が 1 組を成し、そして (111) 面の光像としては寫眞 10 に示したものの一種のみが何れの場合にも観察される。更に

寫眞 17 (110)面、
常溫に於ける過硫酸アンモン
の飽和水溶液、10 分

腐蝕を繼續して 5 分間に至つても、光像の形状は大體に於て同様の儘であるが、併し一二の結晶試料に於てその變化が観察された。即ち、寫眞 5 に示した (100) 面の光像は寫眞 11 及び 12 に示す形状に變化したが、併し (110) 及び (111) 面の光像は變化しない。又、寫眞 4, 7 及び 10 に示した 1 組の光像は寫眞 13~15 に示す形状に變化した。寫眞 15 の (111) 面の光像は暈けた光點である。最後に、腐蝕時間を 5 分以上に増加すると一般に光像が次第に不鮮明になる。

次に、常溫に於ける過硫酸アンモンの飽和水溶液に依つて腐蝕した場合にも種々の形状の光像が観察されるが、併しその形状は前述の同液を加熱沸騰させた場合のそれと大體同様である。その一例を寫眞 16 及び 17 に示した；(111) 面の光像は前の場合と同様に圓環(寫眞 10)である。たゞ、この場合には低溫である爲に腐蝕速度が遅く、最大の鮮明度を得る爲には 10~20 分を要する。又、常溫に於ける過硫酸アンモンの 10% 水溶液の場合にも約 1 時間腐蝕すると前の二つの場合と全く同様の光像が観察されるが、併し腐蝕時間が 2 時間以上になると結晶試料の表面が粗鬆化して来る。

結局、光像法に依つてニッケル單結晶の結晶方向を決定

する爲の腐蝕液としては、既に前研究に於て見出した如く、沸騰させた過硫酸アンモンの飽和水溶液が最適のものであり、常溫に於ける同液も亦適當ではあるが、たゞ稍々長時間の腐蝕を必要とし、常溫に於ける 10% 過硫酸アンモン水溶液は適當でない。この結果を前研究に於て得られた結果と綜合すれば、第 1 表に示す如くである。

第 1 表 光像法に依るニッケル單結晶の結晶方向の決定に對する種々の腐蝕液の良否に就ての實驗結果

番號	腐 蝕 液	結果
1	100% * 硝酸	△
2	50 " "	○
3	5 " "	○
4	100% 鹽酸	△
5	5 " "	○
6	100% 硫酸	△
7	5 " "	○
8	100% 王水	△
9	5 " "	○
10	70% 硝酸+50% 醋酸 (1:1)	△
11	鹽化第 1 鐵の飽和水溶液	○
12	過硫酸アンモンの飽和水溶液 (沸騰)	◎
13	" " (室溫)	○
14	" の 20% 水溶液	○
15	" の 10% 水溶液	○

* 酸類の濃度は總て相對的濃度である。

この表に於て、◎印は數分程度の短時間の腐蝕に依つて鮮明な光像が (100) 面に於て観察されることを、即ち結晶方向の決定の爲に最も適當した光像が得られることを示す。又、○印は鮮明な光像は得られるがそれに要する腐蝕時間が長いことを、そして△印は不鮮明な光像が観察されるに過ぎないことを示すものである。

本研究は本多先生の懇篤な御指導の下に行はれたものである。

デュラルミンの基礎的研究(第 1 報)

主として Al-Cu-Mg 系状態圖

森 永 卓 弍*

Takuiy Morinaga: Die Grundlagenforschung des Duralumins. (I. Mitteilung). Das Dreistoffsystem Aluminium-Kupfer-Magnesium. Das Zustandsschaubild der Aluminium-Kupfer-Magnesium Legierungen ist durch thermische, mikroskopische und röntgengraphische Analyse neu aufgestellt.

Hierbei sind vier intermetallische Verbindungen gefunden. Nach den Untersuchungen des Verfassers, sind die darauffolgenden nonvarianten Punkte aufgestellt;

$L \rightleftharpoons \alpha + \text{CuAl}_2 + S$	505°	$L + S \rightleftharpoons \alpha + T$	475°	$L \rightleftharpoons \alpha + T + \beta$	447°
$L \rightleftharpoons T + \beta$	445°	$L \rightleftharpoons T + X + \gamma$	425°	$L + \delta \rightleftharpoons \eta + \text{CuAl}_2$	585°
$L + X \rightleftharpoons \text{CuAl}_2 + \kappa$	575°	$L + X \rightleftharpoons S + T$	525°		

(Eingegangen am 25. Juni 1942)

* 満洲輕金屬製造株式會社研究部

I. 緒 言

デュラルミンが1911年に獨逸の A. Wilm に依て發明されて以來、現在迄鍛鍊用 Al 合金として使用されてゐる。而して現在デュラルミンとして知られてゐるものは、次の4種類である。即ち普通デュラルミン、超デュラルミン (C17S)、超デュラルミン (24S) 及び超々デュラルミン等で、それ等の標準組成及び機械的性質の大略を示せば第1表の如くである。

第 1 表

種 類	標 準 組 成 %						機 械 的 性 質	
	Cu	Mg	Aln	Si	Fe	その他	σ_B kg/mm ²	δ %
1) 普通デュラルミン (17S)	4	0.5	0.5	0.3	0.3		~40	~20
2) 超デュラルミン (C17S)	4	0.5	0.5	1.25	0.3		~45	~10
3) 超デュラルミン (24S)	4	1.5	0.7	0.2	0.3		~45	~15
4) 超々デュラルミン (ESD)	2	1.5	0.5	0.2	0.3	Zn=8 Ti=0.01	~55	~10

これ等4種類のデュラルミン中 (2) を除く以外は、何れも 500° 内外より焼入れして常溫に於て時効硬化をなすもので、(2) のみが Si を多量に含有するために焼入れ、焼戻しを必要とする合金である。(4) は Zn 8% 程度を含み、本來のデュラルミンの組成と相違してゐるが、何れにしても熱處理材は抗張力 40 kg/mm²、伸 10% 以上を示すものである。従來普通デュラルミン及び超デュラルミンの焼入れ後に起る時効硬化現象に關しては非常に多くの研究結果が發表され、1925 年以降の研究だけでも十數篇の多きに達してゐる⁽¹⁾。

これ等の研究と並行して操業上重要な溶體化熱處理に關する基礎的研究⁽²⁾も進められ、翻つてデュラルミンの加工に重大な影響を及ぼすデュラルミン塊の研究⁽³⁾、最近

に於ては復元現象の研究⁽⁴⁾等、實に多岐にわたつてゐる。然しながらデュラルミン及び超デュラルミンの基本合金である Al-Cu-Mg 系合金の狀態圖の研究は比較的尠く、古くは R. Vogel⁽⁵⁾ の研究があるのみで、最近に於ては西村博士⁽⁶⁾の研究がある。同氏の研究に依れば、 α 相と共存關係にある三元化合物は2種類存在し、この三元化合物を S ($\text{Al}_{13}\text{Cu}_7\text{Mg}_8$) 及び T (Al_5CuMg_4) と名づけられた。その後 S 化合物は大日方博士等⁽⁷⁾の研究で、その組成は $\text{Al}_5\text{Cu}_2\text{Mg}_2$ であつて、この相の格子常數 $a=5.71 \pm 0.04 \text{ \AA}$, $c/a=1.39$ である正方晶に屬することが明かにされた。西村博士の新しい發見は α , CuAl_2 及び S 化合物の間に三元共晶が存在し、これが約 500° で凝固することで、不變點は同氏の研究範圍では次の如くである。 $L \rightleftharpoons \alpha + \text{CuAl}_2 + S$ (500°), $L \rightleftharpoons \alpha + S + T$ (477°), $L + S \rightleftharpoons \alpha + T$ (465°), $L + X \rightleftharpoons S + T$ (525°)。然しながら Cu 及び Mg の多い部分の狀態圖は、未研究のまゝに残されてゐるし、X 相も不明の相として残されてゐる。大日方博士等⁽⁷⁾の S 化合物の結晶構造の研究で、酸に依て極めて腐蝕され易い相は認められてはゐるが、充分な解決はされてゐない。以上記述した様に Al-Cu-Mg 系狀態圖の決定は略々完成したのであるが、細部にわたつては未完成の部分が残されてゐるわけである。著者はこれが解決を試み、全系の狀態圖決定を志したが、Cu 隅に及ぶと非常に複雑となり容易に解決されないし、デュラルミンの基礎的研究と直接關係がなくなるので、本論文では Cu 及び Mg 各々 70% までの範圍を、熱分析、顯微鏡組成及び X 線分析に依り詳細な實驗を進めた。

II. 實驗に用ひた材料と方法

合金を作る原料として次の様な原料を用ひた。

Cu	電解銅	99.95%
Mg		99.93%
Al		99.99%*

黒鉛坩堝にアランダムセメントを内塗し所定の合金約 100g を熔解し炭素棒で良く攪拌後金型に鑄造し試料とする。Cu の添加には母合金を使用したことは勿論であるが、Mg に富む合金の調製には MgCl_2 60%, MgF_2 5%, NaCl 20% 及び KCl 15% の熔剤を使用し、Mg の損失を

- (1) 今野, 金屬の研究, **2** (1925), 13; 後藤, 航研彙報, **39** (1927), 271; Al. L. V. Gayler, G. D. Preston, J. Inst. Metals, **41** (1929), 191; 本多, 小久保, 金屬の研究, **7** (1930), 343; E. Schmid, G. Wassermann, Metallwirtschaft, **7** (1928), 1329; **9** (1930), 421; F. v. Göler, G. Sachs, Metallwirtschaft, **8** (1929), 671; M. L. V. Gayler, J. Inst. Metals, Adv. Copy, **60** (1937), 762; 西村, 本誌, **1** (1937), 262; **3** (1939), 420; D. A. Petrov, J. Inst. Metals, Adv. Copy, **62** (1938), 796; 篠田, 本誌, **2** (1938), 475; 森永, 本誌, **4** (1940), 209; **5** (1941), 57; 森永, 杉本, 本誌, **5** (1941), 96; 森永, 長澤, 本誌, **6** (1942), 45.
- (2) U. v. Scheidt, Z. Metallk., **27** (1935), 275; N. V. Geveling, J. Inst. Metals, **53** (1933), 665; 大日方, 田幡, 本誌, **4** (1940), 639.
- (3) J. Verö, Metal Ind., **54** (1933), 639; P. Brenner, W. Roth, Z. Metallk., **32** (1940), 10; 橋口, 本誌, **6** (1942), 67; 西村, 豊原, 本誌, **6** (1942), 71.

- (4) G. D. Preston, Phil. Mag., **26** (1938), 855; 武内, 本誌, **2** (1938), 514; 朝倉, 本誌, **4** (1940), 304; 山口, 應用物理, **10** (1941), 219; 幸田, 本誌, **5** (1941), 406; 朝倉, 本誌, **6** (1942), 156; 住友, 住友研究報告, **4** (1942), 787; 793.
- (5) R. Vogel, Z. anorg. Chem., **75** (1912), 41.
- (6) 西村, 本誌, **1** (1937), 8.
- (7) 大日方, 六碕, 本誌, **5** (1941), 121.
- * Si 0.0032%, Fe 0.0011%, Cu 0.0007%.

防いだ。用いた方法は熱分析、顯微鏡試験及び X 線分析等である。熱分析は連続した一定間隔の温度 $\Delta\theta$ を降下するに要する時間 Δt を測定し、温度 θ に對して Δt を圖示する逆示曲線に依り、試料約 30~50 g を黒鉛坩堝で再熔解し、熱電對を挿入後電位差計に接続する。檢流計の振れが標點に歸る時間、即ち $\Delta\theta$ を降下するに要する時間 Δt を測定した。著者の實驗範圍の合金には固體内の變化は殆どないので、液相線を決定するのみに止らずそのまゝ凝固後の變化をも連続に求められる便利がある。X 線分析では化合物の組成及び二、三の切斷面の溶解度曲線**を求めた。顯微鏡用試料は爐中冷却したもの、鑄造のもの、或は焼鈍したものに就いて、硝酸水溶液、硫酸水溶液及び鹽化第二鐵の鹽酸水溶液等を用いて、詳細に檢鏡を行ひ、 κ 及び λ の二つの化合物を顯微鏡的に識別し得ると共に、化合物相互間の關係を調べた。

III. Al-Cu 系状態圖

本系状態圖に就いては、從來多くの研究⁽⁸⁾がある。著

第 1 圖 Al-Cu 系状態圖

者も本系状態圖の一部に就いて實驗を試みた。その主要な目的は δ , η 及び CuAl_2 の各相の區別を知りたい爲である。

第 1 圖は著者の實驗結果で、久恒

博士⁽⁹⁾の結果と定性的には良く一致するが、共晶温度と固體内の變態温度が、同氏の結果より低い。ともあれ Cu 70% 迄の状態圖に就いては、異論を認めないのであるが、前述の様に δ , η 及び CuAl_2 の識別は仲々困難である。

一次に熔體から晶出する場合の δ は寫眞 1 に示す如くで、 δ は海鼠狀に晶出し、硝酸水溶液で腐蝕すると δ は白色で、地の CuAl_2 は褐色に着色される。寫眞 2 は初晶として η を晶出したもので、棒狀に現はれ、着色した地は CuAl_2 である。従つて一次に熔體から析出する場合にはその形狀から δ と η の區別が可能である。地に多少の濃淡の認められるのは、 $\text{L} + \eta \rightleftharpoons \text{CuAl}_2$ の包晶反應の進行が充分でなかつた爲と想はれる。寫眞 3 は $\text{L} + \delta \rightleftharpoons \eta$ の包晶反應が認められる組成範圍のもので、 δ と η との區別がつき難くなるが、海鼠狀の δ と棒狀の η の存在が認められる。

IV. Al-Mg 系状態圖

本系状態圖の研究⁽¹⁰⁾も相當多く、大體に於て一致した様な結果になつてゐるが、河上博士と D. Hanson 等の状態圖は多少相違してゐる。後者の状態圖に於ては β が Mg 側に寄り、且つこれが α 及び γ と共晶を作る。處が前者の状态圖では γ は AlMg の組成のもので、 $\text{L} + \delta \rightleftharpoons \gamma$ の包晶反應で生ずるものとしてゐる。F. Laves 等の研究に依ると γ は高温でのみ安定な相であつて、300° で焼戻しすると β と δ に分解すると稱してゐる。F. Laves 等の記號に依れば、 δ は偏光顯微鏡で觀察すれば、著しい異方性を示すことを指摘してゐる。著者も Mg 40~60% 範圍の試料に就いて、偏光を用ひて檢鏡した結果、異方性を示す組成のものが認められる。寫眞 4 及び寫眞 5 はその一例を示すものである。従つて Mg 40~60% 附近に就いては研究の餘地がある様に想はれる。

寫眞 1 Cu 65%, 鑄造, HNO_3 $\times 130$

寫眞 2 Cu 55%, 爐中冷却, HNO_3 $\times 130$

寫眞 3 Cu 60%, 爐中冷却, HNO_3 $\times 130$

** 第 2 報で發表の豫定。

(8) H. C. H. Carpenter, C. A. Edwards, Proc. Inst. Mech. Eng., 1909-I, 204; D. Stockdale, J. Inst. Metals, 31 (1924), 275; 田崎, 金屬の研究, 2(1925), 490.
(9) 久恒, 京都市大工學部紀要, 8(1934), 74.

(10) D. Hanson, M. L. V. Gayler, J. Inst. Metals, 24(1920), 201; E. H. Dix, F. Keller, Z. Metallk., 21(1929), 205; 河上, 金屬の研究, 10(1933), 532; W. Köster, W. Dullenkopf, Z. Metallk., 28(1936), 309; F. Laves, K. Moller, Z. Metallk., 30(1938), 232.

著者の実験に於ては細部に於ける異論は別個に取扱ふこととして、D. Manson²等の状態圖に依ることにした。

写真 4* Mg 47.8% 焼鈍
×150

写真 5* Mg 49.5% 焼鈍
×150

V. 分析結果

全試料に対する分析は行はなかつたが、二、三の切斷面の試料に就いては分析を行ひ、豫定成分との比較をなしたが大體に於て良く一致する。第2表に Al 30% 切斷面の分析結果を、その一例として示して置く。

第2表 分析結果 (Al 30% 切斷面)

No.	Cu %	Mg %	No.	Cu %	Mg %
1	69.04	2.24	15	33.32	37.71
2	65.94	5.77	16	30.74	40.85
3	63.86	8.17	17	27.88	44.27
4	60.42	10.44	18	25.65	45.71
5	59.99	13.26	19	21.07	50.59
6	57.62	15.36	20	20.35	51.50
7	52.89	16.76	21	18.06	52.70
8	51.38	21.38	22	15.70	56.28
9	47.85	24.23	23	11.52	61.19
10	46.87	25.88	24	10.37	61.48
11	45.58	26.89	25	6.84	63.67
12	40.87	29.64	26	4.44	66.80
13	39.99	32.76	27	2.68	68.06
14	36.33	35.25			

VI. 熱分析

前述の様に液相線を求めると共に、凝固後の變化も測定した。Al 75% 以上の熱分析結果は省略し、Al 70~30% 迄の結果に就いて考察しよう。Al 70% の切斷面の熱分析結果を第2圖に示す。この断面では、凡て初晶として α を晶出し、初晶の晶出温度も Mg 側に勾配を以て降下してゐる。合金 70-27 で 521° の變化は CuAl_2 の晶出に依るもので、495° の變化は S の晶出に基く。この變化は合金 70-25 で最大で合金 70-17 から 463° の變化が認められる。この變化は $\text{L} + \text{S} \rightleftharpoons \alpha + \text{T}$ の三元包共晶反應に依るもので合金 70-8 で極大となるから、略々この組成附近に包共晶點が存在する。447° の變化は

* 腐蝕液は 0.5% 硫酸銅と 5% 硝酸の水溶液。

$\text{L} \rightleftharpoons \alpha + \text{T} + \beta$ の三元共晶變化に相當し、合金 70-3 で最大となる。Al 70% 以上の切斷面の熱分析結果も、この切斷面の熱分析結果と同様であるから省略する。第3圖

第2圖 Al 70% 切斷面の熱分析

第3圖 Al 65% 切斷面の熱分析

の Al 65% の切斷面より、初晶として α のみでなく、 CuAl_2 及び β 等が晶出して来る。即ち Cu 側の合金では初晶として CuAl_2 を晶出し、次に α の晶出に伴ふ變化を示し最後に $\text{L} \rightleftharpoons \alpha + \text{CuAl}_2 + \text{S}$ の反應で終了する。合金 65-27 より初晶の晶出に基く變化が大となり、これより Mg 側に進むに従つてこの變化が旺盛になる傾向があるのは α の晶出と二次晶として晶出する S の變化が殆ど同時に行はれる。換言すれば、一次晶と二次晶との晶出範圍が非常に接近してゐる爲で、爐中冷却試料の檢鏡からも初晶の區別が困難であることから、以上の説明が正しいと云へよう。 $\text{L} + \text{S} \rightleftharpoons \alpha + \text{T}$ の變化は合金 65-23 より認められ、合金 65-8 の初晶の晶出する温度につらなる。一方 446° の $\text{L} \rightleftharpoons \alpha + \text{T} + \beta$ の變化は、合金 65-15 から現はれて、合金 65-8 附近で最大となり Mg 側の β に連續する。第4圖の Al 60% の切斷面で、初晶として晶出する相は、 CuAl_2 , S, T 及び β の4相である。合金 60-36 の初晶の晶出に基く變化は大きい。初晶として晶出する CuAl_2 の面と S を初晶として晶出する液面との谷の底に相當するからである。これより合金 60-15 までは、何れも一次晶に S を晶出するが、合金 60-15 を境として、合金 60-5 に及ぶ範圍のものから、初めて T を一次晶として晶出して来る。一次晶として S を晶出する場合

の熱変化は比較的小さい。460°の變化は合金 60-15 附近で最大で、445°前後の變化は合金 60-18 より認められ、合金 60-5 の三元共晶點につらなる。第 5 圖に Al 55% の切斷面の結果を示す。

第 4 圖 Al 60% 切斷面の熱分析

第 5 圖 Al 55% 切斷面の熱分析

先づ一次晶として、 CuAl_2 , S, X, T 及び γ が認められる。一次晶として X が晶出するのであるが、 $\text{L} + \text{X} \rightleftharpoons \text{S} + \text{T}$ の三元包共晶反應を行ひ常溫の組織には残らぬ。一次晶として S を晶出する範圍は、合金 55-40 から合金 55-25 に及び、これより Mg 側に進み合金 55-10 (熱分析の結果は省略する) に亘り一次晶として X を晶出する。S を一次晶として晶出する場合の變化は比較的小さいにも拘らず合金 55-40, 殊に合金 55-25 の變化の大きいのは、面の境に相當するからである。

さらに合金 55-5 (熱分析の結果は省略する) に至るまで、一次晶として T を晶出し、次に Mg 側の γ を晶出する。常溫に至るまでの相の變化は、前切斷面の熱分析の結果と同様であるが、435°の熱變化が認められる。この變化に就いては Al 50% の切斷面の熱分析結果の説明のときに譲る。却説、Al 50% の切斷面の熱分析の結果は第 6 圖の如くで、一次晶として晶出する相は、 CuAl_2 , S, X, T 及び γ 等であるが、X の晶出範圍が擴大される。例へば合金 50-31 の結果で、先づ一次晶として X を晶出し、522°で $\text{L} + \text{X} \rightleftharpoons \text{L} + \text{S} + \text{X}$ の包共晶反應を行ひ、490°

で $\text{L} + \text{S} + \text{X} \rightleftharpoons \text{L} + \alpha + \text{S}$ に變化し、最後の 463°で $\alpha + \text{S} + \text{T}$ の 3 相に變化する。次に合金 50-13 より 435°の變化が認められ、この變化は Al 55% の切斷面より認められることは前述の通りであるが、Al-Mg 系合金の 435°の共晶變化の延長に基づくものである。この切斷面では、三角形 T β γ の殆ど頂點を通る線で切斷したことが判る。Al 45% の切斷面の熱分析の結果は第 7 圖の

第 6 圖 Al 50% 切斷面の熱分析

第 7 圖 Al 45% 切斷面の熱分析

如くで、一次晶として η , CuAl_2 , S, X, T 及び γ 等の 6 相が晶出する。合金 45-53 では η を一次晶として晶出し、 $\text{L} + \eta \rightleftharpoons \text{CuAl}_2$ の二元包共晶反應で、 η は完全に CuAl_2 になる筈であるが、顯微鏡組成から判る様に反應不完全の η が少量残つてゐる。何れにせよ 572°の變化は大きく包晶點に近いことは明かである。一次晶としての S の晶出範圍が減少し、逆に X の一次晶としての晶出範圍が益々擴大される。合金 45-42 から合金 45-20 に至る範圍の合金の 515°附近の熱變化が非常に明瞭になる。これは $\text{L} + \text{X} \rightleftharpoons \text{S} + \text{T}$ の反應の最大點に近い切斷面であることが想像される。即ち S 及び T の二つの化合物の生成組成範圍に接近してゐることを意味するものである。435°の β と γ との共晶變化に關係する變化は消失して來るのは當然で、 γ 固溶體の範圍に移動するためである。第 8 圖に Al 40% の切斷面の熱分析結果を示す。

この切斷面では、S 及び T の化合物の生成範圍を超え

て、常温の組織にも X の存在が認められて来る。一次晶として晶出するものは、 η , X, T 及び γ の 4 相で、合金 40-54 の 570° の変化は、 $L + X \rightleftharpoons \kappa + \text{CuAl}_2$ の三元包共晶に基き新しい化合物 κ の生成を示す。又従来の 465°

第 8 圖 Al 40% 切斷面の熱分析

の $L + S + \alpha \rightleftharpoons \alpha + S + T$ の変化は、475° の $L + S + X \rightleftharpoons X + S + T$ の変化に移動し、温度の差は僅かに 10° 内外である。この変化は二つの 3 相の三角が合して異つた別れ方をする一例である。本切斷面で新しく現はれる 425° の変化は相の変化を伴はぬ熱変化で、今の處充分な説明をなし得ない。第 9 圖の Al 35% の切斷面では、一次晶

第 9 圖 Al 35% 切斷面の熱分析

として晶出するものは、X 及び γ の 3 相で、一次晶として T の晶出はこの切斷面より消失する。合金 35-60 の熱分析結果で、Al 40% 切斷面の反應温度より幾分低い、565° の大きい変化は、 $L + X \rightleftharpoons \kappa + \text{CuAl}_2$ の三元

包共晶反應に依るものである。X の晶出範囲は益々擴大すると共に、液相線の温度も上昇し、不明の熱変化である 425° の反應も擴大して来る。ε を一次晶として正に晶出

第 10 圖 Al 30% 切斷面の熱分析

るとこの合金では完全 κ の單相である。合金 30-35 に現はれる 435° の変化は、Al-Mg 系合金の Mg 60% 以上の成分範囲に認められる共晶變化に連續するもので、この外 Al 55% の切斷面より認められた X は、Al 25~20% の切斷面より熔體より直ちに晶出する三元化合物で、このことに就いて後述する。

VII. 顯微鏡組織

Al 65% 以上の組織は何れも α , CuAl_2 , S, T 及び β 等の各相よりなり、且つ實用合金範囲の組織は α , CuAl_2 及び S の 3 相が共存する。本實驗では、更に進んで Al 65% 以下の組織に就いて説明を加へたい。

(1) 65% 切斷面の組織

寫眞 6 は一次晶として、 α と CuAl_2 を同時に晶出した様に見える、切斷狀態圖に於ては、 CuAl_2 がさきに晶出したものと取扱つて置いた。 α も CuAl_2 も白色に見えるが多少青味を帯びた多角形の結晶が CuAl_2 で、腐蝕前は微青色を呈してゐる。地は三元共晶組織で S は褐色である。

寫眞 7 は一次晶として白色の α を晶出し、この組成の合金には CuAl_2 は存在しない。地は二次晶としての α 及び S の共晶組織で、一次晶として α は減少してゐるのは切斷狀態圖と良く一致する。寫眞 8 は白色の α を一次晶として晶出し、中間色は S である。S が一次晶の如く見えるのは、熱分析の結果の考察の場合に述べた様に一次

晶と二次晶との晶出範囲が非常に接近してゐるためである。黒色部分は T で、三元共晶組織に共存し、S よりも

寫眞 6 合金 65-30 爐中冷却 第二鹽化鐵 $\times 200$ 寫眞 7 合金 65-25 爐中冷却 第二鹽化鐵 $\times 200$

腐蝕され易い特徴がある。寫眞 9 は一次晶とし白色 α 、中間色の廣い部分は β 、黒色部分は T である。 β 中の微細な粒状組成は二次の α である。

(2) 60% の切斷面の組織

寫眞 10 は一次晶として褐色の CuAl_2 を晶出し、二次晶として白色の α が認められ、黒色に着色した S は三元共晶組織中に存在する。硝酸水溶液で腐蝕した爲に、 CuAl_2 は褐色に着色されてゐる。寫眞 11 は黒色 S を一次晶として晶出し、二次晶としての白色 α は幾分大きく現はれるが、S が一次晶として晶出したものと考えられる。地は三次晶として晶出した α と S である。寫眞 12 で一次晶として中間色の S が晶出し、二次晶は白色の α で地は $\alpha + S + T$ の三元共晶組織である。寫眞 13 で白色の α と多角形或は針狀の黒色の T が認められる。白色 α 中に僅かに認められる薄黒色の部分は、一次晶として晶出した S の残つたもので、包晶反應の充分進行し得なかつたものと解決される。寫眞 14 は多角形の黒色 T を一次晶として晶出し、地は $\alpha + T + \beta$ の三元共晶組織で、この切斷面より T を一次晶として晶出して来る。寫眞 15 は一次晶として白色の β を晶出し、二次晶として白色 α と黒色 T が認められる。二次晶として晶出した α は少く、 $\alpha + T + \beta$ と $T + \beta$ の溶解度曲線に近い組成の合金である。

(3) 55% の切斷面の組織

寫眞 16 の樹枝狀の黒色は一次晶としての S で、地は二次晶の α 、 CuAl_2 及び S である。寫眞 17 に於ても S が一次晶として晶出して、地は α と S の 2 相であるが、二次晶としての α が寫眞 11 の場合に較べて微細化してゐる。この原因は液相面と二次晶の晶出面との間の間隔に依るものと考えられる。寫眞 18 は焼鈍した組織で白色 α 、中間色 S 及び黒色 T の 3 相が共存する。この組成附近の合金から一次晶として X を晶出するのであるが、X は認められぬ。勿論焼鈍試料であるために、包共晶反應が

完全に進行したためとも想はれるが、 $L + X \rightleftharpoons S + T$ の反應は比較的迅速に行はれる様にも考へてゐる。寫眞 19 に於て黒色の一次晶は T で、地は β である。この組成範囲から T の特徴ある形状がやゝ明瞭に現はれ、寫眞 20 でその形状は益々明瞭になる。即ち多角形の一次晶は T で、地は $T + \beta + \gamma$ の三元共晶組織である。同一腐蝕液 (0.5% 硫酸銅 + 3% 硝酸水溶液) に依る Al-Mg 系合金の Mg 46.2% の組織は寫眞 21 の如くで、白色は β 、黒色は γ である。従つて寫眞 20 の組織中で、多角形を示さぬ中間色は β で、黒色の部分は γ である。

(4) 50% 切斷面の組織

寫眞 22 の白色多角形の相は一次晶として晶出した CuAl_2 で、地の細い組織は $\alpha + \text{CuAl}_2 + S$ の三元共晶組織である。寫眞 23 の一次晶の黒色は S で、地は二次晶の $\alpha + S$ である。寫眞 24 の多角形の黒色の相は T で、この T の形状は典型的なものである。明かに α と T の 2 相であるが、黒色部分の中心部に不明瞭ながら、包晶反應の未反應の部分が残されてゐる様に見える。これを寫眞 20 の一次晶として晶出した T と比較するに、殆ど區別がつけ難く、腐蝕液の相違に基く着色の程度の差異が認められるに過ぎない。

(5) 45% 切斷面の組織

寫眞 25 は一次晶として白色の η を晶出し、地は CuAl_2 で、殆んど CuAl_2 のみの組織に近い。寫眞 26 に於て一次晶は黒色の S で、この S も包晶反應で生じた點が認められる。地は α で殆ど S の組成に近いことが判る。寫眞 27 は X, S, T 及び α の 4 相が共存する。漢字狀の白色の相は一次晶としての X で、X を包んで黒色多角形の T が認められる。さらに T を圍繞して黒色の S が存在し、地の白色は α で、この組織から凝固過程中的變化が良く了解出来る。

(6) 40% 切斷面の組織

寫眞 28 の白色針狀の一次晶は η 、黒色の地に 2 相が共存し、薄墨色は CuAl_2 、黒い部分は κ である。この κ は何れの相よりも腐蝕され易く、大日方博士等⁽⁷⁾の不明の相に相當する。寫眞 29 は腐蝕され易い κ と CuAl_2 との 2 相であるが、これを 530° より焼入れした組織は寫眞 30 の如くで、甚だ識別が容易になる。この組織で黒い部分は κ 、白い部分は CuAl_2 である。硝酸水溶液の腐蝕であるが、 κ は CuAl_2 よりも腐蝕され易く黒色に着色するものである。焼入れ組織からも、この組成の合金は、 κ と CuAl_2 の 2 相よりなることが説明出来るわけである。寫眞 31 は完全に焼鈍した試料の組織で、白色は CuAl_2 、薄墨色は S、黒色は κ である。硫酸水溶液でも、何れの相よりも腐蝕され易い例であると共に、 κ の量が少なく、 κ の生成範囲より遠ざかることを表はしてゐる。寫眞 32

寫眞 8 合金 65-20
爐中冷却 第二鹽化鐵 $\times 200$

寫眞 9 合金 65-4
爐中冷却 第二鹽化鐵 $\times 200$

寫眞 10 合金 60-36
爐中冷却 硝酸 $\times 130$

寫眞 11 合金 60-30
爐中冷却 硝酸 $\times 130$

寫眞 12 合金 60-20
爐中冷却 第二鹽化鐵 $\times 200$

寫眞 13 合金 60-15
爐中冷却 第二鹽化鐵 $\times 200$

寫眞 14 合金 60-10
爐中冷却 第二鹽化鐵 $\times 200$

寫眞 15 合金 60-5
爐中冷却 第二鹽化鐵 $\times 200$

寫眞 16 合金 55-39
鑄造 硝酸 $\times 130$

寫眞 17 合金 55-34
爐中冷却 硝酸 $\times 130$

寫眞 18 合金 55-23
燒鈍 第二鹽化鐵 $\times 130$

寫眞 19 合金 55-10
鑄造 第二鹽化鐵 $\times 130$

寫眞 20 合金 55-5
爐中冷却 硫酸銅+硝酸 $\times 130$

寫眞 21 Al-Mg 合金
燒鈍 硫酸銅+硝酸 $\times 130$

寫眞 22 合金 50-48
爐中冷却 第二鹽化鐵 $\times 130$

寫眞 23 合金 50-39
爐中冷却 硝酸 $\times 130$

寫眞 24 合金 50-20
爐中冷却 第二鹽化鐵 $\times 100$

寫眞 25 合金 45-53
鑄造 硝酸 $\times 130$

寫眞 26 合金 45-43
爐中冷却 硝酸 $\times 130$

寫眞 27 合金 45-30
鑄造 硝酸 $\times 130$

寫眞 28 合金 40-58
鑄造 硝酸 $\times 130$

寫眞 29 合金 40-55
鑄造 硝酸 $\times 130$

寫眞 30 合金 40-55
530° より焼入れ 硝酸 $\times 130$

寫眞 31 合金 40-48
焼鈍 硫酸 $\times 130$

寫眞 32 合金 40-45
鑄造 硝酸 $\times 130$

寫眞 33 合金 40-35
爐中冷却 弗酸 $\times 200$

寫眞 34 合金 35-53
焼鈍 苛性ソーダ, 第二鹽化鐵
 $\times 200$

寫眞 35 合金 35-50
焼鈍 苛性ソーダ, 第二鹽化鐵
 $\times 200$

寫眞 36 合金 35-49
焼鈍 第二鹽化鐵 $\times 100$

寫眞 37 合金 35-39
焼鈍 第二鹽化鐵 $\times 100$

寫眞 38 合金 30-36
爐中冷却 第二鹽化鐵 $\times 100$

寫眞 39 合金 30-65
鑄造 硝酸 $\times 130$

寫眞 40 合金 30-60
鑄造 硝酸 $\times 130$

寫眞 41 合金 30-55
焼鈍 硝酸 $\times 130$

寫眞 42 合金 30-50
焼鈍 第二鹽化鐵 $\times 130$

で白色漢字狀の相は X で、一次晶として晶出し、地は S で X+S の 2 相である。寫眞 33 は爐中冷却したもので、一次晶として X を晶出し、地は X+S+T の三元共晶組織である。腐蝕液は弗酸水溶液であるが、X は腐蝕されない。然しながら S と T との區別が明瞭を缺く様である。

(7) 35% 切斷面の組織

寫眞 34 は焼鈍試料の組織で、先づ苛性ソーダの水溶液で腐蝕すると κ のみが腐蝕され、次に第二鹽化鐵の鹽酸水溶液で二重の腐蝕を行ふと先に腐蝕された κ は益々濃く着色される。S は例の如く薄墨色に着色されて 3 相の存在が認められて来る。白色は X、薄墨色の針狀組織は S、黒色の部分は κ である。寫眞 35 も前同様に二重の腐蝕を行つたもので、少量の黒色部分は κ 、薄墨色は S、残りの白色の地は X で、明瞭に 3 相の區別がつく。この組織から判る様に X+S の 2 相の溶解度曲線に近く、丁度 X+S の 2 相の組織は寫眞 36 である。針狀の薄墨色は S で、白色の地は X で、三元状態圖の常溫の組織に於て、S 化合物と X 化合物とを結ぶ線上の組成に相當し、晶出物の量的關係に於ても良く一致する様である。寫眞 37 に認められる黒色の相は κ でなく、その形狀は多角形で T と考へてゐる。薄墨色は S、地の白色部分は X である。寫眞 38 の一次晶は X、黒色の部分は T で、X+T の 2 相の組織を示すものである。

(8) 30% 切斷面の組織

寫眞 39 に於て白色は一次晶として晶出した δ と L+ $\delta \rightleftharpoons \eta$ の反應で生じた η とからなるのであるが、Al-Cu 系合金の組織の處で述べた様に δ と η との區別は判然としないが、晶出の形狀から大體の區別は可能である。地の黒色の部分は κ である。寫眞 40 は殆ど κ 化合物に近い組織で、白色の部分は η である。寫眞 41 の結晶粒界の比較的明瞭な黒色の相は κ で、地は着色した S

と白色の X が存在してゐる。寫眞 42 の着色した相は S で、白色の X との殆ど 2 相であつて、この組織からも S 化合物と X 化合物とを結ぶ線上にあることが推定される。

以上各切斷面の組織に就いて説明したが、著者の研究範圍で認められる固體の相は、 α , CuAl₂, η , δ , S, T, X, κ , β ,

γ 及び ε 等である。これ等各相の特徴を總括すると第 3 表の如くである。

第 3 表 各 相 の 特 徴

	相	一次に晶出する時の形状と色相	腐蝕液に対する作用
Al-Cu 系	α	樹枝狀, 白色	不 變 硝酸: 褐色 第二鹽化鐵: 作用せず 硝酸: 作用せず 第二鹽化鐵: 作用せず 硝酸: 作用せず 第二鹽化鐵: 作用せず
	CuAl ₂	多角形, 微青色	
	η	棒 狀, 微青色	
	δ	海鼠狀, 微青色	
Al-Mg 系	α	樹枝狀, 白色	不 變 第二鹽化鐵: 黒褐色 第二鹽化鐵: 赤褐色
	β	不定形, 白色	
	γ	不定形, 白色	
	ε	花 狀, 黑色	
Al-Cu-Mg 系	α	樹枝狀, 白色	不 變 硝酸, 硫酸: 褐色 第二鹽化鐵: 作用せず 何れの腐蝕液にも作用されて黒色となる 何れの相よりも作用され易い 作用せず
	S	樹枝狀, 微青色	
	T	多角形, 微青色	
	κ	葉 狀, 白色	
	X	多角形或は漢字狀, 白色	

VIII. 切 斷 状 態 圖

切斷状態圖を第 12~33 圖に示す 第 11 圖は切斷個所を示すものである。

IX. 常溫に於ける組織圖

主として爐中冷却したものゝ組織を検して第 34 圖に示す様な組織圖を得た。Al 50% 以上の範圍に於ては、西村博士⁽⁶⁾の結果と略々同様である。常溫で安定な相は、 α , CuAl₂, η , S, κ , T, X, β , γ 及び ε 等で、これ等各相の顯微鏡的特徴は前述の通りである。Al-Cu 系合金に接する範圍に於ては、 α と CuAl₂ 及び CuAl₂ と η とを結ぶ狭い範圍で、 α +CuAl₂ 及び CuAl₂+ η の相が存在し、 α , CuAl₂ 及び S を結ぶ三角形内は α +CuAl₂+S の 3 相が共存する。これより Mg に富む側に α , S, T, β 及び γ 等

(6) 前 出

第 11 圖 切斷個所を示す圖

第 12 圖 Al95%

第 13 圖 Al90%

第 14 圖 Al80%

第 15 圖 Al75%

第 16 圖 Al70%

第 17 圖 Al65%

第 18 圖 Al 60 %

第 19 圖 Al 55 %

第 20 圖 Al 50 %

第 21 圖 Al 45 %

第 22 圖 Al 40 %

第 23 圖 Al 35 %

第 24 圖 Al 30 %

第 25 圖 切 斷 面 (I)

第 26 圖 切 斷 面 (2)

第 27 圖 切 斷 面 (3)

第 28 圖 切 斷 面 (4)

第 29 圖 切 斷 面 (5)

第 30 圖 切 斷 面 (6)

第 31 圖 切 斷 面 (7)

第 32 圖 切 斷 面 (8)

第 33 圖 切 斷 面 (9)

を三角形の頂点とする各種三角形内の組織は $\alpha+S$, $\alpha+S+T$, $\alpha+T$, $\alpha+T+\beta$, $\beta+T$, $\beta+\gamma+T$ 及び $\gamma+T$ 等である。以上の各相中デュラルミンの組成範囲で認められる相は、 α , CuAl_2 及び S の 3 相に限られる。 S 化合物の晶出範囲を超えると、二つの化合物 κ 及び X が存在し、これ等の化合物が S 及び T 化合物と組合されて、2 相或

は 3 相の複雑な共存範囲を示すことが判る。Al-Mg 系合金に接近した範囲に及ぶと、Al-Cu 系合金側と同様に $\alpha+\beta$, β , $\beta+\gamma$, γ 及び $\gamma+\epsilon$ の各相が認められる。

X. 液相面の形状と初晶等温線

第 35 圖は液相面の形状と初晶等温線を示す。初晶と

して晶出するものは α , CuAl_2 , η , δ , X , S , T , β , γ 及び ε の各相で, α を初晶として晶出する液面は CJklg を結ぶ谷で終了し, 温度の勾配も Al 側よりこの谷に向つて降

第 34 圖 常温に於ける等温断面

第 35 圖 液相面の形状と初晶等温線

下し, 且つ Al-Cu 系側より Al-Mg 系側へ降下する. CJklg の谷の J に近接した處に温度の高い處があつて, この點を分岐點として Al-Cu 系側と Al-Mg 系側に進み, 前者は J 點で三元共晶反應を行ふ. cdpJ の範圍では CuAl_2 を初晶として晶出し, δ を初晶とする液面は eopr の範圍で, 初晶としての η は doe で晶出し, 點 o で三元包共晶反應をなして點 p に至る. X を初晶とする液面は, rpqni の廣い領域に及び, 點 p で三元包共晶反應を行ひ, 一方は點 J に向ひ, 他方は點 q に進む. 點 q に於て再び三元

包共晶反應をなし, さらに點 n で三元共晶反應をなすものである. S の初晶面は pJkq で, 點 k に於て三元包共晶反應をなして l 點に向つて降下し, kqnl の範圍は T を初晶とする液面で, 點 l に於て Al-Mg 系側の共晶點とつらなり三元共晶反應を以て終了する. lghm 及び mnih は何れも Al-Mg 系側の β 及び γ の初晶面である.

XI. 化合物の種類と結晶構造

著者の實驗範圍に於て認められる化合物は, S , T , κ 及び X の 4 種で, その中 S 化合物の結晶構造は大日方博士⁽⁷⁾の研究に依り, 組成としては $\text{Al}_5\text{Cu}_2\text{Mg}_2$ で, この相の格子常數 $a=5.71 \pm 0.04$ Å, $c/a=1.39$ の正方晶に屬し, その單位胞中には 18 個の原子, 即ち $\text{Al}_5\text{Cu}_2\text{Mg}_2$ の 2 分子が含まれる結果を得てゐる. 著者も同様な結果を得たので S 化合物の結晶構造は大日方博士⁽⁷⁾の結果に従ふ. 次に κ , X 及び T の結晶構造を調べて見た. 尙 T 化合物は目下検討中で第 2 報に於て發表の豫定である. 試料は鑄造後檢鏡に依り化合物の組成に近いもの數種を選び, これを 350° 附近で約 1 ヶ月焼鈍, 爐中冷却後粉末にして後方反射法で X 線分析を行つた. 使用 X 線は Fe の K_α 特性線で, K_β 線は Mn を用ひて濾過した.

κ 化合物: この分析結果は $\text{Cu } 60.46\%$, $\text{Mg } 9.57\%$, 残り Al で多少固溶範圍のあることが認められる. この組織は寫眞 40 で殆ど單一相に近く, 寫眞 43 はこれの

寫眞 43 κ 化合物

粉末寫眞である. 計算の結果は第 4 表の如くで, 結晶の密度を 5.10 と推定して, 第 4 表に求めた格子常數から, この結晶の單位胞中に含まれる原子數を計算すると 28.24 で, $\text{Al}_2\text{Cu}_3\text{Mg}_2$ の平均原子量 41.9 となり, 礎體內分子數は 4 分子である. 従つて κ 化合物は $a=7.05 \pm 0.020$ Å, $c/a=1.10$ なる正方晶系に屬し, その組成は $\text{Al}_2\text{Cu}_3\text{Mg}_2$ である.

X 化合物: この化合物は著者の狀態圖に於ては rpqni の範圍で初晶として晶出する化合物である. 寫眞 44 及び 45 は, この化合物の組織で單相よりなる. 組成より判る様に固溶範圍がある.

(7) 前 出

計算の結果は第 5 表の如くで、この結晶の密度を 4.39 と推定して、第 5 表に求めた格子常数から、この結晶の單位胞中に含まれる原子数を計算すると 30.67 で、 $\text{Al}_4\text{Cu}_5\text{Mg}_6$

第 4 表

	強 度	h k l	$\text{Sin}^2 \theta$	
			實 測 値	計 算 値
1	中	130	0.189	0.188
2	中	203	0.216	0.215
3	強	302	0.230	0.231
4	弱	230	0.243	0.244
5	中	014	0.267	0.267
6	弱	114	0.284	0.286
7	弱	204	0.324	0.323
8	極弱	124	0.343	0.342
9	弱	134	0.433	0.436
10	弱	143	0.457	0.459
11	中	150	0.488	0.489
12	中	243	0.516	0.516
13	中	006	0.557	0.558
14	中	144	0.569	0.568
15	中	106	0.577	0.577
16	中	053	0.610	0.610
17	中	244	0.624	0.624
18	極強	442	0.665	0.664
19	強	145	0.705	0.707
20	中	007	0.760	0.760
21	中	450	0.773	0.771
22	中	254	0.792	0.793
23	中	452	0.828	0.833
24	強	360	0.842	0.846
25	極強	336	0.895	0.896
26	強	037	0.927	0.929
27	強	246	0.937	0.934

$$\text{Sin}^2 \theta = 0.0188(h^2 + k^2) + 0.0155l^2$$

寫眞 44 Cu 53.78%,
Mg 23.94%, Al 残り
爐中冷却 硝酸 ×130

寫眞 45 Cu 55.69%,
Mg 27.06%, Al 残り
爐中冷却 硝酸 ×130

Mg_6 の平均原子量 39.4 となり、礎體內分子数は 2 分子である。従つて X 化合物は $a = 8.22 \pm 0.011 \text{ \AA}$, $c/a = 0.80$ なる正方晶系に屬し、その組成は $\text{Al}_4\text{Cu}_5\text{Mg}_6$ である。このもの、粉末寫眞は寫眞 46 である。κ 化合物と X 化合物の顯微鏡的識別は、顯微鏡組織の處で述べた様に、前は非常に腐蝕され易い特徴があり、比較的區別が容易であるが、後者は仲々腐蝕され難い。

第 5 表

	強 度	h k l	$\text{Sin}^2 \theta$	
			計 算 値	測 定 値
1	弱	131	0.160	0.159
2	中	003	0.194	0.194
3	"	231	0.201	0.202
4	弱	032	0.211	0.212
5	"	203	0.250	0.249
6	"	042	0.307	0.309
7	中	224	0.456	0.454
8	"	134	0.484	0.483
9	強	234	0.525	0.525
10	弱	260	0.552	0.554
11	極弱	044	0.566	0.566
12	弱	244	0.622	0.625
13	中	035	0.664	0.663
14	弱	154	0.704	0.703
15	中	254	0.746	0.744
16	"	145	0.775	0.777
17	強	444	0.788	0.787
18	中	245	0.816	0.818
19	弱	026	0.833	0.834
20	中	126	0.845	0.846
21	"	055	0.885	0.885
22	"	081	0.905	0.905

$$\text{Sin}^2 \theta = 0.0138(h^2 + k^2) + 0.0216l^2$$

寫眞 46 X 化合物

XII. 總 合 狀 態 圖

以上の實驗結果より得た結果を總合して第 36 圖に示す様な状態圖を得た。定性的な部分もあると想ふが、現在使用されてゐる本系合金の状态圖としては相當の精度を持つてゐると信ずる。本系状態圖に於て認められる不變點及び一變系の曲線を總括すれば第 6, 7 表の如くである。

第 6 表 不 變 點

記號	溫度	共存する相	相の變化	
c	550	L, α, CuAl_2	$L \rightleftharpoons \alpha + \text{CuAl}_2$	Al-Cu
d	590	L, η, CuAl_2	$L + \eta \rightleftharpoons \text{CuAl}_2$	
e	624	L, δ, η	$L + \delta \rightleftharpoons \eta$	
g	448	L, α, β	$L \rightleftharpoons \alpha + \beta$	Al-Mg
h	443	L, β, γ	$L \rightleftharpoons \beta + \gamma$	
i	435	L, γ, ε	$L \rightleftharpoons \gamma + \epsilon$	
j	505	L, α, S, CuAl_2	$L \rightleftharpoons \alpha + \text{CuAl}_2 + S$	Al-Cu-Mg
k	475	L, α, S, T	$L + S \rightleftharpoons \alpha + T$	
l	447	L, α, β, T	$L \rightleftharpoons \alpha + \beta + T$	
m	445	L, β, T	$L \rightleftharpoons \beta + T$	
n	425	L, γ, T, X	$L \rightleftharpoons \gamma + T + X$	
o	585	L, δ, η, CuAl_2	$L + \delta \rightleftharpoons \eta + \text{CuAl}_2$	
p	575	L, CuAl_2 , X, κ	$L + X \rightleftharpoons \text{CuAl}_2 + \kappa$	
q	525	L, S, T, X	$L + X \rightleftharpoons S + T$

第 36 圖 總 合 狀 態 圖

第 7 表 一 變系の曲線

記號	相の變化	記號	相の變化
c j	$L \rightleftharpoons \alpha + \text{CuAl}_2$	k q	$L + X \rightleftharpoons S + T$
e o	$L + \delta \rightleftharpoons \eta$	p q	$L + X \rightleftharpoons S$
d p	$L + \eta \rightleftharpoons \text{CuAl}_2$	q n	$L + X \rightleftharpoons T$
r p	$L \rightleftharpoons \delta$	n i	$L \rightleftharpoons \gamma + \epsilon$
p j	$L \rightleftharpoons \text{CuAl}_2 + S$	l m	$L \rightleftharpoons T + B$
j k	$L \rightleftharpoons \alpha + S$	m h	$L \rightleftharpoons \beta$
k l	$L \rightleftharpoons \alpha + T$	m n	$L \rightleftharpoons \beta + \gamma$
l g	$L \rightleftharpoons \alpha + \beta$		

XIII. 總 括

以上の實驗結果を總括すると次の様である。

(1) 主として熱分析及び顯微鏡試験に依て、Al 30% 以上の断面に亘る詳細な實驗を行ひ、種々の切斷狀態圖より總合狀態圖を構成し、本系狀態圖に生ずる種々の反應を明らかにした。

(2) 著者の實驗範圍で存在する化合物は四つで、從來の研究に依る S 及び T 化合物の外に、 κ 及び X の存在を明らかにした。 κ 及び X 化合物の組成は略々 $\text{Al}_2\text{Cu}_3\text{Mg}_2$ 及び $\text{Al}_4\text{Cu}_5\text{Mg}_6$ に相當する。

(3) 本系には第 6 表に示した如き不變點の反應が

ある。

終りに種々有益な御教示と激勵を賜はつた大日方博士及び故山口博士に深謝すると共に、實驗中熱心に援助された山田勇君に深謝する。併て X 線分析に努力された中西雄三君に感謝する次第である。(研 6 第 28 號)

Al-Sb-Sn 三元系状態圖に就いて*

川 合 憲**

Hiroshi Kawai: On the Constitutional Diagram of the Ternary System Al-Sb-Sn. The determination of the constitutional diagram of the ternary system Al-Sb-Sn was carried out by means of the thermal analysis and the microscopic test.

These results obtained are as follows: (1) There are two eutecto-peritectic reactions; one of them occurs between α and the melt at 425° and the other between β' and the melt at 246° , resulting in formation of β and AlSb in the former, and of γ and AlSb in the latter. (2) There occurs a ternary eutectic among γ , AlSb and Al at 229° though the composition of the eutectic point cannot be exactly determined, because of lying so closely to the Sn corner.

(Received June 24, 1942)

I. 緒 論

本研究は Al 鑛として用ひられる Al-Sn 合金及び軸受合金として重要な Sb-Sn 合金を組合せたる Al-Sb-Sn 三元合金の平衡状態圖に就いて研究したもので、茲にその結果を報告する。

II. 研究方法概要

試料の調製には次の如き純度の材料を用いた。

Al: 99.8%

Sb: 99.6%

Sn: 99.8%

これ等の金屬は高温に於て多少揮發する。そこで 1200° 以下の種々の溫度に於ける揮發量を次の如き方法で調べた。Al 及び Sn は豫め秤量されたる磁性管に一定量を入れ、水素氣流中で所定の溫度迄加熱して冷却した後、更に秤量して生じた重量の差を揮發による損失とした。Sb の場合には揮發量は可なり大で、昇華して管の上部の冷却部に沈着するのを防ぐため、磁性皿を用ひて同様な操作を試みた。得られた結果を Table 1 に示した。これに依ると Al と Sn とは 1200° 附近でも揮發量は極めて微小であるが、Sb は可なり大なるものがあり、既に 400°

附近から揮發し始める。従つてこれを看過することは出来ない。仍つて試料を調査するに當り Sb 70% 以上を含有する場合には損失を見越して 0.5% を、又それ以下の場合には 0.2% を過剰に添加した。斯様にして加熱後試料を分析してみるに、所要の組成とは略々近似的な結果が得られた。

Table 1

Al		Sb		Sn	
$^\circ\text{C}$	Wt. Loss in %	$^\circ\text{C}$	Wt. Loss in %	$^\circ\text{C}$	Wt. Loss in %
1192	0.003	1142	0.645	1158	0.197
1121	0.001	1051	0.333	1067	0.153
994	0.001	956	0.202	982	0.073
887	—	872	0.116	855	0.015
		785	0.045	780	0.003
		663	0.023	675	0.002
		545	0.010	564	—
		452	0.003		
		304	—		

熱理分析は總て水素氣流中で行ひ、溫度の測定には Pt-Pt. Rh 熱電對を用ひた。通例 30g の試料に就いて試験を行つたが、熱變化の微弱な場合には 50 乃至 60g を用ひた。又特に變態點を究めるため 200g の如き多量の試料に就いて試験を行ふこともあつた。斯くして二元合金の場合も併せて 260 個の試料について熱理分析を行つた。これ等の中適當なもの、及び別に調製された試料について顯微鏡試験をも行つたが、腐蝕液としては稀硝酸

** 京都帝國大學理學部金相學研究室

* 本研究の一部は昭和 16 年 6 月日本化學會大阪大會に於て報告された。