材料技術史から見るこれからの技術展開Ⅲ~アルミニウム合金~



Al-Mg-Si 合金の時効析出過程に関する 最近の研究動向

松田健二 $_{11}^{*}$ 西村克彦 $_{11}^{*}$ 李昇[0.2]布村紀男 $_{11}^{*}$ 土屋大樹 $_{31}^{*}$ 池野進 $_{41}^{*}$

1. はじめに

教科書に記載のある Wilm によるアルミニウム合金の時効 硬化現象の発見に始まり, Guinier と Preston の X 線回折に よる GP(Guinier–Preston) ゾーンの発見, Silcock 等による 時効硬化と析出の関連性の解釈から,下記の時効析出過程が 定着した⁽¹⁾.

過飽和固溶体 → GP ゾーン → 中間相 → 平衡相

過飽和固溶体からの相変態(相分解)が時効析出を可能とし て、時効処理という熱処理が成り立つ.Al-Mg-Si系合金に おいても、過去に著者らが他誌に執筆⁽²⁾させていただいた時 代とは変わり、中間相 β'の前駆相としての β"相の存在を疑 う研究報告はほぼ見られなくなったと思われる.さらに GP ゾーンよりも前の段階として溶質空孔と原子空孔からなるク ラスタの役割についても、後述するように多くの議論がなさ れ、熱分析測定、電気抵抗測定、陽電子(寿命)消滅測定によ る研究、最近ではミュオンスピン緩和スペクトル法での報告 もなされるようになり、これまでの研究結果との対応が議論 なされる一方で、新たな提案も多々報告され始めた.

本稿では著者らが主として行ってきた時効硬化型アルミニ ウム合金として知られる Al-Mg-Si 系合金の時効析出に関す る研究について,手元にあった文献で昨今の研究動向をまと めたものと,著者らが最近提案したクラスタについて記述さ せていただき,今後の時効硬化型アルミニウム合金の時効析 出に関する研究の発展の一助になれば幸いである. なお,実 験方法などは関連の文献を参照されたい.

2. 最近の実験とシミュレーション等によるクラス タ,時効初期生成物に関する研究動向

図1は主に2000年以降のAl-Mg-Si系合金の時効析出過 程を調べた結果について大まかにまとめた図である⁽³⁾⁻⁽¹⁸⁾. 以前まとめた時にはX線回折や電子顕微鏡によるいわゆる 構造解析を伴った研究は,時効温度が373K以上と大変限 られていたが,図から明らかなように,以前の解説記事では 着手されていなかった,373K以下の温度に対して,近年で は273K近辺の三次元アトムプローブトモグラフィー



図1 2000年以降の Al-Mg-Si 合金の析出挙動に関する研究 の一例.

^{*} 富山大学学術研究部都市デザイン学系;1)教授 2)准教授 3)助教 4)名誉教授(〒930-8555 富山市五福3190) Recent Research for Age-precipitation Sequence on Al-Mg-Si Alloys; Kenji Matsuda, Katsuhiko Nishimura, Seungwon Lee, Norio Nunomura, Taiki Tsuchiya and Susumu Ikeno(*Faculty of Sustainable Design, Assembly of Research, University of Toyama, Toyama) Keywords; aluminum-magnesium-silicon alloys, precipitation sequence, nano-analysis, microstructure 2021年4月27日受理[doi:10.2320/materia.60.404]



図2 (a) 343 K で 60 ks 時効した Al-1.6 mass% Mg₂Si 合金 を HRTEM 観察して得られた画像と(b) その画像から 推察された GP ゾーンの模式図⁽¹⁹⁾.

(3DAP)法とクラスタ構造のシミュレーションを組み合わせ た研究も積極的に行われている.

著者らは主として高分解能透過型電子顕微鏡(HRTEM)の 観察結果から、図2に示すようなアルミニウム母相の{100} 面に平行な GP ゾーンを1998年に提案した.この場合,ゾ ーンの化学組成は Mg: Si=1:1となる. ただし, 原子空孔 やアルミニウム,格子ひずみなどは考慮していない⁽¹⁹⁾.同 じく1998年には Edward らによって、アトムプローブ法に より、検出された原子数のラダープロットと、DSC の測定 結果,TEM 観察結果から,Si原子,あるいは Mg 原子によ る溶質クラスタがそれぞれまず形成されて、いったん消滅し た後, Mg: Si=1:1に近い Mg-Si クラスタが形成される とした. 最初のSiあるいは Mg クラスタは焼入れ過程で形 成されたものか否かは不明とした⁽²⁰⁾. 1999年には, Murayama と Hono による 3DAP 法を用いて, クラスタの 3次元構造が初めて示された⁽²¹⁾.過剰Si型合金では1Mg-1 Si のクラスタを,バランス組成の合金では 2 Mg-1 Si のク ラスタを形成し、その後凝集、成長によって球状の GP ゾー ンになる. クラスタと GP ゾーンの違いは基本的に化学組成 に際はなく,熱安定性の違いであるとし,クラスタとGPゾ ーン,その後のβ"の化学組成は合金の化学組成に依存し, 過剰 Si 型では Mg: Si=1:1, バランス組成では Mg: Si= 2:1 であると報告した.

2001年に山田ら⁽³⁾によって示差走査熱分析(DSC)法の詳細な測定結果に基づき提案された2種類の化学組成の初期 構造,つまり室温近辺で生成される共有結合性の高いSi-Si 結合を多く含む「Siリッチクラスタ」と、373 K付近で生 成されるイオン結合のMg-Si 結合を主とした「GPゾーン」 の存在という画期的な提案がなされ,現在も多く引用され, その検証が行われている.その後、3DAP法による検証も行 われ,それぞれ Cluster(1)と Cluster(2),あるいは室温時 効に対する正の効果と負の効果に照らし合わせて,前者を有 害クラスタ、後者を有効クラスタとも呼称されている.とく に Cluster(2)は β'' 相の形成を促進するとした.また, Cluster(1)は長時間室温で保持しても Mg/Si にばらつきが 大きく,かつサイズ変化が起こらないのに対して,Cluster (2)は Mg/Si が 2 に収束するようにサイズ分布も広がり,粗 大化していく⁽²²⁾⁽²³⁾. さらに最近 Kim らによっても Cluster (1)と Cluster(2)の存在について DSC 法での詳細な研究が なされている⁽²⁴⁾.

また有賀と里⁽²⁵⁾は 3DAP 法によって自然時効と予備時効 した合金中に形成されるクラスタについての詳細な研究を行 い,自然時効初期に主に形成する極端な Si リッチクラスタ (Cluster(1))は,170℃での人工時効処理にて強化析出相の β "に遷移しにくく,再固溶して過飽和 Mg,Si 量を増加させ ることもほとんどないことを報告した.

陽電子消滅(寿命)測定法(Positron Annihilation (lifetime) spectroscopy; PA(L)S)からは最近, Banhart らによって以 下の報告がなされている⁽²⁶⁾.彼らは焼入れ後に10~37℃で の等温測定において得られた結果を4つのステージを想定 し,それぞれのステージで生じている現象を提案している. ステージ0:陽電子寿命の測定初期の急激な減少.急速な溶 質-原子空孔の生成とクラスタリングの開始.

ステージ1:陽電子寿命がほぼ一定またはわずかな減少.ク ラスタリング進行中.二段時効の負の効果に寄与する段階. ステージ2:陽電子寿命が極小値まで減少する段階.クラス タリング進行中.DSCでは最初のクラスタリングとして検 出される段階.

ステージ3:陽電子寿命が減少から転じて極大値まで増加す る段階. Mgの関与するクラスタの凝集で陽電子寿命が延び る. DSC では2つ目のクラスタリングとして検出される.

ステージ4:陽電子寿命がふたたび減少する段階.クラスタの粗大化と規則化が寄与.

Mg と原子空孔の結合エネルギーが Si のそれよりも高いこ とから,これらの挙動は Mg 濃度が高い合金ほど顕著に現 れるとしている.

クラスタやGP ゾーン等のエネルギー計算も頻繁に行われ ており,第一原理計算として Vienna ab initio simulation package (VASP)による計算が多く用いられている. 2004年 には Ravi と Wolverton⁽²⁷⁾が同手法によって、当時報告され ていたゾーンや中間相を総集して、いかなる構造が安定であ るかを計算した.当時,著者らが提案していた図2の単層 GP ゾーン⁽¹⁹⁾をアルミニウム母相を含んだ L10 構造として 計算に使用し、ゾーンの構造としては安定したエネルギー値 を示すことを報告している. Sandberg ら⁽¹⁷⁾によると、 β'' の 結晶格子を基本構造としたクラスタまたはゾーンについての エネルギー計算を行い, Mg/(Mg+Si)に対して0.5である MgSi(L10構造)が最も低い値を示し、MgあるいはSiが増 加すると、系の総エネルギーも高くなった. また2013年に は Karadeniz ら⁽²⁸⁾も各種の報告例から GP ゾーンや B" 中間 相等の構造を想定して計算した.その中で前述の Ravi と Wolverton の使用した L10 構造のゾーンを図3のように示 して「Matsuda-phase」と呼称した.

廣澤らによる第一原理計算によって算出したアルミニウム 合金中の原子間,原子-空孔間相互作用エネルギーを用いた 種々のマイクロアロイング元素との「相互作用エネルギーマ ップ」は,二元系,三元型アルミニウム合金におけるいわゆ



図 3 Al-Mg-Si 合金中の GP ゾーン, "Matsuda-phase"⁽²⁸⁾. (License#505640879124, Elsevier)





るクラスタの生成の難易度の指標として,現在でも引用が多い⁽¹⁶⁾.

Starink ら⁽¹⁵⁾は、アルミニウムの FCC 格子の中に Mg-Si ダイマーの場合と、Mg-Si+Mg-Siの co-cluster を想定し、 3DAP の結果と合わせて、co-cluster の増加と強度増加の因 果関係を提案した.

最近の HAADF-STEM 観察からはこれまでとは異なる情報も得られている. Al-Mg-Si 合金に銅添加すると硬さが増加することと Q'相が析出することはよく知られているが、銀添加の影響はわかっていなかった.著者らの研究では時効硬化速度が速くなり、 β '相が過時効側でも安定で、かつHRTEM 像や電子回折図形の解析結果から格子定数が変化している可能性と、銀が β '相中に存在する可能性を指摘していた⁽²⁹⁾. その試料中の β '相をHAADF-STEM 観察したところ、図4に示すような画像が得られた⁽³⁰⁾. もちろん明るい点が銀原子のコラムであると考えられ、固溶体というよりも規則的に配列していた.通常の β '相の結晶構造は6回



図5 Al-1.6 mass%Mg₂Si 合金の溶体化処理直後,15日自然 時効,373 K で 60 ks 時効した試料における μ⁺の捕獲 率の温度依存性⁽³³⁾.縦軸は99.99%Alの捕獲率との差 分で示している.

対称なのに対して、これは3回対称になっていた.また結 晶格子の間隔もやはり0.69 nmと、通常の0.71 nmよりも 小さくなっていた.このことは β [']相のアルミニウム母相と の整合性が過時効側でも比較的良いことを裏付けている.

ミュオンスピン緩和スペクトル(µSR)法

正ミュオン(μ^+)の半減期は 2.2 μ s と陽電子の金属中での 平均寿命 0.2 ns の約10000倍, 質量は陽子質量の約1/10 と,陽電子と比較して,長い寿命と大きな質量により,長時 間試料内に滞在し,相互作用して,多くの情報を提供する. さらにスピン1/2 で磁気双極子の大きさは,陽子の約3倍 で,試料がアルミニウム合金の場合には,質量数27のアル ミニウム原子核の核磁気双極子とミュオンスピン磁気双極子 が相互作用し,スピン緩和が生じることから,この方法を用 いて,著者らの研究グループの Wenner らや Nishimura ら は Al-1.6 mass%Mg₂Si 合金の溶体化処理直後の試料と, 99.99%純度の Al の正ミュオンの捕獲率の温度依存性につい て調べ,図5に示したような結果を得た. μ^+ のトラップサ イトとして,溶質原子,クラスタ,原子空孔を挙げ,そして 低温から,以下のサイトに正トラップされると推測し た⁽³¹⁾⁻⁽³³⁾.

① <50 K: Mg 原子に捕獲,

② 120-200 K: (Mg+Si+v)クラスタに捕獲またはホッ ピング,

③ 室温付近:原子空孔依存の捕獲またはホッピング.

最近では,磁化率の変化と時効析出の初期課程の応答性の 良いことも見出されている⁽³⁴⁾⁽³⁵⁾.水素トラップや添加元素 の影響についても成果が出つつある.今後の展開が大いに期 待される.



図 6 (a) 473 K で 6 ks 時効した Al-Mg-Ge 合金中の β"相の HAADF-STEM 像と(b) その画像から推察される原子配列の模式図⁽¹³⁾.



図7 Al – Mg – Si 合 金 の β["]相 で 提 案 され て い る "eye cluster"⁽¹³⁾⁽³⁶⁾ (a) β["]の 2 次元投影像, (b) (a)の中央部 の黒四角で囲った eye-cluster を抜き出した構造. (c) (b)を z=1/2 だけずらした構造.

4. 一つの提案

図 6 は Al-Mg-Ge 合金中の針状析出物の断面を HAADF-STEM 観察した画像である⁽¹³⁾. 右の(b)中に示したように, 8 角形のような配列が見られるが,これは Hasting ら⁽³⁶⁾が Al-Mg-Si 合金中のβ["]相中に見られる典型的な配列で,彼 らは eye-cluster と呼んでいる. β["]の構造を 2 次元投影して 図 7 に示した. 図 7(a)の中心部分に黒枠で示した部分を抜 き出して,3 次元的に示した図を図 7(b)に示した. 中心に Mg 原子をもつ Mg と Si 原子で構成される L10 構造であ る. これを上下方向に 1/2 原子面だけ並進させた図が図 7 (c)である. 興味深いのはこの図では Mg 原子の作る 8 面体



構造が見られることである. Mg は原子空孔と結合しやすい という報告を踏まえると、この構造は原子空孔を効率よく捕 獲できるのではないかと考えられる.また,水素や他の元素 のトラップサイトとしても有効ではないかと推察される.こ のユニットセルを初期クラスタと呼び、横方向に3ユニッ トつないで図8に示した.これを第2クラスタと呼ぶこと とする. さらに①図 8(a) または(e)の底心の Mg を Cu に, ②図8(b)または(f)のSiをCuに、そして底心のCuをAl に、③図8(c)または(g)のCuをZnにと置換したタイプを 作成した. これは①は Al-Mg-Si 合金に Cu 添加した合金, ②は Al-Cu-Mg 合金, ③は Al-Zn-Mg 合金の初期生成物, つまり時効硬化型アルミニウム合金のクラスタの構造に相当 する.このように時効硬化型アルミニウム合金の初期生成物 の基本構造は同じであり、原子の種類の置換のみで構成でき ると考えられたことから、著者らは「ユニバーサルクラスタ」 と呼んでいる.

これらのクラスタの妥当性を平面波基底第一原理計算パッ

ケージ QUANTUM ESPRESSO を利用して密度汎関数理論 計算を行い,構造緩和と系の総エネルギーを求めた⁽³⁷⁾.図 9 は図 8(e)の Mg-Si-Mg である.(a)~(c)がそれぞれ第 2 クラスタを[001],[010],[100]方位からの緩和前の投影図 である.なお,実際の計算では周りにアルミニウム原子が 2 層ずつ取り囲む構造として計算しているが,この図では省略 している.(d)~(f)は総エネルギーが最小となった緩和後の クラスタの形態である.注目すべきは点線で囲んだ部分であ り,eye-cluster がその形状を明らかにしている.さらに緩 和後には緩和前のアルミニウム母相の原子位置から Mg あ るいは Si 原子がずれていることも明らかであり,ひずみを 生みだすことも推察される.このような計算を前述の図 8 に示した他の原子を含むクラスタについても実施したとこ ろ,図10(a)~(*l*)に記したように,同様の結果が得られたこ とから,今後,このユニバーサルクラスタの存在の有無ある



 図 9 図 8 の MgSiMg 第 2 クラスタの構造緩和計算前と緩和 後の状態.(周りの Al 母相は省略している.)



いは構造も研究の対象として重要であると言える. その一例 を図11に示した⁽¹⁴⁾. これは Al-Mg-Si 合金ではなく, Cu を 添加した Al-Zn-Mg 合金にみられた現象である.結晶粒界 近傍を観察した HAADF-STEM 画像である.図10(a)中に 無析出物帯(PFZ)を示している.通常はこの間隔を測定して PFZ の幅と称し、伸びや強度との因果関係の要因としてい る. 例えばこの時効条件では PFZ の幅は約400 nm であ る.図11(a)の右上の白四角の部分を拡大して観察した画像 が図11(b), さらに(b)中の PFZ 内に示した白四角の部分を 拡大した画像が(c)である.図から明らかなように、図11 (c)において、微細な生成物が確認された. さらにそれらの 中の2つを拡大して(d)と(e)に示す. それぞれの模式図を(f) と(g)にも示したが、前述の eye-cluster が PFZ と考えられ ている領域にも確認された. また,図10(f)と(g)に示したよ うな eye-cluster が密に生成している状態は、最近 Al-Cu-Mg 合金において Kovarik と Mills⁽³⁸⁾が見出したピーナッツ パターンと一致している.このPFZからは著者らが提案し たユニバーサルクラスタ相当の電子回折図形を得ている. さ らにその電子回折図形は時効初期からビーク時効までは存在 するが、過時効では確認されなくなった. もちろん Al-Cu-Mg 合金に現れる S'相やS相は結晶粒界にも粒内にも確認 されていない. つまり, Al-Zn-Mg 合金中において, 主成 分である Zn と Mg は η'あるいは η を生成するとともに,過 剰あるいはわずかな Mg が Cu とともに Al-Cu-Mg 系合金 で生成されるクラスタあるいは Guinier-Preston-Bagaryat-



図11 (a) 1:473 K, 0.96 ks 時効した ZM42HC 合金の結晶 粒界近傍の HAADF-STEM 像, (b) (a) 中で白四角点 線で示した A 領域の拡大像. (c) (b) 中の PFZ 内の白 四角点線で示した領域の拡大像. (d), (e):(c) 中に白 矢印で示したクラスタの典型例を画像処理した画像.
(f), (g):それぞれ(d) と(e)の模式図. (○Al(Z = 0.5), ●Al(Z=0), ○Mg(Z=0.5), ●Mg(Z=0), ○ Cu(Z=0.5), ●Cu(Z=0)).

sky(GPB)ゾーンを生成すると考えられる.このことは双方 のクラスタが類似している, つまりユニバーサルクラスタの 存在を裏付けにもなると考えられ、今後のさらなる研究が期 待される.

5. おわりに

ICAA14の際に,海外の知人から,「10年ぶりくらいに Al-Mg-Si 合金の時効析出のセッションに出たが、溶質原子や クラスタという聞きなれた言葉が議論されていて、安心し た」と言われた. よい評価と受け止めてよいのか複雑な気持 ちになったが,時効硬化型 Al 合金,とくに Al-Mg-Si 系合 金においては、それくらい根の深い問題であると受け止めて いる. 破竹の勢いで HAADF-STEM 法, 3DAP 法, シミュ レーション法やその他の新しい研究手法によって、これまで の課題が解決に向かう中で、単純に熱処理と加工とわずかな 点元素だけの実験条件の違いにおいてでさえ、さらに新たな 現象も見い出されており⁽³⁹⁾,このAl-Mg-Si系合金研究の 今後ますますの降盛を祈念するばかりである.最後に本稿は 著者の思い込みによる部分も多々あると思われるので、今後 ともご指導いただければ幸いです.

本稿を執筆するにあたり、研究にご協力いただきました関 係各位に深く感謝する.また著者らの研究の一部は,軽金属 奨学会平成29-30年度統合的先端研究, JSPS科研費 25289260, JST 產学共創基礎基盤研究(20100114), 軽金属 学会研究委員会, The Norwegian-Japanese Aluminium Alloy Research and Education Collaboration (INTPART), 飴 財団平成30年度研究助成,富山大学学長裁量経費2017-2020 等のご支援を頂いた. 附記して謝意を表する. なお次の図は それぞれ承諾を得ている.

- ⊠ 3 : Elsevier, License#505640879124.
- 図 4: Taylor&Francis, License#5056510020477.

文 献

- (1) J. Polmear: Light Alloys, 3rd ed., Arnold, (1995), 24–42.
- (2) 松田健二, 池野 進: 軽金属, 53(2003), 457-462.
 (3) 山田健太郎, 里 達雄, 神尾彰彦: 軽金属, 51(2001), 215-221.
- (4) 八太秀周,田中宏樹,松田眞一,吉田英雄:軽金属,54 (2004), 412-417.
- (5) 古田昌伸,成毛康一郎,柳沼芳宏,岡田勝蔵,清水照三,中 山栄浩: 軽金属, 52(2002), 586-590.
- (6) 八太秀周, 松田眞一, 吉田英雄: 軽金属, 56(2006), 667-672.
- (7) P. Lang, E. P.-Karadeniz, A. Falahati and E. Kozeschnik: J. Alloys Compd., 612 (2014), 443-449.
- (8) L. Cao, P. A. Rometsch and M. J. Couper: Mater. Sci. Eng., A **559**(2013), 257–261.
- (9) 中村貴彦, 村松賢治, 長井政紀, 大津諒平, 小松伸也: 軽金 属, 59(2009), 254-260.
- (10) A. Serizawa, S. Hirosaw and T. Sato: Met. Mater. Trans, A, 39A(2008), 243-251.
- (11) C. D. Marioara, S. J. Andersen, J. Jansen and H. W.

Zandbergen: Acta Mater., 49(2001), 321-328.

- (12) C. D. Marioara, H. Nordmark, S. J. Andersen and R. Holmestad: J. Mater. Sci., 41 (2006), 471-478.
- (13) K. Matsuda, A. Kawai, K. Watanabe, S. W. Lee, C. D. Marioara, S. Wenner, K. Nishimura, T. Matsuzaki, N. Nunomura, T. Sato, R. Holmestad and S. Ikeno: Mater. Trans., 58(2017), 167–175.
- (14) K. Matsuda, T. Yasumoto, A. Bendo, T. Tsuchiya, S. W. Lee, K. Nishimura, N. Nunomura, C. D. Marioara, A. Lervik, R. Holmestad, H. Toda, M. Yamaguchi, K. Ikeda, T. Homma and S. Ikeno: Mater. Trans., 60(2019), 1688–1696.
- (15) M. J. Starink, L. F. Cao and P. A. Rometsch: Acta Mater., 60 (2012), 4194-4207.
- (16) 廣澤渉一, 中村文滋, 里 達雄, 星野敏春: 軽金属, 56 (2006), 621-628.
- (17) N. Sandberg, M. Slabanja and R. Holmestad: Comp. Mater. Sci., 40(2007), 309-318.
- (18) F. A. Martinsen, F. J. H. Ehlers, M. Torster and R. Holmestad: Acta Mater., 60(2012), 6091–6101.
- (19) K. Matsuda, H. Gamada, K. Fujii, Y. Uetani, T. Sato, A. Kamio and S. Ikeno: Met. Mater. Trans. A, 29A(1998), 1161-1167.
- (20) G. A. Edwards, K. Stiller, G. L. Dunlop and M. J. Couper: Acta Mater., 46 (1998), 3893-3904.
- (21) M. Murayama and K. Hono: Acta Mater., 47(1999), 1537-1548.
- (22) 里 達雄: 軽金属, 56(2006), 592-601.
- (23) 廣澤渉一, 小椋 智, 芹澤 愛, 小宮良樹, 里 達雄: 軽金 属, 64(2014), 542-550.
- (24) J. H. Kim, C. D. Marioara, R. Holmestad, E. Kobayashi and T. Sato: Mater. Sci. Eng., A560(2013), 154-162.
- (25) 有賀康博, 里 達雄:神戸製鋼技報, 66(2017), 42-47.
- (26) J. Banhart, M. D. H. Lay, C. S. T. Chang and A. J. Hill: Phys. Review B, 83(2011), 014101.
- (27) C. Ravi and C. Wolverton: Acta Mater., 52(2004), 4213-4227.
- (28) E. P.-Karadeniz, P. Lang, P. Warczok, A. Falahati, W. Jun and E. Kozeschnik: CALPHAD, 43(2013), 94-104.
- (29) J. Nakamura, K. Matsuda, T. Kawabata, T. Sato, Y. Nakamura and S. Ikeno: Mater. Trans., **51** (2010), 310–316.
- (30) C. D. Marioara, J. Nakamura, K. Matsuda, S. J. Andersen, R. Holmestad, T. Sato, T. Kawabata and S. Ikeno: Philo. Mag., **92**(2012), 1149-1158.
- (31) S. Wenner, K. Nishimura, K. Matsuda, T. Matsuzaki, D. Tomono, F. L. Pratt, C. D. Marioara and R. Holmestad: Acta Mater., 61 (2013), 6082-6092.
- (32) S. Wenner, K. Nishimura, K. Matsuda, T. Matsuzaki, D. Tomono, F. L. Pratt, C. D. Marioara and R. Holmestad: Metall. Mater. Trans., 45A(2014), 5777–5781.
- (33) 西村克彦, 松田健二, 並木孝洋, 李 昇原, 布村紀男, 松崎 禎市郎, 渡邊功雄: 軽金属, **67**(2017), 151-155.
- (34) K. Nishimura, K. Matsuda, T. Namiki, N. Nunomra, T. Matsuzaki and W. D. Hutchison: Mater. Trans., 56(2015), 1307-1309.
- (35) K. Nishimura, K. Matsuda, Q. Lei, T. Namiki, S. W. Lee, N. Nunomura, T. Matsuzaki and W. D. Hutchison: Mater. Trans., **57**(2016), 627-630.
- (36) H. S. Hasting, A. G. Froseth, S. J. Andersen, R. Vissers, J. C. Walmsley, C. D. Marioara, F. Danoix, W. Lefebvre and R. Holmestad: J. Appl. Phys., 106 (2009), 123527.
- (37) 布村紀男, 西村克彦, 松田健二: 軽金属, 67 (2017), 156-161.
- (38) L. Kovarik and M. J. Mills: Acta Mater., 60(2012), 3861–3872.
- (39) K. Ikeda, T. Takashita, R. Akiyoshi, S. Hata, H. Nakashima, K. Yamada and K. Kaneko: Mater. Trans., 59(2018), 590-597.

松田健二 matsuda@sus.u-toyama.ac.jp 1985年 富山大学大学院工学研究科修士課程修了 主な略歴 土な崎底 2008年11月-現職 2018-2020年 学部附属先端材料研究センター長 専門分野:材料組織工学 ◎時効硬化型アルミニウム合金の時効析出挙動に関する材料組織学的研究に 従事.透過型電子顕微鏡を用いた構造解析技術や分析技術を中心に活動.













土屋大樹



池野 進