

(解説)

自動車パネル用6000系アルミニウム合金のクラスタ形態と時効硬化性

Cluster Morphology and Age-hardenability in 6000 Series Aluminum Alloys for Automotive Body Panels

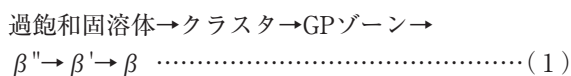


有賀康博*¹ (博士(工学)) 里 達雄*² (工博)
Dr. Yasuhiro ARUGA Dr. Tatsuo SATO

This paper outlines the method of evaluating cluster morphologies in 6000 series aluminum alloys for automotive body panels and the relationship between the cluster morphology, which changes with heat treatment conditions, and age hardenability. Three-dimensional atom probe (3DAP) is capable of detecting solute atoms aggregated in the form of, for example, clusters and precipitates and can quantitatively evaluate their microstructural factors such as number density and chemical composition. This paper summarizes the results of detailed research using a 3DAP on the various morphologies of clusters formed during natural aging and pre-aging, as well as on the changes in cluster morphology and strength during artificial aging at 170°C. Larger clusters with a Mg/Si ratio around 1 have been found to promote the age hardening at 170°C and Si-rich clusters have been found to conversely delay the same.

まえがき = 近年、自動車の軽量化のため、車体へのアルミニウム合金の適用が加速している。とくに自動車パネル材には、プレス成形時の優れた成形性およびヘム加工性と、160~200°Cで1.2~3.6ks程度の焼付塗装熱処理後の高強度化が求められる。このため、プレス成形およびヘム加工においては耐力を低く、その後の焼付塗装熱処理時に優れた時効硬化性を発揮して高強度化を図ることができる6000系アルミニウム合金 (Al-Mg-Si系合金) が広く使用されている。このような、比較的低温で短時間の熱処理における時効硬化性のことを、一般にベークハード性 (以下、BH性という) と呼ぶ。

焼付塗装熱処理時に形成する強化析出相 (β'' 相) を含む6000系合金の析出過程は、一般的に下記が支持されている¹⁾。



ここでクラスタとは、溶質元素 (Mg, Si) や原子空孔を含む直径数nm程度の極めて微小な原子集合体のことである。その後の析出相の核生成に大きな影響を及ぼすため、自動車パネル材の成形性やBH性向上のためにはクラスタ制御が極めて有効な手段である。6000系合金の場合、溶体化処理後に急冷してMgとSiを過飽和に固溶させた後に室温で放置すると、焼付塗装熱処理時の β'' 相の形成が遅延化してBH性が低下する。したがって、本合金の複雑な析出過程を明らかにし、制御することは工業的にも重要な課題となっている。とくに室温放置、すなわち自然時効など、焼付塗装熱処理の前段階も含めた自動車パネル材の一連の製造において、どのようなク

ラスタ形成やその状態変化が起こっているかの解明が不可欠である。

本稿では、6000系合金のクラスタ形態の評価方法と、熱処理条件によるクラスタ形態変化とBH性の関係について概説する。

1. クラスタの評価・解析方法

クラスタはサイズが数nm以下と非常に微細であるため、X線回折手法ではその構造を決定することは困難であり、さらに組成に関する情報を得ることは不可能である。また、高分解能の透過型電子顕微鏡 (Transmission electron microscope: TEM) 観察を行えば析出物の観察や構造解析は可能であるが、3次元の原子分布評価は限定的であり、クラスタの数密度やその濃度を正確に評価することは難しい。古くからAl-Zn合金やAl-Zn-Mg合金などの析出強化型合金の研究に多く用いられているX線小角散乱法も、ナノスケールの析出物解析に極めて有用な手法であるが、構成元素であるAl, Mg, Siの原子番号が近接している6000系合金では強い散乱強度が得られず、クラスタの評価は難しい^{2), 3)}。電気抵抗は母相中の固溶量の変化や母相に整合な組織の形成などを総合して変化が生じる。クラスタやGPゾーンの形成により電気抵抗が増加し、溶質濃度減少によりそれが低下する傾向を利用して、室温や100°C程度の時効処理を行った6000系合金にてクラスタが形成し、170°Cや250°Cのような比較的高温の時効条件では β'' 相が形成することが示唆されている^{4)~13)}。また、示差走査熱分析 (Differential scanning calorimetry, 以下DSCという) では、クラス

*¹ 技術開発本部 材料研究所 *² アルミ・銅事業部門 技術部

タや析出相の発熱や吸熱ピークが検出される。それらのピークの高さや温度域を比較して、6000系合金におけるクラスタの形成量や熱的安定性などが議論されてきた^{1), 4), 7)~10), 13)~17)}。報告例は多くないが、空孔型格子欠陥をppm オーダで検出可能な陽電子消滅 (Positron Annihilation Lifetime Spectroscopy: PALS) 法を用いることによって、自然時効中の原子空孔の拡散やクラスタの形成過程が詳細に解析されている^{11, 18)}。最近では、時効処理中のクラスタ形成に及ぼす原子空孔の役割などの考察にミュオンスピン緩和法が活用されている^{19), 20)}。また、特定の原子周りの局所構造や、電子状態に関する情報を得ることができるX線吸収微細構造 (X-ray absorption fine structure: XAFS) 法により、6000系合金で形成するクラスタ内の原子配位距離や電子状態の評価がなされている²¹⁾。

3次元アトムプローブ (Three-dimensional atom probe, 以下3DAPという) は、材料内部の原子配置を3次元的にイメージングできる微細領域分析装置である。3DAPは、先端の直径が100nm程度の先鋭な針状試料に数kV程度の正電圧をかけると試料最先端で高電界となって試料表面の中性原子が正イオン化し、表面から脱離する現象 (電界蒸発) を利用している。電界蒸発したイオンは2次元検出器により原子配列が特定され、検出器に到達するまでの飛行時間からイオン種も同定される。このように深さ方向へ連続的に検出したイオンを検出された順番に並べることにより、3次元の原子分布が得られる。3DAPは高い空間分解能 (分析深さ方向で< 1 nm, 分析面内方向で数nm) と優れた質量分解能を併せ持ち、材料内部のクラスタや析出物などを検出することができ、その数密度や組成などの各種組織因子を定量評価することが可能である。そのため、6000系合金のクラスタや析出物の解析においても、新しい知見を得るための強力な武器として活用されてきた。

ここで、アトムプローブを用いた6000系合金のクラスタ解析結果に関して、従来の報告例と課題を述べる。個々のイオンの質量と共に検出器上でのイオンの位置を同時に決定できる位置敏感型検出器を搭載した3DAPが開発される前は、原子が1原子層ごとに蒸発するという性質を利用して、分析の深さ方向に1原子ずつの濃度プロファイルを得ていた。いわゆる1次元アトムプローブによる解析結果であり、6000系合金のクラスタリング挙動として、初期にMg原子クラスタとSi原子クラスタが形成し、自然時効の進行によってMgとSiの両方を含むクラスタが形成することが示された^{1), 22)}。その後MurayamaとHonoにより、添加Mg, Si比が平衡相 (β -Mg₂Si) の化学量論比に近いバランス合金 (Al-0.63Mg-0.34Si (mass%, 以下%と表記する)) と、その比よりSi添加量が多い過剰Si合金 (Al-0.59%Mg-0.73%Si) の3DAP解析結果から、70℃での時効処理材では自然時効材に比べてサイズが大きめのクラスタ (GPゾーン) が形成し、それが β "相の核生成サイトとなることが提案された²³⁾。70~100℃程度での時効処理、すなわち予備時効は、BH性向上のためのアプローチとして工業的

にも適用されている。予備時効でサイズが大きめのクラスタが形成し、それがその後の焼付塗装熱処理時に β "相に遷移してBH性向上に寄与するという考え方は、Mg, Si添加量の異なる合金の3DAP解析結果からも支持されている^{12), 24)}。山田らは、Al-0.94%Mg-0.51%Si合金とAl-0.96%Mg-0.84%Si合金を対象にして断熱型比熱測定を行い、約70℃を境にして異なる2種類の発熱反応 (初期構造形成) を検出し、約70℃以上で β "相の核生成サイトとして機能するGPゾーンが形成すると推定した⁴⁾。数年後にSatoらのグループが、Al-0.94%Mg-0.49%Si合金とAl-0.95%Mg-0.81%Si合金のDSCにおける約47℃と約77℃での発熱ピークに対応するクラスタを、それぞれCluster(1)とCluster(2)と呼称した⁸⁾。そして、Al-0.95%Mg-0.81%Si合金の3DAP解析結果をもとに、Cluster(1)は室温で長期間放置してもサイズが大きくなること、および予備時効処理で形成するCluster(2)の β "相への遷移しやすさはサイズだけでなく、個々のクラスタを構成するMgとSi原子の個数比 (以下、Mg/Si比という) も影響することを提案した¹⁵⁾。

これら以外にも、3DAP解析により、Si添加量に比べてMg添加量が多い合金ではクラスタ中のMg/Si比が高いクラスタが、逆にSi添加量が多い合金ではMg/Si比が低いクラスタがそれぞれ形成しやすいことや、自然時効で形成したクラスタがその後の170℃で1.8ksの人工時効処理で溶解することも報告されている^{25)~27)}。ただし、その溶解するクラスタの種類など、自然時効や予備時効からその後の人工時効処理 (焼付塗装熱処理) までの一連のクラスタ挙動は不明確な部分が多い。

ここまで挙げてきた3DAPを用いた従来調査のほとんどで、測定領域が10nm角×数10nm程度という非常に狭い範囲であるため、1測定あたりのクラスタの検出数が数個~数10個程度と少なかった。さらに、3DAP測定用の針状試料先端の結晶学的方位に起因する軌道収差 (Trajectory aberrations)^{28), 29)} によって生じるアーチファクト (偽所見) を除去するのが難しいという問題もあった。

近年では、測定視野や速度など性能が向上した局所電極型アトムプローブ (Local electrode atom probe) が開発され、それまでに比べて数10倍以上の測定領域におけるクラスタの分布状態を評価できるようになった。

以下では、広角リフレクトロンを搭載した局所電極型アトムプローブを用いて調査した、自然時効処理や予備時効処理にて形成するクラスタ形態の違い、および170℃での人工時効処理にかけてのクラスタ形態や強度変化について述べる。

2. 自然時効によるクラスタ形態とBH性の変化³⁰⁾

Al-0.62%Mg-0.93%Si合金について、570℃で1.8ks保持後に急冷する溶体化処理後に6とおりの保持時間で自然時効処理を行った。各自然時効材について3DAP解析を行うとともに、170℃での人工時効処理におけるピッカー硬度変化を評価した。試料の略称と溶体化処理後の熱処理条件を表1に示す。ここで、NA7800-AA03と

表 1 Al-0.62Mg-0.93Si (mass%) 合金の溶体化処理後の熱処理条件

Table 1 Heat treatment conditions after solution treatment of Al-0.62Mg-0.93Si (mass%) alloy

	Heat treatment condition
NA3	NA for 10.8 ks (3 h)
NA30	NA for 108 ks (30 h)
NA100	NA for 360 ks (100 h)
NA300	NA for 1.08×10^3 ks (300 h)
NA2000	NA for 7.2×10^3 ks (2,000 h)
NA7800	NA for 2.8×10^4 ks (7,800 h)
NA7800-AA03	NA for 2.8×10^4 ks (7,800 h) and AA for 1.2 ks (0.3 h)
NA7800-AA1	NA for 2.8×10^4 ks (7,800 h) and AA for 3.6 ks (1 h)
PA	PA for 18 ks

The terms NA, AA and PA represent natural aging, artificial aging at 170°C and pre-aging at 90°C, respectively.

NA7800-AA1はそれぞれ 2.8×10^4 ksの自然時効後に170°Cで1.2ksと3.6ks保持した試料である。

3DAP測定に際しては、電解研磨法にて針状試料を作製し、CAMECA Instruments, Inc.製の局所電極型3DAP装置「LEAP 3000 HRTM」を用いて、試料位置温度約-243°C、電圧パルス比20%、真空度 1.0×10^{-8} Pa以下の条件で、1測定あたり2,300万個以上の原子数を獲得した。つづいて、解析ソフトウェア「IVAS」を用いて3次元マッピング（アトムマップの構築）と定量解析を行った。具体的には、試料先端の結晶学的方位を同定し、軌道収差の影響が大きい箇所を避けてクラスタ解析を行った。ここでは、クラスタを構成するMgとSiの総原子数（本稿では10とした）と隣接する原子間距離（同0.75nm）を定義するMaximum Separation Method³¹⁾を適用してクラスタの空間分布を定義した。

170°Cでの人工時効処理における硬さ変化を図1に示す。NA0は自然時効なし材で、自然時効を行った試料に比べて人工時効処理前の硬さが大幅に低い。自然時効材の中では、その時効時間が長いほど人工時効処理前の硬さが高い。自然時効時間が短いNA3では、170°Cでの保持時間が長くなるにつれて硬さが単調増加する。いっぽう、NA30の硬さは170°Cで1.8ks程度の保持まではほとんど変わらず、それよりも自然時効時間が長い試料ではいったん軟化してから硬化に転じる。また、これら二つの試料間において1.8ks保持以降の硬さの変化に差はほとんどみられず、保持時間が長くなるにつれて硬さが大きく増加し、50ks程度でピーク硬さを示す。ピーク硬さは自然時効なし材が他に比べて少し高い。一般的な焼付塗装熱処理時間である1.2ks保持後の硬さは、他の試料に比べてNA0が突出して高い。すなわち、短い自然時効時間（10.8ks）であっても、溶体化処理後に室温で保持されることによってBH性が大きく低下する。

Mg-Siクラスタの3次元分布図（アトムマップ）として、NA3, NA100, NA7800の結果を図2に例示する。また、クラスタの検出数、数密度、個々のクラスタの平均半径、および平均Mg/Si比を示した一覧を表2に示す。試料1種につき少なくとも350個以上のクラスタを検出できており、従来に比べて高い統計的信頼性を有しているといえる。クラスタのサイズを評価するため、こ

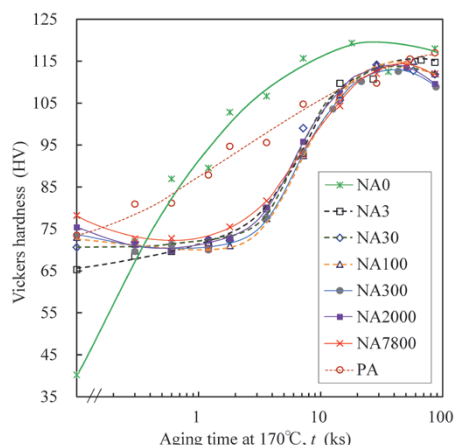


図 1 Al-0.62Mg-0.93Si (mass%) 合金の170°Cでの人工時効処理中のピッカース硬さ変化

Fig. 1 Change of Vickers hardness during artificial aging at 170°C in Al-0.62Mg-0.93Si (mass%) alloy

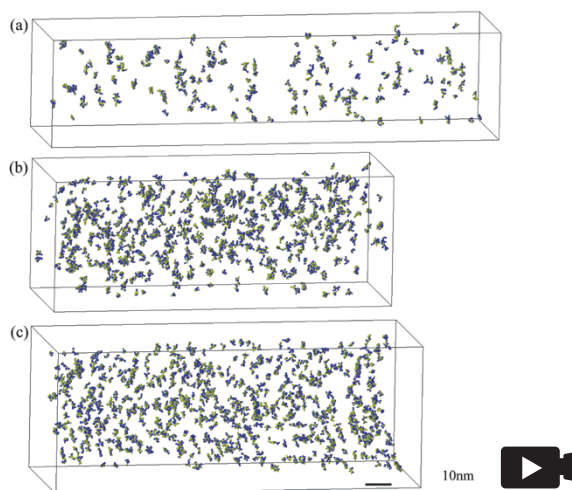


図 2 自然時効材におけるMg-Siクラスタの3次元分布図（緑色がMg原子、青色がSi原子）(a)自然時効10.8ks (NA3), (b)360ks (NA100), (c) 2.8×10^4 ks (NA7800)

Fig. 2 Atom maps showing 3D elemental distribution of Mg (green) and Si (blue) atoms found to be clustered in Al-Mg-Si alloy after (a) NA for 10.8ks (NA3), (b) NA for 360ks (NA100) and (c) NA for 2.8×10^4 ks (NA7800)

こではギニエ半径を算出した³²⁾。クラスタの平均半径と平均Mg/Si比の両方について、試料間の顕著な違いはみられない。自然時効時間が長くなってもクラスタの平均サイズがほとんど変わらないことは、Si添加量よりMg

表2 3DAPによるクラスタ解析結果

Table 2 Characteristic values of clusters in the Al-Mg-Si alloy specimens, evaluated by 3DAP analysis

	Number of atoms analyzed *1	Number of clusters detected *1	Number density of clusters ($10^{24}/\text{m}^3$) *2	Average radius of clusters, r (nm) *2	Average Mg/Si ratio of clusters *2
NA3	8.0M	369	1.1 ± 0.09	1.3 ± 0.01	1.2 ± 0.06
NA30	10M	591	1.5 ± 0.01	1.2 ± 0.02	1.0 ± 0.06
NA100	7.7M	536	1.7 ± 0.07	1.3 ± 0.03	1.0 ± 0.07
NA300	12M	594	1.4 ± 0.01	1.2 ± 0.01	1.1 ± 0.01
NA2000	7.4M	662	2.1 ± 0.03	1.4 ± 0.03	1.0 ± 0.01
NA7800	12M	994	1.9 ± 0.02	1.3 ± 0.01	1.2 ± 0.04
NA7800-AA03	12M	804	1.6 ± 0.03	1.2 ± 0.01	1.1 ± 0.02
NA7800-AA1	8.7M	680	1.9 ± 0.07	1.3 ± 0.01	1.1 ± 0.03
PA	11M	1075	2.4 ± 0.23	1.3 ± 0.02	1.1 ± 0.03

*1 Total number of atoms or clusters in two 3DAP runs

*2 Stated errors represent one standard error on the basis of two 3DAP runs per material

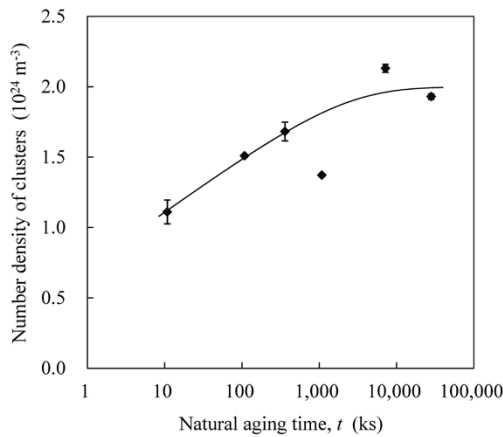


図3 自然時効時間とクラスタの数密度の関係

Fig. 3 Relationship between number density of clusters in naturally-aged Al-Mg-Si alloy specimens and natural aging time

添加量の方が多い合金¹⁵⁾、あるいは0.7%のCuがさらに添加された合金でも報告されている³³⁾。

自然時効時間とクラスタの数密度の関係を図3に示す。クラスタの数密度は、10.8ks保持材(NA3)が最も小さく、自然時効時間が長くなるほど増加し、 7.2×10^3 ks(NA2000)程度以降はその傾きが小さくなる。クラスタの数密度が溶体化処理直後から増加し、 10^3 ksのオーダの保持後に横ばいになる挙動は、本稿と類似の合金組成で調査された従来の論文^{27), 34)}と同じ傾向である。

クラスタのサイズ分布は、半径1.1~1.3nmのクラスタの数密度が最も多く、半径がそれより小さく、または大きくなるほどクラスタの数密度が減少する傾向が全ての試料に共通してみられる³⁰⁾。自然時効が長時間化すると、半径約1.0~1.5nmのクラスタが増加し、最大半径(3.0nm弱)はほとんど変わらない。また、個々のクラスタのMg/Si比は0から5程度まで幅広いが、クラスタの半径が2.0nmより大きいクラスタはMg/Si比のばらつきが小さくなり、1.0付近に収束する³⁰⁾。

以下では、自然時効で形成したクラスタが、続く170℃での人工時効処理中にどう変化するかを詳細に調査した結果について述べる。

図4は、 2.8×10^4 ksの自然時効材(NA7800)と、そ

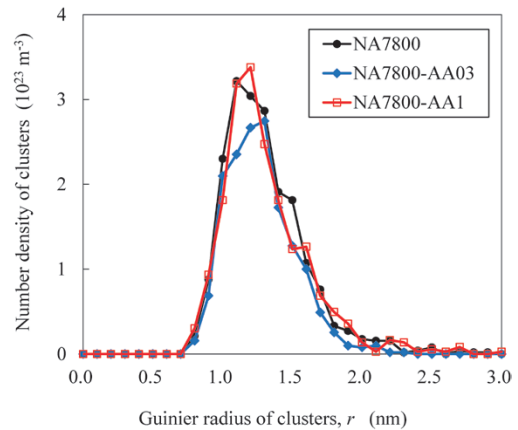


図4 自然時効と人工時効処理を行った試料におけるクラスタの半径と数密度の関係

Fig. 4 Comparison of size distribution of clusters in the Al-Mg-Si alloy specimens after NA for 2.8×10^4 ks (NA7800) and NA for 2.8×10^4 ks followed by AA at 170℃ for 1.2ks and 3.6ks (NA7800-AA03 and NA7800-AA1)

れに170℃で1.2ks保持(NA7800-AA03)と3.6ks保持(NA7800-AA1)を加えた試料におけるクラスタのサイズ分布の比較である。170℃で1.2ks保持することでクラスタの数密度がいったん減少し、3.6ksまで保持時間を長くすると再び増加する。170℃での人工時効処理中の硬さ変化(図1)では、NA7800は0.6~1.2ks保持でいったん軟化し、それを越える保持にてピーク硬さまで硬化していた。すなわち、170℃での人工時効処理において、1.2ks程度の短時間保持で硬さがいったん低下するのは、クラスタが復元(再固溶)して数密度が低下するためである。また、その後硬さが増加に転じるのは、クラスタ形成量の再増加によるものと推察される。さらに、170℃で30ks程度まで保持する過程でクラスタが β'' 相に遷移し、硬さが大きく増加すると考えられる。

ここで、170℃での人工時効処理中に増減するクラスタの特徴について考察する。図4から、クラスタ半径によらず、NA7800に比べてNA7800-AA03の数密度が小さいことが分かる。NA7800、NA7800-AA03、NA7800-AA1において、クラスタのMg/Si比の分布を図5に示す。図中にだ円と矢印で示したMg/Si比が0.4以下のクラスタは、170℃で3.6ksまでの保持でほとんど増減してい

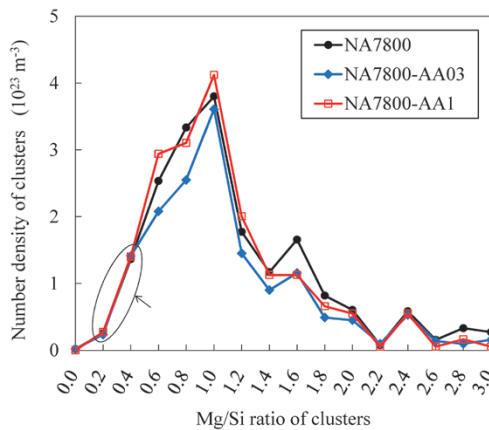


図5 自然時効と人工時効処理を行った試料におけるクラスタのMg/Si比と数密度の関係

Fig. 5 Comparison of relationship between Mg/Si ratio and number density of clusters in Al-Mg-Si alloy specimens after NA for 2.8×10^4 ks (NA7800) and NA for 2.8×10^4 ks followed by AA at 170°C for 1.2ks and 3.6ks (NA7800-AA03 and NA7800-AA1)

ない。それ以上のMg/Si比をもつクラスタの数密度は、1.2ks保持でおおむね低下し、そこから3.6ks保持にかけて、とくにMg/Si比が0.6~1.4の範囲にあるクラスタの量が大きく増えている。すなわち、Mg/Si比が0.4以下の極端にSiリッチなクラスタは、 170°C での人工時効処理中に復元も成長もしにくくといえる。この極端なSiリッチクラスタは、溶体化処理後の自然時効において、初期の100ksまでにかけて主に増加する³⁰⁾。以上より、自然時効初期に主に形成する極端なSiリッチクラスタは、 170°C 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。このため、自然時効していない試料に比べて時効硬化を遅延化させ、図1に示したように1.2ks程度の保持時間での時効硬化性(BH性)を低下させると推察される。

3. 予備時効によるクラスタ形態とBH性の変化³⁵⁾

1章で述べたように、6000系合金において、溶体化処理後に約 70°C 以上の温度で予備時効処理を行うとBH性が高くなることが報告されている。これは、予備時効処理にて形成するクラスタが β'' 相に遷移しやすいためと考えられている。ここでは、前章と同じ合金板を用いて、溶体化処理後に 90°C で18ks保持した予備時効材について、クラスタ形態や 170°C での時効硬化挙動を調査した結果について述べる。

図1に付記した 170°C での人工時効処理における予備時効材(PA)の硬さ変化は、自然時効材でみられた1.8ks程度の保持までの硬さ停滞はない。また、人工時効処理時間が長くなるにつれて硬さが増加し、一般的な焼付塗装熱処理時間である1.2ks保持後の硬さは自然時効なし材(NA0)に近い。すなわち、 90°C で18ksの予備時効処理を行うことで自然時効材よりもBH性が高くなる。

表2に示したように、PAは自然時効材に比べてクラスタの数密度が高い。PAと自然時効材(NA30)におけるクラスタのサイズ分布の比較を図6に示す。半径1.2nm

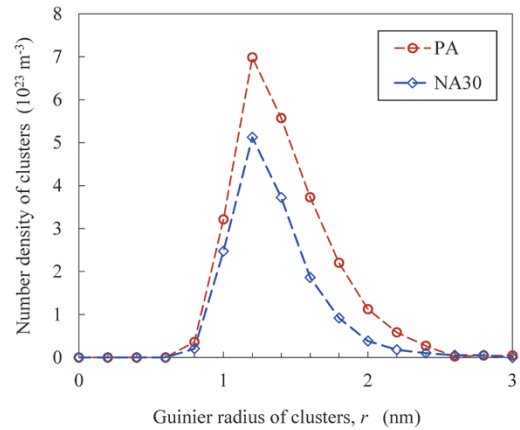


図6 自然時効材と予備時効材におけるクラスタの半径と数密度の関係

Fig. 6 Size distribution of clusters in Al-Mg-Si alloy specimens after NA for 108ks (NA30) and PA at 90°C for 18ks (PA)

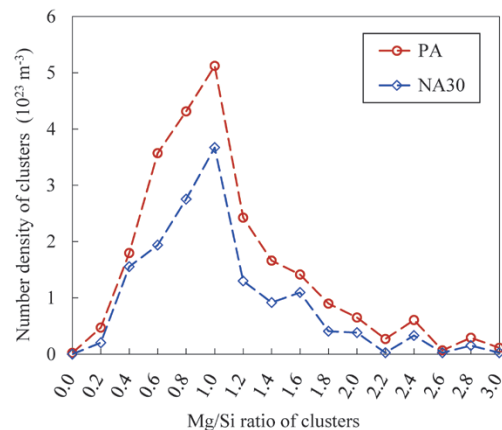


図7 自然時効材と予備時効材におけるクラスタのMg/Si比と数密度の関係

Fig. 7 Relationship between Mg/Si ratio and number density of clusters in Al-Mg-Si alloy specimens after NA for 108ks (NA30) and PA at 90°C for 18ks (PA)

程度のクラスタの数密度が最も多いことは共通しており、NA30に比べてPAの方が数密度が全体的に高い。

図7に示すクラスタのMg/Si比の分布において、Mg/Si比によらず全体的にPAの方が数密度が高いが、Mg/Si比が0.4以下の極端なSiリッチクラスタの数密度の差は小さい。

図1に示したように、PAでは 170°C で1.2ksの人工時効処理後の硬さが自然時効材に比べて高い。1章で述べたように、サイズが大きめのクラスタが β'' 相に遷移してBH性向上に寄与するという考え方がある程度支持されてきており、PAとNA30のBH性の違いはそれで解釈できる。ただし最近、予備時効後に長時間の自然時効を行うと大きめのクラスタが増加するにもかかわらず、BH性は向上しないという結果が報告されている³⁶⁾。前章において、Mg/Si比が0.4以下の極端なSiリッチクラスタは、人工時効処理中に復元も成長もしにくく、時効硬化を遅延化させる要因となることを示した。Kimら¹³⁾により、Siリッチクラスタが熱的に安定であること、足立ら²¹⁾により、自然時効材中のクラスタ内のSi原子は引力相互作用が強いことがそれぞれ提案されている。すなわち、たとえサイズが大きくても、Siの割合が高いクラス

タは β "相への遷移がしにくいと推察される。したがって予備時効材では、BH性を阻害する極端なSiリッチクラスタの形成量は自然時効材と同等で、組成がSiリッチではない大きめのクラスタの形成量が大幅に増加するため、BH性が向上すると考えられる。

むすび = 自動車パネル用6000系アルミニウム合金のクラスタ評価方法、および熱処理によるその形態変化とBH性の関係について概説した。本稿で示したように、アトムプローブではクラスタや析出物の組成に関する定量的な情報を得ることができ、6000系アルミニウム合金のBH性向上に促進、阻害それぞれの影響をもたらすクラスタの特徴付けに成功してきている。このような知見が、自動車に適用されるアルミニウム合金の部位拡大に必要な合金組成と熱処理条件の選定に活用されている。アトムプローブは、クラスタ形成過程や微量添加元素が析出の核生成に及ぼす影響などを研究するためには最適の手法といえる。また、アルミニウム合金の時効析出の速度論に大きな影響を及ぼすのは、単に溶質原子のクラスタ挙動だけでなく、原子空孔の挙動、さらには原子空孔と溶質の相互作用が重要な役割を果たすと考えられている。

今後、陽電子消滅法などで得られる原子空孔に関する情報とアトムプローブによる溶質原子に関する情報を総合することにより、アルミニウム合金の時効析出過程の解明をより深化させてさらなる材料特性向上を実現し、自動車軽量化などの社会貢献に結実させたい。

参 考 文 献

- 1) G.A. Edwards et al. Acta Mater. 1998, Vol.46, p.3893-3904.
- 2) C.S. Tsao et al. Scr. Mater. 2005, Vol.53, p.1241-1245.
- 3) C.S. Tsao et al. Acta Mater. 2006, Vol.54, p.4621-4631.
- 4) 山田健太郎ほか. 軽金属. 2001, Vol.51, No.4, p.215-221.
- 5) B. Raelisnia et al. Mat. Sci. Eng. A. 2006, Vol.420, p.245-249.
- 6) S. Esmaili et al. Philo. Mag. 2007, Vol.87, No.25, p.3797-3816.

- 7) 八太秀周ほか. 軽金属. 2004, Vol.54, No.10, p.412-417.
- 8) A. Serizawa et al. Mater. Sci. Forum. 2006, Vol.519-521, p.245-250.
- 9) J.-H. Kim et al. Mater. Trans. 2011, Vol.52, No.5, p.906-913.
- 10) S. Pogatscher et al. Acta Mater. 2012, Vol.60, p.4496-4505.
- 11) H. Seyedrezai et al. Mater. Sci. Eng. A. 2009, Vol.525, p.186-191.
- 12) L. Cao et al. Mater. Sci. Eng. A. 2013, Vol.571, p.77-81.
- 13) J.-H. Kim et al. Mater. Trans. 2015, Vol.56, No.11, p.1771-1780.
- 14) A.K. Gupta et al. Metall. Mater. Trans. A. 1999, Vol.30, p.879-884.
- 15) A. Serizawa et al. Metall. Mater. Trans. A. 2008, Vol.39, p.243-251.
- 16) C.S.T. Chang et al. Metall. Mater. Trans. A. 2011, Vol.42, p.1960-1964.
- 17) 高木康夫ほか. 軽金属. 2013, Vol.63, No.7, p.245-252.
- 18) J. Banhart et al. Phys. Rev. B. 2011, Vol.83, p.014101.
- 19) S. Wenner et al. Phys. Rev. B. 2012, Vol.86, p.104201.
- 20) S. Wenner et al. Acta Mater. 2013, Vol.61, p.6082-6092.
- 21) 足立大樹ほか. 軽金属. 2015, Vol.65, No.9, p.411-415.
- 22) M. Murayama et al. Mater. Sci. Eng. A. 1998, Vol.250, p.127-132.
- 23) M. Murayama et al. Acta Mater. 1999, Vol.47, p.1537-1548.
- 24) F. De Geuser et al. Philo. Mag. Lett. 2006, Vol.86, p.227-234.
- 25) M. Torsæter et al. J. Appl. Phys. 2010, Vol.108, p.073527.
- 26) P.A. Rometsch et al. Proceedings of 13th International Conference on Aluminum Alloys (ICAA-13). Pittsburgh, PA, 2012-06-03~07, TMS (The Minerals, Metals & Materials Society), 2012, p.15-20.
- 27) L. Cao et al. Mater. Sci. Eng. A. 2013, Vol.559, p.257-261.
- 28) F. Vurpillot et al. J. Microscopy. 1999, Vol.196, p.332-336.
- 29) F. Vurpillot et al. Ultramicroscopy. 2000, Vol.84, p.213-224.
- 30) Y. Aruga et al. Mater. Sci. Eng. A. 2015, Vol.631, p.86-96.
- 31) J.M. Hyde et al. Materials Research Symposia. Pittsburgh, PA, Materials Research Society, 2001, vol. 650, p.R6.6.
- 32) M.K. Miller. Atom Probe Tomography. Kluwer Academic/Plenum Publishers, 2000, p.184.
- 33) R.K.W. Marceau et al. Acta Mater. 2013, Vol.61, p.7285-7303.
- 34) M.J. Starink et al. Acta Mater. 2012, Vol.60, p.4194-4207.
- 35) Y. Aruga et al. Metall. Mater. Trans. A. 2014, Vol.45, p.5906-5913.
- 36) Y. Aruga et al. Scr. Mater. 2016, Vol.116, p.82-86.

PDFにて本記事をご覧の方へ

図2にある動画マーク  をクリックいただくと動画が再生されます。