

Al-Zn-Mg 合金の微細組織形成に及ぼす焼き入れ速度の影響*

愛須 優輝**, 一谷 幸司***, 田中 宏樹****
 齊藤 元貴*****, 武藤 俊介*****, 岡島 敏浩*****

Effect of Quenching Rate on Microstructure Formation in Al-Zn-Mg alloy Sheet*

Yuki Aisu**, Koji Ichitani***, Hiroki Tanaka****
 Genki Saito*****, Shunsuke Muto***** and Toshihiro Okajima*****

A phenomenon that Al-6.0%Zn-0.75%Mg alloy sheets furnace-cooled after solution heat treatment had higher strength than water-quenched sheets under specific aging condition was reported. However, the strengthening mechanism related to furnace-cooling had been not clarified yet. In this research, replication test of the strengthening phenomenon of furnace-cooled sheets and the microstructural change during natural aging and artificial aging at 200 °C after furnace-cooling after solution heat treatment was investigated by tensile tests, SAXS measurements, STEM observation and electrical conductivity measurement. The strengthen phenomenon of furnace-cooled sheets was reproduced. In as-furnace-cooled sheets, 2-5 nm clusters which induced lattice strain were observed in LAADF-STEM image apart from atomic number contrast in HAADF-STEM image. The clusters seemed to be generated during furnace cooling. The clusters seemed to cause suppression of reversion and promotion of age hardening in furnace-cooled material.

Keywords: aluminum alloy, Al-Zn-Mg alloy, strength, SAXS, STEM

1. 緒言

Al-Zn-Mg合金は熱処理型アルミニウム合金の一種であり、その強化機構は組成比にもよるが主に η' 相の析出強化である。Al-Zn-Mg合金における相分解過程は過飽和固溶体 \rightarrow GPゾーン $\rightarrow\eta'$ $\rightarrow\eta$ とされている¹⁾。また、Al-Zn-Mg合金におけるGPゾーンはGP(I)ゾーンとGP(II)ゾーンの2種類が存在し、

GP(I)は自然時効で生成するが、150°Cまでの昇温過程で分解する²⁾。GP(II)は η' 相の前駆段階であり、70-170°Cで生成し、170°C以上で分解するとそれぞれ考えられている²⁾。GP(I)ゾーンは直径1-3nmの球状であり³⁾、GP(II)ゾーンは1または2原子層の厚さで幅3-5nmの板状であると報告されている⁴⁾。

一般に、熱処理型アルミニウム合金は、溶体化処理の際に、焼き入れ冷却速度を大きくし、溶質元素を多く

* 本稿は軽金属, **73** (2023), 616-621より転載。

This paper has been published in Journal of The Japan Institute of Light Metals, **73** (2023), 616-621.

** (株)UACJ マーケティング・技術本部 R&Dセンター 基盤研究部

Fundamental Research Department, Research & Development Center, Marketing & Technology Division, UACJ Corporation.

*** 博士(工学), (元) (株)UACJ マーケティング・技術本部 R&Dセンター 基盤研究部

Ph. D. (Eng.), (Formerly, Fundamental Research Department, Research & Development Center, Marketing & Technology Division, UACJ Corporation.)

**** (株)UACJ マーケティング・技術本部 R&Dセンター 基盤研究部 博士(工学)

Fundamental Research Department, Research & Development Center, Marketing & Technology Division, UACJ Corporation, Dr. Eng.

***** 名古屋大学工学研究科物質科学専攻 博士(工学)

Department of Materials Physics, Graduate School of Engineering, Nagoya University, Ph. D. (Eng.)

***** 名古屋大学 未来材料・システム研究所高度計測技術実践センター 工学博士

Advanced Measurement Technology Center, Institute of Materials and Systems for Sustainability, Nagoya University, Dr. Eng.

***** 公益財団法人 科学技術交流財団 あいちシンクロトロン光センター 博士(理学)

Aichi Science & Technology Foundation Aichi Synchrotron Radiation Center, Dr. Sci.

固溶させることで人工時効後の強度を向上させる。しかし、吉田らはAl-6.0mass%Zn-0.75mass%Mg合金(以降単に%と表す)を溶体化処理した後、200℃で人工時効を行った場合は、溶体化処理時に炉冷した材料が、水冷または空冷した材料よりも人工時効速度も大きく、最高強度も高くなることを報告した⁵⁾。これは従来の知見では説明できない現象であり、高強度化を達成する未解明の機構が働いていると考えられる。吉田らは、炉冷中にある種のクラスタかGPゾーンが生成し、これが η' へ遷移する前駆段階の一種であると予想した⁵⁾。これに対して、Rowoltら⁶⁾は、溶体化処理時に炉冷したAl-6.1%Zn-0.76%Mg合金に対して、HAADF (High-Angle Annular Dark-Field)-STEM (Scanning Transmission Electron Microscope) 観察を行い、直径3-5 nmの微細な粒子が生成していることを報告した。しかし、炉冷中に生成する相が存在することで起こる、その後の人工時効中の微細組織形成過程については詳細な解析に至っていない。

本研究では、特定の人工時効条件で炉冷材が水冷材よりも高強度となる現象についての再現実験を行った。さらに、再現したサンプルに対して、人工時効前後それぞれにおける、X線小角散乱 (Small Angle X-ray Scattering, SAXS) 測定およびHAADF法およびLAADF (Low-Angle Annular Dark-Field) 法のSTEM観察を行うことで、Al-6.0%Zn-0.75%Mg合金の人工時効中の微細組織形成に及ぼす焼き入れ速度の影響を調査した。

2. 実験方法

Table 1に供試合金の化学組成を示す。純度99.99%のアルミニウム地金を用いて、Al-5.9%Zn-0.75%Mg合金鑄塊をDirect-chill (DC) 鑄造により作製し、スライスして厚さ25 mmとした。鑄塊に対し、大気炉中で50℃/hの昇温速度で500℃に昇温し8 h保持して水冷する均質化処理を行った。その後、大気炉中で50℃/hで400℃まで加熱し、熱間圧延を行って厚さ2 mmの板とし、冷間圧延を行って厚さ0.4 mmの板とした。冷間圧延板に対して行った熱処理条件を**Fig. 1**に示す。(a) 大気炉中で50℃/hの昇温速度で450℃まで昇温し1h保持して冷却する溶体化処理を行った。溶体化処理時の冷却は水冷(WQ, 冷却速度 2.9×10^5 ℃/h)および炉冷(FC, 冷却速度12℃/h)とした。溶体化処理後の試料は自然時効の影響を排除するため、熱処理および試験を行わない期間は-80℃の超低温フリーザー中に保管した。(b) 溶体化処理後の板に対し、20℃で2 hまたは

168 h保持する自然時効を行った後、(c) 160℃または200℃に熱した油浴に浸漬して水冷する人工時効処理を行った。

人工時効処理前後の板に対し、引張試験, SAXS測定, STEM観察および導電率測定を行った。引張試験片はJIS13号B試験片とし、熱処理後1 h以内に試験を行った。SAXS測定は科学技術交流財団あいちシンクロトロン光センターのBL8S3で行い、波長 $\lambda=0.092$ nmのX線を板面に対し垂直に180 s照射し、3.97 m後方の検出器を用いて散乱ベクトルの大きさ $q=4\pi \sin \theta / \lambda$ と散乱強度 $I(q)$ の関係を得た。ここで、 θ は散乱角である。また、測定は熱処理後24 h以内に行った。得られた散乱スペクトルに対して、解析ソフトIrena⁷⁾を用いて解析を行った。解析は、粒子サイズ分布が対数正規分布に従うような球状分散粒子の存在を仮定して計算 $I(q)$ - q 曲線を求め、実測値とのフィッティングを行った。計算 $I(q)$ - q 曲線のモデル式は、Guinier則の式に粒子間相互作用の影響を考慮したPorod則の項を足して、

$$I(q) = I_{\text{Guinier}}(q) + I_{\text{Porod}}(q) + I_{\text{background}}(q) \quad (1)$$

とした。ここで、半径 r の球状粒子を仮定した場合のGuinier則による散乱強度 $I_{\text{Guinier}}(q)$ は

Table 1 Chemical composition of the alloy (mass%).

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Zr	Al
<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	0.75	<0.01	5.94	<0.01	<0.01	Bal.

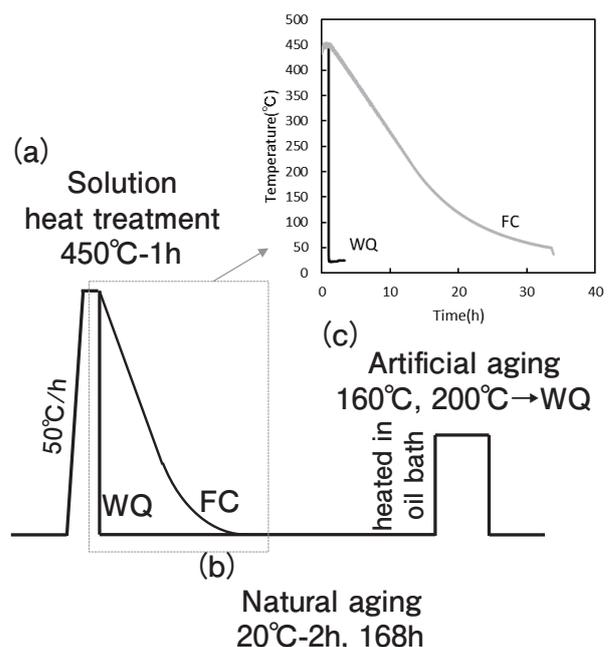


Fig. 1 Conditions of heat treatment for the alloy.

$$I_{\text{Guinier}}(q) = \int 3 \left(\frac{\sin(qr) - qr \cos(qr)}{(qr)^3} \right)^2 \left(\frac{4\pi r^3}{3} \right)^2 N_p(r) dr \quad (2)$$

と表される⁸⁾。また、 $N_p(r)$ は粒子サイズ分布であり、対数正規分布を仮定した場合は、係数 A 、対数正規分布に対応する正規分布の平均 μ および標準偏差 σ を用いて

$$N_p(r) = A \frac{\exp\left(-\frac{(\ln(r) - \mu)^2}{2\sigma^2}\right)}{\sqrt{2\pi}\sigma} \quad (3)$$

と表される。粒子間相互作用の影響を考慮したPorod則による散乱強度 $I_{\text{porod}}(q)$ は係数 B 、粒子間相互作用の度合いを表す係数 ϕ および η と慣性半径 R_g を用いて

$$I_{\text{Porod}}(q) = \frac{1}{1 + \phi S(q, \eta)} B e^{-\frac{q^2 R_g^2}{3}} \left\{ \frac{\text{erf}\left(\frac{q R_g}{\sqrt{6}}\right)}{q} \right\}^3 \quad (4)$$

と表される⁷⁾。ただし、 $S(q, \eta)$ は構造因子で、

$$S(q, \eta) = 3 \left(\frac{\sin(q\eta) - q\eta \cos(q\eta)}{(q\eta)^3} \right) \quad (5)$$

である。バックグラウンドによる散乱強度 $I_{\text{background}}(q)$ は定数 C 、係数 D を用いて

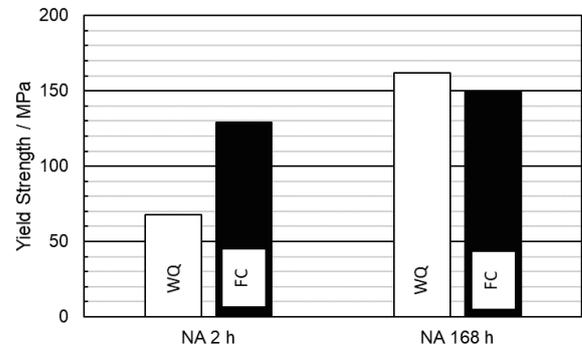
$$I_{\text{background}}(q) = C + Dq^{-4} \quad (6)$$

とした。 $A, \mu, \sigma, \phi, \eta, B, R_g, C, D$ をフィッティングパラメータとする χ^2 フィッティングを行い、計算 $I(q)$ - q 曲線を実測 $I(q)$ - q 曲線にフィッティングした。STEM観察については、熱処理後の試料を機械研磨し、厚さ0.1 mmとした後に、Struers社のTenupolを用いて、電解研磨法でSTEM観察用薄膜試料に加工した。薄膜試料について、名古屋大学の日本電子製ARM-200Fを用いて、電子線を加速電圧200 kVで $[100]_{\text{Al}}$ 方向に入射し、検出角を約54-220 mradとするHAADF-STEM観察と、検出角を約24-54 mradとするLAADF-STEM観察を行った。これらの観察は熱処理後室温で約4380 h保管された試料に対して行った。導電率測定は日本フェルスター社製Sigma Testを用いて渦電流法で行った。

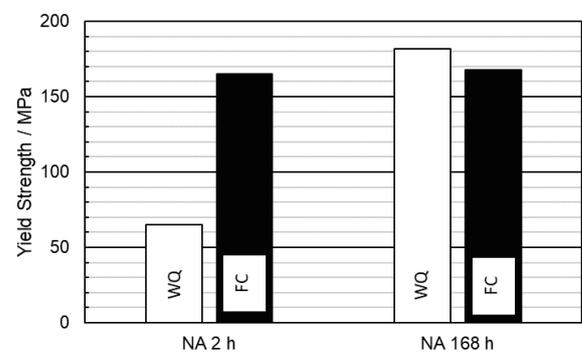
3. 実験結果

Fig. 2に水冷材および炉冷材の0.2%耐力に及ぼす自然時効(NA)および人工時効(AA)の影響を示す。これらの耐力測定結果は、吉田ら⁵⁾の結果と同様の傾向を示した。人工時効を行わなかった場合(Fig. 2(a))において、自然時効時間が2 hの時点では炉冷材は水冷材よりも耐力が高かった。その後自然時効処理を168 h時点まで行くと、水冷材と炉冷材両方で耐力の上昇が起こり、その結果水冷材は炉冷材よりもわずかに耐力が高くなった。人工時効を160℃で1.67 h行った場合(Fig. 2(b))においては、水冷材では人工時効後の耐力は自然時効の時間が長くなると増加しており、自然時

(a) without AA



(b) AA 160℃ 1.67h



(c) AA 200℃ 1.67h

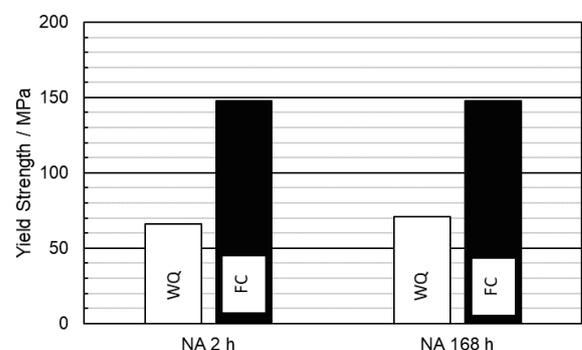
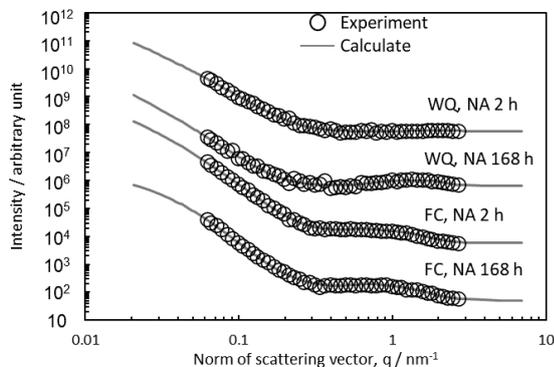


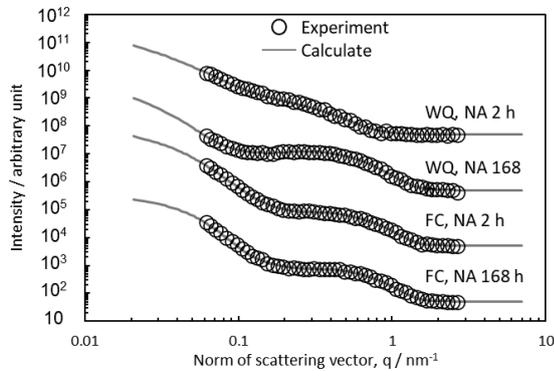
Fig. 2 Effect of natural aging (NA) and artificial aging (AA) on yield strength of water-quenched sheets (WQ) and furnace-cooled sheets (FC). (a) without AA, (b) AA160℃ and (c) AA200℃.

効の正の効果が見られた。Al-Zn-Mg系合金においては、合金成分濃度によって人工時効後の強度に及ぼす自然時効の正の効果が見られ、自然時効中に生成するGP (I) ゾーンが人工時効の昇温過程で分解し、GP (II) ゾーンの生成を促し、GP (II) ゾーンが η' 相に遷移するため起こると考えられている⁹⁾。一方、炉冷材では人工時効後の耐力に及ぼす自然時効の影響はほとんど見られず、自然時効2hと168hの場合とも、水冷後168h自然時効材に比べて15 MPa程度低いがほぼ同程度の耐力であった。人工時効を200℃で1.67h行った場合 (Fig. 2 (c)) においては、炉冷材は水冷材よりも耐力が高かった。また、炉冷材および水冷材両方で、人工時効後の耐力に及ぼす自然時効の影響はほとんど見

(a) without AA



(b) AA 160°C 1.67h



(c) AA200°C 1.67h

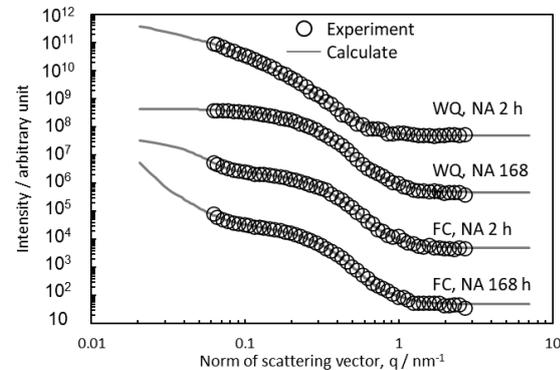
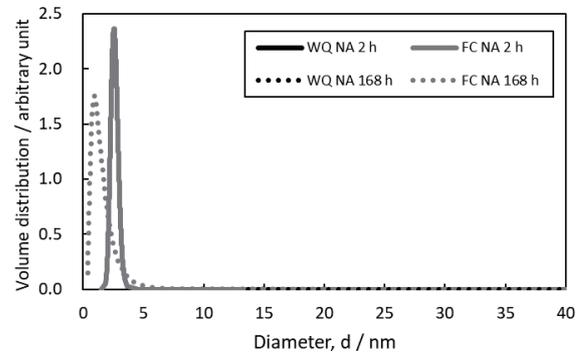


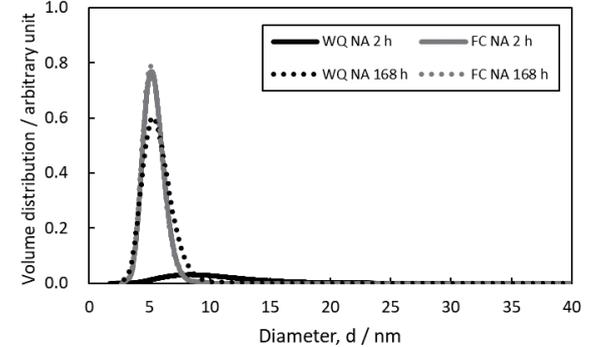
Fig. 3 Experimental and calculated SAXS profiles of water-quenched sheets (WQ) and furnace-cooled sheets (FC). (a) without AA, (b) AA160 °C 1.67 h and (c) AA200 °C 1.67 h.

られなかった。同様の熱処理を行った試料に対して、SAXS測定を行い、測定によって得られたSAXSプロファイルに対する解析を行った。**Fig. 3**に実験値と計算値のSAXSプロファイルを示す。熱処理条件によらず、実験SAXSプロファイルおよび計算SAXSプロファイルは良好にフィッティングされた。**Fig. 4**にSAXSプロファイルの解析によって得られた粒子サイズ分布を示す。人工時効を行わなかった場合 (Fig. 4 (a)) は、水冷材では粒子ピークが見られず、炉冷材のみ直径2-4 nmの位置に粒子ピークが見られた。粒子サイズ分布と耐力 (Fig. 2 (a)) の相関関係を見ると、水冷材は、自然時効168h材に粒子ピークが見られないが、同様に粒子ピークが見られなかった自然時効2h材よりも耐力が高

(a) without AA



(b) AA 160°C 1.67h



(c) AA200°C 1.67h

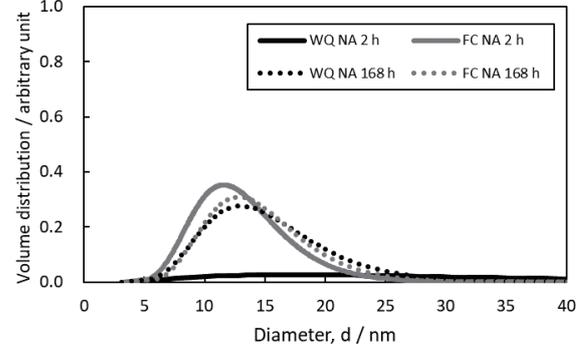


Fig. 4 Particle size distribution obtained from SAXS profile analysis. (a) without AA, (b) AA160 °C 1.67 h and (c) AA200 °C 1.67 h.

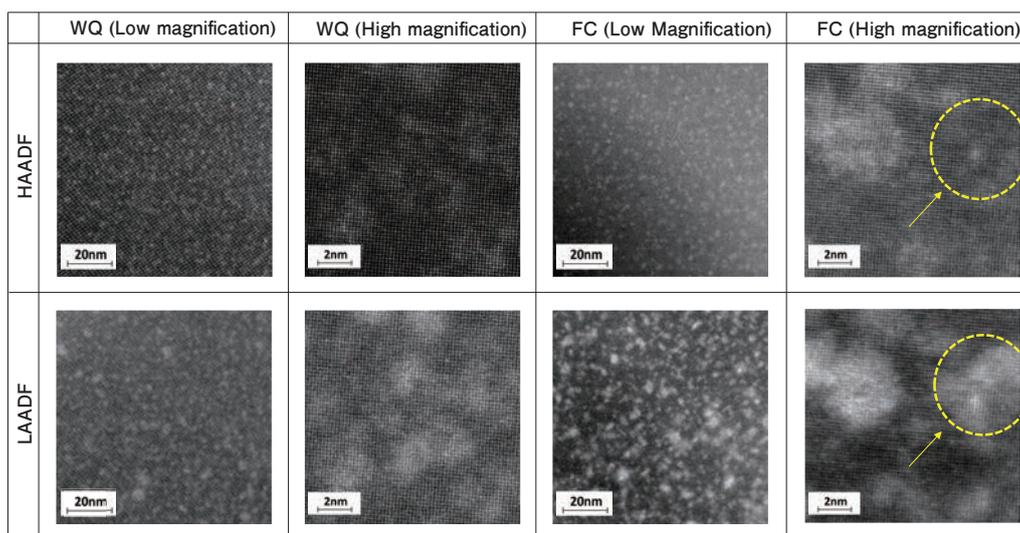


Fig. 5 STEM images of the sheets that was solution-treated, furnace-cooled or water-quenched, and then held at room temperature for 4380 h. The upper panel shows low and high magnification HAADF-STEM images and the lower panel shows low and high magnification LAADF-STEM images.

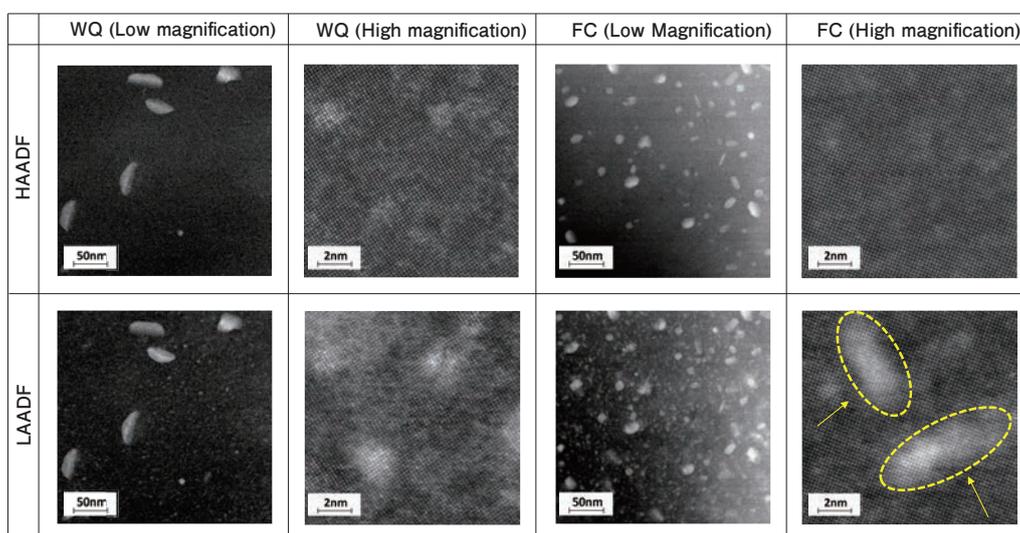


Fig. 6 STEM images of the sheets that was solution-treated, furnace-cooled or water-quenched, and then held at room temperature for 4380 h. The upper panel shows low and high magnification HAADF-STEM images and the lower panel shows low and high magnification LAADF-STEM images.

かった。人工時効を160℃で1.67h行った場合 (Fig. 4 (b)) においては、水冷後自然時効2h材のみ粒子ピークがほとんど見られず、水冷後自然時効168h材および炉冷材では直径4-10nmの位置に粒子ピークが見られた。人工時効を200℃で1.67h行った場合 (Fig. 4 (c)) においては、水冷後自然時効2h材のみ粒子ピークがほとんど見られず、水冷後自然時効168h材および炉冷材では直径6-24nmの位置に粒子ピークが見られた。

人工時効を行わなかった場合および200℃で1.67h行った場合について、耐力と微細組織の関係を調査するためSTEM観察を行った。**Fig. 5**に水冷または炉冷後、約4380h自然時効した場合のSTEM像を示す。水冷材においては、HAADF-STEM像に直径3-4nmのコントラストが見られた。HAADF-STEM像に見られた

コントラストと同様の位置に、直径3-5nmのコントラストがLAADF-STEM像にも見られた。炉冷材においては、HAADF-STEM像に直径4-5nmのコントラストが見られた。LAADF-STEM像にもHAADF-STEM像と同様の位置に同様の大きさのコントラストが見られたが、これらのコントラストに加えて、高倍率の図中に矢印で示す、LAADF-STEM像のみに見られる位置に直径5-6nmのコントラストも確認された。**Fig. 6**に水冷または炉冷後、168h自然時効し、200℃で1.67h人工時効し、その後室温で4380h保持した場合のSTEM像を示す。水冷材においては、HAADF-STEM像の低倍率像では直径20-50nmのコントラストと、更に高倍率像では直径2-3nmのコントラストが見られた。LAADF-STEM像にもHAADF-STEM像と同様の

位置に粒状コントラストが見られた。また、LAADF-STEM像にのみ存在する直径2-3 nmのコントラストも見られたが、比較的少数であった。炉冷材においては、HAADF-STEM像には直径10-20 nmのコントラストが見られるが、直径数nmサイズのコントラストはほとんど見られなかった。LAADF-STEM像にはHAADF-STEM像と同様の位置に直径10-20 nmのコントラストが見られたが、これらのコントラストに加えて、図中に矢印で示す、LAADF-STEM像のみに見られる直径2-5 nmのコントラストが多数確認された。

4. 考察

4.1 人工時効前における微細組織

人工時効を行う前の水冷材では、自然時効時間が2h時点から168h時点の間で、耐力の向上が見られた (Fig. 2 (a))。また、STEM像では直径3-4 nmのコントラストが見られた (Fig. 5)。水冷後の自然時効中にGP (I)ゾーンが生成することによって耐力が向上し、これらが直径3-4 nmのコントラストとして観察されたと考えられる。また炉冷材は、自然時効2h時点で水冷材よりも高い耐力を示し、その後の自然時効に伴ってさらに耐力の向上が見られた (Fig. 2 (a))。また、SAXSプロファイル解析では直径2-4 nmの位置に粒子ピークが見られた (Fig. 4 (a))。さらにSTEM観察では、HAADF-STEM像とLAADF-STEM像両方で確認できる直径4-5 nmのコントラストと、HAADF-STEM像では確認されず、LAADF-STEM像のみで確認できる直径5-6 nmのコントラストが見られた (Fig. 5)。これらのコントラストは溶体化処理後の冷却中に生成したものと考えられる。ここで、HAADF-STEM像は原子番号のおよそ2乗に比例するコントラストを示し¹⁰⁾、LAADF-STEM像は局所領域の格子ひずみに対応するコントラストを示す¹¹⁾。マトリックスのAlと溶質元素のうちMgは原子番号が隣接しており、HAADF-STEMによる原子番号コントラストによる識別が一般に困難である一方、格子ひずみに対してLAADF-STEM像が敏感であることから、LAADF-STEM像のみで確認できる直径5-6 nmのコントラストは、マトリックスと比べて特にZnの溶質濃度に大きな差はないが、局所的な格子ひずみが存在する領域が炉冷中に生成し、観察されたものと考えられる。このようなLAADF-STEM像でのみ確認されるコントラストについては、HAADF-STEM像におけるコントラスト差として現れるよりも小さい程度の溶質濃度変化で、溶質原子の凝集が起こることで、一種のクラスタが生成し、

このようなクラスタが格子ひずみを引き起こしているために生じると推測され、溶質原子のクラスタリング状態解明については今後の課題である。炉冷材では、格子ひずみを生じさせるクラスタが存在することで、自然時効2hの状態でも水冷材よりも高強度となり、その後自然時効硬化することによって耐力向上が見られたと考えられる。また、炉冷材のHAADF-STEM像およびLAADF-STEM像両方で見られた直径4-5 nmのコントラストとして観察された生成物は、Rowoltら⁶⁾がHAADF-STEM像で観察した粒子と同様の大きさであり、さらに粒子サイズが近いことから、炉冷材のSAXSプロファイル解析で見られた直径2-4 nm位置の粒子ピークに対応すると考えられる。LAADF-STEM像でのみ観察されたコントラストは、200℃で1.67h人工時効した材料にも確認されたが、SAXSプロファイル解析結果 (Fig. 4 (c)) において対応するサイズの粒子ピークが見られなかったことから、SAXSプロファイルには表れていないと考えられる。この原因としては、例えば、格子ひずみを生じさせるクラスタは、マトリックスとの溶質濃度差が小さいことによって、マトリックスとの電子密度に大きな差が生まれなかった結果、散乱能が低くなったと考えられる。

4.2 人工時効後における微細組織

人工時効を200℃で1.67h行った場合においては、自然時効時間によらず、炉冷材は水冷材よりも耐力が高かった (Fig. 2 (c))。また水冷後、自然時効168h材および炉冷材では、SAXSプロファイル解析において、直径6-24 nmの位置に粒子ピークが見られた (Fig. 4 (c))。さらにFig. 6で示したSTEM像では、HAADF-STEM・低倍率像とLAADF-STEM・低倍率像の両方で、直径20 nm程度の比較的大きなコントラストが観察された。これらのコントラストとして観察されたものは、SAXSプロファイル解析で直径6-24 nmの位置の粒子ピークとして見られたものと対応すると推測される。ここで、Al-Zn-Mg合金において、 η' 相は5-7 nmの厚みを超えるまで成長すると η 相に遷移すると考えられている²⁾ため、これらの直径20 nm程度のコントラストは、マトリックスとの整合性が失われた、強度への寄与が小さくなるまで成長した η 相粒子であると推測される。そのため、人工時効中の材料強度の変化については、直径20 nm程度の粒子よりも小さなサイズの生成物が寄与していると考えられる。

200℃での人工時効中に起こる組織変化について考察するため、溶体化処理後水冷または炉冷した供試材に対して、168hの自然時効を行った後、200℃で人工

時効処理を行った場合の耐力および導電率を測定した。Fig. 7に耐力に及ぼす人工時効時間の影響を示し、Fig. 8に導電率に及ぼす人工時効時間の影響を示す。人工時効処理開始0.0167 h時点で、水冷材では急激な耐力低下が見られた。炉冷材でも耐力低下が見られたが、低下量は炉冷材のほうが小さかった。また、これらに伴い、水冷材および炉冷材両方で導電率の上昇が見られた。水冷材は、人工時効開始0.0167 hから0.2 hの時点で、わずかに耐力上昇が見られ、導電率の低下が見られた。人工時効開始0.2 h以降では、耐力はほとんど一定で、導電率は上昇し続けた。炉冷材は、人工時効開始0.0167 hから0.05 hの時点で、大きな耐力上昇が見られ、導電率の低下が見られた。その後、耐力は1.67 hでピーク時効を迎えたのちに低下し、導電率は上昇し続けた。人工時効1.67 h時点でのSTEM観察では、HAADF-STEM像とLAADF-STEM像の両方で観察される直径2 nm程度の比較的小さな粒状コントラストが、水冷材で観察され、LAADF-STEM像でのみ確認できる直径2 nm程度のコントラストが、水冷材と炉冷材両方で観察され、その量は炉冷材のほうが多かった(Fig. 6)。Fig. 7より、水冷材において200 °Cでの時効中に時効硬化がほとんど起きなかったことから、水冷材で観察された直径2 nm程度のコントラストは、人工時効中に生成したものではなく、人工時効後に4380 h

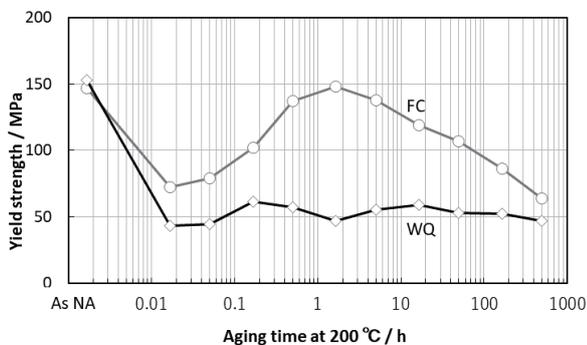


Fig. 7 Change of yield strength of the sheets after solution treatment during aging at 200 °C.

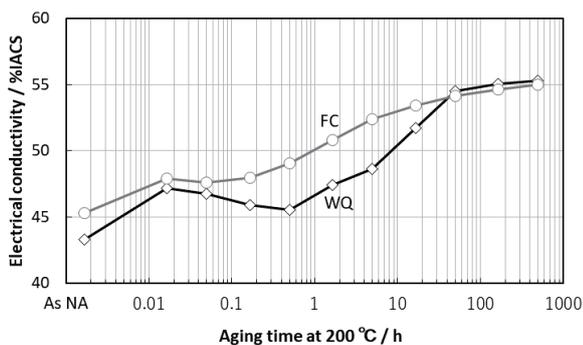


Fig. 8 Change of electrical conductivity of the sheets after solution treatment during aging at 200 °C.

行った室温での保持中に生成したものと推測される。水冷材においては、自然時効中に生成したGP (I) ゾーンが人工時効中に分解し、 η 相と思われる粒子が析出、成長し、人工時効1.67 h時点で直径20 nmサイズとなった後にさらに疎大に析出、成長することで、時効硬化がほとんど見られなかったと考えられる。炉冷材では、自然時効中に生成したGP (I) ゾーンの分解が起こるが、炉冷中に生成した格子ひずみを生じさせるクラスタは容易に分解せずに残存したため、耐力低下量が少なくなり、このことが、炉冷材が水冷材よりも高強度となった要因となったと考えられる。また、人工時効開始0.0167 h以降で生じる耐力上昇の理由については、不明である。分解せずに残存したクラスタがその後の時効硬化を促進したため耐力上昇が見られたと推測されるが、その機構については今後の課題である。

5. 結 言

本研究では、Al-6.0%Zn-0.75%Mg合金を用いて、溶体化処理後に水冷した場合と炉冷した場合において人工時効に伴う微細組織変化を解析し、以下の知見を得た。

(1) 200 °Cで人工時効した場合、炉冷材が水冷材よりも高強度となる現象を確認した。

(2) 炉冷材には200 °Cでの人工時効前後の両方において、それぞれの大きさが5-6 nmと2-5 nmの、HAADF-STEM像では確認できず、LAADF-STEM像にのみ確認できる、格子ひずみによるコントラストが観察された。このような格子ひずみコントラストはクラスタ生成によるものと考えられ、200 °Cの人工時効中においても容易に復元しないため、炉冷材が水冷材よりも高強度となると推測された。

謝 辞

本研究は、公益財団法人科学技術交流財団における『構造材料の時空間階層構造の解明と社会還元研究会』において実施した(BL8S3, 実験番号: 202103096, 202105167)。また本研究の一部は、文部科学省「マテリアル先端リサーチインフラ」事業(課題番号 22NU0019)および「顕微イメージングソリューションプラットフォーム」事業(課題番号 C22P0023-H)の支援を受けて行った。発表の機会を与えて頂き感謝する。

参考文献

- 1) アルミニウムの組織と性質, 編集 神尾彰彦, 軽金属学会, (1991), 296-322.
- 2) V. Hansen, O. B. Karlsen, Y. Langsrud and J. Gjønnes: Mater. Sci. Technol., **20** (2004), 185-193.
- 3) E. Thronsen, J. Frafjord, J. Friis, C.D. Marioara, S. Wenner, S.J. Andersen and R. Holmestad: Mater. Charact. **18** (2022), 111675.
- 4) L. K. Berg, J. Gjønnes, V. Hansen, X. Z. Li, M. Knutson-Wedel, G. Waterloo, D. Schryvers and L.R. Wallenberg: Acta Mater., **49** (2001), 3443-3451.
- 5) 吉田英雄, 渡辺威郎, 八太秀周: 軽金属, **67** (2017), 41-48.
- 6) C. Rowolt, B. Milkereit, A. Springer, M. Narita, H. Yoshida, K. Yamashita, K. Oldenburg and O. Kessler: J. Mater. Sci., **56** (2021), 20181-20196.
- 7) J. Ilavsky and R. Jemian: J. Appl. Crystallogr. **42** (2009), 347-353.
- 8) 雨宮慶幸, 篠原佑也: 放射光, **19** (2006), 339-348.
- 9) 箕田 正, 吉田英雄: 軽金属, **61** (2011), 718-723.
- 10) 齋藤 晃: 日本結晶学会誌, **47** (2005), 9-14.
- 11) 柴田直哉: 顕微鏡, **47** (2012), 157-162.



愛須 優輝 (Yuki Aisu)
(株) UACJ マーケティング・技術本部
R&D センター 基盤研究部



一谷 幸司 (Koji Ichitani)
博士 (工学),
(元) (株) UACJ マーケティング・技術本部
R&D センター 基盤研究部



田中 宏樹 (Hiroki Tanaka)
(株) UACJ マーケティング・技術本部
R&D センター 基盤研究部
博士 (工学)



齊藤 元貴 (Genki Saito)
名古屋大学工学研究科物質科学専攻
博士 (工学)



武藤 俊介 (Shunsuke Muto)
名古屋大学
未来材料・システム研究所高度計測技術実践センター
工学博士



岡島 敏浩 (Toshihiro Okajima)
公益財団法人 科学技術交流財団
あいちシンクロtron光センター
博士 (理学)