

## 次世代型超々臨界圧タービンシステムの実用化研究\* (タービンシステムの最適化とフェライト系耐熱ロータの開発)

大地 昭生\*<sup>1</sup>, 竹田 陽一\*<sup>1</sup>  
津田 陽一\*<sup>2</sup>, 今井 潔\*<sup>2</sup>

### Research and Development of Advanced Steam Turbine Systems with the Ultra Super Critical Pressure Steam Condition for Future Generation (Optimization of Advanced Turbine Systems and Development of Heat Resistant Ferritic Rotors)

Akio OHJI\*<sup>3</sup>, Yoichi TAKEDA,  
Yoichi TSUDA and Kiyoshi IMAI

\*<sup>3</sup> Fracture and Reliability Research Institute, Tohoku University,  
6-6-01 Aramaki-Aoba, Aoba-ku, Sendai-shi, Miyagi, 980-8579 Japan

Application of advanced steam condition for the old oil fired units is very useful to improve the plant thermal efficiency, as a result, it reduces CO<sub>2</sub> emission and achieves the economical generating cost. Development of the heat resistant ferritic rotor combined with rotor surface cooling system is very important to realize the steam turbine with the advanced steam condition. The full scale ferritic turbine rotor has been manufactured to verify the producibility and the quality of materials. This paper describes how to develop heat resistant ferritic turbine rotors for advanced steam condition for future.

**Key Words:** Energy Saving, Power Plant, Steam Turbine, Creep, Material Design

#### 1. 緒 言

わが国の事業用電源は石炭火力発電, LNG 火力発電, 石油火力発電等化石燃料を使用した火力発電が全電源構成の60%を占めており<sup>(1)</sup>, 21世紀においても電力供給の主力を占めると予想される。このうち, 石油火力発電は利用率は低いものの設備容量は全電源の20%を占めており, 夏場のピーク負荷対応, 燃料供給の柔軟性, 原子力プラントの故障時のバックアップ等を考えるとこの比率は21世紀においても極端には下がらないと想定される。

現在運転中の石油火力機は運転開始以降, 30年以上が経過し急速に老朽化が進んでおり21世紀初頭にはその大半が更新期を迎える<sup>(1)</sup>。また, 昨今の燃料費の高騰ならびに石油火力機の稼働率の低さから石油火力の発電コストは高額となっており電力ユーザの経営を圧迫している。また, 京都議定書の発効に伴い CO<sub>2</sub>

の削減も緊急の経営課題となっている。

最近, 欧米では700°C級の高温の蒸気条件を採用した蒸気力発電の開発が国家プロジェクトベースで推進されており, わが国はこの分野の開発が大幅に遅延している状況にある。先行しているそれら欧米での研究開発においては, 超合金を主要部位に用いることにより蒸気条件を700°C以上に高める方策がとられている<sup>(2)</sup>。なかでもタービンロータ材のオーステナイト化は製造の困難性, 製造費用の高額さから実現の阻害要因となっている。一方, これまで超臨界圧タービンシステムに適用されてきたフェライト系耐熱鋼は, 大形鋼塊製造性に優れており, 蒸気冷却等との併用により使用部位の温度を下げるるとともに, 合金成分の最適化により高温域まで適用範囲の拡大がなされれば, 700°C級の高温蒸気条件を実現するタービンロータ材として有望であると考えられる。

特に石油火力機においては, その運用法から起動停止や負荷追従運転に対応したタービンシステムが要求されるため, 熱膨張率などの点からフェライト系耐熱鋼の適用が望ましく, 蒸気条件向上によるプラントの高効率化が実現されれば, 発電コストの低減が図られ, 併せて CO<sub>2</sub> の発生抑制につながる。そこで, 本研究

\* 原稿受付 2006年2月17日。

\*<sup>1</sup> 正員, 東北大学大学院工学研究科(☎980-8579 仙台市青葉区荒巻字青葉6-6-01)。

\*<sup>2</sup> (株)東芝電力・社会システム技術開発センター(☎230-0045 横浜市鶴見区末広町2-4)。

E-mail: akio.ooji@rift.mech.tohoku.ac.jp

では老朽化した石油火力機の蒸気条件を従来実現し得なかった700°C級まで高め蒸気冷却との併用によりフェライト系耐熱鋼の適用を可能としたタービンシステムの提案を行う。もちろん、本技術は微粉炭火力の高圧、高圧化にも適用可能な技術であるが、本検討では老朽石油火力機の更新を対象とした。まず既設石油火力機の更新を対象に蒸気条件ならびにヒートサイクル構成の検討を実施し、耐熱部材への要求項目を抽出する。それらをもとにフェライト系耐熱鋼に対し、クリープ破断強度と延性-脆性破面遷移温度の評価に基づく合金成分の最適化を図る。また、実用化検討のため、得られた合金組成を有する大形鋳塊の製造性についての検証を行う。

## 2. 蒸気条件の選定と性能評価

対象とした石油火力機は、1960年代初頭に建設された60 Hz系375 MWユニット3基からなる。これを次世代型超々臨界圧ユニット(Advanced Ultra super Critical: 略号A-USC)1125 MW 1基でリプレースすることにより燃料費の低減とCO<sub>2</sub>の削減効果を図る。A-USCの蒸気条件については高温材料の開発に負うところが大きい。欧米で先行している高温高圧プラントの蒸気条件<sup>(2)</sup>を勘案し、37.5 MPa-630/725/725°Cの二段再熱サイクルとした。主蒸気温度は高圧部位にある配管、弁類の応力条件を緩和し現在まで開発、検証が完了している高温材料で対応可能な630°Cとした。再熱部は厳しい遠心応力にさらされる回転部位に、蒸気冷却との併用で耐熱材料の適用が可能のため欧米で先行している蒸気条件と同一の725°Cとした。タービン形成は大容量機にもかかわらず軽量で経済性が期待できるタンデム形とし(通常1000 MW級はクロス機適用)、タービン最終段には1125 MWで

も高効率が維持できる60 Hz機としては最長の45"チタン翼を適用することとした。対象ユニットの基本仕様を表1に示す。

ヒートサイクル構成は熱効率の改善を極力図るため給水加熱段数は高圧四段、脱気器、低圧四段の九段の構成とした。蒸気の過熱度の大きい高圧第1, 3ヒータへの抽気系には独立したデスーパーヒータを設置し最終給水温度の上昇を図った。また、ボイラ給水ポンプは別置のタービン駆動とし、駆動蒸気は中圧タービン排気より抽出し主タービンの復水器へ排気する構成とした。

高圧タービンの初段部のロータ表面の冷却は対向式に配置された超高圧タービンと高圧タービンの中間グラウンドを通して高圧タービン側へ漏えいする蒸気により冷却される<sup>(3)</sup>。また、中圧タービン初段部のロータ表面の冷却は高圧タービン排気より抽出され外部蒸気配管を通して中圧タービン中央部に挿入される抽気蒸気により冷却される。いずれも当該部では蒸気温度は520~530°Cに温度降下しており十分な冷却効果が期待される。本方式は先行機で実績があり十分実証された技術である。

これらのヒートサイクル構成により再熱圧力、抽気圧力等の最適化を行った。図1は第1再熱圧力と第2再熱圧力のパラメータサーベイの結果を示す。第1再熱圧力の上昇は給水温度の上昇を招くため、過剰に上昇させることはボイラ節炭器の面積増加を伴うので得策ではない。本検討ではこれらを勘定し、第1再熱圧力は15 MPaに設定した。また、第2再熱圧力は性能的には若干低下させたほうが改善されるが、反面、蒸気体積の増加に伴い翼長が増加し、回転部遠心力の増加を招く。したがって、性能的には若干劣るが遠心力を軽減できる5 MPaに設定した。これらのパラメー

Table 1 Comparison of basic specification between each unit

		Old oil fired unit	A-USC
Plant Capacity	MW	1125	1125
Unit Capacity	MW	375	1125
Number of Unit	Unit	3	1
Steam Condition	MPa	16.6	37.5
	°C	566/538	630/725/725
Turbine Type		TC4F-30"	TC4F-45"
Revolution	rpm	3600	3600
Exhaust Vacuum	mmHg	722	722
Fuel		C heavy oil	C heavy oil

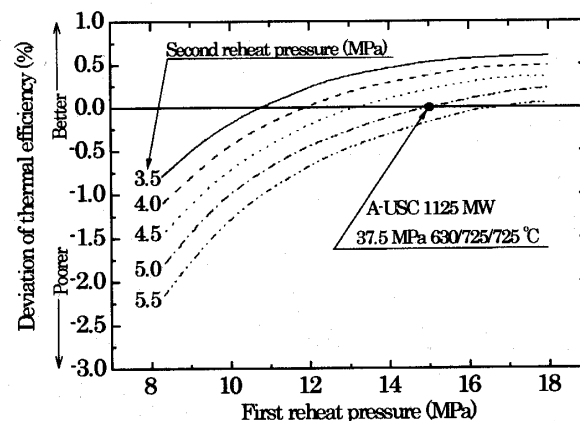


Fig.1 Parameter survey results of double reheat regenerating cycle

タサーベイの結果より最終的に得られた熱平衡線図を図2に示す。また、得られた性能計算結果を表2に示す。プラント熱効率率は約25%改善され発電端で48%を達成した。本効率は1300°C級コンバインドサイクルとほぼ同水準の高い熱効率である。

また、CO<sub>2</sub>の削減効果も既設老朽火力機に比し20%と高いレベルの削減を達成した。発電単価も燃料費が20%以上削減され高温高圧化の機器コストの上昇はあるものの単機容量の3倍のスケールメリットが期待できるため十分な経済性が期待される。

Table 2 Comparison of performance between each unit

		Old oil fired unit	A-USC
Unit Capacity	MW	375	1125
Steam Condition	MPa	16.6	37.5
	°C	566/538	630/725/725
Turbine Type		TC4F-30"	TC4F-45"
Feed Water Heating Stage		8	9
Exhaust Vacuum	mmHg	722	722
Turbine Thermal Efficiency	%	44	54
Plant Thermal Efficiency	%	38.5	48
CO <sub>2</sub> Emission	%	100	80

### 3. 高温高圧タービンロータ材に要求される特性と技術開発方針

2章までの検討結果から A-USC の蒸気条件の適用は老朽火力機の再生に極めて有効であることが確認された。本蒸気条件の実現のためには高温高圧部に適用される材料、わけても蒸気タービンロータの開発が最重要課題となる。高温部に適用されるタービンロータではクリープ破断強度をはじめとする各種高温強度が必要である。同時に、素材重量として100tを超える大形蒸気タービンロータとしての製造性、すなわち溶解・鍛造性、さらには部品の使用状況を考慮した加工性等などの性質が重要となる。また、起動停止中の熱応力低減の面から熱膨張率、熱伝導率等の物理的性質も重要である。

クリープ強度だけに着目すればフェライト系耐熱鋼に比べオーステナイト系耐熱鋼が格段に優れている。しかし、蒸気タービンに要求される物理的性質や、製造性を考慮するとオーステナイト系耐熱鋼はリスクが大きい。また、オーステナイト系耐熱鋼は高価であり経済性を考慮するとその適用は最小限にとどめることが望ましい。

一方、従来から、高温部位の作動温度を低下させる目的で蒸気冷却方式が適用されてきた<sup>(4)</sup>。これは高圧部からの抽気蒸気を絞り圧力効果により低減させ当該部に吹き付ける方法で100°C以上の温度降下が期待さ

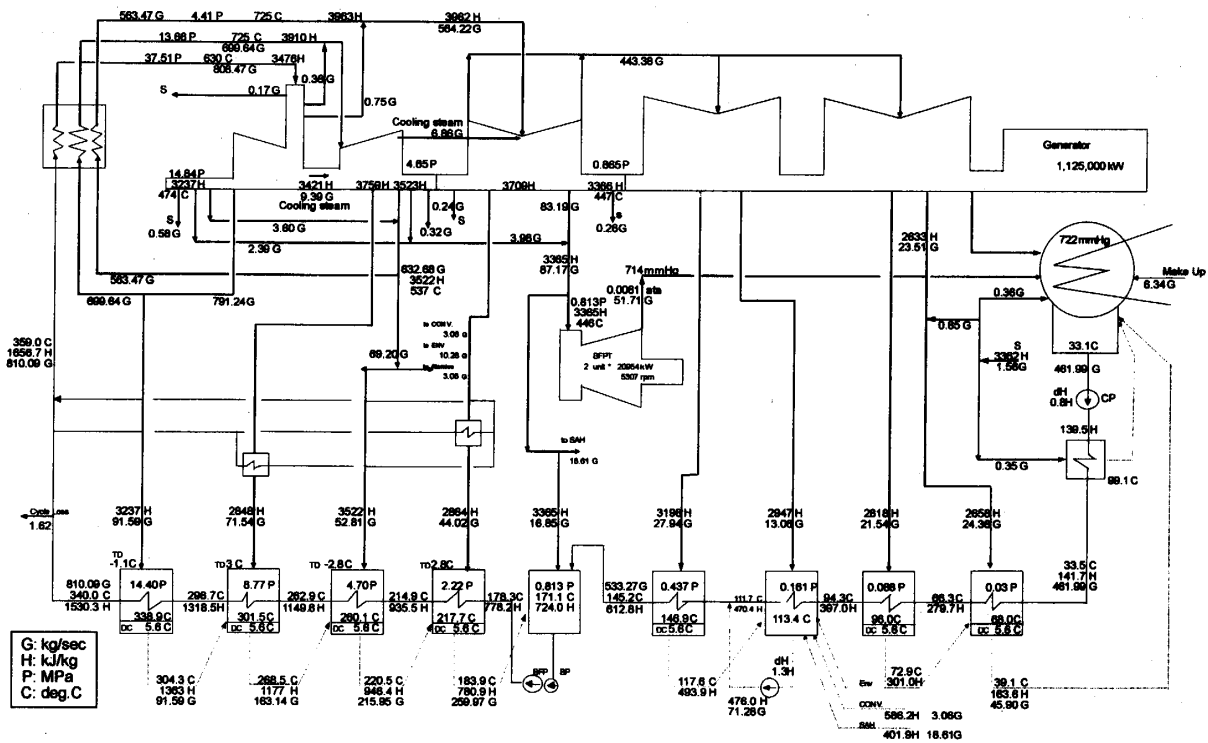


Fig. 2 Heat balance diagram of double reheat regenerating cycle

れる。そこで本研究では蒸気冷却方式との併用により当該部位の作動温度を低下させ、フェライト系耐熱鋼のクリープ強度に対する余裕度を高める方法で対応することとした。

フェライト系耐熱鋼としては従来から使用実績がある12Cr系マルテンサイト耐熱鋼に強度強化のための各種添加元素を加え固溶強化と析出強化を図り、クリープ強度を高めるとともにロータとしての靱性を確保した。以下に開発材のコンセプトと検証結果について述べる。

#### 4. ロータ材料開発のコンセプトと化学組成最適化

高圧および中圧ロータは大形回転体であり、かつA-USC条件の超高温蒸気に直接さらされる部位であるから、ロータ材料には、延、靱性を確保しながらクリープ破断強度を始めとする高温強度のさらなる向上を図ることが重要である。従来の研究<sup>(5)</sup>をもとに、12Cr耐熱鋼の高温強度改善に対しては、Nb(C, N)形炭窒化物の析出硬化に加え、WとMoによる固溶強化と金属間化合物Laves相 $[\text{Fe}_2(\text{W}, \text{Mo})]$ の析出を有効に利用することを検討した。W, Mo添加はともにフェライト形成元素であり、マルテンサイト組織の安定性の指標となるCr当量 $(=\text{Cr}+6\text{Si}+4\text{Mo}+11\text{V}+5\text{Nb}+1.5\text{W}-(40\text{C}+2\text{Mn}+4\text{Ni}+2\text{Co}+30\text{N}))$ 、各成分は重量%)を高めることとなり、高温鍛造性や強度・延靱性に悪影響を及ぼす $\delta$ フェライトの形成を招きやすい。そこで、Cr当量を下げるオーステナイト形成元素として、従来から添加されているNiに加え、Coの添加を検討した。そのうえで、さらなるクリープ破断強度の向上のため、微量で極めて効果的と考えられているB添加<sup>(6)</sup>の最適化を図った。

以上の化学成分の影響を検討のため、10%Cr-0.05%Nb-0.02%Nをベースに各成分元素の添加量を変えた50kgの試験溶解材からロータ素材と同等の鍛造比と所定の熱処理を施した小規模試験材でスクリーニング試験を行った。評価項目は引張特性、クリープ破断特性に加え、靱性としてシャルピー衝撃試験から求められる延性-脆性破面遷移温度(FATT: Fracture Appearance Transition Temperature)を用いた。以下ではおもにクリープ破断強度と靱性のバランスに着目して報告する。各化学成分の影響は、互いに相互作用を及ぼしていると思われるが、ここでは各成分の影響を評価するに際して、他の化学成分をできるだけ固定して行った。

まず最初にW, Moの添加量に関しては、従来の研究<sup>(5)-(7)</sup>により、12Cr鋼で高いクリープ破断強度を有

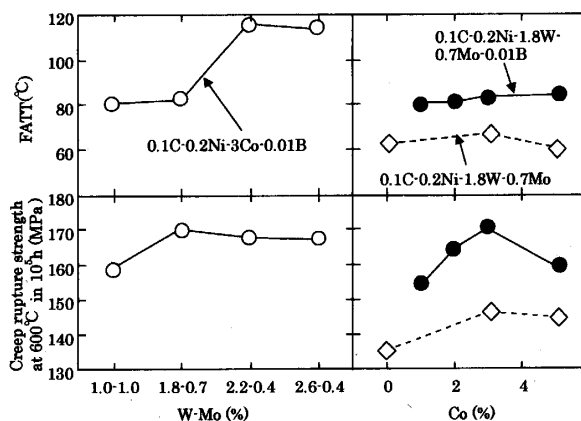


Fig. 3 Effects of W, Mo and Co content on toughness and creep rupture strength of 12Cr steel

することが知られているMo当量 $[\text{Mo}+1/2\text{W}(\text{各重量}\%)] = 15\%$ を基本に、W, Moの比率を検討した。ここでは、基本成分として0.1%C-0.2%Ni-3%Co-0.01%Bとし、スクリーニング試験の結果を図3に示した。ここで、クリープ破断試験は650°Cで応力を変え、最大4000時間まで行ったが、図3では比較のため、Larson-Millerパラメータ $P^{(8)}$  $[P=T(25+\log tr)]$ を用いて、600°Cでの10万hに相当する応力を求め、比較している。図3より、Wの比率が増大すると、クリープ破断強度はW1.8%以上で最大となるが、FATTはW2.2%以上で急激に上昇し、靱性には悪影響を及ぼすことがわかる。W, Moは母相のFeとの原子半径の差が、他添加元素に比べ大きいので、固溶強化により高温強度に寄与しているとともに、クリープ試験中に金属間化合物Laves相 $[\text{Fe}_2(\text{W}, \text{Mo})]$ <sup>(9)</sup>を分散析出することにより、炭窒化物の分散析出と相まって、クリープ中の変形を抑えることでクリープ破断強度の向上に寄与することがマイクロ組織の観察から明らかになった。W添加量を増大することはLaves相析出を増大し、クリープ破断強度のさらなる向上に寄与している。しかし、ロータ鍛造品には靱性も重視するので、強度と靱性のバランスの点から、W-Mo比率は1.8%W-0.7%Moが最も優れているといえる。

そこで、W, Mo添加量をこの最適値に固定して、Co添加量の影響を併せて図3に示した。Coは試験した添加量の範囲では靱性(FATT)への影響は小さい。クリープ破断強度は、ベース成分となる1.8%W-0.7%Moに対して、約3%で同等であるが、これより少ないとかえってクリープ破断強度が低下する。また、Co添加効果をCr当量に関して見ると、このペー

Table 3 Chemical composition of 12Cr rotor forgings

Rotor	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	V	Nb	N	W	Co	B	Fe	Application
12Cr	0.18	0.20	0.7	0.4	11.0	1.00	0.2	0.07	0.05	-	-	-	Bal.	SC
Mod. 12Cr	0.14	0.05	0.6	0.7	10.0	1.00	0.2	0.05	0.05	1.0	-	-	Bal.	USC
Ad. 12Cr	0.11	0.08	0.1	0.2	9.8	0.65	0.2	0.05	0.02	1.8	3.0	0.01	Bal.	A-USC

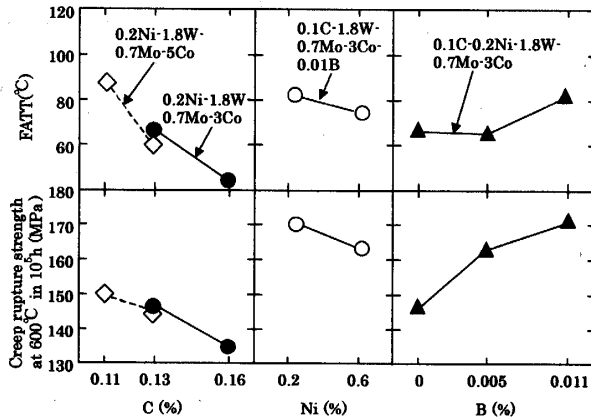


Fig. 4 Effects of C, Ni and B content on toughness and creep rupture strength of 12Cr steel

ス成分で Co 無添加の場合は 10 を超え、偏析等により  $\delta$  フェライトなどの生成の可能性があるが、3%添加で約 6 まで低下させ、マイクロ組織の健全性は良好となる。

次に、Co 量ほぼ一定として、C, Ni および B の影響を調べた結果が図 4 である。C は添加量が少なくなるとクリープ破断強度、FATT とも漸増する傾向がある。C は Nb, V と炭化物を形成して析出強化には欠かせない元素であるが、少ない添加量は炭化物量の凝集粗大化を遅らせ、クリープ破断強度という高温長時間での強度を維持していることを示唆しているものと考えられる。一方、FATT には C 添加量の低減はむしろ好ましくないため、C 添加量としては 0.1% 程度は必要であると考えられる。

Ni は添加量が少ないが、その中でも少ないほうが、クリープ破断強度、FATT ともに良好である。

B は極微量でもクリープ破断強度の向上には効果があることが知られている<sup>(6)</sup>が、過度に添加すると、熱間鍛造性を損ねる懸念があるので、最大 0.01% までの添加とした。この結果、B はクリープ破断強度を著しく向上するが、室温近傍の性質である FATT に対しては若干ではあるが好ましくない傾向がある。B はこのように高温での破断強度には極めて効果大きい。また、後述するようにこの B 添加量では熱間鍛造性への悪影響は現れないことが確認されたので、B 添加量

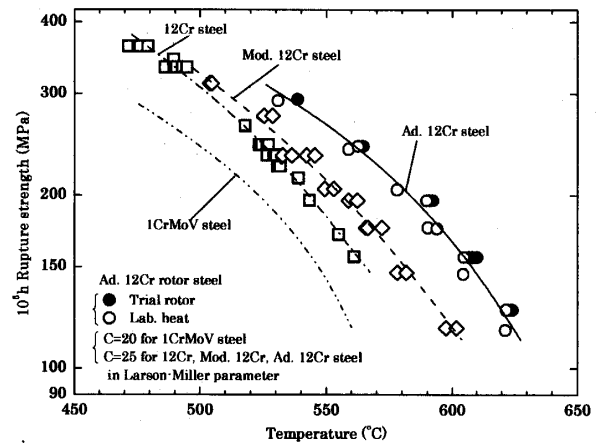


Fig. 5 Comparison of creep rupture strength in various martensitic rotor forging materials and Ad. 12Cr trial rotor forging

はクリープ破断強度の点から、0.01% を目標とすることとした。

### 5. 開発ロータ材のクリープ破断特性

スクリーニング試験結果より、A-USC 用 Ad. 12Cr 鋼ロータ材の化学組成を表 3 のように決定し、50 kg 溶解材にて、所定の熱処理後、600~670°C で最大約 1 万 h での長時間のクリープ破断強度試験を行った。その結果を Larson-Miller パラメータ  $P$  から求めた 10 万 h 破断強度と温度の関係を図 5 に示す。ここでは、比較のため、従来の 12Cr 鋼ロータ、Mod. 12Cr 鋼ロータのデータも併せて記載した。Ad. 12Cr 鋼ロータ材の化学成分の特徴をまとめると、以下のとおりである。W と Mo 添加量は Mo 当量を約 1.5 としたうえで、比率を最適化している。その結果、W+Mo 量は Mod. 12Cr 鋼の 2.0% から 2.45% へ増加している。一方、長時間クリープ破断強度の観点から C, Ni を低減している。N も同様のねらいで、従来より添加量を減らしている。この結果、Ad. 12Cr 鋼は相対的にフェライト形成元素が高く、組織安定性の指標となる Cr 当量が高くなるので、Co の 3% 添加により、マイクロ組織的には  $\delta$  フェライトがない正常な組織が得られている。B はクリープ破断強度向上と熱間鍛造性

Table 4 Verification items and the results for trial production of turbine rotor forging

Item	Verification issue	Solution	Result
Producibility of large ingot	Uniformity of chemistry	Application of ESR	Minimal segregation
Forgeability	Homogeneous structure	Optimization of forging temperature	Uniform microstructure throughout forging
Resistance to shaft galling	Over-layer weldability of journal portion	Optimization of Boron content	No significant defect in journal over-layer portion

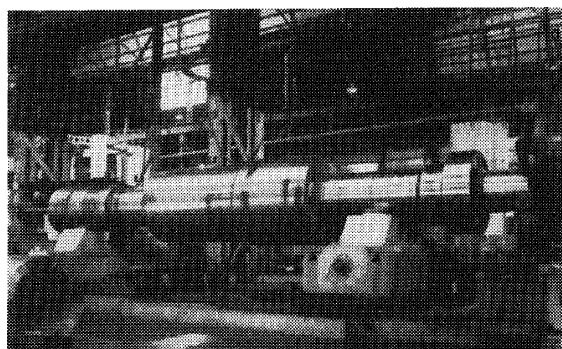


Fig. 6 View of trial Ad. 12Cr rotor forging

のバランスから約0.01%添加している。

このようにクリープ破断強度と靱性のバランスを計った Ad. 12Cr 鋼は、高温長時間にわたり、図5のように、Mod. 12Cr 鋼よりもはるかに高いクリープ破断強度を示すことが確認された。

ここでは、代表的な材料特性として、クリープ破断強度を示したが、後述するように、引張試験、シャルピー衝撃試験により短時間強度、および延・靱性も良好であることを確認している。

## 6. 開発材の製造検証

**6・1 ロータ素材の製造方法** 上記のように Ad. 12Cr 耐熱鋼は材料特性面では優れた高温強度をもつことが確認されたが、溶解重量で約100tに達する大形タービンロータへ適用するには、化学成分の均質性、鍛造性などの大形ロータ素材としての製造性を確認する必要がある。さらに、タービンロータとしての構造上、軸受部では12Cr 鋼特有の焼付き(ゴーリング現象<sup>(10)</sup>)防止策も検討する必要がある。そこで、1000 MW タービンロータを想定したロータ素材として、後述するように ESR 2次鋼塊で最大径1060 mm の試作ロータ(図6)を製作して、各種製造上の検証を行った。1000 MW 級タービンロータに必要な胴部直径ならびに鍛造比を得るために溶解量は約20tとした。検証項目とその施策、および結果は表4にまとめたとおりである。

検証項目の第一としては、化学組成、マイクロ組織の

均質性と健全性である。本開発鋼はそれまでの鋼種と異なり、重金属元素である W 含有量が多いこと、および B のように軽量で、鋼塊凝固中に偏析を起こしやすい元素を新たに添加していることから、溶解、造塊には特別の管理が必要となる。そこで、鋼塊製造においては成分偏析を抑制する目的で従来から実施されている VCD(Vacuum Carbon Degassing)プロセスを適用して一度凝固させた後に、それを電極として二次精錬技術であるエレクトロスラグ再溶解(Electro Slug Remelting, ESR と略す)を加えた。さらに、ESR 条件を厳密に管理することで各種重金属の偏析を抑え、品質の均質化を図ることができた。また、B 添加した本鋼の鍛造性を確保するために鋼種の化学組成を考慮して鍛造温度を適正化することで、鋼塊全体にわたって均一な微細組織を確保した。

一方、軸受ジャーナル部の焼付き防止に対しては、焼付きが生じない低合金鋼(1%CrMoV 系鋼)を直接ジャーナル部にオーバーレイ溶接する方式を採用した。本方式は12%Cr 系耐熱鋼ロータのジャーナル部を前加工し、当該部に低合金鋼を溶接肉盛りするが、初層部には12Cr 鋼の高合金成分を希釈するためにバッファ材を肉盛り、2層目以降は低合金鋼を順次溶接肉盛りすることにより、当該部の残留応力を極力低減させている。本開発鋼に添加された B は、溶接に対しては添加量が多すぎると溶接性を損なうことが懸念されるが、本鋼種の B 含有量は表3のように0.01%とした結果、溶接性は特に問題ないことが確認された。

## 6・2 開発材の検証結果

**6・2・1 化学成分** ESR にて得られた鋼塊の各位置から採取した試験片による化学分析結果で特に偏析を起こしやすい重金属元素である W, Co の化学成分分布を図7に示す。目標値に比べ若干の誤差と変動はあるものの鋼塊の半径方向(表層部と中心部)および長さ方向にも十分な均質性を保持し目標の成分範囲を満足していることを確認した。

**6・2・2 引張試験および衝撃試験** 試作ロータの各位置から採取した試験片による引張試験と衝撃試験結果を図8に示す。

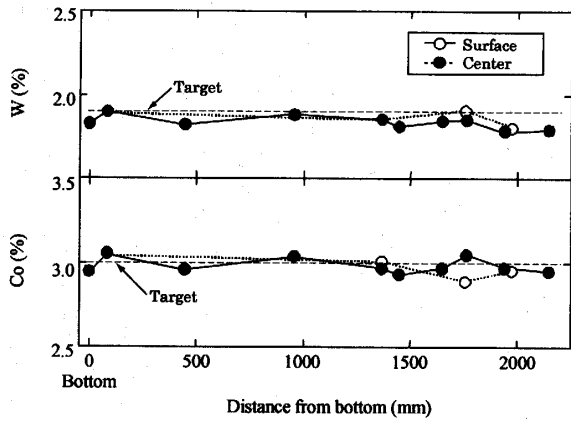


Fig. 7 Chemistry distribution in 20 ton ingot for Ad. 12 Cr rotor forging

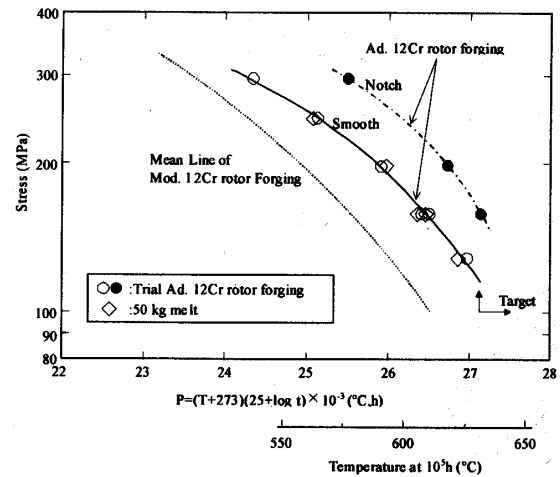


Fig. 9 Creep rupture strength of the trial Ad. 12 Cr rotor forging

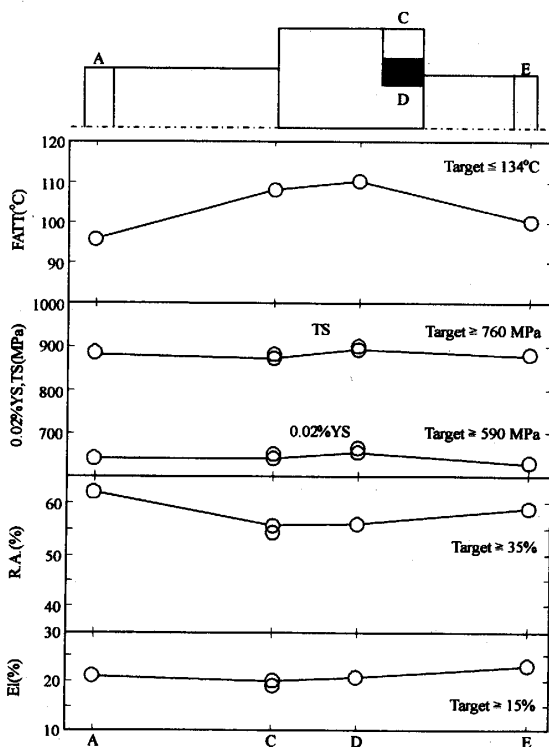


Fig. 8 Tensile and impact properties in the trial Ad. 12 Cr rotor forging

試作ロータの半径方向(表層部と中心部)および長手方向にも十分な均質性を保持し、目標値を満足していることを確認した。

**6・2・3 クリープ破断試験結果** クリープ破断試験結果を図9に示す。

50 kg 溶解材とも同等な強度であり、Md. 12 Cr ロータよりはるかに優れ、目標のクリープ強度を満足していることを確認した。また、切欠強化傾向をもつ期待どおりのクリープ破断強度が得られた。

**6・2・4 ミクロ組織観察** 図10に各部のミクロ組

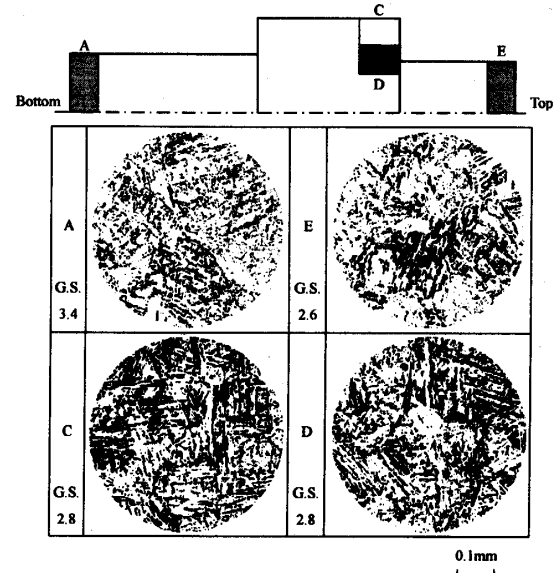


Fig. 10 Micro-structure of the trial Ad. 12 Cr rotor forging

織観察結果を示す。

全体としては、清浄な焼戻しマルテンサイト組織であり、 $\delta$ フェライトは認められなかった。

結晶粒度も2.6~3.4の範囲にあり、均質な組織が得られた。

**6・2・5 磁粉探傷検査および超音波探傷検査試作**

ロータの各部位について磁粉探傷検査と超音波探傷検査を行ったが特に欠陥指示は認められなかった。

**6・2・6 ジャーナル部オーバレイ溶接部の検証**

図11には、オーバレイ溶接後、所定のSR処理を施されたAd. 12 Cr ロータジャーナルオーバレイ部の硬さ分布を示す。母材から溶接金属にかけて硬さ分布は滑らかに変化している。HAZ(Heat Affected Zone)

Table 5 Comparison of material characteristics between Ad. 12Cr vs. Mod. 12Cr alloys

	Creep rupture strength	Mechanical property	Forge-ability	Weld-ability
Ad. 12Cr	Better	Better	Ditto	Ditto
Mod. 12Cr	Base	Base	Base	Base

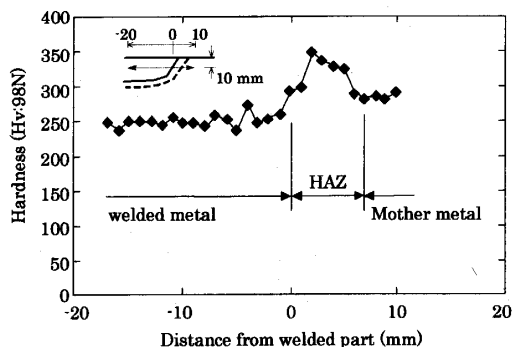


Fig. 11 Distribution of hardness around overlaid area

部の硬さも Md. 12Cr と同等によく焼鈍されており、溶接部の健全性が実証された。

以上のように、開発された、Ad. 12Cr 鋼ロータ材は、大型鋼塊、鍛造品としての品質、マイクロ組織の健全性と均質性、クリープ破断強度に加え、タービンロータとして必須のジャーナル部溶接性も良好であり、溶接部の残留応力も十分低く、ロータとしての製造性が検証された。Mod. 12Cr 鋼と比較した諸特性を表 5 に示す。

## 7. 結 論

本報告は次世代型超々臨界圧タービンシステムの実用化について、タービンシステムの最適化とフェライト系タービンロータ材の開発に焦点を絞り検討を行ったもので、以下に結論をまとめる。

(1) 老朽化石油火力 375 MW ユニット 3 基を、今回、著者らが提案する A-USC (37.5 MPa, 630/725/725°C) 1 125 MW 1 基でリプレースすることにより熱効率率は 25% 改善され、発電端プラント効率 48% が達成可能である。

(2) 発電原価に占める燃料費は 20% 以上削減され、スケールメリットも加味すると極めて経済的な発電原価が期待される。また、CO<sub>2</sub> 削減量は既設石油火力に比べ 20% 削減され、温室効果ガスの削減にも極め

て有効であることを確認した。

(3) 蒸気冷却方式との併用により 700°C 級の蒸気条件を実現させるフェライト系耐熱鋼として Ad. 12Cr 鋼が適用可能であることを明らかにした。

(4) ロータ材として要求されるクリープ強度と靱性のバランスから W と Mo 比率の適正化と B, Co 添加量の効果を明らかにし、実機規模の大形鍛造品を試作し、製造性が良好であることを検証した。

(5) 12Cr 系耐熱鋼ロータの軸受ジャーナル部の焼付き防止対策として直接ジャーナル部に溶接肉盛する方法を開発し、溶接部の健全性を検証した。

以上により著者らが提案した A-USC は蒸気冷却方式との併用によるフェライト系耐熱鋼の適用で実現の可能があり、既設火力のリプレースに極めて有効であることがわかった。

なお、本研究の一部は、平成 17 年度科学研究費補助金基盤研究(C)課題番号 17560060 による補助によって行われた。ここに記して謝意を表す。

## 文 献

- (1) Ohji, A., Research and Development of Advanced Steam Turbine Systems, *Transactions of the JSME, Series B*, Vol. 66, No. 650 (2000), pp. 228-235.
- (2) Blum, R. and Hald, J., *In materials for advanced power engineering 2002*, (2002), p. 1009, Forschungszentrum Jülich, Germany
- (3) Matsuura, T. et al., First-Stage Blades for Steam Turbines Operating Under Advanced Supercritical Steam Conditions, *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers*, Vol. 205 (1991), pp. 257-264.
- (4) Ohji, A. et al., The Construction of 700 MW Units With Advanced Steam Condition, *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers*, Vol. 205 (1991), pp. 257-264.
- (5) Yamada, M. et al., Development of Advanced 12Cr Steel Rotor Forgings, *Tetsu-to-Hagane*, Vol. 76, No. 7 (1990), pp. 1084-1091.
- (6) Fujita, T., Materials Engineering in Turbines and Compressors, *Proceedings of Third 3rd International Charles Parsons Turbine Conference*, Newcastle, UK, (1995), p. 493.
- (7) Fujita, T., Advanced High-Chromium Ferritic Steels for High Temperatures, *Metal Progress*, Vol. 130, No. 2 (1986), pp. 33-40.
- (8) Larson, F. R. and Miller, A Time-Temperature Relationship for Rupture and Creep Stresses, *Transactions of the ASME*, Vol. 74 (1952), pp. 765-775.
- (9) Kimura, K. et al., Report of the 123rd Committee on Heat-Resisting Materials and Alloys Japan Society for the Promotion of Science, Vol. 34, No. 2 (1993), pp. 127-130.
- (10) Booser, E. R., Influence of Lubricant Additives on Wire-Wool Type Bearing Failures With 12 Percent Chromium Steel Journals, *Lubrication Engineering*, Vol. 23, 8 (1967), pp. 325-329.