Al 合金 7075-T6 の超音波疲労におけるき裂伝ば挙動*

皮籠石 紀雄^{*1}, 興 雅博^{*2}, 後藤 真宏^{*3}
陳 強^{*4}, 王 清遠^{*5}

Crack Growth Behavior of Al Alloy 7075-T6 under Ultrasonic Fatigue

Norio KAWAGOISHI^{*6}, Masahiro OKI, Masahiro GOTO,
Qiang CHEN and Qingyuan WANG^{*6} Faculty of Engineering, Kagoshima University,
1-21-40 Korimoto, Kagoshima-shi, Kagoshima, 890-0065 Japan

In order to investigate the effect of frequency on the crack growth behavior, ultrasonic fatigue tests were carried out for an extruded age-hardened Al alloy, 7075-T6, in ambient air and in N₂ gas, and the results were compared with those in rotating bending fatigue. Fatigue strength was higher in ultrasonic fatigue than in rotating bending one. This was caused by the retardation of a crack initiation and its early propagation. In ultrasonic fatigue, the growth direction of a crack changed macroscopically from a tensile mode to a shear one which the direction was about 35 degrees against to the specimen axis, and fracture mechanism also changed from striations to transgranular facets with voids microscopically. Crack growth rate at the transition of crack growth direction was about 3×10^{-9} m/cycle. The relation between an applied stress σ_a and a crack depth at the transition of crack growth direction b_T was expressed by $\sigma_a^2 b_T = \text{constant}$. These results were explained from the time dependent environmental effect and texture of microstructure.

Key Words: Fatigue, Ultrasonic, Age-Hardened Al-Alloy, Crack Growth, Fracture Mechanism, Environmental Effect, Texture

1. 緒言

現在、経済性や環境負荷低減の観点から機器の長期使用あるいは高齢化部材の健全性を検討する上で、材料の長寿命域における疲労特性の解明が重要課題となっている。このような背景の中で、高強度鋼や表面改質鋼を中心に多くの研究が行われており、それらの結果の中で特徴的なこととして、破壊モードは応力低下に伴い表面破壊から内部破壊へ変化すること、すなわち表面破壊に対する疲労限度が生じた後にさらに応力を繰返すと内部から疲労破壊が生じ、それに起因してS-N曲線は2段折れ曲がりを出すこと等が明らかにされているが^{(1)~(4)}、不明な点が数多く残されている。ところで長寿命域の疲労試験を行うには多くの時間と労力を

必要とする。そのため、より高速での試験法として、超音波疲労試験が有用であるが、通常の繰返し速度での結果の評価に有効であるか否かについては必ずしも明らかではなく、疲労特性に及ぼす繰返し速度依存性や環境の影響など解明すべき課題は多い。たとえば、Bathias ら⁽⁵⁾、⁽⁶⁾や Tschegg ら⁽⁷⁾は多くの材料を用いた超音波疲労試験を行い、疲労強度に対する繰返し速度の影響はないことを報告している。さらに、古谷らは合金鋼 SNCM439⁽⁸⁾を、また竹内らはTi合金⁽⁹⁾を用いて疲労強度に及ぼす繰返し速度の影響を調べ、介在物や組織割れを起点とした内部破壊が生じる場合繰返し速度の影響はなく、表面破壊が生じる場合超音波疲労試験の方が長寿命となること、同じ表面破壊でも応力集中を有する切欠き材の場合、繰返し速度依存性はなくなることを明らかにしている⁽⁹⁾。そしてその理由を転位速度と繰返し速度との関係から説明している⁽⁹⁾。また著者らは、Ni合金 Inconel718の平滑材⁽¹⁰⁾と切欠き材⁽¹¹⁾を用いて超音波疲労試験を行い、通常の繰返し速度である回転曲げ疲労試験の結果と比較し、疲労強度は平滑材では超音波疲労の方が高く、切欠き

* 原稿受付 2006年1月30日。

^{*1} 正員、鹿児島大学工学部(☎890-0065 鹿児島市郡元1-21-40)。^{*2} 学生員、鹿児島大学大学院理工学研究科。^{*3} 正員、大分大学工学部(☎870-1192 大分市且野原700)。^{*4} 正員、高知工業高等専門学校機械工学科(☎783-8508 南国市物部200-1)。^{*5} 四川大学(中国、四川省成都61005)。

E-mail: hiro@mech.kagoshima-u.ac.jp

材では逆に回転曲げ疲労の方が高くなり、いずれの試験片でも繰返し速度の影響があることを報告した。さらに高強度材は大気中であっても疲労強度に対する環境の影響は無視できない^{(12)~(15)}。一方、非鉄合金は一般に明瞭な疲労限度を示さないことから、このような材料でも長寿命域における疲労特性を検討することは重要であると考えられる。たとえば、著者らが先に報告した時効硬化 Al 合金 7075-T6 の超音波疲労の場合、回転曲げ疲労に比べ疲労強度は高く、しかも、き裂伝ばが引張形からせん断形に遷移するなど、破壊機構に相違がみられたが、その原因については不明のままである⁽¹⁶⁾。

そこで本研究では、以上のことを考慮し、時効硬化 Al 合金 7075-T6 の押出し材を用いて、短寿命域から長寿命域までを対象に、大気中と窒素ガス中で超音波疲労試験を行い、その結果を回転曲げ疲労試験におけるき裂伝ば挙動および破壊機構と比較し、超音波疲労特性について検討した。今回はき裂伝ば挙動のみに注目する場合、き裂伝ばの観察が容易な小穴材を中心に用いて調べた。

2. 材料、試験片および実験方法

用いた材料は、時効処理した状態で納入された高強度 Al 合金 7075-T6 の押出し材である。表 1 と 2 に化学成分と機械的性質をそれぞれ示す。

図 1 に試験片の形状と寸法を示す。試験片はすべて機械加工の後、電解研磨により表面を約 $20\mu\text{m}$ 除去してから試験に供した。き裂長さの測定はレプリカ法で行い、き裂長さとして試験片円周方向に沿う表面長さで定義し、小穴材の場合、小穴径も含めて測定した。用いた試験機は超音波疲労試験機（繰返し速度：約 19.5 kHz）と回転曲げ疲労試験機（繰返し速度：約 55Hz）であり、いずれも室温、大気中と窒素ガス中、応力比 $R=-1$ で試験した。なお、超音波疲労の場合、高速での繰返しによる加熱を防ぐため、負荷時間 1s、停止時間 5s の間欠負荷試験とした。このときの表面における温度上昇は 3°C 以下であった。窒素ガス中での試験は、試験片の周囲をビニールで囲い、その中に窒素ガス (N_2 :99.995%, O_2 :5ppm 以下, H_2O :10ppm 以下) を流すことにより実施した。

Table 1 Chemical composition

								(wt%)
Si	Cu	Fe	Mn	Mg	Cr	Zn	Zr+Ti	Ti
0.09	1.47	0.25	0.03	2.56	0.19	5.46	0.03	0.03

Table 2 Mechanical properties

	$\sigma_{0.2}$ MPa	σ_B MPa	σ_T MPa	ψ %
Al7075-T6	630	691	764	9.5

$\sigma_{0.2}$: 0.2% proof stress σ_B : Tensile strength

σ_T : True fracture stress ψ : Reduction of area

(a) Ultrasonic fatigue specimen

(b) Rotating bending fatigue specimen

Fig.1 Shape and dimensions of specimen

3. 実験結果および考察

3・1 S-N 曲線 図 2 に超音波疲労および回転曲げ疲労における S-N 曲線を示す。(図中、U は超音波疲労を、R.B は回転曲げ疲労を示している。以下の図でも同様である。) 平滑材の結果は、先に報告したものである⁽¹⁶⁾。平滑材の場合、超音波疲労における疲労寿命は回転曲げのそれより長い。また小穴材の場合でも、両試験における疲労寿命はほぼ等しいか多少長いので応力勾配を考慮すれば超音波疲労の方が長いことになる。

Fig.2 S-N curves

3・2 き裂伝ば挙動 図3は、超音波疲労と回転曲げ疲労における小穴材の表面で観察したき裂伝ば形態を示すレプリカ写真である。超音波疲労の場合、SEMによる表面写真も示してある。先に報告したように⁽¹⁾⁽⁶⁾、回転曲げ疲労の場合、試験した応力レベルのすべてでき裂は引張応力支配で伝ばするのに対し、超音波疲労の場合引張形である程度伝ばした後せん断形伝ばに遷移する。せん断形伝ばの方向は試験片軸に対し約35度である。これらのことは平滑材、小穴材ともに同様である。

図4は、超音波疲労における小穴材の破面写真である。回転曲げ疲労の場合、破面の多くでストライエーションが観察されたが、超音波疲労の場合、引張形伝ばの領域ではストライエーションが観察され、せん断形伝ばの領域ではすべり破面とその中にボイドが観察

される。

図5は、超音波疲労と回転曲げ疲労における平滑材⁽¹⁾⁽⁶⁾のき裂伝ば曲線である。なお、図4に示したように、超音波疲労の場合き裂伝ば方向は表面だけでなく内部方向にも遷移したが、ここでは表面で測定したき裂長さ l とし、その際の長さは試験片軸方向に投影した長さとした。同図にはき裂伝ば方向が遷移したときを矢印で示してある。超音波疲労の場合、回転曲げ疲労に比べき裂発生と初期伝ばの遅れがみられる。このことが超音波での疲労強度が高くなった背景である。

図6は、超音波疲労と回転曲げ疲労における平滑材のき裂伝ば曲線の繰返し数を破断寿命で基準化したものである。いずれの試験でも、き裂は全寿命の約2~4割までには発生し、疲労寿命の多くがき裂伝ば寿命で占められる。

Fig.3 Morphology of crack in ambient air

Fig.4 Fracture surface of ultrasonic fatigue in ambient air
 $(\sigma_a = 124 \text{ MPa} \quad N_f = 4.20 \times 10^6 \text{ cycles})$

図 7 に超音波疲労と回転曲げ疲労における平滑材と小穴材のき裂伝ば速度と応力拡大係数幅の関係を示す(図中直線はデータを平均的に引いたものである)。同図には超音波疲労下の長いき裂に対する結果(LCG)⁽¹⁷⁾も示してある。応力拡大係数幅は、超音波疲労、回転曲げ疲労ともに $\Delta K = 2/\pi(\Delta\sigma\sqrt{\pi l/2})$ として近似的に求めた。なお、引張形で伝ばする回転曲げの場合のア

スペクトル比 b/l (l : き裂長さ, b : き裂深さ) は約 0.4 である⁽¹⁸⁾が、軸荷重である超音波疲労の場合応力勾配のある曲げ荷重とは異なるだけでなく、前述したようにせん断形伝ばに遷移したあとのき裂面は複雑であり、さらに平滑材と小穴材でアスペクト比は多少異なる(図 4 と後述の図 12 参照)ので、ここでは便宜的に先に定義した表面長さ l で計算した。超音波疲労におけるき裂伝ば速度を回転曲げ疲労のそれと比較すると、 $\Delta K \approx 6 \sim 8 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ を境にそれより小さな ΔK では回転曲げ疲労が大きく、それより大きな ΔK では逆に超音波疲労の方が大きくなる傾向がある。また同じ超音波疲労において、長いき裂と短いき裂の伝ば速度を比較すると低 ΔK 域では通常の繰返し速度の場合と同様、長いき裂より短いき裂の伝ば速度が大きい。

図 8 は、超音波疲労においてき裂がせん断方向へ遷移したときのき裂深さ b_T と応力 σ_a の関係を示している。なお、ここでき裂長さ l でなくき裂深さ b_T を用いたのは、き裂伝ばが遷移した時を破面から特定できることと、図 4 中に破線で示した破面の円弧状のき裂面形状が力学的に意味を持つと考えたためである。き裂伝ば方向が遷移するときのき裂深さは応力の低下に伴

Fig. 5 l - N curves in ambient air

Fig. 6 l - N/N_f curves in ambient air

Fig. 7 Relation between crack growth rate and stress intensity factor range in ambient air

Fig. 8 Relation between b_T and σ_a in ambient air

Fig. 9 Relation between ΔK_T and N_f in ambient air

い深くなる。そして両者の間には $\sigma_a^n b_T$ 一定の関係が近似的に成立し、き裂伝ばの遷移に力学的条件が存在することを示唆している。

図 9 は、き裂伝ば方向が遷移する時の応力拡大係数幅 ΔK_I と疲労寿命 N_f の関係をまとめたものである。この場合も ΔK の計算には破面から観察したき裂深さ b_T を用いて、西谷・陳の式⁽¹⁹⁾から求めた。 ΔK_I は疲労寿命に関係なく約 $8\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ とほぼ一定である。このことは、き裂伝ば方向が遷移するときのき裂長さは応力の低下に伴い長くなることも一致する。

3・3 考察 疲労寿命は回転曲げ疲労より超音波疲労の方が長く、繰返し速度の影響が認められた。これは表面観察より、き裂発生と初期伝ばの遅れに起因していることが明らかである(図 5)。この理由として高速度の繰返し時における流動応力の上昇⁽²⁰⁾が考えられる。またき裂伝ば方向が引張形からせん断形へ遷移したのは、本材料が顕著な集合組織を有するためだと考えられる。このことは、き裂伝ば方向が試験片の軸方向に対し約 35 度傾斜しており、この角度は、試験片軸方向が圧延方向であり、その面は (110) 面で⁽²¹⁾、Al 合金のすべり面である (111) 面となす角度に近いことから推測できる。さらにこのことは、破面上に析出物を起点としたボイドが多数形成されており、析出物は主に (111) 面や (110) 面に析出する⁽²²⁾ ことから支持される。

一方、引張形伝ばからせん断形伝ばへの遷移条件については、これまでも Al 合金押し材で検討されており^{(23), (24)}、遷移はき裂先端の塑性域寸法が結晶粒径の約 4 倍で生じることが報告されている。実際本結果でも、遷移時の応力拡大係数幅がほぼ一定となったことから、以上のような力学的条件が存在する可能性がある。しかしこのような力学的条件だけでは、き裂伝ば方向の遷移が超音波疲労で生じて回転曲げ疲労で生じないことは説明できない。これについては以下のように考えられる。

超音波のような繰返し速度が大きい場合のき裂伝ば挙動は、環境の影響を大きく受けることが報告されている。たとえば、超音波疲労の場合、高速でき裂の開閉口が起こるので大気中であってもき裂伝ば速度が酸素や水分の吸着速度より大きくなった場合、真空中での疲労過程と類似した環境となり、破壊機構も変化する場合がある^{(25), (26)}。そしてこのような環境の影響が変化する速度、すなわちき裂伝ば速度が吸着速度より大きくなる速度は、Al 合金の場合約 $10^{-9} \sim 3 \times 10^{-9} \text{m/cycle}$ 付近である⁽²⁷⁾。これらの事実を本結果と

照らし合わせると、き裂伝ば方向が遷移したときの応力拡大係数幅 $\Delta K_I \approx 8\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ からそのときのき裂伝ば速度を図 7 から求めるとおおよそ $3 \times 10^{-9} \text{m/cycle}$ となり、上記速度とほぼ等しい。さらにこのような破壊機構の変化は、通常の繰返し速度である回転曲げ疲労でも Al 合金押し材において、岡田らによる水分と酸素が少ない環境下の結果⁽²⁸⁾や著者らの油中での結果⁽²⁹⁾で認められており、き裂伝ば方向の遷移に環境が影響している点で同様な結果である。以上のことから、超音波疲労と回転曲げ疲労の差、すなわち、超音波疲労におけるき裂伝ば挙動と破壊機構の変化は環境効果に起因しており、き裂伝ば速度の増大に伴い、吸着の影響を受けながら伝ばする通常の下における引張形伝ばから、真空中のせん断形伝ばの疲労過程になった可能性がある。

そこで、このことを確認するため窒素ガス中で疲労試験を行った。

図 10 は、窒素ガス中で試験した場合の超音波疲労および回転曲げ疲労における平滑材の S-N 曲線である。同図には、図 2 に示した大気中の平滑材の結果も曲線のみで示した。超音波疲労と回転曲げ疲労間の寿命差は、大気中のそれより減少し、ほとんど差はない。また、超音波疲労と回転曲げ疲労のいずれでも窒素ガス中の疲労寿命は大気中のそれより大幅に長い。窒素ガス中の試験途中で、大気中での破断寿命を越えた段階で試験片表面を観察したところ、超音波疲労と回転曲げ疲労のいずれでもき裂は発生していなかった。このことと大気中における超音波疲労と回転曲げ疲労の場合疲労寿命の約 4 割までにはき裂は発生すること(図 6)を考慮すると、窒素ガス中で疲労寿命が大幅に増加した主因にき裂発生が遅くなったことがあげられる。一般にき裂発生に及ぼす環境の影響として、酸素や水分の吸着状態の変化に伴う表面エネルギーの変化が考えられるが、本実験では、試験片を表面処理等行うこ

Fig.10 S-N curves in N_2 gas

となく大気中からそのまま窒素ガス中に設置し、試験しているのですべりやき裂発生に影響する表面状態の変化はほとんどないものと考えられる。しかし変形の繰返しによる表面状態への影響があるかもしれない。窒素ガス中でき裂発生が遅れる要因の解明は今後の検討課題である。

図 11 は、窒素ガス中で試験した場合の超音波疲労および回転曲げ疲労における平滑材のき裂形態を、また図 12 はそれらの破面を示した写真である。窒素ガス中でも大気中と同様に、超音波疲労におけるき裂は引張形からせん断形に遷移しているが、引張形で伝ばする

領域は大気中よりかなり狭く、ストライエーションも確認できなかった。一方、回転曲げ疲労の場合、大気中では完全に引張形伝ばであったのに対し窒素ガス中では超音波疲労と同様にせん断形で伝ばし、破壊している。またその際の伝ば方向も超音波疲労と同様、試験片軸に対し約 35 度傾斜している。以上のように、せん断形伝ばにおける破壊機構に環境の影響はほとんどない。

なお、大気中において回転曲げ疲労より超音波疲労の方が長寿命になった主な理由として、流動応力の上昇によるき裂発生が遅れを考えた。このことは窒素ガ

Fig.11 Morphology of crack in N_2 gas

Fig.12 Fracture surfaces of plain specimen in N_2 gas

ス中でも同様であると考えられるにも拘らず、両試験における寿命差はほとんどない。この原因の一つとして、き裂伝ばにおける軸荷重と曲げ荷重の負荷形式の違いによる影響が考えられる。すなわち、窒素ガス中ではいずれの試験でもせん断形で伝ばしたが、その際、回転曲げの場合荷重をき裂面が一部負担するのに対し、超音波疲労の場合それがほとんどない。このことは、回転曲げ疲労の破面には破面の擦り合いにより生じた磨耗粉が多く観察されたのに対し、超音波疲労の場合、それはほとんど観察されなかったことから支持される。

以上のように本材料の場合、超音波疲労と回転曲げ疲労のいずれでもき裂伝ば方向の遷移と破壊機構の変化は起こりうることであり、その変化には前述したき裂先端の塑性域寸法と組織との関係、すなわち力学的条件だけでなく、き裂伝ば速度と酸素や水分の吸着速度の関係にも考慮すべきであり、環境の影響は特に大きいことを意味している。

4. 結 言

時効硬化 Al 合金 7075-T6 の押出し材を用いて、短寿命域から長寿命域までを対象に、大気中と窒素ガス中で超音波疲労試験を行い、その結果を回転曲げ疲労試験におけるき裂伝ば特性および破壊機構と比較し、それらに及ぼす繰返し速度の影響を、環境効果および微視組織の点から超音波疲労特性について検討した。得られた主な結論は以下の通りである。

(I) 大気中の場合

(1) 疲労寿命は回転曲げ疲労より超音波疲労の方が長い。

(2) 回転曲げ疲労では、き裂は引張形でストライエーションを形成しながら伝ばし、破壊したが、超音波疲労におけるき裂は、巨視的には引張形で伝ばした後せん断形へ遷移すると共に、破壊機構もストライエーション支配からすべり面破壊へと変化した。

(3) 超音波疲労におけるせん断形き裂の伝ば方向は、試験片軸に対し約 35 度傾斜していた。

(4) 超音波疲労において、き裂伝ば方向が遷移するときのき裂深さ b_f は応力の低下に伴い大きくなり、 $\sigma_a^n b_f = \text{一定}$ ($n=4$) で表示された。

(5) 超音波疲労において、き裂伝ば方向が遷移するときのき裂伝ば速度は約 $3 \times 10^{-9} \text{ m/cycle}$ であり、そのときの応力拡大係数幅は約 $8 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ であった。

(6) 超音波疲労におけるき裂伝ば速度は回転曲げ疲労に比べ、き裂伝ば方向が遷移する前では遅く、遷移後は速くなった。

(II) 窒素ガス中の場合

(1) 超音波疲労と回転曲げ疲労間の疲労寿命差は大気中のそれより減少した。またいずれの試験でも疲労寿命は大気中より窒素ガス中の方が長い。

(2) 超音波疲労の場合、大気中と同様き裂伝ばは引張形からせん断形へ遷移した。

(3) 回転曲げ疲労におけるき裂は、超音波疲労と同様に試験片軸に約 35 度傾斜したせん断形に遷移し、破壊した。

(4) き裂伝ば方向の遷移には試験環境が大きく影響しており、そのときの伝ば方向には材料の集合組織が関係している。

謝辞 卒業研究として実験に協力された米山紀久君（現稲盛機工）および試験片作成において協力いただいた鹿児島大学中央実験工場の有馬武城、吉永謙二、萩原孝一の各氏に謝意を表します。

文 献

- (1) Shiozawa, K. et al., Subsurface Fatigue Crack Initiation Behavior and S-N Curve Characteristics in High Carbon-Chromium Bearing Steel, *Journal of the Society of Materials Science, Japan*, Vol.48, No.10 (1999), pp.1095-1100.
- (2) Murakami, Y. et al., Mechanism of Superlong Fatigue Failure in the Regime of $N > 10^7$ Cycles and Fractography of the Fracture Surface, *Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers, Series A*, Vol.66, No.642(2000), pp.311-319.
- (3) Sakai, T. et al., S-N Property and Fractography of High Carbon Chromium Bearing Steel over Ultra Wide Life Region under Rotating Bending, *Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers, Series A*, Vol.67, No.663(2001), pp.1805-1812.
- (4) Wang, QY. et al., Effect of Inclusion on Subsurface Crack Initiation and Gigacycle Fatigue Strength, *International Journal of Fatigue*, Vol.24(2002), pp.1269-1274.
- (5) Bathias, C., There is no Infinite Fatigue Life in Metallic Materials, *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, Vol.22(1999), pp.559-565.
- (6) Marines, I. et al., Ultrasonic Fatigue Tests on Bearing Steel AISI-SAE 52100 at Frequency of 20 and 30 kHz, *International Journal of Fatigue*, Vol.25(2003), pp.1037-1046.
- (7) Stanzl-Tschegg, S.E. Mayer, H., Fatigue and Fatigue Crack Growth of Aluminum Alloys at Very High Number of Cycles, *International Journal of Fatigue*, Vol.23(2001),

- pp.s231-s237.
- (8) Furuya, Y. et al., Effect of Frequency on Giga-Cycle Fatigue Properties for Low-Temperature-Tempered SNCM439 Steel, *Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers, Series A*, Vol.68, No.667(2002), pp.477-483.
 - (9) Takeuchi, E. et al., Effect of Frequency on Giga-Cycle Fatigue Properties for Ti-6Al-4V Alloy, *Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers, Series A*, Vol.70, No.696(2004), pp.1124-1130.
 - (10) Chen, Q. et al., Ultrasonic Fatigue Properties of Ni-Base Superalloy, *Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers, Series A*, Vol.69, No.679(2003), pp.626-632.
 - (11) Chen, Q. et al., Ultrasonic Fatigue Properties of Inconel 718 at Elevated Temperature, *Proceedings of the Mechanical Engineering Congress No.05-1*, Vol.1 (2005), pp.213-214.
 - (12) Endo, K., Komai, K., Environmental Effects on Initiation and Propagation of Fatigue Cracks in High Strength Steel, *Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers, Series A*, Vol.42 No.361(1976), pp.1800-1806.
 - (13) Wei, R.P. et al., Fracture Mechanics and Surface Chemistry Studies of Fatigue Crack Growth in an Aluminum Alloy, *Metallurgical Transactions*, 11A(1980), pp.151-158.
 - (14) Goto, M. et al., Fatigue Behavior of Smooth Specimen Cut from Squeeze Cast Al Alloy Car Wheel and Effect of Stress Change, *Journal of the Society of Materials Science, Japan*, Vol.50, No.11 (2001), pp.1269-1275.
 - (15) Nagano, T. et al., Influence of Reversion Austenite on Initiation and Propagation of Fatigue Crack of Maraging Steel, *Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers, Series A*, Vol.69, No.679(2003), pp.633-639.
 - (16) Kawagoishi, N., et al., Ultrasonic Fatigue Properties of a High Strength Extruded Al Alloy, *Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers, Series A*, Vol.69, No.688(2003), pp.1672-1677. Wang,
 - (17) Wang, QY., et al., Effect of Pitting Corrosion on Very High Cycle Fatigue Behavior, *Scripta Materialia*, Vol.48(2003), pp.9-14.
 - (18) Nisitani, H. et al., Comparison of Characteristics of Crack Growth in Three Age-Hardened Al Alloy, *Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers, Series A*, Vol.51, No.464(1985), pp.1017-1025.
 - (19) Nisitani, H., Chen, D-H., Stress Intensity Factor for a Semi-Elliptic Surface Crack in a Shaft under Tension, *Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers, Series A*, Vol.50, No.453(1984), pp.1077-1083.
 - (20) Miura, K. et al., Influence of Strain Rate on Grain Size Dependence of Strength of Sheet Steel, *Journal of the Society of Materials Science, Japan*, Vol.47, No.10 (1998), pp.1053-1058.
 - (21) The Japan Society of Materials Science ed., *Materials, Mechanical Properties and Testing Methods* (in Japanese), (1981), p.55.
 - (22) The Japan Society of Light Metals ed., *Microstructures and Properties of Aluminums* (in Japanese), (1991), p.302.
 - (23) Birkbeck, G. et al., Aspects A stage II Fatigue Crack Propagation in Low-Carbon Steel *Journal of Materials Science*, Vol.6(1971), pp.319-323.
 - (24) Koterazawa, R., Shimo, D., Fatigue Crack Propagation and Crystallographic Orientation of an Aluminum Alloy, *Journal of the Society of Materials Science, Japan*, Vol.25, No.273 (1976), pp.535-541.
 - (25) Ricker, R.E., Duquette, D.J., The Role of Hydrogen in Corrosion Fatigue of High Purity Al-Zn-Mg Exposed to Water Vapor, *Metallurgical Transactions*, Vol.19A(1988), pp.1775-1783.
 - (26) Tien, J.K., Gamble, R.P., The Room Temperature Fatigue Behavior of Nickel-Base Superalloy Crystal at Ultrasonic Frequency, *Metallurgical Transactions*, Vol.2(1971), pp.1933-1938.
 - (27) Holper, B. et al., Near Threshold Fatigue Crack Growth in Aluminum Alloys at Low and Ultrasonic Frequency: Influences of Specimen Thickness, Strain Rate, Slip Behavior and Air Humidity, *International Journal of Fatigue*, 25(2003), 397-411.
 - (28) Okada, T. et al., Cup and Cone Fracture and Environmental Fatigue Strength of High Tensile-Strength Aluminum Alloys, *Journal of the Society of Materials Science, Japan*, Vol.31, No.343 (1982), pp.383-389.
 - (29) Kawagoishi, N., Nisitani, H., Relation Between Fatigue Strength and Crack Morphology of Age-Hardened Al Alloys in an Oil Environment, *Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers, Series A*, Vol.55, No.512(1989), pp.703-709.