



軽水炉压力容器鋼材の進歩

古 平 恒 夫*

Progress in Light Water Reactor Pressure Vessel Steels

Tsuneo KODAIRA

1. ま え が き

軽水炉発電プラントの歴史は、1950年代の後半にまでさかのぼる。すなわち、1957年に Shippingport 炉 (PWR, 電気出力 90 MWe), 1959年に Dresden 1号炉 (BWR, 210 MWe) が相次いで臨界となり、商業用発電が開始された。その後の軽水炉は年々大型化し、最近では 1100 MWe (110 万 kW) クラスが主流となつている。

軽水炉压力容器に用いられる鋼材も大型化に伴つてその厚みを増し、1100 MWe クラスの PWR では 250 mm 程度の超厚鋼材が使用されている。この压力容器用鋼材は、一般の構造用鋼に比べ、安全性の観点から非常に優れた材料特性 (均質性、高靱性等) が要求される¹⁾。このため、製造技術として最先端の技術が使用され、また高い材料特性を確保するため新しく開発された技術も少なくない²⁾³⁾。

軽水炉压力容器用鋼材の材料特性確保のため、製造上特に注意を払っているのは以下の点である。

- ① 中性子照射脆化を促進する P, Cu などの不純物元素を極力低減する。また鋼材の靱性 (特に上部棚エネルギー) を阻害する S の低下を図る。
- ② 強度と靱性とといった相反する特性を満足させるため、合金元素を狭い範囲で制御する。
- ③ 水素性欠陥の原因となる H や介在物を生じる O を問題のない低いレベルまで除去する。
- ④ 鋼材の内部品質を確保するため、大型鋼塊中の介在物、偏析の低減を図る。
- ⑤ 鋼塊に十分な加工を加え、溶接欠陥などの原因となるザク (鋼塊中に発生する収縮性気孔) を圧着する。

このような観点に基づき、製造設備、技術の革新を図り、現在の軽水炉压力容器用超厚鋼材製造技術が確立されてきた訳であるが、以下にその進歩を概説してみる。

すなわち、まず、製造技術へのインパクトとなつた技術

的トピックスを概観し、次にこれにいかに対処したかを述べ、現用の超厚鋼材の性能の現状をまとめてみることにする。

2. 軽水炉压力容器製造技術へのインパクト

2.1 大型化志向

原子力発電プラントは、単基当たりの出力を高め容量を大きくすると発電コストが低減する、いわゆるスケールメリットがあるため、年々大型化する傾向にある。Fig. 1 にわが国の原子力発電プラントの大型化の状況⁴⁾を傾向曲線として示すが、1960年代の半ばから大型化が急速に進み、最近では BWR, PWR とも電気出力 1100 MWe のプラントが中心になつている。これに伴つて、炉心が大きくなり、压力容器の径が増加し、従つて容器の肉厚も増すことになる。

Fig. 2⁵⁾は、軽水炉における電気出力と压力容器の内径、鋼材厚みの関係を分かりやすく図示したものであり、最近の 1100 MWe クラスの PWR では压力容器の

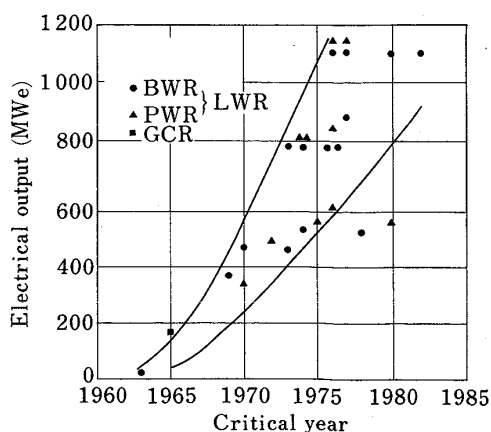


Fig. 1. Increase of electric output in nuclear power station of Japan⁴⁾

昭和 62 年 1 月 6 日受付 (Received Jan. 6, 1987) (依頼解説)

* 日本原子力研究所高温工学部主任研究員 工博 (Department of High Temperature Engineering, Japan Atomic Energy Research Institute, 2-4 Shirane Shirakata Tokai-mura Naka Ibaraki pref. 319-11)

Key words: light water reactors; nuclear power generation; pressure vessel steels; radiation damage; embrittlement; reactor safety; neutron irradiation; impurity; strength; alloy element; nonmetallic inclusions; stainless steels; weld crack; destruction; electric furnace steels; converter steels; technical progress; plate; forging; fracture toughness.

胴はほぼ 250 mm の厚さの超厚鋼材が用いられていることが分かる。この大型化志向に対し、世界各国の鋼材メーカー、ファブリケーターは、鋼塊、成形加工設備、熱処理設備等の大型化を図って、超厚鋼材を用いた軽水炉圧力容器の製造技術を確立してきた。一例として、主要鍛

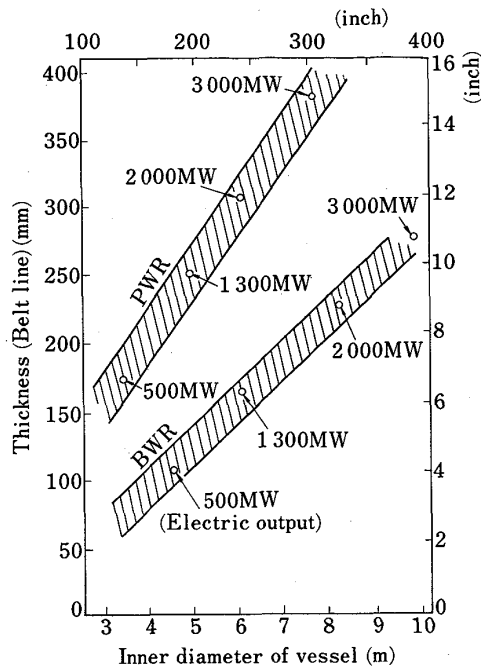


Fig. 2. Relationship between inner diameter and vessel thickness as a function of electric output⁵⁾.

Table 1. Ingot sizes of steel makers in the world²⁾.

Makers	Countries	Ingot size(t)
Japan Steel Works	Japan	570
Kobe Steel Ltd.	Japan	510
Japan Casting & Forging Corporation	Japan	400
United State Steel	USA	370
Bethlehem Steel	USA	350
Thyssen	West Germany	350
Kawasaki Steel Corporation	Japan	320
Klockner	West Germany	250
Terni	Italy	220
British Steel	UK	218
Creusot Loire	France	190

鋼メーカーの最大鋼塊をみると Table 1²⁾ のようになる。同表から分かるように、日本のメーカーが上位を占めており、わが国の超厚鋼製造技術が世界のトップレベルにある。このように、大型化志向は、軽水炉圧力容器用超厚鋼製造技術上の大きなインパクトの一つとなっている。

2.2 技術的要素 (Trigger) への対応

前述したように、原子力発電の歴史は 1950 年代後半までさかのぼることができ、現在まで約 30 年になる。その間、技術革新そして新しい現象、故障、事故等による軽水炉圧力容器用超厚鋼材製造技術へのインパクトをいくつか挙げる事ができる。Table 2⁶⁾ は、そのような技術的トピックスを年表風に示したものである。

2.2.1 中性子照射脆化問題

まず中性子照射による鋼材の脆化、すなわち、照射脆化問題についてみてみよう。この件に関しては、1950 年代初めに構造材料の機械的性質に中性子照射が影響を及ぼすという文献が散見され始める。そして、1968 年に POTAPOVS と HAWTHORNE⁷⁾ が鋼材の中性子照射脆化に Cu が多大の影響を及ぼすことを発見した。すなわち、Cu 含有量の多い鋼材は、延性-脆性遷移温度の中性子照射による移行量が大きいことが判明した訳である。しかし、当時米国では軽水炉圧力容器用鋼材に対する Cu の規制がないため、極端な場合は 0.3% 以上の Cu が入った鋼材が使用されていた。そこで、米国では、1974 年に ASTM において軽水炉圧力容器用 Mn-Mo-Ni 系低合金鋼 (A533B) の規格の付加的条項として Cu 及び P をそれぞれ 0.12 及び 0.017% 未満という制限を設けた。その後の中性子照射脆化に関する知見の蓄積と鋼材製造技術の発展により、最近の ASTM 規格では Table 3 のように規定されている。

上記のインパクトを受けて、軽水炉圧力容器の中性子照射脆化対策も変遷した。例えば、鋼材の中性子照射脆化の予測曲線、すなわちトレンドカーブの変遷を示すと Fig. 3⁶⁾ のようになる。1960 年代においては、Fig. 3(A) に示すように中性子照射による延性-脆性遷移温度のシフトが中性子照射量だけに依存する 1 本のカーブであつ

Table 2. Chronological table relating to integrity of light water reactor pressure vessels⁶⁾.

Year	1950	1960	1970	1980
Topics				
Technical trigger	Need for uniform design approach	Research of copper effects	TMI Rancho Seco event	Chernobyl PTS rule
	ASME Section I & VIII	Research of UCC and reheat cracking	ASME Section III	
	Code cases	(Transition temperature approach)	(Fracture mechanics approach)	
	Navy code			

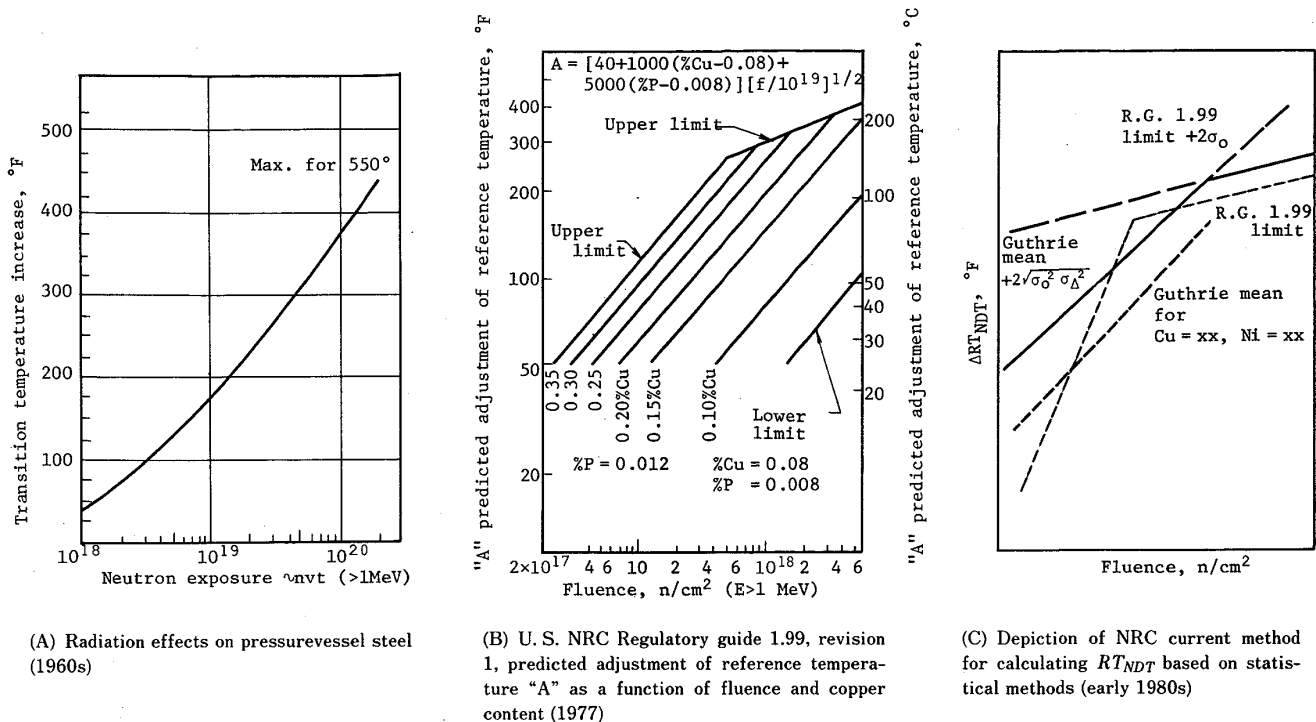
Fig. 3. Advancement of trend curves for irradiation effects⁶⁾.

Table 3. Requirement for maximum copper, phosphorus and sulphur contents in Mn-Mo-Ni low alloy steel (ASTM-1983).

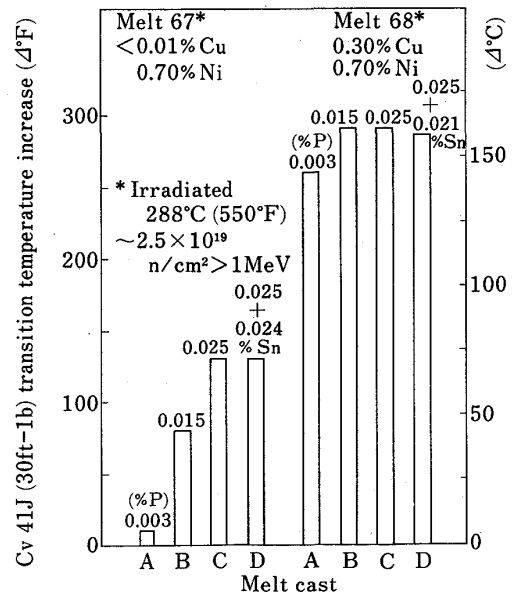
	A533B Cl. 1		A508 Cl. 3	
	Ladle analysis	Check analysis	Ladle analysis	Check analysis
Copper (wt%)	0.10	0.12	0.10	0.10
Phosphorus (wt%)	0.012	0.015	0.012	0.015
Sulphur (wt%)	0.015	0.018	0.015	0.018

たものが、1970年代には Fig. 3(B) のように Cu, P 含有量の依存性を考慮するようになった。更に 1980 年代に入ると、Fig. 3(C) のように、Cu と共存するとき Ni が遷移温度の上昇を促すことを考慮し、しかも統計処理を施したトレンドカーブを採用している。すなわち、Regulatory guide 1.99 及び Guthrie のトレンドカーブがそれで、 $2\sigma_0$, $2\sqrt{\sigma_0^2 + \sigma_A^2}$ はそれぞれ 9°C, 16°C のマージンを意味する。

Fig. 4⁸⁾ には、最近の知見として、上記以外の元素の中性子照射脆化挙動に及ぼす影響を調べた例を示す。これらの研究を通じて、Mo, Mn は脆化軽減に有効であり、As, Cr はほとんど影響を及ぼさず、Sn は Cu, P と同様に悪影響を示すことが明らかになりつつある⁹⁾。

以上のことから、耐中性子照射脆化特性を改善するには、Cu を減じ、P, Sn 等の不純物を極力低下させる必要のあることが分かる。

2・2・2 アンダークラッドクラッキング及び再熱割れ
アンダークラッドクラッキング (Under Clad Cracking, 以下 UCC) は 1970 年にヨーロッパにおい

Fig. 4. Cv 41J transition temperature increases observed for several melt casts⁸⁾.

て発見された現象¹⁰⁾で、圧力容器のステンレス鋼肉盛り溶接部の熱影響部にみられる再熱割れのことである。割れはビードの重なりで下部で最初のビード溶接時に 1200°C 以上に加熱された熱影響部粗大粒域で、次のビードにより 600~700°C に再加熱された部分で溶接方向に直角に生じている。大きさは通常 0.2 mm 程度で最大でも長さ 12 mm, 深さ 3 mm 程度である。

UCC とほぼ同時期に Mn-Ni-Cr 系低合金鋼 (A 508

Cl. 2) 製压力容器の溶接熱影響部においても同種の再熱割れ¹⁰⁾¹¹⁾が発見された。

これらの再熱割れ防止策の一つとして、P, S, As, Sn, Sb 等の微量不純物元素の低減が非常に有効であり、前述の中性子照射脆化対策と同様、高純度化が容器の構造健全性確保の上で極めて重要であることが明らかとなった。

2・2・3 非延性破壊の防止策

原子炉压力容器の不安定破壊（非延性破壊ともいう）は、その災害の波及効果が計り知れないほど大きいので、その防止対策に多大の努力が払われていることは周知のとおりであり、鋼材の靱性に対する要求が厳しく設計基準あるいは法規で規定されている¹⁾。

前述の Table 2 に示すように、1971 年以前までは、軽水炉压力容器の非延性破壊防止策として落重及びシャルピー試験をもとに体系化された、いわゆる遷移温度基準が採用されていた。これによれば、例えば、容器の水圧試験を室温（ $\sim 21^{\circ}\text{C}$ ）として最低使用温度を設定した場合、靱性要求値（落重試験による NDT 温度）は $21^{\circ}\text{C}-60^{\circ}\text{F}(33^{\circ}\text{C})$ として -12°C 程度で十分であつた。しかるに、1972 年米国の ASME コード Section III, Summer addenda において線型破壊力学の原理による非延性破壊防止策が採用され、この場合要求される同種の靱性値（ RT_{NDT} ：関連温度といい、ほぼ前述の NDT と同等）は、一例として示せば -35°C ⁵⁾ とより厳しくなつてきている。

Table 2 には 1978 年に起こつた Rancho Seco 炉の過冷却事象、それに続く 1979 年の Three Mile Island (TMI) 事故も示してあるが、これらは軽水炉压力容器の構造健全性確保の上で非常に重要な意味をもっている。すなわち、それまでの仮想事故としての過渡現象は、大口徑配管破断による LOCA（冷却材喪失事故）を対象としており、このときは ECCS（緊急炉心冷却系）か

らの炉心冷却水による容器壁への熱衝撃は大きいが内圧はほとんどないに等しいと考えられていた。しかし、Rancho Seco 炉及び TMI 炉の場合は、いわゆる加圧熱衝撃（Pressurized Thermal Shock, PTS）¹²⁾ と呼ばれる事象で、不安定破壊の観点からは前者より厳しい荷重モードが実際に加わつたことになる。従つて、压力容器においては、構造健全性の見地から中性子照射脆化問題を考えると、最初から高靱性の鋼材を使用することが極めて重要である。

3. 超厚鋼材製造技術の進歩

前章で述べた軽水炉压力容器鋼材のニーズに対応した超厚鋼材製造技術の進歩を以下に概観してみる。

3・1 軽水炉压力容器鋼材の種類と規格

軽水炉压力容器用鋼材の代表的鋼種を Table 4²⁾ に示す。初期の軽水炉では、ボイラー用鋼板として使用実績も多く溶接性も良好な焼ならし (N) 焼もどし (T) 処理を施した Mn-Mo 系の A302B 鋼及び Si-Mn 系の A212B 鋼が採用された。米国に例¹³⁾をとれば、前者の A302B 鋼が広く压力容器用鋼材として用いられており、A212B 鋼が用いられた例としては Indian Point 炉(1962 年臨界)を挙げることができる。しかるに、前述したような 1960 年代半ばからの軽水炉発電プラントの大型化に伴つて、これに対処するため使用鋼種も変化してきた。すなわち、100 mm 程度以上の厚肉鋼板においては、A302B 鋼では強度及び靱性の確保が不十分となつてきたので、ASTM は 1964 年に焼入性を高めるため Ni の添加 (Mn-Mo-Ni 系に改良) を行うことで対処した。この鋼種は A 302 B 改良鋼と呼ばれ、わが国では日本原子力研究所の JPDR、日本原子力発電(株)の敦賀 1 号炉等で採用されている。その後、原子力発電プラントの大型化はより進展し、この改良鋼でも強度と靱性の確保が困難視された。すなわち、Fig. 5¹⁴⁾ に示すように、

Table 4. Typical steels for light water reactor pressure vessels²⁾.

ASME (JIS)			Chemical composition (wt%)						Tensile properties (RT)			
			C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	0.2% YS (kgf/mm ²)	UTS (kgf/mm ²)	EL (%)	R. A. (%)
Old type steels	Plate	A212B	≤ 0.33	0.15 ~ 0.30	≤ 0.9	—	—	—	≥ 26.7	49.2 $\sim$ 59.8	≥ 21	—
		A302B*	< 0.25	"	1.15 ~ 1.50	—	—	0.45 ~ 0.60	≥ 35.2	56.2 $\sim$ 70.3	≥ 18	—
	Forging	A105*	≤ 0.35	≤ 0.35	0.60 ~ 1.05	—	—	—	≥ 25.3	≥ 49.2	≥ 22	≥ 30
		A336*	≤ 0.27	0.15 ~ 0.30	0.50 ~ 0.80	0.5 ~ 0.9	0.25 ~ 0.45	0.55 ~ 0.70	≥ 35.2	56.2 $\sim$ 70.3	≥ 18	—
Present steels	Plate	A533BCL 1 (JIS SQV2A)	≤ 0.25	"	1.15 ~ 1.50	0.4 ~ 0.7	—	0.45 ~ 0.60	"	"	"	—
	Forging	A508CL 2 (JIS SFVQ2A)	≤ 0.27	0.15 ~ 0.40	0.50 ~ 1.00	0.5 ~ 1.0	0.25 ~ 0.45	0.55 ~ 0.70	"	56.2 $\sim$ 73.8	"	≥ 38
		A508CL 3 (JIS SFVQ1A)	≤ 0.25	"	1.20 ~ 1.50	0.4 ~ 1.0	≤ 0.25	0.45 ~ 0.60	"	"	"	"

(* Advanced types used in Japan.) 0.2% YS: 0.2% offset yield stress UTS: Ultimate tensile stress EL: Elongation R. A.: Reduction of area

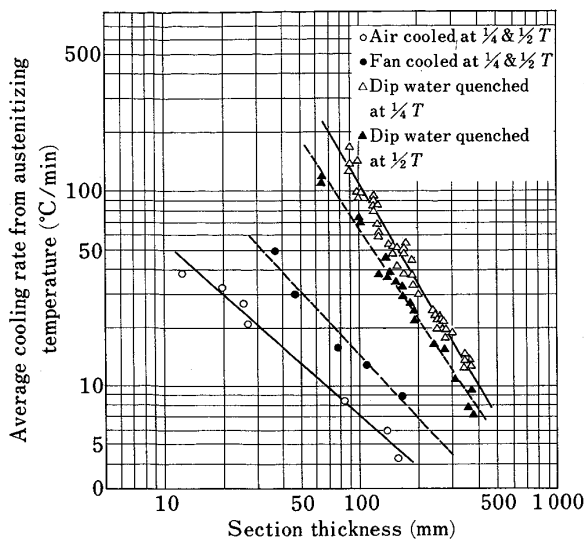


Fig. 5. Cooling rate data of heavy section low alloy steels for pressure vessels¹⁴⁾.

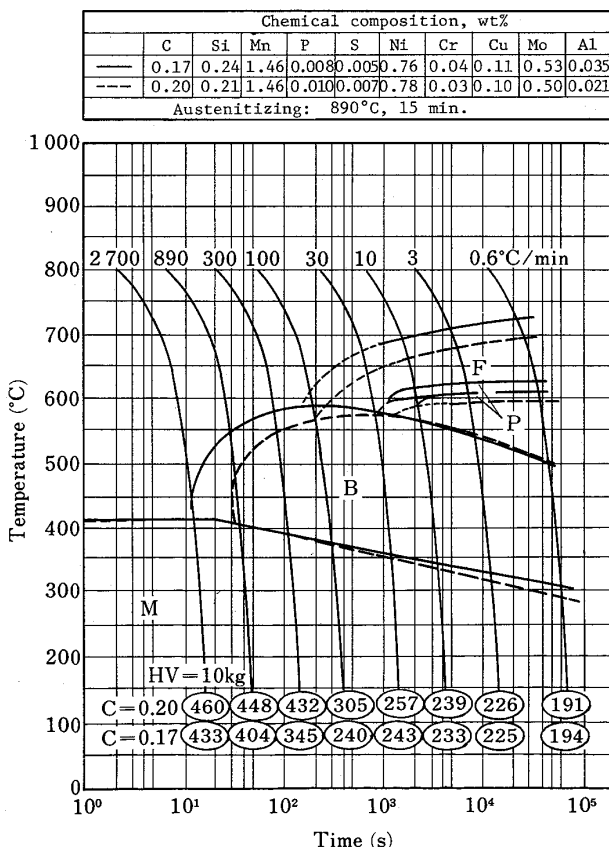


Fig. 6. CCT diagram for Mn-Mo-Ni steel¹⁰⁾.

鋼材の厚さが増加すると焼入冷却速度が低下する、いわゆる質量効果を示す。そして、この種の鋼材は、Fig. 6¹⁰⁾ に示す連続冷却変態 (CCT) 曲線からも分かるように、オーステナイト化温度から徐冷するとフェライト、パーライト組織が現れるようになり、ある程度 (例えば、Fig. 6 によれば完全ベーナイト組織を得るためには約

20°C/min) 以上の速度で冷却しないと、その後の焼もどし (T)、溶接後熱処理 (PWHT) により調質しても強度及び靱性の確保が難しい。材厚が薄ければ空冷できるが、厚肉材になると水中に焼入れ (水冷, Q) しなければ所定の冷却速度が得られなくなることが Fig. 5 より分かる。そこで、ASME (ASTM) では 1965 年に A302B 改良鋼の熱処理をそれまでの NT から QT 処理に変更した。これが A533B 鋼で、現在広く用いられている鋼板である。一方、鍛鋼についても同様の開発過程を経て A105, A336 そして A508 鋼となった。A508 鋼に関しては、Cl. 2 と Cl. 3 があるが、前述の UCC、再熱割れの問題から、A508 Cl. 3 鋼が最近では主流となっている。

これらの鋼板及び鍛鋼について製造工程ごとに、以下にその技術的進歩を概説する。

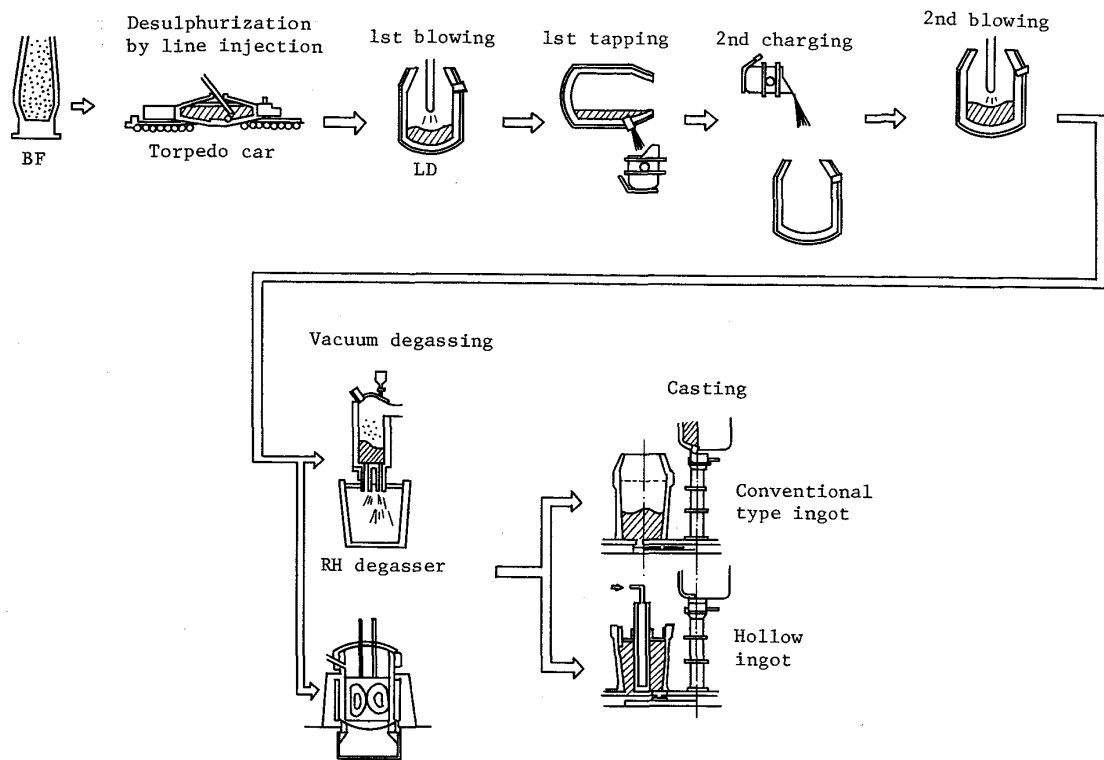
3.2 溶製法

わが国では、かつて素材鋼を塩基性の平炉と電気炉によって溶解して真空下で铸込んでいたが、1973 年以降は電気炉と保持炉を用いて大型鋼塊が製造されている。更に、転炉製鋼の進歩に伴い、軽水炉压力容器用鍛鋼の A508 Cl. 3 鋼は 1977 年の ASME コードにおいて電気炉鋼の他、転炉鋼の使用も認められるようになった。わが国では、1982 年に JIS 改正により G3204 (压力容器用調質型合金鋼鍛鋼品) が制定され、転炉で溶製した鋼塊が使用できる道が開かれた。

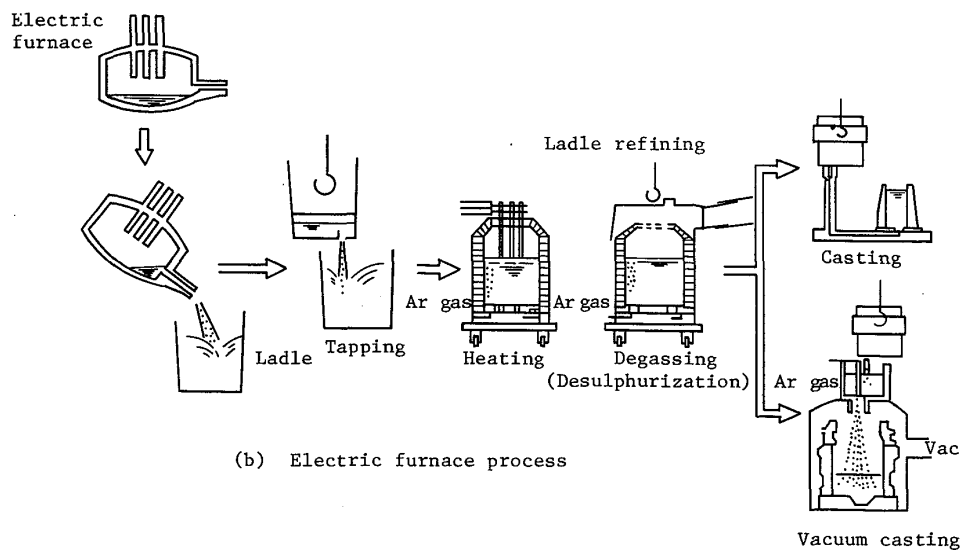
軽水炉压力容器用超厚鋼板においても、また肉厚 500 mm クラスの極厚鍛鋼においても、材料規格に規定された成分範囲の中で最適化学成分を求め、強度と靱性の優れた調質組織を得る必要がある。このため、溶製時には、①照射脆化対策として Cu, P, Sn 等の低減、②UCC や再熱割れ感受性を低めるための As, Sb, Sn の低減、③靱性を向上させるための S の低減と C の規制、結晶粒微細化のための Al, N の管理、④強度の確保、強度-靱性のバランス、再熱割れ感受性軽減のための各種合金添加元素の規制、⑤内部品質向上のための O の低減と非金属介在物の除去、H の低減など多くの点を考慮して狭い範囲で成分を制御し、有害な元素を低減する必要がある。

この中で、Cu は精錬工程でほとんど除去できないため、原材料からの混入を防ぐことが唯一の対策となる。従って、電気炉を用いる場合はとくに不純物元素の少ないスクラップを使用し、転炉を用いる場合は純度の高い溶銑を使用するよう配慮している。

更に、高純度化に当たっては、電気炉もしくは転炉単体のプロセスでは不十分であり、これらのあとに LF (Ladle Furnace, 取鋼精錬炉) 等を含むいわゆる 2 次精錬プロセスが開発されている⁵⁾¹⁵⁾¹⁶⁾。Fig. 7²⁾¹⁵⁾¹⁶⁾ に電気炉及び転炉を含む 2 次精錬プロセスの例を示す。このような 2 次精錬プロセスは合金元素の制御に有効な他、前述の有害不純物元素の低減にも非常に威力を発揮す



(a) Converter process



(b) Electric furnace process

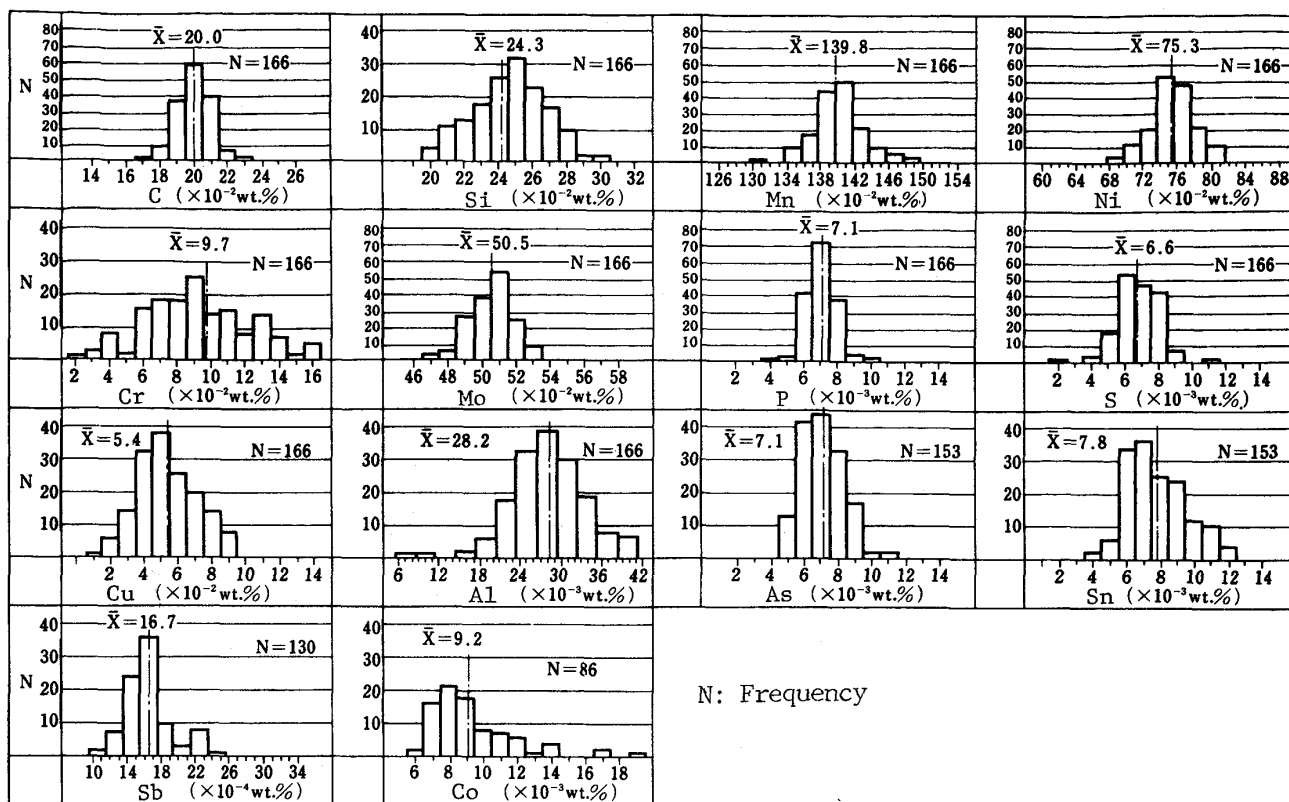
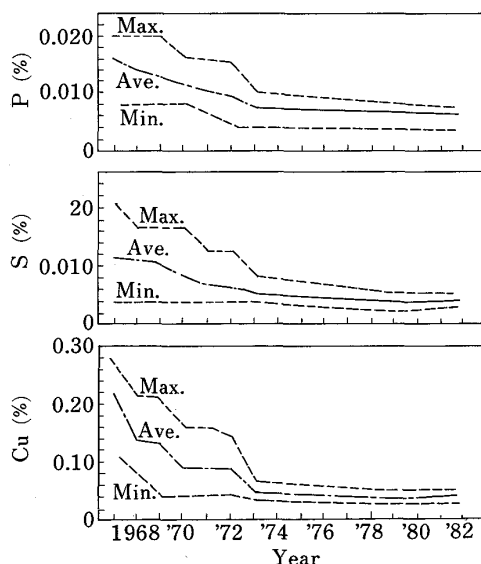
Fig. 7. Typical example of converter or electric furnace processes followed by second refining in production of heavy section steel for LWR pressure vessel²⁾¹⁵⁾¹⁶⁾.

る。従つて、現在では、2次精錬プロセスの能力によつて合金元素レベルのコントロール精度や不純物元素量が決まり、転炉、電気炉の差による材料特性の差は生じないと言えよう。

Fig. 8¹⁰⁾ は、1975年から1978年頃の間に鋳込まれた A508 Cl. 3 鋼の取鍋分析のヒストグラムである。不純物元素は極めて低いレベルにあるが、現在は更に低減

化が進み、Cu で 0.01~0.04%，P, S は 30~50 ppm まで低減されてきている。とくにわが国の軽水炉圧力容器用鋼の Cu, P, S の含有量に関しては、その変遷を Fig. 9²⁾ に示す。同図からわが国では 1974 年以降は、先の Table 3 の ASTM 規格を十分クリアしており、問題のないレベルにあることは明らかである。

3.3 脱ガス

Fig. 8. Variation in chemical compositions for A508 Cl. 3 steels¹⁰⁾.Fig. 9. Change of copper, phosphorus and sulphur contents in Mn-Mo-Ni low alloy steels²⁾.

溶鋼中のHやOは、溶鋼の casting, 凝固過程において、水素性欠陥を誘起したり、介在物となり、最終製品である鋼材の性質を損なう要因となる。例えば、かつて国内初期プラントの压力容器用鋼板として英国から輸入された Coltaf-28 鋼が、受入検査で水素系欠陥が発見され廃棄処分になったことがあった。従ってガス成分の除去は

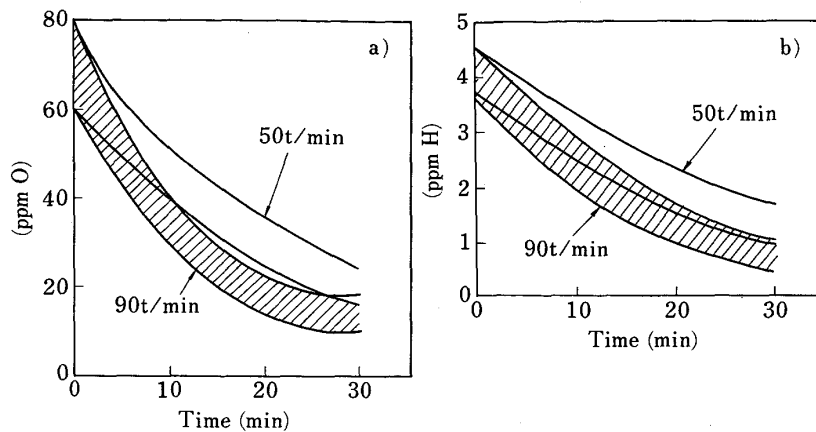
極めて重要であり、そのために現在脱ガス装置が使用されている。転炉の場合には Fig. 7(a) に示すような RH 脱ガス装置が使われる。環流用 Ar ガスの大量吹き込みと環流管径の増大により、脱ガス処理中の脱水素、脱酸能力は向上し、その一例を Fig. 10²⁾¹⁵⁾ に示す。

一方、電気炉における脱ガス処理の例を Fig. 7(b) に示してあるが、転炉とはほぼ同様に H, O を低減することができる。

3.4 造塊

軽水炉压力容器用鋼材は、160～250 mm と極厚でかつ単体重量も大きいため、100 t を超える巨大な鋼塊が必要となる。一般に鋼塊は大型化するほど凝固速度が遅くなり、偏析が大きくなる傾向にある。また、介在物の浮上分離も内部の清浄度の観点から非常に重要である。これらに対処するため、軽水炉压力容器用の大型鋼塊の場合は、偏析対策として扁平鋼塊を用いると共に上広化により介在物の浮上分離を図っている。

より大型の 500 t クラスの大型鋼塊の casting においては、材料の均質性を確保するための工夫を払い、いわゆる多ヒート casting 法 (MP 法)¹⁰⁾ が行われている。本方法は、複数の電気炉と保持炉を用いて 500 t クラスの casting を可能とする方法であり、各溶鋼の温度と化学成分をコントロールすることによって大型鋼塊の均質化を図っているものである。本方法による一例として、400 t 鋼塊から製造した大型フランジ材の内外面における C の



a) Change of oxygen content
b) Change of hydrogen content
Fig. 10. Change of oxygen and hydrogen contents²⁾¹⁵⁾.

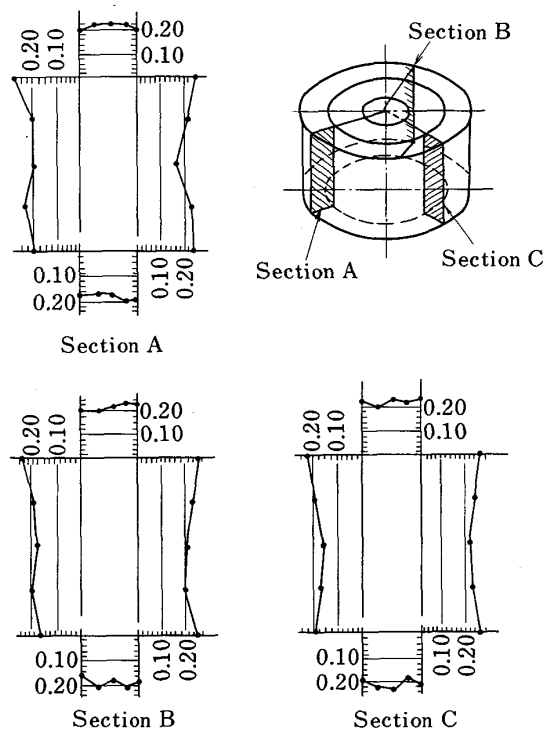


Fig. 11. Carbon distribution with in large forging¹⁰⁾.

分布を Fig. 11¹⁰⁾ に示す。C の分布はいずれの断面においても平均値 (0.2%) に対して $\pm 0.05\%$ 程度であり、偏析が非常に少ない。

3.5 加工成形

軽水炉压力容器用鋼材の熱間加工による成形法としては、圧延と鍛造があり、以下にこれらの現状を概説する。

3.5.1 鋼板

大型超厚鋼板の場合、まず鍛造によつて鋼塊内部に発生するザクを圧着させ、一次凝固組織をつぶした後に圧延が行われる。圧延工程では、縦方向 (Longitudinal) と横方向 (Transverse) との圧延比をほぼ等しくするためにクロス圧延も行われる。その例が Fig. 12¹⁰⁾ であり、クロス圧延を行つた場合の縦、横方向の衝撃特性を示す

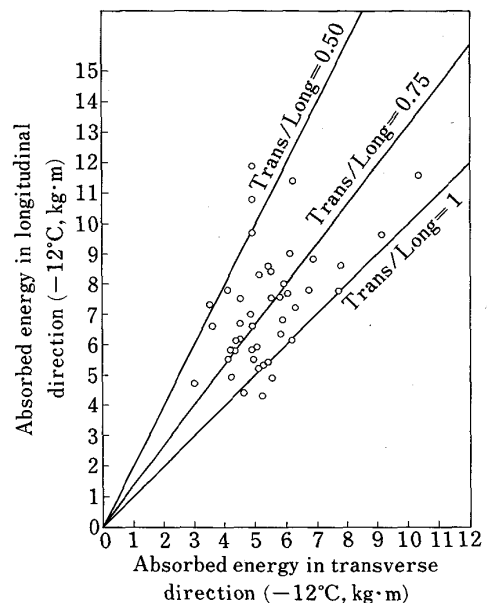


Fig. 12. Effect of cross rolling on charpy absorbed energy in longitudinal and transverse directions¹⁰⁾.

が、異方性が小さく、クロス圧延の効果が大きいことが分かるであろう。

更に最近では、未圧着のまま残存するザクを除去し、一層の品質向上を図るため、上下非対称の金敷を用いた特殊鍛造法や累積高形状比圧延が開発され、使用されているが、詳細は文献²⁾¹⁷⁾¹⁸⁾を参照されたい。

3.5.2 鍛鋼

軽水炉発電プラントの大型化に伴い压力容器の品質と信頼性の向上、そして ISI 時の被ばく低減、稼働率向上に連なる検査の簡略化の観点から、軽水炉压力容器は、鋼板溶接構造にかわつて鍛鋼品を使用する傾向にある。すなわち、シェルやドームは鍛鋼品を使うことによつて一体化され、容器の溶接線を減少させることができる。一例として、Fig. 13¹⁹⁾ に鍛鋼品を適用し、一体化を図つた場合を示す。同図は PWR 压力容器の従来型 (左側) と改良型 (右側) の設計を比較している。従来、フラン

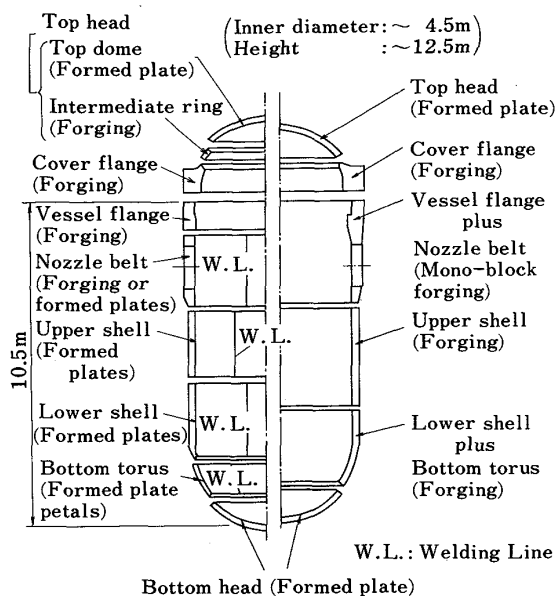


Fig. 13. Application of forgings to PWR pressure vessel¹⁹⁾.

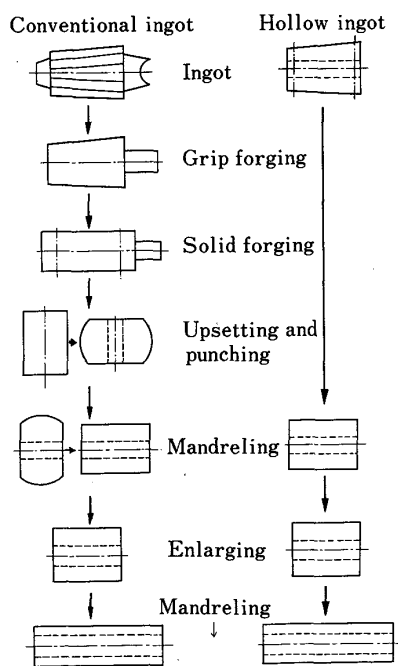


Fig. 14. Comparison of forging processes²⁰⁾

ジ部とノズルベルト部を別々に製造していたものを鍛造で一体化したり、ノズルスタップの削り出しによるノズルのセットオン型化、シェルの鍛造リング化と長尺化、ボトムリングの鍛造化等が例として挙げることができる。

これらの鍛鋼品は、鋼塊を大型プレスで鍛錬して作られるが、Fig. 14²⁰⁾に示すように鋼塊を穿孔する方法と中空鋼塊を用いる方法がある。いずれにしても、鍛錬工程では鋼板の場合と同様に、鑄造組織の破壊と内部のザ

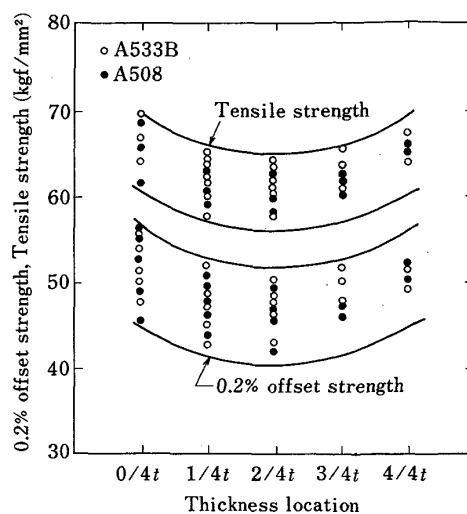


Fig. 15. Through thickness tensile properties of domestic heavy section Mn-Mo-Ni steel²¹⁾²²⁾.

ク圧着といった内部性状の向上の他に、所要の形状に仕上げるという重要な役割がある。このように製鋼、造塊及び熱間加工技術の発展により初めて部材の大型化、一体化が可能となつたのである。

3.6 熱処理

鋼板、鍛鋼品共に NT 処理の後、所定の強度、靱性を付与するために調質処理 (QT 処理) が施される。超厚鋼材は焼入時の冷却速度が先の Fig. 5 から分かるように、質量効果のため遅くなる。そこで、焼入効果を高めるため、焼入水槽の中で攪拌を行い、冷却速度を高める努力がなされている。

4. 軽水炉圧力容器用鋼材の性能の現状

前章までに、軽水炉圧力容器鋼材の変遷を概説し、ニーズに対応して各種技術革新を図り、高品質の超厚鋼材 (鋼板及び鍛鋼品) が製造されていることを述べてきた。本章では、そのような超厚鋼材の性能の現状について、主として強度と靱性、中性子照射脆化挙動を中心に以下に述べてみる。

4.1 強度と靱性

Fig. 15²¹⁾²²⁾は、最近製造されたわが国の 10 数ヒートの軽水炉圧力容器用超厚 (195~300 mm) Mn-Mo-Ni 系鋼 (A533B Cl. 1 及び A508 Cl. 3) の室温における 0.2% 耐力及び引張強さの板厚方向分布を示す。表面近傍 (0/4t, 4/4t) は焼入冷却速度が大きいので、Fig. 6 の CCT 曲線からも分かるように、ベーナイト、マルテンサイト組織が得られ強度も高いが、板厚中央部では質量効果のため強度は低下している。しかし、板厚内部 (1/4t~2/4t~3/4t) では強度はほぼ一定の値を示しており、規格値 [0.2% 耐力 > 35.2 kgf/mm² (345 MPa), 引張強さ > 56.2 kgf/mm² (551 MPa)] をすべての鋼材が満足している。ちなみに、1/4t 位置における全データ

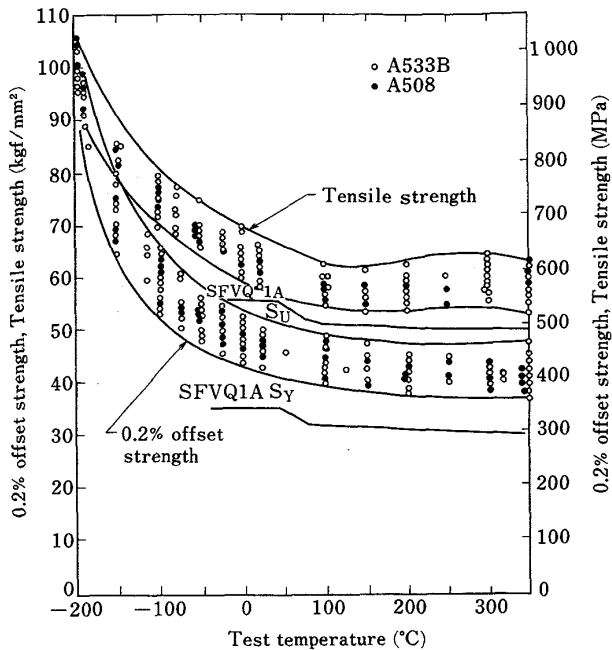


Fig. 16. Temperature dependence of 0.2% offset and tensile strength of domestic heavy section Mn-Mo-Ni steels⁽²¹⁾⁽²²⁾⁽²³⁾.

の平均値は 0.2% 耐力, 引張強さそれぞれ 47.6 kgf/mm²(467 MPa), 62.2 kgf/mm²(610 MPa) である。

Fig. 16⁽²¹⁾⁽²²⁾⁽²³⁾ は, 前記と同じ鋼材の 0.2% 耐力と引張強さの温度依存性を示している。試験片の採取位置は $1/4 t$, T (Transverse) 方向である。同図からすべての鋼材の強度が設計許容応力 (通産省告示 501 号における S_y , S_u 値) を余裕をもつて上回っている。なお, ここには示さなかったが, 伸び, 絞り共良好で規格値と比べて何ら問題なかった。このように, わが国の現用の肉厚 200~300 mm の超厚鋼材は強度, 延性共に十分確保されており, 極めて優秀な性能を有している。

Fig. 17⁽²³⁾⁽²⁴⁾ に前述と同じ材料の破壊靱性データを示す。ここで破壊靱性は, 静的 (平面歪み), 動的及びき裂伝ば停止の 3 種類を併せて示しており, 横軸は ASME コード Section III にならつて $T-RT_{NDT}$ (T : 当該温度, RT_{NDT} : 関連温度) で表示している。同図よりいずれの破壊靱性値も ASME コード Section III, Appendix G の参照破壊靱性 (K_{IR}) 曲線を上回っており, 国産の超厚压力容器用鋼材が脆性破壊に対し一般に十分な抵抗を有していると言える。

4.2 中性子照射脆化挙動

Table 5⁽²⁵⁾⁽²⁶⁾ は, 中性子照射試験に用いた供試材 (250~300 mm 厚) の化学成分を示す。表中で JF, JP はそ

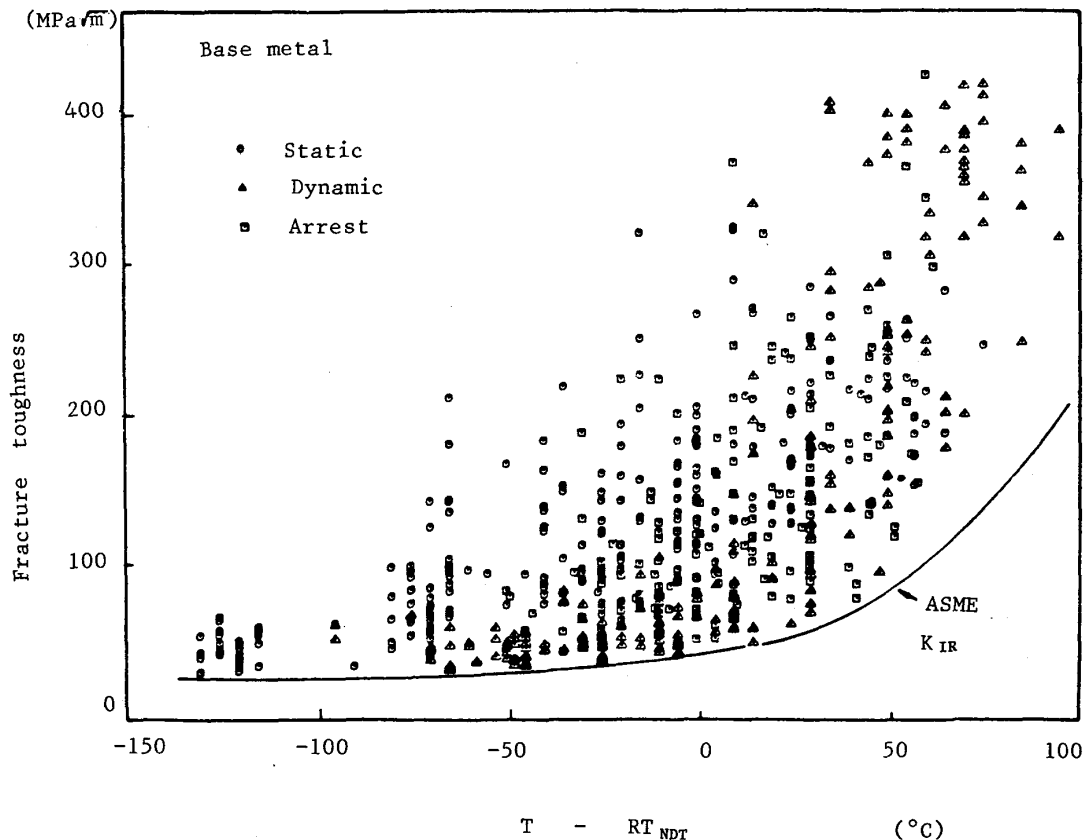


Fig. 17. Temperature dependence of static, dynamic and crack arrest fracture toughnesses of domestic heavy section Mn-Mo-Ni steel⁽²³⁾⁽²⁴⁾.

れぞれ鍛鋼、銅板である。一方、HSST 03 は、1969 年に米国で製造された初期の A533B Cl. 1 鋼で、Cu, P, S 含有量が他の国産鋼材とはきわだつて高く、著しく異なる

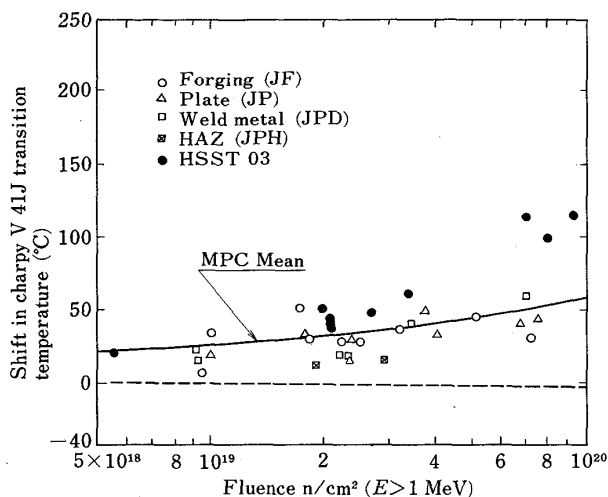


Fig. 18. Shifts in the Charpy 41J transition temperature as a function of fluence for domestic materials and HSST 03 steel⁽²⁵⁾⁽²⁶⁾.

つていることが分かる。

Fig. 18⁽²⁵⁾⁽²⁶⁾ に、中性子照射脆化挙動の一例として、シャルピー遷移温度に及ぼす中性子照射の影響を示す。案の定 HSST 03 は国産材に比し中性子照射による遷移温度のシフトが大きいことが分かる。国産材の中性子照射による遷移温度の上昇 (ΔT) は下記の Metal Properties Council (MPC) の平均トレンドカーブ (MPC Mean) にほぼ一致している。

$$\Delta T(^{\circ}\text{C}) = \frac{5}{9} \left[(15.25 + 432.0\text{Cu}) \left(\frac{\Phi}{10^{19}} \right)^{0.332} \right]$$

ここで、Cu: Cu 含有量 (wt%), Φ : 中性子照射量 ($E > 1$ MeV) である。以上のデータより、Cu, P 等の不純物元素の低減が極めて有効であることが認識される。

Fig. 19⁽²⁶⁾ に国産超厚鋼材の破壊靱性特性に及ぼす中性子照射の影響を示す。同図から、シャルピー衝撃特性と全く同様に、破壊靱性も中性子照射量の増加と共に遷移曲線が高温側に移行し、上部棚破壊靱性が低下することが分かる。しかしながら、現用の国産圧力容器用超厚鋼材は、PWR の寿命末期 ($\sim 3 \times 10^{19} \text{ n/cm}^2 > 1 \text{ MeV}$) の 2 倍程度の中性子照射を受けても、遷移曲線は約 50°C の高温側へのシフトに止まり、上部棚破壊靱性は

Table 5. Chemical composition and heat treatment of steels used (wt%)⁽²⁵⁾⁽²⁶⁾.

Code ^{a)}	Steels	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Cu
JP	A533B Cl. 1 Base Metal (JIS SQV2A)	0.18	0.22	1.48	0.007	0.007	0.66	0.20	0.57	0.01
JF	A508 Cl. 3 Base Metal (JIS SFVQ1A)	0.18	0.27	1.35	0.007	0.005	0.76	0.11	0.50	0.04
HSST03	A533B Cl. 1 Base Metal	0.20	0.25	1.26	0.011	0.018	0.56	0.10	0.45	0.12

a) Condition of heat treatment:

(1) JP

Quenching: 880°C×8.0 h, water cool

Tempering: 660°C×6.0 h, air cool

Post weld heat treatment (PWHT): 620°C×26.0 h, furnace cool

(2) JF

Quenching: 880°C×6.5 h, water cool

Tempering: 640°C×7.8 h, air cool

PWHT: 545°C×57 h, 600°C×22.5 h and 600°C×10.6 h, furnace cool

(3) HSST03

Quenching: 860°C×12 h, water cool

Tempering: 635°C×12 h, furnace cool

PWHT: 610°C×40 h, furnace cool

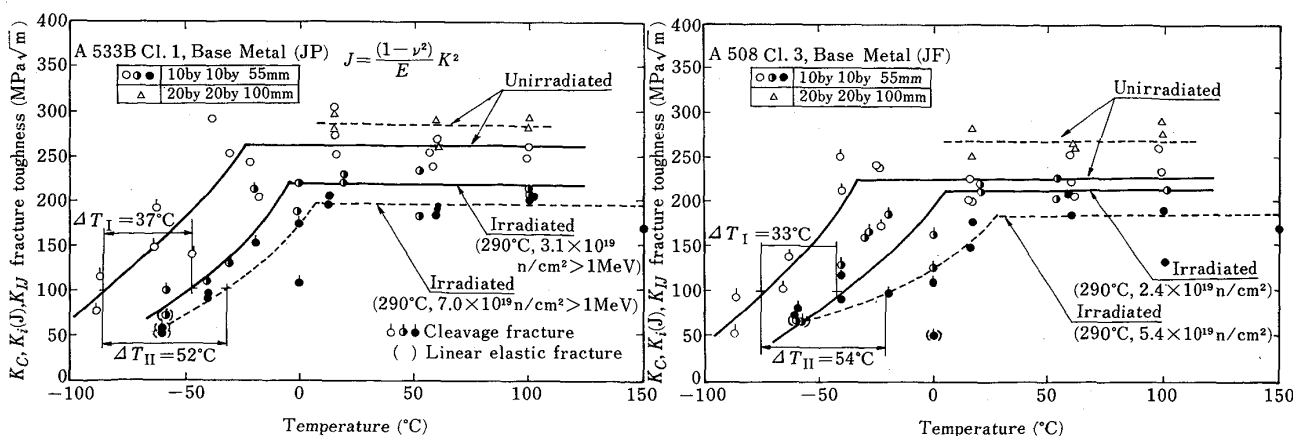


Fig. 19. Temperature dependence of fracture toughness of Mn-Mo-Ni steels before and after neutron irradiation⁽²⁶⁾.

ほぼ $200 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ を保持し、構造健全性を損なうことは全くないことが明らかである。

5. あとがき

軽水炉圧力容器用鋼材について変遷と現状を以上のようにならべてみた。紙面の都合で母材のみの記述に止めたが、溶接継手関係は別に資料³⁾を参照されたい。今まで言及したことから明らかなように、最近の技術で製造された超厚鋼材は高靱性で中性子照射脆化も軽微で、軽水炉圧力容器の設計寿命中の健全性を損なう懸念はない。現在の関心事は、前述の PTS 事象と関連した軽水炉発電プラントの寿命延長に関してであり、軽水炉圧力容器鋼材についていくつかの試験研究が進行中である。近い将来、それらの成果が本会誌に報告されることを期待してやまない。

最後に本稿をまとめるに際し、高温構造安全技術研究組合 (ISES)、第 17 委員会における調査、討論がたいへん参考になったことを記し、三島良績委員長 (東京大学名誉教授)、石野葉主査 (東京大学教授)、藤村理人博士 ((株)高度技術開発研究所) はじめ関係各位に深甚なる感謝の意を表します。

文 献

- 1) 薄田 寛: 圧力技術, **14** (1976) 4, p. 188
- 2) 古平恒夫: 原子力工業, **30** (1984) 4, p. 81, **30** (1984) 5, p. 73
- 3) 古平恒夫, 芳野文人: 原子力工業, **30** (1984) 6, p. 74
- 4) 藤村理人: 鉄と鋼, **64** (1978), p. 1433
- 5) 高島弘教, 武田鉄治郎, 中島浩衛, 菊竹哲夫, 山中勝義, 中尾仁二, 伊藤亀太郎: 製鉄研究 (1982) 309, p. 14453
- 6) T. A. MEYER, K. R. BALKEY and S. E. YANICHKO: Mechanical Engineering (1984 年 6 月), p. 34
- 7) U. POTAPOVS and J. R. HAWTHORNE: NRL 6803 (1968 年 11 月)
- 8) J. R. HAWTHORNE: Nuclear Engineering and Design, **89** (1985), p. 223
- 9) C. Z. SERPAN, Jr.: IAEA Specialists Meeting, Vienna (1986 年 11 月)
- 10) 藤岡慶一, 鈴木公明, 関村和義, 大西敬三, 塚田尚史: 日本製鋼所技報 (1978) 38, p. 51
- 11) S. ONODERA: IAEA-SM-269/116 (1983)
- 12) 藤村理人: 原子力工業, **31** (1985) 12, p. 73
- 13) L. E. STEELE: IAEA Technical Report Series (1975) 163
- 14) M. HASEGAWA, M. KAWASAKI and T. FUJIMURA: JAERI-M 5809 (1974), p. 33
- 15) 永井 潤, 大西正之, 山本武美, 難波明彦, 橋 林三, 小島信司: 川崎製鉄技報, **15** (1983) 2, p. 66
- 16) 小野寺真作, 塚田尚史, 鈴木公明, 佐藤育男: 日本製鋼所 (私信) (1985 年 11 月)
- 17) 中島浩衛, 渡辺和夫, 渡辺司郎, 田村 至: 第 29 回塑性加工連合講演会論文集 (1978), p. 172
- 18) 菊竹哲夫, 中尾仁二: 鉄と鋼, **63** (1977), S 219
- 19) 塚田尚史, 鈴木公明, 楠橋幹雄, 田中泰彦: 日本製鋼所技報 (1981) 40, p. 58
- 20) 川崎製鉄(株)私信 (1985)
- 21) 酒井 譲, 菊竹哲夫, 小崎明郎, 高橋 功, 宮 健三, 安藤良夫: 圧力技術, **22** (1984) 4, p. 210
- 22) Y. SAKAI, K. MIYA, I. TAKAHASHI, A. KOSAKI and Y. ANDO: Int. J. Pres. Ves. & Piping **22** (1986), p. 57
- 23) 酒井 譲, 高橋 功, 宮 健三, 安藤良夫, 小倉信和: 圧力技術, **23** (1985) 6, p. 332
- 24) Y. SAKAI, K. MIYA, I. TAKAHASHI and Y. ANDO: Int. J. Pres. Ves. & Piping, **22** (1986), p. 79
- 25) L. E. STEELE, L. M. DAVIES, T. INGHAM and M. BRUMOVSKY: ASTM STP **870** (1985), p. 863
- 26) T. KODAIRA, S. MIYAZONO, N. NAKAJIMA, K. ISHIMOTO and H. ITAMI: Nuclear Engineering and Design, **85** (1985), p. 1