

討19 原子炉圧力容器用大型鍛鋼材の均一性と機械的性質

(株)日本製鋼所室蘭製作所 工博 小野寺 真作 工博 大西 敬三
 ○塚田 尚史 鈴木 公明

1. まえがき

原子炉圧力容器 (RPV) 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。一方、溶接線を減らし, 供用期間中検査の手間を減らし, 原子炉の運転効率を増すため, RPV 部材の一体化も進んでいる。この要求に応えて, RPV 用部材は400トンないし500トン鋼塊の均質かつ健全な大型鋼塊の製造技術を基礎として製作されている。この大型鋼塊より製造される代表的かつ重要な構造部材にフランジリング或いはノズルベルトリングがあり, その材質は Table 1 に示すように米国関係ではSA508, cl.2 または cl.3, 独国関係では 22 NiMoCr 37 または 20 MnMoNi 55 がある。最近では, アンダービードクラックの問題から SA508, cl.3 が多く使われており, 従って, ここでも SA508, cl.3 材の冶金的諸特性と実体確性試験結果などを報告する。

2. SA 508, cl 3 の冶金学的特性

2.1. 熱処理特性

肉厚 500mm を超える極厚鋼材においても, Table 1 に示す SA 508 cl.3 の化学成分範囲から, 機械的強度と靱性値を確保しなければならない。そのためには最適化学成分を求め, 強度, 靱性のすぐれた調質組織を得ることが大切である。508, cl.3 に規定されている成分範囲から CCT 線図に与える合金元素の影響を検討した。Fig.1 は C: 0.17% と 0.20% における CCT 線図であるが, C 量のわずかな違いによりフェライト, パーライト, ベイナイト変態領域の変化が認められる。その他 Mn, Ni, Mo についても同様の検討を行なった結果では, C のような顕著な影響は認められなかった。

熱処理時もっとも重要なのは焼入れ時の冷却操作であり, 当社では最大限の冷却効果を与える攪拌水による焼入れ法を採用しているが, 肉厚 560mm の鍛鋼材では深さ 80mm (材料試験片規定位置) において, 700°C から 400°C における冷却速度は約 25°C/min である。²⁾

Table 1. Chemical and tensile requirements of typical steels for nuclear reactor pressure vessel

Material designation	Chemical composition, wt%											Mechanical properties							
	C	Si	Mn	P ^{*1)}	S	Ni	Cr	Cu ^{*1)}	Mo	V	Al	At R.T.				At 344°C or 350°C ^{*3)}			
												σ_y kg/mm ²	σ_B kg/mm ²	δ %	ψ %	σ_y kg/mm ²	σ_B kg/mm ²	δ %	ψ %
SA 508, cl 2	≤.27	.15/.35	.50/.90	≤.025	≤.025	.50/.70	.25/.45	-	.55/.70	≤.05	-	≥ 35.2	56.2/73.8	≥ 18	≥ 38	≥ 29.1	-	-	-
SA 508, cl 3	.15/.25	.15/.35	.120/.150	≤.025	≤.025	.40/.60	≤.25	-	.45/.60	≤.05	-	≥ 35.2	56.2/73.8	≥ 18	≥ 38	≥ 29.1	-	-	-
22 Ni Mo Cr 37 (W.Nr. 1.6751)	.17/.25	.10/.35	.50/.90	≤.015	≤.015	.60/.80 ^{*2)}	.25/.45	≤.18	.50/.75	≤.05	≤.05	≥ 40	≥ 57	≥ 18	≥ 45	≥ 35	≥ 50	≥ 14	-
20 MnMoNi 55 (W.Nr. 1.6311)	.17/.25	.15/.30	.115/.150	≤.015	≤.015	.40/.60	≤.20	≤.18	.45/.60	≤.03	≤.05	≥ 40	≥ 57	≥ 19	≥ 45	≥ 32	≥ 50	≥ 14	-

*1) ASME SA508, Supplementary requirements S8.1,2

P ≤ .012 (Heat analysis), ≤ .015 (Product analysis)

Cu ≤ .10 (Heat & product analyses)

*2) For heavy forging, Ni: 1.50% max

*3) ASME: 650°F (344°C), TUEV: 350°C

冷却速度による焼入れ組織の差異については、Photo. 1 に示すように約30~50°C/min.までは、完全なベイナイト組織であり、それより遅くなるとベイナイト組織と初析フェライトの混合となる。

Fig. 2 に冷却速度とカタさ、初析フェライト量との関係を示す。

2.2. 結晶粒度

原子炉用大型鋼材の低温靱性を確保するために上記の熱処理組織のコントロールと併せ結晶粒の微細化は重要な問題である。結晶粒の微細化法については加工熱処理、繰返し急速加熱熱処理、Al, Nb, Zr, Tiなどの微細化元素の添加³⁾などの方法が知られているが、大型鋼材では熱間加工の際の加工歪が一定しないこと、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ことなどから、微細化元素の添加法を利用するのがもっとも実用的である。

Fig. 3 は SA 508, cl. 3 に Al を添加した場合の結晶粒粗大化抑制の効果を示したものである。大型鋼材の焼入れに際し、オーステナイト化を施す場合、均熱化に長時間を要し、局部的にはオーステナイト化されてもさらに長時間保持される所が存在する。この場合、結晶粒の生長阻止

Chemical composition, wt. %										
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Cu	Mo	Al
---	0.20	0.21	1.46	0.010	0.007	0.78	0.03	0.10	0.50	0.021
—	0.17	0.24	1.46	0.008	0.005	0.76	0.04	0.11	0.53	0.035

Austenitizing conditions : 890°C for 15 min.

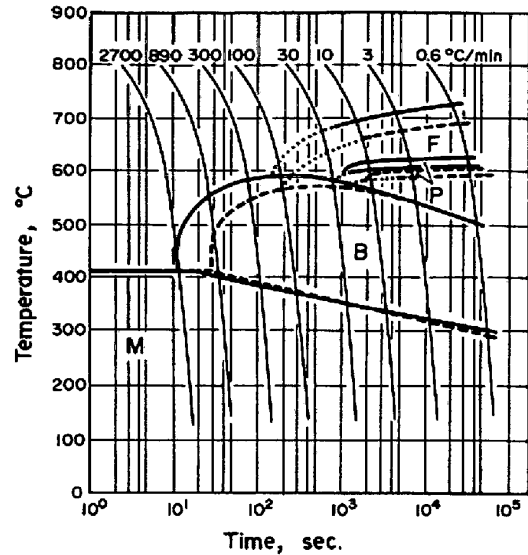


Fig. 1 Continuous cooling transformation diagram for 20MnMoNi55 steel

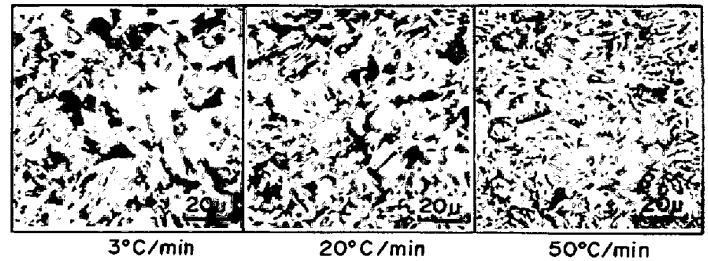


Photo. 1 Microstructures at various cooling rates from austenitizing temperature (C: 0.20%)

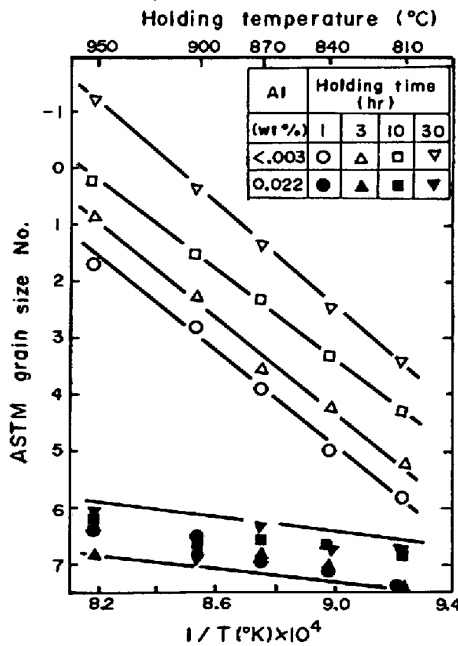


Fig. 3 Effect of holding temperature on the inherent grain size

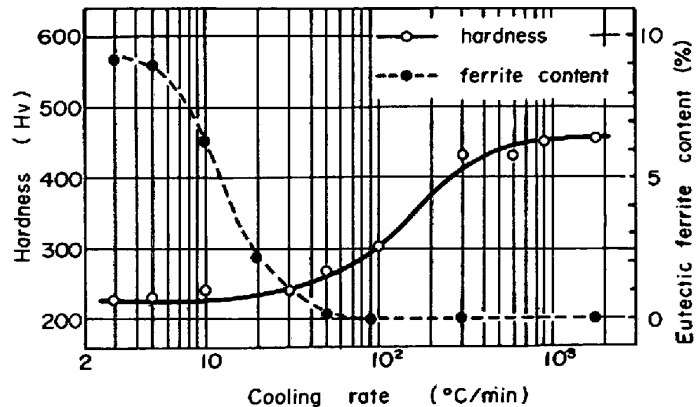


Fig. 2 Effect of cooling rate from austenitizing temperature on hardness and eutectic ferrite content in the as-quenched condition for 20MnMoNi55 steel (C: 0.20%)

に Al N の存在は効果的である。

2.3. 均質性

大型極厚鍛鋼材は当然のことながら、大型鋼塊から熱間鍛造により製造されるが、大型鋼塊には通常 V および逆 V のマクロ偏析が存在する。これらのマクロ偏析部には C, P, S ならびに Si, Mn, Mo などの合金元素がマトリックスに比べ数倍高くなっているが、その後の熱間加工工程において、加熱条件、加工条件の選定により、偏析部に濃化した元素を拡散させ、機械的性質をマトリックスに比べ著しい差異を生じさせないようにすることが重要である。

Fig. 4 に 508, Cl. 3 大型鍛鋼品の逆 V 偏析部における組織、かたさ分布および合金元素の偏析状態を示す。

この種の局部的偏析以外に、大型鋼材では鋼材の全体にわたる化学成分の均一性が重視されるが、Fig. 5 のように 500t 鋼塊から製造した鍛造リング材においても C 量は $0.21 \pm 0.02\%$ の範囲にある。これは合せ湯による鋼塊製作の際に偏析が最小限にとどめられるように工夫がなされた結果である。

3. 機械的性質

前節では、SA 508, Cl. 3 の治金的特性と 500 トン鋼塊から製作されたベッセルフランジの炭素量の分布を示したが、ここでは、独国向けに製作した 1300 MWe, PWR 用フランジ材 (20 MnMoNi 55) で得られた機械的性質を中心に述べる。

3.1 肉厚方向における機械的性質の均一性

Fig. 6 は 560mm 肉厚の 20 MnMoNi 55 鋼フランジ材の機械的性質の肉厚方向における分布を示す。また Fig. 7 は無延性遷移温度 (NDT 温度) の肉厚方向における分布を

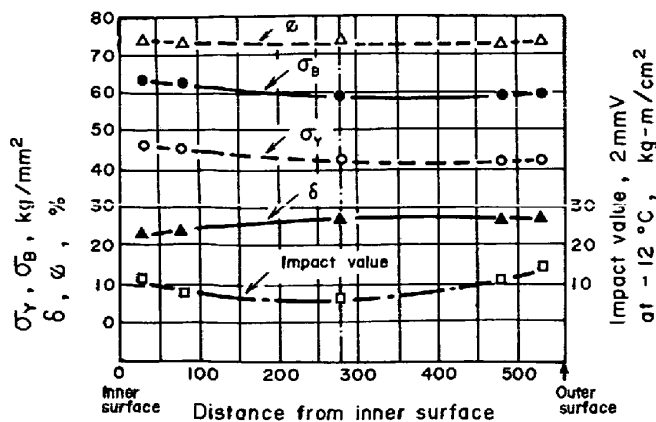


Fig. 6 Through wall mechanical properties (Vessel flange made from 400ton ingot, 20MnMoNi55)

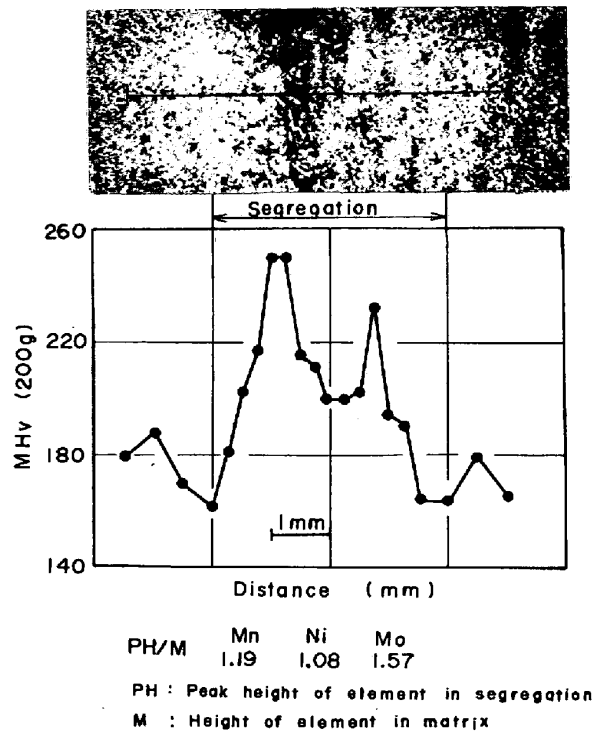


Fig. 4 Hardness distribution and degree of enrichment of elements in segregation zone

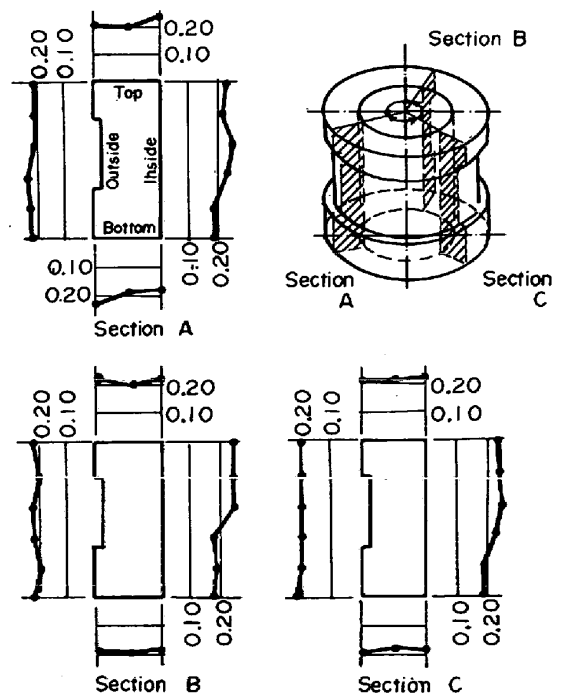


Fig. 5 Carbon distribution on forging (Vessel flange made from 500 ton ingot, SA508, Cl.3)

300mm肉厚の SA 533, B, 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80mmの深さにかけて低温靱性の低下がみられるほか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力値を満足している。この80mmという位置は、冷却速度が約25°C/min²⁾で、Fig. 2に示すように初析フェライトが顕著に現われる点に一致している。

3.2 3方向における衝撃値の均一性

Fig. 8は560mm肉厚の20 MnMoNi 55 鋼フランジ材の外周部より80mm位置での周、軸、径の3方向における衝撃値遷移曲線を比較したものである。いずれの方向でも十分高い靱性値を示すとともに方向性も顕著でない。こ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。

4. むすび

現在、原子炉压力容器用鍛鋼材として SA 508, cl. 3 の冶金的特性とともに400トンないし500トン鋼塊から製作した超厚肉フランジについての均質性についてその概要を記述した。大型鍛鋼材の均質性と材力値を守って靱性の優れたものにするためには、焼入れ、焼もどし熱処理は決定的と言って良いほど重要な操作であり、最も重要な因子はオーステナイト化温度からの冷却速度であろう。しかし通常の冷却方法ではその速度は部材の質量、大きさによって物理的に決められ、従って、寸法、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、製鋼造塊、鍛造過程、熱的取扱いでの検討が大切であり、鋼材の大型化されるその都度検討していかねばならない問題と考えている。

参考文献

- 1) R.B. Cambien : New design of PWR reactor vessel using large forging, ASME Conf. Mexico, 1976.
- 2) 大西ら : 鉄と鋼, vol.62(1976), 1744
- 3) J. W. Halley : Trans. AIME, Vol.167(1946) P. 229
- 4) HSST 調査報告書(1974.9), 日本溶接協会.

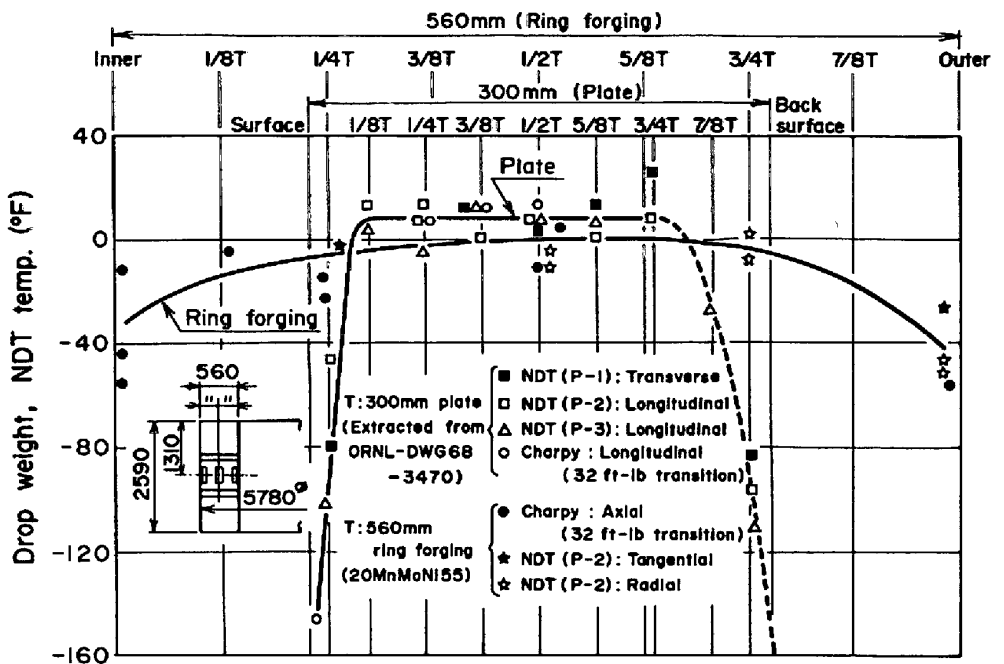


Fig. 7 NDT temperature distribution through wall thickness for 300mm plate and 560mm ring forging

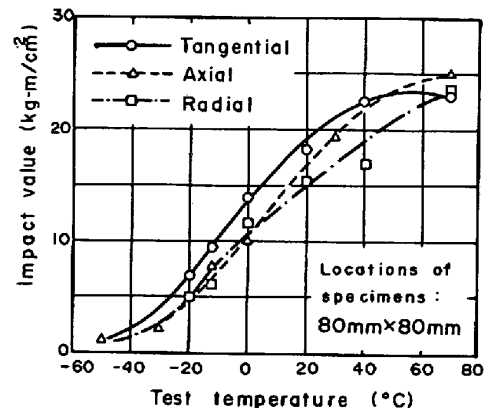


Fig. 8 Directionality in impact value (Vessel flange made from 400ton ingot : 20MnMoNi 55)