

アルミニウム合金の高温成形技術

High-Temperature Forming Technology for Aluminum Alloys

1. はじめに

自動車の軽量化を目的として、ボディパネルへのアルミニウム合金の適用が拡がりつつあります。しかし一般にアルミニウム合金のプレス成形性は鉄鋼材料に比べて劣ることから、その改善が大きな課題となっています。これを改善する方法の1つに高温成形があります。結晶粒が10 μm以下の微細粒組織の合金を高温で変形すると超塑性と呼ばれる現象が発現して、室温での伸びの10倍以上に相当する300%超の巨大な伸びが得られます¹⁾。当社ではこの現象を利用した超塑性成形方法と超塑性合金について以前から研究を行い、超塑性5083アルミニウム合金アルノービ®・1を開発しました²⁾。この合金は優れた超塑性特性に加えて、強度、溶接性、表面処理性などの優れた実用特性も併せ持つことから、自動車・航空機・建材などの分野において国内外で幅広く使用されています。

最近、当社と新日本製鐵(株)は本田技研工業(株)殿と共同で、この成形技術を応用して、新たに高温高速ブロー成形技術を開発しました³⁾。この高温高速ブロー成形技術は、Al-Mg合金の一つである5182合金を素材として、複雑形状の短時間成形を可能としたものであり、従来の超塑性成形に比較して、大幅なコストダウンおよび生産性の向上が達成されました。これら2つの成形技術は一見似ていますが、素材のマイクロ組織、最適成形条件、成形品の形状など種々の点で大きく異なります。この違いは主に成形中に働く高温変形メカニズムの違いに起因します。ここでは、これら2つの高温成形技術の特徴について、主に変形メカニズムの相違に着目して紹介します。

2. 超塑性と高温高速ブローの成形技術の比較

超塑性成形と高温高速ブロー成形の特徴を通常のプレス成形と比較して表1にまとめました。超塑性成形では、結晶粒径が10 μm以下の微細粒組織を有するアルミニウム合金を、500℃程度の高温において10⁻³/s程度のひずみ速度で、20分程度の時間をかけてゆっくりと成形します。これにより300%超の巨大な伸びが得られます。図1に示したアルノービ・1を超塑性成形した製品

例のように、複雑形状の難加工部材の成形が可能となります。しかしながら、この成形方法は一般に材料コストが高く、また生産性が低いという欠点がありました。これに対して、最近開発された高温高速ブロー成形⁴⁾では、通常の結晶粒サイズのAl-Mg合金を素材として、400～500℃の高温において10⁻²/sのひずみ速度で、3分程度の短時間で成形します。この高温高速ブロー成形で得られる伸びは、超塑性成形で得られる伸びに比較して小さいですが、それでも150%以上の伸びが得られます。この程度の伸びがあれば、通常のプレス成形では到底不可能な形状のパネルの成形に対しても、有効となります。この高温高速ブロー成形技術の適用例を図2に示します。本技術により、従来は二分割にせざるを得ないような非常に成形が難しい形状の製品でも一体成形が可能とな

表1 通常のプレス成形と比較した超塑性成形と高温高速ブロー成形の特徴(表中の数値は典型値)

Table 1 Comparison among normal press forming, superplastic forming and high-temperature high-speed blow forming.

	通常のプレス成形	超塑性成形	高温高速ブロー成形
合金	各種合金	各種合金 (例えば5083合金)	Al-Mg合金 (例えば5182合金)
マイクロ組織	微細粒組織を要しない	結晶粒径10 μm以下	微細粒組織を要しない
成形温度	室温	500℃程度	400～500℃程度
ひずみ速度	1/s オーダー	10 ⁻³ /s オーダー	10 ⁻² /s オーダー
成形時間	1 sec程度	約20 min	約3 min
単軸引張伸び	20～40%程度	300%以上	150%以上



(a) ホビー用飛行機メタルモデルのパーツ



(b) メタルモデルの組み立て完成品



(c) ドアアウターとインナー
(右図(d)の自動車)



(d) 超塑性成形が適用された自動車
(FORD GT-40)

図1 超塑性成形の適用例

Fig.1 Application examples of superplastic forming.



図2 高温高速ブロー成形の適用例
Fig.2 An application example of high-temperature high-speed blow forming.

り、トータルの部品製造コストの削減がなされています。ちなみに、これと同時期に開発された熱間バルジ成形技術⁵⁾は、拡管成形法の一つですが、高温高速ブロー成形と同種の技術と言えます。

3. 超塑性と高温高速ブローの変形メカニズムの比較

高温高速ブロー成形は、成形品の生産効率を高めるために、ある程度の伸びを犠牲にして変形速度を高めた技術とも言えますが、実はここで用いられているAl-Mg合金では、他の合金系にはない特殊な高温変形メカニズムが働いて、150%以上の比較的大きな伸びが発現しています。表2に各成形技術において働く変形メカニズムとこれに関連する特徴をまとめました。また、図3にこれらの変形メカニズムを模式的に示しました。超塑性では結晶粒界でのすべりが主な変形機構として働きます。このため、微細な結晶粒組織を有する材料の方が、変形に寄与する粒界面積が多く、より大きな伸びが得られます。一方、高温高速ブロー成形では溶質ドラッグが変形機構として働きます⁶⁾。ここでは、基本的には室温と同じ転位の運動による粒内変形ですが、図3 (b)に示すように主溶質元素であるMgが運動転位に動的に偏析して引きずられることが特徴です。粒界すべりを変形機構とする超塑性成形では、高温高速ブロー成形よりも大きな伸びが得られ、また成形後の板厚分布がより均一であるという特徴がある反面、粒界すべりにより粒界三重点でひずみが蓄積して、キャビティと呼ばれる微小空洞欠陥が発生しやすいという傾向があります。

さて、これらの変形機構が働くことにより150%以上の高い伸びが得られる理由についてもう少し詳しく説明します。そもそも材料の変形は、材料全体が変形する均一変形と、その後のくびれ発生に伴い開始する局部変形に分けることができます。全変形量に占める局部変形量の割合は通常小さいため、材料の伸びは均一変形量の大小によって決まります。したがって、均一変形の継続を妨げるくびれが発生しにくい材料ほど、大きな伸びを示します。くびれの発生しにくさをあらわす指標にひずみ速

表2 超塑性成形と高温高速ブロー成形の変形メカニズムと関連する特徴の比較
Table 2 Comparison of deformation mechanism and related characteristics between superplastic forming and high-temperature high-speed blow forming.

	超塑性成形	高温高速ブロー成形
変形機構	粒界すべり	溶質ドラッグ
m 値	約0.5	約0.33
成形後板厚分布	優れる	超塑性に比べて若干不均一
キャビテーション	生成しやすい	生成しにくい

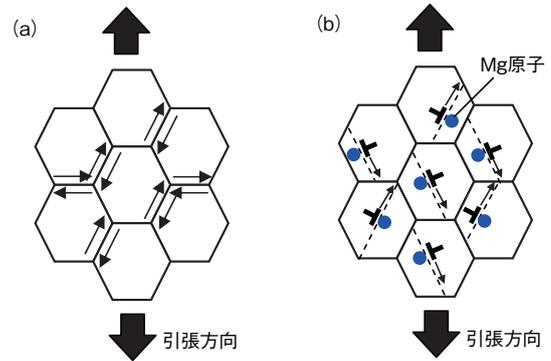


図3 超塑性成形および高温高速ブロー成形における変形機構の模式図。
(a) 超塑性成形における粒界すべり, (b) 高温高速ブロー成形における溶質ドラッグ。
Fig.3 Schematic diagrams of deformation mechanisms in (a) superplastic forming and (b) high-temperature high-speed blow forming.

度感受性指数 (m 値)があり、次の(1)式で定義されます。

$$m = d(\ln \sigma) / d(\ln \dot{\epsilon}) \quad (1) \text{式}$$

ここで、 σ は変形応力、 $\dot{\epsilon}$ はひずみ速度です。

この式は、 m 値が正の値の場合にひずみ速度の増大に伴い、変形応力が増大することを意味します。 m 値が正の材料について、変形中に発生した微小くびれの挙動を図4に模式的に示します。この微小なくびれ部において変形が集中することにより、他の部分に比較して局所的にひずみ速度が増大します。このとき、 m 値が正であるためくびれ部の局所的な変形応力は高まり、微小くびれ部での局部変形の進行がストップします(図4 (a))。その後、変形は硬化した微小くびれ部以外で進行し(図4 (b))、やがて微小くびれが消滅して、再び均一変形が継続することになります(図4 (c))。 m 値が大きいくほど、ひずみ速度の変化に伴う変形応力の増分が大きいためくびれ発生が効果的に抑制され、大きな伸びが得られます。

粒界すべりおよび溶質ドラッグの変形機構が働くいずれの場合でも、ひずみ速度の増加に対して変形応力が増大する(正の m 値を示す)ために、大きな伸びが得られるのです。 m 値は粒界すべりの場合に約0.5、溶質ドラッ

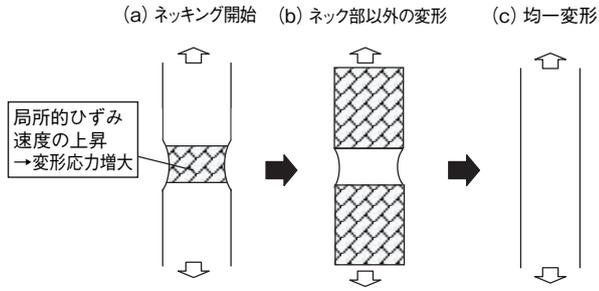


図4 正の m 値を有する材料変形時のくびれ発生抑制の模式図。(a) 微小くびれが発生すると、その領域において局所的にひずみ速度が上昇し、変形応力が增大する。(b) 微小くびれ部での変形がストップし、これ以外の領域が変形する。(c) 微小くびれが消滅して、再度均一変形が継続する。

Fig.4 Inhibition of necking during deformation in a material with a positive m value is schematically shown. (a) On necking, flow stress increases with increasing strain rate in a deformation concentrated region. (b) No more deformation proceeds in the region because of increased flow stress, and then deformation progresses in the other region. (c) Uniform deformation proceeds again after small necking disappears.

グの場合に約0.33の値を示します。これらの値は、いずれの機構も働かない通常材料の高温変形で測定される0.2以下の m 値に比較して高い値であり、これらの成形技術において高い成形性が得られる学術的な裏づけとされています。ちなみに、粒界すべりによる変形機構は $10^{-3}/s$ オーダーの非常に小さいひずみ速度でのみ働くため、超塑性成形において変形ひずみ速度を高めると m 値が低下して、伸びが大幅に減少してしまいます。

4. 高温高速ブロー成形中のマイクロ組織変化

前述のように高温高速ブロー成形技術では、Al-Mg合金を超塑性よりも高いひずみ速度で成形して、溶質ドラッグ機構による変形が生じることにより、比較的高い伸びが得られます。超塑性成形中のマイクロ組織変化についてはこれまでに多くの研究が行われ、基本的には変形中も等軸微細粒組織が維持されることが知られています。一方、Al-Mg合金の高温高速ブロー成形中の結晶粒組織の変化についての研究は少なく、これまでほとんど明らかにされていません。例えば、5182合金を高温高速ブロー成形中に結晶粒が異常に粗大化し、成形品の強度低下および外観不良を引き起こすという実用化上の問題がありました。その発生機構は明らかにされていませんでした。ここではAl-Mg合金の高温高速ブロー成形において重要となるマイクロ組織の変化について説明します。

図5に、粗大粒が発生した高温高速ブロー成形品(Al-4.5%Mg合金)のマクロエッチング後の外観写真を示しました。写真上部で粗大粒が発生しており、下部は

正常なマイクロ組織となっています。この成形品の正常組織領域について、マイクロ組織観察と透過電子顕微鏡(TEM)観察した結果を図6に示します。変形が転位の移動による粒内変形であることから、板厚方向に扁平した結晶粒組織となることが予想されますが、実際には、変形前と同じくほぼ等軸の結晶粒組織となっており、結晶粒サイズについても、変形前とほぼ同等であることが特徴的です。なぜ変形後にこのような結晶粒組織が形成されるのかについては不明ですが、変形中に形成されるサブバウンダリの大角粒界化とその粒界移動が生じているためではないかと推定されます。また図6(b)に示すTEM観察結果に見られるように、結晶粒の内部にはサブグレイン組織が発達しており、さらにサブグレイン内部には転位が存在しており、比較的大きなひずみエネルギーが蓄積していると考えられます。これに対して、結晶粒の粗大化が生じた部位のマイクロ組織観察とTEM観察の結果を図7に示します。粗大化した結晶粒内部には、サブグレインおよび転位が観察されず、再結晶粒の特徴を示しています。

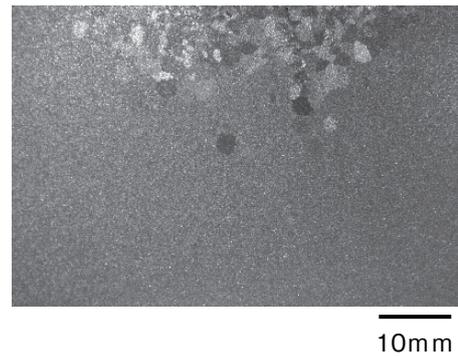


図5 高温高速ブロー成形品外観の観察例。写真上部に成形中に粗大化した結晶粒が見られる。
Fig.5 Appearance of a high-temperature high-speed blow formed part. Coarse grains are observed at the top of the picture.

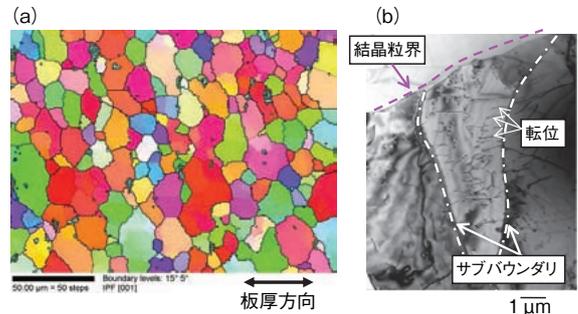


図6 高温高速ブロー成形品(Al-4.5%Mg合金)の(a)正常組織部のマイクロ組織観察結果および(b)TEM観察結果。
Fig.6 Observation results of normal grains in Al-4.5% Mg alloy after high-temperature high-speed blow forming: (a) electron backscattered diffraction (EBSD) map and (b) transmission electron microscope (TEM) image.

このような粗大粒がどのようなタイミングで発生するのかを明らかにするために、高温高速ブロー成形に相当する温度・ひずみ速度条件でAl-4.5%Mg合金を変形した後、同じ温度で所定時間保持してから急冷することにより、各時点で凍結したマイクロ組織を図8に示します。変形終了直後(保持時間0 sec)では、等軸で微細な正常組織が観察されますが、変形終了後に5 sec経過後には、微細粒と粗大粒が混在した組織となっており、この短時間の高温保持中に急速に再結晶および粒成長が生じたことを示しています。この再結晶は変形終了後10 secでほぼ完了して、その後の高温保持中は安定しています。

以上の検討結果は、高温高速ブロー成形を実用化する上で問題となった結晶粒の粗大化は、変形後の高温保持中における急速な再結晶および粒成長によるものであることを示しています。高温高速ブロー成形ではひずみ速度が大きいため、変形中にサブバウンダリや粒内転位のかたちでひずみエネルギーが蓄積され、粒成長の駆動力となったことが粗大粒発生の一因であると考えられます。なお当社開発の高温高速ブロー成形用5182合金では、MnおよびCr添加量を調整して分散粒子の分布密度を最適化し、高温高速での変形組織を安定することにより粗大粒発生が抑制され、本成形技術の実用化が図られました⁷⁾。

5. おわりに

アルミニウム合金の代表的な高温成形技術である超塑性成形と高温高速ブロー成形について、それぞれの特徴を比較して説明しました。これら2つの技術は一見似ていますが、変形のメカニズムが異なるために、成形条件・最大伸び・板厚分布・キャビティ生成挙動などが大きく異なります。当社では、これまでの研究開発で蓄積した知見をもとに、お客様の用途や目的に応じて最適な合金および成形方法などを提案させていただきます。難加工部材

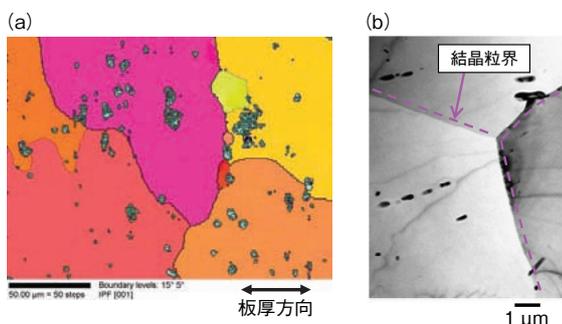


図7 高温高速ブロー成形品(Al-4.5%Mg合金)の(a)粗大粒発生部のマイクロ組織観察結果および(b)TEM観察結果。
Fig.7 Observation results of coarse grains in Al-4.5% Mg alloy after high-temperature high-speed blow forming: (a) EBSD map and (b) TEM image.

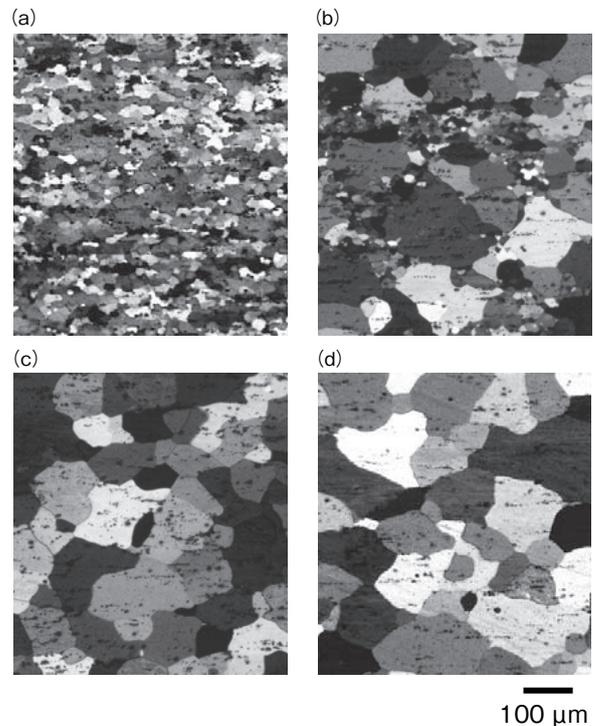


図8 Al-4.5%Mg合金を高温高速ブロー成形と同等の温度・ひずみ速度条件で変形後に、高温で所定時間保持して急冷したマイクロ組織。高温での保持時間(a)0 sec, (b)5 sec, (c)10 sec, (d)60 sec。

Fig.8 Microstructures of Al-4.5%Mg alloy deformed at the temperature and strain rate equivalent to those of high-temperature high-speed blow forming, and then held at the same temperature for prescribed durations: (a) microstructure for a holding time of 0 sec, (b) 5 sec, (c) 10 sec and (d) 60 sec.

の成形などでお困りの事案やご要望がございましたら、問い合わせ先是非ご連絡下さい。

参考文献

- 1) 超塑性研究会編：超塑性と金属加工技術，日刊工業新聞社，(1980)。
- 2) 田形勉：金属，**73** (2003)，324。
- 3) Furukawa-Sky Review: **1** (2005)，41。
- 4) 福地文亮，林登，小川努，横山鎮，堀出：軽金属，**55** (2005)，147。
- 5) 木山啓：塑性と加工，**47** (2006)，1178。
- 6) E.M.Taleff and P.J.Nevland: JOM, **51** (1999)，34。
- 7) 風間仁，中尾敬一郎，高田健，野口修，鈴木義和：軽金属学会第108回春期大会講演概要(2005)，61。

お問い合わせ先

自動車材推進室

〒101-8970 東京都千代田区外神田4丁目14番1号

秋葉原UDX12階

TEL：(03) 5295-3784 FAX：(03) 5295-3761