

アルミニウム合金の時効硬化現象における 原子空孔の役割

成田 麻未*

1. はじめに

アルミニウム合金の時効硬化現象において、原子空孔は、溶体化処理後の水焼入れにより凍結されて存在し、原子空孔が原子を運び、溶質原子クラスターや準安定・安定析出物を形成するとされる。そして、溶質原子の拡散速度は原子空孔量に比例するため、時効硬化現象は溶体化処理後の焼入れで得られる原子空孔に支配されている⁽¹⁾。すなわち、時効硬化に必須である凍結原子空孔を得るために、溶体化処理における急冷が必要である。しかし山本ら⁽²⁾は、「粒界近くで析出が起こると、無析出帯(PFZ: precipitation free zone)ができ、その周囲が純Al化することにより柔らかくなるため、それを防ぐ意味で、急冷が必要である。焼入れ原子空孔のためではない。」とし、化学結合論に基づく新たな材料科学の視点を述べている。また、Milkereitら⁽³⁾は、「アルミニウム合金の時効硬化において、焼入れに起因する時効硬化に有害な析出物の形成を抑制し、合金の時効硬化能を最大限発揮するために、焼入れ条件が重要である」としており、種々の冷却速度を用いた示差走査熱量測定(Differential Scanning Calorimetry: DSC)による評価に基づき、合金系由来の「臨界冷却速度」よりも速く、しかし、工業的には、ひずみや残留応力を抑制できるようある程度遅い速度での焼入れを行う必要がある、と述べている。上述の有害な析出物は、主に粒界や分散相において形成する。溶体化処理が不十分であり分散相が残っている場合は、冷却が始まった段階でそれらの成長が始まり、合金の焼き入れ感受性を高める。すなわち、溶体化処理で得られた固溶状態と、その後それら固溶原子が析出する過程について注目しており、原子空孔については触れていな

い。

結晶中を動き回る原子空孔の挙動は、実際に観察することは難しいとされ、未だ報告例はないが、陽電子消滅法が唯一、原子空孔の挙動を評価できる手法として、広く用いられている。著者も過去に、アルミニウム合金の時効析出に関して、陽電子消滅法を用いて検討を行った。その際、原子空孔周囲の元素濃度が時効時間と共に変化することを捉え、原子空孔を介した原子の集合体の急速な形成により、時効硬化が生じることを示した。しかしその後の研究において、溶体化処理時に水焼入れしない場合においても、時効硬化が生じる場合があることが分かり、焼入れ原子空孔の存在に基づくこれまでと同様の解釈が困難であることから、新たな観点での解釈の必要性を感じている。

本報では、陽電子消滅法を用いてアルミニウム合金の時効硬化挙動における原子空孔の挙動について検討した結果を示すと共に、著者が従来の原子空孔論では解釈が困難であると感じている実験データについてご紹介する。さらに、新たな材料科学の視点によるアルミニウム合金の時効硬化挙動の解釈の可能性について、参考文献に触れて述べ、読者の皆様にも関心を持っていただく機会とさせていただきたい。

2. 陽電子消滅法

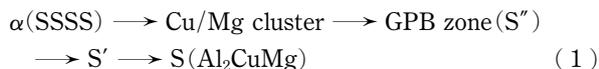
陽電子消滅法は、原子空孔の存在状態を測定する最も有効な手法として広く用いられている。陽電子は電子の反粒子であり、電子と同じ質量、反対符号の電荷を持つ。 β^+ 崩壊をする適当な放射性同位元素(^{22}Na が最もよく使用される)から、数百 keV の運動エネルギーを持った陽電子が金属中に入射すると、陽電子は種々の非弾性衝突を繰り返し、有限の

* 名古屋工業大学工学部物理工学科；助教(〒466-8555 名古屋市昭和区御器所町)
Role of Quenched in Vacancies in the Age-hardening of Aluminium Alloys; Mami Mihara-Narita (Department of Physical Science and Engineering, Nagoya Institute of Technology, Nagoya)
Keywords: aluminium alloys, vacancies, age-hardening, positron annihilation
2021年12月21日受理[doi:10.2320/materia.61.160]

寿命(約 $10^2 \sim 10^3$ ps)ののち材料中の電子と対消滅する。対消滅過程のうち、最も確率の大きい過程は2光子過程であり、対消滅に際して2本の511 keVの γ 線がほぼ正反対の方向に放出される。陽電子寿命は、消滅位置における電子密度で決まり、電子密度に反比例する。また、上述の2本のガンマ線を同時に計測し、バックグラウンドを下げ、高運動量部の情報を抽出することにより、原子空孔近傍の元素分析が可能とされている(陽電子消滅ガンマ線同時計測ドップラー拡がり法(Coincidence Doppler Broadening (CBD))). アルミニウム中の陽電子は、完全結晶の場合、格子間位置でその存在確率が最も高く、主に結晶格子間位置に存在する伝導電子と対消滅する。このとき、陽電子寿命は約160 psである⁽⁴⁾が、空孔型欠陥が存在すると、そこに局在化し、やがてその位置で電子と対消滅する。空孔型欠陥およびバルクでの陽電子の消滅は競合するため、空孔型欠陥が多いほど、長寿命成分が多くなるとされている。

3. Al-Mg-Cu(-Ag)合金の時効硬化挙動の陽電子寿命測定による解析

高強度アルミニウム合金であるジュラルミンを含む2000系合金では、ほとんど全ての合金組成において、373 K～473 Kにおける時効処理時に急速時効硬化(Rapid age-hardening)が認められる。時効時間を長くすると、急速時効硬化の後に硬さがほぼ変化しないplateau領域を経て、最大硬さを取り、過時効となって軟化する。この現象は、5000系合金(Al-Mg合金)にCuをわずかに添加した場合にも、同様に見られる。例えば、Al-3Mg-1Cu(mass%)合金を793 Kにて0.6 ksの溶体化処理後に水冷し、443 Kにおいて時効処理すると、わずか60 sで急速に時効硬化し、その硬化量は最大硬さまでの硬化量の6割に達する⁽⁵⁾。この合金は、平衡状態図上で(α +S+T)相領域に位置し、その析出過程は以下の通りとされている。



T相は、Al-Zn-Mg系合金にて観察されるT相($\text{Mg}_{32}(\text{Al}, \text{Zn})_{49}$)と同じ構造を持ち、ZnがCuに置き換わった構造の析出物であると報告されている⁽⁶⁾⁽⁷⁾。Al-Mg-Cu合金に関する過去の研究ではT相の析出は確認されていなかった⁽⁸⁾⁽⁹⁾が、筆者らはAl-3Mg-1Cu合金において微量のAgを添加した際に新たにT相が観察されることを明らかにしている⁽⁵⁾。

図1に443 Kでの時効処理に伴う硬さ、電気比抵抗および陽電子寿命変化を示す。溶体化処理は塩浴炉、時効処理はオイルバスを用いて行った。時効初期に急激に硬さが上昇し、plateau領域を経て、ピーク硬さに達する。電気比抵抗変化は硬さ変化と対応しており、時効初期に大きく上昇し、plateau領域を経て、大きく低下する。電気比抵抗の上昇は、電子の平均自由行程程度のサイズの原子の集合体が形成して電子の流れの妨げとなることに起因すると考えられる。

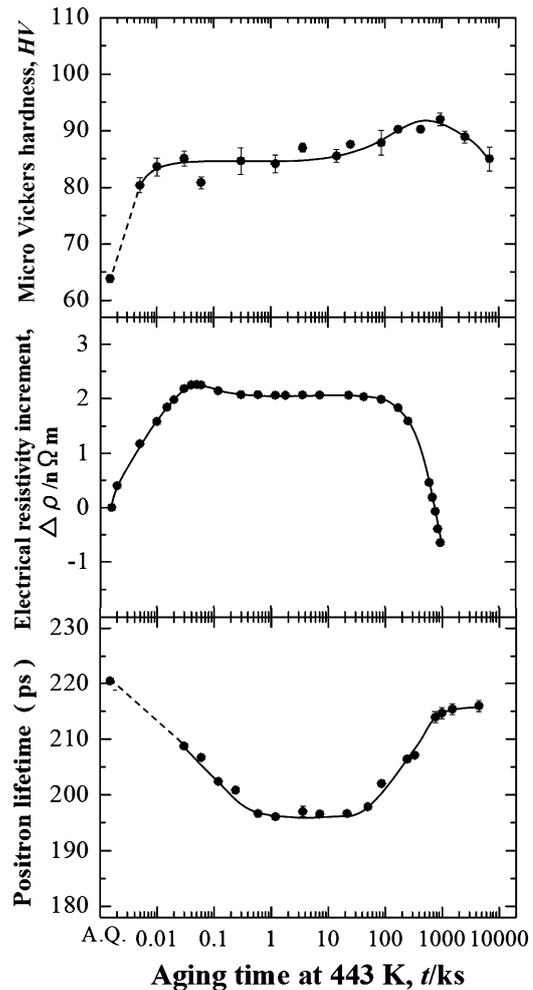


図1 443 Kにおける時効処理に伴うAl-3Mg-1Cu合金の硬さ、電気比抵抗および陽電子寿命変化。

陽電子寿命については、焼入れまま(As-quenched: A.Q.)においては220 psであり、先に述べたアルミニウム完全結晶格子中の陽電子寿命(約160 ps)と比べて値が大きい。すなわち、多量の焼入れ原子空孔が形成していることが示唆される。時効に伴い、陽電子寿命は大きく低下し、その後、硬さのplateau領域中盤あたりで、陽電子寿命値がほぼ変化しないplateau領域が見られた。そして、ピーク強度に対応して陽電子寿命値は上昇し、過時効領域においてはわずかに上昇した。

陽電子寿命の低下は、一般に、Al-Cuベースの合金において相分解の初期段階で観察される⁽¹⁰⁾。これは、空孔にトラップされた陽電子数の減少と、空孔と隣接しているCu量の増加(vacancy-Cu clusterの形成)に起因する⁽¹¹⁾。ここで、純Cuおよび純Mgにおける陽電子寿命はそれぞれ、180 psおよび253 psと報告されている⁽¹²⁾。図2では、陽電子寿命値が時効初期に低下するが、純Cuにおける寿命値と比較して高い値となっている。したがって、時効初期に空孔を介した拡散によりクラスタが形成する際における、Mgの関与が示唆される。また、ピーク硬さ付近の陽電子寿命の増加は、整合あるいは半整合析出物の形成に伴うものと考えら

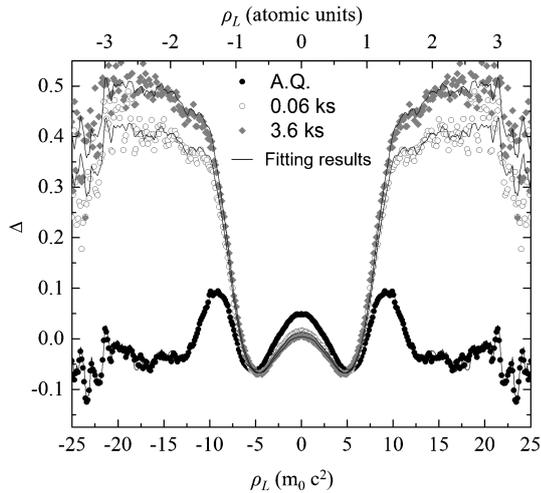


図2 443 K で時効処理した Al-3Mg-1Cu 合金における CDB 比率曲線.

れる．非整合界面が，陽電子の新たな消滅サイトとなることから，陽電子寿命が上昇すると考えられる⁽¹²⁾．

Al-3Mg-1Cu (mass%) の焼入れまま (A.Q.) および 443 K で 0.06 ks および 3.6 ks 時効処理した試料について，CDB 法により得られた比率曲線を図 2 に示す．これは，基準として純 Al (純度 99.999%) 焼鈍材の運動量スペクトルを用いて，実際に試料の測定で得られた運動量スペクトルを除いたものである．Cu 添加量が比較的低い (0.45 at%) にも関わらず，陽電子の明確な局在化による信号 (± 1.3 atomic units) が見られた．これは，原子サイズの欠陥 (多くの場合，原子空孔とされる) の存在を示唆している．また，Cu のフィンガープリントと称される信号 ($|\rho_L| > 2$ atomic units における翼状の信号) や，Mg のフィンガープリントと称される信号 ($|\rho_L| \sim 0.7$ atomic units における鋭い傾斜) は，陽電子消滅サイト近傍における Cu や Mg 原子の存在を示唆する⁽¹³⁾．0.06 ks および 3.6 ks の時効処理後，Cu の信号は徐々に強くなるのが明確に分かるが，これらの曲線には，陽電子が母相 Al で消滅した成分と，空孔等の欠陥で消滅した成分が共に反映されている．そのため，以下のように運動量スペクトルの解析を行うことで，陽電子が消滅するサイトの割合を求めた．運動量スペクトル ρ の解析は，次式で与えられるように，純金属について同条件で測定された運動量スペクトルの線形結合をフィッティングすることによって実行した⁽¹⁴⁾⁽¹⁵⁾．

$$\rho_{\text{fit}} = (1 - F_{\text{trap}}) \rho_{\text{Al}}^{\text{bulk}} + F_{\text{trap}} (C_{\text{Al}}^V \rho_{\text{Al}}^V + C_{\text{Mg}}^V \rho_{\text{Mg}}^V + C_{\text{Cu}}^V \rho_{\text{Cu}}^V)$$

$$C_{\text{Al}}^V + C_{\text{Mg}}^V + C_{\text{Cu}}^V = 1$$

F_{trap} は，空孔等の欠陥でトラップされて消滅する陽電子の割合であり， C_{Al}^V ， C_{Mg}^V および C_{Cu}^V は陽電子の消滅サイト近傍での各元素の濃度の割合である． $\rho_{\text{Al}}^{\text{bulk}}$ は母相 Al で消滅する陽電子の運動量分布であり， $\rho_{\text{Al}}^{\text{bulk}}$ は十分に焼鈍された純 Al の測定により得られた運動量分布の実験値である． ρ_{Al}^V ， ρ_{Mg}^V および ρ_{Cu}^V は，陽電子による消滅の寄与を差し引いた後，強冷間加工した試料の測定により得られた，合金成分

表 1 Al-3Mg-1Cu 合金における陽電子消滅比率 (F_{trap}) および消滅サイト近傍に存在していた各合金元素の割合 (C_i) の 443 K における時効処理に伴う変化.

aging condition	F_{trap} (%)	C_{Al} (%)	C_{Mg} (%)	C_{Cu} (%)
A.Q.	54	64	11	25
0.06 ks at 443 K	59	37	17	46
3.6 ks at 443 K	60	32	15	53

(Al, Cu, Mg) での消滅を想定した場合の運動量分布の実験値である⁽¹⁴⁾．以上に基づき，フィッティングを行った結果を図 2 に実線で示した．また，この解析に基づいて，空孔等の欠陥でトラップされて消滅する陽電子の割合 (F_{trap}) と，それら消滅サイトのうち，消滅サイト近傍に存在していた各合金元素の割合について，表 1 にまとめた．表 1 より， F_{trap} は，443 K で時効処理後も，A.Q. と同等の値となっている．一方，Al-2.5Cu (mass%) 合金を焼入れ後に 423 K にて時効処理を施すと，0.06 ks の時効時間で F_{trap} は 70% から 17% まで大きく低下することが報告されている⁽¹⁶⁾．これは，時効処理に伴い多くの焼入れ原子空孔がアニールアウトすることを示唆している．このために，Mg を添加した場合と比較して Al-2.5Cu (mass%) 合金では時効硬化速度が遅いと述べられている⁽¹⁷⁾．本実験で用いた Al-3Mg-1Cu 合金では，時効熱処理後も焼入れ原子空孔が安定して存在すると考えられ，Mg がその役割を担っていることが示唆された．また，A.Q. において，陽電子の消滅サイト近傍に存在していた各合金元素の割合は，Al が最も多く，Mg と比べて Cu が高くなっている．443 K で時効処理を施すと，Al の割合は大きく減少し，それに伴い Cu の割合が大きく増加する．一方で，Mg の割合はわずかに増加するのみであった (表 1)．これらの陽電子の消滅サイト近傍に存在していた各合金元素の割合の変化について，図 3 に示した．消滅サイト近傍に存在する Cu の割合が 3.6 ks の時効処理によって急激に増大することが分かる．これは，図 1 および図 2 において示し

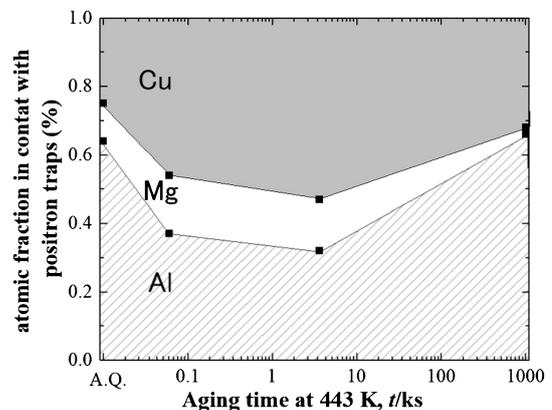


図 3 443 K で時効処理した Al-3Mg-1Cu 合金における時効処理に伴う陽電子消滅サイト近傍の元素濃度の変化.

た、急速時効硬化挙動と対応している。高分解能透過型電子顕微鏡による観察結果より、443 K にて 0.06 ks の時効処理後、Cu を含む原子の集合体 (Structural units of GPB zone) が形成することが分かっており⁽⁵⁾、空孔を介した Cu の急速な凝集から原子の集合体が急速に形成し、急速硬化に寄与するものと考えられる。

以上のように、陽電子消滅法を用いた陽電子寿命値および陽電子消滅サイト近傍の元素濃度の解析により、アルミニウム合金の時効硬化現象における原子空孔の挙動について検討することが可能である。焼入れ原子空孔量は、焼入れ速度に依存するとされており、溶質原子の拡散速度は原子空孔量に比例するため、水冷により十分な原子空孔量の導入が必要とされる。次節より、焼入れの条件が時効硬化曲線に及ぼす影響を硬さ試験によって簡易的に評価した例を示していく。

4. 原子空孔量と時効硬化の関係 (Al-Mg-Cu 合金)

Al-3Mg-1.5Cu (mass%) 合金における焼入れの条件が時効硬化曲線に及ぼす影響を図 4 に示した。この合金は、これまでに述べた Al-3Mg-1Cu 合金と同様に、平衡状態図上で ($\alpha + S + T$) 相領域に位置する合金組成を有する。時効温度は 443 K とした。793 K にて 0.6 ks の溶体化処理後に水冷した場合、図 1 に示した Al-3Mg-1Cu 合金の場合と比較して、全体的に硬さが大きくなっており、Cu 添加量の増加に伴う時効硬化能の増大が確認できる。溶体化処理温度から 20 K/h の冷却速度で炉内にて冷却し、373 K 以下に到達した後に取り出し、直ちに 443 K にて時効処理を施した場合 (Furnace Cooling: FC)、硬さは大きく低下し、その後の時効硬化が生じなくなった。これは、炉冷中に平衡相が析出することで溶質原子が消費されてしまい、その後の時効処理においては強度に寄与する析出物の形成が生じなかったためであると考えられる。一方で、溶体化処理後に直接、時効温度 (443 K) にさらすと (Direct Quenching: DQ)、WQ の場合と比較して焼入れままの硬さが大きくなり、ピーク硬さにかけての時効硬化量が若干大きくなった。ここで、焼入れままの値は、443 K にて 2 s 保持した際の硬さとした。この場合、溶体化処理時の固溶量が、443 K においても保持され、その後の時効硬化に寄与したものと考えられる。水冷焼入れを行わなくとも時効硬化が生じることについては、443 K に直接焼入れした際に多くの原子空孔量が保持されているのか、あるいは、原子空孔量に関係なく高い固溶量が維持されていれば時効硬化するということであるのか、検証が必要であると考えている。

図 5 に Al-4Mg-1Cu (mass%) 合金および Al-4Mg-1.5Cu (mass%) 合金の、323 K における時効硬化曲線を示す。793 K にて 0.6 ks の溶体化処理後に水冷した後に、323 K にて時効処理を施した。Cu 添加量を増やすことで、Cu を含むクラスタの形成量が増え、硬さが増加すると推察される。時効速度が増加することに関しては、Cu 添加量を増やすことで焼入れ原子空孔量が増えたと考えられるのか、あるいは、固

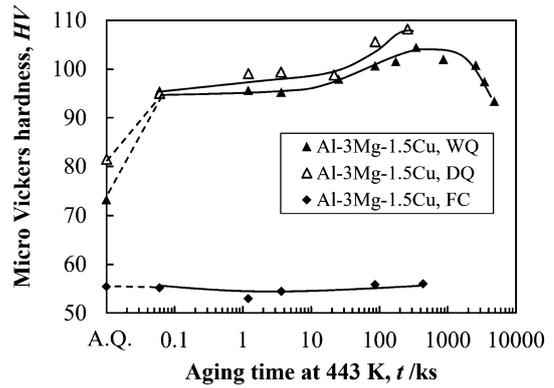


図 4 443 K における時効処理に伴う Al-3.5Mg-1Cu 合金の硬さ変化。焼入れ条件：水冷 (Water Quench (WQ))、直接焼入れ (Direct Quench (DQ))、炉冷 (Furnace Cooling (FC))。

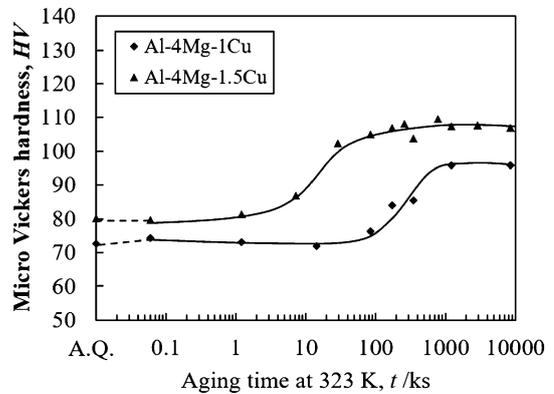


図 5 323 K における時効処理に伴う Al-4Mg-1Cu 合金および Al-4Mg-1.5Cu 合金の硬さ変化。

溶量が多ければ時効硬化速度が上昇するということであるのか、検証が必要であると考えている。

5. 原子空孔量と時効硬化の関係 (Al-Zn-Mg 合金)

7000 系合金である Al-Zn-Mg 系合金においては、さらに興味深い現象が見られる。吉田らは、7000 系アルミニウム合金である Al-6%Zn-0.75%Mg 合金において、溶体化処理後に炉冷した場合、水冷した場合と比べてその後の時効硬化が速くかつ最高強度が高くなることを明らかにした⁽¹⁸⁾。図 6⁽¹⁹⁾に、同合金を溶体化処理時に水冷、空冷、炉冷とした際の、各温度における時効処理後のビッカース硬さを示す。炉冷材の硬度は水冷材および空冷材とほぼ同じレベルであり、時効温度によっては炉冷材のほうが強度が高くなっている。炉冷材では、結晶粒内には数 μm 程度のサイズで析出物が形成し、粒界においては 10 μm 程度の粗大な析出物が形成する。焼入れ時の冷却速度が速いほど、粒内及び粒界析出は減少し、導電率を比較すると、炉冷した場合の方が水冷した場合より 1% IACS 程度高い値を示す。この合金系における析出過程は、一般的には以下の通りとされている。

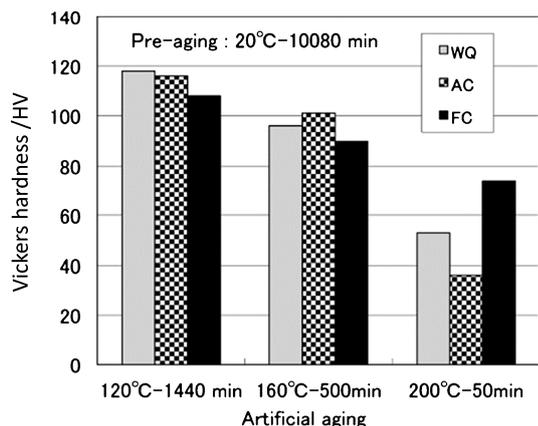
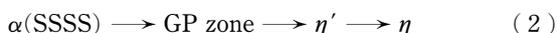


図6 Al-6Zn-0.75Mg合金における焼入れ速度と時効条件が硬さに及ぼす影響. 予備時効条件: 293 K-604.8 ks⁽¹⁸⁾.



Al-Zn-Mg合金におけるGPゾーンは、GP(I)とGP(II)の2種類があるとされている⁽²⁰⁾⁽²¹⁾。GP(I)は室温から423 K程度の温度で存在する一方で、GP(II)は723 K以上の溶体化処理温度からの焼入れ後、343 K~443 Kの温度域で生成し、443 K以上で分解する。

炉冷直後の組織観察から、クラスタあるいはGPゾーンの形成が示唆されており⁽¹⁹⁾、その構造については、GP(I)およびGP(II)との違いを含め、更なる検討が求められている。そして、前節と同様に、水焼入れを行わずとも時効硬化が生じることについては、炉冷後も高い原子空孔量が保持されているのか、あるいは、原子空孔量に関係なく高い固溶量が維持されていれば時効硬化するということであるのか、検証が必要であると考えている。

6. 化学結合論に基づく時効硬化挙動の解釈

3節では、陽電子消滅法によりアルミニウム合金の時効硬化現象における原子空孔の挙動について評価を行った。しかし、4節および5節で示したように、原子空孔の導入に必要な水焼入れを行わずとも、時効硬化が生じる場合があり、焼入れ原子空孔の存在に基づくこれまでと同様の解釈が困難であることから、新たな観点での解釈の必要性を感じている。冒頭で示したように、山本ら⁽²⁾は、化学結合論に基づく観点から、アルミニウム合金の時効硬化挙動について新たな解釈を示している。その一部を以下に示す。

アルミニウムは、周期律表の中で第3周期の3族に属する。原子価は3であり、電気陰性度は中間程度である。従って、結合性は金属結合であり、共有結合ではない。添加元素としてMg(2価)、Cu(1価)、Zn(2価)を用いる場合、いずれも原子価はAlより小さいことから、添加することによって価電子の空席が増え、原子の拡散が容易になる。さらに、電気陰性度の差から、静電結合が増し、上記の元素の添加により時効硬化性が増す。合金元素を変えることで、合金の結合性は変化し、それにより反応速度や時効速度が変化す

る。

ここで、「原子の隙間」を原子空孔として考えると、面心立方構造(FCC)では体心立方構造(BCC)と比べて原子の隙間・空孔が少ないが、拡散は速い。共有結合(ダイヤモンドや水素分子)の場合、原子の空席はあるが、原子は動くことができない。「価電子の空席」という視点に基づくと、FCCでは価電子の空席が多いために原子の拡散が生じ、塑性変形が可能、と解釈ができる。このあたりの詳しい議論については、参考文献(2)を参照されたい。

陽電子消滅法で捉えられたのは、「原子の隙間」に関する情報であるのか、合金中の価電子の数あるいは電子密度と陽電子寿命とはどのような関係を持つのか、化学結合論に基づく観点から、知見を深め、検討を行う必要があると考えている。このような新たな材料科学の視点は私にとって非常に新鮮であり、今後どのような研究の展開が可能であるのか、じっくりと取り組んでいきたいと考えている。

7. 終わりに

著者は、民間企業での研究を経験した後に、大学へと移った。大学での研究においては、実験データをまとめ、得られた現象がどのようなメカニズムに基づくのか、論理的に考察することが必要とされる。一方で企業の研究においては、実用で求められる材料特性に関する広範なデータを整理してまとめ、それをもとに解決策、すなわち最適な製造プロセスを導き出すことが必要とされる。工場の大規模な設備においては、操業上の制約が最終製品の特性に大きな影響を及ぼすこともある。また、従来の理論では説明のつかない現象に直面することも多い。そういった環境で研究開発に取り組むことに対して非常にやりがいを感じていた。本稿の後半で紹介した、焼入れ条件がアルミニウム合金の時効硬化挙動に及ぼす影響については、企業で働く中で直面した課題である。今後、この特異な現象の解明に向け、様々な解析手法を駆使して多角的に取り組んでいきたい。また、その他にも解決したい基礎研究課題は多くある。大学は、これらを実現させるのに適した環境であると考えている。また、企業に長年蓄積されたデータをもとに、マテリアルズ・インフォマティクスによって材料開発の効率化を図る動きがある。これが飛躍的に発展し、企業における計算科学に基づいた材料開発が確立していくことは、大変興味深い。いずれにしても、軽金属材料の研究開発は非常に面白い。現状の生活は、育児のウェイトが大きいですが、研究・育児のいずれにおいても常に前向きでいることが大切であると思っている。今しか経験できない時間を楽しみ、自分のペースで、軽金属分野に携わる研究者として歩んでいきたい。

文 献

- (1) 白井泰治: 軽金属, 56(2006), 629-634.
- (2) 山本悟, 堀健三: これからの材料学, ㈱ミュージズコーポレー

ジョン, (2019), 11.
 (3) B. Milkereit, O. Kessler and C. Schick : Fast Scanning Calorimetry, Springer, (2016), 723-773.
 (4) W. Eckert and H.-E. Schaefer: Proc. 8th Int. Conf. on Positron Annihilation, ed. by L. Dorikens-Vanpraet, M. Dorikens and D. Segers (World Scientific, Singapore), (1989), 407.
 (5) M. Mihara, C. D. Marioara, S. J. Andersen b, R. Holmestad, E. Kobayashi and T. Sato: Mater. Sci. and Eng. A, **658**(2016), 91-98.
 (6) J. H. Auld, J. T. Vietz and I. J. Polmear: Nature, **209**(1966), 703-704.
 (7) G. Bergman, J. L. T. Waugh and L. Pauling: Acta Cryst., **10** (1957), 254-259.
 (8) P. Ratchev, B. Verlinden and P. van Houtte: Scr. Met. Mater., **30**(1994), 599-604.
 (9) S. Hirokawa, T. Omura, Y. Suzuki and T. Sato: J. Jpn. Inst. Light Metals, **56**(2006), 673-679.
 (10) A. Dupasquier, P. Folegati, N. de Diego, and A. Somoza: J. Phys.: Condens. Matter, **10**(1998), 10409-10422.
 (11) A. Somoza, A. Dupasquier, I. J. Polmear, P. Folegati and R. Ferragut: Phys. Rev. B, **61**(2000), 14454-14463.
 (12) G. Dlubek: Mater. Sci. Forum, **13-14**(1987), 11-32.
 (13) A. Dupasquier, G. Kogel and A. Somoza: Acta Mater., **52** (2004), 4707-4726.
 (14) R. Ferragut: Physica B, **407**(2012), 2676-2683.

(15) C. Macchi, A. Tolley, R. Giovachini and I. J. Polmea: Acta Mater., **98**(2015), 275-287.
 (16) A. Somoza, M. P. Petkov and K. G. Lynn: Physical Review B, **65**(2002), 094107.
 (17) R. K. W. Marceau, R. Ferragut, A. Dupasquier, M. M. Iglesias and S. P. Ringer: Mater. Sci. Forum, **519-521**(2006), 197-202.
 (18) 吉田英雄, 渡辺威郎, 八木秀周: 軽金属, **67**(2017), 41-48.
 (19) 山下賢哉, 成田麻未, 吉田英雄: 軽金属学会第141回秋期大会講演概要集, (2021), 99-100.
 (20) L. K. Berg, J. Gjønnnes, V. Hansen, X. Z. Li, M. Knutson-Wedel, G. Waterloo, D. Schryvers and L. R. Wallenberg: Acta Mater., **49**(2001), 3443-3451.
 (21) V. Hansen, O. B. Karlsen, Y. Langsrud and J. Gjønnnes: Mater. Sci. Technol., **20** (2004), 185-193.



成田麻未

★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★
 2017年3月 東京工業大学大学院理工学研究科博士課程修了
 2017年4月 株式会社UACJ R & Dセンター 研究員
 2020年4月 現職
 専門分野: 軽金属材料, 材料組織制御, 時効析出, 異種金属接合, 巨大ひずみ加工
 ©アルミニウム合金の組織制御による高強度化や異種金属材料の接合に関する研究に従事。
 ★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★