「材料」(Journal of the Society of Materials Science, Japan), Vol. 57, No. 11, pp. 1146-1152, Nov. 2008
論　文

ショットピーニング処理されたばね鋼における疲労内部破壊に及ぼす不完全焼入れ組織の影響†

杉本真優* 金澤健二** 丹下　彰***

The Influence of Slack Quenching Structures on Internal Fatigue Fracture of a Shot Peened Spring Steel

by

Maya SUGIMOTO*, Kenji KANAZAWA** and Akira TANGE***

In order to understand internal fatigue fracture of a shot-peened spring steel, origins of fish-eyes formed on fracture surfaces were observed and discussed.

Most origins of fish-eyes were not nonmetallic inclusions, but were microstructural defects, which shapes on fracture surfaces were polygonal facets or narrow bands. From results of hardness tests and microstructure observations, the defects were considered to be slack quenching structures formed flatly along prior austenitic grain boundaries. The fatigue crack initiated at an interface between the defect and the matrix of tempered martensitic structure.

When the square roots of area of the defect of the origin $\sqrt{area}_{\mathrm{DEFECT}}$ were smaller than 15μm where the shapes of defects were narrow bands, fatigue life became more than 10^7cycles and some areas with rough surface called ODA were observed around the origins. On the other hand, when the square roots of area of the defect were bigger than 15μm, where the shapes of defects were polygonal facets, fatigue life became less than 10^7cycles and ODA were not observed around the origins.

The shape of the origin of the fish-eye on the fracture surface were considered to depend on the relationship between the direction of loading axis and the normal direction of the flat defect of the origin.

Key words **:** Fatigue, Internal fracture, Fish-eye, Shot peening, Slack quenching structure

1　緒　　言

ショットピーニング（以下はSPと表記する）処理は，疲労破壊が問題となるばねや歯車などの機械や構造物の部材に広く適用されている．SP処理を施した鋼や強度の高い鋼の疲労*S-N*曲線では，高応力，低寿命域で疲労き裂が表面から発生し表面破壊を起こす領域と，低応力，高寿命域で疲労き裂が試験片内部で発生し内部破壊を起こす領域の間に，ステップが形成されるような*S-N*曲線になることが多く，通常の鋼で認められる疲労限度の存在もはっきりしなくなる.[1]内部破壊の場合，内部に存在する欠陥が起点となり，破面にはいわゆるフィッシュアイと呼ばれる痕跡が認められることが多い.[2]このような寿命域での内部破壊に対する理解は，機器の安全性や信頼性の一層の向上をはかるために重要であり，活発に研究がなされている.[1]

著者らも，SP処理材の疲労破壊における内部破壊に対する理解を十分なものとするために，種々の条件のもとでSP処理を施した試験片を用意し，回転曲げおよび軸荷重条件下での疲労により形成されたフィッシュアイの形状等について検討し，その結果を報告してきた.[3]そのなかで，フィッシュアイの起点の位置および形状は，表面近傍における残留応力分布に強く依存することを定量的に明らかにした．しかし並行して行った起点の様相等の詳細な検討結果については，紙面の都合で報告できなかった．

そこでの内部破壊は，非金属介在物を起点とする場合もあるが，介在物とは異なる種類の欠陥を起点とする場合が大半であった．これまでに報告されている非金属介在物以外の欠陥がフィッシュアイの起点になる例としては，焼戻しマルテンサイトの母相に混在していたベイナイトやフェライト組織などがあるが,[4,5]介在物を起点とする結果の報告[2,6]と比較して多くない．また，介在物を起点とする場合との類似点や相違点など，明らかでない点が多く残されている．そこで本報では，前報では十分に述べることのできなかった，フィッシュアイの起点となった介在物以外の欠陥についての観察，考察結果を報告する．

2　前報の結果[3]の概要

2・1　疲労試験

供試材はばね鋼SUP12相当材で，高強度弁ばね用オイルテンパー線として圧延過程の直径11mmの線材を用いた．下加工した試験片に対して880℃からの焼入れ，425℃の焼戻しの熱処理を施し，仕上げ加工後SP処理を行った．その後，225℃の2次焼戻し処理を行い，疲労

†　原稿受理　平成20年3月14日　Received Mar. 14, 2008 ©2008 The Society of Materials Science, Japan
*　学生会員　中央大学大学院　〒112-8551　東京都文京区春日，Graduate Student, Chuo Univ., Bunkyo-ku, Tokyo, 112-8551
**　正会員　中央大学理工学部精密機械工学科　〒112-8551　東京都文京区春日，Dept. of Precision Mech., Chuo Univ., Bunkyo-ku, Tokyo, 112-8551
***　日本発条㈱　〒236-0004　横浜市金沢区福浦，NHK Spring Co. Ltd., Kanazawa-ku, Yokohama, 236-0004

試験に供した．異なる残留応力分布等を得るため，SP 処理は 3 種の異なる条件 A，B，C で行った．条件 A，B，C において，ショット径はそれぞれ 0.3，0.3，0.6mm，ショット硬さは 700，550，700HV，投射速度は 40，40，80m/s，投射時間はフルカバレージになるのに要する時間の 3 倍の 75，105，60s とした．その結果，表面での残留応力はそれぞれ–875，–700，–600MPa となり，残留応力が負から正に変わるクロッシングポイントの深さ d_{cp} は 90，100，260μm となった．疲労試験は，片持ち回転曲げ疲労試験を中心とし，一部軸荷重疲労試験を行った．

Fig. 1 に回転曲げ疲労試験による *S-N* プロットを示す．各 SP 条件に対するプロットのばらつきは大きく，また本実験で採用した SP 条件による疲労強度の相違は 10% 程度で，顕著な相違は認められなかった．軸荷重疲労試験の結果に関しては，試験に供した試験片の本数が少なかったこともあり，疲労強度を求めることはできなかったが，同じ試験応力に対応する疲労寿命は回転曲げよりも全体的に低寿命側になる傾向を示した．

Fig. 1 において，黒塗りのプロットは表面からのき裂発生による表面破壊を，中抜きのプロットはフィッシュアイを伴う内部破壊であったことを示している．回転曲げ疲労においては，一部表面破壊もあったが内部破壊が支配的であった．軸荷重疲労においては，SP 条件に依らずすべて内部破壊であった．

2・2　フィッシュアイの形状と起点

破面に観察されたフィッシュアイの例を Fig. 2 に示す．フィッシュアイの起点の表面からの深さ d は，回転曲げにおいてはクロッシングポイントの深さ d_{cp} よりもやや深い位置を中心に分布しており，軸荷重においては d_{cp} よりも深い位置に広く分布していた．

フィッシュアイの形状は，起点を中心とする円から大きく外れる場合が多く，その傾向は起点深さのクロッシングポイントの深さに対する相対的な関係，すなわち d/d_{cp} の値に依存していた．

フィッシュアイの起点の例を Fig. 3 に示す．Fig. 3 (a) に示すような非金属介在物を起点として破壊した試験片は，フィッシュアイを伴う内部破壊を起こした試験片約 50 本の中で 5 本のみであった．EPMA による分析の結果，起点となった介在物はすべて TiN と MnS の複合介在物であった．大半のフィッシュアイの起点は Fig. 3 (b) や Fig. 3 (c)のような様相を示し，分析の結果そこには非金属介在物の存在を示す成分は認められなかった．

このような介在物でない欠陥を起点としたき裂の発生成長過程は，一般的な介在物を起点とするき裂の発生成長過程と同じなのか，あるいは異なるのか，またそれが疲労寿命，疲労強度に影響を及ぼすものであるかは明確にされなかった．

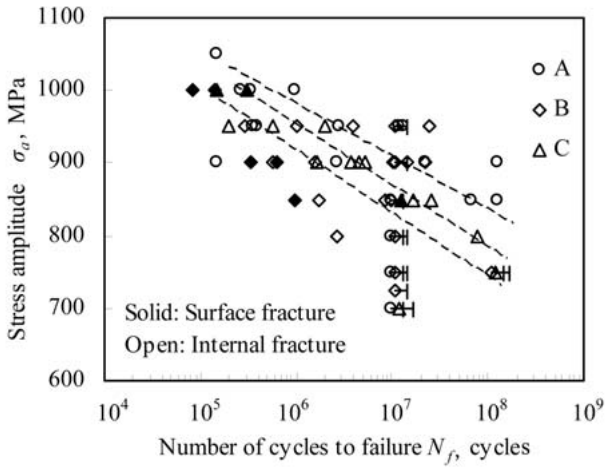
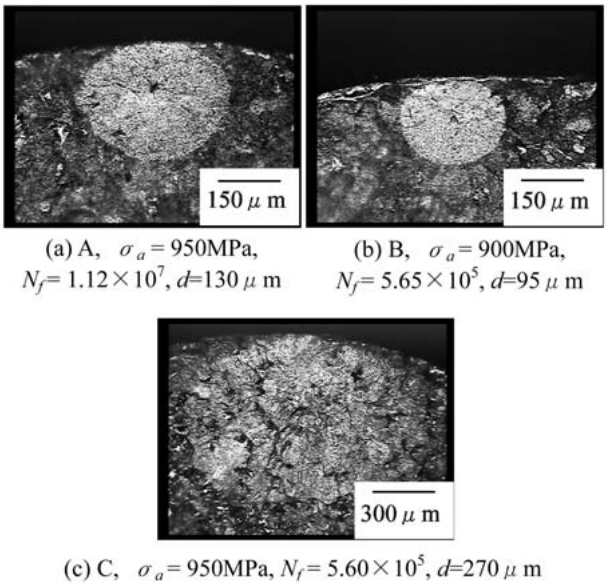


Fig. 1　S-N plots of SUP12 steel by rotating bending.[3)]

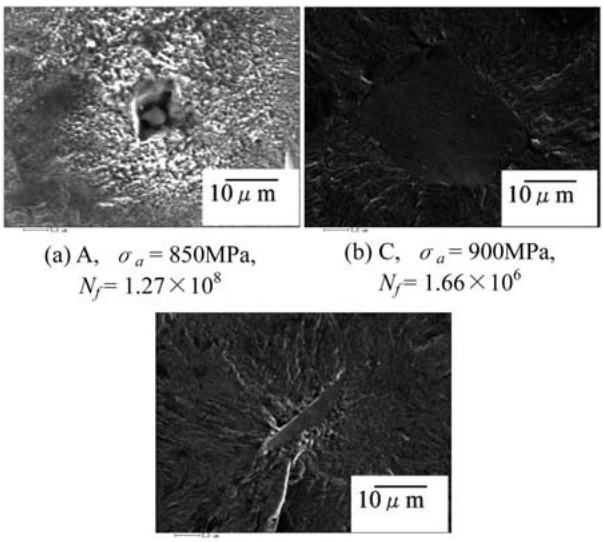


(a) A,　σ_a = 950MPa, N_f = 1.12×10^7, d=130 μ m
(b) B,　σ_a = 900MPa, N_f = 5.65×10^5, d=95 μ m
(c) C,　σ_a = 950MPa, N_f = 5.60×10^5, d=270 μ m

Fig. 2　Examples of the fish-eye by rotating bending.[3)]

3　供試材および観察方法

観察や検討の対象とした試料は，前報の疲労試験により得られたもので，供試材や疲労試験の概要は前章で述べたとおりである．破面の観察は走査型電子顕微鏡 (SEM) により行い，フィッシュアイ起点の詳細観察には光学顕微鏡，SEM および X 線マイクロアナライザー (EPMA) を使用した．



(a) A,　σ_a = 850MPa, N_f = 1.27×10^8
(b) C,　σ_a = 900MPa, N_f = 1.66×10^6
(c) C,　σ_a = 950MPa, N_f = 1.30×10^7

Fig. 3　Examples of the origin of the fish-eye.[3)]

必要に応じて行った硬さ試験にはマイクロビッカース硬さ試験機を使用した．なおここでの硬さ試験は，試験面の準備などで必ずしもJISの規格に準じていない点もあるので，硬さの値としては1の位を四捨五入した．

4　結 果 と 考 察

4・1　フィッシュアイ起点部の詳細観察

本試験では，非金属介在物を起点とするフィッシュアイが観察されたのは，内部破壊を起こした全体の試験片の10%ほどであった．Fig. 3 (a) に示したもの以外の例をFig. 4に示す．両者の相違は，Fig. 3 (a) においては介在物の周囲にODA (Optical Dark Area) あるいはGBF (Granular Bright Facet) などと呼ばれる粗さの粗い領域[7), 8)]が明瞭に観察されたのに対して，Fig. 4に示す起点の介在物の周囲にはそのような領域はほとんど認められなかった．なお，本論文では，起点となった欠陥の周囲の粗さの粗い領域をODAと呼ぶことにする．

起点となった非金属介在物は，すでに述べたようにすべてTiNとMnSが重なり合った複合介在物で，破面上の介在物全体の大きさは，面積の平方根 $\sqrt{area}$ で表すと6～11μmであった．介在物の周りにおけるODAの形成は，介在物の大きさとは関係なく，10^7サイクルよりも長寿命側で破断した試験片において確認された．

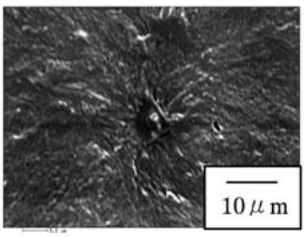
本疲労試験で観察されるフィッシュアイの起点の大半は，Fig. 3 (b)やFig. 3 (c)に示すようなもので，非金属介在物ではなかった．以下本論文では，介在物ではなくフィッシュアイの起点となった欠陥を，とりあえず異種欠陥と呼ぶことにする．

起点となった異種欠陥の別の例をFig. 5に示す．Fig. 5 (a) はFig. 3 (b) と同様に，比較的平坦で多角形に近い大きな領域を起点としたもので，マッチング写真を示す．両者の破面はよく対応している．なお起点部に見られる圧痕は，後述するビッカース硬さの測定によるものである．

Fig. 5 (b)も同様な様相を示す起点である．詳細に観察すると母相との境界の一部などに，拡大写真の矢印部に示すような，より平坦な領域の存在が認められる場合があった．このような領域は，異種欠陥におけるき裂発生の起点と思われるが，その詳細については後述する．

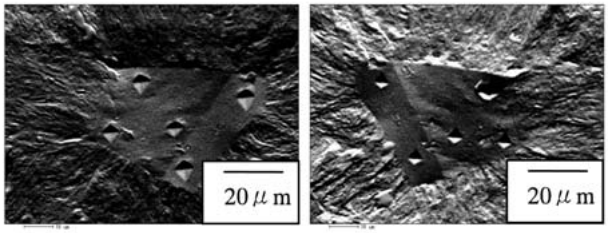
また，Fig. 5 (c) はFig. 3 (c) と同様，細長い領域を起点としたものである．両者とも異種欠陥の周りにODAが認められるが，異種欠陥の面が平坦か丸味をおびているかの相違がある．

フィッシュアイの起点となった異種欠陥の破面上での大きさ，面積の平方根 $\sqrt{area}_{\mathrm{DEFECT}}$ は，破面によって大きく異なっていた．回転曲げおよび軸荷重疲労の破面において観察された，異種欠陥の大きさの頻度分布をFig. 6に示す．最大のもので45μm，最小のもので4μmとばらついていた．$\sqrt{area}_{\mathrm{DEFECT}}$ が15μm以下の起点については，その周囲にODAが認められた．

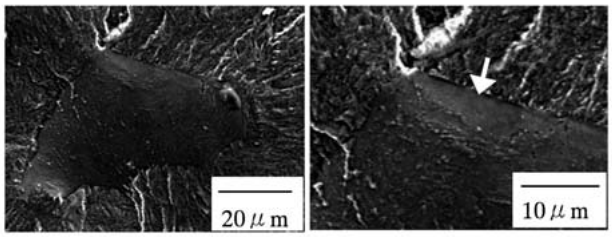


A,　σ_a = 850MPa, N_f = 8.06×10^5

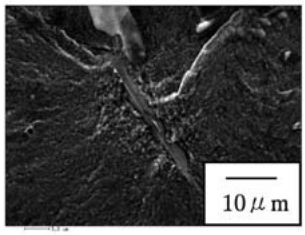
Fig. 4　Example of the inclusion at the origin of the fish-eye.



(a)　A,　σ_a = 950MPa, N_f = 3.98×10^5



(b)　C,　σ_a = 950MPa, N_f = 3.98×10^5



(c)　A,　σ_a = 850MPa, N_f = 8.06×10^5

Fig. 5　Examples of the origin of the fish-eye.

4・2　フィッシュアイ起点部の異種欠陥

フィッシュアイ起点部の異種欠陥について，それがどのようなものであるのかは興味ある点である．そこで異種欠陥についての知見を得るために，Fig. 5 (a)に示すようなマッチング写真のフィッシュアイ起点部の硬さを調べた．

硬さ測定は試験荷重0.098Nにて行った．硬さ測定を行うフィッシュアイ起点部としてはできるだけ傾きの小さなものを選んで，圧痕が正常な形状になるように配慮した．硬さ測定は2本の試験片について行ったが，そのうちの1本がFig. 5 (a)に示す試験片である．

その結果，2本の試験片ともにマッチングの破面において起点部の硬さの値に明らかな相違が見られた．軟らかい方の面の硬さは400HVと300HVで平均値は350HV，硬い方の面の硬さは両者とも530HVとなった．両者の硬さの相違から，マッチング写真に見られるフィッシュアイ起点部の異種欠陥は互いに異なるものが現れているものと考えられる．

フィッシュアイの起点となる異種欠陥の正体を明らかにすべく光学顕微鏡による組織観察を行った．鏡面仕上げした試料に対して，3%硝酸エタノールで腐食させて組織を調べた．組織写真をFig. 7に示す．

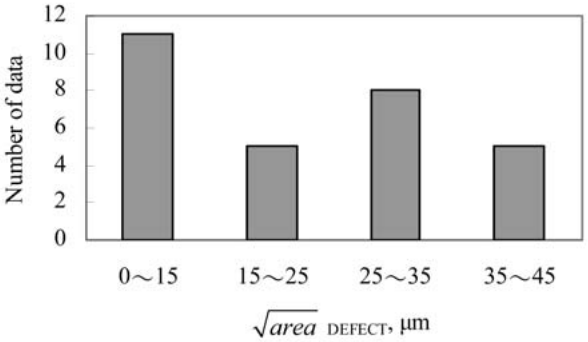


Fig. 6 Histogram of the size of the defect on fracture surface.

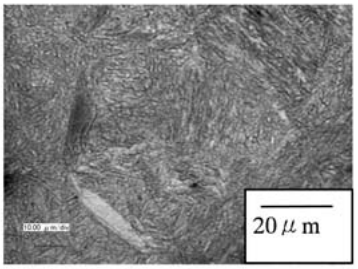


Fig. 7 Peculiar microstructure in tempered martensitic structure.

全体として焼戻しマルテンサイト組織になっているが，ところどころに母相の焼戻しマルテンサイトとは腐食のされ方の異なる組織が観察された．形状としては細長いものと平坦なものがあった．細長い組織は主に旧オーステナイト粒界に沿って形成されていた．平坦に観察された組織と合わせ考えると，これらの組織は旧オーステナイトの粒界に沿って扁平な形で存在しているものと思われる．細長く見えるか平坦に見えるかといった形態の相違は，扁平な形のものを，どのような角度で切断して観察したかによってもたらされたものと考えられる．

このような組織の硬さを試験荷重 0.098N にて調べた．測定例を Fig. 8 に示す．母相の焼戻しマルテンサイト組織領域の硬さが平均で 660HV であるのに対して，腐食のされ方の異なる組織の硬さは平均で 440HV となり，焼戻しマルテンサイト組織と比較し小さな値を示した．腐食のされ方の異なる組織が圧痕に対して十分な大きさでないことや，深さ方向の厚みが不明なこと，また組織を現した状態での硬さ測定などのため，必ずしも正確な値とはいえないが，両者の硬さの差は明らかである．このため，腐食のされ方の異なる組織は母相の焼戻しマルテンサイトとは異なる組織であると考えられる．

なお Fig. 8 に示す試料に対して試験荷重を 0.294N と大きくして測定したところ，硬さは平均で 600HV となった．このことから 0.098N による硬さ試験の結果には研磨などによる表面硬化層の影響がでており，実際の値はそれより低いものと考えられる．

焼戻しマルテンサイト組織と腐食のされ方の異なる組織の硬さの値と両者の相違は，先に述べた破面のマッチング写真におけるフィッシュアイ起点部の硬さの結果と類似している．これらのことから，フィッシュアイの起点となった異種欠陥は，光学顕微鏡で認められる旧オーステナイト粒界に沿って存在している扁平な腐食のされ方の異なる組織で，き裂はそのような組織と焼戻しマルテンサイト組織の界面に沿って生じたものと考えられる．

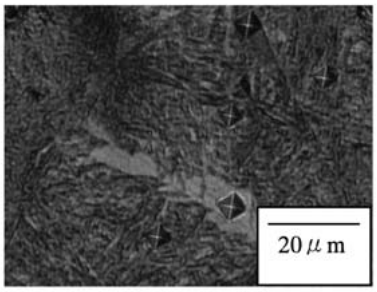


Fig. 8 Examples of indentations of hardness tests.

フィッシュアイの起点となった腐食のされ方の異なる組織を明らかにするために，EPMA による分析と SEM による高倍率組織観察を行った．EPMA による分析の結果，炭素量は母相と比較して多少少なめに測定される場合もあったが明瞭な差はなかった．SEM による観察結果の一例を Fig. 9 に示す．写真上下方向に伸びる炭化物が認められた．このように炭化物が一つの方向に並ぶ特徴はベイナイト組織に観察されることが多い．本試料におけるこのような組織は，熱処理段階で焼戻しマルテンサイト組織になるべき所が，そうはならなかったものと考えられる．ただし熱処理によっては，変態組織は複雑となりマルテンサイトの他に，ベイナイト，針状フェライト，擬似パーライトなど混合した変態生成物が生じる可能性もある.[9]このようなことから，本試料においてもベイナイト組織のみが発生しているかどうかは不明であることと，熱処理が不適切であったため生じた組織であるということから，以降，フィッシュアイの起点となった腐食のされ方の異なる組織を不完全焼入組織 (Slack Quenching Structure : SQS) と呼び，考察を進めることとする．

4・3 起点の様相および ODA の形成と疲労寿命

先に述べたとおり，SQS を起点とするフィッシュアイの場合，その起点の周りに ODA が観察されることがあった．起点となった破面上の SQS の大きさや，ODA の形成が疲労寿命とどのような関係にあるのかを調べた．Fig. 10 に示す *S-N* プロットは回転曲げと軸荷重の結果をまとめたもので，縦軸の応力振幅は，表面からの深さを考慮し

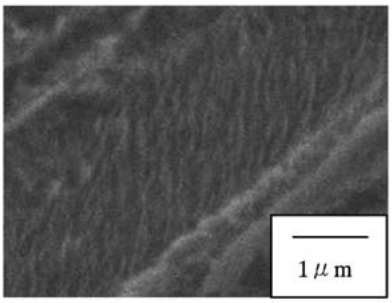


Fig. 9 Example of the SEM images of the peculiar microstructure.

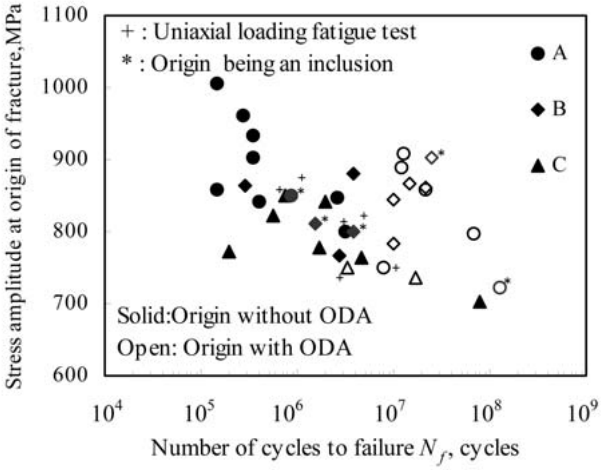


Fig. 10　*S-N* plots for stress amplitude at the origin of fracture.

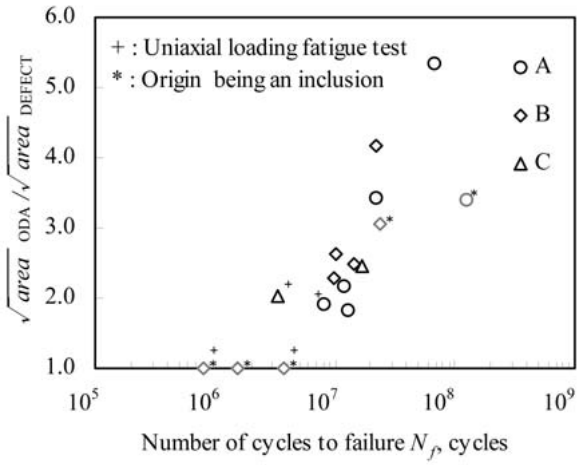


Fig. 11　Relationship between $\sqrt{area}_{ODA}/\sqrt{area}_{DEFECT}$ and N_f.

た起点の位置における応力である．起点の位置に作用する応力振幅で疲労寿命をまとめても，疲労試験形式やSP条件による*S-N*プロットの幅は多少狭くなる傾向は認められたが，全てのプロットが狭い範囲に収まるということはなかった.[3]図中，プロットに付してある+印は軸荷重疲労試験の結果を表し，＊印は起点が非金属介在物であったことを示している．また起点周囲にODAが観察されるものを中抜きのプロットで，ODAが見られないものを黒塗りのプロットで表している．

図から分かるように，疲労寿命10^7サイクル付近を境にして，ODAが観察されるグループとされないグループに分かれる傾向が認められ，ODAが観察されるプロットは高寿命側に分布している．これは**4・1**節で述べた非金属介在物を起点とする場合と同様な結果である．いずれのグループもばらつきは大きいが，プロットには右下がりの傾向が見て取れる．

これをFig. 6の結果と合わせて考えると以下のようになる．破面上に細長く見えるSQSを起点とする場合は，その破面上の大きさは15μmと小さいが，ODAを形成する過程があり，10^7サイクル以上の応力の繰返しを要し破壊にいたる．一方，破面に平坦で大きく見えるSQSを起点とする場合は，ODAを形成することなく，10^7サイクル以下の応力繰返しで破壊にいたる．

ODAは非金属介在物を起点として発生したき裂が，安定したき裂進展過程に入るまでの間に形成される不安定破壊の痕跡であるといわれており,[7), 8)]その形成機構について多くの議論がなされている．これまでODAは主としてフィッシュアイの起点となった非金属介在物の周囲に観察されていたが，本試料ではフィッシュアイの起点となったSQSの周りにおいても観察された．ODAの面積は疲労寿命と深く関係すると指摘されており,[7), 8)]本試料で見られるSQSの周囲に形成されるODAについても同様な結果が得られるのか検討した．

ここで，SQSの周りにODAが観察された試料と起点が介在物の試料について，起点の欠陥の大きさを含めたODA領域の面積の平方根$\sqrt{area}_{ODA}$を起点となった介在物やSQSの面積の平方根$\sqrt{area}_{DEFECT}$で除した値と疲労寿命の関係を調べた．その結果をFig. 11に示す．なおODAの大きさは，光学顕微鏡により破面への光量を同程度にしてグレースケールの像を撮影し，その画像を2値化して求めた．

Fig. 11において，全体に正の相関が認められ，疲労寿命が大きくなると$\sqrt{area}_{ODA}/\sqrt{area}_{DEFECT}$の値も大きくなった．このことは，ODAの形成に応力の繰返し数が大きく関与することを示している．また，介在物とSQSの区別なくまとまっていることから，SQSの周囲に形成されるODAは，介在物の周りに形成されるODAと相違のないものと思われる．

ODAの領域を含むき裂先端の応力拡大係数がある値に達すると，パリス則に則るき裂進展過程を開始してフィッシュアイが形成されると考えられている．しかし，この値としてある一定の値をとるのか，起点となる介在物など欠陥の大きさに依存した値をとるのか議論が分かれている.[2), 10)]

SQSを含むODAの大きさ$\sqrt{area}_{ODA}$と起点における応力を考慮したODA先端の応力拡大係数ΔK_{ODA}について，疲労寿命との関係をFig. 12に示す．ΔKの算出には以下の式を用いた．

$$\Delta K = 0.5\Delta\sigma\sqrt{\pi\sqrt{area}}\ ^{2)}$$

ここで$\Delta\sigma$ (MPa) は起点での応力振幅の2倍の値を，$\sqrt{area}$には$\sqrt{area}_{ODA}$ (μm) を用いた．ΔK_{ODA}の値

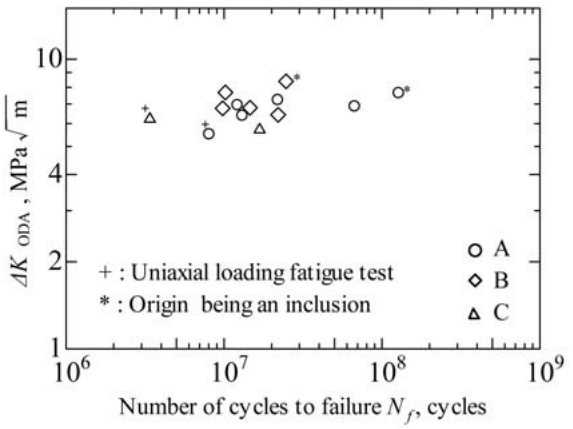


Fig. 12　Relationship between the ΔK_{ODA} and N_f.

は 5.5 ～ 8.5MPa $\sqrt{\mathrm{m}}$ の範囲にばらついており，一定の値とはいい難い．また，値としては硬さの平均が 740HV 程度の高炭素クロム軸受鋼などに対して得られている[10]4 ～ 5.5MPa $\sqrt{\mathrm{m}}$ よりも全体に高い値になっている．

同じ ΔK_{ODA} の値を $\sqrt{area}_{\mathrm{ODA}}$ に対してプロットした図を Fig. 13 に示す．図には後述する ODA を伴わない場合の起点における欠陥の大きさ $\sqrt{area}_{\mathrm{DEFECT}}$ と，欠陥をき裂とみなしたき裂先端の応力拡大係数 $\Delta K_{\mathrm{DEFECT}}$ との関係を合わせて示す．$\Delta K_{\mathrm{DEFECT}}$ の算出に際しての $\sqrt{area}$ には $\sqrt{area}_{\mathrm{DEFECT}}$ を用いた．また，図中の直線は硬さとき裂の大きさに依存するき裂進展の下限界応力拡大係数 ΔK_{th} の推定結果[11]を表している．起点が介在物か SQS かを問わず，プロットは推定値より若干高目の値を示しているが，推定線の傾向とよく一致している．このようにプロットが推定値より高目の値を示すという結果は，介在物を起点とするデータを取りまとめた結果においても認められており，[11]その理由については現時点では不明である．

4・4　SQS を起点とする内部破壊の特徴

SQS を起点とする内部破壊のうち ODA を伴う場合は，Fig. 11 に示す ODA 形成と疲労寿命の関係や，Fig. 13 に示す $\sqrt{area}_{\mathrm{ODA}}$ と ΔK_{ODA} の関係などにおいて，ODA を伴う非金属介在物を起点とする内部破壊の場合と同様な傾向を示すことが明らかになった．

しかし，SQS そのものを介在物と同じ欠陥とみなすと矛盾することも生じてくる．どの試料においても多数の SQS が存在するものと考えられる．介在物の場合と同様に，その中の荷重軸方向への投影面積が大きい SQS が優先的に起点となるのであれば，多くの応力の繰返し数を要する ODA が形成される途中の段階で，ODA を伴わない内部破壊が起こることになる．すなわち，ODA が形成されるような内部破壊はほとんど起こらないものと思われる．しかし実際は，大きな SQS から ODA を伴わずに内部破壊を起こす場合もあるが，破面上は比較的小さな SQS から ODA を伴い内部破壊を起こす場合もある．これは，非金属介在物を起点とする場合，危険体積中に存在するものの中で軸荷重方向への投影面積の大きな介在物を起点とするのに対し，SQS を起点とする場合は必ずしもそれだけではなく別の要因のあることを示している．

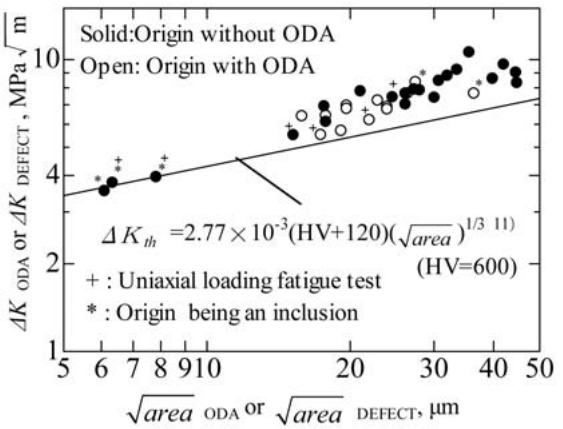


Fig. 13　Relationship between ΔK_{ODA} and $\sqrt{area}_{\mathrm{ODA}}$ or between $\Delta K_{\mathrm{DEFECT}}$ and $\sqrt{area}_{\mathrm{DEFECT}}$.

それでは SQS を起点とする内部破壊はどのようにして起こるのであろうか．

4・1 節でも述べたように，Fig. 3 (b)や Fig. 5 (a)，Fig. 5 (b)に示すような比較的平坦で大きく見える SQS を起点とする場合は，母相との境界の一部などに Fig. 5 (b)の拡大写真に示すような，より平坦な領域が認められることがあった．このことは，扁平な SQS のエッジ部のある一部でき裂が発生し，その後，SQS の扁平な面全体に破壊が進行したことを示唆している．一方，Fig. 3 (c)や Fig. 5 (c)に示すような破面上で細長い SQS が観察される場合は，扁平な SQS のエッジ部のある一部でき裂が発生し，その後マルテンサイト母相内で ODA が形成されるものと思われる．

この 2 つのタイプでは，疲労き裂が扁平な SQS のエッジ部で母相との界面のある一部分で発生するという点では同じであるが，その後き裂は，SQS と母相の界面に沿って進行するか，母相内を ODA を形成しながら進行するかの違いがある．この違いは，扁平な SQS の面の方向と荷重軸との関係によって生じるものと考えられる．SQS の扁平な面の法線方向と試験片の軸方向とが比較的近い場合は前者になり，大きく異なる場合は後者になる．

なお，疲労き裂が扁平な SQS のエッジ部で母相との界面のある一部で発生する機構については，今後明らかにされなければならないが，可能性としては次のようなことが考えられる．非金属介在物の場合，介在物と母相金属の硬さや弾性係数などが異なるので，負荷荷重に対する変形挙動が異なるため，界面がはく離して応力集中源になりやすい．一方 SQS の場合，その弾性係数は母相のそれと大きく異なることはない．しかし，**4・2** 節で述べたように，SQS の硬さは極端ではないが母相マルテンサイトの硬さと異なっていることや，SQS は旧オーステナイトの粒界に沿って存在することなどから，変形の不連続性が生じ，両者の界面の一部において疲労き裂が発生するものと考えられる．

つぎに，比較的平坦で大きく見える SQS を起点とする場合には，その周りに ODA が認められず，かつ疲労寿命が 10^7 サイクル以下の低寿命側になったことについて考察する．

Fig. 11 に示されるように，ODA の形成には多くの応力の繰返しが必要である．ODA が認められなかったことは，比較的平坦で大きく見える SQS と母相の界面全体にき裂がおよんだ時点では，すでに定常的なき裂進展の条件を満たしているため，ODA を形成することもなく，フィッシュアイの形成過程に入ったのではないかと考えられる．Fig. 13 において ODA を伴わない起点における欠陥の大きさ $\sqrt{area}_{\mathrm{DEFECT}}$ と，欠陥をき裂とみなしたき裂先端の応力拡大係数 $\Delta K_{\mathrm{DEFECT}}$ との関係が，ODA 伴う結果とほぼ一致していることは，このような考えを裏付けている．なお，扁平な SQS のエッジ部で母相との界面のある一部で発生したき裂が，SQS と母相の界面全体におよぶまでに進展する過程は，比較的容易に起こり，それに要する応力繰返し数は少ないものと考えられる．

本試料において，母相の焼戻しマルテンサイト組織と

は異なる旧オーステナイト粒界に沿って形成された組織が疲労破壊の起点となることが示された．このような組織は熱処理過程において，加熱温度，冷却速度等の熱処理の条件が鋼の組成に対して不適切であったため生じたものと考えられる．このような欠陥組織は疲労強度を低下させることになるため，適正な条件のもとで熱処理を行いそのような組織を抑制させることが肝要である．しかし，不完全焼入れ組織といってもその正体は複雑で，疲労き裂の発生に係わる組織が何であるかは，今後さらに検討しなければならない．

5　結　　言

SP 処理材の疲労特性に関連して，内部破壊に対する理解を十分なものとするために，SP 処理を施したばね鋼鋼材 SUP12 において，回転曲げ，軸荷重疲労試験で内部破壊を起こした試験片のフィッシュアイ起点部の観察を行い，以下のことが明らかとなった．

(1)　本試料においては，非金属介在物を起点としない内部破壊が支配的で，起点には比較的平坦で大きな領域が認められる場合と，細長い領域が認められる場合とがあった．

(2)　起点部の硬さ試験と組織観察の結果，起点部には旧オーステナイト粒界に沿って形成された不完全焼入れ組織 SQS が存在し，破壊は SQS と母相である焼戻しマルテンサイトの界面に沿って起こることがわかった．

(3)　破面上の寸法 $\sqrt{area}_{\mathrm{DEFECT}}$ が小さな SQS をフィッシュアイの起点とする場合，疲労破壊は 10^7 サイクル以上の高寿命側で起こり，起点となった SQS の周りに ODA が観察された．

(4)　ODA の形成を表す量として $\sqrt{area}_{\mathrm{ODA}}/\sqrt{area}_{\mathrm{DEFECT}}$ をとると，この値と疲労寿命の間には，起点が介在物か SQS かを問わずよい相関があり，両欠陥の周りに形成される ODA には相違がないもと考えられた．

(5)　起点となった欠陥の周りに ODA が存在する場合，起点が介在物か SQS かを問わず ODA 先端における応力拡大係数 ΔK_{ODA} は，硬さや欠陥寸法から推定される ΔK_{th} の傾向とよく一致した．

(6)　起点に見られる SQS の大きさの分布と ODA の有無から，SQS の関係する内部破壊は，非金属介在物の場合のように，軸方向への投影面積が大きい寸法であるものが起点になるとは限らないことが示された．

(7)　SQS の関係する破壊は，まず SQS と母相焼戻しマルテンサイトの界面のある一部で破壊が起こり，その後，界面全体に破壊が進む場合と，母相内に破壊が進む場合とがあった．前者の場合起点となった SQS の周りには ODA が存在せず，後者の場合には ODA が存在した．この両者の違いは，起点となった扁平な SQS と母相との界面の方向が，試験片軸方向に対しどのような関係にあるかによってもたらされたものと考えられた．

本研究は，ばね技術研究会（現：日本ばね学会）における「ショットピーニングの最適化に関する研究委員会」で得られた成果の一部に考察を加えたものである．記して謝意を表します．また，鈴木金属工業㈱鎗田　博氏，山田技術研究所山田凱朗氏には，不完全焼入れ組織に関連し種々アドバイスを頂いた．あわせて謝意を表します．

参　考　文　献

1）Y. Ochi and T. Sakai, “Fundamentals and recent topics on fatigue : III fatigue of metallic materials in the very high cycle regime”, Journal of the Society of Material Science, Japan, Vol.52, No.4, pp.433-439 (2003).

2）Y. Murakami, “Material fatigue : effects of small defects and nonmetallic inclusions”, p.17, pp.54-56, p.78 (1993) Yokendo Ltd..

3）M. Sugimoto, R. Ikeda, K. Satoh, K. Kanazawa and A. Tange, “Configurations of fish-eyes formed on fatigue fracture surfaces of a Shot peened spring steel equivalent to SUP12”, Journal of the Society of Material Science, Japan, Vol.56, No.12, pp.1118-1125 (2007).

4）T. Toriyama, Y. Murakami, T. Yamashita, K. Tsubota and K. Furumura, “Inclusion rating by statistics of extreme for electron beam remelted super clean bearing steel and its application to fatigue strength prediction”, The journal of the Iron and Steel Institute of Japan, Vol.81, No.10, pp.1019-1024 (1995).

5）Y. Kuroshima, M. Shimizu and K. Kawasaki, “Fracture mode transition in high cycle fatigue of high strength steel”, Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers, Vol.A-59, No.560, pp.1001-1006 (1993).

6）T. Abe, Y. Furuya and S. Matsuoka, “Significance of size and type of inclusions on giga-cycle fatigue in high-strength steels”, The journal of the Iron and Steel Institute of Japan, Vol.89, No.6, pp.711-717 (2003).

7）K. Shiozawa, “Research trends of very high cycle fatigue in high strength steels”, Nachi Tech Rep, Vol.14 No.A1-D1 Page.A1.1-A1.11 (2007).

8）Y. Murakami, T. Ueda, T. Nomoto and Y. Murakami, “Mechanism of superlong fatigue failure in the regime of $N>10^7$cycles and fractography of the fracture surface”, Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers, Vol.A-66, No.642, pp.311-319 (2000).

9）M. Tanino and S. Suzuki, “Tekkouzairyou no kagaku”, p.90 (2001) Uchida Roukakuho Publishing Co., Ltd..

10) T. Sakai, Y. Sato and N. Oguma, “Characteristic *S-N* property of high carbon chromium bearing steel under axial loading in long life fatigue”, Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers, Vol.A-67, No.664, pp.1980-1987 (2001).

11) J. Nagata, N. Guy and Y. Murakami, “Effect of hydrogen charge on fatigue strength of martensitic stainless steel”, Journal of the Society of Material Science, Japan, Vol.54, No.12, pp.1217-1224 (2005).