

# Ni-Cr 鋼の應力歪圖に及ぼす熱處理の影響

太田 雞 一\*

## INFLUENCE OF HEAT TREATMENT ON STRESS-STRAIN DIAGRAM OF Ni-Cr STEEL.

Keviti Ôta

**SYNOPSIS:**—The author made various heat-treatments on Ni-Cr steel (0.3% C, 3.3% Ni and 0.8% Cr), and investigated the influence of heat-treatment on the form of stress-strain diagram in the vicinity of yielding point and the degree of work-hardening (or the difference between the tensile strength and the yielding point) by accurately measuring the stress-strain diagram up to 5% strain. The results of the investigation are outlined below:—

### A. Investigation by quenching and tempering

(1) When the tempering temperature is raised to about 40°C below  $A_{c1}$  (715°C), carbide begins to aggregate in crystallographic planes, and simultaneously the form of the stress-strain diagram varies and the yielding point lowers; contrarily the degree of work-hardening suddenly increases.

(2) When the tempering temperature approaches  $A_{c1}$ , the aggregated carbide makes beautiful laminar layers forming a special structure which is named "laminar sorbite" by the author, and the yielding point steadily lowers, whilst the degree of work-hardening considerably increases.

(3) In accordance with the reduction of the cooling speed in quenching, the yielding point lowers, but the degree of work-hardening contrarily increases, whilst the cooling speed in tempering has no effect.

### B. Investigation by double quenching.

(1) Double quenching is a heat treatment, in which the secondary quenching is carried out between the stages of the primary quenching and the tempering. In accordance with the temperature of the secondary quenching, two kinds of completely different mechanical properties are given to the material.

(2) When the secondary quenching temperature is in the vicinity of  $A_{c1}$ , i. e., 680°-730°C, the structure is of laminar sorbite with a low yielding point and a considerably high degree of work-hardening.

(3) When the secondary quenching temperature is below  $A_{c2}$  (775°C), i. e., 740°-770°C, a special structure named "granular pearlite" by the author appears, and the yielding continues over 2% and the yielding point is comparatively high but the degree of work-hardening is extremely small.

## I 緒 言

鋼の材力は成分及熱處理によって色々變化することは衆知の事實である。同一成分の鋼に於ても熱處理によって可成り廣い範圍に材力を變へることが出来る。熱處理による材力の變化としては硬度、弾性限、降伏點、抗張力、伸縮、衝擊値、疲勞限等が主として調べられてゐる。此等の材力が變化すると同時に應力歪圖、特に降伏點附近の應力歪圖が激しく變化するが、此問題に就て詳細に研究したものが見當らない。本文は Ni-Cr 鋼に種々の熱處理を施し、一々應力歪圖を測定し、應力歪圖に及ぼす熱處理の影響を調査した結果を述べたものである。

## II 應力歪圖の測定

此研究には應力歪圖を正確に測定することが必要である。

應力歪圖の測定には通常マルテンス又はバウシingerの鏡伸長計（標點距離 100 mm 又は 50 mm）を用ひ所謂階段荷重法によつて荷重と夫に對應する變形を測定する方法が用ひられる。然ながら此實驗に於ける様に 5% 附近までの歪を測定するには色々都合の悪い點がある。因て此實驗には次に述べる特殊の測定方法を採用した。

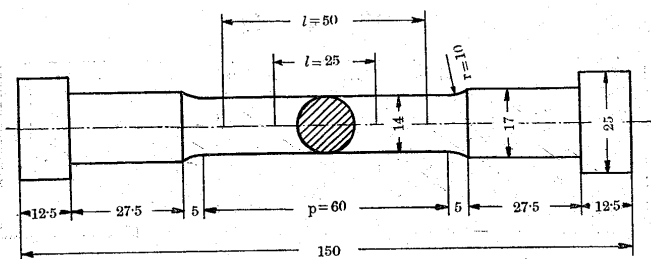
試験機は松村式萬能試験機を用ひた。試験機の容量は 30 吨で荷重指示様式は振子式である。變形の測定にはマルテンス鏡伸長計を用ひた。伸長計は標點距離を 25 mm に短縮し、スケールアウトすることなしに歪 5% まで一気に測定出来る様にした。尙圓弧の形をしたスケールを用ひ歪に現はれる誤差を少くすることに努めた。試験片は JES 四號に相當する第 1 圖に示す寸法のものを用ひた。試験片には 25 mm と 50 mm と二重に標點を打ち、前者は伸長計に用ひ、後者は破斷後の伸の測定に用ひた。

弾性限以上に荷重すると材料は塑性變形を起す。従て降

\* 日本製鋼所室蘭製作所

伏点附近の應力歪圖は荷重速度によって變はる筈である

第 1 圖



此實驗に試験材として使用した Ni-Cr 鋼を荷重速度 (チャックに於ける牽引速度によって示す) 0.20 mm/min ~ 1.60 mm/min に變化せしめ應力歪圖を測定した。其結果は第 1 表に示す通りで荷重速度は此範圍では應力歪圖に影響がないことを知た。因て此實驗には常に 0.60 mm/min. の荷重速度を用ひることとした。

第 1 表

測定法	荷重速度 V mm/min	比例限*1 $\sigma_p$ kg/mm <sup>2</sup>	降伏点*2 $\sigma_s$ kg/mm <sup>2</sup>
連続荷重法	0.20	48.1	52.3
	0.42	47.8	51.9
	0.60	48.0	52.1
	1.60	48.3	52.5
	平均	48.1	52.5
階段荷重法	1分間静止	48.2	51.0
	2分間 //	48.4	50.7
	3分間 //	47.9	50.5

\*1 應力歪圖に於て永久歪 0.0025% に相當する應力

\*2 應力歪圖に於て永久歪 0.2% に相當する應力

測定方法は所謂連続荷重法によつた。即ち試験片を 0.60 mm/min の荷重速度で荷重しながら、荷重と夫に對應する變形を 10 秒毎に合圖をして三人の測定者によつて同時に讀んだ。荷重を示す指針も變形を示すスケールも共に移動してゐるものを讀むのであるが、僅かの練習によつて充分正確に讀むことが出來た。

第 1 表には参考の爲めに階段荷重法によつて應力歪圖を測定した結果を示した。比例限附近までは何れの測定法によるも全く等しい結果が得られたが、材料が塑性變形を起す様になると應力歪圖に明瞭に違が現はれた。階段荷重法によつて測定した降伏点が連続荷重法によつて測定した降伏点に比べて僅かながら減少してゐるのは之が爲めである。尙階段荷重法に於ては荷重を懸けてから放置して置く時間が長くなるに従つて數値が次第に減少する傾向があり、且此傾向は歪が大きくなるに従つて益々甚しくなる。従つて歪 5% 附近までの應力歪圖を測定するには階段荷重法は適當でない。

連続荷重法による應力歪圖の測定法としては抗張試験機

に裝置してある自記裝置を使用することも出来るが、精度が低く此研究に對しては適當でない。荷重及變形を光學的に擴大自記せしむるダルビー氏の測定裝置\*がある。此裝置は試験片を取はずすことなしに抗張、抗壓、兩試験を連續施行し得ることを特徴とする應力歪圖自記裝置で、精度は餘り高くないが取扱が便利で此種の研究に利用出来るものであるが、未だ本邦に輸入されてゐない。以上の理由によつて此實驗に於ては、測定に幾分熟練を要するが、精度の高いマルテンス鏡伸長計を使用する前記の方法を採用することにした。

### III 應力歪圖の性質

降伏点附近の應力歪圖は熱處理によつて色々に變化するが、大別すると次に示す四つの形に分けることが出来る。

A 型 (第 2 圖 A) 急激に降伏現象が始まり所謂二重降伏点を有するもの

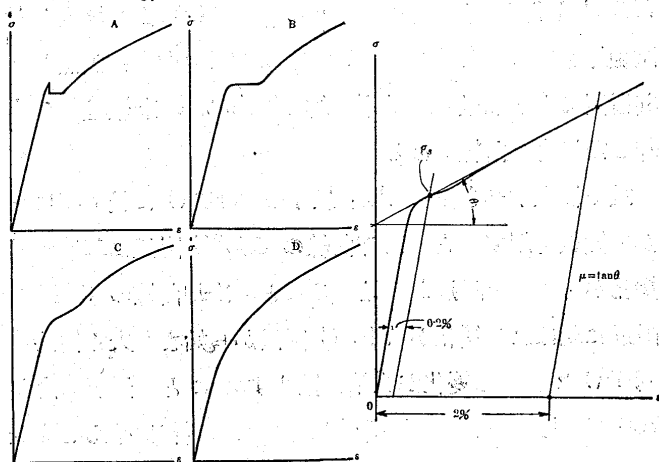
B 型 (第 2 圖 B) 降伏現象は徐々に始まるが明瞭に現はれ、應力歪圖に水平部分を有するもの

C 型 (第 2 圖 C) 降伏現象は認められるが應力歪圖に水平部分がなく、塑性變形が始まると同時に硬化するもの

D 型 (第 2 圖 D) 應力歪圖に折点なく、降伏現象を認めざるもの

第 2 圖

第 3 圖



降伏点附近の應力歪圖は上述の様に色々の型があるが、降伏点及硬化度を測定すれば大體其性質を知ることが出来る。

降伏点及硬化度は何れも規約に従つて測定しなければなら

\* Dalby's Pull-Push Recorder: Macrae "Overstrain of Metals" pp. 15.

ない降伏點に就ては JES DIN 等に規約があつて永久歪 0.2% に相當する應力を採ることによつて定められてゐるが硬化度には公認された規約がない。此實驗に於ては便宜上次に示す規約によることにした

降伏點 ( $\sigma_s$  kg/mm<sup>2</sup>) 降伏現象を生ずる應力にして 第 3 圖に示す様に應力歪圖に於て永久歪 0.2% に相當する應力を以て表はす

硬化度 ( $\mu$  kg/mm<sup>2</sup>) 常溫加工によつて硬化する度合を示すものにして 第 3 圖に示す様に永久歪 2% に相當する點と降伏點とを結ぶ直線が歪の軸となす角の正切によつて表はす

此研究は Ni-Cr 鋼に種々の熱處理を施し 應力歪圖を正確に測定し 應力歪圖の型 降伏點並に硬化度に及ぼす熱處理の影響を調査したものである

#### IV 試験材の成分 變態點及熱處理

此實驗に用ひた材料は第 2 表に示す成分を有する Ni-Cr 鋼である 試験材は鍛鍊後 850°C で完全に焼鈍を施した

第 2 表

成分 %					變態點°C	
C	Si	Mn	Ni	Cr	Ac <sub>1</sub>	Ac <sub>3</sub>
0.28	0.2	0.5	3.3	0.8	715	775

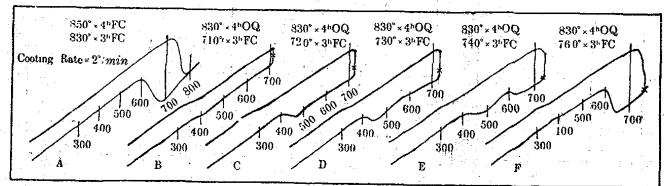
佐藤式自記熱膨脹計を用ひ焼鈍した試験片に就て變態點を測定した結果は第 4 圖 A に示す通りで Ac<sub>1</sub> 715° Ac<sub>3</sub> 775°C を得た 第 4 圖 BCDEF は 830°C から焼入した試験片を夫々 710° 720° 730° 740° 760°C に加熱し其溫度で 3 時間保持した後 約 2°C/min の冷却速度で冷却した場合の曲線である

茲で注意すべき點は Ac<sub>1</sub> 以下の 710°C に於て既に明かに變態を起すこと 冷却曲線の 450°C 附近に現はれる變化が 720°C 附近から始まること 冷却曲線の 600°C 附近に現はれる變化が 740°C 附近から始まり夫と同時に 450°C に於ける變化が次第に減少すること 焼戻溫度が 760°C 以上になれば 450°C に現はれる變化は殆んど完全に消失し 600°C に於ける變化のみになることである 曲線上の×印は保熱時間 1 時間に於ける變態の進行状況を示したもので焼戻溫度が 730°C 以下では變態の仕方が遅いが 740°C になると急に速くなり初めの 1 時間で變態を殆んど完了することを示してゐる 熱膨脹曲線に現はれた此等の變化は熱處理を研究する上に甚だ重要であつて 本文に於て取扱ふ主要な熱處理の一つである二段焼入は此性質

を利用したものである

熱處理は試験片素材に就て行つた 試験片素材は前記試験

第 4 圖



材から鍛鍊方向に切出した徑 25mm 長さ 150mm の丸棒である 焼入又は焼戻の加熱時間は特に断にたものの外は指定溫度に達してから 4 時間保た OQ と記したものは種油に投入して冷却したもの AC は大氣中に放置して冷却したもの FC は電氣を切り電氣爐と共に冷却したことを示す 試験片素材は熱處理後第 1 圖に示した試験片を造り 應力歪圖を測定し 引續き牽引して破斷せしめ 抗張力 伸 絞を測定した

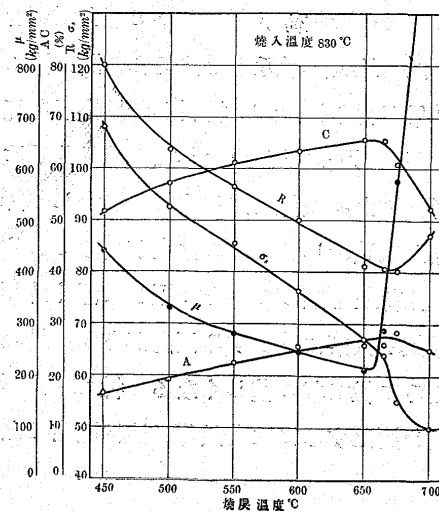
#### V. 焼入及焼戻溫度の應力歪圖に及ぼす影響

Ni-Cr 鋼の熱處理としては専ら焼入焼戻が使用されて來たが最近では二段焼入も使用される様になつた 此外焼鈍二段焼鈍等の熱處理もあるが 軟化の目的で使用される特殊の熱處理であるから一括して後に述べることにして 茲では焼入焼戻と二段焼入に就て應力歪圖に及ぼす熱處理の影響を述べる

##### A. 焼入焼戻によつて調質した場合

(1) 焼戻溫度の影響 焼入焼戻によつて調質する場合に焼戻溫度の應力歪圖に及ぼす影響を調べるために 焼入

第 5 圖

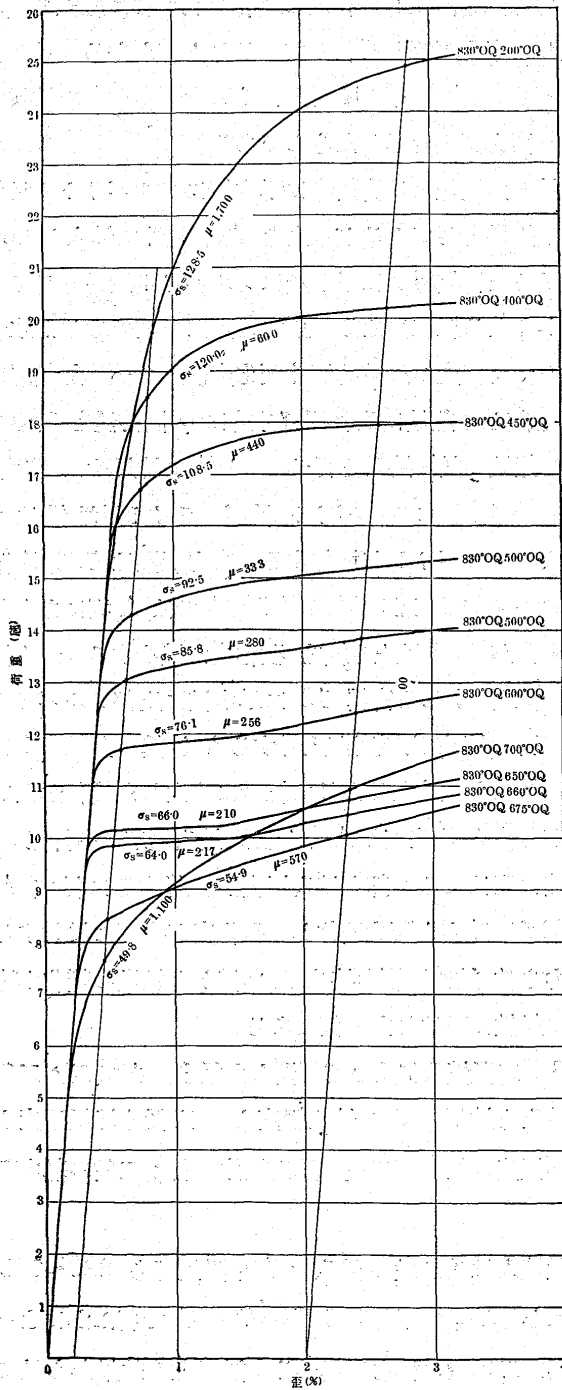


を 830°C に一定して焼戻溫度を 200°C ~ 710°C に變化せしめ應力歪圖を測定した其結果は第 5 圖に示す通りである 焼戻溫度が 660°C までは焼戻溫度が高くなるに従て 抗張力 降伏點及

硬化度は減少し、反対に伸縮が増加する。680°C 以上の焼戻温度に於ては焼戻温度が高くなるに従て降伏点は依然減少するが抗張力及硬化度は増加し伸縮が減少する。

此等の材力の内、最も變化の激しいものは硬化度である。斯様に硬化度が激しい變化をする理由は第6圖に示す様に

第 6 圖



應力歪圖の型が焼戻温度によって變化するためである。即ち應力歪圖は焼戻温度が低い間は D 型であるが 550°C の邊から C 型に變はり、650°C では B 型になり、670°C の邊

から再び C 型に變はり、700°C 以上では D 型になる。

應力歪圖が焼戻温度によって變化すると同時に組織も亦著しく變化する。組織と應力歪圖とが關係を有することは、容易に想像されることであるが、此兩者の關係は甚だ密接で、顯微鏡では違いを認め得ない程の僅かな組織上の變化が應力歪圖には明瞭に現はれる。

焼戻温度による組織の變化は寫眞 1~6 の顯微鏡寫眞に示す通りである。焼戻温度 200°C では完全なマルテンサイトであるが、焼戻温度が上るに従て、トルースタイト、ソルバイトと順次變化する。焼戻温度が 670°C 以上になると炭化物は結晶面に凝集を開始し、太い線状になつた炭化物は次第に層状に並び、Ac<sub>1</sub> の附近から焼戻せば寫眞 6 に示す様な特異な組織になる。本文に於ては組織を層状ソルバイトと呼ぶことにする。焼戻に於ける加熱温度が上昇し Ac<sub>1</sub> に達すれば層状ソルバイトは分解を始め、一部分 γ 固溶體になる。此場合結晶粒界から先きに分解が始まるから Ac<sub>1</sub> と Ac<sub>3</sub> との中間に相當する温度 (本文に於ては變態域と稱す) で焼戻せば、寫眞 7 及 8 に示す様な層状ソルバイトの地にマルテンサイトが龜甲状に現はれた組織になる。變態域に於て加熱する場合は温度が上昇するに従て γ 固溶體が増加し Ac<sub>3</sub> に達して變態を完了する。従て此温度から焼戻せばマルテンサイト一色の組織になる。

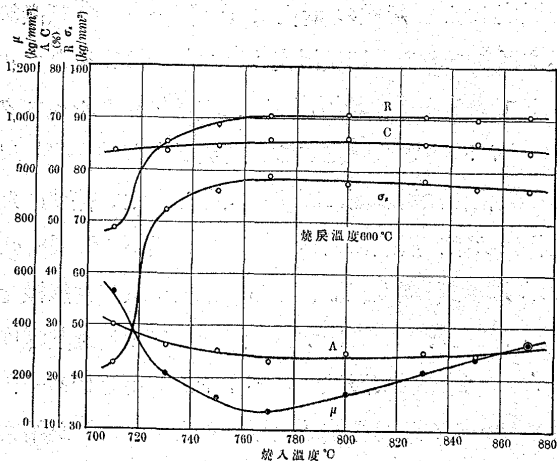
茲で注意すべきことは變態域から急冷した場合に生ずるマルテンサイトは Ac<sub>3</sub> 以上から急冷した場合に生ずるマルテンサイトと形態が相違してゐることである。高倍率の顯微鏡で見ると後者はマルテンサイト特有の光輝ある笹の葉状に現はれるが前者は光輝弱く形も區々で必しも針状をしてゐない。斯様にマルテンサイトの形態が異なるのは固溶してゐる炭素量の相違によるもので、變態域から急冷した場合は普通のマルテンサイトに比べて炭素の含有量の低いマルテンサイトが現はれるものと考えらる。

焼鈍温度が 675°C になり炭化物が凝集を開始すると應力歪圖は B 型から C 型に變化し、降伏点が減少し、反対に硬化度が著しく増加する。斯様に應力歪圖には大きな變化が現はれるが、焼戻温度 665°C と 675°C との材力を比較すればわかる様に、抗張力、伸縮には殆んど變化がない。組織の變化が應力歪圖に明瞭に現はれた一例である。

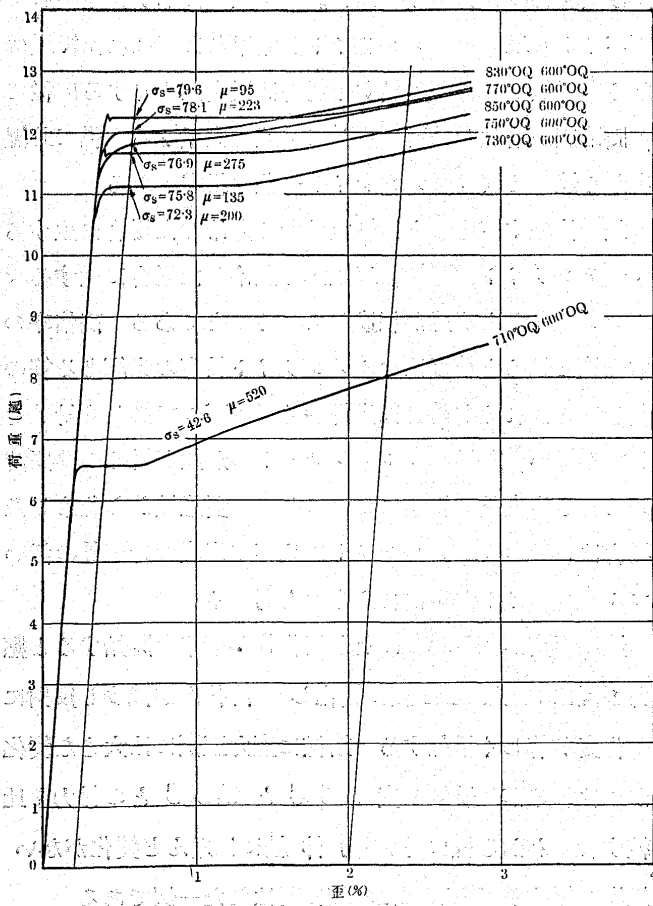
炭化物が凝集を開始する温度は 675°C 附近で Ac<sub>1</sub> より約 40°C 低い。焼入した Ni-Cr 鋼は Ac<sub>1</sub> 以下の温度に於ても時間をかければ徐々に變態を起すことは第 4 圖

に於て説明した通りであるが  $Ac_1$  以下  $40^\circ C$  附近から炭化物が凝集を始め温度が上るに従て次第に層状に列び所謂層状ソルバイトと云ふ均一にして且安定な組織を生ずることは注意すべき現象である 後に述べる二段焼入は此性質を利用した熱処理である

第 7 圖



第 8 圖



(2) 焼入温度の影響 焼入焼戻によって調質する場合に焼入温度の應力歪圖に及ぼす影響を調べる爲めに 焼戻温度を  $600^\circ C$  に一定し 焼入温度を  $710\sim 870^\circ C$  に亘て

變化せしめ 應力歪圖を測定した 其結果は第 7 圖に示す通りである

第 7 圖を見ると焼入温度  $720^\circ C$  を堺にして材力が一變してゐる  $715^\circ C$  に  $Ac_1$  があることから當然想像される ところであるが 焼入温度が  $Ac_1$  以上になると材力が大體一定し  $Ac_3$  の影響がはつきり出てゐないことは 寫眞 10~15 に示す組織と對照して不思議に考へられる 然ながら 應力歪圖を測定し硬化度の變化を調べれば組織の變化に對照して應力歪圖が變化してゐることがわかる 第 8 圖は  $710\sim 850^\circ C$  に於て焼入したものを  $600^\circ C$  で焼戻した場合の應力歪圖を示したものである

焼鈍した状態では寫眞 9 に示す様にソルバイトと地鐵からなる組織をしてゐるが 之を  $Ac_1$  近くで焼入し  $600^\circ C$  で焼戻せば寫眞 10 に示す様にソルバイト状パーライトと地鐵からなる組織になる 應力歪圖は B 型であるが水平部分は 0.5% 程度で比較的短く硬化度は大きい 加熱温度が  $Ac_1$  を越し變態域に入れば部分的に  $\gamma$  固溶體を生ずるから 變態域に於て焼入を行ひ  $600^\circ C$  で焼戻せば 寫眞 11 及 12 に示す様にソルバイト 状パーライト及地鐵は次第に減少しソルバイトが増加する 應力歪圖は  $730^\circ C$  附近までは B 型であるが  $750\sim 770^\circ C$  では A 型になり且つ水平部分が 1% 以上も續き 硬化度が減少する 焼入温度が  $Ac_3$  に達すれば寫眞 13 に示す様に全部ソルバイトになり それ以上焼入温度が上昇するも 寫眞 14 及 15 に示す様に結晶が荒くなるだけで組織には大した變化がない 然ながら應力歪圖には  $Ac_3$  以上の焼入温度の變化が可なり明瞭に現はれる 即ち焼入温度が上昇するに従て A 型から B 型 C 型と順次變化し 硬化度が次第に増加する 抗張力や伸 絞に影響を持たない僅かな組織の變化が應力歪圖に鋭敏に現はれた一例である

**B 二段焼入によって調質した場合** 茲で云ふ二段焼入は焼入と焼戻の間に 焼入温度よりは低く焼戻温度よりは高い温度に於て第二段の焼入操作を行ふ三段の熱処理を指す

二段焼入は第二段の 焼入を  $Ac_1$  附近即ち  $680\sim 730^\circ C$  で行ふか  $Ac_3$  の下即ち  $740\sim 770^\circ C$  で行ふかによつて 全々異た二種類の材力を與へる 熱處理の効果から見て前者を二段焼戻と云ひ後者と區別することもあるが茲では熱處理の操作から見て何れも二段焼入と呼ぶことにする

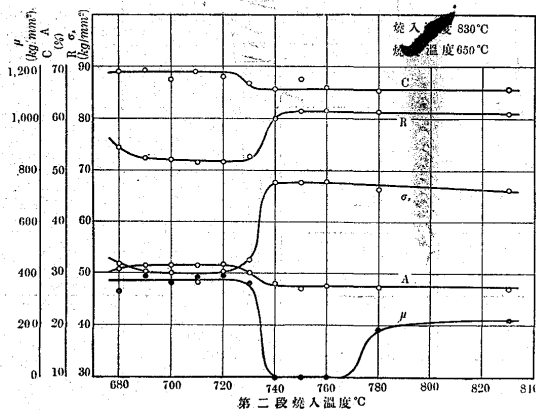
(1) 第二段の焼入温度の影響 二段焼入は焼入と焼戻

の間に第二段の焼入を行ひ 焼入焼戻では得られない獨特の材力を得ることを目的とする熱処理である 二段焼入の生命が第二段の焼入に在ることは云ふ迄もない

焼入温度及焼戻温度を一定にして第二段の温度を色々變化せしめ應力歪圖を測定した 焼入温度は 830°C に一定したが焼戻温度は 550 600 650 680°C の四通りに變へた 何れの場合も同様な結果を得たから茲では 650°C で焼戻した場合に就て述べる

第二段の焼入温度による材力の變化は第 9 圖に示す通りである 第 9 圖を見ると伸 絞は變化が少いが其他の材力

第 9 圖



は第二段の焼入温度によって激しい變化をする 然ながら材力が變化するのは 735°C と 775°C の 2ヶ所であつて其他の温度に於ては變化が極めて少く 特に第二段の焼入温度が 680~730°C 及 740~770°C に於ては事實上一定の材力を與へる 然ながら其性質は正反對であつて 第 3 表に示す様に第二段の焼入を 680~730°C で行つたものは 740~770°C で行つたものに比べて抗張力に於て 9 kg/mm<sup>2</sup> 降伏點に於て 18 kg/mm<sup>2</sup> 夫々減少し 反對に硬化度は零から 370 kg/mm<sup>2</sup> に激増してゐる

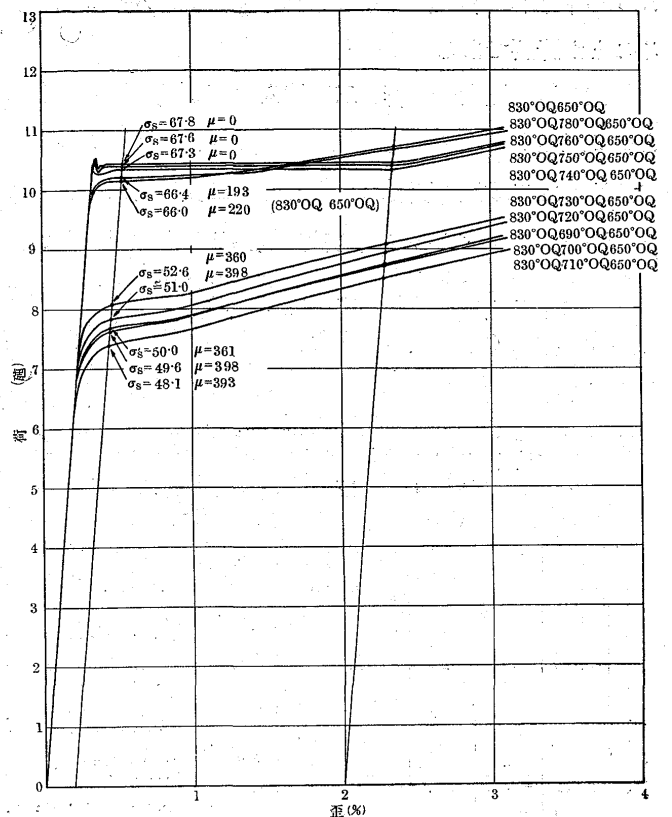
第 3 表

第二段焼入温度 °C	降伏點 σ <sub>s</sub>	抗張力 R	伸 A	絞 C	硬化度 μ	應力歪圖の型	組織
680~730	50	72	31	69	370	C	層狀ソルバイト
740~770	68	81	28	66	0	A	粒狀パーライト

上述の様に第二段の焼入によって降伏點及硬化度が激しく變化するのは第 10 圖に示す様に應力歪圖の形が 735°C 及 775°C を堺にして急に變化する爲めである 即ち第二段の焼入温度が 680~730°C では應力歪圖は C 型をしてゐるが 740°C になれば急に A 型に變はり二重降伏點を現はし且つ降伏現象が 2% 以上も續く 焼入温度が 780°C

以上になれば 應力歪圖は再び B 型になり第二段を挿入しない焼入焼戻の場合と似て来る

第 10 圖



第二段の焼入温度によって組織は如何に變化するかと云ふと焼入温度が 680~730°C では寫眞 16 に示す様に層狀ソルバイトであるが 740~770°C では寫眞 17 に示す様に全く別な組織になり 780°C 以上では焼入焼戻と同様なソルバイトになる 上述した應力歪圖の激しい變化は此組織の變化によって生じたもので 組織と應力歪圖とが密接な關係を有することを示す一例である

寫眞 16 及 17 に示す組織は夫々寫眞 6 及 8 に示した組織を 650°C で焼戻することによって得られる 寫眞 6 に示す層狀ソルバイトは 650°C で焼戻を行へば益々炭化物の凝集を促進し寫眞 16 に示す様に綺麗な層狀ソルバイトを完成する 寫眞 8 に示す様な變態域から急冷して得たマルテンサイトは之を焼戻せば 炭化物は粒狀に分散したパーライトとなつて地獄中に析出し 寫眞 17 に示す様な組織になる 本文に於ては此組織を粒狀パーライトと呼ぶことにする

層狀ソルバイトとパーライトは共に安定な組織で 第二段の焼入を 735°C 附近で行へば 寫眞 18 に示す様に此等兩組織が共存する組織が得られる 然ながら斯様な場合に

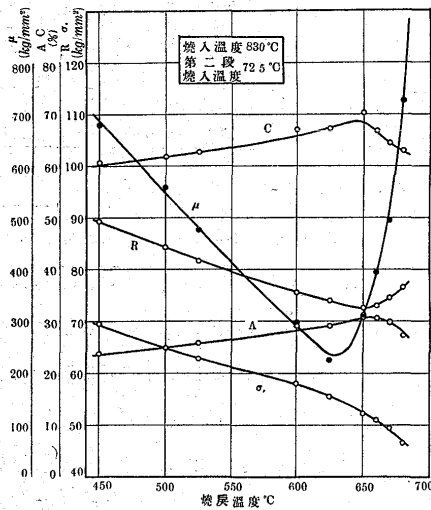


は材力が部分的に著しく相違し 材力の斑となって現はれる 従て二段焼入によって調質する場合には其目的に應じて第二段の温度を 700°C 又は 750°C の何れかを指定し 735°C 附近に於て第二段の焼入が行はれない様に注意することが肝要である

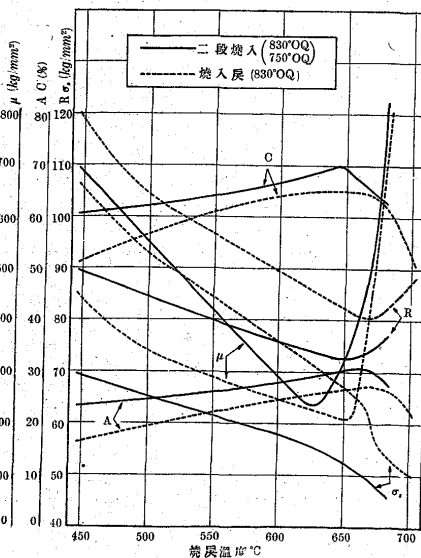
(2) 焼戻温度の影響 二段焼入は第二段の焼入温度によって組織が決まり 焼戻温度による変化は至て少い 従て上述した二段焼入獨特の材力も亦第二段の焼入温度によって決まり焼戻によって其特性を變へることは出来ない 焼戻温度による材力の變化の一例として 830°C で焼入を行ひ 725°C で第二段の焼入を行たものに就て調べた結果を述べる

焼戻温度による應力歪圖の變化は第 11 圖及第 12 圖に

第 11 圖



第 13 圖

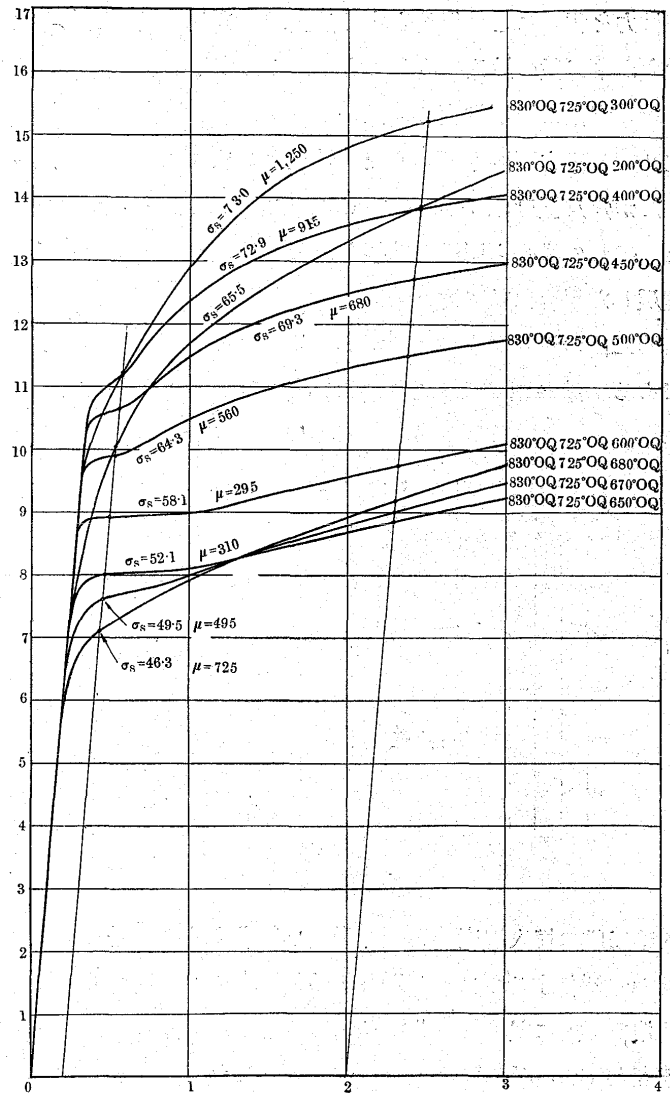


示す通りで焼入焼戻の場合と全く同様である 従て二段焼入に於ても焼入焼戻と同様硬化度を増加せしむるには焼戻温度を 660°C 以上にとるか 650 以下の普通の焼戻温度範囲では出来るだけ焼戻温度を下げる必要がある

寫眞 19~21 は焼戻温度による組織の變化を示したもので焼戻温度が高くなるに從て炭化物の凝集を促進しソルバイトの線が太くなる狀況がわかる

第 13 圖は第 5 圖と第 11 圖

第 12 圖



とを重ね合したもので 第二段の焼入の挿入によって抗張力降伏點が著しく減少し 反對に伸 絞 並に硬化度が增加することを示してゐる 硬化度の大きいことを要求される場合に 700°C 附近で第二段の焼入を行ふ二段焼入が賞用される理由である

### VI 冷却速度の應力歪圖に及ぼす影響

熱處理は要するに温度と冷却速度を組合せたものである 従て温度によって應力歪圖が變化すると同様 冷却速度によって變化することは容易に考へられる 焼入及焼戻に於ける温度の應力歪圖に及ぼす影響は前述の通りであるが これは徑 25mm の丸棒を種油を用ひて調質したもので 冷却速度は充分大きく且つ一定の場合である 次に冷却速度を變へ冷却速度の應力歪圖に及ぼす影響を調べた結果に就て述べる

(A) 焼入焼戻によって調質した場合

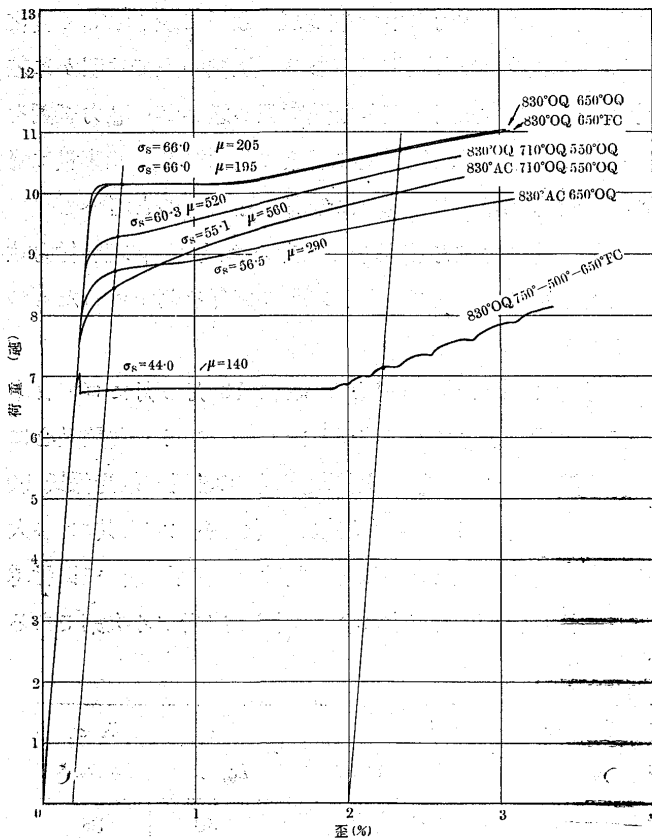
(1) 焼戻に於ける冷却速度の影響 先づ初めに焼入焼戻によって調質する場合に焼戻に於ける冷却速度の影響を述べる。焼戻に於て油冷したものと爐冷したものとを比較すると第4表に示す通りで、焼戻に於ける冷却速度は衝撃値以外には全く影響がない。第14圖は應力歪圖を示したものであるが極めて良く一致してゐる。此事實は昔から知

第4表

熱處理 °C	$\sigma_s$ kg/mm <sup>2</sup>	R A C %	$\delta_c^*$ kg-m/cm <sup>2</sup>	$\mu$ kg/mm <sup>2</sup>	應力歪圖の型
830 °Q	600 °Q	77 90 25 63	13	250	B
" "	" FC	78 90 25 61	3	225	B
" "	650 °Q	66 82 26 65	15	205	B
" "	" FC	66 81 26 60	6	195	B

\* シャルビー衝撃値

第14圖



られてゐるところで、焼戻に於ける冷却速度は焼戻脆性を起さない程度に速ければ充分である。

(2) 焼入に於ける冷却速度の影響 次に焼入に於ける冷却速度の影響を述べる。第5表は焼入に於ける冷却速度を變へた場合の材力を比較したものである。即ち焼入に於ける冷却速度が減少すると

- (i) 降伏點及抗張力は共に減少する。降伏點は抗張力より減少の程度が甚しい。

- (ii) 硬化度は著しく増加する。

- (iii) 伸縮は變化しない。

第5表

熱處理 °C	$\sigma_s$ kg/mm <sup>2</sup>	R A C %	$\delta_c^*$ kg-m/cm <sup>2</sup>	$\mu$ kg/mm <sup>2</sup>	應力歪圖の型
830. OQ.	650. OQ	66 82 26 65	205	B	
" AC.	" "	57 74 24 68	290	C	
" OQ.	650. FC	66 81 26 60	195	B	
" AC.	" "	56 73 25 62	330	C	

此等の材力の中で最も冷却速度によって大きな變化をするものは硬化度である。第14圖に示す様に冷却速度が減少するに従つて應力歪圖がB型からC型に變化する爲めである。

焼入に於ける冷却速度が組織に影響を及ぼすことは云ふまでもない。830°Cから油冷したものはマルテンサイトであるが空冷したものは大部分マルテンサイトであるが幾分トランスタイトで止た部分を生ずる。然ながら之を650°Cで焼戻せば何れもソルバイトになり低倍率の顯微鏡では違が認められない。然ながら應力歪圖を測定すれば第14圖に示す様に明瞭に違が現はれる。組織上の僅かな變化が應力歪圖に鋭敏に現はれた一例である。

B 二段焼入によって調質した場合

二段焼入は第二段の焼入温度によって全々性質の違つた二種類の熱處理になることは前述の通りである。茲では此等の代表的な熱處理として710°C及750°Cに於て第二段の焼入を行つた場合に就て冷却速度の影響を調べた結果を述べる。

(1) 焼戻に於ける冷却速度の影響 焼戻に於ける冷却速度を變へて應力歪圖を測定した結果は第6表に示す通りで、焼入焼戻に於ける場合と同様に焼戻に於ける冷却速度は應力歪圖並に組織に影響しない。

第6表

熱處理 °C	$\sigma_s$ kg/mm <sup>2</sup>	R A C %	$\delta_c^*$ kg-m/cm <sup>2</sup>	$\mu$ kg/mm <sup>2</sup>	應力歪圖の型	
830. OQ	710. OQ	550. OQ	60 79 27 63	20	520	C
" "	" "	" FC	58 77 28 65	20	500	C
" "	750. OQ	650. OQ	68 81 27 66	17	0	A
" "	" "	" FC	66 78 28 65	18	0	A

\* シャルビーノ衝撃値

茲で特に注意すべき點は第6表から判かる様に二段焼入に於ては焼戻脆性が現はれないことである。第二段の焼入によって炭化物が層状ソルバイト又は粒状パーライトに變化した爲めに焼戻脆性を生ずる素因が消失してしまつた結果によるものと考へる。此點は焼戻脆性の機構を調べる場合に参考になるものと信ずる。

(2) 焼入に於ける冷却速度の影響 焼入に於ける冷却速



第 7 表

熱 處 理	$\sigma_s$	R	A	C	$\mu$	應力歪 圖の型
°C	kg/mm <sup>2</sup>	%			kg/mm <sup>2</sup>	
830. OQ 710. OQ 550. OQ	60	79	27	63	520	C
" AC " " " "	55	76	26	64	560	C

度の影響を調べた結果は第 7 表及第 14 圖に示す通りで焼入焼戻に於ける場合と全く同様である 即ち焼入に於ける冷却速度が小さくなるに従て降伏點及抗張力は共に減少し反對に硬化度が増加する 然ながら此等の材力の變化は焼入焼戻に於ける材力の違が第二段の焼入によつて緩和される結果である

(3) 第二段の焼入に於ける冷却速度の影響 第二段の焼入に於ける冷却速度の影響は第 8 表に示す通りで 焼入に於ける場合と同様である

第 8 表

熱 處 理	$\sigma_s$	R	A	C	$\mu$	應力歪 圖の型
°C	kg/mm <sup>2</sup>	%			kg/mm <sup>2</sup>	
830. OQ 710. OQ 550. OQ	60	79	27	63	520	C
" " AC " " "	56	77	28	65	590	C
" " " FC " " "	51	78	29	62	670	C
830. OQ 750. OQ 650. OQ	68	81	27	66	0	A
" " " AC " " "	63	78	27	65	120	A

要するに二段焼入によつて調質する場合には 焼戻に於ける冷却速度は材力に影響しないが 焼入及第二段の焼入に於ける冷却速度は降伏點及硬化度に大きな影響をもつて冷却速度が小さくなるに従て降伏點が減少し反對に硬化度が増加する 然ながら組織は主として第二段の温度によつて決定され 冷却速度の影響を受けることは少い 寫眞 22 及 23 と寫眞 16 及 17 とを比較すればわかる様に 第二段に於ける冷却速度が減少すると層狀ソルバイトに於てはソルバイトの線が太くなり 粒狀パーライトに於てはパーライトが一層球狀化するだけで本質的には變りはない

第 10 表

種 類	熱 處 理 °C	組 織	應力歪 圖の型	$\sigma_s$	R	A	C	$\mu$	R- $\sigma_s$
				kg/mm <sup>2</sup>	%		kg/mm <sup>2</sup>	kg/mm <sup>2</sup>	
焼 鈍	830 FC. (0.5°C/min)	F + P	A	42	75	25	57	650	33
	" " (3'0 " )		C	42	76	25	60	800	34
焼入焼戻	830 OQ. 550 OQ	S	C	85	97	23	61	280	12
	" " 600 "	S	B	77	90	25	63	250	13
	" " 650 "	S	B	66	82	26	65	205	16
二段焼入	830 OQ. 710 OQ. 550. OQ	LS	C	60	79	27	63	520	19
	" " " " 600 "	LS	C	55	73	31	70	350	18
	" " " " 650 "	LS	C	50	70	33	72	380	20
	" " 750 OQ. 550. OQ	GP	A	86	98	23	63	0	11
	" " " " 600 "	GP	A	79	90	24	64	0	11
	" " " " 650 "	GP	A	68	81	27	66	0	13
特殊熱鍊	830 OQ. 715 FC. 600 FC	LS	C	50	77	30	62	620	27
	" " 715-500-600 FC	LS	C	48	75	31	63	620	27
	" " 750-500-650 FC	GP	A	44	71	32	66	140	27

パーライトを徹底的に球狀化するには第二段の冷却速度を緩徐にすると同時に 常温まで冷却することなく Ar<sub>1</sub> を過ぎれば冷却を止め 直ちに焼戻を行ふ方法が有効である 之は我が社が昭和 6 年に特許を得た熱處理で應力歪圖は第 14 圖に示す様に A 型で第 9 表及寫眞 24 に示す材力並に組織が得られる

第 9 表

熱 處 理	$\sigma_s$	R	A	C	$\mu$	應力歪 組 圖の型 織
°C	kg/mm <sup>2</sup>	%			kg/mm <sup>2</sup>	
830. OQ 750. FC-500-650. FC	44	71	32	66	140	A 粒狀パ ライト

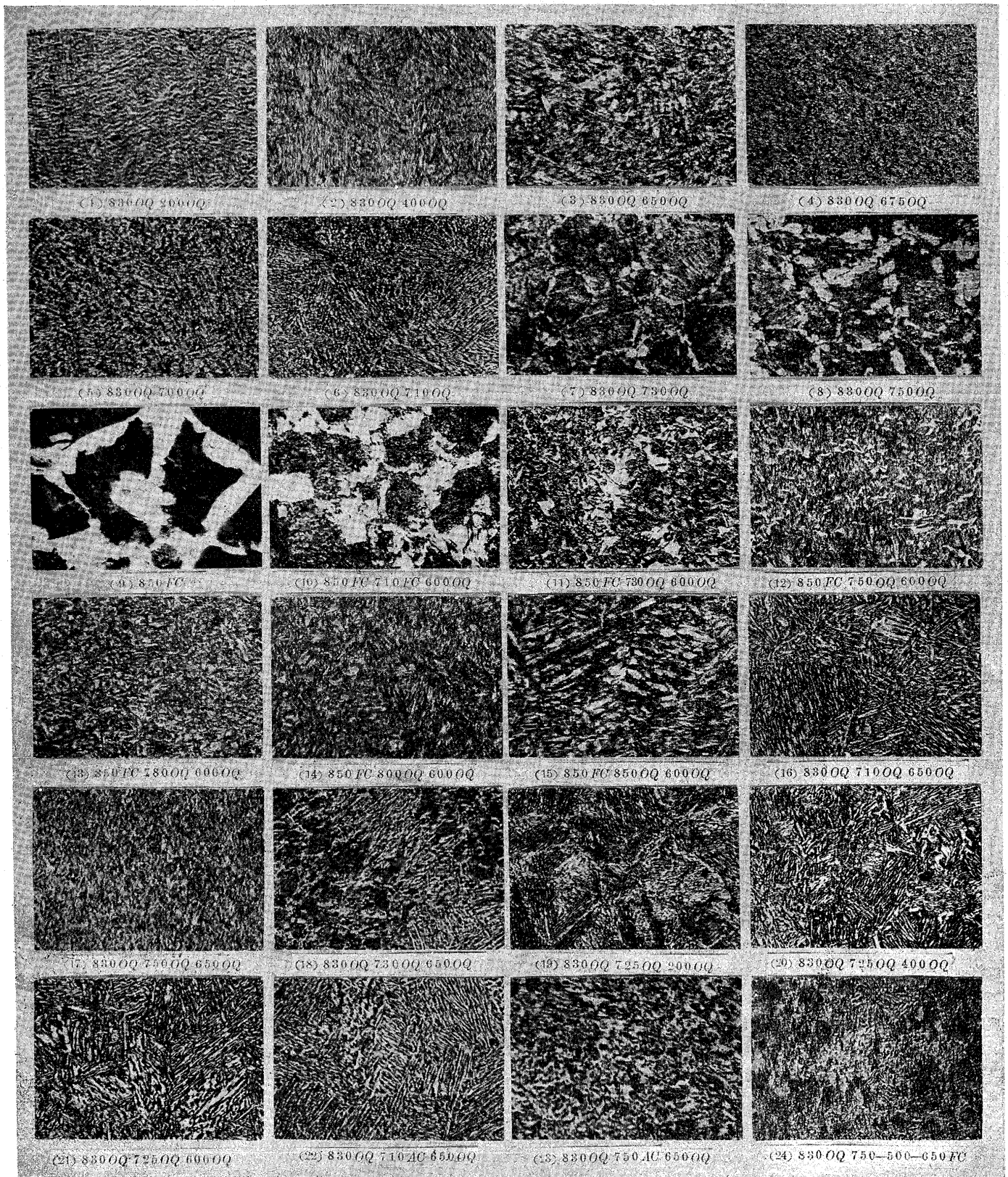
VII 結 言

以上述べたところによつて明かな様に一つの成分の Ni-Cr 鋼も熱處理によつて色々の特徴を有する材力を與へることが出来る 材力の中で熱處理によつて最も激しく變化するものに降伏點と硬化度がある 組織の上では明かに差異を認め得ない程度の僅かな熱處理の違ひが 應力歪圖を測定すれば降伏點及硬化度に明瞭に現はれる 此事實は降伏點の機構を研究する場合に参考になるものと考へる

第 10 表は代表的な熱處理に就て 應力歪圖の型 材力並に組織を列記し 熱處理相互の間の關係を明かにしたものである

此研究は 昭和 8 年 6 月より 昭和 10 月 8 日に亘て日本製鋼所室蘭製作所に於て施行したものである 其間熱心に指導鞭撻を賜はつた顧問水谷叔彦氏 工場長打越光保氏 改良課長黒川慶次郎氏に 厚く感謝の意を表はすと共に 多大の援助を與へられた改良課原 於寛雄 萩原 巖 三田村勇吉 十川祐之助 浦田正吉の諸氏に深く感謝する次第である

顯微鏡寫眞 Ni-Cr 鋼の應力歪圖に及ぼす 熱処理の影響



腐蝕液 ビクリン酸 アルコール溶液  
 倍率 450×64