

# 高低圧一体型蒸気タービンロータ用新耐熱鋼 2¼Cr-Mo-V 鋼の開発

© 1990 ISIJ  
/////////  
技術報告  
/////////

辻 一郎\*・松尾朝春\*<sup>2</sup>

## Development of a New Low Alloy Steel for High Pressure - Low Pressure Mono - Block Steam Turbine Rotor

Ichiro TSUJI and Asaharu MATSUO

### Synopsis:

To develop a new low alloy steel for high pressure-low pressure mono-block steam turbine rotor, considerable studies have been performed.

The targets of the new low alloy rotor steel development are to have same high temperature strength as those of conventional 1CrMoV steel for high pressure side of rotor, and to have excellent both room temperature strength (Yield strength is higher than 70 kgf/mm<sup>2</sup>) and fracture toughness (*FATT* is lower than +80°C) for low pressure side of rotor.

The effects of alloy composition on mechanical properties and the heat treatment characteristics of low alloy were investigated. As a result, the 2¼CrMoV steel containing low silicon manufactured by vacuum carbon deoxidization process was found to show the best performance for mono-block steam turbine rotor.

The 2¼CrMoV steel rotor for mono-block steam turbine was produced by commercial base. Tensile, impact, stress rupture and metallurgical test were conducted on this rotor, and it is confirmed that this rotor has excellent yield strength and impact properties at low pressure side and good stress rupture strength at high pressure side.

**Key words:** mono-block steam turbine rotor; low alloy steel; 2¼CrMoV steel; 1CrMoV steel; yield strength; impact properties; stress rupture; vacuum carbon deoxidization; quenching cooling rate; rotor forging.

## 1. ま え が き

蒸気タービンによる発電設備は発電プラントとして重要な位置を占め、常にその時代の最高技術により性能向上及び信頼性向上が図られてきた。近年、省エネルギー、燃料の多様化、運転制御の多様化、単機容量の大型化などの観点から材料技術においてもより高度なものが要求されるようになってきている。

省エネルギー、経済性の面より蒸気タービンとガスタービンとを組み合わせた複合発電プラントが注目されている<sup>1)</sup>。この複合発電プラントにおいてはガスタービンの起動運転にマッチングして蒸気タービンを短時間に起動させる運転制御性の向上がある。また複合発電プラントは大型化する傾向があり蒸気タービンの単機容量も大きくなってきており、後述の高低圧一体型とすること

により、対処する方法がとられつつある。

また、電力需要の変動をバランスする上から蒸気タービンの短時間の起動を必要とする発電プラントが要求されるなど運転の多様化にも対処することが求められている。

更に、経済性の観点からは電力需要に応じた運転パターンはもとより建設にかかるイニシャルコストやメンテナンス費などの各要因がある。この対応策の一つとして従来の中容量(100~150 MW)の蒸気タービンでは Fig. 1 に示すように高圧側と低圧側の2車室に分割した高低圧分離型から高圧側と低圧側とを単車室として高低圧一体型化することが採用されており、近年ではその出力も大きくなる傾向にある<sup>2)</sup>。

以上のような要求に応えるための最も重要な材料技術の一つは、蒸気タービンに使用されるタービンロータ材

平成元年 11 月 9 日 受付 (Received Nov. 9, 1989)

\* 三菱重工業(株)高砂研究所 (現:三菱重工業(株)高砂製作所) (Takasago Technical Institute, Now Takasago Machinery Works, 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.)

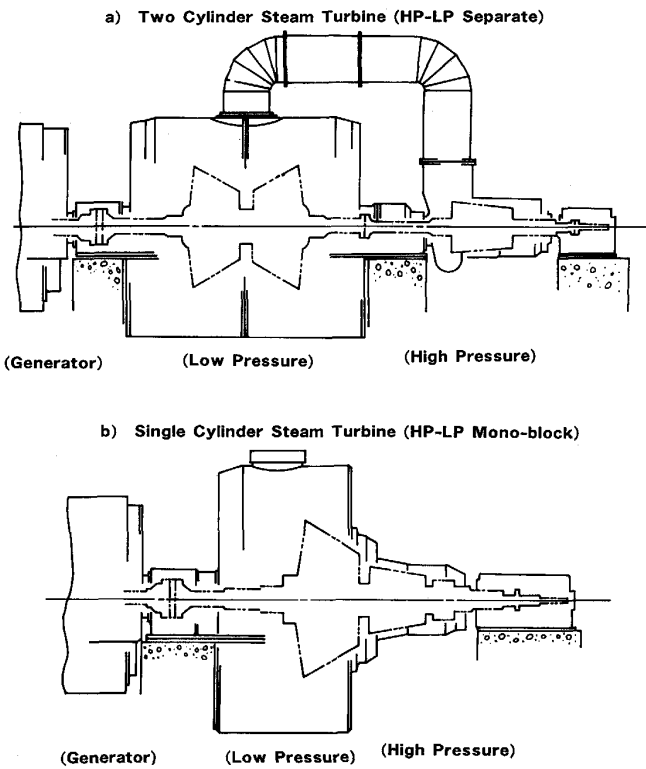


Fig. 1. Cylinder construction of steam turbine.

において、高圧側では従来の高圧ロータ材 1CrMoV 鋼と同一レベルの高温強度を有し、低圧側では従来のロータ材より大型化しても、室温における強度 (0.2% 耐力) とじん性がすぐれ、かつ経済的な材料を開発することである。

そこで筆者らは、従来から広く使用されている高圧ロータ材 1CrMoV 鋼<sup>3)</sup> 並びに化工機やボイラ材に広く使用されている 2½CrMo 鋼<sup>4)~6)</sup> を参考に、新しいロータ材用低合金鋼 2½CrMoV 鋼を開発することにした。

## 2. 合金組成

### 2.1 開発目標と合金組成の考え方

高低圧一体型蒸気タービンロータ材の開発目標は、Table 1 に示すとおりとした。

低圧側の開発目標は最大径  $\phi 2000$  mm のロータ径の中心及び表層部において、常温 0.2% 耐力が (以下、耐力と略称する) が  $70 \text{ kgf/mm}^2$  以上で、かつ、FATT (V ノッチシャルピー衝撃試験片の破面の脆性破面率が 50% になる温度) が  $+80^\circ\text{C}$  以下とした。

一般に蒸気タービンのロータ材として使用される主要な低合金鋼は、Table 2 に示すように高圧用の 1CrMoV 鋼、中及び低圧用の 2.5 NiCrMoV 鋼、並びに低圧用の 3.5 NiCrMoV 鋼の 3 種類に大別できる<sup>7)</sup>。

Table 1. Target of a new mono-block rotor alloy steel (Center core and surface).

Item	High pressure side	Low pressure side
0.2% yield strength at R. T. ( $\text{kgf/mm}^2$ )	60~70	>70
Charpy V impact a) Absorbed energy at 20~25°C ( $\text{kg}\cdot\text{m}$ ) b) FATT (°C)	>0.8 <+100	>2.0 <+80
Stress rupture Properties	Same level as conventional 1 CrMoV steel	—
Maximum rotor diameter (mm)	$\approx 1300$	$\approx 2000$

Table 2. ASTM specification of chemical composition for rotor steels.

Element		C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	V
Item	Class 8	0.25	0.15	Max.	Max.	0.90	1.00	0.20
		~0.35	~0.35	1.00	0.75	1.50	~1.50	~0.30
	Class 3 and 4	Max. 0.28	0.15 ~0.35	0.20 ~0.60	Max. 2.50	Max. 0.75	Min. 0.25	Min. 0.03
ASTM A470	Class 5, 6, and 7	Max. 0.28	0.15 ~0.35	0.20 ~0.60	3.25 ~4.00	1.25 ~2.00	0.25 ~0.60	0.05 ~0.15

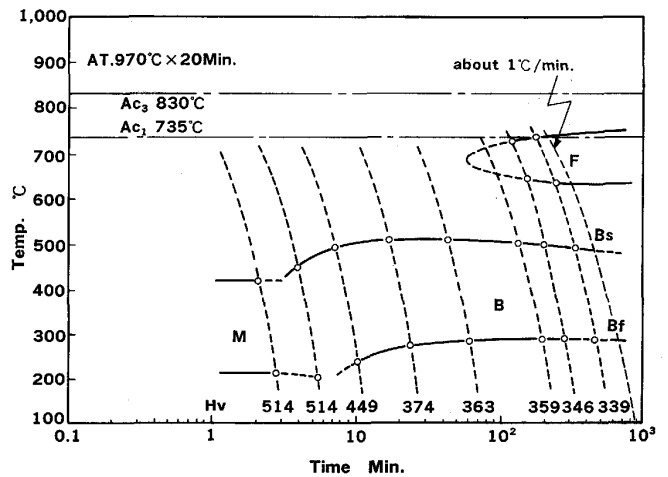


Fig. 2. CCT diagram of 1CrMoV steel (Steel F).

本開発におけるロータ材の高圧側の開発目標は従来の高圧用ロータ材と同一レベルである。中圧用及び低圧用の Ni の高い低合金鋼では、常温強度とじん性は比較的優れているが、高温強度を 1CrMoV 鋼と同一レベルに向上させることは難しい。そこで、合金組成は高圧用ロータ材である 1CrMoV 鋼をベースに低圧側の常温強度とじん性を向上するように改良することにした。

蒸気タービンのロータ材のように径が  $\phi 1000$  mm を

Table 3. Examples of chemical composition on 2¼CrMoV and 1 CrMoV rotor steels.

Steels		C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V
2¼ CrMoV	A	0.30	0.33	0.85	0.011	0.007	0.97	2.28	1.18	0.26
	B	0.21	0.07	0.64	0.006	0.001	0.76	2.14	1.03	0.22
	C	0.24	0.10	0.93	0.008	0.002	0.69	2.18	1.10	0.25
	D*	0.23	0.06	0.67	0.004	0.002	0.70	2.20	1.13	0.25
1 CrMoV	E	0.28	0.33	0.78	0.008	0.007	0.44	0.93	1.10	0.24
	F	0.28	0.31	0.89	0.008	0.008	0.34	1.19	1.06	0.24

Note\* Mono-block rotor steel produced by commercial base.

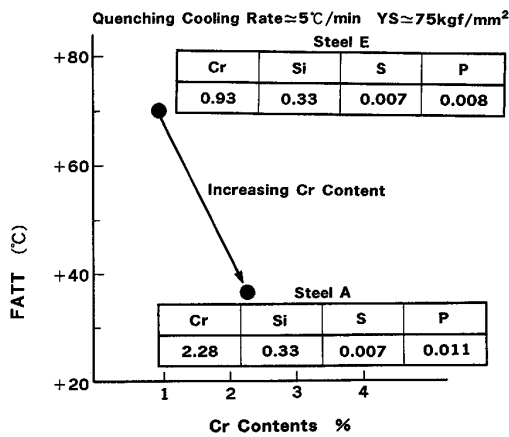


Fig. 3. Effect of Cr content on FATT.

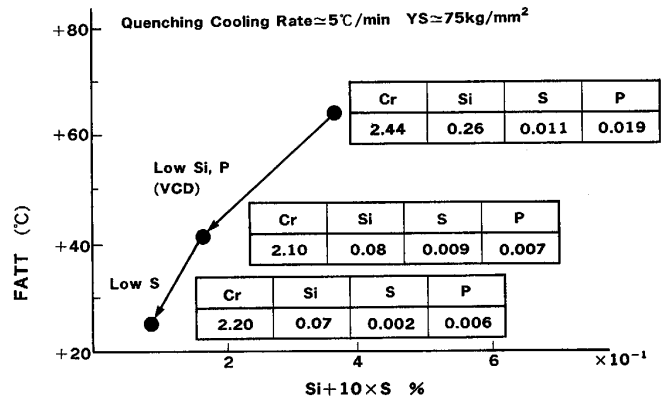


Fig. 4. Effect of Si, P and S content on FATT of 2¼CrMoV steel.

超える大型鍛造品においては、常温強度とじん性向上のためには、ベイナイト領域の焼入性を考慮しなければならない。1CrMoV 鋼の CCT 曲線の例を Fig. 2 に示したが、ロータ材の径が大きくなると焼入冷却速度が遅くなって、初析フェライトが生成し、常温強度やじん性の低下が予測される。

低合金鋼の焼入性を向上させる合金元素として、Cr, Mo などがある<sup>8)</sup>。本開発では従来から化工機やボイラなどに広く用いられている 2¼CrMo 鋼を参考に、Cr 量を従来の高圧ロータ材 1CrMoV 鋼より約 2 倍の 2¼% とすることにした。これらの供試材の化学組成の例を Table 3 に示した。

Fig. 3 は従来の高圧ロータ材 1CrMoV 鋼と Cr 量を増加させた 2¼CrMoV 鋼について、耐力を約 75 kgf/mm<sup>2</sup> に調質した時の FATT の変化を検討した結果を示したもので、Cr 量を増加させることにより FATT は低温側に移行し、じん性の向上することが認められた。

### 2.2 不純物元素の低減

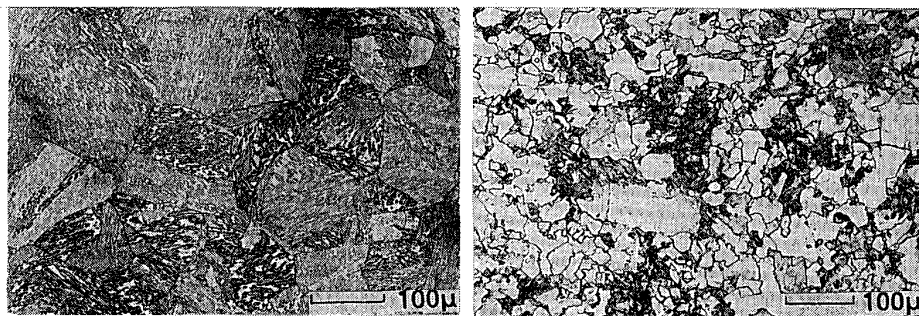
最近では大型鍛造品の製鋼技術の進歩は目ざましく、不純物元素の低減など著しいものがある。真空カーボン脱酸法 (VCD) は既に低圧用ロータ材 3.5NiCrMoV 鋼に適用されて久しく実績も多い<sup>9)</sup>。また、高圧用ロータ

材 1CrMoV 鋼においても真空カーボン脱酸法が検討されている<sup>10)11)</sup>。そこで本開発の 2¼CrMoV 鋼においても、じん性向上に好ましくない Si 量を低減するため、Si 脱酸法に替えて真空カーボン脱酸法を適用することにした。更に P, S なども低減させるために原料の厳選と炉外精錬法 (L. F.) を適用することにした。Fig. 4 は耐力を約 75 kgf/mm<sup>2</sup> に調質した場合の 2¼CrMoV 鋼の FATT に及ぼす Si, P, 及び S の影響を検討した結果を示しており、これらの元素を低減させると FATT は低温側に移行し、じん性の向上することがわかる。このような Si, P, 及び S などの元素を低減させることは高温長時間使用中における焼もどし脆化の防止にも有効であると考えられる<sup>14)</sup>。

### 2.3 2¼CrMoV 鋼の CCT 曲線

以上のように 2¼CrMoV 鋼は高低圧一体型蒸気タービンロータ材として有望な鋼種であることが判明した<sup>12)</sup>。そこで本鋼種について CCT 曲線を作成した結果を Fig. 5 に示す。また大型ロータ材の中心孔を想定して焼入冷却速度を約 1°C/min としたときのミクロ組織の観察結果を従来の高圧ロータ材 1CrMoV 鋼と比較して Photo. 1 に示した。

Fig. 2, Fig. 5 及び Photo. 1 を比較すれば明らかなよ



a) 2 1/4CrMoV steel (Bainite) b) 1CrMoV steel (Pro-eutectoid ferrite)  
 Quenching temperature : 970°C Cooling rate : About 1°C/min

Photo. 1. Effect of Cr content on pro-eutectoid ferrite.

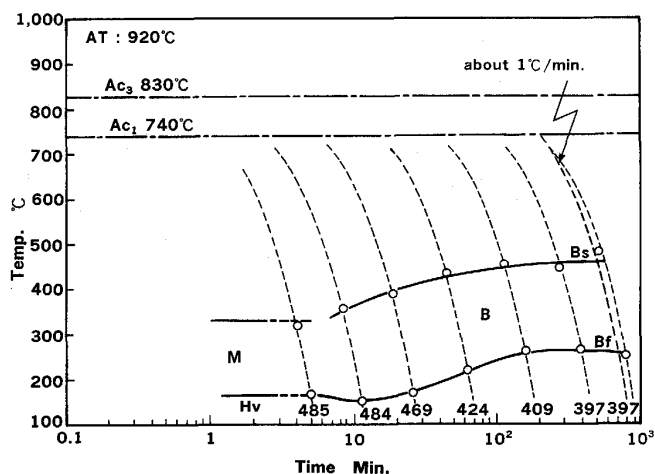


Fig. 5. CCT diagram of 2 1/4CrMoV steel (Steel D).

うに 2 1/4CrMoV 鋼は焼入冷却速度が遅くなくても初析フェライトは生成せず、また焼入冷却速度が遅くなくてもピッカース硬さ (HV) の低下も少ない。また 2 1/4CrMoV 鋼のベイナイト変態開始点 BS 点は 1CrMoV 鋼のそれよりも 40~50°C 低い。これらから 2 1/4CrMoV 鋼は 1CrMoV 鋼よりも焼入性にすぐれていることが明らかとなった。

### 3. 熱処理特性試験

#### 3.1 低圧側の特性

2 1/4CrMoV 鋼は高低圧一体型蒸気タービンロータ材として有望な鋼種であることが推定された。しかしながら大型の高低圧一体型ロータ材として使用する場合には、低圧側の径が大きくなり、耐力とじん性を確保することが重要である。

そこで、ロータ材の径が大きくなり焼入冷却速度が変化した場合、V ノッチシャルピー衝撃性質、すなわち 20~25°C の吸収エネルギー及び FATT がどのように変化するかを検討することにした。

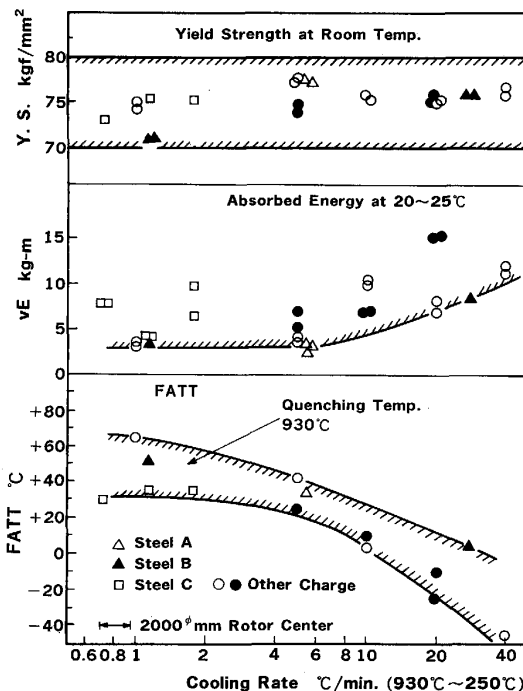


Fig. 6. Effect of cooling rate on yield strength and impact properties of 2 1/4CrMoV steel.

Fig. 6 は 2 1/4CrMoV 鋼について焼入温度を 930°C とし、焼入冷却速度 (930~250°C の平均冷却速度) を変化させて焼入れを行った後、耐力が 70~80 kgf/mm<sup>2</sup> の範囲に入るように焼もどし処理を行い、衝撃性質の変化を検討した結果を示したものである。これから明らかのようにロータ径が φ2000 mm の中心部で水冷時の焼入冷却速度 (0.7~1°C/min) の場合でも耐力が 70~80 kgf/mm<sup>2</sup> で FATT が約 +60°C 以下となることが可能であると推定された。次に、耐力及び衝撃性質に及ぼす焼入温度と焼入冷却速度の影響を検討することにした。

Fig. 7 は焼入温度を 910, 930, 及び 950°C とし、それぞれの温度より 0.73, 1.15 及び 1.75°C/min の焼入冷却速度で、焼入れし 640°C で 23 h の焼もどしを行い、

引張試験及び衝撃試験を行った結果を示したものである。これから明らかなように焼入温度が 950°C より 910°C に低くなるほど衝撃性質が改善されることが明らかになった。

これらの熱処理材について結晶粒度 (旧オーステナイト結晶粒度) を測定したところ、焼入温度 950, 930 及び 910°C の結晶粒度は、それぞれ #4.5, #5.5 及び

#6.5 となり焼入温度が低いほど結晶粒が細かいことが認められた。焼入温度が低くなるほど衝撃性質が改善されるのは結晶粒が微細になるためと考えられる。

3.2 高圧側の特性

高低圧一体型蒸気タービンロータ材として使用する場合、高圧側の径は低圧部の径より小さくなり、かつ高圧側の必要な耐力は 60 kgf/mm<sup>2</sup> 以上であり低圧側よりも約 10 kgf/mm<sup>2</sup> 低く、また使用温度も約 300~570°C の高温になるので高圧側のじん性は低圧側のそれほど厳しい要求はない。

しかし高圧側は高温で使用されるためクリープ破断強さが必要となってくる。そこで 2¼CrMoV 鋼を用いて外径 φ1000 mm の強制空冷の焼入冷却速度をシミュレートした焼入れ後、耐力が 61~65 kgf/mm<sup>2</sup> の範囲になるように焼もどし処理を行った供試材を製作した。

この供試材より平滑-切欠組合せクリープ破断試験片を採取し、500~600°C でクリープ破断試験を行った結果の例を Fig. 8 に示した。また、クリープ破断強さをラーソンミラーパラメーターで整理した結果を Fig. 9 に示した。いずれの試験片の破断位置も平滑部であり切欠弱化は認められず良好であった。また、550°C で最長 14 276 h で破断した時のクリープ破断伸びは 33.3%、絞り φ は 80% で大きな破断延性を示し、良好であった。これから明らかなように本鋼種のクリープ破断強度は従来の高圧ロータ材 1CrMoV 鋼のそれと<sup>12)13)</sup> 比較すると、高応力・短時間側は 1CrMoV 鋼のばらつき幅の下限側にあるが、低応力・長時間側は 1CrMoV 鋼のばらつき幅の中央から上側にあり、良好なクリープ破断強さを示すことが認められた。

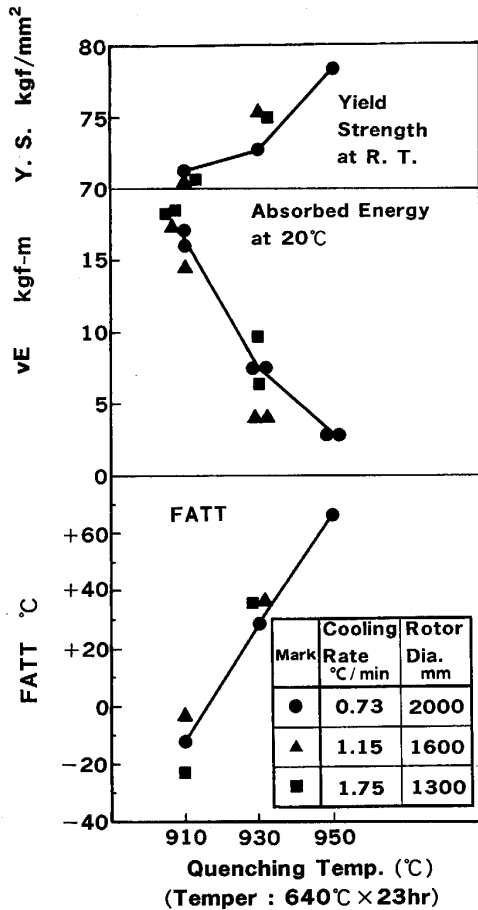


Fig. 7. Effect of quenching cooling rate on yield strength and impact properties of 2¼CrMoV steel (Steel C).

4. 実用規模ロータ材の性状

4.1 製造プロセス

2¼CrMoV 鋼を用いて低圧側の最大径が φ1200 mm,

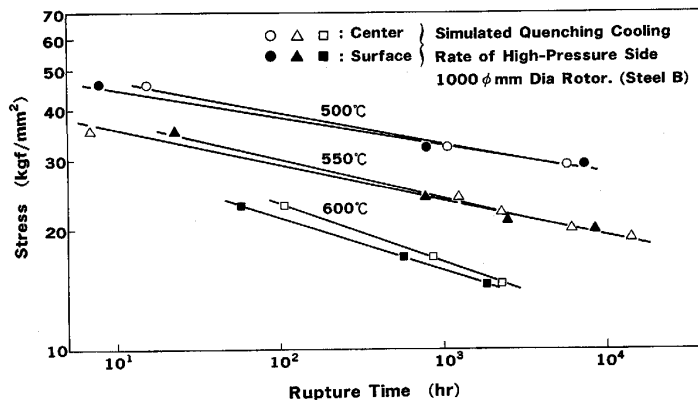


Fig. 8. Example of stress-rupture time diagrams on high-pressure side of 2¼CrMoV rotor steel.

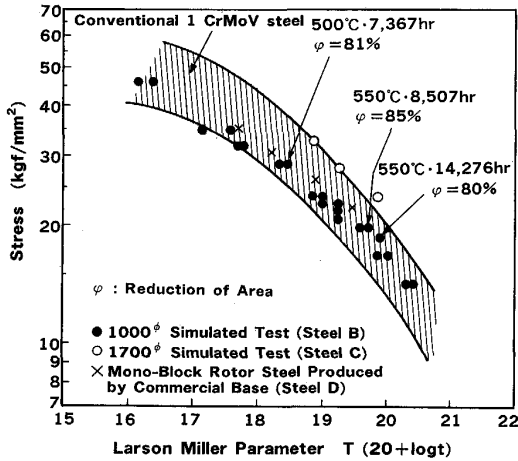


Fig. 9. Stress rupture strength of 2 $\frac{1}{4}$ CrMoV steels for mono-block rotor (High pressure side).

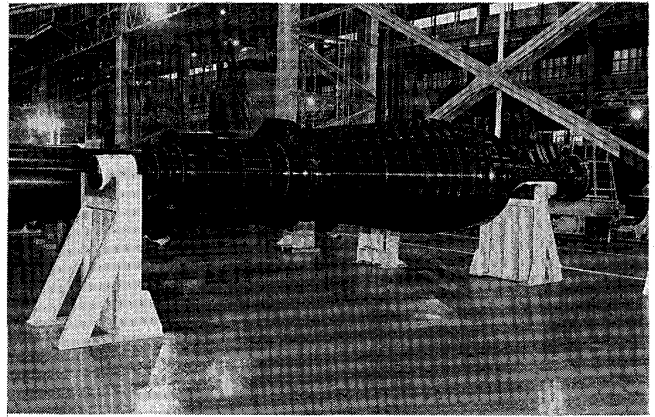


Photo. 2. Out view of mono-block rotor steels produced by commercial base (Steel D).

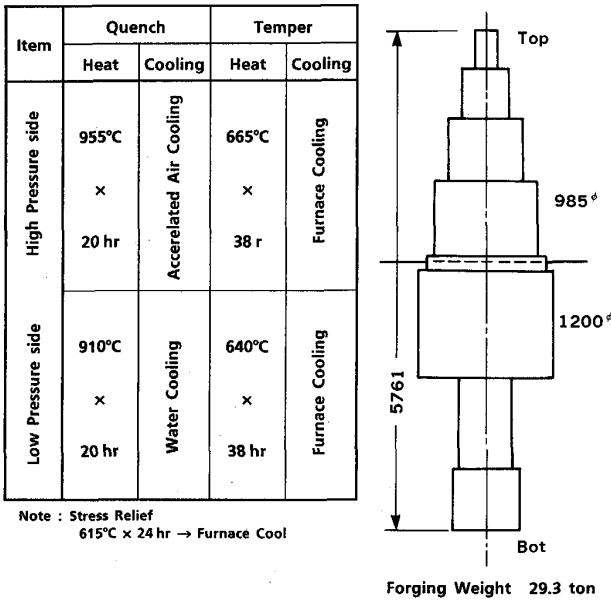


Fig. 10. Heat treatment of mono-block rotor steels produced by commercial base (Steel D).

調質重量が約 30 t の実用規模ロータ材を製作することにした。

溶解量は約 50 t で、真空取鍋精錬並びに真空カーボン脱酸 (VCD) を行い、46 t の鋼塊を溶製した。この鋼塊を据え込み、粗鍛造、粗成形鍛伸、仕上鍛造を行い、更に調質形状加工を行い、調質重量が約 30 t で、低压側の最大径が  $\phi 1200$  mm のロータ材を製作した。これを Fig. 10 に示すように堅型炉で焼入加熱・焼もどし・応力除去焼もどしを行った。調質に際しては高压側は高温強度を重視して焼入温度を 955°C とし、また耐力は 60~70 kgf/mm<sup>2</sup> を目標として、焼もどし温度を 665°C とした。

また低压側は、じん性を重視して結晶粒が大きくなら

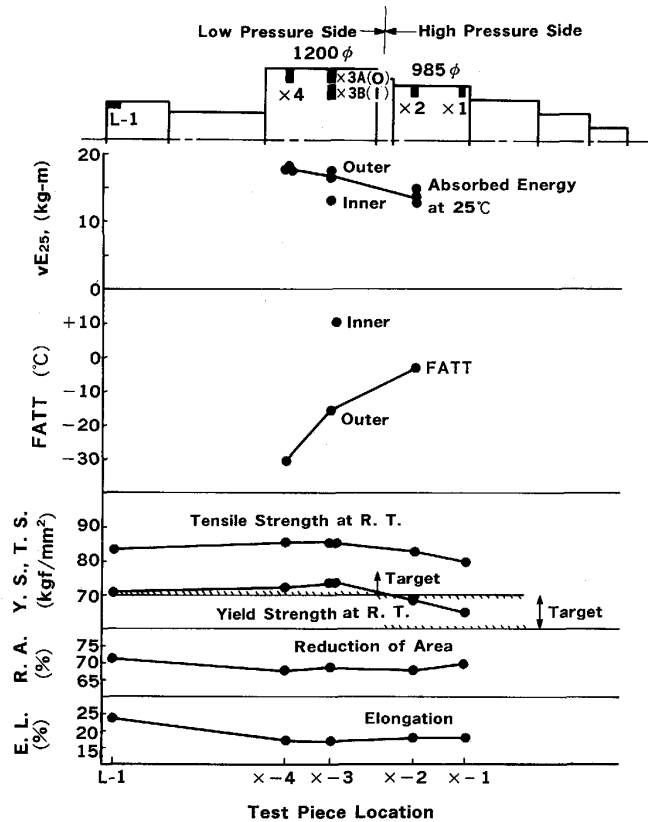


Fig. 11. Mechanical properties of mono-block rotor steel produced by commercial base (Steel D).

ないように焼入温度を 910°C とし耐力が 70 kgf/mm<sup>2</sup> 以上を目標として、焼もどし温度を 640°C とした。本鋼塊の取鍋分析値を Table 3 (前出) に示した。また、調質終了後粗仕上加工後の実用規模ロータ材の外観状況を Photo. 2 に示した。

#### 4.2 機械的試験

実用規模ロータ材について高压側及び低压側の各位置における引張性質及び衝撃性質を調べた結果を Fig. 11

に示した。低圧側の耐力は約 73 kgf/mm<sup>2</sup>、FATT は -30 ~ +11°C であり、一方高圧側の耐力は 65 ~ 69 kgf/mm<sup>2</sup> であり、FATT は -3°C であった。低圧側の耐力は 70 kgf/mm<sup>2</sup> 以上、FATT は +80°C 以下を目標とし、高圧側の耐力は 60 ~ 70 kgf/mm<sup>2</sup>、FATT は +100°C 以下を目標としたが、これらの目標値を十分に満足することができた。大型鍛造品では、質量効果のためロータ材の表面より内部に至るに従って機械的性質が変化すると考えられる。そこで、試験片の採取位置による FATT 及び耐力の変化を試験片の採取位置 ×3 のところで検討した結果を Fig. 12 に示した。これから明ら

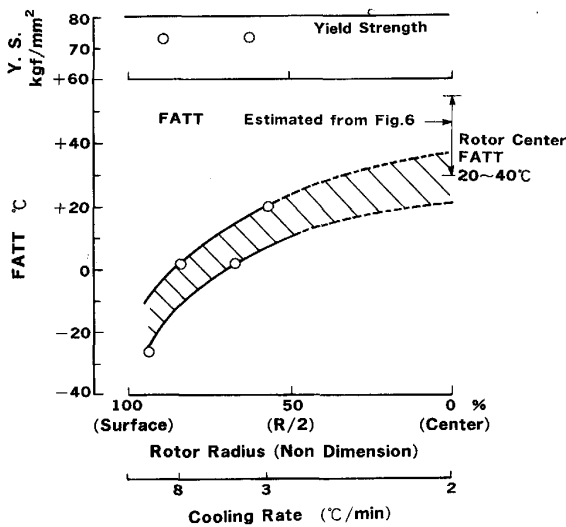


Fig. 12. Shift of yield strength and FATT by test piece location on mono-block rotor steels produced by commercial base (Low pressure side, Steel D).

かなように耐力は表面からの深さ方向に対してほぼ一定であるが、一方 FATT は表面より内部にいくに従って低温側より高温側に移行する。しかし中心部の FATT は +20 ~ 40°C と推定され目標値 (+80°C) を十分に満足するものと推定された。

また、高圧側 (Fig. 11 の ×2 の位置) について平滑-切欠組合せクリーブ破断試験片を採取し、クリーブ破断試験を行った結果を熱処理特性試験のクリーブ破断試験の結果である Fig. 9 に ×印で示した。これから実用規模ロータ材のクリーブ破断強さは従来の高圧ロータ材の 1CrMoV 鋼と同一レベルであることが認められ、良好な結果を示した。

#### 4.3 ミクロ組織試験

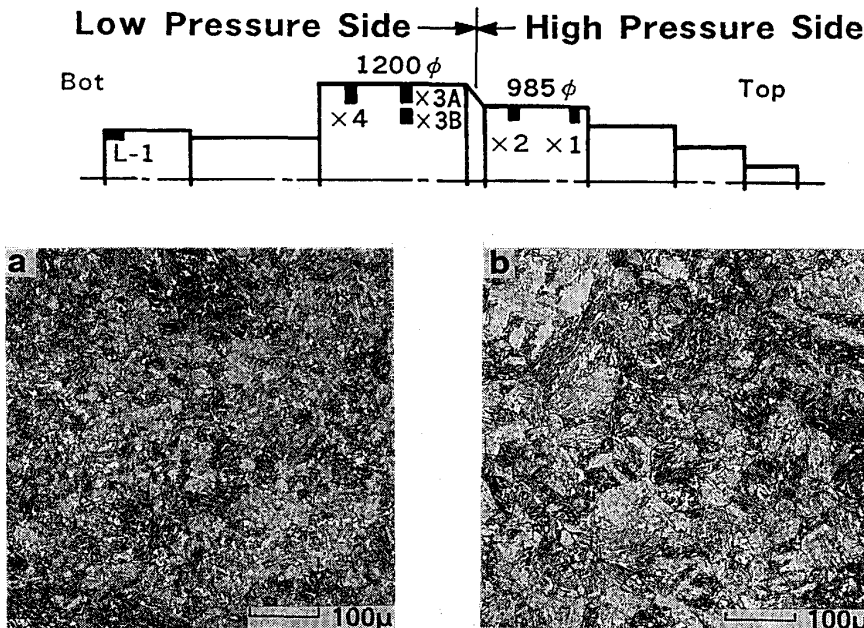
低圧側及び高圧側についてミクロ組織及び結晶粒度の測定を行った結果を Photo. 3 及び Photo. 4 に示した。

いずれのミクロ組織においても初析フェライトは認められず均質なベイナイト組織で良好であった。

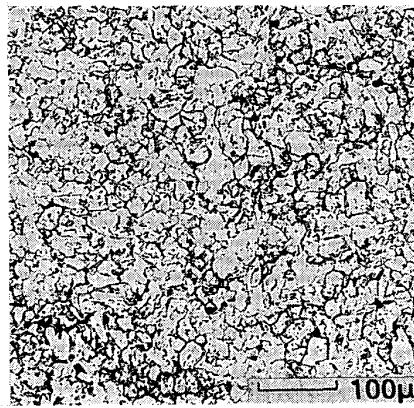
また結晶粒度 (旧オーステナイト結晶粒度) は低圧側では No. 7 の細粒であり、一方高圧側は No. 4.5 でこの種のロータ材としては通常の結晶粒度であった。このように低圧側と高圧側とで結晶粒が異なるのは低圧側ではじん性を重視して細粒となるように焼入温度を 910°C とし、一方高圧側では高温強度を重視してあまり細粒にならないように焼入温度を 955°C としたためである。

#### 5. ま と め

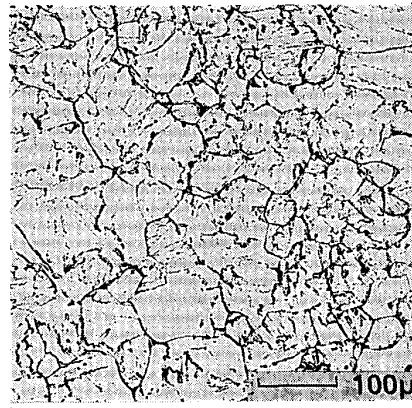
高圧側では従来の高圧ロータ材 1CrMoV 鋼と同一レベルの高温強度を有し、かつ低圧側では従来のロータ材



a : Low pressure side (Location : ×3B)  
b : High pressure side (Location : ×2)  
Photo. 3. Micro-structure of mono-block rotor steel produced by commercial base (Steel D).



Low pressure side (Location : ×3B)  
Grain size : ASTM No. 7.0



High pressure side (Location : ×2)  
Grain size : ASTM No. 4.5

Photo. 4. Grain size of mono-block rotor steel produced by commercial base (Steel D).

よりも大型化しても、室温における強度 (0.2% 耐力) とじん性とがすぐれ、かつ経済的な材料を開発するため、各種実験を行い次の結果を得た。

(1) 従来の高圧ロータ材 1CrMoV 鋼より Cr 量を約 2 倍にした 2¼CrMoV 鋼は、1CrMoV 鋼より焼入性が向上し、低圧側の耐力を 70 kgf/mm<sup>2</sup> 以上に高めても良好なじん性を確保することができる。

(2) 2¼CrMoV 鋼はロータ径が φ2 000 mm に大型化し焼入冷却速度が遅くなくてもロータ材の中心部に初析フェライトは生成せず、中心部まで十分に均一なベイナイト組織となり、強度とじん性の良好な材質となる。

(3) 2¼CrMoV 鋼について焼入冷却速度と衝撃性質並びに常温引張性質との相関を検討した結果、低圧側のロータ径が φ2 000 mm になっても耐力 70~80 kgf/mm<sup>2</sup> で、かつ FATT が約 +60°C 以下とすることができるものと推定された。

(4) 耐力が 60~70 kgf/mm<sup>2</sup> レベルのロータ材の高圧部の調質条件をシュミレートし、クリープ破断試験を行った結果、2¼CrMoV 鋼クリープ破断強さは従来の高圧ロータ材 1CrMoV 鋼と同一レベルであった。

(5) 2¼CrMoV 鋼の化学組成で低圧側の最大径が φ1 200 mm、調質重量が約 30 t の実用規模ロータ材を製作し、低圧側及び高圧側のおのおのの位置における機械的性質の調査を行った。その結果、低圧側の耐力は約 73 kgf/mm<sup>2</sup> に調質されており、ロータ材の半径の約 1/2 の個所で FATT は +20°C であり、中心部の FATT は +20~40°C と推定され、良好なじん性を有していることが認められた。

また、耐力を 65~69 kgf/mm<sup>2</sup> に調質された高圧側のクリープ破断強さは従来の高圧ロータ材 1CrMoV 鋼と同一レベルであることが認められた。

以上のように 2¼CrMoV 鋼は高低圧一体型蒸気タービンロータ材として適切な低合金鋼であることが明らかになった。

終わりに、本ロータ材の開発には、(株)神戸製鋼所鉄鋼事業本部高砂鍛造鋼工場、及び日本鑄鍛鋼(株)戸畑製造所の関係各位に御世話になりました。ここに感謝の意を表したいと思います。

## 文 献

- 1) 平田 賢: 日本ガスタービン学会誌, 13 (1985) 49, p. 2
- 2) 藤田民雄, 川口 巖, 沖汐正悦, 岸本 勝, 富田政照, 鶴浜孝昭: 三菱重工技報, 17 (1980), p. 109
- 3) F. E. WERNER, T. W. EICHELBERGER and E. K. HANN: Trans. ASM, 52 (1960), p. 376
- 4) 耳野 亨, 梅沢義信: 鉄と鋼, 49 (1963), p. 595
- 5) 酒井利一, 柿本頼太郎: 高圧力, 6 (1968), p. 1443
- 6) 薄田 寛, 辻 一郎: 鉄と鋼, 57 (1971), p. 1213
- 7) American Society of Testing and Material, ASTM A470-84 (1988)
- 8) J. COMON, P. F. MARTIN and P. G. BASTIN: ASTM Special Technical Publication, 407 (1968), p. 74
- 9) 小林佐三郎: 火力原子力発電, 28 (1977) 12, p. 1135
- 10) J. EWALD, C. BERGER, K. KEIENBURG and W. WIEMANN: Material Technology, Steel Research, 57 (1986), p. 83
- 11) R. L. BODMAR, T. OHASHI and R. I. JAFFEE: Metall. Trans. A, 20 (1989), p. 1445
- 12) 薄田 寛, 作本嘉郎, 辻 一郎: 特許出願広告, 昭 54-19370 (特許登録番号 985824)
- 13) 広田良夫, 角家義樹, 後藤 徹, 和気幹雄, 藤井久司: 三菱重工技報, 19 (1982), p. 93
- 14) J. EWALD, C. BERGER, K. H. KEIENBURG and W. WIEMANN: Material Technology, Steel Research, 57 (1986), p. 172