

## 技術報告

UDC 669.14-412 : 621.74 : 669.14.018.254-15 : 620.192.43

## 大型鍛鋼軸材の熱処理技術と品質\*

田代 晃一\*\*・大野 裕嗣\*\*\*・福田 悦郎\*\*\*

## On the Heat Treatment and Properties of Large Shaft Forgings

Kōichi TASHIRO, Yūji ŌNO, and Etsurō FUKUDA

## Synopsis:

The demands of size and quality of large steel shaft forgings for ship building, power plant, steel plant, etc. are rapidly increasing, and some of these products are manufactured from ingot weighing more than 300 tons. According to the increase of ingot size, micro- and macrosegregation and also mass effect of the product increase. Thus, special care should be paid to the heat treatment of such large shaft forgings.

In this report, the fundamental matters of heat treatment of large shaft forgings are briefly described, and some mechanical test results, internal properties of products, residual stresses are also discussed.

## 1. 緒 言

最近の重化学工業の傾向として、設備の急速な大型化が顕著であり、これらの設備に使用される鍛鋼品、とくに大型軸材については造船・製鉄・火力発電・原子力発電の基礎材料として、大型化と同時に高級化が強く要望されている。すなわち、設備の大型化は効率化を目指すものであつて、材料の使用条件が酷しくなり、高強度高靱性とともな安全性に対する社会的要請のもとに品質面で高度の信頼性が要求される。

現在、大型軸材に必要な鋼塊重量は、従来経済的な限界と見なされていた 350 t を越え 500 t に及ぶ趨勢を示しており、この限界で一万 t 程度のプレス能力による鍛鋼品生産の経済が検討されつつある。Table 1 は最近におけるこれら大型軸材の大型化の傾向を示したものである。一万 t 程度のプレス能力を前提とすれば、大型鍛鋼品の品質確保には鋼塊の健全性の確保が鍵であり、これに対しては、大型鋼塊製造上での製鋼・造塊面での進歩に負うところが大きい。特に真空造塊法を中心とする製鋼技術の発達は、良質な原料の確保および耐火材の進歩などに助けられて、超大型品の製造を可能にした。

さて、大型鋼塊は鍛造素材に成形されるが、所要の機械的特性が熱処理によつて賦与されることはいうまでもない。しかし、大型素材の熱処理に際しては、大型素材

の冶金的性状に対する十分な認識や、適切な化学成分の設定などについて、中小型材料とは異なつた種々の配慮が必要となる。以下、これらの基本的問題の二、三についてふれ、実際の熱処理法の概要とこれらの熱処理によつて得られる品質について例示を試みることにする。

## 2. 大型材に要求される材料特性の概要

大型軸材の多岐にわたる使用目的を整理すると、静的支持、動力の伝達および高速回転への対応、圧延工具としての適応性などに大別することができる。いずれの場合も長時間の応力に耐えることが必要であることはいうまでもないが、使用目的によつて材料に作用する応力の種類には差があり、これに対応するために必要な材料特性も異なつてくる。Table 2 に上記の各使用目的と作用応力および必要な材料特性の概要を示す。

軸材が静的支持と動力伝達に使用される場合の必要な材料特性は比較的単純であり、引張強さとこれに関連する疲労強度が問題となり、とくに回転駆動による動力伝達の場合には、材料表面が最大応力となるので表層部の引張り強さと健全性の確保が重要になる。

一方、回転体においては、それ自身が高速で回転するために強力な遠心力が作用し、しかも遠心力は中心部ほど大きくなるので、健全性が問題となりやすい中心部の特性が重要視される。とくに破壊特性については破面遷

\* 昭和51年2月23日受付 (Received Feb. 23, 1976)

\*\* 日本鑄鍛鋼(株)工博 (Japan Casting &amp; Forging Co.)

\*\*\* 日本鑄鍛鋼(株) (Japan Casting &amp; Forging Co.) 46 Sakinohama Nakabaru Tobata-ku Kitakyushu 804)

Table 1. Examples of up-to-date large shaft forgings.

Industry	Service	Parts	Materials	Products		Ingot wt. (t)	
				Size (Max. Dia. mm)	Delivery wt. (t)		
Ship building	400 thousand ton tanker	Propeller shaft	C steel	Flange Shaft	1 455 995	47.5	105
		Intermediate	C steel	Flange Shaft	1 455 740	34.5	60
		Rudder stock	C steel	Flange Shaft	2 100×2 380 965	75.0	210
Steel plant	Rolling mill	Back up roll	High C-Cr-Mo steel		1 900	138.0	260
Power generation	Fossil	Low pressure steam turbine rotor	Ni-Cr-Mo-V st.		1 785	49.0	210
		Generator rotor shaft	Ni-Mo-V st.		1 530	120.0	300
	Nuclear	High pressure steam turbine rotor	Ni-Cr-Mo-V st.		1 715	55.0	210
		Generator rotor shaft	Ni-Mo-V st.		1 710	175.0	400
	Hydraulic	Main shaft	C steel		2 705	62.0	185

Table 2. Purpose of services, type of stress and material properties of large shaft forgings.

Purpose of services	Type of stress	Material properties needed	Examples of use
Static support	<ul style="list-style-type: none"> <li>◦ Static tension stress</li> <li>◦ Static compression stress</li> </ul>	<ul style="list-style-type: none"> <li>◦ Tensile strength</li> </ul>	<ul style="list-style-type: none"> <li>◦ Supporting shaft</li> <li>◦ Hanging rod</li> </ul>
Transmit of power	<ul style="list-style-type: none"> <li>◦ Shear stress (Torsion stress)</li> </ul>	<ul style="list-style-type: none"> <li>◦ Tensile strength of surface</li> <li>◦ Fatigue strength</li> </ul>	<ul style="list-style-type: none"> <li>◦ Propeller shaft</li> <li>◦ Crank shaft</li> </ul>
High speed rotator	<ul style="list-style-type: none"> <li>◦ Tension stress (Centrifugal force)</li> </ul>	<ul style="list-style-type: none"> <li>◦ Tensile strength</li> <li>◦ Fracture toughness</li> <li>*Creep and creep rupture strength</li> </ul>	<ul style="list-style-type: none"> <li>◦ Steam turbine rotor</li> <li>◦ Generator rotor shaft</li> </ul>
Rolling tool	<ul style="list-style-type: none"> <li>◦ Compression stress</li> <li>◦ Bending stress</li> <li>◦ Thermal stress</li> </ul>	<ul style="list-style-type: none"> <li>◦ Surface hardness</li> <li>**Thermal fatigue strength</li> </ul>	<ul style="list-style-type: none"> <li>◦ Rolling mill roll</li> </ul>

\* High temperature and pressure using    \*\* Hot working

移温度 (FATT) との相関が知られており、使用温度を目安として FATT のなるべく低いことが要求されている。したがって、比較的低い温度で使用される低圧ローターなどについては、中心部の FATT が特に重要視される。他方、高温で使用される回転体については、常温特性よりもむしろ高温特性が重視され、鋼種もそれに適した Cr-Mo-V 鋼が選定され、高温特性の優れた組織、炭化物の形状、分布を与えるような熱処理が適用されなければならない。

また、大型材が圧延工具として使用される場合には、耐摩耗性を高めるために表層部の硬さが重要である。熱

間圧延に使用されるものは、加熱冷却の繰り返しを受けらるので、さらに耐熱疲労性が要求され、鋼種としては通常、高 C-Cr-Mo 鋼系が採用され、熱処理においては、使用肉厚における高硬度の確保と、摩耗・熱疲労などに耐える炭化物の形状、分布を賦与することに重点が置かれる。

### 3. 大型軸材の熱処理

#### 3.1 大型軸材の偏析と熱処理

前述のような軸材用鋼塊の飛躍的な大型化は、偏析の問題をクローズアップすることになった。ここに偏析と

は、マクロ偏析（鋳塊偏析）と樹枝状偏析の両者を指すものである。

大型鋳塊に生じるマクロ偏析の性状や、これが材料の機械的性質に及ぼす影響については、かなり多くの研究<sup>1)~6)</sup>がなされているが、その積極的軽減については必ずしも効果的な対策は見出されていない。不純物元素の低減、造塊時の合せ湯成分の調整、真空処理、とくに真空C脱酸（VCD）の活用などが、主たる対策として採用されている。

マクロ偏析の性状を左右する因子として、鋳塊の大きさ、鑄型ならびに押湯の設計、鋳塊、造塊条件などが挙げられるが、特に鋳塊の大型化によりマクロ偏析は激しくなり、機械的性質のばらつきが増大する傾向を示すので、製造面のみならず使用面で設計上十分な配慮が必要である。

一方、樹枝状偏析については、鋳塊の大型化に伴いデンドライトアーム間距離（DAS：Dendrite Arm Spacing）の拡大することが知られている<sup>7)~13)</sup>。また、偏析係数  $C_M/C_m$ （デンドライト偏析の最高値  $C_M$  と最低値  $C_m$  との比）の値は、ROSE<sup>14)</sup>や SUBRAMANIAN<sup>15)</sup>によれば Fe 合金元素の平衡状態図の分配係数に等しい。

Fig. 1 に 135 t の Ni-Cr-Mo-V 鋼の低圧ロータ材の鋳塊中央位置における径方向の E.P.M.A. による Cr の偏析係数の測定結果を示す。図より凝固速度にかなり差がある鋳塊の内外域でも、Cr の偏析にはあまり相違は認められないが、同時に測定した D.A.S. は同図に示すように内外差が大きく、軸心部を除くと内部は粗大となっており、拡散には不利である。ここで D.A.S. の測定には鋳塊の軸心を含む縦断面において、一次アーム

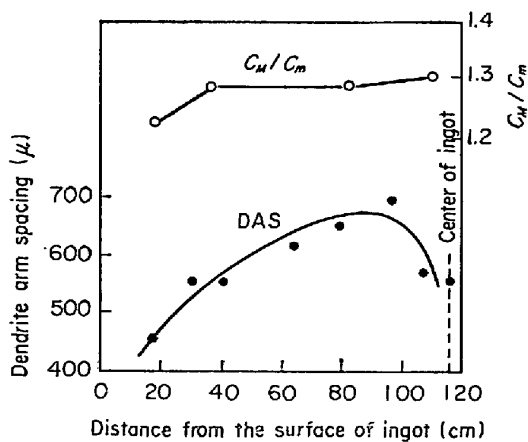


Fig. 1. Change of DAS and  $C_M/C_m$  of Cr from surface to center of 135t ingot.

Chemical composition is as follows:

C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	V
0.25	0.10	0.28	3.46	1.71	0.40	0.10

に直角に並んだ二次アームの間隔の平均値を採った。これらの結晶偏析は鍛造による D.A.S. の短縮とこれに伴う加熱により拡散が促進されるが、完全な均一化は工業的には望めない。たとえば上述と同一の鋳塊で、100hr の総鍛造が加熱時間をもつて据込み、鍛伸を行なったロータ材の内外部の Cr の偏析係数は表層部 1.08、内部 1.22 を示している。以上のように、鋳塊の偏析状態は製鋼および造塊によつて支配され、鍛造によつてある程度改善されるが、大型材には不可避免的に残留するものであり、したがつて大型軸材の熱処理では、これらの偏析の存在と、これに基づく変態の相違を十分認識してその害を軽減するための配慮が必要である。

### 3.2 予備熱処理

特殊鋼においては、鍛造終了後赤熱のままただちに組織調整を目的とした予備熱処理が施行されるが、その目的も次の様に多様であつて、最終調質処理と同様に重要視される。

- 1) 鍛造後の粗大かつ不均一な結晶粒を微細化・均一化する。
- 2) 鍛造後の不均一な炭化物等の析出物を再固溶し、均一に分散させる。
- 3) 鍛造後の不均一な残留応力を除去する。
- 4) 水素を拡散除去し、白点の発生を防止する。
- 5) 調質熱処理前の一次粗加工を容易にするように軟化する。
- 6) 調質前の中間検査における超音波探傷を容易にする。

これらの中で、熱処理技術上最も考慮を払う必要のある項目は 1), 2), 4) であり、予備熱処理パターンはこれらの目的を果たすために組み立てられているといつても過言ではない。

Fig. 2 に低合金鋼材の典型的な予備熱処理パターンの例を示す。予備熱処理は三段階に分けて考えることができ、その第一段階は、鍛造のあと赤熱のまま熱処理炉に移動した軸素材の変態を完了させる段階である。鍛造のあと、部分的に温度が異なる軸粗材を全体が均一になる

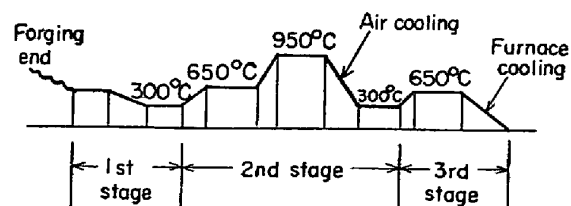


Fig. 2. Example of typical preliminary heat treatment cycle pattern of Ni-Cr-Mo-V steel forgings.

ように 600°C 程度で加熱し、熱応力を除去して Ms 点近傍まで徐冷し、素材の内外温度が均一になるまで保持する段階である。この段階の重要な問題点は、割れ発生の防止と変態の完了である。

次に、第二段階は結晶粒の微細化に直接影響する焼ならしの段階である。オーステナイト化( $\gamma$ 化)温度としては、基本的には炭化物など析出物の固溶に必要な比較的高温が選定されるが、あまり高温すぎると、結晶粒の異常成長が起こるので注意を要する。Vを含む低合金鋼では、V炭化物が粗大組織中でウィドマンステッテン状に析出することが知られている。この種の組織は安定性が大きであるから、その微細化にはかなり高い温度で $\gamma$ 化したり、繰り返し $\gamma$ 化するなどの方法がとられている。 $\gamma$ 化後の冷却は、組織微細化の面からは速い方が好ましいが、大型軸材では、割れ発生の危険を考慮して空冷程度とするのが普通であり、空冷の際も割れを避けるために Ms 点以上の温度に保持し、室温までの冷却を行なわないのが普通である。

第三段階は軟化を主にした焼もどし処理で脱水素処理を兼ねる場合は、保持時間はかなり長くする必要がある。また圧延用ロールなどでは調質の前処理としての炭化物の球状化を行ない、均一微細な球状炭化物が生成するような焼もどし温度の選定が必要である。

以前は、予備熱処理の最大の目的は脱水素処理による白点の防止であったが、真空脱ガス法の発達により鋼中水素を 1.5ppm 以下にすることが容易になったため、一部の白点感受性の高い鋼種を除くと、予備熱処理における脱水素の負担が軽減され、熱処理に要する時間はかなり短縮されている。しかし、大型軸材では全体の水素含有量が少なくても、偏析部に水素が濃縮される程度が大きいことを考慮する必要がある。

また、近年の超音波探傷技術の発達は材料の内部健全性の保証を容易にしたが、材料メーカーにおいてはできるだけ早期に内部健全性を確認する必要がある。材料の内部組織と超音波透過度との関係では、組織が微細な程超音波透過度が良好なことが知られており<sup>16)</sup>、したがって超音波探傷による品質判定が可能な程度に組織を微細化することが必要である。

### 3.3 調質熱処理

調質熱処理は材料に希望の機械的性質を賦与するための熱処理であり、特殊鋼では一般に焼入れ・焼もどしが行なわれる。

Fig. 3 に低合金鋼軸材の典型的な調質熱処理のパターンの例を示すが、これも三段階に分けて考えることができる。

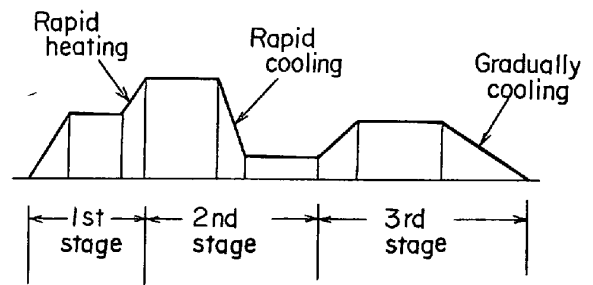


Fig. 3. Example of typical heat treatment cycle pattern for mechanical properties of low alloy steel forging shafts.

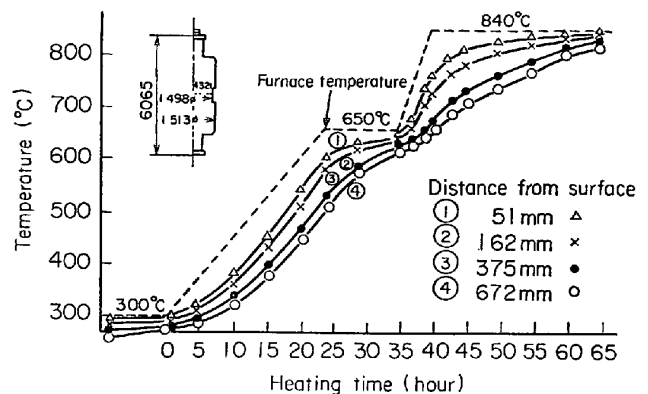


Fig. 4. Heating curve of large steel shaft (Diameter : 1500mm).

第一段階では、 $\gamma$ 化までの昇温過程である。ここでは変形や割れを防止しながら、できるだけ速く $\gamma$ 化温度まで昇温することが必要である。とくにVを含む鋼材では変態点附近の昇温速度によつて $\gamma$ 結晶粒の成長特性は大きく相違することが知られており<sup>17)</sup>、変態点附近の昇温速度を速くする必要がある。しかし、大型軸材では質量が大きいために、昇温過程で内外に大きな昇温速度の差あるいは温度差が現われることは Fig. 4 に示すとおりである。これらの差は炉の特性、容量や被熱処理材の大きさにより大きく変動するから、昇温条件の選定には十分な考慮が必要である。

第二段階は $\gamma$ 化温度での保持とそのあとの冷却過程で調質熱処理において技術的に最も重要な段階である。 $\gamma$ 化温度は炭化物の固溶と結晶粒の成長とを考慮して鋼種ごとに選定されるが、AC<sub>3</sub> 点以上 50~100°C の範囲を選ぶのが普通であり、材料特性で靱性を重要とする場合は、結晶粒成長を防止するために比較的低温、たとえば Ni-Cr-Mo-V 低圧ロータ材では 850°C 前後が、また、高硬度や高温特性が重視される場合には、炭化物の固溶を考慮するために比較的高温の $\gamma$ 化温度、たとえば Cr-Mo-V 高圧ロータ材では 950°C 前後が選ばれる。 $\gamma$ 化の保持時間は材料の質量を考慮し、通常の焼入れでは、

中心部が所定の温度に達する時間をもとに設定される。たとえば Fig. 4 の例の場合、840°C の保持時間は炉温が 840°C に達した後 30hr 以上が必要である。

一方、大型ロールなどは、前述の加熱特性を利用した焼入れ法も採用されている。すなわち、高硬度化を要求される圧延用補強ロールの残留応力の軽減策として急速加熱法が採用されている。Fig. 5 に示すように、この方法は急速加熱により硬さを必要とするロール表層部のみを急速に  $\gamma$  化して、直ちに焼入れを行なうものである。その狙いは、熱応力の軽減とともにロール内部の靱性を確保することにある。Fig. 6 は胴径 1500 mm のロール

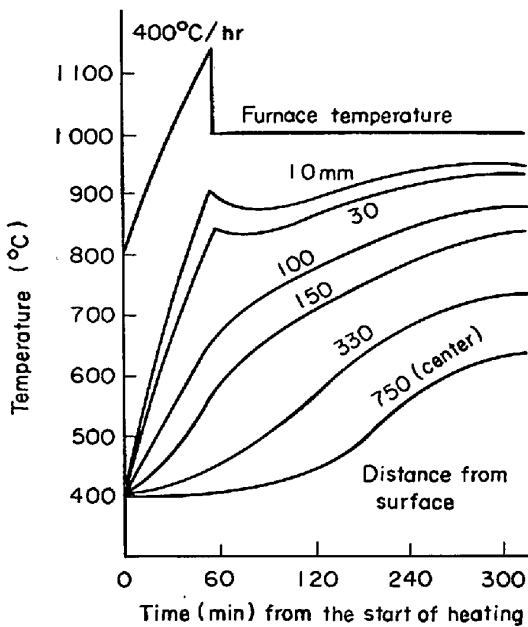


Fig. 5. Temperature curve of roll during flash heating, roll dia 1500 mm, pre-heated at 400°C.

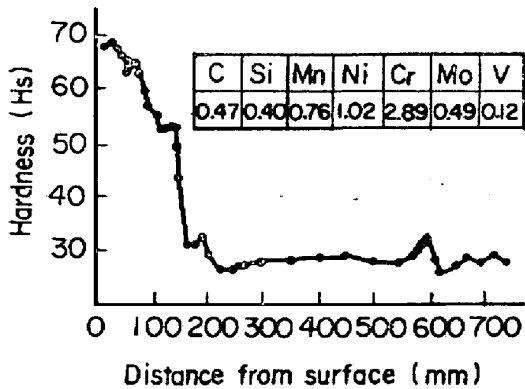


Fig. 6. Hardness distribution of 1500 mm dia. roll, flash-heated, water spray quenched and tempered at 450°C. (The roll was quenched at the temp. of 100 mm depth from the surface arrived at 820°C)

を急速傾斜加熱し、ロール表面より 100 mm の位置が AC<sub>3</sub> 点 (約 820°C) に到達したとき水焼入れし、450°C で焼もどしを行なつた状態の断面硬度分布を表わし、表面から 40~50 mm の位置、から硬度の低下が始まることを示している。中心部は変態が起こっていないので靱性が確保される。

$\gamma$  化のあとの冷却は、製品の組織を左右する最も重要な過程であり、この段階で製品の材料特性がほとんど決定される。冷却条件は当然、製品の化学成分、質量効果および使用目的に応じて選定されるべきである。大型軸材に用いられる Ni-Cr-Mo-(V) 鋼の焼入性は優れているから、比較的緩やかな冷却によつても焼入変態生成物は主としてベイナイトとなり、材料の内外に著しい組織差・硬度差は現われないが、焼入れの冷却速度を速くすれば低温域のベイナイト変態生成物が増加して材料の靱性は向上する。例えば 780 mm 直径の JIS SNCM8 の材料は空冷で中心部まで十分に均一なベイナイト組織となるが、その機械的性質は Table 3 に示すように全般に靱性は不足し、とくに内部は偏析の影響により更に劣下していることがわかる。しかし、これを油冷すると中心部の半冷時間は空冷材の表層部よりも短くなり、好ましい緻密な変態生成物が得られる。この場合の軸材の 1/4 径の位置の衝撃特性は、Fig. 7 に示すとおり Shelf energy<sup>-</sup>が上昇し、100°C にも及ぶ FATT の改善が達成される。

また、大型軸材でもつとも酷しい材料特性を要求される蒸気タービンや回転子軸は、高強度と同時に高い靱性が必要であるから、大型品としてはもつとも苛酷な冷却を行なうのが普通であり、直径 1800 mm 以上の大型品でも噴射水冷却が適用される。135 t 鋼塊から製造した胴径 1520 mm の低圧ローターの焼入れ冷却時の内部の冷却速度の実測例を Fig. 8 に示すが、表層と内部の間

Table 3. Mechanical properties of 780 mm  $\phi$  forged shaft cooled in still air from 850°C and tempered at 610°C.

* Location	Y.S. ** (kg/mm <sup>2</sup> )	T.S. (kg/mm <sup>2</sup> )	E (%)	R.A. (%)	2mm U notch Cp (kgm/cm <sup>2</sup> )
Surface	86.4	102.3	16.5	43.7	4.4
1/2 Radius	85.9	100.5	11.7	22.0	3.0
Center	86.6	103.8	12.2	28.2	2.8

\* Longitudinal test piece

\*\* 0.2% offset yield strength

Chemical composition (wt%)

C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V
0.40	0.35	0.70	0.021	0.013	2.07	0.88	0.40	0.08

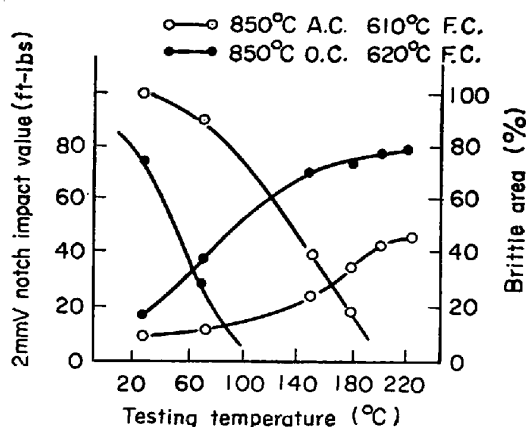


Fig. 7. Comparison of impact properties of 780 mm dia forged shaft, cooled by different method. Test pieces were taken from 1/2 radius position. Tensile properties are as follows:

	T.S(kg/mm <sup>2</sup> )	0.2%YS(kg/mm <sup>2</sup> )	E(%)	RA(%)
A.C. material	100.5	85.9	11.7	22.0
O.C. material	97.1	81.2	19.5	49.0

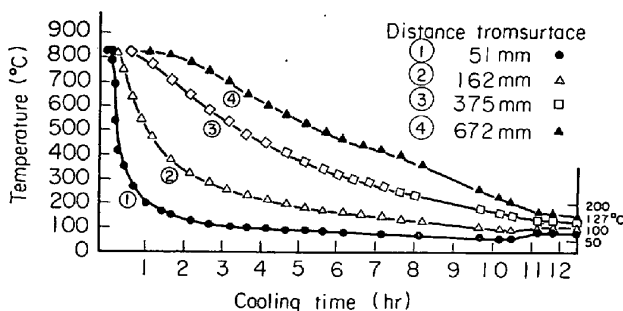


Fig. 8. Cooling curve of large steel shaft (diameter 1500 mm) during water quenching.

には大きな冷却速度の差が現われ、変態生成物はいずれもベイナイトで組織的には大差ないにもかかわらず、Fig. 9 に示すように、VCD 鋼および Si 脱酸鋼 (Table 4 参照) の両者について 50% FATT は、表層から 250 mm の深さにいたる範囲で急激に低下している。なお、図は VCD 処理が靱性レベル改善に有効であることを示している。以上のように、熱処理における大型ローターの質量効果は靱性に関して顕著に現われ、現状においてこれに対する有効な対策は見出されていない。したがって、このような質量効果による大型材料内部の靱性低下を補うために、VCD 処理や急速冷却などによつて靱性レベルの向上をはかっているのが現状である。

一方、化学成分からみて焼入れ性の低い鋼種を取扱う場合には、質量効果を十分に考慮すべきであることはいうまでもない。その例として、経済性の点から比較的高強度 (60 kg/mm<sup>2</sup>以上) 軸材として多用されている Cr-Mo 鋼を挙げるができる。Fig. 10 は 600 mm 直径の軸材 (JIS SCM3) を 850°C から油焼入れし、550°C

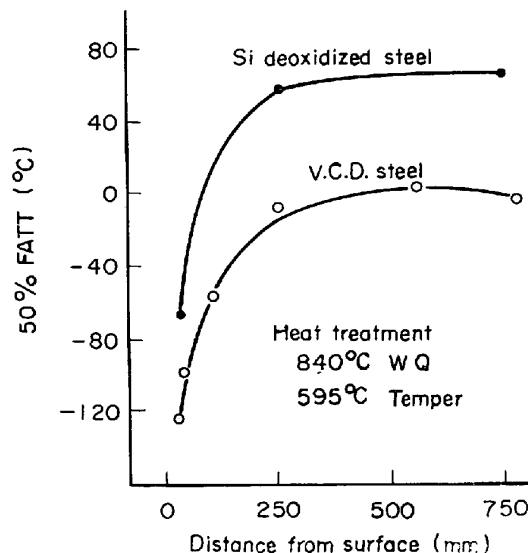


Fig. 9. 50% FATT value of low pressure steam turbine rotor-Si deoxidized steel and V.C.D. steel-at barrel cross section. Tensile properties at barrel center are as follows:

	T.S(KSI)	0.2%YS(KSI)	E(%)	RA(%)
Si D.S	141.7	110.5	13.5	45.5
V.C.D.S.	135.2	114.0	22.5	62.0

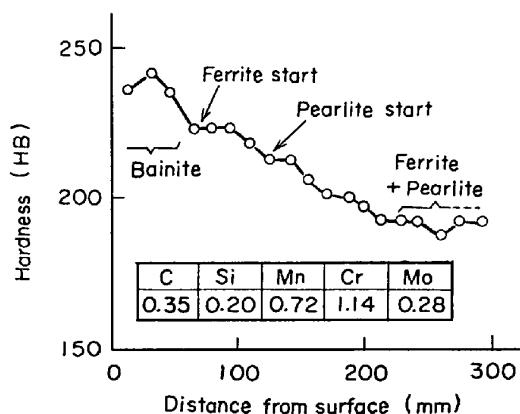


Fig. 10. Hardness distribution and structure of 600 mmφ specimen, quenched from 850°C and tempered at 550°C.

Table 4. Chemical composition of low pressure steam turbine rotors.

	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	V	Sn	As	Sb
Steel A	0.26	0.07	0.24	0.008	0.011	0.07	3.50	1.73	0.40	0.10	0.011	0.012	0.0021
Steel B	0.25	0.27	0.35	0.006	0.007	0.05	3.44	1.81	0.39	0.11	0.014	0.010	0.0017

Steel A : Vacuum carbon deoxidized Steel

steel B : Silicon deoxidized steel

で焼もどした場合の断面硬度と組織を示すが、図より、ベイナイト組織は軸材の表層部のみに現われ、内部はフェライト・パーライト組織で、硬度はかなり低下していることがわかる。このような焼入れ性の低い鋼種は、焼入れの冷却速度を速くしても内部の材料特性を改善することは難かしいので、大型品への適用には使用目的に対する適合性の検討を必要とする。

超大型の厚板圧延用補強ロールには、通常 Table 5 のような高 C-Cr-Mo 鋼が用いられ、焼入れの冷却は前述のローターと異なり強制空冷程度にとどめ、表層部の変態生成物はパーライトとなる。260 t 鋼塊から製造した胴径 1900 mm のロールを 900°C 強制空冷、600°C 焼もどして調質した際のロール胴端部の表層から内部にかけての機械的性質を Fig. 11 に示す。高炭素材のため

Table 5. Chemical composition of back up roll for heavy plate mill.

C	Si	Mn	P & S	Cr	Mo	V
0.65	0.35	1.00	<0.015	1.00	0.40	0.08

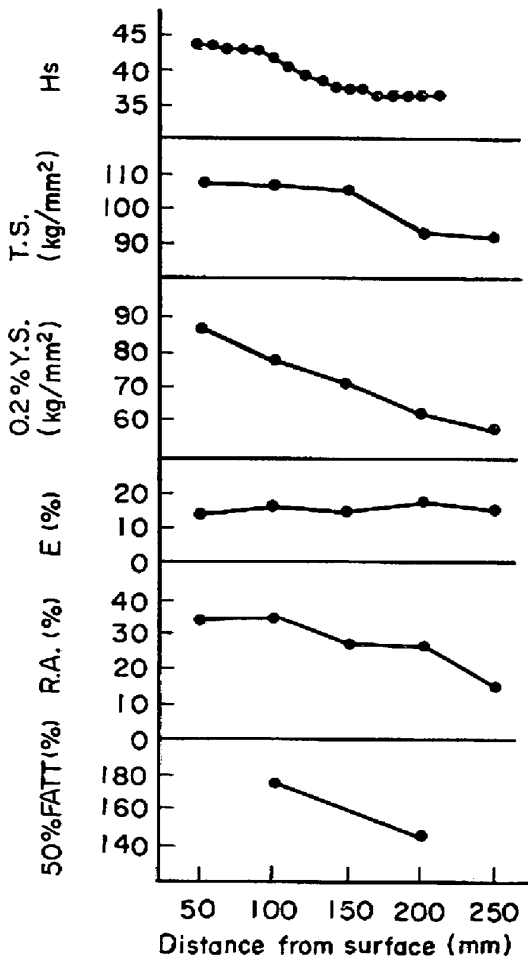


Fig. 11. Mechanical properties of 1900 mmφ roll at barrel end.

に、全般的に靱性は低いが使用上は問題にならない。

また、クリープのような高温特性が重視される場合は比較的高温の変態生成物たる上部ベイナイトを得ることを目的として、むしろ冷却速度を押えることがある。

Fig. 3 の第三段階は焼もどしの段階であり、焼もどし条件は、材料の強度レベル、各鋼種の焼もどし特性などを考慮して選定される。一般的に高温になるほど、また保持時間が長くなるほど強度が低下するので、事前にこの強度と焼もどし温度・時間の関係を把握しておく必要がある。とくに大型軸材では組織差の存在を初期状態とし、焼もどし時間にもかなり内外の差の生じることに留意すべきである。この段階では、炭化物の析出・再固溶・再析出・凝集などの過程が進行し、材料の特性は焼入れ組織や炭化物生成元素の組成などによつて複雑に変化するが、テンパーパラメーター P の導入により、焼もどし特性の整理を行なうことができる。Fig. 12 は 2% Cr-1% Mo 鋼の強度および靱性値とパラメーター P との関係を示すものである。各鋼種に対してこのような図表を整備すれば、焼もどし条件の設定は著しく簡略化される。

また、焼もどし過程で忘れてはならない問題として焼もどし脆化を挙げなければならない。これは、低合金鋼を焼もどし温度から徐冷したり 450~550°C の温度範囲で長時間加熱した場合に起こる材料の脆化現象であり、

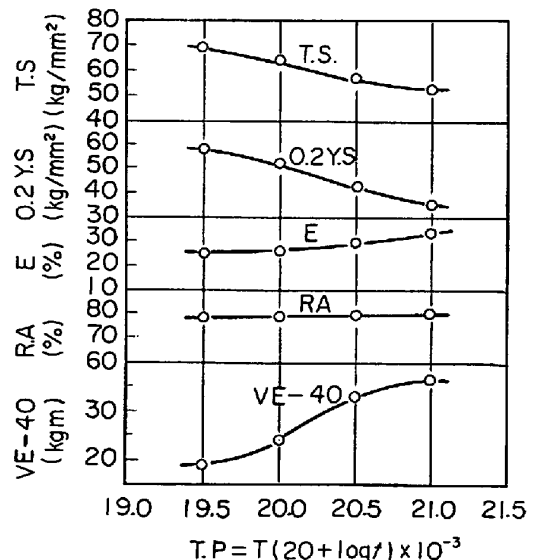


Fig. 12. Relation between temper parameter and mechanical properties of 2Cr-1Mo steel vessel forging with 300 mm thickness. This forging was water quenched from 920°C and test pieces were taken from 1/2 radius. chemical composition is as follows:

C	Si	Mn	Cr	Mo
0.12	0.24	0.53	2.37	1.03

とくに Ni, Cr を含む鋼種に顕著に現われる。大型軸材では焼もどし後かなりの速度で冷却しても内部では冷却速度が遅くなり、また、段留応力を考慮すると後述するように焼もどし後の冷却速度には制約も生ずるから、焼もどし脆化は、脆化傾向の大きい Ni-Cr-Mo-V 鋼などには極めて重要な問題となる。

この焼もどし脆化の機構についてはかなりの研究<sup>18)~22)</sup>が行なわれているが、この問題は必ずしも完全に解明された訳ではない。しかし、P, As などの不純物や炭化物の  $\gamma$  結晶粒界への析出が焼もどし脆化を引き起こすことは異論がなく、有害な不純物の低減、 $\gamma$  結晶粒度の微細化がその対策としてとられている。

材料特性の調整とともに焼入れによつて発生した熱応力や変態応力の解放が焼もどしの役割りである。前述の JIS SNCM3 の 600 mm 径の軸材について表面の残留応力を測定したが、550°C 焼もどしで 22~25 kg/mm<sup>2</sup> の圧縮応力の残留が認められた。この残留応力レベルは軸材として使用するのは危険であるといえる。この残留応力を 10 kg/mm<sup>2</sup> 以下に押えるには、焼もどし温度を 600°C 近くにする必要がある。したがって、構造用大型軸材は残留応力を許容レベルまで下げるために比較的高い焼もどし温度が必要となり、材料強度は制約を受けることになる。

大型軸材で焼もどし温度が低く押えられるものの中に高硬度の補強ロールがあるが、この場合は表層部の硬さを確保するために焼もどし温度に限界があり、残留応力を十分軽減することは許されない。したがって焼入れ段階から高応力の残留防止に配慮する必要がある。調質後の残留応力分布の特性として、表層の残留圧縮応力レベルはほぼ中心部の残留引張応力レベルに対応することが知られているが、中心部の応力レベルは焼入れ時の中心部の温度に左右され、高目の温度は好ましくない。中心部の温度を低くするためには予熱温度を低く押えることが必要であり、結果的に表層部の温度傾斜が大となり、硬化深度不足の危険が増大する。このような事態を打開するために、大型補強ロール用鋼塊に二段鑄込み造塊法

(A. P 法)が試みられた。この方法は従来の高炭素合金成分系の溶鋼を鑄込み、所要厚さの外殻が凝固した時点で低成分系の溶鋼に切替えて内部を希釈する造塊法である。したがって、この鋼塊はロールの高硬度表層部を形成する高炭素合金系の外殻とロール内層部を形成する靱性の高い芯部とより成る。このような鋼塊から製造されたロールにおいては、比較的緩やかな焼入れにより、残留応力を高めることなく表層部の高硬度と十分な硬化深度を得ることが可能となった。このようなロールの熱処理条件と表層の残留応力との関係を Table 6 に示す。

低圧ローターは前述のように苛酷な冷却を受けるが、600°C 前後の焼もどしが許容されるために残留応力は 10 kg/mm<sup>2</sup> 以下に押えられる。また、大径の厚板圧延用補強ロールの場合には、調質処理を規制する条件は緩かであつて、冷却速度は遅く、また焼もどし温度も 600°C であるために残留応力は数 kg/mm<sup>2</sup> に過ぎない。

終りに参考までに、炭素鋼軸材の調質処理について述べる。この場合には、熱処理パターンは簡単であつて低合金鋼の場合の予備熱処理が調質処理に相当する。炭素鋼大型軸材に要求される引張強さは、通常 45~65 kg/mm<sup>2</sup> の範囲にあるが、所要の材料特性は焼なましまたは焼ならし焼もどし処理によつて与えられる。大型軸材では、鍛造後の粗大組織や偏析の影響を軽減するために二重焼ならし焼もどしを行なうことが多い。

炭素鋼の場合も  $\gamma$  状態からの冷却が遅くなるにしたがつて強度、粘性も低下するから、大型軸材では所要の特性を冷却速度のみで得るのは困難な場合があり、炭素当量の調整に依存するのが普通である。鍛造重量 41~113 t、試験片採取位置における軸径 750~1120 mm の軸材を 930°C 空冷、870°C 空冷、600°C 焼もどしの場合の軸方向の機械的性質を炭素当量で整理した結果を Fig. 13 に示す。炭素当量の調整には、靱性を考慮し、C 量を増加する代わりに Cr その他の微量元素を添加するのが通例であり、また、結晶粒微細化による靱性向上をはかるために、少量の V の添加を行なうことがある。

軸材用炭素鋼は、本来が焼入れ硬化による調質効果を

Table 6. Residual stress at roll surface (1 400~1 660 mm  $\phi$ ) manufactured from after-poured ingot.

Quenching temperature (°C)	Tempering temperature (°C)	Hardness of roll burrel (Hs)	Residual stress ( kg/mm <sup>2</sup> )	
			Tangential	Axial
880-890	450	68-70	-14.7	-18.6
	480	66-67	-18.0	-16.5
	500	65-66	-22.0	-22.0
	500	65-66	-15.4	-23.4



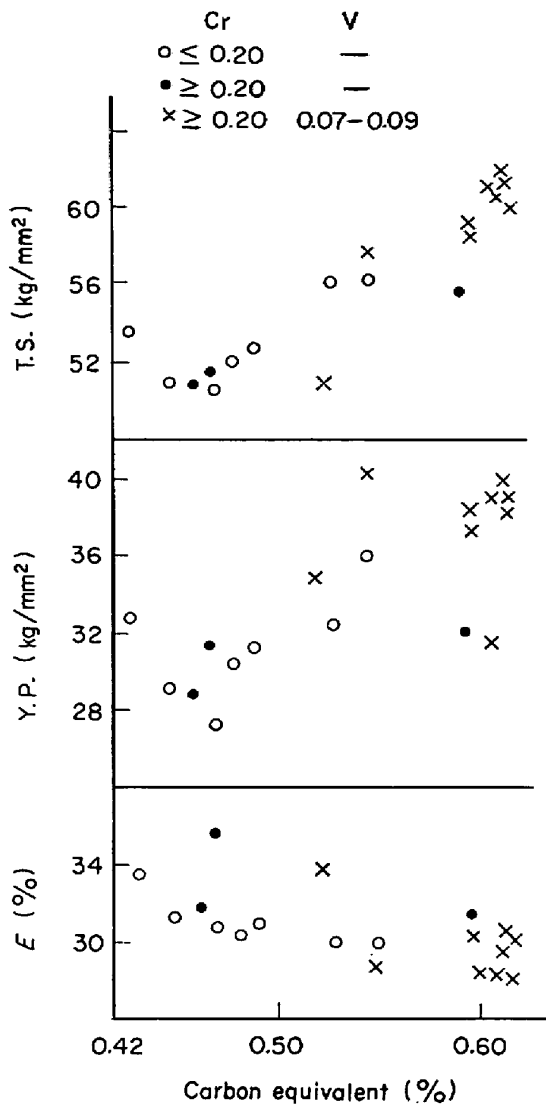


Fig. 13. Relation between mechanical properties and carbon equivalent for carbon steel shafts.

有する鋼種でなく、調質後の組織は材料の内外ともにフェライト、パーライト組織であるから、内部の強度差もそれ程大きくない。しかし、材料の大型化に伴い偏析の増大、冷却速度の減少および冷却速度の内外差の増加のために、靱性の低下と機械的性質の不均一性が顕著となる。Fig. 14 は 110~130 t 鋼塊より製造された JIS SF 45 の大型推進軸の 870°C 焼なまし処理後の化学成分と機械的性質を示すものである。焼なましの際の素材径は 1150 mm であり、試験片は鋼塊長さを均等分した位置に相当する素材軸心から軸方向に採取したものである。抗張力は C、Mn の偏析のために鋼塊頂部から底部にかけて低下し、伸び・絞りとは逆の傾向を示している。この値を外周部(軸端部)のそれと比較すれば、鋼塊頂部では強さが高くなり、伸び・絞りなどの靱性値は鋼塊

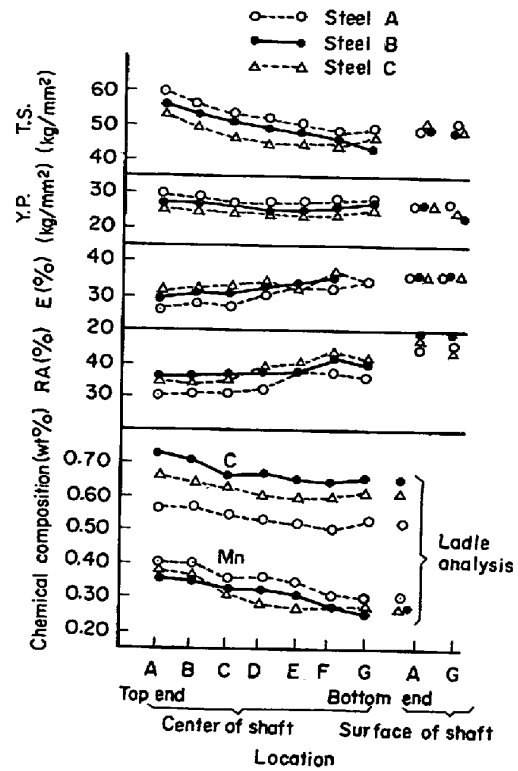


Fig. 14. Results of check analysis and mechanical properties of large propeller shaft at various location.

頂・底部でともに低下していることがわかる

### 3.4 応力除去焼なまし

製造工程の最終期に熱処理および機械加工の残留応力などを除去するために、応力除去焼なましを必要とする場合がある。昇温過程では変形を防止するためにできるだけ徐熱する必要があり、残留応力の除去の点から保持温度は高温が望ましいが、焼なまし温度が高過ぎると調質処理で得られた機械的性質に影響を与えるから、焼もどし温度より 20~50°C 程度低い温度を選定するのが合理的である。保持温度からの冷却は、残留応力を発生しないように徐冷することが必要である。なお、焼もどし脆化に敏感な鋼種を処理する場合には、冷却速度の範囲は慎重に選定しなければならない。

## 4. 結 言

以上、概括的に軸用鍛鋼品の大型化の傾向と、これにともなう品質上の問題について主として熱処理面より検討した結果を述べた。とくに熱処理上では、大型化による質量効果、焼もどし脆性、残留応力の増大などの問題に重点をおいて説明し、また鋼塊の大型化にともなう偏析の問題にも触れた。大型軸材の製造ならびに使用に当

つては、これらの問題を十分に把握して材料設計面に反映させるとともに、経済性を考慮した材料ならびに、処理の選択が必要と考えられる。

## 文 献

- 1) W. COUPETTE: Stahl u. Eisen, 61 (1941), S 1036
- 2) S. AMMARELLER: Stahl u. Eisen, 70 (1950), S 125
- 3) 阪部, 他: 鉄と鋼, 40 (1954), p. 311
- 4) 川口, 他: 5th I.M.F.,\* Terni, 1970, p. 215  
\* International Forgemasters Meeting
- 5) 川口, 他: R. SHINN: 6th I.M.F. Cherry Hill, U.S.A., 1972
- 6) J. COMON: 6th I.M.F.
- 7) 鈴木, 他: 金属学会誌, 32 (1968), p. 1301
- 8) 鈴木, 他: 金属学会誌, 33 (1969), p. 658
- 9) 鈴木, 他: 鋳物, 40 (1968), p. 206
- 10) 郡司, 他: 鉄と鋼, 59 (1973), p. 1089
- 11) 田村, 他: 所内報, 50-1
- 12) LAVENDER, et al.: JISI, 163 (1949), p. 14
- 13) M. C. FLEMINGS: Modern Casting, (1964) p.353
- 14) V. A. ROSE, et al.: Arch. Eisenhüttenw., 39 (1968), S 829, S 953
- 15) S. V. SUBRAMANIAN, et al: JISI, 206 (1968), p. 1027, p. 1124
- 16) 佐藤: 非破壊検査, Vol 20, No. 5 (1971), p. 253
- 17) D. WEBSTER, et al.: July (1962), p. 520
- 18) W. STEVEN, et al.: JISI, 193 (1959) Oct., p. 141
- 19) H. G. BARON et al.: JISI (1965) Dec., p.1299
- 20) J. R. LOW, et al.: Trans. AIME, 242 (1968) Jan., p. 14
- 21) R. A. RESTANIO, et al.: Trans. ASM, 60 (1967), p. 699
- 22) 竹内, 他: 鉄と鋼, 56 (1970), p. 1286