おわりに、集合組織に関して有益な教示を下された大久保 透技官、実験に協力された千葉工業大学学生菅谷英明氏(現、富士重工株式会社)の両氏に感謝します。

文 献

- (1) 武智 弘, 加藤 弘, 角南達也, 中山 正: 金属学会誌, **31**(1967), 717; H.Takechi, H.Kato, T.Sunami and T.Nakayama: Trans.JIM, **8**(1967), 233.
- (2) H.Chao: Trans.ASM, **60**(1967), 37.
- (3) H.Chao: Met.Trans., **4**(1973), 1183.
- (4) R.N.Wright: *ibid.*, **3**(1972), 83.
- (5) 大橋延夫: 金属学会誌, **31**(1967), 519.
- (6) W.R.Hibbard, Jr. and W.R.Tully: Trans.Met.Soc.AIME, **221**(1961), 336.
- (7) H.Hu: *Recovery and Recrystallization of Metals*, Int.Publishers, (1963), 331.
- (8) Y.Taneda: Japan J.Appl.Phys., **4**(1965), 16.
- (9) L.Nemethy and P.B.Dennis: *Proceedings of Electric Furnace Conference*, **18**(1960), 342.
- (10) T.Thompson and J.L.Lamont: *ibid.*, **19**(1961), 70.
- (11) H.G.Appel and H.Becker: Z.Metallk., **54**(1963), 724.
- (12) A.F.Graziano: U.S.Patent, 3139358(1964).
- (13) 藤倉正国: 電気製鋼, **38**(1967), 356.
- (14) 浜崎美智子, 五弓勇雄, 岡村俊一: 金属学会誌, **33**(1969), 1017.
- (15) 浜崎美智子, 五弓勇雄, 岡村俊一: *ibid.*, **33**(1969), 1121.
- (16) 浜崎美智子, 五弓勇雄, 岡村俊一: *ibid.*, **34**(1970), 569.
- (17) T.R.Thomson and J.M.Baker: *Proc. ICSTIS*, Suppl.Trans.ISIJ, vol.2, (1971), 887.
- (18) M.Arakawa, S.Takemura and T.Ooka: *ibid.*, vol.2, (1971), 890.
- (19) E.Pouillard and B.Osdoit: Rev.Met., **63**(1966), 679.
- (20) 大岡耕之, 竹村 右, 荒川基彦, 西村 弘: 特許公報, 昭 47-1878.
- (21) 藤倉正国, 小畑英一: 金属学会シンポジウム講演予稿, (1968・10), 212.
- (22) E.Pouillard and B.Osdoit: Rev.Met., **66**(1969), 763; BISI 8192 May 1970.
- (23) R.C.Hall: Trans.ASM, **60**(1967), 549.
- (24) 五弓勇雄: 金属学会シンポジウム講演予稿, (1966・10), 153.

Cu-Ti 合金の時効におよぼす Ti 濃度の影響

池 野 進* 佐 治 重 興** 堀 茂 徳**

Susumu Ikeno, Shigeoki Saji and Shigenori Hori: Effects of Concentrations of Ti on the Ageing Processes of Cu-Ti Alloys. Effects of 0.5, 1, 1.3, 2 and 4% Ti on the ageing characteristics of Cu-Ti alloys were investigated by microhardness measurement, electron microscopy observation and X-ray diffraction technique. The results are summarized as follows:

(1) The shapes of the age hardening curves in the alloys containing more than 1.3% Ti, showed an abrupt increase at the very early stage of ageing. However, in the alloys containing 0.5 and 1% Ti, the incubation-like period were observed on the age hardening curves at the early stage.

(2) For the Cu-(1.3~4)% Ti alloys, fine precipitates, called the modulated structure, were observed in the very early stage of ageing. For the alloys containing less than 1% Ti, no precipitates were observed in the early stage of ageing, but coherent spherical particles appeared at random with progressing of ageing and then the number of particles increased.

After the number of particles increased to the maximum, the particles coarsened according to a $t^{1/3}$ law. And they became aligned along $\langle 100 \rangle$.

(Received December 4, 1973)

I. 緒 言

Cu-Ti 合金の時効に関する研究は古くよりなされ⁽¹⁾, 特に 3~4% 程度の Ti を含む合金の比較的時効後期に現われる不連続析出および高温時効における Widmanstätten 状析出について、主として光学顕微鏡観察や X 線回折法による研究が数多くなされてきた^{(2)~(7)}.

一方、最近になって X 線回折図形に現われるサイドバンドや透過電子顕微鏡観察の結果から、時効初期にいわゆる

変調構造の存在が認められ^{(8)~(19)}, その形成過程がスピノーダル分解であるかどうか^{(20)~(24)}, また、その成長過程などについて多くの研究がなされ⁽⁸⁾⁽⁹⁾⁽¹⁸⁾, 本合金の時効析出過程がしだいに明確にされつつある。本合金の時効過程が時効温度あるいは Ti 濃度によって異なることがすでに一部で報告されているが⁽⁴⁾⁽²⁵⁾, Ti 濃度の低い合金における時効の研究は少なく⁽¹¹⁾⁽²⁶⁾⁽²⁷⁾, 時効析出におよぼす Ti 濃度の影響については明らかでない点が多い。

* 大阪大学大学院(Graduate School, Osaka University, Suita)

** 大阪大学工学部(Department of Metallurgy, Faculty of Engineering, Osaka University, Suita)

そこで、われわれは特に Ti 濃度の違いによる時効挙動の変化を主として硬度測定および透過電子顕微鏡観察により調べることにした。

II. 試料および実験方法

試料は、電解銅とスポンジ Ti(99.8%)を用いて高純度アルミナ坩堝にて、高周波真空溶解炉で溶解鑄造して、Cu-0.5, 1, 1.3, 2 および 4 wt% Ti の 5 種の合金を作製した。各铸塊は 900°C で熱間鍛造、圧延後、最終冷間圧延率 90% で 0.25 および 1 mm 厚の板にした。各合金の板材試料の化学分析結果はそれぞれ 0.44, 1, 1.3, 2 および 4 wt% Ti であった。

溶体化は水素気流中で行なった。本合金では粒界反応型析出が進展し時効硬化に大きな影響をもつので、各試料の溶体化処理後の粒径をそろえるため、Ti 濃度によって溶体化温度および時間を变化させた。本実験の溶体化処理条件の程度の変化は粒内析出にはほとんど影響をおよぼさなかった。なお、各試料とも平均粒径は約 70 μ であった。

比較的高濃度の Ti 合金では 350~550°C の時効では時効過程に大きな差異はないとされているので⁽⁶⁾⁽²²⁾、時効温度は 450°C とし、必要に応じて 550°C でもおこなった。なお短時間時効処理は塩浴中で、3 時間以上の時効は真空中でおこない、各時効後は氷水中へ急冷した。時効後、電子顕微鏡観察用の試料は、0.25 mm 厚の試料を -30°C のナイトール中で電解研磨して作製した。硬度測定は 1 mm 厚の試料を用いた任意の測定点の 20 個の値の平均をとって硬度値とした。

III. 結果および考察

1. 硬 度

Fig.1 に 450°C 時効による硬度変化を示す。Cu-4% Ti 合金では 40 秒の短時間時効で Hv 値 50 以上も硬化し、その後は時効時間がますます共に単調に硬度上昇し、10 時間前後に一つのゆるやかなピークを作って過時効軟化に続いている。そして 300 時間をこえたと軟化した硬度値はほぼ一定値を保つようになる。

Fig.1 Changes in microvickers hardness during ageing of Cu-(0.5~4)%Ti alloys, aged at 450°C.

Ti 濃度が 1.3 および 2% と低い合金においても、450°C 1 分の時効で共に著しく硬化したあと、単調に硬化してピークを作っている。硬度のピーク値は 2 および 1.3% と Ti 濃度が低下すると低くなるがピーク時間はともに約 10 時間であり、ピークの形がゆるやかであることも 4% Ti 合金のそれと似ている。このような 1.3~4% Ti 合金の著しい時効硬化はつぎの組織の結果から明らかのように変調構造の生成と成長による⁽¹²⁾。これに対して、Ti 濃度が更に低く 1% になると、450°C で数分間の時効をおこなっても硬度上昇はみられない。そして、いわゆる潜伏期の後に時効時間がますますしだいにゆるやかな上昇をはじめ、1.3~4% Ti 合金でみられたと同様に約 10 時間で単一のピークを示し軟化に連なっていく。ピーク硬度値も Ti が低いと低くなり、過時効後の硬度値も Ti の減少と共に低い。

Ti 濃度がさらに低く 0.5% になると、1% Ti 合金と同様に時効硬化に潜伏期があらわれ、その時間は 1% Ti よりも著しく長くなっている。そして 100 時間をこえたとようやく硬化がみられるが硬化の山は鋭く低い。このように合金組成が異なると各合金の時効硬化曲線にちがいがみられた。硬化曲線は Ti が 1.3~4% の合金では短時間から著しい硬化を示し類似していたが、1% Ti 合金では特に時効初期の硬化にちがいがあらわれた。0.5% Ti 合金では硬化がおくれることの他に硬度のピーク値も低いことが見出された。

Ti 濃度の異なる各試料における硬度のピーク値を別報⁽²⁸⁾⁽²⁹⁾に示した Ti の低濃度試料についての値も含めて示すと Fig.2 のようになる。溶体化処理状態の硬度は固溶 Ti 濃度が高くなると共にほぼ直線的に上昇している。これらの試料を 450°C で時効すると、約 0.2% 以下の Ti% では時効硬化が現われない⁽²⁸⁾⁽²⁹⁾。そして Ti が 0.8% をこえたとそれ以後は Ti 含有量がますます共に時効硬化量も Ti 濃度に対して直線的に増加する。ただ 4% Ti 合金にな

Fig.2 Relation between maximum hardness and Ti concentration for Cu-Ti alloys aged at 450°C.

るとこの直線の外挿からややずれている。Saarivirta⁽²⁵⁾は時効硬化試料の引張り強さについて実験をおこない、時効到達最高強度と Ti 濃度との関係に本実験と同傾向の結果を得ており、一部の濃度範囲では直線関係が求められる。5.8% Ti 合金ではこの直線よりも大きく下まわっているの、およそ 4% 以上 Ti がますとあまり硬化量が高くないものと考えられる。これは Ti 量がますと不連続析出が生じやすく、不連続析出が本系合金の過時効軟化をもたらすことと密接に関連しているものと考えられる。また、0.8% Ti 以下でも直線の外挿からはずれて大きく下まわっているが、これは後述するごとく析出が不均一析出となるので硬化量が少なくなったためであろう。

2. 組織観察

以上のように、本系合金の時効硬化は Ti 濃度のちがいによって異なった変化をとることが見出されたが、つぎに組織変化との関係を調べることにした。

溶体化状態では、Ti 濃度 4% の合金においても Photo. 1(a)にみるように、なんらの析出物あるいは濃度ゆらぎに相当するようなコントラストもみられない。Ti 濃度の低い試料でも、いずれも溶体化処理によって均一過飽和固溶体が得られたと思われる電子顕微鏡組織を示した。これらを時効すると、4% Ti 合金では 1 分時効で Photo. 1(b)にみるように微細で波状の縞模様が試料全面にみられた。時効が進むと縞の大きさおよびその間隔が大きくなり、1 時

間時効試料では X 線回折図形中のマトリックス線に明瞭なサイドバンドが認められた。写真(c)は 3 時間時効試料の組織であるがマトリックスの $\langle 100 \rangle$ および $\langle 110 \rangle$ 方向に並んだ周期的配列がみられる。この試料の X 線回折図形でもマトリックス線にサイドバンドがみられた。こうしたサイドバンドについて Daniel, Lipson⁽³⁰⁾は溶質原子が周期的に配列することによると述べ、その組織は変調構造と呼ばれている。3~4% の Ti を含む本合金においても同様の組織^{(11)~(13)(16)~(19)}とサイドバンド^{(9)(14)(21)~(24)}の存在が報告されている。Photo. 1(c)において、一見、縞状あるいは棒状の組織がみられるが、よくみると整合な球状粒子によるコントラスト像が $\langle 100 \rangle$ 方向に並んでいるのが分る。こうした球状粒子のコントラスト像の配列は 1 時間時効試料の一部でもみられたが、時効時間のより短い試料ではみられない。また、小さな整合粒子によるコントラスト像の配列は回折条件をわずかに変えるだけで棒状のコントラスト像になった。時効時間が長くなると写真(d)に示すように、楕円体あるいはレンズ状の整合粒子によるコントラスト像が観察されるようになる。これらの整合粒子の結晶構造は X 線回折図形および電子線回折図形から面心立方に近いものであり平衡相 (*fcc*) の Cu_3Ti ではなく中間相である^{(8)~(10)}。Ti 濃度の高い合金の過時効段階においては、これらの析出相が平衡相の Cu_3Ti に変態する前に結晶粒界から成長してくるセラー析出物^{(3)~(5)(7)} (平衡相)によってとってかわられる⁽¹⁶⁾。

2% Ti 合金においても析出の様相は Photo. 2 にみられるごとく、4% Ti 合金と同様である。ただ、写真(d)にみられるように、時効温度が高く時効が進展すると析出粒子の整合性が消失し、その周囲に界面転位 (矢印) がみられる。また、粒子から放出された多数の転位がみられる。

1.3% Ti 合金では Photo. 3 にみるように、1 分時効で析出物とみられる微細な球状粒子が全面にみられ、それらが棒状あるいは縞状模様に並んでいる部分もみられる (写真(a))。写真(b)ではところどころに整合球状粒子によるコントラスト像が明瞭に認められる。写真(c)および(d)は 3 時間時効した試料の組織であり、(c)においては比較的大きく成長した多くの球状、楕円状あるいはレンズ状の整合粒子がみられる。変調構造らしい組織であるが X 線回折図形にはサイドバンドがみられず、電子回折図形のマトリックス斑点の近くに別のスポットが分離して存在し、これらの析出相は *fcc* に近い構造を有する中間相であると推測される⁽¹⁸⁾⁽¹⁹⁾。写真(d)に示したように、

Photo. 1 Electron micrographs of Cu-4%Ti alloys; (a) as quenched, any contrasts corresponding to the precipitates were not observed, (b) aged at 450°C for 1 min, (c) aged at 450°C for 3 hr, (d) aged at 450°C for 41 hr.

この試料および 1% 合金試料では粒界に沿って無析出帯が観察された。このことはこれらの合金の分解過程がスピ

ノーダル分解でないことを示唆している。

Ti 濃度が 1% と低くなると **Photo. 4(a)** にみるように、

短時間時効では整合な球状粒子が比較的まばらに現われ、時効時間の増加と共にこれらの粒子の数が増加する。写真(b)の矢印で示されたように析出粒子が転位上に析出した部分もみられる。析出粒子は約 1 時間時効までは明らかに無秩序に分散しているが硬度がピーク近傍に達すると写真(c)にみるように試料一面により多数の粒子が現われる。過時効段階では粒子は特定方向に成長すると同時にその数を減じ、球状から楕円体状あるいはレンズ状になる。そして、ついに写真(c)にみるように、周期性をもって格子模様の分布をとるにいたる。しかも、この周期的分布の方向は 2~4% Ti 合金の変調構造でみられたと同じ $\langle 100 \rangle$ および $\langle 110 \rangle$ 方向であった。いま、各時効試料からとった薄膜の厚さを 2000 Å と仮定し、単位体積中に含まれる粒子の数を時効時間に対してプロットすると **Fig. 3** のようになる。すなわち、析出粒子の数は時効時間と共にはじめ急激に増加し、約 3~14 時間の間に一つのピークを作ってその後は減少する。つぎに、各時効試料中の粒子の平均半径($a/2$)を時効時間(t)に対してプロットすると一つの直線にのりその勾配が $1/3$ となる。このことから析出粒子が拡散律速による Ostward 成長をしていることが推察される。この結果から、周期的分布をとる析出粒子の粗大化の実験的活性化エネルギーを概算してみると約 49 kcal/mol となった。Cornie⁽¹⁸⁾ も 3 および 4% Ti 合金の 500°C 時効における変調構造は凝集反応により成長するとしてその活性化エネルギー 48 kcal/mol を与えている。

以上のように、1.3~4% Ti 合金では時効の初期から微細な析出物が試料全面に現われ、変調構造あるいはそれに類した組織を呈する。一方、1% Ti 合金の 450°C 時効でははじめ球状粒子が無秩序に析出し、時効と共にその数を増していく。その後、組織は周期性を示し、その成長は拡散律速で進展するものと考えられる。時効初期のこうした組織変化の違いは **Fig. 1** でみられた硬度曲線の著しい違いとよく対応する。別におこなわれた 0.8% Ti 合金の 450°C

Photo. 2 Electron micrographs of Cu-2%Ti alloys; (a) aged at 450°C for 12 min, (b) aged at 450°C for 3 hr, (c) aged at 450°C for 90 hr, (d) aged at 550°C for 56 hr.

Photo. 3 Electron micrographs of Cu-1.3%Ti alloys; (a) aged at 450°C for 1 min, (b) aged at 450°C for 6 min, (c), (d) aged at 450°C for 3 hr.

時効に伴う硬度および組織の変化は本研究の 1% Ti 合金のそれと同様であった⁽²⁸⁾. Ti 濃度が 1 と 1.3% の間で大

き違いが現われる点については, 土井ら⁽²⁶⁾が 0.03~3.0 % Ti 合金の電気比抵抗におよぼす冷却速度の影響を調べた結果 0.4~1.2% Ti 範囲で炉冷中の析出が著しくおくれるという異常性を報告しているが, 彼らの結果と濃度範囲に共通性がある.

Cornie⁽¹⁸⁾は 3 および 4% Ti 合金の時効試料の電子回折図形に生ずるストリークの解析および組織に粒界に沿った無析出帯が観察されなかったことなどから本合金の変調構造はスピノーダル分解によるものと推測している. しかし, Cornie の研究では溶体化処理試料にすでに析出が進行しており析出初期過程は明らかでない. 最近辻本ら^{(21)~(24)}は Cu-4% Ti 合金の 350~550 °C 時効による X 線小角散乱の解析結果から, スピノーダル分解ではなく, ゾーンコンプレックスの生成あるいは凝集過程で変調構造が形成されると述べている. 本研究では 2~4% Ti 合金の 1 分時効の電子顕微鏡観察においてもすでに変調構造らしい組織が一面にみられその形成の機構は明らかにならなかった. 一方, 1% Ti になると明らかにスピノーダル分解ではなく, 球状整合粒子の生成を経て周期性をとるようになる. この事実は Ardell⁽³¹⁾の Al-Ni 合金の

時効において Ni 濃度が低い場合, 初期に球状粒子が無秩序に析出し, これが拡散律速により成長するうちに変調構造をとるという結果に類似している. 彼らは球状粒子の析出が完了したあとの周期的再配列の形成機構については析出物間の相互作用で適当な位置の析出物が成長することによると述べている.

Ti 濃度がさらに低い 0.5% Ti 合金では時効初期にはなんらの析出物もみられない. 24 時間時効では **Photo.5(a)** に示したように, 溶体化時に導入されたと考えられる転位上に析出がみられる. 450°C における Cu 中への Ti の溶解度は約 0.3%⁽⁵⁾⁽³²⁾であり, この合金の場合, 過飽和度が低い結果転位に優先析出したのであろう. 160 時間時効試料

Photo.4 Electron micrographs of Cu-1% Ti alloys; (a) aged at 450 °C for 4 min, (b) aged at 450°C for 1 hr, (c) aged at 450°C for 41 hr, (d) aged at 450°C for 1000 hr.

Fig.3 Variations in number and radius of precipitated particles with progressing ageing time at 450°C for Cu-1% Ti alloys.

Photo.5 Electron micrographs of Cu-0.5% Ti alloys; (a) aged at 450°C for 24 hr, (b) aged at 450°C for 160 hr, (c) aged at 450°C for 6200 hr.

では析出粒子は大きく成長し、750~1000 Å にも達するものがある。そして矢印で示した粒子のように整合歪によるコントラスト像が明瞭に認められるものもある。約480時間になると大きく成長した析出粒子は整合性を消失し、粒子の周辺には粒子から放出された転位がみられる。写真(c)は6200時間時効試料の組織であり、完全に整合性を消失した粒子の周辺にみられる多くの転位を示す。

IV. 結 論

Cu-(0.5~4)% Ti 合金の 450°C における時効析出を調べ、主としてつぎの結論を得た。

(1) Cu-(1.3~4)% Ti 合金の時効硬化は時効の初期から著しく高く、Ti 濃度 1% 以下の合金では初期の硬化はほとんど現われなく、時効と共に徐々に硬化する。1% と 1.3% Ti 濃度を境にして、硬化曲線の形状は明らかに異なる。

(2) Cu-(1.3~4)% Ti 合金では時効初期から微細な析出が全面的に現われ、変調構造をとる。一方、Ti 濃度 1% 以下の合金では時効初期には析出相は認められないが時効と共に整合球状粒子が無秩序に析出し、その数を増す。そして、粒子の数が飽和に達した後は析出粒子の凝集反応により、 $t^{1/3}$ 則に従って、特定粒子が $\langle 100 \rangle$ 方向に優先的に成長し、周期的配列をとるにいたる。

文 献

- (1) W.Kroll : Z. Metallk., **23**(1931), 33; F.R.Hensel and E.R.Lasen : Trans. AIME, **99**(1932), 55; 河内利平 : 金属学会誌, **6**(1956), 311.
- (2) 土井俊雄 : 金属学会誌, **23**(1959), 347.
- (3) 土井俊雄 : 金属学会誌, **23**(1959), 351.
- (4) G.E.Murray : Trans. AIME, **218**(1960), 1059.
- (5) U.Zwicker : Z. Metallk., **53**(1962), 709.
- (6) 佐藤喜久治 : 金属学会誌, **29**(1965), 492.

- (7) A.D.Korotayev, O.O.Lambakakhar and A.T.Protasov : Fiz. Metall. Metalloved., **27**(1969), 645.
- (8) E.G.Nesterenko and K.V.Chuistov : Fiz. Metal. Metalloved., **9**(1960), 140.
- (9) E.G.Nesterenko and K.V.Chuistov : Fiz. Metal. Metalloved., **9**(1960), 415.
- (10) U.Heubner and G.Wasserman : Z. Metallk., **53**(1962), 152.
- (11) K.Sato : Trans. JIM, **7**(1966), 267.
- (12) 斎藤一男, 飯田恵一, 渡辺亮治 : 金属学会誌, **31**(1967), 641.
- (13) L.S.Bushnev, A.D.Korotayev and A.T.Protasov : Fiz. Metal. Metalloved., **30**(1970), 63.
- (14) 宮崎 亨, 矢島悦次郎, 須賀久明 : 金属学会誌, **34**(1970), 1184.
- (15) 長田和雄, 梅津 清, 西川精一 : 金属学会誌, **34**(1970), 1253.
- (16) 堀 茂徳, 佐治重興, 岡本俊樹 : 伸銅技術研究会誌, **10**(1971), 80.
- (17) H.T.Michels, I.B.Cadoff and Levihe : Met. Trans., **3**(1972), 667.
- (18) J.A.Cornie, A.Datta and W.A.Soffa : Met. Trans., **4**(1973), 727.
- (19) R.Knights and P.Wilkes : Acta Met., **21**(1973), 1503.
- (20) A.L.Berezina and K.V.Chuistov : Fiz. Metalloved., **22**(1966), 404.
- (21) 辻本得蔵, 斎藤一男, 橋本健紀 : 金属学会誌, **37**(1973), 61.
- (22) 辻本得蔵, 橋本健紀, 斎藤一男 : 金属学会誌, **37**(1973), 67.
- (23) 辻本得蔵, 斎藤一男 : 金属学会誌, **37**(1973), 173.
- (24) 辻本得蔵, 斎藤一男 : 金属学会誌, **37**(1973), 179.
- (25) M.J.Saarivirta and H.S.Cannon : Metal Prog., **76**(1959), 81.
- (26) 佐藤喜久治, 土井俊雄 : 金属学会誌, **29**(1965), 48.
- (27) 佐藤喜久治, 土井俊雄 : 金属学会誌, **29**(1965), 52.
- (28) 佐治重興, 浅野和之, 堀 茂徳 : 本誌投稿中.
- (29) 堀 茂徳, 佐治重興, 安孫子哲夫 : 伸銅技術研究会誌投稿中.
- (30) V.Daniel and H.Lipson : Proc. Roy. Soc., **182**(1944), 378.
- (31) A.J.Ardell and R.B.Nicholson : Acta Met., **14**(1966), 1295.
- (32) K.Schubert, A.Raman and W.Rosstevsher : Naturwissenschaften, **51**(1964), 507.

CdTe-Sn 系および CdTe-Pb 系平衡状態図*

田 井 英 男** 堀 茂 徳**

Hideo Tai and Shigenori Hori : Equilibrium Phase Diagrams for the CdTe-Sn and CdTe-Pb Systems. Equilibrium phase diagrams for the CdTe-Sn and CdTe-Pb systems have been determined by means of differential thermal analysis, X-ray diffraction and microscopic examination.

The CdTe-Sn and CdTe-Pb systems can be considered as pseudobinary systems from results of X-ray experiment. Phase diagrams of these systems are simple eutectic type. Eutectic point of each system is determined as 232°C, 99.995 mol% Sn for the CdTe-Sn system and 327°C, 99.94

** 大阪大学工学部 (Faculty of Engineering, Osaka University, Suita)

* 1969 年 10 月金属学会広島大会に一部発表