

昭和十六年一月二十五日發行

論 說

Ni·Cr 鋼及 *Ni·Cr·Mo* 鋼の變態及燒入質量效果に就て

(日本鐵鋼協會第23回講演大會講演 昭15.4)

下 田 秀 夫*

TRANSFORMATIONS AND MASS EFFECT IN NICKEL-CHROMIUM AND NICKEL-CHROMIUM-MOLYBDENUM STEELS.

Hideo Shimoda.

SYNOPSIS:—The critical cooling rate was first studied to inquire into the mass effect in quenching of steels. The specimens were of the open-hearth nickel-chromium and nickel-chromium-molybdenum steels, which were put in the Sato quenching testing machine and cooled in different cooling rates. Change of the transformation point with the difference of cooling rate and the transformation velocity at each temperature were determined. From these results and observation of the microstructure, quenching diagrams were made and the critical cooling rate determined. The present paper deals with the explanation of the quenching diagram as well as the appearance of the transformation. Then the Charpy and tensile specimens were cooled in different cooling rates, and tempered to temperatures between 20 to 700°C, and then subjected to the mechanical test to inquire the relation of the cooling rate and the mechanical properties. Lastly, the mass effect was presumed, seeing from the experimental results described above and the measured value of the cooling curve with regard to the oil-quenched round bar of 20-300 mm in diameter. It was recognized that although the larger sections have been liable to be influenced by segregation, ghosts, hydrogen inclusion, manner of forgings and other complex effects, the mass effect due to the heat treatment alone free from such influences may be detected by the present method.

I. 緒 言

Ni·Cr 鋼等の特殊鋼の多くが冷却に際して三段變態を起す事は既に Portevin 及 Chevenard¹⁾ によつて唱へられてゐる處であり、其の後も Wever,²⁾ Wever 及 Lange,³⁾ Rose 及 Fisher⁴⁾ 等によつて同様な事が屢々唱へられてゐる。又最近 Davenport⁵⁾ や W. T. Griffith, L. B. Pfeil 及 N. P. Allen⁶⁾ 等は色々な合金鋼の S—曲線を發表し、多くの合金鋼に於ては炭素鋼のそれと異り三段變態を起すことを明かにしてゐる。

斯様に或る種の特殊鋼が三段變態を起す事は既に周知の事實となつて來てゐるのであるが、燒入状態圖等⁷⁾を見ると此の點を明示したものが少く、又此の三段變態が冷却速度により如何様に變化するかを詳しく調べたものが餘り見當らぬ様である。又各溫度に於けるオーステナイトの分

解状況等は多くの學者達によつて研究されてゐるが未だ判らない點も見受けられる様である。

本實驗に於ては *Ni·Cr* 鋼及 *Ni·Cr·Mo* 鋼に就て變態の性質を調べ、之等の曖昧な點をより明確にし、序に質量と冷却速度との關係や、材力と冷却速度との關係を調べて熱處理作業の參考に供した次第である。

II. 實 驗 方 法

實驗は大體次に述べる5種類の測定から成立てゐる。

- (1) 冷却速度の變化に伴ふ變態點の變化
- (2) 各溫度に於けるオーステナイトの分解測定
- (3) 顯微鏡試験
- (4) 冷却速度と質量との關係
- (5) 冷却速度と材力との關係

冷却速度の變化に伴ふ變態點の變化測定には佐藤式燒入試験器(自記膨脹計)を用ひ、被覆附の爐、扇風機、噴霧器

* 株式會社日本製鋼所室蘭製作所

等を適當に併せ用ひて試料を種々の冷却速度で冷却し、その冷却曲線を自記せしめた。

各温度に於けるオーステナイトの分解測定にも矢張り佐藤式焼入試験器を使用した。これには試験器に装置した試料をオーステナイト区域に加熱した後、扇風機で所要の温度まで急冷し、試料が其の温度に達した瞬間豫め其の温度に保持して置いた別の爐の中に挿入する。そうするとオーステナイトは此の温度に於て徐々に或は急激に分解して膨脹する。此の際の膨脹は自記膨脹計に記録されるから、それにより膨脹量や膨脹と時間との関係を測定する事が出来る。

又冷却速度と質量との関係や、冷却速度と材力との関係を求めるには、何れも試料の中心部まで達する径 5mm の孔を明け、其の孔の中に熱電對を挿入して温度が測定出来る様にして置き、焼入温度から冷却する際に冷却速度を測定した。

III. Ni·Cr 鋼の變態

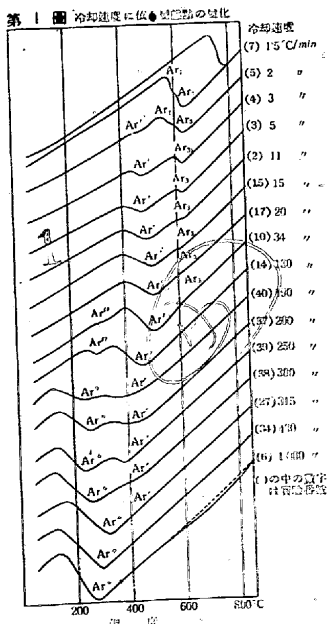
(1) 材料 試料に用ひた材料は酸性平爐製 Ni·Cr 鋼で其の化學成分は第1表に示す通りである。

第 1 表

C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Cu.
·26	·25	·50	·025	·011	3·38	·74	·06

此の材料を径 7mm の丸棒に鍛造し焼鈍後径 5mm 長さ 70mm の丸棒に機械削りして仕上げた。

(2) 實驗 1 此の試料を 850°C に 15 分間保持した後 1.5°C/min から 6,000°C/min に亘る色々の冷却速度で冷却



し、變態點及組織の變化を調べて見た。其の主要なるものを上から冷却速度の順に並べて見ると、膨脹曲線は第1圖に示す如くなり、其の顯微鏡組織は第2表に示す如くなる。

第1圖を見ると大體3つの變態區域が存在する事が判る。即ち次の如くである。

- (i) 630°C 附近から始まる變態
- (ii) 500°C 附近から始まる變態
- (iii) 300°C 附近から始まる變態

第 2 表 冷却速度と顯微鏡組織

實驗 番號	冷却速度*	顯微鏡組織	實驗 番號	冷却速度*	顯微鏡組織
No.7	1.5°C/min	P+F	No.14	100°C/min	M+(F)+T
5	2	P+F+T	40	190	M+(F)+T
4	3	(P)+F+T	37	200	M+T
3	5	(M)+F+T	39	250	M+T
2	11	(M)+F+T	38	300	M+T
15	15	(M)+F+T	27	315	M+T
17	20	M+F+T	34	430	M
10	34	M+(F)+T	6	6,000	M

P:パーライト, F:フェライト, T:トルースタイト, M:マルテンサイト, 括弧は顯微鏡組織のみに現はれ膨脹計に現はれないものを表はす。+は異なる組織が共存することを表はす。例へば P+F+T はパーライトとフェライトとトルースタイトが共存する事を表はす。* 冷却速度は 500°C に於ける 1 分間の冷却で表はした。

(i) の變態を僅かに起さしめて油焼入を行ひ顯微鏡組織を調べて見ると結晶粒界に地鐵が析出してゐる。又第1圖の No.7 や No.5 の曲線を見れば 1.5°C/min や 2°C/min で冷却すると 630°C 附近の膨脹が二段になって現はれてゐるが、斯様な膨脹を示すものの顯微鏡組織を調べて見るとパーライトが現はれてゐる。従て 630°C 附近から始まる變態は地鐵の析出及パーライトの析出に起因するものと考へられる。

(ii) の變態を僅かに起さしめて油焼入を行ひ顯微鏡組織を調べて見ると、トルースタイトが僅かの地鐵を伴て結晶粒界に現はれて来る。

(iii) の變態は明かにマルテンサイトの現出に依るものである。

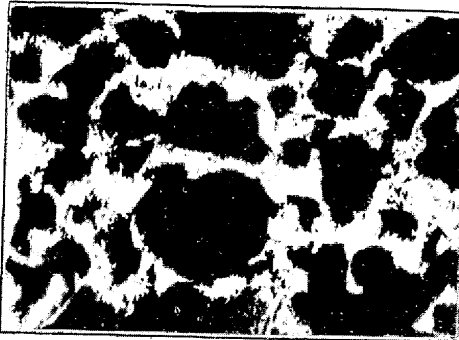
之等の變態は炭素鋼に於ける Ar₃, Ar₁, Ar', Ar'' 變態に似てゐるので以下便宜上 (i) の變態の内、地鐵の析出に依るものを Ar₃, パーライトの析出によるものを Ar₁, で表はすことにし、(ii) の變態を Ar', (iii) の變態を Ar'' で表はすことにする。

炭素鋼に於ては冷却速度の増加に伴ひ Ar₁ が連続的に降下して Ar' 變態となるらしいが⁹⁾ Ni·Cr 鋼では第1圖の No.5 の曲線から明かなる如く Ar₁ 變態は連続的に降下すること無く、冷却速度が増加するに従ひ次第に消失し、全然別に低温度に於て Ar' 變態が現はれるのである。

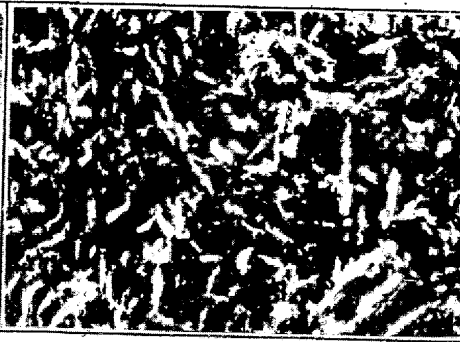
第2圖は上の實驗から求めた焼入状態圖である。横軸に示す冷却速度は 500°C に於ける 1 分間の冷却を示す。

此の焼入状態圖に示す如く、冷却速度を變化すれば Ar₃₋₁ 變態, Ar' 變態, Ar'' 變態が現はれる。然して Ar₁ 變態は 3°C/min 以上の冷却速度では現はれなくなるのに反し Ar₃ 變態, 即ち結晶粒界に地鐵が析出する變態は約 40°C/min 以上になつても現はれてゐる事は注目すべき事柄で

寫眞 第 1 (×450)



寫眞 第 2 (×450)



寫眞 第 3 (×450)

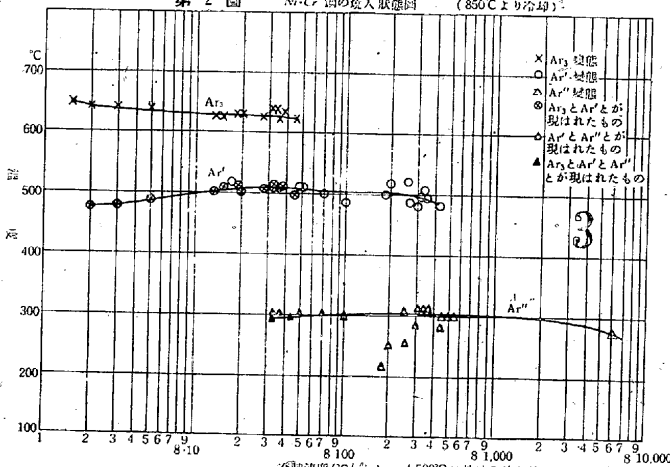


ピクリン酸 5% アルコール溶液にて腐蝕

30% の NaOH を含む水溶液 20cc に 1g の没食子酸を加へた。腐蝕液を使用 75°C にて 15 分間腐蝕。

141 2

第 2 圖 Ni-Cr 鋼の焼入状態図 (850°Cより冷却)



度で起る様になる傾向もある。従て第 2 圖に示す如く、同一變態でも他の變態の影響と冷却速度との影響を受けて、變態開始温度が幾分か變化する様になるのである。

冷却速度が 200°C/min 位の所で Ar'' の温度が著しく低下してゐるが、此の事に就ては次節で述べることにする。

(3) 實驗 II 上に述べた事柄を更に確める爲に、各温度に於けるオーステナイトの分解を調べて見た。即ち 850°C から所要の温度まで急冷し、其の温度に長時間保持してオーステナイトの分解による膨脹及其の組織を調べたのである。

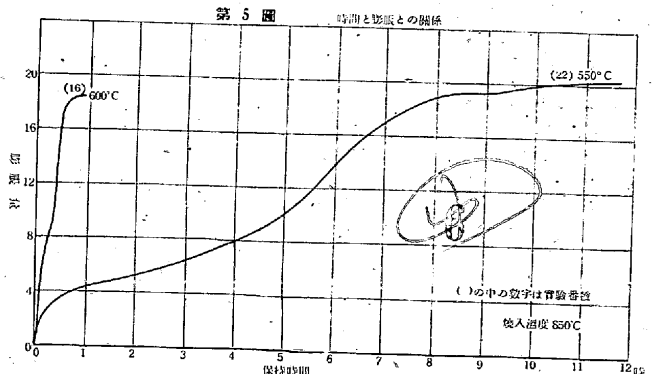
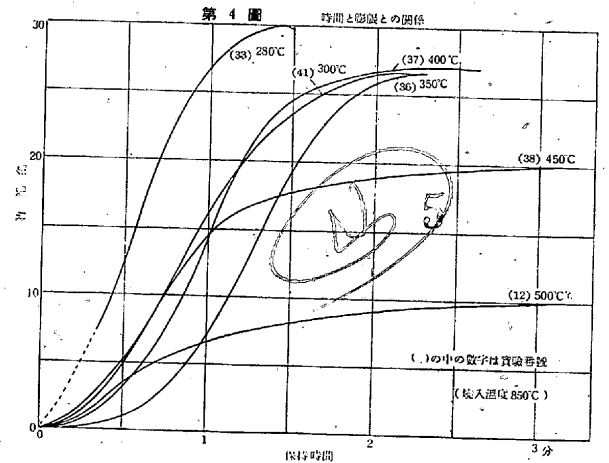
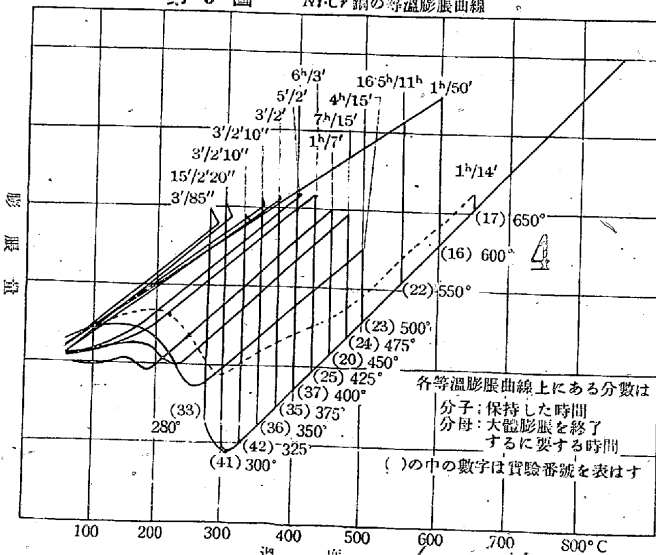
ある。

又二つの變態が同時に現はれる場合、低温度に於て起る變態の變態開始温度は、高温度に於ける變態の量の影響を受けて變る。例へば Ar₃ と Ar' とが現はれる場合 Ar₃ が多量な場合は Ar' は比較的低温から始まり Ar₃ が少量になるに従ひ Ar' は次第に高温度で始まる傾向がある。

又一般に一つの變態は冷却速度が増加すれば次第に低温

第 3 圖は之等の等温膨脹曲線で、第 4 圖及第 5 圖は時間と變態膨脹量との關係を示すものである。

第 3 圖 Ni-Cr 鋼の等温膨脹曲線



21/22 = 621

之等の圖を見ると、保持温度が 280°C 附近の場合は分解速度が速く又膨脹量も多いが、温度が上昇して 350°C 附近になると稍遅くなり、それより温度が高くなると再び速やかに分解する傾向がある。

400~500°C 附近に於てはオーステナイトの一部分は容易に分解するが、長時間保持しても總てのオーステナイトが完全に分解すること無く、一部分は何時までも残て居て、恰もオーステナイトと分解生成物とが平衡を保て居るかの如く見える。

500°C に於ては約 15 分で第 3 圖の如くオーステナイトの一部分が僅かに變態膨脹を起すが、其の後は少しも分解が進まず、約 30 時間保持しても全然膨脹が認められなかった。此の温度に於て析出するものは寫眞第 2 及第 3 に示す如く針狀地鐵であつて 600°C 附近に保持して分解したものが寫眞第 1 の如く結晶粒界に地鐵を析出するに反し、500°C に保持したものはオーステナイトの結晶面(劈開面)に地鐵が現はれるのである。最近 Davenport は Cr·Mo 鋼や Ni·Cr·Mo 鋼を用ひて斯様な針狀地鐵が炭化物を固溶してゐる事を確め、斯様な地鐵が Bainite の析出を促すのであらうと述べて居る。又村上博士及湯原氏は針狀地鐵及マルテンサイトを Ar'' で表はされてゐるが其の針狀地鐵と云ふのは斯様な組織であらうと思はれる。著者の實驗によれば、寫眞第 3 に示す如く、針狀地鐵の中に炭化物の析出物らしきものが認められ Davenport¹⁰⁾ の云ふ如く針狀地鐵が炭化物を固溶してゐるらしい事が判た。寫眞第 3 と云ふのは寫眞第 2 と同一の試料を 1,500 倍に擴大して見たものであつて、白い部分が針狀地鐵で其の中に存在する黒點が炭化物であらうと思はれる。又針狀地鐵の周圍に炭化物が析出してゐる現象も認められた。

之等の温度附近で分解し得なかつたオーステナイトは其の後の冷却により低温度でマルテンサイトとなるのであるが、其の温度は普通のマルテンサイト化の温度(即ち高温から冷却して全部が完全にマルテンサイトになる温度)とは異り、それより更に低温度である。(第 3 圖参照)然して高温に於ける分解量が多い程、此のマルテンサイト化の温度が低下する傾向がある。

前節に述べた如く第 2 圖の焼入状態圖に於て、冷却速度が 200°C/min 位になるとマルテンサイトの發生温度が著しく降下してゐるが、其の原因は Ar' 變態が多量に起た爲であらうと思はれる。併し冷却速度が之以下の場合、即ち 30~100°C/min ではマルテンサイト發生の温度が約

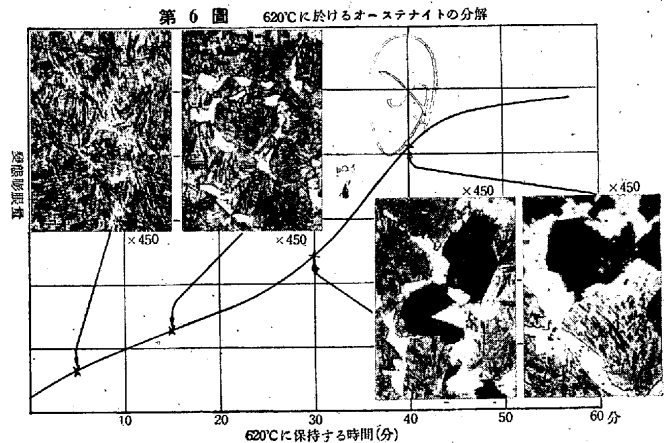
300°C 附近で、大體普通完全にマルテンサイトとなる時の温度と一致してゐる。

此の理由は未だよく判らないが、若しも針狀地鐵が炭化物を固溶してゐる事が事實とすれば、之が爲にオーステナイトの炭化物の濃度が餘り變化しない爲にマルテンサイト發生温度も餘り降下しないのであらう。之に反し冷却速度が 200°C/min 位になると針狀地鐵は餘り出ず、トルースタイトが析出する様になり、其の結果残りのオーステナイトの炭化物固溶量は幾分増加し、高炭素のものを冷却したと同様な結果になるのであらう。

保持温度が 550°C になると膨脹の状況は少し變て來る。即ち第 5 圖に示す様に特有の二段膨脹を示す。但し 550°C に於ては分解速度が非常に緩やかで、全部分解するのに約 11 時間を要するが 600°C では僅かに 50 分位で完全に分解し終る。

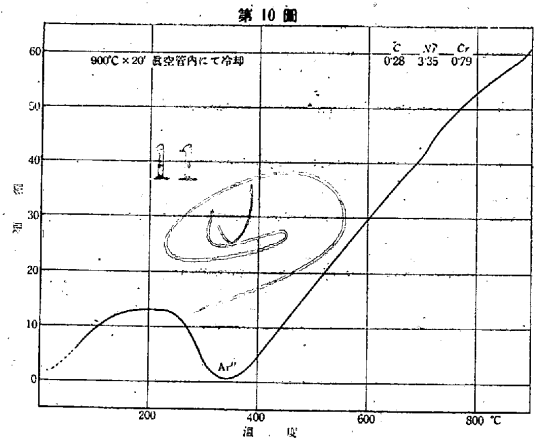
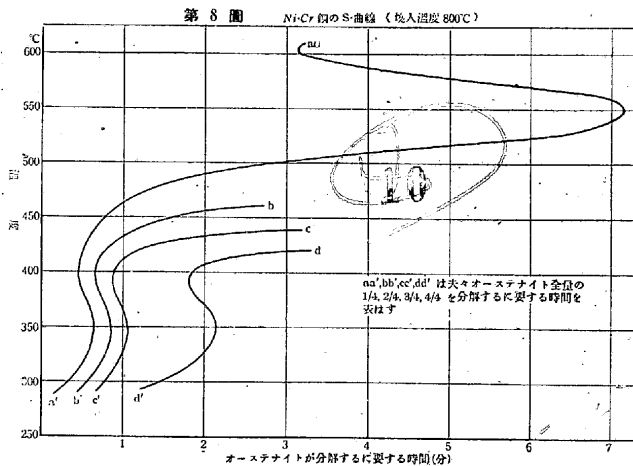
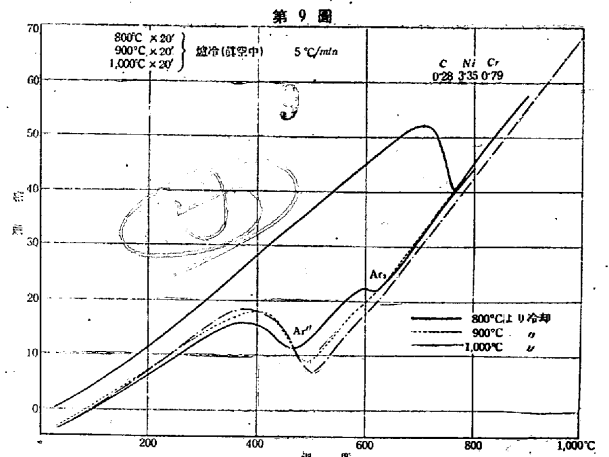
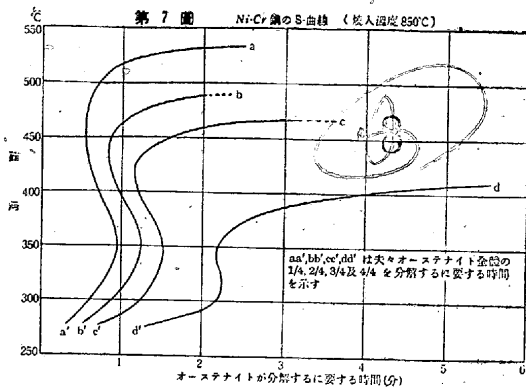
又温度が 650°C になると再び分解速度を減じ完全に分解し難くなる。

二段膨脹の最初の膨脹は地鐵が結晶粒界に析出する爲に起るものであり、第二段目の膨脹はパーライトの析出に依るものである。此の事は第 6 圖に示す膨脹曲線と顯微鏡寫眞によつて明かである。寫眞に於ける白き部分は地鐵、黒



き部分はパーライトで、灰色の部分は途中から冷却した爲に分解しなかつたオーステナイトがマルテンサイト組織となつたものである。此の變態は炭素鋼の Ar₃-Ar₁ 變態とよく似てゐる。従て著者は結晶粒界に地鐵が析出したものを Ar₃ 變態と稱し、パーライトが出来るのを Ar₁ 變態と稱した譯である。

以上の實驗結果から Davenport に倣て S-曲線を描いて見ると第 7 圖の様になる。同圖に於て aa', bb', cc', dd' は夫々オーステナイトが其の全量の 1/4, 2/4, 3/4, 4/4 分解するに要する時間を示すものである。此の圖に於ては



500°C 以上は著しく長時間を要するので略した。

第8圖は焼入温度を800°Cにした場合のS-曲線で、此の場合には500°C以上でも餘り時間を要しないので略さなかつた。此の圖を見ると三段變態の範圍が明かに判る。

(4) 實驗 III 以上の實驗は總べて空氣中で加熱した爲に酸化、脱炭等の影響が多少あるかも知れない。それ故眞空中で加熱及冷却を行つて見た。其の結果矢張り第9圖及第10圖に示す如く三つの變態が存在する事が判り、其の

鋼に就て行つた實驗結果から次の結論が得られる。

(イ) Ni·Cr 鋼はオーステナイト區域より冷却する際に三段變態を起す。その變態開始温度は大體 630, 500, 300°C 附近である。

(ロ) 630°C 附近では先づ地鐵が結晶粒界に析出し、殘部はパーライトになる。

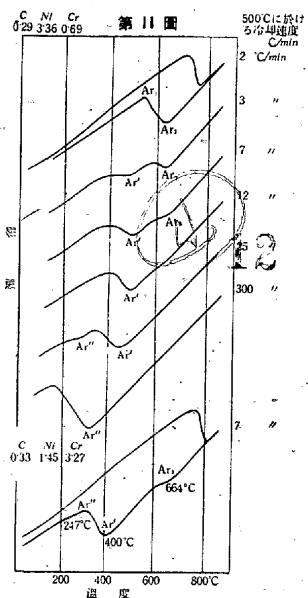
(ハ) 500°C ではトルースタイトと針狀地鐵が現はれるが、此の針狀地鐵はオーステナイトの結晶面に現はれ、炭化物を固溶してゐるらしい。

(ニ) 300°C ではマルテンサイトが発生する。

(ホ) 500~400°C では相當長時間保持してもオーステナイトは完全に分解することなく、殘部は普通のマルテンサイトの發生温度より低温度で分解する。

IV. Ni·Cr·Mo 鋼の變態

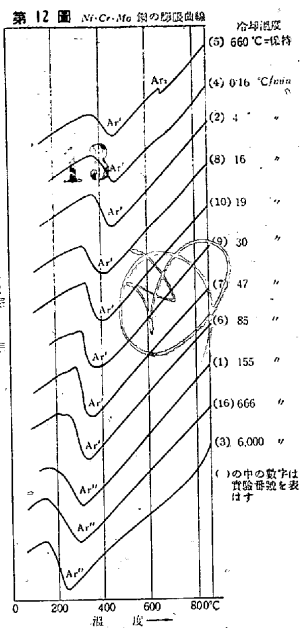
(1) 材料 Ni·Cr 鋼と同様な實驗を Ni·Cr·Mo 鋼に就ても試みた。試料は前と同じく酸性平爐製のもので、7mm 丸棒に鍛造し之を機械削りし、徑 5mm 長さ 70mm の丸棒に仕上げた。其の化學成分は第3表に示す。



温度も空氣中で實驗したものと大體一致してゐる。

又異なる材料を用ひて實驗して見たが第11圖に示す如く矢張り三つの變態が現はれ、其の變態温度も大體一致してゐる。従て上に述べた事柄が酸化、脱炭等によつて起るものではなく、又一種類の Ni·Cr 鋼、だけに特有のものでも無い事が證明された譯である。

(5) 結論 以上 Ni·Cr



第4表 冷却速度と顕微鏡組織

実験番号	冷却速度*	顕微鏡組織	実験番号	冷却速度*	顕微鏡組織
No.5	660°Cに保持す	(M)+T+F	No.7	47°C/min	M+T
4	0.16°C/min	(M)+T+F	6	85	M+T
2	4	(M)+T+(F)	1	155	M+T
8	16	(M)+T+(F)	16	666	M
10	19	(M)+T+(F)	3	6,000	M
9	30	M+T+(F)			

F: フェライト, T: トルースタイト, M: マルテンサイト.
 括弧は顕微鏡組織のみに現はれ膨脹計に現はれない組織を表す。
 +は異なる組織が共存することを表はす。
 * 冷却速度は 500°C に於ける 1 分間の冷却で表はした。

求める爲に 700~630°C 間を 7 時間半かけて冷却したものであるが、其の膨脹量は非常に微量である。一番上の曲線は 660°C に 6 時間保持したものであるが、矢張り僅かな膨脹を示すに過ぎない。此の場合の顕微鏡組織を調べて見ると地鉄が僅かに結晶粒界に析出してゐる。従て Ni·Cr 鋼の場合と同様な理由から之を Ar₃ 變態と便宜上稱することにする。

第 12 圖の上から三番目以下の曲線は下に行くに従て冷却速度を増し、一番下の曲線が油焼入の場合となつてゐる。之等の曲線を見ると、冷却速度の増加に伴ひ Ar' 變態は降下して終には Ar'' 變態と一致する傾向が見える。即ち Ni·Cr·Mo 鋼に於ては Ar' と Ar'' との境界が判然としない。荒木氏¹¹⁾の實驗によれば之等の境界が明瞭に現はれてゐるが依信次博士⁸⁾の實驗には矢張り Ar' と Ar'' との境界が明瞭でないものがあつて著者の實驗と一致してゐる。如何なる要素が影響してゐるか云ふ事に就ては更に研究を要す。

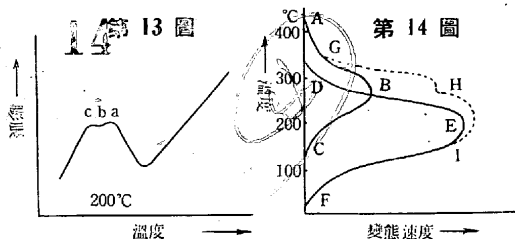
第 3 表

C	Si	Mn	P	
.31	.26	.53	.022	
S	Cu	Ni	Cr	Mo
.008	.08	2.77	.71	.42

(2) 實驗 I 上記の試料を 850°C に 15 分間加熱し、色々の冷却速度で冷却した場合の膨脹曲線を求めて見ると第 12 圖の如くなる。又之等の試料の顕微鏡組織を調べて見ると第 4 表の如くなる。

第 12 圖の上から二番目の曲線は Ar₃ 變態區域を

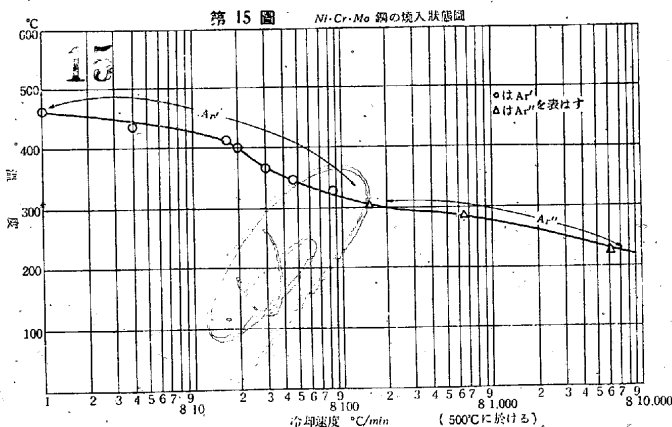
又 Ni·Cr·Mo 鋼には屢々第 13 圖の abc に示す様な曲線が 200°C 附近に現はれ、其の組織が大部分マルテンサイトで、トルースタイトが僅かしか混入してゐない様な事がある。(第 12 圖 No. 9, No. 7, No. 6 等参照)



之は判然とした事は未だ判らぬが、著者は次の如く推定してゐる。

それは第 14 圖に示す如く 300°C 附近に於てはトルースタイトが析出すると同時にマルテンサイトも析出すると考へるのである。即ち第 14 圖に於て、ABC はトルースタイトの析出速度を表はし、DEF はマルテンサイトの析出する速度を表はすものとすると、両者が同時に析出するときは AGHI の如き變態速度の變化を示す様になり、従て此の H の部分の冷却速度の變化により第 13 圖の如き曲線が描かれるものと考え。斯様に考へれば第 13 圖の如き曲線を示す試料が大部分マルテンサイトから成り僅かのトルースタイトを伴てゐると云ふ事實を説明する事が出来る。

之等の實驗結果から焼入状態圖を作て見ると第 15 圖の如くなる。即ち變態開始温度は冷却速度と共に次第に降下

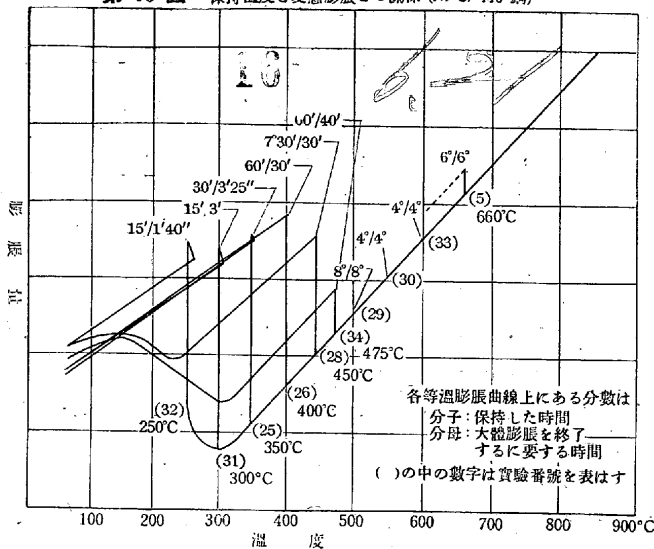


して行き、其の組織もトルースタイトから次第にマルテンサイトになつて行く。従て膨脹の測定のみから Ar' と Ar'' との境界を決定する事は困難である。

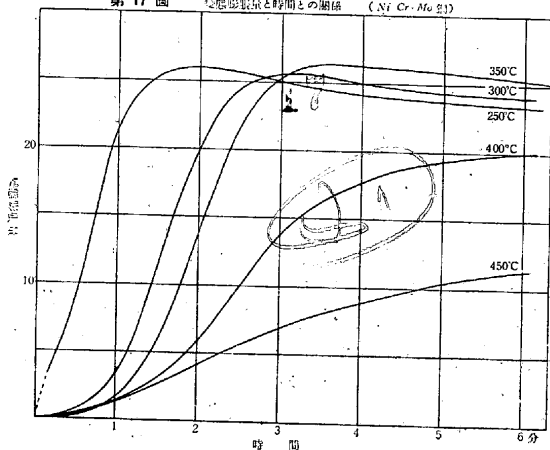
(3) 實驗 II Ni·Cr 鋼の場合と同様に此の材料に就ても 850°C から所要の温度まで急冷し、其の温度に保持して膨脹量及膨脹速度等を測定して見た。

第 16~18 圖は其の結果を纏めたものである。

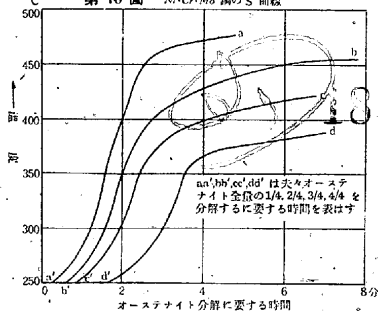
第 16 圖 保持温度と變態膨脹との關係 (Ni-Cr-Mo 鋼)



第 17 圖 變態膨脹量と時間との關係 (Ni-Cr-Mo 鋼)



第 18 圖 Ni-Cr-Mo 鋼の S 曲線



之等の實驗から判る様に、オーステナイトの分解は 660°C に 6 時間保持した場合には僅かに分解して地鉄を結晶粒界に析出するがそれ以下の温度に於ては、例へば 600°C に

於ては 4 時間、550°C に於ては 4 時間、500°C に於ては 8 時間放置しても全然オーステナイトの分解を起さず、475°C に 1 時間放置した場合に初めて僅かに分解を起して針状地鉄を析出するに至る。450°C になると相当量分解するが、尙 7 時間半保持しても完全に分解し終る事無く残ったオーステナイトは其の後の冷却により 230°C 附近まで降下して初めて分解してマルテンサイトとなる。

400°C 以下に保持すれば大體オーステナイトも完全に分解する事が出来る様になり、保持する温度が之以下に低

下すればする程益々分解速度は増大して来る。

従て Ni-Cr 鋼に見られる様な 350°C 附近に於ける變態速度の變化は見られないので S-曲線の形狀も大分異なる。Ar' と Ar'' との境界が明瞭でない事は此の S-曲線(第 18 圖)からも推定される事である。

(4) 結論 以上 Ni-Cr-Mo 鋼に就て行つた實驗結果から得られる結論は次の如くである。

(イ) Ar₃ 變態は 660°C 附近に於て現はれるが其の變態速度は非常に緩慢である。

(ロ) 600~500°C の温度範圍ではオーステナイトは數時間保持しても分解しない。

(ハ) 475~300°C ではオーステナイトは一部分、或は全部が分解する。全部分解し得る場合でも Ni-Cr 鋼に比して分解速度が遅く、特に變態開始に時間を要す。

(ニ) Ar' と Ar'' との境界は不明瞭である。但し材料によつては明瞭なものもあるらしいから此の點に就ては更に研究を要す。

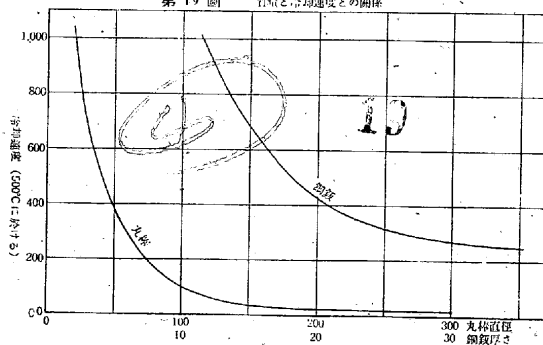
V. 冷却速度と質量との關係

冷却速度と變態との關係は上の實驗で明かになつたが實際の熱處理に於ては焼入せんとする品物の質量や形狀により冷却速度が著しく異て来るから、質量と冷却速度との關係は實際家の最も重要視する點である。

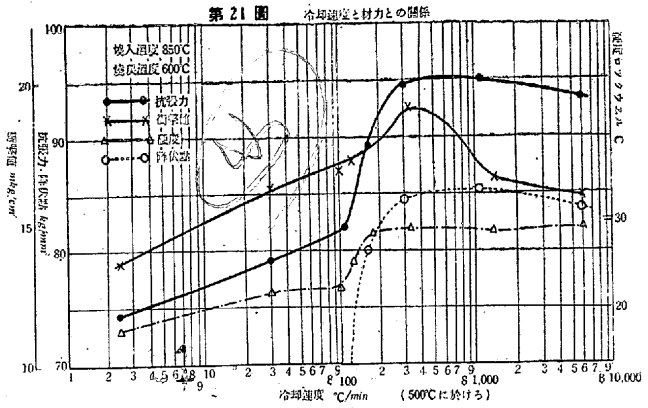
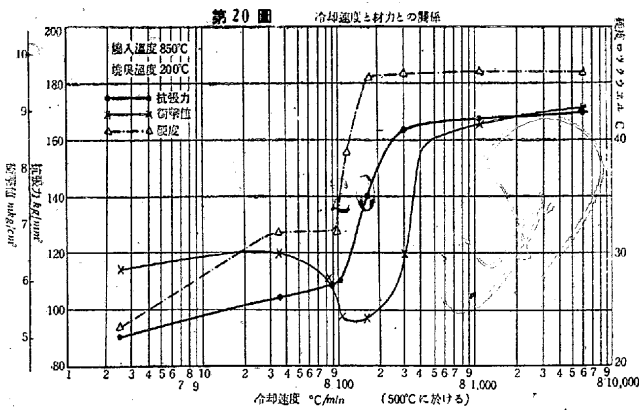
焼入の際の冷却速度と質量との關係は French 等により實驗的に求められて居り、又計算等によつても求める事が出来るが餘り正確にはゆかない。

著者は丸棒と鋼板を油焼入した場合の冷却速度と直径又は厚さとの關係を調べたので茲に掲げることとする。第 19 圖は其の結果を示すもので、冷却速度は總べて Ar' が

第 19 圖 直径と冷却速度との關係



最も起き易い所の 500°C に於ける冷却速度を採用した。測定箇所は試料の中心である。又焼入用油は新種油である。此の圖と焼入状態圖から、色々の大きさの材料を油焼入し



た時の内部組織を豫知する事が出来る。

VI. 冷却速度と材力との関係

焼入の際の冷却速度が材力に著しい影響を及ぼす事は周知の事であるが、餘り詳しい實驗記録も見當らぬ様であるので著者は前述の $Ni \cdot Cr$ 鋼 (化學成分は第1表参照) を種々の冷却速度で冷却し、更に又之を各温度で焼戻して材力を調べて見た。

第20圖、第21圖は之等の中で焼戻温度 $200^{\circ}C$ のものと $600^{\circ}C$ のものとの成績を掲げたものである。

低温焼戻の場合は從來から云はれて居る通り、冷却速度が臨界點以上に増加すれば増加する程成績がよくなる傾向があるが、高温焼戻の場合には必ずしも斯様な事は云へない。第12圖に示す如く冷却速度が臨界點以上になっても決して良くはならず、却つて悪い場合もある。

又低温焼戻の場合には臨界冷却速度以下では著しく衝撃値が低下するが高温焼戻では其の心配は無い。

VII. 總括

最後に著者が述べた所を總括すれば次の如くである。

(1) 冷却速度と變態との關係を求めて見ると $Ni \cdot Cr$ 鋼には三變態が明瞭に現はれる。即ち $630^{\circ}C$ 附近では地鐵 $500^{\circ}C$ 附近では針狀地鐵及(之より僅かに低温度で)トルースタイト $300^{\circ}C$ 附近ではマルテンサイトの析出が始まる。

所が $Ni \cdot Cr \cdot Mo$ 鋼では Ar_3 は現はれ難く Ar' と Ar'' との境界は判然としない。

(2) 各温度に於けるオーステナイトの分解狀況を調べて見ると $Ni \cdot Cr$ 鋼では $500 \sim 400^{\circ}C$ 、 $Ni \cdot Cr \cdot Mo$ 鋼では $600 \sim 400^{\circ}C$ 間に於てオーステナイトが全然分解しない

か或は一部分しか分解しない。

(3) 質量と油焼入の冷却速度との關係を丸棒及鋼板に就て求めた。

(4) 冷却速度と材力との關係を調べた。其の結果低温焼戻の場合は焼入の冷却速度が大なる程長く、冷却速度が遅いと衝撃値が非常に悪くなる所がある。之に反し高温焼戻では臨界冷却速度以下でも相當の成績を示し、冷却速度が臨界點以上になつても餘り良くはならないことが判つた。

終りに臨み實驗の發表を許可せられたる日本製鋼所並に御指導を賜た改良部長黒川慶次郎氏、第一研究課長萩原巖氏に厚き感謝を捧げると共に、熱心に實驗を援助された小川祐之助、加藤勘司、藤原齊治の諸氏に厚く御禮申上げる次第である。(終)

参考文献

- 1) Portevin & Chevenard: J. Iron & Steel Inst. Bd. 104 (1921) p. 117
- 2) F. Wever: Archiv für das Eisenhüttenwesen Bd. 5 (1931/32) S. 367
- 3) F. Wever u. H. Lange: Mitt. Kais. Wilh. Inst. Eisenforschg Bd 21 (1939) S. 57
- 4) A. Rose u. W. Fisher: Mitt. Kais. Wilh. Inst. Eisenforschg Bd 21 (1939) S. 133
- 5) E. S. Davenport: Metal Progress, Vol 36 (1939) p. 623
- 6) W. T. Griffiths, L. B. Pfeil and N. P. Allen: Metal Progress Vol. 36, (1939) p. 158
- 7) 村上武次郎, 湯原精一: 鐵と鋼 第24年 (1938) 517頁
- 8) 依信次: 鐵と鋼 第23年 (1937), 875頁
" 第24年 (1938), 325頁
" 第25年 (1939), 648頁
- 9) Esser, Eilender u. Spenlé: Archiv. Eisenhüttenwes. Bd 6 (1932/33) S. 389
- 10) E. S. Davenport: Trans. Amer. Soc. for Metals Vol. 27 (1939) p. 837.
- 11) 荒木宏: 日本學術振興會第19小委員會報告 II 特殊鋼材の製造に関する研究 (昭和11年4月) 1936. 129頁