

# 高温用高低圧一体型蒸気タービンロータの開発

角屋 好邦\*・馬越 龍太郎\*<sup>2</sup>・河合 久孝\*<sup>2</sup>  
守中 康治\*<sup>3</sup>・三上 真人\*<sup>3</sup>・添田 暉平\*<sup>3</sup>

Development of High- and Low-pressure Rotor Forgings for High Temperature Steam Turbine

Yoshikuni KADOYA, Ryotaro MAGOSHI, Hisataka KAWAI, Koji MORINAKA,  
Masato MIKAMI and Kihei SOEDA

**Synopsis :** The 2.25CrMoV steel is applied to conventional combined high-pressure (HP) and low-pressure (LP) rotor forging, and it has excellent creep properties and toughness at 538°C conventional steam temperature. However, at 566°C steam temperature, it is required to improve the properties of the rotor forgings. The effects of chemistry on toughness and creep rupture strength have been investigated on the 9CrMoV base materials for the purpose of developing a new HP-LP rotor material for 566°C steam temperature. Thus 9.8Cr1.4Mo1.0NiVNbN steel, named HLP9F, with higher toughness and creep rupture strength compared with conventional 2.25CrMoV steel, has been developed. A trail HP-LP rotor forging with the diameter of LP section of 1800 mm and that of HP section of 1200 mm has successfully been manufactured through the VCD process from 68 t ingot. In spite of a large ingot, neither chemical composition change nor eutectic Nb (C, N) formation could be recognized. The rotor, furthermore, exhibited satisfactory quality in toughness and creep rupture strength. This rotor material is suitable to the HP-LP rotor material for advanced combined cycle steam turbine.

**Key words:** combined cycle steam turbine; high Cr steel; rotor forging; creep; toughness; VCD process.

## 1. 緒言

最近の火力発電プラントは環境問題および省エネルギーの立場から効率向上が要求されており、蒸気条件の高温高圧化による超々臨界圧発電プラントおよび蒸気タービンとガスタービンとを組合わせた複合発電化によるコンバインドプラントが脚光を浴びている。前者の場合の蒸気温度は566°Cから600°C級へ、単機容量は700~1000 MW級が標準となりつつあり、従来の高圧および中圧ロータに使用されていたCrMoV鋼では高温強度が不足するため、より高温強度の優れた改良12Cr鋼<sup>1)</sup>の採用が増加しつつある。一方、後者のコンバインドプラントは、とくに高効率化が可能となるためそのニーズが高く、蒸気タービンは、より高温化(566°C)の傾向にある。これらコンバインドプラント用の蒸気タービンは、大型化と運用性向上に対処するために高低圧一体型とした単車室タービンが主流となりつつある。そのため、高低圧一体型ロータ材についても従来の2.25CrMoV鋼<sup>2)</sup>より高温強度の優れたロータ材が求められている。

高温対応の高低圧一体型ロータ材の鋼種としては、(1)既に開発した2.25CrMoV鋼の基本成分系の改良によるもの<sup>3,4)</sup>および(2)9CrMoV鋼を基本成分系としたもの<sup>5)</sup>が候補としてあげられる。このうち、(1)の2.25CrMoV鋼にお

ける改良で開発目標を満足させることは困難であり<sup>4)</sup>、将来のさらなる高温化対策を指向して、ロータの信頼性向上を図るためには、耐SCC特性の観点からも望ましく、かつ高温強度、靱性に優れる9CrMoV鋼の適用が必要と考えられる。そのため、著者らは上記(2)の9CrMoV鋼を対象とした新しい高温用(566°C)高低圧一体型ロータ材を開発する研究に着手し、将来の高低圧一体型ロータの大型化対策を考慮して、従来の2.25CrMoV鋼の鋼塊製造法と同じ真空カーボン脱酸法(Vacuum Carbon Deoxidation, 以下VCDと略称する)だけで鋼塊を製造する方法を講じた<sup>6)</sup>。これまで、9-12Cr鋼ロータ材の鋼塊製造法は、上述のようにVCDで製造されているものが多いが、最近では大型鋼塊の品質向上をねらって、VCDで一次鋼塊を製造後、さらにエレクトロスラグ再溶解法(Electro Slag Remelting, 以下ESRと略称する)などで最終鋼塊を製造しているのが現状である。

本研究では、2.25CrMoV鋼<sup>2)</sup>より高温強度と靱性のバランスの良好な9CrMoV鋼を対象として、とくに高温強度と靱性に及ぼすNiの影響を調べ、開発目標を満足する最適な合金組成を検討した。さらに、開発材を用いて実用規模の高低圧一体型ロータを試作し、その材料特性を評価した。

平成13年2月28日受付 平成13年4月25日受理 (Received on Feb. 28, 2001; Accepted on Apr. 25, 2001)

\* 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)

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

\* 3 日本鑄鍛鋼(株)技術開発部(Technical Development Dept., Japan Casting & Forging Corp.)

## 2. 開発目標と成分設計

高低圧一体型ロータとは、高圧部と低圧部とが一体化したロータを称し、その特徴は高圧部には高いクリープ強度が、低圧部には引張強度と靱性というように1本のロータですべての材料特性が要求される点である。Fig. 1にロータ直径とロータ温度の関係で整理した場合のロータ材の選定基準例を示す。本研究で検討する高温用高低圧一体型ロータ材の使用可能範囲の1例をこの図に示すと破線の枠表示となる。すなわち、ロータ温度の上限は566°C、ロータ直径の上限は2.0mである。現段階では、この使用可能範囲(破線)を満足する高低圧一体型ロータ材は開発されていない。

Fig. 2には、上述した高低圧一体型ロータ材<sup>2)</sup>および関連するロータ材<sup>7-11)</sup>について靱性(FATT)とクリープ強度との関係をプロットした例を示す。縦軸はロータの中心部位置におけるFATTで表示し、横軸のクリープ強度は開発目標の指針に反映させるために10<sup>5</sup>hクリープ破断強度が140MPaとなる温度で表示した。鋼種は、図中バンドで示したように、ベイナイト組織を有する低合金鋼とマルテンサイト組織を有する9-12Cr鋼の2種類に分類される。このうち、ベイナイト組織を有する低合金鋼は、高低圧一体型ロータ材の他に、高中圧ロータ材であるCrMoV鋼、低圧ロータ材である3.5NiCrMoV鋼<sup>12)</sup>のデータをプロットした。一方、マルテンサイト組織を有する9-12Cr鋼は、高低圧一体型ロータ材の他に、高中圧ロータ材である従来12Cr鋼(10Cr1MoVNbN)、改良12Cr鋼(TMK1: 10Cr1.5MoVNbN)<sup>1)</sup>、先進型12Cr鋼(MTR10A: 10Cr0.7Mo1.8W3CoVNbB)<sup>13)</sup>、HR1200: 11Cr2.6W3CoVNbB<sup>14)</sup>のデータをプロットした。図からわかるように、バンドで示したクリープ強度と靱性の関係は、マルテンサイト組織を有する9-12Cr鋼の方が、ベイナイト組織を有する低合金鋼よりも優れており、この関係に基づけば同じ靱性を確保したままさらにクリープ強度の向上が図れる。

本研究の高温用高低圧一体型ロータ材の開発目標は、Table 1に示す通りとした。開発目標のうち高圧側の耐力は均一熱処理のため低圧側と同じであり、最大径1300mmのロータ径の中心においてFATTは60°C以下とした。一方、低圧側の耐力は高圧側と同じであり、最大径2000mmのロータ径の中心においてFATTは40°C以下とした。

まず、改良12Cr鋼<sup>1)</sup>(以下TMK1と略称する)をベースに成分設計を試みることにしたが、TMK1は、本来高中圧ロータを対象としているため、靱性をある程度犠牲にして高温強度が確保できる合金設計となっている。そのため、TMK1を高低圧一体型ロータに適用する場合には低圧部のロータ径が大きくなり、現状の化学組成では十分な靱性を確保することが難しくなることが予想される。また、TMK1は合金設計上ESR採用を前提としているためTMK1

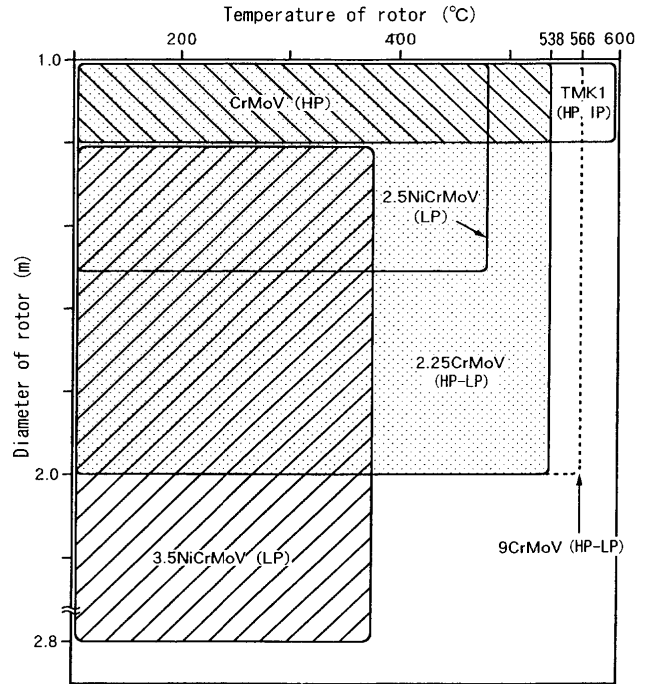


Fig. 1. Relationship between temperature of rotor and diameter of rotor in the steam turbine rotors.

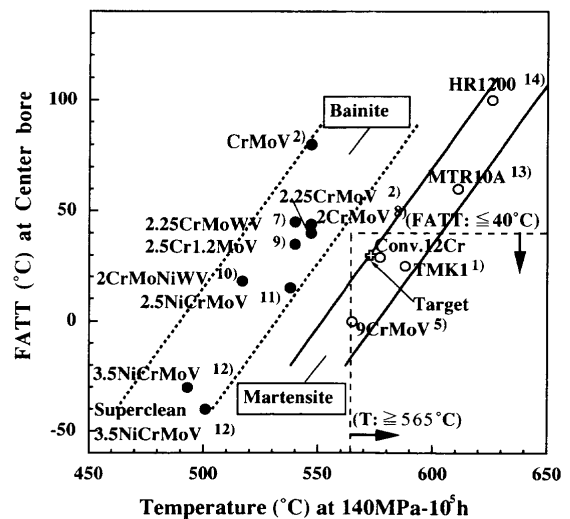


Fig. 2. Relationship between creep rupture strength and toughness in the low alloy steels and high Cr steels.

Table 1. Target of a new HP-LP rotor material.

Item	HP	LP
0.2% yield strength at 25°C (MPa)	>700	>700
FATT (°C)	≤60	≤40
Creep rupture strength	28°C up more than conventional 2.25CrMoV steel 565°C-10 <sup>5</sup> h, ≥140MPa	-
Maximum diameter of rotor (mm)	1300	2000

をそのままVCD化した場合には偏析の問題も生じてくると予想される。したがって、開発材の合金設計はCr当量の低減化を図るため9CrMoV鋼をベースとして、製造上は

Table 2. Chemical compositions of the laboratory heat steel.

Steels	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V	Nb	B	N	Cr-eq*	Note
T1	0.14	0.06	0.59	0.010	0.001	0.60	10.43	1.52	0.20	0.049	-	0.0487	8.67	TMK1
T2	0.14	0.06	0.10	0.009	0.001	1.50	9.83	1.41	0.20	0.052	-	0.0511	4.96	
T3	0.14	0.06	0.10	0.009	0.001	2.01	9.83	1.41	0.20	0.049	-	0.0506	2.92	
T4	0.14	0.06	0.10	0.009	0.001	1.00	9.88	1.41	0.20	0.046	-	0.0495	7.03	
T5	0.14	0.06	0.10	0.008	0.001	1.48	9.85	1.37	0.20	0.028	-	0.0487	4.85	
T6	0.14	0.06	0.10	0.008	0.001	1.49	9.86	1.41	0.20	0.070	-	0.0480	5.21	
T7	0.14	0.06	0.10	0.009	0.001	1.26	9.80	1.40	0.20	0.070	-	0.0495	5.99	
T8	0.14	0.06	0.10	0.009	0.001	1.24	9.83	1.38	0.21	0.070	0.0025	0.0487	6.15	
T9	0.14	0.06	0.09	0.008	0.001	1.24	9.83	1.39	0.20	0.050	-	0.0518	5.91	
T10	0.14	0.07	0.98	0.009	0.001	0.60	9.83	1.40	0.20	0.049	-	0.0494	6.85	

\*Cr-eq.(wt%)=%Cr+6(%Si)+4(%Mo)+1.5(%W)+11(%V)+2.5(%Ta)+5(%Nb)-40(%C)-2(%Mn)-4(%Ni)-2(%Co)-30(%N)

高低圧一体型ロータの大型化を指向してVCD法が採用できるロータ材とした。このVCD法の採用により、低圧側の最大径が2000mmまでの高低圧一体型ロータ（鋼塊重量：約150ton）の製造が可能である。

次に、従来の2.25CrMoV鋼と開発材の高低圧一体型ロータとしての製造上の相異点を整理してみると次のようになる。開発材の高低圧一体型ロータは、マルテンサイト組織の特徴である高強度・高靱性の特性のため、従来の複雑な傾斜熱処理を実施する必要がなく、均一熱処理で所定の材料特性を得ることができ、熱処理上の簡素化が図れることが製造上の最大の特徴である。また、このロータ材は、単に高温用(566°C)高低圧一体型ロータのみならず、高温用(566°C)高中圧ロータにも適用できる。

### 3. 実験室溶解材による最適化学成分の検討

#### 3.1 供試材および実験方法

供試材の化学成分をTable 2に示す。Table 2に示す通り、9CrMoV鋼をベースにして合金設計上の変動成分は、Ni, B, MnおよびNbの4成分である。Niの影響は比較材のTMK1の0.6%では、靱性が確保できないことが予想されるため1.3%を基準に1.0%、1.5%、2.0%と変動させる。Crについては、大型化をねらいCr当量を抑えるために9.8%を標準とする。Nbは0.05%を標準とするが、大型鋼塊溶解の成分変動を考慮して0.07%も検討に入れた。Bの影響を30ppm添加鋼で調査する。Nは480ppmを標準とする。Mn含有量の低下は、靱性に対して大きな影響を及ぼさず、高温強度改善が図れることから0.10%を標準とする。なお、これまでの経験から<sup>5)</sup>、Cr当量が8.0以上になる鋼種は、VCDにて大型鋼塊を製造した場合、 $\delta$ フェライトが残存する可能性が高く危険と考えられる。

これらの合金は、真空誘導加熱炉にて50kgの鋼塊に溶解し、これを幅140mm、厚さ35mmの平板に熱間鍛造後、実機材の1070°C-5h油焼入れ相当の冷却速度で冷却後、570°C-15hおよび660±5°C-30hの焼戻しを施した。このうち、油焼入れ相当の熱処理条件は高圧部および低圧部同

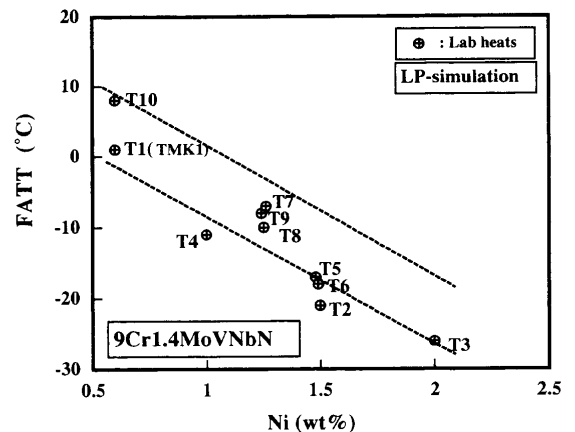


Fig. 3. Effect of Ni content on the toughness of tested steels.

一の均一熱処理であるが、ロータ径が異なることを考慮して、高圧部（直径：1260mm中心、64°C/h）および低圧部（直径：1830mm中心、34°C/h）それぞれの模擬熱処理を施した。

平板の幅方向（鍛伸方向に垂直な方向）から引張および衝撃試験片を採取し、各種試験を行った。引張試験には直径8mm、標点間距離40mm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。さらに、マイクロ組織観察を行った。さらに、供試材の平板の幅方向（鍛伸方向に垂直な方向）から直径6mm、標点間距離30mmのクリープ試験片を採取し、600°C-220、250MPaおよび650°C-140MPaの3水準でのクリープ試験を行った。また、代表的な合金については、同一条件における切欠クリープ試験および長時間加熱脆化試験も実施した。

#### 3.2 実験結果

##### (1) 引張特性および衝撃特性

各供試鋼について耐力=765MPaねらいの焼戻し条件を選定して低圧部および高圧部模擬材を作製した。まず、小型溶解材の低圧部模擬材のNi含有量とFATTの関係をFig. 3に示す。この図からNi含有量の増加にともないFATTは低下する傾向にあり、Ni添加は靱性の向上に有効であることがわかる。

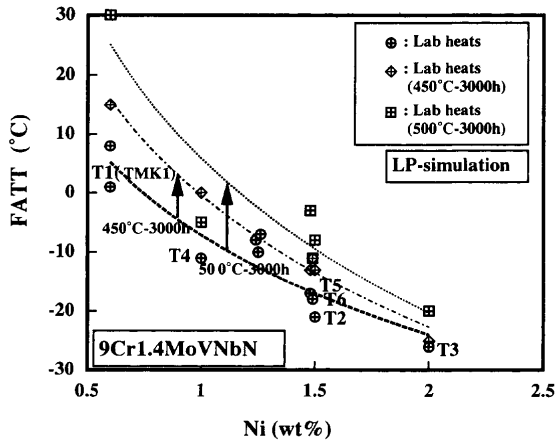


Fig. 4. Effect of Ni content on the toughness of long term aging of tested steels.

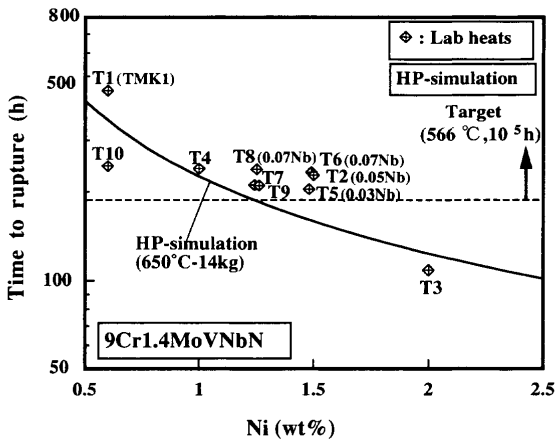


Fig. 5. Effect of Ni content on the creep rupture strength of tested steels.

## (2) 脆化特性

小型溶解材の低圧部模擬材のうち代表的な鋼種について450°Cおよび500°Cで3000h加熱後のFATTの変化をまとめてFig. 4に示す。横軸は、Ni含有量で整理した。まず、450°Cおよび500°Cいずれの温度においても長時間加熱によりFATTが上昇し、かつ500°Cの方がその変化量の大きいことが認められた。また、いずれの温度においてもNi量の増加にともない、FATTの上昇量が減少する傾向が認められた。これより、脆化感受性はNi量で整理できるものと考えられる。

## (3) クリープ破断特性

小型溶解材の高圧部模擬材のクリープ破断試験結果について、Ni含有量をパラメータにとり、650°C-140 MPa条件下での破断時間で整理した結果をFig. 5に示す。これより次のことが言える。

- (1) クリープ破断強度の開発目標(650°C-140 MPa,  $\geq 160$ h)は、Ni含有量で1.5%までの候補材については満足している。
- (2) クリープ破断強度は、Ni含有量の増加とともに低

下する傾向にあり、開発目標を満足させるためにはNi含有量で1.5%までとする必要がある。

Fig. 3およびFig. 5に示した結果から、低圧部の靱性と高圧部の高温強度の開発目標を同時に満足させるためにはNi含有量を1.5%以下とすることが必要であることがわかる。その点からするとこの領域に入る候補材はT3を除いた合金である。このうち、大型鋼塊のNbなどの偏析を考慮すると、Nb量の下限値に対応した合金(T5)、Nb量の上限値に対応した合金(T6, T7, T8)およびB添加合金(T8)は除くべきである。候補合金としては、Ni量が1.0% (T4)、1.25% (T9)および1.5% (T2)の3合金となるが、高圧部のクリープ破断強度を重視する観点からNi量を1.0%添加したT4 (9.8Cr-1.4Mo-1.0Ni-V-Nb-N鋼)を開発材とすることとした。

## 4. 実用規模ロータ材の試作および評価

開発材の大型鋼塊を用いて実用規模レベルの試作ロータを製造し、材料特性の検証試験を実施した。なお、開発材の名称はHLP9F (High Pressure-Low Pressure 9Cr Rotor Forgings)である。

### 4.1 VCD製試作ロータの製造

#### (1) 精錬および造塊

造塊は、真空カーボン脱酸法(VCD)で行い、鋼塊平均直径：2353 mm、高さ：1455 mm、 $H/D=0.62$ の大型VCD製鋼塊(68 ton)を製造した。溶解は100 ton塩基性電気炉で行い、十分な酸化精錬によってSi, Mn, Pを低減させた後、リレードルを行い酸化スラグを完全に除去し、取鍋精錬炉での還元精錬によるSの低減、合金成分の調整および真空処理によるガス成分の予備的な除去を行った後、真空中で鋳型に上注ぎで鋳込んだ。

#### (2) 鍛錬および熱処理

製造された鋼塊を8000 tonプレスにより鍛錬した。鍛錬工程では2回の据え込みを実施し、十分な鍛錬効果が得られるように配慮した。鍛錬後、次の熱処理を試作ロータに与えた。試作ロータの調質形状は、高圧部直径：1200 mm、低圧部直径：1830 mmである。すなわち、予備熱処理として調質後の旧オーステナイト結晶粒の微細化のためにパーライト変態処理を施し、その後、調質処理として高圧部、低圧部ともに1070°Cの均一加熱、均一油焼入れを施し、さらに2回の焼もどしを行った。さらに、調質終了後、超音波探傷試験を行い、超音波透過性は良好であることを確認した。

なお、上述の通り試作ロータの調質形状は、低圧部直径：1830 mmであり、開発目標とした最大直径：2000 mmとなっていないが、次に述べる根拠から1830 mmの直径での試作で2000 mmまで製造可能と判断している。まず、鍛錬および熱処理上は同じように施工でき問題なく製造でき

る。しかも、中心部の冷却速度は両者でほとんど差がなく材料特性上も問題ない。

4.2 VCD製大型鋼塊の成分偏析評価

VCD製大型鋼塊の各位置における代表的な化学成分の分布をFig. 6に示す。これより、大型鋼塊の本体部軸方向のCの分布は0.14~0.16%であり、他の成分についても一定量の正偏析および負偏析が認められるものの大きな偏析は認められなかった。さらに、本体部の化学成分をTable 3に示すが、全成分目標を満足することが認められた。また、酸素レベルも20ppm程度であり、清浄度も良好であり、共晶Nb (C, N)も観察されず良好な鋼塊製造が達成されている。

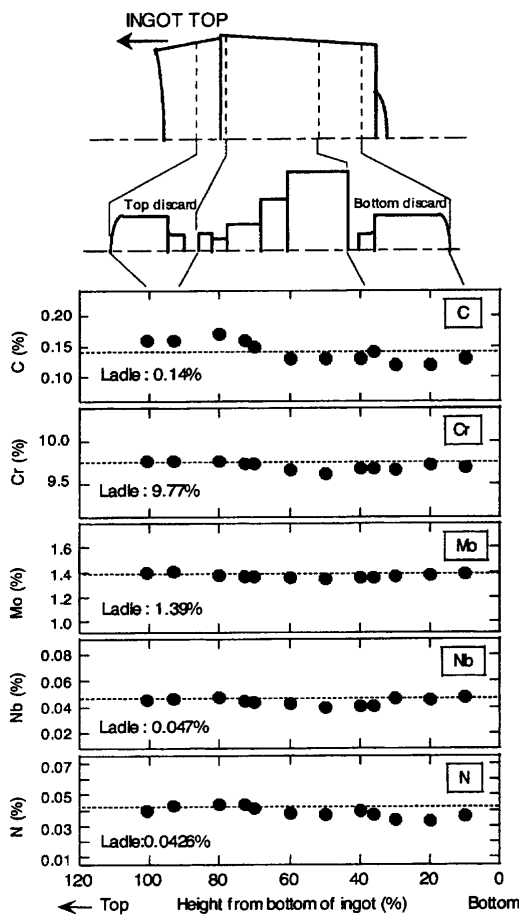


Fig. 6. Change in chemical compositions along central axis of the ingot.

Table 3. Chemical compositions of the trial rotor.

Height from bottom of ingot(%)	(wt.%)										
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V	Nb	N
30	0.15	0.06	0.20	0.006	0.001	1.10	9.92	1.43	0.20	0.049	0.043
40	0.15	0.06	0.21	0.006	0.001	1.11	9.92	1.44	0.20	0.049	0.043
50	0.15	0.06	0.20	0.005	0.001	1.09	9.80	1.40	0.20	0.045	0.045
60	0.15	0.06	0.21	0.005	0.001	1.10	9.84	1.40	0.20	0.044	0.047
Ladle	0.14	0.06	0.20	0.005	0.001	1.08	9.78	1.38	0.20	0.045	0.043
Spec.	0.13 ~ 0.16	<0.08	~ 0.30	<0.007	<0.004	~ 1.25	~ 10.00	~ 1.45	~ 0.21	~ 0.055	~ 0.050

4.3 試作ロータの材料評価

(1) マクロおよびミクロ組織

VCD造塊によりS含有量がほぼ0.002%と低レベルを達成できたことから予想されるように、サルファープリントには全くインディケーションは認められなかった。また、マクロ組織にも偏析スポットは認められず、低偏析のVCD造塊技術の確立を確認できた。

低圧部の胴表層および中心部のミクロ組織は、いずれも均一な焼もどしマルテンサイト単相組織を呈しており、韌性に有害なδフェライトの析出は認められなかった。また、結晶粒度は胴表層および中心部ともに、G.S.No.で1.0であった。

(2) 機械的特性

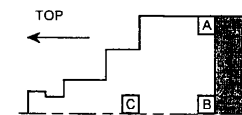
Table 3に胴表層、中心部の代表位置の引張試験、シャルピー衝撃試験結果を示す。引張強度レベルは、胴表層と中心部での強度差がわずかにあるもののほぼ目標の765MPaレベルとなった。また、FATTも胴表層と中心部とで差はなく、30°C近辺と良好な韌性が得られ、開発目標を満足することが確認された。

(3) 破壊韌性

Fig. 7に本ロータの低圧部中心部の破壊韌性値(K<sub>IC</sub>)を示す。また、この図に従来のTMK1のデータリを比較するためプロットして示した。さらに、CrMoV鋼の下限カーブおよび従来の12Cr鋼に関するデータバンドも併記して示した。この図からわかるように、本ロータの室温におけるK<sub>IC</sub>値は、85MPa√mであり、TMK1の140MPa√mに比較して若干低いもののCrMoV鋼の30MPa√mより高く、従

Table 4. Mechanical properties at various location in the trial rotor.

Location	0.2%YS (MPa)	TS (MPa)	EI (%)	RA (%)	vE20 (J)	FATT (°C)
LP center (A)	775	877	19.0	59.6	32	32
LP surface (B)	806	924	18.7	55.7	25	33
HP center (C)	805	940	18.0	59.0	38	14
Target (LP center)	>685	>835	>16	>45	>20	<40
Target (HP center)	>685	>835	>16	>45	>20	<60



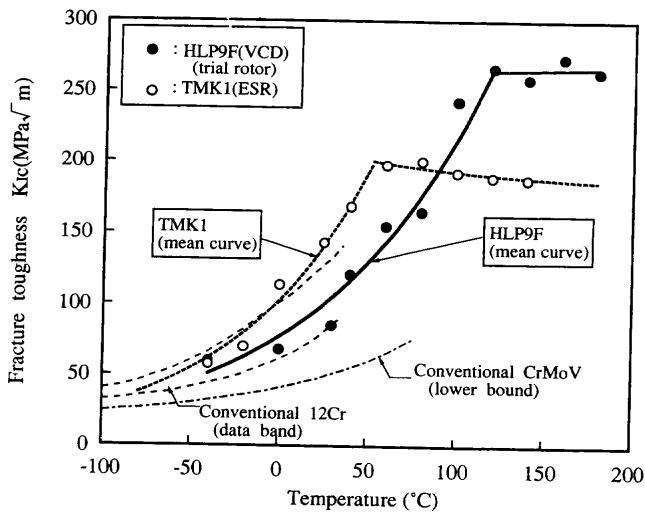


Fig. 7. Fracture toughness at the center portion of the trial rotor.

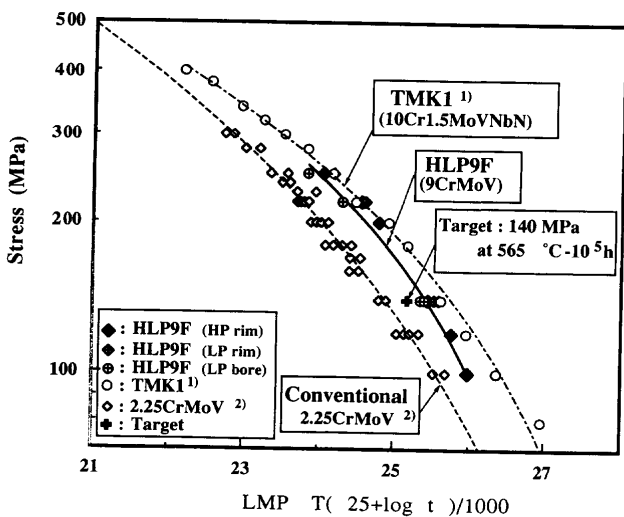


Fig. 8. Creep rupture strength of the trial rotor.

来の 12Cr 鋼のそれらと同等である。また、上部棚のレベルは  $260 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  であり、TMK1 のレベルに比較してほぼ 1.4 倍高く、本ロータは良好な破壊靱性を持っていることが認められた。

(4) クリープ破断特性

開発ロータ材(HLP9F)のクリープ破断強度を Larson-Miller パラメータで整理して Fig. 8 に示す。また、この図に従来の 2.25CrMoV 鋼<sup>2)</sup>および高温用高中圧ロータの TMK1<sup>1)</sup>のデータおよび平均線をそれぞれ破線および一点鎖線で示した。この図からわかるように、開発ロータ材(HLP9F)のクリープ破断強度は、従来の 2.25CrMoV 鋼よりも優れており、 $565^\circ\text{C}-10^5 \text{ h}$  で 140 MPa の開発目標を満足していることが認められた。

5. 結言

従来 ( $538^\circ\text{C}$  対応) の高低圧一体型ロータ材(2.25

CrMoV)より  $28^\circ\text{C}$  クリープ強度向上をねらった高温用高低圧一体型ロータ材を開発するため、高温強度と靱性のバランスの良好な 9CrMoV 鋼を対象として、とくに高温強度と靱性に及ぼす Ni の影響を調べ、開発目標を満足する最適な合金組成を検討した。さらに、開発材(HLP9F)を用いて実用規模の高低圧一体型ロータを試作し、その材料特性を評価した。

得られた結論は次の通りである。

- (1) 開発目標を満足する合金組成は、 $9.8\text{Cr}-1.4\text{Mo}-1.0\text{Ni}-\text{V}-\text{Nb}-\text{N}$  鋼である。
- (2) 開発材、 $9.8\text{Cr}-1.4\text{Mo}-1.0\text{Ni}-\text{V}-\text{Nb}-\text{N}$  鋼(HLP9F)の VCD で製造した大型鋼塊 (68 トン) は、大きな偏析もなく、良好な鋼塊品質である。
- (3) 試作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であり、かつ  $\delta$  フェライトや共晶 Nb (C, N) のような有害な析出物は認められない。さらに、機械的性質はロータの外周部および中心部において差異は認められず、しかも靱性ならびにクリープ強度ともに良好であり開発目標を満足した。

文 献

- 1) Y.Kadoya, T.Kitai, A.Matsuo, I.Tsuji, M.Kishimoto, T.Tsuchiyama and M.Okamura: *Tetsu-to-Hagané*, **78** (1992), 910.
- 2) I.Kitagawa, K.Soeda, I.Tsuji and Y.Kadoya: Proc. 11th Int. Forgemasters Meeting, Societa delle Fucine, Terni, (1991), No. IX-10.
- 3) R.L.Bodnar, J.R.Michael, S.S.Hansen and R.I.Jaffee: *Trans. ASME, J. Eng. Mater. Technol.*, **112** (1990), 99.
- 4) Y.Kadoya, T.Kitai, I.Tsuji, A.Matsuo, Y.Tanaka, T.Azuma and Y.Ikeda: *Tetsu-to-Hagané*, **79** (1993), 988.
- 5) T.Azuma, Y.Tanaka, T.Ishiguro, H.Yoshida and Y.Ikeda: Steel Forings, ASTM STP 1259, ed. by E.G.Nisbett and A.S.Melilli, ASTM, Philadelphia, (1997).
- 6) K.Morinaka, M.Mikami, K.Soeda, Y.Kadoya, R.Magoshi and H.Kawai: *Tetsu-to-Hagané*, submitted.
- 7) M.Yamada, Y.Tsuda, M.Miyazaki, Y.Tanaka, T.Azuma and Y.Ikeda: Proc. Clean Steel: Superclean Steel, ed. by J.Nutting and R.Viswanathan, IOM, London, (1995), 109.
- 8) Y.Fukui, M.Shiga, R.Kaneko, T.Tan, N.Morisada, Y.Ikeda, T.Ishiguro and T.Azuma: Proc. 11th Int. Forgemasters Meeting, Societa delle Fucine, Terni, (1991), No. IX-9.
- 9) H.Nakashima, T.Tsuchiyama, M.Miyakawa, M.Yamashita and K.Shimada: Proc. 13th Int. Forgemasters Meeting, The Korea Institute of Metal & Materials, Hanjung, (1979), 355.
- 10) E.Pothast, J.Poppenhager, W.Wiemann and K.H.Mayer: Proc. 11th Int. Forgemasters Meeting, Societa delle Fucine, Terni, (1991), No. IX-8.
- 11) Y.Tanaka, Y.Ikeda, K.Ohnishi, S.Kawaguchi, O.Watanabe, A.Kaplan, R.C.Schwant and R.I.Jaffee: Proc. 11th Int. Forgemasters Meeting, Societa delle Fucine, Terni, (1991), No. IX-7.
- 12) R.Viswanathan: Proc. of Clean Steel: Superclean Steel, ed. by J.Nutting and R.Viswanathan, IOM, London, (1995), 1.
- 13) Y.Kadoya, R.Magoshi, H.Kawai, I.Tsuji, T.Tsuchiyama, S.Takeuchi and Y.Yasumoto: Proc. 5th Int. Conf. on Clean Steel, ASM International, Materials Park, (1997), 167.
- 14) K.Hidaka, M.Shiga, S.Nakamura, Y.Fukui, N.Shimizu, R.Kaneko, Y.Watanabe and T.Fujita: Materials for Advanced Power Engineering, Part I, Kluwer Academic Publishers, Dordrecht, (1994), 281.
- 15) M.Mikami, K.Morinaka, K.Nakata, K.Soeda, Y.Kadoya, R.Magoshi, H.Kawai and A.Matsuo: Proc. 14th Int. Forgemasters Meeting, German Iron and Steel Institute, Düsseldorf, (2000), 309.