

大型部品を対象とした低合金鋼の質量効果の研究*

利岡靖継**・雑賀喜規***・栗山良員***

Study on Mass Effect of Low Alloy Steels for Large Steel Parts

Yasutsugu TOSHIOKA, Yoshinori SAIGA and Yoshikazi KURIYAMA

Synopsis:

A simple method is proposed to predict mechanical properties of heat-treated large steel forgings. The method is based on the findings. Firstly, the main considerations for the strength and the ductility are the carbon content of the forging and the microstructures induced during quenching. Secondly, the microstructures can be computed from available CCT diagrams and cooling rates of quenching in the temperature range of 600°C to 300°C. These findings are verified experimentally on carbon steels and low-alloyed steels containing such elements as Ni, Cr and/or Mo. Equations for the rapid estimates of the cooling rates of steel forgings of the maximum diameter of 1000 mm are derived experimentally as follows:

$$\log D + 0.513 \log C = 2.37 \quad \text{when quenched in water}$$

$$\log D + 0.699 \log C = 2.02 \quad \text{oil}$$

$$\log D + 0.954 \log C = 1.18 \quad \text{air}$$

where, D is the diameter of a steel forging in mm. and C the cooling rate in the temperature range of 600°C to 300°C in °C/sec.

Discussions are given on the validities of the findings and the equations.

(Received 15 Dec. 1967)

1. 緒 言

寸法が大きくなるほど焼入効果が低下する鋼の質量効果の問題は、1917年の A. PORTEVIN の基礎研究以来、多くの研究が行なわれた。1938年、W.E. JOMINY による一端焼入試験法、1942年、M. A. GROSSMAN による化学成分とオーステナイト粒度からの焼入性計算法として、質量効果の研究は一応の段階に達した。一端焼入法では、最大直径が 200 mm 以内の鋼材を焼入れする場合、鋼の焼入組織を推定することができる。第2次大戦後、重工業界では機械部品が大型化して、一端焼入試験では焼入性の推定に不十分になったことと測定技術の進歩により連続冷却変態（以下 CCT と略称）の測定が容易になったことから、一端焼入法を補うものとして CCT 図が使われるようになった。しかし、大型鋼材の焼入性と CCT 図を直接に対応づける方法はいまだ提唱されていない。

一方、熱処理を行なったあとの鋼の強度と靱性についての研究では、完全焼入れ、焼もどし鋼についての研究が多く、不完全焼入れ・焼もどし鋼について体系的に研究した報告は少ない。著者らは鋼の需要者としての必要から、大型鋼材の焼入性と CCT 図の対応方法および不完全焼入れ組織と焼もどしたあとの強度・靱性の関係を求めてきた。

JIS 構造用合金鋼を対象にして、等温変態（以下 TTT と略称）図と CCT 図から焼入変態挙動を調べ、大型鋼材の焼入冷却曲線を測定して鋼材の寸法と冷却速度の関係を求め、そして焼入れ組織と焼もどしたあとの機械的性質の関係を求める方法により大型鋼材の機械的性質を推定することを試みた。SCM 3 についての試験を中心に、他の鋼種についての試験結果を合わせて報告する。

2. SCM 3 の等温および連続冷却変態挙動

TTT 図と CCT 図は多くの鋼種について発表されている。しかしながら、これらを熱処理作業に適用するには次の考慮が必要である。すなわち、鋼の焼入組織を知る目的から、CCT 図に焼入冷却曲線をそのまま重ねても正確な推定とならない場合が多い。CCT 測定の冷却方法が測定者により異なっているほか、焼入れの冷却曲線についても水冷、油冷および空冷でその形状が同じでないためである。そのため、冷却曲線の形状によらない冷却速度のパラメーターをとり、鋼材の焼入冷却速度と対

* 昭和42年10月本会講演大会にて発表

昭和42年12月15日受付

** 石川島播磨重工業(株)

*** 石川島播磨重工業(株) 工博

Table 1. Chemical compositions of investigated steels. (%)

Steel	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Austenite grain size number
A	0.39	0.25	0.72	0.019	0.013	1.00	0.21	8.0
B	0.35	0.25	0.67	0.007	0.009	1.03	0.14	6.5

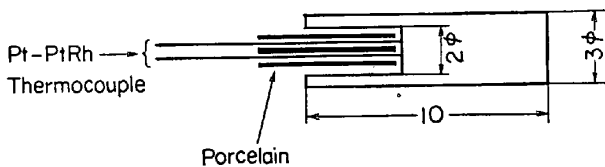


Fig. 1. Test specimen for TTT and CCT.

応づける必要がある。

2.1 供試材と試験方法

供試材は SCM 3 相当の 2 チャージで、その化学成分と浸炭法で測定したオーステナイト粒度を Table 1 に示す。A 材は 50×50 mm² に鍛造した棒を、さらに 25 mm φ に鍛造したのち、9 mm φ の棒に熱間スエーシングした。B 材は 200 mm φ の鍛造材より切出した。両材とも 900°C で焼ならし、650°C で焼もどしして、Fig. 1 に示す 3 mm φ × 10 mm の TTT および CCT 試験片を加工した。

試験片を石英管の中にセットし、高周波加熱により A 材は 870°C、B 材は 850°C に 10 min 保存してオーステナイト化した。TTT 測定は B 材について行ない、850°C にオーステナイト化したのち石英管の外側に空気を吹きつけ測定温度まで急冷し、測定温度に保持した。等温変態の進行は差動トランスにより測定した膨張変化を記録して行なった。変態開始は変態終了時までの膨張量の 1% に達した時間とし、膨張が終了した時間を変態終了とした。変態の終了は測定後室温まで冷却中マルテンサイトなどの変態膨張が生じないことから確認した。

CCT 測定では水冷、油冷および空冷における冷却曲線の形に相当する温度設定カムをそれぞれ製作し、カムの回転速度をかえることにより、オーステナイト化温度から広範囲の冷却速度で連続冷却した。変態の観察は温度と変態膨張の関係を X-Y レコーダーに記録して行ない、変態量は Fig. 2 の方法で変態にともなう膨張量から求めた。

2.2 試験結果と考察

B 材の TTT 図を Fig. 3 に示す。炭化物を生成し、焼入性に効果を持つ元素を含む鋼に一般にみられるように、S C

M 3 においては 620°C にフェライト・パーライト変態の 420°C にベイナイト変態のノーズが現われている。変態の進行は Fig. 4 にあるように、温度 T において次の一般式にしたがっている。

$$\log X = a + b \log t$$

ここで、X は変態量、t は時間、a、b は温度 T にお

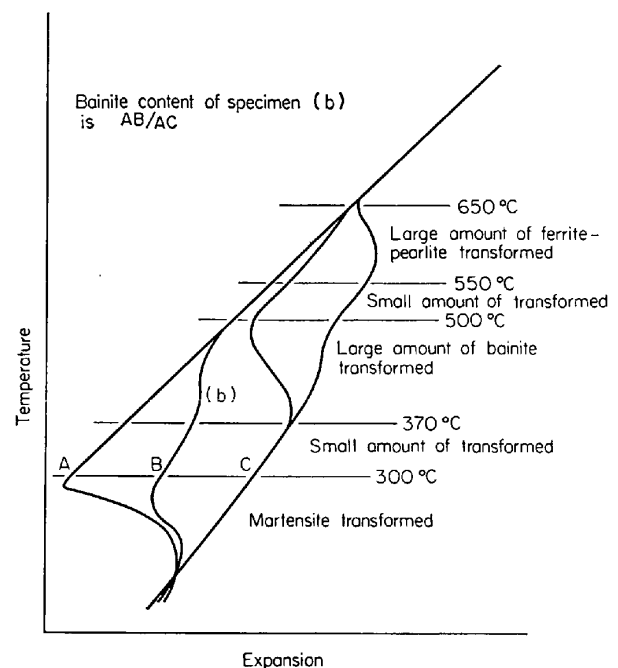


Fig. 2. Some examples of temperature-transformation expansion measured in CCT test.

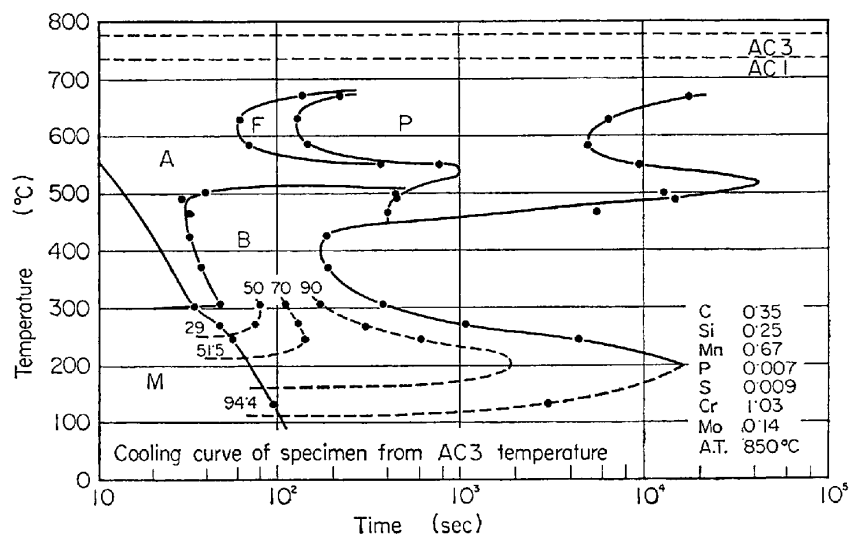


Fig. 3. TTT Diagram of Cr-Mo steel. (No. B)

ける定数である。463~500°C では変態の進行は折線となつてゐるが、これは変態組織が Ferritic Bainite から Pearlitic Bainite に移つたためである。ノーズ近くの温度にくらべノーズからへだたつた温度では変態速度はいちじるしく遅くなり、あとに述べる CCT ではほとんど変態にあずからない。CCT の温度・膨張線図である Fig. 2 からわかるように、CCT にあずかるのはフェライト・パーライト変態に対してノーズの温度を中心に約 80°C の範囲、ベイナイト変態に対して約 120°C の範囲である。等温変態温度がフェライト変態のノーズである 620°C より高い場合、変態終了後の組織はフェライ

トと球状化したパーライトであり、620°C より 550°C まではオーステナイト粒界に網状に析出したフェライトと緻密なパーライトであつた。550°C より 450°C までは Ferritic Bainite と Pearlitic Bainite の混合組織であり、450°C 以下は緻密なベイナイトであつた。Ms 温度は 300°C であるが組織的にはベイナイトとマルテンサイトの境界ははつきりせず、温度が低いほど針状組織が粗くなつた。一般的にいつて、変態温度が低いほど組織は緻密になるということができる。

変態後の硬さは Fig. 5 (a) に示すように変態温度が低いほど硬さが高い。しかし 500~600°C では局部的に高い硬さを示している。TTT 後の硬さに対する合金元素の影響を調べるため、データ集りから変態温度と硬さの関係を整理すると Fig. 5 (b)~(d) が得られた。(b) は炭素の影響であるが 400°C 以上では炭素量が多いほど硬さが高いのに対し、400°C 以下では炭素量にかかわらず硬さはほとんど同じであり変態温度だけからきまつている。(c) は 0.35% C の鋼に対する Mn と Ni の影響である。やや硬さを低下させているようであるが大きくは影響していない。(d) は 0.35% C の鋼に対する Cr と Mo の影響である。Cr が 500~700°C の硬さを高くしているほかは硬さに対して影響し

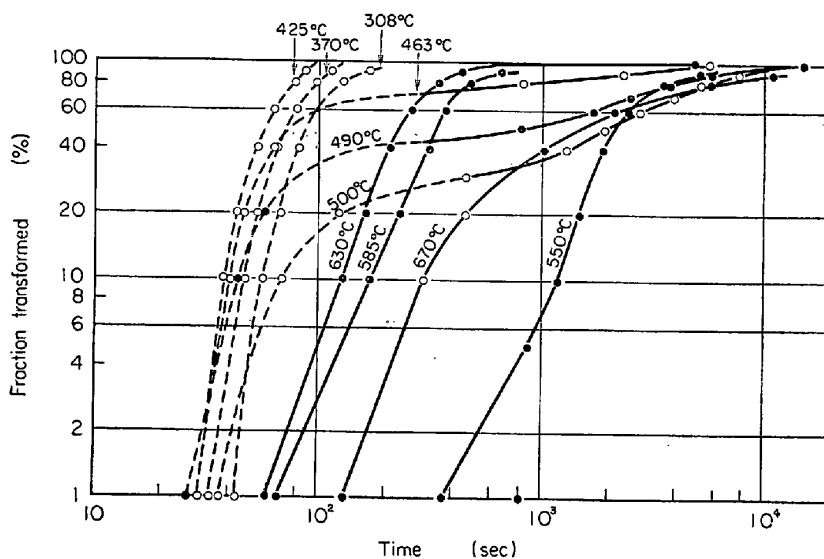


Fig. 4. Reaction curves of transformation of Cr-Mo steel. (No. B)

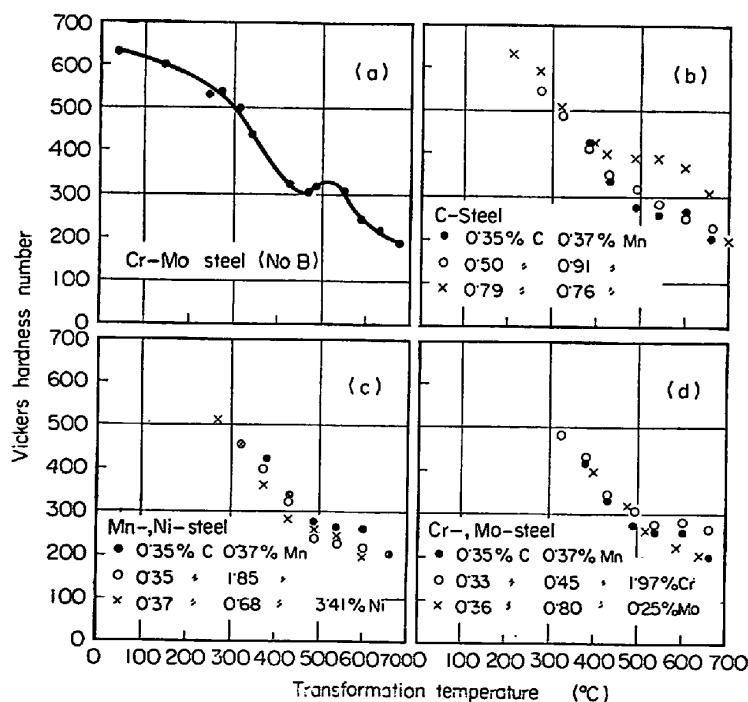


Fig. 5. Hardness after isothermal transformation of Cr-Mo steel (No. B) (a) and alloy steels (b)~(d).¹⁾

ていない。

500~600°C に硬さの極大点ができることが焼もどしにおける 2 次硬化と類似していることおよび 400°C 以上では炭化物が生成することから、TTT 後の硬さに対して 400°C 以上では炭化物の存在が大きく影響していると考えられる。400°C 以下では炭素および合金元素はほとんど影響していないが、これは炭素および合金元素はすべて固溶しているためであろう。中島らも S C M 22 を基本とし、炭素量を変えて行なつた実験から同様の結果を得ている²⁾。マルテンサイトの硬さは炭素量によつてきまると今までいわれてきた。しかし、Fig. 5 の結果からベイナイトとマルテンサイトの硬さは炭素量よりも変態温度からきまると考えるほうが妥当であり、炭素ならびに合金元素は変態温度に大きく影響しているものと思われる。ベイナイト開始温度 (Bs), マルテンサイト開始温度 (Ms) に対して次の実験式が与えられている。

$B_s(^{\circ}C)^{3)} = 830 - 270\%C - 90\%Mn$

$37\%Ni - 70\%Cr - 83\%Mo$

$M_s(^{\circ}C)^{4)} = 500 - 310\%C - 29\%Mn$

$-1.7\%Si - 14\%Ni - 14\%Cr - 6\%Mo$

CCT において B_s 温度が低いほどベイナイトの硬さは高いことが邦武により報告されており⁵⁾, M_s 温度を下げる合金元素を多く含むほどマルテンサイトの硬さは高く, 逆にコバルドのように M_s 温度を上げる場合は硬さ

を低くすることが 0.3% C 鋼について行なつた石塚の研究結果に示されている⁶⁾.

以上に述べた事柄から TTT 図は変態にともなう基本的な姿を与えていると考えられ, TTT 測定から CCT 図を求めようとする試みも行なわれた⁷⁾. しかし, 実際に正確な推定の手段にするにはむずかしい.

Fig. 6 (a)~(c)に水冷, 油冷および空冷に相当する冷却曲線で測定した A 材の CCT 図を示す. 3 種類の冷

却曲線を用いて測定したのは, 冷却方法が CCT 図にどの程度の差を生ずるかをみるためと実際の製品の焼入組織を推定するため, 焼入冷却曲線の形状によらない冷却速度のパラメータをどのようにとるかを調べる理由からである. 大型材の焼入冷却曲線はあとの Fig. 10 に測定結果を示してあるが, 冷却剤が水, 油そして大気へと, すなわち熱伝達率が小さくなるにしたがい, 冷却曲線の勾配は小さくなってくる. そのときの CCT 図における変化はフェライト, ベイナイトとも変態開始線が短時間側に移動してくる. オーステナイト化温度からある温度, たとえば $200^{\circ}C$ に達する時間が等しい場合について Fig. 6 (a)~(c)を比較すると, 冷却曲線の勾配が小さいほどフェライトまたはベイナイト量が多く, 冷却後の硬さは低い. CCT で変態が進行するのは, TTT 図のノーズ近傍の温度範囲だけで, ノーズから遠い温度ではほとんど変態にあずからないことをすでに述べた. したがって CCT 図にみられる差異はオーステナイト化温度からある温度に達する時間が等しくても, 冷却曲線の勾配が小さくなればフェライトおよびベイナイトのノーズを通過する冷却速度が小さくなるためであつて, 温度と時間軸だけで表現する CCT 図に

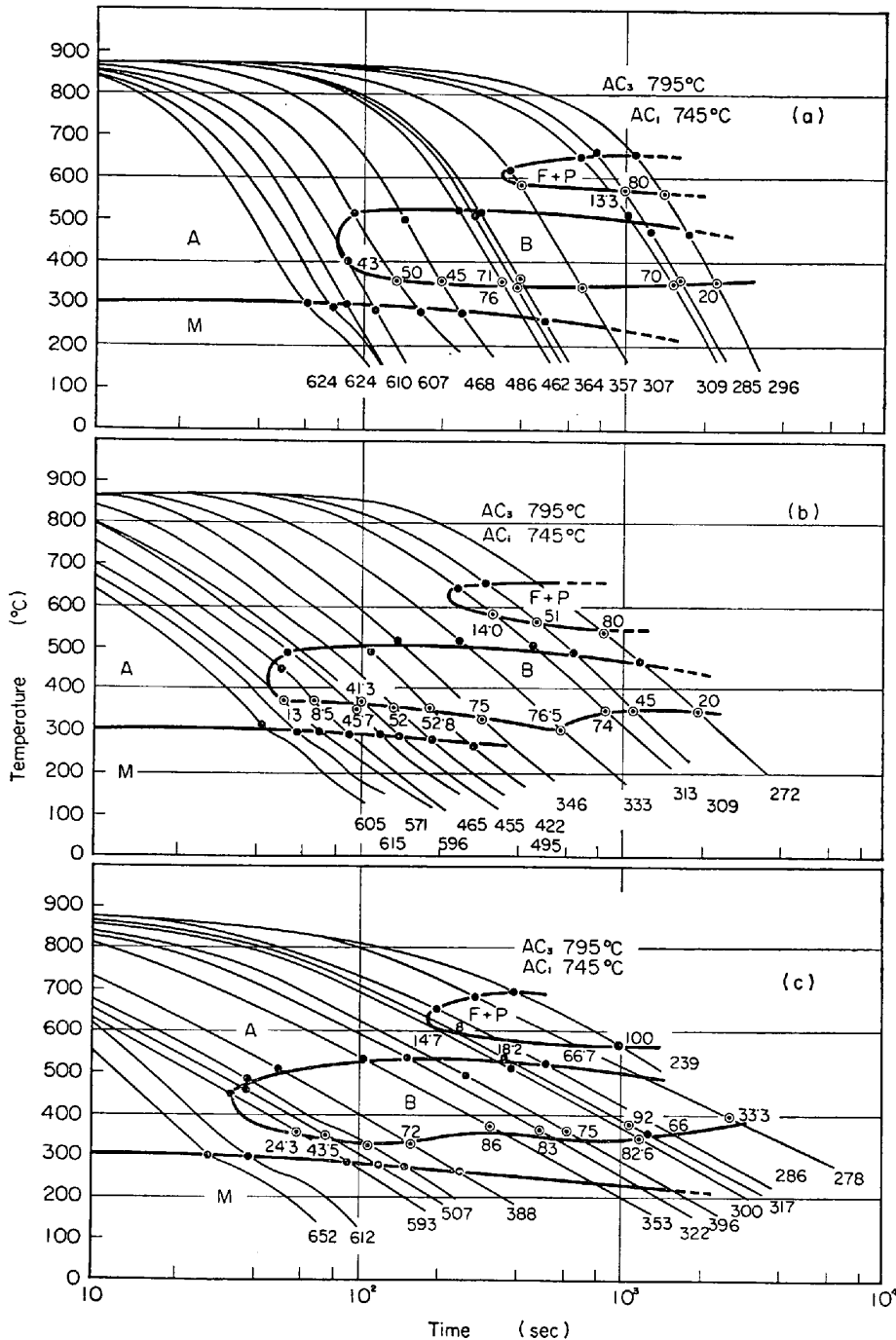


Fig. 6. CCT diagrams of Cr-Mo steel (No. A) measured with various cooling curves. Cooling curves as quenched in water (a), in oil (b) and in air (c) were imitated.

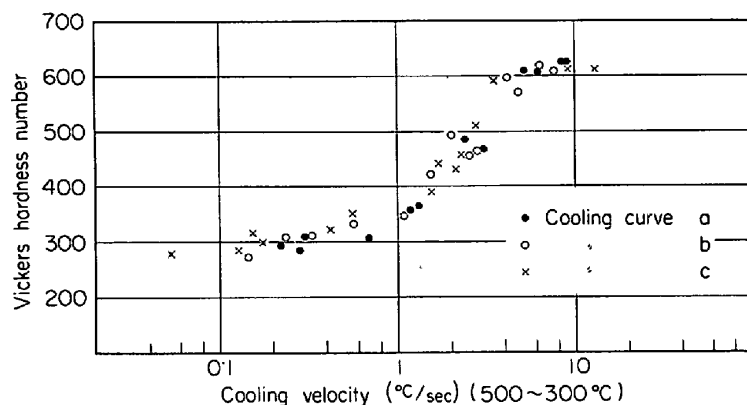


Fig. 7. Hardness of Cr-Mo steel (No. A) after continuously cooled with various cooling curves.

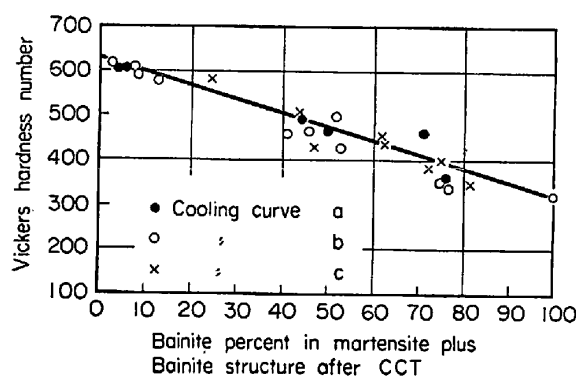


Fig. 8. Hardness of martensite plus bainite as quenched structure of Cr-Mo steel (No. A)

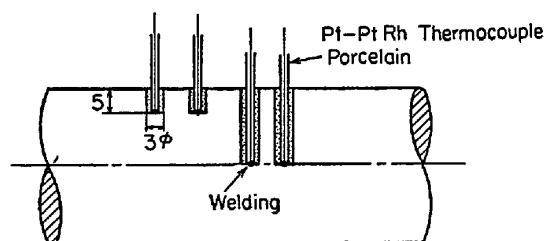


Fig. 9. Method for measuring of cooling curve.

必然的に表われる見掛上の差であると考えられた。

Fig. 6 からベイナイト変態のノーズを中心とする 500 ~ 300°C の冷却速度と硬さの関係を整理すると Fig. 7 が得られた。Fig. 7 は CCT におけるベイナイト量がそのノーズを通過する冷却速度だけによつて与えられ、冷却曲線の形状にはよらないことを示している。マルテンサイトとベイナイトの混合組織に対して、ベイナイト量と硬さの関係を整理すると Fig. 8 のようになり組織比率と硬さは良い直線関係を示しており、硬さから組織比率を知ることが可能である。

以上の実験から次の事柄を確認した。

1) 連続冷却中の変態生成物の性状はそのノーズ温度からきまる。変態生成物の硬さはノーズ温度で等温変態

させたときの硬さに等しい。

2) 連続冷却後の変態生成物の量はそのノーズ温度域を通過する冷却速度によつて与えられ、冷却曲線の形状にはよらない。

3) 焼入硬さから組織比率を知ることができる。

4) マルテンサイトとベイナイトの硬さは、炭素および合金元素よりも、むしろ変態温度からきまり、炭素および合金元素は変態温度に大きく影響していると考えの方が妥当である。

3. 大型鋼材の焼入冷却曲線

鋼の焼入組織を知るためには、中間変態のノーズを通過する冷却速度をパラメーターとして CCT 図と対応させることができることを上に述べた。次の段階として大型鋼材の水冷、油冷および空冷における焼入冷却曲線を測定した。

焼入冷却曲線は 1964 年までに、直径 2 m までの鋼材についての測定結果が発表されている^{8)~10)}。著者らが測定を行なった直径 25~120 mm の鋼材に対する結果にこれらの結果を合わせて検討することにした。

試料には炭素鋼丸棒を用い、その長さは直径の 3 倍以上とした。Fig. 9 に温度測定のための熱電対のとり付け方法を示す。丸棒の表面から、深さ数 mm および中心に達する 3 mm φ の一対のドリル穴をあけ、Pt-PtRh 熱電対を別々に穴底に火花溶接した。焼入れたとき熱電対だけが冷却されて測定に誤差を生ずるおそれをさけるため、熱起電力が Pt-Fe-Fe-PtRh の経路で発生するような方法をとった。熱電対保護管とドリル穴の隙間には粘土をつめ、冷却剤が侵入することを防止した。

熱電対をとり付けたのち、試料を 870°C に加熱し直径 20 mm につき 20 min の割合で保持した。870°C の試料をゆるやかに攪拌した水、油または大気中に投入し、焼入れにおける冷却曲線を自動記録した。直径 25 mm から 1200 mm までの鋼材の水、油および大気中における冷却曲線を Fig. 10(a)~(c) に示した。直径 25~120 mm は筆者ら、直径 100~260 mm は Metals Handbook⁹⁾、直径 260, 400 mm は V. H. BÜHLER⁹⁾ として直径 600~1200 mm は G. BANDEL¹⁰⁾ による測定結果である。鋼材中心の冷却曲線は点線、表面の冷却曲線は実線で表わし、鋼材の直径を附記した。表面部分の温度測定位置はカッコ内の数字で表面からの深さを示している。表面と中心の冷却曲線を比べると表面は中心より勾配が小さい。冷却剤の違いに対して冷却曲線を比べると、水、油そして大気の順に勾配が小さくなっている。

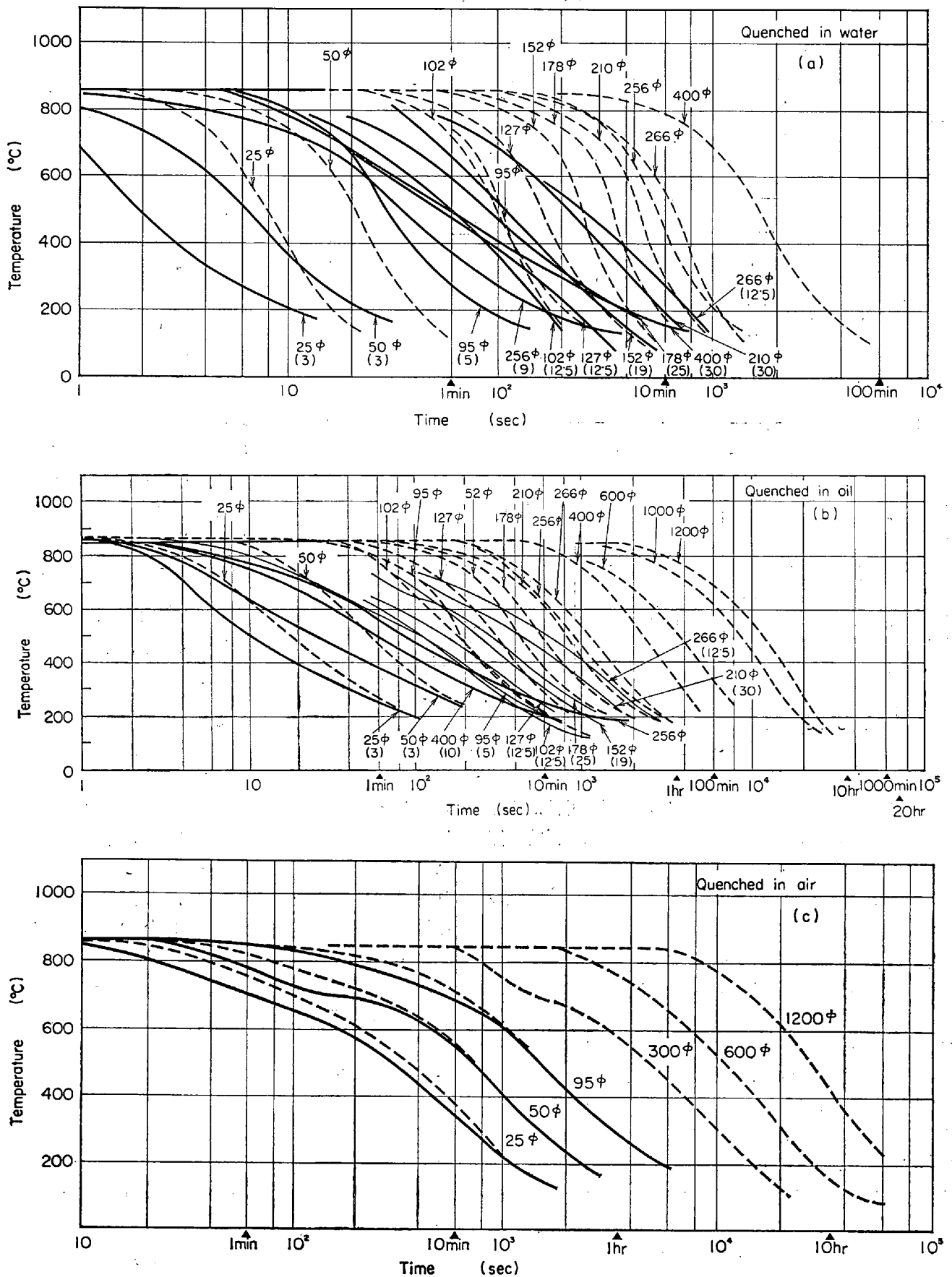


Fig. 10. Cooling curves by quenching in water (a), in oil (b) and in air (c).
solid line : center, dashed line : beneath surface.

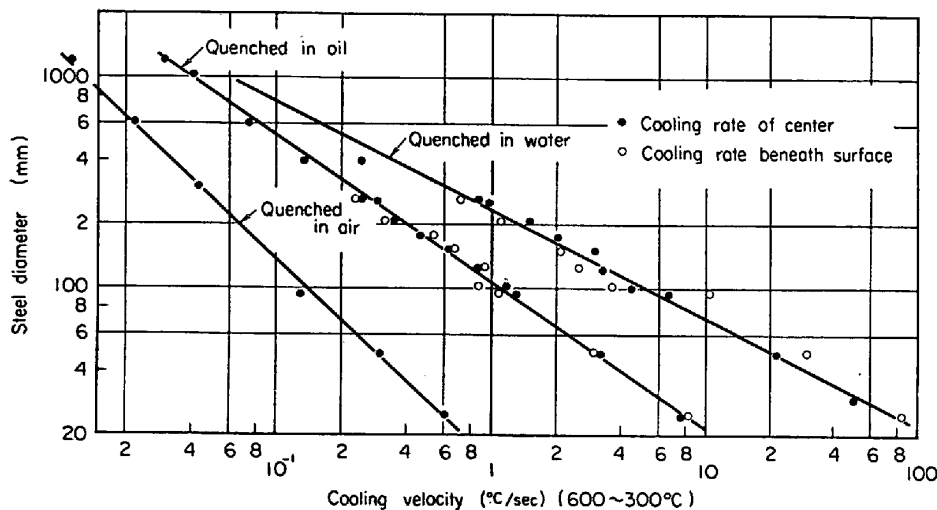


Fig. 11. Steel diameter vs. cooling rate quenched in water, oil and air.

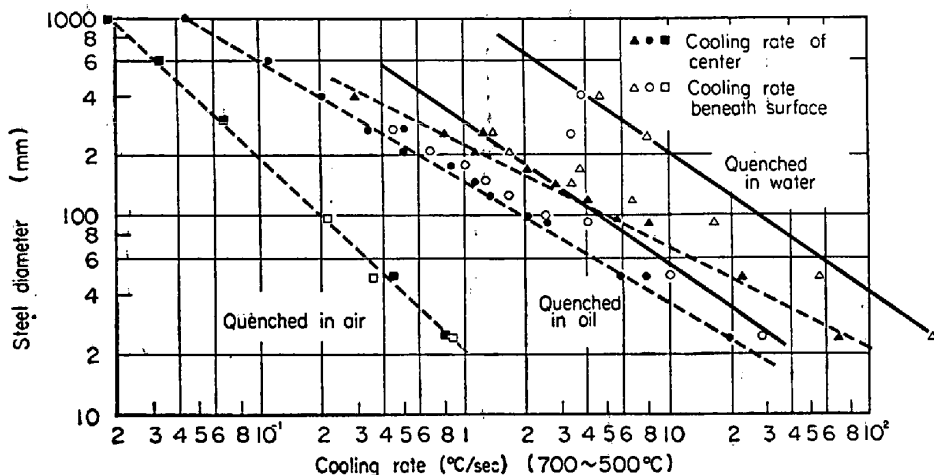


Fig. 12. Steel diameter vs. cooling rate quenched in water, oil and air.

冷却剤と温度測定位置が同じならば、鋼材の寸法が大きくなるにしたがい冷却曲線の形状は同じのまま長時間側に平行移動している。

大型鋼材の焼入組織を推定するためには、中間変態のノーズの冷却速度をもつて CCT 図と対応づけることができることを 2 項で述べた。フェライト・パーライトおよびベイナイト変態のノーズは鋼の成分により異なるが、現在までに発表されている多くの TTT 図より、フェライト・パーライト変態のノーズは 700~500°C、ベイナイト変態のノーズは 600~300°C の間にあることが知られている。鋼材の直径と中間変態のノーズを通過する冷却速度の関係を Fig. 10 より求めると Fig. 11~12 が得られた。Fig. 11 は焼入組織がマルテンサイトとベイナイトになる場合のベイナイト量を求めるための図であり、Fig. 12 は炭素鋼のように不完全焼入れがマルテンサイトへのフェライト・パーライトの混入によつておこる場合についてのフェライト・パーライト量を知るための図である。Fig. 11 をみるとともに熱伝達率の大

きい冷却である水冷においても鋼材の中心と表面における冷却速度の差がみられない。したがつて、不完全焼入れがマルテンサイトへのベイナイトの混入によつておこる場合は断面硬さに Uカーブの生ずることが少なく、変態に伴う発熱の影響で内部の硬さがやや低下する程度である。フェライト・パーライト変態を対象とした Fig. 12 では空冷から油冷、水冷と冷却が急激になるにしたがい、中心と表面の冷却速度の差が大きくなる。炭素鋼のように、わずかの冷却速度でマルテンサイト中のフェライト・パーライト量が大きく変化する場合は、この冷却速度の差が断面硬さに深い Uカーブを生ずる原因となる。

4. 焼入組織と焼もどし後の強度と靱性

以上述べたことから、CCT 図をもとにして大型部品の焼入組織を知ることができる。大型部

品を工業的に熱処理して使用する場合その焼入組織は程度の差はあつてもすべて不完全焼入組織であるといつて過言ではない。今までに行なわれてきた研究では完全焼入れ・焼もどし鋼に重点がおかれ、不完全焼入れ・焼もどしに対する強度と靱性の変化を体系的に研究した報告は非常に少ない¹¹⁾。そこで、0.30~0.40%C を含む炭素鋼と低合金鋼の試験片について、連続冷却で種々の焼入組織を作り 550~650°C に焼もどして、焼入組織と焼もどし温度が鋼の強度と靱性にどのように影響するかを調べた。

4.1 供試材と試験方法

供試材は SCM 3 相当の Table 1 に示した B 材と SF, SCM, SNC, SNCM および SACM の合計 11 鋼種である。B 材は 200 mm ϕ の鍛造材より軸方向と半径方向に 17×17 mm² 断面の棒を切出した。SF 以下はすべて 25 mm ϕ に鍛伸した。B 材については試験素材を 850°C に 30 min 保持したのち、水、油、大気、容器中および炉中にてそれぞれ冷却し、600~300°C の冷却速度 65~0.0135°C/sec で焼入れ、完全マルテンサ

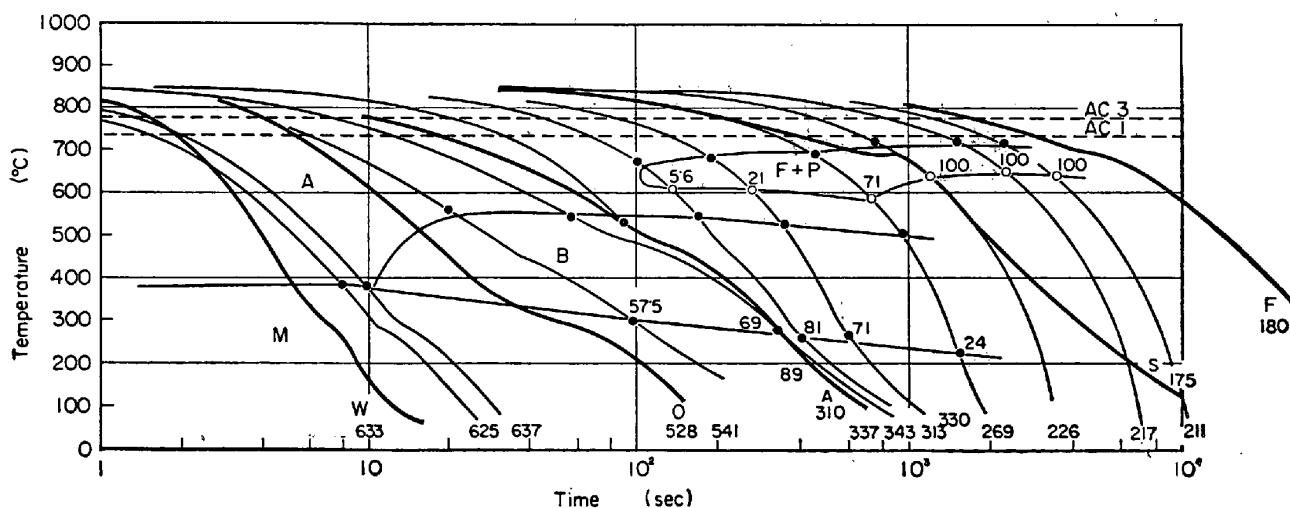


Fig. 13. CCT diagram of Cr-Mo steel. (No. B)

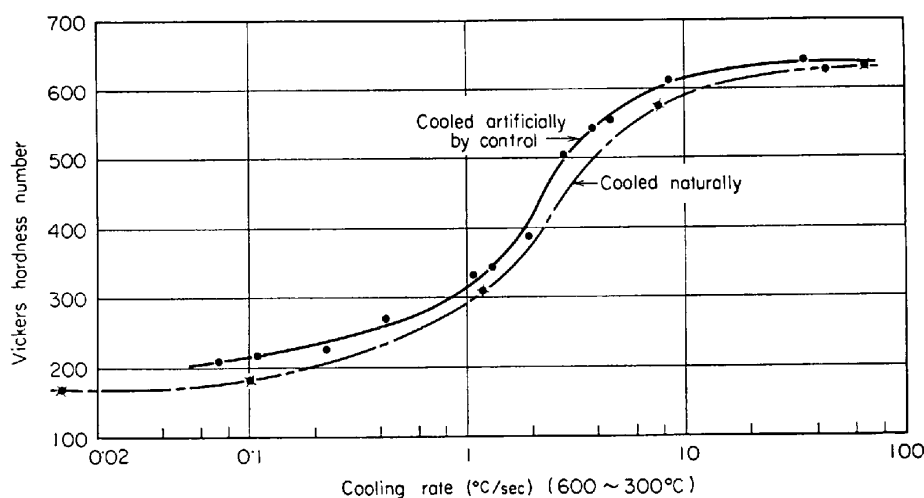


Fig. 14. Hardness of steel B after continuously cooled.

イトから完全なフェライト・パーライトまでの種々の焼入組織を得た。焼入硬さを測定したのち、いずれも 620°C に 90 min 保持して焼もどし、焼入れのときと同じ冷却方法で冷却した。この理由は焼もどし脆化を受ける程度を実体に近づけるためである。S F 以下については 25 mm ϕ の棒のまま油中と大気中に焼入れた。焼入硬さ測定のため 550~650°C に 90 min 焼もどした。熱処理後、JIS 特 3 号引張試験片と JIS 4 号シャルピー試験片を加工し、試験を行なった。

なお、B 材の試験片採取位置は軸方向については焼入冷却速度が小さいもののほど鋼材の中心に近い位置からとり、半径方向については採取上いずれの試験片も引張試験片の平行部、シャルピー試験片のノッチ部が鋼材の中心もしくはその附近となった。

4.2 試験結果と考察

B 材についての試験結果は次のようであった。CCT 図を Fig. 13 に示し、試験材の冷却曲線を太線で同図

に記入した。試験材の焼入組織は硬さから、冷却速度の大きい順に 100% M, 66% M + 34% B, 100% B, 100% F + P および 100% F + P であった。M はマルテンサイト、B はベイナイトそして F + P はフェライト・パーライトの略号である。わずかに存在する残留オーステナイトはマルテンサイトに含めた。

600~300°C の冷却速度に対する焼入硬さの変化を Fig. 14 に示し、Fig. 13 から得た硬さの変化を同図に附記した。冷却速度

が小さいほどベイナイト量が多くなり、またフェライト・パーライトが生成して焼入硬さが低下するが、CCT 図から求めた硬さは試験材から求めた硬さより大きいところで Hv 50 ほど高い。CCT 試験は 3 mm ϕ の試験片で行ない、冷却を指示温度制御によって行なつたため中間変態に伴う発熱の影響が少なかつてせいである。それに対し試験材は自然冷却であるため中間変態にさしかかると発熱のため冷却が一時中断し、等温的に進行する変態が含まれる。ゆえに、冷却速度が同じでも変態量に差が生じるが、このことは鋼材の表面と中心の冷却速度が同じでも (Fig. 11) 断面硬さにいくらかの差が生ずることと同じ現象と考えられる。

620°C に焼もどした後の引張試験の結果を Fig. 15 に示す。引張強さ、降伏強さおよび降伏比は焼入冷却速度が遅いほど、すなわち、焼入組織が不完全であるほど低下する。マルテンサイトへのベイナイト混入により強さは低下しはじめフェライト・パーライト組織となると強

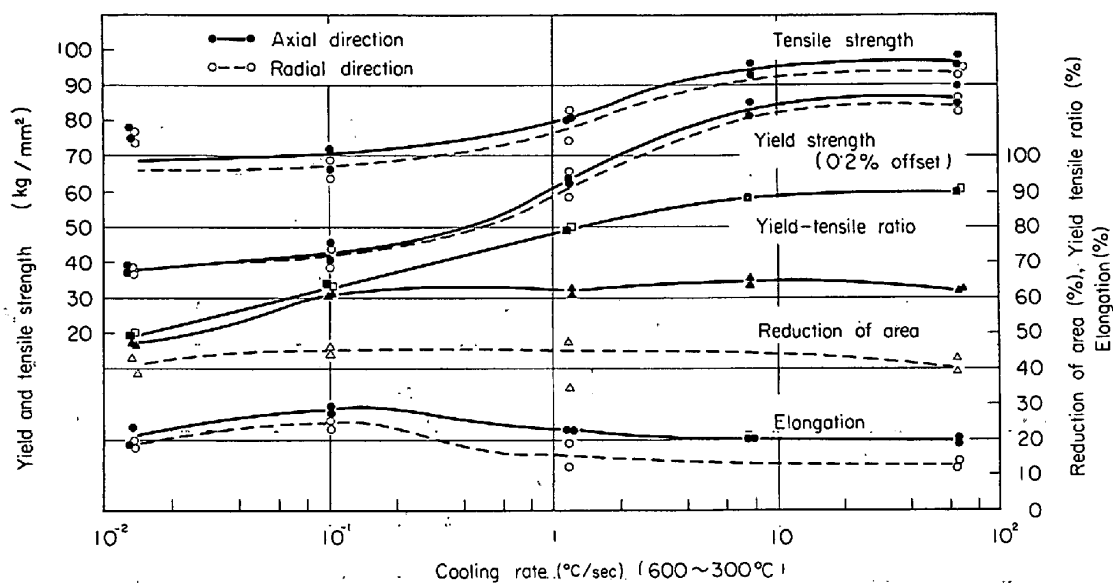


Fig. 15. Cooling rate of quenching and mechanical properties of steel B after tempering.

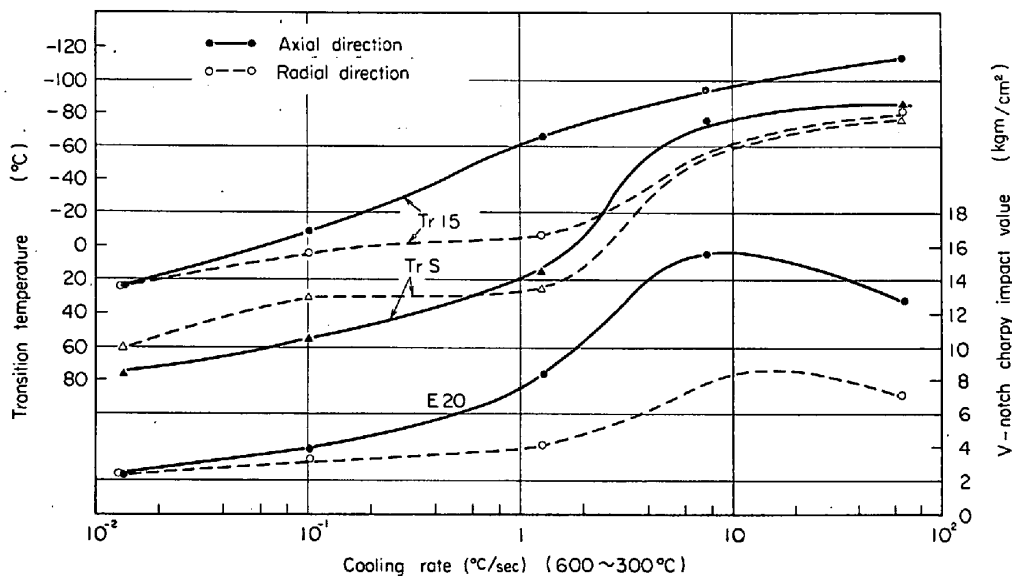


Fig. 16. Cooling rate of quenching and toughness after tempering.

さの低下がゆるやかとなつている。引張強さの低下が約 30 kg/mm^2 に対し、降伏強さは約 50 kg/mm^2 の低下を示す。降伏比は結晶粒度に依存するため、焼入組織がフェライト・パーライト相になつて引張強さの低下が少なくなつても冷却速度がおそいほど粗粒化して降伏強さは低下する。焼もどしマルテンサイトの降伏比が90%であるのにくらべ粗粒化したフェライト・パーライトでは50%以下となる。強さに対しては軸方向と半径方向の差はほとんどない。伸びと絞りに対しては焼入組織はほとんど影響しないが、試験片の採取方向によつて差があり半径方向は軸方向の2/3程度であつた。

シャルピー試験の結果を Fig. 16 に示した。焼入組織が不完全であるほど室温衝撃値は低下し、遷移温度は上

昇する。マルテンサイトへのベイナイトの混入により衝撃性質が低下しはじめ、フェライト・パーライトとなると低下がゆるやかになることは引張試験結果と同じ傾向である。焼もどしマルテンサイトからフェライト・パーライトとなつたときの衝撃性質の低下は Tr 15で約 130°C 、50%破面遷移温度で約 150°C の上昇となる。さらに冷却速度が遅く結晶が粗大化すると衝撃性質は低下する傾向を示している。軸方向と半径方向の遷移温度に大きな差はないが、衝撃値についてはいずれの場合も半径方向は軸方向の1/2~1/3であつた。

以上の結果は焼もどし温度が 620°C の場合であるが、つぎに、SF, SCM, SNC, SNCM および SACMの合計 11 鋼種に対してほぼ同様の試験を行ない、焼入組織

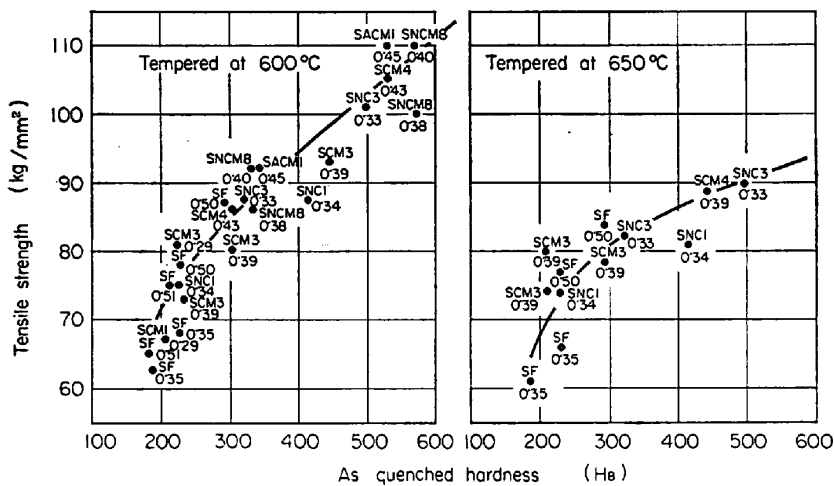


Fig. 17. Quenched hardness of some alloy steels and tensile strength after tempering. Steel name are shown on dot and carbon content are shown under dot.

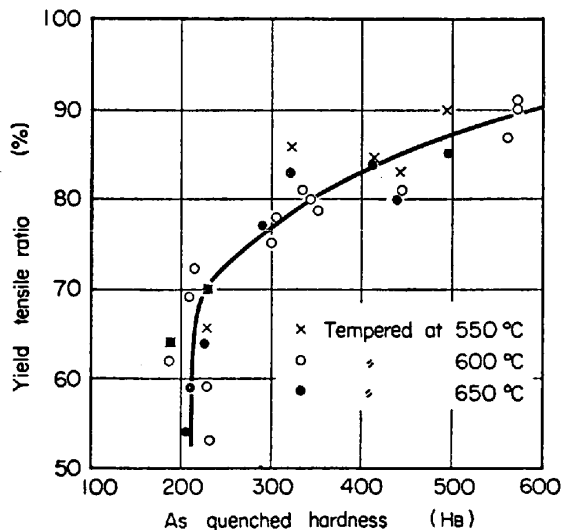


Fig. 18. Quenched hardness of some alloy steels and yield-tensile strength ratio after tempering.

と焼もどし温度を変えたときの室温における強度と靱性の関係を求めた。焼入硬さと 600, 650°C に焼もどしたときの引張強さの関係を Fig. 17 に、焼入硬さと 550~650°C に焼もどしたときの降伏比の関係を Fig. 18 に、そして焼入硬さと 550, 600, 650°C に焼もどしたときの室温衝撃値の関係を Fig. 19 に示した。これらの結果はいずれも鍛錬が十分行なわれ、試験片採取方向が軸方向である場合の結果である。Fig. 17 と Fig. 19 には試験結果に対して鋼種と炭素量を記入した。

焼もどし軟化抵抗を与える炭化物生成元素を多量に含んでいない JIS 構造用合金鋼においては、焼もどし硬さ曲線はいずれもほぼ同じ傾向であると考えられる⁶⁾¹²⁾。そのため、焼もどし後の引張強さは焼入硬さに対して一

定の関係があることを Fig. 17 は示しており、降伏比も一定の関係を Fig. 18 は示している。焼入硬さが高いほど引張強さは高いが、焼もどし温度が高くなると低温変態生成物を多く含む焼入硬さの高いものは組織分解のため引張強さの低下が大きい。焼もどし温度が高くなると降伏比はいくぶん低い値となるが大きくは変化しない。焼入硬さが低いほど降伏比は低下し、組織がフェライト・パーライトだけとなる H_B 220 以下では結晶の粗大化とともに 70% から 50% 以下に低下する。

以上の結果から、引張強さと降伏比については合金元素の種類による差異はほ

とんどなく、焼入硬さ、すなわち焼入組織と焼もどし温度だけからきまってくる。ただし、2 次硬化または結晶の細粒化を目的とした合金元素が添加された鋼、たとえば 0.1% 以上の V を含む鋼は上述のグラフにはのらない。

Fig. 19 は室温衝撃値を示した結果であるが、焼入硬さが高いほど良い衝撃値を示している。550°C 焼もどしでは焼入硬さと衝撃値にはつきりした関係はみられないが、焼もどし温度が高くなるにしたがい焼入れ硬さの高いもののほど衝撃値が改善されている。合金元素の種類による影響はとくにみられない。衝撃値に対しては Ni は正の Cr, Mn は負の影響を持つといわれている¹³⁾、添加量の少ない低合金鋼では特に有意差はみられず焼入組織と焼もどし温度の影響が支配的である。有意差を与える要素は C, Si などの非金属元素を多く含む場合、オーステナイトが粗大である場合、焼もどし脆化をおこしやすい元素を多く含む場合および合金元素量が多い場合と考えられる。JIS 構造用合金鋼の範囲では焼入組織と焼もどし温度が支配的と考えられる。

5. 試験結果の応用

大型構造用合金鋼の機械的性質を知る目的から、冷却速度をパラメーターとして CCT 図との対応方法と大型鋼材の冷却速度を求め、焼入組織の推定を試みた。そして、焼入組織と焼もどした後の強度と靱性の関係を求めた。今までの試験結果から油焼入れ・焼もどしの場合について B 材の直径と機械的性質の関係を整理すると Table 2 が得られる。Table 2 の値は本体付試験として行なわれる大型部品の材料試験値ともよく合っていることを確認した。使用頻度の高い鋼種に対してこのような

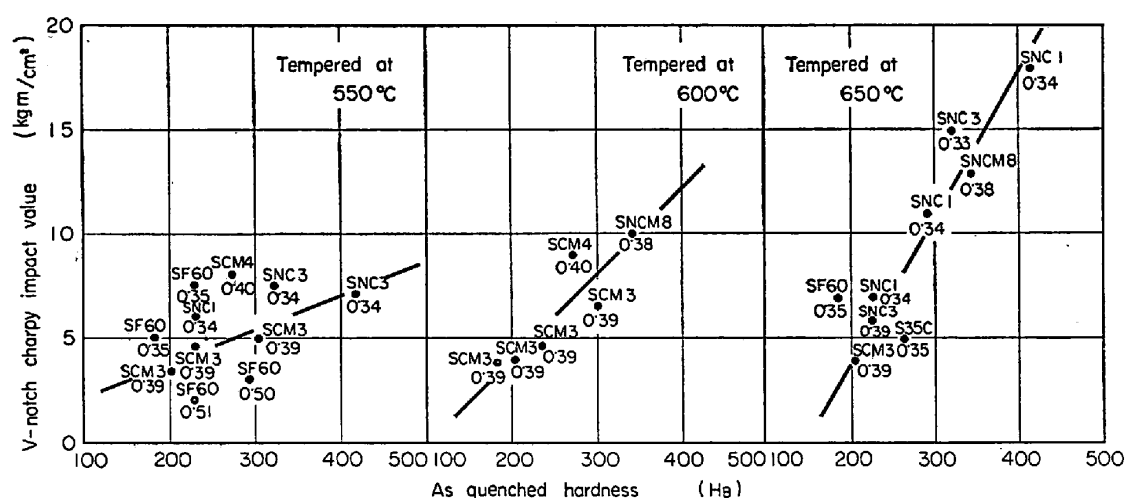


Fig. 19. Quenched hardness of some alloy steels and impact value at 20°C after tempering. Steel names are shown on dot and carbon contents are shown under dot.

Table 2. Mechanical properties of steel B for various section size quenched in oil and tempered at 620°C.

Steel diameter (mm)	≤20	20~50	50~100	100~200	200~500
Yield strength (kg/mm²)	80~90	70~85	55~75	45~65	35~55
Tensile strength (kg/mm²)	90~100	85~100	75~90	70~85	65~80
Elongation (%)*	≥12	≥12	≥12	≥12	≥12
Reduction of area (%)*	≥50	≥50	≥50	≥50	≥50
Impact value (kg-m/cm²)**	≥8	≥8	≥6	≥4	≥2

* Longitudinal direction.

** V-notch Charpy test.

表を作成しておくことは便利であるが、一つの鋼種内の化学成分範囲、焼もどし温度の範囲を考慮する必要がある。値としては幅の広いものとなる。

大型鋼材には、鋼塊中のSその他不純物の偏析、鍛錬効果が十分であるかどうかなど大型鋼材特有の問題があり、大型材ほど画一的に扱いにくくなるであろう¹⁴⁾。質量効果に対するこのような標準化の試みは、設定根拠は不明であるが西独、英国においてすでに行なわれている^{15)~17)}。

6. 結 言

大型鋼材の熱処理後の機械的性質を推定することを目的に、JIS 構造用合金鋼を供試材として質量効果に関する一連の研究を行なった。

1. SCM 3 を供試材として、TTT と CCT 試験を行ない焼入変態挙動を調べた。不完全焼入はマルテンサイトへのベイナイトの混入によつておこるが、ベイナイト量はそのノーズを通過する冷却速度によつてきまる。ベイナイトの組織と硬さは合金元素の種類よりもノーズの温度からきまる。ベイナイト変態のノーズは一般に 600~300°C の間にあり、この温度範囲の冷却速度でベイナイト量を整理すれば冷却曲線の形状の違いからく

る推定誤差を避けることができる。炭素鋼などでは不完全焼入はマルテンサイトへのフェライト・パーライトの混入によつておこるので、そのノーズである 700~500°C の間の冷却速度で整理する必要がある。いずれの場合も変態にともなう発熱の影響を考慮する必要がある。

2. 大型鋼材の焼入冷却曲線を実測した。今までに発表されている測定結果を加え、直径 1 m までの鋼材に対する冷却曲線を水冷、油冷および空冷について整理した。鋼材の直径と 600~300°C の冷却速度の関係、700~500°C の冷却速度の関係を表わす図を作成した。この図を用いて大型鋼材の焼入冷却速度を知ることができ、CCT 図と対応させて焼入組織を推定することができる。

3. 焼入組織と焼もどし後の強度と靱性の関係を調べた。焼入が不完全であるほど焼もどし後の強度と靱性は低下するが、中でも降伏強さと靱性の低下は著しい。SCM 3 について得た結果では、焼入組織がマルテンサイトからフェライト・パーライトになると 620°C に焼もどしたときの強度と靱性の低下量は引張強さ 30 kg/mm²、降伏強さ 50 kg/mm² Tr 15 130°C、TrS 150°C であった。

0.30~0.40% C の SF, SCM, SNC, SNCM および SACM の合計 11 鋼種について、焼入組織と焼もどし

温度を変えて試験を行ない、次の一般的な結論を得た。焼入硬さが低いほど引張強さ、降伏比および室温衝撃値は低下し、焼入硬さに対して一定の関係がある。合金元素の種類による値の差はみられなかった。焼もどし温度が高くなると、焼入硬さの高いもののほど引張強さは低下し、衝撃値は向上する。降伏比はいくぶん低下するがほとんど影響しないといえる。

4. 研究の目的である鋼材寸法と機械的性質の関係を表わす表を供試材について作成することを試みた。これらの値は今まで行なってきた本体付試験とよく一致していることを確認した。

おわりに、この研究に協力をいただいた熱処理関係の方々、実験にたずさわった末松岩男、佐藤道雄の両君および発表を許可された石川島播磨重工業(株)に感謝の意を表する。

文 献

- 1) 金属熱処理技術便覧 S 曲線集 (1961) 日刊工業新聞社
- 2) 中島, 荒木: 鉄と鋼, 52 (1966) 7, p. 1061
- 3) W. STEVEN and A. G. HAYNES: Iron Steel, (U.K.), 29 (1956), p. 634

- 4) C. L. KOBRIN: Iron Age Metalworking International, (1964) 1, p. 18
- 5) 邦武: 鉄と鋼, 50 (1964) 10, p. 1432
- 6) 石塚: 日本製鋼技報, No. 14 p. 1524~No. 18 p. 1998
- 7) G. K. MANNING, 他: Trans. AIME, 167(1946), p. 442
- 8) Metals Handbook, vol. 2, 2nd Edd., (1964), p. 29
- 9) V. H. BÜHLER and F. J. SCHMIDT: Stahl u. Eisen, 78 (1958) 10, p. 663
- 10) V. G. BANDEL and H. C. HAUMER: ibid, 84 (1964) 15, p. 932
- 11) A. KRISCH and A. ROSE: International Conference on the strength of metals and alloys, Sep. 4-8 (1967) The Japan Institute of Metals p. 97
- 12) JIS 解説 (1962) 日本規格協会
- 13) H. J. FRENCH: J. of Metals, (1956) 6, p. 770
- 14) 小野寺: 鋼材の疲れ強さと寸法効果に関するシンポジウム (1967) p. 157, 学振129委第2分科会
- 15) DIN 17200
- 16) VDEh wbl 550-57
- 17) BS 970

各種溶解法で作った純鉄の引張性質*

中 村 正 久**・坂 木 庸 晃***

Tensile Properties of Pure Irons Made by Various Melting Methods

Tadahisa NAKAMURA and Tsuneaki SAKAKI

Synopsis:

Pure irons made by three kinds of melting methods, i. e. vacuum melting, electron-beam melting and zone refining, were studied on their tensile properties, at several temperatures from room temperature down to liquid nitrogen temperature, and at strain rates from 10^{-4} to 8 per second. The purity of iron affected to the friction term in Petch's grain size dependence equation on yield stress, and there were no changes in the coefficient of grain size term. The stress for brittle fracture due to the intergranular type fracture was not almostly dependent upon strain rate and temperature, but markedly upon grain size. For the electron-beam melted iron which was materially fractured brittly in intergranular mode, brittle fracture strength of about 16 kg/mm² per unit grain boundary area was obtained when coarse grain specimens were failed intergranularly at low temperature.

(Received 15 Dec. 1967)

1. 緒 言

純鉄の脆性や塑性変形の研究は基礎的な性質であるので、研究例はきわめて多数にのぼっている。多くの実験の結論はおよその傾向としては一致しているが、細部に

おいては必ずしも揃った測定値が得られているわけでは

* 昭和42年10月本会講演大会にて発表

昭和42年12月15日受付

** 東京工業大学 工博

*** 東京工業大学