

半溶融成形法により製造したAl-7%Si-0.5%Mg合金の曲げ特性

機械科 岩澤 秀* 長津義之* 針幸達也* 長澤 正**
株式会社浅沼技研 上久保佳則 高橋正詞 山本健介 杉浦泰夫

Bending properties of Al-7%Si-0.5%Mg alloys produced by semi-solid forming process

Shigeru IWASAWA, Yoshiyuki NAGATSU, Tatsuya HARIKOH, Tadashi NAGASAWA,
Yoshinori KAMIKUBO, Masashi TAKAHASHI, Kensuke YAMAMOTO and Yasuo SUGIURA

Semi-solid process shows a great promise for high strength, high ductility and superior internal quality parts of applications including the transportation, automotive and aerospace industries. In this study, we investigated bending characteristics of hypo-eutectic Al-7%Si-0.4%Mg (A356) alloys produced by semi-solid process. The three-point bending test were performed for evaluating bending stress and bending displacement of semi-solid process, gravity and ADC12 high pressure die-castings. The bending stress and displacement in as-cast T5 and T6 heat-treated semi-solid forming specimens were superior than those in gravity die-castings with the same heat treatment and also showed the greater bending displacement than in ADC12 high pressure die-castings. Thus it was found that the semi-solid process castings have noticeably toughness properties compared with conventional casting alloys. The excellent bending properties of the semi-solid process castings were characterized by their microstructures such as particle α -Al phases, fine eutectic Si phases and Al-Fe compounds. They led to the enhanced stress of crack initiation and inhabitation of crack propagation, thereby provided superior bending characteristics.

Keywords : aluminum alloy, semi-solid process, bending test, heat treatment, microstructure

キーワード：アルミニウム合金、半溶融成形、曲げ特性、熱処理、ミクロ組織

1 はじめに

半溶融成形法は、完全な溶湯を鋳型に流し込んで固化させる従来の鋳造法とは異なり、固-液共存温度領域の金属材料を金型に挿入して、加圧成形するプロセスである¹⁾。この方法は、鋳造時の冷却速度が著しく速いために、ガス欠陥の消滅、緻密な鋳造組織、Feなどの有害元素の無害化などが達成され、それによって機械的性質が向上する。これまで我々は、半溶融成形法により製造したアルミニウム合金鋳物の組織および機械的性質を系統的に調べ、一般の重力鋳造材およびダイカスト材に比べて、高い強度・延性特性が得られることを明らかにしてきた²⁾。

アルミニウム合金鋳物は、自動車などの車体構造部材に多く用いられてきている。最近では、部材の軽量化が進む中で、鋳物の薄肉化、高強度、高延性化が強く望まれており、鋳物の特性向上、とくに伸びや曲げ特性などの延性の向上が求められている。しかしな

がら、アルミニウム合金鋳物において、曲げ特性のような延性評価は、これまであまり報告例が無く、半溶融成形により製造した鋳物の曲げ特性について検討した例は、ほとんど無いものと推察される。

本研究では、半溶融成形法で成形した亜共晶Al-Si-Mg系のAC4CH (Al-7mass%Si-0.4mass%Mg)合金の曲げ特性を調べ、比較材として同組成の重力鋳造材並びに高圧鋳造したADC12合金と比較・検討した。

2 方法

2.1 鋳物作製および熱処理

半溶融成形材および重力鋳造材の製造では、Al-7mass%Si-0.4mass%Mg (以下mass%は%) -A356アルミニウム合金を用い、高圧鋳造材では、Al-12%Si-2.5%Cu-0.3%Mg-ADC12合金を用いた。半溶融成形材の製造には、直径100mm、高さ120mmの円柱状の丸棒を用いて高周波誘導加熱装置にて半溶融温度まで加熱

*) 現 機械電子科 ***) 現 工業技術研究所 工芸科

した半溶融金属を、高圧鑄造材においては、ADC12合金の溶湯を、350トンダイカストマシンを用いて縦100mm、横120mm、厚さ5mmの板状金型に成形した。重力鑄造材は、AC4CH合金溶湯を型温100℃および300℃の舟形形状した鑄鉄鑄型に鑄込んだ金型鑄造材と実部品から切出した砂型鑄造材（以後、砂型材）とした。100℃および300℃に鑄込んだ金型鑄造材をそれぞれGD（100）並びにGD（300）と称する。

供試材は、鑄造後そのまま放置した鑄造まま（as-cast）材と強度を高めるためT5およびT6処理を施したものを用意した。T5処理は、鑄造まま材を160℃×6時間保持した後、徐冷し、T6処理は、540℃×6時間保持した後、水冷し、室温に16時間保持後、160℃×6時間の人工時効を施した。それぞれの鑄物について、幅20mm、長さ90mm、厚さ3.2mmの板状試験片を切出した後、表面を#1000までペーパー仕上げした。

2.2 曲げ試験

写真1に曲げ試験外観を示す。試験機は、オートグラフ（島津製作所製AG-IS 50kN）を用いた。支点間距離を75mmとして、表面に引張曲げ力が働く方の試験片表面を下側に向けてセットした。曲げ治具の直径Dは10mmである。曲げ速度は、6mm/minとした。また、鑄肌の影響を調べるために、半溶融成形したAl-7%Si-0.4%Mg合金と高圧鑄造したADC12合金の鑄造まま材について、片面を鑄肌のまま残した試験片を用意し、反対側の面を機械加工して所定の寸法にした。それぞれの試験片寸法は、ノギスで測定した。各試験では、試験片を2～3本用意した。

試験は、曲げ治具の移動距離が試験片に接してから25mmに達するか、または試験片に亀裂が入り、急

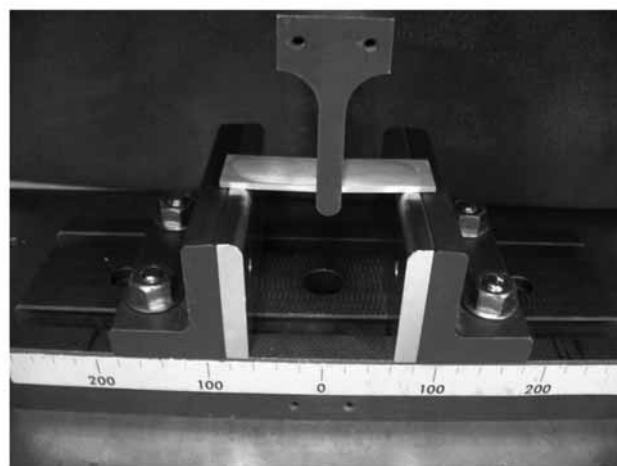


写真1 曲げ試験外観

激に曲げ荷重が低下したところで停止した。得られた曲げ荷重から、曲げ応力 σ (N/mm²) を次式によって求めた。

$$\sigma = 3FLb^{-1}h^{-2}/2$$

ここで、F：曲げ荷重 (N)、L：支点間距離(mm)、b：試験片幅(mm)、h：試験片厚さ(mm)。

また、どこまで変形するか見るために、支点間距離を30mmにして再び試験片に荷重を負荷し、試験片が破断し、負荷荷重がほとんど0になったところで停止させた破断試験を行った。

試験後の試験片について、外観写真とマイクロ組織観察を行った。

3 結果および考察

3.1 鑄物組織

半溶融成形材、金型鑄造材の鑄造まま（as-cast）材とT6材、高圧鑄造材の鑄造まま材および砂型鑄造-T6材の試験片中央部のマイクロ組織を図1に示す。半

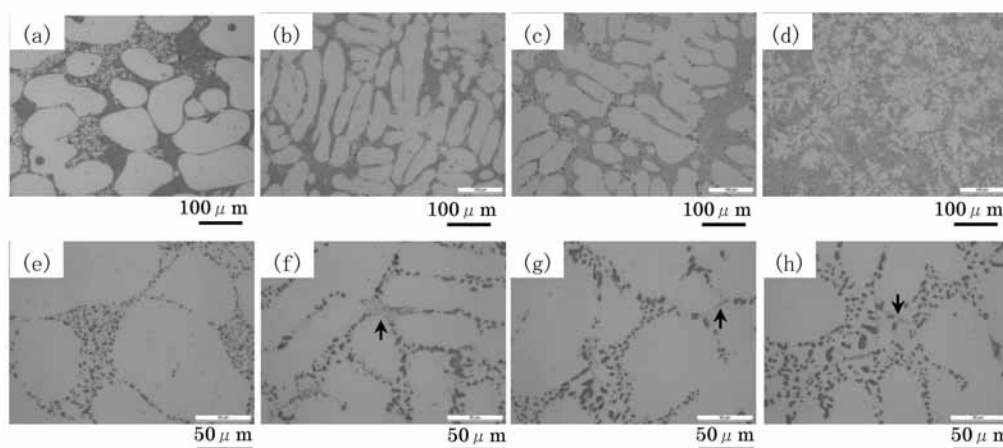


図1 供試材のマイクロ組織

(a)半溶融成形 鑄造まま材、(b)GC(100) 鑄造まま材、(c)GC(300) 鑄造まま材、(d)高圧鑄造材 鑄造まま材、(e)半溶融成形 T6、(f)GC(100) T6、(g)GC(300) T6、(h)砂型 T6。

溶融成形の鋳造まま材では、粒状の α -Al相粒子とそれらを取り囲むような共晶相から構成されるのに対して、金型鋳造材では、デンドライト状の初晶 α -Al相とその間隙を埋める共晶相からなる。金型温度の高いGD(300)の方が、GD(100)に比べてデンドライトの2次枝間隔は広い。これは、凝固時の冷却速度が遅いためである。共晶組織は、半溶融成形の方が、金型鋳造材GD(100)およびGD(300)に比べて極めて微細であることがわかる。これは、金型鋳造材に比べて半溶融成形の速い冷却速度に起因する。Al-Si共晶組成に近い高圧鋳造材ADC12合金では、微細な初晶 α -Al相と共晶相から構成されている。T6処理を施した半溶融成形と金型鋳造材および砂型鋳造材では、共晶反応により晶出した共晶Si（珪素）の形状が変わっているのが見てとれる。鋳造まま材で観察された針状または板状の共晶Si相が丸みを帯びるようになる。これらの粒状化した共晶Si相の大きさを比較すると、最も小さいのが、半溶融成形材となり、次いでGC(100)、GC(300)であり、砂型鋳造材のそれが最も大きく観察された。また、金型鋳造および砂型鋳造のT6材では、セル間隙に薄い灰色の針状のAl-Fe系化合物相が観察されるようになる（図中矢印）。このAl-Fe系化合物相も冷却速度が遅い砂型材で最も粗大であった。

3.2 曲げ特性

図2に曲げ試験結果を示す。ここで、最大点変位は、押し治具が試験片に当たってから最大曲げ荷重点に達した時の押し治具の変位量を示している。半溶融成形材、金型鋳造材では、鋳造まま材に比べてT5およびT6処理したものほど高い曲げ応力を示し、最大点変位は低下した。これは、熱処理に伴う母相強度

が高まったためである。半溶融成形材と金型鋳造材を比較すると、いずれの処理材ともに、半溶融成形材の方が、良好な曲げ応力および最大点変位を示した。T6処理した砂型材は、最も低い最大点変位を示した。高圧鋳造材では、曲げ応力は、鋳造まま材とT5材では、曲げ応力は、ほとんど同じ値であるが、最大変位量は鋳造まま材の方が低値であった。

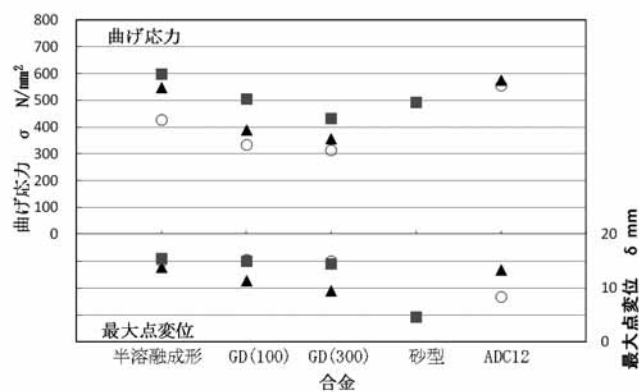


図2 曲げ試験結果

○：鋳造まま材、▲：T5、■：T6。

写真2には、試験後の試験片表面（最も変形した部分）の外観写真の一例を示す。高圧鋳造材では、いずれも亀裂が直線的に入っており、亀裂周辺の試験片表面は、綺麗な金属光沢となっており、塑性変形した痕跡が認められなかった。半溶融成形材、重力鋳造材GC(100)および砂型の試験片表面は、凸凹した塑性変形領域が観察され、半溶融成形材のそれは、いずれの重力鋳造材に比べて凸凹が小さく、均一に観察された。

図3には、支点間距離30mmにして負荷をかけて破断させた試験片の破断変位、写真3に破断した試験

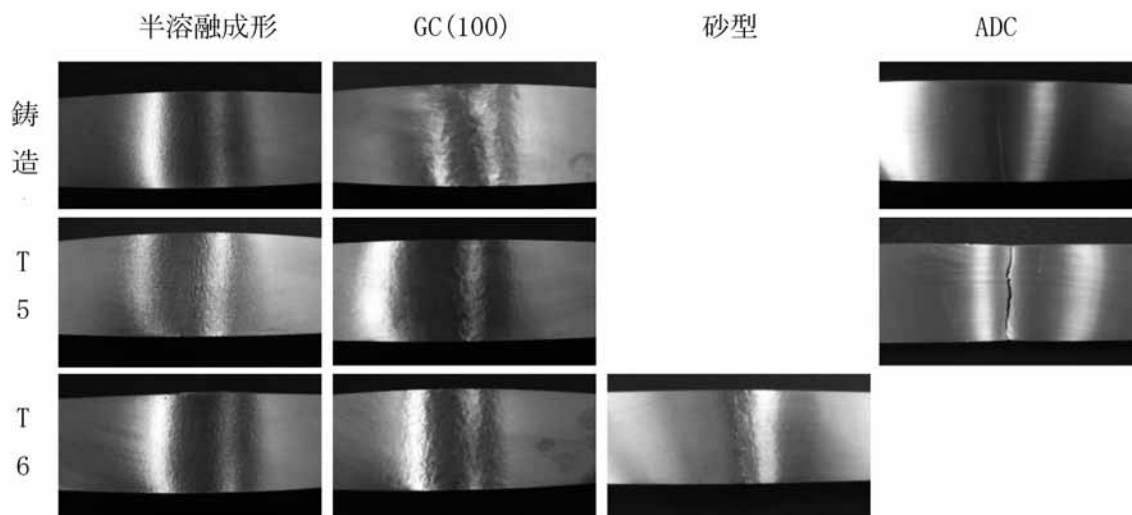


写真2 試験後の試験片表面

【報告】

片の外観写真を示す。破断変位は、V字に変形した試験片の山-谷間の実測値である。いずれも図2と同様な傾向を示すが、図2の最大点変位に比べて、半溶融成形材と重力铸造材の破断変位の差が大きくなっ

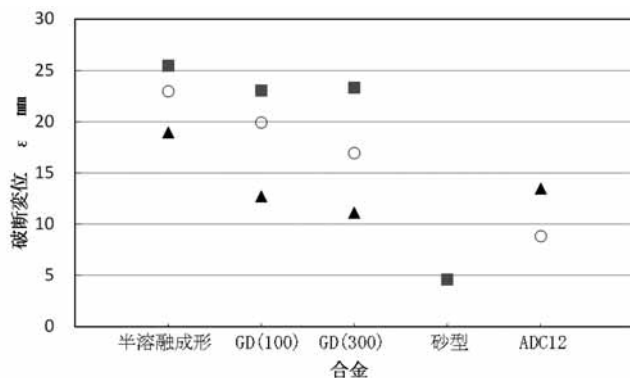


図3 破断変位

○：铸造まま材、▲：T5、■T6。

た。これは、半溶融成形材の方が、最大応力に達した後、破断するまで延性を維持できたものと考えられる。また、半溶融成形材および金型铸造材では、T6処理により破断変位が、顕著に大きくなった。このことは、T6処理することで図1に見られるように共晶Si相の粒状化が進み、亀裂が導入されても、亀裂の進展に対する変形抵抗が高まったためと考えられる。半溶融成形材は、金型、砂型铸造材および高压铸造材に比べて高い破断変位を示すことがわかる。これらの結果から、半溶融成形材は、重力铸造材や高压铸造材に比べて、曲げ応力が高く、亀裂の伝播に対する抵抗力が強い、じん性の高い材料といえる。

曲げ破断した試験片の横断面のマイクロ組織写真の一例を図4に示す。いずれも亀裂は、主に軟らかい α -Al相と共晶Si相の界面近傍を伝播している。半溶融成

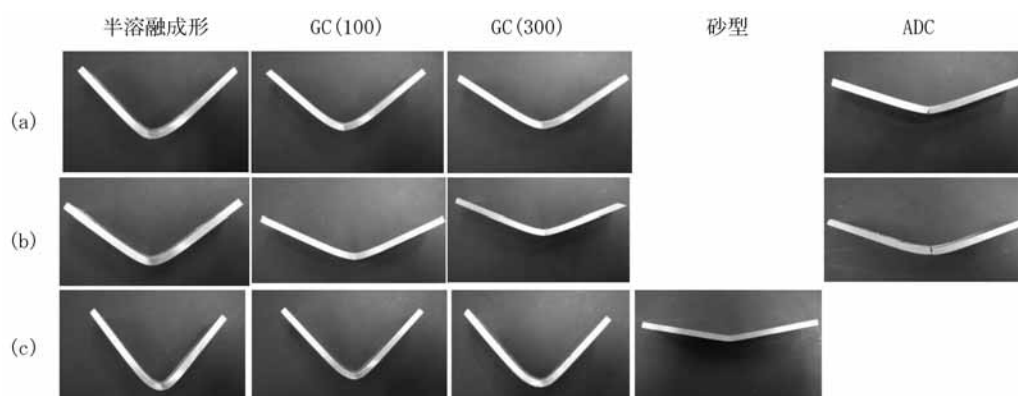


写真3 破断した試験片の外観写真

(a)铸造まま材、(b)T5、(c)T6。

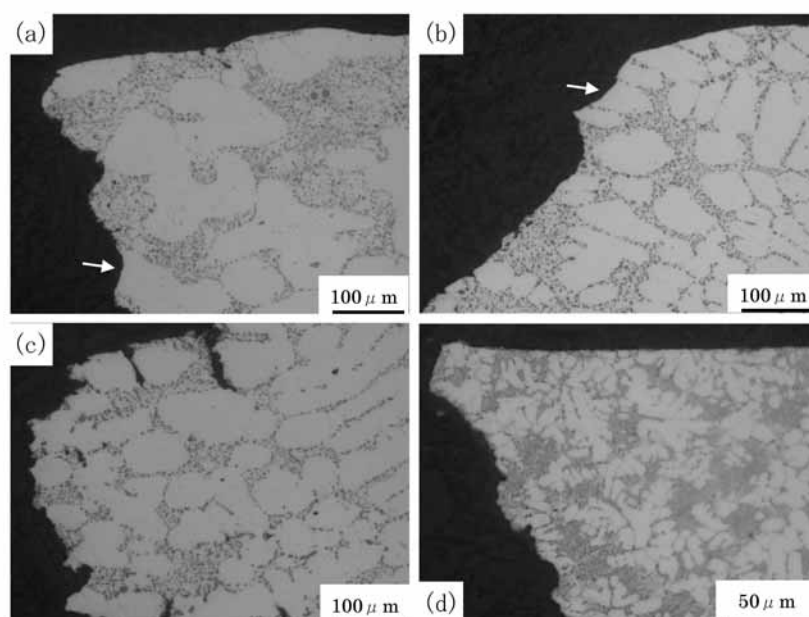


図4 破断した試験片の横断面のマイクロ組織

(a)半溶融成形 T6、(b)GC(100) T6、(c)GC(300) T6、(d)高压铸造 铸造まま材。

形およびGC(100)のT 6 材では、一部 α -Al相を貫いている部分も観察された（図中矢印）。本系合金のような亜共晶アルミニウム合金の機械的性質は、凝固時に晶出する共晶化合物相の性状、つまり大きさ、分布、量により影響される³⁾。共晶化合物相が大きいと、変形時に母相との界面近傍の応力集中が高まり、亀裂発生および亀裂進展が容易になり、伸びや延性が低下する。半溶融成形材の高い曲げ応力と変位は、共晶Si相およびAl-Fe系化合物相が微細であることから応力集中が生じ難くなること、亀裂の進展に対して組織中の軟らかい α -Al相が障害となるためと推察される。重力铸造材においても同様に共晶化合物相が大きいものほど、亀裂伝播が容易になるため、共晶化合物相の最も小さいGD(100)の特性が良く、冷却速度の最も遅い砂型材が、低い曲げ特性を示した。高压铸造材では、共晶組織が小さいものの、亀裂進展方向に対して障害となる初晶 α -Al相があまり存在せず、加えて亀裂の伝播経路となる共晶Si相の間隔も短く、一回亀裂が入ると、伝播が容易となり、最終的に破断に至る。そのため、半溶融成形材に比べて曲げ応力が高いものの曲げ変位量

は小さくなると考えられる。

3.3 鑄肌の影響

図5は、曲げ強度に及ぼす鑄肌の影響を試験した結果である。試験は、半溶融成形材とADC12高压铸造材の鑄造まま材を用いた。いずれも曲げ応力は、曲げ表面を鑄肌面にする事で増加した。しかしながら、最大点変位は、半溶融成形材では加工面、高压铸造材では鑄肌面の方が高くなった。この要因は、図6に示す破断横断面のマイクロ組織から次のように考察される。高压铸造材では、試験片中央部（図1(d)）に比べて鑄肌近傍組織は、 α -Al相および共晶Si相とも微細に晶出している。これは、金型に流入した溶融金属は、鑄肌面から抜熱されるため、肉厚中央部に比べて鑄肌付近では凝固時の冷却速度が速まるためである。上述したように、これらの合金では、亀裂の発生は、母相と共晶相の界面近傍から生じ、共晶化合物相が大きいほど、界面近傍の応力集中が高まり、亀裂の進展が容易になると推測される。高压铸造材では、鑄肌面の方が、大きい変位を示すのは鑄肌付近の共晶相が微細であることから、亀裂発生および伝播に対する抵抗

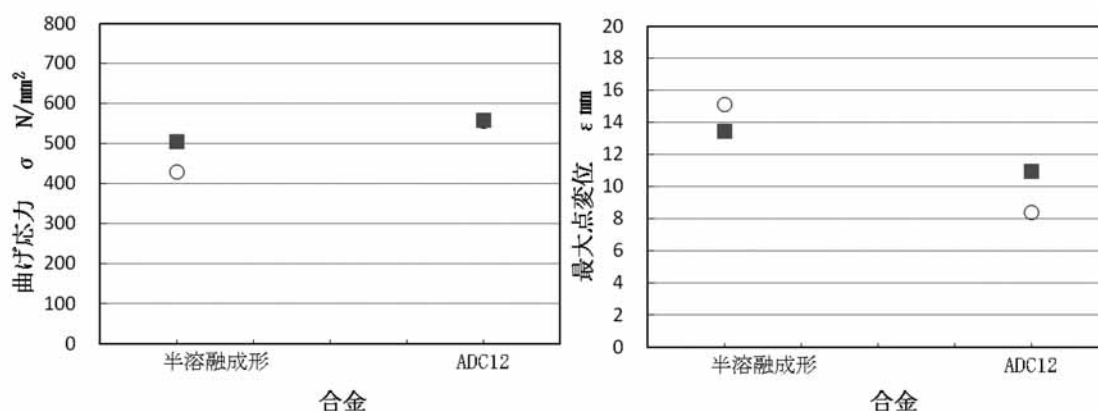


図5 曲げ特性に及ぼす鑄肌の影響

○：加工面、■：鑄肌面。

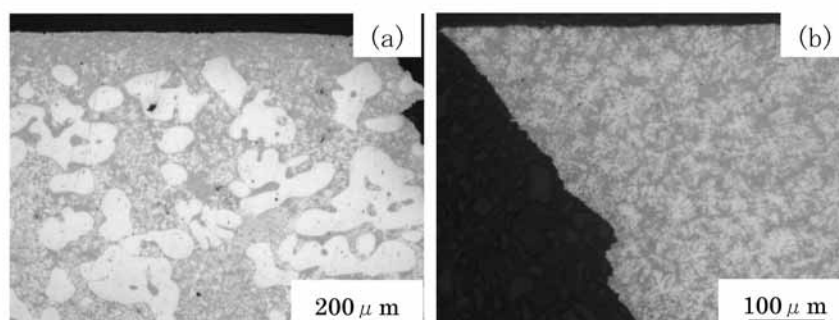


図6 鑄肌部近傍のマイクロ組織

(a)半溶融成形 鑄肌部近傍、(b)高压铸造 鑄肌部近傍。

【報告】

力が高まったためと考えられる。

一方、半溶融成形材では、鋳肌面近傍は、試験片中央部（図1(a)）に比べて共晶組織の割合が若干多く観察される。変形は、主に軟らかい α -Al相が担うため、鋳肌面近傍組織は、肉厚鋳造部に比べて亀裂伝播に対して、その抵抗力が小さいと見積もられる。そのため、半溶融成形材では、鋳肌面よりも加工面の方が、大きい変位を示したものと考えられる。

4 まとめ

半溶融成形した亜共晶Al-7%Si-0.4%Mg合金の曲げ特性を調べた。

- (1) 半溶融成形材の曲げ応力および曲げ変位量は、同組成の金型、砂型鋳造材およびADC12高圧鋳造材に比べて大きい。このことは、本製法で製造した鋳物は、じん性が高いことを示している。
- (2) 半溶融成形材の組織は、粒状の α -Al相と微細な共晶組織から構成される。微細な共晶組織は、

亀裂の発生を妨げ、軟らかい α -Al相は、亀裂進展の障害となる。このことが曲げ特性を向上させた要因と考えられる。

本研究は、公益財団法人静岡県産業振興財団 平成29年度事業化推進助成事業の委託として(株)浅沼技研、東京工業大学、豊田工業大学および国立研究開発法人産業技術総合研究所との共同研究の一部として行われた。

参考文献

- 1) 鎌土重晴：軽合金の半凝固・半溶融加工, 軽金属, 50, pp.682-688 (2000).
- 2) 山本他：半溶融成形したAl-Si-Mg系合金の機械的性質に及ぼすCu添加量の影響, 第170回日本鋳造工学会全国講演大会概要集, p43, 広島(2017).
- 3) 神尾彰彦他：Al-Si合金, 「アルミニウムの組織と性質」, 初版 ((社)軽金属学会, 東京), pp.231-255 (1991).