

Al-Zn-Mg系発泡体の材料強度と析出挙動に及ぼす熱処理の影響

有賀康博 榎井浩一 西 誠治

株式会社神戸製鋼所技術開発本部材料研究所

J. Japan Inst. Metals, Vol. 73, No. 8 (2009), pp. 630-635
© 2009 The Japan Institute of Metals

Effect of Heat Treatments on Matrix Strength and Precipitation Behavior in Al-Zn-Mg Foams

Yasuhiro Aruga, Koichi Makii and Seiji Nishi

Materials Research Laboratory, Technical Development Group, Kobe Steel, Ltd., Kobe 651-2271

Al-Zn-Mg foams manufactured by a batch casting process were subjected to aging treatments with and without solution treatment. The effect of the heat treatments on matrix strength (micro-hardness) and precipitation behavior in the foams was investigated by means of transmission electron microscopy (TEM) and X-ray absorption fine structure (XAFS) analysis at a synchrotron radiation facility.

Foam aged at 398 K for 8 h after the solution treatment showed the greatest increase in strength. Fine precipitates were dispersed homogeneously and densely, which were speculated to be metastable η' and equilibrium η phases transformed from GP zones. It is estimated that the GP zones were formed during water-quenching after the solution treatment. Overaging treatment at 423 K for 48 h after solution treatment softened the foam past its peak strength by approximately 10 in Vickers hardness. During this treatment, η' and η phases coarsened significantly and the number density of these precipitates decreased. It is concluded that a significant drop in the strength was suppressed during overaging by the presence of a high density of the GP zones, defined as Zn-Mg ordered phases by the XAFS analysis.

(Received March 5, 2009; Accepted May 13, 2009)

Keywords: aluminum foam, heat treatment, precipitation, Guinier-Preston zone (GP zone), transmission electron microscopy (TEM), X-ray absorption fine structure (XAFS)

1. 緒 言

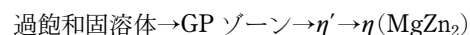
近年の地球温暖化問題を背景に、自動車など輸送機の軽量化、燃費向上が課題となっており、鉄鋼材料やアルミニウム合金をはじめとする素材の高強度化や高性能化に関する研究開発が活発に行われている。発泡アルミニウムは、比重が200~300 kg/m³程度とアルミニウムに比べても約1/10と超軽量であり、リサイクルの観点からも自動車用材料に適した材料といえる。さらには、エネルギー吸収特性に優れるという利点があり、自動車の衝突安全性向上に寄与できる材料である。

最近では、自動車の構造部材や衝撃吸収部材を想定して、より高い強度と優れたエネルギー吸収特性を持つ発泡アルミニウムが要求されている。発泡体の相対密度が高くなると、発泡アルミニウムのエネルギー吸収特性は向上することが一般的に知られている^{1,2)}。しかし、その場合は発泡体の重量が増加するだけでなく、圧縮試験で得られるプラトー歪みが減少する傾向がある。

著者らは既報にて、発泡アルミニウムのエネルギー吸収特性の向上には、分散強化および析出強化による材料強度の増加と、発泡径の均一化が有効であることを示した³⁾。そし

て、合金元素としてZnとMgを添加し、時効処理を行った発泡アルミニウムにて、材料強度およびエネルギー吸収量が増加することを実証した⁴⁾。Al-Zn-Mg系のような析出強化型の組成にて材料強度を増加するには、時効処理が必須であるが、発泡アルミニウムの機械的特性や構造に及ぼす熱処理の影響について調査した例は少ない⁵⁻⁷⁾。そして、発泡体の材料強度とマトリックスに分散する析出物の関係について、安定析出相の形成に至るまでの複雑な析出挙動まで踏み込んだ調査は行われていない。

添加Zn/Mg比が比較的高いAl-Zn-Mg系合金では、溶体化処理に続く時効処理において、



という相分解が進行する⁸⁻¹¹⁾。この中で、 η' 相が最大の強化相であることが知られている¹¹⁻¹⁵⁾。そして、 η' 相の析出分布は、異質核となるGPゾーンの影響を大きく受ける¹⁶⁾。すなわち、析出過程の初期段階で形成されるGPゾーンの存在状態が、材料の強度に大きな影響を及ぼす。ただし、電子顕微鏡によるコントラストが小さいため、GPゾーンの観察は容易ではない¹⁶⁾。また、制限視野回折(SADP)法を用いれば、そのパターン上にGPゾーンや η 相のスポットが現れることが知られているが^{17,18)}、特に複数の相が混在している場

合, SADP 法では, それぞれの相の量的変化を評価するのは極めて困難である.

本研究では, Al-Zn-Mg 系発泡体を用いて, 特定の原子に注目した局所構造解析方法である XAFS (X-ray Absorption Fine Structure: X 線吸収微細構造) 解析を活用し, 発泡体における熱処理が材料強度と析出挙動に及ぼす影響を調査した.

2. 実験方法

2.1 発泡体の作製と熱処理

Al-Zn-Mg 系発泡体の作製には, 溶湯増粘法を採用した. 10 mass% の Zn と, 1.0 mass% の Mg を含有した約 30 kg のアルミニウム合金溶湯に対し, 953 K で 1.5 mass% の Ca 添加増粘処理を施した. 続いて, 1.2 mass% の TiH_2 添加を行って, 溶湯を発泡させた後, 強制空冷を行い, およそ 600 mm × 600 mm × 200 mm の発泡体を作製した. 空冷中の発泡体の温度実測値を Fig. 1 に示す. 冷却速度は平均で約 100 K/min であった.

この発泡体から試験片を切り出し, 最長 48 h の等温時効処理を施した. 時効温度は, 既報⁴⁾にて最大の強度が得られた 398 K と, 過時効となる 423 K を適用した. なお, 723 K で 24 h 保持してから水焼入れを行った直後に, 同様の時効処理を施した溶体化処理材も作製した.

2.2 材料強度の測定と組織評価

発泡体の材料強度の測定は, 発泡アルミニウムのセル壁厚さが薄いため, 試料を樹脂埋め研磨後, マイクロビッカース硬度計にて硬さを測定した. 測定時の荷重は 50 g とし, 1 試料当たり 5 点測定した.

析出物の観察には透過型電子顕微鏡 (TEM) を用いた. 硝酸による化学研磨および機械研磨と, 硝酸アルコール液を用いた電解研磨によって試料を薄膜化し, 日立製熱電子放出型透過電子顕微鏡 (H800) を使用して, 加速電圧 200 kV にて明視野法による観察を行った.

XAFS 測定は, 財高輝度光科学研究センター, 大型シンクロトロン放射光 (SR) 実験施設 SPring-8 の BL16B2 (民間 13 社が参加している産業用専用ビームライン建設利用共同

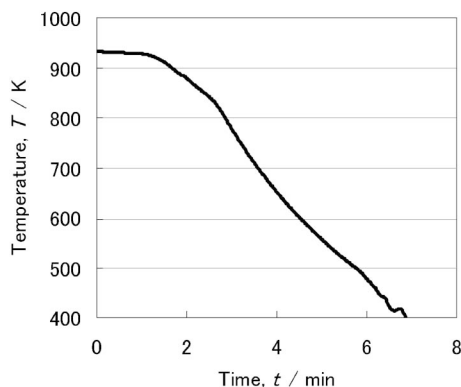


Fig. 1 Continuous cooling curve after foaming for the Al-Zn-Mg foam.

体のサンビーム)にて実施した. 市販の X 線源 (回転対陰極) に比べて, 約 10 億倍の高輝度 X 線が利用可能であり, サンビームでは, 直径約 1 mm の円筒状の試料体積から情報が得られるため, TEM 等に比べて大きな体積から平均・代表的な情報が得られるメリットがある. 2 結晶分光器には Si (111) 結晶を採用し, 常温で透過法による Zn の K 吸収端測定を行った. 測定データの解析には WinXAS2.3¹⁹⁾ を使用し, IXS (International XAFS Society)²⁰⁾ で奨励されている光電子多重散乱理論による XAFS シミュレーションソフト FEFF8²¹⁾ を用いて, スペクトルのシミュレーションを行った.

3. 実験結果および考察

3.1 熱処理条件と材料強度

時効処理によるビッカース硬さの変化を Fig. 2 に示す. 各試料における平均値がマーカーで, 測定ばらつきから計算した標準誤差がエラーバーでそれぞれ示されている. 溶体化処理直後の状態では, As-cast 材よりも硬さが低い. 398 K での時効処理では, 溶体化処理をしていない試料では, わず

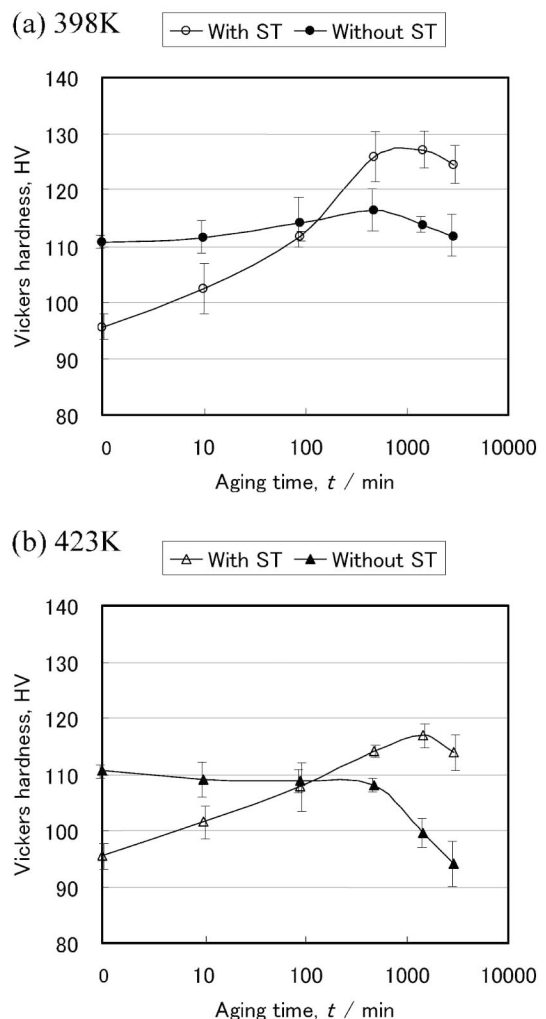


Fig. 2 Aging time dependence of the Vickers hardness in the Al-Zn-Mg foam with and without solution treatment (ST), (a) aged at 398 K, (b) at 423 K.

かに時効硬化し、8 h の時効時間でピーク硬さを示す。一方、溶体化処理材では、硬さの増加量が大きく、8 h 以上の時効時間では、溶体化処理をせずに時効処理をした試料よりも硬さが高い。

423 K での時効処理の場合は、溶体化処理をしていない試料では硬さが増加しない。8 h を超える時効処理では顕著に軟化し、48 h の時効処理によって、溶体化処理直後の状態と同等のレベルまで軟化する。一方、溶体化処理材では、398 K での時効処理材と同様に、8 h 以上の時効時間にて、溶体化処理をしていない時効処理材よりも硬さが高くなる。24 h の時効時間でピーク硬さを示すが、398 K でのピーク硬さの水準には及ばない。

3.2 時効処理中の析出挙動に及ぼす溶体化処理の影響

時効処理および溶体化処理に用いた As-cast 材と、溶体化処理を行わずに 398 K、8 h の時効処理を行った試料の TEM 像をそれぞれ Fig. 3(a), (b) に示す。いずれの像にも、球状または棒状の形状をした析出物が多数観察される。それらの

サイズについて、試料間の顕著な差は認められないが、398 K、8 h 時効処理材ではコントラストがはっきりした析出物の個数が多い。なお、溶体化処理直後の試料では、TEM 観察にて明瞭な析出物は観察されなかった。

Fig. 3(c) は、溶体化処理後に 398 K、8 h の時効処理を行った試料の TEM 像である。中には棒状析出物の長軸が 10 nm を超えるものが分散している Fig. 3(b) との熱処理条件の違いは、溶体化処理の有無だけである。Fig. 3(c) の方が、析出物が全体的に等軸微細で均一に分布しており、析出物の数密度が高いことが分かる。

ここで、溶体化処理の有無が時効処理中の析出挙動に及ぼす影響について考察する。溶体化処理の水焼入れ後に時効処理を行うと、その水冷中に生成した GP ゾーンを経て、 η' 相が形成される。一方で、温度を室温まで下げずに溶体化温度から時効温度に下げて時効処理を行うと、時効処理温度によっては η' 相が母相から直接形成されることがあり、その場合は η' 相が粗大に分散する¹⁶⁾。この挙動に関して、Inoue ら²²⁾ は、Al-4.9 mass%Zn-1.8 mass%Mg 合金を用いて、実

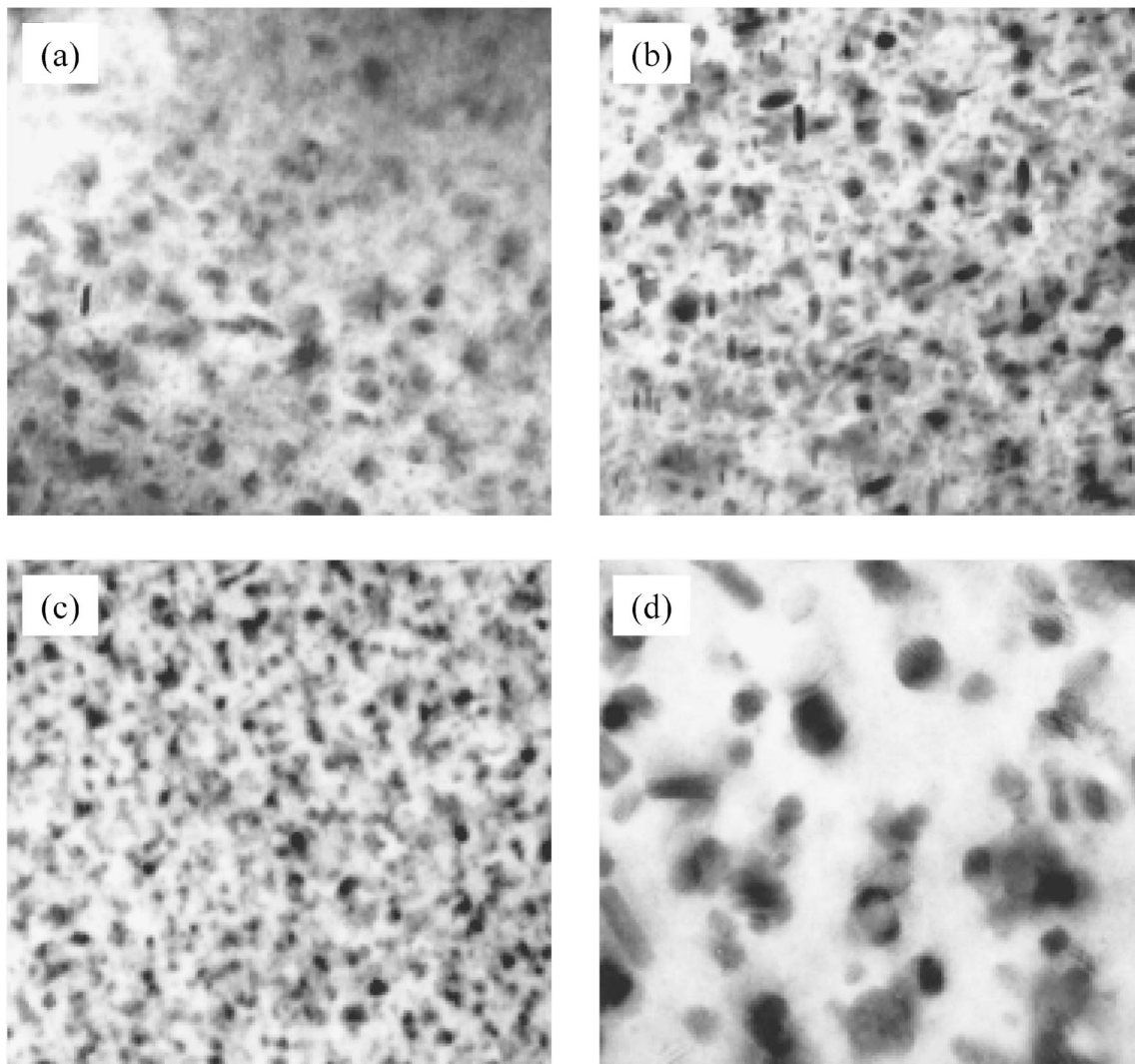


Fig. 3 Transmission electron micrographs of the Al-Zn-Mg foams with and without heat treatment, (a) As-cast state, (b) aged at 398 K for 8 h, (c) aged at 398 K for 8 h after solution treatment, (d) aged at 423 K for 48 h after solution treatment.

験的に析出の TTT 曲線を求めている。それによれば、およそ 390 K から 480 K までの範囲で、GP ゾーンを経て η' 相が析出する場合、母相から直接 η' 相が析出する場合の臨界条件が示されている。それを外挿すると、例えば溶体化温度からの冷却過程において、約 3 min 以内に 520 K 付近を通過しないと、 η' 相の直接析出が起こると見積もることができる。本研究で用いた試料の Zn および Mg 添加量と組成が異なるため、この臨界条件がそのまま適用できるとは考えにくい。Fig. 1 に示したように、本研究で用いた試料は、発泡体の作製において、凝固した後から緩やかに冷却されている。そのため、その冷却中に、固溶 Zn および Mg の一部が GP ゾーンを経ずに η' 相として母相から直接析出したと推察される。As-cast 材と、溶体化処理を行わずに 398 K, 8 h の時効処理を行った試料の TEM 像には、溶体化処理を行った試料には見られない長径 10 nm 以上の粗大な析出物が分散しており、発泡体作製時の冷却中に生成した粗大な析出相であると考えられる。すなわち、溶体化処理を行っていない試料では、Zn および Mg の固溶量が少ない状態で時効処理が行われたため、GP ゾーンを経て微細分散する η' 相の量が少なくなると、時効硬化量が減少したと推察される。

3.3 溶体化処理材の時効挙動に及ぼす析出状態の影響

溶体化処理後に 423 K, 48 h の時効処理を行った試料の TEM 像を Fig. 3(d) に示す。析出物が著しく粗大化している。溶体化処理材では、423 K での時効処理において、24 h でピーク硬さを示し、48 h では軟化局面に移行している。時効が進行し、分散粒子の間隔が広がると、Orowan 機構により粒子を避けて転位が通過する¹⁴⁾。また、析出物のサイズ分布以外では、析出物の種類が硬さに影響を与える。TEM 像で観察される析出物には、 η' 相と η 相が混在していると考えられるが、時効時間が長く、析出物が粗大化した 423 K, 48 h 時効処理材は、析出物が均一微細に分散している 398 K, 8 h 時効処理材 (Fig. 3(c)) に比べて、平衡安定相である η 相の割合が高く、 η' 相の割合は比較的少ないと推測される。前記のように、Al-Zn-Mg 系合金における最大の強化相は η' 相である。すなわち、423 K, 48 h 時効処理材は、析出物の粒子間距離だけでなく、分散している析出物の種類という観点でも、398 K, 8 h 時効処理材に比べて高強度化に対する寄与が減少していると考えられる。そのため、398 K, 8 h の時効処理材よりも、423 K, 48 h 時効処理材の硬さが低いのは理解できる。ただし、TEM 像で確認できる析出物分布の顕著な差に対して、両者の硬さの差は小さく、ビッカース硬さの測定平均値の差は約 10 である。TEM での観察が極めて難しい GP ゾーンは、整合ひずみによる内部応力機構で材料を強化すると言われており²³⁾、その存在が 423 K, 48 h 時効処理材の硬さを下支えている可能性がある。そこで以下では、XAFS 解析法による GP ゾーンの評価について述べる。

XAFS 解析法は、TEM に比べて大きな体積から平均的な情報が得られる一方で、材料中に複数の相が分散している場合、それぞれの相からの情報が混在したスペクトルという形で表現される。本発泡体の時効処理材においては、GP ゾーン、 η' 相、 η 相の 3 種類が混在していると考えられるが、その組成と構造がはっきり分かっているのは、 η 相すなわち MgZn_2 だけである。 η' 相については、構造が六方晶であることは明らかにされているが^{8,9,24-27)}、組成については種々の説がある。 η 相と同様に MgZn_2 であるという見解が最も一般的であるが^{16,25,28)}、Zn/Mg 比が平均で 1.2 であるという報告¹⁷⁾や、同じくその比が 1.2~1.4 の間であると結論付けているものもある²⁹⁾。そして、その Zn/Mg 比が、 MgZn_2 の Zn/Mg 比よりも高い 2.5 で、多くの Al を含むことを示した例もある³⁰⁾。これらに共通していることは、 η' 相の Zn/Mg 比が 1 よりも大きいということである。一方、GP ゾーンについては、 MgZn に近い球状の規則ゾーンであると提案され³¹⁾、それが支持されている³²⁾。エネルギー論から考えた結果として、Zn/Mg 比が 1 である状態が最も安定であるという報告²⁸⁾や、APFIM (Atom Probe Field Ion Microscopy) を用いた実測値として、Zn/Mg 比がおおよそ 0.9~1.1 の範囲にある結果も示されている³³⁾。そこで、本研究における XAFS 解析では、 η 相と η' 相はいずれも六方晶の MgZn_2 と考え、それらの相との違いを明確にするために、Zn/Mg 比が 1 である Zn と Mg の規則相を GP ゾーンと仮想した。原子間ポテンシャル下で安定な原子配列になるように、実存する fcc 構造の $\text{Al}_{19}\text{Zn}^{34)}$ をベースに、Zn/Mg 比が 1 となるように、Zn の最近接位置の Al を Mg に置換して、1 個ずつの Zn および Mg を 18 個の Al が取り囲むモデルを作成した。一方、 MgZn_2 については、実存の構造情報³⁴⁾に基づいて、六方晶の各原子位置に Mg または Zn を配置し、スペクトルのシミュレーションを行った。

溶体化処理を行った 398 K, 8 h および 423 K, 48 h 時効処理材の XANES (X-ray absorption near edge structure : X 線吸収端近傍構造) スペクトルを Fig. 4(a) に示す。2 本の実測スペクトルにおいて、形状の違いが 2 点認められる。1 点目は、9.67 keV 付近および 9.70 keV 付近の両ピークにおいて、423 K, 48 h 時効処理材の方がピーク高さが大きい。2 点目は、その両ピークから高エネルギー側にかけての規格化吸収量 (縦軸) の変化において、398 K, 8 h 時効処理材の方が比較的なだらかに減少している点である。Fig. 4(b) は、 η 相および η' 相に相当する MgZn_2 と、GP ゾーンと仮想した Zn-Mg 規則相のシミュレーション結果である。9.67 keV 付近のピーク位置と、9.71 keV での挙動において、両者のスペクトルに大きな違いがある。全体的な形状やピーク位置の関係から、Fig. 4(a) の 2 本の実測スペクトルは、いずれもこれら 2 つのシミュレーションスペクトルを反映していることが分かる。すなわち、398 K, 8 h および 423 K, 48 h 時効処理材の両方に、 η 相、 η' 相、GP ゾーンが存在していることが示唆される。9.67 keV 付近および 9.70 keV 付近の両ピークにおいて、398 K, 8 h 時効処理材に比べて、423 K, 48 h 時効処理材のピーク高さが大きいのは、 MgZn_2 のスペクトルを強く反映している。つまり、423 K, 48 h 時効処理材の方が、 η 相および η' 相の量が多いといえる。逆に、その両ピークから高エネルギー側にかけて比較的ゆるやかに規格化吸収量が減少している 398 K, 8 h 時効処理材は、GP ゾーンの量が多いと推察される。ただし、423 K, 48 h 時効処理

材の方が、 η 相および η' 相の量が多いといえる。逆に、その両ピークから高エネルギー側にかけて比較的ゆるやかに規格化吸収量が減少している 398 K, 8 h 時効処理材は、GP ゾーンの量が多いと推察される。ただし、423 K, 48 h 時効処理

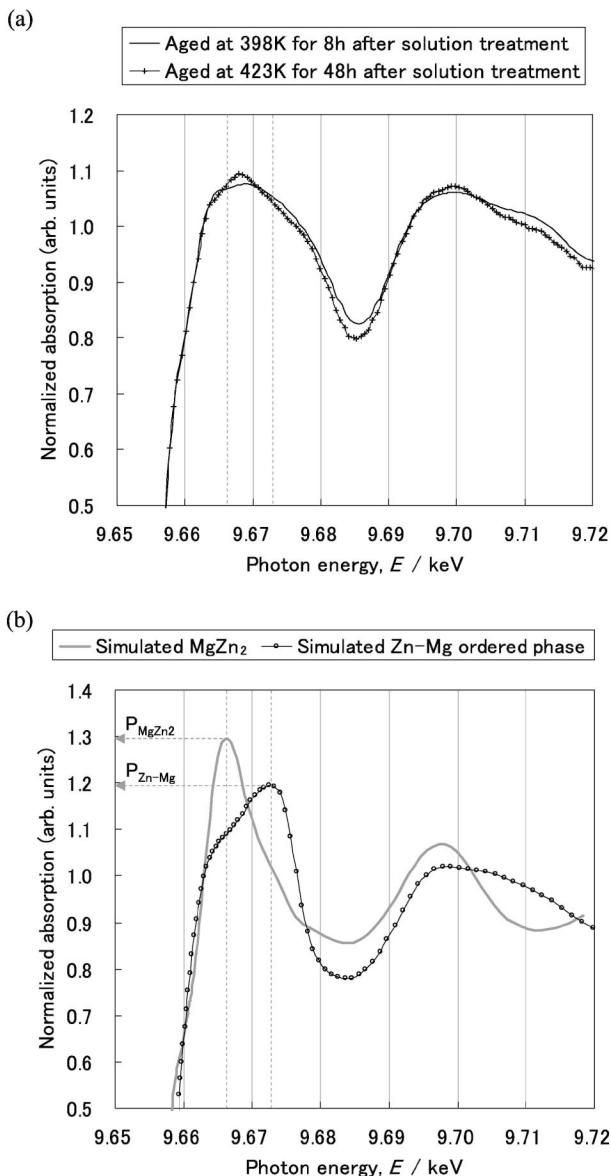


Fig. 4 Zinc K-edge XANES of the Al-Zn-Mg foam, (a) Experimental results of specimens aged at different conditions, (b) FEFF simulation results of $MgZn_2$ and Zn-Mg ordered phase.

材の実測スペクトルでも、 $MgZn_2$ のシミュレーションスペクトルのように、ピークから高エネルギー側にかけて、急峻に規格化吸収量が減少しているわけではない。ここで、これら実測およびシミュレーションスペクトルにおいて、Zn-Mg規則相シミュレーションスペクトルのピークトップ位置(9.673 keV)と、 $MgZn_2$ シミュレーションスペクトルのピークトップ位置(9.666 keV)での規格化吸収量を Table 1 に示す。この規格化吸収量の比 P_{Zn-Mg}/P_{MgZn_2} は、398 K, 8 h 時効処理材で 0.986, 423 K, 48 h 時効処理材で 0.974 である。この値が大きいほど、試料中の GP ゾーンの割合が高いと推定され、GP ゾーンが全くない状態であれば、この比は $MgZn_2$ のスペクトルから得られる 0.781 に近づくはずである。つまり、423 K, 48 h 時効処理材に存在する GP ゾーンの量は、398 K, 8 h 時効処理材よりは少ないが、GP ゾーンが全くない状態に比べれば格段に多いと考えられる。したが

Table 1 Values of normalized absorption for experimental and simulation results at photon energy corresponding to the peak top of simulated Zn-Mg ordered phase and $MgZn_2$ spectrums in Fig. 4.

	P_{Zn-Mg} (Normalized absorption at 9.673 keV corresponding to the peak top of simulated Zn-Mg ordered phase spectrum)	P_{MgZn_2} (Normalized absorption at 9.666 keV corresponding to the peak top of simulated $MgZn_2$ spectrum)	P_{Zn-Mg}/P_{MgZn_2}
Experimental aged at 398 K for 8 h	1.052	1.067	0.986
Experimental aged at 423 K for 48 h	1.041	1.069	0.974
Simulated $MgZn_2$	1.012	1.296	0.781
Simulated Zn-Mg ordered phase	1.194	1.086	1.099

って、ピーク硬さを過ぎた時効軟化の局面である 423 K, 48 h の時効処理では、TEM で観察される析出物は粗大化するが、GP ゾーンと想定される Zn-Mg 規則相が多く存在し、その内部応力機構によって、極端な強度低下を抑制していると推察される。

以上より、大型シンクロトロン放射光(SR)を用いた XAFS 測定および解析によって、GP ゾーンと想定される規則相の量的変化を評価できることが分かった。発泡アルミニウムの GP ゾーン評価に対して SR-XAFS 解析法を適用した前例がなかったため、今回の調査では試験的に溶体化処理材の一部のみを評価するのに留まったが、溶体化処理をしていない試料や、発泡体に限らずアルミニウム合金の評価に適用して、本評価技術の有用性を検証していきたい。

4. 結 言

本研究では、Al-Zn-Mg 系発泡体を用いて、特定の原子に注目した局所構造解析方法である XAFS 解析を活用し、発泡体における熱処理が材料強度と析出挙動に及ぼす影響を調査した。その結果、以下のことを明らかにした。

(1) 時効処理前に溶体化処理を行うことで、析出物が均一に微細に分散し、時効処理でのピーク硬さが増加した。溶体化処理を行わない場合は、発泡体作製時の冷却中に母相から直接形成した粗大な η' 相が残存するため、GP ゾーンを経て微細分散する η' 相の量が少なくなって、時効硬化量が減少したと考えられる。

(2) 溶体化処理後の 423 K, 48 h 時効処理は時効軟化の局面であり、TEM で観察される析出物は著しく粗大化するが、ピーク硬さとの差は HV10 程度であった。XAFS 解析法によって、GP ゾーンと想定される Zn-Mg 規則相が多く存在することが分かったため、その内部応力機構によって、極端な強度低下が抑制されたと推察される。

なお、本研究の一部は、新エネルギー・産業技術総合開発機構(NEDO)の委託研究として行われたものである。

文 献

- 1) M. F. Ashby, A. G. Evans, N. A. Fleck, L. J. Gibson, J. W. Hutchinson and H. N. G. Wadley: *Metal Foams—A Design Guide*, (Butterworth-Heinemann, Boston, 2000).
- 2) J. Banhart and J. Baumeister: *J. Mater. Sci.* **33**(1998) 1431–1440.
- 3) S. Nishi, Y. Aruga, T. Hamada and T. Miyoshi: Collected Abstracts of the 2004 Spring Meeting of the Japan Inst. Metals, (2004) p. 139.
- 4) Y. Aruga, K. Makii, T. Miyoshi and S. Nishi: Proc. 4th International Conference on Porous Metals and Metal Foaming Technology, Kyoto, Japan, JIMIC-4, (2005) pp. 517–520.
- 5) J. Banhart and J. Baumeister: *J. Mater. Sci.* **33**(1998) 1431–1440.
- 6) F. Han, Z. Zhu and J. Gao: *Metall. Trans. A* **29**(1998) 2497–2502.
- 7) D. Lehmhus and J. Banhart: *Mater. Sci. Eng. A* **349**(2003) 98–110.
- 8) L. F. Mondolfo, N. A. Gjostein and D. W. Levinson: *Trans. AIME* **206**(1956) 1378–1385.
- 9) R. Graf: *Compt. Rend.* **244**(1957) 337.
- 10) H. Schmalzried and V. Gerold: *Z. Metallk.* **49**(1958) 291–301.
- 11) J. Lendvai: *Mater. Sci. Forum* **217–222**(1996) 43–56.
- 12) I. Kovacs, J. Lendvai, T. Ungar, G. Groma and J. Lakner: *Acta Metall.* **28**(1980) 1621–1631.
- 13) J. K. Park and A. J. Ardell: *Metall. Trans. A* **14**(1983) 1957–1965.
- 14) K. Osamura, S. Ochiai and T. Uehara: *J. JILM* **34**(1984) 517–524.
- 15) B. C. Muddle, S. P. Ringer and I. J. Polmear: *Trans. Mater. Soc. Japan B* **19**(1994) 999–1023.
- 16) T. Sato: *Practical Electron Microscopy and Its Application to Materials*, ed. by the Japan Institute of Metals, Iron and Steel Institute of Japan, (Maruzen, Tokyo, 2002) p. 65.
- 17) K. K. Stiller, P. J. Warren, V. Hansen, J. Angenete and J. Gjønnes: *Mater. Sci. Eng. A* **270**(1999) 55–63.
- 18) L. K. Berg, J. Gjønnes, V. Hansen, X. Z. Li, M. K. Wedel, G. Waterloo, D. Schryvers and L. R. Wallenberg: *Acta Mater.* **49**(2001) 3443–3451.
- 19) <http://leonardo.phys.washington.edu/~ravel/software/atoms/>
- 20) <http://ixs.csrri.iit.edu/IXS/index.html>
- 21) J. J. Rehr and R. C. Albers: *Phys. Rev. B* **41**(1990) 8139–8149.
- 22) H. Inoue, T. Sato, Y. Kojima and T. Takahashi: *Metall. Trans. A* **12**(1981) 1429–1434.
- 23) V. Gerold and H. Haberkorn: *Phys. Status Solidi* **16**(1966) 675–684.
- 24) G. Thomas and J. Nutting: *J. Japan Inst. Metals* **88**(1959–60) 81–90.
- 25) J. Gjønnes and C. J. Simensen: *Acta Metall.* **18**(1970) 881–890.
- 26) P. Auger, J. M. Raynal, M. Bernole and R. Graf: *Mem. Sci. Rev. Met.* **71**(1974) 557–568.
- 27) J. H. Auld and S. M. Cousland: *J. Aust. Inst. Metals* **19**(1974) 194–199.
- 28) C. Wolverton: *Acta Mater.* **49**(2001) 3129–3142.
- 29) S. K. Maloney, K. Hono, I. J. Polmear and S. P. Ringer: *Scr. Mater.* **41**(1999) 1031–1038.
- 30) X. Z. Li, V. Hansen, J. Gjønnes and L. R. Wallenberg: *Acta Mater.* **47**(1999) 2651–2659.
- 31) O. Kawano, Y. Murakami, T. Nakazawa and K. S. Liu: *Trans. JIM* **11**(1970) 12–23.
- 32) M. Sunaga: *J. JILM* **48**(1998) 597–602.
- 33) S. R. Ortner, C. R. M. Grovenor and B. A. Shollock: *Scr. Metall.* **22**(1988) 839–842.
- 34) P. Villars and L. D. Calvert: *Pearson's Handbook of Crystallographic Data for Intermetallic Phases*, ed. by American Soc. Metals, (USA, 1985).