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*

Journal of The Japan Institute of Light Metals, Vol. 67, No. 4 (2017), 101-108
© 2017 The Japan Institute of Light MetalsHigh temperature mechanical properties including semi-solid region
in Al-Mg system alloys, and its effect on hot tearing

Nobuhito SAKAGUCHI*

The hot tearing (crack) often occur on the surface of the Al-Mg system alloy ingot during casting process. To explain the mechanism of crack generation in the Al-Mg system alloy, the mechanical properties and deformation behaviors of semi solid state was investigated by the tensile test in the semi solid state. The tensile strength and the elongation of Al-Mg system alloy decrease with increase the test temperature in the solid state to semi solid state. Other system aluminum alloys, for example Al-Si-Fe system alloy and Al-Zn-Mg-Cu system alloy, 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.

(Received November 14, 2016 Accepted January 26, 2017)

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

1. 緒 言

Al-Mg系合金では、展伸材としてAA5052, AA5182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・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¹⁾。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^{2)~6)}。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⁷⁾。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-

Fig. 1 Hot tearing of Al-Mg system alloy.

*株式会社UACJ 技術開発研究所 (〒455-8670 愛知県名古屋港区3-1-12) UACJ Corporation, Research & Development Division (3-1-12 Chitose, Minato-ku, Nagoya-shi, Aichi 455-8670) E-mail: sakaguchi-nobuhito@uacj.co.jp

Table 1 Chemical 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.

Fig. 2 Microstructures of 5182 alloy ingot. **Fig. 3** Schematic drawing of tensile test machine. **Fig. 4** Schematic drawing of heating profile for tensile test.

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。

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AA5182（以下、5182合金と表記）を選択した。**Table 1**に示す化学成分の溶湯をDC castingにより直径330mm、長さ700mm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90mm×35mm×300mmの角材を切出し、幅3mm、厚さ4mm、長さ10mm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20kV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ため、引張試

験片を採取した部位の近傍から直径3mm、長さ0.5mmの円盤試験片を作製し、Arガス雰囲気中、昇温速度0.33°C/sの条件で示差熱分析を行った。その結果、固相線は556°C、液相線は638°Cであり、作製した鋳塊の固液共存域は82°C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0.05mm/s（ひずみ速度 $5 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ ）で引張試験を行った。本試験方法の詳細は、既報^{8), 9)}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・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、半溶融引張試験条件を模擬した加熱試験を行った。加熱試験は、引張試験片を採取した部位近傍から切出したφ8mm×12mm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. 5**①～⑤の各熱処理を行った円柱試験片のミクロ組織を示す。536°C（固相線近傍の固相域）で保持した条件（**Fig. 5**①～④）のミク

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).

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

口組織は、いずれもほぼ等軸のデンドライトを示し、鑄造まま (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°C (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、 α -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°C (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、300s 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°C (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 でのマイ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⁶⁾ や高井ら⁵⁾ 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。

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 系アルミニウム合金 (Al-0.1%Fe-0.1%Si, 以下、1000 系合金) および AA7055 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-8.88Zn-2.34Cu-1.70Mg-0.12Zr, 以下、7000 系合金) の結果^{9)~11)} を併記する。5182 合金の引張強さは、535°C (固相域) では 14.2MPa を示したが、固相線を挟んだ 545°C から 565°C の約 20°C の温度範囲で急激に低下し、570°C にて 1.45MPa を示した。570°C 以上では、引張強さは緩やかに低下し、600°C にて 0.08MPa を示した。610°C 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°C 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°C 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、伸びを評価できなかった。

3.2 その場観察結果

Fig. 9 に 535°C (固相域) でのその場観察結果を示す。試験開始から約 30s 間は試験片が塑性変形する様子が観察された。その後、36s 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°C および 550°C でも同様の結果が得られた。

556°C (固相線) から 590°C でのその場観察では、535°C 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、破断に至る様子が観察された。

Fig. 10 に 600°C でのその場観察結果を示す。600°C では、試験開始から 14s 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°C 以上の温度ではヒーリングが生じることがわかった。

Fig. 11 に 610°C での引張試験その場観察結果を示す。610°C では、試験開始から約 20s 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°C での試験とは異なり、試験片表面のけがき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 (くびれ) の発生およびくびれへのヒーリングが確認

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

された後、くびれ部にて破断した。610°Cではヒーリングで流れ込む液相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えられた。

3.3 破面観察結果

Fig. 12に545°C（固相域）の破面を示す。545°C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 μ m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 μ mの結晶粒単位で形成された凹凸が確認され、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、さら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°C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°C（固相線）の破面を示す。低倍像では545°C（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°C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°C（固相線）では、545°C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°C（固液共存域）の破面を示す。570°Cの破面においても、545°C（固相域）および556°C（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°C（固相線）と比較してより明瞭に観察された。

Fig. 16に580°C（固液共存域）の破面を示す。580°C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°C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°Cの破面では、長辺の長さが50 μ m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°Cの破面では晶出物が母相/母相間に架橋を形成する様子が確認された。

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

Fig. 10 Deformation behavior of 5182 alloy tested in 600°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^{8), 9), 11)}。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わかった。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

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

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

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) 法により Gibbs の自由エネルギーを用いて計算されている¹²⁾。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, 本研究では铸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°C にて母相である α -Al と Mg_2Si 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 α -Al の溶

解が進み, 590°C 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_2Si 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_2Si の共晶反応は 5182 合金の機械的性質を論じるうえ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_2Si の共晶反応ではなく, Mg 濃度の高い α -Al の粒界近傍の溶解が生じると考えられた。また, α -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 α -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°C) 以上の固液共存域でも 600°C 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 系晶出物が安定して存在すると考えられる。特に, 580°C 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

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

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

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

Table 2 Classifications of deformation behavior in semi solid state^{9)~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.

Fig. 16 SEM micrographs of fracture surfaces in 580°C (Semi solid state). **Fig. 17** Result of the phase diagram calculation by JMatPro.

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わずかな引張強さおよび伸びが得られたと考えられた。610°C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^{9)~11)}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^{8)~11)}。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越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當である。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°Cにて12.5%の伸びが得られるものの、545°C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°Cと545°C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°C以上で確認されたため、領域Ⅱと領域Ⅲの境界は590°Cと600°Cの間に存在すると考えられた。また、610°Cでは、試験片がスラリーの状態であったため、領域Ⅲと領域Ⅳの境界は600°Cと610°Cの間に存在すると考えられた。

4.3 Al-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、鑄造時にその直下で連続的にメニスカスが破られ、鑄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鑄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、実際の鑄塊では、凝固完了直後の鑄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^{8), 9), 11)}。著者らがこれまで評価した7000系合金では固相線（463°C）から583°Cにかけての120°C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°C）から領域III（600°C）の間の約65°C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難い。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、鑄塊中央からの割れが問題となることは少ないものの、鑄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「鑄塊中央からの割れ」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¹¹⁾。一方、Al-Mg系合金で問題となる「鑄肌からの割れ」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、「鑄塊中央からの割れ」と「鑄肌からの割れ」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、鑄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) AA5182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-0.1Si-0.1FeおよびAl-8.88Zn-2.34Cu-1.70Mg-0.12Zr）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、AA5182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わかった。

(2) AA5182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、鑄型と凝固完了直後の鑄塊が接する鑄肌での割れが発生しやすく、鑄肌が荒れやすいと考えられた。

(3) 鑄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わかった。

参 考 文 献

- 1) A. J. Whitehead, P. S. Cooper and R. W. McCarthy: *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, 小林昂光, 吉田 誠: 軽金属, **61** (2011), 135-141.
- 3) 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.
- 10) 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.