

技術報告

UDC 669.14-412 : 669.14-413-134 : 539.4.016.3 : 621.785

大型鍛鋼, 鋼板の熱処理と機械的性質*

大 西 敬 三**・塚 田 尚 史***

島 崎 正 英***・鈴 木 公 明***

The Heat Treatment and Mechanical Properties of Heavy Gauge Steel Forgings and Plates

Keizo OHNISHI, Hisashi TSUKADA,
Masahide SHIMAZAKI, and Komei SUZUKI

Synopsis:

Development of larger quality steel plates, castings and forgings is one of the key points in the recent spectacular growth of technical advancement in a vast range of industries such as heavy electric machinery, nuclear power generation, shipbuilding, steel making and chemicals.

This report discusses important problems related to heat treatment for heavy gauge products, such as (1) hydrogen-induced cracking, (2) grain size, (3) residual stress and (4) temper embrittlement. Then, metallurgical factors in heat treatment influencing on the mechanical properties and investigation results of actual products are described concerning heavy section plates and forgings for nuclear use.

1. ま え が き

近年, 船舶, 鉄鋼, 石油精製, 石油化学さらには火力, 原子力発電関係の設備が大型化され, それに伴い構造用部材もしだいに大型のものが使用されるようになってきた. とくに最近では肉厚 400 mm 以上の压力容器用鋼材や直径 1 800 mm 以上の発電機用軸材が製造され実用に供されており, 大型鋼材の利用は年々多くなり, かつさらに大型化する傾向にある.

このような産業界の設備, 機器が大型化する趨勢と, それに対応した大型鋼材の製造, 供給に対する技術的展望はたびたびなされているが^{1)~4)}, その内容はその都度前進しており, 鋼材の大型化はまさに日進月歩の感がある. ひと口に大型鋼材を製造し構造用材料として供給するといつても, そのためには, 大型鋼塊の製造から始まり, 熱間加工, 熱処理に至るまで, 一貫した高い水準の製造技術が要求されるものであり, 最終的にすぐれた大型鋼材として完成するためには, これら各製造工程における卓越した技術とそれらを結集させた高い総合力が要

求されるものである. すなわち, 設備, 機器が大型化するのに伴い設計もしだいに高度化し, その安全性も一層重要視されるため, 使用される大型鋼材に対しても品質の確保が厳しく要求される.

一般に鋳鋼も鍛鋼も大型化するのに伴って偏析や非金属介在物, ポロシティが顕著に現われる傾向があり, 品質に影響を与える. 鍛鋼では熱間加工法に各種のくふうをこらしポロシティの改善は可能である. しかし偏析や非金属介在物の問題は熱間加工によつて改善することはできない. したがつて大型鋼材を製造する際もつとも重要かつ難しい問題は良質の大型鋼塊をいかにして製造するかということである. 言い換えるなら, 大型鋼塊の内部偏析とそれに伴って生ずるゴーストや非金属介在物, さらには水素や酸素などの有害なガスをいかにして取除くかが重要な問題であると言える.

偏析が少なく清浄度のすぐれた大型鋼塊は通常塩基性電気炉で溶製される. たとえば原子炉用大型鍛鋼品に適用される ASTM-A508 では, とくに製鋼炉の規定を設け塩基性電気炉により製造することが義務づけられてい

* 昭和51年3月31日受付 (Received March 31, 1976)

** (株)日本製鋼所室蘭製作所 工博 (Muroran Works, The Japan Steel Works, Ltd., 4 Chazu-machi Muroran 051)

*** (株)日本製鋼所室蘭製作所 (Muroran Works, The Japan Steel Works, Ltd.)

る。しかし塩基性電気炉鋼は水素含有量が比較的高くこれを取除くため必ず真空処理を行なうよう規定されている。このように偏析を少なくし清浄度がすぐれ、かつ有害ガスを取除いた良質の大型鋼塊を製造するために、真空脱ガス処理は絶対必要でありこのことは製鋼作業上の根本問題と言える。さらに 200 t, 300 t を越える大型鋼塊を製造する際には上記の真空処理技術の導入のほかに溶解炉 2 基以上の溶鋼を合わせ湯とするために同一化学成分の溶鋼を同時に溶かせる技術も重要である。

(株)日本製鋼所室蘭製作所(以下当社という)ではこれらすべての技術力をもつて、400 t およびそれ以上の鋼塊を製作する体制が整えられ、現在数多く生産されている。400 t 以上の鋼塊を製造する技術はわが国はもちろん世界でもトップに位するものである。

このような世界最大級の大型鋼塊から製造される一体大型鍛造品は自由鍛造によつて行なわれるのが通常である⁶⁾。すぐれた内部性状を得るための大型鍛鋼品の鍛造方案は、鋼塊内部の欠陥やポロシティの消去に主眼をおくが、製造される鋼材の形状、大きさにより、鍛造手順、加熱条件、中心部への鍛錬効果を与える方法、などが異なる。この場合、過去に製造された類似品の製造経験とそのときの内部品質実績とにより総合的に鍛造方案が設定されるものであり、これまで数多くの改善と新しい加工法の開発が積重ねられて今日の大型鍛鋼品が製造されている。

さて、本稿の主題である大型鍛鋼，鋼板の熱処理については、大型鋼材が最終的にその品質、性能を調整される重要な部門である。いまさら言うまでもないことであるが大型鋼材なるがゆえに、熱処理技術上難しい問題が数多く含まれており、問題解決のために種々努力が払われているのが現状である。熱処理技術の諸問題を詳細に論ずることは困難であるが、多くの場合、熱処理終了後目的とする性質が得られたか否かを論ずることで理解できるので、本稿では、大型鋼材熱処理上直面する諸問題とその対策の現状と 2, 3 の大型鋼材の諸性質について論ずることとする。

2. 大型鋼材熱処理上の諸問題とその対策の現状

鍛造打上り重量で 100 t から 280 t におよぶ自由鍛造による大型鍛鋼品の熱処理技術は、熱処理理論の背景にもとづき、実験室的研究と現場作業の経験の積重ねとにより生まれるものであるが、その中で大型鋼塊内部に存在する強偏析帯、質量効果、水素系欠陥、焼もどし脆性、残留応力などが重要な問題となつてくる。

2.1 水素系欠陥

鋼材内に残留する水素によつて発生する諸欠陥には、古くから白点 (flake), 偏析割れ (ghost crack), 銀点 (fish eye) などが経験的によく知られている。近年真空処理技術の進歩により、水素などの有害ガスが大幅に除去されるようになった結果、大型鍛鋼品の水素系欠陥の問題は非常に少なくなつてきた。しかし製造される鋼材の大きさ、材質、機械的性質などによつては、現在もなお水素系欠陥防止熱処理を必要とする場合がある。

Photo. 1 は偏析割れの一例を示したものである。比較的記憶に新しいものでは、原電 1 号炉の压力容器用鋼板として輸入された英国製 Coltaf-28 が受入検査で、Photo. 1 のような水素系欠陥が発見され廃棄処分になつたことがある。これは冶金学的にみて、圧延後の熱的扱いが不備であつたことが指摘された。

一般に水素系欠陥防止のための熱処理には

- i) 鍛造または圧延後ただちに徐冷する方法
- ii) 等温焼なまし方式 (パーライト変態)
- iii) 焼ならし焼もどし方式 (ベイナイト変態)

の方法がそれぞれあるが、大型低合金鋼に対しては iii) の方式が利用されている。Fig. 1 は東ドイツで採用されている水素系欠陥防止熱処理法である⁶⁾。この方式では

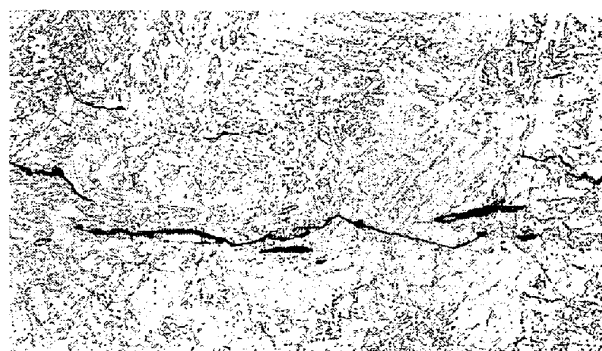


Photo. 1. Hydrogen-induced cracks associated with MnS in segregate. ($\times 100$) ($\times 1/2$)

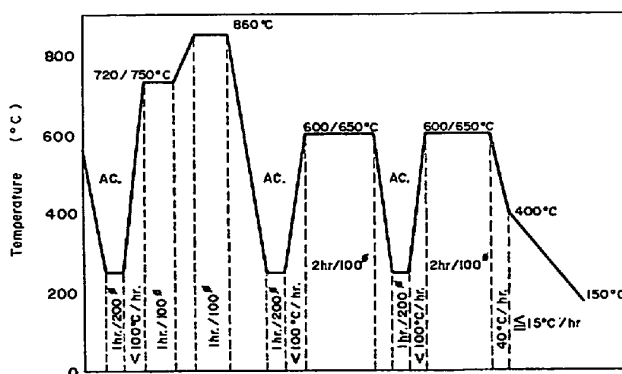


Fig. 1. Preliminary heat treatment after forging for preventing hydrogen flake.

熱間加工後の熱的取扱いの主眼はベイナイト変態にあり等温焼なましの場合のパーライト変態に比べ、変態温度が低いため、鋼材内部や偏析部の変態の遅れに伴う水素その他の介在元素の局所的な濃化は軽微であり大型低合金鍛造品の冷却操作として効果的である。現在の大型低合金鍛鋼に対し基本的には上記の方法が原則的に採用されている。

2.2 大型鋼材の結晶粒度

結晶粒度は鋼材の低温靱性、焼もどし脆化感受性、溶接性あるいは超音波透過性などの諸性質に影響を与える重要なものであり、大型鋼材に対しても同様これらの諸性能を得るために結晶粒度の調整は重要である。一般に結晶粒の微細化を計るには、

- i) 加工熱処理⁷⁾
- ii) 繰返し急速加熱熱処理⁷⁾
- iii) Al や Nb, Ti, Zr, などの微細化元素の添加⁸⁾

などさまざまな方法が知られているが、大型鋼材に対してはまた特別な方法が必要となる。

大型鋼材では熱間加工の際の加工歪が肉厚や場所により一定しないこと、あるいは鍛造後熱処理が終了するまでに少なくとも2回以上のオーステナイト化を繰返すが、その場合、オーステナイト化に要する加熱時間が比較的長いことなどにより、大型鋼材ではつぎのような特徴がしばしば観察される⁹⁾。

- i) 部分的ではあるがきわめて粗大な結晶粒を呈する場合がある。
- ii) 繰返しオーステナイト化によつて細粒化する傾向がある。
- iii) 表層部に比べ中心部は結晶粒は粗い傾向にある。

3.5%Ni-Cr-Mo-V 鋼はすぐれた低温靱性を有し大型構造用鋼として使用されている材料であるが、オーステナイト結晶粒は粗くなりやすい性質がある。本間^{9)~14)}は3.5%Ni-Cr-Mo-V 鋼のオーステナイト結晶粒の形成過程の詳細な観察を行ない多くの知見を得た。それによるとオーステナイト結晶粒度を支配する要因がオーステナイト粒形成過程における組織変化と密接な関係にあることを示唆した。つまり核発生したオーステナイトはベイナイトあるいはマルテンサイトの針状組織に沿つて針状に成長し、そこからやがて粒状オーステナイトが現われる。これが初期オーステナイト結晶粒とされている。また初期オーステナイト結晶粒形成に際し、オーステナイトの加熱速度が遅いほど、また成分的にはNi量が多いほど初期結晶粒は粗くなる傾向がある。

また、上記3.5%Ni-Cr-Mo-V 鋼の大型軸材中心部のオーステナイト結晶粒度を調べた結果 Fig. 2 に示す

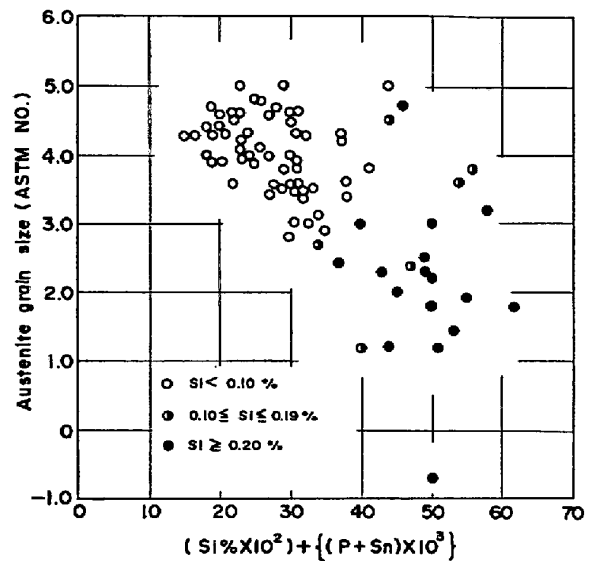


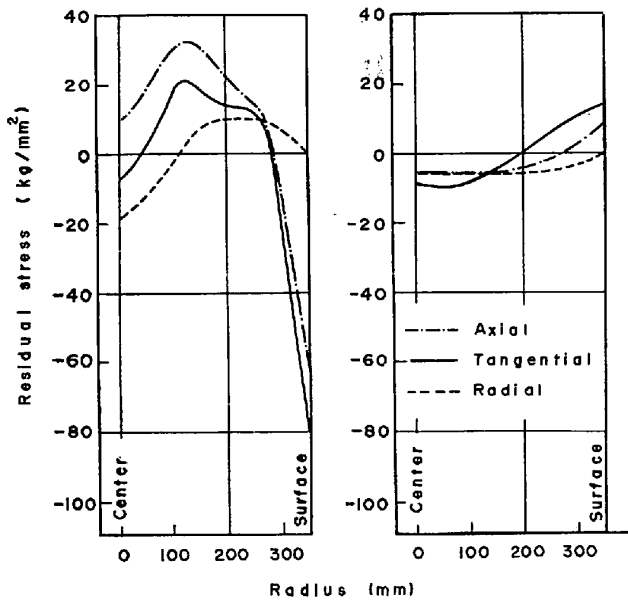
Fig. 2. Relation between austenite grain size and (Si, P, S) factor of body center core material of 3.5%Ni-Cr-Mo-V roter forgings.

とおり、Si, P, Sn量により結晶粒度は異なることを確認している¹⁵⁾。このように、結晶粒の粗大化傾向が強くしかもオーステナイト化加熱速度の遅い大型3.5%Ni-Cr-Mo-V 鋼でも、微量元素の調整によつて結晶粒を整えることが可能である。

2.3 残留応力

大型鋼材を熱処理する場合、残留応力の発生は避け難く、発生した応力をいかにして軽減させるかが問題である。一般に大型鋼材を調質する場合、必ず熱応力と変態応力とが重畳し、その条件は材料の大きさ、焼入性(マルテンサイト変態特性)、焼入温度、焼入冷却速度などによつて異なってくる。大型鋼材の熱処理に伴う残留応力の発生状態に関する研究については阪部らの一連の研究報告^{16)~20)}がある。Fig. 3は直径710mmの3%Ni-Mo-V 鋼材を油焼入れおよび焼ならした場合の残留応力の測定結果の一例である。同じ材料でも油焼入れでは、熱応力がまさつて軸材表面に圧縮応力が生じ、逆に焼ならしては変態応力がまさつて表面に引張応力が生じている。実用材料の焼入れによる残留応力は、焼入性のよい小型材の場合を除いては、変態応力よりも熱応力の方が大きく、単純な熱応力型の残留応力の分布形状を示すことが多い。

これらの残留応力は焼もどしによつて容易に除去し得る。焼もどし温度が高いと残留応力の解放割合が高いと言えるが、一般に焼もどし600°C以上ではほとんど完全に応力は消失してしまう。



(a) Oil-quenched from 850°C (b) Normalized at 850°C
 Fig. 3. Residual stress in 3%Ni-Mo-V steel shaft heat treatment (710 mmφ).

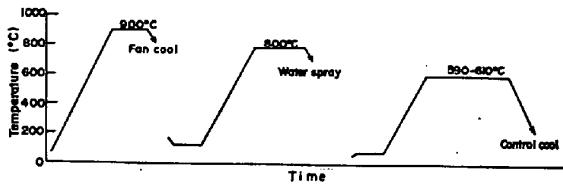


Fig. 4. Final heat treatment of 3.5%Ni-Cr-Mo-V steel shaft with 1980 mmφ.

したがって、大型鋼材を調質する場合、すなわち焼入れ焼もどしする場合、焼もどし後の冷却条件が重要となる。つまり焼もどし後の冷却には中心部の脆化を防ぎ、過大な残留応力を発生させないように調整冷却する。調整冷却は、脆化を防ぐための速い冷却と残留応力低減のための遅い冷却との組合せになるが、それぞれの冷却速度は温度領域で使い分けられる。

Fig. 4 は胴部直径 1.982m 長さ 9.064m の大型発電用タービン軸材の調質線図であるが²¹⁾、調質後胴部中央表面で残留応力を測定した結果、軸方向 $\sigma_z = 2.2 \text{ kg/mm}^2$ 、周方向 $\rho_z = 5.0 \text{ kg/mm}^2$ であつた¹⁵⁾。この値は直径 1800m を越える大型軸材としては十分低いものであるが、実際にはさらにこれを低減するために応力除去焼なましを行なっている。

2.4 焼もどし脆性

調質によって大型鋼材の表層部から内部にいたるまですぐれた機械的性質を得るべく操作されるが、反面前項で述べた残留応力が発生するため、多くの大型鋼材では

その後の応力除去焼なましを施行するのが一般的である。しかしながら、鋼種によつては、高温焼もどし脆化の影響を顕著に受けるものもあり、その対策が必要であることは言うまでもない。焼もどし脆化感受性の強いものでは、古くから知られている Ni-Cr 系や、Mn, Cr, Si の比較的高い鋼種が挙げられる。焼もどし脆化感受性は単に化学成分のみによつて決定されるものではなく、組織とも密接な関係があり、したがつて熱処理技術上解決されるべき点はある。しかしながら、焼もどし脆化感受性への化学成分の影響は顕著であり、現状の対策も主として化学成分の管理調整に依存するところが大きい。沢田らは発電用軸材 Ni-Cr-Mo-V 鋼における焼もどし脆性に関する系統的研究を行なつている^{22)~27)}。

Fig. 5, Fig. 6 は Ni-Cr-Mo-V 鋼の焼もどし脆化感受

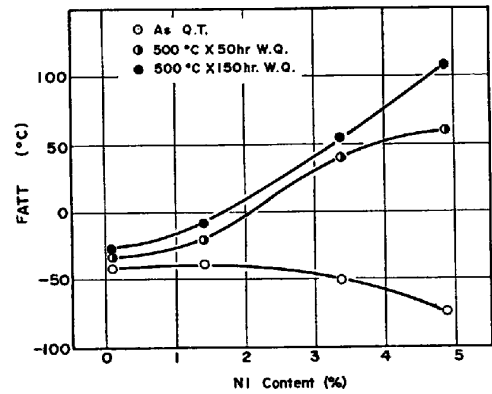


Fig. 5. Effect Ni content on temper embrittlement susceptibility of Ni-Cr-Mo steel (Ni Cr series) [Si:0.29~0.31%, P:0.025~0.29%, As:0.015~0.020%, Sn:0.029~0.034%, Sb:0.0040~0.0044%].

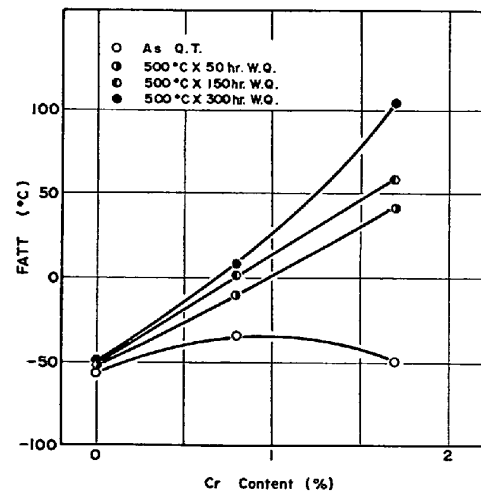


Fig. 6. Effect of Cr content on temper embrittlement susceptibility of Ni-Cr-Mo steel (Ni Cr series) * Impurity contents: same as Fig. 5.

性におよぼす Ni, Cr 量の影響を示したものである。図に明らかなように, Ni, Cr 量の増加に伴つて破面遷移温度 (FATT) は上昇し, 焼もどし脆化感受性が高くなる。したがつて, 大型軸材の熱処理作業条件から, これら元素の過剰な添加は好ましくないといえるが, 軸材内部の強度, 靱性を得るために止むを得ず添加する場合があります, その場合にはさらに Si, P, As, Sn, Sb などの脆化寄与元素量を低下させたり, 脆化抑制元素を添加するのが一般的である。Fig. 7 は同じ Ni-Cr-Mo-V 鋼の焼もどし脆化感受性におよぼす Mo 量の影響について調べた結果である。Mo 0.25% 添加したものは脆化感受性を改善することがわかる。

3. 厚肉原子炉用鋼板の熱処理と機械的性質

現在, 原子力発電の主流を占めている軽水炉では, 発電単価をスケールメリットで低下させるために大容量となり, 使用される圧力容器も大径化, 極厚肉化の一途を

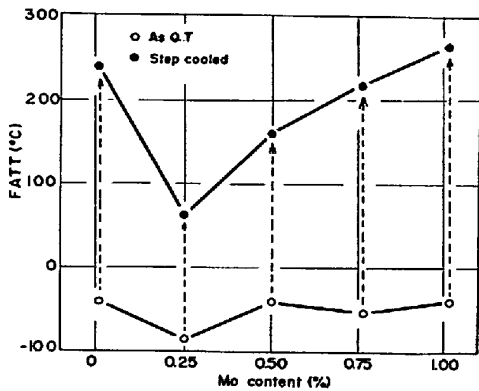


Fig. 7. Effect of Mo content on temper embrittlement susceptibility of 3.5%Ni-Cr-Mo-V (Mo series) * Impurity contents: same as Fig. 5.

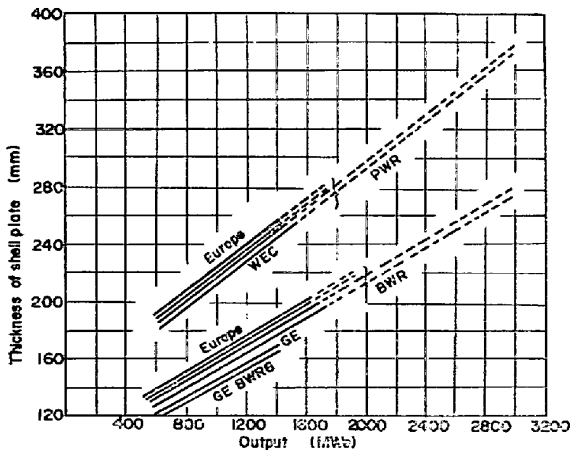


Fig. 8. Relationship between output and thickness of reactor pressure vessel shell plate in light water reactor.

たどつてきている。また, 使用される鋼板も, Fig. 8 に示されるごとく²⁸⁾, 肉厚が増大するばかりでなく, 寸法も長大かつ広幅のものが必要となつてきている。

原子炉用鋼板にとつて極厚肉化, 大単重化の鍵を握つているのは, 均質で健全な大型鋼塊の製作とともに, すぐれた鋼材加工技術と, 機械的性質を確保するための熱処理技術とをいかに組み合わせられるかという点であろう。すでにわが国では原子炉用鋼板として製品厚さ, 100~300 mm, 幅 3~4.5m, 長さ 10~26m, 単重最大約 100 t もの大単重鋼板が製品として出荷されており²⁸⁾, その限界はさらに拡大されつつある。

このような原子炉の大型化に対応して, 使用される鋼種も, 主として質量効果による機械的性質の不均質性を補うため, 順次合金元素添加量が増大する傾向が, 認められる。すなわち初期の軽水炉では当時ボイラ用鋼板として機械的性質がすぐれ, また使用経験の豊富な Mn-Mo 鋼 (ASTM A302B) が靱性改善のために Ni を添加した状態で用いられた。しかしながら使用肉厚の増大にともない, 焼ならし焼もどしの状態では, 十分に高い強度, 靱性の確保が困難となつて, 焼入焼もどし型の A 533 鋼へと移行してきており, さらには近い将来高張力の 2 $\frac{1}{4}$ Cr-1Mo 系の A542 鋼, 3 $\frac{1}{2}$ Ni-Cr-Mo 系の A 543 鋼などの適用可能性が検討されている^{29)~32)}。

3.1 オーステナイト化温度からの冷却速度の影響

圧延された厚肉鋼板は所定の機械的性質を得るために通常焼ならし, 焼ならし焼もどし, 焼入焼もどしなどの熱処理を受ける。大型鋼板の場合, オーステナイト化温度からの冷却は鋼板の表面と冷却媒との熱伝達が支配的因子となる。鋼板の肉厚と冷却速度との間には Fig. 9 に示すごとき関係があり, たとえば肉厚 200 mm の極厚肉鋼板の水焼入処理は, 肉厚 20 mm の薄肉鋼板の焼ならし処理とほぼ同等の冷却速度となる。

オーステナイト化温度からの冷却速度は炭素鋼および低合金鋼の組織と機械的性質を支配する重要因子のひとつである。A 515, A 516 および A 537 鋼板など原子炉圧力容器構造部材, 付属機器用鋼材として広く使用されている C 鋼, C-Mn 鋼の組織は, 冷却方法と肉厚の組合せによりフェライト, パーライトから主としてベイナイト組織のものにまで変化するが, これらの材質はいずれも焼入性が小さいために, 75 mm 以上の厚肉鋼板の焼ならし処理では, 粗大なフェライト・パーライト組織となりやすい。したがつて溶接性を損うことなく強度と靱性を改善するために, Mn/C 比の増加, Ni, Cr, Mo の少量添加などが行なわれている。またこれら炭素鋼厚肉鋼板焼ならし時の加速冷却処理 (水冷, 衝風など) は, 強

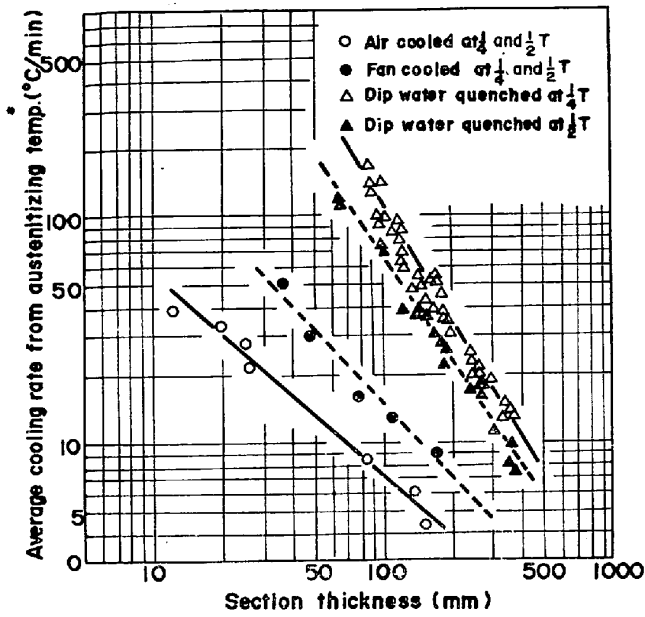


Fig. 9. Relation between plate thickness and average cooling rate under various quenching conditions.

* Average cooling rate to half temperature = $(T_1 - T_2) / 2t$

Where T_1 : austenitizing temperature T_2 : temperature of coolant t : cooling time

度上の利点がほとんど認められないが，組織を微細にし靱性を改善する上での効果が大きい³³⁾³⁴⁾。A302, A533, A542 および A543 鋼など低合金鋼板では合金元素は主としてベイナイト生成領域を拡げフェライト析出開始線を長時間側へ移行させる働きをする。特に現用原子炉圧力容器用鋼板の Mn-Mo 鋼への Ni の添加は，C 量を下げ靱性を改善する際の質量効果の減少³⁵⁾³⁶⁾という意味で実用的にも重要である。Mn-Mo-Ni 鋼板の機械的性質におよぼすオーステナイト化温度からの冷却条件の影響を Fig. 10 と 11 に示す。焼入れ冷却速度が約 40°C/min 以下になると，吸収エネルギー，遷移温度ともに急速な靱性劣化が認められ，肉厚増大ともなう靱性確保の難しさを示している³⁷⁾³⁸⁾。また，冷却速度 100°C/min 以下の焼入れ組織は主として少量の初析フェライトを含んだベイナイト組織であるが，冷却速度の低下ともなう初析フェライト量の増加は，焼入れ焼戻処理後の強度低下よりも靱性劣化におよぼす影響の方が大である。

同様に極厚肉材の場合，オーステナイト化温度からの冷却速度は，肉厚内部の各位置における靱性変化にも参与している。Fig. 12 と 13 に一例³⁹⁾を示した。

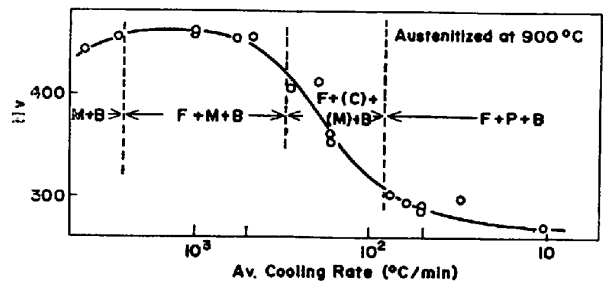
3.2 焼もどしともなう機械的性質の変化

原子炉用の低合金鋼板は，当然のことながらオーステナイト化温度からの冷却速度により，焼もどし処理によ

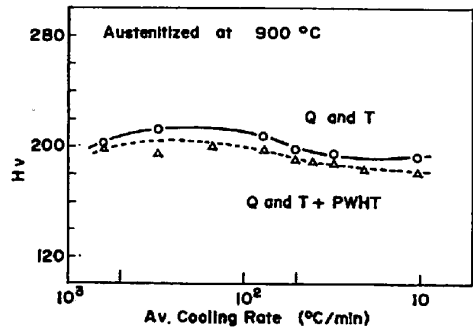
る機械的性質変化の挙動が異なってくる^{35)~38)}。特に肉厚が増大して焼入組織が初析フェライトを伴った上部ベイナイトを主体とするものになると，Fig. 14 に示されるごとく低温靱性は過度の焼もどしにより急速に劣化するようになる³⁷⁾⁴⁰⁾。

3.3 長時間の溶接後熱処理の影響

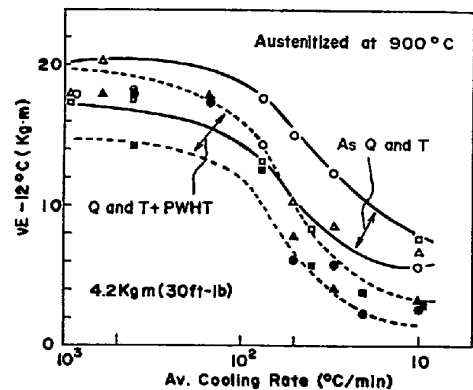
鋼材の肉厚増大にともない容器組立施工時の溶接後熱処理時間の総和は順次長時間となり，これによる機械的性質の変化に留意する必要があるが生じてくる。一般に炭素鋼 1/2 Mo 鋼，Mn-Mo および Mn-Mo-Ni 鋼など，超厚肉となつて，フェライト，パーライトもしくは上部ベイ



(a) As Quenched Hardness



(b) Hardness in Temper and Temper plus PWHT'd Condition



(c) Change of Impact Value

Fig. 10. Effect of cooling rate from austenitizing temperature on the hardness and impact values of Mn-Mo-Ni steel, 0.20C, 0.25Si, 1.32Mn, 0.68Ni, 0.54Mo (Note: PWHT = Postweld heat treatment, 620°C × 45hr F. C.).

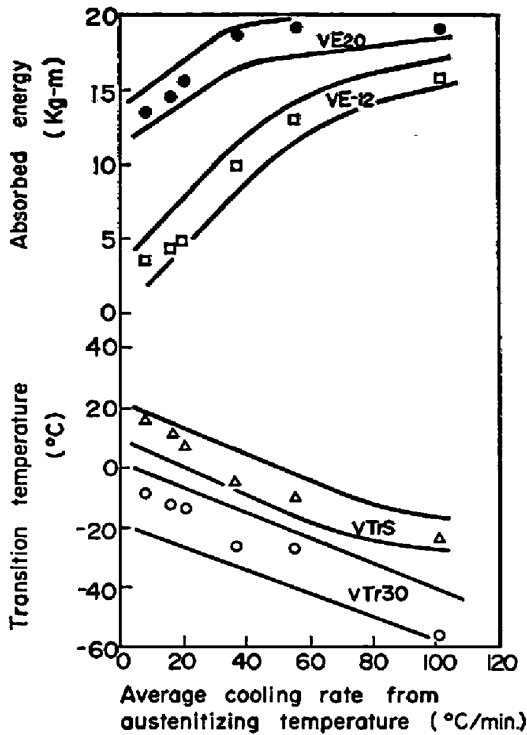


Fig. 11. Effect of cooling rate from austenitizing temperature on impact properties of A533 Cr. B Cl-1 steel plate.

austenitizing : 880°C × 8hr, tempering : 660°C × 6hr
 S. R. : 620°C × 26hr, location of specimen :
 1/4t (t = 240 mm)
 direction : transverse

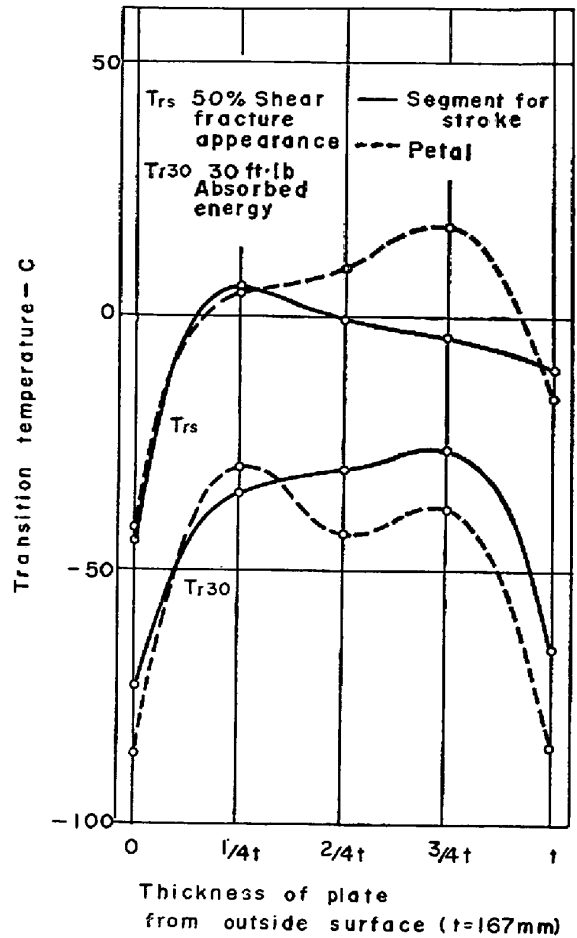


Fig. 13. Impact properties of plate after heat treatment.

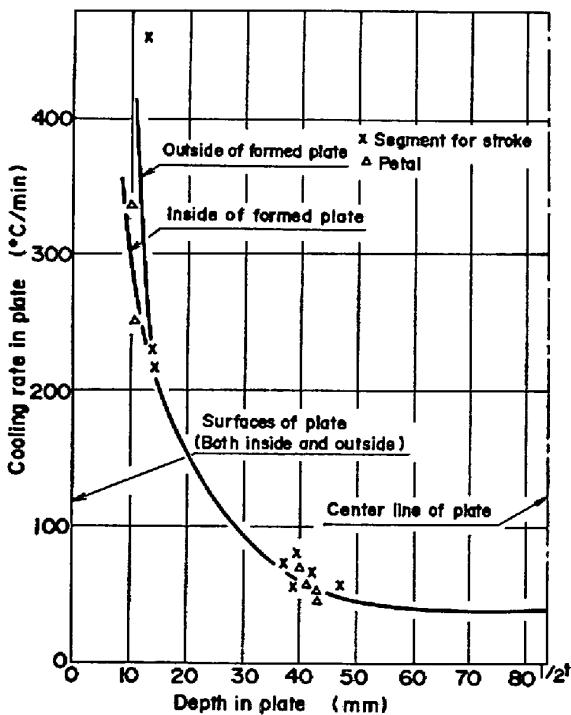
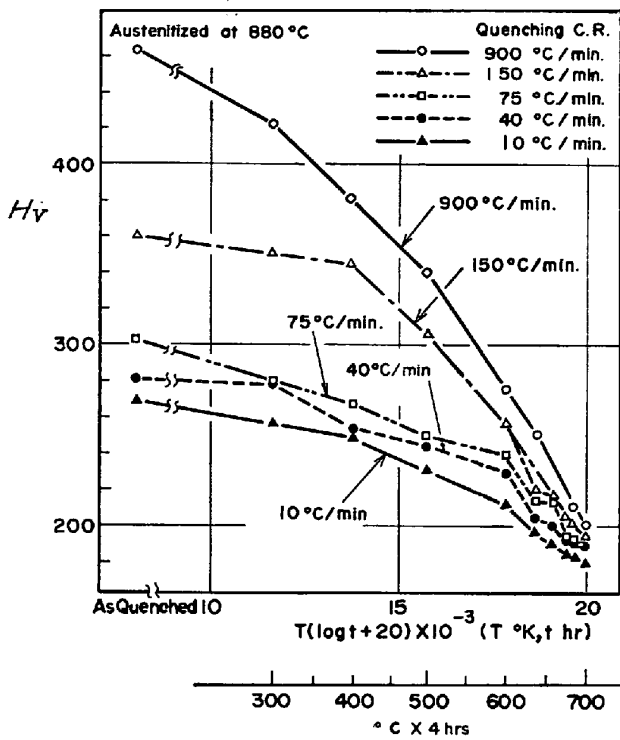


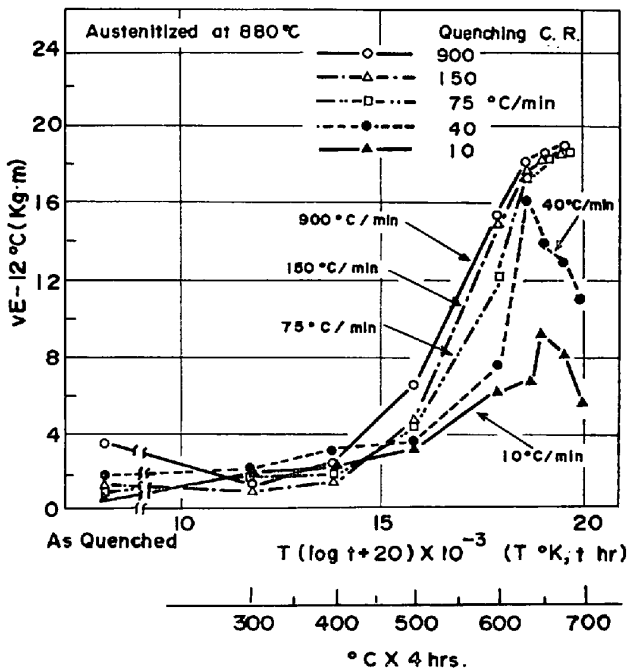
Fig. 12. Cooling rate and location in plate during quenching.

ナイトを主体とする組織のものでは長時間の溶接後熱処理により強度がゆるやかに低下するとともに切欠靱性の劣化が認められるようになる⁴¹⁾. Fig. 15 に Mn-Mo-Ni 鋼についてその代表例を示す. 本鋼の場合, その原因として, 炭化物の組成変化, サブグレインの成長あるいはベイナイトラス境界への炭化物の凝集などが考えられている³⁷⁾⁴²⁾. しかしながら焼もどしとともないサブグレインサイズは変化するにもかかわらず, 単位脆性破面の大きさにはこれに相当する変化が認められないとの観察結果も報告されており, なおそのメカニズムについては詳細な物理冶金的検討が必要とされる.

圧力容器用厚肉鋼板では長時間の溶接後熱処理による不可逆的な機械的性質の変化に加えて, 高温焼もどし脆化の問題が生じることがある. 特に鋼中の残留不純元素と主合金元素である Si, Mn, Ni, Cr および Mo との間には高温焼もどし脆化感受性に関して何らかの相互作用を持つことが数多く報告されている. 現用の原子炉用鋼板の主流とされる A533 鋼では, 照射脆性の面からも残留不純元素のコントロールが徹底的に行なわれており



(a) Hardness softening curves



(b) Tempering vs. 'V' charpy absorbed energy at -12°C.

Fig. 14. Effect of tempering on the hardness and impact values Mn-Mo-Ni steel -0.20C, 0.25Si, 1.32Mn, 0.68Ni, 0.51Mo.

焼戻脆化はほとんど認められていない。しかし A542, A543 鋼ではこの問題の可能性が報告されており³²⁾, 原子炉への新鋼種採用にあたっては重要な検討項目の一つに挙げられている³¹⁾。

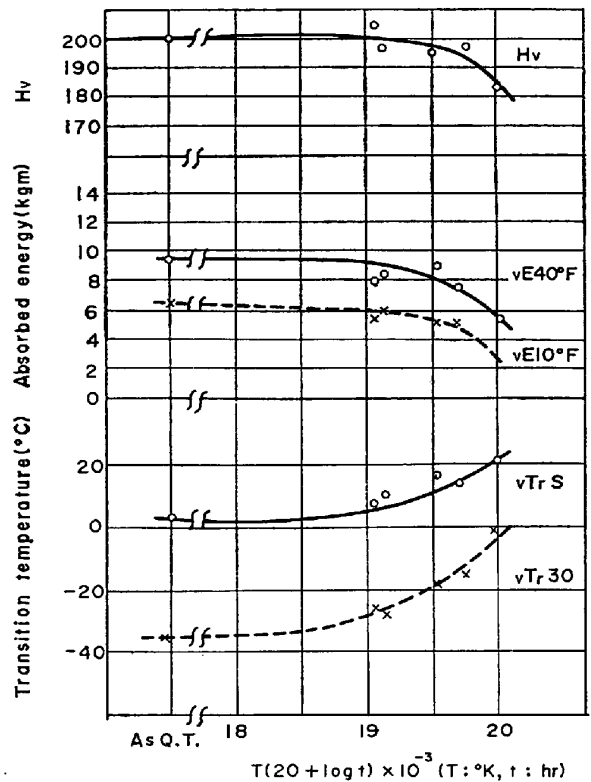


Fig. 15. Prolonged PWHT vs. hardness and impact properties of 165mm thick A533B cl. 1 plate at a quarter thickness, longitudinal, 0.19C, 0.27Si, 1.34Mn, 0.63Ni, 0.50Mo.

4. 厚肉原子炉用鍛鋼材の熱処理と機械的性質

軽水炉 (Boiling Water Reactor と Pressurized Water Reactor, 以下それぞれ BWR, PWR という) の大型化は必然的に主要構造用鉄鋼材料の大型化, 超厚肉化を促してきた。当社はこの趨勢に応じて自由世界の主要原子力機器製造会社十数社 (日本の 3 社を含む) に対して, 3 項に述べた極厚大型鋼板とその成形品とともに, 大型の軽水炉の原子炉圧力容器 (Reactor Pressure Vessel, 以下 RPV という), 蒸気発生機 (Steam Generator, 以下 SG という), コア・インターナルの中枢部をなす低合金鋼およびステンレス鋼による大型鍛鋼品を供給している。これらのうちで, 400 t あるいは 500 t 鋼塊より製造される RPV フランジリング材は重要かつ代表的な構造部材であり, その大きさと品質が軽水炉の大型化の鍵のひとつとなっているといえよう。RPV 用フランジリング材に対して現在は, 米国関係では SA508, Cl. 2 または Cl. 3 が使用されており, また独国関係では 22 NiMoCr 37 または 20 MnMoNi 55 が使用されているが, これらの冶金学的諸特性については前章を含めて十分

知られているので^{44)~46)}、ここでは独国向けに製作された 1300M We PWR 用フランジ材の諸特性を中心に述べる。

4-1 フランジ材の均質性

R P V用部材を大型化し、また一体化することの意味はいくつかあるが、その主要点は、溶接線を減少し主として周溶接によつてR P Vを組立てることにより、容器の製造を容易にしかつ容器の安全性の向上をはかり、また使用期間を通しての定期検査 (in-service inspection) の手間を減らして原子炉の運転効率を増すことにある。しかしながら、このことは、部材の製作に対して先に述べたごとくまず均質かつ健全な大型鋼塊が得られることを前提として成り立つものである。当社の場合、発電機用ロータ軸材を中心とする永年にわたる大型鋼塊製造についての基礎的研究と現場的経験がこれを可能ならしめている。R P V用部材では所要の材力、低温靱性の確保とそれらの部材全体にわたる均一性の確保、ならびに良好な溶接性を確保することを主眼として、化学成分の設定、不純物元素の管理がなされるとともに、合わせ湯に

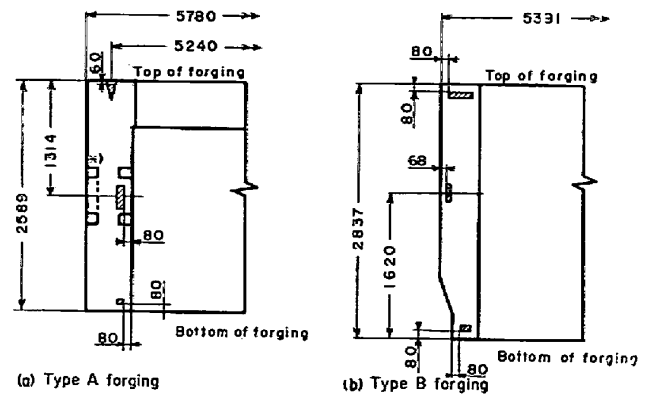


Fig. 17. Configuration of flange forgings for quenching and tempering and locations of test specimens according to TUEV/Germany requirements. Directions of test specimens are tangential, axial and radial.

よる鋼塊製作の際に偏析が最小限にとどめられるよう工夫がなされている。一例として Fig. 16 に 400 t 鋼塊より製造されたフランジ材におけるCの製品分析値を示すがほぼ $0.20 \pm 0.02\%C$ の範囲にある。

4-2 機械的性質

4-2-1 材料試験片位置

フランジ材のような複雑厚肉品に対する材料試験片位置は、TUEV/独国の場合基本的にコーナー表面から、80 mm×80 mmの位置と規定しており、Fig. 17 にその実例を示す。一方、ASME/米国の場合では 20 mm×40 mmである。この差異は、前者では使用時における応力状態にかかわらずほぼ部材全体の保証を要求し、また後者においては高応力部のみを保証すればよいという考え方の差に起因している。いうまでもなく、部材の製作においては前者の規定は後者の規定に比較して著しく厳しい。

4-2-2 焼入時における冷却速度

鋼材の機械的性質は化学成分その他の多くの因子に左右されるが、特に焼入れ、焼もどし熱処理は決定的といつてもよいほど重要な操作である。さらにこの操作のなかで、もつとも重要な因子は焼入れ時におけるオーステナイト化温度からの冷却速度である。部材の質量、大きさ、あるいは冷却方法 (空冷、油冷、水冷など) の差異はすべて冷却速度という因子に還元されうる。大型部材では、最大限の冷却速度を得るよう攪拌水による焼入れを実施し、特に低温靱性の確保を図っている。Fig. 17 にみられる肉厚 550 mm のフランジ材の各深さにおける焼入れ時冷却曲線の実測結果を Fig. 18 に示す。

700°C から 400°C における冷却速度は、規定材料試験片位置の 80 mm 深さでは約 25°C / min であり、肉厚

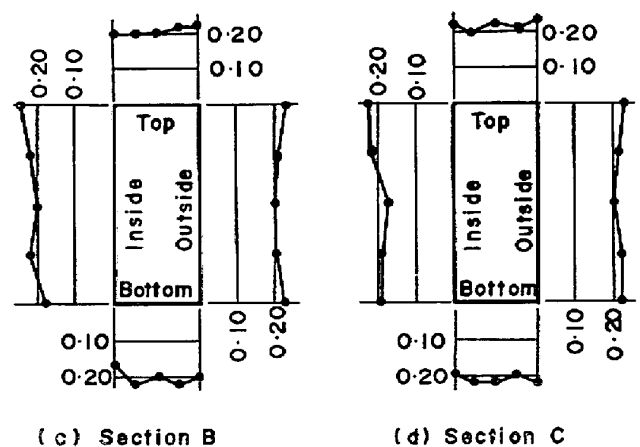
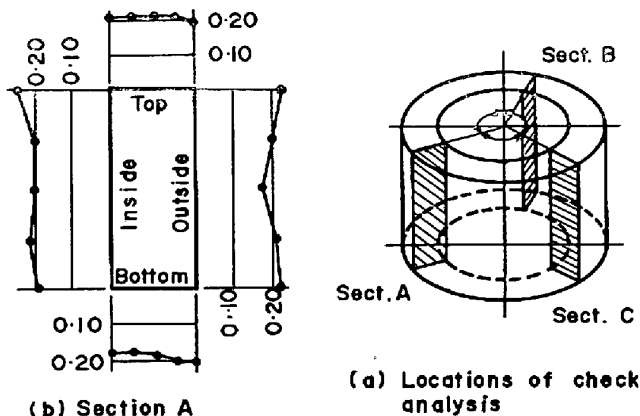


Fig. 16. Typical example of carbon distribution in the finished forgings.

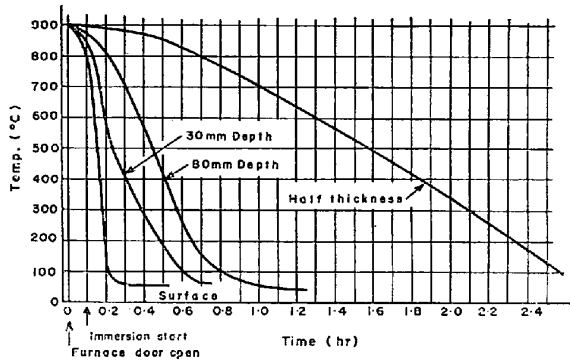


Fig. 18. Cooling curve of large nozzle belt forging at various locations (Type A forging)

Chemical composition, wt. %										
C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Cu	Mo	Al	
.18	.35	.84	.009	.008	1.14	.44	.10	.52	.019	
Austenitizing condition 900 °C × 10 min.										

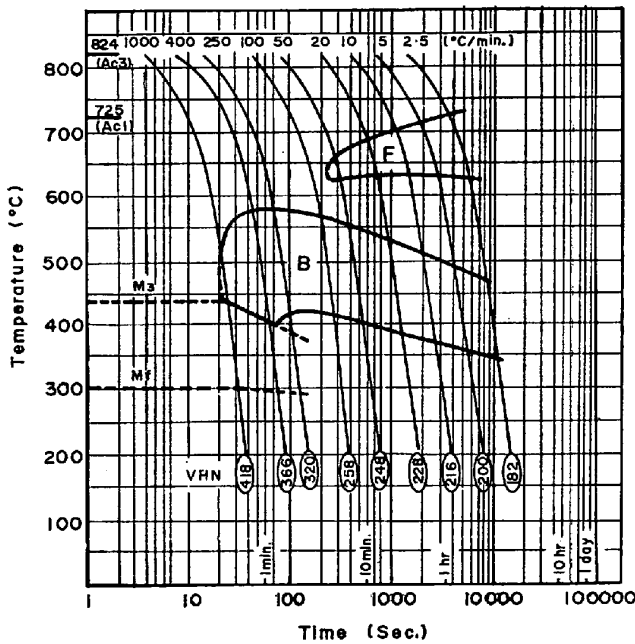


Fig. 19. Typical continuous cooling transformation diagram for 22 NiCrMo37 steel.

中央部では約6°C/minである。したがって、このフランジ材では Fig. 19 と 20 に示す連続冷却曲線図より知られるごとく、80 mmより深い位置においてはベイナイトの他に初析フェライトが観察されるようになる。

4.2.3 機械的性質

(1) 肉厚方向における機械的性質の均一性

Fig. 17 にみられる 550 mm 肉厚の 22NiMoCr37 鋼フランジ材の機械的性質の肉厚方向における分布を Fig. 21 に示す。また、Fig. 22 に同じく 550 mm 肉厚の

Chemical composition, wt. %										
C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Cu	Mo	Al	
.20	.21	1.46	.010	.007	.78	.03	.10	.50	.021	
Austenitizing condition : 890°C for 15 min.										

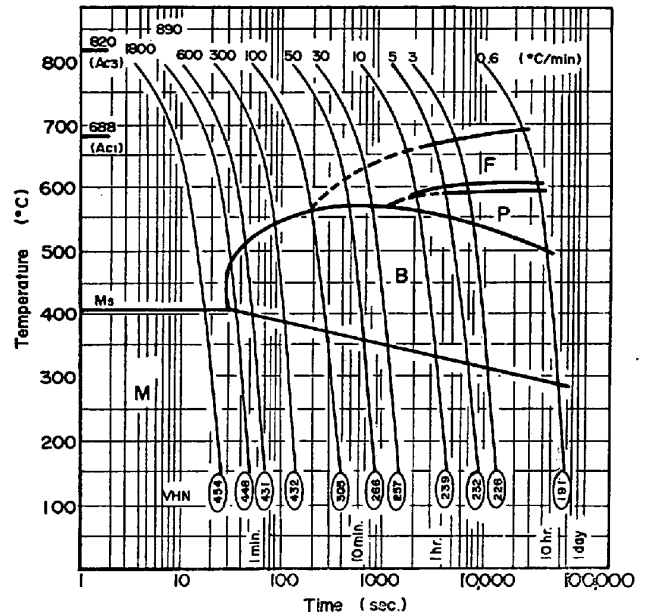


Fig. 20. Continuous cooling transformation diagram for 20MnMoNi55 steel.

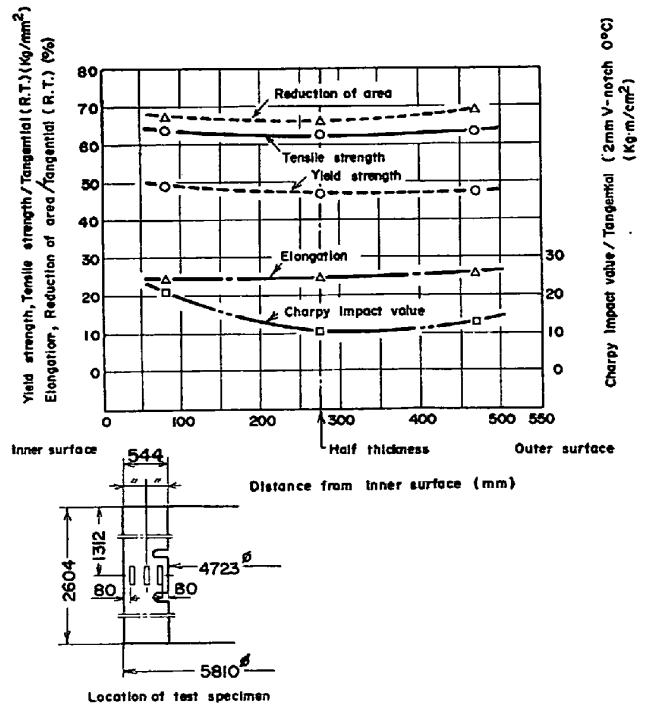


Fig. 21. Mechanical properties of Type A forging (22NiMoCr37) at various thickness locations.

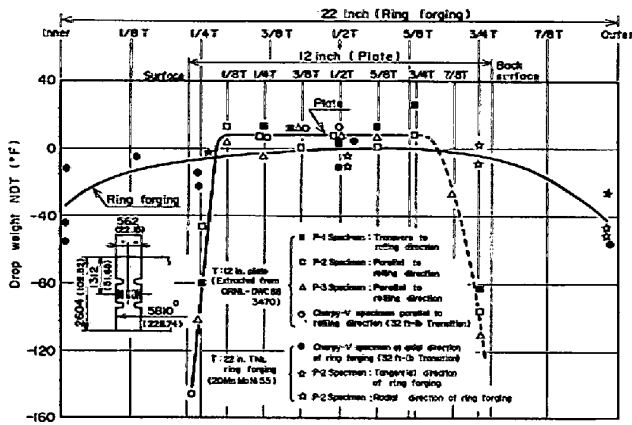


Fig. 22. NDT temperature distribution through wall thickness for 12 in. plate and 22 in. ring forging.

Properties	Test at Location	Room temp.	350°C
Yield strength (kg/mm ²)	Top	(49.3)	(41.4)
	Middle	(50.1)	(43.4)
	Bottom	(48.9)	(41.9)
Tensile strength (kg/mm ²)	Top	(64.8)	(58.2)
	Middle	(65.7)	(60.2)
	Bottom	(63.4)	(58.1)
Elongation (%)	Top	(23.8)	(23.6)
	Middle	(23.2)	(23.5)
	Bottom	(23.2)	(24.9)
Reduction of area (%)	Top	(69.7)	(72.4)
	Middle	(70.8)	(74.4)
	Bottom	(70.8)	(73.0)

Fig. 23. Tensile properties of Type A forging (22NiMoCr37) at various height locations.

20MnMoNi55 鋼フランジ材の無延性遷移温度 (Nil-Ductility Transition Temperature, NDT 温度) の肉厚方向における分布を 300 mm 肉厚の SA533B, Cl. 1 鋼板との比較において示す。以上にみられるごとく、表面から 80 mm の深さにかけて低温靱性の低下がみられるほかは非常に均一な性質を示しており、また肉厚中央部においても規定の材料試験片位置における要求値を十分上まわっている。

(2) リングの高さ方向および周方向各位置における機械的性質

Fig. 23 に 550 mm 肉厚の 22NiMoCr37 鋼フランジ材のトップ、中央、ボトムにおける引張性質の比較を示す。強度、延性ともにほとんど差異がなく、降伏強さ引張強さともにその差異はたかだか 2 kg/mm² の範囲内にある。同一高さレベルにおける周方向各位置での機械的性質の差異はさらに小さくなる。このような機械的性質の均一性は、先きに述べた化学成分の均一性に加えて、焼入れ、焼もどし熱処理時において ±5°C というような狭い範囲の精密な温度管理により達成されてい

Properties	Test at Direction	Room temp.		350°C	
		Value	Value	Value	Value
Yield strength (kg/mm ²)	Tangential	(50.1)	(43.4)	(50.1)	(43.4)
	Axial	(50.4)	(43.2)	(50.4)	(43.2)
	Radial	(49.7)	(43.1)	(49.7)	(43.1)
Tensile strength (kg/mm ²)	Tangential	(65.7)	(60.2)	(65.7)	(60.2)
	Axial	(65.9)	(59.7)	(65.9)	(59.7)
	Radial	(65.1)	(59.5)	(65.1)	(59.5)
Elongation (%)	Tangential	(23.2)	(23.5)	(23.2)	(23.5)
	Axial	(21.5)	(19.4)	(21.5)	(19.4)
	Radial	(23.5)	(19.8)	(23.5)	(19.8)
Reduction of area (%)	Tangential	(70.8)	(74.5)	(70.8)	(74.5)
	Axial	(64.0)	(61.6)	(64.0)	(61.6)
	Radial	(65.8)	(62.2)	(65.8)	(62.2)

Fig. 24. Directionality of Type A forging (22NiMoCr37) in tensile properties.

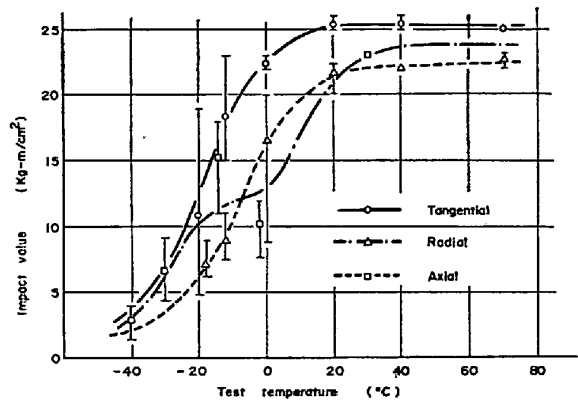


Fig. 25. Directionality of Type A forging (22NiMoCr37) in impact properties.

る。

(3) 3方向における機械的性質の均一性

Fig. 24 と 25 は、550 mm 肉厚の 22NiMoCr37 鋼フランジ材中央高さ部における周、軸、径の3方向における引張性質および衝撃性質をそれぞれ比較したものである。これらより、降伏強さ、引張強さでは3方向間における差異はほとんどみられず、伸び、絞り、衝撃性質において方向による差異がわずかに認められる。いずれにしても機械的性質の異方性は顕著ではなく、これらの均一性は主として、適正な製鋼、造塊条件による非金属介在物ならびにマクロ・ミクロ偏析の低減と適正な鍛造条件による異方性の減少に負うところが大きい。

5. む す び

大型鍛鋼、鋼板の熱処理について、現在の問題点を挙げ、さらに大型リング鍛材と極厚鋼板における熱処理と機械的性質につきその概要を述べた。大型鋼材の製造上熱処理はもちろん重要であるが、さらに製鋼造塊、鍛造過程での技術的検討も大切であり、その意味から、それぞれの製造条件を一貫して考える必要がある。

大型鋼材の熱処理上最大の問題点は、しばしば熱処理効果、寸法効果、質量効果、焼入性などといったテーマで議論されているように、大型鋼材の内外組織や機械的性質の均質性をいかにして得るかが重要であり、そのための加熱冷却操作を検討しなければならない。たとえば内外均一に、オーステナイト域または焼もどし温度領域に加熱した後、どのように内外の温度差を少くして冷却すべきかが問題であり、冷却操作の画期的開発が望まれるところである。

しかしながら、現状の熱処理法では、寸法あるいは質量効果に対し、鋼材の成分改善にたよらざるを得ないがまたそのために生ずる品質上の問題点については、鋼材が大型化されるその都度検討していかなければならないであろう。

文 献

- 1) 小谷: 火力発電, 19 (1968), p. 90
- 2) 小林: 鉄と鋼, 55 (1969), p. 726
- 3) 鍵和田: 鉄と鋼, 56 (1970), p. 1099
- 4) 小野寺: 日本金属学会会報, 13 (1974), p. 613
- 5) 鹿野: 日本製鋼所技報, 31 (1970), p. 10
- 6) K. WELFLE and H. BITTERS Mann: Neue Hütte, 11 (1966), p. 730
- 7) R. A. GRANGE: Trans. ASM, 59 (1966), p. 26
- 8) J. W. HALLEY: Trans. AIME, 167 (1946), p. 229
- 9) 本間: 学位論文 (1975)
- 10) 本間: 鉄と鋼, 51 (1965), p. 2181
- 11) 本間: 鉄と鋼, 51 (1965), p. 2183
- 12) 本間, 鈴木: 鉄と鋼, 53 (1967), p. 897
- 13) 本間: 鉄と鋼, 54 (1968), p. 898
- 14) 本間: 鉄と鋼, 58 (1972), p. 119
- 15) S. SAWADA, A. TOKUDA, R. HONMA, and T. JIN: Proceedings of 7th International Forging Conference of Paris, Apr. 1975
- 16) 下田, 阪部, 松尾: 鉄と鋼, 51 (1965), p. 58
- 17) 阪部, 柴崎: 日本製鋼所技報, 12 (1963), p. 1289
- 18) 下田, 阪部: 鉄と鋼, 52 (1966), p. 171
- 19) 阪部: 鉄と鋼, 53 (1967), p. 25
- 20) 阪部: 日本製鋼所技報, 26 (1970), p. 3044
- 21) 川上: 鉄鋼協会第89回講演大会討論会予稿集, (1975) 討9, A33
- 22) 沢田, 徳田: 鉄と鋼, 59 (1973), p. 637
- 23) 沢田, 金谷: 鉄と鋼, 59 (1973), p. 637
- 24) 沢田, 徳田: 鉄と鋼, 60 (1974), p. 614
- 25) 沢田, 大橋, 村上: 鉄と鋼, 61 (1975), p. 293
- 26) 沢田, 大橋, 村上: 鉄と鋼, 61 (1975), p. 331
- 27) 沢田, 大橋, 村上: 鉄と鋼, 62 (1976), p. 6
- 28) 島崎: 金属, 8 (1975), p. 54
- 29) 薄田, 安藤, 辻, 檜原: 三菱重工技報, 5 (1968), p. 396
- 30) 鉄鋼の照射試験合同研究委員会報告「原子炉圧力容器用高張力鋼の中性子照射に関する試験研究」(1968)
- 31) S. H. BUSH: 1974 ASTM Gillette Memorial Lecture
- 32) 渡辺, 島崎: 学振第122委資料 (1975年3月)
- 33) S. S. STRUNCK, A. W. PENSE, and R. D. STOUT: WRC Bulletin 120 (1970)
- 34) 宮野, 島崎: 熱処理, 5 (1972), p. 319
- 35) 榎並, 波戸村, 田中, 船越: 川崎製鉄技報, 6 (1974), p. 32
- 36) 牧岡, 広松, 平野: 神戸製鋼技報, 22 (1972), p. 46
- 37) 宮野, 島崎: 高圧力, 2 (1971), p. 9
- 38) 国武, 齊藤, 中尾, 菊竹, 小菅, 五弓: 製鉄研究 282 (1974), p. 1
- 39) 深川: 学振第122委資料 (1972年9月)
- 40) 楠原, 吉村, 萩野, 榎並, 船越, 林: 川崎製鉄技報, 6 (1974), p. 44
- 41) 島崎, 宮野, 関村, 足立: 日本製鋼所技報, 33 (1973), p. 1
- 42) 長島, 森, 千々岩, 土生: 鉄と鋼, 51 (1965), p. 2037
- 43) 榎並, 佐藤, 田中, 船越: 川崎製鉄技報, 6 (1974), p. 15
- 44) 小野寺, 本間, 山田, 深町: 日本製鋼所技報, 22 (1967), p. 2445
- 45) W. DEBRAY, H. CERJAK, 小野寺, 塚田, 鈴木: European Nuclear Conference, Paris, Apr. 1975
- 46) 大泉, 高野, 石原: 神戸製鋼技報, 25 (1975), p. 16