

高硬度特殊鋼板加工用工具の冶金學的研究 (第2報)¹⁾

(第3回工學大會日本鐵鋼協會部會講演 昭和11年4月)

伊丹榮一郎*

三浦三索*

ON THE METALLURGICAL STUDIES OF THE TOOLS FOR
MACHINING THE HARD SPECIAL STEEL PLATE (II)

Eiichiro Itami and Sansaku Miura.

SYNOPSIS:—As reported previously, the authors could give the same hardness as Widia to the 18% Co super-high-speed steel, by a particular heat-treatment and, at the same time, they found a fact that by applying this heat-treatment they did not necessitate the use of widia to drill the hard special steel plate, and the cutting work was carried out fast and easily, even with ordinary machines of old type. This particular heat-treatment is composed of quenching and the repetition of such tempering as to heat for short time and to cool, and by this tempering method the hardness of that tool steel became higher than that by the ordinary continuous tempering process. In the present paper, the authors dealt with the physico-metallurgical research referring to the mechanism between this heat-treatment and thereafter hardness increment, and also the investigation of elements which are necessary for such increase of hardness. From the results of their studies, the authors reached to the following conclusions: The chief cause of this increase of hardness is the fine and uniform precipitation of carbides with the transformation A→M which occurs at relatively low temperature in the course of cooling, by this heat-treatment. And this transformation is not the so-called "Ar," but the transformation A→M which follows to the precipitation: The essential elements which are absolutely necessary for such hardness increment, are W, Cr, V and Co, and Mo is the secondary element which merely promote this increase of hardness.

These researches were carried out during the period from 1933 till 1934 and published on the Spring meeting, 1936, in Tokyo.

目 次

- I. 緒 言
- II. 超高速鋼に施したる特殊熱處理方法發見の經路
- III. 超高速鋼焼戻處理に於ける連續加熱と不連續加熱の硬度に及す影響
- IV. 不連續加熱による硬度増加の原因調査の實驗要領
- V. 熱膨脹試驗
 - (1) 徐々に加熱冷却せる場合
 - (A) 焼入温度の影響 (B) 焼戻温度の影響
 - (2) 急速加熱冷却を繰返せる場合
 - (3) 急速加熱し所要温度に一定時間保持して急速に冷却せる場合
- VI. 熱分析試驗
- VII. 磁氣分析試驗
- VIII. 實驗結果の理論的考察
- IX. 冷却時の變態と化學成分の關係
- X. 總 括
- 參 考 文 獻

I. 緒 言

著者等は昭和10年4月高硬度特殊鋼板穿孔用工具材料の研究經過に就て報告した。¹⁾ 即ちブリネル硬度 500~

* 神戸製鋼所

¹⁾ 第I報は 鐵と鋼 第23年 第11號

680 附近の特殊鋼板の硬度高きものを穿孔するために、(1) Widia 系統の各種工具材料の調査、(2) 窒化處理を施したる各種鋼よりなる工具の調査、(2) 超高速鋼の熱處理の調査等を行ひ、第1に屬する工具は普通一般の機械にては應用不可能にして、第2の工具は一部實用的可能性あるも尙斯かる高硬度材料には亦不適當である事が認められたが、第3の超高速鋼の熱處理方法の新發見に依りて遂に Widia 系工具の硬度に殆んど接近せる値を得、穿孔能率を著しく高め、強ひて Widia 工具の使用を必要とせざる結論に到達した。然し此の熱處理の改善、即ち特殊熱處理方法が冶金學的に如何なる意義を有するものなるかを明かにして置く事は、超高速鋼工具製造上重要なる問題と考へるので、其の後超高速鋼に施したる熱處理効果が果して何れに原因するや等に就て調査したので茲に其の結果の概要を報告する事にしたのである。

II. 超高速鋼に施したる特殊熱處理方法發見の經路

著者等が彼の滿洲事變勃發以前、軍需品製造のため忙殺されて居た時高硬度鋼材の加工用工具の研究を命ぜられ

而も短時日の完成を要求されて居た。加ふるに本研究には相當大なる費用を要するため、第I報にて述べたる如く比較的少數の試験材により基礎的實驗を行つたもので、焼戻し時間の影響を見る場合には同一の試料に就て追加の熱處理を行ひ、之を合計したる時間を以て夫々の焼戻時間としたのであつた。併し實際の熱處理作業としては最初より一定時間の焼戻しを行ふ事が望ましく且、便利である事は何人にも考へられる所である。依て當時直に参考のために連続加熱に依る焼戻と、不連続加熱に依る焼戻とを比較研究したが、豫想に反し興味ある事實を確認したのであつた。即ち「超高速鋼に於ける不連続加熱の焼戻しは連続加熱の焼戻しよりも硬度の増加を大ならしめる。」

III. 超高速鋼焼戻處理に於ける連続加熱と不連続加熱の硬度に及ぶ影響

前研究に依り Co 18% を含有する超高速鋼に於て焼戻處理に於ける不連続加熱が硬度上昇に特異の效果あるを認めたと、更に種々の超高速鋼に就て焼戻處理に於ける連続加熱と不連続加熱の硬度に及ぶ影響を比較した。第1圖は之等の結果の一例を示すもので超高速鋼は Co 含有量の多いもの程此の特殊熱處理の效果大であるが、Co を含有せざる普通超高速鋼に於ては此の影響が殆んど認められない。即ち此の特殊熱處理に於て硬度上昇を生ぜしめる主要なる原因として Co の存在は將に重要視すべきものである。

IV. 不連続加熱による硬度増加の原因調査の實驗要領

此の特殊熱處理に依り硬度増加を生ずべき原因を探究するには物理實驗に依るを最も適當と考へ、次に掲ぐる各種の實驗に於て種々の超高速鋼が如何なる現象を生ずべきやを調査し、其の結果より此の原因を明かにせんとした。

1. 熱膨脹試驗
2. 熱分析試驗
3. 磁氣分析試驗

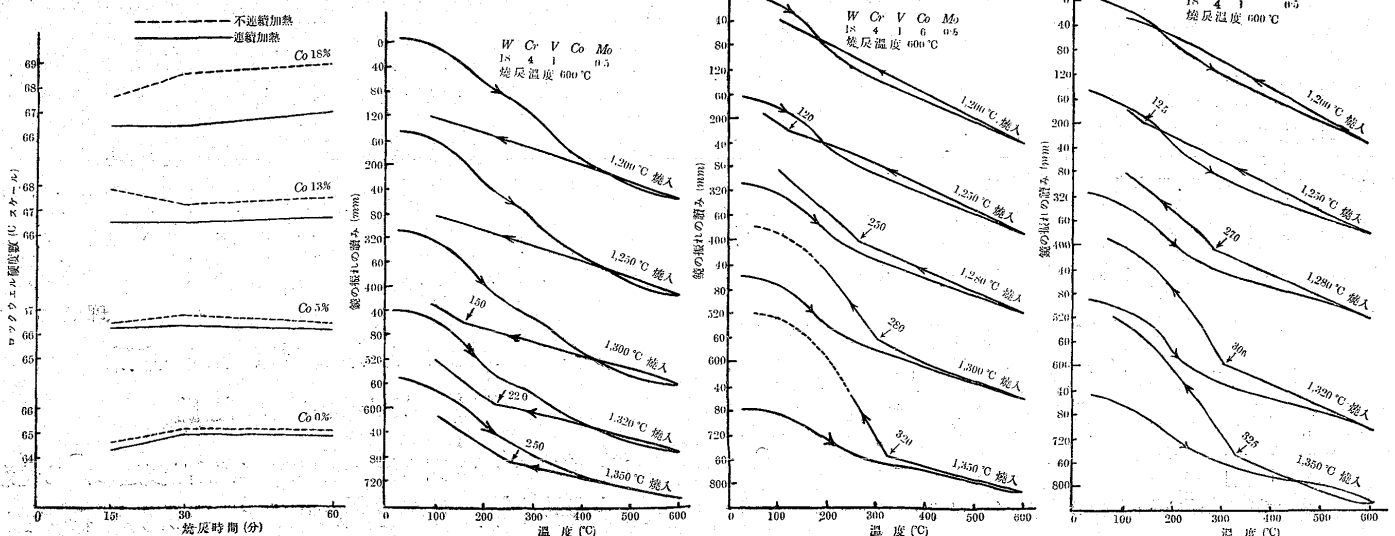
V. 熱膨脹試驗

超高速鋼よりなる工具の熱處理を行ふには先づ 900°C 迄は徐々に加熱し、それより所要の焼入温度迄急速に加熱して焼入を行ひ、次に之を適當なる温度を有する鹽浴槽に適當時間保持して焼戻を行ひ、後之を急冷するを普通とする。前研究の成果は主として鋼の焼戻處理に於て得られたるものであるから此の焼戻過程に於ける鋼の變化を研究すればよい譯である。而して鋼の内部組織の變化は直に容積變化を伴ふ故に焼戻過程に於ける鋼の組織の變化を窺知するには鋼の容積變化を測定するを必要とする。而して本研究の特殊熱處理たる急速に加熱冷却を繰返せる場合が他の場合に比して、焼戻過程に於て如何に異なる現象を示すかを見るために、本多式示差熱膨脹試驗機に依りて次の三通りの實驗を行ふ事とし、中性體として C 0.1% の極軟鋼を選び之を焼鈍して用ひた。

1. 徐々に加熱冷却せる場合
2. 急速加熱冷却を繰返せる場合
3. 急速加熱し所要温度に一定時間保持して急速に冷却せる場合

(1) 徐々に加熱冷却せる場合 第1圖に掲げし如く特殊熱處理の效果が Co 含有量と重大なる關係あるを知つたので、本實驗に於ては超高速鋼の Co 含有量を 0~20%

第1圖各種超高速鋼の硬度に及ぶ焼戻處理方法の影響 第2圖 緩徐加熱冷却曲線に及ぼす焼入温度の影響 第3圖 緩徐加熱冷却曲線に及ぼす焼入温度の影響 第4圖 緩徐加熱冷却曲線に及ぼす焼入温度の影響



に變化せる範圍のものに就て實驗する事にし、先づ焼入溫度が焼戻しに於ける加熱並に冷却曲線に如何なる關係あるかを見、次に焼戻溫度の影響を見る事にした。

(A) 焼入溫度の影響

第 1 表

供試材 %	C	Mn	Si	W	Cr	V	Mo	Co
高速度鋼	0.70	0.26	0.16	18.41	4.20	0.58	0.40	—
6% Co 超高速鋼	0.72	0.25	0.20	18.50	3.80	1.01	0.50	5.80
10 "	0.60	0.11	0.11	17.83	3.89	1.27	0.67	10.43
13 "	0.80	0.11	0.20	21.91	4.30	0.76	—	12.78
17 "	0.65	0.11	0.20	18.43	4.09	1.27	0.67	16.85
20 "	0.57	0.41	0.30	18.01	3.51	1.14	0.53	20.23

第1表は本實驗に使用せる材料の化學成分である。焼入溫度は 1,200, 1,250, 1,280, 1,300, 1,320, 1,350°C の6通りとし、實驗に際して焼戻加熱は徐々に行ひ 600°C 迄上昇するに2時間を要し、600°C にて約5分間保持したるに後徐々に冷却した。冷却は大抵 100°C 迄行ひ之に至る迄約2.5時間を要した。

第2~7圖は之等の結果を示すもので、縦軸は示差膨脹計の鏡の振れの讀みを取り横軸に溫度を示した。

第2圖は Co を含有せざる高速度鋼の場合で、最も上部にあるは 1,200°C で焼入し之を焼戻せる場合の加熱冷却曲線にして、加熱曲線は常溫より約 300°C 附近迄は波形を呈して下降するが之より溫度が昇るとその傾斜頗る緩となり冷却に際しては殆ど一直線をなし、1,250°C 焼入のものも之と同様であるが、焼入溫度 1,300°C のものになると冷却の際 150°C 附近に微量の異狀膨脹が認められ、1,320°C 及び 1,350°C に於ては 220°C 及び 250°C より大なる異狀膨脹を生ずるを見る。

第3圖は Co 6% 含有のもので曲線の狀況は前の Co を含有せざる場合に較べると可なり變化せるを見る。即ち 1,200°C 焼入のものは 200°C 附近に於て前同様多少の降下を示し、冷却曲線は 100°C に降下する迄は何等變化を示さないが加熱冷却曲線が甚しく接近して居る。然るに焼入溫度 1,250°C のものは冷却曲線に於て 120°C で變化を生じて異狀膨脹を呈し、焼入溫度が上昇して 1,280°C になると冷却曲線は加熱曲線の上側を走り而も 250°C に於て相當大なる異狀膨脹を生じ、同様に 1,300°C に焼入せるものは 280°C より、1,350°C 焼入のものは 320°C より夫々大なる異狀膨脹を生じて居る。

第4圖は Co 10% を含有せる場合で焼入溫度 1,200°C では冷却曲線に變化ないが、1,250°C では 125°C に於て少量の變化が認められ、1,280°C では 270°C、1,320°C

では 300°C、1,350°C では 325°C に於て變化が起り、其の量次第に大となつて居る。

第5圖は Co 13% を含有せる場合で、此のものに就ては低溫度の焼入は行はなかつたが、1,280°C で焼入せるものは 275°C、1,320°C で焼入せるものは 305°C 附近に於て著く異狀膨脹を生ずるを見た。

第6圖は Co 18% を含有せる場合で焼入溫度 1,200°C のものに於ては冷却曲線に未だ變化なく、焼入溫度 1,250°C では 270°C、1,280°C では 306°C、1,320°C では 325°C、1,350°C では 350°C 附近で異狀膨脹を生じ、而も此のものは Co の含有量大なるだけに其の膨脹量も多くなつて居る。

第7圖は Co 20% のもので焼入溫度は 1,350°C の場合のみであるが 355°C 附近より著しき異狀膨脹を示して居る。

以上加熱曲線の狀況を通覽するに何れも 100~300°C の間に於て收縮を生じて曲線は降下し、それより焼戻溫度に向て曲線の傾斜は緩漫となり、又焼入溫度が高くなるに従ひ及び Co 含有量の増加するにつれて加熱曲線の傾斜は益々緩となつて居る。

又 Co を含有せざる高速度鋼にありては低溫側に於て加熱曲線と冷却曲線とは相當の開きを有し且常に加熱曲線は冷却曲線の上側にあるが、Co が含有されその量を増加するに従て全く彼我相顛倒したる位置となる。而して冷却曲線に於ける異狀膨脹は 120~355°C の間に於て生じ、Co を含有せざる高速度鋼に於ては此の變化は焼入溫度 1,300°C 以上でないと思はれないが、Co の含有量が増加するに従ひそれよりも低き 1,250°C 焼入のものより異狀膨脹を生じ、焼入溫度の上昇するに従ひ、又 Co 含有量の増加するに従ひ、此の異狀膨脹の發起點は高溫度側に移行する傾向があり且其等の異狀膨脹の量も大となつて居る。

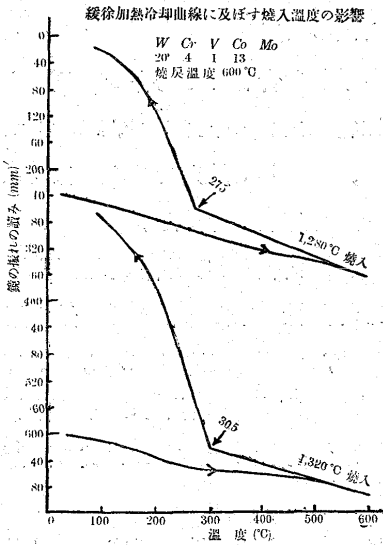
(B) 焼戻溫度の影響 前實驗に於ては焼戻溫度を 600°C に一定し焼入溫度の影響を見たものであるが、次には焼入溫度を 1,350°C に一定し、焼戻溫度を 550, 600, 650°C の3通りにして其の影響を調べる事とし、供試材として第2表に示すが如き3種の高速度鋼を使用した。

第 2 表

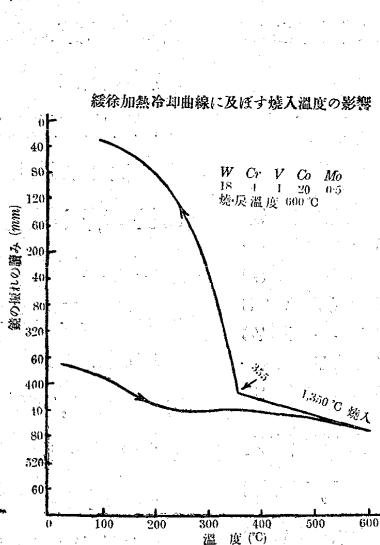
供試材 %	C	Mn	Si	W	Cr	V	Mo	Co
高速度鋼	0.70	0.26	0.16	18.41	4.20	0.58	0.40	—
10% Co 超高速	0.67	0.11	0.11	17.83	3.89	1.27	0.67	10.43
20% Co 度鋼	0.57	0.41	0.30	18.01	3.51	1.14	0.53	20.23

本實驗の結果は第8~10圖に示す如くである。第8圖は

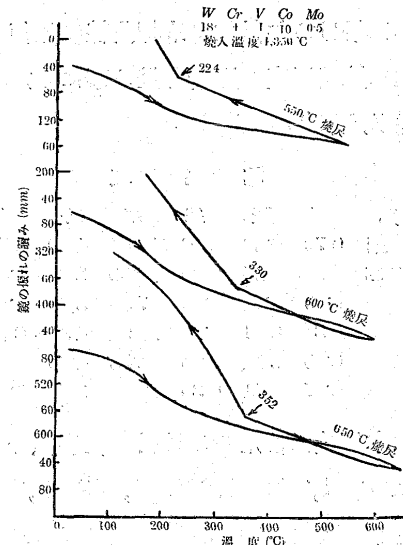
第5圖 緩徐加熱冷却曲線に及ぼす焼入温度の影響



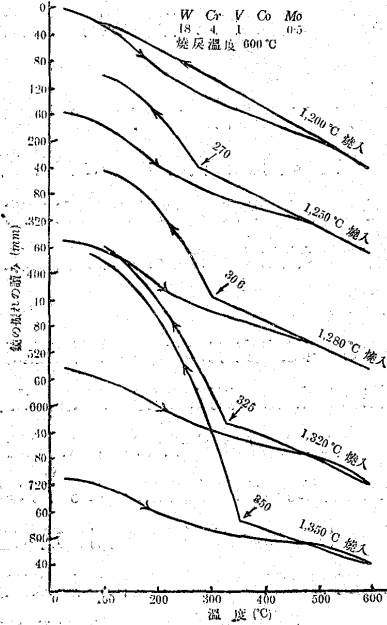
第7圖 緩徐加熱冷却曲線に及ぼす焼入温度の影響



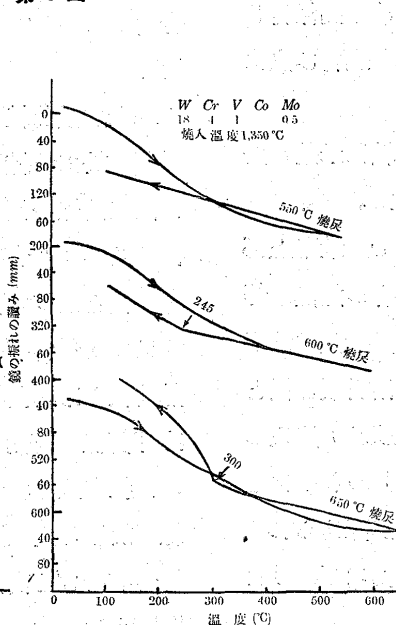
第9圖 緩徐加熱冷却曲線に及ぼす焼戻温度の影響



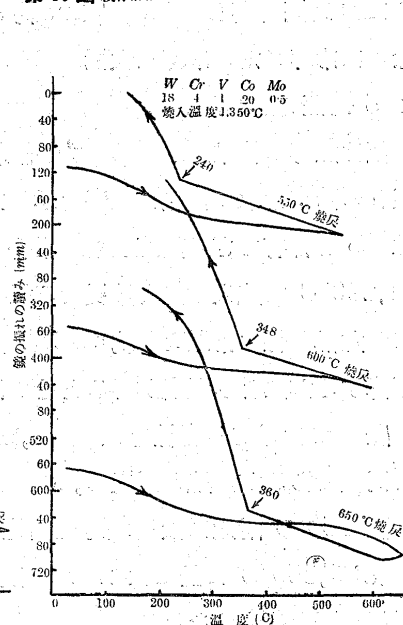
第6圖 緩徐加熱冷却曲線に及ぼす焼入温度の影響



第8圖 緩徐加熱冷却曲線に及ぼす焼戻温度の影響



第10圖 緩徐加熱冷却曲線に及ぼす焼戻温度の影響



Co を含有せざる高速度鋼の場合で、焼戻温度 550°C に於ては冷却曲線に變化なきも、600°C 焼戻の場合は 245°C、650°C の場合は 300°C で異状膨脹を認め、焼戻温度の高くなると共に其の變化點の温度が上昇し且其の變化量も大となつて居る。

第9圖は Co 10% を含有せる高速度鋼の場合を示し、既に 550°C の焼戻の場合にても 224°C、600°C 焼戻では 330°C、650°C 焼戻の場合は 352°C で夫々冷却曲線に異状膨脹を起し、焼戻温度の高くなるに従て變化點が前同様高温度に於て起り且其の量も大きくなつて居る。

第10圖は Co 20% を含有せる場合で、550°C 焼戻の場合は 240°C、600°C 焼戻では 348°C、650°C 焼戻の場合は 360°C より變化を生じ、焼戻温度の上昇と共に其の變化の量が大きくなり且變化點が高温度側に移る傾向が確

認される。

以上の結果より考ふるに焼入温度を 1,350°C に一定し焼戻温度を變化する場合、Co を含有せざる高速度鋼にありては焼戻温度 600°C 以上でなければ冷却時に於ける異状變化が現はれないが、Co を含有する所謂超高速度鋼は何れも焼戻温度 550°C より既に此の變化を生じ、焼戻温度の上昇と共に其の變化量大となり且其の變化の發起點は高温度側に移るものと云へる。

(2) 急速加熱冷却を繰返せる場合 前實驗により大體の傾向が認められたので本實驗では第3表に示す2種の材料に就て試験する事にした。而して急速に加熱冷却する

第 3 表

供試材 %	C	Mn	Si	W	Cr	V	Mo	Co
高速度鋼	0.70	0.26	0.16	18.41	4.20	0.58	0.40	—
13% Co 超高速度鋼	0.80	0.11	0.20	21.91	4.30	0.76	—	12.78

ために 800°C に豫熱せる電氣爐を示差熱膨脹計の石英管を圍む様に持ち來たし、又冷却の場合には此の電氣爐を取り去て急冷する様にし、斯くして加熱には 20 分を要し、冷却には 50 分を要した。

Co を含有せざる高速度鋼は焼入溫度を 1,250°C 及び 1,300°C とし、Co を含有する超高速度鋼は焼入溫度を 1,280°C 及び 1,320°C とした。加熱は常溫より 550°C 及び 600°C 迄上昇し 2 分間保持したる後冷却し 100°C に降下すれば再び加熱する如くして之を繰返した。第 11~14 圖は此の結果を示すものである。

第 11 圖は Co を含有せざる普通高速度鋼を 1,250°C で焼入し、之を急速に加熱冷却せる場合の曲線で前實驗の曲線とは其の形状が異て居る。即ち加熱曲線は前の場合(徐々に加熱冷却の場合)は上方に對して凸形を示して居たが此の場合は凹形を形成して急速に降下するが 500°C を過ぎると膨脹を示し、550°C に 2 分間保持したる後冷却曲線に於ても依然として此の傾向を示し、400°C を下ると此の膨脹がなくなり、從て冷却曲線は凸形を成し加熱冷却兩曲線に依て橢圓形の如き形が造られる。之を數回繰返すに從て次第に此の橢圓形の厚みは減じ冷却曲線が次第に直線をなす様になるが、6 回目の冷却に於ても別に冷却曲線に異狀變化がなく、更に 600°C に上昇して 4 回繰返すも異狀變化を認めなかつた。

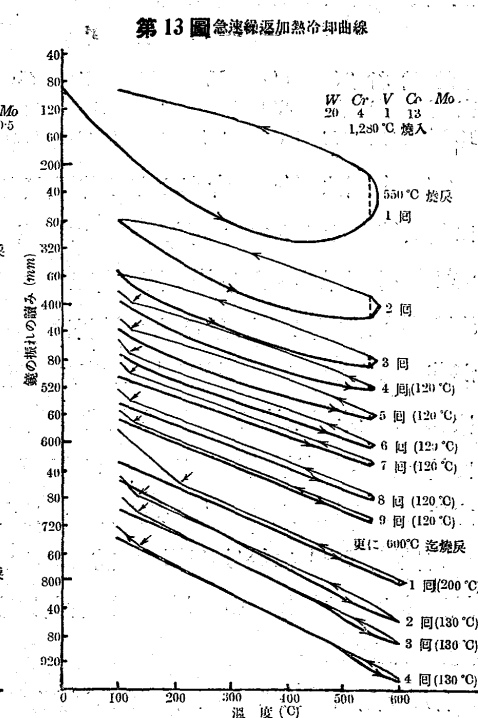
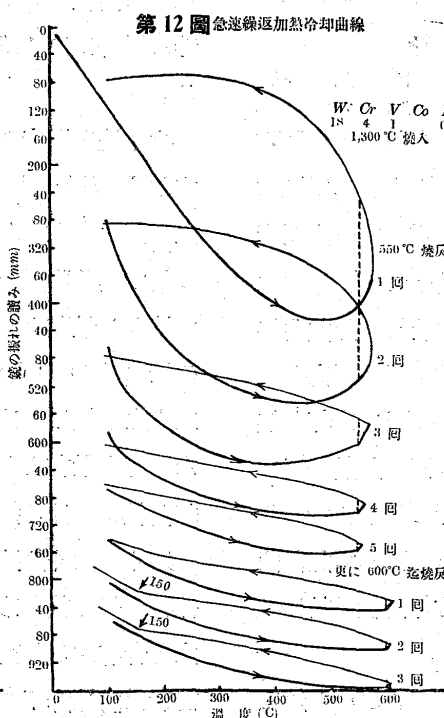
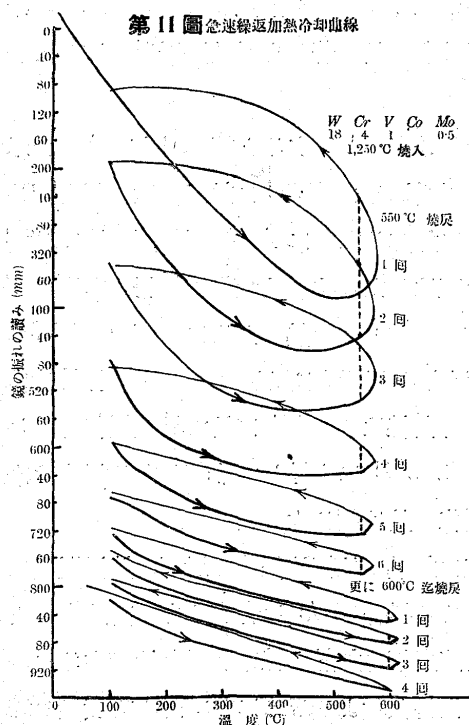
第 12 圖は焼入溫度を 1,300°C としたる場合の結果で、焼戻溫度 550°C では 5 回の繰返しを行ふも變化なく、更

に 600°C 迄上昇して加熱すると第 2 回目より冷却曲線に 150°C に於て、第 3 回目も同一の溫度で異狀變化を認めた。

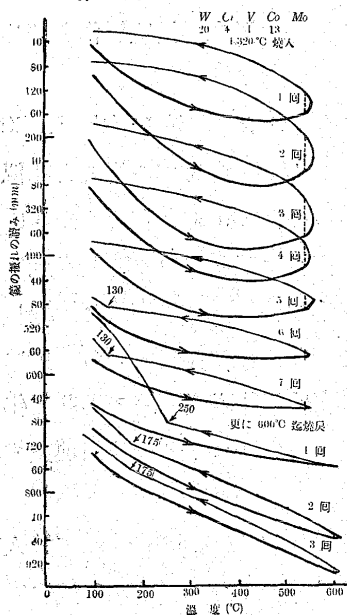
第 13 圖は Co 13% を含有せるもので焼入溫度 1,280°C の場合である。大體前者の Co を含まざる場合と相似たる傾向を示すが、然し此のものは Co を含有せるために 550°C 焼戻の場合も、第 4 回目に至りて 120°C 附近に異狀現象を生じ第 9 回目に至る迄此の異狀現象を持続した。但し第 9 回目の變化の量は甚だ少なくなつて居る。更に之を 600°C 迄上昇したるに 200°C 附近に於て異狀變化を生じ 次には 130°C 附近にて現はれ、之が 3 回連續するを認めた。

第 14 圖は Co 13% 含有せるものを 1,320°C にて焼入を行ひ之を焼戻せる加熱冷却曲線である。550°C 焼戻の場合には第 6 回目より 130°C に於て異狀變化を認め第 7 回目も同様で、更に焼戻溫度を 600°C に上昇したるに 250°C に於て急激なる異狀膨脹を示し、之を繰返したるに 175°C にて前よりは少い變化を現はし、第 3 回も同様に變化を生じたが其の量は更に少くなるを認めた。

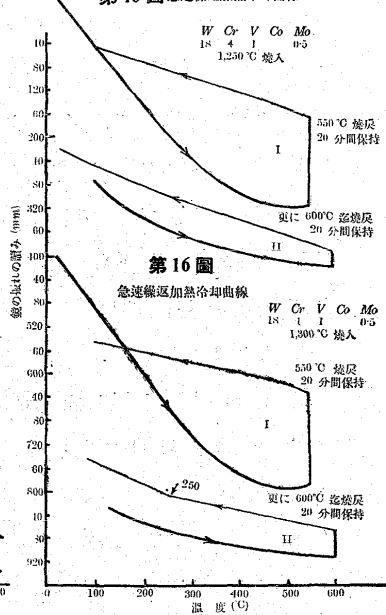
以上急速加熱冷却を繰返したる各場合を綜合するに加熱冷却曲線よりなる橢圓形は、何れも最初は傾斜急であり且厚みを有するが繰返し加熱の回数が増はるに從て、次第に其の傾斜緩となり且薄くなる。而して冷却曲線に於て Co を含有せざるものと含有せるものとの異狀變化を生ずる條件の傾向は前實驗と類似して居るが、急速加熱に依る冷却



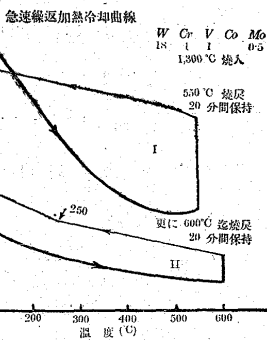
第14圖 急速繰返加熱冷却曲線



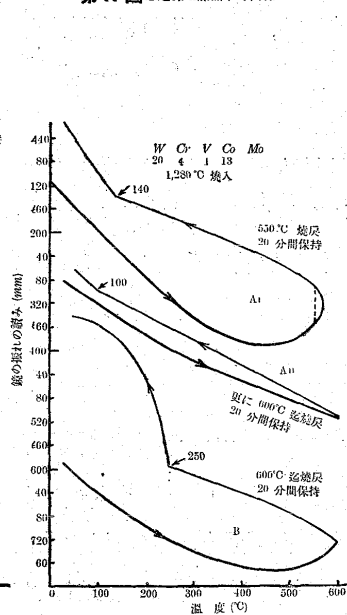
第15圖 急速繰返加熱冷却曲線



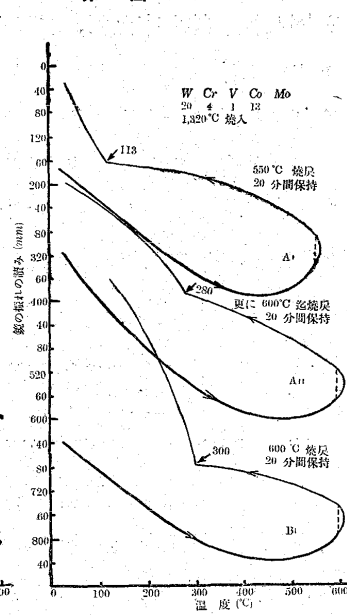
第16圖



第17圖 急速繰返加熱冷却曲線



第18圖 急速繰返加熱冷却曲線



の場合の異状膨脹の量は緩徐冷却の場合に比して少い。即ち急速加熱冷却を繰返す方法に依れば、冷却時に於ける異状膨脹が緩徐加熱冷却の場合に比して小刻みに起つて居る事が窺はれる。

(3) 急速加熱し所要温度に一定時間保持して急速に冷却せる場合 此の場合は高速度鋼製工具類を熱処理するに普通行はれてゐる状態に最も類似せるものである。本實驗に於ても前同様に第4表の如く2種の鋼材を使用し、實驗装置も亦前項に述べたと變りなく、唯焼戻温度に於て前よりは比較的長時間保持し然る後急冷した。而して焼入温度も前同様2通りとした。

第 4 表

供試材%	C	Mn	Si	W	Cr	V	Mo	Co
高速度鋼	0.70	0.26	0.16	18.41	4.20	0.58	0.40	—
13%Co超高速度鋼	0.80	0.11	0.20	21.91	4.30	0.76	—	12.78

第15圖はCoを含有せざる普通高速度鋼を1,250°Cに於て焼入せるものを、焼戻に於て急速加熱して一定温度で20分間保持したる後急速冷却せる場合である。(I)は550°Cで加熱せる場合で此の材料は常に最初の加熱曲線が甚しく急である。500°Cを過ぎると稍膨脹の傾向が現はれ、20分間保持せる間にも相當の膨脹を生じ、冷却曲線に於ては殆ど直線的に歸る。(II)は第2回の加熱で更に之を600°Cに上昇し20分間保持し冷却せる場合で、此の時は600°Cに於ける膨脹は前より少い。而して加熱曲線は前よりは緩になつて居る。兩者共に冷却曲線に於ける變化を認めない。

第16圖は1,300°Cに焼入せる場合で、1,250°C焼入

の場合と殆ど同様の傾向を呈するが、600°C焼戻の場合には250°Cで僅かに異状變化が見られる。

第17圖はCo13%含有の超高速度鋼の場合でAIは1,280°Cで焼入せるものを550°C迄急速加熱し20分間保持したる後急冷せるものである。加熱曲線は450°Cを過ぎると膨脹を生じ、冷却曲線は140°Cに於て異状膨脹を示すが、更に600°Cに上昇して20分間保持したるにAIIに示す如く最早此の温度(600°C)に於ける膨脹は少く、又冷却曲線に於て100°C附近に微量の變化を認むるのみである。然るに最初より600°Cに加熱したるものはBIの曲線に見るが如く500°C附近より膨脹を示し、冷却の場合には250°Cに於て著しき異状膨脹を現はして居る。

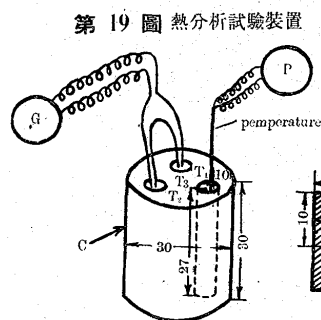
次に焼入温度を1,320°Cにすると第18圖のAIに示す如く、550°Cの加熱では113°Cに於て異状膨脹を認め之を更に600°Cに加熱したるにAIIに見る如く280°Cに於て異状膨脹を現はした。次に此の種の材料を1,320°Cで焼入し最初より600°Cに加熱したるに、第18圖BIの様に450°Cを過ぎると膨脹が起り、600°Cに保持せる間も之を續け、冷却曲線は300°Cに於て異状變化を生じた。即ち最初より600°Cに上昇して冷却したる場合は冷却曲線に於ける變化の量は頗る大となつて居る。

斯くの如く急速に加熱し比較的長時間所要の焼戻温度に保持し然る後急冷せる場合、Coを含有せざる高速度鋼と之を含有する超高速度鋼の加熱曲線の狀況を比較するに、前者は曲線降下の傾斜後者よりも急にして而も前實驗の場

合と異り、焼戻温度に於て比較的長時間保持するために、第2回目の加熱曲線の傾斜は緩漫となり且焼戻温度に於ける膨脹が少く、又 Co を含有せるものは焼戻温度 $550^{\circ}C$ に於て既に冷却曲線に異状膨脹を生じ且其の量が多く、而して之をより高き温度で更に焼戻するも最早異状膨脹の量甚しく少くなる。従て前實驗の急速加熱冷却の場合に比較すると冷却の際の膨脹が大きくして少い回数で完了する事となるのである。

VI. 熱分析試験

此の實驗装置は金研の佐藤博士²⁾が焼入炭素鋼の熱分析に就ての研究に使用された装置に準じ設備した。唯、佐藤博士は示差熱電對に $Au(Pd) \sim Pt(Rh)$ を用ひ、試験片を均熱するために之を挿入すべき圓柱狀保持装置を銀製とされたが、本實驗では時日の餘裕の無き關係上、前者を比較的動電力の大なるアルメルクロメル線とし後者をニツケルとした。装置の要領は第19圖に示す如く、 C はニツケル製圓柱狀保持装置にして直徑 30mm 長さ 30mm 之に直徑 10mm 、深さ 27mm の穴を等距離に設けて試験片 (T_1, T_2, T_3) を夫々挿入する様にした。 T_1, T_2, T_3 は同一材料より採取し直徑 7mm 、長さ 20mm に仕上げ



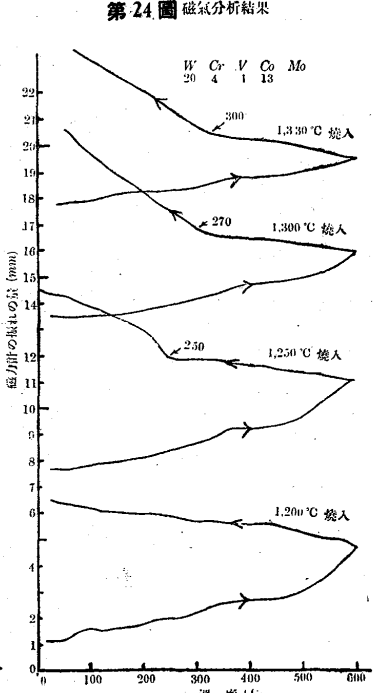
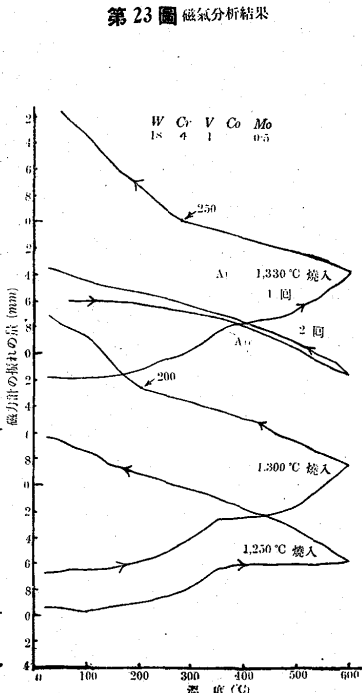
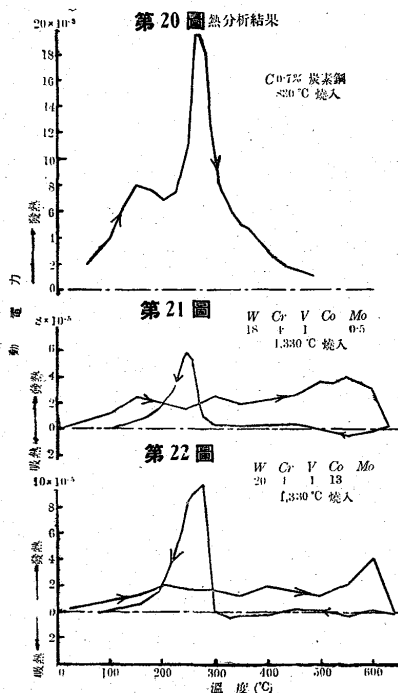
たる試験片で、何れも其の中心に直徑 2mm 深さ 10mm の穴を穿ちこれに熱電對を挿入する如くし、 T_1 及び T_2 の兩試験片は焼鈍状態で T_1 は熱電對を挿入して温度測定に用ひ、 T_2 は中性體として使用し、焼入状態に於ける T_3 試験片と共に示差熱電對を挿入し之をガルバノメータ

に連結して保持器 C を圓筒狀電氣爐に装入して加熱する際に T_2 と T_3 の温度差による動電力を測定する様にした。併し上記の装置は未だ充分完全と稱し得ざるものなるを以て、先づ此の装置を信頼すべき可能性ありや否やを確める爲に、 $C, 0.7\%$ の高炭素鋼を $830^{\circ}C$ で焼入せしものに就て焼戻を此の装置によつて行ひ、第20圖の如き結果を得た。即ち縦軸は動電力、横軸は温度を示すもので曲線の形狀は殆ど佐藤博士の實驗結果に似たる傾向を表はせるものが得られたので本装置を使用する事にした。第5表は本實驗に使用せる高速度鋼材の化學成分である。

第5表

供試材	C%	Mn%	Si%	W%	Cr%	V%	Mo%	Co%	焼入温度($^{\circ}C$)
高速度鋼	0.70	0.26	0.16	18.41	4.20	0.58	0.40	—	(1,250) 1,330
13% Co 超高速鋼	0.80	0.11	0.20	21.91	4.30	0.76	—	12.78	(1,250) 1,330

T_3 として使用される試験片は何れも $1,330^{\circ}C$ に於て焼入し直に本装置に装入して常溫より $600^{\circ}C$ 迄2時間を要して加熱し、冷却には $100^{\circ}C$ 迄3時間を要し此の間に於ける動電力を測定した。第21圖は Co を含有せざる高速度鋼の熱分析結果である。圖に見る如く加熱時には $150^{\circ}C$ 附近に於て發熱現象を呈して曲線は上昇するが、次に曲線は一旦稍下降し又再び $500 \sim 600^{\circ}C$ に於て上昇し、冷却曲線に於ては $240^{\circ}C$ で相當急激なる發熱現象を呈して居る。又第22圖は Co 13% 含有のもので大體曲線の傾向は同様であるが冷却の際に一層急激なる發熱現象を示して居る。



VII. 磁氣分析試験

磁氣分析試験に於ても前同様に第6表に示す如く2種の材料を使用した。

第 6 表

供試材 (%)	C	Mn	Si	W	Cr	V	Mo	Co
高速度鋼	0.70	0.26	0.16	18.41	4.20	0.58	0.40	—
13%Co超高速鋼	0.80	0.11	0.20	21.91	4.30	0.76	—	12.78

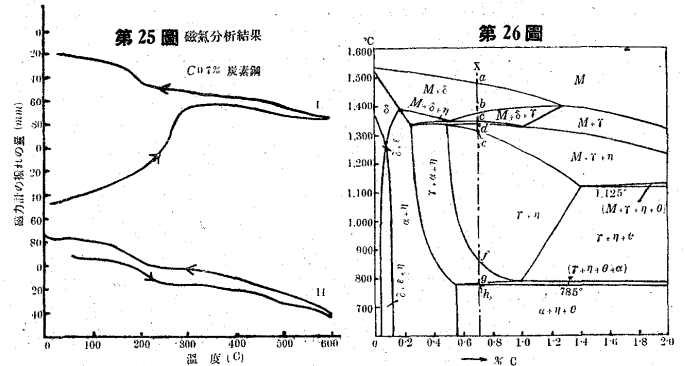
試験片寸法は直径 6mm 長さ 80mm として種々の温度で焼入し、磁氣分析装置を用ひ磁化コイルに 3Amp の電流を通じ白金爐に依て石英管内の試験片を加熱し、磁場の強さを 160 ガウスとして 600°C 迄の加熱冷却過程に於ける磁氣強さの變化を測定した。

第 23 圖は Co を含有せざる高速度鋼を 1,250, 1,300, 1,330°C 等で焼入し之を温度 600°C 迄加熱冷却しつゝ、磁氣分析を行ひたる結果で、縦軸に磁力計の振れの量を取り横軸に温度を示した。焼入温度 1,250°C のものに於ては最初約 100°C より 350°C に至る迄磁氣の強さは増加し再び約 500°C より 600°C 迄僅に増加を示し、冷却曲線に於ては温度の降下と共に磁氣の強さが増加するも異狀現象が認められない。然るに 1,300°C で焼入せるものは加熱に際し前同様に 100~350°C の間に磁氣の強さは増加し、更に 450~600°C の間で前者よりも一層磁氣強さの増加傾向大で、冷却曲線に於て 200°C 附近で急に異狀現象を示し、1,330°C 焼入の場合には A1 に示す如く冷却曲線は 250°C 附近より異狀現象を表はしてゐる。之を再び繰返すと A2 の如く最早何等の變化を示さない。

第 24 圖は Co 13% 含有のもので焼入温度は 1,200~1,330°C とした。此の場合加熱曲線に於ても殆ど同様の現象が認められるが、100~300°C 附近に於ける磁氣強さの増加は Co を含有せざる場合よりも少く、之に反して 500~600°C の間に於ける磁氣の増加は既に 1,200°C 焼入のものに認められ、冷却曲線には未だ變化が見られないが、1,250°C 焼入のものは冷却曲線に於て 250°C, 1,300°C 焼入のものは 270°C, 1,330°C 焼入のものにも 300°C 附近より異狀變化を示してゐる。

今炭素鋼 (0.7% C) を焼入せるものに就て焼入加熱せる曲線を示すに第 25 圖 I の如く、加熱に於て 300°C 迄は磁氣の強さの増加頗る急であるが それ以上の温度では却て温度の影響に依り原子の運動が烈しくなるを以て鐵原子が磁力線の方向に揃ひ難くなり、従て磁氣の強さは次第に減じ、又冷却曲線に於て 200°C 附近にて少量の振れの

増加が認められるがこれは A₀ 變態に過ぎない。而して之を 600°C に再加熱せる場合は第 25 圖 II の如く、最早や常温より 300°C の間に於ける變化を示してゐない。



故に本實驗の場合に就て見るに、先づ加熱曲線に於ける 100~300°C の振れの増加は炭素鋼の場合と一致するが、300°C 以上に於て炭素鋼の磁氣の強さは減少するに反し、高速度鋼の各場合には寧ろ増加せる現象を示し、又冷却曲線に於て本研究試料の場合には焼入温度低き時は異狀變化が現はれないが、或る温度以上になると炭素鋼の場合と異り、200~350°C 附近より磁氣の強さが急に増加せるを示して居る。

VIII. 實驗結果の理論的考察

高速度鋼は W Cr V Mo 等の特殊元素を含む多元系合金鋼で其の状態圖は現在の所未だ明かでないが、武田博士³⁾に依れば 18-4-1 型高速度鋼の半定性的状態圖は第 26 圖の如きものと想像され、之に依て略 18-4-1 型高速度鋼に於ける融點、變態點並に組織と炭素量との關係が窺はれる。

圖に於て η 相は複炭化物で之に Cr 及び V の少量が溶け込んで居り、Cr, V の他の殘部は θ 相 (Fe₃C の固溶體) 及び地鐵の中に溶け込んで居るのである。一般に高速度鋼の炭素量は 0.7% 内外であるから、圖に於て見る如く Ac₁ は 780~850°C、融點は約 1,320°C であるが、Co が加はると A₁ 點が 20~50°C 上昇し融點も亦上昇して 1,380°C 位になると云はれて居る。而して高速度鋼の焼入は Ac₁ 點以上で殆ど融點附近の高温度に加熱して急冷されるもので、これは出来るだけ複炭化物を熔解してオーステナイト (γ) を安定ならしめ、焼入に際して殘留オーステナイトの量を増さしむる爲である。

従來の文献に徴するに、焼入された高速度鋼の組織は η 相 (複炭化物) と初期マルテンサイト及び殘留オーステナ

イトよりなり、之等の量は鋼材の化學組成及び焼入温度によつて變化するもので、焼入温度の高いもの程前二者の量は減じ残留オーステナイトの量は増加する。又 Co は高速度鋼のオーステナイトの變態を遅らせる性質があり⁴⁾、又一方融點を上昇せしめるから焼入温度を一層高める事が出来る。従て Co を含む高速度鋼は含まないものに比し焼入効果が大きで焼入組織には残留オーステナイトの量が多い事になる。

今、上記各種實驗の結果を綜合するに、先づ加熱曲線に就て見ると熱膨脹試験に於ける緩徐加熱曲線の約 $100^{\circ}C$ より $300^{\circ}C$ 附近にかけて收縮を生じ、 $450\sim 600^{\circ}C$ に於て曲線の傾斜頗る緩になれる事は、同種の實驗に於て急速加熱冷却に於ける急激なる彎曲的曲線の降下及び $400^{\circ}C$ 附近より $600^{\circ}C$ に至り、更に冷却の際 $400^{\circ}C$ 附近迄膨脹を繼續する事、第三には急速加熱して一定時間焼戻温度に保持する場合、同様に最初加熱曲線の急激なる降下、次に $400^{\circ}C$ 附近より膨脹を生じ $600^{\circ}C$ に保持する間相當の膨脹を示せる事等は大體に於て相對應せる現象であつて Co を含有せざる普通高速度鋼の $100\sim 300^{\circ}C$ に於ける收縮量が Co を含有せるものに比して多きは、前者が焼入状態に於て初期マルテンサイトを比較的多く含有し之が分解するために收縮を生ずるもので、熱分析試験に於ける $150^{\circ}C$ 附近の發熱現象及び磁氣分析に於ける $100\sim 300^{\circ}C$ 間に於ける磁氣強さの増加によつて充分證明し得る所である。尙高速度鋼の焼戻の際 $100\sim 300^{\circ}C$ 附近で上記の分解を生じ硬度の減少する事も考へられる譯で、Emmons 氏⁵⁾の實驗結果に徴しても明かなる所である。

次に加熱曲線に於ける $400\sim 600^{\circ}C$ に於ける性質である。DeLong 及び Palmer 兩氏⁶⁾ は 18-4-1 型の高速度鋼を $1,260^{\circ}C$ に加熱して空中冷却中の硬度を測定し、又 $595^{\circ}C$ の鉛浴槽中に焼入して此の温度に於て長時間保持中硬度を測定し、其の硬度の増加少きを以て只漠然と此の温度に於ては變態の量少しと述べ、又 Ehmecke 氏⁷⁾ は全膨脹試験により焼入せる高速度鋼を $600^{\circ}C$ 迄加熱し、此の温度に於て 1 時間保持後冷却したる場合、加熱の際 $600^{\circ}C$ 迄には何等變化ある事に言及して居ない。併し前二者は高温に於ける硬度より判斷を下し、又後者は加熱 $400^{\circ}C$ より既に曲線は次第に急傾斜となり膨脹せるを無視せる如く考へられる。斯くの如く從來此の温度迄には残留オーステナイトの變化なきものと考へる人多く、 $600^{\circ}C$ 附近に於て Ausscheidungs-härtung (precipitation

hardening) と稱し⁸⁾、漠然と炭化物の析出により硬化するものであると云ひ、我國に於ても主としてオーステナイト中に固溶せる炭化物の析出に因るものと考へてゐる人もあり、高速度鋼の硬化機構に就ては明かにされてゐない。

併て著者等の行つた實驗に依れば焼戻の途中 $400\sim 600^{\circ}C$ の温度範圍に於て、膨脹、發熱並に磁氣の強さの増加等の現象を伴ふ事を知たが、之等の現象は γ 鐵より α 鐵への變化に伴て起る共通的の現象であるから、オーステナイトの分解により α 鐵の出来る事は疑ふべくもない。然し此の出来た α 相が炭化物を固溶せるマルテンサイトなりや、或は之より更に炭化物を析出して地鐵に分解せるや明かでないが、要するに此の現象は焼入温度の上昇するに従ひ、又 Co を含むもの程著しくなり、反對に $100\sim 300^{\circ}C$ の低温に於ける收縮が少くなる傾向がある。之は焼入温度が高くなり Co が入る程マルテンサイトが少く残留オーステナイトが多くなり、オーステナイトの中、比較的安定なもの（之は焼入温度が低い時、又は Co のない場合にはマルテンサイトとなるべき性質のもの）の分解を意味するもので、著者等は此の温度範圍に於て炭化物の析出を全然否定するものでないが、寧ろ此の不安定はオーステナイトの分解による現象であると考へ度いのである。

次に冷却曲線に於ける異狀膨脹現象であるが、高速度鋼の熱處理による硬化機構に就ては、從來多くの研究者の云ふ所によれば焼戻冷却過程の $370^{\circ}C$ 附近以下の變態によつて生ずるもので、之等の研究者は此の變態を Ar'' 即ち單なる $A \rightarrow M$ の變化なりとしてゐる様である。然し著者等は以上の實驗結果より考察して冷却時の異狀膨脹現象に對して次の如き見解を有してゐる。

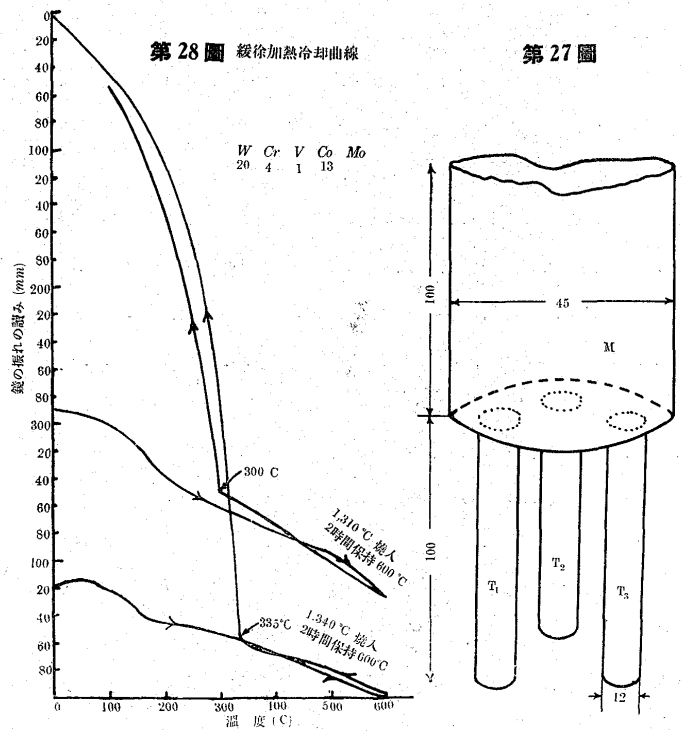
前掲せし武田博士の半定性的状態圖に見る如く、18-4-1 型高速度鋼の焼鈍状態に於ける安定なる組織は $\alpha-Fe$ と η 及び θ 等の三相より成てゐる。而して高速度鋼が焼入に際して $A_1-\eta$ 變態即ち $\alpha+\eta \rightarrow \gamma$ 共析温度以上に加熱されると γ 相と η 相とのみよりなり、温度の上昇するに従て η 相は γ 相内に固溶して減少する。所で η 相なる三元化合物は $Fe-W-C$ 系合金に於ては Fe_3W_3C 或は $(FeW)_6C$ 又は Fe_4W_2C 等、人によつて其の組成を異にし、且此の相の組成は可變的のものであるとされてゐる。⁹⁾¹⁰⁾ 従て $Fe-W-C$ 系に更に Co , Cr , V , Mo 等が加つた場合には η 相の組成は一層多元の化合物より成る複雑な相を作り且、其の組成も變化する性質を持ち、個々の η 相が均一な化學組成を有してゐない事が想像される。故に焼入

に於ける $A_1-\eta$ 變態以上の加熱過程に於て、比較的低温で溶解され形造られる γ 相の結晶格子と、更に高温度に加熱せねば溶解しない η 相を固溶せる γ 相の結晶格子との間には、 η 相を形成せし各元素の γ 相結晶格子内の排列状態が違てゐる。即ち固溶時の條件に應じて各結晶格子内の元素の排列を異にするから、種々の γ 相即ちオーステナイト結晶が出来るものと想像される。今此の状態のものが焼入されると固溶元素の排列の如何によつて安定なオーステナイトも出来れば不安定なものも出来、又之等の間には種々の安定度を持つオーステナイトが出来る譯で、又一部ものは α 相即ちマルテンサイトにも變化するものもあらう。斯様な状態のものを焼戻す場合には必然的にオーステナイトの分解に遲速のあるのは當然で、前述の如く不安定なものは加熱途中或は焼戻中に分解する。所が安定なものは單に結晶空間格子中に於て各元素が移動して炭化物を析出し平衡状態に達せんとする傾向を有するが同一結晶格子内に含有され而かも直接炭化物の生成に與らない V, Cr, Co, Mo 等の元素の共存するために、炭化物の生成が阻止せられる結果オーステナイトは分解されるに至らない。然るに此の状態のものを冷却し或る程度範圍に達すると、結晶格子内の炭化物の生成傾向が之を高温で阻止してゐた V, Cr, Co 等の元素運動に打克ち 之等の元素を固溶した炭化物になって析出するに至る。而して此の炭化物の析出によつて γ 相即ちオーステナイトは急に不安定となり、 $\alpha-Fe$ 即ち一部の炭化物を固溶せるマルテンサイトに變化し、異状膨脹を招くものと考へられる。此の Cr, V 或は Co 等が焼戻温度範圍で炭化物の析出を阻止する機構は詳かでないが、要するに後述の冷却時の變態と化學組成との關係に就て實驗した結果によると、高速度鋼の焼戻時冷却に際して現れる變態は W と同時に V, Cr とを共存する場合に初めて起り、 Co, Mo は之を助長する性質があり、又 Co に就ては更に前述の如く焼入効果を大ならしめる作用と焼入後のオーステナイトの焼戻抵抗を増加する性質のある事が知られてゐる¹⁾。故に之等の事實に徴して Cr, V, Co, Mo 等は炭化物の析出を阻止する作用のある事が大體窺はれる。

尙此の冷却時に起る變態は焼戻温度の高く、焼戻時間の長いもの程高温度に而かも著しく起るのは、 γ 相結晶格子内に含有される各元素の移動が温度と時間とに關係し、排列状態が違ふからであつて、従て冷却時に炭化物を析出する温度も違へば、又析出する炭化物の組成も多少變化する

ものと見られる。

著者は此の冷却時の變態が炭化物の析出に伴ふ $A \rightarrow M$ への變態である事を確めるために、 $Co 13\%$ を含む超高速鋼を $1,310^\circ C$ より焼入し、之を既に述べたる示差膨脹試験により $600^\circ C$ 迄焼戻を行ひ、其冷却の過程に於て異状膨脹を生じたる温度、即ち $300^\circ C$ 以下に於ける冷却の途中 $280^\circ C, 260^\circ C, 240^\circ C$ 等の各温度に於て各3時間宛保持したるに、之等の温度に相當する膨脹量は單に異状膨脹後其の儘冷却せしめたものゝ膨脹量に全く一致した。第27圖は此の結果を示し、即ち之は異状變態開始後の各温度では其の温度に相當する一定量の變態があるのみで、同一温度に長時間保持しても變態を起さない事を示すものである。尙更に別な實驗として $Co 13\%$ を含む鋼を $1,340^\circ C$ より焼入し、之を温度 $100^\circ C$ の上昇に $1\frac{1}{2}$ 時間を要する如く加熱し、 $600^\circ C$ に2時間保持したる後 毎 $100^\circ C$ に就き5時間の割合で緩徐冷却を行ひ、 $335^\circ C$ に異状膨脹を起すや直ちに其の温度に50時間保持し其の變態の進行變化



状態を實驗した。第27圖は其の結果で異状膨脹開始温度に50時間保持するも僅かの膨脹を示すのみにて、夫れ以上の進行を認めなかつた。然し更に温度を徐々に降下せしめたるに冷却に伴ひ異状膨脹の續行を見た、今若し之が従來の説の如く單に $A \rightarrow M$ 變態なりとせば、變態開始後は温度及び時間に關係なく同一温度にて完結すべき筈である。故に高速度鋼の冷却時に起る異状變態を單なる $A \rightarrow M$ 變態とは見做し難く、炭化物の析出現象に伴ひ二次的に

A→M の變態を起すものと考へるのが妥當と考へる。

茲に此の焼戻後の冷却時に生ずる變態を單に A→M 變態なりとし、之が普通の變態の如く一定溫度に起らずして溫度の降下と共に徐々に進行する理由に就て次の様に説明してゐる人もある。即ち其の一つは Fisher 及び Robertson¹²⁾ の選擇的結晶 (Selective Crystallization) 説で、一部のオーステナイトがマルテンサイトに變態すると其のマルテンサイトより或る量の炭素を吐出し、之が残餘のオーステナイト中に擴散して變態溫度を降下せしめる爲であると云ふのである。他の説は Michel 及び Benazet¹³⁾ の内壓説で、之によると A→M の變態に際してマルテンサイトは殘餘のオーステナイトに壓力を及ぼし、變態の繼續を阻止する爲に斯る現象を生ずると云ふのである。然し前説は低溫度に於ける炭素の擴散が果して可能なりやの點に就て大いに考慮の餘地があり、又後説は溫度が降下する程歪は多くなりて且既にかゝれる歪の消去は益々困難となるもので、變態の溫度降下による進行が次第に強く阻止される様になる譯で、此の説も直に首肯する事が出来ないのみならず A→M の變態に際して膨脹は自由に外部に行はれるから、内壓説の根據薄弱である様にも思はれる。而も高速度鋼の場合の様に焼入状態のオーステナイトは極めて安定で、焼戻の加熱の途中或は焼戻中にも殆ど變化を起さずして、寧ろ冷却中或る溫度に於て急激に變化する性質に就ては何等述べる所なく、單に Michel 及び Benazet は加熱及び焼戻中の變化は冷却時に起る變態と何等か關係あると云ふに止まり、此の間の關係を明かにしてゐない。又高速度鋼の硬化現象として見逃す事の出来ない炭化物の析出の問題に就ても殆ど觸れてゐないのである。

扱て、前述せる著者等の冷却時に於ける變態に關する理論を以てすれば、焼戻過程に於て繰返熱處理による硬度の増加が容易に説明する事が出来る。即ち焼戻溫度にて長時間保持せるものが、短時間保持して繰返焼戻せるものよりも硬度の低いのは、長時間加熱によりて冷却時の變態に於て一時に多量の炭化物を析出せんとする準備が進み、従て冷却時變態によつて析出せんとする炭化物の粒の大きさも大きく分布状態も比較的不均一となるからで、一方短時間繰返焼戻に於ては一時に析出される炭化物の量が少く、且粒子が小さく分布も均一で、又炭化物の組成或は性質も前者の場合とは異なるから、一層多量の炭化物を析出する事となり、長時間焼戻に比して硬度が高いものと考へる。

IX. 冷却時の變態と化學成分の關係

上記實驗の結果 Co 含有のものは冷却時の變態を起す事顯著なる事を知た。然し此の變化は Co の影響のみに原因するものなりや、之を究明する事は高速度鋼製造上に重大なる參考資料を與へるものと考へる。依て著者等は更に進んで此の研究を行ひ此の原因を調査する事にした。

試験材の製作：高周波電氣爐を用ひて原料を配合熔解し、第 28 圖の如き形状の鋼塊を作り、鋼塊本體 M の下部に熱膨脹試験片を得るために 3 本の細き脚 T₁, T₂, T₃ を作り、時日の少なかつた關係上差當り之等の T₁, T₂, T₃ の試験片を以て研究した。後日閑暇を得ば M なる本體を鍛鍊して實驗する豫定である。

T₁, T₂, T₃ なる試験片は 950°C で 10 時間加熱の後緩冷して 600°C 迄 6 時間を要し、更に此の溫度で 3 時間保持して徐冷した。T₁ は直径 5mm, 長さ 80mm に仕上げて夫々適當の溫度に於て焼入したる後實驗に供した。T₂ は分析試料とし、T₃ は T₁ の豫備試料とした。

之等各種の試験片の炭素量は何れも 0.7% 附近に一定し、分析の結果配合成分と大差なかつたので、便宜上茲では其の配合成分を示す事にした。即ち第 7 表の通りである。

第 7 表 試験材配合成分

試験番號	C%	W%	Cr%	V%	Mo%	Co%
No. 1	0.7	—	—	—	—	5
2	"	5	—	—	—	5
3	"	5	2	—	—	5
4	"	10	2	—	—	5
5	"	20	—	—	—	5
6	"	20	2	—	—	5
7	"	—	2	—	—	10
8	"	5	—	—	—	10
9	"	5	2	—	—	10
10	"	10	—	—	—	10
11	"	20	—	—	—	10
12	"	20	4	—	—	10
13	"	—	—	—	—	20
14	"	20	4	—	—	20
15	"	20	4	1	—	20
16	"	20	4	1	0.5	10
17	"	20	4	1	0.5	20
18	"	20	4	—	1	10
19	"	20	4	1	—	10
20	"	20	—	1	—	—
21	"	—	—	1	—	10
22	"	20	—	—	1	—
23	"	—	—	—	1	10
24	"	20	4	1	—	—
25	"	—	4	1	—	—
26	"	20	—	1	—	10

熱膨脹試験は示差膨脹試験の方法により、加熱冷却の速

さを毎時 100°C の割合として緩徐加熱冷却曲線を求めた。第 29 圖は此の結果を示すものである。

圖に於て No. 1 は Co 5% を含むもので加熱曲線に於て 300°C 附近に突出部を生じ、555°C より冷却曲線には何等變化なし。之を更に連続して 600°C に上昇し、加熱及び冷却したるに全く兩者の曲線は一致し變化を認めない。

No. 2 は W 5%, Co 5% を含み、前同様に加熱曲線に於て 300°C 附近に突出部を生じ 550°C より冷却するも變化なく、更に 600°C に上昇したるに加熱及び冷却の兩曲線は一致し前同様に一直線となる。

No. 3 は W 5%, Cr 2%, Co 5% を含有せるもので Cr の入り來たるために、300°C 附近の突出部が加熱曲線に現はれず又冷却曲線に變化を認めない。更に之を 600°C 迄加熱を繰返す時は加熱及び冷却の兩曲線は一直線になり一致する。

No. 4 は W 10%, Cr 2%, Co 5% で W が 10% に増加して居るが W 5% の前の場合と餘り變らない。茲でも Cr の含有のためか 300°C に於ける加熱曲線に突出部が非常に少なくなつて居る。

No. 5 は W 20%, Co 5% を含有するもので曲線の状況は著しく變化した。Cr を含まないために 300°C 附近に於ける加熱曲線の突出量は著しくなり、冷却曲線には變化ないが加熱曲線の上側を走て居る。(300°C 以下)

No. 6 は W 20%, Cr 2%, Co 5% を含むもので 300°C に起る加熱曲線の突出部は Cr あるために少く、600°C の繰返しでは殆ど一直線となる。

No. 7 は Cr 2%, Co 10% を含有し W を含まざる材料である。此の場合には 550°C 迄の加熱も 600°C に再加熱せる場合も殆ど加熱及び冷却の兩曲線は一直線となつて一致して居る。

No. 8 は W 5%, Co 10% で Cr を含んで居ないために加熱曲線に於ける 300°C 附近の突出部が著しい。No. 5 (W 20%, Co 5%) の場合と其の傾向が相似て居る。唯、此の場合には W が少い爲に冷却曲線が 300°C 以下に於ても加熱曲線の下になつてゐる。而して 600°C に繰返せる場合は何等變化を認めない。

No. 9 は W 5%, Cr 2% Co 10% を含むもので No. 3 (5-2-5) の場合によく似て居り、Cr のために 300°C に於ける突出部が少なくなつて居る。600°C に繰返せる場合も亦前同様である。

No. 10 は W 10%, Co 10% の場合で No. 5 (20-0-5) 及び No. 8 (5-0-10) の場合に其の傾向類似して居るが W の少きためか冷却曲線が加熱曲線の下になつて居る。

No. 11 は W 20%, Co 10% で W が前より倍に増加して居るが曲線の形状は多少變化し、加熱曲線に於ける 300°C 附近の突出部大となり且、W の多きために冷却曲線は加熱曲線を横切て上昇して居る。而して又 600°C に繰返せる場合も亦同様に變化は認められない。

No. 12 は W 20% Cr 4% Co 10% を含有せるもので此の場合には Cr 2% の入りたるため、No. 11 の曲線が斯くの如くに著しき變化を生じ殆ど一直線に近くなつて居る。

No. 13 は Co 20% のみの場合で何等變化を認めない。

上述の各種成分の合金鋼に對する實驗に於て加熱曲線には夫々含有成分に相當する性状を現はしたが、冷却曲線に於ては 550°C 並びに 600°C の場合にも何等特異現象を認めなかつたので次のものよりは最初より 600°C に加熱して實驗する事にした。

No. 14 は W 20% Cr 4% Co 20% の場合で前の No. 12 の Co が 20% に増加されたので、曲線の状況が多少異り冷却曲線は加熱曲線の上側を走り温度の降下と共に開きを生じて居る。

No. 15 は W 20%, Cr 4%, Co 20%, V 1% を含有するもので前の場合に V が添加されたるために、冷却時に於て 275°C 附近より異狀膨脹を示して居る。即ち V は冷却時に於ける變態を生ずる一要素と考へられる。

No. 16 は W 20%, Cr 4%, Co 10%, V 1%, Mo 0.5% を含有せるもので、加熱曲線の形状は全く前と變らず冷却の際 250°C より異狀膨脹を示して居る。

No. 17 は W 20%, Cr 4%, Co 20%, V 1%, Mo 0.5% で Co のみが前より増加されたものであつて、曲線の形状は殆ど類似し前同様に 250°C より異狀變態を認めるが膨脹の量は前のものより稍々多い。

斯くの如く V が入りたるために冷却時に於ける異狀膨脹を生じ、之に Mo を入れたる場合も同様の異狀膨脹を生じて居る。依て V も Mo も此の冷却時に於ける異狀變化に關係あるやを調べた。

No. 18 は W 20%, Cr 4%, Co 10%, Mo 1% の場合で何等冷却曲線に異狀を認めなかつた。然るに No. 19 の W 20%, Cr 4% Co 10%, V 1% の場合には冷却曲線に於て 250°C より異狀變化を認めた。但し此の場合には

No. 16 の場合に比較して異状膨脹の量は少い。即ち *Mo* は冷却時に於ける異状變化を助長するに效あるもので特に絶對重要の元素でない事が窺はれる。

されば *V* は冷却時の異状變化に最も重要な關係を有するものとなるが、果して *V* のみの影響であらうかと云ふ疑問が生じて来る。依て次には *V* と他の特殊元素とを組合せて試験した。

No. 20 は *W*20%, *V*1% の場合、No. 21 は *Co*10%, *V*1% の場合で冷却曲線は加熱曲線の下側を進み何れも同様の傾向で異状變化を認めない。

No. 22 は *W*20%, *Mo*1% の場合で加熱曲線の傾向が No. 20 (*W-V*) の場合と異なるが冷却曲線は同様に一直線を呈し、No. 23 は *Co*10% *Mo*1% の場合で加熱冷却曲線が前者より接近して居る。

No. 24 は *W*20% *Cr*4%, *V*1% の場合で *Co* 及び *Mo* を含有せざるために冷却曲線に於ける變化あるも其の量比較的少い。又 No. 25 は *Cr*4% *V*1% の場合で特殊變化なく、No. 26 は *W*20%, *V*1%, *Co*10% の場合で *Cr* の存在せざるため之亦冷却曲線に異状變化を現はして居ない。

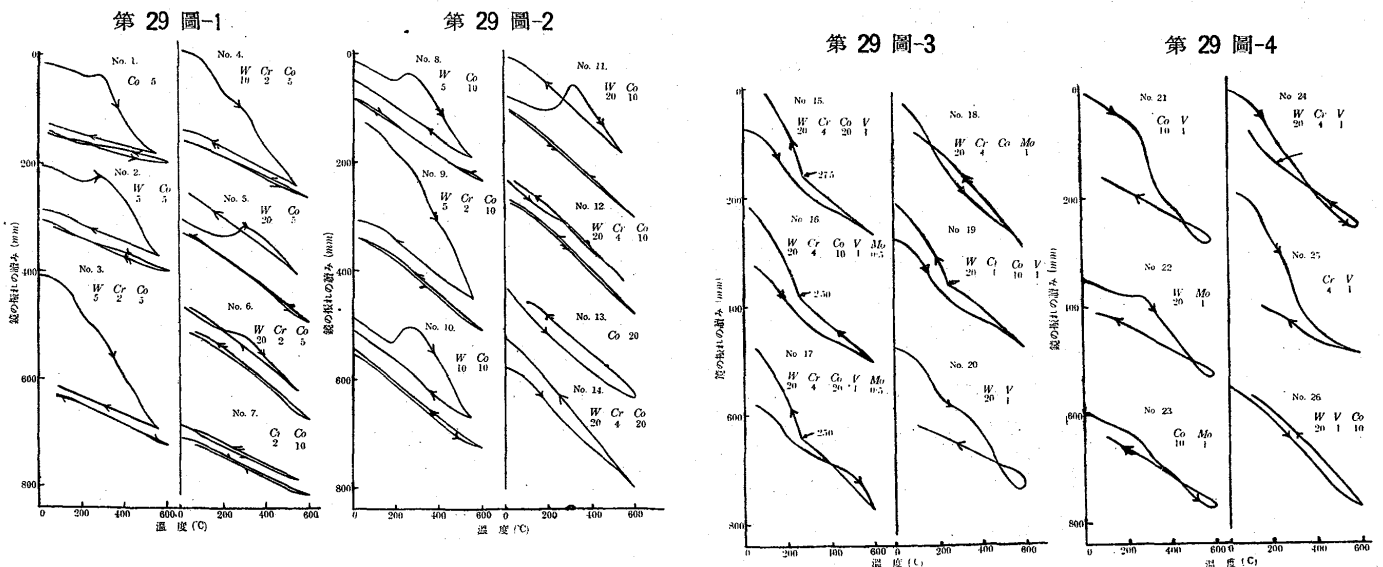
要するに冷却時に於ける變態を生ぜしむるに必要缺くべからざる成分は *W*, *Cr*, *V* の三元素にして *Co* は其の變態を著しく大ならしむるもので、*Mo* は單に之を助長するものと考へられる。

度鋼に就て 熱膨脹、熱分析及び磁氣分析等の諸試験を行ひ、之等の結果より此の硬化現象の原因を調査し、更に化學成分上より斯くの如き現象を起し得る諸種の元素を決定した。

1) 高速度鋼を種々の温度にて焼入し之を熱膨脹試験によつて緩徐に焼戻を行ひたる場合、加熱過程に於て何れも 100~300°C の間に於て體積の收縮を生じ、400~600°C に於ては收縮量次第に減少し、前者は焼入温度が低きもの程 又 *Co* の含有量少きもの程著しく、後者は之に反する傾向を示して居る。而して冷却過程に於ける異状變態は *Co* を含有せざるものにおいて焼入温度が 1,300°C 以上でないこと起らないが *Co* を含む超高速鋼にありては何れも焼入温度 1,250°C 以上にて此變態を生じ、夫等の變態量は焼入温度が高い程 又 *Co* 量多き程大にして且其の變態點は高温側に移動する。

2) 焼入温度を一定にし焼戻温度を變化したる場合 *Co* を含有せざる高速度鋼は 550°C の焼戻温度では冷却時に於ける變態が起らないが、*Co* を含む超高速鋼にありては既に 550°C より冷却時に於ける變態を生じ、何れも焼戻温度の上昇と共に變態の發起點が上昇し其の變態量も多くなる。但し冷却時に於ける變態温度は 370°C 以下である。

3) 焼戻を急速加熱冷却の方法によつて行ひたる場合、何れも最初加熱曲線の降下著しいが 450~600°C の間に



X. 總 括

超高速鋼に對する特殊熱處理、即ち焼戻に於ける不連續加熱と之に依て生ずる特異なる硬化現象に關し、冶金學的意義を明かにする爲に *Co* 含有量を異にする種々の高速

於て相當の膨脹を生じ *Co* を含有しない高速度鋼は焼入温度 1,250°C では焼戻温度 600°C に至るも冷却曲線に變化なく、焼入温度 1,300°C にして焼戻温度 600°C になると漸く第2回の加熱より冷却の際 150°C に於て少量

の變態を生ずるが、 Co を含有する超高速度鋼は焼入温度 $1,280^{\circ}C$ で焼戻 $550^{\circ}C$ なるも既に $120^{\circ}C$ に於て數回の變態を生じ、更に焼入温度が上昇すると多少變態の生ずる温度も上昇するが、尙數回之を生ずる傾向がある。

4) 急速加熱し焼戻温度に於て相當時間保持したる後急冷を行ふ場合には Co を含有せざる高速度鋼にありては、焼入温度 $1,250^{\circ}C$ の場合には焼戻温度を $600^{\circ}C$ とするも冷却時の變態を現はさず、焼入温度 $1,300^{\circ}C$ の場合 $600^{\circ}C$ の焼戻に於て初めて之を生ずるが其の量極めて少い。然るに Co を含有する超高速度鋼は $1,280^{\circ}C$ で焼入し $550^{\circ}C$ で焼戻するも變態を生じ、之を連続して $600^{\circ}C$ で再加熱すれば最早冷却時に於ける變態は極めて微量である。即ち焼戻温度で長時間保持すれば冷却時に於ける變態は、急速加熱短時間焼戻温度で保持する場合に比して僅かの回數で完了する。

5) 熱分析試験に依れば、加熱の際 $100\sim 300^{\circ}C$ の間及び $450\sim 600^{\circ}C$ 附近に於て發熱現象があり、又冷却時に於て $300^{\circ}C$ 附近より急激なる發熱現象が認められる。 Co を含有するものは之を含まざるものに比して冷却時に於ける發熱量が大である。

6) 磁氣分析に於て、加熱の際 $100\sim 300^{\circ}C$ の間及び $450\sim 600^{\circ}C$ の間に於て磁氣強さの増加が認められ、又冷却時 Co を含有するものは之を含まざるものに比して焼入温度が比較的低くとも冷却時に於ける變態を生ずる。

7) 上記各種の結果を綜合して高速度鋼に於ける焼戻の硬化の機構を説明した。即ち高速度鋼を焼戻する際に、先づ $100^{\circ}C$ より $300^{\circ}C$ にかけて初期マルテンサイトが分解し、次に $450\sim 600^{\circ}C$ 附近に於て比較的不安定なる殘留オーステナイトが分解し、更に冷却時に於て炭化物の析出に伴ふ $A \rightarrow M$ の變化が起て著しき硬化現象を生ずる。而して不連続的加熱焼戻の熱處理が連続加熱焼戻に比して硬度高き理由は、焼戻温度に於て短時間保持され且、加熱冷却が急速なる結果、冷却時の變態が數回行はれ従て析出炭化物及びマルテンサイトが微細にして且、等齊になる結果硬度も上昇するものなる事を推論した。

8) 冷却時の變態を生ぜしむるに必要な元素を知らん

がために、炭素量を 0.7% 附近に一定し之に各種成分を添加し、之等の材料に就て示差膨脹試験を行ひ、其の結果より上記の變態發生に必要な元素は W , Cr , V にして此の變態を最大ならしむるには Co の多量存在を必要とし、 Mo は單に之を助長する傾向ある事を明かにした。

終りに臨み著者等は本研究に依て現場作業の能率増進に貢献し得たる事を私かに喜ぶものであるが、之が研究に當て多大の援助を與へられし神戸製鋼所螺錐工場主任九里孫太氏、機械工場主任伊勢昌可氏等の御盡力、又當研究部に於て實驗に従事されたる各員の御努力に對し感謝すると共に、本報告の御校閲を賜はりし研究部長取締役川上義弘博士、又本研究の發表を許可せられたる社長田宮嘉右衛門殿及び常務取締役淺田長平殿の御厚意に對し衷心深謝の意を表し、尙又恩師工學博士齋藤大吉先生及び工學博士西村秀雄殿の御助言に對し厚く御禮を申し上げる次第である。

参 考 文 献

- 1) 伊丹榮一郎, 三浦三索: 鐵と鋼 昭和11年 第22年 第11號 860頁
- 2) 佐藤清吉: 金屬の研究 昭和3年 第5卷 第5號 174頁
- 3) 武田修三: 共立社金屬材料講座「工具材料」45頁
- 4) E. Houdremont & H. Schrader: Kruppsche Monatshefte, Vol. 13, 1932, p. 1~54.
- 5) J. V. Emmons: J. L. Gregg; The Alloy of Iron and Tungsten, (Alloys of Iron Research Monograph Series.) 1934, p. 305.
- 6) B. H. DeLong & F. R. Palmer: Trans. Amer. Soc. Steel Treat., Vol. 13, 1923, p. 420.
- 7) V. Ehmcke: Arch. f. d. Eisenhüttenwesen, Vol. 4, 1930, p. 23~25
- 8) W. Köster: Arch. f. d. Eisenhüttenwesen, Vol. 6, 1932, p. 17~23.
- 9) S. Takeda: St. u. E. Vol. 52, 1932, p. 241~243.
- 10) A. Westgren: Trans. Amer. Soc. Steel Treat., Vol. 14, 1928.
- 11) A. Michel & P. Benazet: Rev. d. Metallurgie, Mém., Vol. 29, 193', p. 259~275.
- 12) M. S. Fisher & J. M. Robertson: Journ. Iron & Steel Inst., 1929 (I) p. 440.
- 13) A. Michel & P. Benazet: Rev. d. Metallurgie, Mem., Vol. 29, 1932, p. 259~275.