

## シルクロム鋼に関する研究(第1報)

## 鐵・炭素・クロム・珪素系切斷狀態圖の研究

(日本鐵鋼協會第 26 回講演大會講演 昭 16. 10. 東京)

山中直道\*・佐藤恭次郎\*

SEVERAL RESEARCHES INTO SILCHROME STEEL (Ist. Report):  
INVESTIGATION OF THE SECTIONAL DIAGRAM OF THE Fe-C-Cr-Si SERIES.

Naomiti Yamanaka and Kyôziro Satô.

**SYNOPSIS:**—Silchrome steel is a heat-resisting steel, containing Cr and Si as main alloying elements, and widely used for exhaust valves in the automotive field.

But there are many difficulties in manufacturing this kind of steel: for example, the quenching effect is insufficient, the distribution of carbide is irregular, the fracture is very coarse and the impact value is lower.

After several considerations on the causes, the authors assumed that the troubles were caused an account of the improper chemical composition. From investigation of the sectional diagram of Fe-C-Cr-Si series, the author proved that their assumption is right; according to the present diagram, it may be successfully shown that the phenomena mentioned above happen when the chemical composition lies in the gamma-loop region.

## I. 緒 言

シルクロム鋼は Si 及び Cr を主要合金元素とする耐熱特殊鋼で、Ni-Cr-W 系オーステナイト鋼に比較すれば、耐熱性、耐蝕性及び高温強度の諸點に於て遙かに劣るが、變態點高く耐熱性も比較的良好であり、且價格も低廉であるから、自動車の排氣弁其他耐熱部品に廣く使用せられてゐる。又最近は資源の關係から Ni, W 等を多量に含む Ni-Cr-W 系オーステナイト鋼の代用として航空機の排氣弁に使用せられんとする傾向にあり、益々その重要性を加へて來た。

而してその成分、熱處理及び機械的性質は第 1 表に示す如きもので、Si, Cr 含有量の多少の差異を除けば各國共

大體同様の成分である。猶 W, Mo の外に Ni を 1~2% 程度添加したものも用ひられてゐる。

然るに本鋼種は製造工程が極めて困難であつて、壓延狀態或は熱處理を行つたものの破面が著しく粗惡となり、その機械的性質殊に衝撃値が不同且低値を示す場合がある。

この脆性原因に就て錦織博士<sup>1)</sup>は(1)地鐵の偏析、(2)網目狀炭化物の存在、(3)過熱に依る結晶粒の粗大化の諸原因を挙げ、衝撃値を良好ならしむる熱處理方法として一旦 1,070°~1,100°C の高温度に加熱して炭化物を完全に固溶せしめて均一組織となし、再び 1,000°~1,030°C にて焼入を行つて結晶粒を微細化する即ち 2 回焼入法を提唱せられた。又同博士は村上、横山兩博士<sup>2)</sup>の決定せられた

1) 錦織清治、鐵と鋼 20 (昭 9) 91

2) 村上、横山、金屬の研究 7 (昭 5) 451

\* 特殊製鋼株式會社研究部

第 1 表

化 學 的 成 分						機 械 的 性 質						熱 處 理	
C	Si	Mn	Cr	W	Mo	降伏點 kg/mm <sup>2</sup>	抗張力 kg/mm <sup>2</sup>	延伸率 %	斷面收縮 率 %	シャルピー値 kgm/cm <sup>2</sup>	ブリネル 硬度	燒 入	燒 戻
0.4~0.5	2.8~3.2	0.3~0.5	12~15	—	—	>70	>90	>18	>45	>3	262~302	1000°~ 1050°	~850
0.4~0.5	2.8~3.2	0.3~0.5	12~15	—	<0.5	>75	>95	>20	>35	—	269~293	1050°	800°
0.30~0.45	2.0~3.5	0.35~0.65	8~13	—	—	>70	>90	>15	>35	>3	250~300	一 次 1070~1100	
0.30~0.45	2.0~3.0	<0.6	9~13	—	0.7~1.3	>70	>95	>18	>45	>3	262~302	二 次 1000~1050 1000~1050	850° 850°
0.3~0.4	2.0~2.5	0.2~0.45	12~13	1~2	—	65~75	90~100	>18	—	>2.5	250~280	燒 入	燒 戻

第2表  
化學的 成分

試料	C	Si	Mn	P	S	Cr
A	0.40	3.50	0.45	0.017	0.010	12.40
B	0.36	3.04	0.43	0.022	0.007	11.57

Fe-C-Cr-Si 系切斷狀態圖に基き、本鋼種は過共析鋼であつて往々見受けられる地鐵は偏析現象に依るものであると述べられてゐる。

然るに著者等の統計的な研究に依れば、異常破面を呈し衝撃値が低下するのは、焼入組織に地鐵が存在して焼入硬度が低い場合に多く、而も近似の組成を有するものには必ず地鐵が出現する事實を認めた。従つて、この地鐵は偏析現象に依つて出現するものではなく、不適當な化學組成に附隨して起る當然の現象であると考へねばならぬ。

而して脆性原因として錦織博士の列舉せられたる(2)及び(3)の原因は同博士も述べられてゐる如く、熱處理に依つて或程度除き得るに反し、フェライトの出現せる場合は焼入効果少く、破面が著しく粗悪となり、且炭化物の分布も不均一で熱處理に依り改良する事が出来ない。依つて本研究はこの場合に就て主として考察したものである。

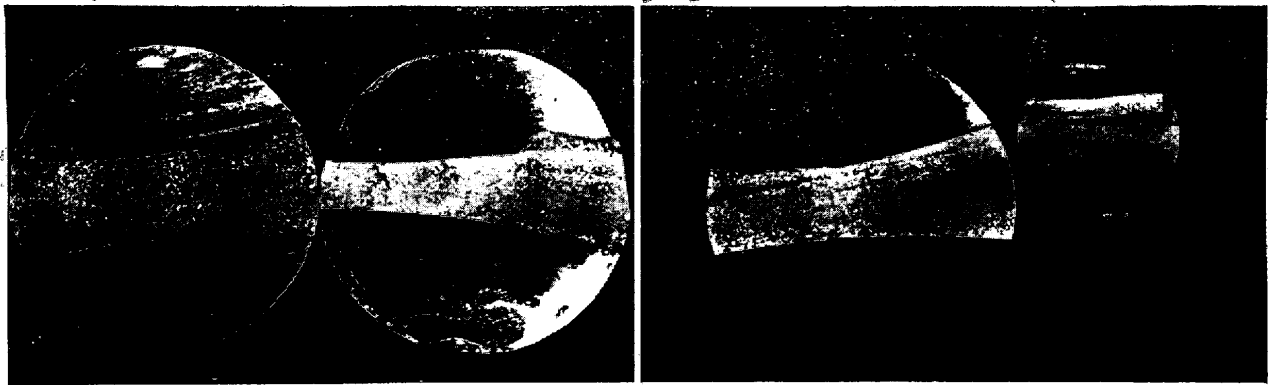
II. 脆性原因の探究

破面が粗大となつて衝撃値が低下する原因として、先づ第1に鍛鍊、壓延及び熱處理等の製造工程に於ける過熱現象を擧げる事が出来る。

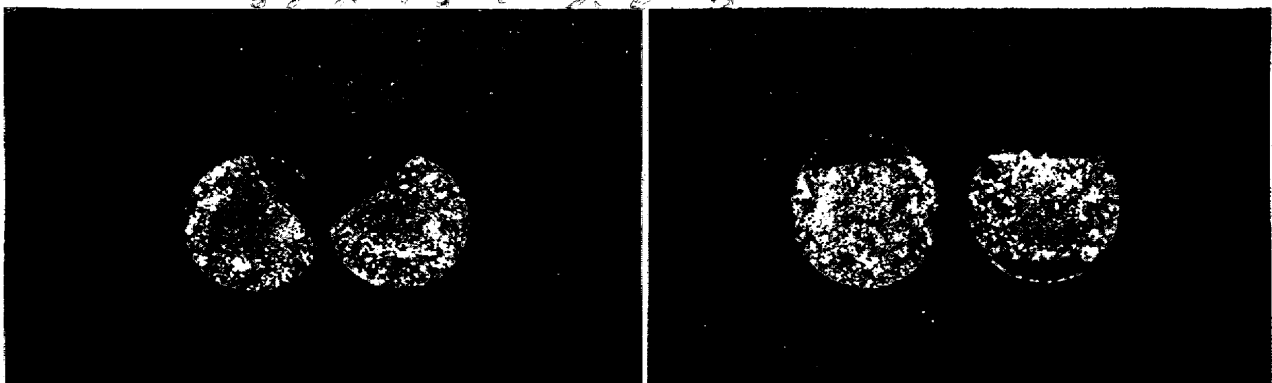
而して破面の粗大なものに焼入効果の充分なもの、不十分なものと二種類があるが、その中前者に屬するものは鍛鍊或は壓延の際に過熱されて結晶粒が粗大化しても、焼入加熱時の再結晶\*に依り結晶粒を微細化する事が出来る。又1回の再結晶で不十分な場合は數回行へば更に微細な結晶粒を得ることが出来る。但、シルクロム鋼に於ては著しく粗大化した結晶粒は再結晶を數回行つても完全に正常の状態に戻すことが困難であるから、なるべく過熱しないことが必要である。

寫真第1の(A)は0.34 C, 2.88 Si, 10.96 Cr, 0.81 Mo なる化學組成を有する試料の焼鈍破面で、良好なシルクロム鋼の其に比して稍々悪く壓延温度が高すぎたことを示してゐる。同一試料を1,000°Cより焼入れたもの及び同温度より2回焼入れたものの破面を夫々同圖の(B), (C)に示したが、此等の焼入破面は良好なシルクロム鋼と同様に破面は微細である。猶同圖の(D)は適當の温度にて再鍛鍊を行つた後焼入れたもので、その破面は更に良好

\* 變態に依りγ相の新結晶が生成することを便宜上再結晶と名付けて置く。



(A) (B) (C) (D) 寫真第1



寫真第2

寫真第3

である。

即ち、焼入効果の充分なものはたとへ製造工程に於て過熱を受けても一回乃至數回の再結晶に依り、或は再鍛錬後の再結晶に依り或程度結晶粒を微細化することが出来るから、過熱現象は衝撃値に對して著しい影響を及ぼさないことが知られる。

又炭化物の分布が不均一であることも衝撃値に影響を與へるが、焼入効果の充分なものは熱處理に依つて炭化物を均一に分布せしめることが出来る。従つて、この影響も除去することは困難でない。

然るに、焼入効果が不充分で破面が著しく粗大なものは、再結晶に依り結晶粒を微細化せしめることが出来ない。この事は次の實例に依り確めることが出来る。

即ち 0.43 C, 3.49 Si, 13.69 Cr なる組成を有する試料は焼入効果が不充分で、その焼鈍破面は寫眞 No. 2 に示す如く甚だ粗大である。而も 1000°C より焼入れたものの破面も寫眞 第 3 に示す如く何等の變化なく、結晶粒の微細化が起きてゐないことを示してゐる。

而して、本實例は焼鈍並に焼入破面の両者が何れも粗大な場合を示したのであるが、或場合には焼鈍破面は微細であつて、之を通常の焼入温度に加熱するのみで結晶粒の粗大化を起す例もある。又炭化物の分布も一般に不均一で熱處理に依り均一にすることが出来ない。

かくの如く焼入効果の充分なものに對しては過熱現象は衝撃値に著しい影響を及ぼさないが、焼入効果の不充分なものは製造工程に於て過熱を受けるか、或は單に通常の熱處理温度に加熱するのみで結晶粒が粗大化し、而も爾後如何なる方法を講ずるも結晶粒を微細化することが出来ず、又炭化物の分布も不均一であるから、衝撃値が不同且低値となる。

従つて焼入効果が不充分で衝撃値の低い場合に就て考察

を行へば良い。然るに焼入効果の不充分なる理由は製鋼過程にその原因を求めねばならぬ。其は他の過程に於ては起り得ないからである。

扱てシルクロム鋼は Si 及び Cr を主要合金元素とするもので、Fe-Si, Fe-Cr 各二元系平衡状態圖に見る如く  $\gamma$  相の界域がループを形成し、或限界量以上では如何なる温度に於ても  $\alpha$  相が常に存在してゐる。即ち、兩元素共にフェライト形成元素であるから、シルクロム鋼に於ても Si 及び Cr 量が不適當な場合は、 $\alpha$ ,  $\gamma$  の共存区域にはいるものと考へられる。かくの如き場合は焼入効果が不充分となり而も變態量が少いから結晶粒の微細化が充分行はれず、従つて結晶粒が粗大となる。又  $\alpha$  相は  $\gamma$  相に比して炭化物の溶解度が少いから、焼戻すときは焼入温度に於て  $\alpha$  相であつた部分に炭化物の析出が少く従つて炭化物の分布が不均一となる。此等の原因に依り衝撃値が不同且低値になるものと考へられる。この見解は次の實驗に依り確めることが出来る。

第 3 表

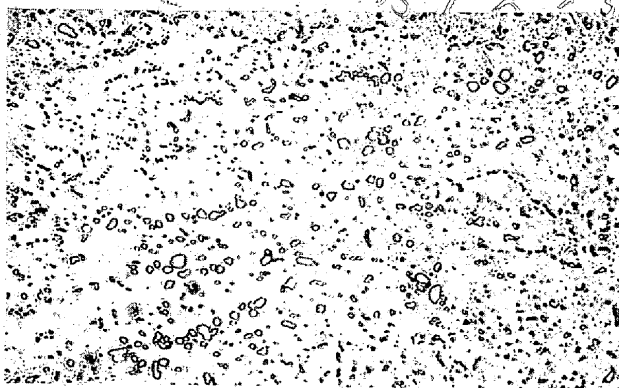
試料	機 械 的 性 質					熱 處 理			
	降伏 點 kg/ mm <sup>2</sup>	抗張 力 kg/ mm <sup>2</sup>	延伸 率 %	斷面 收縮 率 %	シヤ ルビ - 値 kgm /cm <sup>2</sup>	ブリネル 硬度	焼入	焼戻	
A	69.6	81.0	17.8	19	1'00	364	241	1000°油	800°油
B	93.0	104.0	22.2	49	5'33	512	277	1000°油	800°油

第 4 表

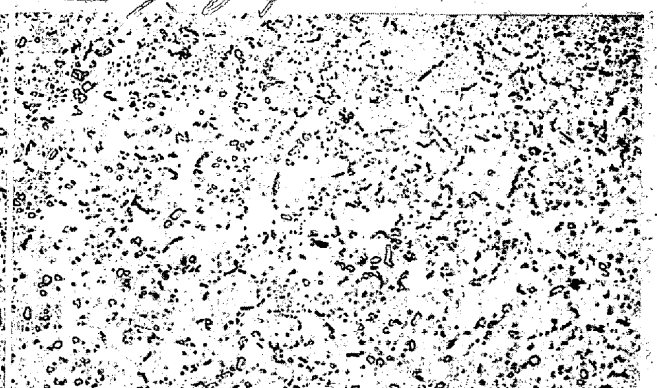
試料	組 織 成 分				
	800°	900°	1,000°	1,100°	1,200°
A	F+C	F+C	F+M+C	F+M+C	F+M
B	F+C	F+C	F+M+C	M+C	M

F=地鐵, C=炭化物, M=マルテンサイト

即ち、第 2 表の如き組成を有する二種類の供試材に就て、熱處理後の機械的性質を調べた。その結果は第 3 表の如くで、試料 A は焼入硬度低く結晶粒も粗大で衝撃値は



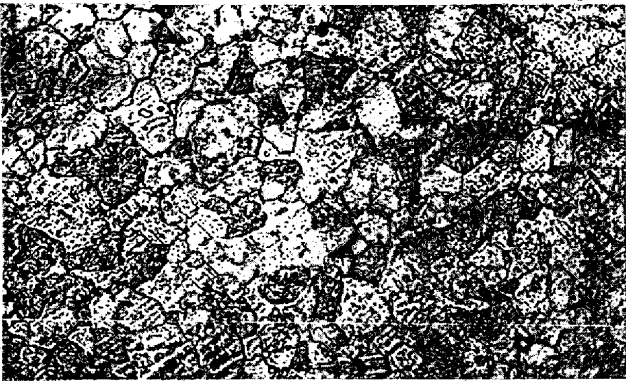
寫眞 第 4 800°C 焼入 ×500



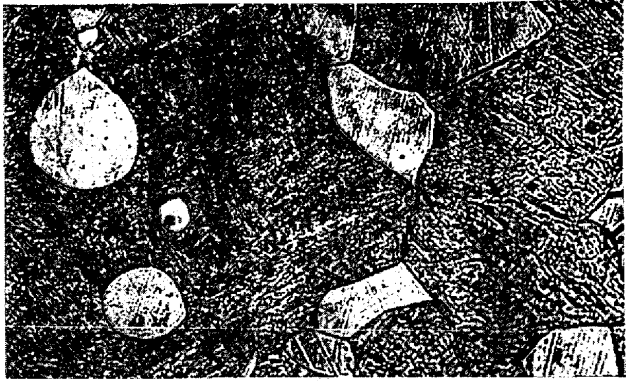
寫眞 第 5 900°C 焼入 ×500



51x 13 = 765



寫眞第6 1000°C 焼入 ×500

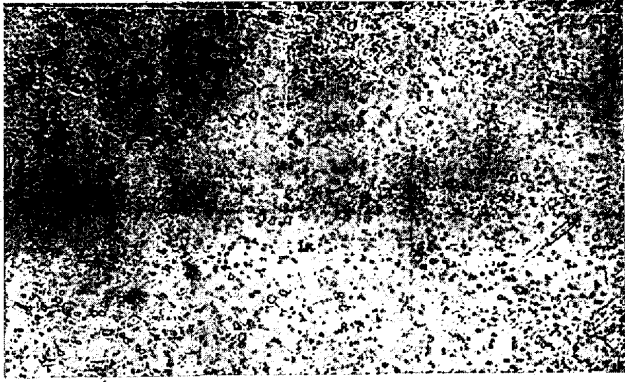


寫眞第7 1100°C 焼入 ×500

51x 15 = 765

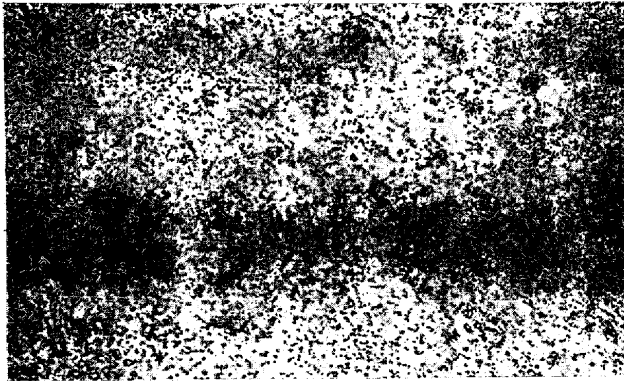


寫眞第8 1200°C 焼入 ×500

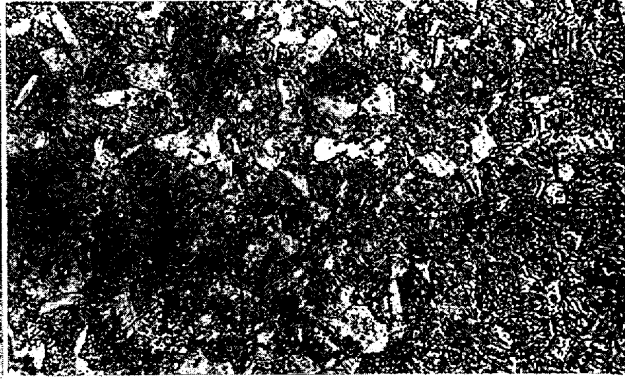


寫眞第9 800°C 焼入 ×500

51x 19 = 765

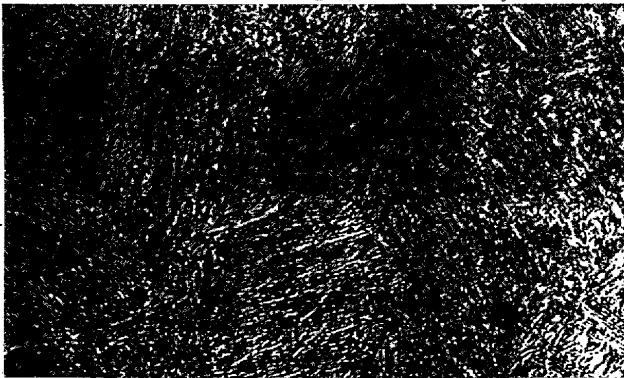


寫眞第10 900°C 焼入 ×500

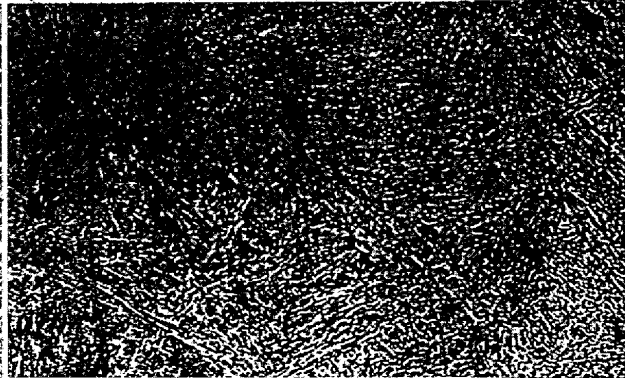


寫眞第11 1000°C 焼入 ×500

51x 25 = 765



寫眞第12 1100°C 焼入 ×500



寫眞第13 1200°C 焼入 ×500

著しく低値である。之に反して焼入硬度高く結晶粒の微細な試料 B は良好な衝撃値を示してゐる。

次に試料 A, B に就て温度に依る組織成分の變化の狀態を調べた。即ち焼入法に依り 800°, 900°, 1000°, 1100°, 1200° の各温度に加熱後氷水中に急冷して高温に於ける狀態を室温に持來して検鏡した。第 4 表はその結果を示したもので、其等の顯微鏡組織を寫眞 第 4~13 に掲げた。この中寫眞 第 4~8 は試料 A の顯微鏡組織、寫眞 第 9~13 は試料 B のそれで、焼入温度は夫々の寫眞に附記した。

この結果に依れば、破面が良好で衝撃値の大なる試料 B は一旦完全に  $\gamma$  相になるに反し、試料 A は 1200°C の高温になるもフェライトが消滅しない。即ち、その組成が  $\alpha, \gamma$  の共存区域内にあることが知られる。又寫眞 第 4 及び No. 9 より知られる如く、試料 A の炭化物の分布が試料 B の其に比して著しく不均一である。

以上に依り  $\alpha, \gamma$  の共存区域内にその組成を有するものは、衝撃値が不同且低値を示すことが明かになつたが、次

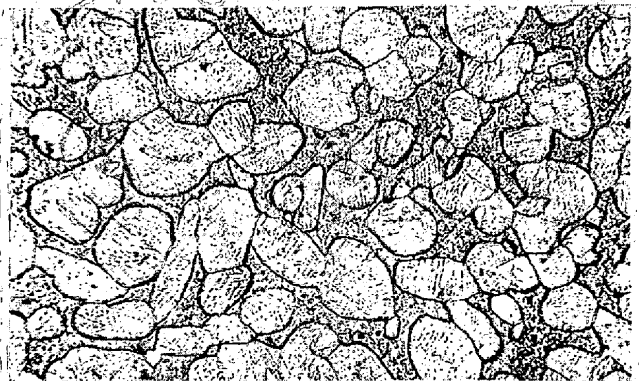
に如何なる場合に  $\alpha, \gamma$  の共存区域内にはいるかに就て考察せねばならぬ。

扱て、製鋼過程に於て起り得べき原因としては、(1) 偏析に依つて Si 及び Cr の濃度が局部的に大となるか、(2) 弧光爐内に於て合金元素が均一に熔融擴散しないために Si 及び Cr の濃度が部分的に太となるか、(3) 化學成分それ自體が不適當であるに依るか 3 原因を擧げることが出来る。

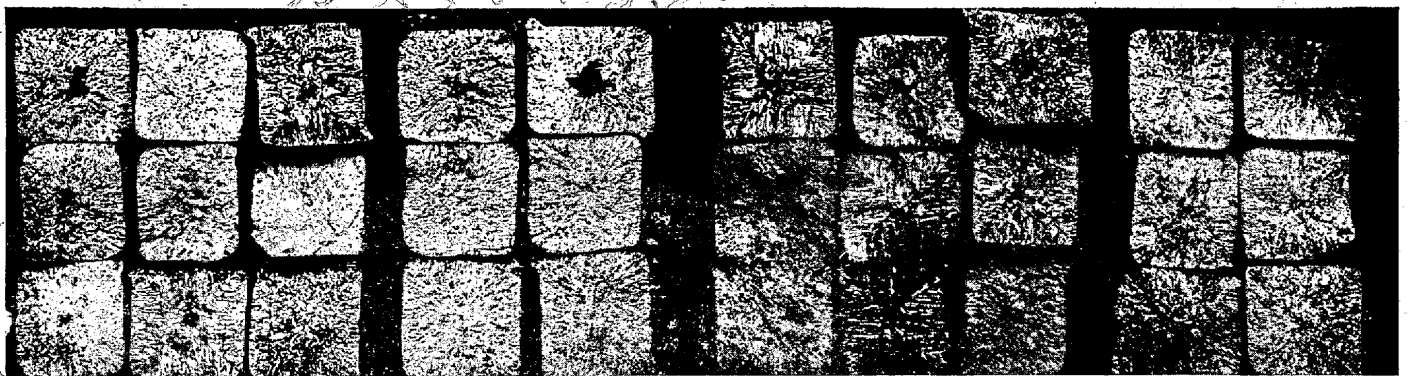
第一に擧げた結晶偏析に就て考察して見るに、試料 A の金型鑄造試料の破面は柱狀結晶が發達し、その顯微鏡組織は寫眞 第 14 の如くフェライト、マルテンサイト、炭化物の三相共存の狀態となつてゐる。若し結晶偏析に依つてフェライトが出現するものとすれば、1100°×2-h の加熱に依りフェライトが消失せんとする傾向を示すべきである。然るに、事實は之に反して寫眞 第 15 の如くフェライトは相互に凝集して全くオーステナイトと分離した。この事實はフェライトの出現が偏析現象に依らないことを示すものである。



寫眞 第 14  $15 \times 51 = 2765$  × 200



寫眞 第 15 × 200



30 mn	20 mn	10 mn	珪素投入後	20 mn	10 mn	クロム投入後	30 mn	20 mn	10 mn	珪素投入後	20 mn	10 mn	クロム投入後
寫眞 第 16	0.45 C,	2.22 Si,	0.38 Mn,	0.023 P,	寫眞 第 17	0.46 C,	2.12 Si,	0.40 Mn,	0.024 P,				
	0.018 S,	13.00 Cr,	0.98 Mo			0.016 S,	9.91 Cr,	0.98 Mo					

又鋼塊偏析に依り鋼塊の部分に依つて  $Si$  及び  $Cr$  の濃度が大となるに依るとすれば、同一鋼塊の總ての部分にフェライトが出現する事實を説明することが出来ない。従つて、結晶偏析、鋼塊偏析何れにも依らないことが明かとなる。

次に第二の原因として考へられる擴散不充分なる場合に就て考察して見る。

フェロシリコンは比重が小であつて、添加後も鋼浴上に熔融浮遊して均一に擴散し難いことは屢々觀察される所である。然し、添加後攪拌を充分に行ひ、且數回に分けて添加して出鋼迄に充分の時間をおけば均一なる鋼浴を得ることは容易である。

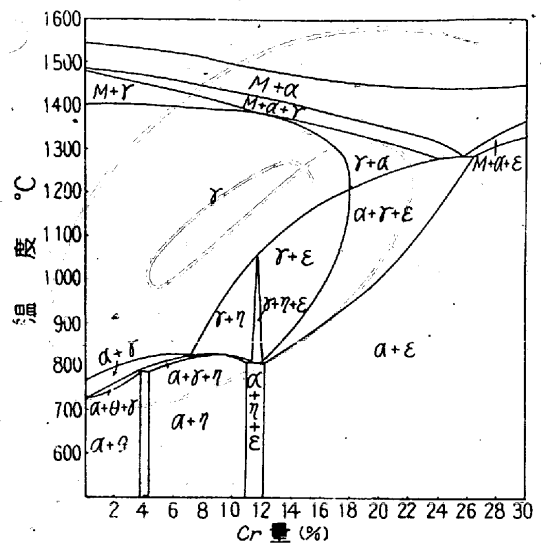
著者等は弧光爐熔解に於ける還元期に於てフェロクロム、フェロシリコンを投入せる後 10 mm 毎に金型試料を装入口、電極直下、後壁の3箇所より採取して、その破面、顯微鏡組織及び化學分析を行つた結果、投入終了後 30 min 以上経過すれば充分均一に熔解することを認めた。寫眞第 16~17 はその破面の狀況を示したもので、上段は後壁、中段は電極直下、下段は装入口より採取せる試料で、採取時期及び出鋼後の化學成分は同圖に附記した。尙出鋼時期は何れも最後に試料を採取してより約 1 h を経過してゐる。圖に於て柱狀結晶が發達してゐるのは、未だフェロシリコンが均一に熔融擴散してゐないためである。即ち、寫眞第 16 に於ては 30 min で既に柱狀結晶を呈するものなく擴散が充分に行はれてゐることを示してゐるが、寫眞第 17 では未だ均一ではない。然し出鋼迄に約 1 h を経過してゐるから、擴散は充分であると考へられる。従つて擴散不充分のために合金元素の濃度が局部的に大になるとは考へられない。<sup>\*</sup>

以上の考察に依り、フェライトの出現が (1) 及び (2) の原因に依らないものとすれば、當然第 3 の原因に依るべき結論となる。即ち、化學組成がたとひ第 1 表に示した組成の範囲内にあつても  $Si$  及び  $Cr$  の相互關係が不適當であれば  $\alpha$ ,  $\gamma$  の共存区域内にはいるべきことになる。

然るに村上、横山兩博士<sup>2)</sup> の決定せられた  $Fe-C-Cr-Si$  系切斷狀態圖に依れば、 $Si$  量の増加と共に  $\gamma$  相の界域が高クロム側に移動してあり、従つて兩博士の狀態圖に依れば、 $Si$  及び  $Cr$  量が或程度大となつても  $\alpha$ ,  $\gamma$  の共存區域が得られないこととなる。この事は著者等の見解と

<sup>\*</sup> 弧光爐内に於ける合金元素の擴散現象に就ては後報に於て詳細に報告する。

2) 村上、横山、前掲



第 1 圖

相反するものであり且兩元素がフェライト形成元素であることと相容れない。

依つて著者等は  $Fe-C-Cr-Si$  系切斷狀態圖の再検討を行ひ、それに依つてシルクロム鋼の脆性原因が不適當なる化學成分それ自體に依ると言ふ前述の結論を確めることにした。

### III. $Fe-C-Cr-Si$ 系切斷狀態圖の構成

#### 1. 實驗試料及びその方法

シルクロム鋼の含炭素量は平均 0.4% であるから、本研究に於ては  $C$  を 0.4% に一定となし、 $Si$  を 0~5%、 $Cr$  6~16% の範囲に變化せしめた。

第 1 圖は村上博士及びその協同研究者の決定せられた  $Fe-C-Cr$  三元系總合狀態圖に基いて求めた  $C=0.4\%$  に於ける切斷狀態圖であつて、本狀態圖に及ぼす  $Si$  の影響を見ることにした。

熔解原料は精製鋼、フェロシリコン、フェロクロムを使用し、35 kVA 高周波爐にてマグネシヤ裏付の下に試料を熔製した。試料の化學成分は第 5 表に示したが、熔解原料の關係上  $Mn$ ,  $Ni$  を少量含有してゐる。然し實際の鋼種に於ては常にこの程度の不純物を含有してゐるから、その場合に適用し得ると考へて試料を熔製した。

各試料の熔解量は 7 kg で、何れも 15 mm 角に鍛延した。簡單のために試料は化學組成の如何に関せず 800°C にて 1 h 焼鈍軟化を行ひ、變態點測定用試片、組織及び硬度検査用試片を採取した。變態點測定用試片は長さ 8 cm、直径 5 mm を用ひ、組織及び硬度検査用試片は約 15 mm 角



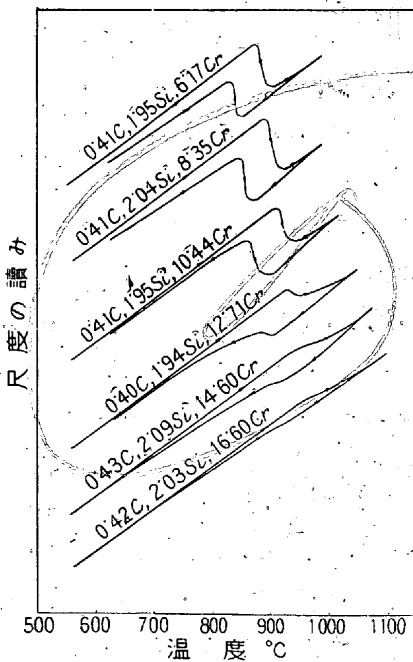
第 5 表

試料 番 號	化 學 成 分					試料 番 號	化 學 成 分				
	C	Si	Mn	Ni	Cr		C	Si	Mn	Ni	Cr
1	0.40	0.50	0.21	0.17	6.21	19	0.40	3.39	0.15	0.16	6.14
2	0.39	0.47	0.19	0.18	8.52	20	0.42	3.47	0.18	0.22	8.17
3	0.41	0.42	0.22	0.17	10.73	21	0.42	3.07	0.23	0.26	10.56
4	0.40	0.44	0.25	0.22	12.48	22	0.40	2.91	0.23	0.24	12.65
5	0.40	0.47	0.21	0.24	14.33	23	0.42	3.03	0.22	0.24	14.17
6	0.41	0.60	0.16	0.20	16.34	24	0.42	2.91	0.23	0.22	16.98
7	0.41	1.16	0.21	0.14	6.11	25	0.39	3.98	0.19	0.16	5.82
8	0.41	1.02	0.22	0.13	9.04	26	0.41	4.15	0.22	0.22	8.52
9	0.40	0.91	0.22	0.13	9.98	27	0.40	4.64	0.25	0.14	10.59
10	0.43	1.00	0.22	0.12	12.56	28	0.41	3.95	0.23	0.20	12.94
11	0.43	0.99	0.21	0.17	14.36	29	0.41	4.24	0.25	0.19	14.78
12	0.43	1.08	0.15	0.15	16.46	30	0.40	4.05	0.16	0.24	16.49
13	0.41	1.95	0.26	0.22	6.17	31	0.40	5.24	0.26	0.24	6.37
14	0.41	2.04	0.23	0.22	8.35	32	0.41	5.66	0.17	0.24	8.73
15	0.41	1.95	0.22	0.20	10.44	33	0.41	5.04	0.23	0.30	10.14
16	0.40	1.94	0.23	0.33	12.71	34	0.41	5.20	0.26	0.28	12.80
17	0.42	2.09	0.22	0.24	14.60	35	0.42	5.24	0.23	0.31	14.50
18	0.42	2.03	0.15	0.24	16.60	36	0.42	5.00	0.17	0.27	16.26

に切断して用ひた。變態點は熱膨脹計に依り、溫度に依る組織成分の變化は焼入法に依つて決定し、同時に焼入試料に就て硬度の測定を行ひ變態點並に組織成分の變化の狀態の鑑識上の参考にした。殊に Si, Cr 量が増加してその組成がフェライトのループ中に相當する場合には變態點及び組織變化の狀態の判定が容易でない。かくの如き場合には硬度變化の測定が著しく参考となつた。

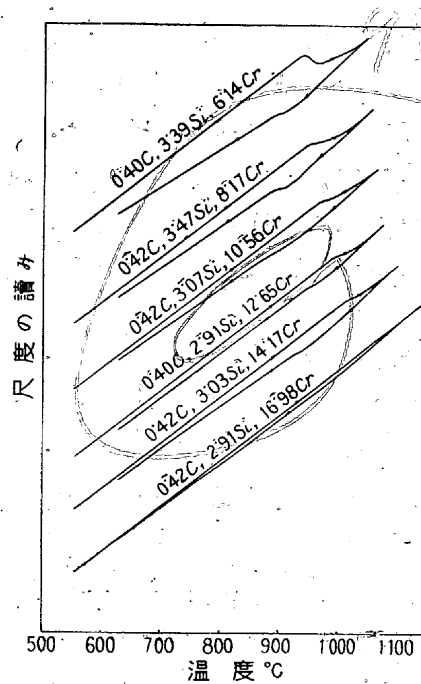
2. 實驗結果

1. 變態點 第 2, 3 圖は Si 2% 及び 3% を含む總



第 2 圖

ての試料の熱膨脹曲線である。而して、檢鏡の結果に依れば、本研究の組成範圍に於ては亞共析鋼は存在しないから、兩圖に於ける加熱の際の變化の始點及び終點は夫々  $A_{c1}$  の始點及び終點を表し、冷却の際の變化の始點及び終點は夫々  $A_{r1}$  の始點及び終點を表すものである。即



第 3 圖

を附したものは變態の始點或は終點の不明瞭な場合である。この傾向は Si 及び Cr が高くなるに従つて著しく、第 2, 3 圖に於ても良く認められる。

第 4, 5 圖は Si 及び Cr 含有量に依る  $A_{c1}$  點の變化を表したもので、變態點の不明瞭なものは顯微鏡組織及び焼入硬度の變化より判斷して、圖中●印を以て表し、●印間を結ぶ直線は點線を以て示した。

此等の結果に依れば、變態點は Si 及び Cr 量の増加と共に何れも上昇するが、その影響は第 4 圖に見る如く Si

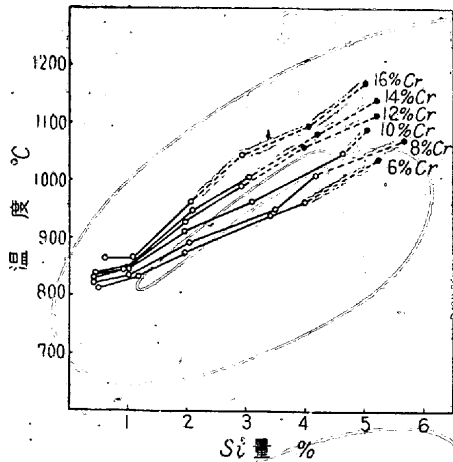
ち過共析鋼の場合には  $A_{cm}$  及び  $A_{rcm}$  に相當する變化は極めて微少であつて、曲線上には認められないから、加熱の際の變化の終點並に冷却の際の變化の始點を夫々  $A_{c1}$  の終點並に  $A_{r1}$  の始點として差支がないからである。

第 6 表に總ての試料の變態點を示したが、表中～印

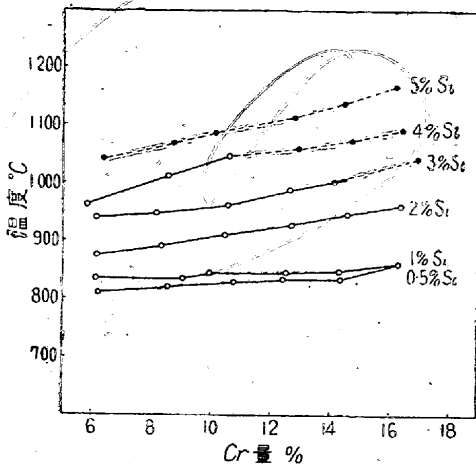
第 6 表

試料 番 號	加熱に於ける變化		冷却に於ける變化		試料 番 號	加熱に於ける變化		冷却に於ける變化	
	始點(Ac <sub>1</sub> )	終點(Ac <sub>1</sub> )	始點(Ar <sub>1</sub> )	終點(Ar <sub>1</sub> )		始點(Ac <sub>1</sub> )	終點(Ac <sub>1</sub> )	始點(Ar <sub>1</sub> )	終點(Ar <sub>1</sub> )
1	812	835	774	764	19	940	958	921	907
2	821	840	793	774	20	948	~	~	917
3	830	845	802	783	21	963	~	~	932
4	835	853	807	783	22	990	~	~	948
5	835	862	830	793	23	1005	~	~	~
6	863	880	~	840	24	~	~	~	~
7	835	866	802	779	25	963	1003	~	~
8	835	867	817	779	26	1013	~	~	~
9	845	867	821	793	27	1048	~	~	~
10	845	871	830	812	28	~	~	~	~
11	850	872	~	~	29	~	~	~	~
12	863	~	~	~	30	~	~	~	~
13	875	903	848	830	31	~	~	~	~
14	893	921	866	848	32	~	~	~	~
15	912	940	893	866	33	~	~	~	~
16	930	948	907	890	34	~	~	~	~
17	948	~	~	~	35	~	~	~	~
18	963	~	~	~	36	~	~	~	~

に於て著しく、1% Si に付き 30~50°C の上昇を示してゐる。Cr は第5圖の如く Si 程著しい影響はない。辨用



第 4 圖



第 5 圖

鋼としては、使用温度に於て變態を起さないことが必要であつて、上述の結果に依つてかくの如き條件を満足する如く兩元素の量を適當に決定することが出来る。

2. 温度に依る組織成分の變化 15 mm 角に切斷せる供試材に就て、600°, 700°, 800°, 850°, 900°, 1000°, 1050°, 1100°, 1200°, 1300°C

の各温度に 30 mm 加熱後氷水中に焼入を行ひ、王水グリセリン溶液にて腐蝕檢鏡した。炭化物の檢出には村上試薬を併用した。

第7表に全試料の各温度に於て平衡する組織成分を示したが、表中 F は α 相、M はマルテンサイト、C は炭化物、m は融體を示す。マルテンサイトはその温度に於ては γ 相であることは勿論である。猶残留オーステナイトの存在する場合もあるが、簡單のため M なる記號に含めて表すことにした。

又 Fe-C-Cr 三元系に於ては θ 相 [(Fe, Cr)<sub>3</sub>C], η 相 [(Fe, Cr)<sub>7</sub>C<sub>3</sub>], ε 相 [(Fe, Cr)<sub>4</sub>C] の 3 種の炭化物があらはれるが、Si が加はる時はフェライト及び炭化物中にも固溶すると考へられるから、本研究では炭化物間の區別は設けないことにした。

猶フェライトのループ中にその組成を有するものの中、變態を起して一部がオーステナイトに變化しても、熱膨脹計並に檢鏡に依つては判定困難な場合がある。この場合には硬度變化の状態に依つて明かにすることが出来た。第8表に各温度より焼入た場合のブリネル硬度を示した。本表に依れば化學成分並に温度に依る組織成分の變化が大體判斷出来るから、製鋼時に於ける化學成分の選定或は焼入温度の決定の際に参考となるものである。

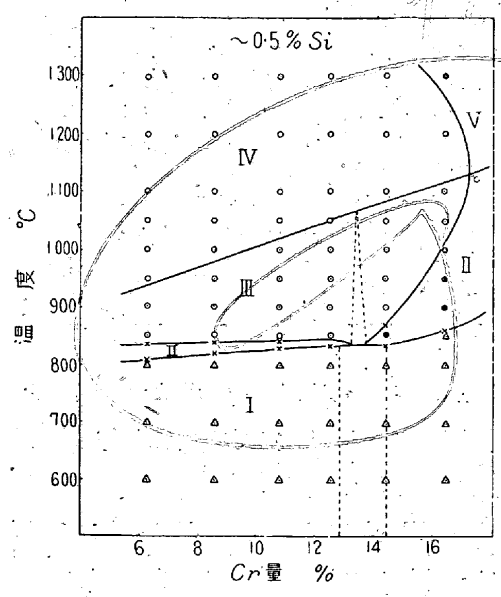
3. 切斷状態圖の決定 以上の實驗的結果に基いて數種の切斷状態圖を決定した。Cr<sub>2</sub>量を横軸にとつた場合を第6~11圖に、Si量を横軸にとつた場合を第12~17圖に示



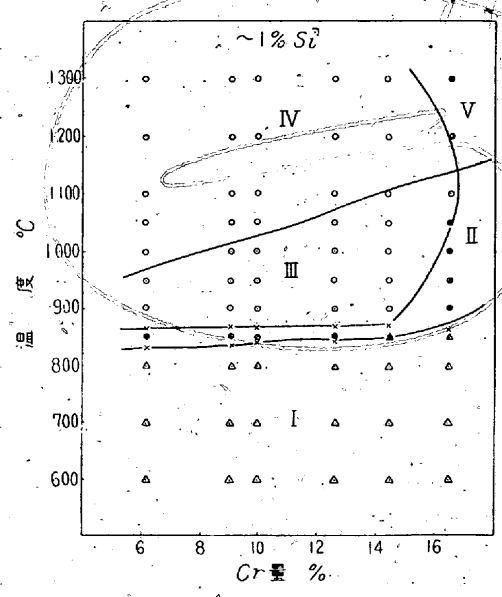
# 特表

第 7 表

試料 番號	組 織 成 分										
	600°	700°	800°	850°	900°	950°	1000°	1050°	1100°	1200°	1300°
1	F+C	F+C	F+C	M+C	M+C	M	M	M	M	M	M
2	F+C	F+C	F+C	M+C	M+C	M+C	M	M	M	M	M
3	F+C	F+C	F+C	M+C	M+C	M+C	M+C	M	M	M	M
4	F+C	F+C	F+C	M+C	M+C	M+C	M+C	M	M	M	M
5	F+C	F+C	F+C	F+M+C	M+C	M+C	M+C	M+C	M	M	M
6	F+C	F+C	F+C	F+C	F+M+C	F+M+C	F+M+C	M+C	M+C	M	F+M
7	F+C	F+C	F+C	F+M+C	M+C	M+C	M	M	M	M	M
8	F+C	F+C	F+C	F+M+C	M+C	M+C	M+C	M	M	M	M
9	F+C	F+C	F+C	F+M+C	M+C	M+C	M+C	M	M	M	M
10	F+C	F+C	F+C	F+M+C	M+C	M+C	M+C	M+C	M	M	M
11	F+C	F+C	F+C	F+C	M+C	M+C	M+C	M+C	M+C	M	M
12	F+C	F+C	F+C	F+C	F+M+C	F+M+C	F+M+C	F+M+C	M+C	F+M	F+M
13	F+C	F+C	F+C	F+C	F+M+C	M+C	M+C	M	M	M	M
14	F+C	F+C	F+C	F+C	F+M+C	M+C	M+C	M	M	M	M
15	F+C	F+C	F+C	F+C	F+C	F+M+C	M+C	M+C	M	M	M
16	F+C	F+C	F+C	F+C	F+C	F+M+C	F+M+C	M+C	M+C	M	M
17	F+C	F+C	F+C	F+C	F+C	F+M+C	F+M+C	F+M+C	M+C	M	M
18	F+C	F+C	F+C	F+C	F+C	F+C	F+M+C	F+M+C	F+M+C	F+M	F+M
19	F+C	F+C	F+C	F+C	F+C	F+M+C	M+C	M	M	M	M
20	F+C	F+C	F+C	F+C	F+C	F+C	F+M+C	M+C	M	M	M
21	F+C	F+C	F+C	F+C	F+C	F+C	F+M+C	F+M+C	M+C	M	M
22	F+C	F+C	F+C	F+C	F+C	F+C	F+M+C	F+M+C	M+C	M	M
23	F+C	F+C	F+C	F+C	F+C	F+C	F+C	F+M+C	F+M+C	F+M	F+M
24	F+C	F+C	F+C	F+C	F+C	F+C	F+C	F+M+C	F+M+C	F+M	F+M
25	F+C	F+C	F+C	F+C	F+C	F+C	F+M+C	M+C	M	M	M
26	F+C	F+C	F+C	F+C	F+C	F+C	F+C	F+M+C	M+C	M	M
27	F+C	F+C	F+C	F+C	F+C	F+C	F+C	F+C	F+M+C	F+M	F+M+m
28	F+C	F+C	F+C	F+C	F+C	F+C	F+C	F+C	F+M+C	F+M	F+M+m
29	F+C	F+C	F+C	F+C	F+C	F+C	F+C	F+C	F+M+C	F+M+C	F+M+m
30	F+C	F+C	F+C	F+C	F+C	F+C	F+C	F+C	F+M+C	F+M+C	F+M+m
31	F+C	F+C	F+C	F+C	F+C	F+C	F+C	F+M+C	F+M+C	F+M	F+M
32	F+C	F+C	F+C	F+C	F+C	F+C	F+C	F+C	F+M+C	F+M+m	F+M+m
33	F+C	F+C	F+C	F+C	F+C	F+C	F+C	F+C	F+M+C	F+M+C+m	F+M+m
34	F+C	F+C	F+C	F+C	F+C	F+C	F+C	F+C	F+C	F+M+C+m	F+M+m
35	F+C	F+C	F+C	F+C	F+C	F+C	F+C	F+C	F+C	F+M+C+m	F+M+m
36	F+C	F+C	F+C	F+C	F+C	F+C	F+C	F+C	F+C	F+M+C+m	F+m



第 6 圖



第 7 圖

第 8 表

Si = 0.5							Si = 3.0								
Cr%	6	8	10	12	14	16	Cr%	6	8	10	12	14	16		
試料番號	(1)	(2)	(3)	(4)	(5)	(6)	試料番號	(19)	(20)	(21)	(22)	(23)	(24)		
ブリネル硬度							ブリネル硬度								
溫度	600	191	215	219	235	248	242	溫度	600	266	278	255	268	249	241
	700	188	213	217	235	255	241		700	269	275	256	271	257	250
	800	186	211	212	234	241	229		800	262	283	256	262	248	230
	850	461	441	426	412	333	256		850	242	268	249	262	245	236
	900	510	514	474	464	438	300		900	241	266	248	250	255	230
	950	601	547	534	518	492	383		950	366	265	248	248	241	242
	1000	601	592	555	555	551	451		1000	601	415	451	288	248	241
	1050	601	601	601	560	573	573		1050	637	601	555	474	278	252
	1100	601	606	601	582	592	578		1100	601	601	578	569	444	288
	1200	601	606	601	597	564	514		1200	606	606	555	573	417	274
	1300	601	616	606	606	518	514		1300	606	606	578	534	363	266
Si = 1.0							Si = 4.0								
Cr%	6	8	10	12	14	16	Cr%	6	8	10	12	14	16		
試料番號	(7)	(8)	(9)	(10)	(11)	(12)	試料番號	(25)	(26)	(27)	(28)	(29)	(30)		
ブリネル硬度							ブリネル硬度								
溫度	600	212	248	207	215	229	246	溫度	600	300	295	306	255	277	265
	700	216	246	207	217	256	253		700	293	286	309	275	293	271
	800	210	245	204	241	252	244		800	298	302	300	272	285	269
	850	470	441	415	351	311	236		850	295	306	302	269	257	257
	900	522	495	481	464	429	271		900	283	300	300	265	260	256
	950	578	573	518	538	518	347		950	288	285	278	259	259	269
	1000	601	587	564	560	547	444		1000	551	285	302	269	255	257
	1050	601	601	578	564	555	538		1050	621	564	285	265	293	255
	1100	601	601	597	597	555	514		1100	621	601	448	385	293	274
	1100	601	601	597	592	542	426		1200	621	601	518	378	293	277
	1300	601	601	597	555	534	388		1300	637	592	448	345	293	280
Si = 2.0							Si = 5.0								
Cr%	6	8	10	12	14	16	Cr%	6	8	10	12	14	16		
試料番號	(13)	(14)	(15)	(16)	(17)	(18)	試料番號	(31)	(32)	(33)	(34)	(35)	(36)		
ブリネル硬度							ブリネル硬度								
溫度	600	225	232	236	234	240	213	溫度	600	311	333	336	321	302	302
	700	229	229	241	229	241	221		700	311	354	341	321	315	293
	800	225	234	240	229	241	210		800	307	337	343	341	323	311
	850	225	228	223	228	235	223		850	325	337	331	333	306	313
	900	481	302	229	224	240	210		900	292	333	337	321	319	311
	950	555	551	477	361	250	200		950	307	338	321	326	321	304
	1000	578	592	547	534	373	204		1000	311	338	311	226	325	290
	1050	606	601	621	555	507	293		1050	522	302	311	321	321	306
	1100	606	601	621	560	510	385		1100	564	321	383	321	311	306
	1200	627	611	632	555	470	274		1200	499	606	420	325	317	302
	1300	587	592	578	547	477	271		1300	329	582	393	325	317	317

第 9 表

界域	組 織 成 分
I	フェライト + 炭化物
II	フェライト + オーステナイト + 炭化物
III	オーステナイト + 炭化物
IV	オーステナイト
V	フェライト + オーステナイト
VI	フェライト + オーステナイト + 炭化物 + 融體
VII	フェライト + オーステナイト + 融體
VIII	フェライト + 融體

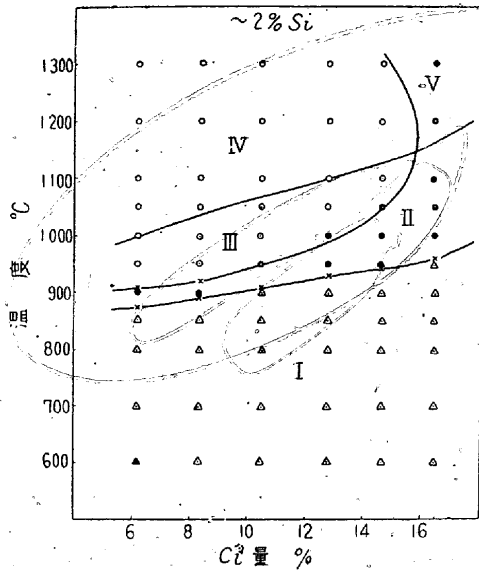
した。第 18~23 圖は等温状態圖である。此等の圖に於て

△ はフェライト、● は炭化物、○ はオーステナイト、○ は融體を表し、二相以上共存する時は此等の符號を組合せて使用した。

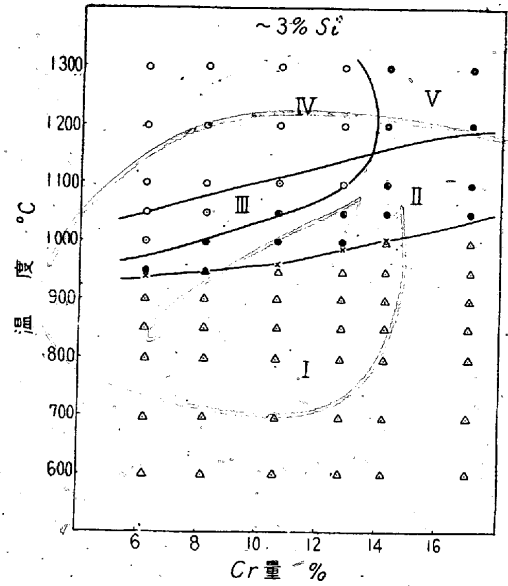
本系の切斷状態圖は數種の界域に分れ、各界域を組織に依つて分類すれば第 9 表の如くである。

此等の状態圖より次の事實を知ることが出来る。

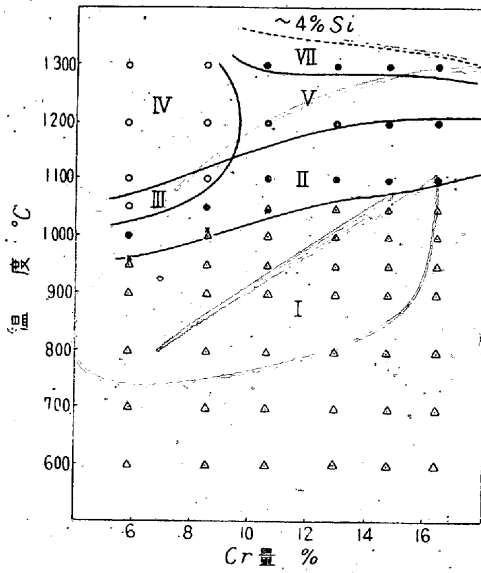
1) α 相と炭化物よりなる界域 I は Si 及び Cr 量の増加と共に高温側に移動し、その割合は Si の場合に著し



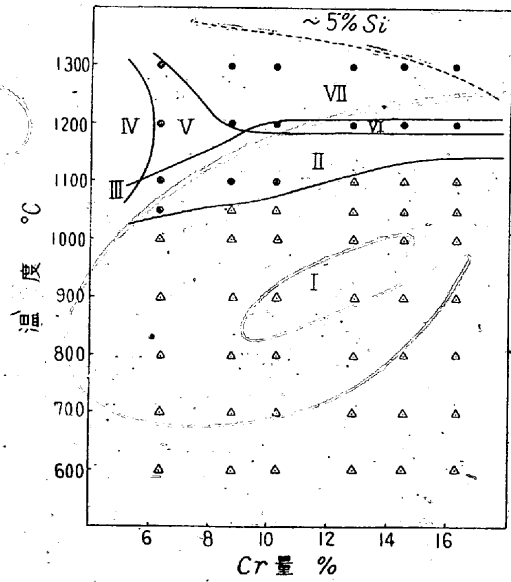
第 8 圖



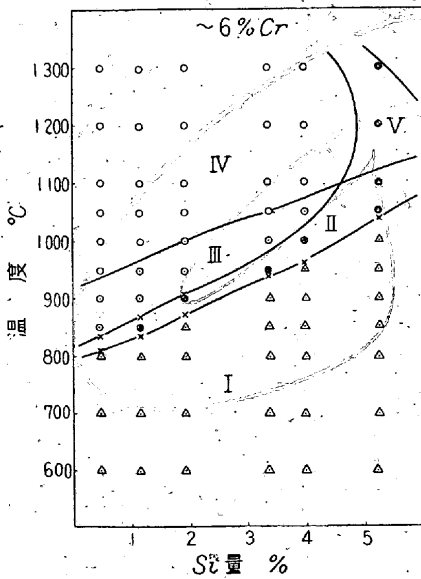
第 9 圖



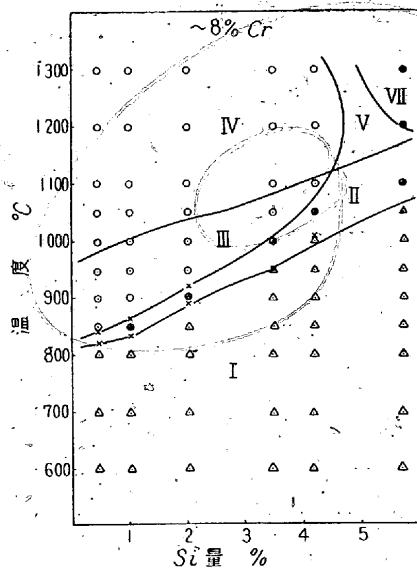
第 10 圖



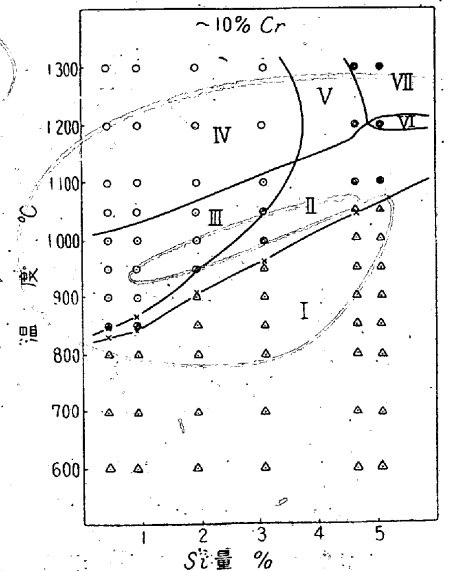
第 11 圖



第 12 圖

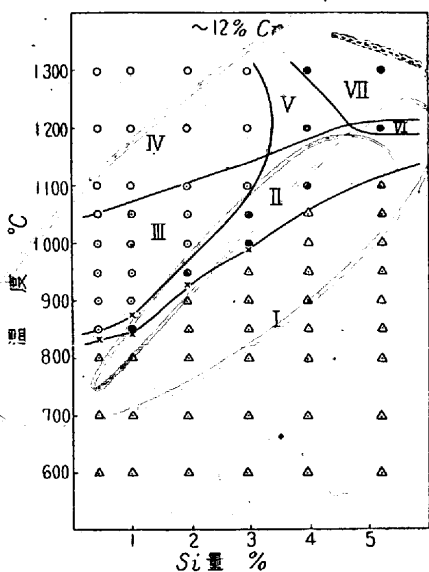


第 13 圖

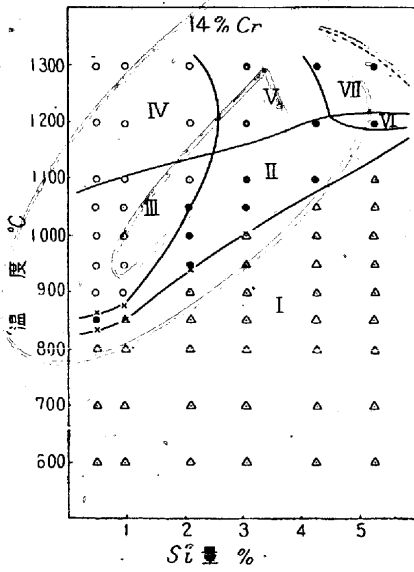


第 14 圖

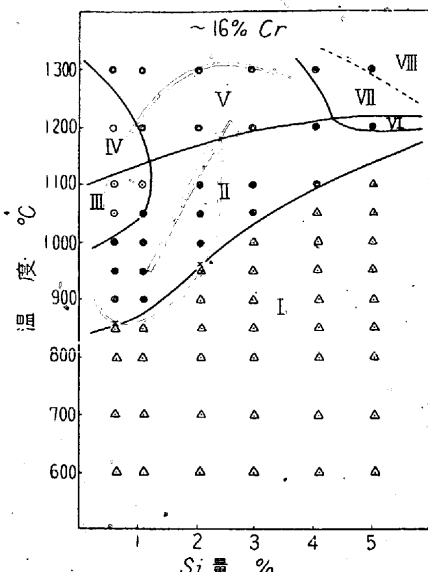
(五)



第 15 圖



第 16 圖



第 17 圖

い。  
2) α 相, γ 相, 炭化物の三相が共存する界域 II は 變態區間であつて, Si 量の増加と共に擴大する。

Fe-C-Cr 三元系にあらはれる 三元共析反應面は 本系の 如く 四元系に於ては 一變系反應であるから 直線にならな い。第6圖に於ては 點線を以て示したが, Si 1% 以上で は 明かでない。

3) γ 相と炭化物よりなる界域 III は 過共析鋼の範圍 である。0 點は Fe-C-Cr 三元系に於ける 二元共析曲線と 0.4% C に於ける 切斷面との交點に相當するもので, 此點 より低クロム側が 過共析鋼となつてゐる。

三元系に於ける界域 III には炭化物 η, ε の存在區域 及び兩炭化物の共存區域が存在するが, 前述の如く 四元系 では 夫々の炭化物に Si が固溶すると考へられるから, 炭 化物を區別することなく 狀態圖を決定した。

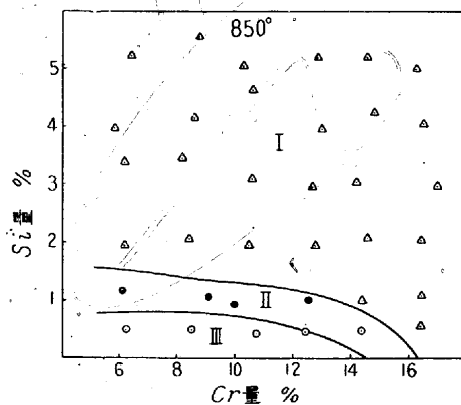
4) γ 相のみよりなる界域 IV は Si 量の増加と共に 漸次縮少し, 低クロム側に移動する。殊に Si 3% 以上 に 於てその傾向が著しい。本結果は村上, 横山兩博士の 狀態 圖と相反するが, Si 及び Cr がフェライト形成元素であ る點と一致してゐる。

5) α 相と γ 相とが共存する界域 V は Si 量と共に 低クロム側に移動することは 界域 IV の場合と同様であ る。一旦完全に γ 相になつたものが再び 界域 V にはい るのは, ループの曲線が彎曲してゐるためである。

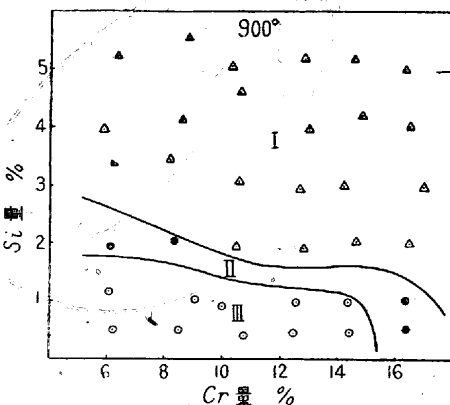
6) 融體の現れる界域 VI, VII, VIII の中 界域 VI は γ, δ, 炭化物及び融體の四相が共存し, 三元系に於ける 包 共晶反應に相當するが, 四元系である故に 不變系反應では

ない。従つて, 圖に於て 溫度區間を與へた。尙この範圍の 組成のものは 融體のあらはれる迄は 炭化物が完全に消失す ることはない。界域 VIII は α 相と融體とが存在する區 域で, 包共晶反應及び 包晶反應を経て 炭化物及び γ 相が 消失したものである。

7) 溫度に依る各界域の變化は 等溫狀態圖より知ること が出来る。



第 18 圖

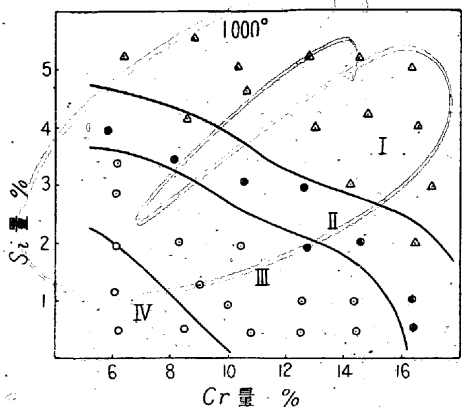


第 19 圖

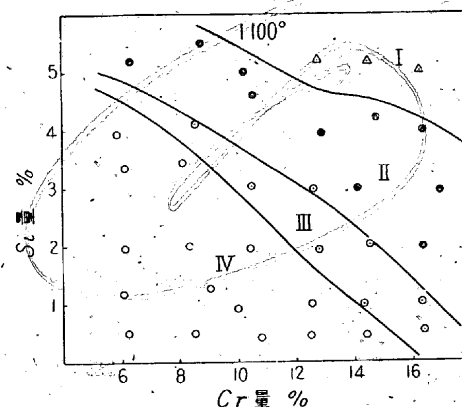
850°C(第18 圖)に於ては 界域 I, II, III があらはれ, 界域 I が大部 分を占めてゐ る。900°C(第 19 圖)も同様 である。

1000°C(第20 圖)では 界域 IV が新に 低 珪素, 低クロ ム側にあらは れ, 1100°C (第 21 圖)で は 界域 I が殆 ど消失する。

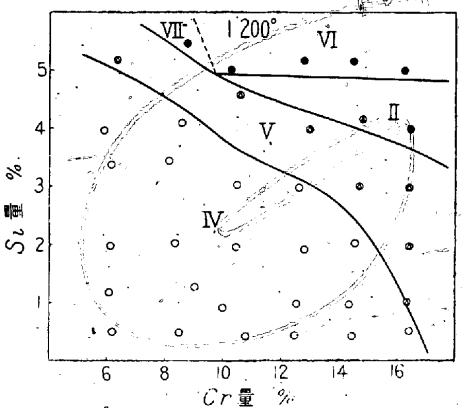
1200°C(第 2



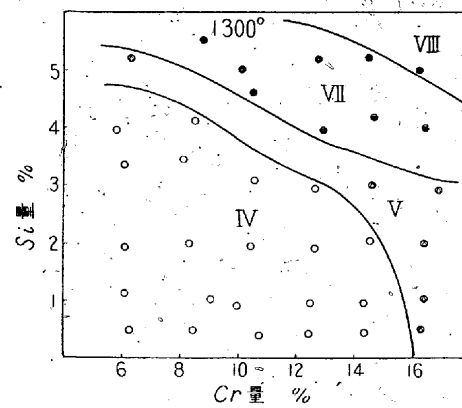
第 20 圖



第 21 圖



第 22 圖



第 23 圖

2 圖)では界域 I, III が消失し, 界域 IV が広い範囲に沿ひ, 界域 V 及び融體の存在する界域 VI, VII が新にあらはれる。1300°C (第 23 圖)では界域 IV, V, VII の外に融體と  $\delta$  相とが共存する界域 VIII が新にあらはれてゐる。

4. 顯微鏡組織 顯微鏡組織の主なるものに就て次に述べる。試料番號及び焼入温度を夫々の寫眞に附記した。

寫眞 第 18 ~ 22 は試料 21 の温度に依る組織成分の變化を示したもので、完全に  $\gamma$  相になる組成のものである。

寫眞 第 18 は界域 I に屬しフェライト及び炭化物

が存在してゐる。炭化物には初析炭化物と共析炭化物の二種があるべきであるが、顯微鏡組織に依つては明かでない。又炭化物の分布が餘り均一でないが、熱處理を行へば十分に均一にすることが出来る。

寫眞第 19 は  $\alpha$  相, マルテンサイト及び炭化物の三相が共存してをり界域 II に屬する。熱膨脹計に依つては  $A_{c1}$  點の終點は明かでないが(第 6 表), 顯微鏡組織並に焼入硬度(第 8 表)に依つて未だ  $A_{c1}$  變態が完全に終了してゐないことが知られる。

寫眞第 20 は界域 III のもので、マルテンサイト及び炭化物の二相が存在してゐる。

寫眞第 21, 22 は界域 IV で、第 21 は 1200°C, 第 22 は 1300°C より焼入したものの組織を示し、何れもマルテンサイトである。

寫眞第 23~27 は試料 23 の顯微鏡組織で高温になるも完全に  $\gamma$  相にならない場合である。

寫眞第 23, 24 は寫眞第 18 と同様に  $\alpha$  相及び炭化物の二相共存の状態である。試料 21 に比して炭化物が一般に大きく、その分布も著しく不均一である。それは共析反應の温度高く、その量が少いためである。又不均一となる理由は前述の如く、 $\alpha$  相の炭素溶解度が少いため、高温に於て  $\alpha$  相であつた部分の炭化物が少いに依る。従つてかゝる組成のものは熱處理に依り炭化物の分布を均一にすることが出来ない。又試料 21 は 1000°C に於て既に界域 II にはいるに反して、試料 23 は未だ變態を起してゐない。

寫眞第 25 は寫眞第 20 と同様に界域 II に屬し、 $\alpha$  相, マルテンサイト及び炭化物の三相が共存してゐる。

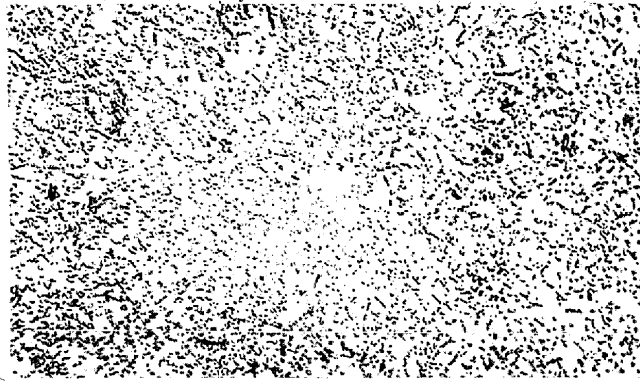
寫眞第 26, 27 は界域 V に屬し、何れも粒界に沿つて  $\delta$  相が存在してゐる。その量は 1300°C に於ける方が多くなつてゐる。即ち、この組成のものは高温度になるも完全に  $\gamma$  相にならない。この事は著者等の決定せる切斷狀態圖に依つて明かである。

寫眞第 28 は界域 VII の中包晶反應に依り融體があらはれたもので、 $\delta$  相と  $\gamma$  相の接觸面に存在する黑色成分が融體である。

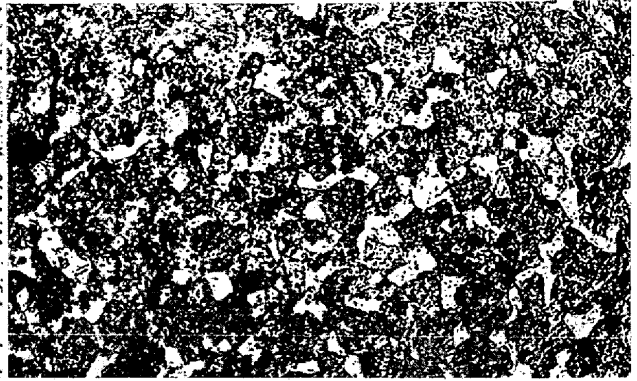
寫眞第 29 は界域 VII に屬し、包共晶反應が進行してゐる状態である。従つて、 $\delta$  相,  $\gamma$  相, 炭化物及び融體が共存してゐる。

寫眞第 30 は界域 VI を經て界域 VII にはいつたもので、包共晶反應は既に終結して包晶反應が起きてゐる。

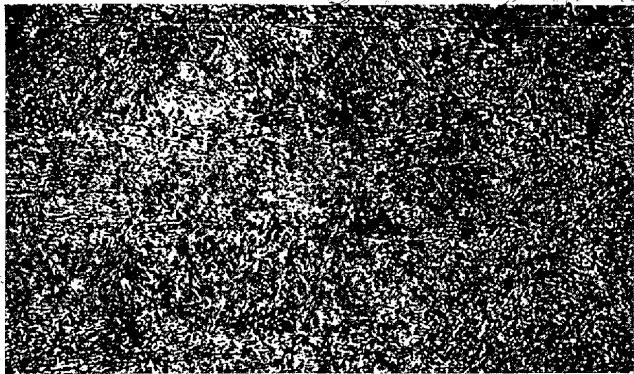
⑦



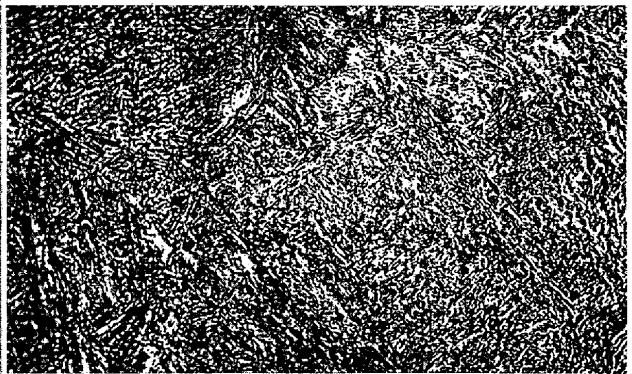
寫眞第 18 試料第 21 900°C 焼入 × 500



寫眞第 19 試料第 21 1000°C 焼入 × 500



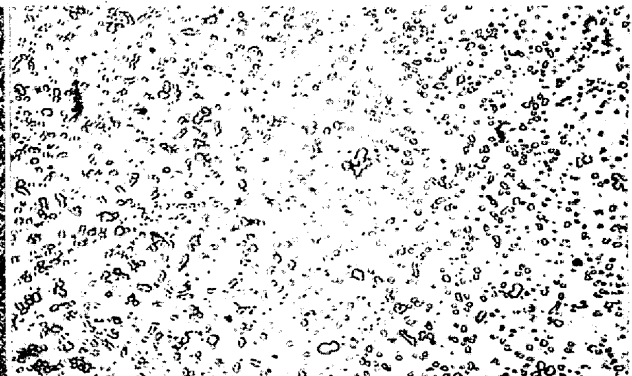
寫眞第 20 試料第 21 1100°C 焼入 × 500



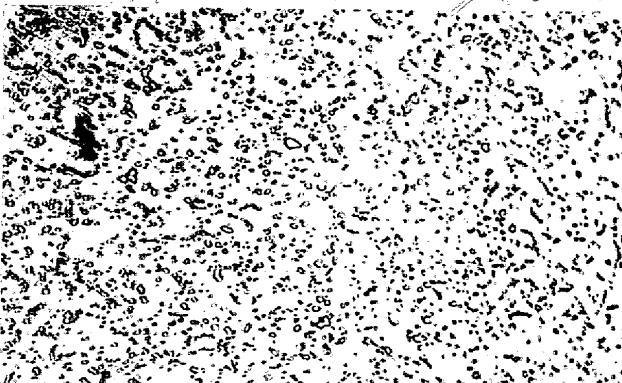
寫眞第 21 試料第 21 1200°C 焼入 × 500



寫眞第 22 試料第 21 1300°C 焼入 × 500



寫眞第 23 試料第 23 900°C 焼入 × 500

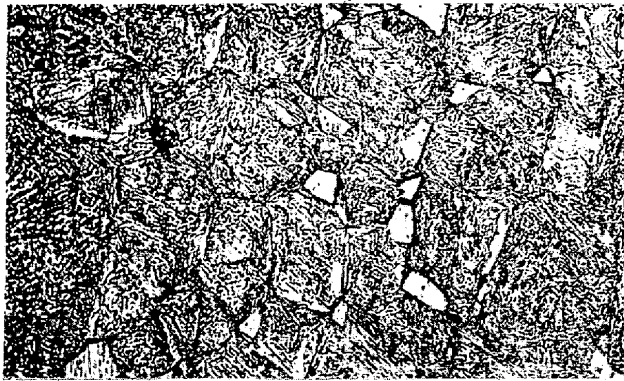


寫眞第 24 試料第 23 1000°C 焼入 × 500

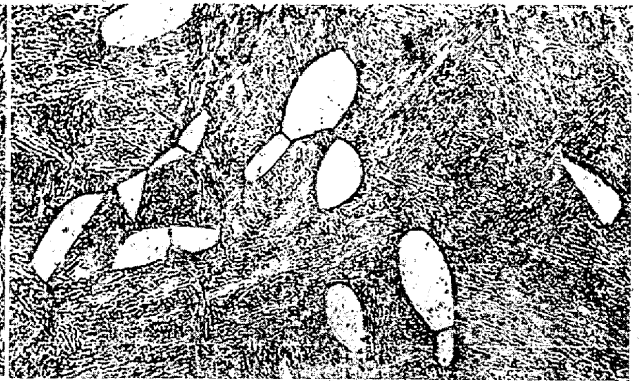


寫眞第 25 試料第 23 1100°C 焼入 × 500





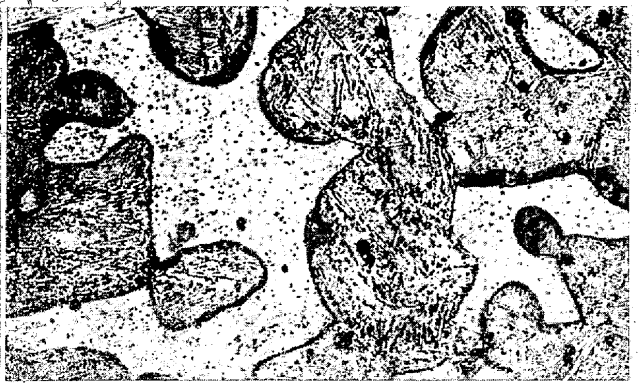
写真第 26 試料第 23 1200°C 焼入 × 500



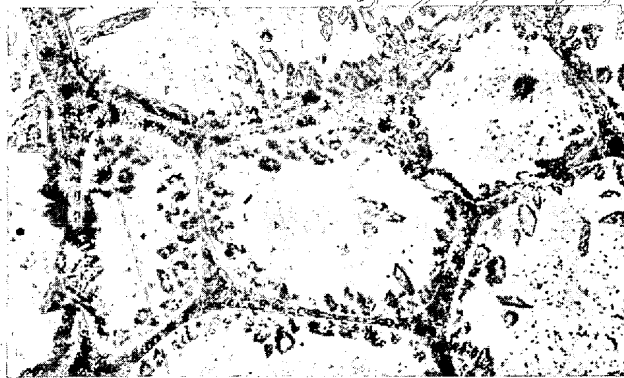
写真第 27 試料第 23 1300°C 焼入 × 500



写真第 28 試料第 23 1300°C 焼入 × 500



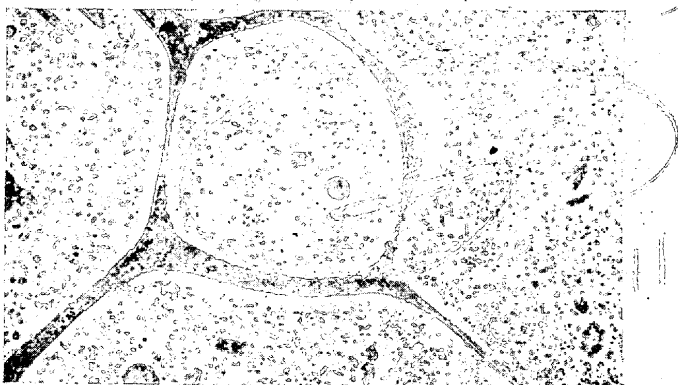
写真第 29 試料第 23 1200°C 焼入 × 500



写真第 30 試料第 34 1300°C 焼入 × 500



写真第 31 試料第 35 1300°C 焼入 × 500



写真第 32 試料第 36 1300°C 焼入 × 500

粒界及び粒内に存在する羽毛状或は針状の成分は  $\gamma$  相で、融體は粒界に連鎖状をなし、或は粒内に粒状をなして存在

してゐる。其他の部分は  $\delta$  相である。猶融體は焼入に依り初晶として  $\delta$  相を晶出するから、 $\delta$  相の樹状晶が見受けられる。

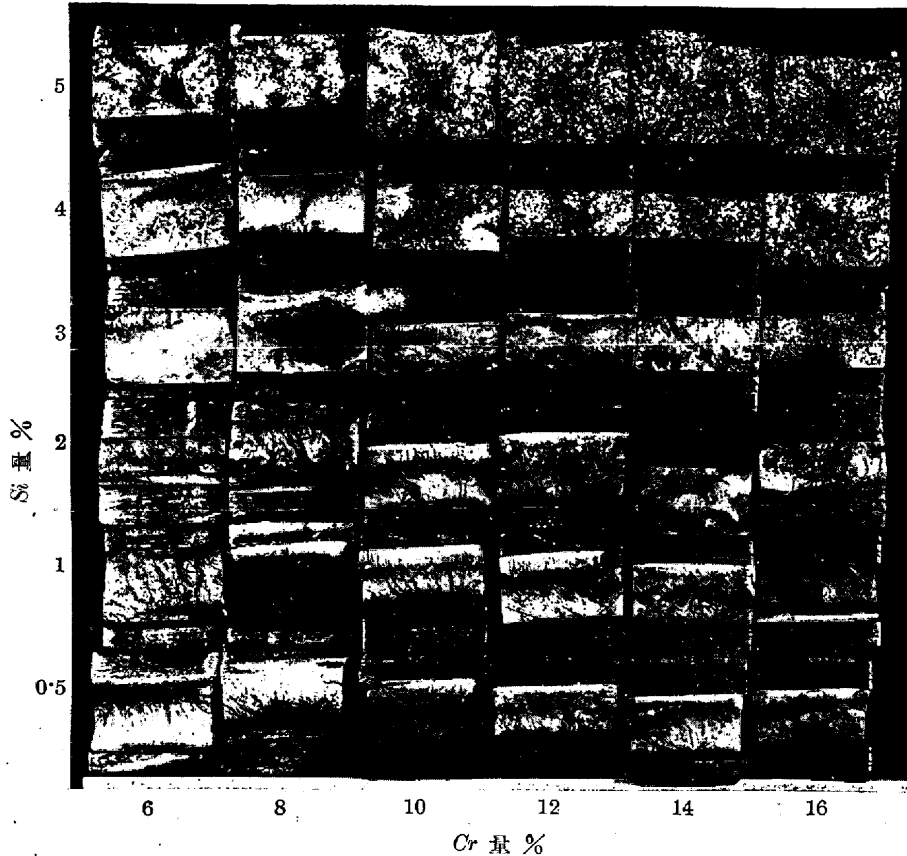
写真第 31 は包晶反応が終結せんとする状態で  $\gamma$  相が僅かに残存してゐる。

写真第 32 は包晶反応が終結したもので  $\delta$  相と融體との二相共存の状態である。

#### IV. 切斷状態圖と脆性原因との關係

前述した如く、焼入効果を充分に有するものは、過熱を受けるも再結晶に依り或程度結晶粒を微細化することが出来る。又炭化物の分布が不均一であつても熱處理に依り救済することが出来る。従つて焼入効果が充分なものは熱處

追



寫眞第33

理に依り衝撃値を良好にすることは困難でない。

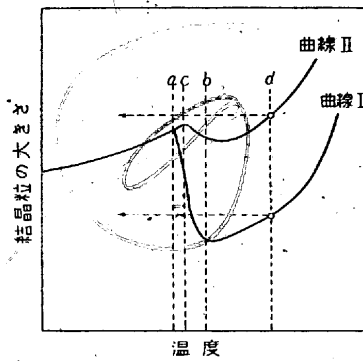
然るに焼入効果の不充分なものは再結晶に依つて結晶粒を微細化することが出来ないから、破面が粗大となつて衝撃値が低下する。而して焼入効果が不充分となる原因に就て種々考察を重ねた結果、その組成がフェライトのループ中にあるに依ると考へ、この見解を確めるために切斷狀態圖の研究を行つた。

而して、著者等の決定せる狀態圖に依れば、 $\gamma$  相の界域は  $Si$  量の増加と共に低クロム側に移動し、 $Si$  2% に於ては  $Cr$  16% 以上、 $Si$  3% に於ては  $Cr$  13% 以上、 $Si$  4% に於ては  $Cr$  9% 以上に於て完全にフェライトのループ中にはいることが明かとなつた。例へば、試料 A に就てその組成を見るに 3.5%  $Si$ 、12%  $Cr$  であつて、完全にフェライトのループ中にあることが知られる。この事は寫眞第 4~13 に依つても明かである。従つてこの試料の焼入効果が不充分で、結晶粒が粗大化し衝撃値が低値となることも當然であると考へられる。又一旦結晶粒の粗大化したものは變態量が少いために再結晶に依る結晶粒の微細化が起り得ないのである。猶寫眞第 33 は本研究に使用した全試料の焼鈍破面で切斷狀態圖と對照して觀察すればフェライトのループにはいつたものの破面が粗大であることが知ら

れる。

又この界域のものは通常の焼入温度に於ては  $\alpha$ 、 $\gamma$  の二相或は  $\alpha$ 、 $\gamma$  及び炭化物の三相共存の状態であつて、焼入温度で  $\alpha$  相であつた部分は既に存在した炭化物及びその溶解度の變化に依つて析出する炭化物が存在するのみであるが、 $\gamma$  相であつた部分には共析反應に依つて生ずる炭化物も同時に存在するために焼入後の組織が著しく不均一となる。このためにも衝撃値が不同且低値となる。

又この界域にあるもので焼鈍破面は微細であるが焼入を行ふとその破面が粗大化するものがある。之は鍛錬或は壓延に依り結晶粒が微細化したために焼鈍破面が微細となり、之を通常の焼入温度即ち 1000~1050 °C に加熱すると次に述べる理由に依り結晶粒が粗大化するためである。



第 24 圖

第 24 圖にこの關係を定性的に表した。圖に於て曲線 I は完全に  $\gamma$  相になるもの、曲線 II はフェライトのループ中にあるものに就て、焼入温度と結晶粒の大きさとの關係を表したものである。圖に

於て、温度 a、b は曲線 I の變態區間、温度 c は曲線 II の變態開始温度で、温度 d は兩者の焼入温度を示してゐる。

曲線 I のものは變態區間 a、b に於て  $\gamma$  相の新結晶が生成し、温度 b に於て均一な  $\gamma$  相となる。この時の結晶粒度がこの鋼特有の初期粒度である。而して温度が b より d に上昇するに従ひ結晶粒は次第に成長するが温度 d では粗大化する程度に至らない。而してその時の焼入破面は d に於ける結晶粒度に比例するから焼入破面は微細である。

然るに、曲線 II に於ては温度 c に於て  $\gamma$  相を生じ始めるも完全に  $\alpha$  相が消失しないために、圖に示す如く結晶粒の微細化が不充分であつて、温度 d に於ては曲線 I のものに比して著しく大なる結晶粒を示してゐる。従つて、焼

入破面もそれに比例して粗大となる.\*

又この界域のものは、凝固に際して初晶として $\delta$ 相を晶出し其後包晶反応  $m + \delta \rightarrow \gamma$  に依つて $\gamma$ 相を生ずるも、凝固後 $\delta$ 、 $\gamma$ の二相が共存して室温に至る迄 $\delta$ 相の消失することがない。従つて、 $\delta$ 相が樹枝状に發達する。その爲に鋼塊破面には $\delta$ 相の樹状晶が良く觀察され光澤ある破面を呈し、凝固後完全に $\gamma$ 相になる正常のシロクロム鋼に比して著しく異なるのである。寫眞 No. 16~17 に於てフェロシリコン投入後 30 mm 以内に於て樹状晶が發達してゐるものはこの理由に依るのである。

以上の考察に依り、シロクロム鋼の成分を決定するに當つては、フェライトのループにはいらぬやうにすることが必要である。

若し、耐熱性、耐蝕性、高温強度等に於て支障のない場合は、通常の焼入温度に於て $\gamma$ 相(炭化物は存在する)になる如く選定するのが一層望ましい。此等の點に關しては後報に於て報告することにする。

猶本状態圖は  $Mo$ ,  $W$ ,  $Ni$  等の各種元素を含有せざる場合であるが、かくの如き元素を含むときは状態圖に著しい影響を與へるものである。この點に關しては第2報に於て報告する。

## V. 總 括

以上の實驗及び考察を要約すれば次の如くである。

1) シロクロム鋼は往々破面が粗大となり、衝撃値が著しく低値を示すことがある。その一原因として過熱に依る結晶粒の粗大化が考へられるが、焼入効果の充分あるものは再結晶に依り結晶粒を微細化し得るから、衝撃値には重大な影響を及ぼさない。又炭化物の分布が不均一であつても熱處理に依り均一にすることが出来るから、衝撃値を良

\* この圖示法は $\alpha$ 及び $\gamma$ の結晶粒を區別することなく表したものである。

好ならしむることは困難でない。

然るに焼入効果の不充分なものは、過熱に依り或は單に焼入温度に加熱するのみで結晶粒が粗大化し、而も再結晶に依り結晶粒を微細化せしめることが出来ぬ。又炭化物の分布も不均一で熱處理に依り改良することが出来ない。

2) 焼入効果不充分なる原因はその組成がフェライトのループにあるときに起るが、それは合金元素の偏析、弧光爐内に於ける合金元素の擴散不充分に依り  $Si$ ,  $Cr$  の濃度が部分的に大となるためでなく、平衡状態圖に基いた化學組成其自體に依るものである。

この見解を確めるために切斷状態圖を決定した。

3)  $C$  を 0.4% に一定となし、 $Si$  を 0~5%,  $Cr$  6~16% の範圍に變化せしめて、數種の切斷状態圖及び等温状態圖を決定した。

4) 著者等の決定した状態圖に依れば、 $\gamma$ 相のみよりなる界域は  $Si$  量と共に高クロム側に移動する。2%  $Si$  に於ては 16%  $Cr$  以上、3%  $Si$  に於ては 13%  $Cr$  以上、4%  $Si$  に於ては 9%  $Cr$  以上に於て何れもフェライトのループ中にはいることを確めた。

この結果に基いて、焼入効果が不充分で破面が粗大となり、又炭化物の分布が不均一になる原因を説明し、更に此等に依り衝撃値が不同且低値となることを指摘した。

5) シロクロム鋼の成分を選定するに當つては、フェライトのループにはいらざる如く  $Si$  及び  $Cr$  量を調整せねばならぬ。更に通常の焼入温度に於て完全に $\gamma$ 相(炭化物は存在する)になる如く調整することが一層望ましい。

稿を終るに當り、本研究の發表を許可せられたる特殊製鋼株式會社社長石原米太郎氏に衷心より感謝の意を表する。猶本研究の遂行に當り、諸種の便宜を與へられた現場職員並に研究課の諸氏に對して併せて深厚なる謝意を表する。

## 重金屬合金鋼の析出硬化に關する最近の研究

(W. P. Sykes, American Society for Metals, Preprint 25 號, 1940 年 10 月)  $Fe-W$  及び  $Fe-Mo$  系 2 元合金の析出硬化に關し、(a) 高温に於ける析出に基く硬度變化と、之に伴ふ平衡状態の組織、(b) 單相合金及び 2 相合金の中位温度に於ける析出硬化の比較、(c) 溶體化處理後の冷却速度が析出硬化特性に及ぼす影響等を研究した。實驗試料は夫々  $W$  16.0~23.9,  $Mo$  8.9~14.1% を含む。實驗結果は次の如くである。(1) 2 相合金の析出硬化の特性は

略固溶體合金と同様である。(2) 高度の分散又は聚合状態の何れに於ても、第 2 相の存在は認められない。又焼入中に析出硬化速度を變化させるに十分な歪を生ぜしめる如き第 2 相は存在しない。(3) 溶體化處理後の水焼入は固溶體の生成を促し、此の固溶體は定冷に依つて得られるものよりも硬く、且爾後の時效に於て硬化を早める。(日鐵製鐵技總 2 (昭 17) No. 5, 522, (抄録))