



T. Nagano

## ショットピーニング処理した マルエージング鋼の疲労特性

永野 茂憲\*

### 1. まえがき

マルエージング鋼は高強度であるが、疲労限度比は低い。そのため著者らはこれまで、組織調整と表面改質の両観点から本鋼の疲労特性の改善法を検討し、それぞれの手法における有効性と改善のメカニズムについて報告してきた<sup>1), 2)</sup>。さらにこれまでに明らかにした知見に基づき組織的強化と表面強化を組み合わせた疲労特性の改善法として、著者らが独自に見出した時効処理法<sup>3)</sup>で高強度化したマルエージング鋼にショットピーニング加工し、試験片の加工部表層の組織観察を行いそれと共にショットピーニング材の疲労特性を調べた。その結果、組織的には加工部表層における微細組織の形成と、マルテンサイト組織の一部がオーステナイト組織に逆変態したことで、そして疲労特性としては疲労強度およびその湿度感受性が大幅に改善されることを確認した<sup>4)</sup>。このようなショットピーニング加工による表層組織の微細化と疲労特性の改善についてはいくつかの材料で確認されている<sup>5)~8)</sup>。また微粒子ピーニングによる組織変化と疲労特性に関する詳細な総説も報告されている<sup>9)</sup>。しかしながらマルエージング鋼に関する報告は非常に少なく<sup>11)</sup>、特に疲労特性に関するものは見られず、それゆえその際の疲労過程の詳細は明らかではない。このことに関しても既報<sup>4)</sup>では、微視的疲労破面上ではショットピーニング加工をしていない電解研磨した時効材との相違はほとんど認められないが、巨視的には特徴的な相違が観察された。すなわち、電解研磨材の破壊は表面き裂の発生と伝ばに支配された表面破壊であり、 $10^8$ 回の応力繰返しに至っても多くの高強度鋼の長寿命域でみられる内部破壊は確認されない<sup>13)</sup>。これに対し、ショットピーニング材の場合高応力・短寿命域ではショットピーニング加工で生じたショット痕から発生した表面き裂の伝ばによる表面破壊が生じるが、負荷応力が低下し長寿命になるに伴い表面き裂とは独立に試験片内部の欠陥を起点に発生した内部き裂が伝ばし、表面起点と内部起点の両き裂が合体して破壊する混合破壊に変化した。そして、応力繰返し数が $10^7$ 回を超えてもその破面には多くの表面改質鋼で観察される内部き裂支配の完全な内部破壊は確認できなかった。さらに注目されたのは、広範囲の寿命域で試験片表層の全周に沿う平坦な破面、すなわちリング状破面という特異な破面も観察された。しかし、混合破壊や

リング状破面の形成機構の詳細そして疲労強度に及ぼす微細組織の影響については不明な点が多い。

そこで本報では、特殊時効処理を施した18%Niマルエージング鋼の試験片表層にショットピーニング加工で生じた微細組織を有する試験片の疲労過程と、そこで生じる強化および破壊の機構について報告する。

### 2. 供試材料及び実験方法

#### 2.1 供試材料

本実験で用いた材料は市販の350級18%Niマルエージング鋼（直径13mmの丸棒）である。その化学成分を表1に示す。本実験では、素材を1123K、5.4ksの条件で溶体化処理した後、疲労負荷を受ける領域が直径4mmとなる平行部を有する回転曲げ用疲労試験片に機械加工してから時効処理（一段時効と二段時効）を行い、それぞれの中から亜時効材と完全時効材を選んだ。この時効条件では逆変態オーステナイトは確認されなかった。

表2に本実験に用いた材料の熱処理条件を示す。なお、以下では各材を、ビッカース硬さと時効条件（SA：一段時効、DA：二段時効、U：亜時効、P：完全時効）を考慮して、表2に示しているように表す。

その後、ショットピーニング処理を施し、その材料で疲労試験を行った。表3には、そのショットピーニング条件を示す。ショット材は普通鋼球の $\phi 0.3$ mm粒（HV900）を用い、ガバレージ300%、投射方式は空気式（0.3MPa）を用いた。図1に今回用いた疲労試験片の形状を示す。

表1 化学成分 (mass.%)

| Grade | C     | Si   | Mn   | Ni    | Mo   | Co    | Ti  | Al   | Fe   |
|-------|-------|------|------|-------|------|-------|-----|------|------|
| 350G  | 0.001 | 0.01 | 0.01 | 17.89 | 4.27 | 12.36 | 1.3 | 0.08 | Bal. |

表2 熱処理条件と機械的性質

| Alloy | Aging condition       | $\sigma_{0.2}$ (MPa) | $\sigma_B$ (MPa) | $\phi$ (%) | HV  |
|-------|-----------------------|----------------------|------------------|------------|-----|
| SA-U  | 753K-11ks             | 2194                 | 2230             | 53.8       | 665 |
| SA-P  | 753K-159ks            | 2300                 | 2370             | 54         | 705 |
| DA-P  | 753K-150ks+673K-400ks | 2420                 | 2549             | 51         | 785 |

\* 都城工業高等専門学校 教授

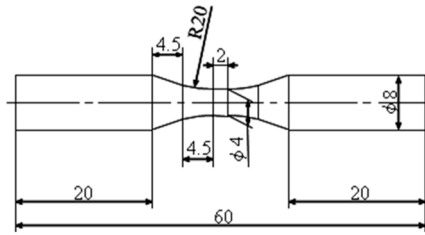


図1 試験片の形状

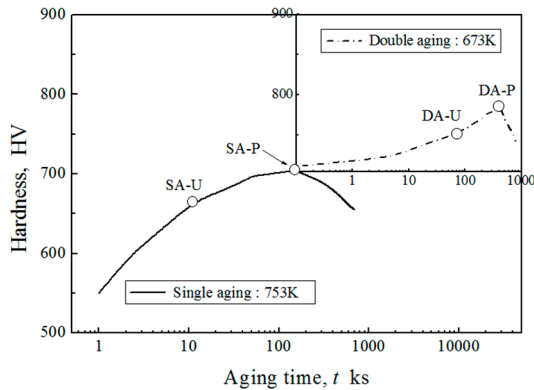


図2 時効硬化曲線

表3 ショットピーニング条件

| Blasting equipment |                 | Air type |          |
|--------------------|-----------------|----------|----------|
| Shot               | Size (mm)       | Material | Hardness |
|                    | Φ 0.3           | Steel    | HV 900   |
| Blasting condition | Almen intensity | 0.23 mmA |          |
|                    | Time (sec)      | 6        |          |
|                    | Distance (mm)   | 180      |          |
|                    | Pressure (MPa)  | 0.3      |          |
|                    | Coverage (%)    | 300      |          |

## 2.2 実験方法

SP材における表層面の硬さ及び残留応力の分布は、微小ビッカース硬度計及びX線応力測定装置を用いて行った。また、表面粗さは触針式粗さ計で測定した。

本実験に用いた疲労試験機は、小野式回転曲げ疲労試験機（容量 15 N・m、繰返し速度約 50 Hz）である。湿度条件（相対湿度 RH）は、25%（乾燥条件 L）及び 85%（高湿度条件 H）で、精度は±5%である。この湿度条件を選んだのは両湿度とも日常的に生じうること、多くの材料で疲労強度は湿度が 60~70%を境に大きく変化することを考慮したためであり湿度 25%は低湿度環境、湿度 85%は高湿度環境を代表できると判断したからである<sup>13), 14)</sup>。また、高強度鋼の場合、長寿命域における疲労特性が重要視されているが、本研究では 10<sup>8</sup>を打ち切りとし、非破断であった試験片の限界応力とした。

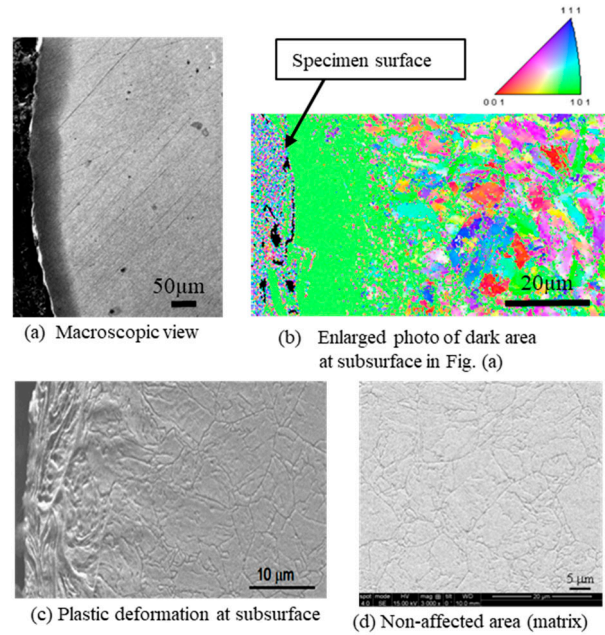


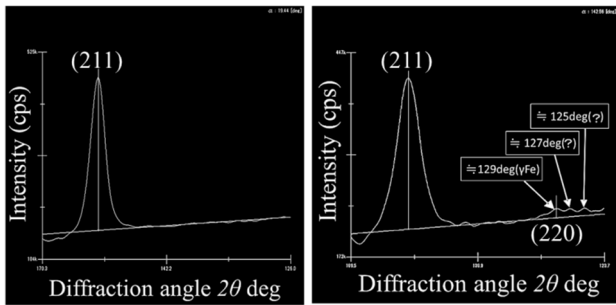
図3 ショットピーニング処理後の表層部断面における組織の光学顕微鏡による巨視的写真と SEM・EBSD 法による微視的写真

## 3. 実験結果

### 3.1 ショットピーニング処理による試験片表面および断面への影響

図3に、ショットピーニング処理後の表層部断面における組織の光学顕微鏡による巨視的写真と SEM・EBSD 法による微視的写真をそれぞれ示す。なお巨視的写真における断面組織は 3%硝酸アルコールで腐食してある。巨視的写真（図3(a)）からは、試験片表面からの深さ 50 μm 程度を境に腐食特性が異なることが確認できる。そして黒くみえる表層部を拡大した微視的写真（図3(b)）をみると、母材部分に比べ結晶粒は微細化され、特に表層中深さ 20 μm 程度までの領域はナノ結晶化しており、内部の母材（粒径約 20 μm）から表層に向かい細粒化する粒度勾配が確認される。また微細粒化した表層組織には塑性流動層も観察される（図3(c)）。なおこのような微細粒化した組織層中の粒度ごとの深さは一様でなくその境界が不明瞭であるため正確には示せないが、以下では母材より粒度の小さい組織層全体を微細組織層と呼び、その中で最表層の特に微細な組織層をナノ組織層と区別して記述する。

図4に、ショットピーニング処理前後の試験片表面におけるオーステナイト相の量の XRD による測定結果を示す。ここで各相の量は、Cr-Kα管球を用いてターゲットピーク α Fe(211)、γ Fe(220)の2ピーク法による積分強度比で算出した。ショットピーニング前には認められなかったオーステナイト組織がショットピーニング処理後は 3%弱確認される。ただ γ Fe(220)のピーク近くにも小さなピークが確認され、ショット材に起因した物質の可能性が



(a) Before shot peening (b) After shot peening

図4 ショットピーニング処理前後の試験片表面におけるオーステナイト相の量のXRDによる測定結果

考えられるが具体的には特定できていない。さらに変態の量も、ショットピーニング材表面でのみの測定結果であるので、オーステナイト相の内部方向への分布は明らかではない。著者はこれまでの研究において、マルエージング鋼では過時効状態になると逆変態オーステナイトが生成されることを報告したが、ショットピーニング処理材ではその測定は行っていないため逆変態の有無は不明である。なお図3及び図4に示したショットピーニング処理により生じた加工変質層のうち、表層組織の微細化は強加工によるものとして、これまでも各種材料で確認されている<sup>5)~7)</sup>。また逆変態オーステナイトの生成についても、ステンレス鋼においてショットピーニング処理で生じる表層の大きなひずみに加え発熱に起因して生成されることが報告されている<sup>15)</sup>。しかしマルエージング鋼の場合、組織の微細化や相変態に関する報告はみられず本研究で新たに確認されたことである。本鋼においてもマルテンサイト相からの逆変態のメカニズムについては検討していないが、これまでの報告と同様なメカニズムであるとするれば組織の微細化と同じようにオーステナイト相の分布も内部方向への濃度勾配が推測される。このような組織変化、特にオーステナイト相への逆変態は興味深く、ショットピーニングの条件を変えることで疲労特性への影響だけでなく、その量や濃度の制御を通じた本鋼への新たな影響も含めて更なる検討が必要である。

図5に、ショットピーニング処理により生じた表層における試験片断面の硬さおよび残留応力の分布を示す。なお硬さは、50 μmより深い領域では試験片断面を斜めに切断する方法で測定(試験荷重は9.8 N)し、それより浅い領域ではショットピーニング材表面を研磨し、その表面で測定した値である。各部の硬さにはばらつきがあるので、これらのプロットは各深さで5点測定の平均値をプロットした。硬化深さは、約200 μmである。一方残留応力は、深さ50 μm付近に最大値を有する圧縮の残留応力が生じており、その存在深さは約200 μmである。ショットピーニング処理による硬化や圧縮の残留応力生成には通常確認される加工硬化あるいは塑性変形特性だけでなく、上述した強加工により生じた微細粒化した表層組織の

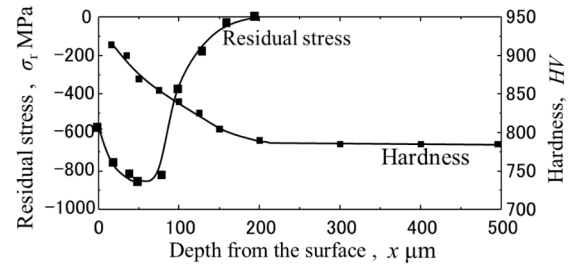


図5 ショットピーニング処理により生じた表層における試験片断面の硬さおよび残留応力の分布

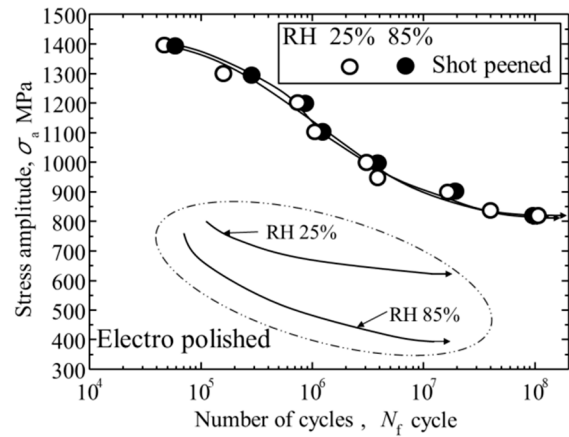


図6 湿度がRH 25%とRH 85%中におけるショットピーニング材のS-N曲線

特性<sup>7), 8)</sup>や逆変態オーステナイトも影響するものと考えられるが、表層近くの硬さ、特にナノ組織層および微細組織層の硬さは現在調査中であり、その詳細は不明である。なお試験片の表面粗さ(最大高さ)Rzは、電解研磨材では約1 μmであったのに対し、ショットピーニング材では約9.2 μmであった。

### 3.2 ショットピーニング材のS-N曲線

図6は、湿度がRH 25%とRH 85%中におけるショットピーニング材のS-N曲線であり、電解研磨材の結果<sup>16)</sup>を比較として曲線のみで示す。ショットピーニング処理により疲労強度は大幅に上昇している。さらに電解研磨材の場合の疲労強度は高湿度により大きく低下し、それは長寿命域程顕著であるのに対し、ショットピーニング材の場合疲労強度に及ぼす湿度の影響は広い寿命域でほとんど認められない。これは結晶粒の微細化効果、転位密度の増加そして圧縮残留応力による効果として指摘されていること<sup>17)</sup>であり、また逆変態オーステナイトも湿度による疲労強度低下の抑制に有効であることも確認されている<sup>18)</sup>。このように疲労強度向上だけでなく湿度敏感性も改善するというショットピーニング処理の重要な効果の一つが、マルエージング鋼においても確認される。なおここで

注目されることとして、高強度鋼や表面改質鋼、そして著者らによるショットピーニング処理したマルエージング鋼の過去の結果でも S-N 曲線は二段折れ曲がりを出すことが多い<sup>18), 19)</sup>が、今回のショットピーニング材の場合電解研磨材と同様に、応力レベルの低下に伴い疲労寿命はほぼ単調に増加していることも特徴的である。なお S-N 曲線は、電解研磨材の場合応力繰返し数が  $10^6$  回から  $10^7$  回の領域で、またショットピーニング材の場合は  $10^8$  回近傍になると水平になる傾向がみられる。

### 3.3 ショットピーニング材の疲労破面と表層組織の関係

図 7 は、ショットピーニング材の低湿度中における破面写真である。破面は応力レベル・疲労寿命域により異なったので、ここでは破面の特徴を考慮して、疲労寿命が  $10^5 \sim 5 \times 10^6$  回の領域を中寿命域、それより短い領域を短寿命域、長い場合を長寿命域と三つの領域に大別して示しているが、厳密な区別ではない。すでに明らかにしたように、電解研磨材の破壊は応力繰返し数  $10^8$  回までの広範囲の寿命域で、表面で発生したき裂の半だ円状の伝ばによる表面破壊であった。これに対し今回のショットピーニング材の場合、短寿命域では、ショット痕を起点に表面で発生した多数のき裂が合体を伴いながら円周方向へ伝ばすると共に内部方向へも伝ばし、破壊は半だ円状に内部方向へのき裂伝ばで生じる、いわゆる表面破壊である(図 7(a))が、中寿命域と長寿命域では、短寿命域と同様に表面き裂が発生し円周方向と内部方向に伝ばする一方、それとは別に内部でも析出物あるいは介在物が脱落したと考えられる欠陥(図 7(c)の場合その空隙サイズから析出物の関与が推定されるが未確認)を起点としたき裂が独立に発生し、伝ばする。そして破壊はこれらのき裂の伝ば・合体により生じる混合形の破壊(以下、混合破壊)の様相を呈している(図 7(b), (c))。この内長寿命域では内部き裂の伝ば域を示すフィッシュアイがより明瞭になるが完全な内部破壊であるかは確認できない<sup>4)</sup>。これらの破面において特に興味深いことは、図中の太い矢印で例示したように寿命域に関係なくすべての破面で試験片表層に平坦な領域、すなわち円周に沿ったリング状破面が観察される点であり、その深さはすべて微細組織層の深さとほぼ等しい<sup>4)</sup>。そこで以下ではまず、試験片の表面状態と破面の詳細を調べ、リング状破面の形成機構について検討し、それに基づき混合破壊が生じる理由について考察する。

図 8 は、ショットピーニング材の高湿度中・中寿命域において、試験片中央の平行部で疲労破壊した場合の破断箇所近傍の試験片表面状態を示している。表面にはショットピーニング加工で生じた応力集中部を起点に多数のき裂が発生しており、それらは伝ば・合体してジグザグのき裂形状を呈していることがわかる。これらのき裂は主き裂ではないが、その深さを試験片表面からレーザー顕微鏡で調べたところ、最も深いところで  $50 \mu\text{m}$  程度であることが確認され、微細粒化した組織層の深さに概ね対応していた。

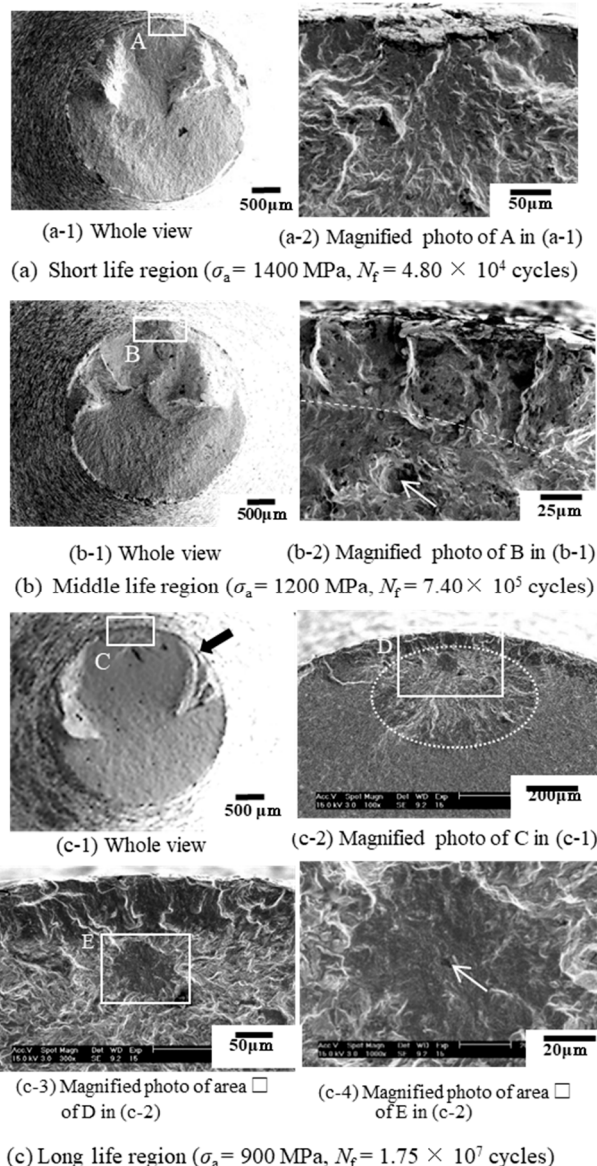


図 7 ショットピーニング材の低湿度中における破面写真

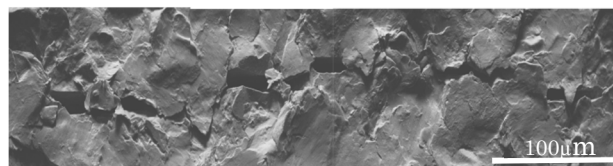
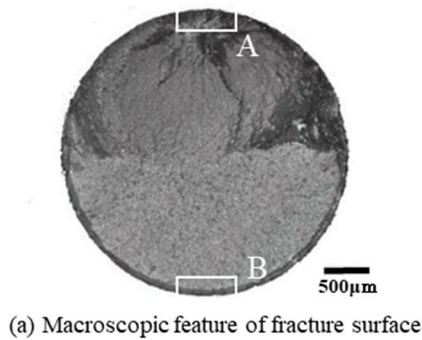
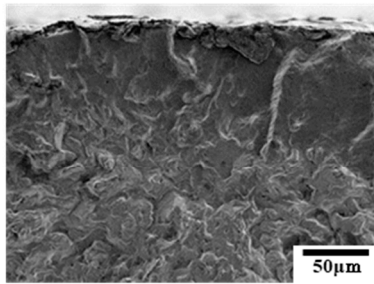


図 8 ショットピーニング材の高湿度中・中寿命域において、試験片中央の平行部で疲労破壊した場合の破断箇所近傍の試験片表面状態

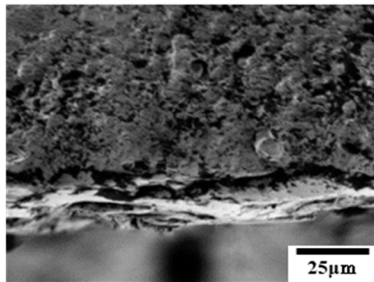
図 9 は、ショットピーニング材の低湿度中・中寿命域で生じた混合破壊を例に、リング状破面の巨視的形態(図 9(a))とリング状破面の中で破壊に導いたと考えられる表面き裂周辺の領域(図 9(a)の A 部)および、そこと 180 度反対側の領域(図 9(a)の B 部)を拡大した SEM 写真



(a) Macroscopic feature of fracture surface



(b) Enlarged photo of A in (a)



(c) Enlarged photo of B in (a)

図9 ショットピーニング材の低湿度中・中寿命域で生じたリング状破面

である。リング状破面は試験片の全周囲に渡り、その深さは  $50\ \mu\text{m}$  程度でショットピーニング加工により微細粒化した表層組織の深さに近く、図8において述べた表面観察によるき裂深さ、さらには多数のき裂の合体により形成されたジグザグき裂の表面形態にも対応していることが確認できる。またこのことは、図7(c-2)に示した長寿命域の破面においても、試験片表面側のフィッシュアイ境界は表層深さ  $50\ \mu\text{m}$  程度のところにあり表面き裂の先端付近にあること、すなわち微細粒化した表層組織と母材の境界にほぼ接していることから確認できる。そしてこれらの特徴は、図7(a)に示した短寿命域における表面破壊の場合でも同様である。このような事実から、ショットピーニング材の破壊には、応力レベルの広い範囲において、試験片の全周に渡って表面が粗くしかも表層は加工硬化だけでなくナノ組織層を含む微細組織層の形成で硬化したことにより切欠感度は上昇し表面き裂の発生が促進されたことが影響したものと推測される。そして表層の幾何学的さらに組織的な状態は試験片全周囲でほとんど同様であると推測されるから、いずれの場所が破壊に導く主き裂の発生

箇所になるかは確率的となるが、発生した多数のき裂は試験片の円周方向に連結・拡大することにより円周切欠材と同様な状態となると同時に内部方向へも伝ばする。さらに表面き裂は、隣接する表面き裂同士の、そして内部き裂との合体で生じる段差はあるものの内部方向へは平坦であるのに対し、それより内部のマトリックス部の破面は粗い。このような微細組織層とマトリックス間における破面様相の相違とリング状境界の深さが微細組織層の深さに対応していることを考え合わせると、破面粗さは表層における組織寸法の違いを反映したものと考えられる。以上のことから応力レベルの広い範囲でリング状にき裂が発生する中で、表面破壊が起こる場合全周囲に渡るリング状き裂の先端中、組織的に弱いかあるいは形状上力学的に厳しい部分からき裂が優先的に、そして延性的かつ半円状に伝ばし破壊に至ったものと考えられる。これに対して長寿命になるに伴い、表面き裂が発生しても負荷応力の減少と圧縮の残留応力によりその伝ばは抑制されるかあるいはほぼ停止する中で、内部より発生したき裂が伝ばし、表面き裂と合体して破壊する混合破壊が生じる。そして両き裂の合体部では短寿命域と同様に、組織の違いに起因して表面き裂と内部き裂のそれぞれで伝ばの特徴が異なることに加え、両き裂におけるき裂面のずれにより破面に境界が生じたこともリング状破面の形成に関与しているものと理解できる。なお破壊の起点となったA部の破面(図9(b))には前述した多くのファセットからなる表面き裂を明瞭に確認できるが、その反対方向のB部の破面(図9(c))の様相は必ずしも明瞭ではなく、破面がつぶれた痕跡や摩擦粉あるいは酸化物とみられる粒状の物質が多数観察される。これは破壊起点側の主き裂成長域A部に比べ、B部は内部方向への伝ば量は少なくき裂面が狭くなるので同一領域が疲労過程で高応力を、しかもそれを多数回受けることになり、結果として破面接触による大きな損傷によりリング状破面の多くがつぶれたために生じたものであると考えられる。しかし詳細にみると、主き裂の起点部と同様の表面の荒れを起点としてできたと思われるファセット状の模様があることが推測され、前述した試験片全周でショット痕を起点に多数のき裂が発生し合体するという考察を考え合わせるとこの領域にもリング状破面およびファセットが形成されているものと解釈できる。

以上述べたように、ショットピーニング材の破壊は試験片の表層状態の影響を受けて高応力・短寿命域では表面破壊し、応力の低下に伴い混合破壊に変化するが、寿命域に関係なくすべての領域で試験片表層に沿うリング状の特異な破面を呈した。そしてこの混合破壊やリング状の破面形成には、ショットピーニング材の表面状態とナノ組織を含む微細組織の関与が示唆された。このことから、表層を除去すれば破壊機構と疲労寿命は変化することが推測される。そこで次に、ショットピーニング材の破壊機構に及ぼす表層組織の影響を調べることを目的に、ショットピーニング材の表層を  $50\ \mu\text{m}$  程度電解研磨することにより、

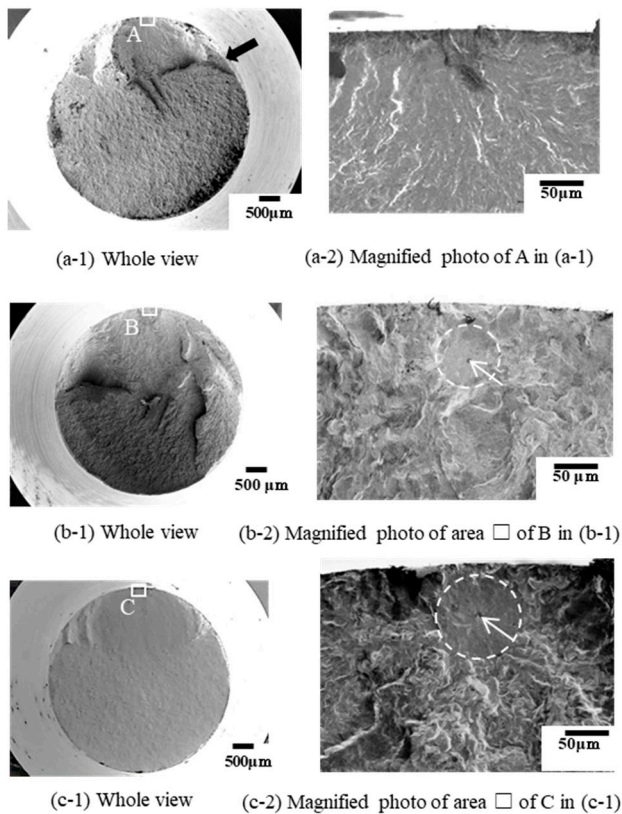


図 10 低湿度中におけるショットピーニング材の  
表層除去した破面写真

硬化および残留応力の影響層の多くを残したまま微細組織層をほぼすべて除去した試験片（以下では表層除去材と記す）を作成し、その疲労破面を観察した。なお試験片表層研磨の際は、ショットピーニングにより生じた表面の大きなうねり、さらにはかえりや付着物を除去するため 20～30 µm 程度ペーパー研磨してから電解研磨した。その結果、表面粗さはショットピーニング加工前の電解研磨材と同程度の約 1 µm であった。

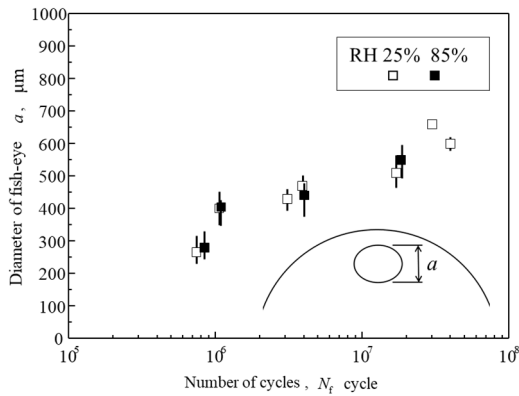
図 10 は、低湿度中における表層除去材の短寿命域、中寿命域そして長寿命域での破面写真である。いずれの寿命域であっても、ショットピーニング材でみられたリング状の表面き裂は表層の一部に存在する（例として図中(a-1)に太い矢印で示す）もののほとんど観察されない。そして、短寿命域ではショットピーニング材と同様に表面を起点に発生したき裂がほぼ半だ円状に伝ば・拡大し、破壊している（図 10 (a)）。これに対し長寿命域だけでなくショットピーニング材では混合破壊が生じた中寿命域でも試験片内部の欠陥を起点とするき裂が確認され、いわゆるフィッシュアイを形成するように伝ばし、その境界の一部は試験片表面に接して破断する、多くの表面改質鋼と同様な内部破壊の特徴を呈している（図 10 (b), (c)）。ただこの場合のフィッシュアイ形状は、多くの表面改質鋼で観察される円形あるいはだ円形とは異なりその境界は三次元的にも複雑な形状であり、本鋼の特徴の一つであると考えられ

る<sup>4)</sup>。図 7 と図 10 の比較から、リング状き裂は微細組織に起因して形成されることが確認され、またこのことは前述したリング状境界が表層とマトリックスの組織境界にほぼ等しいこと（図 9）とも符合することがわかる。以上のことから微細組織を除去すれば、短寿命域では表面破壊がそして中寿命域と長寿命域になると内部破壊が起こり、ショットピーニング材で生じた混合破壊は起こらないこと、すなわち多くの表面改質鋼の破壊機構の応力依存性と同様の特徴を有することがわかる。なお、一部表層に平坦な破面が存在するが、これは微細組織層の深さは一律でないため 50 µm の表層除去では微細組織を完全に除去されずその一部が残っていたことが原因であると解釈できる。

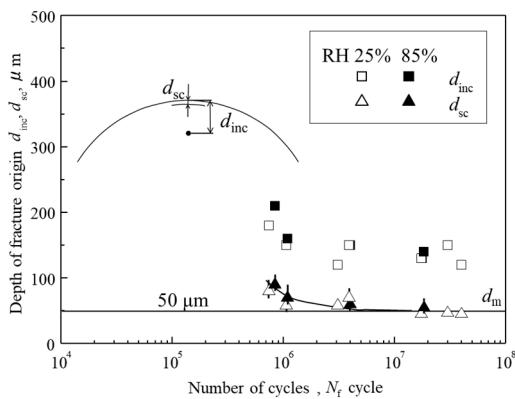
### 3.4 ショットピーニング材の疲労破面の定量的評価

前節ではショットピーニング材で生じた混合破壊の詳細とリング状破面形成の機構そして破壊機構の疲労寿命依存性を、疲労破壊後の試験片表面と破面の観察に基づいて考察したが、ここではショットピーニング材における混合破壊は表面き裂と内部き裂の伝ば・合体によることを、そして破壊機構の疲労寿命依存性を破壊力学的観点から検討する。具体的には、破面から測定した表面き裂の深さ、内部き裂の成長によるフィッシュアイの寸法およびその起点深さ、さらにこれらの値を用いて求めた応力拡大係数の大きさとそれらの疲労寿命依存性を調べることで破壊機構の変化について検討する。

図 11 は、ショットピーニング材の破面から得られたフィッシュアイの大きさを代表する寸法として試験片半径方向となるだ円の短径  $a$ 、内部き裂の起点深さ  $d_{inc}$ 、そして表面き裂の深さ  $d_{sc}$  の疲労寿命  $N_f$  依存性を示しており、表層除去材の結果は含まれていない。なおこれらの諸量は図中に定義したとおりであり、低湿度と高湿度の両環境下の結果を示した。ここで測定対象としたフィッシュアイは、例えば図 7 (c-2)からもわかるように組織等の影響を受け形状は複雑であるため<sup>4)</sup> その寸法の測定においては多少あいまいにならざるを得ない。そこで、図にはそのことを考慮した測定値の幅を示した。前報においてショットピーニング材の破壊機構に湿度の影響はないことを明らかにした<sup>4)</sup> が、ここに示した諸量をみても湿度による差異はほとんど認められない。まず、フィッシュアイ寸法を代表する  $a$  の大きさに関しては疲労寿命の増大に伴い大きくなっている。このことは、寿命増に伴い内部き裂の伝ば量は多くなることを示しており、表面改質鋼の内部破壊に関する研究におけるフィッシュアイ寸法の疲労寿命依存性は認められないという結果<sup>21)</sup> とは異なる。これについては後で改めて考察する。一方、表面き裂の深さ  $d_{sc}$  は寿命増に伴い減少し、組織境界深さ  $d_m$  (～50 µm) に漸近し一定になる傾向を示している。 $d_{sc}$  が一定値  $d_m$  に漸近するという結果は、表面き裂の伝ばが組織境界に近づくにつれ遅くなり停滞さらにはより長寿命になれば停止することを示唆している。この理由として負荷応力の減少に加え、リング状破面の形成機構において述べたように表面き裂



(a) Fish eye size against fatigue life



(b) Depths of origin of internal crack and surface crack against fatigue life  $N_f$

図 11 フィッシュアイ径  $a$ 、内部き裂の起点深さ  $d_{inc}$ 、および表面き裂の深さ  $d_{sc}$  と疲労寿命  $N_f$  の関係

と内部き裂が合体する際の両き裂の伝ばで形成されたき裂面のずれが関係しているものと考えられる。なお内部き裂の起点深さ  $d_{inc}$  は短寿命でやや大きく、長寿命になるとほぼ一定値  $150 \mu\text{m}$  になる。内部き裂の起点が硬化層（深さ：約  $200 \mu\text{m}$ ）内にあること、そして寿命の短い方でこの値が大きくなる理由として、応力負荷形式に起因した応力勾配が関係しているものと考えられるが、その詳細は明らかではない。

図 12 は、ショットピーニング材と表層除去材に対して求めたフィッシュアイ（例えば図 7 (c-2) の破線部）、フィッシュアイ中央のファセット（図 7 (c-3) の欠陥周りの平坦部）そして欠陥（図 7 (c-4) の矢印部）に対するそれぞれの応力拡大係数  $K_{FE}$ 、 $K_a$  そして  $K_{inc}$  と疲労寿命の関係である。これらの応力拡大係数は、内部き裂に対する応力拡大係数を求める村上の式  $K = 0.5(\sigma_t + \sigma_r) \sqrt{(\pi \sqrt{\text{area}})}$  <sup>22)</sup> で計算した。ここで  $\sigma_t$  と  $\sigma_r$  は、内部き裂の起点位置での真応力と残留応力であるが、残留応力の疲労過程で生じる変化は考慮していない。また  $\text{area}$  は、フィッシュアイ、ファセットそして欠陥の試験片軸方向に投影したそれぞれの面積であり、これらの値の内  $K_{FE}$  については、その算出において図 7 で示したようにフィッシュアイ境

界の複雑さ等に起因したあいまいさが含まれるのでそのことを考慮した値の幅も示したが、 $K_a$  と  $K_{inc}$  については図の煩雑さを避けるため平均値のみを示した。ショットピーニング材の  $K_{FE}$  は、ほぼ一定値  $35 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  であり、表層除去材のそれとも等しい。この値はマルエージング鋼の疲労破壊じん性値  $K_{fc}$  <sup>2), 20), 23)</sup> に近いことから、内部き裂の伝ばで破壊したことを、従ってその際の破壊は内部破壊であったことを示唆している。ただショットピーニング材の  $K_{FE}$  の大きさを詳細にみると、寿命増に伴いその値は大きくなりながら  $K_{fc}$  に漸近する傾向を示している。そして寿命の短い領域（例えば  $N_f < 5 \times 10^6$ ）で  $K_{FE} < K_{fc}$  ということは、そこでの破壊には表面き裂の伝ばが関与していることを意味し、完全な内部破壊ではない、すなわち混合破壊であることを意味している。これらのことと前述した表面き裂の深さが微細組織境界に漸近し一定値になるという結果は、破壊機構は疲労寿命の増加に伴い表面破壊から混合破壊、そして内部破壊に変化したことを示唆している。このことについて先の報告では、長寿命域になっても破面上は表面起点と内部起点の両き裂が独立に発生し、さらに伝ばする過程で合体して破壊したようにみえたことから、これもすべて混合破壊であると解釈したが <sup>4)</sup>、実際にはさらに長寿命域になり  $K_{FE} = \text{一定}$ 、 $d_{sc} = \text{一定}$  となる領域になると表面き裂の伝ばは停止し、多くの表面改質鋼と同様に内部き裂単独の伝ばによる破壊になるものと考えられる。また、図 11 (a) においてフィッシュアイ寸法が疲労寿命の増加に伴い大きくなる傾向がみられ、フィッシュアイ寸法に疲労寿命依存性はないという従来の結果と異なったことも、本研究で生じた混合破壊の際は表面き裂の伝ばも寄与するため疲労寿命の増加に伴い表面き裂の大きさは小さく、逆に内部き裂は大きくなったものと解釈される。なお、図 12 に示した  $K_a$  はき裂伝ばモードの変化（き裂伝ば過程の stage I から stage II）に、また  $K_{inc}$  はき裂伝ばの下限界にそれぞれ対応していると考えられる値 <sup>19)</sup> であるが、これらの値にもショットピーニング材と表層除去材の間に差異はみられない。

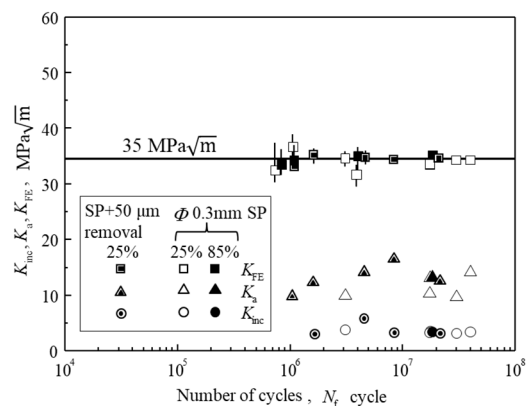


図 12 応力拡大係数  $K_{FE}$ 、 $K_a$  そして  $K_{inc}$  と疲労寿命の関係

### 3.5 ショットピーニング材の疲労強度に及ぼす表層組織の影響

図 13 は、ショットピーニング材と表層除去材の S-N 曲線である。これは疲労強度に及ぼす微細組織の影響を検討するために示したものである。図中のシンボルには、3.4 節で述べた各材の破壊機構がわかるように区別して示してある。ただショットピーニング材の場合、前述のように中寿命域と長寿命域で生じる破壊を、混合破壊か内部破壊かを破面上で明確に判別することは難しいので、ここでは図 8 の結果とそれに対する考察を参照し破断寿命が  $5 \times 10^6$  回以下の領域を混合破壊とし、それより長寿命の結果を内部破壊のシンボルで示した。表層除去による疲労寿命への影響は寿命域により異なり、それには前述したショットピーニング材における破壊機構が関係しているようである。すなわち、ショットピーニング材と表層除去材のいずれでも表面破壊が生じる短寿命域では表層除去材の方が短い、ショットピーニング材で混合破壊が、そして表層除去材では内部破壊が支配的となる中寿命域では逆にショットピーニング材の方が短寿命になり、そして両材共に内部き裂の伝ばが破壊を支配する内部破壊・長寿命域になると両材の寿命差はほとんど認められない。このことに関しショットピーニング加工したマルエージング鋼についての著者らのこれまでの研究によると、ショットピーニング材の表面を電解研磨し平滑化すれば、表層の硬化量は減少するにも関わらず平滑化の効果のため疲労寿命は表面破壊域では増加したが、内部き裂の伝ばに支配される内部破壊域になるとほとんど影響されなかった。ただ、この結果においては組織観察を行っておらず微細組織の有無については確認できていない<sup>12)</sup>。今回の結果を先の結果と比較した場合、表面破壊域でも電解研磨による疲労寿命の増加はみられず逆に減少している(表層除去材の表面粗さは、前述の通り電解研磨材と同等であった)。そこで今回のマルエージング鋼の疲労寿命に及ぼすショットピーニング加工による加工層の影響を、破面観察の結果に基づき考察すると次のようになる。ショットピーニング加工による疲労寿命に及ぼす主な影響因子中力学的に作用する要因は、表面粗さと圧縮残留応力であり、これらの因子はショットピーニング材の表面粗さと残留応力の分布(図 5(b))から判断して  $50 \mu\text{m}$  の表層の電解研磨は、平滑化によるき裂発生抑制をそして初期伝ば域の圧縮残留応力が大きくなることによるき裂伝ばの抑制<sup>24)</sup>を通じて疲労寿命を増加させることになるが、図 12 の結果は逆である。すなわち、この結果は表層除去に伴う表層硬さの減少の影響に加え、上述した力学因子による寿命増への効果を取り消す何らかの要因があることを意味している。このことに関し組織因子として、ショットピーニング加工により表層に深さ約  $50 \mu\text{m}$  内にナノ組織を含む微細組織層の形成と約 3% の逆変態オーステナイトの生成が観察された<sup>4)</sup>。この内微細組織層については、これまでの研究によるとマルエージング鋼の結果はないが、多くの材料でナノ組織を含

む組織の微細化は疲労強度を大きく上昇させることが報告されており<sup>8), 25)</sup>、今回の疲労寿命の増加においても同様に微細組織の寄与が予想される。一方逆変態オーステナイトの影響に関しては、過時効処理で逆変態を生じさせたマルエージング鋼の疲労特性を調べた著者らの一連の研究で、適度な量の逆変態オーステナイトであれば、電解研磨材の場合疲労強度と湿度敏感性は改善されそれは低応力ほど有効であること<sup>26), 27)</sup>、これに対しショットピーニング材の場合、長寿命・内部破壊域で疲労強度は上昇するが短寿命・表面破壊域では逆に低下すること<sup>20)</sup>を明らかにした。これらの過時効処理により生成された逆変態オーステナイトの影響が、本研究で確認された加工誘起による逆変態と推定されるオーステナイトでも同様であるとすれば、ここで対象としている短寿命・表面破壊域では逆変態オーステナイトの生成は疲労強度を低下させる可能性がある。さらに、今回の場合オーステナイトの存在は表面近傍に限られると推定されることも考慮すれば、疲労強度を上昇させる因子としては考えにくい。要するに表層を除去すれば、試験片表面の平滑化と圧縮残留応力の増加が疲労強度上昇因子として作用するけれども、疲労強度の上昇効果が期待される微細組織も同時に除去されるので、結果として表面破壊域の疲労寿命は表層除去により減少したものと推測される。一方ショットピーニング材において混合破壊が生じる中寿命域でも、表面き裂の発生と伝ばの影響は大きい。この点では表層除去は上記の表面破壊域と同様な影響を与えることになる。ただこの領域で生じる表層除去材の表面破壊(図 10(a))とショットピーニング材の混合破壊(図 7(b))における表面き裂の形態に注目すると、前者では電解研磨材<sup>3)</sup>における表面き裂に類似して単独き裂が半だ円状に内部方向へ伝ばする形態を有しているのに対し、後者では多数の表面き裂が微細組織層を円周方向にも伝ば・合体しリング状き裂、すなわち円周き裂を形成して内部方向へ伝ばしている。このようなき裂形態の相違は次のような理由により両き裂間のき裂伝ば速度に影響する。すなわち、引張応力下の丸棒における円周き裂<sup>28)</sup>と半だ円形き裂<sup>28)</sup>間の応力拡大係数の比較、そして貫通き裂と表面き裂におけるき裂伝ば速度の比較<sup>30)</sup>から、

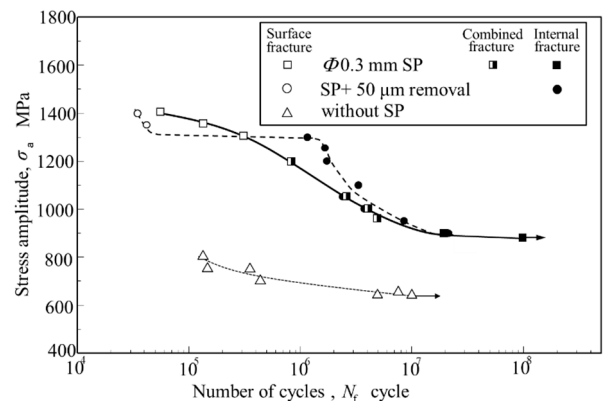


図 13 ショットピーニング材と表層除去材の S-N 曲線

き裂伝ば速度は半だ円形き裂より円周き裂の方が大きくなることが推測される。さらに、き裂伝ばに対する残留応力の抑制効果はき裂が短い方が大きいこと<sup>24)</sup>も考慮すると、き裂伝ば速度はショットピーニング材の方が速く、従ってき裂伝ば寿命はショットピーニング材より表層除去材の方が長くなる。一方き裂発生については、それを促進する表面粗さと硬さが大きい、すなわち応力集中効果と切欠き感度が高いショットピーニング材の方が早いことになる。結果として、疲労寿命は表層除去材よりショットピーニング材の方が短くなったものと解釈される。長寿命域における疲労寿命に表層除去の影響が小さくなる理由は、この領域での破壊が表面や表層状態の影響をほとんど受けない内部き裂の伝ばにより支配されるためであると考えられる。なお、本研究の範囲では疲労強度および破壊機構に及ぼす逆変態オーステナイトの影響は確認できていない。

ところで表層除去材の破壊機構は、短寿命域における表面破壊が長寿命になると内部破壊に変化し、ショットピーニング材で生じた混合破壊は起こらず、またリング状破面も生じない。すなわち表面を平滑化し表層の微細組織を除去すれば、多くの表面改質鋼における破壊機構の応力・寿命依存性と同様の挙動を示すことを前述した。このことに関連して、表面改質鋼における S-N 曲線の形状は二段折れ曲がりを示すことが多い<sup>21), 31)</sup>が、図 9 に示したショットピーニング材で混合破壊が生じる中寿命域になると表層除去材の S-N 曲線は水平になる傾向を示しており、S-N 曲線の形状の点でも前述した破壊機構の応力依存性に関する考察とも符合する。すなわちショットピーニング材における混合破壊域では、表面と表層状態に起因して主として多くの表面き裂の発生とその伝ばにおけるき裂形態が疲労強度を低下させたため、S-N 曲線の表面破壊に対する疲労限度に相当する一段目の折れ曲がりを不明瞭にし、結果として電解研磨材のそれと同じように応力の低下に伴い疲労寿命は単調に増大する形状になったものと解釈される。

以上本研究で得られた結果は、マルエージング鋼にショットピーニング加工した場合の疲労特性を考える際の表層組織の重要性を明らかにしたもので、疲労機構の解明だけでなく実用上も重要なことである。しかし、本研究では疲労試験片の表面と破面の観察を通じて疲労強度と破壊機構への影響を、ショットピーニング加工で生じた加工層中の影響因子毎に主として定性的に評価したものであり、高強度鋼の最終破断近傍のき裂伝ばを定量的に評価することは困難で、その精度にもばらつきを伴うなど定量的には不十分でこの点からの検討は重要である。特に表層の微細組織層の疲労抵抗を含む機械的性質を明らかにすることは重要であるが今後の課題として残された。一方、本研究で観察されたショットピーニング加工で微細組織層を生じたマルエージング鋼における特異な疲労破面は、本鋼固有の特性に起因したものか、あるいは他の鋼でも生じう

ることかについても興味深い。また、本研究で得られた知見を工業的に適用するには、より具体的でしかも簡便性も要求されるため、素材の状態やショットピーニング状態などより広範囲なデータの蓄積が必要であり、このことも今後の検討課題である。

#### 4. まとめ

ショットピーニング加工したマルエージング鋼の平滑試験片を用いて回転曲げ疲労試験を行い、疲労過程とそこで生じる強化と破壊の機構について検討した。主な成果を以下に示す。

- (1) ショットピーニング加工により、表層組織は微細化し、逆変態オーステナイトが析出した。
- (2) ショットピーニング材の疲労破壊でみられたリング状破面は、硬化した表面にできたショット痕を起点に発生した多数の表面き裂が個々に伝ばする過程で微細組織層に沿って円周方向に伝ば・合体し、円周き裂状になると同時に内部方向へも伝ばしたこと、および表層の微細組織と内部の組織の違いに起因して形成されたものである。
- (3) ショットピーニング材の疲労破壊でみられたリング状破面を形成する表面き裂の深さは、疲労寿命の増加に伴い減少し、微細組織層の境界に漸近した。
- (4) ショットピーニング材の長寿命域でみられるフィッシュアイに対して求めた応力拡大係数の値は、疲労寿命の増加に伴い大きくなり、本鋼の疲労破壊靱性値に漸近した。
- (5) ショットピーニング材の破壊は短寿命域で表面破壊、そして応力レベルの低下に伴い表面と内部で独立に発生、伝ばしたき裂が合体して破壊する混合破壊に変化し、破面の特徴を観察する限り検討した応力繰返し数  $10^7$  回程度までの範囲では内部き裂支配の内部破壊は確認できなかった。しかし破面の定量的評価から、疲労寿命がさらに長くなると内部き裂の伝ばのみによる破壊が生じることが示された。
- (6) 表層除去材の破壊は、短寿命域における表面破壊が中・長寿命域になると内部破壊に変化し混合破壊は生じなかった。一方表層除去材の疲労寿命は、ショットピーニング材で生じる中寿命・混合破壊域ではショットピーニング材より長寿命であるのに対し、それより短寿命・表面破壊域では短く、長寿命・内部破壊域では両材でほとんど差異はなかった。これらのことに関係して、ショットピーニング材の S-N 曲線の形状は応力の低下に伴い疲労寿命は単調に増加したが、表層除去材のそれは多くの表面改質鋼と同様の二段折れ曲がりの特徴を示した。
- (7) ショットピーニング材の疲労寿命に及ぼす表層組織の影響として、表層の硬化および圧縮の残留応力の生成による強化に加え、微細粒化した表層組織と逆変態オーステナイトによる強化があげられる。

## 謝 辞

本研究は、公益財団法人天田財団からの一般研究助成により実施した研究に基づいていることを付記するとともに、同財団に感謝いたします。また、本研究遂行にあたり皮籠石紀雄博士（鹿児島大学名誉教授）、森山三千彦博士（都城高専名誉教授）、中村祐三博士（元鹿児島大学准教授）、仮屋孝二博士（第一工科大学教授）、岩本竜一博士（鹿児島県工業技術センター）、小林祐次博士（新東工業株式会社）より御指導ならびにご協力を賜りました。さらに、本実験は当時都城高専学生であった徳留僚太君、谷口盛哉君、伊住佳翼君、小堀祥太君および内村映葵君のご協力を頂きました。ここに記し、深く感謝の意を表します。

## 参考文献

- 1) 永野茂憲, 皮籠石紀雄, 森山三千彦, 陳強, 長島悦一, 硬さレベルを変えたマルエージング鋼の疲労強度に及ぼすショットピーニングの影響, 材料, Vol.56, No.12 (2007), pp.1126-1132.
- 2) 皮籠石紀雄, 中村祐三, 仮屋孝二, 陳強, 永野茂憲, 前田義和, マルエージング鋼の疲労特性改善に有効な時効条件, 材料, Vol.62, No.12 (2013), pp.756-768.
- 3) 皮籠石紀雄, 林光介, 永野茂憲, 中村祐三, 森山三千彦, 前田義和, マルエージング鋼の疲労特性に及ぼす時効条件と湿度の影響, 材料, Vol.61, No.9 (2012), pp.787-794.
- 4) 皮籠石紀雄, 永野茂憲, 中村祐三, 仮屋孝二, 岩本竜一, 小林祐次, ショットピーニング加工したマルエージング鋼における表層組織と疲労特性, 日本機械学会論文集, Vol.90, No.932(2024), p.24-00007.
- 5) Liu, G., Wang, S.C., Lou, X.F. and Lu, K., Low carbon steel with nano structured surface layer induced by high-energy shot peening, Scripta Metallurgica et Materialia, 44 (2001), pp.1791-1795.
- 6) Umemoto, M., Nanocrystallization of steels by severe plastic deformation, Materials Transactions, Vol.44, No.10 (2003) pp.1900-1911.
- 7) 戸高義一, 梅本実, 渡辺幸則, 土谷浩一, ショットピーニングによる鉄鋳材料表面のナノ結晶化, 日本金属学会誌, Vol.67, No.12 (2003), pp.690-696.
- 8) 間野日出男, 近藤覚, 松室昭仁, ショットピーニングによる表層組織の変化と疲労強度の関係, 日本金属学会誌, Vol.70, No.5 (2006), pp.415-419.
- 9) 菊池将一, 小茂鳥潤, 微粒子ピーニングを応用した表面改質と疲労強度に及ぼす効果, 材料, Vol.66, No.7 (2017), pp.535-541.
- 10) 皮籠石紀雄, 永野茂憲, 中村祐三, 仮屋孝二, 岩本竜一, 小林祐次, ショットピーニング加工したマルエージング鋼における特異な疲労破面, 日本機械学会論文集 Vol.90, No.938(2024), p.24-00125.
- 11) Nue, C. L., Deschamps, A., Denoix, F., Geuser, D. F., Renou, G., Verdier, M., Billot, T. Binot, N. and Dides, C., Influence of grinding and shot-peening on the near-surface microstructure of a maraging stainless steel, Materialia, Vol.20, December, (2021), 101220.
- 12) Kawagoishi, N., Nagano, T., Moriyama, M. and Kondo, E., Improvement of fatigue strength of maraging steel by shot peening, Materials and Manufacturing Processes, 24 (2009), pp.1431-1435.
- 13) Haftirman, S. Hattori and T. Okada, "Fatigue strength of aluminum alloys in high-humidity environment", Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers, A, Vol.62, No.597, pp.1140-1145 (1996).
- 14) N. Kawagoishi, T. Fukudome, K. Kariya, Q.Chen and M. Goto, "Fatigue strength of age-hardened &extruded Al alloy under high humidity (rotating bending and ultrasonic loading)", Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers, A, Vol.76, No.772 (2010), pp1651-1658.
- 15) 佐藤尚, 西浦孝幸, 窪田優一, 三浦永理, 渡辺義見, 高精度組織観察法を用いた鉄鋼材料における表面化工法の最適化, 豊田研究報告, Vol.64, (2011), pp.173-176.
- 16) 皮籠石紀雄, 林光介, 永野茂憲, 中村祐三, 森山三千彦, 前田義和, マルエージング鋼の疲労特性に及ぼす時効条件と湿度の影響, 材料, Vol.61, No.9 (2012), pp.787-794.
- 17) 高桑脩, 眞野優太, 祖山均, キャビテーションピーニングによるオーステナイト系ステンレス鋼への水素侵入抑止, 日本機械学会論文集, Vol.81, No.824 (2015), pp.1-13.
- 18) 皮籠石紀雄, 永野茂憲, 森山三千彦, 大園義久, 浦孝博, マルエージング鋼の疲労強度に及ぼす湿度の影響, 日本機械学会論文集 A 編, Vol.71, No.704 (2005b), pp.600-606.
- 19) 皮籠石紀雄, 林光介, 永野茂憲, 中村祐三, 森山三千彦, 前田義和, マルエージング鋼の疲労特性に及ぼす時効条件と湿度の影響, 材料, Vol.61, No.9 (2012), pp.787-794.
- 20) 皮籠石紀雄, 永野茂憲, 森山三千彦, 大園義久, 近藤英二, ショットピーニングしたマルエージング鋼の内部破壊機構, 材料, Vol.55, No.9 (2006), pp.843-848.
- 21) 塩澤和章, 魯連濤, 石原外美, 高炭素クロム軸受鋼の S-N 曲線と内部き裂発生機構, 材料, Vol.48, No.10 (1999), pp.1095-1100.
- 22) 村上敬宜, 児玉昭太郎, 小沼静代, 高強度鋼の疲労強度に及ぼす介在物の影響の定量的評価法, 日本機械学会論文集 A 編, Vol.54, No.500 (1988b), pp.688-696.

- 23) 村上敬宜, 阿部雅二郎, マルエージング鋼の疲労破壊じん性値, 日本機械学会論文集 A 編, Vol.54, No.505 (1988a), pp.1753-1762.
- 24) 丹下彰, 阿久津忠良, 高村典利, ばね鋼におけるショットピーニング残留応力分布と疲労き裂伝播寿命の関係について, ばね論文集, Vol.36 (1991), pp.47-53.
- 25) 中村紀夫, 高木眞一, 殿塚易行, 微粒子ピーニングにより表面近傍にナノ複合組織を付与したアルミニウム合金の疲労特性, 神奈川県産業技術センター研究報告, No.18 (2012), pp.5-8.
- 26) 森山三千彦, 高木節雄, 皮籠石紀雄, 300 級 18Ni マルエージング鋼の疲労特性に及ぼす時効条件および逆変態オーステナイトの影響, 材料, Vol.49, No.9 (2000), pp.631-637.
- 27) 永野茂憲, 皮籠石紀雄, 森山三千彦, マルエージング鋼の疲労き裂の発生及び伝ばに及ぼす逆変態オーステナイトの影響, 日本機械学会論文集 A 編, Vol.69, No.679 (2003), pp.633-638.
- 28) 村上敬宜, 西谷弘信, 円周き裂を持つ丸棒の引張りにおける応力拡大係数, 日本機械学会論文集 (第 I 部), Vol.41, No.342 (1975), pp.360-369.
- 29) 西谷弘信, 陳ダイコウ, 半だ円状の表面き裂をもつ丸棒の引張りにおける応力拡大係数, 日本機械学会論文集 A 編, Vol.50, No.453 (1984), pp.1077-1082.
- 30) 西谷弘信, 皮籠石紀雄, 高応力下における疲労き裂伝ば則に及ぼすき裂面形状の影響 (貫通き裂と表面き裂の比較), 日本機械学会論文集 A 編, Vol.51, No.471 (1985), pp.2560-2563.
- 31) 皮籠石紀雄, 深田一徳, 森野数博, 陳強, 近藤英二, ラジカル窒化によるマルエージング鋼の疲労強度向上について, 日本機械学会論文集 A 編, Vol.67, No.654 (2001), pp.314-320.