

© 1990 ISIJ

## 論 文

超超臨界圧タービン用改良 12Cr 鋼  
ロータ材料志賀 正男\*・福井 寛\*<sup>2</sup>・桐原 誠信\*<sup>3</sup>  
金子 了一\*<sup>4</sup>・伊藤 文夫\*<sup>5</sup>・菅井 茂勝\*<sup>6</sup>

## Improved 12Cr Rotor Forging for Ultra-Super-Critical Steam Turbine

Masao SHIGA, Yutaka FUKUI, Seishin KIRIHARA,  
Ryoich KANEKO, Fumio ITO and Shigekatsu SUGAI

## Synopsis :

Effect of chemical compositions on creep rupture strength and fracture toughness in 12Cr type steel for 593°C/316 atg Ultra-Super-Critical (USC) steam turbine were investigated. In this study, as a rotor material for 593°C USC steam turbine, 11Cr-1.2Mo-W-V-Nb-N steel were newly developed.

On the basis of preliminary studies, a trial large rotor forging 70 t in weight was manufactured by the developed material. This rotor forging had high creep rupture strength compared with conventional 12Cr steel rotor forging and was superior to quality and the other mechanical properties.

**Key words :** 12Cr heat resistant steels ; creep rupture strength ; toughness ; rotor forging ; steam turbine.

## 1. 緒 言

近年、発電コスト低減の観点から、火力発電プラントの効率向上が望まれている<sup>1)</sup>。効率向上には、蒸気条件の高温高圧下が有効な手段であることから、超超臨界圧火力発電プラントの開発研究が進められている。

なかでも主要構造部材として使用する高強度耐熱鋼の開発が重要である。そこで、593°C/316 atg 超超臨界圧タービン用ロータ材料を開発する目的で、12Cr 耐熱鋼のクリープ破断強度及び靱性に及ぼす成分の影響を調べ、新 12Cr 鋼ロータ材料を開発した。この基礎研究結果に基づいて、この開発材により実機規模ロータシャフトを試作して、その性状および機械的性質を調べた。本報ではこれら基礎研究 (Mo, W, Nb 及び C の影響並びに熱処理の影響) について簡単に述べ、主として実機規模ロータの試作結果について報告する。

## 2. 開 発 目 標

現用タービン (蒸気温度 : Max. 566°C) の高温ロータ

シャフトには、Cr-Mo-V 低合金鋼及び 12Cr-1Mo-V-Nb-N 鋼が使用されている<sup>2)</sup>。現用 Cr-Mo-V 鋼ロータ材の 566°C、10<sup>5</sup> h 強度が約 98 MPa であり<sup>†</sup>、593°C 超超臨界圧タービンロータ材の 593°C、10<sup>5</sup> h クリープ破断強度は 98 MPa 以上必要である。そこで、基礎研究の開発目標値 (593°C、10<sup>5</sup> h クリープ破断強度) は、これより若干高めの 108 MPa 以上と設定した。一方、現用 12Cr-1Mo-V-Nb-N 鋼は Cr-Mo-V 鋼よりもクリープ破断強度が高いものの、593°C、10<sup>5</sup> h 強度が 98 MPa 以下であり<sup>†</sup>、超超臨界圧タービン用としては強度不足である。

現用 12Cr-1Mo-V-Nb-N 鋼ロータ材のクリープ破断強度はこれまでの知見から<sup>3)4)</sup>、C 及び Nb の低減、Mo の増加及び W の添加により高められると予測された。

そこで、これらの成分を変化させた試料を溶製し、機械的性質に及ぼす影響を調べた。

<sup>†</sup> Cr-Mo-V 鋼の強度は 500~650°C、16~30 000 h 破断データから L-M 法により C=20 として 12Cr-1Mo-V-Nb-N 鋼の強度は 500~650°C、30 h~36 000 h 破断データから L-M 法により、C=25 として求めた。

昭和 62 年 10 月・63 年 3 月本会講演大会にて発表 平成元年 11 月 17 日受付 (Received Nov. 17, 1989)

- \* (株)日立製作所日立研究所 (Hitachi Research Laboratory, Hitachi, Ltd., 3-1-1 Saiwai-cho Hitachi 317)
- \*<sup>2</sup> (株)日立製作所日立研究所 工博 (Hitachi Research Laboratory, Hitachi, Ltd.)
- \*<sup>3</sup> (株)日立製作所日立工場 工博 (Hitachi Works, Hitachi, Ltd.)
- \*<sup>4</sup> (株)日立製作所日立工場 (Hitachi Works, Hitachi, Ltd.)
- \*<sup>5</sup> 東京電力(株)技術研究所 工博 (Engineering Research Center, Tokyo Electric Power Co., Ltd.)
- \*<sup>6</sup> 東京電力(株)技術研究所 (Engineering Research Center, Tokyo Electric Power Co., Ltd.)

### 3. 実験方法

#### 3.1 供試材

供試材の化学成分及び熱処理条件を Table 1 に示す。試料 No. 1~No. 7 では Mo (0.95~1.24%), W (0.03~0.42%) 及び Nb (0.05~0.18%) の靱性とクリーブ破断強度に及ぼす影響を調べた。これら試料は真空アーク溶解炉でそれぞれ 300 kg 溶解したのち、1150°C~850°C で幅 115 mm, 厚さ 30 mm に鍛伸後、大型ロータ中心部相当の焼入れ (1050°C×2h→100°C/h 冷却) 及び焼もどし (565°C×15h 空冷, 665°C×45h 炉冷) を施した。

試料 No. 11 及び No. 12 は上記試料の実験結果に基づいて現用ロータ材よりもクリーブ破断強度の向上を狙って、Mo を高めて、W を添加した鋼である。この試料は大気高周波溶解炉で 20 kg 溶解した後、80 mm 角に熱間鍛伸後大型ロータ中心部相当の熱処理を行った。

試料 No. 21~No. 24 では C (0.12~0.19%) の影響を調べた。これらの試料は電気炉で溶解した後、取鍋精錬し、それぞれ 640 kg 鋼塊を作製した。この鋼塊を 180 mm 角に熱間鍛伸後、大型ロータ中心部相当の熱処理を施した。更に、試料 No. 22 については、靱性及びクリーブ破断強度に及ぼす熱処理条件の影響を調べるため、焼入温度を 1050°C, 1075°C 及び 1100°C に、焼もどし温度を 640°C, 660 及び 680°C に変化させた熱処理も行った。試験片はこれらの熱処理後の試料から鍛造方向に対して直角に採取した。試料 No. 31 は現用 12Cr-1Mo-V-Nb-N 鋼実ロータ材である。Table 1 に示した供試材の鍛錬比は 4~5 とした。これら試料の焼もどしは、マルテンサイト変態を完全にさせ、最終的に均一な焼もどしマルテンサイト組織にする目的で、すべて 2 段焼もどしを行った。

#### 3.2 実験方法

クリーブ破断試験は平行部直径 6 mm, 標点間距離 30 mm の試験片を用いて 550°C~650°C で行った。長時間強度の推定には Larson-Miller 法を用いた。衝撃試験には JIS4 号シャルピー衝撃試験片を用いて、20°C における吸収エネルギーを求めた。代表的な試料については、電子顕微鏡で抽出レプリカ法により組織観察した。電子顕微鏡試料は、鏡面研磨後、ピクリン酸・塩酸エタノール溶液で腐食後カーボン蒸着し、硝酸・塩酸エタノール溶液でカーボン膜を剥離後アセトンで洗浄して作製した。

### 4. 実験結果及び考察

#### 4.1 機械的性質に及ぼす Mo, W, Nb 及び C の影響

Fig. 1 は室温衝撃吸収エネルギーおよび 593°C, 10<sup>4</sup> h クリーブ破断強度に及ぼす Mo, W 及び Nb の影響を示す。1.2% までの Mo 増加, 0.4% までの W 添加はクリーブ破断強度を高めるが、Mo 及び W をあまり多くすると衝撃吸収エネルギーを低下させる。次に Nb の影響を見ると、クリーブ破断強度は 0.05% Nb 添加が最も高く、衝撃吸収エネルギーは 0.1% 添加が最も高い。

Fig. 2 は室温衝撃吸収エネルギーおよび 593°C, 10<sup>4</sup> h クリーブ破断強度に及ぼす C の影響を示す。クリーブ破断強度は C を減少することにより著しく高くなるが、衝撃吸収エネルギーは逆に C を減少すると若干低下する。

本実験により、現用 12Cr 鋼ロータ (0.17C-11Cr-1Mo-0.2V-0.08Nb 鋼) よりも、C 及び Nb を低め、Mo を高め、W を添加するとクリーブ破断強度が向上することを明らかにした。

12Cr 鋼への W の添加は、クリーブ破断強度を向上する効果があるが (Fig. 1), BRENCKE らは 0.6% W

Table 1. Chemical composition and heat treatment of the steels examined (wt%).

No.	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	W	V	Nb	N	Heat treatment
1	0.13	0.29	0.57	0.021	0.009	0.65	11.15	1.24	0.23	0.22	0.09	0.051	Quench : 1050°C×2h 100°C/h Temper : 565°C×15h AC 665°C×45h FC
2	0.13	0.26	0.56	0.020	0.009	0.60	11.14	0.95	0.21	0.19	0.10	0.037	
3	0.13	0.25	0.49	0.019	0.010	0.66	11.01	1.52	0.20	0.24	0.07	0.040	
4	0.13	0.32	0.54	0.022	0.008	0.63	11.04	1.26	0.03	0.20	0.09	0.035	
5	0.13	0.28	0.52	0.023	0.009	0.60	11.09	1.24	0.42	0.19	0.09	0.035	
6	0.14	0.28	0.56	0.020	0.009	0.66	11.21	1.24	0.23	0.22	0.05	0.037	
7	0.13	0.27	0.48	0.024	0.008	0.64	11.07	1.27	0.21	0.20	0.18	0.037	
11	0.14	0.14	0.44	0.008	0.008	0.62	10.44	1.25	0.29	0.15	0.04	0.046	1100°C×2h 100°C/h 565°C×15h AC, 665°C×45h FC
12	0.16	0.15	0.45	0.008	0.007	0.66	10.59	1.23	0.45	0.15	0.04	0.044	
21	0.12	0.06	0.54	0.007	0.005	0.58	10.21	1.33	0.27	0.19	0.06	0.053	1100°C×2h 100°C/h 565°C×15h AC, 665°C×45h FC
22	0.16	0.06	0.53	0.009	0.006	0.57	10.27	1.33	0.26	0.19	0.06	0.053	
23	0.18	0.06	0.65	0.008	0.006	0.57	10.35	1.32	0.26	0.20	0.06	0.053	
24	0.19	0.06	0.70	0.008	0.006	0.58	10.39	1.32	0.25	0.19	0.06	0.053	
31	0.16	0.28	0.59	0.010	0.009	0.46	10.45	0.99	—	0.18	0.05	0.62	1050°C×34h W. F. Q 565°C×29h FC, 665°C×50h FC

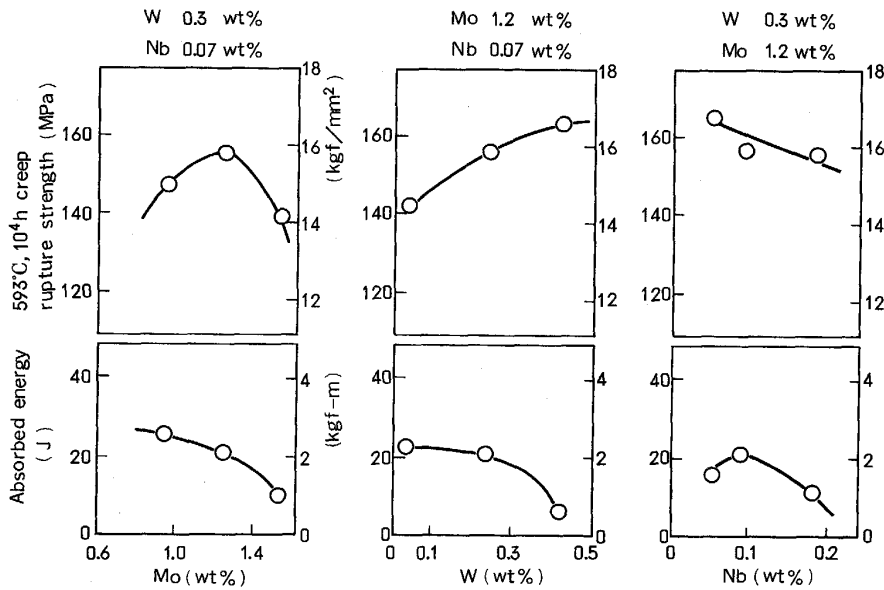


Fig. 1. Effects of Mo, W and Nb on mechanical properties.

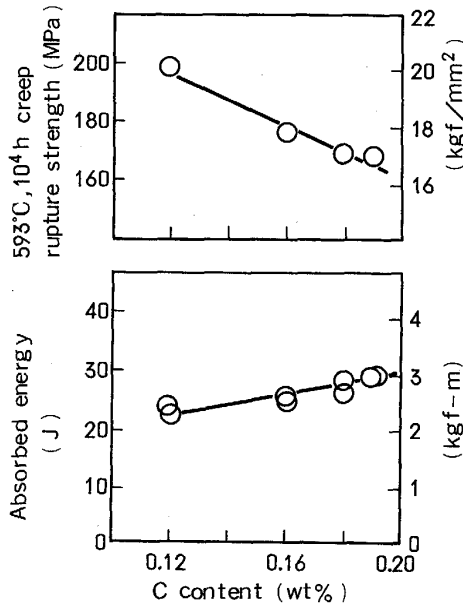


Fig. 2. Effect of C on mechanical properties.

を含有する 12Cr 鋼 12 t ロータの製造経験から、成分偏析の問題を指摘している<sup>2)</sup>。しかし、筆者らは、1971年に 0.4% までの W を含有する HNF12R 鋼 (12Cr-Mo-W-V-Nb 鋼) を開発し、高速蒸気タービンロータとして 12 本の製造実績がある。これらのロータは、10 年以上問題なく運転されている。よって、0.3% 前後の W 添加であれば、十分大型ロータの製造及び適用が可能であると考えられる。

従来 Si は脱酸剤として添加されていたが、カーボン脱酸法 (VCD 法) によれば Si 添加の必要がない。Si 低減は脆化防止効果のあることが知られている<sup>6)</sup>。よって、次章で述べる実機規模ロータ試作においては、Si

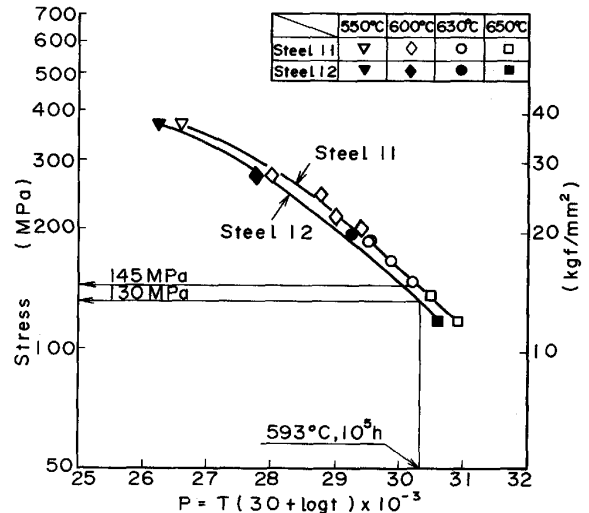


Fig. 3. Creep rupture strength of Steel 11 and Steel 12.

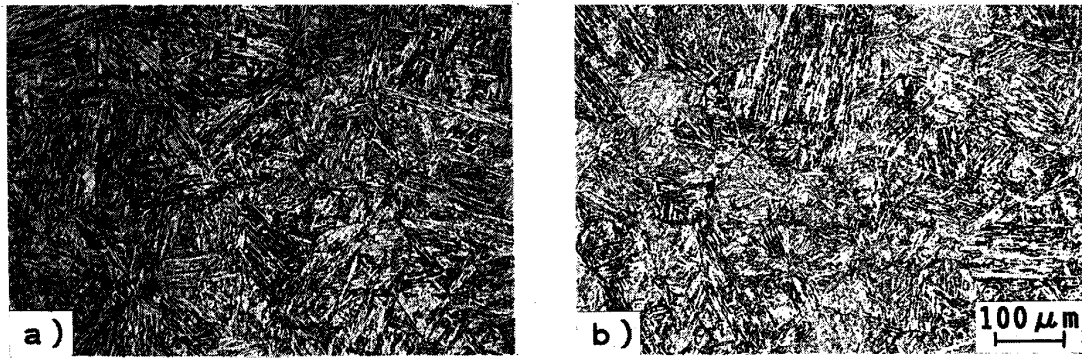
≦ 0.07% とした。

4.2 593°C, 10<sup>5</sup> h クリープ破断強度の確認

前項で述べた結果を確認するために、現用 12Cr 鋼ロータ材よりも、C 及び Nb を低め、Mo を高め、W を添加した試料 (No. 11 及び No. 12) を溶製し、598°C, 10<sup>5</sup> h クリープ破断強度を求めた。

Fig. 3 はこれらの試料のクリープ破断試験結果を Larson-Miller の Master 破断曲線にまとめたものである。試料 No. 11 及び No. 12 の 598°C, 10<sup>5</sup> h クリープ破断強度を推定すると、それぞれ 145 MPa 及び 130 MPa となり、開発目標値 (≧ 108 MPa) を十分満足することが確認できた。

4.3 金属組織観察



a) Steel 21 (0.12%C)

b) Steel 23 (0.18%C)

Photo. 1. Microstructure of the typical steels examined.

	Conventional rotor	Improved rotor
As-received	<p>a)</p>	<p>b)</p>
Rupture tested at 650°C, 118MPa	<p>c)</p> <p><math>t_f = 721h</math></p>	<p>d)</p> <p><math>t_f = 1291h</math></p>

Photo. 2. Transmission electron micrographs of conventional rotor (Steel 31) and improved rotor (Steel 11) (Extraction replica).

Photo. 1 は代表的な試料 No. 21 及び No. 23 の光学顕微鏡組織を示す。いずれも均一な焼もどしマルテンサイト組織である。

Photo. 2 は現用ロータ材 (試料 No. 31) 及び改良ロータ材 (試料 No. 11) のクリープ破断試験前後の抽出レプリカ電子顕微鏡組織を示す。試験前 (熱処理のまま) の組織は、現用材も改良材もほぼ同じで、 $0.2\mu m$  以下の微細炭化物が分散した組織である。

クリープ破断試験後の組織 (Photo. 2c, d) を見ると両者に大きな差がある。現用ロータ材の結晶粒界炭化物は、改良材に比べ著しく凝集粗大化 (約  $0.5\mu m$ ) しており、粒界近傍の炭化物は消失している。これに対し、

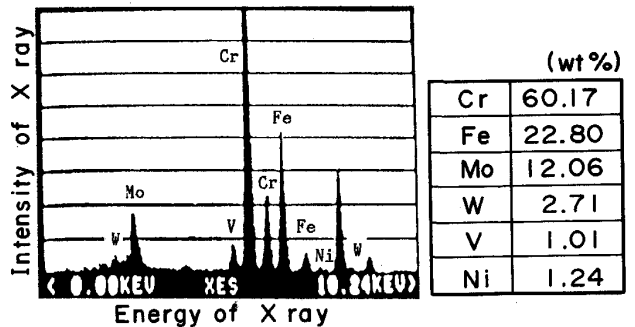


Fig. 4. Results of EDX analysis on Steel 11.

改良材のクリープ破断試験片の炭化物の変化は非常に少

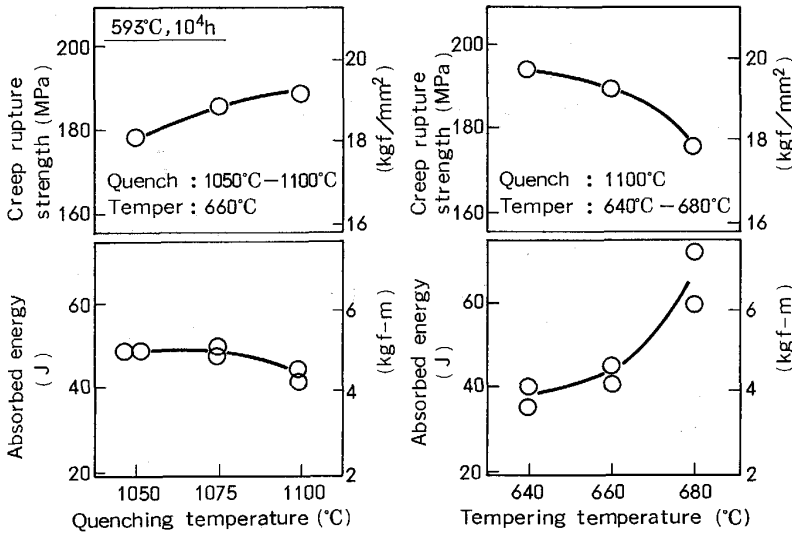


Fig. 5. Effects of quenching and tempering temperatures on mechanical properties of improved 12Cr rotor forging.

Table 2. Chemical composition of improved 12Cr rotor forging (wt%).

		C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	W	V	Nb	N
Improved 12Cr rotor	Aim	0.14	<0.07	0.55	<0.015	<0.010	0.60	10.5	1.2	0.30	0.18	0.05	0.05
	Analysis	0.15	0.04	0.54	0.006	0.005	0.64	10.2	1.2	0.34	0.15	0.05	0.05
Conventional 12Cr rotor		0.18	0.3	0.7	0.01	0.01	0.5	10.5	1.0	—	0.20	0.08	0.06

ない。Fig. 4 は改良材 (試料 No. 11) の結晶粒界炭化物の EDX 分析結果を示す。炭化物 ( $M_{23}C_6$ ) の M には、Cr (60%) Fe (22%) 以外に Mo (12%) 及び W (2.7%) を含有している。

これらの組織観察の結果から、改良材のクリーブ破断強度が高いのは、Mo を高め、W を添加したことにより、炭化物の凝集粗大化が抑制され、析出物の分散強化が有効に働いているためと考えられる。また Mo の増加及び W の添加は固溶強化としても働いていると考えられる。

4.4 機械的性質に及ぼす熱処理の影響

Fig. 5 は改良材 (試料 No. 22) の機械的性質に及ぼす熱処理条件 (焼入温度、焼もどし温度) の影響を示す。クリーブ破断強度は焼入温度を高めると高くなる傾向を示すが、1100°C まで高くすると衝撃吸収エネルギーが低下する。焼もどし温度を高くすると、クリーブ破断強度を低めるが、衝撃吸収エネルギーを高める傾向を示す。改良材の熱処理条件は、靱性及び高温強度の点から総合的に考えると、焼入温度 1075°C、焼もどし温度 660°C が適正である。

5. 実機規模ロータ試作による検証

5.1 ロータ製造

Table 2 は前章の基礎研究結果及び従来の知見に基づ

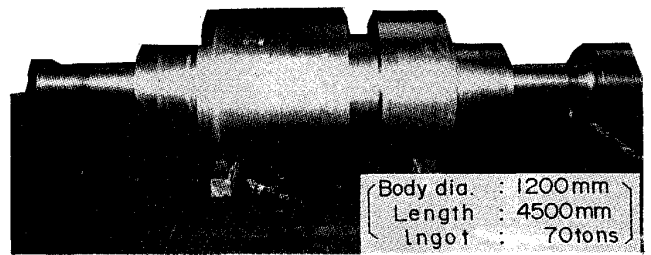


Photo. 3. Appearance of improved 12Cr rotor forging.

いて決定した593°C 超超臨界圧タービン用ロータ材の溶解目標成分及び試作ロータ材の化学組成を示す。

試作ロータの溶解及び精錬は塩基性電気炉で行い、造塊に際しては真空鑄込みを行うと同時に真空カーボン脱酸を実施した。鍛錬には水圧プレスを使用し、十分な鍛錬を与えた。Photo. 3 は (株)日本製鋼所で作製した本試作ロータの外観を示す。本ロータの直径は実機相当の 1200 mm であり、ドラム重量は 20 t である。熱処理は 4.4 節で述べた実験結果に基づいて、1075°C 油焼入れ後、570°C で 1 次焼もどし、660°C で 2 次焼もどしを行った。Fig. 6 はその熱サイクルを示す。

5.2 試作ロータの性状及び室温の機械的性質

1) 欠陥検査

外周の全面超音波探傷検査、中心孔の磁粉探傷検査、

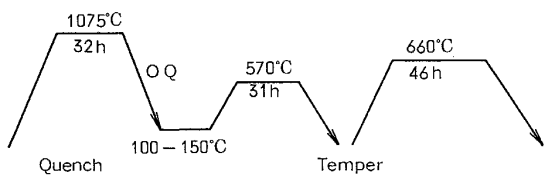


Fig. 6. Heat treatment of improved 12Cr rotor forging.

超音波探傷検査及びボアスコープ疵見検査を実施した。その結果、本試作ロータは無欠陥で健全であることが確認された。

2)マクロ及びミクロ組織

Photo. 4 は代表的なマクロ組織を示す。マクロ組織はロータの内外層及び Top 側から Bottom 側まで健全であった。マクロ観察と同一断面について、サルファブ

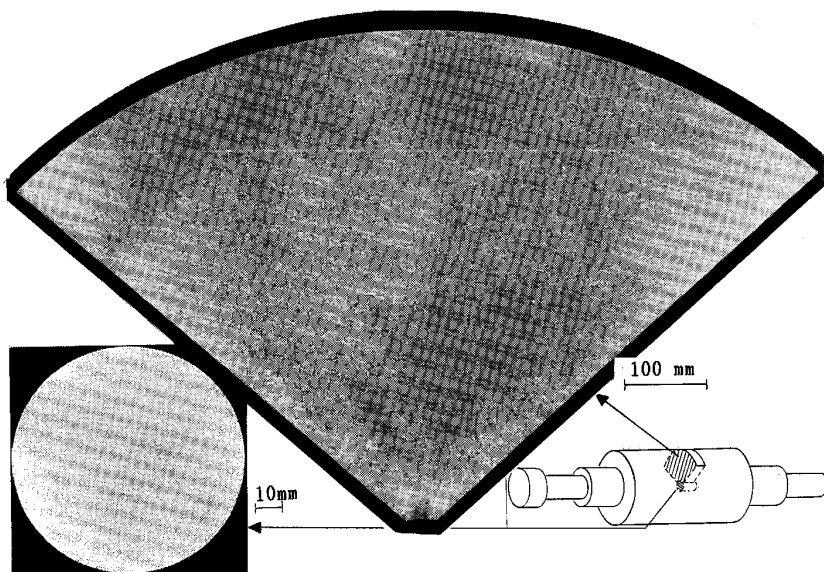


Photo. 4. Macro structure of improved 12Cr rotor.

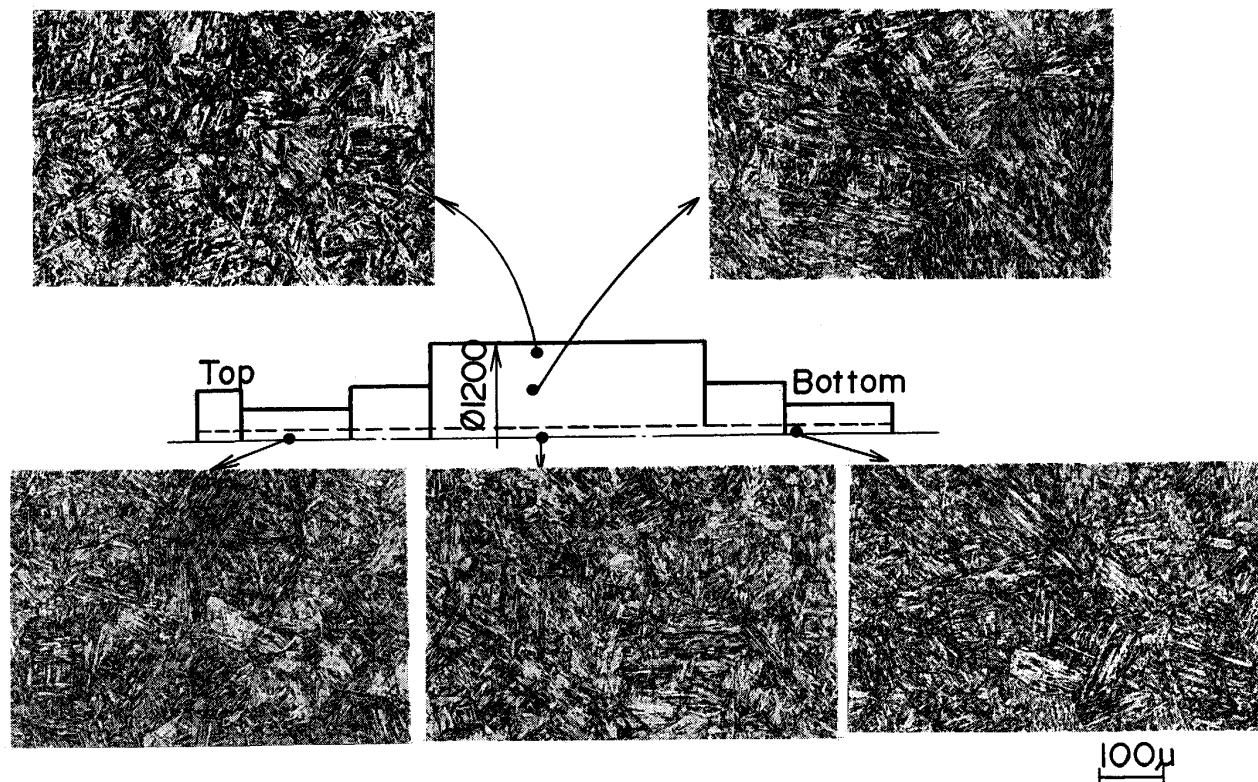
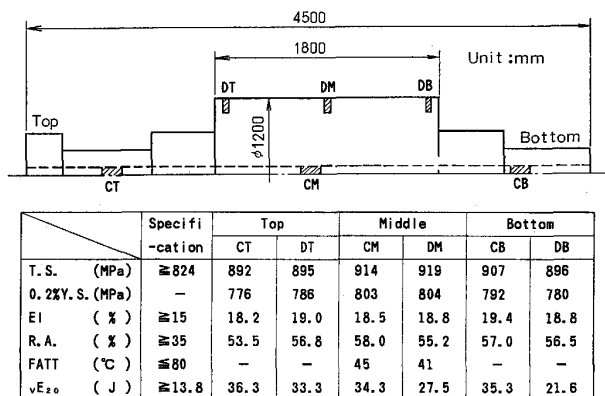


Photo. 5. Microstructure of improved 12Cr rotor.



CT, CM, CB : Center core DT, DM, DB : Radial body

Fig. 7. Dimension and mechanical properties of improved 12Cr rotor.

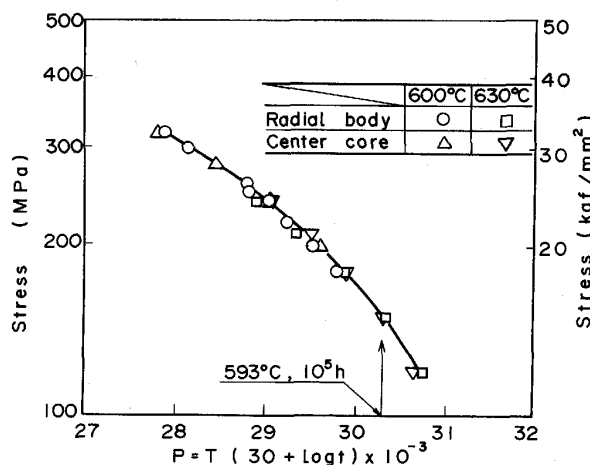


Fig. 9. Larson-Miller master rupture curve of improved 12Cr rotor forging.

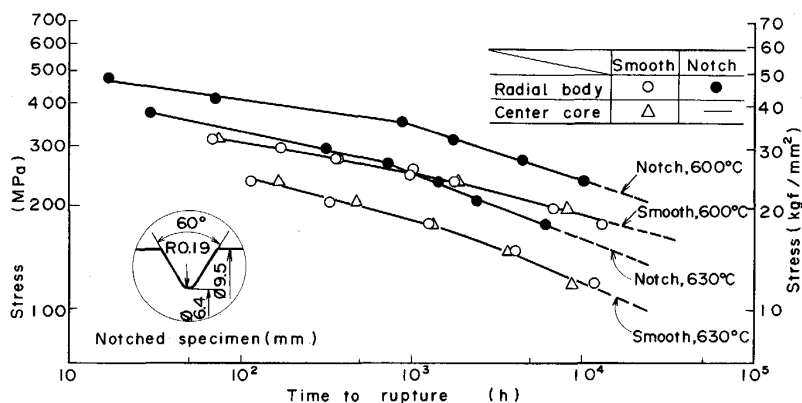


Fig. 8. Creep rupture strength of improved 12Cr rotor forging.

リント試験も実施したが、偏析が非常に少なく健全であった。

Photo. 5 は代表的位置のミクロ組織を示す。顕微鏡組織はロータの内外層とも均一な焼もどしマルテンサイト組織であり、有害なδフェライトが認められず、良好であった。

ロータの内外層及び Top 側から Bottom 側まで 10 箇所について成分分析を行った結果、成分偏析は認められなかった。

Fig. 7 は試作ロータの形状・寸法と代表的な引張り及び衝撃試験結果を示す。引張り及び衝撃試験はロータの内外層 11 箇所について実施し、試験片採取位置及び方向の影響も調べた。その結果、引張特性、衝撃吸収エネルギー及び破面遷移温度 (FATT) は開発目標値を十分満足し、現用 12Cr 鋼のロータの範囲内あるいはこれを上回る良好な値であった。試験片採取位置及び方向の差も非常に少なく均質なロータであることが確認された。

従来の低合金鋼ロータ材中心孔の靱性 (衝撃吸収エネルギー、FATT) は外周部に比べ著しく悪くなるが、本改良 12Cr 鋼ロータは中心部で悪くなる傾向は認められ

ない。これは本改良 12Cr 鋼の焼入性が、低合金鋼ロータ材に比べ著しく優れているためであろう。

### 5.3 試作ロータのクリープ破断強度

#### 1) 平滑クリープ破断強度

Fig. 8 はロータ胴部中央 (Fig. 7 の上段に示す位置) から採取した試験片の平滑及び切欠きクリープ破断試験結果の応力-破断時間線図を示す。Fig. 9 は平滑クリープ破断試験結果を Larson-Miller の Master 破断曲線にまとめたものである。本試作ロータの平滑クリープ破断強度には、ロータ外層部と中心部の差がほとんどなく均質である。593°C, 10<sup>5</sup> h 強度は 150 MPa であり、開発目標値 (≧108 MPa) を十分満足している。

#### 2) 切欠きクリープ破断強度

切欠きクリープ破断強度は、Fig. 8 に示すように、平滑強度より著しく高い。本試作改良 12Cr 鋼ロータ材が切欠き強化なのは、クリープ破断延性が長時間側でも優れている (伸び 20% 以上、絞り 75% 以上) ためであろう。

#### 3) 現用ロータ材と改良 12Cr 鋼ロータ材の 10<sup>5</sup> h クリープ破断強度比較

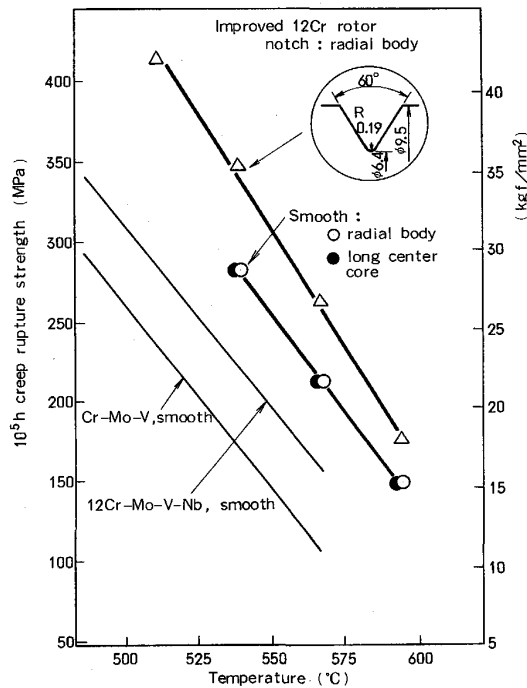


Fig. 10. Creep rupture strength of improved 12Cr rotor forging and conventional rotor forgings.

Fig. 10 は Larson-Miller 法で求めた本改良 12Cr 鋼の  $10^5$  h 推定クリープ破断強度<sup>12</sup> と温度の関係を示す。比較のため、現用ロータ材<sup>5)</sup> の平滑クリープ破断強度も記入した。

改良 12Cr 鋼ロータ材の 538~593°C における切欠きクリープ破断強度は平滑強度よりかなり高い。また、改良 12Cr 鋼ロータ材の 550°C,  $10^5$  h クリープ破断強度は (L-M 法,  $C=25$ ), 現用 Cr-Mo-V 鋼ロータ材より約 70%, 現用 12Cr 鋼ロータ材より約 30% 向上している。

<sup>12</sup> 本改良 12Cr 鋼の平滑クリープ破断データを、L-M 法で  $C=25$  としてまとめると、試験温度ごとに別別の線になり、1 本のマスター破断曲線にまとめられない。

そこで、本改良鋼のデータは、日本鉄鋼協会「クリープデータ外挿法の手引」<sup>7)</sup>に基づいて最適定数 ( $C=30$ ) を求めて整理した。

## 6. 結 言

593°C 超超臨界圧蒸気タービン用 12Cr 系耐熱鋼ロータシャフト材の開発研究を行い、以下の点を明らかにした。

1) 現用 12Cr 鋼ロータ材よりも C, Si 及び Nb を低め, Mo を高め, W を添加した 11Cr-1.2Mo-0.3W-0.2V-0.05Nb-0.05N 鋼を開発した。

2) 本改良 12Cr 鋼で実機規模ロータを試作し、製造性は現用 12Cr 鋼ロータ材と遜色ないことを確認した。

3) 本試作ロータ材の引張り及び衝撃特性は、すべて規格値を十分満足し、現用 12Cr 鋼ロータ材の実績値と同等あるいはこれを上回る良好な値である。

4) 本試作ロータ材の 593°C,  $10^5$  h クリープ破断強度は、150MPa であり、ロータ内外層の差がほとんどなく、開発目標値 ( $\geq 108$ MPa) を十分満足する。

5) 本改良 12Cr 鋼は、593°C 級超超臨界圧蒸気タービンロータとして、適用可能であることが確認された。

## 文 献

- 1) 二宮 敏, 坂井 彰, 山地康博, 藤井 稔: 日立評論, **63** (1981), p. 455
- 2) D. L. NEWHOUSE, C. J. BOYLE and R. M. CURRAN: ASTM 68th Annual Meeting (1965)
- 3) Climax Molybdenum Company: Super 12% Cr Steels (1982), p. 15
- 4) 高橋紀雄, 藤田利夫: 学振 123 委-研究報告, **11** (1970), p. 1
- 5) R. VISWANATHAN and R. I. JAFFEE: Transactions of ASME, **107** (1985), p. 642
- 6) R. BRUSCATO: Weld. J., **49** (1970), p. 148 S
- 7) 藤田利夫, 門馬義雄, 松崎明博, 木原重光, 志賀正男, 笠原晃明: クリープ破断データ外挿法の手引 (1983) [日本鉄鋼協会]