



HOKKAIDO UNIVERSITY

Title	(Nb)/(Nb, Ti)5Si3二相合金の機械的性質に及ぼすラメラ間隔の影響
Author(s)	関戸, 信彰; 木村, 好里; 韋, 富高 他
Citation	日本金属学会誌, 64(11), 1056-1061 https://doi.org/10.2320/jinstmet1952.64.11_1056
Issue Date	2000-11-01
Doc URL	https://hdl.handle.net/2115/75127
Type	journal article
File Information	J. Jpn Inst. Metal 64(11) 1056.pdf



(Nb)/(Nb, Ti)₅Si₃ 二相合金の機械的性質に及ぼす ラメラ間隔の影響^{*1}

関戸 信彰^{1,*2} 木村 好里¹ 韋 富高^{1,2} 三浦 誠司³ 三島 良直¹

¹東京工業大学大学院総合理工学研究科

²NEDO 提案公募研究員

³北海道大学大学院工学研究科

J. Japan Inst. Metals, Vol. 64, No. 11 (2000), pp. 1056-1061
Special Issue on Advanced High Temperature Materials
© 2000 The Japan Institute of Metals

Effect of Lamellar Spacing on the Mechanical Properties of (Nb)/(Nb, Ti)₅Si₃ Two-Phase Alloys

Nobuaki Sekido^{1,*2}, Yoshisato Kimura¹, Fu-Gao Wei^{1,2}, Seiji Miura³ and Yoshinao Mishima¹

¹Department of Materials Science and Engineering, Tokyo Institute of Technology, Yokohama 226-8502

²Proposal-based Research of NEDO, Tokyo, 170-6028

³Division of Materials Science and Engineering, Hokkaido University, Sapporo 060-0813

Effects of lamellar spacing on the mechanical properties of (Nb)/(Nb, Ti)₅Si₃ two-phase alloys with a fine lamellar structure have been investigated for an improvement in room-temperature toughness and high-temperature strength. Lamellar spacing of the alloy are controlled, without changing the volume fraction and composition of each phase, by varying annealing temperature for the decomposition of high-temperature phase (Nb, Ti)₃Si into (Nb) and (Nb, Ti)₅Si₃. A Time-Temperature-Transformation diagram (TTT diagram) was determined for a Nb-25 mol%Si-10 mol%Ti alloy. It was found that the decomposition of (Nb, Ti)₃Si in the Nb-Si-Ti system is kinetically faster than that of Nb₃Si in the binary Nb-Si system. Average lamellar spacing, λ , of the alloy is characterized by the degree of super-cooling, ΔT , following a relationship as " $\lambda \propto 1/\Delta T$ ". Coarse lamellar structure shows better room temperature compressive plastic strain before fracture and higher elevated temperature strength. The alloys investigated in this study show superior compressive strength at over 1000°C as compared with some commercial Ni-based superalloys.

(Received June 9, 2000; Accepted August 21, 2000)

Keywords: niobium alloy, intermetallic compound, multi-phase alloy, microstructure, eutectoid decomposition, lamellar spacing, room temperature toughness, high temperature strength

1. 緒 言

航空機用あるいは火力発電用ガスタービンにおいて、エネルギー・環境問題の観点から1500°C以上の超高温での使用に耐え得る新たな材料の開発が求められている。金属材料の高温強度は、特殊な場合を除いて原子の拡散が活発になる $T_m/3 \sim T_m/2$ (絶対温度で融点の 1/3~1/2) 以上の温度で急激に低下するため、超高温で使用し得る材料にはその融点が2000°C近傍あるいはそれ以上であることが望まれる。そこでMo, Nbを代表とする高融点耐火金属が次世代超高温材料として注目され、近年それらに関する研究が盛んに行われている。しかしながらMo, Nb等の耐火金属は耐酸化性が極めて悪く、これが実用上最も大きな障害となっている。このことを考慮すれば、耐酸化性に優れる金属間化合物、特にアル

ミナイド、あるいはシリサイドを母相とする合金が有望であると考えられる。

Fig. 1 に著者らが着目するNb-Si二元系の平衡状態図¹⁾を

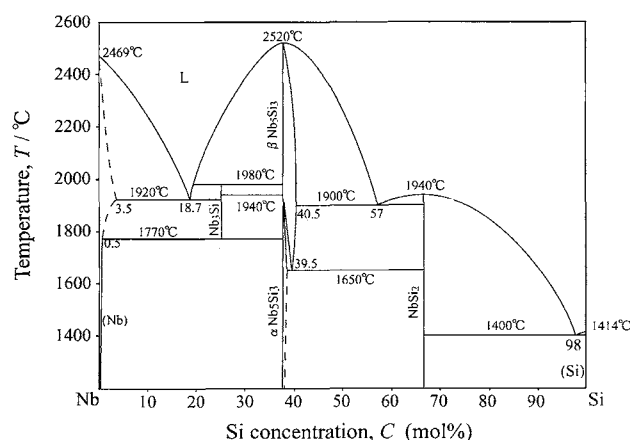


Fig. 1 The Nb-Si binary phase diagram¹⁾.

^{*1} 1999年11月20日日本金属学会秋期大会において一部発表

^{*2} 東京工業大学大学院生 (Graduate Student, Tokyo Institute of Technology)

示す. この二元系内には Nb₃Si, Nb₅Si₃, NbSi₂ の三種類の金属間化合物が存在する. しかしそれら全ての化合物は複雑な結晶構造を持ち室温での延性・靱性が極めて乏しいため, その改善には延性相との複相組織とする必要がある. 延性相として Nb 固溶体(以降(Nb)と表記)を選択するとき, Fig. 1 に示すように室温まで共存可能な金属間化合物相は Nb₅Si₃ のみであり, これらから成る二相合金は 1920°C で L(液相) → (Nb) + Nb₃Si の共晶反応, ついで 1770°C における Nb₃Si → (Nb) + Nb₅Si₃ の共析反応により得られる. 現在までに (Nb)/Nb₅Si₃ 二相合金に関する研究が多数報告されている²⁻¹⁴) が, それらのほとんどが (Nb) 相の体積率の高い亜共晶合金について行われており, 過共晶合金についての報告は少ない. これは (Nb) 相の体積率の低い過共晶合金においては十分な室温延性を確保できないためであるが, 一方で (Nb) 相の体積率が大きい亜共晶合金においては高温強度が低いという欠点を有するためである. そこで著者らは優れた高温強度を有すると予想される過共晶合金に注目し, Nb₃Si の共析分解反応を積極的に利用して合金組織を (Nb)/Nb₅Si₃ 微細ラメラとする組織制御を行うことによって室温靱性改善と高温強度のバランスを追求している. 現在までに著者らは, Ti 添加が合金の延性, 靱性の改善に効果的であり, 同時に合金組成を共析組成 (25 mol% Si) よりも Nb-rich な亜共析とすることにより数%の室温圧縮延性が得られることを明らかにしている^{15,16}). さらに, 多量の Ti 添加によって (Nb, Ti)₃Si 相は室温まで安定化するという報告があることから^{17,18}), Fig. 2 に示すように Nb-Si-Ti 三元系内 Si 濃度 25 mol% 縦断面図を実験的に決定し, Nb₃Si の共析分解により (Nb)/(Nb, Ti)₅Si₃ 二相組織が得られる最大の Ti 添加量が 10 mol% であることを示している¹⁵).

一方, 合金の機械的性質を左右する要因の一つであるラ

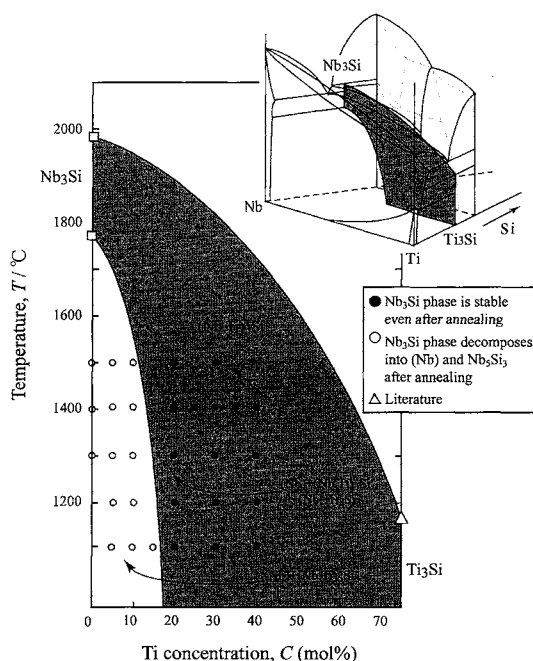


Fig. 2 Vertical section of the Nb-Si-Ti ternary phased diagram at Si content of 25 mol%¹⁵).

メラ間隔についての知見はほとんど得られていない. (Nb, Ti)₃Si 相の分解により生成する (Nb)/(Nb, Ti)₅Si₃ ラメラ組織の層間隔は熱処理温度を選択することにより任意に制御することが可能であると考えられる. 本研究では若干の室温圧縮延性を示すことが明らかになっている Nb-20 mol% Si-10 mol% Ti 二相合金を用いて, ラメラ間隔が合金の機械的性質に及ぼす影響を調査することを目的とする.

2. 実験方法

純度 99.5% の粒状 Nb, Ti, および純度 99.999% の塊状 Si を溶解原料とし, Ar 雰囲気中でのアーク溶解により約 60 g のインゴットを作製した. (Nb, Ti)₃Si 共析分解反応の TTT 図 (Time-Temperature-Transformation diagram) の決定には, 合金組成を共析組成である Nb-25 mol% Si-10 mol% Ti とし, 機械的性質の評価には, 合金組成を室温圧縮延性を重視した共析組成より Nb-rich の亜共析組成 Nb-20 mol% Si-10 mol% Ti とした. 著者らの現在までの調査によって, 粗大に晶出する (Nb, Ti)₅Si₃ の初晶は合金の靱性を低減させる原因となることが分かっている¹⁵). そこで初晶を消滅させ, 組織を共晶 (Nb) と (Nb, Ti)₃Si の二相とするための熱処理を 1750°C で約 90 時間行い炉冷した (以降, 溶体化処理と表記). 溶体化処理後, 高温相 (Nb, Ti)₃Si を (Nb) と (Nb, Ti)₅Si₃ の二相ラメラ組織に共析分解させるため, (Nb)/(Nb, Ti)₅Si₃ 二相域での熱処理 (以降, 共析分解処理と表記) を 1000~1500°C の温度域で行った.

合金の組織観察には走査型電子顕微鏡の背面反射電子像 (SEM-BEI) を用いた. 共析分解の TTT 図作成のため, 溶体化処理後共析分解処理を各温度で種々の時間行い, (Nb, Ti)₃Si 相の分解挙動を X 線回折 (XRD) および SEM 組織観察により確認した. 平均ラメラ間隔の測定には, 観察面に対してラメラ板が edge-on である必要がある. この幾何学的条件を考慮するため, ラメラ間隔が最も短く見える領域でラメラ板が edge-on になっていると見なした. すなわち, ラメラ間隔が最も微細に見えるラメラコロニーのみを 25 カ所選択して, 隣接する (Nb)-(Nb) 層間の平均距離を算出し, それらの平均値を平均ラメラ間隔 λ と定義した.

機械的性質の評価として, 室温から 1400°C までの温度域で圧縮試験を行った. 試験片は, 放電加工により 2 mm × 2 mm × 5 mm の直方体に切り出した後, 表面加工層除去のため 7 μ m までのダイヤモンド研磨を行った. 室温試験は大気中, 高温試験は真空中 ($\approx 10^{-2}$ Pa) で行い, ひずみ速度は $1.0 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ とした.

3. 結果と考察

3.1 (Nb, Ti)₃Si の共析分解に対する TTT 図

ラメラ間隔を共析分解処理温度の選択によって制御するためには, 各温度で高温相 (Nb, Ti)₃Si の共析分解反応 ((Nb, Ti)₃Si → (Nb) + (Nb, Ti)₅Si₃) が開始および完了するまでに要する時間の情報, いわゆる TTT 図が不可欠であ

る。しかし高温相 Nb_3Si の分解反応に関する TTT 図は Nb-Si 二元系合金での報告があるのみで⁴⁾, Ti を添加した三元系合金についての報告はない。そこで Nb-Si 二元系の共析組成である 25 mol%Si に 10 mol%Ti を添加した Nb-

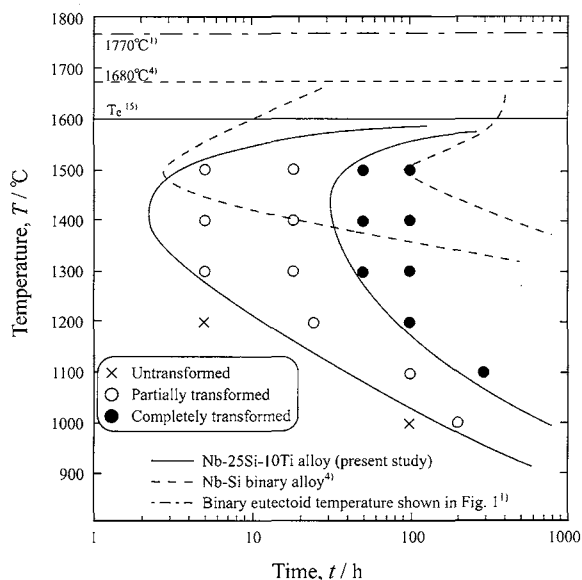


Fig. 3 Time-Temperature-Transformation diagram of eutectoid reaction of $(\text{Nb}, \text{Ti})_3\text{Si}$ into (Nb) and $(\text{Nb}, \text{Ti})_5\text{Si}_3$ in Nb-25 at%Si-10 at%Ti alloy. The data reported for the Nb-Si binary system^{4,4)} are also shown for comparison.

25 mol%Si-10 mol%Ti 三元系合金に対して各温度で種々の時間熱処理を行った後に炉冷し, $(\text{Nb}, \text{Ti})_3\text{Si}$ の共析分解挙動を組織観察により調べた。Fig. 3 に組織観察をもとに決定した TTT 図を示す。Fig. 3 において, × は熱処理後 $(\text{Nb}, \text{Ti})_3\text{Si}$ 相の分解が全く認められなかったもの, ○ は $(\text{Nb}, \text{Ti})_3\text{Si}$ 相の分解が一部確認されたもの, ● は $(\text{Nb}, \text{Ti})_3\text{Si}$ 相の分解反応が完全に終了したものを示し, Nb-Si-Ti 三元系における共析変態点 T_e (実線) は Fig. 2 よりもとめた 1600°C を採用した。二元系の TTT 曲線については共析変態点が 1680°C であるとした Mendiratta らの報告⁴⁾ を同時に点線で記載したが, Fig. 1 においては共析変態点を 1770°C としており, この結果も一点鎖線により記載した。

10 mol%Ti 添加合金の TTT 曲線を二元系合金のそれと比較すると, 曲線が全体的に低温・短時間側にシフトする傾向が見られる。曲線が低温側にシフトすることは, Fig. 2 に示すように, Ti 添加により共析変態点が低下することに起因する。一般に変態速度は, 変態を起こすための化学的駆動力の項と原子の拡散のしやすさを表す項との積として概念づけられるため, 変態速度が大きくなることは Ti 添加によって原子の拡散が活発となることに起因すると予想される。しかし Ti 添加によって原子の拡散が二元系の場合に比べて促進されたとはいえ, 反応が最も速く進行する 1400°C 付近においても反応完了に 50 h 程度の長時間保持が必要である。このことは, この系においてはそもそも原子の易動度が小さく, したがって高温における組織の粗大化抵抗が極めて高い

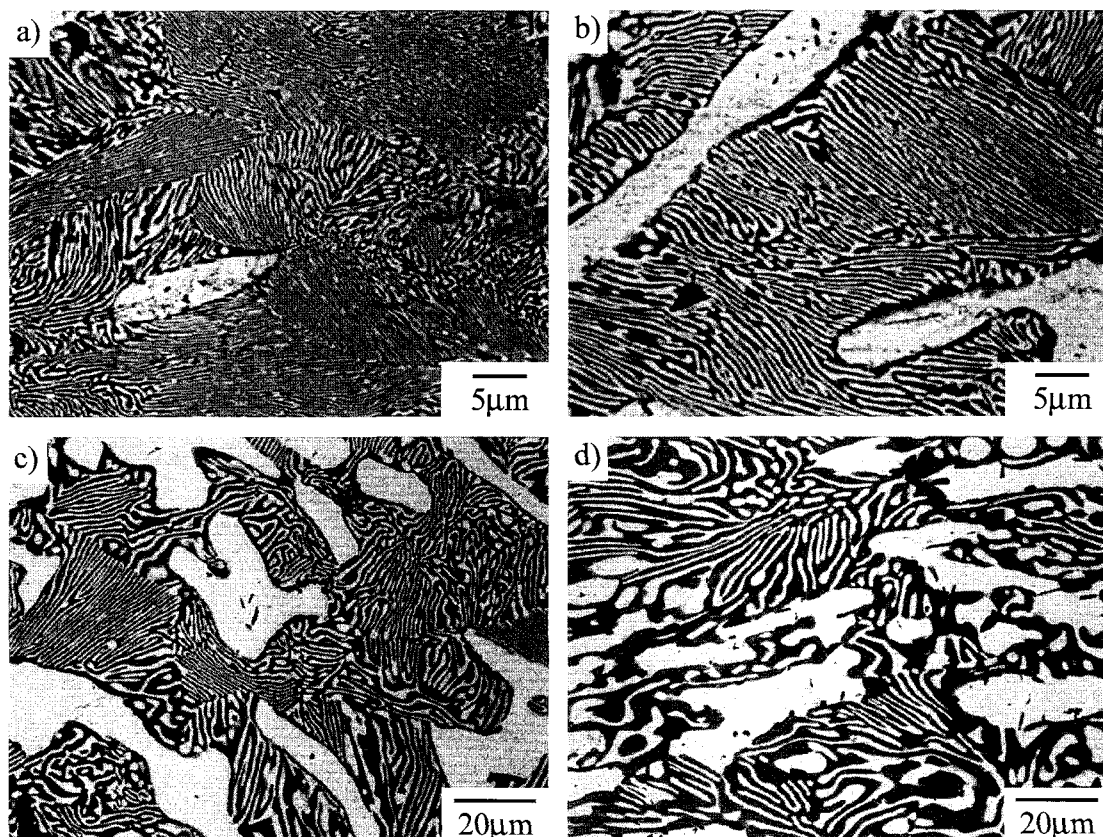


Fig. 4 Back-scattered-electron images of Nb-20 mol%Si-10 mol%Ti alloy annealed at a) 1200°C, b) 1300°C, c) 1400°C, and d) 1500°C for 100 h.

Table 1 Effect of annealing temperature for the decomposition of (Nb, Ti)₃Si into (Nb)/(Nb, Ti)₅Si₃ on average lamellar spacing of the decomposition product in Nb-20 mol%Si-10 mol%Ti alloy.

Annealing temperature (°C)	Average lamellar spacing (λ)	Annealing temperature (°C)	Average lamellar spacing (λ)
1100	0.20 $\pm$ 0.05	1400	0.85 $\pm$ 0.1
1200	0.28 $\pm$ 0.02	1450	1.39 $\pm$ 0.2
1300	0.45 $\pm$ 0.1	1500	1.90 $\pm$ 0.3

ことを示唆する。

3.2 合金組織とラメラ間隔

溶体化処理後、1200～1500℃で共析分解処理を行った合金の代表的な組織を Fig. 4 に示すとともに、ラメラ間隔の測定結果を Table 1 に示す。Fig. 4 において共析分解処理温度は a) 1200℃, b) 1300℃, c) 1400℃, d) 1500℃である。平均ラメラ間隔は1200℃で0.28 μ m, 1500℃で1.9 μ m となり、共析分解処理温度が高いほどラメラ間隔は大きくなる傾向が認められる。本研究ではラメラ間隔の測定法として、観察面で最も微細にみえるラメラコロニーにおいての平均をとった。これは実験方法でも述べたように、最も微細な領域でラメラ板が edge-on になっており真のラメラ間隔を測定できる可能性が高いと考えられるためである。同様の手法で鋼のパーライト組織の平均ラメラ間隔を測定している研究者も多く¹⁹⁻²¹⁾、特に Hyzak らはこの手法によってかなり正確にラメラ間隔を測定できるとしている²⁰⁾。一方、共析分解処理温度が高くなるに従いラメラ界面の湾曲が大きくなり、ラメラコロニーバウンダリーが不明瞭となるためコロニーサイズの測定は行わなかった。しかし、1100～1300℃共析分解処理材のコロニーサイズについて定性的な比較を行うと、共析分解処理温度の低下により若干小さくなる傾向が認められる。

Zener は、炭素鋼のパーライト変態において層間隔と過冷度 ΔT が反比例の関係にあることを以下に示す変態前後の自由エネルギー変化から説明している²²⁾。いま単位体積を有する層間隔 λ のパーライト組織を考えると、フェライト-セメンタイトの界面自由エネルギーを σ とすれば、変態後のフェライト-セメンタイト界面の総面積は $2/\lambda$ であり、界面エネルギーの増加分は $\Delta G_s = 2\sigma/\lambda$ で与えられる。一方、このときのエントロピー変化を ΔS とすると過冷度が ΔT の時に蓄えられている化学的自由エネルギー ΔG_v は近似的に $\Delta G_v = \Delta S \Delta T$ と考えてよい。変態前後のエネルギー収支より $\Delta G_s \leq \Delta G_v$ つまり $2\sigma/\lambda \leq \Delta S \Delta T$ が成立しなければならず、これを λ について整理すると $\lambda \geq 2\sigma/\Delta S \Delta T$ となり、最小のラメラ間隔が存在する。ここで相変態時のエネルギー損失を考慮した比例定数 K を導入すると、上式は $\lambda = K/\Delta T$ のように表すことができ、ラメラ層間隔 λ と過冷度 ΔT は反比例の関係にあることが分かる。これは変態前後のエネルギー変化のみから得られる関係であるため、合金系を問わずラメラ状に成長する共析変態全般に成立すると予想される。

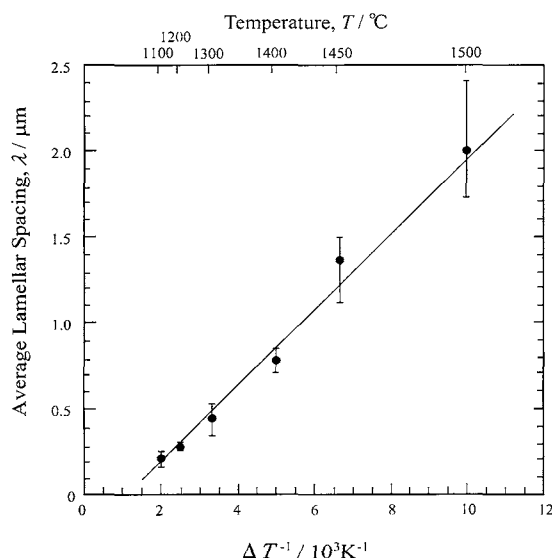


Fig. 5 Correlation between average lamellar spacing, λ and reciprocal of the degree of super-cooling, $1/\Delta T$.

そこで、Fig. 2 より決定した共析変態点 T_e ($\approx 1600^\circ\text{C}$) と共析分解処理温度 T との差 ($T_e - T$) を過冷度 ΔT と定義し、平均ラメラ間隔を過冷度の逆数で整理した結果を Fig. 5 に示す。なお本研究では試料を溶体化処理後炉冷し、再加熱することにより共析分解処理を行っているが、Fig. 3 の TTT 図からも分かるように反応速度は極めて遅いため、炉冷ならびに再加熱時の組織変化はほとんどなく、($T_e - T$) を過冷度とする定義に問題はないと考えられる。Fig. 5 に示すように λ と $1/\Delta T$ の間に比例関係が認められ、前述したパーライトと同様の手法で整理できることが明らかになった。これは合金組織のラメラ間隔を、共析分解処理温度によって任意に制御できることを示唆する。

3.3 合金の機械的性質へ及ぼすラメラ間隔の影響

各温度で共析分解処理した合金について室温から1400℃で圧縮試験を行い、機械的性質に及ぼすラメラ間隔の影響を調査した。各温度における0.2%流動応力のラメラ間隔依存性を Fig. 6 に示す。室温圧縮試験の結果についてのみ破断までの塑性ひずみ量を併せて示す。なお、Fig. 1 の Nb-Si 二元系状態図より、(Nb) 相および Nb₅Si₃ 相に対する Si の固溶限は1500℃以下でほとんど変化しないため、両相の体積率および組成は共析分解処理温度によらずほぼ一定であると見なすことができる。また、前述のように組織の熱的安定性は高いので、高温圧縮試験における昇温、あるいは試験中での組織変化はほとんど無いと考えられる。

室温圧縮試験において、全ての合金が脆性的な破壊挙動を呈するが、破断までの塑性ひずみ量はラメラ間隔の増大に伴い増加する傾向が認められる。室温での塑性変形を担うのは (Nb) 相であり、早期破断の原因となるマイクロクラックの発生源は室温で塑性変形能のない (Nb, Ti)₅Si₃ 相内、あるいはラメラ界面と考えられる。本研究の結果では最大で3%程度の室温圧縮延性が得られているが、これは試験中に発生したマイクロクラックによる応力緩和とその進展を延性相

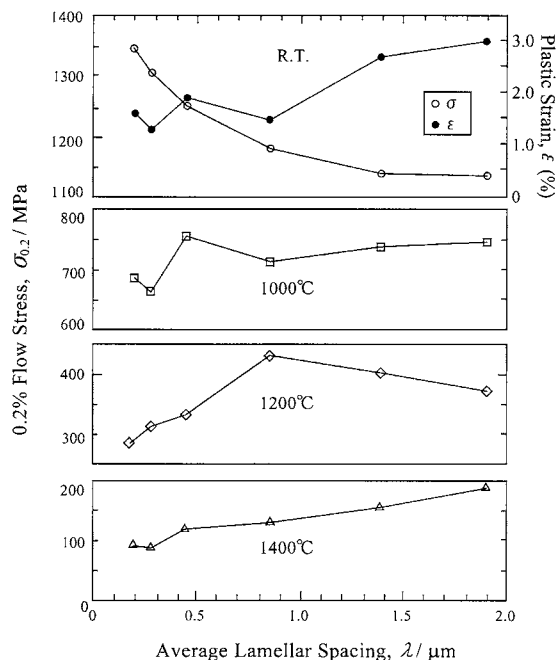


Fig. 6 Compressive 0.2% flow stress against lamellar spacing of Nb-20 at%Si-10 at%Ti alloys tested at R.T., 1000°C, 1200°C, and 1400°C. Plastic strain is also shown for the test at R.T.

(Nb)が妨げることを、いわゆる Ductile-Phase-Toughening によってマクロ的に 3%の変形がなされたものと考えられる。すなわち圧縮試験において、破断までのマクロ的な塑性ひずみ量は、クラック進展の抵抗力に相当する靱性を表すと考えられる。Ductile-Phase-Toughening 機構において、延性相のヤング率、体積率、大きさ、形態が、材料の靱性に多大な影響を与えることが知られている。本研究で調査した Nb-20 mol%Si-10 mol%Ti 合金における延性相である Nb の一次固溶体相は溶解中に晶出する場合と、後の (Nb, Ti)₃Si 相の共析分解によってラメラ板として析出する場合の二つに大別できる。前述の通り、溶解時に晶出する (Nb) 相ならびにラメラ組織を構成する (Nb) 相の体積率は、状態図からも明らかなように共析分解熱処理温度の違いによってほとんど変化しない。また晶出した (Nb) 相は 1750°C で 90 h の溶体化処理中に粗大化が十分進行するため、後の共析分解熱処理後においては大きさおよび形態にほとんど変化が生じないことを組織観察により確認している。よって熱処理温度が高くなるほど合金の靱性が向上することは、ラメラ組織中の (Nb) 相のサイズが変化したことに起因すると考えられる。Shaw らは Al と Al₂O₃ の層状複合材料について、Al 層の幅を 8~250 μm の間で変化させた結果、クラック先端の延性相 Al 層内に生ずる塑性域が層幅の増大に従い小規模降伏から大規模降伏に遷移し、隣接する脆性層にクラックが伝播しにくくなる結果靱性が向上することを示している²³⁾。本研究におけるラメラ間隔の変化幅は約 0.2~2 μm 程度であり、彼らの結果を参考にすればこの範囲においては延性相 (Nb) に生ずる塑性域の大きさはほとんど変化せず、改善される靱性の大きさに大きな変化は見られないと考えられ

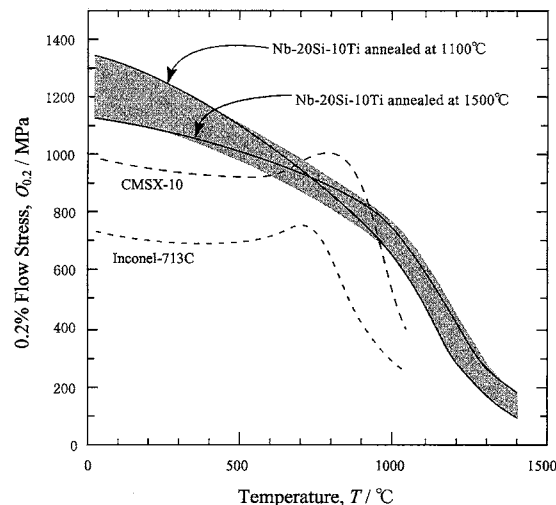


Fig. 7 Temperature dependence of compressive 0.2% flow stress in Nb-20 mol%Si-10 mol%Ti alloy investigated in this study. Hatched area shows a range of strength of the alloy with various lamellar spacing. Those of some commercial Ni-base superalloys are shown for comparison.

る。しかし Shaw らの結果は、延性相と脆性相の界面が十分強固に密着しておりクラック伝播時の界面剥離は無いという仮定に基づいているため、界面剥離が生ずる場合には別の考察が必要である。Ashby らは鉛とガラスからなる複合材料を用いて、延性相である鉛が粗大であるほど複合材料の靱性が向上し、鉛/ガラス界面の剥離しやすさに強く依存することを実験のおよび解析的に示している²⁴⁾。

本研究において、各ラメラ板がランダムに配向していること、また圧縮試験であることから、クラックの伝播挙動の解析は困難であるが、ラメラ組織中の (Nb) 相がクラックに架橋する形で存在し、ラメラ界面がある程度剥離していることを圧縮試験後の変形組織の観察において確認した。よって、ラメラ組織中の (Nb) 相の粗大な析出、つまりラメラ間隔の増大によって靱性が向上している可能性が高い。一方、熱処理温度が高くなるほどラメラ界面の湾曲が顕著となり、更にコロニーサイズが増大すると考えられるため、これらの要因が靱性向上に寄与している可能性もある。今後、曲げ試験によるクラック伝播挙動の詳細な観察と、破壊靱性値 (K_{IC}) 等による定量的な評価が必要である。

室温強度に注目すると、室温ではラメラ間隔が小さいほど 0.2% 流動応力が增大することが分かる。ラメラが微細なほど室温での塑性変形を担う (Nb) 相の幅、すなわち転位が pile-up できる幅が狭くなることによって 0.2% 流動応力が增大すると考えられる。一方 1400°C においては、ラメラ間隔が大きいほど 0.2% 流動応力が增大し、室温とは逆の傾向が認められる。これは室温では働かない変形機構が支配的となったことに起因する。すなわち、温度上昇によってラメラ界面、あるいはコロニー界面でのすべりが誘発され、ラメラあるいはコロニー界面の総面積が大きい微細ラメラ組織を有する合金が低強度を示すと考えられる。現時点ではどちらの界面におけるすべり変形が支配的であるか不明であり、更なる調査を要する。次に中間温度である 1000°C、

および1200°Cの結果に着目すると、1000°Cにおいてはデータのばらつきが大きく系統的な整理が困難であるが、1200°Cにおいては降伏強度が極大となる平均ラメラ間隔約1 μmを境として0.2%流動応力の依存性がラメラ間隔の増大に対して増大傾向から低下傾向へと遷移する。この原因として、低温側でラメラ界面が転位の障害物として働く強化機構と、高温側でラメラ界面あるいはラメラコロニー界面がすべることによる軟化機構との重ね合わせに起因していることが予想できる。

最後に種々のラメラ間隔をもつ合金について、現用のNi基超合金と降伏強度の比較を行った。最もラメラが粗大なNb-20Si-10Ti/1500°C共析分解処理材と、最もラメラが微細な1100°C共析分解処理材における降伏強度の温度依存性をFig. 7に示す。図中のハッチングされた領域は1100°C~1500°C共析分解処理材における合金強度の変化幅を示している。今回調査した(Nb)/(Nb, Ti)₅Si₃ ラメラ合金は、静的圧縮強度による比較ではあるものの、1000°C以上において第三世代の単結晶Ni基超合金CMSX-10を遙かに上回る強度を示し、次世代超耐熱材料として有望であると考えられる。今後基礎データの充実と高度なプロセッシングの採用により、室温靱性および高温強度の更なる向上が期待される。

4. 結 言

Nb-20 mol%Si-10 mol%Ti合金において、熱処理温度を変化させることによってラメラ間隔を制御した。合金の機械的性質に及ぼすラメラ間隔の影響を調査し、以下の結論を得た。

- (1) 10%Tiを添加したNb-Si-Ti三元系合金において(Nb, Ti)₃Si相が(Nb)と(Nb, Ti)₅Si₃に共析分解する反応のTTT曲線を決定した。従来報告されているNb-Si二元系におけるNb₃Siの共析分解のTTT曲線と比較するとTi添加によって共析分解反応が促進されることを見いだした。
- (2) 平均ラメラ間隔 λ と過冷度の逆数 $1/\Delta T$ には比例関係が成立する。これは共析分解処理温度の選択によってラメラ間隔を任意に制御することが可能であることを示唆する。
- (3) ラメラ間隔が大きいくほど析出する(Nb)相の幅(あるいはサイズ)が大きくなり、室温圧縮延性が向上する。
- (4) 室温においてラメラ界面は転位運動の障害物となるため、ラメラ界面総面積の大きい微細ラメラ組織を有する合金の方が高強度を呈する。一方、温度上昇に伴いラメラ

あるいはラメラコロニー界面におけるすべりが誘発されるため、微細ラメラ組織を有する合金の強度は粗大ラメラ組織を有する合金に比べて低くなる。これに上記結論(3)を合わせると、高温構造用材料としては圧縮延性ならびに高温強度の両面に優れる粗大ラメラ組織が有利である。

(5) 本研究で調査した合金の高温強度は、静的圧縮強度による評価ではあるが、Ni基超合金を凌ぐ可能性があり、次世代超高温構造用材料として有望である。

文 献

- 1) H. Okamoto, A. B. Gokhale and G. J. Abbaschian: *Binary Alloy Phase Diagrams, Second Edition*, eds. by T. B. Massalski et al., ASM Intl., (1990), p. 2764-2769.
- 2) M. G. Mendiratta and D. M. Dimiduk: MRS Symp. Proc., **133** (1989), 441-446.
- 3) J. D. Rigney, J. Lewandowski, L. Matson, M. G. Mendiratta and D. M. Dimiduk: MRS Symp. Proc., **133** (1991), 1001-1006.
- 4) M. G. Mendiratta and D. M. Dimiduk: Scripta Met. Mat., **25** (1991), 237-242.
- 5) M. G. Mendiratta, J. J. Lewandowski and D. M. Dimiduk: Metall. Trans. A, **22A** (1991), 1573-1583.
- 6) J. D. Rigney, P. M. Singh and J. J. Lewandowski: JOM, (August 1992), pp. 36-41.
- 7) M. G. Mendiratta, J. J. Lewandowski and D. M. Dimiduk: Metall. Trans. A, **24A** (1993), 501-504.
- 8) J. D. Rigney, P. M. Singh and J. J. Lewandowski: MRS Symp. Proc., **322** (1994), 503-509.
- 9) I. Weiss, M. Thirukkonda and R. Srinivasan: MRS Symp. Proc., **322** (1994), 377-386.
- 10) J. Kajuch and J. J. Lewandowski: Acta Metall. Mater., **43** (1995), 1955-1967.
- 11) D. M. Shah, D. L. Anton, D. P. Pope and S. Chin: Mater. Sci. and Eng. A, **192/193** (1995), 658-672.
- 12) K. S. Chan: Metall. Trans. A, **27A** (1996), 2518-2538.
- 13) J. D. Rigney and J. J. Lewandowski: Metall. Trans. A, **27A** (1996), 3292-3306.
- 14) W. A. Zinsser Jr. and J. J. Lewandowski: Metall. Trans. A, **29A** (1998), 1749-1757.
- 15) S. Sekido, S. Miura and Y. Mishima: *Third Pacific Rim International Conference on Advanced Materials and Processing Proceedings*, TMS, Warrendale, (1998), p. 2393-2398.
- 16) S. Sekido, Y. Kimura, S. Miura and Y. Mishima: in preparation.
- 17) P. R. Subramanian, M. G. Mendiratta and D. M. Dimiduk: MRS Symp. Proc., **322** (1994), 491-502.
- 18) B. P. Bewlay, M. R. Jackson, W. J. Reeder and H. A. Lipsitt: MRS Symp. Proc., **364** (1995), 943-948.
- 19) A. R. Marder and B. L. Bramfitt: Metall. Trans. A, **6A** (1975), 2009-2014.
- 20) J. M. Hyzak and I. M. Bernstein: Metall. Trans. A, **7A** (1976), 1217-1224.
- 21) H. Sunwoo, M. E. Fine, M. Meshi and D. H. Stone: Metall. Trans. A, **13A** (1982), 2035-2046.
- 22) C. Zener: Trans. AIME, **167** (1946), 550-595.
- 23) M. C. Shaw, D. B. Marshall, M. S. Dadkhah and A. G. Evans: Acta Metall. Mater., **41** (1989), 3311-3322.
- 24) M. F. Ashby, F. J. Blunt and M. Bannister: Acta Metall. Mater., **37** (1989), 1847-1857.