
2-1/4 Cr-1 Mo 厚肉鍛鋼品の開発

Development of Heavy-wall 2 1/4 Cr-1 Mo Forging

朝生 一夫(Kazuo Aso) 谷 豪文(Hidefumi Tani) 今中 拓一(Takuichi Imanaka)
佐藤 新吾(Shingo Sato) 中野 善文(Yoshifumi Nakano) 佐藤 信二(Shinji Sato)

要旨：

石油精製などの圧力容器用鋼材には 2 1/4Cr-1Mo 鋼が一般的に使用されているが、厚肉で高強度と高靱性を有し、かつ、使用中脆化の小さい材料が要望されている。このような情勢に対処するべく、脆化対策として低 Si-低 P 系で、かつ、強度確保のために高温焼入れを採用して、極厚 2 1/4Cr-1Mo 鍛鋼シェルリング (t=400mm) を製作した。その結果、厚肉で高強度と高靱性を有するとともに、焼もどし脆化、水素損傷およびクリープ脆化の小さい製品をうることができた。

Synopsis：

Generally, a 2 1/4Cr-Mo steel is used as material for the pressure vessels of oil refining and the like, with requirement for greater thickness, high strength, high toughness, and little embrittlement in operation. With this background, experimental manufacture has been performed of a heavy section 2 1/4Cr-Mo forged shell ring (t=400 mm). To reduce embrittlement susceptibility, a low Si-low P type steel was selected and to give strength even at midsection high austenitizing temperatures were used. Test results showed high strength and toughness even with greater thickness, as well as little temper embrittlement, hydrogen damage and creep embrittlement.

(c)JFE Steel Corporation, 2003

本文は次のページから閲覧できます。

朝生 一夫*2 谷 豪文*3 今中 拓一*4 佐藤 新吾*5 中野 善文*6 佐藤 信二*7

Development of Heavy-wall 2 1/4Cr-1 Mo Forging

Kazuo Aso, Hidefumi Tani, Takuichi Imanaka, Shingo Sato, Yoshifumi Nakano, Shinji Sato

要旨

石油精製などの圧力容器用鋼材には2 1/4Cr-1Mo鋼が一般的に使用されているが、厚肉で高強度と高靱性を有し、かつ、使用中脆化の小さい材料が要望されている。このような情勢に対処するべく、脆化対策として低Si-低P系で、かつ、強度確保のために高温焼入れを採用して、極厚2 1/4Cr-1Mo鍛鋼シェルリング(t=400mm)を製作した。その結果、厚肉で高強度と高靱性を有するとともに、焼もどし脆化、水素損傷およびクリープ脆化の小さい製品をうることができた。

Synopsis:

Generally, a 2 1/4Cr-1Mo steel is used as material for the pressure vessels of oil refining and the like, with requirement for greater thickness, high strength, high toughness, and little embrittlement in operation.

With this background, experimental manufacture has been performed of a heavy section 2 1/4Cr-1Mo forged shell ring (t=400 mm). To reduce embrittlement susceptibility, a low Si-low P type steel was selected and to give strength even at midsection high austenitizing temperatures were used.

Test results showed high strength and toughness even with greater thickness, as well as little temper embrittlement, hydrogen damage and creep embrittlement.

1. 緒 言

石油精製工業などにおける圧力容器は近年効率化の観点より大型化の傾向にあり、かつ、操業条件は高温、高压化してきている。使用される材料は2 1/4Cr-1Mo鋼が主体であり品質および信頼性の点から鍛鋼品が増大しつつあり、使用中脆化の少ない極厚材が必要になってきている。

とりわけ脱硫塔などの主要圧力容器には、使用中脆化の少ないことは当然として高温特性、耐水素侵食特性が優れた2 1/4Cr-1Mo鋼が使用されている。

圧力容器材などの鍛鋼品の製造に対しては、中空鋼塊の適用が材質の均質性などの点から有利である。このことはすでに報告してきたとおりである。しかし、400 mm程度の極厚になると清浄性、均質性確保のためには製鋼プロセスから見直す必要がある。また、極厚でありながら、2 1/4Cr-1Moの高強度と高靱性を確保するためには熱処理特性の向上を計る必要がある。

今回、400 mmの極厚の2 1/4Cr-1Moの鍛鋼シェルリングの製造にあたって、転炉-RHプロセスによる中空鋼塊を用いて、清浄性と均一性の確保を計ると同時に、低Si-低P成分系の採用と高温焼入れにより高強度と高靱性の確保を計った。これにより良好な結果が得られたので、耐水素侵食性についての試験結果も含めて、この製造結果を以下に報告する。

2. 極厚鋼材の成分設計と熱処理条件

2 1/4Cr-1Mo鋼の強度と靱性を高めるには均一なベイナイト組織にする必要がある。そのためには焼入性向上元素の添加も有効であるが焼入時のオーステナイト粒度も重要である。肉厚

400 mm相当材における機械的性質とオーステナイト粒度の関係を Fig. 1 に示す。オーステナイト粒度 No. 6 以上ではフェライトが析出して強度、とくに降伏強さが著しく劣化する。オー

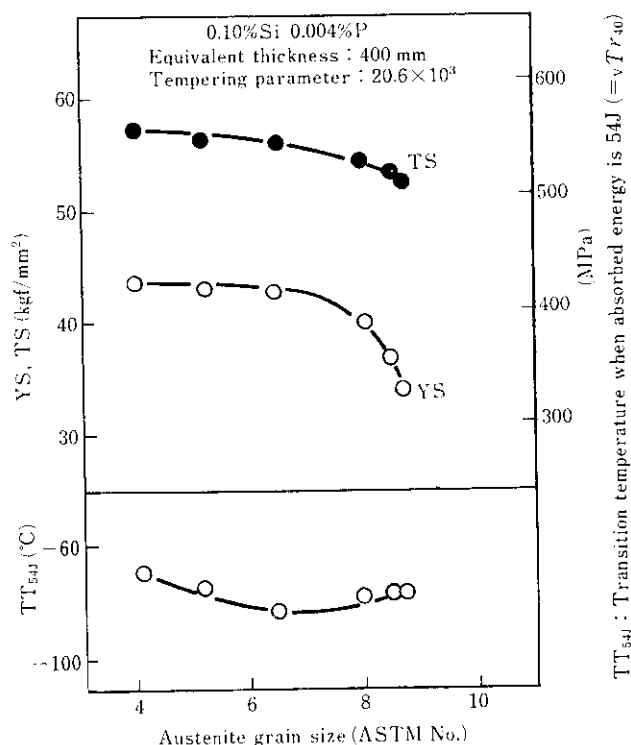


Fig. 1 Effect of austenite grain size on mechanical properties of heavy section 2 1/4Cr-1Mo steel

*1 昭和58年6月21日原稿受付

*2 水島製鉄所鍛造部鍛造管理室主査(課長)

*3 水島製鉄所鍛造部鍛造管理室

*4 技術研究所水島研究部主任研究員(課長)・主博

*5 技術研究所水島研究部主任研究員(課長補)

*6 技術研究所第2研究部厚板研究室主任研究員(課長)・Ph.D.

*7 技術研究所第2研究部特殊鋼研究室主任研究員(課長)

ステナイト粒度 No. 5 以下では、粗粒化とともに、靱性はやや劣化するがその程度は小さく、高い強度が保持できる。

2 $\frac{1}{4}$ Cr-1Mo 鋼の焼もどし脆化感受性と Si, P 量の関係を Fig. 2 に、焼もどし脆化感受性とオーステナイト粒度の関係を

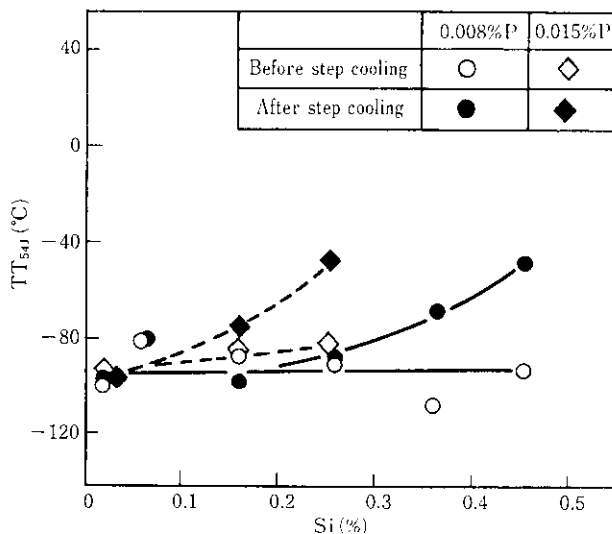


Fig. 2 Effect of silicon and phosphorus contents on temper embrittlement

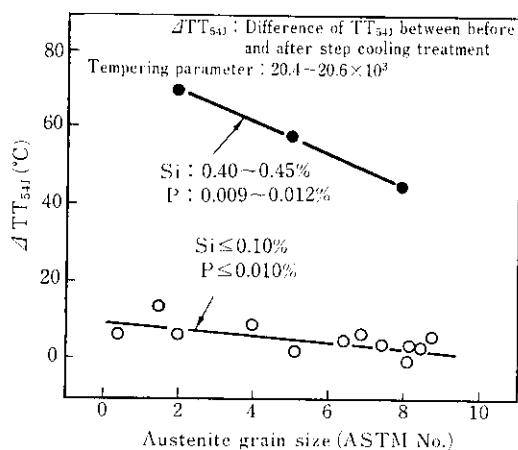


Fig. 3 Relation between temper embrittlement susceptibility and austenite grain size of 2 $\frac{1}{4}$ Cr-1Mo steel

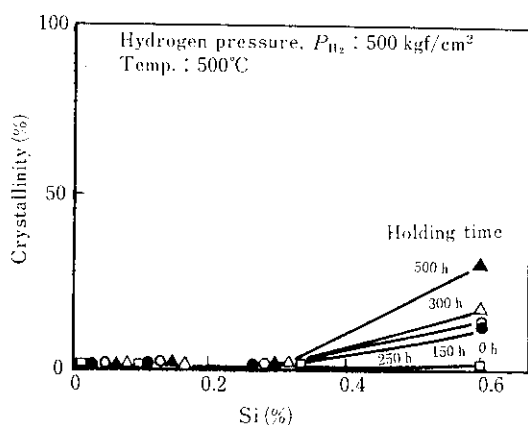


Fig. 4 Effect of silicon content on crystallinity of test steel after hydrogen exposure

Fig. 3 に示す。Si ≤ 0.10%, P ≤ 0.010% であればオーステナイト粒度が粗大化してもステップクーリング (SC) による TT_{540} の上昇量を 10°C 以下に抑制することができる。水素アタックに及ぼす Si の影響について、真空溶製した 100 kg 鋼塊を用いて調査した結果を Fig. 4 に示す。Si 量が低下するにつれて水素アタックに対する低抗は大きくなる。さらに低 Si 化はクリープ特性にもよい影響を与える²⁾等の観点から低 Si 鋼を採用することとし、試作鋼の製造には Si ≤ 0.10% とした。

また、低 Si 化による高温強度の低下を抑制するため、C, Cr, Mo 量を規格上限ねらいとし、かつ、Cu, Ni を若干添加するよう成分設計した。

3. 2 $\frac{1}{4}$ Cr-1Mo の鍛鋼シェルリング材の品質特性

3.1 供試材

2 $\frac{1}{4}$ Cr-1Mo 鍛鋼シェルリング材の製造工程³⁾を Fig. 5 に示す。高炉溶銑を 2 回の脱硫工程にて脱硫後、転炉 2 回吹錬法により

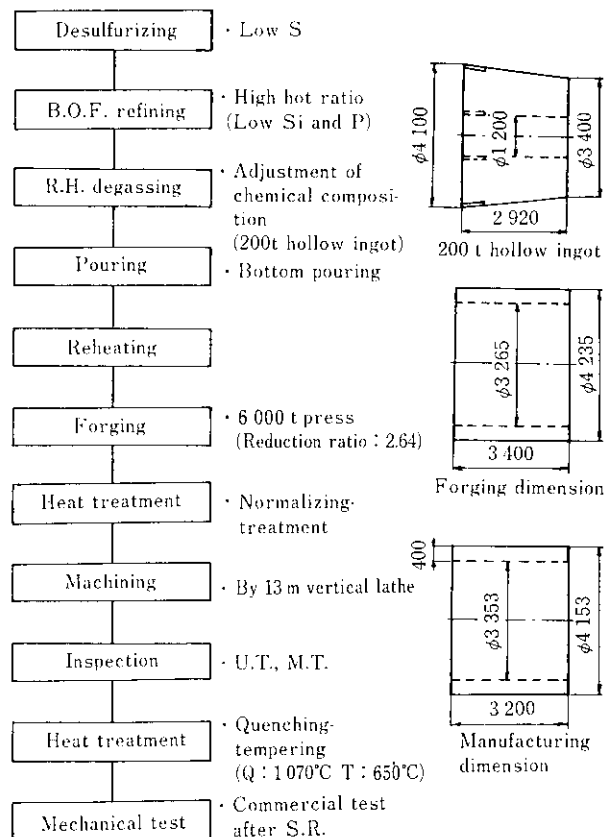
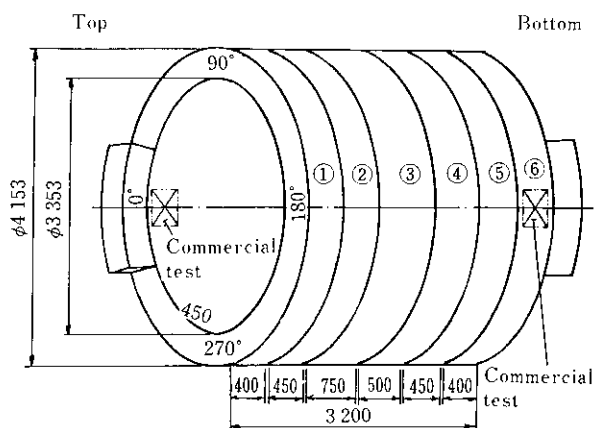


Fig. 5 Manufacturing process and its condition of heavy section shell ring

脱 P, 精錬を行った。その後溶鋼を RH 脱ガス装置により脱ガス、成分調整後 200 t 中空鋼塊に下注造塊した。200 t 中空鋼塊の外観写真を Photo. 1, 取鋼分析値を Table 1 に示す。鍛造は 6 000 t 自由鍛造プレスにより外径 4 235 mm, 内径 3 265 mm, 長さ 3 400 mm に仕上げた。鍛造状況を Photo. 2 に示す。その後の工程としては、予備熱処理-機械加工(外径 4 153 mm, 内径 3 353 mm, 長さ 3 200 mm)-調質熱処理(1 070°C 水焼入-650°C 焼もどし)を経て、試験に供した。



Photo. 1 External view of 200 t hollow ingot

Photo. 2 Forging of heavy section
2 1/4Cr-1Mo steel shell ring
from 200 ton hollow ingot

- ①…Fundamental test, weld-crack test
②…Mechanical test
③…Welding joint test
④…Mechanical test
⑤…Mechanical test
⑥…Fundamental test, weld-crack test

Fig. 6 Sampling position of test blocks

3・2 試験方法

試験材の採取部位を Fig. 6 に示す。均質性と清浄性を調査するため①、⑥部位を用い化学成分、ミクロ組織、清浄度等を実施した。機械的性質は、②、⑤部位を用いて、常温引張 (ASTM A370 Fig. 6) 高温引張 (ASTM E8)、シャルピー衝撃 (ASTM A370 Fig. 11 Type A)、落重 (ASTM E208 P-3) 等の基礎特性

を調査した。また破壊靱性試験として、静的 3 点曲げ試験 (ASTM E399)、CT 試験 (ASTM E399) およびコンパクト試験 (ASTM E24 委員会推奨の MRL 型) を実施し、それぞれ限界 COD (δ)、静的破壊靱性 (K_{Ic})、亀裂停止靱性 (K_{Ia}) を調査した。

さらに、疲労特性については、②部位を用いて室温および高温 (482°C) において低サイクル疲労試験を実施した。試験条件は次のとおりである。

- (1) 試験片：平行部付試験片および砂時計型試験片
- (2) 制御方法：軸方向歪制御（一部径歪制御）
- (3) 歪波形：三角波
- (4) 歪速度： $2 \times 10^{-3}/s$
- (5) 加熱方法：高周波誘導コイル
- (6) 結果の表示：引張側荷重が安定状態から 25% 低下したときの繰返し数

なお試験は調質熱処理のまま、PWHT 処理後、および SC 処理後の材料特性について行い諸性質を確認した。

3・3 試験結果

3・3・1 均質性と清浄性

製品分析の結果を Fig. 7 に示す。トップ、ボトムともに偏析

Table 1 Chemical composition

(wt. %)

	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	V	Al	As	Sn	Sb	B	Nb	Co
SA336 C1. F22 Spec.	≤ 0.15	≤ 0.50	0.30 ~0.60	≤ 0.030	≤ 0.030	—	—	2.00 ~2.50	0.90 ~1.10	—	—	—	—	—	—	—	—
Aimed value	0.14 ~0.15	0.05 ~0.10	0.50 ~0.55	≤ 0.008	≤ 0.003	0.10 ~0.20	0.10 ~0.20	2.35 ~2.45	1.00 ~1.10	≤ 0.030	0.010 ~0.025	≤ 0.004	≤ 0.002	≤ 0.0005	≤ 0.0003	≤ 0.005	≤ 0.005
Heat analysis	0.14	0.10	0.53	0.004	0.003	0.16	0.16	2.45	1.03	0.011	0.020	0.002	≤ 0.001	0.0005	0.0001	0.001	0.005

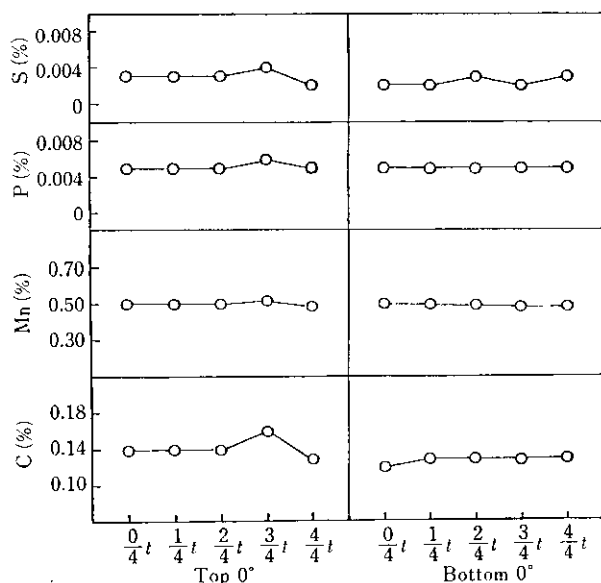


Fig. 7 Change of chemical composition at various positions through thickness

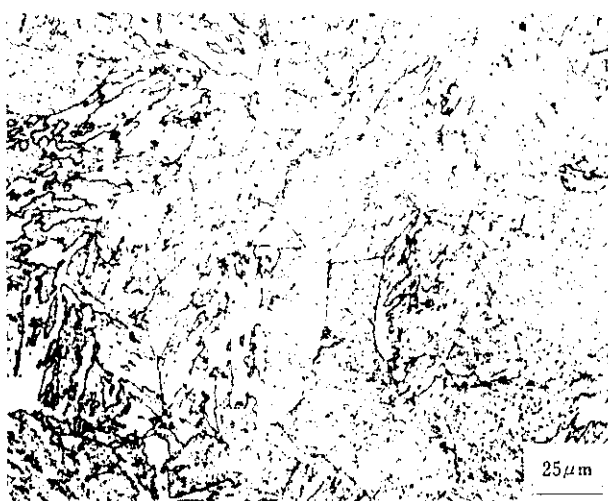
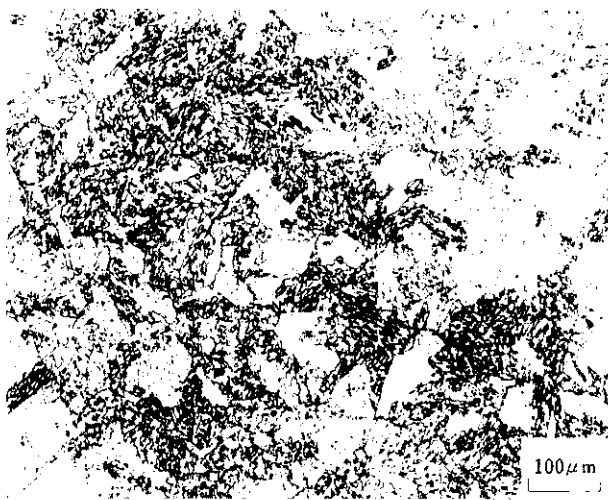


Photo. 3 Typical microstructures of shell ring ($\frac{2}{4}t$)

が非常に小さく肉厚400 mmの全断面にわたって均一な値を示している。代表的なマイクロ組織の一例をPhoto. 3に示す。肉厚400 mm中心まで均一なベイナイト組織を呈している。清浄度

試験結果をTable 2に示す。介在物をカウントした合計dT (60×400)で0.025~0.037%であり、大型鋼塊使用にもかかわらず低いレベルにある。

このように均質性と、優れた清浄性を確保できたのは、中空鋼塊の適用および下注プロセスの適用が大きく寄与していると考えられる。

3.3.2 常温強度と高温強度

引張特性の部位による変化をFig. 8に示す。強度はトップ、

Table 2 Cleanliness, $d 60 \times 400$ by JIS G 0555, of shell ring (%)

Sampling Position	dA (60×400)	dB (60×400)	dC (60×400)	dT (60×400)
Top	0/4t	0.029	0.000	0.029
	1/4t	0.037	0.000	0.037
	2/4t	0.033	0.000	0.033
	3/4t	0.033	0.000	0.033
	4/4t	0.033	0.000	0.033
Bottom	0/4t	0.037	0.000	0.037
	1/4t	0.025	0.000	0.025
	2/4t	0.033	0.000	0.033
	3/4t	0.033	0.000	0.033
	4/4t	0.037	0.000	0.037

Note Type A inclusion : Sulfide, Silicate
Type B inclusion : Alumina
Type C inclusion : Globular oxide

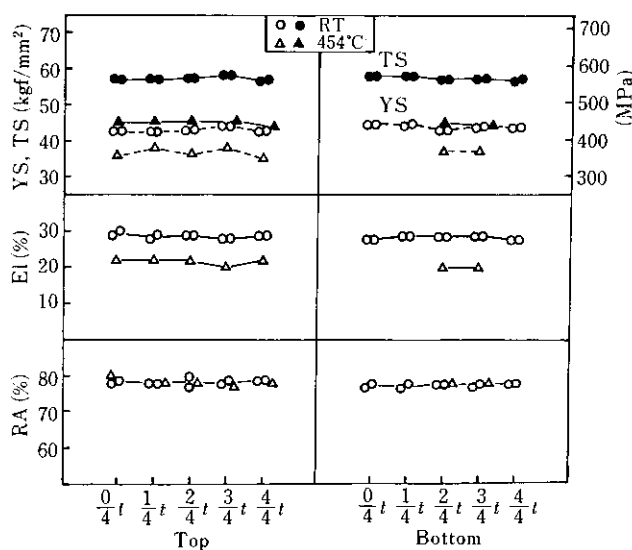


Fig. 8 Variation of tensile properties of tangential direction through thickness (PWHT : $690^{\circ}\text{C} \times 24.5 \text{ h}$)

ボトム部位ともに肉厚400 mmの全断面にわたって均一な値を示している。引張特性と焼もどしパラメーター (T.P.) の関係をFig. 9に示す。強度は焼もどしパラメーターの増加に伴って低下するが、常温強度はASME SA336 F22の規格をT.P.が 20.9×10^3 まで確保しており、高温強度についてはASME Sec. VIII Div. 1 (σ_A) $\times 4$ を 20.4×10^3 まで確保している。さらにFig. 10から常温強度を60 kgf/mm²以上確保しておけば430~480°Cでの高温強度を確保できるといえる。

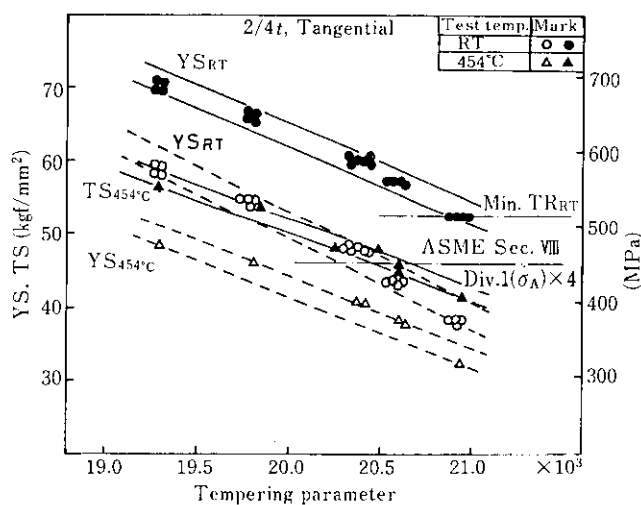


Fig. 9 Relation between tensile strength and tempering

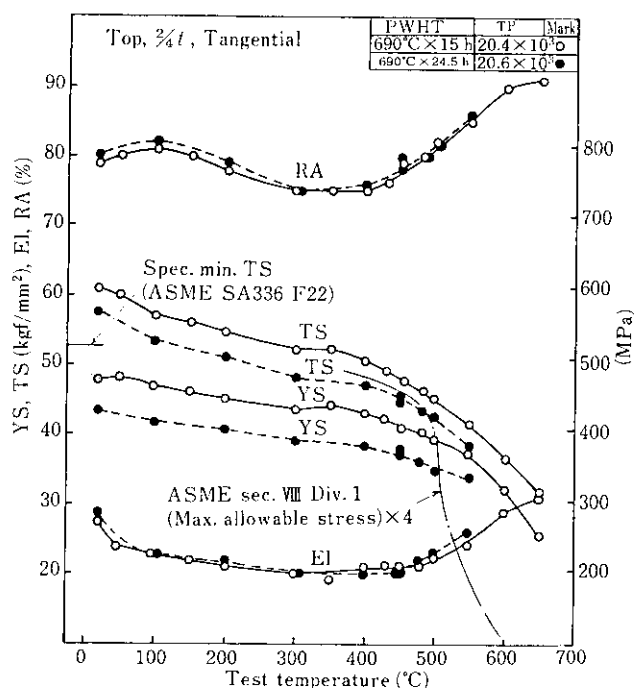


Fig. 10 Tensile properties at elevated temperature

クリープ強度について調査した一例を Fig. 11 に示す。低 Si 鋼採用のため、クリープ強度は、従来のカーブに対し上限近い値を示している。また部位によるクリープ強度の差は小さく、かつ、破断絞りについてもいずれも80%以上と良好であった。

3.3.3 靱性と焼もどし脆化感受性

靱性の部位による変化を Fig. 12 に示す。冷却速度依存性が若干みられるが、中心部においても vE_{-40} で13 kgf・m 以上、SC 処理後の TT_{54J} (54J を示す遷移温度) は-55°C 以下となっている。トップ、ボトム部位による特性の差も小さく、 ΔTT_{54J} (54J を示す遷移温度の SC 処理前後の差) も11°C 以下と小さい。これらの値よりこの中空鋼塊は均質であり、かつ、焼もどし脆化感受性の小さい材料であると言える。焼もどし脆化感受性については、転炉鋼使用 (As, Sb, Sn の低減) および転炉 2 回吹錬法による脱 P 技術の向上が大きく寄与している。一方、靱性と焼もどしパラメーターの関係を Fig. 13 に示す。焼もどしパラ

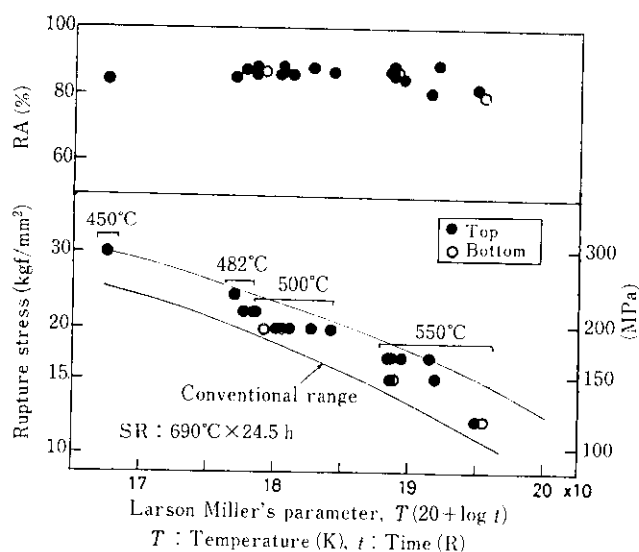


Fig. 11 Relation between rupture stress and Larson Miller's parameter

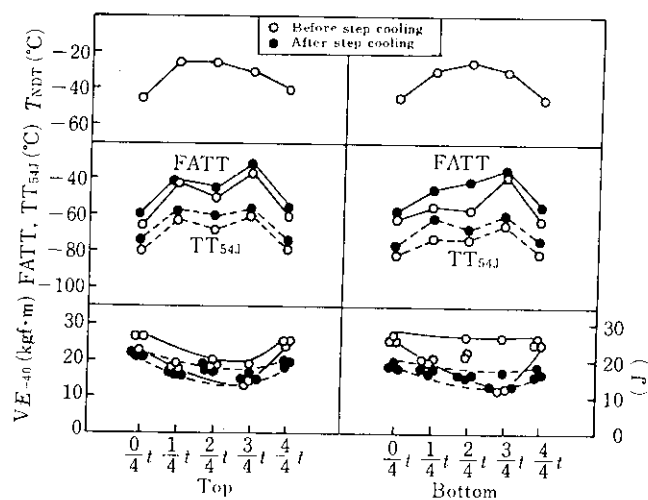
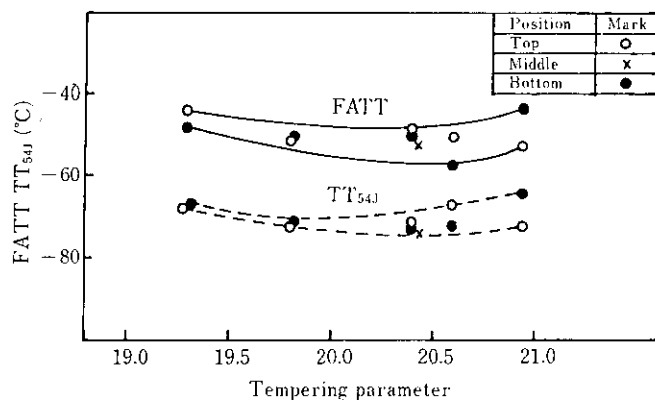


Fig. 12 Variation of impact and drop weight properties of tangential direction through thickness (PWHT: 690°C x 24.5 h)

メーターが19.3~20.9 x 10³の範囲にわたって、ほぼ同レベルの靱性値を示している。

3.3.4 破壊靱性

SC 処理前後の破壊靱性値を調査するために、厚さ25 mm の

Fig. 13 Relation between transition temperature and tempering parameter ($\frac{3}{4}t$, Tangential)

3点曲げ試験, 厚さ25 mm のCT 試験, 厚さ50 mm のくさび押込式コンパクト試験を実施した。試験結果を Fig. 14~16 に示す。

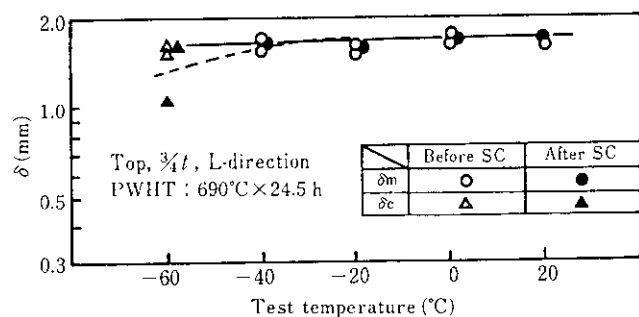


Fig. 14 COD values (δ) before and after step cooling at various temperatures

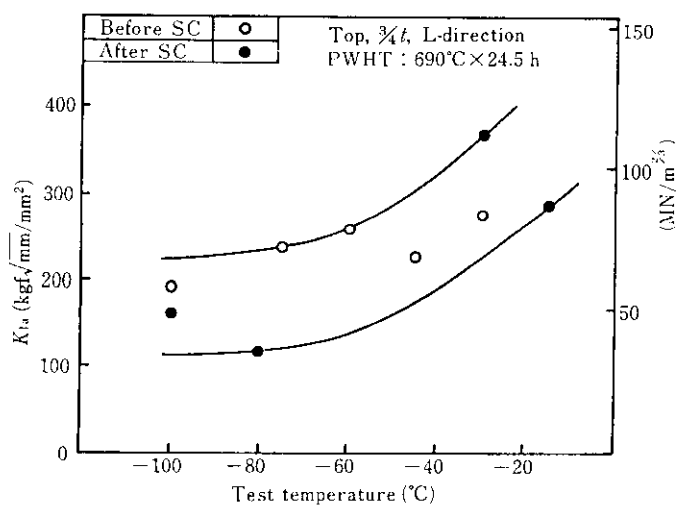


Fig. 16 Temperature dependence of K_{1a} before and after step cooling

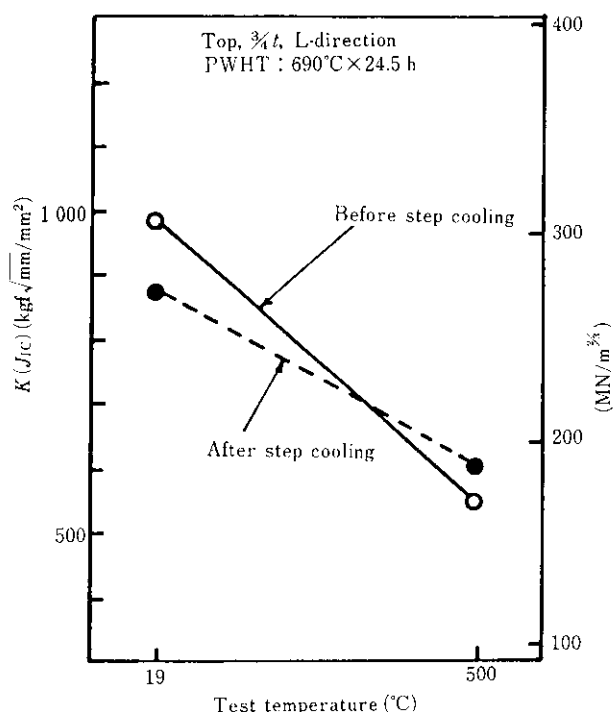


Fig. 15 $K(J_{IC})$ values before and after step cooling at various temperatures

限界 COD (δ) は, 試験材が厚さ25 mm のものであり, 必ずしも供試材の全厚 (400 mm) での限界 COD を与えるものではないが, 室温から -40°C の範囲では, 脆性破壊が発生せず最大荷重での COD (δ_m) が得られ, その値も約1.6 mm と優れたものであった。また, -60°C では最大荷重が脆性破壊荷重での COD (δ_c) であったが, その値は1 mm 以上の大きいものであった (Fig. 14 参照)。本試験で得られた COD はすべて上部棚領域に存在するものである。既存データ⁴⁾の試験片厚さ依存性によると上部棚領域での COD は試験片厚さの増加に伴って大きくなっている。したがって供試材全厚 (400 mm) の使用温度 (0°C 以上) での COD は, 本試験で求められた値 (約1.6 mm) より大きくなると推定できる。静的破壊靱性 (K_{IC}) は, Fig. 15 に示したように $K(J_{IC})$ で整理すると SC 処理前後ともに室温および 500°C で, それぞれ約900および約600 $\text{kgf}\sqrt{\text{mm}}/\text{mm}^2$ であり, 原子炉圧力容器用鋼材と同レベルの値⁵⁾を示している。

亀裂停止靱性 (K_{1a}) は, Fig. 16 に示したように -15°C ~ -100°C において SC 処理前後でそれぞれ190~275, 120~365 $\text{kgf}\sqrt{\text{mm}}/\text{mm}^2$ であり, SC 処理後も原子炉圧力容器用鋼材と同レベルの値⁵⁾を示している。

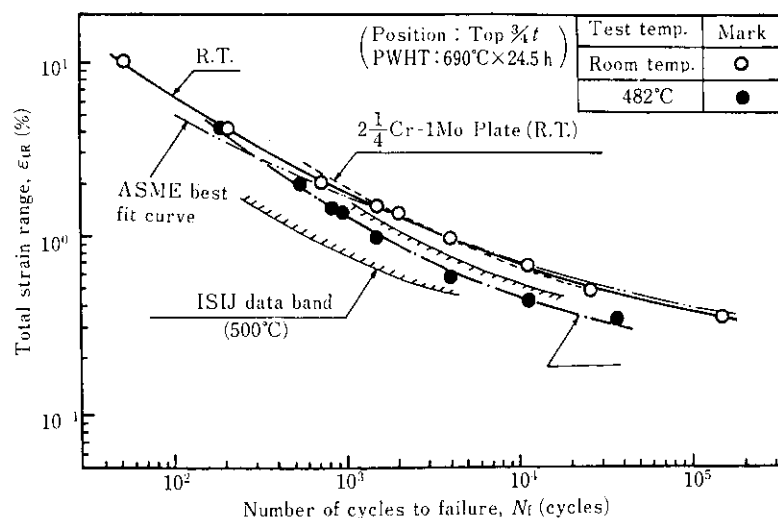


Fig. 17 Results of low cycle fatigue test of shell ring at room temperature and 482°C

3.3.5 疲労特性

室温および高温 (482°C) での低サイクル疲労試験結果を Fig. 17 に示す。室温の値は ASME best fit curve および 2 1/4 Cr-1 Mo 厚鋼板のデータ⁶⁾ とほぼ一致しており、製造方法による差はみられない。また 482°C での値は室温での値より低寿命側にあるが、500°C で求められた従来のデータバンド⁷⁾ の上部に位置している。また 482°C でのデータは酸化損傷を考察した寿命推定式⁸⁾ を用いて推定した結果ともよく一致しており、温度によるこの程度の寿命低下は妥当なものであると判断される。

3.3.6 水素侵食

①, ⑥部位について厚さ方向に外表面から内表面にかけて最表面部 (1/4 t), 1/4 t, 1/4 t, 1/4 t, 最内面部 (1/4 t) の位置から試験片を採取し高温高压水素雰囲気のアーククレープに浸漬し水素侵食試験に供した。Fig. 18 は曝露条件として水素分圧 $P_{H_2} =$

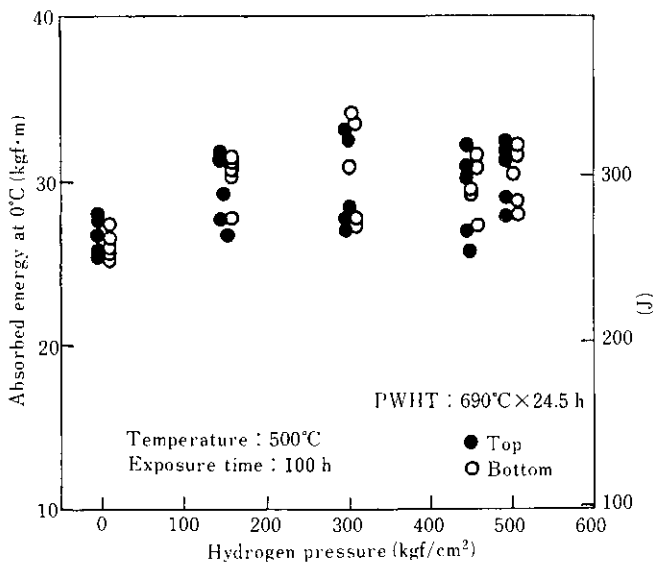


Fig. 18 Effect of hydrogen pressure on absorbed energy at 0°C

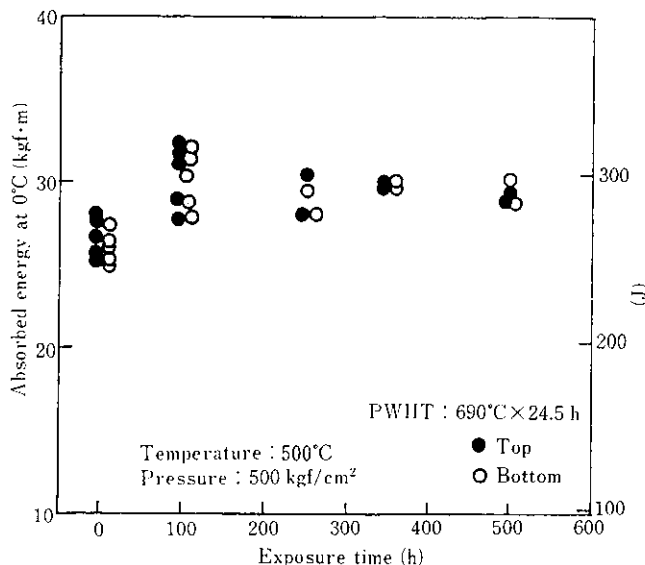
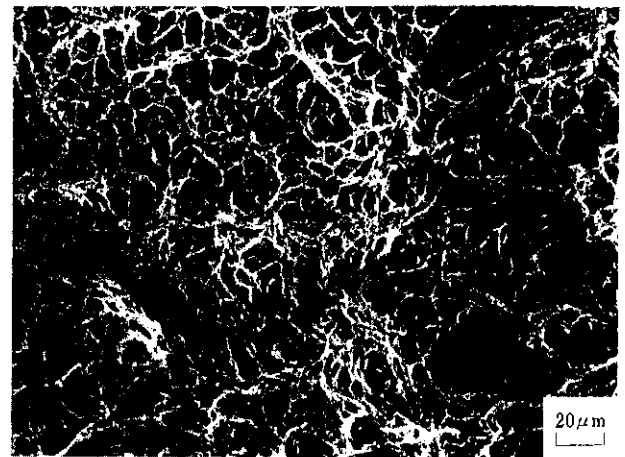


Fig. 19 Effect of exposure time on absorbed energy at 0°C

0 ~ 500 kgf/cm², 温度 500°C, 曝露時間 100 時間で処理した試験片についての 0°C におけるシャルピー衝撃試験の結果を示している。曝露による吸収エネルギーの低下はトップ, ボトム部位とも認められず, かつ, 差もない。Fig. 19 には $P_{H_2} = 500$ kgf/cm², 温度 500°C で曝露時間を変えて処理した場合の 0°C におけるシャルピー衝撃試験結果を示す。この Fig. 18, 19 から実験条件の範囲で水素侵食による劣化は認められないことがわかる。

Photo. 4 に, 水素分圧 500 kgf/cm², 温度 500°C で 500 時間曝露した試験片についての 0°C におけるシャルピー衝撃試験後の破面の SEM 像を示す。ディンプル模様全体を占めていることがわかる。Photo. 5 (a) は, 焼もどし処理 (T.P. = 20.6 × 10³) をしたままの試験片を液体窒素温度で破壊したときの破面の SEM 像, (b) は曝露後の試験片を同様に破壊したときの破面を示す。ともに劈開破壊を早しており, このことは本実験条件の範囲内で, 供試材は水素侵食による粒界脆化が起っていないことを意味している。



Hydrogen pressure : 500 kgf/cm², Temp. : 500°C
Exposure time : 500 h

Photo. 4 Fractured surface at 0°C shown in test steel exposed in hydrogen circumstance

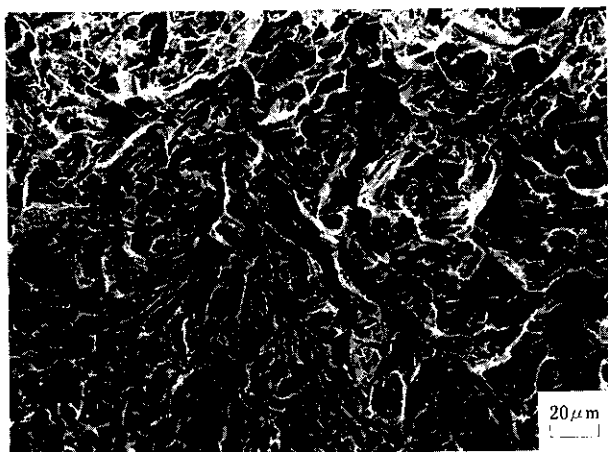
4. 考 察

4.1 中空鋼塊の均質性

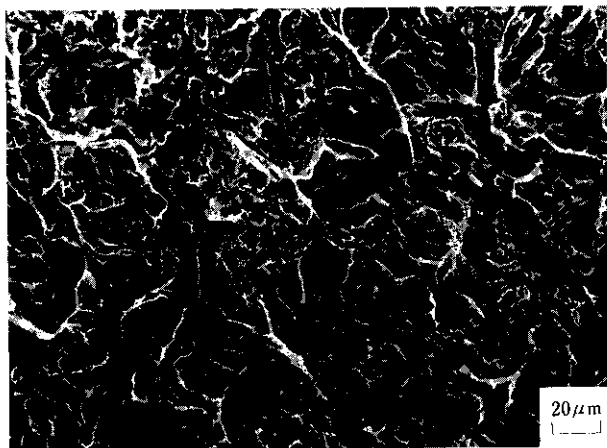
中空鋼塊の均質性については, これまでも報告^{9,10)} してきたように非常に均質であることが確認されている。製品の成分分析結果は, Fig. 7 に示したとおり均質な結果となっており, 中空鋼塊から製造した原子力用鋼材と同程度の結果となっている。さらに, 鋼塊全体の均質性を確認するため, 押湯直下の成分分析を実施した。調査結果は Fig. 20 に示すとおり従来調査したパターンとはほぼ同じ傾向である。押湯直下においても各成分の偏析は小さく均質性に富んでいる。このことは, 鋼塊トップ側の切捨は, 少量でよいことを示唆している。この均質性が, 機械的性質にもよい結果を与えておりさらに内面肉盛溶接にも好影響を及ぼすと考えられ, すでに確認を完了している。

4.2 水素侵食

水素侵食は, 鋼中の析出炭化物と高温高压下で鋼中に侵入した水素とが反応してメタン気泡を生成し, 鋼材の延性, 靱性を



(a) Non-treated steel (As Q-T)

(b) Hydrogen attacked steel
(500 kgf/cm², 500°C, 500h)Photo. 5 Fractured surface of two types of steel at liquid N₂ temperature

劣化させる現象である。したがって鋼中炭化物の物理化学的性質がその抵抗性を左右することになる。

Photo.6 は、Si=0.05%の低Si材および0.6%の高Si材の焼もどし後の試験片から採取した抽出レプリカ法による析出物の電顕写真およびEDX (Energy Dispersive X-ray Spectroscopy) による組成マッピング像を示している¹¹⁻¹³⁾。析出物中のCrとFeのX線強度比がSi含有量の多少によって異なっている。すなわちSi量が多いとFe強度が強くなり、Si量が少ないとCrの強度が強くなっていることがわかる。一方、著者らによって析出炭化物の組成を電子顕微鏡によって分析した結果によると、Si含有量が高くなると析出炭化物中のFe成分が増えるとともにM₇C₃型からM₂₃C₆型への移行が起こることが明らかにされており^{11,16)}、このことは析出炭化物の安定性が含有Siによって弱められ、その結果Si含有量の高いものは、高温高压水素雰囲気下で鋼中に侵入したH原子によって分解されやすくなり水素侵食を受けやすくなると考えられる。

水素侵食による機械的性質の劣化が始まるまでの潜伏期間 t_i (h) に対する時間則は一般に次式¹⁴⁾で与えられる。

$$t_i = CP_{H_2}^{-n} \exp(Q/RT)$$

P_{H_2} : 水素分圧 (kgf/cm²)

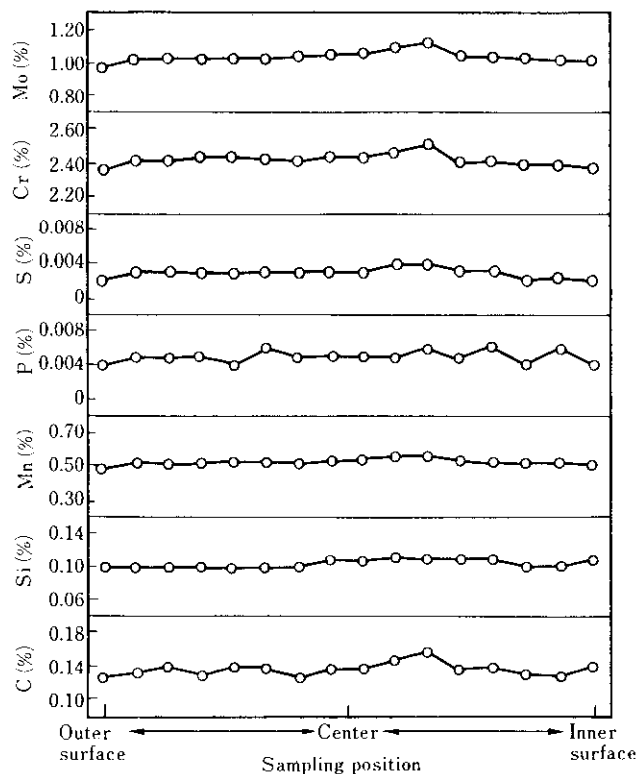


Fig. 20 Segregation of chemical elements near hot top of 200 t hollow ingot

T : 温度 (K)

R : 気体常数

Q : 潜伏期間に対するみかけの活性化エネルギー (cal/mol)

C : 常数

著者らによる水素侵食に及ぼすSiの影響を調べた実験結果^{12,15)}によると $n \approx 3$, $Q \approx 32,000$ cal/mol である。この値を用いて Fig. 19 の $P_{H_2} = 500$ kgf/cm², $T = 500^\circ\text{C}$ において $t > 500$ h という結果から C を計算すると $C > 60$ が得られる。これより本供試材を例えば $P_{H_2} = 150$ kgf/cm², $T = 455^\circ\text{C}$ で使用した場合を評価してみると $t_i > 100,000$ h となり10年以上経過しないと水素侵食は起らないことになる。ちなみにSiが通常の0.30%程度の場合 t_i はこれより短くなる。

以上のことは、水素侵食を考慮した合金設計の基本思想においても母材のSi量を低減することが重要なポイントであることを示唆するものである。本実験の供試材である中空鋼塊はこの基本路線に則って製造されており、Fig. 18,19 に示したように耐水素侵食特性に優れているといえる。

5. 結 言

転炉-RH-200 t 中空鋼塊を使用し、成分系として低Si-低P系の採用および厚肉材の焼入性確保のため高温焼入れの適用等により400 mm 2 1/2 Cr-1 Mo 鍛鋼シェルリングを製造した。

転炉-RH-中空鋼塊による製鋼プロセス採用は、不純物元素、清浄性、および均質性の観点から優れており、高温高压水素雰囲気下での鋼材製造として最適である。

低Si-低P系は、耐焼もどし脆性、耐水素侵食、およびクリープ強度の向上に総じて効果的であることがわかった。

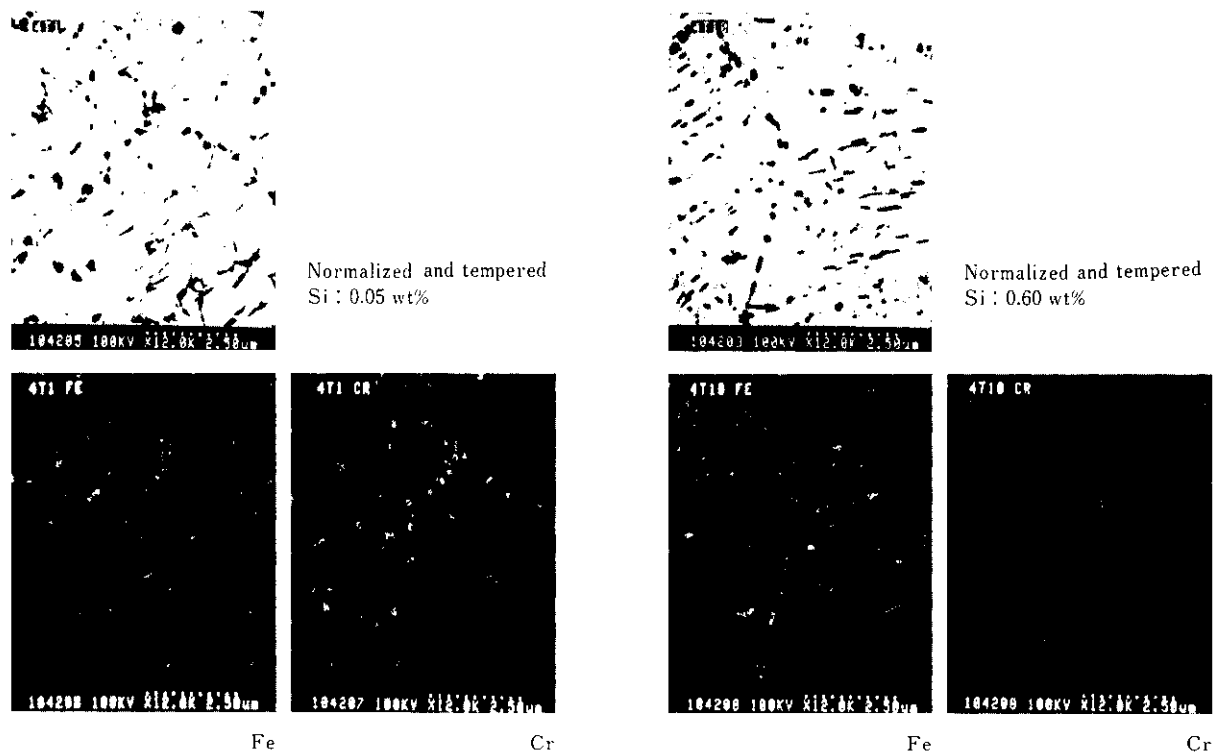


Photo. 6 X-ray mapping of carbides in 2 1/4 Cr-1 Mo steels showing the effect of Si on carbide composition

また、極厚材の高強度、高靱性に対して当社独自の高温焼入れ技術により対処が可能であることが明らかとなった。

このような幅広いデータの蓄積により石油精製用压力容器用

鋼材の安定製造が可能であり、压力容器製造者の要求に十分こたえ得るものと確信している。

参 考 文 献

- 1) Y. Kusuhashi, T. Sekine, T. Enami and H. Ooi: "BOF-LRF Refined Ultralow Phosphorus 2.25 Cr-1 Mo Steel Plate of Low Temper Embrittlement Susceptibility", 4th International conference on Pressure Vessel Technology
- 2) 佐藤, 小野: 川崎製鉄技報, 12 (1980) 1, 115
- 3) 高田, 和中, 朝生, 荒川ら: 川崎製鉄技報, 14 (1983) 4, 424
- 4) 日本溶接協会鉄鋼部会技術委員会 FTC 委員会「破壊靱性基準に関する研究」, (1981年2月)
- 5) 中野, 佐野, 田中, 大橋: 川崎製鉄技報, 12 (1980) 4, 33
- 6) 成木ら: 川崎製鉄技報, 12 (1980) 1, 207
- 7) 日本鉄鋼協会クリープ委員会高温熱疲労試験分科会: 「2 1/4 Cr-1 Mo 鋼の高温低サイクル疲労特性に関する共同研究報告書」, (1978年6月)
- 8) 成木, 田中, 鎌田: 鉄と鋼, 67 (1981) 9, A 208
- 9) 飯田, 山本, 山浦, 朝生, 松野, 西岡: 鉄と鋼, 66 (1980) 2, 211
- 10) Y. Iida, H. Wanaka, T. Yamamoto, K. Aso and J. Matsuno: "Development of Hollow steel Ingot for Large Forging", World Steel & Metalworking, 4 (1982), 216
- 11) 今中, 下村: 石油学会装置部会研究討論会 (1982年12月)
- 12) 今中: 日本金属学会シンポジウム講演予稿・一般講演概要 (1982・9), No. 125
- 13) 今中, 下村: 日本金属学会講演概要 (1983・4), No. 160
- 14) L.C. Weiner: Corrosion, 17 (1961) 137
- 15) T. Imanaka and J. Shimomura: To be published in 5th International Conference on Pressure Vessel Technology
- 16) G. H. Geiger and O. F. Angeles: API Pub. 945, 1975, 9