

© 1990 ISIJ

技術報告

# 超超臨界圧タービン用 12%Cr 鋼ロータの クリープ破断特性

竹田頼正\*・高野勇作\*・横田 宏\*<sup>2</sup>・肥爪彰男\*<sup>3</sup>  
土山友博\*<sup>4</sup>・高野正義\*<sup>5</sup>・木下修司\*<sup>4</sup>・鈴木 章\*<sup>4</sup>

## Creep Rupture Properties of 12%Cr Steel Rotor for an Ultra Super Critical Steam Turbine

Yorimasa TAKEDA, Yosaku TAKANO, Hiroshi YOKOTA, Akio HIZUME,  
Tomohiro TSUCHIYAMA, Masayoshi KOHNO, Shushi KINOSHITA and Akira SUZUKI

### Synopsis :

To improve the heat rate in the thermal power station, the development of an ultra super critical steam turbine has projected. A 12%Cr steel rotor forging which has higher creep rupture strength than conventional rotor forging has been required as the turbine rotor for a steam temperature of 593°C. Creep rupture strength at 593°C for 10<sup>5</sup> h has been required to be over 10 kgf/mm<sup>2</sup>.

To achieve this requirement, the effect of carbon and nitrogen contents on creep rupture properties were studied using small laboratory heats based on low Si-10Cr-1.5Mo-0.05Nb-0.17V series steels. The excellent creep rupture properties were observed at the range of C : 0.13~0.15%, N : 0.04~0.05%.

Based on the results of laboratory heats, the rotor forging for the demonstration tests was manufactured from 39 t ESR ingot. Creep rupture strength at the center core of the rotor forging was 12.4 kgf/mm<sup>2</sup> at 593°C for 10<sup>5</sup> h. No drop of creep rupture ductility and no notch embrittlement were observed even for long term tests.

**Key words :** 12%Cr steel ; ultra super critical steam turbine ; 593°C ; rotor ; creep ruptur properties ; C content ; N content ; ESR.

## 1. 緒 言

火力発電における熱効率を向上させるために、超超臨界圧発電（以下 USC と略す）が計画されている<sup>1)</sup>。すなわち、現在の最高の蒸気温度は 566°C であるが、蒸気温度を 593°C に上昇させる Step I および 649°C に上昇させる Step II の実証試験が遂行されており、Step I 用のロータ材としては 12% Cr 鋼が、Step II 用のロータ材としては A286 合金が検討されてきた。

USC プラントの実現に際しては、その主要部品であるタービンロータ材の開発が最も重要である。すなわち、593°C 用プラントにおいては、CrMoV 鋼や従来の 12%

Cr 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。現在までに開発されている 12% Cr 鋼ロータ材としては、米国で開発された 12CrMoVNbN 鋼<sup>2)</sup>、ヨーロッパにおいてかなりの使用実績がある 12CrMoV 鋼<sup>3)</sup> および河合らによって開発された 12CrMoVTa<sub>2</sub>N 鋼<sup>4)</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、12% Cr 鋼として最もクリープ破断強さが高い鋼として芥川、藤田らが開発した TAF 鋼がある<sup>5)</sup>、この鋼はタービンロータのように焼入冷却速度が遅くなるとクリープ破断強さが低下する。

昭和 61 年 10 月・63 年 3 月本会講演大会にて発表 平成元年 11 月 20 日受付 (Received Nov. 20, 1989)

- \* 三菱重工業(株)長崎研究所 (Nagasaki R & D Center, Mitsubishi Heavy Industries, Ltd.)
- \*<sup>2</sup> 三菱重工業(株)原動機事業本部 (Power Systems Headquarters, Mitsubishi Heavy Industries, Ltd.)
- \*<sup>3</sup> 三菱重工業(株)原動機事業本部 (現:神戸大学) 工博 (Power Systems Headquarters, Mitsubishi Heavy Industries, Ltd., Now Kobe University)
- \*<sup>4</sup> (株)神戸製鋼所高砂鑄鍛鋼工場 工博 (Steel Casting and Forging Plant, Takasago, Kobe Steel, Ltd., 2-3-1 Niihama Arai-cho Takasago 676)
- \*<sup>5</sup> (株)神戸製鋼所高砂鑄鍛鋼工場 (Steel Casting and Forging Plant, Takasago, Kobe Steel, Ltd.)

Table 1. Chemical composition of steels used (wt%).

	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	V	Nb	N
S1	0.13	0.05	0.30	0.48	8.84	1.54	0.18	0.064	0.023
S2	0.14	0.04	0.50	0.48	8.99	1.58	0.19	0.055	0.027
S3	0.18	0.05	0.50	0.48	9.13	1.59	0.19	0.061	0.026
S4	0.19	0.05	0.45	0.52	10.20	1.47	0.19	0.032	0.027
S5	0.12	0.06	0.31	0.50	9.01	1.61	0.18	0.069	0.052
S6	0.13	0.03	0.51	0.59	10.15	1.48	0.16	0.050	0.040
S7	0.15	0.05	0.45	0.50	8.87	1.49	0.13	0.050	0.032
S8	0.14	0.04	0.52	0.58	10.10	1.46	0.16	0.060	0.059

Table 2. Results of tensile and Charpy impact tests.

	0.2% YS (kgf/mm <sup>2</sup> )	TS (kgf/mm <sup>2</sup> )	EI (%)	RA (%)	<sup>20</sup> E <sub>20</sub> (kgf·m)
S1	75.4	88.1	24	71	4.8
S2	76.2	88.1	24	68	3.5
S3	76.1	89.4	23	66	6.9
S4	72.0	91.0	20	60	3.7
S5	75.2	88.6	25	69	5.7
S6	77.3	90.7	23	65	7.2
S7	75.1	91.8	20	60	5.0
S8	76.0	91.2	20	63	6.3

クリープ破断強さの開発目標は、豊富な運転実績を有する CrMoV 鋼ロータの 566°C-10<sup>5</sup> h のクリープ破断強さが約 10 kgf/mm<sup>2</sup> であるため、使用温度において同一応力が必要と考え、593°C-10<sup>5</sup> h のクリープ破断強さを 10 kgf/mm<sup>2</sup> とした<sup>6)</sup>。

そこで、この目標値を上回る 12% Cr 鋼ロータ材を開発するために、TAF 鋼の化学成分を基本として、種々の試験を実施し、優れたクリープ破断強さを有するロータ材を開発した<sup>7)</sup>。その過程において、クリープ破断強さに対しては C 量と N 量の影響が大きいことが認められた。本稿においては、最適 C, N 量の検討およびそれらの影響を冶金的に調査するとともに、その化学成分を適用して大型 ESR 鋼塊から Step I 実証試験用ロータを製造し、各種確性試験を実施した結果についても述べる。

## 2. 小型溶製材による C 量と N 量の検討

### 2.1 供試材および実験方法

Table 1 に C 量と N 量の影響を調査するための供試材の化学成分を示す。これらの供試材は 50 kg 真空溶解材であり、熱間鍛造の後、1100°C に加熱し、油焼入時のロータの中心部の平均冷却速度約 95°C/h で冷却し、その後、未変態の残留オーステナイトを完全にマルテンサイトに変態させるために、550°C で 1 次焼もどしを行った。2 次焼もどし温度は引張強さを 90 kgf/mm<sup>2</sup> 付近にそろえるために 670~680°C とした。室温における引張試験および 600°C と 650°C においてクリープ破断試験を実施した。

引張試験は平行部直径 7 mm、標点間距離 28 mm の丸棒引張試験片、クリープ破断試験は平行部直径 6 mm、標点間距離 30 mm の丸棒クリープ破断試験片を用いた。

さらに、C 量と N 量のクリープ破断強さにおよぼす影響を冶金学的に調査するために、走査型電子顕微鏡、抽出レプリカによる炭化物の分布状態の観察、エネルギー分散型電子顕微鏡による析出物の組成分析、抽出残渣の X 線回折による析出物の同定等を行った。

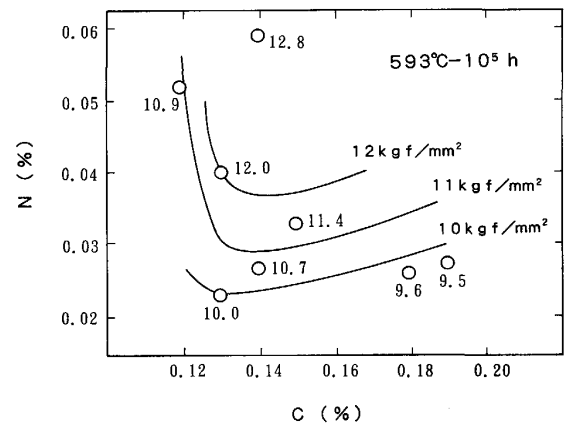


Fig. 1. Effect of C and N contents on creep rupture strength.

### 2.2 実験結果および考察

#### 2.2.1 機械的性質におよぼす C 量と N 量の影響

Table 2 に引張試験およびシャルピー衝撃試験結果を示す。引張強さは 90 kgf/mm<sup>2</sup> の付近によく調整されている。また、伸びも 20% 以上を示した。さらに、いずれの鋼も十分な吸収エネルギーを示したが、C 量と N 量の変化による吸収エネルギーへの影響は明瞭には認められない。

#### 2.2.2 クリープ破断特性におよぼす C 量と N 量の影響

各供試材のマスタークリープ破断曲線より 593°C-10<sup>5</sup> h のクリープ破断強さを求め、C 量と N 量の関係で整理した結果を Fig. 1 に示す。同図より、C : 0.13~0.15%, N : 0.04~0.06% において 593°C-10<sup>5</sup> h のクリープ破断強さは 12 kgf/mm<sup>2</sup> まで向上することがわかる。

Fig. 2 に S4, S6, S8 の 650°C における応力-破断時間線図を示す。N 量の高い S8 が最も高いクリープ破断強さを示すが、長時間破断材において破断紋りが大きく低下している。タービンロータのように切欠部を有する構造物では切欠クリープ特性も重要な特性であり、一般に、破断延性の低下は切欠弱化を招くため好ましくない<sup>8)</sup>。一方、N 量が低く C 量が高い S4 はクリープ破

断強さが低い。これらに対して、S6はクリープ破断強さ、破断延性ともに優れ、非常にバランスがとれた鋼といえる。以上の結果より、USC・Step I用12% Cr鋼ロータ材として最適なC量とN量はC:0.13~0.15%、N:0.04~0.05%と結論される。

なお、供試材はCr量が9~10%の範囲で若干変化

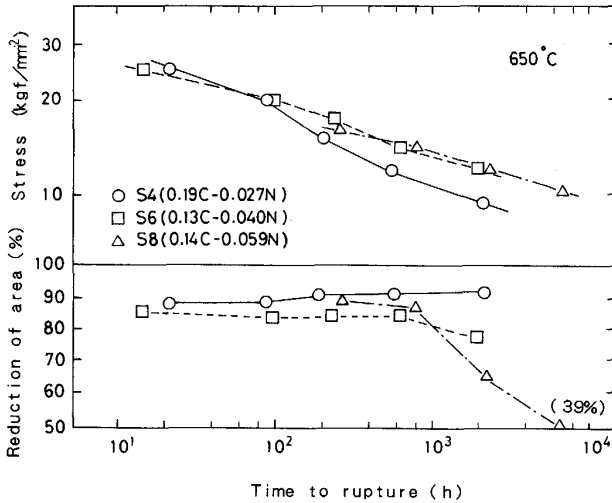


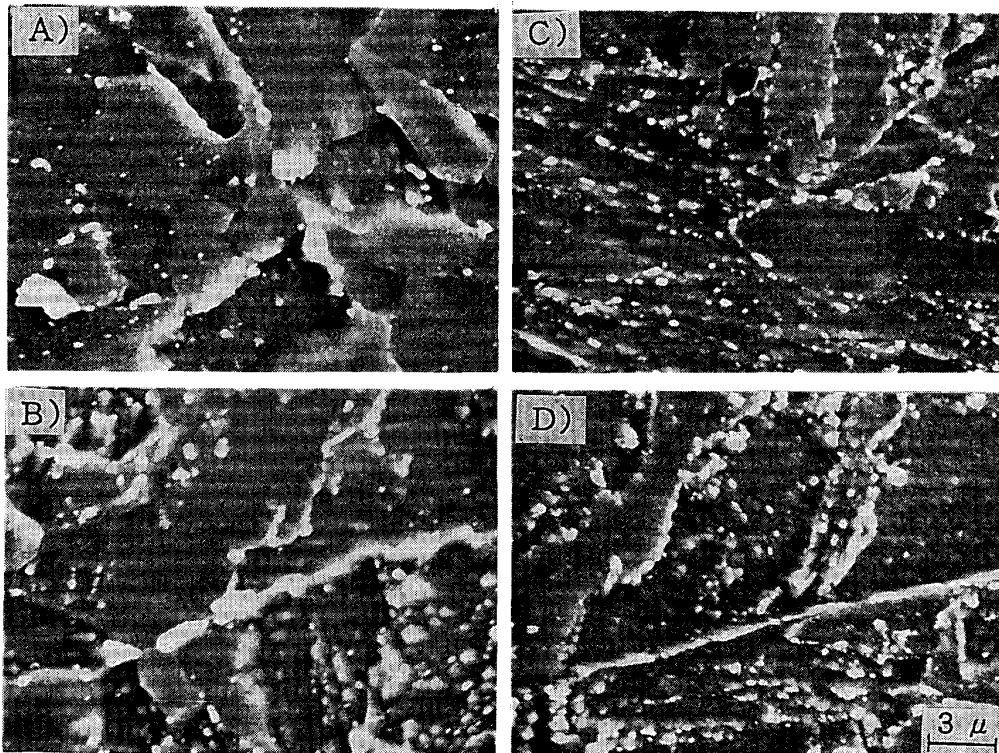
Fig. 2. Creep rupture properties of S4, S6 and S8 steels.

している。劉ら<sup>9)</sup>は9~12%CrMoWNBV鋼においてクリープ破断強さにおよぼすCr量の影響を調べており、それによるとCr量が高いほどクリープ破断強さは高い値を示している。しかし、本試験結果ではC量とN量がほぼ等しい9%CrのS3と10%CrのS4において破断強さがほぼ等しいことから、本成分系においてはCr量の影響はC量とN量の影響に比べると小さく、C量とN量の影響が大きいことを表していると考えられる。

### 2.2.3 クリープ破断強さと析出炭化物の関係

高C、低N材(S4)において、クリープ破断強さが低下する原因を明らかにするために以下の検討を行った。

Fig. 3に650°Cにおいてクリープ破断した試験片の硬さ測定結果を示す。硬さ測定位置は破断部から約10mm程度離れた局部絞りのない部分である。クリープ破断材の硬さはマトリクスの回復の程度を表しており、組織変化を定量的に表すパラメーターと考えられる<sup>10)</sup>。図に示すように、クリープ破断強さの高いS8の硬さが高く、次いでS6、S4であり、クリープ破断強さの順序と同じである。この結果よりS4ではマトリクスの回復が早いためにクリープ破断強さが低下したと推察



- A) S4, 650°C-2159 h, Intercrystalline precipitates
- B) S4, 650°C-2159 h, Grainboundary precipitates
- C) S6, 650°C-1966 h, Intercrystalline precipitates
- D) S6, 650°C-1966 h, Grainboundary precipitates

Photo. 1. Scanning electron micrographs of S4 and S6 steels.

される。

Photo. 1 に 650°C において 2000 h 付近でクリープ破断した S4 および S6 の走査型電子顕微鏡による粒内 (A, C) と粒界 (B, D) の析出物の観察結果を示す。クリープ破断強さが低い S4 の粒界には粗大化した析出物が多く観察されるが、粒内の析出物は比較的少

ない。これに対して、クリープ破断強さが高い S6 は S4 に比べて粗大な析出物は少なく、また、ラス境界への析出が明瞭に認められる。

Photo. 2 に Photo. 1 と同一試料の抽出レプリカによる析出物の観察結果およびエネルギー分散型電子顕微鏡を用いて析出物の組成を分析した結果を示す。クリープ破断強さが低い S4 では Photo. 1 と同様に主として粒界に粗大な析出物が観察されるが、クリープ破断強さが高い S6 では粗大な析出物はあまり観察されない。これらの析出物の組成を分析した結果、S4 において観察される粗大な析出物 1) には Mo が多く観察され、ついで Fe, Cr が観察されることから、これは Mo を主構成元素とする  $M_6C$  であると考えられる。一方、S4 および S6 において観察される比較的小さな析出物 2), 3) は Cr を主構成元素とし Fe と Mo を含む  $M_{23}C_6$  であると考えられる。また、S6 には 4) に示すように微細な V の単独の析出物が多く認められ、この析出物は化学成分から考えて VN と思われる。VN は VC より

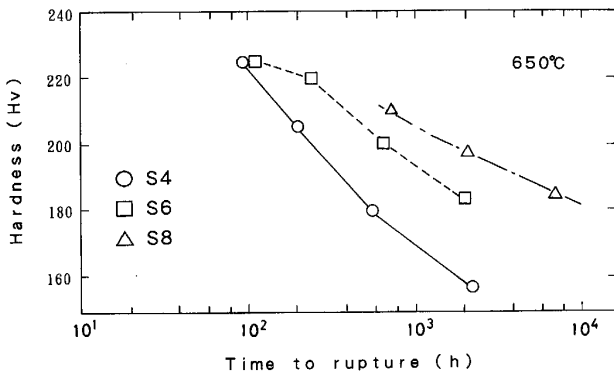
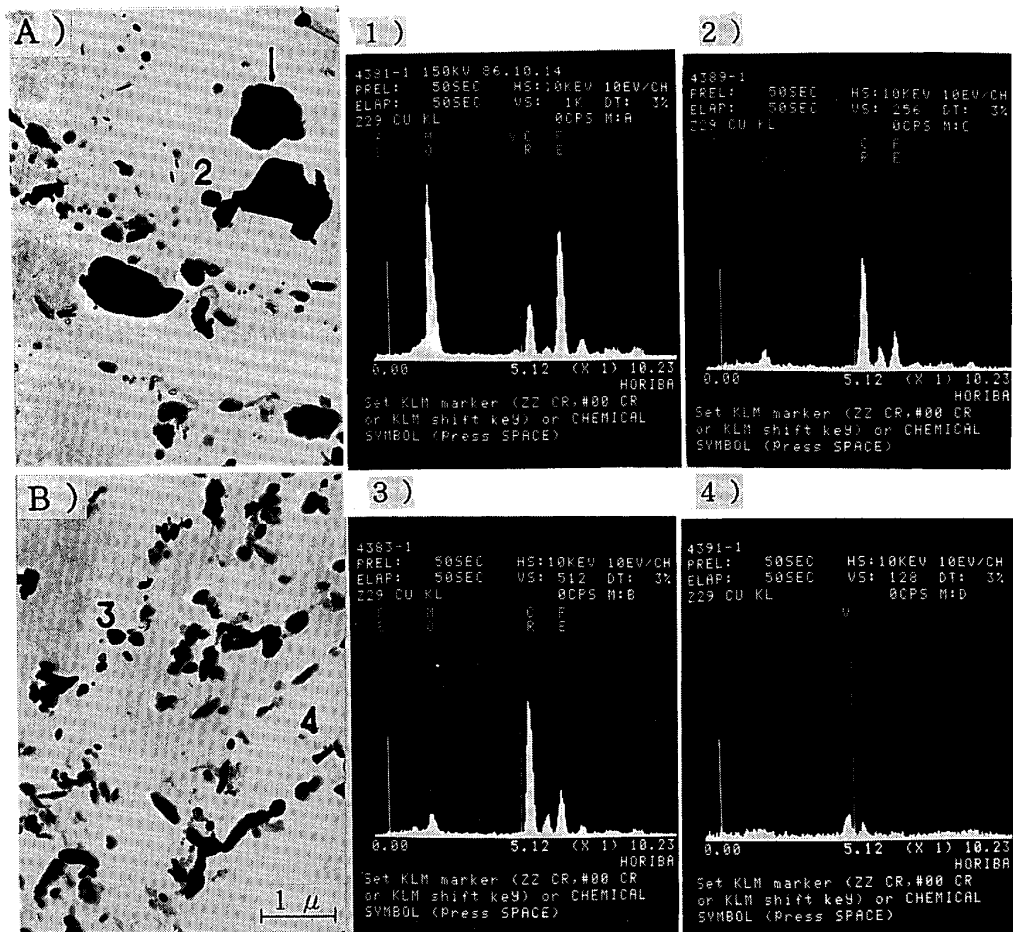


Fig. 3. Changes in hardness of creep ruptured specimens.



A), 1), 2) : S4, 650°C-2159 h

B), 3), 4) : S6, 650°C-1966 h

Photo. 2. Results of composition analysis of precipitates in S4 and S6 steels.

も粗大化しにくいことが報告されており<sup>11)12)</sup>, このことも S6 のクリーブ破断強さが高い理由の一つと考えられる。

Fig. 4 にはクリーブ破断試験片の抽出残渣の X 線回折結果を示す。いずれも主析出物は  $M_{23}C_6$  炭化物であるが, クリーブ破断強さが低い S4 では  $M_6C$  炭化物のピークが明瞭に認められている。 $M_6C$  炭化物は Photo. 2 の結果からも粗大化しており, このような  $M_6C$  炭化物の析出量の差がクリーブ破断強さの差をひき起こしているものと考えられる。 $M_6C$  炭化物が  $M_{23}C_6$  炭化物に比較して粗大化しやすい理由については明らかでないが, Ni 基合金においても,  $M_6C$  炭化物が  $M_{23}C_6$  炭化物に比較して粗大化しやすいことが報告されており, この理由としてマトリクスであるガンマ相とのミスフィットが大きいと説明されている<sup>13)</sup>。12% Cr 鋼のように母地が BCC である場合, FCC である  $M_{23}C_6$  および  $M_6C$  とはミスフィットによる評価はできないが, そのような場合においても,  $M_{23}C_6$  よりも  $M_6C$  の方が粗大化しやすいようである。また, 12% Cr 鋼において粗大化しやすいといわれている  $Fe_2Mo$ <sup>14)</sup> は本試験範囲内では観察されなかった。

2.2.4 高 N 材 (S8) におけるクリーブ破断延性の低下原因

Photo. 3 にクリーブ破断延性が大きく低下した S8 の  $650^\circ\text{C}$ -10  $\text{kgf}/\text{mm}^2$  破断材の破面 A) およびクリーブ

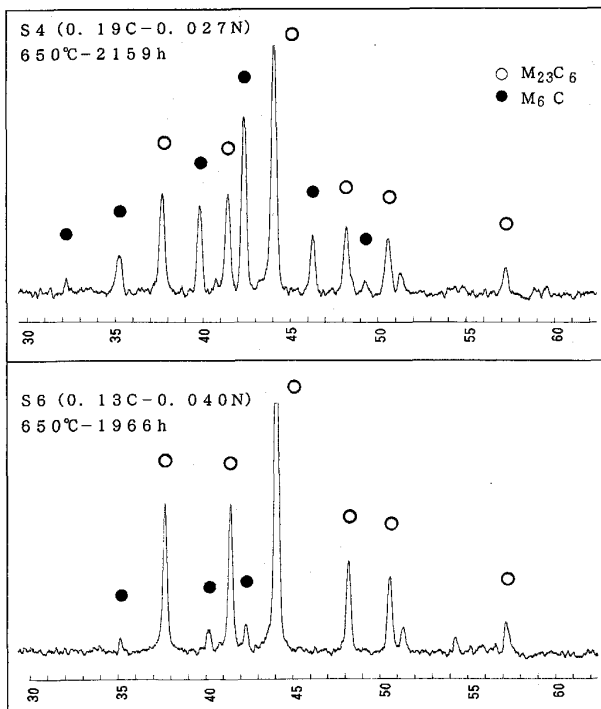
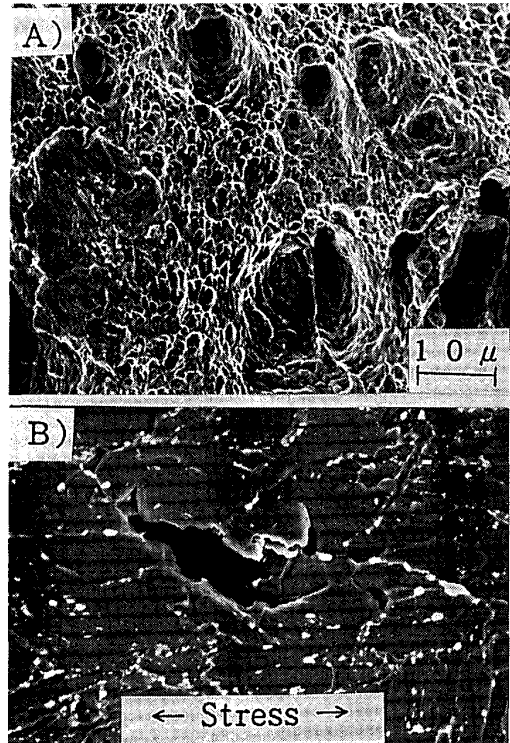


Fig. 4. X-ray diffraction profiles of extracted residues of S4 and S6.

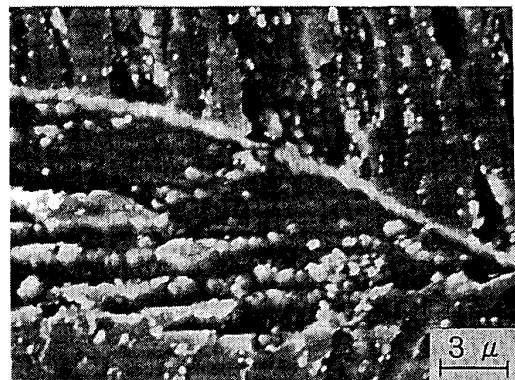
き裂 B) の観察結果を示す。典型的な粒界破面は観察されず, 粒内延性破面が優勢である。き裂も典型的なくさび型の鋭いものは観察されず, 比較的引張方向に良く伸びたき裂が観察され, いわゆる, 粒界破壊によって延性が低下したとはいえない。

Photo. 4 に同一試料について析出物を抽出レプリカで観察した結果を示す。Photo. 2 に示した S6 と比べ



A) Fracture surface B) Creep cracks  
S8,  $650^\circ\text{C}$ -10  $\text{kgf}/\text{mm}^2$   
Rupture time = 7 084 h Reduction of area = 39%

Photo. 3. Fracture surface and creep cracks of S8 steels.



S8,  $650^\circ\text{C}$ -12  $\text{kgf}/\text{mm}^2$   
Rupture time = 7 084 h

Photo. 4. Scanning electron micrographs of S8 steel.

ると析出物の形状および大きさには大きな変化は認められないが、S8の方が析出量は多いようである。

そこで、この点を定量的に評価するために、650°Cでクリーブ破断したS4, S6, S8について、電解抽出残渣量を測定した結果をFig. 5に示す。破断延性の低下したS8は残渣量が多く、これに対して破断延性の良好なS6は残渣量は少ない。一般に、析出物等の第2相は割れの発生場所となったり、第2相自体延性が乏しいため材料の延性を低下させる<sup>15)</sup>。また、Fig. 3に示したようにS8はS6に比べて硬さが若干高い。このようにS8はS6と比較してNの過度の添加により析出量が多く、硬さも高くなるために破断延性が低下したものと考えられる。

### 3. 実証試験用ロータの性能

#### 3.1 供試材および実験方法

以上の化学成分の検討結果に基づいて、実証試験用ロータの製造を行った。ロータは39tのESR鋼塊から製造された。ESR鋼塊を採用したのは、普通鋼塊に比べて、偏析が少なく、歩留りが向上し、また、機械的性質を低下させるデルタフェライトや共晶NbC炭化物が析出しにくいからである<sup>3)</sup>。鍛錬は鋼塊を1/3に据え込み後、4.4倍に鍛伸した。その後焼鈍を行い、熱処理として1100°Cに加熱後、油焼入れおよび550°C、680°Cの2段階焼もどしを実施し、胴部直径892mm、全長5006mmのロータとした。ロータの品質を評価する

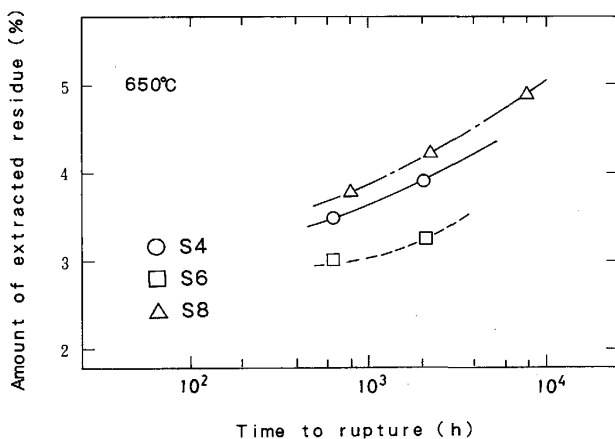


Fig. 5. Changes in residues extracted from S4, S6 and S8 steels.

ために、ロータの各位置から試験片を採取し、引張り、シャルピー衝撃、クリーブ破断試験等を行った。クリーブ破断試験は、平滑試験には、平行部直径6mm、標点間距離30mmの平滑丸棒クリーブ破断試験片を、また切欠試験には、切欠底直径6mm、応力集中係数4.5の切欠丸棒クリーブ破断試験片を用いて、600, 630, 650°Cにおいて最高20000h程度まで行った。

#### 3.2 試験結果および考察

Table 3にレードル分析値を示す。ロータ各位置の成分分析結果によると非常に均一な値を示すことが確認されており<sup>16)</sup>、また、マイクロ組織観察結果によると、有害な組織であるデルタフェライトや共晶NbCはいずれの位置においても認められず、均一なマルテンサイト組織を示した。

Fig. 6にロータ各位置の引張りおよびシャルピー衝撃試験結果を示す。内部と外部の機械的性質に大きな差異は認められず均一な特性を示しており、また、引張特性、衝撃特性ともにこの種のロータとしては十分に優れ

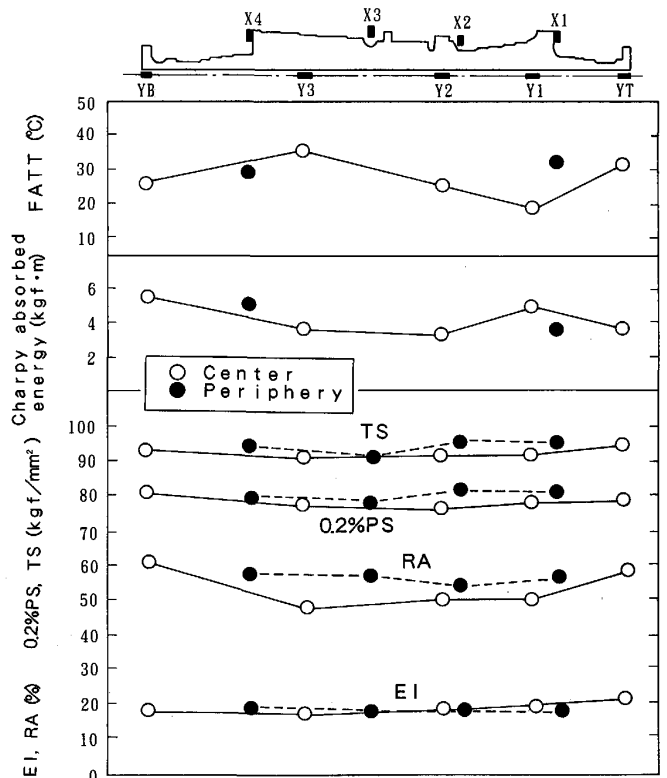


Fig. 6. Mechanical properties of rotor forging for demonstration tests.

Table 3. Chemical composition of the actual rotor forging (wt%).

C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V	Nb	N	Al
0.14	0.08	0.51	0.013	0.001	0.60	10.23	1.48	0.17	0.056	0.045	0.002

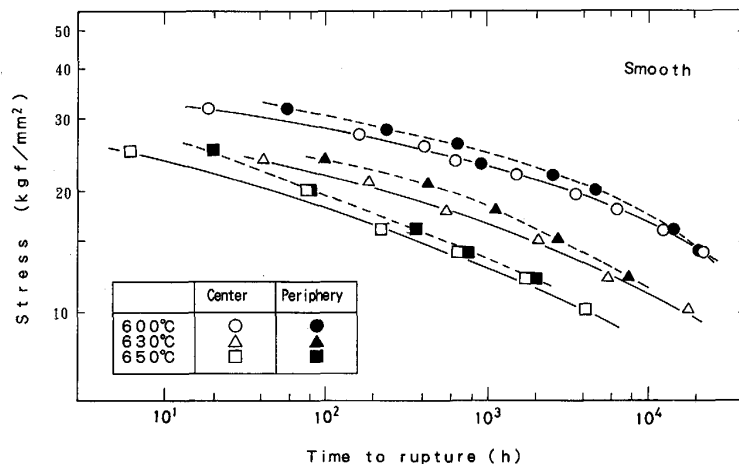


Fig. 7. Stress-rupture time curves at surface and center core of rotor forging for demonstration tests.

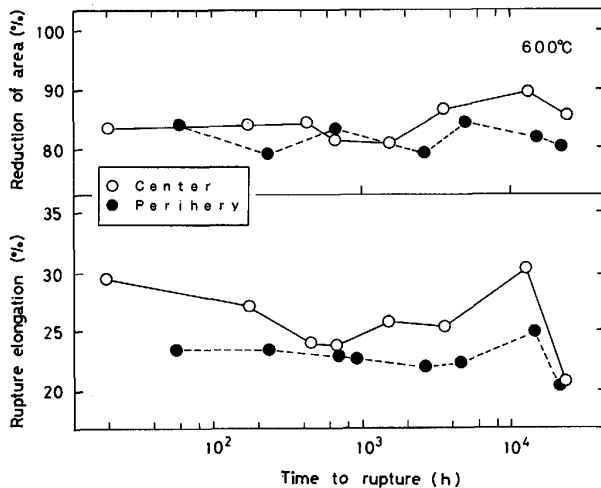


Fig. 8. Creep rupture ductility at surface and center core of rotor forging for demonstration tests.

た値を示した。

Fig. 7 にロータの表面部と中心部の平滑材のクリープ破断試験結果を示す。いずれの試験温度においても、表面部のほうが中心部よりも若干高い強度を示しているが、長時間側ではその差は小さくなる。これは長時間クリープ破断強度に対して、初期の鍛造や熱処理条件の違いはあまり影響をおよぼさないことを示している。

また、Fig. 8 に 600°C における破断伸びと絞りを示すが、それぞれ 20% 以上、80% 以上であり十分な延性を示している。

Fig. 9 に中心部における平滑および切欠材のクリープ破断試験結果をラルソン・ミラーパラメーターにより整理して示す。切欠材のクリープ破断強さが平滑材のそれよりも明らかに高く、いわゆる切欠強化を示している。

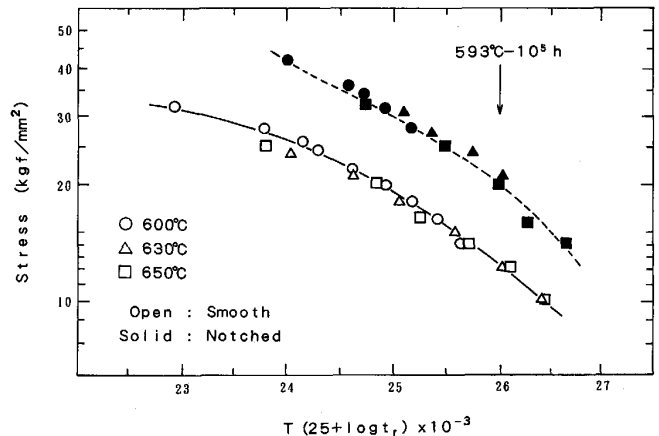


Fig. 9. Creep rupture strength of smooth and notched specimens at center core of rotor forging for demonstration tests.

また、平滑材の 593°C-10<sup>5</sup> h のクリープ破断強さは 12.4 kgf/mm<sup>2</sup> と優れた値を示しており、小型溶製材の短時間の試験結果から予想される値とほぼ同じ値を示した。さらに、ロータ材として重要な特性のひとつである低サイクル疲労強さも優れていることが確認されており<sup>16)</sup>、これらの結果より、本ロータは 593°C 用 USC ロータとして十分な特性を有することが確認され、実証試験用タービンロータとして運転中である。

#### 4. 結 言

蒸気温度 593°C で使用される超超臨界圧用 12% Cr 鋼ロータを開発するため種々の試験を行い、以下の結果が得られた。

1) 低 Si-10Cr-1.5Mo-0.17V-0.05Nb を基本成分とした小型溶製材を用いて C 量と N 量の最適添加量を検討

した結果, C: 0.13~0.15%, N: 0.04~0.05% において, 593°C-10<sup>5</sup> h のクリープ破断強さ 12 kgf/mm<sup>2</sup> が得られ, また, クリープ破断延性も十分であることが認められた.

2) C量を高くするとクリープ破断強さが低下するのは, 粗大化しやすい M<sub>6</sub>C 炭化物が析出しやすいためであり, また, N量を高くするとクリープ破断延性が低下するのは析出量が増加することと硬さが高いためである.

3) 以上の結果を参考にして 39 t ESR 鋼塊から実証試験用タービンロータを製造した. 各位置の機械的性質はほぼ均一であり, 優れた値を示した.

4) ロータ中心部の 593°C-10<sup>5</sup> h のクリープ破断強さは 12.4 kgf/mm<sup>2</sup> と良好であり, また, クリープ破断延性も優れた値を示し, 切欠強化を示した.

最後に本研究を遂行するに当たりご助言をいただいた藤田利夫東京大学名誉教授に感謝の意を表します.

#### 文 献

- 1) 花田 剛, 肥爪彰夫, 藤川卓爾, 横田 宏, 竹田頼正, 国分孝友: 三菱重工技報, **25** (1988), p. 1
- 2) D. L. NEWHOUSE, C. J. BOYLE and R. M. CURREN: ASTM Annual Meeting (1965)
- 3) A. CHOUDHURY, R. JAUCH, H. LOWENKAMP and F. T. VOLKLINGEN: Stahl Eisen, **97** (1977), p. 857
- 4) 河合光雄, 川口寛二, 吉田 宏, 金沢 暎, 三戸 暎: 鉄と鋼, **61** (1975), p. 229
- 5) 芥川 武, 藤田利夫: 学振 123 委員会研究報告, **1** (1960), p. 17
- 6) 伊東正通, 河村祐士, 桑原和男, 宮崎松生, 福井 寛, 竹田頼正, 羽田久夫, 石本 礼, 田村広治: 火力原子力発電, **37** (1986), p. 35
- 7) T. FUJITA: Metal Progress, **130** (1986), p. 33
- 8) 例えば, 平 修二, 大谷隆一: 材料の高温強度論 (1980), p. 52 [オーム社]
- 9) 劉 興陽, 藤田利夫: 材料とプロセス, **1** (1988), p. 754
- 10) 土山友博, 藤田利夫: 材料, **31** (1982), p. 1080
- 11) N. K. BALLINGER and R. W. K. HONEYCOMBE: Met. Sci., **14** (1980), p. 121
- 12) 伊勢田敦郎, 寺西洋志, 吉川州彦, 行俊照夫: 学振 123 委員会研究報告, **25** (1984), p. 1
- 13) 渡辺力蔵, 千葉芳孝: 鉄と鋼, **65** (1979), p. 1013
- 14) 小松周一, 中橋昌子, 中山義夫: 学振 123 委員会研究報告, **21** (1980), p. 1
- 15) 例えば, 内山 郁, 角田方衛: 鉄と鋼, **57** (1971), p. 1897
- 16) A. HIZUME, Y. TAKEDA, H. YOKOTA, Y. TAKANO, A. SUZUKI, S. KINOSHITA, M. KOHNO and T. TSUCHIYAMA: J. Engineering Material and Technology, **109** (1987), p. 319