Mg 合金の疲労き裂進展に及ぼす過大荷重の影響†

張 学超* 森 敬祐** 真壁 朝敏***

井上 晋一**** 安藤 新二*****

Effects of Overload on Fatigue Crack Growth in Mg Alloys

by

Xuechao ZHANG *, Keisuke MORI**, Chobin MAKABE***,

Shin-ichi INOUE **** and Shinji ANDO *****

Push-pull fatigue tests of rolled magnesium alloys AZ31 and AZX912 were performed with a side-notch plate specimen to examine the effect of a single overload on the crack growth behavior under a stress ratio of -1. The behavior in retardation of crack growth was unclear in the case of AZ31 because the crack growth rate was relatively higher at the overload point. However, this was observed clearly, when the branching of the crack tip happened in the case of AZX912. The geometry of the fracture surface and the changes in crack growth path were related to the crack growth behavior. The crack opening level became higher when the crack growth rate was lower. Therefore, the crack closure is related to the retardation of the crack growth rate. When the branching of a crack tip occurred, not only the residual compression stress at crack front but also the variation of local crack growth direction after overload affected the fatigue crack growth behavior.

Key words:

Fatigue, Crack growth, Stress ratio, Overload, Branching, Stress intensity, Fracture surface

1 結 言

Mg 合金圧延板から採取した試験片を用いて、過大荷重を負荷した場合の一定応力振幅下での引張・圧縮疲労試験におけるき裂進展速度の変化について検討した。高湿度下で AZ31 の疲労き裂進展試験を行った前報^{1,2)}の結果では、応力比 R が -1.5 の場合において、き裂進展に追従して黒い粉がき裂面から発生したことを紹介した。黒い粉は酸化物または水酸化物と思われ、その発生はき裂開口挙動に影響しき裂進展速度が遅くなった。また、破面の状況から局所的なせん断変形がその粉の発生に関連するものと推測した。

野口³⁾は、難燃性 Mg 合金の疲労寿命、疲労強度の実験結果をまとめ、 $S-N$ 曲線が Al 合金の場合と異なり、鋼の場合と似た曲線となることを示した。その結果、鋼での疲労設計方法が難燃性 Mg 合金の疲労設計にも活かすことができると述べられている。それに対し、疲労設計の問題ではないが、汎用 Mg 合金 AZ31 での疲労き裂進展においては、鋼の場合と異なるき裂進展特性が観察され、き裂進展の遅延が荷重変動のない場合にも生じることがあった^{1,2)}。そこで、本研究では、き裂進展の遅延が生じる一つの問題として引張りの単一過大荷重の負荷による疲労き裂進展の遅延について検討した。また、著

者ら^{4,5)}は炭素鋼を用いて、き裂進展に及ぼす過大荷重の影響について検討したことがあり、野口³⁾の研究に習って炭素鋼の場合と Mg 合金の場合を比較したいと思った。ただし、野口³⁾の研究では難燃性 Mg 合金について考察しているので、本研究では素材を確保していた難燃性 Mg 合金 AZX912 についても AZ31 の場合と同様な実験を行った。圧延等の塑性加工を施した Mg 合金では降伏応力に異方性があり^{6,7)}、そのこともき裂進展挙動に影響すると思われる。

2 供試材料および実験方法

素材は Mg 合金圧延板 AZ31 および AZX912 である。それらの化学成分をそれぞれ Table 1 (a), (b) に示す。それらの引張りの 0.2% 耐力 σ_y 、引張強さ σ_B は、それぞれ 225 MPa, 271 MPa および 190 MPa, 250 MPa である。

素材を切り出し、試験区間(平行部)が幅 20 mm、長さ 30 mm、厚さ 4 mm の試験片に加工し、表面をエメリ一紙と金属研磨剤を用いて磨いた後に疲労実験を実施した。Fig. 1 に AZ31 の場合の試験片形状を示す。AZX912 の場合も試験片の全長と試験区間(平行部)の形状は Fig. 1 と同じなので詳細な形状は省略する。試験区間には平行部端部の片側に Fig. 1 のように長さ 3 mm、先端径 0.3 mm のスリットを加工し、片側き裂試験片とみなした。

† 原稿受理 令和 2 年 6 月 29 日 Received June 29, 2021 ©2021 The Society of Materials Science, Japan

* 琉球大学 理工学研究科大学院生 〒903-0213 沖縄県中頭郡西原町
Graduate School of Science and Engineering, University of the Ryukyus, Nishihara-cho Nakabgami-gun, Okinawa 903-0213.

** 同和鍛造(株) 〒143-0003 東京都大田区
Douwa-forging Co. Ota-ku, Tokyo 143-0003

*** 正会員 琉球大学 工学部 〒903-0213 沖縄県中頭郡西原町
Faculty of Engineering, University of the Ryukyus, Nishihara-cho Nakabgami-gun, Okinawa 903-0213.

**** 熊本大学先進マグネシウム国際研究センター 〒860-8555 熊本市中央区黒髪
Magnesium Research Center, Kumamoto University, Kurokami, Chuo-ku, Kumamoto 860-8555

***** 正会員 熊本大学先進マグネシウム国際研究センター 〒860-8555 熊本市中央区黒髪
Magnesium Research Center, Kumamoto University, Kurokami, Chuo-ku, Kumamoto 860-8555

Table 1 Chemical compositions (wt. %).

(a) AZ31.

Al	Zn	Mn	Si	Fe	Cu	Ni	Mg
3.02	0.97	0.37	0.01	0.002	<0.01	<0.001	Bal.

(b) AZX912.

Al	Zn	Mn	Si	Fe	Cu	Ni	Ca	Mg
9.10	0.72	0.30	0.057	0.0008	0.0008	0.001	2.09	Bal.

Fig. 1 Geometry of the specimen in the case of AZ31 (mm).

Table 2 Testing conditions ($R = -1$, $H = \sigma_{ov}/\sigma_{max1}$).

(a) AZ31.

Specimen	σ_{max1} MPa	σ_{max2} MPa	σ_{ov} MPa	H $\sigma_{ov}/\sigma_{max1}$
No.1	24	24	-	-
No.2	24	24	60	2.5
No.3	24	24	72	3
No.4	24	24	89	3.7

(b) AZX912.

Specimen	σ_{max1} MPa	σ_{max2} MPa	σ_{ov} MPa	H $\sigma_{ov}/\sigma_{max1}$
No. X1	24	24	-	-
No. X2	24	24	60	2.5
No. X3	24	24	89	3.7
No. X4	24	18 & 21	-	-
No. X5	24	18 & 21	60	2.5
No. X6	24	18 & 21	72	3
No. X7	24	21	-	-
No. X8	24	21	60	2.5
No. X9	24	21	72	3

前報^{1), 2)}において, AZ31 を用いて応力比が-1.5 で引張圧縮試験を行った場合には, 黒い粉の発生のためき裂進展速度が大きくばらつくことがあったが, 応力比が-1 の場合にはそのばらつきは小さかった. そこで, 本実験では過大荷重負荷によるき裂進展の変化を調べるために, 基本的なき裂進展挙動にばらつきが少ない応力比が-1 で引張圧縮の実験を行った. 用いた試験機は電気油圧サーボ式の引張圧縮試験機であり, 周波数は 10 Hz を基本とした. 実験条件は Table 2 に示すとおりである. σ_{max} , σ_{ov} はそれぞれ繰返し最大応力, 過大応力 (荷重) を表している. AZX912 の場合, 過大荷重負荷前後で繰返し最大応力を変えた実験も行った. そのため, 過大荷重負荷前後で作用させた最大繰返し応力をそれぞれ σ_{max1} , σ_{max2} としている. き裂の観察は試験片の表裏面で行っており, 金属顕微鏡

とダイヤルゲージを用いてき裂長さを測定した. また, き裂開口点を除荷弾性コンプライアンス法⁸⁾によって測定するため, スリット先端付近にひずみゲージを貼り付けた. ひずみゲージは試験片の背面に貼り付けるのが基本的な方法であり, その方法に比べ本手法の場合は測定精度が劣ると考えられる. しかしながら, 過去の研究⁹⁾でも本研究手法を用いており定性的なき裂進展の評価において問題はなかった. き裂長さはスリットを含む長さであり, 試験片表裏の両面で測定した平均値を用いた.

3 実験結果および考察

3・1 過大荷重負荷によるき裂進展傾向の変化

過大荷重はき裂長さ a (スリット長さを含む) が 4 mm に達した際に負荷した. Fig. 2 はき裂長さ 4 mm を起点として整理したき裂進展曲線である (後に示すき裂進展曲線も同様である). き裂進展速度 da/dN と応力拡大係数 K_{max} の関係を Fig. 3 に示す. 図中の矢印は過大荷重負荷時点を示している. また, ほぼ小規模降伏を満たすと仮定した限界値を縦線で示している {塑性域 γ を $(K/\sigma_y)^2/(2\pi)$ で評価し, $\gamma \approx 0.1a$ を小規模降伏の限界値とした}.

Fig. 2 (a) に示すように AZ31 の場合には σ_{ov} と σ_{max1} の比 H が高い場合に過大荷重負荷後のき裂進展が遅くなっている. しかしながら, Fig. 3 (a), (b) に示す da/dN と K_{max} の関係からわかるように, 顕著な da/dN の低下は見られない. それは過大荷重を負荷した際のき裂進展速度が高いことが原因であると考えられる.

著者らの炭素鋼を用いた過去の実験⁴⁾では, 同じ一定応力振幅で疲労き裂進展試験を行った場合には, 最大応力拡大係数とき裂進展速度が高い条件で, き裂進展速度に及ぼす過大荷重の負荷の影響が小さくなった. 例えば, 応力比 R が-1 で過大荷重を負荷した際は, き裂進展速度 da/dN が約 1×10^{-6} mm/cycle の場合に比べて約 5×10^{-6} mm/cycle の場合には, 過大荷重負荷によるき裂進展の遅延効果が小さくなるという結果が得られている. 本実験の AZ31 の実験結果では da/dN が 10^{-4} mm/cycle のオーダのき裂進展速度で炭素鋼の場合⁴⁾とほぼ同じ H の値で過大荷重を負荷している. 炭素鋼の結果から予測すると過大荷重負荷時のき裂進展速度の大きさにもき裂進展の遅延現象は影響を受けるので, 本研究の AZ31 の場合にも, き裂先端の塑性変形の影響を受けたき裂進展の遅延が生じていると考察した. なお, 戸梶ら^{9), 10)}, Uematsu ら¹¹⁾によれば, Mg 合金ではき裂進展速度が約 3×10^{-5} mm/cycle よりも高い場合と低い場合で疲労き裂進展機構に違いが生じることが示されている. 本研究の場合には, 3×10^{-5} mm/cycle より高いき裂進展速度の変化範囲で実験を行っている.

詳細にき裂進展速度 da/dN と K_{max} の関係を検討すると, Fig. 3 (b) からわかるように, AZ31 の場合には, き裂進展速度が過大荷重負荷後に若干低下した後にある期間ほぼ一定値を保つことが観察された. そして, σ_{ov} が大きい試験片 No. 4 ($H = 3.7$) の場合 (過大荷重の値が高い場合) に, き裂進展速度がほぼ一定となる期間が長くなった.

Fig. 2 Crack growth curves; (a) AZ31, (b) AZX912.

AZX912 の場合のき裂進展曲線を Fig. 2 (b), da/dN と $K_{\max}$ の関係を Fig. 3 (c) に示している. この場合, 試験片 No. X3 ($H=3.7$) において, 明瞭な遅延現象が観察された. それ以外の実験の場合には, 過大荷重負荷後のき裂進展速度の傾向は AZ31 の場合と大きな差がない (横軸のスケールを変更すると AZ31 の場合とほぼ同じ傾向になる). なお, 本実験で使用した Mg 合金では, 過大荷重負荷直後にき裂進展速度が高くなるという炭素鋼で観察された傾向はみられなかった.

以上の結果で注目すべきことは, 過大荷重負荷後のき裂進展傾向には AZ31 と AZX912 の場合に違いが見られたことである. その理由とき裂進展の遅延の機構について検討するため, 過大荷重負荷時のき裂先端付近の様相とき裂進展挙動を観察した結果を示す.

AZ31 の試験片 No. 4 と同じ条件で実験し, 途中で実験を打ち切り, 試験片表面層を数十ミクロン程度研磨した場合, 過大荷重負荷後にき裂先端に塑性変形域が形成されているのが明瞭に観察された. つまり, 過大荷重負荷によってき裂先端付近で試験片の表面にはくぼみが生じていた. McEvily と Yang¹²⁾ の考察に基づく, そのようなくぼみ形成は過大荷重による塑性変形に起因してき裂先端で圧縮の残留応力が形成される機構と関連する. そのような塑性変形による挙動は炭素鋼等の場合とほぼ同様であると思われる.

AZX912 の場合においては, 高いき裂進展速度の範囲で過大荷重を負荷しても, 明瞭なき裂進展の遅延が生じる場合がある. その現象には, き裂先端付近に形成される残留応力もき裂進展の遅延に関係するが, その他にもき裂進展の遅延に関連する現象があると考えられる.

Fig. 3 $K_{\max}$ vs. da/dN ; (a) & (b) AZ31, (c) AZX912.

AZ31 と AZX912 において, 過大荷重を負荷した試験片のき裂を観察した例をそれぞれ Fig. 4 と Fig. 5 に示す. 図中{図(a)}の矢印は過大荷重負荷した際のき裂先端の位置を示している. AZ31 を用いた試験片 No. 4 の場合の観察例 (Fig. 4) では, 過大荷重によってき裂先端には黒い影のような模様が生じており, き裂先端から 45° 方向にその模様が広がった様相がみられる. ただし, AZ31 の場合は過大荷重負荷後にき裂がその模様に沿って分岐して進展することはなかった.

AZX912 の試験片 No. X3 ($H=3.7$) において, 過大荷重負荷時, 除荷時そしてその後にき裂が進展した場合のき裂観察結果をそれぞれ Fig. 5 (a), (b) そして(c) に示した. 過大荷重負荷時においてき裂先端が分岐して拡大している様子がわかる. 特徴的なこととして, 除荷時にせん断によって Fig. 5 (b) に示すように若干き裂が進展した. その進展は試験片表面と内側でのき裂進展方向とき裂

Fig. 4 Observation of crack tip in the case of specimen No. 4 (AZ31); (a) At overload point, (b) Unloaded point from overload.

Fig. 5 Observation of crack tip in the case of specimen No. X3 (AZX912); (a) At overload point, (b) Unloaded point from overload stress, (c) Crack growth behavior after overloading ($a = 10.9$ mm).

Fig. 6 Observation of fracture surface in the case of specimen No. 4 (AZ31); (a) Macroscopic feature, (b) A part of crack tip after overloading (Position A in Fig. (a)), (c) Position B in Fig. (b).

の長さの差に起因し、局所的な静的せん断応力の作用によって生じたき裂の進展と考えられる。Fig. 2 (b) に示すようにこの試験片においてき裂進展が遅延したのは、分岐後のき裂前縁形状とき裂先端の塑性変形に起因するき裂開口挙動と関係していると考察している。Fig. 5 (c) に示すようにき裂が加速進展する際には、き裂はほぼモード I で進展している。なお、過大荷重負荷後にき裂進展が開始する位置は最初に分岐したき裂の先端ではなく Fig. 5 (c) のようにき裂面から 2 次的な分岐き裂が生じた部分である。過大荷重負荷後のき裂長さの測定はその

Fig. 7 Observation of fracture surface in the case of specimen No. X3 (AZX912); (a) Macroscopic feature, (b) A part of crack tip after overloading (Position A in Fig. (a)), (c) Position B in Fig. (b).

ことに注意している。

Fig. 6 と Fig. 7 に破断面を観察した例を示す。巨視的破面の写真の右上側に過大荷重負荷時のき裂先端の位置を矢印 (OV) で示した。Fig. 6 と Fig. 7 はそれぞれ Fig. 4 と Fig. 5 の場合と同じ試験片について観察している。走査電子顕微鏡を用いて、過大荷重を負荷した際にき裂先端であった部分の周辺を観察した結果、AZ31 に比べて、AZX912 の場合には、過大荷重負荷後にき裂進展によって生じた破面の凹凸が激しくなっていることがわかる {Fig. 6 (b) と Fig. 7 (b) で B を付した矢印で示した付近を比較した}。したがって、AZX912 の場合には、静的な過大荷重で生じた表面でのき裂進展の方向に依存せず、試験片表面と内側の複数個所で異なる方向に疲労き裂が進展した後に、モード I が支配的なき裂進展が生じたと予想される。また、せん断によってこすれたようなパターンが局所的に観察され {Fig. 7 (c)}、その部分では局所的なき裂進展方向の変化が起ったと思われる。過大荷重負荷後の AZX912 のき裂進展挙動には、表面と内側での 3 次元的なき裂形状の差が影響していると考察される。

以上のことから、AZ31 においては過大荷重負荷時のき裂進展速度が高いことなどの原因があり、過大荷重に起因するき裂進展の遅延は顕著でないという傾向があった。しかしながら、AZX912 においては過大荷重の負荷によってき裂先端が分岐した場合に、き裂進展の遅延現象が顕著に表れた。また、このような現象は炭素鋼の場合でも観察されていない。そこで、AZX912 を用いて、過大荷重負荷前後でのき裂進展速度のレベルとき裂進展の遅延の関係を検討するため、過大荷重負荷後に応力振幅を変えた実験を行った。その結果を次章に示す。

3・2 過大荷重負荷後の応力振幅変更の効果

AZX912 の試験片を用いて Table 2 に示すように、過大荷重を負荷する前の繰返し最大応力 $\sigma_{\max 1}$ を 24 MPa とし、前述したようにき裂長さ a が 4 mm に達した時に過大荷重負荷し、その後に応力振幅 $\sigma_{\max 2}$ を 18 MPa あるいは 21 MPa に変更するという実験を行った。この実験は過大荷

重負荷前後で一定応力振幅で疲労試験を行った場合に、過大荷重負荷時点のき裂進展速度がき裂進展の遅延にどのように影響をするかを予想する目的で行っている。なお、 $\sigma_{\max 1}$ を18 MPaあるいは21 MPaとするとスリット先端から初期き裂が発生し難く、実験に長い時間を要するために、過大荷重負荷前後で応力振幅を変化させるという方法で定性的な実験を行っている。また、過大荷重負荷後のき裂進展挙動は $\sigma_{\max 1} = \sigma_{\max 2}$ とした場合でも本実験の結果と大きく変わらないとみなしている。

Fig. 8 (a)は $\sigma_{\max 2}$ を18 MPaとした場合の過大荷重負荷後のき裂進展曲線である。比較のため、過大荷重を負荷しない試験片 No. X4 の場合のき裂進展曲線も示した。72 MPa と 60 MPa のレベルの σ_{ov} を負荷すると応力の繰返ししが 10^6 回に達してもき裂進展が生じなかった(前章で89 MPaの過大荷重を負荷した場合と同様に過大荷重の効果が顕著になった)。しかし、 $\sigma_{\max 2}$ を18 MPaで 10^6 回繰返したのちに21 MPaに変更するとFig. 8 (b)に示すようにき裂進展が生じる。 $K_{\max}$ と da/dN の関係から、過大荷重を負荷しない場合は、き裂長さが4 mmの時の $\sigma_{\max 2} = 18$ MPa ($K_{\max} = 3.24$ MPa $\sqrt{m}$)での da/dN は約 5×10^{-5} mm/cycleであり、 $\sigma_{\max 2} = 21$ MPa ($K_{\max} = 3.78$ MPa $\sqrt{m}$)での da/dN は約 3×10^{-4} mm/cycleである。したがって、き裂進展速度が 10^{-5} mm/cycleのオーダーの場合には過大荷重負荷後にき裂進展が観察されず、それが 10^{-4} mm/cycleのオーダーであると若干のき裂進展の遅延が生じるものの過大荷重負荷後にき裂進展が観察される結果になっている。以上のことから、過大荷重負荷後のき裂進展の遅延は、過大荷重負荷時の $K_{\max}$ と da/dN の関係、 σ_{ov} の値、過大荷重負荷後の応力振幅などの条件に関係していることになる。

次に、過大荷重負荷後のき裂開口点の変化を $\sigma_{\max 2}$ が21 MPaの場合において調べてき裂進展挙動を検討した。 σ_{ov} のレベルは72 MPaと60 MPaである。なお、Fig. 9 (b), Fig. 10, Fig. 11の縦線はほぼ小規模降伏を満たすと仮定した限界値を示している。

き裂進展曲線と $da/dN - K_{\max}$ の関係をFig. 9に示した。前章の $\sigma_{ov} = 89$ MPaの場合のように顕著ではないが、過大荷重の負荷によってき裂進展速度が低下することがわかる。Fig. 10にき裂開口点 σ_{op} の変化を測定した結果を示す。除荷弾性コンプライアンス法⁸⁾を用いて、繰返し応力 σ と $\varepsilon - c\sigma$ (ε は繰返しひずみの値であり、 c は定数)の関係から測定した。背面ゲージを用いた場合に比べ本実験手法の精度は劣ると思われるが、 σ と $\varepsilon - c\sigma$ の関係には折れ曲がりが見られ、その折れ曲がりからき裂開口点を判断した。過大荷重を負荷した際に、 σ_{op} が高くなり、き裂の進展に伴い過大荷重を負荷しない場合の傾向に近づいていくことがわかる。そのことは、き裂進展と局所的な圧縮応力によってき裂先端の塑性域が小規模降伏の条件から次第に逸脱していくことと関係していると考えている。参考までに、前報¹⁾の $R = -1.5$ の実験で過大荷重を負荷しない場合、 σ_{op} が0に近い値でほぼ一定となることもあった。

なお、き裂進展の様子を観察した結果、本章の実験においても、過大荷重によるき裂先端の分岐が観察され、き裂先端の分岐とき裂先端の残留応力の相乗効果がき

Fig. 8 Crack growth curves after overload: (a) In the case of $\sigma_{\max 2} = 18$ MPa, (b) In the case of $\sigma_{\max 2} = 21$ MPa.

Fig. 9 Crack growth behavior in the case of $\sigma_{\max 2} = 21$ MPa.; (a) a vs. N , (b) da/dN vs. $K_{\max}$.

Fig. 10 Variation of crack opening point.

Fig. 11 da/dN vs. ΔK_{eff} in the case of AZX912.

裂進展挙動に影響したと考えている。

Fig. 11 に有効応力拡大係数 ΔK_{eff} で整理した結果を示した。静的な過大荷重によってき裂先端の分岐が生じても疲労き裂はほぼモード I で進展しており、過大荷重負荷直後もモード I の ΔK_{eff} で整理した。Fig. 9 と Fig. 11 を比較し、過大荷重負荷後の $\Delta K_{eff} = 1.5 \sim 3$ MPa の範囲で測定したき裂進展速度は ΔK_{eff} によって少ないばらつきで整理できることがわかった。したがって、 ΔK_{eff} によるき裂進展の評価の有効性から、分岐よき裂先端開口点の変化もき裂の遅延にかかわっていると考察される。

本研究では、結果的に過大荷重によるき裂先端の分岐がき裂進展に影響することを観察した。その現象を材料の違いの観点から整理するには至っていないが、Mg 合金に過大荷重を負荷した場合のき裂進展を評価した他の研究¹³⁾においては、そのようなき裂先端の分岐とその影響下でのき裂進展の観察結果は示されていない。今後、本研究のような事例を調査するとともに定量的にき裂進展挙動を評価したい。

4 結 言

Mg 合金 AZ31 と AZX912 の疲労き裂進展速度に及ぼす単一過大荷重の影響について検討した。得られた主な結果は以下の通りである。

- (1) 本実験では、AZ31 の場合には過大荷重の負荷による顕著なき裂進展の遅延が生じなかった。
- (2) AZX912 の場合、過大荷重の負荷によってき裂先端が分岐した場合に顕著なき裂進展の遅延が生じた。
- (3) き裂先端での塑性域の形成による圧縮残留応力の効果に加えて、き裂先端が分岐し局所的にき裂の進

展方向に差異が生じることもし裂開口点に変化をもたらす要因となり、き裂進展の遅延に影響したことが考えられる。

最後に本研究は熊本大学先進マグネシウム国際研究センターの共同研究事業の支援を受けたことを記し感謝申し上げる。

参 考 文 献

- 1) K. Mori, C. Makabe, S. Inoue and S. Ando, "Effect of variation in grain size and twinning deformation on crack growth behavior in Mg alloy AZ31", *Surface Review and Letters*, DOI:10.1142/S0218625 X1950 1920, 8 pages (2020).
- 2) K. Mori, C. Makabe, S. Ando and S. Inoue, "Relationship between microstructure and fatigue crack growth behavior in Mg alloy AZ31", *Journal of High Pressure Institute of Japan*, Vol. 58, No.1 pp. 14-21 (2020).
- 3) H. Noguchi, "Fatigue characteristics of flame-retardant magnesium alloy", *Journal of Japan Institute of Light Material*, Vol. 66, No. 5, pp. 221-225 (2016).
- 4) A. Yamauchi, C. Makabe, T. Miyazaki and H. Miyahara, "A mechanism of acceleration of fatigue crack growth after applying overload", *Journal of the Society of Material Science, Japan*, Vol. 60, No. 12, pp. 1104-1109 (2011).
- 5) C. Makabe, A. Purnowidodo and A. J. McEvily, "Effects of surface deformation and crack closure on fatigue crack propagation after overloading and underloading" *International Journal of Fatigue*, Vol. 26, pp.1341-1348 (2004).
- 6) Y. Chino, K. Kimura, M. Hakamada and M. Mabuchi, "Mechanical anisotropy due to twinning in an extruded AZ31 Mg alloy", *Materials Science and Engineering*, Vol. A 485, pp.311-317 (2008).
- 7) S. Ando and H. Tonda, "Deformation and fatigue behaviors in Mg", *Materia Japan*, Vol. 42, No. 2, pp. 124-132 (2003).
- 8) M. Kikukawa, M. Jono, K. Tanaka and M. Takatani, "Measurement of fatigue crack propagation and crack closure at low stress intensity level by unloading elastic compliance method", *Journal of the Society of Material Science, Japan*, Vol. 25, No. 276, pp. 899-903 (1976).
- 9) K. Tokaji, M. Kamakura, N. Hasegawa and Y. Tsuboi, "Fatigue crack propagation in magnesium alloy AZ31 rolled plate", *Journal of the Society of Material Science, Japan*, Vol. 52, No. 7, pp. 821-826 (2003).
- 10) K. Tokaji, M. Kamakura, Y. Ishiizumi and N. Hasegawa, "Fatigue behavior and fracture mechanism of a rolled AZ31 magnesium alloy", *International Journal of Fatigue*, Vol.26, pp. 1217-1224 (2004).
- 11) Y. Uematsu, K. Tokaji, M. Kamakura, K. Uchida, H. Shibata and N. Bekku, "Effect of extrusion conditions on grain refinement and fatigue behaviour in magnesium alloys", *Materials Science & Engineering A*, Vol.434, pp.131-140 (2006).
- 12) A. J. McEvily and Z. Yang, "The nature of the two opening levels following an overload in fatigue crack growth", *Metallurgical Transactions*, Vol. 21A, pp.2717-2727 (1990).
- 13) S. Zheng, Q. Yu, Z. Gao and Y. Jiang, "Loading history effect on fatigue crack growth of extruded AZ31B magnesium alloy", *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 114, pp. 42-54 (2013).