

球状黒鉛鑄鉄の疲労特性に関する実験的研究

学位論文：博士(工学)甲10号

平成7年1月

福 山 邦 男

目次

第1章 序論

| | |
|-------------------|---|
| 1.1 緒言 | 1 |
| 1.2 従来の研究の概要 | 3 |
| 1.3 研究の目的および論文の概要 | 7 |

第2章 球状黒鉛鑄鉄の疲労強度の統計的性質

| | |
|-------------------------------|----|
| 2.1 緒言 | 11 |
| 2.2 実験材料及び実験方法 | 12 |
| 2.2.1 供試材および試験片 | 12 |
| 2.2.2 試験機および疲労試験方法 | 15 |
| 2.3 疲労特性に及ぼす試験片採取位置の影響 | 16 |
| 2.3.1 S-N特性 | 16 |
| 2.3.2 疲労寿命分布特性 | 19 |
| 2.3.3 疲労き裂進展挙動 | 23 |
| 2.3.4 FDI およびFPDI におけるき裂発生箇所 | 25 |
| 2.3.5 FDI およびFPDI の黒鉛の形態および分布 | 29 |
| 2.4 疲労強度の統計的性質 | 31 |
| 2.4.1 P-S-N 曲線 | 31 |
| 2.4.2 疲労寿命分布特性 | 34 |
| 2.4.3 黒鉛の形態および分布 | 39 |
| 2.4.4 き裂発生箇所 | 40 |
| 2.5 結言 | 42 |

第3章 オーステンパ球状黒鉛鑄鉄の中高温における疲労特性

| | |
|------------------|----|
| 3.1 緒言 | 43 |
| 3.2 実験材料および実験方法 | 44 |
| 3.2.1 供試材料および試験片 | 44 |

| | | |
|------------|---|----|
| 3.2.2 | 試験機および疲労試験方法 | 45 |
| 3.3 | 実験結果および考察 | 46 |
| 3.3.1 | 室温および中高温における S-N 特性 | 46 |
| 3.3.2 | ADI における疲労き裂発生挙動 | 48 |
| 3.4 | 組織変態の影響 | 53 |
| 3.5 | 結 言 | 57 |
| | | |
| 第4章 | 球状黒鉛鋳鉄の疲労限度予測 | |
| 4.1 | 緒 言 | 59 |
| 4.2 | 静的強度と疲労限度の関係 | 60 |
| 4.3 | 欠陥の $\sqrt{\text{area}}$ からの疲労限度予測 | 62 |
| 4.3.1 | 欠陥の $\sqrt{\text{area}}$ および $K_{I, \max}$ と疲労寿命の関係 | 62 |
| 4.3.2 | 黒鉛の $\sqrt{\text{area}}_{\max}$ からの疲労限度予測 | 69 |
| 4.3.2.1 | 黒鉛の $\sqrt{\text{area}}_{\max}$ の推定 | 70 |
| 4.3.2.2 | 疲労限度の予測と実験値の比較 | 73 |
| 4.3.2.3 | ADI における疲労限度予測式の修正 | 74 |
| 4.5 | 結 言 | 78 |
| | | |
| 第5章 | 結 論 | 79 |
| | | |
| | 参考文献 | 83 |
| | | |
| | 各章構成論文リスト | 87 |
| | | |
| | 謝 辞 | 89 |

第1章 序 論

第1章 序 論

1.1 緒 言

鑄鉄とは、一般に C:2.5~4.0%, Si:1.0~3.0%, Mn:0.1~0.9%, S:0.02~0.1%を含む鉄合金を指すが、厳密には Fe-C 平衡状態図において、炭素量2.11%（オーステナイト中最高炭素固溶度）以上のものを鑄鉄として、それ以下の炭素鋼と区別している。鑄鉄は、耐摩耗性・耐食性・切削性等において炭素鋼より優れ、融点が低く、流動性を有し、凝固時の収縮が少ない等、鑄造に適した性質を有していることから、現在、工業的に最も広範囲に使用されている機械材料のひとつである。

鑄鉄の歴史は非常に古く、古代中国において各種農工器具の材料として既に大量生産されており、それは秦の始皇帝による中国の統一を可能にした要因にも挙げられている。一方、ヨーロッパで鑄鉄が製造され始めたのは、中国よりも遅く、中世以降のことである。その当時の鑄鉄は、粗大な片状黒鉛が析出した低強度のねずみ鑄鉄で、引張強さが低く、耐衝撃性が劣るなどの欠点を持っていたため、専ら日常生活の必需品として、鍋、窯、ストーブ等に使用されていた。

1600~1750年頃、ヨーロッパでは、黒鉛の析出していない白鑄鉄を熱処理して脱炭、軟化させた白心可鍛鑄鉄が出現し、同時期のアメリカでも、熱処理によって黒鉛を析出させた黒心可鍛鑄鉄が開発された。これらの鑄鉄は、従来のねずみ鑄鉄と比較してはるかに強く、大幅に機械的性質が改善されていたことから工業用金属材料として注目されるようになった。20世紀に入ってから、鑄放しのままで鑄鉄を高強度にする研究が継続的かつ精力的に進められ、1920年代に白鑄鉄の溶湯に Ca-Si を接種することによって、黒鉛片を小さく均一にした高強度のねずみ鑄鉄が造られるようになった。しかし、この鑄鉄も延性、韌性に欠けるといった根本的な弱点は依然として残され、飛躍的な用途拡大にはつながらなかった。鑄鉄のこのような機械的性質の低さは、主として鑄造組織にあらわれる片状の黒鉛によるものと考えられ、材質改善のために黒鉛形態を熱処理等で変える各種の試みが行われ、1947年に英国で Ce 処理によって、1949年にアメリカで Mg 処理によって、黒鉛を球状化した球状黒鉛鑄鉄が開発された。この球状黒鉛鑄鉄は、

従来の鑄鉄の弱点を克服し、鑄鋼に匹敵する程の引張強さを持つ画期的な鑄鉄であることから、より高度な機械部品へと用途が拡大していった。

球状黒鉛鑄鉄が開発されてから40年以上を経過した現在、熱処理等によって強度レベルが任意に変えられた多様な球状黒鉛鑄鉄が生産され、自動車部品をはじめ各種の産業機械に使用されている。また、これらの球状黒鉛鑄鉄は、高強度でかつ延性、靱性に富み、従来の鑄造材料に劣らぬ優れた鑄造性および経済性を備えていることから⁽¹⁾、低コスト新素材として位置づけられ、将来性が十分に期待されている。特に、オーステンパ処理によって基地組織をベイナイト化した球状黒鉛鑄鉄(ADI)は、高強度・高靱性であることから、主要な構造部材への適用が期待され⁽²⁾、最近では、原子炉廃棄物貯蔵運搬格納庫(キャスク)への適用やシールド工法における側壁板等の大型部品への適用が検討される⁽³⁾等、これまで以上に厳しい条件下で使用されることが多くなりつつあり、それに伴って、球状黒鉛鑄鉄の疲労強度信頼性を評価することが重要な研究課題となっている。

しかしながら、球状黒鉛鑄鉄は、基地中に黒鉛や鑄造欠陥が存在することや基地組織自体の複雑さの影響もあって、疲労強度も一般的な金属材料と異なる挙動を示し^{(4)~(6)}、疲労強度のばらつきも大きい。したがって、より信頼性の高い強度評価法を確立するためには、基地組織や黒鉛性状を定量的に把握し、それらを疲労強度と関連づけて評価することが必要である。

1.2 従来の研究の概要

球状黒鉛鑄鉄は、基地組織中に黒鉛や微小鑄巣等の欠陥を含んでいることから、その疲労挙動が他の鋼材と比較して非常に複雑となり、その疲労機構の解明には、疲労強度および機構に影響を及ぼす多くの因子について解析・検討したデータの集積が必要である。そのため、現在までに、球状黒鉛鑄鉄について高サイクル疲労試験^{(14) - (16)}、低サイクル疲労試験^{(17) - (19)}、熱疲労試験^{(44) - (46)}そして環境疲労試験^{(20) - (21)}を行い、疲労強度、き裂の発生・進展挙動、疲労特性に及ぼす黒鉛形態や基地組織の影響等、各種の研究が活発に行われてきている。そこで、これらの研究のうち、高サイクル疲労に限定して、現在までの研究動向を以下のとおり概説する。

1964年から1974年にかけて、大平ら⁽⁷⁾、新美ら⁽⁸⁾、西谷ら⁽⁹⁾は、球状黒鉛鑄鉄の疲労特性に関して研究を行い、疲労き裂は黒鉛から発生し、き裂は黒鉛を連結して進展することを明らかにした。また、井川ら⁽¹⁰⁾も球状黒鉛鑄鉄の疲労特性に関して、疲労き裂が黒鉛から発生して黒鉛を連結して進展することを確認し、黒鉛は疲労強度に対して空洞（内部欠陥）として評価できることを報告している。系統的な研究としては、1975年から1981年にかけて、祖父江が球状黒鉛鑄鉄の疲労強度と球状化剤添加量との関係を初めとして、疲労強度に及ぼす黒鉛形状、基地および介在物の影響、疲労強度に及ぼす黒鉛寸法の影響について一連の研究報告をしている^{(11) - (13)}。この研究で祖父江は、球状黒鉛鑄鉄の疲労強度に及ぼす基地組織の影響が小さいことや黒鉛球状化率が低くなっても疲労強度は低下せず、黒鉛形状の劣化や非金属介在物、Mg系およびTiC系介在物が疲労強度を低下させることを指摘した。これ以後現在までに、球状黒鉛鑄鉄における疲労き裂の発生および進展挙動や疲労強度に及ぼす微小欠陥の影響を明らかにすることを目的として数多くの優れた研究がなされている。

疲労き裂の発生、進展挙動に関して、塩田ら⁽²²⁾は、フェライト基地球状黒鉛鑄鉄の疲労き裂進展挙動に及ぼす黒鉛粒径の影響について検討し、黒鉛粒径が小さくなるにしたがって疲労強度および耐久比は高くなることを示した。

加藤ら⁽²³⁾は、ブルスアイを基地組織とする球状黒鉛鑄鉄の平滑材について回転曲げ疲労試験を行い、微小表面き裂の発生ならびに進展挙動を観察し、黒鉛を

起点として発生した多数のき裂が停留していることから、球状黒鉛鑄鉄の平滑材における疲労限度は微小き裂の進展限界を意味し、基地組織中に存在する黒鉛が切欠きとなるため同一基地組織の鋼よりも疲労限度を低下させるものと結論づけている。

田中ら⁽²⁴⁾も FCD45 材について回転曲げ疲労試験を行い、その疲労過程を連続観察することによって、疲労限度は微視的き裂の進展限界条件で決定され、微視的き裂の停留時期は S-N 曲線の折点にほぼ一致することを明らかにしている。

また、小川ら^{(20), (21)}は、大気中および塩水中の疲労き裂進展抵抗を調べ、見掛けのき裂進展抵抗 (ΔK に対して評価されたき裂進展抵抗) は、基地組織依存性を示し、本質的なき裂進展抵抗(き裂開口を考慮したき裂進展抵抗)は基地組織に依存しないことを明らかにしている。

最近では、フェライト基地、パーライト基地等の球状黒鉛鑄鉄に比べ、強度、伸び、耐摩耗性などの機械的性質が大幅に改善されたオーステンパ処理球状黒鉛鑄鉄が、高強度・高靱性材料として注目され、これに関して、疲労強度に及ぼす試験片寸法および採取位置の影響⁽²²⁾、疲労寿命分布の特徴とその支配因子について⁽²³⁾、疲労信頼性に及ぼす微小欠陥の影響⁽²⁴⁾、長寿命域における疲労挙動、寿命分布の確率特性⁽²⁵⁾、内圧疲労挙動に及ぼす鑄造欠陥の影響、破壊機構の遷移現象について⁽⁵⁾、長寿命域におけるフィッシュアイ形破壊の影響⁽¹⁴⁾等、多数の研究が報告されている。

それらの研究のうち、中村ら⁽⁵⁾はオーステンパ球状黒鉛鑄鉄の高サイクル内圧疲労挙動を調べ、低圧力レベルにおける短寿命グループと長寿命グループで破壊機構が異なることを指摘し、特に短寿命グループでは、鑄巣の初期応力拡大係数と寿命とが両対数グラフ上で直線関係になり、パリス則に従うき裂進展が支配的であることを報告している。また、伊藤ら⁽²⁶⁾は、球状黒鉛鑄鉄の中程度の応力拡大係数範囲において、疲労き裂進展抵抗に及ぼす基地組織の影響がないことを示している。

一方、球状黒鉛鑄鉄は鑄物であることから、鑄造欠陥を皆無とすることは困難であり、微小鑄巣等の鑄造欠陥が必ず存在する。したがって、疲労き裂の多くは部材の表面あるいは表面近傍に存在する黒鉛の他、鑄造欠陥からも生じることになる。ところが、これらの研究のほとんどは、黒鉛をき裂発生源とする場合のき

裂発生・進展挙動を検討したものであり、基地組織の違いや微小鑄巣等の鑄造欠陥をき裂源とする場合の影響を含めて疲労限度や疲労き裂の発生・進展挙動を検討したものは少ない。しかしながら、越智ら⁽¹⁵⁾は各種の基地組織の球状黒鉛鑄鉄を用いて、疲労き裂の発生および進展挙動を詳細に調べ、疲労き裂の発生起点は主として鑄造時に形成された微小鑄巣(Micro-shrinkage)欠陥であることを示し、破断寿命を支配する主き裂の発生寿命分布、進展過程寿命分布および破断寿命分布の確率特性を各種基地材について調べ、き裂発生起点の大部分は鑄巣欠陥であるが、材料により黒鉛集合体も多く見られ、き裂進展速度は応力レベルやき裂長さの影響を受けないと報告している。

球状黒鉛鑄鉄の高温における疲労特性に関する研究は、高温における低サイクル疲労特性を調べたものが大部分で⁽²⁷⁾、高サイクル疲労特性を調べたものは、高温疲労強度に及ぼす繰返しひずみ時効の影響⁽²⁸⁾、中高温における微小き裂の発生と進展の両挙動⁽²⁹⁾、中高温における疲労き裂進展の下限界特性⁽³⁰⁾、FCD80材の高温疲労限度に及ぼすプラズマ溶射アルミナ皮膜の影響⁽³¹⁾、フェライト系球状黒鉛鑄鉄の高温特性⁽³²⁾、高温における軸荷重下での疲労特性⁽³³⁾、疲労強度の温度依存性に関する研究⁽³⁴⁾に見られる程度である。このように、球状黒鉛鑄鉄の中高温における疲労特性に関する研究の数は、室温における研究に比較して非常に少ないが、古郷ら⁽³⁴⁾は、室温から500℃の温度範囲で片振軸荷重疲労試験を実施して、速度論の立場から疲労強度の温度依存性に関する解析モデルを構築し、同解析モデルにおいて、中高温域でのひずみ時効を考慮してより広い温度域における疲労特性が説明できることを報告している。このように球状黒鉛鑄鉄の中高温域における疲労限度の極大やその極大にひずみ時効の関与が示唆されてはいるが、疲労強度の温度依存性に関して基地組織の変態やき裂発生挙動に注目して研究した例はなく、その機構の詳細については明らかにされていない。

また、土居ら⁽²⁵⁾は疲労微小き裂の発生および成長に関して、繰返し数比 (N/N_f) 0~0.5付近までが微小き裂の発生、成長域であり、疲労限度で観察される停留き裂寸法が、平均黒鉛粒径の約2倍であることを示し、さらに、疲労強度を評価するための欠陥面積として、き裂によって形成される深さ方向のき裂寸法の約1/3の半楕円軸直角投影面積として評価できることを報告している。

さらに、遠藤は⁽³⁵⁾微小欠陥を持つ金属材料のために提案された疲労限度予測

式を球状黒鉛鑄鉄に適用に関する一連の研究を行っている。この研究で遠藤は、疲労強度に及ぼす表面黒鉛の影響と疲労限度を決定する欠陥の幾何学的パラメータおよび基地硬さの見積もり方法について検討し、疲労限度が、欠陥の投影面積の平方根で定義される表面直下の黒鉛の最大寸法によって決まることを明らかにするとともに、球状黒鉛鑄鉄のような表面欠陥材の疲労限度を精度よく予測できる疲労限度予測式を提案している。ところが、球状黒鉛鑄鉄における遠藤の $\sqrt{\text{area}}$ パラメータモデルによる疲労限度予測法では、基地組織中に存在する最大の欠陥が疲労き裂源となる場合を想定しているが、その予測式には、欠陥の種類の違いについて考慮されていない。球状黒鉛鑄鉄では、黒鉛以外に微小鑄巣等の鑄造欠陥がき裂源となる場合も多く、き裂源の種類の違いによって、疲労限度や疲労寿命が影響を受けることも予想される。それにも関わらず、基地組織やき裂源の違いが疲労限度や疲労寿命の予測精度に及ぼす影響に関する研究は少ない。

1.3 研究の目的および論文の概要

球状黒鉛鑄鉄は黒鉛と基地組織から構成された複合材料で、基地組織の種類、黒鉛や鑄巣等の形態、大きさや数量等、疲労強度や疲労寿命に対する影響因子が多く、それらが互いに影響を及ぼし合っているため、他の金属材料と比較して、その疲労特性は非常に複雑なものとなっている。また、鑄造ブロックにおいて凝固条件や冷却速度が部位によって異なり、そのため同一ブロック内であっても組織の違いや黒鉛、鑄巣等の分布のばらつきを生じていることが指摘されている。

したがって、球状黒鉛鑄鉄の疲労強度を適正に評価するためには基地組織や黒鉛性状を定量的、統計的に把握し、それらを統一的・体系的に評価することが不可欠である。

このように、球状黒鉛鑄鉄は疲労強度や疲労寿命等の疲労特性に大きなばらつきを持ち、鑄造ブロック内でも試験片採取位置によって疲労特性が異なることが予測されるにも関わらず、鑄造ブロックからの試験片採取位置の違いや基地組織の違いが疲労強度、疲労寿命の分布特性に及ぼす影響や疲労強度の統計的性質に関して研究した報告は少ない。

また、高強度材として注目されているオーステンパ球状黒鉛鑄鉄は、その適用範囲が各種パワープラント部品へ進み、最近では、エンジン部品のように中高温環境下の高負荷部材として使用されている。ところが、オーステンパ球状黒鉛鑄鉄の疲労特性に関する研究の大部分は、室温における疲労特性を調べたものであって、今後より一層の適用拡大が予測されている中高温環境における疲労特性について研究した報告は見あたらない。

一方、球状黒鉛鑄鉄の疲労強度の予測に関して、黒鉛の形状・寸法や基地組織の疲労強度に及ぼす影響についての実験的研究結果から、祖父江ら⁽¹³⁾によって平均黒鉛直径と停留き裂寸法を用いた簡便な疲労限度予測式が提案されている。

最近では、村上ら⁽⁸¹⁾によって提案された最大欠陥を最大引張応力方向に垂直な面に投影した面積の平方根 $\sqrt{\text{area}}_{\text{max}}$ と基地組織のビッカース硬さ HV を用いた金属材料の疲労限度予測式を球状黒鉛鑄鉄に適用する研究が進められ、この $\sqrt{\text{area}}$ パラメータモデルを使用した疲労限度予測が定着しつつある。しかしながら、球状黒鉛鑄鉄では、黒鉛以外に微小鑄巣等の鑄造欠陥を組織中に有し、必ず

しも黒鉛が疲労破壊の起点とならないことから、起点の種類や大きさに及ぼす基地組織の影響を統計的に評価するとともに、黒鉛以外の鑄造欠陥を起点として疲労破壊する場合を含めて、 $\sqrt{\text{area}}$ パラメータモデルを使用して疲労限度が予測可能かどうか確認する必要がある。

そこで、本研究では、フェライト（FDI）、フェライト/パーライト（FPDI）、パーライト（PDI）およびベイナイト（ADI）の4種の基地組織の球状黒鉛鑄鉄を用いて、まず鑄造Yブロックからの試験片採取位置の違いが、疲労強度や疲労寿命分布等の疲労特性に及ぼす影響と疲労強度の統計的性質に及ぼす基地組織の影響について調べる。次に、ADIの中高温における疲労限度、疲労き裂発生源の種類、位置等を調べ、疲労強度および疲労き裂発生挙動の温度依存性について検討を行う。最後に、球状黒鉛鑄鉄における静的強度と疲労強度の関係、き裂発生源となった黒鉛や微小鑄巣等の微小欠陥の $\sqrt{\text{area}}$ と疲労寿命の関係および疲労き裂発生源に及ぼす基地組織の影響について検討した結果をふまえ、村上らによる黒鉛の $\sqrt{\text{area}}_{\text{max}}$ からの疲労限度推定精度に及ぼす基地組織の影響について検討を行う。

本論文の概要は次の通りである。

第1章「序論」では、球状黒鉛鑄鉄の疲労強度に関する現在までの研究動向を概観し、本研究の目的と意義を明らかにした。

第2章「球状黒鉛鑄鉄の疲労強度の統計的性質」では、FDI, FPDI, PDI および ADI の疲労特性におよぼす鑄造Yブロックからの試験片採取位置及び基地組織の影響について調べ、PDI, ADI では、試験片採取位置の違いによる疲労特性への影響は認められないが、FDI, FPDI において、鑄造Yブロックからの試験片採取位置で疲労強度、疲労寿命ともに差異が認められ、下部から採取された試験片の方が疲労強度が大きく、疲労寿命も長寿命であることを示す。また、上述の4種類の基地組織を有する球状黒鉛鑄鉄の破壊起点となった疲労き裂源の種類、疲労き裂の発生進展挙動およびP-S-N特性を調べ、統計的疲労特性に及ぼす基地組織の影響を明らかにする。

第3章「オーステンパ球状黒鉛鑄鉄の中高温における疲労特性」では、ADI

について、室温から400℃までの温度範囲で回転曲げ疲労試験を行い、ADIの疲労強度の温度依存性について調べる。ADIの中高温における疲労限度は、300℃付近で繰返しひずみ時効による顕著な極大現象のあることを示す。また、中高温における疲労破壊は、残留オーステナイトの変態および繰返しひずみ時効による表面の硬化に起因して、内部に存在する黒鉛や微小鑄巣からのき裂発生によるものが多くなることを明らかにする。

第4章「球状黒鉛鑄鉄の疲労限度予測」では、FDI, FPDI, PDI および ADI について、静的強度と疲労強度の関係について検討するとともに、破壊起点となった疲労き裂源の種類、大きさ、位置等が疲労寿命分布特性に及ぼす影響について調べ、FDI, FPDI の疲労き裂源は球状黒鉛が全体の半数以上を占めている。PDI, ADI では、微小鑄巣が全体の半数を占め、実際にき裂源となる球状黒鉛は試験片表面直下に存在する最大の黒鉛ではなく、平均粒径より若干大きめの球状黒鉛であることを示す。また、欠陥の $\sqrt{\text{area}}_{\text{max}}$ を用いた疲労限度予測式の適用について検討を行い、FDI, FPDI および PDI における欠陥の $\sqrt{\text{area}}_{\text{max}}$ から高い精度で疲労限度が推定できるが、ADI については加工誘起マルテンサイト変態による基地硬さの上昇を考慮して推定する必要があることを示す。

第5章「結論」では、第2章から第5章までの各章で明らかにされた結論を総括して述べる。

第2章 球状黒鉛鑄鉄の疲労強度の統計的性質

第2章 球状黒鉛鑄鉄の疲労強度の統計的性質

2.1 緒言

序論で述べたように、球状黒鉛鑄鉄の疲労強度は黒鉛の大きさ・形状や基地組織などの組織因子に左右され^{(36) - (39)}、疲労限度や疲労寿命のばらつきが大きいことから、信頼度の高い疲労強度評価を行うためには、基地組織や黒鉛性状が疲労限度や疲労寿命に及ぼす影響について十分に把握しておく必要がある。

また、球状黒鉛鑄鉄は、鑄造によって製造されているため、鑄造ブロック内部において凝固過程の冷却速度にばらつきを生じ、それによって鑄造ブロック内に組織的差異を生成する。しかし、鑄造ブロックにおける組織的な差異が疲労寿命の分布特性に及ぼす影響に関する研究は少ない⁽⁴⁰⁾。さらに、球状黒鉛鑄鉄にはフェライト基地、フェライト/パーライト基地、パーライト基地およびベイナイト基地等、強度の異なる各種の基地組織のものが製造され、それらの基地組織中には黒鉛とともに、鑄造時に形成される微小鑄巣やドロス等の欠陥が例外なく存在している。そのため、それらの欠陥が疲労強度に及ぼす影響は基地組織自体の強度の違いによって異なることが予想される。

そこで、本章ではフェライト基地球状黒鉛鑄鉄（FDI）、フェライト/パーライト基地球状黒鉛鑄鉄（FPDI）、パーライト基地球状黒鉛鑄鉄（PDI）およびベイナイト基地球状黒鉛鑄鉄（ADI）の4種類の基地組織を持つ球状黒鉛鑄鉄を用いて、鑄造Yブロックの上部および下部位置から採取した試験片について回転曲げ疲労試験を実施し、球状黒鉛鑄鉄の鑄造Yブロックからの試験片採取位置により疲労強度および疲労き裂の発生・進展挙動が異なるかどうか調べ、さらに、基地組織の違いが疲労強度の統計的性質に及ぼす影響について検討を行う。

2.2 実験材料および実験方法

2.2.1 供試材および試験片

本研究で使用した供試材は、FCD370相当のフェライト基地球状黒鉛鑄鉄(日立金属 HNM38)、FCD500相当のフェライト/パーライト基地球状黒鉛鑄鉄(同 HNM50)、FCD700相当のパーライト基地球状黒鉛鑄鉄(同 HNM70)およびFCD900A相当のオーステンパ球状黒鉛鑄鉄(同 NMS90BA)の4種類で、以下それぞれFDI, FPDI, PDIおよびADIと称する。

表2.1に各供試材の化学成分を示す。図2.1にYブロックからの試験片採取位置を示す。試験片は、図2.1のようにYブロックのAおよびBの位置から切り出した後、図2.2に示す回転曲げ疲労試験片に機械加工された。以下、図中のA部の採取位置を上部(Upper)、B部を下部(Lower)と称する。なお、この4種類の供試材のうち、FDI, FPDIおよびPDIは鑄放しで得られたものであるが、ADIはPDIのYブロックを図2.3に示す条件でオーステンパ処理を施したものである。すなわち、 γ 域の875℃で2時間保持し、375℃の塩浴中に2時間恒温変態保持後、空冷の処理をした。この熱処理で生成される組織は、最近、「オースフェライト」と呼ばれているが、本論文では従来通り、残留オーステナイトとベイネチックフェライトの混合組織(ベイナイト組織)と呼ぶことにする。

FDI, FPDI, PDIおよびADIの顕微鏡組織写真をそれぞれ図2.4(a)~(h)に示す。これらのミクロ組織は、5%硝酸アルコール溶液で腐食したものである。試験片は、試験部をエメリー紙(400番~1000番)で研磨し、最終的にアルミナ水溶液を用いてバフ研磨で仕上げた。

表2.1 各供試材の化学成分 (wt%)

| | C | Si | Mn | P | S | Mg | Cu |
|------|------|------|------|-------|-------|-------|------|
| FDI | 3.72 | 2.13 | 0.33 | 0.023 | 0.013 | 0.034 | 0.04 |
| FPDI | 3.80 | 2.17 | 0.48 | 0.019 | 0.016 | 0.048 | 0.37 |
| PDI* | 3.69 | 2.15 | 0.32 | 0.012 | 0.008 | 0.032 | 0.63 |
| ADI | 3.61 | 2.09 | 0.35 | 0.016 | 0.007 | 0.037 | 0.66 |

*PDIでは、Cr:0.04, Mo:0.02 (wt%)

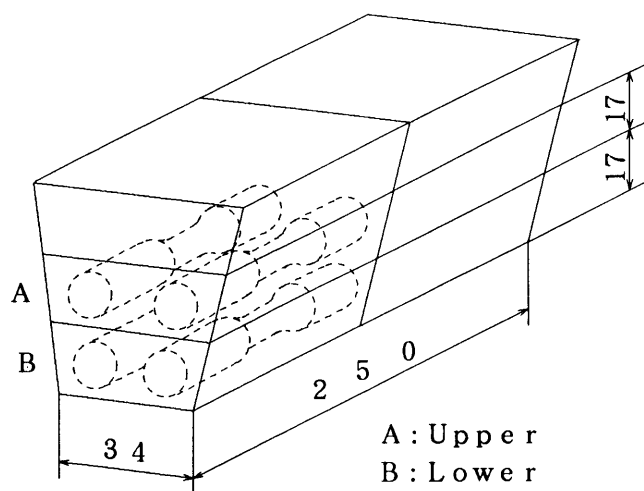


図 2.1 試験片採取位置

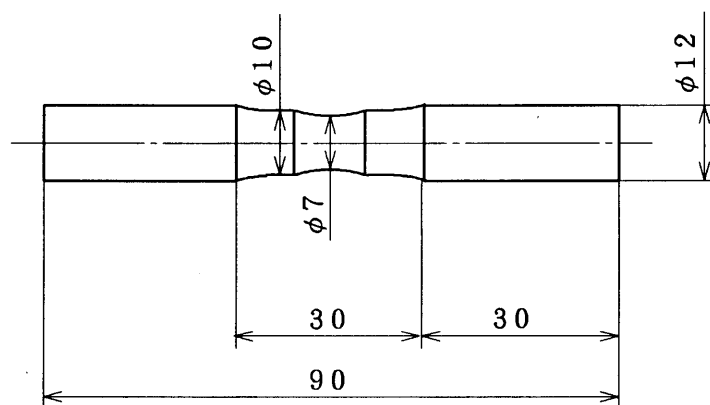


図 2.2 回転曲げ疲労試験片の形状および寸法

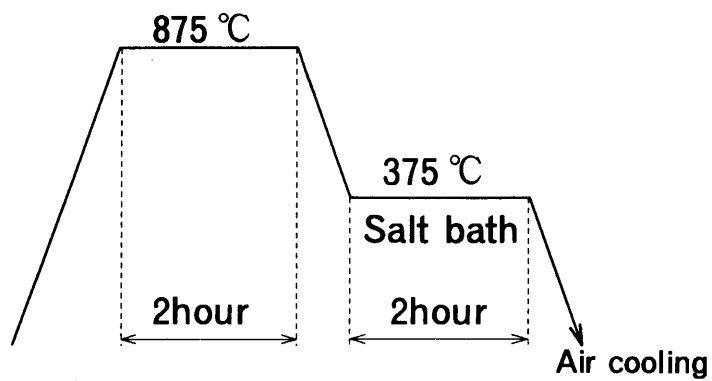
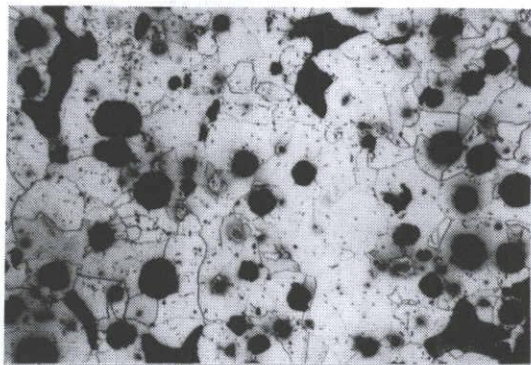
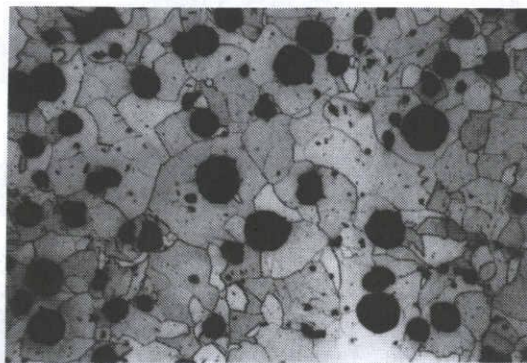


図 2.3 オーステンパ処理



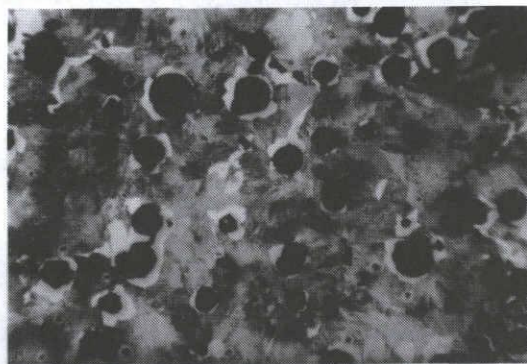
(a) FDI (Upper)



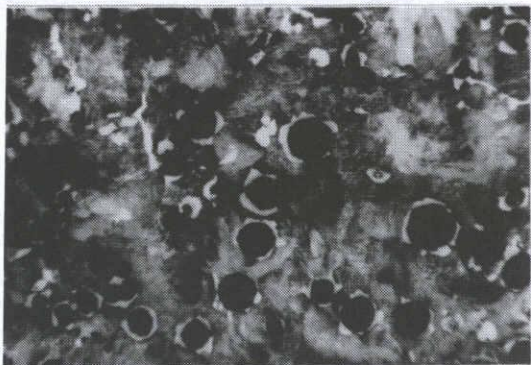
(b) FDI (Lower)



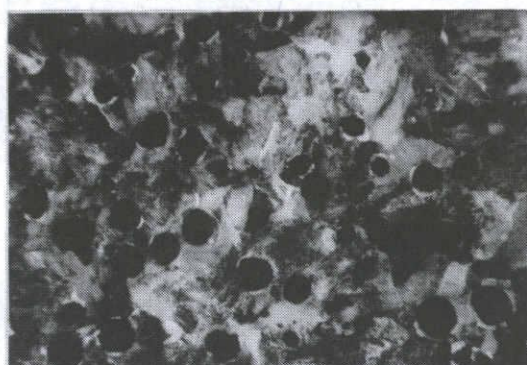
(c) FPDI (Upper)



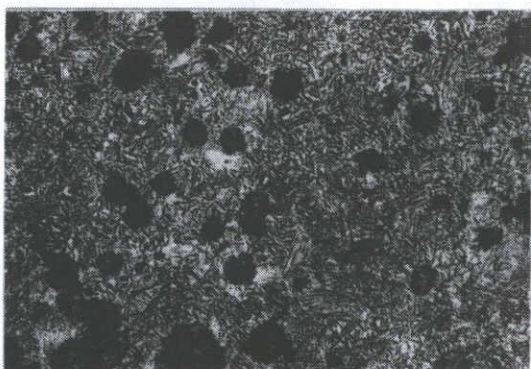
(d) FPDI (Lower)



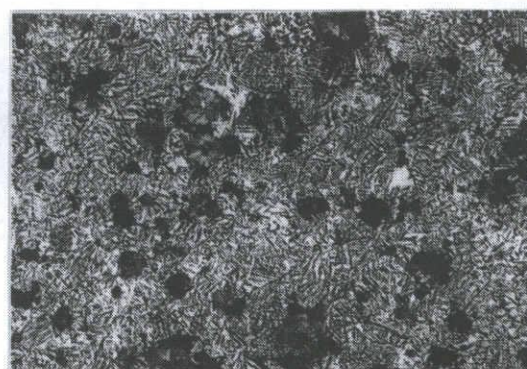
(e) PDI (Upper)



(f) PDI (Lower)



(g) ADI (Upper)



(d) ADI (Lower)

100 μ m

図 2. 4 各供試材の組織写真

表 2. 2 に 4 種類の供試材の機械的性質を示す。なお、引張試験に用いた試験片は、J I S 4 号試験片（試験部の直径が14mm）で、Yブロックからの採取位置を区別して切り出せなかったことから、上部、下部を区別した引張特性は得られていない。そこで、静的強度を反映するビッカース硬さをYブロックの上部および下部に区別して各10箇所ずつ測定し、得られた平均値をそれぞれ表 2. 2 に併記した。いずれの材料とも採取位置によるビッカース硬さの差異は認められなかった。したがって、本研究の鑄造Yブロック内の上部と下部で、静的強度に差が無いものと考えられる。

表 2. 2 各供試材の機械的性質

| Material | Tensile strength | Elongation | Vickers hardness HV | |
|----------|------------------|--------------|---------------------|-------|
| | σ_B (MPa) | δ (%) | Lower | Upper |
| FDI | 408 | 24.7 | 147 | 146 |
| FPDI | 774 | 10.4 | 242 | 240 |
| PDI | 852 | 9.8 | 270 | 277 |
| ADI | 902 | 8.3 | 304 | 308 |

2. 2. 2 試験機および疲労試験方法

使用した試験機は小野式回転曲げ疲労試験機（繰返し速度：約 60 Hz，容量：98 Nm）である。なお、疲労試験は室温、大気中にて行われた。疲労過程における表面き裂の進展挙動を観察するために、試験部全周のレプリカを逐次採取して表面き裂の発生および進展状況を光学顕微鏡にて連続観察した。さらに、採取位置の違いにより、き裂発生挙動が異なるか否かについて調べるため、有限寿命で破断した全試験片の破面についてSEM観察を行った。なお、き裂長さの定義は試験片円周方向の長さとし、き裂が黒鉛を含む場合は黒鉛部分の長さも含めた。また、各供試材の採取位置による組織の違いを評価するため、組織的パラメータ（フェライト粒径、平均黒鉛粒径、黒鉛球状化率、黒鉛面積率および黒鉛粒数）の計測を行った。なお、組織的パラメータの計測は、画像解析処理装置を用いて、約 0.7mm×0.6mmの6視野について実施した。

2.3 疲労特性に及ぼす試験片採取位置の影響

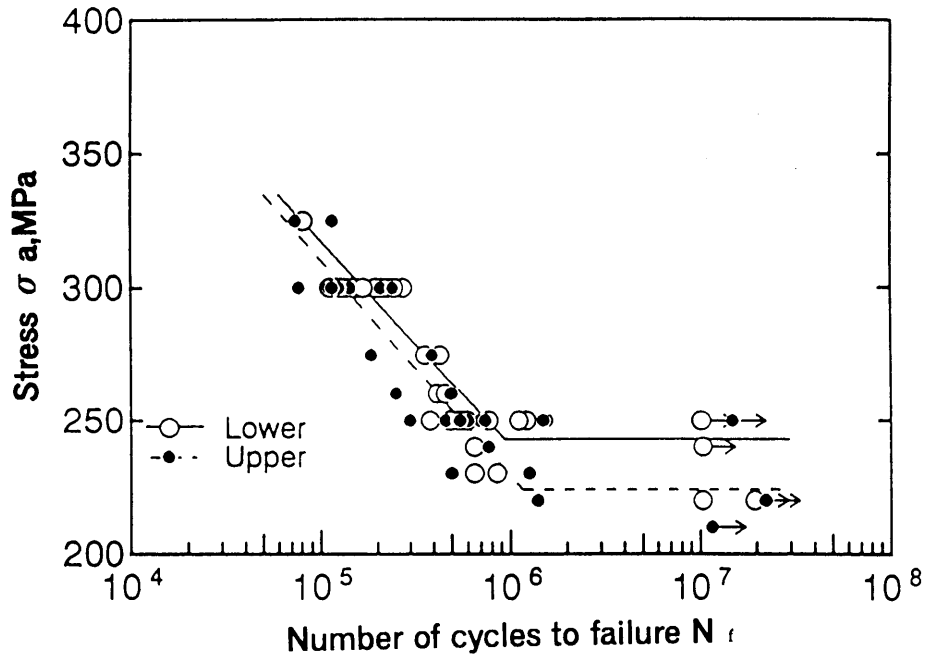
2.3.1 S - N特性

FDI, FPDI, PDI および ADI の S - N 関係をそれぞれ、図 2.5 (a)~(d)に示す。疲労試験方法は日本機械学会基準「統計的疲労試験法」⁽⁴¹⁾に準じた。

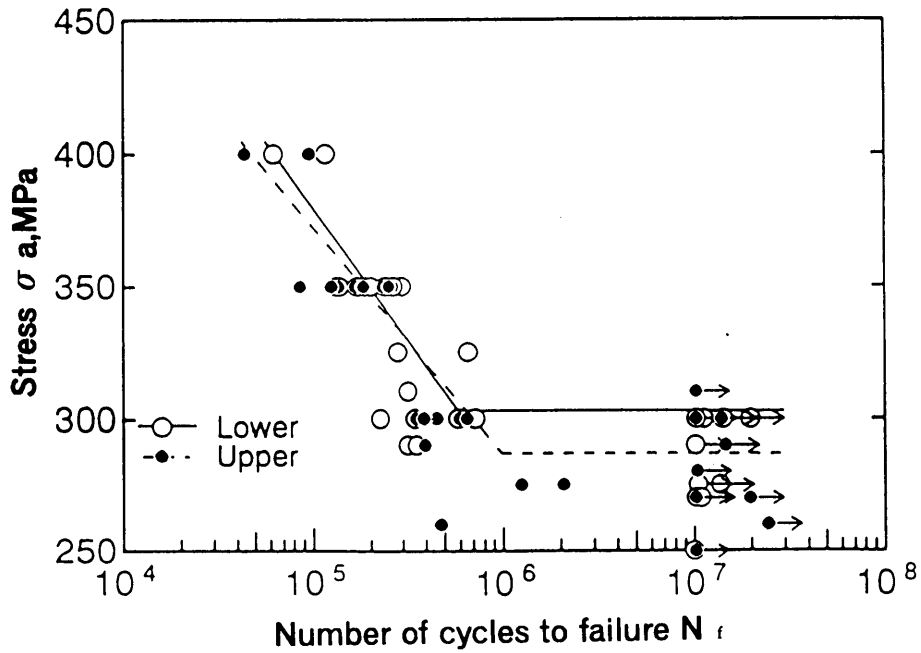
FDI, FPDI および PDI の S - N 曲線は、いずれも採取位置に関わらず 10^6 回付近で鋭い折れ曲がりを示しているが、ADIは他の材料に比較して疲労限度付近の低応力レベルにおいて疲労寿命のばらつきが大きくなる傾向がある。そして、FDI と FPDI の下部の S - N 曲線は上部のその右側に位置し、全繰返し数にわたって、下部の疲労強度が上部のそれよりも大きいことを示している。しかし、有限疲労寿命領域における上部と下部の差は FPDI が FDI に比べて小さい。

表 2.3 は、西島による重み付きプロビット法⁽⁴²⁾によって求めた各供試材の試験片採取位置別の疲労限度および上部と下部の疲労限度の比を示している。FDI および FPDI の疲労限度の比の値はいずれも 1 より大きく、疲労限度は下部のほうがそれぞれ 8.5% および 5.6% 高い値となっている。PDI および ADI の疲労限度の比はいずれも 1 に極めて近い値となり、疲労限度の値にほとんど差異がない。以上のことから、FDI, FPDI では、鋳造 Y ブロックからの試験片採取位置によって疲労限度に差異が認められ、PDI, ADI ではその差異が小さいことがわかった。なお、パーライト基地の球状黒鉛鋳鉄では、疲労強度に及ぼす試験片採取位置の影響は認められないとの報告⁽⁴⁰⁾があり、本研究でも同様に、パーライト基地の PDI において採取位置による疲労限度の差異が認められなかった。しかし、PDI と組織的に類似した FPDI ではその差異が認められた。

次に、FDI と FPDI では、疲労限度と同様に S - N 曲線の傾斜部においても採取位置により若干の差異が認められたので、さらに、疲労寿命の分布特性に及ぼす採取位置の影響を調査することにした。

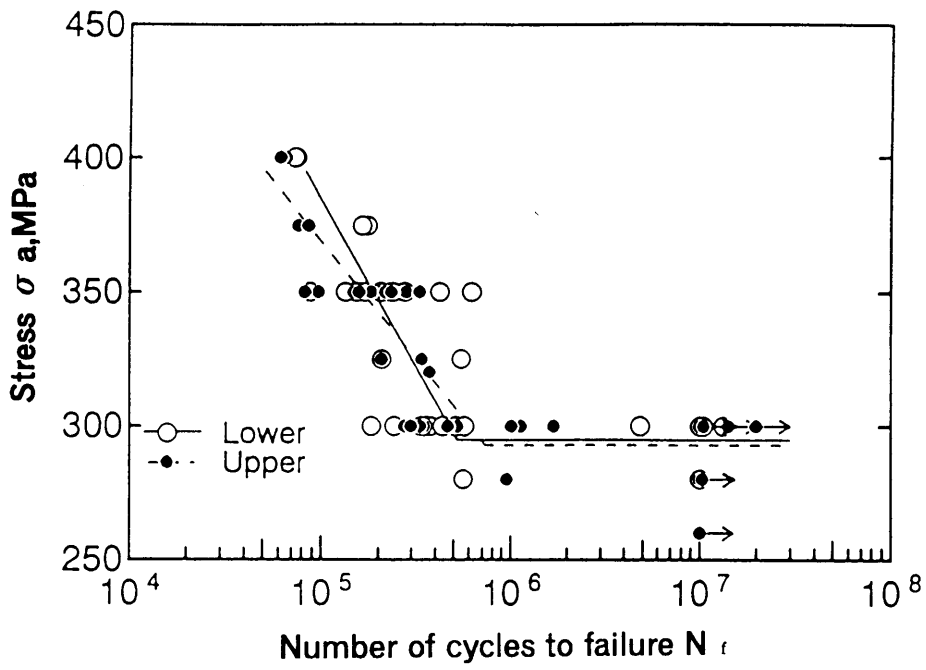


(a) FDI

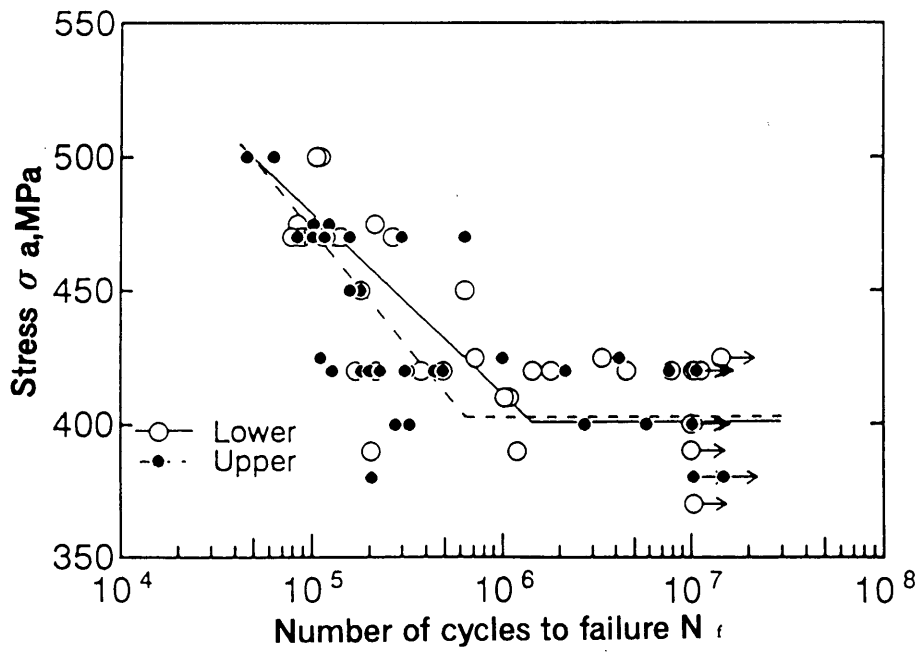


(b) FPD1

图 2.5 S-N 曲线



(c) PDI



(d) ADI

图 2.5 S-N 曲线

表 2.3 試験片採取位置別の疲労限度 (MPa)

| Material | Location | | Lower/Upper |
|----------|----------|-------|-------------|
| | Upper | Lower | |
| FDI | 224 | 243 | 1.085 |
| FPDI | 287 | 303 | 1.056 |
| PDI | 293 | 295 | 1.007 |
| ADI | 403 | 401 | 0.995 |

2.3.2 疲労寿命分布特性

各供試材の有限寿命域における疲労寿命分布に及ぼす採取位置の影響を調べるため、有限疲労寿命領域で2応力レベルを選び、試験片採取位置の上部、下部において、それぞれ11本～17本の試験片を用いて疲労寿命の分布特性を調べた。

図 2.6 (a)～(d)は、FDI, FPDI, PDI および ADI の疲労寿命をそれぞれ Weibull 確率紙上に図示した P-N_r 線図である。縦軸の累積確率には、標本寸法が小さいのでメディアンランクの近似式を用いた。Weibull 分布の分布関数は、形状母数 m, 位置母数 γ , 尺度母数 α の3母数で特徴づけられるものであり、次式で表される。

$$P(N)=1-\exp \left\{-\left(\frac{N-\gamma}{\alpha}\right)^m\right\} \quad (2-1)$$

なお、図中の分布曲線は、酒井ら⁽⁴⁷⁾が提案している飽和破壊確率を考慮した3母数 Weibull 分布に従うと仮定し、相関係数法⁽⁴³⁾によって求めた各母数を用いて上式により求めたものである。なお、各供試材の Weibull 分布の3母数を表 2.4 に示す。各供試材の各実験点は、この分布曲線上にプロットされ、この疲労寿命分布が3母数 Weibull 分布に従うことがわかる。

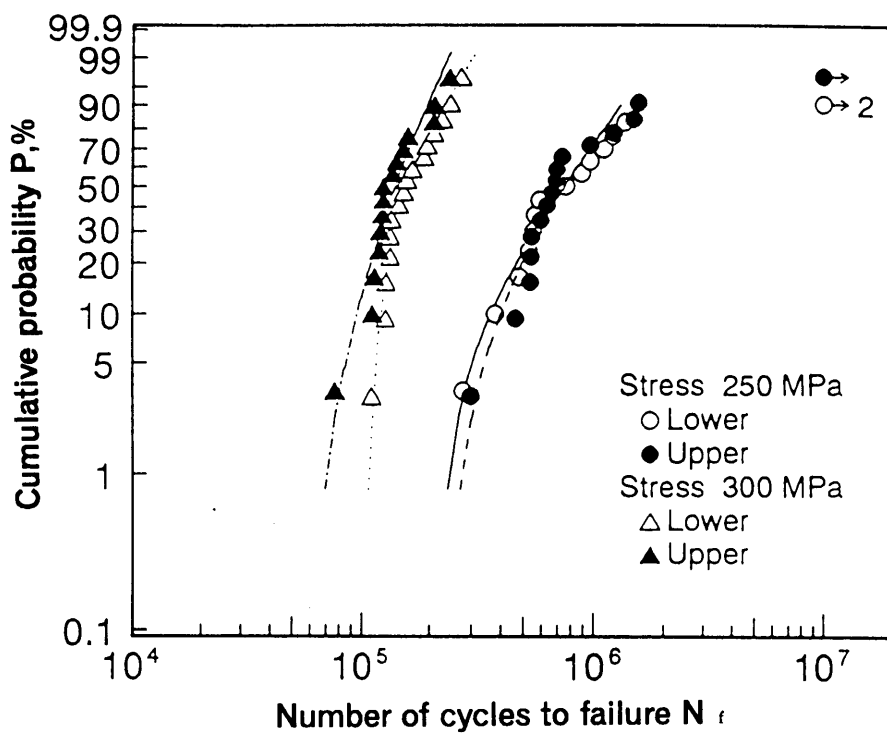
表 2.4 統計的パラメータ (3母数 Weibull 分布)

| Material | Location | Stress (MPa) | n | Shape parameter m | Scale parameter α | Location parameter γ |
|----------|----------|--------------|----|-------------------|--------------------------|-----------------------------|
| | | | | | | |
| FDI | Upper | 250 | 16 | 1.64 | 6.54×10^5 | 2.37×10^5 |
| | Lower | 250 | 15 | 1.41 | 7.36×10^5 | 2.16×10^5 |
| FDI | Upper | 300 | 15 | 2.54 | 1.02×10^5 | 5.42×10^4 |
| | Lower | 300 | 16 | 1.53 | 7.46×10^4 | 1.05×10^5 |
| FPDI | Upper | 300 | 12 | 2.06 | 4.55×10^5 | 1.36×10^5 |
| | Lower | 300 | 17 | 0.67 | 1.13×10^6 | 2.13×10^5 |
| FPDI | Upper | 350 | 13 | 1.35 | 1.29×10^5 | 7.50×10^4 |
| | Lower | 350 | 13 | 0.88 | 7.25×10^4 | 1.30×10^5 |
| PDI | Upper | 300 | 16 | 0.56 | 8.46×10^5 | 2.72×10^5 |
| | Lower | 300 | 15 | 0.73 | 6.13×10^5 | 1.82×10^5 |
| PDI | Upper | 350 | 12 | 3.23 | 2.23×10^5 | 82.2 |
| | Lower | 350 | 12 | 1.60 | 2.13×10^5 | 6.23×10^4 |
| ADI | Upper | 420 | 12 | 0.50 | 9.66×10^5 | 1.27×10^5 |
| | Lower | 420 | 12 | 0.39 | 7.32×10^5 | 1.69×10^5 |
| ADI | Upper | 470 | 11 | 0.80 | 7.39×10^4 | 8.34×10^4 |
| | Lower | 470 | 12 | 0.89 | 7.35×10^4 | 7.70×10^4 |

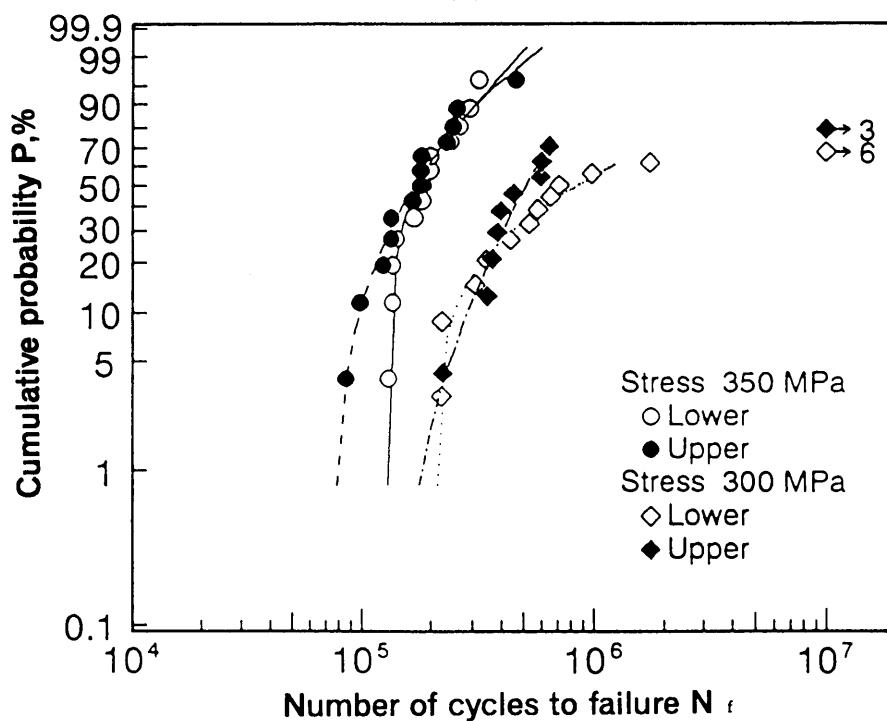
図 2.5 および表 2.4 により、各材料の上部および下部の疲労寿命分布を比較する。

FDI の最小疲労寿命に相当する位置母数 γ は応力 $\sigma_a=250\text{MPa}$ において、上部と下部に顕著な差が認められない。応力 $\sigma_a=300\text{MPa}$ のそれは、下部の値が上部より明らかに大きくなっており、図 2.5 (a) において、応力 $\sigma_a=300\text{MPa}$ における下部の疲労寿命分布曲線は上部のそれに比べ長寿命側に位置している。また、疲労寿命のばらつきを示す尺度母数 α と形状母数 m については、応力 $\sigma_a=250\text{MPa}$ において、尺度母数 α が上部 < 下部、形状母数 m が上部 > 下部であり、疲労寿命曲線全体のばらつきを示す α^m では、上部 > 下部となり、上部のばらつきが大きいことがわかる。応力 $\sigma_a=300\text{MPa}$ では、尺度母数 α 、形状母数 m とともに上部 > 下部で、疲労寿命曲線全体のばらつきを示す α^m は、明らかに上部が大きい。

FPDI では、全体的な疲労寿命分布の傾向は、FDI の場合とほとんど変わらないが、最小疲労寿命を示す位置母数 γ の上下の差が FDI より FPDI のほうが大きくなっている。したがって、FDI、FPDI とともに casting Y ブロックの上部と下部で疲労寿

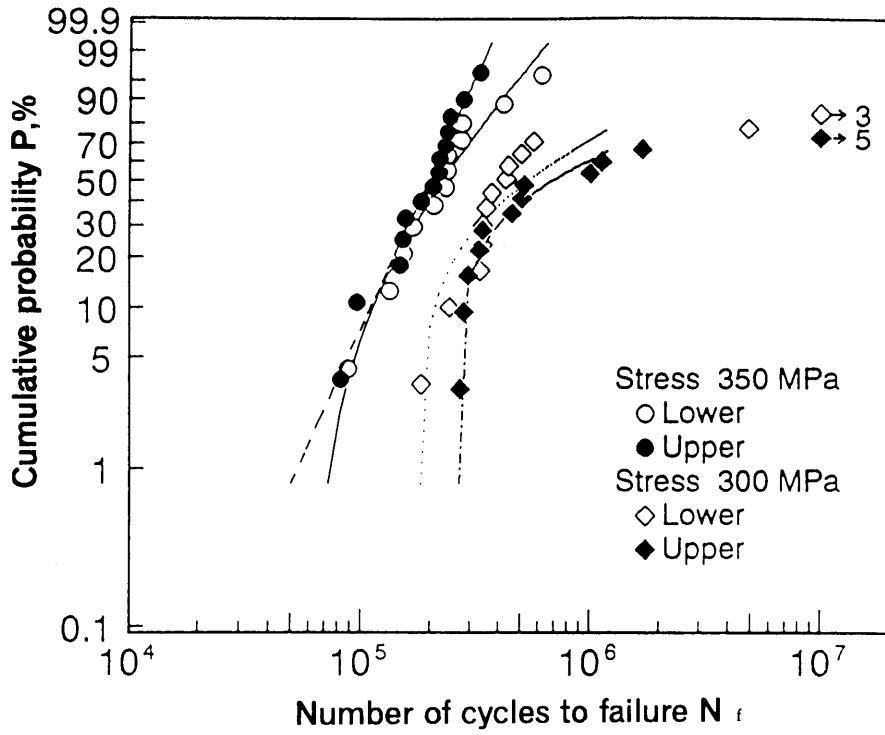


(a) FDI

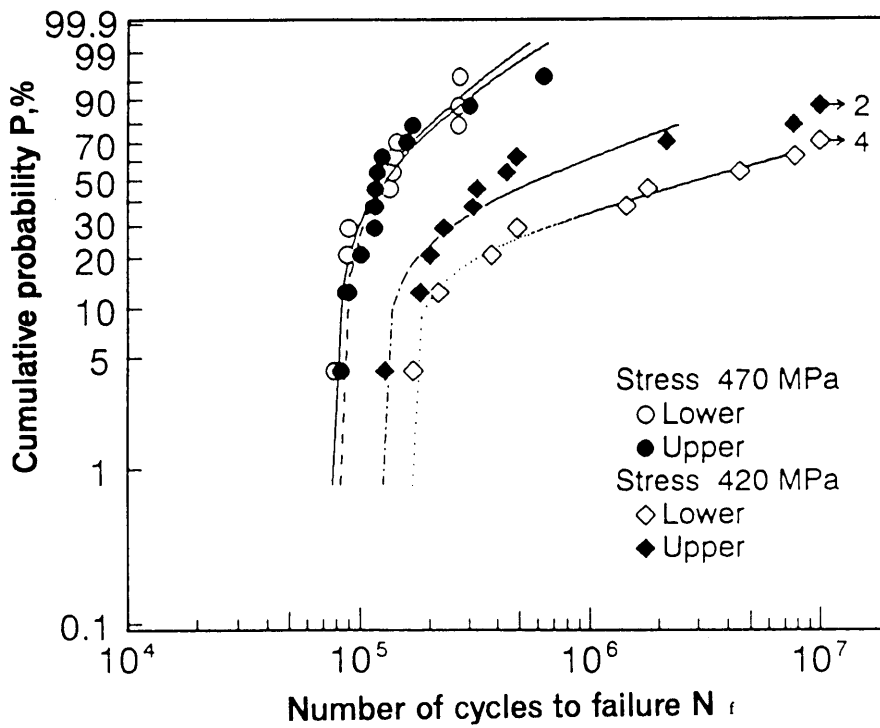


(b) FPDI

図 2.6 疲労寿命分布 (Weibull 確率紙)



(c) PDI



(d) ADI

図 2.6 疲労寿命分布 (Weibull確率紙)

命およびばらつきに差があり、ばらつきは上部が下部より大きくなる傾向が認められた。

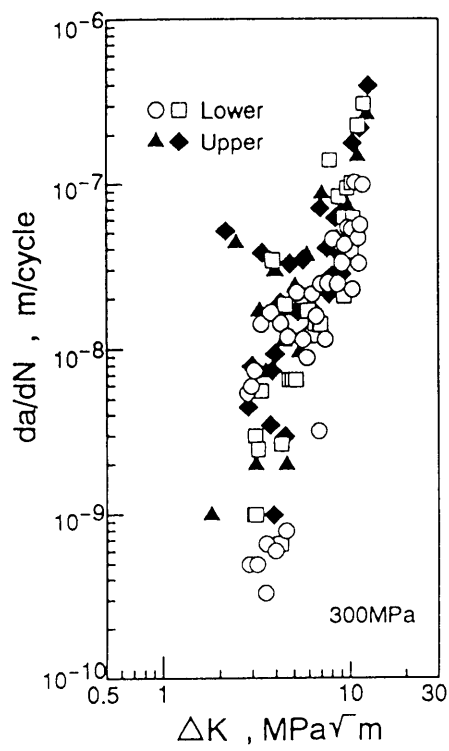
PDI および ADI の低応力レベルの疲労寿命の分布は、 $N_f=5 \times 10^6$ 回付近から急激に長寿命側にばらつく傾向を示し、非破壊確率に飽和する傾向が認められる。また、位置母数が非常に小さい PDI の 350MPa を除き、各母数に大きな差は認められない。図 2.5 より、ADI の低応力レベルの疲労寿命分布は、下部が上部に比べて長寿命の傾向にあるが、PDI の両応力レベルおよび ADI の高応力レベルでは、試験片採取位置の影響は認め難いようである。以上のことから、PDI, ADI では疲労寿命に及ぼす試験片採取位置の影響は小さいものと考えることができる。

2.3.3 疲労き裂進展挙動

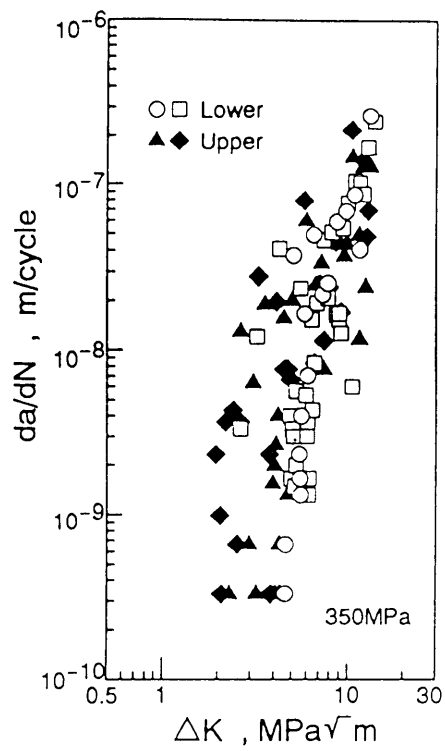
前述のように、FDI および FPDI の鋳造 Y ブロックにおいて採取位置により疲労強度が異なり、PDI, ADI ではその差が認められないことが明らかになった。そこで、その要因について詳細に検討するため疲労き裂進展挙動を調べた。

き裂は、主に黒鉛等の欠陥を起点として発生し、黒鉛の影響を受けながら進展し、長さ約 $500 \mu\text{m}$ 以上で組織に依存しない進展挙動を示した。図 2.7 の (a) ~ (d) は、それぞれ FDI, FPDI, PDI および ADI の表面き裂のき裂進展速度 da/dN と応力拡大係数範囲 ΔK の関係を示したものである。なお、 ΔK の値は、き裂面形状が半楕円状になる回転曲げを受ける場合の村上ら⁽⁴⁴⁾の式より算出し、補正係数 F は、白鳥ら⁽⁴⁵⁾の解析結果を用いて求めた。

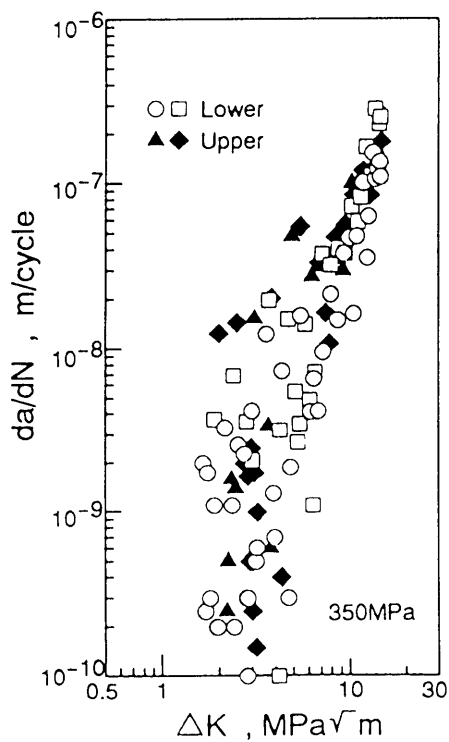
4 材料とも短いき裂特有の進展挙動を示し、各実験点のばらつきは大きい。しかし、全体的には、FDI および FPDI の上部の実験点が下部よりやや加速側に位置し、この傾向は ΔK の値が下限界に近づくほど明瞭になっている。これは、FDI および FPDI において、試験片採取位置によって組織的な違いがあり、この組織的差異が発生初期のき裂進展挙動に影響を及ぼしていることを示唆している。球状黒鉛鋳鉄の長いき裂の進展特性に関しては、小川ら⁽²⁰⁾が本質的なき裂進展抵抗は、基地組織に依存しないと報告している。すなわち、本研究で認められた FDI および FPDI における鋳造 Y ブロックの採取位置による疲労強度の差異は、大きいき裂の進展挙動の違いによるものではなく、き裂の発生挙動（発生初期の進展を含む）の違いによるものであることが推察される。したがって、試験片採



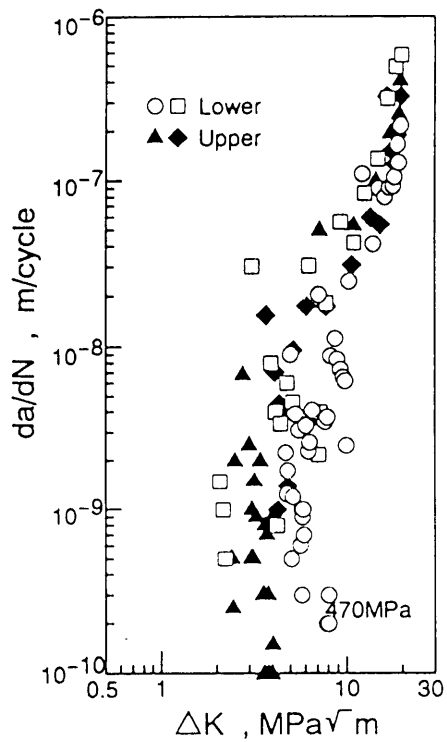
(a) FDI



(b) FPD I



(c) PDI



(d) ADI

図 2.7 ΔK と da/dN の関係

取位置によって疲労強度の差異を生じた要因を明らかにするためには、き裂の発生および初期進展挙動を詳細に調査する必要がある。なお、PDIおよびADIにおいては、各実験点のばらつきが、FDIおよびFPDIより大きいため、試験片採取位置の違いによるき裂進展挙動の差異を確認することはできなかった。

2.3.4 FDIおよびFPDIにおけるき裂発生箇所

ここでは、前節で疲労限度、疲労寿命分布特性および疲労き裂進展挙動に試験片採取位置による差異が認められたFDIとFPDIについて、その差異を引き起こした要因を検討するため、有限寿命域で破断したFDIとFPDIの全試験片の破面について、詳細にSEM観察し、疲労き裂発生起点を調べた。

き裂発生起点となった欠陥は球状黒鉛(Spheroidal graphite)、ドロス(Dross)、黒鉛の集合体(Colony of S.G.)および微小鑄巣(Micro-shrinkage)の4種類に分類された。それらの代表的なSEM写真および模式図を図2.8に示す。なお、これらのき裂発生源は、全て表面直下および表面近傍に存在していることがわかった。

表2.5は、各き裂発生源の割合を採取位置別に整理したものである。なお、括弧内の数字は試験片本数を示す。FDIにおける黒鉛集合体をき裂発生源とするものが上部に多く観察されるのを除いて、他種のき裂発生源において、採取位置の違いによるき裂発生源の割合は数%の差しかなく、ほとんど差異が認められない。球状黒鉛をき裂発生源とするものは両材とも全体の50%~60%、ドロスのそれはFDIで2%~3%、FPDIで6%~7%、微小鑄巣のそれはFDIで約30%、FPDIで約10%、そして、FPDIの黒鉛集合体をき裂発生源とするものは約20%である。いずれにしても、欠陥の主体が黒鉛である球状黒鉛、ドロスおよび黒鉛集合体を合計すると、採取位置にかかわらずFDIでは約60%、FPDIでは約90%を占めている。

以上のように、き裂発生源として球状黒鉛が全体の半数以上を占めているという事実は、き裂発生挙動に黒鉛の形態および分布状態が大きな影響を及ぼしているものと理解される。そこで、疲労強度に対してき裂発生源としての黒鉛がどのような影響を及ぼしているのか調べるために、球状黒鉛をき裂発生源とするデータを抽出して再整理した。図2.9(a)および(b)は、FDIおよびFPDIのき裂発生源が球状黒鉛である破断試験片のデータのみを図示したS-N関係図である。なお、図中の曲線は、図2.5で得られたS-N曲線を再記したものである。き裂発

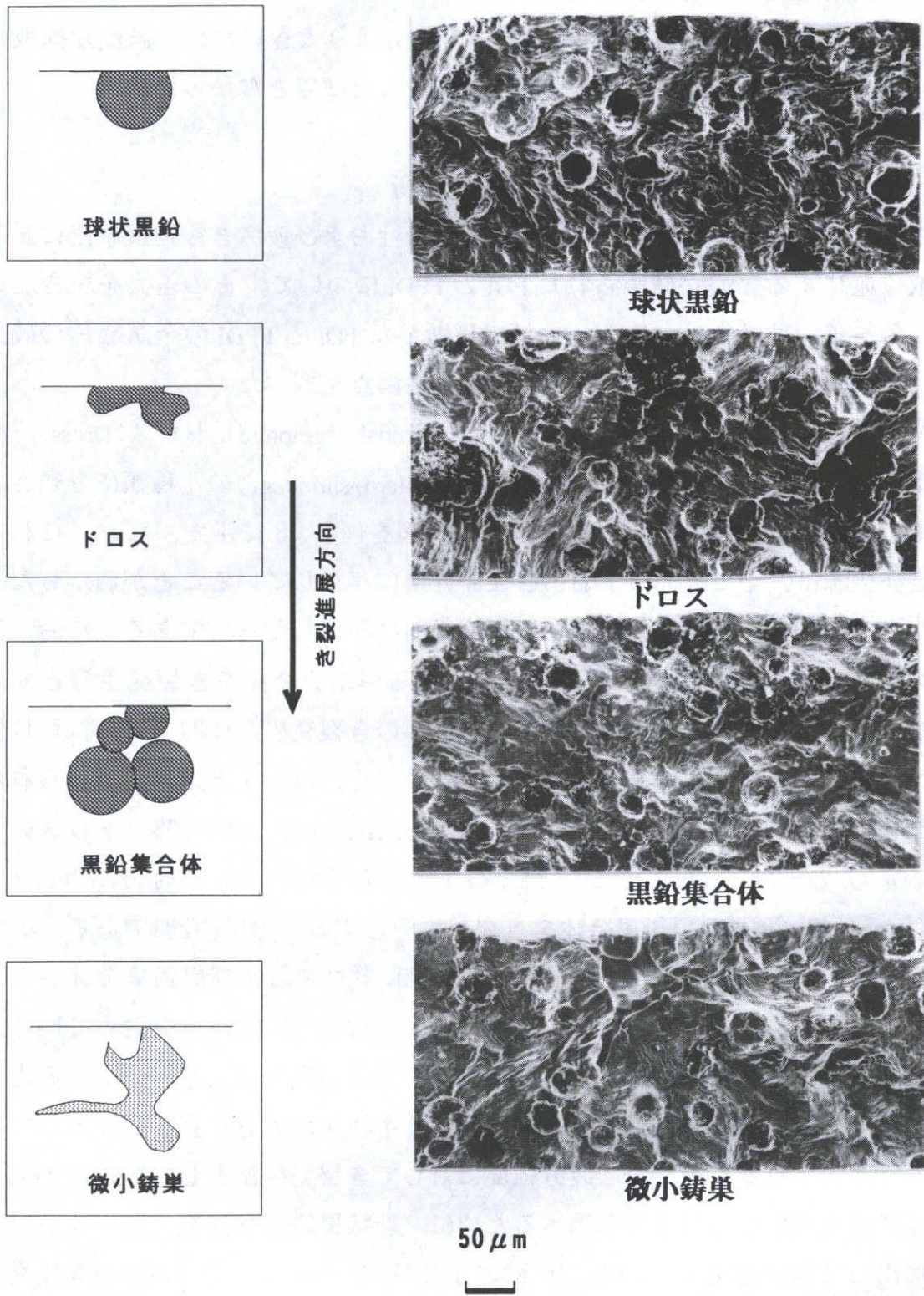


図 2. 8 き裂発生源のSEM写真

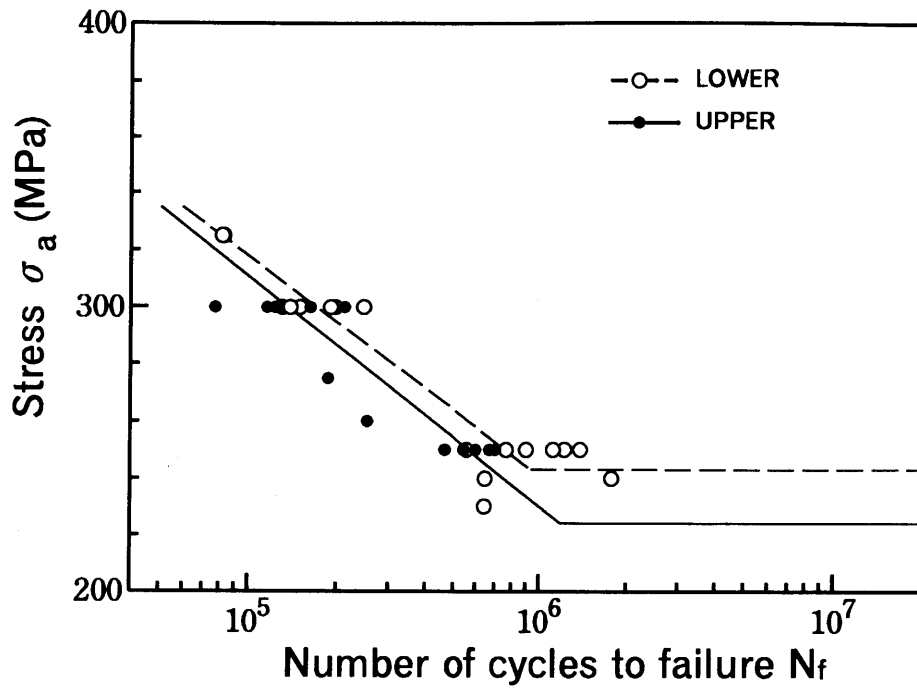
表 2. 5 き裂発生源の分類結果

| Material | Location | Fracture origin (%) | | | |
|----------|----------|---------------------|-------|----------|---------|
| | | S. G. | Dross | C. S. G. | M. S. |
| FDI | Upper | 53 (20) | 2 (1) | 13 (5) | 32 (12) |
| | Lower | 57 (20) | 3 (1) | 6 (2) | 34 (12) |
| FPDI | Upper | 59 (17) | 7 (2) | 24 (7) | 10 (3) |
| | Lower | 58 (18) | 6 (2) | 23 (7) | 13 (4) |

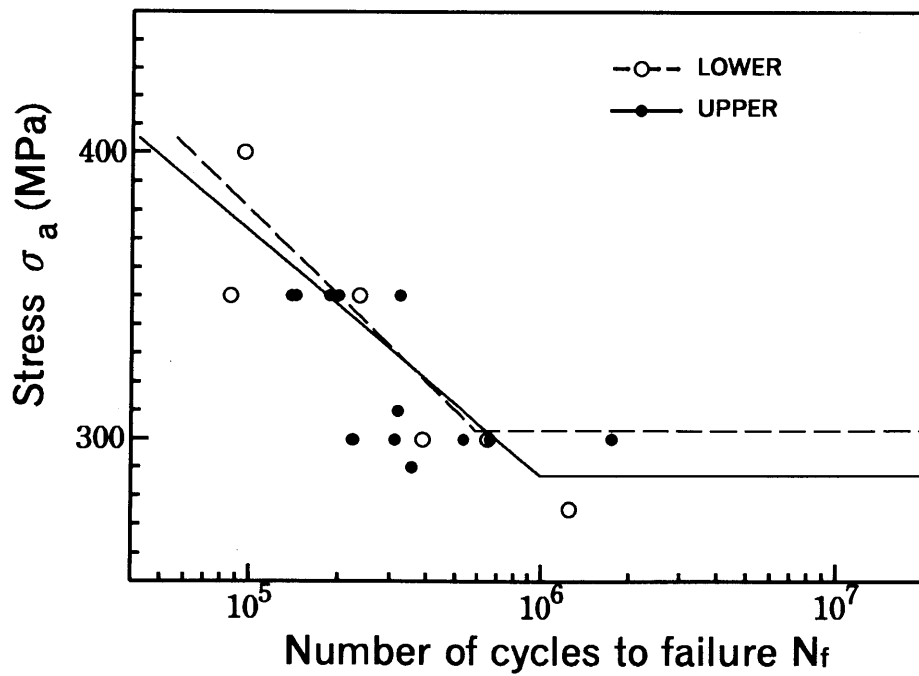
S. G. : Spheroidal graphite C. S. G. : Colony of S. G.

M. S. : Micro shrinkage

生源を球状黒鉛に限定することによって、FDI の上部材と下部材の各実験点が明瞭に分かれる傾向が認められる。一方、FPDI については、各実験点のばらつき程度が全データの場合とほとんど変わっていない。したがって、FDI において球状黒鉛が試験片採取位置の違いによる疲労強度の差異を生じる主な要因と考えられ、前述の図 2. 5 の S-N 曲線におけるデータのばらつきは、黒鉛とそれ以外のき裂源でき裂発生挙動が異なることによるものと考えられる。これに対して、FPDI の場合、FDI と比較して黒鉛周りにフェライト層が若干存在するものの全体の基地組織はパーライトで硬さ値も FDI より高いことから、微小欠陥に対する敏感性も高く⁽⁴⁰⁾、疲労強度に対して球状黒鉛以外の欠陥や基地組織の不均一性による影響を受けやすくなっているものと推察される。



(a) FDI



(b) FPDI

図 2.9 黒鉛を発生起点とする破断試験片の S-N 関係

2.3.5 FDIおよびFPDIの黒鉛の形態および分布

FDI, FPDI ではき裂発生源の半数以上が球状黒鉛であり, FDIにおいて球状黒鉛が疲労強度の差異を生じる主な要因であると考えられたので, さらに, その要因について詳細に検討するため, 試験片の採取位置による黒鉛の性状および分布状態の違いを調べた.

表2.6は, FDI, FPDI の上部と下部における黒鉛の形態および分布のパラメータ (平均黒鉛粒径, 平均黒鉛球状化率等)を整理した結果である. なお, 表2.6の黒鉛球状化率は形状係数法で求めたものであり, FDIの平均フェライト粒径も併記してある.

表2.6 組織的パラメータ

| | Location | FDI | FPDI |
|--|----------|------|------|
| Average ferrite grain size (μm) | Upper | 20.9 | — |
| | Lower | 17.7 | — |
| Spheroidal graphite size (μm) | Upper | 32.2 | 36.9 |
| | Lower | 28.7 | 34.3 |
| Spheroidal graphite rate (%) | Upper | 71.0 | 71.3 |
| | Lower | 73.1 | 71.8 |
| Area fraction of graphite (%) | Upper | 10.6 | 12.1 |
| | Lower | 10.8 | 9.7 |
| Number of graphite ($1/\text{mm}^2$) | Upper | 117 | 99 |
| | Lower | 154 | 97 |

両供試材の平均黒鉛粒径はいずれも上部が大きく、下部が小さい。また、平均黒鉛球状化率は、両材ともに下部が僅かに高くなっている。このように、疲労強度の高いYブロックの下部材の平均黒鉛粒径が上部材に比較して小さく、平均黒鉛球状化率も僅かに高くなっていたことは他の研究⁽¹²⁾⁽¹³⁾と同様である。

平均黒鉛面積率は、FDIでは上下の差はほとんど認められないが、FPDIでは上部が高くなっている。これに対して、平均黒鉛粒数はFDIでは下部が多く、FPDIでは上下の差がほとんど無い。球状黒鉛鑄鉄において、黒鉛粒径が小さく黒鉛粒数が多いものでは、個々の黒鉛形状による切欠き効果が全く認められない⁽²²⁾と考えられており、FDIにおいて、下部の黒鉛粒数の多いことが疲労強度に対するマイナス要因にはならないものと考えられる。また、黒鉛粒数が低下し粒径が小さくなると、個々の黒鉛形状による切欠き効果がより敏感性を増すとの報告⁽¹⁵⁾も見られ、FPDIにおいて、平均黒鉛粒径の上下の差がFDIより大きいにもかかわらず、疲労限度の差が小さいのはFPDIの平均黒鉛粒数が上部より下部が僅かに少なく、個々の黒鉛形状による切欠き効果が若干高くなり、平均黒鉛粒径の減少による疲労限度の上昇を抑制したことが推測される。

以上のことから、FDI、FPDIの採取位置による疲労強度、疲労寿命の差は主として黒鉛粒径の違いによって生じているものと解釈することができる。

FDIにおける上部の平均フェライト粒径は下部よりも大きくなっている。これは鑄造Yブロック内において、鑄造時の冷却速度に位置的違いを生じていることを示している。また、FDIにおけるき裂進展の場合、き裂の一時停止や屈曲がフェライト粒界や黒鉛等の介在物で観察されることを考慮すると、FDIの疲労強度、疲労寿命に対して、基地組織のフェライト粒径の影響も無視できないものと考えられる。

2.4 疲労強度の統計的性質

前節までは、球状黒鉛鑄鉄の疲労特性に及ぼす試験片採取位置の影響について調べたが、本節では、前節で行った4材料の全データを採取位置に関わらずプールして、疲労強度の統計的性質に及ぼす基地組織の影響について検討することにする。

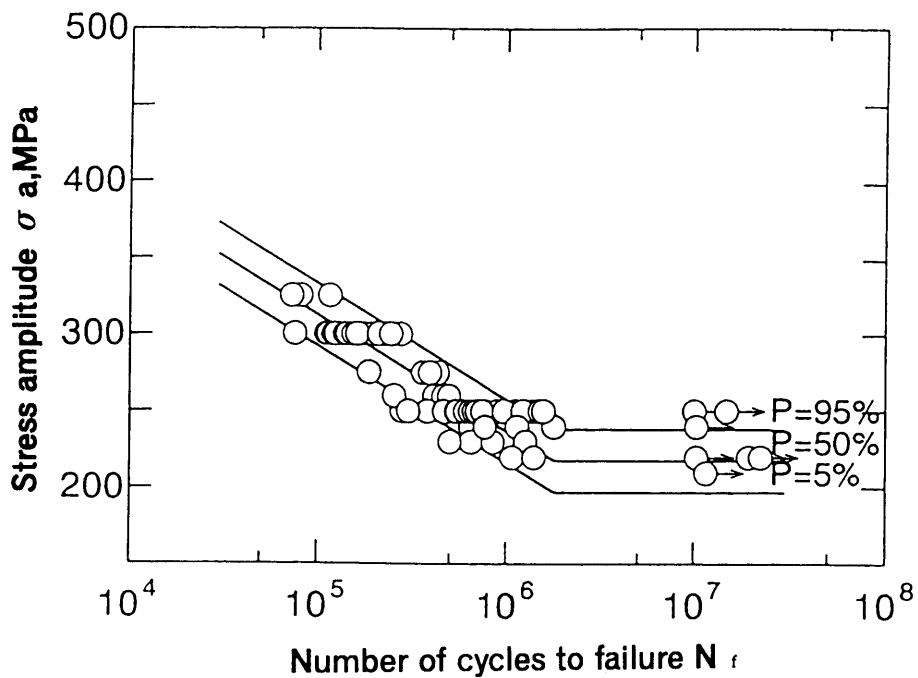
2.4.1 P-S-N曲線

図2.10(a)~(d)に各供試材のP-S-N曲線を示す。図における各供試材の確率疲労特性は折れ線表示のS-N特性と仮定し、疲労強度が正規分布に従い、その標準偏差は寿命によらず一定とする西島ら⁽⁹¹⁾の相対強度偏差の考え方により、破壊確率50%の中央S-N曲線および破壊確率5%および95%におけるS-N曲線を求めた。なお、この時、寿命 N_f は対数正規分布に従うことを意味する。疲労限度は傾斜部の標準偏差を用いた重み付きプロビット法により求めた。

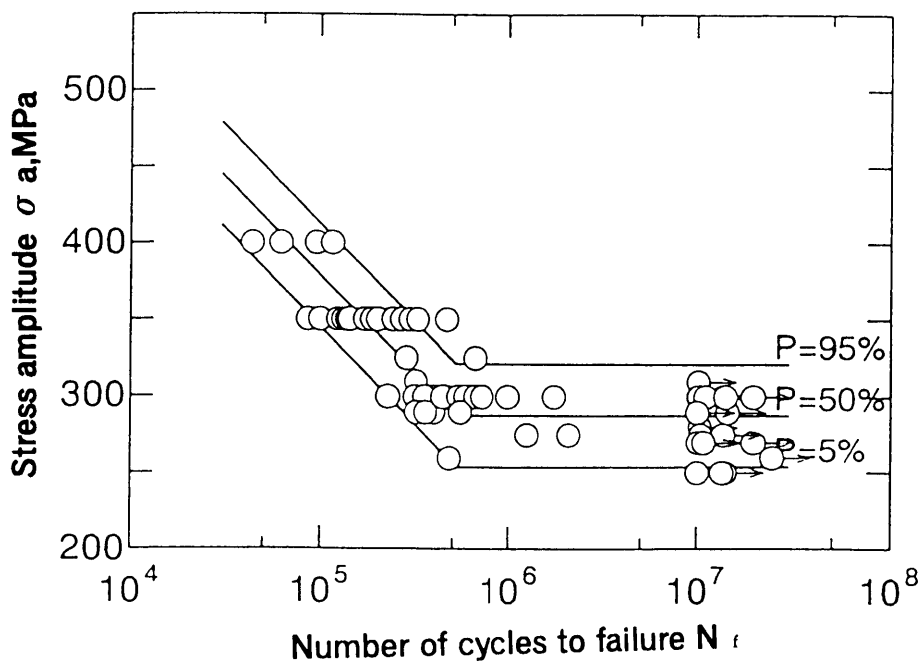
表2.7に各供試材の疲労限度および傾斜部に属する全破断データの偏差平方和から求めた疲労強度の標準偏差を示す。表には、各供試材の引張強さ σ_B および疲労限度の比(σ_w/σ_B)を併記している。

図2.10および表2.7より、FPDIおよびPDIは、P-S-N曲線がほぼ等しく疲労強度、ばらつきともほぼ同程度の材料であることがわかる。FDIは疲労限度は低いがばらつきは少ない材料で、ADIは疲労限度はかなり高いが、標準偏差も大きくばらつきが大きい材料ということがわかる。

鉄鋼材料では、S-N曲線の縦軸の応力振幅 σ_a を引張強さ σ_B で基準化すると、強度が違う材料でも同じ σ_w/σ_B -N曲線で整理できることが知られている。しかし、ここで用いた4種類の球状黒鉛鑄鉄は表3.5からもわかるように疲労限度の比がかなり異なり、 σ_a を σ_B で基準化しても整理できなかった。

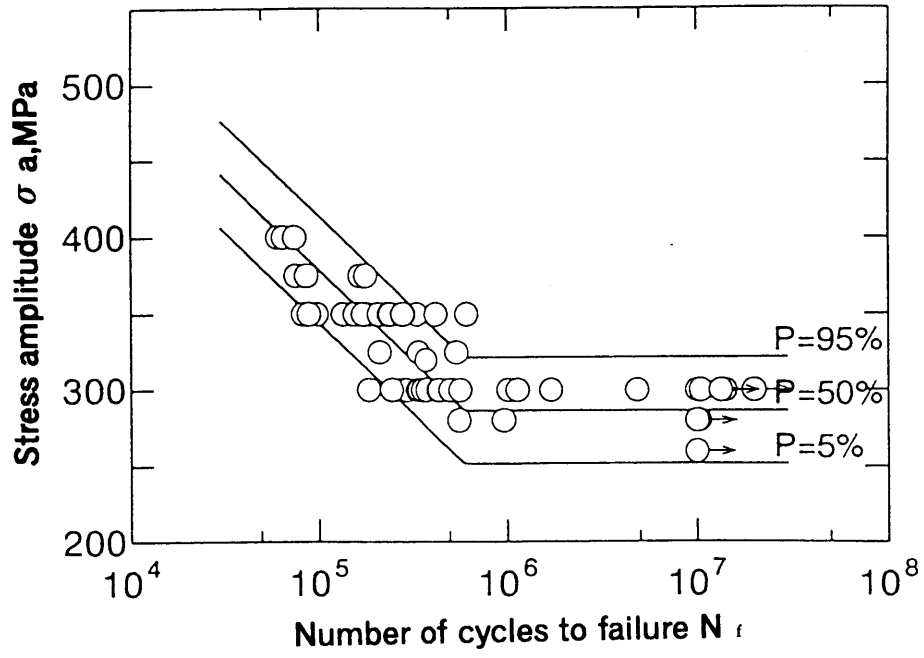


(a) FDI

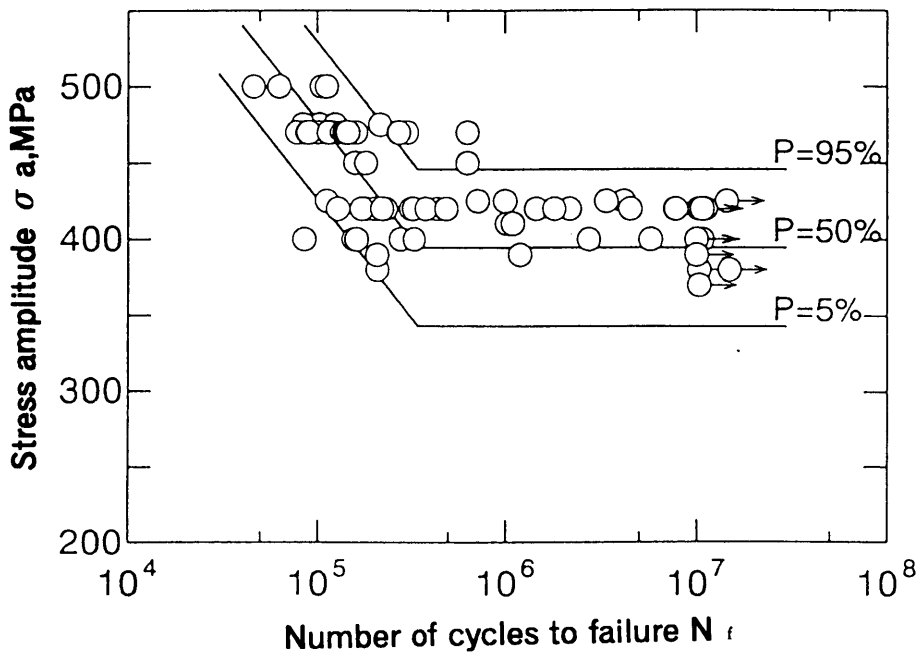


(b) FPDI

图 2.10 P-S-N曲线



(c) PDI



(d) ADI

图 2.10 P-S-N 曲线

表 2. 7 各供試材の疲労限度, 疲労限度の比および標準偏差

| Material | σ_w (MPa) | S. D. (MPa) | σ_B (MPa) | σ_w/σ_B |
|----------|------------------|-------------|------------------|---------------------|
| FDI | 218 | 12.5 | 408 | 0.534 |
| FPDI | 288 | 20.4 | 774 | 0.372 |
| PDI | 287 | 21.2 | 852 | 0.337 |
| ADI | 394 | 31.3 | 902 | 0.437 |

2. 4. 2 疲労寿命分布特性

一般に疲労寿命は Weibull 分布や対数正規分布に従うことが知られているが, ここでは Weibull 分布を用いて整理することとした. 図 2. 1 1 (a)~(d)は, 各供試材の疲労限度以上の各 2 応力レベルにおける疲労寿命を Weibull 確率紙にプロットした結果である. なお, 図 2. 1 1 (a)~(d)は前節の図 2. 6 (a)~(d)に示した上部, 下部の Weibull 分布に用いた全データを再整理したものである.

表 2. 8 は前節と同様な方法で求めた 3 母数の値である. 図 2. 1 1 (a)~(d)中の曲線は, 前節の図 2. 6 (a)~(d)に示した上部, 下部の Weibull 分布に用いた全データをプールして描いた分布曲線で, 各実験点が 3 母数 Weibull 分布に従っていることがわかる.

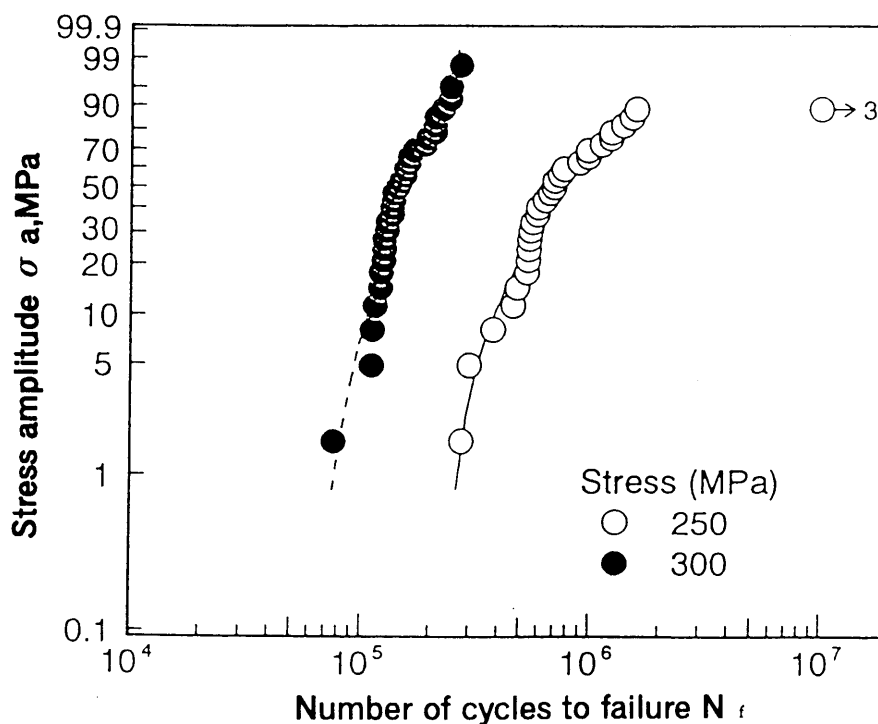
表 2. 8 から, FDI の形状母数は約 2.7 であり, 正規分布に近い分布形状であることがわかる. 各供試材の低応力レベルでは形状母数 m は, 1 に近い値あるいは 1 以下となり, 疲労限度近傍の分布の特徴を示している. 一方, ADI は高応力レベルでも, m は 1 以下となっており他の供試材とは異なる傾向を示している. また, 疲労寿命の変動係数の値は, 高応力レベル, 低応力レベルともに $FDI < FPDI < PDI < ADI$ で, 静的強度の高い材料ほど大きくなっている. そして, 4 材料ともに高応力レベルより低応力レベルの変動係数が大きく, 相対的に応力レベルの低い程疲労寿命のばらつきが大きくなっていることがわかる.

図 2. 1 2 (a)~(c)は, 各供試材における試験応力と各母数の関係である.

各供試材とも 2 応力レベルのため, 定量的な応力依存性は説明できないが, 酒井ら⁽⁴⁷⁾の球状黒鉛鋳鉄の結果や他の鉄鋼材料における傾向と同様な傾向を示し, 各供試材とも形状母数は応力に対して正の相関があり, 尺度母数と位置母数は片対数表示で応力に対して負の相関がある.

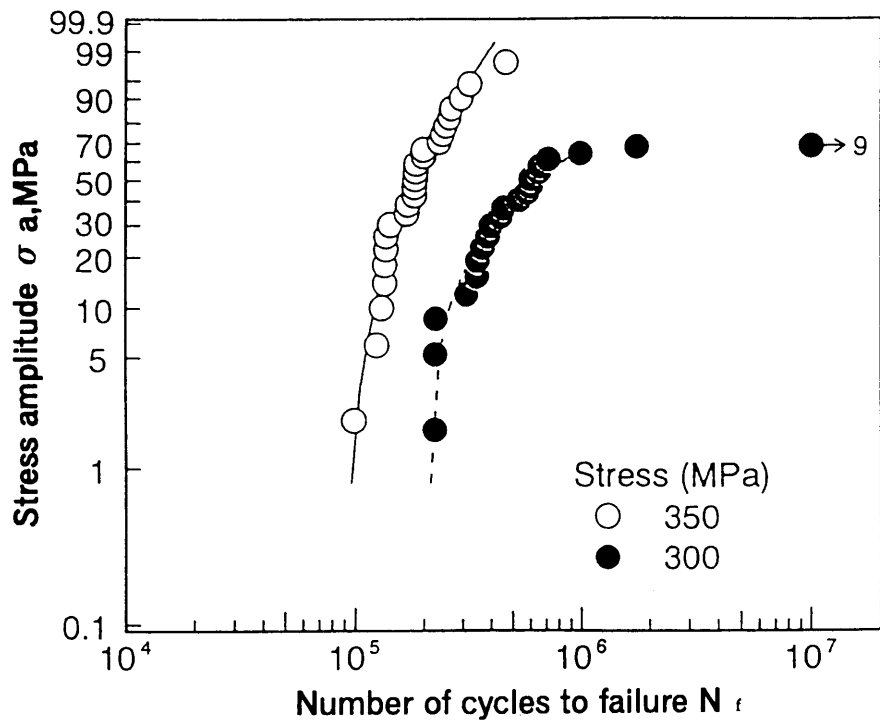
表 2. 8 Weibull 3 母数および疲労寿命の統計値

| Material | Stress σ_a (MPa) | n | Shape parameter m | Scale parameter $\alpha \times 10^5$ | Location parameter $\gamma \times 10^5$ | Average value (Cycles) | C. V. (%) |
|----------|-------------------------|----|-------------------|--------------------------------------|---|------------------------|-----------|
| FDI | 300 | 31 | 2.69 | 1.14 | 0.57 | 1.02×10^5 | 0.401 |
| | 250 | 31 | 1.47 | 6.81 | 2.38 | 6.16×10^5 | 0.691 |
| FPDI | 350 | 25 | 1.72 | 1.24 | 0.89 | 1.11×10^5 | 0.599 |
| | 300 | 29 | 0.83 | 7.00 | 2.12 | 7.74×10^5 | 1.213 |
| PDI | 350 | 26 | 1.77 | 1.83 | 0.61 | 1.63×10^5 | 0.583 |
| | 300 | 31 | 0.91 | 7.02 | 1.81 | 7.35×10^5 | 1.103 |
| ADI | 470 | 23 | 0.92 | 0.76 | 0.78 | 7.91×10^4 | 1.089 |
| | 420 | 24 | 0.60 | 8.60 | 1.27 | 1.31×10^6 | 1.784 |

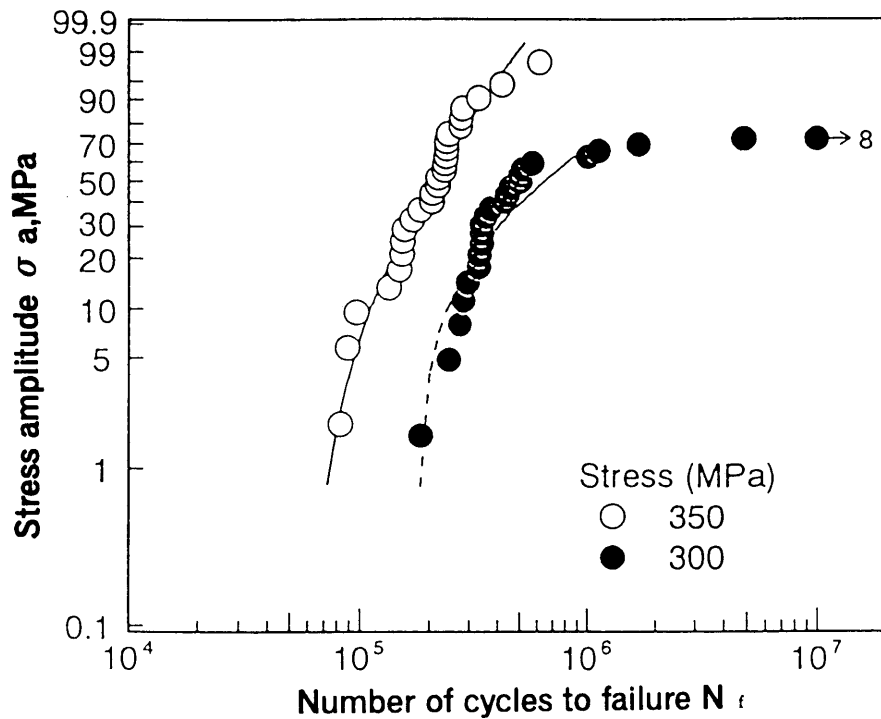


(a) FDI

図 2. 1 1 疲労寿命分布 (Weibull 確率紙)

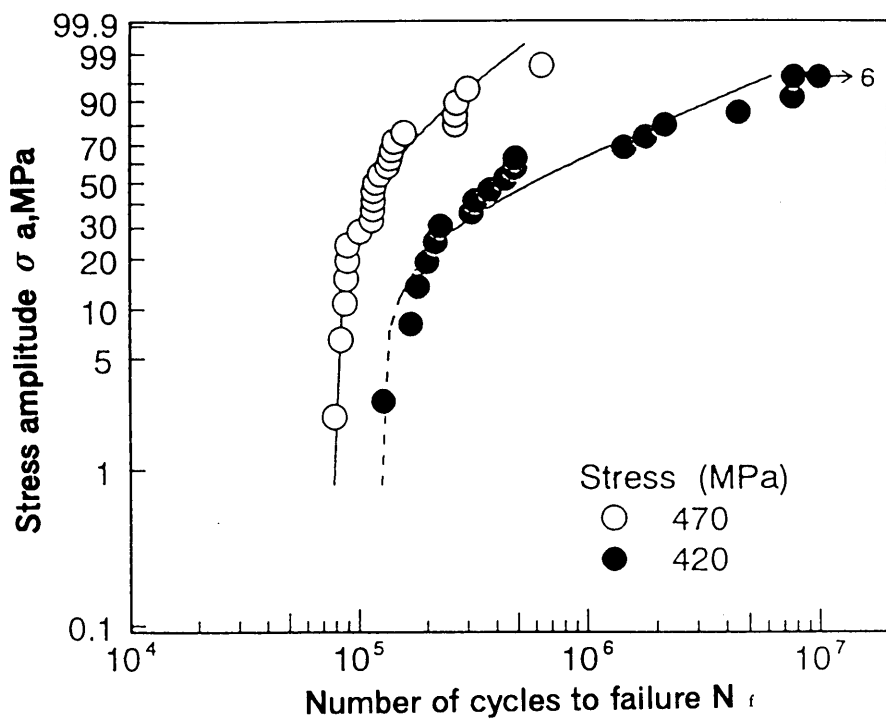


(b) FPD I



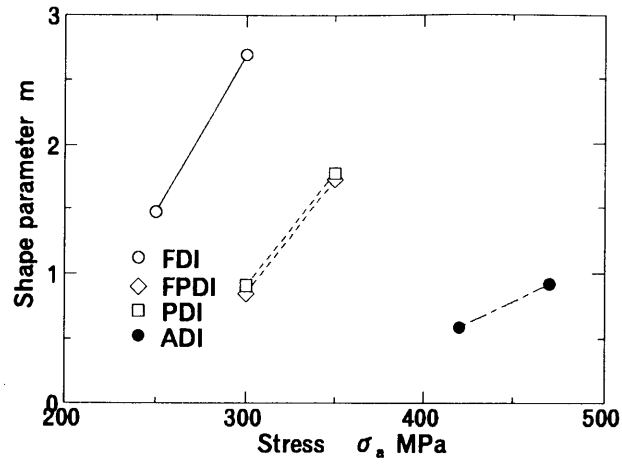
(c) PDI

図 2. 1 1 疲労寿命分布 (Weibull 確率紙)

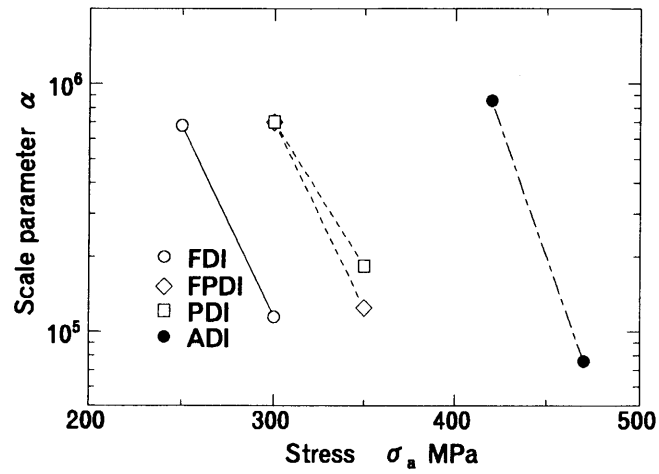


(d) ADI

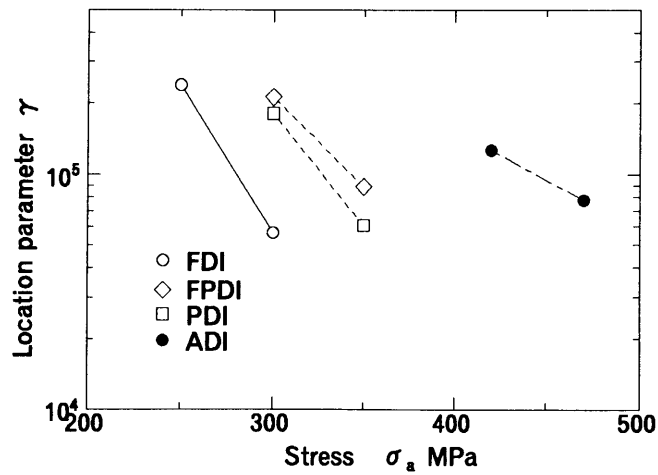
図 2.11 疲労寿命分布 (Weibull 確率紙)



(a) 形状母数 m



(b) 尺度母数 α



(c) 位置母数 γ

図 2.12 Weibull 3 母数の応力依存性

2.4.3 黒鉛の形態および分布

以上のように、球状黒鉛鑄鉄の疲労強度の統計的性質は基地組織により異なることがわかった。球状黒鉛鑄鉄は基地組織内に黒鉛や微小鑄巣などの欠陥を有し、それらは疲労強度のばらつきを生じさせる大きな要因である。そこで、各供試材における黒鉛の性状を調べた。表2.9の各供試材の組織パラメータは、上部と下部の試験片について、それぞれの約0.7mm×0.6mmの6視野の組織写真からJIS5502に従い画像処理装置によって計測された全データを採取位置で区別することなく平均値として求めたものである。なお、表2.9の黒鉛球状化率は、形状係数法で求めたものである。

黒鉛粒径は30 μ m~36 μ m程度であり、基地組織でそれほど差異はない。球状化率はADIが最も小さい値となっている。黒鉛の性状からみる限り、基地組織による差異は比較的少ないようであるが、黒鉛の球状化率が小さいことは、基地組織中に存在する黒鉛の形状が不規則なものが多いことを意味しており、これがADIの疲労強度のばらつきを大きくしている要因の一つと考えることができる。

表2.9 各供試材の組織パラメータ

| | FDI | FPDI | PDI | ADI |
|-------------------------------------|------|------|------|------|
| Spheroidal graphite size (μ m) | 30.5 | 35.6 | 30.0 | 32.8 |
| Nodularity (%) | 72.1 | 71.6 | 69.7 | 67.6 |
| Area fraction of graphite (%) | 10.7 | 10.9 | 9.83 | 9.42 |
| Nodule count (1/mm ²) | 135 | 98 | 131 | 103 |

2.4.4 き裂発生箇所

基地組織に黒鉛や鑄巣などの欠陥が存在する場合、それらはき裂の発生源として作用する。この欠陥の寸法や位置はき裂の発生挙動に大きな影響を与えて、疲労強度のばらつく原因となる。そこで、4材料の有限寿命域で破断した全試験片の破面について、SEMにより疲労き裂発生箇所を調べた。き裂発生起点となった欠陥は前節で示したように、球状黒鉛(Spheroidal graphite)、ドロス(Dross)、黒鉛の集合体(Colony of S.G)および微小鑄巣(Micro-shrinkage)の4種である。また、これらのき裂発生源はADIの一部を除いて全て表面直下および表面近傍に存在していた。表2.10は各き裂発生源の割合を整理した結果であり、括弧内の数字は試験片本数を示している。なお、表2.10におけるFDIとFPDIのデータは前節の表2.5のFDI,FPDIの全データを一括して再整理したものである。また、PDIおよびADIについては、当初から試験片採取位置で区別することなくき裂発生源を調べた全データを整理したものである。

黒鉛をき裂発生源とするものは、FDI,FPDIでは、それぞれ55%,58%と全体の半分以上を占め、PDIでは37%であった。静的強度、疲労限度が最も高いADIでは微小鑄巣をき裂発生源とするものが多く、球状黒鉛をき裂源とするものは全体の17%にすぎない。黒鉛の集合体を起点とするものは、FDI,FPDI,PDIおよびADI、それぞれ9%,23%,19%および28%とFDIが最も少なく、ADIが最も多い。微小鑄巣をき裂源とするものの割合はADIが51%と最も高く、FDI,PDIがそれぞれ33%,37%であり、FPDIは12%と最も少ない。

表2.10 き裂発生源の分類結果

| Material | Fracture origin (%) | | | |
|----------|---------------------|-------|-------------------------------|-----------------|
| | Spheroidal graphite | Dross | Colony of Spheroidal graphite | Micro-shrinkage |
| FDI | 55 (40) | 3 (2) | 9 (7) | 33 (24) |
| FPDI | 58 (35) | 7 (4) | 23 (14) | 12 (7) |
| PDI | 37 (21) | 7 (4) | 19 (11) | 37 (21) |
| ADI | 17 (8) | 4 (2) | 28 (13) | 51 (23) |

黒鉛や黒鉛集合体をき裂源とするものは FDI, FPDI のように黒鉛の周りをフェライトで囲む基地組織のものに多く、一方、微小鑄巣をき裂源とするものは、基地組織の硬さが高いパーライトおよびベイナイト組織のものに多い。すなわち、基地組織の硬さの値が大きい高強度材ほど微小欠陥に対する感受性が高くなるため、円形の穴に近いと考えられる黒鉛より形状が不規則で比較的大きい微小鑄巣からのき裂発生傾向が強くなるものと考えられる。

しかし、FDI では微小鑄巣を発生起点とするものも多くみられる。本研究では微小鑄巣の寸法、分布などは、測定していないので微小鑄巣の性状に及ぼす基地組織の影響については不明であり、FDI で微小鑄巣が多くなる原因は明らかではない。また、越智ら⁽⁵⁸⁾は、著者らとは鑄造時期が異なるものの同一規格素材の FDI, PDI について疲労試験を行い、き裂源は微小鑄巣が支配的で、それぞれ 90% 以上、約 75% と本研究と数値的に異なる結果を示している。これは同一規格素材であっても、鑄造時期やロットが異なることによって、基地組織や黒鉛、微小鑄巣等の欠陥の分布や密度に違いを生じ、き裂発生挙動に影響を与えているものと推測される。なお、本研究において ADI の一部に内部の欠陥をき裂発生源とするものも観察され、き裂発生挙動が他の基地組織の材料と異なることも確認している。また、ADI では次章で示すように疲労過程中に繰返しに伴う加工誘起変態が生じる。しかし、室温における変態は、中高温におけるほど安定ではなく、室温の応力繰返しでは変態が完了せず、応力条件によって変態程度が異なる可能性もあり、これが、ADI の疲労寿命および疲労強度のばらつきを大きくしている要因のひとつになるものと考えられる。

2.5 結 言

FDI, FPDI, PDI および ADI の鋳造 Y ブロックからの試験片採取位置の違いが、疲労強度及び疲労寿命分布特性に与える影響と疲労強度の統計的性質について調べた。得られた主な結果をまとめると以下のとおりである。

- (1) FDI, FPDI の鋳造 Y ブロックからの採取位置で疲労限度および疲労寿命に差異が認められ、下部から採取した試験片のほうが疲労強度が大きい。
- (2) FDI, FPDI とも、下部より上部の平均黒鉛粒径が大きくなっており、これが疲労強度低下の主たる要因と考えられる。
- (3) FPDI, PDI は、疲労強度、ばらつきともほぼ同程度の材料である。また、FDI は疲労限度は低いがばらつきは少なく、ADI は疲労限度はかなり高いが標準偏差も大きくばらつきが多い。
- (4) 各材料の疲労寿命分布は、飽和破壊確率を考慮した 3 母数 Weibull 分布に従う。また、形状母数は応力に対して正の相関があり、尺度母数および位置母数は片対数表示で応力に対して負の相関がある。
- (5) 球状黒鉛をき裂源とするものの割合は FDI, FPDI ともに 50% ~ 60% を占めているが、基地組織の硬さ値が最も高い ADI では微小鑄巣をき裂源とするものが約 50% を占め、逆に球状黒鉛をき裂源とするものの割合が 16% と最も少なく、これが組織変態と共に ADI のばらつきを大きくしている可能性がある。

第3章 オーステンパ球状黒鉛鑄鉄の 中高温における疲労特性

第3章 オーステンパ球状黒鉛鑄鉄の中高温における疲労特性

3.1 緒言

前章では、4種類の異なる基地組織を持つ球状黒鉛鑄鉄（FDI, FPGI, PDI および ADI）の室温における疲労強度、疲労き裂発生・進展挙動および疲労寿命の分布特性を中心に調べてきた。その結果、ADIは高い疲労限度を示すが、その標準偏差は大きくばらつきの多い材料であることがわかった。さらに、ADIでは微小鑄巣をき裂源として疲労破壊するものも多く、これが組織変態と共に疲労強度および疲労寿命のばらつきを大きくしていることが考えられた。

本章では前述の結果をふまえながら、ADIの中高温における疲労特性について検討することにした。ADIはFDI, FPGI および PDI と比較して高強度・高靱性であることから、その用途が拡大し、鑄造用金型、熱機関用部品、ボイラー用部品等のように、中高温の環境下で使用される機会も多くなっている。しかしながら、ADIの疲労強度に関して行われた多数の研究、例えば基地組織や黒鉛、介在物などの微小欠陥の影響や破壊機構についての研究^{(51) - (65)}は、いずれも室温におけるものであり、中高温の疲労特性を調べた研究は見あたらない。そこで、本章では中高温におけるADIの疲労特性を明らかにするため、室温から400℃までの温度範囲で回転曲げ疲労試験を実施し、疲労強度の温度依存性を調べ、さらに、各試験温度の破面をSEM観察することによって、き裂発生源の種類、位置等を調査し、中高温環境における疲労き裂の発生挙動を調べた。

3.2 実験材料および実験方法

3.2.1 供試材料および試験片

供試材は、第2章で用いたものと同じベイナイト基地球状黒鉛鑄鉄（ここではADI-1と呼ぶ）と鑄造時期の異なるベイナイト基地球状黒鉛鑄鉄（ここではADI-2と呼ぶ）の2種類で、若干化学組成は異なるもののほぼ同一規のFCD900A相当のオーステンパ球状黒鉛鑄鉄(HMS90BA)である。熱処理はADI-1、ADI-2ともに第2章で示した条件と同じであるから、その詳細は省略する。

図3.1(a)(b)に両供試材の組織写真を示す。表3.1および表3.2に両供試材の化学成分と組織パラメータを示す。両供試材の化学成分および組織パラメータには顕著な差異は認められない。なお、表3.2の黒鉛球状化率は、画像処理装置を用いて形状係数法で求めたものである。表3.3は、両供試材の機械的性質を示しているが、ADI-2のほうが引張強さは高く、伸びも大きいようである。

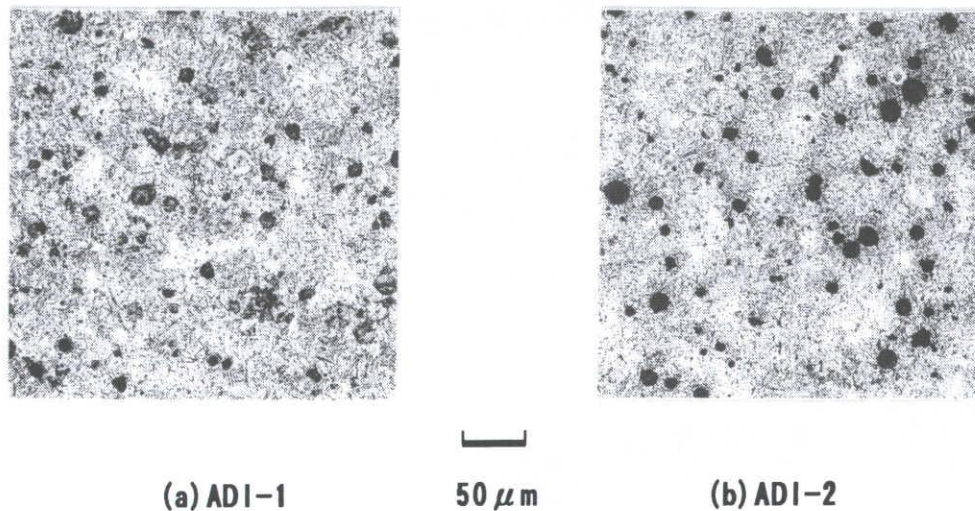


図3.1 各材料の組織写真

3.2.2 試験機および疲労試験方法

室温と中高温の一部の疲労試験には ADI-1 を使用し、中高温の疲労試験には ADI-2 のみを使用した。ADI-1 は鋳造 Y ブロックの上下の位置から切り出され、第 2 章と同じ形状・寸法の回転曲げ疲労試験片に機械加工された。ADI-2 は入手のままの丸棒を ADI-1 と同様の形状・寸法の試験片に機械加工された。試験片は試験に先立ち試験部をエメリー紙で研磨し、最終的にアルミナ水溶液を用いてバフ研磨して鏡面に仕上げた。疲労試験には、高温用小野式回転曲げ疲労試験機(繰返し速度:約 60Hz, 容量:98Nm)を用いた。試験温度は、室温, 200 °C, 300 °C, 350 °C および 400 °C であり、試験は大気中で実施した。さらに、疲労試験後、全試験片の破面を SEM で詳細に観察し、疲労き裂発生源の種類、位置を画像処理装置を用いて計測した。

表 3.1 各材料の化学成分 (wt%)

| Material | C | Si | Mn | P | S | Mg | Cu |
|----------|------|------|------|-------|-------|-------|------|
| ADI-1 | 3.61 | 2.09 | 0.35 | 0.016 | 0.007 | 0.037 | 0.66 |
| ADI-2 | 3.66 | 2.21 | 0.31 | 0.026 | 0.013 | 0.037 | 0.58 |

表 3.2 組織パラメータ

| Material | Spheroidal graphite size (μm) | Nodularity (%) | Number of graphite ($1/\text{mm}^2$) | Area fraction of graphite (%) |
|----------|--|----------------|--|-------------------------------|
| ADI-1 | 32.8 | 67.6 | 103 | 9.4 |
| ADI-2 | 27.7 | 68.5 | 123 | 9.1 |

表 3.3 各材料の機械的性質

| Material | Tensile strength σ_B (MPa) | Elongation δ (%) | Vickers hardness HV |
|----------|-----------------------------------|-------------------------|---------------------|
| ADI-1 | 902 | 8.3 | 304 |
| ADI-2 | 1019 | 13.5 | 298 |

3.3 実験結果および考察

3.3.1 室温および中高温におけるS-N特性

図3.2に室温および中高温におけるS-N関係を示す。図中のS-N曲線は、 $N_f = 6 \times 10^6$ 以下の破断データを用いて最小自乗法により回帰した結果である。室温における疲労限度は重み付きプロビット法により求め、中高温では目視によって求めている。

室温のS-N曲線は 1×10^6 付近で明確な折れ曲がりを示し、疲労限度の存在を示唆しているが、中高温では 10^7 回近傍で破断する試験片もあり、疲労限度の存在は不明瞭になるようである。S-N曲線の傾きは試験温度による違いも少なく、疲労強度は全繰返し数にわたり、 300°C を除き温度の上昇と共に低下する傾向を示す。 300°C のS-N曲線は全繰返し数にわたって、 200°C のそれと同程度かわずかに長寿命側に位置しており、 300°C で疲労強度が上昇していることがわかる。

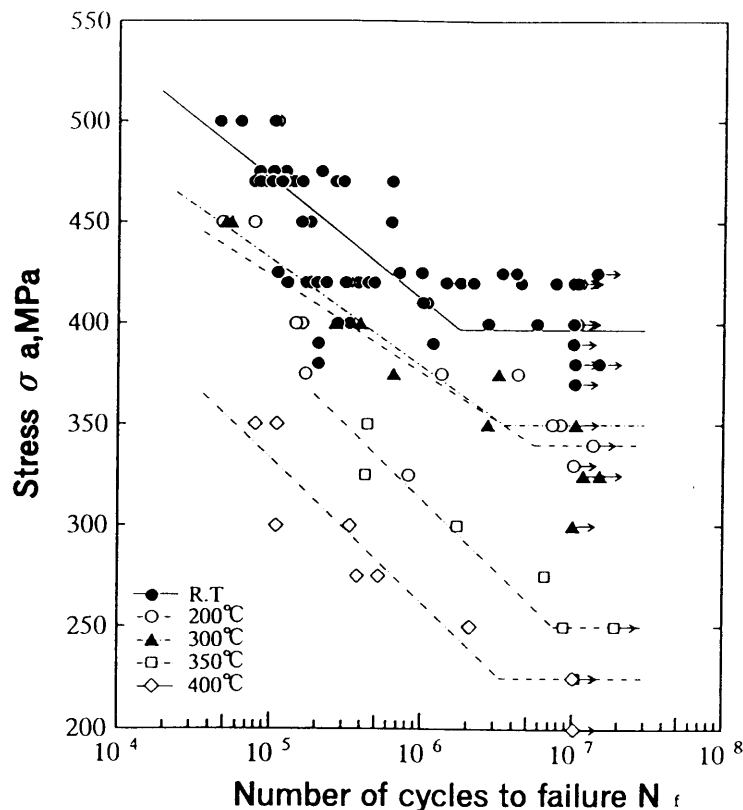


図3.2 室温および中高温のS-N曲線

各温度の ADI の疲労限度 σ_w を表 3. 4 に、疲労限度 σ_w と試験温度 t の関係を図 3. 3 に示す。なお、比較のため加藤ら⁽²⁸⁾ のフェライト基地球状黒鉛鑄鉄 FCD450 の結果を併記する。この FCD450 材について加藤らは、球状黒鉛鑄鉄では、 σ_w - t 曲線において、炭素鋼のような鋭い極大現象は認められないものの、繰返しひずみ時効が無いと仮定した場合の σ_w - t 曲線との関係から、350℃付近における疲労強度の極大に繰返しひずみ時効の寄与が存在するとしている。

本研究の ADI では、FCD450 材の場合より顕著な極大現象が 300℃付近に認められ、繰返しひずみ時効により疲労強度の上昇が期待できるようである。そこで、この 300℃において極大を示す温度依存性が繰返しひずみ時効によるものか、他の理由によるものかを確認するとともに、ADI の中高温の疲労挙動を調べることにした。

表 3. 4 各温度の疲労限度 (MPa)

| Fatigue limit (MPa) | R. T. | 200℃ | 300℃ | 350℃ | 400℃ |
|---------------------|-------|------|------|------|------|
| σ_w | 401 | 340 | 350 | 250 | 237 |

R. T. : Room Temperature

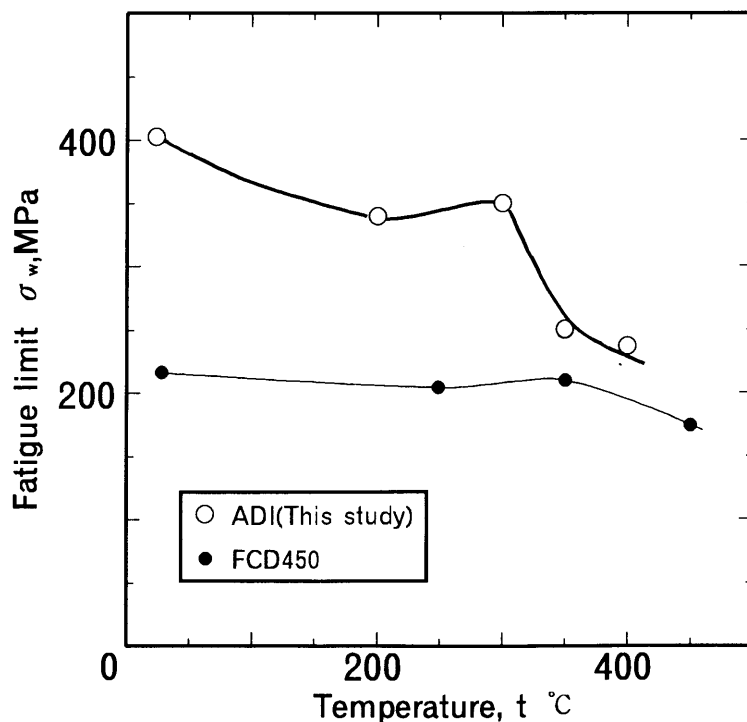


図 3. 3 σ_w - t 曲線

3.3.2 ADIにおける疲労き裂発生挙動

越智ら^{(6), (58)}は、室温における疲労き裂発生起点形状の定量的評価と分布状況および疲労き裂の発生・進展挙動について詳細な検討を行い、疲労寿命のばらつきは、き裂発生からき裂の初期進展に大きく依存することを明らかにし、き裂発生と初期のき裂進展が疲労寿命の大部分を占めることを示した。また、小川ら⁽²⁰⁾は、球状黒鉛鑄鉄における長い疲労き裂の進展抵抗が基地組織に依存しないことを報告している。したがって、ADIの中高温における疲労特性を明らかにするためには、各温度において疲労き裂の発生および発生初期の進展挙動を調査する必要がある。しかしながら、丸棒平滑材を用いた中高温環境下の回転曲げ疲労試験におけるき裂進展挙動の観察は困難である。そこで、破面をSEMで観察し、疲労き裂発生箇所およびその近傍の様相を詳細に調べることにより、中高温の疲労挙動を評価することにした。さらに、有限疲労寿命域で破断した全試験片の破面について、疲労き裂発生起点の同定を行い、き裂発生源の種類、大きさ、位置を調べた。なお、繰返し数 N_f が 10^7 回を越えて破断しなかったものと破断した直後に破面同士が接触して破面が潰されたものは観察から除外した。その結果、破面を観察した試験片数は室温46本、中高温の全温度範囲で29本であった。

図3.4はADIの疲労き裂発生起点となったき裂発生源の代表的なSEM写真である。同定されたき裂発生源は、第2章や越智らの報告⁽⁵⁸⁾と同様、球状黒鉛(S.G.)、黒鉛集合体(C.S.G.)、微小鑄巣(M.S.)およびドロス(Dross)の4種類である。室温におけるADIの疲労き裂の発生箇所は、第2章でも示したように殆どが表面あるいは表面直下であった。これに対して、中高温では表面から $500\mu\text{m}$ 以上内部に存在するものも認められた。

室温および中高温におけるき裂発生源の種類別発生率を図3.5に示す。図では、き裂の起点となるき裂発生源が表面に存在する場合と内部に存在する場合とに区別して示してある。したがって、表面の発生率と内部の発生率の和がそれぞれのき裂発生源の発生率となる。なお、中高温において破面を観察した試験片数は、前述のように29本と少ないため、試験温度毎にき裂発生源の種類分けは困難であったので区別せず一括して整理した。

室温におけるき裂発生源は第2章の表2.10で示した結果であり、ADIの室温では、他の材料と比較して、球状黒鉛をき裂発生源とするものの割合は17%と

最も少なく，逆に微小鑄巣の発生割合が 51% と全体の半数以上を占め最も多くなっている．一方，ADI の中高温では，それぞれのき裂発生源の割合は総体的に室温の場合と大差のない傾向にあるが，室温では，き裂の起点が内部にあるのは微小鑄巣の場合だけであるのに対して，中高温では，き裂発生源の全ての種類で，起点が内部に存在するものが認められる．

そこで，各試験温度において，き裂発生起点の存在場所を表面と内部に区別して整理した．図 3. 6 に，各温度におけるき裂発生起点が表面に存在する率と内部のそれとを示す．室温では表面をき裂発生箇所とするものが全体の 93%(43 本)と大部分を占めているのに対して，中高温では表面を発生箇所とするものは，全体の 43%(13 本)，内部を発生箇所とするものが 57%(16 本)となり，内部をき裂発生起点とするものが多くなる．試験温度毎にみると，試験片数が少ないので正確な傾向とは言えないが，特に 300 °C 以上で，内部を起点とする場合が多くなるようである．このことは，ADI の 300 °C 以上で疲労き裂の発生起点が，表面から内部へ遷移する要因が存在することを意味している．これらの要因を明らかにするため，各試験温度における破面様相を観察した．

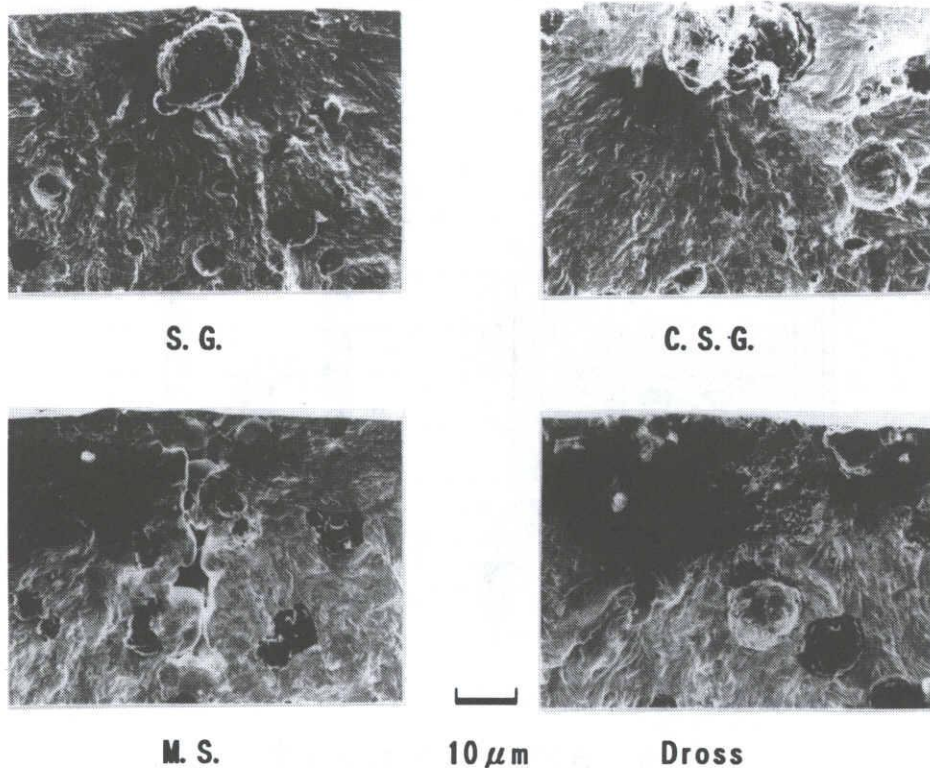


図 3. 4 き裂源の SEM 写真

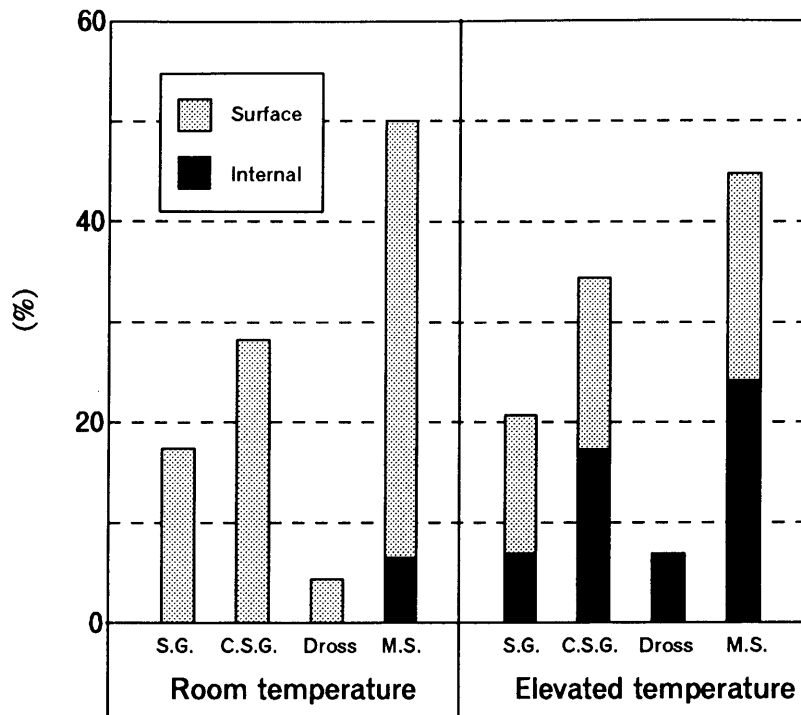


図 3.5 き裂源の種類別発生率

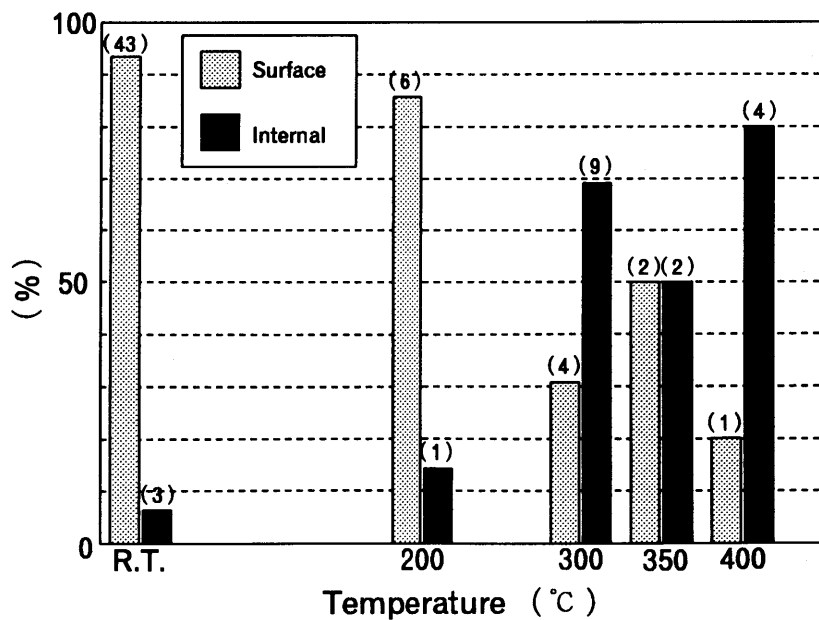
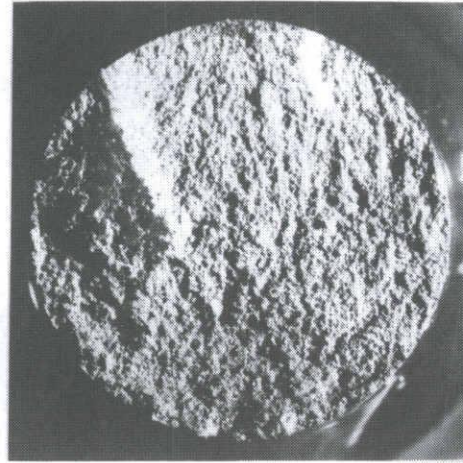


図 3.6 き裂源の位置別発生率



R. T.

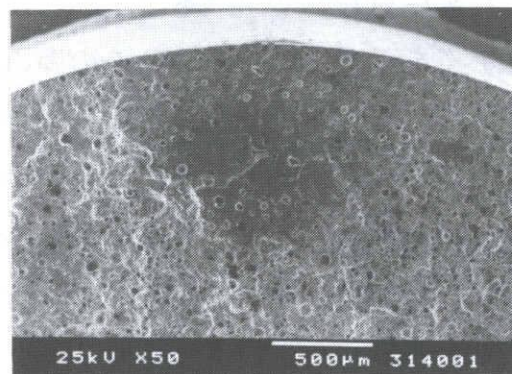


t=350°C

$\sigma_s=350\text{MPa}$
 $N_f=4.41 \times 10^5$

┌
 └
 1mm

図3.7 破面のマクロ写真



t=400°C, $\sigma_s=300\text{MPa}$, $N_f=1.101 \times 10^5$

図3.8 フィッシュアイ形破面の例

図 3.7 に代表的な例として、室温および 350 °C における破面のマクロ写真を示す。室温（200 °C についても同様）の破面は全体が平坦なひとつの面となっており、室温では表面の最大の欠陥からき裂が発生し、それが主き裂として成長し、破断に至っていることを示している。一方、300 °C 以上では段差を伴う破面が多く観察された。これは内部あるいは表面の複数の欠陥からき裂が発生し、破断に至ったことを示唆している。また、350 °C ~ 400 °C の低寿命域でフィッシュアイ形破面様相を示すものも観察された。

図 3.8 は、400 °C で観察された表面から約 500 μm と比較的深い位置の微小鑄巣をき裂発生源とするフィッシュアイ形破面の一例である。

これらのフィッシュアイ形破面は、き裂発生源となった黒鉛あるいは微小鑄巣の周囲から同心円状に広がり、試験片表面まで達して半楕円形き裂面となった巨視的に非常に平坦な破面領域とそれに続く疲労模様を主体とした比較的粗い破面領域から構成されている。また、平坦部と疲労模様部の境は、き裂発生源が表面近くにある場合より深く内部にある場合に明瞭で平坦部の面積も大きい。

本研究で観察されたフィッシュアイ形破壊は 400 °C における 10^6 回以下の低寿命でも発生しており、室温の長寿命で発生する破壊様相とは異なる可能性も考えられる。また、300 °C 以上の試験温度範囲ではフィッシュアイ形破壊は観察されないが、内部を破壊起点とする場合が多くなる傾向にある。

ADI の室温では、 10^7 回以上の長寿命疲労試験においてフィッシュアイ形破壊が観察されている。土居ら⁽²⁵⁾はこの破壊形態の要因とし加工層の影響が大きいことを指摘している。また、中村ら^{(5)・(14)}も 10^7 回付近の低応力長寿命繰返し領域においてフィッシュアイを示すものが多く、この要因として表面加工層における圧縮残留応力による硬さ変化を挙げ、負荷応力の大きさやき裂発生源の種類によって異なるき裂進展機構が存在することを報告しているが、中高温域におけるき裂発生および進展機構の温度依存性に関して、黒鉛や微小鑄巣等の欠陥がどのように関与しているのか明らかでない。

3.4 組織変態の影響

以上のように、300℃以上でき裂発生起点が内部に遷移し、400℃でフィッシュアイ形破壊が観察された。これらの原因を明らかにするため、疲労強度と密接な関連があり、内部破壊の支配要因として指摘されている基地組織の硬さを測定した。さらに、恒温変態温度付近の350℃以上では、応力を繰返すことによって組織の変態などが生じる可能性も考えられるので、残留オーステナイト量の測定も行った。硬さは、室温、200℃、300℃、350℃および400℃の各温度において、負荷応力350MPaで破断した試験片を用いて、破断部近傍と繰返し応力の影響を受けていないと考えられる試験片のつかみ部において室温で測定した。

表3.5および図3.9は、試験後の試験片の破断部近傍およびつかみ部の断面における硬さの平均値および試験温度と疲労部とつかみ部の硬度差の関係を示し

表3.5 疲労部およびつかみ部の硬さ (HV)

| | R. T. | 200℃ | 300℃ | 350℃ | 400℃ |
|------------------|-------|------|------|------|------|
| Fatigued part | 293 | 327 | 366 | 337 | 348 |
| No fatigued part | 304 | 317 | 343 | 332 | 344 |

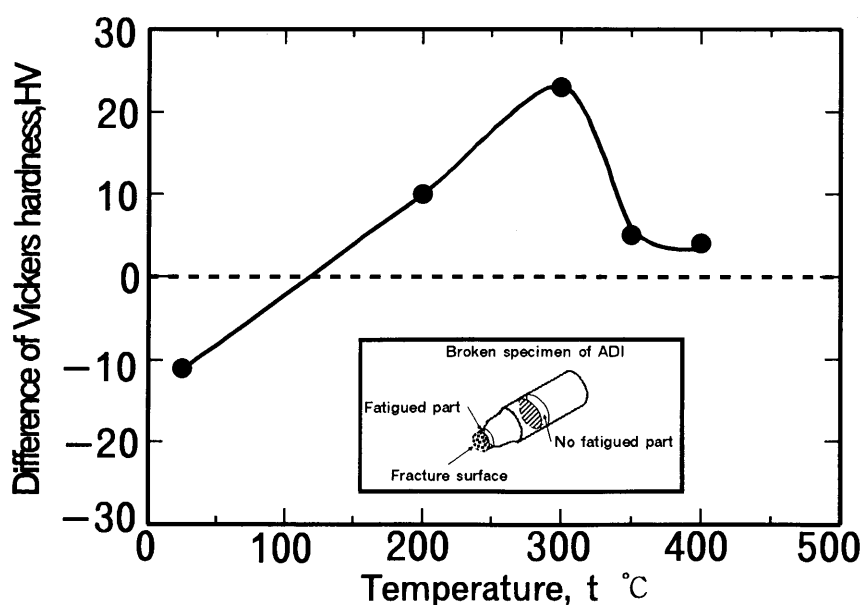


図3.9 疲労部とつかみ部の硬度差と試験温度の関係

ている。破断部近傍の硬さは疲労限度の極大を示した 300℃で最も高く、未変形領域との差も最大となっている。

次に、この硬さ上昇の原因を明らかにするため、各試験温度で破断した試験片の破断部近傍と未変形領域について微視組織を観察し、X線回折法（Cu ターゲット）によって残留オーステナイト量の測定を行った。なお、微視組織の観察および測定には、各温度において 300MPa あるいは 350MPa の負荷応力で破断した試験片を用いた。未変形領域の微視組織は、室温から 350℃まで試験温度の違いによる変化は認められなかったが、400℃で組織の微細化が観察された。これに対して、繰返し変形を受けた破断部近傍では組織の微細化が 350℃から観察された。

図 3.10 は、組織の微細化が認められた試験温度と微細化が観察されなかった最も高い試験温度の微視組織を破断部近傍と未変形領域について示したものである。350℃は本章の供試材料のオーステンパ処理の恒温変態温度(375℃)に近く、300℃はそれより低い温度である。すなわち、応力繰返しの有無に関わらず、中高温下において組織の微細化が生じ、繰返し応力の影響によってその微細化の温度が低下したものと考えられる。

表 3.6 および図 3.11 は、各試験温度において破断した試験片の破断部近傍と未変形部の残留オーステナイト量を測定した結果および試験温度と残留オーステナイト量の関係を示している。未変形領域の室温における残留オーステナイト量は、室温から 300℃までほとんど変化が無いが、350℃で若干低下し、変態が生じていることがわかる。オーステンパ処理の恒温変態温度を越える 400℃では、残留オーステナイトは完全に消失し、変態が完了している。これに対して、繰返し応力が負荷されている破断部近傍の残留オーステナイト量は 200℃までほとんど変化していないが、未変形領域に比べ 50℃低い 300℃で残留オーステナイト量が低下し、変態が生じており、未変形領域より 50℃低い 350℃で変態を完了している。なお、この変態完了温度は、組織観察で認められた微細化の生じている温度と一致している。すなわち、破断部近傍における残留オーステナイトは未変形領域に比べ低い温度で変態を開始し、変態完了温度も未変形領域より低いことを意味している。

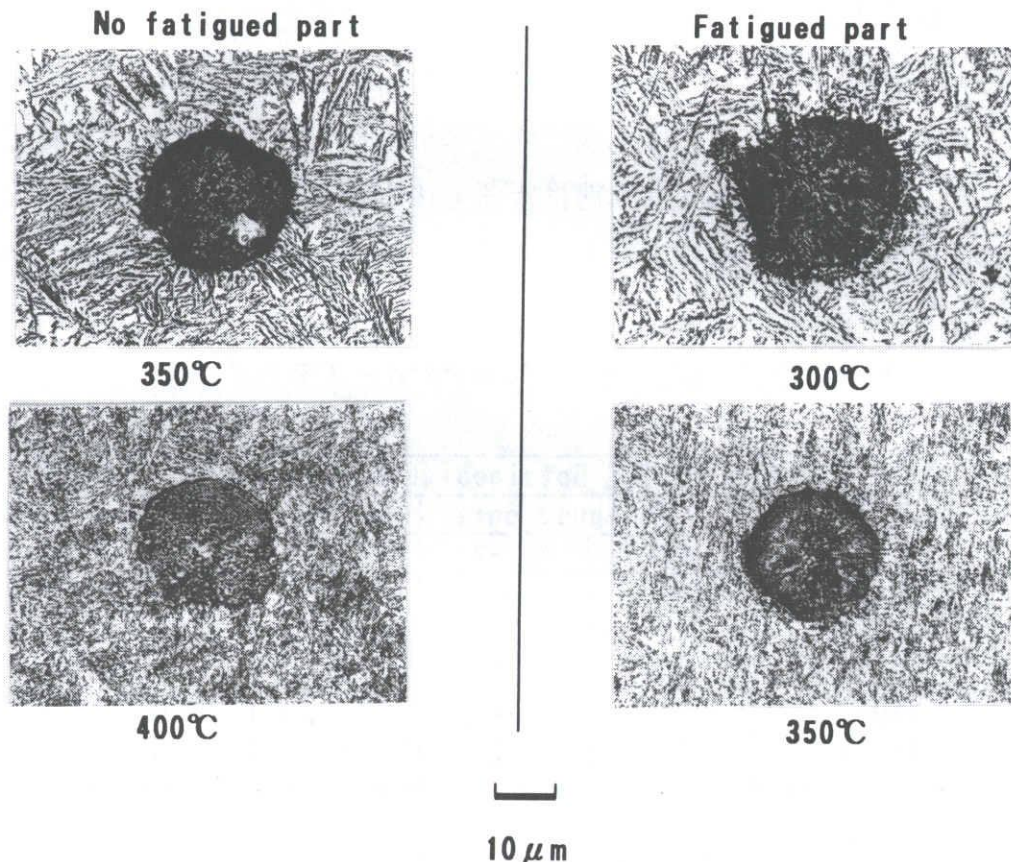


図3.10 疲労部とつかみ部のマイクロ組織

一般に残留オーステナイトは、加工によってマルテンサイトへ変態する。また、加熱により炭化物を析出し⁽⁸⁷⁾、フェライトやマルテンサイトに分解する。炭化物の析出は、残留オーステナイト中の炭素の減少となり、結果として、Ms点の上昇を引き起こす原因となる。このMs点の上昇は、残留オーステナイトの変態を容易にし、この結果、見掛けの変態温度が低下したように観察される。

表3.5によれば、変態の生じている温度の350℃～400℃の硬さが室温や200℃に比べ高くなっており、さらに、破断部近傍の硬さは未変形領域のそれに比べ、わずかに高い値となっている。試験片断面の硬さ分布も測定しており、300℃以上におけるこの硬さ上昇は表面近傍（表面直下200μm）が最も高く、中心部に比べ15～20高くなっている。この表面の硬さ上昇が、フィッシュアイ形破壊や破壊起点が内部に遷移した要因になったと推察される。また、残留オーステナイトがマルテンサイトに変態することに伴う体積膨張は、圧縮の残留応力の発生を引き起こし、これもき裂発生を内部に遷移する原因になったと考えられ

る。また、疲労限度が極大を示した 300℃では、表 3.6 から残留オーステナイト量は室温と同じかわずかに低い程度であるが、未変形領域の硬さは 400℃のそれとほぼ等しい。一方、破断部近傍の硬さは、未変形領域のそれに比べ 20 以上高くなっている。この温度における残留オーステナイトの量はほとんど変化していないことから、この硬さ上昇は変態によるものと考え難く、何等かの加工硬化や繰返しひずみ時効に起因する上昇と考えることができる。

表 3.6 疲労部とつかみ部の残留オーステナイト量

| Temperature | Retained austenite (%) | | | |
|-------------|------------------------|-------|---------------|-------|
| | No fatigued part | | Fatigued part | |
| | ADI-1 | ADI-2 | ADI-1 | ADI-2 |
| R. T. | 34 | - | 27 | - |
| 200℃ | 28 | 28 | 28 | 26 |
| 300℃ | 27 | 27 | 25 | 19 |
| 350℃ | - | 24 | - | 0 |
| 400℃ | - | 0 | - | 0 |

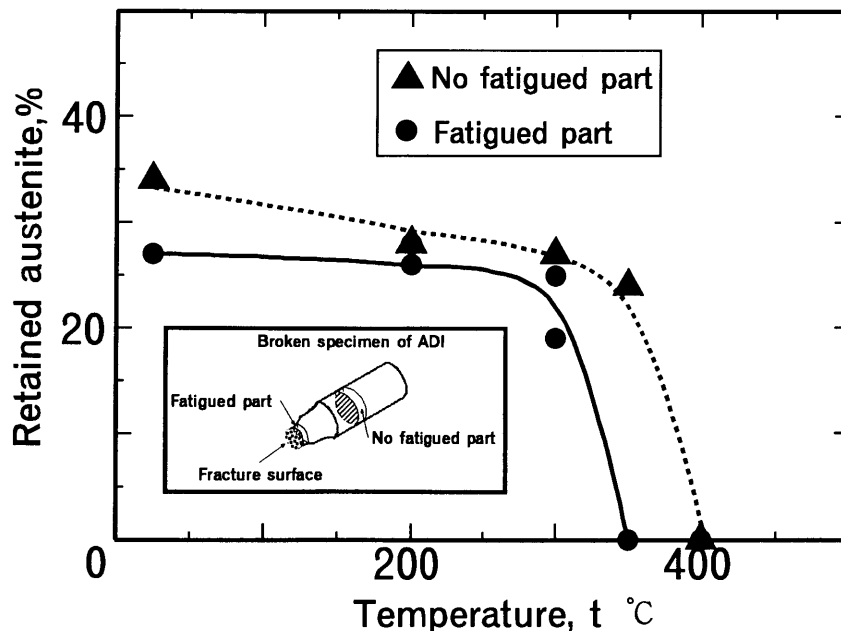


図 3.11 疲労部とつかみ部における残留オーステナイト量と試験温度の関係

3.5 結 言

オーステンパ球状黒鉛鑄鉄(ADI)を用いて室温から 400 °C までの温度範囲で回転曲げ疲労試験を行い, ADI の中高温における疲労特性および疲労き裂発生挙動について調べたところ, 以下の結果を得た.

- (1) 疲労限度 (10^7 回疲労強度) は, 300 °C 付近で繰返しひずみ時効によって顕著な極大現象を示した.
- (2) この極大温度の 300 °C 以上において, 残留オーステナイトの変態に起因する基体組織の微細化および硬さの上昇が認められた. また, この温度への加熱により, 炭化物の析出に関連した Ms 点の上昇を引き起こし, 残留オーステナイトの変態が生じやすくなり, この結果, 見掛けの変態温度が低下したように観察される.
- (3) 繰返し応力の影響により加工誘起変態も生じ, 変態および微細化が完了する温度は, 未変形領域に比べ 50 °C ほど低下する.
- (4) 中高温における疲労破壊は, 内部に存在する黒鉛や微小鑄巣からのき裂発生によるものが多くなる. これは, 残留オーステナイトの変態および繰返しひずみ時効による表面の硬化に起因する.

第4章 球状黒鉛鑄鉄の疲労限度予測

第4章 球状黒鉛鑄鉄の疲労限度予測

4・1 緒言

鉄鋼材料の疲労強度については、静的な材料強度から疲労強度をある程度推定でき、疲労限度が引張強さや硬さに比例して上昇することが知られている⁽⁸⁹⁾。しかし、硬さが高くなると各種介在物による切欠き効果が現れてくるために、疲労強度が大きくばらついたり、疲労限度が逆に低下する場合もある⁽⁸⁶⁾。球状黒鉛鑄鉄には、微小欠陥として作用する黒鉛や微小鑄巣等が基地組織中に無数に存在するため、基地硬さや引張強さ等の静的強度から、経験式によって予測される疲労強度が、実際の疲労強度より高く見積もられる危険性がある。また、基地組織中に存在する黒鉛の性状や微小鑄巣等の微小欠陥は、疲労強度低下の重要な因子である^{(22), (23), (39), (71)}ことから、球状黒鉛鑄鉄について信頼性の高い強度評価を行うには、黒鉛や微小鑄巣等の欠陥が疲労強度に及ぼす影響について十分に把握しておく必要がある。

最近、村上ら^{(81), (82), (86)}が提案した最大欠陥を最大引張応力方向に垂直な面に投影した面積の平方根 $\sqrt{\text{area}}$ を用いた疲労限度予測を球状黒鉛鑄鉄に適用した各種の研究が行われている。この $\sqrt{\text{area}}$ パラメータモデルによる疲労限度予測では、球状黒鉛鑄鉄の表面および表面直下に存在する最大欠陥が疲労き裂源となる場合を想定している。球状黒鉛鑄鉄では、前章で述べたように、黒鉛以外に微小鑄巣等の鑄造欠陥がき裂源となる場合も多く、疲労限度や疲労寿命がき裂源の種類によって影響を受ける。また、欠陥（介在物）の大きさが疲労強度を支配する要因のひとつではあるが、疲労破壊起点となる欠陥（介在物）と基地組織の密着性の違いや負荷応力レベルの違い等によって、疲労強度や疲労寿命が影響を受けることも考えられる。

そこで、本章では、球状黒鉛鑄鉄における静的強度と疲労強度の関係について調べ、き裂の起点となった黒鉛や微小鑄巣等の微小欠陥の $\sqrt{\text{area}}$ と負荷応力レベルと疲労寿命の関係、および村上らによる黒鉛の $\sqrt{\text{area}}_{\text{max}}$ からの疲労限度推定法の推定精度に及ぼす基地組織の影響について検討する。

4.2 静的強度と疲労限度の関係

前節で述べたように、一般の鉄鋼材料における疲労限度は、引張強さや硬さと比例関係にあり、硬さ測定を行うことによって、疲労限度が予測できる。しかし、球状黒鉛鑄鉄の硬さ測定では、表面あるいは表面直下に存在する黒鉛の影響は避けられず、それが測定値のばらつきの原因となっている⁽³⁵⁾。そのため、球状黒鉛鑄鉄において正確な硬さを得ることは、一般の鉄鋼材料と比較して容易ではない。そこで、本節では、球状黒鉛鑄鉄の硬さのばらつきに及ぼす基地組織の影響について検討するとともに疲労限度と硬さの関係について調べた。

表4.1は、各供試材のYブロック下部の巨視的硬さ（黒鉛を数個含んで測定されたビッカース硬さ）と基地硬さ（黒鉛を避けて測定されたマイクロビッカース硬さ）を各供試材ごとに10箇所ずつ測定して算出された平均値、標準偏差および変動係数を示す。巨視的硬さの標準偏差は、FDIが3.01と最も小さいが、FPDIは14.1と最も大きい。基地硬さの標準偏差も巨視的硬さのそれと同様に、FDIが8.75と最も小さく、FPDIが38.7と最も大きい。また、FDIを除くFPDI、PDIおよびADIの巨視的硬さの標準偏差は違いはあるものの約10%～約14%の範囲にある。変動係数は、巨視的硬さが4材とも2%～6%の比較的狭い範囲内にあるのに、基地硬さは5%～14%の広い範囲にばらつき、そのうち、FPDIの変動係数は13.1%と特に大きい。以上のことから、球状黒鉛鑄鉄の硬さ測定において、表面の黒鉛を避けて小さな荷重で計測している基地硬さは、表面下に存在する黒鉛や基地組織のばらつきが大きく影響し、黒鉛を含み基地組織全体の平均硬さを測定する巨視的硬さよりも標準偏差、変動係数ともに大きくなるものと考えられる。

次に、球状黒鉛鑄鉄の疲労限度と硬さの関係について検討を行う。

表4.2は、各供試材のYブロック下部の疲労限度 σ_w のほか、引張強さ σ_B および疲労限度比 σ_w/σ_B の値を示している。また、図4.1に、疲労限度比 σ_w/σ_B と巨視的硬さHV(Gross)および基地硬さHV(Matrix)の関係を示す。この表および図から、疲労限度比は硬さが高くなるにしたがって低下し、ビッカース硬さHVの300付近を境として、疲労限度比が上昇しているように見えるが、これは供試材の組織の違いに起因するものである。疲労限度比は、静的強度の低いFDI

の 0.6 が最も高く, FFDI, PDI と静的強度の上昇と共に小さくなる. ところが, ADI の疲労限度比は 0.44 と FFDI, PDI のそれより高い値を示している. 一般の鉄鋼材料では, 静的強度をかなり高くしても内部欠陥などに対する感受性が上昇するためにそれほど疲労限度は上昇しない. 本研究の球状黒鉛鑄鉄でも, 表 4. 2 で示すように, FDI, FFDI そして PDI の順に疲労限度比が低下する傾向が認められる. しかし, ADI の疲労限度比は一般の鉄鋼材料と異なり, FFDI, PDI のそれより高い値を示している. なお, 鉄鋼材料の疲労限度比が基地組織によって変化する範囲として, フェライト 0.57 ~ 0.63, フェライト+パーライト 0.38 ~ 0.62, パーライト 0.38 ~ 0.45 そしてベイナイト (焼戻し) 0.5 ~ 0.55 が示されている⁽⁸⁹⁾が, 本研究の結果と比較すると, FDI と FFDI はその基地組織の変化範囲内の値であったが, PDI と ADI の疲労限度比の値はこの範囲よりも低い値である.

これは, PDI および ADI が FDI や FFDI と比較して欠陥に対する基地組織の感受性が高いものと理解できる. さらに, ADI の静的強度が他の供試材に比較して高く, 基地中に分散する黒鉛や微小鑄巣等の欠陥に対する感受性も高いことから, 疲労限度比が他の基地材より低くなるものと予想される. しかしながら, ADI の疲労限度比は, 基地硬さが高い割にそれ程低下せず PDI より高くなっている. すなわち, ADI のベイナイト基地組織に存在する残留オーステナイトが, 応力繰返しに伴い加工硬化や加工誘起変態を起こし, 基地組織の靱性を増し, 結果として PDI のパーライト基地よりも高いき裂発生抵抗とそれに続く初期の微小き裂の進展抵抗を高めている⁽⁸⁸⁾ものと推察される.

表 4. 1 巨視的硬さおよび基地硬さの平均値および統計値

| Material | Average value (HV) | Statistical value | | Average value (HV) | Statistical value | |
|----------|---------------------|-------------------|-----------|--------------------|-------------------|-----------|
| | Matrix and graphite | S. D. (HV) | C. V. (%) | Matrix | S. D. (HV) | C. V. (%) |
| FDI | 147 | 3.01 | 2.06 | 165 | 8.75 | 5.30 |
| FFDI | 242 | 14.1 | 5.82 | 295 | 38.7 | 13.1 |
| PDI | 270 | 12.5 | 4.63 | 305 | 36.8 | 12.1 |
| ADI | *304 | 9.84 | 3.24 | 342 | 38.3 | 11.4 |

巨視的硬さ測定: * ADI材のみ荷重 10kg, その他は荷重 5kg で測定

基地硬さ測定: すべて荷重 200gr で測定

S.D.:Standard deviation C.V.:Coefficient of variation

表4.2 σ_w , σ_B , σ_w/σ_B の値

| | FDI | FPDI | PDI | ADI |
|---------------------|------|------|------|------|
| σ_w | 243 | 303 | 295 | 401 |
| σ_B | 408 | 774 | 852 | 902 |
| σ_w/σ_B | 0.60 | 0.39 | 0.35 | 0.44 |

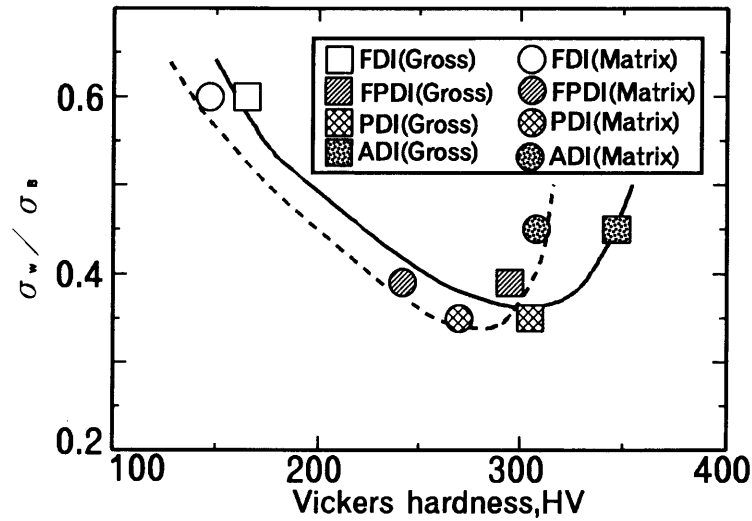


図4.1 硬さと疲労限度比の関係

4.3 欠陥の $\sqrt{\text{area}}$ からの疲労限度予測

4.3.1 欠陥の $\sqrt{\text{area}}$ および $K_{I, \max}$ と疲労寿命の関係

次に、高低2応力レベルの疲労試験で破断した各試験片の破面をSEM観察することによって特定されたき裂源の種別（黒鉛と微小鑄巣に区別）およびその大きさを表す $\sqrt{\text{area}}$ と疲労寿命の関係、およびき裂源を任意形状のき裂とみなしたときのき裂前縁の応力拡大係数の最大値 $K_{I, \max}$ と疲労寿命の関係について調べた。

図4.2(a)~(d)は、高低2応力レベルにおけるき裂源の $\sqrt{\text{area}}$ と疲労寿命との関係を示したものである。なお、この図中において、アスタリクス(*)の付してある実験点は黒鉛集合体のものである。黒鉛集合体を除くと、黒鉛の $\sqrt{\text{area}}$

は FDI で約 $25 \mu\text{m}$ ～約 $50 \mu\text{m}$, FPGDI で約 $30 \mu\text{m}$ ～約 $50 \mu\text{m}$, PDI で約 $30 \mu\text{m}$ ～約 $50 \mu\text{m}$ そして, ADI で約 $30 \mu\text{m}$ ～約 $65 \mu\text{m}$ の範囲にばらついている。また, 微小鑄巣の $\sqrt{\text{area}}$ は FDI で約 $75 \mu\text{m}$ ～約 $125 \mu\text{m}$, PDI で約 $70 \mu\text{m}$ ～約 $160 \mu\text{m}$, そして, ADI で約 $55 \mu\text{m}$ ～約 $190 \mu\text{m}$ の範囲にばらついている。このように, き裂源の $\sqrt{\text{area}}$ のばらつき領域は黒鉛と微小鑄巣で異なっている。これは, 球状黒鉛鑄鉄における疲労き裂進展挙動が, 黒鉛をき裂源とする場合と微小鑄巣をき裂源とする場合で異なる可能性のあることを示唆している。なお, 微小鑄巣のものが低応力レベルの 2 本しかない FPGDI では, き裂源の種別による $\sqrt{\text{area}}$ や寿命のばらつき程度の差異について評価できないが, 黒鉛をき裂源とするものは, 高応力レベルより低応力レベルのほうが長寿命側にばらついている。ここで, FPGDI 以外の供試材における $\sqrt{\text{area}}$ と疲労寿命の関係において, き裂源別に $\sqrt{\text{area}}$ と疲労寿命の全体的なばらつき傾向を比較すると, 不明瞭ではあるが, FDI の黒鉛を除いて, き裂源ごとに負の相関傾向が見られ, き裂源の大きさが疲労寿命に影響を及ぼす重要なパラメータであることがわかる。

また, 黒鉛集合体の実験点を除いた黒鉛の $\sqrt{\text{area}}$ のばらつき範囲は, 微小鑄巣に比較して小さい。さらに, き裂源の $\sqrt{\text{area}}$ 値から換算した黒鉛の下限界寸法は, 基地組織によって若干の違いはあるものの, いずれの供試材とも直径約 $28 \mu\text{m}$ ～約 $34 \mu\text{m}$ の範囲にある。そこで, 各供試材の基地組織から計測された平均黒鉛粒径が, 約 $29 \mu\text{m}$ ～約 $34 \mu\text{m}$ であることを考慮すると, き裂源となる黒鉛の大きさは平均黒鉛粒径以上のものであると言える。

かつて, 祖父江⁽¹³⁾は, 球状黒鉛鑄鉄の疲労限度の予測に関して, 平均黒鉛粒径と停留き裂の寸法を用いた簡便式を提案し, 新美ら⁽⁸⁾も疲労強度に及ぼす基地組織の影響に関する研究において, 黒鉛寸法の代表値として平均直径を採用している。この祖父江らの予測式に関して, 村上は⁽⁸⁶⁾, 疲労強度は平均黒鉛粒径と硬さの関数として与えられることになるが, 鑄込み条件次第で黒鉛寸法の分布が大きく変化する可能性があり, そのため多数の試験片の疲労限度の下限值は予測より低下する可能性があるとして述べている。

本研究で疲労き裂源となった $\sqrt{\text{area}}$ から換算した黒鉛粒径の下限值が, 組織パラメータの平均黒鉛粒径に相当し, 基地組織中に分布する黒鉛寸法のばらつきを

考慮すると、実際に疲労き裂源となる黒鉛の殆どは、組織パラメータの平均黒鉛粒径よりも大きいことになる。したがって、黒鉛寸法として組織パラメータの平均黒鉛粒径を用いた疲労限度の予測値は、実際の疲労限度より過大に評価される危険性があるものと考えられる。

次に、き裂源の $\sqrt{\text{area}}$ の値から、応力拡大係数の最大値を求め、疲労寿命との関係を調べた。

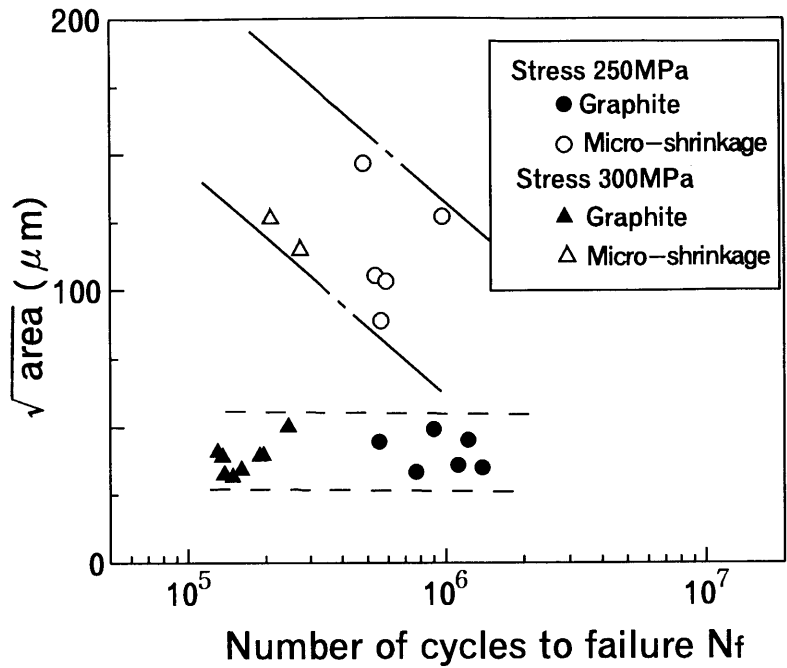
図4.3(a)~(d)は、き裂前縁の応力拡大係数の最大値 $K_{I, \max}$ と疲労寿命の関係を示したものである。ここで、 $K_{I, \max}$ は、き裂の最大主応力面への投影面積に対して近似的に $K_{I, \max} \propto (\sqrt{\text{area}})^{1/2}$ となることが示され⁽⁸¹⁾、き裂が表面に接しているときには、そのき裂の応力拡大係数の最大値 $K_{I, \max}$ は、式(4-1)で算出し、き裂が表面から離れて内部にあるときには、式(4-2)で算出した。

$$K_{I, \max} = 0.65 \sigma_a \sqrt{\pi \sqrt{\text{area}}} \quad (4-1)$$

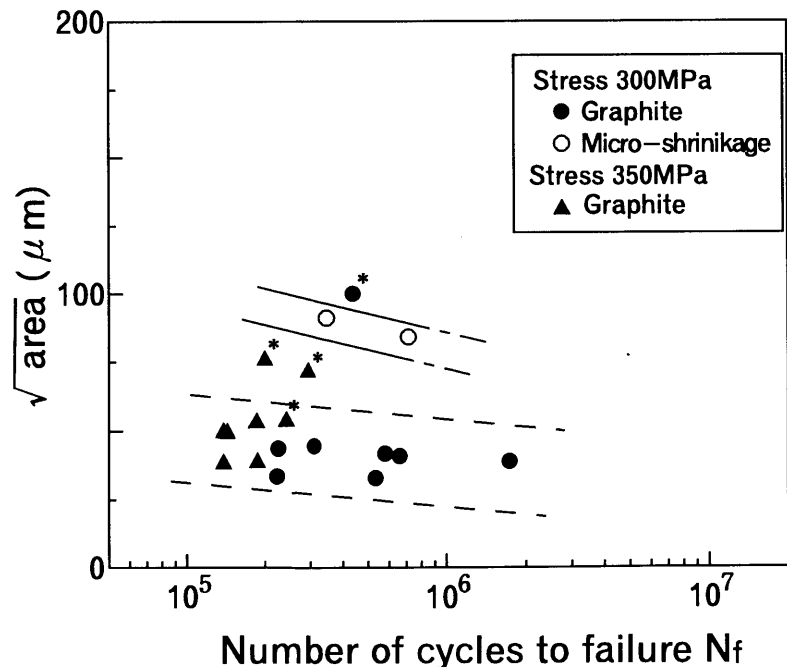
$$K_{I, \max} = 0.5 \sigma_a \sqrt{\pi \sqrt{\text{area}}} \quad (4-2)$$

図4.3(a)~(d)において、実験点の少ないFPDIの微小鑄巣の場合を除いて、各実験点は全体にばらついているものの、黒鉛と微小鑄巣でその分布領域が別れ、 $K_{I, \max}$ と N_f の関係は、前述の $\sqrt{\text{area}}$ と N_f の関係より明確に負の相関を示している。したがって、き裂源の種類と大きさは疲労寿命と密接な関係にあることがわかる。また、 $K_{I, \max}$ と N_f の関係において、同等の $K_{I, \max}$ で微小鑄巣をき裂源とする場合のほうが、黒鉛をき裂源とする場合より長寿命になる傾向が認められることから、き裂発生および初期におけるき裂進展速度がき裂源の種類によって異なり、黒鉛より微小鑄巣からのき裂発生初期におけるき裂進展速度の遅いことが示唆される。

以上のことから、球状黒鉛鑄鉄の疲労限度を基地組織に存在する黒鉛や鑄巣等の欠陥の大きさから予測する場合、き裂発生源の種類によって疲労寿命およびそのばらつきに差異のあることに注意する必要があるものと考えられる。

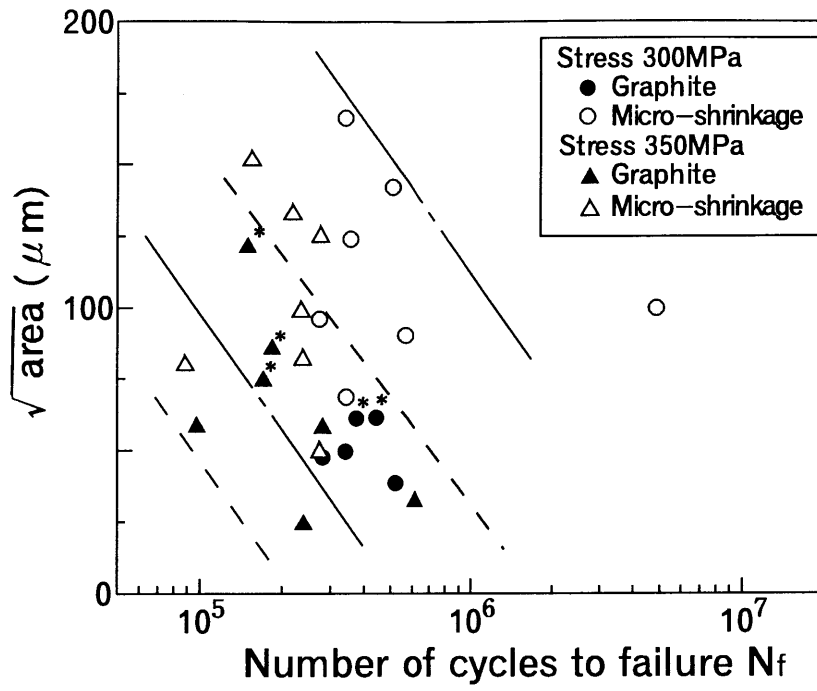


(a) FDI

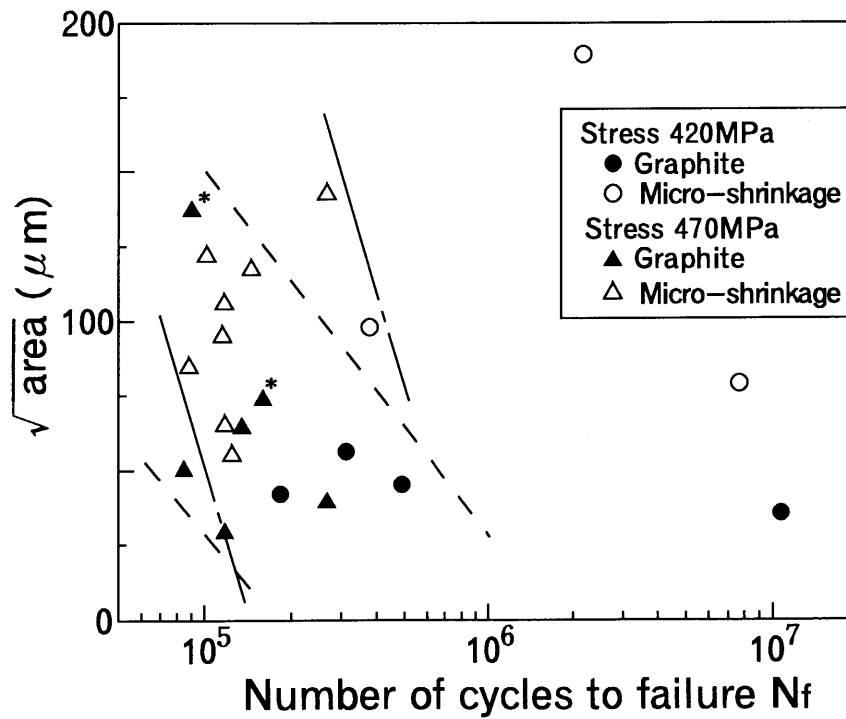


(b) FPD I

図 4. 2 き裂源の $\sqrt{\text{area}}$ と疲労寿命 N_f の関係

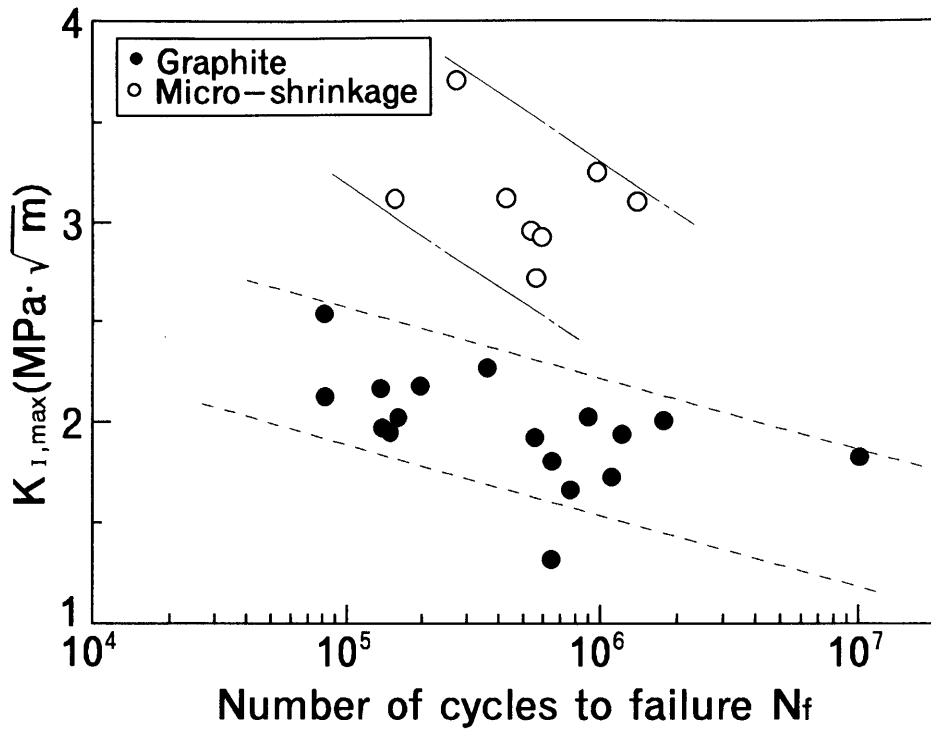


(c) PDI

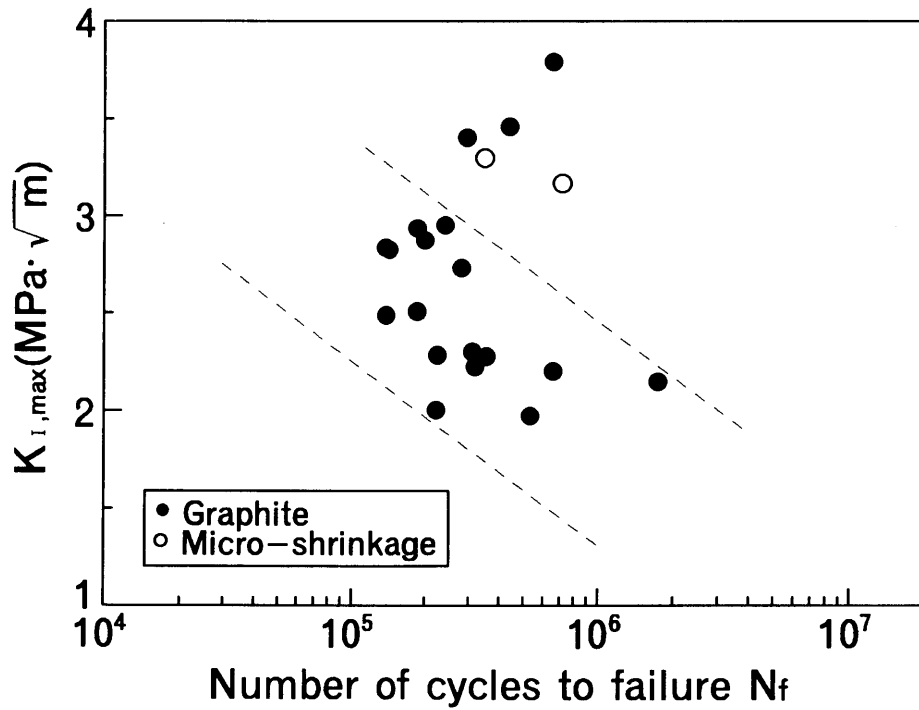


(d) ADI

図 4. 2 き裂源の $\sqrt{\text{area}}$ と疲労寿命 N_f の関係

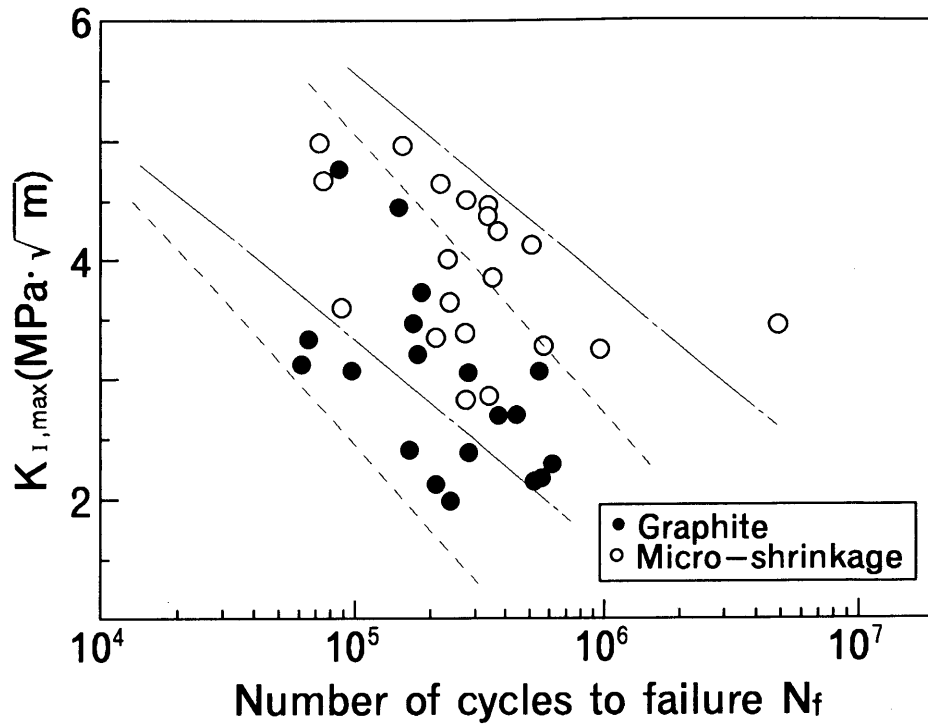


(a) FDI

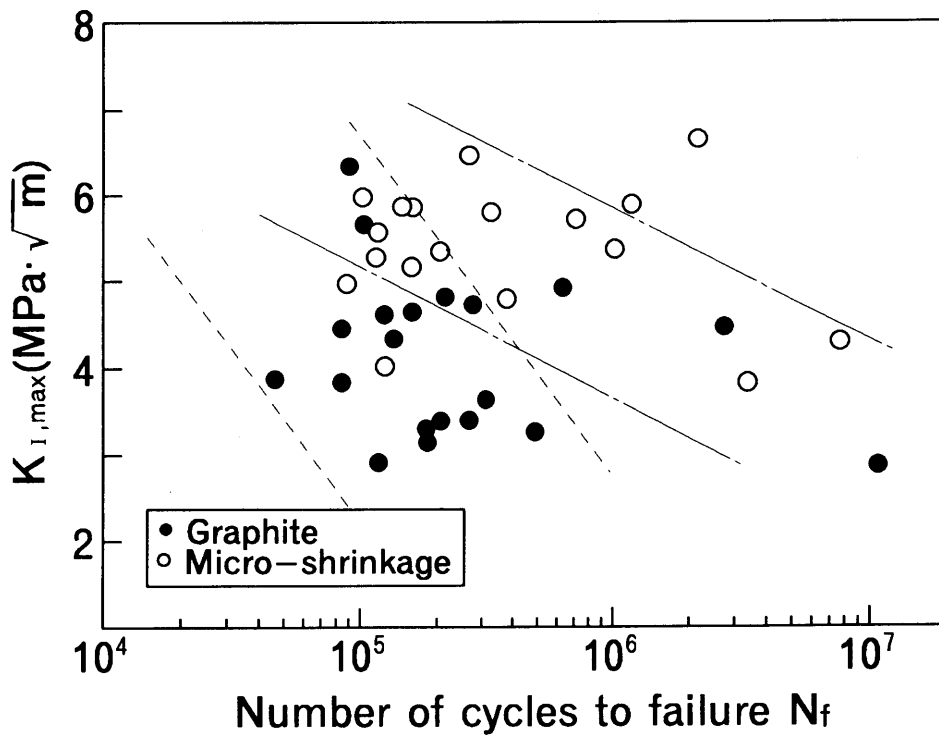


(b) FPD I

図 4. 3 $K_{I,max}$ と N_f の関係



(c) PDI



(d) ADI

図 4. 3 $K_{I,max}$ と N_f の関係

4.3.2 黒鉛の $\sqrt{\text{area}}_{\text{max}}$ からの疲労限度予測

前節までに、球状黒鉛鑄鉄における静的強度と疲労限度の関係について調べ、さらに、き裂源の $\sqrt{\text{area}}$ と疲労寿命との関係に対する応力レベルやき裂源の種別の影響について検討したが、本節では異なる4種類の基地組織の球状黒鉛鑄鉄について、村上らの提案する極値統計を利用した介在物評価法（本研究の場合、黒鉛を介在物として扱う）を使って、基地組織に存在する黒鉛の分布状態から求めた黒鉛の $\sqrt{\text{area}}_{\text{max}}$ と基地組織の硬さHVから式(4-3)によって疲労限度 σ_w の推定を行い、各基地組織の実験値と推定値とを比較・検討する。なお、本節における各供試材の基地組織の硬さHVは、表4.1に示す各基地組織ごとの硬さの平均値を使用した。

球状黒鉛鑄鉄は、球状黒鉛や鑄造時に生成される各種の微小欠陥が組織中に存在するため、その疲労限度は同じ基地組織の硬さをもつ欠陥を含まない鋼より通常かなり低くなる。一般に欠陥を含む材料の疲労限度には、関係する多くの支配因子があるが、荷重条件や環境による外部因子を除くと支配因子は次の2つの種類に大きく分類される。

(I) 欠陥の影響（形状、寸法、位置、分布）

(II) 基地組織の影響

この見地から、村上ら^{(81), (82)}は、任意の形状の微小表面欠陥、またはき裂を含む金属の疲労限度を予測する次の簡易的な式を提案している。

$$\sigma_w = 1.43(HV+120)(\sqrt{\text{area}})^{-1/6} \quad (4-3)$$

ここで、 σ_w (MPa)は疲労限度であり、HVはビッカース硬さ、 $\sqrt{\text{area}}$ (μm)は最大引張応力に垂直な面に投影した欠陥もしくはき裂の面積の平方根である。

式(4-1)において、 $\sqrt{\text{area}}$ は上記の(I)を表し、HVは(II)を定量化している。したがって、この式を用いることによって、実際に疲労試験を行わずに疲労限度 σ_w を予測することができる。

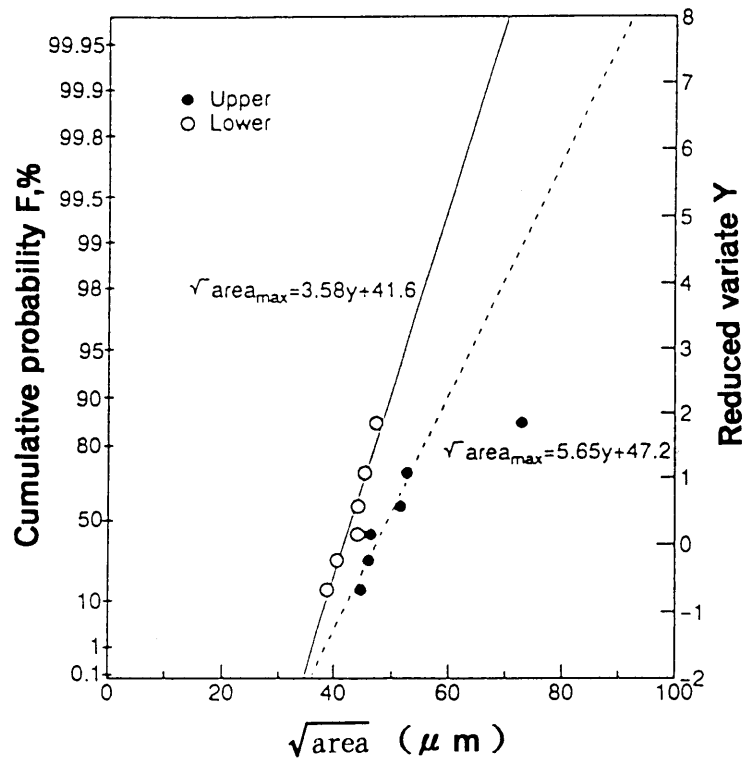
4.3.2.1 黒鉛の $\sqrt{\text{area}}_{\text{max}}$ の推定

図4.4(a)~(d)は、各供試材の黒鉛の $\sqrt{\text{area}}_{\text{max}}$ の累積頻度分布を極値確率紙にプロットしたものである。なお、FDI, FPGIについては、第2章で示したように鑄造Yブロックからの試験片採取位置で疲労強度に差異のあることが認められたので、試験片採取位置の上下で $\sqrt{\text{area}}_{\text{max}}$ の分布を求めている。

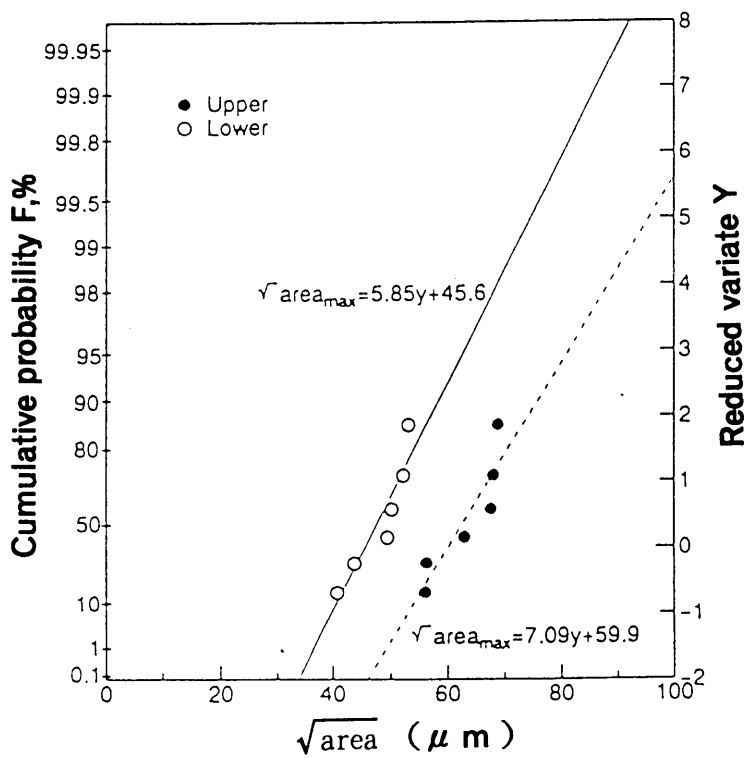
いずれの分布も直線性がよく、 $\sqrt{\text{area}}$ の最大値の分布が極値分布に従っていることが分かる。試験片表面層に存在する黒鉛の $\sqrt{\text{area}}_{\text{max}}$ は、図4.4(a)から(d)の最大黒鉛の分布直線を最小二乗法を用いて求め、この回帰直線と再帰期間Tの交点で与えられる。表4.3に再帰期間Tと最小二乗法で図4.4(a)から(d)の各回帰直線から算出された黒鉛の $\sqrt{\text{area}}_{\text{max}}$ を示す。

表4.3 再起期間および最大黒鉛面積の平方根

| Material | Location | Return period T | $\sqrt{\text{area}}_{\text{max}} (\mu\text{m})$ |
|----------|----------|--------------------|---|
| FDI | Upper | 2.06×10^3 | 90.4 |
| | Lower | 2.49×10^3 | 69.6 |
| FPGI | Upper | 1.70×10^3 | 112.7 |
| | Lower | 2.24×10^3 | 90.7 |
| PDI | - | 2.56×10^3 | 65.8 |
| ADI | - | 2.45×10^3 | 89.3 |

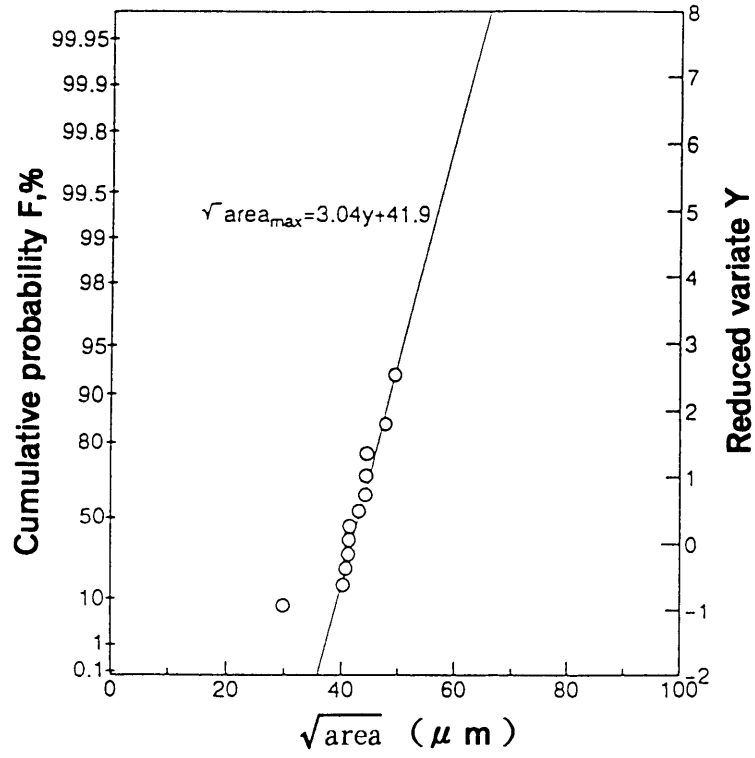


(a) FDI

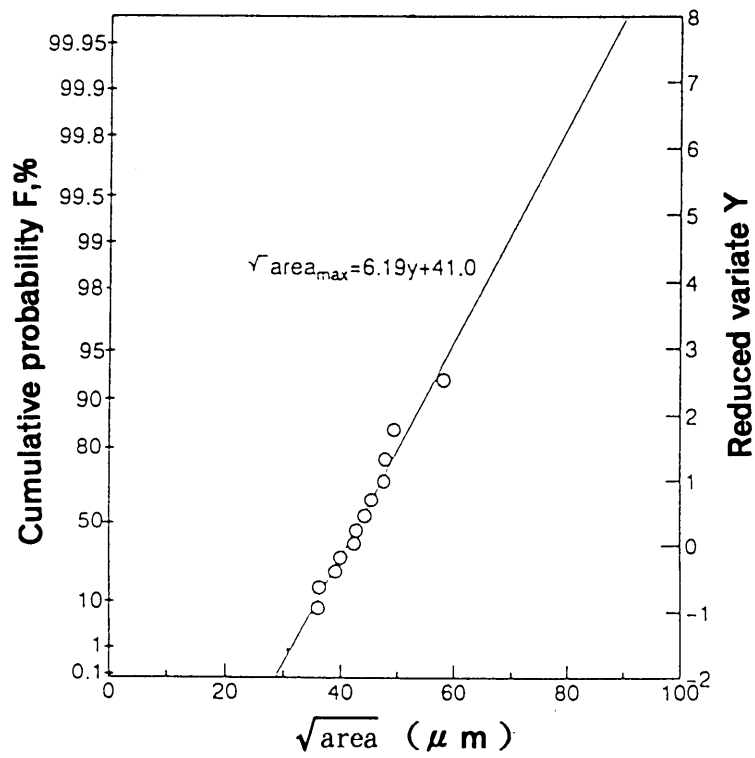


(b) FPDI

図4.4 最大黒鉛の分布 (極値確率紙)



(c) PDI



(d) ADI

図 4. 4 最大黒鉛の分布 (極値確率紙)

4.3.2.2 疲労限度の予測と実験値の比較

表4.4は、各供試材の疲労限度予測値と実験値に対する予測値の比を示す。なお、FDI、FPDIについては、第2章で示したように鋳造Yブロックからの試験片採取位置で疲労強度に差異のあることが認められたので、試験片採取位置の上下で疲労限度予測値を求めている。

図4.5は、各供試材の疲労限度予測値と実験値をプロットしたものである。ADI以外において、かなり高精度で疲労限度が予測されている。しかし、PDIの予測値だけが実験値より大きく危険側の予測となっている。これは測定した最大黒鉛面積が他の供試材に比べてばらつきが小さく、分布直線の傾きが大きいいため、式(4-3)に代入する $\sqrt{\text{area}_{\text{max}}}$ が小さくなり、予測値が高くなったことに起因している。また、ADIの予測値は実験値とかなり相違がある。ADIでは疲労試験中に基底組織の残留オーステナイトが加工誘起マルテンサイト変態を起こす可能性があり、第3章の表3.6に、疲労試験後の試験片の疲労部とつかみ部についてX線回折法により残留オーステナイト量の測定を行った結果を示しているが、つかみ部の残留オーステナイト量34%から疲労部では27%に減少しており、繰返し応力によって、残留オーステナイトが変態していることを裏付けている。したがって、HVとして残留オーステナイトがマルテンサイトへ変態した後の硬さを用いることが合理的であり、実験値に近い値が得られるものと思われる。

表4.4 疲労限度の予測値

| Material | Location | Predicted value (MPa) | Predicted value / experimental value |
|----------|----------|-----------------------|--------------------------------------|
| FDI | Upper | 197 | 0.88 |
| | Lower | 201 | 0.83 |
| FPDI | Upper | 273 | 0.95 |
| | Lower | 280 | 0.92 |
| PDI | - | 303 | 1.03 |
| ADI | - | 312 | 0.78 |

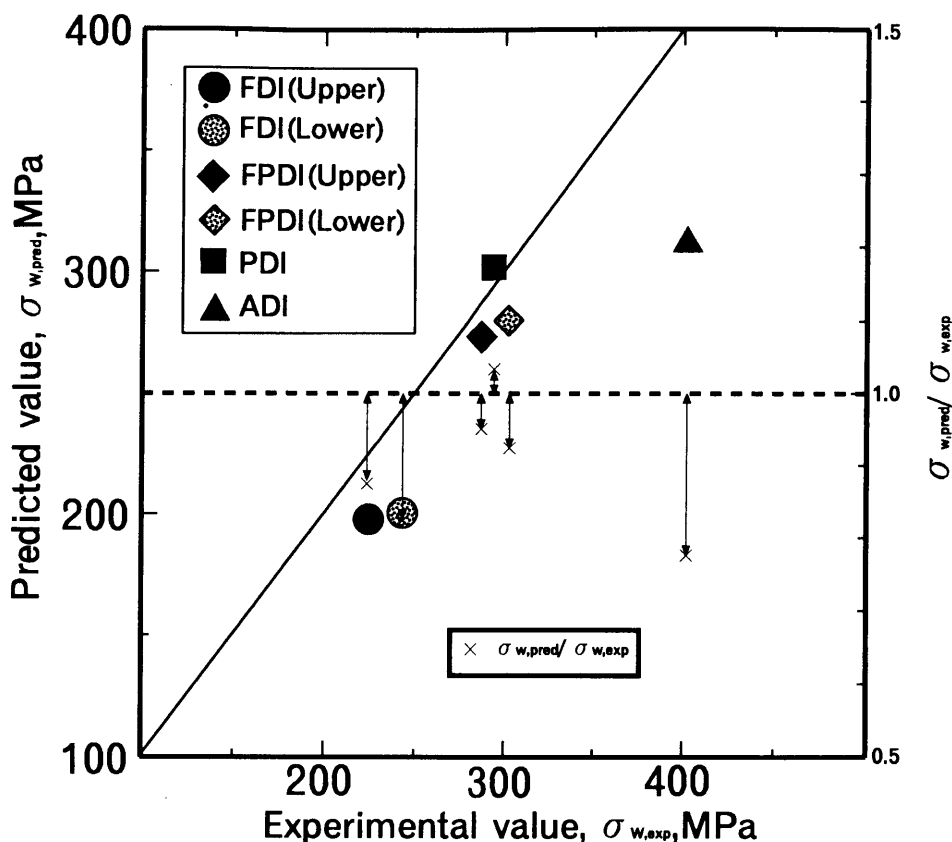


図 4.5 予測値と実験値

4.3.2.3 ADIにおける疲労限度予測式の修正

前節で、ADIの疲労限度予測は満足すべき結果を与えなかった。そこで本節では、基地組織の加工誘起マルテンサイト変態を考慮に入れ、ADIにおける疲労限度予測式の修正を試みる。

まず、ADIの破断した試験片を用いて、図4.6に示すように加工誘起マルテンサイト変態が起きている可能性のある破面近傍の硬さを測定した。その測定位置は破面近傍の基地組織であるため、測定面を正確に水平にし、荷重25grで測定した。その結果を表4.5に示す。なお、第3章では破面近傍とつかみ部の残留オーステナイト量から、破面近傍で加工誘起マルテンサイト変態が生じていることを確認しているが、ここでは、破面近傍以外の試験部領域でも加工誘起マルテンサイト変態が起きているかどうかを調べるため、破面から離れた位置におけるビッカース硬さを同じ条件で測定している。

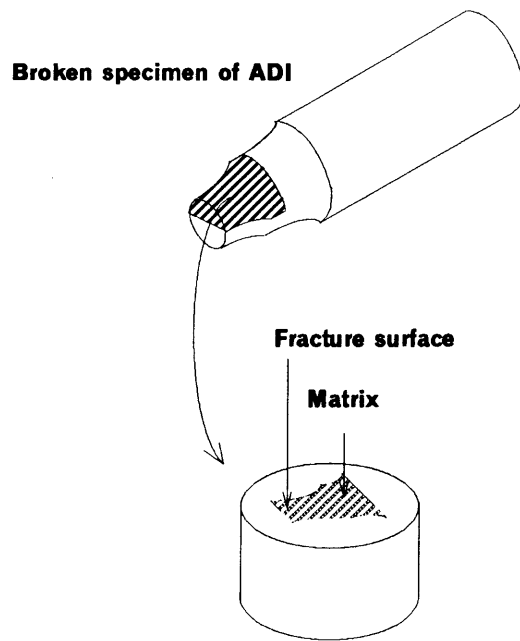


図 4. 6 破面近傍の硬さ測定

表 4. 5 破面近傍のビッカース硬さ (HV)

| Material | Before exam. | After exam. | |
|----------|--------------|------------------|--------|
| | Matrix | Fracture surface | Matrix |
| ADI | 342 | 426 | 362 |

表 4. 5 より、破面近傍のビッカース硬さが基地硬さよりも著しく硬く、約 25% 上昇していることがわかる。荷重 25gr で測定した基地硬さは、荷重 200gr で計測した基地硬さよりも約 6%（20HV）ほど硬い結果となり、破面近傍以外の試験部表面でも加工誘起マルテンサイト変態が起きている可能性はあるが、破面近傍では明らかに加工誘起マルテンサイト変態が起きている。なお、その疲労試験前の基地硬さと疲労試験後の破面硬さの関係は、次式のように表わすことができる。

$$HV_{After} \approx 1.25HV_{Before} \quad (4-4)$$

ここで、 HV_{After} ：疲労試験後の破面硬さ、 HV_{Before} ：疲労試験前の基地硬さである。この HV_{After} を用いて疲労限度を予測すると、表 4.6 に示す結果が得られる。また、予測値と実験値の関係は、図 4.7 に示すとおりである。

表 4.6 予測疲労限度の修正

| Material | Predicted value (MPa) | Predicted value / experimental value |
|----------|-----------------------|--------------------------------------|
| ADI | 369 | 0.920 |

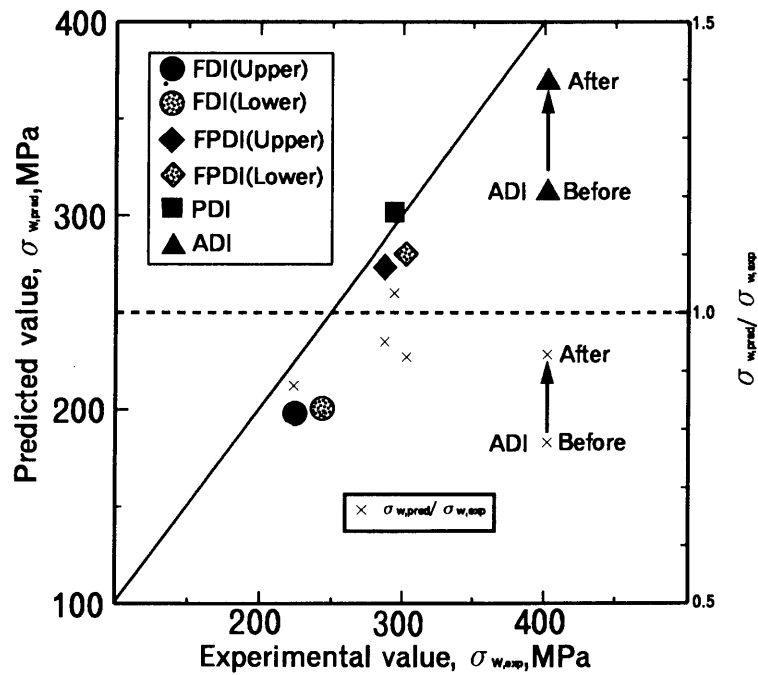


図 4.7 修正前後の予測値と実験値

表4.6および図4.7より、疲労試験後の破面硬さを用いて修正された ADI の疲労限度の予測値は実験値にかなり近くなり、高い精度で予測できることが明らかとなった。

以上の結果から、FDI、FPDI および PDI において、黒鉛の $\sqrt{\text{area}}$ から求めた疲労限度予測値は実測値とほぼ一致する。また、ADI において黒鉛の $\sqrt{\text{area}}$ から疲労限度を予測する場合、繰返し応力によって基地組織のオーステナイトが加工誘起マルテンサイト変態を生じていることを考慮し、材質パラメータとして疲労試験後の硬さを用いる必要があるものと考えられる。

4.5 結 言

球状黒鉛鑄鉄における静的強度と疲労強度の関係について調べ、き裂源となった黒鉛や微小鑄巣等の微小欠陥の $\sqrt{\text{area}}$ と負荷応力レベルおよび疲労寿命との関係および疲労き裂源に及ぼす基地組織の影響について検討した。さらに、村上らによる黒鉛の $\sqrt{\text{area}}_{\text{max}}$ からの疲労限度推定法の推定精度に及ぼす基地組織の影響について検討したところ、以下の結果を得た。

- (1) 疲労限度比は、静的強度の低い FDI の 0.6 が最も高く、FPDI, PDI と静的強度の上昇と共に小さくなる。ところが、ADI の疲労限度比は 0.44 と FPDI, PDI のそれより高い値を示す。
- (2) 球状黒鉛鑄鉄の引張強さと疲労限度の関係には、基地組織に黒鉛や微小鑄巣等の微小欠陥を含んでいることによる大きなばらつきが認められた。
- (3) 微小鑄巣の $\sqrt{\text{area}}$ のばらつき範囲は、黒鉛集合体を除いた黒鉛のばらつき範囲より大きく、き裂源の $\sqrt{\text{area}}$ 値から換算した黒鉛の下限界寸法は、基地組織の平均黒鉛粒径と同じ位かやや大きい。
- (4) FPDI 以外の供試材における $\sqrt{\text{area}}$ と疲労寿命の関係において、き裂源別に $\sqrt{\text{area}}$ と疲労寿命の全体的なばらつき傾向を比較すると、不明瞭ではあるが、FDI の黒鉛を除いて、き裂源ごとに負の相関傾向が見られ、 $K_{I, \text{max}}$ と疲労寿命の関係も $\sqrt{\text{area}}$ と疲労寿命の関係より明確な負の相関が見られることから、き裂源の種類および大きさが疲労寿命とそのばらつきに影響を及ぼす重要なパラメータであることがわかった。
- (5) FDI, FPDI および PDI において、黒鉛の $\sqrt{\text{area}}$ から求めた疲労限度予測値は、実測値とほぼ一致する。
- (6) ADI について、高精度の疲労限度予測値を得るためには、基地組織のオーステナイトが加工誘起マルテンサイト変態を生じていることを考慮し、材質パラメータとして疲労試験後の硬さを用いる必要がある。

第5章 結 論

第5章 結 論

本研究では、球状黒鉛鑄鉄の基礎的な疲労強度データを得る目的で、フェライト（FDI）、フェライト／パーライト（FPDI）、パーライト（PDI）およびベイナイト（ADI）の4種類の基地組織の球状黒鉛鑄鉄を用いて、疲労強度、疲労寿命分布特性、疲労き裂源の種類、大きさ、位置等の疲労き裂発生挙動および統計的疲労特性を調べ、鑄造Yブロックからの試験片採取位置の違いが、疲労強度に及ぼす影響や疲労寿命分布特性に及ぼす基地組織の影響について調べた。

また、ADIの中高温における疲労限度、疲労き裂発生源の種類、位置等を調べ、疲労強度および疲労き裂発生挙動の温度依存性を調べた。さらに、球状黒鉛鑄鉄における静的強度と疲労強度の関係について調べ、き裂の起点となった黒鉛や微小鑄巣等の微小欠陥の $\sqrt{\text{area}}$ と負荷応力レベルと疲労寿命の関係および欠陥の $\sqrt{\text{area}}_{\text{max}}$ からの疲労限度推定精度に及ぼす基地組織の影響について検討した。得られた結果については各章の結言に示したが、それらを要約すると以下のようになる。

1. FDI, FPDI, PDI および ADI の鑄造 Y ブロックの上部、下部から採取された試験片について回転曲げ疲労試験を実施し、疲労特性におよぼす鑄造 Y ブロックからの試験片採取位置の影響と疲労強度の統計的性質について調べた。その結果、PDI, ADI の疲労強度は、鑄造 Y ブロックからの試験片採取位置によって影響されないが、FDI, FPDI の疲労強度は、鑄造 Y ブロックからの試験片採取位置によって組織的差異が認められ、下部から採取した試験片のほうの疲労強度が高いことを示し、本研究程度の小さな素材においても、試験片の採取位置による組織の差異に基づいて、疲労強度が異なることを明らかにした。また、4材の疲労寿命分布は、飽和破壊確率を考慮した3母数 Weibull 分布に従い、形状母数は応力に対して正の相関があり、尺度母数および位置母数は片対数表示で応力に対して負の相関のあることがわかった。さらに、形状母数は、応力を疲労限度比で標準化した場合、ADIを除いて基地組織に関係なく、 σ_a/σ_w で線形的に整理できることがわかった。

2. オーステンパ球状黒鉛鑄鉄(ADI)を用いて、室温から 400 °Cまでの温度範囲で回転曲げ疲労試験を行い、ADI の中高温における疲労特性および疲労き裂発生挙動について調べた。その結果、疲労限度 (10^7 回疲労強度) は、300 °C 付近で、繰返しひずみ時効によって、以前報告されている FCD450 に比べて顕著な極大現象を示し、この極大温度の 300 °C 以上において、残留オーステナイトの変態に起因する基地組織の微細化および硬さの上昇が認められることを示した。また、この温度への加熱により、炭化物の析出に関連して Ms 点が上昇し、変態が生じやすくなるとともに、繰返し応力の影響により、加工誘起変態も生じ、変態および微細化が完了する温度が未変形領域に比べ、50 °C ほど低下することを示した。さらに、中高温における疲労破壊は、残留オーステナイトの変態および繰返しひずみ時効による表面の硬化に起因して、内部に存在する黒鉛や微小鑄巣からのき裂発生によるものが多くなることを明らかにした。

3. 基地組織の異なる 4 種類の球状黒鉛鑄鉄について回転曲げ疲労試験を行い、球状黒鉛鑄鉄における静的強度と疲労強度の関係について調べ、き裂発生源となった黒鉛や鑄巣等の微小欠陥の $\sqrt{\text{area}}$ と負荷応力レベルおよび疲労寿命との関係および疲労き裂発生源に及ぼす基地組織の影響について検討した。さらに、村上らによる黒鉛の $\sqrt{\text{area}}_{\text{max}}$ からの疲労限度推定法の推定精度に及ぼす基地組織の影響について検討するとともに、黒鉛以外の鑄巣等の欠陥をき裂源とする場合にも適用可能であるかについて調べた。その結果、疲労限度比は、静的強度の低い FDI の 0.6 が最も高く、FPDI, PDI と静的強度の上昇にともなって小さくなるが、ADI の疲労限度比は 0.44 と FPDI, PDI のそれより小さい値を示し、球状黒鉛鑄鉄の引張強さと疲労限度の関係には、基地組織に黒鉛や鑄巣等の微小欠陥を含んでいることによる大きなばらつきが認められた。また、微小鑄巣の $\sqrt{\text{area}}$ のばらつき範囲は、黒鉛集合体を除いた黒鉛のばらつき範囲より大きく、き裂源の $\sqrt{\text{area}}$ 値から換算した黒鉛の下限界寸法は、基地組織の平均黒鉛粒径と同じ位かやや大きい。そして、FPDI 以外の供試材における $\sqrt{\text{area}}$ と疲労寿命の関係において、き裂源別に $\sqrt{\text{area}}$ と疲

疲労寿命の全体的なばらつき傾向を比較すると、不明瞭ではあるが、FDIの黒鉛を除いて、き裂源ごとに負の相関傾向が見られ、 $K_{I, \max}$ と疲労寿命の関係も $\sqrt{\text{area}}$ と疲労寿命の関係より明確な負の相関が見られることから、き裂源の種類および大きさが疲労寿命とそのばらつきに影響を及ぼす重要なパラメータであることがわかった。さらに、FDI、FPDIおよびPDIにおいて、黒鉛の $\sqrt{\text{area}}_{\max}$ から得られた疲労限度予測値は、鑄巣等をき裂発生源として破壊したデータも含まれた実測値とほぼ一致した。しかし、ADIについて高精度の疲労限度予測値を得るためには、基地組織のオーステナイトが加工誘起マルテンサイト変態を生じていることを考慮して、材質パラメータとして疲労試験後の硬さを用いる必要があることを示した。

以上の結果は、球状黒鉛鑄鉄の疲労特性を実験的に明らかにする目的で、室温から中高温までの回転曲げ疲労試験を実施し、各種の計測、分析を加えて詳細な検討を行って得られたものであるが、これらの結果を総括した本研究の結論は以下のとおりである。

フェライトおよびフェライト/パーライト基地の球状黒鉛鑄鉄の疲労強度を評価する場合、鑄造Yブロック程度の小型の素材であっても、内部に組織的差異が存在し、これに起因する疲労強度の違いのあることを考慮しなければならないことが明らかとなった。また、オーステンパ球状黒鉛鑄鉄の中高温環境下における疲労特性として、300℃付近において残留オーステナイトの変態および繰返しひずみ時効による疲労強度の極大が認められ、繰返し応力の影響によって変態温度が50℃ほど低下することが明らかとなった。さらに、オーステンパ球状黒鉛鑄鉄の疲労限度を黒鉛の $\sqrt{\text{area}}_{\max}$ から高精度に予測するためには、材質パラメータとして繰返し応力によるオーステナイトの加工誘起変態を考慮した基地組織の硬さを用いる必要があることを指摘した。

参考文献

参考文献

- (1)原田, 鑄鍛造と熱処理, (1992-12), 2-14.
- (2)張・ほか 2 名共編, 球状黒鉛鑄鉄(1983), アグネ.
- (3)小林・ほか 4 名共著, 球状黒鉛鑄鉄の基礎と応用(1991), 丸善.
- (4)土居・ほか 3 名, 日本機械学会九州支部講演会講演論文集, (1993), 88.
- (5)中村・ほか 3 名, 機論, 59-567, A (1993), 2487.
- (6)越智・ほか 4 名, 機講論, 930-9, I (1993), 777.
- (7)大平, 井川, 鑄物, 36-10(1964), 1002.
- (8)新美・ほか 3 名, 鑄物, 43-2(1971), 101.
- (9)西谷, 村上, 機械の研究, 25-4(1973), 49.
- (10)井川, 田中, 日本金属学会会報, 13-9(1974), 665.
- (11)祖父江, 鑄物, 47-10(1975), 681.
- (12)祖父江, 鑄物, 47-11(1975), 752.
- (13)祖父江, 鑄物, 51-5(1978), 281.
- (14)中村・ほか 3 名, 機論, 59-568, A (1993), 2817.
- (15)越智・ほか 4 名, 破壊力学シンポジウム講演論文集, 7(1993), 31.
- (16)土居, 巽, 日本機械学会材料力学部門講演会論文集, (1993-11), 45.
- (17)越智・ほか 4 名, 機論, 60-571, A (1994), 619.
- (18)小野田・ほか 4 名, 日本機械学会材料力学部門講演会論文集(1993), 219.
- (19)越智・ほか 4 名, 日本材料学会学術講演会前刷, 41(1992), 209.
- (20)小川・ほか 2 名, 機論, 58-554, A (1992), 1772.
- (21)小川・ほか 2 名, 材料, 42-473(1993), 183.
- (22)塩田, 小松, 鑄物, 54-7(1982), 434.
- (23)加藤, 中野, 機講論, 830-10(1983), 128.
- (24)田中ほか 2 名, 九州産業大学工学部研究報告, 21(1984), 7.
- (25)土居・ほか 5 名, 機講論, 920-17, A (1992), 491.
- (26)伊藤・ほか 3 名, 材料, 36-403(1987), 369.
- (27)式田・ほか 3 名, 機論, 57-536, A (1991), 700.

- (28)加藤・ほか2名, 機論, 52-480, A(1986), 1786.
- (29)加藤ほか2名, 疲労シンポジウム前刷集, 18(1986), 10.
- (30)加藤ほか2名, 疲労シンポジウム前刷集, 18(1986), 126.
- (31)鈴木・ほか2名, 機論, 57-537, A(1991), 1062.
- (32)Lui T S,Chao C G,J Mater Sci,24-7(1989),2503.
- (33)古郷ほか4名, 材料, 35-393(1986), 617.
- (34)古郷ほか2名, 疲労シンポジウム講演論文集, 21(1992), 187.
- (35)遠藤, 機講論, 920-17, A(1992), 479.
- (36)広瀬・矢島, 第199回疲労部門委員会研究討論資料, (1989-12), 1.
- (37)鈴木・国尾, 機論, 53-490, A(1987), 1000.
- (38)原田・ほか3名, 日本機械学会材料力学講演会論文集, A(1991-11), 461.
- (39)矢野, 機論, 52-481, A(1986), 2150.
- (40)土居・ほか4名, 機論, 56-531, A(1990), 2205.
- (41)日本機械学会編, 「統計的疲労試験方法」, (1981), 日本機械学会.
- (42)西島, 機論, 46-412, A(1980), 1303.
- (43)酒井, 田中, 材料, 31-348(1982), 941.
- (44)Murakami,Y.(Editor),Stress intensity factors handbook,(1987),657-658,Pergam Press Oxford.
- (45)白鳥ほか3名, 機論, 53-488, A(1987), 779.
- (46)原田ほか3名, 日本機械学会材料力学講演会論文集, A(1991-11), 461.
- (47)酒井・ほか2名, 材料, 38-434(1989), 1268.
- (48)越智・ほか3名, 破壊力学シンポジウム講演論文集, 7(1993), 31.
- (49)原田・田中, 材料, 31-348(1982), 941.
- (50)越智・ほか3名, 機論, 58-550(1992), 965.
- (51)砂田, 材料, 39-444(1990), 1278.
- (52)杉山・ほか2名, 機講論910-71(1991), 194.
- (53)中村・ほか4名, 機論, 58-555, A(1992), 2046.
- (54)鈴木, 機講論, 920-17, A(1992), 470.
- (55)鈴木, 機論, 58-555, A(1992), 2028.
- (56)中村・ほか5名, 機論, 58-549, A(1992), 683.

- (57)杉山・ほか2名, 機論, 58-549, A(1992), 788.
- (58)越智・ほか4名, 日本機械学会材料力学部門講演会論文集(1993-11), 85.
- (59)福山・ほか2名, 日本機械学会材料力学部門講演会論文集(1993-11), 87.
- (60)鈴木・ほか3名, 日本機械学会材料力学部門講演会論文集, 135(1993-11).
- (61)金子・ほか3名, 機講論, 930-9, I(1993), 726.
- (62)土居・ほか5名, 機講論, 930-9, I(1993), 729.
- (63)斎藤・ほか3名, 機講論, 930-9, I(1993), 771.
- (64)土居, 機論, 60-570, A(1994), 331.
- (65)金子・ほか3名, 機論, 60-570, A(1994), 305.
- (66)大出・大平, 鋳物, 46-12(1977), 758.
- (67)長澤・ほか2名, 日本機械学会材料力学部門講演会論文集(1993-11), 47.
- (68)福山・ほか2名, 機論, 60-576, A(1994), 1734.
- (69)福山・ほか2名, 機講論, 930-9, I(1993), 762.
- (70)鈴木・ほか2名, 機論, 57-537, A(1991), 1029.
- (71)村上, 遠藤, 機論, 49-438, A(1983), 127.
- (72)西谷・ほか3名, 機論, 53-495, A(1987), 1999.
- (73)原田・ほか3名, 機論, 54-501, A(1988), 934.
- (74)矢野, 機論, 55-509, A(1989), 84.
- (75)原田・ほか3名, 機論, 55-511, A(1989), 392.
- (76)杉山・ほか2名, 材料, 38-428, (1989), 507.
- (77)杉山・ほか2名, 機論, 56-523, A(1990), 482.
- (78)西谷・ほか3名, 機講論, 910-71, (1991), 197.
- (79)原田・ほか3名, 機論, 58-552, A(1992), 1306.
- (80)福山・ほか2名, 機講論, 920-17, A(1992), 473.
- (81)村上・遠藤, 材料, 35-395, (1986), 911.
- (82)村上・宇宿, 機論, 55-510, A(1989), 213.
- (83)日本材料学会, 金属材料疲労強度データ集, (1982).
- (84)大塚, 日本鋳物協会全国講演大会講演概要集, 108, (1985), 23.
- (85)野口, 機論, 53-493, A(1987), 1749.
- (86)村上, 微小欠陥と介在物の影響, (1993), 養賢堂.

- (87)須藤, 金属便覧 (丸善) , 547(1990).
- (88)戸梶, 材料, 43-489, (1994), 710.
- (89)日本金属学会, 金属材料の強度と破壊, (1964), 丸善.
- (90)西島・船久保, 金属の疲れ, (1973), 丸善.
- (91)西島・阿部, 材料, 26, 50, (1977).

各章構成論文リスト

各章構成論文リスト

第1章 序論

第2章 球状黒鉛鑄鉄の疲労強度の統計的性質

主論文

- 1) 福山邦男, 長谷川典彦, 西川裕司: "球状黒鉛鑄鉄の疲労寿命分布特性に及ぼす試験片採取位置の影響", 日本機械学会論文集, 60-576, A (1994), 1734.
- 2) Kunio Fukuyama, Norihiko Hasegawa, Yuji Nisikawa: "The Effects of Specimen Location on Fatigue Life Distribution of Ductile Cast Iron", International Conference on Mechanical Behavior of Ductile Cast Iron and Other Metals(ICDI93), (1993), 219, JSME-MMD.
- 3) 福山邦男, 長谷川典彦, 稲葉健二: "球状黒鉛鑄鉄の疲労強度の統計的性質", 材料投稿中

参照論文

- 1) 福山邦男, 長谷川典彦, 西川裕司: "球状黒鉛鑄鉄の疲労寿命分布特性に及ぼす試験片採取位置の影響", 日本機械学会第69期通常総会講演会講演論文集, 920-17, A(1992), 473.
- 2) 福山邦男, 長谷川典彦, 西川裕司: "球状黒鉛鑄鉄の疲労寿命分布特性に及ぼす基地組織の影響", 日本機械学会第70期通常総会講演会講演論文集, 930-9(1993), 762.

- 3) 福山邦男, 長谷川典彦, 稲葉健二: "球状黒鉛鑄鉄の疲労き裂発生挙動に及ぼす基地組織の影響", 日本機械学会材料力学部門講演会講演論文集, 930-71, (1993), 87.

第3章 オーステンパ球状黒鉛鑄鉄の中高温における疲労特性

主論文

- 1) 福山邦男, 長谷川典彦, 稲葉健二: "オーステンパ球状黒鉛鑄鉄の室温と中高温における疲労特性", 材料掲載決定

参照論文

- 1) 福山邦男, 長谷川典彦, 西川裕司: "オーステンパ球状黒鉛鑄鉄の疲労特性", 第42期日本材料学会学術講演会前刷, (1993), 135.

第4章 球状黒鉛鑄鉄の疲労限度予測

参照論文

- 1) 福山邦男, 長谷川典彦, 西川裕司: "オーステンパ球状黒鉛鑄鉄の疲労特性", 第42期日本材料学会学術講演会前刷, (1993), 135.
- 2) 福山邦男, 長谷川典彦, 稲葉健二: "球状黒鉛鑄鉄の疲労き裂発生挙動に及ぼす基地組織の影響", 日本機械学会材料力学部門講演会講演論文集, 930-71, (1993),

第5章 結論

謝 辭

謝 辞

本論文を終わるにあたり、本研究に対して終始御懇切なる御指導と御鞭撻を賜った岐阜大学 丸井悦男教授，藤井 洋教授，戸梶恵郎教授，長谷川典彦助教授に対し，心より感謝の意を表します。

本研究遂行にあたり御助力いただいた岐阜大学 遠藤弘樹助手，宮地礼司技官ならびに実験遂行に御助力いただいた西川裕司，松村義和，渡部哲也，稲葉健二 浅岡淳一，酒井博規の諸氏のほか丸井研究室の方々に深く感謝します。

さらに，本研究の機会を与えられ御便宜を賜りました岐阜県警察本部刑事部鑑識課長 酒向正春氏，捜査第一課長 永井準一氏（前鑑識課長），岐阜北警察署長 中谷政行氏（前鑑識課長）ならびに鑑識課および科学捜査研究所の諸氏に心からお礼申し上げます。