

© 1992 ISIJ

 論 文
 ////////////////
 ////////////////
 ////////////////

ニッケル基単結晶超合金の凝固・析出反応温度とクリープ破断寿命および製造性との関係

 松木一弘*・村田純教*²・森永正彦*³・湯川夏夫*²

Creep-Rupture Life and Alloy Manufacturing Criterion Related to the Solidification and Precipitation Temperatures in Nickel-based Single Crystal Superalloys

Kazuhiro MATSUGI, Yoshinori MURATA, Masahiko MORINAGA and Natsuo YUKAWA

Synopsis:

The solidification and precipitation temperatures were measured and were correlated with the creep-rupture property and the microstructure of nickel-based single crystal superalloys. For three Co-content varying Ni-10 mol% Cr-12 mol% Al-1.5 mol% Ti-Ta-W-Mo-0.25 mol% Re-0/4.5/9.0 mol% Co alloys and also for three Cr-content varying Ni-10/13/16 mol% Cr-12 mol% Al-1.2 mol% Ti-Ta-W-Mo alloys, the liquidus, solidus, eutectic γ' precipitation and γ' solvus temperatures were determined by differential thermal analysis (DTA). It was found that as the Co and Cr contents increased, the γ' solvus temperature decreased and there was the attendant decrease in the volume fraction of the γ' phase in the alloys. In response to these changes the creep-rupture lives decreased with the Co and Cr contents. These results imply that the γ' solvus temperature is an indication of the creep-rupture lives of the nickel-based superalloys. In addition, a manufacturing condition for single-crystal growth was estimated from the measured solidification temperature range of alloys. All of the six alloys were shown to meet this condition, and their single crystals were grown successfully in agreement with the estimation.

Key words: nickel-based single crystal superalloys; differential thermal analysis; phase diagram; solidification; precipitation; creep-rupture; alloy design.

1. 緒 言

ガスタービンやジェットエンジン等の動翼に用いられるニッケル基単結晶超耐熱合金の開発に当たっては、高温強度(クリープ破断寿命等で評価)、靱性(クリープ破断伸び等で評価)、単結晶の製造性、熱処理性、組織の均質性および安定性、高温耐食性、低密度等の諸条件を考慮する必要がある^{1)~5)}。この合金元素を7種類以上も含む多元系合金であり、ニッケル固溶体である母相(γ 相)中に、60%以上の体積率を有する γ' 相が析出した、析出強化型合金である。

ニッケル基超合金の高温強度、特にクリープ強度特性に影響を及ぼす因子としては、 γ' 相の体積率、 γ' 相粒子の大きさおよび γ' 相粒子間の距離、 γ 相および γ'

相の固溶体強化の度合い、 γ 相と γ' 相の粒子定数のミスマッチ、相安定性、 γ' 相の積層欠陥エネルギー、さらに γ' 相の逆立相境界エネルギー等が挙げられる⁶⁾。これら各因子の中でも、 γ 相および γ' 相自体の固溶体強化の度合い、 γ' 相の体積率、相安定性は最も重要であると考えられる¹⁾²⁾⁷⁾⁸⁾。ここで、 γ' 相の固溶体強化については、第3元素添加による0.2%耐力の上昇の報告がある⁹⁾。

ここで、 γ 相の相安定性は、我々が単結晶超合金の設計に用いてきた、 d 電子パラメーターの一つである Md (合金元素の d 軌道エネルギーレベル)¹⁰⁾と相関があることが示されてきた¹⁾²⁾。また、 γ' 相固溶限曲線の形状が合金添加によりあまり変化しないと仮定すれば、 γ' 相固溶限温度が上昇するにしたがって、析出 γ' 相の体

平成3年9月11日受付 (Received Sep. 11, 1991)

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

*² 豊橋技術科学大学 工博 (Toyohashi University of Technology)

*³ 豊橋技術科学大学 Ph. D. (Toyohashi University of Technology)

積率は増加すると考えられる。従って、 γ' 相固溶限温度は、合金の高温強度特性を評価する一つの目安になると考えられる。

本研究では、これまで我々が設計した代表的な合金である TUT 92¹⁾ (Toyohashi University of Technology's alloy 92, Ni-10 mol%Cr-12 mol%Al-1.5 mol%Ti-2.1 mol%Ta-2.3 mol%W-0.8 mol%Mo-0.25 mol%Re, 以後合金組成は特に断りのない限り mol% で示す) と、これを基に同合金の Ni と Co を 4.5 mol% および 9.0 mol% ずつ置換した合金, 3 種を用いて, 示差熱分析 (Differential Thermal Analysis, 以後 DTA と略す) を行い, 凝固, 析出反応温度を測定した。その結果とこれら合金のクリーブ破断特性, 単結晶の製造性, さらに熱処理性, 微細組織との関連について検討した。

また, Cr 含有レベルの異なった Ni-10/13/16Cr-12 Al-1.2 Ti-Ta-W-Mo 系合金についても同様な実験を行い, その特性と DTA 測定結果との関連について検討した。なお, 併せて代表的な在来合金である NASAIR 100 の凝固・析出挙動解析も行った。

2. 実験方法

2.1 試料の調整

2.1.1 試料

本実験では, Co 量を変化させた Ni-10Cr-12Al-1.5 Ti-Ta-W-Mo-0.25Re-0/4.5/9.0 Co 系の 3 種の合金 (TUT 92, 931, 922), および Cr 量を変化させた Ni-10/13/16Cr-12Al-1.2Ti-Ta-W-Mo 系の 3 種の合金 (TUT 102, 132, 162), を用いた。ここで, これら 6 種の合金では, d 電子パラメーターの一つである Md の組成平均値 (\overline{Md}) が 0.985 (eV), Ta と W + Mo の組成比 $\{Ta/(W + Mo), \text{mol\% 比}\}$ が 1/1.5 となるように Ta および W, Mo 量を調節してある¹⁾²⁾¹¹⁾。 \overline{Md} 値を一定にしたことにより, ほぼ同様な金属組織が期待できる。Co 含有量レベルを変えた 3 種の合金組成を Table 1 に, Cr 含有レベルを変えた 3 種の合金組成を Table 2 にそれぞれ示す。なお, 本実験合金 6 種の組成分析値は, Table 1 および Table 2 に示した組成と一致している。

これら実験合金 6 種について, メンテイングストックを一方向凝固炉を用いて, 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 1.5×10^4 K/m, 引抜速度 (R) を 2.8×10^{-5} m/s とした。得られた単結晶試料の大きさは直径が 1.1×10^{-2} m, 長さが 13×10^{-2} m であった。

2.1.2 熱処理

Table 1. Nominal compositions of experimental alloys in a Ni-10Cr-12Al-1.5Ti-Ta-W-Mo-0.25 Re-0/4.5/9.0Co system.

Alloys	Ni	Cr	Composition (mol%)						
			Al	Ti	Ta	W	Mo	Re	Co
TUT 92	Bal.	10	12	1.5	2.1	2.3	0.8	0.25	—
TUT 931	Bal.	10	12	1.5	2.0	2.2	0.7	0.25	4.5
TUT 922	Bal.	10	12	1.5	1.9	2.1	0.7	0.25	9.0

Table 2. Nominal compositions of experimental alloys in a Ni-10/13/16Cr-12Al-1.2Ti-Ta-W-Mo system.

Alloys	Ni	Cr	Composition (mol%)				W	Mo
			Al	Ti	Ta	Mo		
TUT 102	Bal.	10	12	1.2	2.3	2.5	0.9	
TUT 132	Bal.	13	12	1.2	1.8	2.0	0.7	
TUT 162	Bal.	16	12	1.2	1.4	1.5	0.5	

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, アルゴン雰囲気中で行った。

DTA 測定およびクリーブ破断試験に用いた試料の熱処理条件は, [(初期溶融温度 - 20)K, 14.4 ks, 衝風冷却] → [1 323 K, 57.6 ks, 空冷] → [1 123 K, 172.8 ks, 空冷], とした。ここで, 初期溶融温度とは低融点を有する共晶 γ' 相が, 合金自体の融点より低い温度で部分溶融する時の温度である。また, 衝風冷却とは冷たい風を試料に送って冷却することである。

相安定性評価実験に用いた試料の熱処理条件は, [(初期溶融温度 - 20)K, 14.4 ks, 衝風冷却] → [1 255 K, 1.8 Ms, 水冷], とした。

γ 相および γ' 相の組成分析に用いた試料の熱処理条件は, [(初期溶融温度 - 20) K, 14.4 ks, 衝風冷却] → [1 473 K, 252 ks, 徐冷] → [1 313 K, 4.3 Ms, 焼入れ], とした。

2.2 実験方法

2.2.1 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 DTA 装置 (真空理工, DT-1500H) を用いた。所定の熱処理を施した単結晶試料, 約 1.5×10^{-3} kg を高純度アルミナマクロセルに装入し, 高純度アルゴン雰囲気中において, 8.3×10^{-2} K/s の昇温および降温速度で DTA 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¹²⁾, 各反応ピークの立ち上がり温度を採用した。

2.2.2 凝固および析出反応挙動の解析

DTA 測定後の試料を高純度アルミナマクロセルに入れ, 各反応ピーク温度の直上および直下まで加熱し, その温度で 900 s 保持した後, アルミナマクロセルごと氷水中へ落下焼入れする急冷実験を行った。その後, それ

らの組織観察を行った。

2.2.3 組織の均質性と安定性の評価

実験合金の組織の均質性と安定性を、(a) DTA 測定後および溶体化熱処理後に残留する共晶 γ' 相の量と、(b) 2.1.2 項で述べた長時間時効熱処理後における脆化析出相 (α , μ , σ 相等) の有無を、調べることにより評価した。ここで、共晶 γ' 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。

また、析出 γ' 相の体積率に関しても、共晶 γ' 相の測定法と同様の方法で求めた。

2.2.4 クリープ破断試験

所定の熱処理を施した単結晶試料から、ゲージ部直径が 4×10^{-3} m, 長さが 20×10^{-3} m である試験片を旋盤加工により作製した。この試験片を用いて 1313 K, 137.2 MPa, 大気中の条件でクリープ破断試験を行った。

2.2.5 γ 相および γ' 相の組成分析

2.1.2 項で述べた熱処理を施し、 γ 相および γ' 相が十分粗大化した単結晶試料を用いて、各相の組成を 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} により分析した。なお、EPMA にはエネルギー分散法を用いた。

3. 在来合金の DTA 測定

3.1 凝固および析出反応挙動解析

代表的な在来合金である NASAIR 100¹³⁾ (Ni-10.3 Cr-12.7Al-1.5Ti-1.1Ta-3.4W-0.6Mo) を用いて、DTA 測定を行うことで、単結晶超合金の凝固および析出反応挙動を解析した。なお、NASAIR 100 の \overline{Mdt} 値は 0.988 (eV) であり、本実験合金のそれとほぼ同程度であるため、同様な金属組織が得られると考えられる。NASAIR 100 の DTA 曲線を Fig. 1 に示す。昇温曲線上に吸熱反応ピークが 1 本、降温曲線上に発熱反応ピークが 3 本確認された。なお、NASAIR 100 は共晶 γ' 相が少ない (DTA 後に 1 vol% 程度の共晶残留) ため、昇温時に共晶 γ' 相の熔融反応に対応する正確なピークが確かめられず、固相線に対応するピークのみが確かめられた。便宜上、昇温曲線のピークを P_0 、降温曲線のピークを高温側から P_1 , P_2 , P_3 と呼ぶ。なお、Photo. 1 に DTA 測定後の合金組織を示す。この合金の組織はこれまでに知られているように¹³⁾ γ 相と γ' 相、さらに各デンドライトの境界に白く見える塊状の共晶 γ' 相からなっている。各ピークの反応を同定するため急冷実験を行った。例えば、固相反応 (γ' 相固溶限) と思われる

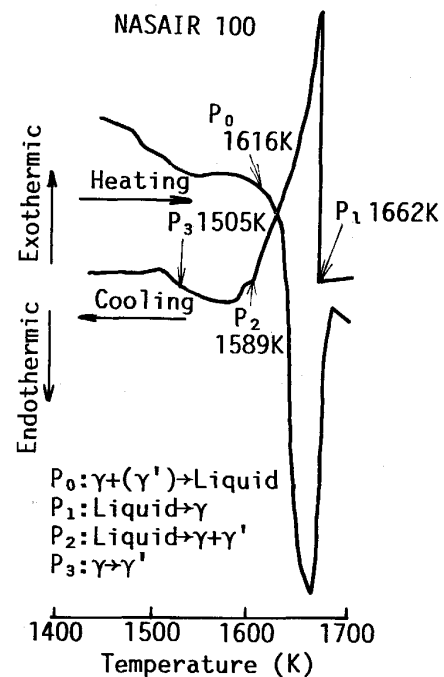


Fig. 1. DTA curves of NASAIR 100.

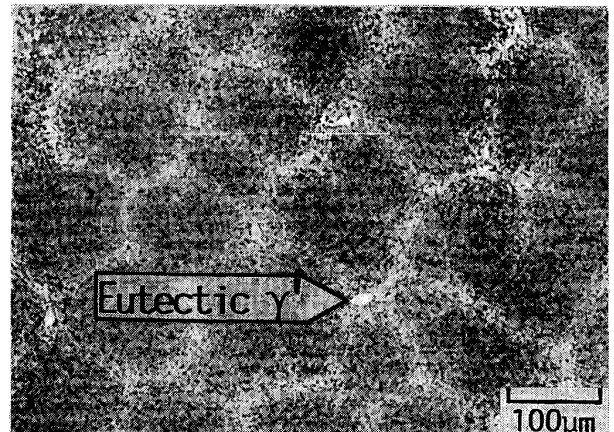


Photo. 1. Microstructure of NASAIR 100 obtained after DTA.

P_3 反応ピークに対応する温度 (1505 K) の上下 (1535 K, 1475 K), および γ' 相が確実に析出していると考えられる温度 (1325 K) から試料を急冷した。その組織を Photo. 2 に示す。1325 K および 1475 K から焼入れした組織では、いずれも γ 相中に γ' 相が析出していたが、1535 K から焼入れした組織では完全に析出 γ' 相が消失している。従って、 γ' 相固溶限温度は 1475 K と 1535 K の間に存在すると考えられる。このように予想どおり、 P_3 ピークは γ' 相固溶限反応に対応するピークであることが確かめられた。同様な急冷実験の結果と DTA 測定後の試料の組織観察から、 $P_0 \sim P_3$ のそれぞれの反応ピークは以下の各反応により生じたことがわかっ

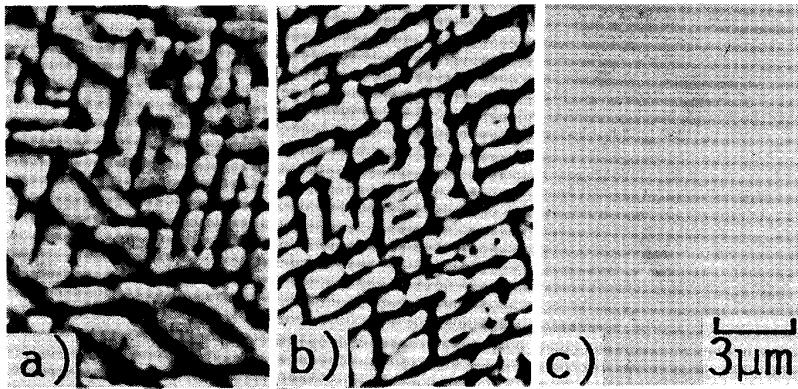


Photo. 2. Microstructures of NASAIR 100 rapidly quenched from the temperatures of a) 1325K b) 1475K and c) 1535K.

た。

$P_0: \gamma + (\gamma') \rightarrow \text{Liquid}$ (固相線温度, 1616 K)

$P_1: \text{Liquid} \rightarrow \gamma$ (液相線温度, 1662 K)

$P_2: \text{Liquid} \rightarrow \gamma + \gamma'$ (共晶 γ' 相晶出温度, 1589 K)

$P_3: \gamma \rightarrow \gamma'$ (γ' 相固溶限温度, 1505 K)

これらの結果は、これまで報告されている超合金の結果とほぼ一致している¹⁴⁾。

3.2 単結晶の製造性および熱処理性条件の決定

単結晶超合金は通常デンドライト凝固の形態をとるが、固液界面が平滑になるほど均質な組織が得られる¹⁵⁾。平滑面凝固を保つためには、

$$G/R \geq \Delta T/D \dots\dots\dots(1)$$

の条件を満足させなければならない。ここで、 G は固液界面の温度勾配、 R は凝固速度、 ΔT は合金の凝固温度範囲、 D は液相中における溶質原子の拡散係数である。一方、デンドライト凝固においては、等軸晶の連結帯であるフレックル欠陥の防止が必要である。フレックル欠陥の防止には次式の条件を満足させる必要がある¹⁶⁾¹⁷⁾。

$$G \cdot R \geq \Delta T/\Delta t \dots\dots\dots(2)$$

ここで、 Δt は局部的凝固時間に相当する定数である。(1)式および(2)式において示されるように、単結晶の製造性、つまり良質な単結晶を得るためには、 G を大きくする必要がある。しかしながら単結晶育成炉の条件より、 G にはおのずから限界がある。そのため、合金の組成から ΔT をある値以下に、制限しなければならない。本研究では ΔT を液相線温度と固相線温度の差($P_1 - P_0$)で表すこととした。

DTA測定結果より、NASAIR 100の ΔT は46 Kであり、数回、同単結晶試料を育成したが、フレックル欠陥なども生じず、良質な単結晶が得られた。そこで、本研究では ΔT を50 K以下に保つことを単結晶の製造性の制限条件とした。

また、初期溶融温度と γ' 相固溶限温度の間で溶体化

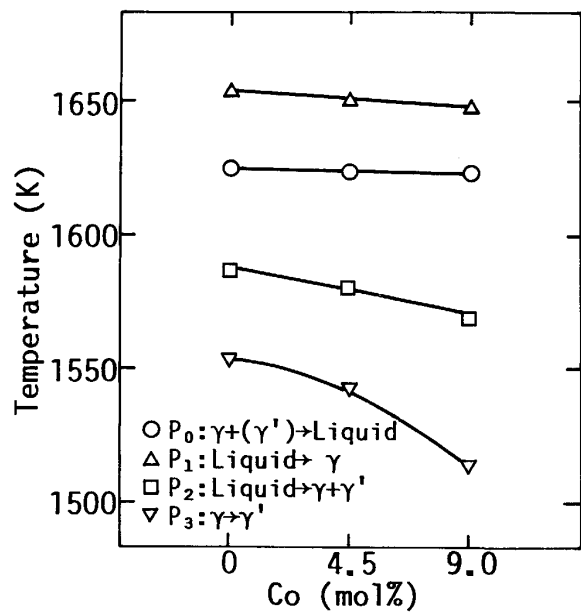


Fig. 2. Effect of Co content on the DTA peak temperatures in a Ni-10Cr-12Al-1.5Ti-Ta-W-Mo-0.25Re-0/4.5/9.0Co system.

熱処理を行わなければならない。そのため、熱処理温度域 (Heat Treatment Window, 以後 $H. T. W.$ と略す) がある程度必要である。本研究では初期溶融温度と γ' 相固溶限温度の差で $H. T. W.$ を表すことにした。そして実際に溶体化熱処理は $H. T. W.$ が20 K以上でなければ不可能である。そこで、 $H. T. W.$ の下限値を20 Kとした¹⁸⁾。

4. 結果および考察

4.1 凝固および析出反応温度

Co含有レベルの異なるNi-10Cr-12Al-1.5Ti-Ta-W-Mo-0.25Re-0/4.5/9.0Co系合金3種の凝固および析出反応温度をFig. 2に示す。本系合金には、上で説明した固相線、液相線、共晶 γ' 相晶出および γ' 相固溶限の各反応に対応するピークが確認された。Co量と共

に、 P_2 に対応する共晶 γ' 相晶出反応温度がわずかに低下した。一方、 P_3 に対応する γ' 相固溶限反応温度は Co 量と共に著しく低下し、0 mol% Co 系合金と 9.0 mol% Co 系合金の同温度には 40 K 程度の差が生じた。また、固相線温度 (P_0) と液相線温度 (P_1) は、Co 量によらずほぼ一定であった。

Cr 含有レベルの異なる Ni-10/13/16Cr-12Al-1.2Ti-Ta-W-Mo 系合金 3 種の凝固および析出反応温度を Fig. 3 に示す。Cr を 16 mol% 添加することにより、共晶 γ' 相晶出反応温度と γ' 相固溶限反応温度は、共に著しく低下した。一方、固相線温度と液相線温度は、Cr 添加量とともにわずかに低下の傾向を示した。

1 章で述べたように、 γ' 相固溶限反応温度の低下は析出 γ' 相の体積率を減少させると考えられる。実際、Table 3 に示すように、それぞれの合金系において、Co 量または Cr 量とともに、析出 γ' 相の体積率は単調に減少しており、この予想と一致している。このような析出 γ' 相の体積率の減少は、クリープ破断寿命を低下させる原因になると考えられる。

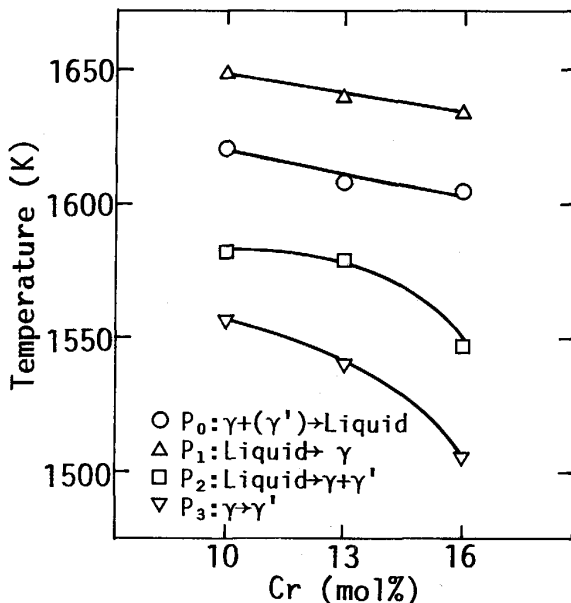


Fig. 3. Effect of Cr content on the DTA peak temperatures in a Ni-10/13/16Cr-12Al-1.2Ti-Ta-W-Mo system.

Table 3. ΔT , $H. T. W.$, γ' volume fraction, $\overline{Md\gamma}$ and $\overline{Md\gamma'}$ for the experimental alloys.

Alloy	ΔT (K)	$H. T. W.$ (K)	γ' volume fraction (%)	$\overline{Md\gamma}$ (eV)	$\overline{Md\gamma'}$ (eV)
TUT 92	29	34	66	0.933	1.020
TUT 931	27	37	62	0.934	1.022
TUT 922	26	55	60	0.939	1.023
TUT 102	28	24	64	0.927	1.021
TUT 132	32	39	60	0.929	1.025
TUT 162	29	42	56	0.934	1.028

4.2 単結晶の製造性および熱処理性

Table 3 に実験合金 6 種の ΔT および $H. T. W.$ の値をまとめた。 ΔT は Co 量および Cr 量に関係なく、ほぼ一定であり、その値は 26~32 K であった。したがって、 $\Delta T \leq 50$ K という制限条件を満足しており、単結晶の製造性には何ら問題はないと考えられる。実際、すべての実験合金とも良質な単結晶が育成できた。さらに、実験合金 6 種の $H. T. W.$ は 24~55 K であり、 $H. T. W. \geq 20$ K の制限条件を満足しており、熱処理性に対しても問題はない。なお、Co 量および Cr 量の増加と共に、 $H. T. W.$ は広がっていることがわかる。

また、既存の在来合金 PWA 1484, CMSX-4 および CMSX-4G の ΔT は約 30 K, $H. T. W.$ は 29~40 K であり²⁾、本実験合金 6 種のそれらとほぼ同程度である。

4.3 組織の均質性と安定性

4.3.1 共晶 γ' 相

Ni-10Cr-12Al-1.5Ti-Ta-W-Mo-0.25Re-0/4.5/9.0 Co 系合金および Ni-10/13/16Cr-12Al-1.2Ti-Ta-W-Mo 系合金において、DTA 測定後の試料に 0.6~0.9 vol% の共晶 γ' 相が観察された。このことは、すべての合金において、降温時に共晶 γ' 相晶出反応ピークが現れたことと一致する (Fig. 2, Fig. 3 参照)。なお、溶体化処理を施すことにより、平衡状態に近づけ、高温変形時の破壊の起点となる共晶 γ' 相¹⁹⁾ を消失させて、均質な γ 相と γ' 相の 2 相組織にすることが望ましい。本実験合金、6 種はすべて溶体化熱処理を施すことにより、共晶 γ' 相を消失させることができた。

4.3.2 脆化析出相

Ni-10Cr-12Al-1.5Ti-Ta-W-Mo-0.25Re-0/4.5/9.0 Co 系および Ni-10/13/16Cr-12Al-1.2Ti-Ta-W-Mo 系のいずれの合金においても、溶体化熱処理後、1255 K で 1.8 Ms 間行った。長時間の時効熱処理後に脆化析出相の存在は確認されず、均質な γ 相と γ' 相の 2 相組織を有した。

4.4 クリープ破断特性

Ni-10Cr-12Al-1.5Ti-Ta-W-Mo-0.25Re-0/4.5/9.0 Co 系合金のクリープ破断寿命を Fig. 4 に、その伸びを Fig. 5 に示す。この合金系においては Co 量とともにクリープ破断寿命は減少した。一方、クリープ破断伸びは Co 量とともに増加した。

Ni-10/13/16Cr-12Al-1.2Ti-Ta-W-Mo 系合金のクリープ破断寿命を Fig. 6 に、その伸びを Fig. 7 に示す。この合金系においては Cr 量とともにクリープ破断寿命と、伸びが共に減少した。

Co および Cr の添加量とともにクリープ破断寿命が

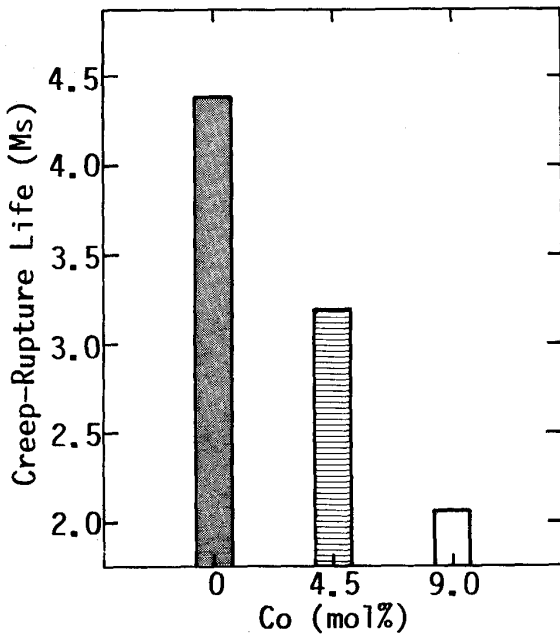


Fig. 4. Effect of Co content on the creep-rupture life in a Ni-10Cr-12Al-1.5Ti-Ta-W-Mo-0.25Re-0/4.5/9.0Co system.

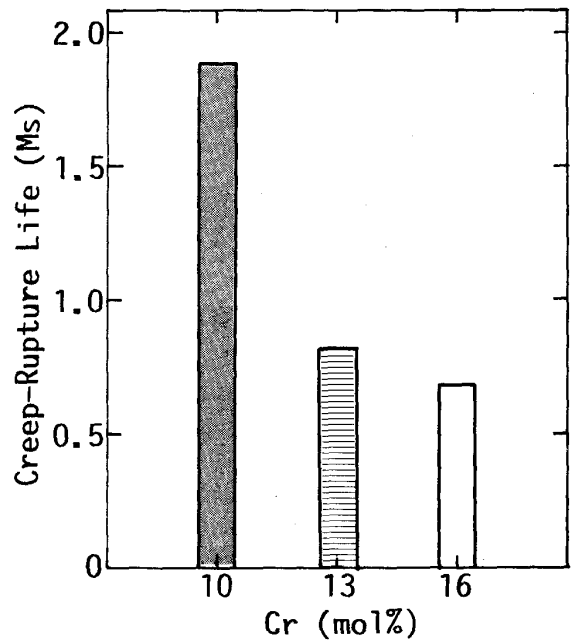


Fig. 6. Effect of Cr content on the creep-rupture life in a Ni-10/13/16Cr-12Al-1.2Ti-Ta-W-Mo system.

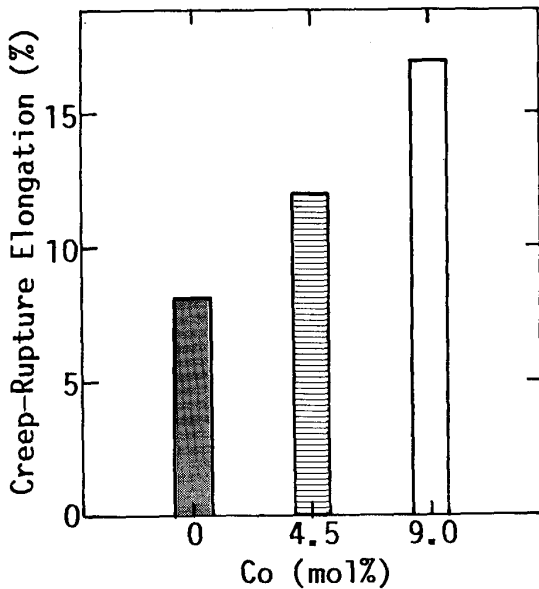


Fig. 5. Effect of Co content on the creep-rupture elongation in a Ni-10Cr-12Al-1.5Ti-Ta-W-Mo-0.25Re-0/4.5/9.0Co system.

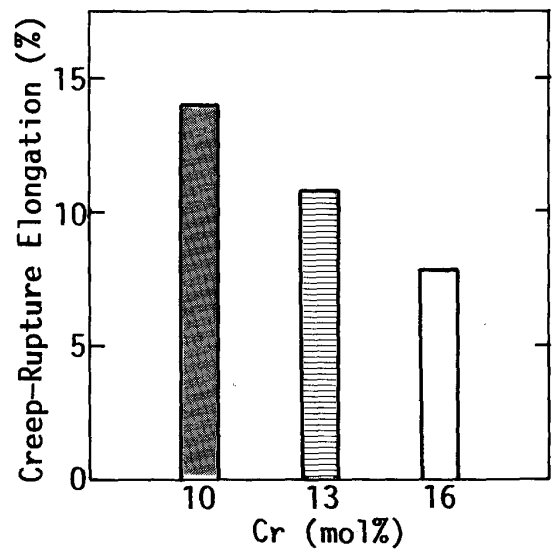


Fig. 7. Effect of Cr content on the creep-rupture elongation in a Ni-10/13/16Cr-12Al-1.2Ti-Ta-W-Mo system.

低下したことは、4・1節で述べた γ' 相固溶限温度の低下と対応している。一方、1章で述べたようにクリープ強度特性と関係がある γ 相および γ' 相の固溶体強化度も、実験合金6種すべてにおいて、ほとんど同程度であると考えられる。なぜなら Table 3 に示すように、 γ 相および γ' 相の組成分析結果より求めたそれらの組成平均の Md 値である $\overline{Md\gamma}$ および $\overline{Md\gamma'}$ の値はほ

とんど同程度である。これまで、 $\overline{Md\gamma}$ は脆化析出相 (μ および σ 相など) の生成予測に用いられてきた¹⁰⁾。その時の限界 $\overline{Md\gamma}$ 値は、単結晶超合金においては 0.93 (eV) 程度であることがわかっている¹²⁾⁷⁾¹⁸⁾。ところで、Table 3 の実験合金6種の $\overline{Md\gamma}$ は 0.93 (eV) 程度であり、脆化析出相の生成する限界近くまで合金元素が添加されている。この意味で、実験合金6種すべての母

相 (γ 相) は十分に固溶体強化されていると考えられる。さらに、 $Md\gamma'$ の値も実験合金 6 種すべてにおいてほぼ同程度の値である。従って、実験合金相互間における、 γ 相と γ' 相の固溶体強化の度合いには、それほど大きな差はないものと考えられる。それ以上に、析出 γ' 相の体積率の変化が顕著である (Table 3 参照)。そのため主に、析出 γ' 相の体積率によって、これら合金のクリープ破断寿命は左右されていると考えられる。すでに述べたように、析出 γ' 相の体積率は γ' 相固溶限温度と相関があるため、ほぼ同様な合金の組織状態にある単結晶超合金に限って言えば、 γ' 相固溶限温度によってある程度、クリープ破断寿命を整理することができるものと考えられる。

5. 総 括

Co 含有レベルの異なった Ni-10Cr-12Al-1.5Ti-Ta-W-Mo-0.25Re-0/4.5/9.0 Co 系合金 3 種および、Cr 含有レベルの異なった Ni-10/13/16Cr-12Al-1.2 Ti-Ta-W-Mo 系合金 3 種を用いて DTA 測定を行った。DTA 測定結果と、クリープ破断特性、単結晶の製造性、熱処理性、微細組織との関連について検討した。以下に示す結果が得られた。

① NASAIR 100 の DTA 測定結果より、単結晶の製造性および熱処理性を良好に保つための制限条件を、それぞれ $\Delta T \leq 50$ K, $H. T. W. \geq 20$ K と決定した。本実験合金 (6 合金) すべては、これらの条件を満足し、良好な単結晶の製造性および熱処理性を有することが分かった。

② Co および Cr の添加量とともに、析出 γ' 相の体積率と γ' 相固溶限温度が低下した。

③ 実験合金 6 種とも組織が均質であり、かつ高温での組織の安定性に優れていた。

④ Co および Cr の添加量とともにクリープ破断寿命は低下した。

一方、クリープ破断伸びは Co 添加量とともに増加し、Cr 添加量とともに減少した。

⑤ ニッケル基超合金において、凝固、析出反応温度がクリープ破断寿命を評価するときの一つの目安になることがわかった。

実験に協力された白井宏始技官、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)) および

川村泰司氏 (豊橋技術科学大学大学院、現: 日本電装 (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の一部として行われたものであることを記して、謝意を表します。

文 献

- 1) 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
- 2) 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
- 3) 太田芳雄, 中川幸也, 大友 暁, 雑賀喜規: 日本金属学会会報, **24** (1985), p. 462
- 4) G. J. S. HIGGINBOTHAM: Mater. Sci. Technol., **2** (1986), p. 442
- 5) A. D. CETEL and D. N. DUHL: Proc. the 6th Int. Symp. on Superalloys, ed. by D. N. DUHL *et al.* (1988), p. 235
- 6) R. F. DECKER: Proc. Symp. on Steel Strengthening Mechanisms (1970), p. 147
- 7) 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.* (1990), p. 831
- 8) 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
- 9) Y. MISHIMA, S. OCHIAI, N. HAMAJO, M. YODOGAWA and T. SUZUKI: Trans. Jpn. Inst. Met., **27** (1986), p. 648
- 10) M. MORINAGA, N. YUKAWA, H. ADACHI and H. EZAKI: Proc. the 5th Int. Symp. on Superalloys, ed. by M. GELL *et al.* (1984), p. 523
- 11) 松木一弘, 村田純教, 森永正彦, 湯川夏夫: 鉄と鋼, **78** (1992), p. 666
- 12) G. LOMBARDI: For Better Thermal Analysis, 2nd ed. (1980), p. 24 [Istituto di Mineralogiae Petrografia Dell' universita di Roma, Citta Universitaria, 00185 Rome, Italy]
- 13) T. E. STRANGMAN, G. S. HOPPIN, C. M. PHIPPS, K. HARRIS and R. E. SCHWER: Proc. the 4th Int. Symp. on Superalloys, ed. by J. K. TIEN *et al.* (1980), p. 215
- 14) 村田純教, 湯川夏夫, 野田俊治, 三谷状士: 鉄と鋼, **71** (1985), p. 127
- 15) M. C. FLEMINGS: Solidification Processing (1974), p. 107 [McGraw-Hill Book Company]
- 16) A. F. GIAMEI and B. H. KEAR: Metall. Trans., **1** (1970), p. 2185
- 17) S. M. COPLEY, A. F. GIAMEI, S. M. JOHNSON and M. F. HORNBECKER: Metall. Trans., **1** (1970), p. 2193
- 18) 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
- 19) J. J. JACKSON, M. J. DONACHIE, R. J. HENRISKS and M. GELL: Metall. Trans. A, **8** (1977), p. 1615