

の缺點に付きましては、どうすれば之を避けられると云ふ大體の標準は、各工場で段々と自分で御考へになったことと考へて居ります。是と云ふことは擱まなくても、今日迄研究された結果を適用される製鋼作業に對しまする効果は蓋し大きなものがあるのではなからうかと自分勝手に喜んで居る次第であります。それで、此の第 19 小委員會を御

世話致して居ります私と致しましては、此の機會に於て日本學術振興會本部から多額の資金を戴き、又各位の指導援助を頂いて居るのを感謝すると同時に、第 19 小委員會の委員の努力、殊に實地工場から出られた委員其の他の方々の御熱心なる協力を感謝して私の御話を終ります。

(拍手)

特殊鋼の焼戻脆性 特に低温焼戻鋼の衝撃抗力變化に就て

(日本鐵鋼協會第 20 回講演大會講演 昭和 13 年 10 月)

朝 倉 潮*

ON THE TEMPER BRITTLENESS OF SPECIAL STEELS.

Ushio Asakura.

SYNOPSIS:—Oil-quenched Ni-Cr, Ni-Cr-Mo, Cr-Mo, Cr-Mo-Mn and Cr-Mo-W steels were aged or tempered at various temperatures (from room temperature to 700°C) and shock values, hardness and other mechanical and physical properties were examined.

From the shock-value curves of these steels tempered at various temperatures, the existence of (1) the maximum at 180°C, (2) the minimum at 325°C, (3) the maximum at 450°C, (4) the minimum at 500°C, and (5) the maximum at about 650°C., is observed.

In this paper, the author reports the temper brittleness which occurs at a lower temperature range. The maximum shock value of these steels tempered at 180°C is attributed to the combined effects of (1) the formation of β -martensite which is a constituent more stable than α -martensite, (2) the presence of undecomposed and retained austenite which is somewhat stable at this temperature and (3) the release of the initial stress by tempering.

The minimum shock value of these steels tempered at 325°C is attributed to the carbides at grain boundaries which are formed by the decomposition of quenched structure, the martensite and the retained austenite.

I 緒 言

最近の狀勢として低合金鋼に對して低温度焼戻を必要とする場合が非常に多くなった。それは大なる硬度と抗張力とを要求せらるゝからである。而も猶ほ極度に衝撃抗力を欲求せらるゝ場合が多い。従來は要求の硬度、抗張力を満足し得る程度に焼戻を行ひ、衝撃抗力の低いことは低温焼戻鋼としては當然のことと考へられてきた様である。然るにニッケル・クロム鋼を始め其の他の特殊鋼には實は焼戻温度 180°C 前後に可なり大きな衝撃値の上昇があり、同 325°C 前後に甚だ顯著な脆化點のあることに關しては、未だ一般的に知られて居らぬ様である。従て是等に關する確たる研究結果も未だ發表せられて居らぬ。本研究では數種

の低合金鋼を採り主として焼戻温度に對する衝撃抗力の變化を検べ、特に低温焼戻鋼の脆化作用に注意を拂ひ、之に關する理論的考察を試み、且つ實際に處する場合の注意を喚起した。

II 供 試 材 料

(a) 成分、變態點、焼入温度、製鋼法 試験に用ひた鋼種は第 1 表の如くニッケル・クロム鋼、ニッケル・クロム・モリブデン鋼、クロム・モリブデン鋼、クロム・モリブデン・マンガン鋼、クロム・モリブデン・タングステン鋼等の 5 種 10 チャージで夫々の變態點、焼入温度、製鋼法等は同表に示す通りである。

鋼塊は最小 300 kg、最大 3t までのもので、一旦鍛造した後ロールに掛け厚さ 12mm の板となし 850°C 附近か

* 陸軍造兵廠大阪研究所

第 1 表

| 鋼 種 | 符號 | 化 學 成 分 (%) | | | | | | | | | 變 態 點(°C) | | 燒入溫度(°C) | 製 鋼 法 | | |
|------------|-------|-------------|------|------|------|------|------|------|-------|-------|-----------|-----|----------|-------|-----|--------------------------|
| | | C | Cr | Mo | Ni | Cu | Mn | Si | P | S | Ac | Ar | | | | |
| Ni·Cr 鋼 | Ni-Cr | 0.19 | 0.50 | — | 4.13 | — | 0.50 | 0.21 | 0.016 | 0.009 | 745 | 800 | — | — | 840 | 高 周 波 同 上 |
| Ni·Cr·Mo 鋼 | B2 | 0.27 | 1.06 | 0.27 | 3.53 | — | 0.32 | 0.20 | 0.019 | 0.019 | 660 | 725 | 100 | 230 | 730 | |
| 同 上 | N3 | 0.34 | 1.67 | 0.45 | 1.79 | — | 0.42 | 0.19 | 0.014 | 0.018 | 730 | 780 | 290 | 380 | 830 | |
| 同 上 | V3 | 0.35 | 1.07 | 0.63 | 2.19 | — | 0.44 | 0.30 | 0.024 | 0.020 | 730 | 765 | 340 | 410 | 810 | 同 基 性 弧 光 爐 同 上 |
| Cr·Mo 鋼 | II | 0.33 | 1.31 | 0.34 | — | — | 0.53 | 0.25 | 0.035 | 0.006 | 760 | 810 | 560 | 660 | 855 | |
| Cr·Mo·Mn 鋼 | I | 0.27 | 1.59 | 0.39 | 0.19 | — | 1.21 | 0.19 | 0.030 | 0.017 | 760 | 805 | 250 | 325 | 855 | 同 上 同 上 同 上 同 上 |
| 同 上 | III | 0.36 | 1.63 | 0.42 | 0.17 | — | 1.41 | 0.21 | 0.019 | 0.009 | 740 | 790 | 220 | 300 | 835 | |
| 同 上 | X | 0.29 | 1.41 | 0.51 | — | 0.15 | 1.34 | 0.29 | 0.012 | 0.008 | 749 | 795 | 300 | 370 | 850 | |
| 同 上 | Y | 0.37 | 1.41 | 0.54 | — | 0.12 | 1.25 | 0.24 | 0.014 | 0.010 | 745 | 785 | 240 | 325 | 840 | |
| Cr·Mo·W 鋼 | 13/4 | 0.27 | 1.21 | 0.33 | 1.21 | 0.34 | 0.40 | 0.20 | 0.015 | 0.013 | 800 | 870 | 725 | 775 | 915 | |

ら砂中又は灰中にて徐冷した。

(b) 試 験 片 試験片は壓延の方向と同一方向に採たものを縦材、之と直角に採たものを横材とした。抗張試験片は都合上径 7.0mm、標點距離 50mm とした。衝撃試験片は日本標準規格第 3 號を採用し、其の切込みは鋼板面即ちもと黒皮のあつた面に付ける様にした。何れも脱炭を考慮して所定の寸法より 0.5mm だけ大きく切出し、所望の熱処理を施した後所定の寸法に仕上げた。衝撃試験片の切込も總て熱処理後付ける様にした。焼入れは鹽浴で所定の温度に 50 分間保ち種油中に急冷した。又必要に應じ空中冷却したものもあるが之は單にコンクリート床上に放冷するだけである。焼戻は所定の温度に 1 時間保ち油中に急冷した。試験片の数は各場合とも縦横夫々 2 本以上 4 本とした。

III 試験の方法

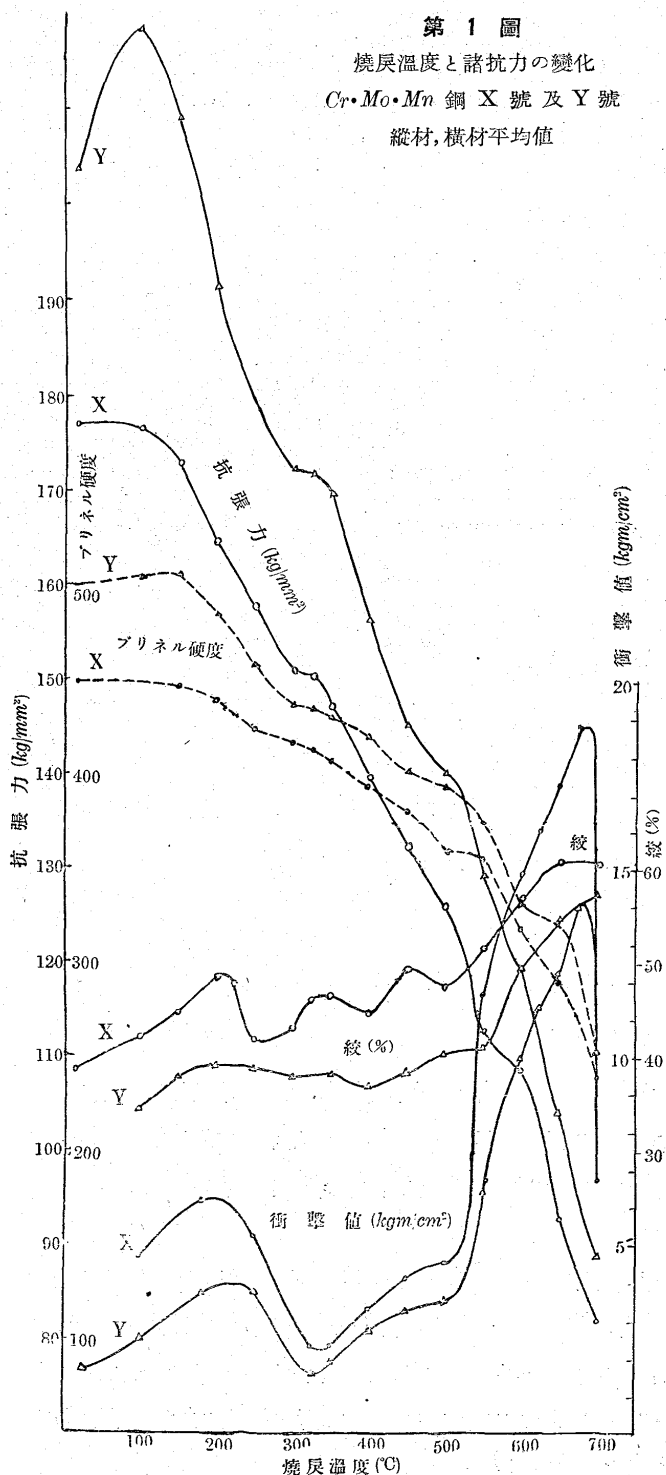
試験片は總て熱処理後仕上げたから熱処理後試験までには 1 ヶ月程経過してゐる。抗張試験はモール式 30t 型、硬度試験はヴァイツカース、ダイヤモンド錐(荷重 10kg)を用ひて測定し、ブリネル硬度に換算した。之は唯自己の便利を考へたにすぎない。衝撃試験はシャルピー式 30kgm 型を用ひた。

IV 試験結果

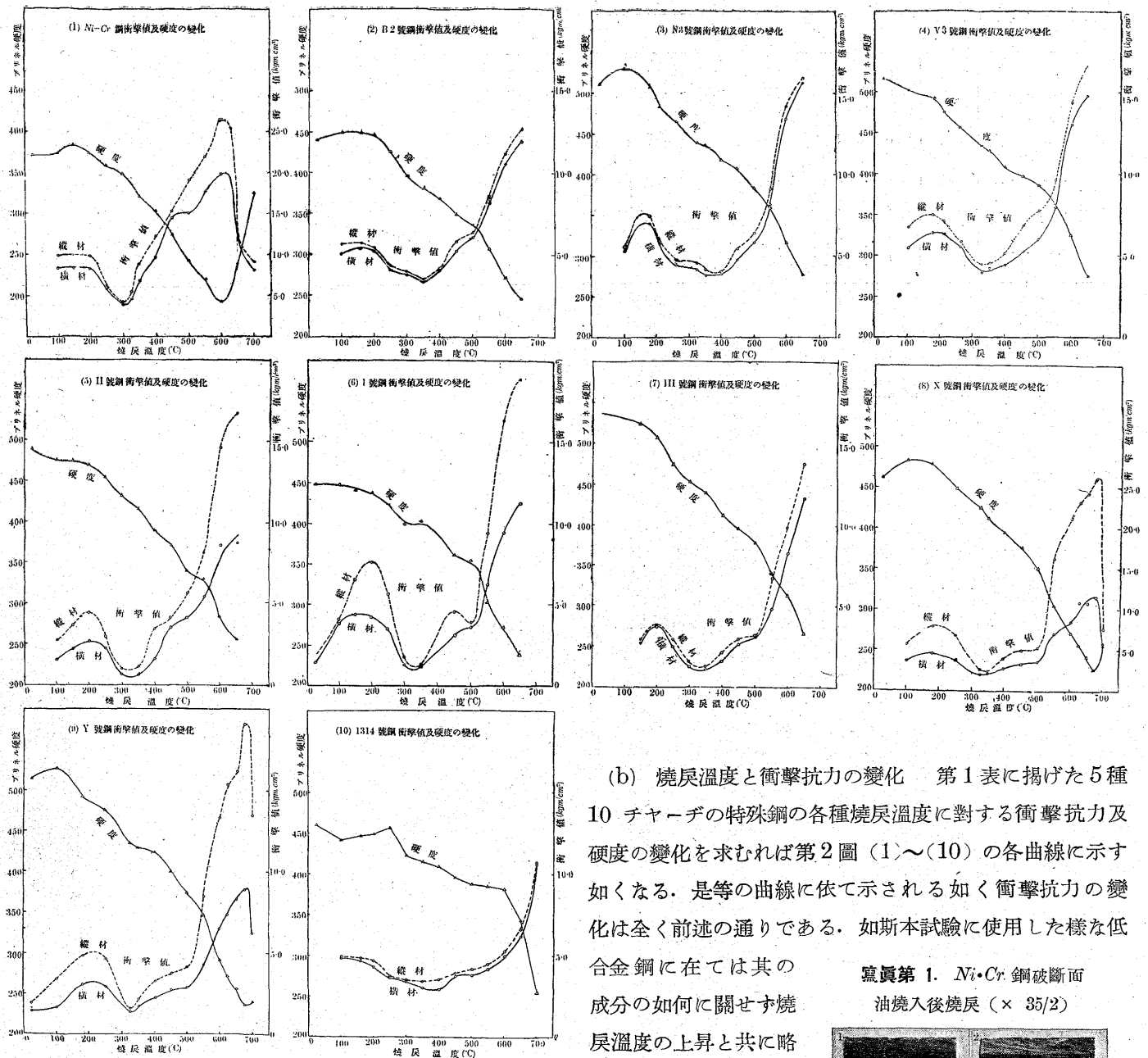
(a) 焼戻温度と抗張、衝撃、硬度、各試験結果の比較
先づ炭素量を異にする Cr·Mo·Mn 鋼 X 號及 Y 號の二種を取り、各種焼戻温度に對する抗張試験、硬度試験、及衝撃試験の結果を比較すると第 1 圖の如き曲線が得られる。

各曲線中特に注目すべきは衝撃曲線で曲線上焼戻温度 200°C 附近に著しい極大と 300~350°C 間に甚だしい極小とを生ずることである。尙 500°C 附近には從來から問

第 1 圖
燒戻温度と諸抗力の變化
Cr·Mo·Mn 鋼 X 號及 Y 號
縦材、横材平均値

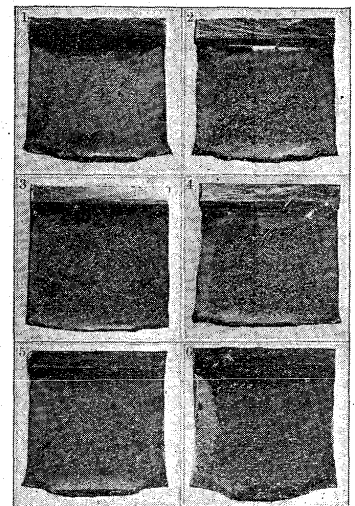


第 2 圖



(b) 焼戻温度と衝撃抗力の變化 第1表に掲げた5種10チャージの特殊鋼の各種焼戻温度に對する衝撃抗力及硬度の變化を求むれば第2圖(1)~(10)の各曲線に示す如くなる。是等の曲線に依て示される如く衝撃抗力の變化は全く前述の通りである。如斯本試験に使用した様な低合金鋼に在ては其の成分の如何に關せず焼戻温度の上昇と共に略等しき傾向の機械的性質の變化をなす故、其の組織的變化に於ても各鋼夫々相等しき變化を爲すものと想像される。唯供試材料中クロム・モリブデン・タングステン鋼のみは稍特異の變化を現はすこと第2圖(10)の如くである。即ち焼戻200°C乃至600°C間に於て

寫眞第 1. Ni-Cr 鋼破断面 油焼入後焼戻 (× 35/2)



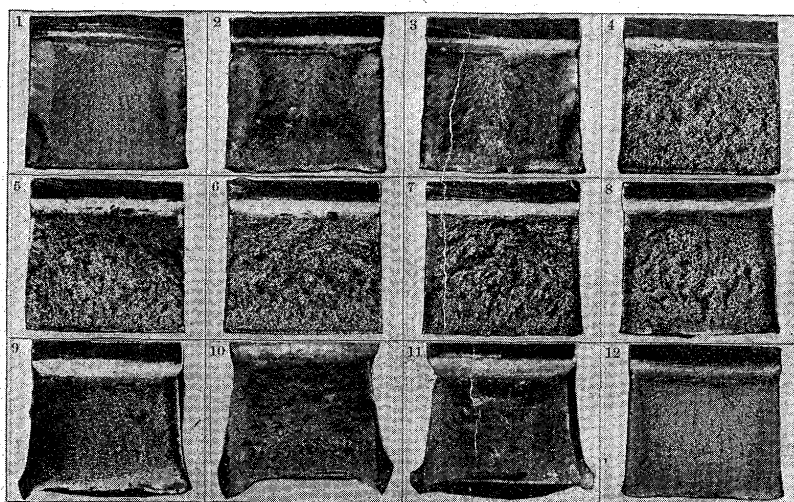
(1)200°C焼戻 (2)250°C焼戻
(3)300°C焼戻 (4)325°C焼戻
(5)350°C焼戻 (6)400°C焼戻

題とされてゐる焼戻脆性が現はれ 700°C に於て再び著しい抗力低下を示してゐる。

圖中の抗張力曲線、絞り曲線、硬度曲線上にも上の變化に對應する變化が現はれてゐるが現はれ方が充分でない場合もある。如斯焼戻鋼の性質の變化は衝撃抗力に最もよく現はれることを知た。

且つ上記の如く 200°C 前後に於ける著しい極大と 325°C 前後に於ける甚だしき極小とが存在することは低温焼戻を必要とする場合に於て重大な意味を有するので、以下各種の焼戻鋼に對して主として衝撃變化を検べ、且つ硬度變化をも併せて檢べることにした。

寫眞第 2. X 號鋼破断面油焼入後焼戻 ($\times 4/2$)



(1) 100°C 焼戻 (2) 180°C 焼戻 (3) 250°C 焼戻 (4) 325°C 焼戻
 (5) 350°C 焼戻 (6) 400°C 焼戻 (7) 450°C 焼戻 (8) 500°C 焼戻
 (9) 550°C 焼戻 (10) 600°C 焼戻 (11) 650°C 焼戻 (12) 700°C 焼戻

廣い範圍の緩かな衝撃抗力の低下を見せ 500°C 附近に於ける焼戻脆性は不明瞭となつてゐる。

(C) 衝撃試験片の破面の變化 前項の各例に示す如く衝撃曲線上 180~200°C 前後に著しは極大 300~350°C 間に甚だしい極小 500°C 附近に起る所謂焼戻脆性がありとすれば、之に伴ふ共通した變化が認めらる可きである既に掲げた抗張試験曲線及硬度曲線上にも之に對應する變化も認められるが最も簡明に現はれるのは衝撃試験片の破面の變化である。今二三の例を示せば寫眞第 1~2 の如くである。是等は夫々 Ni·Cr 鋼, Cr·Mo·Mn 鋼及 X 號鋼の破面を焼戻温度の順に示すものである。各破面の状態は成分、炭素量に依て多少趣を異にするが、焼戻 200°C 以下のものゝ破面は細かく 300°C 前後のものゝ夫は急に粗く、銀白色に輝き且つ破面に塑性變形を伴はない。

焼戻温度が上昇し 550°C 附近となれば寫眞第 2 中 (9) の如く塑性變形が充分伴ふ如くなる。衝撃抗力の上昇も之までは充分でない。焼戻温度が 700°C 附近になると同 (12) の如く塑性變形を伴はなくなり、衝撃抗力も急に低下する。

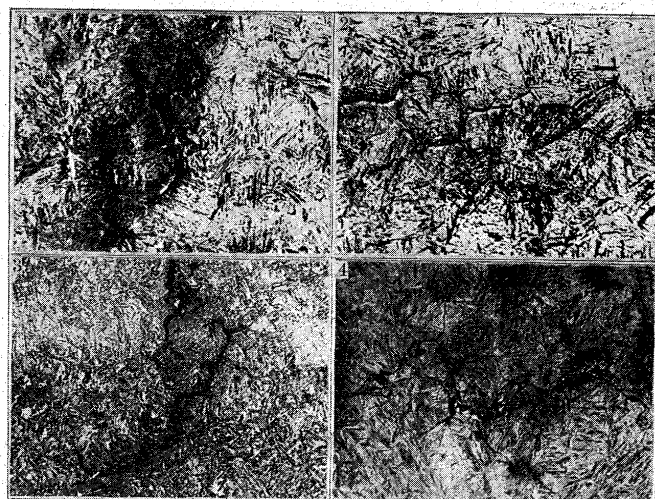
衝撃的破壊の位置 鋼の焼戻脆化の場合の破壊の位置に關しては、學說的に説かれて居るのみで未だ實際に其の位置を明示し得ない。寫眞第 3 (1), (2), (3) は本研究で衝撃試験片の破面に現はれた龜裂の例で、試験片の破面をグラインダーで少しく削り落し研磨腐蝕後檢鏡したものである。

圖中の (2) はクロム・モリブデン・マンガン鋼 Y 號

の 100°C 焼戻のもので最も明らかに粒子境界の破壊、即ち元のオーステナイト粒子界の破壊を示してゐる。又同 (3) の如く焼戻温度が稍高くなると焼入組織の分解が強くなるので、餘り明確に現はれないが大體破壊は粒子境界にある如く思はれる。同 (4) は彈丸の衝突に依て生じた小龜裂を示すもので、此の場合も亦粒子境界の破壊を明示して居る。焼戻温度が高くなると塑性變化が多くなるので、龜裂を求めるに困難である。

下掲の寫眞に依れば少くとも低温焼戻鋼の衝撃的破壊の位置は主として結晶粒子界にありと推定し得るであらう。如斯衝撃的破壊が粒子界に起るものとすれば 325°C 附近に現

寫眞第 3. 龜裂の狀態



(1) X 號鋼 950°C 焼入の儘
 (2) Y 號鋼 100°C 焼戻
 (3) X 號鋼 850°C 焼入 325°C 焼戻
 (4) 彈擊に依る龜裂

はれる甚しい脆化の原因として此の部分に異常な變化があつたことが想像される、特に 325°C 附近に於て縦材と横材との衝撃抗力に殆んど差異を認め難くなる事實は粒子界の異常變化に關係がある様に思はれる。即ち粒子界が甚しく脆化すれば、材料の縦横如何に殆んど影響しなくなるからである。

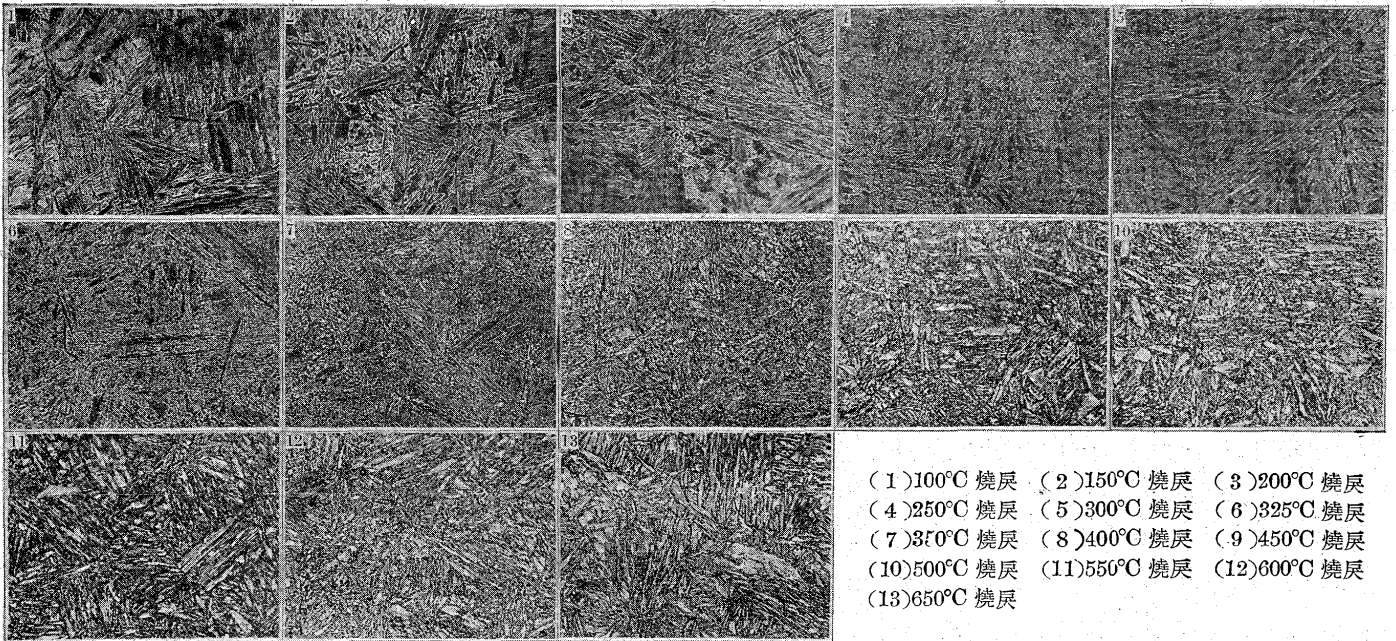
(D) 顯微鏡組織の變化 前項の如く衝撃抗力に異常な變化がありとすれば其の顯微鏡組織にも何等かの變化が認められる譯である。今衝撃試験に付した Ni·Cr 鋼の顯微鏡組織を焼戻温度の順に示せば寫眞第 4 の如くなる。(硝酸アルコール腐蝕) 寫眞に見る如く焼戻 200°C 附近ま

ではマルテンサイトの針状組織も明かであるが 250°C を超ゆれば甚だ不明瞭となり 325, 350°C となれば全くマルテンサイトの針状組織を認めない様になる。但し多少針状組織が現はれて居るが之は單に先に存在したマルテンサイトの位置を示すに止まるものである。

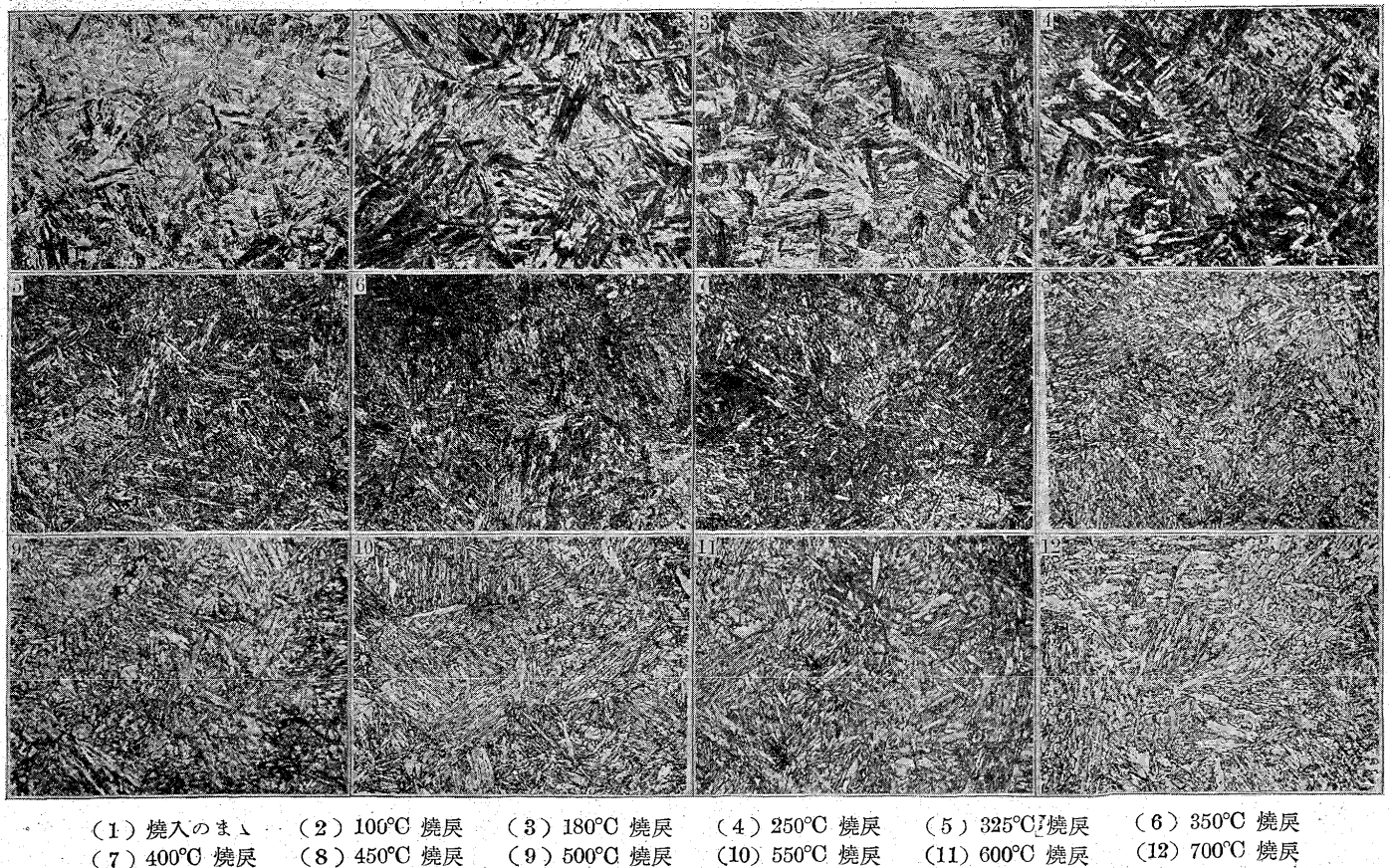
衝撃曲線上最初に現はれる極小の位置は、此の温度 (325°C) 附近に相當してゐるから以上の顯微鏡組織のみに依て判断すれば此の脆性はマルテンサイトの消失に關係がある如く思はれる。

寫眞第 5 は *Cr·Mo·Mn* 鋼 X 號の組織の變化で略

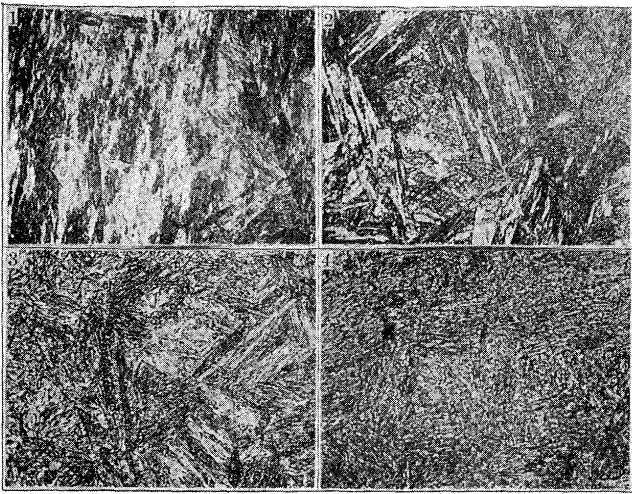
寫眞第 4. *Ni·Cr* 鋼の組織の變化 (硝酸アルコール腐蝕) (× 500を縮寫)



寫眞第 5. *Cr·Mo·Mn* 鋼 X 號の組織變化 (硝酸アルコール腐蝕) (× 500を縮寫)



寫眞第 6. Cr·Mn 鋼 X 號の組織變化(硝酸アルコール腐蝕)
(×200縮寫)



(1) 180°C 焼戻 1時間 (2) 250°C 焼戻 1時間
(3) 250°C 焼戻 3時間 (4) 325°C 焼戻 1時間

前例と同様な事實が認められる。寫眞第 6 は同 X 號鋼の 1,200 倍(縮寫)の組織で焼戻 180°C 1 時間のもの(1)では残留オーステナイトは白色に現はれ、又針狀組織は未だマルテンサイトの状態を保てゐる。

焼戻 250°C 1 時間のもの(2)では其の針狀組織は既に分解の徴が現はれてゐるがオーステナイトは未だ充分分解されず白色に明かに現はれてゐる。然るに同一温度で 3 時間焼戻したもの(3)ではマルテンサイトもオーステナイトも共に充分分解してゐる。此の組織を仔細に視る時は元のオーステナイト粒子界と思はれる部分に黒線が認められる。325°C のもの(4)では焼戻當初の組織が殆んど分解せられ、微粒の炭化物が全面に一樣に分散して居る。而して元のオーステナイト粒子界の黒線は認め難い。之は他の部分の分解が激しい爲に組織上に發見し得ないのか或は夫れ自身既に凝集して他の炭化物粒と區別が付かぬ様になつたものか組織上では明かでない。然し既に述べた如く、低

温焼戻鋼の破壊位置は主として元のオーステナイトの結晶粒子界にある點から考へて焼戻 325°C 附近に現はれる甚だしい脆化は粒子界炭化物に基因するものと考へても差支へなかつたらう。

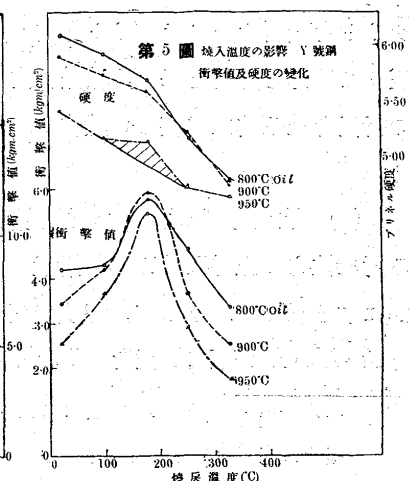
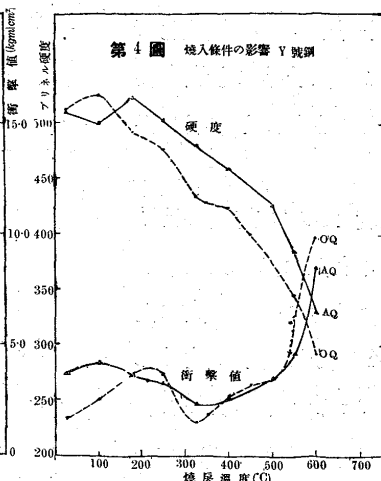
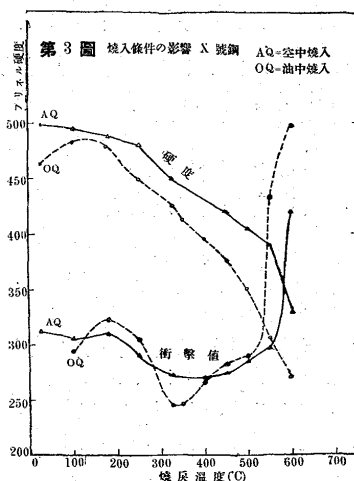
以上の顯微鏡組織から判斷すると焼戻 300~350°C 間に現はれる急激な脆化は焼戻組織換言すればマルテンサイト及オーステナイトの分解に伴ふ現象であることが推察し得る。而して破壊の位置が粒子界にありとすれば此の脆化は此處に析出された粒界炭化物に基因するものと解される

同時に衝撃曲線上 180°C 前後に起る極大は未だオーステナイトが分解せざる前に相當してゐることが解る。

(f) 焼戻條件の影響 前項の如く焼戻温度 325°C 前後に於ける脆化の一原因が固溶體の分解に關係があるならば鋼の焼戻當初の組成即ち α 及 β マルテンサイト及残留オーステナイトの量的關係が後に行ふ焼戻に影響を與へ焼戻鋼の性質を左右することは明かである。

同一鋼の場合其焼戻組織を左右する條件としては焼戻の際の冷却速度と焼戻温度の高低とが主として考へられるので次の如く油焼戻のものゝ空中焼戻のものとの比較及焼戻温度を異にするものゝ比較を行た。

(i) 空中焼戻の場合 今 Cr·Mo·Mn 鋼 X 號及 Y 號を取て 850°C から空中放冷すれば是等の鋼は自硬性を有するから比較的緩やかな焼戻となり組織は比較的 β マルテンサイト及残留オーステナイトに富むものが得られ且つ内部應力も亦比較的少いものが得られる譯である。之を前同様の條件に従て焼戻し前に實驗した油焼戻のものゝ比較した。第 3 圖及第 4 圖は夫々 X 號及 Y 號に對する油焼戻(O.Q.)と空中焼戻(A.Q.)との比較曲線である。空中焼戻(A.Q.)の主なる特徴は焼戻のまゝにて相當の衝撃抗力を有することゝ曲線が緩やかなことゝである、焼戻のまゝにて衝撃抗力の大なるは内部應力の比較的少い事と α マルテンサイトに比較して安定度の高い β マルテンサイトが多い爲であると考へられる。油焼戻(O.Q.)は焼戻のまゝに



ては内部應力も大であり且つ α マルテンサイトの爲衝擊抗力は低い。然し加熱と共に内部應力も減じ β マルテンサイトに變じ安定化するので 180°C 前後に於て衝擊抗力は著しく上昇する。然るに 300°C 付近に至れば β マルテンサイトも残留オーステナイトも共に分解し去るので茲に甚しい脆化が出現するものと考へられる。

(ii) 焼入温度を變へた場合 $Cr \cdot Mo \cdot Mn$ 鋼 Y 號の縦材を取り夫々 800°C (40 分), 900°C (30 分), 及 950°C (30 分) に加熱し油中に焼入れ前同様焼戻温度と衝擊抗力との關係を求めた。第 5 圖の曲線は其の結果を現はすものである。硬度曲線は焼入温度の高いもの程低く現はれて居る。之は主として残留オーステナイト量に依るものと考へられる。衝擊抗力は何れも焼戻温度 180°C 附近で頂點に達し 325°C まで再び低下して行く。而して焼入温度の高いもの程全體を通じて衝擊抗力が低く且つ破面は粗い。是等は主として結晶粒子の大小に基因するものと考へる。特に焼戻温度 325°C のものに於て各焼入のもの、硬度が略接近せるにも抱はず衝擊抗力には大きな差を生ずることは注意すべきことで既に述べた如く此の附近の温度で元のオーステナイト境界に異常の變化が起ると考へられるから高温焼入に依て粒子の粗いもの程衝擊抗力の低下が甚しい譯である。又硬度曲線上焼戻 180°C に相當する部分に稍、硬度上昇の傾向があり、圖中斜線を以て示されてある様に特に 950°C 焼戻のものに著しいのは残留オーステナイトが將に分解を開始せんとする過渡期にある現象と考へられる。

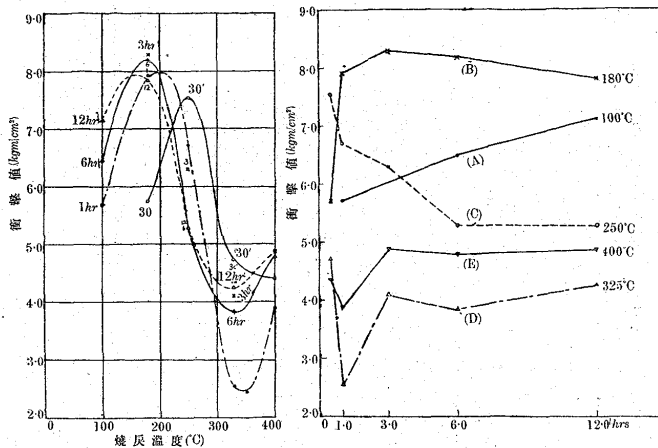
以上の事實から焼戻 180°C に於ける衝擊抗力の上昇は焼入の際生じた α マルテンサイトが β マルテンサイトに變じて安定化し、残留オーステナイトが未だ分解するに至らざる時期に相當するものと考へられる。其後は β マルテンサイトを残留オーステナイトも共に分解し 325°C 附近に至りて殆んど分解を終り、結晶粒内にも粒子界にも炭化物の折出を見る爲茲に甚しい脆化が現はれるものと推察し得る。

(g) 焼戻時間の影響 焼戻温度 180°C 前後に於ける衝擊抗力の上昇及 325°C 附近に於ける脆化の現象を明かにする爲の一助として、焼戻時間の影響に就いて檢べた $Cr \cdot Mo \cdot Mn$ 鋼 X 號を 850°C, 40 分で油中に焼入れ

※ 此の硬度上昇の現象はオーステナイトから β マルテンサイトへの變化に基因するものとも考へられるが未だ學説が一定して居らぬ。

各温度に 30 分, 1 時間, 3 時間, 6 時間及 12 時間保ち夫々油中に急冷し衝擊試験を行た。第 6 圖は是等の縦材の

第 6 圖 焼戻時間の影響 第 7 圖 焼戻時間の影響
X 號鋼 衝擊値の變化 (縦材) X 號鋼 (縦材)



みの成績を夫々曲線に現はしたものである。是等の曲線を見るに 180°C 附近に極大, 325°C 附近に極小があることは略々同様であるが焼戻時間の長短に依て、曲線に多少の變移が認められる。今焼戻 100°C に於ける縦座標を見るに此の程度の温度にては焼戻時間と共に衝擊抗力が上昇する。其上昇の有様は第 7 圖中の (A) 曲線に示す如く實驗の範圍内では殆ど直線的である。焼戻温度 180°C では加熱 30 分では未だ衝擊抗力の上昇は充分でないが 1 時間以上となれば略々上昇が止る様である。其の進行の状態は第 7 圖中の (B) 曲線に示す如くで加熱 3 時間程度で衝擊抗力は最大となり、之以上時間を延長すれば却て抗力低下の傾向を示して居る。即ち 180°C 附近にては次に起らんとする變化即ち β マルテンサイトの分解は勿論残留オーステナイトの分解も將に始らんとして居るものと考へられる。250°C となれば第 7 圖 (C) 曲線の如く加熱 6 時間までは急激に衝擊抗力は低下する。之は β マルテンサイト及オーステナイトの分解が盛んに起る爲で寫眞第 6 中の (2) のマルテンサイトの分解の狀況及 (3) のオーステナイトの分解の狀況を見れば解る。

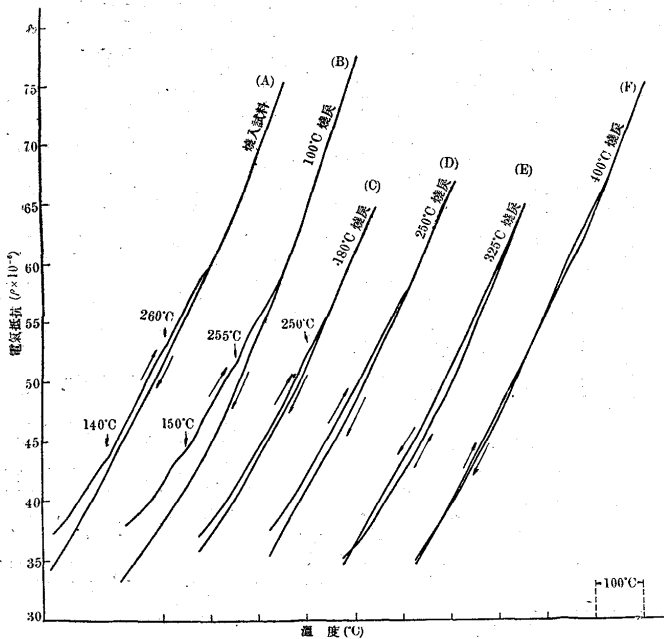
焼戻温度が 325°C になると (D) 曲線の如く全體として最低値を取り最も脆弱なことを示して居る。特に焼戻 1 時間のもの、脆化が甚しい。其の理由としては加熱 1 時間前後に於ては分解生成物に依る脆化のみが現はれ、次に起らんとする焼戻効果が未だ充分効を奏しない爲と考へられる従て (D) 曲線に見る如く加熱 3 時間以上になると却て衝擊抗力は上昇する。400°C となれば焼戻の効果が稍現はれ始めるので (E) に示す如く曲線は全體として (D) 曲

線の上位に現はれる。

以上の實驗結果から衝撃抗力の上昇並低下の作用を分類すると次の如くなる。第一は焼戻100°C前後から200°C前後に至る迄に起る衝撃抗力上昇の作用である。此の範圍では主として α マルテンサイトから β マルテンサイトへの組織的變化が起る。第二は180°C前後より325°C附近迄に起る衝撃抗力の低下作用である。此の間に於ては主として固溶體の分解作用が考へられる。第三は325°C附近以上に起る衝撃抗力の上昇作用である。此の溫度以上に於ては主として析出炭化物の凝集が行はれる。今一つ500°C附近の低下作用があるが之は從來から問題とされて居る所謂焼戻脆性であつて、之に關する學説は種々あるが茲では之に觸れないことにする。

(h) 物理的變化 焼入炭素鋼の加熱に伴ふ電気抵抗の變化に關しては Enlund (1925) 及松下, 永澤博士 (1927) が研究せられて居る。其の結果に依ると 100°C

第8圖 電気抵抗の變化 X號鋼



附近に α マルテンサイトから β マルテンサイトへの變化、250°C附近にオーステナイトの分解が認められて居る。本研究では焼入した Cr·Mo·Mn 鋼 X 號の加熱に伴ふ電気抵抗の變化を求め、第8圖 (A) の如き曲線を得た。又同圖 (B) 曲線は焼入後一旦 100°C に1時間焼戻したものゝ加熱電気抵抗曲線である。同様にして (C), (D), (E), (F) は夫々 180, 250, 325, 400°C にて一旦焼戻したものゝ抵抗變化である。是等の曲線を見るに (A) 及 (B) の加熱曲線に於ては 150°C 邊と 250°C 邊とに屈曲が認められるが、

一旦 180°C に焼戻した (C) には 150°C の屈曲は認められない。同様にして一旦 250°C に焼戻した (D) には 150 及 250°C の屈曲は共に消失する。而して加熱曲線と冷却曲線とは以上何れも一致せず、冷却曲線は常に下方に現はれる。一旦 325°C 以上に焼戻したものは (E) 及 (F) の如く加熱曲線上に上記の如き屈曲がなく (F) では加熱及冷却曲線は略々一致する。即ち (E) 及 (F) では焼入當初の組織は略々解消してゐることが解る。即ち 325°C 前後の脆化は焼入組織の解消に關係してゐることが解る。150°C の屈曲は α マルテンサイトから β マルテンサイトへの變化であり 250°C の屈曲は残留オーステナイトの分解であるから 180°C 前後の衝撃抗力の上昇は α マルテンサイトから β マルテンサイトへの變化が相當進行し、オーステナイトの分解が未だ充分進行しない時期に相當するものであることが想像される。

V 結 論

以上の研究結果を要約すれば次の如くなる。

- (1) 焼入せる低合金鋼を各種の溫度で焼戻すと
 - (a) 180°C 附近で衝撃抗力は一旦上昇する。
 - (b) 325°C 附近で甚しく脆化する。
 - (c) それ以上の溫度では次第に衝撃抗力を上昇するが、500°C 附近で再び脆化が起る。
 - (d) 550°C 附近以上になると衝撃抗力は非常に上昇する。
 - (e) 溫度が Ac 變態點に近づくと衝撃抗力は又甚しく低下する。故に焼戻溫度の決定に當ては硬度及抗張試驗結果にのみ依らず上の如き衝撃抗力の變化をも考慮に入れねばならぬ。

(2) 焼戻 180°C 前後に於ける衝撃抗力の上昇は α マルテンサイトが β マルテンサイトに變化する安定化と加熱に依る一部内部歪の除去とに依るものと考へられる。

(3) 焼戻 325°C 前後に現はれる甚しい脆化は固溶體たるマルテンサイト及残留オーステナイトの分解に關聯するものである。従て此の脆化は焼入鋼としては免かれざる現象である。而して數葉の寫眞に示されてある如く、低温焼戻鋼の衝撃的破壊は主として元のオーステナイト結晶粒界に起る様であるから此の場合に激しい脆化は粒界炭化物に起因するものと考へられる。

(4) 實際に當り特に高い硬度と抗張力とを要求せられ、而も衝撃抗力を重視せらるゝ場合は 180°C 前後の焼戻溫

度を撰ぶべきである。其の加熱時間は一方に於て起りつゝある脆化作用を考慮して或る限度に止むべきである。

(5) 本研究類似の低合金鋼に對しては 325°C 前後の焼戻は絶対に避けねばならぬ。

終りに本研究に對しては陸軍少將尾藤加勢士閣下、杉本正邦、長尾武雄兩大佐殿の御指示と山口珪次先生の御教示を賜た。茲に厚く御禮を申し上げ又本實驗中熱誠をこめて助力せられた本多忍君に感謝の意を表する次第である。

物資動員計畫と生産擴充計畫

(昭和 13 年 12 月 16 日日本鐵鋼協會講演會)

植村 甲 午 郎*

緒 言

只今御紹介戴きました植村でございます。甚だ申譯ないのでありますが、此の頃多忙を極めて居りまして、何か御話することを御引受したに拘らず準備なしに此の演壇に上たやうな譯でありまして、色々御聴き苦しい所があらうと思ひますが、其の點は枉げて御諒承願ひたいと思ひます。

今日御話申上げるのはもう既に相當御承知のことと思ひますが、物資動員計畫の問題或はまだ是は未定のものであつて、内容が確定して居りませぬから、其の内容に付て彼是申上げる譯にも参りませぬが、只今の大きい問題として長期建設と云ふ風なことが言はれますが、それとの關聯に於て生産力擴充計畫問題と、其の二つに於て若干の時間を戴きたいと思ひます。

物資動員計畫

そこで、物資動員計畫の問題でありますが、是は所謂物動計畫として、色々な物の統制が行はれて居りますのは御承知の所でございます、此の物動計畫なるものが如何なる経過を辿て、又現状如何であるか、又將來の見透し、是は全く個人的の氣持でありますけれども、差當りどう云ふ風に動いて行くであらうかと云ふ御話を致しますが、其の前に此の物動計畫なるものがどう云ふやうになって設定されるか、又實施されるかを頭に置いて戴きたいのです。

で、此の物資動員の計畫は、先づ企畫院で各關係省の擔當官が集りまして、そこで資金の關係と需要の關係を見合

て、來年の計畫はどうすると云ふことが決るのであります。之に付きましては或は物資協議會と云ふ名前を用ひましたり、只今は物資動員委員會と云ふ名前を用ひて居りますが關係各省協議を遂げ成案を得まして最後には閣議に上して國としての物に關する計畫の大綱が決ります。さうしまするとそれに基いて内地に付きましては商工省の物資調整局、又肥料と云ふやうな問題になりますと農林省が之を擔當して實施に當る。それから外地に付きましては朝鮮は朝鮮總督府、臺灣は臺灣總督府と云ふやうに、それぞれの擔任廳に於きまして其の大綱に基いた具體的の實施をやる譯であります。従ひまして大綱迄は企畫院中心で審議致しますが、此の時期に於て、大阪の何處で物をどれだけ渡すと云ふやうなことは、是は皆商工省、更に其の下としては各府縣廳、組合と云ふ所で検討されましてそれが實施される。さう云ふ仕組みで出來て居るのであります。そこで、此の物資動員計畫と云ふものは只今迄に 2 回樹てられて居ります。それは本年の 1 月に第 1 次の物資動員計畫を樹てました。其の後半年を経て 6 月に改訂を致しました。2 回行はれて此の改訂の計畫が只今動いて居る。斯う御承知を願ひます。

そこで、さう云ふ計畫が樹てられますに至る経過を概要申上げたい。其の前に、此の事變の前の日本の經濟状況殊に外國との關係に於ける經濟状況と云ふものがどうなつて居たか、是は日本の經濟がどう動いて居たかと云ふ問題になります。之を一言にして云へば、國際貿易に依て日本の經濟が繁榮し、又國民生活の向上をそれに依てやつて居た。少くとも其の部分が相當あると云ふことが言へると思ふのであります。此の貿易の關係としましては御承知のやうに世界大戰以來歐洲の國が、更に多數の小國に民族

* 内閣企畫院産業部長