

# T相強化型高機能アルミニウム合金 T Intermetallic-reinforced Novel Aluminum

野口 将人\*1 近藤 雅晶\*1 鈴木 智博\*1  
Masato Noguchi Masaaki Kondo Tomohiro Suzuki

\*1 材料技術部

**要旨** アルミニウム合金は軽量でリサイクル性に優れるが、近年、適用拡大に際してさらなる機能向上が求められており、従来より厳しい高温環境下でも機械特性に優れていることが要求される。これに対して材料技術部では、従来にはない熱的安定性を有するT相を強化相として用いるAl-Mg-Zn系合金に着目し、平衡状態図計算により合金組成を幾つか選定した。これらの合金を試作し、高温強度向上およびそのメカニズムを明らかにした。

キーワード：アルミニウム合金、平衡状態図、金属間化合物、金属組織、クリープ特性

**Abstract** Aluminum alloys have low specific gravity and excellent recyclability. Recently, it is necessary to improve mechanical properties furthermore, i.e. better heat resistant, for expanding applicability to various products. We focused on Al-Mg-Zn alloys that have heat stable precipitates of T intermetallic phase, and picked out alloy compositions by calculations of equilibrium phase diagram. Trial products of these alloys have made it obvious that T intermetallic phase induces fine microstructures and good creep properties at high-temperature.

Keywords: Aluminum alloys, Precipitation, Microstructure, Intermetallic, Creep property

## 1 はじめに

一般的にアルミニウム合金(以下、アルミ合金)は、機械部品適用時には軽量かつリサイクル性等の観点において鉄や銅より優れており、昨今の地球環境保護のための世界的なCO<sub>2</sub>排出問題や資源問題に対して貢献できるとされている。しかし、近年ではアルミ合金へのさらなる機能向上が求められている。例えば、輸送機器や発電機設備等において、燃焼効率を高めるために高温化が進む場合があり、200℃以上の高温環境下における機械特性に優れていることも要求される。

当社においてもアルミ合金を使った様々な製品や部品を製造しており、同様の機能向上が求められる。本稿では、今後の製品ニーズに向けて、当社材料技術部で開発してきたアルミ合金の高機能化として、金属間化合物T相に着目した高温高強度化(耐熱化)への取り組みについて述べる。

## 2 耐熱アルミ合金の設計

### 2.1 コンセプト

エンジン部品等の機械要素は高耐熱化や高強度化により、高効率化ならびに小型軽量化に貢献できるとされている。しかし、高温で高強度を保つことは従来のアルミ合金では難しく、例えば、耐熱アルミ合金として世の中で広く用いられているA2618は、200℃以上の温度域において熱的不安

定域にあり顕著な強度低下を示す(図1)。これは、アルミ合金中のS相と呼ばれる強化相(金属間化合物)は高温時の相変態により粗大化すること<sup>[1]</sup>、熱力学計算によるとS相の体積率は5%程度であることが理由と考えられる<sup>[2]</sup>。すなわち、強化相である金属間化合物の高温における熱的安定性が足りないこと、および強化相の体積率が少ないため、200℃以上の温度域での強度低下の要因と考えられる。

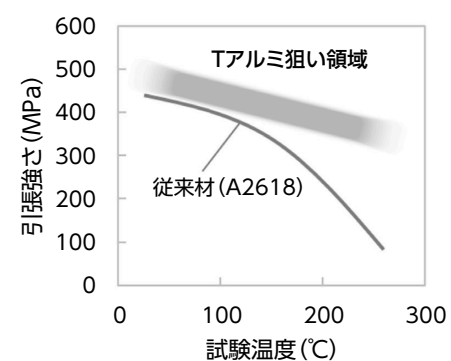


図1 従来材の高温強度とT相強化アルミニウム合金(Tアルミ)の狙い領域  
Fig.1 Conventional Aluminum and Target of T-Aluminum

これに対して、従来にない熱的安定性を有し、α-Al母相と平衡する金属間化合物T相(T-Al<sub>6</sub>Mg<sub>11</sub>Zn<sub>11</sub>相)を強化相として着目したAl-Mg-Zn 3元系アルミ合金が、耐熱性合金としての可能性を示している<sup>[3]-[5]</sup>。そこで、この3元系合金 Al-5Mg-3.5Zn (mol%) をベースに、図1に示す従来材A2618を上回るグレー領域を狙いとし

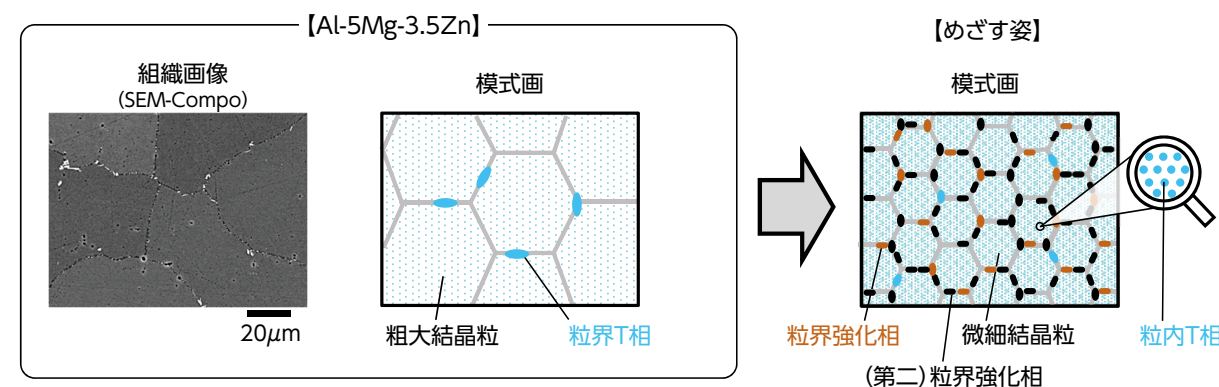


図2 TアルミAl-5Mg-3.5ZnのSEM画像とめざす姿  
Fig.2 SEM Image of T-phase Reinforced Aluminum alloy at the Start of Development and its Goal

た耐熱アルミ合金の開発に着手した。以後、この開発合金をTアルミと呼ぶ。

Tアルミの開発着手時のAl-5Mg-3.5Zn合金の金属組織画像(SEM-Compo像)ならびに模式図、その「めざす姿」を図2に示す。図2において、Al-5Mg-3.5Znの金属組織ではT相は粒界に点在する程度で、結晶粒も粗大であった。一方、Al合金と同じ結晶構造をもfcc金属の耐熱性は、一般的に結晶粒内と結晶粒界双方の変形を抑制する必要がある、結晶粒内については析出強化による転位運動の抑制、ならびに結晶粒界については析出強化によるすべり変形の抑制が重要といわれている<sup>[6]-[9]</sup>。そこで、粒内と粒界を強化するために「めざす姿」としては、T相が結晶粒内にも微細に分散していることに加え、結晶粒界に強化相が分散していることが必要であり、同時に結晶粒の微細化も必要と考えた。

この「めざす姿」の実現に向けて、まずはTアルミの平衡状態図計算によって生成する化合物の種類と量を評価し、合金組成を選定した。次に、その組成のTアルミを実際に作製し、金属組織を確認するとともに高温強度評価としてクリープ試験を実施した。

### 2.2 平衡状態図計算

金属の平衡状態図は、ある組成と温度の金属がどのような状態で存在しているかを熱力学に基づいて表し、合金組成や温度を変えた場合に金属が液体なのか固体なのか、あるいは液体と固体が共存するのか、また、その状態でどのような構成元素の結晶を持つのかを示す図である。

Tアルミの基本合金Al-5Mg-3.5Znのさらなる高強度化のために組織形成に影響を与える添加元素を検討し<sup>[9]</sup>、強化相であるT相に分配して結

晶粒界および結晶粒内にそれぞれ析出、熱的安定性を高める効果が期待できるCu、ならびに、主にAl<sub>3</sub>Niとして結晶粒界に化合物を生成するNiを選定した<sup>[10]</sup>。さらに、固溶強化をねらって、Alに比較的高い固溶限を有し、高温でも安定な低拡散係数遷移金属元素のTiの微量添加も併せて検討した<sup>[11]</sup>。

幾つかの組成のTアルミについて平衡状態図計算を実施した中で、Al-5Mg-3.5Zn-2Ni-2Cu-0.1Tiの計算結果を図3に示す。この図では、横軸に温度を示し、縦軸に金属の状態を表す「相」がどのような割合で存在するかを相分率として示す。したがって、この図を右から左へ読み解けば、高温で溶融している金属が温度低下にともなって凝固し、種々の相が生成する様子が見える。

図3において、680℃以上の高温域ではTアルミが液相のみ、すなわち溶融状態であることがわかる。最初に680℃付近で液相が減少し始め、これに代わってAl<sub>3</sub>Ti相が晶出する。次いで670℃からAl<sub>3</sub>Ni相が晶出する。また、600℃付近からはα-Al相が急激に晶出し、480℃付近で液相が消滅、すなわち凝固が完了する。この時に一旦ピークを迎えたα-Al相は以降の低温化に伴い徐々に減少し、α-Al相に代わってS相やT相が析出して組織形成が完了する。この形成された組織では、α-Al相が80%弱を占め、他についてはAl<sub>3</sub>Ni相とS相がそれぞれ約2%、T相が約7%である。

以上のように平衡状態図計算によって、CuやNiの添加量をそれぞれ変えた場合、両者を添加した場合、あるいはTiを添加した場合のTアルミについて、組織形成を評価した上でTアルミを試作し、金属組織解析および高温強度評価を行った<sup>[10][11]</sup>。



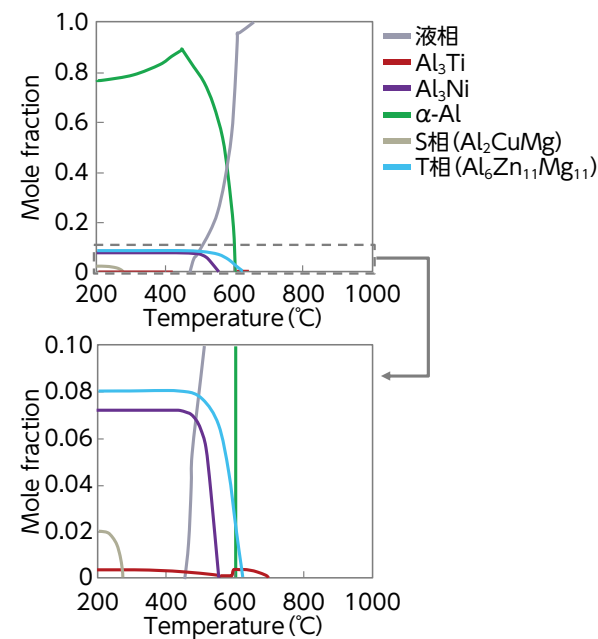


図3 Tアルミの平衡状態図計算  
Fig.3 Phase Diagram Calculation of T-Aluminum

## 3 結果と考察

### 3.1 組織解析とクリープ試験の結果

前述の平衡状態図計算による合金組成検討を経て試作したTアルミの中で、良好な高温強度を示したAl-5Mg-3.5Zn-2Ni-2CuならびにAl-5Mg-3.5Zn-2Ni-2Cu-0.1Tiの組織解析およびクリープ試験について、以下に述べる。

走査型顕微鏡 (SEM)、電子線マイクロアナリシス (EPMA) による組織観察画像を図4に示す。粒界が不明瞭で、T相を構成するAl, Mg, Znが粒界

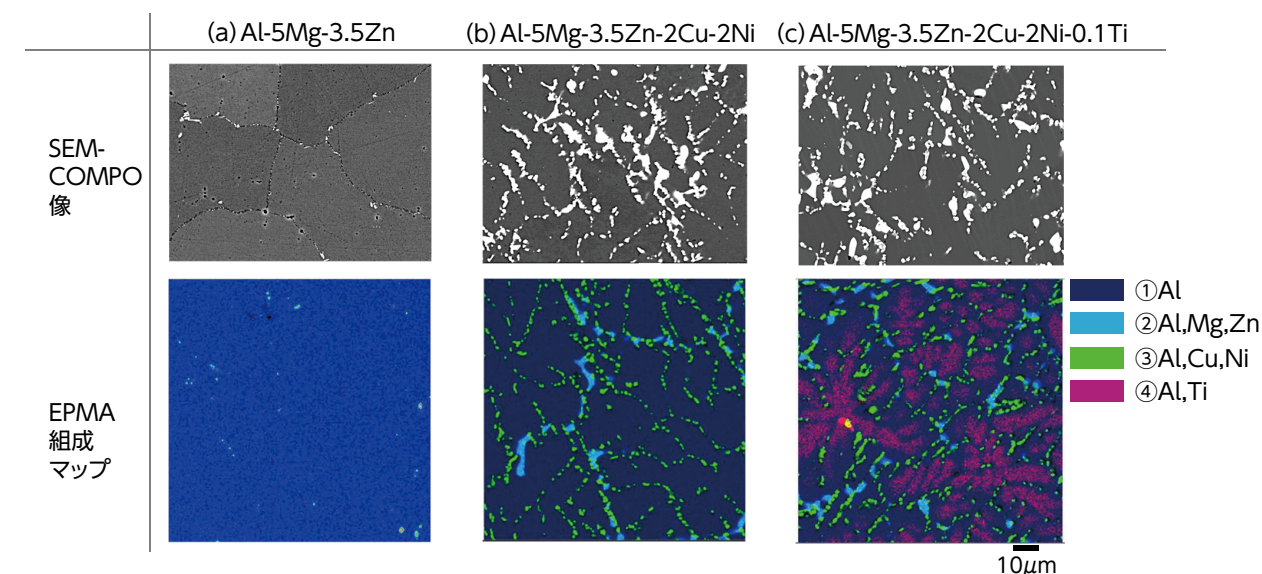


図4 TアルミのSEM観察画像と組成マップ  
Fig.4 SEM Image and EPMA Map of T-Aluminum

にわずかに点在している3元系合金 (a) Al-5Mg-3.5Znに対して、CuならびにNiを添加した (b) Al-5Mg-3.5Zn-2Ni-2Cuでは粒界にT相構成元素Al, Mg, ZnおよびAl, Cu, Niが存在している。また、T相を結晶粒内に微細分散させる目的でTiを添加した (c) Al-5Mg-3.5Zn-2Ni-2Cu-0.1Tiでは、(b)と同様のT相構成元素Al, Mg, ZnおよびAl, Cu, Niが存在しており、それらに加えて結晶粒内に塊状のTi分散領域が形成されている。

X線回折法 (XRD) による構造解析結果を図5に示す。検出された回折ピークは (a) Al-5Mg-3.5Znでは $\alpha$ -Al相, T相のみであったのに対し、Cu, Niを添加した (b) Al-5Mg-3.5Zn-2Ni-2Cuでは $\text{Al}_3(\text{Cu, Ni})_2$ 相,  $\text{Al}_3\text{Ni}$ 相および $\eta$ -MgZn<sub>2</sub>相の回折ピークが検出された。(b)に更にTiを添加した (c) Al-5Mg-3.5Zn-2Ni-2Cu-0.1Tiでは (b)と同様の回折ピークであり、図3に示す平衡状態図で見られた $\text{Al}_3\text{Ti}$ 相あるいはTiを含む回折ピークは検出されなかった。

図6に200°C, 105MPaにおけるクリープ試験結果 (時間-ひずみ線図) を示す。一般に、クリープ曲線は試験初期のひずみ速度が減少する1次 (遷移) クリープ、ひずみ速度が最小となりほぼ一定となる2次 (定常) クリープ、ひずみ速度が増加する3次 (加速) クリープの各領域に分けられる<sup>[12]</sup>。Al-5Mg-3.5Znに対しNi, Cuを添加すると、クリープひずみを抑制させる効果が認められた。また、さらにTiを添加すると2次、3次クリープひずみが抑制された。

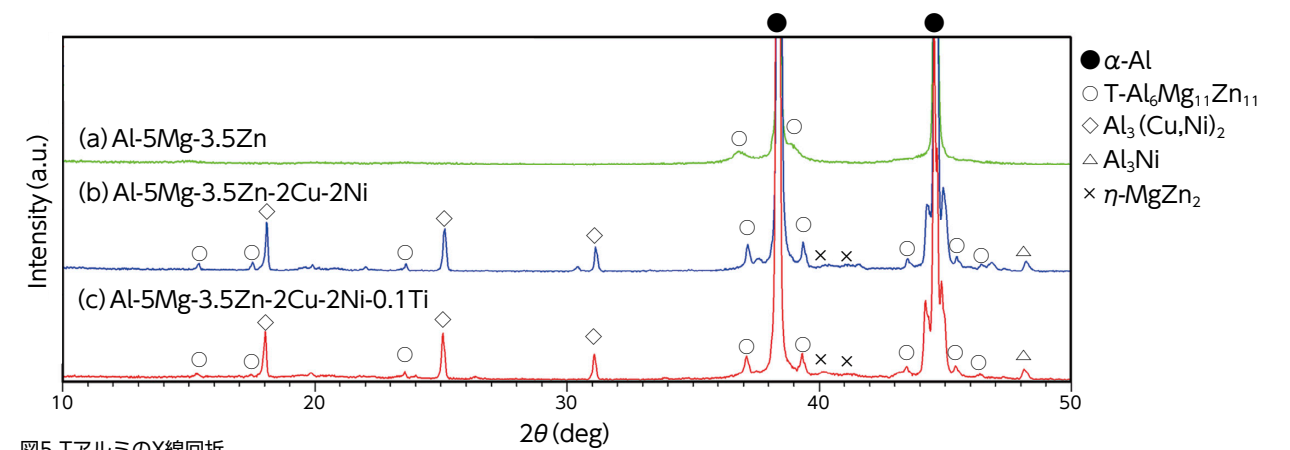


図5 TアルミのX線回折  
Fig.5 X-ray Diffraction of T-Aluminum

図7に200°C, 105MPaにおける時間とクリープひずみ速度の関係 (ひずみ速度は単位時間当りのひずみ量) を示す。各合金の1次クリープ (遷移域) におけるひずみ速度は時間に伴い減少し、2次クリープ (1次クリープの末期) における最小ひずみ速度は、Al-5Mg-3.5Zn 3元系合金では約 $2.2 \times 10^{-8}$ /s, Cu, Ni添加材では約 $1.5 \times 10^{-9}$ /s, 対してTi添加材は約 $7.0 \times 10^{-10}$ /sと低い。Ti添加材のひずみ速度は200hに最小付近に達し、そのひずみ速度は800hまで維持される。その結果、Ti添加合金の3次クリープの開始は著しく遅延され、クリープ破断時間は延長される。

### 3.2 組織とクリープに対する考察

#### 1) 組織形成

図4に示す元素分析結果から、存在する相およびその構成元素は①Alのみ、②Al, Mg, Zn、③Al, Cu, Ni、④Al, Tiの4つに分けられる。これらは、図5に示す構造解析結果ならびに図3に示す平衡状態図から、次のとおりと同定できる。

①は $\alpha$ -Al相であり、本アルミ合金中に一番多く存在する。②は主にMg, ZnとAlの化合物であるT相と同定できる。また、図5から、②にはMg, Znの化合物である $\eta$ 相が存在すると考えられる。この相は、図3に示す平衡状態図には存在しないので、凝固あるいは熱処理過程で生じた非平衡相と推測される<sup>[13]</sup>。一方、S相は図3で存在すると計算されているが非平衡状態では存在せず、図4、図5では分析されなかったと推測される。同様に③は図4、図5から、主にAl, Cu, Ni化合物の $\text{Al}_3(\text{Cu, Ni})_2$ 相であるとともに、Al, Ni化合物の $\text{Al}_3\text{Ni}$ 相と考えられる<sup>[11][12][14][15]</sup>。これも②同様、図3に示す平衡状態図では存在しない $\text{Al}_3(\text{Cu, Ni})_2$ 相が実際には $\text{Al}_3\text{Ni}$ 相に代わって存在すると考えられる。

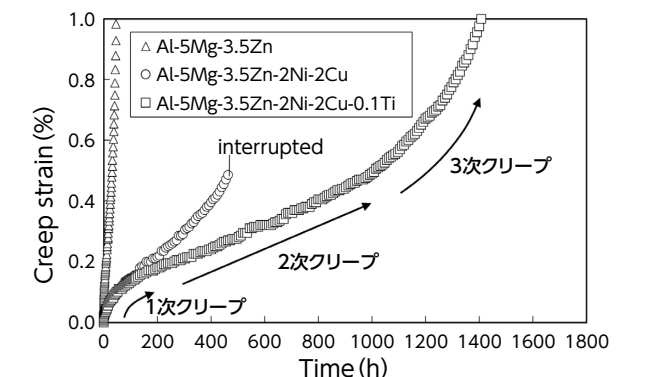


図6 Tアルミのクリープ試験結果 (時間-ひずみ)  
Fig.6 T-Aluminum Creep Test Result  
(Relationship between Creep Time and Strain)

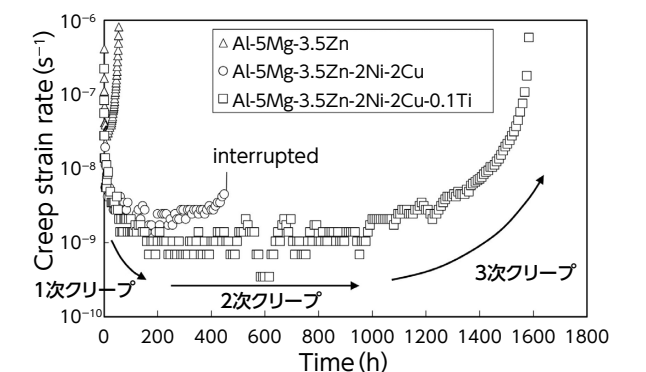


図7 Tアルミのクリープ試験結果 (時間-ひずみ速度)  
Fig.7 T-Aluminum Creep Test Results  
(Relationship between Creep Time and Strain Rate)

④はAlとTiからなる相であることが図4 (c) からわかるが、他方、図5ではTiに対応する相が検出されない。これらは、Tiは化合物を作らずに $\alpha$ -Al相に固溶していることを示唆する。また、Tiは凝固時にAlと包晶反応を示すので、 $\alpha$ -Al結晶粒内にTiの濃化領域が形成され、Tiは塊状となったと考えられる<sup>[11]</sup>。なお、ミクロ組織解析から、結晶粒内には微細なT相および $\eta$ 相の析出物が存在する<sup>[10]</sup>。以上より、結晶粒内にはT相および $\eta$ 相といった

微細な化合物、ならびに固溶Tiが存在し、結晶粒界にはT相および $\eta$ 相、ならびにAlとNi、Cuの化合物が存在する。すなわち、図2に示す「めざす姿」の金属組織が実現できたと考える。

## 2) クリープ特性

これまでの研究でクリープ特性と組織の関係については、2次クリープ領域は結晶粒内強度と、3次クリープ領域は結晶粒界強度と相関があることが示唆されている<sup>[6] - [9]</sup>。それぞれの添加成分がクリープ特性に及ぼす影響を以下に述べる。

図7では、3元系合金Al-5Mg-3.5Znに対してCuならびにNiを添加した合金Al-5Mg-3.5Zn-2Ni-2Cuは、2次クリープにおける最小クリープ速度が低く、3次クリープ開始が遅い。2次クリープの最小クリープ速度が低いのは、Cuによる結晶粒内に析出するT相、もしくは $\eta$ 相の生成を促進<sup>[10]</sup>することによる、結晶粒内の強化によるものと考えられる。3次クリープ開始が遅いのは、T相および $\eta$ 相、ならびにAlとNi、Cuの化合物による結晶粒界の強化によるものと考えられる。

また、図7においてTiを添加した合金Al-5Mg-3.5Zn-2Ni-2Cu-0.1Tiは、2次クリープにおける最小クリープひずみ速度がさらに低く、3次クリープ開始が遅い。これは、結晶粒内に存在する固溶TiがT相および $\eta$ 相の粗大化を抑制して結晶粒内を更に強化し、最小ひずみ速度の著しい低下、これにともなう3次クリープ開始の遅延を引き起こしたためと考えられる<sup>[11]</sup>。

## 4 まとめ

アルミ合金の高耐熱化や高強度化に向けT相の耐熱性に着目し、平衡状態図計算を用いてT相や他の化合物が晶出あるいは析出する合金組成を選定、Tアルミを試作してさまざまな評価手法の組合せによって、クリープ特性の向上およびそのメカニズムを明らかにすることができた。

また、このTアルミは従来の耐熱アルミ合金の製法である連続鋳造—鍛造(押出)—熱処理に対し、鋳造のみで作製できる可能性があるため、製造時のCO<sub>2</sub>排出量低減やコスト低減に対しても貢献できると考えている。今後、このアルミ合金の実用展開を進めていく予定である。

## 謝辞

本報告内容は国立大学法人東海国立大学機構名古屋大学との共同研究の一部である。本件の開発でご指導、ご協力いただきました社内外の関係者各位に対し、深く感謝いたします。

## 参考文献

- [1] Microstructures and properties of aluminum (アルミニウムの組織と性質), Japan Inst. Light Metals, (1991), 296-530.
- [2] 里達雄, 北岡山治, 神尾彰彦: 軽金属, 6 (1988), 558-578.
- [3] N. Takata, M. Ishihara, A. Suzuki and M. Kobashi: Mater. Sci. Eng., A739 (2019), 62-70.
- [4] N. Takata, R. Takagi, R. Li, H. Ishii, A. Suzuki and M. Kobashi: Intermetallics, 139 (2021), 107364.
- [5] 高田尚記, 鈴木飛鳥, 小橋 真: までりあ, 61 (2022), 195-201.
- [6] 竹山雅夫: 第194・195回西山記念技術講座, 日本鉄鋼協会, (2008), 1-23.
- [7] 竹山雅夫: までりあ, 60 (2021), 281-288.
- [8] I. Tarigan, K. Kurata, N. Takata, T. Matsuo and M. Takeyama: MRS Online Proceedings Library Archive, 1295 (2011), 317-322.
- [9] 味噌作裕, I. Tarigan, 木村堯弘, 高田尚記, 上田光敏, 丸山俊夫, 竹山雅夫: 鉄と鋼, 100 (2014), 1158-1164.
- [10] 近藤雅晶, 鈴木智博, 黎若琪, 高田尚記: 軽金属72 (2022), 473-481.
- [11] 近藤雅晶, 鈴木智博, 黎若琪, 高田尚記: 軽金属73 (2023), 1-6.
- [12] 丸山公一, 中島英治: 高温強度の材料科学—クリープ理論と実用材料への適用, 内田老鶴圃, (1997).
- [13] Ruoqi Li, N. Takata, A. Suzuki and M. Kobashi: Mater. Sci. Eng., A857 (2022), 144055.
- [14] H. Ishii, R. Takagi, N. Takata, A. Suzuki and M. Kobashi: J. Japan Inst. Light Metals, 71 (2021), 275-282.
- [15] H. Ishii, R. Takagi, N. Takata, A. Suzuki and M. Kobashi: Mater. Trans., 63 (2022), 513-521.

## 著者紹介



野口 将人      近藤 雅晶      鈴木 智博

## 開発の経緯と開発者の思い

耐熱アルミニウム開発はこれまで材料メーカーにおいても取り組まれている中、今回機械部品メーカーである当社が開発してこられたのは、大学と事業部とのパートナーシップ、つまり大学との材料に関する議論、および事業部との製品思想の共有といった、双方の組合せを通して成し得ていることに他ならない。

今回紹介した事例ではアルミニウムの高温特性に目を向けた開発であったが、無機あるいは有機問わず材料開発においては、製品の望む特性から材料組成やプロセスを導き出し、材料設計のコンセプトをいかにして構築するかが重要と考える。今後はDXの活用も視野に入れながら、事業部を支える本社機能として当社の事業活動を支えていきたい。