

# 41.5Ni-40Fe-16Cr-2.9Nb-1.8Ti-0.2Al合金における $\gamma'$ 相と $\gamma''$ 相の析出と成長

草開 清志\*・佐治 重興\*

Precipitation and Growth of  $\gamma'$  and  $\gamma''$  Phases in a 41.5Ni-40Fe-16Cr-2.9Nb-1.8Ti-0.2Al Alloy

Kiyoshi KUSABIRAKI and Shigeoki SAJI

**Synopsis :** A 41.5Ni-40Fe-16Cr-2.9Nb-1.8Ti-0.2Al alloy is a superalloy strengthened by the precipitation of  $\gamma'$  and  $\gamma''$  phases. The knowledge of the nucleation and growth behaviors of the  $\gamma'$  and  $\gamma''$  precipitates is very important for an appropriate usage of the alloy. We investigated the precipitation characteristics of this alloy by micro-Vickers hardness test, X-ray diffraction and transmission electron microscopy. The hardness of the alloy aged in various conditions closely related to the size of the  $\gamma'$  and  $\gamma''$  precipitates. With increasing aging time, the lattice parameter of the alloy matrix decreases and reaches a constant value at each aging temperature after a certain aging time. The volume fractions of  $\gamma'$  and  $\gamma''$  phases precipitated in the alloy at 993K are 7.2% and 13.3%, respectively. The growth kinetics of the  $\gamma'$  and  $\gamma''$  precipitates followed the predictions of LSW theory of diffusion controlled growth at all aging temperatures. The activation energy values for the growth of  $\gamma'$  and  $\gamma''$  precipitates are estimated to be 278 kJ/mol and 431 kJ/mol, respectively. Some  $\gamma''$  precipitates contain  $\gamma'$  precipitates inside their bodies or are in contact with the  $\gamma'$  precipitates. It is considered that some  $\gamma'$  precipitates of this alloy act as preferential nucleation sites for the  $\gamma''$  precipitates.

**Key words:** iron and nickel base alloy; superalloy; gamma prime phase; gamma double prime phase; lattice constant; kinetics; nucleation; growth; electrolytic extraction.

## 1. 緒言

41.5Ni-40Fe-16Cr-2.9Nb-1.8Ti-0.2Al合金(Inconel 706)は析出強化型Ni基合金であり、低温から中温度領域まで良好な機械的性質と加工性を有している。汎用されているInconel 718と比較して、本合金はNi, Cr, Nb含有量をいくぶん少なく、代わりにTi含有量を多くし、Moを無添加として低級化が図られている。熱処理の工夫によってInconel 718相当の強度が得られ、航空機用部品や発電機用構造部材として用途がある。

この合金の析出強化相は、 $L1_2$ 構造の $\gamma'$ 相( $Ni_3(Al \cdot Ti)$ )と $DO_{22}$ 構造の $\gamma''$ 相( $Ni_3Nb$ )であり、前者は球状ないしは立方体状、後者は円板状で、母相 $\gamma$ の $\{100\}$ 面に母相とcube-cubeの関係で析出する特徴がある<sup>1)</sup>。しかし、析出強化相が $\gamma'$ 相と $\gamma''$ 相の2相であることから、この合金の時効硬化特性や析出相の成長挙動については不明な点が多く、実用上、詳細を明白にすることが望まれている。これまでNi基合金に析出する $\gamma'$ 相および $\gamma''$ 相の成長速度を速度論的に解析したものとして、Ni-Al<sup>2,3)</sup>、Ni-Ti<sup>4)</sup>、Ni-Si<sup>5)</sup>、Co-Ni-Cr-Ti<sup>6)</sup>、Cu-Ni-Nb<sup>7)</sup>、Co-Ni-Cr-Nb合金<sup>8)</sup>等がある。ただし、 $\gamma'$ 相と $\gamma''$ 相が共存する合金については、Inconel 718の報告<sup>9,10)</sup>があるのみである。析出強化型合金では、

析出粒子の成長は合金の強度特性と密接に関連することから、合金中の析出相の成長挙動を明らかにすることは極めて重要である。

本研究では、41.5Ni-40Fe-16Cr-2.9Nb-1.8Ti-0.2Al合金の時効硬化特性と電顕微視組織を調査して、本合金に析出する $\gamma'$ 相と $\gamma''$ 相の特徴を明らかにした。

## 2. 実験方法

供試合金はInconel 706に相当するNi基耐熱合金(以後706合金と呼ぶ)である。化学組成をTable 1に示す。合金を真空溶製後、ESR処理した鑄塊を熱間鍛造し、その後、1273Kで1.8 ks固溶化熱処理し、これを893~1073Kで最大2160 ks時効して試料とした。

各時効材の室温におけるマイクロビッカース硬さの測定と加速電圧200 kVの透過型電子顕微鏡(TEM)による組織観

Table 1. Chemical composition of the specimen (mass%).

| Ni    | Cr    | Nb   | Ti   | Al   | Si   | Mn   | Cu   |
|-------|-------|------|------|------|------|------|------|
| 41.86 | 16.13 | 2.79 | 1.57 | 0.28 | 0.21 | 0.10 | 0.02 |

| C     | Co   | Mo   | B     | P     | S     | Fe   |
|-------|------|------|-------|-------|-------|------|
| 0.015 | 0.01 | 0.01 | 0.002 | 0.001 | 0.001 | Bal. |

察を行った。試料の作製手順、析出した $\gamma'$ および $\gamma''$ 相の寸法評価、格子定数の測定、薄膜試料ならびにカーボン抽出レプリカの作成については前報<sup>10-14)</sup>と同様の方法を用いた。ただし、粒子の寸法は母相の $[100]_{\gamma}$ から得られる明視野像から評価した。 $\gamma''$ 相の寸法については測定対象を $[100]_{\gamma''}$ から観察している粒子(棒状に観察される)に限定し、その長さ(円板の直径に相当する)の測定から評価した。 $[001]_{\gamma''}$ から観察される $\gamma''$ 相と $\gamma'$ 相の区別は大きさや輪郭および形態の鮮明度の差から識別した。すなわち、 $\gamma'$ 相は $\gamma''$ 相に比較して、粒子径は小さく、形態が鮮明に現れる傾向があることを利用した。複合して析出した粒子の場合は、それぞれの寸法を別々に測定し、単独に析出した粒子の結果に含ませた。

### 3. 実験結果と考察

#### 3.1 時効硬化

Fig. 1は893~1073K時効材の室温のマイクロビッカース硬さを示したものである。893Kでは時効硬化は緩慢で、2160 ks時効した後も最高硬さには達しない。943Kでは時

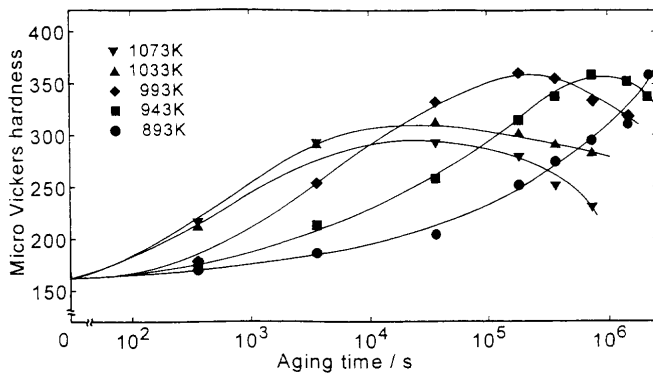


Fig. 1. Variations in micro-Vickers hardness of alloy 706 with aging time at various aging temperatures.

効硬化は徐々に進行し、720 ksでほぼ最高硬さ(約HV360)に達する。993K、1033Kでは時効硬化は速やかに進行し、それぞれ約180 ks、36 ksで最高硬さになり、その後、過時効となり軟化する。1073Kでは、硬化速度は速く、約3.6 ksで最高硬さに達するが、その値は943K時効材に比べてHV60程度小さい。最高硬さは低温時効ほど大きい傾向があり、低温時効ほど強化相の析出量が多いことを示唆している。これらの時効硬化曲線は野村、松永による180 ksまでの時効材で得られている結果<sup>15)</sup>と矛盾しないものである。本合金と成分が類似し、析出強化相も $\gamma'$ と $\gamma''$ 相から成るInconel 718合金<sup>10)</sup>の硬化曲線と比較すると、706合金は、Inconel 718に比べ、いずれの時効温度でも硬さは小さく、最高硬さでHV120程度小さいことを示した。

#### 3.2 微視組織

Fig. 2は993Kにおける0.36 (A)、3.6 (B)、36 (C)および360 ks (D)時効材のTEM組織である。0.36 ks時効材(A)では極めて微細な析出物が均一に析出しており、A→B→C→Dと時効時間の経過とともに析出相は漸次成長し、粒子数密度は減少している。微細な析出相は制限視野電子回折(SAD)によると、 $\gamma''$ 相か $\gamma'$ と $\gamma''$ 相が共存することを示し、360 ks時効材(D)程度の大きさになると、この倍率でも析出相が2相から成ることがわかる。36 ks時効材(C)はほぼ最高硬さに達した組織に対応し、360 ks時効材(D)で析出相がかなり大きくなり、既に過時効に達した組織に対応する。

Fig. 3は993Kで720 ks時効した試料のTEM組織とSADおよびそのキーである。TEM組織は析出相が球状と板状の2種類から成り、母相中に多量に析出していることを示して示る。SADによると、母相 $\gamma$ の $[001]$ 方向から電子線が入射しており、母相の回折斑点以外に $\gamma'$ ないしは $\gamma''$ 相の存在を示す100, 010などの超格子斑点と $\gamma''$ 相の存在を示す $1/2\ 1\ 0$ ,  $1\ 1/2\ 0$ などの超格子斑点が確認できる。明視野

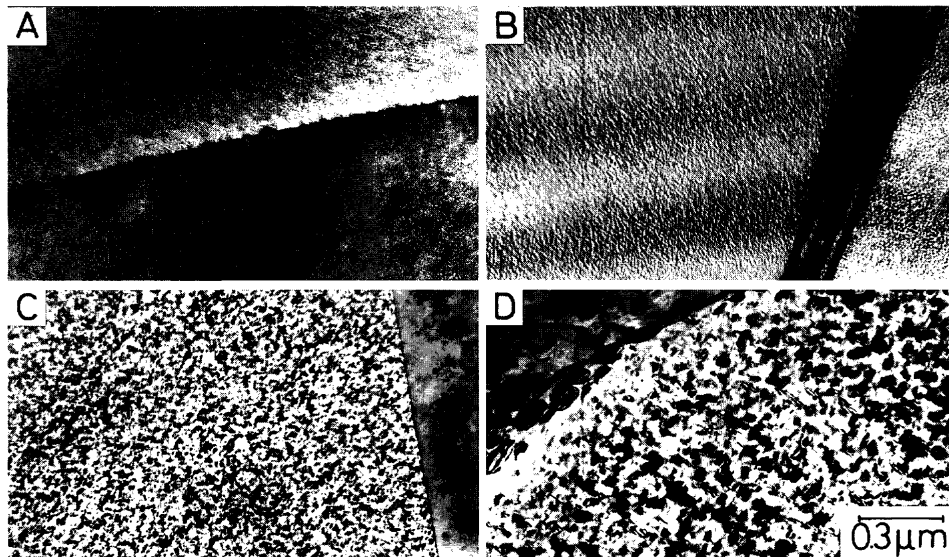


Fig. 2. Transmission electron micrographs of alloy 706 aged at 993K for 360 s (A), 3.6 ks (B), 36 ks (C) and 360 ks (D).

像の球状粒子が  $\gamma'$  相であり、細長い粒子が  $\gamma''$  相である。

Fig. 4は1073Kにおける0.36 (A), 3.6 (B), 36 (C)および360 ks (D)時効材のTEM組織である。時効時間の経過に伴う析出相の成長は速い。36 ks時効材(C)では、析出相は粗大化し、球状の  $\gamma'$  相と板状の  $\gamma''$  相の2相が認められる。左下部には粒界に  $\eta$  相 ( $\text{Ni}_3\text{Ti}$ : hcp,  $\text{DO}_{24}$  構造) が生成し、その周辺には無析出帯(PFZ)が観察される。PFZの形成は一旦析出した  $\gamma'$  および  $\gamma''$  相が安定相である  $\eta$  相の生成に伴って吸収されることを示している。 $\gamma''$  相はPFZ近傍では  $\gamma'$  相が残存する領域でも既に消失している。 $\gamma''$  相が単独で析出する合金<sup>10,16,17)</sup>やInconel 718<sup>10)</sup>では、高温長時間時効で

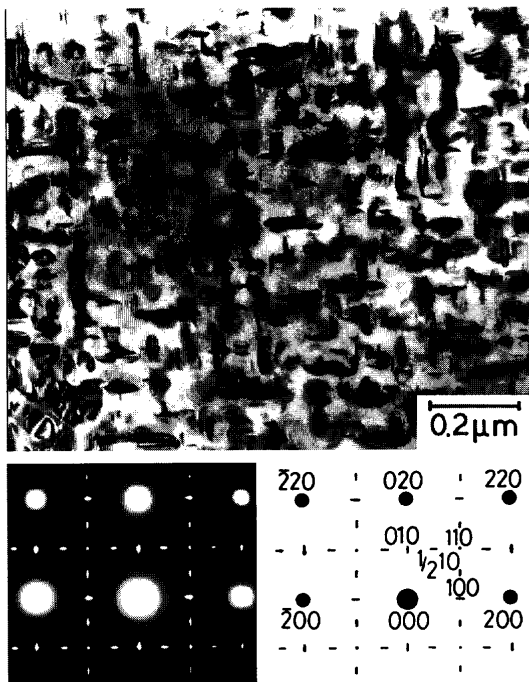


Fig. 3. Transmission electron micrograph and its selected-area electron diffraction pattern of alloy 706 aged at 993 K for 720 ks. Beam along  $[001]_{\gamma'}$ .

$\gamma''$  相は  $\delta$  相 ( $\text{Ni}_3\text{Nb}$ : 斜方晶,  $\text{DO}_8$  構造) に移行するが、706 合金では、 $\gamma''$  相は  $\eta$  相へ移行することを示した。

Fig. 5は1073K, 360K時効材のTEM組織と○部分のSADを示したものである。SADによると、母相の回折斑点以外に  $\eta$  相による  $001_{\eta}$ ,  $011_{\eta}$  等の回折斑点が確認できる。析出した  $\eta$  相は母相  $\gamma$  と  $\{111\}_{\gamma} // (001)_{\eta}$ ,  $\langle 110 \rangle_{\gamma} // [010]_{\eta}$  の結晶学的方位関係があり、また、 $[001]_{\eta}$  にストリークがあることから  $(001)_{\eta}$  に積層欠陥があることを示唆している。これらの結果は従来の報告<sup>18)</sup>と一致している。

### 3.3 母相の格子定数変化

Fig. 6は固溶化熱処理後の各時効材の母相の格子定数変

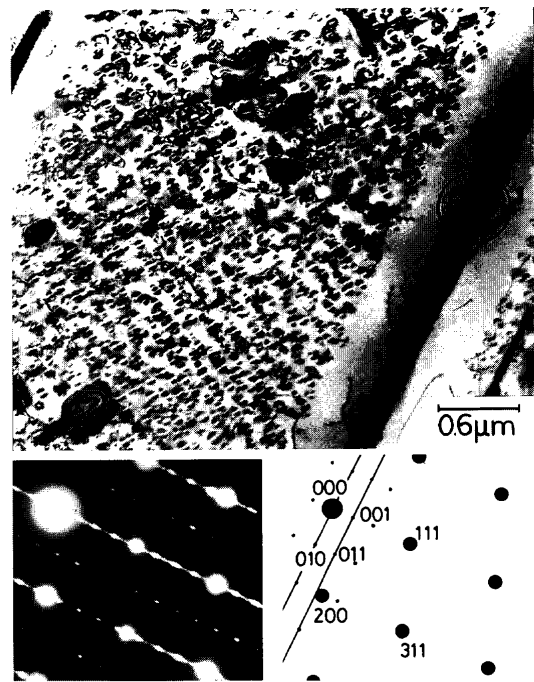


Fig. 5. Transmission electron micrograph and its selected-area electron diffraction pattern of alloy 706 aged at 1073 K for 360 ks. Beam along  $[011]_{\gamma}$  and  $[100]_{\eta}$ .

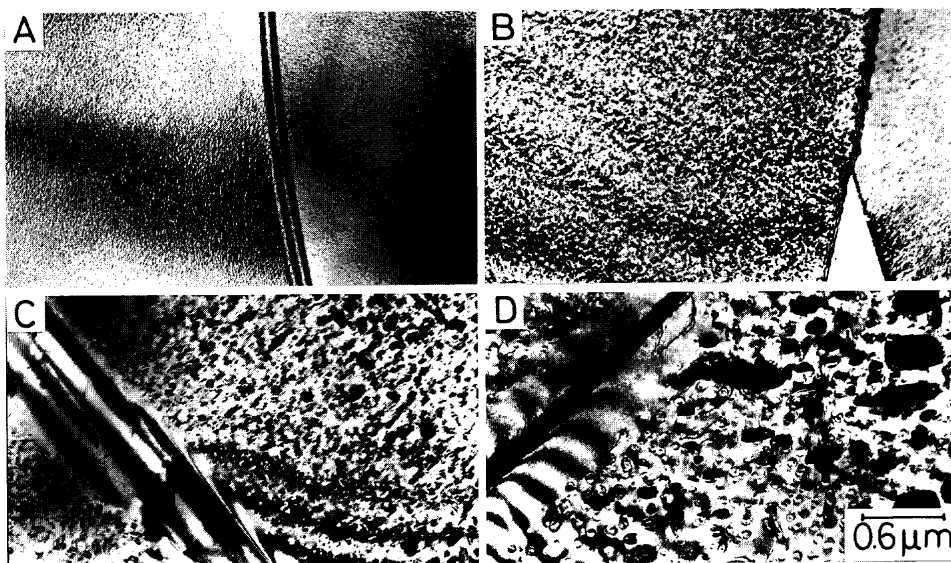


Fig. 4. Transmission electron micrographs of alloy 706 aged at 1073K for 360 s (A), 3.6 ks (B), 36 ks (C) and 360 ks (D).

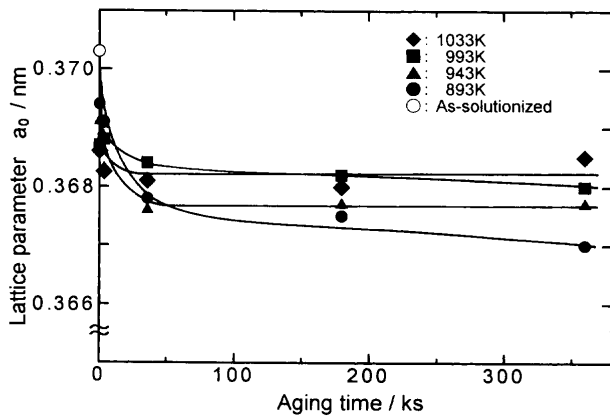


Fig. 6. Variations in lattice parameter  $a_0$  of the matrix in alloy 706 with aging time at various aging temperatures.

化を示したものである。固溶化熱処理材では  $a_0=0.3703$  nm である。893K 時効材では時効時間の経過に伴って格子定数は減少し、360 ks では  $a_0=0.3670$  nm となる。他の時効温度においても時効時間の経過と共に格子定数は漸次減少し、その後、一定値に達した。その際、高温時効材ほど短時間で一定値に達し、一定値に到達後の格子定数は 943K、993K および 1033K でそれぞれ 0.3677 nm、0.3680 nm および 0.3685 nm となった。格子定数の変化は固溶化熱処理後の過飽和固溶体から原子半径の大きい Ti や Nb が準安定な  $\gamma'$  相や  $\gamma''$  相、安定相の  $\eta$  相として析出したためである。低温時効ほど格子定数が小さい値で一定となったのは、低温ほど母相への溶質の固溶量が小さいためである。

3.4 析出相の体積率

993K および 1033K 時効材に析出した  $\gamma'$  および  $\gamma''$  相の体積率の時効時間変化を調べた。測定が無い時効初期は不明であるが、時効時間が 180 ks 以上では両析出相の体積率はほぼ一定で、時間依存性がないことを示した。993K 時効材の  $\gamma'$  相は 7.2 vol%,  $\gamma''$  相は 13.3 vol%, 1033K 時効材ではそれぞれ 5.0 vol%, 10.2 vol% であった。

3.5  $\gamma'$  および  $\gamma''$  相の成長と活性化エネルギー

固溶化熱処理後の過飽和固溶体を時効すると、析出が起これ、母相の溶質濃度は平衡濃度に達する。この後の析出物の成長、粗大化は、一般に析出相と母相との間の界面エネルギーの減少を駆動力として起こると言われ、Ostwald 成長として知られている。この現象の速度論的な取扱は既に Lifshitz-Slyozov<sup>19)</sup>-Wagner<sup>20)</sup> (LSW) によってなされている。

球状分散粒子が LSW の理論に従って成長する場合、分散粒子径と保持時間の間には式(1)の関係が成立する。

$$\bar{r}^3 - \bar{r}_0^3 = 64\sigma DC_e V_m^2 t / 9RT = K' t \dots\dots\dots (1)$$

ここで、 $\bar{r}_0$ ,  $\bar{r}$  はそれぞれ成長開始時および時間  $t$  後の析出粒子の平均粒子径である。 $\sigma$  は析出相と母相との間の界面エネルギー、 $D$  は母相中の溶質原子の拡散係数、 $C_e$  は無

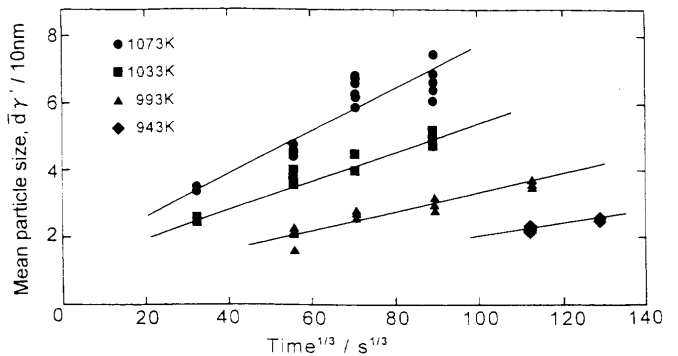


Fig. 7. Variations in mean diameter of  $\gamma'$  precipitates in alloy 706 with  $(\text{aging time})^{1/3}$  at various aging temperatures.

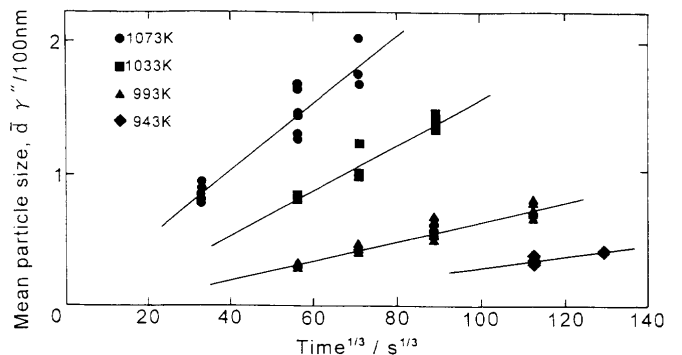


Fig. 8. Variations in mean diameter of  $\gamma''$  precipitates in alloy 706 with  $(\text{aging time})^{1/3}$  at various aging temperatures.

限大の大きさの析出相と平衡する母相中の溶質原子濃度、 $V_m$  は析出相のモル容積、 $R$  は気体定数、 $T$  は絶対温度、 $K'$  は成長速度定数である。

円板状の分散粒子の場合には式(2)が成立する<sup>21)</sup>。

$$\bar{d}^3 - \bar{d}_0^3 = 128\sigma q DC_e V_m^2 t / 9\pi RT = K'' t \dots\dots\dots (2)$$

ここで、 $\bar{d}_0$ ,  $\bar{d}$  は成長開始時および時間  $t$  後の円板状析出粒子の平均直径、 $q$  は円板の直径  $d$  と厚み  $h$  の比  $d/h$ ,  $K''$  は成長速度定数である。

Fig. 7, 8 はそれぞれ  $\gamma'$  相および  $\gamma''$  相の平均粒子径ないしは平均直径と時効時間の 1/3 乗の関係を各温度別に示したものである。いずれの場合でも平均粒子径ないしは平均直径と時効時間の 1/3 乗との間には、直線関係が成立し、両析出相の成長がそれぞれ式(1), (2)で整理できることを示している。

一般に  $D_0$  を前指数項、 $E$  を拡散の活性化エネルギーとした場合、拡散係数は  $D = D_0 \exp(-E/RT)$  で表される。この場合、式(1), (2)の  $K'$ ,  $K''$  はそれぞれ式(3), (4)で表される。

$$K' = 64\sigma D_0 C_e V_m^2 \exp(-E/RT) / 9RT \dots\dots\dots (3)$$

$$K'' = 128\sigma q D_0 C_e V_m^2 \exp(-E/RT) / 9\pi RT \dots\dots\dots (4)$$

$\sigma$ ,  $C_e$ ,  $V_m$  および  $q$  の温度依存性が小さく、本研究の温度

範囲ではほぼ一定であると考え、式(3)、(4)のArrheniusプロットの直線の勾配から、各析出相の成長の見かけの活性化エネルギーを求めることができる。

Fig. 9は706合金の各時効温度で得られた $\gamma'$ 相の成長速度定数を式(3)に従い、Arrheniusプロットしたものである。比較のために、母相中に $\gamma'$ 相を生成するNi基合金のこれまで報告されている結果も併せて示してある。706合金の勾配は他のNi基合金のそれに近いことを示している。成長速度はNi-Al<sup>2,3)</sup>、Ni-Ti<sup>4)</sup>、Ni-Si<sup>5)</sup>などの二元系合金に比べるとかなり小さいが、Inconel X-750<sup>11,22)</sup>、718<sup>9,10)</sup>、A286<sup>12,23)</sup>、Nimonic 105<sup>24,13)</sup>、Incoloy 909<sup>14)</sup>などの実用多元系合金に近いことを示している。

Fig.10は $\gamma''$ 相についても式(4)に従い、同様な解析を行った結果を示したものである。本合金の $\gamma''$ 相については、HanらのInconel 718 (□)<sup>9)</sup>より直線の勾配は大きい、他のNi基合金とは比較的近い。

Fig. 9, 10の各直線の勾配から得た $\gamma'$ および $\gamma''$ 相の成長の見かけの活性化エネルギーを他のNi基合金の結果と共にTable 2に示す。本研究で得られた $\gamma'$ 相の成長の見かけの活性化エネルギーは279 kJ/molである。この値は他の合金で得られている値と比較的近い。本合金で直接的に $\gamma'$ 相の形成に関与し得る元素としては、Ti, Al, Cr, Fe, Nbが挙げられるが、Ni中の各元素の拡散の活性化エネルギーはNbを除いて、それぞれ257 (1377~1550K)、268 (1383~1573K)、272 (1373~1541K)、253 kJ/mol (1173~1643K)と報告されている<sup>25)</sup>。Nbに関する報告がないため、厳密なこ

とは言えないが、本合金の $\gamma'$ 相の成長の見かけの活性化エネルギーはNiもしくはNi合金中の $\gamma'$ 相の形成に関与し得る元素の拡散の活性化エネルギーにほぼ一致していると言える。しかし、各元素の拡散の活性化エネルギーが近接していることから、本合金の $\gamma'$ 相の成長を律速する拡散種を決定することは難しい。

本合金の $\gamma''$ 相の成長の見かけの活性化エネルギーは431 kJ/molである。この値はHanら<sup>9)</sup>の結果298 kJ/molと大きな差があるが、他の合金とは比較的近い値である。本合金の $\gamma''$ 相の成長に関与し得る元素としては $\gamma'$ 相の場合と同様の元素が挙げられるが、本研究の $\gamma''$ 相で得られた程度の大きな値を持つ元素は報告されていない。しかし、Niと結晶構造に近い $\gamma$ -Fe中のNbの拡散の活性化エネルギーが344 kJ/mol<sup>25)</sup>であることから、Ni中のNbの拡散の活性化エネルギーはかなり大きい可能性がある。この場合、本研究の $\gamma''$ 相の成長で大きな見かけの活性化エネルギーが得られたのは、 $\gamma''$ 相の成長が母相中のNbの拡散が律速しているためであると判断できる。

### 3.6 $\gamma''$ 相の組織と生成過程

Fig.11は1033K、720 ks時効材の $\gamma'$ 相と $\gamma''$ 相のカーボン抽出レプリカのTEM組織を示したものである。中央の大きさが約0.25 $\mu\text{m}$ の大きな抽出相は、大きさや形態から $\gamma''$ 相であることがわかる。 $\gamma''$ 相の板面に対してほぼ垂直な方向から観察しているものである。周囲にある約0.05 $\mu\text{m}$ 以下の小さな粒子は $\gamma'$ 相である。 $\gamma'$ 相の内部組織が均一であるのに対して、 $\gamma''$ 相の内部は球状の粒子を内包し、ある

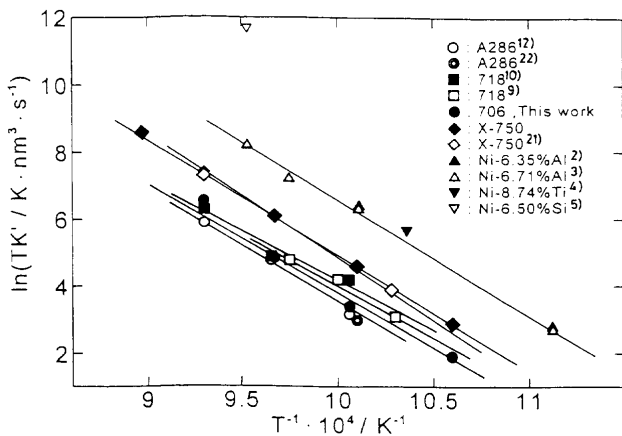


Fig. 9. Arrhenius plots for determination of the activation energy for growth of  $\gamma'$  precipitates in Ni-base alloys.  
 $K'$ : Rate constant,  $T$ : Temperature.

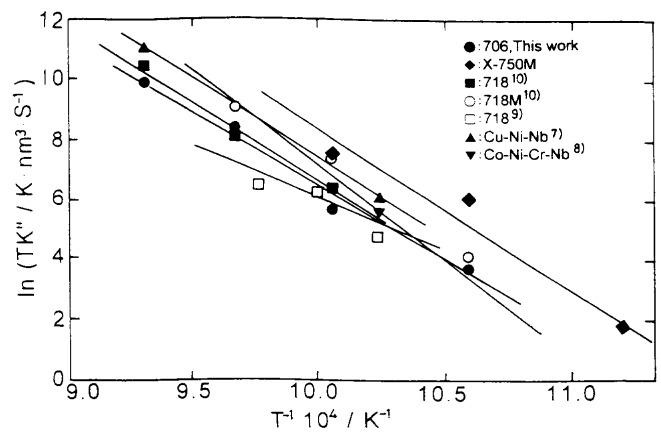


Fig. 10. Arrhenius plots for determination of the activation energy for growth of  $\gamma''$  precipitates in Ni-base alloys.  
 $K''$ : Rate constant,  $T$ : Temperature.

Table 2. Activation energy values for the growth of  $\gamma'$  and  $\gamma''$  precipitates in Ni-base alloys (kJ/mol).

| Precipitates | Alloy                    |  |                    |   |                     |                     |                     |                           |                        |
|--------------|--------------------------|--|--------------------|---|---------------------|---------------------|---------------------|---------------------------|------------------------|
|              | This work<br>Inconel 706 | Inconel 718                            | 718M               | Inconel X-750                           | Ni-Al <sup>3)</sup> | Ni-Ti <sup>4)</sup> | Ni-Si <sup>5)</sup> | Co-Ni-Cr-Ti <sup>6)</sup> | Cu-Ni-Nb <sup>7)</sup> |
| $\gamma'$    | 279                      | 245 <sup>10)</sup> , 271 <sup>9)</sup> | —                  | 281 <sup>11)</sup> , 290 <sup>21)</sup> | 269                 | 282                 | 262                 | 298.9±28.9                | —                      |
| $\gamma''$   | 431                      | 451 <sup>10)</sup> , 298 <sup>9)</sup> | 464 <sup>10)</sup> | —                                       | —                   | —                   | —                   | —                         | 428                    |

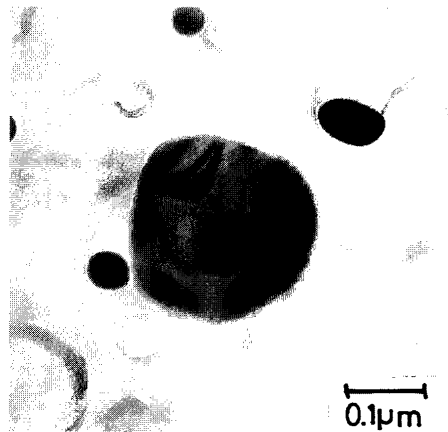


Fig. 11. Transmission electron micrograph of  $\gamma'$  and  $\gamma''$  precipitates extracted from alloy 706 aged at 1033K for 720 ks.

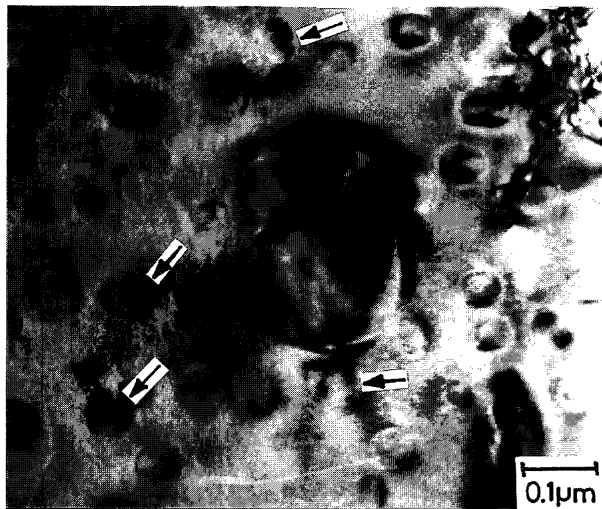


Fig. 12. Transmission electron micrograph of alloy 706 aged at 1033K for 720 ks. Beam along  $[001]_{\gamma}$ .

いは球状粒子に積層し、二重構造になっているのが確認できる。 $\gamma''$ 相は析出時に、既に析出していた $\gamma'$ 相を優先的な核生成サイトとして $\gamma'$ 相上に成長したことを暗示している。同様の観察を数多くの粒子について行ったが、706合金では同種の内部組織を有する $\gamma''$ 相が多数観察された。 $\gamma''$ 相を単独で析出する合金ではこの種の組織をもつ $\gamma''$ 相は観察されていない<sup>26)</sup>。

Fig.12は1033K、720ks時効材薄膜のTEM組織を示したものである。中央の大きな $\gamma''$ 相以外に、 $\gamma'$ 相に隣接する位置に矢印で示したように、整合ひずみコントラストとは考え難い板状の $\gamma''$ 相が積層して析出していることを示している。

Fig.13は1033K、720ks時効材薄膜の電顕組織とSADを示したものである。明視野像と暗視野像のいずれにおいても、矢印位置の $\gamma'$ 相の側面に $\gamma''$ 相の薄い板状の析出相が積層して生成しているのが確認できる。Inconel 706系や718系合金にこの種の $\gamma''$ 相が確認されることは高橋らやE.

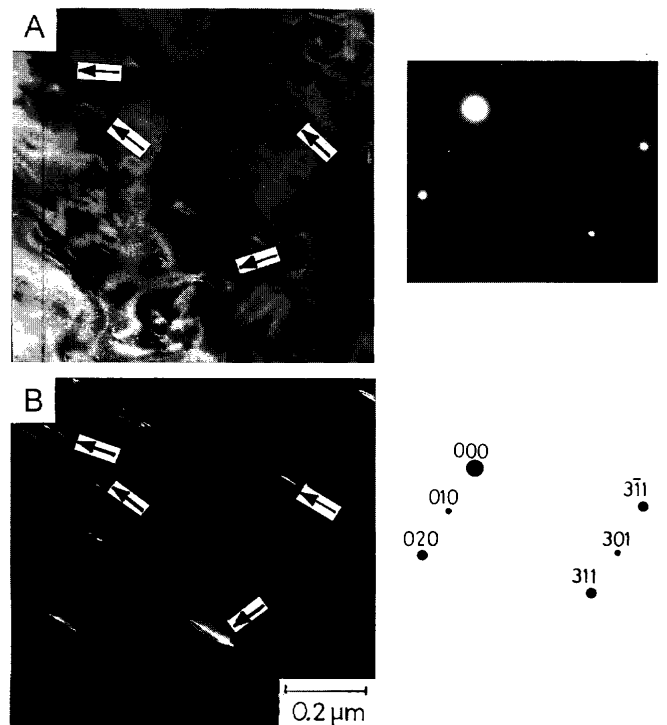


Fig. 13. Transmission electron micrographs and their selected-area electron diffraction pattern of alloy 706 aged at 1033K for 720 ks. Beam along  $[103]_{\gamma}$ . A: Bright field image. B: Dark field image.

Andrieuらも指摘している<sup>27-29)</sup>。ただし、析出した $\gamma''$ 相の中には必ずしも $\gamma'$ 相を内包あるいは積層するとは限らない $\gamma''$ 相も認められる。同様の現象は706合金の他の時効材でも数多く観察され、この現象は本合金の一般的な傾向であることが確認された。

#### 4. 結論

Ni基耐熱合金Inconel 706に相当する合金(706合金)の時効硬化過程と微視組織変化、 $\gamma'$ および $\gamma''$ 相の析出に伴う母相の格子定数変化、 $\gamma'$ および $\gamma''$ 相の成長の速度論的解析および $\gamma''$ 相の組織と生成過程について調査した。

本研究で得られた結果は以下のとおりである。

(1) 706合金は固溶化熱処理後、時効すると $\gamma'$ および $\gamma''$ 相を析出し、時効硬化する。893Kでは2160ks時効後でも最高硬さには達しないが、943K時効では720ks程度で最高硬さ(約HV360)に達する。これより高温では硬化は速やかに進行するが、最高硬さに達した後は $\gamma'$ や $\gamma''$ 相の粗大化と $\eta$ 相の析出により、過時効となり、軟化する。

(2) 固溶化熱処理まま材の母相の格子定数は $a_0 = 0.3703$  nmであるが、 $a_0$ は時効時間の経過に伴って漸次減少し、その後、一定値に達する。平衡値に到達後の格子定数は低温時効ほど小さな値になる。

(3) 析出した $\gamma'$ および $\gamma''$ 相の成長にLSWの理論を適用し、両相の成長が拡散律速に基づいたOstwald成長機構

に従っている結果を得た。

(4) 706合金に析出する  $\gamma'$  相および  $\gamma''$  相のうち、一部の  $\gamma''$  相は  $\gamma'$  相を優先的な核生成サイトとして析出、成長すると考えられる。ただし、残りの  $\gamma''$  相は見かけ上、かならずしも  $\gamma'$  相を核生成サイトとして析出、成長している訳ではない。

本研究を実施するにあたり、合金試料を提供して頂いた大平洋製鋼(株) 富山製造所に深甚なる謝意を表す。

## 文 献

- 1) C.T.Sims, N.S.Stoloff and W.C.Hagel: *Superalloys II, High-Temperature Materials for Aerospace and Industrial Power*, John Wiley & Sons, New York, (1987), 165.
- 2) A.J.Ardell and R.B.Nicholson: *Acta Metall.*, **14** (1966), 1295.
- 3) A.J.Ardell and R.B.Nicholson: *J.Phys. Chem. Solids*, **27** (1966), 1793.
- 4) A.J.Ardell: *Metall. Trans.*, **1** (1970), 525.
- 5) P.K.Rastogi and A.J.Ardell: *Acta Metall.*, **19** (1971), 321.
- 6) M.Chaturvedi and D.W.Chung: *J.Inst. Met.*, **101** (1973), 253.
- 7) M.Raghavan: *Metall. Trans. A*, **8A** (1977), 1071.
- 8) M.C.Chaturvedi and D.W.Chung: *Metall. Trans. A*, **10A** (1979), 1579.
- 9) Y.Han, P.Deb and M.C.Chaturvedi: *Met. Sci.*, **16** (1982), 555.
- 10) 草開清志, 王 理, 大岡耕之, 山田廣一: *鉄と鋼*, **76** (1990), 1341.
- 11) 草開清志, 長浜秀信, 王 理, 大岡耕之: *鉄と鋼*, **76** (1989), 1354.
- 12) K.Kusabiraki, Y.Takasawa and T.Ooka: *ISIJ Int.*, **35** (1995), 542.
- 13) K.Kusabiraki, X.Zhang and T.Ooka: *ISIJ Int.*, **35** (1995), 1115.
- 14) K.Kusabiraki, E.Amada and T.Ooka: *ISIJ Int.*, **36** (1996), 208.
- 15) 野村 宏, 松永健吉: *日特技報*, **11** (1976), 34.
- 16) J.F.Radavich and A.Fort: *Superalloys 718, 625, 706 and Various Derivatives*, ed. by E.A.Loria, Minerals, Metals & Materials Soc., Warrendale, (1994), 635.
- 17) K.Kusabiraki, S.Araie, I.Hayakawa and T.Ooka: *ISIJ Int.*, **35** (1995), 524.
- 18) B.R.Clark and F.B.Pickering: *J.Iron Steel Inst.*, **205** (1967), 70.
- 19) M.Lifshitz and V.V.Slyozov: *J.Phys. Chem. Solids*, **19** (1961), 35.
- 20) C.Wagner: *Z.Electrochem.*, **65** (1961), 581.
- 21) J.D.Boyd and R.B.Nicholson: *Acta Metall.*, **19** (1971), 1379.
- 22) C.Castani and V.Lupinc: *Metall. Ital.*, **7/8** (1977), 306.
- 23) A.W.Thompson, J.A.Brooks: *Acta Metall.*, **30** (1982), 2197.
- 24) P.K.Footner, B.P.Richards: *J.Mater. Sci.*, **17** (1982), 2141.
- 25) 金属データブック, 日本金属学会編, 丸善, 東京, (1974), 24.
- 26) 草開清志, 早川 到, 池内執一, 大岡耕之: *鉄と鋼*, **80** (1994), 348.
- 27) 高橋達也, 柴田 尚, 楠橋幹雄: *材料とプロセス*, **10** (1997), 530.
- 28) E.Andrieu, R.Coazar and A.Pineau: *Superalloy 718—Metallurgy and Applications*, ed. by E.A.Loria, The Minerals, Metals & Materials Soc., Warrendale, (1989), 241.
- 29) X.Xie, Q.Liang, J.Dong, W.Meng, Z.Xu, M.Chen, F.Wang, Y.Cai, J.Zhang, N.Wang, E.Andrieu and A.Pineau: *Superalloys 718, 625, 706 and Various Derivatives*, ed. by E.A.Loria, Minerals, Metals & Materials Soc., Warrendale, (1994), 711.