

# 各種強靱鋼の熱處理に関する研究 (II)

(強靱鋼の焼入冷却時の變態に就て)

(昭和 24 年 10 月本會講演大會に於て發表)

河 井 泰 治\* 小 川 楠 雄\*

## STUDIES ON THE HEAT TREATMENTS OF CONSTRUCTIONAL ALLOY STEELS (II)

(On the Transformations of Alloy Steels During Continuous Cooling)

Taiji Kawai and Kusuo Ogawa

### Synopsis:

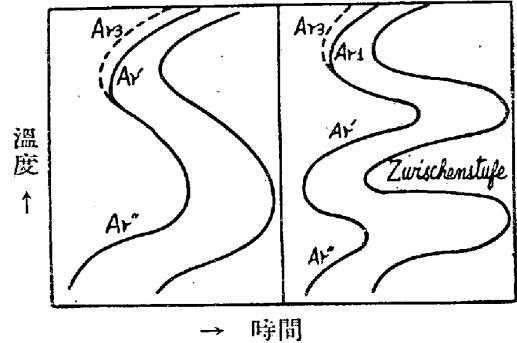
In order to make clear the hardenabilities of Mn-Cr and Mn-Cr-Mo steels, the continuous cooling diagrams were studied by means of both Jominy end-quench method and differential dilatometric quenching tests. From these results quenching diagrams of both steels were introduced, and relations between isothermal and continuous cooling transformations were discussed in this reports.

### I. 緒 言

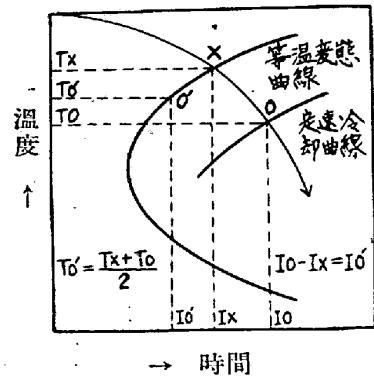
特殊鋼の熱處理は等温變態に関する研究により長足の進歩を遂げたことは周知の事實であるが、これが嚴密に應用され得るのは所謂オーステンパーの場合に限られ一般の構造用部品の如く水又は油焼入を行う際に、等温變態曲線が判つていれば焼入性の相對的な比較は出来るが、冷却中に生ずる變態の様相を適確に知ることが出来ない。この目的に應じ Jominy 一端焼入法を應用し前報に述べた齒車用強靱鋼の連續冷却變態曲線を求め、焼入状態圖を作製し、別に求めた等温變態曲線と比較検討を行つた。

### II. 特殊鋼の等温並に連續冷却變態

鋼の等温變態に及ぼす各種合金成分の影響と各種合金鋼の等温變態に就ては Bain<sup>1)</sup> の共析炭素鋼 S 曲線の發表以來多數の研究が行われて居り, Davenport<sup>2)</sup> Wever, Lange 及協同實驗者<sup>3)4)</sup>, 河合正吉氏<sup>5)</sup>, 村上, 今井兩教授<sup>6)</sup> 等の研究がその代表的なものである。その結果として Co を除く總ての合金成分は變態速度を減少せしむるが, Ni, Cu, Si 等は, 第 1 圖 A の如く炭素鋼の S 曲線の形を本質的に變化せしめない。これに對し Cr, Mo, W, V, Mn 等の親炭性元素が或程度以上含有されると第 1 圖 B の如く變態が 3 段に行われ、この新たな變態の



第 1 圖 特殊鋼の等温變態曲線概念圖



第 2 圖 Grange, Kiefer の作圖法

段階即ち Zwischenstufe で生ずる 特異な組織をベーナイトと云う一般的な名稱に含めている。(註 1) 更に

\* 新扶桑金屬工業株式會社製鋼所

Wever, Lange 等<sup>4)</sup>及村上, 今井教授<sup>7)</sup>により中間變態により生成する炭化物と Ar<sub>1</sub> 變態で生ずる炭化物の組成的な差異も磁氣分析的に立証されている。

一方連続冷却時に於ける鋼の變態に關しては古くから多くの研究がなされて居り, 依信次博士<sup>9)</sup>の臨界冷却速度に對する合金成分の影響に就ての重要な研究が代表的なものであるが, 其の實驗結果の燒入狀態圖には Zwischenstufe が出現していない。下田秀夫博士<sup>10)</sup>は Ni-Cr, Ni-Cr-Mo 鋼に就て佐藤式燒入試験機を用い燒入狀態圖を求め Ni-Cr 鋼に於て明瞭な3段變態を認めたが Ni-Cr-Mo 鋼では不明瞭であつた。又 Ar<sub>3</sub>, Ar<sub>1</sub> 點に關してはこの方法では分離が困難であり明確を缺いている。Rose 及 Fischer<sup>11)</sup>は 0.3~1.7% C, 0.3~3.7% Cr の Cr 鋼に就き熱分析及熱膨脹計により, 燒入狀態圖を作製し Cr 0.7% 以上 C 0.3~1.1% のものゝ多くに3段變態を認めているが, 變態が接近して生じた場合その分離が困難であり又僅少な變態進行特に Ar<sub>3</sub> が見逃がされている様に思われる。又 Lange の磁氣天秤により等溫變態過程を調べているが, 前記の燒入狀態圖との關連性に乏しい。

Grange 及 Kiefer<sup>12)</sup> は等溫變態曲線より第2圖の如く作圖的に等速冷却變態曲線を求める方法を提出したがこの方法を一般の燒入冷却時に應用する場合次の如き顧慮を要する。

1. 實際の燒入に於て定速冷却はあり得ない。
2. 前項と關連するが變態潜熱の發生を無視しなければならぬ。
3. 定速冷却により溫度 Tx に達した場合より燒入溫度から瞬間的に Tx になつた場合の變態進行狀況が小であるという假定の當否。
4. 溫度範圍 Tx-To の冷却の際その間の變態は平均溫度 To' に於て時間 Io-Ix 保つた場合の變態進行と等しいとする假定の妥當性等の問題が當然検討を要する。

最近 C. A. Liedholm<sup>13)</sup> は Jominy 燒入性試験を應用し, SAE 4330 鋼の連続冷却變態曲線を求めている。この方法によりかなり廣い冷却速度範圍が得られるが一

定の限界がある譯であり, 當該供試鋼の如き燒入性の大きなものでは Ar<sub>3</sub> 及 Ar' の一部が求められているに過ぎない。然しこの方法を適當な鋼種に應用すれば比較的簡便に各種の變態を把握することが出來, 又燒入性曲線と直に對照し得るし, 冷却條件も一般の燒入作業と近似しているから實用的な價値が大であると思われる。

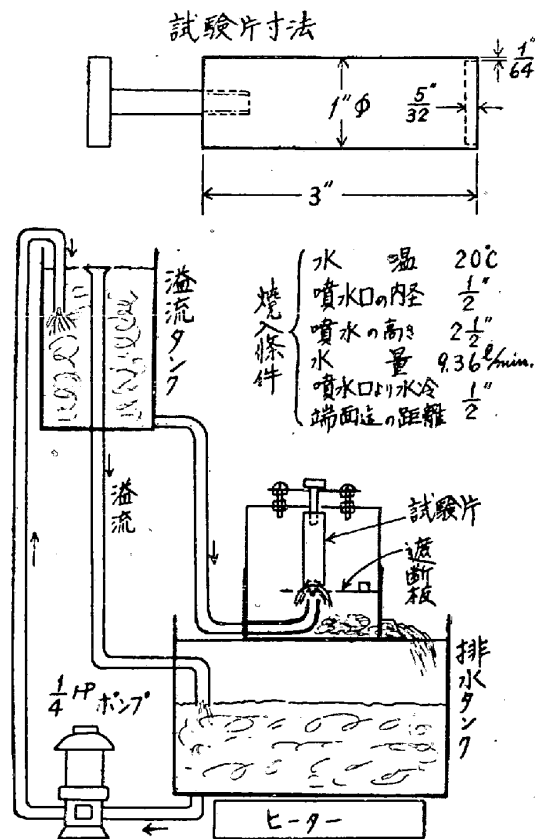
### III. 實驗方法及其結果

#### 1. 供試材

鹽基性電氣爐製 Mn-Cr 及 Mn-Cr-Mo 鋼各1種で其の化學成分, 變態點, 燒入溫度及其溫度に於ける結晶粒度は第1表の通りであり, Jominy 燒入性曲線は第6圖の如くである。

#### 2. 試験片及燒入裝置

30mmφ に壓延後燒鈍した丸棒より第3圖の如き



第3圖 Jominy 試験片及燒入裝置

第1表 供試材の化學成分, 變態點及粒度

鋼種	記號	化 學 成 分									變態點 °C		燒入溫度 °C	燒入溫度に於ける粒度 Gg
		C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	Ae <sub>1</sub>	Ae <sub>3</sub>		
Mn-Cr	MC 4	0.38	0.20	0.62	0.017	0.020	0.19	tr	0.87	tr	751	801	850	6.1
Mn-Cr-Mo	CM 5	0.37	0.32	0.85	0.026	0.035	0.18	0.16	0.77	0.30	753	811	860	8.5

1"φ×3"(Cupped End) Jominy 試験片を夫々 20 本作製した。この試験片寸法並に焼入條件は、水温を除いて W. E. Jominy<sup>14)</sup> の最初に発表したものと同一條件を採用した。焼入装置は第 3 圖の如く上方に溢流タンク、下方に排水タンクを設け冷却水は 1/4HP 回轉ポンプにより排水タンクより溢流タンクに汲み上げる。溢流タンクと焼入装置の噴水口との高さを調節し、常に一定の噴水が得られる様にし、且つ一定の水量を循環せしめ水温を容易に一定に保持し得る如くした。尚噴水口と試料の水冷端面の間に遮斷器を設け一端焼入の開始及中斷の操作を容易に行える様にしている。

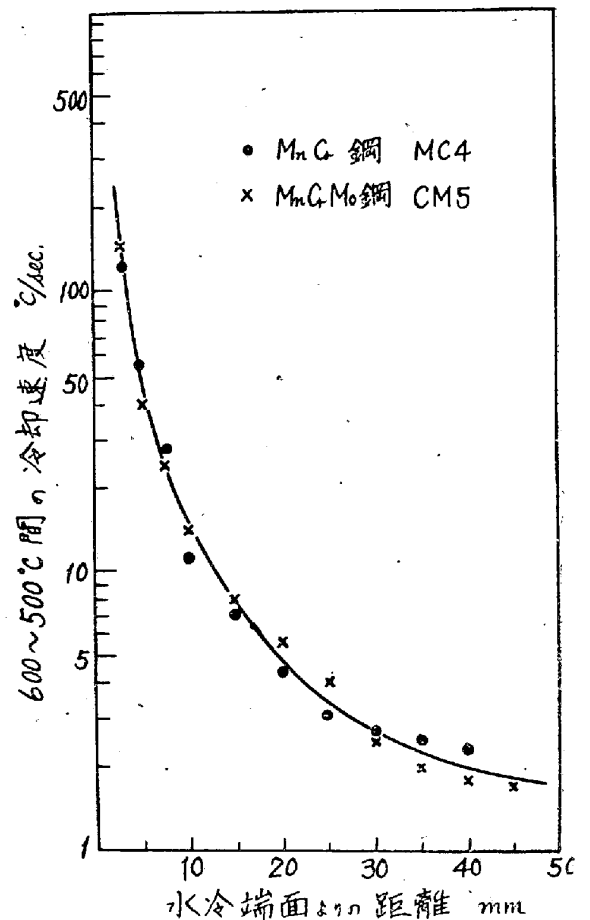
試験片は焼入装置に近接した電氣抵抗爐で充分木炭粉を蔽つて脱炭を防止しつゝ加熱し焼入温度に 1 時間保持して焼入を行つた。

### 3. 一端焼入試験片の冷却曲線の測定

各鋼種共夫々 5 本の試験片を使用し、水冷端面より種々の距離の位置の冷却曲線を求めた。測定位置は端面より夫々 3, 5, 7.5, 10, 15, 20, 25, 30, 35, 40, 45, 及 55mm の 12 ヶ所で測定すべき位置に徑 1.5mm, 深 2.0mm の小孔をあけ、0.6 mmφ のアルメルクロメル熱電對の熱接點を挿入し銀にて固定する。冷却途中の熱起電力の變化は横河電機製 N-6 型電磁オシログラフ (D 型パイプレーター装備) とミリボルトメーターを切換式に使用し。冷却速度の大なる際は前者、小なる際は後者にて測定を行つた。一回の焼入操作にて任意の 2~3 箇所を同時に測定し、熱電對及計器は測定の都度標準の Pt-PtRh 熱電對により補正し正確を期した。第 7~8 圖の點線群は斯様にして求めた各位置に於ける焼入開始よりの温度-時間曲線であり夫々の 600~500°C 間の平均冷却速度(註 2) は第 4 圖の通である。以上の冷却曲線に於て徐冷部の Ar<sub>1</sub> 變態のみ判然と認められるが其他の變態は認め難い。この一つの理由は水冷端面に近い程冷却途中の各瞬間に於ける位置的な温度勾配が大である爲發生した潜熱が低温部へ傳達される爲と考えられる。孰れにせよ變態點は冷却曲線上で認められなくとも變態潜熱の發生により曲線が變形するから實驗に際して必ず同一供試鋼に就き冷却曲線を實測する必要がある。

### 4. 連續冷却時の變態點測定

殘餘の試験片を前項と同一條件に於て一端焼入を開始し種々の時間經過後一端焼入を中斷し流水中に完全急冷する。其の瞬間の各位置の温度は、前記の温度-時間曲線により直に知られ、又その温度よりの冷却が Ar<sub>1</sub> 變態以外の變態進行を阻止するに充分な急冷であれば、顯微



第 4 圖 Jominy 一端焼入試験片の各位置に於ける冷却速度

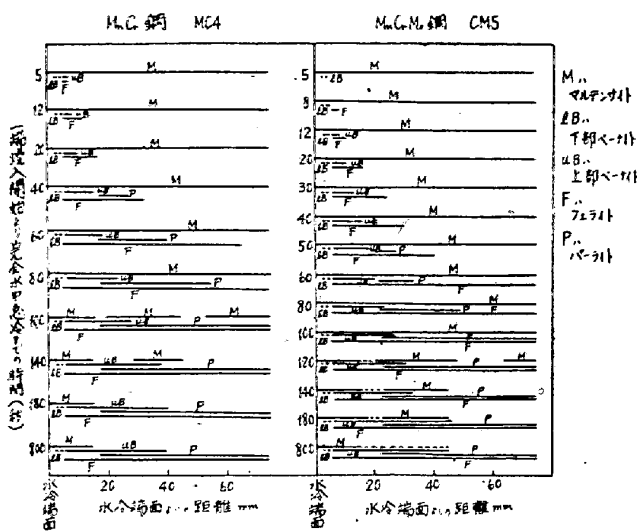
鏡組織の觀察により急冷直前の相が知られるから一端焼入繼續時間を充分數多く變えることにより冷却過程の變態を明瞭に把握し得る。焼入完了後試験片の全長に亘り相對する任意の二面を表面より 0.015" の深さに常溫研磨し×400~2000 の倍率にて顯微鏡組織を詳細に觀察し各變態組織の出現及消失する位置を正確に測定した結果は第 5 圖の如く圖示される。又同一面で水冷端面より 2mm 毎にロックウェル硬度を測定した結果は、第 6 圖の如く一端焼入繼續時間により著しく特徴ある變化を生ずることが知られる。以上の結果を前記の温度-時間曲線に記入すれば變態開始點は第 7~8 圖上の各點となり、これを結んで圖の如き連續冷却變態曲線を得る。

## IV. 實驗結果の検討並に考察

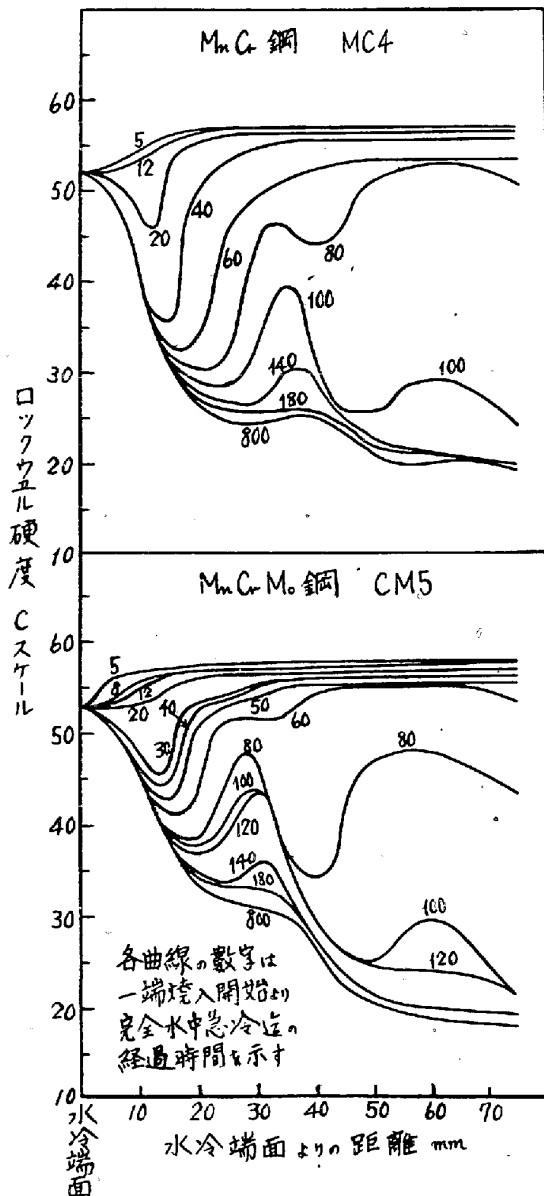
### 1. 連續冷却變態曲線

第 7~8 圖に於て

- a b 線 : 初析フェライト析出開始 Ar<sub>3</sub>
- c d " : パーライト變態開始 Ar<sub>1</sub>
- e f " : " 變態完結



第5圖 Jominy 試験片の顯微鏡組織圖



第6圖 Jominy 試験片の硬度曲線

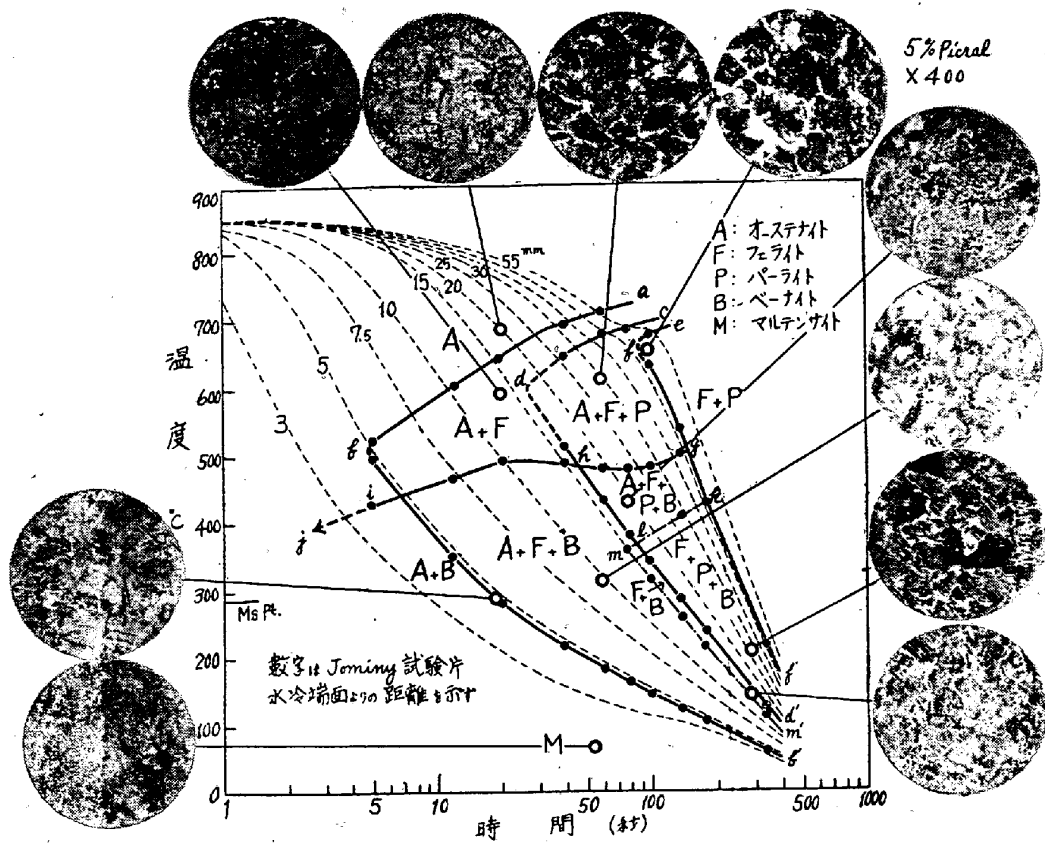
- ghij' : ベーナイト變態開始 Ar'
- klm' : " 變態完結
- bb' : 初析フェライト析出限界
- dd' : パーライト變態開始限界
- ff' : " 變態完結限界

を示し各曲線により區分される區域は夫々圖の如き組織域となる。同圖に掲げた顯微鏡組織は各區域の代表的な組織を示す。Ar<sub>3</sub>, Ar<sub>1</sub> 兩變態は冷却速度が増すに従い過冷せられ夫々の限界線で全く消失する。冷却速度が大になるに従い粒界のフェライトは針狀に、パーライトは層狀より結節狀に變化する。ベーナイトはパーライト變態完結限界線 ff' 線より冷却速度の大なる範圍で現れ、開始温度は 450~500°C, Mn-Cr 鋼が Mn-Cr-Mo 鋼より稍高温で生じ、冷却速度による變化は僅小であるが、時前の變態により影響せられ Ar<sub>1</sub> が一部進行した域では gh 線の示す如く稍低温に抑制せられる。ghi 線 450~500°C で生ずるベーナイトは、結晶劈開面にフェライト及微粒炭化物が羽毛狀に並んだ所謂上部ベーナイト組織であるが、冷却速度が増すに従つて減少し ij 線上では Ar' は 400°C 以下に低下し黑色針狀の下部ベーナイトに變わり更に急冷されれば Ar'' に於て生ずる白色のマルテンサイトのみになる。klm 線は中間變態が完結し γ 相が認められなくなつたことを示し Mn-Cr 鋼では略明瞭であるが、Mn-Cr-Mo 鋼では微少な γ 相の残留が認められるので klm 線は出現していない。

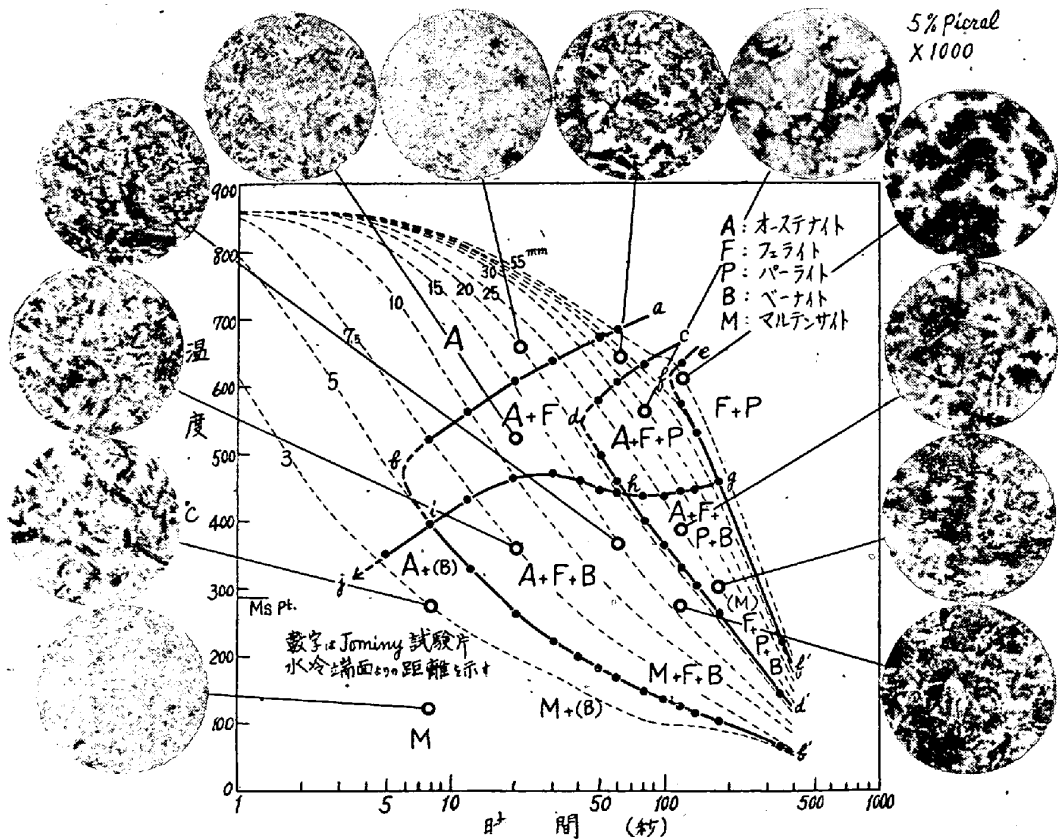
Ar'' 變態はこの方法では全く求められないので佐藤式焼入試験機を利用して實驗的に求めた結果を後述する。

2. 焼入状態圖及臨界冷却速度

600~500°C 間の平均冷却速度を横軸に温度を縦軸にとり前項の連続冷却變態曲線を移せば第9圖の如き焼入状態圖を得る。尙 Ar'' 變態は後述の方法により測定したものである。この焼入状態圖は中間段階變態が存在し炭素鋼と著しく趣を異にし、從來の定義に従つてパーライト變態を完全に抑制する最小冷却速度 d' を以て上部臨界冷却速度とすれば、それ以上の冷却速度範圍に於て Ar<sub>3</sub>, Ar' 兩變態が進行し完全な焼入組織とならぬ。殊に d'm' に於ては殆んどフェライト+ベーナイトのみの組織となり m'b' 間ではフェライト、ベーナイトが減少しマルテンサイトが増加する。i'b' を超へても若干の下部ベーナイトが残る。冷却速度と冷却後の硬度との關係を焼入状態圖に圖示すればこの傾向は略明瞭となる。即ち硬度は i' 附近に不連続的な變化を生ずるがそれ以上の冷却速度では上昇が緩徐となり上部臨界點 d' で本格

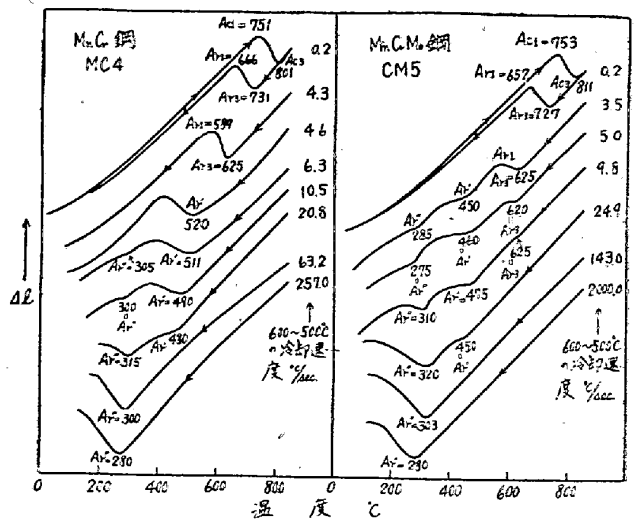


第7圖 Mn-Cr 鋼の連続冷却変態曲線と顕微鏡組織



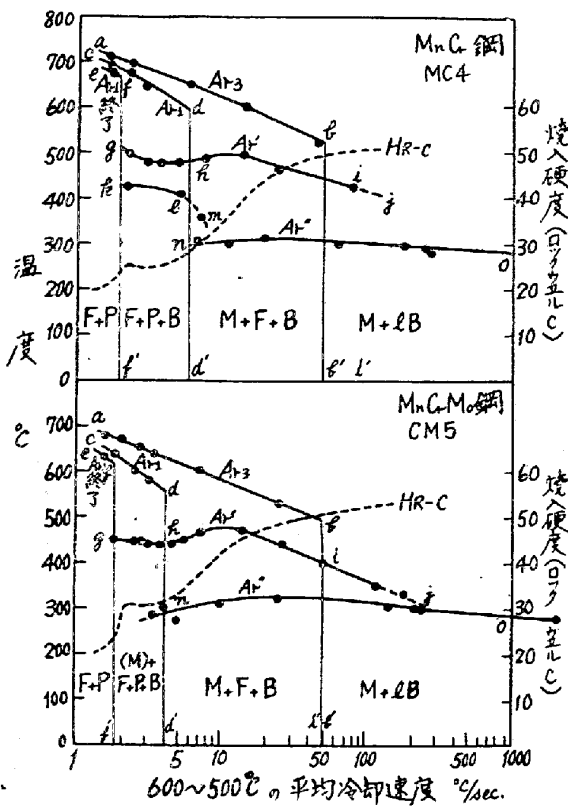
第8圖 Mn-Cr-Mo 鋼の連続冷却変態曲線と顕微鏡組織

的な硬化は生じない。充分な硬化は i 点以上で上部ペーナイトが消失して始めて達成せられる。斯様な特殊鋼の臨界冷却速度は従来の概念では少くとも実用的価値に乏しいので焼戻後の機械的性質に及ぼす影響を充分検討した上実用的な焼戻速度の限界が定められなくてはならぬ。殊にこの限界速度は焼戻温度に依り大いに影響されると思われる。例へば冷却途中 500~450°C 附近で生じたペーナイト組織をその温度で再び焼戻を行つた處で何等本質的な焼戻の効果がないが、之が 650°C 附近で焼戻されれば特殊炭化物の凝集により始めて或程度の効果が期待される譯である。



第10圖 熱膨脹曲線

且前述の焼戻状態圖の検討を行つた。茲で佐藤式焼戻試験機は標準體の熱膨脹量により温度を自記せしむる譯であるが、焼戻冷却時に試験片と標準體の温度差を無視し難く特に試験片が變態を生ずれば發生熱により標準體より冷却が遅れ従つて得られる曲線は低温度へ移行し誤差を生ずる。斯様な誤差を防ぐ爲試験片の中央に前記と同様な方法により熱電對の熱接點を固定し、オシログラフ又はミリボルトメーターにて冷却曲線を求め同時に焼戻曲線圖の各温度軸をペン先が通過する時刻を記録せしめ正確な變態温度を把握せんとした。第10圖は代表的な冷却曲線を冷却速度順に掲げた。これによれば Ar<sub>1</sub>, Ar' 及 Ar'' 變態は明瞭に3段に生じ別個のものであり徐冷すれば Ar<sub>1</sub> のみを生ずるが冷却速度の増加と共に順次に高温の變態が抑制せられ低温の變態量が増加し、遂に Ar'' のみを生ずる様になる。この間の各變態の消長は明瞭に觀察せられ前述の焼戻状態圖とよく一致し、殊に Ar' 變態の起伏の傾向も同様である。(註3及4)但しこの方法では Ar<sub>2</sub>, Ar<sub>1</sub> 兩變態の分離及僅少な Ar<sub>2</sub> 變態は不明瞭である。



第9圖 焼戻状態圖

冷却變態の進行は顯微鏡組織及硬度に依つても或程度觀察し得る。第11圖は Mn-Cr-Mo 鋼 Jominy 試験片の端面より 3, 10, 30, 及 55mm の各位置の一端冷却過程に水中急冷した後の硬度と急冷直前の温度との關係を圖示したもので、各變態過程が階段狀の硬度降下となつて認識され殊に 30mm の位置に於ては3段變態が判然と知られる。

尙 Mn-Cr 及 Mn-Cr-Mo 鋼の焼戻状態圖を比較すれば、Mo の添加により Ar<sub>1</sub> 變態の臨界冷却速度が小になることが明かであるが Ar<sub>2</sub> 及 Ar' の限界速度はこれより遙かに大であり、Ar<sub>2</sub> 變態の限界速度は兩供試鋼共大差ないことが知られる。

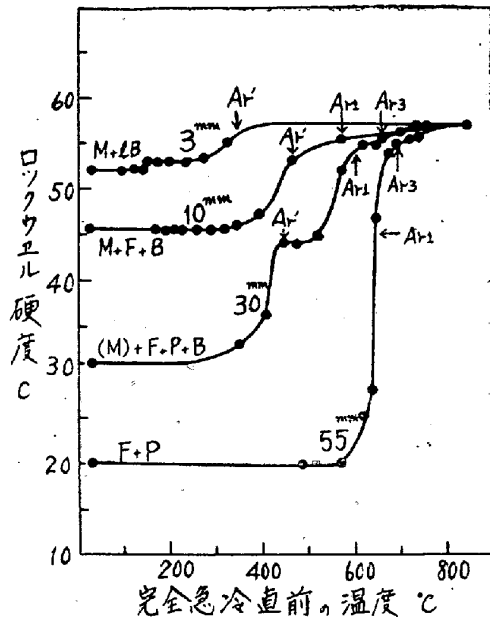
3. 熱膨脹試験其他による變態過程の検討

以上の實驗結果により變態の開始點は明瞭となつたが冷却過程に如何に變態が進行するかは諒知し難い。變態進行を定量的に調べるには等温變態の場合熱膨脹或は磁氣測定により精密に目的を達成し得るが連続冷却の場合には實驗條件は更に複雑である。

本實驗では佐藤式焼戻試験機を用い變態過程を調査し

4. 等温變態曲線との關連性

供試鋼より多數の 5mmφ×12mm の小試片を作製し、焼戻温度に 15 分保持し種々の温度に保持した鹽浴又は鉛浴中に焼入れ、各種時間經過後水中に急冷し顯



第 11 圖 Mn-Cr-Mo 鋼(CM5) の連續冷却段階より急冷した試料  
(數字は Jominy 試験片水冷端面よりの距離)

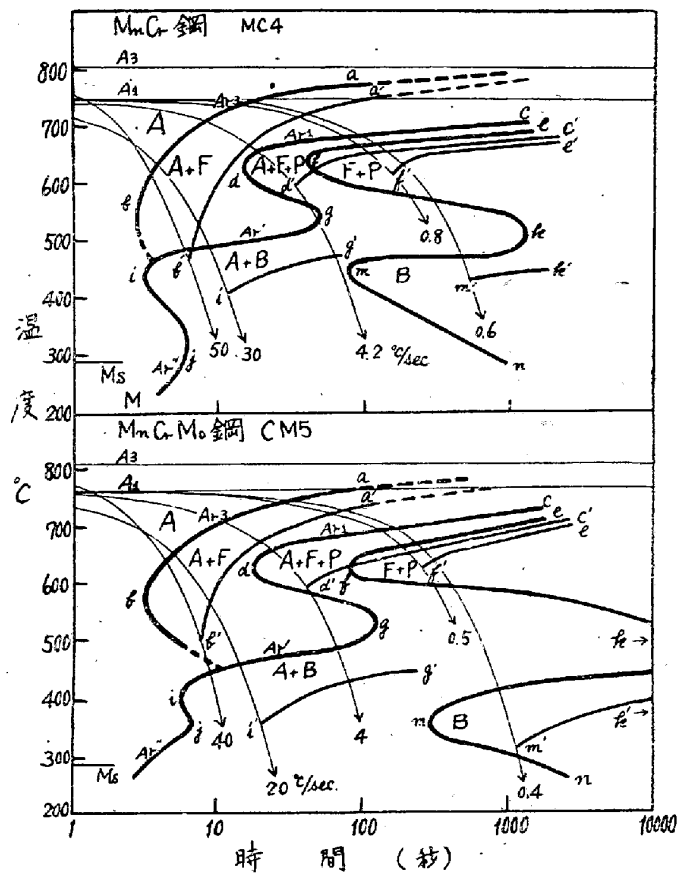
微鏡組織及硬度により等温變態曲線を作製すれば第 12 圖の通となる。この曲線は第 1 圖 B に屬するものであり Ar<sub>3</sub> 變態開始線は兩供試鋼共大差は見られぬが、Ar<sub>1</sub>、Ar' 變態進行は Mn-Cr-Mo 鋼の方が遅く殊に 500°C 附近に於て著しい差があり中間段階附近の曲線の時間的凹凸がより顯著で又 Ar' 變態が稍低温で生ずる。以上の觀察は連續冷却變態曲線に於ても Ar<sub>3</sub> 線は略同様な位置を占めるが Ar<sub>1</sub> の上部及下部臨界冷却速度の差異及兩臨界冷却速度間の Ar' 變態の完結の有無 (γ 相の安定度の差) 及 Ar' 變態開始温度の相違となり明瞭な關連性を示している。

更に等温變態曲線より Grange-Kiefer の方法により等速冷却變態曲線を作圖すれば圖の如く Ar<sub>3</sub>、Ar<sub>1</sub>、兩變態の開始點は連續冷却變態曲線に近似しているが、S 曲線の形の微小な差異が大きな誤差となつて生じ、Ar<sub>1</sub> の終了及 Ar' 變態の假想曲線は實驗結果とかなり隔る。この理由は前に指摘した各假定が實驗の場合にあてはまらない爲である。

### V. 結 論

Jominy 試験片を一端焼入途中時間焼入することにより 2 種の強靱鋼の連續冷却變態曲線を得、これより焼入状態圖を作製し、更に熱膨脹試験による結果の検討並に別に實驗的に求めた等温變態曲線との關連性に就き述べた。結果を要述すれば次項の如くである。

1. Jominy 一端冷却法は冷却速度に限界があり、



第 12 圖 等温變態曲線及作圖法により誘導した等速冷却變態曲線

且水冷端に近い急冷部は精度が劣る。併し乍ら本實驗に使用した程度の強靱鋼に就ては連續冷却時の變態の様相を知るのに簡便であり實用的價値が大である。

2. 供試鋼は孰れも顯著な中間段階變態域を有し、Mo 含有の有無による焼入性の變化を連續冷却變態曲線及焼入状態圖上に確認し得る。熱膨脹焼入試験によつても良好な結果の一致が見られるがこの方法では接近した變態の分離及微小な變態の判別が不充分である。

3. 等温變態曲線の差異が連續冷却變態曲線に於ても判然と現れ兩者の關連性は顯著であるが、Grange, Kiefer の作圖法は無條件に適用することは出来ない。

4. 從來の臨界冷却速度の觀念は連續冷却時に中間段階變態を有する特殊鋼では實用的に検討を要すべきものと考えられる。

### 備 考

(註 1) 各變態の符號は從來不統一の感があるが本報では村上武次邦博士の意見に従い中間段階變態を Ar', マルテン變態を Ar'' とした。

「金屬學會誌」9 (昭 21) 12 號, 11 參照

(註 2) 焼入冷却時の各温度に於ける冷却速度は冷却

方式、冷却剤其他により著しく異り、これが焼入効果に及ぼす影響が大であるから等速冷却でない限り或温度又は温度範囲に於ける冷却速度のみを以て焼入性と関連せしむることは適當でないが、本報では上部臨界冷却速度直前に於ける  $Ar_1$  變態の位置は一般に  $500\sim 600^\circ\text{C}$  間にあることが知られているので<sup>9)</sup>、この温度範囲の冷却に要する時間より冷却速度を算出した。

(註3) 佐藤式焼入試験機による變態點測定は、Jominy 法と異り試験片の各部が略一様に冷却するから變態が起れば試料全體に同時に變態熱が発生し、冷却は急に緩徐となり従つて開始された變態が進行し易い。之に對し Jominy 法では大きな温度勾配を持ちつつ冷却するから、或る箇所が變態を生じても變態熱は急冷部に吸収せられ冷却により變態の進行が阻止され易い譯である。

(註4) マルテンサイト變態は略一定の温度で生ずるがこの變態も若干の過冷が生ずるとされているから、冷却速度の増加と共に低温に移行する。又時前の變態によりオーステナイトの成分變化を來たせば當然  $Ar''$  點が變化する。本實驗結果の  $Ar''$  點の起伏は斯様な理由によるものである (昭和 25 年 4 月寄稿)

#### 文 献

- 1) E. C. Bain; "Transact. of the A. I. M. E." (1930) 117
- 2) E. S. Davenport: "Transact. of the A. S. M." 27 (1937) 837  
E. S. Davenport: "Metal Progress" 36 (1939) 623
- 3) F. Wever: Archiv Eisenhüttenwes., 5 Jahr. Heft 7 (1932) 367
- 4) Wever, Lange 及協同實驗者による系統的研究は "Mitteil K-Wilh-Inst. Eisenforschg" 1932 以後に多數發表せられている。
- 5) F. Wever: Stahl u. Eisen 69 (1949) No. 19 S. 664
- 6) 河合正吉: 「鐵と鋼」 27 (昭16) 663, 28 (昭 7) 269
- 7) 村上武次郎, 今井勇之進: 「金屬學會誌」 6 (昭17) 145, 7 (昭18) 145
- 8) 今井勇之進: 「金屬學會誌」 8 (昭19) 116, 259, 447 「金屬學會分科會報告」 I (昭22) 第7分科會, 9
- 9) 俵 信次: 「鐵と鋼」 23 (昭12) 875, 24 (昭13) 325, 25 (昭14) 648
- 10) 下田秀夫: 「鐵と鋼」 27 (昭16) 1
- 11) A. Rose u. W. Fischer: "Mitt. K.-Wilh.-Inst. Eisenforschg." (1939) S. 133 Abb. 373
- 12) R. A. Grange & J. M. Kiefer: "Transact. of the A. S. M." 29 (1941) 85
- 13) C. A. Liedholm: "Metal Progress" Dec. (1948) 849
- 14) W. E. Jominy & A. L. Boegehold: "Transact. of the A. S. M." 26 (1938) 576  
W. E. Jominy: "Hardenability of Alloy Steel" 1938. p. 66