

# 高速度鋼の焼入組織に及ぼす酸化脱炭の影響

(日本鐵鋼協會第14回講演大會講演)

村上武次郎\*

八田篤敬\*

## THE EFFECT OF DECARBURIZATION ON THE MICROSTRUCTURE OF QUENCHED HIGH SPEED STEELS.

by Takejirō Murakami and Atsuyoshi Hatta.

**SYNOPSIS:**—In microstructure of the high speed steel quenched from a high temperature such as 1,300°C, the troostitic structure is often observable in its decarburized portion. In order to elucidate the formation of the structure, a sectional diagram of constant 18% W and 4% Cr with varying carbon content was constructed by means of thermal analysis, differential dilatometric measurement and microscopic investigation. From the diagram obtained the change of microstructure of the high speed steels with different carbon content cooled from the melt was made clear. The troostitic structure also appears in the low carbon high speed steel cooled from the melt owing to the occurrence of a eutectoid reaction,  $\gamma \rightarrow \alpha + \eta$ , in a range of temperature below 1340° (aperitecto-eutectic point). The formation of the similar troostitic structure observable in decarburized portion of quenched high speed steel is, therefore, attributed to the same reaction taking place during rapid cooling.

### I. 緒 言

高速度鋼の焼入は 1,300°C 附近の高温度を要するにより結晶粒の粗大化、過熱による部分的熔融、又は酸化脱炭による變化を起し、従つて焼入高速度鋼の性質を害すること甚大である。然るに焼入加熱に際して起るこれ等の現象特に酸化脱炭による變化に就てはその研究は割合に少く、Brophy & Harrington<sup>1)</sup> 及 Tour<sup>2)</sup> の研究あるも、高速度鋼の焼入組織に於て屢々現れる所のトルスタイトに似たる異常組織の成因に就ては未だその本性が明かでない。

Tour は 18-4-1 型高速度鋼に就て種々の雰囲気中に於て 1,300°C 附近に一定時間加熱せる後焼入れ、其組織の變化を研究した。この場合 CO の如き還元性瓦斯の量多き時は結晶粒細かく CO<sub>2</sub> 又は O<sub>2</sub> の如き酸

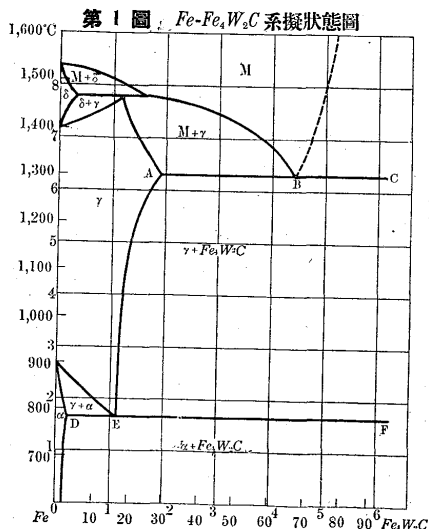
化性瓦斯の量増加するに従つて結晶粒は粗大化し、屢トルスタイトの如く黒色に腐蝕せられる部分が現はれる。

Tour は Grossmann 及 Bain<sup>1)</sup> の提出せる Fe-Fe<sub>4</sub>W<sub>2</sub>C 系擬二元状態圖(第1圖)を用ひ此異常組織の成因を次の如く説明した。即ち黒色に腐蝕せられる部分は一部熔融せるために生じた共晶組織であつて、此共晶温度は圖に於て水平線 ABC の示すが如く 1,300°C であるが、此温度は爐内の瓦斯に依て影響せられ CO<sub>2</sub> 又は O<sub>2</sub> が多い時は共晶温度は下降し 1,300°C 以下に於て一部熔融するが CO の多い時は共晶温度は上昇し、熔融し難くなるために黒色に腐蝕せられる部分を生ぜないのであると、圍氣に依て共晶温度の變化することを假定して此異常組織の成因を説明した。

併し瓦斯の影響に依り共晶温度が移動することはあり得るとするも CO<sub>2</sub> 又は O<sub>2</sub> の如き酸化性瓦斯により脱炭せられるときは、共晶温度は寧ろ上昇すべきであつて下降するとは考へられない。従て黒色に腐蝕される部分は加熱に依て熔融したものとは考へられない。因て著者等は此異常組織の成因を明にせんがために本研究を企てたのである。

### II. 18% W 4% Cr 鋼の切斷状態圖

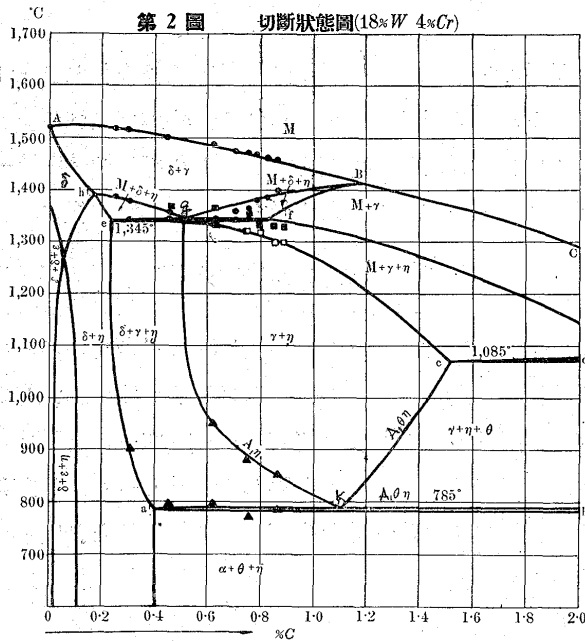
高速度鋼の焼入に際して現はるゝトルスタイト状の異常組織は酸化脱炭に基因することは明である。而して高速度鋼が酸化せられるときは C は酸化物として次第に脱出す



\* 東北帝國大學  
 1) Brophy and Harrington: Trans. Amer. Soc. Steel Treat., 18 (1930), 440; 19 (1932), 69.  
 2) Tour: Fuels and Furnaces, September, 1930; Trans. Amer. Soc. Steel, Treat., 21 (1933), 269.

1) Grossmann and Bain: High Speed Steel (1931)

るけれども、其他の成分には殆ど変化がないと考へらる<sup>1)</sup>。故に高速度鋼の脱炭による平衡状態の變化を研究するには  $W$  及  $Cr$  を一定とし  $C$  量を變化せる切斷状態圖を構成することが必要である。所で  $Fe-W-C$  合金に少量の  $Cr$  (4% 以下) を添加するときは其一部分は鐵中に溶解し、一部分は炭化物中に溶解するために特殊の相を現出せない。故に得べき状態圖は定性的には  $Cr$  の存在せぬ  $Fe-W-C$  合金の切斷状態圖と同様なるべき筈である。但し第1圖に示す Grossann and Bain の提出した  $Fe-Fe_4W_2C$  系二元状態圖の如く簡単なものでないことは、武田博士<sup>2)</sup> の研究結果に依て知られるのである。故に著者は  $W$  18%,  $Cr$  4% に一定し  $C$  を種々に變化せる試料をつくり、熱分析、熱膨脹測定及顯微鏡的研究を行ひ、武田博士の  $W$  鋼の結果に基き、切斷状態圖を決定した。第2圖は其結果を示す。



圖に於て●は熱分析、▲は示差熱膨脹測定■及□は顯微鏡的研究によりて得たる結果である。又圖に於て水平線  $ab$ ,  $cd$ ,  $ef$  は夫々次の反應<sup>3)</sup>を示す。

水平線  $ab$  (785°C) 包共析反應  $\gamma + \eta \rightleftharpoons \alpha + \theta$  ( $A_{1-\theta-\eta}$  變態)

水平線  $cd$  (1,085°C) 三元共晶反應;  $M \rightleftharpoons \gamma + \theta + \eta$

水平線  $ef$  (1,345°C) 包晶反應;  $M + \delta \rightleftharpoons \gamma + \eta$   
 茲に  $M$  は融體、 $\alpha$ ,  $\gamma$  及  $\delta$  は夫々  $\alpha$  相、 $\gamma$  相及  $\delta$  相を示す。又  $\theta$  はセメントイト  $\eta$  は複炭化物を示す。

又次の三相よりなる界域は夫々次の包晶又は共晶反應の溫度範圍を示す。

界域	$M + \delta + \eta$	共晶反應	$M \rightleftharpoons \delta + \eta$
界域	$M + \delta + \gamma$	包晶反應	$M + \delta \rightleftharpoons \gamma$
界域	$M + \gamma + \eta$	共晶反應	$M \rightleftharpoons \gamma + \eta$
界域	$\gamma + \eta + \theta$	共析反應	$\gamma \rightleftharpoons \theta + \eta$ ( $A_{\theta-\eta}$ 變態)
界域	$\gamma + \eta + \delta$	共析反應	$\gamma \rightleftharpoons \delta + \eta$ ( $A_{1-\eta}$ 變態)
界域	$\delta + \varepsilon + \gamma$	共析反應	$\delta(\alpha) \rightleftharpoons \varepsilon + \gamma$

又  $\gamma + \eta$  界域と  $\delta + \gamma + \eta$  界域との境界線は  $A_{1-\eta}$  變態即  $\gamma \rightarrow \theta + \eta$  の起り初むる溫度で  $C$  量の減少と共に上昇し、0.5%  $C$  附近より急激に上昇して包共晶溫度 (1,345°C) に達す。eg 線は  $M \rightarrow \gamma + \eta$  なる共晶反應の終了する溫度で炭素量の減少に従て上昇し約 0.5%  $C$  に於て包共晶溫度に達す。

曲線  $gh$  は  $M \rightarrow \delta + \eta$  なる共晶反應の始まる溫度を示し  $C$  量の減少に従て上昇する。曲線  $gB$  は  $M + \delta \rightarrow \gamma$  なる包晶反應の開始溫度で  $fB$  は其終る溫度を示す。而して此等の溫度は炭素量の減少に従て下降する。又曲線  $ea$  は共析反應  $\gamma \rightarrow \alpha + \eta$  の終了する溫度で  $C$  量 0.25~0.4% の範圍に存在し  $C$  量の減少に従て上昇す。

此の状態圖に依るときはよく高速度鋼の凝固並に變態の經過を知ることが出来る。高速度鋼は通常  $C$  量 0.5% 以上であるに依て  $g$  點よりも右方のものである。今 0.7%  $C$  のものを融體より冷却するときは最初融體より  $\delta$  相を析出し、溫度下降して曲線  $gB$  上に達すると包晶反應  $M + \delta \rightarrow \gamma$  を起して  $\gamma$  を生じ 1,345°C に達すると包共晶反應  $M + \delta \rightarrow \gamma + \eta$  を起し  $\delta$  は消失して融體と  $\gamma$  及  $\eta$  となる。

更に溫度下降するときは  $M \rightarrow \gamma + \eta$  なる共晶反應に依り融體より  $\gamma + \eta$  を析出し全部  $\gamma + \eta$  となる。而して溫度下降して曲線  $gk$  に達すれば共析反應  $\gamma \rightarrow \alpha + \eta$  ( $A_{1-\eta}$  變態) により  $\alpha + \eta$  を析出し 785°C に於て  $A_{1-\theta-\eta}$  變態即包共析反應  $\gamma + \eta \rightarrow \alpha + \theta$  を起し  $\gamma$  は消失し  $\alpha + \theta + \eta$  となり常溫に達する。

又  $g$  點よりも低炭素のものは融體より冷却に依て最初  $\delta$ -相を析出し、次に  $M \rightarrow \delta + \eta$  なる共晶反應によりて  $\delta + \eta$  を析出し 1,345°C に於て包共晶反應  $M + \delta \rightarrow \gamma + \eta$  によりて全部凝固し  $\delta + \gamma + \eta$  となる。之より更に溫度の下降に従ひ  $\gamma \rightarrow \eta + \alpha$  なる共析反應を起して  $\alpha + \eta$  はその量

1) 嚴密に言へば表面に生ずる酸化物中のクロム含量は鋼中のクロム含量よりも多い筈であるに依て、酸化が進むに従ひ鋼中のクロム含量は減少するであらう。

2) 武田、金屬の研究 6 (1929), 509.

3) 嚴密に言へば此等の反應は四元系に於ては一變系反應であるに依て水平線とはならない筈である。又多少の變態範圍を有する筈である。故に二本の線を以て表はした。

を増加し 0.4~0.5% C のものならば更に包共析反応  $\gamma + \eta \rightarrow \alpha + \theta$  を起して  $\eta + \alpha + \theta$  となり、C 量 0.4% 以下ならば包共析反応を起すことなく、室温に達し  $\delta + \eta$  のみとなる。

### III. 熱分析及示差膨脹測定

高速度鋼の C 又は Cr 量の變化により凝固點、共晶及包共晶反應等の溫度が如何に變るかを熱分析により測定した。材料は市販高速度鋼又は瑞典鋼、金屬 Cr、金屬 W、金屬 V 等を用ひ此等を適當に配合して造つた。熱分析は試料約 50 gr をタンマン爐によりて熔融したる後、電流を調整して溫度を下降せしめ、冷却速度を加減して冷却曲線を探つた。第 1 表はその結果を示す。

第 1 表 熱分析の結果

試料 番號	材 料	化學成分%				第一變 向 點 °C	第二變 向 點 °C	包共 晶點 °C
		C	W	Cr	V			
1	市販高速度鋼	0.75	17.85	4.25	0.87	1,475	1,365	1,350
2	同上0.2% Cを添加	0.83	17.75	3.97	0.80	1,456	1,385	
3	配 合	0.86	18.55	4.35	—	1,460	1,400	
4	"	0.82	17.55	2.53	—	1,465	1,388	
5	"	0.78	17.21	6.02	—	1,470	1,380	tr
6	"	0.70	17.31	1.90	—	1,476	1,360	1,345
7	"	0.62	17.50	3.58	—	1,488	1,350	1,345
8	"	0.45	18.75	3.83	0.41	1,502	1,360	1,345
9	"	0.30	17.60	4.05	0.31	1,522	1,375	1,345
10	"	0.25	16.97	4.70	—	1,520	1,390	

これに依て見れば此等試料の初晶點は C 量の減少に従ひ次第に上昇するもので、第二變向點は C 0.62% 以上の試料では C 量の増加により上昇し C 0.45% 以下の試料では C 量の減少に伴ひ上昇する、これは第 2 圖狀態圖に示す如く C 0.50% 以上のものは包晶反應  $M + \delta \rightarrow \gamma$  を起し C 0.50% 以下のものは共晶反應  $M \rightarrow \delta + \eta$  を起すによる。

試料 No. 4~6 を比較するときは、第二變向點の溫度は C を減ずるに従て降下するが Cr 量の變化による影響は殆んどない。

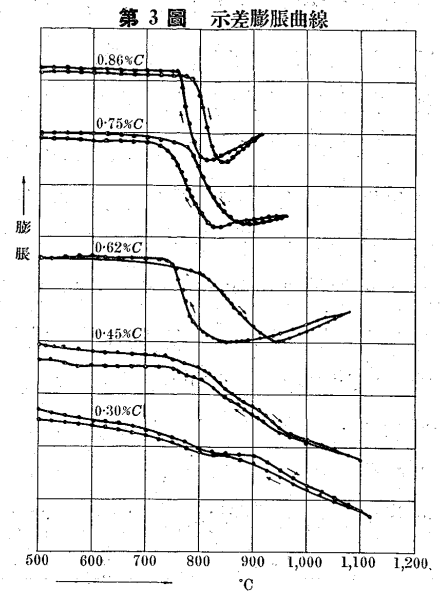
尙包共晶反應は C 量 0.3~0.75% の試料に認められ其溫度は 1,345°C である。

第 2 表 示差膨脹測定

試料 番號	材 料	化學成分%				變態溫度°C	
		C	W	Cr	V	開 始	終 了
1	市販高速度鋼	0.75	17.85	4.25	0.87	775	880
3	配 合	0.86	18.35	4.35	—	785	850
7	"	0.62	17.50	3.58	—	800	950
8	"	0.45	18.75	3.83	0.41	800	—
9	"	0.30	17.60	4.05	0.31	900	—

次に示差膨脹測定に依て固態に於ける變化を研究した。

試料は直径 4mm 長さ 90mm のもので其結果は第 2 表第 3 圖及第 2 圖に示した。これに依て見れば加熱に於ける反應開始溫度は C 0.45% 以上に於ては平均 785°C で略一定であるが、終了溫度は C を減ずるに従て次第に上昇し、



試料 No. 8-9 の

如く C 量低きものに於ては開始溫度は見出し得るも反應終了の溫度は不明瞭である。是れ第 2 圖に依て明なる如く C 0.25~0.50% のものは 785°C より包共晶溫度 1,345°C に亙りて次第に共析反應が進行するためである。

### IV. 顯微鏡的研究

熱分析及示差膨脹測定に使用した試料は何れも冷却後其顯微鏡組織を鏡檢した。又此等の試料は更に種々の熱處理を施して其組織の變化を研究した。第 2 圖に於て記號□は鑄融した形跡のなきもの、記號■は一部分鑄融した形跡のあるものを示す。顯微鏡寫眞 No. 1~12 は其等の代表的組織を示す。

寫眞 No. 1 は市販高速度鋼のよく鍛鍊し焼鈍せるもので粒狀の  $\eta$  炭化物とソルバイト組織より成る。寫眞 No. 2 は同試料をタンマン爐で鑄解し爐中冷却せるもので、黒く腐蝕せられて居る部分は初晶の變化したるもの、白き部分はオーステナイトで、其中に羽毛狀に現はれて居るのはオーステナイトと  $\eta$  相との共晶である。之を第 2 圖狀態圖と對照して考へると此試料は融體より冷却するとき先づ初晶として  $\delta$ -相を晶出し、之が  $M + \delta \rightarrow \gamma$  なる包晶反應に依て  $\gamma$ -相に變じ、次で  $M + \delta \rightarrow \gamma + \eta$  なる包共晶反應に依て  $\delta$  相は消失し、残りの融體は更に  $M \rightarrow \gamma + \eta$  なる共晶反應に依て全部凝固し終つたものと考へらる。因て此白い部分のオーステナイトは包晶反應並に包共晶反應に依て生じたものであり、羽毛狀の共晶は包共晶反應並に共晶反應に依

て生じたものである。又黒い部分は包晶反應又は共晶反應に依て生じた  $\gamma$  相が  $\gamma \rightarrow \alpha + \eta$  なる共析反應を起したものである。而して  $\gamma$  相でも共析反應を起して黒く腐蝕せられる部分と、共析反應を起さないで白く現はれる部分との差異の生ずる理由は次の如く説明せられる。

包晶反應 ( $M + \delta \rightarrow \gamma$ ) に依て  $\gamma$  相を生じても高溫度に於て生じた  $\gamma$ -相は  $C$  量少く、後に生ずるものは  $C$  量が多かるべく  $C$  量の少い  $\gamma$  相は第 2 圖曲線  $gk$  の示すが如く  $1,345^{\circ} \sim 785^{\circ}C$  の高溫度に於て共析反應を起すに依り、容易に其變化が進行してパーライト乃至トルスタイトとなるが  $C$  量の多い部分は此變化が低溫度に於て起るに依り、容易に阻止せられてオーステナイト又はマルテンサイトとなる。即ち黒い部分は  $\gamma$  相の  $C$  量が少いために共析反應が起つた部分で、白い部分は  $C$  量の高いために變化せなかつたのである。

寫眞 No. 3 は  $C$  量  $0.87\%$  の試料を融體より爐中冷却したもので No. 2 と比べると黒い部分が少くオーステナイト (白色部分) 及羽毛状共晶の量が多い、これは第 2 圖狀態圖より知られる如く  $C$  量が高いために  $C$  量の少い初晶の量が少く、包晶反應 ( $M + \delta \rightarrow \gamma$ ) に依て生じた  $\gamma$  相及共晶反應 ( $M \rightarrow \gamma + \eta$ ) に依て生じた共晶が多いのである。

又寫眞 No. 4 は同試料をタンマン爐で熔融したる後爐外に取出し空中冷却したもので No. 3 と比べると黒い部分が多い。これは前者よりは冷却速度が早かつたために包

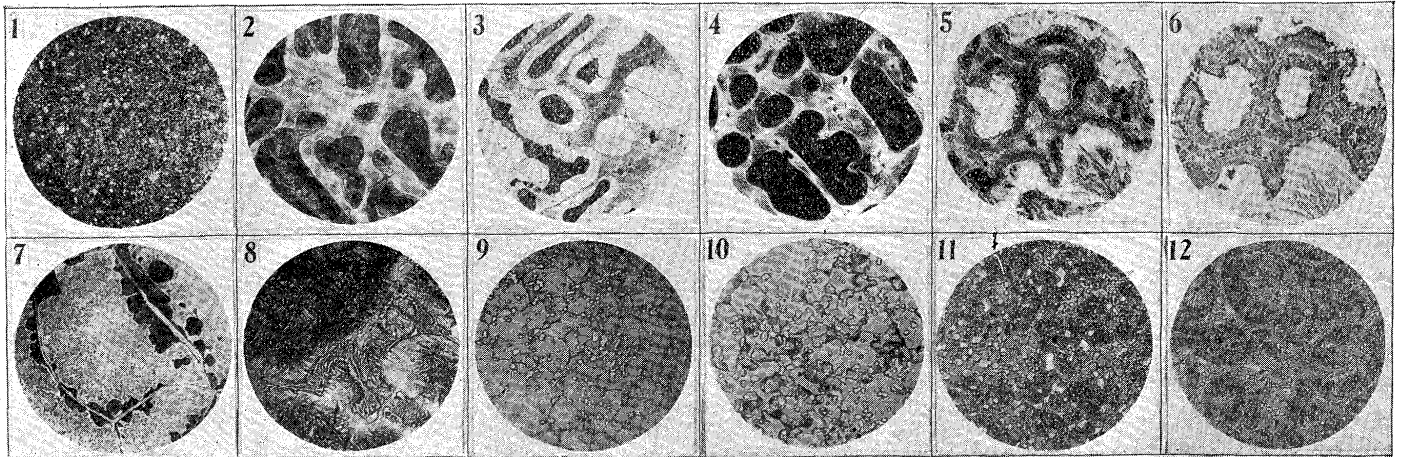
晶反應に依て生じた  $\gamma$ -相に於ける  $C$  の擴散不充分で  $C$  量の少い部分が多いためである。又冷却速度速いために羽毛状共晶の發達不充分である。

寫眞 No. 5 及 6 は  $C$  量  $0.29\%$  の試料で No. 5 は硝酸で腐蝕したもの No. 6 は赤血鹽のアルカリ溶液で腐蝕したもので  $\eta$  相は赤血鹽溶液で容易に着色せられる。圓く大きく出て居る初晶は  $\delta$  相で其中に針状に連なつて現はれて居るのは凝固後溶解度の減少に依て析出した  $\eta$  相である。此初晶の間に連なつて居る白い地はオーステナイトでその上に析出せるものは共晶  $\eta$  相であり、又此初晶とオーステナイトの間に微粒の析出せる部分は  $\gamma$ -相より變化した共析晶である。之に依て此試料の結晶經過を考へると先づ融體より初晶  $\delta$  晶を晶出し、次で共晶反應 ( $M \rightarrow \delta + \eta$ ) (第 2 圖  $hg$ ) に従て  $\delta$  晶と共に  $\eta$  晶を晶出しつゝ  $1,345^{\circ}C$  に達して包共晶反應 ( $M + \delta \rightarrow \gamma + \eta$ ) を起して  $\gamma$  及  $\eta$  晶を生じ其結果  $\delta + \gamma + \eta$  となる。それより  $\gamma$  相は初晶  $\delta$  相に近い  $C$  量の少い部分は溫度の降下に從ひ共析反應 ( $\gamma \rightarrow \alpha + \eta$ ) を起し  $C$  量の多い部分即共晶の附近は變化せず常溫に達したものと考へらる。

寫眞 No. 7 は  $0.25\% C, 16.97\% W, 4.70\% Cr$  の鋼をタンマン爐で熔融し融體より爐中冷却したもので、大部分の地は  $\alpha$  鐵、其上に析出して居る微粒は  $\eta$  炭化物である。又其周圍に黒く腐蝕せられて結節状に現はれて居るのはトルスタイトである。これは初め融體より初晶  $\delta$  相が

顯微鏡寫眞 No. 1-12, (寫眞は記入倍率のものを 9/20 に縮寫せり)

- |   |  |  |   |
|---|--|--|---|
| ① $0.65\% C, 17.50\% W, 3.8\% Cr, 0.5\% V$ . よく鍛鍊し焼鈍せるもの $\times 400$                     | ② 試料 No.1 をタンマン爐で熔融し爐中冷却したもの $\times 400$                        | ③ $0.87\% C, 20.29\% W, 4.29\% Cr$ タンマン爐で熔融し爐中冷却 $\times 400$                      | ④ 寫眞 No.3 と同一試料をタンマン爐で熔融し空中冷却 $\times 400$                                    |
| ⑤ $0.29\% C, 18.57\% W, 4.39\% Cr$ タンマン爐で熔融し爐中冷却 $\times 400$                             | ⑥ 寫眞 No.5 と同一試料赤血鹽アルカリ溶液にて腐蝕 $\times 400$                        | ⑦ $0.25\% C, 16.97\% W, 4.70\% Cr$ , タンマン爐にて熔融し爐中冷却 $\times 400$                   | ⑧ $0.78\% C, 17.2\% W, 6.02\% Cr$ , タンマン爐にて熔融し爐中冷却 $\times 400$               |
| ⑨ $0.75\% C, 17.85\% W, 4.25\% Cr, 0.87\% V$ . $1,300^{\circ}C$ に熱し 15 分後油焼入 $\times 400$ | ⑩ 寫眞 No.9 と同一試料を空中に於て $1,300^{\circ}C$ に熱し 30 分後油焼入 $\times 400$ | ⑪ 寫眞 No.10 の試料を更に $1,300^{\circ}C$ に熱したる後 $1,100^{\circ}C$ まで爐中冷却し油焼入 $\times 400$ | ⑫ 寫眞 No.10 の試料を $1,350^{\circ}C$ に熱し油焼入の後更に $1,100^{\circ}C$ に焼戻 $\times 400$ |



晶出し残餘の融體は次第に  $C$  量が多くなり包共晶點に達して  $M+\delta\rightarrow\gamma+\eta$  なる反應を起し、融體は消失して  $\delta$ ,  $\gamma$  及  $\eta$  の三相となり  $\gamma$ -相は更に共析反應 ( $\gamma\rightarrow\alpha+\eta$ ) を起してトルスタイトとなつたものと考へらる。

寫眞 No. 8 は  $0.78\% C$ ,  $17.21\% W$ ,  $6.02\% Cr$  の鋼を融體より爐中冷却せるものでマルテンサイト・オーステナイト組織と共晶とより成り、寫眞 No. 2~4 の如く腐蝕せられ易き共析組織の部分がない。これは配合原料として電解鐵を用ゐる  $Mn$ ,  $V$  等の脱酸劑を加へなかつたために、初晶  $\delta$  相より變化したるオーステナイト中の  $C$  が冷却の間に一層よく擴散し、共析變化を起し易い所の  $C$  量の少い部分が存在せなかつたためと考へらる。

此の如く融體より冷却したる此等の顯微鏡組織はよく第 3 圖狀態圖に依て説明せられる。

次に熱處理による變化及脱炭による組織の變化も亦此狀態圖に依て説明することが出来る。

寫眞 No. 9 は市販の高速度鋼 ( $0.75\% C$ ,  $17.85\% W$ ,  $4.25\% Cr$ ,  $0.87\% V$ ) を  $1,300^\circ C$  に 15 分間熱し油中に焼入れたもので、オーステナイト、マルテンサイトの他に  $\eta$  炭化物の析出せるものである。

寫眞 No. 10 は上記高速度鋼を空氣中に於て  $1,300^\circ C$  に 30 分間加熱したる後油焼入したるものである。これに著しきはトルスタイトの存在である。これは脱炭に歸因するもので、第 2 圖に依て知られる如く  $0.75\% C$  のものは  $1,300^\circ C$  に於ては  $\gamma+\eta$  より成るが脱炭するときは  $\delta+\gamma+\eta$  となる。然るときは之を焼入するも  $\gamma\rightarrow\alpha+\eta$  の共析反應は冷却に際し  $1,300^\circ C$  附近の高溫度に於ても進行するに依て、之を全く阻止すること困難でトルスタイトとなるのである。

寫眞 No. 11 は寫眞 No. 10 の試料を  $1,300^\circ C$  に再熱したる後  $1,100^\circ C$  まで爐中冷却し油中に焼入したもので、地はマルテンサイト及びトルスタイト乃至ソルバイトより成り、トルスタイト乃至ソルバイトの部分は No. 10 よりも多い。これは  $1,300^\circ C$  より  $1,100^\circ C$  まで冷却する間に  $\gamma\rightarrow\alpha+\eta$  なる共析反應が起つたためである。

又寫眞 No. 12 は同一試料を  $1,350^\circ C$  に加熱して油中に焼入れ、後  $1,100^\circ C$  に焼戻したもので少しく崩壞した

る羽毛狀共晶が見られる。これは  $1,350^\circ C$  に加熱したるとき熔融したる部分が油焼入の間に共晶となつたものである。又他の黒く腐蝕せられた部分は焼戻によりて  $\eta$  相の析出して居るのである。

此の如くトルスタイトは試料の  $C$  量減少するときは熔融せなくとも  $1,300^\circ C$  又は  $1,100^\circ C$  の高溫度から焼入れて生ずるものである。

Tour の考への如く脱炭に由て共晶溫度が降下し  $1,300^\circ C$  に於ても熔融するものならば  $1,300^\circ C$  より冷却すれば共晶が現はれなければならぬが、寫眞 No. 11 に示すが如く其組織を認めない。寫眞 No. 12 の如く  $1,350^\circ C$  に熱すれば共晶組織を認め、其一部分熔融したことが知られる。因て脱炭しても包共晶點 ( $1,345^\circ C$ ) 以上にならなければ熔融せないのであつて、寫眞 No. 10 に見る様な脱炭部分に現はるゝトルスタイトは熔融したる部分ではなく、脱炭せられて  $C 0.5\%$  以下となつた部分が變化を起したのである。従て寫眞 No. 2, 3, 4 は又 No. 7 に現はるゝトルスタイトと同一成因によるものと考へらる。

## V. 總 括

(1) 高速度鋼の焼入組織に及ぼす酸化脱炭の影響を知るため、市販 18-4-1 型高速度鋼及び種々の組成の  $W$ ,  $Cr$  鋼に就き熱分析、示差膨脹測定及顯微鏡的方法により  $C$  含量による影響を研究した。

(2) 高速度鋼に含有せられる  $Cr$  及  $V$  は  $W$  鋼に於ける地鐵又は  $\eta$  炭化物に溶解して特殊の相を生ぜないに由て  $Fe-W-C$  三元系の  $18\% W$  切斷狀態圖に基き  $18\% W$   $4\% Cr$  の  $C$  量異なる場合の切斷狀態圖を構成し、 $C$  量異なる高速度鋼の融體よりの冷却に於ける組織の變化を明にした。

(3) 高速度鋼の酸化脱炭によるトルスタイト狀組織の出現を此狀態圖に依て次の如く説明した。

高速度鋼が高溫度に於て脱炭するときは  $\gamma+\eta+\delta$  の組織となる。然るときは此  $\gamma$  相は冷却に際し高溫度より  $\gamma\rightarrow\alpha+\eta$  なる共析變化を起すにより、油中焼入に依ても容易に變化してトルスタイトを生ずるのである。