

目次

第1章 緒論

| | |
|----------------------------------|----|
| 1.1. 緒言 | 1 |
| 1.2. 一般的な金属の疲労破壊プロセス | 4 |
| 1.3. 高強度鋼の疲労破壊プロセスに関するこれまでの研究の概要 | 7 |
| 1.3.1. 高強度鋼の疲労破壊機構に及ぼす介在物の影響 | 7 |
| a. 介在物の種類および形状と疲労強度の関係 | 7 |
| b. 介在物等を起点とする疲労破壊機構 | 7 |
| 1.3.2. 内部破壊に関する従来報告 | 12 |
| 1.3.3. 高強度鋼の疲労破壊機構に及ぼす残留応力の影響 | 16 |
| 1.4. 本研究の目的 | 18 |

第2章 疲労破壊部位に着目した超急速加熱部分焼入鋼の疲労破壊挙動

| | |
|-------------------------------|----|
| 2.1. 緒言 | 20 |
| 2.2. 超急速加熱高周波焼入れによる模擬試験片の作製 | 21 |
| 2.2.1. 実験方法 | 21 |
| a. 模擬試験片作製方法 | 21 |
| b. 試験方法 | 23 |
| b.1. 硬さ測定 | 23 |
| b.2. 残留応力測定 | 23 |
| 2.2.2. 模擬試験片の残留応力および硬さ分布の測定結果 | 24 |
| 2.3. 部材の疲労破壊挙動に及ぼす部分焼入れの影響 | 26 |
| 2.3.1. 実験方法 | 26 |
| a. 供試材 | 26 |
| b. 試験方法 | 28 |
| b.1. 疲労試験 | 28 |
| b.2. 破面観察 | 29 |
| b.3. き裂観察 | 29 |
| b.4. 微小ピット作製 | 30 |

| | |
|------------------------|----|
| 2.3.2. 実験結果および考察 | 31 |
| a.. 残留応力および硬さ分布の測定結果 | 31 |
| b. 表面残留応力分布と破断部位との関係 | 32 |
| c. 疲労寿命に及ぼす引張残留応力の影響 | 33 |
| d. き裂進展挙動 | 35 |
| 2.4. 表面加工層の導入による疲労強度改善 | 36 |
| 2.4.1. 実験方法 | 36 |
| a. 供試材 | 36 |
| b. 試験方法 | 37 |
| 2.4.2. 実験結果 | 37 |
| a. 残留応力分布および硬さ分布の測定結果 | 37 |
| b. 疲労試験結果 | 38 |
| 2.5. 結言 | 39 |

第3章 応力レベルの変化に伴う破面形成位置の相違に着目した高強度鋼の長寿命域疲労破壊特性の解明

| | |
|--------------------------------|----|
| 3.1. 緒言 | 40 |
| 3.2. 実験方法 | 42 |
| 3.2.1. 供試材 | 42 |
| 3.2.2. 試験方法 | 43 |
| 3.3. 実験結果 | 43 |
| 3.4. 考察 | 48 |
| 3.4.1. 高硬さ鋼の疲労破壊プロセス | 48 |
| 3.4.2. 模擬疲労試験 | 50 |
| a. 基本的考え方 | 50 |
| b. 仮想疲労試験片の作成法 | 50 |
| c. 各要素に割り振る最大級介在物寸法の求め方 | 51 |
| d. 介在物起点の疲労寿命評価 | 54 |
| d.1. 内部き裂の場合 | 55 |
| d.2. 表面き裂の場合 | 57 |
| e. 式(3-7)中の C' および m' の決定法 | 57 |
| f. 計算機シミュレーションの流れ | 58 |
| 3.4.3. 模擬疲労試験結果 | 59 |
| 3.5. 結言 | 66 |

第4章 硬さレベルの変化に伴う疲労破壊起点部の相違に着目した高強度鋼切欠材の疲労強度特性の解明

| | |
|--------------------|----|
| 4.1. 緒言 | 68 |
| 4.2. 実験方法 | 70 |
| 4.2.1. 供試材 | 70 |
| 4.2.2. 試験方法 | 72 |
| 4.3. 疲労試験および破面観察結果 | 73 |
| 4.4. 考察 | 77 |
| 4.5. 結言 | 85 |

第5章 切欠底の疲労強度の確率的変動に着目した高強度鋼切欠材の疲労強度特性に関する研究

| | |
|---------------------------------|-----|
| 5.1. 緒言 | 86 |
| 5.2. 実験方法 | 87 |
| 5.2.1. 供試材 | 87 |
| 5.2.2. 試験方法 | 89 |
| 5.3. 実験結果 | 90 |
| 5.4. 考察 | 96 |
| 5.4.1. 計算機シミュレーションを用いた疲労試験結果の再現 | 96 |
| 5.4.2. 仮想疲労試験結果（少数試験片の場合） | 98 |
| a. 少数試験片の場合 | 98 |
| b. 多数試験片の場合 | 100 |
| 5.5. 結言 | 102 |

第6章 結論

| | |
|---------|-----|
| 参考文献 | 108 |
| 著者の発表論文 | 112 |
| 謝辞 | 114 |

第 1 章 緒論

1.1. 緒言

今日，私たちの身の回りには実に様々な材料が存在しており，それらはそれぞれの目的に応じてその機能を果たしている．鉄鋼材料は強度部材としての役割が強く求められており，これまで鉄鋼材料の強度向上のために様々な研究開発が行われてきた．強度向上の手段の一つとして高周波誘導加熱を利用した高周波焼入れがあるが，クリーンかつ短時間で処理法であることから，近年では最も一般的に用いられている表面処理法である．

高周波焼入れは，1925 年に Brown[1]が，1933 年に Northrup[2]が工業化に成功しており，わが国でも昭和 37 年頃から研究が進められ，その後急速に実用化されるに至っている．当時，鉄道技術研究所の主任研究員であった中村[3]は，高周波焼入れが鉄道車輛部材の疲労強度向上に著しく有効であることを見出した最初の研究者であるが，彼が鉄道車輛部材の高周波焼入れに関する研究に精力的に携わっていた昭和 30 年代後半は，旅客鉄道の高速化の幕開けとも言うべき時代であり，車輛の高速化に耐えうる部材の早急な開発が迫られていた．彼は，鉄道車輛部品の折損を防止し，かつ安全に乗客を輸送しなければならないという至上命題の中，車軸の車輪圧入部分の疲労強度向上の方法として高周波焼入れに注目し，高周波焼入れを施した部材に対する種々の実験結果から本焼入れ法が有効であることを示している．実際，この一連の研究以降，様々な構造部材の強度向上を図るために高周波焼入れが取り入れられ，高強度でかつ長時間の使用に耐えうる材料設計が行われてきてい

る。

今日では高周波焼入れの他，用途に応じた種々の強化手法が確立されており，実に3000MPa級の高強度鋼が開発されつつある。

しかし，それでも歴史的に見れば，鉄鋼材料から成る構造部材の破損や破壊に起因する事故は枚挙にいとまがなく，社会問題に発展する場合も少なくない。第二次大戦中，アメリカの船舶が停泊中に真っ二つに破断するという事故はあまりにも有名であるが，これは部材内の靱性が低い箇所から破壊が起こったケースである。部材の破損や破壊が起こる場合，その原因は，設計ミス，材料不良，材料選択ミス，加工不良，組立不良など多種多様に亘っており，またその種類も，静的破壊・動的破壊・遅れ破壊・腐食による破壊など千差万別であるが，その多くは疲労破壊によるものであるとされている。

疲労破壊を含め，破壊は，通常，構造部材内の最弱部から発生するものであり，部材の形状，材質，部材の硬さ，部材内に生起している残留応力などの一次的要因，さらに，負荷荷重，使用環境などの二次的要因が複雑に影響し合った結果，部材中の最弱部が決まり，そこを起点に破壊が起こる。かかる最弱部に例えば高周波焼入れを施してその部分の強度を高めたとしても，破壊は次の最弱部から起こるであろう。さらにその部分の強度を高めたとしても，また別の箇所が最弱部となってそこから破壊は発生する。したがって，構造部材においては，上記要因の影響を受けながら，その破壊に至るまでのプロセスが潜在的には部材内のあらゆる箇所で徐々に進行しており，それらのうちで最初に破断条件に達した箇所が最弱部となって，現実の破壊が起こると考えられる。

上述したように，最弱部の強度を改善したときにまた別の箇所へ最弱部が移行することはしばしば見られるが，それと同時に，破壊によって生じた新生面，すなわち破面の様相や破壊のメカニズムまでもが別の形態に移行する場合がある。このような現象は，目視可能な巨視的尺度の領域においても，また顕微鏡レベルの微視的尺度の領域においても認められ，破壊に関する研究分野では，このような現象を総称して“破壊モードの遷移”と呼

んでいる。

本研究は、かかる破壊モードの遷移という現象に注目して、表面焼入れ・部分焼入れを特徴とする高周波焼入れによって強化された構造用鋼を対象に、その疲労破壊挙動を明らかにしようとするものである。

上述した一次的要因、二次的要因の複合的な作用がはたらき、これらが相互作用を及ぼし合いながら最弱部が決まり疲労破壊が起こるが、本研究はそれらの要因のひとつひとつが部材の疲労破壊特性にどのような影響を及ぼし、その結果、最弱部が如何にして決まるのかを、実験や計算機数値シミュレーションを行い、破壊モードの遷移を巨視的な尺度の領域から微視的な尺度の領域までの幅広い次元で取り扱おうとするものである。

本章ではまず、一般的な金属の疲労破壊プロセスおよび高強度鋼の疲労破壊プロセスに関するこれまでの研究と諸問題について概観し、その後、本研究の目的を明確にする。

第 2 章において、残留応力の影響によって巨視的な疲労破壊発生部位が遷移する現象を取り上げる。

第 3 章において、応力レベルの変化に伴い、疲労破壊起点部が表面型から内部型へと遷移する現象を取り上げる。

第 4 章および第 5 章では、部材の材質変化としての硬さレベルの変化に伴い、き裂発生の選択箇所ならびに破壊プロセスが遷移する現象を取り上げる。

これまでの研究では、高強度鋼の疲労破壊挙動を取り扱う場合、ほとんどが実験によるものであったが、本研究の第 3 章以降では、実験のみならず、計算機数値シミュレーションを使った新しいアプローチで取り組んでいる。

最後に、第 6 章において、本研究で得られた結論を総括した。

1.2. 一般的な金属の疲労破壊プロセス

金属の疲労特性に関する研究は1950年代から始まり、これまで数多くの研究が報告されてきており、それらの系統的な整理や破壊力学を用いた理論解析も盛んに行われている。

Forsyth[4]～[6]は、アルミニウムの疲労き裂の発生および伝播過程を詳細に検討し、材料表面のすべり面に沿って突き出しが形成され、そこから微視き裂が生成することを明らかにしている。また Hull[7]は、突き出しと同様の入り込み部から微視き裂が発生することを観察した。同様の現象は、Wood[8]によっても認められており、このようなすべり面に沿った凹凸が疲労き裂の発生源となる。図1-1は、疲労き裂発生から最終破断に至るまでの典型的な疲労破壊プロセスの模式図である。上述したすべり面は、主応力方向に対して45度方向の最大せん断応力が生じる面であり、通常、一結晶粒ないしは二結晶粒程度の長さまで

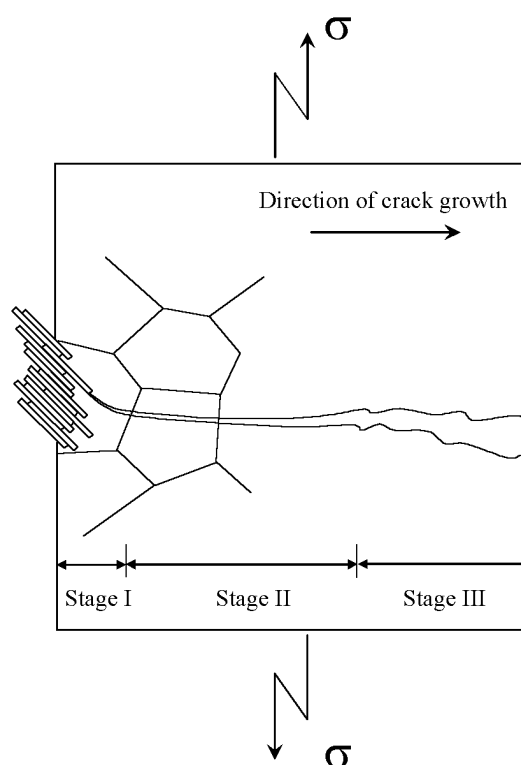


Fig. 1-1 Typical fatigue failure process

形成され、一般的に stage I 領域と呼ばれている。発生した疲労き裂は、その後、主応力方向に対して垂直方向に進展し、最終破断に至る。stage I 領域形成後の疲労き裂進展領域ならびに最終破断領域は、それぞれ stage II 領域および stage III 領域と呼ばれている。近年では、stage II 領域に関してさらに細分化して議論されることがあり、その場合、stage II 領域は以下の三つの領域に分類される。まず、stage II 領域の初期過程で形成され、結晶学的に stage I 領域に類似した領域としての stage II a 領域、また、一般的な stage II 領域である stage II b 領域、さらに、stage II 領域の最終過程で形成され、stage III 領域に類似した領域としての stage II c 領域の三つである。

疲労き裂発生から最終破断に至る各領域の大きさは、材質や繰返し負荷の条件等により、それぞれ異なるものの、繰返し負荷下において、stage I 領域で見られるような不可逆的に生じる局所的な塑性変形の累積[9]が、疲労き裂発生に直結する。したがって、延性金属材料において、疲労き裂発生を抑制することが、疲労強度向上の最善の手段である。疲労き裂発生は、塑性変形によって生じていることから、硬さおよび引張強さ等の静的強度を向上させることが、疲労強度向上につながると考えられる。図 1-2 は、硬さと疲労強度*の関係図[10]を示したものであるが、事実、ピッカース硬さ 400HV 程度以下までは硬さと疲労強度はよい比例関係にあり、硬さの上昇に伴い疲労強度も向上することがわかる。しかしながら、ピッカース硬さ 400~550HV 以上の高強度鋼においては、そのような単純な比例関係は成立しなくなり、実際に実験で得られる疲労強度は、比例関係から予想される疲労強度に比べて低下するという頭打ち現象が確認されている[11]。

このような原因は、材料中の非金属介在物という微視的欠陥の影響であることが知られている。鉄鋼材料の製造過程上、介在物の存在が避けられない以上、疲労強度に及ぼす介

*ここでいう疲労強度は、 10^7 回の繰返し負荷のもとで破断に至らなかった最大の応力である。

在物の影響について議論することは必要不可欠である．そこで以下では，疲労特性に及ぼす介在物の役割，さらには残留応力について既存の研究を概観する．

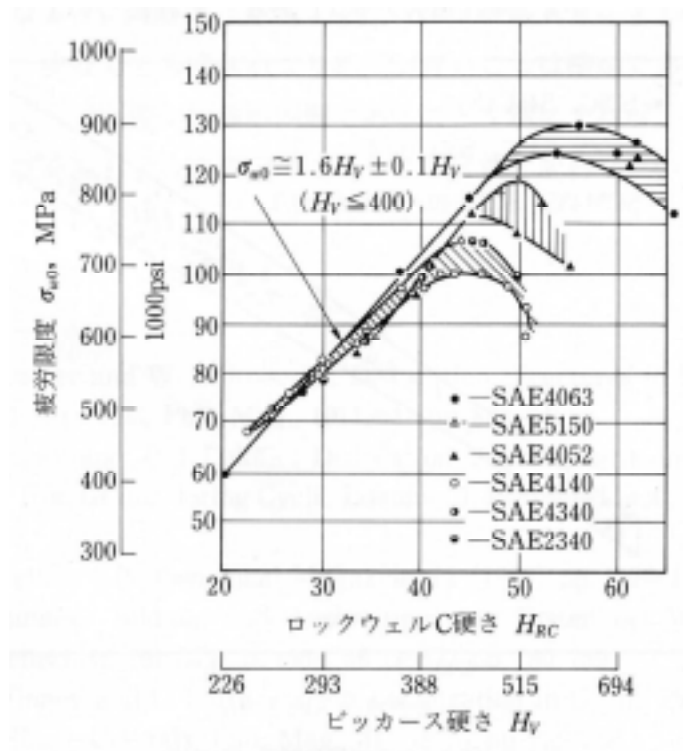


Fig. 1-2 Relationship between vickers hardness and fatigue limit [10]

1.3. 高強度鋼の疲労破壊機構に関するこれまでの研究の概要

1.3.1. 高強度鋼の疲労破壊機構に及ぼす介在物の影響

介在物と疲労特性との関係は、介在物の寸法、量、位置、形状および介在物と母材との接着状態等の種々のパラメータによって支配されると考えられる。以下では、これらの各パラメータが、鋼の疲労特性にどのような影響を及ぼすかに関する既存の研究を概観することで、重要視すべきパラメータが何であるか、また、既存の研究の問題点を明確にする。

a. 介在物の種類および形状と疲労強度の関係

介在物の種類は一般に、加工によって変形するかしないか、また分布の仕方によって分類されている[12][13]。また、清浄度を表すための介在物測定法も各国で決められている。初期の研究においては、この清浄度と疲労強度との相関関係を調べたものがあるが、相関は必ずしもよくないことが報告されている[14]。

次に、介在物の形状という因子について考えてみる。介在物は多くの場合、ほぼ球状であることが多くの実験事実として知られており、形状の影響は無視できると考えられる。実際、個々の形状はまちまちであり、すべての形状を把握することは不可能に近く、現実的ではない。

b. 介在物等を起点とする疲労破壊機構

上述した介在物の清浄度および形状は、いずれも疲労強度に及ぼす介在物の影響を平均的にとらえたものである。しかしながら、材料強度とくに疲労強度が組織敏感な性質であることを考えると、疲労強度を支配するパラメータの把握がより重要である。そこでまず、

介在物を起点とする疲労き裂生成機構に関する研究を概観する。その機構として、以下のような三通りの形式が指摘されている。

- i) 介在物と基地組織との接着性が弱いとき、ごく少数の繰返し負荷によって界面はく離が生じて、その応力集中効果によってき裂が発生する[15]。
- ii) 界面はく離が容易に起こらない場合、基地のすべり変形が介在物によってブロックされることによる応力集中効果が、界面はく離、または介在物割れを誘起する[16]。
- iii) はく離および介在物割れのいずれも生じず、介在物周辺の最大応力部に生じるすべり帯によってき裂が発生する[17]。

このように、介在物起点の疲労破壊機構においては、材料、介在物の種類等、様々な要因についてそれぞれの機構が作用すると考えられる。これらのうち、特に界面はく離に関する研究は、本研究で取り扱うような高強度鋼の疲労破壊特性の解明において特に重要な意味を持つと考えられるので、以下で詳細に述べる。

Lankford[15][18][19]は、高強度鋼 4340 鋼において、繰返し応力の下での介在物のはく離過程を表面の電子顕微鏡観察によって詳細に調べている。その結果、疲労強度に及ぼす介在物の役割として、以下の 2 つの重要な結論を得ている。

- i) ほぼ球状の酸化物系介在物まわりの界面のうち、応力軸方向に平行な両端の界面にはく離が生じ、やがて微小き裂が形成される。
- ii) 界面はく離は、疲労過程のごく初期段階においてすでに生じている。

また、この疲労過程における介在物と母材との界面はく離に関して、国尾ら[20]は、焼入れを施した S25C 鋼を用いて、疲労破壊の起点となる多くの Al_2O_3 粒子が、疲労試験前においてすでに母材からはく離していることを観察している。いずれにせよ、高強度鋼においては、介在物は疲労過程のきわめて早い段階ですでに母材とはく離していると考えてよいと思われる。一方、Eid ら[21]は、硬い介在物が母材と完全接着状態にあるならば、疲労破壊の起点となることはまれであることを報告している。以上のような観点から、介在物

を起点とする高強度鋼の疲労破壊挙動を議論する上で、介在物と母材との接着状態や弾性率の差といったパラメータは無視しうるものと考えられる。

また、介在物周りから発生した微視き裂についても多くの研究がなされている。国尾ら[20]は、高強度鋼の介在物周りの微小空洞に発生する疲労き裂は、図 1-1 に示すような延性金属における場合と同様、ほぼ最大せん断応力面に沿う stageI き裂として生成することを明らかにしている。この場合、国尾らの使用した材料の硬さレベルは 600HV であり、前述した図 1-2 における疲労強度の頭打ち現象にあたる領域に相当する。しかしながら、このような高硬さを有する鋼においても、疲労き裂の発生機構は、起点が介在物のはく離による微小空孔の表面に移っただけであり、基本的には低・中強度鋼のそれと変わらないことを示している。

介在物が、疲労過程のきわめて早い段階ですでに母材とはく離していることを考慮するならば、高強度鋼においては、介在物直径相当の微小穴を無数に有する欠陥材であると考えることができる。そして、この微小穴が微小き裂を形成することにより、疲労強度に密接に関係してくることを表している。このことは、高強度鋼の疲労強度に関して実験的検証を行う際には、介在物直径相当の人工微小穴が疲労強度に及ぼす影響を調べるのが非常に重要であることを示唆している。村上らは、種々の鋼について表面に直径 40~200 μm の数種の人工微小穴を設けた平滑試験片を用いて、系統的な実験を行っている。それによれば、いずれの材料においても、表面に設けた微小穴の寸法が小さくなるにつれ、疲労強度は上昇し、ある寸法、いわゆる限界欠陥寸法以下で疲労強度は上昇せず、人工微小穴を設けていない平滑試験片のそれと変わらなくなることを明らかにしている[22][23]。なぜなら、人工微小穴を設けていない平滑試験片の疲労限で観察される停留き裂の最大寸法が、限界欠陥寸法と対応しているからである。そしてさらに、高硬さ鋼になるほど停留き裂の最大寸法は短くなることがわかっている。このことは、高硬さ鋼では、極めて小さな欠陥および介在物でさえも疲労強度に影響を及ぼすことを意味しており、また、高強度鋼の疲

劣破壊の起点が組織中に含まれる微小欠陥や介在物であることの原因にもなっている。

では、硬さレベルがさらに上昇し、停留き裂がもはや存在しなくなる場合を考えてみる。毎熊ら[24]の研究によれば、疲労破壊の原因となる最小の人工微小穴寸法は、試験片表面に存在する介在物の最大寸法にほぼ等しいことを明らかにしている。また岩倉ら[25]は、そのような最小の人工微小穴寸法が、材料中の危険層*内に無数に存在する介在物のなかで、最大寸法のものに対応していることを明らかにしている。以上のような観点から、高強度鋼における介在物が疲労強度に及ぼす影響を評価する場合、材料中の介在物の最大寸法というパラメータが最も重要な因子であるといえる。また、介在物を介在物直径相当の微小穴ととらえることで、高強度鋼の疲労強度に及ぼす介在物の影響を統一的に解釈できることを示唆している。

村上は、介在物や欠陥を含む鋼の疲労強度について、統一的な解釈を試みた研究者の一人である。彼はまず、あるき裂を有するき裂材の疲労強度を考えるにあたり、そのき裂の形状および寸法がどのように応力拡大係数に関係するのかを調べており、詳細に検討した結果、次の近似式を得ている[26]。

$$K_{lmax} \cong 0.65\sigma_0\sqrt{\pi\sqrt{area_s}} \quad (1-1)$$

$$K_{lmax} \cong 0.50\sigma_0\sqrt{\pi\sqrt{area_i}} \quad (1-2)$$

ここで、 K_{lmax} は応力拡大係数であり、 σ_0 は応力振幅であり、 $\sqrt{area_s}$ および $\sqrt{area_i}$ はそれぞれ表面き裂面積および内部き裂面積の平方根である。上式は、き裂の形状に関わらず、三次元き裂形状パラメータとして、き裂を主応力方向に投影した面積の平方根を採用する

*危険層とは、材料内で破壊に関与する領域であり、本研究で取り扱うような回転曲げ疲労試験の場合、表面最大応力値の85%以上の応力が作用する領域とされている[25]。

のが最も合理的であることを示唆している。その後、村上ら[27]は、種々の鋼についての下限界応力拡大係数幅 ΔK_{th} とき裂面積の平方根 \sqrt{area} の関係をまとめており、その結果、図 1-3 に示すように、 ΔK_{th} と \sqrt{area} との関係は近似的に直線関係になり、材質には無関係に次式が成立することを示している。

$$\Delta K_{th} = 3.3 \times 10^{-3} \cdot (HV + 120) \cdot (\sqrt{area})^{1/3} \quad (1-3)$$

| steel | HV | defect | steel | HV | defect |
|---------------|-----|--------|---------------|-----|-------------|
| A : S10C(A) | 120 | notch | H : S50C(T) | 319 | notch |
| B : S30C(A) | 153 | hole | I-1 : S50C(T) | 378 | notch |
| C : S35C(A) | 160 | notch | I-2 : S50C(T) | 375 | notch |
| D-1 : S45C(A) | 180 | hole | J : Brass | 70 | notch |
| D-2 : S45C(A) | 170 | hole | K : 2017-T4 | 114 | hole |
| E : S50C(A) | 177 | notch | L : SUS603 | 355 | hole |
| F : S45C(Q) | 650 | crack | M : YUS170 | 244 | hole |
| G : S45C(T) | 520 | hole | N : SAE1547 | 720 | hole, notch |

A : annealing
Q : quenching
T : quenching and tempering

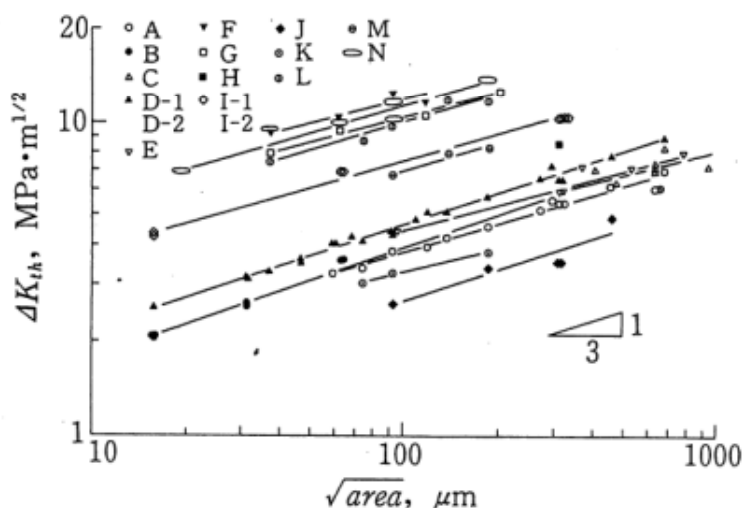


Fig. 1-3 Relationship between threshold stress intensity factor range and \sqrt{area} [27]

このように、微小欠陥や介在物が疲労強度に及ぼす影響については、微小欠陥や介在物を微小き裂として取り扱うことにより統一的解釈ができるようになった。そしてそのアプローチの方法としては、微小欠陥や介在物を最大主応力方向に投影した面積の平方根 $\sqrt{\text{area}}$ およびピッカース硬さ HV を用いるという手法が合理的かつ簡便であり、これにより事実上、疲労強度の存在が示されたと言える。

1.3.2. 内部破壊に関する従来への報告

介在物という微小欠陥を十分考慮しなければならない問題に、内部介在物を起点として疲労破壊を起こすフィッシュアイ破壊があり、高強度鋼において、繰返し数 10^6 回程度以降の長寿命域で特に顕著に現れる現象である。フィッシュアイ破壊は、内部の介在物や欠陥等が疲労破壊の起点となり、そこからほぼ同心円状に疲労き裂が進展する破壊である。図 1-4 は、その特徴的な破面形態の走査型電子顕微鏡 (Scanning Electron Microscope, SEM) 写真の一例[28]であるが、同心円状に疲労き裂が進展した痕跡が、まさに「魚の目」のように見えることからその名が付いている。実際、浅見ら[29]は、繰返し数 10^7 回をはるかに越え、 10^9 回に至っても破壊が生じること、そしてその破壊がフィッシュアイ破壊を呈すること、さらには、従来定義されてきた疲労強度以下の応力であっても疲労破壊が生じることを報告している。図 1-5 は、浅見らが行った疲労試験結果の一部を示したものであるが、彼らは、繰返し数 10^9 回程度、すなわち 10 ヶ月程度の長期間に亘る疲労試験を行った最初の研究者である。この報告以降、表面破壊を呈する鋼が、低応力になるにつれフィッシュアイ破壊を起こすようになり、それに伴い、疲労寿命曲線が二段に屈曲する現象、いわゆる疲労寿命曲線の二段折れ曲がり現象が認められるという報告が数多くなされている。繰返し数 10^7 回を越えてもなお疲労破壊が生じる高強度鋼の信頼性向上のためには、フィッシュアイ破壊の形成条件およびその機構の解明が必要不可欠であろう。木村ら[30]は、浅見らの報告より 20 年以上も前に既に、この疲労寿命曲線の二段折れ曲がり現象が起こる理由について報

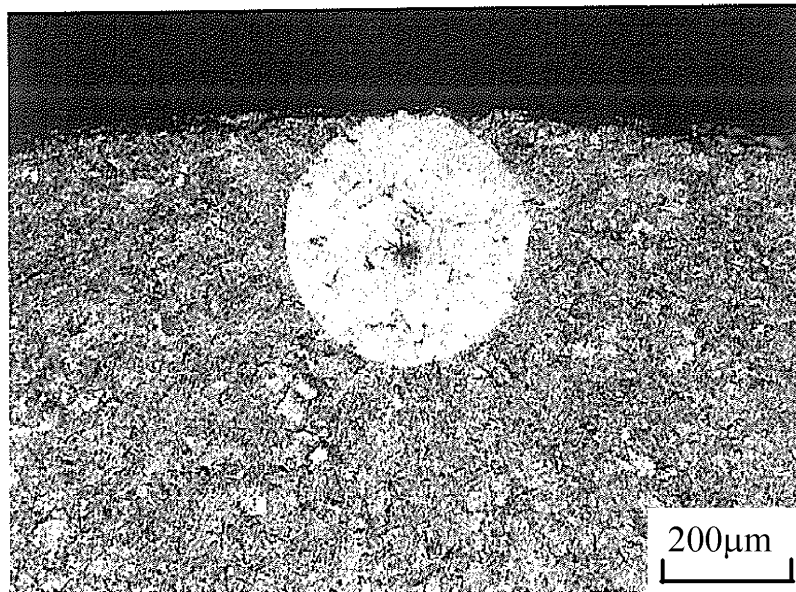


Fig. 1-4 Example of SEM observation of fish-eye fracture surface [28]

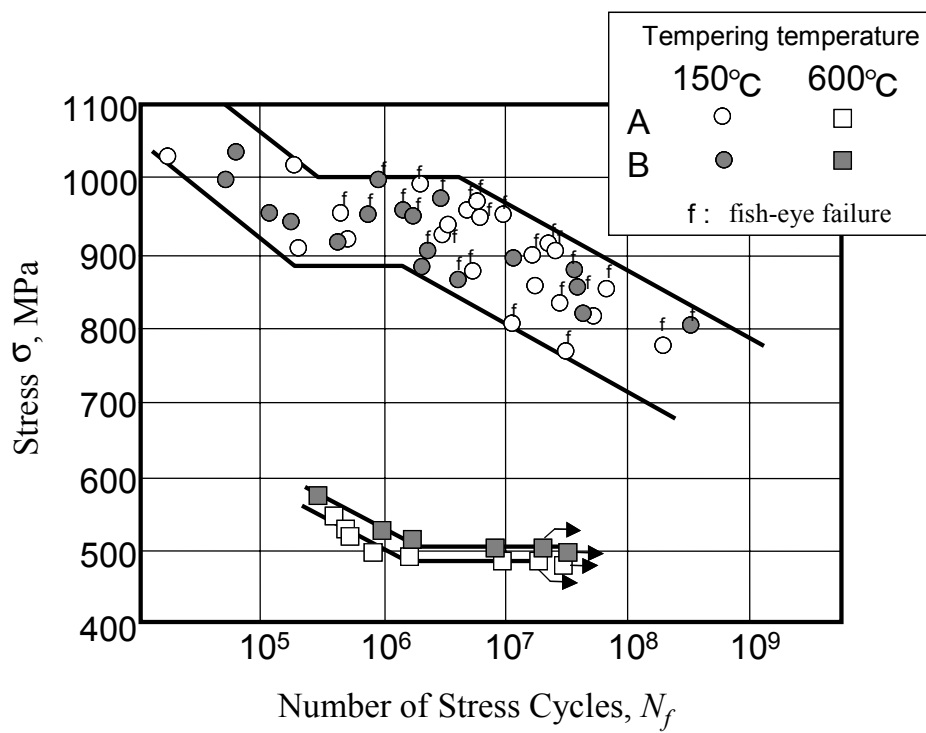


Fig. 1-5 Fatigue test results [29]

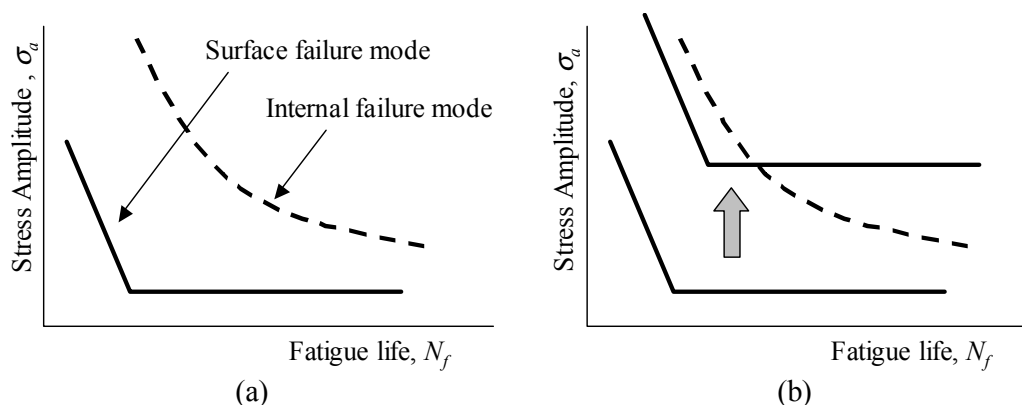


Fig. 1-6 Schematic illustration of failure mode transition for (a) low- and middle-strength steel and (b) high-strength steel [30]. This figure shows the concept of a risk competition of surface failure and internal failure for (a) without surface treatment and (b) with surface only treatment.

告している。図 1-6 は、木村らが提案した、硬さの上昇に伴う鋼の破壊モード遷移現象の説明図である。これは、一つの試験片が、潜在的に複数の疲労寿命を有しているという考え方によって説明されるもので、この場合の複数の疲労寿命とは、表面破壊型の疲労寿命とフィッシュアイ破壊を伴う内部破壊型の疲労寿命の二つであり、これらの競合によって起こる現象である。硬さの低い低強度鋼の場合、表面破壊型が支配的であるが、硬さの上昇に伴い表面のすべりが抑制され、その結果、内部破壊型の寿命線が優先的に現出するというものであるが、30 年以上経った現在でも一般的に受け入れられているモデルである。

上述した浅見らの研究が発端となり、近年では、繰返し数 10^7 回を超える超長寿命域までの疲労試験が活発に行われており、現在、この分野に関する研究はわが国で最も盛んである。その中でも、フィッシュアイ破壊のき裂進展機構に関して興味深い観察結果がいくつか報告されている。中村ら[32]は、種々の鋼におけるフィッシュアイ破面の破面粗さについ

て詳細に観察した結果，以下の二つの結論を得ている．

- i) フィッシュアイ破壊が起こる場合，起点となる内部介在物周辺では，その外側より破面が粗い．
- ii) フィッシュアイ破壊が長寿命である理由は，下限界応力拡大係数幅 ΔK_{th} に達するまでの疲労き裂進展に時間が費やされるからであり，この部分では stage II a 領域が観察される．

また村上ら[33]は，介在物周辺の破面の粗い部分の領域を詳細に観察した結果，下限界応力拡大係数幅 ΔK_{th} に達するまでの疲労き裂進展領域の疲労破壊機構は，水素脆化と繰返し応力の連成によって引き起こされた遅れ破壊に類似の機構であり，不連続にゆっくりとき裂が進展したものと考えられると報告している．中村らおよび村上らが報告したように，下限界応力拡大係数幅 ΔK_{th} 以下においても疲労き裂が進展していることから，通常の表面き裂の進展過程ではみられないゆっくりとした疲労き裂の進展部分が存在することが示唆される．

フィッシュアイを伴う疲労破壊機構に関連して，高強度鋼の疲労強度に及ぼす介在物の役割について，黒島らは，パラメータの一つである介在物の位置に着目して研究を行っている．黒島ら[34]は，SAE9254 鋼中の介在物の分布特性を正確に模擬した仮想試験片を計算機内に作成し，数値シミュレーションを行って，高強度鋼の疲労破壊起点となる介在物の寸法と位置との関係について詳細に検討している．その結果，疲労破壊の起点となる介在物の寸法は，危険層内の全介在物のなかで最大寸法であるとは限らず，介在物の位置も重要なパラメータである，という興味深い結論を導いている．

以上のような観点から，高強度鋼における介在物と疲労強度との関係を定量的に評価する場合，鋼中に存在する介在物の寸法と位置の二つのパラメータを考慮すればよいと考えられる．

以上，高強度鋼の疲労特性，特に疲労強度に及ぼす介在物の影響に関する過去の実験に

基づいた報告を、近年に至るまで概観してみた。

高強度鋼中の介在物が疲労特性に及ぼす影響を考える場合、最大級寸法および位置を重要なパラメータとして考慮する必要があること、さらに、高強度鋼は、介在物寸法相当の欠陥材であるという考え方が重要であることがわかった。

そして、微小欠陥や介在物を最大主応力方向に投影した面積の平方根 \sqrt{area} およびピッカース硬さ HV という材料パラメータを用いることにより、事実上、疲労強度に対する合理的かつ簡便な定式化が可能となり、疲労破壊に関する問題はある程度解決したかのようにみえた。

しかしながら、繰返し数 10^7 回を越えてもなお、表面破壊の疲労強度以下の応力振幅でフィッシュアイ破壊が生じ、疲労寿命曲線に二段折れ曲がり現象があらわれることがわかってきた。しかしながら、そのようなフィッシュアイ破壊の発生およびき裂進展機構は十分な解答が得られていないのが現状である。

1. 3. 3. 高強度鋼の疲労破壊機構に及ぼす残留応力の影響

高周波焼入れによって強度を高くした部材内には、高硬さが生じると同時に、高圧縮残留応力が付与される。圧縮残留応力は疲労強度特性を改善するものであり、その絶対値は高いほうが有効である。高周波焼入れを施す際、部材全体への焼入れ、いわゆるズブ焼入れを施すよりも、表面のみに焼入れを施したほうが、表面に高圧縮残留応力が生じやすいため、高周波焼入れを部材全体ではなく表面のみに施す手法がとられることが多い。事実、鋼の疲労寿命特性が部材内の残留応力分布に大きく影響されることが報告されている。これは圧縮残留応力が、疲労試験中には平均応力として作用するためであり、特に圧縮残留応力の最大値が表面に近いほどき裂進展抑制効果は高いと考えられている。また対照的に、引張残留応力が部材内に存在する場合、疲労強度は低下する。特に高周波焼入れが施されていない非硬化層には引張残留応力が発生することが知られているものの、疲労強度特性

に及ぼす引張残留応力の影響を明確にした研究は見当たらない。

残留応力を平均応力と見なし，平均応力が疲労強度に及ぼす影響について修正 Goodman 線図[35]によって見積もる手法がある。しかしながら，強度が高くなった場合にはこの手法によって評価すると誤差が大きくなるとの指摘もある[36]。なぜならこの手法は，高強度鋼のような介在物を起点とする疲労破壊機構をもとに作成されたものではないからである。

残留応力については，その分布，ピーク位置，さらには負荷する応力分布状態等が複雑に影響するため，現在のところ，残留応力を統一的かつ定量的に解釈した研究は見当たらない。

1.4. 本研究の目的

強度部材としての使命を担っている鉄鋼材料は、現代の生活を便利で豊かなものにしていくが、一方で、ひとたび破損や破壊が生じれば大事故に直結する。構造部材の破損や破壊を防止するために、これまで多くの研究が行なわれており、その結果、種々の強化手法が開発されてきた。

本研究は、今日最も一般的な強化手法として確立している高周波焼入れによって強化した構造用鋼を対象として、“破壊モードの遷移”という現象に着目して、その疲労破壊特性を明らかにしようとするものである。

先に述べたとおり、破壊モードの遷移は、本研究で取り扱う疲労破壊に限らず、広く破壊に関する分野で認められる現象で、肉眼レベルの巨視的尺度の領域から顕微鏡レベルの微視的な領域の幅広い次元で起こりうるものである。本研究は、部材内の如何なる箇所が疲労破壊起点部位すなわち最弱部となったか、そして何故にそれが最弱部となりえたのか、またその結果破壊モードがどのようにして遷移したのかを、巨視的尺度から微視的尺度までにわたる幅広い次元の領域で詳細に検討している。部材内で疲労破壊起点となり得る最弱部は、部材の形状、材質、部材の硬さ、部材内に生起している残留応力等の一次的要因、負荷荷重、使用環境などの二次的要因の影響を受けて決まるが、本論文はこれらのひとつひとつの要因を個別に各章で詳細に調べながら、全体を破壊モードの遷移という観点から、高強度鋼の疲労破壊特性に関するこれまでの著者の一連の研究成果をとりまとめたものである。具体的な検討項目は以下の通りである。

- (1)まず、破壊モード遷移を巨視的レベルでとらえた場合として、疲労破面が部材内のどの部位に形成されるか、すなわち破面形成位置の選択性を取り挙げる。そのために、高周波焼入れ法を用い、部分的に表面焼入れを施した高強度鋼を作製し、残留応

力の影響によってどのように破壊モードが遷移するのかを調べた。具体的には、焼入条件の違いによる残留応力生成状況の相違について実験的検証を行い、つづいて焼入境界部近傍の残留応力と部材内の疲労破壊部位との関係について調べた結果に基づき、部分的に焼入れをした構造部材の疲労破壊特性を、残留応力の影響による巨視的な尺度の領域で認められる破壊モードの遷移という観点から明確にした。(第2章)

(2)次に、破壊モード遷移を微視的レベルでとらえた場合として、応力レベルの変化に伴い疲労破壊起点部が表面型から内部型へと遷移する現象を取り挙げる。そのために、硬さが部材内でほぼ一定で、かつ残留応力をほとんど含まないモデル的な高強度鋼を作製し、回転曲げ疲労試験および疲労破面観察を行い、応力レベルの影響によってどのように破壊モードが遷移するのかを検証した。また実験的検証のみならず、介在物を起点とした疲労破壊プロセスの分析結果に基づく疲労破壊モデルを提案し、それを基本とした計算機シミュレーションを行い、負荷応力レベルに伴い、疲労破壊起点部位が表面型から内部型に移行する破壊モードの遷移に焦点を当てつつ、高強度鋼の長寿命域疲労破壊特性を明確にした。(第3章)

(3)最後に、同じく破壊モード遷移を微視的レベルでとらえた場合として、硬さレベルの変化に伴い、き裂発生の選択箇所ならびに破壊プロセスが遷移する現象を取り挙げる。そのために、低硬さから高硬さまでの種々の鋼を準備し、硬さレベルの影響によってどのように破壊モードが遷移するのかを調べた。また、第3章で提案した実験と計算機シミュレーションの組合せ手法を応用し、部材の形状によって起点となり得る介在物の寸法がどのように変化するかを調べ、高強度切欠材の疲労強度特性を明確にした。(第4章, 第5章)

第 2 章 疲労破壊部位に着目した超急速加熱部分焼入鋼の疲労破壊挙動の解明

2.1. 緒言

船舶用エンジンなどにおけるクランクシャフトのクランクピン部のような、耐摩耗性が特に重要な問題となる大型部材においては、通常、摩耗が発生しうる領域の表面のみに局部的に高周波焼入処理を施す方法が用いられている。しかしながらこの場合、いわゆる焼入境界が発生して、高周波焼入処理が施されていない非硬化域側から疲労き裂が生じ破壊に至る危険性が指摘されており、実用上迅速な解決が必要とされている。このような疲労破壊の要因としては、焼入境界部近傍の非硬化域側に発生すると報告されている引張残留応力の影響が考えられる[36]が、このような部材の疲労破壊特性等を詳細に把握することは困難である。その理由として、同様の高周波焼入処理を施した実機についての疲労試験が不可能であること、また、従来の高周波焼入装置では小型試験片の表面近傍のみの焼入れが困難なため、実機を模擬したモデル的試験片の作製が困難であったこと[37]等が挙げられる。一方、最近開発され、歯車の輪郭焼入れに応用されている大容量・大出力の超急速加熱高周波焼入装置によれば、通常の回転曲げ疲労試験に用いる直径 10mm 程度の炭素鋼試験片に対しても、最表面近傍のみを硬化層とする表面焼入れが可能である[38]~[41]。この方法を応用すれば、実機の焼入状態(硬さ分布、残留応力分布)の特徴を小型試験片内に再現

したモデル疲労試験片を作製しうる可能性がある。このことが可能であれば、焼入境界部を有する大型部材の疲労破壊挙動を、小型試験片を用いて基礎的かつ系統的に調べることが可能となり、寸法効果の問題は残るものの、実機の熱処理条件と疲労信頼性の問題について、有益な知見を得ることができると考えられる。

そこで本研究では、加熱時間 0.1~0.3 秒程度の超短時間で表面焼入れが可能な超急速加熱高周波焼入装置を用いて、まず、実機に現れるような焼入境界部を小型試験片(引張強さ 1100MPa 級)において再現しうるのか、また焼入条件による残留応力生成状況の違いを制御しうるのかについて実験的検証を行った。次に、焼入境界部を有する部材の疲労破壊挙動の解明を目的とし、このような模擬試験片を用いて回転曲げ疲労試験を行ったのち、焼入境界部近傍の残留応力と部材の疲労破壊挙動に注目した一連の実験を行い、得られた結果に基づき、部分的に焼入れを施した構造部材の疲労破壊特性に対する支配因子について検討・考察を加えた。

2.2. 超急速加熱高周波焼入れによる模擬試験片の作製

2.2.1. 実験方法

a. 模擬試験片作製方法

実験に使用した材料は、表 2-1 の化学成分および表 2-2 の機械的性質を有する S45C である。この材料に対して焼鈍(1100 ℃ × 3 時間)および調質処理(焼入温度 900 ℃ 焼戻温度 600 ℃)を施した後、図 2-1 に示す寸法・形状に機械加工した。このような試験片に対して、同図の陰影を付した部分に超急速加熱高周波焼入装置(周波数 150kHz で一定)を用いて部分焼入れ

を行った。焼入条件は、表 2-3 に示す通り、表面温度 945 ~ 1030 ，加熱時間 0.12 ~ 0.30 秒の範囲で 4 通りに変化させた。以後、加熱時間の短い方から順に、シリーズ a ~ d と称する。

Table 2-1 Chemical composition

| | C | Si | Mn | P | S | Ni | Cr | Cu |
|------|------|------|------|-------|-------|------|------|------|
| S45C | 0.47 | 0.24 | 0.67 | 0.022 | 0.012 | 0.07 | 0.20 | 0.14 |

Table 2-2 Mechanical properties

| | σ_{UTS} (MPa) | E (GPa) | $\sigma_{0.2}$ (MPa) |
|------|-----------------------------|---------|----------------------|
| S45C | 1100 | 180 | 1145 |

* σ_{UTS} : tensile stress, E: Young's modulus, $\sigma_{0.2}$: proof stress

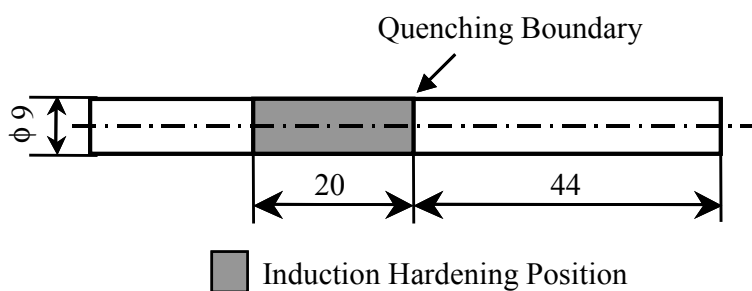
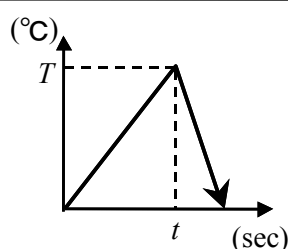


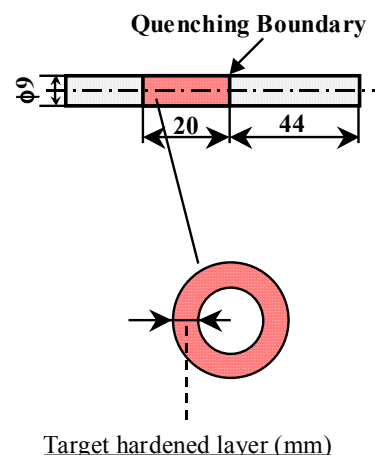
Fig. 2-1 Specimen configuration (S45C)

Table 2-3 Hardening conditions

| | a | b | c | d |
|-------------------------------|------|------|------|------|
| Target hardened layer (mm) | 0.5 | 1.0 | 1.5 | 2.0 |
| Generating power (kW) | 98 | 98 | 77 | 77 |
| Heating time, t (sec) | 0.12 | 0.15 | 0.27 | 0.30 |
| Heating temperature, T (°C) | 945 | 1020 | 1027 | 1030 |



Heating machine :
Contour Hardening Inc. FTC. No.1



b. 試験方法

b.1. 硬さ測定

本研究では、静的強度の代表値としてマイクロビッカース硬さ HV を採用した。これまでの研究より、局所焼入れを施した鋼は非硬化域において表面き裂型破壊を呈している場合がほとんどである。従って硬さ測定は(株)明石製作所製微小硬さ計(MVK-H2 型)を用いて、荷重 2.9N にて表面、長軸方向について行った。また、非硬化域における焼入境界部近傍の微小領域の硬さは、同微小硬さ計を用いて、荷重 0.25N にて長軸方向について行った。また、局所焼入れを施した焼入試料硬化域の硬化層深さの確認には同微小硬さ計を用い、硬化域の横断面上(荷重 2.9N)で行った。

b.2. 残留応力測定

残留応力測定は、(株)リガク製微小部 X 線応力測定装置(RAD-R11, PSPC システム)を用い

た．なお，X線検出器の走査線方向は試験片軸方向である．

以下に簡単な残留応力測定原理を示す．

試料面法線 N と格子面法線 N' のなす角度を変えて，その回析線の回析角度 2θ の変化を調べると，次式によって応力(MPa)が求められる．

$$\begin{aligned}\sigma &= -\frac{E}{2(1+\nu)} \cdot \cot\theta \cdot \frac{\pi}{180} \cdot \frac{\partial(2\theta)}{\partial(\sin^2\phi)} \\ &= K \cdot \frac{\partial(2\theta)}{\partial(\sin^2\phi)}\end{aligned}\tag{2-1}$$

E : ヤング率(MPa)

ν : ポアソン比

θ : 標準ブラッグ角

ここで K は材料および測定波長によって決まる定数であり，測定値(-2θ)から $2\theta - \sin^2\phi$ 図を書き，最小二乗法で勾配を求め K を乗ずることにより，応力は一義的に求められる．測定時の管球には鉄鋼材料用として一般に使用される Cr 管を用いており，具体的な測定は文献[42]を参考にした．

2.2.2. 模擬試験片の残留応力および硬さ分布の測定結果

模擬試験片を作製するにあたって，まず，超急速加熱高周波焼入条件の違いによる硬化層深さの変化を調べた．図 2-2 は，それぞれの試験片における実際の硬化層深さを調べた結果であり，測定は，焼入部横断面上で行った．同図より，各シリーズともほぼ目標通りの硬化層深さとなっており，超急速加熱高周波焼入装置を用いれば，小型試験片に対しても表面層のみの焼入れが十分可能であることがわかる．

このように作製した 4 シリーズの試験片について，さらに縦断面上の最表面位置で軸方向に沿ったマイクロビッカース硬さ分布および微小部 X 線応力測定装置を用いた平行部表面の残留応力分布の測定を行った．その結果を図 2-3 に示す．図中，横軸の 0 位置は焼入境

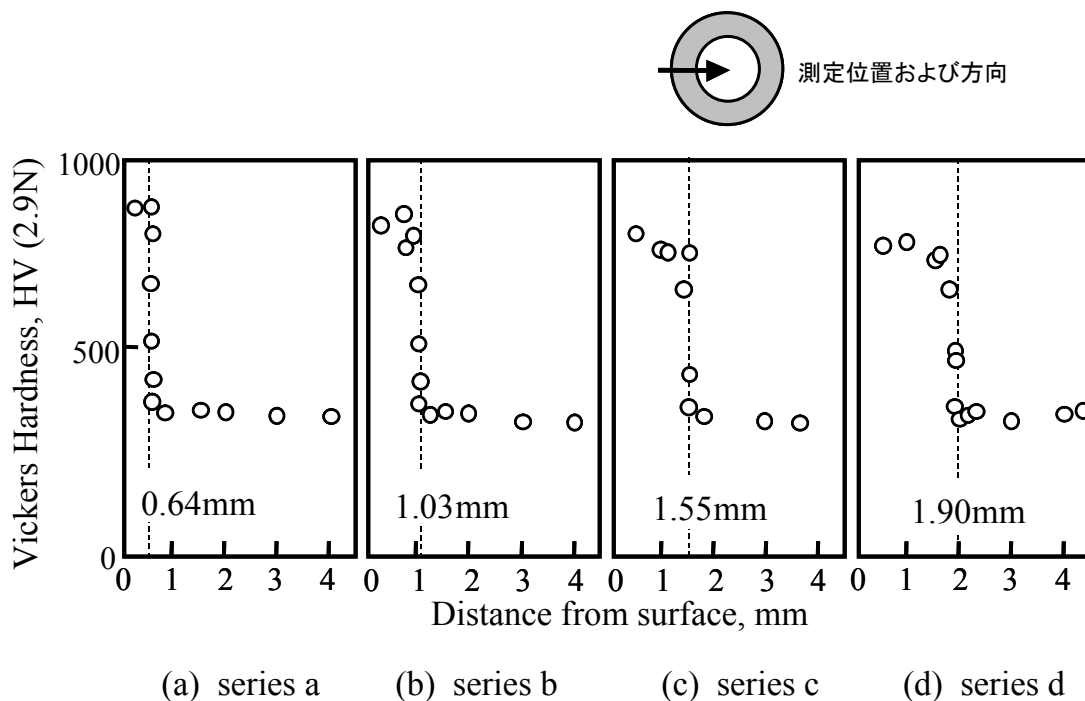


Fig. 2-2 Distributions of vickers hardness at the depth direction of specimen (S45C)

(○ : Vickers hardness)

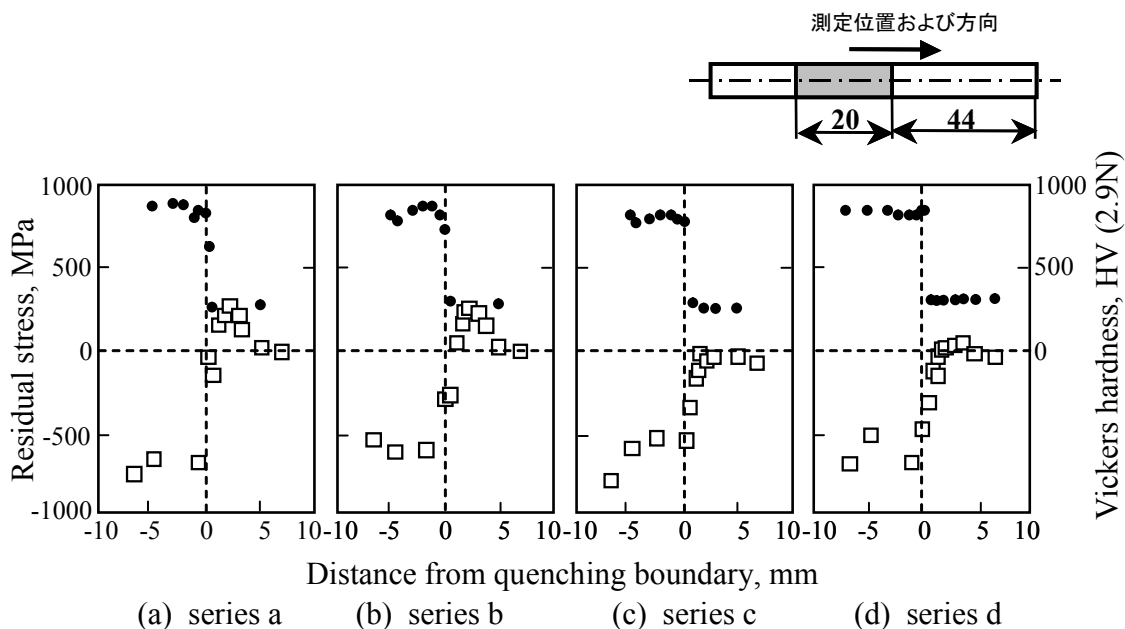


Fig. 2-3 Distributions of vickers hardness and residual stress on the specimen surface (S45C)

(○ : Vickers hardness , □ : Residual stress)

界を表しており、プラス側は非焼入部、マイナス側は焼入硬化部を示している。同図より、焼入処理を施した領域において硬さが著しく上昇して硬化域が明瞭に形成されており、同時に高い圧縮残留応力が生起していることがわかる。さらに、(i)焼入深さが比較的浅いシリーズ a, b では焼入境界部近傍の非硬化域に明瞭な引張残留応力が発生する、(ii)焼入深さが比較的深いシリーズ c, d では引張残留応力がほとんど発生しない、ことから、表面焼入条件による引張残留応力の発生状況の違いが硬化層の深さに強く依存していることがわかる。以上の結果から、従来困難とされていた小型試験片の表面焼入処理が、超急速加熱高周波焼入条件の制御を行うことによって、可能となることが明らかとなった。シリーズ a, b のように、超急速加熱高周波焼入れによって焼入境界部の非硬化域に引張残留応力が発生する現象は、高速鉄道用車軸においても同様に認められており[43]、ここでの小型試験片は、車軸等の実機における硬さおよび残留応力分布の特徴をほぼ再現していると考えられる。

2.3. 部材の疲労破壊挙動に及ぼす部分焼入れの影響

前節では、実機の特徴を再現した小型試験片の作製が十分可能であることを示した。本章では、この小型試験片から得られた知見をもとに、部分焼入れを施された鋼の疲労特性について検討を行った。

2.3.1. 実験方法

a. 供試材

供試材としては表 2-4 の化学成分および表 2-5 の機械的性質を有する SAE1547 を用い、これを調質処理(焼入温度 930 ，焼戻温度 665)後、図 2-4 に示すような中央部に 20mm の平行部を有する試験片に機械加工した。この試験片に対して、超急速加熱高周波焼入装

Table 2-4 Chemical composition

| | C | Si | Mn | P | S | Ni | Cr | Cu |
|---------|------|------|------|-------|-------|------|------|------|
| SAE1547 | 0.47 | 0.24 | 1.35 | 0.008 | 0.007 | 0.03 | 0.74 | 0.03 |

Table 2-5 Mechanical properties

| | σ_{UTS} (MPa) | E (GPa) | $\sigma_{0.2}$ (MPa) |
|---------|----------------------|---------|----------------------|
| SAE1547 | 1000 | 179 | 1140 |

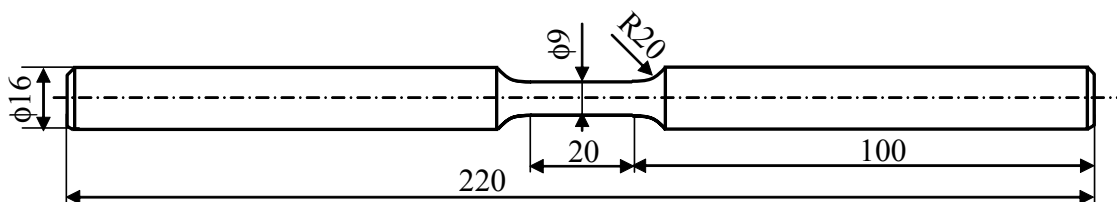


Fig. 2-4 Specimen configuration (SAE1547)

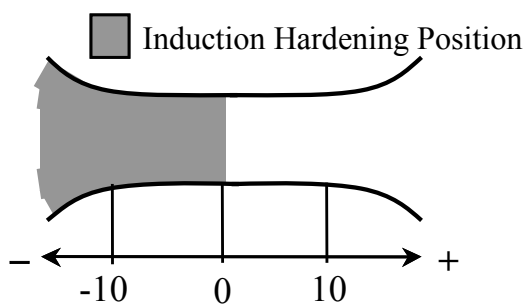


Fig. 2-5 Specimen configuration (SAE1547)

置を用い，図 2-5 に示すように，平行部中央に焼入境界が位置するように部分焼入れを行った．実際の焼入条件としては，前章で得られた残留応力分布の測定結果をもとに，まず，引張残留応力が明確に発生したシリーズ a, b の内からシリーズ b の焼入条件を，次に，引張残留応力がほとんど発生しなかったシリーズ c, d の内からシリーズ d の焼入条件を選択し，この 2 種類の焼入条件と同様の焼入条件を疲労試験用の SAE1547 材に適用した(これをそれぞれ Q10 材および Q20 材と称す)．また，部分焼入れを施さず，調質処理後，600 × 1 時間の真空焼鈍を施した未処理材を比較材として用意した(これを QT 材と称する)．以上の 3 種類の疲労試験片の平行部表面をエメリー紙研磨および電解研磨により鏡面状に仕上げて供試状態とした．

b. 試験方法

b.1. 疲労試験

試験機は，島津製作所製，小野式回転曲げ疲れ試験機 H-7 型(最大曲げモーメント 98kN，1700 ~ 3400rpm)を用い，試験回転速度は 3000rpm とした．

まずレーザー変位計を用いて試験片中央の平行部直径を 6 カ所測定し，その測定値の中で最も大きいものを切り捨て，残りの測定値の平均を試験片平行部直径の代表値とした．この値を用いて試験片平行部に所定の応力 σ_a を与えるための試験荷重 W を次のように求めた．

本研究に用いた試験機は 4 点曲げの負荷形式であるため，曲げモーメント M と試験片平行部にかかる応力 σ_a の間に次のような関係が成立する．

$$\sigma_a = \frac{M}{Z} \quad (2-2)$$

σ_a : 応力

M : 曲げモーメント

Z : 断面係数

ここで曲げモーメント M は式(2-3)で示される。

$$M = rF \quad (2-3)$$

r : 支点から荷重点までの距離

F : 荷重点にかかる負荷

また試験片断面は円形であるから、断面係数 Z は式(2-4)で示される。

$$Z = \frac{\pi d^3}{32} \quad (2-4)$$

d : 試験片平行部直径

従って式(2-2)~(2-4)より次式が成立する。

$$\sigma_a = \frac{32rF}{\pi d^3} \quad (2-5)$$

また本研究で用いた試験機では $r=200(\text{mm})$, $F=W/2(\text{kgf})$ であるため、重力加速度 $g(\text{N/m}^2)$ とすると次のような関係が成立する。

$$W = \frac{\pi \sigma_a d^3}{3200g} \quad (2-6)$$

この式(2-6)から負荷応力 σ_a に対する試験荷重 W を決定し、疲労試験を行った。また本章においては、繰返し数 10^7 回に至っても破断しなかった最大の応力を疲労強度と定義する。また破断した試験片の長軸方向における破断位置の同定は、き裂起点部を軸方向における破断位置と見なして、レーザー顕微鏡を用いて行った。

b.2. 破面観察

破面観察は日立製作所製 走査型電子顕微鏡 S-3100H(以下 SEM)を用いて行った。

b.3. き裂観察

微小き裂の発生・進展過程は、レプリカ法を用いて観察を行った。レプリカ法の手順を以下に示す。

- ・ 所定の応力振幅で疲労試験を開始した後，一定の繰返し数において試験機を停止させる．
- ・ 試験片を試験機に固定したままピット部周辺のレプリカを採取する．レプリカは，アセチル・セルロース・フィルムを約 4mm×50mm に切り，溶剤である酢酸メチルに浸した後，試験片表面に貼り付け酢酸メチルが蒸発してからはがし，スライドガラスに採取する．
- ・ その後，一定の繰返し数ごとに同様の操作を行い，得られたレプリカをレーザー顕微鏡を用いて観察し，き裂長さを測定した．

b.4. 微小ピット作製

微小き裂の進展過程を観察するため，試験片最小径部の表面に表面微小ピットを設けた．ピットの作製にあたってはピットが微小であるため，加工精度の良い放電加工機(三協エンジニアリング社製 DE75-S)を用いた．放電加工の原理を以下に簡単に説明する．電極と被加工物の間に間欠的火花放電が行われている状態では，電極と被加工物の間にある加工液の薄い層が電氣的に破壊されて，いわゆる火花放電を生じる．火花放電が生じると電極と被加工物はほとんど短絡状態となるので，電圧は急激に降下する．電圧が降下すると火花放電は消えて，極間に加工液が浸入して絶縁状態が回復するので再び火花放電が発生し，同じ現象が繰り返されて加工が進行する．

半球状のピットの作製において，ピット直径は電極であるタングステン線の直径により，ピット深さは放電加工時間によりそれぞれ所定の寸法を得た．用いたタングステン直径は 150 μm であり，これにより，約 180 μm のピット直径が得られた．ピット深さは約 50 μm となるように，放電加工時間により調節した．

2.3.2. 実験結果および考察

a. 残留応力および硬さ分布の測定結果

まず，Q10 材および Q20 材の疲労試験前の平行部表面の残留応力分布および硬さ分布の測定結果を図 2-6 に示す．図中の横軸の表し方については，図 2-3 と同様である．同図から，Q10 材に発生している引張残留応力のピーク値は前章のシリーズ b にくらべ若干大きく 350MPa 程度となっていることがわかる．また，前章のシリーズ d には引張残留応力はほとんど発生しなかったが，それと同一の焼入条件で焼入れを行った Q20 材では 250MPa 程度の引張残留応力のピークが発生していることがわかる．これは，SAE1547 が S45C とほぼ同様の成分を有しながらも Mn[44]および Cr[45]の添加元素が多く，焼入性が良好な鋼であることに起因している．

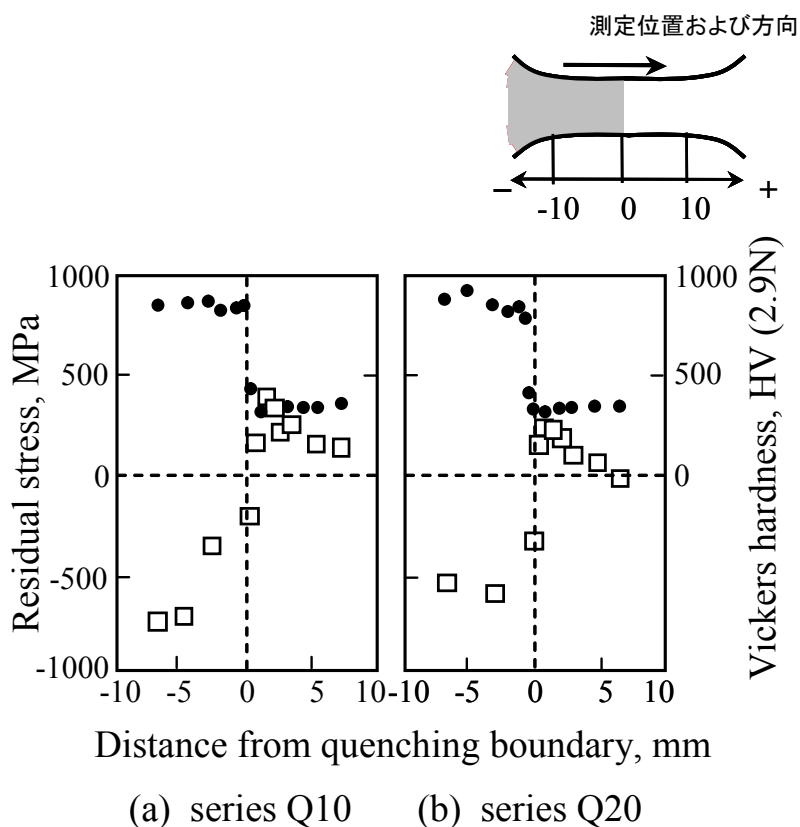


Fig. 2-6 Distributions of vickers hardness and residual stress on the specimen surface (SAE1547)
 (◻ : Vickers hardness, ◻ : Residual stress)

b. 表面残留応力分布と破断部位との関係

図 2-7 は、Q10 材および Q20 材について疲労破壊がいかなる部位で発生するかを調べた結果を示している。図中の □印は疲労試験前の残留応力分布を、×印はそれぞれの試験片が平行部のどの部位で破断したかを示している。破断は焼入境界から非硬化域側に 0.5 ~ 1.8mm 入った位置に集中しており、この位置は、疲労試験前に存在していた引張残留応力のピーク位置と一致していることがわかる。このことは、Q10 材および Q20 材の平行部の非硬化域に存在する引張残留応力が、疲労破壊に大きな影響を及ぼすことを示唆している。そこで次節以降では、このような引張残留応力が疲労寿命に及ぼす影響について、より詳細な検討を行った。

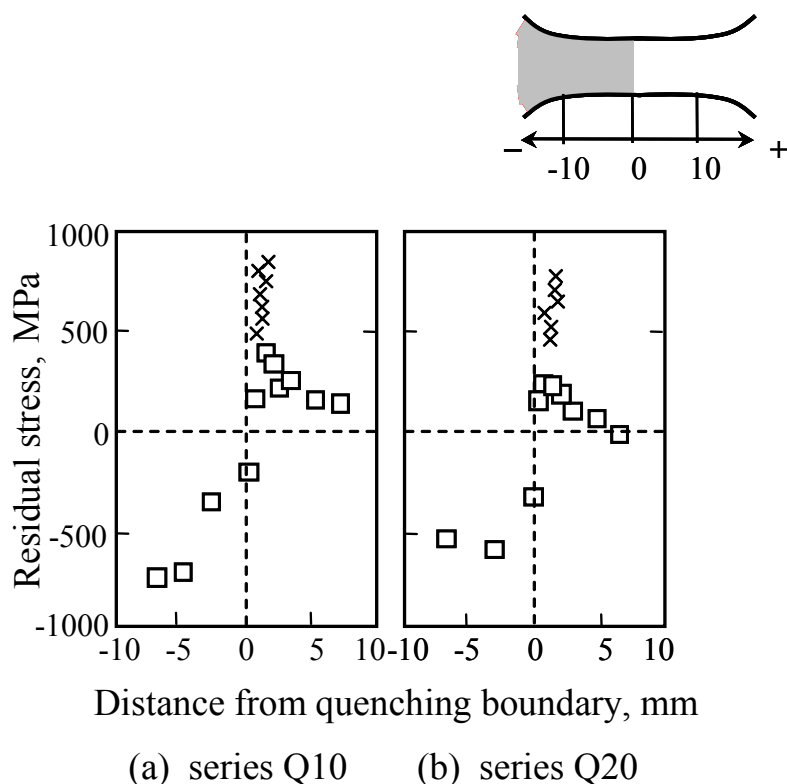


Fig. 2-7 Distributions of residual stress and failure positions
(□ : Residual stress, × : failure position)

c. 疲労寿命に及ぼす引張残留応力の影響

図 2-8 に Q10 材, Q20 材および QT 材の疲労試験結果を示す。同図より, 部分焼入れを施した Q10 材および Q20 材(焼入材)は, いずれも部分焼入れを施していない QT 材(未処理材)に比べて, 疲労強度が低下していることがわかる。また, 焼入材と未処理材との間の疲労寿命差をみると, 高負荷応力域ではほとんど有意差が認められないのに対し, 応力振幅が低くなるにつれて差が生じ, 引張残留応力のピーク値が大きい Q10 材の疲労寿命が最も短寿命側に位置していることがわかる。さらに詳細にみると, 焼入材と未処理材との疲労寿命差は, 応力振幅がおよそ 600MPa 以下から現れ始めている。このように, 焼入材と未処理材の疲労寿命の差が負荷応力レベルによって異なる原因を明らかにするため, 次に, 残留応力の変化挙動を調べた。その際, Q10 材および Q20 材の 2 種の焼入材のうち, 引張残留応力のピーク値の大きい Q10 材を選択した。また負荷応力については, 焼入材と未処理材

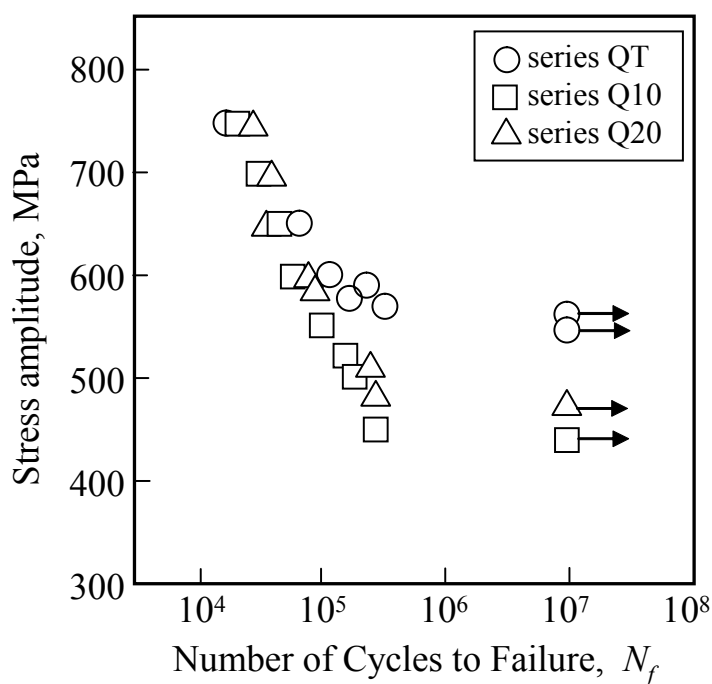


Fig. 2-8 Fatigue test results

との間の疲労寿命差に、有意差がない応力振幅の代表値として 750MPa を、また寿命差が確認できる低負荷応力側の応力振幅の代表値として 500MPa を選んだ。さらに、試験片破断位置が引張残留応力のピーク位置周辺であることから考えて、引張残留応力のピーク値のみに注目して、応力繰返しに伴う変化挙動を調べた。その結果を図 2-9 に示す。同図中、破線は繰返し負荷前($N=0$)の引張残留応力のピーク値である。応力振幅 750MPa の場合(○)には、わずか 100 回程度の繰返し負荷後に引張残留応力は大きく減衰していることが明らかになった。これは、引張残留応力ピーク周辺において、引張残留応力と負荷応力との和が部材の降伏応力を超えたため、引張残留応力が大きく減衰したものと考えられる。なお、ここでの降伏応力としては、表 2-5 に示す SAE1547 の 0.2%耐力の値に注目したが、これは、引張残留応力の減衰挙動が認められたのは非硬化域である。一方、応力振幅 500MPa の場合

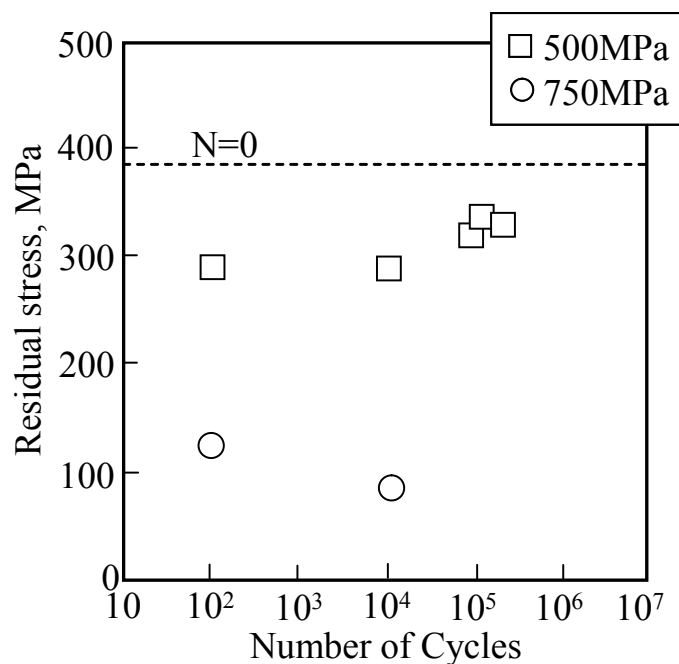


Fig. 2-9 Variations of the peak value of tensile residual stress with stress cycling (series Q10)

(印)には、引張残留応力の減衰はわずかであり、 10^5 回の繰返し負荷後も明確な引張残留応力のピークが残存していることが確認された。したがって、このような低応力振幅では、引張残留応力が疲労寿命に与える影響は高応力振幅の場合に比べて、結果的に大きいことになると思われる。

d. き裂進展挙動

さらに、疲労き裂進展に及ぼす引張残留応力の影響について検討を行った。ここでは、Q20材およびQT材の表面(Q20材においては引張残留応力の最も大きい位置)に直径180mmのマイクロピットを設けた試験片(以下、Q20-P材およびQT-P材と称す)を準備し、レプリカ法によりピット縁からの疲労き裂の発生および進展挙動を調べ、両者の比較を行った。その際の応力振幅としては、負荷応力と引張残留応力のピーク値の和が、部材の降伏応力を越える場合の応力振幅の代表値として750MPaを、一方、越えない場合の応力振幅の代表値として550MPaを選択した。疲労き裂の発生および進展挙動の観察結果を図2-10に示す。同図から、疲労寿命に有意差が認められない高応力振幅の場合には、両者のき裂進展曲線に顕著な差は認められないことがわかる。これは、Q20-P材において、図2-9でもわかるとおり、疲労試験前に存在した引張残留応力が繰返しのごく初期段階にほぼ消滅したと密接に関係している。一方、疲労寿命に有意差が認められる低応力振幅の場合には、引張残留応力の残存するQ20-P材の方(印)が、き裂進展速度がQT-P材(印)と比較して著しく早いことがわかる。これに起因して、負荷応力と引張残留応力のピーク値の和が降伏応力を超えない応力振幅(本研究において600MPa付近)以下において、焼入材と未処理材との間にき裂進展挙動に差が現れ始めると考えられる。

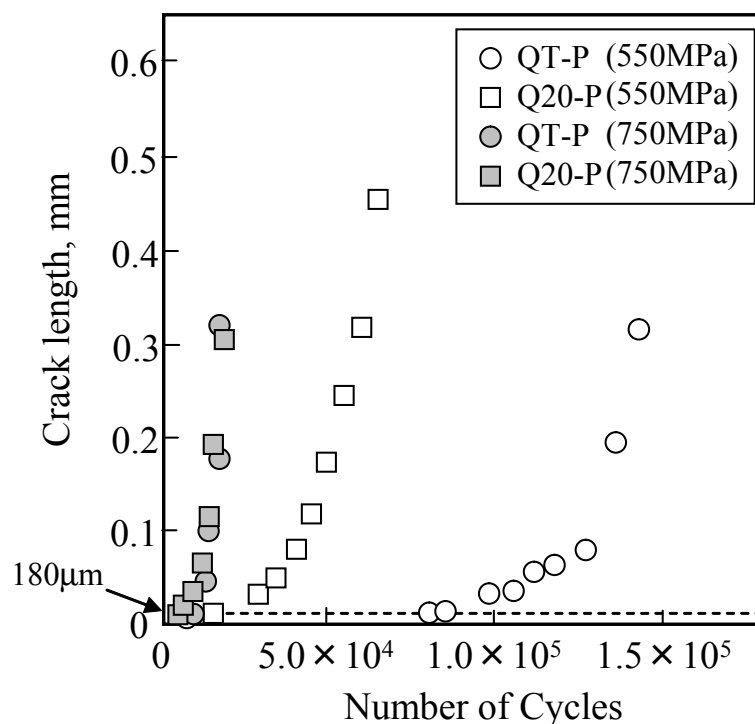


Fig. 2-10 Crack growth curves (series Q10)

2.4. 表面加工層の導入による疲労強度改善

2.4.1. 実験方法

a. 供試材

前章までにおいて、部分焼入れによって焼入境界部の非硬化域に発生する引張残留応力が、部材の疲労特性に及ぼす影響を明確にした。部分焼入れを実機においても積極的に利用するためには、引張残留応力の発生を抑制することが非常に重要となることがわかる。そのような抑制法の一つとして、表面加工層の形成が考えられる。そこで、前章で用いた Q10 材に対して電解研磨を施さず、エメリー紙研磨のみで鏡面状に仕上げた試験片を用意した(これを Q10L 材と称する)。この試験片に対して、上記同様、表面の硬さおよび残留応力

の測定，回転曲げ疲労試験を行った。

b. 試験方法

本章で行った試験は，ビッカース硬さ測定，残留応力測定，室温・大気中での疲労試験および破面観察であり，それらの方法はすでに述べたとおりである。

2.4.2. 実験結果

a. 残留応力分布および硬さ分布の測定結果

Q10L 材の疲労試験前の平行部表面の残留応力および硬さの測定結果を図 2-11 に示す。図中の横軸については，図 2-3 と同様である。これより Q10L 材においては，Q10 材に発生し

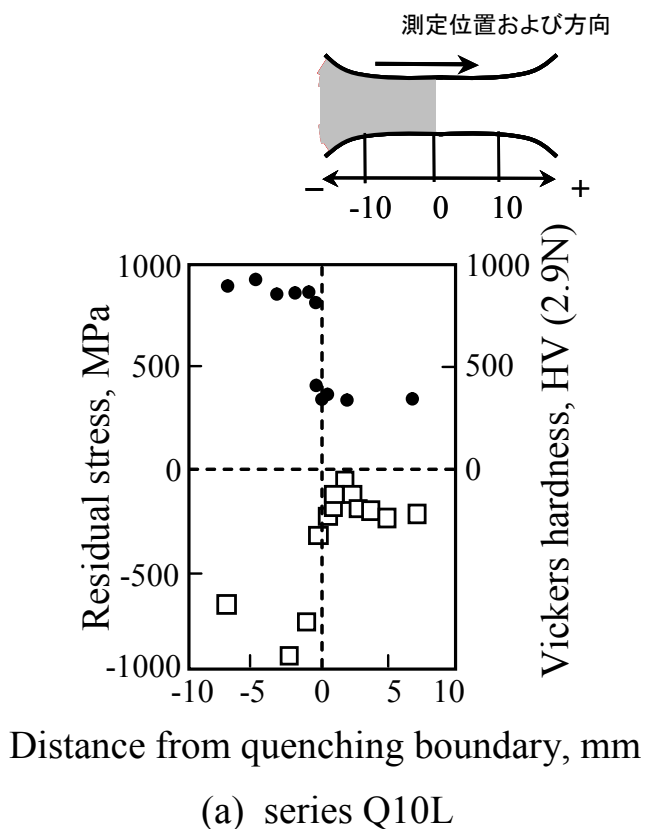


Fig. 2-11 Distributions of residual stress and residual stress on the specimen surface
(◯ : Vickers hardness, ◻ : Residual stress)

ていた引張残留応力のピークは消滅し，平行部表面のすべての位置において圧縮残留応力が生起していることがわかる．一方，硬さについては，Q10材の分布とほぼ同様に変化は認められなかった．

b. 疲労試験結果

このように表面に引張残留応力を有していないQ10L材について，疲労試験を行った結果を図2-12に示す．同図から，Q10L材の疲労強度はQ10材にくらべ大きく改善し，QT材とほぼ同一の水準となっており，機械的な研磨による表面加工層の導入は，このような部分焼入材の疲労強度の向上に対して有効であることがわかる．以上のことにより，実機においても部分焼入れを施した箇所は何らかの方法によって表面加工層を導入すれば，部分焼入材の疲労強度改善が大いに期待される．

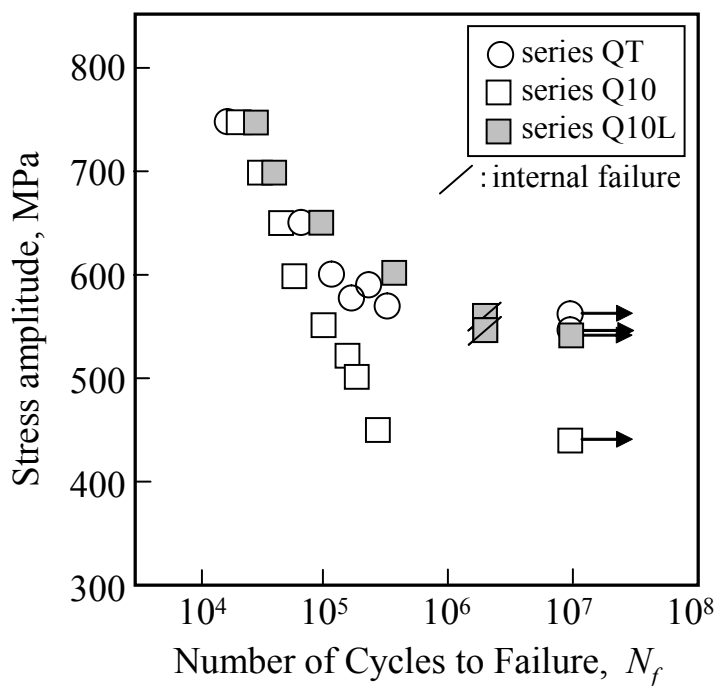


Fig. 2-12 Fatigue test results

2.5. 結言

本研究ではまず、実機の焼入状態の特徴を小型試験片に再現したモデル試験片の作製の可能性を検討した。その結果、超急速加熱高周波焼入装置を有効に用いることで、焼入硬化層の状態を実機での特徴を再現したモデル試験片として作製することが十分可能であることを示した。

また、このような部分焼入れが施された小型試験片を用い、焼入境界部近傍の非硬化域側に現れる引張残留応力が高サイクル疲労特性に及ぼす影響について検討を行った。その結果、以下の事柄が明らかとなった。

- (1) 焼入境界部近傍の非硬化域表面には引張残留応力のピークが発現しており、そのピーク位置が試験片の破断箇所と一致している。
- (2) 部分焼入材の疲労強度は、部分焼入材の非硬化域に存在する引張残留応力の影響のために、未処理材のそれよりも低下する。
- (3) 負荷応力の大きさが異なることにより、部分焼入材と未処理材との間の疲労寿命差に顕著な相異が現れる。これは、部分焼入材の非硬化域表面に存在する引張残留応力が高応力振幅のもとでは容易に減衰してしまうのに対し、低応力振幅のもとでは減衰がわずかであることに起因している。
- (4) 部分焼入材の焼入境界部が存在する場合の疲労強度の低下は、焼入後、その焼入境界部に表面加工層を導入することによって抑制することが可能である。

第3章 応力レベルの変化に伴う破面形成位置の相違に着目した高強度鋼の長寿命域疲労破壊特性の解明

3.1. 緒言

高硬さ鋼においては、破断までの繰返し数が 10^7 回を超えるような超高サイクル疲労域において、材料内部に存在する非金属介在物を起点とするフィッシュアイ破壊が現れることが知られており[46]、機械構造システムの安全性確保の観点からその発生メカニズムの解明が急務である。このようなフィッシュアイ破壊は、通常、内部に比べて表面の硬さが高く、また表面層に圧縮残留応力が存在する場合に顕著に現れる現象と考えられている。図3-1は、表面破壊型（実線）と内部破壊型（点線）の2つの破壊モードが混在している様子を模式的に表しているが、実際の破壊はこれらの2つの疲労寿命の競合によって決定される[30]。図3-1(a)のように、低・中強度鋼の場合、表面破壊型が支配的であり、内部破壊はほとんど起こらない。しかしながら、高周波焼入れなどの表面処理によって表面の強度のみを向上させた場合、表面破壊型の疲労寿命曲線は疲労寿命線図内で右上に上昇し、その結果、内部破壊型が発生する場合がある。内部破壊型の発生メカニズムに関しては、とくに介在物のごく近傍における疲労破壊挙動に着目した研究が近年盛んに行われており[47]～[54]、フィッシュアイ破壊の発生には、起点となる介在物寸法やその位置[55]、基地の硬さ[56] [57]や残留応力[58]などが影響を及ぼすものと考えられている。しかしながら、フィッシュアイ破

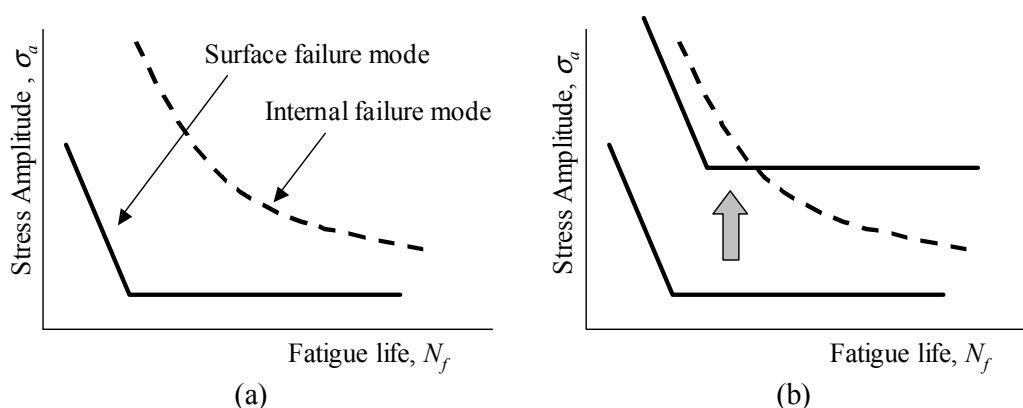


Fig. 3-1 Schematic illustration of failure mode transition for (a) low- and middle-strength steel and (b) high-strength steel [30]. This figure shows the concept of a risk competition of surface failure and internal failure for (a) without surface treatment and (b) with surface only treatment.

壊は材料内部で起こる現象であり、その形成過程を直接観察することが困難なため、その発生メカニズムに関しては未だ統一の見解は得られていない。このことは、従来の実験的手法にとらわれず、例えば計算機シミュレーション[59]を組合わせた新しいアプローチ[60]を導入し、高硬さ鋼の疲労破壊特性に関する問題解決に取り組む必要があることを示唆している。

そこで、本章ではまず、試験片の表面および内部で硬さがほぼ一定で、しかも残留応力をほとんど含まない高硬さ試験片を準備し、回転曲げ疲れ試験ならびに疲労破面観察を行った結果に基づき、疲労破壊メカニズムを調べた。つづいて、介在物を起点とした疲労破壊プロセスの分析結果に基づく疲労破壊モデルを提案し、それをを用いた計算機シミュレーション手法を構築し、その妥当性を検討した。さらに、提案したモデルに基づく計算機シミュレーションを行い、フィッシュアイ破壊の発生条件に関して検討・考察を加えた。

3.2. 実験方法

3.2.1. 供試材

供試材としては表 3-1 に示す化学成分を有する SCM435H 鋼を用いた。これを図 3-1 に示す砂時計型試験片に加工し、図 3-2 の焼入条件で高周波焼入れを行った後、R 部表面をエメリー紙 (~ #2000) による機械研磨と最終仕上げとして電解研磨を施して供試状態とした。

Table 3-1 Chemical composition

| | C | Si | Mn | P | S | Ni | Cr | Mo | V | Cu | Al |
|---------|------|------|------|-------|-------|------|------|------|------|------|-------|
| SCM435H | 0.38 | 0.21 | 0.81 | 0.008 | 0.011 | 0.09 | 1.09 | 0.15 | 0.01 | 0.10 | 0.021 |

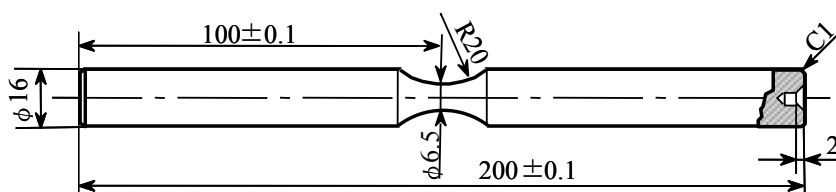


Fig. 3-1 Specimen configuration

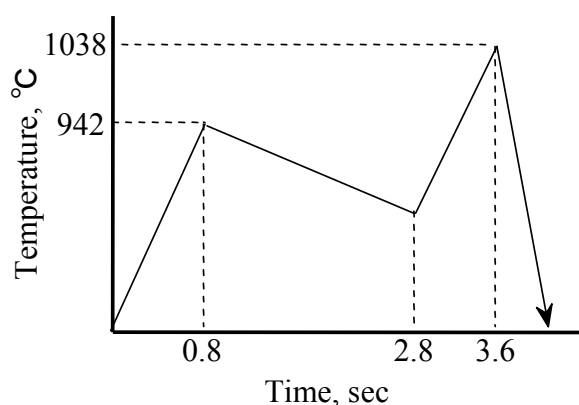


Fig. 3-2 Heating condition

3.2.2. 試験方法

本章で行った試験は、ビッカース硬さ測定、残留応力測定、室温・大気中での疲労試験および破面観察であり、それらの方法はすでに第2章で述べたとおりである。

3.3. 実験結果

供試状態での最小径部横断面上の深さ方向硬さ分布の結果を図3-3に示す。同図からわかるように、本供試材の硬さは表面から内部にかけてほぼ一定(平均値 774HV)である。また、最表面近傍の残留応力を X 線回折装置により測定した結果、残留応力はほとんど存在しないことを確認した。このように本章では残留応力をほとんど含まず、硬さの均一な高硬さ試験片(以後、均質材と称する)を準備することが出来た。

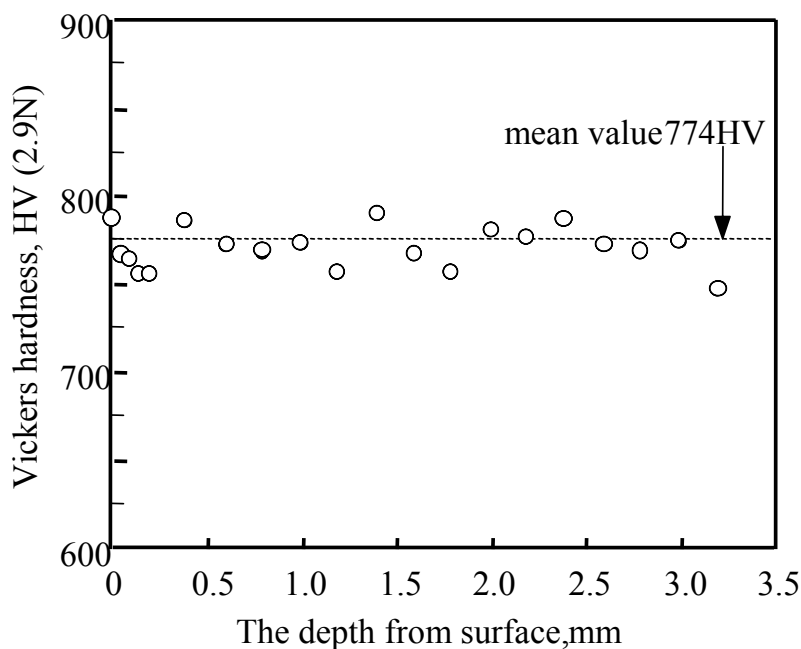


Fig. 3-3 Vickers hardness distribution

このような試験片について疲労試験を行った結果を図 3-4 に示す。図中、○印は表面破壊、●印は内部破壊が生じたことを表している。同図より、高応力域では表面破壊が支配的であるが、 $\sigma_a = 950\text{MPa}$ を境として、低応力域になるにつれ、表面破壊から内部破壊への破壊モード遷移が生じており、それに伴い疲労寿命曲線に二段折れ曲がりが見られることが観察される。従って、かかる破壊モード遷移は、試験片表面と内部で強度差のある表面改質材のみならず、本研究で用いたような均質材においても起こりうる現象であることがわかる。

次に、破断したすべての試験片の破面を詳細に観察したところ、図 3-5 にその代表例を示すように、表面および内部破壊いずれの場合も疲労破壊の起点はすべて介在物であった。図 3-5(a)は表面に接した介在物が起点となった表面破壊であり、一方、図 3-5(b)のような内部破壊の場合、破面にフィッシュアイが形成されており、フィッシュアイ中心部には起点

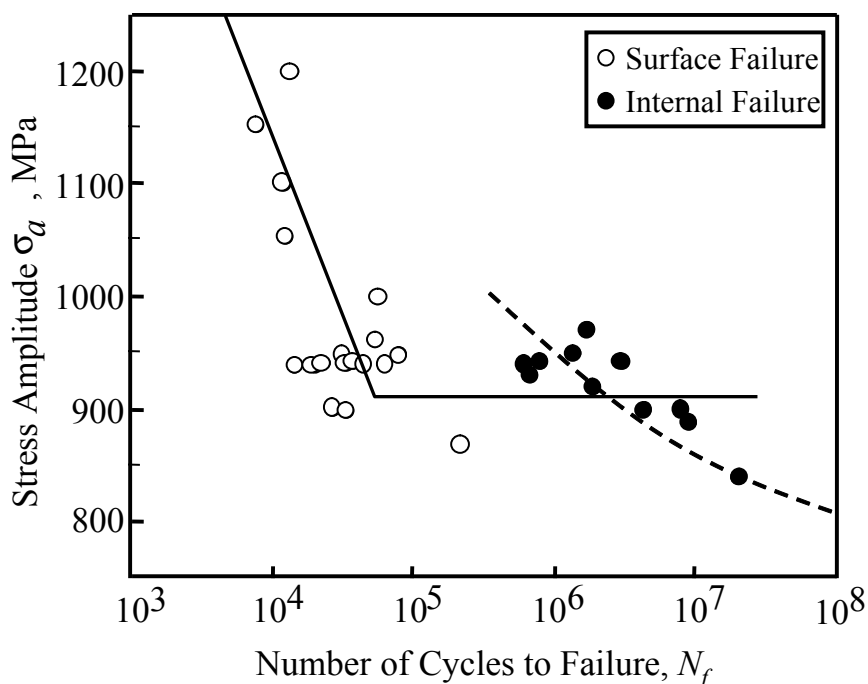


Fig. 3-4 Fatigue test results

となった介在物が存在する(図 3-5(c)参照)．さらにフィッシュアイ中心部を詳細に観察すると，起点となった介在物ごく近傍には非常に粗い破面が形成されていて，この領域のき裂進展は，さらにその外側におけるそれとは明らかに異なるものと考えられる．フィッシュアイ中心部の介在物のごく近傍のき裂進展に関しては，近年盛んに研究が行われているものの，未だ統一の見解は得られていない．この領域は現在，それぞれの研究者によって，ODA(Optically Dark Area) [47] ~ [51] ,FGA(Fine Granular Area) [61] ,GBF(Granular Bright Facet) [62] ,GA(Granular Area) [63]等と呼ばれており，村上らは，この領域の形成挙動を \sqrt{area}

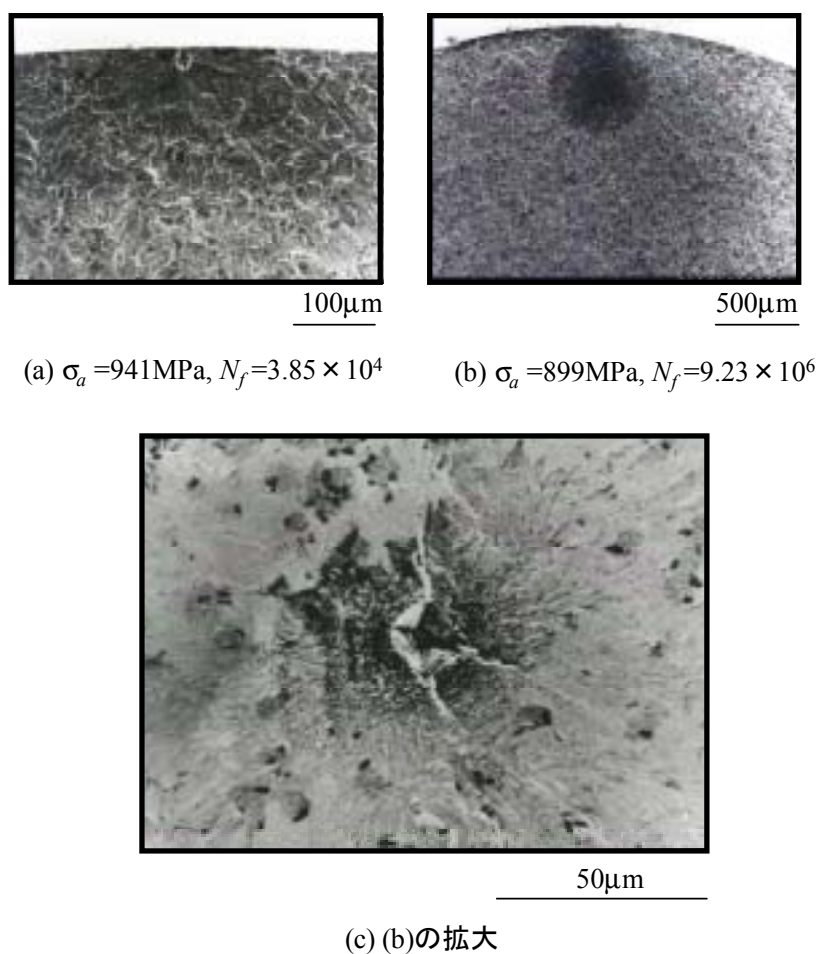


Fig. 3-5 SEM observations

パラメータモデル[64]で明快に説明できるとしている。また、塩澤ら[62]は、この粗い領域の形成に費やされる繰返し数が全寿命のほとんどを占めること、さらに、越智ら[65]は、この粗い領域の面積は繰返し数の増加に伴い大となることを報告している。本章ではかかる領域を村上らと同様 ODA と呼ぶ。

以上の知見は、表面に硬化層を有したり表面層に圧縮残留応力を有する試験片に関する実験から得られたものであり、本研究で用いるような均質材に関しても同様なことが言えるか否かについては明らかではない。そこで、内部破壊が生じた 10 本の試験片の破面に注目して、それぞれのフィッシュアイを円形き裂と見なした ODA 外縁での応力拡大係数幅 ΔK_i を式(3-1)[66]により、また、硬さ HV と欠陥寸法の平方根 \sqrt{area} から、下限界応力拡大係数幅 ΔK_{th} を式(3-2)[27]によってそれぞれ計算し、両者を図 3-6 に示すように、破断繰返し数を横軸として同一グラフ上にプロットした。

$$\Delta K_i = 2\Delta\sigma\sqrt{\frac{L}{\pi}} \quad (3-1)$$

ここで L はき裂長さの半長である。

$$\Delta K_{th} = 3.3 \times 10^{-3} \cdot (HV + 120) \cdot (\sqrt{area})^{1/3} \quad (3-2)$$

ここで \sqrt{area} は最大主応力面に投影した欠陥面積の平方根である[27]。同図より、すべてのフィッシュアイに関して ΔK_{dark} と ΔK_{th} はほぼ同一の値となっていることが認められ、このことから、ODA はその応力拡大係数幅が ΔK_{th} に等しい円盤状き裂の内部に形成されていることがわかる。さらに、起点となった内部介在物と等価なき裂の応力拡大係数幅の大きさ ΔK_{inc} を同様に式(3-1)より算出し、先に得られた ΔK_{th} とともに示したのが図 3-7 である。この場合には、すべての試験片において ΔK_{inc} は ΔK_{th} より小さいことがわかる。以上の事実は、フィッシュアイ内部には、ダークエリアの縁を境とし、損傷蓄積機構の異なる二通りの破面形成過程が存在することを示唆している。このように均質材における内部破壊においても、表面改質材と同様、疲労破壊起点となった介在物のごく近傍に ODA が観察され

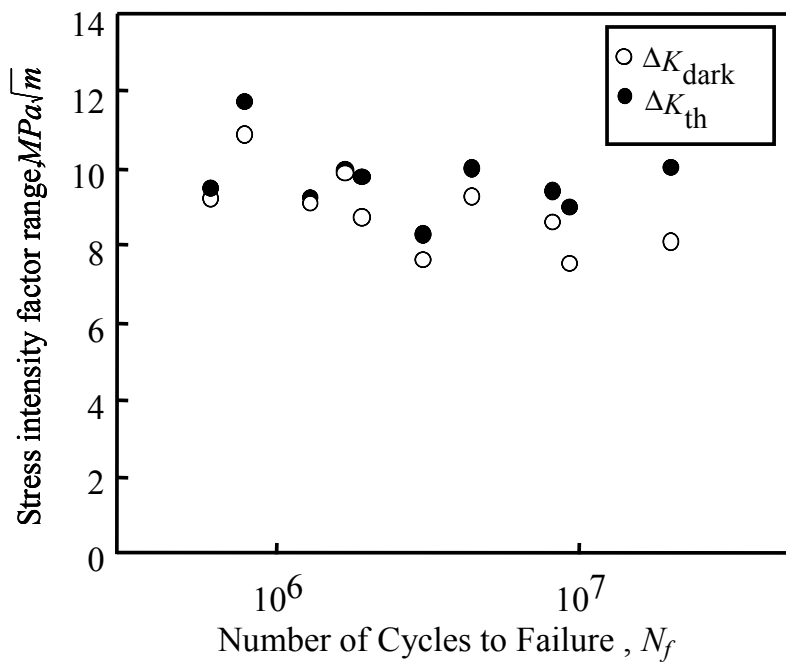


Fig. 3-6 Comparison of stress intensity factor range at internal crack initiation site ΔK_{dark} with threshold intensity factor range ΔK_{th}

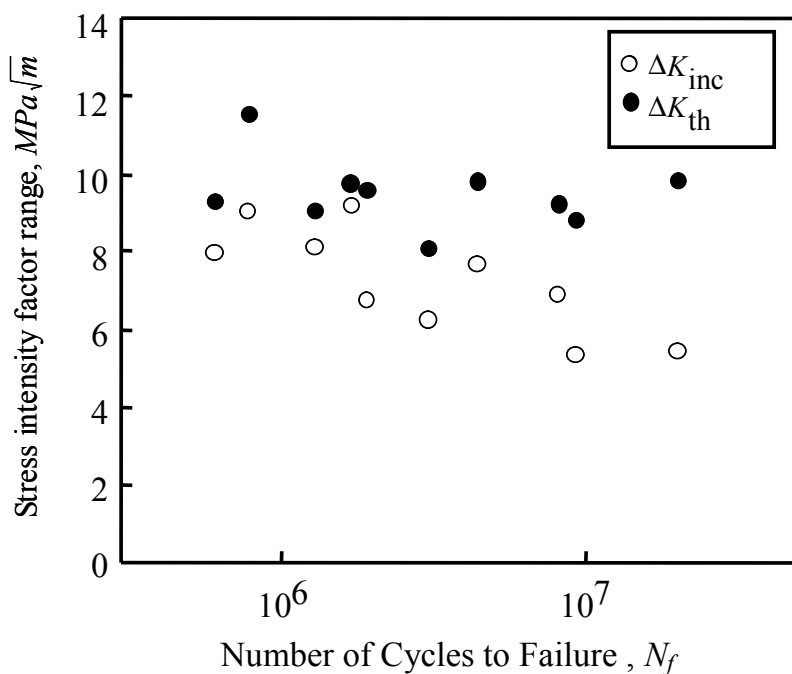


Fig. 3-7 Comparison of stress intensity factor range at internal crack initiation site ΔK_{inc} with threshold intensity factor range ΔK_{th}

ること，またその領域の形成挙動が \sqrt{area} パラメータモデルで説明できることが明らかとなった．

3.4. 考察

3.4.1. 高硬さ鋼の疲労破壊プロセス

前節から明らかなように，高硬さ鋼の長寿命域における応力変化に伴う表面破壊型から内部破壊型への破壊モード遷移は，材料内に含まれる介在物を起点とする疲労き裂の挙動に支配されると考えられる．介在物を起点とする疲労き裂の生成挙動について，これまで多くの研究がなされており，なかでも高硬さ鋼においては，疲労過程のごく初期段階に表面の複数の介在物が基地との間にはく離を生じ，そこから微視疲労き裂が発生することが認められている[15][18]～[20]．

また長寿命域で現れるフィッシュアイは，通常，破面にひとつ認められるが，まれに複数のフィッシュアイが破面上に出現することが報告されている[67]～[71]．このことは，材料内部においても複数の介在物を起点として疲労き裂が発生することを示唆している．

さらに，鋼の硬さレベルを次第に上昇させると，疲労破壊機構は，すべり誘起型から介在物起点型へと遷移することが知られている[10]が，遷移硬さ域においては，同一応力振幅下ですべり誘起型の表面破壊と介在物起点型の内部破壊が混在する場合があることも報告されている[29][72]．

介在物を起点とした疲労破壊挙動に関して，以上で述べたこれまでの知見を総合すると，高硬さ鋼の疲労破壊プロセスとして図 3-8 のような疲労破壊過程を想定することができる．同図は，最終破壊に至る途中の繰返し数において，表面と内部の複数の介在物から疲労き裂が発生・進展している状況を表している．これらのき裂のうち，最小の繰返し数で破断

条件に達したき裂が、試験片全体の破壊を支配すると考えられる。

このような疲労破壊プロセスをすべて実験手法のみによって調べることは不可能であり、本章では、実験事実を組み込んだ計算機実験手法を提案し、高硬さ鋼の疲労破壊プロセスに関するモデル化を試み、実験結果との比較・検討を行った。

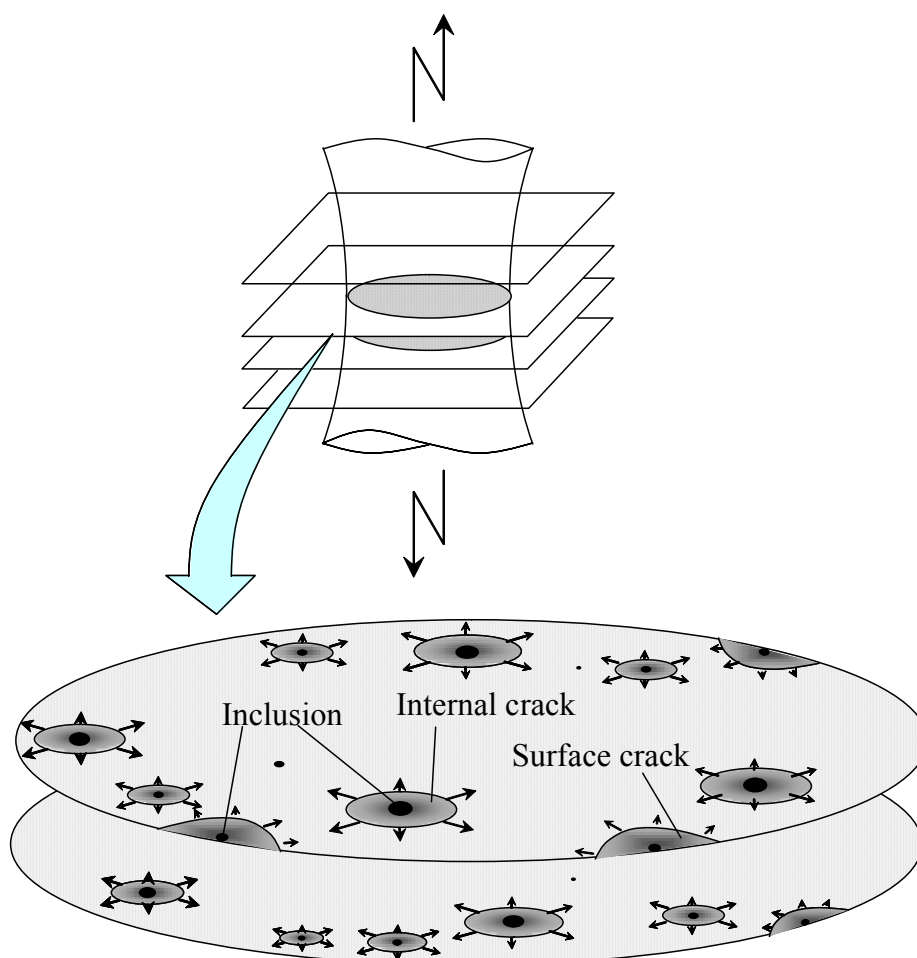


Fig. 3-8 Illustration of fatigue fracture process of high-strength steel

3.4.2. 模擬疲労試験

a. 基本的考え方

高硬さ鋼における図 3-8 に示す疲労破壊プロセスと同等な過程を、以下の方法により計算機内で再現することができる。まず計算機内の仮想空間に、あらかじめ調べた材料内の実際の介在物寸法分布と同等な介在物分布を割り振ることによって、仮想疲労試験片を組み立てる。次に、実際に行われる疲労試験の応力振幅と同じ大きさの応力の下で、計算機内のすべての介在物を起点とする疲労き裂について、き裂進展則に基づき疲労寿命を算出すれば、ひとつの仮想疲労試験片の疲労寿命はそれらの計算疲労寿命のうちで最小の繰返し数として決定される。かかる試行を実際の疲労試験に対応する応力振幅の範囲で試験片本数に対応する回数だけ行えば、模擬疲労試験は完了することになる。仮想疲労試験片の作成方法の詳細は次節以降述べるが、計算機内に分布させる介在物寸法としては組織中のすべての介在物寸法を対象とする必要はなく、疲労破壊挙動を支配するもっとも重要な介在物因子と考えられている最大級寸法の介在物のみに着目して[55]、その最大級介在物を仮想疲労試験片内に割り当てればよい。

b. 仮想疲労試験片の作成法

仮想疲労試験片の形状は、実際の疲労試験片に対応させた図 3-9 に示す形状である。回転曲げ疲労試験を模擬するため、介在物が疲労破壊起点となりうる領域として、図 3-9 に示すような中空円管領域の危険層[25]を考える。危険層とは、疲労破壊に関与する介在物が含まれると考えられる試験片内の高応力負荷部分であって、回転曲げ疲労においては表面の最大応力の 85%以上の応力にさらされる環状領域である。この危険層を外半径 r_1 、内半径 r_2 、軸方向長さ d の円筒型に近似し、これを軸方向、円周方向、半径方向にそれぞれ l 、 m 、 n 分割し、各分割要素の中心位置に介在物を割り当てる。その際、実際の疲労試験に使用した鋼材に関する介在物情報に基づき、以下に述べる方法によって各要素内の最大の寸法と

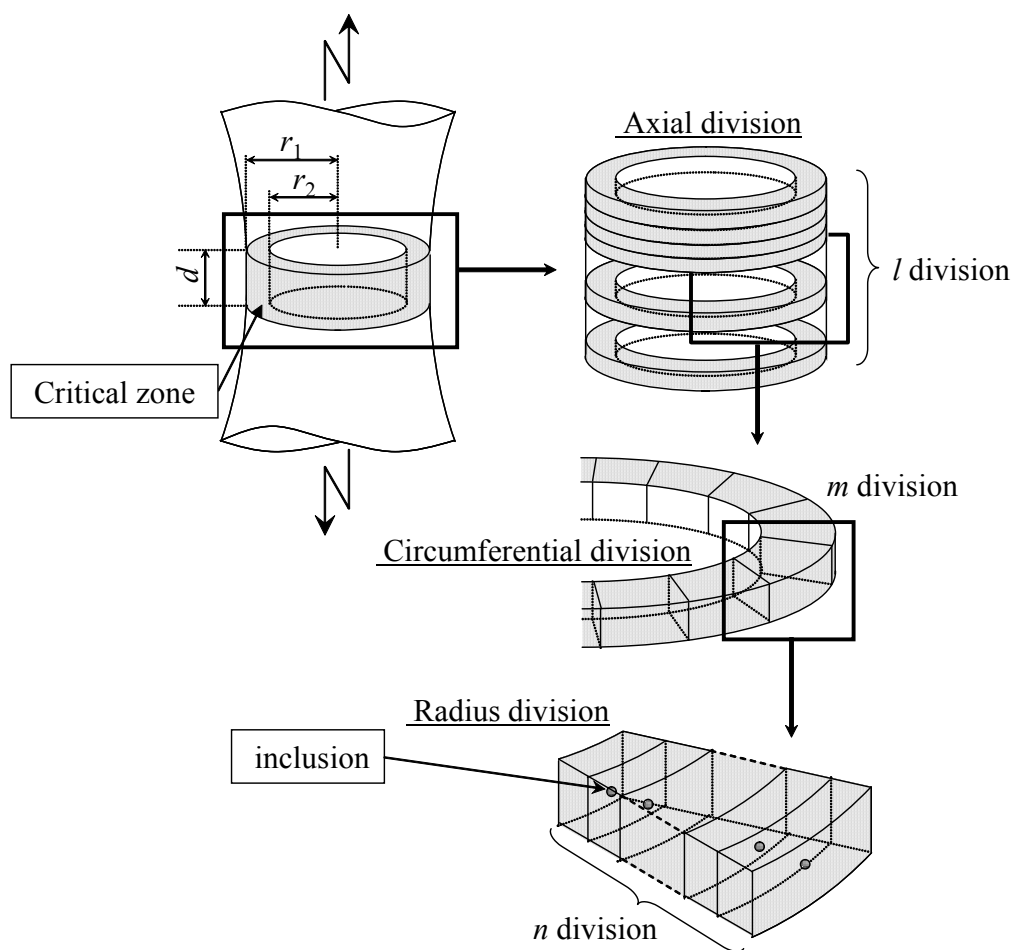


Fig. 3-9 Schematic of virtual fatigue specimen in this study

考えられる介在物をひとつだけ割り当てる。

c. 各要素に割り当てる最大級介在物寸法の求め方

図 3-10 のように材料内のランダム位置に単位体積(1mm^3)を有する無数の立方体要素を考え、これらの要素内に含まれる介在物のうちで最大の介在物の寸法を $a_{\max, i}$ と表せば、材料内の空間に $a_{\max, i}$ の分布を考えることができる。計量形態学における Saltykov 法[73]ならび

に岩倉ら[25]による最大介在物寸法の定義に従えば、単位体積要素中に存在が期待される最大介在物寸法 $a_{\max, i}$ を求めることができる。今回疲労試験に用いた SCM435H 鋼について材料内のランダム位置 20 箇所で見在物寸法を実測することによって、 $a_{\max, i}$ の分布を具体的に求め、その結果を図 3-11 に示す。 $a_{\max, i}$ の分布は事実上、対数正規分布でよく表しうることがわかる。

各要素への介在物の割り当てにあたっては、仮想疲労試験片内の要素位置によって要素体積が異なっている。すなわち、要素中に $a_{\max, i}$ の寸法の介在物を割り当てるには、 $a_{\max, i}$ の分布関数が要素体積 v の関数として与えられていなければならない。対数正規分布における平均値を μ_{Le} 、標準偏差を σ_{Le} としたとき、単位体積要素内の最大介在物寸法の密度関数 $f(a_{\max, i})$ は、

$$f(a_{\max, i}) = \frac{1}{\sqrt{2\pi} \cdot \sigma_{Le}} \cdot \frac{1}{a_{\max, i}} \cdot \exp\left\{-\frac{(\ln a_{\max, i} - \mu_{Le})^2}{2\sigma_{Le}^2}\right\} \quad (3-3)$$

である[74]。また、その分布関数 $F(a_{\max, i})$ は、

$$F(a_{\max, i}) = \int_{-\infty}^{a_{\max, i}} f(a_{\max, i}) da_{\max, i} \quad (3-4)$$

$$(ただし、0 < f(a_{\max, i}) < 1)$$

であり $F(a_{\max, i})$ は単位体積中の最大介在物寸法 $a_{\max, i}$ の累積発生率を表している。

いま、任意の要素体積 v 中の $a_{\max, i}$ の累積発生率を $Fv(a_{\max, i})$ とすれば、 $Fv(a_{\max, i})$ は次式によって与えられる。

$$Fv(a_{\max, i}) = \{F(a_{\max, i})\}^v \quad (3-5)$$

$a_{\max, i}$ の介在物を割り当てる際には、任意体積 v に対して、まず式(3-5)の左辺 $Fv(a_{\max, i})$ の値として 0 から 1 までの大きさの乱数を与え、次に式(3-5)を満足する $a_{\max, i}$ を求めることによって各要素に割り当てるべき $a_{\max, i}$ の大きさが決定される。このようにして、任意の要素

体積 v 内にランダムに与えられた大きさ $a_{\max,i}$ の介在物を有する仮想疲労試験片を計算機内に作成することができる。

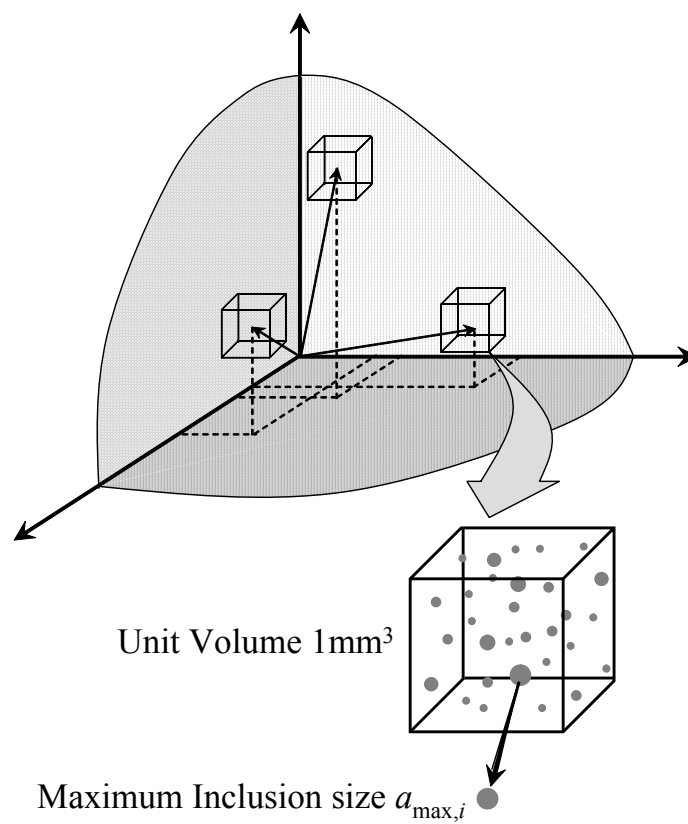


Fig. 3-10 Schematic figure illustrating a maximum inclusion size $a_{\max,i}$ in a unit volume

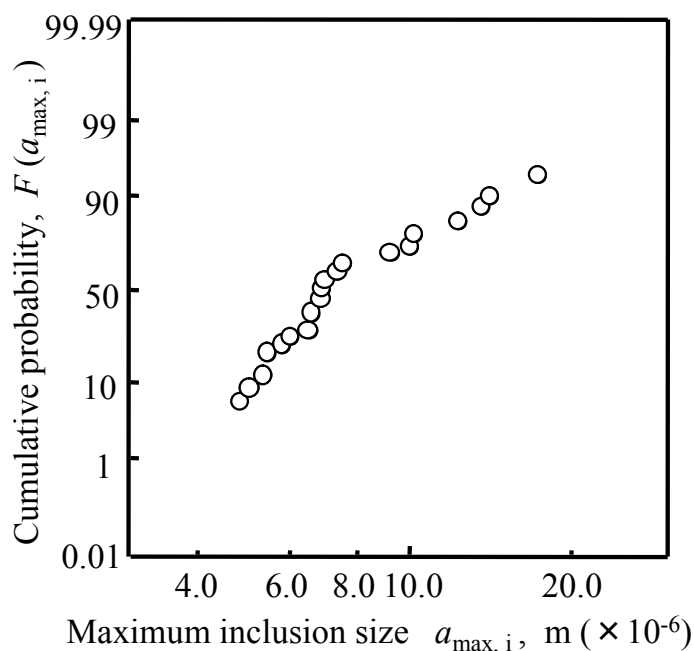


Fig. 3-11 Cumulative probability $F(a_{\max,i})$ of maximum inclusion size $a_{\max,i}$ observed in SCM435H steel

d. 介在物起点の疲労寿命評価

介在物を起点とする疲労寿命は、厳密には次の二つの疲労寿命の和によって決まると考えられる。その二つは、介在物と母材との界面ではく離が生じるまでの疲労寿命、すなわちき裂発生寿命と、発生したき裂が進展する疲労寿命、すなわちき裂進展寿命である。しかしながら、界面はく離は、疲労過程のごく初期段階においてすでに生じているというLankford[15][18][19]の報告、さらには、疲労破壊の起点となる多くの Al_2O_3 粒子が、疲労試験前においてすでに母材からはく離しているという国尾ら[20]の報告を受ければ、高強度鋼における介在物は、疲労過程のきわめて早い段階ですでに母材とはく離していると考えられる。したがって、本シミュレーションでは、疲労寿命を評価するにあたり、き裂発生寿命は考慮せず、き裂進展寿命のみを考慮した。

d.1. 内部き裂の場合

前章で述べたように、フィッシュアイは、i)起点介在物近傍のダークエリアと、ii)ダークエリア外側の領域、つまりき裂先端の応力拡大係数幅が ΔK_{th} 値以上の値となってき裂が進展する領域、の2つの領域から構成されている。後者の破面形成において、材料内部のき裂進展という意味では通常のき裂進展とは異なるが、ひとつの円盤状き裂が繰返し応力のもとで安定的に成長する過程と考え、パリス則[75]型の次式をその進展則として採用する。

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K_i)^m \quad (3-6)$$

ここで C および m はパリス則定数であり、表面き裂の進展挙動から実験的に得られた値を用いている。内部き裂の進展に関しては、真空中でのき裂進展のデータを用いるべきであろうが、ODA 外側の疲労寿命は、全寿命に比べて相対的に小さいと考えられるので、本研究では室温・大気中における表面き裂の実験データを用いている。

一方、前者の破面形成機構に関しては、最近の研究から、ひとつの円盤状き裂が明確なクラックフロントを形成しつつ広がっていく過程とは考えにくい[76][77]。しかしながら、この領域の破面形成には疲労寿命の大半が費やされていることは明らかであり、その機構は不明確であるが、応力繰返しに伴い、徐々にき裂面が拡大するプロセスであるにとらえるべきであろう。ここでのき裂面の広がりとは、必ずしも単一のき裂が作るき裂面積を指すものではなく、介在物近傍に形成される複数の微細き裂の合計面積という意味をも含んでいる。したがって、このような概念的なき裂の広がりを、ここではひとつの等価円盤状き裂の拡大に置き換え、簡単なモデル化を試みた。その模式図を図3-12に示す。同図(a)は、介在物近傍に形成される複数の微細き裂を示しており、一方、同図(b)は、それを等価円盤状き裂に置き換えている模式図である。本研究では、その等価円盤状き裂の拡大則としては、等価円盤状き裂の挙動が応力繰返しに伴うき裂端の応力拡大係数の変動幅に支配されると考えて、式(3-6)と同様な次式のパリス則型の進展則を用いる。

$$\frac{da}{dN} = C'(\Delta K_i)^{m'} \quad (3-7)$$

かかる概念的な等価円盤状き裂の進展を表す式(3-7)中の定数 m' および C' については次節に示す方法で決定することができる。最近、酒井ら[78]もダークエリア内のき裂進展則として式(3-7)と同様な型の式を仮定しているが、定数 m' および C' の決定法が本研究とは異なる。

以上のき裂進展則を用い、酒井ら[78]が疲労寿命算定で行っている手法同様、円盤状き裂の一端が表面に達した時を最終破断条件として疲労寿命を評価する。

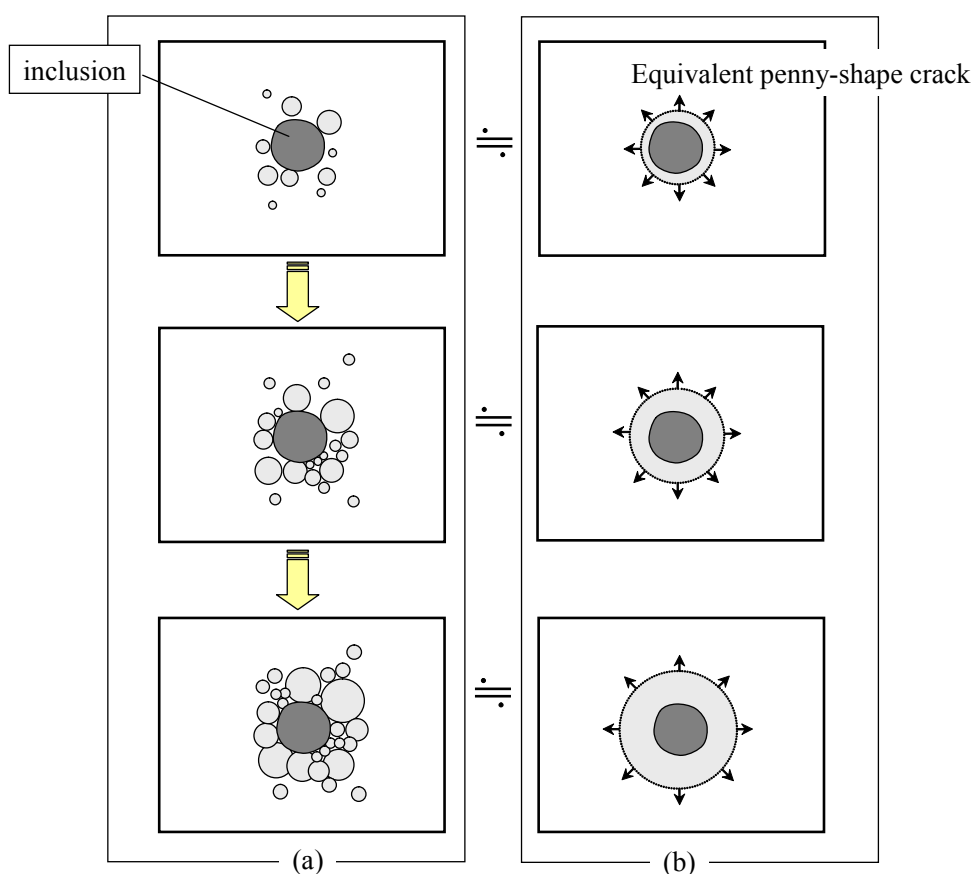


Fig. 3-12 Micro fracture process of dark area formation around inclusion

d.2. 表面き裂の場合

模擬疲労試験片内のすべての表面介在物と等価なき裂に関して、次の式(3-8)で計算される応力拡大係数幅 ΔK_{Imax} [26]を式(3-2)の ΔK_{th} 値と比較し、 $\Delta K_{\text{Imax}} > \Delta K_{\text{th}}$ の場合に、白鳥ら[79]～[81]の影響関数法による疲労寿命評価法を適用して寿命算定を行う。

$$\Delta K_{\text{Imax}} = 0.65\sqrt{\pi\sqrt{\text{area}}} \quad (3-8)$$

最終破断条件としては、進展したき裂の半径方向長さが、試験片半径の0.8倍に達したときとして疲労寿命を評価する。

e. 式(3-7)中の C' および m' の決定法

ODA 内のき裂面積の拡がりを、ひとつの等価円盤状き裂の拡大に置き換えて、その際のき裂進展則を式(3-7)で表す場合、式中 C' および m' は以下のようにして定められる。まず、ODA 内のき裂進展に費やされる応力繰返し数は、全疲労寿命 N_f から、ODA 外側のフィッシュアイ内での破面形成に要する繰返し数を差し引いた繰返し数にほぼ等しいはずであるから、

$$\int_{a_{\text{inc}}}^{a_{\text{dark}}} \frac{da}{C'(\Delta K_i)^{m'}} = N_f - \int_{a_{\text{dark}}}^{a_f} \frac{da}{C(\Delta K_i)^m} \quad (3-9)$$

と表現できる。ここで、 a_{inc} (m)は介在物半径、 a_{dark} (m)はダークエリア半径、 a_f (m)はフィッシュアイ半径である。一方、3.3.で述べたように、ODA 外縁において等価円盤状き裂の応力拡大係数幅は、式(3-2)の ΔK_{th} に等しい値であり、また、ODA 外側では式(3-6)の関係に従ってき裂が進展すると考えられるから、ODA 縁に達した等価円盤状き裂は、図 3-13 の線図上で点 C の位置にあることになる。応力拡大係数幅が ΔK_{th} に達するまでは等価円盤状き裂は図中の点 C を通る点線群のいずれかに従って ODA 内を拡がることになるが、そのとき式(3-9)の関係を満足するように定数 m' および C' を定めればそれが求めるべき値である。同

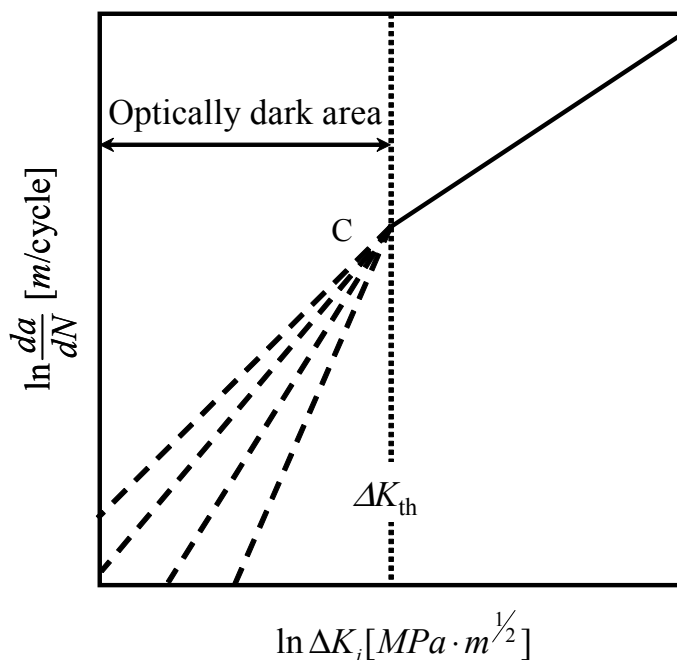


Fig. 3-13 Schematic diagram showing the relationship between crack growth rate and stress intensity factor range for internal crack

様にしてすべてのフィッシュアイに関する m' および C' を定めて、それらの平均値を求めることによつて、式(3-6)中の定数 m' および C' が決定される。本研究の場合 $m'=46.8$ 、 $C'=2.00 \times 10^{-47}$ となった。

f. 計算機シミュレーションの流れ

これまでの説明で、計算機シミュレーションの方法を示してきたが、ここでは改めて計算機シミュレーション全体としての流れを示す。本研究の計算機シミュレーションは、以下の六つの各過程を経て行われている。

コンピュータ内に試験片を作製する。試験片は、まさに実際の疲労試験片の形状である。

試験片の危険層内を要素ごとに分割し、それぞれの要素に介在物を一つ配置する。本章の場合は、一つの試験片内に 4000 個配置される(後述の表 3-2 参照)。それぞれの介在物の寸法は、上述した方法の乱数によって決定される。および までが準備段階である。

設定応力で疲労試験を開始させる。

開始と同時に、割り当てた 4000 個の全介在物周りから一斉にき裂が進展する。進展の仕方は、表面の介在物なら表面型パリス則に、内部の介在物なら内部型パリス則に従う。

破断条件に達するまでの全疲労寿命を計算する。この場合、介在物の寸法や位置、そこに負荷されている応力がそれぞれ異なっており、寿命は 4000 通り算出される。したがって、一つの試験片内に 4000 通りの条件が存在しており、これらが、破断条件に達するまでの疲労寿命を競い合っている、というものであり、これが「競合リスク」の基本的概念である。

4000 通りの寿命のうち、最小値がこの試験片の疲労寿命であるとし、それを算出し、シミュレーションが終了する。

しかしながら、これは一つの試験片での過程であり、例えば試料十個なら、上記の から までを十回繰り返すことになる。後述する図 3-14 には、シミュレーションの結果(プロット)が 779 個存在しているが、これは、上記 から までを 779 回繰り返した結果になる。以上のような過程を経てシミュレーションを行っており、その結果を以下で議論する。

3.4.3. 模擬疲労試験結果

表 3-2 に示す諸数値を用いて模擬疲労試験を行った結果を図 3-14 に示す。模擬疲労試験は同一応力振幅で 19 回ずつ試行されており、同図にはすべての模擬疲労試験結果が図 3-4 の

実験結果(印と 印)とともに示されている。模擬疲労試験においても実際と同様、高応力域では表面き裂による疲労破壊が支配的であるのに対して、低応力域ではフィッシュアイ破壊が現れ、疲労寿命曲線にいわゆる二段折れ曲がり現象が出現しており、表面破壊型と内部破壊型の競合の結果として破壊モード遷移が引き起こされることがわかる。また、実際の疲労試験結果は、ほぼ模擬疲労試験結果のバンド内にあり、本章で提案した模擬疲労試験が妥当であることがわかる。さらに、疲労破壊起点となった介在物位置と応力振幅の関係について、模擬疲労試験と実験から得られた結果を同一グラフ上にプロットしたのが図 3-15 である。同図においても実験結果と模擬疲労試験結果にはよい対応が認められる。

次に、このシミュレーション手法を他の研究者による実験結果に対応させて、実際の結果が再現されるかどうかについて検討する。図 3-12 は、酒井ら[82]による疲労試験結果(印と 印)と本シミュレーションによる模擬疲労試験結果とを同一グラフ上にプロットした

Table 3-2 Parameters used for the present simulation

| | Values | |
|--------------------------|--------|-----------------------|
| Axial division | l | 20 |
| Circumferential division | m | 20 |
| Radius division | n | 10 |
| | | |
| Axial length (m) | d | 4.0×10^{-3} |
| Critical zone radius (m) | r_1 | 3.25×10^{-3} |
| | r_2 | 3.20×10^{-3} |
| | | |
| Coefficients of Eq.(3-6) | m | 5.2 |
| | C | 2.0×10^{-13} |
| | | |
| Vickers hardness | HV | 774 |

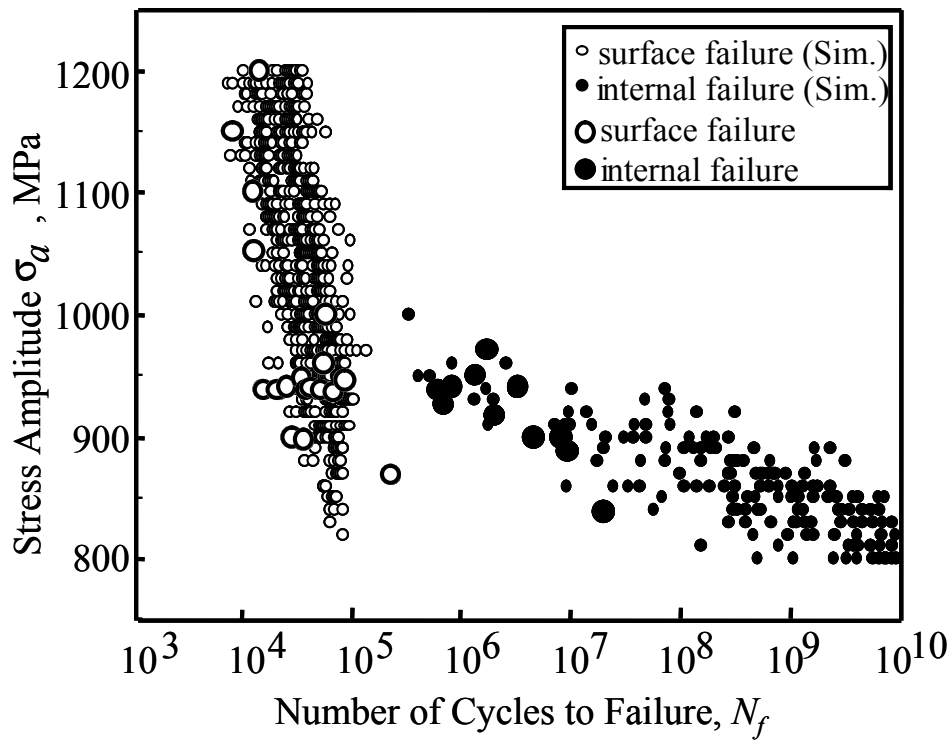


Fig. 3-14 Comparison of the predicted P-S-N curves with the experimental S-N curves

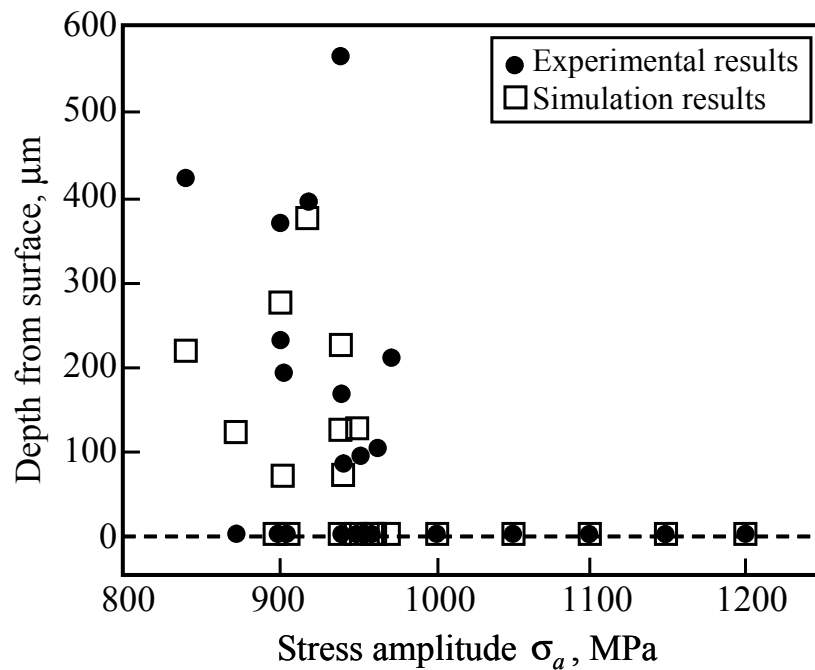


Fig. 3-15 The relationship between the depth from surface and stress amplitude

ものであり、シミュレーションに必要な硬さ、介在物分布、き裂進展特性等は、実験に使用された材料(SUJ2 鋼)について調べた値を用いた。酒井らは、材料強度確率モデル研究会なる部会のなかで、高強度鋼の超長寿命域疲労破壊特性の解明を行っている。同図は、その一環として、様々な研究者によるラウンドロビンテストが行われた実験結果であり、現在この分野における最も信頼性のある結果といえる。同図からも、シミュレーションが実験をよく再現していることがわかり、本シミュレーションが、高強度鋼の疲労寿命を予測する上で、価値あるものと判断できる。

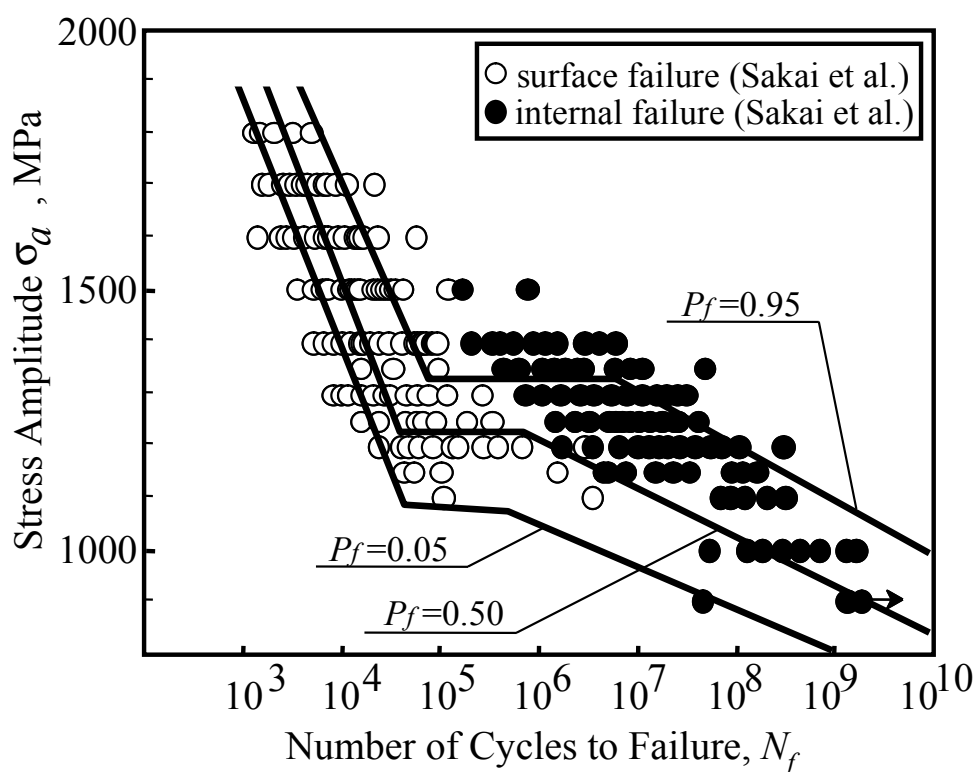


Fig. 3-16 Comparison between predicted P-S-N curves and experimental results obtained by Sakai et al [82]

以上の結果より、高サイクルおよび超高サイクル域での高硬さ鋼の疲労破壊プロセスに対して、本研究で提案した疲労破壊モデルに基づく計算機シミュレーションは、長寿命域でのフィッシュアイ破壊の発生およびそれに伴う疲労寿命曲線の二段折れ曲がり現象等、高硬さ鋼の疲労破壊特性を十分再現しうる手法であると言える。また本手法によれば、実験的検証が困難な 10^9 回から 10^{10} 回付近の超高サイクル域の疲労破壊現象も材料内の介在物分布や硬さ等の測定によって、予測可能になると考えられる。

従来、疲労寿命曲線の二段折れ曲がり現象は、高硬さ鋼のみに出現すると考えられてきたが、模擬疲労試験における仮想疲労試験片の硬さが低下した場合、疲労破壊挙動にどのような変化が現れるかについて検討する。まず、前章の実験で用いた試験片に焼戻処理 ($200 \times 1h$) を施し、前章で用いた試験片より硬さの低い試験片を作製した。この試験片の横断面上硬さ分布を図 3-17 に示す。同図より、前章で用いた試験片同様、表面から内部にかけて硬さの均一な試験片となっていることがわかる。

図 3-18 は、この試験片の実際の疲労試験結果およびシミュレーションによる疲労試験結果である。実際の疲労試験では、 4.0×10^7 回程度までの繰返し数の範囲で実験を行ったが、破断はすべて表面破壊であり、疲労寿命曲線の二段折れ曲がり現象等は確認できなかった。そこで、仮想疲労試験片の硬さを 556HV として模擬疲労試験を行い、実験で得られなかった 10^{10} 回付近程度までの疲労破壊特性を予測した。このシミュレーション結果によれば、556HV のような中強度レベルの硬さの材料においても 10^8 回を越える超高サイクル域では内部破壊が出現することが予想される。Wang ら[83]は最近、435HV ~ 510HV 程度の中強度レベルの硬さの鋼に対して超音波疲労試験を行い、 10^8 回を越える超高サイクル域の疲労破壊挙動を調べている。彼らの結果から、中強度レベルの硬さの材料においても超高サイクル領域ではフィッシュアイ破壊が出現すること、また、高硬さ鋼でみられるフィッシュアイ中心部のダークエリアと同様な粗い破面領域が確認でき、硬さを 500HV 程度に低下させた材料においても、その疲労破壊プロセスは依然変わらないことが示唆される。表 3-3 は、

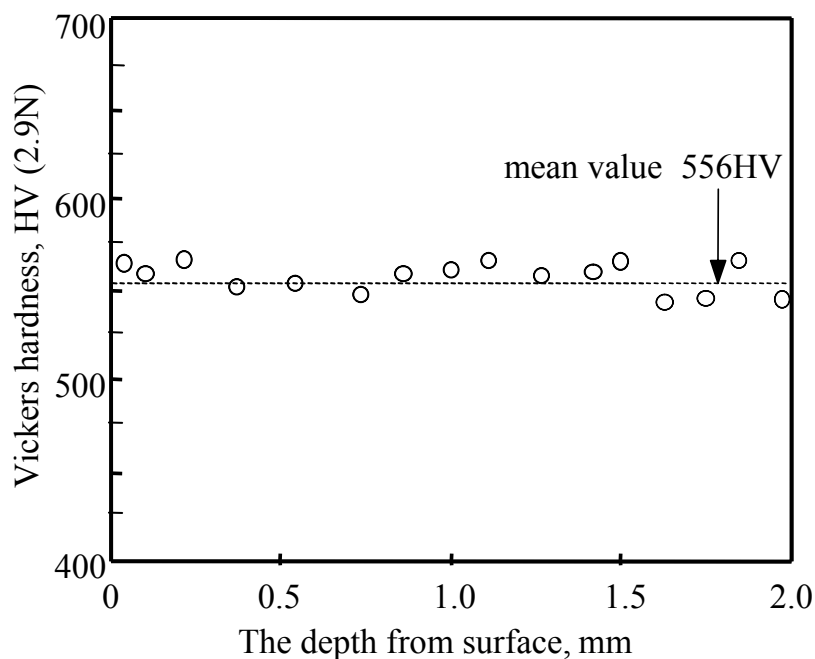


Fig. 3-17 Vickers hardness distribution

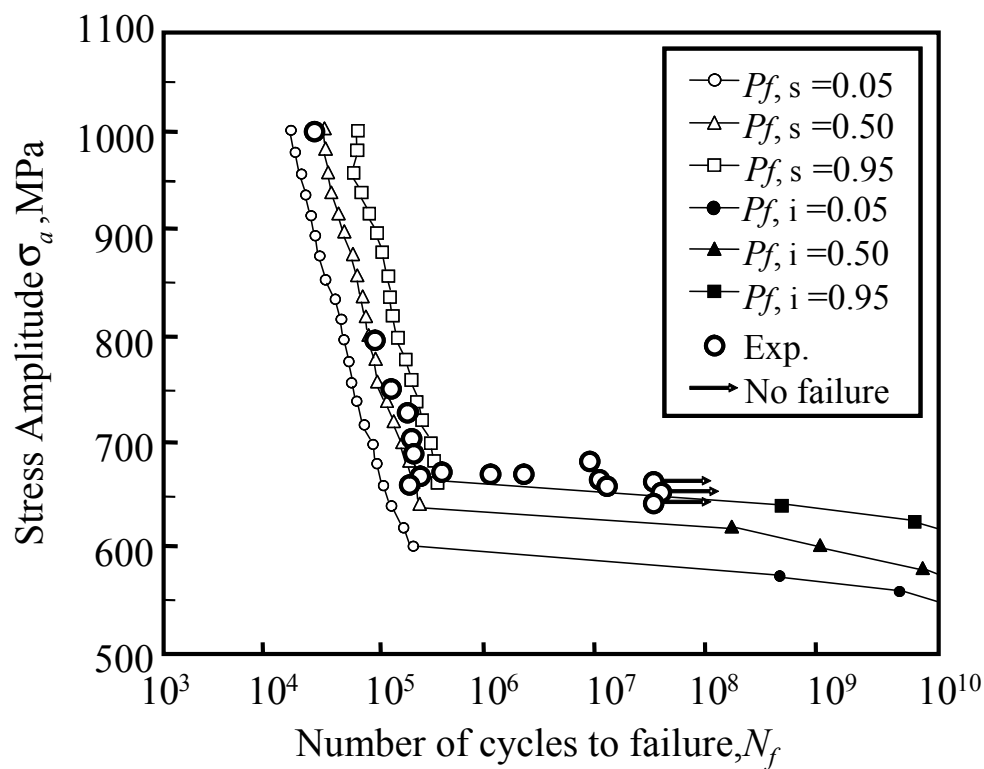


Fig. 3-18 Comparison of experimental results with simulation results (556HV series)

彼らの論文中において明らかにダークエリアと認められる円形の粗い破面領域の外縁の応力拡大係数幅 ΔK_{dark} , 起点となった介在物と等価なき裂の応力拡大係数幅 ΔK_{inc} ならびに式(2)によって求められる ΔK_{th} をそれぞれ計算した結果を示している .これより ΔK_{dark} 値は ΔK_{th} 値に近い値を示しており , また ΔK_{inc} 値は ΔK_{th} 値よりも小となっていることがわかり , 500HV 程度の中強度レベルの硬さの鋼においても , 前章で述べた高硬さ鋼の場合と同様な起点介在物周りの破面形成機構が作用しているものと思われる .

Table 3-3 Comparison of stress intensity factor range ΔK_{inc} , ΔK_{dark} with ΔK_{th}

| | | 54SC6 | 42Cr-Mo4 |
|----------------------------|---------------------------------|------------------------|------------------------|
| σ_a | (MPa) | 800 | 760 |
| L_{inc} | (m) | 8.54×10^{-6} | 9.50×10^{-6} |
| L_{dark} | (m) | 16.87×10^{-6} | 19.00×10^{-6} |
| \sqrt{area}_{dark} | (μm) | 29.90 | 33.68 |
| HV | | 510 | 465 |
| ΔK_{inc} (Eq.3-1) | ($\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$) | 5.28 | 5.29 |
| ΔK_{dark} (Eq.3-1) | ($\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$) | 7.42 | 7.48 |
| ΔK_{th} (Eq.3-2) | ($\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$) | 6.45 | 6.23 |

3.5. 結言

本研究では、残留応力をほとんど含まず、硬さの一定な高硬さ試験片を準備して、繰返し数 10^8 回付近までの高サイクル域における疲労試験ならびに疲労破壊起点部に注目した破面観察を行い、高硬さ鋼の疲労破壊特性について実験的に検証した。併せて、介在物周りのき裂発生・進展挙動に注目した計算機シミュレーション手法を構築し、模擬疲労試験を行い、実験結果と比較してその妥当性について検討した。その結果、以下の結論を得た。

- (1) 高硬さ鋼に認められる表面破壊型からフィッシュアイ破壊を伴う内部破壊型への破壊モード遷移は、試験片表面と内部において疲労強度差があるような表面改質材のみならず、残留応力をほとんど含まず、また内部方向の硬さ分布もほぼ一般的な材料においても起こりうる現象と考えられる。
- (2) 残留応力および硬さ分布の観点から均質材と見なしうる高硬さ鋼の疲労破面に出現したフィッシュアイ内部を SEM により詳細に観察したところ、介在物のごく近傍には、金属顕微鏡で ODA と認められる粗い破面が形成されており、それは、ODA 外縁の応力拡大係数幅の大きさが、下限界応力拡大係数幅 ΔK_{th} に等しい円盤状き裂の内部に形成されていることが明らかとなった。このような事実は、フィッシュアイ内部に、介在物周辺の ODA の縁を境として、損傷蓄積機構の異なる 2 通りの破面形成過程が存在することを示唆している。
- (3) 最大級介在物の空間分布と介在物に支配される局所の疲労寿命分布を考慮に入れ、競合リスク概念に基づく疲労破壊モデルを用いた計算機シミュレーション手法を構築した。この計算機シミュレーションにより、(i) 応力振幅の低下に伴う表面破壊型

からフィッシュアイ破壊への破壊モード遷移，(ii)破壊モード遷移に伴う疲労寿命曲線の二段折れ曲がり現象等，従来高硬さ鋼で特有と考えられている疲労破壊特性を十分再現できることを示した．また，中強度レベルの硬さの疲労破壊特性をも予測しうることを示した．

第4章 硬さレベルの変化に伴う疲労破壊起点部の相違に着目した高強度鋼切欠材の疲労強度特性の解明

4.1. 緒言

切欠きの存在によって部材の疲労強度が低下することは周知のことであるが、それは疲労強度を公称応力で表した場合のことである。これに対して、き裂発生疲労限度に注目し、切欠底の最大応力値で疲労強度を整理したとき、疲労強度は逆に切欠材のほうが高くなる場合が多い[84]ことは、一般的にはそれほど知られていない。このように切欠底の最大応力値で表した疲労強度が平滑材の疲労強度に比べて高くなるという現象は、熱処理等によって鉄鋼の疲労強度レベルを大きく改善した場合に顕著に現れる[3]ことが報告されているが、その理由についてはいまだ明確ではなく、今後、切欠部材の疲労破壊防止や材料の高強度化の手法を確立するうえでも、早急に解決すべき重要な研究課題と考えられる。

これまで、応力集中部における疲労破壊の研究は、主として切欠底の応力分布特性に着目した力学的観点から行われており、その結果、切欠底部の疲労破壊は表面の最大応力値が平滑材の疲労強度レベルに達しただけでは起こらず、切欠底からさらにある距離 ε_0 だけ内部に入った位置での応力値が材料の疲労強度レベルを超えてはじめて疲労破壊が起こると考えられており[85]~[87]、そのことを模式的に示しているのが図4-1である。さらに、

かかる切欠底の破壊に關与する局所領域 ϵ_0 に關する研究に加えて、最大応力と応力勾配の役割[86][88]等、力学的観点からの本質的な研究がなされているものの、組織の不均質性に注目した微視組織学的観点からの研究はあまり行われていない。

そこで本章では、このような観点から力学因子の効果に加えて、切欠底の疲労強度を支配する組織因子として、特に介在物の影響に注目して、最大応力で整理したときの平滑材と切欠材の疲労強度の相違について実験的に検証すると共に、前章で提案した実験と計算機シミュレーションとの組合せ手法[89]を応用して、かかる現象が何故に起こるのかについて解明を試みた。

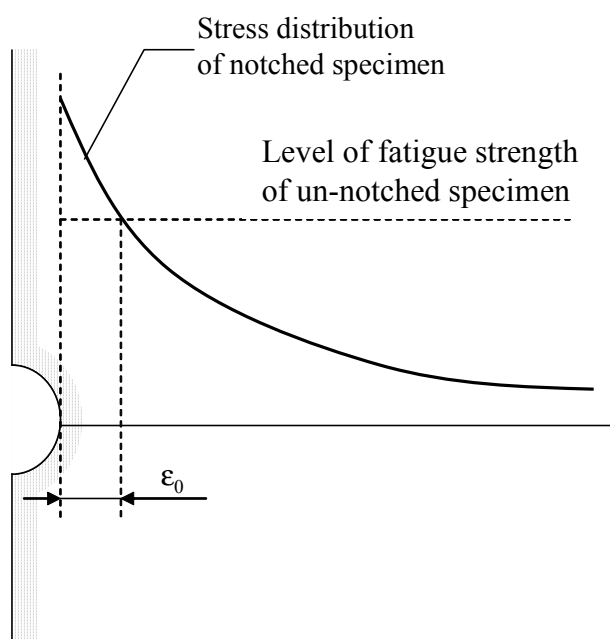


Fig. 4-1 Schematic illustration of stress distribution at the notch bottom under pure bending

4.2. 実験方法

4.2.1. 供試材

供試材は、前章同様、表 3-1 に示す化学成分を有する SCM435H 鋼であり、これを図 4-2 に示す寸法、形状の平滑材ならびに切欠先端半径 $\rho=1.5$, 0.5 および 0.2mm の 3 種類の切欠材に機械加工した。それぞれの切欠きについて、曲げ荷重のもとでの応力集中係数 α ならびに切欠底部横断面の曲げ応力分布を、有限要素法(Finite Element Method, FEM)解析によって求めており、使用した解析コードは、MARK2000 である。この FEM 解析による曲げ応力分布の結果を図 4-3 に示す。 $\rho=1.5$, 0.5 および 0.2mm についての応力集中係数 α は、それぞれ $\alpha=1.7$, 2.0 および 3.0 である。平滑材を含めて 4 種類の形状の試験片に対して、高硬さを得るとともに試験片内に残留応力ができるだけ生起しない焼入条件として、図 4-4 に示す熱履

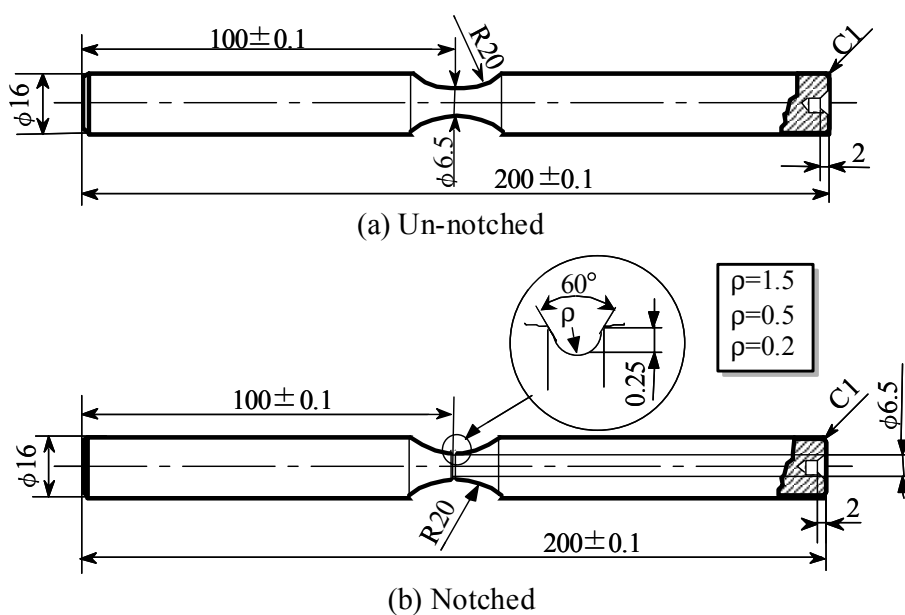


Fig. 4-2 Specimen configuration

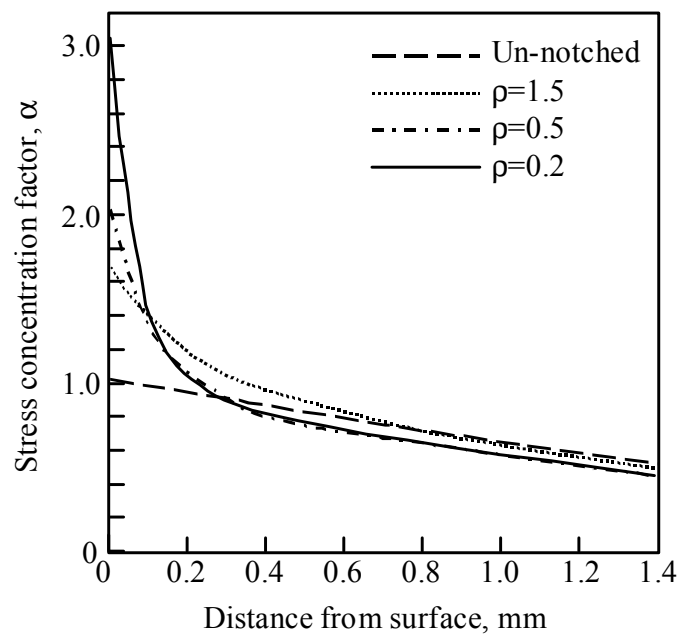


Fig. 4-3 FEM analysis of stress distributions

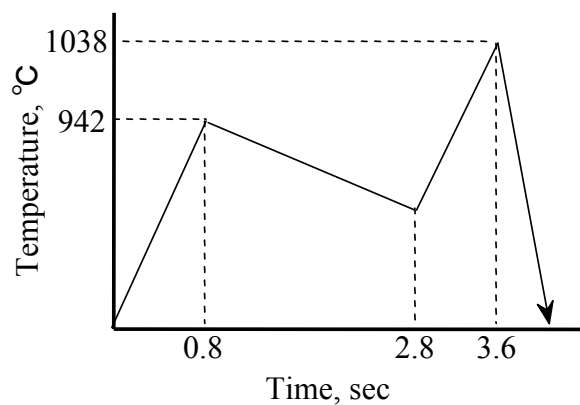


Fig. 4-4 Heating condition

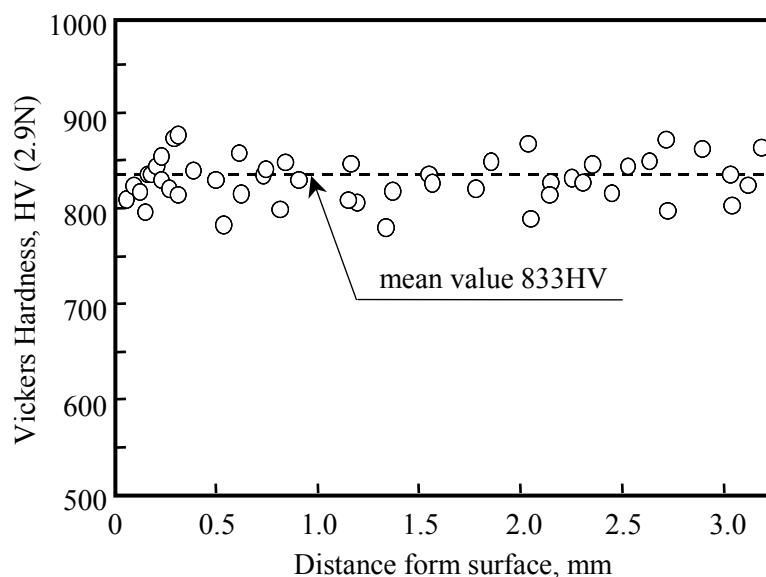


Fig. 4-5 Vickers hardness distribution

歴のもとで高周波焼入れを施した。平滑材を例にとった最小径部横断面上の半径方向硬さ分布(ビッカース硬さ HV2.9N)を図 4-5 に示す。これより硬さ分布の観点から、ほぼ均質な焼入組織が得られていることがわかる。また平均硬さは HV833 であり、期待通りの高硬さ組織となっている。これらの試験片の R 部表面を、平滑材にはエメリー研磨(~#2000)の後に電解研磨を、切欠材には切欠底部表面に電解研磨のみを施して供試状態とした。

さらに、平滑材における電解研磨後の供試状態の試験片表面層について、微小部 X 線応力測定装置(RAD-R11, PSCC システム)を用いて残留応力測定を行ったところ、最表面において約-40MPa、また深さ 50 μ m 程表面層を除去した状態での表面で約+20MPa と、低い残留応力値であったことから、本研究では残留応力の影響は無いものとして考察を進めた。

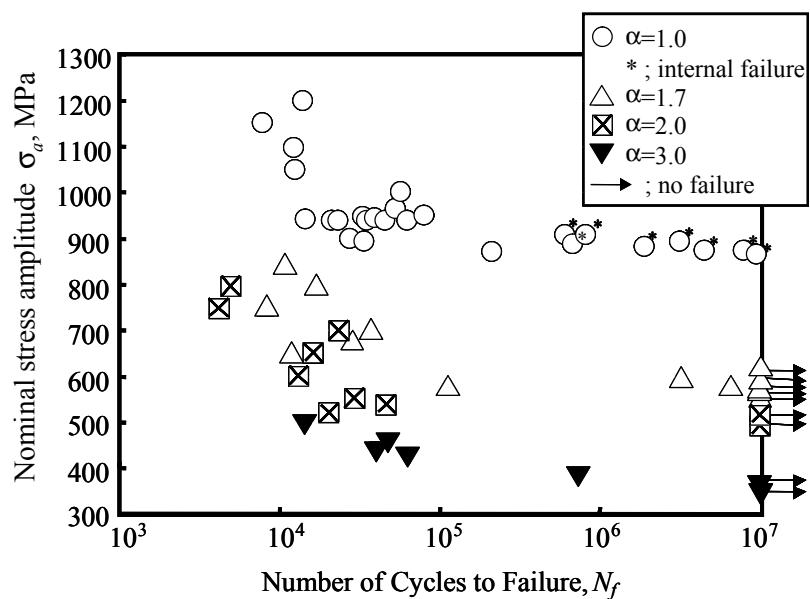
4.2.2. 試験方法

本章で行った試験は、ビッカース硬さ測定、残留応力測定、室温・大気中での疲労試験および破面観察であり、それらの方法はすでに第 2 章で述べたとおりである。

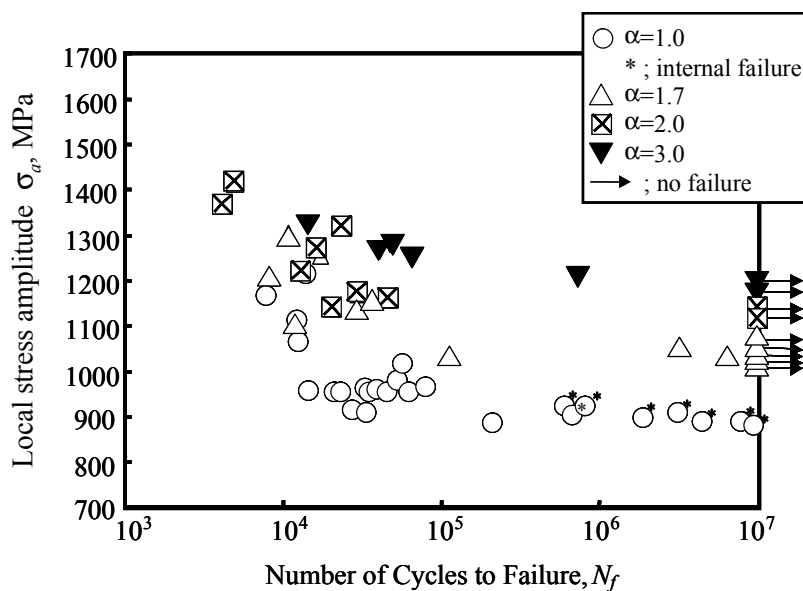
4.3. 疲労試験および破面観察結果

平滑材ならびに各切欠材の疲労試験結果を図 4-6 に示す。図 4-6(a)は、試験片表面の曲げ応力値を公称応力で表した場合の疲労試験結果であり、よく知られている通り、切欠材の疲労強度は平滑材にくらべて低く、また、応力集中係数 α の増大と共に低下している。一方、図 4-6(b)は、切欠材の切欠底における応力すなわち試験片内の最大応力を縦軸にとって疲労試験結果を整理し直したものであるが、この場合、いずれの切欠材においてもその疲労強度は平滑材のそれを上回っており、しかも応力集中係数が大きくなるにつれて平滑材との疲労強度差が大となっていることがわかる。このように、最大応力で整理し直した際の平滑材と切欠材の疲労強度差は、高強度鋼では顕著に現れることが多く、このような現象を本研究では、高強度鋼の疲労強度に関する“切欠効果”と称して、この現象が如何なる要因で起こるか調べることを主題としている。

疲労試験後、破断したすべての試験片の破面観察を行ったところ、平滑材・切欠材ともに疲労破壊はほとんどすべてが介在物起点であった。SEM による各シリーズの代表的な破面観察結果を図 4-7 に示す。この観察結果をもとに、疲労破壊の起点となった介在物の寸法を測定し、シリーズごとに整理した結果を二重指数分布図上にプロットしたものが図 4-8 であり、図中縦軸の F は累積確率である。同図から分かるように、すべての切欠材の起点介在物寸法はいずれも平滑材の起点介在物寸法よりも小さくなっており、しかも応力集中係数が大となるほどその寸法は小となっている。切欠底の最大応力で疲労試験結果を整理した場合に認められる平滑材と切欠材の疲労強度差は、このような破壊起点となった介在物の大きさが平滑材と切欠材とで異なることと深い関係があるものと考えられる。そこで次に、応力集中係数が大きくなるにつれて、起点介在物寸法が小さくなったことについて、切欠材における危険層体積の変化と関連付けて検討する。危険層とは、試験片内で破壊に関与する欠陥が存在する領域[64]であり、岩倉ら[25]は、回転曲げ疲労試験においては試験片表



(a)



(b)

Fig. 4-6 Fatigue test results in terms of (a) nominal stress amplitude and (b) local stress amplitude

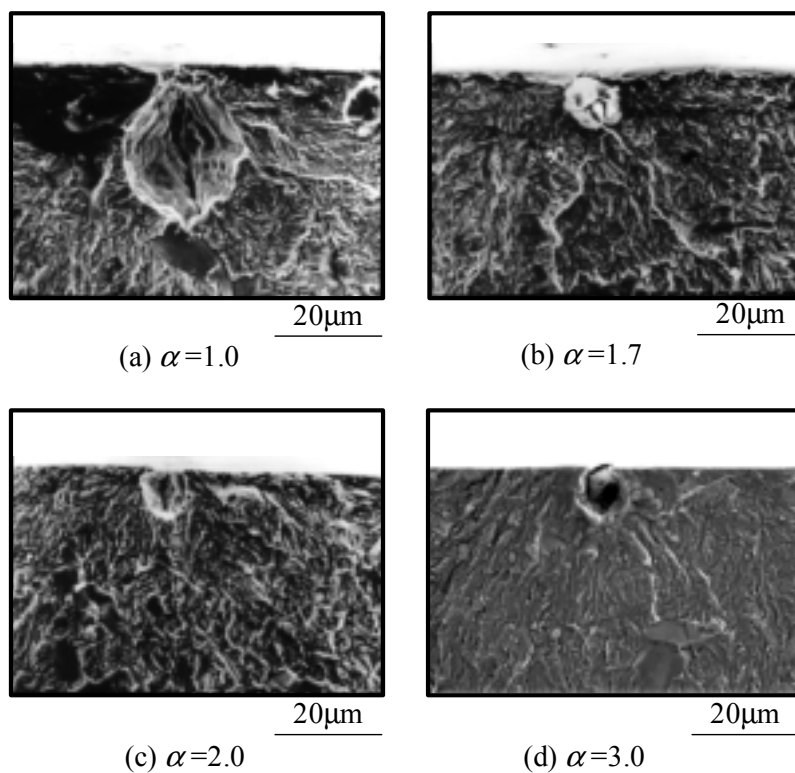


Fig. 4-7 Example of SEM observations of fracture surface

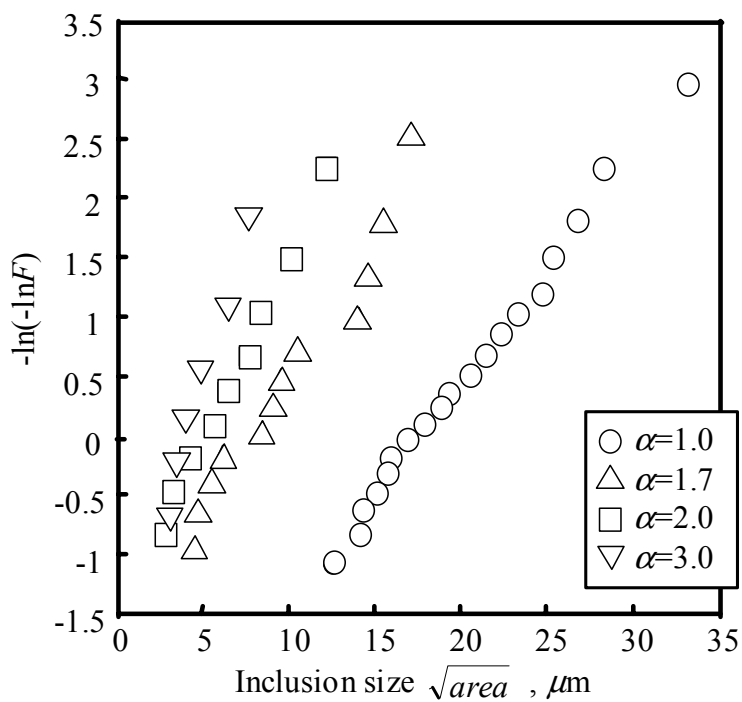


Fig. 4-8 The inclusion sizes responsible for fatigue fracture initiation

面の最大応力値の 85%以上の応力が作用する中空円管領域を危険層と定義している。この定義に基づいて、前述の FEM 応力解析結果から各切欠材における危険層領域の縦断面を描くと図 4-9 のようになる。さらにこの危険層領域の体積と起点介在物寸法の平均値をまとめた結果が表 4-1 である。応力集中係数が大きくなるにつれ、危険層体積は急激に減少しており、またこれとともに、起点介在物寸法が小さくなっていることがわかる。

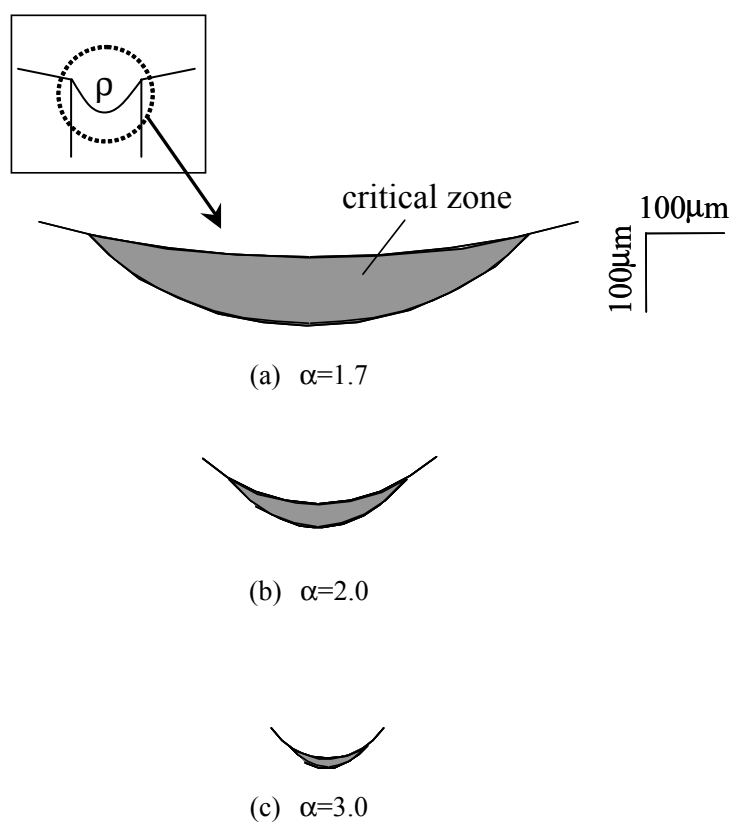


Fig. 4-9 The critical zone at notch bottoms

Table 4-1 The relationship between inclusion sizes responsible for the fatigue fracture initiation and critical volumes

| α | mean size, μm | Critical volume, mm^3 |
|----------|--------------------------|--------------------------------|
| 1.0 | 19.9 | 26.7 |
| 1.7 | 9.0 | 0.64 |
| 2.0 | 6.1 | 0.07 |
| 3.0 | 4.9 | 0.01 |

4.4. 考察

まず、実験と計算機シミュレーションの組合せ手法を用いて、疲労破壊起点となった介在物が危険層内の最大寸法の介在物と考えられることを以下に述べる。

著者らは文献[89]において、組織中の介在物寸法分布の測定結果と確率論的手法に基づいて、計算機内に介在物寸法分布の観点から実際の疲労試験片と等価なバーチャル疲労試験片を作成し、高強度鋼平滑材の疲労強度特性を予測するという手法を提案した。その基本的な考え方は、高強度鋼では危険層内の多くの介在物から疲労き裂が一斉に発生・進展し、これらのき裂のうちで最小の繰返し数で破断条件に達したき裂が試験片全体の破壊を導くというものであり、そのことを模式的に表現したのが前章の図 3-8 である。このような考えをもとに、本研究においても高強度鋼切欠材の疲労破壊プロセスを再現しようと試み、まず、以下のような方法でバーチャル疲労試験片を計算機内に作成した。前章の図 3-9 は、平滑材を例にとったバーチャル疲労試験片作成の説明図であり、その形状は実際の疲労片と対応

している。また、本章では切欠材を取り扱っているため、切欠材のバーチャル疲労試験片も作成しており、その模式図が図 4-10 に示されている。前章同様、本研究では回転曲げ疲労試験を模擬するため、介在物が疲労破壊起点となりうる領域としての危険層が同図の陰影部として与えられている。この危険層を同図のように、軸方向、円周方向および半径方向にそれぞれ分割するが、切欠形状によって、危険層が異なっているため、各切欠材の分割数は異なっている。それぞれの切欠材における分割数を、平滑材も含めて表 4-2 に示す。分割された各要素それぞれの中心位置に、実際の疲労試験で用いた鋼材の介在物情報に基づき、各要素内の最大の寸法と考えられる介在物をひとつずつ割り当てている。

このようにして作成されたバーチャル疲労試験片の危険層内には、実際の疲労試験片内の介在物分布と確率的に等価な最大級寸法の介在物分布が存在していることになる[89]。このようにして計算機内に作成されたバーチャル切欠試験片の危険層内に存在する最大級寸法の介在物群の中から、真に最大のものを選び出す、という試行によって、一本の切欠試験片の危険層内の最大介在物寸法を推定することができ、図 4-11 はその結果を表している。ここで図中の 印とそれに対応する実線は、本実験における平滑材の試験片本数(19 本)に対応し、かかる試行を 19 回繰返した場合の、推定最大介在物寸法の累積度数分布を表している。また同図には、実際に破壊起点となった介在物の大きさの分布を調べた図 4-8 の結果も

印として再プロットされており、これより両者の分布は良い一致を示していることがわかる。さらに同図には、3 種類の切欠材($\alpha=1.7, 2.0$ および 3.0)についても同様な対応を調べた結果が、3 本の実線(危険層内の最大介在物寸法分布)と、 \bullet 印のプロット(起点介在物寸法)として同時に示されている。以上より、高強度鋼の疲労破壊が介在物を起点として生じる場合、その起点となる介在物は、平滑材・切欠材いずれにおいても、危険層内の最大寸法の介在物と考えられること、またその疲労破壊起点となる最大寸法介在物の大きさは、切欠きが鋭くなるほど小さくなることがわかった。

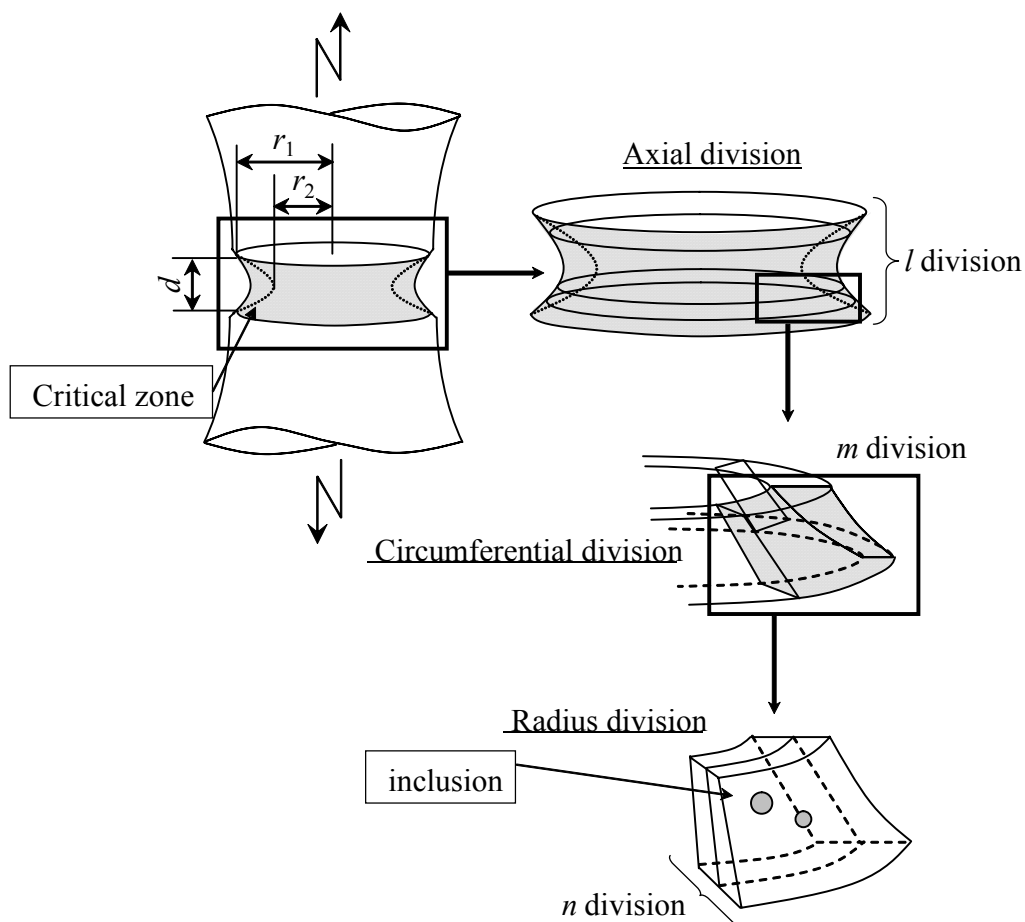


Fig. 4-10 Schematic of virtual fatigue specimen in this study

Table 4-2 Parameters used for the present simulation

| Stress concentration factor, α | | 1.0 | 1.7 | 2.0 | 3.0 |
|---------------------------------------|-----|------|------|------|------|
| d , (mm) | | 4.00 | 0.35 | 0.15 | 0.10 |
| r_1 , (mm) | | 3.25 | 3.25 | 3.25 | 3.25 |
| r_2 , (mm) | | 2.75 | 3.13 | 3.18 | 3.22 |
| Axial division | l | 20 | 7 | 5 | 3 |
| Circumferential division | m | 20 | 20 | 10 | 10 |
| Radius division | n | 10 | 4 | 2 | 1 |

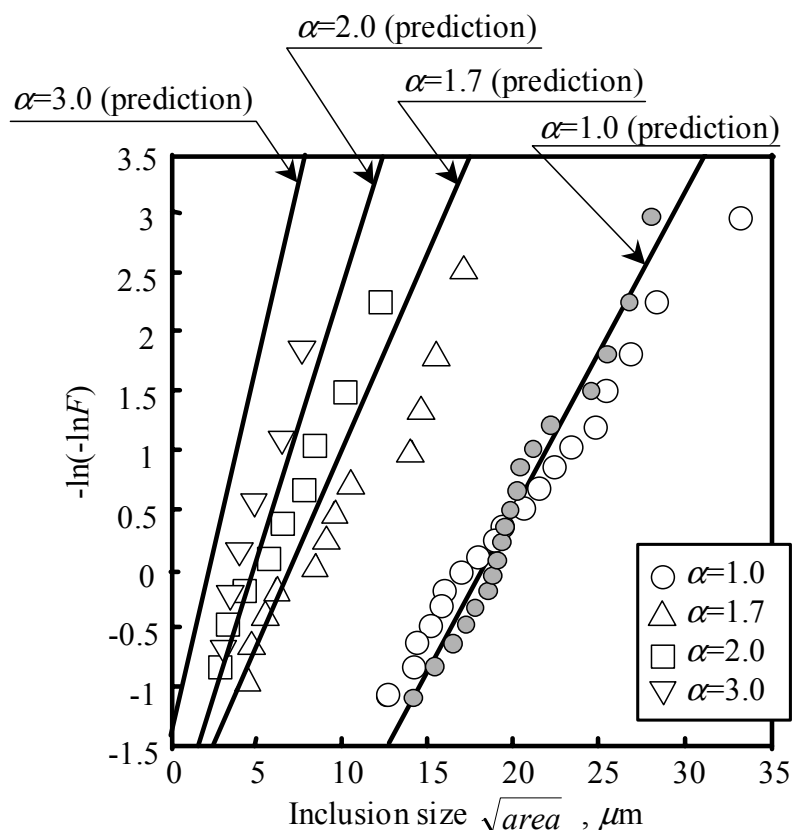


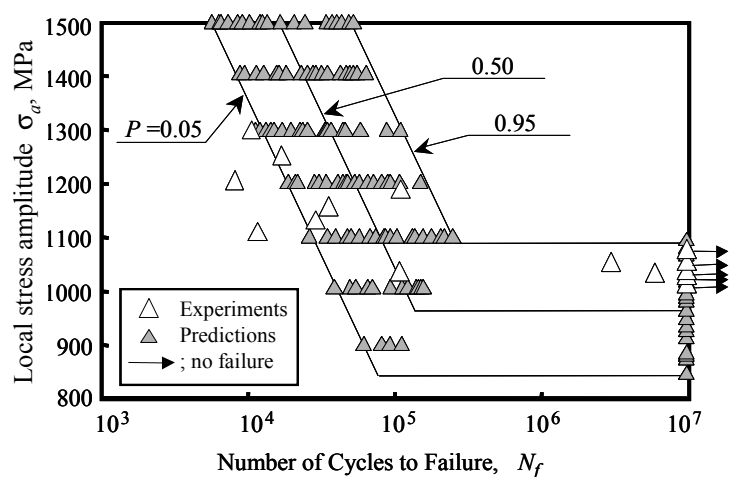
Fig. 4-11 Comparison of predicted maximum inclusion sizes with observed inclusion sizes at fatal crack initiation site

これまでの考察から、各切欠材で疲労破壊起点となった介在物は、切欠底の危険層内の最大介在物と考えられることから、次に、第3章で提案したシミュレーション手法を用いて、かかる最大級介在物を疲労破壊の起点とする本高強度鋼切欠材の疲労強度(疲労寿命および疲労限度)を予測して、その結果を実際の疲労強度(図4-6(b))と比較することによって、前述の高強度鋼切欠材の疲労強度の切欠効果が何故に起こるかをさらに検討する。具体的な疲労強度の予測方法は以下のとおりで、まず、有限寿命域での疲労強度(疲労寿命)については、はじめに図4-11の実線で与えられる最大介在物寸法分布をもとに、同図の縦軸 $-\ln(-\ln F)$

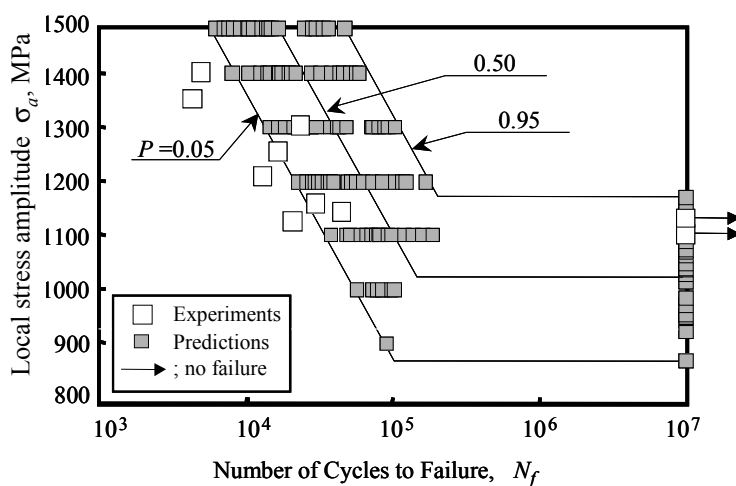
F)における F の値として $0 < F < 1.0$ の範囲の乱数を与えて $-\ln(-\ln F)$ の値を定め、次にそれに対応する横軸の \sqrt{area} の大きさを求めて、それをひとつのバーチャル疲労試験片の危険層内の最大介在物寸法とする。そして、その介在物寸法がバーチャル疲労試験片の初期欠陥寸法であるとみなし、そこからの安定き裂成長期間がほぼ疲労寿命に等しいと考え、その疲労寿命を白鳥らの提唱する影響関数法[79]～[81]に基づく疲労寿命計算法により求めれば、それがひとつのバーチャル疲労試験片の疲労寿命を与えることになる。その具体的な方法を以下に示す。図 4-7 に見られるように、実際の疲労破壊は切欠底に接する介在物が起点となった表面破壊であることから、上記で求めた最大介在物寸法を表面に接する半円状き裂とみなし、そこからのき裂進展寿命を白鳥らが開発した 3 次元表面き裂の評価システム“SCAN” [80][81]によって算定した。本研究では、SCAN 中の表面き裂を有する丸棒の疲労寿命プログラムを用い、同プログラム中の仮想表面き裂を含む切欠部最小横断面上の応力分布として、図 4-3 で示す応力分布を与えることによって疲労寿命を算出した。具体的な疲労寿命の計算にあたって用いたパリズ則[75] $\frac{da}{dN} = C(\Delta K_I)^m$ 中のパラメータ m, C の値としては、予め平滑材の表面き裂進展挙動を調べた結果から、 $m=5.2, C=2.0 \times 10^{-13}$ を用いた。次に、 $N=10^7$ 回に対応する疲労限度については、疲労寿命算定の際と同様、個々の試験片について危険層内の最大寸法の介在物が疲労限度を決定すると考え、その疲労限度の値を式 (4-1) に示す村上らの提案する疲労限度予測式[64]から推定した。

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

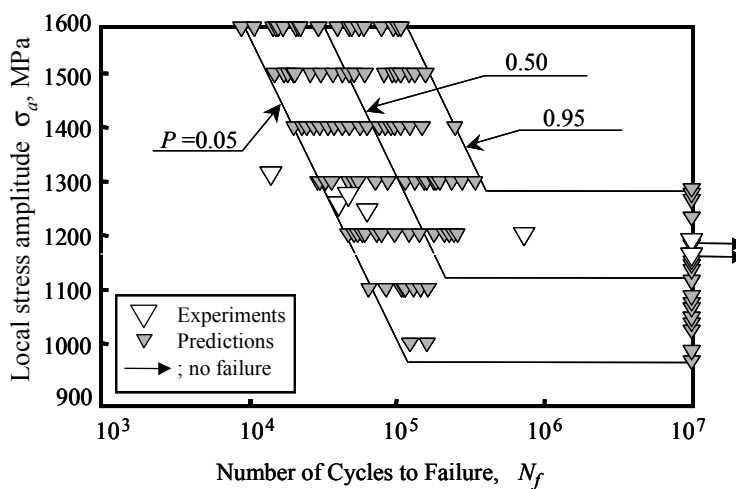
なお、予測式中の硬さ値としては本供試材の平均硬さである 833 HV を用いた。各応力振幅で 19 回ずつ試行したバーチャル疲労試験の結果を図 4-11 に $\cdot \cdot$ 印のプロットで示す。同図にはさらに、破壊確率 $P_f=0.05, 0.5, 0.95$ に対する PSN 線図が実線で表されている。また図 4-6 に示した実際の疲労試験結果も $\cdot \cdot$ 印として再プロットされている。バーチャル疲労試験の結果は実験結果とほぼ一致しているといえ、このことから、これま



(a) $\alpha=1.7$



(b) $\alpha=2.0$



(c) $\alpha=3.0$

Fig. 4-12 Comparisons of predicted P-S-N curves with experimental plots

で経験的に知られてきた、「最大応力値で表した疲労強度が平滑材のそれに比べて顕著に大となる」という高強度鋼切欠材の疲労強度に関する“切欠効果”は、1)応力集中係数が大きくなるにつれ試験片内の危険層体積が小さくなり、2)それに伴い危険層内に含まれる介在物の最大寸法が小さくなることによって起こる現象であることが明らかになった。

最後に、高強度鋼の疲労強度に関する切欠効果の要因をさらに明確にするために、これまでの考察の妥当性をさらに別の角度から検証し、平滑材の最小径部表面および各切欠材の切欠底表面に $\sqrt{area}=25\mu\text{m}$ の大きさのピットを導入し、これらの人工欠陥材について疲労試験を行った。ただし、 $\rho=0.2$ の切欠材にはこの寸法のピットを切欠底に設けることは不可能であったため、それについては疲労試験を行っていない。ここで、この $\sqrt{area}=25\mu\text{m}$ のピット寸法は、平滑材では危険層内の最大介在物寸法に相当しており、一方、切欠材($\rho=1.5$ および0.5)では危険層内のどの最大介在物寸法よりも大きな初期欠陥寸法に相当している。このような人工欠陥を導入すれば、各切欠材には平滑材と同一寸法の初期欠陥が存在していることになり、これまでの考察から、このような場合には高強度鋼切欠材に前述の意味での切欠効果は出現しないと予想される。かかるピット材に関する疲労試験結果を、縦軸を切欠底の最大応力で表して図4-13に示す。なお、疲労破壊はすべてピットを起点に発生したことを確認している。また同図には、 $\sqrt{area}=25\mu\text{m}$ の初期欠陥を半円状き裂とみなして、前述のSCANプログラムから予測した疲労寿命ならびに式(4-1)から推定した疲労強度が図中実線で示されている。同図より、推定結果は実験結果と比べて幾分短寿命側にあるものの、予測結果および実験結果それぞれが狭いバンド内にあり、各ピット材の疲労強度に切欠きの鋭さの影響はほとんど現れないことがわかる。

以上の考察から、介在物を疲労破壊起点とする高強度鋼の疲労破壊特性のひとつとしての疲労強度に関する切欠効果については、危険層内の最大介在物寸法が、切欠きが鋭くなるほど小さくなることがわかり、切欠底の疲労強度に対する寸法効果が明らかになった。

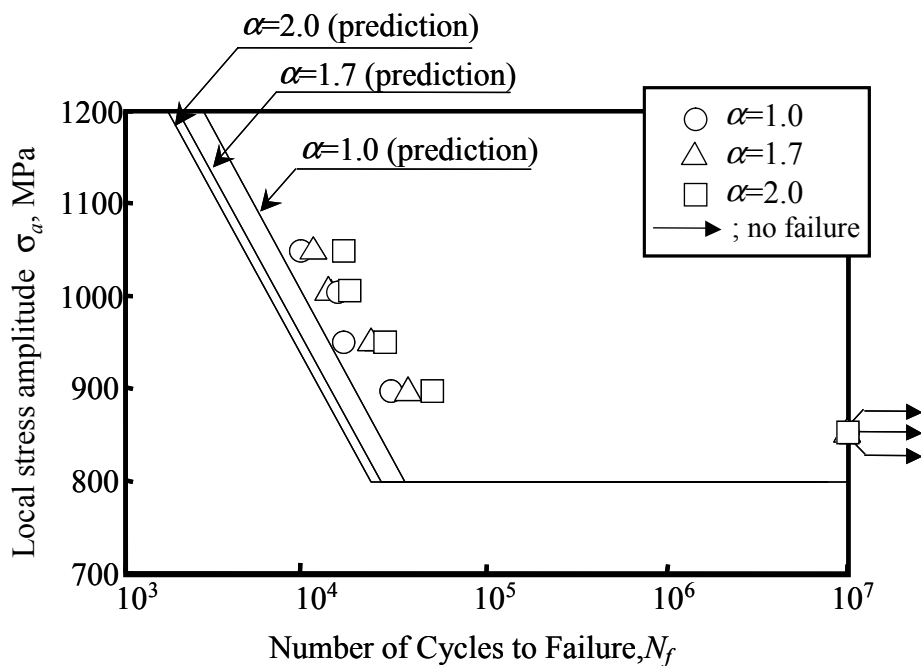


Fig. 4-13 Fatigue test results with micro-pit ($\sqrt{area} = 25\mu\text{m}$)

4.5. 結言

本研究では、硬さが一定で残留応力をほとんど有しない高強度鋼切欠材を用い、切欠底の疲労強度を支配する組織因子について、特に介在物の影響という観点から、最大応力で整理したときの平滑材と切欠材の疲労強度の相違、いわゆる高強度鋼切欠材の疲労強度の“切欠効果”について実験的に検証するとともに、実験と計算機シミュレーションとの組合せ手法を応用してその解明を試みた。その結果、以下の結論を得た。

- (1) 切欠材の切欠底における応力すなわち最大応力で疲労試験結果を整理した場合、切欠材の疲労強度は平滑材の疲労強度よりも高く、応力集中係数が大となるにつれその差は顕著となる。また破面観察から、切欠材の疲労破壊起点介在物寸法はいずれも平滑材のそれよりも小さく、しかも応力集中係数が大となるほどその寸法は小となる。
- (2) 前章で提案した実験と計算機シミュレーションの組合せ手法を本研究に応用し、起点となった介在物寸法がいかなる寸法の介在物であるかについて調べたところ、平滑材・切欠材ともに、起点介在物寸法は危険層内の最大介在物寸法に相当している。
- (3) 計算機シミュレーションによって推定した切欠材危険層内の最大寸法の介在物分布をもとに疲労強度を予測したところ、予測結果は実験結果とよく一致しており、このことから高強度鋼の疲労強度に関する“切欠効果”は、応力集中係数の増大とともに危険層体積が減少し、それに伴い最大介在物寸法が小さくなるという寸法効果の結果としてもたらされると考えられる。

第 5 章 切欠底の疲労強度の確率的変動に着目した高強度鋼切欠材の疲労強度特性に関する研究

5.1. 緒言

従来から、応力集中部を有する部材の疲労破壊に関する研究は数多く行われており、その結果、切欠底部の疲労破壊は表面の最大応力が平滑材の疲労強度に達しただけでは起こらず、切欠底からある距離 ε_0 だけ内部に入った位置での応力値が平滑材の疲労強度レベルに達したときに疲労破壊が起こると考え[84]、切欠材の疲労強度特性が研究されている[85][90]。しかしながら、それらの研究はそのほとんどが硬さレベルの低い材料に対して行われており、高強度鋼のような硬さレベルの高い材料を対象とした研究[3]、[91]～[93]はあまり行われていない。そこで第 4 章にて、かかる見地から高強度鋼切欠材の疲労破壊特性を明らかにすべく、最大応力値で比較した際の平滑材と切欠材の疲労強度差が何故に生じるかについて検討した。その結果、(i)疲労破壊の起点となる介在物の寸法が平滑材に比べて切欠材の方が小さいこと、(ii)応力集中係数が増大して切欠底の応力勾配が大となるほど起点介在物寸法が小さくなることを実験的に明確にし、このことが上述の疲労強度差をもたらす主要因であることを、部材内の破壊に關与する危険層領域の大小と関連づけて検討した。しかしながら、最大応力値で比較した際の平滑材と切欠材の疲労強度差を、硬さの変化と関連づけて明らかにしようと試みた研究は未だ報告されていない。

そこで本章では、同一鋼材の硬さを熱処理により系統的に変化させた数種類の試験片を準備し、最大応力で比較した際の平滑材と切欠材の疲労強度差と硬さの変化との関係を、まず実験的に調べるとともに、前章までで提案した実験と計算機シミュレーションの組合せ手法を用いてかかる現象が何故に起こるのか解明を試みた。本章で記述する結果の一部は、第4章と重複するが、本章で得られた結果との整合性を考え、改めて記述する。

5.2. 実験方法

5.2.1. 供試材

供試材は、表 3-1 に示す化学成分を有する SCM435H 鋼であり、これを図 4-2 に示す寸法・形状の平滑材ならびに切欠先端半径 $\rho=1.5$ 、 0.5 および 0.2mm の 3 種類の切欠材に機械加工した。それぞれの切欠きについて、曲げ荷重のもとでの曲げ応力分布から汎用 FEM 解析コード(MARK2000)によって応力集中係数 α を求めた結果、 $\rho=1.5$ 、 0.5 および 0.2mm についてそれぞれ $\alpha=1.7$ 、 2.0 および 3.0 を得た。機械加工後、図 5-1 に示す熱処理条件により以下のような 5 通りの試験片を作製した。まず、焼きなまし処理を施したままのものを用意し(以後シリーズ A と称する)、この試験片に対して図 5-2 に示す焼入条件により高周波焼入れを施した後、 500 、 330 および 180 で各 1 時間の焼戻処理を施し、それぞれシリーズ B、C および D とした。さらに、焼戻処理をせず図 5-2 に示す焼入条件の焼入れのままの試験片を用意し(以後シリーズ E と称する)、計 5 シリーズの試験片を作製した。これら 5 シリーズの試験片の硬さ測定(2.9N)を行った結果を図 5-3 に示す。測定は平滑材の最小径部横断面上で行い、同図右端の数値は各シリーズの硬さの平均値を示している。これより、5 シリーズとも表面から内部にかけて硬さが均一な試験片が作製されたことがわかる。また、これら 5 シリーズの試験片の残留応力を調べるため、電解研磨後の供試状態において、平滑材最小

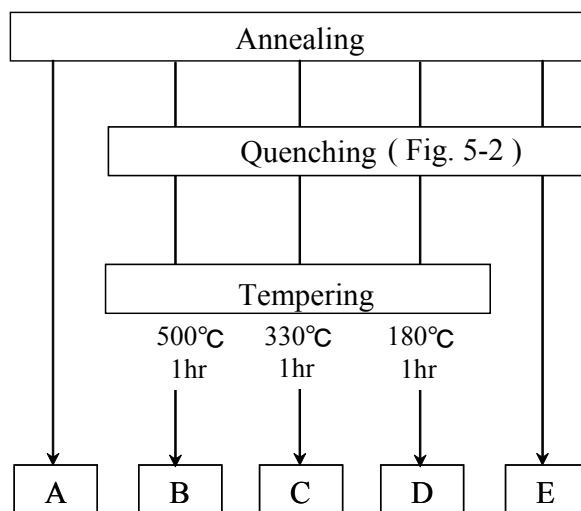


Fig. 5-1 Heating treatment process

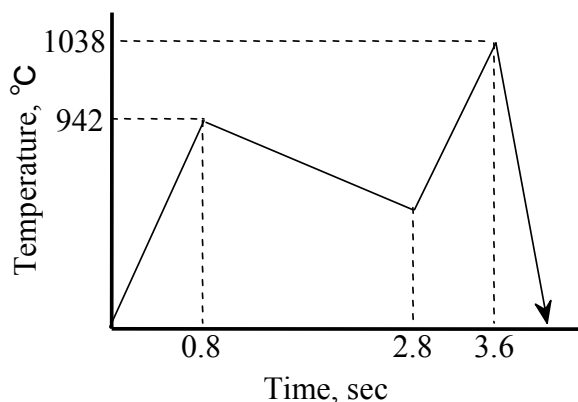


Fig. 5-2 Heating condition

径部の表面および表面直下(50 μ m 程度)の残留応力を微小部 X 線応力測定装置(RAD-RII, PSPC システム)を用いて測定した。その結果、いずれのシリーズの試験片においても表面および表面直下の残留応力は、-50MPa ~ +40MPa 程度の低い値であったことから、本章では残留応力の影響はないものとして考察を進めた。これらの試験片の R 部表面に対して、

平滑材にはエメリー研磨の後に電解研磨を，切欠材には切欠底部表面に電解研磨のみを施して供試状態とした．

疲労試験は室温・大気中で小野式回転曲げ疲労試験機(3000rpm)を用いて行い，また，疲労試験後の破面観察は走査型電子顕微鏡(以後 SEM)により行った．

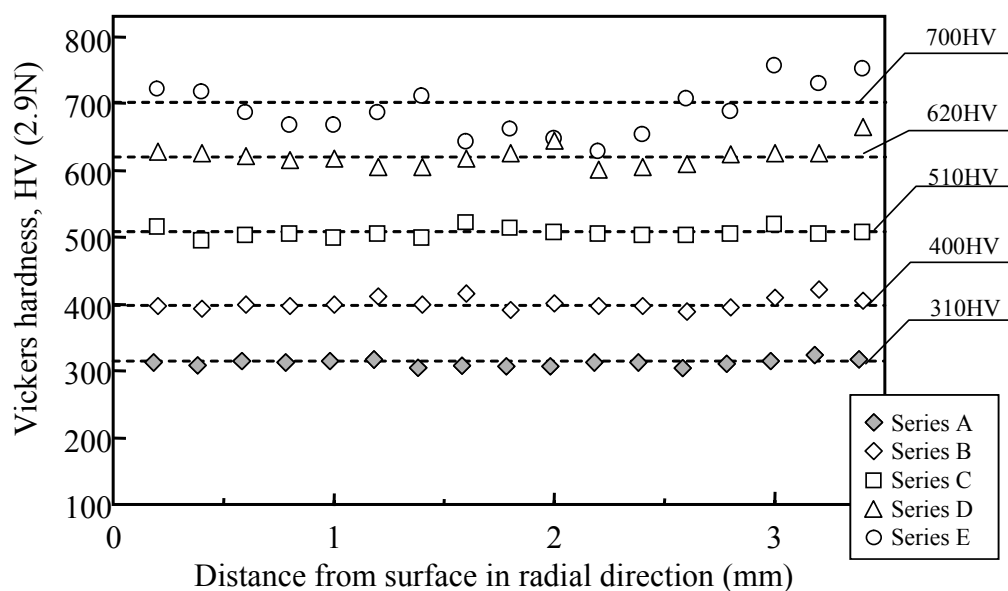


Fig. 5-3 Vickers Hardness Distribution

5.2.2. 試験方法

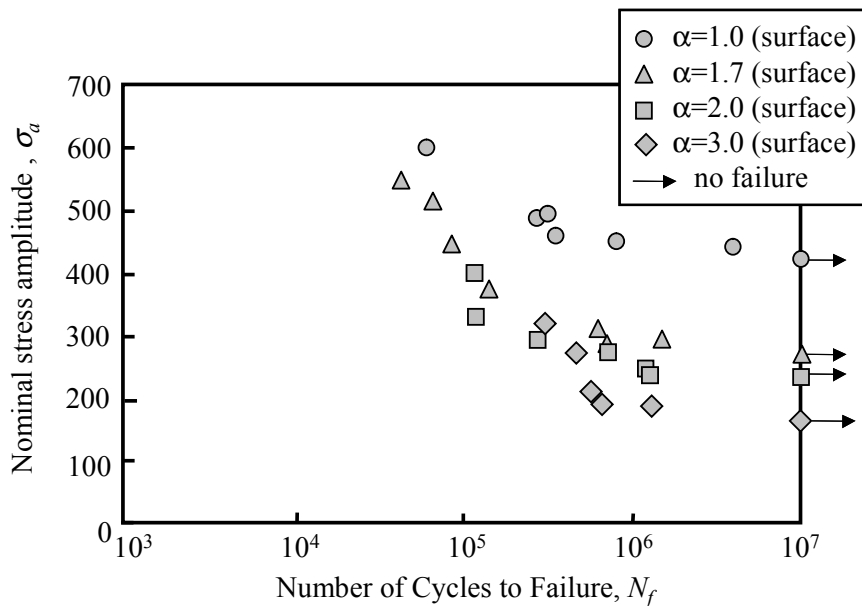
本章で行った試験は，ビッカース硬さ測定，残留応力測定，室温・大気中での疲労試験および破面観察であり，それらの方法はすでに第2章で述べたとおりである．

5.3. 実験結果

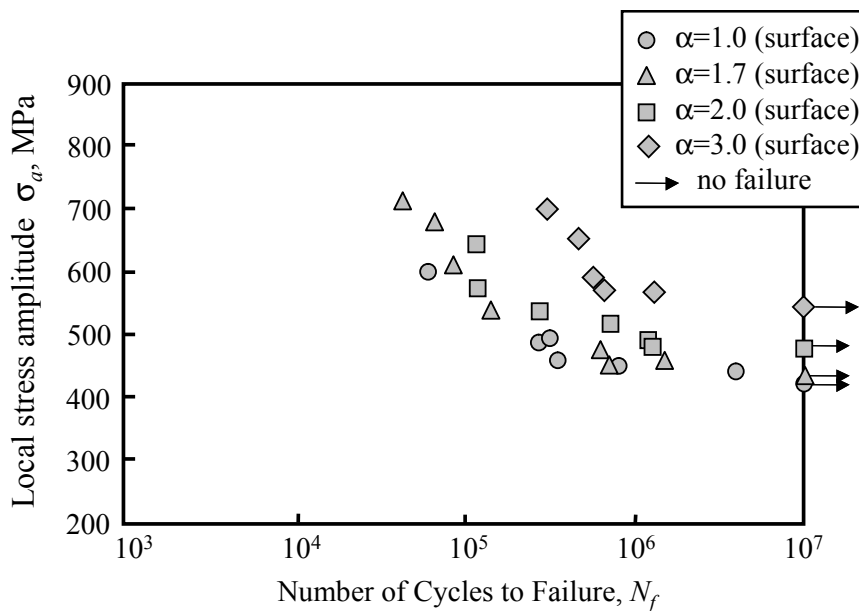
まず、シリーズ A の平滑材ならびに各切欠材の疲労試験結果を図 5-4 に示す。図 5-4(a-1) は、試験片表面の曲げ応力値を公称応力で表した際の疲労試験結果であり、切欠材の疲労強度は平滑材に比べて低く、また応力集中係数の増大と共に低下している。一方、図 5-4(a-2) は、切欠底の応力すなわち試験片内の最大応力を縦軸にとって図 5-4(a-1)の結果を整理し直したものであるが、この場合、先ほどの結果とは逆に、各切欠材の疲労強度は平滑材のそれを上回っており、さらに、応力集中係数の増大と共に平滑材との疲労強度差は拡大していることがわかる。

次に、シリーズ B～E の疲労試験結果を、同様に最大応力を縦軸にとって整理して図 5-4(b)～(e)に示す。シリーズ A の結果と同様、各シリーズにおいてすべての切欠材の疲労強度は平滑材のそれを上回っている。図 5-4 の結果をさらに詳しくみると、平滑材と切欠材の疲労強度差はシリーズ A, B, C ではさほど大きくないものの、シリーズ D および E では顕著になっていることがわかる。

平滑材と切欠材の疲労強度差がこのようにシリーズごとに異なる原因を調べるため、疲労試験後、破断したすべての試験片の破面観察を行い疲労破壊起点部近傍を観察したところ、シリーズ A～C では起点部に介在物等の欠陥は認められなかったものの、シリーズ D および E の疲労破壊起点のほとんどすべてには介在物が存在した。図 5-5 に、シリーズ A および E の疲労破壊起点部の代表的な SEM 写真を示す。シリーズ E について、さらに詳細に観察すると、シリーズ E では平滑材と切欠材の起点介在物寸法が大きく異なることがわかる。そこで、シリーズ E について、SEM 観察結果をもとに、疲労破壊起点となった介在物の寸法を測定し二重指数分布図上にプロットした結果が図 5-6 であり、ここで縦軸 F は累積確率である。同図より、切欠材の起点介在物寸法はいずれも平滑材のそれより小さく、また、応力集中係数の増大と共にその寸法が小となっていることがわかる。

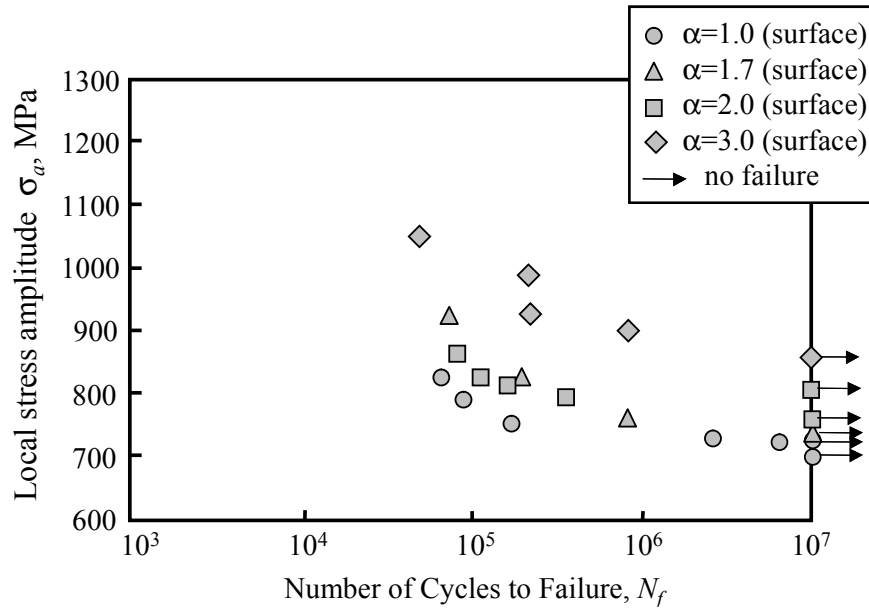


(a-1)

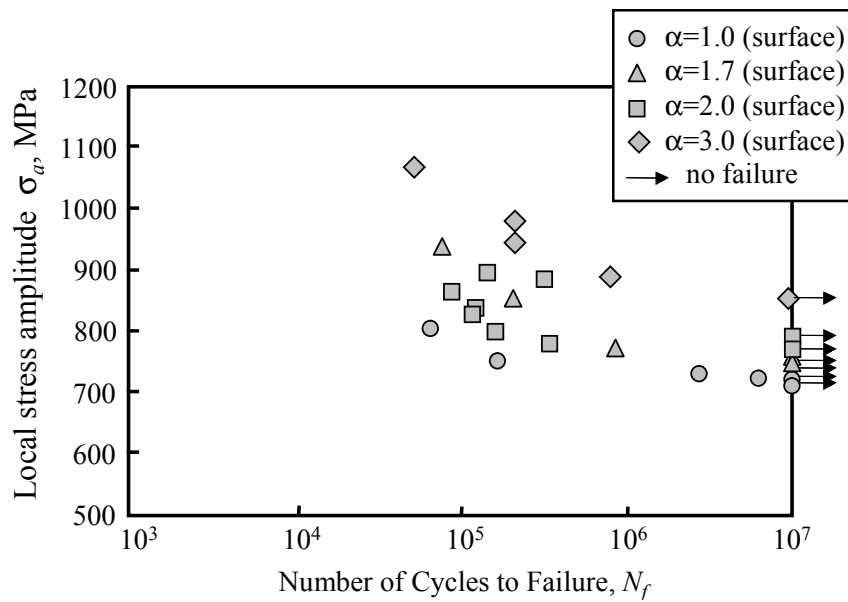


(a-2)

Fig. 5-4 Fatigue test results in terms of (a-1) nominal stress amplitude and (a-2) local stress amplitude at notch bottom (series A)

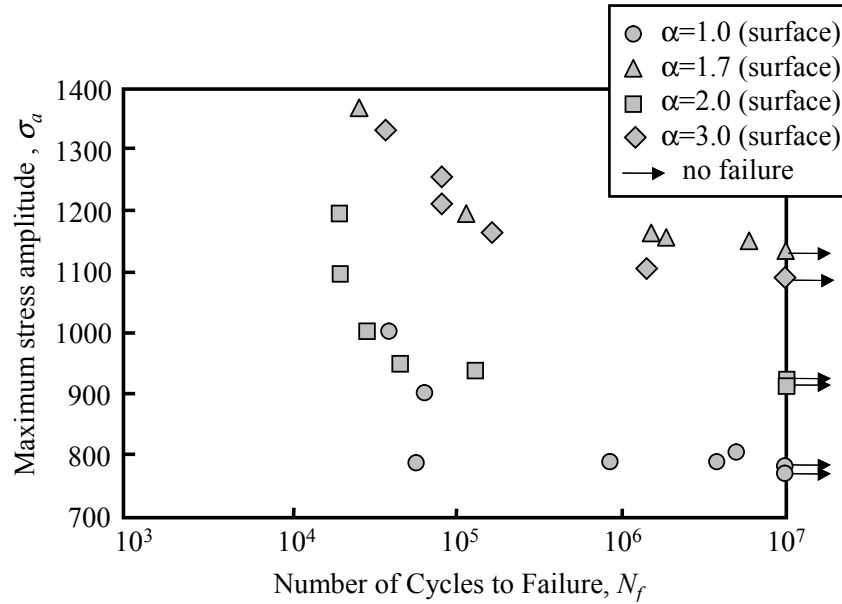


(b) series B

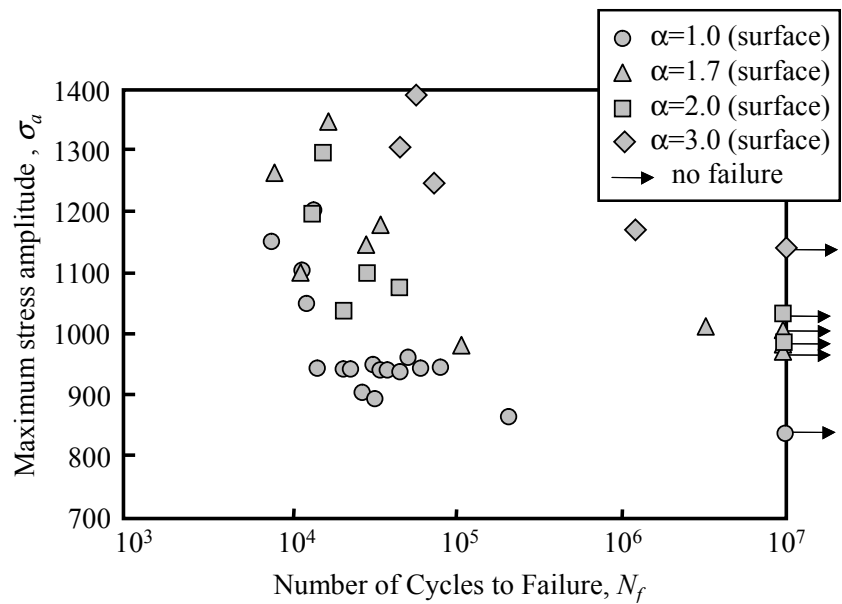


(c) series C

Fig. 5-4 Fatigue test results in terms of local stress amplitude at notch bottom (series B and C)

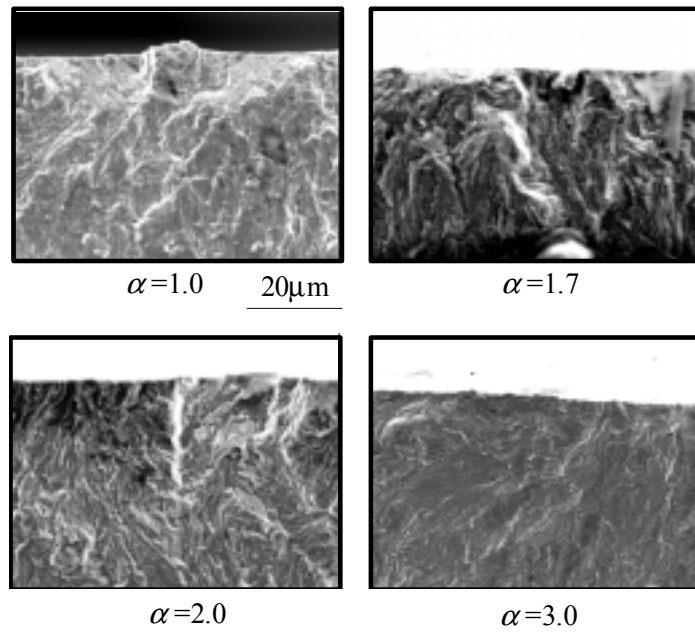


(d) series D

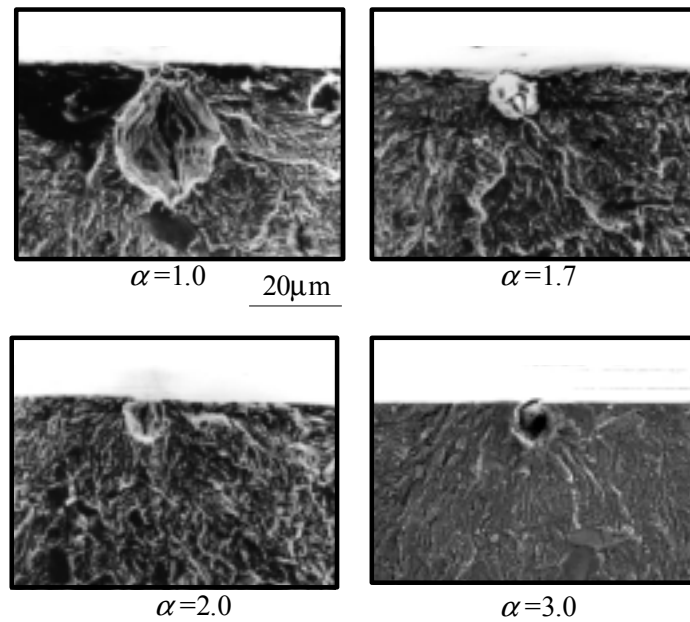


(e) series E

Fig. 5-4 Fatigue test results in terms of local stress amplitude at notch bottom (series D and E)



(a) series A



(b) series E

Fig. 5-5 Examples of SEM observations of fracture surface

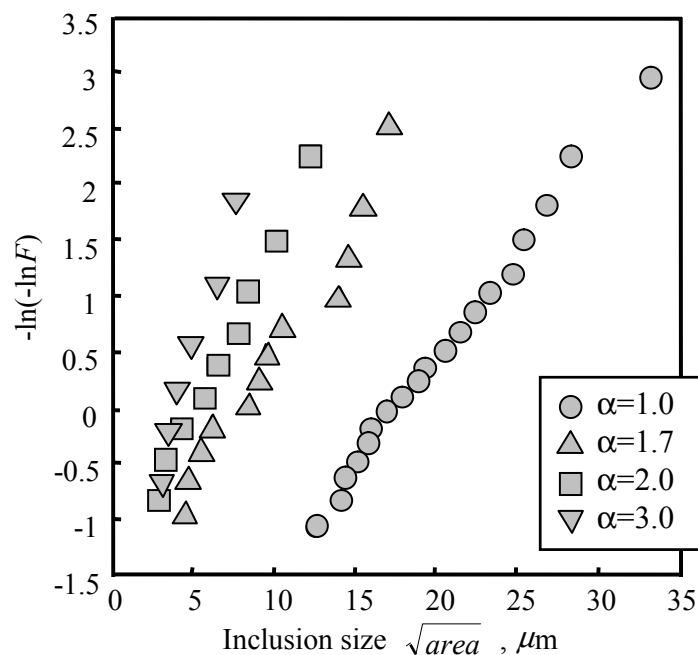


Fig. 5-6 The inclusion sizes responsible for fatigue fracture (series E)

以上より，低・中硬さ域のシリーズ A～C では，疲労破壊起点部に介在物等の欠陥が認められないことから，試験片表面におけるすべり誘起型の疲労破壊であると考えられ，この場合，最大応力で整理した平滑材と切欠材の疲労強度差はさほど大きくない．一方，疲労破壊起点が介在物となる高硬さを有するシリーズ D や E においては，平滑材と切欠材とで起点介在物寸法が大きく異なるため，両者の間で疲労強度差が顕著になるものと考えられる．

5.4. 考察

5.4.1. 計算機シミュレーションを用いた疲労試験結果の再現

第3章において、組織中の介在物寸法分布の測定結果に基づいて、介在物の寸法分布に関して実際の疲労試験片と確率的に等価な仮想疲労試験片を計算機内に作成して、仮想疲労試験を行うことによって高強度鋼の疲労強度特性を予測するという手法を提案した。その基本的な考え方は、高強度鋼では試験片危険層[25]内の多くの介在物から疲労き裂が一斉に発生・進展し、これらのき裂のうちで最小の繰返し数で破断条件に達したき裂が試験片全体の疲労寿命を決定づけるというものであり、そのことを模式的に表したのが、第3章の図3-8である。本手法によって、超長寿命域を含めて高強度鋼の高サイクル疲労寿命を予測することが可能である。このような考えに基づき、本章においても高強度鋼の疲労破壊プロセスを再現しようと試み、まず、以下のような方法で仮想疲労試験片を計算機内に作成した。図5-7は、(a)平滑材および(b)切欠材を例にとった仮想疲労試験片作成の説明図であり、それぞれ図3-9および図4-10の再掲である。これらの形状・寸法は実際の疲労試験片に対応させている。本研究では回転曲げ疲労試験を模擬するため、介在物が疲労破壊起点となりうる領域としての危険層が同図の中空円管領域として与えられている。この危険層を図5-7のように分割し、分割された各要素のそれぞれ中心位置に、実際の疲労試験で用いた鋼材の介在物情報に基づき、第3章および第4章同様、各要素内の最大の寸法と考えられる介在物をひとつずつ割り当てている。分割の方法は、前章表4-2と同様である。このようにして作成された仮想疲労試験片の危険層内には、実際の疲労試験片内の介在物寸法分布と確率的に等価な最大級寸法の介在物分布が存在していることになる。このようにして計算機内に作成された仮想試験片の危険層内に存在する最大級寸法の介在物群に対して、白鳥らの影響関数法[79]とその応用[80][81]に基づき、第3章で提案した介在物起点の疲労寿命評価法を適用すれば、介在物個数分だけの疲労寿命が算出され、それらのうちの

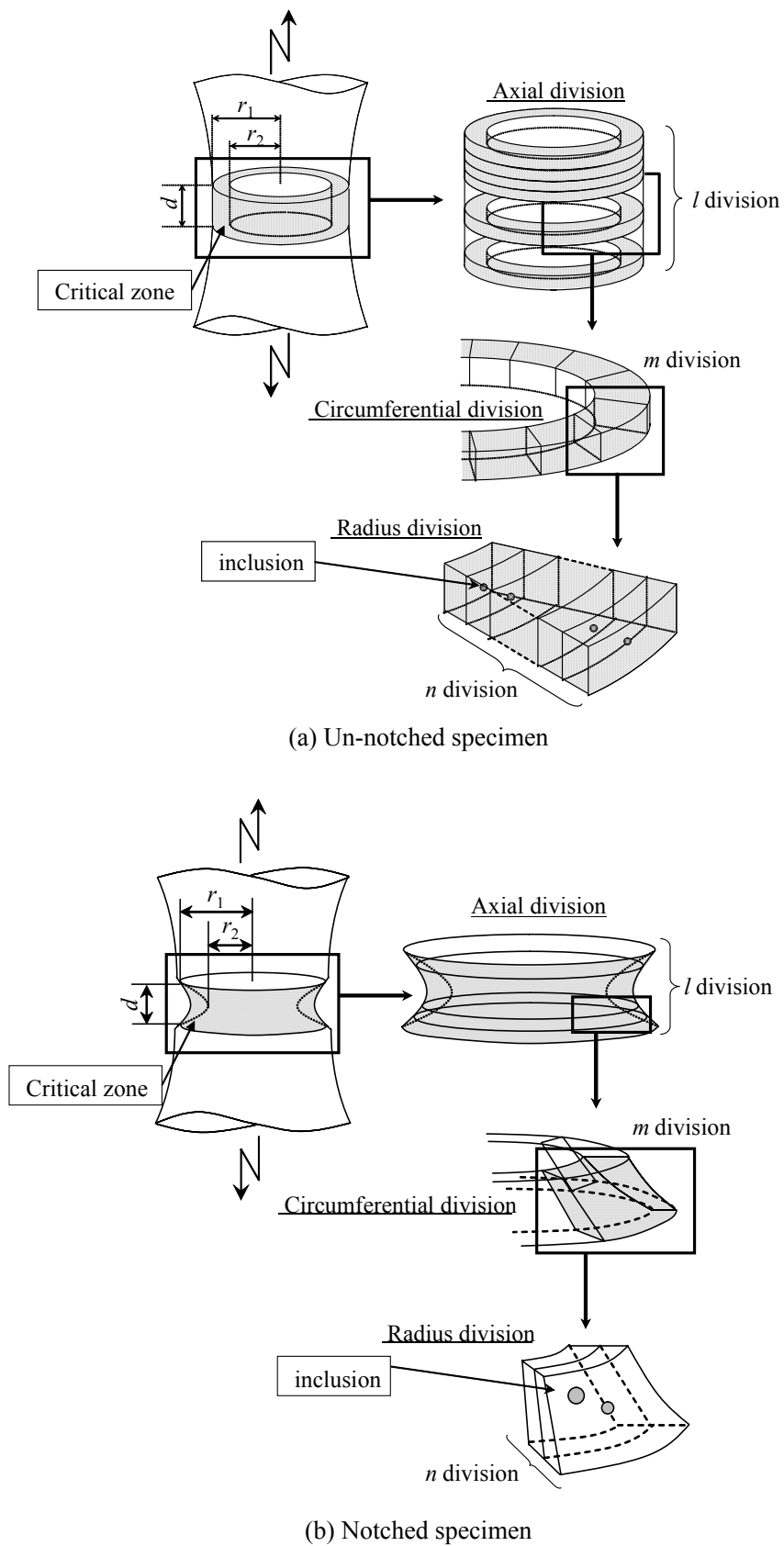


Fig. 5-7 Schematic of virtual fatigue specimen in this study

最小の繰返し数によって当該の仮想疲労試験片の疲労寿命が決定されることになる。

5.4.2. 仮想疲労試験結果

a. 少数試験片の場合

図 5-4(d)に示したシリーズ D の疲労試験結果をここでさらに詳しく調べてみると、前節で述べたシリーズ E の場合とは異なり、 $\alpha=1.7$ の切欠材の疲労強度が最も高く、続いて疲労強度は $\alpha=3.0$ の切欠材、 $\alpha=2.0$ の切欠材、平滑材の順となっており、 $\alpha=1.7$ と $\alpha=3.0$ の切欠材の間で疲労強度の逆転が認められる。これは、機械加工の段階において、試験片に正確な切欠形状が付与されていないことが考えられる。いずれにしろ、応力集中係数と疲労強度との間に一見関連性がないように見受けられるこのような現象が、本来起こりうるものかどうか検討するため、少数試験片による仮想疲労試験によってその再現を試みた。その際、実際の疲労試験で使用した本数と同一の本数の仮想疲労試験片をコンピュータ内に作成し、同じく実際の疲労試験における同一の応力振幅のもとで仮想疲労試験を複数回(50 回)行った。その結果、図 5-5(c)と同様疲労強度が高い順に $\alpha=1.7$ の切欠材、 $\alpha=3.0$ 、 $\alpha=2.0$ 、平滑材となる現象は、50 回のうち 3 回つまりおよそ 6 %の確率で起こりうることが明らかとなった。図 5-8 の実線はその一例であり、同図にはシリーズ D の実際の疲労試験結果(図 5-5(c))もソリッドマークで示されている。また、その際の仮想疲労試験片における起点介在物寸法を調べた結果が図 5-9 に白抜きプロットの点として示されており、また同図には、シリーズ D の実際の疲労破面上で測定された現実の起点介在物寸法も併せてプロット(ソリッドマーク)されている。実験結果とシミュレーション結果とは良い対応を示しており、ここでは、応力集中係数が増大するにつれ起点介在物寸法が単調に小さくなるという結果にはなっておらず、 $\alpha=1.7$ の切欠材の起点介在物寸法が最も小さいために、上述の疲労強度の逆転現象が起こった要因であると考えられる。

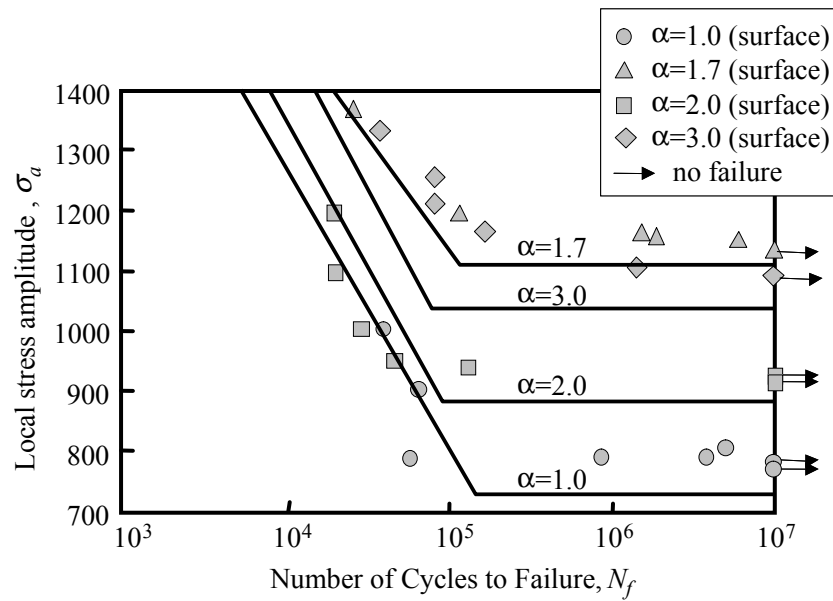


Fig. 5-8 Comparison of the predicted S-N curves (virtual fatigue test) with the experimental results

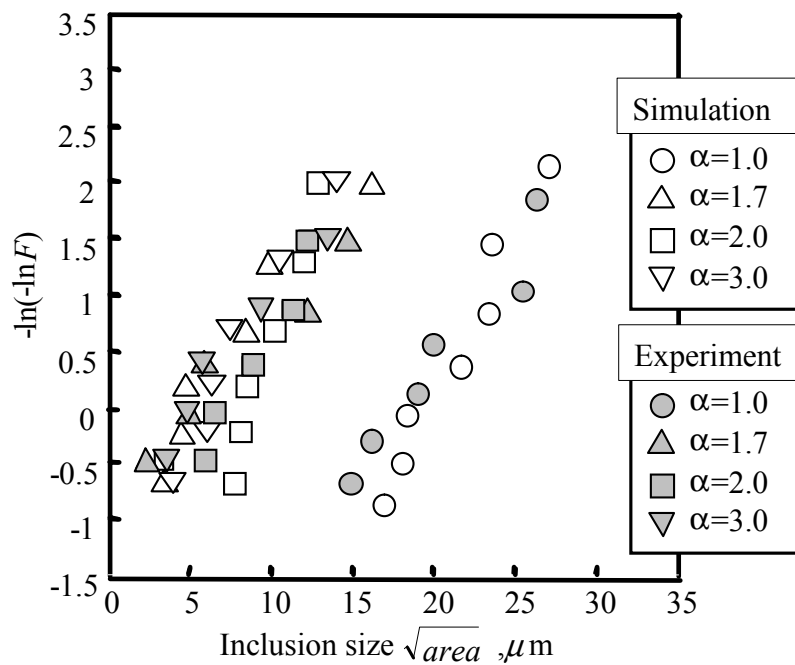


Fig. 5-9 Comparison of the predicted inclusion sizes with the experimentally observed inclusion sizes responsible for fatigue fracture

b. 多数試験片の場合

前節で述べたように，図 5-5(c)でみられた疲労強度の逆転現象は，切欠底の疲労強度を支配する危険層内の最大級介在物寸法の変動によってもたらされた結果であると考えられる．図 5-10 は，ある材料について多数試験片を用いた疲労試験より得られる P-S-N 線図を模式的に表したものであるが，かかる線図における破壊確率 $P_F=0.5$ の疲労寿命曲線から定まる疲労限度をその材料の疲労強度とするならば，上述のような疲労強度の逆転現象はもはや起こらないはずである．

そこで本節では，このことを確かめるべく，多数試験片を用いた仮想疲労試験を行った．その際，同一応力振幅で各 99 本の仮想疲労試験片を用い，さらに応力振幅を 5MPa ずつ変化させて仮想疲労試験を行った．この仮想疲労試験から得られた破壊確率 $P_F=0.5$ の疲労寿命曲線をシリーズ D について図 5-11(a)に，またシリーズ E について同図(b)にそれぞれ実線で示す．同図には，少数試験片による仮想疲労試験で現れた疲労強度の逆転現象は認められず，両シリーズとも応力集中係数の増大に伴い疲労強度が単調に増加していることが観察され，このことより，先に示した疲労強度の逆転は，少数試験片を用いたことによって起こった疲労強度の確率的変動によってもたらされた現象であると考えられる．

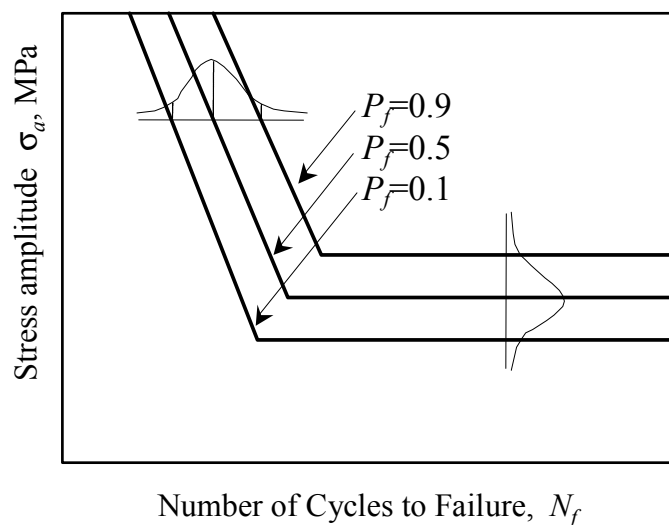
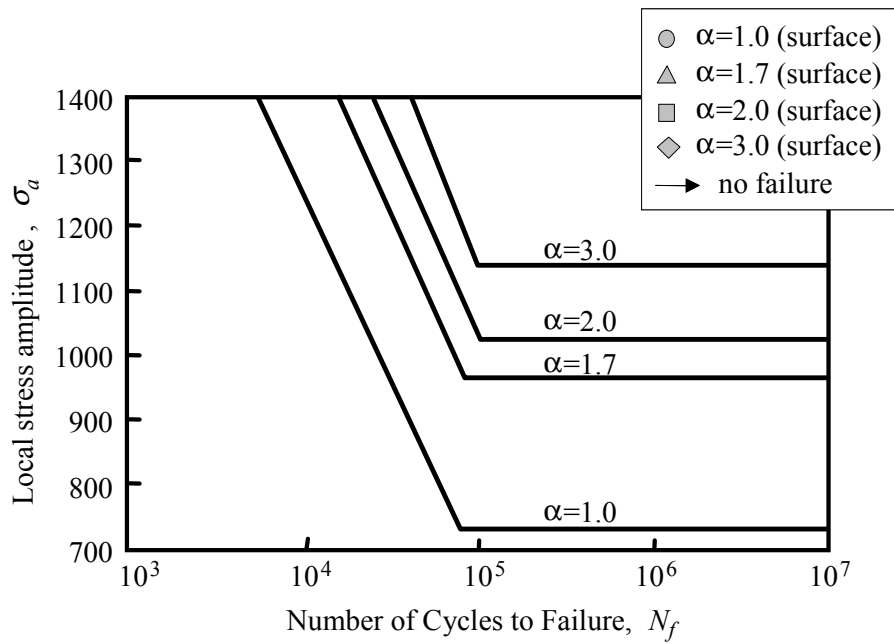
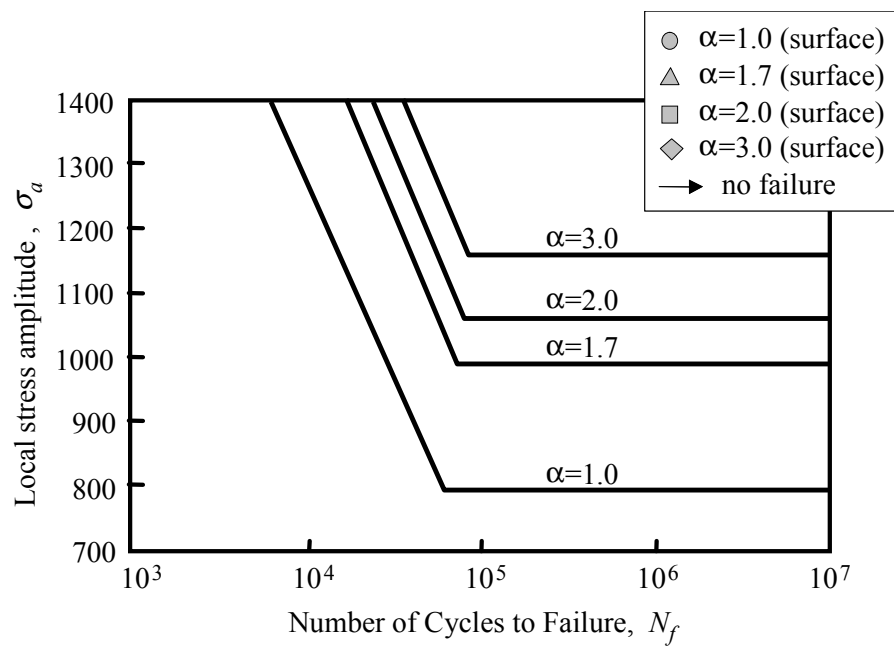


Fig. 5-10 Schematic illustration for P-S-N curves



(a) series D



(b) series E

Fig. 5-11 The predicted S-N curves ($P_F=0.5$)

5.5. 結言

本章では、同一鋼材から熱処理条件を変えることにより硬さの異なる試験片を数種類準備し、硬さの変化に伴う破壊モードの遷移という観点から、最大応力で整理した際の平滑材と切欠材の疲労強度の間に差が生じること、特に高硬さの材料でそれが顕著になるという現象について実験的に検証するとともに、計算機シミュレーションを用いてその原因の解明を試みた。その結果、以下の結論を得た。

- (1) 切欠材中の最大応力で疲労試験結果を整理した場合、300HV～700HV のすべての硬さ域で切欠材の疲労強度は平滑材のそれよりも高く、その際、両者の疲労強度差は、低・中硬さ域ではそれほど大きくないものの、高硬さ域では顕著であった。また、切欠材の応力集中係数が大となるほど、かかる疲労強度差は拡大することが認められた。
- (2) 低・中硬さ域では疲労破壊起点部に介在物等の欠陥は認められなかったが、一方、高硬さ域では介在物を起点とした疲労破壊が認められた。最大応力で整理した際の平滑材と切欠材の疲労強度差が低・中硬さ域と高硬さ域とで大きく異なることは、両者の間でこのように破壊モードが異なることに起因すると考えられる。
- (3) 高硬さ域において、応力集中係数が大となるほど平滑材と切欠材の疲労強度差が拡大する理由は、切欠きが鋭くなるほど切欠底の危険層領域が縮小して、これに伴い危険層中の最大介在物寸法も小となって疲労破壊起点となる介在物寸法が小さくなるからであると考えられる。

- (4) 高硬さ域の疲労破壊プロセスを模擬した計算機シミュレーションは実際の疲労試験結果をよく再現しており、切欠材の疲労強度の変動は切欠底に存在する最大級介在物寸法の変動によってもたらされることがわかった。

第 6 章 結論

鉄鋼材料は今日、あらゆる場所に存在し、現代生活を営む上で欠かせないものとなっている。私たちの身の回りの鉄鋼材料は、そのほとんどが強度部材としての使命を担っているため、より強度の高い高強度鋼の研究開発が求められており、疲労破壊挙動等の把握が必要不可欠となっている。

本研究は、今日最も一般的な強化手法として確立している高周波焼入れによって強化した構造用鋼を対象として、破壊モードの遷移という現象に注目して、その疲労破壊特性を明らかにしようとするものである。

本研究では特に、部材内の如何なる箇所が疲労破壊起点部位すなわち最弱部となったか、そして何故にそれが最弱部となりえたのか、またその結果破壊モードがどのようにして遷移したのかについて焦点を当てながら、高強度鋼の疲労破壊特性に関して一連の研究を行ってきた。以下、その結果を総括する。

(疲労破壊部位に着目した超急速加熱部分焼入鋼の疲労破壊挙動)

まず第 2 章では、破壊モード遷移を巨視的レベルでとらえた場合として、疲労破面が部材内のどの部位に形成されるか、すなわち破面形成位置の選択性を取り挙げた。そのために、超急速加熱高周波焼入装置を有効に用いて、クランクシャフト等の実機の焼入状態をほぼ忠実に再現したモデル試験片を作製し、焼入境界部近傍の残留応力と部材内の疲労破壊部位との関係について調べた結果に基づき、部分的に焼入れをした構造部材の疲労破壊

特性を明確にした。その結果、以下の結論を得た。

- (1) 焼入境界部近傍の非硬化域表面には引張残留応力のピークが発現しており、そのピーク位置が試験片の破断箇所と一致しており、引張残留応力の発現による破壊モード遷移が認められた。
- (2) 部分焼入材の疲労強度は、部分焼入材の非硬化域に存在する引張残留応力の影響のために、未処理材のそれよりも低下するものの、その焼入境界部に表面加工層を導入することによって、疲労強度低下を抑制することが可能である。これは破壊モードが表面破壊型から内部破壊型へと遷移したからに他ならない。

(応力レベルの変化に伴う破面形成位置の相違に着目した高強度鋼の長寿命域疲労破壊特性の解明)

第3章では、破壊モード遷移を微視的レベルでとらえた場合として、応力レベルの変化に伴い疲労破壊起点部が表面型から内部型へと遷移する現象を取り挙げた。そのために、硬さが部材内でほぼ一定で、かつ残留応力をほとんど含まないモデル的な高強度鋼を作製し、回転曲げ疲労試験ならびに疲労破面観察を行い、応力レベルのみの影響によってどのように破壊モードが遷移するのかを調べると共に、介在物を起点とした疲労破壊プロセスの分析結果に基づく疲労破壊モデルを提案し、それを基本とした計算機シミュレーションを行い、高強度鋼の長寿命域疲労破壊特性を明確にした。その結果、以下の結論を得た。

- (1) 高硬さ鋼に認められる表面破壊型からフィッシュアイを伴う内部破壊型への破壊モード遷移は、試験片表面と内部において疲労強度差があるような表面改質材のみな

らず，残留応力をほとんど含まず，また内部方向の硬さ分布もほぼ一様な材料においても起こりうる現象と考えられる．

- (2) 最大級介在物の空間分布と介在物に支配される局所の疲労寿命分布を考慮に入れ，競合リスク概念に基づく疲労破壊モデルを用いた計算機シミュレーション手法を構築した．この計算機シミュレーションにより，(i)応力振幅の低下に伴う表面破壊型からフィッシュアイ破壊型への破壊モード遷移，(ii)破壊モード遷移に伴う疲労寿命曲線の2段折れ曲がり現象等，従来高硬さ鋼で特有と考えられている疲労破壊特性を十分再現できることを示したと共に，中強度レベルの硬さの疲労破壊特性をも予測しうることを示した．

(切欠底の疲労強度の支配因子に注目した高強度鋼切欠材の疲労強度特性に関する研究)

第4章および第5章では，破壊モード遷移を微視的レベルでとらえた場合として，硬さレベルの変化に伴いき裂発生の選択箇所ならびに破壊プロセスが遷移する現象を取り挙げた．そのために，低硬さから高硬さまでの種々の鋼を準備し，硬さレベルのみの影響によってどのように破壊モードが遷移するのかを調べると共に，第3章で提案した実験と計算機シミュレーションの組合せ手法を応用し，部材の形状によって起点となり得る介在物の寸法がどのように変化するかを調べ，高強度切欠材の疲労強度特性を明確にした．その結果，以下の結論を得た．

- (1) 切欠材の切欠底における応力すなわち最大応力で疲労試験結果を整理した場合，切欠材の疲労強度は平滑材の疲労強度よりも高く，応力集中係数が大となるにつれて

その差は顕著となる。また破面観察から、切欠材の疲労破壊起点介在物寸法はいずれも平滑材のそれよりも小さく、しかも応力集中係数が大となるほどその寸法は小となる。これは、応力集中係数の増大とともに危険層体積が減少し、それに伴い最大介在物寸法が小さくなるというある種の寸法効果の結果であると考えられる。

(2) 切欠材中の最大応力で疲労試験結果を整理した場合、300HV～700HVのすべての硬さ域で切欠材の疲労強度は平滑材のそれよりも高く、その際、両者の疲労強度差は、低・中硬さ域ではそれほど大きくないものの、高硬さ域では顕著であった。また、切欠材の応力集中係数が大となるほどかかる疲労強度差は拡大することが認められた。

(3) 低・中硬さ域では疲労破壊起点部に介在物等の欠陥は認められなかったが、一方、高硬さ域では介在物を起点とした疲労破壊であった。最大応力で整理した際の平滑材と切欠材の疲労強度差が低・中硬さ域と高硬さ域とで大きく異なることは、両者間でこのように破壊モードが異なることに起因すると考えられる。

以上が本論文で得られた結論である。本論文は、破壊モードの遷移という観点から高強度鋼の疲労破壊特性に関する一連の研究成果をとりまとめたものであり、これにより高強度鋼の疲労強度特性についての指針が得られたものと確信する。

参考文献

- [1] W. J. Brown , B. Pat. No. 258049 , (1925) .
- [2] E. F. Northrup , U. S. Pat. No. 1895421 , (1933) .
- [3] 中村 宏 , “ 高周波焼入れと疲労強度 ” , 日刊工業新聞社 , (1963) .
- [4] P. J. E. Forsyth , J. Iron Steel Inst. , 83 , (1954) , 173 .
- [5] P. J. E. Forsyth , Proc. Crack Propagation Symp. , 1 , (1962) , 76 .
- [6] P. J. E. Forsyth , Acta. Metal. , 11 , (1963) , 703 .
- [7] D. Hull , J. Inst. Metals , 84 , (1955) , 527 .
- [8] W. A. Wood and R. L. Segall , J. Inst. Metals , 86 , (1957) , 225 .
- [9] A. H. Cottrell and D. Hull , Proc. Roy. Soc. , A242 , (1957) , 412 .
- [10] M. F. Garwood , M. Gensamer , J. T. Burweel , M. A. Erickson and F. L. Laque , Interpretation of Test and Correlation ASM , (1951) , 1 .
- [11] W. A. Wood and R. L. Segall , J. Inst. Metals , 86 , (1957) , 225 .
- [12] 例えば , 鉄鋼便覧 , 日本鉄鋼協会 , IV , (1981) , 432 .
- [13] JIS 点算法 , JIS G 0555 “ 鋼の非金属介在物の顕微鏡試験方法 ” , (1971) .
- [14] 例えば , E. Ineson , J. Clayton-Cave and R. J. Taylor , J. Iron Steel Inst. , 190 , (1958) , 277 .
- [15] J. Lankford and F. N. Krsenberger , Metal. Trans. , 4 , (1973) , 553 .
- [16] W. L. Morris, Q. Buck and H. L. Marcus , Metal. Trans. , 7-A , (1976) , 1161 .
- [17] Y. C. Kung and M. F. Fine , Metal. Trans. , 10 , (1979) , 603 .
- [18] J. Lankford , Int. J. Fract. , 12 , (1976) , 155 .
- [19] J. Lankford , Eng. Fract. Mech. , 9 , (1977) , 617 .
- [20] T. Kunio , M. Shimizu , K. Yamada , K. Sakura and T. Yamamoto , Int. J. Fract. , 17 , (1981) , 111 .
- [21] N. M. A. Eid and P. F. Thomason , Acta. Metal. , 27 , (1979) , 1239 .
- [22] 村上敬宜 , 河野博之 , 遠藤達雄 , 日本機械学会論文集 , 45-400A , (1979) , 1479 .
- [23] 村上敬宜 , 遠藤正浩 , 日本機械学会論文集 , 49-438A , (1983) , 127 .
- [24] 毎熊宏則 , 清水真佐男 , 川崎一博 , 日本機械学会論文集 , 53-485A , (1987) , 11 .
- [25] 岩倉清悟 , 清水真佐男 , 川崎一博 , 日本機械学会論文集 , 54-506A , (1988) , 1826 .
- [26] Y. Murakami , Eng. Fract. Mech. , 22 , (1985) , 101 .
- [27] 村上敬宜 , 金属疲労 微小欠陥と介在物の影響 , 養賢堂 , (1993) , 口絵 .
- [28] 村上敬宜 , 遠藤正浩 , 材料 , 35-395 , (1986) , 911 .

- [29] 江村秀樹, 浅見克敏, 日本機械学会論文集, 55-509A, (1989), 45 .
- [30] 木村和夫, 山田邦博, 清水真佐男, 国尾 武, 日本機械学会論文集, 37-300, (1971), 1475 .
- [31] 中村 孝, 金子 真, 野口 徹, 神保勝久, 日本機械学会論文集, 64-623A, (1998), 1820 .
- [32] 村上敬宜, 第 24 回疲労部門委員会 第 36 回強度設計・安全性評価部門委員会 合同公開委員会資料, (1999), 54 .
- [33] 黒島義人, 慶應義塾大学博士論文, (1992) .
- [34] 金属材料疲労設計便覧, 日本材料学会編, 養賢堂, (1978), 6 .
- [35] 夏目喜孝, 宮川 進, 村松 勁, 材料, 37-417, (1988), 606 .
- [36] たとえば, 村上敬宜, 上村裕二郎, 夏目喜孝, 宮川 進, 日本機械学会論文集, 56-525A, (1990), 1074 .
- [37] 三阪佳孝, 清澤 裕, 川寄一博, 山崎隆雄, 茨城講演会講演論文集, (1998), 93 .
- [38] 堀川 武, 中村 宏, 河村昌彦, 川寄一博, 三阪佳孝, 材料, 45-4, (1996), 437 .
- [39] 小茂鳥 潤, 井上 史, 神田倫明, 清水真佐男, 三阪佳孝, 川寄一博, 日本機械学会論文集, 63-606A, (1997), 240 .
- [40] 井上 史, 木下俊英, 小茂鳥 潤, 清水真佐男, 三阪佳孝, 川寄一博, 日本機械学会講演論文集, 97-1, (1997), 504 .
- [41] 小茂鳥 潤, 井上 史, 清水真佐男, 三阪佳孝, 川寄一博, 日本機械学会講演論文集, 98-5, (1998), 21 .
- [42] X 線応力測定法標準「鉄鋼編」, 日本材料学会 X 線材料強度部門委員会, (1998) .
- [43] 財団法人研友社, 高速車両用輪軸に関する研究報告書, 平成 9 年 3 月 .
- [44] 鉄鋼と合金元素(上), 日本学術振興会 製鋼第 19 委員会編, 誠文堂新光社, (1978), 484 .
- [45] 鉄鋼と合金元素(下), 日本学術振興会 製鋼第 19 委員会編, 誠文堂新光社, (1978), 321 .
- [46] T. Yokobori, and M. Nanbu, Proceedings of the first international conference on Fracture SENDAI JAPAN, Vol. 3, (1965), 1529 .
- [47] Y. Murakami, T. Nomoto and T. Ueda, Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct., 22, (1999), 581 .
- [48] 村上敬宜, 野本哲志, 植田徹, 村上保夫, 大堀学, 材料, 48-10, (1999), 1112 .
- [49] 村上敬宜, 植田徹, 野本哲志, 村上保夫, 日本機械学会論文集, 66-642A, (2000), 311 .
- [50] Y. Murakami, T. Nomoto, T. Ueda and Y. Murakami, Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct., 23, (2000), 893 .
- [51] 村上敬宜, 横山ナンシー尚子, 高井健一, 材料, 50-10, (2001), 1068 .
- [52] 魯連涛, 塩澤和章, 日本機械学会論文集, 67-662A, (2001), 1630 .

- [53] 中島正貴, 酒井達雄, 清水利弘, 日本機械学会論文集, 65-640A, (1999), 2504 .
- [54] 酒井達雄, 武田光弘, 塩澤和章, 越智保雄, 中島正貴, 中村 孝, 小熊規泰, 材料, 49-7, (2000), 779 .
- [55] 黒島義人, 清水真佐男, 川寄一博, 日本機械学会論文集, 56-529A, (1990), 1920 .
- [56] 増田千利, 西島 敏, 田中義久, 日本機械学会論文集, 52-476A, (1986), 847 .
- [57] 大小森義洋, 北川幾次郎, 篠塚啓吾, 鳥山寿之, 松田健次, 村上敬宜, 鉄と鋼, 77-3, (1991), 438 .
- [58] 村上敬宜, 上村裕二郎, 夏目喜孝, 宮川 進, 日本機械学会論文集, 56-525A, (1990), 1074 .
- [59] 金子 真, 中村 孝, 神保勝久, 永井文雄, 日本機械学会第 71 期通常総会講演会講演論文集, No.940-10(II), (1994), 857 .
- [60] 黒島義人, 清水真佐男, 川寄一博, 日本機械学会論文集, 57-543A, (1991), 2628 .
- [61] T. Sakai ,Y. Sato and N. Oguma ,Proceedings of the international conference on Fatigue in the very high cycle regime , (2001) , 51 .
- [62] K.Shiozawa and L. T. Lu , Proceedings of the international conference on Fatigue in the very high cycle regime , (2001) , 165 .
- [63] 森 要, 内山 晃, 山田芳和, 日本機械学会材料力学部門講演会講演論文集 ,No.01-16 , (2001) , 245 .
- [64] 村上敬宜, 金属疲労 微小欠陥と介在物の影響, 養賢堂, (1993), 90.103 .
- [65] Y. Ochi , T. Matsumura , K. Masaki and S. Yoshida , Proceedings of the international conference on Fatigue in the very high cycle regime , (2001) , 81-88 .
- [66] 石田 誠, き裂の弾性解析と応力拡大係数, 培風館, (1976), 210 .
- [67] 木村和夫, 山田邦博, 清水真佐男, 国尾 武, 日本機械学会論文集, 35-279, (1969), 2146 .
- [68] 金澤健二, 西島 敏, 材料, 46-12 (1997), 1396 .
- [69] S. Nishijima , K. Kanazawa , Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct. , 22 , (1999) , 601 .
- [70] 細谷拓三郎, 関野 健, 政木清孝, 松村 隆, 越智保雄, 日本機械学会材料力学部門講演会講演論文集, No.01-16, (2001), 251 .
- [71] 中曽根祐司, 小川克久, 加藤潤一, 日本機械学会 2001 年度年次大会講演論文集, No.01-1(I), (2001), 159 .
- [72] 清水真佐男, 矢田誠規, 中村 宏, 鈴木 恵, 山本和平, 日本機械学会論文集, 36-281, (1970), 17 .
- [73] R. T. Dehoff and F. N. Rhines , Quantitative Microscopy. McGraw-Hill , (1968).
(牧島邦夫監訳 計量形態学, 内田老鶴園新社, (1972), 182 .)
- [74] 市川昌弘, “ 信頼性工学 ”, 裳華房, (1990), 35 .
- [75] P. Paris and F. Erdogan , Trans. ASME ser. D. , 85 , (1963) , 528 .

- [76] 山本 薫, 西野精一, 塩澤和章, 日本機械学会材料力学部門講演会講演論文集, No.01-16 (2001), 235 .
- [77] 西野精一, 塩澤和章, 山本 薫, 日本機械学会 2001 年度年次大会講演論文集, No.01-1(I) (2001), 179 .
- [78] 小熊規泰, 酒井達雄, 材料, 50-5 (2001), 516 .
- [79] 白鳥正樹, 三好俊郎, 谷川克己, 日本機械学会論文集, 52-474A (1986), 390-398 .
- [80] 白鳥正樹, YU Q, 赤岸和郎, 寺門 剛, 松本知哉, 日本機械学会年次大会講演論文集, No. Vol. 1, (1999), 183 .
- [81] 白鳥正樹, YU Q, 三好俊郎, 寺門 剛, 松本知哉, 赤岸和郎, 日本機械学会材料力学部門講演会講演論文集, (1999), 273 .
- [82] 酒井達雄, ほか 33 名, 第 17 回材料・構造信頼性シンポジウム講演論文集, (1999), 21 .
- [83] Q. Y. Wang, J. Y. Berard, A. Dubarre, S. Rathery and C. Bathias, Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct., 22 (1999), 667 .
- [84] 例えば, 野口博司, 鹿毛正治, 日本機械学会講演論文集, Vol. 48, (1999), 273 .
- [85] 西谷弘信, 日本機械学会論文集, 34-259, (1968), 371 .
- [86] 西谷弘信, 遠藤正浩, 日本機械学会論文集, 51-463, (1968), 784 .
- [87] 石橋 正, “ 金属の疲労と防止 ”, 養賢堂, (1967) .
- [88] E. Seibel and M. Stieler, VDI-Z, 97-5, (1955), 121 .
- [89] 深沢剣吾, 岡部朋永, 小茂鳥 潤, 清水真佐男, 日本機械学会論文集, 69-679A, (2003), 617 .
- [90] 伊藤吉保, 福田嘉男, 近藤正夫, 日本機械学会論文集, 66-641A, (2003), 98 .
- [91] たとえば, 酒井達雄, KO H N, 西田知弘, 日本機械学会材料力学部門講演会講演論文集, vol. 2003, (2003), 331 .
- [92] 宮崎達二郎, 野口博司, 鹿毛正治, 今井良一, 日本機械学会論文集, 69-678A, (2003), 364 .
- [93] 宮崎達二郎, 野口博司, 鹿毛正治, 日本機械学会論文集, 69-678A, (2003), 373 .

著者の発表論文

[公刊論文]

- (1) 深沢剣吾, 小泉勝, 小茂鳥潤, 清水真佐男, 三阪佳孝, 川寄一博, “超急速加熱部分焼入鋼の疲労破壊挙動”, 日本機械学会論文集(A編), Vol. 67, No. 654, pp.308-313, (2001).
- (2) 深沢剣吾, 岡部朋永, 小茂鳥潤, 清水真佐男, “実験と計算機シミュレーションの組合せ手法による高硬さ鋼の長寿命疲労破壊特性に関する研究”, 日本機械学会論文集(A編), Vol. 69, No. 679, pp.617-625, (2003).

[口頭発表](国際会議)

- (1) Fukazawa, K.*, Okabe, T., Komotori, J. and Shimizu, M., “Fracture Properties of High Strength Notched Specimen in High and Extremely High Cycle Fatigue Regions”, International Conference on Complexity and Frontiers in Strength and Fracture (ISCS 2001, Sendai, Japan), pp. 43-45, Sendai International Center, (2001).
- (2) Fukazawa, K.*, Okabe, T. and Shimizu, M., “A Study of Fatigue Strength Properties of High Strength Notched Steel in High Cycle Fatigue Region based on Experimental and Simulation Methods”, 12th International Conference on Experimental Mechanics (ICEM12, Bari, Italy), CD-ROM, Hotel Villa Romanazzi Carducci, (2004).

[口頭発表](国内学会)

- (1) 深沢剣吾, 小泉勝, 小茂鳥潤, 清水真佐男, 三阪佳孝, 川寄一博
局所的な焼入れによって発生する引張残留応力が鋼の疲労寿命に及ぼす影響
日本機械学会第 75 期通常総会講演会 東京工業大学, 1998 年 4 月
- (2) 米倉大介, 深沢剣吾, 小茂鳥潤, 清水真佐男, 宮坂四志男
WPC 処理を施した SCM420H 鋼の疲労破壊特性
日本機械学会材料力学部門講演会 熊本大学工学部, 1998 年 11 月
- (3) 深沢剣吾, 岡部朋永, 清水真佐男
計算機実験による高強度鋼の疲労破壊特性に関する考察
日本機械学会年次大会 名城大学, 2000 年 8 月
- (4) 金森大輔, 深沢剣吾, 岡部朋永, 小茂鳥潤, 清水真佐男
鋼の超高サイクル疲労特性に及ぼす硬さの影響
M&M 2001 材料力学部門講演会 北見市, 2001 年 8 月
- (5) 深沢剣吾, 金森大輔, 岡部朋永, 小茂鳥潤, 清水真佐男
超高サイクル疲労下における切欠きを有する高強度鋼の破壊モード遷移
日本機械学会年次大会 福井大学, 2001 年 8 月
- (6) 深沢剣吾, 渋谷正樹, 岡部朋永, 清水真佐男
切欠材の疲労強度に及ぼす鋼の硬さの影響
日本機械学会材料力学部門 山口大学, 2002 年 10 月
- (7) 西森久宜, 渋谷正樹, 深沢剣吾, 清水真佐男
破壊モードを考慮に入れた切欠材の疲労強度に及ぼす硬さの影響に関する研究
日本機械学会年次大会 徳島大学, 2003 年 8 月

謝辞

本研究は、私が慶應義塾大学在学中から高周波熱錬株式会社に在籍中の数年間に亘り遂行されたものであり、その間、多くの人から協力や助言を頂きました。

指導教員である清水真佐男 教授（慶應義塾大学）には、私の研究内容に関する指導のみならず、研究の意義や研究に対する信念等を丁寧にご指導いただきました。深く感謝の意を表します。

山田邦博 教授（慶應義塾大学）、高橋邦弘 教授（慶應義塾大学）、志澤一之 教授（慶應義塾大学）には、本論文を纏めるに当たり、議論の場を通じて多くの助言ならびにご指導を頂きました。深く感謝の意を表します。

小茂鳥潤 助教授（慶應義塾大学）には、投稿論文作成に当たり、議論の場を通じて多くの助言を頂きました。深く感謝の意を表します。

岡部朋永 助教授（東北大学）には、研究に臨む姿勢、意気込みから個人的な私生活に至る様々な場面において、並々ならぬご指導をして頂きました。深く感謝の意を表します。

川寄一博 博士（高周波熱錬株式会社）には、私が学生であった頃から、研究に対して多くの助言をいただいたと同時に、企業人としての研究に対する姿勢や意義をご指導いただきました。深く感謝の意を表します。

三阪佳孝 氏（高周波熱錬株式会社）、高岡憲久 氏（高周波熱錬株式会社）、並びに同社技術本部、本社の皆様には、本論文を纏めるに当たり、日常業務から離れる場面が多々あったにも関わらず、並々ならぬサポートをしていただきました。深く感謝の意を表します。

また、同時期を過ごした清水研究室（慶應義塾大学）の皆様とは、遊ぶときは徹底的に遊び、また研究する際には、互いに切磋琢磨し合いながら夜遅くまで議論させて頂きました。深く感謝の意を表します。

最後に、博士課程への進学を含め、私の進路や行動に対して常に良き理解者となってくれた父、いつも体の心配をしてくれた母や祖父母、また、いろいろと迷惑をかけた妹に、心から感謝いたします。

本当にありがとうございました。