

マグネシウム合金 ZK60 の疲労過程に及ぼす 双晶変形と時効の影響

谷口 俊介^{1,*1} 北澤 留弥^{1,2,3} 田中 義久⁴ 吉田 誠⁵ 堀部 進^{1,*2}

¹早稲田大学大学院創造理工学研究科総合機械工学専攻

²独立行政法人日本学術振興会

³独立行政法人宇宙航空研究開発機構

⁴独立行政法人物質・材料研究機構

⁵早稲田大学各務記念材料技術研究所

J. Japan Inst. Met. Mater. Vol. 77, No. 10 (2013), pp. 448-454

© 2013 The Japan Institute of Metals and Materials

Effect of Twinning and Aging Treatment on Fatigue Process of ZK60 Magnesium Alloys

Shunsuke Taniguchi^{1,*1}, Rumi Kitazawa^{1,2,3}, Yoshihisa Tanaka⁴,
Makoto Yoshida⁵ and Susumu Horibe^{1,*2}

¹Department of Modern Mechanical Engineering, Graduate School of Creative Science and Engineering, Waseda University, Tokyo 169-0072

²Japan Society for the Promotion of Science, Tokyo 102-0083

³Japan Aerospace Exploration Agency, Sagami-hara 252-5210

⁴The National Institute of Materials Science, Tsukuba 305-0047

⁵Kagami Memorial Research Institute for Materials Science and Technology, Waseda University, Tokyo 169-0051

For magnesium alloy ZK60 with different heat treatments, controlled plastic strain amplitude fatigue tests were conducted. Effects of twinning and aging treatments on fatigue process were investigated by analyzing the second derivative of hysteresis half-loop. It is found that during compression the convex peak appears at the strain where twinning begins. It is also found that during tension the convex peak appears at the strain where detwinning begins and the concave peak appears at the strain where slip begins to be predominant. Analyzing the strain at the convex peak in compression at the plastic strain amplitude of 6×10^{-3} , for solution treated material and over-aged material twinning hardens with increasing cycle. On the other hand, for T6 material twinning softens from 5 cycle to $N_f/5$ cycle and then hardens from $N_f/5$ cycle to $N_f/2$ cycle. It was suggested that residual twins cause twinning hardening. It was also suggested that cut and dissolution of rod-like precipitates should cause twinning softening. Due to different states of precipitates of materials, the twinning softening appeared for only T6 material at the plastic strain amplitude of 6×10^{-3} . Moreover, the softening were not found for T6 material under the plastic strain amplitude of 4×10^{-3} . [doi:10.2320/jinstmet.J2013013]

(Received February 26, 2013; Accepted June 18, 2013; Published October 1, 2013)

Keywords: magnesium alloy, fatigue test, twinning, aging treatment, hysteresis loop

1. 緒 言

マグネシウム合金 ZK60 は析出強化型合金であり、航空宇宙部品等に使用されている。一方で構造物に使用される材料の多くは繰返し荷重にさらされるため、本合金においても疲労特性を把握することが重要である。

マグネシウム合金は双晶変形が容易に生じる材料であり、繰返し引張-圧縮荷重中においては圧縮荷重負荷中に双晶が形成し、その後圧縮荷重除荷から引張荷重負荷中に双晶の消滅が現れることが知られている¹⁻⁵⁾。この双晶の形成と消滅が生じるとき、応力-歪ヒステリシスループは圧縮側と引張

側の間で非対称性を示す。Wu ら¹⁻³⁾は ZK60A の押し出し材についてヒステリシスループとその場中性子回折結果を照合することで、双晶の消滅が圧縮荷重除荷中から開始することを明らかにした。また Matsuzuki ら⁴⁾はマグネシウム合金 AZ31 についてループ形状と XRD より、制御する塑性歪条件を一定以下にすると双晶の形成と消滅が現れなくなることを報告した。Huppmann ら⁵⁾は AZ31 について粒径の異なる 2 材料を用いて、同じ歪振幅で制御した場合でも粒径が小さい材料では双晶変形の臨界分解せん断応力がより大きいため、疲労試験中にも双晶の形成が現れにくくなり、結果としてループの非対称性が小さくなることを示した。このように疲労過程に及ぼす双晶の形成と消滅の影響の解明が進んでいるが、双晶の形成や消滅に対する時効の影響はほとんど調査されていない。Clark⁶⁾ や Stanford ら⁷⁾は双晶と時効処理に

*1 早稲田大学大学院生(Graduate Student, Waseda University)

*2 2012 年逝去(Passed away in 2012)

よる析出物間の相互作用を報告しているが静的引張試験や静的圧縮試験の結果からの考察に留まっている。

本研究では疲労過程に及ぼす双晶や時効の影響を解明するため、応力-歪ヒステリシスループの二次導関数解析を導入する。この二次導関数はヒステリシスループの傾きの変化の度合いを示す。ヒステリシスループと双晶変形の対応関係は Wu ら³⁾により示されている。この報告から支配的な変形機構が変わるとき、ヒステリシスループの傾きが大きく変わることがわかる。またヒステリシスループの傾きが大きく変わるとき、二次導関数の値は極大値もしくは極小値を示す。よって二次導関数の極値に注目することで、双晶の形成や消滅が開始する歪を捉えることができると考える。

本論文では ZK60 について、溶体化状態、時効状態、過時効状態という異なる熱処理条件の組織を有する 3 材料に対して塑性歪制御疲労試験を行い、得られたヒステリシスループの二次導関数を解析する。3 材料についてサイクル毎の解析結果を検討することで、双晶形成が開始する歪の疲労過程中的変化に対する時効の影響を明らかにすることを目的とする。

2. 実験方法

ZK60 の化学組成を Table 1 に示す。原材料は直径 85 mm のビレットを用意した。ビレットを内径 92 mm のコンテナにセットし、後方からステムで押出して直径 16 mm に成形した。その後、次のような 3 種類の熱処理を施すことで三つの材料を用意した。一つめは 450°C で 4 h 溶体化処理をした後水冷した材料であり、以後 450°C 材と呼ぶ。二つめは溶体化処理し水冷した後に 170°C で 40 h 時効処理を行った材料であり、以後 T6 材と呼ぶ。T6 材の熱処理条件は Gu ら⁸⁾が ZK60 基複合材に施したのと同じ条件である。Gu らはマグネシウム母相の c 軸に平行な棒状析出物 β'_1 を TEM で観察している。三つめは溶体化処理し水冷した後に 260°C で 40 h 時効処理を行った材料であり、以後 OA 材と呼ぶ。T6 材と比較して OA 材はより高温で同時間時効させているので、 β'_1 だけではなく、マグネシウム母相の c 軸に垂直な β'_2 も存在している可能性があるが確認していない。熱処理後、試料は Fig. 1 に示すようなダンベル型形状に機械加工

Table 1 Chemical composition of ZK60.

Element	Zn	Zr	Mg
(mass%)	5.5	0.56	Bal.

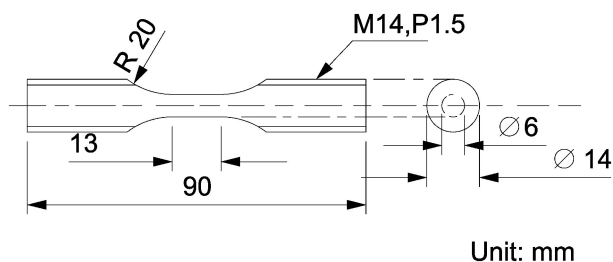


Fig. 1 Shape and dimension of test specimen.

した。

材料の最大引張応力、硬さ、伸びを調査するため引張試験および硬さ試験を行った。結果を Table 2 に示す。引張試験には、島津製作所製オートグラフ AG-25TB を用い、歪速度 $1.2 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ で測定を行った。また硬さ試験には Future-Tech 製ビッカース硬度計を用いて荷重 98 N で測定した。

すべての供試材に対し、疲労試験は室温・大気中で一定の歪速度 $5.0 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ にて塑性歪振幅一定として完全両振りで行った。すべての実験の試験機には 株式会社 鷺ノ宮 製作所製の変動荷重下力学特性評価装置を用い、歪の測定には同社製の伸び検出器 ETM-10-020 を用いた。一定とする塑性歪振幅は 450°C 材、OA 材では 6×10^{-3} , 2×10^{-3} の 2 条件、T6 材ではこれに 8×10^{-3} , 4×10^{-3} , 1×10^{-3} を加えた 5 条件で行った。塑性歪の制御方法は Matsuzuki ら⁴⁾によって行われた AZ31 の塑性歪制御疲労試験のものと同様である。疲労試験中、応力-歪ヒステリシスループを連続的に記録した。ヒステリシスループについて、圧縮側、引張側それぞれにおいて 2 回微分を行うことで、二次導関数を取得している。XRD は押し出し方向と垂直な面に対し行った。Fig. 2 は疲労試験前の 450°C 材における (11 $\bar{2}$ 0) の極点図であり、この面が主に押し出し方向と垂直に存在することを示す。疲労試験中に押し出し材の集合組織は変化する可能性があるが、それによる二次導関数への影響は今回明らかにしていない。

3. 実験結果

3.1 応力-歪ヒステリシスループと二次導関数

塑性歪振幅条件 6×10^{-3} の疲労試験から取得した $N_f/2$ サイクルにおける応力-歪ヒステリシスループを Fig. 3 に示す (N_f は破断サイクル数)。引張側と圧縮側で非対称な形状をしている。Wu ら³⁾により、Fig. 3 のように圧縮側のハーフループ(引張荷重除荷から圧縮荷重負荷中)にて双晶形成が現れ、引張側のハーフループ(圧縮荷重除荷から引張荷重負荷

Table 2 Mechanical properties of ZK60 alloys.

Material	U.T.S., σ_{max} /MPa	Hardness, H/N	Elongation(%)
450°C	281	5.5	33
T6	380	7.0	31
OA	268	5.6	29

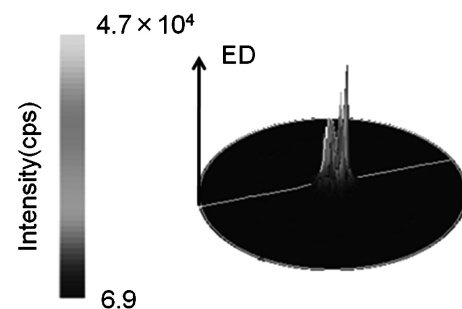


Fig. 2 (11 $\bar{2}$ 0) pole figure of ZK60 (450°C).

中)にて双晶の消滅や非底面すべりが変形機構の主体になると報告されている. しかしながら, 3 材料のヒステリシスループ形状に大きな違いは見られなかった. この結果は他の塑性歪振幅条件でも同様であった.

Fig. 4 は塑性歪振幅 6×10^{-3} , $N_f/2$ サイクルにおける 450°C 材の(a)圧縮側と(b)引張側, それぞれのハーフループとその二次導関数である. 相対歪 ε_r や相対応力 σ_r は次の式で定義する:

$$\varepsilon_r = \varepsilon - \varepsilon_{t \max}, \sigma_r = \sigma - \sigma_{t \max} \quad (\text{compression})$$

$$\varepsilon_r = \varepsilon - \varepsilon_{c \max}, \sigma_r = \sigma - \sigma_{c \max} \quad (\text{tension})$$

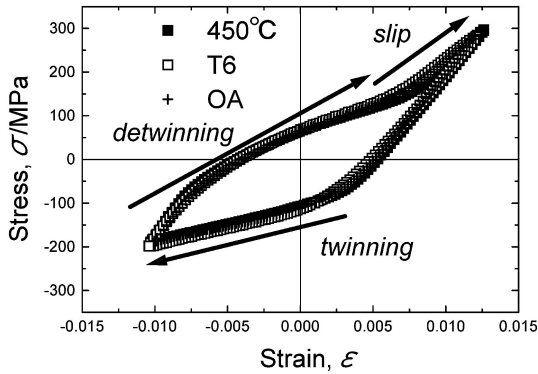


Fig. 3 Stress-Strain hysteresis loops in $N_f/2$ cycle at the plastic strain amplitude of 6×10^{-3} .

$\varepsilon_{t \max}$ は最大引張歪, $\sigma_{t \max}$ は最大引張応力であり, 圧縮側ハーフループは最大引張時を原点としている. また $\varepsilon_{c \max}$ は最大圧縮歪, $\sigma_{c \max}$ は最大圧縮応力であり, 引張側ハーフループは最大圧縮時を原点としている. まず圧縮側において二次導関数の上に凸のピーク(ピーク 1 と称す)が現れる. 一方で引張側では二次導関数の上に凸のピーク(ピーク 2 と称す)と下に凸のピーク(ピーク 3 と称す)が現れる. Wu らの報告を踏まえて, 双晶形成が開始する歪にてピーク 1 が現れ, 双晶の消滅が始まる歪にてピーク 2 が現れ, すべり変形が変形機構の主体になる歪にてピーク 3 が現れると考える.

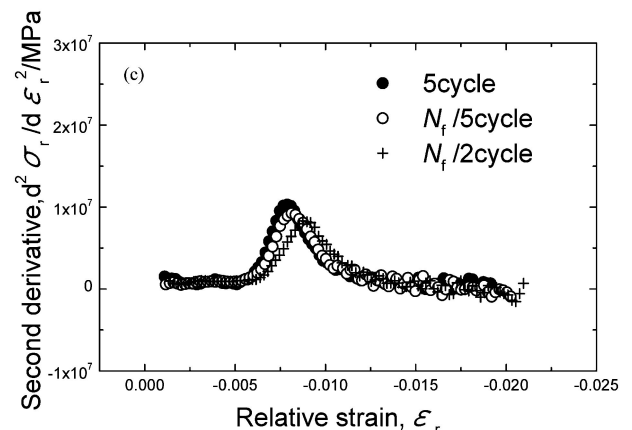
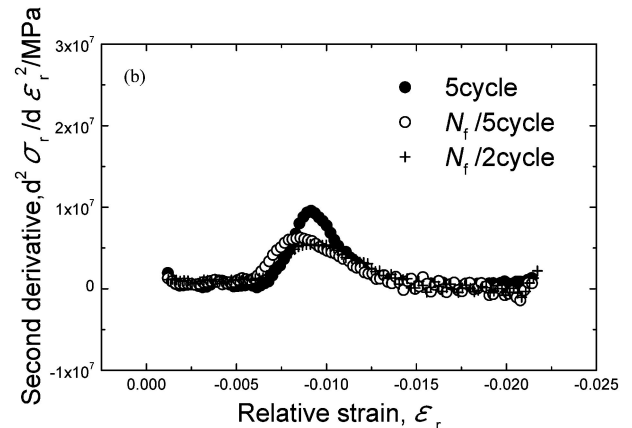
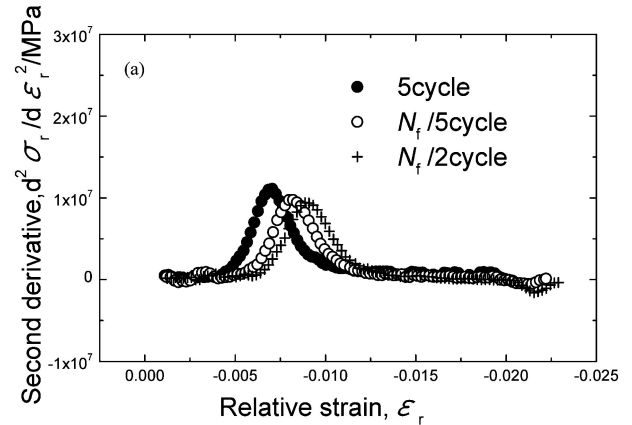


Fig. 5 The second derivatives of hysteresis half-loop in compression in each cycle at the plastic strain amplitude of 6×10^{-3} : (a) 450°C , (b) T6 and (c) OA.

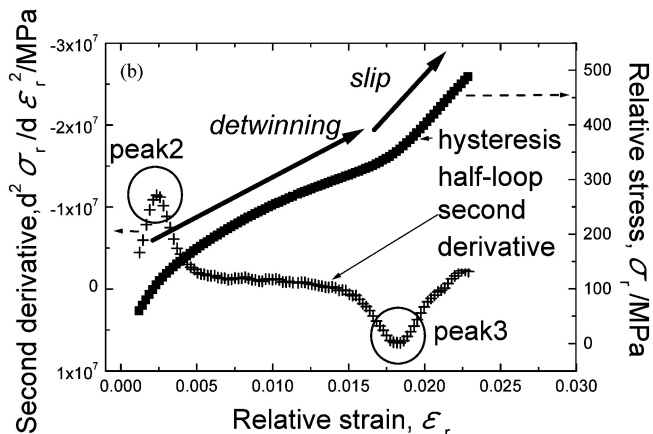
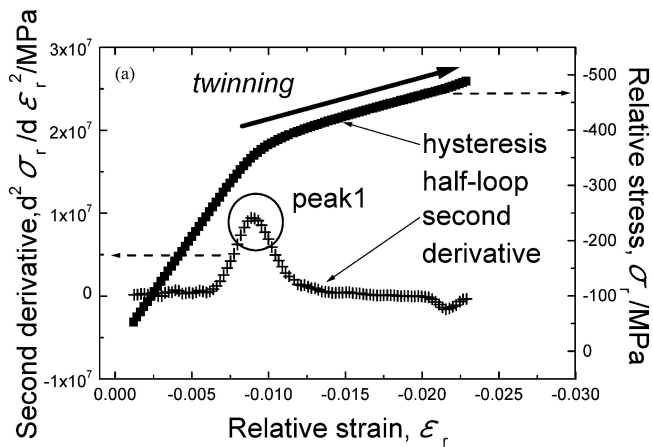


Fig. 4 Hysteresis half-loop and the second derivative (a) in compression and (b) in tension in $N_f/2$ cycle at the plastic strain amplitude of 6×10^{-3} (450°C).

3.2 各サイクルの二次導関数解析

塑性歪振幅 6×10^{-3} で制御した疲労試験における 5 サイクル, $N_f/5$ サイクル, $N_f/2$ サイクルでの圧縮側ヒステリシスハーフループの二次導関数解析結果を Fig. 5 に示す. (a) は 450°C 材の解析結果である. サイクルの増加に伴い, ピーク 1 は高圧縮歪側へシフトしている. 双晶形成が開始する歪にてピーク 1 が現れる場合, ピーク 1 が高圧縮歪側へシフトすることは双晶形成を開始させるためにはより高い圧縮歪(応力)が必要になる, つまり双晶形成がより困難になることを示す. 一方で T6 材の解析結果を示す(b)ではピーク 1 は 5 サイクルから $N_f/5$ サイクルまで低圧縮歪側へ, $N_f/5$ サイクルから $N_f/2$ サイクルまで高圧縮歪側へシフトし

ている. ピーク 1 が低圧縮歪側へシフトすることは双晶形成がより低い圧縮歪(応力)で開始する, つまり双晶形成がより容易になることを示す. (b)の結果より, T6 材の場合 5 サイクルから $N_f/5$ サイクルまで双晶形成は容易になるが, $N_f/5$ サイクルから $N_f/2$ サイクルまで双晶形成は困難になる. (c)は OA 材の解析結果を示す. ピーク 1 は 5 サイクルから $N_f/2$ サイクルまで高圧縮歪側へシフトしており, OA 材ではサイクルの増加に伴い双晶形成は困難になっていくことを示した. 3 材料の結果を比較すると, 塑性歪振幅 6×10^{-3} の条件では T6 材のみ他の 2 材料とは異なるシフトを示すことがわかる.

Fig. 6 は塑性歪振幅 2×10^{-3} で制御した疲労試験における各サイクルでの圧縮側ヒステリシスハーフループの二次導関数解析結果である. 塑性歪振幅 2×10^{-3} では 3 材料ともピーク 1 は 5 サイクルから $N_f/2$ サイクルまで高圧縮歪側へシフトし, サイクルの増加に伴い双晶形成は困難になる. Fig. 5 と Fig. 6 の結果を比べると, T6 材に関して塑性歪振幅が 6×10^{-3} の場合は双晶形成が容易になる傾向を示すが, 2×10^{-3} の場合その傾向が現れないことがわかる.

Fig. 7 は T6 材について塑性歪振幅を横軸, $N_f/5$ サイクルにてピーク 1 が現れる歪($\epsilon_{r(N_f/5)}$)や $N_f/2$ サイクルにてピーク 1 が現れる歪($\epsilon_{r(N_f/2)}$)を 5 サイクルにてピーク 1 が現れる歪($\epsilon_{r(5)}$)で割ることで規格化した値を縦軸に取ったグラフである. 塑性歪振幅が 6×10^{-3} 以上の場合, Fig. 5(b)で示したようにピーク 1 は 5 サイクルから $N_f/5$ サイクルまで低圧縮歪側へ, それから $N_f/2$ サイクルまで高圧縮歪側へシフトを示す. 塑性歪振幅が 4×10^{-3} 以下の場合, Fig. 6(b)で示したようにピーク 1 は 5 サイクルから $N_f/2$ サイクルまで高圧縮歪側へシフトを示す. したがって T6 材の場合, ピーク 1 のシフトが変化する塑性歪振幅条件の閾値が 6×10^{-3} から 4×10^{-3} の間に存在すると考える.

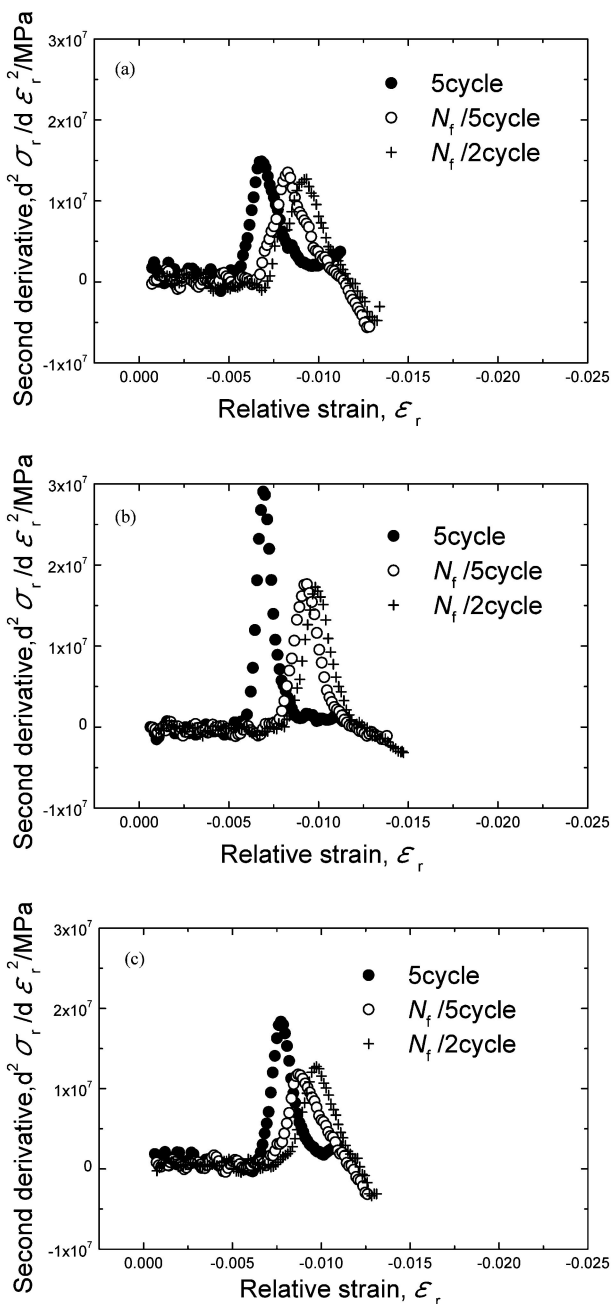


Fig. 6 The second derivatives of hysteresis half-loop in compression in each cycle at the plastic strain amplitude of 2×10^{-3} : (a) 450°C, (b) T6 and (c) OA.

3.3 XRD

Fig. 8, Fig. 9, Fig. 10 はそれぞれ 450°C 材, T6 材, OA 材の (a)試験前と (b)塑性歪振幅 6×10^{-3} で $N_f/2$ サイクルまで疲労試験を行った(双晶の消滅終了後で試験を止めている)試験片の XRD パターンである. Fig. 2 でも示したように, 3 材料すべてにおいて, 試験前では(11 $\bar{2}$ 0)面の強度が顕著に

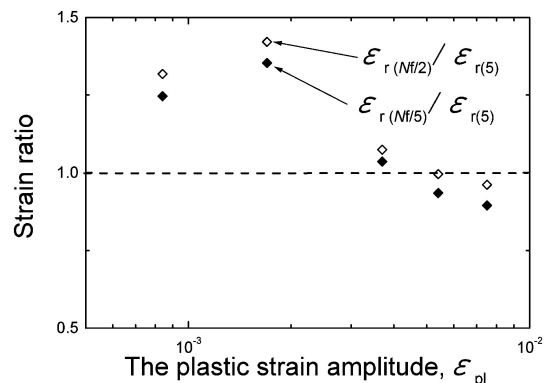


Fig. 7 “Peak 1” shift of the second derivatives of hysteresis half-loop in compression at each plastic strain amplitude (T6).

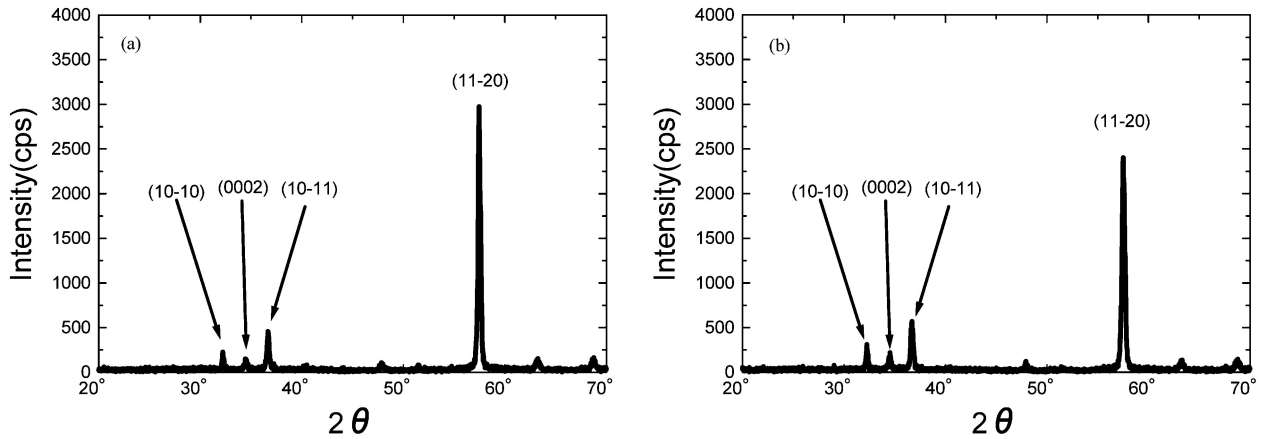


Fig. 8 XRD patterns from the cross-section cut perpendicular to the extruded direction of specimens: (a) non-cycled and (b) $N_f/2$ cycled at the plastic strain amplitude of 6.0×10^{-3} (450°C).

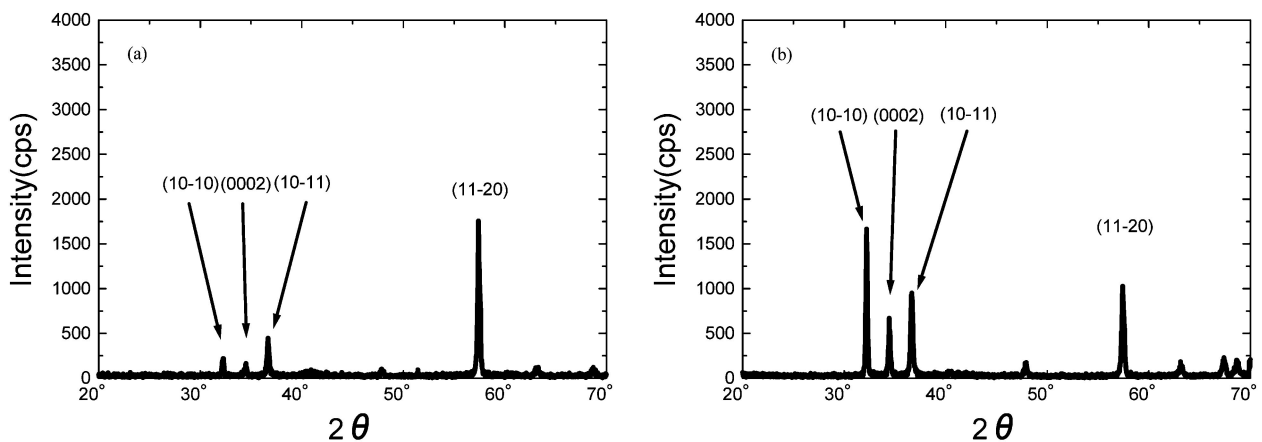


Fig. 9 XRD patterns from the cross-section cut perpendicular to the extruded direction of specimens: (a) non-cycled and (b) $N_f/2$ cycled at the plastic strain amplitude of 6.0×10^{-3} (T6).

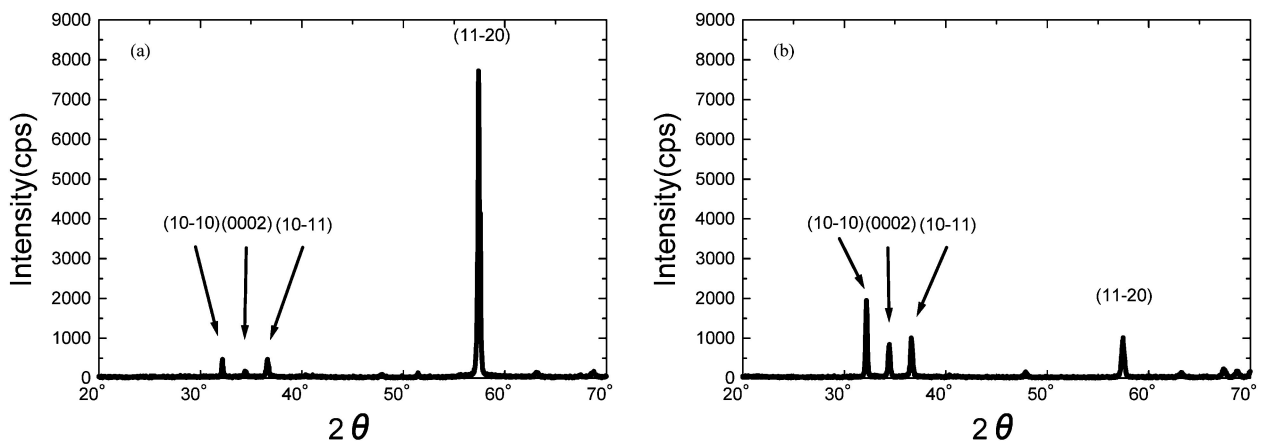


Fig. 10 XRD patterns from the cross-section cut perpendicular to the extruded direction of specimens: (a) non-cycled and (b) $N_f/2$ cycled at the plastic strain amplitude of 6.0×10^{-3} (OA).

現れる一方で、試験後では(11 $\bar{2}$ 0)面の強度が減少し、(10 $\bar{1}$ 0)面、(0002)面、(10 $\bar{1}$ 1)面の強度が増加する。強度の変化はマグネシウム合金の双晶変形により、結晶構造がほぼ垂直に回転するためである⁹⁾と考える。特に Fig. 8~10 で示した結果は疲労試験が進むにつれ、双晶の消滅が終了した後もかかわらず双晶が残存するようになることを示唆する。このような双晶は残留双晶と呼ばれ、いくつかの論文でも報

告されている^{1,10)}。

4. 考 察

3.2 において、疲労が進むにつれピーク 1 が高圧縮歪側へシフトすることは双晶形成が困難になり、低圧縮歪側へシフトすることは双晶形成が容易になることを示すと推測した。

まず双晶形成が困難になる要因として残留双晶の増加を挙げる。その理由を以下に示す。本研究で用いた材料は多結晶であり、押し材ではあるが完全に配向しているわけではない。ゆえに双晶形成に必要な圧縮応力は結晶粒毎に異なるだろう。この場合、二次導関数のピーク 1 が現れる歪(応力)は最も双晶形成が容易な結晶粒で必要な圧縮歪に対応する。したがって疲労過程にその結晶粒で双晶が残存するとき、その後その結晶粒において双晶形成が行われないのでピーク 1 はより高圧縮歪側で現れるようになると推測する。一方で、双晶形成を容易にする要因としては転位による析出物の繰返しせん断と再固溶が考えられる。Stanford ら¹¹⁾は visco-plastic self-consistent (VPSC)モデルというモデリングにより、 β'_1 の存在が底面すべりよりも双晶変形や非底面すべりを困難にするとして報告している。また Proust ら¹²⁾はマグネシウム合金において双晶形成や双晶消滅が行われるとき、同時に転位の移動によるすべり変形も生じることをモデリングから示している。ゆえに疲労中は双晶形成と消滅に加えて転位の繰返し運動が現れると推測する。Somekawa ら¹³⁾は ZK60 において、マグネシウム母相の c 軸に垂直な β'_2 が底面での転位すべりをピン止めする一方で、マグネシウム母相の c 軸に平行な β'_1 が底面での転位すべりによりせん断されると報告している。転位の繰返し運動による析出物のせん断と再固溶は Klesnil ら¹⁴⁾によって報告されている。これらの報告を踏まえて、疲労中においては転位の繰返し運動により β'_1 がせん断され、再固溶するのではないかと考える。その結果、双晶形成を困難にする β'_1 という因子が失われ、双晶形成が容易になると推察する。なお今回は β'_1 以外の析出物が双晶形成に及ぼす影響については明らかにしていない。

塑性歪振幅 6×10^{-3} で制御した疲労試験中、450°C 材では残留双晶が増加する (Fig. 8) 一方で、析出物が存在しないため再固溶は見られない。よって、サイクル数の増加に伴い、双晶形成が困難になっていくという傾向を示したと考える (Fig. 5(a))。T6 材では疲労の比較的早い時期にて残留双晶の増加 (Fig. 9) と棒状析出物 β'_1 の再固溶が同時に生じる。このとき析出物再固溶の影響の方が大きいため、双晶形成が容易になると考える。その後析出物のせん断再固溶が進むことでせん断される β'_1 が減り、残留双晶の増加の影響が大きくなるため、双晶形成が困難になると考える (Fig. 5(b))。OA 材の場合、過時効させたことで β'_1 の割合が T6 材よりも少なくなっていると予想できる。結果として疲労初期から析出物再固溶よりも残留双晶の増加 (Fig. 10) の影響の方が大きくなり、双晶形成は困難になっていく傾向を示すと考える (Fig. 5(c))。ゆえに、3 材料の析出物状態の違いにより析出物のせん断と再固溶の影響の大きさが異なるため、塑性歪振幅 6×10^{-3} におけるそれぞれのピーク 1 のシフトは異なる傾向を示すと結論付ける。

また Fig. 7 は T6 材にはピーク 1 のシフトが変化する塑性歪振幅条件の閾値が存在することを明らかにしている。塑性歪振幅 6×10^{-3} 以上の場合は先ほど述べたように、疲労初期では析出物のせん断と再固溶の影響が大きいため双晶形成が容易になり、その後残留双晶の増加の影響が大きくなるた

め双晶形成が困難になると考える。一方で塑性歪振幅 4×10^{-3} 以下の場合には疲労早期からピーク 1 が高圧縮歪側へシフトし、これは双晶形成が困難になることを示すと考える。この結果より、制御する塑性歪振幅が高いほど析出物のせん断と再固溶の影響が大きくなることが示唆される。前段落で疲労中に転位の繰返し運動が現れることを示唆したが、このとき 1 サイクルあたりの転位の移動量は塑性歪振幅に対応すると考える。転位の移動量が大きくなるとせん断できる β'_1 の量も増加し、せん断と再固溶の影響も大きくなると推測する。したがって、塑性歪振幅 6×10^{-3} 以上の条件では転位の移動量が比較的大きいので、せん断再固溶の影響が大きく、双晶形成が容易になるのに対し、塑性歪振幅 4×10^{-3} 以下の条件では転位の移動量が比較的小さいので、せん断再固溶の影響が小さく、双晶形成が容易になる傾向が現れないと考える。

5. 結 言

ZK60 について溶体化材 (450°C 材)、T6 材、過時効材 (OA 材) という熱処理条件の異なる 3 材料に対して塑性歪振幅制御疲労試験を行った。得られた応力-歪ヒステリシスループの二次導関数解析より、以下の結論を得た。

(1) ヒステリシスループの二次導関数にて、圧縮側では上に凸のピーク (ピーク 1)、引張側では上に凸 (ピーク 2) と下に凸のピーク (ピーク 3) が現れる。それぞれ双晶形成が開始する歪、双晶の消滅が開始する歪、すべり変形が変形機構の主体となる歪で現れることが示唆される。

(2) 各サイクルにおける圧縮側ハーフループの二次導関数解析より、ピーク 1 のシフトが確認できる。高圧縮歪側へのシフトは双晶形成が困難になること、低圧縮歪側へのシフトは双晶形成が容易になることを示す。さらに、双晶形成が困難になる要因として残留双晶が増加するため、双晶形成が容易になる要因として双晶形成を困難にしていた β'_1 が繰返しせん断され再固溶するためであると推測する。

(3) 3 材料の析出状態の違いより、塑性歪振幅 6×10^{-3} において 450°C 材や OA 材ではサイクル増加に伴い、双晶形成が困難になることが示唆される。一方で、T6 材では $N_f/5$ サイクルまで双晶形成は容易になるが、それ以降は双晶形成が困難になることが示唆される。

(4) T6 材において、塑性歪振幅 6×10^{-3} 以上の場合、転位の移動量が比較的大きいので析出物再固溶の影響が大きくなり、双晶形成が容易になる傾向が現れると考える。塑性歪振幅 4×10^{-3} 以下の場合、転位の移動量が比較的小さいので析出物再固溶の影響が小さくなり、双晶形成が容易になる傾向が現れないのではないかと考える。

最後に、本研究を行うにあたり、多くのご指導をいただきました現職豊田自動織機 太田琢人様、東京大学および御物質・材料研究機構 香川豊教授に深く御礼申し上げます。また本研究は早稲田大学もの・こと・ひと研究所の支援によって行われました。関係者各位に感謝の意を表します。

文 献

- 1) L. Wu, A. Jain, D. W. Brown, G. M. Stoica, S. R. Agnew, B. Clausen, D. E. Fieden and P. K. Liaw: *Acta Mater.* **56**(2008) 688–695.
- 2) L. Wu, S. R. Agnew, D. W. Brown, G. M. Stoica, B. Clausen, A. Jain, D. E. Fieden and P. K. Liaw: *Acta Mater.* **56**(2008) 3699–3707.
- 3) L. Wu, S. R. Agnew, Y. Ren, D. W. Brown, B. Clausen, G. M. Stoica, H. R. Wenk and P. K. Liaw: *Mater. Sci. Eng. A* **527**(2010) 7057–7067.
- 4) M. Matuszuki and S. Horibe: *Mater. Sci. Eng. A* **504**(2009) 169–174.
- 5) M. Huppmann, M. Lentz, K. Brömmelhoff and W. Reimers: *Mater. Sci. Eng. A* **527**(2010) 5514–5521.
- 6) J. B. Clark: *Acta Metall.* **13**(1965) 1281–1289.
- 7) N. Stanford and M. R. Barnett: *Mater. Sci. Eng. A* **516**(2009) 226–234.
- 8) M. Gu, Z. Wu, Y. Jin and M. Kocak: *Mater. Sci. Eng. A* **272**(1999) 257–263.
- 9) Y. N. Wang and J. C. Huang: *Acta Mater.* **55**(2007) 897–905.
- 10) S. Begum, D. L. Chen, S. Xu and A. A. Luo: *Mater. Sci. Eng. A* **517**(2009) 334–343.
- 11) N. Stanford and M. R. Barnett: *Mater. Sci. Eng. A* **516**(2009) 226–234.
- 12) G. Proust, C. N. Tome, A. Jain and S. R. Agnew: *Int. J. Plasticity* **25**(2009) 861–880.
- 13) H. Somekawa, A. Singh and T. Mukai: *J. Mater. Res.* **22**(2007) 965–973.
- 14) M. Klesnil and P. Lukas: *Fatigue of Metallic Materials*, (Elsevier Scientific Publishing Company Amsterdam–Oxford–New York, 1980) pp. 46–49.