

文 獻

- 1) 柴田, 鯉淵: 電弧溶接被覆剤の電弧現象に及ぼす二三の特性 鐵と鋼 第21年 第4號
- 2) A. Hilpert: Investigations on Phenomena of Arc Welding and Gas Cutting by Slow-Motion Pictures. Journal of A. W. S., July 1933.
- 3) W. Hoffmann: Über der Sauerstoff und Stickstoffaufnahme bei Schweissungen. Die Elektroschweissung, Aug. 1935.
- 4) J. H. Paterson: Electric Welding. Engineering, Vol. 107 p. 285.

- 5) R. Notvest: Magnetic Flare and Arc Blow in Welding. The Welding Engineer, June 1935.
- 6) G. M. Tichodeev: The Phenomenon of the Erratic Welding Arc. The Welding Journal, Feb. 1936.
- 7) W. Strelow: Die Vorgänge im Schweisslichtbogen und ihr Einfluss auf die Schweissungen bei blanken und umhüllten Elektroden. Die Elektroschweissung, Mai 1932.
- 8) H. Comrad: Atomphysikalische Grundlagen der Vorgänge im Schweisslichtbogen Die. Elektroschweissung, Feb. 1934.

鐵・クロム・銅系平衡状態圖

(日本鐵鋼協會第20回講演大會 昭和13年10月)

森 脇 和 男*

THE EQUILIBRIUM DIAGRAM OF THE TERNARY SYSTEM,
IRON-CHROMIUM-COPPER.

Kazuo Murawaki.

SYNOPSIS:—The alloys of iron, chromium and copper containing less than 40%Cr and 40%Cu were investigated by means of the thermal analysis, dilatation measurement and microscopic examination, and an equilibrium diagram of the ternary system is herein proposed.

In this system there exists no intermetallic compound and a nonvariant reaction, liquid + $\gamma \rightleftharpoons \alpha + C$, takes place at 1,085°C. The domain of γ -phase in Fe·Cr·System is enlarged by addition of copper, so that the alloy containing 14%Cr and 5%Cu consists of homogeneous γ -phase at high temperature, and the specimen with 19%Cr and 4%Cu, α - and γ -phases. As the chromium content increases, the solubility of copper in γ -iron and the copper content at eutectoid composition decrease at first and then increase, whilst the eutectoid temperature rises gradually and afterwards rapidly.

I 緒 言

Fe·Cr·Cu系の三元状態圖に關する研究は未だ文献に認められない。著者はこの三元系をCr40%以下Cu40%以下C0.1%以下の合金に就て熱分析、熱膨脹測定及顯微鏡試験に依て研究し本系状態圖を提出した。

II 平衡状態圖

第1圖及第2圖は本研究の結果得たる總合平衡状態圖*で第2圖は鐵側を特に擴大して示したものである。

銅・鐵二元系状態圖¹⁾は第1圖AB上に描けるが如く融體より凝固の途中に於て1,477°C及1,094°Cに於てM(融體 P₁) + δ (F) \rightleftharpoons γ (G) 及 M(P₂) + γ (H) \rightleftharpoons ϵ (K) なる

二つの包晶反應が起る。圖に於てP₁點は13.5%Cu, H點は8.5%Cuである。又833°Cに於て γ (E₂) \rightleftharpoons α (D) + ϵ (L)なる共析反應をなす。共析點E₂は4.5%Cu, α -相に於けるCuの溶解度(D點)は3.5%Cuである。

Cr·Cu二元系状態圖²⁾は第1圖BC上に描けるが如く廣い範圍に互て二液相が共存する範圍があり1,073°Cにて共晶反應が起る。共晶點は銅側に近い。

Fe·Cr系³⁾は全率可溶固溶體を作りCr17%以下に於て γ -相が存在する。 γ -相範圍に就ては研究者に依て異なり少量の炭素が著しく其の範圍に影響する。著者が用ひた合金は少量の炭素を含んで居たため19%Crに於ても少量の變態を認めた。

次に三元系に於て曲線P₁O, P₂Oは二元包晶曲線でこの曲線に沿ふて次の様な包晶反應が起る。但しMは融體を

* 日本特殊鋼株式會社

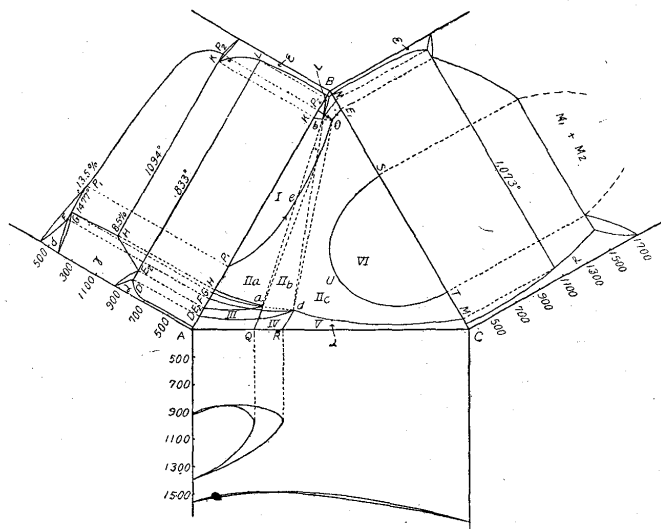
* 本研究に於て使用した材料には少量の炭素其の他の不純物を含んで居たために諸變化の溫度測定結果は純Fe·Cr·Cu系に於けるよりも少しく低く現れて居るものと考へられる。

1) J. L. Gregg; B. N. Daniloff, The alloy of Iron and Copper (1934) 34頁

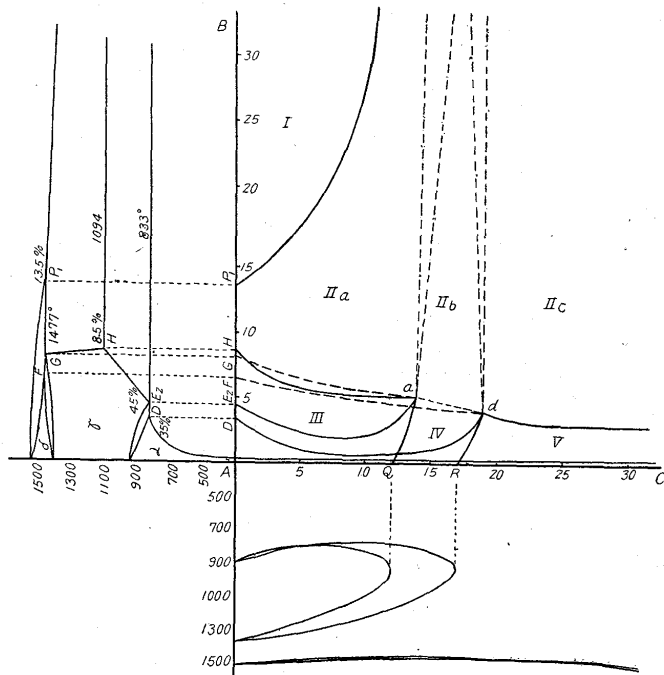
2) G. Hindricks, Z. Anorg. Chem. 54 (1908) 422; E. Siedschlag, Z. Anorg. Chem. 131 (1923) 173.

3) P. Oberhoffer; H. Esser, Stahl u. Eisen, 47 (1927) 2020; J. Adcock, J. Iron & Steel Inst. 124 (1931, II) 99; 松永陽之助, 鐵と鋼 17 (1931) 703.

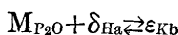
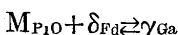
第 1 圖



第 2 圖



示す。



上式に於て M, δ , γ 及 ϵ の下に記載した文字は反應の進むに従て變化する各相即ち融狀, γ -相, δ -相及 ϵ -相の組成の變化とを示す曲線である。曲線 Ha は包晶溫度に於ける γ -相に對する銅の溶解度を示すもので Cr の増すに従て僅かに溶解度を減じ 8.5% Cu (Cr 0%) より 5% Cu (Cr 14%) に至る。

曲線 OE₁ に沿ふて $M_{OE_1} \rightleftharpoons \alpha_{dM} + \delta_{bN}$ なる共晶反應が起る。O 點は $M_O + \gamma_a \rightleftharpoons \alpha_d + \epsilon_b$ なる複包晶反應の起る點であつて、其の溫度は 1,085°C である。a 點の組成は Cr 14%, Cu 5% d 點は Cr 19%, Cu 4% である。

曲線 E_{2a} は二元共析曲線でこの曲線に沿ふて $\gamma_{E_2a} \rightleftharpoons \alpha_{dA} + \epsilon_{Lb}$ なる平衡が存在する。曲線 E_{2a} に依て示される共析點に於ける Cu 量は Cr 量の増加に伴て減少し 4.5% Cu (Cr 0%) より 2% Cu 附近 (Cr 10%) に至る。更に Cr 量を増すと變態溫度が急に上昇し同時に共析組成に於ける Cu 量を増加する。共析變態 $\gamma \rightleftharpoons \alpha + \epsilon$ の溫度は Cr の増加と共に初めは極めて徐々に上昇し 10% 附近より急に上昇する。又 γ -相より α -相が析出(加熱に際して溶解)する溫度は初め Cr の増加と共に僅かに降下し最低値(約 10% Cr) に達し更に Cr を増すと急に上昇して複包晶點 1,085°C に至る。共析溫度に於ける α -相に對する Cu の溶解度は曲線 Dd の示すが如く Cr を増すに従て減少し 10% Cr 附近に於ては 1% Cu 以下にある。又室溫に於ける Cu の溶解度は 0.3% 以下であらう。

又 SUT の界域に於て二液相が存在する。

以上の平衡状態圖からこの系合金の凝固及變態の経過を知ることが出来る。

曲線 P₁O 以上の Cu を含む合金は融體より初晶として γ -相を晶出するが是れ以下の Cu 量の合金に於ては初晶として δ -相が晶出し、包晶反應に依て γ -相に轉化する、但し曲線 Fd 以下の Cu 量のものは初晶 δ -相を晶出し包晶反應を起すことなく γ -相に變化する。

曲線 HadM 以上の Cu を含む合金は初相として α -相又は γ -相を晶出した後夫々其の組成に従て包晶反應、複包晶反應又は共晶反應に依て凝固を完了する。併しそれ以下の Cu 量の合金に上記の反應なしに完全に凝固する。

故にこの系の合金は其の凝固過程の差に依て次の如き種々の界域に分つことが出来る。

界域 I (P₁e_bK) この界域に屬する合金は初相として γ -相を析出し $M + \delta + \epsilon$ なる包晶反應に依て凝固を終る。

界域 II (P₁HadMTUSE₁O) この界域に屬する合金は初晶として α -相を晶出するが其の後の経過に依て次の三つの界域に分れる。即ち界域 II_a に於ては包晶反應 $M + \gamma \rightleftharpoons \epsilon$ に依り、界域 II_b は複包晶反應 $M + \gamma \rightleftharpoons \alpha + \epsilon$ に依り、界域 II_c は共晶反應 $M \rightarrow \alpha + \epsilon$ に依て凝固を完了する。

界域 III (HaQAE₂H) この界域に屬する合金は凝固後均一なる γ -相となり、溫度降下に從て E_{2a} 曲線より銅

に富む合金に於ては ϵ -相を析出し、 Cu に乏しい合金に於ては α -相を析出し、次で共析反應 $\gamma \rightarrow \alpha + \epsilon$ に依て變態を終る。

界域 IV (QadR) 此の界域に屬するものは凝固後 ($\alpha + \gamma$) の二相よりなり温度の降下に從ひ γ -相は α -相を析出し後共析變化を起し、更に α -相は溶解度の變化に從ひ ϵ -相を析出する。

界域 V (RdMC) この界域のものは凝固後均一なる α -相となり温度降下に從て溶解度の變化に依て ϵ 相を析出する。

界域 VI (SUT) この範圍のものは融體に於て二液相よりなり、凝固に際しては偏晶反應 $M_2 \rightarrow M_1 + \alpha$ に依て α -相を晶出し M_1 が消失した後、界域 II_c の合金と同様な經過に依て凝固を終る。

以下本状態圖を得たる實驗結果を記述する。

III 試料の調製

先づ高周波電氣爐により第1表に示す様な組成の $Fe \cdot Cr$ 母合金各約 8kg を造り、之より約 100g を採り之に電解銅を加へタンマン爐中で水素を通じながら熔解した。又熱膨脹測定及顯微鏡的研究の一部には第1表に示すフロ

第 1 表

試料番號	Cr%	C%	Si%	Mn%	P%	S%
5Cr0	4.98	0.08	0.10	0.16	0.018	0.028
10Cr0	9.96	0.08	0.13	0.16	0.019	0.027
15Cr0	14.76	0.09	0.19	0.16	0.018	0.027
20Cr0	19.29	0.08	0.23	0.16	0.018	0.026
25Cr0	24.33	0.08	0.30	0.15	0.017	0.026
30Cr0	28.30	0.06	0.55	0.11	0.002	0.032
40Cr0	37.01	0.06	0.92	0.10	0.003	0.033
フロンズ鐵	—	0.03	0	0.02	0	0.008
金屬クロム 分析せず	—	0.04	0.44	0	0	0.01

ーデン鐵と金屬クロムを用いた。母合金には炭素其の他の少量の不純物を含んで居たので測定に用いた試料は何れも少量の不純物を含有した。

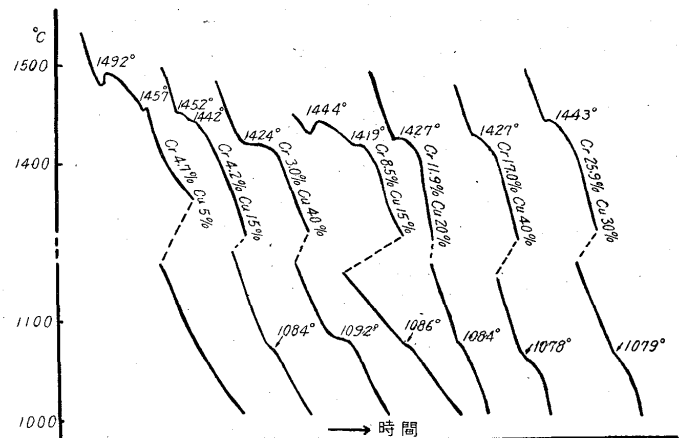
IV 熱分析

熱分析はタンマン爐を用ひ毎回約 30g を熔融管に採りて熔融し白金-白金ロヂウム熱電對に依て冷却曲線を採り熱効果を觀測した。冷却速度は凝固點附近では 5 秒毎に 2°C 乃至 4°C, 1,100°C 附近では 5 秒につき 1~2°C であった。測定した時間-温度曲線の内主なるものを第3圖に示す。又第2表は測定したすべての試料に就ての結果を示す。

第 2 表

試料記號	配合量		初晶析出 °C	包晶反應 °C (M+ $\delta \rightarrow \gamma$)	包晶反應 °C (M+ $\gamma \rightarrow \epsilon$)	複包晶反應 °C (M+ $\gamma \rightarrow \alpha + \epsilon$)	共晶反應 °C (M $\rightarrow \alpha + \epsilon$)
	Cr %	Cu %					
5Cr 5Cu	4.7	5	1,492	1,457	—	—	—
5Cr 10Cu	4.5	10	1,474	1,454	—	—	—
4Cr 15Cu	4.2	15	1,452	1,442	1,084	—	—
4Cr 20Cu	4.0	20	1,438	—	1,086	—	—
4Cr 30Cu	3.5	30	1,416	—	1,086	—	—
3Cr 40Cu	3.0	40	1,424	—	1,092	—	—
10Cr 5Cu	9.5	5	1,475	—	—	—	—
9Cr 10Cu	9.0	10	1,461	1,410	—	—	—
9Cr 15Cu	8.5	15	1,444	1,419	1,086	—	—
8Cr 20Cu	8.0	20	1,431	1,419	1,088	—	—
14Cr 5Cu	14.0	5	1,449	—	—	—	—
13Cr 10Cu	13.3	10	1,447	—	—	—	—
13Cr 15Cu	12.6	15	1,431	—	—	1,079	—
12Cr 20Cu	11.9	20	1,427	—	—	1,084	—
10Cr 30Cu	10.4	30	1,422	—	—	1,082	—
9Cr 40Cu	8.9	40	1,424	—	—	1,084	—
8Cr 50Cu	7.5	50	1,419	—	—	1,084	—
27Cr 5Cu	26.9	5	1,468	—	—	—	—
26Cr 10Cu	25.5	10	1,450	—	—	—	—
23Cr 20Cu	22.6	20	1,438	—	—	—	1,091
2 Cr 30Cu	19.8	30	1,431	—	—	—	1,083
17Cr 40Cu	17.0	40	1,427	—	—	—	1,078
35Cr 5Cu	35.0	5	1,472	—	—	—	—
33Cr 10Cu	33.3	10	1,447	—	—	—	—
30Cr 20Cu	29.6	20	1,447	—	—	—	1,079
26Cr 30Cu	25.9	30	1,443	—	—	—	1,079

第 3 圖



第2表中融體より初晶の析出し始める温度は界域 I に屬する試料 (4Cr 20Cu, 4Cr 30Cu, 3Cr 40Cu) に於ては γ -相其の他の合金に於ては α -相の析出し初める温度である。包晶反應 $M + \delta \rightarrow \gamma$ は界域 P₁GfD₀ 内にある合金に於てのみ現れる。又凝固の完了は界域 II_a に屬する合金 (4Cr 15Cu, 4Cr 20Cu, 4Cr 30Cu, 3Cr 40Cu, 9Cr 15Cu, 8Cr 20Cu) に於ては $M + \gamma \rightarrow \epsilon$; 界域 II_b に屬する合金 (13Cr 15Cu, 12Cr 20Cu, 10Cr 30Cu, 9Cr 40Cu, 8Cr 50Cu) に於ては $M + \gamma \rightarrow \alpha + \epsilon$; 界域 II_c に屬する合金 (23Cr 20Cu, 20Cr 30Cu, 17Cr 40Cu, 30Cr 20Cu, 26Cr 30Cu) に於ては $M \rightarrow \alpha + \epsilon$ なる反應に依るのである。

V 熱膨脹測定

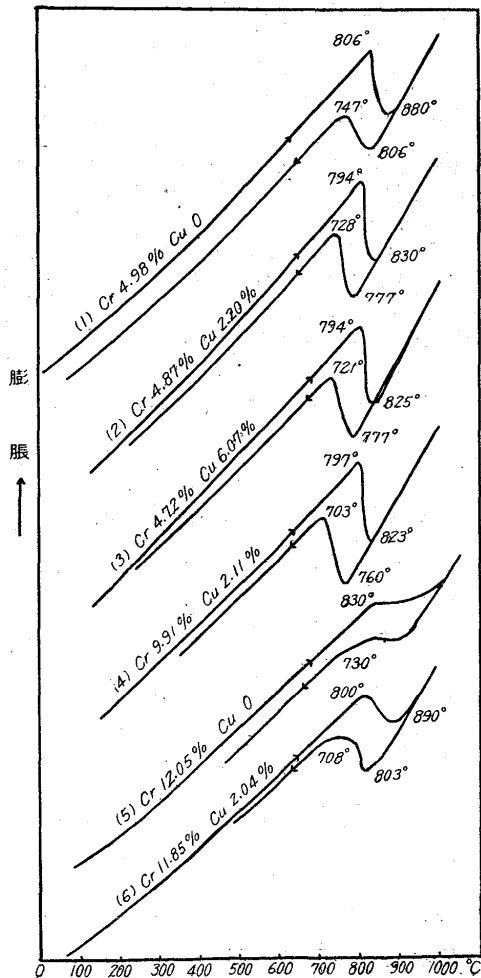
熱膨脹測定及顯微鏡的研究には第1表の母合金に電解銅を加へて熔融したもの及びフローデン鐵と金屬クロムより造た母合金に電解銅を加へて調製せるものと2種を用ひ

第 3 表

試料記號	C%	Cr%	Cu%	試料記號	C%	Cr%	Cu%
5Cr 0	0.08	4.98	0	15Cr 2Cu	0.07	14.51	2.11
5Cr 1Cu	0.07	4.97	1.12	14Cr 4Cu	0.08	14.15	4.09
5Cr 2Cu	0.07	4.87	2.20	14Cr 6Cu	0.09	13.90	6.16
5Cr 4Cu	0.06	4.70	4.12	*17Cr 0	0.05	16.52	0
5Cr 6Cu	0.07	4.72	6.07	*16Cr 1Cu	0.04	16.28	0.96
5Cr 9Cu	0.06	4.53	9.26	*16Cr 2Cu	0.05	16.03	1.98
10Cr 0	0.08	9.96	0	*16Cr 4Cu	0.04	15.62	3.99
10Cr 1Cu	0.07	10.09	1.09	*16Cr 6Cu	0.06	15.50	6.05
10Cr 2Cu	0.08	9.91	2.11	20Cr 0	0.08	19.26	0
10Cr 4Cu	0.08	9.64	4.09	19Cr 1Cu	0.06	18.61	1.09
10Cr 6Cu	0.11	9.47	6.07	19Cr 2Cu	0.05	18.90	2.11
9Cr 8Cu	0.11	9.06	8.05	19Cr 4Cu	0.07	18.63	4.03
*12Cr 0	0.07	12.05	0	18Cr 6Cu	0.07	18.25	6.09
*12Cr 1Cu	0.06	11.89	0.99	*22Cr 0	0.04	22.39	0
*12Cr 2Cu	0.06	11.85	2.04	*22Cr 1Cu	0.04	21.81	1.02
*12Cr 4Cu	0.05	11.52	3.90	*22Cr 2Cu	0.04	21.89	1.95
*11Cr 6Cu	0.06	11.32	6.10	*22Cr 4Cu	0.05	21.57	3.87
15Cr 0	0.09	14.79	0	24Cr 2Cu	0.07	23.70	2.24
14Cr 1Cu	0.07	14.31	1.15	23Cr 4Cu	0.10	23.29	4.22

* 印の合金はフローデン鐵と金屬クロムより造た合金である。

第 4 圖 a

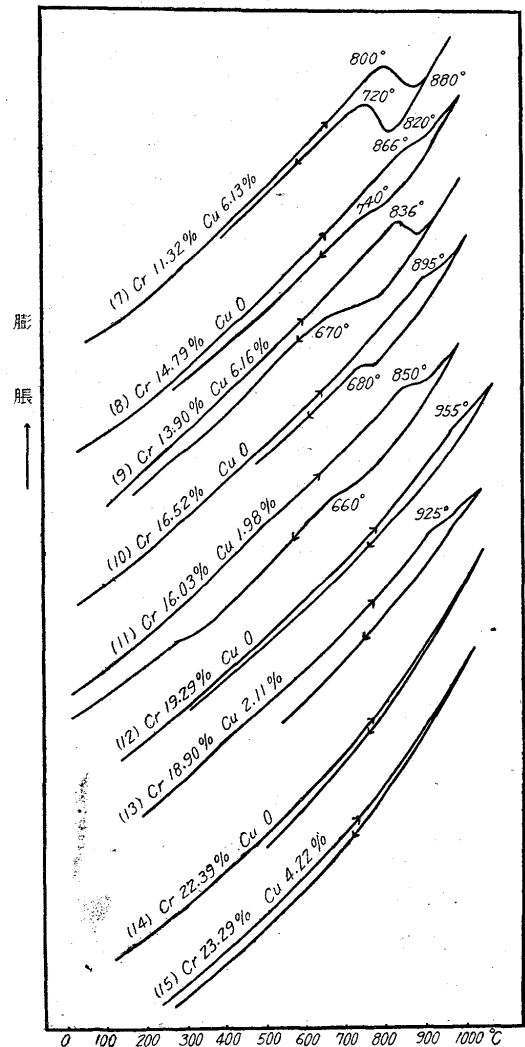


た. 其の分析結果は第3表に示す.

試料は直徑 7mm の丸棒に鑄造後よく焼鈍したものを長さ 15cm に切て用ひた. 加熱及冷却速度は出来るだけ平衡状態に近い變態温度を知るために變態點附近は 1~1.5 分毎に 1°C, 他の温度に於ては 1 分間に 5°C 位の速度で變化せしめた. 第4圖は測定した 温度-膨脹曲線の主なるものを示す. 各試料の加熱及冷却の際に起る變態の始點及終點は第4表*に示す.

茲に Ar₃ 點は冷却に際し γ-相より α-相の析出し始める點で Ac₃ 點は加熱に際して α-相が γ-相に溶け終る點である. 又 Ar₁ 及 Ac₁ 點は γ⇌α+ε なる一變系共析變化の夫々冷却及加熱に際して起る温度を示す. この共析變化を A₁ 變態と名けると A₁ 變態は加熱の際の始點及冷却

第 4 圖 b



* この研究に用ひた合金は第3表に示す様に少量の炭素を含むので純なる Fe-Cr-Cu 系に於ける變態點は之よりも少しく高いと考へられる.

の際の終點は明瞭に現れるけれども加熱の際の終點及冷却の際の始點は過共析合金の場合の外は明に認めることが出来ない。第4表中加熱の際の變態の始點及冷却の際の變態の終點は銅を含まない純 $Fe \cdot Cr$ 合金を除き全部 A_1 變態の始點及終點である。(Ac₃) 又は (Ar₃) と記入したのは其の點が Ac₃ 點又は Ar₃ 點であることを示す。又 (Ar₁) 又 (Ac₁) としたのは其の合金が過共析合金で其の變態の始點又は終點が A_1 變態であることを示す、 γ -相に於ける ϵ -相 (Cu) の溶解及析出に基く長さの變化は極めて微小であつ

第 4 表

試料記號	加熱の際の變態		冷却の際の變態	
	始點(Ac ₁)°C	終點°C	始點°C	終點(Ar ₁)°C
5Cr 0	806	880 (Ac ₃)	806 (Ar ₃)	747
5Cr 1Cu	794	847 (Ac ₃)	798 (Ar ₃)	731
5Cr 2Cu	794	830 (Ac ₃)	777 (Ar ₃)	728
5Cr 4Cu	792	823 (Ac ₁)	777 (Ar ₁)	721
5Cr 6Cu	794	825 (Ac ₁)	777 (Ar ₁)	721
5Cr 9Cu	792	833 (Ac ₁)	773 (Ar ₁)	721
10Cr 0	812	856 (Ac ₃)	790 (Ar ₃)	743
10Cr 1Cu	801	838 (Ac ₃)	770 (Ar ₃)	735
10Cr 2Cu	797	823 (Ac ₁)	760 (Ar ₁)	703
10Cr 4Cu	801	828 (Ac ₁)	740 (Ar ₁)	673
10Cr 6Cu	806	828 (Ac ₁)	740 (Ar ₁)	708
12Cr 0	830	~	~	730
12Cr 1Cu	806	~	~	700
12Cr 2Cu	800	890 (Ac ₃)	803 (Ar ₃)	708
12Cr 4Cu	809	880 (Ac ₁)	820 (Ar ₁)	724
11Cr 6Cu	800	880 (Ac ₁)	820 (Ar ₁)	720
15Cr 0	866	~	~	740
14Cr 1Cu	836	~	~	710
15Cr 2Cu	836	~	~	690
14Cr 4Cu	836	~	~	690
14Cr 6Cu	836	~	~	670
17Cr 0	895	~	~	680
16Cr 1Cu	880	~	~	730
16Cr 2Cu	850	~	~	660
16Cr 4Cu	855	~	~	650
16Cr 6Cu	855	~	~	650
20Cr 0	955	~	~	~
19Cr 1Cu	945	~	~	~
19Cr 2Cu	925	~	~	~
19Cr 4Cu	895	~	~	~
22Cr 0	—	—	—	—
22Cr 4Cu	—	—	—	—

て曲線上認めることが出来ない。又全部 γ -相とならない合金 (界域 IV) では A_3 變態は無く A_1 變態は廣い溫度範圍に亘て徐々に起り加熱の際の終點及冷却の際の始點は現れない。斯る合金に対しては~印で示した。一印は變態の存在せないものである。

本系合金の冷却の際の變態速度は極めて緩慢である。殊に全部 γ -相とならない高クロム合金に於ては變態點附近を 1°C に就き 1~1.5 分の速度で冷却しても猶一部は變態を完了しないで降下變態 (Ar' 變態) を起すものが有る。第4圖に於て 600°C 以下で變態の起れるものは降下變態である (曲線(11))。又變態點以下に於て冷却曲線が加熱

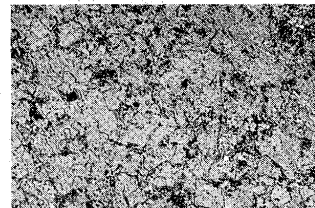
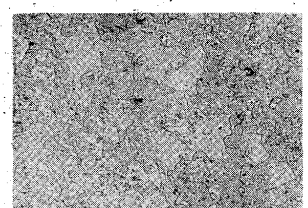
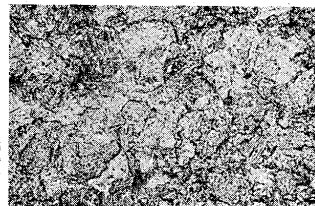
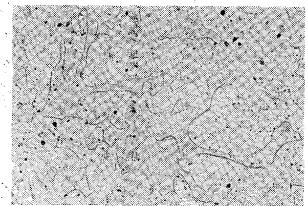
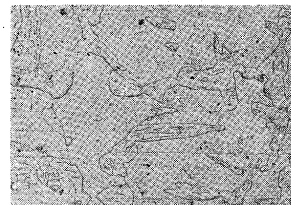
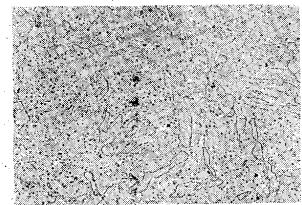
曲線と一致せないものは装置に基く誤差である。

本實驗範圍 (Cu 8% 以下) に於ては Cr 5% 及 10% を含む合金は高溫度に於ては全部 γ -相となり、Cu 2% に於て A_3 變態點が最低溫度となり、同時に變態範圍が極少となる (曲線 (2), (3), (4)) ことより共析點の組成は 2% 附近であることが知られる。Cr 12% の合金に於ては Cu 0% 及 1% の合金は高溫度に於ても全部 γ -相とならないのに Cu 2% 以上の合金は均一なる γ -相となる又 Cr 量が更に多い合金に於ても Cu の増加に依て變態の量を増す (第4圖曲線 (6), (7)) に因て Cu 量の増加は γ -相範圍を擴大することが知られる。猶此等の事實は更に顯微鏡的研究に依て證明することが出来る。

VI 顯微鏡的研究及切斷狀態圖

本系の合金は變態速度が緩慢であり又 α 及 γ の共存範圍即界域 IV の境界線並びに α -及 γ -相に對する Cu の溶

(寫眞 1 及び 3 は $\times 500$ 其他は $\times 400$ を寸法 $\frac{1}{2}$ に縮寫)

寫眞 1. Cr 9.91%, Cu 2.11%, C 0.08% 焼鈍 $\alpha + \epsilon + c$ 寫眞 2. Cr 4.87%, Cu 2.20%, C 0.07% 焼入 $\alpha + \gamma$ 寫眞 3. Cr 9.91%, Cu 2.11%, C 0.08%, 1,000°C 焼入 γ 寫眞 4. Cr 14.51%, Cu 2.11%, C 0.07%, 950°C 焼入 $\alpha + \gamma$ 寫眞 5. Cr 18.66%, Cu 4.03%, C 0.07%, 1,085°C 焼入 $\alpha + \gamma$ 寫眞 6. Cr 14.25%, Cu 6.09%, C 0.09%, 950°C 焼入 $\alpha + \gamma + \epsilon$

解度曲線の如きは熱膨脹變化の上に殆現れないに因て顯微鏡試験に依て決定した。試料は總て石英管中で眞空中に於て熱し 5% 及 10% Cr の合金では所要溫度に 30 分其他の合金では 90 分保持した後水中に焼入れて鏡檢した。第5表は各溫度から焼入れた試料の組織を示し寫眞 No. 1~6 は其の代表的のものを示す。

第 5 表 a

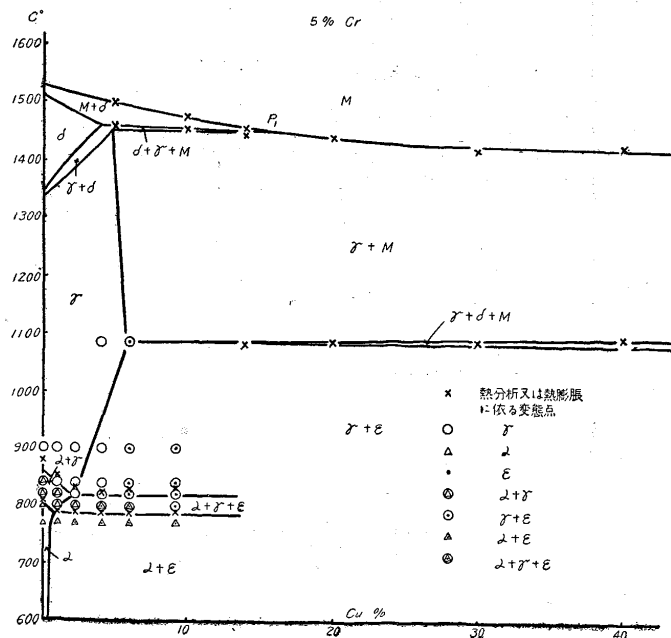
試料記號	燒 入 溫 度						
	770°C	790°C	800°C	820°C	840°C	900°C	1,085°C
5Cr 0	$\alpha+c$	$\alpha+c$	$\alpha+c$	$\alpha+\gamma+c$	$\alpha+\gamma$	γ	
5Cr 1Cu	$\alpha+\varepsilon+c$	$\alpha+\gamma+c$	$\alpha+\gamma+c$	$\alpha+\gamma+c$	γ	γ	
5Cr 2Cu	$\alpha+\varepsilon+c$	$\alpha+\gamma+c$	$\alpha+\gamma+c$	γ	γ	γ	
5Cr 4Cu	$\alpha+\varepsilon+c$	$\alpha+\gamma+\varepsilon+c$	$\alpha+\gamma+\varepsilon+c$	γ	γ	γ	γ
5Cr 6Cu	$\alpha+\varepsilon+c$	$\alpha+\gamma+\varepsilon+c$	$\alpha+\gamma+\varepsilon+c$	$\alpha+\gamma+\varepsilon$	$\gamma+\varepsilon$	$\gamma+\varepsilon$	$\gamma+\varepsilon$
5Cr 9Cu	$\alpha+\varepsilon+c$	$\alpha+\gamma+\varepsilon+c$	$\alpha+\gamma+\varepsilon+c$	$\gamma+\varepsilon$	$\gamma+\varepsilon$	$\gamma+\varepsilon$	
10Cr 0	$\alpha+c$	$\alpha+c$	$\alpha+c$	$\alpha+\gamma+c$	$\alpha+\gamma$	γ	
10Cr 1Cu	$\alpha+\varepsilon+c$	$\alpha+\varepsilon+c$	$\alpha+\gamma+c$	$\alpha+\gamma+c$	γ	γ	
10Cr 2Cu	$\alpha+\varepsilon+c$	$\alpha+\gamma+c$	$\alpha+\gamma+c$	$\gamma+c$	γ	γ	
10Cr 4Cu	$\alpha+\varepsilon+c$	$\alpha+\varepsilon+c$	$\alpha+\gamma+\varepsilon+c$	$\gamma+\varepsilon+c$	γ	γ	γ
10Cr 6Cu	$\alpha+\varepsilon+c$	$\alpha+\varepsilon+c$	$\alpha+\gamma+\varepsilon+c$	$\gamma+\varepsilon+c$	$\gamma+\varepsilon$	$\gamma+\varepsilon$	$\gamma+\varepsilon$
9Cr 8Cu	$\alpha+\varepsilon+c$	$\alpha+\gamma+\varepsilon+c$	$\alpha+\gamma+\varepsilon+c$	$\gamma+\varepsilon+c$	$\gamma+\varepsilon$	$\gamma+\varepsilon$	

Cは炭化物

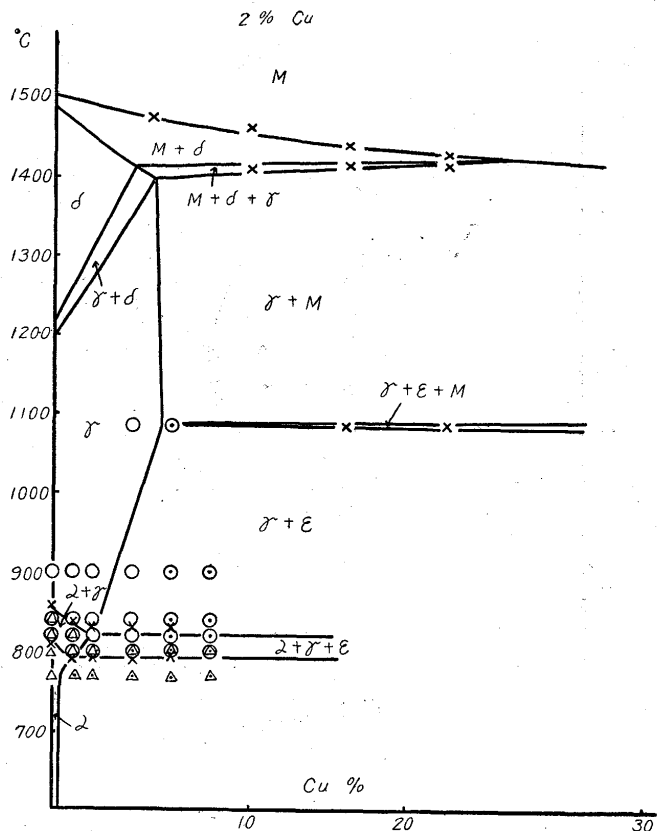
第 5 表 b

試料記號	燒 入 溫 度						
	770°C	800°C	850°C	900°C	950°C	1,000°C	1,085°C
12Cr 0	$\alpha+c$	$\alpha+c$	$\alpha+\gamma$	$\alpha+\gamma$	$\alpha+\gamma$	$\alpha+\gamma$	$\alpha+\gamma$
12Cr 1Cu	$\alpha+\varepsilon+c$	$\alpha+\gamma$	$\alpha+\gamma$	$\alpha+\gamma$	$\alpha+\gamma$	$\alpha+\gamma$	$\alpha+\gamma$
12Cr 2Cu	$\alpha+\varepsilon+c$	$\alpha+\gamma+\varepsilon$	$\alpha+\gamma$	$\alpha+\gamma$	$\alpha+\gamma$	$\alpha+\gamma$	$\alpha+\gamma$
12Cr 4Cu	$\alpha+\varepsilon+c$	$\alpha+\gamma+\varepsilon$	$\alpha+\gamma+\varepsilon$	$\gamma+\varepsilon$	$\gamma+\varepsilon$	$\gamma+\varepsilon$	γ
11Cr 6Cu	$\alpha+\varepsilon+c$	$\alpha+\gamma+\varepsilon$	$\alpha+\gamma+\varepsilon$	$\gamma+\varepsilon$	$\gamma+\varepsilon$	$\gamma+\varepsilon$	$\gamma+\varepsilon$
15Cr 0		$\alpha+c$	$\alpha+\gamma$	$\alpha+\gamma$	$\alpha+\gamma$	$\alpha+\gamma$	
14Cr 1Cu		$\alpha+\gamma+\varepsilon+c$	$\alpha+\gamma$	$\alpha+\gamma$	$\alpha+\gamma$	$\alpha+\gamma$	
15Cr 2Cu		$\alpha+\varepsilon+c$	$\alpha+\gamma$	$\alpha+\gamma$	$\alpha+\gamma$	$\alpha+\gamma$	
14Cr 4Cu		$\alpha+\gamma+\varepsilon+c$	$\alpha+\gamma+\varepsilon$	$\alpha+\gamma+\varepsilon$	$\alpha+\gamma+\varepsilon$	$\alpha+\gamma+\varepsilon$	$\alpha+\gamma$
14Cr 6Cu		$\alpha+\gamma+\varepsilon+c$	$\alpha+\gamma+\varepsilon$	$\alpha+\gamma+\varepsilon$	$\alpha+\gamma+\varepsilon$	$\alpha+\gamma+\varepsilon$	$\alpha+\gamma+\varepsilon$
17Cr 0			α	$\alpha+\gamma$	$\alpha+\gamma$	$\alpha+\gamma$	
16Cr 1Cu			$\alpha+\gamma$	$\alpha+\gamma$	$\alpha+\gamma$	$\alpha+\gamma$	
16Cr 2Cu			$\alpha+\gamma$	$\alpha+\gamma$	$\alpha+\gamma$	$\alpha+\gamma$	
16Cr 4Cu			$\alpha+\gamma+\varepsilon$	$\alpha+\gamma+\varepsilon$	$\alpha+\gamma+\varepsilon$	$\alpha+\gamma+\varepsilon$	$\alpha+\gamma$
16Cr 6Cu			$\alpha+\gamma+\varepsilon$	$\alpha+\gamma+\varepsilon$	$\alpha+\gamma+\varepsilon$	$\alpha+\gamma+\varepsilon$	$\alpha+\gamma+\varepsilon$
20Cr 0				$\alpha+c$	$\alpha+\gamma$	$\alpha+\gamma$	
19Cr 1Cu				$\alpha+c+\varepsilon$	$\alpha+\gamma$	$\alpha+\gamma$	$\alpha+\gamma$
19Cr 2Cu				$\alpha+c+\varepsilon$	$\alpha+\gamma$	$\alpha+\gamma$	$\alpha+\gamma$
19Cr 4Cu				$\alpha+c+\varepsilon$	$\alpha+\gamma+\varepsilon$	$\alpha+\gamma+\varepsilon$	$\alpha+\gamma$
18Cr 6Cu				$\alpha+c+\varepsilon$	$\alpha+\gamma+\varepsilon$	$\alpha+\gamma+\varepsilon$	$\alpha+\gamma+\varepsilon$
22Cr 0Cu						$\alpha+c$	$\alpha+c$
22Cr 1Cu						$\alpha+\varepsilon+c$	$\alpha+c$
22Cr 2Cu						$\alpha+\varepsilon+c$	$\alpha+c$
22Cr 4Cu						$\alpha+\varepsilon+c$	$\alpha+c+\varepsilon$

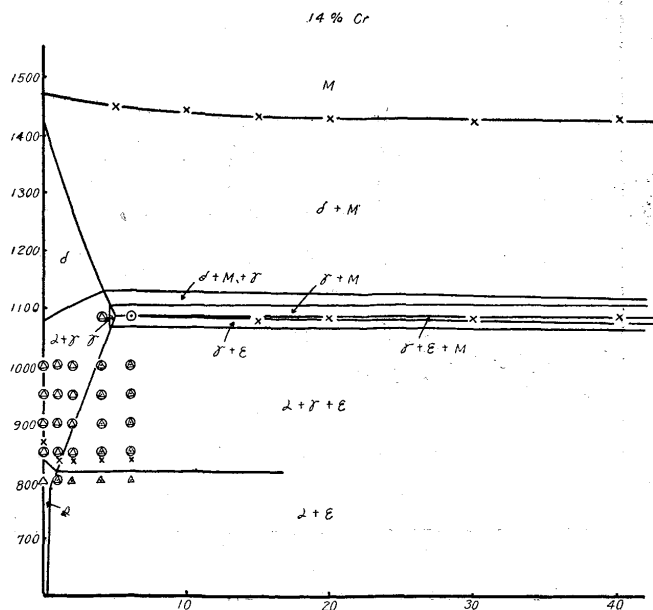
第 5 圖



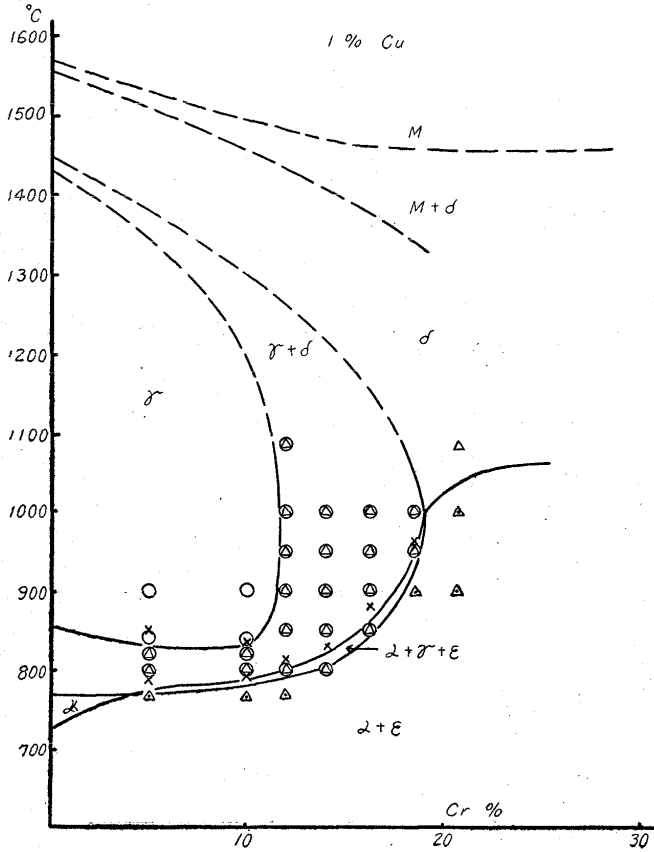
第 6 圖



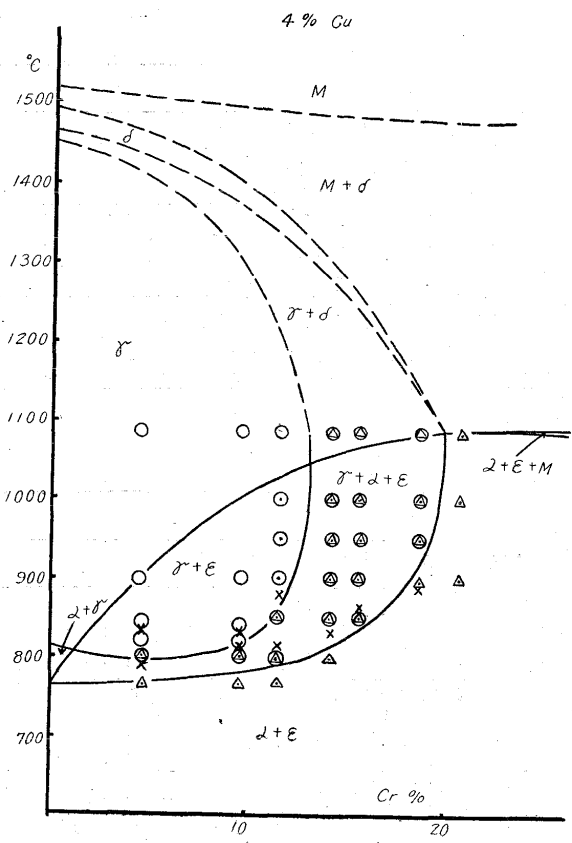
第 7 圖



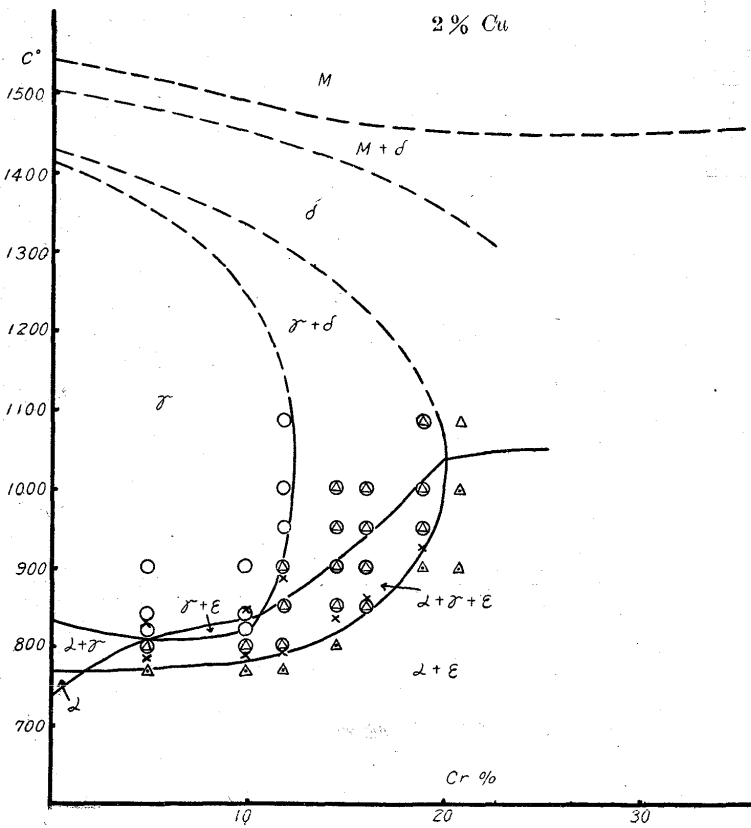
第 8 圖



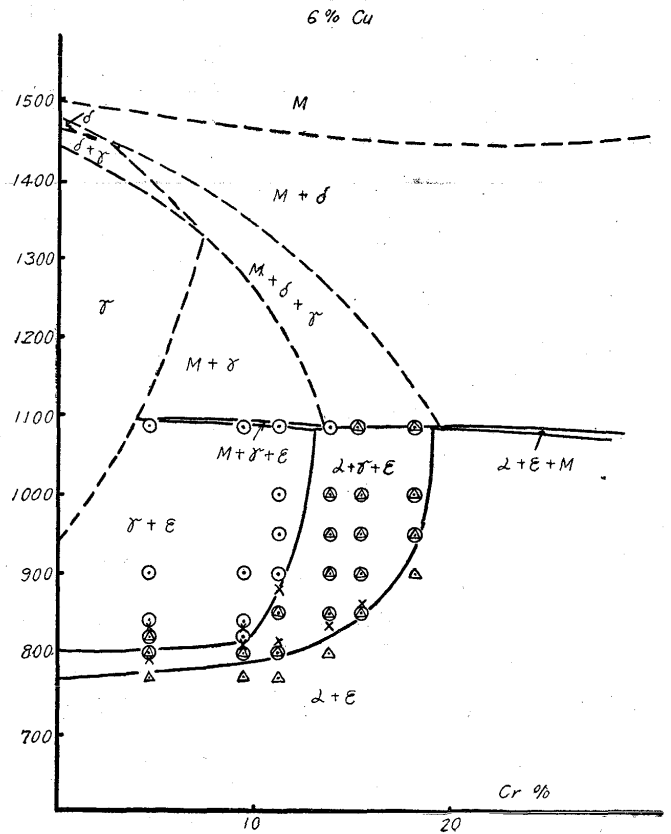
第 10 圖



第 9 圖



第 11 圖



寫眞 No. 1~No. 3 は界域 III に屬するもので No. 1 は焼鈍状態のもの No. 2 及 No. 3 は高温度より焼入れたものである。No. 1 は α と ϵ の共析組織より成り粒界に表れた黑色はセメントに依るパーライトである。No. 2 は α -相と γ -相との共存せる温度より焼入れたもので不規則なる白色部分は α -相、其他の部分は γ -相の變化せるものである。又 No. 3 は均一なる γ -相の温度より焼入れたものでマルテンサイトの如き針狀組織を示す。寫眞 No. 4 及 No. 5 は何れも界域 IV に屬し $\alpha+\gamma$ の二相よりなる寫眞 No. 6 は界域 II_b に屬する合金で $\alpha+\gamma+\epsilon$ の三相よりなる。

又顯微鏡試験の結果と熱分析及熱膨脹測定の結果に基づいて數種の切斷状態圖を作た。第 5~7 圖は第 1 圖 AC ($Fe\cdot Cr$ 邊)上の Cr 量 5%, 10%, 15% の點と B 點(Cu 100%) を結ぶ切斷状態圖、第 8~11 圖は夫々 Cu 1%, 2%, 4%, 6% で AC 邊に平行な切斷状態圖を示す。圖中 ○印は γ -相、△印は α 相、●印は ϵ 相を示す。二つ以上の組織成分からなる合金はこれ等の記號の組合せに依て示した。又 ×印は熱分析に於ける熱變化の點及熱膨脹測定に於て加熱の際の變態の始點及終點を示す。炭化物は圖から省いた。

第 5 圖及第 6 圖に於て液相線と包晶線 $M+\delta\rightarrow\gamma$ の交點 P_1, P_2 の組成より考へると包晶點 P の組成は Cr の増加に伴ひ高銅量となり第 1 圖曲線 PO は Cr 4%, Cu 17% 及 Cr 8%, Cu 23% の點を通ることが知られる。

又これ等の切斷状態圖から本系合金に於ける鐵の變態に

及ぼす Cu 及 Cr の影響を知ることが出来る。即ち

A_3 變態 $\gamma\rightleftharpoons\alpha$ はクロム量一定なるときは銅を増すに従て降下し共析點に至る (第 5~7 圖), 又銅量一定なるときはクロム量を増すに従て初めは僅かに降下し最低値に達し後急に上昇する (第 8~11 圖)。

A_1 變態 $\gamma\rightleftharpoons\alpha+\epsilon$ は銅量一定なるときは Cr の増加に依て初めは徐々に上昇し Cr 10% を越えてより急に上昇する (第 8~11 圖)。又クロム量一定なるときは銅に依る影響は殆んど無く銅量を増すも A_1 變態は一定である (第 5~7 圖)。

VI 總 括

炭素量 0.1% 以下, Cr 40% 以下, Cu 40% 以下の $Fe\cdot Cr\cdot Cu$ 系の合金に就き熱分析, 熱膨脹測定及び顯微鏡試験に依て研究し, それより $Fe\cdot Cr\cdot Cu$ 系平衡状態圖を求め次の結果を得た。(1) $Fe\cdot Cr$ 系の γ 相範圍は Cu の添加に依て擴大される。(2) $\gamma\cdot Fe$ に對する Cu の溶解度は Cr の添加に依て減少する。(3) $Fe\cdot Cu$ 系の共析温度は Cr の添加に依て徐々に上昇し 10% 以上に於て急に上昇する。(4) $Fe\cdot Cu$ 系の共析組成は Cr の添加に依て初めは少しく Cu 量を減じ後却て増加する。(5) 1,085°C に於て $M+\gamma\rightleftharpoons\alpha+\epsilon$ なる不變系變化が存在する

此の研究は東北帝國大學金屬材料研究所に於てなされたもので御懇切なる御指導を賜た村上教授に厚く御禮申上ます。