

α -Tiにおける室温クリープの構成方程式

亀山 達也*・松永 哲也**・上田 章二***
佐藤 英一****・栗林 一彦*****

Journal of Japan Institute of Light Metals, Vol. 60, No. 3 (2010), pp. 111-116

Constitutive equation in ambient temperature creep of α -Ti

Tatsuya KAMEYAMA*, Tetsuya MATSUNAGA**, Shoji UEDA***
Eiichi SATO**** and Kazuhiko KURIBAYASHI*****

The constitutive equation in ambient temperature creep region of α -Ti was investigated by performing creep tests on solute-strengthened and/or cold-rolled titanium. Increasing solute content and/or thickness reduction decreases the steady state creep rate. The stress exponent increases with solute content, but it is independent of thickness reduction in low stress. Then, the microyielding stress, σ_{my} , is introduced to express the stress at which dislocations start moving. The stress exponent in $\dot{\epsilon}_s - (\sigma - \sigma_{my})$ graph becomes almost constant with the value of three even in the solute-strengthened and/or cold-rolled titanium. The constitutive equation for ambient temperature creep in α -titanium is proposed as $\dot{\epsilon}_s = A(S) \times (b/d)^p \times \{(\sigma - \sigma_{my})/E\}^n \times \exp(-Q/RT)$, where $n \approx 3$, $p = 1$ and $Q \approx 20$ kJ/mol. The deformation mechanism map of titanium with ambient temperature creep region including microyielding stress is proposed.

(Received June 19, 2009 Accepted December 10, 2009)

Keywords: ambient temperature creep, constitutive equation, α -Ti, microyielding stress, deformation mechanism map

1. 緒 言

チタン合金は高比強度、優れた耐酸化性、超塑性ブロー成型が可能など非常に優れた特性を持つために、航空宇宙、医療やレジャーなど多岐に使用されており、ISAS/JAXAの科学衛星の燃料タンクにも超塑性成型したTi-6Al-4V合金が使用されてきている¹⁾。しかしながら、小惑星探査機「はやぶさ」の燃料タンクの耐圧試験中に、室温かつ0.2%耐力($\sigma_{0.2}$)以下という条件ながら顕著なクリープ挙動が観察された²⁾。この燃料タンクにおいては許されるひずみであったが、チタン合金はファスナ材としても使用されており、この場合クリープによる応力緩和から構造物破壊へとつながりかねないため、室温クリープは大きな問題となる。

室温クリープ現象は1949年のAdenstedtにより最初に報告され³⁾、その後HatchやThompson、OdegardによってTi-5Al-2.5Sn⁴⁾⁻⁶⁾やTi-6Al-4V^{4),7)}などを用いた研究が断続的に報告されている。1990年代になってMillsらがTi-6AlとTi-5Al-2.5Sn+0.5Fe合金を用い、室温クリープはAndradeクリープであり⁸⁾、その原因は、固溶Alによって短距離規則が乱されて直線的に配列した転位列であると提案している⁹⁾。

一方、AnkemらはTi-0.4Mnを用いて、変形の持続には双晶変形が関与していると提案した¹⁰⁾。これらの提案は、しかしながら、Tiという特定の金属に基づいたものでしかない。

我々は室温において各種の結晶構造をもつ金属、合金の焼なまし材でクリープ試験を実施した^{2),11)}。この結果から室温において起こるクリープ現象を3つのグループに分けることができた。(i) 低応力高ひずみ速度のhcp純金属、(ii) 高応力高ひずみ速度のhcp固溶体合金、(iii) クリープを示さない立方晶金属・合金である。したがって室温クリープ現象はチタン合金特有の現象ではなく、hcp構造を持つ材料において発生するということが明らかになった¹¹⁾。また、室温クリープ領域での見かけの活性化エネルギーは約20 kJ/molであり、室温より高温側では転位芯拡散律速の領域がはっきりと現われたことから、室温クリープはこれとは異なる変形様式であることがわかった¹²⁾。

さらに我々は、hcp構造を持つ各種金属のクリープ試験後にTEM観察を行い、すべての試料で直線的に配列した転位列を観察し、室温クリープ条件下では、異方性が大きいパイエルスポテンシャルが最低に近い一つのすべり系が活動すると考えられた^{13),14)}。次に粒界近傍の状態を観察する

* 東京大学大学院工学系研究科マテリアル工学専攻 (〒113-8656 東京都文京区本郷7-3-1) [現在:三菱重工業株式会社]。Department of Materials Engineering, School of Engineering, The University of Tokyo (7-3-1 Hongou, Bunkyo-ku, Tokyo 113-8654) [Present: Mitsubishi Heavy Industries, Ltd.]

** 総合研究大学院大学 (神奈川県)。The Graduate University for Advanced Studies (Miura-gun, Kanagawa)。

*** 首都大学東京 (八王子市)。Tokyo Metropolitan University (Hachioji-shi, Tokyo)。

**** 宇宙航空研究開発機構宇宙科学研究本部 (相模原市)。Institute of Space and Astronautical Science, Japan Aerospace Exploration Agency (Sagamihara-shi, Kanagawa)。

***** 宇宙航空研究開発機構宇宙科学研究本部 (相模原市) [現在:芝浦工業大学]。Institute of Space and Astronautical Science, Japan Aerospace Exploration Agency (Sagamihara-shi, Kanagawa) [Present: Shibaura Institute of Technology]。

ために、モデル材として Zn を用いて EBSD 解析、光学顕微鏡観察そして AFM 観察を行った¹⁵⁾。EBSD 解析結果から粒界付近において約 5° の格子回転が観察され、粒界に転位がバイルアップしていること、光学顕微鏡観察からすべり線が隣の粒へ伝播していないこと、そして AFM 観察から粒界すべりによるステップが明らかとなった。したがって室温クリープでは、粒内の転位は加工硬化することなく走り抜け、粒界に堆積し、その転位を分解・吸収する何らかの緩和機構が働いており、吸収された粒界転位が粒界すべりを引き起こすということが考えられた¹⁶⁾。

これらの結果から室温クリープ現象は次のようにまとめられる。(i) hcp 構造を持つ金属・合金特有の現象。(ii) 見かけの活性化エネルギーは約 20 kJ/mol。(iii) 粒径依存性を示す。(iv) 粒内ではただ一つのすべり系が活動する。(v) 粒界で格子転位は堆積し、それを分解して粒界に吸収する緩和機構が働き、分解された粒界転位が粒界すべりを引き起こす。

このように我々は六方晶金属・合金における室温クリープ変形機構の全貌解明に近づいている。しかし室温クリープ現象において、すべての純金属では応力指数が約 3 となったのに対し、合金においては大きな応力指数が観察されており(例えば Ti-6Al-4V では応力指数は 33)、この原因はいまだ明らかではない¹¹⁾。この現象は単なるべき乗則クリープの break down では説明がつかない。そこで本研究では、まず始めに様々な強化が施された α -Ti 合金を用いて、室温クリープ試験を実施し、種々の強化がどのように室温クリープに影響を与えるかを調査した。次に純金属、合金にかかわらず、室温クリープ現象を適切に表現する室温クリープの統一的な構成方程式を構築するために、得られた結果について応力関数を中心に考察した。

2. 実験方法

本研究では固溶強化あるいは加工強化された CP-Ti 板材を使用した。各試料の記号と化学組成、熱処理、粒径のまとめを Table 1 に示す。固溶強化には侵入型として Ti の機械特性に大きな影響を与える酸素に注目し、CP-Ti JIS 1 種の板材 2 種類 (Ti-0.04O, Ti-0.06O) と 2 種板材 1 種類 (Ti-0.09O) を用いた。また、酸素濃度をさらに増加させた試料を作成するために、Ti-0.06O を 1,000°C、 10^{-3} Pa の炉内に 28h 投入し、その後圧下率 60% の冷間圧延を施し、973 K、0.17h の再結晶熱処理を施した試料 (Ti-0.16O) も用いた。後の Fig. 3 に示すように、Ti-0.04O は他の高純度金属と同等の応力指数 (4)

を示したのに対し、それ以上の O を含む試料は大きな応力指数を示していることから、室温クリープ現象を理解する上では Ti-0.04O を純金属、それ以外は合金と見なすことができるので、本研究では、以下 Ti-0.04O を純チタン、それ以外を合金と呼称する。各試料の固溶酸素濃度の定量分析は不活性ガス融解赤外線吸収法 (LECO 製 TC600 型) によって行った。置換型固溶強化としては Ti-5Al-2.5Sn ELI 材 (Ti-5Al-2.5Sn) を用いた。加工強化においては、すでに一部を報告したが¹⁷⁾、CP-Ti JIS 2 種板材を出発材 (Ti-0.09O) とし、1%, 10%, 20% の各圧下率で冷間圧延を施した試料 (Ti-0.09O+1%CR, Ti-0.09O+10%CR, Ti-0.09O+20%CR) を用いた。

各試料を研磨後、クロール液 (3% HF, 6% HNO₃ 水溶液) で腐食し、光学顕微鏡観察を行った。また Ti-0.04O に対し、X 線回折 Schulz 反射法で集合組織測定を行った。引張試験は室温でクロスヘッド速度が 0.6 mm/min (初期ひずみ速度 10^{-3} s⁻¹) の引張試験を行った。クリープ試験は $\sigma_{0.2}$ 以下の負荷応力で行った。引張試験とクリープ試験ともにひずみ測定にはひずみゲージを用い、またすべての試料で荷重軸は圧延方向と平行 (RD) とした。Ti-0.04O においては圧延方向と垂直の荷重軸の試験 (TD) も行った。

低温におけるクリープ曲線は以下の対数クリープ経験式 (1) によって上手く外挿できる¹⁸⁾。

$$\varepsilon = \varepsilon_i + \varepsilon_p + \ln(1 + \beta_p t) + \varepsilon_s t \quad (1)$$

ここで、 ε はトータルのひずみ、 ε_i は負荷直後の瞬間ひずみ、 ε_p と β_p は遷移クリープに関する定数、 ε_s は定常クリープ速度で、 t は経過時間である。5 日間のクリープ試験データから式 (1) を用いて外挿された定常クリープ速度と、15 日間で観察された実測の定常クリープ速度がほぼ一致する¹³⁾。そこで本研究では、クリープ時間を 5 日間とし、定常クリープ速度 ε_s は式 (1) の外挿により求めた。

3. 実験結果

Fig. 1 に代表的な試料の光学顕微鏡写真と Ti-0.04O の正極点図を示す。固溶材、加工材問わずすべての試料において等軸粒であった。圧延 10% と 20% 材では一部に双晶も観察された。切刃法により測定した各試料の平均粒径を Table 1 に記載するが、どれも 20~40 μ m 程度であった。Fig. 1(f) は Ti-0.04O 板材表面における (0002) 底面の正極点図で、Ti における一般的な圧延焼なまし材の底面集合組織を示しており、底面が約 30 度分解している。主方位は (0001) $\pm 30^\circ$ [10 $\bar{1}$ 0]

Table 1 Chemical composition, pre-treatment and average grain size of each sample

Samples	Chemical composition (mass%)	Pre-treatment	Grain size (mm)
Ti-0.04O	Ti-0.03Fe-0.04O-0.002H-0.01C-0.01N	973 K air cooling	40
Ti-0.06O	Ti-0.03Fe-0.06O-0.002H-0.01C-0.01N	973 K air cooling	32
Ti-0.09O	Ti-0.06Fe-0.09O-0.002H-0.01C-0.01N	973 K air cooling	19
Ti-0.09O+1%CR	↑	973 K air cooling+1% cold rolling	
Ti-0.09O+10%CR	↑	973 K air cooling+10% cold rolling	
Ti-0.09O+20%CR	↑	973 K air cooling+20% cold rolling	
Ti-0.16O	Ti-0.03Fe-0.16O-0.002H-0.01C-0.01N	1273 K 28 h 10^{-3} Pa +60% cold rolling +973 K 0.17 h furnace cooling	20
Ti-5Al-2.5Sn	Ti-5.6Al-3.0Sn-0.25Fe-0.12O-0.013H-0.01C-0.035N	Annealed	19

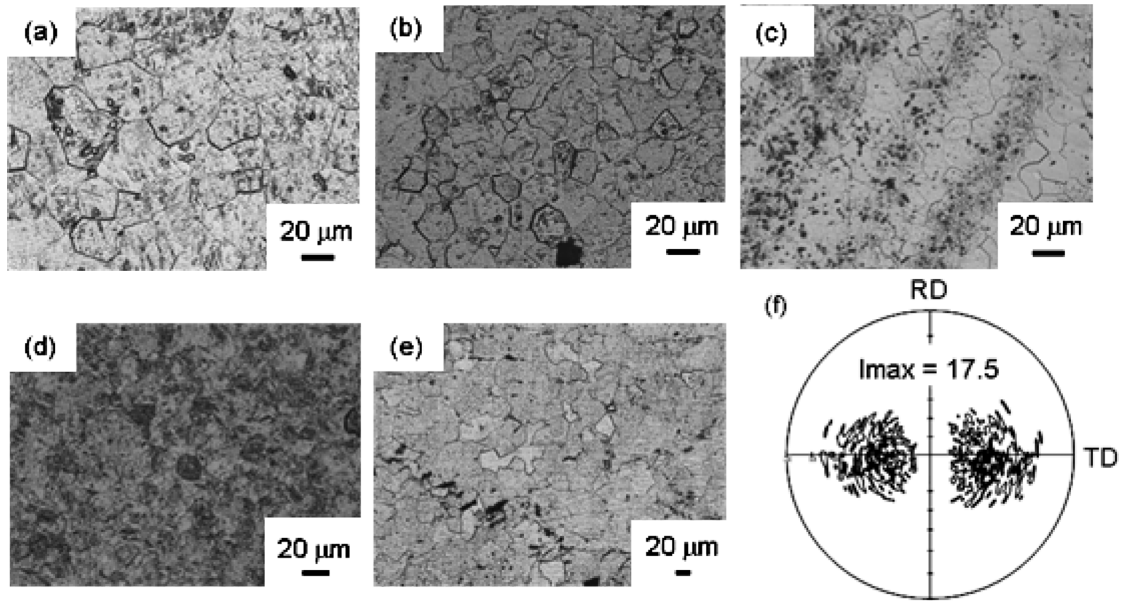


Fig. 1 Optical micrographs and X-ray diffraction pole figure of representative samples: (a) Ti-0.04O, (b) Ti-0.09O, (c) Ti-0.16O, (d) Ti-0.09O+20%CR, (e) Ti-5Al-2.5Sn, (f) pole figure of the (0002) at Ti-0.04O surface.

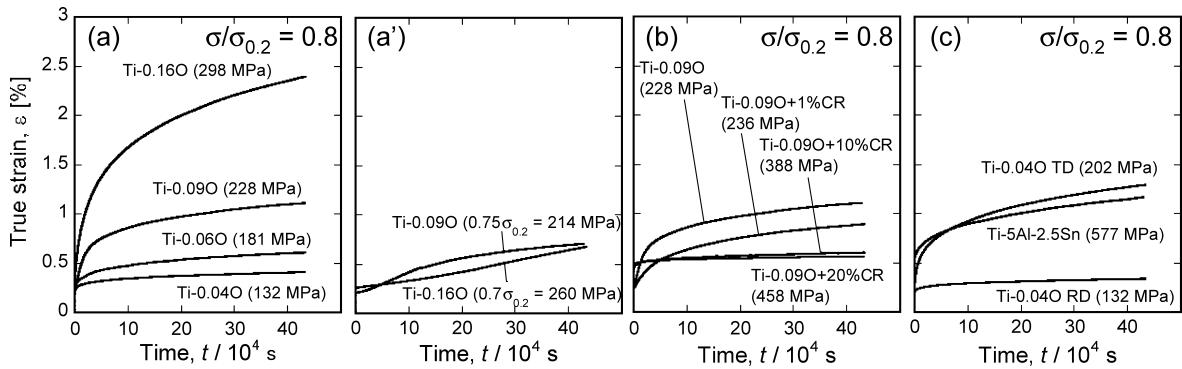


Fig. 2 Some representative creep curves of each strengthening methods: (a) interstitial strengthening (oxygen), (a') inverse transition creep curves of interstitial strengthening (oxygen), (b) work hardening (cold-rolling), and (c) substitutional strengthening and texture control.

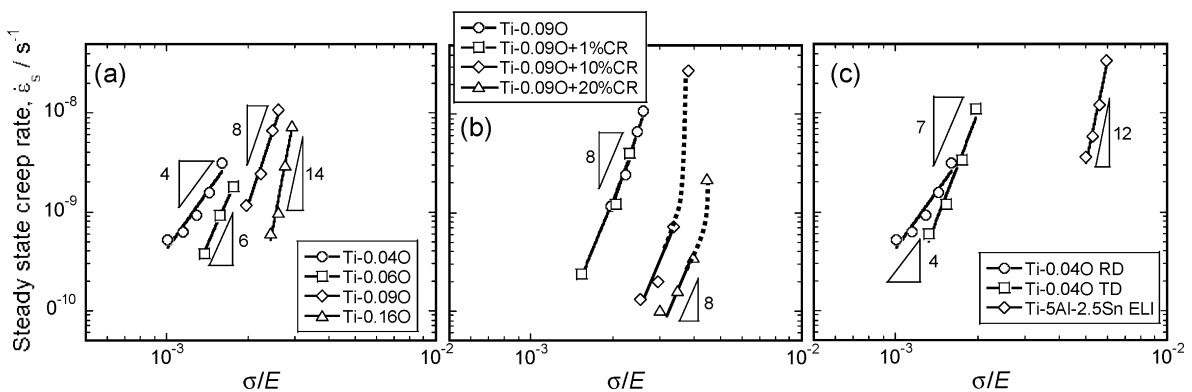


Fig. 3 Effect of each strengthening method on the steady state creep rate at room temperature: (a) interstitial strengthening (oxygen), (b) work hardening (cold-rolling), (c) substitutional strengthening and texture control. Ordinate axis is the extrapolated steady-state creep rate and abscissa axis is the modulus-compensated applied stress.

である。

各試料における代表的なクリープ曲線を Fig. 2 に示す。いずれの試料においても $\sigma_{0.2}$ 以下で室温クリープ現象が観察された。また侵入型、置換型問わず、固溶量の増加とともに、

$\sigma_{0.2}$ 基準の負荷応力においてはクリープひずみ量の増加が観察された。一方、圧延材においては $\sigma_{0.2}$ (したがって負荷応力) が増加するにもかかわらずひずみ量は減少した。また、Ti-0.09O と Ti-0.16O では $0.7 \sim 0.75\sigma_{0.2}$ の応力において逆遷移

挙動が観察された。しかし Ti-0.09O+10%CR と Ti-0.09O+20%CR において逆遷移挙動は見られなかった。

Fig. 3 は各試料の定常クリープ速度 $\dot{\epsilon}_s$ とヤング率で規格化した負荷応力 σ/E の両対数プロットである。ここで E の温度依存性は文献¹⁹⁾ に従った。Ti-0.04O では Zn や Mg など高純度の六方晶金属で観察された応力指数と同等の 4 であったが¹³⁾、侵入型固溶酸素濃度の増加に伴い応力指数は大きく増加する傾向が観察された。置換型固溶の Ti-5Al-2.5Sn においても 12 という大きな応力指数が観察された。一方で、冷間圧延された材料においては高応力側で power law break down と思われる現象が観察されたが、べき乗領域では圧下率が増加しても応力指数は低応力側では 8 で一定であった¹⁵⁾。また Ti-0.04O における TD 方向では応力指数が 7 と、RD 方向における 4 よりも大きな値が得られた。

4. 考 察

以前の研究で観察されたように¹¹⁾、本研究でも合金系では応力指数の増加が観察され、それは固溶濃度の増加に依存して増加する傾向が観察された。このなかの Ti-0.04O, Ti-0.06O, Ti-0.09O では 1 つの粒内においてただひとつのすべり系に属する直線的な転位列が観察されている¹²⁾。

緒言でも述べたが、われわれはこれまでの研究から室温クリープの律速機構は粒界において発生していると考えている¹⁸⁾。詳細はまだ明らかではないが、粒界において粒内転位が分解・吸収されるメカニズムが室温クリープを律速しており、約 20kJ/mol という見かけの活性化エネルギーを持つと考えている。粒内転位が粒界に吸収される過程における駆動力として、格子転位に働く力 F が考えられ、 F は以下のように表現することができる。

$$F = (\tau_a - \tau_f)b \quad (2)$$

ここで、 τ_a は外部負荷剪断応力、 τ_f は転位すべり運動に対する抵抗力、 b はバーガースベクトルである。純金属においては、転位すべり運動に対する主な抵抗は 1 次すべり系のパイエルスポテンシャルであるが、この場合、 τ_f は非常に低いために、 $F = \tau_a b$ と近似することができる。しかし、室温における合金の場合、固溶原子などによる転位すべり運動に対する抵抗力 τ_f を無視できないため、 $F = (\tau_a - \tau_f)b$ となるであろう。

六方晶金属/合金ではマクロな降伏応力 σ_y ではひずみ速度依存性が大きく、また σ_y の応力が負荷された状態ではす

にさまざまなすべり系が働き、室温クリープ現象と異なるため、転位のすべり運動に対する抵抗力 τ_f の指標として、 σ_y を用いて整理することは不適切であると考えられる。このため本研究では、 τ_f の指標として「転位が活動を始める応力」とし、**Fig. 4** のように応力-ひずみ曲線において微係数 $d\sigma/d\varepsilon$ がヤング率 E から減少に転じるときの応力 (microyielding stress, σ_{my}) とした。そして、室温クリープの駆動力を $(\sigma - \sigma_{my})$ として、クリープ試験結果を整理した。

Fig. 4 のように決定された各試料の σ_{my} と $\sigma_{0.2}$ を **Fig. 5** に示す。**Fig. 5(a)** は焼なまし状態の酸素濃度依存性を示しており、 σ_{my} と $\sigma_{0.2}$ がともに固溶濃度の増加とともに大きく増加している。一方で、**Fig. 5(b)** は Ti-0.09O の圧下率依存性で、圧下率に対して $\sigma_{0.2}$ が大きく上昇しているにもかかわらず、 σ_{my} はほとんど変化せず、逆に 1% の圧延によって σ_{my} はわずかに減少した。**Fig. 2** に示すように、Ti-0.09O と Ti-0.16O では逆遷移クリープが観察され、さらに圧延材では観察されなくなったことは、焼なまし状態では O が転位に固着していることを示す。**Fig. 5(b)** における Ti-0.09O の 1% 圧延による σ_{my} の減少は固着からの離脱を示しており、その後の σ_{my} のわずかな上昇は転位密度増加に伴った転位の絡み合いに起因すると考えられる。

また、Ti-0.04O においては RD ($\sigma_{my} = 50$ MPa) よりも TD ($\sigma_{my} = 75$ MPa) のほうが σ_{my} は大きい値となった。この結果は集合組織による異方性を表していると考えられる。**Fig. 2**

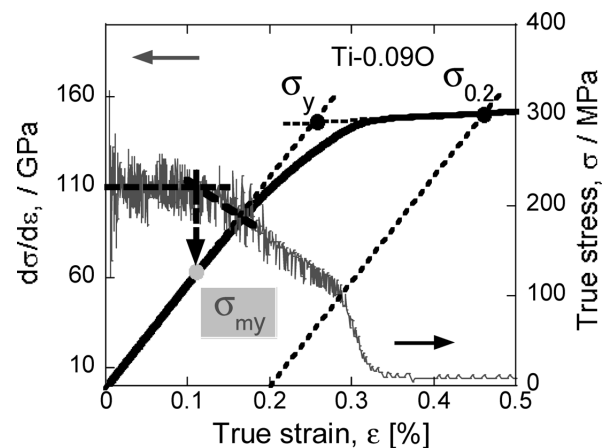


Fig. 4 Definition of the microyielding stress, σ_{my} , in this study. It is defined as the stress at the proportional limit in the stress-strain curve.

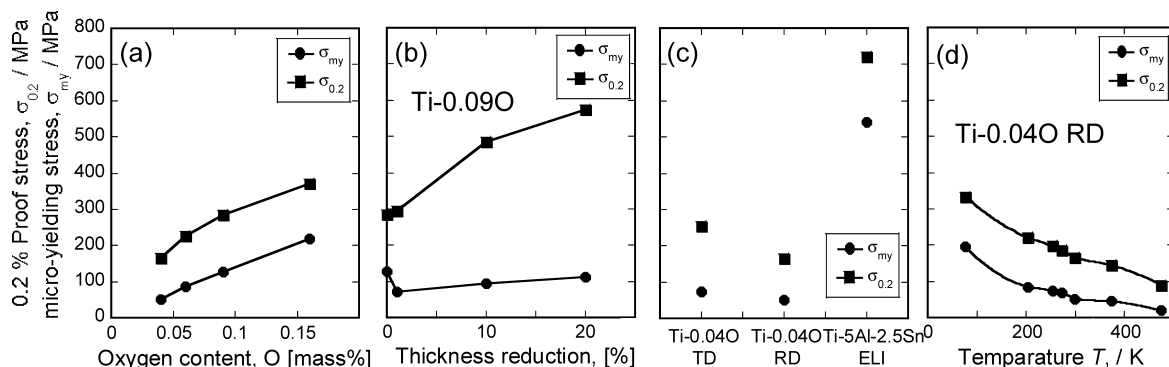


Fig. 5 Effect of each strengthening method on $\sigma_{0.2}$ and σ_{my} at room temperature: (a) interstitial strengthening (oxygen), (b) work hardening (cold-rolling), (c) substitutional strengthening and texture control. (d) temperature dependence of $\sigma_{0.2}$ and σ_{my} .

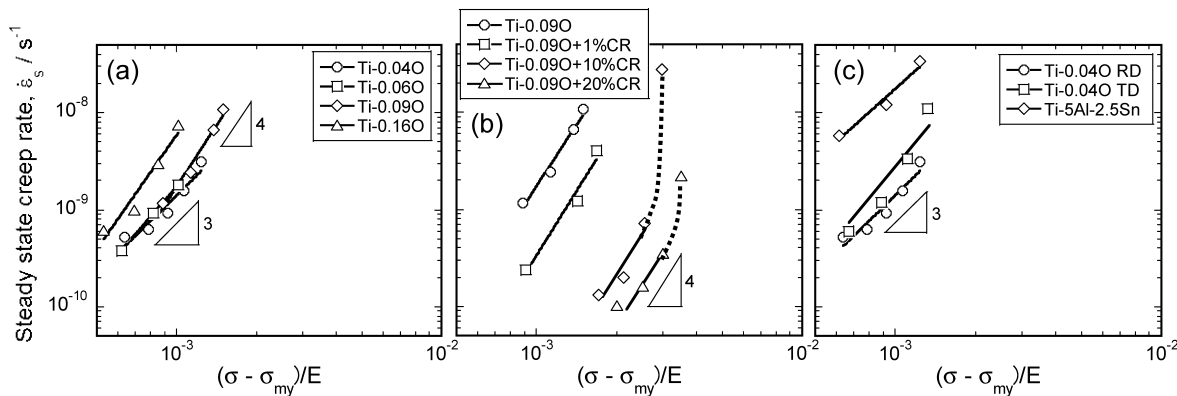


Fig. 6 Effect of the respective strengthening methods to the steady state creep rate at room temperature: (a) interstitial strengthening (oxygen), (b) work hardening (cold-rolling), (c) substitutional strengthening and texture control. Ordinate axis is $\dot{\epsilon}_s$ and abscissa axis is $(\sigma - \sigma_{my})/E$.

で示されているように、Ti-0.040は主方位が(0001)±30° [10 $\bar{1}0$]の強い圧延集合組織を持つ。ここで主方位を持つ結晶粒を考えると、Tiの1次すべり系である(10 $\bar{1}0$) [1120]のSchmid因子はRDとTDにおいてそれぞれ0.433と0.325となる。RDとTDにおいて、主方位結晶粒の1次すべり系の転位が動き始めるせん断応力は22MPaと24MPaであり、ほぼ一致する。つまり、RDとTDの σ_{my} の違いは1次すべり系のSchmid因子が異なるために生じたものである。

Fig. 6は $\dot{\epsilon}_s$ とヤング率 E で規格化した $\sigma - \sigma_{my}$ の両対数プロットである。Fig. 3においては、酸素濃度のわずかな増加で応力指数が急激に増加したが、Fig. 6においては侵入型固溶酸素材ではすべての試料がほぼ同一の関係式となった。Ti-5Al-2.5Snと各種圧延材においても六方晶純金属で観察された応力指数3~4と同等となり、Ti-0.040におけるRDとTDにおいてもほぼ同一の関係式を得ることができた。室温クリープの応力指数は、その律速過程から、転位に働く応力、粒界におけるback stressや転位密度などの因子がかかっていると考えられる。しかし、転位密度が応力の何乗に比例するのか、あるいはback stressに関する詳細はまだまだ不明であるため、確定のために今後の研究が待たれている。また、Fig. 6の結果から、合金材で観察された急激な応力指数増加は σ_{my} の増加に起因しており、 σ_{my} は室温クリープにおいてしきい応力の働きを持っているということが明らかとなった。なお、クリープ速度そのものについては、一定の $(\sigma - \sigma_{my})$ においてより固溶強化された材料ほどより速い速度が、圧下率が大きいほど遅い速度が、TD方向の方が大きい速度が得られており、今後更なる検討が必要である。

このように室温クリープ現象の応力依存性は負荷応力 σ のものではなく、 $(\sigma - \sigma_{my})$ を用いることによって上手く整理することができ、室温クリープの構成方程式として以下の式(3)が提案される。

$$\dot{\epsilon}_s = A(S) \times \left(\frac{b}{d}\right)^p \times \left(\frac{\sigma - \sigma_{my}}{E}\right)^n \times \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (3)$$

where $n=3, p=1$ and $Q \approx 20 \text{ kJ/mol}^{14)}$

ここで、 $A(S)$ は組織に依存した関数で、 b は1次すべり系のバーガースベクトル、 d は試料の平均粒径、 p は粒径指数、

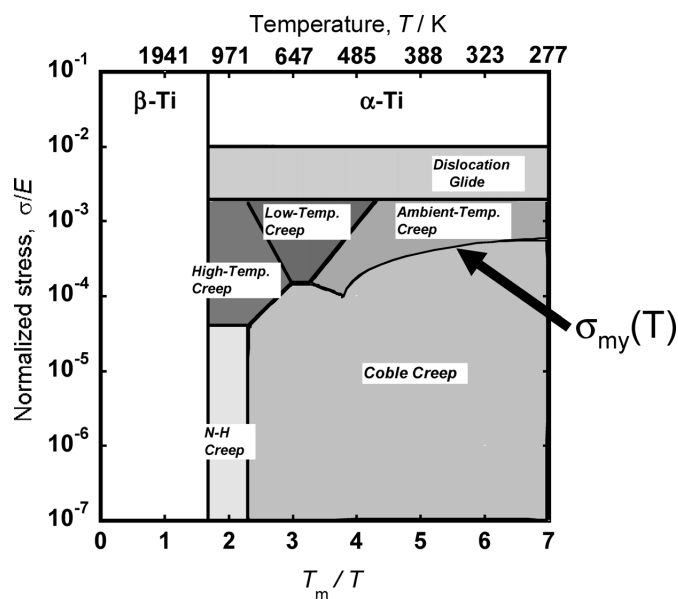


Fig. 7 Deformation mechanism map of titanium with oxygen content 0.04%.

Q は活性化エネルギー、 R はガス定数、 T は試験温度である。

我々はすでにTiの変形機構領域図に室温クリープ領域を描き入れる修正を提案した¹⁷⁾。室温クリープ領域とCobleとの境界式は、見かけの活性化エネルギー差が大きいため、非常に大きな負の傾きを持つ。しかし、室温クリープは転位が活動できない応力以下では発生しないため、このまま低温側に境界線を延長することには疑問が残っていた。しかし、本論文で室温クリープの構成方程式が σ_{my} を取入れた式(3)に修正されることによって、境界条件が見かけの活性化エネルギー差に加えて σ_{my} が加わるため、この問題も解決される。そこで、我々はTi-0.040 RD方向において77~473Kまでの初期ひずみ速度 10^{-3} s^{-1} の引張試験を行った。各温度における $\sigma_{0.2}$ と σ_{my} をFig. 5(d)に示す。 $\sigma_{0.2}$ と σ_{my} ともに温度の増加とともに低下しているが、これは侵入型酸素原子の拡散が温度の増加とともに容易になり、固着による転位すべり運動の抵抗が小さくなるためであると考えられる。この σ_{my} の温度依存性を以前我々が室温クリープ領域を加えて修正したTiの変形機構領域図に反映することにより、Fig. 7が得られる。

5. 結 言

本研究では固溶強化と加工強化が室温クリープに与える影響を調査し、六方晶合金で観察される大きな応力指数の原因について考察し、転位が動き始める応力として microyielding stress, σ_{my} を導入し、以下の結論を得た。

- (1) σ_{my} は固溶濃度依存性が大きい、圧下率依存性は小さい。これはどちらの依存性も大きい $\sigma_{0.2}$ とは異なっている。
- (2) 固溶濃度や加工度の増加とともに $\dot{\epsilon}_s - \sigma$ グラフにおける応力指数は大きく増加するが、 $\dot{\epsilon}_s - (\sigma - \sigma_{my})$ グラフにおける応力指数は3~4で一定である。
- (3) σ_{my} は室温クリープにおいてしきい応力の働きを持つ。
- (4) 室温クリープの構成方程式として以下の式を提案する。

$$\dot{\epsilon}_s = A(S) \times \left(\frac{b}{d}\right)^p \times \left(\frac{\sigma - \sigma_{my}}{E}\right)^n \times \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right)$$

where $n \approx 3, p \approx 1$ and $Q \approx 20 \text{ kJ/mol}^{14)}$

- (5) Ti の変形機構領域図は Fig. 7 のように修正される。

参 考 文 献

- 1) E. Sato, S. Sawai, K. Uesugi, T. Takami, K. Furukawa, M. Kamada and M. Kondo: Mater. Sci. Forum, 551-552 (2007), 43-48.
- 2) T. Yamada, K. Kawabata, E. Sato, K. Kuribayashi and I. Jimbo: Mater. Sci. Eng. A, 387-389 (2004), 719-722.
- 3) H. Adenstedt: Metal Prog., **56** (1949), 658-660.
- 4) A.J. Hatch, J. M. Partridge and R. G. Broadwell: J. Materials, **2** (1967), 111-119.
- 5) T. F. Kiefer and F. R. Schwartzberg: NASA-CR-922418, (1967).
- 6) A. W. Thompson and B. C. Odegard: Meta. Trans., **4** (1973), 899-908.
- 7) B. C. Odegard and A. W. Thompson: Meta. Trans. A, **5** (1974), 1207-1213.
- 8) S. Suri, T. Neeraj, G. S. Daehn, D.-H. Hou, J. M. Scott, R. W. Hayes and M. J. Mills: Mater. Sci. Eng. A, 234-236 (1997), 996-999.
- 9) T. Neeraj, D.-H. Hou, G. S. Daehn and M. J. Mills: Acta Mater., **48** (2000), 1225-1238.
- 10) S. Ankem, C.A. Greene and S. Singh: Scripta Mater., **30** (1994), 803-808.
- 11) E. Sato, T. Yamada, H. Tanaka and I. Jimbo: Mater. Trans., **47** (2006), 1121-1126.
- 12) H. Isamune-Tanaka, T. Yamada, E. Sato and I. Jimbo: Scripta Mater., **54** (2005), 121-124.
- 13) T. Matsunaga, E. Sato and K. Kuribayashi: Proc. 136th TMS and Exhibition (*Innovations in Titanium Technology Symposium*) (2007), 227-232.
- 14) T. Matsunaga, T. Kameyama, K. Takahashi and E. Sato: Mater. Trans., **50** (2009), in press.
- 15) T. Matsunaga, T. Kameyama and E. Sato: IOP Conference Series, Mater. Sci. Eng., (2008), in press.
- 16) T. Matsunaga, T. Kameyama, K. Takahashi and E. Sato: Mater. Trans., **50** (2009), in press.
- 17) T. Kameyama, T. Matsunaga, E. Sato and K. Kuribayashi: Mater. Sci. Eng. A, 510-511 (2009), 364-367.
- 18) J. C. M. Li: Acta Meter., **11** (1963), 1269-1270.
- 19) H. J. Frost and M. F. Ashby: Deformation Mechanism Maps, Pergamon Press, Oxford, (1982), 43-52.