

© 1992 ISIJ

 ///////////////  
 論 文  
 ///////////////

# 先進型 12Cr 鋼ロータ材の 593°C-700MW 蒸気タービンプラントへの実用化

角屋好邦\*・北井敬人\*<sup>2</sup>・松尾朝春\*<sup>2</sup>・辻 一郎\*<sup>3</sup>  
 岸本 勝\*<sup>4</sup>・土山友博\*<sup>5</sup>・岡村正義\*<sup>5</sup>

## Practical Application of an Advanced 12Cr Rotor to 593°C-700MW Steam Turbine Plant

*Yoshikuni KADOYA, Takato KITAI, Asaharu MATSUO, Ichiro TSUJI  
 Masaru KISHIMOTO, Tomohiro TSUCHIYAMA and Masayoshi OKAMURA*

### Synopsis:

The largest class IP rotor forging with 1200 mm in maximum diameter, for steam turbine of 700 MW class to be operated at 538/593°C steam temperature, has successfully been manufactured with an advanced 12Cr rotor material which we call this alloy TMK1, through the electroslag remelting (ESR) process from 55 t ingot. The quality and material characteristics of this advanced 12Cr rotor forging were evaluated for various locations of this rotor.

In spite of a large ingot, neither chemical composition changes nor mechanical properties differences with positions in the rotor could be recognized. This is due to the ESR process and the advantages of the ESR are fully exhibited. Significant improvements in toughness and creep rupture properties were recognized in this rotor forging. Especially, the improvement of creep rupture strength in this advanced 12Cr steel is mainly attributed to dispersion strengthening by  $V_4C_3$  and NbC in addition to solid-solution strengthening by Mo.

It was confirmed that this rotor had sufficient characteristics for a large 12Cr steel rotor for 593°C steam temperature.

**Key words:** advanced 12Cr steel rotor forging; ultra super critical steam turbine; creep rupture properties; toughness; ESR.

## 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、石炭焼き超超臨界圧 (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 593°C にまで高めることによりプラント熱効率を従来より大幅に向上させることを期待できる<sup>1)</sup>。

事業用の大容量 USC 火力発電プラントを実現するに先だって 593°C 用 50 MW 実証試験プラントとして、電

源開発(株)若松石炭利用技術試験所において実証試験が 1987 年より開始され 1990 年 3 月まで実施され成功裡に終了している<sup>1)</sup>。

このプラントの高中圧ロータ材としては従来の 12Cr 鋼ではクリープ破断強度が十分でないため、クリープ破断強度が高い先進型 12Cr 鋼 (以下合金名として TMK1 と呼ぶ)<sup>2)~4)</sup> が適用された。

さらに、最近ではタービン入口温度 593°C-700 MW 大容量 USC 火力発電プラント<sup>5)</sup> が計画されており、現在設計・製作が進められている。このプラントの中圧タービンロータには、上述した先進型 12Cr 鋼 TMK1 を採

平成 3 年 10 月本会講演大会にて発表 平成 3 年 10 月 2 日受付 (Received Oct. 2, 1991)

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

\*<sup>2</sup> 三菱重工業(株)高砂製作所 (Takasago Machinery Works, Mitsubishi Heavy Industries, Ltd.)

\*<sup>3</sup> 三菱重工業(株)高砂製作所 工博 (Takasago Machinery Works, Mitsubishi Heavy Industries, Ltd.)

\*<sup>4</sup> 三菱重工業(株)タービン技術部 (Turbine Engineering Department, Mitsubishi Heavy Industries, Ltd.)

\*<sup>5</sup> (株)神戸製鋼所高砂鑄鍛鋼工場 工博 (Steel Casting & Forging Plant, Takasago, Kobe Steel, Ltd.)

用している。この中圧ロータは、若松 USC タービンで製造したロータ（以下若松ロータと略す）に比べて大型の大径ロータとなることから、その製造にあたっては、偏析および質量効果等も十分に考慮してロータを作り込み、ロータの材料特性を確認しておく必要がある。

そこで、本研究では、上述の中圧ロータ向けに大型 12Cr ロータを製造し、さらに、本ロータの各位置から試験片を採取し、先進型 12Cr 鋼 TMK 1 で製造された本ロータの品質および材料特性を評価した。

## 2. 先進型 12Cr 鋼 TMK 1 の特徴

593°C 用タービンロータにおいては、Cr-Mo-V 鋼や従来の 12Cr 鋼では高中圧ロータ材として最も重要な特性であるクリープ破断強さが十分でないため、よりすぐれたクリープ破断強さを有するロータ材が必要である。現在までに開発・実用化されている 12Cr 鋼ロータ材としては、米国で開発された 12Cr-Mo-V-Nb-N 鋼<sup>6)</sup>、欧州においてかなりの使用実績がある 12Cr-Mo-V 鋼<sup>7)</sup> および河合らによって開発された 12Cr-Mo-V-Ta-N 鋼<sup>8)</sup>等があるが、いずれも 593°C 用ロータ材としてはクリープ破断強さが十分でない。また、12Cr 鋼の中でクリープ破断強さがすぐれた耐熱鋼として芥川、藤田らが開発した TAF 鋼があるが<sup>9)</sup>、この耐熱鋼は焼入れ冷却速度が遅くなるような大型タービンロータ材としての実績はない。

593°C-700 MW 大容量 USC 火力発電プラント<sup>5)</sup>の中圧ロータに採用した先進型 12Cr 鋼 TMK 1 の特徴は、一言でいえば、上述の米国で開発された 12Cr-Mo-V-Nb-N 鋼<sup>6)</sup>と 12Cr 鋼の中でクリープ破断強さがすぐれた耐熱鋼として 1.5% Mo が最適であるとした TAF 鋼<sup>9)</sup>を結合し、他の化学成分について必要な改善を加え、エレクトロスラグ溶解法（以下 ESR 法と略す）と適切な熱処理を適用したことである。この先進型 12Cr 鋼 TMK 1 の合金設計の考え方<sup>3)</sup>は、次のとおりである。

(1) Mo 含有量を 12Cr-Mo-V-Nb-N 鋼<sup>6)</sup>の 1% より 1.5% に増加させ、Nb 量と C 量の適正化を図って、Nb 炭窒化物 Nb(C, N) の粗大化を抑制し、そうすることによって  $M_{23}C_6$  などの粗大化をも抑制し、これら効果によって長時間側のクリープ破断強度の低下を防止することを狙っている。

(2) C および N の添加量については、C 量および N 量を系統的に変化させて最適量を探す検討を行い、それぞれ 0.14% および 0.045% とした<sup>4)</sup>。また、Nb は NbC 炭化物として微細分散析させた場合には、12Cr 鋼のクリープ破断強度を改善するのに有効な元素であるが、

添加量が多いと鋼塊製造時に粗大共晶 NbC が晶出したり、溶体化熱処理時に NbC が十分固溶せず、その後の焼もどし熱処理により微細な NbC が析出しにくい。そのため、1090°C における Nb のオーステナイト相への固溶度を考慮して、Nb 量を 0.05% とした。

(3) 化学組成のマクロ偏析を可能な限り最低レベルに抑制し、逆 V 偏析および  $\delta$  フェライトと粗大 Nb 炭化物からなる中心部偏析等のミクロ偏析を完全に回避するために、鋼塊製造法として ESR 法を採用した。

## 3. 製造方法及び試験方法

### 3.1 製造方法

Fig. 1 に本中圧ロータの製造方法の概要を示す。真空炭素脱酸 (VCD) 法で精錬した電極を ESR 法で再溶解した。ESR 鋼塊の重量は 55 t であり若松ロータの 39 t<sup>2)</sup> に比べて大型化している。その後、鍛造を施した。鍛造は鋼塊を 1/2 高さに圧縮後、強圧下広幅拘束鍛錬法<sup>12)</sup>により軸芯部に十分な鍛錬を施した後、鋼塊を 4 倍の長さまで鍛伸した。焼鈍を行った後、焼入れ焼もどしの調質処理を行った。調質時の最大直径は 1220 mm であり、若松ロータの 923 mm<sup>2)</sup> に比べて大型化している。焼入れ温度は本合金の 300 kg 小型鋼塊による熱処理試験の検討結果<sup>10)</sup>等より、1090°C 油入れ、焼もどしとして 550°C 及び 665°C の 2 段焼もどしを実施した。その後、ロータの所定の位置から試験片を採取し各種試験を実施した。

### 3.2 試験方法

製造したロータの品質及び材料特性を次のようにして

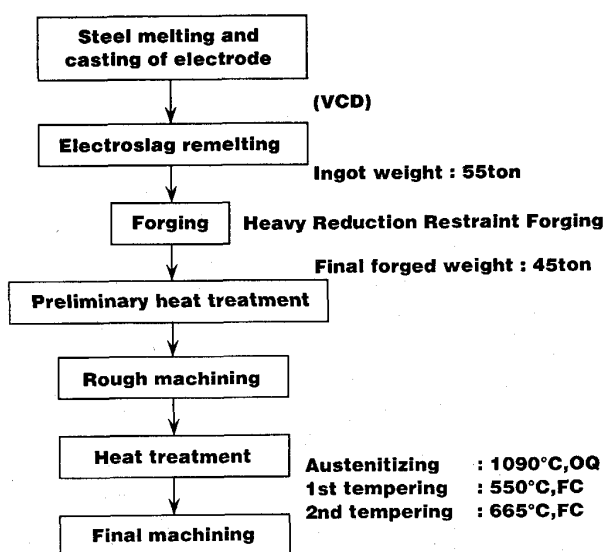


Fig. 1. Outline of manufacturing process of IP rotor forging for 593°C-700MW USC power plant.

評価した。まず、冶金的調査として、ロータの代表箇所における化学成分分析及び光学顕微鏡組織観察を行った。次に、機械的特性の調査としてロータの各部より採取した試験片を用い、引張試験、衝撃試験、破壊靱性試験、低サイクル疲労試験、高サイクル疲労試験及びクリープ破断試験を行った。なお、機械的特性の調査を行う前にロータの磁粉探傷検査及び超音波探傷検査を実施した結果、内部欠陥は認められず健全なロータであった。

引張試験には直径 6 mm、標点間距離 30 mm の試験片を、衝撃試験にはシャルピー V ノッチ試験片を用いた。破壊靱性試験には 1T-CT 試験片を用いて  $J_{IC}$  試験を行い、得られた  $J_{IC}$  から  $K_{IC}$  へ換算して評価した。低サイクル疲労試験及び高サイクル疲労試験は直径 8 mm、標点間距離 20 mm の丸棒試験片を用いて、両振りの引張り-圧縮試験を行った。クリープ破断試験には直径 8 mm、標点間距離 40 mm の試験片を用いた。また、上記の機械的特性試験から得られた結果は、従来の 12 Cr ロータの材料特性<sup>11)</sup>と比較しながら評価した。さらに、本合金の特徴である優れたクリープ破断特性について金属組織的な観点から検討した。すなわち、クリープ破断試験片を用いて透過型電子顕微鏡(透過電顕)による組織観察を行うとともに、5% 塩酸エチルアルコール

溶液を用いて電解抽出残渣を採取し、X線回折により析出相を同定した。

#### 4. 試験結果および考察

##### 4.1 化学組成

Table 1 にロータの各位置の分析結果を示す。目標どおりの分析値が得られており、また、大型鋼塊にもかかわらず、各位置による成分の変動はほとんど認められず、特に、材料の冶金的性質と機械的性質に影響する C, Cr, Mo, V, Nb 及び N のような重要元素が均一に分布している。これは、ESR 法の効果であり、本ロータ製造のねらいである ESR の特徴が十分に発揮されている。

##### 4.2 金属組織観察

Photo. 1 にロータの各位置のマイクロ組織を示す。組織は焼もどしマルテンサイト組織であり、有害な  $\delta$  フェライトや共晶 NbC 炭化物は認められない。また旧オーステナイト結晶粒径は JIS No. で 3~4 でありこの種のロータとしては微細な結晶粒であると言える。また、鋼塊のトップ部およびロータの中心孔のマクロ組織を観察したが、フレッケルやゴーストなどの異常組織は認められず、均一なマクロ組織であった。12 Cr 鋼の大型鋼塊を普通溶解法で製造すると鋼塊底部に Cr 系酸化物<sup>7)</sup>や

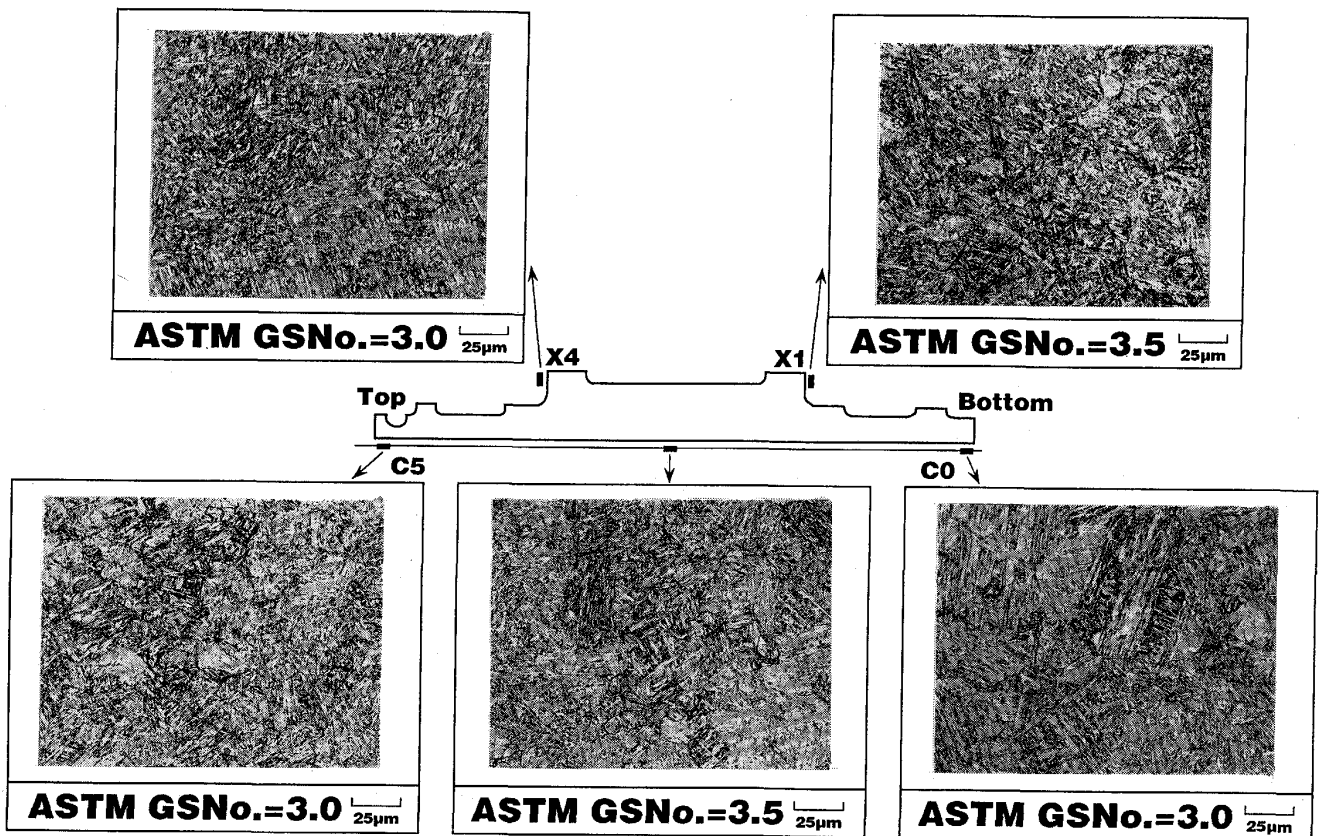
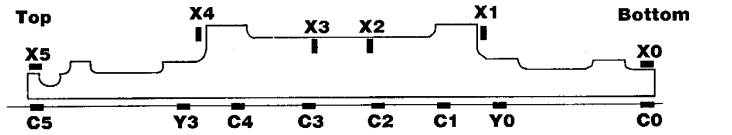


Photo. 1. Microstructures and grain size of IP rotor forging.

Table 1. Variation in chemical composition of IP rotor forging.



Locations	(wt.%)												
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V	Nb	N	Al	Cu
C 0	0.13	0.06	0.50	0.008	0.001	0.58	10.25	1.44	0.17	0.053	0.044	0.003	0.02
Y 0	0.13	0.06	0.51	0.008	0.001	0.59	10.30	1.46	0.18	0.056	0.044	0.003	0.02
C 1	0.14	0.06	0.51	0.008	0.001	0.59	10.32	1.47	0.18	0.056	0.045	0.003	0.02
C 2	0.14	0.06	0.51	0.008	0.001	0.59	10.32	1.47	0.18	0.057	0.046	0.003	0.02
C 3	0.14	0.06	0.51	0.008	0.001	0.59	10.32	1.47	0.18	0.057	0.046	0.003	0.02
C 4	0.14	0.06	0.52	0.008	0.001	0.59	10.34	1.48	0.18	0.058	0.046	0.003	0.02
Y 3	0.14	0.06	0.52	0.008	0.001	0.59	10.34	1.47	0.18	0.058	0.045	0.003	0.02
C 5	0.14	0.06	0.51	0.008	0.001	0.59	10.34	1.45	0.17	0.054	0.047	0.003	0.02
X 0	0.13	0.07	0.50	0.008	0.001	0.58	10.31	1.46	0.17	0.054	0.045	0.003	0.02
X 1	0.13	0.06	0.50	0.008	0.001	0.58	10.34	1.45	0.17	0.053	0.045	0.003	0.02
X 2	0.13	0.07	0.51	0.008	0.001	0.59	10.31	1.47	0.17	0.054	0.045	0.003	0.02
X 3	0.14	0.07	0.52	0.008	0.001	0.60	10.35	1.47	0.17	0.055	0.046	0.003	0.02
X 4	0.14	0.06	0.51	0.008	0.001	0.59	10.33	1.48	0.18	0.058	0.047	0.003	0.02
X 5	0.14	0.07	0.52	0.009	0.001	0.60	10.36	1.48	0.18	0.059	0.047	0.003	0.02
Ladle	0.14	0.07	0.51	0.008	0.001	0.60	10.28	1.46	0.17	0.056	0.046	0.003	0.02

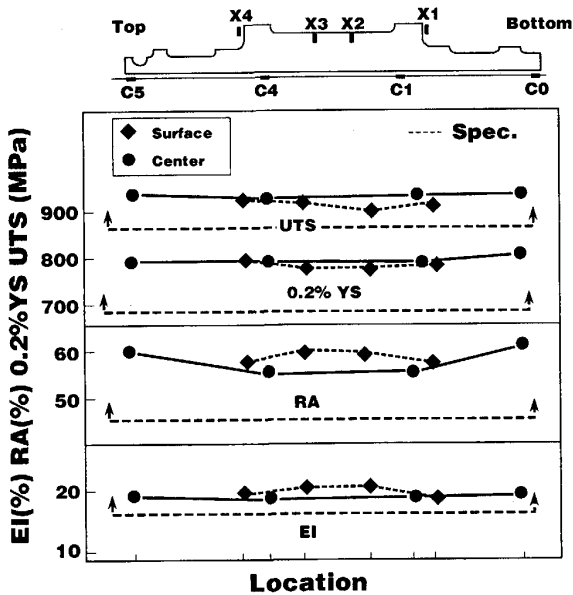


Fig. 2. Tensile properties (24°C) at various locations of IP rotor forging.

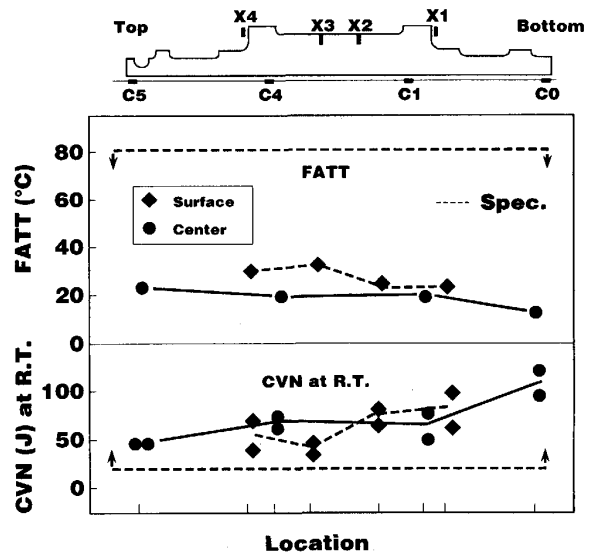


Fig. 3. Charpy impact properties at various locations of IP rotor forging.

$\delta$ フェライトが生成したり、さらに Nb を含む場合には NbC 炭化物が粗大に晶出<sup>6)</sup>するためにロータの超音波特性及び材料の機械的特性を低下させることがあるが、本ロータでは ESR 鋼塊を採用したために、非常に均一かつ健全な鋼塊が得られた。

### 4.3 機械的性質

#### 4.3.1 引張及び衝撃性質

Fig. 2 及び Fig. 3 に本ロータの各位置の半径方向の機械的性質を示す。室温の 0.2% 耐力、引張強さはそれぞれ 780~800 MPa, 900~920 MPa であり、外周部と中心部の強度差は非常に少ない。また、50% 破面遷移温度 (以下 50% FATT と略称する) も外周部と中心部

において差もなく、中心部においても 25°C 以下であり、優れた値と評価できる。

Fig. 4 に本ロータの外周部と中心部から採取した引張試験片の室温及び高温引張試験結果を示す。また、この図に従来の 12Cr 鋼のデータ<sup>11)</sup>の平均線を破線で示した。本ロータの 300°C 以下の室温側の引張特性は、従来の 12Cr 鋼と同等であるが、300°C 以上の高温側の引張特性は、従来の 12Cr 鋼に比べて優れている傾向にあることが認められた。

#### 4.3.2 破壊靱性

Fig. 5 に本ロータ中心部の破壊靱性値 ( $K_{IC}$ ) を示す。また、この図に従来の 12Cr 鋼のデータ<sup>11)</sup>を比較のた

めプロットして示した。さらに、Cr-Mo-V鋼と従来の12Cr鋼に関する下限カーブも併記して示した。この図からわかるように、本ロータの室温における $K_{IC}$ 値は、 $140 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ であり、Cr-Mo-V鋼及び従来の12Cr鋼のそれらのものよりも大幅に高くなっている。また上部棚のレベルも従来の12Cr鋼のデータよりも高い傾向にあり、本ロータは優れた破壊靱性を持っていることが認められた。

4.3.3 高サイクル疲労及び低サイクル疲労特性

本ロータの外周部における室温及び550°Cでの高サイクル疲労試験による応力振幅-破損くり返し数曲線をFig. 6に示す。また、この図に従来の12Cr鋼のデー

タ<sup>11)</sup>を比較のためプロットして示した。この図からわかるように、本ロータの室温及び550°Cでの高サイクル疲労特性は、従来の12Cr鋼と同等であり、上記の2温度における $10^7$ 回寿命の結果は、それぞれ約450MPa及び約250MPaである。

一方、本ロータの外周部における600°Cでの低サイクル疲労試験による全ひずみ範囲-破損くり返し数曲線をFig. 7に示す。また、この図に従来の12Cr鋼のデータ<sup>11)</sup>を比較のためプロットして示した。この図からわかるように、本ロータの600°Cでの低サイクル疲労特性は、従来の12Cr鋼に比べて寿命で約1.5倍長くなっている。

以上のことから、本ロータの高サイクル疲労特性は、従来の12Cr鋼と同等であり、低サイクル疲労特性は、従来の12Cr鋼に比べて優れていることが認められた。

4.3.4 クリープ破断特性

本ロータの外周部及び中心部におけるクリープ破断強

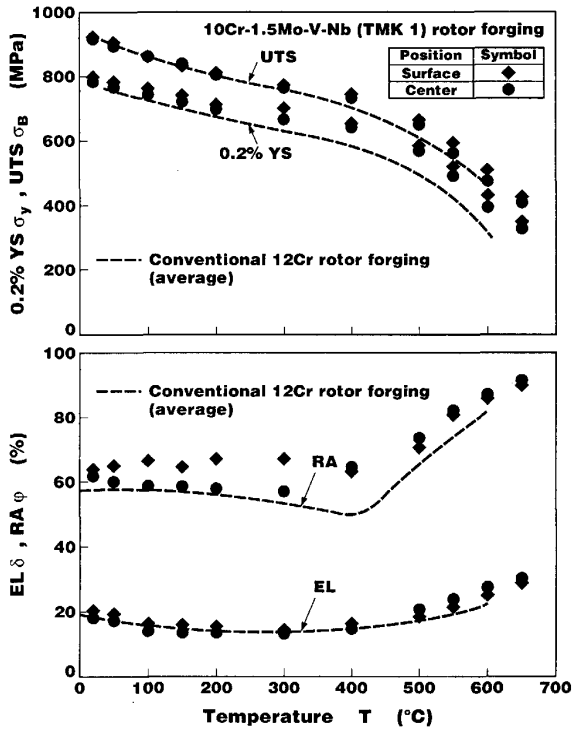


Fig. 4. Room and elevated temperature tensile properties of IP rotor forging.

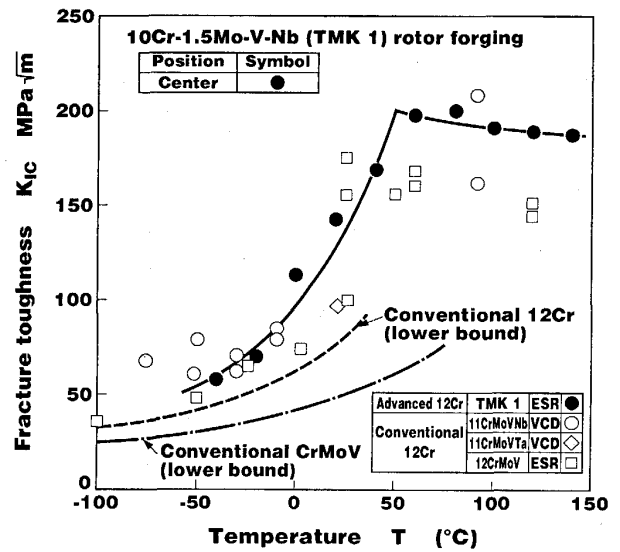


Fig. 5. Fracture toughness at center core of IP rotor forging.

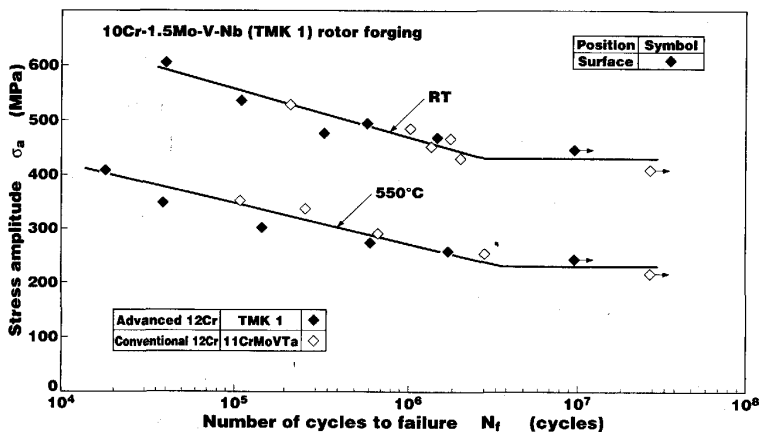


Fig. 6. High-cycle fatigue curve at room temperature and 550°C of IP rotor forging.

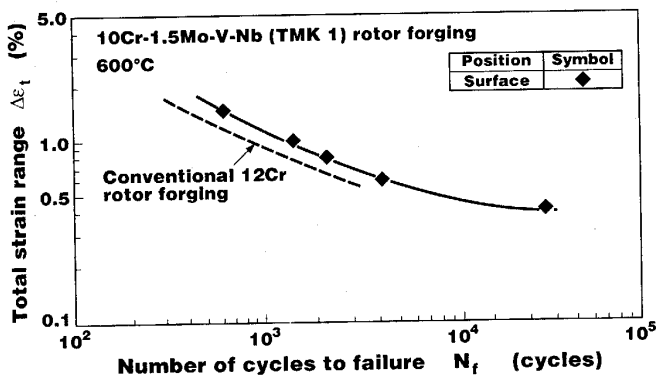


Fig. 7. Low-cycle fatigue curve at 600°C of IP rotor forging.

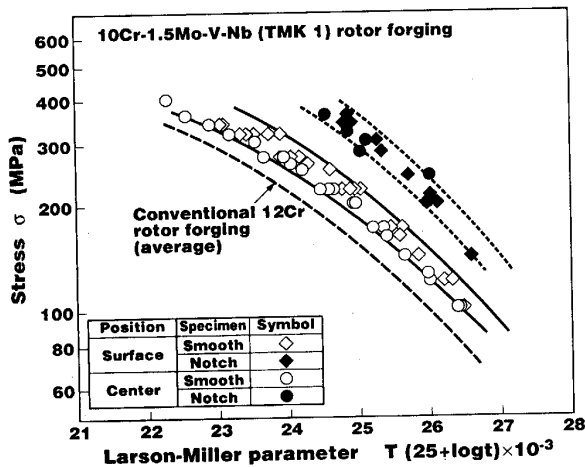


Fig. 8. Creep rupture strength at surface and center core of IP rotor forging.

度を Larson-Miller パラメーターで整理して Fig. 8 に示す。なお、試験温度範囲は、500°C~650°C、最長破断時間は 7300 h のデータである。また、この図に従来の 12Cr 鋼のデータの平均線<sup>11)</sup>を破線で示した。この図からわかるように、本ロータの外周部のクリープ破断強度は若干中心部よりも高い傾向にあるが、その差異は小さく、均一なクリープ破断強度を有するロータであるといえる。さらに、本ロータのクリープ破断強度は、従来の 12Cr 鋼よりも優れており、平滑材の 593°C-10<sup>5</sup> h クリープ破断強さは、従来の 12Cr 鋼のそれに比べて約 1.2 倍高くなっている。また、切欠クリープ破断強さは平滑クリープ破断強さを大幅に上回っており、切欠弱化傾向は認められなかった。

一方、Fig. 9 に平滑試験片における破断絞りを Fig. 8 と同様に Larson-Miller パラメーターで整理して示す。また、この図には従来の 12Cr 鋼のデータ<sup>11)</sup>も併記した。この図からわかるように、本ロータのクリープ破断延性は、従来の 12Cr 鋼のそれよりも優れている。特に、

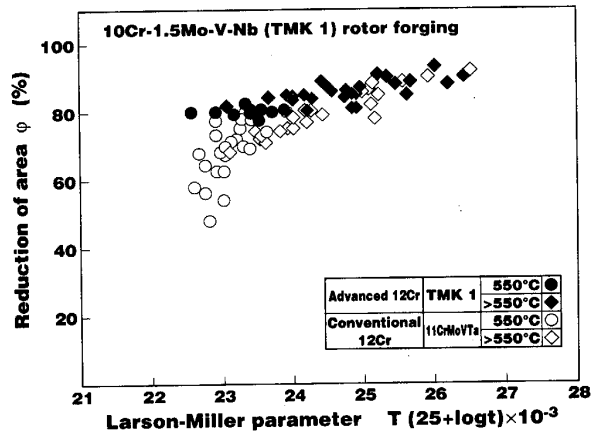


Fig. 9. Creep rupture ductility of IP rotor forging.

従来の 12Cr 鋼の 550°C の破断絞りが顕著に低下しているのに比べて、本ロータのそれはほとんど低下していない。以上のことから、本ロータのクリープ破断特性は、破断強度及び破断延性ともに従来の 12Cr 鋼に比べて優れていることが認められた。

次に、クリープ破断後の試験片を用いて本合金の析出相の種類を調べた。代表的なものとして、600°C-260 MPa で 306 h 破断材と最も温度の高い 650°C-140 MPa で 624 h 破断材から採取した電解抽出残渣の X 線回折結果を Table 2 に示す。両破断材において炭化物 V<sub>4</sub>C<sub>3</sub>、NbC、Cr<sub>2</sub> (C, N) 及び Cr<sub>23</sub>C<sub>6</sub> が確認された。また、500°C から 650°C の温度範囲内でこれら析出相の種類に特別な差は認められなかった。さらに、クリープ破断試験片の破断部近傍から離れた一様伸びを示している平行部の薄膜による透過電顕組織を Photo. 2 及び Photo. 3 に示す。Photo. 2 は、650°C-140 MPa で 935 h 破断材の微細組織である。結晶粒界上に塊状の析出物及び粒内のマルテンサイト・ラス境界に楕円状の小さな析出物が観察される。Table 2 に示した X 線回折結果及び透過電顕観察におけるエネルギー分散型 X 線分析結果から結晶粒界上の塊状の析出物は Cr<sub>23</sub>C<sub>6</sub>、粒内のマルテンサイト・ラス境界の小さな析出物は Cr<sub>23</sub>C<sub>6</sub> 及び Cr<sub>2</sub> (C, N) と同定された。また、粒内のマルテンサイト・ラス内部は写真に示すような高い転位密度を有し、部分的にはサブグレインの形成も認められる。Photo. 3 は、600°C-220 MPa で 2865 h 破断材の微細組織である。この組織の析出物の種類は Photo. 2 と同じであるが、Photo. 2 に比べてラス内部の転位密度は減少し、サブグレインが明確に観察される。さらに、マルテンサイト・ラス内部の微細析出物は、Photo. 2 及び Photo. 3 では不鮮明で確認できないが、同じ試料を同様に透過電顕を

Table 2. X-ray diffraction data of precipitates extracted from specimens ruptured.

TMK 1 rotor				Carbide identification							
600°C-260 MPa		650°C-140 MPa		V <sub>4</sub> C <sub>3</sub> <sup>*</sup>		NbC <sup>*2</sup>		Cr <sub>2</sub> (C, N) <sup>*3</sup>		Cr <sub>23</sub> C <sub>6</sub> <sup>*4</sup>	
<i>d</i> <sub>obs.</sub>	<i>I</i> <sub>obs.</sub>	<i>d</i> <sub>obs.</sub>	<i>I</i> <sub>obs.</sub>	<i>d</i>	<i>I</i> / <i>I</i> <sub>0</sub>	<i>d</i>	<i>I</i> / <i>I</i> <sub>0</sub>	<i>d</i>	<i>I</i> / <i>I</i> <sub>0</sub>	<i>d</i>	<i>I</i> / <i>I</i> <sub>0</sub>
3.225	179	3.229	202								
2.677	167	2.671	214								
2.564	479	2.564	516								
2.389	2408	2.390	3160	2.40	100	2.58	100			2.37	50
2.248	332	2.250	490			2.23	80				
2.220	495	2.219	439					2.220	50		
2.181	2626	2.182	3231					2.138	80	2.17	50
2.138	764	2.138	773								
2.055	7024	2.057	8643	2.07	100					2.05	100
1.889	1524	1.889	1952							1.88	50
1.805	1459	1.806	1836							1.80	50
1.780	551	1.781	636							1.78	40
1.650	151	1.648	234					1.642	60		
1.629	258	1.630	303					1.640	80	1.63	5
1.570	188	1.570	220			1.58	50				
1.496	112	1.496	142	1.47	50					1.49	5
1.403	117	1.403	143					1.407	80		
1.335	338	1.335	370			1.348	65	1.401	50	1.33	40
1.295	549	1.296	633			1.290	14			1.293	60
1.278	210	1.276	204					1.265	50		
1.258	1158	1.259	1294	1.25	25					1.256	100
1.233	565	1.233	617								
1.193	212	1.194	206	1.20	10						
1.172	332	1.172	352					1.172	80		
1.120	164	1.119	147			1.117	10				
1.027	137	1.027	134			1.025	25				

\* : Representative ASTM Card, 1-1159

\*2 : Representative ASTM Card, 10-181

\*3 : Representative ASTM Card, 19-325

\*4 : Representative ASTM Card, 14-407

Photo. 2. Transmission electron micrograph of specimen ruptured at 650°C-140MPa,  $t_r = 935$ h.Photo. 3. Transmission electron micrograph of specimen ruptured at 600°C-220MPa,  $t_r = 2865$ h.

用いて  $1.5 \times 10^5$  倍で観察することを試みた。その結果を Photo. 4 に示す。この写真に示すように、いずれの試験条件のものにも、ラス内部に 300~400 Å の微細析出物が確認されるとともに、それら微細析出物と複雑にからみ合った転位が観察された。個々の微細析出物の同定はできなかったが、これら微細析出物群を電子回折すると V<sub>4</sub>C<sub>3</sub> 及び NbC 炭化物と推定された。これらの事実から、本合金のクリープ破断特性が優れている理由の

ひとつに Mo の固溶強化に加えて上述の安定した V<sub>4</sub>C<sub>3</sub> 及び NbC 炭化物の微細分散析出強化による効果が大きいものと考えられる。このことは、第 2 章で述べた本合金の合金設計の考え方とも一致している。

## 5. 結 言

タービン入口蒸気温度 593°C 用の大型 12Cr ロータ材として先進型 12Cr 鋼 TMK 1 を適用して、55t ESR

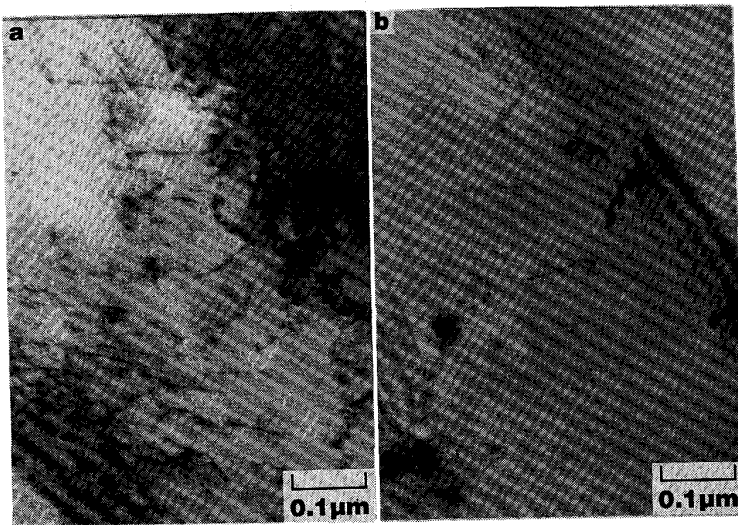


Photo. 4. Transmission electron micrographs of specimens ruptured, a : 650°C-140MPa,  $t_r = 935\text{h}$ , b : 600°C-220MPa,  $t_r = 2865\text{h}$ .

鋼塊から製造し、本ロータの品質及び材料特性を評価した。得られた結果は次のとおりである。

(1) 大型鋼塊にもかかわらず ESR 法を適用することによってロータの各位置における化学成分の変動は認められず、非常に均一となり、そのため、 $\delta$ フェライトや共晶 Nb 炭窒化物などの有害な析出物は認められなかった。

(2) 大型の大径ロータにもかかわらず、機械的性質はロータの外周部及び中心部において差異は認められず、良好な特性を示した。特に、中心部における FATT は 25°C 以下、室温における  $K_{IC}$  値は  $140\text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  であり、本ロータの靱性は非常に良好であった。

(3) クリープ破断強度は、従来の 12Cr 鋼に比べて大幅に向上することが認められた。このクリープ破断強度の大幅向上は、Mo の固溶強化に加えて主として安定な  $\text{V}_4\text{C}_3$  及び NbC 炭化物の微細分散析出強化による効果が大きいものと考えられた。また、切欠弱化傾向は認められず破断延性も良好であった。

(4) 以上のことから、本ロータは蒸気温度 593°C 用の大型 12Cr ロータとして十分な特性を有していることが確認され、593°C-700 MW 大容量 USC 火力発電プラント用中圧タービンロータとして使用条件を十分満足する特性が得られた。

## 文 献

- 1) 鴻上享一, 伊坂 弘: 鉄と鋼, **76** (1990), p. 1043
- 2) T. FUJITA, Y. NAKABAYASHI, A. HIZUME, Y. TAKEDA, T. FUJIKAWA, Y. TAKANO, A. SUZUKI, S. KINOSHITA, M. KOHNO and T. TSUCHIYAMA: COST-EPRI Workshop 9-12 Cr Steel for Power Generation, Schafhausen, Schweiz (1986 年 10 月)
- 3) A. HIZUME, S. TAKEDA, H. YOKOTA, Y. TAKANO, A. SUZUKI, S. KINOSHITA, M. KOHNO and T. TSUCHIYAMA: J. Engineering Material and Technology, **109** (1987), p. 319
- 4) 竹田頼正, 高野勇作, 横田 宏, 肥爪彰男, 土山友博, 高野正義, 木下修司, 鈴木 章: 鉄と鋼, **79** (1990), p. 1100
- 5) 中村裕交: 火力原子力発電, **42** (1991), p. 479
- 6) D. L. NEWHOUSE, C. J. BOYLE and R. M. CURREN: ASTM Annual Meeting (1965), p. 3
- 7) A. CHOUDHURY, R. JAUCH, H. LOWENKAMP and F. TINCE: Stahl Eisen, **97** (1977), p. 857
- 8) 河合光雄, 川口寛二, 吉田 宏, 金沢 暎, 三戸 暁: 鉄と鋼, **61** (1975), p. 229
- 9) 芥川 武, 藤田利夫: 学振 123 委員会研究報告, **1** (1960), p. 17
- 10) T. TSUCHIYAMA, K. SUZUKI, M. OKAMURA, H. OHIZUMI, Y. KADOYA, A. MATSUO, I. TSUJI, M. KISHIMOTO and Y. TAKEDA: Third International Conference on Improved Coal-Fire Power Plants, San Francisco (1991 年 4 月)
- 11) D. L. NEWHOUSE: EPRI Report CS-5277, Electric Power Research Institute, Palo Alto, CA (1987 年 7 月), p. 64
- 12) 荒木重巨, 津田 統, 松下富春: 第 36 回塑性加工連合講演会 (1985), p. 401