

Ni-Cr-Mo 低合金鋼の疲労強度に及ぼす人工添加アルミナ介在物の寸法と形状の影響

村上 敬宜*・川上 勝己*²・W. E. DUCKWORTH*³

Quantitative Evaluation of Effects of Size and Shape of Artificially Introduced Alumina Inclusions on the Fatigue Strength of Ni-Cr-Mo Steel

Yukitaka MURAKAMI, Katsumi KAWAKAMI and W. E. DUCKWORTH

Synopsis :

In 1963, W. E. DUCKWORTH and E. INESON investigated the effects of non-metallic inclusions on fatigue life of En24 steel using specimens which contained artificially introduced spherical or angular alumina particles with various controlled sizes. Their tests showed a large scatter of fatigue lives of specimens tested under the same stress level depending on the size and location of the inclusion at fracture origin. Their report revealed typical complicated aspects of the effects of non-metallic inclusions on fatigue strength.

In the present study, their complicated data were analyzed by the prediction equation which was proposed by MURAKAMI *et al.* and contains the Vickers hardness (HV) as the material parameter and the square root of projection area ($\sqrt{\text{area}}$) of inclusion as the geometrical parameter. The data can be clearly analyzed in a unified manner by MURAKAMI *et al.*'s equation. It is also shown that the shape of inclusions, spherical or angular, is not crucial factor of inclusion affecting fatigue strength.

Key words : fatigue; inclusions; inclusion shape; alumina particles; high strength steel; Vickers hardness; fish-eye; shot peening; residual stress; square root of inclusion area; statistics of extreme; scatter band of fatigue strength.

1. 緒 言

硬さのあまり高くない平滑試験片の引張圧縮および回転曲げ疲労限度 σ_{w0} とビッカース硬さ HV には比例関係があることが経験的に知られており、その関係は近似的に次式で表される^{1)~3)}。

$$\sigma_{w0} \cong 1.6 HV \dots\dots\dots (1)$$

ただし、単位は σ_{w0} : MPa, HV : kgf/mm² である。しかし、この関係式はビッカース硬さ HV が 400 を超えると比例関係を失い疲労強度のばらつきも大きくなる。高硬さ鋼のこのような傾向は 1950 年代の GARWOOD らの研究¹⁾ に始まり多くの研究者によって報告されてきたが^{2)~4)}、その原因として非金属介在物の影響が指摘されている。そのため、介在物による疲労強度への影響を定量的に扱おうとする試みが盛んに行われてきた。また、各国で非金属介在物評価法が規定され、それらの介在物指数と疲労強度との関係が調べられた。しかし、介在物

に関する影響因子は形状、成分、寸法、位置、分布等多様でありそれらをすべて考慮し疲労強度との明確な相関を得ることは困難であった。例えば、疲労破壊の起点となった介在物の種類は必ずしも同一ではなく^{5)~11)}、介在物が疲労強度に影響を及ぼさない場合も少なからず報告されている^{12)~15)}。村上は文献 16) において、過去の研究で指摘されたこのような多くの問題点を展望している。

本研究では一見複雑に見える金属疲労における介在物問題を統一的かつ定量的に解決するため、人工微小欠陥が疲労強度に及ぼす影響に関する著者らの一連の研究成果^{17)~29)}を踏まえて実験結果を考察する。

著者らはすでに先の一連の研究によって微小欠陥が疲労強度に与える影響を定量的に評価する方法を確立している¹⁸⁾¹⁹⁾。さらにその方法を拡張し介在物が疲労限度に与える影響を定量的に扱える予測法も提案している³⁰⁾³¹⁾。一方、著者らの一人 W. E. DUCKWORTH は E.

平成 2 年 4 月 2 日受付 (Received Apr. 2, 1990)

* 九州大学工学部 工博 (Faculty of Engineering, Kyushu University, 6-10-1 Hakozaki Higashi-ku Fukuoka 812)

*² 九州大学大学院(現: 川崎製鉄(株)) (Graduate School, Kyushu University, Now Kawasaki Steel Corp.)

*³ Fulmer Ltd. Ph. D.

INESON⁵⁾ との仕事で 1963 年に寸法と形状を制御したアルミナ粉末を製鋼プロセス中に計画的に混入させることにより、介在物が疲労寿命に及ぼす影響を調べた。その研究では同じ公称応力ですべての試験片の回転曲げと引張圧縮試験を行っているが、疲労破壊の起点となった介在物寸法と位置の違いにより寿命は著しく異なること、すなわち同じ負荷応力に対し試験片 1 本 1 本が異なる挙動を示すことが明らかになった。このように、介在物の存在によってもたらされる個々の試験片の挙動の違いは疲労強度の定量化を著しく妨げるものである。

本研究では、一見まとまりのない W. E. DUCKWORTH と E. INESON⁵⁾ の疲労試験結果をできるだけ統一的に考察できるように前報の方法を応用して分析し、特に、疲労強度に及ぼす介在物の形状の影響を明らかにする。その結果、ばらつきの多い実験結果が本論文の解釈により統一的に整理され、介在物の影響因子が明確になってくることを示す。

2. 疲労限度予測式

疲労強度問題を考えるには疲労限度の状態を正しく理解することが不可欠である。繰返し負荷を受ける材料中では負荷する応力に応じて伝ばを続けるき裂や新しく発生するき裂などが見られる。これらのき裂の伝ばを注意深く観察すると、き裂の中には伝ばを止め停留挙動を示すものも観察される。この停留挙動は疲労問題において極めて重要な意味を持っている。疲労の研究の初期においては疲労限度はき裂の発生限界と考えられていたが、現在では鋼などの疲労限度はき裂が発生する限界の応力ではなく、発生したき裂が停留する最大の応力ということが認識されている。さらに、このことが介在物を起点とする疲労破壊現象を理解するためにも極めて重要であると著者らは考えている。

フィッシュ・アイ破面を呈するような介在物を起点とするき裂について考えると、疲労限度では最も弱い部分すなわち最も大きな介在物の部分にき裂（界面または介在物そのものの割れ）が発生し停留していると考えるのが妥当であろう。この状態では介在物と基底は剥離して

しまい、力学的に見れば介在物は応力自由な欠陥と等価である³⁰⁾。このように考えると介在物の寸法、特に投影面積が同じであるとき介在物の成分や形状に起因する疲労強度の違いが生じるとは考えにくい[†]。

以上をまとめると、き裂や欠陥、介在物は力学的に等価と考えることができ、疲労強度に与える影響はその大きさのみで表すことができる。このような理由から著者らは欠陥や介在物を最大主応力方向に投影した面積 $\sqrt{\text{area}}$ をパラメーターとして介在物の疲労強度に与える影響を定量的に評価することを試みてきた。

著者らは先に微小欠陥に関する数多くの実験や解析を行い、欠陥投影面積の平方根 $\sqrt{\text{area}}$ とビッカース硬さ HV から疲労限度 σ_w を予測する式を得ている^{18)~29)}。上記の理由から、本論文ではその式をそのまま介在物に適用する。すなわち、介在物が起点となる疲労限度予測式は³⁰⁾³¹⁾ (Fig. 1 (a), (b), (c) 参照)：

介在物が表面に存在する場合 (Fig. 1 (a))

$$\sigma_w \cong 1.43 (HV + 120) / (\sqrt{\text{area}})^{1/6} \dots\dots\dots (2)$$

介在物が表面に接するように存在する場合 (Fig. 1 (b))

$$\sigma_w \cong 1.41 (HV + 120) / (\sqrt{\text{area}})^{1/6} \dots\dots\dots (3)$$

介在物が内部に存在する場合 (Fig. 1 (c))

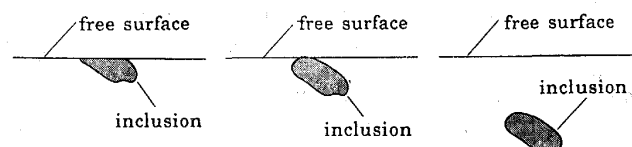
$$\sigma_w \cong 1.56 (HV + 120) / (\sqrt{\text{area}})^{1/6} \dots\dots\dots (4)$$

ただし、単位はすべて σ_w : MPa, HV: kgf/mm², $\sqrt{\text{area}}$: μm である。

3. 寸法と形状を制御したアルミナ粉末を人工添加した En 24 鋼の疲労試験

以下では著者らの一人 W. E. DUCKWORTH が E. INESON とともに 1963 年に発表した論文に掲載した実験結果をもう一度吟味し本研究の観点に沿って再考察する。そのために、まず試験片の製作過程および実験結果の要約を

[†] この点に関しては種々の誤った見解がある。その中で最も典型的で多くの文献に見られる見解は「高強度鋼の疲労においては硬い介在物が柔らかい介在物より有害」というものである。著者らも研究の初期にはこの見解をもっともらしいと考えていたが、現在では誤っていると考えている。この誤った見解は、高強度鋼の疲労破面では Al₂O₃, SiO₂, TiN, TiC などの硬い介在物がフィッシュ・アイの中心に観察され、MnS のような軟質の介在物はほとんど観察されないということに基づいている。しかし、高強度鋼において Al₂O₃ などの硬質介在物が疲労破壊の起点になるのは、これらの介在物が加工によっても変形せず軟質介在物に比べて大きい寸法を保持しているからである。高強度鋼においても軟質介在物が硬質介在物より大きい寸法（正確には主応力方向投影面積平方根 $\sqrt{\text{area}}$ ）を有しておれば、当然軟質介在物が疲労破壊の起点となるのである。硬質介在物と軟質介在物が全く同じ形状を有していると仮定すると介在物周囲の応力集中係数は軟質介在物の周囲の方が大きくなることは弾性論より明らかである。応力自由な欠陥や空洞は軟質介在物の極端な例と見なしてもよい。さらに、疲労限度を考えると、この応力集中の大きさも本質的には問題にならない。このことは本文で説明しているようにき裂の伝ば限界が決定的な条件となるからである。荒木らは³²⁾、限られた鋼についての実験結果からではあるが、疲労き裂の起点になる介在物はその成分とは一応無関係であると報告している。この実験結果は上述の著者らの見解を支持するものである。



(a) Surface inclusion. (b) Subsurface inclusion. (c) Interior inclusion.

Fig. 1. Location of inclusion.

示す。

3.1 アルミナ粉末の添加による $1\frac{1}{2}$ Ni-Cr-Mo 鋼の疲労寿命への影響

3.1.1 試験片の製作

介在物の影響を調べるために疲労特性のよく知られている $1\frac{1}{2}$ Ni-Cr-Mo 鋼を供試材として採用した。そして、 $1\frac{1}{2}$ Ni-Cr-Mo 鋼に介在物 (0.020~0.25 mm のサイズ) を添加したインゴットを作製し、また、比較のために同じ条件で介在物を添加していないインゴットも作製した。なお、Ni, Cr, Mo 以外の主な化学成分は C (0.35~0.47%), Si (0.16~0.47%), Mn (0.49~0.70%), S (0.011~0.022%), P (0.011~0.035%) である。介在物形状の違いによる影響を見るため 13 種類のキャストに呼び径 9 μm から 73 μm までの寸法の異なる Angular alumina particles (角ばったアルミナ粉末) を添加し、さらに 6 種類のキャストに呼び径 10 μm から 73 μm までの Spherical alumina particles (球状アルミナ粉末) を添加した。インゴットの作製後、鍛造、圧延により $\phi 19.05$ mm の丸棒に加工した。

機械加工を容易にするために 650°C で 4 h の焼なましを行い約 0.8 mm の削り代を残し荒削りを行った。その後、焼入れ: 850°C 1 h 油冷、焼もどし: 200°C 8 h の熱処理を行った。硬さの測定は熱処理の後にビッカース硬度計により行った。硬さ測定後、直径 7.645 mm, 平行部長さ 26.6 mm の回転曲げ試験片と直径 5.740 mm, 平行部長さ 19.1 mm の引張圧縮試験片を仕上げた。したがって、測定したビッカース硬さ HV は試験片の最終状態の硬さより若干高め (~10%) であると考えべきであろう。特に注意深く試験片の表面研磨を行うため、最終仕上げには軸方向に沿って 000 エメリー紙または 3 μm のダイヤモンドペーストを用いて研磨を行った。また、内部からの破断例を得るために 16 種類のキャストについては表面を約 0.8 mm のワイヤーを用いて 240~280 kPa の空気圧でショットピーニングを行った。

3.1.2 疲労試験結果と考察

W. E. DUCKWORTH と E. INESON の実験の目的は添加した介在物が疲労寿命に与える影響を調べることであり、大多数の試験片が破断することが望ましいと考えられた。そのため負荷する繰返し応力は $\pm 46 \text{ t/in}^2$ ($\pm 710 \text{ MPa}$) とした。疲労試験は 2 点荷重片持ち式のウエラータイプ回転曲げ試験機により行った。また引張圧縮疲労試験にはローゼンハウゼン万能試験機 Model UHW6 最大容量 $\pm 29.9 \text{ kN}$ を用い、繰返し応力 $\pm 46 \text{ t/in}^2$ ($\pm 710 \text{ MPa}$) 応力比 $R = -1$ で行った。

疲労試験後、破断した試験片について顕微鏡 ($\times 35$,

$\times 100$) により観察を行った。介在物を添加した試験片の破面は添加しなかったものに比べて著しく異なっていた。前者には破面の他の部分より明るく丸い区域 'Whitespot' (フィッシュ・アイを指す) が多くの試験片に見られ、そのうちの半数には中心に介在物が観察された。

4. 著者らの疲労限度予測式による実験結果の再考察

介在物が疲労強度に与える影響は表面との位置関係により大きく異なる。このことは著者らの研究でもすでに明らかになっており³⁰⁾³¹⁾、式(2), (3), (4)の適用の区別のためにも介在物の正確な位置を知る必要がある。そこで、介在物の大きさと表面からの深さの比から実験結果を Fig. 1(a), (b), (c) に示すように三つの場合に分類した。

Table 1 にビッカース硬さ HV, 破断繰返し数 N_f , 破断起点となった介在物の $\sqrt{\text{area}}$, 表面から介在物中心までの距離 h , 破断起点に作用した応力 σ' , 式(2)~(4)の予測法による介在物点の予測疲労限度 σ'_w および使用した式番号, またその比 σ'/σ'_w を示す。ここでおおのこの試験片は実際には破断しているが、もし、実験の応力が介在物の位置で σ'_w 以下であればそれらの試験片は破断せず耐えるはずであったことを意味する。したがって、予測が妥当であれば $\sigma'/\sigma'_w > 1.0$ となるはずである。Table 1 中の多くの数値は予想と一致している。なかには σ'/σ'_w が 1.0 より若干小さい値がみられるが、この程度の予測の誤差 (最大で 11%) は実用的には満足いくものである。 σ'/σ'_w の若干小さめの値はさきに述べたように予測に使用した HV の値は試験片最終仕上げより前の段階での値であり、真の値より高いことに起因するものと考えられる。なお、DUCKWORTH と INESON も指摘しているとおりに添加した介在物の呼び径と破断起点となった介在物の径には明確な関係は見られない。

4.1 ショットピーニングを施していない試験片の回転曲げ疲労試験結果

Fig. 2 は、破断起点に作用した応力 σ' を予測疲労限度 σ'_w で無次元化し、破断繰返し数 N_f との関係を示したものである。破断起点となった介在物の位置によって記号を区別して示しているが、いずれも $\sigma'/\sigma'_w < 0.9$ での破断例はなく予測は妥当であると見なしてよいであろう。

Fig. 3 に破断起点となった表面層の介在物の投影面積の平方根 $\sqrt{\text{area}}$ と破断繰返し数 N_f の関係を示す。

Table 1(a). Rotating bending fatigue.
(Angular particles in specimens not shot-peened)

Specimen No.	Cycle to failure N_f	Inclusion size $\sqrt{\text{area}}$ (μm)	Distance from surface h (μm)	Nominal stress at inclusion σ' (MPa)	Fatigue limit predicted by Eq. (2), (3), (4) σ'_w (MPa)	σ'/σ'_w
Cast No. 55 HV=606						
A1	1.05×10^6	77.9	290	656	(4) 548	1.20
A3	1.57×10^7	88.8	327	649	(4) 536	1.21
A5	4.80×10^4	31.4	0	710	(2) 584	1.22
A6	6.56×10^4	30.1	15	707	(3) 580	1.22
A9	1.01×10^6	55.5	103	691	(4) 580	1.19
A12	2.83×10^6	65.2	122	687	(4) 565	1.22
Cast No. 56 HV=614						
A1	4.33×10^6	47.6	118	688	(4) 601	1.14
A4	1.41×10^5	35.9	40	703	(4) 630	1.11
A6	7.11×10^4	62.0	0	710	(2) 528	1.35
A7	1.96×10^5	51.0	30	704	(3) 537	1.31
A9	7.02×10^4	51.7	41	702	(4) 593	1.18
A10	8.16×10^4	66.8	71	697	(4) 568	1.23
A12	3.58×10^4	53.2	32	704	(3) 534	1.32
A13	1.95×10^5	77.7	45	702	(3) 501	1.40
A14	9.76×10^4	56.2	50	701	(4) 585	1.20
A15	6.47×10^6	51.4	219	669	(4) 594	1.13
Cast No. 61 HV=610						
A9	5.97×10^5	20.4	Just breaks free surface	710	(3) 623	1.14
A10	1.56×10^5	38.9	Just breaks free surface	710	(3) 559	1.27
A12	7.84×10^6	38.8	134	685	(4) 619	1.11
A13	8.50×10^6	39.6	48	701	(4) 617	1.14
A14	3.31×10^5	64.2	59	699	(4) 569	1.23
Cast No. 63 HV=610						
A3	3.11×10^4	15.7	0	710	(2) 660	1.08
A4	1.29×10^5	14.7	0	710	(2) 667	1.06
A5	2.21×10^5	29.5	20	706	(3) 586	1.21
A6	4.57×10^7	30.2	58	699	(4) 645	1.08
A7	8.96×10^4	24.1	0	710	(2) 614	1.16
A8	4.52×10^7	26.6	58	699	(4) 659	1.06
A12	2.81×10^5	28.0	Just breaks free surface	710	(3) 591	1.20
A15	6.20×10^4	14.6	0	710	(2) 668	1.06
A17	5.57×10^4	19.7	0	710	(2) 635	1.12
Cast No. 78 HV=602						
A3	1.64×10^7	17.2	0	710	(2) 643	1.10
A5	4.68×10^4	19.7	13	708	(3) 619	1.14
A6	4.02×10^5	33.2	58	699	(4) 628	1.11
A7	7.21×10^4	19.8	0	710	(2) 628	1.13
A9	3.43×10^6	15.6	0	710	(2) 653	1.09
A12	4.07×10^4	15.3	0	710	(2) 655	1.08
A14	4.39×10^7	29.1	151	682	(4) 642	1.06
A15	5.34×10^6	8.86	0	710	(2) 718	0.99
A17	2.13×10^7	35.8	115	689	(4) 620	1.11
Cast No. 76 HV=606						
A3	8.34×10^5	25.1	22	706	(4) 662	1.07
A7	6.71×10^6	11.5	10	708	(4) 754	0.94
A8	1.07×10^4	21.7	0	710	(2) 622	1.14
A10	1.42×10^6	15.3	Breaks surface	710	(3) 650	1.09
Cast No. 77 HV=610						
A3	7.86×10^6	14.3	Breaks free surface	710	(3) 661	1.07
A7	1.57×10^5	12.5	Breaks free surface	710	(3) 676	1.05
A8	8.91×10^7	11.5	20	706	(4) 758	0.93
A9	7.38×10^6	11.5	15	707	(4) 758	0.93

$\sqrt{\text{area}}$ の増加に従い N_f が減少する傾向が見られ、このことから $\sqrt{\text{area}}$ が疲労破壊において重要なパラメーターとなることがわかる。なお、この図に内部介在物からの破断結果をプロットすれば必ずしもまとまった傾向は示さないであろう。なぜなら、介在物の位置の違いがき裂伝播寿命の差をもたらすからである。

4.2 ショットピーニングを施した試験片の回転曲げ疲労試験結果

この試験では DUCKWORTH と INESON は形状の異なる 2 種類のアルミナ粉末を添加して実験を行い、介在物形状

の影響を調査している。

Photo. 1 に添加したアルミナ粉末を示す。この写真からも分かるように同じ呼び径の介在物においてもその粒径はかなりばらついている。このため本研究では実際の介在物径との区別を付ける意味で「呼び径」という言葉を用いている。

実際に破断起点に観察された介在物の寸法には大きなばらつきが見られるため、介在物形状の区別だけを残し $\sqrt{\text{area}}$ によって再度整理した。Fig. 4 に (a) Spherical alumina (球状アルミナ), (b) Angular alumina (角ばっ

Table 1(b). Rotating bending fatigue.
(Angular particles shot-peened specimens)

Cycle to failure N_f	Inclusion size $\sqrt{\text{area}}$ (μm)	Distance from surface h (μm)	Nominal stress at inclusion σ' (MPa)	Fatigue limit predicted by Eq. (2), (3), (4) σ'_w (MPa)	σ'/σ'_w
Cast No. 84 HV=581					
1.16×10^6	52.0	374	641	(4) 566	1.13
1.57×10^6	68.0	686	583	(4) 541	1.08
6.97×10^6	56.0	453	626	(4) 559	1.20
6.02×10^5	93.0	327	649	(4) 514	1.26
1.45×10^6	79.4	449	627	(4) 527	1.19
7.67×10^5	74.2	257	662	(4) 533	1.24
8.96×10^5	90.8	318	651	(4) 516	1.26
2.55×10^5	93.4	375	640	(4) 513	1.25
4.12×10^5	69.1	418	632	(4) 540	1.17
4.01×10^5	97.0	521	613	(4) 510	1.20
3.04×10^5	87.9	445	627	(4) 519	1.21
Cast No. 119 HV=579					
4.92×10^6	52.7	325	650	(4) 563	1.15
1.63×10^6	63.8	437	629	(4) 546	1.15
1.66×10^6	81.3	361	643	(4) 524	1.23
8.31×10^5	83.8	335	648	(4) 521	1.24
3.66×10^5	85.6	427	631	(4) 519	1.21
2.13×10^6	55.4	364	642	(4) 558	1.15
2.98×10^6	63.3	276	659	(4) 546	1.21
Cast No. 118 HV=581					
2.80×10^6	56.7	582	602	(4) 558	1.08
6.84×10^6	53.9	575	603	(4) 563	1.07
2.43×10^6	63.9	473	622	(4) 547	1.14
1.05×10^7	44.2	522	613	(4) 582	1.05
3.68×10^6	73.1	766	568	(4) 535	1.06
1.56×10^7	57.1	557	607	(4) 557	1.09
2.62×10^6	56.7	464	624	(4) 558	1.12
Cast No. 117 HV=581					
8.28×10^7	33.2	402	635	(4) 610	1.04
4.68×10^7	51.7	424	631	(4) 567	1.11
2.57×10^6	54.5	382	639	(4) 562	1.14
1.05×10^8	26.9	367	642	(4) 632	1.02
4.43×10^6	72.1	803	561	(4) 536	1.05
1.75×10^7	46.6	521	613	(4) 576	1.06
Cast No. 116 HV=574					
9.08×10^7	36.2	277	659	(4) 595	1.11
4.78×10^5	125.9	510	615	(4) 484	1.27
1.61×10^7	37.6	287	657	(4) 591	1.11
9.04×10^5	116.0	860	550	(4) 490	1.12
5.24×10^7	33.6	668	586	(4) 603	0.97

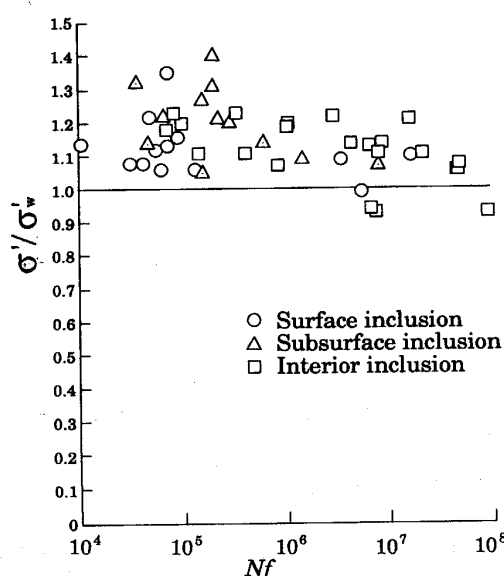


Fig. 2. Comparison between the failure stress and the predicted fatigue strength for not shot-peened rotating bending beam test specimens.

Table 1(c). Rotating bending fatigue.
(Spherical particles in shot-peened specimens)

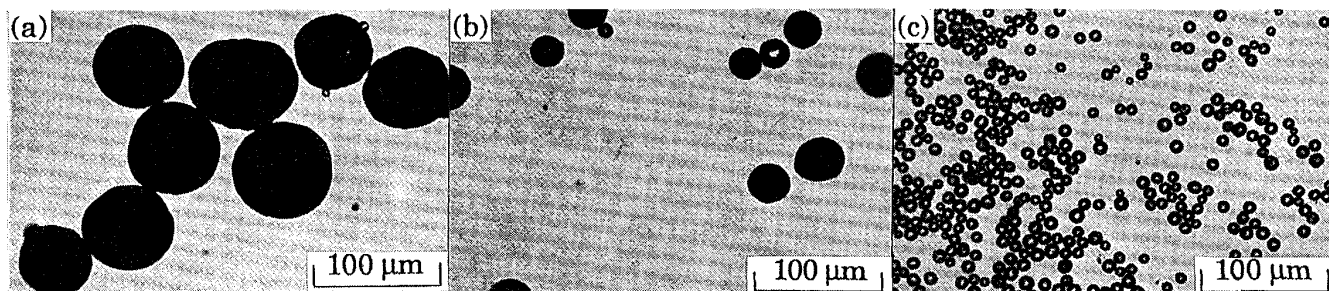
Cycle to failure N_f	Inclusion size $\sqrt{\text{area}}$ (μm)	Distance from surface h (μm)	Nominal stress at inclusion σ' (MPa)	Fatigue limit predicted by Eq. (2), (3), (4) σ'_w (MPa)	σ'/σ'_w
Cast No. S11 HV=556					
1.27×10^6	59.5	341	647	(4) 534	1.21
2.64×10^6	137.4	1 100	506	(4) 464	1.09
7.88×10^6	76.7	515	614	(4) 512	1.20
1.60×10^6	93.1	830	556	(4) 495	1.12
Cast No. S2 HV=560					
6.77×10^7	47.8	420	632	(4) 557	1.13
6.21×10^7	57.6	460	625	(4) 540	1.16
2.85×10^7	49.2	470	623	(4) 554	1.12
Cast No. S4 HV=554					
3.07×10^7	40.8	390	638	(4) 567	1.13
2.69×10^6	112.6	1 300	469	(4) 478	0.98
2.34×10^7	46.1	375	640	(4) 555	1.15
7.11×10^6	53.2	470	623	(4) 542	1.15
3.34×10^7	46.1	450	626	(4) 555	1.13
6.39×10^6	51.4	357	644	(4) 545	1.18
1.54×10^7	44.3	675	585	(4) 559	1.05
Cast No. S7 HV=566					
3.06×10^7	55.8	1 200	487	(4) 547	0.89
3.07×10^7	34.1	500	617	(4) 594	1.04
6.58×10^7	33.8	310	652	(4) 595	1.10
2.34×10^7	41.7	320	651	(4) 575	1.13
Cast No. S8 HV=550					
5.55×10^7	54.9	680	584	(4) 536	1.09
2.37×10^7	58.5	655	588	(4) 630	1.11
2.53×10^6	72.5	440	628	(4) 512	1.23
8.61×10^6	40.3	56	700	(4) 564	1.24
2.73×10^7	46.1	390	638	(4) 552	1.16
4.87×10^7	26.6	415	633	(4) 605	1.05

Table 1(d) Tension-compression fatigue.
(Spherical particles shot-peened specimens)

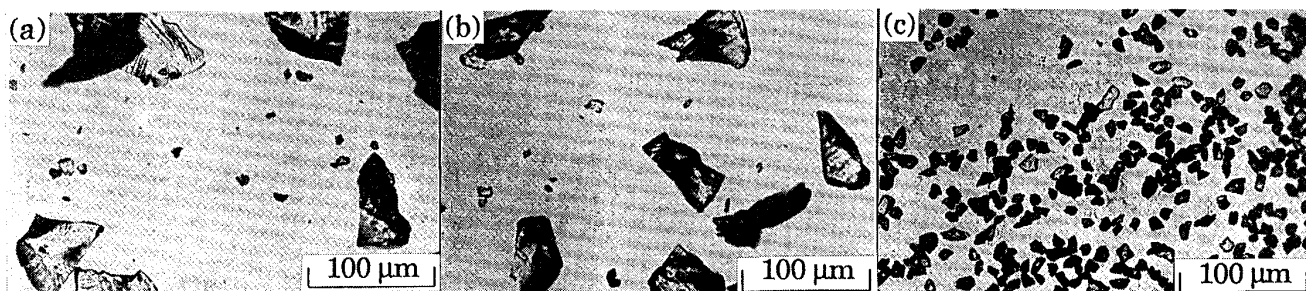
Cycle to failure N_f	Inclusion size $\sqrt{\text{area}}$ (μm)	Distance from surface h (μm)	Nominal stress at inclusion σ' (MPa)	Fatigue limit predicted by Eq. (2), (3), (4) σ'_w (MPa)	σ'/σ'_w
Cast No. S11 HV=556					
1.49×10^6	50.5	1 000	710	(4) 549	1.29
2.47×10^6	71.1	1 510	710	(4) 518	1.37
1.85×10^6	114.2	2 000	710	(4) 479	1.48
Cast No. S2 HV=560					
8.12×10^5	72.8	2 100	710	(4) 519	1.37
4.66×10^6	66.9	1 160	710	(4) 526	1.35
Cast No. S4 HV=554					
3.10×10^5	69.4	830	710	(4) 519	1.37
2.40×10^5	115.1	1 120	710	(4) 477	1.49
3.67×10^5	80.1	590	710	(4) 506	1.40
1.03×10^6	59.8	1 860	710	(4) 532	1.34
Cast No. S7 HV=566					
6.04×10^5	77.4	2 350	710	(4) 518	1.37
Cast No. S8 HV=550					
3.91×10^6	62.1	1 650	710	(4) 525	1.35
1.88×10^5	82.3	2 500	710	(4) 501	1.42

たアルミナ)の $\sqrt{\text{area}}$ のヒストグラムを示す。両図ともばらつきを示すが、分布にはあまり差は見られない。

Fig. 5の△と○で、Fig. 2と同様回転曲げの場合の σ'/σ'_w と N_f の関係を示す。この図でも破断はすべて $\sigma'/\sigma'_w \geq 0.89$ で起きている。上述したように、予測に使用したHVが $\sim 10\%$ 高い値であるため σ'_w の予測が



A. Typical spherical particles. (a) 73 μm nominal size. (b) 40 μm nominal size. (c) 10 μm nominal size.



B. Typical angular particles. (a) 73 μm nominal size. (b) 40 μm nominal size. (c) 10 μm nominal size.

Photo. 1. Added alumina particles.

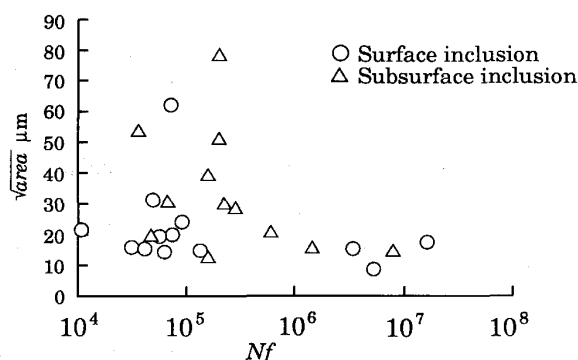
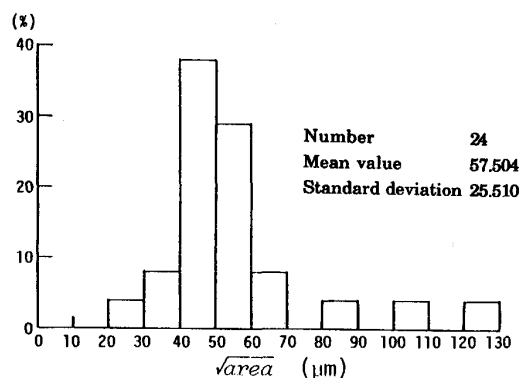


Fig. 3. Relationship between the $\sqrt{\text{area}}$ and the cycle to failure.

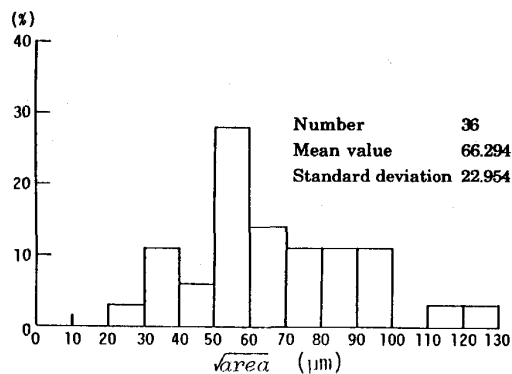
若干高めであることを考慮すると、アルミナの形状によらず予測は妥当であると結論してよいであろう。

Fig. 4 (a), (b) には著しい差が認められないため両者はほぼ同じ $\sqrt{\text{area}}$ の分布を有しているとみなせる。したがって、Fig. 5 は介在物の形状による疲労強度への影響を $\sqrt{\text{area}}$ の観点から比較したものと見ることができる。この図からも明らかなように Angular alumina (角ばったアルミナ) と Spherical alumina (球状アルミナ) の結果には有意な差は見られない。したがって、この実験結果からも介在物形状による疲労強度への影響は $\sqrt{\text{area}}$ により統一的に評価できることが結論できる。

ショットピーニングを施すと表面層には残留応力が発



(a) Spherical alumina.



(b) Angular alumina.

Fig. 4. Histogram of $\sqrt{\text{area}}$ at fracture origin.

生する。そのため Table 1 (b), (c) では破断起点深さ h が Table 1 (a) に比べ明らかに深くなっていることが

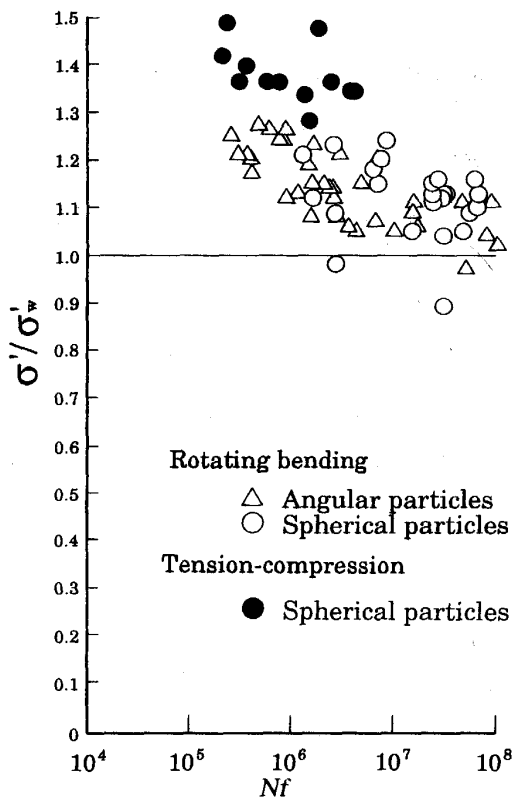


Fig. 5. Comparison between the failure stress and the predicted fatigue strength for shot-peened rotating bending beam test specimens and for shot-peened tension-compression test specimens.

わかる。一般にショットピーニング材では表面付近に大きな圧縮残留応力が発生し、少し内部で引張残留応力となるので、表面からの破断は起きにくい。Fig. 2 に比べ Fig. 5 の回転曲げの結果 (△と○) では σ' / σ_w の値が小さい値をとっているのは HV を過大に見積もっていることのほかに、内部の引張残留応力を考慮していないためと考えられる。この点に関しては、引張残留応力の効果を考慮して予測疲労限度を計算する方法をすでに報告している³³⁾。仮に、破断起点での引張残留応力 σ_r が $\sigma_r = +200$ MPa 程度であれば、本論文の式(2)~(4)による疲労限度予測値は 7% 高めの値であり、結果として σ' / σ_w は 7% 低めの値となる。

4.3 ショットピーニングを施した試験片での引張圧縮疲労試験結果

Fig. 5 の中の●印で σ' / σ_w と N_f の関係を示す。回転曲げの結果 (△と○) と比較すると同じショットピーニング処理にもかかわらず σ' / σ_w が高い値をとる傾向がある。この原因としては試験片中で危険にさらされる体積の違いが挙げられる。試験片 1 本当たりの危険にさらされる部分は回転曲げ試験片では表面層に限定される

のに対し引張圧縮試験片では試験片全体となる。先に述べた極値統計を利用した介在物評価法³¹⁾³⁴⁾³⁵⁾によれば危険にさらされる部分が大きくなるにしたがい試験片に含まれることが予想される最大介在物の $\sqrt{\text{area}_{\text{max}}}$ もまた大きくなり、そのため疲労限度が低下し、結果的に σ' / σ_w が大きい値となるのである。ちなみに、 $\sqrt{\text{area}}$ の平均値は Fig. 2 の結果では、34.6 μm 、Fig. 5 の回転曲げでは 62.8 μm 、Fig. 5 の引張圧縮では 76.8 μm となっている。

5. 結 言

製鋼プロセスの途中で人工的に種々の寸法と形状を有するアルミナ粉末を添加させた素材から HV = 550 ~ 614 程度の 1/2 Ni-Cr-Mo 鋼試験片を製作し、疲労試験した DUCKWORTH と INESON の実験データに著者らの提案する疲労限度の予測法を適用し以下の結論を得た。

(1) Angular alumina (角ばったアルミナ) と Spherical alumina (球状アルミナ) の介在物形状の違いによる疲労強度への影響は介在物の投影面積の平方根 $\sqrt{\text{area}}$ を用いると統一的に評価できる。すなわち、 $\sqrt{\text{area}}$ が等しければ疲労強度の低下は介在物形状に無関係に等しくなる。

このことは、疲労限度状態の正しい認識からも確認できる。つまり、疲労限度では大きな介在物からはすでにき裂が発生し停留していると考えるのが妥当であり、この停留限界は介在物形状にかかわらず $\sqrt{\text{area}_{\text{max}}}$ から決まるのである。

(2) 著者らが提案した予測式はショットピーニングを施さない試験片では 7% の誤差、ショットピーニングを施した試験片についてもその残留応力の影響を無視して評価して約 11% の誤差で有効であった。なお、これらの誤差は主に HV を真の HV より約 10% 高く見積もっていること、引張残留応力が不明なので考慮に入れないことによると考えられる。このような 2, 3 の不明の要因を考慮すると、この程度の予測誤差は実用的に満足いくものであると考えられる。

(3) 寸法がほぼ等しい引張圧縮試験片と回転曲げ試験片では、等しい公称応力を負荷した場合においても危険にさらされる体積は引張圧縮試験片が大きい。このため、引張圧縮試験片の方がより大きな介在物が存在する確率が高く、結果的に予測疲労限度 σ_w が低下する。

文 献

- 1) M. F. GARWOOD, H. H. ZURBERG and M. A. ERICKSON: Interpretation of Tests and Correlation with Service (1951), p. 1 [ASM]

- 2) 中沢 一, 本間寛臣: 金属の疲労強度 (1982), p. 25 [養賢堂]
- 3) 西島 敏: 材料, **29** (1980), p. 24
- 4) 斉藤 誠, 伊藤幸生: ばね論文集, **30** (1985), p. 11
- 5) W. E. DUCKWORTH and E. INESON: Clean Steel, Iron Steel Inst., Sp. Rep., **77** (1963), p. 87
- 6) 川田雄一, 児玉昭太郎: 日本材料強度学会誌, **6** (1971), p. 1
- 7) M. ATKINSON: J. Iron Steel Inst., **195** (1960), p. 64
- 8) L. O. UHRUS: Iron Steel Inst., Sp. Rep., **77** (1963), p. 104
- 9) F. de KAZINCZY: J. Iron Steel Inst., **208** (1970), p. 851
- 10) 田中道七, 船橋 登: 日本機械学会論文集 A, **43** (1977), p. 389
- 11) 横堀武夫, 前川一郎, 是川誠一: 材料, **12** (1963), p. 434
- 12) E. INESON, J. CLAYTON and R. J. TAYLOR: J. Iron Steel Inst., **190** (1958), p. 277
- 13) 上野 学, 三橋鉄太郎, 中野 泰: 鉄と鋼, **41** (1955), p. 1102
- 14) 阪部喜代二: 鉄と鋼, **4** (1956), p. 822
- 15) 安井澄夫, 吉田 宏: 材料試験, **6** (1957), p. 619
- 16) 村上敬宜: 鉄と鋼, **75** (1989), p. 1267
- 17) 村上敬宜, 遠藤正浩: 日本機械学会論文集 A, **49** (1983), p. 127
- 18) 村上敬宜, 遠藤正浩: 材料, **35** (1986), p. 911
- 19) 村上敬宜, 松田健次: 日本機械学会論文集 A, **52** (1986), p. 1492
- 20) 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** (1978), p. 4003
- 21) 村上敬宜, 河野博之, 遠藤達雄: 日本機械学会論文集 A, **45** (1979), p. 1479
- 22) 村上敬宜, 河野博之, 遠藤達雄: 材料, **29** (1980), p. 988
- 23) 村上敬宜, 遠藤正浩: 日本機械学会論文集 A, **47** (1981), p. 249
- 24) 村上敬宜, 尋木好幸, 遠藤達雄: 日本機械学会論文集 A, **47** (1981), p. 1293
- 25) 大場 宏, 村上敬宜, 遠藤達雄: 日本機械学会論文集 A, **49** (1983), p. 901
- 26) 村上敬宜, 森永寿一, 遠藤達雄: 材料, **34** (1985), p. 1153
- 27) 村上敬宜, 阿部雅二郎, 清田高德: 日本機械学会論文集 A, **53** (1987), p. 1482
- 28) 村上敬宜, 峰 公雄, 宇宿尚史: 鉄と鋼, **74** (1988), p. 1113
- 29) Y. MURAKAMI and M. ENDO: The Behavior of Short Fatigue Cracks, EGF Pub., ed. by K. J. MILLER and E. R. de los RIOS, **1** (1986), p. 275 [Mech. Eng. Pub.]
- 30) 村上敬宜, 児玉昭太郎, 小沼静代: 日本機械学会論文集 A, **54** (1988), p. 688
- 31) 村上敬宜, 宇宿尚史: 日本機械学会論文集 A, **55** (1989), p. 213
- 32) 荒木 透, 石 滋宜, 佐川竜平: 鉄と鋼, **57** (1971), p. 182
- 33) 村上敬宜, 上村裕二郎, 夏目喜孝, 宮川 進: 日本機械学会論文集 A, **56** (1990), p. 1074
- 34) E. J. GUMBEL 著, 河田龍夫, 岩井重久, 加瀬滋男訳: 極値統計学 (1963), p. 1 [広川書店]
- 35) 夏目喜孝, 宮川 進, 上村裕二郎, 村上敬宜: 材料, **38** (1989), p. 1133