

7. 展伸用アルミニウム合金 —多元系合金—

今回の講義では、展伸用アルミニウム合金である Al-Mg 合金（5000 系）、Al-Mg-Si 合金（6000 系）及び Al-Mg-Zn(-Cu)合金（7000 系）について学習する（表 6.1）。4000 系に属する Al-Si 合金は主に鋳造用として用いられるため、鋳造アルミニウム合金の回に詳細を説明する。

7.1 Al-Mg 合金（5000 系アルミニウム合金）

5000 系アルミニウム合金の基本組成は Al-Mg 2 元系である。本合金は α -Al(fcc)相の大きな Mg 固溶限（Al-Mg 2 元系状態図における大きな α -Al 単相領域に対応する）を利用した固溶強化型合金（非熱処理型）である。Al-Mg 2 元系状態図において α -Al 相と Al_3Mg_2 相の大きな 2 相域を持つため、 α -Al 母相からの Al_3Mg_2 相析出による強化も期待される。10wt%以上 Mg を添加した合金は Al-Cu 系と同様、GP ゾーンを形成し、時効硬化能を示すことも知られている[2]。しかし、実用合金における Mg 添加量がおおよそ 5.5 wt%以下であるため析出物の体積率が小さく、その強化は用いられていないのが現状である。5000 系合金は、比較的高い強度（表 7.1）と優れた耐食性、成形性及び溶接性を持つことから、缶蓋材だけでなく車両・船舶の構造部材として用いられている。

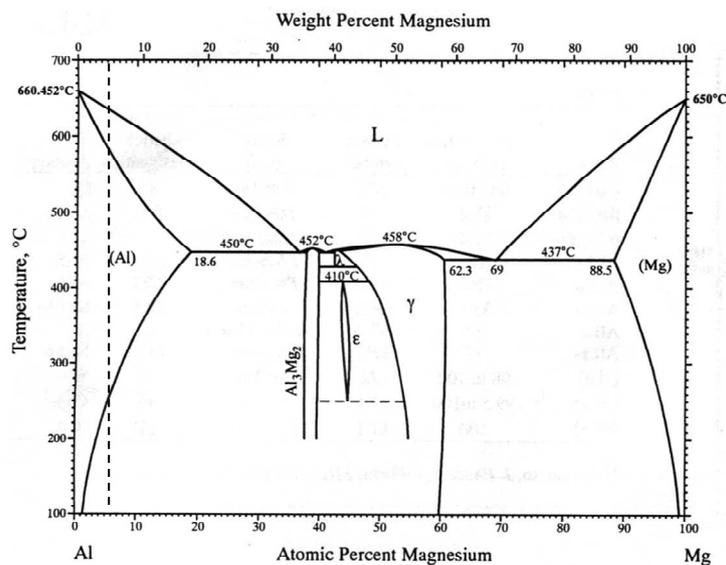


図 7.1 Al-Mg 2 元系状態図 [1]

7.2 Al-Mg-Si 合金（6000 系アルミニウム合金）

6000 系アルミニウム合金の基本組成は Al-Mg-Si 3 元系である。本合金は α -Al(fcc)母相からの微細な Mg_2Si 相の析出を利用した析出強化型合金（熱処理型）である。6000 系合金は、国内の展伸材の中で最も多く生産されるものであり、比較的高い強度（表 7.1）と優れた耐食性と成形性を示す。主な使用用途は、サッシなどの建築用部材であるが、近年自動車用のスペースフレームやオートバイのフレームだけでなく、自動車用外板にも適用されている。

表 7.1 代表的な展伸用アルミニウム合金の機械的性質 [2]

材 質	引 張 り 性 質				ブリネル 硬 さ 10/500	せん断 強 度 (MPa)	疲 れ さ 強 度 5×10^8 回 (MPa)	縦弾性 係 数 (GPa)
	引張り 強 さ (MPa)	0.2% 耐 力 (MPa)	伸 び (%)					
			板 1.6mm厚	棒 $\phi 12.7$ mm				
5086-O	260	118	22	—	—	157	—	71
5086-H32	289	206	12	—	—	—	—	71
5086-H34	323	255	10	—	—	186	—	71
6061-O	123	54	25	30	30	83	64	69
6061-T4	240	147	22	25	65	167	98	69
6061-T6	309	275	12	17	95	206	98	69
6063-O	89	49	—	—	25	69	54	69
6063-T5	186	147	12	—	60	118	69	69
6063-T6	240	216	12	—	73	152	69	69
7075-O	226	103	17	16	60	152	—	72
7075-T6	574	505	11	11	150	328	156	72
7N01-T4	358	221	16	—	95	—	—	72
7N01-T5	343	294	—	15	100	181	127	72
7N01-T6	363	294	15	—	100	191	127	72

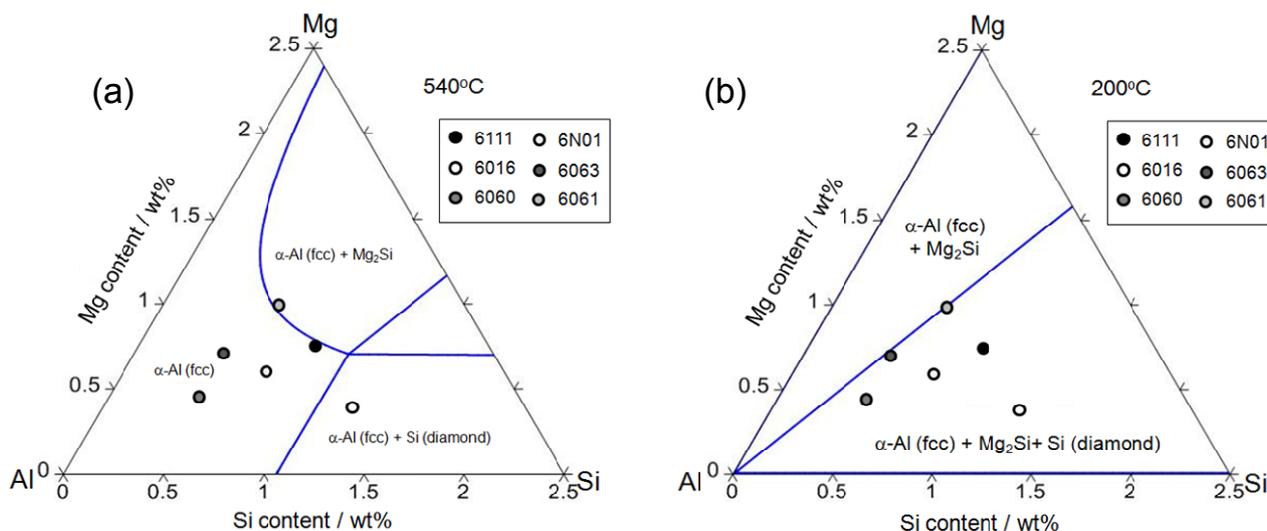


図 7.2 Al-Mg-Si 3 元系状態図の等温断面図上に示した代表的な 6000 系アルミニウム合金の組成：

(a) 540 °C (溶体化処理温度に対応) , (b) 200 °C (時効温度に対応)

図 7.2 に Al-Mg-Si 3 元系状態図の等温断面図 (参考文献[3]のデータベースを用いて作成した計算状態図) における 6000 系アルミニウム合金の基本組成を示す. 多くの合金は溶体化処理時において α -Al 単相となり, その後の時効においては α -Al+ Mg_2Si +Si の 3 相領域に位置する. すなわち, Al- Mg_2Si 擬 2 元系状態図上に位置するのは 6061 と 6063 のみであり, 他は過剰な Si を含む組成となっている.

図 7.3 に Al-1.1Mg-0.4Si (wt%) 合金の溶体化処理後，175°C時効処理に伴う析出物の変化を示す．本合金組成は時効温度において Al-Mg₂Si 2 相域に位置する．Al-Mg-Si 合金は Al-Cu 合金同様，G.P.ゾーンを含む微細な析出物（平衡相は Mg₂Si）を形成するため，優れた時効硬化能を有する．

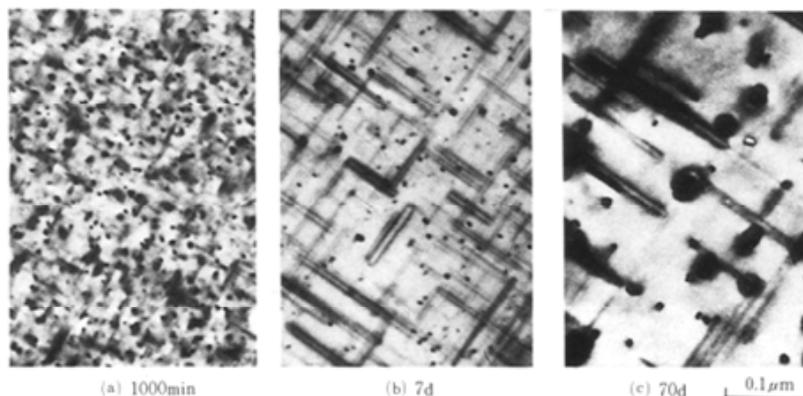
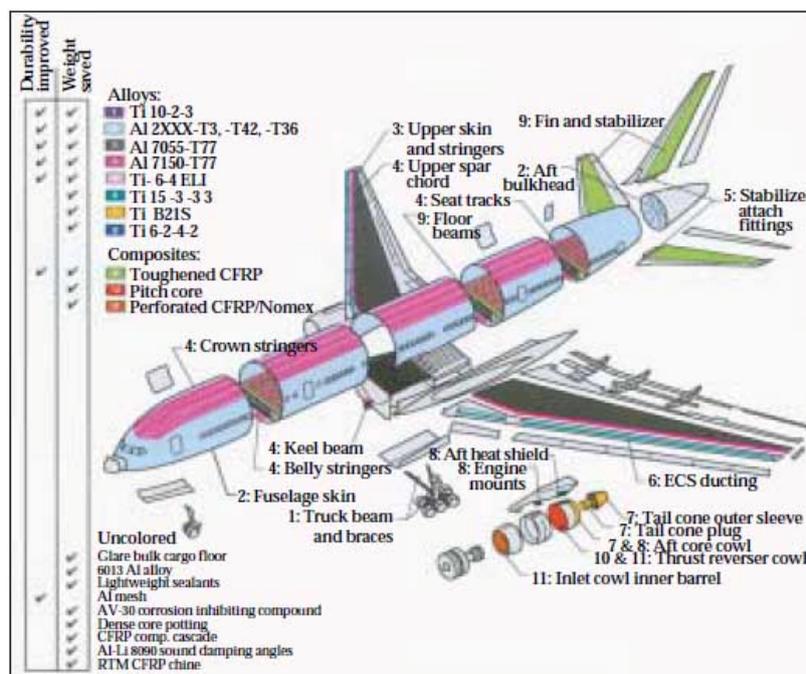


図 7.3 Al-1.1Mg-0.4Si (wt%) 合金の 560°C溶体化処理後，175°C時効処理に伴う析出物の変化 [2]

7.3 Al-Mg-Zn(-Cu)合金 (7000 系アルミニウム合金)

7000 系アルミニウム合金の基本組成は Al-Mg-Zn 3 元系とそれに Cu を含有する Al-Mg-Zn-Cu 4 元系である．本 3 元系合金は溶体化温度が低く，焼き入れ感受性が鈍感であるため溶接性に優れる．3 元系合金は新幹線をはじめとする車両用構造材や，2 輪車フレーム材に用いられる．Cu を添加した 4 元系は非常に高い時効硬化性を示し，600MPa を超える実用合金の中で最大の強度を示す．この合金は，航空機の構造部材（図 7.4）や 2 輪車の構造部品に用いられる．



Breakout of advanced materials on the 777.

図 7.4 Boeing 777 の機体に用いられている材料 [4]

図 7.5 に Al-Mg-Zn 3 元系状態図の等温断面図(参考文献[5]のデータベースを用いて作成した計算状態図)における 7000 系アルミニウム合金の基本組成を示す. 合金は溶体化処理時において α -Al 単相となり, その後の時効においては相対的に Zn 濃度の高い合金は α -Al + η -Zn₂Mg 2 相領域に位置し, Mg 濃度の高いものは α -Al + T-(Al, Zn)₄₉Mg₃₂ 2 相領域, もしくは α -Al + T-(Al, Zn)₄₉Mg₃₂ + η -Zn₂Mg 3 相領域に位置する. したがって, 7000 系アルミニウムにおいて合金組成によって時効温度における平衡相も異なることがわかる. 時効温度において α -Al + η -Zn₂Mg 2 相領域に位置する合金においても, 準安定相 (η' -Zn₂Mg 相) の形成により微細な析出物が形成する (図 7.6).

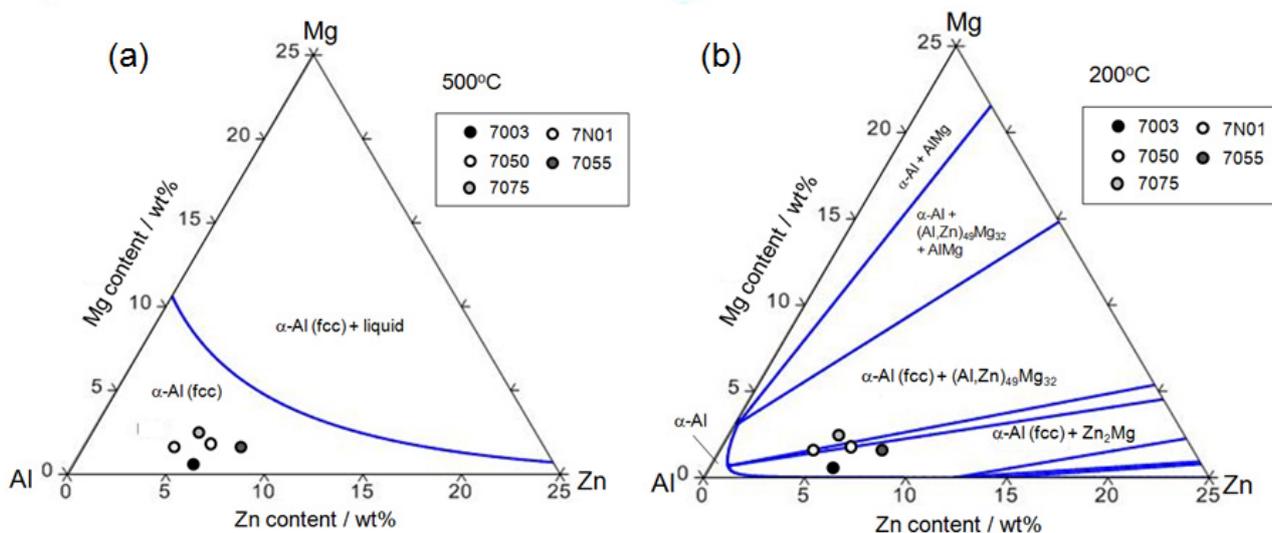


図 7.5 Al-Mg-Zn 3 元系状態図の等温断面図上に示した代表的な 7000 系アルミニウム合金 (3 元系のみ) の組成:
(a) 500 °C (溶体化処理温度に対応), (b) 200 °C (時効温度に対応)

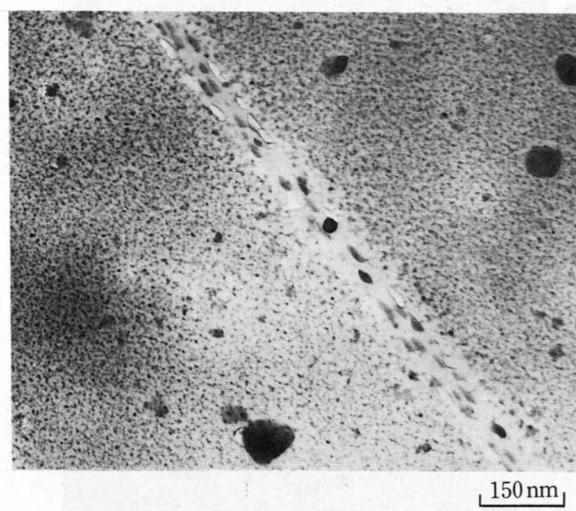


図 7.6 Al-1.5Mg-4.5Zn (wt%) 合金 (7N01) の 470°C 溶体化処理後, 130°C/8h 時効後の組織[2]

補足内容

7.4 Gibbs の三角形

実用合金の多くは、3つ以上の成分からなる多元系合金である。そのため、状態図の情報を実用合金に利用するためには、3元系状態図を理解する必要がある。2元系状態図の場合の考え方は、基本的に3元以上の多元系にも適用できる。

3元系状態図 (ternary phase diagram) は、2つの元素濃度の軸 (A 原子を基準とすると B 原子濃度と C 原子濃度) と温度軸を持つ。したがって、3元系状態図は立体で表現することができ、縦軸である温度軸の断面で切った Gibbs の三角形 (等温断面図 : isothermal section) を用いて一定温度の相領域を読み取ることができる。図 7.7 に3元系状態図と各温度の等温断面図の模式図を示す。

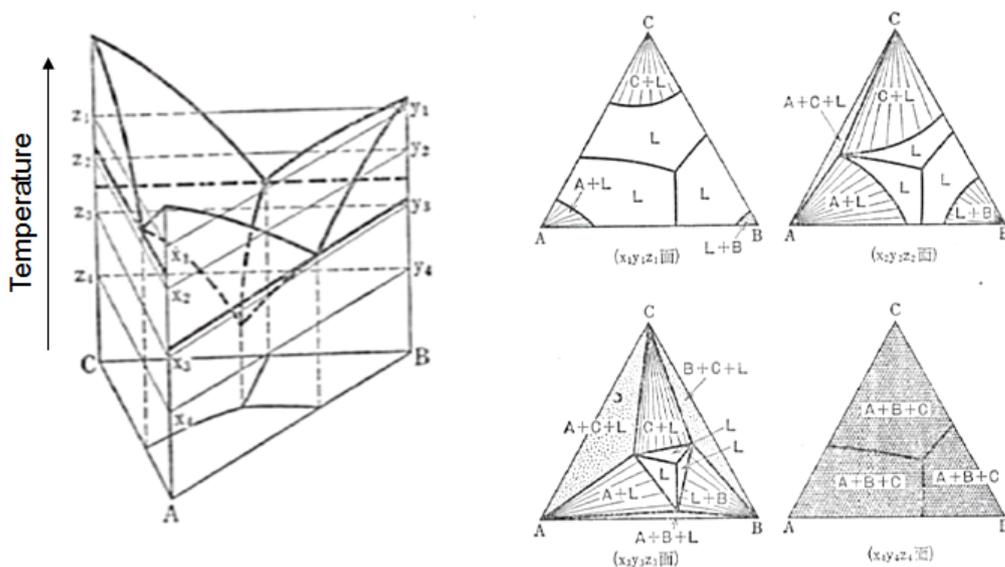


図 7.7 3元系状態図と各温度における等温断面図 [8]

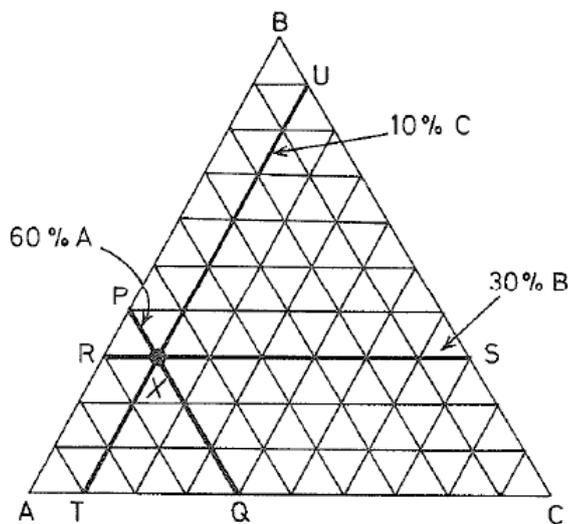


図 7.8 Gibbs の三角形 [9]

3元合金の組成は、図7.8に示す正三角形（Gibbsの三角形）上に示すことができる。三角形の各頂点は、それぞれ100%A, B, Cに対応する。本三角形は、各辺に平行な10 at.%の平行線により分割されているとする。辺BCに平行な線上は、全て等しいAの分率を有し、辺ACに平行な線上は等B分率を、辺ABに平行な線上は等C分率を有する。例えば、図7.8における線分PQ上では60%Aであり、線分RS上は30%B、線分TU上は10%Cである。従って、点Xが示す合金の組成は、(60%A-30%B-10%C)となる。3成分の和は100%となり、モル分率で表すと次式が成り立つ。

$$X_A + X_B + X_C = 1 \quad (7.1)$$

7.5 3元系におけるてこの原理

3元系状態図においても2元系と同様にてこの原理（lever rule）が成り立つ。図7.8の左図において α 相と β 相が平衡する2相域が存在する。 α 相と β 相の組成は、それぞれ点P（合金組成）を通る共役線（tie line）上の点RとSで与えられる。合金の総量をWとし、 α 相と β 相の量を W_α と W_β を用いて次式で表される。

$$W = W_\alpha + W_\beta \quad (7.2)$$

Cの濃度に着目すると、点Cから辺ABへ下ろした垂線の長さ CC' がC濃度100%に相当する。また図のP, R, Sの各点から辺ABへ下ろした垂線の長さはそれぞれCの濃度を表す。したがって、C元素の量に関して次式が成り立つ。

$$W = \frac{PP'}{CC'} = W^\alpha \frac{RR'}{CC'} + W^\beta \frac{SS'}{CC'} \quad (7.3)$$

(4.2)式及び(4.3)式から、 α 相と β 相の量比は次式で表される。

$$\frac{W^\alpha}{W^\beta} = \frac{SS' - PP'}{PP' - RR'} = \frac{PS}{PR} \quad (7.4)$$

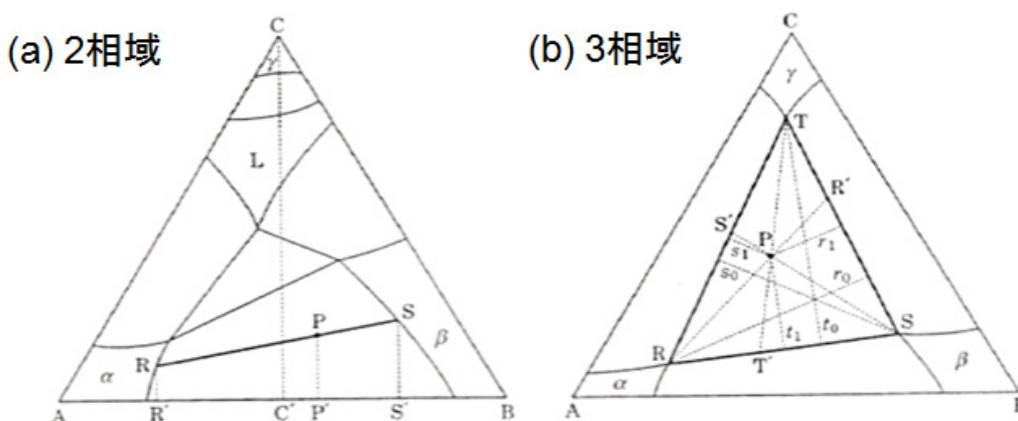


図7.8 A-B-C 3元系状態図における(a) $\alpha+\beta$ 2相域及び(b) $\alpha+\beta+\gamma$ 3相域のてこの原理 [10]

図 7.8(b)における点 P の組成の合金は $\alpha+\beta+\gamma$ 3 相域に位置する。 α 相, β 相及び γ 相の組成は, 点 R, S, T で与えられる。 3 相三角形 (three-phase tie-triangle) RST 内において, 点 P と各三角形の頂点から対辺に垂線を下ろし, 垂線の長さを図 4.3(b)のように定義する。 その場合, α 相, β 相及び γ 相の量比は次式で表される。

$$W^\alpha : W^\beta : W^\gamma = \frac{PR'}{RR'} : \frac{PS'}{SS'} : \frac{PT'}{TT'} \quad (7.6)$$

ここで, 点 R', S'及び T'は三角形 RST の頂点と点 P を通る直線が対辺と交差する点である。 以上のように, 3 元系状態図の等温断面図を用いて, 平衡体積率を求めることができる。

7.6 3 元系における相平衡

3 元系状態図においても 2 元系と同様に考えることができる。 A-B-C 3 元系における α 相と β 相が平衡する場合, α 相における A 元素, B 元素及び C 元素の化学ポテンシャル ($\mu_A^\alpha, \mu_B^\alpha, \mu_C^\alpha$) が β 相のもの ($\mu_A^\beta, \mu_B^\beta, \mu_C^\beta$) と等しい。 すなわち, 次式が成り立つ。

$$\begin{aligned} \mu_A^\alpha &= \mu_A^\beta \\ \mu_B^\alpha &= \mu_B^\beta \\ \mu_C^\alpha &= \mu_C^\beta \end{aligned} \quad (7.6)$$

これは 3 元系において各相の組成-自由エネルギー曲面が共通接線を有することに対応する (図 7.9(b))。 その共通接線を投影したものが, 3 相域の共役線 (tie line) に対応する。 3 相域の場合, 3 つの組成-自由エネルギー曲面上の点を結ぶ共通接面が生まれ, これを投影したものが 3 相域に対応する。 以上の解釈は, 第 1 回で学習した 2 元系における各相の組成-自由エネルギー曲線が共通接線を持つ考え方と全く同じである。

(a) 組成-自由エネルギー曲面 (b) 組成-自由エネルギー曲面と状態図の関係

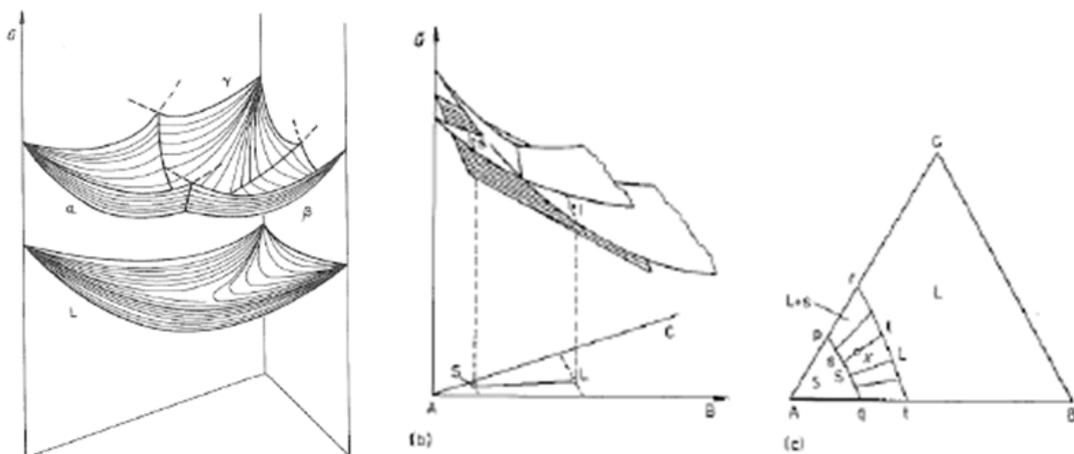


図 7.9 A-B-C 3 元系における組成-自由エネルギー曲面 [9]

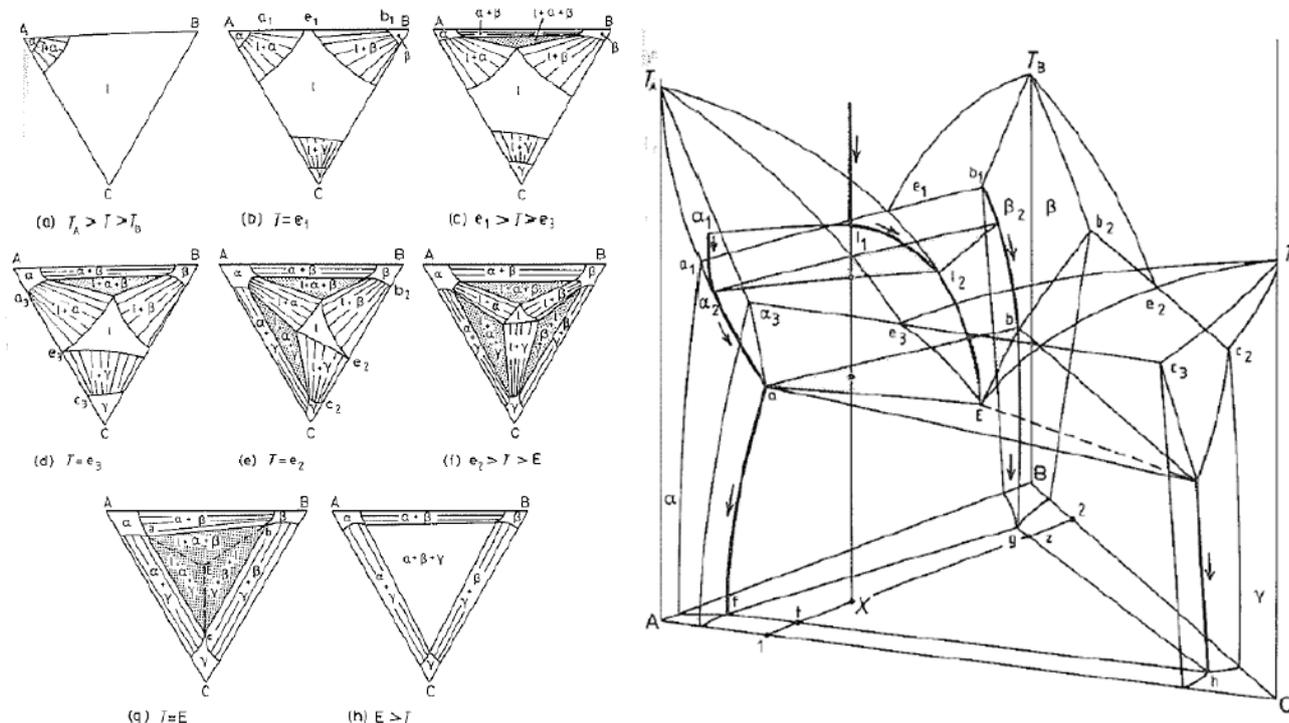


図 7.10 A-B-C 3 元系における $L \rightarrow \alpha + \beta + \gamma$ 相共晶反応が存在する状態図 [9]

参考図書・参考文献

- [1] Phase diagrams for Binary Alloys, Hiroaki Okamoto, ASM International (2000).
- [2] アルミニウムの組織と性質, 軽金属学会 (1991).
- [3] H. Feufel, T. Gödecke, H.L. Lukas, F. Sommer, J. Alloys Compd. 247 (1997) 31–42.
- [4] B. Smith, Advanced Materials & Processing (2003) 41–43.
- [5] H. Liang, S.L. Chen, Y.A. Chang, Metall. Mater. Trans. A 28 (1997) 1725–1734.
- [6] アルミニウム合金の強度, 小林俊郎, 内田老鶴圃 (2001).
- [7] 非鉄材料 — 講座・現代の金属学 材料編 5 —, 日本金属学会 (1987).
- [8] ミクロ組織の熱力学, 西澤泰二, 日本金属学会 (2002).
- [9] Phase Transformations in Metals and Alloys 3rd edition, David A. Porter, Kenneth E. Easterling and Mohamed Y. Sherif, CRC Press (2009).
- [10] 見方・考え方 合金状態図, 三浦憲司, 福富洋志, 小野寺秀博, オーム社 (2003).