
ボイラ用改良 9 C r - 1 M o 継目無鋼管の製造と特性

Production and Properties of Modified 9Cr-1Mo Steel Seamless Tube for Boiler

佐々木 晃史(Terufumi Sasaki) 小林 邦彦(Kunihiko Kobayashi) 山浦 晃央(Teruo Yamaura) 粕谷 利昭(Toshiaki Kasuya) 増田 敏一(Toshikazu Masuda)

要旨：

改良 9 C r - 1 M o (T 9 1) 継目無鋼管をマンネスマン法にて製造するときの熱間加工性や熱処理条件および製品の機械的性質，溶接継手特性，長時間時効特性等について検討した。主要な結果を以下に示す。(1) 本鋼の熱間加工性は低合金鋼に比べて劣るが，S 量低減や造管条件の適正制御により特に問題なく造管できる。(2) 母材の高温強度やクリープ破断強度は A S M E 規格を満足する優れた特性を示す。(3) 円周 T I G 溶接継手の常温強度，衝撃，曲げの各特性は良好である。(4) 550～650℃の長時間時効処理によりシャルピー吸収エネルギーは低下する。600℃での低下が最も著しいがエネルギー値は問題のない大きさである。S E M 観察の結果を合わせて考えると，粗大化した (F e C r) 2 M o 型析出物が増加するためシャルピー吸収エネルギーが減少するといえる。(5) 本製法による熱間仕上げ鋼管は寸法精度がよく，機械的特性は冷牽仕上げ品と差がなく良好であり，すでに大量の出荷実績を得ている。

Synopsis：

Hot workability and heat-treatment conditions in production by the Mannesmann process, mechanical properties of base metal and welded joints, Charpy absorbed energy and precipitation behavior after long-time aging were studied. The results are summarized as follows: (1) Hot workability of modified 9Cr-1Mo (T91) steel is inferior to that of low-alloy steel. Steel pipe is produced by controlling the rolling conditions and with low S content. (2) Tensile strength at elevated temperatures and creep rupture strength of T91 steel pipe show excellent properties and satisfy ASME specifications. (3) Tensile, impact and bending properties of TIG girth-welded joints show good properties. (4) Charpy absorbed energy of T91 steel pipe decreases after aging at 550 to 650℃, but has enough values. This decrease is most remarkable at 600℃. The decrease in Charpy absorbed energy is attributed to the increase in coarse (FeCr)₂Mo precipitates in considering the SEM observation. (5) The hot-finished tube produced by Mannesmann process shows equivalent properties to those of the cold-finished tube, with sufficient dimensional accuracy.

本文は次のページから閲覧できます。

Production and Properties of Modified 9Cr-1Mo Steel Seamless Tube for Boiler



佐々木 晃史

Terufumi Sasaki

鉄鋼研究所 鋼材研究
部鋼管研究室 主任研
究員(課長)・理博



小林 邦彦

Kunihiko Kobayashi

技術研究本部 研究企
画部企画開発室 主査
(部長)



山浦 晃央

Teruo Yamaura

鉄鋼研究所 鋼材研究
部強度・接合研究室



粕谷 利昭

Toshiaki Kasuya

知多製造所 製造部鋼
管技術室 主査(掛長)



増田 敏一

Toshikazu Masuda

知多製造所 技術・生産
管理部技術管理室 主
査(課長補)

1 結 言

近年、高温強度特性に優れた改良 9Cr-1Mo 鋼 (ASME SA 213 T 91 および SA 335 P 91, 以下では T 91 鋼と略称) が高温用ボイラ管として使用される例が増大している。ボイラ鋼管への適用化に対する製造や施工条件と諸特性についての検討結果の報告は多い^{1)~7)}。一般に熱間加工性が劣る高合金鋼管は熱間押し出し法にて製造され、本継目無鋼管も熱間加工性が劣るため通常熱間押し出し法にて製造されるが、生産能率や寸法精度が優れているマンネスマン法での製造が期待されている。しかし後者は特にピアサーミルおよびマンドレルミル圧延時に疵が発生しやすい問題がある。マンドレルミルでの疵については当社が新しく開発した MAP (mandrel mill pass schedule design system) 法⁸⁾にてカリバードesignと圧下配分を適正化することにより問題が解決されているが、ピアサーミルでの疵については検討が必要であった。一方、過熱器管や再熱器管用のボイラ鋼管は、従来、寸法精度が良く内面粗度が小さい冷牽

要旨

改良 9Cr-1Mo (T 91) 継目無鋼管をマンネスマン法にて製造するときの熱間加工性や熱処理条件および製品の機械的性質、溶接継手特性、長時間時効特性等について検討した。主要な結果を以下に示す。

①本鋼の熱間加工性は低合金鋼に比べて劣るが、S 量低減や造管条件の適正制御により特に問題なく造管できる。②母材の高温強度やクリープ破断強度は ASME 規格を満足する優れた特性を示す。③円周 TIG 溶接継手の常温強度、衝撃、曲げの各特性は良好である。④550~650°C の長時間時効処理によりシャルピー吸収エネルギーは低下する。600°C での低下が最も著しいがエネルギー値は問題のない大きさである。SEM 観察の結果を合わせて考えると、粗大化した (FeCr)₂Mo 型析出物が増加するためシャルピー吸収エネルギーが減少するといえる。⑤本製法による熱間仕上げ鋼管は寸法精度がよく、機械的性質は冷牽仕上げ品と差がなく良好であり、すでに大量の出荷実績を得ている。

Synopsis:

Hot workability and heat-treatment conditions in production by the Mannesmann process, mechanical properties of base metal and welded joints, Charpy absorbed energy and precipitation behavior after long-time aging were studied. The results are summarized as follows: ① Hot workability of modified 9Cr-1Mo (T 91) steel is inferior to that of low-alloy steel. Steel pipe is produced by controlling the rolling conditions and with low S content. ② Tensile strength at elevated temperatures and creep rupture strength of T 91 steel pipe show excellent properties and satisfy ASME specifications. ③ Tensile, impact and bending properties of TIG girth-welded joints show good properties. ④ Charpy absorbed energy of T 91 steel pipe decreases after aging at 550 to 650°C, but has enough values. This decrease is most remarkable at 600°C. The decrease in Charpy absorbed energy is attributed to the increase in coarse (FeCr)₂Mo precipitates in considering the SEM observation. ⑤ The hot-finished tube produced by Mannesmann process shows equivalent properties to those of the cold-finished tube, with sufficient dimensional accuracy.

仕上げ鋼管が多用されたが、最近では熱間仕上げ鋼管の使用比率が高まっている。これは経済性に優れていることに加えて寸法精度の優れた製品開発によるところが大きい。当社ではマンネスマン法でのプロセスおよび製品開発を進めてきて、これまでに多くの出荷実績を得るに至った。

本論文では最初にマンネスマン方式による T 91 鋼管製造時の熱間加工性や熱処理条件の検討、製品の機械的性質、溶接継手特性等

* 平成 2 年 8 月 27 日原稿受付

の各種製品特性、長時間時効の衝撃特性への影響について報告し、次に冷牽製品に替えて使用比率が最近増大している熱間仕上げ鋼管の諸特性について報告する。

2 供試材と実験方法

2.1 熱間加工性と熱処理条件の検討

熱間加工性は、テーパ丸ビレットのモデルピアサー圧延によるマンネスマン割れ発生限界ドラフト率やグリーブル試験による直径減少率にて評価した。調査に用いた 100 kg 真空溶解製実験材の化学組成を Table 1 に示す。T91 鋼のグリーブル試験は S 量を 0.001~0.003 mass% に変えた試験材 No. 1 を用いた。比較材として ASME SA 213 T9 鋼の No. 2 や T1 鋼の No. 3 (以下それぞれ T9 鋼, T1 鋼と略称) を用いた。焼ならしと焼もどし熱処理条件の機械的性質への影響調査には試験材 No. 4 を用いた。

2.2 冷牽仕上げチューブと熱間仕上げパイプ製品材の特性

試験に供した工場製品材の化学組成と寸法を Table 2 の A~D に示す。これら工場製品材について C 断面の組織試験、偏平および押し広げ試験、肉厚中央部で採取した L 方向丸棒試験片 (平行部 6 mm ϕ $\times$ 30 mm) による高温引張試験やクリーブ破断試験、合成灰によるアッシュコロージョン試験、溶接継手試験および長時間時効後の衝撃試験を行った。試験材 A, C および D はマンネスマンマンドレルミル造管一冷牽仕上げ小径継目無鋼管 (チューブ) で、試験材 B はマンネスマンプラグミルでの熱間仕上げ中径継目無鋼管 (パイプ) である。

2.3 熱間仕上げチューブ製品材の特性

上記工場製品材について寸法と精度、偏平および押し広げ試験ならびに機械的性質の調査を行った。試験に供した製品材の代表例の化学組成と寸法を Table 2 の E に示した。

3 実験結果および考察

3.1 熱間加工性や製造性の実験室的検討

本鋼のマンネスマン穿孔圧延時の熱間加工性を検討した。T91 鋼や T9 鋼の 1150~1250°C でのマンネスマン割れ限界ドラフト率を求めると、T9 鋼は限界ドラフト率が約 17% であるのに対し、T91 鋼は 7~12% 程度と劣っていた。マンネスマン法にて穿孔、圧延する場合、950~1200°C 付近での熱間加工性が良好なことが必要である。T91 鋼について S 量を変化させた素材のグリーブル試験結果を Fig. 1 に示す。比較のため T9 鋼や T1 鋼の結果も合わせて示す。T91 鋼は、T9 鋼や低合金鋼に比べて熱間変形能が劣っているが、900~1150°C の加工性改善には S 量の低減が効果的であることがわかる。T91 鋼管の現場製造に対しては、S 量低減には限界があるため、それ以外にもビレット加熱温度、穿孔時の内面疵を防止するためロール間隔やプラグ位置の設定値およびプラグ表面管理等の造管条件を適正に制御することにより、マンネスマン法にて特に問題なく造管できる技術を確認している。

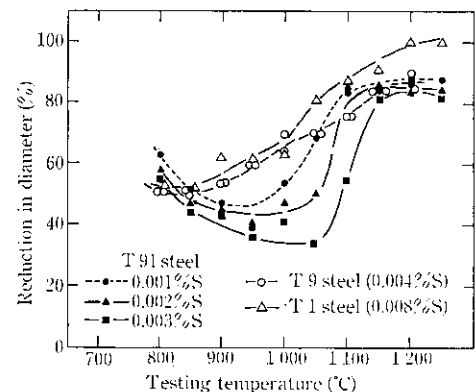


Fig. 1 Temperature dependence in reduction of diameter of T91 by Greeble test

Table 1 Chemical compositions of steels for laboratory tests

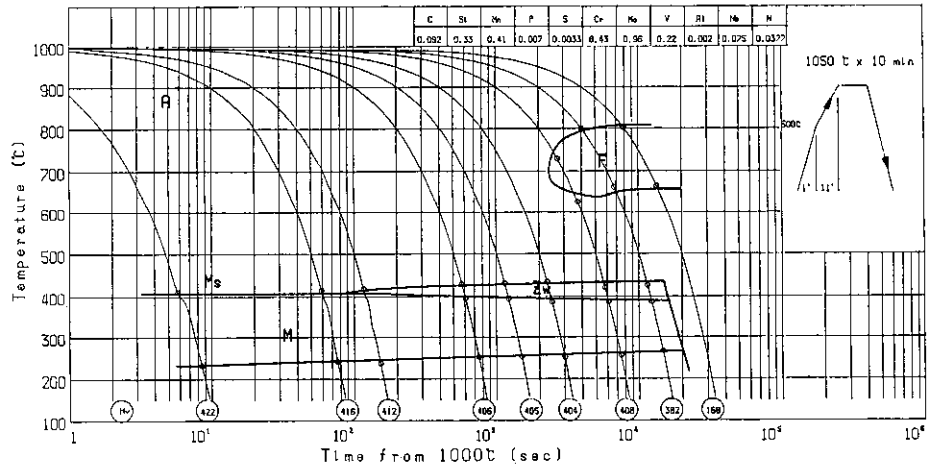
(mass %)

Steel No.	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Nb	V	N	ASME
1	0.09	0.35	0.40	0.015	0.001~0.003	9.0	1.0	0.09	0.20	0.04	T91
2	0.11	0.49	0.43	0.010	0.004	8.9	1.0	—	—	0.01	T9
3	0.15	0.23	0.51	0.014	0.008	—	0.54	—	—	—	T1
4	0.09	0.30	0.43	0.008	0.003	9.1	1.0	0.08	0.20	0.04	T91

Table 2 Sizes and chemical compositions of steels

	Size (mm)	Chemical composition (mass %)										Products
		C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Nb	V	N	
A	50.8 ϕ $\times$ 10.8 t	0.10	0.39	0.39	0.008	0.003	8.46	1.01	0.078	0.20	0.038	Cold-finished tube
B	355.6 ϕ $\times$ 22 t	0.10	0.39	0.39	0.008	0.003	8.46	1.01	0.078	0.20	0.038	Hot-finished pipe
C	50.8 ϕ $\times$ 5.0 t	0.09	0.27	0.44	0.008	0.002	9.15	0.99	0.080	0.20	0.041	Cold-finished tube
D	50.8 ϕ $\times$ 6.0 t	0.09	0.36	0.37	0.008	0.004	8.50	0.99	0.079	0.20	0.034	Cold-finished tube
E	42.4 ϕ $\times$ 4.5 t	0.10	0.37	0.32	0.018	0.002	8.60	0.93	0.077	0.19	0.037	Hot-finished tube

Fig. 2 CCT diagram of T 91



3.2 焼ならしと焼もどし条件の実験室的検討

本鋼の熱処理条件を検討するに際して CCT 曲線を求めた結果を Fig. 2 に示す。Ms 点は約 400°C である。約 10⁴s までの広範囲にわたって硬さはほぼ HV 400 と安定している。

焼ならし温度を 1000~1075°C、焼もどし温度を 730~820°C の範囲で変化させたときの熱処理条件の機械的性質への影響を調べた。0.2% PS および TS とともに焼ならし温度が 1025°C 以下の場合より 1050°C 以上の方がやや高いが、焼ならし温度の影響は小さいこと、いずれの焼ならし温度でも 730°C 以下の焼もどしでは硬さ HRC 25 以下の規格を満足できない結果が得られた⁴⁾。Fig. 3 に焼ならし温度が 1050°C で焼もどし温度を 730~820°C に変化させたときの機械的性質を示す。730°C 以下の焼もどしでは強度が高く、820°C の焼もどしでは強度低下が大きい。760~790°C では、強度の焼もどし温度依存性は小さく、安定した強度が得られる。

これらの結果から、優れた特性を安定に得るには、焼ならし温度

はオーステナイト結晶粒の粗大化が抑制可能な約 1050°C で、焼もどし温度は 760~790°C が適切である。

3.3 製品の特性

Table 2 に示す現場製造材について各種特性調査を行った。熱処理は、前述の結果に基づいて、焼ならしは 1050°C で、焼もどしを 790°C で行った。

3.3.1 組織試験

Photo 1 と 2 にチューブとパイプのマクロおよびミクロ組織の

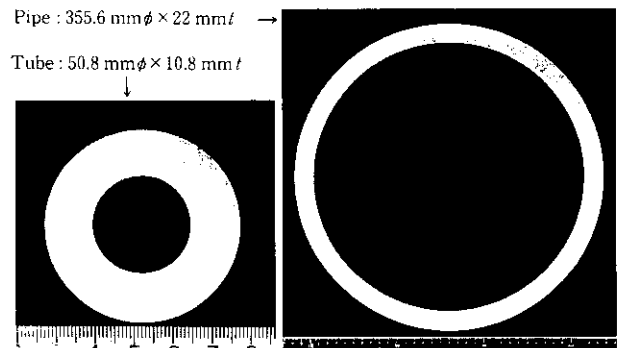


Photo 1 Macrostructure of mod. 9Cr-1Mo tube and pipe

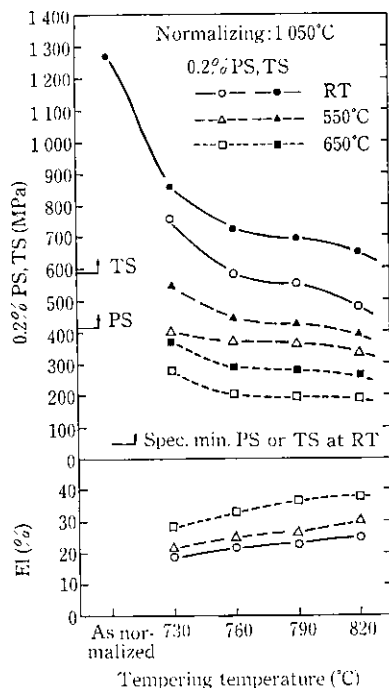
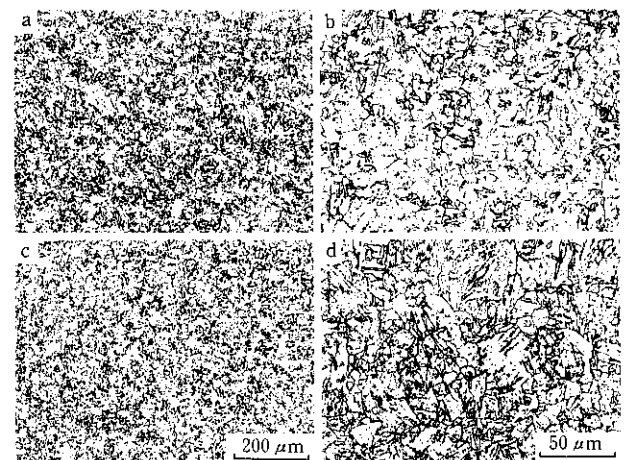


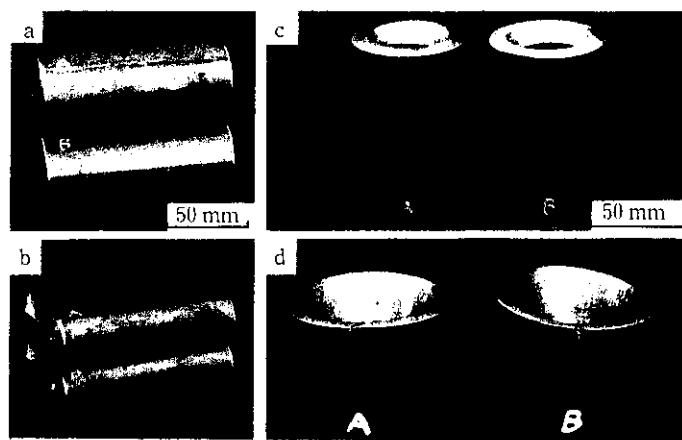
Fig. 3 Influence of tempering temperature on mechanical properties



a, b: 50.8 mmφ x 10.8 mm t

c, d: 355.6 mmφ x 22 mm t

Photo 2 Microstructure of mod. 9Cr-1Mo tube and pipe



Flattening test

a: First step, no crack
 $H \leq 40.9$ mm
 b: Second step (contact),
 no crack
 $H = 26.5$ mm

Flaring test

c: First step, no crack
 Expansion rate = 1.38
 d: Second step (crack initiation)
 Expansion rate = 2.95

Photo 3 Appearance of flattening and flaring tested specimens

代表例を示す。両サイズとも均一な焼もどしマルテンサイト組織を示している。マクロ写真からは欠陥はなく良好な形状であることがわかる。

3.3.2 偏平および押し広げ試験

Photo 3 に供試材 A の偏平および押し広げ試験結果を示す。密着偏平後でも割れは発生せず、押し広げ試験でも限界拡張率は 280 % 以上であり良好な加工性を示す。

3.3.3 高温機械的性質

Fig. 4 にチューブ L 方向およびパイプ C 方向の高温引張試験結果を示す。供試材サイズや試験方向に関係せず同じ強度特性を示している。さらに実験室的検討結果と同じ強度レベルを示している。これらは本鋼が冷却速度の広い範囲にわたり均一なマルテンサイト組織を生じるためと考えられる。図には ORNL (Oak Ridge National Laboratory) 公表の TS と 0.2% PS の min 値を合わせて示した。これらに比べ十分高い値を示している。

Fig. 5 にクリープ破断試験結果を示す。図には平均値直線と最小値直線も合わせて示した。 10^3 h の直線外挿値はいずれも各温度で図の右端に示した ASME の許容応力から逆算した min 値を満足している。

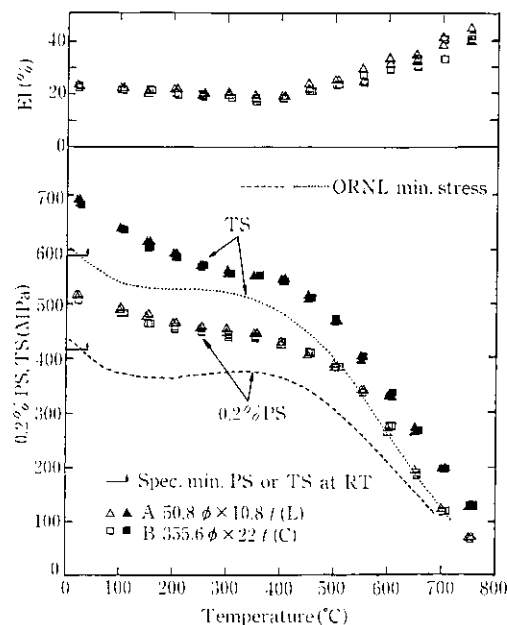


Fig. 4 Temperature dependence of short time tensile properties

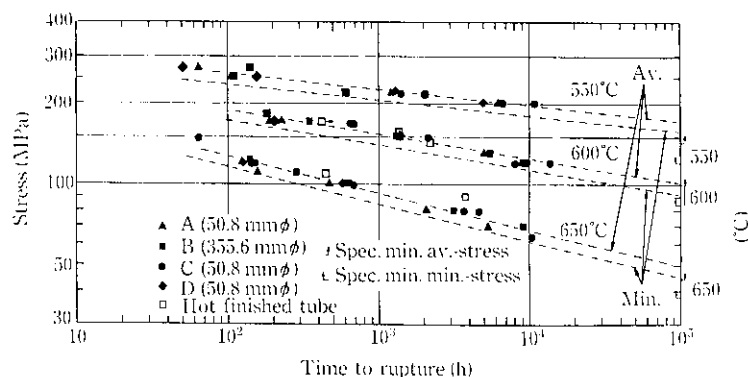


Fig. 5 Stress-time to rupture curves at 550, 600 and 650°C

Table 4 Chemical compositions of base metal and welding material for similar and dissimilar joints

Tested material	(mass %)										N (ppm)
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Nb	V	
SA 213 T 91*1	0.10	0.39	0.39	0.008	0.003	8.46	1.01	0.10	0.078	0.195	430
STBA 24*1	0.12	0.34	0.44	0.009	0.005	2.10	0.98	0.03	—	—	68
KT-9 CM	0.08	0.30	0.79	0.002	0.002	9.27	1.01	0.67	0.022	0.150	140
KT-2 CM	0.12	0.30	0.75	0.002	0.003	2.49	1.06	—	—	—	16

*1 50.8 mm ϕ $\times$ 10.8 mm t

Table 3 Base metal and welding material for similar and dissimilar joints

	Tested tube	Welding material
Similar joint	SA213 T91/SA213 T91	KT-9 CM(1.2 mm ϕ)
Dissimilar joint	SA213 T91/STBA 24	KT-2 CM(1.2 mm ϕ)

3.3.4 溶接継手特性

Table 3 および 4 に供試管と円周 TIG 溶接材料の組み合わせならびに供試材料の化学組成を示す。T 91 の同材継手および T 91 と STBA 24 との異材継手の 2 種類の試験を行った。円周 TIG 溶接条件は第 1 層は予熱なし (溶接電流 140~220 A, 溶接電圧 11~13 V) で、2 層目以降は 2 パスずつ計 8 パス溶接し層間温度を 250°C 以下とした。

Table 5 に 740°C $\times$ 1 h の PWHT (post weld heat treatment) 後の溶接継手の引張および曲げ試験結果を示す。T 91 の同材継手結果では、破断位置は母材で、引張強さは母材と同等である。T 91 と STBA 24 との異材継手試験結果では、破断位置は STBA 24 の母材側である。曲げ試験結果も割れの発生はなく良好である。

Fig. 6 に 740°C $\times$ 0.5 h の PWHT 後の同材および異材継手のシャルピー衝撃試験結果を示す。同材、異材継手とも HAZ が最も高い衝撃値を示し、以下 Bond, WM の順となる。同材継手の WM での値は 80 J/cm² 以上、異材継手の WM での値は約 160 J/cm² 以上あり良好な値である。異材継手では STBA 24 用の溶材を使用した T 91 鋼との適合性上問題がないことが確認できた。Fig. 7 に PWHT 条件と最高硬さおよび最小硬さとの関係を示す。焼もどしパラメーター (TP) で 20.0 以上のとき加工性の目安とされる最高硬さが 300 以下になることがわかる。PWHT 後の硬さの分布例は、図中に例を示すように、HAZ の軟化が存在するが、引張試験結果で述べたように軟化部が破断位置にはならないことが確かめられて

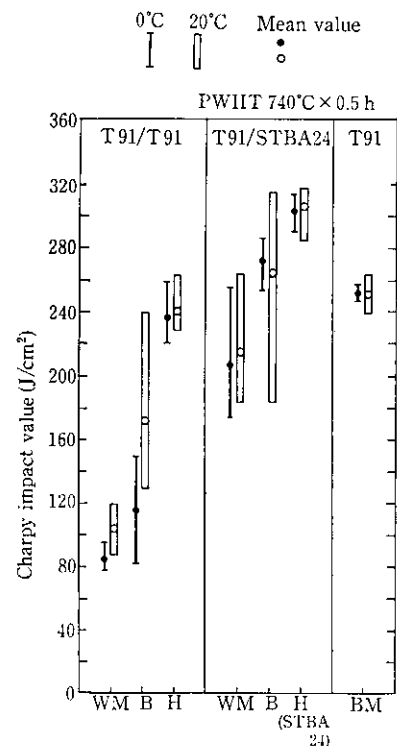


Fig. 6 Charpy impact value of welded joints

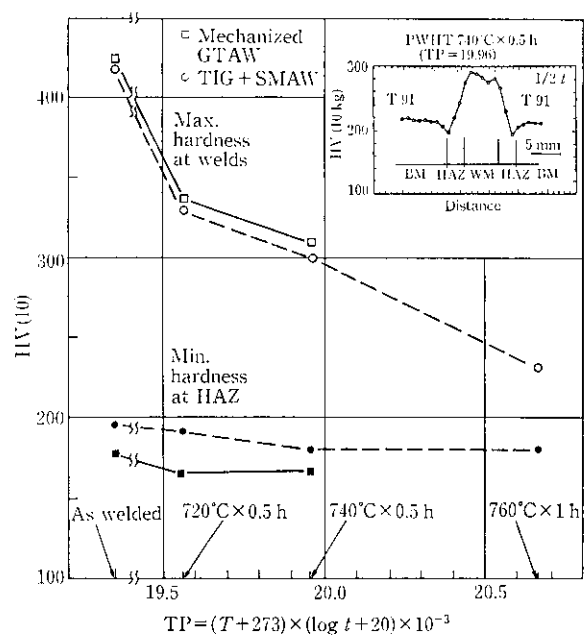
Fig. 7 Change in hardness at welds and HAZ with PWHT temperature $T(^{\circ}\text{C})$ and time $t(\text{h})$

Table 5 Test results of welded joints

Condition of PWHT	Welded joint	Tensile test (JIS Z 3121)		Bend test (JIS Z 3122)	
		TS (MPa)	Fracture position	Face	Root
740°C $\times$ 1 h (TP=20.3)	Similar (T 91/T 91)	707	BM	Good	Good
		694	BM	Good	Good
	Dissimilar (T 91/STBA 24)	539	BM (STBA 24)	Good	Good
		532	BM (STBA 24)	Good	Good

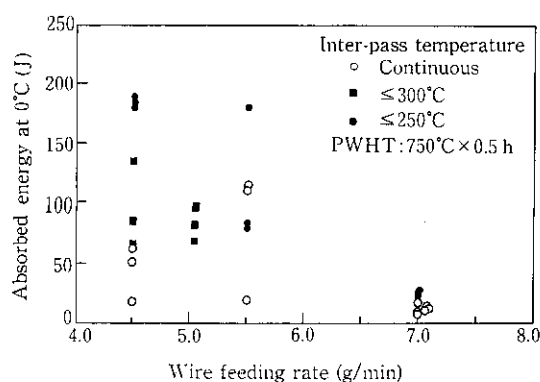


Fig. 8 Influence of wire feeding rate and inter-pass temperature on absorbed energy of welds

いる。

ボイラチューブ円周溶接部は、比較的短時間の PWHT が実施されるため、溶接金属の靱性回復が必ずしも十分でない場合も考えられる。したがって、溶接のままで吸収エネルギーを増加させる必要がある。Fig. 8 に溶接金属部の吸収エネルギーへのワイヤ供給量と層間温度の影響を調べた結果を示す。例えば、7 g/min とワイヤ供給量が多い場合は、全パス連続溶接あるいは層間温度 250°C 以下の溶接のいずれの場合も吸収エネルギーが低い。ワイヤ供給量が減少するにつれて、層間温度を制御したものは著しくエネルギーが回復しており、特に層間温度 250°C 以下の場合顕著である。層間温度を 250°C 以下に制御したものは再熱の効果により微細な組織が得られている。

上述のように本鋼の溶接継手特性は良好であることが示されたが、より優れたエネルギー特性を得るためには、層間温度を Ms 点以下の温度、好ましくは 250°C 以下の温度とし、そのうえ 5 g/min 程度以下のワイヤ供給量にする施工が有効である。

3.3.5 アッシュコロージョン試験

合成灰による高温の腐食試験結果を Fig. 9 に示す。比較のため STBA 24, SUS 321 H の試験結果も合わせて示す。合成灰やガスの

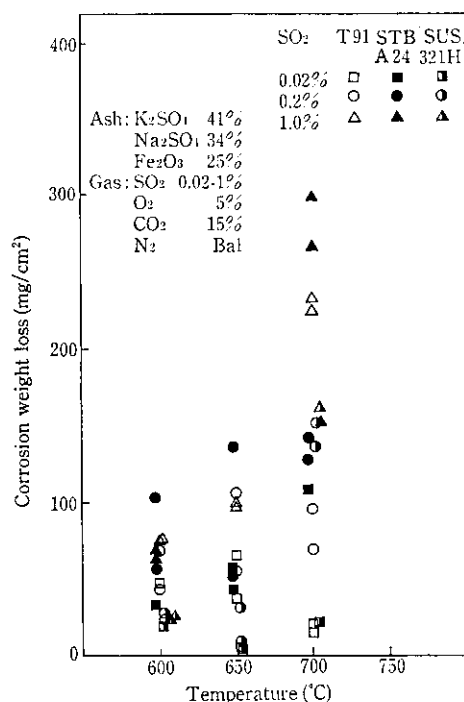


Fig. 9 Corrosion weight loss by ash corrosion test

組成および SO₂ 濃度等の試験条件は図中に示した。T 91 鋼の耐食性は、STBA 24 と SUS 321 H の中間にあり、Cr 量に対応して耐食性が向上することを示している。

3.3.6 時効処理後の析出物と衝撃特性

9~12% Cr 鋼では長時間時効により脆化が進行すること、それらが析出物と密接な関係をもつことが指摘されている⁹⁻¹⁴⁾。時効処理による衝撃特性低下の原因について、M₂₃C₆ 炭化物の粗大化、M₂₃C₆ 炭化物を主とする析出物の増加、Fe₂Mo の析出等、種々の見解があり、統一的な見解は得られていない。改良 9Cr-1Mo 鋼の長時間時効に関する研究は 550°C で詳細に行われているが、使用可能な温度であり析出現象がより加速する 600 や 650°C での研究は少ない。ボイラ鋼管は高温で長時間使用されるためこの影響を把握する目的で長時間時効処理に伴うミクロ組織、特に析出物の種類、量の変化と衝撃特性の関係を調べた¹⁵⁾。

550~650°C で 1 000 h 時効処理後の 0°C でのシャルピー吸収エネルギー vE_0 の変化を調べた。100 h までの時効では大きな変化はないが、300 h を超えると 550~625°C の温度域においてエネルギーが低下し、1 000 h の時効を施すと 650°C を除きさらに低下する結果が得られた。この結果に基づき、さらに 600°C と 650°C での長時間時効を行った。600 および 650°C の時効処理による vE_0 の変化を Fig. 10 に示す。600°C の場合、100 h 以上で時間の増加とともに vE_0 は低下し 2 000 h までの低下量がとくに大きい。しかし 10 000 h 時効後も vE_0 は約 100 J を超え実用上は問題ない。650°C の場合、 vE_0 は 1 000 h 以上で低下するが、低下量は 600°C に比べて小さい。

550~650°C、100~1 000 h 時効材および 600°C での長時間時効材から抽出した残渣の組成と時効時間との関係を Fig. 11 に示す。V および Nb 量はいずれの温度においても時効時間に依存せず一定である。Cr, Fe, Mo 量は 550 および 600°C においては時間の増加とともに増加するが、650°C においては Fe 量は減少する。なお、抽出残渣量は時効時間が長くなると増加するが、増加量は 600°C においても最も大きい。

長時間時効による衝撃特性の変化の原因として、(1) 焼もどしマルテンサイト組織の変化、(2) 硬さ(強度)の変化、(3) 析出物の量、形態、大きさ、析出位置の変化などが考えられる。光学顕微鏡組織の熱処理時間依存では、焼もどしマルテンサイト組織に大きな

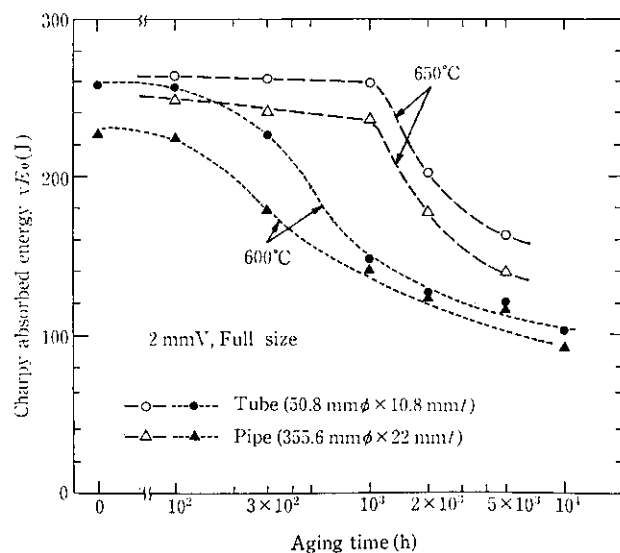


Fig. 10 Change in Charpy absorbed energy with aging time and temperature

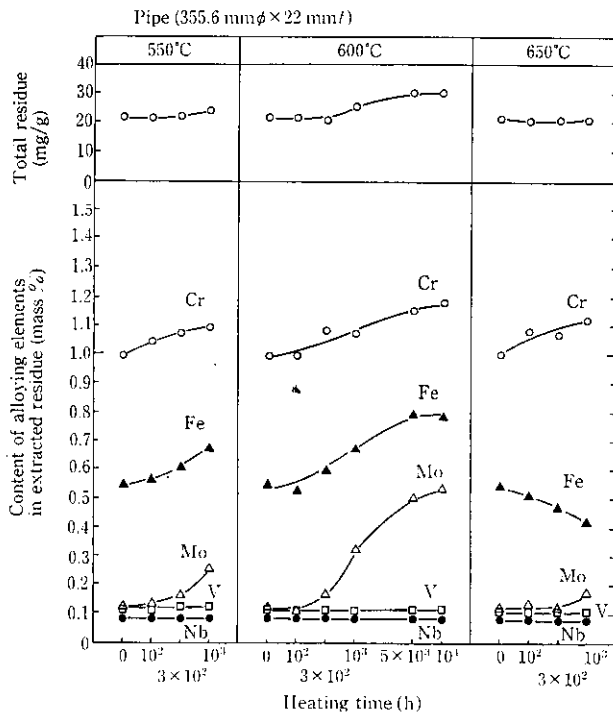


Fig. 11 Change in amount of alloying elements in extracted residue after aging

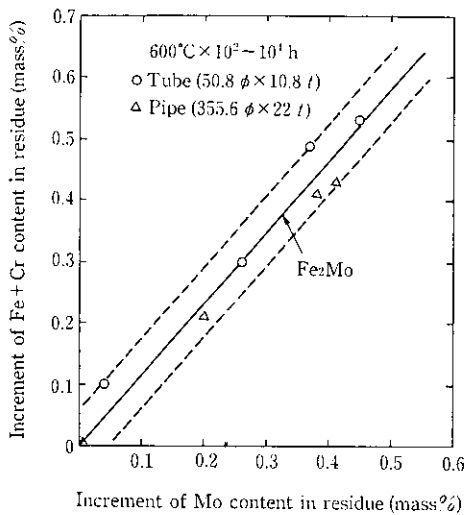
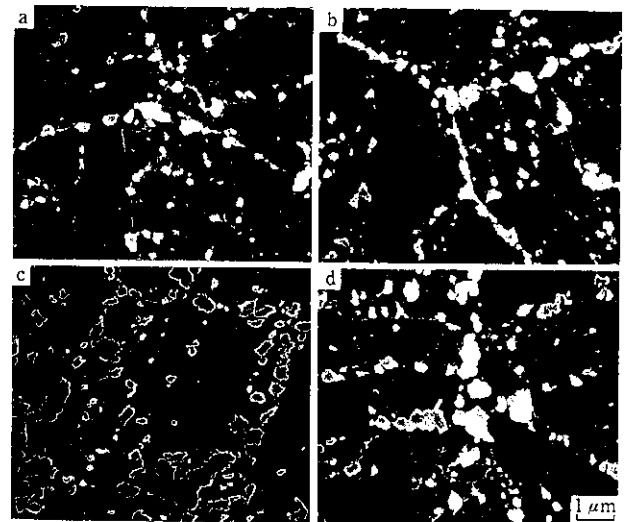


Fig. 12 Relation between increment of Mo and increment of Fe+Cr contents in residue

変化はみられない。硬さについてもほとんど変化はない。

600°C 時効材について、焼もどし状態によりさらに析出した Fe+Cr 量と Mo 量との関係を求めると Fig. 12 のようになる。多少のばらつきはあるが、 Fe_2Mo の金属間化合物を形成したと仮定した線を中心によく集積している。X 線および EDX 分析の結果からは Fe_2Mo 系析出物が確認されていることを合わせて考えると、時効処理を行うことにより $(\text{FeCr})_2\text{Mo}$ 型の析出物が増加してゆくことが結論できる。

Photo 4 に 600°C での長時間時効後の析出物の変化の様子を SEM 写真にて示す。時効時間の増加とともに大きい析出物が増加しており、それらは粒内よりも旧オーステナイト粒界に多く認められる。



a : As N+T b : 600°C, 1 000 h
c : 600°C, 5 000 h d : 600°C, 10 000 h

Photo 4 Change of precipitates morphology with aging

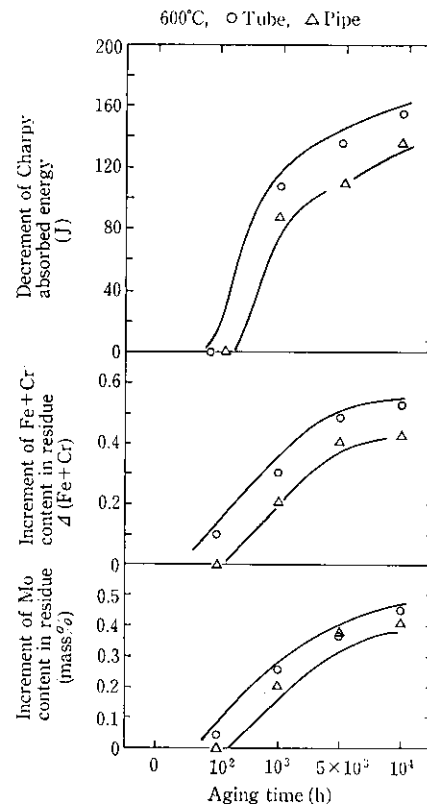


Fig. 13 Change in Charpy absorbed energy and Fe+Cr and Mo contents in residue with aging time

時効処理後のシャルピー吸収エネルギーの低下と抽出残渣中の Mo 増加量との関係を示すと Fig. 13 のようになる。すなわち、Mo が増加するにつれて吸収エネルギーが低下している。これは上述したように、時効時間が長くなるとともに Mo すなわち $(\text{FeCr})_2\text{Mo}$ の金属間化合物が形成され、吸収エネルギーが低下したと考えられる。

このように改良 9Cr-1Mo 鋼は、長時間時効により焼もどしマルテンサイト組織、硬さ等はほとんど変化しないが、旧オーステナイ

ト粒界を中心に $(\text{FeCr})_2\text{Mo}$ の金属間化合物の形成粗大化により吸収エネルギーの低下を生じることが明らかになった。しかし、エネルギー値は 600°C 、 10^4h でも約 100J と高い値で使用上問題のないことがわかった。

3.3.7 熱間仕上げ鋼管の特性

前述したように T91 鋼管の熱間加工性は劣るが、マンネスマン法での製造に際し疵防止と、寸法精度向上の技術開発を行ってきた結果、当社では T91 鋼の熱間仕上げ鋼管の多くの製造実績を得るに至った。熱間仕上げ鋼管の製品特性について以下に示す。

(1) 寸法精度

Fig. 14 に $42.4\text{mm}\phi\times 4.5\text{mm}t$ と $63.5\text{mm}\phi\times 4.0\text{mm}t$ (数字は目標寸法) について寸法精度を示す。例えば ASTM の熱間仕上げ鋼管の許容範囲を十分満足しており断面形状も Photo 5 に示すように良好である。

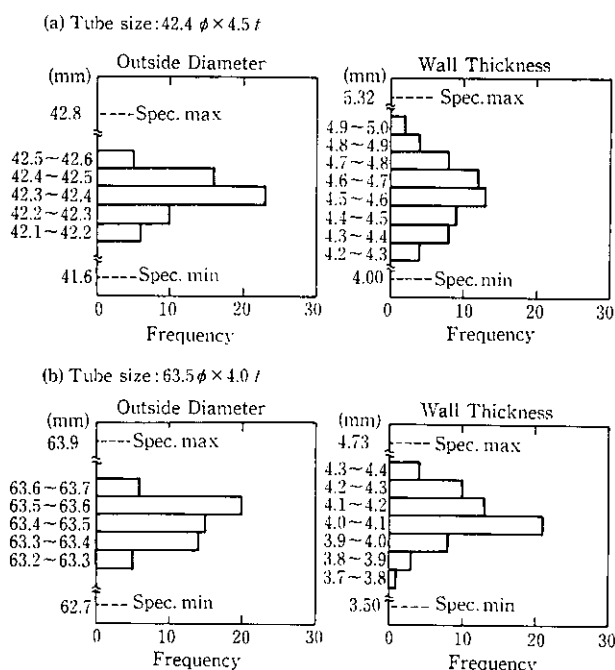


Fig. 14 Dimensional accuracy of hot-finished tubes

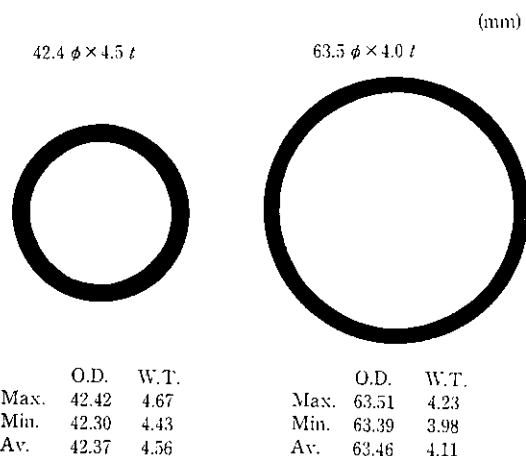


Photo 5 Cross sectional stamps of hot-finished tubes

(2) 機械的性質

Fig. 15 に $42.4\text{mm}\phi\times 4.5\text{mm}t$ のサイズについての常温引張試験結果を示す。冷牽製品の場合、平均値では $\text{TS}=676\text{MPa}$ 、 $0.2\%\text{PS}=529\text{MPa}$ 、 $\text{EI}=38\%$ であり同等の特性である。Fig. 16 に $1/2$ サブサイズ試験片での衝撃特性を示す。冷牽製品の場合、フルサイズでの試験結果では破面遷移温度が -55°C 、シェルフエネルギーは約 260J であり、エネルギー値、遷移温度とも冷牽製品と同等の特性であり差はみられない。

Fig. 5 には熱間仕上げ鋼管のクリープ破断試験結果を合わせて示した。冷牽製品材と同等の特性を示している。

偏平および押し広げ試験後の外観を Photo 6 に示す。良好な加工性を示していることがわかる。

このように、改良 9Cr-1Mo 鋼管は冷間仕上げ鋼管と熱間仕上げ鋼管には特性的な差はみられず、さらに実験室的検討結果と同等の

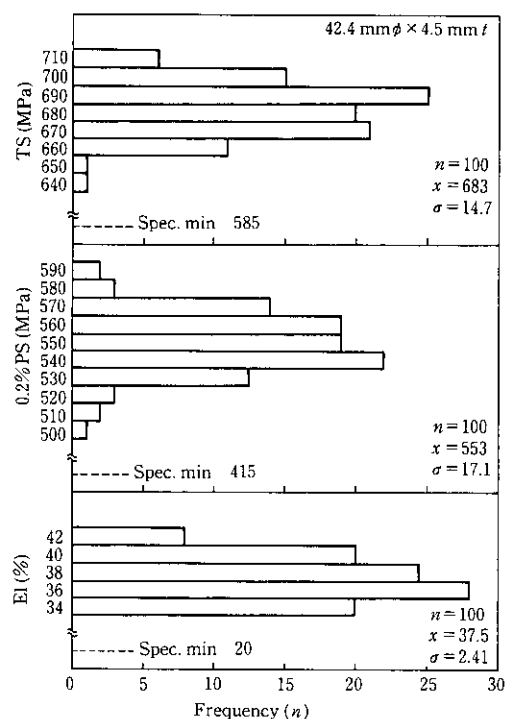


Fig. 15 Tensile properties of hot-finished tubes

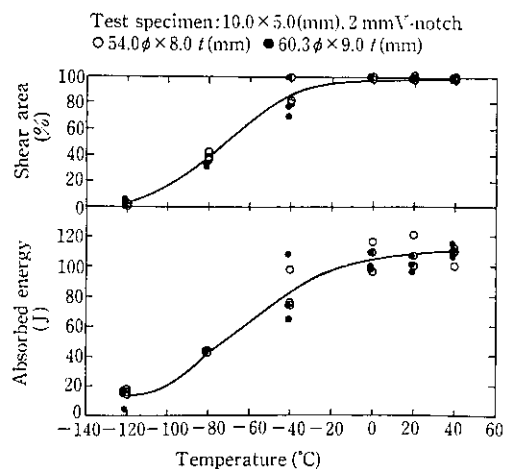


Fig. 16 Charpy absorbed energy of hot-finished tubes

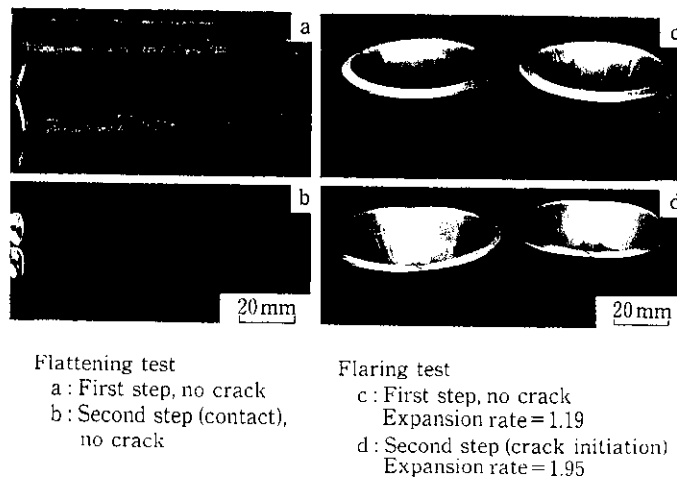


Photo 6 Appearance of flattening and flaring-tested specimens of hot-finished tubes

強度レベルを示している。これは本鋼が焼ならしにより均一なマルテンサイト組織が得られるためと考えられる。今後、経済性に優れた熱間仕上げ鋼管の使用比率が増大してゆくことが予想される。

4 結 言

最近ボイラ用鋼管として使用増加傾向にある改良 9Cr-1Mo 鋼管について、マンネスマン法で現場製造した製品の諸特性を調査し、以下の結果を得た。

(1) 適正な造管と熱処理条件によりマンネスマン法にて特に問題なく造管でき、高温強度は規格を満足する優れた特性を示す。

(2) 強度および衝撃等の溶接継手特性も良好な特性を示す。

(3) 長時間時効により、焼もどしマルテンサイト組織、硬さ等はほとんど変化しないが、旧オーステナイト粒界を中心に $(\text{FeCr})_2\text{Mo}$ の金属間化合物の形成粗大化により吸収エネルギーの低下を生じることが明らかになった。しかし、エネルギー値は 600°C 、 10^4h 時効後でも 0°C で約 100 J と高い値であり使用上問題はない。

(4) 熱間仕上げ鋼管は冷間仕上げ鋼管と特性的な差はみられず、寸法精度は許容範囲を十分満足しており、今後、使用比率の増大が予想される。

参 考 文 献

- 1) 大黒 貴, 増山不二光, 藤村浩史, 羽田寿夫, 南条房幸, 土屋 喬: 三菱重工技報, **22** (1985) 4, 543
- 2) 石本礼二, 梶谷一郎, 馬木秀夫, 我孫子 治: 火力原子力発電, **36** (1985) 9, 931
- 3) 増山不二光, 羽田寿夫, 金子祥三, 豊田隆治: 三菱重工技報, **24** (1987) 5, 491
- 4) T. Kanero, H. Tachibana, T. Shiraishi, S. Murase, K. Hattori, and K. Matsuo: *NKN Technical Report*, **51** (1987), 28
- 5) A. Iseda, M. Kubota, Y. Hayase, S. Yamamoto, and K. Yoshikawa: *The Sumitomo Search*, **36** (1988), 17
- 6) 佐々木晃史, 小林邦彦, 山浦晃史, 前田 修, 置田孝一: 鉄と鋼, **73** (1987) 13, S 1341
- 7) 佐々木晃史, 小林邦彦, 山浦晃史, 前田 修, 置田孝一: 材料とプロセス, **2** (1989), 1812
- 8) 佐山泰弘: 川崎製鉄技報, **22** (1990) 4, 219
- 9) 伊勢田敦郎, 寺西洋志, 吉川州彦, 行俊照夫: 耐熱金属材料第 123 委員会研究報告, **25** (1984) 1, 1
- 10) 伊勢田敦郎, 寺西洋志, 吉川州彦: 耐熱金属材料第 123 委員会研究報告, **26** (1985) 2, 121
- 11) 朝倉健太郎, 藤田利夫: 耐熱金属材料第 123 委員会研究報告, **26** (1985) 3, 467
- 12) 伊勢田敦郎, 吉川州彦, 寺西洋志: 耐熱金属材料第 123 委員会研究報告, **27** (1986) 1, 39
- 13) 伊勢田敦郎, 寺西洋志, 吉川州彦, 増山不二光, 大黒 貴, 羽田寿夫: 耐熱金属材料第 123 委員会研究報告, **29** (1988) 1, 15
- 14) 早川 均, 井原義人, 田村 学: 鉄と鋼, **72** (1986) 5, S 569
- 15) 佐々木晃史, 小林邦彦, 置田孝一, 前田 修: 耐熱金属材料第 123 委員会研究報告, **31** (1990) 3, 393