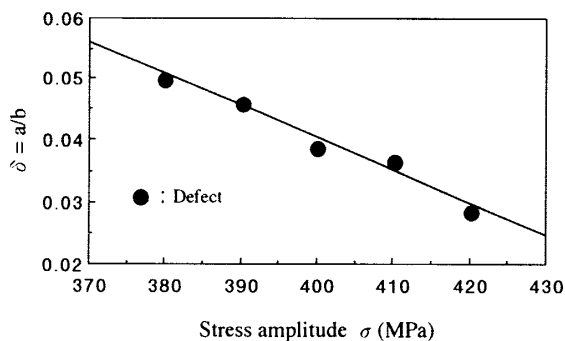


Fig. 8 The relationship between $\delta = a/b$ and stress amplitude (a : defect area, b : fish-eye area)

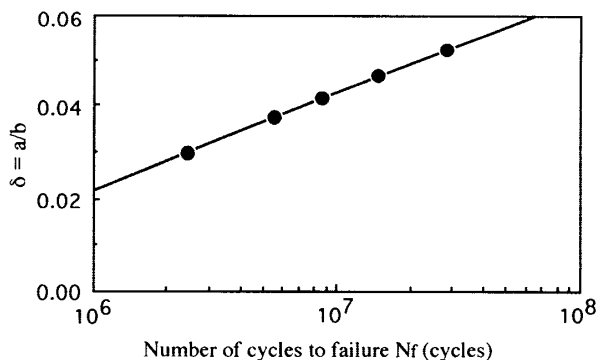


Fig. 9 The relationship between δ and N_f

いて、H 材の $S-N$ 曲線自体の形状は室温の場合と変わらず、長寿命側でも破断点が現れる 2 段折れ曲がり形の $S-N$ 曲線となるが、室温の場合と比べて全体的に下方へ移動する傾向がみられた。このように、疲労破壊に熱環境が付加することによって、内部では材質的变化が起こり、疲労強度が低下する場合があるため ADI 材は焼戻しマルテンサイト変態領域 (423-473 K) 以下の熱環境下で使用する事が望ましいようである。

以下に本実験結果を要約する。

(1) マルテンサイト変態点よりわずかな下の熱環境において $S-N$ 曲線は、 10^7 回以上の繰返し領域から急速な右下がり傾向を示す。

(2) 長寿命側の疲労破壊はすべてフィッシュアイ型破壊であった。しかし、A 材と H 材ではフィッシュアイの破面形態が異なる。すなわち、A 材ではき裂が α 層と γ 層を徐々に切断して伝ばしていくため、

凸凹の激しい伝ば面を形成するが、H 材では、そのき裂進展速度の違いから、滑らかな伝ば面を形成した。

(3) 453 K の熱環境下において ADI 材は、加熱前と加熱後でビッカース硬さは約 50 ほど上昇し、残留オーステナイト量は約 1 割ほど減少した。これより、ADI 材の基地組織変化は 453 K 温度域近傍で生じるものと考えられる。

文 献

- (1) 土居滋・ほか 4 名, 機論, **56**-531, A(1990), 2205-2209.
- (2) 土居滋, 機論, **60**-570, A(1994), 331-336.
- (3) 土居滋・ほか 2 名, 機論, **60**-574, A(1994), 1315-1318.
- (4) 鈴木秀人・ほか 3 名, 機論, **51**-464, A(1985), 1224-1229.
- (5) 土居滋・ほか 2 名, 機論, **60**-575, A(1994), 1493-1497.
- (6) 矢野満, 未公表(私信).
- (7) 土居滋・ほか 2 名, 機論, **61**-591, A(1995), 2381-2385.
- (8) 鈴木秀人, 機論, No. 920-17, A(1992-4), 470-472.
- (9) 中村孝・ほか 4 名, 機論, **61**-582, A(1995), 441-446.
- (10) 村上敬宣・ほか 1 名, 機論, **52**-478, A(1986), 1492-1499.