技術報告

AZ80マグネシウム合金鍛造材の組織と機械的性質

マグネシウム委員会・MWT 委員会**

Microstructure and mechanical properties of forged AZ80

Japan Magnesium Association, Committee of MWT**

(Received June 14, 1988)

1. ま え が き

本委員会はAZ80マグネシウム合金の鍛造に関して基礎実験を行ってその成果の一部はすでに報告した^{1),2)}。本報告ではそれらの実験に用いた試料についての補完的な実験として、主として鍛造による加工流れと機械的性質の関連を調べるため、組織観察とヌーブ硬さ試験を組合わせた実験を行ったので、その結果について報告する。

2. 実験方法

実験に用いた試料は、前報^{1),2)}において用いた鍛造用素材と押出し比6.1の押出し丸棒を自由据込み鍛造したものである。これらの試料中代表的なものを取り上げて、素材および鍛造材のF材、T5材のそれぞれについて、成品各部の機械的性質の目安としてヌーブ硬さを測定した。また、組織は光学顕微鏡により観察し、状態分析はX線マイクロアナライザ(EPMA)を用いた。これらの試料は、バフ研磨により鏡面仕上げを行ってから硝酸第二鉄溶液[CrO₃: 180 g/l, Fe(NO₃)₃·9H₂O: 40 g/l, KF: 4 g/l]にて化学研磨を行い、腐食液には、マクロ組織用として酢酸-ピクリン酸液[氷酢酸: 5 ml, ピクリン酸: 6 g, エタノール: 100 ml, 水: 10 ml]、ミクロ組織用としてエチレングリコール液[エチレングリコール: 75 ml, 硝酸: 1 ml, 水: 25 ml]と酢酸-ピクリン酸液を用いた。

なお、本合金は、基礎となるMg-Al-Zn三元系状態図によると、凝固に際してα相の初晶を囲むように、Al₂Mg₃Zn₃, Mg₇Zn₃, Mg₃₂(AlZn)₄₉などが存在する組織を有するとみられる。

3. 実験結果および考察

3.1 素材の組織

鍛造に用いた鑄造素材の組織例を図1に、また押出し素材の代表的な二つの組織例を図2(a), (b)に示す。(a)は押出し比5.3の平角材の表面近くの組織であり、(b)は押出し比51.0の丸棒材の中心部の組織である。

鑄造素材の組織(図1)をみると、本合金は鑄造状態で樹枝状晶が発達しているのが分かる。一方、押出し素材では、比較的表面に近いところの組織[図2(a)]は押出し方向に平行に微細粒が層状をなしており、その内部に白色の島状組織が認められる。この島状組織は鑄造素材での樹枝状晶部分が押出しにより変形したところと思われる。また、丸棒の断面中心に近い部分[図2(b)]では粒界に微細な白色島状組織が認められるが、これも鑄造素材の樹枝状晶と関連するものとみられる。この丸棒試料の表面に近いところの組織は微細粒が押出し方向に層状になっており、一種の混粒状態である。

図1 鑄造素材の組織

-AZ80 マグネシウム合金の鍛造基礎実験*-

* 実験および執筆担当者については前報¹⁾参照** 委員については前報¹⁾参照

図2 押出し素材の組織：(a)押出し比5.3の平角材表面，(b)押出し比51.0丸棒断面中心部

図3 押出し素材を30%鍛圧した(a) E-FW および (b) E-WT5 のマクロ組織

3.2 鍛造材のマクロ組織とヌーブ硬さとの関係

鍛造用素材として押出し材（押出し比6.1）を用い、鍛造方向を素材の押出し方向に一致させ、圧下率を30および70%として据込み鍛造後水冷したE-FWとそれをT5処理したE-WT5のマクロ組織の一例を、圧下率30%について図3，70%について図4に示す。いずれの試料においても試料中央部の表面に近い部分は弱い変形にとどまっているが、その内部中心部は単純な圧縮変形となっており、そこから外部に半径方向に沿って変形応力の形態が変化し、せん断力から押し広げる力へと移り変わっている。また、圧下率の差が加工流れにはっきりとした差を生じているのが認められる。E-WT5〔図3(b)および図4(b)〕では、組織を現出するための腐食において、E-FWよりも速い腐食速度を示し、腐食表面状況にも熱処理の影響がみられる。

鍛造用素材として押出し材を用い、圧下率を50および70%与えたE-FWおよびE-FAならびにそれらをT5処理したE-WT5およびE-AT5についてヌーブ硬さを測定した。その結果の一例を図5および図6に示す。これらでは、試料の測定位置に対してヌーブ硬さ測定値を記してある。その結果をみると、ヌーブ圧子の長手方向を鍛造方向と一致させて測定した硬さ値は、鍛造方向に対して垂直に測定した値より高く、塑性異方性が強く現れている。また、試料の半径方向に強い変形流れを起こした箇所では図3および図4に示したマクロ組織より類推されるように加工流れは複雑となり、圧下率が大きいほどヌーブ圧子の方向を変化させたときの硬さの差は小さくなるようである。鍛造後空冷したE-FAは水冷したE-FWよりもわずかながら硬さが高い。これは空冷の段階で析出が起きているためと考えられる。図5(b)および(d)にそれぞれ50%圧下したE-WT5およびE-AT5の硬さの変化を示したが、前者の硬化度の方が大きい。また、後者にはばらつきがあり、局所的な組織の不均一性が大きいと思われる。70%の圧下を与えた試料（図6）は50%圧下のもの〔図5(a)，(b)〕と比べて、硬さの変化が大きく現れている。図6にみられるように、全般的に複雑な強加工をうけた鍛造材の先端部（周縁部）での時効硬化の度合いが大きいといえよう。

3.3 鍛造材の顕微鏡組織

(1) 铸造素材（C材）

図4 押出し素材を70%鍛圧した(a) E-FW および(b) E-WT5 のマクロ組織

図5 押出し素材を50%圧下した鍛造材でのヌーブ硬さの変化：(a) E-FW, (b) E-WT5, (c) E-FA, (d) E-AT5

鍛造用素材として鑄造材を用いた場合の一例として、50%鍛圧後水冷したC-FWの試料の縦断面組織を縦中心線に沿って図7に示す。(a)は表面に近い箇所、(b)は表面と中心線中央との中間、(c)は中心線中央部の組織である。表面近くには樹枝状晶がわずかに変形された形で残っており、その周囲は再結晶した微細粒で占められている。(b)から(c)へと移ると、加工の影響が大きくなり、(c)では加工流れが鍛造方向と垂直になっている。

次に、90%鍛圧後空冷した試料C-FAの縦断面組織

図6 押出し素材を70%圧下した鍛造材でのヌーブ硬さの変化：(a) E-FW, (b) E-WT5；記号線種などは図5参照

を図8に示す。(a)は縦中心線の表面近くで、図7(a)と類似の組織を示す。(b)は断面中心と周縁部との中間、(c)は周縁部の中央部の組織であり、ともに混粒組織となっているが、(c)の方が粒度がそろっている。いずれも空冷の際に水冷の場合よりも多く粒界に析出が起っており、鋸歯状の粒界反応型析出物がみられる。

(2) 押出し素材 (E材)

押出し素材として押出し比6.1の丸棒を用い、鍛圧方向を押出し方向と一致させて30%圧下したときの例を図9に示す。(a)はE-FW, (b)はE-WT5についてである。いずれの場合も縦断面中心線上の表面と中央との中間点部分の組織に、押出しによる加工流れが残っている。(a)では細かい結晶粒により構成されているが、(b)ではそのほかに粒界反応型析出物が認められる。この粒界反応を起こしている部分は帯状をなしており、押出し方向に関係あるようである。後述のEPMAの結果で分かるように、このところは樹枝状晶形成の際に生じた合金元素の偏析箇所とみられる。図10は押出し素材を70%鍛造したE-FW (a)およびE-WT5 (b)の組織を示す。この観察箇所が試料の周縁先端部であり、加工流れが強く現れている。この両者を比較すると、前者の結晶粒が細

図7 鑄造素材を50%圧下したC-FWのマイクロ組織：(a)試料中央表面近傍、(b)試料中央表面と中心との中間、(c)試料中心近傍

図8 鋳造素材を90%圧下したC-FAのマイクロ組織：(a)試料中央表面近傍，(b)試料中心と周縁部との中間部分，(c)試料周縁部

図9 押出し素材を30%圧下した鍛造材での試料中央表面近傍の組織：(a) E-FW, (b) E-WT5

図10 押出し素材を70%圧下した鍛造材での試料周縁部の組織：(a) E-FW, (b) E-WT5

かくみえる。これは、後者において粒界反応が一部で結晶粒間を超えて行われているため、見掛け上粒界が識別しにくくなっているためと考えられる。この場合も粒界反応を起こしている部分は加工流れに沿って帯状をなしている。同じ圧下率の材料中でも、たとえば試料中央部は周縁部より結晶粒は大きい。これは部分的に変形状態が異なり、それにより粒度に差を生じたものと思われる。

3.4 X線マイクロアナライザ (EPMA) による状態分析

鋳造素材の結果の一例を図11に示す。(a)は二次反射

像であり、(b)はAl、(c)はZn、(d)はMnの分布を示す。樹枝状晶の部分にこれらの元素が偏析していることが分かる。押出し素材の結果については図12に示すが、加工流れの箇所に、Al、Znの濃度の高いところがある。この部分は樹枝状晶のところに対応しているとみられる。また、MnはAlと共存しており、塊状の化合物相を形成しているものとみられる。図13および図14は鋳造素材を90%鍛圧したものである。図13(a)によると、粒界に存在する化合物は、Al、Mn、Feより成る三元化合物であり、Siも小さな塊状となっている。図14は粒界

図11 鋳造素材の EPMA 分析結果：(a) 2 次反射線，(b) Al 特性線，(c) Zn 特性線，(d) Mn 特性線

図12 押し出し素材(試料 E)の EPMA 分析結果：(a) 2 次反射線，(b) Al 特性線，(c) Zn 特性線，(d) Mn 特性線

図13 鋳造素材を90%圧下した C-FW の EPMA 分析結果：(a) 2 次反射線，(b) Mg 特性線，(c) Zn 特性線，(d) Si 特性線，(e) Al 特性線，(f) Mn 特性線，(g) Fe 特性線

図14 鋳造素材を90%圧下した C-WT5 の EPMA 分析結果：(a) 2 次反射線，(b) Al 特性線，(c) Zn 特性線，(d) Mn 特性線

図15 (a) 鋳造素材および(b) 90%鍛圧した C-FW 材の引張試験後の組織

図16 (a) 押出し素材および(b) 90%鍛圧した E-FW 材の引張試験後の組織

反応を起こしているところを示しているが、Al の濃度が高く、Zn はほとんど存在していない。このことから粒界反応析出物は $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 化合物に相当するものと思われる。なお、上記塊状化合物は線分析の結果によると、 FeSi_2 、 Mg_2Si 、 MnAl_2 、 $\text{MnAl}(\text{Fe})$ 等の化合物とみられるが、詳細についてはさらに検討が必要である。

3.5 破壊き裂の発生

鋳造素材およびそれを90%鍛圧した C-FW の引張試験後の破断面組織を図15に例示する。これらをみると、

粒内に直線的なき裂がみられる。これは双晶界面に沿った破壊が起こったことを示唆している。また、樹枝状晶内の白色塊状化合物のところにも破壊が認められる。図16に押出し素材とそれを90%鍛圧した E-FW の引張試験後の破断面組織を示す。加工流れ中に残存している樹枝状晶のところに微視的ななき裂が多く認められる。この樹枝状晶組織をいかに消滅させるかが本合金の機械的性質に大きく影響するものと思われる。

4. ま と め

本系合金の鍛造用素材として、鑄造材（C材）および押出し材（E材）を用いることによる差異を主として組織観察により検討した。

鑄造材を用いる場合、凝固に際して生成する樹枝状晶内には、Al, Mg, Znより成る二元または三元化合物のほか、Fe, Si, Mnなどの化合物も存在し、それらの化合物のところが塑性変形に対して大きく影響するので、それらの元素をいかに基地中に固溶させ、消滅させるかが、加工性や強度・延性の向上に寄与することになる。この視点からみると、鍛造用素材としては、鑄造素材に熱処理を施すか、またはたとえば押出しなどの塑性加工により一度予備加工することは有効である。つまり、加工と熱処理とを適切に組み合わせるとよいと考える。以下に本研究で明らかにされた点を列記する。

(1) 鍛造用素材として鑄造材を用いた場合、樹枝状晶が鍛造性に影響を及ぼすと同時に、鍛造成品の材質にも影響し、き裂の発生源ともなる。

(2) 押出し素材を用いて自由鍛造を行うとき、鍛造成

品における押出し加工の影響は局部的に異なり、鍛造の方向によってはその影響が負の効果として現れるところが生ずるので、加工の方向を考慮して鍛造する必要がある。

(3) 本合金は、高い加工度を与えても濃度分布に揺らぎが残り、加工流れに沿って粒界析出物が帯状に認められることから、素材の段階もしくは鍛造工程において鍛練を繰り返す必要があろう。

(4) 化合物は主として樹枝状晶の部分に偏在しているが、その形態は複雑であり、さらに検討する必要がある。

おわりに、本試験研究 AZ80 マグネシウム合金の鍛造基礎実験の遂行にあたり、多大のご協力を賜った(株)神戸製鋼所、古河マグネシウム(株)、古河アルミニウム工業(株)の各社およびマグネシウム委員会事務局の方々に深甚の謝意を表する。

参 考 文 献

- 1) マグネシウム委員会：軽金属，**38** (1988)，807.
- 2) マグネシウム委員会：軽金属，**39** (1988)，52.