

53Ni-20Co-15Cr基耐熱合金における γ' 相の成長

草開 清志*・張 小岷*²・大岡 耕之*

The Growth of γ' Precipitates in 53Ni-20Co-15Cr Base Superalloy

Kiyoshi KUSABIRAKI, Xiao-min ZHANG and Takayuki OOKA

Synopsis : The nucleation and growth behaviors of γ' precipitates in a 53Ni-20Co-15Cr-5Mo-4.9Al-1.3Ti alloy have been investigated mainly by micro-Vickers hardness test, X-ray diffraction analysis and transmission electron microscopy.

The obtained results are as follows :

(1) The γ' precipitates were observed to be spherical at the early stage of aging time and to be cuboidal at the later stage.

(2) The hardness of specimens aged in various conditions closely related to the size and the quantity of γ' precipitates.

(3) The γ' precipitation cannot be stopped by water quenching after solution treatment. It is necessary to quench the specimen at the rate of over 10^4 K/s to restrain the precipitation of γ' phase.

(4) The growth kinetics of γ' precipitates in the alloy followed the prediction of Lifshitz-Slyozov-Wagner (LSW) theory of volume diffusion controlled growth at all aging temperatures. The activation energy for the growth of γ' precipitates was estimated to be 266 kJ/mol which was nearly similar to those of diffusion of solute atoms ; ie. Al, Ti and so on, in Ni and Ni alloys.

(5) The actual particle size distribution of γ' precipitates was somewhat different from the distribution predicted by the LSW or Brailsford-Wynblatt encounter modified (BWEM) theory.

Key words : Nimonic 105 ; nickel base alloy ; superalloy ; cobalt ; precipitation ; gamma prime precipitate ; coarsening ; Ostwald ripening.

1. 緒言

Ni基耐熱合金はジェットエンジン、ガスタービン、核反応装置など広い範囲で使用されている。耐熱合金の多くは母相に整合する微細なL1₂型規則格子相— γ' 相 [Ni₃(Al, Ti)]—の析出により強化されている¹⁾。 γ' 相の析出と成長の研究は新しい合金の開発や改良のため極めて重要である。Coは高温長寿命が要求され、厳しい条件で使用される耐熱合金の構成成分として重要な元素である²⁾。従来の研究によると、耐熱合金中のCo量が増加すると、 γ' 相の体積率は増加し³⁾、成長速度は低下し^{3,4)}、母相の積層欠陥エネルギーが減少するために高温強度が向上する⁵⁾といわれている。

Nimonic105は析出強化型耐熱合金として知られるNi-Co-Cr基合金であり、優れた高温特性を持つことから多くの研究者から注目されている。この合金の γ' 相の研究については現在までいくつかの報告があるものの^{6)~10)}、時効硬化特性と析出する γ' 相の安定性との相関ならびに γ' 相の成長の速度論については十分な報告がなされていない。

著者らはこれまで多成分系Ni基¹¹⁾¹²⁾、Ni-Fe基¹³⁾およびFe基耐熱合金¹⁴⁾の γ' および γ'' 相について調査してきた。本研究ではCoを含むNi基耐熱合金Nimonic 105系合金の γ' 相の析出と成長について調査した。

耐熱合金における析出相の成長の主な問題は析出量および析出相と母相の格子ミスマッチに関するものである。これらは成長速度論のみならず、析出粒子による合金の強化機構にも関連する重要な問題である。Ostwald成長における理論はLifshitzとSlyozov¹⁵⁾およびWagner¹⁶⁾によって体系付けられており、LSW理論と呼ばれている。LSW理論は液体中の分散粒子の体積率が0に近似できる場合の理論である。しかし、Ni基耐熱合金の中には析出相の体積率がおよそ60%に達する場合もある。合金中の析出相の体積率が大きいと粒子間の拡散場が互いに重なり、さらに母相と析出相間の格子ミスマッチが弾性ひずみ場を形成することから、析出相の体積率の影響が無視できなくなる。そこで、これまでに析出粒子の体積率ならびに弾性ひずみ、弾性相互作用を考慮したさまざまな修正理論、すなわち、MLSW(modified

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

Ni	Cr	Co	Mo	Al	Ti	Mn	Si	C	Zr	Fe	B	P	S	O	N
52.85	15.03	20.12	4.96	4.85	1.25	0.30	0.35	0.128	0.11	0.098	0.0050	0.002	0.0009	0.0021	0.0015

Lifshitz-Slyozov-Wagner)¹⁷⁾, BW (Brailsford-Wynblatt)¹⁸⁾, LSEM (Lifshitz-Slyozov encounter modified)¹⁹⁾, BWEM (Brailsford-Wynblatt encounter modified)²⁰⁾, KE (Kawasaki-Enomoto) 理論²¹⁾等が提案されてきた。

本研究では光学顕微鏡, 電子顕微鏡などを用いてNimonic 105系合金の時効硬化特性と微視組織変化を, 広い温度範囲と時効時間にわたって調査して, γ' 相の体積率, 格子定数, 成長速度, 粒子径分布などを解析し, 代表的なLSW理論およびBWEM理論と比較して検討を行なった。

2. 実験方法

供試合金はNimonic 105に相当するNi基耐熱合金である。以後, 105合金と呼ぶ。化学組成をTable 1に示す。合金を真空溶製後, 0.75mmの厚さに切り出し, 圧下率25%の冷間圧延を施して, 厚さ0.5mmの冷延板とした。これを15mm×15mm×0.5mmの寸法に切断した後, 1423Kで14.4ks真空加熱後水冷して固溶化熱処理した。時効は真空中, 1073-1223Kで最大720ks行なった。なお, 急冷試料を得るため単ロール法による液体急冷試料作成装置で急冷凝固リボンを作製し, 実験に供した。

各時効材について室温のマクロビッカース硬さを測定し, 光顕ならびに加速電圧200kVの透過型電顕を用いて組織観察を行なった。試料の作成の手順, 析出した γ' 相の寸法の評価法については前報¹¹⁾⁻¹⁴⁾と同様である。 γ' 相の体積率は王水で腐食した試料を二段レプリカ法で組織を現出させ, 電顕写真からそれぞれの領域を切り取り, 質量法で算出した。

3. 実験結果と考察

3・1 時効硬化

固溶化熱処理した105合金の1073-1223Kにおける時効時間と硬さの関係をFig. 1に示す。1073, 1123Kでは時効時間の経過に伴い硬さが上昇し, 最高値に達した後, 約720ksまで経過しても大きな変化は現われなかった。1173, 1223Kでは最高硬さに達した後, 時間の経過と共に徐々に軟化した。時効温度の上昇と共に最高硬さに達するまでの時間は短時間側に移行する傾向があった。ただし, 本合金は全体的に時効硬化がそれほど顕著でないことを示した。これは固溶化熱処理したままの試料で既にHV300以上に達していることに原因があると考えられる。

3・2 微視組織

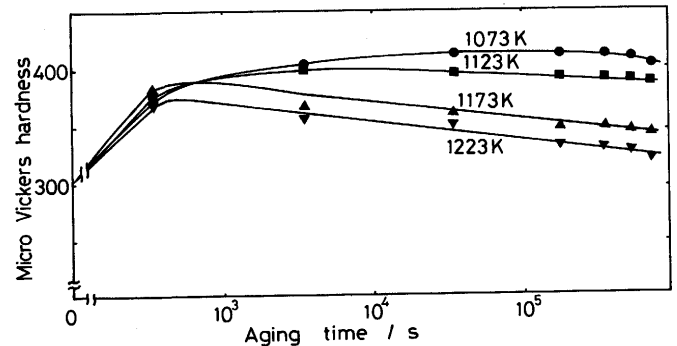


Fig. 1. Variations in micro Vickers hardness with aging time at various aging temperatures.

3・2・1 熱処理後の微視組織

1123Kにおける36(A), 360(B)および720ks(C)時効材の電顕組織をPhoto. 1に示す。36ks時効材には既に微細な析出相が粒内に均一に生成している。この析出相は後述するように制限視野電子回析 (SAED) によると γ' 相であった。析出した γ' 相は球状に近い形をしている。時効時間の経過に伴って γ' 相は成長し, 360ks後(B)には約104nmの大きさに達した。この時点では γ' 相は立方体状をおびた形になり, 720ks経過(C)すると, かなり立方体に近い形状になった。Ricksら⁸⁾はNimonic105を含むミスマッチの程度が異なる合金の γ' 相の成長過程の形状変化を調査している。彼らによると, γ' 相は合金の種類と熱履歴の相違によって, 時効過程で球状→立方体状→配列立方体状→樹枝状の順に形態が変化すると報告している。本研究の γ' 相の形状は成長過程で球状から立方体状へと変化した, 樹枝状まで成長した粒子は認められなかった。 γ' 相の体積率は時効温度に依存し, 時効時間が増加しても, γ' 相の体積率は変化しないと言われている⁹⁾。Fig. 2は本合金の各時効温度における時効時間と析出した γ' 相の体積率を示したものである。測定のない時効の初期は不明であるが, 時効時間が180ないしは360ks以上では本研究でも γ' 相の体積率は一定で, 時間依存性がないことを示した。体積率は1123, 1173および1223Kでそれぞれ34.8, 31.6, 25.2%であった。

γ' 相の体積率が大きい場合には, γ' 相が成長するにつれて二つの粒子が出会って一つの粒子になる確率が増加すると予想される。実際に γ' 相の成長過程の粒子の併合現象についてはいくつか報告例⁴⁾²²⁾がある。本研究でも粒子の併合現象が高温長時間で起こることを示唆する組織を得た。一例をPhoto. 2に示す。360ks(B)および720ks(C)時効材の組織を見ると, 組織中にL型や細長く伸びたI型の γ' 相が認められ, これらの粒子は時効中に併合した粒子であることを暗示している。一般に粒子の併合は粒子間距離が近いほど生じ易

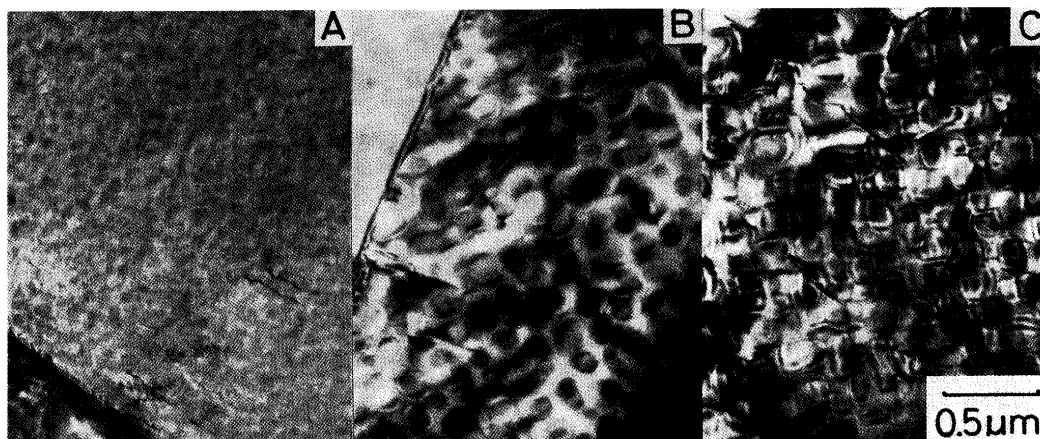


Photo. 1. Transmission electron micrographs of alloy 105 aged at 1123K for 36(A), 360(B) and 720ks(C).

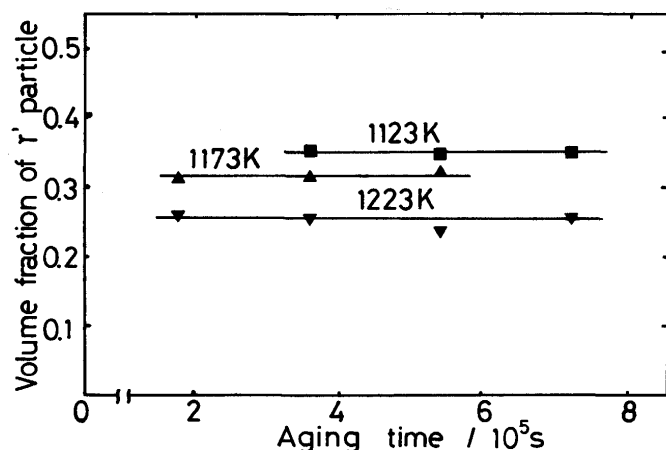


Fig. 2. Relations between volume fraction of γ' precipitates and aging time at various temperatures.

いと考えられるが、Photo. 2(B),(C)を見ると、粒子数はPhoto. 1(B),(C)より減少しているにもかかわらず、併合はPhoto. 2に多く認められる。したがって、この合金の粒子の併合現象は単なる空間距離によるものではないようである。すなわ

ち、 γ' 相の粒子は母相と整合性を有する規則格子構造を持つ時には二つの隣接する粒子は併合することが困難になると考えられる。もし、このような粒子が併合すれば、 220mJm^{-2} の逆位相境界エネルギーが必要になるからである⁴⁾。したがって、このような場合には併合がおこればエネルギーが増加することになり、少なくとも母相と析出相の整合性の良い時効の早期段階では、粒子の併合は起こらないであろう。時効温度の上昇につれて母相と粒子間の整合性が次第に失われ、逆位相境界エネルギーが減少するようになるにつれて、界面エネルギーは低下し、ついには二つの粒子が出会って併合が生ずるようになるものと考えられる。時効温度が高ければ拡散も容易になり、粒子の併合は起こり易くなるであろう。したがって、低い温度の時効の場合には γ' 相の体積率が高くて高温時効に比べて粒子の併合が少ないものと考えられる。

3・2・2 急冷凝固した試料の微視組織

固溶化熱処理後ただちに水冷しても、Nimonic105中には既に多量の微細な γ' 相が析出していることが多く報告されている¹⁰⁾²³⁾。本研究でも固溶化熱処理後の水冷程度では105合

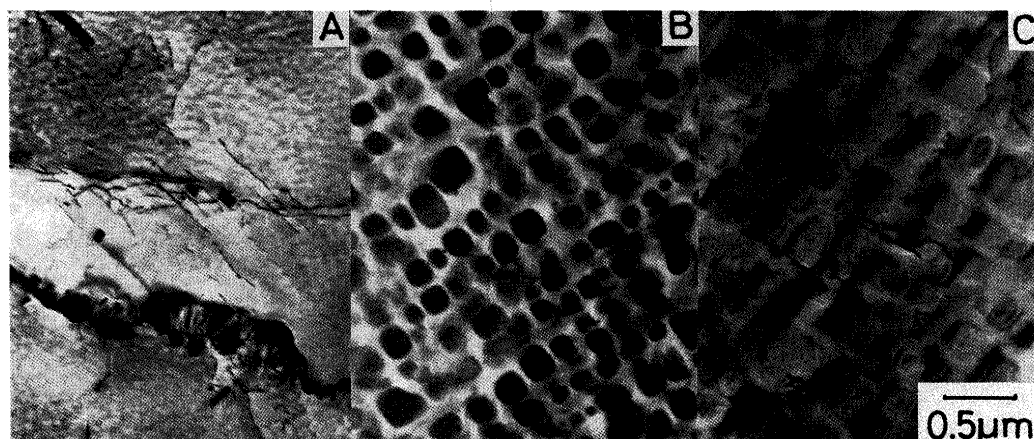


Photo. 2. Transmission electron micrographs of alloy 105 aged at 1173K for 3.6(A), 360(B) and 720ks(C).

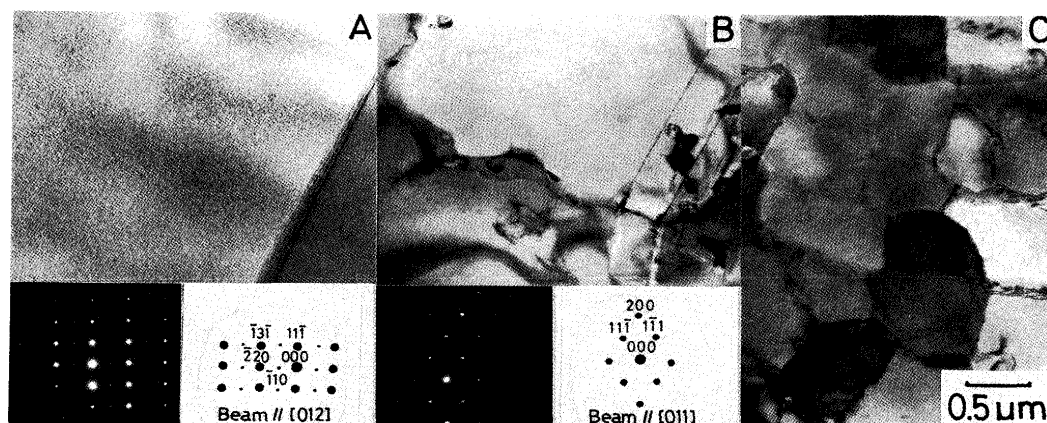


Photo. 3. Transmission electron micrographs and their selected-area electron diffraction patterns of alloy 105 solution heat treated at 1423K for 3.6ks(A) and produced by a rapid solidification process using a single roll at the rate of 18.7(B) and 31.4 m/s (C).

金の γ' 相の析出を抑止することができないことを確認した。Photo. 3 (A)は固溶化熱処理したままの試料の電顕組織とSAED像である。試料中の結晶粒内には極めて微細な γ' 相が析出しており、 γ' 相の超格子斑点も確認される。これは固溶化熱処理したままの試料でHV300以上に達していることと良い一致がある。Coの添加はNi-Cr基の母相に対してAlとTiの固溶量を減少させる作用があると言われている²⁴⁾。したがって、Coを含む本合金では固溶化熱処理後の試料の冷却過程で母相中のAlとTiの溶解量が減少するに伴い、過飽和固溶体を維持することが困難になり、 γ' 相が析出し易い状態になったものと考えられる。

この合金の γ' 相の析出を抑止するのに必要な冷却速度を調査するため、単ロール法による急冷凝固装置を利用して、供試材を一たん融解後、急速冷却した試料を作成した。Photo. 3(B)はロール外周の線速度を18.7m/sとした場合の急冷凝固試料の電顕組織とSAED像である。(B)と(A)を比較すると、(B)には(A)で認められた γ' 相の超格子斑点は現われていない。結晶粒内にも微細な析出物は認められない。(C)はロール外周の線速度を31.4m/sとした場合の試料の電顕組織である。周速度が大きいことで、試料の冷却速度は増加し、結晶粒はより微細になっている。(C)でも γ' 相の析出は認められない。この実験により、冷却速度を速くすることによって電顕で γ' 相の存在が確認できない程度まで析出を抑えることができた。式(1)は急冷凝固装置で作成した試料の冷却速度を推定するための関係式である。

$$-dT/dt = H(T - T_o)/\xi \rho C \dots\dots\dots (1)$$

ここで、 δ は急冷試料の厚み、 ρ ($7.99 \times 10^3 \text{ kg/m}^3$)は試料の密度、 C ($0.452 \text{ kJ/kg} \cdot \text{K}$)は比熱、 H ($8.37 \text{ kJ/m}^2 \cdot \text{K}$)は熱伝達係数、 T (1563 K)は凝固点、 T_0 (293 K)は室温である。式(1)によると、105合金の γ 相の析出を抑止するためには 10^4 K/s 程度の冷却速度が必要なきが判明した。

3・3 時効硬化と微視組織

時効硬化と γ' 相の析出には密接な関連があることから、析出した γ' 相の平均粒径と時効に伴う硬さの増加量との関係を検討し、Fig. 3を得た。黒塗り印は実測値であり、白抜き印は後に示すFig. 5の粒径の外挿値に基づいてプロットしたものである。これによると、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20-40nm付近で最も硬化することを示した。その後、 γ' 相が粗大化するにつれてしだいに軟化することは析出硬化型合金に認められる一般的な傾向と一致している。同じ粒径であっても、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。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から硬化への寄与が小さいことがわかる。

3・4 母相と γ' 相の格子ミスマッチ

母相と γ' 相の格子ミスマッチを評価するために、X線回折により、時効材とこれを電解抽出して得た γ' 相の格子定数を測定した。Fig. 4は融解後急冷凝固，固溶化熱処理後水冷ならびに1123K時効材の各時効時間における両相の室温の格子

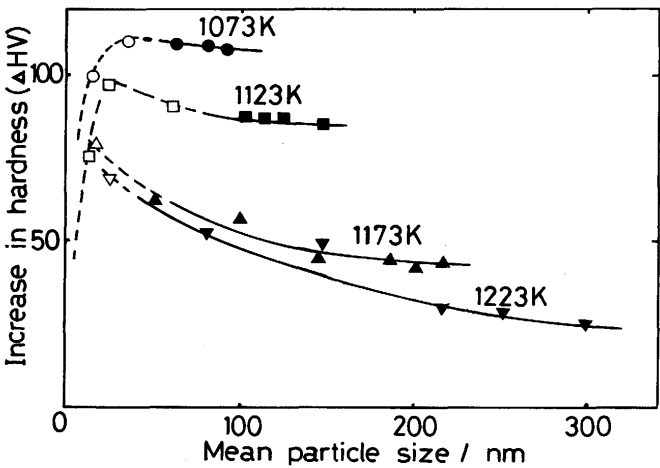


Fig. 3. Relations between increase in hardness and mean particle size of γ' precipitates.

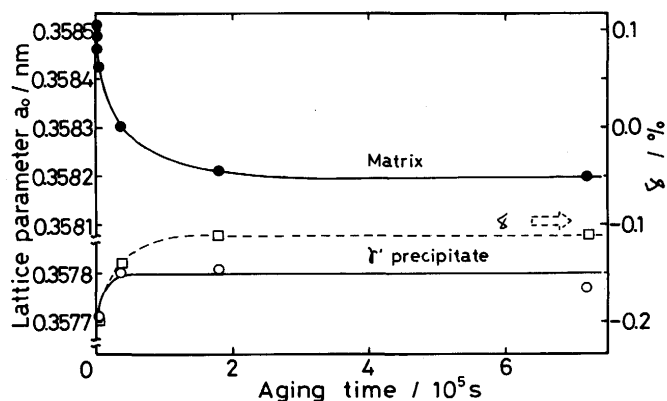


Fig. 4. Variations of lattice parameter a_0 of matrix and γ' precipitates and lattice mismatch δ with aging time at 1123 K.

定数の測定結果である。母相の格子定数は融解後急冷凝固した試料では、 $a_0=0.35851\text{nm}$ 、固溶化熱処理後水冷材では $a_0=0.35849\text{nm}$ であった。時効すると時間の経過と共に格子定数は漸次減少し、180ks以降はほぼ一定値に達し、720ksでは $a_0=0.35817\text{nm}$ となった。 γ' 相は母相とは傾向が逆になり、3.6ks時効材の $a_0=0.35771\text{nm}$ から、時間の経過と共に増加し、36ks時効材で $a_0=0.35780\text{nm}$ となった。HeslopによるとNimonic105の母相と γ' 相の格子定数はそれぞれ $a_0=0.3585\text{nm}$ 、 0.3590nm と報告されている⁵⁾が、本研究では後者は前者より小さい傾向があった。両相の格子ミスマッチ δ ($= (a_{0r}-a_{0r})/a_{0r}$) を計算したところ、同図の破線で示す傾向を示した。析出初期は $\delta=-0.20$ (3.6ks) で比較的大きいが、180ks以降は一定値 $\delta=-0.11$ となった。格子ミスマッチの大きさは合金の強度とも密接に関係すると考えられるが、本研究ではこの問題には触れない。

3・5 γ' 相の成長速度

LSW理論によると、粒子径(d)と時効時間(t)との間には式(2)の関係がある。

$$\bar{d}^3 - \bar{d}_0^3 = 64\sigma DCeVm^2 t / 9RT = K't \quad \text{.....(2)}$$

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、 Ce 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の濃度、 Vm 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。105合金の γ' 相の成長に式(2)を適用した。得られた $\bar{d}^3$ と t の関係をFig. 5に示す。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し、本合金の 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、体積拡散律速による成長であることを示唆している。ただし、各直線は切片が正の値で、原点を通過していない。これは先の電顕組織観察とも矛盾せず、固溶化熱処理後の水冷程度ではこの合金の γ' 相の析出を完全に抑止することができないことを示している。

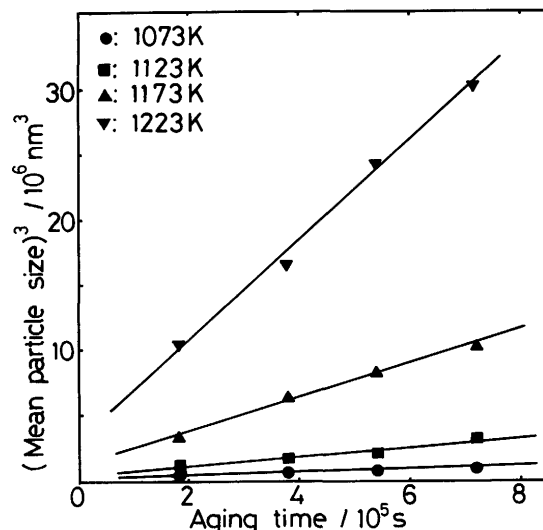


Fig. 5. Variations in mean particle size of γ' precipitates with aging time at various aging temperatures.

γ' 相の成長が拡散律速による成長を示唆したが、一般に拡散係数は $D=D_0\exp(-E/RT)$ で表わされる。ここで、 D_0 は頻度因子、 E は拡散の活性化エネルギーである。したがって、 K' は式(3)で表わされる。

$$K' = 64\sigma D_0 C_e V m^2 [\exp(-E/RT)] / 9RT \quad \text{.....(3)}$$

ここで、 σ 、 C_e 、 Vm の温度依存性が小さいと仮定すれば、式(3)のArrheniusプロットの直線の勾配から E を求めることができる。Fig. 6はFig. 5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。 $\ln(K')$ と T^{-1} の関係はほぼ一本の直線で整理できる。比較のためにFootnerら⁹⁾によって報告されているNimonic105ならびにこれまで報告されたNi基、Ni-Fe基、Fe基合金の結果¹⁴⁾も併せてFig. 6に示した。Ni中の γ' 相の成長はCr、Co、Mo、Nbなどの存在によって抑制される¹⁾とされているが、105合金には多量のCo、Moが含まれているにもかかわらず、 γ' 相の成長速度はInconel X-750と大差がない。これは105合金中のTi/Al比が高いためであると思われる²⁵⁾。直線の勾配から本合金の γ' 相の成長の活性化エネルギーとして266kJ/molが得られた。これはFootnerら⁹⁾がNimonic105で得た263.7kJ/molに近い値である。

一般に γ' 相は $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$ が主体であるが、Cr、Co、Moなどの多くの元素が置換可能である。本合金で直接 γ' 相の成長に関与し得る拡散種としてはNi、Ti、Al、Cr、Co、Moが挙げられる。Niの自己拡散ならびにNi中のAl、Tiの拡散の活性化エネルギーはそれぞれ281kJ/mol (1143-1521K)、257kJ/mol (1377-1555K)、268kJ/mol (1383-1573K)、またNi中のCr、Co、Moのそれはそれぞれ272kJ/mol (1373-1541K)、288kJ/mol (1423-1673K)、269kJ/mol (1021-1643K)²⁶⁾である。本合金の γ' 相の成長の活性化エネルギーはNi中の γ' 相の成

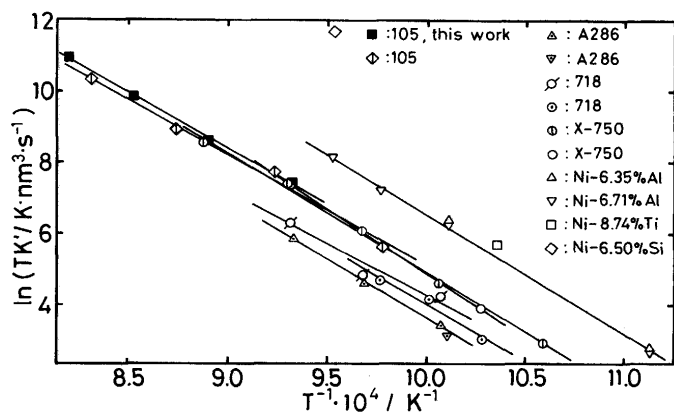


Fig. 6. Arrhenius plots for determination of the activation energy for growth of γ' precipitates in Ni base alloys.

長に關与し得る元素の拡散のそれに近いと判断できる。しかし、各元素の活性化エネルギーが接近しているため、本合金の γ' 相の成長を律速する拡散種を決定することは困難である。ただし、このような値は本合金の γ' 相の成長が溶質原子の拡散によるOstwald成長に従うことを示した先の解析結果と矛盾しないものである。

3・6 γ' 相の粒径分布

各時効温度、時効時間で得られる γ' 相の粒子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。度数分布はDavies⁴⁾およびCalderon²⁷⁾によって示された方法で規格化した。すなわち、横軸を換算粒子径 $\rho (=d/\bar{d})$ 、縦軸を式(5)の確率密度 P で表わした。

$$P = N_i(d, d + \Delta d) / \sum N_i(d, d + \Delta d)(d/\Delta d) \quad \cdots \cdots (5)$$

ここで、 $N_i(d, d + \Delta d)$ は粒子径の階級幅 Δd 中の i 番目の階級に属する粒子の単位体積中の粒子数を表わす。Fig. 7は1173, 1223Kでそれぞれ360, 540, 720ksで時効した場合の γ' 相の粒径分布を示したものである。理論分布と比較するために、基本となるLSW理論と粒子の併合を考慮に入れることでこれまで提案されている理論の中で実験結果と比較的よく合うとされるBWEM理論²⁰⁾による分布も同図に示した。Fig. 7によると、粒度分布はLSW理論分布曲線と比較して全体的により小さい側に分布していた。 γ' 相粒子の併合の影響を含むBWEM理論曲線と比較すると、本合金においても、併合の影響と見られる大きな ρ では、BWEM理論曲線と比較的良好な一致があった。しかし、実測した粒度分布は熱処理条件によっておのおの異なっており、統計上のパラメーター、例えば標準偏差、非対称性、尖鋭性などを計算すると、Table 2に示すようにばらつきがあった。

前述のように本研究において粒径分布の理論値と実験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た。前述のように析出相と母相の格子定数は一般に異なるものの、 γ' 相と母相の間に整合性がある。これらの整合界面では長距離の弾性ひずみ

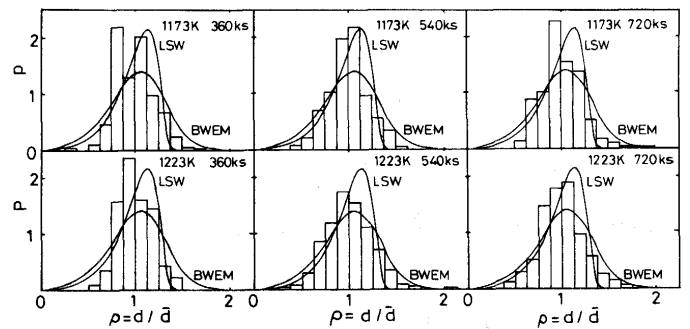


Fig. 7. Observed and theoretical size distributions of γ' particles precipitated at various aging temperatures.

Table 2. Statistical parameters of particle size distribution of γ' precipitates.

Aging temp./K	Aging time/ks	Standard deviation	Skewness	Kurtosis
1073	180	0.699	1.08	1.21
	360	0.617	1.08	1.24
	540	0.574	1.12	1.32
	720	0.589	1.13	1.38
1123	180	0.500	1.14	1.42
	360	0.448	1.12	1.35
	540	0.404	1.18	1.51
	720	0.302	1.30	1.87
1173	180	0.325	1.40	2.25
	360	0.211	1.15	3.26
	540	0.203	-0.33	3.08
	720	0.220	-0.56	2.97
1223	180	0.186	-1.05	2.65
	360	0.313	-1.33	1.94
	540	0.511	-1.24	1.71
	720	0.643	-1.15	1.40

場が析出相/母相の付近に発生していると考えられる。最近の理論的取り扱い²²⁾²⁹⁾³⁰⁾によると、Ni基耐熱合金における弾性ひずみ場は γ' 相の成長、特に粒径分布に対して無視できないほどの影響を及ぼすと報告されている。本研究においても、理論と実験結果が一致しないのは理論において弾性ひずみならびに弾性相互作用の影響を無視していることに原因があるものと考えられる。今後、粒度分布を含め、 γ' 相の成長速度に関して総合的な解釈を行うために、母相と析出相のミスマッチの程度と析出量が大きいことから生じる上述のような無視できない影響を考慮に入れた成長速度論を展開する必要がある。

4. 結言

Ni基耐熱合金Nimonic105系合金の時効硬化性と微視組織の変化を詳細に検討し、体積拡散律速によるOstwald成長機構に基づいて、析出した 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以下ようになる。

(1) 固溶化熱処理後1073, 1123Kで時効した場合には、硬さが最高値に達した後、約720ksまであまり大きな変化がない。1173, 1223Kでは3.6ksを超えると、過時効となる。

(2) 析出硬化に寄与するのは γ' 相である。 γ' 相の平均粒径が20-40nmで最も硬化する。平均粒径が同一でも、高温時効ほど低温時効より γ' 相の体積率が小さいため、硬さが低い。

(3) 固溶化熱処理後の水冷程度ではこの合金の γ' 相の析出を抑止できない。 γ' 相の析出を抑制するためには 10^4 K/s程度の冷却速度が必要である。

(4) 1123K時効材の母相と γ' 相の格子定数を測定したところ、時効の早期には両者は大きく異なるが、180ks程度経過するとはほぼ一定値に達し、前者では $a_0=0.3582$ nm、後者では $a_0=0.3578$ nmとなった。180-720ks時効材の格子ミスマッチは-0.11であった。

(5) γ' 相の平均粒径の3乗と時効時間との間には直線関係が成立し、 γ' 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。成長速度の活性化エネルギーとして266kJ/molを得た。

(6) 本研究の実験範囲内で γ' 相の併合現象が確認された。しかし、 γ' 相の粒度分布は併合因子を含むBWEM理論の予測と必ずしも一致しないことから、弾性ひずみ場を含むいろいろな影響も考慮に入れた解析がさらに必要である。

最後に、研究試料の溶製に御協力頂きました新日本製鉄(株)光製鉄所技術研究部に深甚なる謝意を表します。

文 献

- 1) C.T. Sims, N.S. Stoloff and W.C. Hagel: Superalloys II, High-Temperature Materials for Aerospace and Industrial Power, (1987), p.61 [John Wiley & Sons]
- 2) J.K. Tien, T.E. Howson, G.L. Chen and X.S. Xie: J. Met., **32**(1980), p.12
- 3) M.V. Nathal and L.J. Ebert: Metall. Trans., **16A**(1985), p.1849
- 4) C.K.L. Davies, P. Nash and R.N. Stevens: J. Mater. Sci., **15**(1980), p.1521
- 5) J. Heslop: Cobalt, **24**(1964), p.128
- 6) P.K. Footner and B.P. Richards: J. Mater. Sci., **17**(1982), p.2141
- 7) B. Reppich and G. Schumann: Mater. Sci. Eng., **101A**(1988), p.171
- 8) R.A. Ricks, A.J. Porter and R.C. Eacob: Acta Metall., **31**(1983), p.43
- 9) V. Seetharaman, K. Bhanu Sankara Rao, D. Sundararaman and P. Rodriguez: Acta Metall., **35**(1987), p.565
- 10) E. Nembach, S. Schänzer, W. Schröer and K. Trinckauf: Acta Metall., **36**(1988), p.1471
- 11) 草開清志, 長浜秀信, 王理, 大岡耕之: 鉄と鋼, **75** (1989), p.1354
- 12) 草開清志, 新家伸一, 大岡耕之: 鉄と鋼, **78** (1992), p.650
- 13) 草開清志, 王理, 大岡耕之, 山田廣一: 鉄と鋼, **76** (1990), p.1341
- 14) 草開清志, 高沢裕真, 大岡耕之: 鉄と鋼, **78** (1992), p.1854
- 15) M. Lifshitz and V.V. Slyozov: J. Phys. Chem. Solids, **19** (1961), p.35
- 16) C. Wagner: Z. Electrochem., **65**(1961), p.581
- 17) A.J. Ardell: Acta Metall., **20**(1972), p.61
- 18) A.D. Brailsford and P. Wynblatt: Acta Metall., **27**(1979), p.489
- 19) C.K.L. Davies, P. Nash and R.N. Stevens: Acta Metall., **28**(1980), p.179
- 20) C.S. Jayanth and P. Nash: J. Mater. Sci., **24**(1989), p.3041
- 21) K. Kawasaki and Y. Enomoto: Physica A, **150**(1988), p.463
- 22) R.A. MacKAY and M.V. Nathal: Acta Metall., **38**(1990), p.993
- 23) B. Reppich, P. Schepp and G. Wehner: Acta Metall., **30**(1982), p.95
- 24) W. Betteridge and J. Heslop (eds), The Nimonic Alloys 2nd Edn, Arnold, London, (1974), p.45
- 25) T.B. Gibbons and B.E. Hopkins: Met. Sci. J., **5**(1971), p.233
- 26) 金属データブック (日本金属学会編), (1974), p.25 [丸善]
- 27) H.A. Calderon, M.E. Fine and J.R. Weertman: Metall. Trans., **19A**(1988), p.1135
- 28) W.C. Johnson, P.W. Voorhees and D.E. Zupon: Metall. Trans., **20A**(1989), p.1175
- 29) J.G. Conley, M.E. Fine and J.R. Weertman: Acta Metall., **37**(1989), p.1251
- 30) C.S. Jayanth and P. Nash: Mater. Sci. Tech., **6**(1990), p.405