

© 1990 ISIJ

技術報告

ボイラ管用 9Cr-0.5Mo-1.8W 鋼の
開発と実用化大神正浩*・荒木 敏*²・直井 久*・小川忠雄*³
保田英洋*⁴・榎本弘毅*・藤田利夫*⁵

Development of a 9Cr-0.5Mo-1.8W Steel for Boiler Tubes

Masahiro OHGAMI, Satoshi ARAKI, Hisashi NAOI, Tadao OGAWA,
Hidehiro YASUDA, Hiroki MASUMOTO and Toshio FUJITA

Synopsis :

At present, high strength ferritic steel is required as material for the superheater and reheater tubes of super-critical and advanced power plant, instead of austenitic stainless steels. Based on the finding that the replacement of a part of Mo of 9~12%Cr-Mo steels by W is very effective for increase in creep rupture strength, a 9Cr-0.5Mo-1.8W-Nb-V steel whose 10⁵ h creep rupture strength at 600°C reached 157 MPa was developed for boiler tube. This steel also possesses excellent weldability and notch toughness, and its allowable tensile stress at 600°C is 85 MPa, which is significantly greater than that of 9Cr-Mo steels and 18Cr-8Ni austenitic steels. The creep rupture strength of TIG weld joint is nearly the same as that of the mother tube. With MITI's approval, several tertiary superheater tubes of SUS321HTB of a power plant were replaced by the boiler tubes made of the new steel. The boiler has subsequently operated without any trouble for more than 13000 h at a tube temperature of 600°C and a design stress of 85 MPa. These investigations demonstrate that 9Cr-0.5Mo-1.8W-Nb-V steel can replace the 18-8 series austenitic steels and that it is suitable for headers and piping as well as tubes.

Key words : steel for elevated temperature service ; boiler tube steel ; heat resistant ferritic steel ; creep rupture strength ; fossil fired power plant ; super critical power plant ; Cr containing steel ; Mo containing steel ; W containing steel.

1. 緒 言

近年火力発電ボイラにおいてはボイラの効率向上のために高温高压化が定着してきており、超臨界圧発電プラントの過熱器管および再熱器管には SUS 304, 321, 347HTB などのオーステナイト (γ) 系ステンレス鋼が多く用いられている。オーステナイト系ステンレス鋼はフェライト (α) 系鋼に比べ、高温強度は高いが、熱膨張係数が大きいため稼動・停止にともなう熱膨張・収縮によりスケールが剥離する、熱伝導度が低い、SCC 感受性が高いなどの欠点を有する。このため、超臨界圧ボイラ、さらには 600°C 以上で使用される超超臨界圧ボイ

ラ用材料として高 Cr フェライト系鋼に対する要求が高まっている¹⁾²⁾。

これに対して日本では 9Cr-1Mo 鋼 (STBA26) の改良研究が進められ、高強度化された各種の 9Cr-Mo 系鋼が開発されている^{3)~5)}。アメリカにおいては、ORNL を中心にほぼ SUS 304 なみの高温強度を有する改良型 9Cr-1Mo 鋼 (T91, ASME SA-213) のような強度、耐食性に優れたフェライト系耐熱鋼が開発され⁶⁾、日本でもその実用化が進められている⁷⁾⁸⁾。一方、著者の一人は 9~12Cr-Mo 系フェライト鋼の Mo の一部を W に置き換えることにより、オーステナイト系ステンレス鋼と同等以上の高温強度が得られることを明らかにしてい

昭和 62 年 4 月・10 月・平成元年 9 月本会講演大会にて発表 平成元年 11 月 10 日受付 (Received Nov. 10, 1989)

* 新日本製鉄(株)鋼管研究センター (Pipe & Tube Research Lab., Nippon Steel Corp., 5-10-1 Fuchinobe Sagami-hara 229)

*2 新日本製鉄(株)光技術研究部 (Hikari R & D Lab., Nippon Steel Corp.)

*3 新日本製鉄(株)接合研究センター (Joining Technology Lab., Nippon Steel Corp.)

*4 新日本製鉄(株)鋼管研究センター (現:大阪大学) (Pipe & Tube Research Lab., Nippon Steel Corp., Now Osaka University))

*5 東京大学工学部 工博 (Faculty of Engineering, The University of Tokyo)

る^{9)~11)}。

このような高強度フェライト系鋼に対する要請に応えるために、著者らは 9Cr-2Mo-Nb-V 鋼の Mo の一部を W で置き換えることによりボイラ用高強度 9Cr-0.5Mo-1.8W-Nb-V 鋼を開発した¹²⁾。開発鋼により製造したボイラ鋼管の実証試験を行い¹³⁾、開発鋼がオーステナイト系ステンレス鋼に替わって実用可能であること確認した。

2. 合金成分系と製造条件の検討

2.1 実験方法

0.05C-9Cr-0.2V-0.05Nb-0.005B 鋼⁵⁾を基本成分として、クリープ破断強度 (σ_r) に対する Mo と W 量の効果を検討した。また合金元素量を変化させた 9~15Cr-0.5Mo 鋼の δ フェライト量と σ_r および靱性の関係を検討した。これらの実験には主として 20 kg の真空溶解鋼を 15 mm 厚さの板に圧延し、1050°C の焼ならし、775°C の焼もどしを行った後供試した。 δ フェライト量は光学顕微鏡組織でポイントカウンティング法により定量した。 σ_r には約 1000 h までのクリープ破断試験の結果から推定した 10 万 h 破断強度 ($10^5 h\sigma_r$) を、靱性には 2 mmV ノッチシャルピー試験吸収エネルギーを用いた。これらの結果より 600°C、 $10^5 h\sigma_r$ が 157 MPa 以上となる最適成分範囲を選定した。さらに最適と思われる成分の鋼により、焼ならし、焼もどし条件を決定した。

2.2 合金成分と製造条件の決定

Mo と W 量を変化させた鋼の約 1000 h までの応力-クリープ破断時間線図を直線外挿し、600°C の $10^5 h\sigma_r$ を求めた。その結果を Fig. 1 に示す。 σ_r は斜線部分で

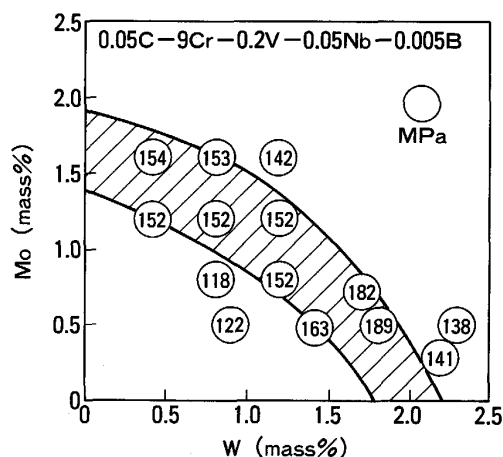


Fig. 1. Effect of Mo and W on $10^5 h$ creep rupture strength of 9Cr-V-Nb steel at 600°C (The number in circle indicates the strength in MPa).

高くなる傾向にあり、中でも 0.5 Mo-1.8 W で最大となる。この値を本鋼の最適 Mo, W 量に決定した。

9~15Cr-0.5Mo 系鋼の δ フェライト量と Larson-Miller Parameter (LMP) で整理して求めた 600°C の $10^5 h\sigma_r$ の関係を Fig. 2 に示す。 δ フェライト量の増加に伴い σ_r が低下していく傾向が認められる。なお LMP の常数は、最適解より 40 とした。また δ フェライト量と 600°C で 3000 h 時効後の靱性との関係を Fig. 3 に示す。 δ フェライト量が多くなると靱性が低下する傾向にあり、 σ_r と靱性の向上には δ フェライト量をできる限り低減させることが望ましいことがわかる。

以上の結果より 9Cr-0.5Mo-1.8W を基本成分とし、 δ フェライトの低減による σ_r と靱性の向上、および溶接性の改善を目的としたボイラ用鋼の成分を検討した。すなわちこれまでの 9Cr-2Mo 鋼の知見^{14)~16)}も参考として加えて、Si を低減させ、V, Nb, B を添加し、N を増量させて開発鋼の目標成分を決定し、規格成分を設定した。同時に引張性質についても T91 と同等として規格を設定した。これらを Table 1, Table 2 に示す。

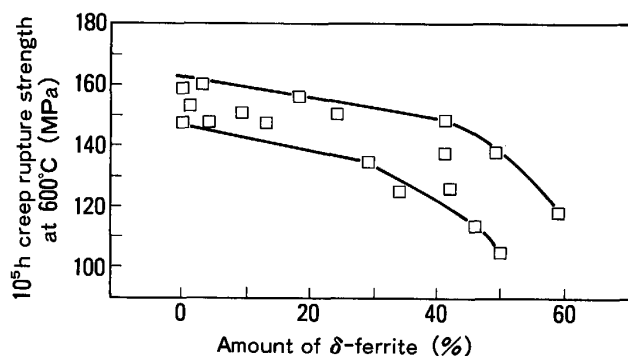


Fig. 2. Effect of amount of δ -ferrite on $10^5 h$ creep rupture strength of 9~15Cr-0.5Mo steels at 600°C.

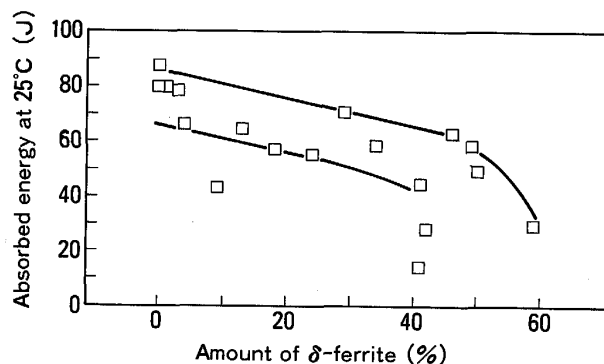


Fig. 3. Effect of amount of δ -ferrite on notch toughness of 9~15Cr-0.5Mo steels aged for 3000 h at 600°C.

Table 1. Specification of chemical compositions and chemical analyses of steels tested (mass %).

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	W	V	Nb	B	N
Specification	≤0.15	≤0.50	≤1.00	≤0.02	≤0.01	8.00~13.00	≤1.00	1.50~2.50	0.10~0.30	≤0.10	≤0.01	0.02~0.15
Steel A	0.07	0.06	0.42	0.002	0.005	8.98	0.52	1.65	0.16	0.049	0.004	0.038
Steel C	0.085	0.06	0.45	0.004	0.002	9.00	0.50	1.80	0.20	0.054	0.004	0.048
Steel D	0.088	0.06	0.45	0.005	0.002	9.01	0.50	1.77	0.20	0.050	0.004	0.048

Table 2. Specification of tensile properties and tensile properties of steels tested.

	0.2% PS (MPa)	TS (MPa)	El (%)
Specification	≥441	≥588	≥20*
Steel A	608	735	21.0**
Steel C	609	716	29.5*
Steel D	634	758	21.1**

* : JIS No. 12A test specimen ** : Test piece size; ϕ 6 mm \times G. L. 30 mm

熱処理条件については¹⁷⁾, まずほぼ平均成分に近い開発鋼の700°Cの10³hの σ_r および靱性に及ぼす焼ならし温度の影響を検討した. 焼もどしは780°Cで1hとしている. 焼ならし温度が950°Cから1150°Cに上昇するに伴い σ_r は高くなり, 靱性は低下する傾向が認められる. これは焼ならし温度の上昇に伴い析出していたNb (C, N)が母相に固溶するため, 析出物によるPinning (ピン止め)効果が弱まりオーステナイト結晶粒が粗大化して靱性が低下し, 一方Nb, Vの固溶により焼もどし時に析出する微細な炭窒化物量が増大し強度を上昇させるためである. 次に, 1050°Cで焼ならしした場合の σ_r および靱性に及ぼす焼もどし温度の影響を検討した. 焼もどし温度が720°Cから820°Cに上昇するに伴い靱性は向上し σ_r もやや上昇する傾向が認められる. これらのことは, 焼もどし温度が高温となるほど焼もどしが進み組織が安定化するためと考えられる. 強度と靱性の関係より, 本鋼の焼ならし温度は1050~1100°C, 焼もどし温度は760~780°Cの範囲が最適であるとした.

3. ボイラ鋼管の製造と特性評価

3.1 ボイラ鋼管の製造

実製造設備でボイラ鋼管を製造するため, 規格成分の中でほぼ最適と思われる成分で300kg真空溶解炉と2t真空溶解炉により本開発鋼を3ヒート溶製した. いずれも鋼塊を直径195mmに鍛造後, 旋削加工して丸ピレットとし, 熱間押しによりA鋼は ϕ 54.0 \times 10.6t, C鋼は ϕ 52.6 \times 9.8t, D鋼は ϕ 38.1 \times 6.0tのボイラ管に造管した. 熱処理として1050°Cで12minの焼ならし, 775°Cで60minの焼もどしを行い, 一般的な材質



Photo. 1. Microstructure and precipitates of steel-D tube.

検査を行った. 特性調査として, 引張試験を常温~800°Cの範囲で, クリープ破断試験およびクリープ歪み試験を600, 650, 700°Cで実施した. 水蒸気酸化試験を650°Cと700°Cで行った. さらに550, 600, 650°Cで10~10⁴hまでの時効を行い組織の変化を調査した. クリープ破断試験に供した材料について抽出残渣の定量分析およびX線回析, 抽出レプリカの透過電子顕微鏡による観察と析出物の分析を行った. 鋼片の一部は15mmの板に圧延し溶接性の検討に用いた. 溶接については合金系の溶接材料を開発し, 板材の溶接割れ感受性, ボイラ管の継手特性を調査した.

実缶試験を行うため, AおよびC鋼鋼管の高温引張試験, クリープ破断試験, クリープ歪み試験の結果を用い, 「発電用火力設備の技術基準」¹⁸⁾に基づきボイラ用

鋼としての認可を申請した。実缶試験には D 鋼鋼管を使用した。

3.2 ボイラ鋼管母材の性質

溶製鋼の化学成分を Table 1 に示す。製造したボイラ鋼管の機械的性質を Table 2 に示す。引張性質は規格内にあり T91 と同等である。D 鋼鋼管のマクロ組織検査およびカラーチェック試験の結果では偏析や欠陥は見られず材質は健全である。また偏平試験および押広げ試験の結果では、表面に欠陥は認められず加工性は良好で、冷間での加工は問題の無いことが明らかである。

Photo. 1 に D 鋼のミクロ組織と析出物を示す。組織は

焼もどしマルテンサイト単相で δ フェライトは認められず析出物は微細である。

A, C, D 鋼の 600, 650, 700°C における応力-クリープ破断時間線図を Fig. 4 に示す。これらの鋼は長時間まで高く安定したクリープ破断強度を有しており、直線外挿により求めた 600°C の $10^5 h \sigma_r$ は 157MPa (16 kgf/mm²) となり予想した強度を示している。また σ_r を LMP で整理した結果 (常数=40) を Fig. 5 に示したが、600°C の $10^5 h \sigma_r$ は 142MPa (14.5 kgf/mm²) となる。これらの値は前述した既存の 9Cr-Mo 系鋼よりもかなり高く、フェライト系材料として極めて優れている。

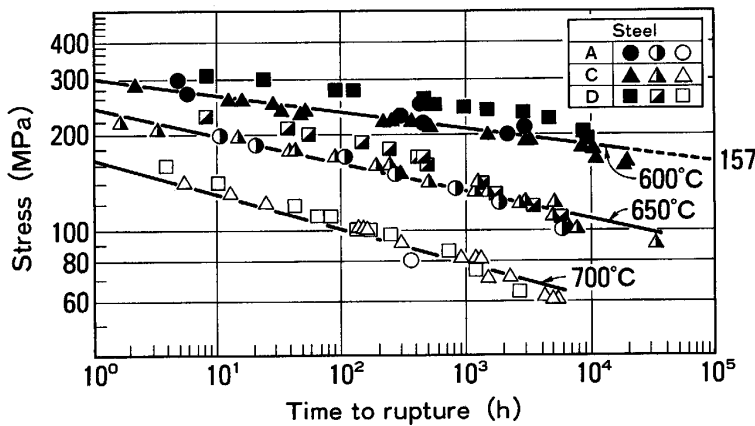
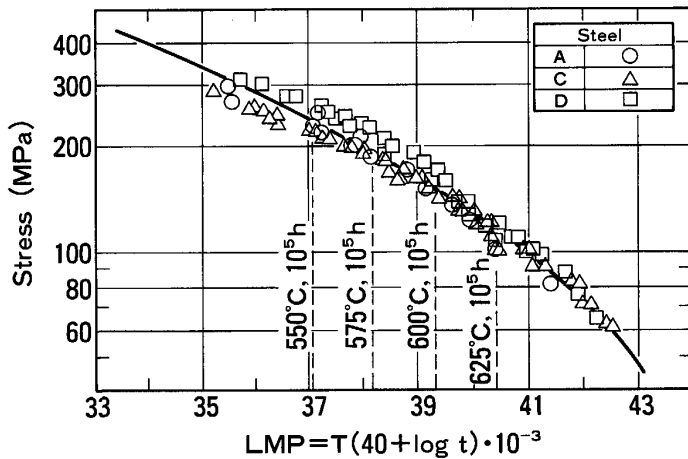


Fig. 4. Stress versus time to creep rupture curve of boiler tube steels.



T: Temperature in K t: Time to creep rupture in h
Fig. 5. Master creep rupture curve arranged by Larson-Miller parameter.

Table 3. Effect of aging on precipitates of steel-D identified by X-ray diffraction.

Temperature (°C)	Aging time (h)					
	1	10	10 ²	10 ³	3×10 ³	10 ⁴
550	Nb (C,N) M ₂₃ C ₆ , M ₆ C	Nb (C,N) M ₂₃ C ₆ , M ₆ C	Nb (C,N) M ₂₃ C ₆ , M ₆ C	Nb (C,N) M ₂₃ C ₆ , M ₆ C	Nb (C,N) M ₂₃ C ₆ , M ₆ C	—
600	Nb (C,N) M ₂₃ C ₆	Nb (C,N) M ₂₃ C ₆	Nb (C,N) M ₂₃ C ₆ , M ₆ C	Nb (C,N) M ₂₃ C ₆ , M ₆ C Laves	Nb (C,N) M ₂₃ C ₆ , M ₆ C Laves	Nb (C,N) M ₂₃ C ₆ , M ₆ C Laves
650	Nb (C,N) M ₂₃ C ₆	Nb (C,N) M ₂₃ C ₆	Nb (C,N) M ₂₃ C ₆	Nb (C,N) M ₂₃ C ₆ , M ₆ C Laves	Nb (C,N) M ₂₃ C ₆ , M ₆ C Laves	Nb (C,N) M ₂₃ C ₆ , M ₆ C Laves

ると言える。

本開発鋼は、高温長時間加熱により Nb, V, Cr, W, Mo, Fe 等の炭化物、窒化物、金属間化合物が生成、析出するが、D 鋼の析出物の時効温度と時間による変化を Table 3 に示す。焼もどし状態では Nb (C, N), $M_{23}C_6$ が析出しているが、600°C では 1000 h の時効で M_6C , Laves 相が析出を始め、析出量も増加している。析出物は長時間の時効により、旧オーステナイト粒界およびマルテンサイトラスに凝集するが、顕著な粗大化は認められない。

C 鋼のクリープ応力下での析出物の変化を試験温度、付加応力、試験時間、LMP と共に Photo. 2 に示す。析出物は LMP の増加に従い、凝集、粗大化し塊状となっている。しかし 600°C で 10^5 h 強の時効に相当する c) 試料の析出形態は 600°C で 3177 h の a) 試料とほとんど変わらず長時間まで安定した析出状態であることが推定される。析出物の安定している範囲での σ_r の内挿値は信頼性が高く、本鋼は 600°C で 10^5 h まで高強度を十分確保できるものと考えられる。全般に本開発鋼の析出物は T91 の析出物よりも多く微細であり、本開発鋼は長時間の時効を通して析出物が安定で微細に存在し、全析出量も増加するために長時間まで高強度を維持できるものと考えられる。これらの特徴は W による固溶強化および $M_{23}C_6$ の微細化と M_6C の析出抑制効果によ

るところが大きいと考えられる。

D 鋼鋼管の焼ならし・焼もどし後および 550, 600, 650°C 時効後の衝撃試験結果を Fig. 6 に示す。焼ならし・焼もどし後の靱性は優れた値を示しているが、時効により低下する。これは炭化物の粒界析出によるものと考えられる。しかし 600°C で 10^4 h 時効後の靱性は 64 J/cm^2 であり、ボイラ鋼管としては十分な靱性を保っていると言える。

水蒸気酸化試験の結果では、酸化スケールは緻密で 2 層になっており、外層は Fe_3O_4 、内層は $(\text{Cr, Fe})_2\text{O}_3$

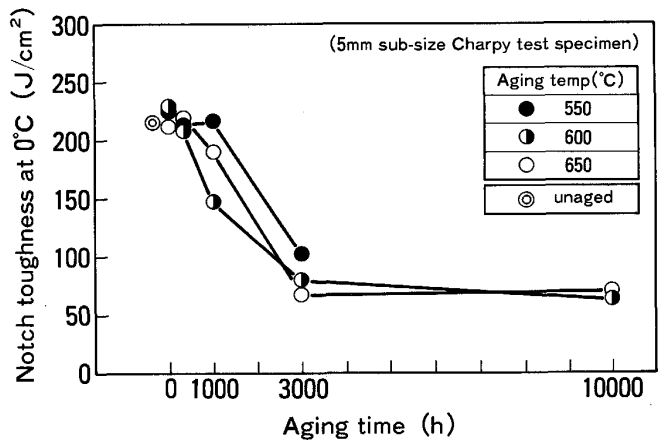
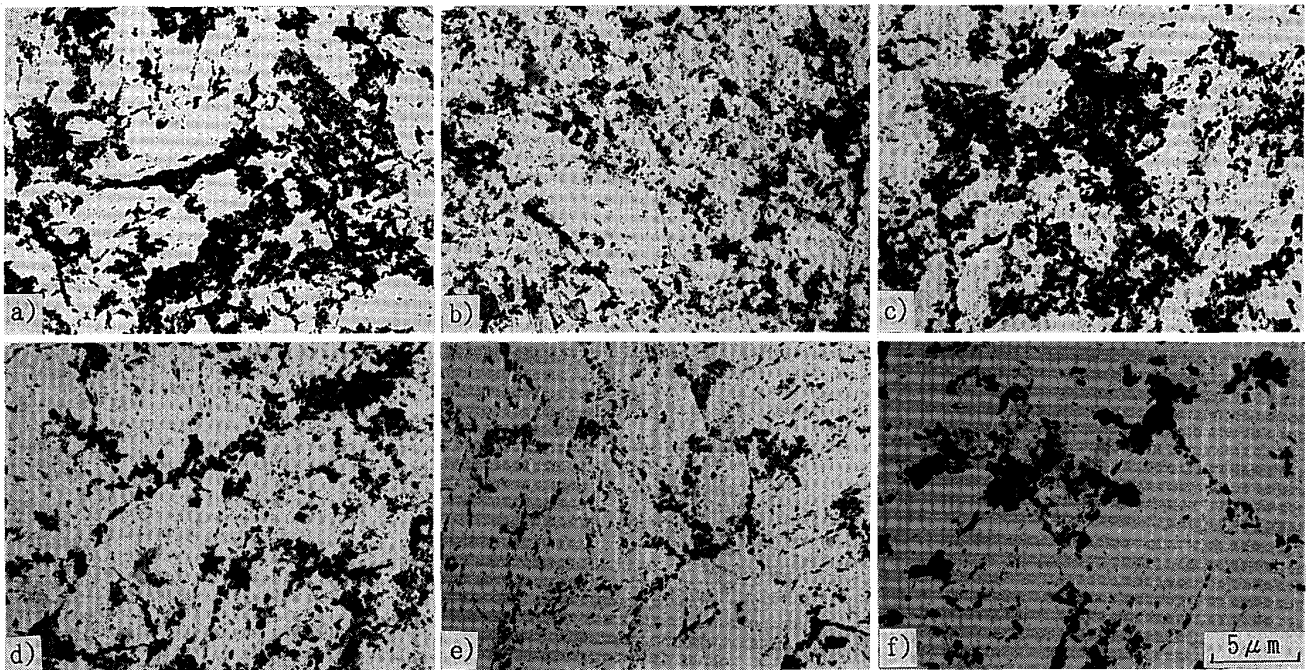


Fig. 6. Effect of aging on notch toughness of steel-D tube.



a) 600°C, 186 MPa, 3177 h, LMP=37977 b) 650°C, 167 MPa, 89 h, LMP=38719 c) 650°C, 137 MPa, 500 h, LMP=39411
d) 650°C, 118 MPa, 3023 h, LMP=40132 e) 700°C, 69 MPa, 1506 h, LMP=40993 f) 700°C, 98 MPa, 135 h, LMP=42012

Photo. 2. Change of precipitates of steel-D tube stress aging (Creep).

である。650°C、200 atm で 2000 h 試験後の酸化スケールは約 200 μm の厚さで、T91 鋼と相違はなく耐水蒸気酸化性に優れていることがわかる。

3.3 溶接部の性質

小型斜め y 型溶接割れ試験では、本鋼は 100°C の予熱で溶接割れは停止しており、溶接割れ感受性の低いことがわかる。溶接継手部の 600、650°C における応力-クリープ破断時間線図を Fig. 7 に示す。なお、この図では 10⁴ h までの管のデータバンドを示す。溶接後 740°C で 1 h の後熱を行っているが、溶接部も母材と同じく直線的な関係を示しており、長時間まで母材と同等の安定した強度を有していると言える。

4. 鋼管の実用化

4.1 許容引張応力

認可申請により承認された本鋼の許容引張応力を Table 4 に示す。本開発鋼の許容引張応力は 600°C 未満では引張強さの 0.25 倍の値で、600°C 以上では 10⁵ h で破断を生ずる応力の平均値の 0.6 倍の値により決定される。本鋼とオーステナイト系ステンレス鋼の SUS 321HTB、SUS 347HTB およびフェライト系の T91 鋼の許容引張応力を対比させて Fig. 8 に示す。本鋼の許容引張応力は、超臨界圧および超超臨界圧ボイラの過熱器、再熱器管として使用される温度領域の 600~650°C においてはもちろん、100~650°C の全温度範囲

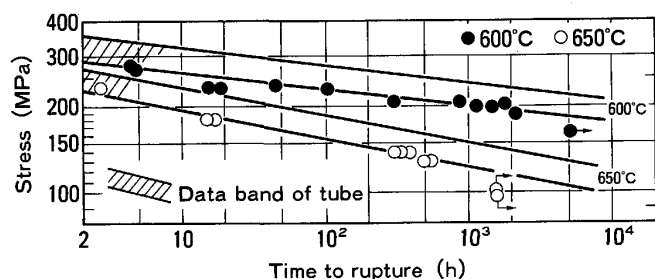


Fig. 7. Stress versus time to creep rupture curve of weld joint of steel-C tube.

にわたりオーステナイト系ステンレス鋼と同等以上である。600°C の許容引張応力は 85.3MPa (8.7 kgf/mm² = 14.5 kgf/mm² × 0.6) で、SUS321HTB の 1.26 倍と優れた強度を示している。このことは、現在オーステナイト系ステンレス鋼を用いている超臨界圧ボイラの過熱器、再熱器管を本鋼で置換し得ることを示している。

4.2 鋼管の実缶試験

認可取得後、戸畑共同火力(株)戸畑共同発電所の協力を得て、同所 4 号ボイラにて実缶試験を実施している。同ボイラは、最高使用圧力 19.3MPa (197 kgf/cm²)、最高使用温度 569°C、メタル温度 600°C で電気出力は 375 MW であり、燃料は液化天然ガス、高炉ガス、転炉ガス、コークス炉ガスを用いている。供試管には D 鋼鋼管を用いた。サイズは外径 38.1 mm、肉厚 6.0 mm で、工場で長さ 300 mm の管を共金 TIG 溶接により長さ 600 mm とし、この両端に SUS321H 管を異材溶接により取付け長さ 1 m とした。供試管は 6 本製作し、現地

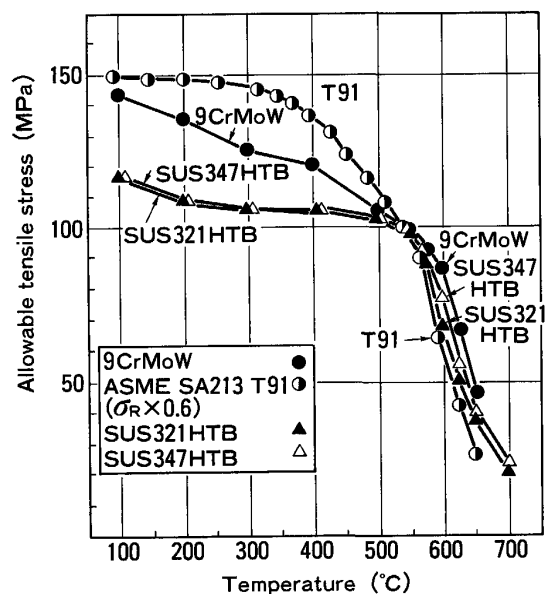


Fig. 8. Comparison of allowable tensile stress of boiler tube steels.

Table 4. Allowable tensile stress.

Measured stress* (MPa)	Temperature (°C)				Temperature (°C)					
	100	200	300	400	500	550	575	600	625	650
1) Min. TS×0.25	144	134	125	120	105	96	(90)	86	(76)	70
2) Min. PS×0.625	275	275	275	268	230	208	(188)	174	(143)	119
3) Mean 10 ⁵ hσ _r ×0.6	—	—	—	—	—	—	106	85	67	47
4) Min. 10 ⁵ hσ _r ×0.8	—	—	—	—	—	—	118	98	75	55
5) Mean σ _c	—	—	—	—	—	—	155	126	95	67
Allowable tensile stress (MPa)	144	134	125	120	105	96	90	85	67	47

Values in parenthesis are estimated by interpolation

* : TS; Tensile Strength PS; Proof Stress σ_r; 10⁵h creep rupture strength σ_c; Creep strength which causes 0.01% strain in 10³h

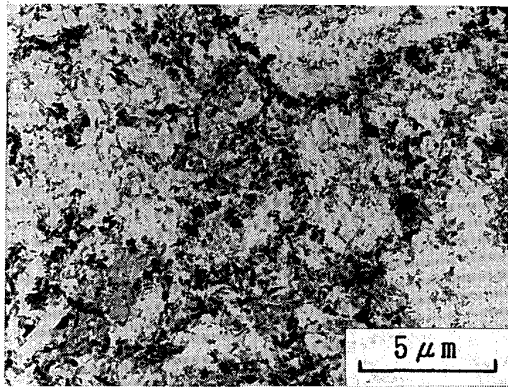


Photo. 3. Precipitates of steel-D tube used for 13763 h at 600°C in superheater of an operating power plant.

で共金溶接により3次過熱器最上段の高温部で現在使用中の SUS321H 鋼管の一部に置き換えて接続した。実缶試験の設計応力は 85.3MPa, 試験中の供試管の温度は 600°C である。試験開始後 13673 h で第1回目の抜管を行った。抜管材はスケールの発生も少なく、良好な外観を示している。Photo. 3 に抜管材の析出物を示すが、析出の形態は LMP がほぼ等しい Photo. 2 の b) 試料に近い形態を示しており、安定した析出状態であることがわかる。本供試管は使用開始後約 2 万 h 経過しているが何ら問題は生じておらず、本開発鋼がオーステナイト系鋼に替わって 600°C で許容応力で使用可能であることが確認された。

5. 結 言

600°C の 10 万 h クリープ破断強度が 157 MPa (16 kgf/mm²) 以上の優れた高温強度を有し、かつ時効後靱性および溶接性も良好なボイラ管用 9Cr-0.5Mo-1.8W-Nb-V 鋼を開発した。この開発鋼の許容引張応力は 100°C から 650°C の全温度範囲において 18Cr-8Ni 系ステンレス鋼の値と同等以上であるため、現在、ボイラの過熱器、再熱器管に使用されているオーステナイト系ステンレス鋼と置き換わる可能性を示している。

実用化のため本開発鋼により実製造設備でボイラ鋼管を製造し、ボイラ用鋼鋼管としての認可を取得した。本鋼鋼管を現用ボイラの SUS321H 製過熱器管に装着し、メタル温度 600°C, 設計応力 85.3 MPa で実缶試験を

行っているが、約 2 万 h 経過後も順調に運転されており、本開発鋼がオーステナイト系ステンレス鋼に替わってボイラ管用鋼として実用可能であることが確認された。

本開発鋼は既存の 9Cr-Mo 系鋼よりも強度、溶接性が優れているため、ボイラ管に加えて、さらに厚肉の主蒸気配管、管寄せ用大径管への適用が考えられる。これらについても実機で製造した鋼管について確性試験を行っているが、ボイラ鋼管とほぼ同等の特性が得られており今後の用途拡大が期待される。

9Cr-0.5Mo-1.8W-Nb-V 鋼鋼管の実缶試験には、戸畑共同火力(株)戸畑共同発電所殿および三菱重工業(株)殿の御協力を得ました。深く感謝申し上げます。

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, 橋口 孝: 三菱重工技報, **22** (1985), p. 384
- 2) 宮沢正樹, 肥爪彰夫, 羽田寿夫: 金属, **56** (1986) 1, p. 9
- 3) 行俊照夫, 湯沢 浩, 吉川州彦, 大黒 貴, 鶴田長利, 増山不二光: 火力原子力発電, **31** (1980), p. 183
- 4) 峯岸 功, 白石 隆, 加根魯和宏, 耳野 享, 村瀬貞彦, 松尾興二: 火力原子力発電, **33** (1982), p. 1325
- 5) 乙黒靖男, 橋本勝邦, 小野山征生, 樺沢 弥, 小川忠雄, 財前 孝, 藤田利夫: 製鉄研究 (1983) 311, p. 54
- 6) B. W. ROBERTS and D. A. CANONICO: Conf. Proc. First Int. Conf. Improved Coal-Fired Power Plants (EPRI) (1988), p. 5
- 7) 大黒 貴, 増山不二光, 藤村浩史, 羽田寿夫, 南条房幸, 土屋 喬, 橋口 孝: 三菱重工技報, **22** (1985), p. 543
- 8) 石本礼二, 梶谷一郎, 馬木秀雄, 我孫子治: 火力原子力発電, **36** (1985), p. 931
- 9) 小田克郎, 藤田利夫, 乙黒靖男: 学振耐熱金属材料第 123 委員会研究報告, **26** (1985), p. 261
- 10) 劉 興陽, 藤田利夫: 鉄と鋼, **73** (1987), p. 1034
- 11) 劉 興陽, 藤田利夫: 鉄と鋼, **74** (1988), p. 513
- 12) 榊原瑞夫, 榊本弘毅, 小川忠雄, 高橋常利, 藤田利夫: 火力原子力発電, **38** (1987), p. 841
- 13) 保田英洋, 榊原瑞夫, 高橋常利, 直井 久, 榊本弘毅: 火力原子力発電, **39** (1988), p. 517
- 14) 朝倉健太郎, 藤田利夫, 乙黒靖男: 学振耐熱金属材料第 123 委員会研究報告, **26** (1985), p. 247
- 15) 小田克郎, 藤田利夫: 学振耐熱金属材料第 123 委員会研究報告, **27** (1986), p. 75
- 16) T. FUJITA, K. ASAKURA, T. SAWADA, T. TAKAMATSU and Y. OTOGURO: Metall. Trans. A, **12** (1981), p. 1071
- 17) 大神正浩, 西野 誠, 直井 久, 藤田利夫: 材料とプロセス, **2** (1989), p. 1810
- 18) 発電用火力設備の技術基準 (通商産業省資源エネルギー庁公益事業部火力課監修) (1983) [火力原子力発電技術協会]