

© 1990 ISIJ

## 技術報告

## 改良 12Cr 鋼ロータ材の開発

山田政之\*・渡辺 修\*・吉岡洋明\*・宮崎松生\*

## Development of Advanced 12Cr Steel Rotor Forgings

Masayuki YAMADA, Osamu WATANABE, Youmei YOSHIOKA and Matsuo MIYAZAKI

## Synopsis :

Effects of W addition, Ni and C contents on tensile properties, toughness, creep rupture strength and microstructure in 12Cr-Mo-V-Nb-N steel rotor forging were investigated, using specimens with various amounts of W(0 to 1.24wt%), Ni(0.40 to 1.35wt%) and C(0.12 to 0.19wt%). The results are summarized as follows.

(1) Creep rupture strength was remarkably improved without the decreasing of toughness, by the addition of about 1%W with lower C and higher Ni contents.

(2) The improvement of creep rupture strength in advanced 12Cr steel is mainly caused by the depression of dislocation recovery and the formation of sub-grain structure during creep deformation brought from solid-solution strengthening by W addition.

(3) Trial rotor forging was manufactured based on the above basic research work, and it was proved that this forging had improved creep rupture strength and was satisfied enough with the mechanical properties and quality as a turbine rotor forging.

(4) Also in the turbine blade and casing materials, it was proved that the creep rupture strength was remarkably improved by modifying the chemical composition similar to rotor material.

It is expected that the advanced 12Cr steels obtained from the above R&D are applied for rotor, blade and casing in the future 593°C ultra-super critical turbine unit.

**Key words :** advanced 12Cr steel rotor forgings; creep rupture strength; toughness; rotor; blade; casing; ultra-supercritical turbine.

## 1. 緒 言

蒸気タービンの熱効率は蒸気条件の上昇によって向上する。我が国において稼働中の事業用大容量再熱式蒸気タービンの蒸気条件は、主蒸気条件として 566°C/16.6 MPa (亜臨界圧機)、538°C/24.1 MPa (超臨界圧機) が定着している。また、これらの再熱蒸気温度は 538°C または 566°C が採用されている。

発電効率の大幅な向上を目的として、蒸気条件をさらに上昇させた“超超臨界圧火力”の開発が国内外で進められている<sup>1)~5)</sup>。その中で、566°C/31.0 MPa 機はすでに開発を完了し、1号機は営業運転に入っている<sup>6)~10)</sup>。現在は、次世代の 593°C/31.0 MPa 機および 650°C/34.5 MPa 機について材料と構造の開発が進められており、我が国においては実温運転試験と試験後の材料の健全性評価を終了している。

Fig. 1 は、我が国における蒸気条件と適用ロータ材の現状と今後の予測を示したものであるが、現用機種で選定されている材料は、現用蒸気条件がほぼ耐熱強度限界であり、次世代超超臨界圧火力を実現するには、タービンロータ、ブレード、ケーシングなどに適用する材料の開発が重要な技術課題である。タービンロータはロータ用として開発された 12Cr-Mo-V-Ta (Nb)-N 鋼<sup>11)12)</sup> が国内の 700 MW 機、1000 MW 機の 566°C 中圧 (再熱) タービンロータなどで長期の運用実績を有している。しかし、当ロータ材も 593°C ではクリープ破断強度不足となるため、593°C 機を実現するためには、よりクリープ破断強度の高いロータ材の開発が必要である。そこで、593°C 機への適用などを目的として現用 12Cr 鋼ロータ材の改良研究を行い、改良 12Cr 鋼ロータを開発した<sup>13)~15)</sup>。また、タービンブレードやケーシングについてもロータと同様の考え方で材料の改良研究を行っ

昭和 63 年 3 月・平成元年 4 月・9 月本会講演大会にて発表 平成元年 11 月 10 日受付 (Received Nov. 10, 1989)

\* (株)東芝重電技術研究所 (Heavy Apparatus Engineering Laboratory, Toshiba Corp., 1-9 Suehiro-cho Tsurumi-ku Yokohama 230)

CONVENTIONAL STEAM CONDITION		ADVANCED STEAM CONDITION		
16.6, 24.1MPa		31.0MPa		34.5MPa
538°C	566°C		593°C	650°C
			Adv. 12Cr steel	Superalloy
	12Cr steel			
Cr, Mo, V steel				

Fig. 1. Steam condition and applied rotor materials.

アルコール腐食による光学顕微鏡観察を行った。また、供試体より試験片を採取し、引張試験、シャルピー衝撃試験およびクリーブ破断試験を実施した。引張試験は、平行部 6 mm の JIS 4 号縮小丸棒試験片を用い、5 t のオートグラフ試験機により室温で行った。シャルピー衝撃試験は、JIS 4 号 V ノッチシャルピー衝撃試験片を用い、0°C~150°C の温度で試験することにより、衝撃エネルギーおよび破面遷移温度 (FATT) を求めた。さらに、クリーブ破断試験は、平行部 6 mm の丸棒試験片を用い、レバー式 3 t クリーブ試験機により 600~640°C の温度で行った。この結果をラーソン・ミラー法<sup>19)</sup>で整理し、593°C, 10<sup>4</sup> h 強度を求めた。

次に、試料 No. 2 (W 無添加) および No. 4 (0.92 重量% W 添加) の 2 試料については、その熱処理施工後および 640°C, 147MPa の条件でクリーブ破断 (試料 No. 2 は 352.3 h 破断, 試料 No. 4 は 1970.4 h 破断) させた状態で薄膜法による透過電子顕微鏡観察を行い、W 添加が転位の回復やサブグレインの形成等に及ぼす影響を調べた。

また、W 添加量を変化させた試料 No. 2~No. 5 の 4 試料について、調質後の抽出残渣中の合金元素の分析を行い、各合金元素の析出物中およびマトリックス中の含有量を調査した。

## 2.2 実験結果

### 2.2.1 引張および衝撃試験

Fig. 2 に、引張性質に及ぼす W, Ni, C の影響を示す。引張性質に及ぼすこれらの元素の顕著な影響は認められなかったが、C を現用材より低レベルにすると、若干引張強さ、耐力が低下するが、伸び、絞りは向上した。また、低 C 材で W 無添加の場合、現用材より引張強さが低くなるが、W 添加および Ni 増量により現用材と同等以上の引張強さ、耐力が得られた。

Fig. 3 に、シャルピー衝撃性質に及ぼす W, Ni, C の影響を示す。W 添加量の増加とともに衝撃エネルギーの低下および FATT の上昇が見られた。しかし、C を 0.12 重量% に抑え、Ni を 0.9 重量% に増量したこと

た<sup>16)~18)</sup>。ここでは、これらの研究概要を紹介する。

## 2. 小規模溶解材を用いたロータ材の基礎研究

### 2.1 実験方法

#### 2.1.1 供試材

供試材の化学組成を Table 1 に示す。試料 No. 1 は、現用 12Cr 鋼ロータ組成であり、試料 No. 2~No. 8 は、C, Ni の含有量をそれぞれ 0.12~0.19 重量%, 0.40~1.35 重量% に変化させ、さらに W を 0~1.24 重量% の範囲で添加して高周波溶解炉でそれぞれ 50 kg 溶製したものである。この鋼塊に 1/2 U, 3S の鍛造を行った後、1100°C で調質前高温焼鈍を施した。次に、直径約 1200 mmφ の大型ロータ中心部相当の油焼入れ (1050°C×8 h→100°C/h 冷却) および焼もどし (570°C×10 h→炉冷, その後 640°C×30 h→炉冷) を施した。

#### 2.1.2 実験方法

熱処理を施した供試材につき、1% 塩酸+ピクリン酸

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

No.	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	V	W	Nb	N
1	0.18	0.02	0.62	0.36	10.75	1.04	0.20	<0.005	0.054	0.059
2	0.12	0.02	0.53	0.94	10.63	1.04	0.20	<0.005	0.063	0.059
3	0.13	0.02	0.52	0.93	10.58	1.06	0.21	0.46	0.068	0.057
4	0.12	0.02	0.50	0.93	10.53	1.04	0.20	0.92	0.066	0.060
5	0.12	0.02	0.55	0.96	10.52	1.06	0.19	1.24	0.066	0.055
6	0.13	0.02	0.50	0.40	10.56	1.04	0.20	0.90	0.065	0.059
7	0.12	0.02	0.52	1.35	10.54	1.03	0.20	0.86	0.067	0.059
8	0.19	0.03	0.52	0.93	10.36	1.05	0.20	0.86	0.068	0.060

50 kg Ingot, Forging ratio : 1/2 U, 3S, 1100°C×8h, FC+1050°C×8h, 100°C/h CC+570°C×10h, FC+640°C×30h, FC

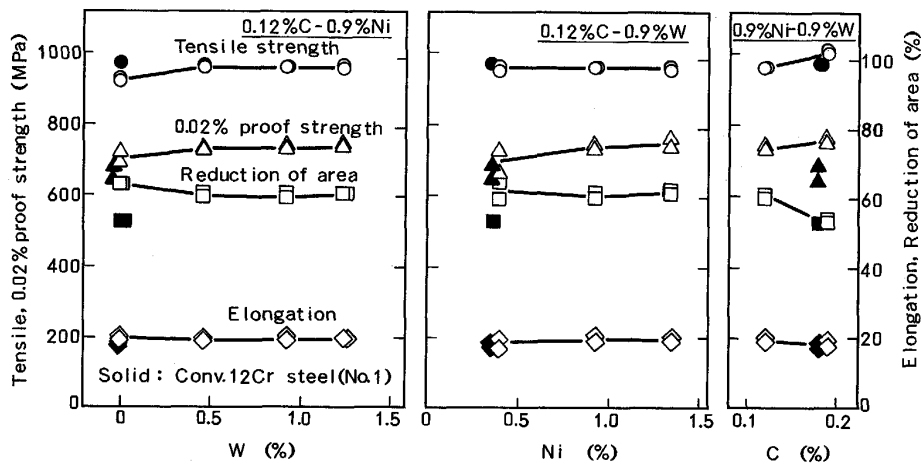


Fig. 2. Effect of W, Ni and C content on tensile properties.

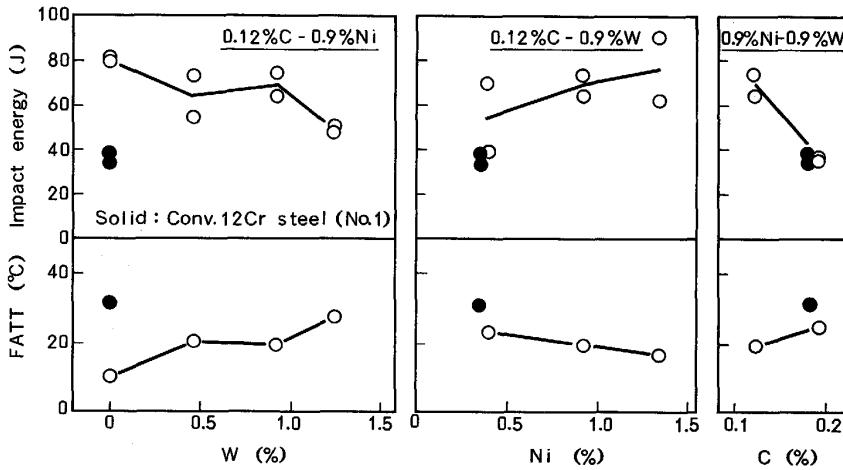


Fig. 3. Effect of W, Ni and C content on impact properties.

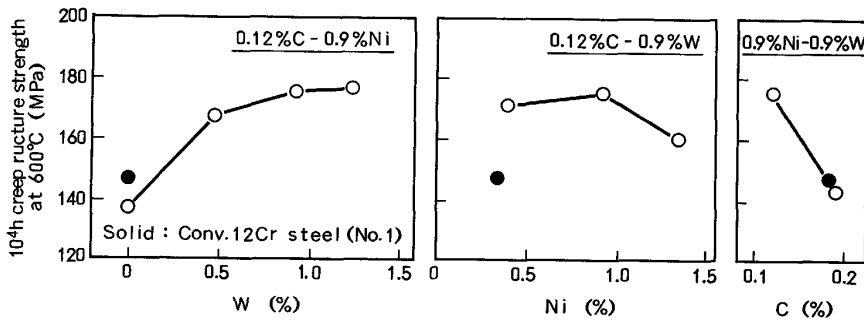


Fig. 4. Effect of W, Ni and C content on creep rupture strength.

により、W添加材はいずれも十分良好なじん性を保持しており、1.24重量% W含有材(試料 No. 5)でも現用材と同等以上のじん性を有していることが認められた。

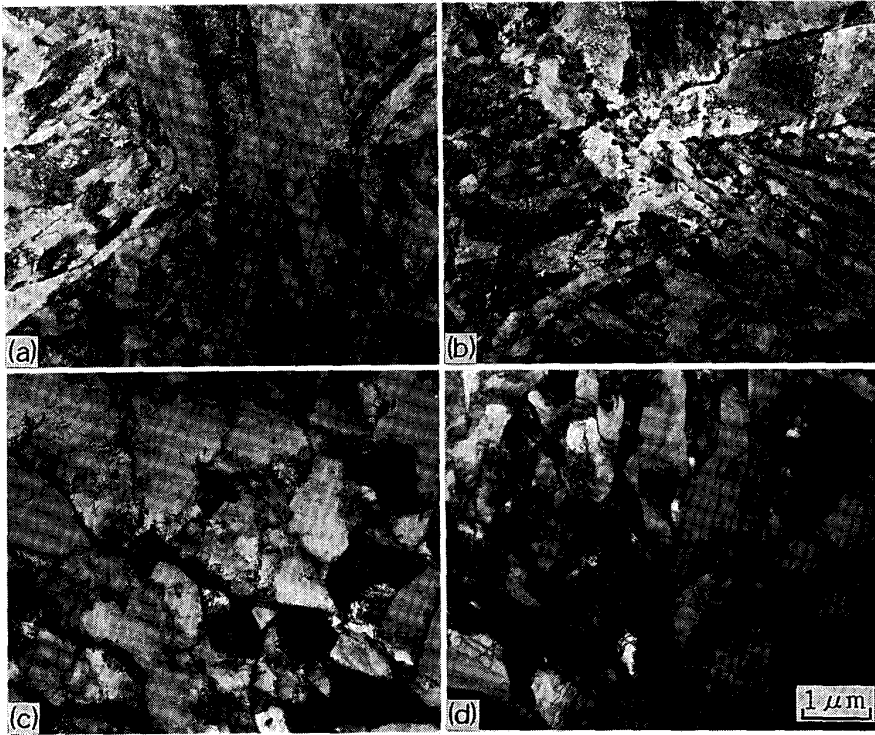
2・2・2 クリープ破断試験

Fig. 4は、クリープ破断強度に及ぼすW, Ni, Cの影響を示したものである。W添加量の増加に伴い、クリープ破断強度が著しく向上することが認められた。Niの多量添加は応力時効中の炭化物の凝集粗大化を促進し、クリープ破断強度の低下をきたすとの報告<sup>20)</sup>も

あるが、C含有量を低減しWを添加した本供試材においては0.9重量%までのNiの増量では、クリープ破断強度の低下を生じなかった。0.9重量% Niおよび0.9重量% W添加材で、Cを現用材並みに添加したものは現用材とほぼ同等のクリープ破断強度を有するが、Cを低減することにより顕著なクリープ破断強度の向上が見られた。

2・2・3 金属組織観察

供試材はいずれも焼もどしマルテンサイト単相組織で



(a) and (b) As-received  
(c) Rupture tested at 640°C, 147 MPa for 352.3 h (d) Rupture tested at 640°C, 147 MPa for 1970.4 h

Photo. 1. Thin foil electron micrographs of 0%W steel (No. 2, (a), (c)) and 0.92%W steel (No. 4, (b), (d)).

あり、 $\delta$ フェライトの生成は見られなかった。

Photo. 1 は、熱処理後および 640°C, 147 MPa の条件でクリープ破断させた供試材の転位組織、サブグレイン生成傾向に及ぼす W 添加効果を薄膜法による透過電子顕微鏡観察で調べた結果である。試料 No. 2 (W 無添加), 試料 No. 4 (0.92 重量% W 添加) のいずれも、熱処理状態では転位が密集し、ほぼ同等の組織であった。クリープ破断材は、両試料とも転位の消滅とサブグレインの生成が観察された。しかし、W 無添加材の方が W 添加材に比較して、同一条件でクリープ破断時間が 1/5 以下と短いにもかかわらず、サブグレインサイズが大きく、またサブグレインの中の転位の消滅が著しいことが認められた。このことから、W を添加することによりクリープ中の転位組織の回復やサブグレインの生成が抑制され、クリープ破断強度が向上したと考えられる。

次に、合金中に添加されている各種元素の抽出残渣中の含有量を分析した。その結果を Fig. 5 に示す。抽出残渣量は W 添加量にかかわらずほぼ一定であった。残渣はほとんど炭化物や炭窒化物などの析出物であると考えられ、Cr, Mo, V はこのような析出物も形成しているがマトリックス中に固溶している量も多い。しかし、これらの比率は W 添加量にかかわらずほぼ同等レベルであった。Nb, N はほとんど残渣中に存在しており、本鋼種のクリープ破断強度の向上に大きく寄与している Nb (C, N)<sup>21)</sup> を形成していると推測される。W は残渣

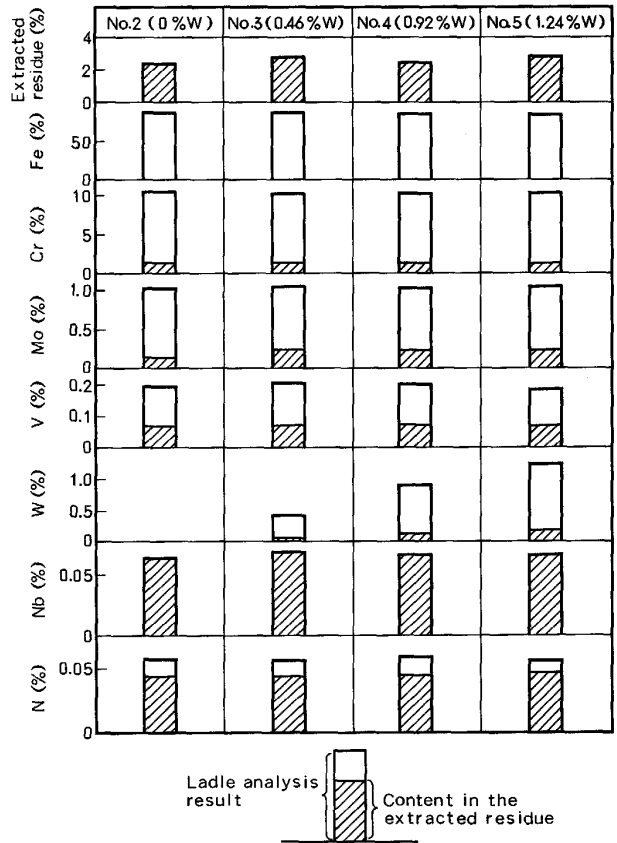


Fig. 5. Content of alloy element in the extracted residue of the steels examined.

Table 2. Ladle analysis of advanced 12Cr trial rotor forging (wt%).

C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V	W	Nb	N
0.14	0.03	0.52	0.009	0.0024	0.73	10.36	1.05	0.21	1.06	0.07	0.0414

Ingot weight : 70 t, Drum weight : 20 t, Heat treatment : Quench 1050°C OQ Temper 570°C FC+660°C FC

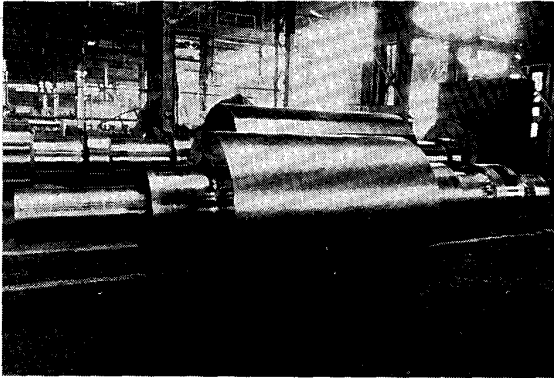


Photo. 2. View of advanced 12Cr trial rotor forging.

中にもわずかに存在しているが、ほとんどがマトリックス中に固溶しており、その固溶量がW添加量とともに増大している。このことから、Wは主に固溶強化によりクリープ破断強度を向上させていると考えられる。この結果は劉らの結果<sup>22)</sup>と同様の傾向を示している。

### 3. 実機規模ロータ試作による検証

前章で述べた基礎研究の結果、現用 12Cr 鋼ロータ材のクリープ破断強度は、低 C・高 Ni 化および W 添加により延・じん性を確保しつつ向上させられることが明らかになった。この研究成果を基にしてドラム重量 20 t の改良 12Cr 鋼ロータを試作し、その諸特性を調べた。

#### 3.1 ロータ製造

塩基性電気炉で溶解し、VCD 法により 70 t 鋼塊に溶製し、胴部外径 1200 mm に鍛造した。熱処理は 1050°C 油冷後、完全焼もどしマルテンサイト化および微細析出物の均一分散を図るため 570°C および 660°C の二段焼もどしとした。Table 2 にこの試作ロータ材の化学組成を、Photo. 2 にこのロータの外観を示す。

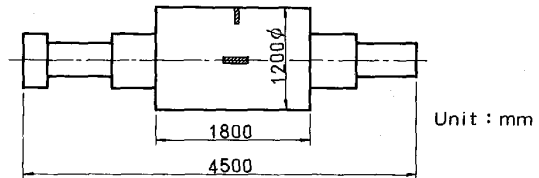
#### 3.2 試作ロータ性状および機械的性質

試作ロータは超音波探傷検査や磁粉探傷検査を実施し、材料欠陥がなく健全なロータであることが確認された。出荷検査としてロータ中心孔と表層部からコア材を採取して引張試験とシャルピー衝撃試験を実施した。その結果を Table 3 に示すが、いずれの部位の強度、延性、じん性とも良好であった。試作ロータの金属組織は ASTM 結晶粒度 4 の均質焼もどしマルテンサイト単相

Table 3. Tensile and impact properties of advanced 12Cr trial rotor forging.

	0.02%YS (MPa)	T.S. (MPa)	E.L. (%)	R.A. (%)	Impact energy (J)	FATT (°C)
Surface Radial	700.2	919.9	20.9	57.7	36.1	58
Center core Longitudinal	718.9	927.7	19.6	58.7	35.3	47
(Ref.) Conventional 12Cr rotor forging (Center core)	667 ~ 716	902 ~ 966	17 ~ 22	42 ~ 60	16 ~ 37	50 ~ 75

Sampling position of the test specimens



組織を有し、中心孔においてもフェライトの析出は認められなかった。また、縦・横断面のマクロ組織観察、サルファプリント試験および各部位の成分分析からも均質性が確認された。

Fig. 6 には、中心孔の長手方向各位置により採取した試験片を用いて実施した引張および衝撃試験の結果を示す。引張性質や衝撃性質は現用 12Cr 鋼ロータ材（東芝製品実績）と同等であり、試材の採取位置による差は小さかった。

#### 3.3 試作ロータのクリープ破断強度

試作ロータの胴部外層半径方向（平滑および切欠試験片）および中心孔軸方向（平滑）のクリープ破断試験を実施した。その結果を Fig. 7 に示すが、W の添加などの合金組成の改良によって現用 12Cr 鋼ロータ材より優れたクリープ破断強度が達成された。593°C、10<sup>5</sup> h 破断強度はラーソン・ミラー法による推定では、ロータ表層部、中心部とも目標とする 118 MPa を十分満足することが確認された。また、切欠破断強度は平滑破断強度よりも格段に優れており、構造物として重要な切欠強化を示していることが確認された。破断延性は現用 12Cr 鋼ロータ材と同等であり良好であった。

なお、試作ロータの焼入温度は現用ロータと同じ 1050°C としたが、これを 1075°C まで高めることによって 10~20MPa のクリープ破断強度向上が図れることを追加熱処理実験で確認した。したがって、より高強

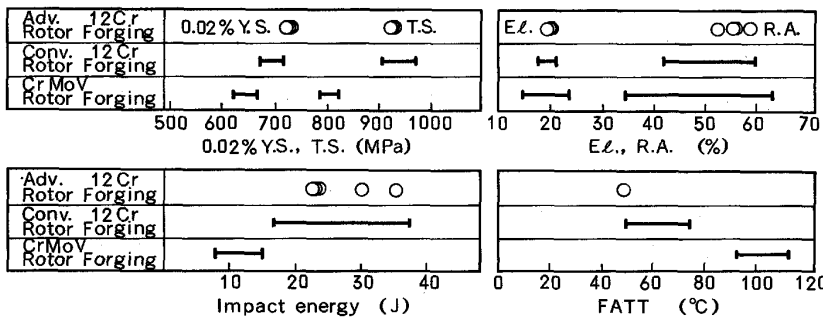


Fig. 6. Comparison of mechanical properties between advanced 12Cr trial rotor forging and conventional rotor forgings (Center core).

Table 4. Ladle analysis of advanced and conventional 12Cr blade materials (wt%).

	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V	W	Nb	N
Advanced 12Cr	0.16	0.04	0.46	0.009	0.004	0.77	11.34	0.98	0.20	1.13	0.20	0.05
Conventional 12Cr	0.18	0.45	0.67	0.020	0.002	0.44	10.59	1.06	0.19	—	0.43	0.06

Heat treatment Advanced 12Cr : Quench 1 120°C OQ Temper 570°C AC+650°C AC  
 Conventional 12Cr : Quench 1 090°C OQ Temper 650°C AC

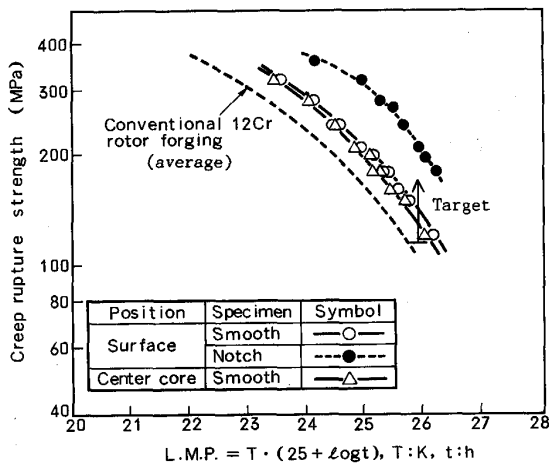


Fig. 7. Creep rupture strength of advanced 12Cr trial rotor forging.

度を目標とする場合は焼入温度 1 075°C の適用も可能である。

### 3.4 試作ロータの脆化特性

高温で長時間加熱された場合の脆化現象は、実機ロータの長時間安定運用のために防止しなければならないものである。そこで、試作ロータ材を用いて、600°C に長時間加熱後の衝撃特性を評価した。表層部および中心部より試験片を採取し、600°C 炉中で長時間加熱保持し、300、1 000、3 000、10 000 および 21 000 h の各段階で試材を取り出し、シャルピー衝撃試験を行った。その結果を Fig. 8 に示す。衝撃エネルギーは長時間加熱によってほとんど変化しなかったが、FATT は 10 000 h 加熱で約 10°C 増加した。しかし、その後 21 000 h まで加熱しても更なる FATT の増加は見られなかった。これら

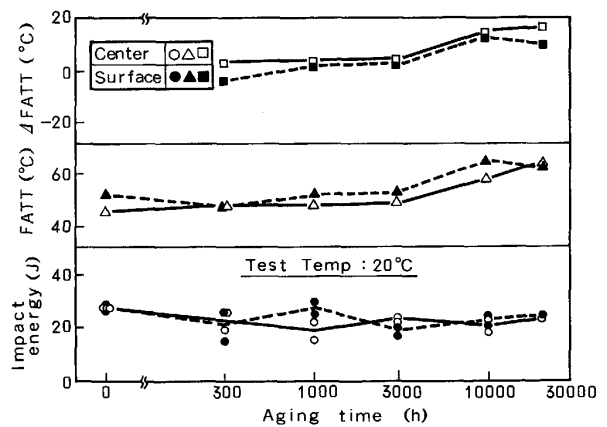


Fig. 8. Long-time aging test results of advanced 12Cr trial rotor forging at 600°C.

の変化は、表層部および中心部ではほぼ同等であった。以上より、改良 12Cr 鋼ロータ材は高温長時間加熱によってわずかに脆化現象が見られるものの、その程度は極めて軽微であり実用上問題となるようなものではないことが明らかとなった。

## 4. ブレード材、ケーシング材への応用

前章まではタービンロータの改良研究について、その経緯および成果について述べた。本章においては、ロータと同様の考えに基づき、各部品の製造方法や要求特性を考慮して組成改良を進めたタービンブレード材およびケーシング材の研究結果を示す。

### 4.1 改良 12Cr 鋼ブレード材の特性

Table 4 に、現用 12Cr 鋼ブレード材および改良 12Cr 鋼ブレード材の化学成分を示す。改良材は現用材

に比べて、Ni, Cr量を増量し、C, Si, Nbを低減するとともに、Wを添加している。本供試材は2tの高周波溶解炉で溶解後、ESR(エレクトロスラグ再溶解)を施している。その後、圧延、熱処理を行った。焼入条件は、現用材で1090°C油冷に対して、改良材においては1120°C油冷とした。

Table 5は、室温における引張試験結果およびシャルピー衝撃試験結果をまとめたものである。改良材は現用材とほぼ同等の引張性質を示していた。また、じん性については、改良材は現用材よりも向上していたが、これは主に低Si化の効果が大きいと考えられる<sup>23)</sup>。

次に、現用材と比較した改良材のクリープ破断強度をラーソン・ミラーパラメーターで整理した結果をFig. 9に示す。パラメーター23~26の範囲においては、いずれも改良材は現用材の強度を上回っており、成分改良効果が顕著に認められた。破断延性は改良材、現用材ともほぼ同等であった。

Table 5. Tensile and impact properties of advanced and conventional 12Cr blade materials.

	0.02% Y.S. (MPa)	T.S. (MPa)	EL (%)	R.A. (%)	Impact energy (J)	FATT (°C)
Advanced 12Cr	783.6	1038.6	19.3	59.2	32.9	42
Conventional 12Cr	774.8	1029.7	19.2	55.6	22.7	74

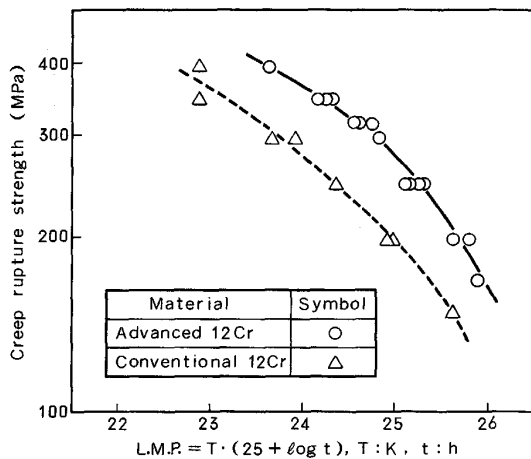


Fig. 9. Creep rupture strength of advanced 12Cr blade material.

#### 4.2 改良 12Cr 鋼ケーシング材の特性

Table 6に、現用 12Cr 鋼ケーシング材および改良 12Cr 鋼ケーシング材の化学成分を示す。改良材の特徴は、現用材に比べてC量を低減し、Ni量を増加させるとともに、Wを添加している点であり、铸造性や溶接性を考慮した成分配合としている。ここで、現用材は実機ケーシング<sup>24)~26)</sup>のラビリンス部の余材であり、改良材は1t規模の試験材である。いずれも铸鋼品であり、铸型に铸造後、熱処理を施した。熱処理条件は、いずれも1050°Cの焼ならし後、570°Cおよび700°Cの二段焼もどしとした。

Table 7は、室温における引張試験結果およびシャルピー衝撃試験結果をまとめたものである。改良材は現用材と比べて引張強さ、耐力が低いもののじん性は優れていた。

Fig. 10は、クリープ破断強度を比較したものである。ラーソン・ミラーパラメーターが24以下では、改良材の方がわずかに低強度になっているが、パラメーター24以上では、改良材の強度が現用材を上回り、パラメーターの増大とともに、言い換えれば、より高温長時間側で改良材のクリープ破断強度向上効果が認められた。破断延性は、ロータ、ブレードの場合と同様に、改良材、現用材ともほぼ同等であった。

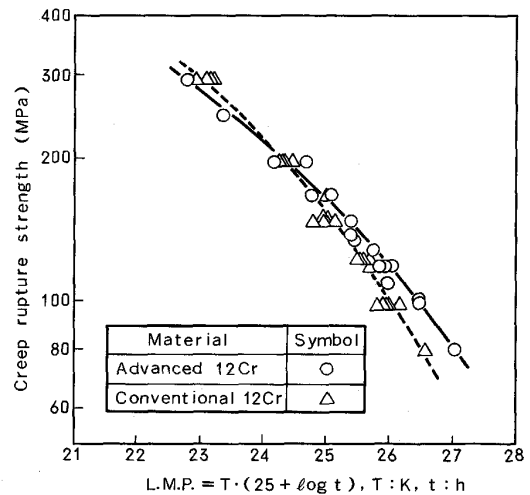


Fig. 10. Creep rupture strength of advanced 12Cr steel castings.

Table 6. Ladle analysis of advanced and conventional 12Cr steel castings (wt%).

	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V	W	Nb	N
Advanced 12Cr	0.12	0.23	0.57	0.009	0.004	0.93	10.23	0.99	0.19	0.82	0.10	0.06
Conventional 12Cr	0.14	0.28	0.54	0.006	0.004	0.55	10.05	0.86	0.23	—	0.10	0.04

Heat treatment Advanced 12Cr : Normalize 1050°C FAC Temper 570°C AC+700°C AC  
 Conventional 12Cr : Normalize 1050°C FAC Temper 570°C AC+700°C AC

Table 7. Tensile and impact properties of advanced and conventional 12Cr steel castings.

	0.02% Y. S. (MPa)	T. S. (MPa)	EL (%)	R. A. (%)	Impact energy (J)	FATT (°C)
Advanced 12Cr	601.2	788.5	20.1	48.3	25.9	40
Conventional 12Cr	668.8	875.8	19.0	48.0	19.6	62

## 5. 結 言

566°C 蒸気タービンにおいて既に長期の運用実績を有する現用 12Cr-Mo-V-Nb-N 鋼ロータ材をベースに、W を 0~1.24 重量%、Ni を 0.40~1.35 重量%、C を 0.12~0.19 重量% の間で変化させた試料を用いて、引張性質、衝撃性質、クリープ破断強度および金属組織を調べ、以下の点を明らかにした。

(1) W を約 1% 添加し、C の低減化、Ni の増量を図ることにより、延・じん性を低下させずにクリープ破断強度が大幅に向上する。

(2) クリープ破断強度の大幅向上は、主として W の固溶強化により、クリープ中の転位組織の回復やサブグレインの形成が抑制されるためである。

(3) 上記の基礎研究結果を基に、実機規模 (ドラム重量 20 t) の改良 12Cr 鋼ロータを試作し、高いクリープ破断強度の達成と、ロータとして必要な機械的性質や品質を十分に満足できることを実証した。

(4) ブレード材、ケーシング材についても、ロータと同様の考え方で、かつ、それぞれの製品の特質を考慮して組成改良を行い、クリープ破断強度が大幅に向上することを確認した。

以上の研究結果より得られたそれぞれの改良 12Cr 鋼は次世代 593°C 級の超超臨界圧火力タービン用ロータ、ブレード、ケーシングへの適用が予定されている。

## 文 献

- 1) S. B. BANNETT and R. L. BANNISTER: EPRI, CS-2223 (1981 年 1 月)
- 2) H. HAAS, J. EWALD, W. ENGELKE and H. TERMUEHLEN: APC (1982 年 4 月)
- 3) 大地昭生: 電気新聞 (1982 年 9 月 30 日~10 月 6 日)
- 4) G. M. YASENCHAK, R. H. LADINO, R. WAITZ, J. M. POWERS,

- A. T. SLOBODA and J. CARTER: EPRI, CS-2555 (1982 年 8 月)
- 5) Y. NAKABAYASHI: The First International Conference on Improved Coal-Fired Power Plants, EPRI, CS-5581 (1986 年 11 月)
- 6) M. AKIBA, T. IKEDA and K. AIZAWA: APC (1985 年 4 月)
- 7) M. SANO: The First International Conference on Improved Coal-Fired Power Plants, EPRI, CS-5581 (1986 年 11 月)
- 8) 石木芳徳: 日本機械学会第 25 回シンポジウム-動力・エネルギー技術の最前線, No. 870-10 (1987 年 11 月), p. 69
- 9) 野本秀雄, 鈴木篤英, 大地昭生, 秋葉雅史: 日本機械学会第 25 回シンポジウム-動力・エネルギー技術の最前線, No. 870-10 (1987 年 11 月), p. 81
- 10) M. MIYAZAKI and O. WATANABE: International Conference on Steam Plant for the 1990's (1990 年 4 月)
- 11) D. L. NEWHOUSE, C. J. BOYLE and R. M. CURRAN: ASTM 68th Annual Meeting (1965 年 6 月)
- 12) M. KAWAI, K. KAWAGUCHI, H. YOSHIDA, E. KANAZAWA and S. MITO: J. Iron Steel Inst., **64** (1978), p. 128
- 13) F. ITO, K. KUWABARA, M. MIYAZAKI, Y. FUKUI and Y. TAKEDA: Transactions of the ASME, **110** (1988), p. 127
- 14) M. MIYAZAKI, Y. TSUDA and A. KAPLAN: Seminar on Fossil Plant Retrofits for Improved Heat Rate and Availability (1987 年 12 月)
- 15) A. KAPLAN and M. MIYAZAKI: The 2nd International Conference on Improved Coal-Fired Power Plants, EPRI (1988 年 11 月)
- 16) 宮崎松生, 渡辺 修, 山田政之, 今井 潔: 鉄と鋼, **72** (1986), S578
- 17) 山田政之, 渡辺 修, 今井 潔, 斉藤大蔵: 材料とプロセス, **2** (1989), p. 770
- 18) 山田政之, 渡辺 修, 今井 潔, 斉藤大蔵: 材料とプロセス, **2** (1989), p. 1817
- 19) F. R. LARSON and J. MILLER: Trans. ASME, **74** (1952), p. 765
- 20) T. MARRISON and A. HOGG: Proc. Creep Strength in Steel and High-temperature Alloys (1972), p. 242
- 21) 三戸 暁, 河合光雄, 吉田 宏: 日本学術振興会耐熱金属材料研究第 123 委員会, **10** (1969) 3, p. 351
- 22) 劉 興 陽, 藤田利夫: 鉄と鋼, **73** (1987), p. 1034
- 23) 伊勢田敦朗, 寺西洋志, 吉川州彦: 鉄と鋼, **71** (1985), S1343
- 24) 中村裕交, 山田政之, 角田英治, 渡辺 修, 三室 弘, 土原峰雄, 岩淵義孝: 火力原子力発電, **39** (1988), p. 985
- 25) 岩淵義孝, 宮本剛汎, 土原峰雄, 村田政司, 渡辺 修, 山田政之: 材料とプロセス, **1** (1988), p. 734
- 26) M. YAMADA, O. WATANABE, E. TSUNODA and M. MIYAZAKI: The 2nd International Conference on Improved Coal-Fired Power Plants, EPRI (1988 年 11 月)