

## 析出強化型 15Cr-26Ni-1.25Mo Fe 基耐熱合金の高温特性に及ぼす時効処理の影響

飯島 活巳\*・山田 範雄\*・福井 寛\*<sup>2</sup>  
桐原 誠信\*<sup>3</sup>・金子 了市\*<sup>4</sup>

## Effects of Aging Condition on the High Temperature Properties of Precipitation Hardened 15Cr-26Ni-1.25Mo Iron Base Alloy

Katsumi IJIMA, Norio YAMADA, Yutaka FUKUI,  
Seishin KIRIHARA and Ryoichi KANEKO

## Synopsis :

Optimum aging condition suitable to large parts made of low carbone low titanium 15Cr-26Ni-1.25Mo iron-base alloys was examined. The alloys are beneficial to making rotors for ultra-super critical steam turbine for gegerator. After solution treatment, the alloys were aged at 740°C for 1 through 64h, or 700 to 780°C for 16h. The experimental results are summarized as follows.

1) Aging at a range of 720 to 780°C for 16h yielded spheroidal  $\gamma'$  particles. But, after aging at 780°C for 16h coarsened  $\gamma'$  particles precipitated on the grain boundary.

2) Superior tensile properties were resulted after aging at 740°C for 16-32h or 740-760°C for 16h.

3) Creep properties at 650°C were affected by aging temperature. The long-term creep strength was hardly affected by the aging temperature in the range of 710 to 760°C for 16h. Creep ductility was significantly improved with elevating aging temperature up to 760°C.

4) Low cycle fatigue strength at 650°C was not affected by the aging conditions when tested under constant total strain amplitude in this work.

5) A drum with a weight of 4.5t was produced and solutionized and aged at 740°C for 32h. The test pieces were cut from typical four locations of the drum, and creep tested at 650°C. It was confirmed that dispersion of creep strength with respect to the location was negligible.

**Key words :** alloys for elevated temperature survice ; aging condition ; tensile ; creep and fatigue strength ; rotor for ultra-super critical steam turbine.

## 1. 緒 言

資源の乏しい我が国では、発電プラントの効率向上が、石油価格の高騰以来重要な課題となっている。さらに、CO<sub>2</sub>に起因した近年の地球環境の悪化は、この課題を全世界的規模で解決すべきことを示唆している。

超超臨界圧蒸気発電プラントは、蒸気を高温、高圧化し発電効率の改善を狙った新しい構想であり、その経済性及び石油代替エネルギーの利用の点で有利とされている。筆者らは、蒸気条件 650°C, 34.5MPa (352 kgf/cm<sup>2</sup>) 用超超臨界圧タービンロータ材料の検討を進め、15Cr-26Ni-1.25Mo 系 Fe 基合金 (A286) を基本組成と

し、その C 及び Ti 量を低減することにより組織の安定性、特に長時間加熱脆化特性を向上できることを明らかにした<sup>1)2)</sup>。この合金は  $\gamma'$  相による析出硬化型耐熱合金であるため<sup>3)</sup> 析出相制御の観点から熱処理条件が特に重要になる。このためこれまでにこの種の合金の熱処理条件に関する検討は長谷川ら<sup>4)</sup>をはじめ多数実施されている<sup>5)6)</sup>。しかし、蒸気タービンロータ等大型機器では、部位により熱処理時の温度及び加熱時間に偏差が生じるため、これらの影響を詳細に検討する必要がある。また、同機器では、運用期間が約 10<sup>5</sup> h と長期にわたるため熱処理条件も長時間特性を規準に最適化する必要があるが、この点につき検討した例は少ないようである。

昭和 62 年 4 月本会講演大会にて発表 平成元年 11 月 17 日受付 (Received Nov. 17, 1989)

\* (株)日立製作所日立研究所 (Hitachi Research Laboratory, Hitachi, Ltd., 832-2 Horiguchi Katsuta Ibaraki pref. 312)

\*2 (株)日立製作所日立研究所 工博 (Hitachi Research Laboratory, Hitachi, Ltd.)

\*3 (株)日立製作所日立工場 工博 (Hitachi Works, Hitachi, Ltd.)

\*4 (株)日立製作所日立工場 (Hitachi Works, Hitachi, Ltd.)

そこで本報告では、低C、低Tiの15Cr-26Ni-1.25Mo Fe合金の高温特性に及ぼす熱処理条件のうち、 $\gamma'$ 相の析出挙動に直接影響する時効条件につき検討した。

## 2. 供試材及び実験方法

### 2.1 供試材

供試材の化学組成をTable 1に示す。本供試材は15Cr-26Ni-1.25Mo Fe合金のJIS相当材：SUH660 (Ti = 1.9~2.35 wt%, C  $\leq$  0.08 wt%) に比べTi量を約1.8 wt%, C量を0.02~0.04 wt%に低減し650°C加熱脆化特性を改善した材料である。また、その効果はTiCに代表される析出物が650°C加熱により粒界に凝集するのを防止することにより得られた<sup>1)</sup>。これらの材料は真空溶解後エレクトロスラグ再溶解法により溶製し、板厚60 mm、重量200 kg程度の板状に鍛造した。

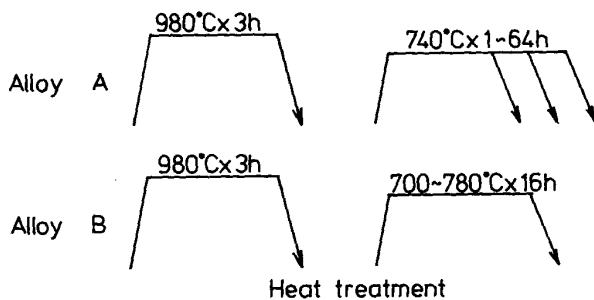


Fig. 1. Heat treatment conditions of alloys studied.

熱処理のうち固溶化処理は $\gamma'$ 相(固溶化温度: 約855°C)<sup>7)</sup>及び $\eta$ 相(固溶化温度: 約915°C)<sup>7)</sup>が固溶する980°C  $\times$  3h保持後水冷の一定条件とした。時効処理は740°Cで保持時間のみを1から64hまで変化させる処理(A合金使用)、および、保持時間一定のもと時効温度を700から780°Cまで変化させる処理(B合金使用)につき実施した。時効処理時の冷却はいずれも空冷とした。以上の内容をFig. 1に示す。

### 2.2 実験方法

引張試験は20及び650°C、またクリープ破断試験は650°Cの各温度で実施した。高温低サイクル疲労試験は電気油圧サーボ式疲労試験機を用い試験温度650°Cにて行った。ひずみ波形は引張圧縮型三角波形、またひずみ速度は0.1%/s一定とした。

引張り及び平滑クリープ試験には、直径6 mm、平行部30 mmの丸棒試験片を、切欠クリープ試験には切欠底直径6 mm V環状切欠試験片(Fig. 10参照)を、また疲労試験には、直径10 mm、標点距離15 mmの丸棒試験片を用いた。

さらに、光学顕微鏡及びエネルギー分散X線検出装置(EDX)付き透過型電子顕微鏡(TEM)を用い組織観察及び析出物の同定を行った。

## 3. 実験結果とその検討

### 3.1 機械的性質に及ぼす時効処理の影響

Fig. 2は650°C引張特性に及ぼす時効温度の影響を

Table 1. Chemical compositions of alloys studied (wt%).

	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	V	Al	Ti	B
Alloy A	0.039	0.36	1.23	25.79	14.95	1.22	0.31	0.24	1.79	0.0028
Alloy B	0.024	0.37	1.25	25.79	14.95	1.24	0.31	0.22	1.81	0.0026
A 286	$\leq$ 0.08	$\leq$ 1.00	$\leq$ 2.00	24.00-27.00	13.50-16.00	1.00-1.50	0.10-0.50	$\leq$ 0.35	1.90-2.35	0.001-0.010

Process : VIM+ESR Ingot weight : 300 kg

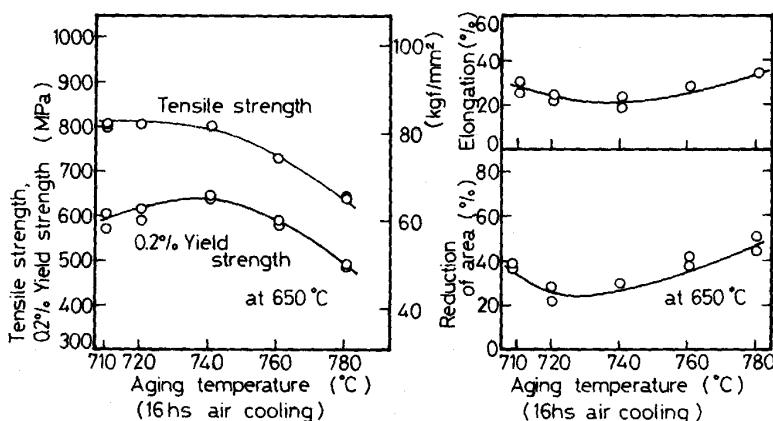


Fig. 2. Effect of aging temperature on tensile properties at 650°C in Alloy B.

示す（保持時間：16 h 一定）。0.2% 耐力は約 740°C 時効で最高強度に達し、その高温側で著しく低下する。引張強さは 710-740°C 時効のとき最も高く、それより高温側で低下する。伸び及び絞り率は 720 から 740°C の範囲で低い。次に、時効温度を 740°C 一定とし、20°C 引

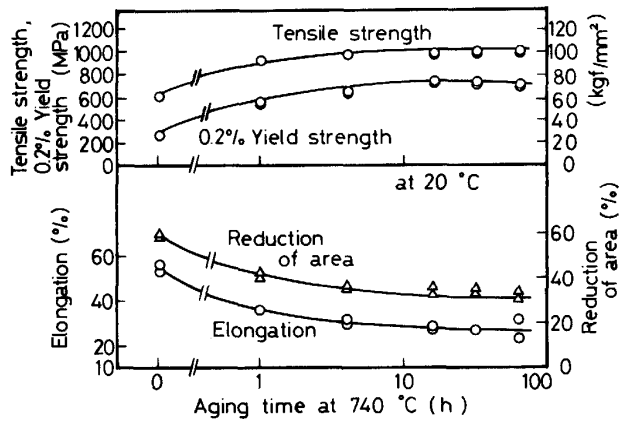
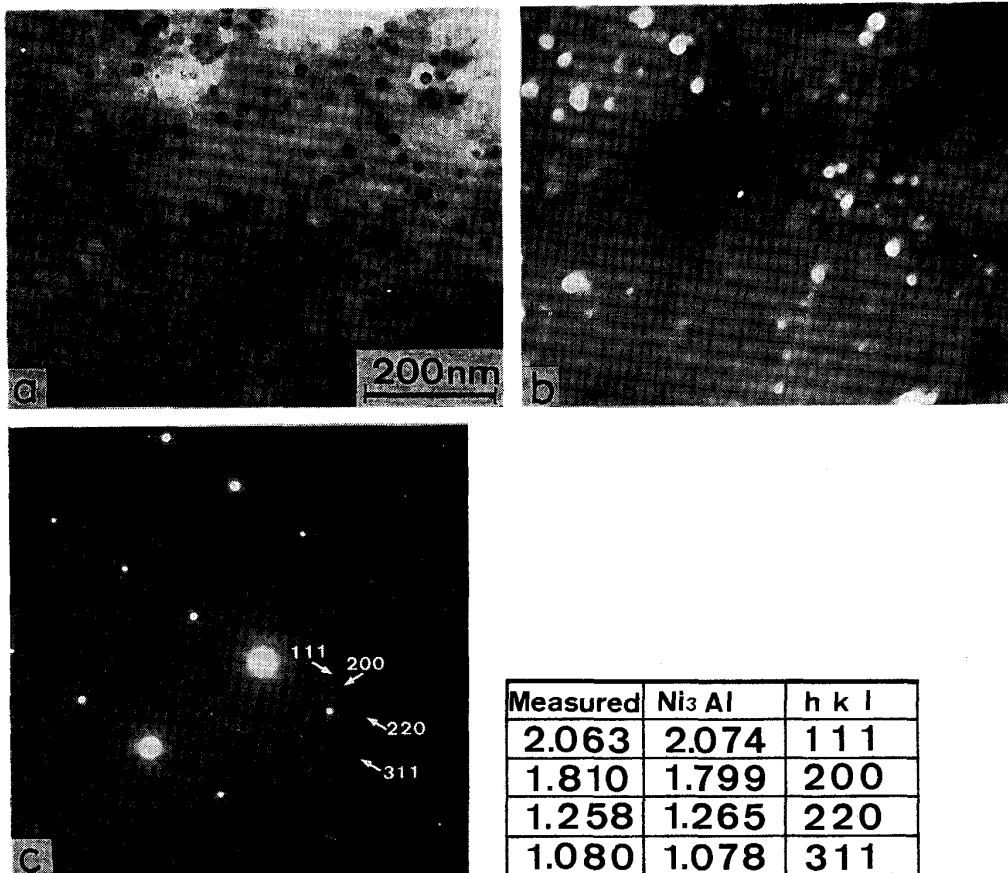


Fig. 3. Effect of aging time on tensile properties at 20°C in Alloy A.

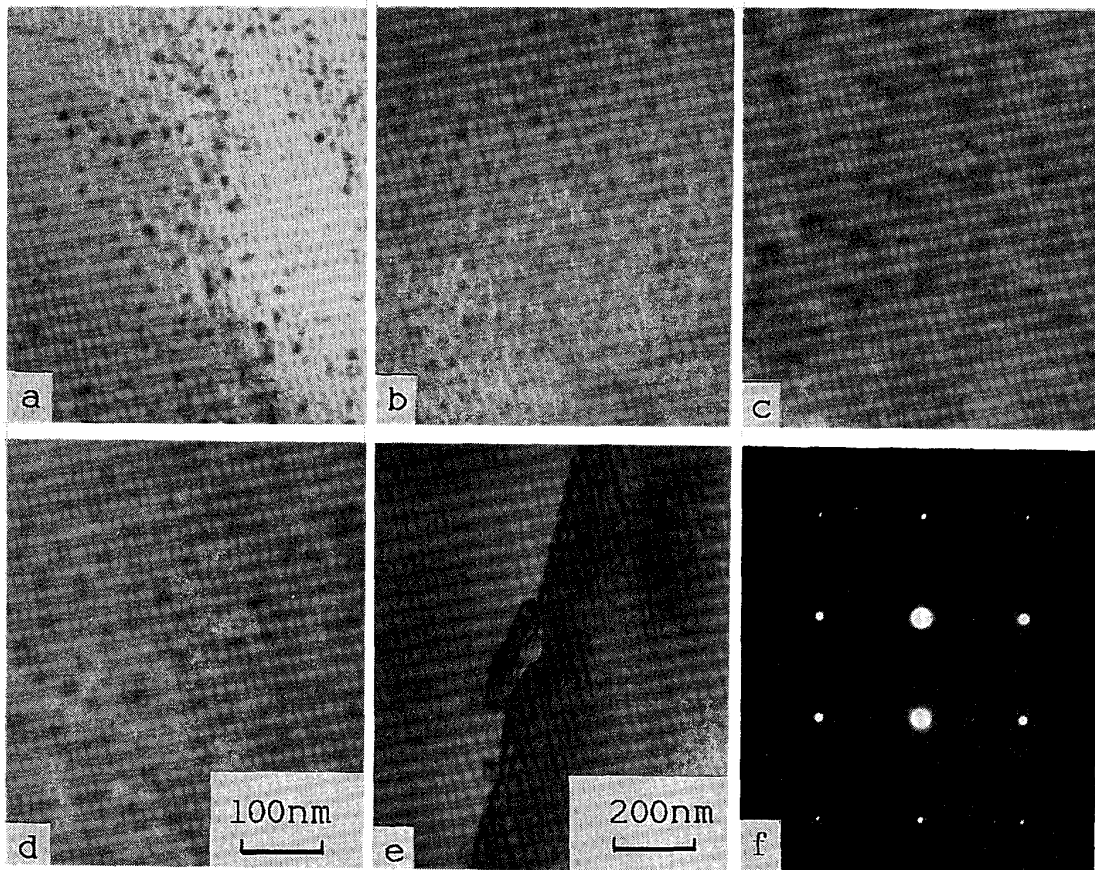
張特性に及ぼす時効時間の影響を Fig. 3 に示す。耐力と引張強さは保持時間とともに高くなるが、破断伸びと絞りは逆に低くなる。しかし、この傾向は、約 16 h で飽和するようである。したがって、強度を重視し、かつ、耐力、引張強さ、破断伸びおよび絞りの値が時効時間に依存せず一定の値をもつようにするためには、最低 16 h、約 740°C に保持する必要がある。

Photo. 1 に 740°C で 64 h 時効処理した材料の透過電顕組織 (a, b) 及び電子線回折パターン (c) を示す。c に示す各環の直径から面間隔を測定した結果、欄内に示す  $\gamma'$  相 ( $\text{Ni}_3\text{Al}$ ) の各面指数 ( $hkl$ ) の値と一致した。また、本合金は Al に比べ Ti の添加量が多いことから、粒内に観察されたこれら微細析出物は Al の一部が Ti と置換した  $\gamma'$  相 ( $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$ ) であると判断する。次に、各温度にて時効処理した材料の透過電顕組織を Photo. 2 に示す。いずれも粒内に  $\gamma'$  相の微細な析出物が観察され、720 及び 740°C 時効材の場合その平均粒子径は 10 nm 以下、760°C 時効材の  $\gamma'$  相の平均粒子径は 24 nm であった。(c) 一方、Photo. 2 d, e に示すよ



a:  $\gamma'$  particles after aging at 740°C for 64 h b: Dark field image of area of foil showing a c: Electron diffraction pattern

Photo. 1. Electron micrographs showing  $\gamma'$  particles in Alloy A.



a : 720°C×16h b : 740°C×16h c : 760°C×16h d : 780°C×16h e : 780°C×16h  
 f : Diffraction pattern of grain-boundary precipitate shown in e  
 Photo. 2.  $\gamma'$  morphology in Alloy B after various kinds of aging.

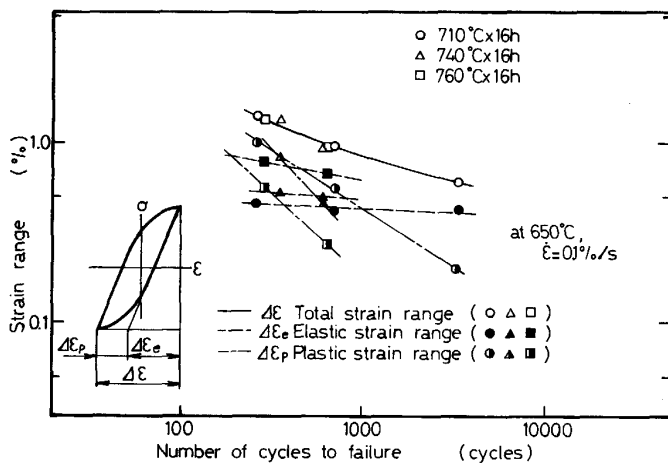


Fig. 4. Effect of aging temperature on low cycle fatigue life in Alloy B.

うに、780°C 時効材の粒内に観察された  $\gamma'$  相の平均粒子径は 20 nm で 760°C 時効材の値に比べ小さく、さらに粒界には粗大化した析出物が見られた。電子線回折パターン f を解析した結果、この析出物は粗大化した  $\gamma'$  相であり、760°C 以下の時効処理では見られなかった組織変化が、780°C 時効処理において発生していることが明らかとなった。なお、Fig. 2 及び 3 に示した引張特性

に及ぼす時効処理条件の影響には、上述した  $\gamma'$  相の形態の変化が関係していると考えられる。

### 3.2 低サイクル疲労及びクリープ特性に及ぼす時効温度の影響

Fig. 4 に示すように、650°C 低サイクル疲労寿命に及ぼす時効温度の影響は、全ひずみ範囲と疲労寿命との関係(白ぬきの記号)に関しては小さい。しかし、寿命の

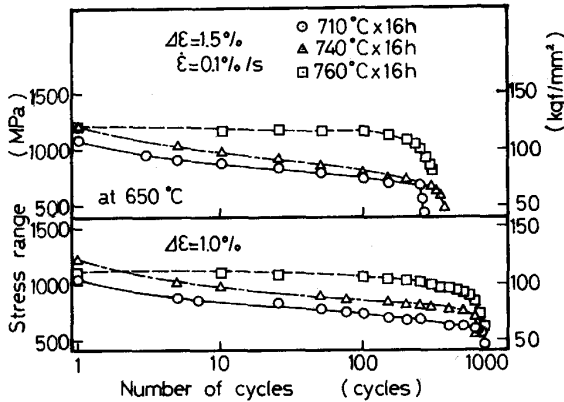


Fig. 5. Variation of stress range as a function of number of cycles in Alloy B tested at 650°C.

約 1/2 の繰返し数における弾性ひずみ範囲 (黒塗の記号) 及び非弾性ひずみ範囲 (半黒塗の記号) との関係には時効温度の影響が見られ, 同一ひずみ範囲に対する疲労寿命は, 弾性ひずみの場合時効温度が高いほど長く, 非弾性ひずみの場合逆に時効温度が低いほど長寿命となる. MANSON の提案した Universal slope の式<sup>8)</sup>によれば, 低サイクル疲労寿命とひずみ範囲の関係は次式で整理できる.

$$\Delta \epsilon_t = (3.5 \sigma_B / E) N_f^{-0.12} + \epsilon_f^{0.6} N_f^{-0.6}$$

ここで,  $\Delta \epsilon_t$  は全ひずみ範囲,  $\sigma_B$  は引張強さ,  $E$  は縦弾性係数,  $N_f$  は疲労寿命,  $\epsilon_f$  は引張りの真破断ひずみであり, 右辺の第 1 項は弾性ひずみ範囲, 第 2 項は非弾性ひずみ範囲に関係する. したがって, 弾性ひずみ範囲と疲労寿命との関係は強度支配で, 強度が高いほど長寿命となり, また, 非弾性ひずみ範囲との関係は延性支配で高延性材ほど寿命が長く, 引張特性に及ぼす時効温度の影響を考慮すれば Fig. 4 に示した結果と逆の傾向を示唆する. 各サイクルに対する応力範囲 (引張側の最大応力 + 圧縮側の最大応力) の変化を Fig. 5 に示す. 時効温度 710 と 740°C の場合, 繰返しとともに応力範囲が減少する繰返し軟化挙動を呈する. しかし, 760°C 時効材の場合, 応力範囲は巨視的なき裂の発生する寿命末期に至るまではほぼ一定値を示した. その結果, 寿命の約 1/2 の繰返し数に対する弾性ひずみ範囲の値は, 熱処理ままでは耐力や引張強さの低い 760°C 時効材がむしろ大きくなったと考えられる. 今回実施した疲労の条件 (疲労寿命 < 3000 回) では, 疲労寿命に及ぼす時効温度の影響は小さかったものの, この関係は繰返し軟化挙動に依存することも予想される. 繰返しによる軟化はひずみ (応力) 範囲に関係するため, 超超臨界圧発電プラントの運用パターンを明確にすることが重要となる.

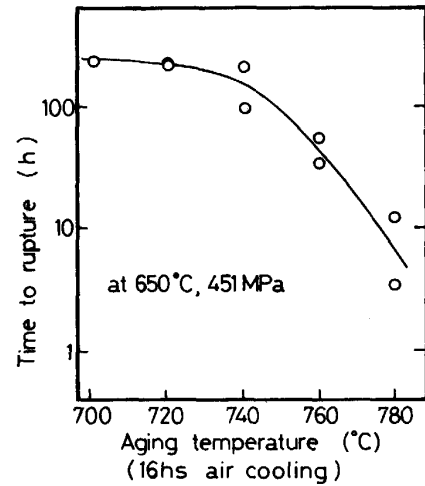


Fig. 6. Effect of aging temperature on creep rupture time in Alloy B tested at 650°C under 451MPa.

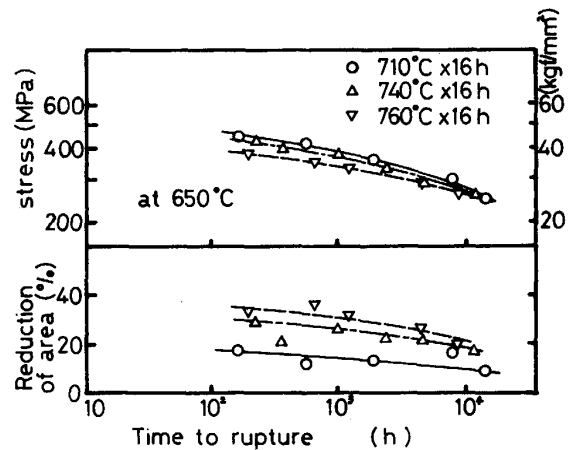
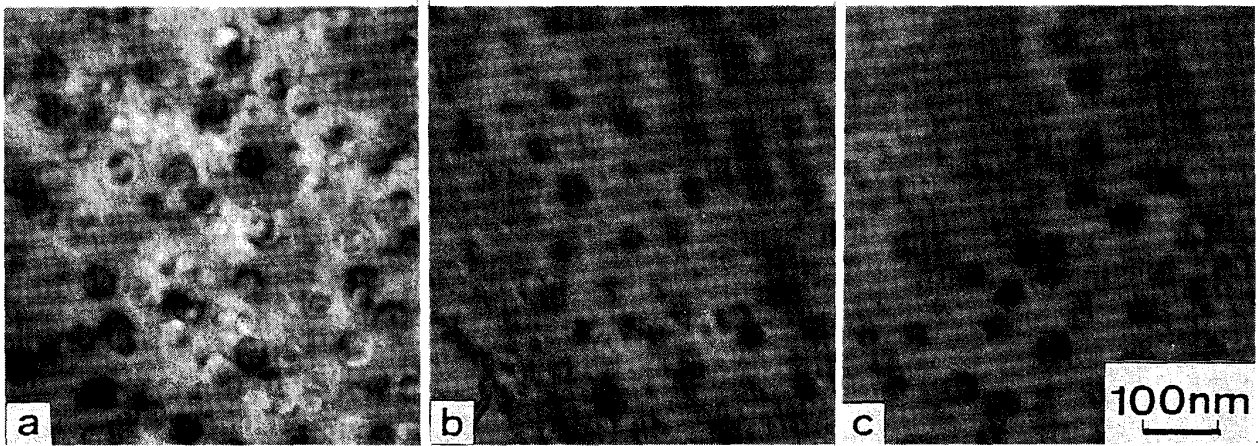


Fig. 7. Effect of aging temperature on creep rupture properties in Alloy B tested at 650°C.

Fig. 6 は応力 451MPa 一定とした 650°C クリープ破断時間に及ぼす時効温度の影響を示す. 負荷応力が 451MPa の場合, 破断時間は時効温度が約 740°C を超えると著しく短くなる. しかし, 各時効温度に対する応力と破断時間の関係を示した Fig. 7 によれば, 長時間側で時効温度の影響は減少し, クリープ破断強度はほぼ一定となる. また, 絞りは時効温度が高いほど大きく優れた特性を示す. したがって, クリープ破断強度がさほど低下せず破断延性も比較的大きい 740°C 時効が良好であると考えられる.

ここで, クリープ破断強度に及ぼす時効温度の影響に関し金属組織面から考察する. 短時間クリープ破断強度に及ぼす時効温度の影響は, 引張特性と同様  $\gamma'$  相の析出挙動に関係すると考える. すなわち, Photo. 2 に示すように時効温度が 740°C 以下では, 平均粒子径が 10



a : 710°C×16 h,  $t_r = 13\,394$  h,  $\sigma = 245$  MPa      b : 740°C×16 h,  $t_r = 11\,460$  h,  $\sigma = 255$  MPa      c : 760°C×16 h,  $t_r = 8\,270$  h,  $\sigma = 255$  MPa

Photo. 3. Micrographs of alloys creep rupture tested at 650°C after various kinds of aging in Alloy B.

nm以下の微細な $\gamma'$ 相が粒内に均一分散し母相と整合なひずみを発生できる。しかし、760°C時効の場合平均粒子径が増加し母相との整合性は低下する。780°C時効材では $\gamma'$ 相の一部は粒界上に析出し、さらに整合なひずみの発生は減少する。その結果、760及び780°C時効の場合クリーブ破断強度が著しく低下したものと推察する。次に、長時間クリーブ破断強度に及ぼす時効温度の影響が小さくなった理由につき検討する。Photo. 3は長時間側で破断した各時効処理材の透過電顕組織を示す。試料は試験片のネジ部より採取した。いずれも、粒内に $\gamma'$ 相が観察され、その平均粒子径は710, 740, 760°C時効材でそれぞれ、33, 33及び34 nmでありほぼ同一となった。一方、本供試材と同一条件で製造した0.023 wt% C, 1.54 wt% Tiを含む15Cr-26Ni-1.25Mo系Fe基金属(時効処理条件; 710°C×16 h)に対し筆者ら<sup>9)</sup>が求めた $\gamma'$ 相の平均粒子径と650°C時効時間との関係をFig. 8に黒丸で示す。両者の関係は始め、両対数上で傾き1/3の直線にはほぼ近似できるものの、平均粒子径が約30 nmになると成長は飽和した。このことから、650°C時効による $\gamma'$ 相の成長は拡散律速を仮定したLIFSHIZ, SLYOZOV<sup>10)</sup>及びWAGNER<sup>11)</sup>らの提案したLifshiz-Slyozov-Wagner則に始め従うものの平均粒子径が約30 nmに達すると成長速度が著しく減少し、ほぼ一定の大きさになることを示す。次に、Photo. 3より得られた平均粒子径と加熱時間(この場合、図中に示された3条件で時効した材料を650°Cでクリーブ試験したときの破断時間)との関係をFig. 8に○, △, □印で示す。これらの値は、●印で示した前記データのうち、成長が飽和した領域の値と良く対応した。したがって、クリーブ中の時効により $\gamma'$ 相は成長するものの、その後成長

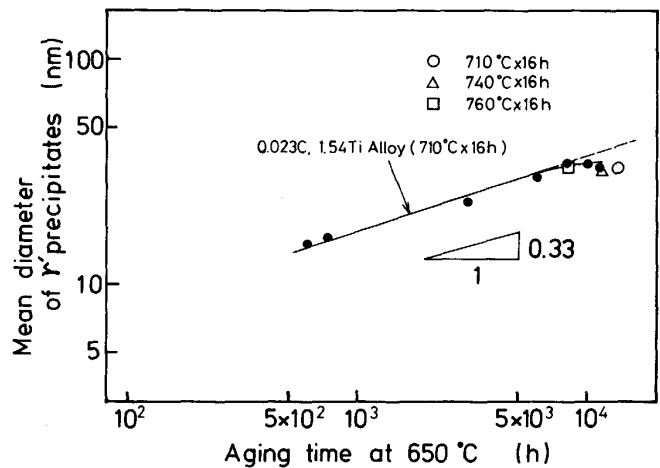


Fig. 8. Dependence of  $\gamma'$  precipitates-coarsening of 15Cr-26Ni-1.25Mo 0.023C-1.54Ti alloy and the mean diameter of  $\gamma'$  in alloys creep tested at 650°C.

速度が減少し時効温度によらずほぼ一定の粒子径に収束したことが、長時間クリーブ破断強度に及ぼす時効温度の影響が減少した一つの原因であると考えられる。宮崎ら<sup>12)</sup>によれば、Ni-Mo合金中の $Ni_4Mo$ 粒子の成長速度は本合金と同様、長時間時効により減少し、さらに粒子径のばらつきも小さくなる。また、この傾向は粒子径と $\gamma'$ 相の析出割合に関係することを報告している。今後の検討を通じ、本供試材についても長時間加熱時効後の $\gamma'$ 相の成長挙動をさらに明確にしていきたい。

これまでの検討結果を整理すれば、時効温度の上限は $\gamma'$ 相の粒界析出を防止し、耐力、引張強さ及びクリーブ破断強度を改善できるという観点から760°C以下とすべきである。また、長時間側のクリーブ破断強度と破断延性とのバランスを考えれば時効温度は740°Cとし、

またその時の保持時間は、保持時間によらず安定した特性を得るため最低 16 h を確保するのが適当と考える。

### 3.3 中規模ロータによる結果の検証

ドラム (Drum) 重量 4.5 t の中規模ロータを試作し、上記時効条件を検証した。本ロータは真空酸素脱炭法により吹製した電極を用い、エレクトロスラグ再溶解法で製造された。インゴット重量は約 8 t であった。Fig. 9 に示す寸法に機械加工後、熱処理として  $980^{\circ}\text{C} \times 16 \text{ h}$

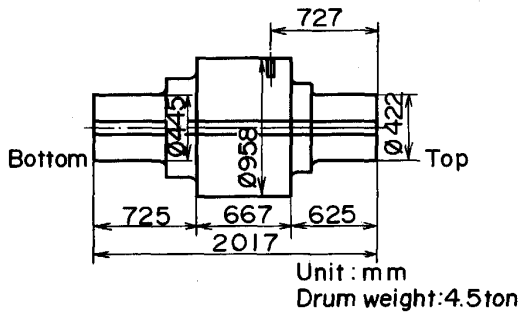


Fig. 9. Geometries of the trial rotor forging.

保持後噴霧冷却の固溶化処理を実施し、さらに  $740^{\circ}\text{C} \times 32 \text{ h}$  保持後空冷の時効処理を行った。時効処理時の昇温速度は約  $30^{\circ}\text{C}/\text{h}$  以下、また冷却速度は中心孔 (Center core) 付近で約  $185^{\circ}\text{C}/\text{h}$  で実機大型ロータを想定した値とした。その後、中心孔を採取し、その中央 (Middle)、トップ側 (Top side)、ボトム側 (Bottom side) 及び外周半径方向 (Radial body) (Fig. 10 参照) の特性を調べた。各部位の化学組成と引張特性を開発目標とともに Table 2 に示す。Ti がボトム側に比べトップ側及び外周部で高い傾向を示すものの、それ以外の組成は目標範囲を満足した。また、引張特性は Ti 量の高いトップ側でやや高強度を示した。破断伸び及び絞り中心孔の中心部が他の部位に比べ小さいものの、いずれも目標値を満足した。なお、中心孔と外周部の結晶粒度はほぼ同一であり、非金属介在物等の偏析も観察されなかった。また、部位によるクリープ破断強度の差は Fig. 10 に示すように小さく、かつ、 $650^{\circ}\text{C} 10^5 \text{ h}$  クリープ破断強度 (パラメーターによる外挿値) はいずれも開発目標値の

Table 2. Variations of chemical composition and tensile properties as a function of sampling locations in the trial rotor forging.

Location	Chemical composition (wt%)										Tensile properties			
	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	V	Ti	Al	B	$\sigma_B$ (MPa)	$\sigma_Y$ (MPa)	El (%)	$\phi$ (%)
Aim	$\leq 0.04$	$\leq 0.40$	1.00-1.40	25.0-27.0	13.5-16.0	1.00-1.50	0.20-0.40	1.50-1.80	0.15-0.35	0.003-0.008	$\geq 895$	$\geq 551$	$\geq 12$	$\geq 15$
Center core (Middle)	0.03	0.27	1.29	26.41	14.88	1.19	0.33	1.65	0.30	0.0048	911	608	13.9	15.9
Center core (Top side)	0.03	0.26	1.30	26.46	14.80	1.18	0.35	1.80	0.31	0.0058	972	641	21.7	26.0
Center core (Bottom side)	0.03	0.28	1.31	26.14	14.80	1.18	0.34	1.55	0.35	0.0047	902	556	24.8	29.6
Radial body	0.02	0.31	1.18	26.38	14.71	1.16	0.33	1.88	0.23	0.0031	938	616	21.7	25.1

$\sigma_B$ : Ultimate tensile strength at  $20^{\circ}\text{C}$   $\sigma_Y$ : 0.2% yield strength at  $20^{\circ}\text{C}$  El: Elongation  $\phi$ : Reduction of area

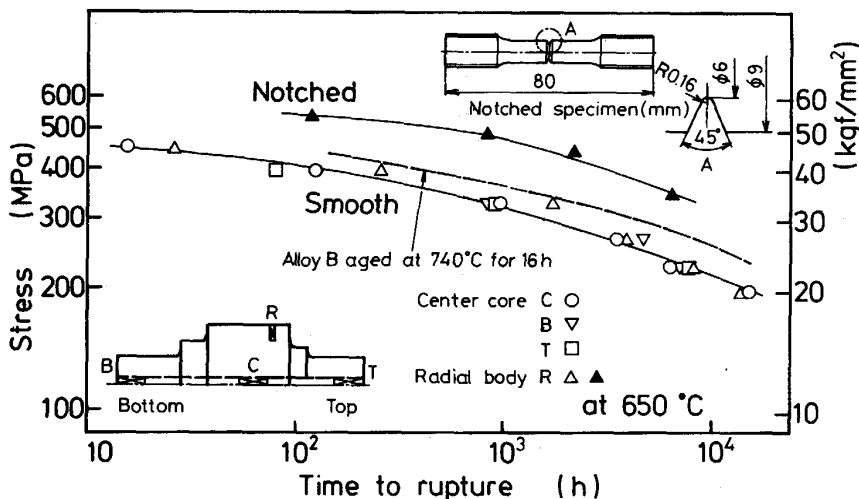
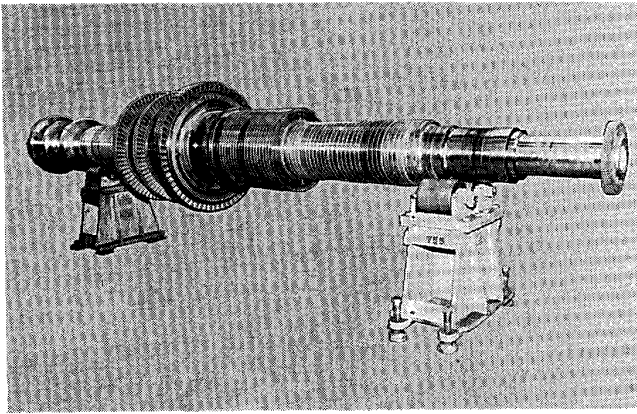


Fig. 10. Creep rupture strength of the trial rotor forging shown in this figure.



Weight 7.5 t Diameter : 900 mm Total length : 6530 mm

Photo. 4. Large rotor forging for ultra-super critical steam turbine made of low C, low Ti 15Cr-26Ni-1.25Mo iron-base alloy.

108MPa を満足した。このことは、提案の時効条件が適正であることを示唆していると判断する。しかし、650°C、 $10^4$  h クリープ破断強度は 740°C × 16 h 時効処理を行った B 合金の強度（破線）に比べ約 40MPa 低い。その原因として、実験室溶解材である B 合金に比べ固溶化処理時の冷却速度が遅いこと<sup>9)</sup>、また、B 量の差（本ロータ；0.0031-0.0058 wt%，B 合金；0.0026 wt%）が粒界の強度に影響を及ぼしているなどが考えられる。しかし、微細析出物の観察精度や粒界上の微量元素分析精度が十分でないため検証はできていない。今後の検討課題としたい。以上の結果から、電源開発株式会社と共同で Photo. 4 に示す実規模ロータを作製し、一年間にわたる回転試験に供した。試験の結果は良好であり、650°C 超超臨界圧ロータに提案の材料及び熱処理条件を適用できる見通しが得られた。

#### 4. 結 言

15Cr-26Ni-1.25Mo Fe 基耐熱合金の高温強度に及ぼす時効処理条件の影響を温度 700 から 780°C、加熱時間 1 から 64 h の範囲で検討し、以下の結論を得た。

1) 時効温度が高くなるに従い、粒内の  $\gamma'$  相は成長

し 760°C 時効材の平均粒子径は 24 nm であった。しかし、780°C 処理材の粒界には粗大化した  $\gamma'$  相が観察され、耐力、引張強さ及び 650°C クリープ破断強度が著しく低下した。

2) 時効温度範囲が 710 から 760°C の場合、長時間クリープ破断強度はほぼ一定になるものの、絞りは時効温度が高いほど良好であった。また、長時間側（約  $10^4$  h）でクリープ破断した材料に観察された  $\gamma'$  相の平均粒子径は 33~34 nm であり、時効温度によらずほぼ一定値を示した。

3) 耐力、引張強さ、650°C のクリープ破断強度及び絞りととのバランスの点で、時効温度は約 740°C が適当である。また、保持時間によらず安定した特性を得るため最低 16 h その温度に保持する必要がある。

4) ドラム重量約 4.5 t の中規模ロータを試作し、740°C × 16 h の時効処理を施した。本試作ロータの機械的性質は、いずれも目標値を満足し提案した時効処理条件が適正であることを示唆した。

#### 文 献

- 1) 飯島活巳, 山田範雄, 桐原誠信: 鉄と鋼, **71** (1985), p. 107
- 2) 飯島活巳, 山田範雄, 桐原誠信, 福井 寛: 鉄と鋼, **75** (1989), p. 1921
- 3) A. W. THOMPSON and J. A. BROOK: Metall. Trans. A, **6** (1975), p. 1432
- 4) 長谷川太郎, 寺崎富久長: 鉄と鋼, **49** (1963), p. 48
- 5) T. W. EICHELBERGER: Trans. Am. Soc. Met., **51** (1959), p. 136
- 6) H. J. BEATTIE, Jr. and W. C. HAGEL: J. Met. (1957), p. 911
- 7) C. LOIER, M. C. OTTMAN and C. LEYMONIE: Mater. Sci. Technol., **63** (1984), p. 91
- 8) S. S. MANSON: Int. J. Fracture Mechanics, **2** (1966), p. 327
- 9) 飯島活巳, 山田範雄, 桐原誠信, 福井 寛: 学振 123 委, **21** (1986), p. 21
- 10) M. LIFSHITZ and V. V. SLYOZOV: J. Phys. Chem. Solids, **19** (1961), p. 35
- 11) C. WAGNER: Z. Electrochem., **65** (1961), p. 581
- 12) T. MIYAZAKI, M. DOI and T. KOZAKAI: Solid State Phenomena, **3 & 4** (1988), p. 227