アルミニウム合金の平衡状態図

(3元系平衡状態図の読みかた)

Phase diagram in aluminum alloys

渡辺 久藤*・佐藤 英一郎*

Hisafuji WATANABE* and Eiichiro SATO*

1. 緒 言

金属、合金を取り扱う者にとって、それらの状態図を正しく理解しかつこれを容易に駆使できるようになることは必要欠くべからざることであろう。

アルミニウムを主体にした合金の平衡状態図に関しては1950年頃までに多数の研究が報告され、その後は比較的少なくなはつてはいるが、しかし毎年数編の報告が発表されている。またこれらの報告を集録またはこれに解説を行なつたもの^{1)~12)}も数多く出版されている。本稿はこれらのようなアルミニウム合金状態図の集録ではなく、それらの状態図を容易に読解し、これを利用することの一助になればとの目的で、大学での状態図に関する講義と重複させながら、主として一般に使用されている3元アルミニウム合金系の状態図をいくつか例にとつて記述を試みたものである。

なお2元アルミニウム合金系の状態図は比較的簡単に理解が容易であり、あえてふれる必要はなくまた4元系以上の多元系の状態図については紙面の関係もあり、かつ大部分の多元アルミニウム合金はその基礎となる3元アルミニウム合金系の状態図より類推が可能であると思われるから割愛した。

2. 3元アルミニウム合金状態図を理解するための基本事項

一般のアルミニウム合金状態図は鉄系合金状態図のような固相内での反応を有するものがない。一見複雑な状態図でも、いくつかの単純な反応系が組合わさつたものであるから、実用アルミニウム合金状態図を理解するためにはこれから述べる数種の反応系のモデルを完全にマスターすることと足る。

2.1 3元共晶反応型

3元系を構成する2元系がいずれも共晶反応を行ないかつ固溶体を生ずる場合の例を第1図に示す。実際の合金状態図はここに示す立体図型ではなく、この図の三角柱の底面ABC面上に立体構造を垂直に投射した平面で示するのが普通である。なおABC面上の記号にダッシュ(')をつけた点は投影点である。この立体図型でA₀E₁

第1図 3元共晶反応型の立体状態図型

*千葉工業大学 (習志野市). Chiba Institute of Technology (Narashino).

$E_T E_3$, $B_0 E_1 E_T E_2$, $C_0 E_2 E_T E_3$ の各点を結ぶと3つの曲面ができる。すなわち3つの2元共晶曲線によって区分されたこれらの面は α , β , γ の初晶面である。なお α , β , γ はA, B, C各成分側の固溶体である。この立体図型は第2図(a)~(e)に示す形状の空間ユニット群で構成されている。第1図の三角形abcは3元共晶面であり夫々の2元系から下る第2図(d)のような液相と2固相の共存領域即ち共晶パイプが3個この面で合致したものである。 E_T 点は3元共晶点であり、この面上では次の反応が一定温度で起り、この温度を3元共晶温度と言う。

3元共晶面abcでは上述のL, α , β , γ の4相が共存する。また E_T は3元共晶点である。

なお $L(E_1 \sim E_T)$ とは冷却に際し2元共晶反応が進行し、残液の濃度が $E_1 \sim E_T$ に変わり、また $\alpha_{(d-a)}$ は固相の濃度

が $d \sim a$ に変わることを意味する。3元共晶面から温度の下降に従って第2図(e)に示す底広がり3固相共存の三角柱即ち3相パイプを形成する。このことは温度の下降に従い α , β , γ の溶解度が減少することを意味している。 $A_0 d a i$ の面は α の固相面、 $i a d d_1 a_1 i_1$ 点を結ぶ面は α の溶解度面で、これらの面によってかこまれた空間ユニットは第2図(a)に示す α 固溶体単相の領域で、B, C成分隔にもそれぞれ β , γ の単相領域が存在する。また上述の空間ユニットの他に第2図(b), (c)のような初晶

第3図 包共晶反応型の立体状態図型

第2図 3元共晶反応型の分解図型

1

第4図 包共晶面につながる3相のパイプ

第6図 包共晶面と3元共晶面につながる各相のパイプ

第5図 包共晶と3元共晶反応のある立体状態図型

A - B 系	A - B - C 系	A - C 系
$L_{(p \sim p)} + \alpha_{(e \sim a)} \rightleftharpoons \delta_{(f \sim d)}$		$L_{(E_3 \sim P)} \rightleftharpoons \alpha_{(l \sim a)} + \delta_{(h \sim c)}$
	$L_{(P)} + \alpha_{(a)} \rightleftharpoons \delta_{(d)} + \delta_{(c)} \cdots P$	(包共晶反応)
	dcp面より下降	
$L_{(E_1 \sim E_T)} \rightleftharpoons \delta_{(g \sim d_1)} + \beta_{(h \sim b_1)}$	$L_{(P \sim E_T)} \rightleftharpoons \delta_{(d \sim d_1)} + \delta_{(c \sim c_1)}$	$L_{(E_2 \sim E_T)} \rightleftharpoons \beta_{(i \sim b_1)} + \delta_{(j \sim c_1)}$
	$L_{(E_T)} \rightleftharpoons \beta_{(b_1)} + \delta_{(c_1)} + \delta_{(d_1)} \cdots E_T$	(三元共晶反応)
	三角形 (d ₁ b ₁ c ₁) 面より (δ , β , α) 3 相パイプが (d ₃ b ₂ c ₂) 面に下降	三角形 (a d c) 面より (α , δ , δ) 3 相パイプが (a ₁ d ₂ c ₂) 面に下降

第1表 第5図の状態図の反応系統表

第7図 複共晶反応型の立体状態図型

面の下の液相と固相の2相領域、共晶パイプの裏面の2固相共存領域が各3個存在しており、第1図の立体図型は計13個の空間ユニットで構成されていることになる。

2.2 包共晶反応型

3元アルミニウム合金系には包共晶反応と前述の3元

第8図 3元包晶反応型の立体状態図型(I)

共晶反応とが組合されているものが多い。そこで先ず包共晶反応のみを有する状態図を説明しよう。

A-B 2元系は包晶反応、他の2組の2元系には共晶反応があり、かつ固溶体を生ずる場合の包共晶反応型の立体図型を第3図に示す。この図において液相面は E_2

1

第9図 3元包晶反応面につながる3相のパイプ

第11図 偏共晶反応型の立体状態図型(I)

第10図 3元包晶反応型の立体状態図型(II)

P, E_1P の2本の共晶線と pP の包晶線 によつて A_mP
 $P E_2$, B_mP $P E_1$ および $C_m E_2 P E_1$ の3つの面に区分さ

第12図 偏共晶反応型の立体状態図型(II)

第13図 Al-Si-Cu 系の立体状態図型¹³⁾ 第14図 Al-Si-Cu 系の Al 隅の固相面および溶解度面¹³⁾

れる。これらの面は α , β , γ の初晶面である。また A-B 2 元系の $d e p$ 包晶線を起線とし三角形 $a b P$ 面に下降する (L, α, β) の包晶パイプと、A-C 2 元系の $i E_2 h$

の共晶線を起線とし三角形 $a c P$ に下降する (L, α, γ) の共晶パイプが一定温度で合致して水平面 $a b P c$ を形成する。この面内で起こる反応は次式で表わされる。この水平面を包共晶面と呼ぶ。また P は包共晶点である。

この四辺形の包共晶面上では対角線の両端にある相 $L_{(p)}$ と $\alpha_{(a)}$ が反応して他の対角線の両端の相 $\beta_{(b)}$ と $\gamma_{(c)}$ を生成する。3 元共晶反応では冷却に際し液相は共晶面上ですべて消失し、以後この共晶面より 3 固相共存パイプが下降するが、包共晶反応では反応面 $a b P c$ 四辺形が $b c$ 線によつて分割され、三角形 $a b c$ 面は (α, γ, β) の 3 固相共存パイプとなつて、三角形 $a_1 b_1 c_1$ に下降する。一方他の三角形 $b c P$ は 1 液相と 2 固相共存の共晶パイプとなつて、B-C 2 元系の共晶線 $f E_1 g$ 上に下降収束する。第 3 図に存在する 4 個の 3 相共存の空間ユニット即ち 3 相パイプを第 4 図に示した。

つぎに実用のアルミニウム合金系では包共晶反応後 3 元共晶反応を起す場合が多いのでその例を説明しよう。

第15図 Al-Si-Mg 系の平衡状態図¹⁴⁾

A-B 2 元系には包晶反応と共晶反応が存在し、他の B, C, A-C 2 元系は共晶反応のみを有する場合の 3 元合金系の立体図型を第 5 図に示す。この図において A-B 2 元系 $e f p$ の包晶線より三角形 $a d P$ に降下する ($L, \alpha - \delta$) の包晶パイプと A-C 2 元系 $i E_3 h$ の共晶線より三角形 $a P c$ に降下する (L, α, γ) の共晶パイプが合致し $d a c P$ 包共晶面を構成する。この四辺形は $d c$ 線で 2 つに分割され、三角形 $d c P$ は (L, δ, γ) の共晶パイプとなつて三角形 $d_1 E_T c_1$ に下降する。一方 A-B 2 元系の $g E_1 h$ 共晶線より (L, δ, β) の共晶パイプが三角形 $d_1 E_T b_1$ 面に、また B-C 2 元系の $i E_2 j$ 共晶線よりの (L, β, γ) の共晶パイプが $b_1 E_T c_1$ に下降する。これらの 3 個の共晶パイプが合致して、3 元共晶面 $b_1 c_1 d_1$ の水平面を構成する。この包共晶面および 3 元共晶面につながる 7 個の 3 相パイプの連結状況を第 6 図に示す。この 3 元系内における一変形および不変形の各反応の経過を第 1 表のような反応系統表で示すと明瞭かつ簡便である。

2.3 複共晶反応型

アルミニウム合金系には包共晶反応と同じく複共晶反応を有するものが多い。この反応は 2 つの共晶パイプが合一したもので、その反応式は包共晶と同じであるので一般に、複共晶点は包共晶点と同じ記号 P で記されている。3 元系を構成する 3 組の 2 元系がいずれも共晶反応を有し、かつ固溶体を生ずる場合の複共晶反応型の立体

図型を第 7 図に示す。

A-B 2 元系の $d E_1 e$ 共晶線から三角形 $a P b$ を底面として下る (L, α, β) の共晶パイプと B-C 2 元系の $f E_2 g$ 共晶線から三角形 $P c b$ を底面とする (L, β, γ) の共晶パイプが一定温度で合致して $a b c P$ なる複共晶面を形成する。P は複共晶点である。この面上の反応は次のようになる。

この反応は包共晶と同じように冷却に際して $a b c P$ 四辺形の対角線 $P-b$ の両端の相 $L(P)$ と $\beta_{(b)}$ が反応して他の対角線 $a-c$ の両端の $\alpha_{(a)}$ と $\gamma_{(c)}$ 相が生成する。この反応後、三角形 $a b c$ は (α, β, γ) の 3 固相共存パイプとなつて三角形 $a_1 b_1 c_1$ に下降する。また三角形 $a c P$ は (L, α, γ) の共晶パイプとなつて A-C 2 元系の共晶線 $i E_3 h$ に下降収束する。

2.4 3 元包晶反応型

2 元系において液相と固相が反応して他の固相が生成する反応を包晶反応と言うが、3 元系合金においては 1 個の液相と 2 個の固相が反応して他の固相が生成する不変系反応があり、これを 3 元包晶反応と言う。3 元包晶反応には 2 種類あり共晶パイプからこの反応が生ずる場合と、包晶パイプから生ずる場合がある。まず共晶反応から生ずる場合を第 8 図に示す。ここでは A-B 2 元系の共晶線 $d E e$ より (L, α, β) の共晶パイプがある温

第16図 Al-Mg₂Si 擬二元系状態図¹⁵⁾と Mg₂Si 形成のための Mg と Si の比率図

度になると水平面を形成して3元包晶反応が起こり、 $r_{(s)}$ なる固溶体ができる。三角形 $a b P_T$ は3元包晶反応面で、 P_T は3元包晶点である。この面上では次の反応が起こる

この反応後3元包晶面はS点を中心として三角形 $a S b$, $b S P_T$, $a S P_T$ の3個の三角形に分割される。三角形 $a S b$ は (α, β, r) の3固相共存パイプとなつて $a_1 b_1 c_1$ に下降する。三角形 $a S P_T$ は (L, α, r) の3相パイプとなつて A-C 2元系の包晶線 $f g p_1$ に下降収束する。また三角形 $b S P_T$ は (L, β, r) の3相パイプとなつて B-C 2元系の包晶線 $f g p_1$ に下降収束する。第9図に3元包晶反応面につながる4個の3相共存パイプを示した。

包晶パイプがある温度で3元包晶反応を行なう場合を第10図に示すが、この反応も第8図の場合と同じで下記の如くである。

2.5 偏共晶反応型

A-C, B-Cの両2元系が2液相共存範囲と2元共晶反応を有し、A-B 2元系は共晶反応のみを有する場合に構成される偏共晶反応型の立体図型を第11図に示す。この場合A-B側の液体を L_1 , C成分側の液体を L_2 とする。

この図において各初晶範囲を示すと次の通りである。

$A_0 M_1 M_T E_1 \cdots L_1$ 液より初晶Aがでる範囲

$S g E_3 E_T \cdots L_2$ 液より初晶Aがでる範囲

$B_0 M_2 M_T E_1 \cdots L_1$ 液より初晶Bがでる範囲

$S e E_2 E_T \cdots L_2$ 液より初晶Bがでる範囲

$c_0 E_2 E_T E_3 \cdots L_2$ 液より初晶Cがでる範囲

第17図 Al-Si-Mg 系の Al 隅の固相面および溶解度面¹⁶⁾

第18図 Al-Si-Mg 系の実用合金の組成点

$M_1 g S M_T$, $M_2 e S M_T$ に示す“かまぼこ”状の部分は L_1 と L_2 が共存する範囲である。

またA-C, B-C 2元系の偏晶線 $a_2 M_1 g$, $b_2 M_2 e$ よりの偏晶パイプとA-B 2元系の共晶線 $a_1 E_1 b_1$ より降下する共晶パイプが一定温度で合致し三角形 $a_m S b_m$ 面を形成する、この面を偏共晶面と言い、 M_T 点を偏共晶点と呼ぶ。この反応を式で書くと次の如くなる。

この偏共晶反応後、三角形 $a_m b_m S$ は共晶パイプとな

1

第19図 Al-Cu-Mn 系の平衡状態図¹⁷⁾

Al - Mn 系	Al - Cu - Mn 系	Al - Cu 系
$L_{(P_1 \sim P_1)} + MnAl_4 \rightleftharpoons MnAl_6$ $L_{(E_1 \sim P_2)} \rightleftharpoons [Al]_{(\alpha_{Mn} \sim \alpha_1)} + MnAl_6$	$L_{(E_2 \sim P_1)} \rightleftharpoons X + MnAl_4$ $L_{(P_1)} + MnAl_4 \rightleftharpoons MnAl_6 + X$ $L_{(P_1 \sim P_2)} \rightleftharpoons MnAl_6 + X$ $L_{(P_2)} + MnAl_6 \rightleftharpoons [Al]_{(\alpha_1)} + X$ $L_{(P_2 \sim E_T)} \rightleftharpoons [Al]_{(\alpha_1 \sim \alpha_2)} + X$ $L_{(E_T)} \rightleftharpoons [Al]_{(\alpha_2)} + CuAl_2 + X$	$L_{(E_4 \sim E_T)} \rightleftharpoons X + CuAl_2$ $L_{(E_1 \sim E_T)} \rightleftharpoons [Al]_{(\alpha_{Cu} \sim \alpha_2)} + CuAl_2$
	<p>太い 2 点鎖線の四辺形面 (包共晶反応)</p> <p>太い 1 点鎖線の四辺形面 (包共晶反応)</p> <p>太い 3 点鎖線の三角形面 (三元共晶反応)</p>	

第2表 Al-Cu-Mn 系の反応系統表¹⁷⁾

り B-C 2 元系の共晶線および A-C 2 元系の共晶線よりのパイプとある一定温度で合致して、三角形 abc なる 3 元共晶面を形成する。この面内で行なわれる反応は下記の如くである。

もう一つの偏共晶反応型の図型を第12図に示した。これは A-C 2 元系に 2 液相共存範囲と共晶反応 A-B, B-C 両 2 元系は共晶反応のみを有する場合で構成される。

A の初晶面は $A_0M_1M_T E_1$, M $E_2 E_T S$, B の初晶面は $B_0 E_1 M_T K S E_T E_3$, また C の初晶面は $C_0 E_2 E_T E_3$ である。 $M_1 M_T K S M O$ の領域では L_1 と L_2 が共存する。 $K M_T S$ 範囲は B 初晶面上にあり、この範囲内に組成を有する合金は 2 液相に分離したのち、 L_1 液の濃度は $K M_T$ 線上、 L_2 液の濃度は $K S$ 線上に達し以後温度の降下と共に L_1 は M_T に向い、 L_2 は S に向って濃度に変化すると共に B 晶を晶出する。この反応は一種の偏晶反応であり、次のように記す。

第20図 Al-Cu-Mg 系の立体状態図型¹⁸⁾

Al - Cu 系	Al - Cu - Mg 系	Al - Mg 系
	$L_{(E_4 \sim P_1)} \rightleftharpoons S + X$ $L_{(E_5 \sim P_1)} \rightleftharpoons X + T$ $L_{(P_1)} + X \rightleftharpoons S + T$ --- (P ₁) 525° 反応面省略、(複共晶)	
$L_{(E_1 \sim E_T)} \rightleftharpoons Al_{(a_0 \sim a_1)} + CuAl_2$	$L_{(E_3 \sim E_T)} \rightleftharpoons CuAl_2 + S$ $L_{(E_5 \sim E_T)} \rightleftharpoons Al_{(a_5 \sim a_1)} + S$ --- (E ₅) 518° Al-S 二元系 $L_{(E_T)} \rightleftharpoons Al_{(a_1)} + S + CuAl_2$ --- (E _T) 507° 太い1点鎖線の三角形面 (三元共晶反応) $L_{(E_6 \sim P_2)} \rightleftharpoons Al_{(a_5 \sim a_2)} + S$ $L_{(P_1 \sim P_2)} \rightleftharpoons S + T$	
	三角形 (α ₁ ² S CuAl ₂) 面にパイプ下降 $L_{(P_2)} + S \rightleftharpoons Al_{(a_2)} + T$ --- (P ₂) 465° 太い2点鎖線の四辺形面 (複共晶) $L_{(E_6 \sim P_3)} \rightleftharpoons \beta_{(B_1 \sim \beta)} + T$ $L_{(P_2 \sim P_3)} \rightleftharpoons Al_{(a_2 \sim a_3)} + T$	
	三角形 (α ₁ ² T β) 面にパイプ下降 $L_{(P_3)} + T \rightleftharpoons Al_{(a_3)} + \beta_{(B_1)}$ --- (P ₃) 450° 太い3点鎖線の四辺形面 (複共晶) $L_{(P_3 \sim E_2)} \rightleftharpoons Al_{(a_3 \sim a_4)} + \beta_{(B_1 \sim \beta)}$	
		$L_{(E_2)} \rightleftharpoons Al_{(a_4)} + \beta_{(B)}$ --- (E ₂) 450°

第3表 Al-Cu-Mg 系の反応系統表¹⁸⁾

1

これは $K-b_k$ を上辺とし, $b_m SM_T$ を底辺とした偏晶パイプである。また $A-C$ 2 元系偏晶線 aM_1M より三角形 $a_m M_T S$ に降下する偏晶パイプと, $A-B$ 2 元系共晶線 $b E_1 a_1$ より三角形 $a_m b_m M_T$ にくだる共晶パイプがあり, これらの 3 個のパイプがある温度で合致して三角形 $a_m b_m S$ を形成する。この面が偏共晶面で, M_T は偏共晶点である。

この反応を式で示すと次の如くなる。

この偏共晶反応終了後三角形 $a_m b_m S$ は共晶パイプとなつて $a_e b_e E_T$ に下降し, $A-C$, $B-C$ 2 元系の共晶線よりの共晶パイプとある温度で合致して $a_e b_e c_e$ の 3 元共晶面を形成する。この反応式は次の如くなる。

前記状態図では各成分に溶解度がない場合の例で, 溶解度があると成分 A, B, C の記号は α, β, γ 固溶体の記号に変わるだけで基本的には同じである。

3. 3 元合金の冷却過程と相の量的割合

第 2 図の 3 元共晶型空間ユニット中で X, W, Y, Z および T で示す組成の合金の冷却過程と各相の量的割合について説明しよう。まず X 組成合金を液相から冷却すると x_1 点の温度で α の初晶面にぶつかり, α 固溶体が晶出

第 4 表 Cu, Mg の固溶量の変化⁴⁾

(°C)	$\alpha_1 \rightarrow \alpha_1^0$		$\alpha_2 \rightarrow \alpha_2^0$		$\alpha_3 \rightarrow \alpha_3^0$	
	Cu (%)	Mg (%)	Cu (%)	Mg (%)	Cu (%)	Mg (%)
507	4.1	1.6	—	—	—	—
	4.2	1.1	—	—	—	—
500	3.5	0.5	—	—	—	—
	3.9	1.5	—	—	—	—
	3.9	1.5	—	—	—	—
	3.6	0.8	—	—	—	—
467	—	—	0.4	9.0	—	—
	—	—	0.1	9.0	—	—
451	—	—	—	—	0.3	10.5
450	2.6	1.1	0.35	8.6	0.3	10.5
	3.0	0.3	0.2	6.0	0.2	8.5
	2.5	1.1	0.2	9.0	—	—
	2.0	0.6	0.3	8.5	0.3	10.5
400	1.8	0.8	0.2	7.4	0.2	9.2
	2.5	0.2	0.2	5.0	0.2	7.0
	1.7	0.8	—	—	—	—
	1.4	0.4	0.3	7.4	0.2	9.5
350	0.9	0.5	0.1	6.2	0.1	7.6
	2.5	0.2	0.2	4.0	0.2	5.0
300	0.5	0.3	—	—	—	—
	0.6	0.2	0.1	5.0	0.1	5.6

第21図 Al-Cu-Mg 系の Al 隅の溶解度面¹⁹⁾

第22図 Al-Si-Fe 系の平衡状態図¹³⁾

Al - Fe 系	Al - Si - Fe 系	Al - Si 系
$L_{(E_1 \sim P_1)} \rightleftharpoons Al_{(\alpha_0 \sim \alpha_1)} + FeAl_3$	$L_{(E_2 \sim P_1)} \rightleftharpoons FeAl_3 + T_1$	
	$L_{(P_1)} + FeAl_3 \rightleftharpoons Al_{(\alpha_1)} + T_1$ --- (P ₁) 太い 1 点鎖線の四辺形面 (複共晶反応)	
	$L_{(P_1 \sim P_2)} \rightleftharpoons Al_{(\alpha_1 \sim \alpha_2)} + T_1$ $L_{(E_3 \sim P_2)} \rightleftharpoons T_1 + T_2$ $L_{(P_2)} + T_1 \rightleftharpoons Al_{(\alpha_2)} + T_2$ --- (P ₂) 太い 2 点鎖線の四辺形面 (複共晶反応)	
三角形 (α ₁ , FeAl ₃ , T ₁) 面より 三角形 (α ₂ , FeAl ₃ , T ₁) 面に パイプ下降	$L_{(P_2 \sim E_T)} \rightleftharpoons Al_{(\alpha_2 \sim \alpha_3)} + T_2$ $L_{(E_4 \sim E_T)} \rightleftharpoons T_2 + Si$ $L_{(E_T)} \rightleftharpoons Al_{(\alpha_3)} + T_2 + Si$ --- (E _T) 太い 3 点鎖線の三角形面 (三元共晶反応)	$L_{(E_2 \sim E_T)} \rightleftharpoons Al_{(\alpha_4 \sim \alpha_3)} + Si$
三角形 (α ₃ , T ₁ , T ₂) 面より 三角形 (α ₂ , FeAl ₃ , T ₁) 面に パイプ下降	三角形 (α ₃ , T ₂ , Si) 面より 三角形 (α ₂ , T ₂ , Si) 面に パイプ下降	

第 5 表 Al-Si-Fe 系の反応系統表¹³⁾

し始める。この温度以下ではLとαが共存しながら凝固する。α固溶体の濃度はα₁~α₃、液相の濃度はL₁~L₃と変化する。α₁~α₃とL₁~L₃の共軛線を結ぶ面は一般にはねじれた曲面である。各温度でのLとαの量的割合

は共軛する2相の濃度点を結ぶ連結線上で横杆関係で示すことができる。温度が下降しx₃点に達すると、A-B 2元系から降下する共晶パイプの上面にぶつかる。このパイプ内では液相から2元共晶(α+β)が晶出して3相

1

共存となる。この場合、液相の濃度は $L_3 \sim E_T$ 、 α の濃度は $\alpha_3 \sim a$ 、 β の濃度は $\beta_3 \sim b$ に変化する。例えば x_4 点の温度では α_4 濃度の α 相、 β_4 濃度の β 相および L_4 濃度の液相が共存し、これら 3 相の量的割合は x_4 点を重心とした重心関係にある。 x_6 点の温度になると 3 元共晶面に達し、残った E_T 濃度の液相から α 、 β 、 γ の 3 相を同時に晶出して凝固完了する。この後温度の降下にともない α 相は $a \sim a_1$ 、 β 相は $b \sim b_1$ 、 γ 相は $c \sim c_1$ に濃度を変えたとともに、その量的割合も重心関係で変化して常温にいたる。

W 組成の合金は W_1 温度で凝固し始め固相面に達した W_2 点の温度で凝固完了、 α 固溶体単相となり、以後常温まで変化なく下降する。Y 組成の合金は y_1 点の温度でいきなり共晶曲線にぶつかるために初晶が出ないまま 2 元共晶が晶出し、 y_2 点の温度で残液が 3 元共晶反応を行なう。Z 組成の合金は z_1 点の温度より 2 元共晶を晶出し始め、 z_2 点で共晶パイプの裏面にぶつかり凝固終了する。この時の α 、 β 各相の濃度は α_3 、 β_3 で示される (第 2 図(c))。 $z_2 \sim z_3$ の温度範囲では α 相は $\alpha_3 \sim \alpha_7$ また β 相は $\beta_3 \sim \beta_7$ に濃度が変わり、また量的割合も槓杆関係で示される。 z_3 温度になると 3 固相共存パイプの側面 (a b b_1 a_1) にあたり γ 相を析出し始める。以後 3 相パイプ内を降下し α 、 β 、 γ の各相の濃度および量的割合を変えて常温に達する。T 組成の合金は 3 元共晶組成の合金であるので初晶、2 元共晶を晶出することなく 3 元共晶のみを晶出して凝固完了する。

第 6 表 Fe, Si の固溶量の変化⁴⁾

(°C)	$\alpha_1 \rightarrow \alpha_1^0$		$\alpha_2 \rightarrow \alpha_2^0$		$\alpha_3 \rightarrow \alpha_3^0$	
	Fe(%)	Si(%)	Fe(%)	Si(%)	Fe(%)	Si(%)
629	0.052	0.64	—	—	—	—
611	—	—	0.04	1.00	—	—
600	0.033	0.40	0.033	0.82	—	—
578(574.5)	—	—	—	—	0.01	1.65
550	0.016	0.20	0.016	0.42	0.008	1.30
520	0.009	0.11	0.008	0.22	0.005	0.80
450	0.004	0.06	0.004	0.11	0.003	0.44
400	0.002	0.03	0.002	0.06	0.002	0.30

4. 実用アルミニウム合金状態図

4.1 3 元共晶反応型状態図

3 元共晶反応のみを有する状態図の代表的例として、Al-Si-Cu 系と Al-Si-Mg 系がある。Al-Si-Cu 系合金は主に鑄造用合金に、Al-Si-Mg 系合金は鍛錬用と鑄造用合金に幅広く使用されている。第 13 図は Al-Si-Cu 系の平衡立体状態図型で 3 元共晶反応により Al-Cu 系に存在する化合物と Al 側の固溶体 (本稿では [Al] と記すことにする) と Si が晶出する。本系の実用組成合金

第 23 図 Al-Si-Fe 系の Al 隅の固相面と溶解度面⁴⁾

としては主として Si 10~12%, Cu 1.5~3.5% のダイカスト合金や Si 4~9%, Cu 3% 前後のラウタル合金などがある。第13図の実用組成付近のX合金を液相から冷却すると初晶 [Al] が晶出し、さらに Al-Si 系から降下する共晶パイプ内を通過する際 2 元共晶 ([Al] + Si) を晶出し、3 元共晶面に到達して凝固完了する。

この 3 元系では Si, CuAl₂ 側の固溶範囲は小さいが、Al 側は第14図に示すように温度に伴う溶解度の変化が大きく、合金の溶体化処理温度の決定、時効熱処理に伴う組成の決定に重要である。

第15図は Al-Si-Mg 系平衡状態図で、Mg-Si 2 元系に Mg₂Si なる化合物が存在し、この Mg₂Si と Al を結ぶ線上は第16図に示す擬 2 元系を構成する。この擬 2 元系によって本 3 元系は 2 つに分割され一方は Al-Si-Mg₂Si の範囲、他方は Al-β-Mg₂Si 範囲 (β は Al-Mg 系の化合物 Mg₅Al₈) でいずれも 3 元共晶反応が存在し、3 元共晶点は前者は E₁₁、後者は E₁₂ 点で示してある。

Al 隅の固相面、溶解度面を第17図に示す。α₀ 点は第16図の擬 2 元系状態図の 595°C における [Al] の最大固

溶度 1.8% Mg₂Si に相当する。この点は Al-Si-Mg 系平衡状態図中では 1.1412% Mg, 0.6588% Si の所である。Mg₂Si を形成する Mg と Si の量的割合は第16図の状態図で 2 本の線で示した。実用合金の組成は Al に対する最大固溶度付近のものが多く、これらの合金の組成点を第18図に示した。Al-Mg₂Si 擬 2 元系側を Excess Si 範囲、Mg 側を Excess Mg 範囲と呼び、この境界線の左右では熱処理特性が異なることが報告されており重要である。 casting 合金は Si が 7~12%, Mg が 0.2~0.8% ですが Excess Si 範囲であり、また、鍛錬合金も Excess Si 範囲の組成のものが多い。

このほかに Al-Mg-Fe, Al-Si-Ni, Al-Mg-Be, Al-Si-Be, Al-Mg-Ni, Al-Si-Sb および、Al-Si-Ca 系などが 3 元共晶反応型の状態図である。

4.2 包共晶反応型状態図

包共晶反応が存在する状態図は Al-Cu-Mn, Al-Cu-Ni, Al-Mn-Mg, Al-Mn-Si, Al-Mg-Cr 系などがあげられる。第19図は Al-Cu-Mn 系の平衡状態図である。この系の反応系統表を第 2 表に示した。

第24図 Al-Cu-Ni 系の平衡状態図²⁰⁾

1

第7表 Al-Cu-Ni 系の反応系統表²⁰⁾ 第25図 Al-Cu-Cd 系の平衡状態図²¹⁾ 第26図 Al-Cu-Sn 系の平衡状態図²²⁾

P₁ 点は包共晶点で, P₁ MnAl₆ MnAl₄ X 面が包共晶面である。包共晶反応終了後生成した共晶パイプと Al-Mn 系よりの共晶パイプとが P₂ X MnAl₆ α₁ 面で合致し複共晶反応を行なう, P₂ は複共晶点である。この面よりの共晶パイプと Cu に富む範囲よりの共晶パイプおよび Al-Cu 2 元系の共晶線よりの共晶パイプが α₂ CuAl₂ X 面で合致して 3 元共晶面を形成する。E_T は 3 元共晶点である。

4.3 複共晶反応型状態図

複共晶反応は包共晶反応と反応式は同じである。しかしこの反応を行なうものには前項の Al-Cu-Mn 系のほかに Al-Cu-Mg, Al-Si-Fe, Al-Zn-Mg, Al-Zn-Cu, Al-Ni-Fe および Al-Mn-Fe 系など多数あり, この中で Al-Cu-Mg 系と Al-Si-Fe 系が実用上重要なので説明を

してみよう。

第20図は Al-Cu-Mg 系の Al 側の立体状態図型である。またこの系の反応系統表を第3表に示す。この3元系には CuAl₂, S, T, β の化合物が存在し, Al-Mg-Si 系と同じく Al と S 化合物を結んだ線上は擬2元系を構成する。この線を境とし Al-Cu 側の範囲に3元共晶反応, Al-Mg 側の範囲には多くの複共晶反応が存在する。この系の実用合金は鍛錬用高力アルミニウム合金として知られ, Cu 4%前後に Mg が 1~2%の組成のものである。この合金においては [Al], S, CuAl₂ の相関係が時効熱処理と深い関係にある。また特に Al 隅の Mg と Cu の溶解度が重要であるので第21図に Al 隅の溶解度面を示すとともに第4表に各温度における数値を示した。

Al-Si-Fe 系状態図は Al 隅に反応面が極めて接近し

た例である。第22図にこの系の平衡状態図を示す。また反応系統表を第5表に示す。 P_1 , P_2 は複共晶反応点であり、最後に3元共晶反応で凝固する。この状態図中には2元化合物 $FeAl_3$, 3元化合物 T_1 , T_2 があり, $[Al]$ と平衡関係が成立つ。 Al 隅の固相面と溶解度面を第23図に示すとともに第6表に各温度下における Si , Fe の固溶量を記した。第22, 23図でわかるように各種反応面から降下する多くのパイプが Al 隅に深く入り込んでおり, Fe の固溶度が極めて小さい。そのため微量の Fe 含有量の合金でも晶出または析出した Fe 化合物が組織中に存在する。

4.4 3元包晶反応型状態図

3元包晶反応を有するアルミニウム合金状態図は $Al-Cu-Ni$ 系である。第24図は $Al-Cu-Ni$ 系の Al 側の平衡状態図で第7表は反応系統表である。 $Al-Ni$ 2元系には $NiAl$, Ni_2Al_3 , $NiAl_3$ なる化合物があり, このうち Ni_2Al_3 , $NiAl$ は Cu を多量に固溶し, その固溶体は3元系内の広範囲に存在している。3元化合物 Y は $L+NiAl \rightleftharpoons Ni_2Al_3$ なる包晶反応を行なう包晶パイプが P_T 温度で3元包晶反応を行なうことによつてできた化合物で, かなりの固溶範囲を持つている。この3元包晶面は第24図中の右側の破線やかこんだ細い逆三角形面である。3元包晶反応後(L , $[Ni_2Al_3]$, Y)および(L , $[NiAl]$, Y)の包晶パイプは他の3相パイプと合一して包晶共反応を行なう。それらの包晶点点は P_2 , P_3 , P_4 である。

4.5 偏共晶反応型状態図

偏共晶反応の存在する合金系には, $Al-Cu-Cd$, $Al-Cu-Sn$, $Al-Si-Na$ および $Al-Cu-Pb$ 系などがある。これらのうち $Al-Cu-Cd$, $Al-Cu-Sn$ 系の $CuAl_2$ と Cd または Sn を結ぶ線上はいずれも擬2元系を構成し, 偏晶反応および共晶反応が存在する。

$Al-Cu-Cd$ 系は1つの共晶反応と2つの偏晶反応が組合わさつた例で第25図に, また2つの共晶反応と1つの偏晶反応が組合わさつてできる例は $Al-Cu-Sn$ 系で第26図に示した。これらの状態図は2.5のモデルと同じでかつ詳細に解説してあるので説明は省略する。これらの系の合金は成分の比重差が大きいと偏析を起こすので casting 時には特別の配慮が必要である。

文 献

- 1) M. Hansen: "Constitution of Binary Alloys," McGraw Hill Book Co., 1958.
- 2) R. P. Elliott: "Constitution of Binary Alloys, First Supplement," McGraw Hill Book Co., 1962.
- 3) H. Hanemann, A. Schrader: "Ternäre Legierungen des Aluminiums," Dusseldorf, 1952.
- 4) H. W. L. Phillips: "Annotated Equilibrium Diagrams of Some Aluminium Alloy Systems," London, 1959.
- 5) H. W. L. Phillips: "Equilibrium Diagrams of Aluminium Alloy Systems," London, 1961.
- 6) E. H. Wright, L. A. Willey: "Aluminium Binary Equilibrium Diagrams," ALCOA, 1960.
- 7) A. Prince: "The Constitutional Diagram of Alloys," London, 1956.
- 8) L. A. Willey: Aluminium, **1** (1967) 359, American Society for Metals.
- 9) 大日方, 小松: 日本金属学会誌, **17** (1953), No. 1, 2, 3, 4, 5.
- 10) 渡辺, 佐藤: 実用合金状態図説, 日刊工業新聞社, 1966.
- 11) 渡辺, 佐藤: 軽金属, **19**(1969), No. 11
- 12) L. F. Mondolfo: "Aluminium Alloys: Structure & Properties", London, 1976.
- 13) H. Hanemann, A. Schrader: "Ternäre Legierungen des Aluminiums," Dusseldorf, 1952.
- 14) D. Hanson, M. L. V. Gaylar: *J. Inst. Metals*, **26** (1921), 321.
- 15) H. W. L. Phillips: *J. Inst. Metals*, **72** (1946), 151.
- 16) D. Hanson, M. L. V. Gaylar: *J. Inst. Metals*, **26** (1921), 321.
- 17) H. W. L. Phillips, M. K. B. Day: *J. Inst. Metals*, **74** (1947-8), 33.
- 18) G. Kusnetzow, L. N. Cussewa: *Isvestija Nauk. S.S.S.R.*, (1940), 905.
- 19) N. S. Brommelle, H. W. L. Phillips: *J. Inst. Metals*, **75** (1948-9), 529.
- 20) W. Köster, U. Zwicker, K. Moeller: *Z. Metallk.*, **39** (1948), 225.
- 21) 渡辺, 岡本, 河野: 軽金属, **24** (1974), 246.
- 22) 佐藤, 矢島: 日本金属学会誌, **18** (1944), 14.