ばね鋼 SUP7 のギガサイクル疲労特性に及ぼす 試験片寸法の影響

古谷 佳之*

Specimen Size Effect on Gigacycle Fatigue Properties of SUP7 Spring Steels

Yoshiyuki FURUYA

Synopsis : Ultrasonic fatigue tests up to gigacycle regimes were conducted for two heats of SUP7 spring steels using $\phi 7 \times 20$ mm and $\phi 3$ mm specimens whose risk volumes were 912 and 33 mm³, respectively. As the result, the $\phi 7 \times 20$ mm specimens revealed much lower fatigue strength than the $\phi 3$ mm specimens, showing fish-eye fracture regardless of the specimen types. The fish-eye fracture origins were an Al₂O₃ inclusion in most cases, while in case of the $\phi 3$ mm specimens of heat C, a TiN inclusion and matrix itself also caused fish-eye fracture. The Al₂O₃ inclusion sizes of the $\phi 7 \times 20$ mm specimens were larger than those of the $\phi 3$ mm specimens, which was the reason why the $\phi 7 \times 20$ mm specimens showed lower fatigue strength. The minimum size of the Al₂O₃ inclusion observed at the fish-eye fracture origin was about 10 μ m. This implied that when the specimen contained no Al₂O₃ inclusion exceeding 10 μ m in the risk volume, a TiN inclusion or matrix itself could cause fish-eye fracture as in case of the $\phi 3$ mm specimens of heat C. These results meant that the effects of the specimen size were large in case of fish-eye fracture, recommending us to use large specimens, such as the $\phi 7 \times 20$ mm specimens, in conducting gigacycle fatigue tests on high-strength steel.

Key words : gigacycle fatigue; ultrasonic fatigue test; size effect; fish-eye fracture; inclusion.

1. 緒言

通常、疲労破壊は試験片の表面を起点とした表面破壊となり、鋼の場合には 10^7 回付近で明瞭な疲労限が観察される。ところが、引張強度が1200 MPa以上の高強度鋼¹⁾では介在物等を起点とした内部破壊^{2,3)}（フィッシュアイ破壊）が生じ、通常の疲労限が消滅する。この場合、S-N曲線は2段の折れ曲りとなり、折れ曲がり点以降では内部破壊が主となる⁴⁾。そのため、高強度鋼における疲労限の消滅は内部破壊の出現によるものと理解されている。この現象はギガサイクル疲労、或いは超高サイクル疲労と呼ばれ、盛んに研究が行われている⁵⁻⁹⁾。

疲労限が存在しない場合、 10^7 回までの繰返し数で十分とはいえないため、 10^9 回を超えるギガサイクル域までの疲労試験が求められるようになる。ところが、このようなギガサイクル疲労試験を行う際には、疲労試験に長期間を要することが問題となる。例えば 10^9 回までの疲労試験を考えた場合、比較的高速の100 Hzで試験を行ったとしても3~4ヶ月が必要となる。試験期間の短縮には、繰返し速度が20 kHzという通常よりも200倍以上速い速度で疲労試験を行うことができる超音波疲労試験¹⁰⁻¹⁴⁾が有効である。20 kHzで試験を行った場合には、1日で 10^9 に到達す

ることができる。しかし、超音波疲労試験に関しては繰返し速度が速すぎるため、繰返し速度の影響が懸念されていた。

そこで著者らは複数の高強度鋼を対象に超音波疲労試験を行い、繰返し速度の影響について検討を行った。その結果、内部破壊が生じる条件では繰返し速度の影響が小さく、通常の100 Hzでの疲労試験結果とよく一致する結果が得られた¹⁵⁻¹⁷⁾。同様の傾向は、Ti-6Al-4V合金でも確認されている¹⁸⁾。これらの結果は、“内部破壊が生じる”という限定された条件下ではあるが、超音波疲労試験により妥当な結果が得られることを示している。これは、 10^7 回以上の長寿命域での疲労破壊が主に内部破壊により生じることを同時に考慮すると、ギガサイクル疲労特性評価における超音波疲労試験の有効性を示した結果といえる。

一方、高強度鋼のギガサイクル疲労では寸法効果が大きいことが指摘されていた。すなわち、大きな試験片を用いた場合には、小さな試験片を用いた場合より疲労強度が低くなることが報告されていた^{16,17)}。そこで著者は、直径が3 mmの砂時計型が標準であった超音波疲労試験片の大型化に取組んだ。試験片を大型化するには危険体積²⁾を効率的に大きくするため、単純に試験片の直径を大きくするだけでなく、最小断面部に平行部を設けることを検討し

た^{19,20)}。超音波疲労試験の場合には、平行部付の試験片を用いても原理的には平行部内の応力は一樣とはならないが、応力分布を計算した結果、平行部内での応力の変化量は1%未満で、実用上は一樣とみなせることが分かった。また、危険体積が同程度の試験片を用いて超音波疲労試験と通常の油圧サーボ試験の結果を比較したところ、Fig. 1のように内部破壊域において両者はよく一致した。これらの結果は、超音波疲労試験において大型で平行部を有する試験片を用いた場合でも妥当な試験結果が得られることを示している。

また、前報^{19,20)}では高強度鋼のギガサイクル疲労特性に及ぼす試験片寸法の影響についても検討を行った。その結果、標準の直径3mmの試験片を用いた場合に比べ、直径が8mmでゲージ長さが10mmの平行部を有する試験片を用いた場合にはギガサイクル疲労強度が2割以上低下した。さらに、内部破壊起点となった介在物寸法を測定した結果、疲労強度が低い大きな試験片では大きな介在物が起点となっていたため、起点介在物寸法の違いから疲労強度低下の原因を説明できることが明らかとなった。ただし、これはある1材種の材料（低合金鋼SCM440）について得られた結果であるため、より確実な結論を得るためには複数の材料について繰返し確認していく必要がある。また、前報で用いた材料は真空溶解により作製したラボ材である上、内部破壊しやすい熱処理条件を選択した実験用のモデル材である。そのため、より実用的な材料について検討を行う必要がある。

以上のような背景から、本研究では前報で確立した大型試験片による超音波疲労試験法を活用し、より実用的な材料について試験片寸法の影響を検討した。供試材は2材種のばね鋼SUP7の熱間圧延丸棒であるが、一方は Al_2O_3 介在物を起点とした内部破壊が生じやすい材料で、他方は内部破壊自体が生じにくく、内部破壊が生じた場合の起点は Al_2O_3 介在物だけでなく、TiN介在物や組織割れが混在する材料である²¹⁾。また、超音波疲労試験結果の妥当性は前報で既に確認されているため、今回は超音波疲労試験のみを実施した。

2. 実験方法

2.1 供試材

Table 1に供試材の化学成分を示す。供試材はばね鋼の2材種²¹⁾であるが、いずれも素材直径が20~22mmの熱間圧延丸棒である。熱処理は、1118K×30min、油冷で焼入れを行った後、703K×60min、水冷で焼き戻しを行った。熱処理後の機械的性質は、ヒートBでは引張強度が1730MPa、ビッカース硬さがHV528で、ヒートCでは引張強度が1736MPa、ビッカース硬さがHV525であった。また、組織はいずれも焼戻しマルテンサイトであった。

Fig. 1. Ultrasonic fatigue test results using a enlarged specimen having a straight section.¹⁹⁾

Table 1. Chemical compositions of the SUP7 spring steels.

Heat	Element (mass %)						
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo
B	0.59	1.99	0.92	0.027	0.010	0.15	<0.01
C	0.61	2.05	0.86	0.019	0.014	0.16	<0.01

Fig. 2. Profiles of ultrasonic fatigue test specimens in mm. V_0 indicates a risk volume of the specimens.

2.2 疲労試験

疲労試験は超音波疲労試験により繰返し速度 20 kHzで行い、 10^{10} 回までを目標とした。その際、破断しなかった試験片についても介在物寸法を確認するために、試験終了後により高い応力振幅で強制的に内部破壊させた¹⁵⁾。超音波疲労試験の際には試験片の発熱を防ぐために空冷を行ったが、大型の試験片を用いる際には間欠試験¹⁴⁾も併せて行った。その際、試験片の表面温度を放射温度計で測定し、間欠試験の条件は試験片の表面温度が30℃未満となるように設定した。疲労試験は室温大気中で行い、応力比の条件は $R=-1$ とした。

Fig. 2に試験片形状を示す。試験片は大型で平行部を有する $\phi 7 \times 20$ mm試験片と通常の $\phi 3$ mm試験片の2種類を使用した。最大応力の90%以上が作用する領域と定義した危険体積は、前者が 912 mm^3 、後者が 33 mm^3 である。なお、試験部の最終仕上げは、ダイヤモンドペーストによるバフ

Fig. 3. Ultrasonic fatigue test results. All specimens ended in fish-eye fracture.

研摩とした。また、試験後の破面はFE-SEMにより観察し、内部破壊の場合にはEDAX分析により起点の種類を特定した。

3. 実験結果

3.1 疲労試験結果

Fig. 3に疲労試験結果を示す。全ての試験片は内部破壊となったが、内部破壊起点がTiN介在物だった場合にはプロット点にTの記号を付し、組織割れであった場合にはMの記号を付した。記号を付していないプロット点は全て Al_2O_3 介在物を起点として内部破壊した結果である。ヒートBとCでは違う記号でプロット点を示しているが、いずれの場合も $\phi 7 \times 20 \text{ mm}$ 試験片の結果を黒塗りの記号で示し、通常の $\phi 3 \text{ mm}$ 試験片を白抜きの記号で示した。また、Fig. 4に内部破壊破面起点付近の代表的様相を示す。Fig. 4では Al_2O_3 介在物、TiN介在物、組織割れのそれぞれが起点となった破面を示しているが、組織割れに関してはファセットのような様相²²⁾は認められない。そのため、組織割れとみなした破面に関してはTiN介在物が破面直下に隠れている可能性²³⁾もある。

Fig. 3では、ヒートBとCのいずれの場合も、 $\phi 7 \times 20 \text{ mm}$ 試験片による結果の方が低い疲労強度を示している。 $\phi 3 \text{ mm}$ 試験片の結果に対する疲労強度の低下量は2~3割程度であるため、大きな疲労強度の低下といえる。ヒート間で疲労強度をするとヒートCのほうが高い疲労強度を示しているが、ヒートBの $\phi 3 \text{ mm}$ 試験片による結果とヒートCの $\phi 7 \times 20 \text{ mm}$ 試験片による結果は同程度の疲労強度を示し、同一のS-N線図上にプロットした場合には両者はほぼ重なった。内部破壊起点に着目すると、ヒートBに関しては $\phi 3 \text{ mm}$ 試験片と $\phi 7 \times 20 \text{ mm}$ 試験片のいずれも場合も全て Al_2O_3 介在物であった。一方、ヒートCに関しては $\phi 3 \text{ mm}$ 試験片の場合には Al_2O_3 介在物以外にもTiN介在物や組織割れが混在していたのに対して、 $\phi 7 \times 20 \text{ mm}$ 試験片

(a) Al_2O_3 inclusion

(b) TiN inclusion

(c) Matrix

Fig. 4. Typical fracture surface at around fish-eye fracture origin. (a) is a $\phi 7 \times 20 \text{ mm}$ specimen of heat C broken at 2.2×10^9 cycles at 740 MPa. (b) is a $\phi 3 \text{ mm}$ specimen of heat C broken at 4.8×10^9 cycles at 860 MPa. (c) is a $\phi 3 \text{ mm}$ specimen of heat C broken at 1.4×10^8 cycles at 860 MPa.

の場合には全て Al_2O_3 介在物であった。

3.2 破壊起点位置の測定結果

$\phi 7 \times 20 \text{ mm}$ 試験片について破壊起点位置を測定し、応力振幅に対してプロットした結果をFig. 5に示す。Fig. 5では破面の面内での起点位置、すなわち、内部破壊の起点の表面からの距離と、試験片の軸方向での起点位置、すなわ

Fig. 5. Location of fracture sites in ultrasonic fatigue tests with $\phi 7 \times 20$ mm specimens. GL indicates an edge of the straight section and $0.9\sigma_a$ indicates a cross-section suffering from 90% of the maximal stress amplitude.

Fig. 6. Inclusion sizes at a fish-eye fracture origin plotted on a Gumbel probability paper.

ち、平行部中央から起点までの距離の2種類について測定を行った。このような測定を行うことにより、試験片内部での発熱の影響と応力分布の計算結果の妥当性について検討することができる。前者については、試験片の表面温度が 30°C 以下となるように間欠試験の条件を設定しているが、試験片内部については温度を確認することができない。しかし、試験片内部で疲労特性に影響を与えるような顕著な温度上昇があった場合には、温度上昇により強度が低下した試験片中心付近に内部破壊起点が集中するはずである。後者については、計算上は平行部内での応力はほぼ一様となるが、このような応力分布の計算が妥当ではなかった場合には平行部の中央付近に起点が集中するような傾向になるはずである。なお、Fig. 5では未破断の試験片について高い応力で強制的に内部破壊させた結果もプロットしているが、その際には強制破断させた高応力を横軸の応力振幅として採用した。

Fig. 5では、破壊起点位置はいずれの場合も応力振幅によらずランダムな分布となっている。すなわち、前段で説明したような破壊起点位置がいずれかの場所に集中する傾

向は認められない。従って、 $\phi 7 \times 20$ mm試験片の結果では試験片内部での発熱や応力分布の計算結果の妥当性といった問題はないことが確認できた。 $\phi 3$ mm試験片については破壊起点位置の測定は行っていないが、直径が細いほうが内部と表面の温度差は小さいので、やはり内部での発熱はないと考えられる。以上の結果は、今回の超音波疲労試験結果の妥当性を示すものである。

3.3 起点介在物寸法の測定結果

内部破壊起点となった介在物寸法を極値確率紙上にプロットした結果をFig. 6に示す。 Al_2O_3 介在物寸法については、Fig. 3と同様にヒートBの結果を丸印(●, ○)、ヒートCの結果をひし形の記号(◆, ◇)で示し、 $\phi 7 \times 20$ mm試験片の結果を黒塗り、 $\phi 3$ mm試験片の結果を白抜きとした。ヒートCの $\phi 3$ mm試験片で出現したTiN介在物と組織割れについては×印で示したが、組織割れについては便宜的に介在物寸法をゼロとした。

Al_2O_3 介在物寸法に着目すると、ヒートBとCのいずれの場合も $\phi 7 \times 20$ mm試験片のほうが介在物寸法は大きい傾向となっている。ヒート間の比較ではヒートCのほうが介

在物寸法は小さい傾向となっており、疲労強度と同様にヒートBの $\phi 3$ mm試験片とヒートCの $\phi 7 \times 20$ mm試験片の介在物寸法は同程度で、同一の極値確率紙上にプロットした場合には両者はほぼ重なる。従って、Fig. 3で観察された疲労強度の違いは、内部破壊起点となった Al_2O_3 介在物寸法の違いに対応している。また、Fig. 6(b)のヒートCの $\phi 3$ mm試験片の結果に着目すると、内部破壊起点として出現した Al_2O_3 介在物寸法の下限は $10 \mu\text{m}$ 程度であることが分かる。この結果は、試験片中に $10 \mu\text{m}$ 以上の Al_2O_3 介在物が存在した場合には Al_2O_3 介在物が内部破壊の起点となり、存在しなかった場合にはTiN介在物や組織割れが起点になると解釈できる。すなわち、 $\phi 3$ mm試験片は危険体積が小さいため介在物寸法が小さいヒートCでは $10 \mu\text{m}$ 以上の Al_2O_3 介在物が存在しない試験片が半数程度あったが、危険体積が大きい $\phi 7 \times 20$ mm試験片を用いた場合には全ての試験片に $10 \mu\text{m}$ 以上の Al_2O_3 介在物が存在したと考えられる。

TiN介在物に関しては、破面上で測定した介在物寸法はいずれも $10 \mu\text{m}$ 以下である。TiN介在物の場合には破面上に介在物全体が出現するとは限らないため²³⁾、真の介在物寸法はもっと大きい可能性はあるが、大きくてもせいぜい $10 \mu\text{m}$ 程度と見込まれる。

4. 考察

4.1 疲労強度に及ぼす試験片寸法の影響

本研究では非常に大きな寸法効果が観察され、試験片寸法の増加に伴い、疲労強度は大きく低下した。疲労強度に対して寸法効果が現れる原因として、従来から2つの要因が考えられてきた。一つは応力勾配の影響で、もう一つは局所的な疲労強度の確率論的なばらつきによるものである²⁴⁾。通常、疲労強度に対する寸法効果は切欠き材の場合に大きく、荷重の種類では回転曲げの場合に顕著に現れる²⁵⁾。これは応力勾配の影響から説明される。すなわち、応力勾配がある場合の疲労強度は最大応力だけでなく応力分布も影響することが知られているが、切欠き材や回転曲げ試験等では試験片寸法が大きくなると応力勾配が緩やかになるため疲労強度が低下すると理解されている。そのため、応力勾配のない軸荷重の疲労試験では寸法効果は非常に小さくなり、回転曲げ試験と比較すると疲労強度は低くなる。また、このような応力勾配の影響は材料の強度にも依存し、強度の低い材料ほど顕著に現れる²⁶⁾。換言すれば、高強度の鋼の場合には応力勾配の影響は小さく、応力勾配による寸法効果や回転曲げ試験と軸荷重試験の差は無視できるほど小さくなる²⁷⁾。一方、局所的な疲労強度のばらつきの影響に関しては、ワイブル分布関数を用いて評価する方法が報告されている²⁸⁾。以上は通常の表面破壊の場合の寸法効果について議論されてきたものである。

それに対して、今回は内部破壊の場合に顕著な寸法効果が現れているので、従来とは全く違ったアプローチが必要となる。まず、応力勾配の影響については、今回は超音波疲労試験により評価しているためそもそも当てはまらない。超音波疲労試験は軸荷重試験の一種であるため、応力勾配は存在しない。また、用いた供試材は1800 MPa級の高強度鋼であるため、応力勾配の影響は無視できる材料である。そのため、広義の意味で解釈すれば局所的な疲労強度のばらつきの影響ということになるが、ワイブル分布関数を用いて評価するやり方は適当ではない。ワイブル分布関数を用いた評価では実際には存在しない微小なき裂の存在を仮定して強度の分布を求めているが、内部破壊の場合には介在物が起点となるため、より確定論的な評価が可能である。事実、今回の実験における疲労強度の低下は、起点となった介在物寸法の増加とよく対応している。従って、内部破壊の場合の寸法効果を評価する際には介在物寸法をパラメータとした評価を行うべきである。

具体的には、介在物寸法をパラメータとした疲労強度の評価を行う際には、次の2つの段階を踏む必要がある。

- ①介在物寸法に対応したギガサイクル疲労強度を求める。
- ②素材の中に存在する最大の介在物寸法を求める。

①に関しては、内部欠陥寸法と疲労強度との相関を示した村上の式が有名である²⁾。村上の式は簡便に評価できる上、比較的よい予測を与えることから広く用いられている。また、著者らは製造法の違う複数の材料について系統的なギガサイクル疲労試験を実施し、ギガサイクル疲労強度と介在物寸法の相関を実験的に求めた²⁹⁾。このように①に関しては大よその見通しは立っているが、精度の高い予測を行うためにはより広範な条件で実験結果を収集し、予測式や線図を改良していく必要がある。②に関しては、極値統計に基づく評価法が有力視されている。極値統計に基づく評価法は実用性が高いため、近年、ASTM E 2283として標準化された³⁰⁾。ただし、極値統計により予測された最大介在物寸法がどの程度の精度を持っているかについては検証ができていないのが現状である。この点については次節において詳しく述べる。以上のように、①と②の段階を完成させることにより、内部破壊の場合の寸法効果を考慮したギガサイクル疲労特性の評価が可能となる。

ここで、注意が必要な点は内部破壊の場合の疲労試験結果の解釈である。通常の表面破壊の場合であれば、ある材料の疲労強度を求めれば、同種の材料の疲労強度を求めることができる。ところが、内部破壊の場合にはある介在物寸法に対する疲労強度を求めているにすぎないので、同種の材料でもロットによって介在物寸法のばらつきがあれば疲労強度を求めることはできない。さらには、同一ロットの材料であっても、疲労試験で起点となった介在物寸法と実際の介在物寸法の最大値との違いが大きければやはり疲労強度を求めることはできない。このように、内部破壊の

場合には疲労試験により求めた疲労強度が、必ずしもその材料の普遍的な疲労強度とは言い切れないことが注意すべき点である。この問題を解決するためには前述のような評価法を確立する必要があるが、現状では完成には至っていない。そこで、当面の解決策として、内部破壊が生じる場合にはできるだけ危険体積が大きな試験片を用いて疲労強度を評価することが推奨される。今回用いた $\phi 7 \times 20$ mm試験片でも十分な大きさとは言い切れないが、少なくとも $\phi 3$ mm試験片を用いた場合よりも安全側の結果となる。また、このような疲労試験結果を鋼種や強度レベルだけでなく、製造条件の観点からも整理しながら蓄積していく必要がある。

4・2 起点介在物寸法に及ぼす試験片寸法の影響

疲労試験において介在物を起点とした内部破壊が生じた場合には、危険体積中で最も大きな介在物が起点として出現するため、起点となった介在物寸法を測定すれば自動的に介在物寸法の極値分布が求まる。最大介在物寸法を求めるためには極値統計法²⁾が最も有効な手法であるため、鋼の介在物検査を行う上で内部破壊破面は有力な情報源である。さらに、超音波疲労試験を用いることにより内部破壊破面を容易に作成することができるため、超音波疲労試験は介在物検査の面からも有効なツールである^{31,32)}。超音波疲労試験を介在物検査として見た場合も、試験片の危険体積が極値統計の基準体積 V_0 となるため、危険体積が大きな試験片を用いたほうがより精度が高くなる。このことは、Fig. 6において大きな試験片の方が大きな介在物を検出していることから確認できる。

このように起点介在物寸法に対する試験片寸法の影響も重要な要素であるが、最初に危険体積の違う試験片間の起点介在物寸法の違いを極値統計により説明し得るかにについて検証する。ここでは、 $\phi 3$ mm試験片と $\phi 7 \times 20$ mm試験片のいずれを用いた場合も全て Al_2O_3 介在物が起点となったヒートBの結果を用いて検証する。まず、Fig. 6(a)の○印で示した $\phi 3$ mm試験片の起点介在物寸法について極値確率紙上での回帰直線を求めると次のようになる。

$$\sqrt{\text{area}} = 8.708y + 24.816, \quad V_0 = 33 \text{ mm}^3 \cdots \cdots (1)$$

ここで、次式により基準化変数 y と再帰期間 T を求めて式(1)に代入することにより、ある体積 V について最大介在物寸法を予測することができる。

$$y = -\ln[-\ln\{(T-1)/T\}], \quad T = (V+V_0)/V_0 \cdots \cdots (2)$$

これらの式を用いて $\phi 7 \times 20$ mm試験片の危険体積である 912 mm^3 について最大介在物寸法を予測すると $53.9 \mu\text{m}$ となる。一方、 $\phi 7 \times 20$ mm試験片の起点介在物寸法の平均値は $49.7 \mu\text{m}$ である。両者は確率論的に同一条件として比較することができるが、非常に近い値となっている。従って、ヒートBにおける $\phi 3$ mm試験片と $\phi 7 \times 20$ mm試験片の起点

介在物寸法の違いは極値統計により説明できることが分かる。

このことは、ヒートBの場合には $\phi 3$ mm試験片と $\phi 7 \times 20$ mm試験片のいずれの結果を用いても同じ予測結果が得られることを意味している。すなわち、介在物評価の観点からは大きな試験片を用いることのメリットは小さいように見える。しかし、介在物寸法が小さいヒートCの場合には3・3節で述べたように $10 \mu\text{m}$ 以下の Al_2O_3 介在物に関する結果が得られていない。そのため、ヒートCの場合には $\phi 3$ mm試験片の結果では信頼できる回帰直線を得ることができない。従って、ヒートCのように介在物寸法が小さい鋼まで評価することを考慮すれば、介在物評価の観点からも精度が高い大きな試験片を用いるべきである。

次に、ある体積(重量)の鋼材について実際に最大介在物寸法を予測し、極値統計による予測の妥当性について検討する。ヒートBについては $\phi 3$ mm試験片と $\phi 7 \times 20$ mm試験片のいずれの結果を用いても同じ予測が得られるため、 $\phi 3$ mm試験片の結果である式(1)を用いて予測する。一方、ヒートCについては $\phi 3$ mm試験片の結果では信頼できる予測ができないため、 $\phi 7 \times 20$ mm試験片の結果について以下のように回帰直線を求めた。

$$\sqrt{\text{area}} = 8.155y + 25.096, \quad V_0 = 912 \text{ mm}^3 \cdots \cdots (3)$$

式(1)~(3)を用いて、 10^9 mm^3 (約8トン)の鋼材について最大介在物寸法を予測するとヒートBでは $174.8 \mu\text{m}$ 、ヒートCでは $138.5 \mu\text{m}$ となる。このように予測される介在物寸法は非常に大きい。試験片寸法を大きくすると極値統計による予測通りに起点介在物寸法が大きくなる点を考慮すると、非現実的な予測とは言い切れない。しかし、予測の精度を厳密に検証するためには8トンの鋼材中に含まれる介在物を全て調査する必要があるため、予測精度の検証は現実的には不可能である。このように極値統計を用いることにより介在物評価のおおよそ道筋はできているものの、最終的な予測精度の検証ができない点が現在の介在物評価が抱える大きな問題である。

今回は8トンの鋼材について予測を行ったが、極値統計による予測では式(1)と(2)から理解できるように、予測対象の体積 V を無限大に大きくすれば予測寸法はどこまでも大きくなる。ここで持ち上がる疑問は、介在物寸法には物理的な上限値は存在しないのかという点である。大きな介在物は浮力が大きくなるため、優先的に浮遊除去される。そのため、介在物寸法に物理的な上限値が存在する可能性は極めて高い。ここで、介在物寸法に上限値が存在した場合、極値分布がどのように変化するかを考えてみる。Fig. 7に極値プロットの模式図を示すが、介在物寸法に上限値がない場合はFig. 7(a)のように基準体積 V_0 を増加させていくと極値プロットは同じ傾きのまま平行移動し、介在物寸法はどこまでも大きくなっていく。それに対して、上限値

Fig. 7. Schematic illustrations of extreme value plots under increasing control volume V_0 . (a) is a case that the inclusion size has no upper limitation. (b) is a case that the upper limitation exists.

が存在する場合にはFig. 7(b)のように基準体積をある程度大きくすると極値プロットが折れ曲がるようになり、基準体積を十分に大きくした場合には急峻な傾きの極値プロットへと移行する。極値プロットの傾きが急峻となることは、ばらつきが極めて小さくなり、ほぼ一定値となることを意味する。すなわち、介在物寸法の上限值に達したことになる。仮にこのような介在物寸法の上限值が存在し、その上限値を介在物検査で求めることができるようになれば、前述の介在物評価における大きな問題が解決することになる。

現状ではFig. 6から分かるように、基準体積を $V_0=912 \text{ mm}^3$ まで大きくしても極値プロットは同じ傾きを保ったまま平行移動している。従って、介在物寸法に上限値が存在するか否かは不明であるため、基準体積（試験片寸法）をさらに大きくすることが今後の課題となる。その際には、Fig. 7(b)の $V_0=V_{03}$ に相当する大きさまで基準体積を大きくすることは極めて困難と考えられるため、 $V_0=V_{02}$ に相当する大きさを目標とすることが現実的である。

5. 結論

本研究では、2材種のばね鋼SUP7（ヒートBとC）について超音波疲労試験を実施し、試験片寸法の影響について検討した。用いた試験片は、危険体積が $V_0=912 \text{ mm}^3$ となる $\phi 7 \times 20 \text{ mm}$ 試験片と $V_0=33 \text{ mm}^3$ となる通常の $\phi 3 \text{ mm}$ 試験片の2種類である。その結果、次のような結論を得た。

(1) 全ての試験片が内部破壊となったが、ヒートBとCのいずれの場合も $\phi 3 \text{ mm}$ 試験片より $\phi 7 \times 20 \text{ mm}$ 試験片のほうが低い疲労強度を示し、明瞭な寸法効果が観察された。また、内部破壊起点は大半が Al_2O_3 介在物であったが、ヒートCの $\phi 3 \text{ mm}$ 試験片ではTiN介在物や組織割れが混在した。

(2) 内部破壊起点の位置を測定した結果、応力振幅によらずランダムな分布となっていたため、試験片内部での

発熱や応力分布の妥当性のいずれも点も問題ないことが確認された。

(3) 内部破壊起点となった Al_2O_3 介在物の寸法は $\phi 3 \text{ mm}$ 試験片より $\phi 7 \times 20 \text{ mm}$ 試験片のほうが大きい傾向となり、疲労強度の違いと対応していた。また、 Al_2O_3 介在物寸法の下限は $10 \mu\text{m}$ 程度であったことから、ヒートCの $\phi 3 \text{ mm}$ 試験片では $10 \mu\text{m}$ 以上の Al_2O_3 介在物が存在しなかった場合にTiN介在物や組織割れが起点となったと考えられた。

(4) 内部破壊の場合には介在物寸法をパラメータとした寸法効果の評価を行うべきであるが、そのためには介在物寸法に対応したギガサイクル疲労強度をあらかじめ求めた後、鋼材中の最大介在物寸法を求めるという2つの段階を踏む必要があると考えられた。ただし、当面の対策としては、介在物を起点とした内部破壊が生じる場合にはできるだけ大きな試験片を用いて疲労強度を評価すべきと考えられた。

(5) 起点介在物寸法の違いは極値統計により説明できることが明らかとなった。ただし、ヒートCのように介在物寸法が小さい鋼まで評価することを考慮すると、介在物を評価する際にもできるだけ大きな試験片を用いるべきと考えられた。また、今後の課題として、大きな鋼材について最大介在物寸法を予測した場合の予測結果の妥当性や介在物寸法の上限値の有無について調査する必要があると考えられた。

文 献

- 1) K.Kanazawa, T.Abe and S.Nishijima: NRIM Fatigue Data Sheet Technical Document, No. 9, National Research Institute for Metals, Tokyo, (1989).
- 2) 村上敬宜: 金属疲労 微小欠陥と介在物の影響, 養賢堂, 東京, (1993), 73.
- 3) P.H.Frith: *J. Iron Steel Inst.*, **180** (1955), 26.
- 4) H.Emura and K.Asami: *Trans. JSME*, **55-509** (1989), 45.
- 5) S.Nishijima and K.Kanazawa: *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.*, **22** (1999), 601.
- 6) Y.Murakami, T.Nomoto and T.Ueda: *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.*, **22** (1999), 581.
- 7) T.Sakai, M.Takeda, K.Shiozawa, Y.Ochi, M.Nakajima, T.Nakamura and N.Oguma: *J. Soc. Mater. Sci.*, **49** (2000), 779.
- 8) T.Nakamura, M.Kaneko, T.Noguchi and K.Jinbo: *Trans. JSME Ser. A*, **64-623** (1998), 1820.
- 9) Y.Akiniwa, K.Tanaka and A.Nakatsu: *Trans. JSME Ser. A*, **70-696** (2004), 1036.
- 10) W.P.Mason: *J. Acoust. Soc. Am.*, **28** (1956), 1207.
- 11) H.Ishii, R.Ebara, Y.Yamada and Y.Minakawa: *J. Soc. Mater. Sci.*, **42** (1993), 1218.
- 12) C.Bathias: *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.*, **22** (1999), 559.
- 13) S.E.Stanzl-Tschegg: *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.*, **22** (1999), 567.
- 14) H.Mayer: *Int. Mater. Rev.*, **44** (1999), 1.
- 15) Y.Furuya, S.Matsuoka, T.Abe and K.Yamaguchi: *Scr. Mater.*, **46** (2002), 157.
- 16) T.Abe, Y.Furuya and S.Matsuoka: *Tetsu-to-Hagané*, **88** (2002), 786.
- 17) Y.Furuya, T.Abe and S.Matsuoka: *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.*, **26** (2003), 641.
- 18) E.Takeuchi, Y.Furuya, N.Nagashima, K.Miyahara and S.Matsuoka: *Trans. JSME Ser. A*, **70-696** (2004), 1124.

- 19) Y.Furuya: *Trans. JSME Ser. A*, **73-732** (2007), 957.
- 20) Y.Furuya: *Scr. Mater.*, **58** (2008), 1014.
- 21) T.Abe, Y.Furuya and S.Matsuoka: *Trans. JSME Ser. A*, **70-696** (2004), 1050.
- 22) T.Abe, Y.Furuya and S.Matsuoka: *Trans. JSME Ser. A*, **67-664** (2001), 1988.
- 23) Y.Furuya, S.Matsuoka and S.Takagi: *Trans. JSME Ser. A*, **68-665** (2002), 41.
- 24) 日本材料学会編：疲労設計便覧，養賢堂，東京，(1995)，18.
- 25) H.Ohuchida: *J. JSME*, **62-484** (1959), 722.
- 26) E.Siebel and M.Stieler: *VDI-Z*, **97** (1955), No. 5, 121.
- 27) Y.Furuya, S.Matsuoka, S.Shimakura, T.Hanamura and S.Torizuka: *Tetsu-to-Hagané*, **92** (2006), 46.
- 28) Y.Ito and Y.Fukuda: *Trans. JSME Ser. A*, **65-639** (1999), 2259.
- 29) Y.Furuya, H.Hirukawa, T.Kimura and M.Hayaishi: *Metall. Mater. Trans. A.*, **38 A** (2007), 1722.
- 30) ASTM standards, E 2283, (2003).
- 31) Y.Furuya, S.Matsuoka and T.Abe: *Tetsu-to-Hagané*, **88** (2002), 643.
- 32) Y.Furuya, S.Matsuoka and T.Abe: *Metall. Mater. Trans. A*, **34 A** (2003), 2517.