

© 1992 ISIJ

 論文  
 ////////////////

# Ni-Cr-Al-Ta-W(-Co)系ニッケル基単結晶 超合金の高温特性とTa/W組成比の関係

 松木一弘\*・村田純教\*<sup>2</sup>・森永正彦\*<sup>3</sup>・湯川夏夫\*<sup>2</sup>

## Correlation of Ta/W Compositional Ratios with the High Temperature Properties of Ni-Cr-Al-Ta-W(-Co) Single Crystal Superalloys

Kazuhiro MATSUGI, Yoshinori MURATA, Masahiko MORINAGA and Natsuo YUKAWA

### Synopsis:

The optimum Ta/W compositional ratio was searched for in Ni-10/11 mol% Cr-12/14 mol% Al-Ta-W(-5 mol% Co) alloys in order to get an excellent combination of creep-rupture, phase stability and hot-corrosion resistance in a Na<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>-NaCl salt. Solidification and precipitation temperatures were also examined as a function of the Ta/W ratio. The  $\gamma'$  solvus temperature and the creep-rupture life were found to increase with increasing Ta/W ratio up to 1.0. However, when the ratio exceeded 1.0, the creep-rupture life reversely decreased probably due to the increase in the residual amount of the eutectic  $\gamma'$  phase in alloys. On the other hand, hot-corrosion resistance increased monotonously with the Ta/W ratio. From the present study it was concluded that the Ta/W compositional ratio of 0.5 to 1.0 was most suitable for balancing the high temperature properties in this alloy system.

**Key words:** Nickel based-single crystal superalloys; creep-rupture; hot-corrosion; solidification; precipitation; phase stability; alloy design.

## 1. 緒 言

我々は、高効率ジェットエンジン等の動翼材として、ニッケル基単結晶超耐熱合金の設計と開発を行ってきた<sup>1)~3)</sup>。本合金に要求される主な特性は、1)高温強度(クリープ破断寿命等)、2)靱性(クリープ破断伸び等)、3)高温耐食性(Na<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>-NaCl系溶融塩に対する耐食性等)、4)低密度、5)経済性などである。高性能合金の開発に当たっては、これらの諸特性を具備したうえで、各特性間のバランスを取ることが重要である。その一つの手法として、遷移金属元素、中でも耐火金属元素と呼ばれる元素を合金元素として添加することが挙げられる<sup>4)</sup>。しかしながら、これら元素を過剰添加すると、脆化相( $\alpha$ -W,  $\sigma$ ,  $\mu$ 相等)や有害相(共晶 $\gamma'$ 相)が生成し、高温強度特性が著しく劣化すると言われている<sup>5)</sup>。さらに、ニッケル基超合金に析出した $\alpha$ -W相はNa<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>-NaCl溶融塩の存在下で、錯イオンを形成し加速酸化を促進しやすい<sup>6)</sup>と言われている。従って、合金

の相安定性を良好に保つことは、その高温強度特性や高温耐食性を向上させるうえで重要であると考えられる。そのため、合金組成、特に耐火金属元素量の最適化を図ることが必要であると考えた<sup>7)</sup>。

そこで、耐火金属元素であるTaとWの添加量と合金の諸特性の関係について検討するため、単純5元系のNi-11 mol%Cr-14 mol%Al-Ta-W系の単結晶合金を実験合金として選定した。以後、断りのない限り、合金組成はmol%で示す。本合金系において、Crは主に高温耐食性向上、Alは析出相( $\gamma'$ 相)の形成、Taは $\gamma'$ 相の固溶体強化、Wは母相( $\gamma$ 相)の固溶体強化を目指して添加したものである。ここで、TaとWの添加量を統一的に一つの因子として考えるためには、TaとWの組成比を取って、Ta/W比(mol% ratio)のように表現することが有効であると考えられる。本研究では上述の5元系合金の単結晶試料を用い、クリープ破断特性、Na<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>-45 mol% NaCl溶融塩に対する高温耐食性、凝固および析出反応温度、相安定性等の諸特性評価を行

平成3年8月28日受付 (Received Aug. 28, 1991)

\* 豊橋技術科学大学大学院 (Graduate School, Toyohashi University of Technology, 1-1 Hibarigaoka Tempaku-cho Toyohashi 441)

\*<sup>2</sup> 豊橋技術科学大学 工博 (Toyohashi University of Technology)

\*<sup>3</sup> 豊橋技術科学大学 Ph. D. (Toyohashi University of Technology)

い、それらと Ta/W 比の関係について検討した。

また、合金系の変化による、諸特性と Ta/W 比の関係の変化傾向を見るために、Ni-11Cr-14Al-Ta-W-5Co 系合金および、Ni-10Cr-12Al-Ta-W 系合金を選択した。これら合金についても上述と同様の諸特性評価を行い、Ni-11Cr-14Al-Ta-W 系合金の結果と比較した。

## 2. 実験方法

### 2.1 試料の調整

#### 2.1.1 試料

本実験で用いた合金は、Ni-11Cr-14Al-(0.14~4.26)Ta-(1.40~5.11)W 系で、Ta/W 比が 0.03~3.04 となるように Ta および W 量を調節した 8 種の TUT00~07 (Toyohashi University of Technology's Alloy 00~07), および Ni-11Cr-14Al-(0.13~4.03)Ta-(1.32~4.45)W-5Co 系で、Ta/W 比が 0.03~3.05 となるように Ta および W 量を調節した 8 種の TUT50~57, さらに、Ni-10Cr-12Al-(1.73~4.78)Ta-(1.59~5.78)W 系で、Ta/W 比が 0.30~3.01 となるように Ta および W 量を調節した 7 種の TUT200~206 の、計 23 種の合金である。なお、これら 23 種の合金の選定時には、相安定性の指標である  $\overline{Md\gamma}$  ( $\gamma$  相の組成平均  $d$  軌道エネルギーレベル)<sup>1)2)</sup> が 0.93 程度になるように、Ta と W 量を調整した。これらの組成をそれぞれ Table 1, 2 および 3 に示す。

実験合金 23 種のメルティングストックを一方向凝固炉を用いて再溶解し、ブリッジマン法で単結晶試料を溶製した。単結晶育成条件としては固液界面の温度勾配 ( $G$ ) を  $1.5 \times 10^4$  K/m, 引抜速度 ( $R$ ) を  $2.8 \times 10^{-5}$  m/s とした。単結晶試料寸法は直径  $1.1 \times 10^{-2}$  m, 長さ  $13 \times 10^{-2}$  m であった。

#### 2.1.2 熱処理

実験目的に応じて、以下に示す溶体化熱処理および時効熱処理を施した。

クリープ破断試験、高温耐食性試験および示差熱分析測定に用いた試料には、①[1 573 K, 14.4 ks, 衝風冷

Table 1. Nominal compositions of the experimental alloys in a Ni-11Cr-14Al-Ta-W system.

Alloys	Ni	Composition, mol%			Ta/W (Ratio)	
		Cr	Al	W		
TUT00	Bal.	11	14	4.26	1.40	3.04
TUT01	Bal.	11	14	3.50	2.08	1.68
TUT02	Bal.	11	14	2.94	2.59	1.14
TUT03	Bal.	11	14	2.38	3.09	0.77
TUT04	Bal.	11	14	1.82	3.60	0.51
TUT05	Bal.	11	14	1.26	4.10	0.31
TUT06	Bal.	11	14	0.70	4.61	0.15
TUT07	Bal.	11	14	0.14	5.11	0.03

Table 2. Nominal compositions of the experimental alloys in a Ni-11Cr-14Al-Ta-W-5Co system.

Alloys	Ni	Cr	Composition, mol%			Co	Ta/W (Ratio)
			Al	Ta	W		
TUT50	Bal.	11	14	4.03	1.32	5	3.05
TUT51	Bal.	11	14	3.27	1.94	5	1.69
TUT52	Bal.	11	14	2.71	2.39	5	1.13
TUT53	Bal.	11	14	2.17	2.82	5	0.77
TUT54	Bal.	11	14	1.63	3.24	5	0.50
TUT55	Bal.	11	14	1.12	3.65	5	0.31
TUT56	Bal.	11	14	0.61	4.06	5	0.15
TUT57	Bal.	11	14	0.13	4.45	5	0.03

Table 3. Nominal compositions of the experimental alloys in a Ni-10Cr-12Al-Ta-W system.

Alloys	Ni	Cr	Composition, mol%			Ta/W (Ratio)
			Al	Ta	W	
TUT200	Bal.	10	12	4.78	1.59	3.01
TUT201	Bal.	10	12	4.18	2.39	1.75
TUT202	Bal.	10	12	4.02	2.57	1.56
TUT203	Bal.	10	12	3.40	3.40	1.00
TUT204	Bal.	10	12	3.23	3.68	0.88
TUT205	Bal.	10	12	2.68	4.47	0.60
TUT206	Bal.	10	12	1.73	5.78	0.30

却]+[1 323 K, 57.6 ks, 空冷]+[1 123 K, 172.8 ks, 空冷]の熱処理を行った。

相安定性評価実験に用いた試料には、②[1 573 K, 14.4 ks, 衝風冷却]+[1 255 K, 1.8 Ms, 水冷]の熱処理を行った。

### 2.2 実験方法

#### 2.2.1 相安定性の評価

実験合金の相安定性の評価は、(a)示差熱分析測定後に残留する共晶  $\gamma'$  相の量と、(b)②の熱処理後における脆化析出相 ( $\alpha$ -W,  $\mu$ ,  $\sigma$  等)の有無を、調べることにより行った。ここで、共晶  $\gamma'$  相の体積率については画像解析装置 (ニレコ LUZEX III) による面積分析法を用いて求めた。0.35 mol% 酒石酸-0.08 mol% 塩酸-メタノール溶液を用いて、電解抽出を行って得た残渣について、EPMA (エネルギー分散型蛍光 X 線分析装置 (HORIBA EMAX 2200) を装着した日立 X-650) 分析と X 線回折を行うことによって、脆化析出相の同定を行った。

#### 2.2.2 凝固および析出反応温度の測定

凝固および析出反応温度の測定には、示差熱分析装置 (真空理工, DT-1500 H) を用いた。①の熱処理を施した単結晶試料、約  $2.5 \times 10^{-4}$  kg を高純度アルミナマイクロセルに装入し、純化アルゴン雰囲気中において、 $8.3 \times 10^{-2}$  K/s の昇温および降温速度で示差熱測定を行った。なお、基準物質としては高純度アルミナを用いた。反応温度の決定には国際熱分析連盟の方法に従い<sup>8)</sup>、各

反応ピークの立ち上がり温度を採用した。

### 2・2・3 クリープ破断試験

①の熱処理を施した単結晶試料から、クリープ破断試験用として、ゲージ部直径  $4 \times 10^{-3}$  m, 長さ  $20 \times 10^{-3}$  m である試験片を旋盤加工により作製した。その後、1313 K, 137.2 MPa の条件で大気中におけるクリープ破断試験を行った。

### 2・2・4 高温耐食性試験

①の熱処理を施した単結晶試料から、 $1 \times 10^{-2}$  m  $\times$   $5 \times 10^{-3}$  m  $\times$   $1 \times 10^{-3}$  m の試験片を切り出した後、乾式エメリー紙を用いて #1000 まで試験片を研磨した。この試験片表面に、 $\text{Na}_2\text{SO}_4$ -45 mol%NaCl 混合塩をメタノールをバインダーとして  $0.2 \text{ kg/m}^2$  塗布した。ここで、用いた混合塩は所定の組成を高純度アルミナの中中で溶解後、急冷粉碎したものである。混合塩塗布後、試験片を熱天秤(島津製作所, TGA)に掛け、高純度アルゴンガス雰囲気中で 1173 K まで昇温後、乾燥空気を  $8.33 \times 10^{-7} \text{ m}^3/\text{s}$  の流量で流した。メタノールバインダーが蒸発し、酸化量経時変化曲線が最小値を示した時点を試験開始時間とし、72 ks までの酸化量経時変化を測定した。なお、本実験では 72 ks 後の単位面積当たりの重量増加量を高温腐食性指数 (Hot Corrosion Index, 以下 H. C. I. と略す) と定義し、溶融塩に対する高温耐食性の評価に用いた。

## 3. 実験結果および考察

### 3・1 Ni-11Cr-14Al-Ta-W 系合金

#### 3・1・1 相安定性

Table 1 に示した実験合金 8 種の相安定性評価結果を Fig. 1 に示す。示差熱分析後の試料に残留する共晶  $\gamma'$  相量は Ta/W 比の増加と共に増加した。この共晶  $\gamma'$  相の量は溶体化熱処理によって、ある程度減少させることができた。溶体化熱処理によって消失させることができる共晶  $\gamma'$  相の限界量は約 2 vol% であった。従って、完全溶体化熱処理の可能な Ta/W 比の上限値は、この合金系では 0.77~1.14 の間に存在することがわかる (Fig. 1 参照)。

一方、②の長時間時効熱処理を施した試料の微細組織を観察した結果も Fig. 1 に併せて示した。Ta/W 比が 0.31 以下の高 W 含有合金 3 種に W の 1 次固溶体である  $\alpha$ -W 相が確認された。しかしながら、Ta/W 比が 0.51 以上の低 W 合金 5 種には、いずれの脆化析出相の存在も確認されなかった。

従って、共晶  $\gamma'$  相量と長時間時効後における組織安定性の点から、Ta/W 比が 0.31~1.14 の範囲内に存在

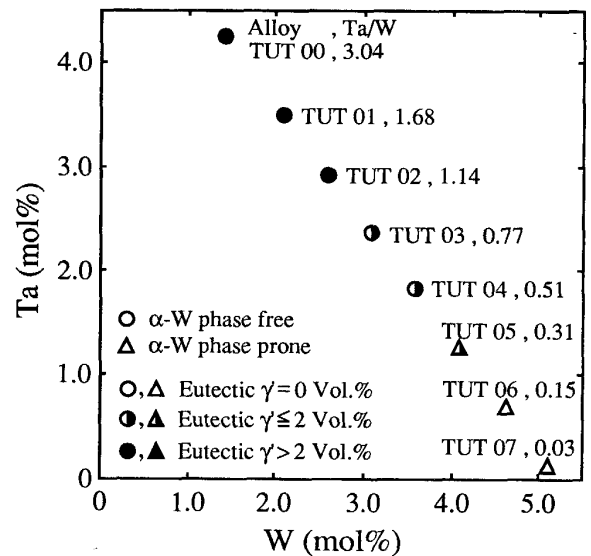


Fig. 1. Phase stability of the experimental alloys in a Ni-11Cr-14Al-Ta-W system.

する合金の相安定性は良好であると言える。

#### 3・1・2 凝固および析出反応挙動

Table 1 に示す実験合金 8 種の凝固および析出反応挙動を調べた結果、この系の合金には固相線 ( $P_0: \gamma + \gamma' \rightarrow \text{Liquid}$ ) に対応する吸熱反応ピークおよび、液相線 ( $P_1: \text{Liquid} \rightarrow \gamma$ )、共晶  $\gamma'$  相晶出 ( $P_2: \text{Liquid} \rightarrow \gamma + \gamma'$ )、 $\gamma'$  相固溶限 ( $P_3: \gamma \rightarrow \gamma'$ ) に対応する各発熱反応ピークが確認された。

各反応温度を Ta/W 比に対してプロットした結果を Fig. 2 に示す。液相線温度および固相線温度は Ta/W 比の増加と共に低下するが、Ta/W 比がおおよそ 1 を超えると、それらの温度は約 1630 K および約 1600 K で一定となった。一方、 $\gamma'$  相固溶限温度は Ta/W 比の増加と共に上昇したが、同比がおおよそ 1 以上では約 1560 K で一定となった。共晶  $\gamma'$  相晶出反応ピークは Ta/W 比が 1.14 以上の 3 種の合金に現れ、その温度は Ta/W 比に関係なく一定であった。

ニッケル基超合金のような、 $\gamma'$  相析出強化型合金の高温強度特性に対しては  $\gamma$  相の固溶体強化に加えて、 $\gamma'$  相の固溶体強化も影響する<sup>2)3)9)</sup>。さらに、その合金において  $\gamma'$  相がどの程度の高温まで安定に存在し得るかということは、合金の高温強度特性向上のうえから重要である。したがって、 $\gamma'$  相固溶限温度が高いほど、より高温まで  $\gamma'$  相が安定であり、高温強度特性が向上するものと考えられる<sup>10)</sup>。本実験合金においては Ta/W 比が大きい合金ほど  $\gamma'$  相固溶限温度が高く、高 Ta/W 比の合金の方が高温強度特性向上には有利であると考えられる。しかし、Ta/W 比が 1.14 以上の合金に

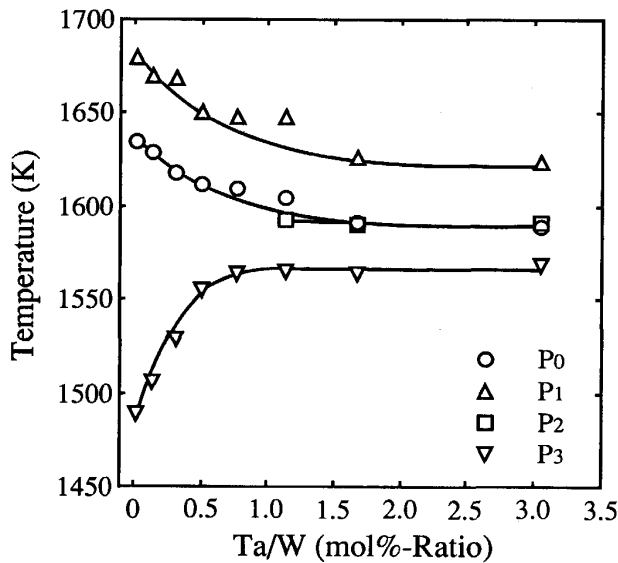


Fig. 2. Effect of Ta/W mol% ratios on solidification and precipitation temperatures of the experimental alloys in a Ni-11Cr-14Al-Ta-W system.

は有害相である共晶  $\gamma'$  相が残留する。それゆえ、Ta/W 比が1程度の合金において、最も高温強度特性が向上するものと考えられる。

### 3.1.3 クリープ破断特性

実験合金4種のクリープ破断特性を Ta/W 比に対してプロットした結果を Fig. 3 (a) に示す。クリープ破断寿命は Ta/W 比の増加と共に増加し、同比が0.5~1.0の範囲で極大値を示し、その後減少した。この現象は、3.1.1 および 3.1.2 項で述べたように Ta/W 比が0.5~1.0の範囲では相安定性が良好なうえ、低 Ta/W 比の合金に比べて、 $\gamma'$  相固溶限温度が高いことによると考えられる。

一方、クリープ破断伸びは Ta/W 比の増加と共に単調に増加した。

### 3.1.4 高温耐食性

Table 1 に示した実験合金8種の溶融塩に対する高温耐食性試験結果を Fig. 3 (b) に示す。なお、図中の H. C. I. は 2.2.4 項で述べたように高温腐食性指数であり、この値が小さいほど高温耐食性は良好であることを示す。H. C. I. は Ta/W 比の増加と共に減少し、この比の増加と共に高温耐食性が向上することが分かった。Fig. 1 で示したように Ta/W 比が0.31以下の合金3種では  $\alpha$ -W 相が析出した。これらの H. C. I. は、 $\alpha$ -W 相の析出していない合金に比べて大きい値を示し、高温耐食性が著しく劣化した。また、Ta/W 比が1以上ではほとんど H. C. I. の値に差がないと言える。

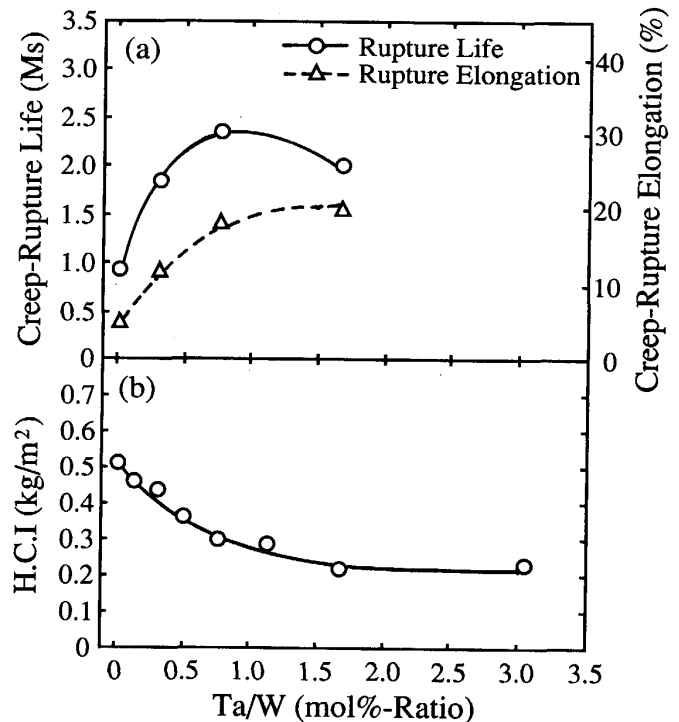


Fig. 3. Effect of Ta/W mol% ratios on (a) the creep-rupture properties and (b) the hot-corrosion property of the experimental alloys in a Ni-11Cr-14Al-Ta-W system.

## 3.2 Ni-11Cr-14Al-Ta-W-5Co 系合金および Ni-10Cr-12Al-Ta-W 系合金

### 3.2.1 相安定性

Ni-11Cr-14Al-Ta-W-5Co 系合金および Ni-10Cr-12Al-Ta-W 系合金の相安定性評価結果を、Fig. 4 および Fig. 5 に示す。いずれの合金系においても、Ta/W 比の増加と共に共晶  $\gamma'$  相量は増加した。溶体化熱処理を施すことにより、完全に共晶  $\gamma'$  相を消失させ得ることができる限界の Ta/W 比は、Ni-11Cr-14Al-Ta-W-5Co 系合金においては 0.77~1.13、Ni-10Cr-12Al-Ta-W 系合金においては 1.00~1.56 であった。これらの値は、Ni-11Cr-14Al-Ta-W 系合金のそれに近い。

両合金系においても、低 Ta/W 比の合金に、脆化析出相である  $\alpha$ -W 相の析出が確認された。その  $\alpha$ -W 相抑制限界の Ta/W 比は Ni-11Cr-14Al-Ta-W 系合金において示されたものと同じく約 0.3 であった。

従って、両合金系において共晶  $\gamma'$  相と  $\alpha$ -W 相の両脆化相が抑制できる Ta/W 比は、Ni-11Cr-14Al-Ta-W-5Co 系合金においては 0.31~1.13、Ni-10Cr-12Al-Ta-W 系合金においては 0.30~1.56 である。この値は Ni-11Cr-14Al-Ta-W 系合金で示されたものと同様である。この範囲内に存在する Ta/W 比を有する合金

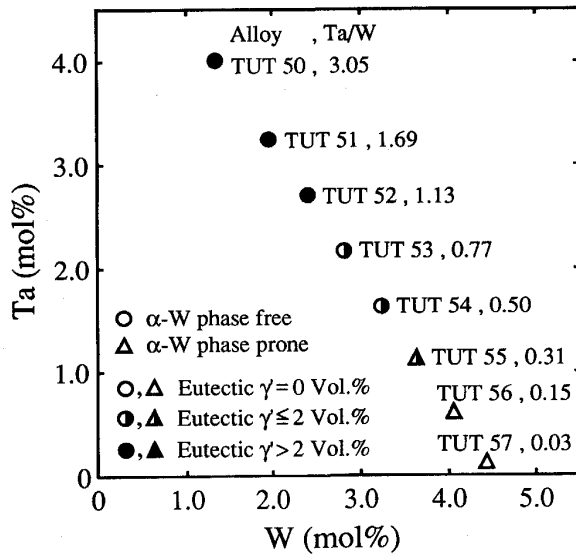


Fig. 4. Phase stability of the experimental alloys in a Ni-11Cr-14Al-Ta-W-5Co system.

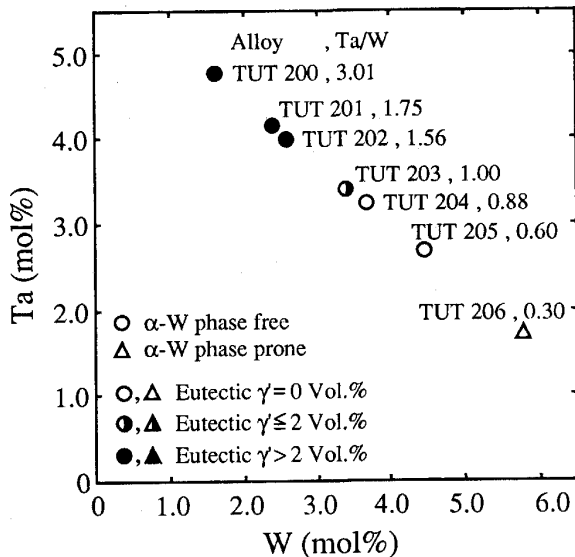


Fig. 5. Phase stability of the experimental alloys in a Ni-10Cr-12Al-Ta-W system.

は相安定性が良好であるため、高温強度や高温耐食性が良好であると考えられる。

### 3・2・2 凝固および析出反応温度

Ni-11Cr-14Al-Ta-W-5Co 系合金および、Ni-10Cr-12Al-Ta-W 系合金の凝固および析出反応温度を Fig. 6 および Fig. 7 に示す。これらの合金系においても固相線、液相線、共晶  $\gamma'$  相晶出および  $\gamma'$  相固溶限の各反応に対応するピークが確認された。両合金系においても、Ta/W 比が1程度まで、その比の増加と共に液相線温度と固相線温度が低下し、 $\gamma'$  相固溶限温度が上昇した。それ以上の Ta/W 比を持つ合金においては、その

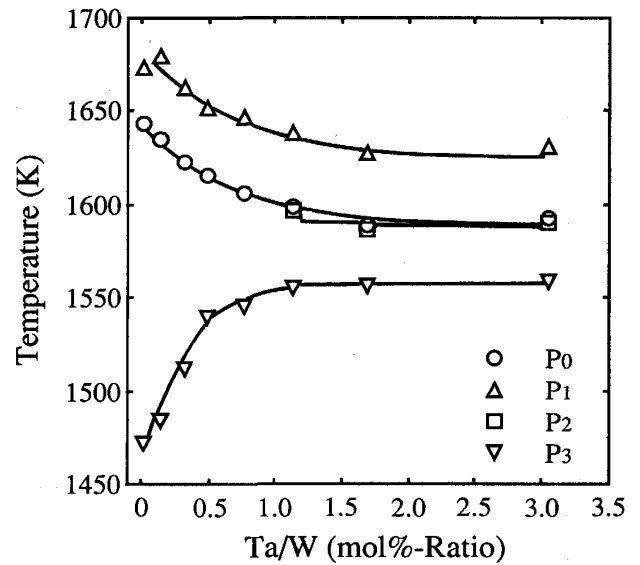


Fig. 6. Effect of Ta/W mol% ratios on solidification and precipitation temperatures of the experimental alloys in a Ni-11Cr-14Al-Ta-W-5Co system.

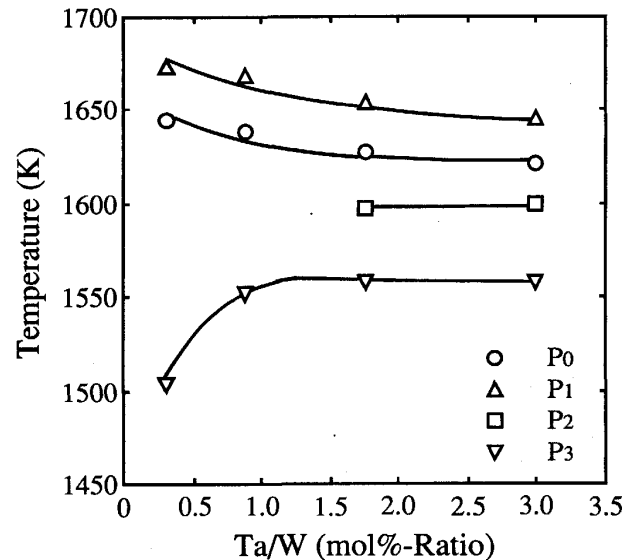


Fig. 7. Effect of Ta/W mol% ratios on solidification and precipitation temperatures of the experimental alloys in a Ni-10Cr-12Al-Ta-W system.

比にほとんど関係なく各反応温度は一定であった。また、Ni-11Cr-14Al-Ta-W 系合金と同様に、これら両系合金でも共晶  $\gamma'$  相晶出に対応する  $P_2$  ピークは共晶  $\gamma'$  相量が 2 vol% より多く存在する合金 (Fig. 4, Fig. 5 参照) にのみ確認され、その反応温度は Ta/W 比によらずほぼ一定であった。

3・1・2 項で述べたように、高温強度向上には合金の相安定性を維持したうえで、 $\gamma'$  相固溶限温度が高いことが望まれる。この観点から、いずれの合金系でも、

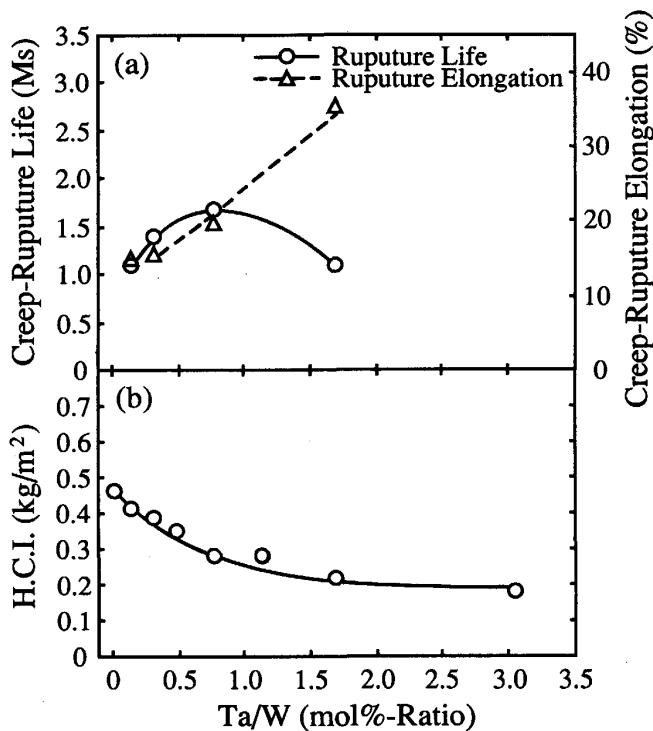


Fig. 8. Effect of Ta/W mol% ratios on (a) the creep-rupture properties and (b) the hot-corrosion property of the experimental alloys in a Ni-11Cr-14Al-Ta-W-5Co system.

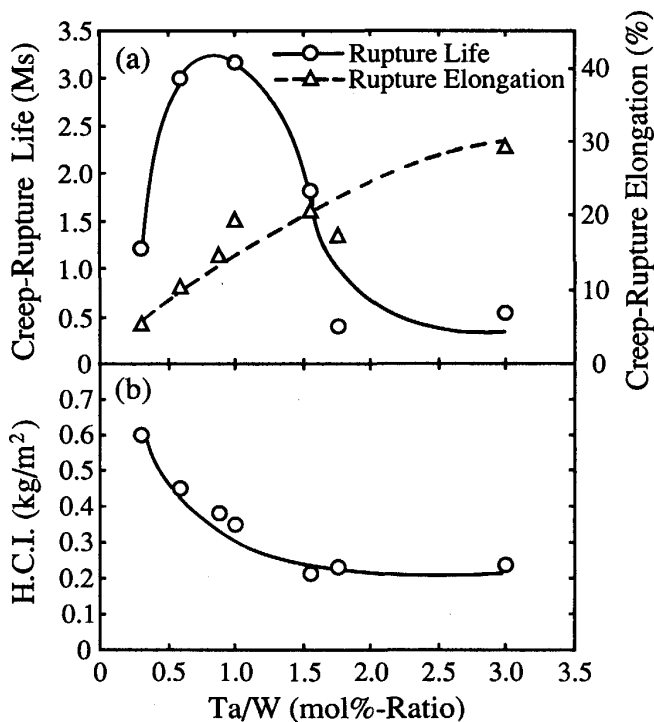


Fig. 9. Effect of Ta/W mol% ratios on (a) the creep-rupture properties and (b) the hot-corrosion property of the experimental alloys in a Ni-10Cr-12Al-Ta-W system.

Ni-11Cr-14Al-Ta-W 系合金と同様に、Ta/W 比が1程度の合金が有望であると考えられる。言い替えば最適 Ta/W 比は合金系が変化しても一定であるといえる。

### 3・2・3 クリープ破断特性

Ni-11Cr-14Al-Ta-W-5Co 系合金および Ni-10Cr-12Al-Ta-W 系合金のクリープ破断特性を、Fig. 8 (a) および Fig. 9 (a) に示す。これら合金系でもクリープ破断寿命は Ta/W 比の増加と共に増加し、同比が 0.5~1.0 の範囲で極大値を示した後、減少した。一方、クリープ破断伸びは Ta/W 比の増加と共に単調に増加した。

これら合金系のクリープ破断特性と Ta/W 比の関係は Ni-11Cr-14Al-Ta-W 系合金のそれと同様である。

### 3・2・4 高温耐食性

Ni-11Cr-14Al-Ta-W-5Co 系合金および Ni-10Cr-12Al-Ta-W 系合金の高温耐食性結果を、Fig. 8 (b) および Fig. 9 (b) に示す。いずれの合金系においても、Ta/W 比の増加と共に高温耐食性は向上した。Fig. 4, 5 から分かるように、これらの系においても低 Ta/W 比の合金には  $\alpha$ -W 相の析出が確認され、高温耐食性は劣化した。これらの結果は Ni-11Cr-14Al-Ta-W 系合金の結果と一致するものである。

### 3・3 特性向上からみた有望な Ta/W 比の範囲

本実験結果より、合金のクリープ破断特性、特にクリープ破断寿命および高温耐食性は、合金の相安定性と密接に関係していることが分かった。さらに、クリープ破断寿命は  $\gamma'$  相固溶限温度とも関係していることが明らかとなった。一方、相安定性や  $\gamma'$  相固溶限温度は合金の Ta/W 比に大きく依存していた。これらの結果は、Ni-11Cr-14Al-Ta-W 系合金、Ni-11Cr-14Al-Ta-W-5Co 系合金および Ni-10Cr-12Al-Ta-W 系合金のいずれにおいても同様であった。特に、Ta/W 比と各特性の相関も同様であった。上述の実験結果より、0.5~1.0 の範囲の Ta/W 比で、クリープ破断寿命は極大値を示した。また、H.C.I. の値は Ta/W 比が 1.0 程度で、最も耐食性が良好となる Ta/W 比が 3.0 程度の合金のそれとほぼ同等になることが分かった (Fig. 3, Fig. 8, Fig. 9 参照)。

従って、Ta/W 比を 0.5~1.0 に調節することによって、クリープ破断特性および高温耐食性の最適化を図ることができると考えられる。ここで、クリープ破断伸びは Ta/W 比の増加と共に単調に増加したが、Ta/W 比が 0.5~1.0 の範囲の合金の伸びは 10~20% 程度であり、実用上問題は無いと考えられる<sup>11)</sup>。

#### 4. 結 言

クリープ破断特性,  $\text{Na}_2\text{SO}_4$ -45mol%NaCl 熔融塩に対する高温耐食性, 凝固および析出反応温度, 相安定性等の諸特性と合金の Ta/W 比の関連を調べた. Ni-11Cr-14Al-Ta-W 系合金, Ni-11Cr-14Al-Ta-W-5Co 系合金および Ni-10Cr-12Al-Ta-W 系合金について, 得られた結果を以下に示す.

① Ni-11Cr-14Al-Ta-W 系合金, Ni-11Cr-14Al-Ta-W-5Co 系合金および Ni-10Cr-12Al-Ta-W 系合金を通じて, それらのクリープ破断特性, 高温耐食性, 凝固および析出反応温度, 相安定性と Ta/W 比の相関は全く同様であった.

② これらの合金系には脆化相として共晶  $\gamma'$  相および  $\alpha$ -W 相が確認された. 共晶  $\gamma'$  相は Ta/W 比の増加と共に増加し,  $\alpha$ -W 相は Ta/W 比の減少と共に増加した.

③ Ta/W 比の増加と共に液相線温度および固相線温度は低下したものの,  $\gamma'$  相固溶限温度は上昇した. 同比がおおよそ 1 以上ではこれらの反応温度はほぼ一定となった.

④ クリープ破断寿命は Ta/W 比の増加と共に増加し, 同比が 0.5~1.0 の範囲で極大値を示した後, 減少した. 一方, クリープ破断伸びは Ta/W 比の増加と共に単調に増加した.

⑤ 高温耐食性は Ta/W 比の増加と共に向上したが,  $\alpha$ -W 相の析出した低 Ta/W 比の合金において特に悪かった.

⑥ 諸特性を良好に保つためにはこれら 3 種の合金系において, Ta/W 比を 0.5~1.0 に調節することが有効であると分かった.

実験に協力された白井宏始技官, 鈴木昭弘氏(豊橋技術科学大学大学院生, 現:大同特殊鋼(株)), 横山陸太氏(豊橋技術科学大学大学院生, 現:住友金属鉱山(株))に感謝の意を表します. なお, 本研究は文部省の科学研究費補助金, 一般研究(A)(03402046)の一部として行われた.

#### 文 献

- 1) N. YUKAWA, M. MORINAGA, H. EZAKI and Y. MURATA: Proc. Conf. on High Temperature Alloys for Gas Turbines and Other Applications 1986, ed. by W. BETZ *et al.* (1986), p. 935
- 2) N. YUKAWA, M. MORINAGA, Y. MURATA, H. EZAKI and S. INOUE: Proc. the 6th Int. Symp. on Superalloys, ed. by D. N. DUHL *et al.* (1988), p. 225
- 3) K. MATSUGI, R. YOKOYAMA, Y. MURATA, M. MORINAGA and N. YUKAWA: Proc. Conf. on High Temperature Materials for Power Engineering 1990, ed. by E. BACHELET *et al.* (1990), p. 1251
- 4) K. MATSUGI, Y. MURATA, M. MORINAGA and N. YUKAWA: Proc. Int. Conf. & Exhibition on Computer Applications to Materials Science and Engineering (CAMSE '90), ed. by M. DOYAMA *et al.* (1991), p. 831
- 5) 湯川夏夫: 電気製鋼, **54** (1983), p. 275
- 6) 松木一弘, 川上正博, 村田純教, 森永正彦, 湯川夏夫: 鉄と鋼, **77** (1991), p. 1503
- 7) 松木一弘, 宮崎省吾, 村田純教, 森永正彦, 湯川夏夫: 鉄と鋼, **78**(1992), p. 658
- 8) G. LOMBARDI: For Better Thermal Analysis, 2nd ed. (1980), p. 24 [Istituto di Mineralogia e Petrografia Dell' universita di Roma, Citta Universitaria, 00185 Rome, Italy]
- 9) 松木一弘, 横山陸太, 川村泰司, 石原広助, 村田純教, 森永正彦, 湯川夏夫: 学振第 123 委研究報告, **30** (1989), p. 277
- 10) 松木一弘, 村田純教, 森永正彦, 湯川夏夫: 鉄と鋼, **78** (1992)5, 掲載予定
- 11) M. YAMAZAKI: Proc. on Japan-US Seminar on Superalloys, ed. by R. TANAKA *et al.* (1985), p. 13