## 論文

## Al-Mg系合金の固液共存域を含む高温域での機械的性質と凝固割れ\*

## 坂口 信人\*\*

# Mechanical Properties in High Temperature Included Semi-Solid State and Hot Tearing of Al-Mg System Alloys\*

Nobuhito Sakaguchi\*\*

The hot tearing (crack) often occur on the surface of the Al-Mg system alloys ingot during casting process. To explain the mechanism of crack generation in the Al-Mg system alloys, the mechanical properties and deformation behaviors of semi solid state were investigated by the tensile test in the semi solid state. The tensile strength and the elongation of Al-Mg system alloys decrease with increase the test temperature in the solid state to the semi solid state. Other series aluminum alloys, for example Al-Si-Fe system alloys and Al-Zn-Mg-Cu system alloys, have large elongation in the solid state near the solidus. Because of low ductility in the temperature range near the solidus, the hot tearing often occur on the surface of the Al-Mg system ingot, in which the casting mold contacts at the solidification.

Keywords: DC casting, semi solid state, deformation behavior, hot tearing, in situ observation

## 1. 緒 言

Al-Mg系合金では、展伸材として5052,5182などの 5000系合金, 鋳造・ダイカスト合金としてAC7A, ADC5など多数の合金成分規格が制定されており、缶 エンド材、建材、船舶材、自動車材など幅広い用途に 使用されている。しかし、Al-Mg系合金は鋳造時に鋳 塊表面(鋳肌)での凝固割れ(「熱間割れ」もしくは「鋳造 割れ」)が発生しやすいことが知られている。特に、半 連続鋳造(DC鋳造)では鋳肌が荒れやすく,鋳造方向(引) 抜き方向)と垂直に鋳肌が引裂かれる形態の凝固割れや それを起点とする湯漏れが生じやすいことが知られて いる。Fig. 1に Al-Mg 系合金 DC 鋳塊での凝固割れおよ び表面欠陥(鋳肌の荒れ)を示す。実際の製造現場では、 ①鋳型内の湯面高さを下げて鋳型/溶湯の接触面積を 少なくする, ②鋳型に潤滑油を塗布し鋳型からの剥離 を促す、③鋳型に潤滑および断熱機能のある黒鉛ライ ナーを設置し鋳型からの剥離を促しつつ鋳型近くでの 凝固を防ぐなどの経験則による対策が取られている。

過去には、溶湯表面に形成する酸化膜がMgを含むた め厚くなり、その酸化膜が外力により破れる際に鋳肌 が荒れ、顕著な場合は割れに至ることが示唆されてい る<sup>1)</sup>。近年では、Al-Mg系合金の固液共存域での機械 的性質を調査し、その結果を基にCAEによる解析を行 う研究が盛んに行われている<sup>2)~6)</sup>。また、合金組成か ら凝固時の相変化を熱力学的に計算し、その結果から 合金の割れやすさを評価する手法についても報告され ている<sup>7)</sup>。しかし、Al-Mg系合金が他のアルミニウム 合金と比較して鋳肌で凝固割れが生じやすい原因につ いて調査した例は少なく、その詳細は不明である。著 者らは、これまで1000系アルミニウム合金や7000系ア ルミニウム合金などの固液共存域での機械的性質を半 溶融引張試験法で評価してきた8)~11)。本研究では, Al-Mg系合金の固液共存域での機械的性質および変形 挙動を調査し、その結果をこれまで調査してきた他の アルミニウム合金と比較することで、Al-Mg系合金が 鋳肌にて凝固割れが生じやすい原因を調査した。

 <sup>\*</sup> 本稿の主要部分は、軽金属、67 (2017)、101-108 に掲載。
The main part of this paper was published in Journal of The Japan Institute of Light Metals, 67 (2017), 101-108.
\*\* (株) UACJ 鋳鍛 鋳鍛工場 技術部、博士(工学)
Technical Department, Foundry & Forging Works, UACJ Foundry & Forging Corporation, Dr. Eng.



(a) Hot tearing (b) Surface defect

Fig. 1 Hot tearing and surface defect of Al-Mg system alloys.

## 2. 実験方法

## 2.1 供試材

供試材として代表的な Al-Mg系合金である 5182 合金 を選択した。Table 1 に示す化学成分の溶湯を DC 鋳造 により直径 330 mm,長さ 700 mmの円柱状鋳塊へ鋳造 した。その円柱状鋳塊の鋳肌近傍および中心を除いた 定常部から 90 mm × 35 mm × 300 mmの角材を切出

Table 1Chemical composition.(mass%)								
Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Al
0.09	0.26	0.11	0.44	4.87	< 0.01	< 0.01	0.03	Bal.

し、幅3 mm,厚さ4 mm,長さ10 mmの平行部を有 する引張試験片に加工した。Fig.2に鋳塊のミクロ組 織を示す。鋳塊のミクロ組織はほぼ等軸のデンドライ ト形態を示し、結晶粒界およびデンドライトアーム間 に晶出物が観察された。走査型電子顕微鏡 (SEM)およ びそれに付属するエネルギー分散型X線分析機 (EDS) にて粒界の晶出物を分析したところ、Al-Mn-Feが主に 検出され、Al-Mn-Fe系化合物であると考えられた。な お、本研究にて使用したSEMは日本電子株式会社製 JSM-5510,EDSは日本電子株式会社製EX-54143MSK であり、加速電圧20 kVにて観察および分析を行った。 作製した5182合金の固液共存域の温度範囲を調査する



(a) Low magnification (Anodized and observed with polarized light)





ため、引張試験片を採取した部位の近傍から直径3 mm, 長さ0.5 mmの円盤試料を作製し、Arガス雰囲気中, 昇温速度0.33℃/sの条件で示差熱分析を行った。その 結果、固相線は556℃,液相線は638℃であり、作製し た鋳塊の固液共存域は82℃の温度範囲であった。

#### 2.2 半溶融引張試験

Fig. 3に本研究にて使用した引張試験機の概略図を 示す。試験片をArガスで置換されたチャンバー内の治 具上に設置し、赤外線ランプによりFig. 4に示す条件 で加熱した。その後、クロスヘッド速度0.05 mm/s(ひ ずみ速度5×10<sup>3</sup>s<sup>-1</sup>)で引張試験を行った。本試験方法 の詳細は、既報<sup>8).9)</sup>を参照されたい。引張試験後の破面 をSEMおよびSEM-EDSにて観察して分析した。

#### 2.3 半溶融引張試験時のミクロ組織変化

本報で実施した半溶融引張試験時のミクロ組織およ びミクロ偏析残存状況を把握するために,半溶融引張



Fig. 3 Schematic drawing of tensile test machine.



Fig. 4 Schematic drawing of heating profile for tensile test.

試験条件を模擬した加熱試験を行なった。加熱試験は, 引張試験片を採取した部位近傍から切り出したφ8 mm ×12 mmの円柱試験片を用い,大気雰囲気の高周波誘 導加熱炉により実施した。Fig.5に加熱試験の熱処理 条件を示す。また,Fig.6にFig.5①~⑤の各熱処理を 行った円柱試験片のミクロ組織を示す。536℃(固相線 近傍の固相域)で保持した条件(Fig.5①~④)のミクロ



Fig. 5 Schematic drawing of heating profile for heating test (WQ: water quenching).



Fig. 6 Microstructures of ingots after heating test, 1, 2, 3, 4 and 5 are shown in Fig. 5.

組織は、いずれもほぼ等軸のデンドライトを示し、鋳 造まま(As cast)と比較して、大きな変化は確認されな かった。引張試験直前を模擬して566℃(固液共存域) に加熱した条件 (Fig. 55) でも、粒界や粒内に再溶解 の痕跡が観察されたものの、 a -Alの結晶粒径に大きな 変化は観察されなかった。Fig.7に加熱試験後および As castにおける粒界および粒内のMg濃度をSEM-EDSにて分析した結果を示す。このSEM-EDSによる 分析は各粒内および粒界につきそれぞれ10点で実施し た。As castでは粒界と粒内のMg濃度に3.44%の差異 が確認された。536℃(固相線近傍の固相域)での保持 時間が長くなるにつれて粒界と粒内の濃度差が小さく なり, 300 s保持時 (Fig. 5④) には0.63% を示した。引 張試験直前を模擬して566℃(固液共存域)に加熱・保 持した条件 (Fig. 55) では Mg 濃度の差異は 0.46% であ り、均質化が進行した状態であるものの、As cast での ミクロ偏析が残存する状態であった。

本研究では、試験結果を既報の1000系および7000系 アルミニウム合金と比較する。これらはいずれも本研 究と同じ引張試験方法(半溶融引張試験法)にて評価し た機械的性質であるため、本研究でも半溶融引張試験 法を採用した。Al-Mg系合金では半溶融引張試験法と 半凝固引張試験法(凝固時に引張試験を行う手法)で得 られる機械的性質が異なることが座間ら<sup>6)</sup>や高井ら<sup>5)</sup>に より報告されている。詳細は、それらを参照されたい。 また、本研究の結果を他の結果と比較する際には、本 研究の結果が半溶融引張試験法で評価した結果である ことに留意されたい。



Fig. 7 Change in Mg contents of inside of grain and grain boundary by heating tests, ①, ②, ③, ④ and ⑤ are shown in Fig. 5.

### 3. 結果

#### 3.1 半溶融引張試験結果

Fig. 8に5182合金の温度変化に伴う引張強さおよび 伸びの変化を示す。また、Fig. 8には後述する5182合 金の変形・破断挙動の分類結果および既報の1000系ア ルミニウ合金 (Al-0.1%Fe-0.1%Si 合金,以下,1000 系合 金)および7055合金の成分からZnおよびMgを変化さ せた7000系アルミニウム合金(Al-8.88%Zn-2.34%Cu-1.70%Mg-0.12%Zr合金,以下,7000系合金)の結果<sup>9)~</sup> <sup>11)</sup>を併記する。5182合金の引張強さは、535℃(固相域) では14.2 MPaを示したが、固相線を挟んだ545℃から 565℃の約20℃の温度範囲で急激に低下し,570℃にて 1.45 MPaを示した。570℃以上では、引張強さは緩や かに低下し, 600℃にて0.08 MPaを示した。610℃では 試験時に引張による負荷をロードセルにて検知できな かった。一方、伸びは535℃から固相線にかけて急激に 低下する傾向を示した。固相線以上の固液共存域では, いずれの試験温度でも伸びは1%以下であった。600℃ 以上では、ヒーリング(液相によるき裂の回復)が確認 されたため、伸びを評価出来なかった。

#### 3.2 その場観察結果

Fig. 9に535℃(固相域)でのその場観察結果を示す。 試験開始から約30 s間は試験片が塑性変形する様子が 観察された。その後,36 s後に試験片表面にき裂が確 認され,それが進展し,破断に至る様子が観察された。 545℃および550℃でも同様の結果が得られた。

556℃(固相線)から590℃でのその場観察では、535 ℃のものと異なり、試験片はほとんど変形せず、試験 開始直後に試験片表面にき裂が確認された。その後、 それが直ちに進展し、破断に到る様子が観察された。

Fig. 10に600℃でのその場観察結果を示す。600℃で は、試験開始から14 s後に試験片表面にき裂が確認さ れた。その後、破面上に液相の流入が確認され、流入 した液相により破面が繋がる(架橋される)様子が確認 された。そのため、600℃以上の温度ではヒーリングが 生じることが分かった。

Fig. 11に610℃での引張試験その場観察結果を示 す。610℃では、試験開始から約20秒の間、試験片が 均一に変形する様子が確認された。しかし、535℃での 試験とは異なり、試験片表面のケガキ線が引張試験開 始直後に観察できなくなり、試験片が液相に覆われて いると考えられた。その後、局所変形(クビレ)の発生 およびクビレへのヒーリングが確認された後、クビレ 部にて破断した。610℃ではヒーリングで流れ込む液相



Fig. 8 Change in mechanical properties and deformation behaviors of 5182 alloy, 7000 series aluminum alloy and 1000 series aluminum alloy.



Fig. 9 Deformation behavior of 5182 alloy tested in 535°C (solid state).

と残存する固相の境界が不明瞭であったことから,液 相中に固相が遊離しているスラリーの状態であると考

Fig. 10 Deformation behavior of 5182 alloy tested in 600℃ (semi solid state).

えられた。



**Fig. 11** Deformation behavior of 5182 alloy tested in 610°C (semi solid state).

#### 3.3 破面観察結果

Fig. 12に545℃(固相域)の破面を示す。545℃の破面 は低倍像にて、凹凸の激しい形態を示した。この凹凸 は一辺約100 µmのブロックで構成されていた。Fig. 13 にこの試験片の破面近傍の外観写真を示す。試験片表 面に約100 µmの結晶粒単位で形成された凹凸が確認さ



(a) Low magnification image (b) High magnification image

**Fig. 12** SEM micrographs of fracture surfaces in 545°C (solid state).



Fig. 13 Tensile test specimen after tensile test in 545°C (solid state).

れ、破面はその凹凸に沿って形成されていた。そのた め、低倍像で確認された凹凸は結晶粒単位の凹凸であ ると考えられた。また、高倍像(Fig. 12 (b))では、更 に微細な凹凸が破面のほぼ全域で確認された。SEM-EDXにて微細な凹凸を分析した結果、AlおよびMgの みが検出される母相(Fig. 12 (b) ①)に加え、Feおよび Mnが検出される部位(Fig. 12 (b) ②)が確認された。 そのため、この微細な凹凸は、変形した母相に加え、 変形によって分断された晶出物粒子から構成されてい ると推察された。しかし、両者を目視で区別すること は困難であった。さらに、破面上の母相および晶出物 が大きく変形していることから、545℃の破面が粒界延 性破壊で形成されたものであると考えられた。

**Fig.** 14に556℃(固相線)の破面を示す。低倍像では 545℃(固相域)の破面と同様に凹凸の激しい形態を示 した。しかし、556℃の破面では、針状(もしくは板状) のAl-Mn-Fe系晶出物の粒子の形状が明瞭であり、目視 で母相と容易に区別できるものも観察された。そのた め、556℃(固相線)では、545℃と比較して、破面上の 母相および晶出物の変形が小さいと考えられた。

Fig. 15に570℃(固液共存域)の破面を示す。570℃ の破面においても、545℃(固相域)および556℃(固相 線)の破面と同様に、低倍像では結晶粒単位の凹凸を示 した。しかし、これらの破面では、高倍像にて母相の 変形の痕跡がほとんど観察されなかった。また、晶出 物粒子が556℃(固相線)と比較してより明瞭に観察さ



(a) Low magnification image (b) High magnification image

Fig. 14 SEM micrographs of fracture surfaces in 556°C (solidus).



(a) Low magnification image (b) High magnification image

Fig. 15 SEM micrographs of fracture surfaces in 570°C (semi solid state).

れた。

Fig. 16に580℃(固液共存域)の破面を示す。580℃ の破面でも低倍像では結晶粒単位の凹凸が観察された ものの、570℃以下の破面と比較して、その形状は丸み を帯びていた。また、580℃の破面では、長辺の長さが 50 µm程度の非常に粗大な針状(もしくは板状)の晶出 物が観察された。580℃の破面では晶出物が母相と母相 間に架橋を形成する様子が確認された。



(a) Low magnification image (b) High magnification image

Fig. 16 SEM micrographs of fracture surfaces in 580°C (semi solid state).

#### 4. 考察

## 4.1 5000系合金の固液共存域での機械的性質

### 4.1.1 引張強さおよび伸びの変化

著者らがこれまで半溶融引張試験法にて固液共存域 の機械的性質を評価してきたアルミニウム合金 (例え ば, Fig. 8に示す1000系合金および7000系合金)では, いずれも引張強さおよび伸びが固液共存域のある温度 を境に急激に低下する傾向を示した<sup>8),9),11)</sup>。しかし、 5182合金では、引張強さおよび伸びの低下が固相域か ら固液共存域にかけて確認され、これまで調査を行っ てきたアルミニウム合金とは異なる挙動を示した。 5182合金の固相域および固相線の破面 (Fig. 12および Fig. 14) を比較すると、試験温度が高いほど、母相の変 形の痕跡と考えられる微細な凹凸が少なく、粒界での 母相の変形量が減少していると考えられた。そのため, 5182合金では、固相線近傍の固相域にて、試験温度の 上昇に伴い粒界の延性が低下することが分かった。ま た, 固液共存域の破面 (Fig. 15およびFig. 16) では, 母 相の変形の痕跡はほとんど確認されず、晶出物の形状 が明確に観察された。Fig. 17に材料物性値計算ソフト ウェア・データベース JMatPro (Sente Software Ltd. 製)にて計算した5182合金の平衡状態図(各温度におけ る安定相の変化)を示す。JMatPro での平衡状態図計算 は、CALPHAD (calculation of phase diagram) 法によ



Fig. 17 Result of the phase diagram calculation by JMatPro.

りGibbsの自由エネルギーを用いて計算されている<sup>12)</sup>。 そのため、成分偏析を伴う凝固組織の再現には不向き であるが、各温度での安定相の推測が可能と考えられ た。JMatProにはScheil-Guliverモデルを用いた凝固計 算の機能もあるが、本研究では鋳造組織がある程度均 **質化されたサンプルでの考察を行うため、平衡状態図** 計算結果を用いた。Fig. 17では,加熱時に570℃にて 母相である a-Alと Mg<sub>2</sub>Siの共晶反応が生じる計算結果 が得られた。さらに、固液共存域では a -Alの溶解が進 み、590℃付近でAl-Mn-Fe系晶出物の溶解が始まる計 算結果が得られた。5182合金のミクロ組織(Fig. 2)で はMg<sub>2</sub>Siが確認されなかった。また、計算結果におい てもその体積率が非常に小さいため、α-AlとMg<sub>2</sub>Siの 共晶反応は5182合金の機械的性質を論じる上では無視 できると考えられた。そのため、加熱時には固相線に て α -Alと Mg<sub>2</sub>Siの共晶反応ではなく, Mg濃度の高い a-Alの粒界近傍の溶解が生じると考えられた。また、 a-Al粒界近傍は粒内と比べてMg濃度が高いため粒内 と比べて相対的に固相線が低くなり、固相線以下でも 強度の低下が粒内より前に(低温で)生じると考えられ た。そのため、固相線近傍の固相域では、引張負荷時 に強度の低い a -Al 粒界が優先的に変形し、粒界延性破 壊を示すと考えられた。この粒界での強度低下および 優先的な変形は高温ほど顕著になると考えられる。そ のため、5182合金では固相線にかけて試験温度の上昇 に伴い延性が低下したと考えられた。

5182合金では固相線 (556℃) 以上の固液共存域でも 600℃までは引張荷重が検出された。上述のように,固 液共存域の破面 (Fig. 15およびFig. 16)では,母相の変 形の痕跡はほとんど確認されず,晶出物の形状が明確 に観察された。そのため,固液共存域でも固相線に近 い比較的低温の温度域では,粒界の Al-Mn-Fe系晶出物 安定して存在すると考えられる。特に,580℃の破面 (Fig. 16)では晶出物が母相/母相間に架橋を形成する 様子が確認された。そのため,固液共存域でも固相線 に近い比較的低温の温度域では,粒界に生じた液相に より母相/母相間の連結(強度)は失われるものの,晶 出物を介した母相/晶出物/母相の連結によって僅かな 引張強さおよび伸びが得られたと考えられた。610℃で は,粒界の液相量が増加することに加え,Al-Mn-Fe系 晶出物が溶解し,母相/晶出物/母相の連結が失われる ため,試験時に引張荷重が検出されなくなったと考え られた。

#### 4.2 固液共存域での変形挙動

Table 2に既報<sup>9)~11)</sup>にて提示した固液共存域の変 形・破断挙動の分類方法を示す。この分類方法は固液 共存域の変形・破断挙動を4つの領域に分類し、固相 域から固液共存域の最も低温側を「領域 I:大きな延 性が得られる領域」に分類している。これまで固液共 存域の機械的性質を評価してきた合金では固相線直下 の固相域にて非常に大きな延性が得られ、100%以上 の変位を与えても試験片を破断させることができなか った<sup>8)~11)</sup>。しかし、上述のように、5182合金では固相 線以下の固相域から延性の低下が生じており、引張試 験機内で破断させることができない「大きな延性」は得 られていない。そのため、5182合金の変形挙動を分類 するためには、「大きな延性」のしきい値を決める必要 がある。材料は引張応力あるいはひずみが材料の強度 あるいは破断ひずみを超えた場合に破断する。凝固時 に引張応力あるいはひずみが発生する要因としては. 外的要因 (鋳型への物理的な引掛りなどによる外力) お よび凝固収縮が挙げられる。外的要因は鋳造方案や鋳 造条件に起因するためしきい値としては不適当であ る。そのため、凝固収縮量(凝固に伴う体積変化)を推 定し、しきい値として用いることとした。5182合金に おける凝固収縮量をJMatProにて計算したところ、 7.72%であった。そのため、5182合金の凝固時には最

Table 2Classifications of deformation behavior in semi<br/>solid state  ${}^{9) \sim 11}$ .

Low temperature	Stage I	Large uniform deformation and high tensile strength are obtained.		
	Stage II	Embrittlement with liquid film is occurred.		
	Stage III	Healing behavior of crack by liquid phase flow is occurred.		
High temperature	Stage IV	Slurry zone. Specimen could not keep original shape.		

大で7.72%の凝固収縮が生じると推察された。本研究 ではこのしきい値以上の伸びを示した領域を「領域 I : 大きな延性が得られる領域」に分類した。

**Table 2**の分類を5182合金に適用した結果をFig. 8 に示す。5182合金では、535℃にて12.5%の伸びが得ら れるものの、545℃では6.50%まで低下する。そのため、 領域 I と領域 II の境界は535℃と545℃の間に存在する と考えられた。液相によるき裂の回復 (ヒーリング) が 600℃以上で確認されたため、領域 II と領域 II の境界は590℃と600℃の間に存在すると考えられた。また、<math>610℃では、試験片がスラリーの状態であったため、領域 II と領域 IV の境界は600℃と610℃の間に存在すると考えられた。

#### 4.3 AI-Mg系合金の凝固割れ性

5182合金を含むAl-Mg系合金では、DC鋳造時に鋳 肌が荒れやすく, 鋳造方向(引抜き方向)と垂直に鋳肌 が引裂かれる形態の凝固割れやそれを起点とする湯漏 れが生じやすい。Fig. 1 (a) の割れは何らかの要因で鋳 塊が鋳型に引掛り, 鋳塊の降下に伴って鋳肌が上下に 引裂かれて形成されたと考えられた。また, Fig. 1 (b) の表面欠陥では、鋳肌の荒れが鋳込み方向に連続して おり、その延長上のトップ部(鋳造時のメニスカスに相 当)には突起が形成されていた。この突起は鋳造時に何 らかの要因で鋳型に溶湯が吸着して形成したものであ った。この突起がメニスカスに存在したため、鋳造時 にその直下で連続的にメニスカスが破られ、鋳肌が荒 れたと考えられた。これらのAl-Mg系合金の凝固割れ および鋳肌の荒れはいずれも凝固中もしくは凝固完了 直後に生じている。上述のように、Al-Mg系合金は他 の合金(例えば7000系合金および1000系合金)と比較し て固相線直下の固相域での引張強さおよび伸びが低 い。そのため、実際の鋳塊では、凝固完了直後の鋳肌 が外力により破断しやすいと考えられた。著者らはこ れまで、固液共存域の機械的性質および変形・破断挙 動の評価結果から、固液共存域における「脆化領域(領 域Ⅱ)の広さ」が凝固割れ性評価の指標として使用でき る可能性があることを示している<sup>8),9),11)</sup>。著者らがこれ まで評価した7000系合金では固相線(463℃)から583℃ にかけての120℃の温度範囲が領域Ⅱに分類されてい る。5182合金の脆化領域(領域Ⅱ)は、領域Ⅰ(535℃) から領域Ⅲ(600℃)の間の約65℃の温度範囲であり, 7000系合金よりも狭い。そのため、「脆化領域(領域 Ⅱ)の広さ」で評価すると5182合金は7000系合金と比 較して凝固割れは生じにくい。しかし、経験的に、 5182合金を含むAl-Mg系合金は7000系合金を含む

Al-Zn-Mg-Cu系合金と比較して、鋳塊中央からの割れ が問題となることは少ないものの、鋳肌での割れや荒 れが問題となることが多い。そのため、凝固割れ性を 「脆化領域(領域Ⅱ)の広さ」のみで評価することが難し いと考えられる。既報にて、著者らはAl-Zn-Cu-Mg系 合金で問題となる「鋳塊中央からの割れ」は、脆化領域 が広く、凝固収縮に起因する引け巣やき裂が生じた際 に液相の供給が難しい合金にて生じやすいことを示し た<sup>11)</sup>。一方、Al-Mg系合金で問題となる「鋳肌からの割 れ」は凝固完了直後の固相線近傍の固相域の引張強さお よび伸びが低いために生じると考えられた。そのため, 「凝固割れ」に分類されていても、「鋳塊中央からの割 れ」と「鋳肌からの割れ」は発生メカニズムが異なり、 それらを同じ指標で評価することは難しいと考えられ た。また, 鋳肌からの割れに関する割れ性(割れやすさ) は、固相線近傍の機械的性質で評価できると考えられ た。

#### 5. 結 言

- (1) 5182合金では、試験温度の上昇に伴う引張強さおよび伸びの低下が固相域から固液共存域にかけて確認された。これまで調査を行ってきた合金(例えば、Al-0.1%Si-0.1Fe合金および Al-8.88%Zn-2.34%Cu-1.70%Mg-0.12%Zr合金)では固液共存域のある温度にて引張強さおよび伸びが低下することが報告されており、5182合金の引張強さおよび伸びの変化はこれまで調査を行ってきた合金とは傾向が異なることが分かった。
- (2) 5182合金は固相線近傍の固相域での延性が低い ため、凝固時および凝固完了直後に破断しやす い。そのため、鋳型と凝固完了直後の鋳塊が接 する鋳肌での割れが発生しやすく、鋳肌が荒れ やすいと考えられた。
- (3) 鋳塊表面からの割れに関する割れ性(割れやす さ)は、固相線近傍の機械的性質で評価できるこ とが分かった。

#### 参考文献

- A. J. Whitehead, P. S. Cooper and R. W. McCarhy: Light Metals 1999, ed. by C.Edward Eckert, The Minerals, Materials & Materials Society, (1999), 763-769.
- 2) 千葉浩行,植木徹,鳥山隆成,遠藤至,小林易光,吉田誠: 軽金属, 61 (2011), 135-141.
- 8) 座間淳志,中澤嵩,利光万弘,吉田誠:軽金属, 61 (2011), 181-186.

- 4) 松下彬, 遠藤至, 吉田誠: 軽金属, 62 (2012), 104-108.
- 5) 高井量資, 松下彬, 柳田章吾, 中村浩一郎, 吉田誠:軽金属, 63 (2013), 310-317.
- 6) 座間淳志,利光万弘,渡部智也,千葉浩行,鳥山隆成,吉田誠:軽金属,61 (2011),446-451.
- 7) 森下誠,阿部光宏,徳田健二,吉田誠:軽金属,59 (2009), 417-423.
- 8) 坂口信人,常川雅功,渡辺良夫:軽金属, 61 (2011), 66-71.
- 9) 坂口信人:住友軽金属技報, 53 (2012), 27-35.
- 坂口信人,常川雅功,渡辺良夫:軽金属, 63 (2013), 229-233.
- 11) 坂口信人:軽金属, 65 (2015), 492-497.
- 12) 木島栄弥:素形材, 56 (2015), 46-51.



坂口 信人 (Nobuhito Sakaguchi) (株) UACJ 鋳鍛 鋳鍛工場 技術部 博士(工学)