マグネシウムの熱処理 Heattreatment of magnesium

里 達雄*

Tatsuo SATO*

1. はじめに

マグネシウム合金の熱処理は、他の合金と同様、基本的には材料特性の向上を目的として施される。たとえば、展伸用合金ではミクロ組織改善、強度・延性バランスの改善、回復・再結晶組織制御などにより材料特性を向上させ、また、製品の寸法安定化を図る狙いがある。鋳造用合金においてはミクロ組織や凝固偏析の改善、強度増大などのほかに鋳造ひずみの低減や寸法の安定化を図るため熱処理が行われる。特に、時効熱処理は展伸用合金および鋳造用合金ともに高強度化を図る目的で行われる。時効熱処理の場合、溶体化処理、焼入れ処理ならびに時効処理が通常施される。これらの各処理を合金成分に応じて最適に施すことが求められる。

本稿では主として、時効熱処理にかかわる熱処理条件、時効析出の基本現象、組織変化などについて紹介する。

2. 時効熱処理

2.1 各種実用合金の熱処理

各種実用マグネシウム合金、すなわち、鋳造用合金および展伸用合金（押出用合金）の熱処理を表1に示す。ここで、質別記号Tは熱処理を示し、以下の処理状態に対応する。

T4：溶体化処理後、自然時効した状態。

T5：高温の製造工程から冷却後、人工時効した状態。

T6：溶体化処理後、人工時効した状態（T61処理はT6処理をさらに調整した状態）。

これらの熱処理過程を図1に模式的に示す。なお、F材は製造のままのものを示す。さらに、各種実用合金の具体的な熱処理条件（溶体化処理条件、時効処理条件）を表2に示す。

(1) 溶体化処理

合金元素の偏析を解消し、溶質元素の十分な固溶を確保するために行う。溶体化温度は共晶温度直下の温度とするのがよい。溶体化温度が高くなると共晶融解などがおこり、膨れやボイドが発生するため注意が必要である。溶体化温度までの昇温はゆっくりとし、過熱による部分溶解などがおこらないように注意する。昇温時間は製品の大きさや肉厚、合金成分などを考慮して決める。また、溶体化時間としては、非平衡相の溶解や偏析の解消に必要な時間とする。鋳造組織が微細であれば、短時間で所定の均一組織が得られるため、有利

表1 各種マグネシウム合金の熱処理

合金名	熱処理			
鋳造合金				
AM100A	T4	T5	T6	T61
AZ63A	T4	T5	T6	
AZ81A	T4			
AZ91C	T4		T6	
AZ92A	T4		T6	
EZ33A		T5		
EQ21A			T6	
QE22A			T6	
WE43A			T6	
WE54A			T6	
ZC63A			T6	
ZE41A		T5		
ZE63A			T6	
ZK51A		T5		
ZK61A	T4		T6	
押出合金				
AZ80A		T5		
ZC71A		T5	T6	
ZK60A		T5

図1 代表的な熱処理過程と質別記号

* 東京工業大学大学院理工学研究科 (〒 152-8552 東京都目黒区大岡山 2-12-1, S8-13). Department of Metallurgy and Ceramics Science, Tokyo Institute of Technology (2-12-1-S8-13, O-okayama, Meguro-ku, Tokyo 152-8552). E-mail: sato@mtl.titech.ac.jp

受付日：平成 22 年 1 月 14 日 受理日：平成 22 年 2 月 3 日

表2 各種マグネシウム合金の熱処理温度および時間

合金名	熱処理				
	調質	溶体化処理		時効処理	
		温度 (°C)	時間 (h)	温度 (°C)	時間 (h)
鋳造合金 AM100A	T4 T6 T61 T5	424	16-24	232 218 232	5 25 5
AZ63A	T4 T6 T5	385	10-14	218 260	5 4
AZ81A	T4	413	16-24		
AZ91C	T4 T6 T5	413	16-24	168 168	16 16
AZ92A	T4 T6 T5	407	16-24	218 260	5 4
EZ33A	T5			175	16
EQ21A	T6	520	4-8	200	16
QE22A	T6	525	4-8	204	8
WE43A	T6	525	4-8	250	16
WE54A	T6	527	4-8	250	16
ZC63A	T6	440	4-8	200	16
ZE41A	T5			329	2
ZE63A	T6	480	10-72	141	48
ZK51A	T5			177	12
ZK61A	T6 T5	499	2	129 149	48 48
押出合金 AZ80A	T5			177	16-24
ZC71A	T6 T5	430	4-8	180 180	16 16
ZK60A	T5			150	24

である。溶体化処理炉の温度ならびに酸化防止の雰囲気には十分に注意する。マグネシウムは 400°C 以上の高い温度で長時間保持すると酸化が進行し、場合によっては発火することもある。そのため、酸化防止の雰囲気が必要である。また、

表3 各種展伸用マグネシウム合金の焼なまし温度

合金名	焼なまし温度 (°C)
AZ31B, C	345
AZ61A	345
AZ80A	385
ZK60A	290

表4 各種展伸用マグネシウム合金の残留応力除去熱処理

合金名	熱処理	
	温度 (°C)	時間 (min)
板材 AZ31B-O AZ31B-H24	345 150	120 60
押出材 AZ31B-F AZ61A-F AZ80A-F AZ80A-T5 ZC71A-T5 ZK21A-F ZK60A-F ZK60A-T5	260 260 260 200 330 200 260 150	15 15 15 60 60 60 15 60

熱処理炉などの温度ができるだけ一樣になるように工夫する。

(2) 焼入れ

マグネシウム合金製品は、通常、大気中で冷却が行われる。製品の肉厚が厚いときには強制空冷が必要となる。また、場合によっては、60~95°C の水に焼入れたり、油焼入れをする。なお、焼入れによりひずみ等の発生がないように工夫する必要がある。

(3) 時効析出処理

過飽和固溶体から種々の析出をおこさせる目的で時効処理を施す。合金系や時効温度に依存して様々な相の析出現象がおこる。析出には各相の TTT 曲線 (C 曲線) に析出がもっとも早くおこるノーズ温度がある。この温度を目安に時効温度を決めるとよい。

(4) 焼なまし処理および残留応力除去熱処理

ここで、参考までに各種実用マグネシウム合金の焼なまし処理および残留応力除去熱処理の条件について、それぞれ表3および表4に示す。残留応力除去に要する時間も表の中に規定されている。

2.2 時効析出の基礎

合金の過飽和固溶体から新しく別の固相 (固溶体, 金属間化合物相など) が形成される現象を析出とよんでいる。析出は溶質原子の固体内拡散によっておこる拡散相変態であり、基本的には状態図ならびにギブズエネルギーをもとに理解される。ここで、析出の形態的特徴をもとに均一固溶体から析出が進行する過程をまとめると図2のようになる。すなわち、

14

図2 均一固溶体からの各種析出の進行過程

図3 時効硬化現象と各種組織因子との関係

過飽和固溶体から連続析出あるいは不連続析出により析出が進行する。また、連続析出には核生成-成長過程やスピノーダル分解過程があり、また、合金系によってはGPゾーンや中間相を経て安定相に至る。

通常、時効処理により、合金の硬さや強さは増大し、延性は逆に低下する傾向にある。これらは時効析出現象ならびに析出相と転位との相互作用の関数に依存して種々変化する。これらの特性に関係する諸因子を図3にまとめて示す。

(1) 連続析出

連続析出は結晶粒内に均一または不均一に析出がおり、結晶粒内で次第に成長する場合であり、母相濃度は連続的に減少する。また、濃度ゆらぎが連続的に発達して相分解するスピノーダル分解もある。均一核生成とは、過飽和固溶体中で溶質原子濃度の熱的ゆらぎによって新しい相が空間的にランダムに形成される場合であり、不均一核生成とは、格子欠陥、結晶粒界、介在物、界面などで核生成がおこる場合をいう。また、スピノーダル分解では濃度ゆらぎが急速に発達して相分解する。このとき、核生成のときのような障壁エネルギーは存在せず、原子の拡散により自発的に分解が進行する。

(2) 不連続析出

不連続析出では結晶粒界上や粒界近傍で優先的に析出がおり、次第に粒内に向かって成長するものであり、析出の前で母相濃度は不連続的に減少する。不連続析出では特徴としてパーライト状のノジュールが形成されるためノジュラー析出あるいはセル状析出などともよばれる。実際の観察では不連続析出がある程度進行した後で、連続析出がおこる場合が多い。

ノジュールの成長は粒界拡散と粒界の移動度に律速されて

いる。また、ノジュールの層間隔は合金組成、時効温度などに依存して変化する。同一合金では、濃度が高いものほど、また、時効温度が低いものほど層間隔が微細になる。また、時効が進行してはじめてのノジュール（一次ノジュール）が全面を覆うと、より層間隔の広い二次ノジュールが発達する。

(3) 析出反応速度

析出の反応率（析出量の割合）の時間依存性は一般にJohnson-Mehl-Avramiの式^{1),2)}によって記述される場合が多い。すなわち、析出の反応率を f ($0 \leq f \leq 1$)、時間を t とすると、

$$f = 1 - \exp(-Kt^n) \quad (1)$$

で与えられる。 n は時間指数で1~4程度の範囲で変化する。また、 K は温度に依存する速度定数であり、活性化エネルギーを含んでいる。この関係を利用して、析出反応の時間指数および活性化エネルギーを実験的に求めることができる。

2.3 各種マグネシウム合金の時効挙動

合金の固溶度が温度の低下とともに減少する場合は過飽和状態を解消するため時効析出がおこる。時効析出過程や析出組織は合金系や時効温度、また、添加元素の有無などによって変化する。マグネシウム合金の時効析出過程は複雑な場合が多く、十分には解明されていない。以下に代表的なマグネシウム合金の時効析出過程を述べる。

(1) Mg-Al系合金

Mg-Al二元合金の析出過程は、

であり、GPゾーンや中間相などの準安定相は形成されず、直接安定相が析出する。 β 相の結晶構造はbccであり、結晶粒内に析出する連続析出と粒界反応型の不連続析出とにより形成される。それぞれの析出組織を図4に示す³⁾。 β 相は α -Mg母相の底面にラス状に析出し、不連続析出はノジュラー組織（またはセル状組織）を形成する。母相との方位関係は、連続析出では主として、 $[111]_{\beta} // [2\bar{1}\bar{1}0]_{\text{Mg}}$, $[0\bar{1}1]_{\beta} // [0001]_{\text{Mg}}$ であり、一部、 $[2\bar{1}1]_{\beta} // [2\bar{1}\bar{1}0]_{\text{Mg}}$, $[1\bar{1}1]_{\beta} // [0001]_{\text{Mg}}$ の方位関係も存在するとされる⁴⁾。一方、不連続析出は連続析出での主要な方位関係と類似の方位関係をもつものと、それ以外のもののが存在することが報告されている⁴⁾。MgにAlを固溶させると格子ひずみが発生し、大きな固溶硬化が得られる。また、時効析出により顕著に時効硬化する。図5(a)にMg-9%Al合金の時効硬化曲線を示す³⁾。これは連続析出および不連続析出を含む平均硬さを示したものであり、おおむねS字型の硬化となる。不連続析出領域のみの硬さを図

図4 Mg-9%Al合金の (a) 連続析出組織 (170°C, 20h) と (b) 不連続析出組織 (170°C, 20h)³⁾

図5 (a) Mg-9%Al合金の時効硬化曲線および (b) ノジュール領域の硬さ³⁾

図6 Mg-9%Al合金の析出C曲線⁵⁾

図7 Mg-9%Al-1%Zn (AZ91) 合金の時効硬化曲線⁶⁾

図8 (a) AZ63A および (b) AZ92A 合金の各温度における時効硬化曲線⁷⁾

5 (b) に示す³⁾。不連続析出は時効の比較的初期からおこるが、時効の進行とともに連続析出も生じ、両者は競合する。また、両析出形態は常に共存するのではなく、組成および時効温度によって異なる。図 6 に析出の C 曲線を示す⁵⁾。ノーズ温度はほぼ 230°C であり、図 5 の時効硬化曲線で 523K (250°C) で最も速く時効硬化することと対応する。

Mg-Al-Zn 合金 (AZ91 合金) の時効硬化曲線の例を図 7 に示す⁶⁾。この合金でも Zn 含有量は Al より少なく、基本的な析出過程は Mg-Al 二元合金と同一である。しかしながら、Mg-Al-Zn 合金では Mg-Al 合金に比べ、時効が促進され、また、強度もある程度増大する。さらに、AZ92 合金および AZ63 合金の種々の温度での時効硬化曲線を図 8 に示す⁷⁾。また、Cu を微量添加すると時効硬化が促進される。これは、Cu が β 相 $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ の核生成を促進するためと考えられている。Mg-Al 合金に Ca あるいは Si を添加するとクリープ強度が増大する。これは、 Mg_2Ca や Mg_2Si の析出によるものである。また、RE 元素 (希土類元素) を添加すると、比較的安定な組織が得られ、クリープ強度が増大する。

(2) Mg-Zn 系合金

Mg-Zn 二元合金の析出過程は、

となることが知られている。ここで、

GP ゾーン：板状 (整合), $\{0001\}_{\text{Mg}}$ 面上に析出,
 β_1' (MgZn_2)：棒状 (整合), $\{0001\}_{\text{Mg}}$ 面上に垂直,
 六方晶 ($a=0.52\text{ nm}$, $c=0.85\text{ nm}$)

β_2' (MgZn_2)：板状 (半整合), $\{0001\}_{\text{Mg}}$ 面上に析出,
 $(11\bar{2}0)_{\beta_2'} // (10\bar{1}0)_{\text{Mg}}$
 六方晶 ($a=0.52\text{ nm}$, $c=0.848\text{ nm}$)

β (Mg_2Zn_3)：三方晶系 (非整合)
 $(a=1.724\text{ nm}$, $b=1.445\text{ nm}$, $c=0.52\text{ nm}$, $\gamma=138^\circ$)

である。

このように、Mg-Zn 合金の析出過程は複雑であり、4 段階の過程があると考えられている。強度が最大となるのは β_1' 相の段階である。また、低温で予備時効を行い、GP ゾーンを形成させてから高い温度で時効すると β_1' 相は微細となる。図 9 に Mg-4%Zn 合金の時効硬化曲線を示す⁸⁾。 β_1' は棒状をしており、析出相周囲の界面に整合ひずみが存在し、析出強化に有効である。Mg-Zn 合金に希土類元素を微量添加すると

図 9 Mg-4%Zn 合金の時効硬化曲線⁸⁾

β_2' 相の析出が抑制され、過時効が遅くなる。また、Cu を添加すると時効硬化が増大し、また、高温強度も高くなる。これは Cu 添加により、 β_1' 相や β_2' 相の析出密度が増大することによる。ZC63 合金や ZCM630 合金などが実用合金としてある。

Mg-Zn 合金に Ag や Ca を微量添加すると時効硬化が促進され、また、硬さも増大する。図 10 に Mg-Zn 合金に Ag や Ca を添加した合金の時効硬化曲線を示す⁹⁾。Ag 添加により時効硬化が増大し、さらに、Ca 添加により一層の硬さ増加が認められる。図 11 および図 12 に Mg-Zn 合金および Ca 添

図 10 Mg-6%Zn 合金および 0.6%Ag および 0.6%Ca を単独あるいは複合添加した合金の 160°C での時効硬化曲線⁹⁾

図 11 Mg-4%Zn 合金 (a, c) および Mg-4%Zn (Zr)-0.35%Ca 合金 (b, d) を 177°C で約 10^4 ks 時効したときの電顕組織¹⁰⁾。写真 a, b は母相の $[0001]$ に平行に、写真 c, d は母相の $[1120]$ に平行に撮影

図12 Mg-Zn合金に形成される析出組織（過時効状態）の形態（母相との関係で示す）
(a) Mg-4%Zn合金, (b) Mg-4%Zn-0.35%Ca合金¹⁰⁾

加合金の析出組織ならびに析出形態の模式図を示す¹⁰⁾。棒状の β'_1 相および板状の β'_2 相が形成され、Ca, Agなどの添加により析出相は微細となる。CaやAgは析出相内に含まれることが明らかにされており（図13）⁹⁾、核生成・成長に直接影響を及ぼすことが示唆される。

一方、押出、圧延による加工と熱処理との組合せによる析出挙動が検討されている。加工による結晶粒の微細化と時効時の析出の促進が期待される。加工は、300~400°Cで行われ、動的再結晶により結晶粒が微細化する。さらに、加工後、200°Cで時効すると、粒界での不連続析出が著しく減少し、粒内の析出物は微細化することが報告されている。

(3) Mg-Mn系合金

Mg-Mn合金では時効硬化はきわめてわずかである。析出過程は、

であり、準安定相は認められていない。 $\alpha\text{-Mn}$ 相は棒状であり、棒は $[0001]_{\text{Mg}}$ および $[2\bar{1}\bar{1}0]_{\text{Mg}}$ 方向に平行であり、Mg母相とは次の2つの方位関係があることが報告されている¹¹⁾。

また、析出物は主として転位線上に析出する。Mnは通常、単独では添加されず、Alなどとともに添加される。したがっ

図13 Mg-Zn合金にAgあるいはCaを微量添加した合金の析出相のEDS分析結果。Cliff-Lorimerプロットにより、直線の勾配が負であることがわかり、Ag, Caが析出相に含まれることがわかる⁹⁾
(a) Mg-Zn-Ag合金, (b) Mg-Zn-Ca合金

て、Alが同時に添加される場合には、 MnAl , MnAl_6 , MnAl_4 などの化合物が形成される。

(4) Mg-RE系合金

Mg-RE系合金では顕著な時効硬化を示す場合が多い。特徴的なことは時効初期に六方晶の規則構造である D_{019} 型構造(Mg_3Cd 型構造)がおおむね形成されることである。

(a) Mg-Y系合金

Mg-Y二元合金の時効析出過程は、

となっている。 β'' 相は母相のMgが局所的に規則化することにより進展する。 β' 相は中間相であり、初期は整合、後期は半整合となる。整合 β' 相の結晶構造は底心斜方晶であり、母相とは、 $[001]_{\beta'} // [0001]_{\text{Mg}}$, $(100)_{\beta'} // (\bar{2}110)_{\text{Mg}}$ となっている。平衡相 β は長時間時効したときに粒界上および粒内に析出する。

(b) Mg-Y-Nd合金

Mg-Y合金では時効初期にはあまり硬化せず、途中段階から急激に硬化するが、Ndを添加すると初期から硬化する。析出過程は複雑であり、

14

図 14 (a) Mg-8%Y, (b) Mg-5%Y-4%Sm-0.5%Zr および (c) Mg-5%Y-4%Nd-0.5%Zr (WE54) 合金の時効硬化曲線¹²⁾

となる。ここで、

β'' 相: D_{019} 型規則構造 ($a=0.64 \text{ nm}$, $c=0.52 \text{ nm}$)

$(0001)_{\beta''} // (0001)_{\text{Mg}}$, $[01\bar{1}0]_{\beta''} // [01\bar{1}0]_{\text{Mg}}$

β' 相: Mg_{12}NdY , 底心斜方晶 (bco 構造)

$[001]_{\beta'} // [0001]_{\text{Mg}}$, $(100)_{\beta'} // (2\bar{1}\bar{1}0)_{\text{Mg}}$

β 相: $\text{Mg}_{14}\text{Nd}_2\text{Y}$, 面心立方晶 ($a=2.223 \text{ nm}$)

$[\bar{1}\bar{1}1]_{\beta} // [\bar{1}\bar{2}10]_{\text{Mg}}$, $(011)_{\beta} // (0001)_{\text{Mg}}$

となる。 β'' および β' 相は基本的には Mg-Y 合金と類似のものであり、Nd は Y の一部を置換したものと考えられる。図 14 に Mg-8%Y 合金, Mg-5%Y-4%Sm-0.5%Zr 合金および Mg-5%Y-4%Nd-0.5%Zr 合金の時効硬化曲線を示す¹²⁾。なお、Mg-Y-Nd-Zr 合金は 300°C 程度までクリープ強度がすぐれる。Mg-Nd 合金の時効過程も上記 (6) に示される過程を経ると考えられているが、詳細は必ずしも明らかではない。

図 15 Mg-1.3%Ce 合金の時効硬化曲線¹³⁾

(c) Mg-Ce 合金

Mg-1.3%Ce 合金の時効硬化曲線を図 15 に示す¹³⁾。また、析出過程は、

とされているが、中間相の構造や変態過程については明らかとはなっていない。Zn を添加すると析出硬化は大きくなる。

(5) Mg-Th 合金

Mg-Th 合金の時効析出過程は、十分明らかにされていないが、次のように考えられている。

β'' 相: 円板状, $\{10\bar{1}0\}_{\text{Mg}}$ 面上

六方晶 (整合)

β 相: $\text{Mg}_{23}\text{Th}_6$

fcc (非整合, $a=1.43 \text{ nm}$)

このほかに、 β 相の前段階に半整合の β'_1 相 (六方晶) あるいは β'_2 相 (fcc) の形成も考えられている¹⁴⁾。これらの析出相は熱的安定性が高い。なお、2%Th を含む合金は放射性を有するとされ、特別な対応が求められるため、使用は制限される。

(6) Mg-Ca, Mg-Ca-Zn 合金

Mg-Ca 合金の析出過程については十分には調べられていない。安定相として Mg_2Ca が析出する。 Mg_2Ca は六方晶で $a=0.623 \text{ nm}$, $c=1.012 \text{ nm}$ となっている。Mg-1%Ca 合金に 1%Zn を添加すると時効硬化が著しく増大する。Mg-1%Ca 合金では比較的粗大な析出物であるのに対して、Mg-1%Ca-1%Zn 合金では微細な析出物となっている。Zn 添加の効果は明らかではないが、Zn が析出物中に含まれているものと考えられる。なお、Mg-1%Ca-1%Zn 合金の casting material では 2 種類の六方晶の板状化合物が認められている。格子定数はそれぞれ、

$a=0.623 \text{ nm}$, $c=1.012 \text{ nm}$

$a=0.556 \text{ nm}$, $c=1.042 \text{ nm}$

であり、母相との方位関係はいずれも

$$(0001)_p // (0001)_{Mg}, [2\bar{1}10]_p // [10\bar{1}0]_{Mg}$$

となっている。

また、Mg-Al 合金に Ca を添加すると高温強度が増大する。特に、Ca/Al 比が約 0.8 以上のとき、Ca 添加合金は著しく高い硬さとなる。これは、Mg₂Ca が析出し、この析出相が高温強度に有効であるためと考えられる。

(7) Mg-Ag-RE (Nd)

Mg-RE (Nd)-Zr 合金などに Ag を添加すると時効硬化性が増大する。Ag 濃度が 2% 以下では析出過程は Mg-RE 合金と同様であり、一方、Ag 濃度が 2% 以上では、Mg₁₂Nd₂Ag が析出する。Mg-Ag-RE (Nd) 合金の析出過程は複雑であり、十分には解明されていない。析出過程として、次の過程が考えられている。

棒状 GP ゾーン：整合、(0001) 面上に垂直

回転楕円体状 GP ゾーン：整合、(0001)_{Mg} 面に平行

γ 相：棒状（整合）、六方晶、[0001]_{Mg} に平行

(a=0.963 nm, c=1.024 nm)

(D0₁₉ 型構造の可能性もある。)

β 相：等軸状（半整合）

六方晶、(0001)_β // (0001)_{Mg}

(1120)_β // (1010)_{Mg}

(a=0.556 nm, c=0.521 nm)

Mg₁₂Nd₂Ag：複雑なラス状（非整合）、六方晶

これらの各析出相で最高硬さが得られるのは γ 相と β 相の共存のときである。Mg-Ag 系合金として、QE22 (Mg-2.5Ag-2RE-0.7Zr) 合金などがあり、航空機用素材として活用されている。析出過程は Mg-RE 合金に類似している。

(8) Mg-Li-Zn 合金

Li 含有のため、さらに軽量の合金となる。Li 含有合金は比剛性および比強度に優れる。Al, Zn および RE を添加した合金が検討され、これまで、LA141 合金や LS141 合金などが開発されている。時効硬化特性については、未解明の部分が多い。

以上のように各種マグネシウム合金において、時効熱処理を施すと様々な析出相が形成されることが示される。表 5 に各種合金で形成される準安定相ならびに安定相についてまとめる。

3. 各種実用合金の熱処理および機械的性質

各種実用マグネシウム合金を鋳物材および展伸材に分類し、規格による引張強さ・降伏強さと伸びの関係を図 16 に示

表 5 各種マグネシウム合金の析出相およびそれらの結晶系

合金系	初期構造（GP ゾーンなど）	中期構造（中間相）	後期構造（安定相）
Mg-Al	—	—	β 相：Mg ₁₇ Al ₁₂ （立方晶） 連続析出および不連続析出する
Mg-Zn	GP ゾーン：板状（整合）	β' ₁ 相：MgZn ₂ （六方晶，整合） β' ₂ 相：MgZn ₂ （六方晶，整合）	β 相：Mg ₂ Zn ₃ （三方晶系，非整合）
Mg-Mn	—	—	α-Mn（立方晶） 棒状
Mg-Y	β'' 相：D0 ₁₉ 型規則構造	β' 相：底心斜方晶	β 相：Mg ₂₄ Y ₅ （体心立方晶）
Mg-Nd	GP ゾーン：棒状（整合） β'' 相：D0 ₁₉ 型規則構造	β' 相：面心立方晶	β 相：Mg ₁₂ Nd（体心正方晶）
Mg-Y-Nd	β'' 相：D0 ₁₉ 型規則構造	β' 相：Mg ₁₂ NdY（底心斜方晶）	β 相：Mg ₁₄ Nd ₂ Y（面心立方晶）
Mg-Ce	—	中間相（?）	β 相：Mg ₁₂ Ce（六方晶）
Mg-Gd, Mg-Dy	β'' 相：D0 ₁₉ 型規則構造	β' 相：斜方晶	β 相：Mg ₂₄ Dy ₅ （立方晶）
Mg-Th	β'' 相：D0 ₁₉ 型規則構造		β 相：Mg ₂₃ Th ₆ （面心立方晶）
Mg-Ca, Mg-Ca-Zn			Mg ₂ Ca（六方晶），Zn 添加により微細析出
Mg-Ag-RE (Nd)	GP ゾーン：棒状および 回転楕円体状	γ 相：棒状（六方晶，整合） β 相：等軸状（六方晶，半整合）	Mg ₁₂ Nd ₂ Ag：複雑なラス状 （六方晶，非整合）
Mg-Sc	—	—	MgSc

14

図 16 各種マグネシウム合金の引張強さ、降伏強さと伸びの関係¹⁵⁾

す¹⁵⁾。鑄造材と展伸材を比較すると展伸材が強度はやや高い。また、伸びについては、強度が高いほど伸びはやや小さくなる傾向にあるが、それほど大きな変化はない。これらの値が規格に示されている代表的実用マグネシウム合金の標準的な機械的性質である。

4. おわりに

マグネシウム合金の熱処理として、特に、時効熱処理につ

いて、基礎現象、各種合金の析出過程ならびに材料特性について述べた。マグネシウム合金の熱処理は、強度、クリープ特性、延性などに直接関与し、近年、盛んに研究が行われるようになった。時効析出の初期現象、構造変化、熱的安定性などの重要項目について、現在、必ずしも十分に説明されているわけではない。また、様々な微視的ナノ構造についても研究が進みつつある。さらに、微量添加元素の役割についても系統的説明は十分でない。これらの基礎現象について、今後、様々な研究が行われ、理解が進むものと思われる。これによって、より優れた材料特性の合金が開発されることを期待したい。

参考文献

- 1) W. A. Johnson and R. F. Mehl: Trans. AIME, 135 (1939), 416.
- 2) M. Avrami: J. Chem. Phys., **7** (1939), 1103.
- 3) 堀 茂徳, 浜野 勇, 長畑一拓, 田村 建, 阿倍 睦, 田井英男: 軽金属, **44** (1994), 229-233.
- 4) A. F. Crawley and K. S. Millken: Acta Met., **22** (1974), 557.
- 5) J. B. Clark: Acta Met., **16** (1968), 141.
- 6) 渡辺久藤, 河野紀雄, 佐藤英一郎: 千葉工業大学研究報告, **19** (1975), 44.
- 7) M. M. Avedesian, H. Baker 編: Magnesium and Magnesium Alloys (ASM Specialty Handbook), ASM International Handbook Committee, (1999), 78-84.
- 8) 美馬源次郎, 田中靖三: 日本金属学会誌, **33** (1969), 796-800.
- 9) 川野友梨子, 里 達雄: 軽金属学会第 117 回秋期大会講演概要, (2009), 239-240.
- 10) C. J. Bettles, M. A. Gibson and K. Venkatesan: Scripta Mater., **51** (2004), 193-197.
- 11) P. M. Skjerpe and C. J. Simensen: Metal Science, **17** (1983), 403.
- 12) 里 達雄: まてりあ, **38** (1999), 294-297.
- 13) 大森梧郎, 松尾 茂, 麻田 宏: 日本金属学会誌, **36** (1972), 1002-1008.
- 14) I. Polmear: Light Alloys (Fourth Edition), Elsevier, (2006), 277-278.
- 15) 里 達雄: 金属, アグネ技術センター, **6** (2001), 42-50.