

アルミニウム合金の超微細粒強化と 時効析出強化を並立させる3つの方策

廣澤 渉^{1*)} 唐 永鵬²⁾ 堀田 善治^{**}
松田 健二^{1)**} 李 昇原^{2)**} 寺田 大将^{****}

1. はじめに

時効硬化型アルミニウム合金展伸材の強化機構としては、析出強化、転位強化、結晶粒微細化強化などが挙げられ、これらを適切に組み合わせることで従来の性質を大きく上回る高強度、高延性を有する材料の創製が望まれている。しかしながら、例えば冷間加工による転位強化と析出強化を組み合わせようとすると、硬化速度の増加によって初期強度が増大する場合もあるものの、時効処理による強度増加量、すなわち時効硬化能は加工率の増加とともに減少してしまうことが多い。これは、加工によって導入された多量の転位が、その後の時効処理時に溶質原子の拡散を促進し(転位芯拡散)、かつ核生成に必要な活性化エネルギーを減少させて転位線上への不均一析出を誘発するためであり、無加工材(図1(a))よりも粗大で疎な析出組織の形成(図1(b))が、時効硬化能の低下を生じることが知られている。一方、結晶粒微細化強化と析出強化との組み合わせについても、高圧ねじり(High-Pressure Torsion; HPT)法や繰返しせん断変形(Equal-Channel Angular Pressing; ECAP)法、繰返し重ね接合圧延(Accumulative Roll Bonding; ARB)法などの巨大ひずみ加工⁽¹⁾によって容易に結晶粒をサブミクロンオーダーまで超微細化できるようになったにもかかわらず、その後の時効処理で大幅に強度が低下してしまうことも少なくない。これも、

転位の回復や超微細粒の粒径増加に加えて、粒界拡散や結晶粒界上への不均一核生成が、通常条件では形成されないような安定相を粗大に粒界析出させるためであり(図1(c)の矢印)、競合して生じる母相中での析出量(多くの場合は準安定

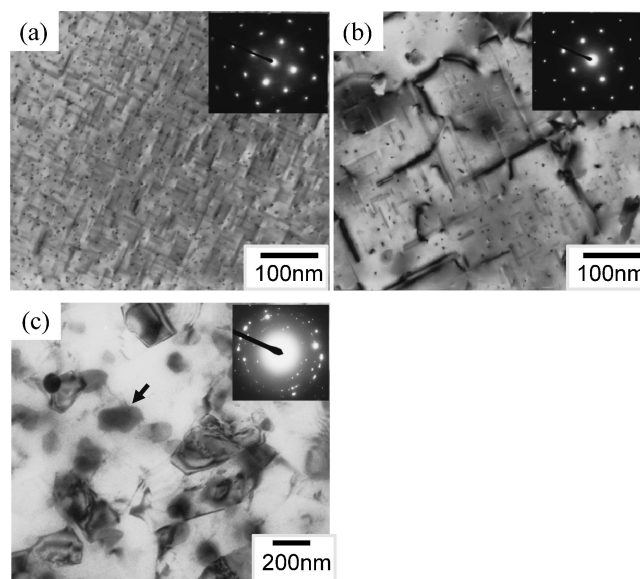


図1 6022Al-Mg-Si合金無加工材(a), 30%冷間圧延材(b), HPT材(c)を443 Kで86.4 ks時効した際のTEM組織⁽²⁾⁽³⁾。

* 横浜国立大学大学院工学研究院; 1)教授 2)産学連携研究員(〒240-8501 横浜市保土ヶ谷区常盤台79-5)

** 九州大学大学院工学研究院; 教授

*** 富山大学大学院理工学研究部; 1)教授 2)助教

**** 千葉工業大学工学部; 准教授

Three Strategies to Achieve Concurrent Strengthening by Ultrafine-grained and Precipitation Hardenings for Severely Deformed Age-hardenable Aluminum Alloys; Shoichi Hirose*, Yongpeng Tang*, Zenji Horita**, Kenji Matsuda***, Seungwon Lee*** and Daisuke Terada****(*Yokohama National University, Yokohama. **Kyushu University, Fukuoka. ***University of Toyama, Toyama. ****Chiba Institute of Technology, Narashino)

Keywords: aluminum alloy, age-hardening, severe plastic deformation, precipitation, spinodal decomposition, ultrafine grain, microalloying, concurrent strengthening

2015年11月19日受理[doi:10.2320/materia.55.45]

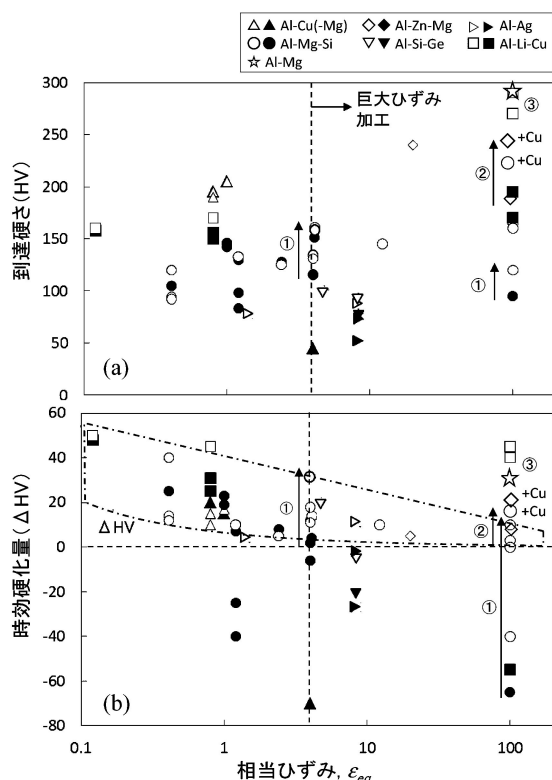


図2 各種時効硬化型アルミニウム合金の到達硬さ(a)および時効硬化量(b)の相当ひずみ依存性。白抜記号、黒塗記号はそれぞれ373 K以下の低温での時効処理、373 Kよりも高温での時効処理を示す⁽³⁾。

相)の減少が強度低下の主因となっている(競合析出現象)。したがって、せっかく事前に転位強化や結晶粒微細化強化を図っても、その後の時効処理が適切でなければ合金本来の時効硬化能が低減、もしくは発現されないことになり、両強化機構と析出強化を並立させるための合金設計やプロセス条件に関する方策の確立が望まれている⁽²⁾。

本稿では、実用アルミニウム合金の適用範囲をさらに拡大するために、巨大ひずみ加工による結晶粒微細化強化と時効析出強化の並立によって合金の「高強度化」を図った事例を紹介し、超微細粒時効硬化型合金に特有な3つの析出強化技術(①時効温度の低温化、②マイクロアロイング、③スピノーダル分解の利用)を提示する。ここで「強化機構の並立」とは、「到達強度/硬さのみならず、その合金がもつ本来の時効硬化能を最大限生かして、巨大ひずみ加工材を高強度化すること」と定義でき、後述する到達硬さ-相当ひずみ図(図2(a))や時効硬化量-相当ひずみ図(図2(b))において、プロット点をより右上方へとシフトさせることに対応している。

2. 到達硬さおよび時効硬化量の相当ひずみ依存性

各種時効硬化型アルミニウム合金に対して、種々の巨大ひずみ加工ならびに時効処理を施した際の到達硬さおよび時効硬化量(ピッカース硬さの変化量として ΔHV で表す)を図2

に示す⁽³⁾。溶体化処理・水焼入れ後、巨大ひずみ加工、時効処理を順に施した際の両値を相当ひずみ ϵ_{eq} に対してプロットすることで、結晶粒微細化強化(転位強化)と析出強化の並立の成否を定量的に評価でき、以下のような知見を確認することができる。

- 同じ時効温度で比較すると、これまでに報告されている多くの合金系で、相当ひずみの増加に伴って時効硬化量は単調に減少する(図2(b)中の一点鎖線枠にて傾向を示す)。すなわち、無加工材(相当ひずみ0に相当。図中にプロット点は描かれていない)で最も時効硬化能が高く、転位の導入や結晶粒の微細化が母相中の析出量を減少させて(図1)、時効硬化量の低下を生じる。
- 巨大ひずみ加工の定義ともなっている「相当ひずみ4以上の加工(図2(a)(b)中の縦点線よりも右側の高相当ひずみ領域に対応)」を施した後に様々な温度で時効処理すると、高温では硬化することなく単調に軟化し、低温ほど到達硬さ、時効硬化量ともに大きくなる(矢印①)。これは、低温時効ほど転位の回復や超微細粒の粒径増加が抑制されるのに加えて、母相中における準安定相の析出量が増加するためである(3.(1)節で詳述)。
- Cuを微量添加したAl-Mg-Si合金やAl-Zn-Mg合金(矢印②。3.(2)節で詳述)に加えて、2091Al-Li-Cu合金やAl-14.7 at%Mg合金(③で示した□や☆。3.(3)節で詳述)では、相当ひずみが>100のHPT加工後でも373 K以下の時効処理を施すことで優れた到達硬さ、時効硬化能を示す。特に後二者は、アルミニウム合金展伸材では最高レベルの到達硬さ>HV290を記録しており、 $\Delta HV 35\text{--}45$ の時効硬化量も特筆すべき値となっている。これは、サブミクロンオーダーの超微細粒内に、ナノスケールの析出物(ナノ析出物)を高密度に分散させることに成功したためであり、強化機構の並立を達成する好例として位置付けられる。

著者らが見出したこれらの知見は、超微細粒時効硬化型合金に特有な3つの析出強化技術(①時効温度の低温化、②マ

[†] 三次のテンソル量であるひずみを、一次のスカラー量に変換した値であり、次式を用いて種々の巨大ひずみ加工によって導入される相当ひずみ量 ϵ_{eq} を算出することができる⁽¹⁾。HPT法；

$$\epsilon_{eq} = \frac{r\theta}{\sqrt{3}t}$$

(ただし、 t は円板状試料の厚さ、 r は中心からの距離、 θ はねじり角)、ECAP法；

$$\epsilon_{eq} = \frac{n}{\sqrt{3}} \left[2 \cot \left(\frac{\phi}{2} + \frac{\Psi}{2} \right) + \Psi \operatorname{cosec} \left(\frac{\phi}{2} + \frac{\Psi}{2} \right) \right]$$

(ただし、 n は繰返しパス数、 ϕ はチャンネル間の角度、 Ψ はダイス屈曲部内側および外側の曲率)、ARB法；

$$\epsilon_{eq} = -\frac{2n}{\sqrt{3}} \ln \left(\frac{t}{t_0} \right)$$

(ただし、 n は繰返しサイクル数、 t_0 、 t は加工前後の板厚)

イクロアロイング, ③スピノーダル分解の利用)に基づくものであり, 以下では上記の傾向を端的に示す実験結果を紹介しながら, 超微細粒強化と析出強化を並立させるための合金設計, プロセス条件を提示することにする。

3. 超微細粒時効硬化型合金に特有な3つの析出強化技術

(1) 時効温度の低温化

図3に, 6022Al-Mg-Si合金HPT材を443または343Kで時効した際の硬さ変化ならびに対応する透過型電子顕微鏡(Transmission Electron Microscopy; TEM)組織を示す。前述したように, 本系合金は本来443Kで86.4ks時効すると, 図1(a)のような微細な針状 β'' 相が母相中に均一析出し, Δ HV75もの大きな時効硬化能を示すはずであるが⁽²⁾⁽³⁾, 事前にHPT加工を行うと, 結晶粒微細化強化によって時効処理前の硬さはHV160まで増加するものの(無加工材の硬さは<HV50), その後の時効処理で単調に軟化してしまう(図3(a))。これは, 転位の回復や超微細粒の粒径増加に加えて, 結晶粒界上に>100nmの粗大な安定相(β -Mg₂Si相, 図1(c)矢印)が形成して, 母相中の析出が完全に抑制されるためであり, 時効硬化型アルミニウム合金の競合析出現象に関する前述の1つ目の知見を証明するものとなっている。しかしながら, 同じHPT材を343Kで時効処理すると, $\sim\Delta$ HV10ほどの時効硬化を示すようになり(図3(a)), これは超微細粒内にナノ析出物が形成するためであることがわかった(図3(b), (c))。

図4は, 著者が開発したAl-Mg-Si合金の競合析出現象を再現する数値解析モデル⁽⁴⁾⁽⁵⁾を用いて計算した, 443または343K時効における析出サイトごとの核生成速度の時効時間依存性を示す。核生成速度 $J_i(t)^*$

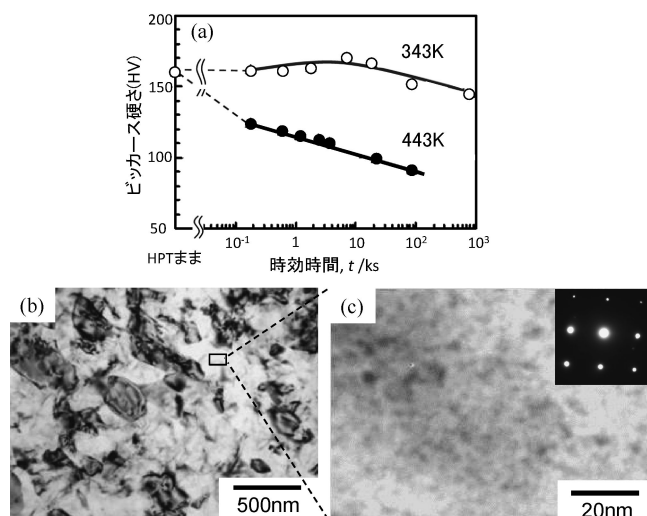


図3 6022Al-Mg-Si合金HPT材を443および343Kで時効した際の硬さ変化(a)ならびに対応するTEM組織: 343K 3.6ks時効(b)(c). 443K 86.4ks時効後のTEM組織は図1(c)に示す。

$$J_i(t)^* = A_2 \cdot n_i(t) \cdot D \cdot c_i(t) \cdot \sqrt{\frac{\gamma_{\text{op}i}}{T_A}} \cdot \exp\left(-\frac{\Delta G^*}{kT_A}\right) \times \exp\left(-\frac{\tau}{t}\right) \quad (1)$$

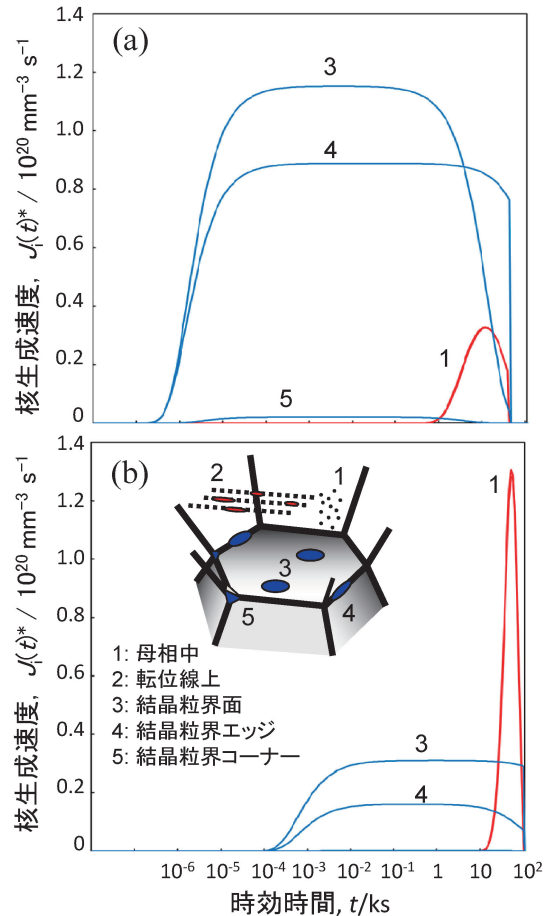


図4 Al-Mg-Si合金で観察される競合析出現象を再現する数値解析モデル⁽⁴⁾⁽⁵⁾を用いて計算した各析出サイトにおける核生成速度の時効時間依存性: 443K時効(a), 343K時効(b). 平均結晶粒径1 μ m, 転位密度10¹¹/mm²の条件で計算した。

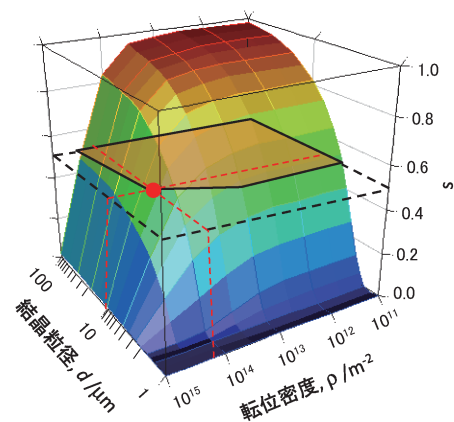


図5 6022Al-Mg-Si合金を443Kで86.4ks時効した際の, 全析出量に対する母相中での析出量の割合 s . 競合析出現象を再現する数値解析モデル⁽⁴⁾⁽⁵⁾を用いて, 結晶粒径, 転位密度をそれぞれ任意に変化させて計算した。

$$\tau = A_3 \cdot \frac{T_A r^{*2}}{D c_i(t) \gamma_{\alpha\beta_i}} \quad (2)$$

ただし, A_2, A_3 : 定数, $n_i(t)$: サイト i に含まれる有効結晶格子点数, D : 溶質原子の拡散係数, $c_i(t)$: サイト i の溶質濃度, $\gamma_{\alpha\beta_i}$: サイト i における母相/析出相間の界面エネルギー, T_A : 時効温度, ΔG^* : 核生成に必要な活性化エネルギー, k : ボルツマン定数, τ : 緩和時間, t : 時効時間, r^* : 臨界核半径

を t に対して積分(図4の各曲線で囲まれた面積に対応. 横軸が対数表示になっている点に注意)することで, 析出相の核生成数, ひいては(既出の析出核を成長させる代わりに, 新たな析出核の発生によって体積率を増加させているため⁽⁴⁾⁽⁵⁾)形成量を比較することが可能となっている. 443 K 時効(図4(a))では溶質原子のほとんどが結晶粒界面やエッジ上で粗大な析出相として消費され, 母相中での析出に使われる Mg や Si はわずかであるのに対して(図1(c)の析出組織に対応), 343 K 時効(図4(b))では時効温度の低温化による D の低下が, 結晶粒界上での核生成の遅滞や溶質枯渇帯の形成抑制, 母相中における溶質濃度の維持を引き起こし, 粒内析出量を増加させることが示唆される(図3(b), (c)の析出組織に対応). そのため, 時効温度の低温化は結晶粒界や転位上での不均一析出を極力抑えながら, できるだけ超微細粒内にナノスケールのクラスタ(ナノクラスタ^{(6)*})やナノ

析出物を形成し, 到達硬さや時効硬化量を増加させるという点で, 第一義的に重要な析出強化技術と言える. なお, 本数値解析モデル⁽⁴⁾⁽⁵⁾は, 時効処理前の結晶粒径および転位密度を任意に変化させた際の, 各析出サイトにおける体積率を比較することもでき, 例えば 443 K で 86.4 ks 時効する場合, 結晶粒径が 10 μm 以下, 転位密度が 10^{14}m^{-2} 以上になると, 母相中での析出量が全析出量の50%以下となって, 十分な時効硬化能が発現しなくなることが予想される(図5).

(2) マイクロアロイング

時効硬化型アルミニウム合金の析出組織形成は, 合金中に含まれる不純物元素や意図的に添加したマイクロアロイング元素(通常は<1 at%程度)によって変化することが知られており, 特に溶質原子, マイクロアロイング元素原子および空孔からなるナノクラスタの異質核生成作用⁽⁷⁾⁻⁽¹²⁾は, 学術的のみならず工業的にも興味深い現象となっている. 図6に, Cu をマイクロアロイング添加した過剰 Mg 型 Al-Mg-Si 合金 HPT 材を 373 K で時効した際の硬さ変化, 時効硬化量ならびに対応する TEM 組織を示す⁽¹³⁾. Cu 添加量の増加に伴って HPT 加工後の硬さが顕著に増加し, 0.7 at%Cu 合金では HV200 に達するほどの強化(結晶粒微細化強化および転位強化)が図られることがわかる. さらに, その後 373 K という低温時効を施すと到達硬さ HV213, 時効硬化量 $\Delta\text{HV}15$ を示すようになり, 無添加材(到達硬さ HV147, 時効硬化量 $\Delta\text{HV}10$)を上回る強度特性となっている. 同様な

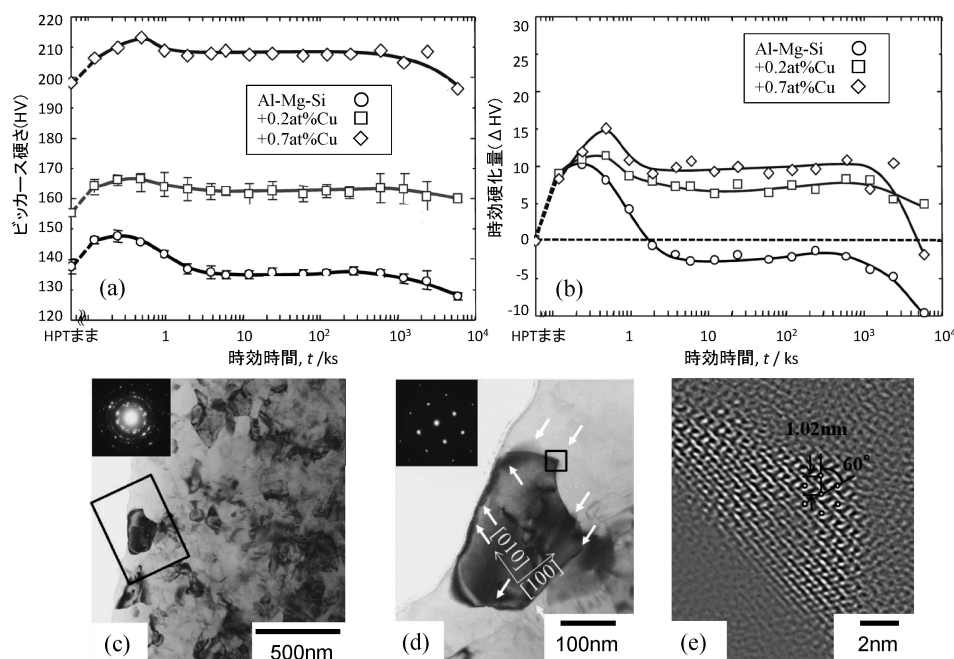


図6 Cu をマイクロアロイング添加した過剰 Mg 型 Al-Mg-Si 合金 HPT 材を 373 K で時効した際の硬さ変化(a), 時効硬化量(b)ならびに対応する TEM 組織: 0.7 at%Cu 合金 60 ks 時効(c)-(e)⁽¹³⁾.

* ナノ析出物の前駆構造とみなせるが, 所定の化学組成をもたない⁽⁶⁾ために自由エネルギー関数を定義できず, 準安定状態図にもその相安定性を表す相境界を描くことができない.

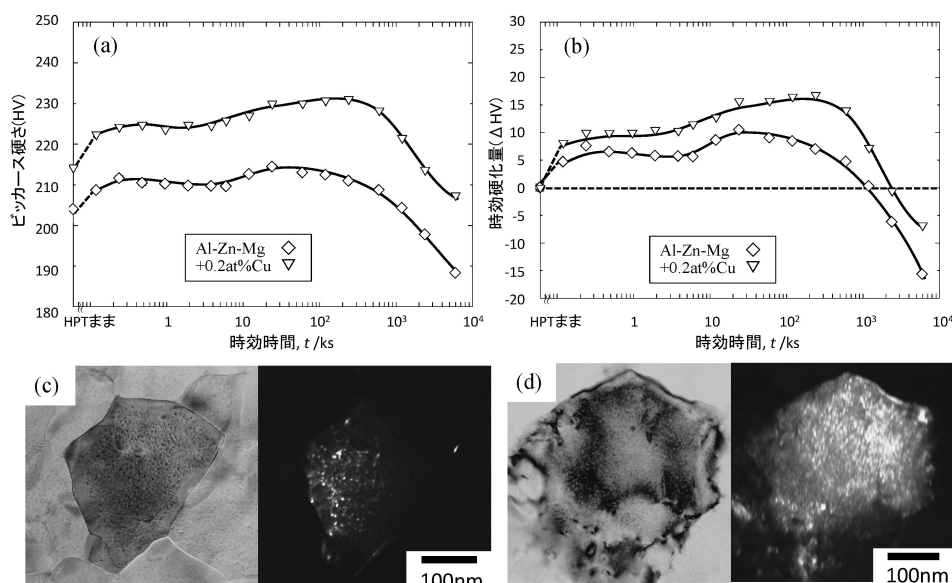


図7 Cuをマイクロアロイング添加したAl-3at%Zn-3at%Mg合金HPT材を373 Kで時効した際の硬さ変化(a), 時効硬化量(b)ならびに対応するTEM組織: Al-Zn-Mg合金240 ks時効(c)および0.2at%Cu合金240 ks時効(d).

傾向は、Cuを微量添加したAl-Zn-Mg合金HPT材を373 Kで時効した際にも得られ(図7), 超微細粒時効硬化型合金に特有な2つ目の析出強化技術としての「マイクロアロイング」によって、図2の矢印②で示したような強化機構の並立に成功した。

なお、このマイクロアロイングによる強度向上のメカニズムとしては、新たなナノ析出物の形成(例えば、図6(e)に示したAl-Mg-Si-Cu四元系化合物相Q'(Q))や既存の析出相の形成速度増大(例えば、図7(c), (d)に示したGPゾーンや η' (η_1)相)などが考えられ、著者らは3次元アトムプローブ(Three-Dimensional Atom Probe; 3DAP)分析結果を基に、ナノクラスタによる析出強化相の核生成促進、すなわちナノクラスタによる異質核生成作用を提唱している⁽¹⁰⁾⁻⁽¹²⁾。さらに著者らは、この有効なマイクロアロイング元素の選択法についても、第一原理計算によって求めたアルミニウム母相中の溶質原子-マイクロアロイング元素原子間相互作用エネルギーに基づいて予測しており(図8), Al-Mg-SiおよびAl-Zn-Mg合金中のMg原子と強い引力作用をもつマイクロアロイング元素が、ナノクラスタによる異質核生成作用を発現するとしている⁽⁸⁾⁽⁹⁾。

(3) スピノーダル分解の利用

2節で述べたように、強化機構の並立を達成する好例として位置付けられる2091Al-Li-Cu合金は、他の2つの析出強化技術(時効温度の低温化、マイクロアロイング)で得られる強度特性よりも、さらに優れた到達硬さ、時効硬化量を示す(図2の③で示した□)。図9(a)(b)に、2091合金無加工材、10%冷間圧延材、HPT材を373または463 Kで時効した際の硬さ変化を示す⁽²⁾⁽³⁾。時効処理前の硬さの違いは、Al-

Mg-SiやAl-Zn-Mg合金の場合と同様、結晶粒微細化強化および転位強化の寄与で説明でき、その後時効処理を施すと463 K時効HPT材でのみ硬さが単調に減少するものの、他の試料では顕著な時効硬化を示すことがわかる。特に、373 Kで2419 ks時効したHPT材の硬さは>HV290にも達しており、アルミニウム合金展伸材としては極めて高強度な材料を創製することに成功した(曲げ試験の結果、塑性変形能も十分確保できることが示された⁽¹⁴⁾)。

図9(c)-(e)に、無加工材およびHPT材を373 Kで2419 ksと463 Kで36 ksの2条件で時効した際のTEM組織を示す⁽²⁾⁽³⁾。回折パターンならびに暗視野像から、463 Kで時効したHPT材(図9(e))では安定相の δ -AlLiが結晶粒界上に粗大析出するのに対して、373 Kで時効した場合には ~ 210 nmの平均結晶粒径をもつHPT材(図9(d))でも、無加工材(図9(c))と同様に粒内に δ' -Al₃Li相が微細析出していることがわかる。そのため、このような粒内析出の能否が、強化機構の並立の成否を決めており、アルミニウム合金展伸材の強度を飛躍的に向上させるためには、超微細粒内にナノ析出物を高密度に分散させることが肝要であることが明らかになった。なお、低温時効を施すとHPT材でも時効硬化を示すようになるという意味では、1つ目の析出強化技術(時効温度の低温化)と同じ傾向に思えるが、その到達硬さに加えて並立度[†]で比較すると、前述した6022合金HPT材の373 K時効が ~ 0.2 であるのに対して、2091合金HPT材の373 K時効では0.47と非常に大きな値となっている⁽³⁾。この

[†] 無加工材のもつ時効硬化能のうち、冷間加工や巨大ひずみ加工を受けてもその後どれだけの時効硬化能を示すかの指標⁽³⁾。1.0は強化機構の加算則が成り立つことを意味する。

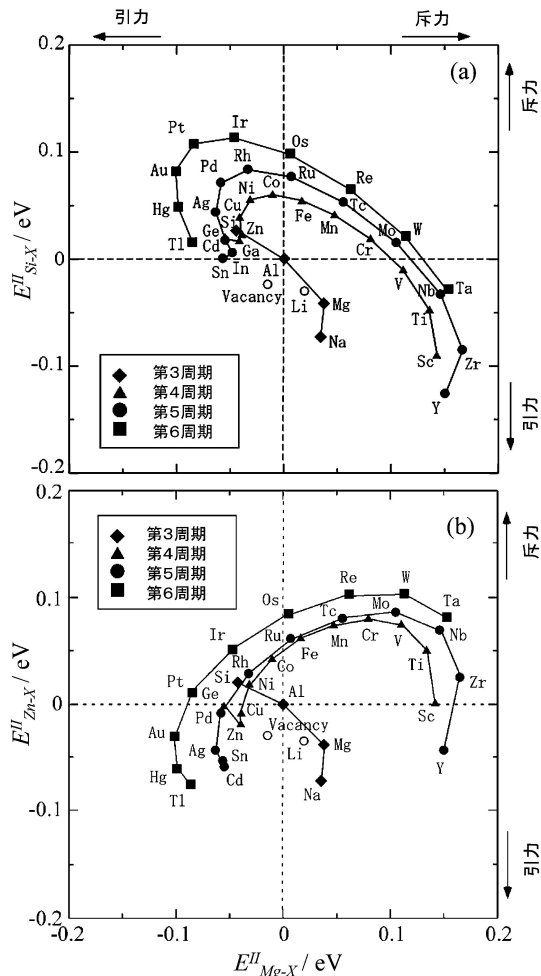


図8 Al-Mg-Si-X 合金 (a) および Al-Zn-Mg-X 合金 (b) の相互作用エネルギーマップ (X はマイクロアロイニング元素) (8) (9). 実験的に見出された Cu を含むナノクラスタによる異質核生成作用は、両合金中の Mg 原子と Cu 原子との強い引力作用によって解釈できる.

結果は、強化機構の並立の定義「到達強度/硬さのみならず、その合金がもつ本来の時効硬化能を最大限生かして、巨大ひずみ加工材を高強度化すること」に沿ったものであり、著者らは X 線小角散乱 (Small-angle X-ray Scattering; SAXS) 法による相分解初期過程のその場測定を行うことで、そのメカニズムとして以下のような「スピノーダル分解の利用」の有効性を提唱している (3).

すなわち、他の合金元素による $\alpha + \delta'$ 相境界への影響が十分に小さいと仮定すると、本研究で用いた 2091 合金の Li 濃度 (7.9 at%) ならびに時効温度は、図 10 に示した Al-Li 二元系準安定状態図 (15) で ● の位置を占め、463 K は核生成-成長領域、373 K は規則化を伴うスピノーダル分解 (コングルエントオーダリング) 領域に対応する. そのため、同じ δ' 相が析出する場合でも、373 K 時効ではスピノーダル分解によって形成することが予想され、時効初期からの速やかな相分離によって粒内析出の促進、粒界析出の抑制が図られたものと考えられる. 事実、同様にスピノーダル分解が生じると報告されている Al-14.7 at% Mg 合金に HPT 加工を施し、その後スピノーダル線 (16) 以下の温度である 343 K で時効処理すると、到達硬さ HV295、時効硬化量 Δ HV35 の顕著な時効硬化を示し (図 11(a)), 3DAP 分析で得られた $[001]_\alpha$ 方向に平行な Mg 原子濃度のゆらぎ (周期: ~ 9 nm, 濃度振幅: 片幅 ~ 6 at% Mg. 図 11(b), (c)) から、スピノーダル分解特有の変調構造が形成していることが明らかになった. そのため、超微細粒時効硬化型合金に特有な 3 つ目の析出強化技術としての「スピノーダル分解の利用」は、現時点で図 2 の③で示した □ や ☆ にまで強化機構の並立を図ることができ、従来の性質を大きく上回る高強度アルミニウム合金展伸材の創製に繋がる結果となっている.

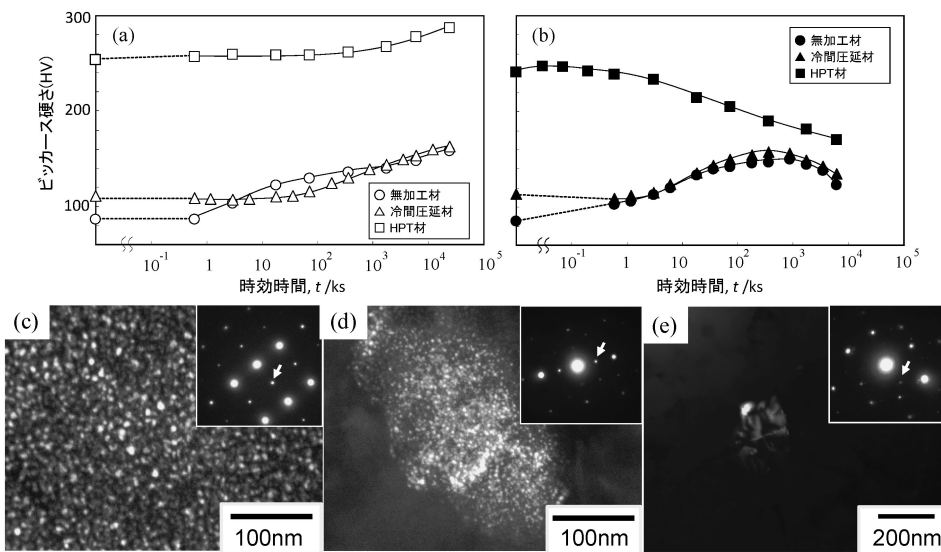


図9 2091Al-Li-Cu 合金無加工材、10%冷間圧延材、HPT 材を 373 K (a) または 463 K (b) で時効した際の硬さ変化ならびに対応する TEM 組織: 無加工材 373 K 2419 ks 時効 (c), HPT 材 373 K 2419 ks 時効 (d), HPT 材 463 K 36 ks 時効 (e) (2) (3).

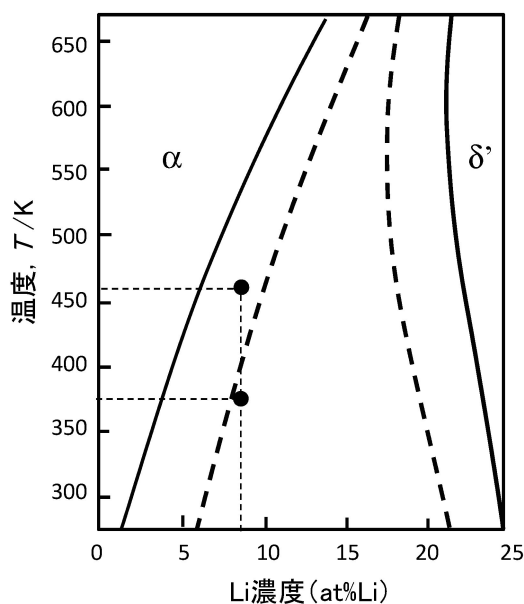


図10 Al-Li 二元系準安定状態図⁽¹⁵⁾と本研究で施した時効処理条件。破線で示したスピノーダル線に、相変態機構(核生成-成長機構またはスピノーダル分解)が変化する。

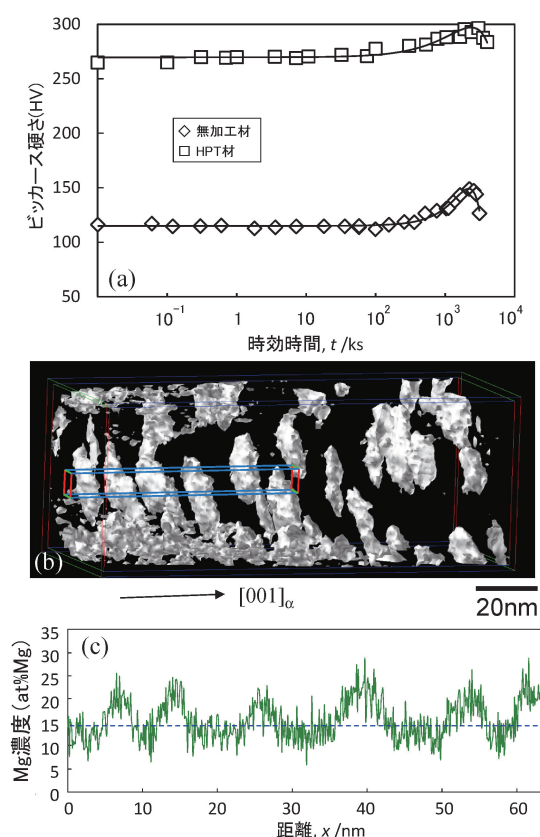


図11 Al-14.7 at%Mg 合金無加工材および HPT 材を 343 K で時効した際の硬さ変化(a)。612 ks 時効した無加工材を 3DAP 分析して得られた 18.0 at%Mg での等濃度曲面(b)ならびに(b)中の挿入ボックス長手方向の Mg 濃度プロファイル(c)も合わせて示す。

4. お わ り に

巨大ひずみ加工と時効処理の組み合わせによって、アルミニウム合金の強度向上を図る試みは、ここ最近国内外で盛んに行われており(例えば、(3)内の参考文献(3)-(20))、実用化に向けた研究開発例も報告されるようになってきている⁽¹⁷⁾⁽¹⁸⁾。本稿で紹介した巨大ひずみ加工と時効析出強化の並立による各種アルミニウム合金の高強度化の事例は、革新的な次世代軽量構造用材料の開発に繋がる可能性を有しており、今後 ARB 法や連続 HPT(Continuous HPT)法、高圧すべり加工(High-Pressure Sliding; HPS)法などの試料サイズの大規模化が可能な巨大ひずみ加工⁽¹⁹⁾⁽²⁰⁾を施した後に 3 つの析出強化技術を適用し、新規開発合金の実用化への道筋を示すことを目指している。

本節で紹介した研究成果の一部は、科学技術振興機構(JST)産学共創基礎基盤研究、軽金属学会統合的先端研究ならびに日本アルミニウム協会研究助成の支援を受けて行われたものであり、ここに深甚なる謝辞を表します。また、この度の日本金属学会功績賞受賞の栄誉に対しましても、関係各位に心より感謝致します。

文 献

- (1) A. Azushima, R. Kopp, A. Korhonen, D. Y. Yang, F. Micari, G. D. Lahoti, P. Groche, J. Yanagimoto, N. Tsuji, A. Rosochowski and A. Yanagida: *Manuf. Technol.*, **57**(2008), 716-735.
- (2) 廣澤渉一, 濱岡 巧, 堀田善治, 李 昇原, 松田健二, 寺田大將: ふえらむ, **17**(2012), 769-774.
- (3) S. Hirose, T. Hamaoka, Z. Horita, S. Lee, K. Matsuda and D. Terada: *Metall. Mater. Trans. A*, **44**(2013), 3921-3933.
- (4) 増田哲也, 廣澤渉一, 堀田善治, 松田健二: 日本金属学会誌, **75**(2011), 283-290.
- (5) T. Masuda, S. Hirose, Z. Horita and K. Matsuda: *Mater. Sci. Forum*, **706-709**(2012), 1787-1792.
- (6) 小宮良樹, 廣澤渉一, 里 達雄: 軽金属, **56**(2006), 662-666.
- (7) T. Sato, S. Hirose, K. Hirose and T. Maeguchi: *Metall. Mater. Trans. A*, **34**(2003), 2745-2755.
- (8) 廣澤渉一, 中村文滋, 里 達雄, 星野敏春: 軽金属, **56**(2006), 621-628.
- (9) S. Hirose, F. Nakamura and T. Sato: *Mater. Sci. Forum*, **561-565**(2007), 283-286.
- (10) 廣澤渉一, 大村知也, 里 達雄, 鈴木義和: 軽金属, **56**(2006), 673-679.
- (11) S. Hirose, T. Omura, Y. Suzuki and T. Sato: *Mater. Sci. Forum*, **519-521**(2006), 215-220.
- (12) 廣澤渉一, 小椋 智, 芹澤 愛, 小宮良樹, 里 達雄: 軽金属, **64**(2014), 542-550.
- (13) 渡邊克己, 丸野 瞬, 松田健二, 李 昇原, 堀田善治, 寺田大將, 才川清二, 廣澤渉一: 軽金属, **63**(2013), 406-412.
- (14) S. Lee, Z. Horita, S. Hirose and K. Matsuda: *Mater. Sci. Eng. A*, **546**(2012), 82-89.
- (15) A. G. Khachaturyan, T. F. Lindsey and J. W. Morris, Jr.: *Metall. Trans. A*, **19**(1988), 249-258.
- (16) 高橋恒夫, 里 達雄: 日本金属学会誌, **50**(1986), 133-140.
- (17) J. H. Kim, S. K. Hwang, Y. T. Im, I. H. Son and C. M. Bae: *Mater. Sci. Eng. A*, **552**(2012), 316-322.

- ★★
- 廣澤 渉一
- 1998年 東京工業大学大学院理工学研究科金属工学専攻博士課程修了，博士（工学）
- 1998年 Imperial College 材料学科 客員研究員
- 1999年 Oxford 大学材料学科 ポスドク研究員
- 2002年 東京工業大学大学院理工学研究科材料工学専攻 助手
- 2007年 横浜国立大学大学院理工学研究院機能の創生部門 准教授
- 2014年 4月ー 現職
- 専門分野：金属組織学，構造材料設計工学，計算材料学
- ◎アルミニウム合金などの金属材料を，高性能・高機機構造部材として利用するための「微視的組織制御・解析」，「材料特性評価」ならびに「計算材料学による合金設計・プロセス開発」を行なっています．研究室の学生とともに，ものづくりを通して社会に貢献していきたいと考えています．
- ★★

