
大型鋼塊による原子炉压力容器用 SA533 Type B Class 1 極厚鋼板の製造

Manufacture of SA533 Type B Class 1 Extra-heavy Steel Plate for Nuclear Power Plant Components Using a Large Ingot

楠原 祐司 (Yuji Kusahara) 腰塚 典明 (Noriaki Koshizuka) 関根 稔弘 (Toshihiro Sekine) 榎並 禎一 (Teiichi Enami) 田中 康浩 (Michihiro Tanaka) 小林 英司 (Eiji Kobayashi) 斎藤 達 (Toru Saito)

要旨：

原子炉压力容器用鋼材とくに炉芯領域で使用される材料は、とくに高い靱性が要求される。これら靱性の要求を満たすための基本方針として、脆化元素の低減および組織の微細化をあげ、C,Al,N 含有量の適正化、微量不純物元素の低減などが有効であることを示した。さらに、LD-LRF プロセスの大型鋼塊を用い、これらの方針をもとに決定した目標成分で、板厚 163～250mm の極厚鋼材を製作した。これら鋼板は、内部健全性、均質性にすぐれ、強度、衝撃靱性、落重特性、破壊靱性、疲労特性いずれも、原子炉压力容器として十分使用に耐える性能を有していることがわかった。

Synopsis：

An extremely high toughness is required of steels for nuclear power plant components, especially for the irradiated region of reactor vessels. As basic concept of measures to satisfy the above toughness requirement, this paper discusses reduction of brittleness-causing elements and micronization of steel structure, and points out that optimization of C, Al and N contents and reduction of fine inclusion elements are effective. Actually, an extra-heavy (163～250mm thick) steel plate having aimed composition determined based on the above concept was manufactured using a large ingot made by LD-LRF process. The steel plate proved excellent in internal soundness and uniformity, with its strength, impact toughness, drop-weight test values, fracture toughness, and fatigue properties fully serviceable as material for reactor vessels.

(c)JFE Steel Corporation, 2003

本文は次のページから閲覧できます。

大型鋼塊による原子炉压力容器用 SA533 Type B Class 1 極厚鋼板の製造

Manufacture of SA533 Type B Class 1 Extra-heavy Steel Plate for Nuclear Power Plant Components Using a Large Ingot

楠 原 祐 司*

Yuji Kusuhara

腰 塚 典 明**

Noriaki Koshizuka

関 根 稔 弘***

Toshihiro Sekine

榎 並 禎 一**

Teiichi Enami

田 中 康 浩****

Michihiro Tanaka

小 林 英 司*****

Eiji Kobayashi

斎 藤 達*****

Toru Saito

Synopsis:

An extremely high toughness is required of steels for nuclear power plant components, especially for the irradiated region of reactor vessels.

As basic concept of measures to satisfy the above toughness requirement, this paper discusses reduction of brittleness-causing elements and micronization of steel structure, and points out that optimization of C, Al and N contents and reduction of fine inclusion elements are effective. Actually, an extra-heavy (163~250mm thick) steel plate having aimed composition determined based on the above concept was manufactured using a large ingot made by LD-LRF process.

The steel plate proved excellent in internal soundness and uniformity, with its strength, impact toughness, drop-weight test values, fracture toughness, and fatigue properties fully serviceable as material for reactor vessels.

1. 緒 言

原子炉容量の大型化にともない、原子炉压力容器用鋼材の厚肉化が要求され、1200MWe級加圧水型原子炉(以下PWRと称する)压力容器の場合には、その肉厚は、250mmにもなる。また最近の1100MWe級沸騰水型原子炉(以下BWRと称す

る)压力容器の胴部は、これまでの3分割型から2分割型へ、ボトムヘッドは継目なし一体型ドームへと変わってきており、いずれも使用鋼材単体の重量は大幅に増大してきている。このような使用鋼材の厚肉化あるいは大単重化に際しては、優れた破壊靱性の確保と、大型鋼塊から製造された鋼板の肉質および機械的性質の均質性が特に重要である。

* 水島製鉄所管理部厚板管理課掛長

*** 水島製鉄所管理部厚板管理課課長

***** 水島製鉄所管理部検査課掛長

[昭和54年11月19日原稿受付]

** 技術研究所水島研究室主任研究員

**** 技術研究所厚板研究室主任研究員

***** 水島製鉄所品質保証室室長兼管理部主査(部長待遇)

本報では、板厚鋼板において靱性を確保するための条件を明らかにするとともに、この条件に基づいて 100t を超える大型鋼塊から BWR 用および PWR 用の胴板を実用規模で製作した結果について報告する。

2. 製造条件と靱性

原子炉圧力容器用鋼材は、特に良好な靱性、すなわちシャルピー衝撃試験上部だなエネルギー (νE_{shelf}) が高いこと、シャルピー衝撃試験と落重試験により決定される関連適合温度 (RT_{NDT}) が低いことが要求される。良好な靱性を得るためには、靱性に有害な脆化元素の低減や、微細でしかも靱性に富む組織をもたらす成分設計および熱処理を考慮する必要がある。合金元素の添加量は、十分な焼入性を有するように規格の範囲内で決定すべきであるが、SR 割れ、SR 脆化や中性子照射脆化をおこしやすい元素は制限しなければならない。基本成分の決定に対する検討結果はすでに報告^{1,2)}しているの、ここではそれ以後に検討した、靱性改善のために考慮すべき要因について述べる。

2.1 S 含有量の影響

S 含有量の減少は、MnS 系介在物を減少させ、板厚方向特性を向上させるとともに、 νE_{shelf} を高める。SA533 B Cl.1, SA508 Cl.3 の E_{shelf} と S 含有量の関係を Fig. 1 に示す。S 含有量が、0.003 % 以下であれば、 νE_{shelf} 20kgf・m 以上が得られ、S 含有量の低減が有効であることがわかる。

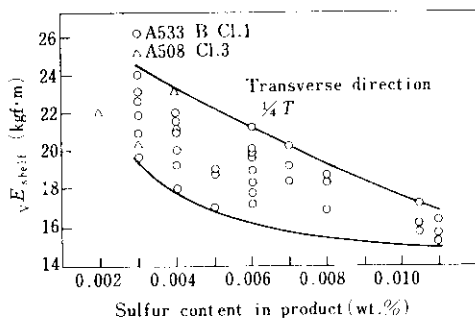


Fig. 1 Effect of sulfur content on the shelf energy, νE_{shelf} in V notched Charpy impact test

2.2 C 含有量の影響

C は強度を効果的に増加させる元素であるが、逆に靱性を劣化させる。SA533 B Cl.1 および、SA508 Cl.3 のシャルピー衝撃試験の吸収エネルギーが 6.9kgf・m (50ft・lb) を示す温度 (νT_{50})、横膨出量が 0.89mm (35mil) を示す温度 (νT_{35mil})、落重試験の無延性遷移温度 (T_{NDT}) および引張強さと C 含有量の関係を Fig. 2 に示す。

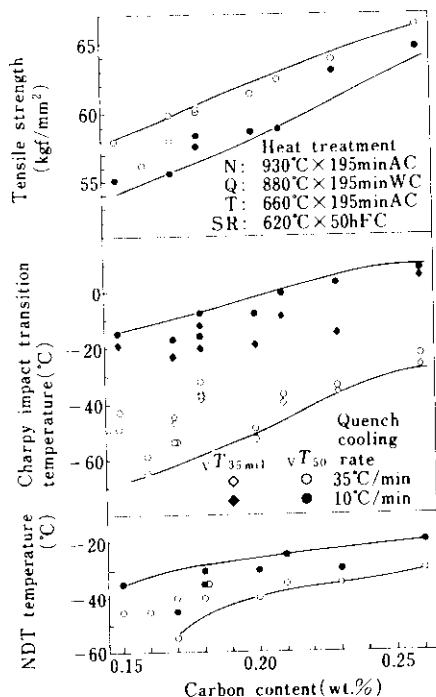


Fig. 2 Effect of carbon content on mechanical properties of A533 B Cl.1 steel plate

C 含有量の減少により νT_{50} , νT_{35mil} , T_{NDT} は低温となるが引張強さは減少する。特に T_{NDT} は 0.20 % 以下の C 含有量でかなり低温となり、C 含有量の低減が T_{NDT} の低下に効果があることがわかる。したがって C 含有量は強度を確保できる必要最低限とすべきことが理解される。

2.3 Al, N 含有量の影響

原子炉圧力容器用板厚鋼板は主としてフェライト・ベイナイトの混合組織であり、このような組織を微細化するためには、オーステナイト粒の微

細化がもっとも有効である。オーステナイト粒径とシャルピー衝撃試験の破面遷移温度(vT_S), T_{NDT} の関係を Fig. 3 に示す。オーステナイト粒の微細化とともに, vT_S , T_{NDT} が明らかに低くなる。オーステナイト粒の微細化には AlN の析出を利用するのがもっとも容易である。オーステナイト粒度番号と Al_{sol} 量の関係を Fig. 4, N_{total} 量との関係を Fig. 5 に示す。0.01% 以下の Al_{sol} 量では, オーステナイト粒の微細化効果は少なく, 0.01% 以上で No. 8-9 の細粒が得られる。一方, N_{total} 量は 80ppm 以上あれば No. 9 の細粒となる。

Al は, N と結びついて細粒効果があるが, 必要以上の Al 添加は, かえって靱性を害する。Al_{sol} 量と

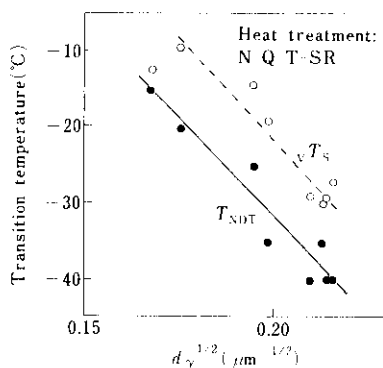


Fig. 3 Relation between nil-ductility transition temperature, T_{NDT} , of drop weight test fracture appearance transition temperature, vT_S of Charpy impact test, and austenite grain diameter, d_γ

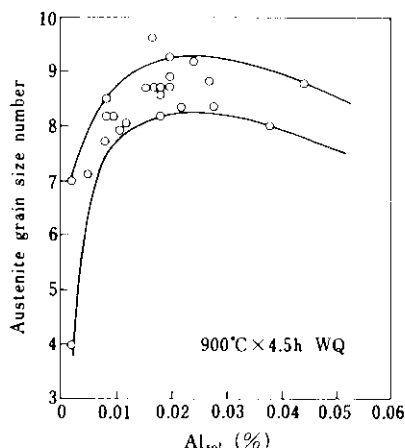


Fig. 4 Effect of acid soluble aluminum on austenite grain size of A533 B Cl.1 steel plate

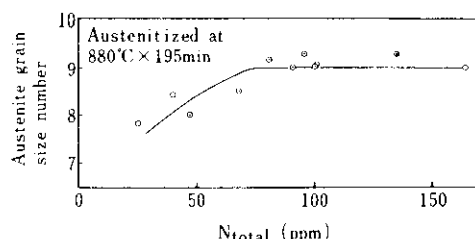


Fig. 5 Effect of nitrogen content on austenite grain size of A533 B Cl.1 steel plate containing about 0.02% Al

衝撃特性, 落重特性および引張特性の関係を Fig. 6 に示す。Al_{sol} 量の増加により, vT_S , vT_{50} , vT_{35mJ} は大幅に, また T_{NDT} はわずかに上昇する。一方, 強度への影響は小さい。このことから, Al 含有量の過剰添加はかえって靱性を劣化させるので, Al, N 含有量は, オーステナイト粒微細化の必要最小限の範囲とすべきことがわかる。

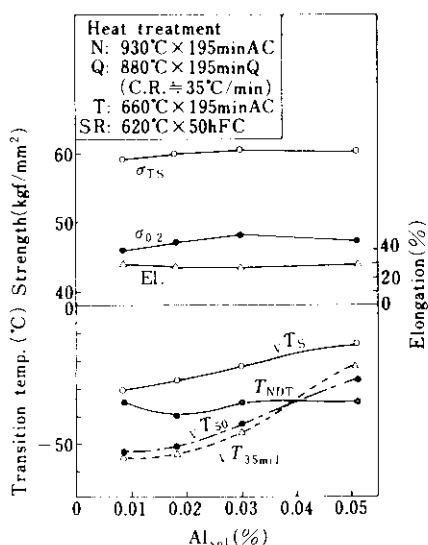


Fig. 6 Effect of acid soluble aluminum content on mechanical properties of A533 B Cl.1 steel plate containing 0.01% N_{total}

2・4 焼入れ冷却速度の影響

靱性によらず熱処理条件の影響として, 焼入れ加熱温度, 焼入れ冷却速度の影響が考えられる。焼入れ加熱温度はオーステナイト粒度に影響を与え, 低温ほど細粒となり, 前述したように靱性改善には有利であるが, 実際には実作業を考慮して下限温度が決められている。

つぎに、焼入れ冷却速度(800°Cから400°Cの平均冷却速度)と衝撃特性、落重特性、および引張特性の関係をFig. 7に示す。焼入れ冷却速度が小さくなるとともに、強度は低下、靱性は劣化する。冷却速度の大きい100°C/min以上の領域では、ベイナイト+アルテンサイト組織であり強度靱性ともに優れている。焼入れ冷却速度が小さくなると組織はフェライト+ベイナイト組織となる。このような領域では、シャルピー衝撃特性の変化に比べて T_{NDT} の変化は少ない。

焼入れ冷却速度は、ほぼ鋼材の板厚により決定され、板厚163mm(1100MeW級BWR用)および板厚250mm(1200MeW級PWR用)では、いずれもフェライト+ベイナイト組織の領域である。

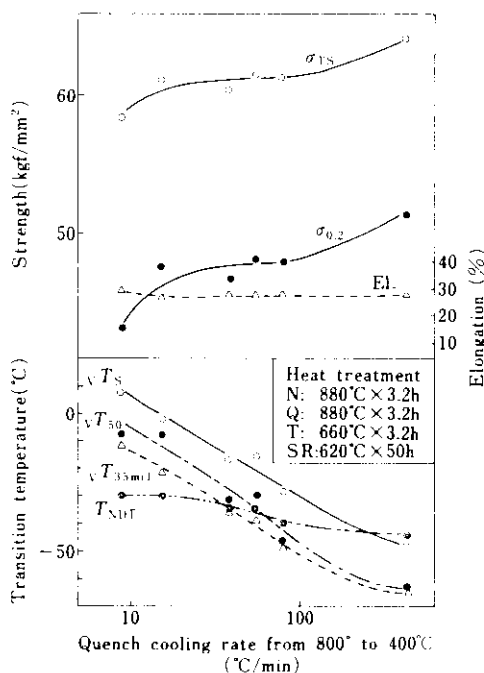


Fig. 7 Effect of quench cooling rate on mechanical properties of A533 B Cl. 1 steel plate

2.5 焼もどし条件の影響

焼もどしパラメーター $T(20 + \log t)$ (T : 加熱温度, K, t : 保持時間, h) の増加とともに、シャルピー衝撃試験の遷移温度はFig. 8に示すように変化する。すなわち遷移温度が最低となる焼もどしパラメーターが存在し、それ以上の焼もどしパラメ

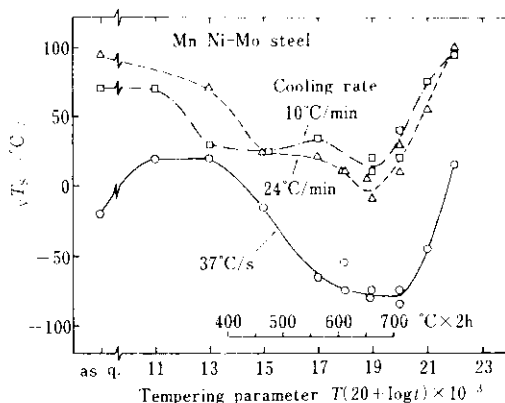


Fig. 8 Change in 50% fracture appearance transition temperature, vT_{50} , in Charpy test with tempering of Mn-Ni-Mo steel

ーターの増加は遷移温度を上昇させ靱性を劣化させる。これは結晶粒、析出物の粗大化に起因すると考えられている²⁾。

2.6 有害元素の低減

SR割れ感受性の一つの指標となる ΔG 値³⁾は $\Delta G = Cr(\%) + 3.3Mo(\%) + 8.1V(\%) - 2$ なる式で表され、 $\Delta G < 0$ を目安に成分を調整している。またこのSR割れに対してはC含有量やAs, Sb, Sn等の不純物の影響も無視できず、これらも極力低くする必要がある。

原子が圧力容器用鋼材の中性子照射による脆化は特に重要な問題であり、その脆化を極力抑制しなければならない。中性子による照射脆化量は、米国NRCのRegulatory Guide 1.99⁴⁾によれば次式により表されておりCu, Pが有害である。

$$\Delta RT_{NDT}(^{\circ}F) = 40 + 1000(\%Cu - 0.08)$$

$$+ 5000(\%P - 0.008) \left(\frac{f}{10^{19}} \right) \left(\frac{f}{10^{19}} \right)^{1/2}$$

f : 中性子照射量 n/cm^2 ($E > 1\text{Mev}$)

3. 大型鋼塊によるSA533 B Cl. 1 極厚鋼板の製造

前章に述べた製造方針に基づいて、実際に100t以上の大型鋼塊から商用サイズの鋼板の製造を行った。溶製法としてP, Cu等の不純物の低減にもっとも有利である転炉-LRF (Ladle Refining Furnace) プロセスを採用した。1100MeW級BWR

用として、 $163 \times 4\,085 \times 12\,580\text{mm}$ 単重 65 760kg、
1 200MeW 級 PWR 用として $250 \times 4\,400 \times 7\,050\text{mm}$
単重 60 880kg の供試鋼板を製造した。

3-1 製造工程

製造工程および製造条件を Fig. 9 に示す。溶製は転炉と LRF の組合せで行い、BWR 用には 102t 鋼塊を、PWR 用として 115t 鋼塊を使用した。これらの鋼塊を鍛造工程を経てそれぞれ 163mm 厚および 250mm 厚の鋼板に圧延し、Table 1 に示した熱処理後種々の試験を実施した。

Table 3 に供試鋼板の化学成分を示す。C 含有量および S 含有量は低く抑えられ、 Al_{sol} も靱性に対する適正範囲に入っている。スクラップを全く使用しない製鋼法の採用により Cu を始めとする不

Table 1 Heat treating conditions of SA533 B Cl.1 steel plates

Heat treatment	163mm thick plate for BWR	250mm thick plate for PWR
Normalizing	900°C×3.3h, AC	900°C×7.5h, AC
↓		
Tempering	650°C×6.6h, AC	650°C×7.5h, AC
↓		
Normalizing	930°C×3.3h, AC	—
↓		
Quenching*	880°C×3.3h, WQ	880°C×7.5h, WQ
↓		
Tempering	660°C×3.3h, AC	660°C×7.5h, AC
↓		
Simulated PWHT	620°C×50h, FC	620°C×26h, FC

* Quenching cooling rate from 800 to 400°C
163mm: 55°C/min ($\frac{1}{4}T$), 44°C/min ($\frac{1}{4}T$)
250mm: 27°C/min ($\frac{1}{4}T$), 21°C/min ($\frac{1}{4}T$)

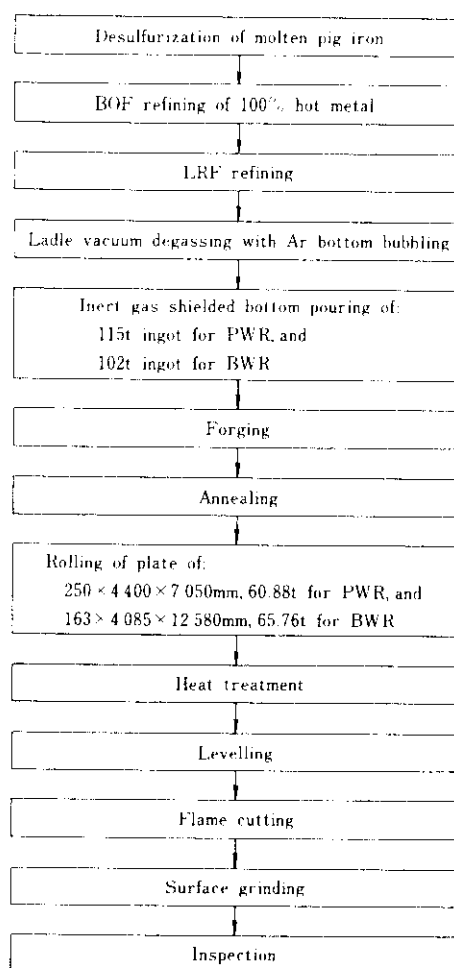


Fig. 9 Flow diagram of manufacturing SA533 B Cl.1 heavy plates from 100 ton class ingots for use in 1200 MeW class PWR and 1100 MeW class BWR

Table 2 Ladle analysis of molten steel for SA533 B Cl.1 steel plates

Plate	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Al_{sol}
163mm thick for BWR	0.18	0.21	1.41	0.006	0.002	0.68	0.09	0.49	0.017
250mm thick for PWR	0.18	0.24	1.40	0.004	0.003	0.69	0.09	0.53	0.016

(wt. %)

Plate	Cu	Nb	V	Co	B	As	Sb	Sn	Ti
163mm thick for BWR	0.01	<0.001	0.005	0.005	<0.0001	0.002	0.0004	<0.001	0.001
250mm thick for PWR	0.01	<0.001	0.005	0.005	<0.0001	0.002	0.0005	<0.001	0.001

(wt. %)

純物は極めて少ない。

3・2 試験結果

3・2・1 内部性状

大型鋼塊からの鋼板の内部健全性と均質性を評価する目的で、鋼塊のトップ、ミドルおよびボトム各相当位置の製品分析、サルファープリントおよび清浄度の各試験を行った。その結果をそれぞれ Fig. 10, Photo. 1 および Fig. 11 に示す。今回用いた大型鋼塊は極厚鋼板専用の偏平上広型であり、100t以上の大型鋼塊であるにもかかわらず偏析は少なく、トップおよびボトムの切捨てを十分に行った後の最終製品では、鋼板各位置間の化学成分の変動はほとんど見られない。このことは、Photo. 1 のサルファープリントの結果とも対応している。また非金属介在物の量も極めて少なく、わずかに 0.01~0.03% の A 型介在物と 0.01% 以下の B 型介在物が観察された程度である。

オーステナイト結晶粒度を Photo. 2 に、ミクロ組織を Photo. 3 に示す。両鋼板ともに粒度番号 8 の細粒であり、いずれもともにフェライト+ベイナイトの混合組織である。

以上の各試験結果と、これらの試験に先立って行った超音波探傷試験および磁粉探傷試験結果を総合判断すると、今回大型鋼塊から製造された鋼板の内部性状は非常に優れ、原子炉圧力容器用として十分な健全性と均質性を有しているといえる。

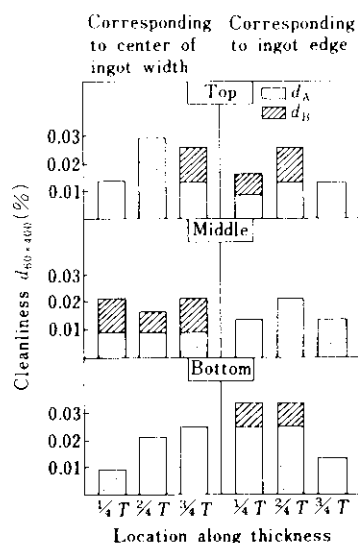


Fig. 11 Distribution of cleanliness of 163mm thick SA533 B Cl.1 steel plate from 102 ton ingot

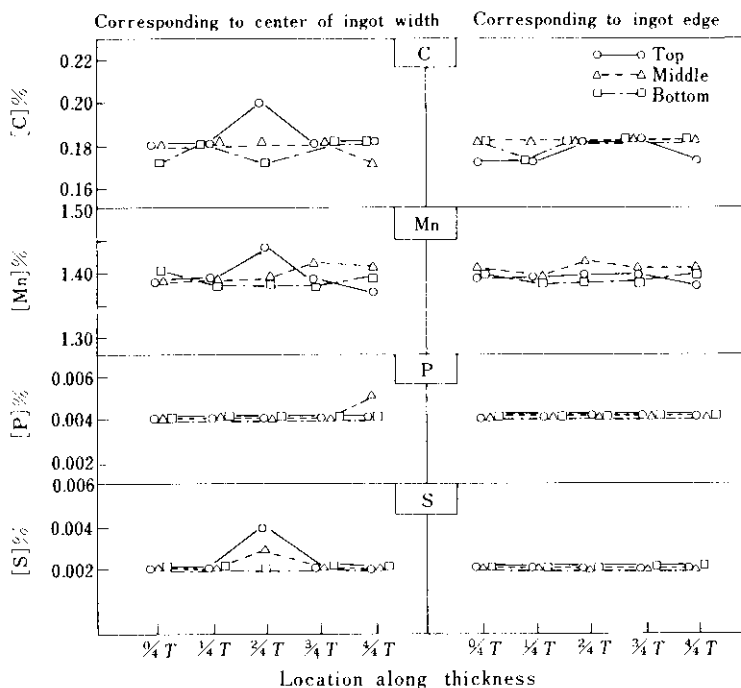
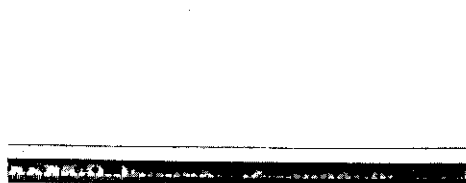
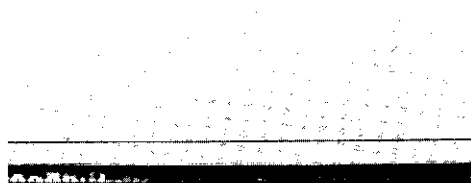


Fig. 10 Distribution of chemical composition of 163mm thick SA533 B Cl.1 steel plate from 102 ton ingot

163mm
thick



250mm
thick

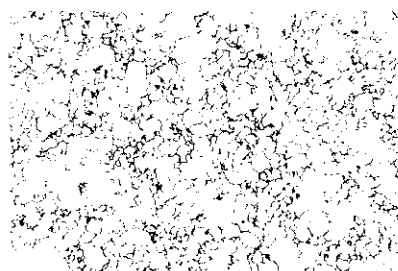
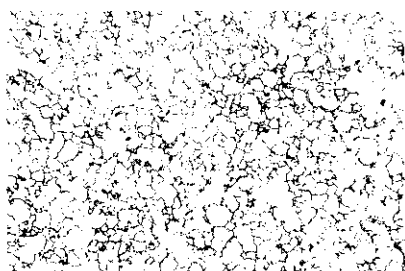


Top

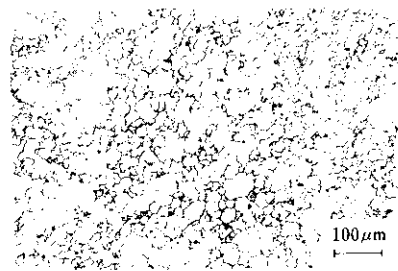
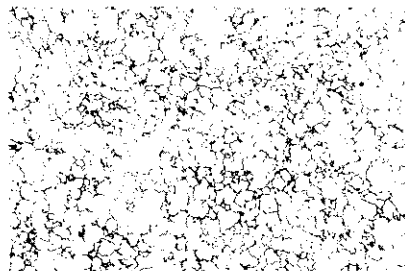
Bottom

Photo. 1 Sulfur print of SA533 B Cl. 1 steel plates on the cross section corresponding to the half width of ingot

Top



Bot.



163mm thick

250mm thick

100 μ m

Photo. 2 Austenite grain size of SA533 B Cl. 1 steel plates at $\frac{1}{4}T$

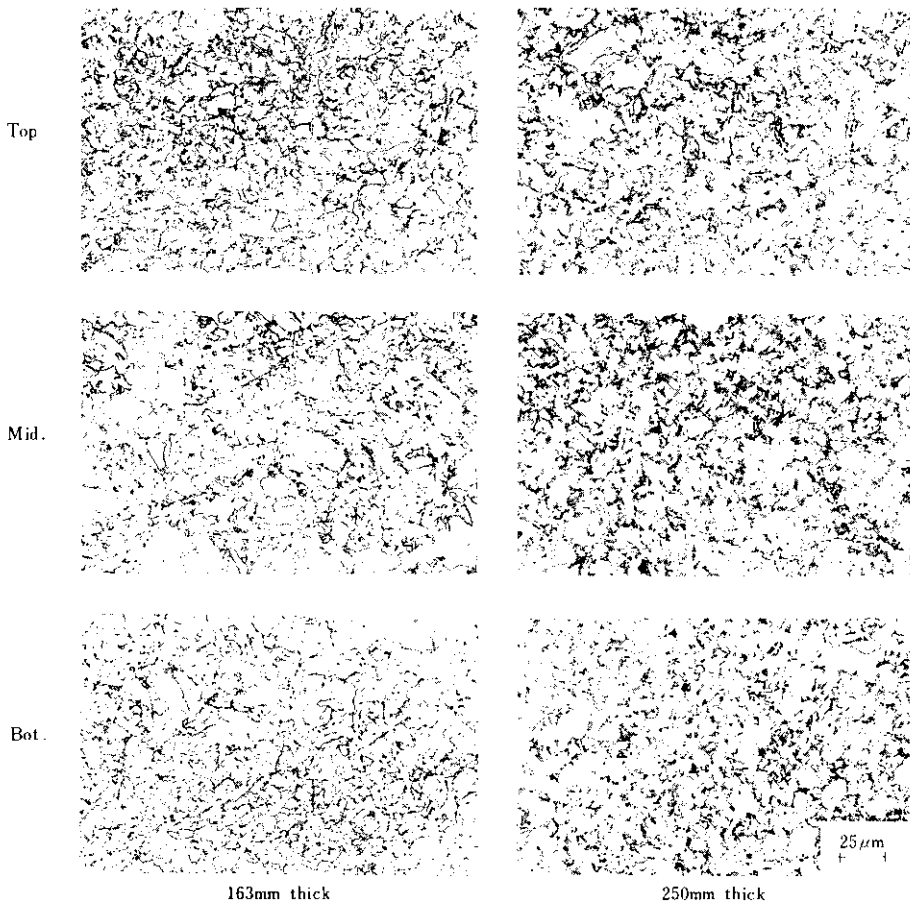


Photo. 3 Microstructure of SA533 B Cl.1 steel plates at 1/4 T

3・2・3 強度特性

供試鋼板の常温引張試験結果を Fig. 12 に示す。両鋼板とも焼入れ冷却速度の大きい表面および裏面を除いて、鋼板内の板厚方向位置も含めた各位置での強度は、ほとんど変わらず十分規格値を上まわっている。また圧延方向および直角方向の異方性も見られない。Fig. 13 に高温および低温引張試験の結果をまとめて示す。両鋼板とも同様の温度依存性を示し、十分な高温強度を示した。

3・2・4 靱 性

(1) 2mm V ノッチシャルピー衝撃特性

鋼板内各位置におけるシャルピー遷移曲線から、163mm 厚材および 250mm 厚材それぞれの各遷移温度と $V_{E_{shelf}}$ を求めた。結果を Fig. 14 に示す。163mm 厚材および 250mm 厚材とも板厚方向での

衝撃特性の差は、引張特性と同様に焼入れ冷却速度の著しく速い表面および裏面を除いてほとんどなく、板厚中心部まで良好な靱性を示した。また試験位置による差および試験方向による差も認められない。上部大なエネルギーは、両鋼板ともすべての位置で 20kgf・m 以上の高い値を示し、米国 NRC の 10CFR50 App. G の要求値である 75ft・lb (10.4kgf・m) を十分上まわる。163mm 厚材と 250mm 厚材を比較すると、163mm 厚材の方がやや良好な衝撃特性を示した。この差は、焼入れ時の冷却速度の差に起因するものと思われる。

(2) 落重特性

ASTM E208 の P-3 タイプ試験片を用いて落重試験を行った。両鋼板の試験結果をまとめて Fig. 15 に示す。供試鋼板の 1/4 T 部および板厚中心部の T_{NDT} は、163mm 厚で $-40 \sim -45^{\circ}\text{C}$ 250mm 厚で $-25 \sim -30^{\circ}\text{C}$ である。この両者の差は焼入れ

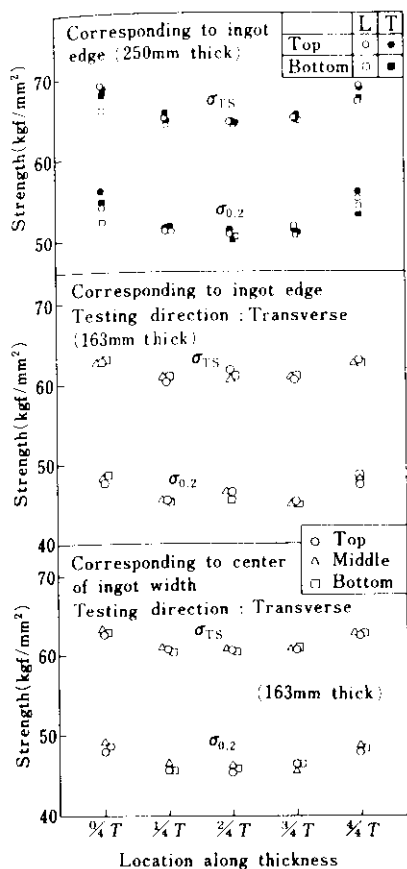


Fig. 12 Distribution of tensile properties of SA533 B Cl.1 steel plates

冷却速度の差によるものと思われる。また両供試鋼板の vT_{50} および vT_{35m11} はいずれも 40°C 以下であることを参考にし、ASME Code Sec. IIIに

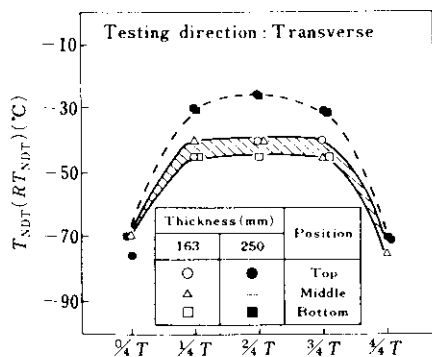


Fig. 15 Distribution of RT_{NDT} of SA533 B Cl.1 steel plates

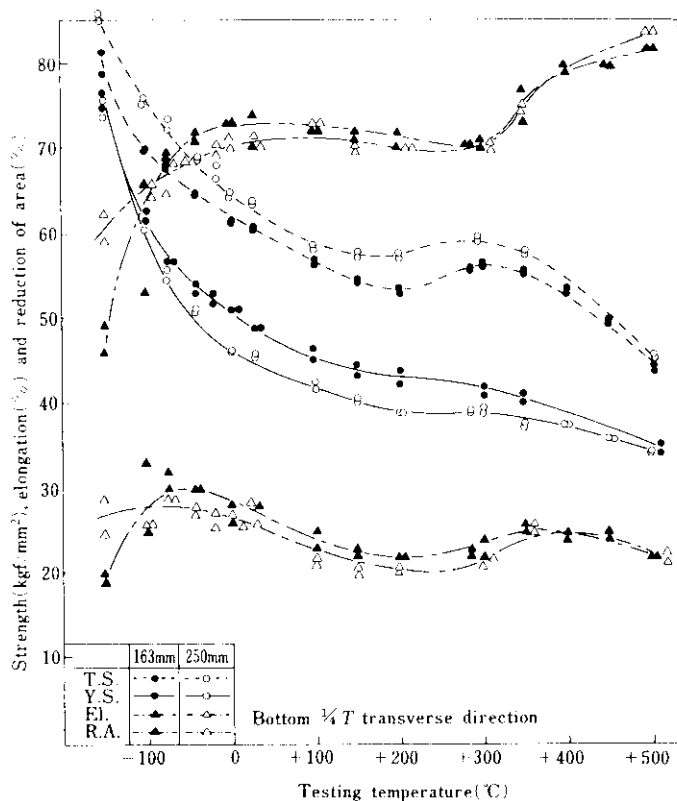


Fig. 13 Temperature dependence of tensile properties of SA533 B Cl.1 steel plate

従うと両鋼板の T_{NDT} はそのままそれぞれの RT_{NDT} となる。

(3) 破壊靱性

静的破壊靱性 (K_{Ic})、動的破壊靱性 (K_{Id})、亀裂停止破壊靱性 (K_{Is}) を求め、ASME Code Sec. III の K_{Ic} 曲線との比較を行った。 K_{Ic} は静的 3 点曲げ試験により、 K_{Id} は計装化シャルピー試験により、 K_{Is} は MRL 型コンパクト試験により、それぞれ求めた。試験片の採取位置は $1/4T$ 部、採取方向は圧延方向と直角である。また脆性亀裂伝播停止試験として全厚試験片を用いた ESSO 試験も合わせて行った。これらの結果を各供試鋼板の RT_{NDT} との相対温度で整理し Fig. 16 に示す。すべての破壊靱性値が、ASME K_{Ic} 曲線を上まわる。このことから今回製造された大型鋼塊からの極厚鋼板は脆性破壊に対しても、優れた特性を有していることが確認された。

(4) 疲労特性

163mm 厚材の室温および 286°C における低サイ

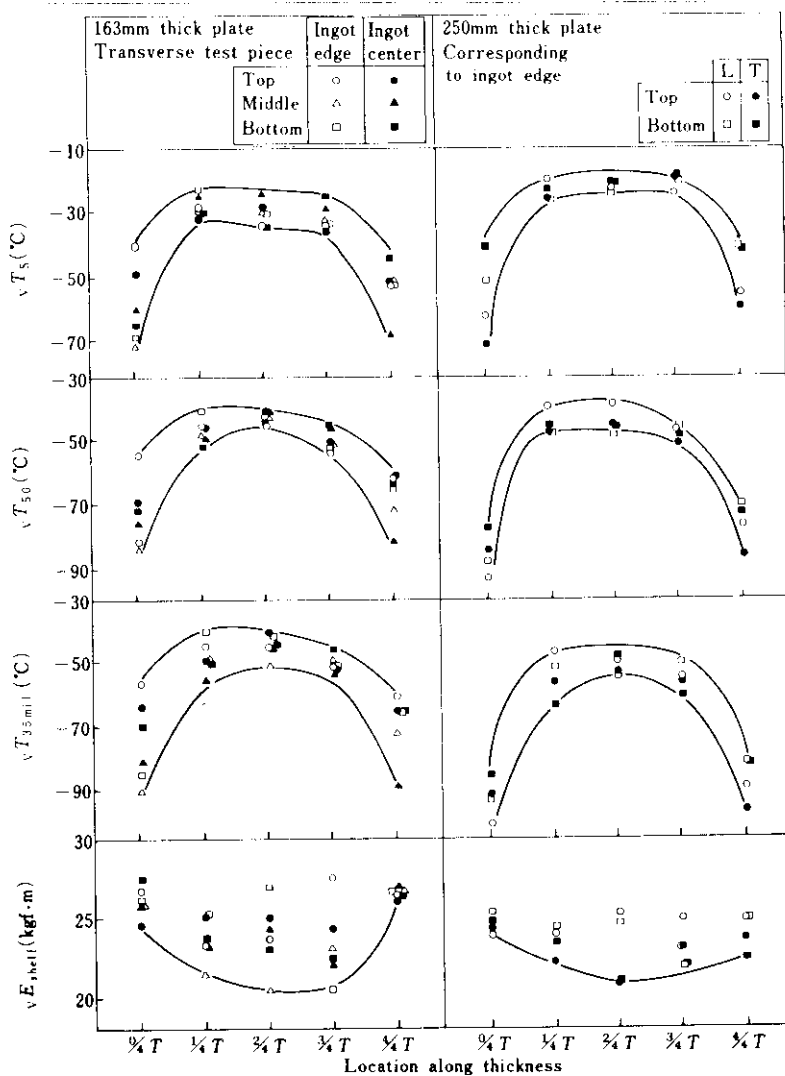


Fig. 14 Distribution of shelf energy and several transition temperatures of SA533 B Cl.1 steel plate

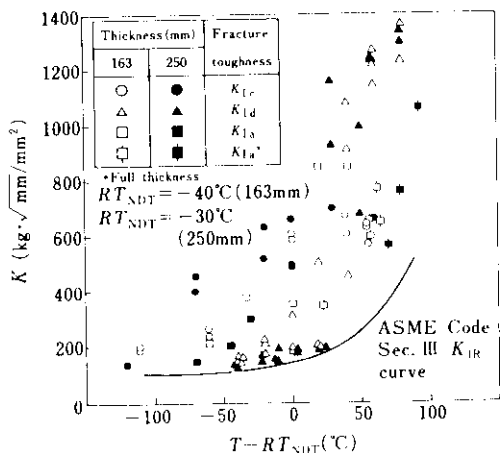


Fig. 16 Temperature dependence of fracture toughness of A533 B Cl.1 steel plates

クル疲労試験結果を Fig. 17 に示す。室温および 286°C における試験結果はともに ASME Code の Best Fit Curve とほぼ一致しており、Design Curve に対して十分な安全率が見込める。Fig. 18 に 163mm 厚材の疲労亀裂伝播試験結果を示す。用いた試験片は 1T-WOL 型 (25mm 厚) である。図中に ASME Code Sec. XI に与えられた基準線を示したが、供試鋼の疲労亀裂伝播速度はこれより低速度側に位置し十分な疲労亀裂進展抵抗を示した。また $1/4T$, $3/4T$ による差異も認められなかった。

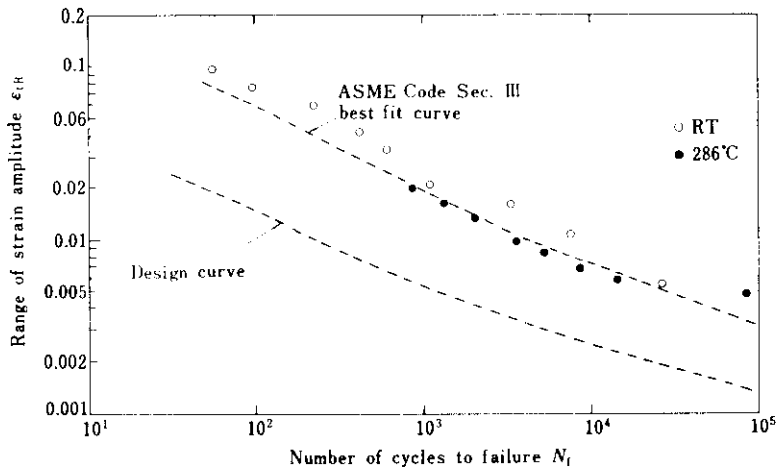


Fig. 17 Results of low cycle fatigue test on A533 B Cl. 1 163mm thick steel plate

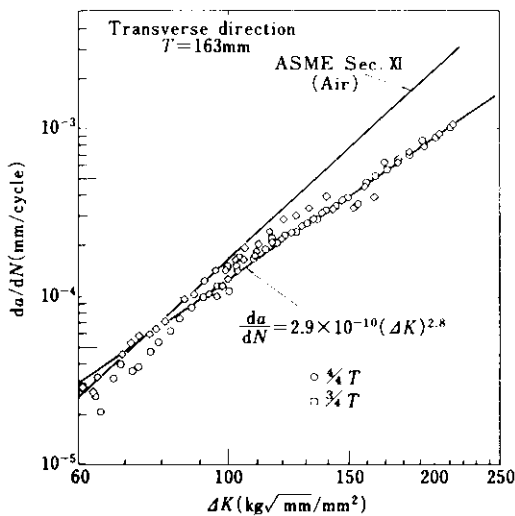


Fig. 18 Relationship between fatigue crack propagation rate, da/dN , and range of stress intensity factor, ΔK

4. まとめ

原子炉圧力容器用鋼材の厚肉化傾向に対処し、SA533 B Cl. 1 極厚鋼板の靱性を確保するための条件を検討した結果、特にCおよびAl含有量の制御とP, S, Cu, V等の不純物の低減が重要であることが明らかとなった。

次いでこれらの結果に基づき、実際に転炉-LRFプロセスで100tを超える大型鋼塊を溶製し、BWR用として163mm厚の、またPWR用として250mm厚のSA533 B Cl. 1 鋼板を商用寸法で製造した。これらの極厚大単重鋼板が、原子炉圧力容器用として必要な十分優れた内部品質や強度、靱性および疲労特性を有していることを確認した。

当社では現状の設備および製造技術により、このような高水準の品質レベルを持つ極厚大単重SA533 B Cl. 1 鋼板の安定製造が可能であり、圧力容器製造者の要求に十分こたえられるものと確信する。

参考文献

- 1) 楠原, 吉村, 荻野, 榎並, 船越, 林: 川崎製鉄技報, 6 (1974) 2, 44
- 2) 榎並, 佐藤, 田中, 船越: 川崎製鉄技報, 6 (1974) 2, 15
- 3) 内木, 岡林: 溶接学会誌, 39 (1970) 10, 1059
- 4) U.S. Nuclear Regulatory Commission: Regulatory Guide