

技 術 資 料

鋼 の 焼 入 性 に つ い て

津 谷 和 男*

ON THE HARDENABILITY OF STEEL —A REVIEW—

Kazuo Tsuya

I. 緒 言

焼入性は自動車用鋼材等の構造用特殊鋼にとつてはもつとも重要な性質の一つで古くから多くの研究が行われて来たが、産業上の問題として注目をひくようになったのは比較的最近のことである。我国ではボロン鋼の研究が開始された前後から熱心に検討されるようになった。ボロン鋼研究懇談会**が開かれていたころ芥川博士によりいわゆるジョミニ試験法の再現性についての実験が各会社研究所の協力を得て行われたが、当時我国にはジョミニ試験の規格がなかつたためかなり巾のある結果が得られた。またおなじころジョミニ試験の利用状況を調べるための調査も行われ、そのアンケートのなかでHバンド規格の制定に対する意見も述べられたが、時期尚早とするものが多かつた。これらの事情からまず試験法そのものを規格化する必要が認識されるようになり、オーステナイト粒度、焼入性、非金属介在物など一連の試験法規格が制定された。焼入性の試験法が規格に制定され、焼入性試験結果の会社間での比較検討が可能になつて来ると、つぎに解決しなければならないのは焼入性の標準化の問題である。のちに述べるように、Hバンドを作つて焼入性によつて鋼を規格づける方法は、米国において1944年の仮規格制定以来さかに行われ、多くの鋼種についてHバンドが制定されているが、我が国ではまだ行われていない。Hバンドの制定は他の規格審議とは異つて多くの資料調査を行つたのちはじめて審議が可能となるのでまず調査研究を目的とする「JIS 焼入性曲線帯調査専門委員会」が大和久博士を会長として32年2月発足した。この委員会は現在数種の代表的な鋼種についてHバンドを作成検討しているが、こんごは特

殊鋼会社、自動車会社などの協力により鋼種の拡大への努力がなされる予定である。

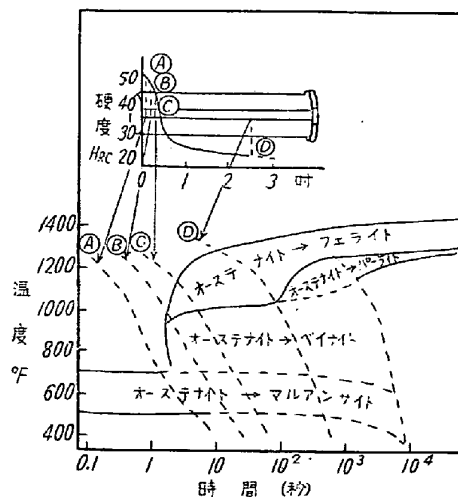
以上は我国における焼入性問題の発展のあらましであるが、小文はおもに比較的最近の内外の焼入性研究論文および委員会などでの研究成果などを紹介し、焼入性の試験研究についての展望を試みようとするものである。

II. 焼入性とその試験方法

1. 焼入性と鋼の変態の関係

鋼材の焼入性はふつうジョミニ硬度曲線で表わされるが、この曲線は試験片上の各位置で起つた連続冷却変態の結果として得られたものである。第1図^①はその様子をNi-Cr-Mo鋼(AISI 8630)について説明したもので、ジョミニ硬度曲線が複雑な相変化の結果的な表示に他ならないことを示している。それゆえある鋼種がなぜこのようなジョミニ曲線を示すかという問は、その鋼がなぜそのような変態線図を有するかという質問におきかえられることになる。

鋼の変態線図はパーライト変態を表わす曲線とベイナ



第1図 連続冷却変態図とジョミニ硬度曲線の関係

* 金属材料技術研究所兼機械試験所

** 三島博士を委員長として昭和27年7月より29年6月まで開催された。

第1表 パーライト変態⁵⁾とベイナイト変態⁶⁾の特性の比較

	パーライト変態	ベイナイト変態
生成機構	セメンタイトを核とし nucleation and growth で生成する.	フェライトを核とし拡散によつて支配される一種の迂り変態である.
母相との coherency	オーステナイトに対し coherent でない.	オーステナイトに対し coherent である.
変態に伴う溶質原子の分配	変態に伴い炭素原子, 合金元素原子がともに移動し分布をかえる.	変態に伴い炭素原子のみ移動し合金元素原子は母相のままうけつがれる.
組織内に含まれる炭化物	変態初期には必ずセメンタイトが現われるが, 変態後期には組成により特殊炭化物などに变化する.	変態温度域の高温部ではセメンタイト, 低温部では遷移炭化物が存在する.
変態に対するオーステナイト粒度の影響	粒度が細かくなると変態は促進される.	粒度には比較的自由関係である.
変態に対する炭化物形成元素の影響	変態をいちじるしく抑制する.	パーライト変態に対するほど阻止効果が大でない.
変態に対する固溶元素の影響	変態を抑制する.	パーライト変態と同程度に変態を抑制する.

イト変態を表わす曲線の複合された結果であることが知られているので⁴⁾, 焼入性について本質的な解釈をおこなうためには, パーライト, ベイナイト両変態の挙動をすることが必要になってくる. 第1表はこれら両変態の特性を総括的に表示したものである.

2. 焼入性の本質的解釈

以上のように焼入性は異つた二つの変態によつて支配されるので, 本質的に解釈をおこなうためには両変態の影響を分離して考えるのが妥当である. Hollomon⁷⁾とJaffe⁷⁾はこのような考え方のもとに焼入性を pearlitic hardenability および bainitic hardenability に分解し, これら両者とその相互作用によつて焼入性を解釈することを試みた. これよりさき Grossmann は各元素に対して焼入性倍数を決定しこれらの相乗積で焼入性が決定されると説いているが, その焼入性倍数決定のための実験にはベースとして純炭素鋼が用いられているため, 係数は pearlitic hardenability に対するものと解釈することができる. (Si, Mn, Ni などの固溶元素は S

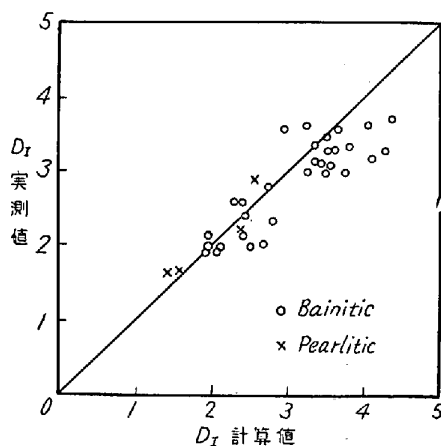
曲線の形を変えないので, 炭素鋼にこれらの元素を加えた鋼の焼入性は, pearlitic hardenability により支配される. つぎに Cr, Mo などの炭化物形成元素を炭素鋼に加えると pearlitic hardenability は急速に増大し, 一定量以上加えられるとベイナイトの生成が焼入性を支配するようになる.) これに対して Hollomon らは bainitic hardenability の焼入性倍数を第2表のごとく仮定した. 表に示された焼入性倍数のうち, pearlitic hardenability の焼入性倍数は Grossmann の結果によるものであり, bainitic hardenability の焼入性倍数は Hollomon らが仮定したものである. Mn, P, S, Si, Ni, Cu などの固溶元素は炭素鋼の S 曲線の形をかえず, パーライト, ベイナイト両変態を同じように抑制するのでこれらの元素の bainitic hardenability の焼入性倍数は pearlitic hardenability のそれと同じ値を有すると仮定されている. つぎに Mo はベイナイト域の S 曲線にほとんど影響しないのでその焼入性倍数は 1 とされている. また Cr については S 曲線のベイナイ

第2表 Pearlitic hardenability および Bainitic hardenability の焼入性倍数

	Pearlitic hardenability の 焼入性倍数	Bainitic hardenability の 焼入性倍数 (仮定)
基本焼入性の C% による変化		
50% マルテンサイト	$0.338 \times \sqrt{\%C}$ (吋)	$0.494 \times \sqrt{\%C}$ (吋)
100% マルテンサイト	$0.254 \times \sqrt{\%C}$ (吋)	$0.272 \times \sqrt{\%C}$ (吋)
Mn	$1+4.10 \times (\%Mn)$	$1+4.10 \times (\%Mn)$
P	$1+2.83 \times (\%P)$	$1+2.83 \times (\%P)$
S	$1-0.62 \times (\%S)$	$1-0.62 \times (\%S)$
Si	$1+0.64 \times (\%Si)$	$1+0.64 \times (\%Si)$
Cr	$1+2.33 \times (\%Cr)$	$1+1.16 \times (\%Cr)$
Ni	$1+0.52 \times (\%Ni)$	$1+0.52 \times (\%Ni)$
Mo	$1+3.14 \times (\%Mo)$	1
Cu	$1+0.27 \times (\%Cu)$	$1+0.27 \times (\%Cu)$

ト域よりパーライト域に対してより強く影響するので、bainitic hardenability の焼入性倍数を pearlitic hardenability のその半分と仮定している。なお基本焼入性のC%による変化については、その焼入性がベイナイト変態によつて支配されるような鋼（相当量の Cr と Mo をふくむ）のジョミニ硬度曲線より計算により基本焼入性をもとめている。そのほかこの表には示されていないオーステナイト粒度の影響を考える必要があるが、粒度は bainitic hardenability にほとんど影響しないと考えられている。

このような試みはまだ仮のものに過ぎないが、焼入性の本質的解釈の方向を示すものと思われる。第2図はこの方法で計算した焼入性の値（理想臨界直径で示す）と実測値とを比較したもので割合によく一致している。



第2図 D_I 実測値と計算値の関係

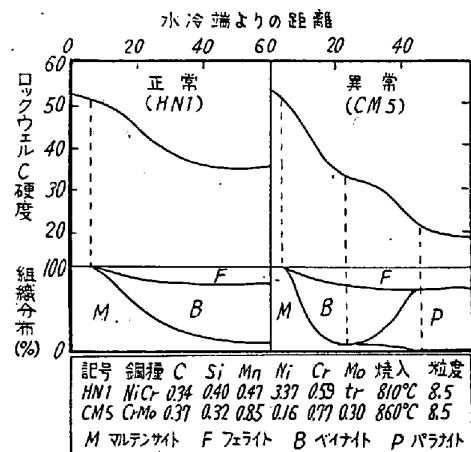
3. microstructure hardenability について

Hollomon らの試みは異つた組織に対する焼入性を分離して考え、硬度曲線で表わされる Jominy hardenability より組織量で示される microstructure hardenability を重視しようとするものである。Troiano はこのような Jominy hardenability の限界を明かにするために、ほぼ等しい焼入性硬度曲線を有する鋼を不完全焼入したのち、同一硬度に焼戻をおこない衝撃値が異なることを示している⁸⁾。またさらに別の実験では⁹⁾、ほ

ぼ等しいジョミニ曲線を有する鋼3種について、ジョミニ試験片上の残留オーステナイトの量をしらべ第3表の結果を得ている。表に示されたように、残留オーステナイトの量は水冷端からの距離がますます大になり最大値を経て減少するような傾向を示しているが、その量は SAE 5140, 1340, 2340の順で多くなる。

また最大の位置は 2340 と 1340 では $1\frac{1}{2} \sim 1\frac{1}{4}$ 吋の辺にあるが、5140 では $\frac{3}{4} \sim 1$ 吋付近にあり異つている。このようなオーステナイトの残留は上部ベイナイトの生成にともなつておこるもので¹⁰⁾、その量の多寡は S 曲線の形状すなわちベイナイトの生成の難易に依存するものと思われる。このような実験からもジョミニ硬度曲線のみでは試験片上の組織の異同をしり得ないことがわかる。なお microstructure hardenability は不完全焼入状態で鋼を使用する場合とくに重要であるが、これについてはのちにのべることにする。

一般にジョミニ硬度曲線は水冷端より離れるにしたがつて低下するのが普通であるが、場合によつては一樣に低下せず起伏が生ずることがみとめられている。河井氏¹⁰⁾はこのジョミニ曲線において2ヶ所以上に変曲点のあるものを異常とし、つぎのように microstructure hardenability の観点から説明をおこなっている。第3図はジョミニ曲線の正常異常を組織分布に対応させたもので、曲線の異常は試片上の組織がベイナイトからパ



第3図 ジョミニ曲線の正常および異常

第3表 ジョミニ試験片における残留オーステナイト量

水冷端よりの距離 (吋)	1/16	1/4	1 1/16	1	1 1/4	1 1/2	2	2 1/4	2 1/2
SAE 2340	3	4	5	7	10	9	9		5
SAE 5140	1	1	2	2	1	0			
SAE T1340	1	3	4	5	7	7	6	3	

註：残留オーステナイトの量はこの実験における最大値を 10 とする任意的な数字で定性的に表わしてある。

ーライトに移りかわる位置でおこることがみとめられる。これは比較的低温で生成したパーライトの硬度が、上部ベイナイトの硬度よりも大であるという変態生成物の硬度の不連続性に起因するものと思われる。それゆえこのような組織の交替の見られない鋼においては異常性は見られない。なお異常性のみとめられる位置の組織はベイナイトであるが、この組織中には前述のように残留オーステナイトが若干存在している。根本氏¹¹⁾はその量を測定してオーステナイトの存在も硬度低下の一因であるとのべている。

4. ジョミニー試験法とその再現性

ジョミニー試験には上述のように種々の限界があり、その適用範囲も中程度の焼入性を有する鋼にかぎられているが、比較的簡便であるため工業的に活用されている。この方法そのものについては他にくわしく述べられているのでここではふれないが、実用上もつとも問題になるのはその再現性である。第4図(a)は芥川博士がボロン鋼研究懇談会のあるジョミニー試験法の再現性について発表された結果¹¹⁾の一部で、75炭素鋼の同一圧延材からとった試片を12の会社研究所に配布してジョミニー試験をおこない測定値のちらばりかたを調べたものである。変動は意外に大で水冷端でHrc 5程度、1寸付近でHrc 10程度である。このような変動には焼入条件の変化のほか硬度計の誤差がふくまれていると思われるので、試片を東大に集めて再測定をおこなったところ、最大Hrc 8程度の硬度計の誤差が認められた。これらの結果は当時焼入性試験法が規格化されていなかったためとも考えられるので、第4図(b)に最近の試験結

果を示してくらべてみた。この試験は「焼入性曲線帯調査専門委員会」でCr-Mo鋼4種の圧延材を14の会社研究所に配布しておこなったもので、図のように水冷端でHrc 3、もつとも巾の広いところでHrc 5という値が得られた。またこの試片を鉄道技研で再測定したところ硬度計の誤差は最大2.5であつた。これらの結果は前回の結果とくらべてみるとかなり変動は小になっているが、Hバンド規格の制定実施にはさらに変動を小にすることがのぞましいので、基準片を各社に配布して硬度計を補正することが計画されている。

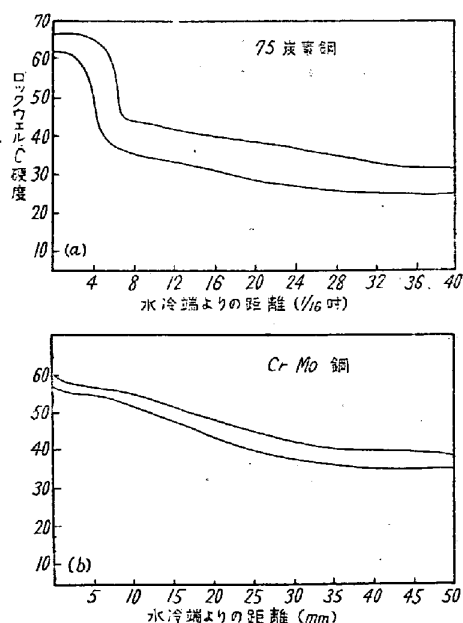
ジョミニー試験の再現性に影響を与えると思われるおもな焼入条件はつぎの7つであるが、このうち試片を炉から取出して水冷するまでの時間のもつとも重要である¹²⁾。

(1) 水温——あまり影響しない。水温が125°F (52°C) に上ると冷却速度はやゝおそくなりジョミニー硬度は約Hrc 2低下する。また50°F (10°C) に下ると冷却はやゝ早くなるが硬度はほとんど変化しない。結局75°F ± 10°F (18.3~29.4°C) 程度の温度であれば問題はない。

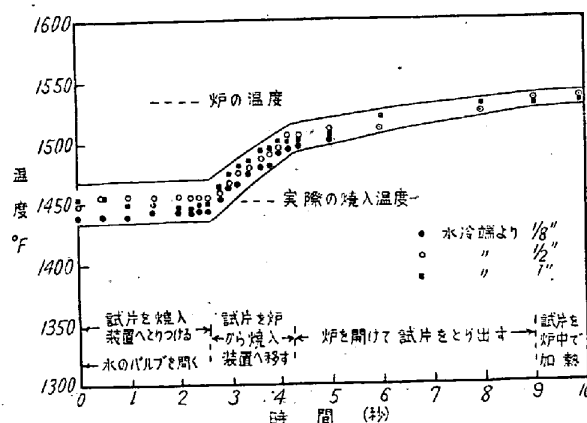
(2) 水圧——水の高さが1~5 吋 (25.4~127.0 mm) に変つても影響はない。

(3) 水の清浄度——水が多少油や石鹸でよごされていても影響はない。

(4) 試験片を炉から焼入装置へ移す時間——試片の表面温度の低下に関係するのでもつとも重要である。第5図は試片の移動取付を上手にやつた時の試片各部の温度変化を示している。この期間中の温度低下は図のように3期に分れ中期がもつとも大である。この移動に要する時間が長くなると冷却速度はおそくなり硬度は低下するが、3~7 秒であればその変化は小である。



第4図 ジョミニー硬度曲線の再現性



第5図 ジョミニー試験片を一端焼入するために炉から焼入装置に移す際の表面温度の低下 (AISI 8640)

(5) 酸化膜の条件——スケールが相当厚くて水冷中に脱落するような場合は影響するが、試片に密着している場合は変化はない。

(6) 試片の位置——試片を取付けた際に偏心せず均一に冷却されることが必要である。

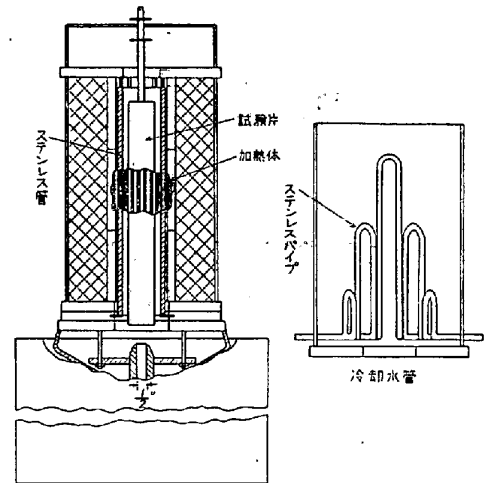
(7) 風の影響——一端焼入をおこなう時は風が試験片に当たらないように注意しなければならない。

ジョミニー試験片の硬度の変動の原因には上述の焼入条件の変化、硬度計の誤差の外に試験片の研磨条件についても考慮する必要がある。前記のHバンドの委員会で調べたところによれば、研磨装置は平面研磨盤がもつとも多く、研磨の際には冷却剤を使用して過熱を防いでいるものが多かった。研磨回数は規定の0.4mmを3~20回程度で研磨するものが大部分だが、100回研磨するという報告もあつた。このように現在各社でおこなわれている研磨条件はかなりまちまちであるが、一般に研磨の際の切込みが少ないほど(25 μ 以下)硬度のばらつきが少なく、切込みが多いと研磨の際の熱と加工歪に基因する変質層はふかくなり変動は大になると報告されている¹³⁾。

5. 特殊な焼入性試験方法

焼入性の非常に小さい炭素鋼や非常に大きい空気焼入鋼などはジョミニー試験によつてその焼入性を測定することが困難であるので種々の方法が考えられているが¹⁴⁾ここではジョミニー試験法の変形と考えられるものを二三紹介するにとどめたい。

焼入深度の大きい鋼の焼入性測定法としては、従来、air hardenability test (径1吋の試片を径6吋のブロックにねじ込んだものを空冷する)が用いられているが、この方法で得られる冷却曲線は実際の焼入の時の曲線と必ずしも一致しないので新しい方法が考案された¹⁵⁾。この方法は第6図で明かなように一種の一端焼入試験であるが、試片の加熱と徐冷のための電気炉が焼入装置にとりつけられている点が通常のジョミニー試験とことなっている。試験片は径1 $\frac{1}{4}$ 吋長さ11吋で、まず図示の炉中に吊され焼入温度は加熱される。炉の加熱体は上中下3組に分れおのおの別個に調節することができる。また加熱体の外側には図の右に示された冷却管がまかれ、冷却時に適当な温度勾配を試片に与えるようになっている。加熱が終ると試片は焼入位置まで下げられ水冷がはじめられる。水冷開始と同時に炉中の冷却管には水が通り、下二つの加熱体の電流は切られる。また上の加熱体の電圧はプログラムコントロールにより次第に低下する。水冷をおこなう時間は90分でそのあとは試験片は

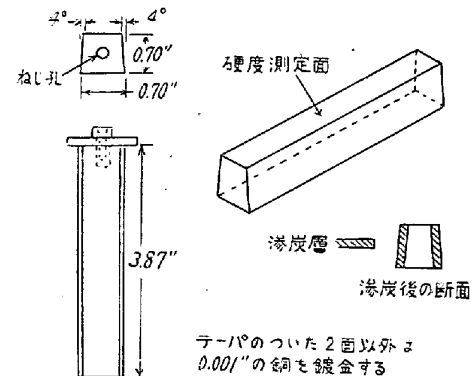


第6図 焼入性の大きい鋼のための一端焼入試験装置

炉中に放置される。この方法の特徴は、

(1) 冷却条件が油焼入の場合と等しいこと、(2) 焼入性が大でほかの方法では測定できないような鋼の焼入性をしりうる、という点で、理想臨界直径21吋までの鋼に適用することができる。

つぎに滲炭した鋼の焼入性をはかる方法には従来簡単な方法がなかったが、Boegehold らはつぎのような方法を考案した¹⁶⁾。第7図はその試験片である。試験片は



第7図 肌焼鋼の焼入性を測定するための一端焼入試験片

4°のテーパのついた2面以外の面には滲炭防止のための銅鍍金が施される。滲炭した試片をジョミニー試験と同様に一端焼入したのち、硬度測定面を研磨すれば滲炭層の任意の位置を微小硬度計で測定することができる。この方法は、(1) 滲炭層を研磨除去することなく肌部や芯部の任意の位置の硬度をはかることができる。(2) 炭素濃度勾配に直角に硬度がはかれる、(3) 試片の各位置の冷却速度はジョミニー試験片のそれとほとんど一致する、などの長所を有し滲炭による焼入性の変化等をするにはもつともよい方法と思われる。

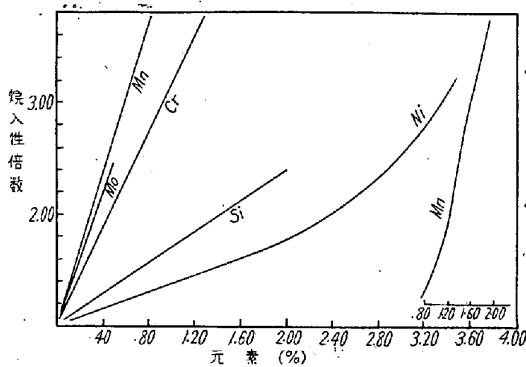
このほか特殊なものとしては marquenching 状態で

のジョミニー試験がある¹⁷⁾。この方法は 205°C の溶融塩を、標準のジョミニー試験法にしたがつて 1/2 吋のオリフィスから噴出させ一端焼入をおこなうもので、鋼材が marquench のできる焼入性を有するか否かの判定に用いられる。

III. 焼入性を支配する冶金的因子

1. 化学成分の影響

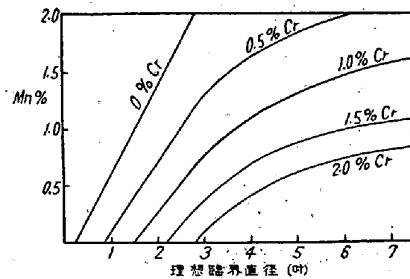
化学成分がいかん焼入性に影響するかを本質的に検討するためには、前にのべたように各成分の pearlitic hardenability および bainitic hardenability への影響を調べねばならないが、そのような実験結果はまだ得られないため、こゝではおもに Grossman の結果について検討をおこなうことにする。



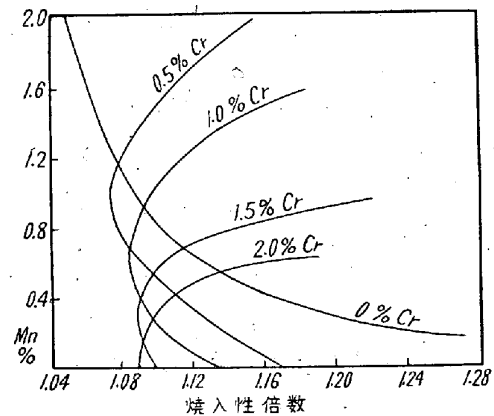
第8図 合金元素の焼入性倍数

第8図は各元素の焼入性倍数を示したものである。この図により個々の合金元素がいかん焼入性に影響するか明かになるが、Grossmann はさらにつぎのような前提にもとづいて焼入性の計算を試みた。すなわち (1) 合金元素の影響は共存する他の元素には無関係であり、かつその効果は添加量に対してほぼ直線的に増加する。(2) 数種の元素が共存する時はその効果は相乗的である。

しかしながらこれらの前提は必ずしも正しいとはいえない。Glen¹⁸⁾は広汎な実験をおこなつてこの Grossmann の結果の再検討をおこなっている。まず焼入性と合金元素量の直線関係は共存元素があると成立しないことがある。第9図はその一例で、合金元素の効果はその量がますます急速に大になつていく。つぎに、Grossmann は合金元素の効果は共存元素の存在には無関係で、他種元素とは相乗的に作用するとしているが、Glen の結果はこれと一致しない。すなわち合金元素の効果を、その元素が 0.1% ました時の焼入性倍数で示すと、第10図に示されたように、その効果は添加量が



第9図 Mn-Cr 鋼の理想臨界直径に対する Mn 量の影響 (炭素量 0.4%)



第10図 Mn-Cr 鋼 (0.4%C) において Mn が 0.1% ました時の焼入性倍数

少ない場合には単独の場合の方が大である。結局 Grossmann の各元素の効果が独立であるという前提は必ず成立するものではないことが解る。それゆえ種々の文献¹⁹⁾に記載された各元素の焼入性倍数はその元素の焼入性への効果を示すに止り、その値は共存元素の存在によつて相当に変わりうるものであることを知るべきである。

これらの合金元素以外の特殊元素 (たとえば Al, Ti, B など) も焼入性に影響するが、その様子は一般元素の場合とはやゝことなっている。Al はふつう三つのことなつた機構によつて焼入性に影響すると考えられている。その第1はオーステナイト粒の微細化でありこれによつて焼入性は減少する。第2は或種の脱酸生成物の形成でその核作用により焼入性は減少する。第3は合金元素としてマトリックスに溶けこむ Al の効果で、このような作用をする Al の量は酸可溶 Al として分析される。Crafts と Lamont²⁰⁾によつて決定された酸可溶 Al の焼入性倍数は Si とほぼ同程度である。また Ti も Al と同様で粒の微細化作用によつて焼入性を減じ、酸可溶 Ti の増加によつて焼入性は増大する。つぎに S は Mn と結合して MnS を作り地の Mn % を減少させるので、Sが増加すると焼入性は低下する。焼入性の

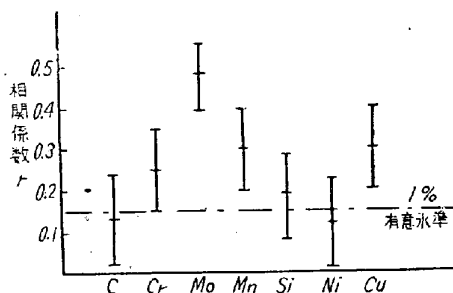
改善にいちじるしい効果を有するBの作用も一般合金元素とはことなっている。Bが焼入性を増大させる機構については種々の説が唱えられているが、実験事実としてみとめられているおもな点はつぎのごとくである²¹⁾。

(1) 0.0025% 程度の微量の添加で最大の効果が得られその時の焼入性倍数は C 0.4% の時約 1.8 である。

(2) 鋼中の炭素量が増大すると B の効果は低下する。焼入性倍数は 0.2% C では約 2.0 であるが共析炭素量になると焼入性倍数は 1.0 になる。(3) B の効果は溶鋼中に窒素が存在すると低下するので Ti などの添加によってボロン処理前に脱窒をおこなう必要がある。

2. 製造条件の影響

鋼の溶解作業が焼入性におよぼす影響については、いわゆる hardenability control がある²²⁾。鋼が炉中にあるうちにその焼入性を直接決定することはできないので、化学成分を制御して所要の焼入性を得るようにすることが必要である。また規格成分以外の残留元素の影響についてはとくに注意を払う必要がある。第 11 図は Cr-Mo 鋼 4 種 300 溶番について筆者が理想臨界直径 D_I と各成分との相関係数をもとめたものである²³⁾。図



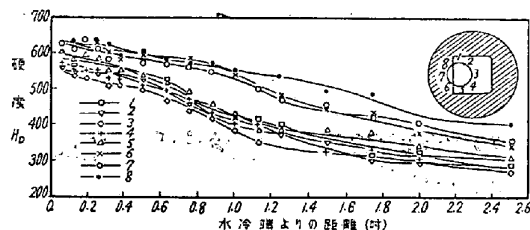
第11図 D_I と各成分の相関係数およびその信頼区間

示のように係数は Mo が最大で、この鋼種においては Mo 量をとくに注意して制御すれば目的とする焼入性が得られることがわかる。また残留元素では Cu が意外に焼入性と関係があることが示されている。このような結果からも、残留元素の焼入性を利用すれば経済的であり

かつ焼入性の均一さも良好になることが明かである。つぎに grain size control の重要さは従来しばしばとかれているところであり、事実粒度の大小は直接焼入性に影響する。H 鋼などのように焼入性が要求される鋼はふつう粒度番号 5 以上の細粒鋼であるが、それでも粒度は相当焼入性に影響している。第 4 表は前図同様筆者が Cr-Mo 鋼 4 種 50 溶番について粒度と焼入性 D_I の相関表を作ったものである²⁴⁾。相関係数は -0.36 で 5% 有意水準は 0.28 ゆえ、粒度と焼入性の間には相関がみとめられる。

つぎに鋼を溶解して作った鋼塊およびそれを圧延して作った製品の焼入性については偏析による焼入性の不均一が問題になる。

Mn-Mo の鋼塊を分塊して作ったビレットをうすく輪切りにして、これをオーステナイト化温度に加熱したのちベイナイト域で恒温変態させマクロ蝕刻すると第 12 図中に示したような模様が現われる。この模様の現れ方は鋼種によつてもこととなるが、Mn-Mo 鋼では中央に四角な白い部分が生じ周囲は黒くなる。組織をしらべると中央の白い部分はベイナイト、周囲は大部分がマルテンサイトで、中央部の方が焼入性の悪いことがわかる。このような傾向はビレットの図示の位置から試片をとつてジョミニー試験をおこなうとさらに明瞭になる。すなわち第 12 図のジョミニー曲線は 2 群に分れ、芯部の曲線は明らかに低い焼入性を示している²⁴⁾。このようなビレ



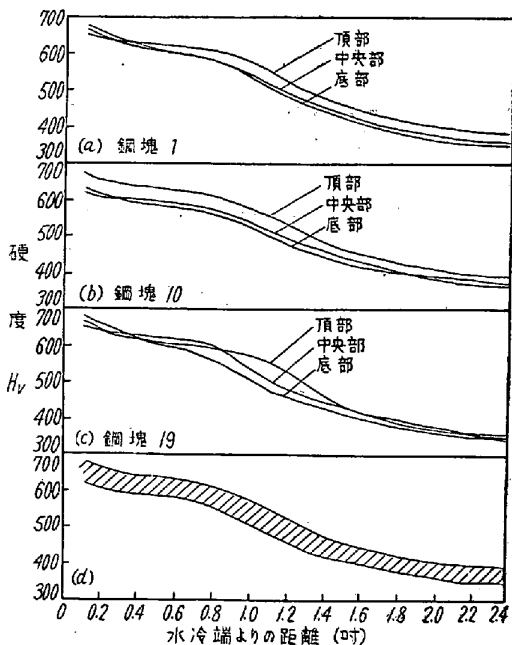
第12図 ビレットの各位置の焼入性硬度曲線
(Mn-Mo 鋼: C 0.33%, Mn 1.57%, Mo 0.56%)

第 4 表 オーステナイト粒度と D_I の相関表

(粒度の現出法は酸化法で酸化条件はつぎのとおりである。855°C × 1 時間酸化 → 水冷)

D_I	61~70	71~80	81~90	91~100	101~110	111~120	121~130	131~140	141~150	151~160	161~170	計
G_0												
9.6~10.0			1	2								3
9.1~9.5			6	2	3							11
8.6~9.0	2	1	1	3	2			3	1			14
8.1~8.5		1	2	1	2	3	3					12
7.6~8.0		1	1	1	3			1				7
7.1~7.5							1				1	2
6.6~7.0						1						1
6.1~6.5												0
計	2	3	11	9	10	5	4	4	1	0	1	50

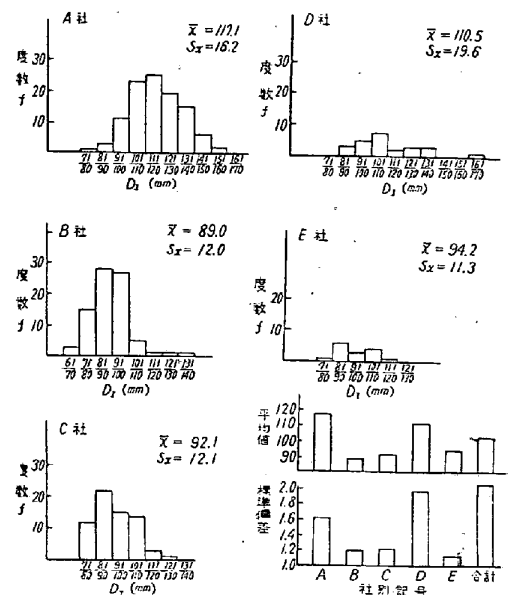
ットの位置による焼入性の変動の原因を調べるために、芯部と肌部の化学成分の分析をおこなってみたがほとんど差はみとめられなかつた。それゆえこのような焼入性の差はミクロな偏析によるものと考えられている。いわゆる banding は棒材の芯部にいちじるしいことから芯部では合金元素のミクロな偏析がおり、合金元素の少ない部分の核作用により焼入性が低下するものと思われる。それゆえビレットまたは太い棒鋼の焼入性を測定する場合には、試料の採取位置について注意する必要がある。



第13図 Cr-Mo 鋼の3個の鋼塊の焼入性硬度曲線

つぎにこのようなビレットをジョミニー試験片と同程度の径に圧延すると焼入性の変動は小になる。第13図(a)(b)(c)はその一例で同一溶番のCr-Mo鋼の3個の鋼塊の頂部、中央部および底部を1 $\frac{1}{8}$ 吋の棒鋼に圧延し焼入性を調べた結果である²⁵⁾。また第13図(d)は3つの鋼塊全体での焼入性の変動の範囲を示している。図示のように、焼入性の鋼塊の位置による変化および各鋼塊間の変化はきわめて小である。このような細い棒鋼についてのジョミニー試験結果は表皮部の焼入性を示している。それゆえこの結果を用いて丸棒の断面硬度を計算しても前にのべたミクロな偏析の影響のため一致しないことが多い。

鋼材の焼入性は、それが同一成分規格に属していても、製造会社がことなるとその分布の仕方がことなることが多い。第14図は筆者がCr-Mo鋼4種の焼入性の分布が製造会社によってことなかどうかを調べた結果である²⁶⁾。図に示された臨理想径 D_I はジョミニー



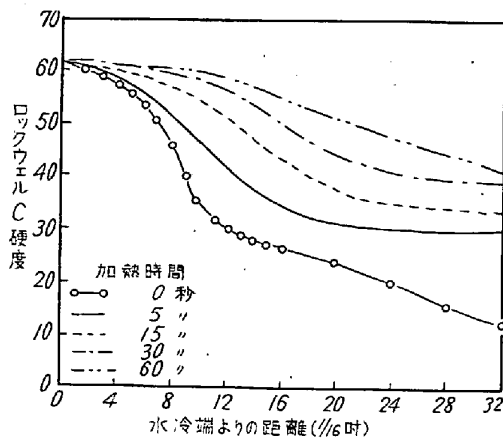
第14図 Cr-Mo 鋼4種の製造会社別の焼入性分布

曲線から80% マルテンサイト硬度にもとづいて算出したものである。 D_I の平均値および標準偏差の違いを検討すると、A、B両社間、A、C両者間では焼入性のばらつきおよび平均値に有意差がみとめられた。これらの各社の鋼の焼入性とそのばらつき方の違いは、溶解の際に目標とする成分値の違いや、溶解技術の差に原因するものと思われる。

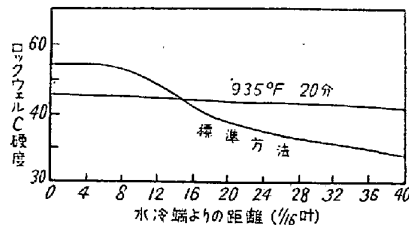
3. 熱処理方法の影響

鋼の焼入性は焼入前の熱処理履歴によって影響されることが多い。構造用合金鋼では、焼入温度より30°Cほど高い温度で焼準したのち焼入をおこなうのが普通であるが、球状化处理をおこなったものを焼入すると焼準のものよりやや低い焼入性を示すことが知られている。これはオーステナイト状態における炭化物の溶けこみ方の違いにもとづくものである。このような現象は過共析鋼ではさらにいちじるしくなる。すなわち過共析鋼では焼入温度において炭化物がオーステナイトと共存するため、焼入温度が変化するとオーステナイトの炭素濃度も変化し焼入性はいちじるしくことなってくる。このような炭化物の溶けこみ方が焼入性を支配するという現象は高周波焼入の場合も見られる。

第15図はAISI 4150 (Cr-Mo 鋼) を1600°F (870°C) で高周波加熱したのちジョミニー試験をおこなう、加熱時間が焼入性におよぼす影響を調べたものである²⁶⁾。図示のように焼入性は加熱時間が長くなると増大し、60秒のものはふつうの炉中加熱とほぼ等しい焼入性を示すようになる。このような現象はやはり炭化物の溶けこみの変化によっておこるもので、炭化物形成元素を



第15図 AISI 4150 を 870°C で高周波加熱し一端焼入した時の焼入性硬度曲線

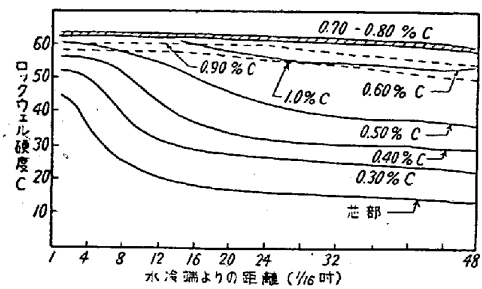


第16図 ジョミニー硬度曲線におよぼす階段焼入の影響

ふくんだ鋼で顕著に現れ、固溶元素のみをふくむ鋼（炭素鋼，Ni 鋼など）ではほとんど見られない。それゆえ炭化物が適度に存在するような加熱時間を選定すれば耐摩耗性が大でしかも所要の機械的性質をそなえた焼入品をうることができる。

熱処理部品をオーステナイト化したものの冷却方法がいかに焼入性に影響するかという点については比較的報告が少ないが，Troiano 等はつぎのような興味ある結果を発表している²⁷⁾。すなわちオーステナイト化した鋼を若干高温ベイナイトに変態させると低温におけるベイナイト反応は安定化し抑制される。それゆえジョミニー試験片 (Ni-Cr-Mo 鋼) をオーステナイト化後一度 935°F (501°C) の塩浴に焼入れ 20 分保持したのち一端焼入をおこなうと，第 16 図のように水冷端硬度はやゝ低下するが焼入性は増大する。このような現象はベイナイト変態に特有のものであるが，鋼種によつてはこれによつて焼入性を改善することも可能と思われる。

最後に滲炭による焼入性の変化については前にのべた Boegehold の実験結果がある¹⁶⁾。第 17 図はその一例で AISI 8620 (Ni-Cr-Mo 肌焼鋼) を 925°C 16 時間滲炭した時の各炭素濃度の位置の焼入性硬度曲線を示している。ジョミニー硬度は 0.7~0.8% C で最大で炭素量がこれをこえると低下するが，これは残留オーステナイ



第17図 AISI 8620 を滲炭した時の滲炭層各部の焼入性硬度曲線
(荷重 3kg の微小硬度計で硬度測定を行いロックウェル C に換算した)

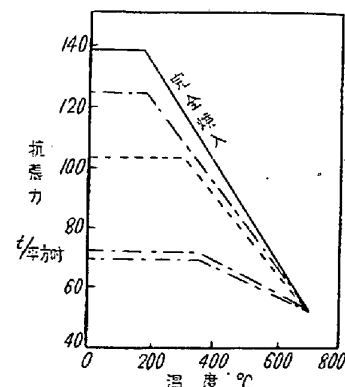
トが存在するためである。また B をふくむ肌焼鋼では，B の焼入性改善効果は 0.7% C で最大になり，これより炭素量がますと急に低下することも報告されている。

IV. 焼入性と機械的性質の関係

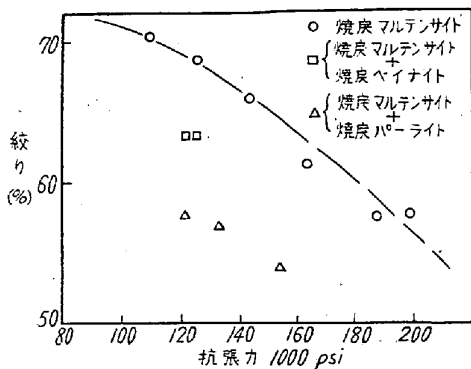
1. 不完全焼入が鋼の機械的性質におよぼす影響

機械構造材料として使用される鋼は焼入によつて完全にマルテンサイト化させたのち焼戻して使うのが原則であるが，実際にはそうでないことが多い。米国での調査によれば機械部品の 20% たらすが完全焼入後焼戻して使われ，ほかはすべてパーライト，ベイナイト等の不完全焼入組織をふくんだ状態で使用されている²⁸⁾。そして第 18 図²⁹⁾に示すように不完全焼入の程度のことなつた鋼 (Mn-Mo 鋼) は焼入状態でことなつた抗張力を有している。またこれらの鋼を焼戻した時には，不完全焼入の度合の少ないものほど低温で軟化を開始し硬度の下り方も大であるが，これは焼戻による軟化がおもにマルテンサイトの部分の変化に起因するためである。

つぎに第 19 図は不完全焼入によつて Ni-Cr-Mo 鋼 (NE 8735) の断面収縮率がいかに低下するかを示して

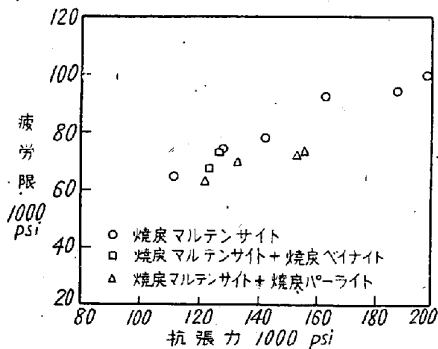


第18図 不完全焼入鋼を焼戻した時の抗張力変化



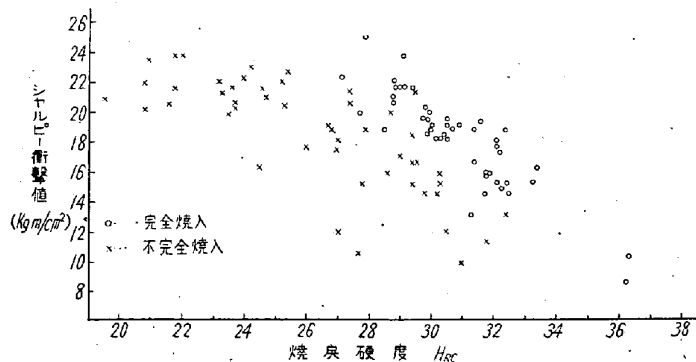
第19図 不完全焼入組織が絞り%におよぼす影響

いる³⁰⁾ (不完全焼入状態の鋼は前図のように焼戻状態でことなつた抗張力を有するので、同一抗張力で絞りを比較しうるように絞り-抗張力線図が示されている。)図により明かなようにベイナイト、パーライト等の不完全焼入組織は絞り%を減少させる。不完全焼入は絞り%のほか疲労限も減少させるがその変化は絞り%ほど顕著ではない。第20図はその一例で Ni-Cr-Mo 鋼 (NE8735) についての結果である³⁰⁾。

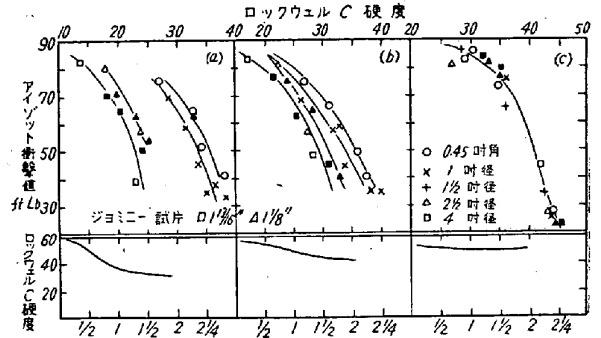


第20図 不完全焼入組織が疲労限におよぼす影響

不完全焼入の影響がもつとも明瞭に現れるのは鋼の衝撃値の変化である。第21図は筆者が Cr-Mo 鋼の衝撃特性が不完全焼入によつていかに変るかを調べた結果である³¹⁾。図中不完全焼入として示された点は、一端焼入



第21図 不完全焼入による Cr-Mo 鋼の衝撃特性の変化

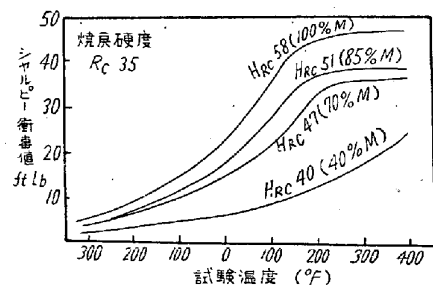


(a) NE 9440
(b) NE 9537
(c) 3% Cr-Ni-Mo

第22図 3種の鋼の衝撃時性の不完全焼入による変化

をおこなつたジョミニ試験片を 630°C に焼戻したのち、切欠溝が水冷端より 27.5mm の位置にくるように衝撃試験片を削り出し、シャルピー衝撃値をもとめたものである。不完全焼入試料の焼戻硬度は完全焼入のものより低いためその点は低硬度側に分布し、かつその衝撃値は同一焼戻硬度において完全焼入のものより小である。つぎに第22図はこのような不完全焼入による衝撃特性の変化を、焼入性のことなつた三種の鋼について示したものである³²⁾。図中黒点は衝撃試験片をジョミニ試験片から削り出して実験したものについての結果で、他は種々の径の丸棒の中心部から試片をとつたものについての結果を示している。(a)は焼入性の悪い鋼についての結果で不完全焼入の点は原点例に近いところにあるが、(b)ではかなり完全焼入の点に近くなり、焼入性の良い(c)ではすべてのデータが一致して一つの曲線上に分布している。

不完全焼入は常温の衝撃値のみならず鋼の遷移温度を変化させる³³⁾。第23図は Mn 鋼 (1340) をおのおの Hrc 51, 47, 40 に不完全焼入したのち焼戻して硬度を Hrc 35 に揃え、その衝撃値の試験温度による変化を調べたもので、不完全焼入の程度が大で焼戻硬度の小なものほど高い遷移温度を示している。

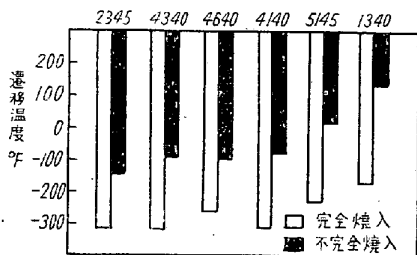


第23図 衝撃値-温度曲線におよぼす不完全焼入の影響

2. 不完全焼入鋼の靱性を支配する因子

第 18~23 図の結果から明かなように、不完全焼入が鋼の機械的性質におよぼす影響のうち最も重要なものは靱性の減少である。この靱性の低下の程度は種々の因子によつて左右されるが、そのおもなものを列挙するとつぎのごとくである。(1) 鋼材の化学成分、(2) 不完全焼入組織の種類、(3) 不完全焼入組織の量、(4) 不完全焼入組織の質、(5) 靱性の比較をおこなう強度水準。

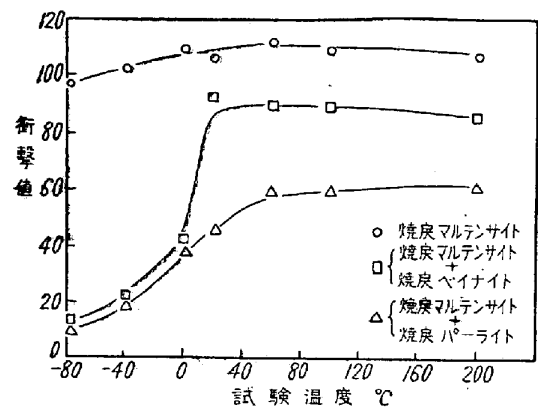
従来米国においては、焼入性が構造用鋼材の主要な性質であり、焼入性が等しい鋼はおたがいに代替しうる、とする考え方がおこなわれてきた。このような考え方に限界があることは、microstructure hardenability の項でもふれたが、機械的性質について考える場合にはとくに再検討する必要がある。すなわちこのような考え方によれば、炭素量と硬度が等しければ焼戻マルテンサイトの機械的性質は化学成分のいかんにかかわらず一定である、ということになる。ところが各種の合金鋼についてその遷移温度を（硬度の等しい焼戻マルテンサイトの状態で）比較してみると、Ni-Cr-Mo 鋼のような三元合金鋼の方が二元あるいは一元合金鋼より低い遷移温度を示した。それゆえ炭素量と硬度の等しい焼戻マルテンサイトでも化学成分がことなるとその靱性はことなることがわかる³³⁾。このような傾向は不完全焼入鋼ではさらに顕著になり、第 24 図³³⁾のような結果が得られている。



第24図 各種の鋼の遷移温度におよぼす不完全焼入の影響

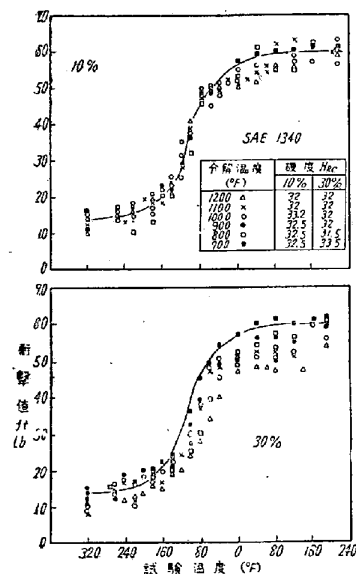
HRC 40 に不完全焼入され HRC 32 に焼戻された鋼と、完全焼入後 HRC 32 に焼戻された鋼の遷移温度の差は、図のように鋼種によつて相当に変化し多元合金鋼の方がその差が小である。これらの事実からも不完全焼入による靱性の劣化が化学成分に影響されることは明かである。

つぎに不完全焼入組織の種類が靱性の減り方にいかに影響するかについては、Hollomon らの実験³⁰⁾がある。第 25 図はその結果で、不完全焼入組織としてのパーライトおよびベイナイトがいかに靱性に影響するかを、Ni-Cr-Mo 鋼 (NE 8735) について比較したものであ



第25図 衝撃値—温度曲線におよぼす不完全焼入組織の影響

る。図に示された 3 種の組織の鋼はいずれもほぼ等しい抗張力 (125,000 psi) を有しており、試験温度の低下にともなう衝撃値の減少は、焼戻マルテンサイト組織のものがもつともゆるやかである。これに対してパーライト組織をふくむものはもつとも急激でベイナイトをふくむものはその中間に位している。このように鋼の靱性は同一強度で比較するとマルテンサイト、ベイナイト、パーライトの順で減少する。

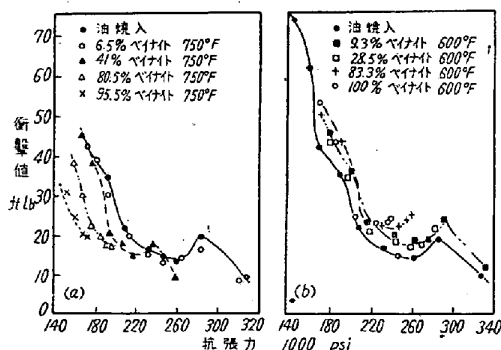


第26図 10% および 30% の不完全焼入組織が衝撃値—温度曲線におよぼす影響

3 番目の因子は不完全焼入組織の量である。第 26 図は Bailey の実験によるもので、おのおの 10%、30% の不完全焼入組織をふくむ Mn 鋼 (SAE 1340) の衝撃値—温度曲線を示している³⁴⁾。(試片はいずれも HRC 32 に焼戻されている。) 図中で実線は完全焼入後焼戻したもののについての結果である。不完全焼入組織 10% のものでは衝撃値は完全焼入のものと大差はないが、30% の

ものではかなり低下することがみとめられる。このように不完全焼入組織の量が増大すると衝撃値の低下はいちじるしくなる。

不完全焼入に際して現れる組織は合金鋼ではベイナイトであることが多いが、ベイナイトの靱性に対する影響はその生成温度すなわちベイナイトの質によつて変化してくる。Troiano は Ni-Cr-Mo 鋼 (AISI 4340) の常温衝撃値におよぼすベイナイトの質の影響をしらべ第27図のような結果を得ている³⁵⁾。図中 (a) は 750°F (399°C) で生成したベイナイトの衝撃特性におよぼす影響を示し、ベイナイトの量がますますともに衝撃性は劣化する。これに反して 600°F (315°C) で生成したベイナイトは (b) に示すごとくその量がますますともにむしろ衝撃値を上昇させるような効果を有している。これらの結果からもわかるように、高温で生成したベイナイトは衝撃値を減少させるが、Ms 点附近の低温で生じたベイナイトはむしろ靱性を改善する。不完全焼入の際にしばしば生ずる上部ベイナイトが靱性に悪い影響を有するのにおーステンパー処理によつて現れる下部ベイナイトが性質を改善するのは、このような理由にもとづくものと思われる。



第27図 常温衝撃値におよぼすベイナイト組織の影響

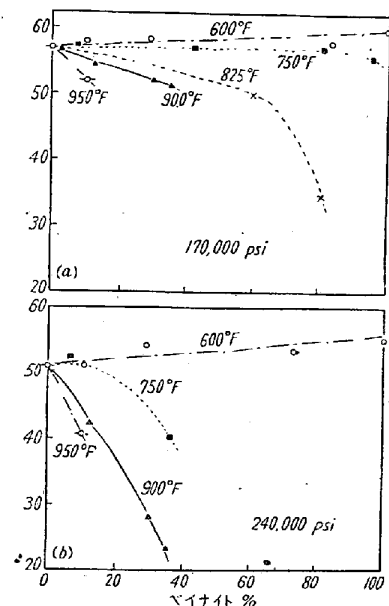
最後に不完全焼入の害は高い強度水準で使用する鋼にとくに顕著である。(第28図参照) それゆえ比較的低い温度で焼戻をおこなう時は不完全焼入はさげねばならない。

3. 不完全焼入組織が靱性を劣化させる原因

不完全焼入組織が何故衝撃値を低下させるかという点についてふれた論文はきわめて少ない。Bailey は第26図に示されたような実験を炭素濃度のほぼ等しい3種類の合金鋼 (AISI 1340, 2340 および 5140) についておこない³⁴⁾、10% および 30% の不完全焼入組織の存在がおのおの鋼の衝撃値—温度曲線にいかに影響するかを調べた。そしてその結果 (1) 各鋼種とも 10% の不完

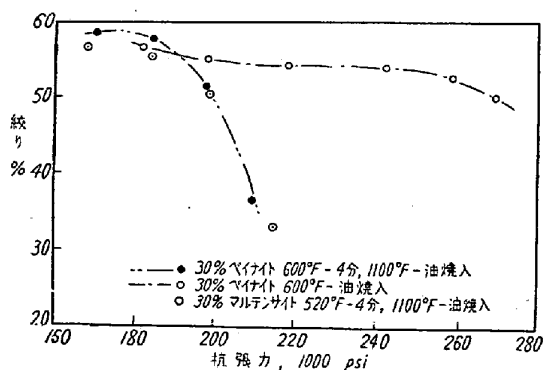
全焼入組織の存在はあまり靱性を害しない、(2) 30% 不完全焼入組織は 2340 ではほとんど衝撃値を低下させないが、1340 および 5140 では有害である、(3) 1340 および 5140 では高温で生成した不完全焼入組織 (パーライト、粒界フェライトなど) ほど有害である、という事実をみとめている。Bailey はこのような実験事実をつぎのように解釈している。すなわち 2340 で 30% の不完全焼入組織が生じてあまり害がないのは、この鋼が合金元素量が多く、したがって未変態のオーステナイトの炭素富化速度がおそくなるためである。フェライト、ベイナイト等の不完全焼入組織の生成にともなつて生ずる炭素濃度の高いオーステナイトはその後の冷却によつて高炭素マルテンサイトに変化するが、2340 ではこのマルテンサイトの炭素量が低いために靱性があまり害されないと考えられる。また高温の不完全焼入組織がより有害な原因も同様にオーステナイトの炭素富化にあり高温の変態組織ほど高炭素マルテンサイトをともないやすいためと思われる。結局 Bailey は不完全焼入による脆化の原因を高炭素マルテンサイトにあるとし、その防止策として合金量の多い鋼の採用をすすめている。

構造用鋼に現れる不完全焼入組織は炭素鋼や合金鋼の一部以外はほとんどベイナイトである。U. S. Steel から発行された恒温変態図集³⁶⁾には各鋼種のジョミニ試験片上の組織分布が示されているが大部分はベイナイトである。Troiano はこのベイナイト組織が鋼の靱性におよぼす影響をしらべ、その原因についてもふれている。³⁵⁾前にのべたように、不完全焼入組織はその生成温度が低いほど害が少なくなる。第28図もその一例で Ni-



第28図 一定強度水準における靱性に対するベイナイト量の影響

Cr-Mo 鋼 (4340) の一定の強度水準における靱性に対するベイナイト量の影響が示されている。図示のように上部ベイナイトは靱性をいちじるしく劣化させるがその原因は、(1) 上部ベイナイトの形状や分布によるものか、(2) 上部ベイナイトと周囲のマルテンサイトの強度差によるものか、そのいずれかに起因すると考えられる。それゆえこの二つの原因を分離して調べるために、つぎのような熱処理法を採用した。すなわち下部ベイナイトの靱性(絞り%)に対する影響をしらべる際に、恒温変態処理で下部ベイナイトを生成させたのち、これを 1100°F (593°C) で焼鈍しその効果を検討した。このような焼鈍処理をおこうと、下部ベイナイトはその形状分布を変えることなく硬度が下るので、ベイナイトの強度が靱性をいかに支配するかを調べることができる。第29図はその結果で、焼鈍処理をおこなったものは抗張力の高い区域でいちじるしく靱性が減少している。このような実験から Troiano は、不完全焼入組織とマルテンサイトとの強度差が靱性を低下させる原因であると結論している。この外にも不完全焼入組織が靱性を低下させる原因については諸所に断片的にのべられているが、すべて単なる推論にすぎず今後の研究が必要と思われる。



第29図 1100°F における中間焼鈍処理による靱性の低下

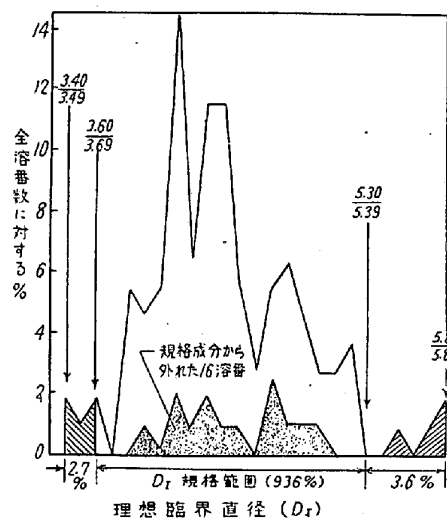
V. Hバンドの意義とその作成

1. Hバンドの制定理由、作成方法および効用

自動車工業や航空機工業のように部品の熱処理作業を多量生産方式でおこなう工場では、鋼材の品質の均一性がとくに要求される。従来この均一性を確保するために規格の成分範囲をせまくするような努力がなされてきたが、これには製鋼作業の面から限度があり、ある程度以上せまくすると規格から外れる溶番数が急増し歩留りは低下する。そこで鋼材の品質を管理するのに、化学成分ではなく直接必要な性質である焼入性を使うことが考えられた。すなわち各鋼種に対してジョミニ硬度曲線の

上限および下限を定め、いわゆるHバンドによつて鋼を規格づけることが試みられた。このような仕事は米国において AISI および SAE の協力によつてなされ、1944年7月にはじめてHバンドが仮規格として発表された。

初期のHバンドは Grossmann の計算法を用いて決定されている³⁷⁾。例を 8740 にとつて説明すると、まず各製鋼会社で溶製した 8740 の 112 溶番の取鍋分析値から理想臨界直径 D_I を計算しそのヒストグラムを作成すると第30図のようになる。従来の統計によれば溶

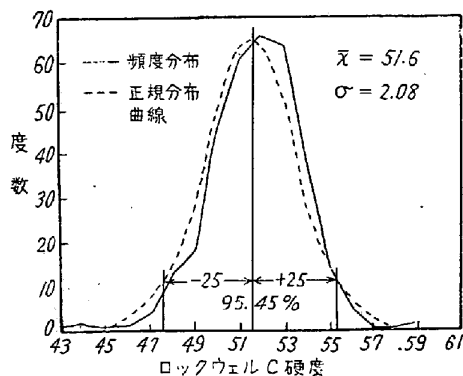


第30図 8740 鋼 112 溶番の D_I の頻度分布

番数の 7% が規格から外れるので、 D_I のヒストグラムの両側から 6.3% 7 溶番(焼入性の低すぎるもの 2.7%, 高すぎるもの 3.6%)を除外した D_I の範囲 (D_I 3.6~5.4 吋) を規格範囲と定める。つぎにこの D_I の範囲にもとづいて Field の計算法³⁸⁾ によつてジョミニ硬度曲線の範囲すなわちHバンドを定め実際の一端焼入試験結果と照し合わせて補正をおこなう。第30図のヒストグラムに示された 112 溶番には成分規格から外れた 19 溶番(全体の 16.9%)がふくまれているが、そのうち 16 溶番はHバンドの範囲内 (D_I 3.6~5.4 吋) に入っている。またバンドから外れた 7 溶番のうち、成分規格から外れているものは 3 溶番で他は成分規格の場合には合格するものである。成分規格によれば 16.9% (19 溶番) が規格外となりしかも得られる焼入性の範囲はバンドの範囲 (D_I 3.6~5.4 吋) よりも広くなる。しかるにHバンドを採用すると成分規格から外れた 19 溶番のうち 16 溶番は十分な焼入性を有するためすくわれ、規格外れは 6.3% (7 溶番) にへりしかも焼入性の範囲は成分規格の時よりも小になる。結局規格外れの溶番数がへつてしかも実際の焼入性の巾が小になるというのがHバンドの

効用である。

つぎに 1947 年以降に作成された H バンドは数百溶番の鋼について実際にジョミニ試験をおこないその結果から定められている。すなわちジョミニ試験片上の各位置の硬度のヒストグラムを作り、その上限および下限約 3.5% の溶番が棄てられるような硬度限界をもとめ、この限界点をつないで H バンドを作っている。この方法はさらに改良され、1950 年に作られた H バンドはつぎのような統計的方法によつて定められている³⁹⁾。この方法は前の方法と同様にジョミニ試験片上の硬度のヒストグラムをもとめ (第 31 図) これより標本の平均および標準偏差を算出している。そして H バンドの硬度範囲は標本平均の上下 $\pm 2\sigma$ の範囲としている。正規分布曲線を $\pm 2\sigma$ で截ると理論的に 95.45% がその範囲にふくまれることになるから、このようにして作られた H バンドは全溶番の約 95.5% をふくむものといえることができる。以上のように現在の H バンドは硬度のヒストグラムを 2σ で截つて定められているものと考えられる。



第31図 4032H の 331 溶番の水冷端硬度の頻度分布とそれと等しい \bar{x} , σ を有する正規分布曲線

文献によつて知りうる H バンドの作成方法は上述のごとくであるが、実際にあとでのべるような H バンドの作成のための実験をおこなつてみるという問題点がでてくる。筆者の経験したものでは、たとえば、(1) 硬度頻度分布図を作成するためには最低何本のジョミニ試験をおこなう必要があるか、(2) 硬度の頻度分布が正規分布でないときはいかなる統計的方法を用いるべきか、(3) H 鋼の成分範囲は成分規格の鋼の範囲より広いが、これはいかにして定められたか、等である。筆者はこれらの点について米国鉄鋼協会 (A.I.S.I.) の John W. Sullivan 氏に問合せたところつぎのような回答*が

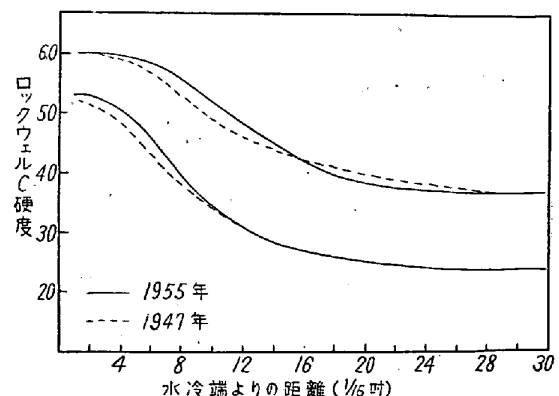
* 1957 年 5 月 9 日付私信。なお Sullivan 氏より H バンド作成について種々の文献の恵送を賜つた。ここに謝意を表する次第である。

得られた。(1) H バンド決定に必要な試片の本数は 300 ~ 500 であり、その鋼種の規格成分範囲の中や残留合金元素の量によつて変つてくる。(2) H バンドの限界は、その鋼の製造使用について適切な試験を有する冶金技術者の判断を基として定めるべきものであつて、硬度分布が正規分布でない場合には統計的な方法は使うことができない。(3) H 鋼の成分範囲を拡げるのはつぎのような一端焼入試験結果を必要とする。(a) “Standard Alloy Steel” の成分範囲内の化学成分を有する鋼についての一端焼入試験結果、(b) 硬化性成分元素の量が “Standard Alloy Steel” の成分範囲内の化学成分を有する鋼についての一端焼入試験結果、(b) 硬化性成分元素の量が “Standard alloy steel” の成分範囲より 0.01 ~ 0.05% 上下にはずれた鋼の一端焼入試験結果。

以上のような方法によつて作成された H バンドはつぎのような効用を有している(1) 鋼材の使用者にとっては成分規格の鋼より焼入性のばらつきの中のをせまい鋼が得られ、製品は均質になる。(2) 鋼の製造者にとっては、成分範囲が広がるため、一つの成分が従来の成分規格限界から外れても、ほかの成分の相殺効果によつて焼入性をバンドの中に入れることができ、歩留りが良くなる。

2. 米国の H バンドと我国の現状

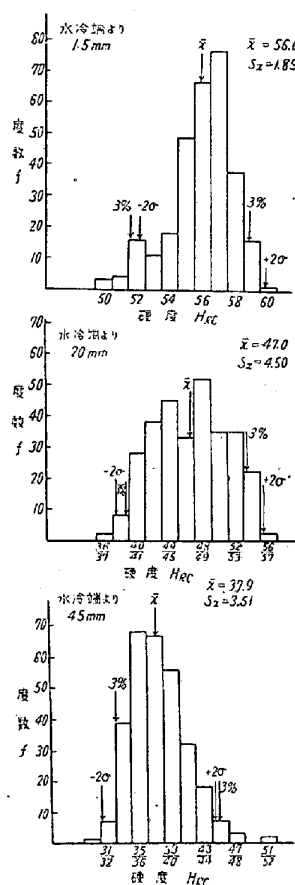
米国の H バンドは前にのべたように 1944 年の仮規格以来次第にその数をまし現在にいたつていますが、おなじ鋼種の H バンドでも初期と現在ではバンドの形状、巾などがことなつていものがある。これは H バンドが毎年の溶解データを基にして順次改訂されていることを物語るものである。一例を示すと第 32 図は 1947 年に発表された 8640H の H バンド⁴⁰⁾と、1955 年に発表された 8640H の H バンドを比較したものである。図のように新しいバンドはとくに水冷端に近い部分でやゝ硬度の高い側に移行している。このように H バンドは製鋼技術の



第32図 H バンドの年代による変化 (8640H)

進歩や原料事情の変化によつて次第に変わつてゆくものであり、常にデータを集積して改訂をおこなうことが必要である。

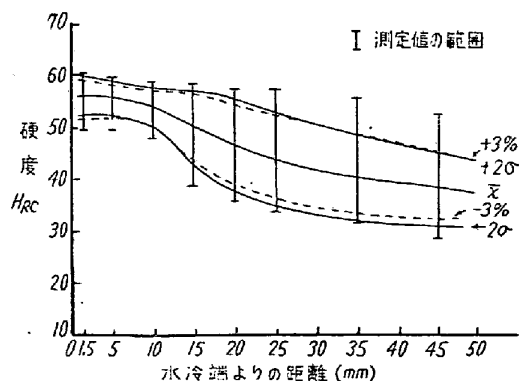
つぎに我国においてはHバンドはまだ制定されていないが、焼入性試験方法は昭和31年1月に制定されている。これに引続いて工業技術院は機械試験所に焼入性標準化のための研究を依頼し(昭和31年4月より33年3月まで)筆者が実験に当つた。そのおもな結果はつぎのごとくである。



第33図 ジョミニ硬度の頻度分布

外れており、その形も位置によつてことなつてゐる。硬

この実験の目的は構造用合金鋼のもつとも代表的な鋼種についてその焼入性の実態をしらべ、これにもとづいてHバンドを作成し、Hバンド規格制定の基礎資料をえようとするものである。実験をおこなう鋼種としてはCr-Mo鋼4種をえらんだ。これはこの鋼種がもつとも生産量が多い自動車用鋼でかつ典型的な焼入性曲線を有するためである。実験に使用した試料数は300本で、昭和31年9月から32年3月までの間に、特殊鋼会社8社において溶製された各溶番から1本ずつ採取されている。実験により得られたジョミニ硬度の頻度分布は、その一例を示すと第33図のごとくである⁴²⁾。ヒストグラムは正規分布からはかなり



第34図 Cr-Mo 鋼4種のHバンド

度の分布が正規分布でないので $\pm 2\sigma$ で截るのはあまり適当とはいえないが、第34図は $\pm 2\sigma$ で截つて作つたHバンドと両すそ3%を截つて作つたHバンドを示している⁴²⁾。またこのようにして得られたHバンドを米国の該当鋼種4140HのHバンドと比較したところほぼ一致した。SCM4と4140Hの成分範囲は必ずしも一致せず、SCM4はCr, Moが高く、4140HはMnが高く幾分相違しているのにこのような結果が得られたのはSAE規格等による鋼材の註文が多いためではないかとも想像される。なおこの結果は特殊鋼会社8社の溶番について得られたものであるが、第14図に示したように同一規格成分の鋼でもその焼入性は製造会社によつて高低の差があるので、焼入性の高い会社の溶番数をさらに多くとればHバンドは硬度の高い側に移行するはずである。それゆえこのようにして得られたHバンドは、溶解目標のことなつた各社のデータを集めて作つたものゆえあくまでtentativeなものであり、本規格のHバンドはこのtentativeなHバンドを目標にして各社で溶製した鋼のジョミニ硬度分布より作成すべきであると考えられる。

Hバンドが作成されたらつぎに考えるべきはH鋼の化学成分範囲の決定である。Hバンドを制定しながら従来の成分範囲を要求したのは、拘束条件が2重になりHバンド元来の考え方にそわないことは明らかであるから、H鋼には在来の成分範囲より広い範囲を与えることが必要である。それにはHバンドを作るのに用いた試料の成分の分布をしらべることが必要である。第5表はその一例で筆者がSCM4について調べた成分の分布をJISおよびAISIの規格範囲と比較したものである⁴²⁾。表より明らかなようにAISIでは、H鋼の成分範囲はC, Cr, Mnに対して広げられており、Mo, Siに対しては元のまゝである。これと同様にSCM4もHバンドを作つた場合には成分範囲を広げるべきであるが、どのような方法でどの成分を広げるか、その方法は知られていない。筆者の私見ではつぎのように考えられる。すなわちSAE Hand Bookによれば、H鋼の化学成分範囲の拡大は“元の成分による全般的な特徴に影響をおよぼさない程度のものである”とされているので、 $\bar{x} \pm 3\sigma$ をその範囲とすれば適度と思われる。それゆえ実測値よりこれをもとめてみると第5表のようにC, Cr, Mo, Siが従来の範囲よりやゝ広がる。このような方法が妥当であるか否かはさらに検討を要するが、とにかくHバンドを制定した場合は必ずその成分範囲を拡大することが必要である。

第5表 SCM 4 の化学成分の分布と規格成分範囲

	C	Cr	Mo	Mn	Si	Ni	Cu
JIS SCM 4	0.38~0.43	0.90~1.20	0.15~0.35	0.60~0.85	0.15~0.35	<0.30	<0.35
実測値の範囲 ($\bar{x} \pm 3\sigma$)	0.37~0.44	0.87~1.19	0.13~0.28	0.60~0.85	0.16~0.39	<0.24	<0.30
AISI 4140	0.38~0.43	0.80~1.10	0.15~0.25	0.75~1.00	0.20~0.35	<0.25	<0.35
AISI 4140H	0.37~0.44	0.75~1.20	0.15~0.25	0.65~1.10	0.20~0.35	<0.25	<0.35

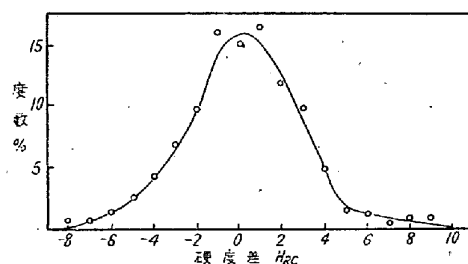
以上は焼入性の標準化研究のおもな結果であるが、この実験がやゝ進行したところ、前にものべた「焼入性曲線帯調査専門委員会」が発足した。(昭和32年2月)この委員会は Cr-Mo 鋼4種についての結果を検討するとともに、鉄道技研においてバネ鋼 (SUP 6) および肌焼鋼 (S Cr 22) についてHバンド作成のための実験を開始した。なお委員会は、SCM 4のHバンドが 4140H のHバンドと一致したので、あとの2鋼種の実験結果で同様の事実が確認できれば、AISI に該当鋼種のあるものは AISI の H バンドを採用し得るものと考えている。また JIS 特有の鋼種については、そのおもなものについて特殊鋼各社が共同研究をおこないHバンドを作成する計画が進められている。

VI. 焼入性の予測とその信頼度

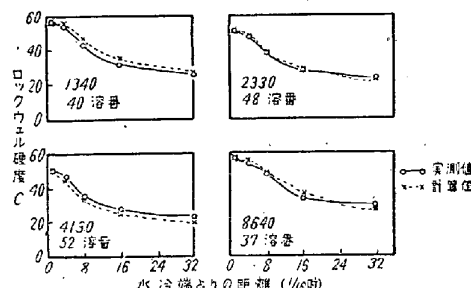
1. 焼入性の計算

鋼の溶解作業において溶鋼の化学成分を調節してその焼入性を所要の焼入性範囲に入れることはH鋼の場合とくに重要である。溶鋼の焼入性を迅速に検知する方法は現在のところしられていないので、迅速分析によつて得られた化学成分値よりその焼入性を計算しうれば非常に便利である。また鋼材の使用者が添付された取鍋分析値よりその鋼材の大よその焼入性を計算することができれば材料の選択が容易になることも明かである。このような必要から種々の焼入性計算法が提案されているが、よく知られているものに Field 法³⁸⁾ および Crafts と Lamont の方法がある⁴³⁾。(前者はこの方法にもとずいた焼入性計算盤がベスレーム製鋼会社で作られている。)これらの計算法の信頼度については比較的報告が少ないが、Field は彼の方法によつて計算した各種の低合金鋼 43 溶番のジョミニ硬度を実測値と比較して第35図の結果を得ている³⁸⁾。つぎに Crafts と Lamont は同様に計算値と実測値の平均を比較し第36図の結果を得ている⁴⁴⁾。平均値の差はもつともいちじるしい 1340 でも Hrc 3.5 程度である。

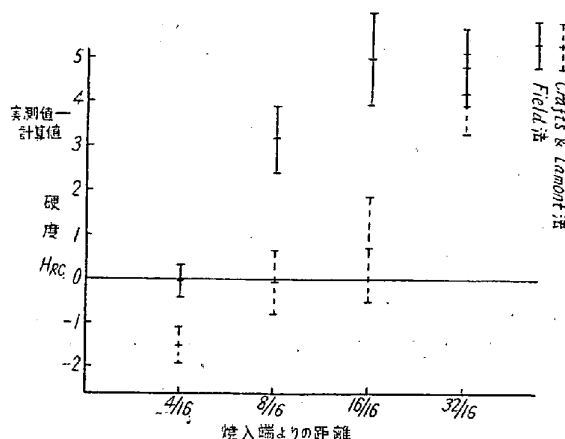
筆者はこれら二つの計算法が我国の鋼でどの程度合うかを検討するため、Cr-Mo 鋼4種 50 溶番について実



第35図 ジョミニ硬度の計算値と実測値の差の分布 (Field 法)



第36図 各種の鋼のジョミニ硬度の計算値と実測値の比較



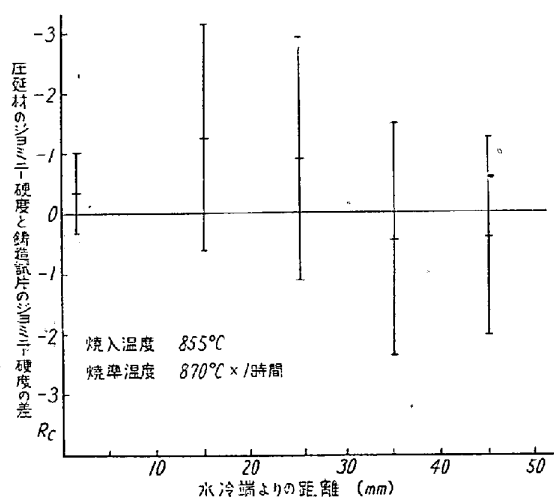
第37図 Cr-Mo 鋼4種のジョミニ硬度の実測値と計算値の差違

測値と平均値の比較をおこない、第37図の結果を得た⁴⁵⁾。(Fieldの方法はベスレーム製鋼会社の計算盤を用い、Crafts と Lamont の方法は彼等の著書⁴³⁾に記載された図表を用いた。)図示のごとく加算法の方が実測値に比較的良く一致するが、水冷端から遠い位置では計算値の方が平均で Hrc 4 程度低くでることがわかった。

以上の結果から明らかなように焼入性の計算法は鋼材の焼入性の目安を得る程度のもと思われる。

2. 鑄造試験片による焼入性の測定

H鋼のように焼入性曲線によつて規格が定められている鋼や、ボロン鋼のように添加した元素の効果が分析では確認しがたい鋼では、鋼塊を鍛造圧延したのちにその焼入性を調べたのでは間に合わないことが多い。それゆえパイロットインゴットを作つて鑄造焼入性試験片を採取し、その焼入性を判定することがおこなわれている。試験片を鑄造する鑄型は、その肉厚や押し湯の大きさによつて結晶粒度が左右され、これによつて焼入性曲線も変化するるので注意する必要がある(Metals Handbook にその寸法が記載されている⁴⁶⁾。) 第 38 図は筆者が Cr-Mo 鋼 14 溶番について、同一溶番の圧延材試片と鑄造試片のジョミニ硬度の差を調べた結果である⁴⁷⁾。これらの結果について圧延材試片と鑄造試片のジョミニ硬度に差があるか否かを検討したところ、ジョミニ試片上のいずれの位置においても有意差はみとめられなかつた。(危険率 5%) それゆえ鑄造試験片によつてその溶番の焼入性を判定することは可能と思われる。



第38図 圧延材と鑄造試片のジョミニ硬度の差の
平均値とその信頼区間 (信頼度 95%)

VII. 結 言

以上のべてきたように焼入性の問題は、Hバンド規格の制定のような産業上の問題にまで発展し、新しい局面をむかえようとしているが、この際とくに望まれるのは鋼材使用者が焼入性についての理解を深めることである。これは米国のHバンドがS.A.E.とA.I.S.I.の共同作業によつて作られたことから明らかである。わが国のHバンドも、特殊鋼メーカーと自動車メーカーの密接な協力によつて始めてその効果を発揮するものと思われるので、両者の共同努力により国家的な規模で作業が進められることを期待したい。(昭. 33. 4月寄稿)

文 献

- 1) 芥川, 松田, 矢ヶ崎: 鉄と鋼, 35 (1953) 186
- 2) U. S. S. Carilloy Steels (1948) 31
- 3) マテリアル, 2 (1954) No. 7, 14
- 4) J. H. Hollomon & L. D. Jaffe: Ferrous Metallurgical Design (1948) 20
- 5) R. F. Mehl: Phase Transformation in Solid (1951) 556
- 6) R. F. Hehemann & A. R. Troiano: Metal Progress, 70 (1956) Aug 97
- 7) J. H. Hollomon & L. D. Jaffe: Trans. AIME, 167 (1946) 601
- 8) A. R. Troiano & L. J. Klingler: Trans. ASM, 44 (1952) 775
- 9) A. R. Troiano: Trans. ASM, 41 (1949) 1093
- 10) 河井: 鉄と鋼, 39 (1953) 1159
- 11) 根本: 日本金属学会誌, 20 (1956) 243
- 12) J. Bitalan, R. G. Henley & A. L. Christenson: Trans. ASM, 46 (1954) 928
- 13) 古川: 日本金属学会誌, 19 (1955) 205
- 14) M. A. Grossmann: Elements of Hardenability, (1952) 1
- 15) W. Wilson: Trans. ASM, 43 (1951) 454
- 16) F. X. Kaiser, R. F. Thomson & A. L. Eoeghold: Trans. ASM, 45 (1953) 1056
- 17) C. M. Carman, D. F. Armiento & H. Markus: Trans. ASM 46 (1954) 1500
- 18) J. Glen: Symposium on the Hardenability of Steel, (1946) 356
- 19) M. A. Grossmann: Elements of Hardenability (1952) 98
- 20) W. Crafts & J. L. Lamont: Trans. AIME, 258 (1954) 157
- 21) R. A. Grange & T. M. Garvey: Trans. ASM, 37 (1946) 136
- 22) Basic Open Hearth Steel Making, (1951) 513
- 23) 津谷: 日本金属学会誌昭和 33 年春季大会に発表
- 24) E. H. Bucknall: Symposium on the Hardenability of Steel, (1946) 120
- 25) Symposium on the Hardenability of steel (1946) 113
- 26) J. F. Libsch, W. Chuang & W. J. Murphy: Trans. ASM, 42 (1950) 121
- 27) R. F. Hehemann & A. R. Troiano: J. of Metals, 6 (1954) 1272
- 28) H. J. French: Metal Progress, 55 (1949) 505
- 29) E. H. Bucknall: J. of Iron & Steel Inst., 157 (1947) 72
- 30) J. H. Hollomon, L. D. Jaffe, D. E. McCarthy & M. R. Norton: Trans. ASM 38 (1947) 807
- 31) 津谷: 日本金属学会昭和 33 年春季大会に発表
- 32) W. Crafts & J. L. Lamont: Symposium on the Hardenability of Steel, (1946) 283
- 33) H. J. French: J. of Metals, 8 (1956) 770
- 34) E. F. Bailey: Trans. ASM, 46 (1954) 830
- 35) R. F. Hehemann, V. J. Luhan & A. R. Troiano: Trans. ASM, 49 (1957) 409
- 36) U. S. Steel Co. Research Laboratory: Atlas of Isothermal Transformation Diagrams, (1950)
- 37) Technical Committee on Alloy Steel of AISI: Year Book of the AISI, (1945) 51
- 38) J. Field: Metal Progress, 43 (1943) 402
- 39) J. W. W. Sullivan: Metal Progress, 64 (1953) Dec 91
- 40) S. A. E.: Hardenability Band Steels, 11
- 41) A. I. S. I. Steel Products Manual, Alloy Steel, (1955) 81
- 42) 津谷: 日本金属学会, 昭和 32 年春季大会に発表
- 43) W. Crafts & J. L. Lamont: Hardenability and
- 44) W. Crafts & J. L. Lamont: Trans. AIME, 167 (1956) 698
- 45) 津谷: 焼入性曲線帯調査専門委員会資料
- 46) A. S. M.: Metals Handbook, (1948) 491
- 47) 津谷: 未発表