

改良 9Cr-1Mo 鋼鍛造弁の製造と特性

山本 有一*・瀬尾 省逸*・松本 次郎*・角屋 好邦*²・
西村 利也*³・馬越 龍太郎*³

Production and Properties of Modified 9Cr-1Mo Steel Forging (F91) for Valve Bodies

Yuichi YAMAMOTO, Shoitsu SEO, Jirou MATSUMOTO, Yoshikuni KADOYA, Toshinari NISHIMURA and Ryotarou MAGOSHI

Synopsis : In order to conserve the energy resources and to reduce the dependence to oil, the large coal fired power plant which was improved heat efficiency has been currently developed. A very effective method of improving the heat efficiency of steam power plant is the raise of steam conditions. It is important to develop the high temperature turbine valve forging which is used as the major structural material of this steam power plant. Modified 9Cr-1Mo (Grade 91) steel has been incorporated to the parts of boiler in thermal plants due to its excellent properties at high temperatures. In recent years, this steel has also been applied to the parts of turbine in ultra super critical plants. Former experience with a process for manufacturing forged valves of low alloy steel in thermal power plants have enabled the application of F91 steel to forge as valves. A 25-ton ingot was made by the basic electric furnace and was molded to valve bodies by combination of forging and shaping with Gas. The manufacture of trial valve with F91 steel have successfully been performed. They exhibited high quality, good creep rupture properties and excellent toughness.

Key words: forging; modified 9Cr-1Mo steel; valves; creep; formability; electric furnace.

1. 緒言

エネルギー資源の節約と石油への依存度を低減するために、石炭焼き超々臨界圧 (Ultra Super Critical, 以下 USC と略す) 火力発電プラントが最近注目されている。すなわち現在の火力発電タービンの入口蒸気温度は大半が 538°C または 566°C であるが、これを 600°C 級にまで高めることによりプラント発電効率を従来より大幅に向上させることが期待できる¹⁾。

このため、我が国の火力発電プラントの蒸気条件は熱効率の向上を旨とし、高温化が進められ現在では 600°C 級の超々臨界圧での運転が開始されている^{2,3)}。これら 600°C 級発電プラントの高圧タービン入口部の主蒸気止め弁および中圧タービン入口部の再熱蒸気止め弁等には高温強度の高い改良 9Cr-1Mo 鋼が採用されている^{2,3)}。

改良 9Cr-1Mo 鋼は、米国のオークリッジ国立研究所 (ORNL) が中心となって高速増殖炉用圧力容器および配管材料のオーステナイト系ステンレス鋼の代替品として開発した材料である⁴⁾。その高温特性が優れている点から、火力発電プラントのボイラ用鋼管材料として実用化されその実績も多い⁵⁾。

しかしながら、上述の大型弁への改良 9Cr-1Mo 鋼の採用については、大型鍛鋼でかつ特殊な製造工程を経ること

からその製造にあたっては、各位置における材料特性の差および質量効果等も十分に考慮して弁を作り込み、改良 9Cr-1Mo 鋼鍛造弁の材料特性を確認しておく必要がある⁶⁾。

そこで、大型鍛鋼品の信頼性を高めることを目的として、改良 9Cr-1Mo 鋼の実機規模弁を特殊な鍛錬とガス整形を組合わせて試作し、その試作弁の品質および材料特性を評価した。

2. 改良 9Cr-1Mo 鋼の鍛造化

鍛造弁等の製品は、形状によって熱処理時の厚さが 400~500 mm にも達することもあり、内部まで均一な特性が得られるかどうか懸念される。また、使用する鋼塊が 40 t を超える場合もある。鍛造弁の実機製造に対する技術課題は次の項目である。

(1) 大型鋼塊の電気炉による溶製

これまで、商用レベルの改良 9Cr-1Mo 鋼の鋼塊は、10 t 級鋼塊が多く、その溶製法は AOD (Argon Oxygen Decarburization) プロセスおよび AOD/ESR (Electro Slag Remelting) プロセスが採用されてきていた。最近では鋼塊の大型化に伴ない電気炉 (EF) によるプロセスも行われるようになってきている。しかしながら、このプロセスによる 20 t を超え

平成 11 年 1 月 26 日受付 平成 11 年 4 月 15 日受理 (Received on Jan. 26, 1999; Accepted on Apr. 15, 1999)

* 大平洋製鋼 (株) 富山製造所 (Toyama Works, Pacific Steel Mfg. Co., Ltd.)

* 2 三菱重工業 (株) 高砂研究所 (Takasago R&D Center, Mitsubishi Heavy Industries, Ltd., 2-1-1 Shinham Arai-cho Takasago 676-8686)

* 3 三菱重工業 (株) 高砂製作所 (Takasago Machinery Works, Mitsubishi Heavy Industries, Ltd.)

る大型鋼塊の製造実績は少なく⁷⁾、従来と異なるプロセスによる大型鋼塊の製造検証をする必要がある。

(2) 厚肉中心部でのフェライトの回避および機械的性質に及ぼす焼準時の冷却速度の影響把握

管や薄板における冷却速度の影響は、比較的良く調査されているが、厚肉部材のように冷却速度の遅いフェライト析出範囲近傍でのデータは少なく調査の必要がある。

(3) 厚肉材を想定した焼戻し保持時間の影響把握

鍛造品は、肉厚が厚いために圧延品の目安であるインチあたり1時間とすると焼戻し保持時間は10時間以上となる。焼戻し保持時間が10時間を超えるような素材でのデータは少なく調査の必要がある。

(2)~(3)の項目に対して次の方法で予備検討を実施した。30t鋼塊から製造した鍛造品の短管部に余長部を設け、種々の試験を実際の現場の熱処理をシミュレーションして実施した。

3. 製造検討試験結果

Fig. 1は、1050°C焼準時のCCT線図を示している。Ms点は約420°Cで、冷却速度：1.5°C/minまではフェライトノーズに掛からず、ほぼ一定の焼準硬度(Hv=400)が得られる。また、厚さが300~400mmの空冷処理時の中心部冷却速度は1.5~2°C/minであり、この場合においてもフェライトの析出は認められず、マルテンサイト組織が得られる。焼準処理後の組織観察では、微細に分散している(Nb, V)(C, N)系の炭窒化物が観察された。この炭化物の存在が結晶粒の粗大化を抑制している可能性が考えられる。また、Table 1に示すように焼準温度が高くなるにつれ靱性が低下することから靱性との関係より焼準温度は1050°Cを基準とする1040~1060°Cが適切であると考えた。

Fig. 2は、1050°C焼準時の室温および600°Cでの引張特性に及ぼす冷却速度の影響を示している。焼戻し条件は、760°Cで10時間とした。1°C/min以上では、強度および延性に優位差は認められなかった。また、室温での特性は全て規格を上回っていた。フェライトが析出した0.5°C/min材においてのみ強度の低下が認められ、室温での強度は規格を下回った。この傾向は衝撃特性にも認められ、フェライトが析出すると衝撃特性は極端に低下する。

Fig. 3は、730°C, 760°C, 780°Cでの焼戻し硬度曲線を示している。焼準条件は1050°Cで、冷却速度は厚さが200~300mmの中心部を想定した2°C/minとした。各温度とも保持時間の増加とともに硬度は減少するが、焼戻し軟化挙動には違いが認められた。すなわち、730°Cでは、20時間まで急激に硬度が低下し、それ以上では安定した硬度が得られた。760°Cでは、硬度の焼戻し温度依存性が小さく、安定した硬度が広い範囲で得られた。780°Cでは、20時間以上から硬度の低下が著しくなった。

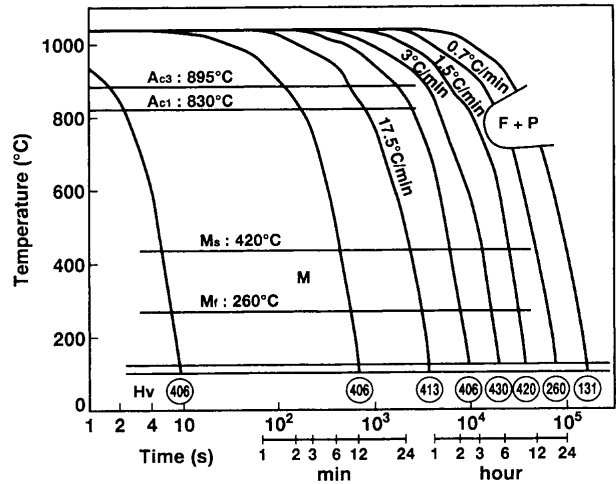


Fig. 1. CCT curve diagram of the modified 9Cr-1Mo steel.

Table 1. Effect of the normalizing temperature on the impact properties of the modified 9Cr-1Mo steel.

Normalizing temperature (°C)	Impact energy at 0°C [J]	FATT(°C)
1050	195.6	-15
1100	179.5	-12
1150	145.9	-5
1200	114.0	0

Heat treatment condition : 1050~1200°C×2hr (2°C/min)
760°C×10hr A.C.

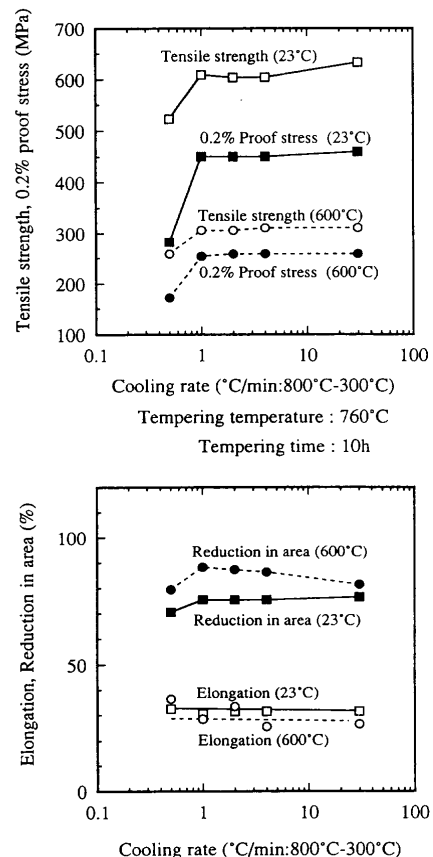


Fig. 2. Effect of the cooling rate on the tensile strength at room temperature and 600°C.

Fig. 4は、各種寸法で推定される肉厚中心部の冷却速度での衝撃特性に及ぼす焼戻し温度の影響を焼戻しパラメータで整理した結果を示している。ここで、 T : 焼戻し温度(°C)および t : 焼戻し時間(h)であり、焼戻し時間は、各温度とも10時間とした。各冷却速度とも焼戻し温度が上がると衝撃値は増加した。また、冷却速度による吸収エネルギーの差は焼戻し温度が上がると小さくなった。これは、焼準によって生成したマルテンサイト組織の形態が冷却速度によって異なり、例えば、冷却速度の遅い場合はFig. 1からわかるようにフェライトノーズ臨界に近づくためマルテンサイト組織そのものが不安定となる。このようにマルテンサイト組織からフェライト組織への部分的な変

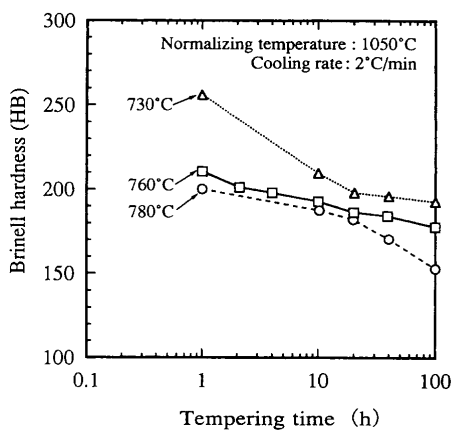


Fig. 3. Tempered hardness curves for 730, 760 and 780°C.

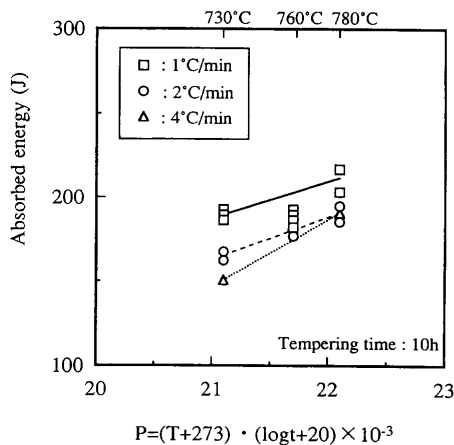


Fig. 4. Effect of the tempering temperature on the impact properties.



Fig. 5. TEM thin-foil micrographs showing martensite structure at each tempering temperature: (a) 730°C-10 h, (b) 760°C-20 h, (c) 780°C-20 h.

化が一部に生じる結果として韌性に差が生じたものと考えられる。

Fig. 5は、各焼戻し温度での薄膜による電顕組織を示している。マルテンサイト・ラス幅は、焼戻し温度が上がるとつれて広がっており、同時に、マルテンサイト変態によって導入されたラス内の転位の回復も進行している。730°C焼戻しでは、10時間焼戻し材においても明瞭なマルテンサイト・ラス組織が観察された。粒界の炭化物の析出形態も微細な炭化物が殆どで粗大な炭化物はあまり観察されない。760°C焼戻しでは、粒界に粗大な炭化物が認められるものの、ラス組織の形態は残っている。この形態は10時間前後でも殆ど変化が認められず、安定な組織であることが判断できる。780°C焼戻しでは、ラスの回復と粗大な粒界炭化物が顕著な組織変化として観察された。特に、10時間を超える領域からラスの回復と軟化による転位密度の低い等軸フェライト化の傾向が認められる。これらの組織の差が硬度および軟化挙動に反映しているものと考えられる。

Fig. 6は、焼準時の冷却速度と焼戻し温度を変化させたときの500~600°Cのクリーブ破断特性をLarson-Millerパラメータで整理した結果を示している。冷却速度の顕著な影響は認められなかったが、破断時間に及ぼす焼戻し温度の影響は認められた。その傾向は試験温度によって異なる挙動を示し、クリーブ試験温度が上がるとつれて焼戻し温度による破断時間の差は縮まってきた。この傾向は、高温

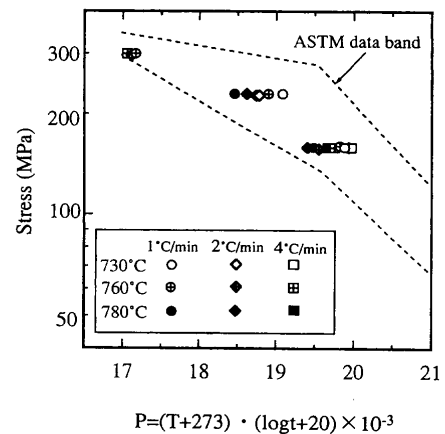


Fig. 6. Creep rupture strength at 500 to 600°C obtained when the cooling rate and tempering temperature are varied.

長時間側でより顕著に現れた。これは、焼戻し温度を高めると安定な炭化物とマルテンサイト変態によって導入された転位が回復して安定な組織となるためと考えられる。

以上の結果から、次の点が確認された。(1)マルテンサイト組織が得られるような焼準処理を実施すれば良好な特性が得られる。(2)厚肉鍛鋼品となっても空冷処理により内外において火SFVAF28の規格を満足することができる。(3)焼戻し処理に関しては、引張・衝撃特性およびクリープ破断強度の安定性を考慮すると760°C前後で熱処理するのが望ましい。

4. 試作弁の製造

試作弁は、50t塩基性電気炉で溶製した25t鋼塊を用いた。Table 2は、試作弁の化学成分を示している。実機規模材として再熱止め弁を試作することにした。Fig. 7は、試作弁の形状寸法の概略を示している。

Fig. 8は、試作弁の製造工程を示している。25t鋼塊は、4300tプレスにて鋼塊が全体に鍛造係数3~4以上になるように実体鍛造および据込みを繰返し行った。試作弁は、その中が袋状(中止まり)となっているので、長尺の穴はポンチで明け途中で止めた。横の短尺の穴は穴明け・穴広げを実施した。このような特殊な鍛錬および鍛造工程を経て所定の形状にし、予備熱処理を実施した。その後、二股パイプは、機械加工で穴明けを実施し、機械加工で基準面を出し、一部ガス整形および機械加工を繰返して所定の形状とし、焼準および焼戻しの最終熱処理を実施した。焼準処理は1050°Cで12時間保持後、空冷、焼戻し処理は760°Cで20時間保持後、炉冷とした。最終熱処理後試作弁の切断および各位置から試験片の採取を行った。さらに、採取した試験片のみ溶接後熱処理を想定して745°Cで15時間の応力除去焼鈍を実施した。Fig. 9は、切断後の試作弁の

外観を示している。Fig. 7には、試験片の採取位置も併記して示している。前述したように、鍛造弁は形状が複雑で、なおかつ特殊な鍛造工程を経ているため、鍛造係数および方向性は非常に不均一となる。そのため試験片採取に際しては、鍛造の影響および鍛造係数が算出しにくい箇所を選定した。

No. 1: 鋼塊の腹部に相当し、最大肉厚部であるが、穴広げが実施され鍛錬比が高い。鍛造係数は約7と推定される。鋼塊としては押湯部位への不純物集積効果が高い箇所である。

No. 2: 鋼塊のトップ側に相当し、本体と管部との交差部である。鍛錬比は高く鍛造係数は約10と推定される。鋼塊としても比較的欠陥の少ない箇所である。

No. 3: 鋼塊のボトム部に相当し、二股パイプの交差部で最も鍛錬比の低い場所である。また、この試作弁の鍛造

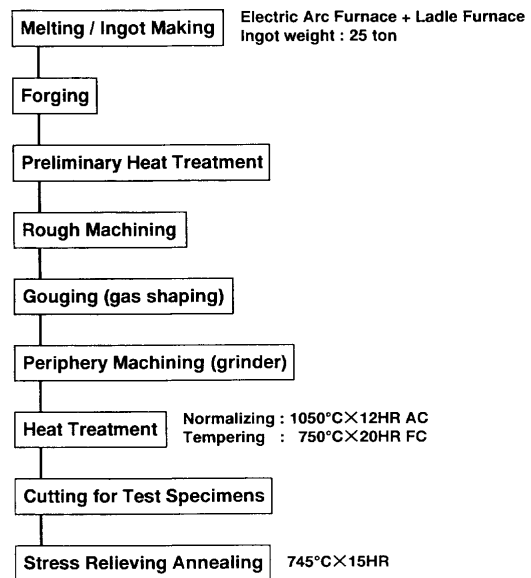


Fig. 8. The manufacturing process of the trial and test specimens.

Table 2. Chemical composition of the manufactured trial valve.

Valve	Process	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V	Nb	Al	N
Trial-A	EF	0.09	0.32	0.39	0.009	0.006	0.09	8.76	0.95	0.20	0.076	0.013	0.046
SFV AF28 Specification		0.08	0.20	0.30				8.00	0.85	0.18	0.060		0.030
		0.12	0.50	0.60	0.020	0.010	0.40	9.50	1.05	0.25	0.100	0.040	0.070

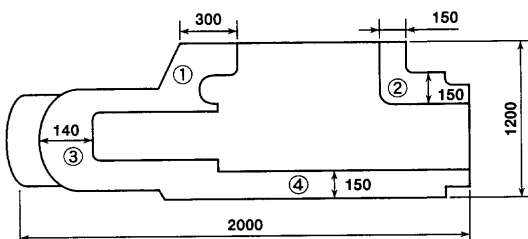


Fig. 7. The shape and dimensions of the trial valve and the test specimen sampling position.



Fig. 9. The appearance of the trial valve after cutting.

係数は約5と推定される。鋼塊では一番押湯部位への不純物集積効果が高い箇所、引け巣等が発生しやすい箇所である。

No. 4：鋼塊の腹部に相当し、鍛練比も高い箇所である。鍛造係数は約10である。

5. 試験結果

5.1 性状調査

Table 3は、試作弁の各箇所でのチェック分析値を示している。各箇所において成分偏析は認められなかった。試作弁は、全体的に緻密な組織が得られ、欠陥等も認められず、金属組織は全ての箇所においてフェライトの析出していない緻密な焼戻しマルテンサイトであった。Fig.10は、試作弁の肉厚最大部の薄膜による電顕組織を示している。均一なマルテンサイト・ラス組織を示している。

5.2 引張および衝撃特性

Fig.11は、試作弁の各箇所での引張および衝撃試験結果を示している。各箇所において良好な強度および延性を示し、箇所によるばらつきは認められない。また、全ての箇所においてASME F91の規格を満足した。衝撃遷移温度は、肉厚中心部では0°C前後の良好な値を示した。0°Cでの吸収エネルギーも130J以上と良好である。Fig.12は、高温引張試験結果を示している。図中の実線はORNLの最小値ラ

インを示している。強度および延性とも全てORNL⁴⁾の最小値ラインを上回っている。

5.3 クリープ特性

Fig.13は、試作弁の500°C, 550°C, 600°C, 650°Cのクリープ破断試験結果を示している。破断延性は試験条件に関係なく全ての箇所において、伸びが25%以上、絞り率が85%以上であった。3万時間までの長時間試験データが得られているが、高温においても安定なクリープ強度を有し、試験データから推定した10万時間クリープ破断強度は、ASME F91の引張許容応力から必要とされる破断強度を平均値および最小値とも満足している。また、試作弁の高温疲労特性も調べられており、特に問題のないことがわかっている⁸⁾。

6. 結言

大型鍛鋼品の信頼性を高めることを目的として、改良9Cr-1Mo鋼を適用して、25t鋼塊から実機規模弁を製造し、試作弁の品質および材料特性を評価した。得られた結果は

Table 3. Variations in the chemical composition of the manufactured trial valve.

	(wt%)												
	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	V	Nb	N	
Ladle	0.09	0.32	0.39	0.009	0.006	0.06	0.09	8.76	0.95	0.20	0.076	0.046	
No.1	0.09	0.32	0.39	0.010	0.006	0.07	0.10	8.80	0.94	0.20	0.075	0.046	
No.2	0.09	0.32	0.38	0.010	0.006	0.07	0.10	8.75	0.94	0.20	0.075	0.046	
No.3	0.09	0.32	0.39	0.010	0.006	0.07	0.10	8.75	0.94	0.20	0.076	0.045	
No.4	0.09	0.32	0.38	0.010	0.006	0.07	0.10	8.75	0.94	0.20	0.074	0.044	

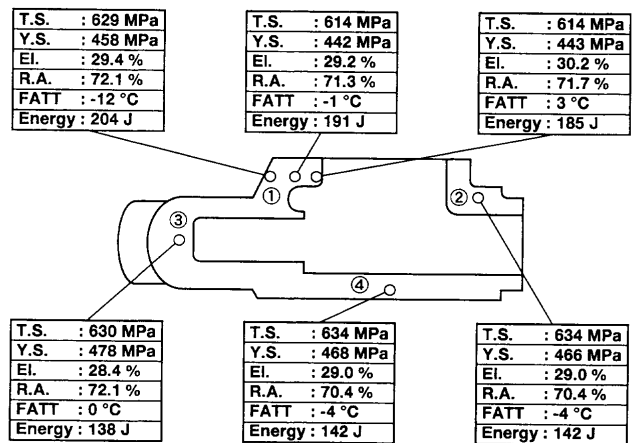


Fig. 11. Mechanical properties of the trial valve at each location.

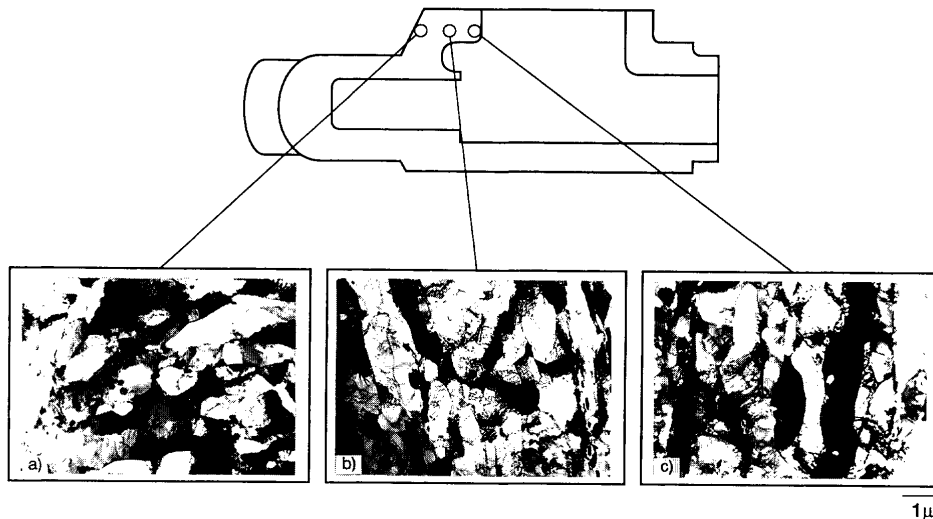


Fig. 10. TEM thin-foil micrographs at three locations on position ① of the trial valve.

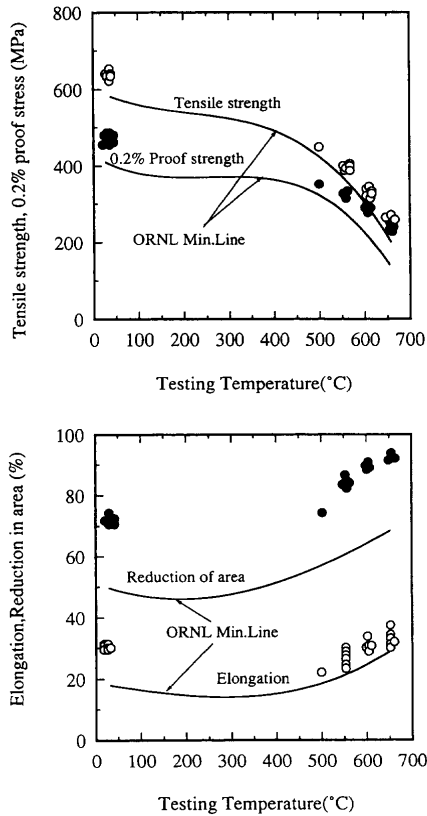


Fig. 12. Tensile properties of the trial valve at high temperatures.

次のとおりである。

(1) 溶解および鍛造性

改良9Cr-1Mo鋼を適用して50t塩基性電気炉プロセスによる溶製および造塊による大型鋼塊が製造可能である。また、製品形状に近づけるように工夫された特殊鍛錬法およびガス整形を含んだ作業後でも割れは検出されず、良好な製造性を示す。

(2) 鍛鋼品の機械的性質

試作弁の機械的性質は、肉厚中心部でも、溶接後熱処理相当の745°Cで12時間の加熱を受けてもASME F91の規格を強度および延性ともに満足する。衝撃特性については、肉厚中心部の破面遷移温度が0°C前後で、0°Cの吸収エネルギーについては130J以上と良好な特性を示す。クリー

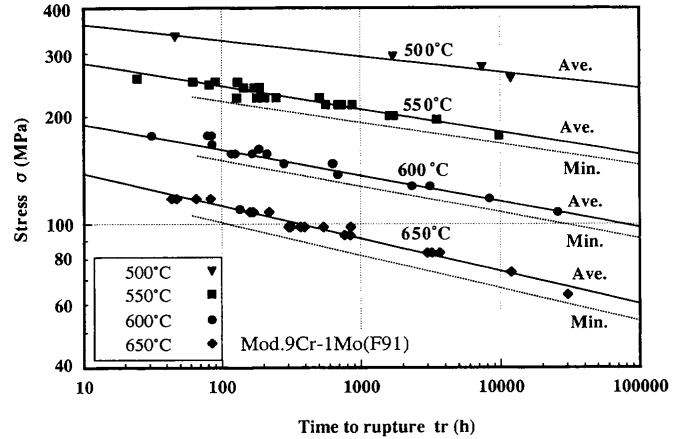


Fig. 13. Creep rupture strength of the trial valve at the temperature of 500, 550, 600 and 650°C.

プ特性について、長時間試験データも含めて強度および延性とも良好な特性が得られた。

(3) 肉厚感受性

特殊鍛造を繰り返すことにより成形した実機規模鍛造弁は、採取箇所や試験方向による優位差は認められず、鋳鋼品と比べて著しく均質性に優れている。

文 献

- 1) K.Kougami and H.Ishida: *Tetsu-to-Hagané*, **76** (1990), 1043.
- 2) M.Kishimoto, Y.Minami, K.Takayanagi, M.Umaya and H.Obara: *Mitsubishi Juko Giho*, **31** (1994), 21.
- 3) I.Obara, T.Yamamoto and Y.Tanaka: *Mitsubishi Juko Giho*, **32** (1995), 8.
- 4) V.K.Sikka, C.T.Ward and K.C.Thomas: Proc. ASM Int. Conf. Production, Fabrication, Properties and Application of Ferritic Steels for High Temperature Applications, ASM, Metals Park, (1983), 257.
- 5) H.Haneda, F.Masuyama, S.Kaneko and T.Toyoda: Int. Conf. on Advances in Mater. Technol. for Fossil Power Plants, ASM, Metals Park, (1988), 231.
- 6) Y.Yamamoto and S.Seo: *Therm. Nucl. Power (Karyoku Genshiryoku Hatsuden)*, **46** (1995), 488.
- 7) A.K.Khare and V.K.Sikka: Steel Forgings, ASTM STP 903, ASTM, Philadelphia, (1986), 303.
- 8) Y.Yamamoto, S.Seo, K.Shiozawa, S.Nishino and K.Takahashi: *Therm. Nucl. Power (Karyoku Genshiryoku Hatsuden)*, **48** (1997), 1102.