

## 3%Cr-Mo 鋼の諸性質におよぼす Ni, Cr

### 70589 および焼入冷却速度の影響\*

後藤督高\*\*・前田昌敏\*\*\*・鈴木 章\*\*・中野 平\*\*

#### Effects of Ni, Cr, and Cooling Rate of Quenching on the Properties of 3%Cr-Mo Steels

Tadataka GOTOU, Masatosi MAEDA, Akira SUZUKI, and Taira NAKANO

##### Synopsis:

In the 3% Cr-Mo and 2.5% Ni-Cr-Mo steels which are to be used for large blower rotor and low-pressure turbine rotor shafts, were studied the effects of Ni contents (0~2.5%) in the former and Cr contents (1.75 and 3%) in the latter on the continuous cooling transformation, and on the mass effect and mechanical properties when quenched at the cooling rate equivalent to the quenching of large rotor shaft. Results are summarized as follows:

1) The ferrite transformation curve is shifted to longer time and lower temperature with increase in Ni contents. The bainite transformation curve is also shifted to longer time and lower temperature with increase in Ni and Cr contents, the latter shift being negligibly small for Ni contents below 1.75%.

2) The transition temperature of the martensite and/or bainite with the tensile strength of 80~90 kg/mm<sup>2</sup>, increases as the quenching rate decreases. This tendency is much pronounced especially at a very slow cooling rate.

Increase in Ni contents tends to lower the transition temperature, but this change is very little between 1% and 1.75%. The transition temperature is increased with lowering quenching rate, especially at smaller Cr contents.

3) The transition temperatures of the test pieces quenched equivalently to large forgings agreed fairly well with those of large rotor shafts.

(Received Dec. 13, 1969)

## 1. 緒 言

火力発電設備あるいは送風機の単機容量は近年ますます大形化し、その主要部品の1つであるローターシャフトについてもその胴部直径は1500mmを越えるものが実用されるようになってきている。使用温度の低い、また磁氣的性質に制約のない低圧用および送風機用ローターシャフト材には、Ni-Cr-Mo系が主に用いられているが、欧州では3%Cr-Mo鋼も活用されることが多く、この3%Cr-Mo鋼は英国において構造用低合金鋼として規格化(En 29 および 40)されている。

著者らはすでにローターシャフト材としての3%Cr-Mo鋼の諸特性を明らかにし、質量効果は必ずしも小さいものではなく、したがって焼入冷却速度に対応する焼入組織、さらにそれに伴う衝撃遷移温度の変化はかなり大きいこと<sup>2)</sup>を指摘してきた。本鋼種については、CINA<sup>3)</sup>らが合金元素、焼入組織、結晶粒度、および引張強さなどの衝撃遷移温度におよぼす影響を詳細に調べているが、合金元素はCのみが対象とされているにとどま

り、また他の報告<sup>4)</sup>においても合金元素および質量効果を考慮した系統的な研究はほとんどみられない。したがってこの鋼種の質量効果を改善する意味からも、合金元素の影響を明らかにすることは意義あることと考える。

本報告では、各種ローターシャフト材の質量効果に関する研究のなかで、まず大形送風機あるいは低圧用タービンローターシャフト材を対象とした3%Cr-Mo鋼の諸性質におよぼすNi, Cr量および焼入冷却速度の影響について調査した結果を報告する。

## 2. 実験方法

### 2.1 実験材

実験には軸材などに用いられる3%Cr-0.5%Mo鋼を基本鋼として、これにNiを1~2.5%の範囲に添加したものを、および2.5%Ni-3%Cr-0.5%Mo鋼のCrを

\* 昭和44年3月本会講演大会にて発表

昭和44年12月13日受付

\*\* (株)神戸製鋼所中央研究所

\*\*\* (株)神戸製鋼所鍛造鋼技術部

Table 1. Description of specimens.

Steel	Chemical composition (%)										Transformation temperature (°C)			Austenite grain size number (JIS)**
	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	V	$A_{c1}$ *	$A_{c3}$ *	$M_s$	
3CrMo	0.27	0.27	0.39	0.010	0.009	0.11	0.05	2.81	0.47	0.11	785	830	370	9.8
1Ni-3Cr-Mo	0.25	0.16	0.29	0.010	0.010	0.10	1.01	2.70	0.49	0.10	758	806	370	8.6 (9.6)
1.75Ni-3Cr-Mo	0.28	0.18	0.33	0.010	0.010	0.10	1.76	2.55	0.51	0.11	746	790	332	7.9 (9.4)
2.5Ni-3Cr-Mo	0.26	0.18	0.33	0.010	0.010	0.13	2.53	2.66	0.51	0.10	725	780	320	7.6 (9.4)
2.5Ni-1.75Cr-Mo	0.26	0.16	0.34	0.010	0.010	0.10	2.53	1.77	0.52	0.11	723	770	335	8.0 (9.8)

\* Heating rate: 3°C/min, \*\* 925°C×2 hr, ( ): 850°C×2 hr

1.75% に減少させた合計 5 鋼種を選んだ。その化学成分は Table 1 に示すとおりであるが、V についてはこの種軸材に通常添加される 0.1% 程度を加えた。これらはすべて 100 kVA 塩基性高周波炉により 90 kg 丸型鋼塊に溶製した後、30 mm 角材に鍛伸して用いた。

Table 1 には変態点を示すが、これらは全自動変態測定記録装置 Formastor-F による測定結果である。なお  $A_{c1}$  および  $A_{c3}$  点測定の加熱速度は 3°C/min とした。また同様に併記したオーステナイト結晶粒度は、浸炭法では粒界の現出が非常に困難であつたので熱処理法によることとし、850°C ( ( ) 内に記載) および 925°C にそれぞれ 2 hr オーステナイト化後水焼入し、マルテンサイト組織にした場合のオーステナイト粒界を現出させて測定した JIS 法の粒度番号である。これによると 3Cr-Mo 鋼は他に比べてやや細粒になつてゐるが、ほぼ大差のない粒度を示している。

## 2.2 実験方法

まず各鋼種の変態特性を明らかにするために、全自動変態測定記録装置を用い連続冷却変態曲線を求めた。その場合、オーステナイト化条件として 850°C で 20 min 保持後 33 000~34°C/hr の 11 とおりの冷却速度で等速冷却し、その長さ変化、ミクロ組織およびかたさにより曲線を決定した。

さらに焼入冷却速度による機械的性質の変化を調べるために、上記のようにして求めた連続冷却変態曲線を考慮して、Table 2 に示すように最大冷却速度の 30 mm 角材を空冷したものから最小冷却速度の 1 200 mm  $\phi$  材を空冷したときの中心部に相当するものまでの範囲での 6 とおりの冷却速度で焼入した。これらの焼入冷却曲線は鋼材実体を焼入したときの冷却曲線に相当するもので、高温度域で速く、低温度域で遅いものである (Fig. 8 参照)。この曲線の求め方は後述する。焼入時のオーステナイト化条件はすべて 850°C × 2 hr とし、30 mm 角材を用い全自動特殊焼入冷却装置により焼入を行なつた。この装置は当社で考案したもので数本の 30 mm 角材を

Table 2. Quenching conditions of mechanical test piece.

Cooling rate of* quench (°C/hr)	Remarks
2 540	30 mm□ air cooling
785	Equivalent to 3/4R of 300 mm $\phi$ oil quenching
220	Equivalent to surface of 1 500 mm $\phi$ oil quenching
114	Equivalent to 3/4R of 1 500 mm $\phi$ oil quenching
74	Equivalent to center of 1 500 mm $\phi$ oil quenching
34	Equivalent to center of 1 200 mm $\phi$ air cooling

\* Austenitizing: 850°C×2 hr  
mean cooling rate between 850°C and 300°C

同時に、また広範囲の冷却速度にわたつてあらかじめ設定した任意の速度で焼入することができるものである。

Table 2 に示した条件で焼入した試験片について、かたさおよびミクロ組織を調べた後、550~700°C 間の温度で焼もどしを施し、焼もどしかたさ曲線を測定した。その曲線から引張強さ 85 kg/mm<sup>2</sup> を目標として焼もどしを行ない、常温の引張試験および衝撃遷移温度の測定を行なつた。

## 2.3 鋼材の焼入冷却曲線

鋼材の冷却速度の計算法は、熱伝導の微分方程式を初期条件および境界条件を入れて数値計算する方法がよく用いられているが、熱伝導率、熱伝達係数を温度に依存させることはむずかしいようである。近年ではこれら諸熱係数の簡略化、あるいは電子計算機の発達によつて種々の数値計算法で求めた冷却曲線が報告されるようになった<sup>5)~8)</sup>。

著者らは鋼材の冷却曲線については、E. SCHMIDT の考案した温度-空間-時間の関係を見出す図式解法<sup>9)</sup>が前記諸熱係数を温度の函数とすることに注目し、従来から本図式解法により求めてきた。本実験ではとくに大形鋼材の質量効果を取扱つたことから、直径 1 500 mm の大きさまでの油および空気中冷却時における冷却曲線を

求めたので、その方法の概要を述べるとともに、代表的な冷却曲線を示すことにする。

まず鋼材内部の熱移動と温度低下を考えると、鋼材断面の半分は Fig. 1 のように示され、鋼材の半径を  $R$ 、これを  $N$  等分した線（面の位置を表わす）をそれぞれ、1, 2, 3, 4, 半径方向の  $R/N$  の距離を  $dr$ 、中心からそれぞれの線までの距離を  $r_1, r_2, r_3, r_4$ 、それぞれの線（面）上の温度を  $T_1, T_2, T_3, T_4$  とし、この円柱の全周から均一に冷却されるものとする。 $dt$  時間後の線 3 における温度を  $T_3'$  とし、 $r_1, r_2, r_3, r_4$ 、を半径とする円周のそれぞれの面をいま平面と仮定すると次の式が得られる。

$$(T_4 - T_3') = - \frac{\lambda}{\rho C_p} \frac{dt}{(dr)^2} (T_2 - 2T_3 + T_4) \dots\dots\dots (1)$$

ただし、 $\lambda$  : 熱伝導率、 $\rho$  : 密度、 $C_p$  : 比熱  
 $T_2, T_3, T_3', T_4$  : 温度

そこで  $dt$  を(2)式を満足するように選べば、 $dt$  時間後の線 3 の温度  $T_3'$  は線 2 の温度  $T_2$  と線 4 の温度  $T_4$  と結び、線 3 上の交点として図式的に求められることになる。

$$dt = \frac{1}{2} \frac{\rho C_p}{\lambda} (\alpha r)^2 \dots\dots\dots (2)$$

以上の関係は面を平板として考えた場合であるが、円柱の場合には中心へゆくに従つてその面積は小さくなるのでそれを補正する必要がある。その補正は(1)式の右辺に補正項を加えた次式で与えられる。

$$(T_3 - T_3') = - \frac{\lambda}{\rho C_p} \frac{dt}{(dr)^2}$$

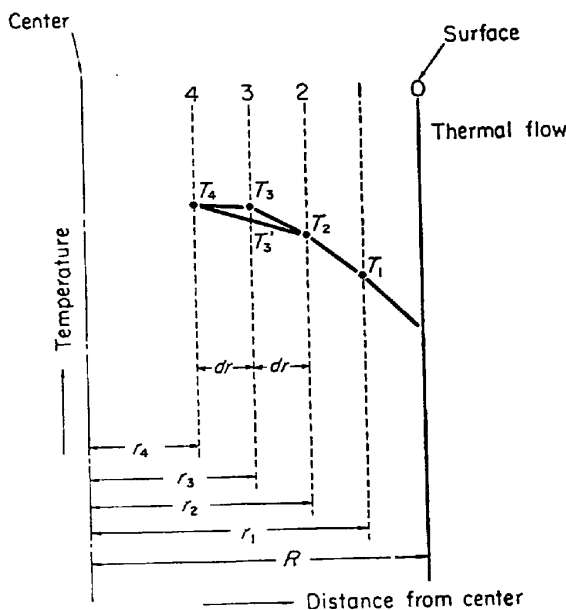


Fig. 1. Schematic description of temperature drop due to thermal flow inside steel bar.

$$(T_2 - 2T_3 + T_4) + \frac{dr}{2r} \dots\dots\dots (3)$$

したがって前述の図式計算は Fig. 1 に対して(3)式の補正項を考慮に入れた図式的な補正を行なう必要がある。これには種々の方法が考えられるが、その一つとして分割線間の幅を修正する方法がある。それはFig. 1の説明における  $R, r_1, r_2, r_3, r_4$  および  $R/N=dr$  に対して修正する分割線間の距離を  $dr_{1-2}, dr_{2-3}, dr_{3-4}$  とすると

$$\left. \begin{aligned} dr_{1-2} &= \frac{Rdr}{1/2(r_1+r_2)} \\ dr_{2-3} &= \frac{Rdr}{1/2(r_2+r_3)} \\ dr_{3-4} &= \frac{Rdr}{1/2(r_3+r_4)} \end{aligned} \right\} \dots\dots\dots (4)$$

これによつて Fig. 1 の分割線 1, 2, 3, 4 の間隔は表面から中心へゆくにつれて大きくなるように描かれ、各部の温度はそのまま新しい線に移されて図式計算は前述と同様に行なうことができる。

次に鋼材から周囲の媒体への熱伝達については、鋼材表面の温度降下はその表面から周囲媒体への熱移動によつて生ずるので、それは両者の温度差に比例する。これを図示すると Fig. 2 のようになり、その関係は次式で示される。

$$K(T_s - T_m) = \lambda \frac{dt}{dr} \dots\dots\dots (5)$$

ただし、 $T_s$  : 鋼材表面の温度

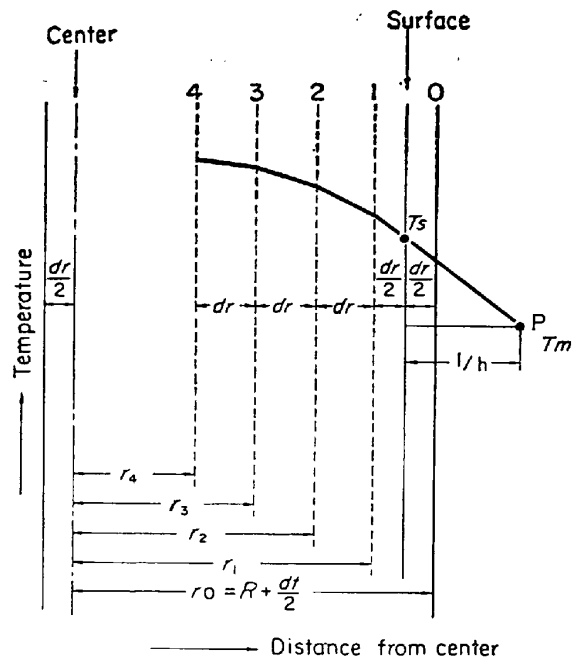


Fig. 2. Schematic description of thermal flow from steel bar to medium.

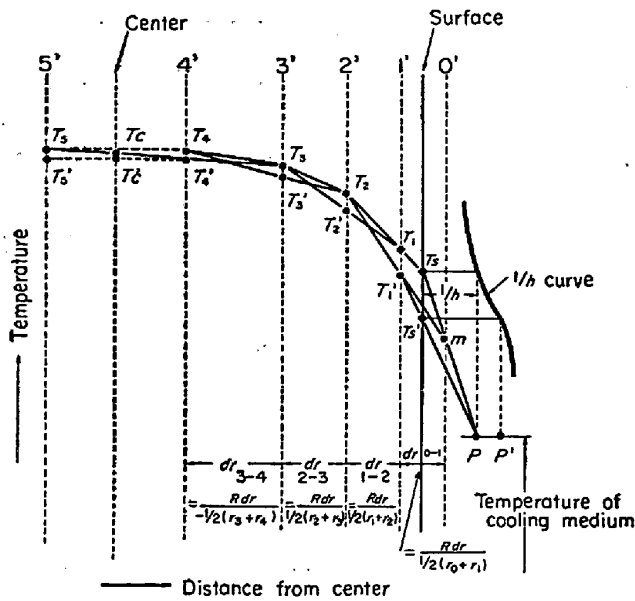


Fig. 3. Diagrammatic method for determination of cooling curve in round steel bar.

$T_m$  : 媒体の温度

$K$  : 鋼材表面から周囲媒体への熱伝達係数

(5) 式の左辺は鋼材表面から周囲媒体への単位時間における単位面積当たりの移動熱量を、また右辺は面1から鋼材表面への単位時間、単位面積当たりの移動熱量を表わす。また(5)式の図式的な解釈は、Fig. 2に示すように媒体温度  $T_m$  と鋼材表面から  $1/h$  の距離の点  $P$  から鋼材表面付近の温度曲線に対して切線を引くことであり、鋼材表面温度  $T_s$  を図上で求めることができる。ここで  $h$  は焼入強烈度を表わしこれは  $K/\lambda$  ( $K$ : 熱伝達係数,  $\lambda$ : 熱伝導率) に等しく、E. SCHMIDT の図式解法と焼入冷却曲線の実測値から図式的に求めることができ

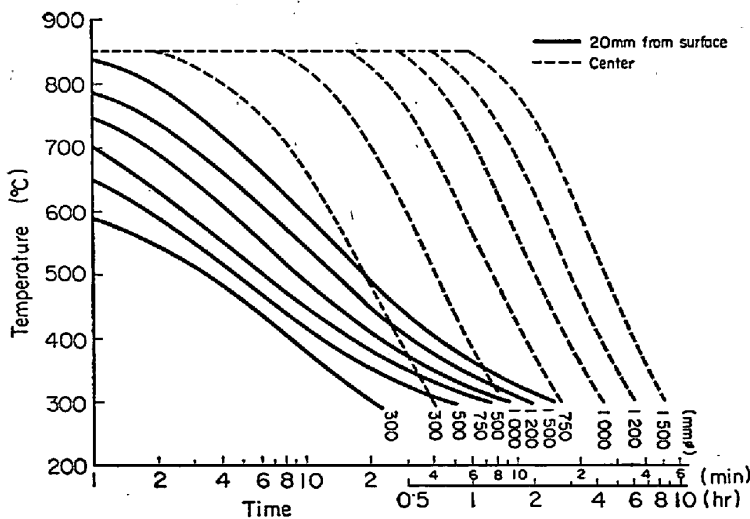


Fig. 4. Cooling curves of oil quenching for various steel bar diameters (1).

る。

Fig. 3 は本図式解法の具体的な図の描き方のモデルを示すもので、その要点は、半径  $R$  の分割数、 $N$  は 5 程度でじゆうぶんであり、表面を表わす基線の右側に  $1/2dr$  をとつて線 0 をも引く。そしてさらに右側へ  $1/h$  曲線を引く。各線上の温度を表わす点  $T_s, T_1, T_2, \dots$  を順次結びばそのときの鋼材の温度曲線となるが、 $T_s$  と  $P$  を結び線 0 との交点を  $m$  とし、 $m$  点と  $T_2$  を結び、さらに線 1 との交点を  $T_1'$  とすると  $T_1'$  は  $dt$  時間後の温度となる。また  $T_1'$  と  $P$  点を結び表面を表わす線との交点を  $T_s'$  とすると  $T_s'$  は  $dt$  時間後の表面温度となり、 $T_2'$  は  $T_1$  と  $T_3$  を結んだときの線での交点として求められる。なおこの温度曲線はまた次の基準となるものである。

上述の方法により焼入強烈度  $h$  は直径 300 mm の鋼材の油および空気中冷却を実測した曲線から求めて用い、熱伝導率  $\lambda$  は  $575^\circ\text{C}$  での値  $20 \text{ BTU}/\text{ft}\cdot\text{hr}\cdot^\circ\text{F}$ 、密度  $\rho$  は  $487 \text{ lb}/\text{ft}^3$ 、比熱  $CP$  は  $0.15 \text{ BTU}/\text{lb}\cdot^\circ\text{F}$  を採用し、最大直径 1500 mm までの鋼材各部の油冷却および空気中冷却時の冷却曲線を求めた。その曲線を Fig. 4~7 に示す。

### 3. 実験結果および考察

#### 3.1 連続冷却変態

##### 3.1.1 フェライトの析出について

実験に供した 5 鋼種の等速冷却による連続冷却変態曲線を Fig. 8 に示す。

Ni のフェライト析出に対する影響は明らかで、3Cr-Mo 鋼に Ni を添加増量していくと、そのノウズは長時間側および低温度側へ移行する。この傾向を数値的に求めると Table 3 のように示され、フェライト析出の臨界冷却速度は Ni を含まない 3Cr-Mo 鋼では  $1980^\circ\text{C}/\text{hr}$  であるのに対して 1.75Ni-3Cr-Mo 鋼では  $41^\circ\text{C}/\text{hr}$  となり、したがって Ni 1% の増加によつて  $1/6 \sim 1/10$  に小さくなる。またフェライトノウズまでの時間と Ni 量との関係は Fig. 9 のようになり、Ni の効果はベイナイトノウズのそれに比べて大きいことがわかる。Ni の増加によるフェライトノウズの温度低下は Fig. 10 のようにほぼ直線的であり、Ni 1% の増加によつて  $50 \sim 70^\circ\text{C}$  低下している。さらに Ni 量が 2.5% に増すと、本実験範囲の最も小さい冷却速度  $34^\circ\text{C}/\text{hr}$  においてもフェライトの析出は認められず、しかも Cr 量の少ない 2.5Ni-1.75Cr-Mo 鋼におい

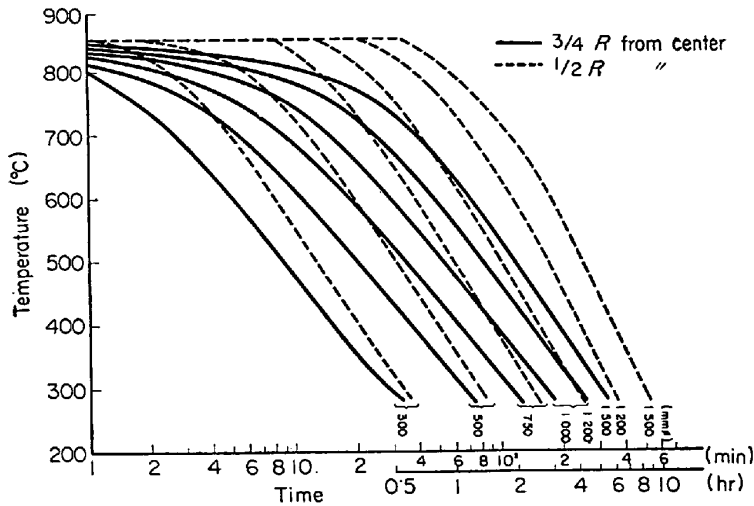


Fig. 5. Cooling curves of oil quenching for various steel bar diameters (2).

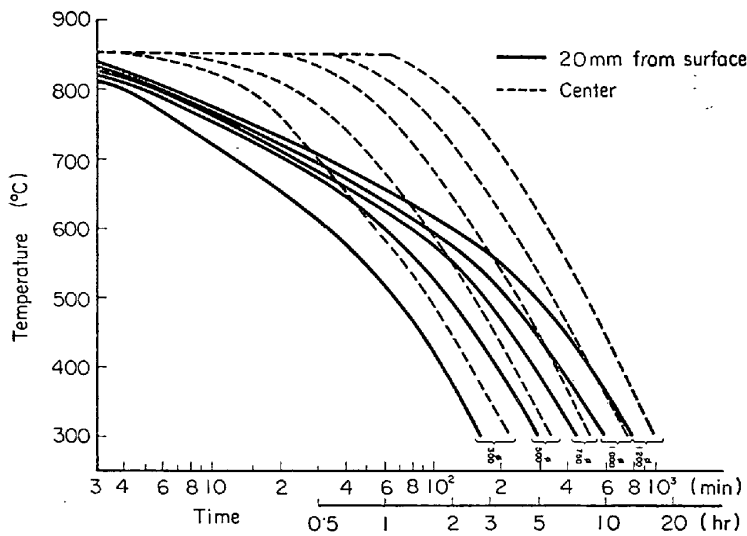


Fig. 6. Cooling curves of air quenching for various steel bar diameters (1).

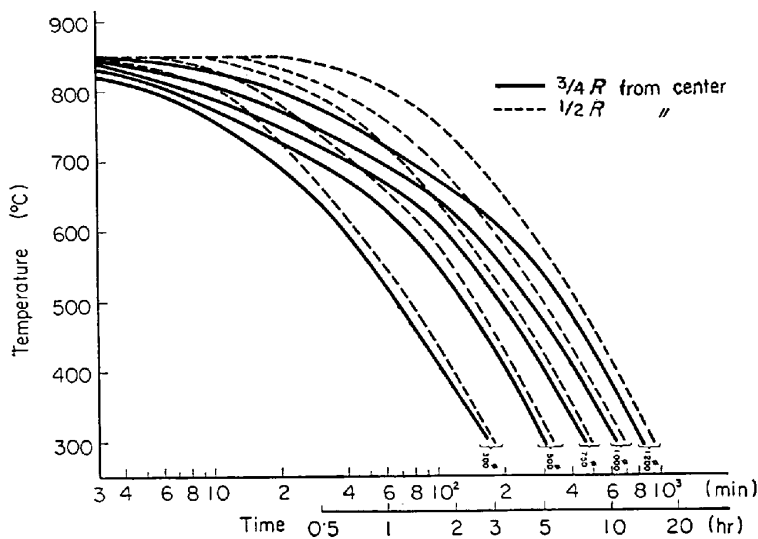
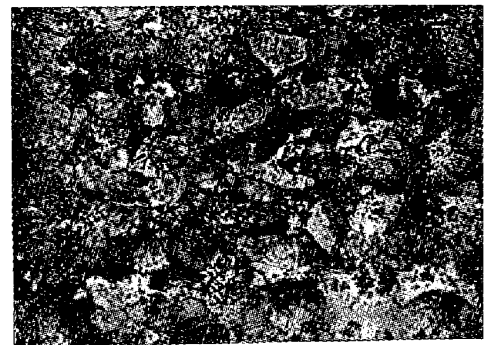


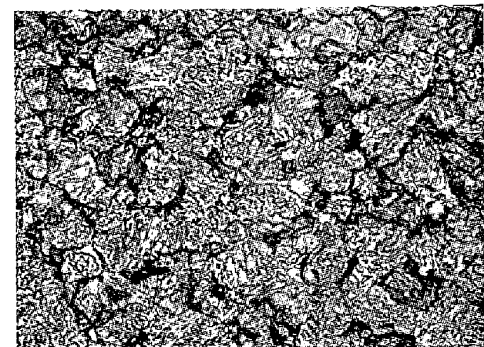
Fig. 7. Cooling curves of air quenching for various steel bar diameters (2).

てもなおみられない。したがって Cr 量の影響は Ni が多い関係から明らかにすることができなかつたが, Ni よりもかなりその効果は小さい。

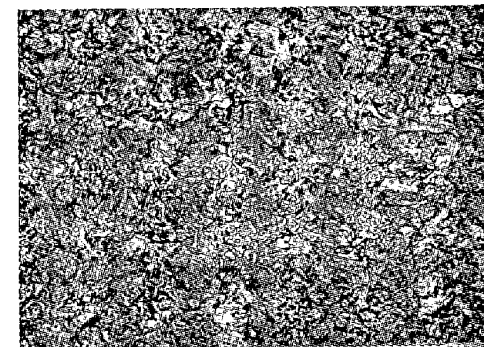
3Cr-Mo 鋼のようにフェライトの析出が短時間で起こる場合, 冷却速度が遅くなるとフェライトとパーライト組織のみとなり, Photo. 1 に示すようにフェライト中に炭化物が析出するようになる。このような組織となる冷却速度を, 冷却時の長さの変化, 組織およびかたさなどが



3Cr-Mo steel (HV150)



1.75Ni-3Cr-Mo steel (HV352)



2.5Ni-1.75Cr-Mo steel (HV395)

Photo. 1. Microstructure of steels quenched at linear cooling rate of 34°C/hr ( $\times 400$ ).

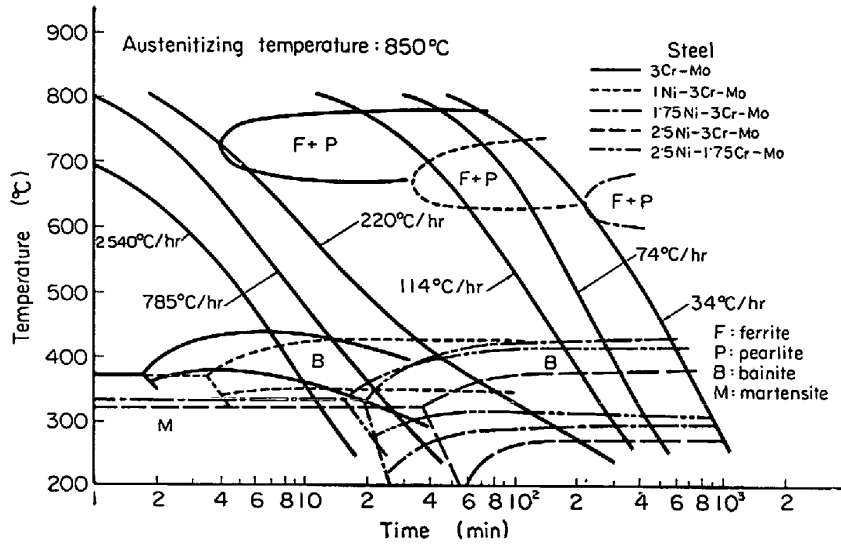


Fig. 8. Continuous cooling transformation diagrams and cooling curves of quenching for mechanical test pieces.

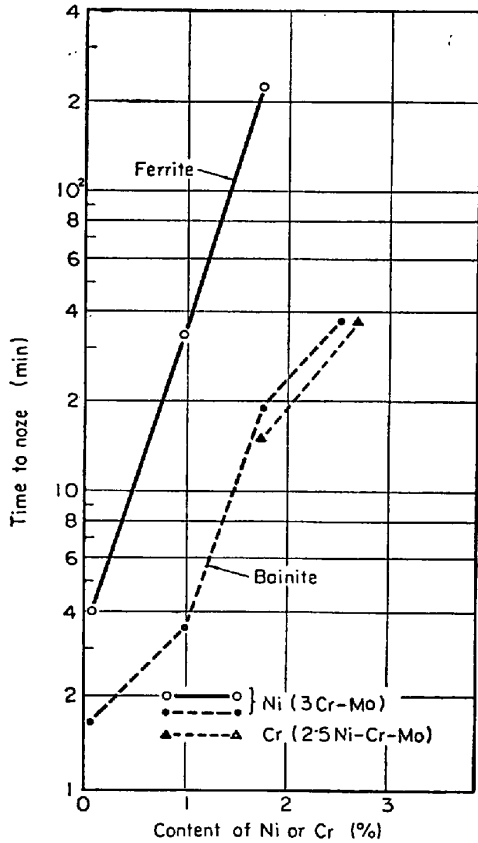


Fig. 9. Effect of Ni and Cr on the time of ferrite and bainite transformation starts in 3%Cr-Mo steel.

ら求めると、3Cr-Mo 鋼では 825°C/hr、1Ni-3Cr-Mo 鋼では 69°C/hr となる。

3-1-2 ベイナイト変態について

ベイナイト変態におよぼす Ni および Cr の影響は、Fig. 8 に示したように両者ともその量が増すにしたがつ

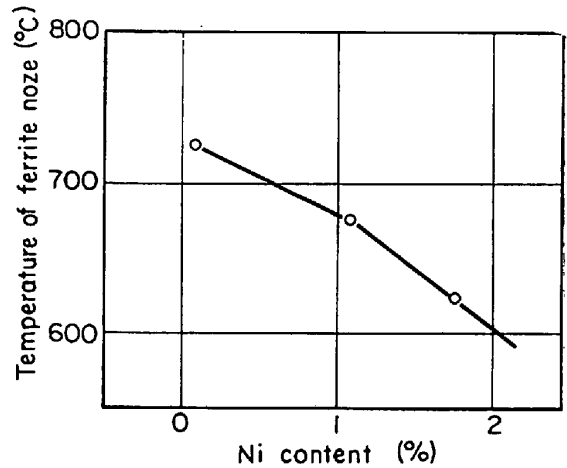


Fig. 10. Effect of Ni on the ferrite noze temperature in 3%Cr-Mo steels.

Table 3. Critical cooling rate of ferrite and bainite transformations.

Steel	Ferrite	Bainite
3Cr-Mo	1 980	16 500
1Ni-3Cr-Mo	330	8 250
1.75Ni-3Cr-Mo	41	1 650
2.5Ni-3Cr-Mo	—	825
2.5Ni-1.75Cr-Mo	—	2 060

Linear cooling rate from 850°C to 250°C

て長時間側へ移行する。そしてその臨界冷却速度は Table 3 に示したように 3Cr-Mo 鋼が最も大きく 16 500 °C/hr を示すが、2.5Ni-3Cr-Mo 鋼では 825°C/hr と最も小さい。これら両元素のベイナイト変態遅延効果は、Table 3 の臨界冷却速度および Fig. 9 のベイナイトノズまでの時間との関係から、ほぼ同等であるといえる。

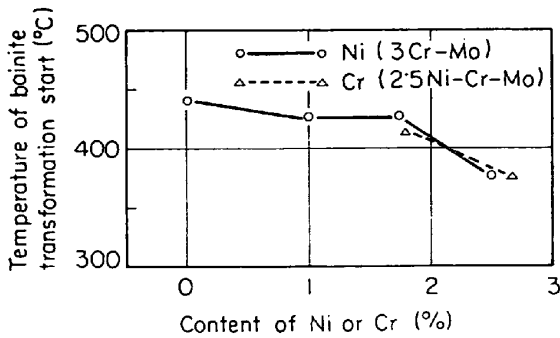


Fig. 11. Effects of Ni and Cr on the temperature of bainite transformation start.

ベイナイト変態の開始温度については、Fig. 8 およびそれをまとめた Fig. 11 により、Ni の場合は 1.75% 以下ではほとんど影響がないが、それが 2.5% になると明りように低下している。また Cr の場合には 1.75~2.5% の実験範囲では同様に低下し、その程度は Ni とほぼ等しい。さらにその変態温度領域は Ni が 1% から 1.75% に増した場合のみ低温度側へ広がる傾向にあるが、これ以外の Ni 量あるいは Cr 量の変化においては単に移動するのみにとどまっている。

実際のローターシャフト製造に当たっては、その焼入組織は胴部の中心部においてもフェライトおよびパーライトの現出を抑制することが必須の条件であり、他方マルテンサイト組織は表層部のみで内部深くまでは望めないためベイナイト組織がおもな対象となる。変態生成物は低温度で生成したもののほど強度に対するじん性、とくに衝撃遷移温度がすぐれていることはこの種ローター材についても多くの報告がある<sup>1)~4)10)~14)</sup>。ここでベイナイト組織の生成温度を低めるにはどの元素が有効かを考えると、本実験結果では Ni は約 2% 以上になると効果が著しくなり、また Cr もこの近傍の含有量ではほぼ同等の効果を示している (Fig. 11)。これまでの報告では、Ni の効果は Cr に比べると小さい、あるいはほと

んど認められないという説<sup>4)15)~17)</sup>が多いが、これらは Ni または Cr の含有量が少ない範囲におけるものである。また W. STEVEN<sup>15)</sup> らはベイナイト変態開始温度 ( $B_s$ ) を化学成分から求める式として

$$B_s = 830 - 270C - 90Mn - 37Ni - 70Cr - 83Mo$$

を示し、Ni および Cr については最大含有量 5% まで適用しようとしているが、本実験鋼種では本計算式による値のほうが 15~65°C 高くなっている。したがって本実験で得られたように Ni が Cr と同様に約 2% 以上で変態開始温度の低下に効果を示すのは、両元素の含有量の多い場合には相乗効果が現われると考えるのが妥当であろう。

### 3.1.3 かたさについて

Fig. 12 に連続冷却変態を行なった試料について測定したかたさの変化を示す。これら曲線の冷却速度による変化は Fig. 8 の連続冷却変態曲線とその傾向がよく一致する。すなわち、3Cr-Mo 鋼では焼入冷却速度が遅くなるにつれてマルテンサイト組織を示すかたさから低下するが、8000~4000°C/hr 間ではベイナイト組織がほとんどを占めるために一時かたさの停滞が起こり、その後冷却速度が 3000~2000°C/hr に遅くなるとフェライトの析出によつて急激に低下しはじめ、約 800°C/hr 以下になるとフェライトとパーライト組織のみとなるために非常に低いかたさを示し、以後は平行線をたどる。これに対して 1Ni-3Cr-Mo 鋼では、フェライトの析出によるかたさの急激な低下は 130°C/hr 程度で起こり、きわめて遅い冷却速度域まで高いかたさを示す。さらに Ni が 1.75% と多くなると、実験した最も冷却速度の遅い 34°C/hr の場合にのみわずかにかたさが低下するにとどまり、2.5Ni-3Cr-Mo および 2.5Ni-1.75Cr-Mo 鋼ではマルテンサイト組織からベイナイト組織への変化に対応する比較的小さいかたさの低下が起こるのみである。なおこれらの場合のフェライトの析出によるかたさ

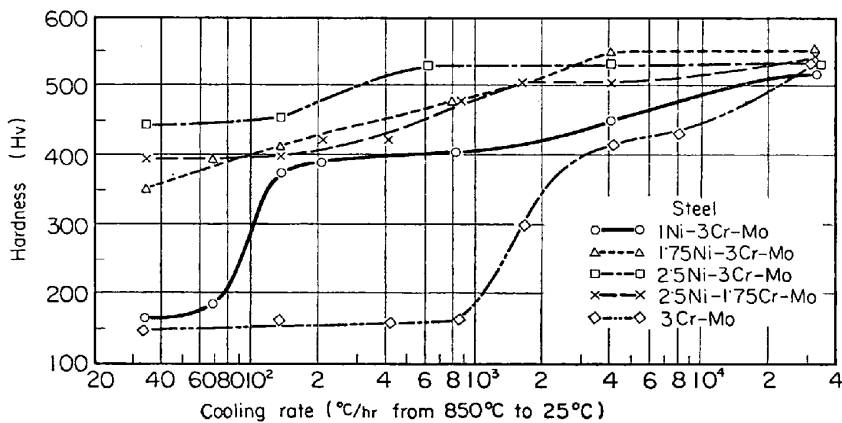


Fig. 12. Variation of as-quenched hardness with the linear cooling rate.

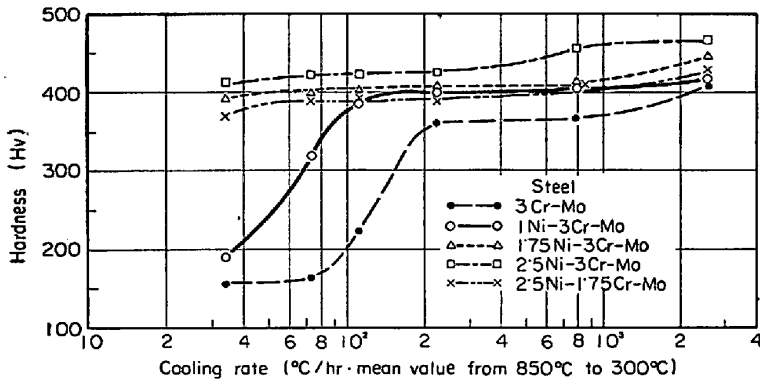


Fig. 13. Variation of as-quenched hardness with cooling rate equivalent to various steel bar diameters.

の低下は、その析出量が少ないときには、明りようでなく、かなりの量に達した後それがめだつようになり両者の間にずれが認められる。

3.2 実体に相当する焼入材の性質

3.2.1 組織およびかたさについて

本実験では連続冷却曲線を求めた場合の等速冷却とは異なり、鋼材を実際に焼入した場合に相当する高温度域で速く低温度域で遅い焼入冷却速度を対象に、30 mm角材を用いて焼入を行なった。それら 2540~34°C/hr 間の6とおりの冷却曲線は、Fig. 8の連続冷却変態曲線図に併記した。Fig. 13に焼入冷却速度による焼入カタサ

の変化を、また Photo. 2 に焼入組織の代表例を示す。

まず焼入かたさについては、3Cr-Mo 鋼では焼入冷却速度が 200°C/hr 程度に遅くなるとフェライトの析出による急激なかたさ低下が起こるが、1Ni-3Cr-Mo 鋼ではその低下が約 100°C/hr と低速度側へ移る。さらに Ni 量の多い 1.75 および 2.5Ni-3Cr-Mo, 2.5Ni-1.75

Cr-Mo 鋼では最も冷却速度の遅い 34°C/hr においてもほとんどかたさの低下がみられない。

これはマルテンサイトあるいはベイナイト組織を有することによるものであり、また 1.75Ni-3Cr-Mo 鋼の 34°C/hr の場合にはわずかにフェライトパーライトが現出しているにもかかわらず、前項で述べたように焼入かたさに著しい低下が認められない。

上述のフェライト、パーライトの析出によるかたさの低下は、実体相当の焼入冷却速度の場合には前項の連続冷却変態の場合に比べてかなり小さい冷却速度で起こっている。これは実体相当の場合には不等速冷却曲線の 850~300°C 間の平均冷却速度で示したためであり、したがってこれを 800~600°C 間のフェライト、パーライトの析出温度域の平均冷却速度で表わすと、3Cr-Mo 鋼では約 2000°C/hr, 1Ni-3Cr-Mo 鋼では約 1500°C/hr

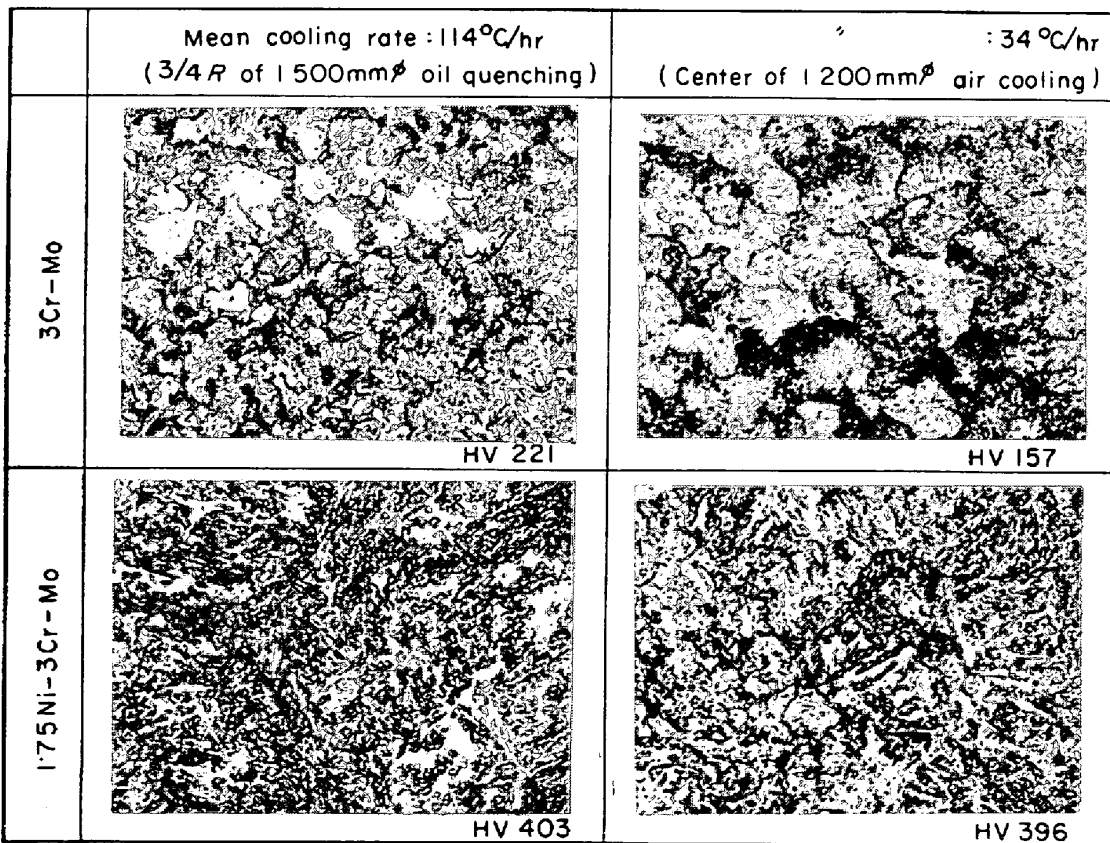


Photo. 2. Microstructure of steels quenched at cooling rate equivalent to large shafts. ( $\times 400$ )



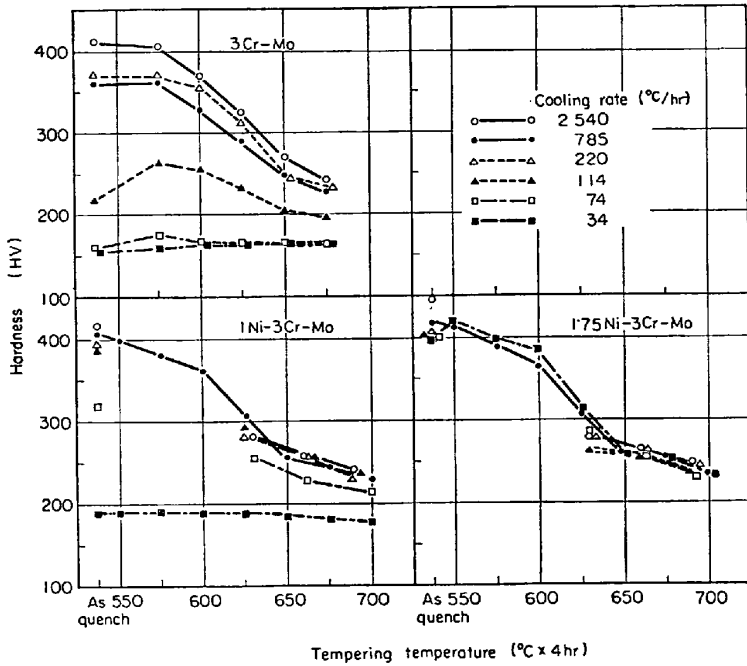


Fig. 14. Example of tempered hardness curves of steels.

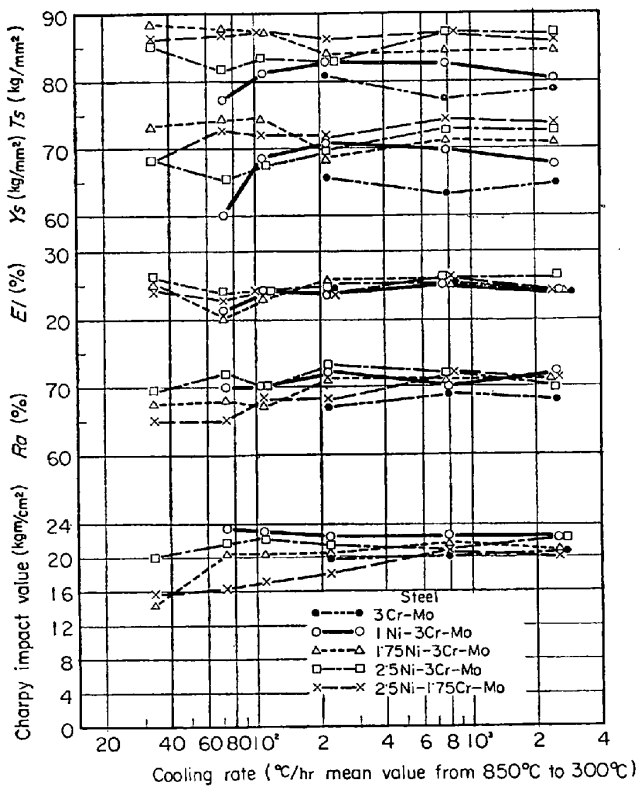


Fig. 15. Variation of mechanical properties with quenching rate.

となり、等速による連続冷却変態の場合と一致する。

Fig. 14 は種々の冷却速度で焼入したものの550~700 °C 間における焼もどしかたさ曲線の一例を示したもので、焼入かたさがマルテンサイトあるいはベイナイト組織のために高い場合には、鋼種および焼入冷却速度によ

る差異はほとんど認められない。

### 3.2.2 常温の機械的性質について

機械試験に供した実験材は、実体相当の冷却速度で焼入を行なった後、引張強さ 80~90 kg/mm<sup>2</sup> を目標として焼もどし処理した。しかしながら Fig. 14 の焼もどしかたさ曲線からわかるように 3Cr-Mo 鋼では 114°C/hr 以下、1Ni-3Cr-Mo 鋼では 34°C/hr 以下の焼入冷却速度の場合には焼入かたさがすでに低くて目標強度が得られなかった。Fig. 15 はそれらの目標引張強さを大きくはずれたものを除外し、引張および衝撃性質と鋼種および焼入冷却速度との関係を示したものである。

この図から引張強さに対する耐力、伸び、絞りおよび衝撃値は、すべてその焼入組織がマルテンサイトあるいはベイナイトであるために著しい優劣はみられない。しかし、Ni を含まない 3Cr-Mo 鋼は他に比べて強度が比較的低いにも

かわらず、じん性もやや低い値を示し、また Cr 量の少ない 2.5%Ni-1.75Cr-Mo 鋼は焼入冷却速度の遅い範囲において衝撃値がやや劣る傾向にある。

### 3.2.3 衝撃遷移温度について

前項と同様引張強さ 80~90 kg/mm<sup>2</sup> の範囲を対象として試験を行ない、衝撃遷移曲線を Fig. 16 に、また 50%じん性破面率による衝撃遷移温度と鋼種および焼入冷却速度の関係を示す。

まず焼入冷却速度の影響を Fig. 17 の 850~300°C 間の平均冷却速度の場合についてみると、衝撃遷移温度は冷却速度が遅くなるにつれて高くなるが、2.5Ni-3Cr-Mo および 1.75Ni-3Cr-Mo 鋼では冷却速度が 74 °C/hr から 34°C/hr に遅くなる間においてその上昇がとくに著しく、またその上昇する度合は両鋼種間に大差がない。しかしながら、これら両鋼種の 34°C/hr で冷却したものの焼入組織は、Ni および Cr を多量含むために 2.5Ni-3Cr-Mo 鋼ではベイナイト、1.75Ni-3Cr-Mo 鋼ではフェライトおよびパーライトをごくわずか含むベイナイト組織である。したがってベイナイト組織にわずかのフェライトおよびパーライトが混在しても衝撃遷移温度はほとんど影響を受けないといえるが、この場合は焼入冷却速度が非常に遅いことを考慮しなければならない。さらにこれらの鋼種はベイナイト組織を示す焼入冷却速度範囲が広いので、ベイナイト組織の生成する温度域の 500~300°C 間の平均冷却速度を対象として衝撃遷移温度をプロットすると Fig. 18 のように示される。この図において 2.5Ni-3Cr-Mo および 1.75Ni-3

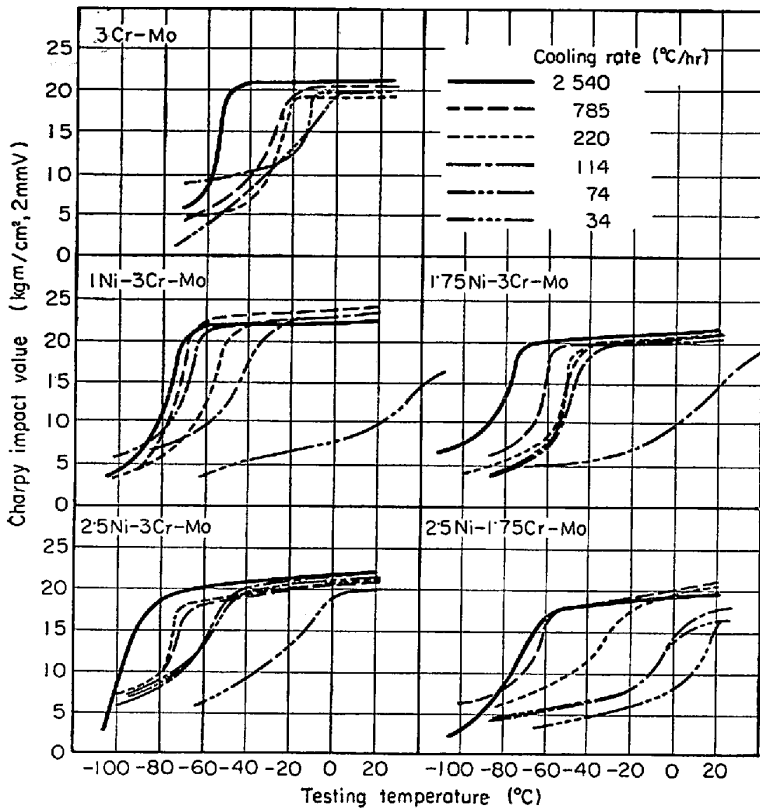


Fig. 16. Variation of impact value with quenching rate.

Cr-Mo 鋼の衝撃遷移温度は、いずれも焼入冷却速度が約 100°C/hr 以上ではほとんど変わらないが、それ以下の速度になると上昇が顕著になりそれはほぼ直線的な傾向を示す。すなわち 850~300°C 間の平均冷却速度の場合に比べて衝撃遷移温度の上昇が非常に速い冷却速度から起こっている。このように Ni および Cr など

比較的多く含有する鋼種で、しかも焼入組織がベイナイトであつても、その焼入冷却速度が非常に遅くなると衝撃遷移温度の上昇が顕著になることは留意すべきことと考えるが、これは焼入時のベイナイト変態がかなり高温領域で終了してしまうためと思われ、その焼入組織は Photo. 2 にみられるように上部ベイナイトの様相を呈している。

合金元素の衝撃遷移温度におよぼす影響は Ni についてはいずれの焼入冷却速度においても Ni を含まない 3CrMo 鋼が最も高い衝撃遷移温度を示し、Ni 1% および 1.75% を含む鋼種がこれに次ぎ、さらに最大量を含む 2.5% のものが最も低くすぐれている。このように Ni の効果は、その添加、増量によつて衝撃遷移温度を低下させる傾向においてはこれまでの報告<sup>2)8)13)14)</sup>と同様である。しかしながら、Ni 量の異なる 3Cr-Mo, 1Ni-3Cr-Mo および 2.5Ni-3Cr-Mo 鋼の衝撃遷移温度を Fig. 17 のベイナイト組織を示す 220~785°C/hr の焼入冷却速度域で比べると、3Cr-Mo 鋼と 1Ni-3Cr-Mo 鋼の衝撃遷移温度の差のほうが 1Ni-3Cr-Mo 鋼と 2.5Ni-3Cr-Mo 鋼のその差よりかなり大きい。これに対して衝撃遷移温度を大きく支配するベイナイト変態の開始温度の差異については、3Cr-Mo 鋼と 1Ni-3Cr-Mo 鋼の間にはほとんど認められないが、3Cr-Mo 鋼と 2.5Ni-3Cr-Mo 鋼の間ではかなり大きい (Fig. 11)。しかも 3Cr-Mo 鋼はオーステナイト結晶粒

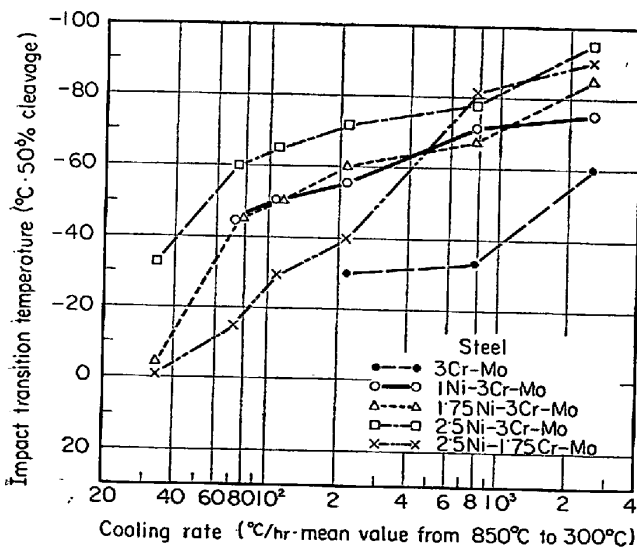


Fig. 17. Effects of Ni, Cr and cooling rate of quenching on the impact transition temperature.

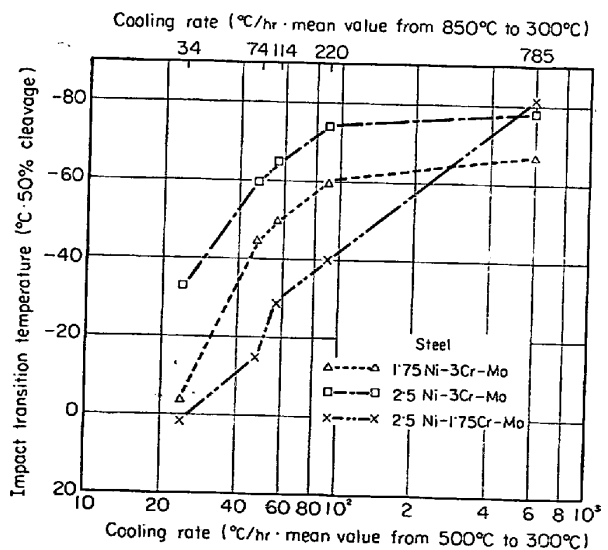


Fig. 18. Relation between cooling rate of quenching and impact transition temperature in bainite structures.

度が細かく (Table 1), また強度も低い (Fig. 15) という衝撃遷移温度が低くなる要素を含んでいる. 他方, 1Ni-3Cr-Mo 鋼と 1.75Ni-3Cr-Mo 鋼の衝撃遷移温度が変わらないのは, ベイナイト変態開始温度に差がなく, また後者のほうが強度が高いことによるものと思われる.

これらのことからベイナイト組織における衝撃遷移温度に対する Ni の効果は, その変態開始温度を低下させることによる二次的な効果と, Ni 自体のマトリックスにおけるじん性付与の効果があるが, その含有量によつてそれらの効果の度合は異なるものと考えられる.

Cr の影響については, その含有量の少ない 2.5Ni-1.75Cr-Mo 鋼は 2.5Ni-3Cr-Mo 鋼との比較において, 焼入冷却速度が速くマルテンサイト組織を示す場合には差がないが, その速度が順次遅くなると衝撃遷移温度の上昇が著しく, とくにベイナイト組織を示す冷却速度域では大きい差となつている. この現象は常温の衝撃値においても認められており (Fig. 15), Fig. 11 に示したベイナイト変態開始温度が高いことに基づくものと考えられる.

#### 3.2.4 実体ローターとの比較

実体ローターシャフトの製造において, たとえば油焼入する場合, その直径 1500 mm の大きさの中心部において 0°C 以下の衝撃遷移温度が必要とすればその焼入冷却速度は 74°C/hr であるので, 3Cr-Mo 鋼ではフェライト, パーライトの現出によつて所要の強度は到底得られず, また 1Ni-3Cr-Mo 鋼では強度および衝撃遷移温度はほぼ満足されるがフェライトおよびパーライトがなお存在するので, 大形鋼材のさけられない偏析などを考慮すると適用に不安がある. したがつてこれには焼入組織もベイナイトを示す 1.75Ni-3Cr-Mo 鋼を選ぶ必要があることがわかる.

Table 4 は 1.75Ni-3Cr-Mo 鋼の大形ローターシャフト実体の衝撃遷移温度を本実験による小形試験片の結果と比較したものである. これによると実体ローター材の値は本実験結果のそれよりも約 30°C 高く示されている. しかしこの差は, 試験片の軸方向と半径方向による影響は別としても, オーステナイト結晶粒度が実体ローター材のほうが粒度番号で約 2 粗い. したがつてこの種の鋼種で示されている粒度番号が 1 粗くなると衝撃遷移温度は約 14°C 上昇する<sup>3)</sup> ということを考慮に入れるとよく一致した値となる.

これらのことから, ローターシャフトのような大形鋼材の製造において, 所要の機械的性質, とくに衝撃遷移温度に対する鋼種, 焼入条件 (鋼材直径) との関係は, それぞれの焼入冷却速度を適用して自動制御焼入試験炉により焼入すれば小形試験片によつて精度よく推定することが可能であるという示唆が得られた.

## 4. 結 論

3Cr-Mo 鋼を基準として Ni を 0~2.5%, 2.5Ni-Cr-Mo 鋼の Cr を 1.75~3% の範囲に変化させ, これら合金元素の連続冷却変態におよぼす影響, および種々の実体相当の焼入冷却速度で冷却した場合の質量効果, 機械的性質などの関係を明らかにした. その結論は次のとおりである

1) 連続冷却変態におよぼす Ni の効果は, フェライトの析出に対して長時間かつ低温度側への移行が著しくまたベイナイト変態に対しては長時間側への移行効果は大きい, その変態開始温度の低下は Ni 1.75% から 2.5% の間において顕著に認められた.

Cr の効果は, フェライトの析出についてはいずれの含有量の場合も本実験範囲では認められず明らかでないが, ベイナイト変態は含有量が多いと長時間側への移行

Table 4. Comparison of mechanical properties of 1.75Ni-3Cr-Mo steels between small test pieces and large rotor shafts.

Sample	Y. P (kg/mm <sup>2</sup> )	T. S (kg/mm <sup>2</sup> )	E1 (%)	Ra (%)	Charpy imp. value (kgm/cm <sup>2</sup> )	Imp. trans.* temp. (°C)	Austenite grain size number (JIS)
Test piece, quenched equivalently to 1500 mmφ OQ surface	69	84	26	71	24	-60	7.9
Oil quenchch 1400 mmφ rotor-body, radical direction, A	63	79	26~27	68~69	25~26	-35	—
〃 B	68~70	83	23~24	67~70	24	-30	6.0

\* 50% cleavage

および低下が明りようである。

2) 常温の機械的性質は、マルテンサイトおよびベイナイト組織を示す焼入冷却速度範囲について引張強さを  $80\sim 90 \text{ kg/mm}^2$  に焼きもどした場合、強度に対するじん性は、Ni を含まない 3Cr-Mo 鋼が他の鋼種に比べて低く、また Cr の少ない 2.5Ni-1.75Cr-Mo 鋼は 2.5Ni-3Cr-Mo 鋼よりも焼入冷却速度の遅い範囲において衝撃値が劣る傾向が認められた。

3) 衝撃遷移温度は焼入冷却速度が遅くなるにつれて順次上昇するが、2.5Ni-3Cr-Mo 鋼のベイナイト組織を示す焼入冷却速度域といえどもその速度が非常に遅くなると衝撃遷移温度が高くなる。これはベイナイト変態が高温度で終了することによるものと考えられ、したがってその変態領域もできるだけ速く冷却する必要がある。

合金元素の効果については、Ni はその量の増加によつて衝撃遷移温度を低下させるが、1% 添加さらに 2.5% への増量による効果が著しく、これらはベイナイト変態開始温度の低下と Ni 自体のじん性向上に基因するものと考えられる。また Cr はその量が 3% から 1.75% に減少すると、マルテンサイトの場合にはほとんど差がないが、ベイナイト組織の場合には焼入冷却速度の遅くなることによる衝撃遷移温度の上昇が大きく、かなり劣つた結果を示した。

4) 本実験で得た衝撃遷移温度を实体ローターシャフトのそれと比較するとよく一致することが認められ、本実験で行なつたように、小形試験材で全自動特殊焼入冷却装置を用いて焼入して諸性質を調べることにより、实体ローターシャフトの各部の性質をほぼ推定できることが示唆された。

終わりに当たり、本研究の実施に際して終始ご指導いただいた川崎重工業(株)技術研究所室長、前田徳美博士に深く感謝します。

#### 文 献

- 1) 西原, 中野, 牧岡, 後藤: 鉄と鋼, 46 (1960) 3, p. 406
- 2) 西原, 中野, 後藤, 新名: 鉄と鋼, 46 (1960) 10, p. 1342
- 3) B. CINA and P. JUBB: J. Iron Steel Inst., 193 (1959), p. 329
- 4) 邦武, 岡田: 鉄と鋼, 50 (1964) 10, p. 1431
- 5) G. BANDEL and H. C. HAUMER: Stahl u. Eisen, 84 (1964) 15, p. 932
- 6) F. HENGERER, B. STRÄSSLE and P. BREMI: Stahl u. Eisen, 89 (1969) 12, p. 641
- 7) 山口, 福栄, 重松, 原田: 三菱重工技報, 6 (1969) 1, p. 30
- 8) 利岡, 雑賀, 栗山: 鉄と鋼, 54 (1968) 4, p. 416
- 9) W. TRINKS: Industrial Furnace, 1 (1951), p. 401
- 10) H. D. GREENBERG: Metal Prog., 91 (1967) 5, p. 93
- 11) H. D. GREENBERG: Iron Steel (U.K.), 41 (1968) 4, p. 154
- 12) A. H. SULLY: Metal Forming, 34 (1967) 5, p. 131
- 13) 渋谷, 佐藤, 堀田, 福田: 鉄と鋼, 53 (1967) 7, p. 904
- 14) 小早川, 佐藤, 堀田, 大野: 三菱製鋼技報, 1 (1967) 1, p. 1
- 15) W. STEVEN and A. G. HAYNES: Iron Steel (U.K.), 29 (1956) 8, p. 634
- 16) 竹下, 竹内, 堀田, 福田: 鉄と鋼, 53 (1967) 7, p. 900
- 17) 福田: 三菱製鋼技報, 2 (1968) 2, p. 85