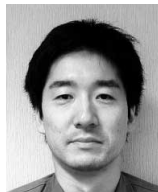


(論文)

回転曲げ疲労試験における5056-H112アルミニウム合金 押出材の疲労限度の存在

Fatigue Limit in 5056 Aluminum Alloy Extrusion Studied by Rotating-Bending Tests



志鎌隆広*1(工博)
Dr. Takahiro SHIKAMA



吉原伸二*1(工博)
Dr. Shinji YOSHIHARA



相浦 直*2(工博)
Dr. Tadashi AIURA



李 東善*3(工博)
Dr. Dongsun LEE



野口博司*4(工博)
Dr. Hiroshi NOGUCHI

The fatigue properties of a 5056 aluminum alloy were investigated. The alloy is the most Mg-rich among commercial Al-Mg alloys and exhibits significant work hardening and strain aging. Rotation-bending tests with smooth specimen and holed specimen were performed at room temperature with stress ratio $R=-1$ and frequency of stress cycle $f=55\text{Hz}$. The experimental results show that a clear fatigue limit, as the one exhibited by steel, exists on the S-N curve of the smooth specimen. Surface observation with the replica method has revealed a wavy pattern around the second phase particle for $N=10^6-10^7$ but no non-propagation crack was observed with smooth specimen. It is considered that the observed fatigue limit appeared as a result of marked work hardening and strain aging at the heavily deformed zone and fatigue cracks did not initiate from the zone up to the maximum number of stress cycle $N=3.5 \times 10^7$ employed in the present study. On the other hand, non-propagating crack was observed with holed specimen at the stress amplitude of $\sigma_a=70\text{MPa}$.

まえがき＝アルミニウム合金の疲労強度試験におけるS-N線図上では、鉄鋼材料のような明瞭な疲労限度（折れ点）がなく、繰返し数 10^7 回以降も応力寿命の漸減を示すことが一般的である¹⁾。アルミニウム合金には疲労限度の発生原因である停留き裂が存在しないと認識されており、発生した疲労き裂は繰返し数の増加とともに伝播（でんぱ）し、どんなに低い応力であっても最終的には破断に至ることを意味している。疲労設計においては、鉄鋼材料のように明瞭な疲労限度が存在すれば、疲労限度の応力を目安として設計ができるが、疲労限度がないアルミニウム合金の場合は、その時点で疲労設計の指針に不明瞭な部分があると言える。

一方で、Al-Mg系の5052-OおよびAl-Cu系の2017-T4において、非鉄金属には存在しないとされてきた疲労限度および停留き裂の存在が報告されている^{2), 3)}。この二つの合金に共通して言える材料的な特徴は、時効硬化させたアルミニウム合金（例えば6061-T6⁴⁾で $\sigma_B/\sigma_{0.2}=1.23$ とは異なり、いずれも比較的加工硬化量（ $\sigma_B/\sigma_{0.2}=1.42$ ）が大きいという点、およびひずみ時効特性を示すという点である⁵⁾。加工硬化の大小は塑性誘起き裂閉口挙動に影響を及ぼすと考えられる。一方、ひずみ時効特性はその塑性域を強化し、安定的なき裂停留に寄与すると考えられる。炭素鋼における停留き裂の発生には加工硬化、およびそれに伴うひずみ時効によるき裂先端の強化が影響していることが報告されている⁶⁾。

そこでここでは、加工硬化特性が比較的大きくAl-Mg

系合金の中でもMg含有量が最も高く、ひずみ時効特性を示す5056-H112押出材（4.8mass%Mg）を供試材として用いた。Al-Mg系合金は、非熱処理合金の中でも高強度であり、工業的用途も多い。例えば船舶、車輛、建築用材料や圧力容器などに用いられている。このAl-Mg系合金に明確な疲労限度が存在すれば、疲労設計における有効な情報となる。著者らは過去にアルミニウム合金の疲労限度（停留き裂）の存在に着目した調査結果を報告しているが^{7), 8)}、本稿では、非熱処理型合金である5056-H112押出材の疲労限度（停留き裂）の存在有無とそのメカニズムの概要を報告する。

1. 供試材

表1⁷⁾に供試材の化学成分を示す。調査に用いた5056-H112押出丸棒（ $\phi 23\text{mm}$ ）の製造に際しては、まず、半連続鋳造法により $\phi 155\text{mm}$ の押出ビレットを造塊し、 $470^\circ\text{C} \times 4\text{h}$ の条件で均質化処理を行った。その後、 450°C に加熱した押出ビレットを押し比51、押し速度3 m/minで押し出し、押し直後にファン空冷して供試材とした。図1⁷⁾に供試材の押し方向に平行な断面の中央部のマイクロ組織を示す。結晶粒は等軸晶であり、平均粒径は $70\ \mu\text{m}$ 程度であった。表2⁷⁾に供試材の機械的性質を、

表1 5056合金の化学成分⁷⁾

Table 1 Chemical composition of 5056⁷⁾ (mass%)

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Cr	Ti	Al
0.03	0.05	—	0.06	4.70	—	0.06	0.01	bal.

*1アルミ・銅事業部門 長府製造所 アルミ押出工場 *2アルミ・銅事業部門 技術部 *3九州大学大学院 工学研究院 (現LG電子株式会社) *4九州大学大学院 機械工学部門

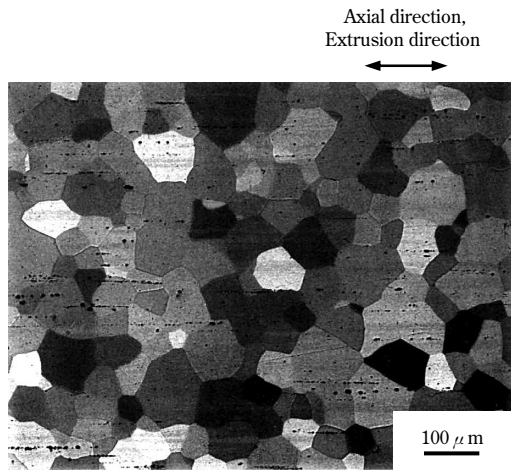


図1 5056-H112押出材のマイクロ組織⁷⁾
Fig. 1 Microstructure of 5056-H112 extruded bar⁷⁾

表2 押出材の機械的性質 (押出方向)⁷⁾

Table 2 Mechanical properties of extruded bar (extrusion direction)⁷⁾

σ_B (MPa)	$\sigma_{0.2}$ (MPa)	δ (%)	HV
255	96	33	71.5

σ_B : Tensile strength, $\sigma_{0.2}$: 0.2% proof stress
 δ : Elongation, HV: Vickers hardness (1 kgf)

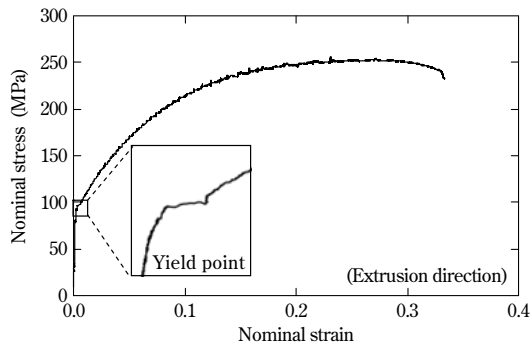


図2 5056-H112押出材の応力-ひずみ曲線⁷⁾
Fig. 2 Stress-strain curve of AA5056-H112 extruded bar⁷⁾

図2⁷⁾に供試材の公称応力-公称ひずみ線図を示す。引張試験片は押出材の中心部から押出方向と平行にJIS 4号試験片を切出し、クロスヘッド速度5 mm/min (ひずみ速度 $0.0017s^{-1}$)で引張試験を行った。本押出材の耐力は96MPa、引張強さは255MPaであり、加工硬化量が $\sigma_B/\sigma_{0.2}=2.66$ と先に述べた2017-T4および5052-Oよりも大きい。また、降伏時には、わずかではあるが軟鋼のような降伏点降下現象が見られ、その後、最大応力まで動的ひずみ時効であるセレーション(P-L効果)が観察された⁹⁾。

2. 疲労試験

2.1 試験片

本調査では平滑材および穴材を用いた。小野式回転曲げ小型試験機用試験片形状、および穴材における穴形状の詳細を図3⁷⁾に示す。押出材の中心部から切出した試験片は、エメリー紙で試験片中央部を#3000番まで研磨し、さらに加工層除去およびき裂の観察を容易にする目的で直径で $50\mu m$ 程度表層を電解研磨した。その後、レプリカを試験片から剥がれやすくするため、濃度8.5%のりん酸で3分間洗浄した。穴材の場合は、りん酸洗浄後に微小ドリルで試験片中央に穴を加工した。

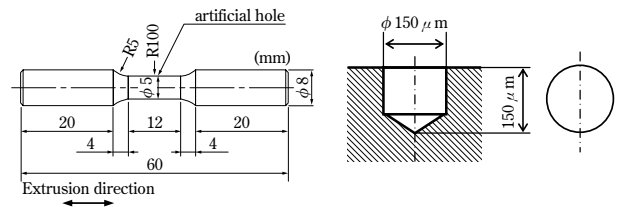


図3 疲労試験片の形状⁷⁾
Fig. 3 Specimen configuration⁷⁾

2.2 疲労試験方法

疲労試験は小野式回転曲げ小型試験機 (容量14.8Nm)を用いて周波数55Hzで行った。試験片表面と疲労き裂の観察はレプリカ法を用いた。所定の間隔で試験を停止し、レプリカを採取することにより連続的な観察を行った。

3. 実験結果

3.1 平滑材のS-N線図

図4⁷⁾に5056-H112押出材における平滑材のS-N線図を示す。白のプロットは破断寿命を、黒のプロットはき裂長さが0.05mmになった時の繰返し数を示す。本試験において、 10^7 回の繰返しに耐えた試験片は 3.5×10^7 回繰返しても破断しなかった。また、引張強さを基準とした相対疲労強度は $\sigma_{w0}/\sigma_B=0.53$ であり、代表的な熱処理型合金の6061-T6⁴⁾($\sigma_{w0}/\sigma_B=0.40$)と比較して相対的に高い疲労強度を示した。き裂長さが0.05mmに達する繰返し数には若干ばらつきがあるが、低応力になるほど疲労寿命の大半がき裂長さ0.05mmまでの微小き裂の伝播過程に相当することが図から読み取れる。またS-N線図では応力振幅 $\sigma_a=136$ MPaで折れ点を示した。

3.2 平滑材における停留き裂の有無の確認

応力振幅 $\sigma_a=136$ MPaで疲労試験中の試験片 (平滑材)から採取したレプリカを光学顕微鏡で観察した結果を図5⁷⁾に、また、同じレプリカをSEMにより高倍で観察した結果を図6⁷⁾に示す。停留き裂の存在を確認するために $\sigma_a=136$ MPaで $N=3.5 \times 10^7$ 回繰返した後、応力振幅を $\sigma_a=165$ MPaに増加して疲労き裂を伝播させ、破断させた。疲労き裂を伝播させることで停留き裂 (最弱部)の位置を確認し、 $\sigma_a=136$ MPaで採取しておいたレプリカを使用して停留き裂の有無を確認した。図5(h)に示すように、当該品出物から発生した疲労き裂によって最終破断に至ったことから、同一位置で観察した疲労損傷

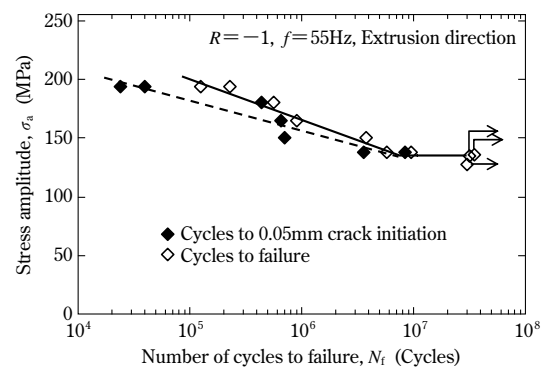


図4 5056-H112押出材における平滑材のS-N線図⁷⁾
Fig. 4 S-N curves of the 5056-H112 extruded bar with smooth specimen⁷⁾

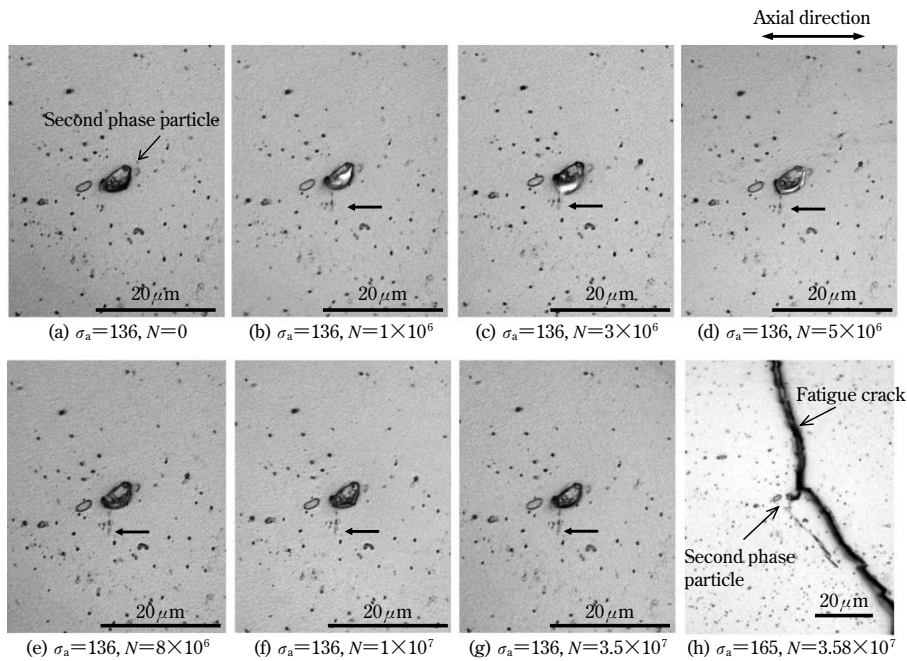


図5 レプリカ法で観察した平滑材における疲労限度の応力振幅の疲労損傷部⁷⁾
 Fig. 5 Fatigue damage part with smooth specimen at fatigue limit observed by replica method⁷⁾

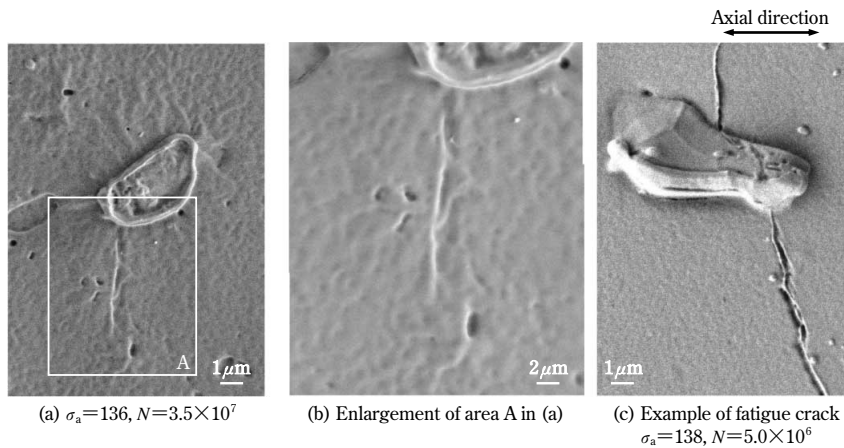


図6 レプリカ法で観察した疲労限度の応力振幅における疲労損傷部のSEM観察写真(平滑材)⁷⁾
 Fig. 6 SEM images of fatigue damage part with smooth specimen at fatigue limit observed by replica method⁷⁾

部が最弱部であったと考えられる。図5(a)~(g)に示すように、レプリカ観察の結果、晶出物周辺から発生したと考えられる線状のコントラストが観察され、繰返し数の増加とともにその長さを増しているのが観察された。線状のコントラストは疲労試験の比較的初期 ($N=1 \times 10^6$ 回) から発生し、その後わずかではあるが長さを増した。そして、その成長は $N=8 \sim 10 \times 10^6$ 回で飽和した。その後 $N=3.5 \times 10^7$ 回まで疲労試験を継続してもコントラストの成長は確認されなかった。しかし、レプリカの光学顕微鏡観察では、線状のコントラストがき裂であるかどうかの判断ができないため、同じレプリカをSEMを用いて高倍で観察した。図6(a)および(b)において、晶出物から発生した線状のコントラストは幅がおよそ $0.5 \mu\text{m}$ で長さ $5 \mu\text{m}$ 程度の凹凸であり、現状き裂であるかどうかは判断できない。そこで、比較として図6(c)に他の試験片の疲労き裂のレプリカ写真を示す。レプリカ上の凸部と凹部は材料表面の凹部と凸部にそれぞれ対応し、レプリカ上においてき裂は凸部(き裂の隙

間にレプリカが入り込む)となる。そのため、写真(c)にはき裂部に対応する細く鋭い線状の凸部が見られる。一方、写真(a)および(b)において、晶出物から発生した線状の凸部は比較的丸みを帯びており、その形状からこの凸部が疲労き裂であるとは考えにくい。すなわちこれは(c)とは異なり、き裂に発展する前段階の状態に相当するものであり、結晶粒のすべり変形によって晶出物の近傍に変形が集中し、表面が隆起したのと考えられる。以下ではこの領域を、変形集中領域と称する。これは、これ以上の成長やき裂に発展することなく安定的に存在した。

3.3 穴材における停留き裂の有無の確認

図7に穴材における応力振幅 $\sigma_a = 70 \text{MPa}$ の試験片から採取したレプリカを光学顕微鏡で観察した結果を示す。上述した平滑材の試験では停留き裂が発生しなかったため、本節では応力集中部として試験片中央に穴を設けた試験片を用いた。この5056合金押出材は、穴材を用いても応力振幅が小さい場合は疲労き裂が発生しないため、

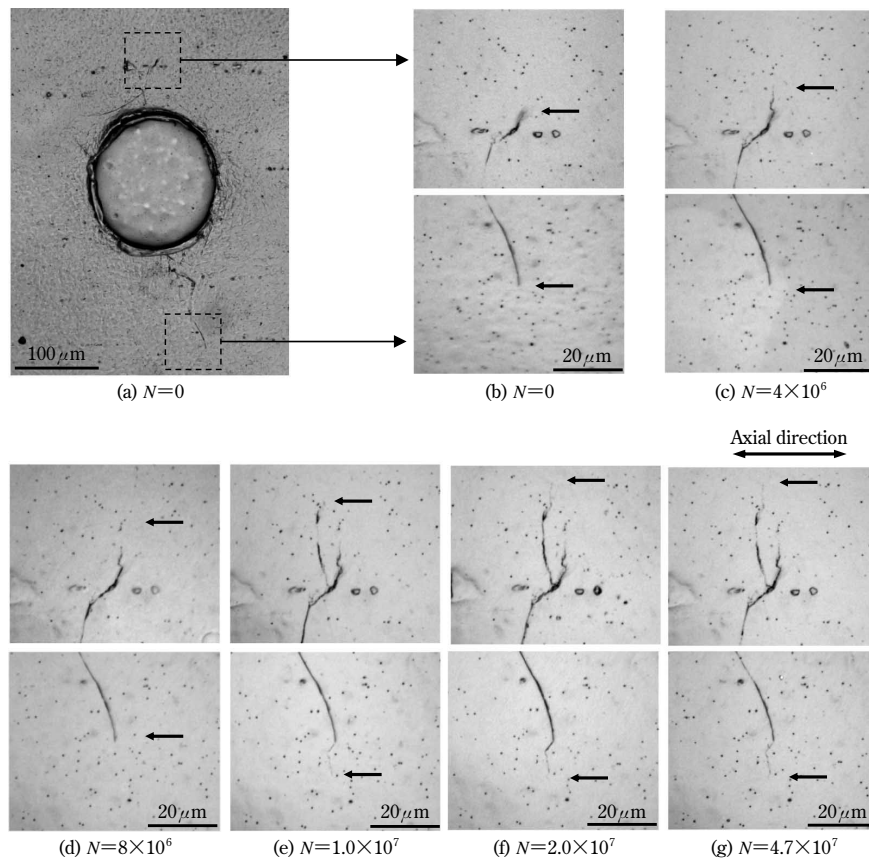


図7 レプリカ法で観察した穴材（予き裂材）における停留き裂
 Fig. 7 Non-propagating crack with holed specimen observed by replica method

あらかじめ高い応力振幅 ($\sigma_a=140\text{MPa}$) で予き裂を発生させた後、応力振幅を $\sigma_a=70\text{MPa}$ に下げる試験を行うことによって停留き裂の発生を確認した。ここで、 $\sigma_a=140\text{MPa}$ で形成された疲労き裂周辺の塑性域の影響をいったん除去するために $220^\circ\text{C}\times 30\text{分}$ の条件 (再結晶が起こることなく転位のみを除去できる最低限度の温度とした) で焼鈍を行った。

図7に示すように、応力振幅 $\sigma_a=70\text{MPa}$ にて予き裂 ($\sigma_a=140\text{MPa}$ で生成) を起点として再び伝播を継続し、繰返し数 $N=2.0\times 10^7$ 回までわずかではあるが伝播し続けた。その後、疲労き裂は繰返し数 $N=4.7\times 10^7$ 回で試験を中断するまで変化なく停留し続けた。

4. 疲労限度を有するアルミニウム合金の特徴 (可能性)

これまでのアルミニウム合金に関する疲労研究では、熱処理型合金の時効硬化材を供試材とした調査結果^{4), 6), 10)~16)}が多く、疲労限度および停留き裂の存在は報告されていない。それらの時効硬化材に共通した材料的な特徴は加工硬化が小さいことと、およびAl-Mg系やAl-Cu系のT4材のように明瞭なひずみ時効特性を持たないという点である。Al-Cu系合金である2017-T4で停留き裂が存在したとする報告があるが、それは室温時効材であるため、高温時効材よりも比較的加工硬化が大きく、またCu溶質原子が存在していると考えられる。

本調査では、加工硬化特性に優れ、ひずみ時効特性を示す5056合金において疲労限度の存在を確認することがで

きた。この結果より、疲労限度を有する可能性のあるアルミニウム合金の特徴を考えると以下の2点が挙げられる。

- (1) 加工硬化量が比較的大きい材料であること
- (2) ひずみ時効特性を示す合金系であること

上記2点の特性に基づいて考えると、今回のAl-Mg系合金およびAl-Cu系合金のT4材に疲労限度の存在が期待できるものと考えられる。なお、微小き裂の停留原因には結晶粒界などの微視組織の影響も考えられるが、本調査における光学顕微鏡での表面観察レベルでは粒界に起因した停留は確認されなかった。

むすび＝非熱処理型アルミニウム合金5056-H112押出材を対象に、疲労限度の有無を確認する目的で平滑材および穴材で回転曲げ疲労試験を行い、以下の結果を得た。

5056-H112押出材において、平滑材のS-N線図には鉄鋼材料のような明確な疲労限度 (折れ点) が存在し、その疲労試験片表面の最弱部には晶出物周辺から発生した変形集中領域が観察された。この変形集中領域は、加工硬化とそれに伴うひずみ時効で硬化し、き裂に発展しない状態と考えられた。さらに、穴材を用いた疲労試験では、従来、アルミニウム合金には存在しないと認識されてきた停留き裂の存在を確認することができた。

本稿では疲労限度の存在を加工硬化およびひずみ時効特性と関連付けて考察したが、ひずみ時効によるき裂先端部強化の立証については今後の課題としたい。

今回の知見がアルミニウム合金構造材の疲労設計指針の一助となることを期待する。

参考文献

- 1) 日本材料学会. 疲労設計便覧, 2005, p.7.
- 2) 皮籠石紀雄. 日本機械学会論文集 A 編. 1995, Vol.61, No.587, p.1506-1510.
- 3) 村上敬直ほか. 日本機械学会論文集 A 編. 1981, Vol.47, No.424, p.1293-1300.
- 4) 西谷弘信ほか. 日本機械学会論文集 A 編. 1985, Vol.51, No.464, p.1017-1025.
- 5) 軽金属協会. アルミニウム材料の基礎と工業技術. 1985, p.86.
- 6) 西谷弘信ほか. 日本機械学会論文集. 1973, Vol.39, No.321, p.1385-1393.
- 7) 志鎌隆広ほか. 日本機械学会論文集 A 編. 2010, Vol.76, No.767, p.928-937.
- 8) Yoshimasa, T. et al. Acta MATERIALIA. 2012, Vol.60, Issues 6-7, p.2554-2567.
- 9) 中山栄浩. 軽金属. 2006, Vol.56, No.1, p.39-44.
- 10) 西谷弘信ほか. 日本機械学会論文集. 1974, Vol.40, No.340, p.3254-3266.
- 11) 西谷弘信ほか. 材料. 1984, Vol.33, No.369, p.673-677.
- 12) 西谷弘信ほか. 日本機械学会論文集. 1984, Vol.50, No.454, p.1303-1308.
- 13) 西谷弘信ほか. 日本機械学会論文集. 1984, Vol.50, No.445, p.1334-1340.
- 14) 西谷弘信ほか. 日本機械学会論文集. 1985, Vol.51, No.462, p.530-533.
- 15) S.E. Stanzl-Tschegg et al. International Journal of Fatigue, 2001, Vol.23, p.231-237.
- 16) H. Mayer. International Journal of Fatigue, 2006, Vol.28, p.1446-1455.