

鋼の焼入に及ぼす各種元素の影響 (第1報)

(日本鐵鋼協會第 17 回講演大會講演 昭和 12 年 4 月)

俵 信 次*

EFFECTS OF VARIOUS ELEMENTS ON HARDENING OF STEEL (Report I).

Sinji Tawara.

SYNOPSIS:—In order to measure accurately the effects of various elements on hardening of steel, experiments for gas hardening under varied conditions were carried out, using a special device invented by the author.

The effect of carbon upon carbon steel was first investigated, and then the influence of *Mn*, *Ni*, *Cr*, *W*, *Mo*, *Si*, *Cu*, *V*, *Al*, *Ti*, *Co*, *Zr*, *Be* and *U* on steel with a constant carbon content. The author having succeeded in the most accurate quantitative measurement on the effect of each element, the results are described in this paper.

目 次

- I 緒 言 II 従來の研究 III 本研究の方針
IV 試料の調製 V 實驗裝置 VI 實驗方法
VII 實驗結果

1. 炭素鋼 2. マンガンの影響 3. ニッケルの影響 4. クロムの影響
5. タングステンの影響 6. モリブデンの影響
7. 珪素の影響 8. 銅の影響 9. ワナヂウムの影響 10. アルミニウムの影響
11. チタンの影響 12. コバルトの影響
13. ジルコニウムの影響 14. ベリリウムの影響 15. ウランの影響
16. 總括

VIII 結 論

I. 緒 言

近來特殊鋼は兵器其の他各種の重要材料として盛んに使用されるに至つたので 國防 産業上頗る大切なものとなつた而して特殊鋼を使用するに當り之が熱處理殊に焼入作業は缺くべからざるものにして其の優秀性は全く本作業により始めて發揮せしめ得ると謂ふも過言ではない

一般に鋼の焼入効果は其の冷却速度及び含有成分に著しく影響されるものであるから之等關係は極めて重要であつて豫め調査研究により之を明にして置かなければならぬのである 然るに實驗に際し技術的の困難多きがため正確なる研究結果の發表せられたるものは甚だしい

仍て著者は特殊なる裝置及び精密なる方法により可及的多く特殊鋼の之等關係を研究し鋼の焼入に及ぼす各種元素の影響等につき正確なる定量的測定をなし更に進んで之を應用して鋼材の焼入効果の深さをも計算し現場作業に應用

* 海軍技術研究所

し得たので茲に報告する次第である

II. 従 來 の 研 究

Osmond¹⁾が鐵の變態を發見せるや其の數年後 Charpy²⁾は鋼の硬さは冷却速度により變へ得ることを認め夫等の關係を明にすべく冷却の際の 溫度-時間曲線を畫いたが技術的困難のため失敗した Le Chatelier³⁾も同様實驗し不成功に終つた Lejeune⁴⁾は種々なる焼入用液體の硬化作用を決定した Benedicks⁵⁾, Chevenard⁶⁾は焼入の際液體が試料に及ぼす冷却作用の不安定なるを指摘し之を正確なる焼入實驗の冷却劑として用ふることは不適當なりと結論した Portevin⁷⁾は焼鈍時間の焼入に及ぼす影響を研究すべく多くの冷却曲線を畫いたが試料大なるため變態點を明瞭に示し得なかつた Portevin 及び Garvin⁸⁾は極めて鋭敏なる記録計を用ひ焼入實驗を行ひ炭素鋼にては或る冷却速度範圍にて2段に變態の發生すること及び臨界冷却速度の存在することを認めた 之と同時に Dèjean⁹⁾もマルテンサイト生成とトルースタイト生成の變態溫度の異なることを明にした

Chevenard¹⁰⁾は自己の考案せる示差膨脹計¹¹⁾を使用し初めてガスを以て焼入し液體による缺點を除いた 其の研究にて2段變態の發生を正確に認めたるも細き線型試料を使用せるため一様に之を加熱し又は冷却し得なかつた 次で Portevin 及び Chevenard¹²⁾は同様示差膨脹計により變態點を測定し Ar', Ar'' の他に急冷の場合は 200°C 以下に Ar''' の起ることを認めた Schneider¹³⁾も炭素鋼につき Portevin 及び Garvin の結果を證明し焼入速

度を大にすれば變態点を著しく降下することを認めた 又 Portevin¹⁴⁾, Scott¹⁵⁾ は炭素鋼に於ける冷却速度と變態点との關係圖を求め臨界冷却速度を決定したが實驗上の不備のため事實と一致せぬ點があつた 松下博士¹⁶⁾は炭素鋼を水に焼入し膨脹計にて其の際の冷却曲線を書き變態点と組織との關係を求めた French 及び Klopsch¹⁷⁾ は極めて精密なる装置にて炭素鋼の焼入實驗を行ひ焼入状態圖を求めた 其の結果は大體事實と一致するも液體を用ひて焼入せるため未だ完全を期し得ない Hanemann 及び Schrader¹⁸⁾ は軟鐵を急冷し其の際の冷却曲線を書いて 685°C に變態点を認め γ - ϵ 點なりと説明せるも之には首肯し難き點が多い 佐藤博士¹⁹⁾は磁氣分析及び熱膨脹法により炭素鋼の臨界点につき實驗し各種炭素量に對し變態点と冷却速度との關係を明瞭に示したが 冷却速度は 140°C/分以下なるため臨界点を越して居ない 其の後 Gebhard, Hanemann 及び Schrader²⁰⁾は曩に掲げた Hanemann 及び Schrader の學說¹⁸⁾を再試驗するため正確なる實驗を行つた 其の研究にては冷却速度 60~1,470°C/Se の範圍まで實驗したが低炭素鋼では未だ臨界點に達しなかつた Esser 及び Eilender²¹⁾は圓筒形試料を液體に焼入し冷却曲線を書いたが測熱部に液體浸入し不成功に終つた 仍て小球形試料を真空中にて加熱し窒素ガスにて焼入する特殊のガス焼入装置を考案し之を用ひて極めて正確なる實驗を行つた 其の結果最大 3,000°C/Se までの急冷をなし得て炭素鋼の焼入状態圖を大體完成した Wever 及び Engel²²⁾は之と略同時に獨得の考案になれるガス焼入装置を用ひ炭素鋼につき實驗した 本装置は水素中にて加熱せる試料を水素ガスにて焼入し其の際 温度-時間曲線の他に 冷却速度-時間曲線をも書き僅かなる變態に對する温度變化を正確に記録し得た 其の結果炭素量 温度及び冷却速度の三元状態圖を決定した 然るに其の實驗の試料は細線にして一樣に加熱又は冷却出來ぬ點及び水素中にて試料の加熱を行へるため脱炭を生じたる等の缺點があつた 引續き Wever 及び Jellinghaus²³⁾は同一装置により炭素鋼に及ぼすクロムの影響を實驗し又 Jellinghaus²⁴⁾はマンガンの影響につき實驗した Esser, Eilender 及び Spenlé²⁵⁾は從來の装置にては僅かなる變態による温度變化を認むること困難なるを以て之をも明瞭に測定するため熱分析の他に變態による磁氣的性質の變化を記録し得る様装置を改良し目的を達し得た 更に Esser 及び Majert

²³⁾は同一装置により炭素鋼に及ぼす焼入温度の影響を研究し又 Esser, Eilender 及び Majert²⁷⁾は炭素鋼の焼入に及ぼす Mn, Ni, Cr, W, V 及び Co の影響につき實驗し頗る興味ある結果を發表したが 正確な數字を示さざりしため大體の傾向を知り得るに過ぎない

以上の如く此種研究には從來發表せられたるもの頗る多きも同一測定に供せる試料の有する化學成分に不揃なるもの多く實驗結果の正確を期し難きものあり 加ふるに其の實驗操作極めて困難なるため信頼し得るものに乏しい 又實驗せる特殊元素の數も多くなると特に實用的に最も大切な特殊鋼に關する研究は極めて少いのである

仍て著者は試料の調製に重きを置き極めて純粹なる多數の試作品中より特に同一炭素量のもののみを採用した 而して自ら考案せるガス焼入装置にて簡單なる操作により多くの元素の炭素鋼の焼入に及ぼす影響等につき研究した 其の詳細は以下順次に説明する

III. 本研究の方針

本研究に於ては先づ炭素量を異にせる四種の炭素鋼につき焼入實驗を行ひ焼入状態圖を書き其の臨界冷却速度を決定した 次に C を略 0.3% 含有せる鋼に及ぼす Mn, Cr, Ni 等特殊鋼に主に利用せられる十數種の元素の影響及び構適用特殊鋼として多量に實用せられる Ni·Cr, Ni·Cu, Ni·Cr·Mo 等の二元素以上の種々なる組合せによる影響につき同様實驗し 之等の焼入に及ぼす影響を研究した 更に鋼中に不純物として含有されるガス即ち水素 窒素及び酸素の焼入に及ぼす影響を研究し 引續き焼入温度及び焼入前の鋼材の組織 鍛鍊度等の影響をも研究した 最後に鋼材を焼入せる時其の内部に生ずる冷却速度を熱傳導率より計算し 之と前述の實驗結果とより種々の鋼材に於ける焼入効果の及ぶ深さを求めた

IV. 試料の調製

試料の有する不純物は實驗結果に著しく影響するものであるから前述の如く試料調製には特に意を用ひ 次の如き方法を採用した 使用したる原料はアルムコ鐵及び之と木炭粉末とを用ひて製造したる白銑であつて第 1 表に示す如

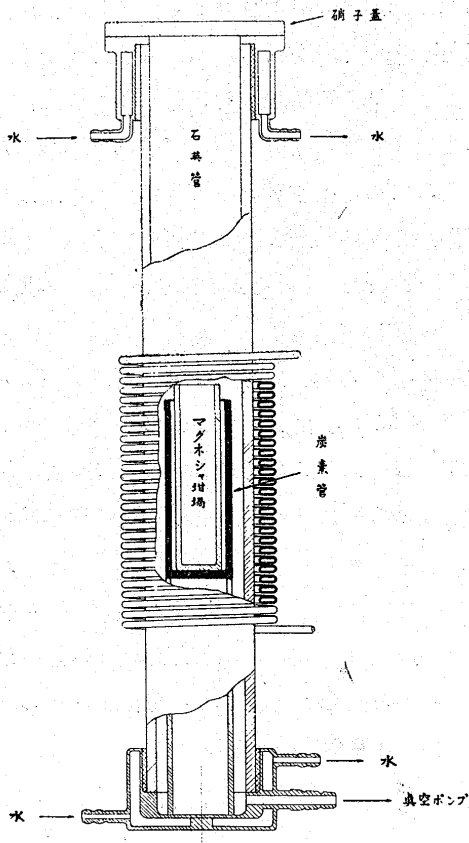
第 1 表 原料分析表

	C%	Si%	Mn%	P%	S%	Cu%
アルムコ鐵	0.02	痕跡	0.04	0.035	0.004	0.007
白銑	4.06	0.02	—	0.015	0.015	—

く極めて純粹なるものである。尙其の他の特殊元素も夫々獨逸メルク製等化學的に純粹なるものを使用した

試料の熔解は第1圖に示す高周波誘導電氣爐による真空

第1圖 試料調製用真空熔解装置断面圖



熔解装置により行った

圖中石英管は内徑 60mm で其の上下兩端には銅製の金物を附し兩者の間隙は封蠟にて充填し氣密にせるため装入口に硝子製蓋をかぶせて排氣口より内部の空氣を排除すれば完全に之を真空に保つことが出来る。猶本金物は熔解中温度の上昇

するを防ぐために水冷した。ルツボ材料には純粹なるマグネシアを用いた。最初の實驗には品質優秀なる耐火粘土を使用した。真空中に於ては粘土中の珪酸が夥しく還元せられ従て試料に多量の珪素が介入する缺點を伴ふので種々研究の結果本品を使用し不純物の極めて少い試料を製し得た。圖中ルツボを入れたる炭素管は熔解の際試料加熱の補助に用ひられるのである。

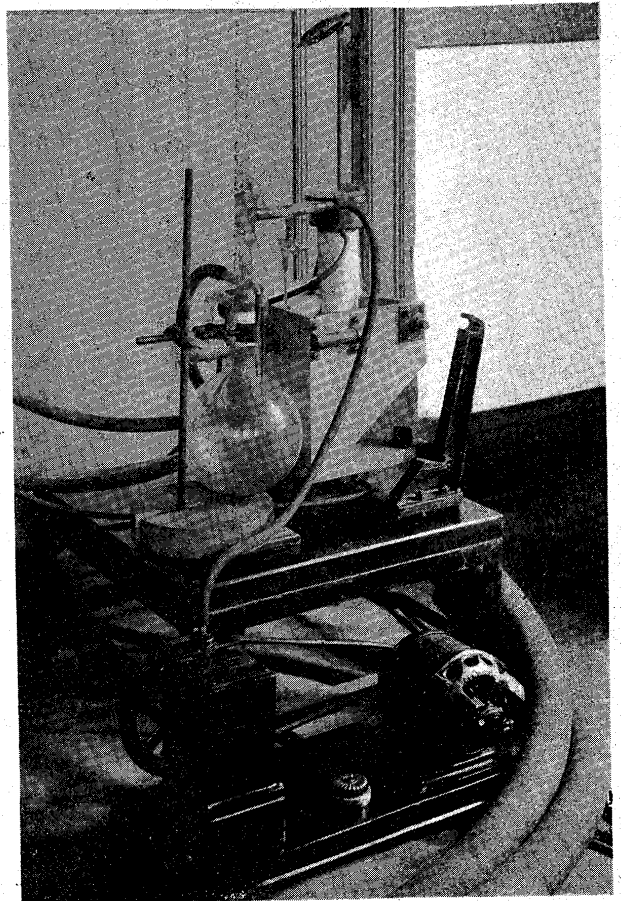
今適當に配合したる原料約 150g を入れたルツボを圖に示す位置に置き先づ内部を真空にして置き次に爐に電流を通じて加熱する。熔解後 15~20 分間保持した後に電流を切り其の儘真空中にて冷却凝固せしむる。加熱期間中に原料中より發生せるガスは絶へずポンプにて之を排除して内部は常に真空状態に保持した。試料は先づ之を化學的分析に附して其の値が豫定成分に適合せるものを選び初めて直徑 5~7mm の丸棒に鍛鍊する。次に焼入前の組織及び粒形は實驗結果に著しく影響するを以て之を變態點以上約 50°C に 30 分間焼鈍し標準化したる後旋盤にて

小さき球形に削製する

本實驗の目的を實地で使用せらるゝ主要特殊鋼材に置きたるため普通其の有する炭素量を基準とし實驗用全試料の含有炭素量を 0.26~0.30% 程度に限定したので試料調製には多大の勞力を要した

此他窒素 酸素及び水素を多量に含有する試料の調製に

第2圖 試料調製用真空熔解装置



は特殊なる方法を用ひたるも詳細につきては後述する。第2圖に本装置全體の寫眞を示す

V. 實驗裝置

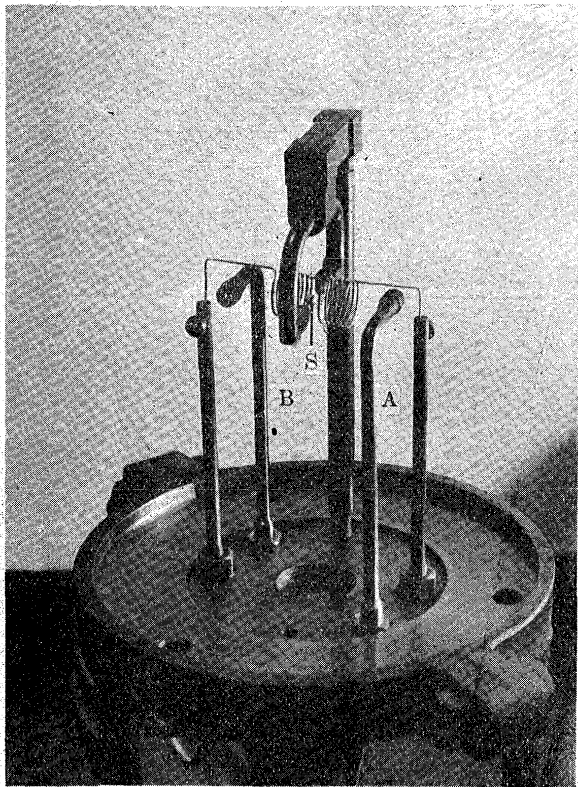
本研究に使用したる裝置は鋼焼入の際に生ずる温度變化を極めて正確に記録し得るやう考案したるものであつて次記の各部より成るのである

1 焼入裝置 正確なる焼入實驗の冷却劑として液體を用ふることの不適當なるは既に明瞭である。之が代用として Chevenard¹⁰⁾ は初めてガスを使用した。其の裝置は尙不完全であつた。其の後 Esser 及び Eilender²¹⁾ は稍完全なるガス焼入裝置を考案せるも加熱爐を外部より移動せしむる等操作の點に於て機構上不便が多い。Wever 及び

Engel²²⁾ の使用せる装置は水素中にて試料を加熱したため加熱中に試料の表面が脱炭作用を受けること及び試料が縦線であったため全部に互りて一様の加熱冷却を望み得ない缺點がある

仍て著者は獨得の考案を以て之等缺點を除き第3圖の寫

第3圖 ガス焼入装置



眞に示す如き装置を製作した

本装置は真空中にて加熱せる球形試料を壓縮ガスにて冷却せしめ其の際の温度變化を正確に測定するものである。圖中螺旋形に巻きたるは試料加熱體にして加熱温度 $1,000^{\circ}\text{C}$ 以下の場合にはニクロム線之に對し同温度以上の場合には純モリブデン線を使用した。而して之に $10\sim 15\text{a.p.}$ の電流を通じて極めて速かに且確實に試料を所要焼入温度に加熱し得た。S は試料を示し一様に加熱及び冷却せしむるやう球形を採用した。其の表面の相對する個所に點熔接器を用ゐて直径 0.2mm のクロメル-アルメル熱電對線を熔接した上之をクロメルより成る支持棒 A 及びアルメル製棒 B に圖に示す如く取付け。注意して試料を正しく加熱體の中央即ち冷却用ガスの兩噴出口の間に置いた。故に試料其のものが熱電對の熱接點の如くなり支持棒は熱起電力の導線と試料保持との兩用を兼ねることとなるのである。冷却用兩ガス噴出口は各直径 2mm の不銹鋼製のもので試料の兩側に正確に相對峙してある。焼入に際し之に數氣壓の

ガスを吹きつくるも試料は其の兩側に當れるガス壓力の平衡により強烈なる氣流内に於て安定し能く其の位置を保ち得ることになる。冷却ガスには主として窒素ガスを使用した。特に急冷を要する場合には其の熱傳導極めて良く。従て冷却能力大なる水素ガスを使用し始めて能く試料が $10,000^{\circ}\text{C/Se}$ 以上の冷却速度を得ることが出來た。

尙以上述べた如き測熱法の値は之を正確に論ずれば試料兩側の熔接點の温度差零なる場合のみ正確に其の點に於ける温度を示すものである。本實驗に於ては試料の形狀小なるものを用ゐたから其の内外の温度差極めて少しと認め得るため。實驗して得た値を試料温度と見做すことが出來る。

著者は試料の兩側面に同一種即ちクロメル或はアルメル線を熔接し實驗せしにガス噴出口径 2mm のものを使用した場合試料を直径 3mm 以下の球形のものとする時は焼入急冷に際して電流計の振れ全くなかりしを以て試料兩熔接點の温度差零なるを確め得た。仍て本測熱法の正確を期するため本實驗にては常に直径 3mm 以下の試料のみを使用した。試料の冷却速度は其の大きさと冷却ガス壓力即ち噴出速度との適當なる組合せにより種々加減するものにして第2表に示すものは實際の實驗結果である。併し之は

第2表 試料及冷却速度表

試料直径 mm	冷却ガス の種類	冷却ガス壓力 kg/cm^2	冷却速度 $^{\circ}\text{C/Se}$
3	窒素	0	9
3	"	0.6	110
2	"	2	450
1.5	"	3	750
1.5	"	5	1,200
1	"	5	2,850
1	水素	2.5	5,000
0.5	"	3	10,000

其の一例に過ぎないので實驗の際に遭遇する他の種々なる條件により多少の變化は免れない。

之を見るに本装置にて 9°C/Se 以下の冷却速度を正確に測定することは困難であるから斯る際には特に膨脹計を使用して實驗することにした。

全焼入装置は之等を圓筒覆(高さ 14cm , 直径 10cm のもの)にて蓋ひ嚴重に氣密になし内部を充分真空にするを得た。即ち加熱電流導線、ガス導入管及び支持棒は圖に示せる如く底板に直立せしめて外部に導き出し其の取付部は封蠟にて氣密に封じた。覆は二重壁より成り其の内部に水を流して試料加熱中温度の上昇するを防いだ。又之に硝子窓を附して實驗中内部を觀測するに便ならしめた。

使用熱電對は米國 Hoskin 會社製にして水 ナフタリン 硫黃の各沸點及びアンチモン 銀 銅の各凝固點に對して補正した上實驗の都度更新し測熱値の完全を期した

本装置は上述の如く其の構造極めて簡單にして其の特徴とする所は次の諸點である

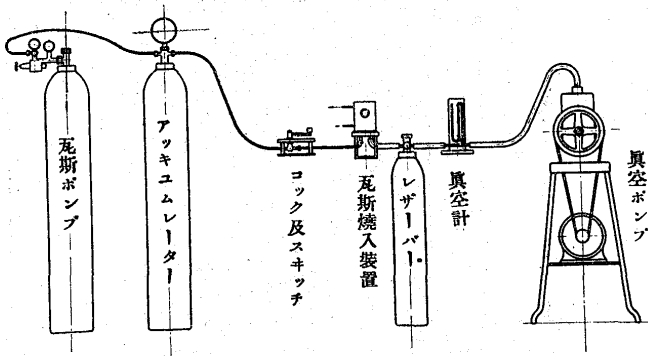
1) 實驗の際外部より作動するものなく容器を完全に氣密になし得たるを以て試料を高度の真空中にて加熱し全く脱炭を防止し得た

2) 螺旋形に巻きたる線を加熱體に用ひ 焼入の際電流を切ると直に冷却せしめ得るため之を移動する必要なく操作を極めて簡便にし得た

3) 支持棒を夫々クロメル及びアルメルにて製作したるため熱電對の細き部分短く 加之も毎回略其の長さを等しくなし得たるを以て電流計の外部抵抗の變化殆んどなく 之による測熱誤差を防ぎ得た

次に第4圖は試料冷却ガスの連結を示すものである 圖中ガス焼入装置とせるは前述第3圖に示したる装置に覆を蓋ひたる状態を示したものである ガスポンプは試料冷却

第4圖 冷却ガス連結圖



ガスを入れたるもの アッキュムレーターは焼入の際試料に吹き着けるガスを貯へるものでガスの壓力を測る聯成計を裝備した

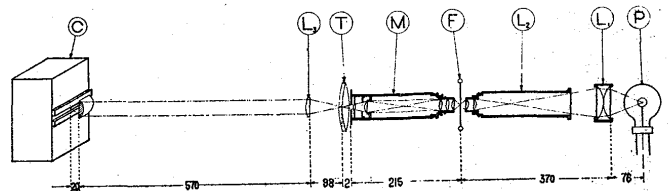
實驗に際しては豫め冷却速度に應じたる所要壓力を有するガスをポンプよりアッキュムレーター内に貯へ置く 焼入装置内の準備完了せば先づ真空ポンプ(容量50立/分)にて内部の空氣を排除し 完全に焼入装置内を真空にする 次に試料を焼入溫度に加熱し試料の大きさに應じて1~2分間保持したる後コックを開きアッキュムレーターのガスを試料に吹き着け冷却する コックは加熱體に通ずる電流の開閉器を兼ねるやうに設計せるを以てガス噴出と同時に電流は切斷せられることになる アッキュムレーターの容積は33.9l大のものであるからガス噴出中内部壓力の減少

は無視し得る程度であつた 又レザバーは焼入の際装置内部の壓力上昇しガス噴出速度に影響を及ぼすを防ぐに用ひられるもので其の容積は19.3lに達する 猶實驗中は絶えずポンプを動かして装置内のガス排除を續行した

2 電流計及記録装置 焼入装置にて測定せる溫度を指示する電流計として アイントーベンザイテンガルバノメーターを使用した 之は Einthoven²⁸⁾が初めて設計せるもので其の感度極めて大きく固有振動周期小にして且殆んど自己誘導及び靜電容量なき特徴を有する

本電流計は可動線輪型的一種にして線輪及び鏡の代りに強き磁場内に張れる一本の細線を用ひ 夫に測らんとする電流を流し夫と磁場との相互作用による線の振れにて電流の大きさを測定するものである 本實驗にては細線の直径0.002mm 長さ約100mmの白金線を使用した 之は白金線を銀にて包み細く引延したるウオラストン線の周圍の銀を濃硝酸にて溶解除去したるもので其の抵抗は約3,000Ωであつた 電流計の感度及び固有振動周期は細線の張力の加減により調節し得るも 大體 $1.3 \times 10^{-7} a.p.$ にて實驗し其の都度後述する装置にて補正した 而して其の際の固有振動周期は0.005秒であるから本實驗に於ては之を用ひ焼入の際の極めて急速なる溫度變化をも遅れなく指示せしめ得た 次に其の記録は細線の實際の運動極めて小なるため之を顯微鏡にて擴大し寫眞フィルムに直接寫すのである 第5圖は其の光學的配置を示す 圖中Pは光源にして500燭光の直流タングステン・アークランプを使用する 之より出づる光線は集光レンズL₁及びL₂を経て細線Fに

第5圖 アイントーベンザイテンガルバノメーターの光學的配置



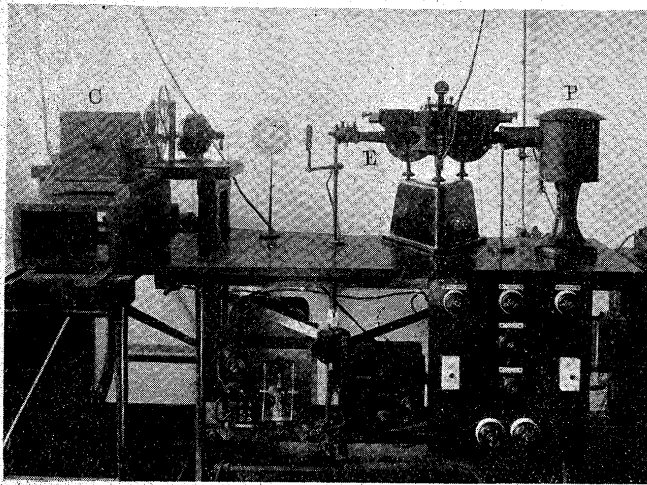
集めらる 而して其の映像は顯微鏡Mにて約600倍に擴大せられ更に半圓筒レンズL₃を経てカメラC内のフィルム上に生成されることになる

Cはキップゾーネ會社製の金屬箱型カメラを示し シャッターに電磁石にて自働的に開閉し得る特殊の裝置を設置した 暗箱内には幅12cm長さ42cmのフィルムを巻きつけある廻轉ドラムを備へてある 之は直流電動機にて廻轉し其の速度は滑車及び抵抗にて適宜變更し得るのである

る 圖中 T は時間を記録するためのタイム・マーカーである 毎秒5回轉する同期電動機により圓板を廻轉し其の外周よりの突出にて 回轉毎に光線を遮るためフィルム上に一定時間毎に記號をつける 其の運轉は振動數毎秒 50 の音叉にて生ぜしめた交流にて行ふによつて廻轉速度は常に一定である

第6圖は本電流計全體の寫眞を示したものである 圖中 E は強き電磁石にして電源には蓄電池を用ひ常に電壓を一定にせしめた 猶電流計の金屬部分是完全に接地してある

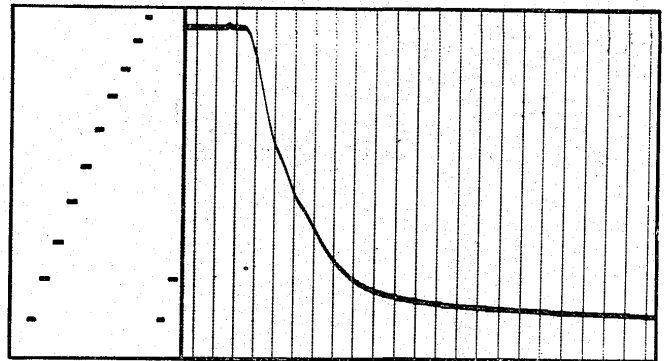
第6圖 アイントーベン ザイテン ガルバノメーター



たる時之を F の回路に切換へれば其の際 F は熱電流に應じて振れ 其の像 I₁ は I₂ に變位する 次に焼入を行へば試料温度の降下に從ひ I₂ は I₁ の方向に移動する 故にカメラ内のドラムに寫眞フィルムを巻きつけ之と直角の方向に廻轉せしむれば F の像の各瞬時の位置はフィルム上に連續の曲線となつて現はれて冷却曲線を記録し得るのである 此間 T は絶えず光線を 0.2 秒毎に明滅するにより同時に時間をも記録し第8圖の如き時間-温度曲線を得ることになる 同圖左側に記するものは其の際の各温度に對する F の振れを正確に示す温度目盛であつて 第7圖左下に示した温度目盛装置にて記録したものである 同圖中の 0~10 間は抵抗線を示し 2 箇の抵抗 R₁, R₂ と乾電池とに直列に結線される 細かく加減し得る抵抗 R₁ は最高 3Ω であつて R₂ は抵抗 60Ω を有する 之は先づ抵抗線の兩端を S₂ によりポテンシオメーターと連結し其の電位差を R₁ 及び R₂ の加減により使用せるクロメル-アルメル熱電對の 1,000°C に於ける熱起電力と等しくする

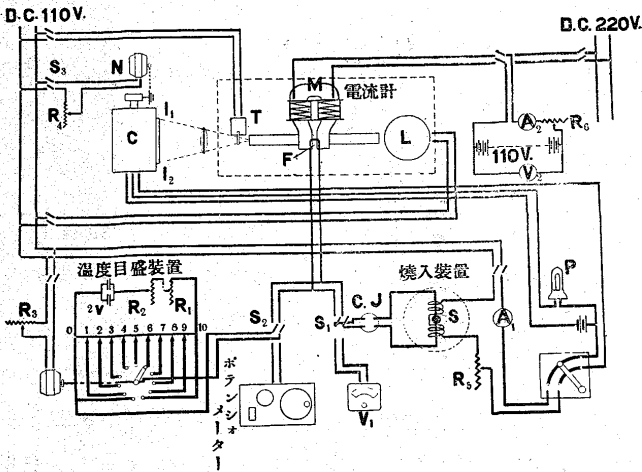
第8圖 冷却曲線の一例

温度目盛 時間-温度曲線



3 電氣回路装置と測定法 第7圖に全装置の電氣結線を示した 以下本圖により装置の全般的説明をなさんに 圖中焼入装置に於て螺旋形加熱體の中央にある S は試料である 其の表面に熔接されたる熱電對の回路は冷接點冷却器 C.J を經て切換スイッチ S₁ により電壓計 V₁ 或は纖維電流計の細線 F に接續される

第7圖 全装置の電氣結線圖



實驗の際は先づ之を電壓計 V₁ に接續して試料を加熱し 其の温度を V₁ にて測定する 次に試料が所要温度に達し

次に抵抗を其の儘とし端子 9 を抵抗線上に移動し 0~9 間の電位差を同様 900°C の起電力と等しく固定し 斯くして順次 8, 7, ... 1 の各端子を固定したものである 従て本装置を S₂ にて F の回路に連結し廻轉子を電動機にて廻轉し 1, 2, ... 10 の端子に連續的に接觸せしむる時使用熱電對の 100°C ... 1,000°C に於ける熱起電力と全く等しき電位差を逐次に與ふることが出来る 従て冷却曲線記録直後之を行へば容易に上述の温度目盛を得ることになる 猶抵抗線には抵抗の温度係數極めて小なるマンガニ線を用ひて温度の差異による電位差の變化を最少ならしめた上 實驗の都度ポテンシオメーターにより電位差の補正を行ひ完全を期した次第である

VI. 実験方法

本実験は前述の装置を用ひ大要次の如き操作にて行った最初実験せんとする試料の化学成分に應じて試料の大きさ及び冷却ガスの壓力を定めた次に試料に熱電對を熔接し焼入装置内に裝備し他方冷却ガスをアッキュムレーター内に充して所要壓力とする温度目盛装置は実験直前に豫めポテンシオメーターにより補正した電流計カメラ等萬端の用意整へる時試料を焼入温度に加熱し1~2分間保持後ガス栓を開いて焼入を行ひ上述の方法により試料の冷却状況を記録する其の際得たる曲線より試料の冷却速度變態點の温度を正確に測定し次いで斯く焼入したる試料の顯微鏡組織を調査し比較研究を行った斯くして種々冷却速度を變じて同一種の試料につき同様実験して総合的に其の試料の焼入状態圖を畫き臨界冷却速度を決定するのである猶實驗の操作中下記せる諸事項は其の結果に大なる影響を與えるものであるから特に種々考究を廻らした結果次に示せる要領により實驗を行った

1) 焼入温度の決定 試料の焼入温度について從來の諸研究にありては特に之が影響に關し餘り考慮を拂れて居ないのである仍て著者は之が缺陷を補はんがため先づ各試料につき佐藤式熱膨脹計を用ひて其の變態點(A_{c3})を測定した上此温度以上約 50°C の點を焼入温度と決めて實驗し極めて良結果を得た

此他炭化物を多量に含有する試料にありては例外として更に高温度より焼入せるものもある

2) 焼入温度保持時間の決定 本實驗の試料は前述の如く極めて小さきため焼入温度に於ける保持時間を短縮し得るので加熱操作は頗る簡便に出来る實驗の結果直径 2mm の試料にては30秒間にて充分なることを證明し得たるも特に慎重なる操作を期するため第3表に示す所に從つて實驗した

第3表 焼入温度保持時間

試料直径 mm.	1	1.5	2	3
保持時間 秒	30~40	40~60	60~80	90~120

3) 冷却速度測定方法 焼入冷却曲線に基き其の際の冷却能力を測定するには種々方法がある Le Chatelier³⁾, Benedicks⁵⁾ は 700°C より 100°C までの冷却時間を比較した portevin 及び Garvin⁸⁾ は $700\sim 200^{\circ}\text{C}$ の時間を採用した又 Mathews 及び Stagg²⁹⁾ は 650°C と 370°C の間の冷却時間を用ひた Fry³⁰⁾は大鋼材の焼入

實驗に際して或る決つた温度範圍の平均冷却速度を比較した 松下博士¹⁶⁾は膨脹計にて測定した變態點の降下程度で考慮した Pilling 及び Lynch³¹⁾は液體の焼入能力を測定するに 700°C に於ける冷却速度を選んだ又 French 及び Klopsch¹⁷⁾は 720°C を選んだ近年に於ては Esser 及び Eilender²¹⁾は 800°C と 700°C との間の平均冷却速度で測定したるに對し Wever, Engel 及び Jellinghaus²²⁾ ²³⁾は 900°C に於て曲線に引きたる切線の角度にて測定した以上諸氏の採用せる方法には種々あるも之を次の三つに大別することが出来る

- (1) 或る温度範圍内の冷却時間による方法
- (2) 或る温度に於ける冷却速度による方法
- (3) 變態點の降下程度による方法

之等を比較し検討するに(1)と(2)は略同じことを意味するものであるが(1)の方法にありては若し變態が其の温度範圍内に起る場合夫れにより不正確なる缺點がある然れども他方測定の方法につき考ふるに之によれば極めて正確なる値を得べきに對し(2)の方法に於ては冷却曲線上の作圖を利用するを以て測定値の確實を期し難いのである(3)の方法は大體の傾向を知り得るに過ぎない

斯く各一長一短あるを以て本實驗に於ては之等を充分考慮し又實際に測定し比較せる結果 800°C と 600°C との間の平均冷却速度によることが最適なりと認められたので之を採用した而して試料の變態點が偶々 600°C 以上に生じたる場合は適宜下限を上昇して 650°C 或は 700°C となし之を避けて測定することにした

VII. 實驗結果

1 炭素鋼 炭素鋼は總ての鋼の基礎となるものであるから其の焼入に關する研究は極めて多く從來の此種研究は概ね之に集中せられた觀がある前述せる如く Portevin 及び Garvin⁸⁾が炭素鋼の焼入に際し臨界冷却速度の存在することを初めて認めて以來多くの學者が焼入速度と組織との關係につき研究した然れども低炭素鋼を焼入するには極めて急速なる冷却を要する等種々實驗上の困難があつたので中々完全なる結果は得られなかつた其の後 French 及び Klopsch¹⁷⁾は周到なる注意の下に炭素含有量 $0.25\%\sim 1.27\%$ の7種の炭素鋼につき實驗し稍完全なる焼入状態圖を畫いたが未だ低炭素鋼の臨界冷却速度には到達し得なかつた近年に至りガス焼入法の採用により水

素ガスにて極めて急冷をなし得るに至り初めて完全なる状態圖を求め得た 即ち Esser 及び Eilender²¹⁾ は 3,000 °C/Se, Wever 及び Engel²²⁾ は 8,000 °C/Se, Esser, Eilender 及び Spenlé²⁵⁾ は 18,000 °C/Se までの急冷をなし得 且使用試料は電解鐵より 1.7% までの炭素含有量に及び殆んど研究は完成せられた 然れども炭素鋼は二三特殊の用途に使用されるものを除いては實用上餘り熱處理を行はないもので之等は多く理論的研究たるに過ぎないのである

本研究に於ては實用上重要な特殊鋼に重きを置きたるを以て下記四種の炭素鋼試料について實驗したに過ぎない 第4表には其の化學的成分及び佐藤式熱膨脹計にて測定せる加熱の際の變態溫度を示してある

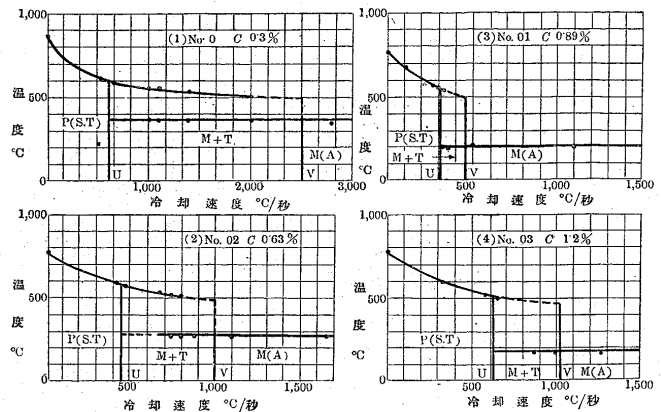
第4表 炭素鋼の化學成分及變態點

試料 番號	C%	Si%	Mn%	P%	S%	變態點°C	
						Ac ₃	Ac ₁
0	0.30	0.09	痕跡	0.020	—	850	757
02	0.63	0.08	〃	0.017	0.004	771	741
01	0.89	0.07	〃	0.009	—	770	750
03	1.20	0.10	〃	0.018	0.006	776	753

第5表は各試料の實驗結果を示したものである

又第9圖は之より求めたる焼入状態圖にして縦軸は變態溫度 横軸は冷却速度を表す 之によれば變態點 (Ar') は冷却速度を増すに従ひ漸次降下し U V 間の冷却速度に於て

第9圖 炭素鋼の焼入状態圖



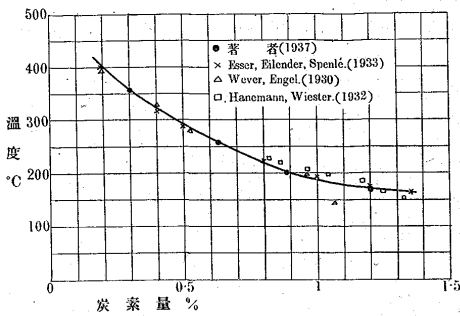
は2段に起り下部變態點 (Ar'') を生ず 更に冷却速度を増し V 以上になれば Ar' は消失し Ar'' のみとなる 其の際 Ar' は冷却速度に應じて降下すれど Ar'' は大體一定溫度に起る 而して組織は OU 間の速度にてはマルテンサイトなく UV 間はマルテンサイトとトルースタイトと共存し V 以上の場合はトルースタイト消失し全部焼入組織となる 此場合マルテンサイトが初めて生ずる冷却速度 (U) を下部臨界冷却速度 トルースタイトが全く消失する冷却速度 (V) を上部臨界冷却速度と稱す 又 Ar'' 點は同一成分の鋼にては冷却速度により不變なるも炭素量の増加に従ひ第10圖に示す如く漸次降下する 同圖には他の研究結果をも併記した 之を見るに本結果は Wever 及び

第5表 炭素鋼の實驗結果

試料 番號	C%	焼入溫度 °C	實驗 番號	冷却速度 °C/Se	變態點°C		試料顯微鏡組織	試料 番號	C%	焼入溫度 °C	實驗 番號	冷却速度 °C/Se	變態點°C		試料顯微鏡組織
					Ar'	Ar''							Ar'	Ar''	
0	0.30	900	1	2,857	—	340	M 100%	01	0.89	850	1	1,111	—	200	M 100%
			2	2,000	—	350	M95%, T 5%				2	500	—	205	M 100%
			3	1,420	520	350	M65%, T 35%				3	364	—	195	M95%, T 5%
			4	1,177	550	363	*M50%, T50%				4	330	540	200	M35%, T65%
			5	1,000	550	370	M30%, T20%, S50%				5	303	560	—	*M痕跡
			6	714	580	—	M痕跡				6	278	575	—	Mなし
			7	525	595	—	T45%, S50%, F 5%				7	104	640	—	Mなし
02	0.63	860	1	1,660	—	255	M 100%	03	1.20	850	1	1,280	—	170	M 100%
			2	877	—	260	T1~2%, M残り				2	1,000	—	170	T痕跡, M残り
			3	807	500	260	T7~8%, M残り				3	769	—	170	T2~3%, M残り
			4	740	510	265	M40%, T60%				4	666	500	—	M25%, T75%
			5	667	525	—	M1~2%				5	590	520	—	Mなし
			6	572	575	—	M痕跡				6	333	600	—	Mなし
			7	434	586	—	Mなし								

顯微鏡組織中 M はマルテンサイト T はトルースタイト S はソルバイト 及び F はフェライトの各組織を示し 附記數字は其の面積により推定したる量の百分率である 又*印を附せるものは其の試料にて得た焼入冷却曲線及び焼入試料の顯微鏡組織を各本文末尾の第43圖乃至46圖に示したことを表すのである 以下の表に於ても之に準じて表示した

及び Engel²²⁾ Hanemann 及び Wiester³²⁾ Esser, Eilender 及び Spenlé²⁵⁾ と全く一致することを示すことになる之等焼入状態圖は Davenport 及び Bain³³⁾ Wever 及び Engel²²⁾, Hanemann 及び Wiester³²⁾ 等が正確なる實驗の結果求めた炭素鋼の變態速度と温度との關係によって説明し得るも本文には省くことにした

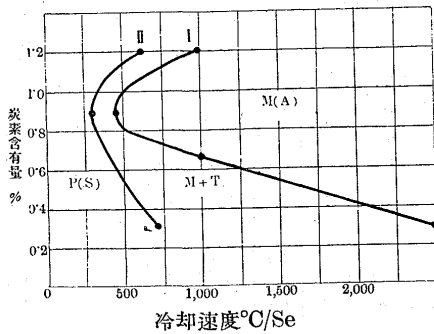


第6表 炭素鋼の臨界冷却速度

試料番號	C%	下部臨界冷却速度 °C/Se	上部臨界冷却速度 °C/Se
0	0.30	700	2,500
02	0.63	450	1,000
01	0.89	300	450
03	1.20	600	1,000

上述の實驗結果より求めたる四炭素鋼の上部及び下部臨界冷却速度を第6表に示す 又第11圖は冷却速度を横軸に炭素含有量を縦軸に採り 各試料の臨界冷却速度を圖示

第11圖 鋼の臨界冷却速度に及ぼす炭素の影響



せるものにして 圖中 I は上部臨界冷却速度 II は下部臨界冷却速度を連結したるものである 故に之等試料の組織は I より右方の界域に於てはマルテンサイト (オーステナイトを含む) I と II との間に於てはマルテンサイトとトルースタイト II より左方に於てはパーライト乃至トルースタイトとなる 之を見るに上部及び下部臨界冷却速度は炭素量 0.9% 即ち共析鋼の場合が最も左に突出し それより炭素量を増し又は減するに従ひ漸次右方に移る 是即ち共析組成が最も焼入易きことを示すことになる

前述の諸實驗に於て Esser 及び Eilender²¹⁾ は臨界冷却速度は炭素量 0.22% の附近にて不連続的に急激なる變化をすると謂へるも之は首肯し難い Wever 及び Engel²²⁾ は共析組成以上に炭素量増加するも下部臨界冷却速度

は殆んど一定に保たれると述べた 之等に対し French 及び Klopsch¹⁷⁾ Esser, Eilender 及び Spenlé²⁵⁾ は本實驗と大體同じ結果を示した 之は其の實驗に於ける焼入温度を考慮する時は 本結果と一致することが判る

2 マンガンの影響 Mn は所謂 Mn 鋼として Hadfield³⁴⁾ の創製以來工業上大切なるものであるのみならず炭素鋼及び其の他の特殊鋼に於ても附加元素として必要缺くべからざるものである 其の熱處理に對する影響についての研究は頗る多い Osmond³⁵⁾, Wüst³⁶⁾, Meyer³⁷⁾ は鋼の變態に及ぼす Mn の影響を實驗し Mn は著しく之を降下せしむることを認めた 又最近 Tofaute 及び Linden³⁸⁾ は炭素量 1.2%, Mn 量 17% までの Mn 鋼の變態點を研究した Dejean³⁹⁾ は炭素含有量 0.3~0.4% の多數の Mn 鋼を一定速度にて冷却し其の組織及び變態點を研究した 其の結果焼入組織を生ずる場合と然らざる場合とは變態點の生ずる温度が著しく異なることを確めた

又 Bain⁴⁰⁾ は 0.55% 炭素を含有する種々の Mn 鋼を 525°C 及び 315°C まで急冷し 同温度に保ちて變態の完了する時間を測定し Mn は著しく鋼の變態速度を遅くすることを認めた 之によれば Mn は 1% にて炭素鋼の變態時間を約 10 倍も引き延ばし 而して 8% 以上の場合には 525°C に於て何程永く保持するも完全には變態せざることを確めた

次に Mn 鋼の組織については古く Guillet⁴¹⁾ の提出せる組織圖があるが之には種々不都合があるので村上及び三神兩氏⁴²⁾ Linden⁴³⁾ 村上及び初田兩氏⁴⁴⁾ は種々の冷却速度に於ける組織圖を畫き略之を完成した Fe-Mn-C 系に就ては Bain, Davenport 及び Waring⁴⁵⁾ が 0.2, 0.4, 0.8 及び 1.0% C 量の鋼にて Mn を種々變へて實驗したが未完成であつた 近年 Eckel, Gensamer, Krivobok, Walters 及び Wells⁴⁶⁾ 等は特に注意して三元系の鐵の部分の平衡状態を研究し更に之を明かにした

以上は孰れも冷却速度一定の際の實驗であるが 一般に組織及び變態點は冷却速度によって著しく影響されるものである 之に關して近年 Jellinghaus²⁴⁾ は Wever 及び Engel²²⁾ の裝置を用ひて炭素 0.2~0.92%, Mn 0.31~1.42% の 13 種の Mn 鋼につき實驗し其の臨界冷却速度を測定した 其の實驗は水中にて試料を加熱せるため脱炭の影響が相當あつた 引續き Esser, Eilender 及び Majert²⁶⁾ は Esser 及び Eilender²¹⁾ の裝置により炭素

含有量 0.4, 0.95 及び 1.3% の鋼の臨界冷却速度に及ぼす Mn の影響を求めた 彼等の実験によれば Mn 約 0.3% 以下の少量の間は比較的影響少く それ以上の場合には著しくなると結論したが事實と矛盾する點あり 之は其の実験に於ける試料の炭素含有量不揃ひなること及び焼入温度に對する考慮の不充分等によるものと思考される 仍て著者は之等の點に留意し第 7 表に示す 7 種の純粹なる Mn 鋼につき實驗した 本試料は其の組織圖より見ると孰れも最も實用に供せられるパーライト鋼に屬し炭化物を含有し

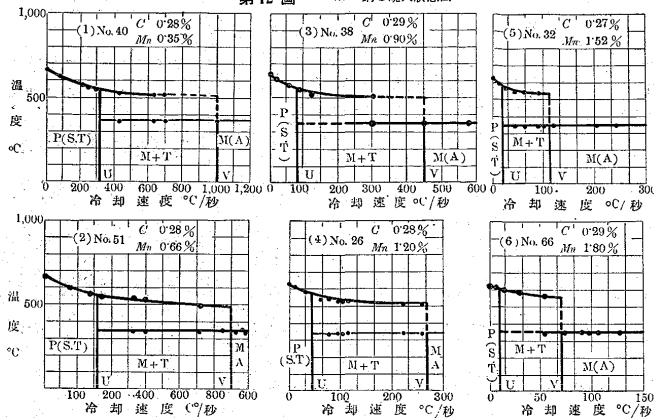
第 7 表 マンガン鋼の化學成分及變態點

試料 番號	Mn%	C%	Si%	P%	S%	變態點°C	
						Ac ₃	Ac ₁
40	0.35	0.28	0.08	0.014	0.004	842	751
51	0.66	0.28	0.11	0.020	0.007	835	743
38	0.90	0.29	0.12	—	—	829	748
26	1.20	0.28	0.08	0.014	0.005	828	742
32	1.52	0.27	0.09	0.021	0.010	820	734
66	1.80	0.29	0.17	0.035	0.017	814	726
63	2.52	0.27	—	—	—	—	—

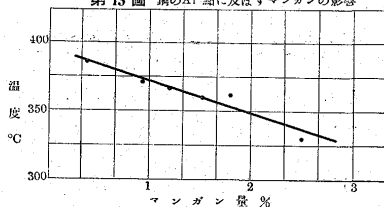
ない 猶 Mn は真空中にて其の蒸氣壓大なるため熔解の際歩留り不安定であるから所定の量を有するものゝ調製最も

困難であつた 第 8 表はそれ等の實驗結果 第 12 圖はそれより求めたる焼入状態圖である 之等は前述の炭素鋼と大體同様にして孰れも第 12 圖中の U V 間の冷却速度にて

第 12 圖 マンガン鋼の焼入状態圖



第 13 圖 鋼の A₁ 點に及ぼすマンガンの影響



第 8 表 マンガン鋼の實驗結果

試料 番號	Mn %	C %	燒入 温度 °C	實驗 番號	冷却速度 °C/Se	變態點°C		試料顯微鏡組織	試料 番號	Mn %	C %	燒入 温度 °C	實驗 番號	冷却速度 °C/Se	變態點°C		試料顯微鏡組織	
						Ar'	Ar''								Ar'	Ar''		
40	0.35	0.28	890	1	1,000	—	375	M 100%	32	1.52	0.27	870	1	238	—	352	M 100%	
				2	690	550	365	T 痕跡, M 残り					2	119	—	345	M 100%	
				3	425	562	370	M 1%					3	100	—	355	T 1~2%, M 残り	
				4	303	565	—	M 痕跡					4	88	548	355	M 70%, T 30%	
				5	235	573	—	T 大部分, F 少し					5	66	557	345	M 40%, T 60%	
				6	232	575	—	T, S, F 混在す					6	63	555	350	M 30%, F 少し	
				7	100	630	—	S, P, F 混在す					7	42	560	345	M 20%	
				8	96	632	—	S, P, F 混在す					8	29	568	345	M 15%	
51	0.66	0.28	890	1	555	—	362	M 100%					9	25	568	—	345	M 10%, T 70%, F 20%
				2	525	355	—	352					T 痕跡, M 残り	10	13	600	—	—
				3	454	502	355	M 90%, T 10%										
				4	294	540	362	M 60%, T 40%										
				5	263	552	365	M 45%, T 55%										
				6	166	565	—	M 1~2%										
				7	138	582	—	M 痕跡										
				8	75	615	—	M なし										
38	0.90	0.29	890	1	585	—	360	*M 100%	66	1.80	0.29	860	1	133	—	348	M 100%	
				2	444	358	—	358					M 100%					
				3	300	530	360	T 痕跡, M 残り					2	110	—	357	M 100%	
				4	107	530	358	T 2~3%, M 残り					3	86	—	358	M 100%	
				5	87	565	360	M 2~3%, T 残り					4	80	—	346	M 98%, F 2%	
				6	44	618	—	M 痕跡					5	54	570	348	M 50%	
26	1.20	0.28	880	1	270	—	360	M 100%					6	33	600	—	348	M 1~2%
				2	263	520	360	T 1~2%, M 残り					7	13	615	—	348	M 痕跡
				3	227	530	360	M 90%, T 10%					8	11	615	—	—	M なし
				4	111	535	352	M 85%, T 15%										
				5	104	538	350	M 70%, T 30%										
				6	80	555	350	M 20%										
				7	64	555	—	T 90%, M 1~2%										
				8	34	598	—	S 大部分, F 少し										
				9	13	612	—	S 大部分, F 少し										
63	2.52	0.27	860	1	57	—	317	M 100%										
				2	43	—	325	M 100%										
				3	30	—	325	M 100%										
				4	20	—	327	T 痕跡, M 残り										
				5	9	—	—	M 40%										
				6	4.4	—	—	M 20%										
				7	0.44	—	—	M 10%										
				8	0.035	—	—	M なし										

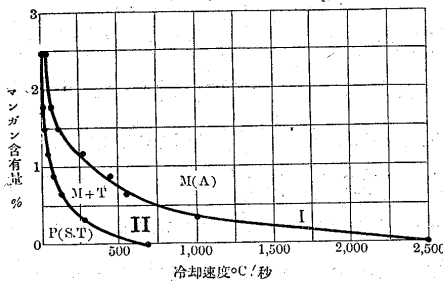
顯微鏡組織中の M, T, S, P 及び F の符號は夫々マルテンサイト、トルースタイト、ソルバイト、パーライト及びフェライトを示し 附記數字は其の面積より推定した量の 100 分率である

は2段変態を示す 猶試料 63 は下部臨界冷却速度極めて小にして本装置にては実験不可能なるため特に膨脹計を使用した 仍て其の際の変態温度は正確に測定出来なかつたので状態圖を省いた

又 Ar'' 點の温度は第 13 圖に示す如く炭素量一定なる場合は Mn 量に比例して降下する

次に第 9 表は各試料の臨界冷却速度を示し 第 14 圖は之を圖示したものにして 之により炭素鋼の臨界冷却速度に及ぼすマンガンの影響を知り得る 圖中 I 曲線を見るに上部臨界冷却速度は最初 Mn の増加に比例して著しく減少

第 14 圖 炭素鋼(0.3%C)の臨界冷却速度に及ぼすマンガンの影響



し Mn なき場合 2,500 °C/Se なるに對し 1.5% にては 115 °C/Se となる 更に Mn を増加する時は其の影響の程度幾分低下し 2.5% にて 25 °C/Se となり漸次縦軸に接近する II 曲線即ち下部臨界冷却速度の變化は大體之と平行して居るのである 而して兩臨界冷却速度の間隔は純炭素鋼では大であるが Mn が増加すると著しく小さくなり遂には實際上差が無くなってしまふことになる

3 ニッケルの影響 Ni は鋼に極めて優秀なる性質を與

へるため Ni 鋼 Ni Cr, 鋼 Ni Cr Mo 鋼等兵器其他の重要材料に多く用ひられる特殊鋼の主要成分として國防上缺くべからざるものである 之は Osmond⁴⁷⁾ Aall,⁴⁸⁾

第 9 表 マンガン鋼の臨界冷却速度

試料番號	Mn %	C %	下部臨界冷却速度°C/Se	上部臨界冷却速度°C/Se
40	0.35	0.28	2800	1000
51	0.66	0.28	1300	550
38	0.90	0.29	800	450
26	1.20	0.28	450	265
32	1.52	0.27	200	115
66	1.80	0.29	120	70
63	2.52	0.27	0.1	25

Merz 及び Fleischer⁴⁹⁾ 等の實驗に明かなる如く Mn と同様變態點を著しく降下する Dèjean⁴⁰⁾ は炭素量 0.2% の種々の Ni 鋼を同一速度にて冷却し其の結果變態點は或る Ni 量にて不連続的に急降下すると述べ加瀬博士⁵⁰⁾ も之を認めた 又 Bain⁴¹⁾ は Mn と同様の方法にて Ni 鋼の變態時間を測定した 其の結果によれば Ni 約 1% を與ふれば純炭素鋼の 2 倍の時間を要するも Mn の影響に比し其の程度極めて少ない 次に鋼の焼入に及ぼす Ni の影響について Bain⁵¹⁾ は Mn の 1/2 乃至 1/3 の程度であると述べ 三上氏⁵²⁾ は真空中にて加熱し焼入せる鋼材の組織及び硬度を測定して炭素鋼に比し相當著しきことを認めたが數量的測定はしなかつた 近年 Esser Eilender 及び Majert²⁷⁾ は Mn の際と同様極めて正確なる方法にて 0.4, 0.9 及び 1.5% の炭素鋼の臨界冷却速度に及ぼす Ni の影響を實驗せるも試料の炭素含有量が互に相違して居る

第 11 表 ニッケル鋼の實驗結果

試料番號	Ni %	C %	焼入温度°C	實驗番號	冷却速度°C/Se	變態點°C		試料顯微鏡組織	試料番號	Ni %	C %	焼入温度°C	實驗番號	冷却速度°C/Se	變態點°C		試料顯微鏡組織				
						Ar'	Ar''								Ar'	Ar''					
104	0.53	0.27	900	1	1,540	—	370	M 100%	107	2.86	0.27	860	3	445	503	320	*T2~3%, M残り				
				2	1,250	370	M90%, T10%	4					333	530	M1~2%, T残り						
				3	1,175	535	M80%, T20%	5					208	550	Mなし						
				4	1,000	540	375	M65%, T35%					6	156	563	Mなし					
				5	952	545	365	M40%, T60%					110	4.47	0.27	840	1	588	—	300	M 100%
				6	910	553	365	M10%, T90%									2	387	—	350	M 100%
				7	830	552	365	M 5%, T95%									3	322	510	345	T2~3%, M残り
				8	500	575	—	Mなし									4	175	508	—	M1~2%, T残り
				9	330	592	—	Mなし									5	150	530	—	M痕跡
108	1.53	0.28	880	1	1,660	—	358	M 100%	106	5.74	0.30	830	1	151	—	288	M 100%				
				2	1,170	—	360	M 100%					2	146	—	282	M 100%				
				3	1,050	530	361	T2~3%, M残り					3	100	—	287	T 2%, M残り				
				4	765	535	—	M2~3%					4	68	524	—	M 5~10%, T残り				
				5	585	560	—	M 1%					5	53	539	—	M1~2%				
				6	370	555	—	Mなし					6	40	542	—	M痕跡				
107	2.86	0.27	860	1	700	—	308	T痕跡, M残り	7	12.5	531	—	Mなし								
				2	500	472	320	T1~2%, M残り													

顯微鏡組織中の M 及び T の符號は夫々マルテンサイト及びトルースサイトを示し 附記數字は其の面積より推定したる量の 100 分率である

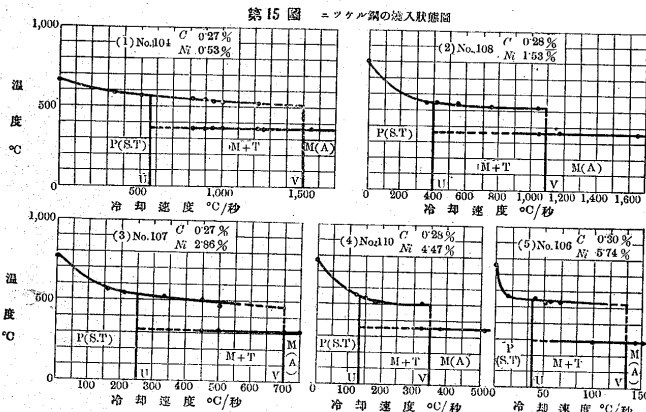
ため之等の結果は未だ完全なるものとは云へない

本實驗に於ては第 10 表に化學成分及び變態點を示す 5 種の純 Ni 鋼につき行った 之等は孰れも Guillet⁵³⁾ 加瀬博士⁵⁴⁾ の組織圖に於てパーライト鋼に屬するものである

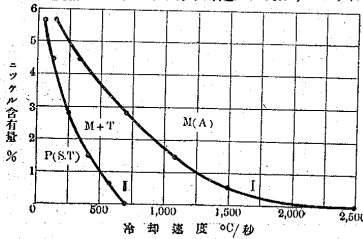
第 10 表 ニッケル鋼の化學成分及變態點

試料 番號	Ni%	C%	Si%	Mn%	P%	S%	Cu%	變態點°C	
								Ac ₃	Ac ₁
104	0.53	0.27	0.06	なし	0.019	0.003	—	830	750
108	1.53	0.28	0.06	痕跡	0.020	0.006	—	806	724
107	2.86	0.27	0.07	同	0.012	0.012	痕跡	777	712
110	4.47	0.27	0.07	同	0.012	0.012	同	762	698
106	5.74	0.30	0.06	同	0.002	0.004	—	751	690

第 11 表は其の實驗結果 第 15 圖は焼入状態圖を示した



第 16 圖 炭素鋼(0.3%)の臨界冷却速度に及ぼすニッケルの影響



本状態圖も炭素及び Mn 鋼の場合と全く同様である 又 Ar'' 變態の温度も前二者同様 Ni 量に

比例して降下して居る

次に第 12 表は之より求めたる各試料の臨界冷却速度を示し 又第 16 圖は之を圖示したもので炭素鋼の臨界冷却速度に及ぼすニッケルの影響を表すものである 之を見るにニッケルの影響も大體其の含有量に比例して大となるが

第 12 表 ニッケル鋼の臨界冷却速度

試料 番號	Ni%	C%	下部臨海冷 却速度°C/Se	上部臨界冷 却速度°C/Se
104	0.53	0.27	570	1,500
108	1.53	0.28	400	1,080
107	2.86	0.27	250	700
110	4.47	0.28	130	350
106	5.74	0.30	40	130

其の程度は Mn に比し著しく緩慢である 今 Ni の上部臨界冷却速度に及ぼす影響につき Mn と比較するに含有量 1% にては前者の 1,250 °C/Se なるに對し後者は 350 °C/Se にして約 3.5 倍である 然るに 2.5% の場合は

750 °C/Se に對し 25 °C/Se にて約 30 倍となる 斯くして Ni の影響は Mn に對し約 1% までの少量の間は 1/2 乃至 1/3 程度なるも 之より多量となる時は極めて小となるのである 而して 6% にて 100 °C/Se となり漸次縦軸に接近する 又兩臨界冷却速度の間隔も Ni 量に比例して小さくなる

4 クロムの影響 Cr は Ni と同様特殊鋼の含有成分として兵器材料等に極めて多く使用されるため其の熱處理に及ぼす影響に關しても大いに研究されて居る Monny-penny,⁵⁵⁾ Maurer 及び Hohage,⁵⁶⁾ Russells,⁵⁷⁾ Scott,⁵⁸⁾ Edwards, Sutton 及び大石博士⁵⁹⁾ Krivobok 及び Grossmann⁶⁰⁾ は鋼の變態點に及ぼす影響を測定し其の結果クロムは Ni 及び Mn と異り變態點を幾分上昇せしむることを認めた 然るに Cr 鋼は冷却に際して著しく變態降下を起すものであつて之等の關係について初めて Edwards, Greenwood 及び吉川博士⁶¹⁾ が C 0.63% Cr 6.15% の Cr 鋼にて焼入の際の時間-温度曲線を求め冷却速度と組織との關係を明かにした 其の結果によれば冷却速度を増すと變態點は降下し 臨界冷却速度以上にてはパーライトの生ずる點が消失すると同時にマルテンサイトを生ずる Edwards, Sutton 及び大石博士⁵⁹⁾ もパーライト點を著しく降下し初めて硬度を上昇せしめ得ることを認めた 其の他 Andrew, Rippon, Miller 及び Wragg⁶²⁾ は Cr 鋼の焼入に關する實驗を行ひ種々有益なる結果を示した 又 Wever 及び Jellinghaus²³⁾ は Wever 及び Engel²²⁾ の装置にてガス焼入法により C 0.09~1.91% Cr 0.4~4.96% の 55 種の試料を系統的に實驗した 其の結果 Cr 鋼の焼入状態圖を畫き冷却速度の變態點及び組織に及ぼす影響を求めた 猶一般に Cr 鋼の炭化物はオーステナイトに溶解困難なるため焼入の際長時間加熱する必要がある 然るに此實驗は試料を水素中にて加熱せるを以て脱炭の恐れあるため長く保持すること不可能にして之は實驗結果に悪影響するものと思はれる 又 Esser, Eilender 及び Majert²⁷⁾ は炭素鋼の臨界冷却速度に及ぼす Cr の影響を研究し Mn と略同様極めて大なるも 其の含有量を著しく増す時は却て小さくなることを示した

次に Cr 鋼の組織については古く Osmond⁶³⁾ が實驗したが 其の後 Westgren, Phragmén 及び Negresco⁶⁴⁾ は X 線分析及び顯微鏡的研究によつて構成圖を提出した 之によれば本系には Cr の炭化物存在し Cr 含有量小なる

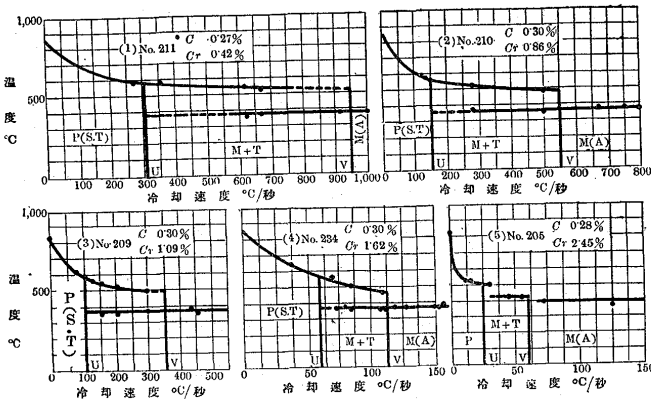
間は全部セメンタイトに固溶するも多くなると其の他に三方晶炭化物 ($Cr Fe)_7 C_3$ を生ずる 村上及び初田兩氏⁶⁾は更に之を實證し其の構成圖を多少訂正した

本實驗は第 13 表に示す 6 種の試料について行った

第 13 表 クロム鋼の化學成分及變態點

試料 番號	Cr%	C%	Si%	Mn%	P%	S%	變態點°C	
							Ac ₁	Ac ₁
211	0.42	0.27	0.09	—	0.006	0.005	835	760
210	0.86	0.30	0.05	—	0.004	0.006	840	765
209	1.09	0.30	0.09	痕跡	0.010	0.001	810	770
204	1.62	0.30	0.08	—	0.005	0.005	845	793
205	2.45	0.28	0.11	痕跡	0.008	0.005	845	795
202	2.91	0.31	0.07	痕跡	0.009	0.003	848	804

第 17 圖 クロム鋼の焼入状態圖



之等は孰れも村上及び初田兩氏⁶⁾の構成せる組織圖に於てパーライト鋼に屬するものである 第 14 表は其の實驗結果にて第 17 圖は焼入状態圖である

試料 202 につきては Mn 鋼試料 63 の場合と同理由により状態圖中より省くことにした 圖中 (1) (2) (3) 及び (4) は前述各鋼と大體同様にして特に説明を要せざるも (5) は幾分其の趣きを異にする 即ち本試料は下部臨界冷却速度を越せば變態點が, Ar' と Ar'' の中間 430°C に降下し更に冷却速度を増すも大體一定溫度に起る 而して上部臨界冷却速度以上にては此中間變態は消失し 400°C 附近に Ar'' のみを生ず 斯くの如く本鋼は Ar', Ar'' 及び中間の 3 段階に變態することが認められる 此 3 段階變態の發生については既に Portevin 及び Garvin¹²⁾ が或る Ni Cr 鋼にて認めたが其の後 Wever 及び Lange⁶⁶⁾ も同様 Ni Cr 鋼に於て之を磁氣的に實驗し更に Wever 及び Jellinghaus⁶⁷⁾ は膨脹計によつて實驗した 又同氏等²³⁾ は Cr 鋼に於ても Cr 量 0.5% にて既に 3 段階變態の起ることを初めて認めた 引續き Esser, Eilender 及び Majert²⁷⁾ も之を確め夫れは安定なる炭化物の存在するためであらうと説明した

之等より考察するに試料 205 は上部及び下部臨界冷却

第 14 表 クロム鋼の實驗結果

試料 番號	Cr %	C%	焼入 溫度 °C	實驗 番號	冷却 速度 °C/Se	變態點°C		試料顯微鏡組織	試料 番號	Cr %	C%	焼入 溫度 °C	實驗 番號	冷却 速度 °C/Se	變態點°C		試料顯微鏡組織				
						Ar'	Ar''								Ar'	Ar''					
211	0.42	0.27	880	1	1,000	—	380	M 100% T 1~2%, M 残り M 50%, T 45%, F 5% M 10~15% M 2% T 65%, S 25%, F 10%	204	1.62	0.30	890	1	161	—	378	M 100% M 100% M 100% M 100% M 100% M 80% M 70% M 50% M 12% T 15%, S 50%, P 20%, F 15%				
						2	909								389	2		154	—	372	
						3	666								545	382		3	149	—	372
						4	625								547	375		4	125	—	375
						5	357								590	—		5	119	—	375
						6	277								590	—		6	111	486	373
210	0.86	0.30	890	1	1,055	—	353	M 100% M 100% T 2%, M 98% M 50%, T 50% M 痕跡 T 50% S 30% F 20% T 大部分	205	2.45	0.28	900	1	125	—	375	M 100% M 100% M 95%, T 5% M 90%, T 10% M 30%, S 40%, T 25%, F 5% S 30% P 60% F 10% M なし				
						2	666								385	2		69	—	400	
						3	500								490	362		3	55	—	430
						4	278								515	373		4	45	—	430
						5	150								560	—		5	29	500	—
						6	135								580	—		6	13	530	—
						7	124								595	—		7	12	535	—
209	1.09	0.30	890	1	454	—	343	M 100% M 100% M 95%, T 5% M 40%, T 60% M 20% M 1~2% M なし M なし	202	2.91	0.31	900	1	59	350	M 100% M 100% M 100% M 10% M 1% M なし P 100% P 100%					
						2	434								385		2	28	—	—	
						3	298								500		370	3	22	406	—
						4	208								540		360	4	13	443	—
						5	160								550		360	5	7	2	—
						6	128								570		—	6	5	0	475
						7	111								590		—	7	0	6	700
						8	86								625		—	8	0	3	753

顯微鏡組織中の M, T, S, P 及び F の符號は夫々マルテンサイト トルースタイト ソルバイト パーライト及びフェライトを示し附記數字は其面積により推定したる量の 100 分率である

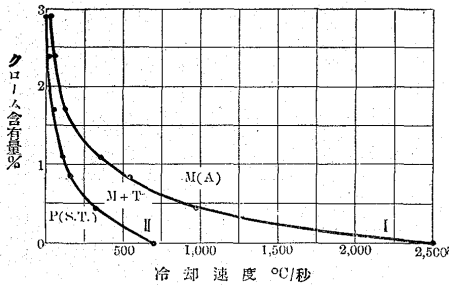
速度間にては中間變態を發生すると共に Ar'' 點を生ずるのであるが之は前者と發生溫度接近し而も微力なるため其の熱的影響により曲線上に認められぬのであると考える又試料 202 は變態溫度不明瞭なるも大體之と同傾向の様である 然るに前述の構成圖を見るに炭素含有量 0.3% の場合はクロム 2% 以上にては三方晶炭化物を含有するから本現象は此溶解し難き炭化物の存在によるものと思考せられる Ar'' 點の溫度は Cr の含有量によっては餘り變化を認められない

次に第 15 表は各試料の臨界冷却速度を示し 第 18 圖は之を圖示せるものにして炭素鋼の臨界冷却速度に及ぼすクロムの影響を示した

第 15 表 クロム鋼の臨界冷却速度

試料番號	Cr %	C %	下部臨界冷却速度 °C/Se	上部臨界冷却速度 °C/Se
211	0.42	0.27	315	950
210	0.86	0.30	145	550
209	1.09	0.30	120	350
204	1.62	0.30	55	115
205	2.45	0.28	25	60
202	2.91	0.31	6	20

第 18 圖 炭素鋼 (0.3% C) の臨界冷却速度に及ぼすクロムの影響



影響の程度減少するも本實驗の試料にては未だ其の傾向が現れないのである

5 タングステンの影響 W は銃身鋼 磁石鋼及び工具鋼等の主要成分として重要なものであるから之に関する研究は甚だ多い 其の鋼の諸性質に及ぼす影響は大體 Cr に類似して居る 先づ Ac 點の溫度に關して古く Böhler⁶⁸⁾ は影響なしと云ったが其の後 Harkort,⁶⁹⁾ 大澤氏⁷⁰⁾ Zieler⁷¹⁾ 等の研究により極めて僅か上昇することが認められた 更に Böhler⁶⁸⁾ は本鋼の Ar 點が冷却速度或は焼入溫度により 2 段に分離することを認めた

次に W 鋼の組織については Osmond,⁷²⁾ Carnot 及び Gontal,⁷³⁾ Hadfield,⁷⁴⁾ Guillet⁷⁵⁾ Swinden,⁷⁶⁾ Arnold 及び Read⁷⁷⁾ 等の研究があるが孰れも斷片的である 其の後本多及び村上兩博士⁷⁸⁾ Hultgren⁷⁹⁾ 小澤

氏⁷⁰⁾ は稍々系統的研究を行つて其の状態圖を求めたが未だ完全ではない 武田博士⁸⁰⁾ は廣範圍に互り熱分析 顯微鏡的研究 X 線分析其の他の方法によつて研究し之を全く完成し本系には η 相 (Fe₃W₃C), θ 相 (Fe₃C) 及び WC なる三炭化物の存在することを明かにした 又 Oberhoffer 及び Daeves,⁸¹⁾ Oberhoffer, Daeves 及び Rapatz⁸²⁾ はオーステナイトへの炭素の溶解について研究し其の溶解度曲線を求めた

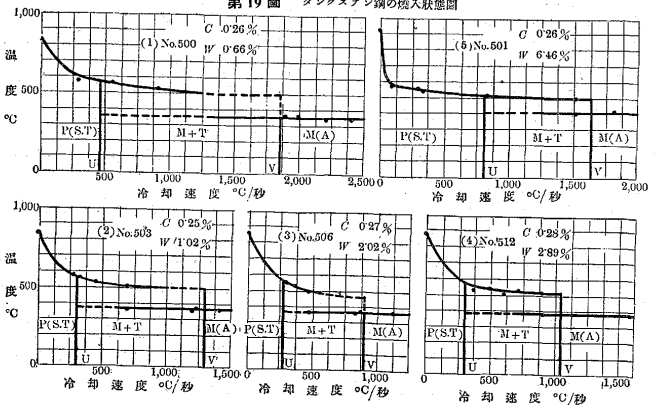
然るに之等の鋼の焼入に及ぼす影響は從來餘り研究されて居ない Bain,⁵¹⁾ Foley⁸³⁾ は W を適當に添加すれば鋼の硬化層を厚くするが多くなると却て逆に薄くなると述べ Houdremont⁸⁴⁾ は之を W の炭化物がオーステナイト中の炭素を減少するためと説明した Esser Eilender 及び Majert²⁷⁾ は同氏等の装置により鋼の臨界冷却速度に及ぼす W の影響を求めた 其の結果炭素含有量 0.35% の場合約 4% までは之を小さくするが 夫れ以上には逆に大きくなることを認めた

斯くの如く之等に關する正確な研究は極めて少きを以て

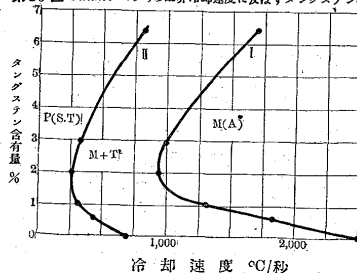
第 16 表 タングステン鋼の化學成分及變態點

試料番號	W %	C %	Si %	Mn %	P %	S %	變態點 °C	
							Ac ₃	Ac ₁
500	0.66	0.26	0.01	—	0.004	0.009	844	754
503	1.02	0.25	0.02	—	0.008	0.003	854	759
506	2.02	0.27	0.07	0.01	0.018	0.004	866	773
512	2.89	0.28	0.06	0.01	0.012	0.003	888	780
501	6.46	0.26	0.02	痕跡	0.009	0.007	934	774

第 19 圖 タングステン鋼の焼入状態圖



第 20 圖 炭素鋼 (0.3% C) の臨界冷却速度に及ぼすタングステンの影響



著者は第 16 表に示す 5 種の純タングステン鋼について數量的實驗をした 武田博士の提出せる状態圖によれば之等の内

試料 500 及び 503 (C 0.3% W 1% 以下) には複

第 17 表 タングステン鋼の實驗結果

試料 番號	W %	C %	焼入 温度 °C	實驗 番號	冷却速度 °C/Se	變態點°C		試料顯微鏡組織	試料 番號	W %	C %	焼入 温度 °C	實驗 番號	冷却速度 °C/Se	變態點°C		試料顯微鏡組織
						Ar'	Ar''								Ar'	Ar''	
500	0.66	0.26	900	1	2,850	—	353	M 100%	506	2.02	0.27	930	4	476	505	375	M 7%, T 10%, S 80%, F 3%
				2	2,440	—	355	M 100%					5	370	540	M 2~3%, S 25%, F 20% T 残り	
				3	2,000	—	372	M 100%					6	305	552	M 痕 跡	
				4	1,818	—	375	T 痕跡, M 残り					7	256	540	M な し	
				5	833	525	—	M 5%									
				6	570	575	—	M 痕 跡									
				7	286	587	—	M な し									
503	1.02	0.25	910	1	1,428	—	370	M 100%	512	2.89	0.28	940	1	1,610	—	385	M 100%
				2	1,250	—	382	T 痕跡, M 残り					2	865	473	370	T 5%, M 95%
				3	1,200	513	372	T 5%, M 95%					3	620	520	—	M 60%, T 40%
				4	714	515	380	M 35%, T 65%					4	588	510	—	M 10%
				5	444	540	—	*M 2~3%					5	500	527	—	M 5%
				6	308	560	—	M 痕 跡					6	370	545	—	M 1%
				7	263	570	—	M な し									
506	2.02	0.27	930	1	1,110	—	368	M 100%	501	6.46	0.26	1,050	1	1,820	—	430	M 100%
				2	870	—	372	T 痕跡, M 残り					2	1,540	500	415	M 90%, T 10%
				3	765	—	363	T 2~3%, M 残り					3	830	533	—	M 5% T 60% S 35%
													4	333	545	—	T 90%, S 10%
													5	308	568	—	M な し
													6	98	580	—	M な し

顯微鏡組織中の M, T, S 及び F の符號は夫々マルテンサイト トルースタイト ソルバイト及びフェライトを示し附記數字は其の面積により推定した量の 100 分率である

炭化物なく試料 506 (C 0.3% W 2% 以下) は共析晶中に僅か含有し 試料 512 及び 501 (C 0.3% W 8% 以下) は其の他に更に初晶にも之を生ずるのである 仍て各試料の焼入温度は Köster⁸⁵⁾ の提出せる状態圖に從て第 17 表に示す如く複炭化物のオーステナイトへの固溶飽和温度以上に定めた 第 17 表は其の實驗結果にして第 19 圖は夫れより求めたる焼入状態圖である 圖を見るに本鋼の變態點は餘り明瞭ならざるも 2 段變態をなし特に異状は認められない 之は焼入を高温度より行ひ複炭化物の影響を減少せしめたためと考へられる 又 Ar'' 點の温度は W の含有量に比例して上昇する

次に第 18 表に各試料の臨界冷却速度を 第 20 圖に炭素鋼の臨界冷却速度に及ぼす W の影響を示した 此の結

第 18 表 タングステン鋼の臨界冷却速度

試料 番號	W%	C%	下部臨界冷 却速度°C/Se	上部臨界冷 却速度°C/Se
500	0.66	0.26	450	1,800
503	1.02	0.25	300	1,300
506	2.02	0.27	280	900
512	2.89	0.28	300	1,000
501	6.46	0.26	800	1,700

果によれば W は其の含有量少き間は大体 Ni と同程度の影響を示すも約 2% を超ゆる時は却て其の影響減少し 6% にては著しく焼入困難となる 之は W の含有量を増す時は前述の如く其の炭化物を生じ 次の如き現象を起し變態發生を容易にするためと思考せらる

(1) 之等の炭化物は溶解温度高きため焼入の際オーステ

ナイト中に多少残留し 夫れが核作用をなして變態發生を容易にする

(2) オーステナイト中に炭化物残留するため其の固溶炭素量を減少し變態を起し易からしめる

(3) 残留炭化物は加熱の際オーステナイト粒の成長を妨ぐるため粒形の立場より見るも焼入効果を減少する

故に之等の臨界冷却速度は焼入温度による影響特に大なりと思はれたので之に關して實驗したが其の結果については第 2 報に於て詳述する

6 モリブデンの影響 Mo は鋼の性質を極めて良好ならしめるため近年大いに用ひられるに至たが 未だ之に關する研究は餘り多くない 其の影響は一般に W に良く類似せるも多くの點に於て更に強い作用を及ぼすのである 鋼の變態點には從來殆んど無影響と云はれたが Jone⁸⁶⁾ は少し上昇せしむることを認めた Schrader⁸⁷⁾ の研究によれば其の程度は炭素量によつて異り 0.35% の場合 Mo 4% 以上になると γ 區域がなくなるのである 又冷却の際の變態點降下は古く Mathews⁸⁸⁾ が研究したが其の後 Swinden⁸⁹⁾ は示差膨脹計にて實驗し Mo 量に比例して降下し其の程度は W の場合より著しきことを認めた 村上及び武井兩博士⁹⁰⁾ は極めて多くの試料 (C 0~6% Mo 0~70%) を磁氣的及び熱膨脹的方法により實驗し Mo 鋼の變態點降下は Mn 及び Ni 等と同様其の含有量に比例せず 段階的に起ることを認め Tammann の核説により其の

機構を説明した

Mo 鋼の組織は初めて Swinden⁹¹⁾ が顕微鏡等を用ひて研究したが完成しなかつた 武井博士⁹²⁾ は廣範圍に亘り熱分析 熱膨脹 磁氣分析及び顕微鏡試験により研究し其の平衡状態圖を提出した 之により本系には複炭化物 W (Fe₃Mo₃C) の存在することを確めた 之は Arnold 及び Road⁹³⁾ が既に決定したる組成と良く一致する

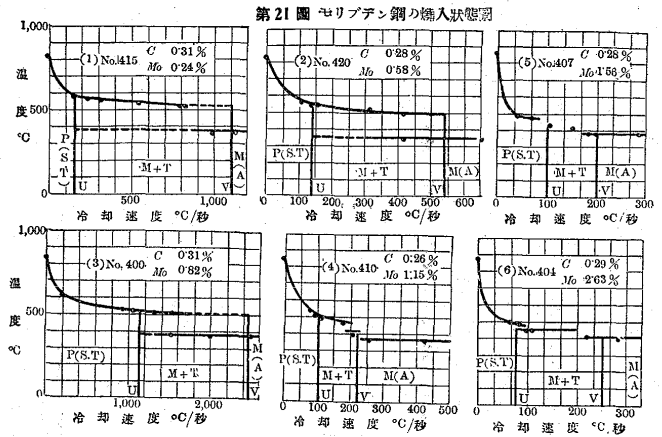
次に Mo の鋼の焼入に及ぼす影響については Bain,⁵¹⁾ Foley⁵³⁾ は大體 W と同様であらうと述べて居り 一般に相當大なる影響を及ぼすであらうと云はれて居るが正確なる研究結果は全くない 仍て本研究に於ては第 19 表に示す 6 種の試料について實驗した 第 20 表は其の實驗結果

第 19 表 モリブデン鋼の化學成分及變態點

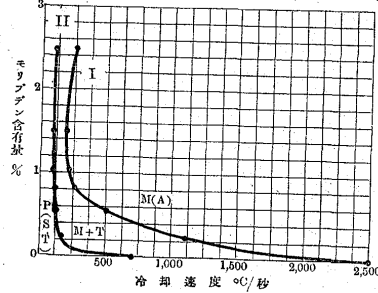
試料 番號	Mo %	C %	Si %	Mn %	P %	S %	變態點°C	
							Ac ₃	Ac ₁
415	0.24	0.31	0.08	0.002	0.004	0.017	835	737
420	0.58	0.28	0.12	痕跡	0.009	0.008	835	750
400	0.82	0.31	0.06	0.001	0.003	0.010	840	751
4.0	1.15	0.26	0.09	痕跡	0.007	0.008	859	748
407	1.56	0.28	0.07	0.002	0.005	0.003	864	757
404	2.63	0.29	0.10	痕跡	0.009	0.003	887	753

第 21 圖は各試料の焼入状態圖を示した 圖中 (1)(2) 及び (3) は炭素鋼と同様兩臨界冷却速度間にて 2 段變態を示すも (4)(5) 及び (6) は Cr 鋼の場合に於ける (5) と同様 3 段階をなして變態する 之は前述の Cr 鋼と同様之

等試料に溶解困難なる炭化物の含有せられたるためと思ふ 又 Ar'' 點は Mo 1% までは餘り變化なきも夫れ以上になると幾分上昇するが如し 第 21 表は各試料の臨界冷却速度を示し第 22 圖は之を圖示し炭素鋼の臨界冷却速度に及ぼす Mo の影響を示す 之を見るに Mo の影響は其



第 22 圖 炭素鋼(0.3% C)の臨界冷却速度に及ぼすモリブデンの影響



の量少なき場合 Mn の夫れに比し更に大にして 上部臨界冷却速度は之を 0.5% 含有することにより既に 500 °C/Sec とな

第 20 表 モリブデン鋼の實驗結果

試料 番號	Mo %	C %	焼入 温度 °C	實驗 番號	冷却 速度 °C/Sec	變態點°C		試料顯微鏡組織	試料 番號	Mo %	C %	焼入 温度 °C	實驗 番號	冷却 速度 °C/Sec	變態點°C		試料顯微鏡組織
						Ar'	Ar''								Ar'	Ar''	
415	0.24	0.31	905	1	1,177	—	373	*M 100%	410	1.15	0.26	920	1	435	—	373	M 100%
				2	1,000	377	T 1%, M99%	2					256	—	375	M 100%	
				3	833	535	M35%	3					217	—	410	T 痕跡, M 残り	
				4	800	540	M20%	4					185	475	—	T 10%, M90%	
				5	556	550	M10%	5					113	485	—	M 5%	
				6	312	565	M 5%	6					9	500	—	M なし	
				7	222	570	M2~3%	7					82	525	—	M なし	
				8	156	590	M 痕跡										
420	0.58	0.28	905	1	666	—	345	M 100%	407	1.56	0.28	930	1	285	—	390	M 100%
				2	417	505	355	T 10%, M90%					2	200	—	395	M 100%
				3	320	528	M10%	3					185	—	395	M80%	
				4	154	550	M3~4%	4					157	420	—	M 5%	
				5	140	550	M 痕跡	5					105	435	—	M 痕跡	
				6	114	573	M なし	6					70	485	—	M なし	
400	0.82	0.31	905	1	250	—	375	M 100%	404	2.63	0.29	950	1	285	—	400	M 100%
				2	210	375	T 1~2%, M 残り	2					250	—	415	M 70%	
				3	154	515	370	M20% T 40% S 40%					3	222	—	407	M 85%
				4	137	515	370	M10%					4	122	450	—	M 20% T 40% S 40%
				5	105	520	—	M なし					5	112	450	—	M 15%
				6	97	545	—	M なし					6	84	490	—	M 2~3%
				7	16	610	—	M なし					7	66	500	—	M なし

顯微鏡組織中の M, T, 及び S の符號は夫々マルテンサイト トルースタイト及びソルバイトを示し附記數字は其の面積より推定したる量の 100 分率である

り 0.8% にて 240°C/Se となる 然るに更に之を増加するも其の影響の程度漸次減少し結局 1.5% に於ける 195°C/Se を限度とし 其の後は却て効果を減少することとなり 2.5% にて 280°C/Se となる 下部臨界冷却速度も大體之に平行なるも Mo 含有量 2.5% にては未だ影響の極大點に達せざるやうである 此現象は前述の W の場合と全く同様に炭化物の作用により説明し得るのである

第 21 表 モリブデン鋼の臨界冷却速度

試料 番號	Mo%	C%	下部臨界冷 却速度°C/Se	上部臨界冷 却速度°C/Se
415	0.24	0.31	150	1,100
420	0.58	0.28	120	500
400	0.82	0.31	110	240
410	1.15	0.26	105	220
407	1.56	0.28	100	195
404	2.63	0.29	80	280

7 珪素の影響 Si は Si 鋼として工業上重要なものならず總ての鋼に原料及び溶解の際の耐火物 附加材料等みより介入せられるので其の熱處理に及ぼす影響は極めて大切である

珪素鋼の變態點に關しては從來少からず研究されて居る即ち Scott,⁹⁸ Kriz 及び Poboril,⁹⁴ Wüst 及び Peterson,⁹⁵ Gontermann,⁹⁶ Gumlich⁹⁷ 等によれば變態點は Si により著しく上昇すると同時に弱められ 低炭素鋼にては Si が多量の場合消失する 又 Merz⁹⁸ は系統的に各種元素の鋼の變態點に及ぼす影響を研究せる結果 鋼の A₃ 點及び A₁ 點は Si を増すと冷却の際も加熱の時と同様上昇することを認めた

本鋼の組織については古く Guillet⁹⁹ が研究したが不完全であつたので其の後本多及び村上兩博士¹⁰⁰ は新しき組織圖を提出した 之によれば一般に Si は鐵の炭化物を

黒鉛化せしむる作用大なるため其の組織は冷却速度により著しく異なるも 900°C にて焼鈍したるものは極く低炭素低珪素合金を除き其の有する炭化物は悉く黒鉛化する 仍て Si の炭化物は殆ど鋼中には存在し得ない Yensen¹⁰¹ は Fe-Si-C 系の狀態圖を研究したが未完成であつた 引續き Scheil¹⁰² 佐藤博士¹⁰³ Kriz 及び Poboril¹⁰⁴ 等が研究し安定系 (C-Fe-Si) 並に準安定系 (Fe-Si-Fe₃C) の綜合狀態圖を提出し之を完成した

次に Si 鋼の焼入に及ぼす影響の程度は黒鉛を析出せる場合は結合炭素の減少により低下すること明かである 然し若し結合炭素を一定量とし Si のみの影響を考ふれば之はセメントタイトに溶解するから焼入効果を大ならしめるであらう Bain⁵¹ は變態點を上昇させる點より見ると Si の焼入効果は少い筈であるが實際には大であると述べ Kriz 及び Poboril¹⁰⁴ は炭素によつて異り Si 0.4% にて急激に焼入易くなることを認めた 又 Esser, Eilender 及び Majert²⁷ はガス焼入法により實驗し 約 1% まで臨界冷却速度を小にするも夫れ以上になると却て大きくなると云つたが 其の實驗に於ては試料に含有される黒鉛に關し餘り考慮して居らぬ様である 仍て著者は試料調製に特に意を用ひ第 22 表に示す 4 種の珪素鋼につき實驗し

第 22 表 珪素鋼の化學成分及變態點

試料 番號	Si%	C%	M%	P%	S%	變態點°C
306	0.63	0.27	痕跡	痕跡	0.003	Ac ₃ Ac ₁ 868 765
307	1.34	0.28	"	0.015	0.003	894 794
304	2.45*	0.29	"	0.009	0.003	935 805
305	3.20	0.29**	"	痕跡	0.003	1,030 920

* 此内 SiO₂ 0.014% (酸化物總量 0.023%)

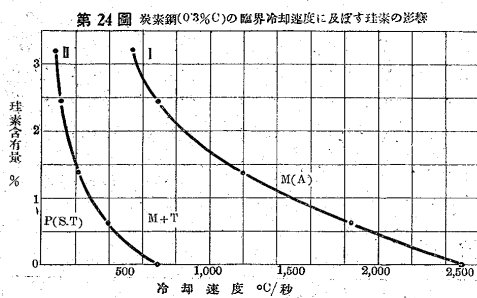
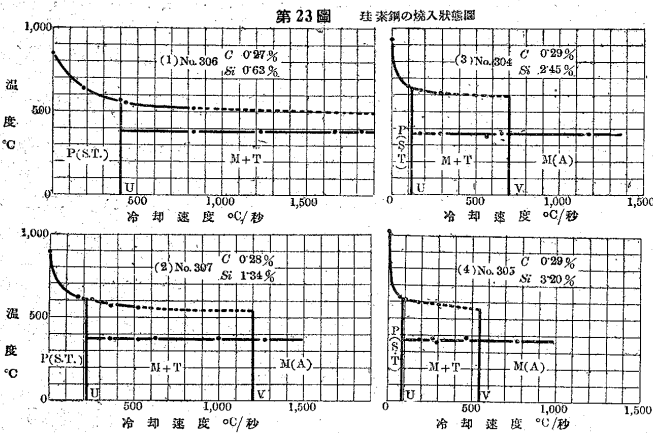
** 此内黒鉛炭素 0.03%

第 23 表 珪素鋼の實驗結果

試料 番號	Si %	C%	焼入 溫度 °C	實驗 番號	冷却 速度 °C/Se	變態點°C		試料顯微鏡組織	試料 番號	Si %	C%	焼入 溫度 °C	實驗 番號	冷却 速度 °C/Se	變態點°C		試料顯微鏡組織
						Ar'	Ar''								Ar'	Ar''	
306	0.63	0.27	920	1	1,830		380	*T 痕跡, M 残り	304	2.45	0.29	1,000	1	1,177		372	M 100%
				2	1,667	382	T 15%, M 85%	2					1,000		363	M 100%	
				3	1,250	380	T 20%, M 80%	3					660		370	T 1~2%, M 残り	
				4	835	525 387	M 40%	4					570		350	T 5%, M 95%	
				5	435	557	M 2~3%	5					294	610	368	M 75%	
				6	400	577	M 痕跡	6					174	635	375	M 20%	
				7	182	625	M なし	7					102	643		M なし	
307	1.34	0.28	950	1	1,280		375	M 100%	305	3.20	0.29	1,100	1	770		373	M 100%
				2	1,000	380	T 1~2%, M 残り	2					476		385	T 痕跡, M 残り	
				3	625	380	T 5%, M 95%	3					294		360	T 10%, M 90%	
				4	526	560 370	T 20%, M 80%	4					270		385	M 70%	
				5	359	573	M 15%	5					144	600	375	M 50%	
				6	312	610	M 1%	6					111	625		M 15%	
				7	200	630	M なし	7					72	630		M なし	

顯微鏡組織中の M 及び T の符號は夫々マルテンサイト及びトルースタイトを示し 附記數字は其の面積により推定した量の 100 分率である

た 即ち試料中 Si 1% 以上含有するものは熔解の際凝固直後真空中より取出しルツボの儘水中に急冷することにより黒鉛の析出を防ぎ備考に示す如き程度に止め得た 又一般に珪素は鋼熔解の際酸化され珪酸となり非金属介在物として含有せられ易い 本試料は真空熔解なるを以て其の憂少きも念のため試料 304 につき Dickenson 法並に沃度法の併用により残渣分析を行った 其の結果表に示す如く極めて少量にて無視し得る程度であることを確めた 本分析は特に日本製鋼所室蘭工場小林技師の御好意によるものにして茲に同氏に對し深く感謝する次第である 第 23 表は其の實驗結果を示し第 23 圖は焼入状態圖である 之は炭素鋼と同様にして特に異状なきも珪素含有量多き試料の變態點は極めて不明瞭であつた



次に第 24 表は之より求めたる各試料の臨界冷却速度を示し第 24 圖は夫れを圖示し炭素鋼の臨界冷却速度に及ぼす珪素の影響を示した 今之を見るに臨界冷却速度は珪素

第 24 表 珪素鋼の臨界冷却速度

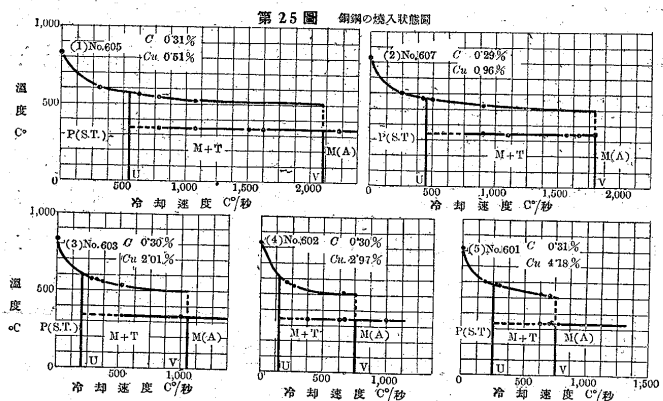
試料番號	Si%	C%	下部臨界冷却速度 °C/Se	上部臨界冷却速度 °C/Se
306	0.63	0.27	400	1,850
307	1.34	0.28	220	1,200
304	2.45	0.29	120	700
305	3.20	0.29	90	550

量に比例して減少し其の程度は大體 Ni と同等である 又兩臨界冷却速度の間隔も其の含有量に比例して小さくなる 之を前述 Esser, Eilender 及び Majert²⁷⁾ の結果と

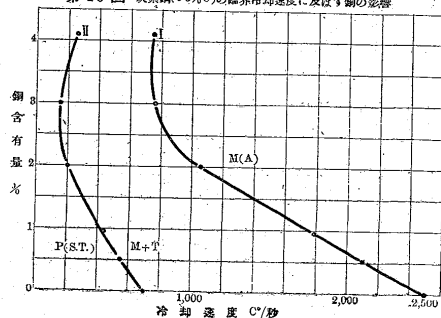
比較するに彼等の實驗に於て鋼の臨界冷却速度が Si 1% までは小となるも夫れ以上にて再び大きくなるのは Si 多き試料には黒鉛析出し結合炭素を減少したためであつて Si の影響ではないものと考へられる 之は Si 約 1% 以上にて黒鉛の成生を急激に増大すると云ふ Hague 及び Turner,¹⁰⁵⁾ Hatfield,¹⁰³⁾ Maurer 及び Holtzhausen¹⁰⁷⁾ の實驗結果と良く一致する

8 銅の影響 銅は從來鋼に有害なるものとして餘り顧みられなかつたが近年其の影響の優秀性を認められるに至り Ni の代用等に屢々用ひられるやうになつた 特に我國は Ni の資源皆無なるため諸兵器材料として將來國防上極めて重要である 又本邦産鐵鑛には不純物として銅の存在するもの多く之を原料としたる鋼材は必ず多少銅を含有して居るので銅の我鐵鋼界に於ける地位は特殊なるものである 然るに之に關する研究は極めて少い

Breuil,¹⁰⁸⁾ Stogoff 及び Messkin,¹⁰⁹⁾ Clevenger 及び Ray¹¹⁰⁾ は鋼の變態點に及ぼす影響を實驗し鋼は變態點を僅か降下することを認めた Buchholtz 及び Köster¹¹¹⁾ は低炭素の鐵—銅合金の状態圖を求め其の結果によれば鋼は室温に於て 0.4% だけ α 鐵に溶けるのみであるが 600°C では 3.4% となり又 γ 鐵には溶解度が著しく増すことゝ



第 26 圖 炭素鋼(0.3% C)の臨界冷却速度に及ぼす銅の影響



なる 故に銅鋼は其の變態點以下より急冷するも過飽和の銅を固溶せしむるため所謂析出現象により硬化せし

め得る特徴を有するが之に關して本文にては論及しない 又石原, 米倉及び石垣氏等¹¹²⁾ は Fe-Cu-Fe₃C の三元系狀

態圖を畫き本系の組成を明かにした

次に鋼の焼入に及ぼす影響については實驗せるもの少く Clevenger 及び Ray¹¹⁰⁾ が銅は焼入効果を大にすると述べ又 Persoz¹¹³⁾ が Ni Cr と結合して焼入効果を増進することを認めたる程度にして正確なる研究は全くないのである

仍て本研究に於ては第 25 表に示す 5 種の試料について實驗した 第 26 表に其の實驗結果 第 25 圖に焼入状態圖を示した 之は炭素鋼と全く同様であつて兩臨界冷却

第 25 表 銅鋼の化學成分及變態點

試料 番號	Cu %	C %	Si %	Mn %	P %	S %	變態點°C	
							Ac ₃	Ac ₁
605	0.51	0.31	0.07	痕跡	痕跡	0.006	835	753
607	0.96	0.29	0.07	"	"	0.002	830	750
603	2.01	0.30	0.08	"	"	0.004	829	748
602	2.97	0.30	0.07	"	0.006	0.004	824	745
601	4.18	0.31	0.07	なし	—	0.007	813	745

速度の間の速度では明瞭に 2 段に變態する 次に第 27 表には之より求めたる各試料の臨界冷却速度を示し第 26 圖は夫れを圖示し炭素鋼の臨界冷却速度に及ぼす銅の影響を

第 27 表 銅鋼の臨界冷却速度

試料 番號	Cu %	C %	下部臨界冷 却速度°C/Se	上部臨界冷 却速度°C/Se
605	0.51	0.31	550	2,100
607	0.96	0.29	450	1,800
603	2.01	0.30	200	1,050
602	2.97	0.30	150	760
601	4.18	0.31	250	750

示した 之を見るに上部臨界冷却速度 (I) は銅の含有量を

増すに従て小となり其の程度は Ni, Si より僅か緩慢である 而して約 3.5% を最小として夫れ以上の時は再び大となる 下部臨界冷却速度 (II) も大體之と平行して變化する 之は次の理由により説明し得る 即ち Vogel 及び Dannöhl¹¹⁴⁾ の最近提出せる状態圖によれば 890°C で銅は γ 鐵に大體 4.3% 程度溶解し得るに過ぎない 更に石原博士等¹¹²⁾ の三元系状態圖より此の溶解度は炭素が入ると減少するのであるから 本實驗の試料中 601, (C 0.31%, Cu 4.18%) は其の焼入温度の 890°C にては含有銅全部が溶解せず多少オーステナイト中に残留して居るものと考へられる 而して之が焼入の際核作用をなして變態を速成し臨界冷却速度を大にするのであると考へる 故に焼入温度を上昇し銅を全部固溶せしむれば勿論焼入効果大になるのであるが 之等に関しては第 2 報に詳述する

9 ワナヂウムの影響

少量の V は鋼の強さ及び粘さを著しく増加するので 之は高速度鋼其の他の高級鋼に屢々用ひられる 其の鋼の諸性質に及ぼす影響は Mo に良く類似し更に強いやうである 先づ鋼の變態點は Pütz,¹¹⁵⁾ Portevin,¹¹⁶⁾ Maurer¹¹⁷⁾ 及び大屋博士¹¹⁸⁾ の研究によれば V の添加により僅か上昇することが認められた 本鋼の組織は古く Guillet¹¹⁹⁾ が研究し組織圖を提出したが不完全であつた 其の後大屋博士¹²⁰⁾ Vogel 及び Martin,¹²¹⁾ Hougardy¹²²⁾ は多數の試料を實驗し之を改め本系には複炭化物なく其組成 V₄C₃ なる炭化物のみ存在すること

第 26 表 銅鋼の實驗結果

試料 番號	Cu %	C %	焼入 温度 °C	實驗 番號	冷却 速度 °C/Se	變態點°C		試料顯微鏡組織	試料 番號	Cu %	C %	焼入 温度 °C	實驗 番號	冷却 速度 °C/Se	變態點°C		試料顯微鏡組織
						Ar'	Ar''								Ar'	Ar''	
605	0.51	0.31	880	1	2,333	—	345	M 100%	603	2.01	0.30	875	5	322	577	M2~3%	
				2	1,660	—	347	T1~2%, M残り					6	278	568	M 1%	
				3	1,540	—	325	T3~4%, M残り					7	208	600	M痕跡	
				4	1,110	520	347	M70%									
				5	770	535	355	M50%									
				6	625	565	—	M痕跡									
				7	330	605	—	Mなし									
607	0.96	0.29	880	1	1,800	—	345	M 100%	602	2.97	0.30	875	1	1,000	—	343	M 100%
				2	1,667	—	347	T痕跡, M残り					2	758	348	T痕跡, M残り	
				3	1,587	—	350	T痕跡, M残り					3	667	520	T2~3%, M残り	
				4	1,111	340	—	340					T1~2%, M残り	4	6.5	345	T 5%, M95%
				5	910	527	350	M70%, T30%					5	370	528	※M65%, T35%	
				6	500	560	—	M痕跡					6	258	550	M3~4%	
				7	238	600	—	Mなし					7	212	565	M 2%	
603	2.01	0.30	875	1	1,667	—	325	M 100%	601	4.18	0.31	870	1	770	—	327	M 100%
				2	1,000	—	340	T痕跡, M残り					2	710	336	T1~2%, M残り	
				3	526	540	350	M80%, T20%					3	690	510	T 5%, M95%	
				4	357	568	—	340					M10%	4	625	525	T20%, M80%
				5	303	575	—	—					—	—	—	—	
				6	286	575	—	—					—	—	—	—	
				7	174	598	—	—					—	—	—	—	

顯微鏡組織中の M 及び T の符號は夫々マルテンサイト及びトルースタイトを示し附記數字は其の面積により推定したる量の 100 分率である

を確めた 又 Fe-C-V 系に關しても之等の諸氏が研究し其の綜合狀態圖を求めたが夫々多少の相違點があるので最近 Wever, Rose 及び Eggers¹²³⁾ は冷却曲線の他に溫度-溫度差曲線を畫き正確なる熱分析を行ひて實驗せる結果更に新しき狀態圖を提出した

次に鋼の焼入に及ぼす影響については Houdremont, Bennek 及び Schrader¹²⁴⁾ は V は極めて溶解困難なる炭化物を作り鋼の焼入効果を小にすると述べ Esser Eilender 及び Majert²⁷⁾ はガス焼入装置にて實驗し焼入溫度及び炭素量により多少異なるも大體少量の際は臨界冷却速度を小にし 或る量を越すと大にすることを認めた 又 Foley⁸⁸⁾ は炭素量 1% V 量 1% の鋼を 972°C から焼入ると炭素鋼より焼が入らないが更に高溫度よりすると良く入るのは炭化物のためであらうと述べた

本研究にて第 28 表に示す 3 種の純ワナヂウム鋼について實驗した 之等は孰れも上述の狀態圖より γ 區域の存在

第 28 表 ワナヂウム鋼の化學成分及變態點

試料 番號	V%	C%	Si%	Mn%	P%	S%	變態點°C	
							Ac ₃	Ac ₁
910	0.66	0.30	0.09	なし	痕跡	0.005	863	747
908	1.24	0.28	0.10	痕跡	"	0.005	935	855
901	2.34*	0.30	0.09	"	"	0.008	—	—

* 此内 V₂O₅ 0.0017% (酸化物總量 0.011%)

する組成に屬するものと認めらる。表中試料 901 の變態點は不明瞭なりしたため省くこととした。又大屋博士¹¹⁸⁾ の提出せる組織圖によると之等の内試料 910 (C 0.3%, V 0.66%) は初晶に α 鐵を析出し α 鐵と V₄C₃ の共析晶及びパーライトを生ずるに對し 試料 908 (C 0.28%, V 1.24%) 及び試料 901 (C 0.3% V, 2.34%) は初晶にも V₄C₃ を析出しパーライトは生じないのである

第 29 表は其の實驗結果を示す 各試料の焼入は實地作

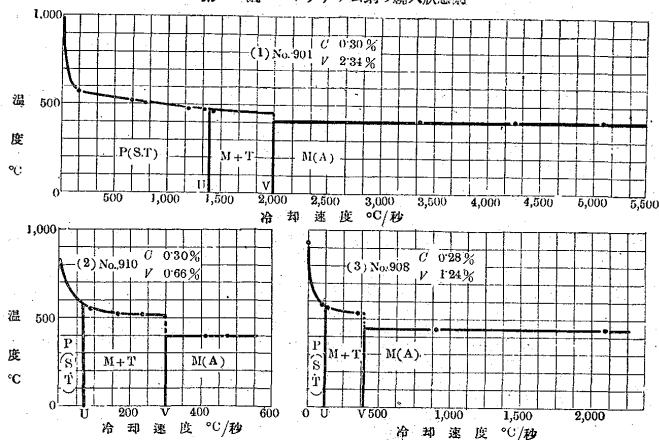
第 29 表 ワナヂウム鋼の實驗結果

試料 番號	V%	C%	燒入 溫度 °C	實驗 番號	冷却 速度 °C/Se	變態點 °C	試料顯微鏡組織	試料 番號	V%	C%	燒入 溫度 °C	實驗 番號	冷却 速度 °C/Se	變態點 °C	試料顯微鏡組織
910	0.66	0.30	1,050	1	476	403	M 100%	901	2.34	0.30	1,100	1	5,100	415	M 100%
				2	415	400	M 100%					2	4,270	415	M 100%
				3	233	525	T 2~3%, M 残り					3	3,370	410	M 100%
				4	167	525	M 70%					4	1,430	465	T 80%, M 20%
				5	90	560	M 5%					5	1,350	480	T 大部分
908	1.24	0.28	1,100	1	2,100	440	M 100%	6	1,200	480	T 大部分				
				2	910	445	M 100%	7	800	520	T 大部分				
				3	365	530	T 痕跡, M 残り	8	660	525	S 大部分				
				4	350	535	*T 3~4%, M 残り	9	181	570	P 100%				
				5	152	560	M 40%								
				6	102	585	M なし								

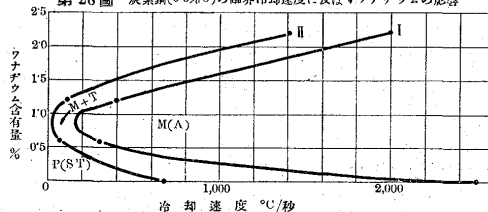
顯微鏡組織中の M, T, S 及び P の符號は夫々マルテンサイト トルースタイト ソルバイト及びパーライトを示し附記數字は其の面積により推定したる量の 100 分率である

業に準じて可及的多量の炭化物をオーステナイトに溶解せ

第 28 圖 ワナヂウム鋼の燒入狀態圖



第 28 圖 炭素鋼(0.3%C)の臨界冷却速度に及ぼすワナヂウムの影響



しむるやう特に高溫度より行つた 第 27 圖は夫より求めたる燒入狀態圖である 之を見るに本鋼は孰れも 2 段變態を示さず 冷却速度を増すに従ひ變態點徐々に降下し上部臨界冷却速度に於て急降下し 更に冷却速度を増すも大體一定溫度に起る 之は Cr 鋼等の場合と同様溶解困難なる炭化物に基因するもので本鋼は變態點極めて不明瞭なるため三段階に認め得なかつたものと思はれる

第 30 表 ワナヂウム鋼の臨界冷却速度

試料 番號	V%	C%	下部臨界冷 却速度°C/Se	上部臨界冷 却速度°C/Se
910	0.66	0.30	70	300
908	1.24	0.28	120	400
901	2.34	0.30	1,400	2,000

次に第 30 表は各試料の臨界冷却速度を示し 第 28 圖

は夫れを圖示し炭素鋼の臨界冷却速度に及ぼす V の影響を示した V は少量の間は臨界冷却速度を著しく小にするが約 0.8% 以上になると却て逆効果を示して大となり 2.3% にては 1,700°C/Sec に達するのである 此現象は鋼中に於て V が炭素と極めて溶解困難なる炭化物 V_4C_3 を作ることに基因し且其の作用は前述の W 及び Mo 等に比し更に大きいのである V 炭化物のオーステナイトへの溶解度は加熱温度により著しく異なるから本鋼の臨界冷却速度は焼入温度による影響殊に大きい 然るに Houdremont¹²⁵⁾ の実験によれば加熱の際其の温度の最高溶解量までは直に溶解し得るので焼入温度に於ける保持時間を特に長くする必要ないものと認められる

10 アルミニウムの影響 Al は従来脱酸剤として多くの鋼に附加されて居たが近年鋼の耐熱性を優秀にすることが認められるに至り其の方面にも大いに用ひられるようになった 之の鋼に及ぼす影響は珪素に良く類似し炭素鋼の γ 区域を縮小する種類に屬して居る Gumlich¹²³⁾ は炭素量 0.12% の鋼にて実験し A_1 點は Al の添加により僅に上昇することを測定した 之に對し Keil 及び Jungwirth¹²⁷⁾ は約 3% までは少し降下し 夫れ以上になると上昇すると云たが 最近 Söhnchen 及び Piwowarsky,¹²⁸⁾ Vogel 及び Mäder¹²⁹⁾ 等が更に之を訂正し最初より上昇することを確めた 又 Gumlich¹²³⁾ の研究によれば Al 量の増加により Ac 點と共に Ar 點も上昇するにより夫等の間隔は餘り大にならないのである

次に $Fe-Al-C$ 系の状態圖に關しては未だ餘り研究されて居ないが最近 Vogel 及び Mäder¹²⁹⁾ が加熱及び冷却曲線と顯微鏡組織とにより實驗し工業上大切な炭素量 5% Al 量 40% までの組成に於ける状態圖を作製した 之によれば本系には $\alpha, \gamma, \epsilon, \vartheta$, 黒鉛及び Al_4C_3 が存在し 常温に於ては α, ϑ , 黒鉛及び Al_4C_3 より成て居る 尙

Al の黒鉛析出は 2~3% にて最大となり其の程度は珪素の 1/2~1/3 に過ぎない 之は Everest,¹³⁰⁾ Keil 及び Ebert,¹³¹⁾ Keil 及び Jungwirth¹²⁷⁾ 等の結果と全く一致する 又 Al は鋼の粒成長を著しく促進するものにして Houdremont 及び Schrader¹³²⁾ は 4% 以下の Al 鋼にて 830°C~1,000°C の加熱實驗を行ひ其の程度を明にした

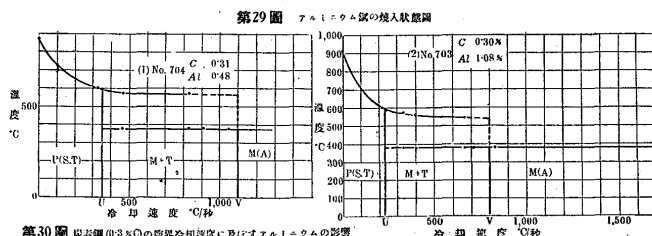
次に Al の鋼の焼入効果に及ぼす影響は未だ殆んど研究されて居ないが 常識的に之は相當効果を増すものとされて居る

第 31 表 アルミニウム鋼の化學成分及變態點

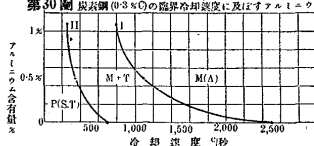
試料 番號	Al %	$T.C$ %	$G.C$ %	Si %	Mn %	P %	S %	變態點°C	
								Ac_3	Ac_1
704	0.48	0.31	0.011	0.13	なし	痕跡	0.002	875	760
703	1.08*	0.30	0.014	0.11	痕跡	"	0.005	913	773

* 此内 Al_2O_3 0.022% (炭化物總量 0.025%)

本研究に於て第 31 表に示す 2 種の試料について實驗した 之等も珪素の場合と同様其の調製の際凝固直後急冷し 黒鉛の發生を防ぎ其の結果表に示す如き程度に止め得た 第 32 表は其の實驗結果 第 29 圖は焼入状態圖を示す 之等は孰れも大體炭素鋼の場合と同様にして特に異状はない



第 29 圖 アルミニウム鋼の焼入状態圖



第 30 圖 炭素鋼 (0.3% C) の臨界冷却速度に及ぼすアルミニウムの影響

次に第 33 表は各試料の臨界冷却速度を示し 第 30 圖は之を圖示し炭素鋼

の臨界冷却速度に及ぼす Al の影響を示した 之を見るに Al の影響は大體其の含有量に逆比例して減少し其の程度

第 32 表 アルミニウム鋼の實驗結果

試料 番號	Al %	C %	焼入 温度 °C	實驗 番號	冷却 速度 °C/Sec	變態點°C		試料顯微鏡組織	試料 番號	Al %	C %	焼入 温度 °C	實驗 番號	冷却 速度 °C/Sec	變態點°C		試料顯微鏡組織
						Ar'	Ar''								Ar'	Ar''	
704	0.48	0.31	960	1	1,050		377	T 痕跡, M 残り	703	1.08	0.30	960	1	1,660		380	M 100%
				2	910		380	T 2%, M 8%					2	830		385	M 100%
				3	830	572	384	T 7%, M 93%					3	714		380	T 1%, M 99%
				4	465	575	380	*M 30%					4	670	545	380	T 1~2%, M 残り
				5	323	602		M なし					5	400	560	378	M 75%
									6	333	579					385	M 35%
									7	238	587						M 痕跡
									8	217	602						M なし

顯微鏡組織中 M 及び T の符號は夫々マルテンサイト及びトルースタイトを示し附記數字は其の面積により推定したる量の 100 分率である

は *Mo* と *Si* の中間にして相當效果大なることが認められる

第 33 表 アルミニウム鋼の臨界冷却速度

試料 番號	Al%	C%	下部臨界冷 却速度°C/Se	上部臨界冷 却速度°C/Se
704	0.48	0.31	350	1,100
703	1.08	0.30	230	800

11 **チタンの影響** *Ti* は單なる *Ti* 鋼としては殆んど用ひられないが含チタン不銹鋼等に *Cr*, *Ni* と共に屢々使用される *Ti* の鋼に及ぼす影響は *Si*, *Al* と良く類似して居る Michel 及び Benasé¹³³⁾ は炭素鋼の變態點に及ぼす影響を測定し之が *Ac₃* 點を著しく上昇することを認めた 又 Guillet¹³⁴⁾ は *Ti* 鋼の組織について研究したが其の結果炭素鋼の組織と著しき變化を示さなかつた Vogel¹³⁵⁾ は之を肯定し冷却の際變態點降下を餘り起さぬことを認めた

次に *Fe-C-Ti* 系の状態圖は田丸博士¹³⁶⁾ が初めて研究し炭素鋼の共晶溫度は *Ti* により上昇すること等を明にした 又 *Ti* は極めて溶解困難なる炭化物を生成する作用が大きい Hofmann 及び Schrader¹³⁷⁾ は之を残渣法にて分離し X 線により檢出した

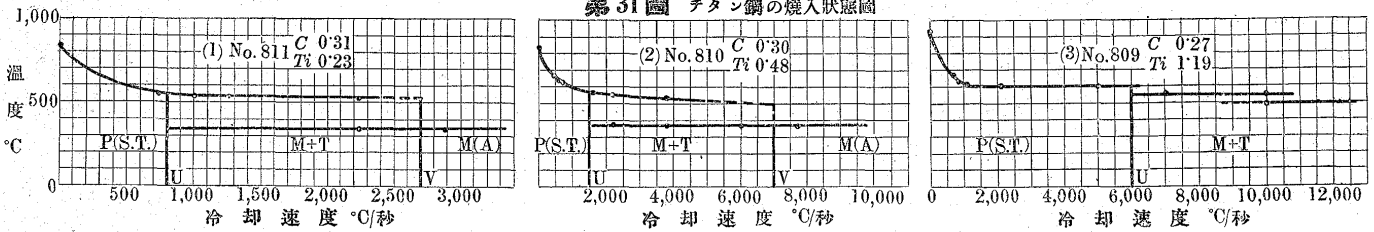
Vogel¹³⁸⁾ は *Ni* 鋼に及ぼす *Ti* の影響を研究し之は *Ni* の作用を著しく大にすることを認めた 又 Mathesius¹³⁹⁾ は低チタン鋼の機械的性質を研究し *Ti* 1.5% 以上になると抗張力は却て減少すると云ふ結果を得た

第 34 表 チタン鋼の化學成分及變態點

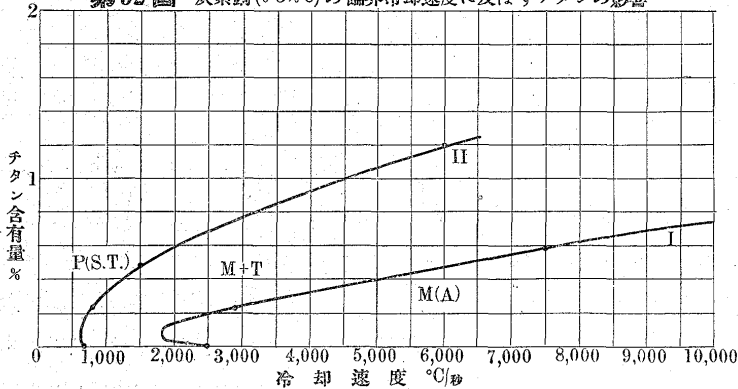
試料 番號	<i>Ti</i> %	C%	<i>Si</i> %	<i>Mn</i> %	P%	S%	變態點°C	
							<i>Ac₃</i>	<i>Ac₁</i>
811	0.23	0.31	0.09	なし	0.007	0.005	850	755
810	0.48	0.30	0.13	痕跡	痕跡	0.006	860	757
809	1.19*	0.27	0.15	"	"	0.003	939	760

* 此内 *TiO₂* 0.05% (酸化物總量 0.010%)

第 31 圖 チタン鋼の焼入状態圖



第 32 圖 炭素鋼(0.3%C)の臨界冷却速度に及ぼすチタンの影響



本研究に於ては第 34 表に示す 3 種類の試料について行った 原料たる *Ti* 鐵は溶解困難なるため本試料調製の際は特に高温に保ち完全に溶解するやうに注意した 又 *Ti* は脱酸力極めて強きため珪素等の場合と同様試料の残渣分析を行ひ含有酸化物を定量した 其の結果第 34 表に示す如く無視し得る程度なることを認め得た

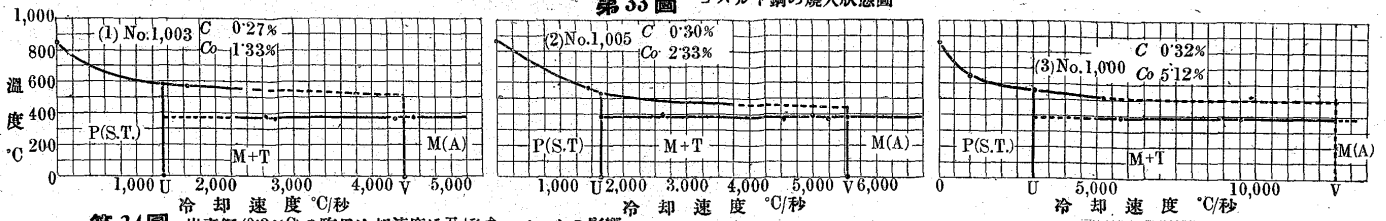
第 35 表は其の實驗結果にして第 31 圖は各試料の焼入状態圖である 圖中 (1) 及び (2) は特に異状な

第 35 表 チタン鋼の實驗結果

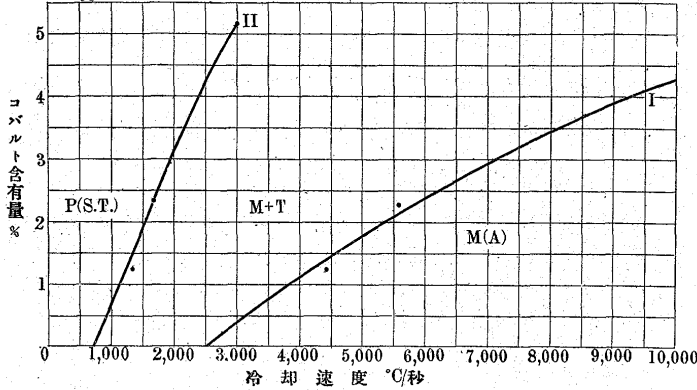
試料 番號	<i>Ti</i> %	C%	焼入 溫度 °C	實驗 番號	冷却 速度 °C/Se	變態點°C		試料顯微鏡組織	試料 番號	<i>Ti</i> %	C%	焼入 溫度 °C	實驗 番號	冷却 速度 °C/Se	變態點°C		試料顯微鏡組織	
						Ar'	Ar''								Ar'	Ar''		
811	0.23	0.31	900	1	2860	—	336	M 100%	810	0.48	0.30	1,050	6	757	64	—	M なし	
				2	2,220	536	339	T1~2%, M残り					7	455	661	—	M なし	
				3	1,250	543	—	M 1%										
				4	1,000	558	—	※M痕跡										
				5	715	560	—	Mなし										
810	0.48	0.30	1,050	1	7,700	—	567	M 100%	809	1.19	0.27	1,100	1	10,000	—	535	405	M30%
				2	6,000	371	—	T2~3%, M残り					2	7,400	—	550	—	M7~8%
				3	3,770	539	373	T10%, M90%					3	5,000	605	—	—	T大部分
				4	2,200	558	385	M70%, T30%					4	2,100	611	—	—	T大部分
				5	1,660	569	—	M15%					5	1,110	610	—	—	S大部分
													6	770	609	—	—	S大部分
													7	714	642	—	—	P大部分

顯微鏡組織中 M, T, S 及び P の符號は夫々マルテンサイト トルースタイト ソルバイト及びパーライトを示し附記數字は其の面積により推定したる量の 100 分率である

第33圖 コバルト鋼の焼入状態図



第34圖 炭素鋼(0.3%C)の臨界冷却速度に及ぼすコバルトの影響



きも(3)はCr鋼の(5)の場合に於ける如く大體3段階に變態点を起し下部臨界冷却速度以上の冷却速度に於てはAr'點とAr''點との中間溫度に變態点を生ずる之は前同様溶解困難なる炭化物によるものと思はれる又Ar''點はTi含有量と共に上昇する

次に第36表は之等の臨界冷却速度を示し第32圖は之を圖示し炭素鋼の臨界冷却速度に及ぼすチタンの影響を示すのである之を見るにTiは初め其の含有量極めて小

第36表 チタン鋼の臨界冷却速度

試料 番號	Ti%	C%	下部臨界冷 却速度°C/Sec	上部臨界冷 却速度°C/Sec
811	0.23	0.31	800	2,700
810	0.48	0.30	1,500	7,000
809	1.19	0.27	6,000	10,000 以上

なる間は臨界冷却速度を多少減ずるも約0.1%を限度とし夫れ以上にては著しく大にし1.2%にては10,000°C/Secに急冷するもマルテンサイト約30%を生ずるに過ぎない

ので本實驗にては試料809の上部臨界冷却速度は求め得られなかつた斯くの如くTi鋼の焼入効果少きはTiが極めて溶解困難なる炭化物を生成するためであつて其の作用はW及びMo等に比し著しく大である

12 コバルトの影響 Coは近年磁石鋼 高速度鋼等に用ひられるやうになり特殊鋼の含有元素として極めて重視されるに至た 其の鋼の變態點に及ぼす影響はGuillet,¹⁴⁰⁾ Dumas,¹⁴¹⁾ Arnold及びRead,¹⁴²⁾ Scherer¹⁴³⁾ 的場博士¹⁴⁴⁾等が研究し孰れも少量の間は僅か上昇

せしむることを認めた 更にHoudremont及びSchraeder¹⁴⁵⁾の實驗によれば炭素鋼のAr點とAc點との間隔はコバルトにより増すことなくCo鋼の變態點は冷却速度を1,400°C/Secまで上昇するも殆んど降下しないことを實證した 次にFe-Coの二元系の状態圖に關しては相當研究あるもFe-C-Co系の研究は未だ極めて少くVogel及びSundermann¹⁴⁶⁾が熱分析 磁氣分析及び顯微鏡試験によつて初めて完成した 之によれば本系にはγ鐵α鐵及び黑鉛の三安定相がありCoの炭化物は存在しない又

第37表 コバルト鋼の化學成分及變態點

試料 番號	Co%	T.C%	G.C%	Si%	Mn%	P%	C%	變態點°C	
								Ac ₃	Ac ₁
1003	1.33	0.27	0.002	0.11	なし	0.018	0.002	850	763
1005	2.33	0.30	0.001	0.09	〃	0.016	〃	857	770
1000	5.12	0.32	痕跡	0.06	〃	0.017	〃	866	795

此の黑鉛析出に及ぼす影響は著しく過共析鋼にては既に僅の含有量で容易に析出する程である Coの鋼の焼入に及

第38表 コバルト鋼の實驗結果

試料 番號	Co %	C%	焼入 溫度 °C	實驗 番號	冷却 速度 °C/Sec	變態點°C		試料顯微鏡組織	試料 番號	Co %	C%	焼入 溫度 °C	實驗 番號	冷却 速度 °C/Sec	變態點°C		試料顯微鏡組織	
						Ar'	Ar''								Ar'	Ar''		
1003	1.33	0.27	905	1	4,550	—	375	M 100%	1005	2.32	0.30	910	4	4,550	—	365	T 1%, M99%	
					4,300	—	360	*T 1%, M99%						5	2,630	—	390	T 5%, M95%
					2,770	—	363	T 2~3%, M残り						6	1,665	530	385	T 7~8%, M残り
					2,650	555	383	T 10%, M90%						7	1,420	565	—	Mなし
					1,660	572	—	M 1%										
					1,330	580	—	Mなし										
1005	2.32	0.30	910	1	5,550	—	385	M 100%						1000	5.12	0.32	915	1
					5,260	—	375	T痕跡, M残り	2	5,750	—	390	T 20%, M80%					
					5,000	—	390	T痕跡, M残り	3	5,260	510	—	M30%					
				4	3,030	567	—	M痕跡										
				5	1,000	640	—	Mなし										

顯微鏡組織中のM及びTの符號は夫々マルテンサイト及びトルースタイトを示し附記數字は其の面積により推定したる量の100分率である

ばず影響は他の諸元素と其の趣を異にし炭素鋼の焼入効果を却て減する 三上氏²³⁾は種々の Co 鋼を焼入し硬度の測定により之を實證した Houdremont 及び Schrader¹⁴⁵⁾は Co を増すと臨界冷却速度を大にし Co 量 5% にて 200 °C/Se 7% にて既に 500 °C/Se になることを實驗し 之は Co が鋼の粒成長を妨げるためであらうと説明した 又 Eilender Esser 及び Majert²⁷⁾はガス焼入法により同様 Co が炭素鋼の臨界冷却速度を著しく大にすることを確認し 之はγ固溶體の安定範囲と變態速度に及ぼす Co の影響によるものと述べた

本研究に於ては第 37 表に示す 3 種の試料にて實驗した本試料については特に黒鉛を分析せるに表に示す如く極めて微量なることを確め得た 第 38 表は之等の實驗結果にして試料 1,000 には 9,500 °C/Se の急冷にては完全には焼が入らない 又第 33 圖に焼入状態圖を示す 本鋼は兩臨界冷却速度間にては 2 段變態を生じ特に異状がない

第 39 表 コバルト鋼の臨界冷却速度

試料 番號	Co %	C %	下部臨界冷 却速度 °C/Se	上部臨界冷 却速度 °C/Se
1003	1.33	0.27	1,350	4,400
1005	2.33	0.30	1,650	5,550
1000	5.12	0.32	3,000	10,000 以上

第 39 表は各試料の臨界冷却速度を示し 第 34 圖は之を圖示し炭素鋼の臨界冷却速度に及ぼすコバルトの影響を示した 之を見るに前述の諸元素と全く異り最初より炭素鋼の臨界冷却速度を大にし Co 量約 5% にては上部臨界冷却速度は 10,000 °C/Se 以上となるのである 之が理論に關しては前述の如く諸研究者は種々説明を試みたが 之等は孰れも抽象論に過ぎない 元來本鋼には炭化物なく且炭素の黒鉛化も微量なるため前述の諸元素の場合に於ける如き理論にては説明が出来ない そこで著者は次の諸理由により變態發生を容易にするためと考へたのである 即ち

(1) Co 鋼は他に比し特に微小なる黒鉛を析出して含有するため 焼入に際し之等がγ中にて變態の核となり其の

發生を甚だ容易にする 然るに夫等は極めて小粒なるにより化學分析によりての黒鉛全量としては第 37 表に其の例を示す如く少いのである

(2) Co は鋼の粒成長を妨げ高温に於ても細粒に保持せらるるため粒境が多くなる故に焼入の際之が核となり變態發生を容易にすることとなる

13 ジルコニウムの影響 Zr は未だ特殊鋼には餘り用ひられて居ないが近年漸く注目されるに至る 之の鋼に及ぼす影響に關しては初めて Guillet,¹⁴⁷⁾ Mack 及び Guillet¹⁴⁸⁾ が研究し珪素に類似せることを認めた 又 Feild,¹⁴⁹⁾ Zieler,¹⁵⁰⁾ Persoz¹⁵¹⁾ 等も同様研究し之が鋼中にて脱酸 脱硫及び脱窒素作用極めて大なること及び鋼の機械的性質を良好にすることを示した

Zr 鋼の組織については研究少く Löhrberg¹⁵²⁾ がジルコン炭化物の存在を確めた程度であつたが最近 Vogel 及び Löhrberg¹⁵³⁾ は熱分析及び顯微鏡試験により根本的に系統的研究を行った 其の實驗に於ては炭素及び Zr 多量の試料は溶解温度高く實驗が不可能であつたので 炭素量 2.5% 以下 Zr 量 20% 以下の試料についてのみ實驗し 夫れ以上は外挿法により求めた 之によれば本系には Fe₃Zr₂なる化合物が存在する 又常温に於ける組織は Fe-Fe₃Zr₂-Zr 系の部分にてはフェライト、ジルコン炭化物及び鐵ジルコンより成り Fe-Fe₃C-ZrC 系の部分にてはフェライト、セメントイト(或は黒鉛)及び Zr より成るのである

次に Zr 鋼の焼入に關しては未だ全く研究がない 本研

第 40 表 ジルコン鋼の化學成分及變態點

試料 番號	Zr %	C %	Si %	Mn %	P %	S %	變態點 °C	
							Ac ₃	Ac ₁
1101	0.56	0.27	0.21	—	0.016	0.001	895	765
1105	1.35	0.26	0.32	—	痕跡	0.005	884	754

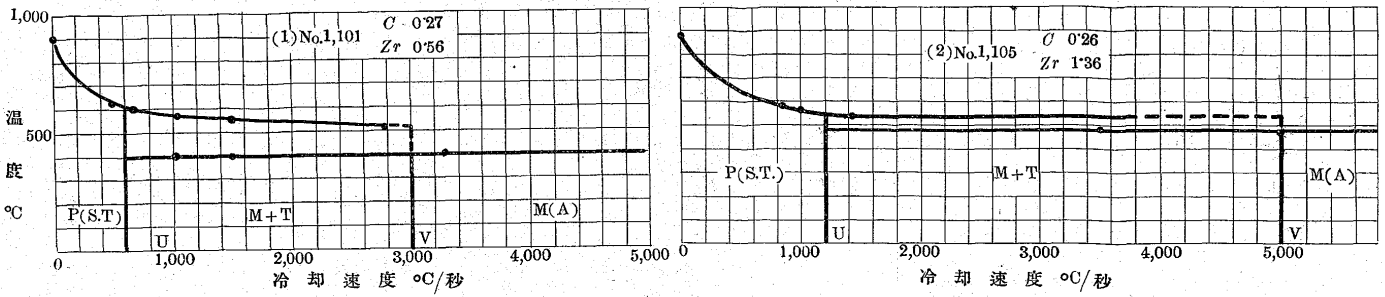
究に於ては第 40 表に示す 2 種類の試料について實驗した本試料に珪素量特に多きは原料たる Zr 鐵に多量に含有せ

第 41 表 ジルコン鋼の實驗結果

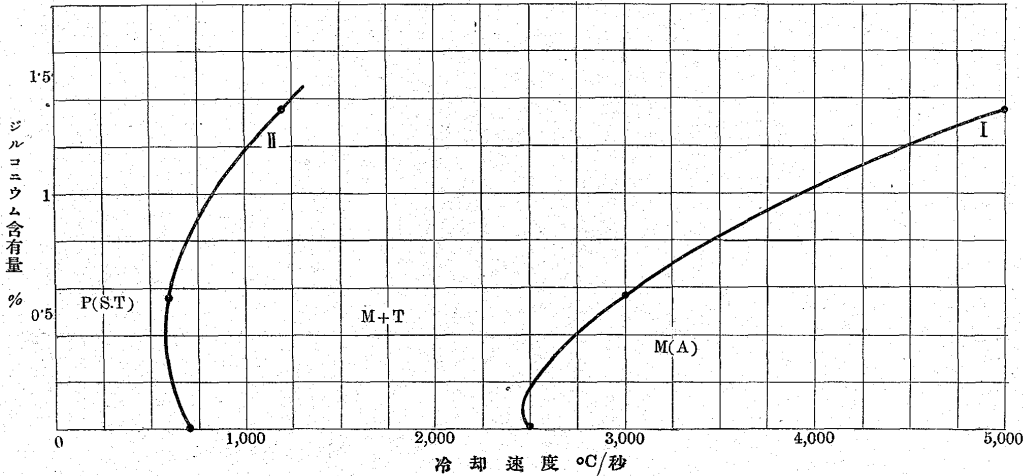
試料 番號	Zr %	C %	焼入 温度 °C	實驗 番號	冷却 速度 °C/Se	變態點 °C		試料顯微鏡組織	試料 番號	Zr %	C %	焼入 温度 °C	實驗 番號	冷却 速度 °C/Se	變態點 °C		試料顯微鏡組織
						Ar'	Ar''								Ar'	Ar''	
1101	0.56	0.27	920	1	3,300	—	409	M 100% T 2~3%, M 残り T 7~8%, M 残り M 35% *M 2~3% M なし	1105	1.35	0.26	915	1	5,000	—	364	M 100% T 痕跡, M 残り T 1%, M 9% M 1~2% M なし
				2	2,780	401	388										
				3	1,500	561	401						388				
				4	1,050	573	418						540				
				5	833	611	—						—				
				6	500	632	—						—				

顯微鏡組織中の M 及び T はマルテンサイト及びトルースタイトを示し附記數字は其の面積より推定したる量の 100 分率である

第35圖 ジルコニウム鋼の焼入状態図



第36圖 炭素鋼(0.3%C)の臨界冷却速度に及ぼすジルコニウムの影響



られて居たためである 第41表は其の實驗結果 第35圖は各試料の焼入状態図を示す 之等も炭素鋼同様特に異状がない 次に第42表は夫等の臨界冷却速度を示し第36

第42表 ジルコニウム鋼の臨界冷却速度

試料番号	Zr%	C%	下部臨界冷却速度°C/Sec	上部臨界冷却速度°C/Sec
1101	0.56	0.27	600	3,000
1105	1.35	0.26	1,200	5,000

圖は之を圖示し炭素鋼の臨界冷却速度に及ぼす Zr の影響を示した 之を見るに Zr は Ti 同様初め微量の間は僅か臨界冷却速度を小にする傾向あるも 約 0.1% を限度とし夫れ以上にては却て著しく大にし焼入効果を減少する 是は前述の諸元素の場合の如く炭化物による外 Zr は特に溶解困難なる 酸化物 窒化物及び硫化物を成生する作用極めて大なるため之等が焼入の際オーステナイト中に残留し核作用をなして變態發生を容易にするによると思せられる

14 ベリリウムの影響 Be は極めて高價なる金屬に屬するため従来殆んど應用せられないが 其の鋼に及ぼす影響極めて大なるものがあるから將來大いに之が利用の策を講ずべきものと思はれる Be 鋼の組織等については未だ確たる研究がない Wever 及び Müller¹⁵⁴⁾ は初めて Fe-Be 系の内 Be 2.5% までの状態圖を完成し Be は炭素鋼

の γ 區域を著しく縮めること及び之には $FeBe_2$ なる化合物の存在すること等を認めた Oosterheld,¹⁵⁵⁾ Kröll,¹⁵⁶⁾ Masing¹⁵⁷⁾ 等は鐵の他に Al, Cu, Ni 及び Ag 等に及ぼす Be の影響を研究したが 其の際 Be 鋼の析出硬化大なることを認めて居る 又 Seljesater 及び Rogers¹⁵⁸⁾ は種々の

Fe-Be 合金にて之を實驗し Bennek 及び Sehafmeister¹⁵⁹⁾ は Cr, Ni 不銹鋼にて之を實驗した 故に Be 鋼は焼入直後よりは却て焼戻後の方が硬度大となるのである 又 Kröll¹⁵⁶⁾ によれば Be 鋼は粒の成長を極めて容易に起し脆くなるので實用の際は之に Ni を附加して其の機械的性質を改善する必要がある

本研究に於ては第43表に示す2種の試料について實驗した 表に見る如く兩試料の變態點は其の差著しく大きい殊に試料 1,205 の變態點は極めて弱く明瞭には認め得ざ

第43表 ベリリウム鋼の化學成分及變態點

試料番号	Be%	C%	Si%	Mn%	P%	S%	變態點°C	
							Ac ₂	Ac ₁
1201	0.34	0.31	0.01	—	痕跡	0.004	770	715
1205	0.47	0.27	0.02	—	"	0.007	920	820

る程度である 故に 0.3% 程度の炭素鋼にては Be 量約 0.5% 以上にては既に γ 區域存在せぬものと思はれる 次に第44表は其の實驗結果 第37圖に夫等の焼入状態圖を示した 之は兩臨界冷却速度間にては2段變態を

第45表 ベリリウム鋼の臨界冷却速度

試料番号	Be%	C%	下部臨界冷却速度°C/Sec	上部臨界冷却速度°C/Sec
1201	0.34	0.31	170	450
1205	0.47	0.27	140	360

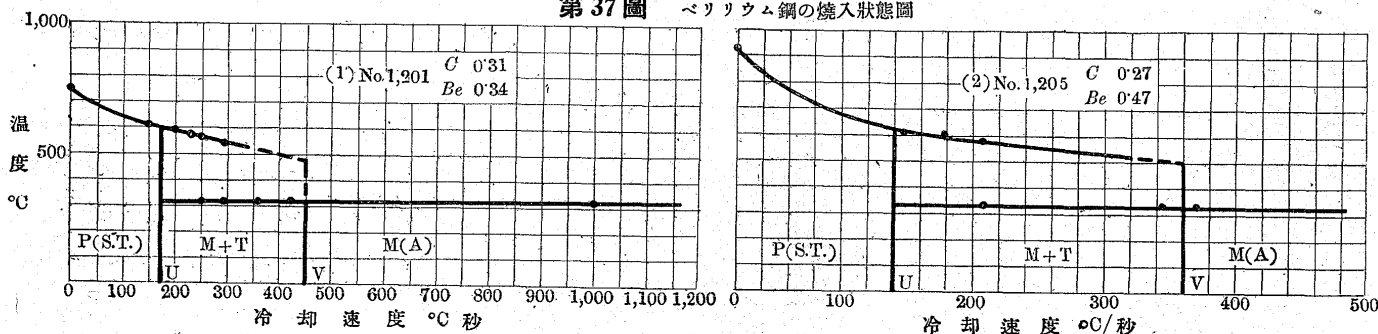
生ずること炭素鋼と同様である 第45表は各試料の臨

第 44 表 ベリリウム鋼の實驗結果

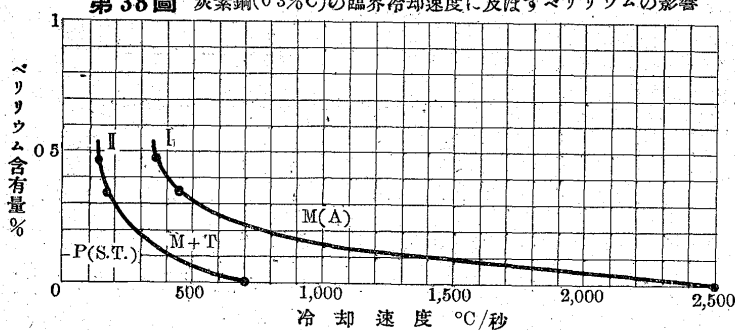
試料 番號	Be %	C%	焼入 温度 °C	實驗 番號	冷却 速度 °C/Se	變態點°C		試料顯微鏡組織	試料番號	Be %	C%	焼入 温度 °C	實驗 番號	冷却 速度 °C/Se	變態點°C		試料顯微鏡組織	
						Ar'	Ar''								Ar'	Ar''		
1201	0.34	0.31	820	1	1,000	—	317	—	M 100% T 痕跡, M 残り T 1~2%, M 残り *T 15%, M 85% T 2%, M 80% M 3~4% M 1% M なし	1205	0.47	0.27	930	1	370	—	333	M 100% T 1~2%, F 5% M 残り M 40%, F 10% M 1~2% M なし
					435	—	325	—							333			
					360	—	323	—							333			
					294	536	321	—							333			
					250	574	345	—							577			
					238	586	—	—							614			
					200	588	—	—							610			
					150	610	—	—							—			

顯微鏡組織中の M, T 及び F は夫々マルテンサイト トルースタイト及びフェライトを示し附記数字は其の面積により推定したる量の 100 分率である

第 37 圖 ベリリウム鋼の焼入状態圖



第 38 圖 炭素鋼(0.3%C)の臨界冷却速度に及ぼすベリリウムの影響



界冷却速度を示し 第 38 圖は之を圖示し炭素鋼の臨界冷却速度に及ぼす Be の影響を示した 之を見るに Be の影響は大體其の含有量に比例し大となり 其の程度は極めて強力なるもので Mo よりも更に著しい 此現象は Be が鋼の粒形を大にする作用極めて強いため粒形の焼入に及ぼす見地より説明し得るのである

15 ウランの影響 Uは極めて高價なるため一般の特殊鋼には殆んど用ひられないが Foote¹⁶⁰⁾ Andrews¹⁶¹⁾ が高速度鋼に獨特の性質を與へることを認めてより其の方面に屢々用ひられるやうになつた Polushkin¹⁶²⁾ はウラン鋼の變態點に關して研究し Ac₁ 點は其の含有量 7% までは餘り影響されないことを認めた U は Cr, W 等の如く特殊の炭化物を生成するもので其の組成は Ullmann¹⁶³⁾ の研究結果 UC₂ と認められた 又 Foote¹⁶⁰⁾ Polushkin

¹⁶²⁾ はウラン炭化物及び U の Fe-C 合金への溶解度を研究した

次に鋼の焼入に及ぼす U の影響に關しては Guillet 及び Mack¹⁴⁸⁾ は僅な量で硬化を大にすると述べ Foote¹⁶⁰⁾ は U 量 0.6~0.8% が焼入効果最大であることを實測した 之は Polushkin¹⁶²⁾ の U は 0.6% 以上鋼に加へても無駄であると云たことと一致する 最近 Bennek 及び Holzsch

iter¹⁶⁴⁾ は炭素量 0.1, 0.3 及び 0.9% の炭素鋼の組織及び硬化に及ぼす 0.6~5% の U の影響を研究し 之は相當焼入効果を大にすることを認めた 更に U 鋼は炭化物を含有するため其の硬化程度の焼入温度により著しく異ること及び過熱による粒成長の僅少なことは前述の W 鋼等に於けると同様である

本研究に於ては第 46 表に示す 2 種の試料について實驗した 試料の原料として使用した U 鐵 (U 含有量約 39%) は熔解極めて困難なるため前述 Ti 鐵に於ける如く特に注意して熔解した

第 46 表 ウラン鋼の化學成分及變態點

試料 番號	U%	C%	Si%	Mn%	P%	S%	變態點°C	
							Ac ₂	Ac ₁
1300	0.24	0.29	0.03	—	痕跡	0.001	843	745
1302	0.79	0.28	0.05	—	〃	0.007	845	755

又 *U* は鋼中にて極めて偏析し易きものなるが本試料は其の量少なく而も高周波誘導電気爐にて熔解せるにより其の憂は全然除かれた 第 47 表は其の實驗結果第 39 圖は焼入状態圖なり 之を見るに本鋼は炭化物を含有するに關はらず其の變態點に異狀を認めざるは兩試料共 *U* 含有量僅少にして而も其の炭化物は Benneck 及び Holzschelter¹⁶⁴⁾ によれば可成りオーステナイト中に溶解易いためと思はれる

次に第 48 表は各試料の臨界冷却速度を示し第 40 圖は夫れを圖示し炭素鋼の臨界冷却速度に及ぼす *U* の影響を示した

第 48 表 ウラン鋼の臨界冷却速度

試料 番號	<i>U</i> %	<i>C</i> %	下部臨界冷 却速度°C/Se	上部臨界冷 却速度°C/Se
1300	0.24	0.29	500	2,100
1302	0.79	0.28	520	1,800

本實驗結果によれば *U* は初め少量の間は *W* と同程度に臨界冷却速度を小にするが約 0.6% を限度とし夫れ以上にては逆に大にする 此現象は勿論特殊炭化物によるこ

と他の元素の場合と同様と考へる

16 總括 以上述べたる諸元素の炭素鋼の臨界冷却速度に及ぼす影響を總括し比較に便ならしむるため第 41 圖及び第 42 圖を作製した 之を見るに之等諸元素の影響は大體次の三種に分類出来る

(1) 含有量を増すに従て臨界冷却速度を小にするもの即ち *Be*, *Mn*, *Cr*, *Al*, *Si* 及び *Ni* 等は之に屬する 而して其の一定の含有量により夫等影響の及ぼすべき程度は以上述べた順位である

此種に屬する元素は鋼中に於て鐵結晶格子内に嵌入し炭素原子の擴散を困難ならしめるものにして其の程度は含有量に大體比例する 故に冷却に際し之等は變態發生を阻止し其の溫度を降下せしめ焼入効果を大にするのである 以上の内 *Cr* は本實驗にて使用せる試料程度の含有量にては之に屬するものであるが更に多量になると逆に臨界冷却速度大となり 次に述ぶる(2)に屬するものと考へられる

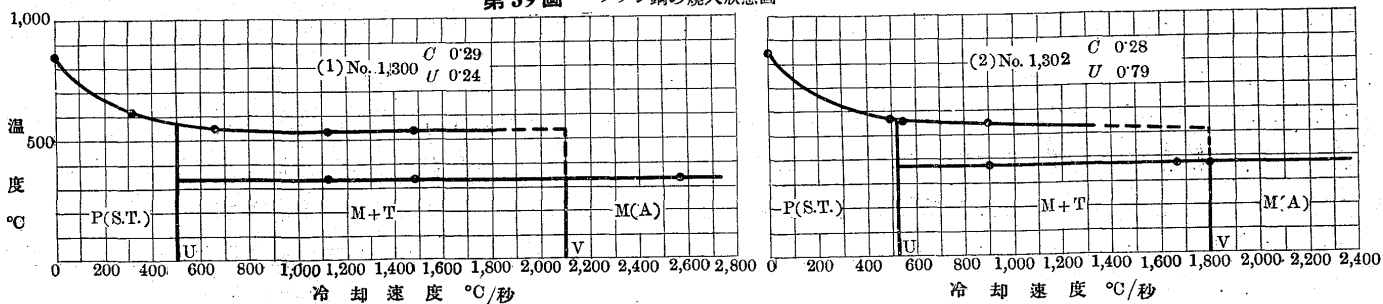
(2) 含有量を増すと初めは臨界冷却速度を小にするも一

第 47 表 ウラン鋼の實驗結果

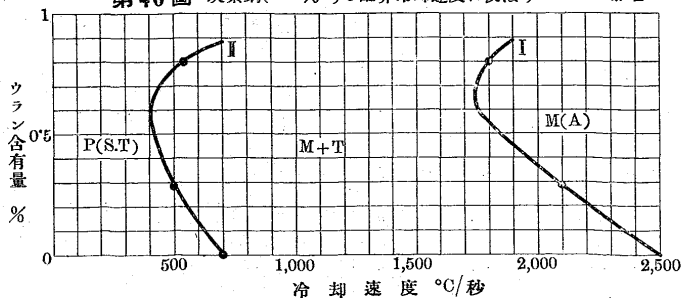
試料 番號	<i>U</i> %	<i>C</i> %	焼入 溫度 °C	實驗 番號	冷却 速度 °C/Se	變態點°C		試料顯微鏡組織	試料 番號	<i>U</i> %	<i>C</i> %	焼入 溫度 °C	實驗 番號	冷却 速度 °C/Se	變態點°C		試料顯微鏡組織
						Ar'	Ar''								Ar'	Ar''	
1300	0.24	0.29	870	1	2,560	—	339	M 100%	1302	0.79	0.28	870	1	1,800	—	367	M 100%
				2	1,500	595	346	*T3~4%, M残り					2	1,670	—	370	T1~2%, M残り
				3	1,120	550	365	M70%, T30%					3	910	550	375	T3~4%, M残り
				4	667	552	—	M1~2%					4	550	558	—	M2~3%
				5	333	618	—	Mなし					5	500	568	—	Mなし

顯微鏡組織中の M 及び T はマルテンサイト及びトルスタイトを示し附記數字は其の面積により推定したる量の 100 分率である

第 39 圖 ウラン鋼の焼入状態圖

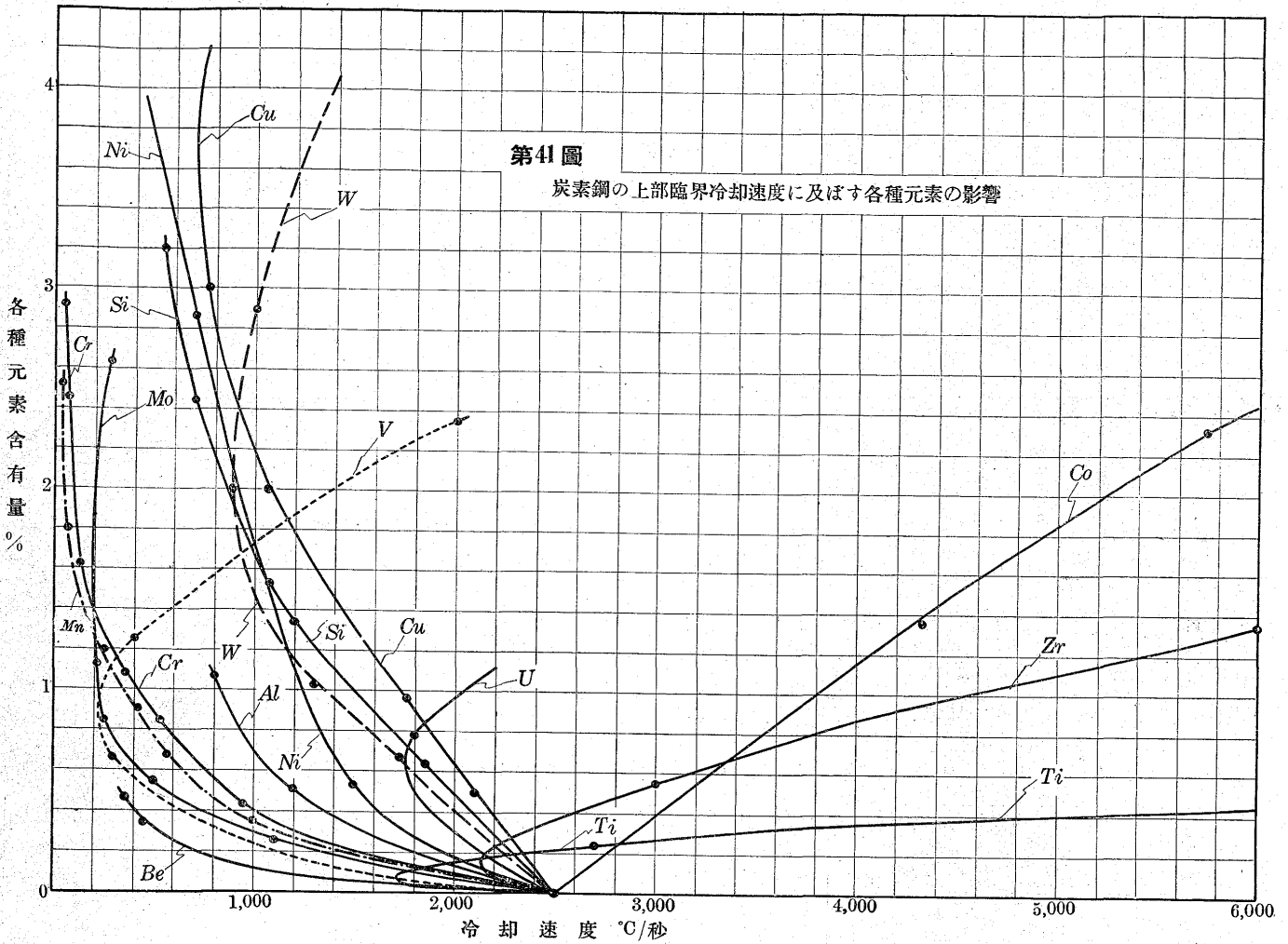


第 40 圖 炭素鋼(0.3% C)の臨界冷却速度に及ぼすウランの影響



定量を越ゆるときは却て大となるもの即ち *Ti*, *Zr*, *U*, *V*, *Mo*, *Cu*, 及び *W* 等は之に屬する

此種に屬する元素も少量の間は(1)に屬する元素と同様の理由により焼入効果を大にするが或る量を越すと之等は安定なる特殊の炭化物を生成するため其の影響によって焼入効果を小にし斯る現象を起すのである 故に其の程度は夫等炭化物の安定度により異り *Ti*, *Zr*, *V* 等は極めて其の影響が大きい 猶鋼は炭化物を生成せざるも炭素鋼



第41圖

炭素鋼の上部臨界冷却速度に及ぼす各種元素の影響

に於ける其の溶解度に基づいて説明することが出来る

(3) 含有量を増すと初めより臨界冷却速度を大にするもの即ち Co は之に屬する唯一の元素である 之は曩に説明した様に微少なる炭化物の存在及び Co が鋼の粒成長を妨ぐる作用極めて大なるためであると考へる

尙之等諸元素が鋼の上部臨界冷却速度及び下部臨界冷却速度に及ぼす影響について考察するに何れも同一傾向を有するから第 41 圖及び第 42 圖に於て見るが如く之等曲線は概ね互に平行して居る

VIII. 結 論

上述の研究結果次の結論を得

(1) 試料は高周波誘導電氣爐により真空熔解を行ひて之を製作し極めて純粹なるもので其の含有炭素量を出來るだけ一定にしたものである

(2) 新考案なる特殊の装置を用ひ種々なる条件のもとにガス焼入實驗を行ひ鋼の焼入に及ぼす各種元素の影響につき研究し極めて正確なる數量的測定をなした

(3) 先づ炭素鋼の焼入に及ぼす炭素量の影響を研究し其の結果共析組成が最も焼入易きことを確めた

(4) 次に炭素鋼 (C 0.26~0.30%) の焼入に及ぼす 14 種の元素の影響につき研究し初めて之等を次の 3 種に分類した

(イ) 含有量を増すに従て焼入効果を大にするもの Be, Mn, Al, Si, 及び Ni である 殊に本研究により Be が焼入効果極めて大なることを初めて認知し得た

(ロ) 含有量を増すと初めは焼入効果を大にするも或る一定量を越ゆると却て減少し逆効果を示すもの

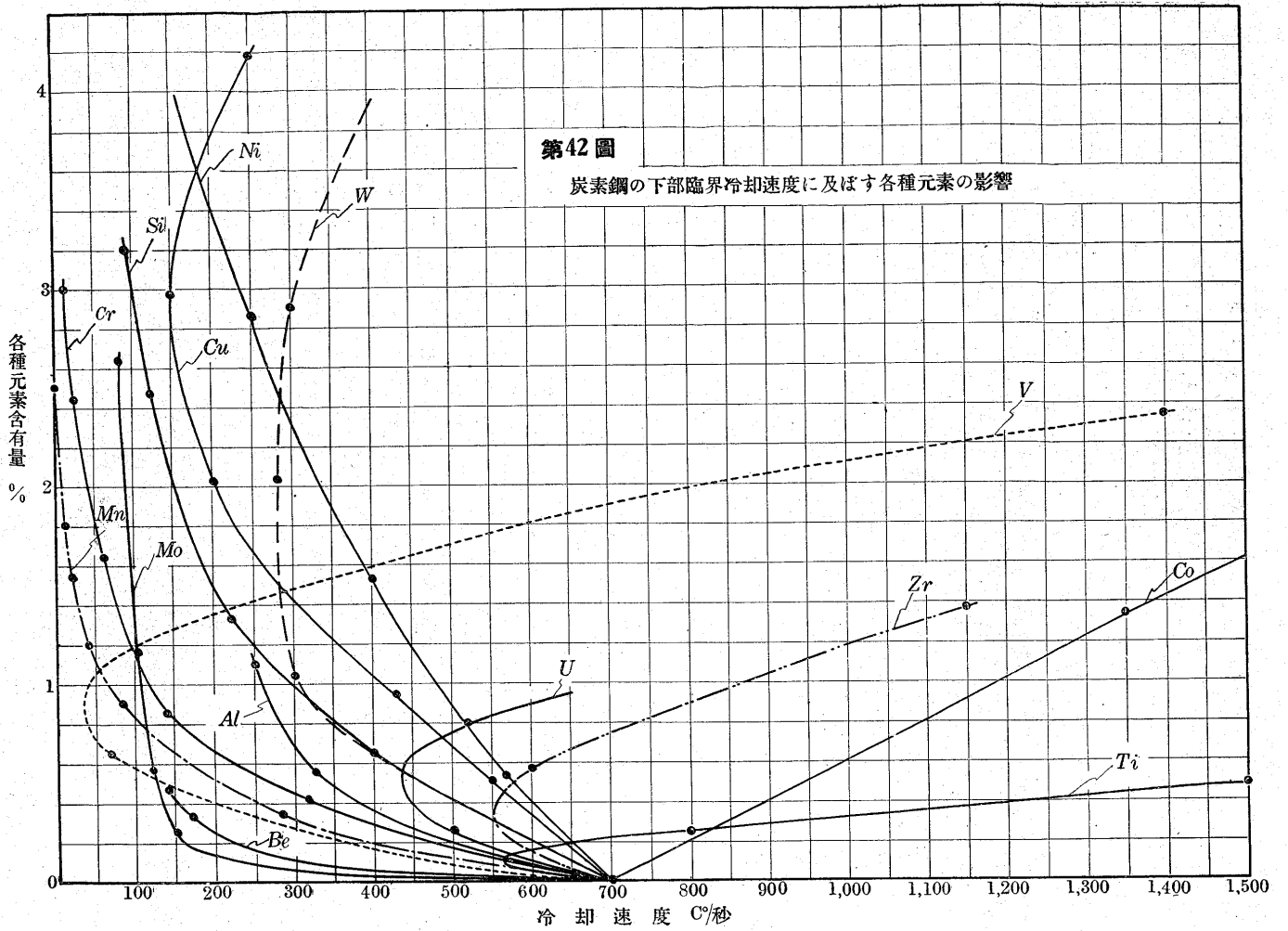
Ti, Zr, U, V, Mo, W, Cr 及び Cu は之に屬する

(ハ) 其の含有量を増すに伴ひ焼入効果を減するもの Co は之に屬する

(5) 以上各種類の元素が鋼の焼入効果に及ぼす影響の相違について理論的に夫々説明を加えた

猶更に二元素以上の組合せによる影響 焼入温度による影響等につきては引續き報告する豫定である

終りに臨み本研究の公表を許可せられたる 當局並に終



始御指導と御鞭撻を賜りたる林田理學研究部長、五百旗頭造兵大佐に感謝の意を表すると共に安川玲次郎君の實驗中の勞を多とする (終)

参 考 文 献

- 1) Osmond, F.: Mém. de l'Art. de la Marine 15(1887)573.
- 2) Charpy, G.; Bull. Soc. Encour. Ind. 94 (1895) 660.
- 3) Le Chatelier, H.; Rev. Métallurg. 1 (1904) Mém. 473.
- 4) Le Jeune, P.: Rev. Métallurg. 2 (1905) 299.
- 5) Benedicks, C.: J. Iron Steel Inst. 77 (1908) 153.
- 6) Chevenard, P.: C. R. Acad. Sci. 165 (1917) 59.
- 7) Portevin, A.: Rev. Métallurg. 13 (1916) 9.
- 8) Portevin, A., Garvin, M.: J. Iron Steel Inst. 99(1919)469.
- 9) Dèjean, P.: Rev. Métallurg. 14 (1917) 641.
- 10) Chevenard, P.: Rev. Métallurg. 16 (1919) 17.
- 11) Chevenard, P.: Rev. Métallurg. 14 (1917) 610.
- 12) Portevin, A., Chevenard, P.: J. Iron Steel Inst. 104 (1921) 117.
- 13) Schneider, W.: Stahl u. Eisen. 42 (1922) 157.
- 14) Portevin, A.: Rev. Métallurg. 19 (1922) 717.
- 15) Scott, H.: Trans. Amer. Soc. Stl. Treat. 3 (1923) 593.
- 16) 松下徳次郎: 東北帝大理科報告 12 (1923/24) 7.
- 17) French, H. J., Klopsch, O. Z. Trans. Amer. Soc. Stl.

Treat. 4 (1924) 251.

- 18) Hanemann, H., Schrader, A.: Werkstoffausschuss-Bericht Nr. 61 des Vereins deutscher Eisenhüttenleute, (1925)
- 19) 佐藤清吉: 東北帝大理科報告 18 (1928) 27.
- 20) Gebhard, K., Hanemann, H., Schrader, A.: Arch. Eisenhüttenwes. 2 (1928/29) 763.
- 21) Esser, H., Eilender, W.: Arch. Eisenhüttenwes. 4 (1930/31) 113.
- 22) Wever, F., Engel, N.: Mitt. Kais. Wilh.-Inst. Eisenforsch., Düsseldorf 12 (1930) 93.
- 23) Wever, F., Jellinghaus, W.: Mitt. Kais. Wilh.-Inst. Eisenforsch., Düsseldorf 14 (1932) 105.
- 24) Jellinghaus, W.: Mitt. Kais. Wilh.-Inst. Eisenforsch., Düsseldorf 15 (1933) 15.
- 25) Esser, H., Eilender, W., Spenlé, E.: Arch. Eisenhüttenwes. 6 (1932/33) 389.
- 26) Esser, H., Majert, H.: Arch. Eisenhüttenwes. 7 (1933/34) 319.
- 27) Esser, H., Eilender, W., Majert, H. Arch. Eisenhüttenwes. 7 (1933/34) 367.
- 28) Einthoven: Arch. Neerlandaises des Sciences exactes et naturelles, II 6 (1901) 625.
- 29) Mathews, J. A., Stagg, H. J.: Trans. Amer. Soc. M.

- E. 36 (1914) 845.
- ³⁰⁾ Fry, L. H. : J. Iron Steel Inst. 95 (1917) 119.
- ³¹⁾ Pilling, N. B., Lynch, T. D. : Trans. A. I. M. E., 62 (1920) 2347.
- ³²⁾ Hanemann, H., Wiester, H. : Arch. Eisenhüttenwes. 5 (1931/32) 377.
- ³³⁾ Davenport, E. S., Bain, E. C. : Amer. Inst. Min. Metallurg. Engr. Techn. Publ. Nr. 348, Cl. C. Iron Steel (1930) Nr. 56.
- ³⁴⁾ Hadfield, R. A. : J. Iron Steel Inst. 33 (1888 II) 41
- ³⁵⁾ Osmond, F. : C. R. Acad. Sci. (1897).
- ³⁶⁾ Wüst, F. : Metallurgie 6 (1909) 3.
- ³⁷⁾ Meyer, H. : Stahl u. Eisen 34 (1914) 1395.
- ³⁸⁾ Tofaute, W., Linden, K. : Arch. Eisenhüttenwes. 10 (1936/37) 515.
- ³⁹⁾ Dèjean, P. : C. R. Acad. Sci. (1917) 334.
- ⁴⁰⁾ Bain, E. C. : Trans. Amer. Inst. Min. Metallurg. Engr., Iron Steel div. 100 (1932) 13.
- ⁴¹⁾ Guillet, L. : Alliages Metalliques (1906) 311.
- ⁴²⁾ 村上武次郎 三上正苗 : 金屬の研究 7 (昭和5年) 219.
- ⁴³⁾ Linden, K. : Diss. Aachen (1932).
- ⁴⁴⁾ 村上武次郎 初田數衛 : 金屬の研究 8 (昭和6年) 132.
- ⁴⁵⁾ Bain, E. C., Davenport, E. S., Waring, W. S. N. : Trans. Amer. Inst. Min. Metallurg. Engr., Techn. Publ. Nr. 467 (1931) 1.
- ⁴⁶⁾ Walters, F. M., Wells, C. : Trans. Amer. Soc. Metals 24. (1936) 373
- ⁴⁷⁾ Osmond, F. : C. R. Acad. Sci., Paris 118 (1894) 532.
- ⁴⁸⁾ Aall, H. : Stahl u. Eisen 44 (1924) 1080.
- ⁴⁹⁾ Merz, A., Fleischer, : Giesserei 17 (1930) 817.
- ⁵⁰⁾ 加瀬勉 : 金屬の研究 2 (大正14年) 367.
- ⁵¹⁾ Bain, E. C. : Trans. Amer. Soc. Metals 20 (1932) 385.
- ⁵²⁾ 三上正苗 : 鐵と鋼 20 (昭和9年) 336.
- ⁵³⁾ Guillet, L. : Précis de Métallographie Paris; Dunod (1924).
- ⁵⁴⁾ 加瀬勉 : 東北帝大理科報告 14 (1925) 173.
- ⁵⁵⁾ Monnypenny, J. H. G. : J. Iron Steel Inst. 101 (1920 I) 493.
- ⁵⁶⁾ Maurer, E., Hohage, R. : Mitt. Kais. Wilh.-Inst. Eisenforsch., Düsseldorf 3 (1921) 96.
- ⁵⁷⁾ Russells, T. F. : Stahl u. Eisen 42 (1922) 429.
- ⁵⁸⁾ Scott, H. : Chem. Met. Engg. 28 (1923) 212.
- ⁵⁹⁾ Edwards, C. A., Sutton, H., 大石源治 : J. Iron Steel Inst. 101 (1920 I) 403.
- ⁶⁰⁾ Krivobok, V. N., Grossmann, M. A. : Trans. Amer. Soc. Stl. Treat. 18 (1930) 1.
- ⁶¹⁾ Edwards, C. A., Greenwood, J. N., 吉川晴十 : J. Iron Steel Inst. 93 (1916 I) 114.
- ⁶²⁾ Andrew, J. H., Rippon, J. E., Miller, C. P., Wragg, A. : J. Iron Steel Inst. 101 (1920 I) 527.
- ⁶³⁾ Osmond, F. : J. Iron Steel Inst. (1892 II) 126.
- ⁶⁴⁾ Westgren, A., Phragmén, W., Negresco, Tr. : J. Iron Steel Inst. 117 (1928) 383.
- ⁶⁵⁾ 村上武次郎 初田數衛 : 鐵と鋼 18 (昭和7年) 399.
- ⁶⁶⁾ Wever, F., Lange, H. : Mitt. Kais. Wilh.-Inst. Eisenforsch. : Düsseldorf 14 (1932) 71.
- ⁶⁷⁾ Wever, F., Jellinghaus, W. : Mitt. Kais. Wilh.-Inst. Eisenforsch., Düsseldorf 14 (1932) 85.
- ⁶⁸⁾ Böhrer, O. : Diss. T. H. Berlin (1903).
- ⁶⁹⁾ Harkort, H. : Metallurgie 4 (1907) 617.
- ⁷⁰⁾ 小澤重明 : 東北帝大理科報告 11 (1922) 333.
- ⁷¹⁾ Zieler, W. : Stahl u. Eisen 49 (1929) 1083.
- ⁷²⁾ Osmond, F. : J. Iron Steel Inst. 36 (1890) 38.
- ⁷³⁾ Carnot, A., Gontal, E. : C. R. Acad. Sci., Paris 125 (1897) 213, 128 (1899) 208.
- ⁷⁴⁾ Hadfield, R. A. : J. Iron Steel Inst. 64 (1903 II) 14.
- ⁷⁵⁾ Guillet, L. : Rev. Métallurg. 1 (1904) Mém. 263.
- ⁷⁶⁾ Swinden, Th. : J. Iron Steel Inst. 76 (1909 II) 223.
- ⁷⁷⁾ Arnold, H. D., Read, A. A. : Proc. Inst. Mech. Engr. (1914) 223.
- ⁷⁸⁾ 本多光太郎 村上武次郎 : 東北帝大理科報告 6 (1918) 23.
- ⁷⁹⁾ Hultgren, A. : Stahl u. Eisen 41 (1921) 1775.
- ⁸⁰⁾ 武田修三 : 金屬の研究 6 (昭和4年) 455, 509. 7 (昭和5年) 403
- ⁸¹⁾ Oberhoffer, P., Daeves, K. : Stahl u. Eisen 40 (1920) 1515.
- ⁸²⁾ Oberhoffer, P., Daeves, K., Rapatz, F. : Stahl u. Eisen 44 (1924) 432.
- ⁸³⁾ Foley, F. B. : Metal Progress 27 (1933) 59.
- ⁸⁴⁾ Houdremont, E. : Arch. Eisenhüttenwes. 6 (1932/33) 24.
- ⁸⁵⁾ Köster, W. : Arch. Eisenhüttenwes. 6 (1932/33) 32.
- ⁸⁶⁾ Jones, H. N. : Chem. Zbl. (1927) 2770.
- ⁸⁷⁾ Schrader, A. : Houdremont "Sonderstahlkunde (193) 333".
- ⁸⁸⁾ Mathews, . : J. Iron Steel Inst. 61 (1902 I) 182.
- ⁸⁹⁾ Swinden, Th. : Carnegie Scholarship. Mem. 5 (1913) 100.
- ⁹⁰⁾ 村上武次郎 武井武 : 東北帝大理科報告 19 (1930) 175.
- ⁹¹⁾ Swinden, Th. : J. Iron Steel Inst. (1911) 66.
- ⁹²⁾ 武井武 : 金屬の研究 9 (昭和7年) 97.
- ⁹³⁾ Arnold, H. D., Read, A. A. : Proc. Inst. Mech. Engr. (1915) 629.
- ⁹⁴⁾ Kriz, A., Poboril, F. : J. Iron Steel Inst. 123 (1930 II) 191.
- ⁹⁵⁾ Wüst, F., Petersen, O. : Metallurgie 3 (1906) 811.
- ⁹⁶⁾ Gontermann, W. : Z. Physik. Chem. 133 (1928) 397.
- ⁹⁷⁾ Gumlich, E. : Wiss. Abh. Physik-techn. Reichsanst 4 (1918) 217.
- ⁹⁸⁾ Merz, A. : Arch. Eisenhüttenwes. 3 (1929/30) 587.
- ⁹⁹⁾ Guillet, L. : J. Iron Steel Inst. 70 (1906 II) 14.
- ¹⁰⁰⁾ 本多光太郎 村上武次郎 : 東北帝大理科報告 20 (1931) 53.
- ¹⁰¹⁾ Yensen, T. D. : Stahl u. Eisen 49 (1929) 1735.
- ¹⁰²⁾ Scheil, E. : Mitt. Forsch.-Inst. Ver. Stahlwerke, Dortmund 1 (1928/30) 1~12.
- ¹⁰³⁾ 佐藤知雄 : 金屬の研究 7 (昭和5年) 202
- ¹⁰⁴⁾ Kriz, A., Poboril, E. : J. Iron Steel Inst. 126 (1932 II) 323.
- ¹⁰⁵⁾ Hague, A., Turner, Th. : J. Iron Steel Inst. 82 (1910 II) 72.
- ¹⁰⁶⁾ Hatfield, W. H. : J. Iron Steel Inst. 70 (1906 II) 157.

- 107) Maurer, E., Holtzhausen, P.: Stahl u. Eisen 47 (1927) 185.
- 108) Breuil, P.: C.R. Acad. Sci., Paris 142 (1906) 1421.
- 109) Stogoff, A. F., Messkin, W. S.: Arch. Eisenhüttenwes. 2 (1928/29) 321.
- 110) Clevenger, J., Ray, J.: Trans. Amer. Inst. Min. Metallurg. Engr. 47 (1913) 523.
- 111) Buchholtz, H., Köster, W.: Stahl u. Eisen 50(1930) 688.
- 112) 石原寅次郎 米倉武雄 石垣豊造: 東北帝大理科報告 15 (1926) 81.
- 113) Persoz, L.: Foundry Trade J. 40 (1929) 181.
- 114) Vogel, R., Dannöhl, W.: Arch. Eisenhüttenwes. 8 (1934/35) 39.
- 115) Pütz, P.: Metallurgie 3 (1906) 635.
- 116) Portevin, A.: Rev. Métallurg. 6 (1909) Mém. 1264.
- 117) Maurer, E.: Stahl u. Eisen 45 (1925) 1629.
- 118) 大屋正吉: 金屬の研究 7 (昭和5年) 84.
- 119) Guillet, L.: J. Iron Steel Inst. 68 (1905 II) 123.
- 120) 大屋正吉: 金屬の研究 7 (昭和5年) 615.
- 121) Vogel, R., Martin, E.: Arch. Eisenhüttenwes. 4 (1930/31) 487.
- 122) Hougardy, H.: Arch. Eisenhüttenwes. 4(1930/31)497.
- 123) Wever, F., Rose, A., Eggers, H.: Mitt. Kais. Wilh.-Inst. Eisenforsch., Düsseldorf 18 (1936) 239.
- 124) Houdremont, E., Bennek, H., Schrader, H.: Arch. Eisenhüttenwes. 6 (1932/33) 24.
- 125) Houdremont, E.: Trans. A. I. M. E. Iron Steel div. (1935) 260.
- 126) Gumlich, E.: Wiss. Abh. Physik. techn. Reichsanst. (1918) 369.
- 127) Keil, O., Jungwirth, O.: Arch. Eisenhüttenwes. 4 (1930/31) 221.
- 128) Söhnchen, E., Piwowarsky, E.: Arch. Eisenhüttenwes. 5 (1931/32) 111.
- 129) Vogel, R., Mäder, H.: Arch. Eisenhüttenwes. 9 (1935/36) 333.
- 130) Everest, A. B. Foundry Trade J. (1927) 169.
- 131) Keil, O., Ebert, F.: Arch. Eisenhüttenwes. 6 (1932/33) 523.
- 132) Houdremont, E., Schrader, H.: Arch. Eisenhüttenwes. 8 (1934) 448.
- 133) Michel, A., Benasé, P.: Rev. Métallurg. 27 (1930) 326.
- 134) Guillet, L.: Précis de Métallographie Paris: Dunod (1924)
- 135) Vogel, R.: Ferrum 14 (1916/17) 177.
- 136) 田丸堯爾: 理研彙報 第二輯 第一號
- 137) Hofmann, U., Schrader, H.: Arch. Eisenhüttenwes. 10 (1936/37) 65.
- 138) Vogel, R.: Auszug Aus. Ber. Werkstoffaussch. V. d. Eisenh. Nr. 106 (1927).
- 139) Mathesius, H.: Stahl u. Eisen 48 (1928) 853.
- 140) Guillet, L.: Rev. Métallurg. 22 (1925) Mém. 88.
- 141) Dumas, L.: C. R. Acad. Sci., Paris 129 (1899) 42.
- 142) Arnold, H. D., Read, A. A.: Eng. (1915) 362.
- 143) Scherer, R.: Arch. Eisenhüttenwes. 1 (1927/28) 325.
- 144) 的場幸雄: 金屬の研究 5 (昭和3年) 19.
- 145) Houdremont, E., Schrader, H.: Kruppsche Mh. 13 (1932) 4.
- 146) Voger, R., Sundermann, W.: Arch. Eisenhüttenwes. 5 (1932/33) 35.
- 147) Guillet, L.: Bull. Soc. Encour. Ind. Nat. (1919) 148.
- 148) Mack, E. L., Gillett, H. W.: Trans. Amer. Electrochem. 43 (1923) 231.
- 149) Feild, L.: Trans. Amer. Min. Metallurg. Engr. 69 (1923) 848.
- 150) Zie'ler, W.: Arch. Eisenhüttenwes. 5 (1931/32) 167.
- 151) Persoz, L.: Aciers Spéciaux 3 (1928) 256.
- 152) Löhrberg, K.: Dr. Diss. Göttingen (1933).
- 153) Voger, R., Löhrberg, K.: Arch. Eisenhüttenwes. 7 (1933/34) 4 73.
- 154) Wever, F., Müller, A.: Stahl u. Eisen 49 (1929) 1529.
- 155) Oesterheld, G.: Z. Anorg. Allg. Chem. 97 (1916) 1.
- 156) Kroll, W.: Wiss. Veröff. Siemens-Konz. 8(1929)220.
- 157) Masing, G.: Z. Metallkde 20 (1928) 10.
- 158) Seljesater, Rogers,: Trans. Amer. Soc. Stl. Treat. 19 (1932) 560.
- 159) Bennek, H., Schafmeister, P.: Arch. Eisenhüttenwes. 5 (1931/32) 615.
- 160) Foote,: Chem. Metallurg. Engr. 25 (1921) 789.
- 161) Andrew, J. H. Engineering 22 (1921) 842.
- 162) Polushkin, E. P.: J. Iron Steel Inst. Carnegie scholarship Mem. (1920) 129.
- 163) Ullmann, F.: Enzyklopädie der technischen Chemie. 2 Aufl. 3, 104.
- 164) Bennek, H., Holzscheiter, C. G.: Arch. Eisenhüttenwes. 9 (1935/36) 193.

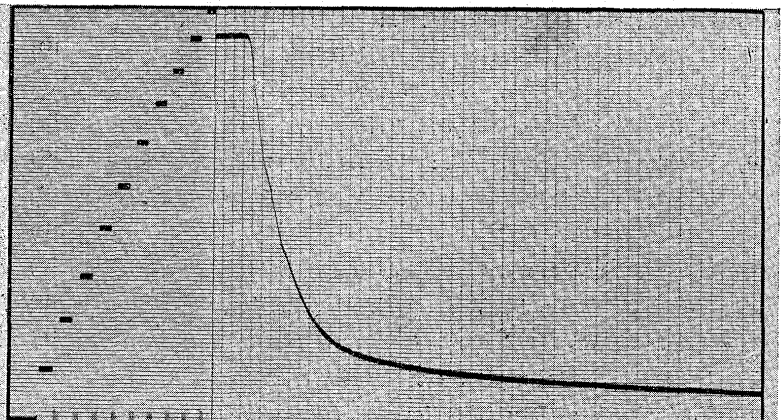
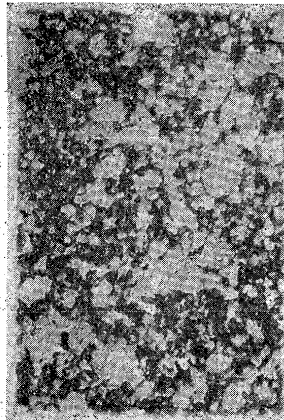
第 43 圖

試料顯微鏡組織 × 150

時間 - 溫度曲線

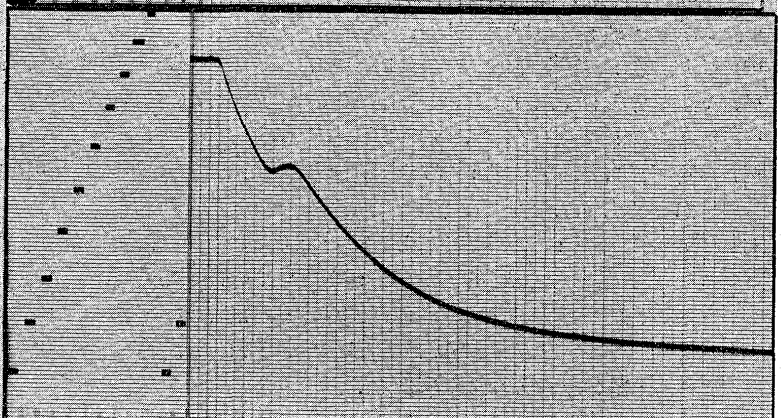
炭素鋼

試料番號 0 (4)
C 0.3%
燒入溫度 900°C
冷却速度 1,177°C/sec



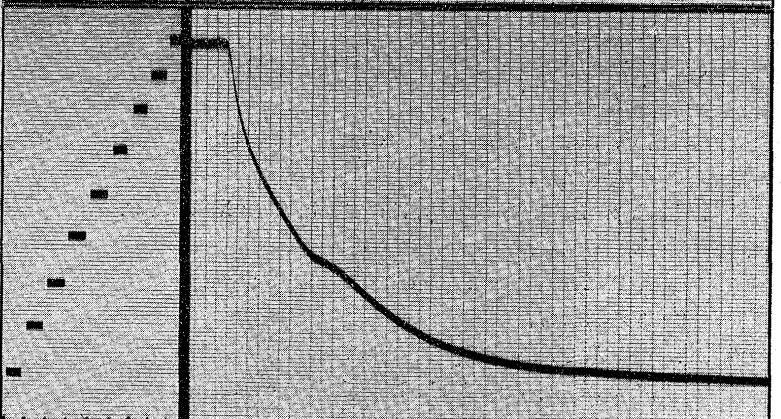
炭素鋼

試料番號 01(5)
C 0.39
燒入溫度 850°C
冷却速度 303°C/sec



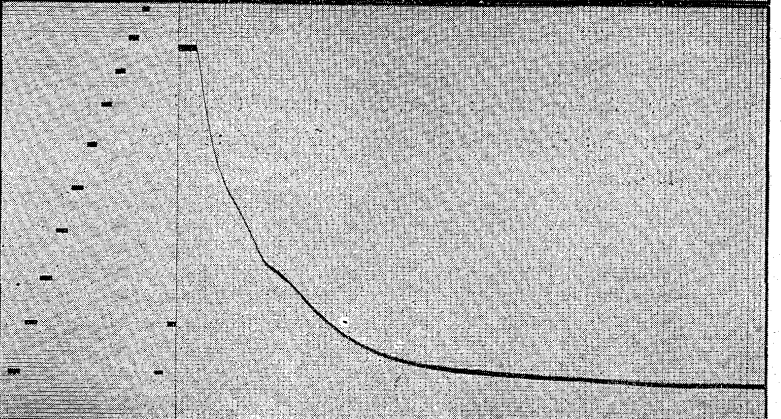
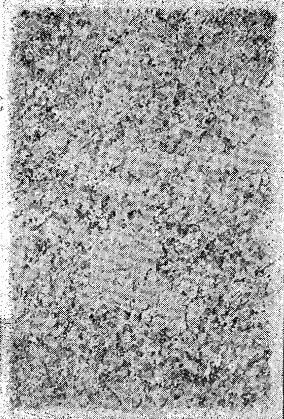
マンガン鋼

試料番號 38(1)
C 0.29 Mn 0.9
燒入溫度 89.°C
冷却速度 585°C/sec



ニッケル鋼

試料番號 107(3)
C 0.27 Ni 2.86
燒入溫度 860°C
冷却速度 445°C/sec



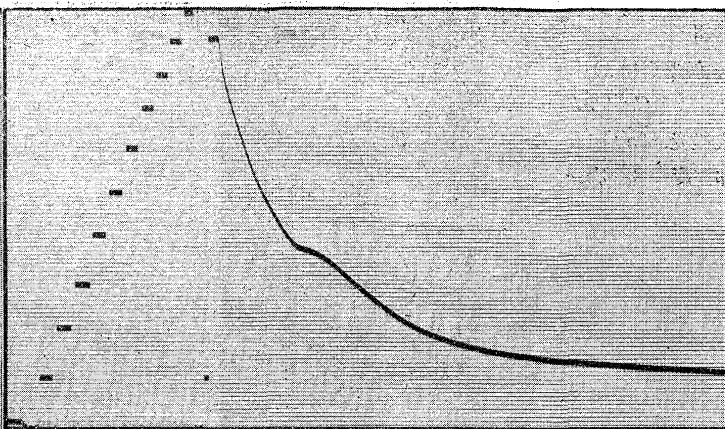
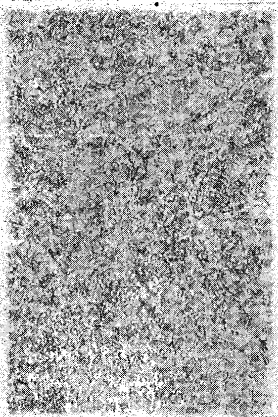
第 44 圖

試料顯微鏡組織 $\times 150$

時間 - 溫度曲線

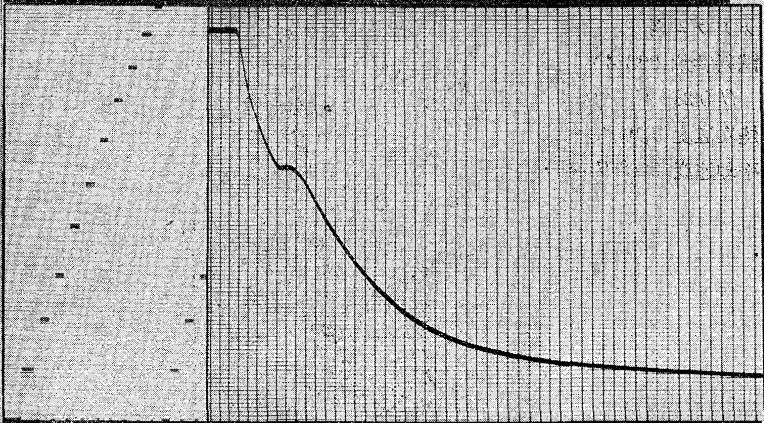
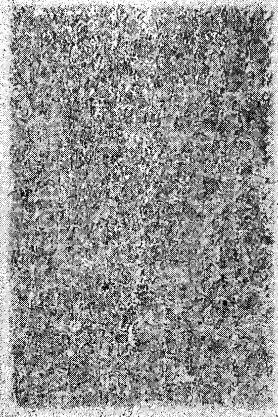
クロム鋼

試料番號 204(2)
 C 0.3 Cr 1.62
 焼入溫度 890°C
 冷却速度 154°C/sec



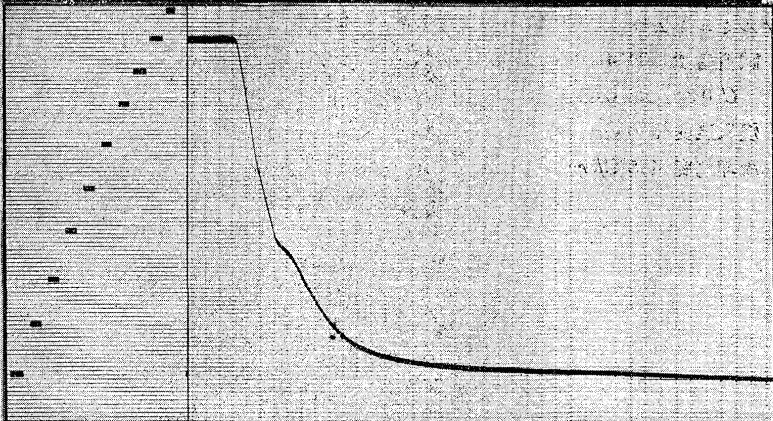
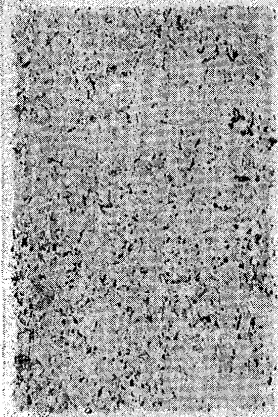
タンゲステン鋼

試料番號 503(5)
 C 0.5 W 1.02
 焼入溫度 910°C
 冷却速度 444°C/sec



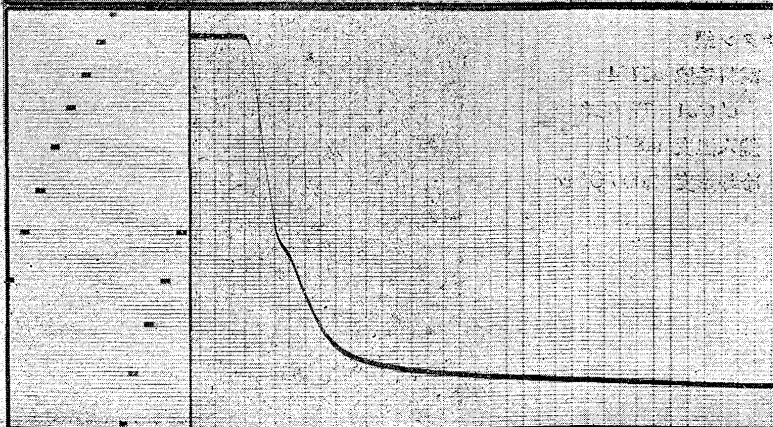
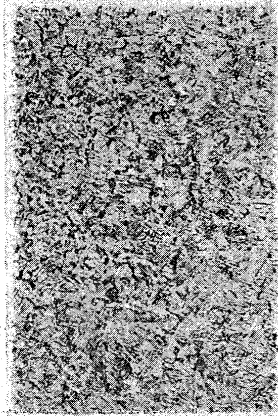
モリブデン鋼

試料番號 415(1)
 C 0.31 Mo 0.24
 焼入溫度 905°C
 冷却速度 1,177°C/sec



珪素鋼

試料番號 306(1)
 C 0.27 Si 0.63
 焼入溫度 920°C
 冷却速度 1,830°C/sec



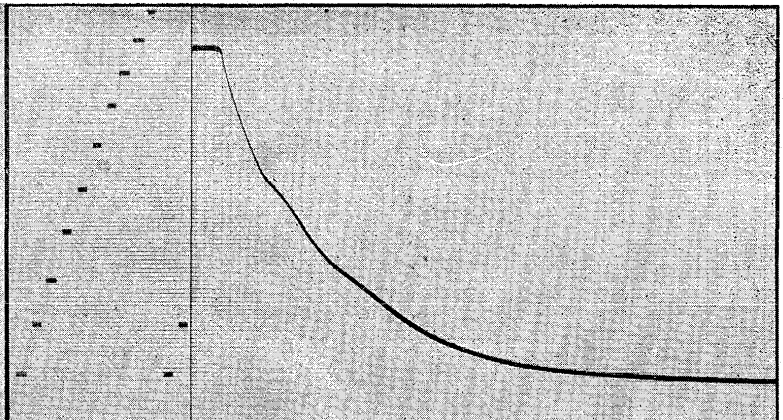
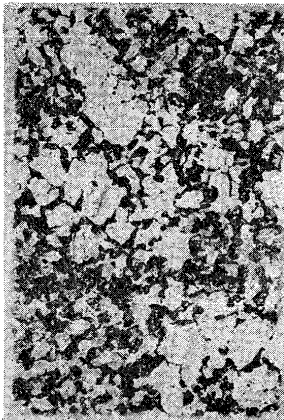
第 45 圖

試料顯微鏡組織 - × 150

時間 - 溫度曲線

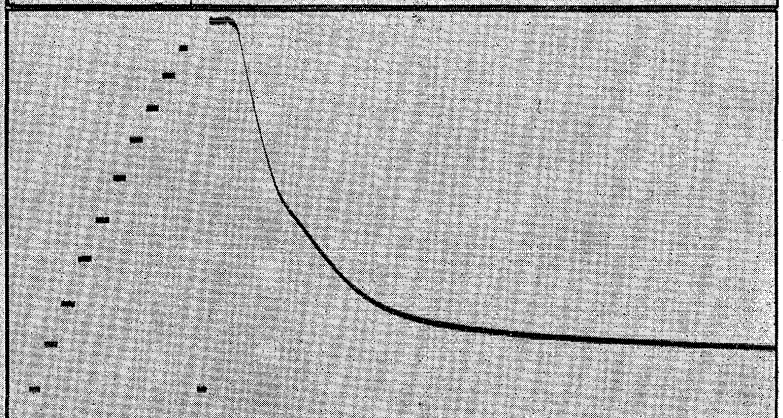
銅 鋼

試料番號 602(1)
 C 0.30 Cu 2.97
 燒入溫度 875°C
 冷却速度 370°C/sec



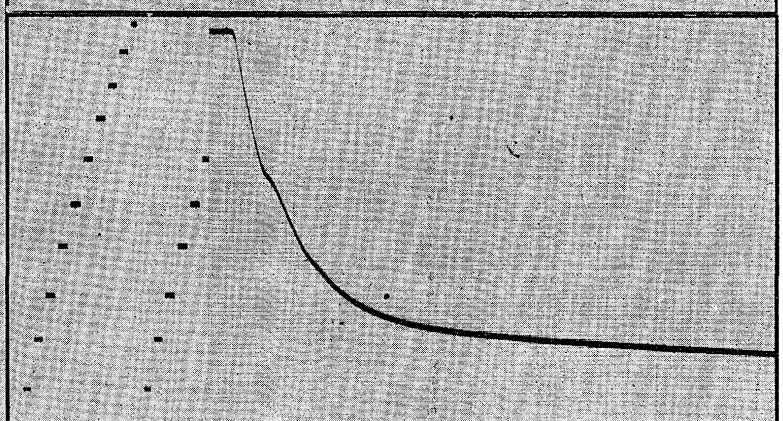
ワナヂウム鋼

試料番號 908(4)
 C 0.28 V 1.24
 燒入溫度 1,100°C
 冷却速度 350°C/sec



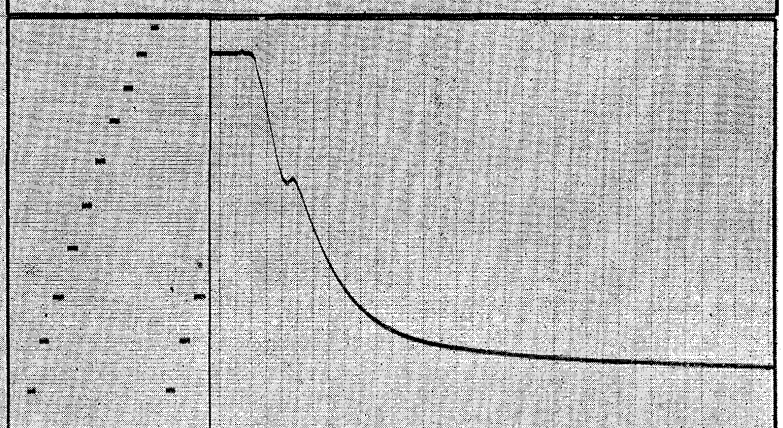
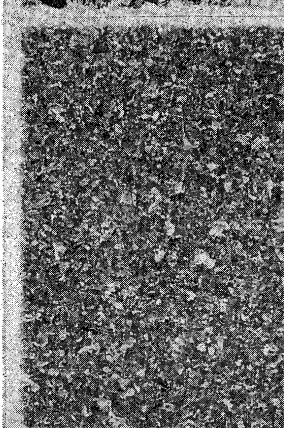
アルミニウム鋼

試料番號 704(4)
 C 0.31 Al 0.48
 燒入溫度 930°C
 冷却速度 465°C/sec



チタン鋼

試料番號 811(4)
 C 0.31 Ti 0.23
 燒入溫度 900°C
 冷却速度 1,000°C/sec



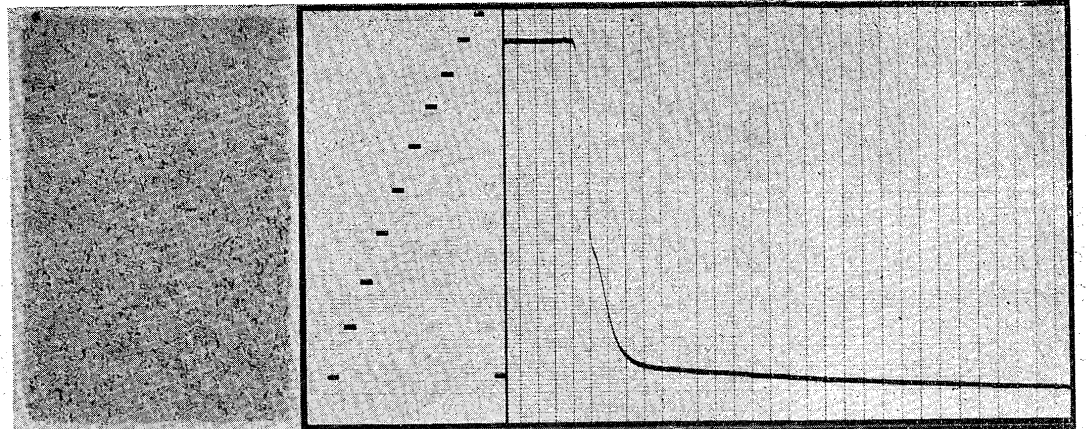
第 46 圖

試料顕微鏡組織 × 150

時間 - 温度曲線

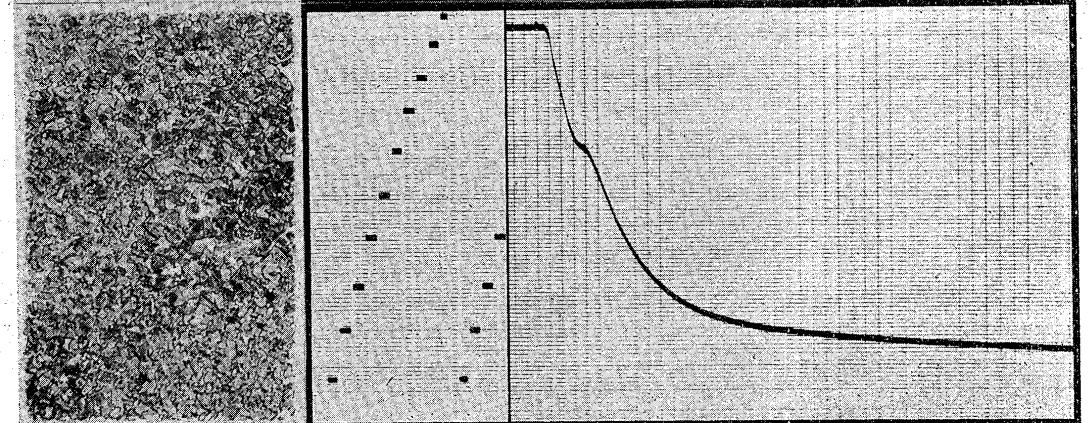
コバルト鋼

試料番號 1,003(2)
 C 0.27 Co 1.33
 焼入温度 905°C
 冷却速度 4,300°C/sec



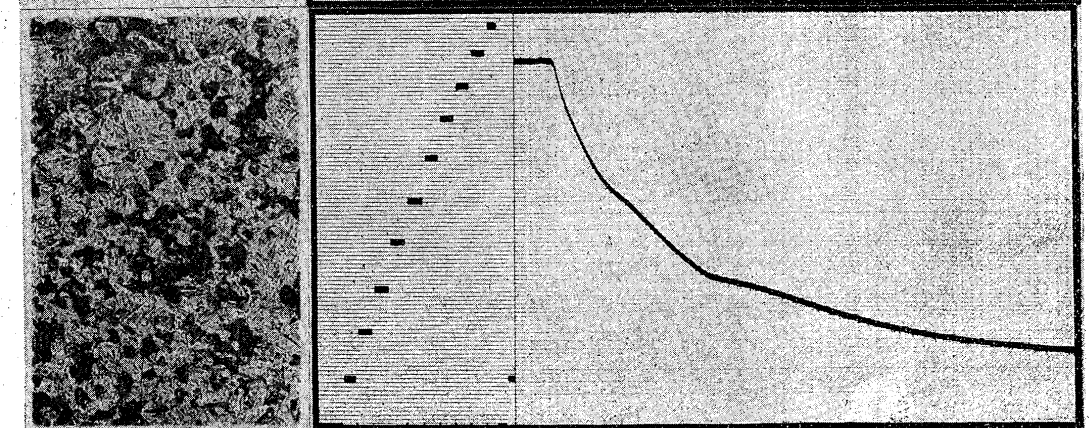
ジルコニウム鋼

試料番號 1,101(5)
 C 0.27 (Zr 0.56)
 焼入温度 920°C
 冷却速度 833°C/sec



ベリリウム鋼

試料番號 1,201(4)
 C 0.31 Be 0.34
 焼入温度 820°C
 冷却速度 294°C/sec



ウラン鋼

試料番號 1,300(2)
 C 0.29 U 0.24
 焼入温度 870°C
 冷却速度 1,500°C/sec

