マグネシウム合金製スクロールの ネットシェイプ鍛造法

牟禮 雄二* 中西 賢二**

松田 豪彦* 桑原田 聡* 中村 俊一*

Net Shape Forging of Magnesium Alloy Scroll Rotor

Yuji MURE*, Kenji NAKANISHI**,

Takehiko MATSUDA*, Satoru KUWAHARADA* and Shunichi NAKAMURA*

(Received on April 9, 2009)

In recent years, low-weight magnesium alloy parts have been widely applied to automobile manufacture. When functional rotating parts such as scroll rotor were made of magnesium alloys, remarkable weight saving and low moment of inertia of the rotating parts were achieved. However, the net shape forging of a scroll rotor using magnesium alloys has not been developed. In the present paper, we proposed a net shape forging process and an apparatus for forming a scroll rotor with a boss part using the magnesium alloy AZ31 at a low temperature such as 200 or 250°C in terms of the available forming temperatures. First, we analyzed the proposed forging process of AZ31 scroll rotor using rigid-plastic FEM program. Then, details of the forging process and apparatus were determined by experiments. One of the advantages of the proposed apparatus is that a uniform height of the scroll vane can be achieved using an air vent; hence, the use of a conventional backpressure adding system could be eliminated. Finally, we confirmed that a net-shaped AZ31 scroll rotor could be formed using the proposed forging process and apparatus.

Key words: forging, tool/die, air vent, rigid-plastic FEM, net shape forging, magnesium alloy, scroll rotor.

1. 緒言

周知のごとくマグネシウム合金 (以下, Mg 合金) は, 極めて軽量で比強度が高い実用金属である。加えて, 融点が 470~650°C 程度と低いことから, 資源の再利用が容易な素材と言える。Mg 合金の変形特性に関連する事象は以下の通りである。すなわち, Mg 合金は, 常温付近では塑性変形に要する転位すべり面が底面すべりに限られ脆性であるが, 230°C 付近以上の温度域では非底面すべりが容易になり延性を示す。また, 多結晶体の成形性は結晶粒が微細なほど良くなることから, 熱間加工で強ひずみを加えて結晶粒を微細化する材質調整^{1)~4)}や結晶粒を微細化した素材を用いた鍛造加工⁵⁾が行われている。

スクロール式コンプレッサのスクロールを Mg 合金で作製すると同部品を軽量化できるとともに, 低慣性モーメント化によりコンプレッサの ON/OFF 制御の応答性を向上させることができる。なお, これまでにアルミニウム合金製軽量化スクロールが, 素材を半溶融状態で鑄造するチ

クソキャスト製法⁶⁾, フィン先端部に背圧を付加する閉塞鍛造法^{7), 8)}さらに熱間鍛造法⁹⁾などによって製造されている。しかし, さらなる軽量化を目指した鍛造加工による Mg 合金製スクロールの成形例はない。

本研究では, 特に結晶粒の微細化処理を施さない市販 Mg 合金素材を用いて, 環境への低負荷加工を目指した 200~250°C で実施する Mg 合金製ボス付スクロールのネットシェイプ鍛造法を開発した。この中で, 提案する鍛造金型による成形過程を FEM 解析と実験の両手法により詳細に解明して, 鍛造金型を最適化した。

2. スクロール形状, 素材および鍛造金型

スクロールの寸法形状を Fig. 1 に示す。スクロールは, 直径 50mm, 厚さ 6.5mm の円板の一方側に, 高さ 20mm, 厚さ 3mm の螺旋状フィン部を有し, 反対側に外径 35mm, 内径 20mm, 高さ 7mm の中空ボス部を有する。フィン部とボス部を円板素材から押出し成形する際の押出し比は, フィン部 4.72, ボス部 3.03 である。

素材は, 市販 Mg 合金 AZ31 の押出し丸棒材から切削加工後, 焼なまし処理 (345°C で 2 時間保持後, 炉冷) した直径 50mm, 高さ 13mm の円板形状である。材料の化学組成を Table 1 に示す。

素材からプレス 1 工程でスクロールを成形する鍛造金型

* 鹿児島県工業技術センター 〒899-5105 霧島市隼人町小田 1445-1
Kagoshima Prefectural Institute of Industrial Technology,
1445-1 Oda, Hayato-cho, Kirishima 899-5105, Japan.

** 鹿児島大学大学院理工学研究科 〒890-0065 鹿児島市郡元 1-21-40
Graduate School of Science and Engineering, Kagoshima University,
1-21-40 Korimoto, Kagoshima 890-0065, Japan.

Fig. 1 Dimensions and configuration of the scroll

Table 1 Chemical compositions of AZ31 (mass %)

Al	Zn	Mn	Cu	Si	Fe	Ca	Mg
3.5	1.4	1.0	0.05	0.1	0.01	0.04	Bal.

Fig. 2 Apparatus to form scroll by forging (Cutting plane corresponds to that represented with A-A' plane in Fig. 1)

の断面概略図を Fig. 2 に示す。ここで、断面位置は、Fig. 1 に示したスクロール図の A-A' 断面に相応する。鍛造金型は、パンチ、ダイ、コンテナで構成されており、素材外径をコンテナ内径と密着させ、パンチの押圧により加工材内部に発生する圧縮静水圧応力を加工材の延性向上に役立てる構造とした。また、条件(A)の場合、フィン部がダイ開口部で前方押し出し成形され、ボス部がパンチ開口部で後方押し出し成形される。一方、条件(B)の場合、条件(A)とは逆にフィン部がパンチ開口部で後方押し出し成形され、ボス部がダイ開口部で前方押し出し成形される。

3. FEM 解析による成形過程の解明

Fig. 2 の条件(A), (B)に示した鍛造金型を用いて、スクロール鍛造過程を汎用 3 次元 FEM コード (DEFORM-3D™) を用いて解析し、成形過程を定量的に解明した。

3.1 解析条件

解析条件は、加圧速度 0.5mm/s、鍛造温度 200℃および 250℃ (金型と素材は同一温度)、パンチ変位は材料の体積一定を考慮し、金型に充填する 6.5mm とした。また、解析対象を 3 次元モデルとして作成し、金型を剛体、素材を剛塑性体として定義した。さらに、金型/素材間の摩擦はクーロン摩擦を仮定し、摩擦係数を $\mu = 0.2$ ¹⁰⁾ とした。

FEM 解析に用いた素材の変形抵抗は、AZ31 押し出し丸棒材を直径 15mm、高さ 22.5mm に切削加工後、焼なまし処理 (345℃で 2 時間保持後、炉冷) した円柱試験片を用いて、単軸圧縮試験により測定した。試験条件は、加圧速度 0.5mm/s、試験温度 200℃および 250℃の 2 条件 (金型と素材は同一温度) とした。潤滑剤は、二硫化モリブデンを用

Fig. 3 Flow curves of AZ31 alloy measured by uniaxial compression test (Mean strain rate in strain range 0~0.8 : 0.03s⁻¹)

いた。単軸圧縮試験で得られた真応力-真ひずみ曲線を Fig. 3 に示す。フローカーブは、Mg 合金の変形特性¹¹⁾としてよく知られた変形開始時の双晶変形を伴った加工硬化と真ひずみ 0.2 付近を境にして加工硬化率が負の値となる動的再結晶による加工軟化現象を示している。なお、真ひずみ 0.8 以上では定常変形するものと仮定して解析した。

3.2 解析結果

FEM 解析結果を(1)~(4)の項目別に記述する。なお、分布図は、Fig. 1 に示した A-A' 断面での分布である。

(1) 塑性流動の様相と最大加工荷重 Fig. 2 の条件(A)および(B)のスクロール鍛造における材料の塑性流動を合速度分布で表示した結果を Fig. 4 に示す。条件(A)および(B)いずれの場合も合速度分布に及ぼす鍛造温度の影響は認められない。フィン部が円板素材から押し出し成形される領域 (Fig. 4 の破線部) では、条件(A)の場合はデッドゾーンが形成される。デッドゾーン付近では、加工温度 200~250℃においてすべり面が少ないことに起因するせん断亀裂が発生する危険性がある。一方、条件(B)の場合、デッドゾーンを形成せずにフィン成形が進行することがわかる。

最大加工荷重は、条件 (A) では 200℃で 1430kN、250℃で 970kN、条件 (B) では 200℃で 1370kN、250℃で 938kN であった。以上の解析結果から、鍛造金型のパンチ、ダイ、コンテナ配置は、フィン成形において、デッドゾーン形成を伴わず、最大加工荷重が低い条件(B)を採用することとした。よって、後述では条件(B)における結果のみを示す。

Fig. 4 Contour map of material velocity distribution in the scroll forging calculated by FEM analysis

Fig. 5 Punch load and stroke curves in the scroll forging calculated by FEM analysis

Fig. 7 Maximum difference of fin height H with regard to punch stroke calculated by FEM analysis

Fig. 6 Sequential figures representing the effective strain distribution calculated by FEM analysis

(2) パンチ荷重－変位曲線および相当ひずみ分布 Fig. 2 の条件(B)におけるパンチ荷重－変位曲線を Fig. 5 に、逐次変形段階における相当ひずみ分布を Fig. 6 に示す。なお、図中の I ～ V は、パンチ変位を表す共通の位置記号である。加工品形状は、いずれの鍛造温度においても同様の傾向を示している。すなわち、成形は、押し出し比が小さいボス部が先行し、ボス部の完全充満後にフィン部が成形されることがわかる。Position-I において、ボス部付近の塑性流動領域における相当ひずみは 0.2 以上であり、Mg 合金の加工軟化現象に関連した 1 段目のパンチ荷重ピークが出現することがわかる。続いて、Position-II ～ III ではボス部への材料充満に伴いパンチ荷重が急上昇し、ボス部への完全充満時に 2 段目のパンチ荷重ピークが出現することがわかる。Position-III 以降でフィン成形が促進され、フィン成形後期の Position-IV ～ V では塑性流動が閉塞状態となりパンチ荷重が急上昇している。

Fig. 8 Hydrostatic stress distribution in the material during the forging process calculated by FEM analysis

(3) 加工品のフィン高さ パンチ変位と Fig. 1 の A-A' 断面におけるフィンの最大高低差 H との関係を Fig. 7 に示す。パンチ変位 3mm までは H は緩やかに増加する。その後、図中[1]または[2]で示す部位において、フィン先端部が型と接触するパンチ変位約 5.5mm に至るまで、 H は急激に上昇し、鍛造温度 200°C の場合、 H は約 8mm となる。パンチ変位 5.5mm 以降は、 H が急激に減少し、 H は約 2mm となる。最大高低差の急減は、Mg 合金の加工軟化現象に関連する事象と考える。また、フィン外周部 (図中の[1], [2]) が先に充満し、その後内周部 (図中の[3], [4]) が充満することから、相当ひずみ値が高い加工軟化領域において優先的にフィン形成が進むわけではないと言える。

(4) 加工材内部の静水圧応力 鍛造温度 200°C および 250°C において、Fig. 5 の Position-I, III, V における加工材内部の静水圧応力分布を Fig. 8 に示す。いずれの鍛造温度でも加工初期段階で変形領域付近は、圧縮静水圧応力が発生している。また、温度が低下すると静水圧応力は増大する。圧縮静水圧応力は素材の延性向上に役立つことから、Mg 合金製スクロールの成形に有利に作用すると考える。

Fig. 9 Experimental apparatus and dimensions and configuration of the workpiece

Fig. 10 Schematic illustration of the punch spacer

4. 成形加工実験による加工方法の確立

4.1 実験装置と素材形状

パンチ、ダイ、コンテナの配置を Fig.2 の条件(B)と同一とした実験装置の断面図と素材断面の寸法形状を Fig. 9 に示す。実験装置の成形部は、後方押し出し加工によりフィン部を成形するパンチ、前方押し出し加工によりボス部を成形するダイおよびコンテナで構成した。パンチは、フィン成形用の空洞を持つメインパンチ、パンチスペーサーおよび加工品を取り出すノックアウトピンが組み込まれたパンチベースの3層構造とした。

素材は、直径 50mm、高さ 13mm の円板形状（以下、Type-A）とした。さらに、FEM 解析の結果、特に高さ不足が顕著なフィン中央部の成形性を改善するため、図に示す円錐台形状（以下、Type-B）を追加した。

パンチスペーサーの概略図を Fig. 10 に示す。図に示すハッチング領域は、FEM 解析で判明したフィン先端部の材料未充填部に相応する。パンチスペーサーには加工終了時の閉塞状態を考慮し、未充填部に対応する位置に幅 2mm、深さ 1mm の空気排出溝（以下、AV1）を2箇所、パンチスペーサー裏側に幅 5mm、深さ 1mm の空気排出溝（以下、AV2）を1箇所設けた。空気は、AV1 からボルト穴あるいはノックアウトピン穴を通り、AV2 を経てパンチとコンテナ間を抜け、外部へ排出される。なお、パンチスペーサーおよびパンチベースがコンテナと嵌合する部位の直径は、メインパンチ直径より 0.4mm 小さく設定した。成形部およびボル

Fig. 11 Effect of air vent on the product profile

Fig. 12 Punch load and stroke curves in two types of initial configuration of workpiece measured by experiment

スターは、熱間工具鋼 SKD61 で製作し、所定の熱処理を施した。

4.2 実験方法

素材を装填した実験装置を電気管状炉内に設置し、装置と素材を恒温状態に保持して鍛造実験を行った。実験では加圧能力 1600kN の油圧作動プレスを用いてパンチを加圧変位させ、成形過程におけるパンチ荷重と変位を荷重変換器、変位センサー、動ひずみ増幅器、デジタルレコーダで構成した計測装置で連続的に記録した。潤滑剤は、二硫化モリブデンを用い、素材に一樣に塗布した。鍛造温度は、200°C、250°C の2条件、加圧速度は 0.5mm/s とした。パンチスペーサーは、空気排出溝の有無で2条件とした。

4.3 実験結果

鍛造温度 250°Cでのフィン先端部の成形性に及ぼす空気排出溝の影響を Fig. 11 に示す。パンチスペーサーに空気排出溝が無い場合、ボス部は完全充填したが、フィン部は、加工終了時に閉塞状態となり、パンチ変位を増加させても完全充填することはなかった。一方、空気排出溝が有る場合、ボス部とフィン部はいずれも完全充填した。空気排出溝は均一な高さのフィンを持つスクロール成形に極めて有効に作用すると考える。よって、後述の実験結果は、空気排出溝有りのパンチスペーサーを用いた結果のみを示す。

パンチ荷重-変位曲線を Fig. 12 に示す。なお、図中の①～⑤は、パンチ変位を表す共通の位置記号である。Type-A の場合、FEM 解析と同様に閉塞状態となる前に2段階の荷重ピークが認められる。鍛造温度 250°Cでは、2つの荷重ピーク以降は加工軟化の影響で一時的にパンチ荷重が低下す

Fig. 13 Sequential photographs representing the products at some punch stroke positions observed by experiment

るが、鍛造温度 200°C では、加工軟化の影響は小さく、ほぼ水平に推移している。Type-B の場合、閉塞状態となる前の荷重ピークは、ボス部への充満過程で 1 箇所のみ出現する。いずれの素材形状でも加工終了時は閉塞状態となり、パンチ荷重が著しく上昇することがわかる。

Type-A の鍛造温度 250°C について、Fig. 12 の①～④における加工品の形状変化を Fig. 13 に示す。FEM 解析と同様に押し出し比が小さいボス部への充満後、フィン部が形成されることがわかる。この傾向は、200°C でも同様であった。

Fig. 12 の⑤において、フィン先端部の成形性に及ぼす素材形状と鍛造温度の影響を Fig. 14 に示す。鍛造温度 250°C の場合、いずれの条件でも完全充満した。しかし、200°C の場合、いずれの条件でもボス部は完全充満したがフィン部は未充満となり、中心部のフィン高さは Type-A で 12mm、Type-B で 16mm であった。なお、いずれの条件でも割れ等の欠陥は発生しなかった。これは、成形過程の圧縮静水圧応力が材料の延性向上に有効に作用した結果と考える。

フィン部直下の結晶組織写真を Fig. 15 に示す。焼なまし後の素材の平均結晶粒径は $22.1\mu\text{m}$ であった。250°C の場合、平均結晶粒径は $8.5\mu\text{m}$ であり、動的再結晶により結晶粒が均一に微細化され、フィン部の完全充満に寄与したと考える。一方、200°C の場合、平均結晶粒径は $15.6\mu\text{m}$ であり、素材よりも微細化されているが、微細粒は偏在しており、完全充満させるには不十分である。

5. 結 言

AZ31 製ボス付スクロールをプレス 1 工程で成形するネットシェイプ鍛造法を確立する目的で、スクロール成形過程を FEM 解析により詳細に解明し、AZ31 の加工軟化特性がフィンの成形性向上に有効であることを明らかにした。FEM 解析結果に基づき鍛造金型を設計し、実金属材料による成形加工実験を実施し、成形過程のパンチ荷重変化、加工品の形状変化および内部組織を明らかにした。この中で、パンチをメインパンチ、パンチスペーサーおよびパンチベースの 3 層構造とし、FEM 解析で判明したパンチスペーサーの材料未充満部に相応する位置に空気排出溝を設けることで、加工品のフィン高さを均一にする塑性流動制御法を明らかにすることができた。また、鍛造温度 250°C において、期待通りの加工品が得られることを確認した。これにより、従来フィン高さを均一にするためにアルミニウム合金を用いたスクロール鍛造で一般に用いられているフィン先端部への背圧付加装置を省くことができた。

Fig. 14 Product profiles affected with the workpiece configuration and forming temperature at punch stroke position ⑤ observed by experiment

Fig. 15 Microstructure of the product

謝 辞

本研究の遂行に際しご尽力を賜り、各種検証実験と討論に参加して頂きました国分電機(株)・森山克己社長、前田学氏、田中士郎氏に厚くお礼申し上げます。

参 考 文 献

- 馬淵守・中村守・朝比奈正: 塑性と加工, **41**-471 (2000), 309-312.
- 楊統躍・三浦博己・酒井拓: 軽金属, **52**-7 (2002), 318-323.
- 邢劫・惣田裕司・楊統躍・三浦博己・酒井拓: 同上, **54**-11 (2004), 527-531.
- 小豆島明・平嶋直人・安田裕: 塑性と加工, **50**-578 (2009), 237-241.
- Lee, J. H., Kang, S. H. & Yang, D. Y.: CIRP Ann., **57** (2008), 261-264.
- 井手龍隆・広野久雄・伊藤理・君島重徳: 塑性と加工, **41**-479 (2000), 1201-1205.
- 安藤弘行・三吉宏治: 同上, **41**-477 (2000), 990-994.
- 吉村豹治・篠崎吉太郎: 同上, **41**-477 (2000), 986-989.
- 神尾一・山田達・勝又澄男・細野洋司・鈴木稔: 軽金属, **47**-2 (1997), 114-122.
- 江立夫・細川裕之・王健義・上杉徳照・瀧川順庸・東健司: 塑性と加工, **49**-572 (2008), 901-905.
- 邢劫・楊統躍・三浦博己・酒井拓: 同上, **48**-556 (2007), 407-411.