

## 半熔融成形したAl-7% Si-0.5% Mg合金の機械的性質に及ぼすCu量の影響

金属材料科 岩澤 秀 鈴木洋光 長谷川和宏\*  
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

### Effects of Cu content on mechanical properties of thixocast Al-7%Si-0.5%Mg alloys

IWASAWA Shigeru, SUZUKI Hiromitsu, HASEGAWA Kazuhiro, KAMIKUBO Yoshinori,  
TAKAHASHI Masashi, YAMAMOTO Kensuke and SUGIURA Yasuo

In the present study, we investigated the effects of Cu addition on the microstructure and mechanical properties of thixocast Al-7%Si-0.5%Mg alloys. The addition of Cu resulted in the formation of  $\theta$  and Q phases, and their volume fraction increased with an increase in the Cu content. A good combination of tensile strength and elongation was obtained in the Al-7%Si-0.5%Mg-1.0%Cu alloy, revealing 272N/mm<sup>2</sup> in U.T.S. and 9.2% in elongation in as-cast condition, and 326N/mm<sup>2</sup> in U.T.S. and 5.1% in elongation in T5 condition. This is because the thixocasting process, which is characterized by a much faster solidification rate, leads to fine eutectic phases such as Si phase Fe- and Cu-bearing intermetallic compounds, and an increase in supersaturated solution elements within the  $\alpha$ -Al phase. The resultant mechanical properties of thixocast alloys show superior strength and ductility compared to those of conventional gravity die-cast alloys.

Keywords : Thixocasting, Mechanical properties, Aluminum casting alloys, Cu addition

本研究では、半熔融成形したAl-7% Si-0.5% Mg合金のマイクロ組織及び機械的性質に及ぼすCu添加の影響を調べた。Cu添加は、 $\theta$ 相及びQ相を生成させ、それらの体積率はCu量とともに増加した。強度と伸びの良いバランスは、Al-7% Si-0.5% Mg-1% Cu合金で得られ、鋳造のまま引張強さ272MPa、伸び9.2%、T5で引張強さ326MPa、伸び5.1%となった。凝固速度が速い半熔融成形では、共晶Si相、Fe及びCuを含む金属間化合物相が微細に晶出することに加えて、 $\alpha$ -Al相中の溶質元素の過飽和度が高まり、その結果として、既存の鋳造法による鋳物に比べて優れた強度と靱性を示す。

キーワード：半熔融成形法、機械的性質、アルミニウム鋳造合金、Cu添加

#### 1 はじめに

自動車関連部品に多く使用されているAl-Si-Mg系 JIS AC 4CHアルミニウム合金は、0.4mass%（以下mass%は%）程度のMgを含み、時効硬化による強度特性の向上が期待できるため、使用時の多くはT6処理（溶体化処理＋自然及び人工時効処理）が施される。しかし、固相線直下の温度に長時間保持したあと急冷する溶体化処理は、鋳物の熱処理歪・変形の原因となることに加え、コスト増加の要因になる。一方で鋳造のままの鋳物を200℃付近で保持するT5処理は、T6処理における溶体化処理を伴わず、凝固時に過飽和固溶した溶質元素が時効析出

して母相強度が高まることで機械的性質が向上し、熱処理変形も抑制できることから、T6処理に替わる有効な熱処理工程として見直されてきている。

またT5処理におけるAl-Si-Mg系合金への銅（Cu）添加は、Mgとの複合添加により析出密度が増加し、強度特性の向上が期待できる。しかし、Cuは、鋳造・凝固時の冷却速度が遅い場合、粗大な金属間化合物相として晶出し、析出硬化にあまり寄与しない上、塑性変形時における亀裂発生源となり延性劣化の原因となる。このことは、Cu添加された鋳物における鋳造時の凝固速度の制御が、鋳物の機械的性質の向上に極めて重要であることを示している。以上の

\* 現 浜松工業技術支援センター 機械電子科

ことから、T 6処理の問題を解決し、鋳造のままやT 5処理だけで十分な機械的性質を発揮できる鋳造プロセス、合金開発及び熱処理技術開発が求められている。

半溶融成形法は、固相と液相が共存する半溶融温度領域（本系合金では約580℃）から金型に加圧成形するために、凝固時の冷却速度は普通の重力鋳造法に比べて極めて速く、共晶相及び金属間化合物相が微細晶化する。加えて半溶融温度領域からの急冷は、母相に固溶している溶質元素の過飽和度を増加させ、析出硬化を高めることができる<sup>1)</sup>。このことは、Cu添加した本系合金へ半溶融成形法を適用すると、Cu含有金属間化合物相の微細化が起こり、鋳造のままの状態においても溶質元素の過飽和度の増加が期待でき、その結果として、鋳造のまま及びT 5処理において機械的性質の向上が期待できる。

本研究では、Al-7% Si-0.5% Mg (AA規格357)合金にCuを最大2.0%まで添加した合金を用いて製造した半溶融成形材の鋳造のまま及びT 5処理材の組織及び機械的性質に及ぼすCu量の影響を調べた。

## 2 方法

### 2.1 半溶融成形材及び熱処理

本試験で用いた半溶融成形材は、120mm×100mm×t（厚さ）10mmの平板形状鋳物である。Al-7% Si-0.5% Mg合金をベース合金として、Cu量を0.2%、0.5%、1.0%、1.5%及び2.0%に変化させた。比較材として、重力金型鋳造材を用意した。なお、半溶融成形材及び重力金型鋳造材は同じ溶湯から採取され、それらの合金の化学成分を表1に示す。各試験には、鋳造のまま材（半溶融成形又は重力金型鋳造した鋳物を室温放置したもので以下F材と略す）及びT 5材を供した。T 5処理は、F材を

185℃で4時間保持し、その後空冷した。

なお本文中において、それぞれの合金の略称を次の通りとした。半溶融成形材をTX材、重力金型鋳造材をGD材とし、TX又はGD（鋳物の状態：F又はT 5）-数字（Cu添加量）Cuと表す。

### 2.2 組織及び機械的性質の評価

引張及び曲げ試験は、オートグラフ AG-IS 50kN（（株）島津製作所製）を使用した。引張試験では、平行部長さ30mm、幅6mm、厚さ4mmの平板試験片を用いて、初期歪速度 $1 \times 10^{-3}$ /s、室温にて行った。

曲げ試験では、試験片長さ（ $l$ ）90mm、幅（ $b$ ）25mm、厚さ（ $h$ ）3.5mmに機械加工した平板形状の曲げ試験片について、半径10mmの圧子を用いて、支点間距離75mm、曲げ速度6mm/sの条件で図1に示す3点曲げ試験を行い、曲げ応力及び曲げ変位を測定した。曲げ応力 $\sigma$ （MPa）は、次式で求めた。曲げ応力 $\sigma = 3FL / (2bh^2)$

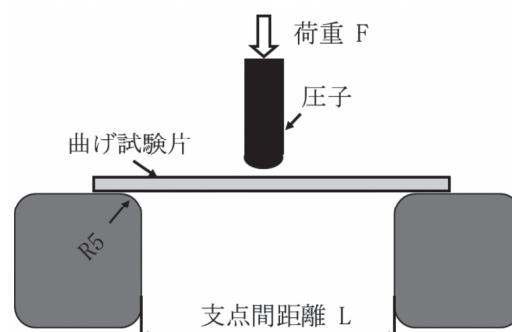


図1 曲げ試験概略図

ここで、F：荷重（N）、L：支点間距離（mm）、 $b$ ：試験片幅（mm）、 $h$ ：試験片厚さ（mm）とした。曲げ変位は、圧子の押し込み変位-曲げ荷重曲線から、曲げ荷重が最大値に達した後、急激に低下したところの変位量を読み取った。圧子の最大押し込み変位量は25mmとした。曲げ破断面観察では、曲げ試験

表1 合金の化学成分

合金	化学成分 (mass%)					
	Si	Mg	Cu	Fe	Sr	Al
Al-7% Si-0.5% Mg (ベース合金)	6.90	0.53	0.00	0.08	0.01	bal.
Al-7% Si-0.5% Mg+0.2% Cu	7.00	0.54	0.20	0.08	0.01	bal.
Al-7% Si-0.5% Mg+0.5% Cu	6.90	0.55	0.47	0.08	0.01	bal.
Al-7% Si-0.5% Mg+1.0% Cu	6.80	0.53	0.92	0.08	0.01	bal.
Al-7% Si-0.5% Mg+1.5% Cu	7.00	0.54	1.41	0.08	0.01	bal.
Al-7% Si-0.5% Mg+2.0% Cu	7.00	0.55	1.91	0.08	0.01	bal.

片において引張応力が負荷される側を鏡面研磨した試料を用いて、試験後、表面をデジタルマイクロscope VHX-1000 ((株)キーエンス製) 及び光学顕微鏡 GX71 (オリンパス(株)製) で観察した。また、X線回折装置 RAD-2C ((株)リガク製) 及び電子線マイクロアナライザー (EPMA) EPMA-1720 ((株)島津製作所製) を用いて晶出相の定性分析を行った。

### 3 結果及び考察

#### 3.1 組織

図2に1.0% Cu添加したTX材及びGD材の铸造のまま (F) 材 (それぞれTX(F)-1Cu、GD(F)-1Cu) のマイクロ組織写真を示す。初晶  $\alpha$ -Al相 (図中、白い部分) は、TX(F)-1Cuでは粒状、GD(F)-1Cuではデンドライト状となり、それらの間隙に共晶凝固したAl-Si共晶組織 (図中、灰色部分) が観察され

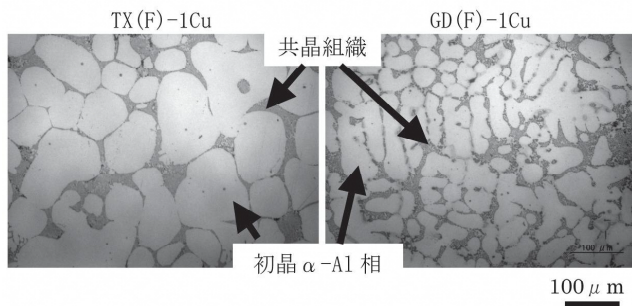


図2 铸造のまま(F)材のマイクロ組織写真

る。共晶領域を強調したマイクロ組織写真を図3に示す。Cu添加量が異なるいずれのTX材の共晶Si相 (灰色の相) もGD(F)-1Cuに比べて極めて微細であることがわかる。GD(F)-1Cuでは、デンドライトセル間隙に粗大な塊状の金属間化合物相 (図中○で囲んだ部分) が確認できる。

共晶領域に晶出している金属間化合物相の構成元素を調べるためにEPMAによるマッピングを行った。その結果を図4に示す。いずれも共晶領域には、Mg、Fe及びCuの濃縮が認められ、同量のCuを含むTX(F)-1CuとGD(F)-1Cuでは、TX材の方が微細に分散している。Cu量を2.0%に増加したTX(F)-2Cu

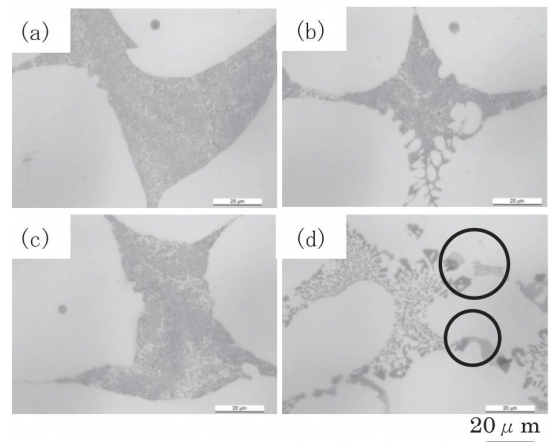


図3 铸造のまま(F)材の共晶領域のマイクロ組織 (a)TX(F)-0Cu (ベース合金)、(b)TX(F)-1Cu、(c)TX(F)-2Cu、(d)GD(F)-1Cu

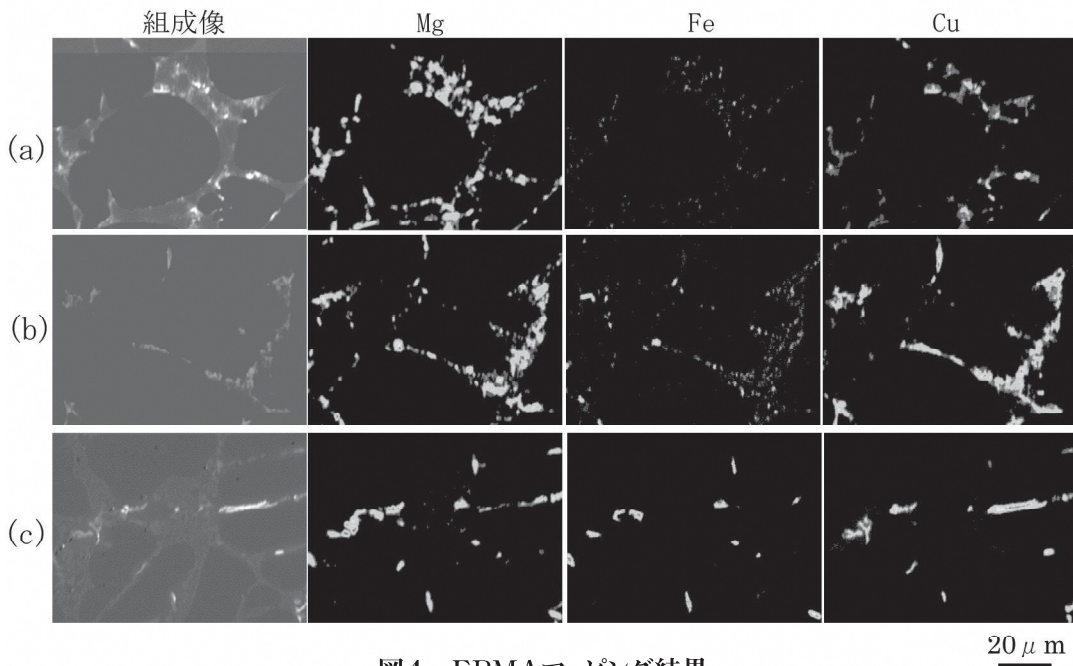


図4 EPMAマッピング結果 (a)TX(F)-1Cu、(b)TX(F)-2Cu、(c)GD(F)-1Cu

は、TX(F)-1CuよりもCuの濃縮した面積が大きくなった。これは、Cuを含んだ金属間化合物相の量及び大きさが増加したためと考えられる。また、GD(F)-1CuのFeを含む金属間化合物相は、TX(F)-1Cu及びTX(F)-2Cuに比べて粗大に分布していることがわかる。本研究で用いた鋳造用Al-Si-Mg系合金では、Feを0.1%程度含み、凝固時に $\beta$ -Al<sub>5</sub>Fe相及び $\pi$ -Al<sub>8</sub>FeMg<sub>3</sub>Si<sub>6</sub>相が晶出し、それらの大きさは凝固時の冷却速度に大きく影響されることが知られている<sup>2)</sup>。TX材において、GD材に比べて、Feの濃縮面積が小さいのは、凝固時の冷却速度が速いため、Fe含有金属間化合物相が微細晶出したためと考えられる。

図5にF材のX線回折結果を示す。TX材及びGD材ともに、ベース合金では、主要相 $\alpha$ -Al相とSi相の他に $\beta$ (Mg<sub>2</sub>Si)相と $\pi$ (Al<sub>8</sub>FeMg<sub>3</sub>Si<sub>6</sub>)相<sup>3)</sup>の回折ピークが見られ、Cu量の増加にともない、 $\beta$ 相が消失し、Q(Al<sub>5</sub>Si<sub>6</sub>Mg<sub>8</sub>Cu)相<sup>3)</sup>及び $\theta$ (Al<sub>2</sub>Cu)相<sup>4)</sup>が増加した。同じCu量で比較した場合、GD材に比べてTX材の $\theta$ 相及びQ相のピークは小さい。これは、凝固組織において、TX材の方が、Cuを含む $\theta$ 相及びQ相の晶出相が少ないことを示唆している。

Al-Si-Mg-Cu系合金における凝固過程は、Al-Si共晶反応後、凝固末期において残存液相から $\alpha$ -Al+Si+Al<sub>2</sub>Cu、さらに低い温度で $\alpha$ -Al+Si+Al<sub>2</sub>Cu+Al<sub>5</sub>Si<sub>6</sub>Mg<sub>8</sub>Cu<sub>2</sub>の晶出反応により凝固すると報告されている<sup>4,5)</sup>。そのため凝固速度は、共晶Si相及び金属間化合物相の核生成数及び成長に関係し、それらの大きさ、形状及び分布に大きく影響を与える。図4では、TX材の方がGD材に比べて溶質元素の濃縮領域が微細であった。これは、凝固時の冷却速度の速いTX材では、Cuを含む金属間化合物相の晶出量が少なく、かつ粗大化するための凝固時間が短いと考えられる。

### 3.2 引張特性

図6に引張試験結果を示す。GD材のF材及びT5材では、Cu量の増加にともない引張強さは増加し、伸びは低下した。一方、TX材のF材及びT5材では、Cu量が1.0%まで引張強さは増加し、それ以上のCu量で低下傾向を示した。伸びは、いずれもCu量の増加にともない低下した。F材及びT5材ともにGD材に比べてTX材の方が、高い引張強さと伸びを示している。1.0% Cu添加合金を比べると、TX材のTX(F)-

1Cu及びTX(T5)-1Cuの引張強さは、それぞれ272MPa、326MPaとなり、GD材のそれら(GD(F)-1Cu及びGD(T5)-1Cu)と比べてそれぞれ17%並びに25%向上した。Cu添加したTX材のF材及びT5材の引張強さは、既存のGD材のT6処理材に比べて同等以上であり<sup>6)</sup>、さらに伸びは、1.0% Cu添加合金

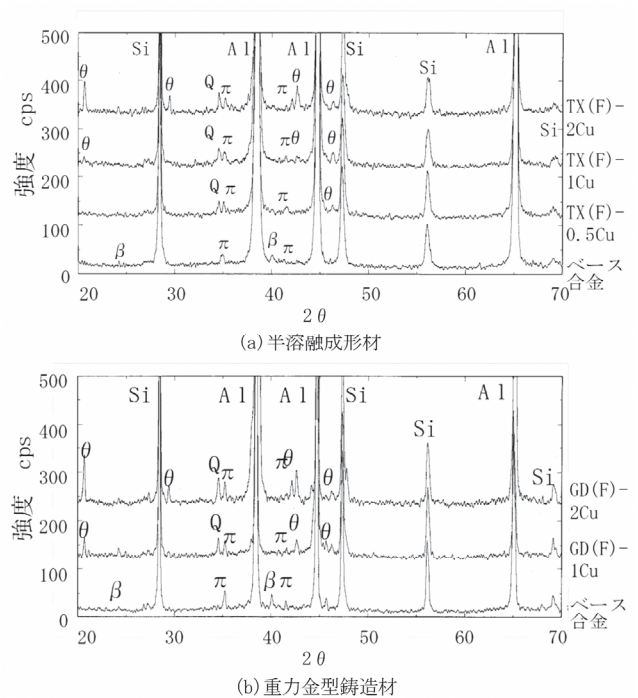


図5 X線回折結果

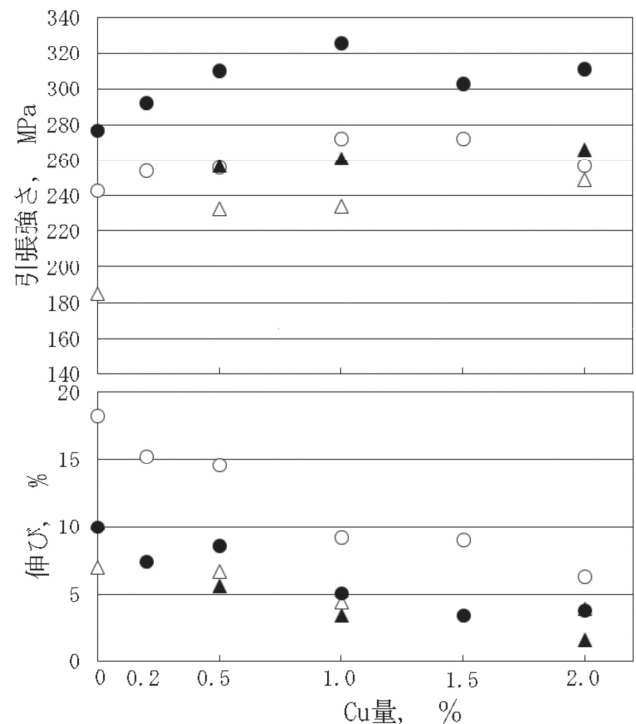


図6 引張試験結果

○TX(F)、●TX(T5)、△GD(F)、▲GD(T5)

においても約5%に達した。このことは、357合金に0～1.0% Cu添加したTX材のF材及びT 5材は、熱処理無し、もしくは熱処理を低減した合金として、実用部品に対して十分な引張特性を備えていることが明らかとなった。

半溶融成形のような凝固速度の速いプロセスでは、共晶Si相及び金属間化合物が微細晶出することに加えて、母相内の溶質元素の過飽和度が高まる<sup>3)</sup>。さらにCu添加はより一層の過飽和度の増加をもたらすと考えられる<sup>4)</sup>。このことは、凝固後の室温時効及びT 5処理における時効析出密度の増加の要因となり、その結果として母相強度が向上し、高い引張強度を示したものと考えられる。

### 3.3 曲げ特性

図7に曲げ試験結果を示す。GD材のF材 (TX (F)) では、Cu量の増加に伴い、曲げ応力の増加が認められた。一方、T 5材 (TX(T 5)) では、Cu添加により曲げ応力は増加するものの、曲げ応力に対するCu添加量の依存性は見られなかった。変位においては、TX(F)では、2.0% Cu添加合金以外、最大変位25mmまで割れが発生しなかった。TX(T 5)では、1.0% Cu添加で最大の変位を示した。GD材においては、いずれのF材及びT 5材とも、1.0% Cu添加したGD材 (GD (F)、GD (T 5)) に比べて高い曲げ応力及び変形を示した。

図8に曲げ試験において引張荷重を受けた面の試験後のTX(F)-1Cu及びGD(F)-1Cuの試験片表面写真を示す。図8 (a) において、TX(F)-1Cuでは未破断であるが、GD(F)-1Cuでは、試験片を横切って亀裂が観察された。引張荷重により塑性変形した表面の凸凹模様は、TX(F)-1Cuの方が、均一かつ小さく観察された。図8 (b) に示すように、TX(F)-1Cuでは、粒状の $\alpha$ -Al相内にすべり線が観察され、すべり線は $\alpha$ -Al相ごとに異なっている。すなわち、各々の $\alpha$ -Al相は比較的独立して変形することができる。これに対して、GD(F)-1Cuでは、主な変形は粗大なデンドライトセル単位ごとに生じていた。そのような変形は、デンドライトセルの大きさにより影響されるため、GD材に比べて、変形が拘束されると考えられる。図8 (c) に示すように亀裂の伝播は、 $\alpha$ -Al相と共晶化合物相の界面近傍を進展している様子が伺える。

一般に本系合金のような亜共晶組成のアルミニウム

合金の機械的性質は、共晶Si相、金属間化合物相の大きさ、分布に大きく影響され、それらが粗大であると、塑性変形時に $\alpha$ -Al相との界面近傍において亀裂発生及び伝播が容易となり、延性が大きく劣化する要因となる<sup>7,8)</sup>。半溶融成形材の方が、高い曲げ特性を示したのは、半溶融成形材の $\alpha$ -Al相が小さく、均一に分布していることで、各々の $\alpha$ -Al相にかかる応力が分散され、その結果、 $\alpha$ -Al相と共晶化

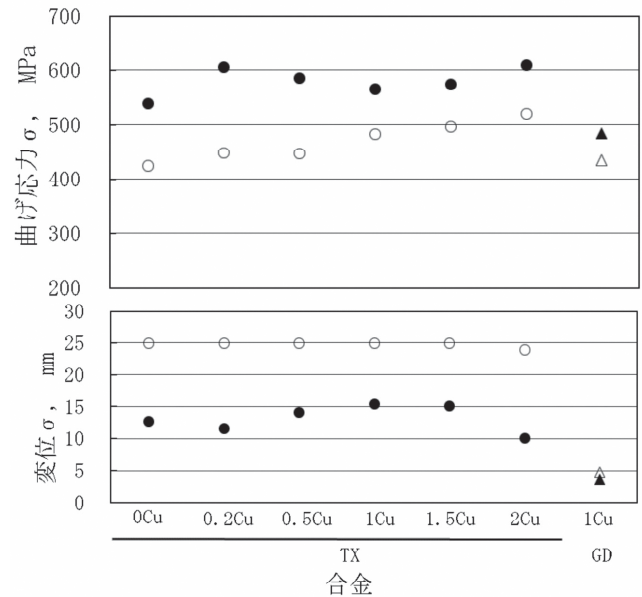


図7 曲げ試験結果

○TX(F)、●TX(T5)、△GD(F)、▲GD(T5)

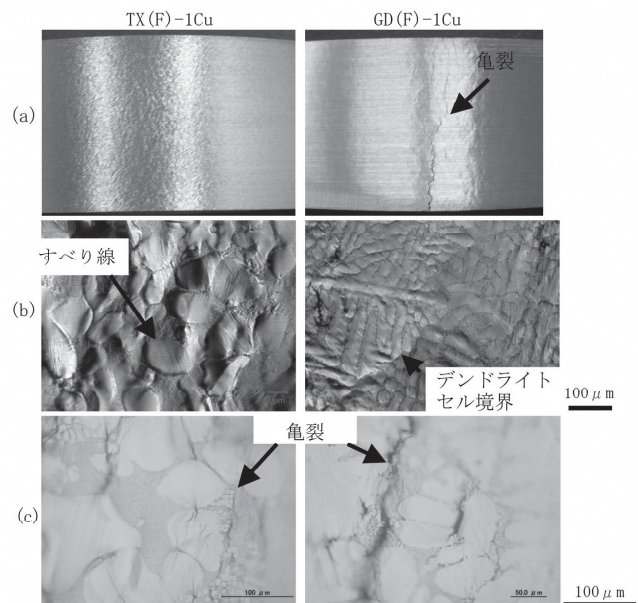


図8 曲げ試験後の試験片表面写真

(a)外観写真、(b)デジタルマイクロスコブ写真、(c)光学顕微鏡写真

合物相の界面近傍の応力集中が和らぎ、亀裂発生及び伝播が困難になるためと考えられる。

以上の引張及び曲げ特性から、TX材において、F材及びT 5材ともに1.0% Cu添加合金が良好なバランスの強度と延性を示した。

#### 4 まとめ

Al-7% Si-0.5% Mg合金にCuを添加したTX材のF材及びT 5材の組織、引張及び曲げ特性を調べた結果を要約する。

- (1) F材及びT 5材において、1.0% Cu添加したTX材で、最も良いバランスの引張及び曲げ特性が得られた。それらの特性は、同組成のGD材を大きく上回る。
- (2) TX材では、凝固時の冷却速度が速いために、晶出相が微細となり、変形に対して $\alpha$ -Al相と化合物相との界面近傍の応力集中が弱まることに加え、 $\alpha$ -Al相中の溶質元素の過飽和度が増加するため時効析出能が高まり、高い強度及び靱性を示したものと考えられる。

#### 参考文献

1) 岩澤 他：半溶融成形法による鑄造用アルミニウム合金の諸特性. 日本鑄造工学会第150回全国講演大会概要集, p.114, 千葉(2007)74 (2002).

- 2) E.A.Elsharkawi et al. : Influence of Solutionizing Time Modification, and Cooling Rate on the Decomposition of Mg-Containing Iron Intermetallic Phase in 357 Alloys. AFS Transaction, Paper12-009, 1-11 (2012).
- 3) 才川 他：金型鑄造したAl-10% Si-Mg系鑄物の時効硬化特性に及ぼす離型温度の影響. スマートプロセス学会誌, 4 (2), 115-121 (2015).
- 4) X.Dong et al. : Formation of strength platform in cast Al-Si-Mg-Cu alloys. Scientific Reports, 9 (3), (2019) <https://doi.org/10.1038/s41598-019-46134-7>
- 5) S.Toschi : Optimization of 354 Al-Si-Cu-Mg Alloy Heat Treatment. Metals, 8 (961), 1-16(2018).
- 6) アルミニウム鑄物技術委員会:アルミニウム合金鑄物の実体強さ, ((一社)軽金属協会, 東京) pp.155 (1994).
- 7) 軽金属学会編:アルミニウムの組織と性質, ((一社)軽金属学会, 東京), pp.231-255 (1980).
- 8) N.Gaudence et al. : Effect of Fe, Mn and Sr on the Microstructure and Tensile Properties of Secondary Al-Si-Cu-Mg Cast Alloys. International Journal of Engineering Research & Technology, 8 (5), 284-289 (2019).