

## 鋼の疲労強度に及ぼす非金属介在物の影響の定量的 評価に関する研究

鳥山, 寿之

<https://doi.org/10.11501/3075520>

---

出版情報 : 九州大学, 1993, 博士 (工学), 論文博士  
バージョン :  
権利関係 :

鋼の疲労強度に及ぼす非金属介在物の  
影響の定量的評価に関する研究

鳥 山 寿 之

①

鋼の疲労強度に及ぼす非金属  
介在物の影響の定量的評価に  
関する研究

平成 5 年 1 1 月

鳥 山 寿 之

## 目 次

	頁
第 1 章 序 論	1
第 1 章の参考文献	9
第 2 章 疲労限度に及ぼす各種人工微小欠陥および 微小欠陥の相互干渉効果の影響	
2・1 緒言	12
2・2 使用材料および実験方法	13
2・3 各種人工微小欠陥の作成	16
2・3・1 き裂材	16
2・3・2 連結穴材	18
2・3・3 単独微小穴材	18
2・3・4 複数穴材	18
2・4 微小欠陥・介在物を含む鋼の疲労限度 の予測式	22
2・5 き裂・連結穴および単独穴材の疲労限度 の比較	23
2・6 疲労限度に及ぼす複数穴の干渉効果の 影響	26
2・7 複数欠陥の干渉効果の評価基準	29
2・8 球状黒鉛鑄鉄の黒鉛の干渉効果	37
2・9 まとめ	41
第 2 章の参考文献	43

第 3 章	高強度鋼の疲労強度に及ぼす介在物の影響	
3・1	緒言	45
3・2	介在物の影響に関するこれまでの研究：特に寸法と形状の影響	46
3・3	使用材料および実験方法	47
3・3・1	ばね鋼 S A E 9 2 5 4	47
3・3・2	軸受鋼 S U J 2	50
3・4	疲労試験結果と予測疲労限度の比較	52
3・4・1	ばね鋼 S A E 9 2 5 4	52
3・4・2	軸受鋼 S U J 2	61
3・5	介在物の化学組成の影響	66
3・5・1	ばね鋼 S A E 9 2 5 4	66
3・5・2	軸受鋼 S U J 2	69
3・6	まとめ	71
	第 3 章の参考文献	73
第 4 章	J I S 点算法による清浄度評価の問題点と極値統計法による介在物評価	
4・1	緒言	74
4・2	使用材料および実験方法	78
4・3	J I S 点算法と極値統計法による測定結果とその比較	79
4・4	大きい体積中に存在しうる大きい介在物の推定とその重要性	83
4・4・1	軸受鋼 S U J 2	85
4・4・2	ばね鋼 S A E 9 2 5 4	88

4 · 5	疲労強度のばらつきの幅の下限值の予測と 実験値	91
4 · 5 · 1	軸受鋼 S U J 2	92
4 · 5 · 2	ばね鋼 S A E 9 2 5 4	95
4 · 6	まとめ	98
	第 4 章の参考文献	101
第 5 章	介在物寸法分布の極値統計データベース 作成と高強度鋼の疲労限度推定への応用	
5 · 1	緒言	103
5 · 2	最大介在物寸法 $\sqrt{\text{area}_{\text{max}}}$ の極値統計 データベース	104
5 · 3	最大介在物寸法 $\sqrt{\text{area}_{\text{max}}}$ を尺度とした 高強度鋼の疲労限度の比較	106
5 · 4	検査基準体積 $V_0$ の定義	125
5 · 5	曲げ荷重に対する危険体積 $V$ の推定方法	127
5 · 6	回転曲げ荷重に対する危険体積 $V$ の 推定方法	127
5 · 7	引張圧縮荷重に対する危険体積 $V$ の 推定方法	131
5 · 8	疲労限度の下限值推定と実験結果の 比較例	131
5 · 9	まとめ	138
	第 5 章の参考文献	140
第 6 章	結 言	141
	謝 辞	146

## 第 1 章 序 論

一般に、ビッカース硬度  $H_v$  が  $H_v = 400$  以下の低中強度鋼は、硬度に比例して疲労強度が上昇する。しかしながら、鋼の硬度を  $H_v = 400$  以上の高硬度域まで上昇させると疲労強度は単純に硬度に比例せず、ばらつきも大きくなることが知られている。この高強度鋼特有の疲労現象は 1951 年に Garwood らによって初めて指摘された<sup>(1)</sup>。今日では、高強度鋼の疲労強度がばらつく原因は、微小欠陥や非金属介在物（以下、介在物と呼ぶ）が疲労破壊の起点になるためであることが知られている。しかし、疲労破壊の起点になる微小欠陥や介在物の大きさ、形状、位置は様々であり、これらが複雑に絡み合っただ疲労強度が決まっている。微小欠陥や介在物を起点とする疲労破壊現象は複雑であるため、これまで高強度鋼の疲労強度に及ぼす介在物の影響を定量的に明らかにすることを試みた研究は、最近の村上らの一連の研究<sup>(2)-(5)</sup>を除いてはほとんどみあたらない状況にある<sup>(6)-(11)</sup>。

高強度鋼を使用するユーザーからみれば、このような疲労強度のばらつきは、高強度鋼に対する信頼性を落とす原因にもなっている。また、高強度鋼を使用した機械要素や機械構造物の高負荷化にともなって、高強度鋼の信頼性に対するユーザー側の要求はますます厳しくなっている<sup>(12)</sup>。そのため、製鋼メーカーにとっては、高強度鋼の疲労強度に及ぼす介在物の影響を把握し、制御する方法を見いだすことが重要課題の 1 つになっ

ている<sup>(13)</sup>。

これまで、鋼の清浄度を上げれば疲労強度が向上すると言われてきたので、製鋼メーカーは介在物の低減に努力を重ねてきた。その結果、鋼に含まれる介在物は著しく低減され、疲労強度も相対的に改善された。しかし、現在でも高強度鋼の疲労強度を支配する介在物の決定的因子が不明確なままなので、製鋼メーカーは独自の経験や従来からの介在物評価法に頼って、疲労強度改善のための介在物制御の指針を決めなければならない状況にある<sup>(13)</sup>。従来の介在物評価法は、数、化学組成、大きさなどの評価に便利な因子をカウントするだけで、介在物を起点とする疲労破壊機構の詳細な分析結果を反映していない。これを基本にした介在物評価法の改善や拡張は疲労問題の根本的な解決にはならない。このような事情で、介在物が高強度鋼の疲労強度に及ぼす影響を考える上で本質的に重要な幾つかの問題点が未解決のまま残されてきたばかりでなく、鋼の品質向上にともない新たな問題点も生じてきた。それらを具体的に述べれば、以下のようなになる。

第1の問題点は、疲労強度に及ぼす介在物の寸法、形状、位置の影響である。実際に、疲労破壊の起点になる介在物の寸法、形状、位置は様々である。また、同じ介在物でも基地組織の硬さによって悪影響を及ぼすこともあり、及ぼさないこともある。実際には、これらの複数の因子が互いに影響を及ぼし合っ

て高強度鋼の疲労強度が決まっている。

これまでの介在物評価法としては、介在物の数や形状をカウ



ントする方法<sup>(14)</sup>、J I S点算法<sup>(15)</sup>、A S T M法<sup>(16)</sup>などがある。しかし、これらの方法は介在物が疲労強度に及ぼす影響を評価する方法としては合理的なものではないことが指摘されている。

村上らは<sup>(2)、(17)-(20)</sup>、微小欠陥が疲労強度に及ぼす影響を定量的に評価するために、直径 $40\mu\text{m} \sim 500\mu\text{m}$ の微小ドリル穴、ピッカース圧こん、極めて浅い円周切欠きなどの各種人工微小欠陥を試験片表面に導入し、それぞれの試験片の疲労限度を調べた。この一連の計画的な研究により、疲労限度を支配するのは、「基地組織のピッカース硬さHv」と「微小欠陥の代表寸法、すなわち最大引張り応力方向への投影面積の平方根 $\sqrt{\text{area}}$ 」であることを明らかにした。そして、この2つのパラメータを用いて疲労限度の予測式を作成した。

鉄鋼材料の疲労限度はき裂発生の限界の応力ではなく、発生したき裂が基地組織中をわずかに伝ばして停留する限界の応力である<sup>(17)(18)</sup>。介在物が疲労破壊の起点になる場合も疲労限度は、界面や介在物自体にき裂が発生する限界の応力ではなく、発生したき裂が基地組織中を若干伝ばして停留する限界の応力と考えるのが妥当である。介在物と基地組織の間の界面や介在物自体にき裂が発生すれば<sup>(21)-(23)</sup>、介在物の部分は応力が解放されるから、介在物は欠陥や空洞と力学的に等価であると考えられることができる。

村上らは、以上の考察に基づいて、微小欠陥に対する疲労限度の予測式を、介在物を起点とする疲労破壊問題に適用して、

介在物の大きさ，形状，位置が疲労強度に及ぼす影響を定量的に評価することを提案している<sup>(2)-(4)</sup>。

第2の問題点は，鑄造材や圧延材でみられる集合欠陥や集合介在物の疲労干渉効果を評価する方法が確立されていないことである<sup>(24)</sup>。第1の問題点で指摘したように，単独の欠陥や介在物に対する定量的評価法が提案されているため，これを基礎にして複数の欠陥や介在物の干渉効果を評価する方法が確立できる可能性がある。

第3の問題点は，疲労強度に及ぼす介在物の化学組成の影響である。この問題に関しては， $\text{CaO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$ のような剛性の高い硬質介在物は $\text{MnS}$ のような剛性の低い軟質介在物に比べて疲労強度に有害であるという意見や<sup>(24)</sup>，Ti系の角ばった介在物が他の組成の介在物に比べて疲労強度上有害である<sup>(25)</sup>という根強い考え方が依然として残っている。しかし，この考え方は介在物の大きさや荷重の負荷方向などを総合的に調べた結果から導いたものではないために再考の余地がある。

第4の問題点は，JIS法，ASTM法などの従来の介在物評価法による清浄度が疲労強度と相関がないことである。このことは第4章の表4・1(p.76)と図4・1(p.77)に示したこれらの規格の概略を見ても理解できる。それだけでなく，介在物が極めて少ない最近の超清浄鋼に対して従来の介在物評価法を適用しても，もはや材質の相違の優劣を判別できないことである<sup>(12)</sup>。このように，従来の介在物評価法が疲労強度の推定に利用できない理由は，介在物の数や化学組成など，便宜上評価

しやすい因子に注目するだけで、疲労破壊を支配する介在物の決定的因子を反映していないからである。

本研究では、まず、村上らの提案した疲労限度の予測式の有効性とその応用を示す。次に、疲労限度の予測式と最大介在物寸法 $\sqrt{\text{area}_{\text{max}}}$ の極値統計分布<sup>(27)</sup>を組合せた新しい介在物評価法を提案する。そしてこの方法を用いれば、前述した重要な未解決問題が解決できることを示す。研究目的を具体的に書けば次のようになる。

(1) 村上らが提案した疲労限度の予測式を利用し、微小欠陥、介在物の形状の相違(応力集中係数の相違)や複数の微小欠陥、介在物の干渉効果が疲労限度に及ぼす影響を定量的に明らかにする方法を示す。

(2) 高強度鋼の疲労強度に及ぼす介在物の化学組成の影響を明らかにする。具体的には、介在物の硬質、軟質(剛性の高い低い)及び形状(応力集中係数)の相違は疲労強度に直接影響しないことを示す。

(3) JIS法、ASTM法のような従来の介在物評価法による清浄度は、最近の超清浄鋼の材質の優劣を判別できないことや、疲労強度の推定に利用できないことを明らかにする。次に、この問題点を解消するための新しい方法として、最大介在物寸法 $\sqrt{\text{area}_{\text{max}}}$ の極値統計分布に基づく介在物評価法を提案する。

(4) 本研究で提案する介在物評価法を高強度鋼を使用した機械要素の疲労設計に応用することを目的として、主要な高強度

鋼に含まれる最大介在物寸法 $\sqrt{\text{area}_{\text{max}}}$ の極値統計分布データベースを作成し、高強度鋼の疲労強度推定法を標準化する。

以下に本論文の内容構成を説明する。

第2章では、はじめに、村上らが提案した疲労限度の予測式がより一般的に広く利用できることを示すために、き裂と穴のように応力集中係数が極端に異なる欠陥に対しても疲労限度の予測式が全く同じ手順で適用できることを示す。そのため、マルエージング鋼（ピッカース硬さ $H_v = 510$ ）の試験片表面に、応力集中係数が大きく異なるが投影面積の平方根 $\sqrt{\text{area}}$ が等しい人工微小欠陥（き裂、連結穴、単独微小穴）を導入し、各試験片の疲労限度がほとんど同じ値となることを示す。

次に、鑄造材の集合欠陥や圧延材の集合介在物が相互干渉する場合に適用できる具体的方法を示す。そのため、まず大小2つの複数穴をマルエージング鋼の試験片表面に導入して試験片の疲労限度を求める。この実験結果と大小2つの表面き裂の応力拡大係数の数値解析結果を合わせて、近接する微小欠陥の干渉効果による疲労限度の低下を定量的に評価する方法を提案する。

最後に、本法を自然欠陥の一種とみなせる球状黒鉛鑄鉄の黒鉛の干渉効果に応用し、評価法の妥当性を証明する。

第3章では、高強度鋼の疲労強度に及ぼす介在物の化学組成の影響について考察する。これまでの介在物の化学組成に関する最も根深く、かつ、誤った考え方は、「剛性の高い硬質介在物（Ca系複合介在物など）は剛性の低い軟質介在物（MnS系介

在物など)より疲労強度上有害である<sup>(24)</sup>。」というものと「Ti系介在物は、角ばった形状に起因する応力集中係数が大きいため他の組成の介在物より疲労強度上有害である<sup>(25)</sup>。」というものである。

第3章では、通常材質と介在物の軟質化処理を行った材質の2種類のばね鋼(SAE 9254)と、鋼中酸素量を変えた2種類の清浄軸受鋼(SUJ2)を準備して、回転曲げ疲労試験を実施し、疲労破面に現れた介在物の $\sqrt{\text{area}}$ と化学組成について注意深く検討する。介在物はその化学組成により硬質介在物か軟質介在物になる。圧延などの塑性加工により介在物の変形の度合いは硬質か軟質かで異なるので、結果的に介在物の寸法、( $\sqrt{\text{area}}$ )に影響を及ぼすことになるであろう。介在物の形状は応力集中係数に影響を及ぼすので、疲労限度に直接影響を及ぼすと考えられがちであるが、実際には介在物の $\sqrt{\text{area}}$ が決定的な影響因子であることを示す。以上のように、第3章では上述の根強い考え方の誤りを指摘して、正しい考え方を示す。

第4章では、JIS法やASTM法のような従来の介在物評価法による清浄度は、介在物が極めて小さく、かつ少ない最近の超清浄鋼の材質の相違が識別できないことを具体例で指摘する。それに代わるものとして、最大介在物寸法 $\sqrt{\text{area}_{\text{max}}}$ の極値統計分布に基づく介在物評価法を提案する。まず、このことを具体的に示すために、第3章で用いた鋼中酸素含有量8ppmと5ppmの2種類の極めて清浄な軸受鋼(SUJ2)を用いて、JIS点算法を適用した場合の問題点を指摘する。次に、極値統

計に基づく介在物評価法を用いれば、JIS法による問題点が解消できることを明らかにする。

JIS法などの従来の介在物評価法に共通な決定的な欠点は、疲労強度の推定に利用できないことである<sup>(25)(26)</sup>。これに対して、本章では、疲労限度の予測式と極値統計による介在物評価法を組み合わせれば、多数の試験片の疲労強度のばらつきの幅の下限値が予測できることを示す。具体例として、第3章で用いた、2種類のばね鋼(SAE 9254)と2種類の清浄軸受鋼(SUJ2)の疲労強度のばらつきの幅の下限値の予測値と実験値の比較を行う。

以上、第2章から第4章までの結論から、介在物を有する高強度鋼の疲労強度のばらつきの幅の下限値は、最大介在物寸法 $\sqrt{\text{area}_{\text{max}}}$ によって決まることや、 $\sqrt{\text{area}_{\text{max}}}$ の分布の推定には極値統計を利用できることを示す。

第5章では、この方法の実際への応用を念頭におき、機械要素や構造物に実際に使用されている多種類の高強度鋼について、最大介在物寸法 $\sqrt{\text{area}_{\text{max}}}$ の分布の極値統計データベースを作成する。これを用いれば、 $\sqrt{\text{area}_{\text{max}}}$ を尺度とした各種材料の疲労強度特性を比較することができる。また、高強度鋼の疲労強度のばらつきの幅の下限値の推定法を荷重形式や試験片形状別に分類、標準化する。最後に、疲労強度の下限値推定法の具体的計算例をあげ、本法の妥当性を示す。

第6章は本研究のまとめであり、得られた結論を項目別にまとめている。

## 第1章の参考文献

- (1) M.F. Garwood, H.H. Zurburg and M.A. Erickson,  
Interpretation of Tests and Correlation with  
Service (1951), 1 [American Society for Metals]
- (2) 村上 敬宜, 遠藤 正浩, 材料, 35-395(1986), 911.
- (3) 村上 敬宜, 児玉 昭太郎, 小沼 静代, 日本機械学会  
論文集, 54-500, A(1988), 688.
- (4) 村上 敬宜, 宇宿 尚史, 日本機械学会論文集, 55-510,  
A(1989), 213.
- (5) Y. Murakami, K. Kawakami and W.E. Duckworth, Int. J.  
Fatigue, 13-6(1991), 489.
- (6) 川田 雄一, 児玉 昭太郎, 日本材料強度学会誌, 6-1  
(1971), 1.
- (7) 角田 方衛, 内山 郁, 荒木 透, 金属材料技術研究所報告  
12-2(1969), 149.
- (8) 角田 方衛, 内山 郁, 荒木 透, 鉄と鋼, 57-2(1971),  
335.
- (9) 荒木 透, 石 滋宜, 佐川 竜平, 鉄と鋼, 57-13(1971),  
2042.
- (10) T. Araki, Proc. Int. Sympo. on Inclusions and Their  
Influence on Material Behavior, Chicago, Illinois,  
ASM(1988), 149.
- (11) V.H. Berns and W. Trojahn, Verein Deutscher Ingenieure  
-Zeitschrift, 127-22(1985), 889.

- (12)阿部 力, 奈良井 弘, 古村 恭三郎, *NSK Technical Journal*, 652(1992), 1.
- (13)例えば, *材料とプロセス*, 4-4(1991), 日本鉄鋼協会.
- (14)M.J. Atkinson, *J. Iron Steel Inst.*, 195(1960), 64.
- (15)JIS G0555-1977, 鋼の非金属介在物の顕微鏡試験方法,  
(1977), [日本工業規格]
- (16)ASTM Standard E45, Standard Practice for  
Determinating the Inclusion Content of Steel,  
(1990), [Annual Book of ASTM Standards, Vol.03.01]
- (17)村上 敬宜, 福田 四郎, 遠藤 達雄, 日本機械学会論文集,  
(第1部), 44-388(1978), 4003.
- (18)村上 敬宜, 河野 博之, 遠藤 達雄, 日本機械学会論文集,  
45-400, A(1979), 1479.
- (19)村上 敬宜, 尋木 好幸, 遠藤 達雄, 日本機械学会論文集,  
47-424, A(1981), 1293.
- (20)村上 敬宜, 遠藤 正浩, 日本機械学会論文集, 49-438,  
A(1983), 127.
- (21)J. Lankford, *Engng. Fract. Mech.*, 9(1977), 617.
- (22)N.M.A. Eid and P.F. Thomason, *Acta Metall.*, 27(1979),  
1239.
- (23)W.L. Morrie, *Metal. Trans.*, 9, A(1976), 1345.
- (24)J. Lankford, *Int. Metals Rev.*, Sept.(1977), 221.
- (25)J. Monnot, B. Heritier and J.Y. Cogne, *ASTM STP987*(1988),  
149.



(26) 足立 彰, 莊司 英雄, 桑原 絢夫, 井上 義幸,

電氣製鋼, 46-3(1975), 176.

(27) E. J. Gumbel 著, 河田 龍夫, 岩井 重久, 加瀬 滋男 訳,

極値統計学 (1963), 1, [ 広川書店 ] .

## 第2章 疲労限度に及ぼす各種人工微小欠陥および微小欠陥の相互干渉効果の影響

### 2.1 緒言

疲労強度に及ぼす微小欠陥や非金属介在物の影響は、それらの形状、寸法、位置の多種多様さのために定量的に評価することが困難であったが<sup>(1)-(3)</sup>、村上らは一連の研究により<sup>(4)-(6)</sup>疲労限度を微小欠陥や介在物の投影面積の平方根 $\sqrt{\text{area}}$ と基地組織のビッカース硬度Hvから予測できるモデル( $\sqrt{\text{area}}$ パラメータモデル)を提案した。

第2章ではこのモデルをより一般的に広く応用するための考え方を示し、それを実験的に証明する。具体的には、実用的にも特に興味深い次の2つの問題を取り上げている。

- (1)き裂と穴のように応力集中係数が極端に異なる欠陥に対してもこのモデルを全く同じ手順で適用できることを示すこと。
- (2)複数の欠陥が相互干渉する場合にも適用できる評価法を提案すること。

(1)の問題は、これまで微小欠陥や介在物が疲労強度に及ぼす影響が主として応力集中係数の観点から考察されてきたこと<sup>(2)(3)(7)-(11)</sup>、また、そのため実際の現象に合わない誤った考え方がなされてきたことに対して正しい考え方を示す意味がある。本研究では、この点に関して $\sqrt{\text{area}}$ パラメータモデルの有効性を証明するための特殊な例を示す。すなわち、微小欠陥

に敏感な高強度鋼であるマルエージング鋼 (Hv=510) に、応力集中係数が大きく異なるが、 $\sqrt{\text{area}}$  が等しい人工微小欠陥 (き裂、連結穴、単独微小穴) を試験片表面に導入し、各試験片の疲労限度がほとんど同じ値となることを示す。

(2) の問題は、集合欠陥や集合介在物の疲労干渉効果が無視できない鋳造材や圧延材でこれまで具体的解決法が示されておらず、長年製鋼技術者を悩ませていたものである。そこで、本研究では、まず複数穴 (大小2つの微小穴) を導入し、近接する微小欠陥の干渉効果が疲労限度に及ぼす影響を実験的に調べる。一方、近接して存在する2つの相似な表面き裂の応力拡大係数の解析を行い、その結果を実験結果と合わせて検討し、欠陥の相互干渉効果による疲労限度低下量の評価方法を提案する。

次に、この評価方法の実際問題への応用の具体例として、自然欠陥の一種とみなせる球状黒鉛鋳鉄中の黒鉛の干渉効果に応用し、評価方法の妥当性を証明する。

最後に、この評価方法は、様々な形状の介在物や近接して存在する介在物が疲労限度に及ぼす影響を統一的に評価する方法として利用できること、また極値統計を利用した集合介在物の合理的評価方法へと発展できることを示す。

## 2・2 使用材料および実験方法

使用材料は市販のマルエージング鋼 (素材直径24mm) である。表2・1に化学成分を示す。図2・1に引張圧縮疲労試験片の形状を示す。試験片は機械加工後1500番までのエメリー紙

表 2・1 マルエーピング鋼の化学成分

Material	wt(%)									
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Mo	Co	Al	Ti
Maraging steel	0.003	0.05	0.03	0.003	0.001	18.52	4.89	7.80	0.13	0.52

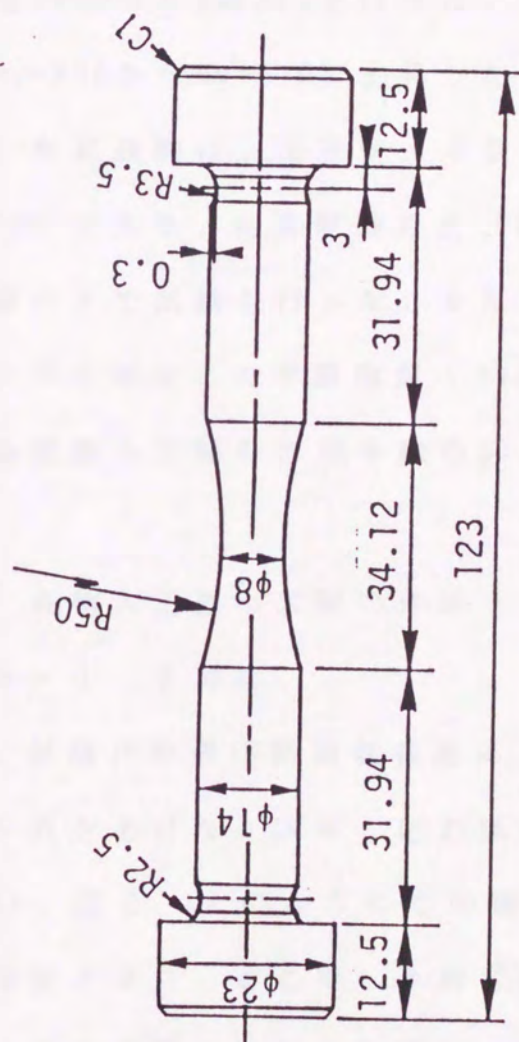


図 2 · 1 引張圧縮疲労試験片の形状と寸法

(マルエー ジング鋼 : Hv=510)

で表面を仕上げ、電解研磨により表面層を $40\mu\text{m}$ 除去した。次に、最小断面部表面に投影面積 $\sqrt{\text{area}}$ の等しい(a)半円形表面き裂、(b)単独穴、(c)連結穴および(d)中心間距離を変えた複数穴、を作成した。き裂と連結穴は試験片を時効する前、 $Hv=290$ の状態を導入した。その後、疲労き裂導入による疲労前歴や加工による残留応力の除去、基地硬度の上昇を目的に、真空中で時効処理( $480^\circ\text{C} \times 5$ 時間)を行った。これにより、試験片の基地硬度は $Hv=290$ から $Hv=510$ に上昇した。

使用した試験機は、油圧サーボ型引張圧縮疲労試験機(容量 $9.8 \times 10^4\text{N}$ )であり、荷重制御方式、繰返し速度 $20\text{Hz}$ 、応力比 $R=-1$ (両振り)で試験を行った。また、表面き裂の観察は、除荷状態でレプリカ法と光学顕微鏡( $\times 100 \sim \times 400$ )を用いて行った。次に、各種微小欠陥の作成手順の詳細を説明する。

## 2・3 各種人工微小欠陥の作成

### 2・3・1 き裂材

まず、試験片の最小断面部表面に、穴径 $d=40\mu\text{m}$ 、深さ $h=40\mu\text{m}$ のドリル穴をあけた。次に、応力振幅 $372\text{MPa}$ で引張圧縮疲労試験を行い、図2・2のようにこの微小穴から長さ $100\mu\text{m}$ の疲労き裂を発生させた。ここで、き裂寸法は穴径を含めた表面長さとした。穴の側面のき裂と穴底のき裂の貫通の状態を光学顕微鏡で観察した結果、き裂の全体形状は図2・2(a)に示すような半円き裂と見なすことができた。このときのき裂の $\sqrt{\text{area}}$ は $\sqrt{\text{area}}=63\mu\text{m}$ である。

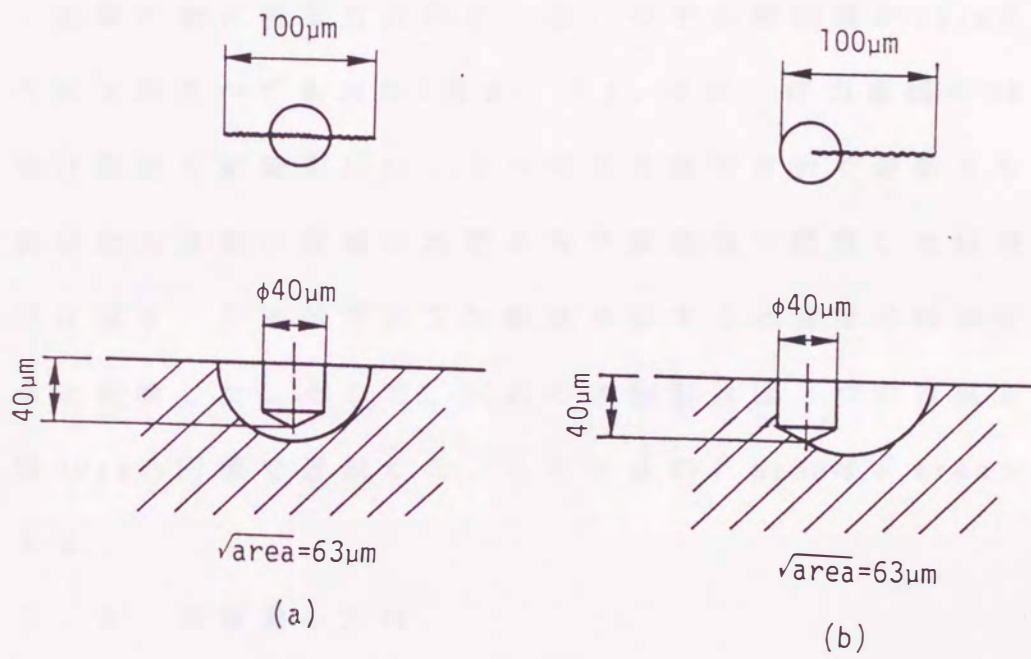


図 2 · 2 微小き裂の形状と寸法

試験片によっては、ドリル穴の片側のみに疲労き裂が発生するものもあったが、穴底のき裂の貫通の状態を光学顕微鏡で観察した結果、全体形状は図2・2(b)のようなき裂形状を有すると見なすのが妥当であると判断した。そこで、き裂形状は穴底を通る半径 $50\mu\text{m}$ の円弧で近似した。このときの $\sqrt{\text{area}}$ も $\sqrt{\text{area}} = 63\mu\text{m}$ になる。

### 2・3・2 連結穴材

まず、試験片の最小断面部に、穴径 $d=40\mu\text{m}$ 、深さ $h=40\mu\text{m}$ の微小穴を、試験片軸に垂直な方向に、互いの中心間距離が $60\mu\text{m}$ になるように2個並べてあけた(図2・3)。次に、応力振幅 $470\text{MPa}$ で引張圧縮疲労試験を行い、2つの穴を疲労き裂で連結させた。穴底の疲労き裂の貫通の状態を光学顕微鏡で観察した結果、連結穴は図2・3に示すような形状を有すると見なすのが妥当であると判断した。そこで、穴底のき裂形状は2つの穴底を通る半径 $50\mu\text{m}$ の円弧で近似した。このときの $\sqrt{\text{area}}$ は $\sqrt{\text{area}} = 63\mu\text{m}$ である。

### 2・3・3 単独微小穴材

試験片の最小断面部に図2・4に示すような微小穴をあけた。微小穴の投影面積は上述のき裂と連結穴の投影面積に等しくなるように、穴径 $d=100\mu\text{m}$ 、深さ $h=54\mu\text{m}$ とした。したがって、微小穴の $\sqrt{\text{area}}$ は $\sqrt{\text{area}} = 63\mu\text{m}$ である。

### 2・3・4 複数穴材

図2・5に示すように、試験片の最小断面部表面に、穴径 $d_e$   
 $=100\mu\text{m}$ 、深さ $h=54\mu\text{m}$ と穴径 $d_s=50\mu\text{m}$ 、深さ $h=25\mu\text{m}$ ( $d_e > d_s$ )の大



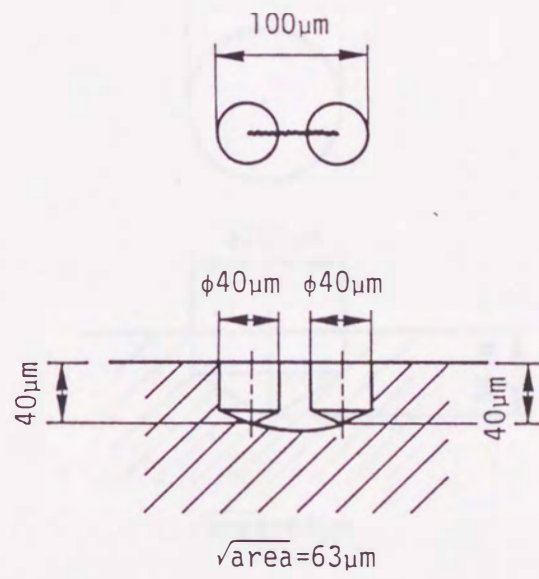


図 2・3 連結穴の形状と寸法

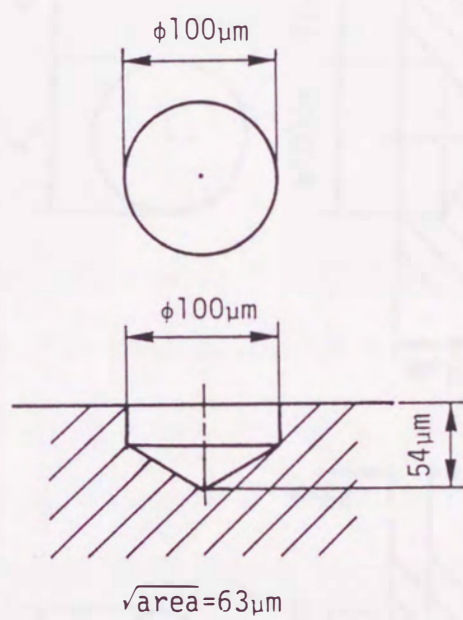


図 2 · 4 単独微小穴の形状と寸法

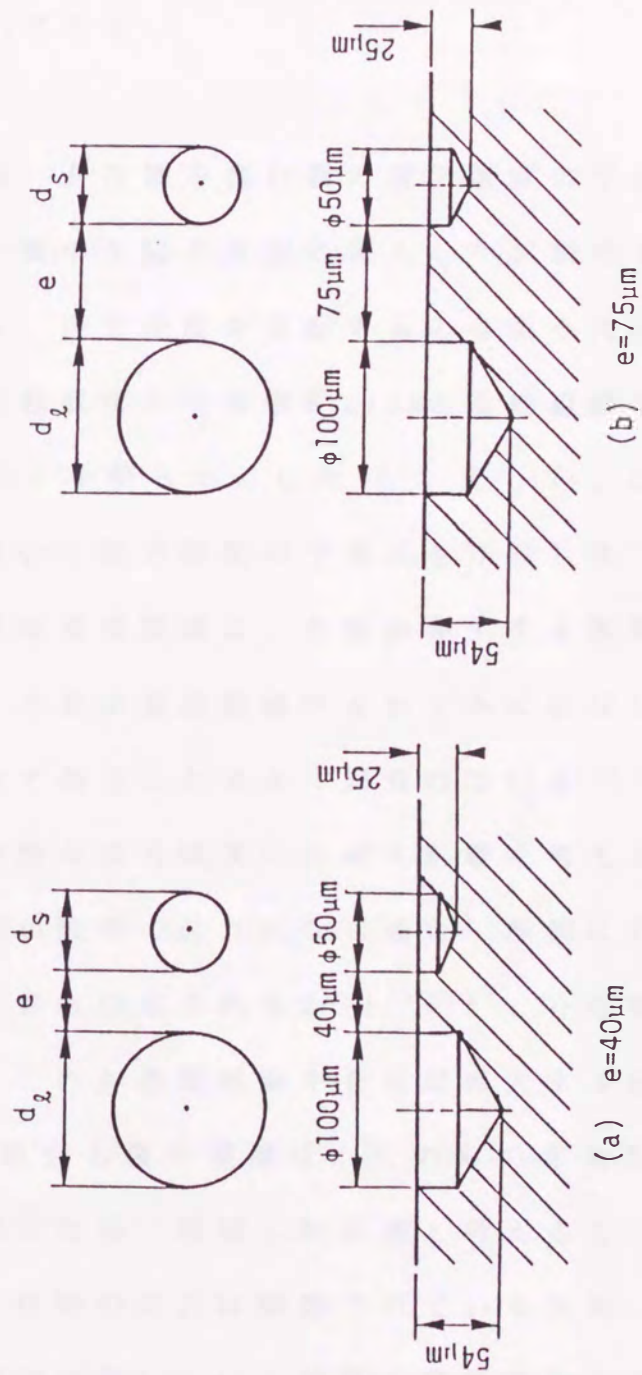


図 2 · 5 大小 2 つの複数微小穴の形状と寸法

小2つのドリル穴を、試験片軸に垂直な方向に並べてあけた。2つの穴の投影形状はほぼ相似形である。大きい方の穴は図2・4の単独微小穴と同寸法である。2つの穴の穴縁間の距離 $e$ は $e=40\mu\text{m}$ と $e=75\mu\text{m}$ のものを作成した。図2・5(a)は $e < d_s$ で、図2・5(b)は $e > d_s$ である。

#### 2・4 微小欠陥・介在物を含む鋼の疲労限度の予測式

村上らは、人工微小欠陥を表面に導入した試験片を用いた詳細な実験結果から、疲労限度を支配するのは微小欠陥の最大引張応力方向への投影面積の平方根 $\sqrt{\text{area}}$ と基地組織のピッカース硬度 $H_v$ であることを明らかにした<sup>(5)</sup>。そして、これら2つのパラメータを用いて疲労限度の予測式を作成した<sup>(4)-(6)</sup>。

また、鉄鋼材料の疲労限度は、き裂が発生する限界の応力ではなく、発生したき裂が基地組織中をわずかに伝ばした後、停留する限界の応力であることはよく知られている<sup>(4)(5)</sup>。

この概念は、介在物が疲労限度に及ぼす影響を考える場合に重要である。介在物が破壊の起点になる場合、最初に介在物と基地組織の界面にき裂が形成されるか<sup>(12)(13)</sup>、介在物自体が割れてき裂となり、これが基地組織中を伝ば拡大する経過を経る<sup>(14)-(1)</sup>。この場合も疲労限度は、これらのき裂が基地組織中をわずかに伝ばした後、停留した状態と考えることができる。この状態では介在物の応力は解放されているため、力学的には微小欠陥や空洞が存在している状態と等価であると考えるのが妥当である<sup>(6)</sup>。

以上のような考察に基づいて、村上らは人工微小欠陥についての実験結果から得られた疲労限度の予測式を拡張し、介在物問題に適用できることを明らかにした<sup>(4)-(6)</sup>。疲労限度( $\sigma_w$ )の予測式( $\sqrt{\text{area}}$ パラメータモデル)は次のように表される。

[微小欠陥，介在物が自由表面に存在する場合：(図2・6(a))]

$$\sigma_w = 1.43(Hv+120)/(\sqrt{\text{area}})^{1/6} \cdot [(1-R)/2]^\alpha \quad (2 \cdot 1)$$

[微小欠陥，介在物が自由表面に接して存在する場合：

(図2・6(b))]

$$\sigma_w = 1.41(Hv+120)/(\sqrt{\text{area}})^{1/6} \cdot [(1-R)/2]^\alpha \quad (2 \cdot 2)$$

[微小欠陥，介在物が内部に存在する場合：(図2・6(c))]

$$\sigma_w = 1.56(Hv+120)/(\sqrt{\text{area}})^{1/6} \cdot [(1-R)/2]^\alpha \quad (2 \cdot 3)$$

ここで各量の単位は、

$\sigma_w$  (微小欠陥，介在物の位置の予測疲労限度) : MPa,

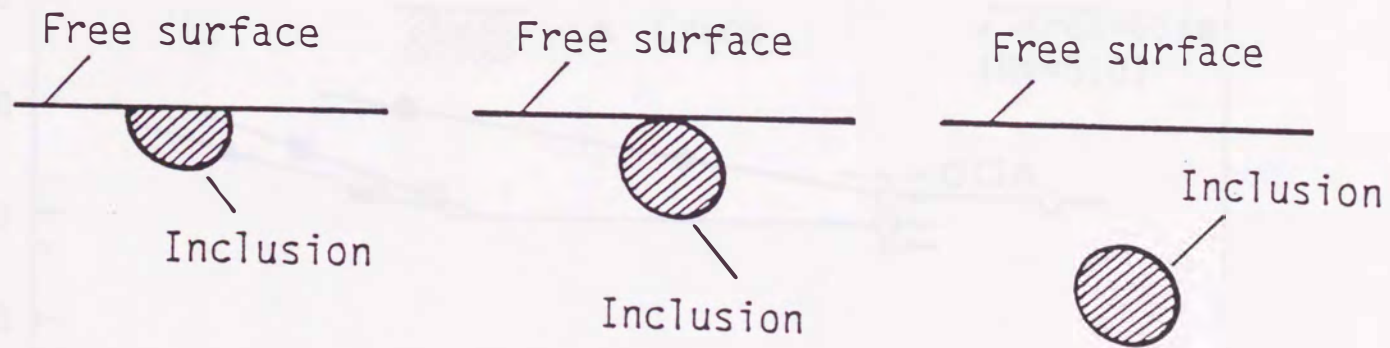
Hv (基地組織のビッカース硬さ) : kgf/mm<sup>2</sup>,

$\sqrt{\text{area}}$  (微小欠陥，介在物の投影面積の平方根) :  $\mu\text{m}$ ,

応力比  $R = \sigma_{\min} / \sigma_{\max}$ ,  $\alpha = 0.226 + Hv \times 10^{-4}$  である。

## 2・5 き裂材・連結穴材および単独穴材の疲労限度の比較

図2・7はき裂材，連結穴材および単独微小穴材のS-N線図である。それぞれの応力集中係数は大きく異なるが， $\sqrt{\text{area}}$ は63 $\mu\text{m}$ で等しい値を有する。各試験片の疲労寿命を比べると，き裂材が最も短く，単独穴材が最も長い。連結穴材は，両者の



(a) Surface inclusion (b) Inclusion just below surface (c) Interior inclusion

図 2 · 6 疲労破壊の起点になる介在物の位置と分類

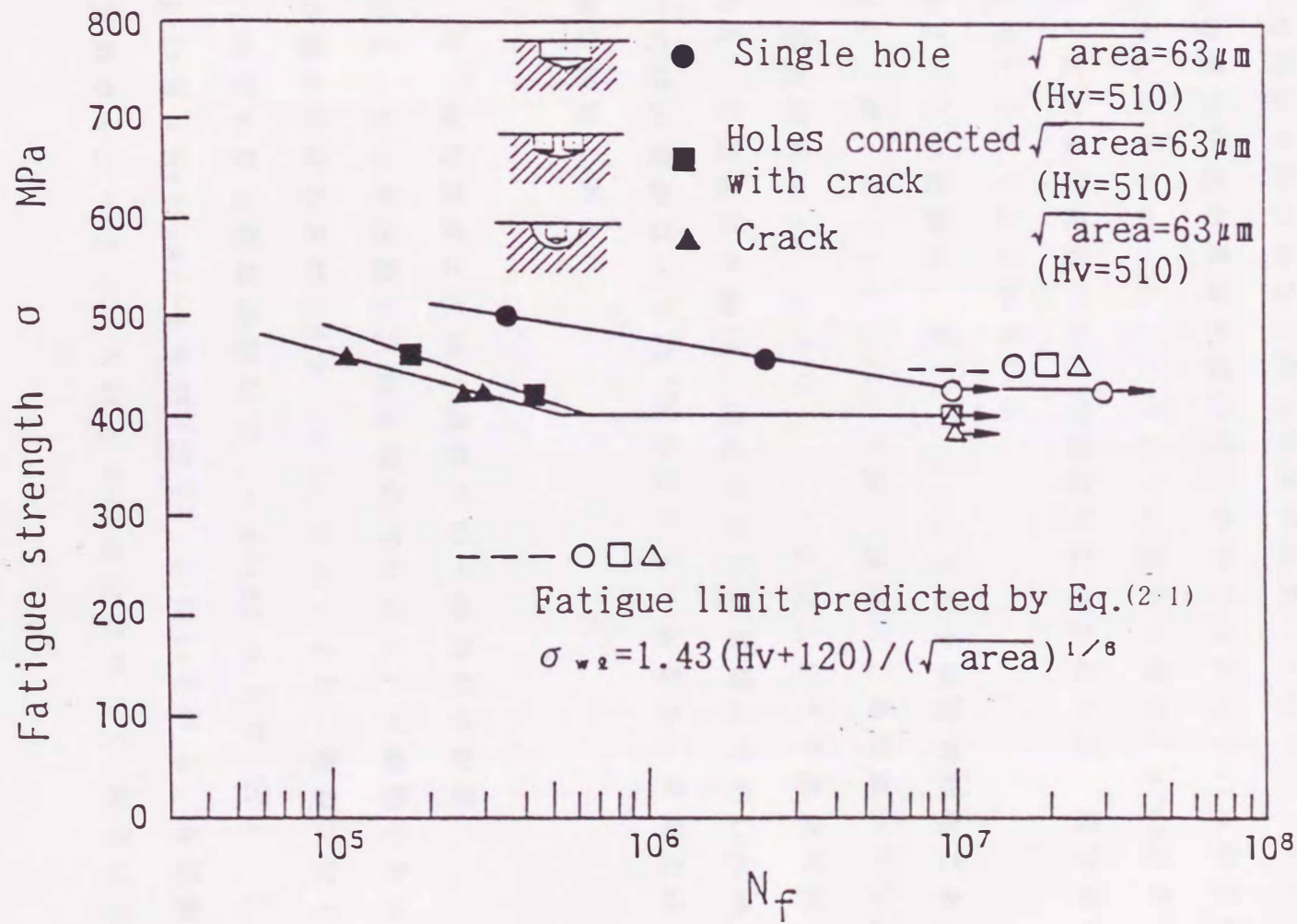


図 2 · 7  $\sqrt{\text{area}}$ が等しい微小き裂・連結穴・単独微小穴を有するマルエージング鋼の疲労特性

中間の寿命を有している。一方、疲労限度を比べると、き裂材と連結穴材の疲労限度は等しい。単独穴材はこれらよりわずかに高目の値を示しているが、その差はわずかに4.5%程度である。

図2・8は各試験片の疲労試験前(繰返し数 $N=0$ )と $N=10^7$ 回の繰返し後の状態を比較したものである。き裂材と連結穴材は、明瞭な停留き裂の発生で疲労限度が決まっている。しかし、単独穴の疲労限度が停留き裂の発生条件で決まっているか否かは明らかにできなかった。このように微小欠陥の $\sqrt{\text{area}}$ が等しければ、応力集中係数の大きな相違にもかかわらず、疲労限度はほぼ等しくなることが分かる。

図2・7の破線は、式(2・1)による予測疲労限度である。ただし、式(2・1)には、き裂、連結穴、単独微小穴の $\sqrt{\text{area}}$ 、基地組織のHv、応力比 $R = -1$ を代入して予測疲労限度を求めた。予測値はき裂材、連結穴材の実験値より約10%高目、単独穴材の実験値より約7%高目の値であるが、実用上は十分な推定精度である。

## 2・6 疲労限度に及ぼす複数穴の干渉効果の影響

図2・9は単独微小穴材と複数穴材のS-N線図である。単独の微小穴材をS材(図2・4)と呼ぶ。また、複数穴材で大小2つの穴の間の距離が狭い方( $e=40\mu\text{m}$ )をN材(図2・5(a))、広い方( $e=75\mu\text{m}$ )をW材(図2・5(b))と呼ぶ。各試験片の疲労寿命を比べると、N材とW材はほぼ等しく、両者はS材に



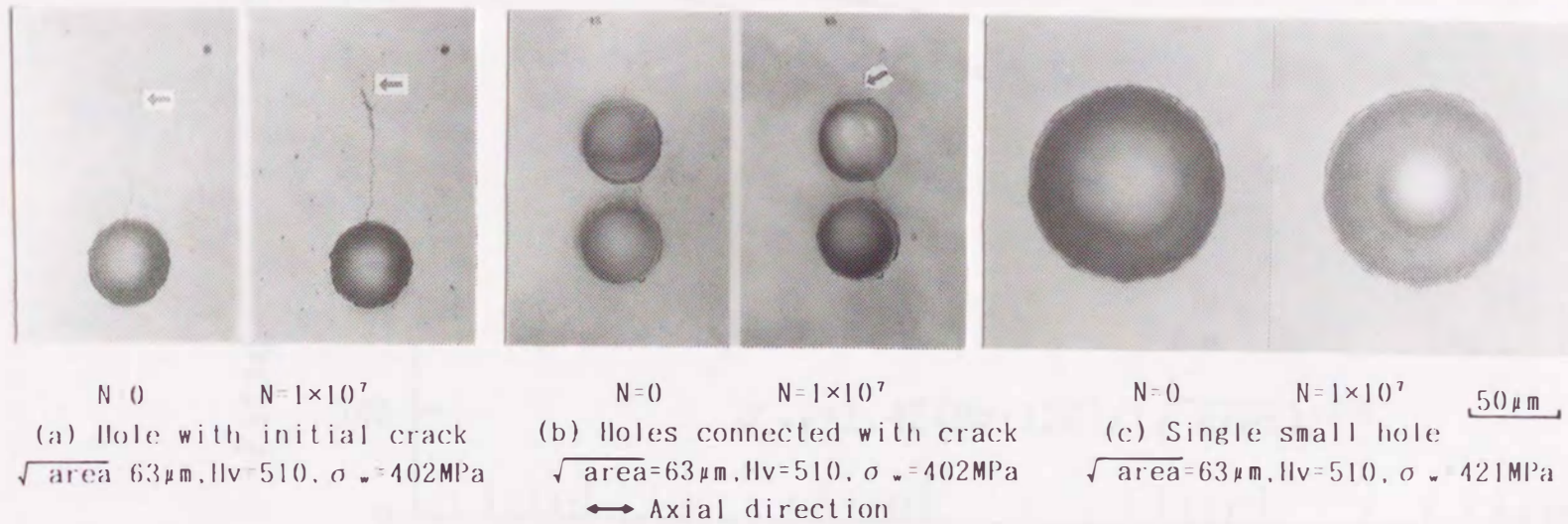


図 2 · 8 疲労試験前 (N=0) と疲労限度の応力で N=10<sup>7</sup> 回繰返  
 した後の微小き裂・連結穴・単独微小穴の様子  
 (マルエージング鋼)

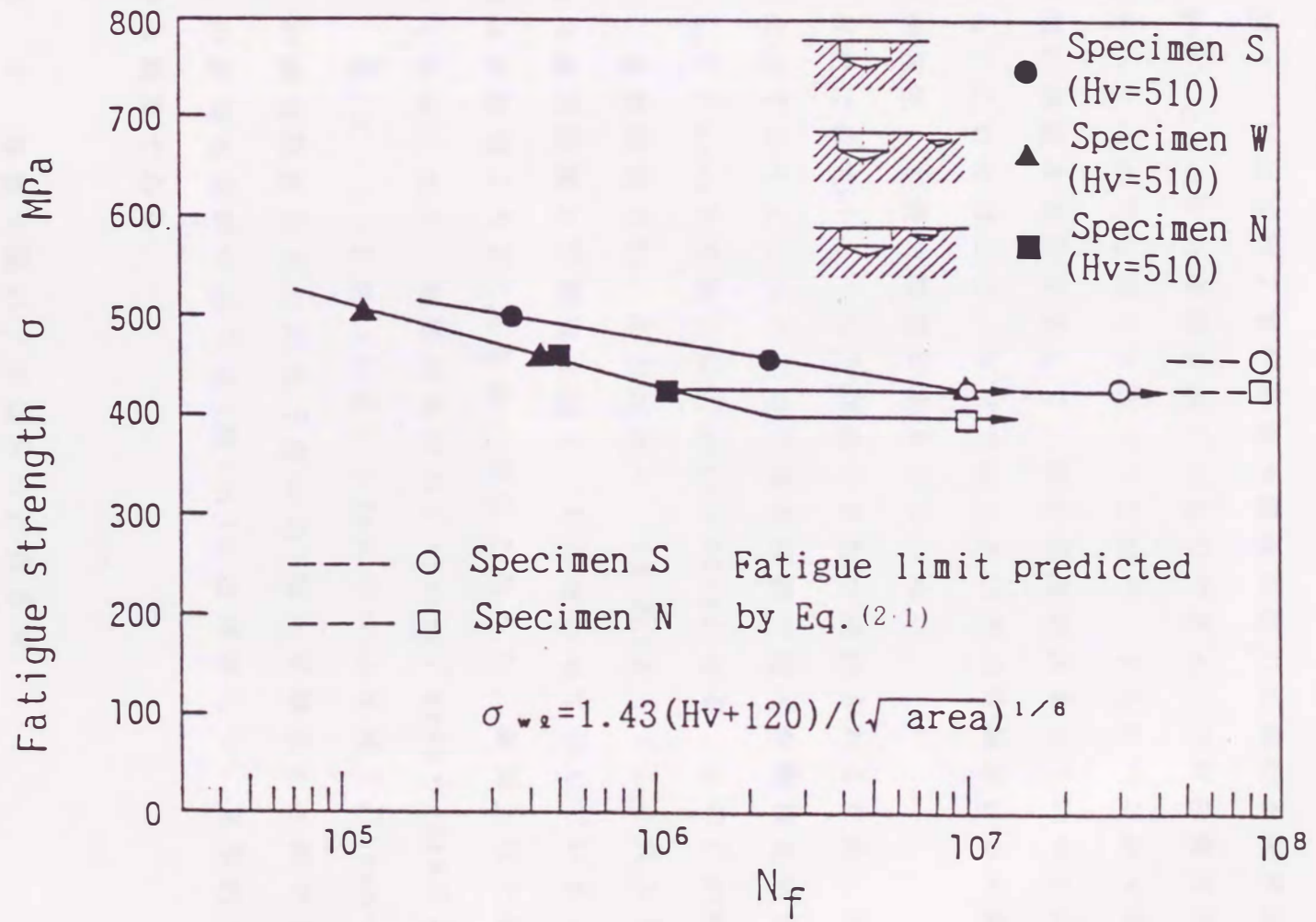


図 2 · 9 単独微小穴と複数穴を有するマルエージング鋼の  
 疲労特性

比べて短くなる傾向がある。しかし、疲労限度に注目すると、S材とW材が等しく、N材は、両者より約6%低い。

図2・10はN材とW材の疲労限度の応力における疲労試験前（ $N=0$ ）と $N=10^7$ の状態を示したものである。N材の疲労限度では大小2つの穴は疲労き裂でつながり、さらにつながった穴の両側に停留き裂が発生して、疲労限度が決まっていることがわかる。これに対して、W材では大きい穴の穴縁だけから停留き裂が発生して疲労限度が決まっている。

N材では大小2つの穴が疲労き裂で連結されるため、図2・11に示すように2つの穴の穴底を直線で結んだ形状を初期欠陥として $\sqrt{\text{area}}$ を見積れば $\sqrt{\text{area}}=89\mu\text{m}$ となる。この $\sqrt{\text{area}}$ の値と、基地組織のHv、応力比 $R=-1$ を式(2・1)に代入して求めた疲労限度の予測値を図2・9に合わせて示している。予測値は実験値より約6%高目の推定となるが、実用上は十分な精度である。また、単独穴S材の $\sqrt{\text{area}}$ は $\sqrt{\text{area}}=63\mu\text{m}$ であるから、式(2・1)を用いれば、S材に対するN材（ $\sqrt{\text{area}}=89\mu\text{m}$ ）の疲労限度の相対的低下量は約5%と見積ることができる。この評価も実際の低下量（約6%）にはほぼ等しく、実用的には十分な精度である。

## 2・7 複数欠陥の干渉効果の評価基準

図2・5のような穴からき裂が発生あるいは停留した状態では、初期状態の穴の3次元的な空間は応力拡大係数にはほとんど影響せず、穴の投影面積を占める表面き裂とほぼ力学的に

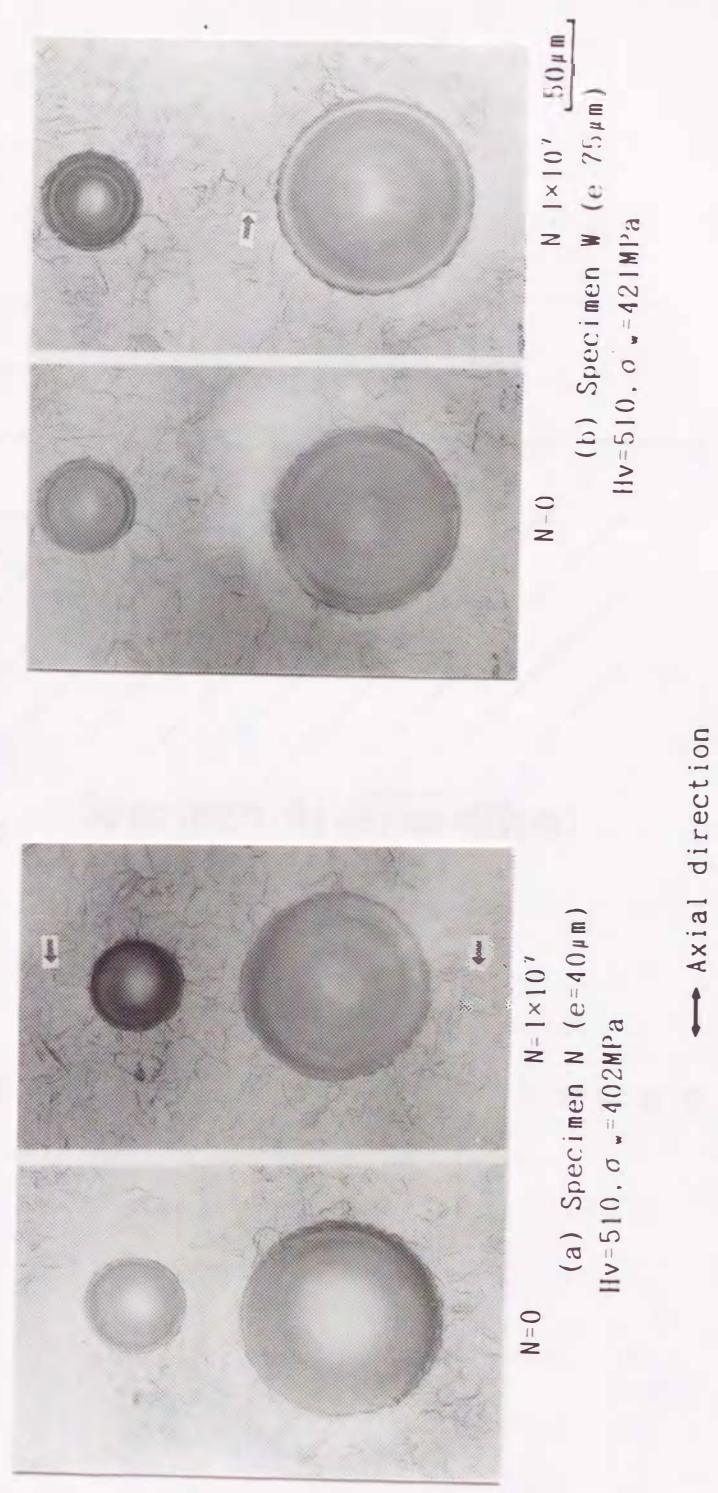
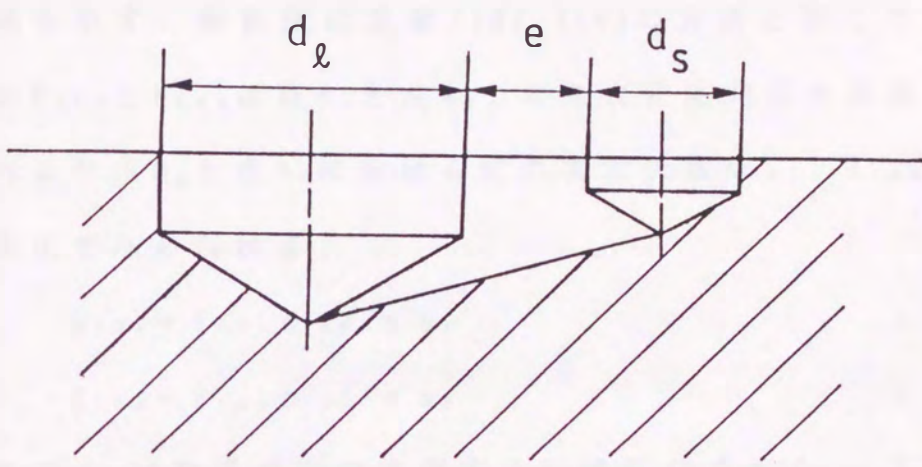


図 2 · 1 0 疲労試験前 (N=0) と疲労限度の応力で  $N=10^7$  回繰返した後の複数穴の様子 (マルエージング鋼)



$e < d_s$  Specimen  $N(\sqrt{\text{area}}=89\mu\text{m})$

図2・11 疲労き裂で連結する2つの微小穴に対する有効な  $\sqrt{\text{area}}$ の見積方法

等価と考えることができる<sup>(17)</sup>。

したがって、図2・12に示すように無限遠方で引張りを受ける半無限体中に近接して存在する2つの相似な表面き裂の応力拡大係数を解析すれば、近接した複数の微小穴から発生したき裂の干渉効果を評価することができるものと思われる。

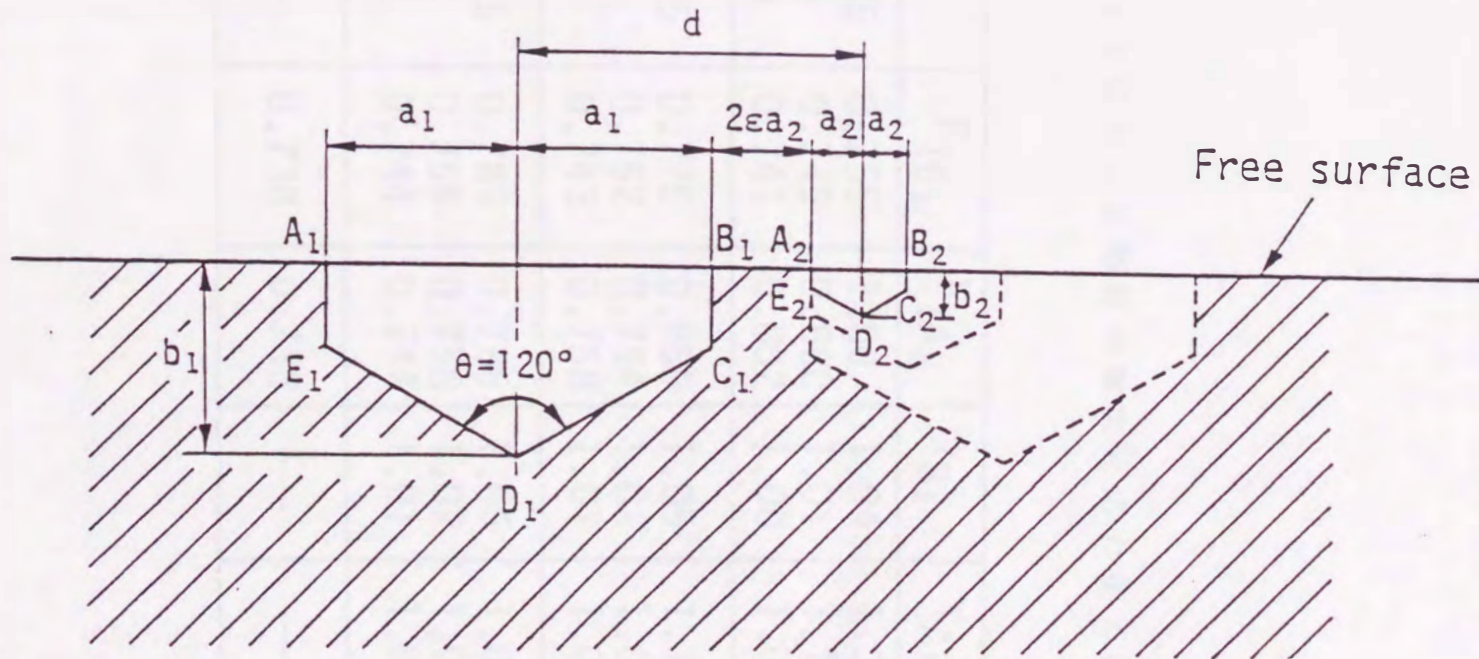
表2・2に図2・12に示す表面き裂の応力拡大係数の解析結果を示す。解析法は文献(18),(19)の方法と同じである。表中の $F_{1B_1}$ と $F_{1A_2}$ は点 $B_1$ と点 $A_2$ での無次元応力拡大係数である。これより点 $B_1$ と点 $A_2$ における応力拡大係数 $K_{1B_1}$ 、 $K_{1A_2}$ はそれぞれ次式で与えられる。

$$K_{1B_1} = F_{1B_1} \sigma_0 \sqrt{\pi a_1} \quad (2 \cdot 4)$$

$$K_{1A_2} = F_{1A_2} \sigma_0 \sqrt{\pi a_2} \quad (2 \cdot 5)$$

ここで $\sigma_0$ は無限遠方で作用する引張応力である。干渉係数 $\gamma$ は $F_{1B_1}$ 、 $F_{1A_2}$ と、同じ荷重条件で計算した単独き裂の無次元応力拡大係数との比で定義される。また、2つの表面き裂の間にはさまれた空間は、小さいほうの表面き裂の代表寸法 $a_2$ とパラメータ $\varepsilon$ を用いて $2\varepsilon a_2$ で定義する(図2・12)。

表2・2からわかるように、2つのき裂の間の空間が小さい方のき裂と同じ寸法のき裂をもう1個置くことができないほど狭ければ、点 $B_1$ と点 $A_2$ における応力拡大係数 $K_{1B_1}$ 、 $K_{1A_2}$ が増加してき裂の干渉効果が著しくなる。すなわち、図2・12において $\varepsilon < 1.0$ では点 $B_1$ と点 $A_2$ における干渉効果( $\gamma_{B_1}$ と $\gamma_{A_2}$ )が大きく、 $\varepsilon \geq 1.0$ では点 $B_1$ と点 $A_2$ における干渉効果( $\gamma_{B_1}$ と $\gamma_{A_2}$ )は無視できる程度である。ただし、点 $A_1$ と点 $B_2$ およびき裂前



$$d = a_1 + (1 + 2\varepsilon)a_2$$

$$b_1/a_1 = b_2/a_2 = 1.0$$

図 2 · 1 2 異なる寸法を有する 2 つの相似な表面き裂の干渉効果 (  $a_1/a_2=0.5$  のとき , 図 2 · 1 2 の 2 つの相似な表面き裂と図 2 · 5 の 2 つの複数穴の投影面積はほぼ等しい )

表 2 · 2 図 2 · 1 2 に示した問題の無次元応力拡大係数

$a_2/a_1$	$\epsilon$	$F_{IB_1}$	$F_{IA_2}$	$\gamma_{B_1}$	$\gamma_{A_2}$
0.25	0.25	0.765	1.00	1.04	1.36
	0.5	0.749	0.880	1.01	1.19
	1.0	0.741	0.802	1.00	1.09
0.5	0.25	0.775	0.859	1.05	1.16
	0.5	0.752	0.794	1.02	1.08
	1.0	0.743	0.758	1.01	1.03
1.0	0.25	0.785	0.785	1.06	1.06
	0.5	0.756	0.758	1.02	1.02
	1.0	0.744	0.744	1.01	1.01
Single crack	—	0.738	0.738	—	—



線  $C_1D_1$ ,  $D_1E_1$ ,  $C_2D_2$ ,  $D_2E_2$  に沿う応力拡大係数の値は,  $\varepsilon = 0.25$  程度のき裂の干渉によってもほとんど変化しないことが数値解析の結果からわかっている。

ここで, 表中,  $a_2/a_1$  の値が  $0.25$  と  $0.5$  の場合は  $\gamma_{B1}$  は  $\gamma_{A2}$  に比べて小さいが, 応力拡大係数は式 (2.4), (2.5) の定義によって決まるから  $K_{IB1}$  は  $K_{IA2}$  に比べて常に大きくなることに注意する必要がある。なお, 村上は, 図 2.13 のように無限遠方で引張りを受ける半無限体中に近接して存在する 2 つの相似な半円表面き裂の応力拡大係数の解析を行い上述と同様な結論を導いている<sup>(18)</sup>。

したがって, 以上の解析結果と 2.6 節の複数穴材の疲労試験結果を合わせて考えると, 干渉効果の評価基準として次の基準が妥当であると考えられることができる。

『2 つの欠陥が近接して存在するときには両者の間に小さい方の欠陥が入る空間があれば干渉効果は小さく, 疲労限度評価の点からは単独穴の効果を考えればよい。しかし, 両者の間の空間が狭く, 小さい方の欠陥が入らない程度であれば, その 2 つの欠陥は初期から連結しているとして  $\sqrt{\text{area}}$  を評価すべきである。』

介在物と微小欠陥は力学的に等価と考えてよい<sup>(6)</sup> ので, 上の基準は鑄造材の黒鉛, ひけ巣や圧延材中の  $Al_2O_3$  や  $MnS$  の集合にも適用が可能と考えられる。以下では, 例として球状黒鉛鑄鉄の黒鉛の干渉効果について考察する。

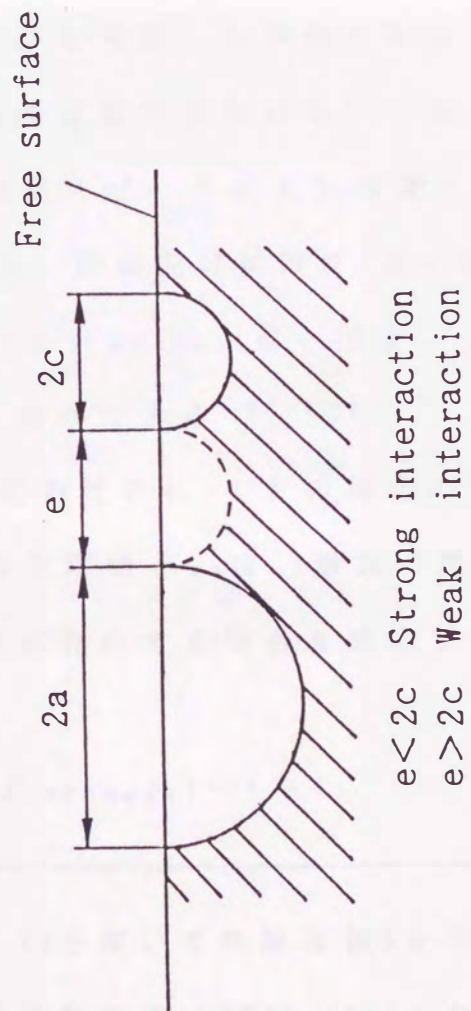


図 2 · 1 3 2 つの半円き裂の干渉問題

## 2・8 球状黒鉛鑄鉄の黒鉛の干渉効果

図2・14に使用材料の組織を示す。図2・15は試験片軸に垂直な面で検査基準面積 $S_0$  ( $S_0=0.482\text{mm}^2$ )中の最大黒鉛寸法 $\sqrt{\text{area}_{\text{max}}}$ を求め、極値確率紙にプロットしたものである<sup>(20)</sup>。図中○印は黒鉛の干渉を考慮しない場合であり、△印は2・7節の評価基準により黒鉛の干渉を考慮した場合である。

以下、この材料の回転曲げ疲労試験結果<sup>(21)</sup>を干渉効果の観点から考察する。基地組織(パーライト)の硬さは、 $H_v=265$ (荷重200g, 8点平均)である。回転曲げ試験片(最小断面部直径5mm)の危険体積中に含まれる $\sqrt{\text{area}_{\text{max}}}$ は、図2・15の極値統計分布直線から推定することができる<sup>\*1)・(22)</sup>。

一方、平均応力=0(応力比 $R=-1$ )の場合の多数の試験片の疲労限度のばらつきの下限值 $\sigma_{wg}$ は、最大の黒鉛 $\sqrt{\text{area}_{\text{max}}}$ が自由表面に接するように存在する場合を想定することにより次式で求められる<sup>(22)</sup>。

$$\sigma_{wg}=1.41(H_v+120)/(\sqrt{\text{area}_{\text{max}}})^{1/6} \quad (2 \cdot 6)$$

\*1) P.131の式(5・5)~(5・7)を用いて危険体積 $V$ を求める。  $r=0.9$ のとき、 $d=5\text{mm}$ ,  $R=100\text{mm}$ の試験片では $V \approx 34.4\text{mm}^3$ となる。また、P.125の式(5・1), (5・2)を用いて再帰期間 $T(N)$ を求める。ただし、 $S_0=0.482\text{mm}^2$ より $V_0=S_0 \times h$ の値は、黒鉛の干渉を考慮しないとき $V_0=0.0578\text{mm}^3$  ( $h=120\mu\text{m}$ )、黒鉛の干渉を考慮したとき $V_0=0.0829\text{mm}^3$  ( $h=172\mu\text{m}$ )である。  $T(N)$ と極値統計分布直線より $\sqrt{\text{area}_{\text{max}}}$ が推定できる(P.136の図5・11の矢印の手順を参照)。

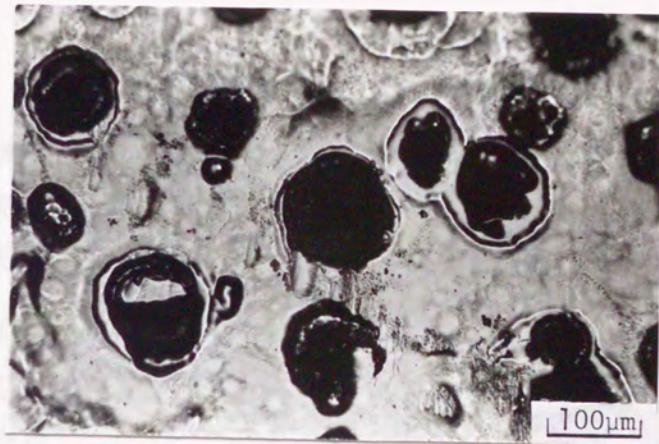


図 2 · 1 4 球状黒鉛鑄鉄の組織写真

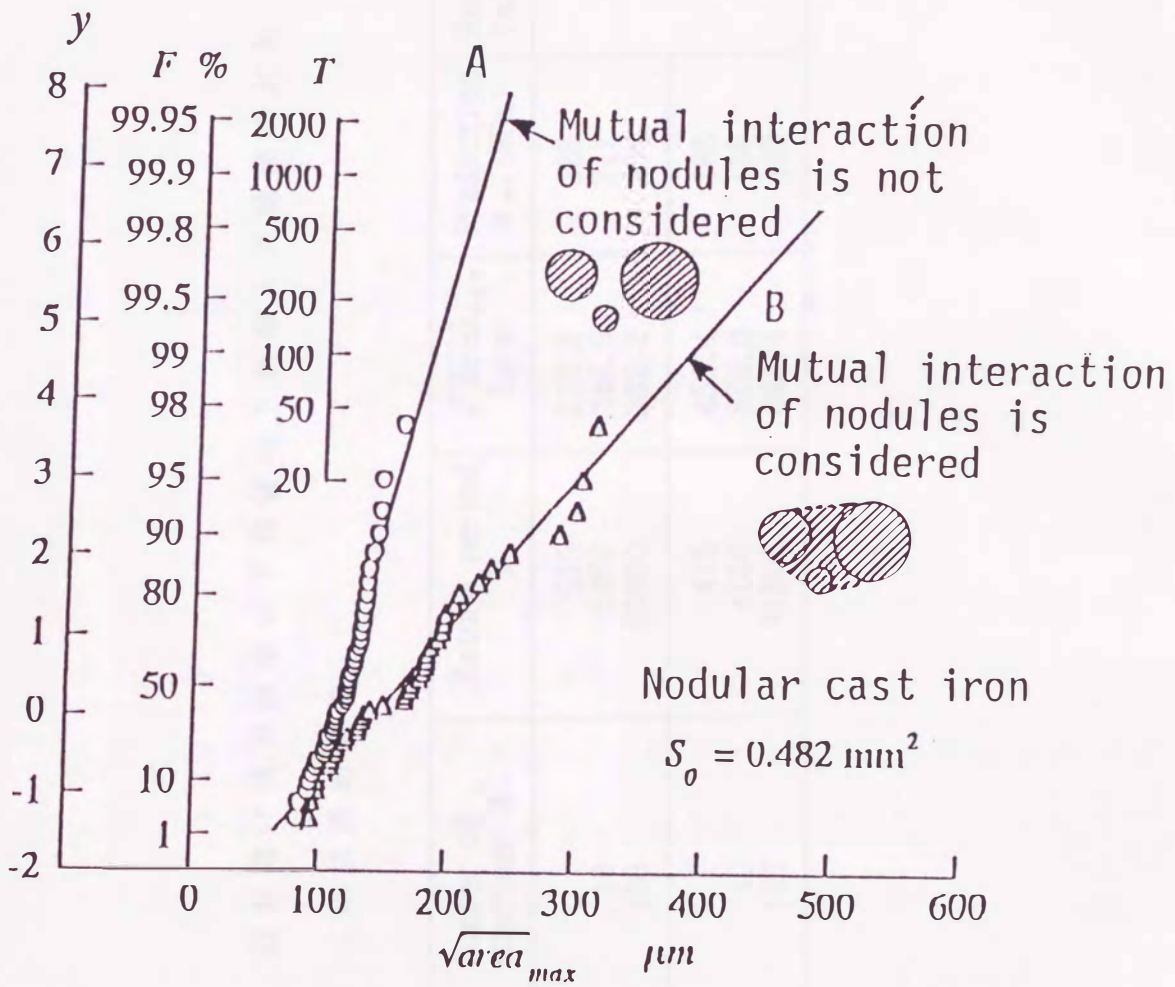


図 2 · 1 5 最大黒鉛寸法  $\sqrt{\text{area}_{\text{max}}}$  の累積頻度分布

表 2 · 3 回転曲げ疲労限度の下限値の予測値と実験値の比較

(球状黒鉛鑄鉄)

	Number of specimen N	Return period T	$\sqrt{\text{area}_{\text{max}}}$ ( $\mu\text{m}$ )	Prediction $\sigma_{we}$ (MPa)	Experimental fatigue limit (MPa)
Mutual interaction of nodules is not considered	1	595	210.8	223	205.8
	10	5950	246.5	217	
	100	59500	282.2	212	
Mutual interaction of nodules is considered	1	415	456.4	196	
	10	4150	576.0	188	
	100	41500	695.4	182	

ここで、単位は式(2・1)～(2・3)と同じである。表2・3は、式(2・6)により推定した試験片 $N=1, 10, 100$ 本当りの疲労限度の下限值と、実験値の比較である。

黒鉛の干渉を考慮しない場合の推定値は $N=100$ 本でさえ実験値より高く、干渉を考慮すると推定値のほうが実験値よりやや低い。疲労限度の実験値(205.8MPa)は数本の試験片を用いて決定したものの<sup>(21)</sup>であるから、本数を増やせば黒鉛の干渉を考慮した値に近くなるとみるのが妥当であろう。このように、黒鉛や介在物の分布形態は疲労強度に直接影響を及ぼす重要な因子であり、注意深い制御と品質管理が必要である。

## 2.9 まとめ

$\sqrt{\text{area}}$ パラメータモデルが一般的に広く応用できることを示すために、まず、応力集中係数の極端に異なる各種欠陥に対して本モデルが全く同じ手順で適用できることを示した。次に、複数欠陥が相互干渉する場合にも適用できる疲労限度の評価法を提案した。得られた結論は次のようにまとめられる。

(1) 応力集中係数が著しく異なるが $\sqrt{\text{area}}$ の等しい人工微小欠陥(き裂、連結穴、単独微小穴)を導入した試験片の疲労限度はほとんど同じ値になる。この実験結果は、様々な形状の微小欠陥や介在物が疲労限度に及ぼす影響を $\sqrt{\text{area}}$ パラメータモデルを用いて統一的に評価できることを示している。

(2) 複数穴を有する試験片に関する疲労試験結果と2つの近接表面き裂に関する応力拡大係数の解析結果に基づいて微小欠陥の疲労干渉効果の評価基準を示した。それは次のようになる：『2つの欠陥が近接して存在するときには両者の間に小さい方の欠陥が入る空間があれば干渉効果は小さく、疲労限度評価の点からは単独穴の効果を考えればよい。しかし、両者の間の空間が狭く、小さい方の欠陥が入らない程度であれば、その2つの欠陥は初期から連結しているとして $\sqrt{\text{area}}$ を評価すべきである。』

(3) 提案した評価法を球状黒鉛鋳鉄中の黒鉛の干渉問題に応用した。干渉を考慮して推定した最大黒鉛寸法 $\sqrt{\text{area}_{\text{max}}}$ と疲労限度の予測式を組み合わせ推定した疲労限度のばらつきの下限值は回転曲げ疲労試験結果に対して妥当な値となった。また、試験片の危険体積中に存在する $\sqrt{\text{area}_{\text{max}}}$ の値は極値統計により推定できる。さらに、本評価法は極値統計と組み合わせることにより集合介在物を有する鋼の疲労限度評価にも応用可能である。



## 第2章の参考文献

- (1) M.F.Garwood, H.H.Zurburg and M.A.Erickson,  
"Interpretation of Tests and Correlation with  
Service", (1951), 1, American Society for Metals.
- (2) M.J.Atkinson, J.Iron Steel Inst., 195(1960), 64.
- (3) 川田 雄一, 児玉 昭太郎, 日本材料強度学会誌, 6-1  
(1970), 1.
- (4) 村上 敬直, 遠藤 正浩, 日本機械学会論文集, 49-438,  
A(1983), 127.
- (5) 村上 敬直, 遠藤 正浩, 材料, 35-395(1986), 911.
- (6) 村上 敬直, 児玉 昭太郎, 小沼 静代, 日本機械学会  
論文集, 54-500, A(1988), 688.
- (7) P.H.Frith, J.Iron Steel Inst., 180(1955), 26.
- (8) W.E.Duckworth and E.Ineson, "Clean Steel",  
Sp.Rep.77(1963),87, Iron Steel Inst.
- (9) M.R.Mitchell, SAE Transactions, 88-4(1979), 3062.
- (10) B.Weiss, R.Stickler and A.F.Blom, ESIS conf.  
"Short Fatigue Cracks", (1992) Sheffield.
- (11) A.Melander, Int.J.Fatigue, 12-3 (1990), 154.
- (12) J.Lankford, Engng.Fract.Mech., 9(1977), 617.
- (13) N.M.A.Eid and P.F.Thomason, Acta Metall., 27(1979),  
1239.
- (14) 角田 方衛, 内山 郁, 荒木 透, 鉄と鋼, 57-2(1971),  
335.

- (15) T. Araki, Proc. Int. Symp. on Inclusions and Their Influence on Material Behavior, Chicago, Illinois, ASM, (1988), 147.
- (16) W. L. Morrie, Metal. Trans., 9, A(1976), 1345.
- (17) 村上 敬宜, 内田 光俊, 日本機械学会第70期全国大会講演論文集, No. 920-78, B(1992), 239.
- (18) Y. Murakami and S. Nemat-Nasser, Engng. Fract. Mech., 16-3 (1982), 373.
- (19) Y. Murakami and S. Nemat-Nasser, Engng. Fract. Mech., 17-3 (1983), 193.
- (20) E. J. Gumbel, "極値統計学", 河田 龍夫, ほか 2 名訳, (1963), 1, 広川書店.
- (21) 西谷 弘信, 村上 敬宜, 機械の研究, 25-4(1973), 543.
- (22) 村上 敬宜, 宇宿 尚史, 日本機械学会論文集, 55-510, A(1989), 213.

### 第 3 章 高強度鋼の疲労強度に及ぼす介在物の影響

#### 3・1 緒 言

高強度鋼はその静的強度のわりには疲労強度が低く、そのばらつきの幅も大きいことが知られている。その原因として非金属介在物を起点とした疲労破壊が指摘されているが、介在物の位置、形状、寸法、化学組成など多くの因子が複雑に絡み合うため、疲労強度の定量的な予測は困難とされてきた。

村上らは一連の研究<sup>(1)~(3)</sup>において、「疲労限度に及ぼす介在物の影響は微小欠陥や微小き裂と力学的に等価である。」という概念を提案してきた。この概念に基づくと、微小欠陥や微小き裂を有する材料の疲労限度を推定する予測式を介在物の問題に適用することができる。すなわち、基地組織のビッカース硬さ  $H_v$  と介在物の投影面積の平方根  $\sqrt{\text{area}}$  を用いて介在物が疲労破壊起点となる疲労限度  $\sigma_w$  を予測することができる。実際に、提案した予測式により高強度鋼中の介在物の位置<sup>(2)~(4)</sup>、寸法<sup>(2)~(4)</sup>、形状<sup>(4)</sup>が疲労強度に及ぼす影響を定量的に分析し、提案した概念が妥当であることを明らかにしてきた。

しかし、鉄鋼材料学の分野では、介在物の寸法、位置、形状の影響のほかに、化学組成も重要な影響因子と考えられている。高強度鋼の疲労強度に及ぼす介在物の化学組成の影響については、鉄鋼材料学および機械工学の両分野とも誤った考え方が根強く残っている。それは、「剛性の高い硬質介在物は剛性の

低い軟質介在物に比べて疲労強度上有害である<sup>(5)</sup>」という考え方と「Ti系介在物は角ばっているので応力集中係数が大きく、疲労強度上有害である<sup>(6)</sup>」というものである。部分的な知識をもとにすればこのような考え方が生まれることも理解できなくはないが、この問題は計画的な実験と注意深い観察によって明確にすべき性質のものである。

本章では、自動車用ばね鋼SAE9254について、介在物軟質化処理を行った材質（S材）と通常の材質（N材）の2種類と、清浄度の高い軸受鋼SUJ2について、鋼中酸素量Oが8ppmの材質（清浄鋼：Normal grade）と5ppmの材質（超清浄鋼：High grade）の2種類を準備し、疲労強度に及ぼす介在物の化学組成の影響を明らかにする。

疲労限度の予測式の応用を目的とした力学的観点からは、介在物の化学組成の影響は本質的ではなく、代表寸法 $\sqrt{\text{area}}$ が決定的な役割を果たすことが予想される。本章では、疲労破面に現れた介在物の寸法と化学組成の両者について十分注意深く検討することにより、これまでの考え方の誤りを指摘し、正しい考え方を示す。

### 3・2 介在物の影響に関するこれまでの研究：

#### 特に寸法と形状の影響

村上らは一連の研究で、提案した疲労限度の予測式を実際に使用されている高強度鋼の疲労破壊問題に応用し<sup>(1)-(4)</sup>、疲労限度を支配するのは介在物の代表寸法 $\sqrt{\text{area}}$ であることを実

験的に証明した。DuckworthとIneson<sup>(7)</sup>は1960年代のはじめ角ばったアルミナと球状のアルミナを人工的に添加したNi-Cr-Mo低合金鋼（ピッカース硬さHv=550~614）について膨大な疲労試験を行っているが、村上らは最近Duckworthと共同で、このデータを疲労限度の予測式を用いて再整理し、アルミナ介在物の形状の相違が疲労限度に及ぼす影響は $\sqrt{\text{area}}$ を用いて統一的に評価できることを示した。すなわち、介在物の $\sqrt{\text{area}}$ が等しければ、疲労限度の低下量はアルミナが球状か角ばっているかに無関係であることを明らかにした<sup>(8)</sup>。この研究は、微小欠陥も介在物も疲労限度に及ぼす影響は、形状に起因する応力集中係数ではなく、形状と寸法を反映したパラメータ： $\sqrt{\text{area}}$ で評価できることを示唆するものである。

### 3・3 使用材料および実験方法

#### 3・3・1 ばね鋼SAE9254

疲労試験に供した材料は、自動車用ばね鋼SAE9254である。表3・1に2種類の材質の化学成分を示す。一つは通常の材質であり、もう一つは製鋼プロセスの過程で介在物の軟質化処理を行っている。以下では、通常材をN材、介在物軟質化材をS材と称し区別する。試験片は、圧延丸棒から軸方向に直径17mmの丸棒を切り出した後、油焼入れを行い、焼戻しにより2水準の硬さ（Hv=565, 675）に調質した。その後、図3・1の形状に機械加工した。試験片の試験部は2000番までのエメリー紙と1/4 $\mu\text{m}$ 粒径のダイヤモンドペーストを用いて研磨仕

表 3 - 1 ばね鋼 SAE9254の化学成分

	wt(%)						
	C	Si	Mn	P	S	Cr	O
N:Normal grade	0.52	1.43	0.71	0.023	0.005	0.723	0.001
S:Softened inclusion	0.58	1.47	0.69	0.014	0.003	0.693	0.002



上げした。

X線により試験片最小断面部表面の残留応力を測定したところ、試験片の種類や硬さにかかわらず約500MPaの圧縮残留応力が存在した。試験片の表面層を電解研磨により約20 $\mu$ m除去すると、これらの残留応力はほぼ消失した。そこで、表面から20 $\mu$ mの深さまでの残留応力を直線で近似し、破壊起点がこの残留応力の分布範囲に含まれる場合は、残留応力を平均応力と等価とみなして予測疲労限度を求めた。使用した試験機は小野式回転曲げ疲労試験機（容量98N $\cdot$ m, 回転数2400rpm）である。

### 3・3・1 軸受鋼S U J 2

清浄度の高い軸受鋼S U J 2を2種類準備した。鋼中酸素量Oが8ppmのものを清浄鋼（Normal grade）と呼び、5ppmのものを超清浄鋼（High grade）と呼ぶことにする。前者もO量が10ppm以下であるから、従来の感覚では超清浄鋼と呼ぶべきかもしれないが、ここではO量5ppmのものに相対的に清浄鋼と呼ぶことにする。表3・2に2種類の材質の化学成分を示す。

試験片は、まず、圧延丸棒から軸方向に直径17mm、長さ220mmの丸棒を切り出した。次に、ビッカース硬さHv=750を目標に熱処理（820 $^{\circ}$ C $\times$ 30分保持後、油焼入れ、180 $^{\circ}$ C $\times$ 30分保持後、空冷）を行った。その後、図3・1の形状に機械加工した。試験片の試験部は2000番までのエメリー紙と1/4 $\mu$ m粒径のダイヤモンドペーストを用いて研磨仕上げした。

X線により試験片最小断面部表面の残留応力を測定したとこ



表 3 · 2 軸受鋼 SUJ2の化学成分

wt (%)

Materials	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Ti	Al	N(ppm)	O(ppm)
Normal grade, SUJ2(N)	0.99	0.23	0.34	0.014	0.014	0.01	0.02	1.45	0.001	0.025	45	8
High grade, SUJ2(H)	0.98	0.23	0.37	0.010	0.005	0.01	0.02	1.43	0.002	0.021	55	5

ろ、約690MPaの圧縮残留応力が存在した。試験片の表面層を電解研磨により約40 $\mu$ m除去すると、これらの残留応力はほぼ消失した。そこで、表面から40 $\mu$ mの深さまでの残留応力を直線で近似し、破壊起点がこの残留応力の分布範囲に含まれる場合は、残留応力を平均応力と等価とみなして予測疲労限度を求めた。使用した試験機は小野式回転曲げ疲労試験機（容量98N $\cdot$ m、回転数2400rpm）である。

### 3・4 疲労試験結果と予測疲労限度の比較

#### 3・4・1 ばね鋼SAE9254

まず、疲労限度の予測式から求めた予測疲労限度 $\sigma_w'$ と回転曲げ疲労試験結果と比較する。そして、疲労限度は介在物の寸法 $\sqrt{\text{area}}$ によって決まることを明らかにする。

図3・2に通常材と介在物軟質化材のS-N曲線を示す。N材、S材ともに疲労寿命と強度のばらつきが大きく、一つのグループの実験結果を一本の曲線で整理するのは困難である。疲労破面の観察によれば、N材、S材の疲労破壊の起点のほとんどが試験片内部の介在物であった。図3・3および図3・4にN材とS材の疲労破壊面に現れたフィッシュ・アイの例を示す。図3・5および図3・6は、それぞれ図3・3および図3・4に示したフィッシュ・アイの中心に存在する介在物のSEM写真である。図3・5および図3・6の図中(a),(b)は、破断した試験片の両側の疲労破面を表している。(a)は約半分の界面で剥離した介在物が一方の疲労破面に残った状態を示し、(b)

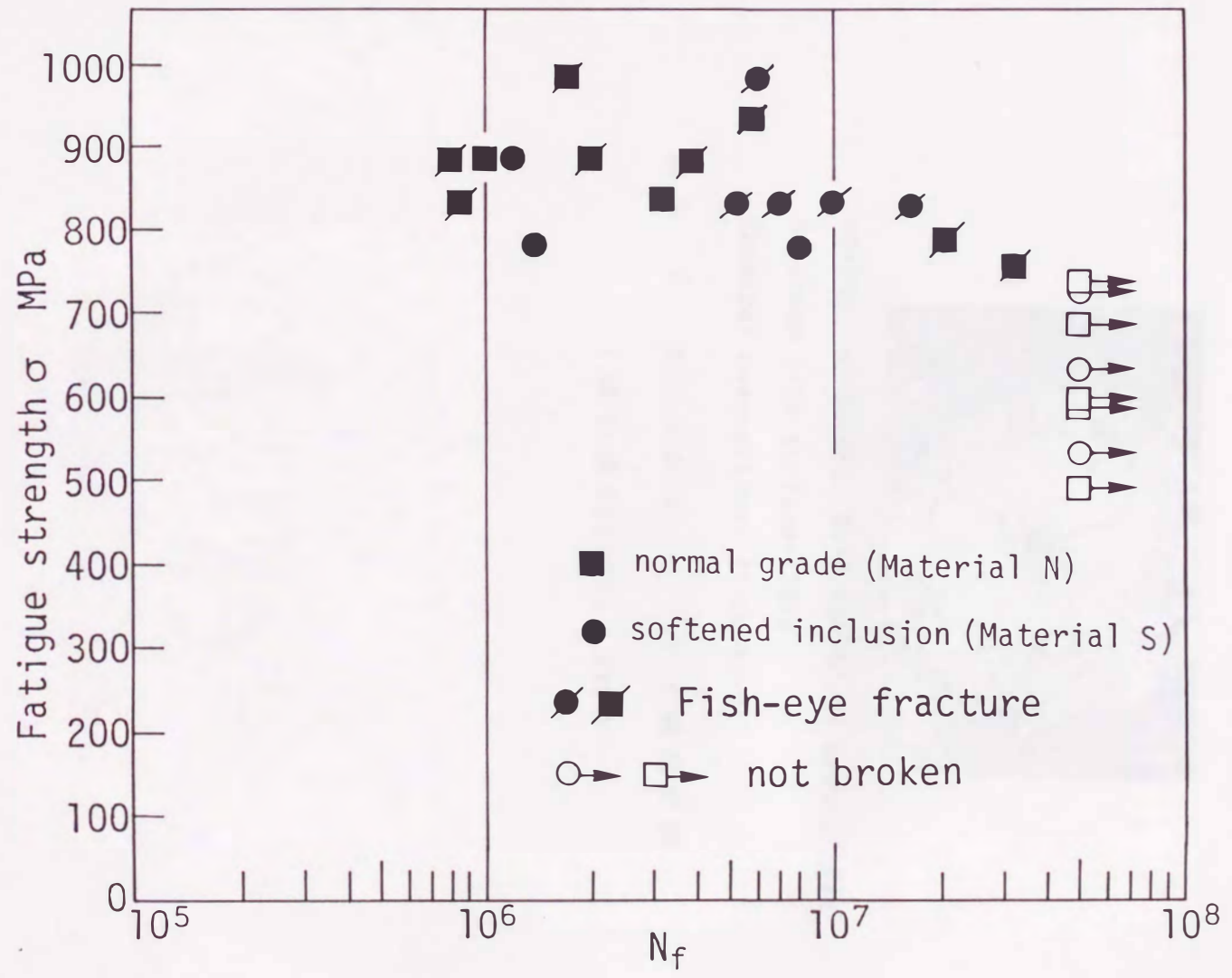
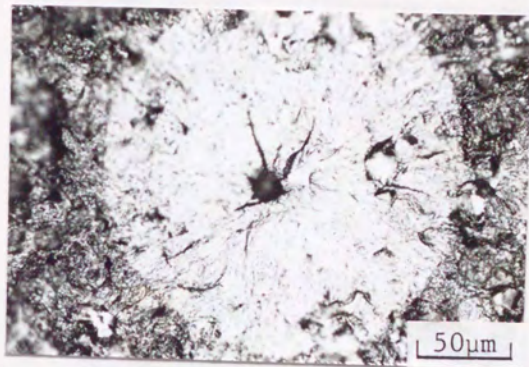


図 3 · 2 ばね鋼 SAE9254の疲労特性 (通常材 (N材) と介在物軟質化材 (S材))



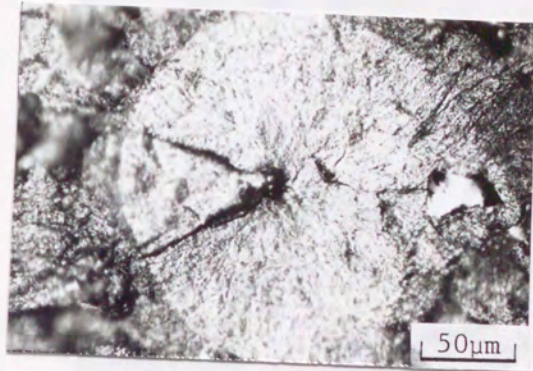
HV=641,  $\sigma=980\text{MPa}$ ,  $N_r=1.69\times 10^6$ ,  $\sqrt{\text{area}}=17.9\mu\text{m}$

Distance from surface= $138\mu\text{m}$

Chemical composition: Al-Ca-Mg-O

図 3・3 フィッシュ・アイ破壊の例

(ばね鋼 SAE9254・N材)



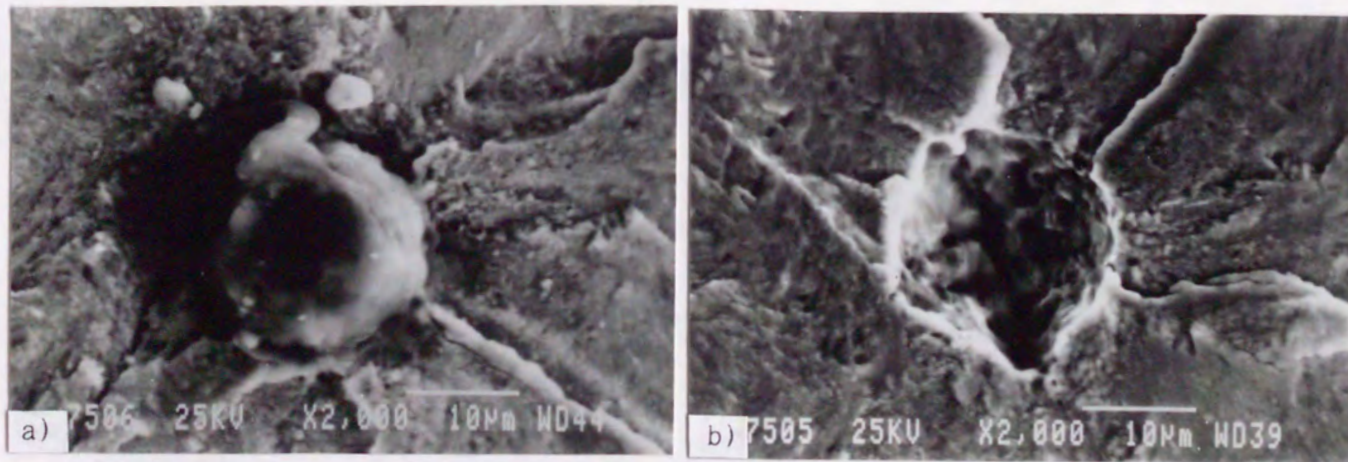
HV=675,  $\sigma=980\text{MPa}$ ,  $N_r=6.91\times 10^6$ ,  $\sqrt{\text{area}}=9.8\mu\text{m}$

Distance from surface= $93\mu\text{m}$

Chemical composition: Ti-Mn-C-S

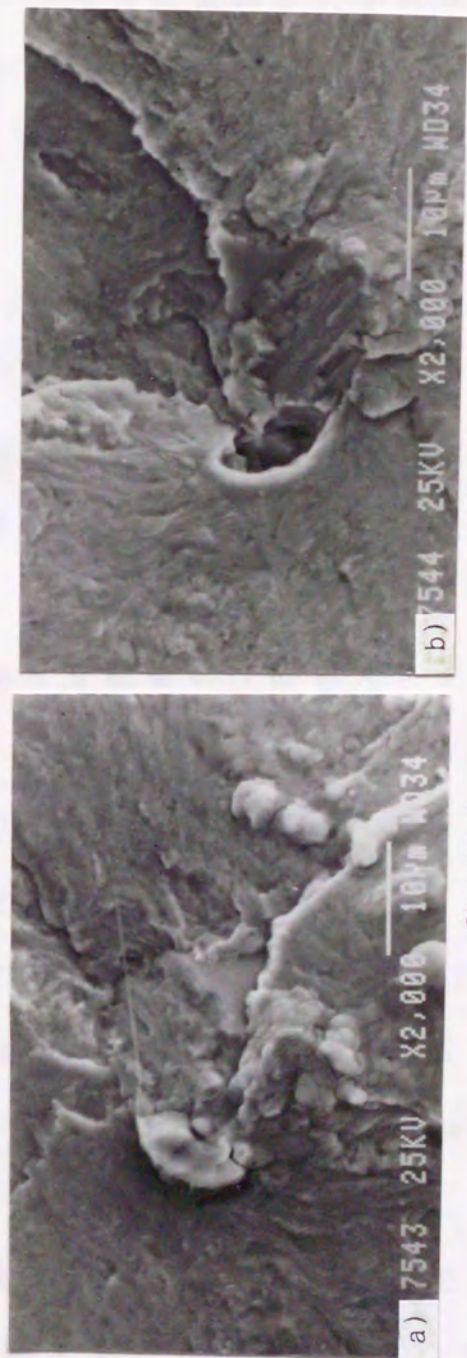
図 3 · 4 フィッシュ · アイ破壊の例

(ばね鋼 SAE9254 · S材)



Chemical composition: Al-Ca-Mg-O

図 3 · 5 図 3 · 3 のフィッシュ・アイの中心にみられる介在物の SEM 写真 (ばね鋼 SAE9254 · N材)



Chemical composition: Ti-Mn-C-S

図 3・6 図 3・4 のフィッシュ・アイの中心にみられる介在物の SEM 写真 (ばね鋼 SAE9254・S材)

は他方の疲労破面に残された空洞状の介在物界面の剥離部分を表している。これより、疲労き裂は介在物と基地組織の界面に発生したことが分かる。図3・5および図3・6は、界面き裂が発生した状態では、介在物は空洞と力学的に等価であるという考え方の妥当性を示すものである。

表3・3に破壊起点となった介在物の中心位置に作用した公称応力 $\sigma'$ と式(2・3)によるその位置での推定疲労限度 $\sigma_w'$ を比較したものを示す。また、E P M A分析による介在物の化学組成も合わせて示している。 $\sigma_w'$ の値は破断した各試験片について、破壊起点近傍の試験片表面の硬さ、起点となった介在物の位置、大きさ( $\sqrt{\text{area}}$ )、破断起点位置での残留応力を式(2・3)に代入して求めた。また、破断しなかった試験片については、起点になる介在物の位置と大きさが不明であるので、 $\sigma_w'$ の値を推定できない。そこで、その後さらに同じ試験片を用いて負荷応力を上げて再試験を行い、破断させて致命傷となる介在物を同定した。このようにして、その試験片の $\sigma_w'$ を求め、 $\sigma'$ との比較を行った。表3・3より疲労破壊した試験片については全て $\sigma'/\sigma_w' > 1.0$ であり、実際に推定疲労限度以上の応力が介在物部分に加わって破壊したことが分かる。

ただし、N材の試験片No.6と10は、応力の低いところから、 $5 \times 10^7$ 回の繰り返しの耐えるごとに負荷応力を除々に上げていったところ、 $\sigma'/\sigma_w' > 1.0$ の条件に到達しても破断しない場合(No.6は1.04と1.20、No.10は1.14)があった。両試験片の共




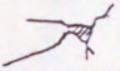






表 3 · 3 ばね鋼 SAE9254 の疲労試験結果 ( 疲労破壊起点の介在物の寸法 · 位置 · 化学組成と式 ( 2 · 3 ) による予測疲労限度 )

(a) Normal grade specimen

Specimen	HV	$\sigma$	Nf	$\sqrt{\text{area}}$	h	Shape of Inclusion	Chemical Composition	$\sigma'$	$\sigma_w'(R)$	$\sigma' / \sigma_w'$
N-1	640	600 931	$5 \times 10^7 \rightarrow$ $6.85 \times 10^6$	18.2	115		Al-Ca-Mg-S-O	564 875	731(-1)	0.772 1.20
N-2	640	882	$3.83 \times 10^6$	21.2	81		Al-Ca-Mg-O	859	712(-1)	1.21
N-3	641	588 980	$5 \times 10^7 \rightarrow$ $1.69 \times 10^6$	17.9	138		Al-Ca-Mg-O	568 927	734(-1)	0.774 1.26
N-4	610	833	$3.22 \times 10^6$	16.4	25		unknown	810	715(-1)	1.13
N-5	636	735 882	$5 \times 10^7 \rightarrow$ $1.97 \times 10^6$	19.3	96		Al-Ca-Mg-O	715 859	720(-1)	0.994 1.192
N-6	522	490 637 735 833	$5 \times 10^7 \rightarrow$ $5 \times 10^7 \rightarrow$ $5 \times 10^7 \rightarrow$ $8.52 \times 10^5$	26.3	215		Al-Ca-Mg-O	460 598 690 782	576(-1)	0.799 1.04 1.20 1.36
N-9	589	784	$2.10 \times 10^7$	17.6	120		Al-Ca-Mg-O	755	686(-1)	1.10
N-10	620	539 735 882	$5 \times 10^7 \rightarrow$ $5 \times 10^7 \rightarrow$ $8.25 \times 10^5$	26.6	150		Al-Ca-Mg-O	519 708 849	720(-1)	0.833 1.14 1.36

HV : Vickers hardness number.  $\sigma$  : Nominal stress at surface (MPa)  
 Nf : Cycles to failure.  
 $\sqrt{\text{area}}$  : Square root of projection area of inclusion ( $\mu\text{m}$ ),  
 h : Distance from surface ( $\mu\text{m}$ ).  $\sigma'$  : Nominal stress at inclusion (MPa).  
 $\sigma_w'$  : Fatigue limit predicted by Eq.(2.3)(MPa), R : Stress ratio

(b) Softened inclusion specimen

Specimen	HV	$\sigma$	Nf	$\sqrt{\text{area}}$	h	Shape of Inclusion	Chemical Composition	$\sigma'$	$\sigma_w'(R)$	$\sigma' / \sigma_w'$
S-1	573	600 833	$5 \times 10^7 \rightarrow$ $1.10 \times 10^7$	11.6	90		Ti-O	578 765	719(-1)	0.755 1.07
S-2	675	980	$6.91 \times 10^6$	9.8	93		Ti-Mn-C-S	944	766(-1)	1.23
S-3	566	833	$1.63 \times 10^7$	6.4	55		X-O	812	786(-1)	1.03
S-4	582	539 882	$5 \times 10^7 \rightarrow$ $1.20 \times 10^6$	17.7	34		Si	528 864	613(-1)	0.861 1.41
S-5	565	735 833	$5 \times 10^7 \rightarrow$ $7.25 \times 10^6$	6.7	45		Ti-Mn-C-S	718 814	779(-1)	0.921 1.04
S-6	669	600 833	$5 \times 10^7 \rightarrow$ $5.31 \times 10^6$	15.8	132		Ti-Mn-S	576 800	777(-1)	0.742 1.03
S-8	644	882	$4.23 \times 10^6$	7.5	78		Ti-Mn-C-S	869	852(-1)	1.02
S-10	666	784	$2.39 \times 10^6$	16.1	20		X-C	780	772(-1)	1.01

HV: Vickers hardness number,  $\sigma$ : Nominal stress at surface (MPa)  
 Nf: Cycles to failure,  
 $\sqrt{\text{area}}$ : Square root of projection area of inclusion ( $\mu\text{m}$ ),  
 h: Distance from surface ( $\mu\text{m}$ ),  $\sigma'$ : Nominal stress at inclusion (MPa),  
 $\sigma_w'$ : Fatigue limit predicted by Eq.(2.3)(MPa), R: Stress ratio

通点として、比較的深いところに存在した介在物が破壊起点になったことや、応力の低いところから負荷応力を除々に上げていったことがあげられる。したがって、疲労限度近くでの極めて遅いき裂伝ばの影響やコーキング効果の影響が考えられるが、その理由は明確にできなかった。しかしながら、最終的に破断した試験片は全て  $\sigma' / \sigma_w' > 1.0$  を満たしており、 $\sigma' / \sigma_w' < 1.0$  で破断した例はないことから、予測式による推定は妥当であると考えるよいであろう。

### 3・4・2 軸受鋼 S U J 2

図3・7に、清浄鋼と超清浄鋼のS-N線図を示す。両鋼ともに、疲労寿命のばらつきが大きく、明確な疲労限度を定めることができない。また、破壊起点のほとんどがフィッシュ・アイを伴う介在物であった。図3・8と図3・9に清浄鋼と超清浄鋼のフィッシュ・アイ破壊とその中心に見られる介在物のSEM写真を示す。

表3・4は、疲労破壊起点の介在物中心位置の公称応力  $\sigma'$  と式(2・3)による介在物の位置での推定疲労限度  $\sigma_w'$  との比較を示したものである。また、E P M A分析による介在物の化学組成も示してある。破断した試験片については、破壊起点近傍の試験片表面での硬さHv、起点となった介在物の大きさ( $\sqrt{a}$  area)と表面からの深さが測定できるので、起点位置での残留応力も考慮すると式(2・3)からその試験片の介在物点における推定疲労限度  $\sigma_w'$  を決定できる。

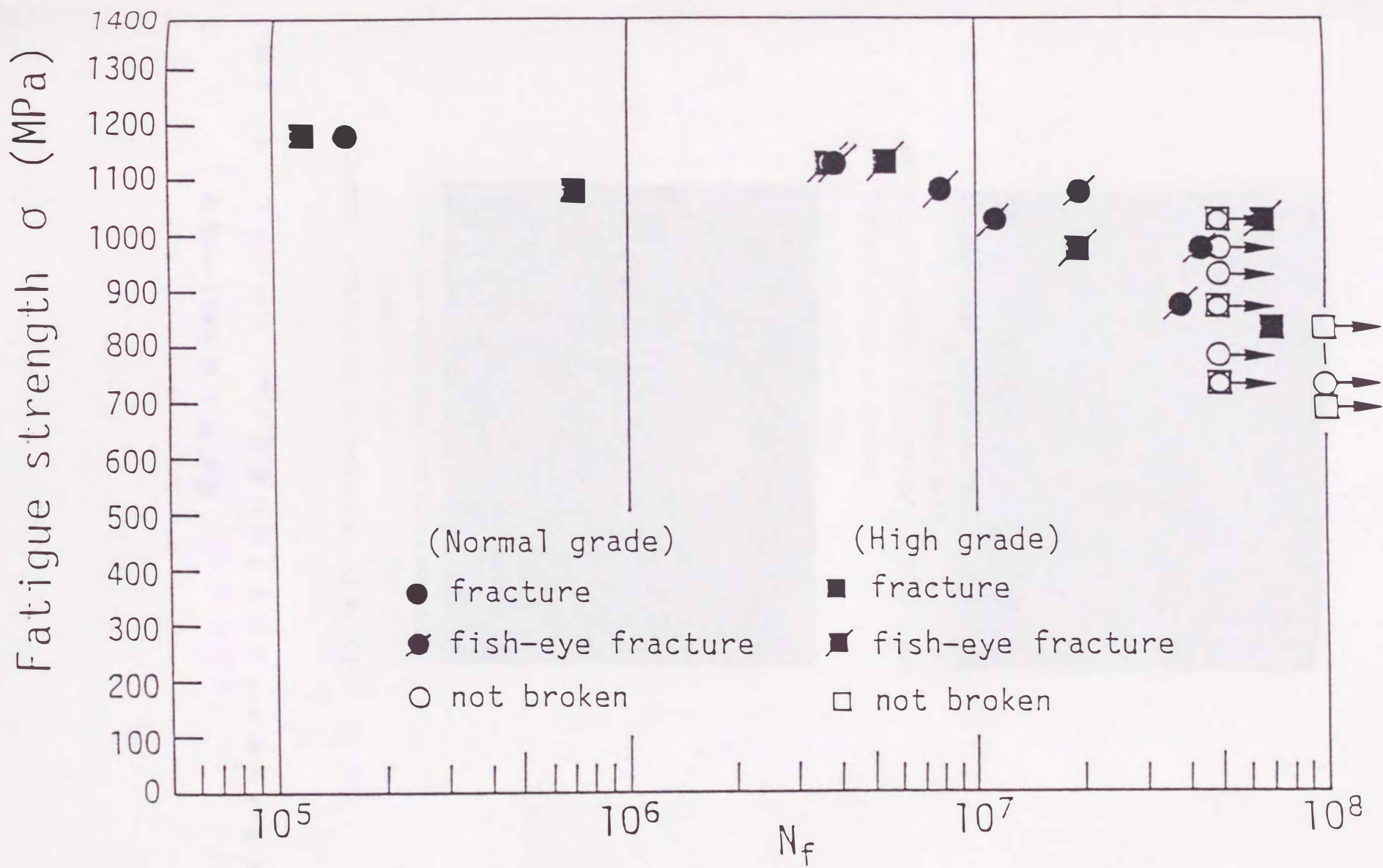
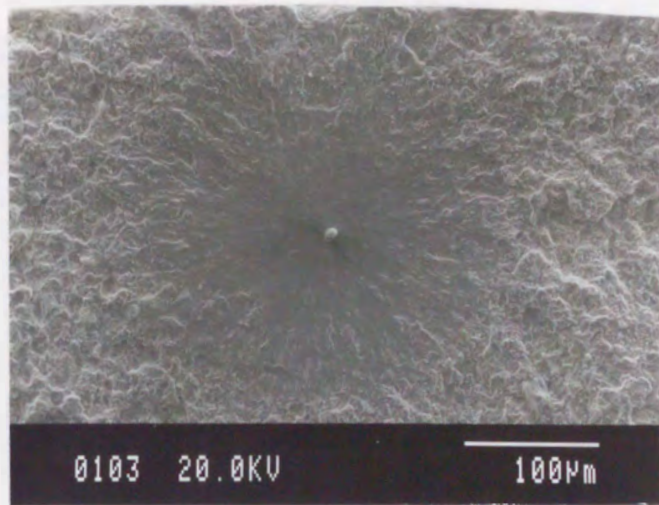


図 3 · 7 軸受鋼 SUJ2 の疲労特性 (清浄鋼と超清浄鋼)

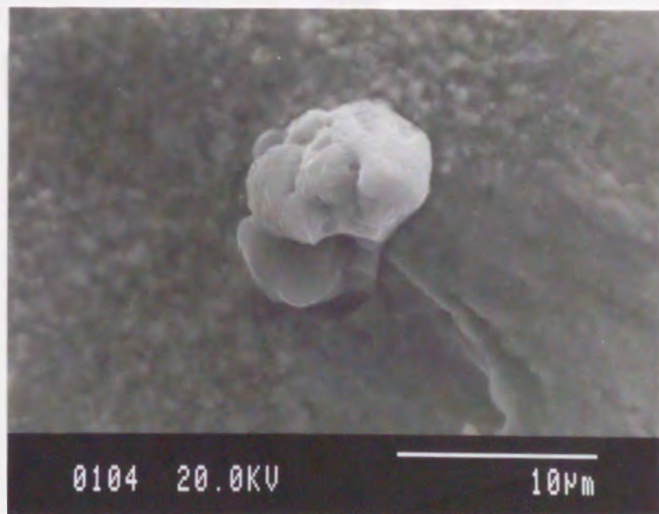


(a) Fisheye mark

$Hv=745$ ,  $\sigma=1078\text{MPa}$ ,  $N_r=7.94\times 10^6$ ,  $\sqrt{\text{area}}=9.8\mu\text{m}$ .

$\sigma$  : Nominal stress at surface

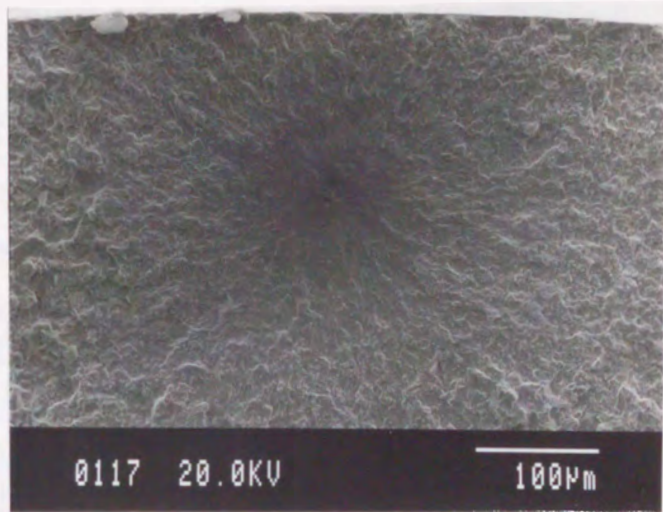
Distance from surface= $158\mu\text{m}$



(b) Inclusion observed at center of  
fisheye in (a)

Chemical composition of inclusion : Al Mn S-O

図 3 · 8 フィッシュ・アイ破壊の例とその中心にみられる介在物のSEM写真 (清浄鋼)

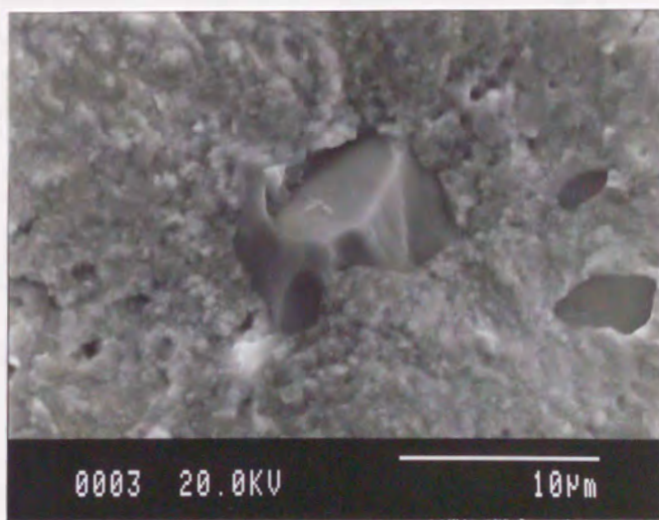


(a) Fish-eye mark

$Hv=754$ ,  $\sigma=1029\text{MPa}$ ,  $N_f=6.85 \times 10^7$ ,  $\sqrt{\text{area}}=7.8\mu\text{m}$ .

$\sigma$ : Nominal stress at surface

Distance from surface= $250\mu\text{m}$



(b) Inclusion observed at center of fish-eye in (a)

Chemical composition of inclusion: Ti-C

図 3 · 9 フィッシュ・アイ破壊の例とその中心にみられる介在物のSEM写真(超清浄鋼)

表 3 · 4 軸受鋼 SUJ2 の疲労試験結果 ( 疲労破壊起点の介在物の寸法 · 位置 · 化学組成と式 ( 2 · 3 ) による予測疲労限度 )

(a) Normal grade specimen

Specimen	HV	$\sigma$	Nf	$\sqrt{\text{area}}$	h	Shape of Inclusion	Chemical Composition of Inclusion	$\sigma'$	$\sigma_w'(R)$	$\sigma'/\sigma_w'$	
NA	753	735	$1 \times 10^8 \rightarrow$	9.4	163		Al-Mn-S-O	702	938(-1.0)	0.748	No-Frac.
		1029	$1.15 \times 10^7$							1.047	Fracture
NB	745	931	$5 \times 10^7 \rightarrow$	9.8	158		Al-Mn-S-O	893	922(-1.0)	0.968	No-Frac.
		1078	$7.94 \times 10^6$							1.120	Fracture
NC	741	735	$5 \times 10^7 \rightarrow$	17.2	275		Al-Mn-S-O	675	836(-1.0)	0.807	No-Frac.
		882	$3.84 \times 10^7$							0.969	Fracture
ND	743	980	$4.44 \times 10^7$	8.3	85		Al-Mn-S-O	959	947(-1.0)	1.013	Fracture
NF	760	784	$5 \times 10^7 \rightarrow$	18.0	670		Al-Mg-Mn-S-O	653	848(-1.0)	0.770	No-Frac.
		980	$5 \times 10^7 \rightarrow$					816		0.962	No-Frac.
		1078	$1.98 \times 10^7$					897		1.058	Fracture
NG	745	1127	$3.91 \times 10^6$	8.2	223		Al-Mn-S-O	1055	950(-1.0)	1.111	Fracture

(b) High grade specimen

Specimen	HV	$\sigma$	Nf	$\sqrt{\text{area}}$	h	Shape of Inclusion	Chemical Composition of Inclusion	$\sigma'$	$\sigma_w'(R)$	$\sigma'/\sigma_w'$	
HB	733	686	$1 \times 10^8 \rightarrow$	4.3	140		Al-O	686	1042(-1.0)	0.658	No-Frac.
		1127	$5.50 \times 10^6$							1.044	Fracture
HC	746	1127	$3.70 \times 10^6$	10.9	35		Ti-N	1107	908(-1.11)	1.219	Fracture
HE	754	833	$1 \times 10^8 \rightarrow$	7.8	250		Ti-C	781	969(-1.0)	0.806	No-Frac.
		1029	$6.85 \times 10^7$							0.995	Fracture
HG	749	735	$5 \times 10^7 \rightarrow$	20.1	590		Al-O	613	822(-1.0)	0.746	No-Frac.
		882	$5 \times 10^7 \rightarrow$					736		0.895	No-Frac.
		980	$1.93 \times 10^7$					818		0.995	Fracture

HV : Vickers hardness number (kgf/mm<sup>2</sup>),  $\sigma$  : Nominal stress at surface (MPa)  
 Nf : Cycles to failure,  
 $\sqrt{\text{area}}$  : Square root of projection area of inclusion ( $\mu\text{m}$ ),  
 h : Distance from surface ( $\mu\text{m}$ ),  $\sigma'$  : Nominal stress at inclusion (MPa),  
 $\sigma_w'$  : Fatigue limit at inclusion predicted by Eq.(2.3)(MPa) R : Stress ratio

ただし、破断しなかった試験片については、起点になる介在物の位置と大きさが不明であるので $\sigma_w'$ の値を計算できない。そこで、その後、同じ試験片を用いて負荷応力を上げて再試験を行い、破断させて起点となる介在物を見出した。

破断した試験片のほとんどが $\sigma'/\sigma_w' > 1$ の条件を満足しているが、清浄鋼では1本(NC)だけ、超清浄鋼で2本(HEとHG)だけ、 $\sigma'/\sigma_w' < 1$ で破断した試験片がある。しかしながら、破断時の $\sigma'/\sigma_w'$ の値が最も低い試験片(表3・4(a)記号NC)でも0.969であることや、試験片NC, HE, HGの全てが $1 \times 10^7$ 回の繰り返しに耐えていることを考慮すれば、予測は妥当であるといえる。

### 3・5 介在物の化学組成の影響

#### 3・5・1 ばね鋼SAE9254

表3・3に示すように破壊の起点になった介在物の化学組成は、N材では良く知られた硬質のAl-Ca-Mg-O系酸化物とAl-Ca-Mg-S-O系の酸化物、硫化物である。一方、S材ではTi-Mn-S-C系の炭化物、硫化物、Ti-Mn-S系の硫化物、Ti-O系の酸化物、Si系の介在物、の4種類であった。S材でもTi系の介在物が破壊の起点になる場合があり、S材といっても全ての介在物が軟質介在物ということではなく、硬質介在物が含まれていることを示している。また、N材では、介在物が疲労破面から脱落していたため、介在物の化学組成を特定できない場合(No.4)があった。さらに、S材では、破壊起点に介在物が認められる



ものの、E P M A 分析で化学組成の全てを明らかにできない場合があった。そのため、E P M A 分析で断片的に明らかにされた化学組成を用いて X-O (No. 3) や X-C (No. 10) のように表示し、これらが酸化物系および炭化物系の介在物であることを示した。

図 3・10 は、表 3・3 に示したデータを介在物の化学組成で分類し、縦軸に疲労限度に相対的な応力  $\sigma' / \sigma_w'$ 、横軸に破断繰返し数  $N_f$  をとりプロットしたものである。この図は疲労限度に相対的にどの程度の応力を負荷したか、そしてその時の寿命がどうなるかを示すものである。 $\sigma' / \sigma_w'$  が大きくなると  $N_f$  が小さくなる傾向があり、特別の組成を有する介在物が他の介在物に比べて特に疲労強度に強く影響する傾向はみられない。 $\sigma_w'$  は介在物の化学組成ではなく寸法 ( $\sqrt{\text{area}}$ ) と基地組織の硬さ (Hv) によって決まっているから、図 3・10 の傾向から判断して、疲労強度は介在物の化学組成ではなく、基地硬度 Hv と介在物の代表寸法  $\sqrt{\text{area}}$  により決まっていると結論できる。

軟質介在物は圧延によって引き伸ばされるので、圧延方向に垂直な面で観察される寸法は圧延の強さに比例して小さくなる。一方、Al-Ca-Mg-O 系の酸化物や Ti 系などの硬質介在物は圧延など塑性加工によってもほとんど変形しない。そのため、圧延材で圧延方向に応力が作用する場合には寸法が相対的に大きい硬質介在物が破壊の起点になり易くなるのである。したがって、硬質介在物が疲労破壊の起点になり易い真の原因は寸法が大きいからであり、その化学組成が疲労き裂の発生原因として寄

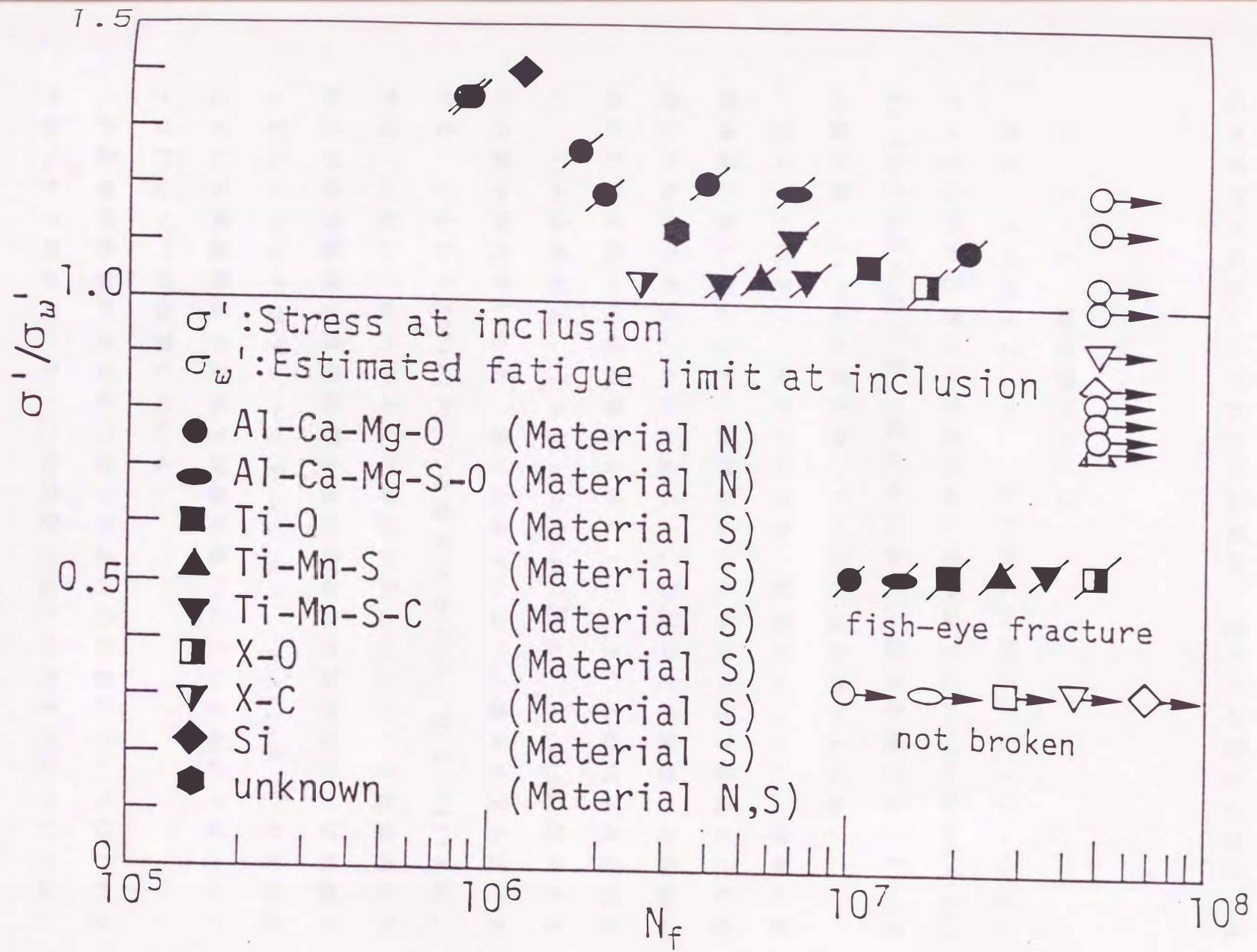


図 3 · 1 0 ばね鋼 SAE9254 の疲労強度に及ぼす介在物の化学組成の影響

与しているのではない。このように、疲労強度を支配する介在物のパラメータは、代表寸法の $\sqrt{\text{area}}$ であり、化学組成の影響は本質的ではない。これらの結果は、荒木らの報告と符合する(9)。

### 3・5・2 軸受鋼 S U J 2

表3・4に示すように、E P M A分析によるフィッシュアイ中心の介在物の化学組成は、清浄鋼ではAl-Mn-S-O系やAl-Mn-Mg-S-O系の酸化物、硫化物であり、超清浄鋼では、Al-O系の酸化物、Ti-N系の窒化物、Ti-C系の炭化物であった。

図3・11は表3・4のデータを、縦軸に $\sigma' / \sigma_w$ 、横軸に破断繰返し数 $N_f$ をとって、破壊起点の介在物の化学組成ごとに整理したものである。これを見ると、特定の化学組成の介在物が他のものに比べて疲労強度を著しく下げている傾向はみられない。Ti系介在物は、「角ばった形状(図3・9(b))に起因する応力集中が大きいため、他の介在物に比べて疲労強度を低下させる。」というMonnotら(6)の意見があるが、図3・11(▲印と▼印)においてはそのような傾向はみられない。介在物の化学組成が疲労強度に直接影響を及ぼさない実験事実は、ばね鋼SAE 9254の結果と一致する。また、Monnotら(6)の考察が必ずしも実験結果の正当な評価に基づいているものではないことは村上(10)が指摘している。

介在物の形状による応力集中の違いの影響についてはこれまで誤った見解があった。この問題の正しい考え方については、

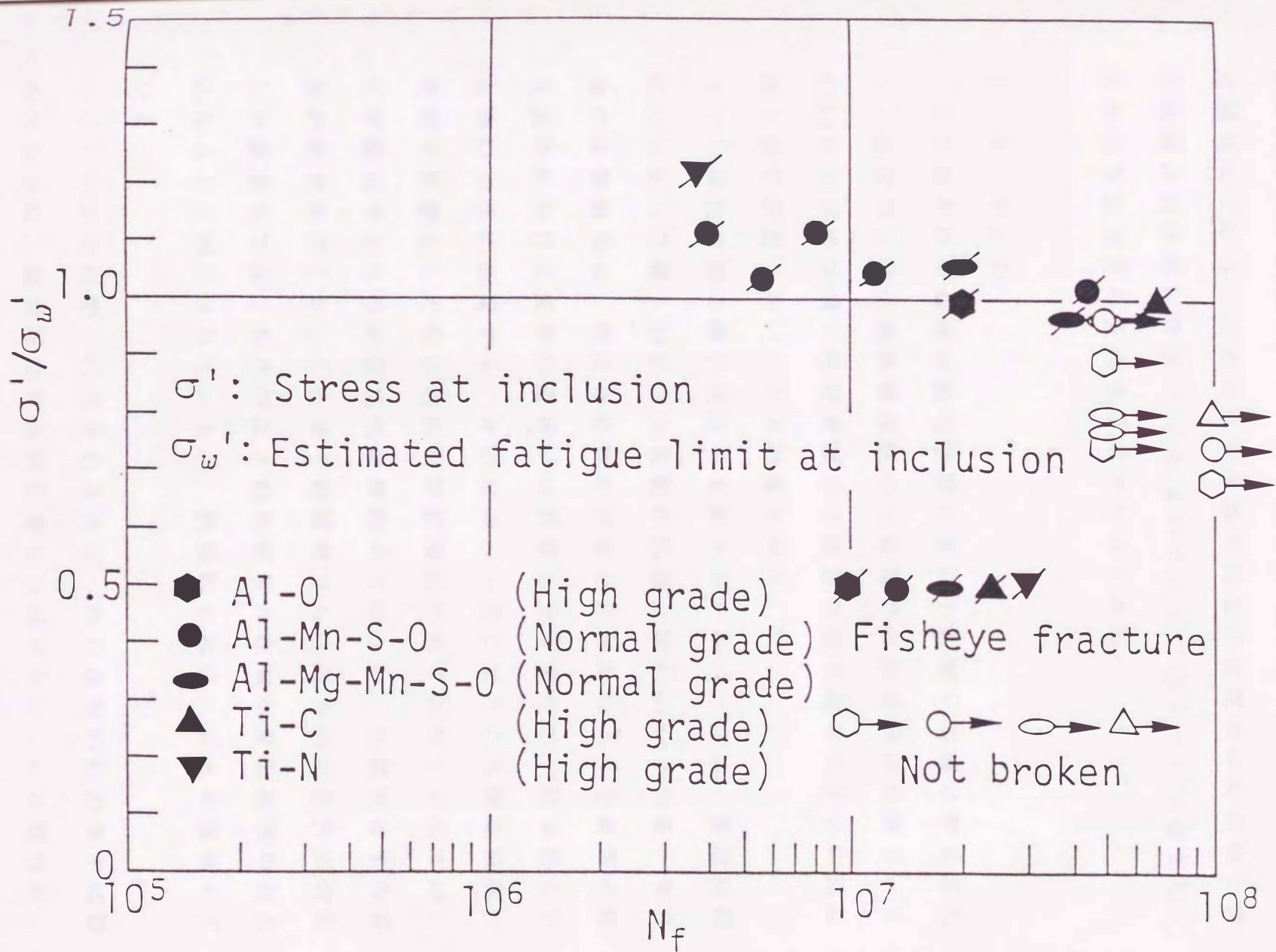


図 3 · 1 1 軸受鋼 SUJ2 の疲労強度に及ぼす介在物の化学組成  
 の影響

すでに第2章で詳しく考察した。これらの現象の本質は、疲労限度はき裂が発生し、その後停留した状態で決まっていることに関係している。これによって疲労限度の状態では介在物と微小欠陥は力学的に等価<sup>(2)</sup>となるのである。図3・11の結果は、このような見方の妥当性を示すものである。

### 3・6 まとめ

介在物の化学組成が疲労強度に及ぼす影響を明確にする目的で、通常材と介在物軟質化材の2種類の自動車用ばね鋼SAE 9254および清浄鋼と超清浄鋼の2種類の軸受鋼SUJ2の回転曲げ疲労試験を行い、次の結論を得た。

(1) 高強度鋼の疲労強度を支配するパラメータは、基地組織のピッカース硬さHVと、介在物の代表寸法 $\sqrt{\text{area}}$ である。介在物の化学組成は、硬質介在物か軟質介在物かにより圧延等の塑性変形における変形の度合いに影響を及ぼすので、結果的に介在物の寸法に影響する。そのため、一見したところ疲労強度に及ぼす影響として介在物の化学組成が注目されがちになるが、化学組成そのものは直接的影響因子ではない。本研究はその実験的証拠を示した。これまでの研究でも圧延方向に直角に採取した試験片では、引き伸ばされた軟質介在物が疲労破壊の起点になることが示されているが、内容的には同じことを意味している。

(2) Ti系介在物に代表される角ばった介在物の応力集中係数の大きさは、疲労限度に直接影響を及ぼさない。この理由は、

疲労限度が介在物から発生したき裂の停留状態で決まっているためと考えられる。ただし、試験片が破壊するような疲労限度以上の高い応力を負荷した場合は、Tiなどの角ばった介在物からの疲労き裂の発生寿命が短くなることが予想される。その結果疲労限度以上での応力での疲労寿命は短くなる傾向を示すと考えられる。

## 第3章の参考文献

- (1)村上 敬宜, 遠藤 正浩, 日本機械学会論文集, 49-438,  
A(1983), 127.
- (2)村上 敬宜, 児玉 昭太郎, 小沼 静代, 日本機械学会  
論文集, 54-500, A(1988), 688.
- (3)村上 敬宜, 宇宿 尚史, 日本機械学会論文集, 55-510,  
A(1989), 213.
- (4)村上 敬宜, 川上勝己, W.E.Duckworth, 鉄と鋼, 77-1,  
(1991), 163.
- (5)J.Lankford, Int. Metals Rev., Sept.(1977), 221.
- (6)J.Monnot, B.Heritier and J.Y.Cogne, ASTM STP987  
(1988), 149.
- (7)W.E.Duckworth and E.Ineson, "Clean Steel", Sp.Rep.77  
(1963), 87, Iron Steel Inst.
- (8)Y.Murakami, K.Kawakami and W.E.Duckworth, Int.J.  
Fatigue, 13-6(1991), 489.
- (9)荒木 透, 石 滋宜, 佐川 竜平: 鉄と鋼, 57-13,(1971),  
2042.