

アルミニウム青銅の共析變態の性質に就て (第 5 報)

變態に伴ふ組織の變化

(日本鐵鋼協會第 17 回講演大會講演 昭和 12 年 4 月)

大 日 方 一 司*

林 三 樹 男*

ON THE NATURE OF THE EUTECTOID-TRANSFORMATION
OF ALUMINIUM-BRONZE (PART V)
CHANGE IN STRUCTURE DUE TO THE TRANSFORMATION

Ichiji Obinata and Mikio Hayashi

SYNOPSIS:—In the preceding papers (Mem. Ryojun Coll. Eng., 2, 1929, 205, 3, 1930, 87, 3, 1931, 285 and 295.), one of the present writers pointed out, that the intermediate metastable phase β' exists during the course of the eutectoid-transformation of this alloy.

Thereafter, the existence of another metastable phase β_1 , was additionally detected by Wassermann in the same alloy.

In the present paper, the crystal structure of various phases taking part in the said transformation is re-examined, and the change in structure due to the transformation is studied by means of X-ray, electrical resistivity and microscopic methods. Using the "Vacuumheitzstisch nach Esser", the alloy containing 12.66% of Al is heated or cooled rapidly under the microscope, and the change in microstructure due to the metastable transformation $\beta_1 \rightleftharpoons \beta'$, was photographed with a cine-kodak on 16-mm. film. From the micro-cinema thus obtained, it is found that the well-known needle structure of the quenched alloys grows at first at about 300°C on cooling and disappears gradually at about 410°C on re-heating, and further that the needle itself has no phasic meaning; it would probably be regarded as being due to the slip or shear of the lattice plane.

I 緒 言

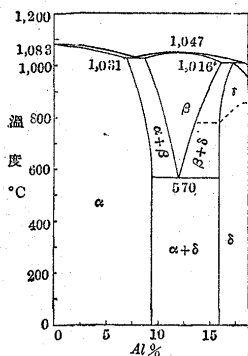
遽に盛んとなり 主として獨 露の諸學者に依り 2, 3 新事實の追加を見るに至た

アルミニウム 9.5 乃至 16% を含むアルミニウム青銅には 第 1 圖に示した様に Al 12%, 570°C に一つの共析變態がある 6, 7 年以前著者の 1 人¹⁻⁵⁾はこの變態の性質に關して數次の實驗を試み 本合金の共析變態には鋼のマルテンサイトに類似する擬安定な中間相が存在する事實を指摘し 之を β' 相と命名した 爾來本問題に關する研究は

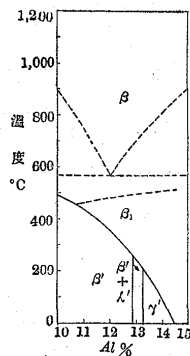
第 1 表 アルミニウム青銅の共析變態の性質に關する主要研究事項

年 號	研 究 者	主 要 研 究 事 項
1929	Obinata ¹⁾ (第 1 報)	變態機構の研究と中間相存在の確認
1930	Obinata ²⁾ (第 2 報)	
1931	Obinata ⁴⁾ (第 3 報)	
1931	Obinata ³⁾ (第 4 報)	β' 相の發見と結晶構造の決定
1932	Ageew & Kurdjumow ⁶⁾	β 相の結晶の構造の決定
1932	Ageew & Kurdjumow ⁶⁾	β' 相の結晶構造
1933	Bradley & Jones ⁷⁾	β', δ 相の結晶構造
1933	Smith & Lindlief ⁸⁾	中間相の顯微鏡的研究
1933	Obinata & Wassermann ⁹⁾	α 相の格子常數と溶解度曲線の決定
1934	Wassermann ¹⁰⁾	β_1 相の發見と結晶構造
1934	Kurdjumow & Stelletzky ¹¹⁾	γ' 相の發見
1934	Kaminsky, Kurdjumow & Neumark ¹²⁾	$\beta \rightleftharpoons \beta_1 \rightleftharpoons \beta'$ 擬安定變態の性質
1934	大日方 ¹³⁾	總括と補遺
1936	Gridnew & Kurdjumow ¹⁴⁾	γ' 相の組織
1936	Gawranek, Kaminsky & Kurdjumow ¹⁵⁾	擬安定狀態圖

第 1 圖 Cu-Al 系 狀態圖



第 2 圖 Cu-Al 系 擬安定狀態圖



* 旅順工科大学

今本問題に關する現在迄の主要研究事項を總括 表示す

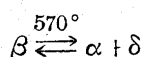
れば第1表の通りで之等の研究結果を綜合すれば本合金の共析變態に與る諸相の結晶構造並に變態の性質は凡そ次の様なものと考へられて居る

(1) 本合金の β 相は變態點 570°C 以上に於てのみ安定な相で炭素鋼のオーステナイトと同様に焼入に依り之を常溫に過冷し難い¹⁻³⁾ 従てその結晶構造は永く不明であつたが 高温 X 線分析の結果に依れば^{5) 10) 13)} 本相は體心立方格子に屬し その格子常數は 650°C に於て 2.94 \AA ($Al=12.37\%$) である

(2) β 相を極めて徐々に冷却すれば 570°C 附近で面心立方格子の α 相⁹⁾ ($a=3.6580 \text{ \AA}$, $Al=9.4\%$) と γ 眞鍮型格子の δ 相^{4) 7)} ($a=8.66 \text{ \AA}$, $Al=16\%$) に共析する然し乍らこの合金を急冷するとこの變態は阻止されて常溫に於ては 6 方晶に屬する中間相 β' ($a=11.13 \text{ \AA}$, $c=6.342 \text{ \AA}$, $c/a=0.570$) が得られる⁹⁾

(3) β 相から β' 相への變態も亦直接の變化ではなくして一種の中間状態 β_1 を經過する^{10) 12)} β_1 相の結晶格子は β 相と同様に體心立方格子であるが β 相では格子内に於ける Cu 並に Al 原子の配列位置が不規則的であるのに反して β_1 相では規則的であり 所謂體心立方重格子を形造て居る¹⁰⁾

(4) 以上を要約するに本合金の共析變態は安定な平衡状態に於ては



に依て示される變化であるけれども急冷の場合には



なる過程を經過する^{10) 12)} 而して $\beta_1 \rightarrow \beta'$ なる擬安定變態は共析晶附近の合金に於ては常に約 300°C 附近¹⁰⁾ に於て起り この變化は如何に急冷するも之を阻止し難い併も其の變化は可逆的であつて β' 相を加熱すると再び β_1 相に變態する特徴がある^{10) 12) 15)} 従て本合金の擬安定状態に於ける平衡關係としては第2圖¹⁵⁾の如きものが考へられる 圖中 γ' と記した相は Al 含有量の高い超共析合金にのみ現はれる中間相¹¹⁾である

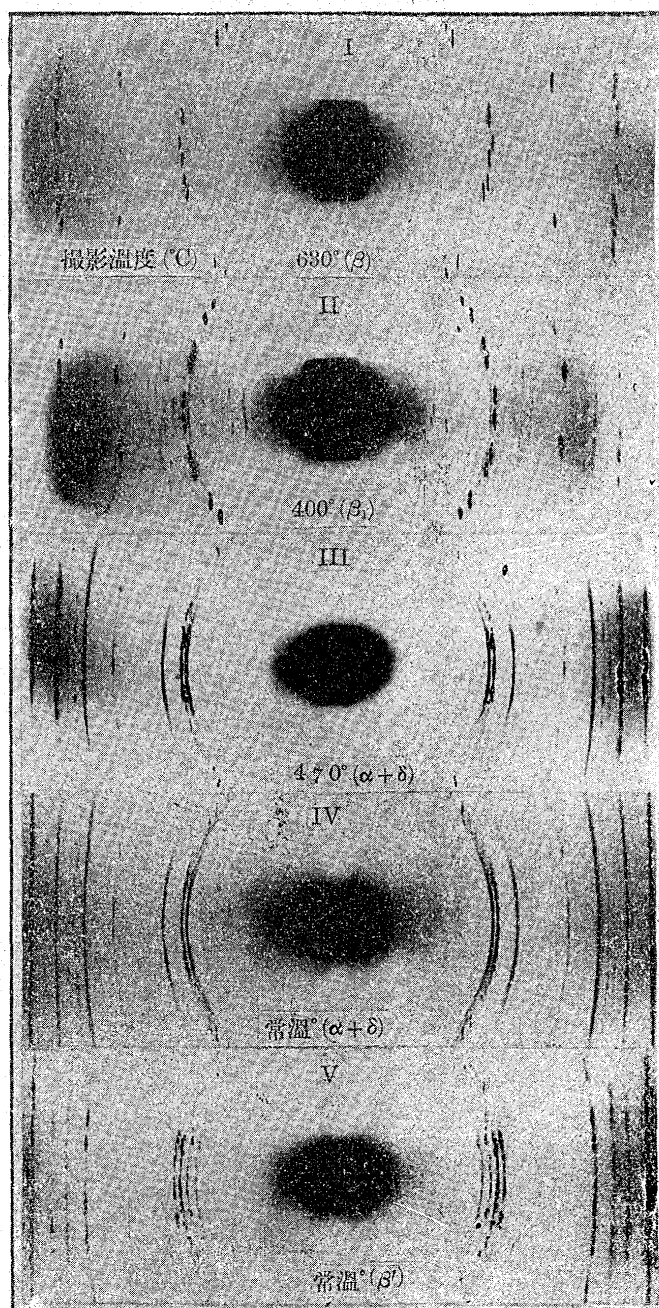
本報告に於ては主として擬安定状態に於ける $\beta \rightleftharpoons \beta_1 \rightleftharpoons \beta'$ なる變態の性質を吟味せんとするもので實驗の方法としては共析組成の合金を顯微鏡下に於て加熱し又は冷却しつゝ直接上記變態に伴ふ組織の變化を觀察し 之を 16mm 映畫に製作する事を主眼としたが本實驗に先立ち X 線分析並に電氣抵抗の測定を行て諸相の結晶構造を再

吟味し 併せて變態の性質を檢討した

II 共析合金に現はれる諸相の結晶構造と擬安定變態

X 線の研究 Merck の電解銅と America Standard のアルミニウムを使用して $Al-12.17\%*$ ($Cu=87.80\%*$) を含む共析合金を熔製し 之を徑 1.6mm の棒狀に仕上げて高温 X 線分析を行た 高温 X 線分析の方法は 著者等が曩に $Ag-Al$ 系合金の研究¹⁰⁾に使用したものと同様であ

第3圖 共析合金 ($Al=12.17\%$) の高温並に常溫に於ける粉末寫眞 ($Cu K_{\alpha}$ 特性線)



* 分析結果

る 即ち試料を小孔を有する小型電氣爐内に於て廻轉せしめつゝ加熱し之に X 線の細束を當てて生ずる廻折線を試料の廻轉軸を中心とする徑 61.02mm の圓筒狀フィルムに感光せしめるのである 使用 X 線は Cu K_α 特性線で K_β 線は Ni 箔を用ひて常に之を濾過した 寫眞第 3 圖は種々なる溫度に於て撮影した粉末寫眞の代表的數例を示す 同圖 I は試料を 630°C に加熱しつつ撮影したもので廻折線は極めて簡單明かに普通の體心立方格子に屬する事が解る 各線の反射面指數は内部から順次 (110) (200), (211) に相當し 之等の 3 線から格子常數を計算すると a=2.94 Å が得られる この結果は著者の 1 人⁵が曩にこの結晶を 2 倍格子として計算した値とよく一致する 第 3 圖 II は 試料をカメラ中の爐内で 700°C から 400°C 迄急冷し この溫度に保持しつつ撮影した粉末寫眞である この寫眞を同圖 I と比較すると β の體心立方格子に屬する上記 3 線が依然として強いけれども之等 3 線の他に微弱乍ら數多の反射線が現はれてゐる 之が所謂重格子線で格子型は依然として體心立方ではあるが第 4 圖に示した様に Cu 並に Al 原子が規則正しく配列する必然的結果として表はれる特殊の反射線である* この結晶が Wasserman 氏の見出した β₁ 相で¹⁰ その單位格子は β 體心立方格子の 2 倍格子に相當する この寫眞中には同圖 V に示した β' の廻折線が幾分混入してゐるけれども之を除外して解析すると第 2 表の様な結果が得られる

第 2 表 β₁ 相粉末寫眞 (第 3 圖 II) の計算
(Cu K_α 特性線: 1.539 Å)

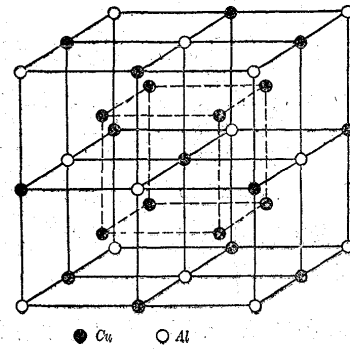
廻折線の強さ	反射面指數 hkl	補正線間隔 mm	$\frac{\sin^2\theta}{\sum h^2}$
弱	111	27.93	0.171 ⁶
弱	002	32.45	0.172 ²
強	022	46.33	0.171 ⁶
弱	113	54.81	0.171 ⁶
弱	222	57.49	0.171 ⁷
強	004	67.36	0.172 ⁰
弱	133	74.22	0.171 ⁸
弱	024	76.36	0.171 ⁴
強	224	84.93	0.171 ⁸
平均			0.171 ⁷
格子常數			a=5.87 Å

第 3 圖 III は試料を同様に 700°C から 470°C 迄急冷しこの溫度に於て撮影した場合 同圖 IV は試料を 700°C から 480°C 迄徐冷し この溫度に約 1 時間保持した後 更

* 重格子並に重格子線の意義に關しては大日方: 金屬 6, (1936) 173, 217, 7, (1937), 289 を参照の事

に室溫迄冷却して撮影した粉末寫眞である この場合の廻

第 4 圖 β₁ 相の結晶構造



折圖形は 2 つとも全く同一で第 3 表に示した様に いづれも α 及び δ 兩相に分解してゐる事が知られる

同圖 V は試料を 700°C から水中に急冷した場合でこの廻折圖形は曩に著者の 1 人の見

第 3 表 α+δ 相粉末寫眞 (第 3 圖 IV) の計算
(Cu K_α 特性線: 1.539 Å)

廻折線の強さ	反射面指數 hkl		補正線間隔 mm	$\frac{\sin^2\theta}{\sum h^2}$
	α	δ		
弱 弱 弱 弱		112	26.86	0.0790
		003	32.94	0.0784
		222	38.12	0.0782
		123	41.35	0.0786
強 強	111		45.70	0.0444
		033	47.23	0.0789
強 弱	002		53.19	0.0443
		224	54.92	0.0787
弱 弱 中 弱		134	57.22	0.0783
		115	58.78	0.0794
		006	68.72	0.0789
		116	70.84	0.0789
強 中 中 強	022		78.05	0.0444
		444	81.02	0.0789
		017	82.83	0.0783 ²
		127	86.85	0.0788
	113		94.02	0.0440
平均				$\left\{ \begin{array}{l} \alpha: 0.0443^6 \\ \delta: 0.00787^6 \end{array} \right.$
格子常數				$\left\{ \begin{array}{l} \alpha: a=3.65^6 \\ \delta: a=3.67^0 \end{array} \right.$

出した β' 相⁴) に相當し 上記何れの場合とも全く相違する このものの結晶構造に關しては異論^{9,7}) もあるが第 3 報¹) に報告した様にやはり六方晶に屬するものの様である 格子常數 軸比等は先の計算と多少相違するが詳細は目下解折中に屬するので他日を期して訂正し度い

以上の粉末寫眞の撮影には いづれも約 2 時間餘を費した それにも拘はらず 400°C 迄急冷した場合には α+δ への分解は阻止せられて β₁ 相のみが現はれてゐる 即ち或る溫度範圍内に於ては β₁ 相はかなり安定な事が知られる そこで様々な擬安定状態を定めるために更に第 4 表に示した様な種々な熱処理を行ひ 高温 X 線分析を施行して現はれる廻折線の種類を調べた その結果は同表第 2 欄に總括した通りである

第4表 高温 X 線分析に依る擬安定相存在範圍の決定

熱 處 理	廻折線の相 對 的 強 さ			
	β_1	β'	α	δ
700°C → 530°C	—	—	最 強	強
700°C → 480°C	—	—	最 強	強
700°C → 450°C	—	—	最 強	強
700°C → 400°C	最 強	—	(最 弱)	—
焼入 → 400°C	最 強	—	(最 弱)	—
700°C → 385°C	最 強	—	(最 弱)	—
700°C → 350°C	強	強	—	—
焼入 → 350°C	最 弱	最 強	—	—
700°C → 300°C	(最 弱)	最 強	—	—
700°C 焼入 → 20°C	—	最 強	—	—

以上の結果から次の結論が得られる 即ち β 相を變態温度以下 450°C 迄の温度範圍内に急冷しても 少くとも 2 時間以内には共析分解が完了する 然し乍ら之を 450°C 乃至 350°C の温度範圍内に急冷すれば 共析分解は阻止されて擬安定な β_1 相が長時間内その儘に保たれる 更に β 相を 300°C 以下の温度に焼入れすれば 現はれる相は常に β' であり之を 400°C 附近に加熱すれば再び β_1 相に變態する

斯様に 450°C 以下の温度では β_1 或は β' 相はあだかも安定相の様に長時間そのままに保たれるけれども 之等はいづれも擬安定であるから いづれは $\alpha + \delta$ に分解す可き筈である そこで次の様な實驗を行つて分解過程を調べる こととした 即ち試料を 700°C から 385°C 迄急冷し この温度に於て先づ高温粉末寫眞を撮影し 次に之を常温に急冷して再び粉末寫眞を撮り 更に之を 385°C に加熱して撮影し 再び焼入れ 斯様な操作を反復して遂に $\alpha + \delta$ 兩相に分解せしめた 實驗の結果は第5表に總括した通りで 同表には寫眞中に見出される各種廻折線の相 對 的 強 さを示

第5表 焼入合金の繰返し加熱並に冷却に基く廻折線の變化

熱 處 理	廻折線の相 對 的 強 さ			
	β_1	β'	α	δ
600°C → 385°C	最 強	—	—	—
385°C → 20°C	—	最 強	—	—
20°C → 385°C	最 強	最 弱	弱	弱
385°C → 20°C	—	中	弱	弱
20°C → 385°C	中	—	中	中
385°C → 20°C	—	弱	中	中
20°C → 385°C	—	—	最 強	最 強
385°C → 20°C	—	—	最 強	最 強

した 各段階に於ける粉末寫眞の撮影にはやはり 2~3 時間を費してゐるので之等の温度では $\alpha + \delta$ への分解は極めて徐々に起る事が判る それにも拘はらず $\beta_1 \rightleftharpoons \beta'$ の變化は極めて急速に進行し 且可逆的であるのは甚だ面白い現象であつて他にその類例を見ない

電氣抵抗の測定 $\beta \rightleftharpoons \beta_1 \rightleftharpoons \beta'$ なる擬安定變態の性質を調べるために Al 12.08%* を含む試料を径 4.90mm 長さ 110mm の棒状に仕上げ之を比較的急速に加熱し或は冷却しつつ電氣抵抗の測定を行つた 電氣抵抗の測定方法は第1報¹⁾に記載した方法と全く同様で試料に一定電流 (1.4 amp) を通じつつ 試料の 2 點間 (99.45mm) に生ずる電位差を電位差計を使用して測定するのである 試料の加熱並に冷却は常に真空中で行ひ冷却速度を急速にするために半開し得る電氣爐を使用した 測定の結果は第5圖乃至第6圖に示した通りである

第5圖曲線 I は焼鈍した試料を平均約 5°C/min の速度を以て β 相の範圍迄加熱し 之を比較的急速に冷却した場合の電氣抵抗の變化を示す この場合の冷却速度は凡そ下記の通りであつた

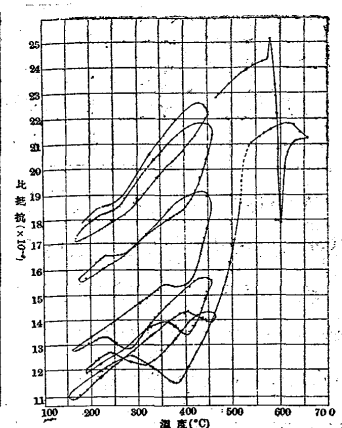
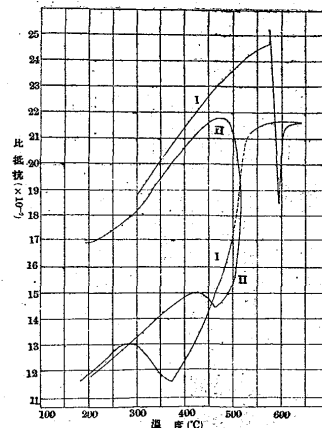
600°C 附近	640~500°C	400~250°C
15°C/min	12°C/min	3.1°C/min

冷却曲線の形狀は 第1報に報告したもの¹⁾と全く同様で試料の電氣抵抗は 530°C 附近より急激に減少する

抵抗のこの異常減少の原因を第1報¹⁾に於ては $\beta \rightarrow \beta'$ なる變化に基くものと考へたけれども 前記 X 線分析の結果から見ると此の變化は當然 $\beta \rightarrow \beta_1$ なる變態に歸すべきものでこの點訂正の必要がある 格子型が同一でも兩種

第5圖

第6圖



加熱並に冷却に伴ふ電氣抵抗の變化 (Al=12.08%)

繰返し加熱並に冷却に伴ふ電氣抵抗の變化 (Al=12.08%)

* Cu のみを定量 差分を Al とした

原子が規則的に配列する時は電気抵抗が減少することは當然考へ得られる所であつて Au-Cu 合金の場合にも 之と全く同様な現象が見出されてゐる¹⁷⁾

375°C 附近に始り 280°C 附近に終る電気抵抗の増加はやはり先の X 線分析の結果から見て $\beta_1 \rightarrow \beta'$ なる擬安定變態に相當し この溫度以下では β' 相が長く安定なわけである 曲線 II は同じ試料を再加熱した場合であるが $\beta \rightarrow \beta_1$ なる變化は加熱の場合には 420°C 附近に始まり 460°C 附近に終る 更に之を 500°C 以上に加熱する時は $\beta_1 \rightarrow \alpha + \delta$ なる變化が急速に進行する結果 電気抵抗曲線は急激に上昇し 焼鈍試料の加熱曲線に近づく

第 6 圖は先の場合と同様に焼鈍試料を加熱した後急速に冷却し 之を 465°C 附近まで平均 5.5~6°C/min の割合を以て加熱し或は冷却する操作を反復した場合の電気抵抗の變化を示す 圖の曲線からわかる様に $\beta_1 \rightleftharpoons \beta'$ なる擬安定變態は加熱或は冷却の度毎に常に可逆的に起る 然し乍ら之等兩相は不安定であるから其の抵抗値は全體として毎回増大し遂には $\alpha + \delta$ の平衡値に近づく 而して $\beta_1 \rightleftharpoons \beta'$ なる變態に基く抵抗の異常減少の割合も毎回減少するけれどもなかなか完全には消失しない 古くから多くの學者¹⁸⁻²⁰⁾ に依て認められてゐる 280°C 附近の異常變化の原因は斯様な擬安定變態に起因する事が首肯される 今第 6 圖の繰り返し加熱 冷却曲線上から $\beta_1 \rightleftharpoons \beta'$ なる擬安定變態の開始並に終る溫度を求めて見ると第 6 表のようになる

第 6 表 電気抵抗曲線に見出される $\beta_1 \rightleftharpoons \beta'$ 變態の開始並に終了溫度

	加 熱		冷 却	
	開 始	終 了	開 始	終 了
第 1 回	—	—	380	280
第 2 回	400	460	315	240
第 3 回	350	400	275	230
第 4 回	350	385	270	225

表から明かに $\beta_1 \rightleftharpoons \beta'$ なる變態の開始並に終了溫度は決して一定なものではない事が知られる

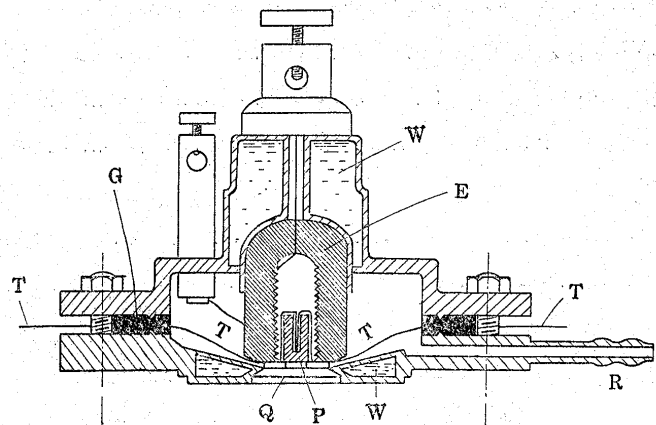
次に β 相が $\alpha + \delta$ に共析し或は β_1 なる擬安定相に變態する臨界冷却速度を決定するために同じ試料を 650°C から種々なる速度を以て 450°C 附近迄冷却し 其間電気抵抗の變化を調べた その結果臨界速度は凡そ 5~6°C/min の程度であつて之以上の冷却速度の場合には $\beta \rightarrow \beta_1$ なる擬安定變態が進行し 之以下の場合には $\beta \rightarrow \alpha + \delta$ なる共析變態が起ることを知た

以上を要約するに $\alpha + \delta$ への共析は β 相を極めて徐々に冷却する場合に於てのみ起り 冷却速度が少し速いと 530°C 附近に於て $\beta \rightarrow \beta_1$ なる擬安定變態が始まり 共析分解は阻止される 而して β_1 相は凡そ 380°C~300°C 附近から更に β' に變態するが $\beta_1 \rightleftharpoons \beta'$ なる變化は可逆的に起る

III. 變態に伴ふ顯微鏡組織の變化

β 或は β_1 相は如何に急冷するも之を常溫に過冷し難く常に β' 相に變態する 從て之等の相本來の姿態を觀察する事は常溫では不可能である そこで著者等は第 7 圖に示した様な Esser 型顯微鏡加熱臺を使用し 顯微鏡下に於て試料を加熱し又は冷却しつつ 變態に伴ふ顯微鏡組織の變化を直接觀察したのである

第 7 圖 顯微鏡加熱臺



圖に於て E はニクロム線巻き小型電気爐で此の内に一端を研磨した試料 P を入れる 試料の溫度は熱電對 T に依て測定し 試料の研磨面は水晶の小窓を通じて顯微鏡の對物鏡に接近し 外部から之を觀察する 装置内はゴム製パッキング G に依て完全に氣密となるから 管 R を眞空ポンプに繼いで排氣する W は装置の加熱を防止する爲の水冷筒である 試料としては Al 12.66%* を含む共析合金を徑 9.5mm 高さ 12mm の圓筒狀に仕上げ (測溫用として徑 4mm 深さ 11mm の細孔を穿つ) たものを使用した

最初試料を焼鈍し或は焼入した後 一端を研磨 腐蝕して組織を表はし 之を装置内に於て加熱しつつ觀察したが此の場合には初めの組織がいつ迄も消失しないために新組織を識別する事が出来なかつた そこで試料を腐蝕せずに研磨した儘で装置し 之を 700°C に加熱後 爐の加熱電流を

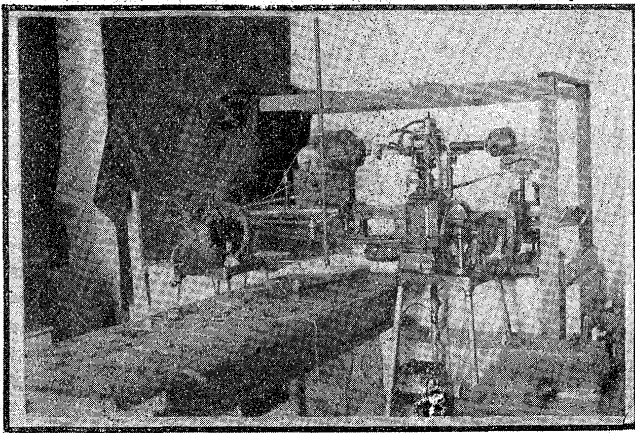
* Cu のみを定量 差分を Al とした

遮断して急冷し其の間組織の變化を觀察した

試料は腐蝕されてゐないから高温では組織は全く見えな
いけれども試料の温度が 300°C 附近 換言すれば $\beta_1 \rightarrow$
 β' の變態温度に到達すると俄然澤山の針狀組織が發達す
る

次に之を比較的急速に加熱すると 420°C 附近で針狀組
織は再び全部消失し 最初の状態 即ち組織の全然現はれて
ゐない状態に戻る この場合の加熱並に冷却速度は凡そ
30~80°C/min の程度であつた

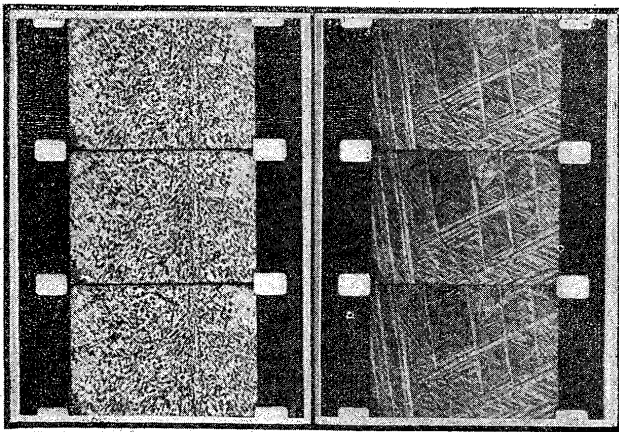
第8圖 顯微鏡映畫撮影装置



上記組織の變化は極めて顯著であつて Hanemann 及
び Wiester 兩氏の撮影した鋼のオーステナイト \rightarrow マル
テンサイト變態に際する組織の變化*に酷似し 甚だ興味深
いものがあるので著者等は之を 16mm 映畫に作製するこ
とを企てた 使用した顯微鏡は Reichert の大型で撮影に
は 16mm 國産アロー 50 型を用ひた 撮影装置の全景は
第8圖に示した通りである

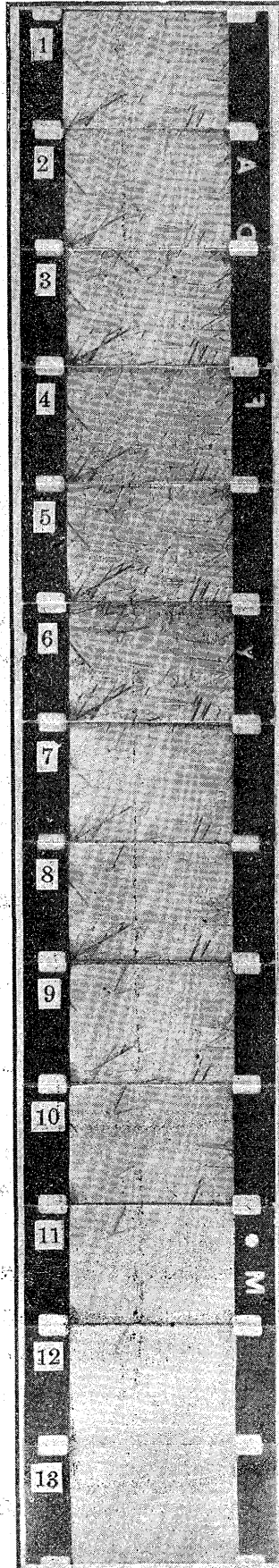
第9圖 焼鈍組織 ($\alpha + \delta$)
(倍率: 畫面の幅が試料
の約 0.15mm に相當す)

第10圖 焼入組織 (β')
(倍率: 畫面の幅が試料
の 0.95mm に相當す)



* "Martensit Film" (鐵鋼協會第 12 回講演大會に於て著者
の 1 人が映寫紹介したもの)

第11圖 急冷に伴ふ顯微鏡組織の變化



光源は顯微鏡附屬の電
弧燈をその儘使用し 對
物鏡はアクロマチック II
接眼鏡はホイゲンス II
フィルムにはイーストマ
ン製パクロマチックを
使用して 16 齣/秒の標準
廻轉速度を以て撮影する
ことが出來た

第9圖乃至第13圖は
映畫中の主要部分を複寫
擴大したものである

第9圖は試料を 700°C
から徐冷した場合の共析
組織 ($\alpha + \delta$) 第10圖は之
を焼入して得られる β'
の針狀組織である いづ
れも鹽化第2鐵溶液で腐
蝕した組織をその儘常溫
で映畫に撮影したもので
ある

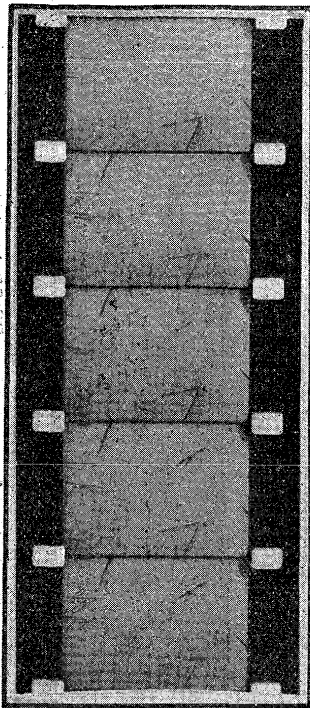
第11圖は焼入試料を
研磨した儘で加熱臺中に
装入し 730° から 31°/min
の冷却速度 (但 330° ~
250° 間の平均冷却速度)
を以て冷却した場合の組
織の變化を撮影した映畫
中から主要畫面を摘出
擴大し 之を連続的に配
列したものである

同圖1は試料の温度が
300°C 附近に到達した場
合であるが殆んど何等の
組織も現はれてゐない

同圖2乃至10は寫眞1
から數へて毎 16 齣置き
にフィルム各齣を焼付
けたものである 從て圖
中の各畫面は 夫々時間

(平均冷却速度 = 31°/min 倍率: 畫
面の幅が試料の 0.95mm に相當 寫眞
2は約 300°寫眞10は約 295°の組織)

第12圖 第11圖の
寫眞4の前後に於ける微細變化



にして1秒置き温度にして約0.5°C 置き組織を示してゐるわけで針状組織發達の有様が面白く見られる

第12圖は第11圖の寫眞4の前後に於ける微細變化を更に詳細に示すために原フィルムをその儘擴大焼付したものであるが之等の寫眞から見ると針状組織の發達は極めて急速に起る事が知られる併も針そのものは決して特殊の相を表はすものではなく結晶格子の滑り或は旋回と云た種類の變化の現はれに過ぎない事が

觀取される

上記針状組織の發達開始温度は曩の電氣抵抗曲線上の抵抗の異狀增加開始温度と必ずしも一致しないが之は試料の組成或は冷却速度の相違に基くためであらう

第13圖は第11圖の冷却過程を撮影した試料をその儘再加熱した場合の組織の變化を示すものでやはり映畫中の主要部分を摘出擴大し之を連続的に配列したものである寫眞3は試料の温度が410°C 附近に到達した場合1以下の各寫眞は1から數へて32 齣置きにフィルムの各齣を擴大焼付けたものである 従て圖中の各寫眞は時間にして毎2秒置き 温度にして約2.5°C 置き組織を示す 但し寫眞18と19並に19620との間は夫々2.5秒及び4秒の間隔がある

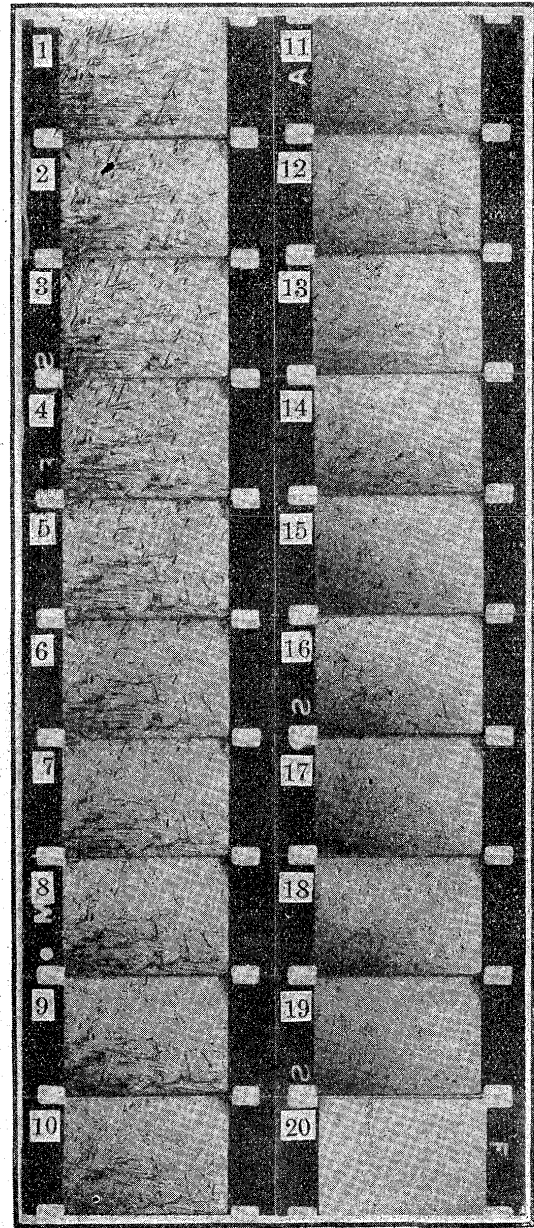
之等の寫眞から明かな様に β' の針状組織は410°C 附近から消失 始め460°C 附近で完全に消失するものでこの變化は曩の電氣抵抗曲線上の抵抗の異常減少開始温度にほぼ一致する

IV. 總括

第4報の發表以降追加せられた諸研究事項を検討するために共析組成の合金に就いて先づX線分析並に電氣抵抗の測定を行た その結果を總括すれば次の通りである

(1) β 相は變態點570°C 以上に於てのみ安定な相で

第13圖 加熱に伴ふ顯微鏡組織の變化



平均加熱速度 倍率: 畫面の幅が試料の0.95mmに相當 寫眞3は約41°C 寫眞18は約450°Cの組織

之を徐冷すれば α 及び δ 兩相に共析するが1分間5~6°C以上の冷却速度を以て冷却すると530°C附近で擬安定な一種の中間相 β_1 に變態する β_1 相を更に冷却すれば350°C乃至300°C附近で別種の中間相 β' に變態する而して $\beta_1 \rightarrow \beta'$ の變化は合金を如何に急速に冷却するも之を阻止し難い

(2) β 並に β_1 相はいづれも體心立方格子に屬しその格子型は全く同様であるが前者ではCu並Al原子が格子内に不規則的に配列してゐるに反し後者は規則的で所謂重格子を形造てゐる β' の結晶構造に關しては多少疑問の點がないでもないが此のものは六方晶系に屬し前2者は勿論 α 或は δ のいづれとも相違する

(3) 450°C以下の温度に於ては β_1 或は β' 相はかな

りに安定であつて加熱 冷却の度毎に $\beta_1 \rightleftharpoons \beta'$ なる擬安定變態が可逆的に進行する

(4) 冷却の場合には $\beta \rightarrow \alpha + \delta$ なる變態は電氣抵抗の増加を結果するが $\beta \rightarrow \beta_1$ なる變化は抵抗の減少を惹起する 更に $\beta_1 \rightarrow \beta'$ なる變態に際しては抵抗は再び増大するけれども平衡値には達しない

次に $\beta_1 \rightleftharpoons \beta'$ なる變態に基く顯微鏡組織の變化を顯微鏡加熱臺を使用して直接觀察し 之を 16mm 映畫に記録した その結果を總括すれば次の通りである

(5) 焼入合金中に見出される針狀組織は冷却に際し 300°C 附近に於て始めて發生するもので $\beta_1 \rightarrow \beta'$ なる擬安定變態の存在に起因する

(6) 針狀組織の發達は極めて急速に起るもので針そのものには相則的意味がない 恐らく結晶格子の滑り或は旋回と言つた種類の變化の表はれに過ぎないものとみられる

(7) β' の針狀組織を再加熱すると 410°C 附近から次第に針が消失し始め 460°C 附近で全く消滅して再びもとの状態にもどる 即ち $\beta' \rightleftharpoons \beta_1$ なる變態の可逆性が顯微鏡的にも觀取される

終りに臨み本研究中 X 線寫眞の撮影に努力せられた一村重幸君に對して深く感謝の意を表する

(旅順工科大学金屬材料研究室報告第 27 號)

文 献

- 1) I. Obinata : Mem. Ryojun Coll. Eng., 2, 1929, 205.
- 2) I. Obinata : 同 上 3, 1930, 87.
- 3) I. Obinata : Nature, 126, 1930, 809.
- 4) I. Obinata : Mem. Ryojun Coll. Eng., 3, 1931, 285.
- 5) I. Obinata : 同 上 3, 1731, 295.
- 6) N. Ageew und G. Kurdjumow : Phys. Zs. Sowj., 2, 1932, 146.
- 7) A. J. Bradley and P. Jones : Jour. Inst. Met., 51, 1933, 131.
- 8) C. S. Smith and W. E. Lindlief : Amer. Inst. Min. Met. Eng., Techn. Publ., No. 493, 1933.
- 9) I. Obinata und G. Wassermann : Naturwiss., 21, 1933, 382.
- 10) G. Wassermann : Metallwirtsch., 13, 1934, 133.
- 11) G. Kurdjumow und T. Stelletzky : Metallwirtsch., 13, 1934, 304.
- 12) E. Kaminsky G. Kurdjumow und W. Neumark : Metallwirtsch., 13, 1934, 373.
- 13) 大日方一司 : 日本鑛業會誌, 50, 1934, 649.
- 14) V. Gridnew und G. Kurdjumow : Metallwirtsch., 15, 1936, 229.
15, 1936, 256.
- 15) V. Gauranek E. Kaninsky und G. Kurdjumow., Metallwirtsch., 15, 1936, 370.
- 16) 大日方一司 } : 金屬の研究, 12, 1935, 419.
萩谷正己 }
- 17) G. Grube, G. Schönmann F. Vaupel und W. Weber : Zs. anorg. Chem., 201, 1931, 41.
- 18) D. Stockdale : Journ. Inst. Met., 28, 1922, 273.
- 19) P. Shevnard : Compt. rend., 180, 1925, 1927.
183, 1926, 660.
- 20) J. Boldories : Compt. rend., 184, 1927, 1071.

米國金屬會議 (Iron Age 1937 Oct. 14 & 28.)

第 19 回全米金屬會議は Amer. Soc. for Metals, Amer. Weldg. Soc., Am. Inst. of Min. & Met. Engg. 及 Am. Soc. Mech. Engg. の 4 協會合同の下に 10 月 18 日から同 22 日の間に亘つて Atlantic City, N. J. で開催されたが 出席者 1 萬餘人、發表論文 145、公會堂を開場に充てた博覽會には出陳者 235、會場面積 4,000 坪を超えると云ふ總て破天荒の盛會であつた。

事前の報道に依ると展覽會は初めの 3 日間は午後零時から 10 時 30 分迄、第 4 回は午後零時から 6 時迄第 5 日は午前 9 時から午後 6 時迄公開される。其他主なる學術的の事項を略記すると A.

S. M. は二日間に亘る滲炭に關する研究部會、一般金屬に關する論文發表 30 件、Cook 氏の 5 回に亘る平爐製鋼法の講義、及び Vilella 氏の 3 回に亘る Metallographic Technie に關する講義を行ひ、A. S. M. E. は A. W. S. の出席を得て熔接の機構並に熔接物設計基準に就ての研究を行ひ、A. W. S. では熔接の基礎並に工業的研究及び熔接構造、熔接船體構造、鐵道熔接、合金鋼熔接に關する研究等を行ふ。A. T. M. E. は秋の會合は總て St. lantic city で行ふので 5 日以上會期に 20 以上の論文の發表あり、又數學會を連ねて Physics of Metals に就て圓卓討議を行ふ等である。

(M. K.)