

© 1989 ISIJ

論 文

ニッケル基合金に析出した γ' 相の成長草開清志*・長浜秀信*²・王 理*³・大岡耕之*The Growth of γ' Precipitates in Nickel-base Superalloy

Kiyoshi KUSABIRAKI, Hidenobu NAGAHAMA, Li WANG and Takayuki OOKA

Synopsis:

The growth behaviour of γ' ($L1_2$)-phase precipitates in Inconel X-750 type Ni-base alloy has been investigated mainly by micro-Vickers hardness test and transmission electron microscopy. The precipitating phase was observed to be spherical especially at the early stage of aging time and to be ordered fcc γ' phase, likely pointed out previously.

The hardness of specimens aged in various conditions closely related to the size of γ' precipitates.

The growth kinetics of γ' precipitates followed the predictions of Lifshitz-Slyozov-Wagner (LSW) theory of diffusion controlled growth at all aging temperatures. The activation energy for the growth of γ' precipitates was estimated to be 281 kJ/mol which was nearly similar to those of diffusion of solute atoms in Ni and Ni-base alloys. This would also suggest that the growth of γ' in Inconel X-750 type alloy follows the Ostwald ripening of diffusion-controlled growth. The actual particle size distribution of γ' was somewhat different from the distribution predicted by the LSW theory.

Key words: nickel-base alloy; superalloy; superlattice; precipitation; gamma prime precipitate; coherency; microstructure; coarsening; growth; Ostwald ripening.

1. 緒 言

析出硬化型 Ni 基合金, インコネル X-750 は優れた高温強度, 耐酸化性, 耐食性を持つことから, 核反応装置, 航空宇宙用材料として多くの用途がある。この合金における主な析出強化相は $L1_2$ 型規則格子を有する γ' 相 (Ni_3AlTi) である。 γ' 相は母相 γ の $\{100\}$ 面上, $\langle 100 \rangle$ 方向に沿って析出し, 母相との整合性は高い¹⁾²⁾。析出硬化型合金 X-750 における析出粒子の成長速度は合金に適切な熱処理を施すうえで, またこれを高温で長時間使用する場合, 重要であるばかりでなく, 多成分系 Ni 基合金の析出現象を理解するうえでも興味深い。一般に微細分散粒子の成長は Ostwald 成長と呼ばれる拡散律速型成長で説明されることが多く, これに関しては LIFSHITZ-SLYOZOV³⁾ および WAGNER⁴⁾ による粒度分布を考慮に入れた厳密な取扱いがある。

これまで Ni 基合金中の γ' あるいはこれと類似の析

出相の成長を速度論的に解析した例として, Ni-Al⁵⁾⁶⁾, Ni-Ti⁷⁾, Ni-Si⁸⁾, Co-Ni-Cr-Ti⁹⁾ 等があり, LIFSHITZ, SLYOZOV および WAGNER (以後 LSW と呼ぶ) の理論でそれらの結果がほぼ説明されることが報告されている。一方, Al, Ti, Si 等が共存する多成分系 Ni 基合金についての研究としては, インコネル 718 に関する報告がある。しかしこの合金における主要な析出相は γ' 相ではなく, γ'' 相 (Ni_3Nb) であるため, γ' 相単独の挙動が把握しにくい欠点がある。インコネル X-750 については CASTANI ら¹¹⁾ が行った 873~1073 K における解析があるが, 時効条件の範囲をさらに広くした研究が不可欠である。

本研究ではインコネル X-750 の広い温度および時間範囲における時効硬化と微視組織変化を, それぞれ硬さ測定と電顕組織観察を行って検討し, 析出した γ' 相に LSW の理論を適用して成長速度の解析を行った。その結果, 多成分系の本合金の場合においても γ' 相の成長

昭和 63 年 11 月本会講演大会にて発表 昭和 63 年 9 月 30 日受付 (Received Sep. 30, 1988)

* 富山大学工学部 工博 (Faculty of Engineering, Toyama University, 3190 Gofuku Toyama 930)

*² 富山大学大学院 (Graduate School, Toyama University)

*³ 富山大学工学部 (現: 中国瀋陽航空発動機研究所) (Faculty of Engineering, Toyama University, Now Shenyang Aeroengine Research Institute)

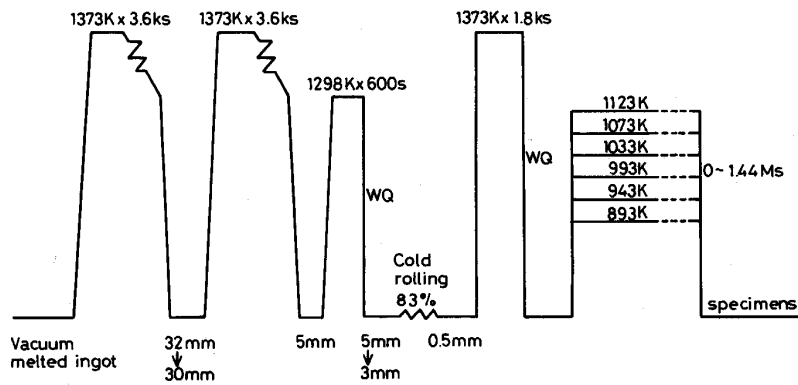


Fig. 1. Schematic illustration showing experimental procedures for preparing specimens.

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

Ni	Cr	Fe	Nb	Ti	Al	Mo	Si	Mn	C	B	P	S	N	O
70.98	15.43	8.40	0.83	2.53	0.80	<0.01	0.11	0.11	0.041	<0.001	0.002	<0.001	0.0010	0.0019

が LSW の理論にほぼ従うことが判明した。詳細を以下に報告する。

2. 実験方法

供試合金はインコネル X-750 に相当する Ni 基耐熱合金である。以後は X-750 と呼ぶ。試料の作成手順を Fig. 1 に示す。30 kg の合金を高周波誘導溶解炉で真空溶製した。インゴットは 1373 K で 2 回の熱間圧延を行い、1293 K で 600 s 加熱後水冷した後、表面研削して、圧下率 83% の冷間圧延を施し、0.5 mm の冷延板とした。供試合金の化学組成を Table 1 に示す。

この冷延板を $0.5 \times 15 \times 15 \text{ mm}^3$ に切断した後、1373 K で 1.8 ks 真空加熱後水冷の固溶化熱処理を行った。時効処理は真空中、893~1123 K の温度で最大 1.44 Ms 行った。各時効材について室温および高温のマイクロビッカース硬さを測定し、また、透過電顕による組織観察を行った。なお、各時効材は化学研磨により、約 50 μm まで薄くした後、3 mm ϕ の円盤状に打ち抜き、双ジェット法により電解研磨して、透過電顕用の薄膜とした。化学研磨液には硫酸(10)、硝酸(5)、塩酸(7)、ふっ酸(8)、過酸化水素水(35)、水(35)溶液を、また、電解研磨液には過塩素酸(10)、酢酸(90)溶液を使用した。電解電圧、電流密度はそれぞれ 50 V、80~90 mA/cm^2 である。

γ' 相の寸法を評価する際に、各熱処理温度、時間ごとに、電顕組織写真から 3~4 視野ずつを選定し、1 視野当たり約 100 個の γ' 相粒子の直径を読み取り、その分布と平均粒径を求めた。

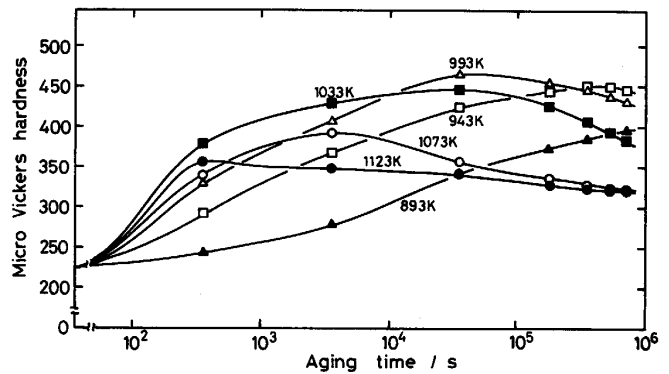


Fig. 2. Variation in micro-Vickers hardness of X-750 with aging time at various aging temperatures.

3. 結果と考察

3.1 時効硬化

固溶化熱処理した X-750 の 893~1123 K における時効時間と硬さとの関係を Fig. 2 に示す。893 K における硬化は非常に緩慢であり、720 ks を経過しても最高硬さに達しない。943 K における硬化速度は 893 K に比べ増加し、360 ks 後には最高硬さに達する。993 K ではさらに短時間で硬化するようになり、約 36 ks 後に最高硬さに達する。しかし、36 ks を超えると過時効を示す。943~993 K では最高硬さは HV 450~460 に達する。さらに高温の 1033、1073 および 1123 K では時効初期の硬化速度は増加するが過時効となる時間も高温ほど短時間となり、また最高到達硬さも温度の増加に伴い低下

する。以上の結果は CASTANI ら¹¹⁾ が報告した測定結果とほぼ一致していた。

Fig. 3 は高温硬さ試験機を用いて、993 K と 1073 K で時効処理した後の各温度におけるマイクロピッカース硬さを測定した結果を示したものである。最高硬さは 993 K で時効した場合に HV 約 370 に達している。高温硬さは室温での測定値と比較して、HV 約 40~120 程度低くなる傾向があるものの、時効時間に対する硬化の挙動はよく類似している。

3.2 電顕組織

本合金における γ' 相の析出挙動は RAYMOND¹⁾, SHINHA と MOORE¹²⁾ の結果とほぼよく一致していた。Photo. 1 に 993 K における 0.36 (A), 3.6 (B), 36 (C) および

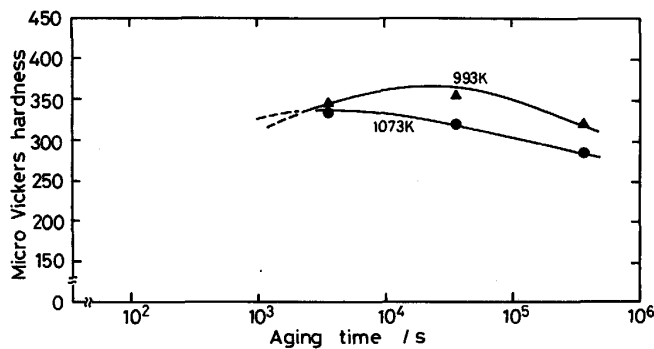


Fig. 3. Variation in micro-Vickers hardness measured at elevated temperatures of X-750 with aging time at aging temperatures of 993 and 1073 K.

360 ks (D) 時効材の透過電顕組織を示す。0.36 ks の時効により極めて微細な γ' 相が粒内に均一に生成している。0.36 ks における γ' 相は微細なため、大きさ、形状の判別はこの倍率においては困難である。時効時間の経過に伴って γ' 相は成長し、360 ks 後には約 33 nm の大きさに達した。この大きさにまで達すると、 γ' 相がほぼ球状であることが確認できる。また、粒子の成長に伴って粒子密度は減少する。Fig. 2 によると、360 ks 時効材は既に過時効の域に達した試料に対応する。なお、993 K 時効材では (A), (D) で確認されるように、粒界には $M_{23}C_6$ 炭化物が析出することを確認した。(B) の組織は固溶化熱処理の焼入れにより、組織内に少量の転位が導入され、そのまま残留していることを示している。

Photo. 2 に 1073 K 時効材の透過電顕組織を示す。時効時間の経過に伴い γ' 相は成長、粗大化しているが、高温であるため成長速度はより速く、360 ks 経過すると γ' 相は大きなもので 0.1 μm 程度に達する。1073 K の時効においては粒界での炭化物 $M_{23}C_6$ の析出は 893~993 K の時効ほど顕著でない。

時効初期において、時効硬化曲線と組織変化を比較したところ、硬さの上昇開始と γ' 相の検出される時期がよく対応し、時効硬化に γ' 相の析出が大きく寄与していることが確認された。また、析出した γ' 相の平均粒径と時効に伴う硬さの増加量の相関を検討したところ、Fig. 4 の結果を得た。◇, ○印は後に示す Fig. 5 の外

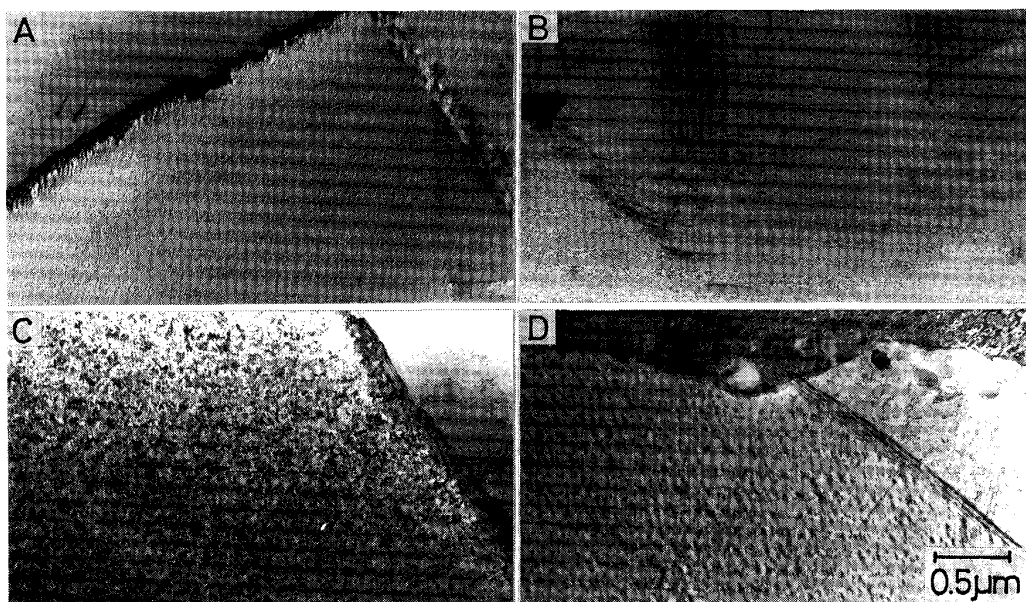


Photo. 1. Transmission electron micrographs of X-750 aged at 993 K for 0.36 (A), 3.6 (B), 36 (C) and 360 ks (D).

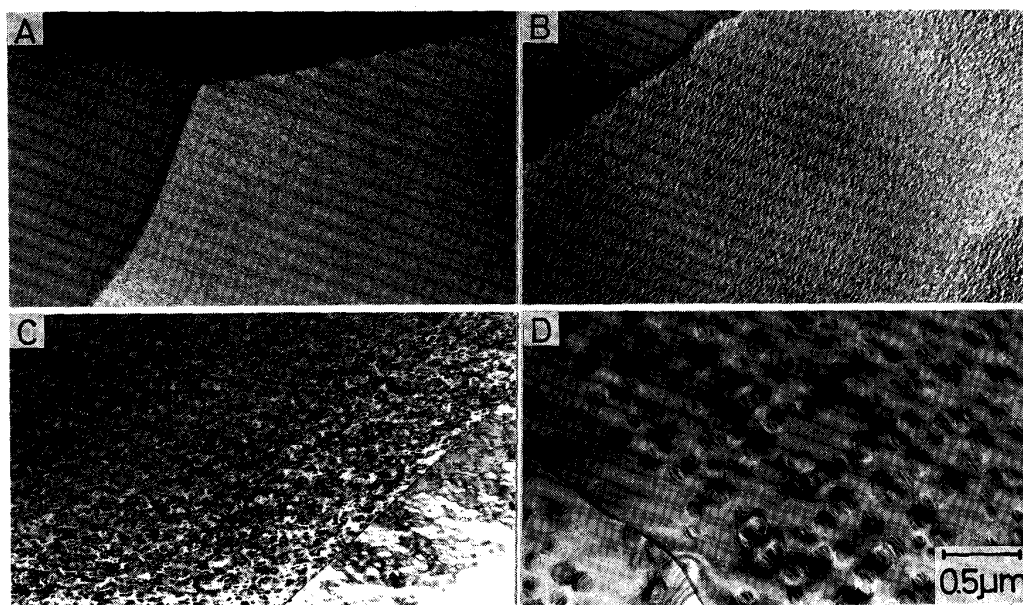
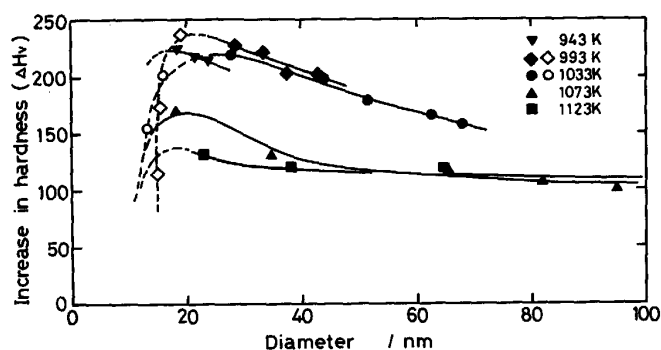


Photo. 2. Transmission electron micrographs of X-750 aged at 1073 K for 0.36 (A), 3.6 (B), 36 (C) and 360 ks (D).



◇ ○ : Diameter was estimated from the relation between (diameter)³ and aging time in Fig. 5.

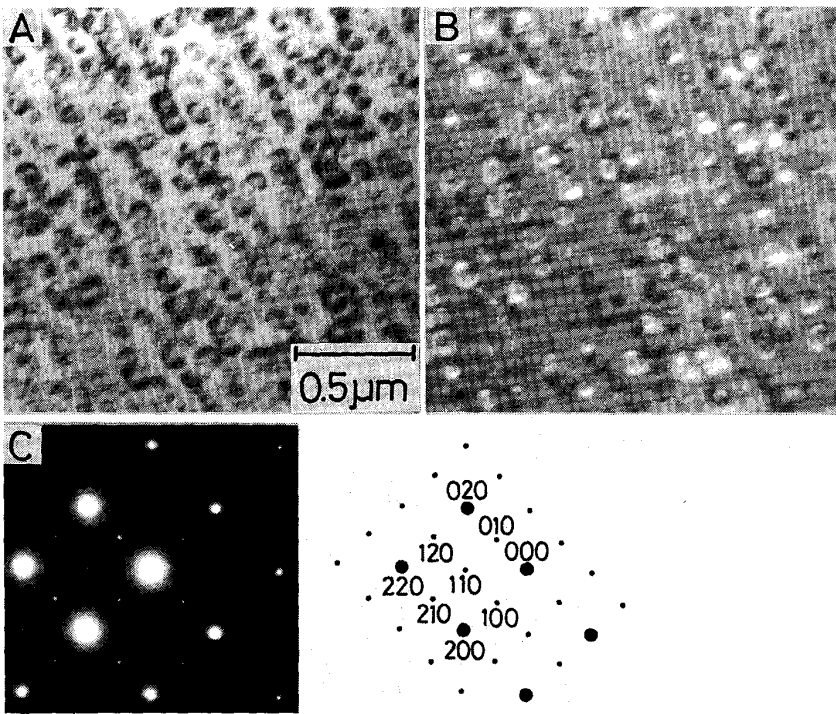
Fig. 4. Relations between increase in hardness and mean diameter of γ' precipitates in X-750.

挿値から得た粒径に基づいてプロットしたものである。粒径が小さい時点では硬化への寄与は小さいが、平均粒径が 20 nm 付近で最も硬化することを示している。その後、 γ' 相が成長、粗大化するに伴って漸次軟化することは析出硬化型合金に認められる一般的傾向と一致している。高温時効の方が低温時効に比較して硬化の程度が小さいのは、高温時効では γ' 相の核生成頻度が小さく、析出密度が低いこと、また、母相の固溶量が増すために、同一粒径であっても析出量が少ないことに起因していると考えられる。

ところで Photo. 2(D) で明らかなように、 γ' 相は成長すると球状からやや立方体状に形態が変化する傾向がある。従来、 γ' 相はインコネル X-750¹²⁾、Ni-Al 合金⁵⁾

では本結果と同様に析出初期に球状であり、ある程度の大きさまで成長すると立方体状に移行するが、インコネル 718¹⁰⁾¹³⁾、700⁴⁾、Ni-Si-Al¹⁴⁾、Ni-Cr-Al 合金¹⁴⁾ では球状のまま成長すること、また、Ni-Ti⁷⁾、Ni-Al¹⁵⁾、Ni-Co-Cr 合金¹⁴⁾ では立方体状に析出し、そのまま成長することが報告されている。HAGEL と BEATTIE¹⁶⁾ によると、 γ' 相の形状は母相との格子ミスフィットに密接に関係し、格子ミスフィットが 0~0.2% で球状、0.5~1.0% で立方体状、1.25% 以上では板状になることが報告されている。本合金で γ' 相の形態に変化が認められたのは成長の過程で γ' 相に組成的な変化があることを暗示しているのかもしれない。しかしながら、時効初期の微細な析出相の場合、析出相の組成を明確にすることは技術的に困難であるため、この問題の解明には今後の分析技術の発展を待つ必要がある。

透過電顕組織を個々に解析した結果の一例として 1073 K で 180 ks 時効材における結果を Photo. 3 に示す。(A) は明視野像であり、粒内にほぼ球状の析出相 γ' が多数析出している。(C) は (A) の組織の制限視野電子回折像を示したものである。電子線は [001] 方向から入射しており、主要回折斑点は母相が fcc 構造であることを示している。強度の強い (200), (220) … の回折斑点の他に、固溶化熱処理ままあるいは時効初期の試料では現れない (100), (110) … の微弱な回折斑点が現れており、析出した γ' 相が母相の {100} 面に沿った規則構造を形成していることを示している。 γ' 相と



Beam along [001] A : Bright field image
 B : (100) dark field image
 C : Selected-area electron diffraction pattern
 Photo. 3. Transmission electron micrographs of X-750 aged at 1073 K for 180 ks.

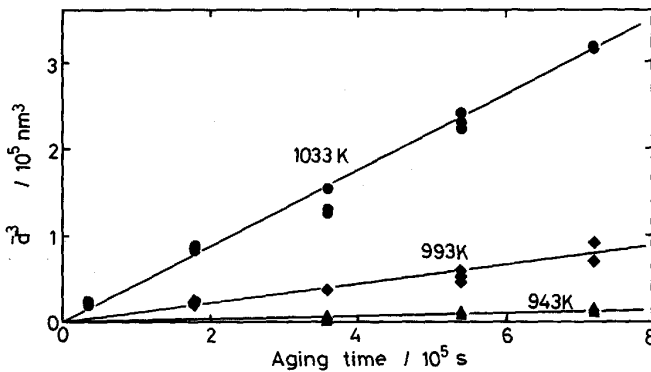


Fig. 5. Variations in (diameter)³ of γ' precipitates in X-750 with aging time at 943, 993 and 1033 K.

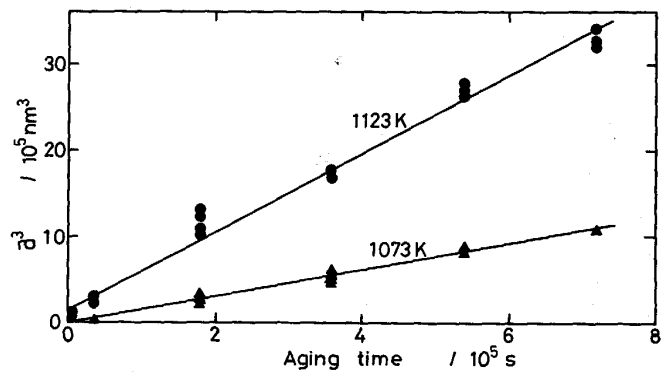


Fig. 6. Variations in (diameter)³ of γ' precipitates in X-750 with aging time at 1073 and 1123 K.

母相との格子ミスフィットは0~1%¹²⁾¹⁶⁾程度と言われており、しかも母相と良好な整合関係があるため、 γ' 相の周辺には大きな整合ひずみコントラストが観察される。(B)は(100)斑点から得られた暗視野像を示したものである。明るく輝いた析出相が規則構造を有する γ' 相であることを示している。他の時効時間あるいは温度で得た試料の組織においても、すべて析出相は同様な結果を示した。

3.3 γ' 相の成長速度

析出相の成長が拡散律速に基づいたLSWの理論⁴⁾に従う場合、球状析出粒子の成長には式(1)が成立する。

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

ここで、 \bar{d}_0 、 \bar{d} はそれぞれ成長開始時および時間 t 後の析出相の平均粒径である。 σ 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 は無限大の大きさを有する粒子と平衡する母相中の溶質原子の濃度、 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。

X-750の γ' 相の成長速度の解析に式(1)を適用した。得られた平均粒径の3乗と時効時間の関係を1033 KまでをFig. 5に、1073 K以上をFig. 6に示す。Fig. 5, 6の結果は、いずれの温度で時効した場合でも \bar{d}^3 と t の間には直線関係が成立することを示し、X-750中の γ' 相の成長は、駆動力が母相/ γ' 相の界面エネル

ギーの減少による Ostwald 成長機構に従い、拡散律速による成長であることを示唆している。また、各直線ともほぼ原点を通ることから、 $\bar{d}_0=0$ であり、比較的初期から成長が拡散律速であることを示唆している。

以上、本研究の X-750 において、 \bar{d}^3 と t の間に明瞭な 1 次関係の成立することが確認された。CASTANI ら¹¹⁾ も 973, 1073 K の時効で同様な結果を確認している。また、Ni-Al⁵⁾⁶⁾、Ni-Ti⁷⁾、Co-Ni-Cr-Ti⁹⁾、インコネル 718 合金¹⁰⁾ 等についても、 γ' 相の成長に同様の関係の成立することが確認されており、これらの合金における γ' 相の成長は相互に類似した機構で進行するものと考えて良いであろう。

前述したように γ' 相の成長が体積拡散律速を示唆しているが、一般に拡散係数は $D=D_0\exp(-Q/RT)$ で表される。ここで D_0 は頻度因子、 Q は拡散の活性化エネルギーである。したがって、式 (1) の K' は式 (2) で表される。

$$K' = \frac{64 \sigma D_0 C_e V_m^2}{9 RT} \exp(-Q/RT) \dots\dots\dots (2)$$

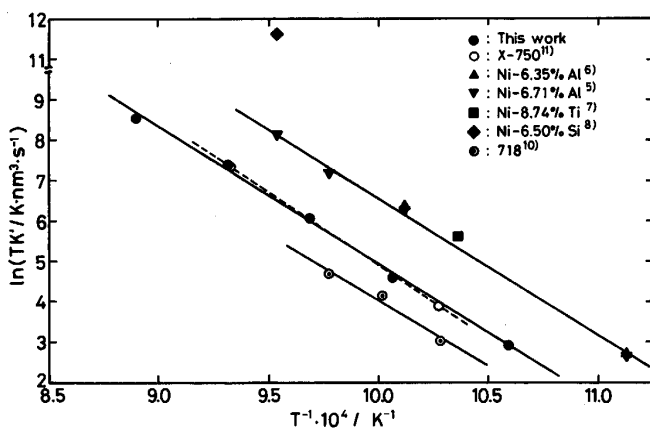
ここで σ 、 C_e 、 V_m の温度依存性は小さいと仮定すると、式 (2) の Arrhenius プロットの直線の勾配から Q を求めることができる。Fig. 7 は Fig. 5, 6 で得られた各時効温度における γ' 相の成長速度定数を Arrhenius プロットしたものである。両者の関係はほぼ一本の直線

で整理できる。比較のために母相中に γ' 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 Fig. 7 に示した。Ni 中の γ' 相の成長は Cr, Co, Mo, W, Nb の存在によって抑制される²⁾ と言われており、Fig. 7 も Cr, Nb を含有する X-750 は Cr, Mo, Nb を多量に含有するインコネル 718 (Cr:18.24, Mo:3.07, Nb+Ta:4.94%)¹⁰⁾ ほどではないが、これらの元素を含まない Ni-6.50% Si⁸⁾、Ni-6.35, 6.71% Al⁵⁾⁶⁾、Ni-8.74% Ti⁷⁾ より成長速度がかなり遅いことを示している。

直線の勾配から得られた γ' 相の成長の活性化エネルギーを、他の Ni 基合金の結果とともに Table 2 に示す。本研究で得られた活性化エネルギー 281 kJ/mol は CASTANI らの 290 kJ/mol あるいは他の合金の値、260~300 kJ/mol と比較的近い。

一般に γ' 相は Ni₃(Al, Ti) が主体であるが、Cr, Nb を初めとする他の多くの元素が置換可能なことが知られている⁷⁾。本合金系で直接 γ' 相の成長に関与し得る拡散種としては、Ti, Al, Cr, Mo, Nb, Fe が挙げられる。Ni 中の Ti, Al の拡散の活性化エネルギーはそれぞれ 257 (1377~1555 K)、268 kJ/mol (1383~1573 K)、また、Ni 中の Cr, Mo, Fe のそれはそれぞれ 272 (1373~1541 K)、288 (1423~1673 K)、253 kJ/mol (1173~1643 K)¹⁸⁾、Ni 中の Nb に関する報告は無いが、Ni-Fe-Nb 系での Nb のそれは 264 kJ/mol¹⁰⁾ と報告されている。したがって、 γ' 相の成長の活性化エネルギーは Ni もしくは Ni 合金中の γ' 相の成長に関与し得る元素の拡散のそれにほぼ一致していると判断できる。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 γ' 相の成長を律速する拡散種を一義的に決定することは困難である。また、Table 2 に示した各合金の活性化エネルギーに多少の相違があるが、これについても拡散種の相違に基づいた結果であるか否かは判断が難しい。しかし、本合金で得られた活性化エネルギーは γ' 相の成長が溶質原子の拡散律速による Ostwald 成長に従うことを示した先の解析結果と矛盾のない結果である。

以上、これまで確認されている 2 元系 Ni 基合金の場合と同様に、多成分系の X-750 の場合においても母相中の γ' 相の成長速度が LSW の理論で説明できる。



K' : Rate constant

Fig. 7. Arrhenius plots for determination of the activation energy for growth of γ' precipitates in Ni-base alloy.

Table 2. Activation energies of the growth of γ' precipitates in Ni-base alloys (kJ/mol).

Precipitates	Alloy						
	This work	Inconel X-750 ¹¹⁾	Inconel 718 ¹⁰⁾	Ni-Al ⁶⁾	Ni-Ti ⁷⁾	Ni-Si ⁸⁾	Co-Ni-Cr-Ti ⁹⁾
γ'	281	290	271	269	282	262	298.9 ± 28.9

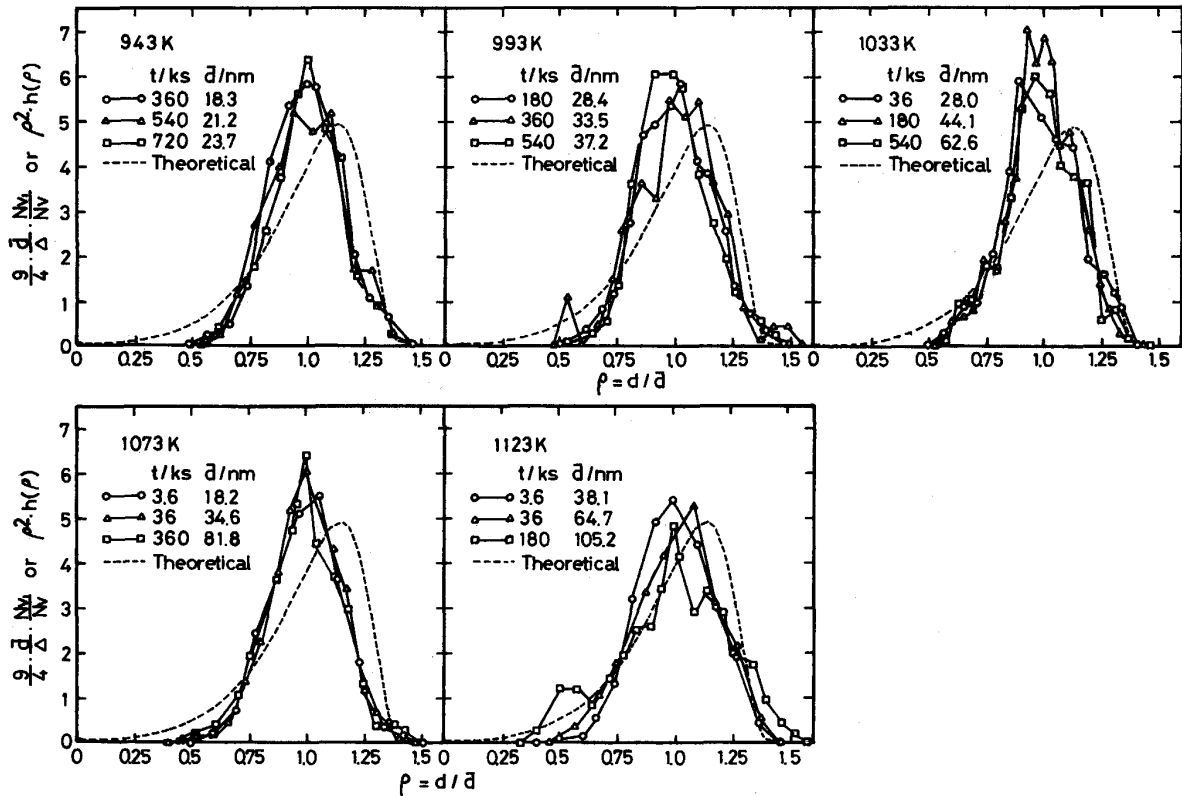


Fig. 8. Observed and theoretical size distribution of γ' particles precipitated in X-750 after various aging treatments.

近年、宮崎らは Ni-Al, Ni-Si, Ni-Ti 合金等^{14)19)~21)}において、立方体状に析出した γ' 相がある程度の大きさまで (例えば Ni-Al 合金では約 0.25 μm 以上) に成長した後に、2分割あるいは8分割、場合によってはもっと多くの粒子に分割される現象を多数観察している。しかし、本研究の X-750 ではいずれの条件で得た試料についても、宮崎らが報告しているような現象は確認されていない。この理由は、本研究の γ' 相の大きさが小さく、しかも形状がほぼ球状であることが示すように、成長速度に及ぼす界面エネルギーの寄与が大きく、宮崎らの指摘する弾性ひずみエネルギーおよび弾性相互作用エネルギーの影響が小さいためと考えられる。実際に彼らの結果も球状の γ' 相の場合、あるいは立方体状でも粒径が小さい場合には γ' 相に分裂は生じていない。したがって、本研究において γ' 相の成長速度を Ostwald 成長機構に基づく LSW の理論に従って解析しても大きな問題は生じなかったものと考えられる。

3.4 γ' 相の粒径分布

各時効温度、時間で得られた γ' 相粒子の粒径分布を検討するために、適当な間隔で粒径を階級別に分け、それぞれの度数分布を求めた。解析結果を Fig. 8 に示す。度数分布は ARDELL ら⁶⁾、および HAN ら¹⁰⁾ によって示さ

れた方法で規格化してあるが、LSW の理論に基づく理論分布 $\rho^2 h(\rho)$ と比較するために、換算径 $\rho (=d/\bar{d})$ に対して表示してある。なお、Fig. 8 中の N_v 、 N_s はそれぞれ単位体積中の粒子径の階級の幅 Δ 中の粒子数および全粒子数である。また、 $h(\rho)$ は次のような関数である。

$$h(\rho) = \left(\frac{3}{3+\rho}\right)^{7/3} \left(\frac{3/2}{3/2-\rho}\right)^{11/3} \exp\left(\frac{-\rho}{3/2-\rho}\right);$$

$$\rho < 3/2$$

$$h(\rho) = 0; \rho \geq 3/2$$

熱処理条件によって、実測した粒度分布はおおの異なるが、Fig. 8 によると規格化した分布曲線は互いに類似しており、分布が LSW の理論の成立する定常状態分布に近いことを示している。この結果は時効初期に γ' 相の析出が容易に起こり、析出が極めて速いことを示しており、また成長、粗大化はほぼ Ostwald 成長によって進行することを示唆している。したがって、粒度分布の解析からも多成分系 Ni 基合金 X-750 の場合において、2成分系 Ni 基合金の場合と同様に、析出後の γ' 相粒子の成長は LSW の理論に基づく Ostwald 成長に従っているものと判断できる。

ところで Fig. 8 によると、全体に粒度分布の実測値

は理論値と比較して、より小さい側に分布し、最大径を示す粒径も理論値より小さい傾向がある。CHATURVEDIら⁹⁾¹⁰⁾によると、Ni基合金中に析出した γ' 相の粒度分布は理論分布よりかなりブロードで、特に小さい ρ で理論からのずれが大きく、また $\rho=1.8\sim 2.0$ に達する粒子も観察されて、理論分布から大きくずれることが報告されている。このような指摘はこれまでもしばしば行われており⁶⁾⁷⁾、析出相と母相との格子ミスフィットに基づくひずみエネルギーに起因するものと解釈されてきた。前述のように本研究においても従来の報告ほど顕著ではないが、理論値と実測値は必ずしも一致しているとは言えず、実験上の誤差以外の問題を含んでいることを示唆している。したがって、 γ' の定常状態分布に界面エネルギーのみではなく、ARDELLらやCHATURVEDIらの指摘する母相と析出相の間のひずみエネルギーあるいは宮崎らの指摘する弾性ひずみエネルギーおよび弾性相互作用エネルギーの寄与が現れているのかもしれない。今後、粒度分布を含めた γ' 相の成長速度に関する総合的な解釈を行うためには、界面エネルギー以外の因子をも考慮に入れた成長速度論を展開することが必要と考えられる。

4. 結 言

インコネル X-750 型 Ni 基耐熱合金の時効硬化と微視組織変化を詳細に検討し、析出した γ' 相に Ostwald 成長機構に基づく Lifshitz-Slyozov-Wagner の理論を適用して、 γ' 相の成長を速度論的に解析した。本研究で得られた結果を要約すると次のようになる。

(1) 固溶化熱処理後約 940~960 K で時効した場合には、従来の報告と一致して 360 ks 程度で最高硬さ (HV 約 450) に達する。この温度ではさらに長時間経過しても過時効の現象は現れない。

(2) 高温硬さは室温における硬さに比較して、HV 約 40~120 程度低くなる傾向がある。しかし時効時間に対する硬化の挙動はよく類似している。

(3) 時効に伴う析出相は γ' であり、母相と良好な整合性を持って析出する。 γ' の平均粒径が約 20 nm で最も硬化する。

(4) γ' 相の成長に LSW の理論を適用し、 γ' 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。成長速度の活性化エネルギーとして、281

kJ/mol を得たが、これは Ni あるいは Ni 合金中の溶質原子の拡散の活性化エネルギーに近い値である。

(5) 本研究で行った実験の範囲内では、これまで宮崎らが Ni 基合金で観察したような γ' 相の分裂現象は確認されなかった。しかし γ' 相の粒度分布は LSW の理論の予測と必ずしも一致しないことから、界面エネルギー以外の因子も考慮に入れた解析がさらに必要である。

文 献

- 1) E. L. RAYMOND: Trans. Metall. Soc. AIME., 239 (1967), p. 1415
- 2) E. C. I. SIMS, N. S. STOLOFF and W. C. HAGEL: Superalloys II, High-temperature Materials for Aerospace and Industrial Power (1987), p. 97 [John Wiley & Sons]
- 3) M. LIFSHITZ and V. V. SLYOZOV: J. Phys. Chem. Solids, 19 (1961), p. 35
- 4) C. WAGNER: Z. Electrochem., 65 (1961), p. 581
- 5) A. J. ARDELL and R. B. NICHOLSON: Acta Metall., 14 (1966), p. 1295
- 6) A. J. ARDELL and R. B. NICHOLSON: J. Phys. Chem. Solids, 27 (1966), p. 1793
- 7) A. J. ARDELL: Metall. Trans., 1 (1970), p. 525
- 8) P. K. RASTOGI and A. J. ARDELL: Acta Metall., 19 (1971), p. 321
- 9) M. CHATURVEDI and D. W. CHUNG: J. Inst. Met., 101 (1973), p. 253
- 10) Y. HAN, P. DEB and M. C. CHATURVEDI: Met. Sci., 16 (1982), p. 555
- 11) C. CASTANI and V. LUPINC: La metallurgia italiana, 7/8 (1977), p. 306
- 12) A. K. SINHA and J. J. MOORE: Metallography, 19 (1986), p. 75
- 13) D. F. PAULONIS, J. M. OBLAK and D. S. DUVALL: Trans. ASM, 62 (1969), p. 611
- 14) M. DOI, T. MIYAZAKI and T. WAKATSUKI: Mater. Sci. Eng., 67 (1984), p. 247
- 15) C. HU and P. LING: J. Mater. Sci. Lett., 6 (1987), p. 1050
- 16) W. C. HAGEL and H. J. BEATTIE: Iron and Steel Institute Special Report, London, 64 (1959), p. 98
- 17) O. H. KRIEGE and J. M. BARIS: Trans. ASM, 62 (1969), p. 195
- 18) 金属データブック (日本金属学会編) (1974), p. 25 [丸善]
- 19) T. MIYAZAKI, H. IMAMURA and T. KOZAKAI: Mater. Sci. Eng., 54 (1982), p. 9
- 20) M. DOI, T. MIYAZAKI and T. WAKATSUKI: Mater. Sci. Eng., 74 (1985), p. 139
- 21) M. DOI and T. MIYAZAKI: Mater. Sci. Eng., 78 (1986), p. 87