

チタンの双晶変形に及ぼす O および Al 添加の影響

塚本 元気^{*1,2,†}・國枝 知徳^{*2}
光原 昌寿^{*3}・中島 英治^{*3}

(令和4年1月19日 受理, 令和4年1月25日 掲載決定)

Effects of O and Al Addition on Twinning Deformation in Titanium

Genki TSUKAMOTO, Tomonori KUNIEDA,
Masatoshi MITSUHARA, Hideharu NAKASHIMA

†E-mail of corresponding author: tsukamoto.4b5.genki@jp.nipponsteel.com

Active twinning systems during compression deformation at temperatures from 25°C to 700°C were investigated using SEM/EBSD techniques in order to clarify the effects of oxygen and aluminum addition on twinning deformation in titanium. Four twinning systems have been confirmed in commercially pure titanium, Ti-0.2mass%O and Ti-2mass%Al under compression at 10% strain. The addition of oxygen suppresses the activity of all the twin systems at 25°C, but only slightly above 200°C. On the other hand, the addition of aluminum suppressed the activity of only the {11 $\bar{2}$ 2} twin. It is supposed that the suppressive effect of the oxygen addition is mediated by thermal activation processes such as diffusion and lattice vibration, while that of the aluminum addition is brought about by the suppression of $\langle c+a \rangle$ slip.

Key words: *Titanium, Twinning, Oxygen, Aluminum, Dislocation*

1. 緒 言

HCP 構造を有するチタンの塑性変形は、すべり変形に加えて双晶変形によって進行する。双晶変形は、延性や加工硬化特性^[1]などの機械的特性や集合組織^[2]などの組織形成に大きな影響を及ぼすことが知られている。これまでに報告されている双晶変形に関する研究の多くは、いづれも比較的高純度のチタンを用いている。工業的チタンは、純チタンとチタン合金に大別される。純チタンは、O や Fe といった不純物元素により分類されており、不純物が多いほど高強度、低延性である。チタン合金は、Ti-6Al-4V をはじめとする多くの成分系が開発されており、Al, Zr, Sn, V, Mo, Si, O などが添加されている。チタン合金の多くは α 相 (HCP 構造) を主相とする $\alpha+\beta$ 型合金であるため、純

チタンと同様に双晶変形が機械的特性や組織形成に大きく影響する。そのため、チタンの双晶変形挙動に及ぼす添加元素の影響を調査することは工業的に重要である。村山らは、種々量の O を添加したチタン熱延板の引張試験を行い、チタン中の O 含有率が増加すると双晶の発生量が減少すると報告している^{[3]-[5]}。また、笹野らは、チタンに Al, Sn, In, Nb, Zr, Hf, Ag, V, Ta を添加した二元系合金の冷延板を -196°C ~ 25°C の範囲で引張試験し、Al, Sn, In, Nb は双晶の活動を抑制するが、Zr, Hf, Ag, V, Ta は抑制しないと報告している^[6]。しかし、これらの研究では、光学顕微鏡観察によって双晶発生量を評価しており、また特定の集合組織が発達した素材を用いているため、すべての双晶系を網羅できていない可能性がある。例えば、Fitzner らは、10at% まで Al を添加した二元系合金において、多数の {10 $\bar{1}$ 2} 双晶の形成を確認しており、笹野らの結果と矛盾する^[7]。

*1 物質理工学専攻博士後期課程

*2 日本製鉄株式会社 鉄鋼研究所

*3 物質科学部門

本研究は、結晶方位分布が比較的ランダムなチタンを用いて、チタンの活動双晶系に及ぼす O、Al 添加の影響を明確にすることを目的とした。そのため、JIS1 種工業用純チタン（これ以降では CP 材と表記）および Ti-0.2mass%O（これ以降では 0.2O 材と表記）と Ti-2mass% Al（これ以降では 2Al 材と表記）を用いて、種々の温度で単軸圧縮した際の活動双晶系を調査した。

2. 実験方法

Table 1 に示す 3 種類の化学組成のチタンインゴットを試料として用いた。インゴットを β 単相域の 1000°C に加熱後、熱間鍛造した。その後、結晶粒径をそろえるために、CP 材および 0.2O 材は 650°C で 2 h の熱処理後に空冷、2Al 材は 850°C で 2 h の熱処理後に空冷し、供試材とした。供試材から直径 8 mm、高さ 12 mm の円柱状試験片を作製し、単軸圧縮試験（富士電波工機株式会社製熱間加工再現試験装置 (Thermec-master Z)）を行った。単軸圧縮試験では、加熱温度を $25^{\circ}\text{C} \sim 700^{\circ}\text{C}$ の範囲で種々変化させ、各温度で 10 min 保持し、ひずみ速度 1.0 s^{-1} で、10% 圧縮加工した。さらに、加工後の組織を凍結させるため、加工直後にヘリウムガスで急冷した。圧縮試験後の試料に対し、微細組織観察と転位密度測定を実施した。圧縮試験後の試験片を長手方向（圧縮方向）に沿って切断し、エメリー紙により #800 まで湿式研磨し、次いで過酸化水素とフッ化水素の混合溶液を用いて化学研磨した。研磨した面の中央部に対し、SEM を用いた EBSD 測定を行った。EBSD 測定は、株式会社 TSL ソリューションズ製の EBSD 検出器を搭載した日本電子株式会社製 JSM-7200 F を用い、加速電圧を 15 kV とした。圧縮後の試験片の中心部の $2 \text{ mm} \times 2 \text{ mm}$ の領域を $1 \mu\text{m}$ のステップサイズで測定した。測定した EBSD データより、隣接する結晶粒間の回転軸・回転角が HCP 金属の双晶系から誤差 5° 以内の結晶粒界と定義とし、各温度で活動した双晶系を解析した。株式会社リガク製の RINT-TTR III を用いて XRD 測定を行った。得られた回折スペクトルは、Pseudo-Voigt 関数^[8]を用いてピーク分離した。さらに NIST 640F Si を標準試料として、Pseudo-Voigt 関数によりデコンボリューションした。その後、Modified Williamson Hall 法および Modified Warren Averbach 法^{[9], [10]}を用いて、転位解析した。

Table 1 Chemical compositions of the investigated titanium (mass %)

	O	N	C	Fe	Al	Ti
CP	0.043	0.003	0.004	0.029	-	Bal.
0.2O	0.187	0.003	0.004	0.012	-	Bal.
2Al	0.066	<0.003	0.003	0.015	2.0	Bal.

3. 実験結果

Fig. 1 に、各試料の光学顕微鏡写真および圧縮方向の逆極点図を示す。いずれも結晶粒は等軸で、粒径は約 $20 \mu\text{m}$ であり、その内部に焼鈍双晶は観察されない。逆極点図からいずれの試料も最大集積度は 2.0 以下であり、圧縮方向の結晶方位は比較的ランダムに分布するといえる。

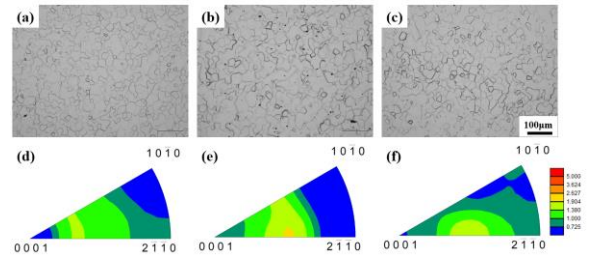


Fig. 1 (a-c) Optical micrographs and (d-f) inverse pole figures of compression direction in the each starting specimens. (a, d) CP specimen, (b, e) 0.2O specimen, (c, f) 2Al specimen.

Fig. 2 に、各試料を $25^{\circ}\text{C} \sim 700^{\circ}\text{C}$ で圧縮した際の 10% ひずみにおける真応力を示す。室温では固溶強化によって 0.2O 材と 2Al 材の強度は CP 材よりも高い。また、0.16mass%O（純チタンとの差分）と 2mass%Al の固溶強化能は同等である。いずれの試料の場合も温度上昇に伴い強度が低下する。しかし、その低下率は試料ごとに異なり、0.2O 材で最も低下率が大きい。このことは O による固溶強化能は高温ほど小さく、 600°C 以上ではほとんど固溶強化能がないことを意味する。

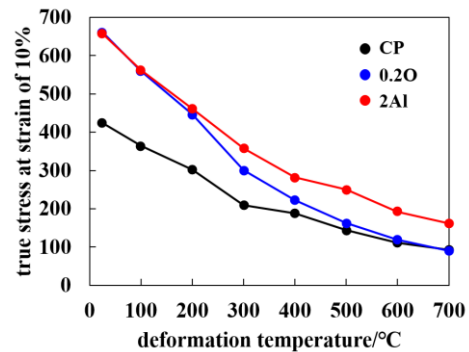


Fig. 2 Temperature dependence of true stress at strain of 10%

Fig. 3、**Fig. 4** および **Fig. 5** に、各試料を $25^{\circ}\text{C} \sim 700^{\circ}\text{C}$ で 10% 圧縮した試験片の圧縮方向の結晶方位分布図および双晶境界分布像を示す。**Fig. 3**、**Fig. 4** および **Fig. 5** の双

Table 2 Twinning systems observed in the present study; the disorientation and common axis of each twinning system are also shown.

Twinning system	Disorientation	Common axis
$\{10\bar{1}2\} \langle 10\bar{1}\bar{1} \rangle$	95°	$\langle 11\bar{2}0 \rangle$
$\{11\bar{2}1\} \langle 11\bar{2}6 \rangle$	35°	$\langle 10\bar{1}0 \rangle$
$\{11\bar{2}\bar{2}\} \langle 11\bar{2}\bar{3} \rangle$	64°	$\langle 10\bar{1}0 \rangle$
$\{10\bar{1}1\} \langle 10\bar{1}2 \rangle$	58°	$\langle 11\bar{2}0 \rangle$

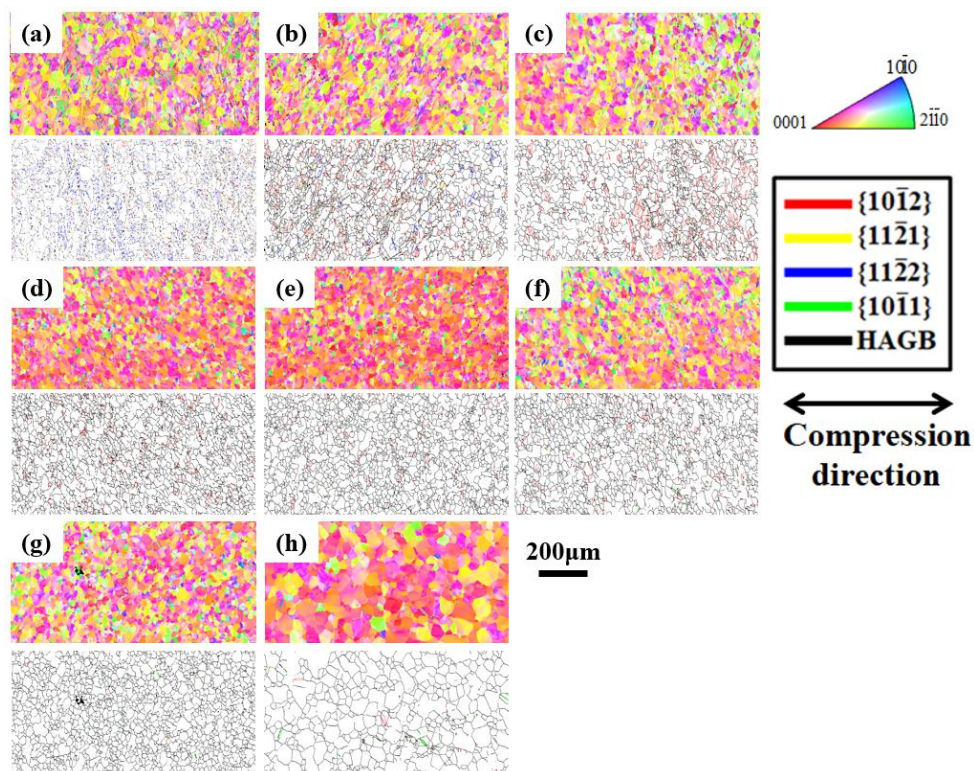


Fig. 3 Crystal orientation distribution maps of compression direction and twin boundary distribution maps of CP specimens compressed by 10% strain at (a) 25°C, (b) 100°C, (c) 200°C, (d) 300°C, (e) 400°C, (f) 500°C, (g) 600°C, (h) 700°C. Black, red, yellow, blue and green solid lines in twin boundary distribution maps, indicate high angle grain boundaries and $\{10\bar{1}2\}$, $\{11\bar{2}1\}$, $\{11\bar{2}2\}$, $\{10\bar{1}1\}$ twin boundaries, respectively.

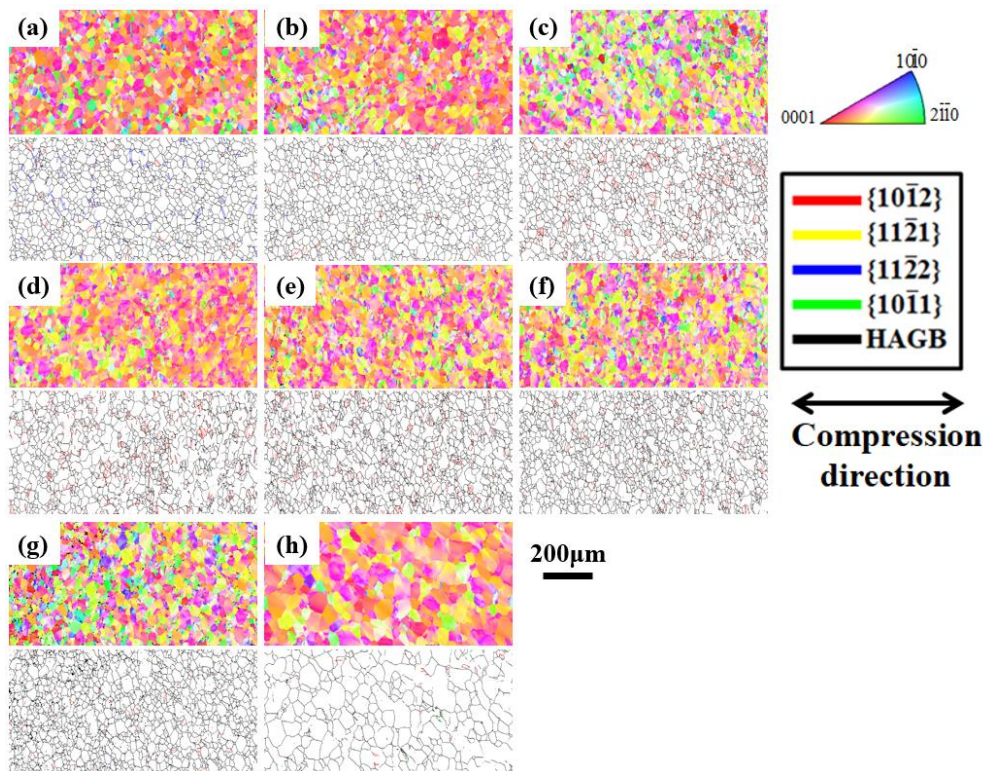


Fig. 4 Crystal orientation distribution maps of compression direction and twin boundary distribution maps of 0.20 specimens compressed by 10% strain at (a) 25°C, (b) 100°C, (c) 200°C, (d) 300°C, (e) 400°C, (f) 500°C, (g) 600°C, (h) 700°C. Black, red, yellow, blue and green solid lines in twin boundary distribution maps, indicate high angle grain boundaries and $\{10\bar{1}2\}$, $\{11\bar{2}1\}$, $\{11\bar{2}2\}$, $\{10\bar{1}1\}$ twin boundaries, respectively.

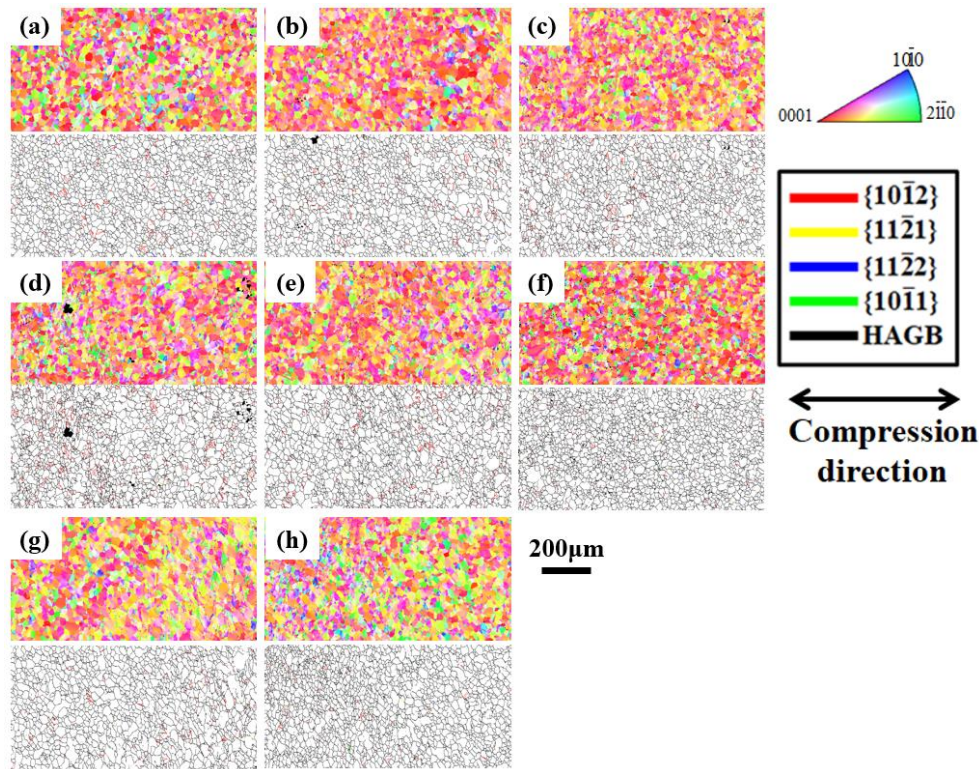


Fig. 5 Crystal orientation distribution maps of compression direction and twin boundary distribution maps of 2Al specimens compressed by 10% strain at (a) 25°C, (b) 100°C, (c) 200°C, (d) 300°C, (e) 400°C, (f) 500°C, (g) 600°C, (h) 700°C. Black, red, yellow, blue and green solid lines in twin boundary distribution maps, indicate high angle grain boundaries and $\{10\bar{1}2\}$, $\{11\bar{2}1\}$, $\{11\bar{2}2\}$, $\{10\bar{1}1\}$ twin boundaries, respectively.

晶境界分布像では、Table 2に示される理想的な結晶方位回転関係（誤差5°以内とする）を有する境界を双晶境界として色付けている。700°Cで圧縮したCP材と0.2O材では、他の試料と比較して粗粒となっている。これは、圧縮変形前の均熱時に粒成長した、もしくは変形中に動的再結晶したためと考えられる。双晶境界分布像をみると化学組成や変形温度により、双晶の有無や種類が異なることがわかる。CP材では、全温度域で $\{10\bar{1}2\}$ 双晶が、200°C以下の比較的低温域では $\{11\bar{2}1\}$ 双晶と $\{11\bar{2}2\}$ 双晶が、400°C以上の比較的高温域では $\{10\bar{1}1\}$ 双晶が認められる。一方、0.2O材では200°C以下で $\{10\bar{1}2\}$ 双晶があまり観察されず $\{11\bar{2}2\}$ 双晶が多く認められる。300°C以上では $\{10\bar{1}2\}$ 双晶が観察される。2Al材では0.2O材とは異なり、200°C以下では $\{11\bar{2}2\}$ 双晶はあまり観察されず $\{10\bar{1}2\}$ 双晶が多く確認される。300°C以上では他の試料と同様に $\{10\bar{1}2\}$ 双晶が多く確認され、400°C以上では $\{10\bar{1}1\}$ 双晶も認められる。

Fig. 6に、10%圧縮した各試料で確認された各双晶境界長さの変形温度依存性を示す。いずれの試料でも $\{10\bar{1}2\}$ 双晶はほぼ全温度域で活動するが、試料によりその形成量は異なる。CP材において、 $\{10\bar{1}2\}$ 双晶は温度上昇に伴い、その活動量が単調に減少する。0.2O材では、室温や

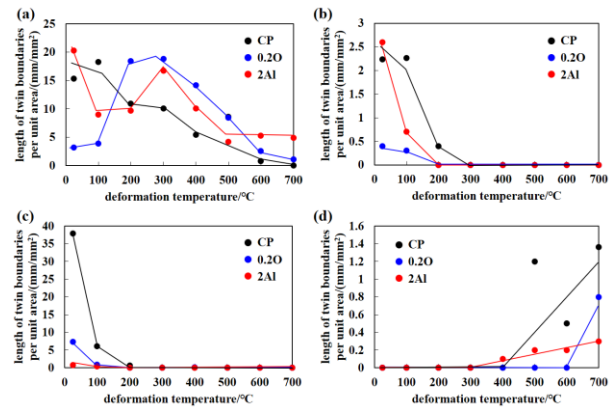


Fig. 6 Dependence of length of twin boundary per unit area on temperature of deformation under compression with 10% strain. (a) $\{10\bar{1}2\}$ twins, (b) $\{11\bar{2}1\}$ twins, (c) $\{11\bar{2}2\}$ twins and (d) $\{10\bar{1}1\}$ twins

100°Cにおいてその形成は大きく抑制されるが、200°C ~ 300°Cでは形成量が大きく増加し、三つの試料の中で最も高頻度に形成している。その後変形温度上昇とともに形成量は徐々に減少する。2Al材ではいずれの温度域でもCP材と0.2O材の中間程度の形成量である。 $\{11\bar{2}1\}$ 双晶は、いずれの試料とも200°C以下でのみ活動しており、温度に

対して形成量が単調に減少する。試料ごとの比較では、CP材、2Al材、0.2O材の順に形成量は少ない。 $\{11\bar{2}2\}$ 双晶も $\{11\bar{2}1\}$ 双晶と同様に、いずれの試料とも200°C以下でのみ活動しており、温度に対して形成量が単調に減少する。しかし、試料ごとの比較は $\{11\bar{2}1\}$ 双晶と異なり、2Al材の方が0.2O材よりも形成量が少ない。 $\{10\bar{1}1\}$ 双晶は400°Cから500°C以上の比較的高温域でのみ活動し、形成量は温度上昇に伴っては増加する傾向がある。 $\{10\bar{1}1\}$ 双晶の形成量はCP材よりも0.2O材や2Al材の方が少ない。

Fig. 7に、各試料で各双晶系が活動した結晶粒における各双晶系のシュミット因子の最大値を示す。シュミット因子は双晶方向および反双晶方向を考慮して算出した。 $\{10\bar{1}2\}$ 双晶は、いずれの試料においても、ほとんどの温度域で、シュミット因子の絶対値が0.3を下回る結晶粒でも活動している。さらに200°C ~ 400°Cの中温域では、シュミット因子が負となる結晶粒でも形成している。 $\{11\bar{2}1\}$ 双晶はいずれの温度域でもシュミット因子が0.3以上の結晶粒でのみ形成しており、その活動には大きな分解せん断応力が必要となることがうかがえる。 $\{11\bar{2}2\}$ 双晶は $\{11\bar{2}1\}$ 双晶とほぼ同じ温度域で確認されるが、 $\{11\bar{2}1\}$ 双晶と比較してシュミット因子が低い場合でも活動している。しかし、2Al材ではシュミット因子が0.4以上と非常に大きなシュミット因子の結晶粒のみで形成している。また、変形温度の上昇に伴い、活動できるシュミット因子の下限が上がる傾向が認められる。 $\{10\bar{1}1\}$ 双晶は、2Al材を600°Cで圧縮した場合を除けば、 $\{11\bar{2}1\}$ 双晶と同様にシュミット因子が0.3以上の結晶粒でのみ形成している。なお、化学組成や変形温度による変化はあまり認められない。

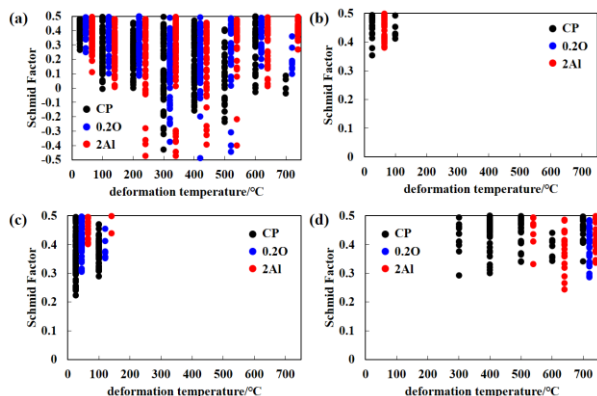


Fig. 7 Schmid factor of the twinning systems formed under compression with 10% strain at (a) $\{10\bar{1}2\}$ twins, (b) $\{11\bar{2}1\}$ twins, (c) $\{11\bar{2}2\}$ twins and (d) $\{10\bar{1}1\}$ twins

Fig. 8に、各双晶系が活動した結晶粒のシュミット因子(平均値から標準偏差を引いた値)の温度依存性を示す。なお、 $\{10\bar{1}2\}$ 双晶については、シュミット因子が正の値のみを用いた。本指標は、シュミット因子の分布が正規分布

であると仮定すると、各双晶系が活動した結晶粒の個数の約85%は本指標以上のシュミット因子であることを意味する。以下、この値のことを SF_{th} と記載する。 $\{10\bar{1}2\}$ 双晶は、粗粒化が生じていた700°Cで圧縮したCP材および0.2O材を除くと、いずれの試料とも300°C ~ 400°Cの温度域で SF_{th} が極小となる傾向がみられる。試料ごとの比較では、0.2O材では、25°Cでは他の試料と比較して SF_{th} がごくわずかに大きい程度であるが、100°C ~ 200°Cでは、シュミット因子が大きな結晶粒でのみ形成する。その一方、300°C以上の温度域では、2Al材が比較的大きな SF_{th} を示している。 $\{11\bar{2}1\}$ 双晶は、CP材、2Al材ともに SF_{th} が0.4以上と非常に大きい。これに対して、CP材および2Al材の SF_{th} には顕著な差がない。 $\{11\bar{2}2\}$ 双晶の SF_{th} は、温度上昇に伴って増加する傾向がみられる。また、CP材、0.2O材、2Al材の順に SF_{th} は大きくなる。 $\{10\bar{1}1\}$ 双晶は、ほとんどの条件で SF_{th} が0.35以上と比較的大きい。他の双晶系とは異なり、変形温度による変化があまり認められない。2Al材およびCP材の SF_{th} を比較すると、前者の方がわずかに小さい。

以上のことから、 $\{10\bar{1}2\}$ 双晶に関しては、200°C以下の温度域ではO添加による抑制効果が大きく、Al添加による抑制効果は小さいが、300°C以上では、Al添加による抑制効果が大きく、O添加はあまり影響しないと考えられる。一方、 $\{11\bar{2}1\}$ 双晶に関しては、Al添加による抑制効果はあまりなく、O添加により活動が抑制されると考えられる。 $\{11\bar{2}2\}$ 双晶に関しては、Al添加、O添加のいずれも形成を抑制するが、抑制効果はAlの方が大きいと考えられる。 $\{10\bar{1}1\}$ 双晶に関しては、AlおよびOのいずれも形成を抑制する傾向がみられる。

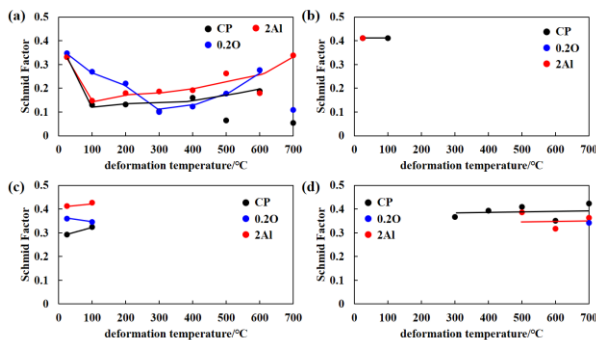


Fig. 8 Dependence of Schmid factor (average value after subtracted by standard deviation) of twinning systems under compression with 10% strain. (a) $\{10\bar{1}2\}$ twins, (b) $\{11\bar{2}1\}$ twins, (c) $\{11\bar{2}2\}$ twins and (d) $\{10\bar{1}1\}$ twins

Fig. 9に、各温度で10%圧縮した各試料における各バースペクトルの転位の割合を示す。600°C以上で圧縮した試料では回復の影響で転位密度が大きく減少していたため、XRDによっては転位密度を評価できなかった。25°CではCP材や0.2O材では $\langle a \rangle$ 転位($b=1/3\langle 11\bar{2}0 \rangle$)が約85%、

$\langle c+a \rangle$ 転位 ($b=1/3\langle 11\bar{2}3 \rangle$) が約 15%、 $\langle c \rangle$ 転位 ($b=[0001]$) は 0% であるが、2Al 材では $\langle a \rangle$ 転位がほとんどであり、 $\langle c+a \rangle$ 転位もほとんど活動しない。CP 材と 0.2O 材では 200°C 以下では温度が上昇するに伴い、 $\langle a \rangle$ 転位の割合が増加するのに対し、2Al 材では同温度域において $\langle c+a \rangle$ 転位の割合が増加する。300°C ~ 500°C では、いずれの試料の場合も活動転位割合はあまり変化しない。

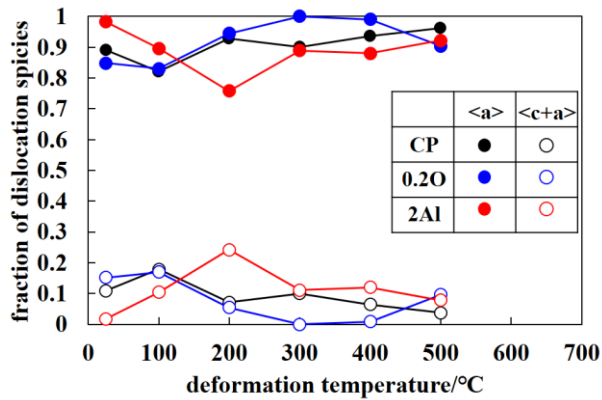


Fig. 9 Variations of fractions of dislocation species with temperature of deformation under compression with 10% strain.

4. 考察

4-1 双晶変形挙動に及ぼす O 添加の影響

添加は、100°C 以下では $\{10\bar{1}2\}$ 双晶の抑制効果があるが、200°C 以上ではその効果はなくなった。このことから、O 原子は格子振動や拡散など熱活性化過程を介して $\{10\bar{1}2\}$ 双晶のシャッフリングなどを抑制したと考えられ、200°C 以上ではそれらの熱活性化過程が活発になったために、その抑制効果が失われると推定される。Obersonらは、Ti 中で O 原子は八面体サイトに侵入し、 $\{10\bar{1}2\}$ 双晶の形成時に、Ti 原子のシャッフリングの妨げになることから、Ti 原子のシャッフリングには事前の O 原子の拡散が必要というモデルを提案している^[11]。彼らはこのモデルに基づいて計算した双晶成長の活性化エネルギーがチタン中の O 原子拡散の活性化エネルギーと概ね一致と報告している。絶対温度 T [K] における原子の拡散係数 D は以下の式で表すことができる。

$$D = D_0 \exp(-Q/RT)$$

ここで、 D_0 は定数、 Q は拡散の活性化エネルギー、 R は気体定数である。Ti 中の O 原子の格子拡散では $D_0 = 5.0 \times 10^{-5}$ [m²/s]、 $Q = 241$ [kJ/mol]^[12] である。Fig. 10 に、Ti 中の O 原子の格子拡散における拡散係数の温度依存性を示す。温度上昇とともに、 D は大きく増加する。200°C における拡散係数は、25°C の約 10^{15} 倍、100°C の約 10^7 倍である。今回考慮する拡散は、移動距離が 1 原子分にも満たないため、格子拡散における拡散係数と同等であるかは不明であるが、

温度の影響については同程度の比になると考えられる。原子が平均して、ある距離だけ拡散するための時間は拡散係数に反比例する。そのため、シャッフリングのための事前の拡散に必要な時間は、200°C の場合と比較して、25°C では約 10^{15} 倍、100°C では約 10^7 倍となる。そのため、200°C 以上では 100°C 以下の場合よりもシャッフリングが容易であると考えられる。加えて、200°C ~ 400°C の範囲で圧縮した 0.2O 材では、 $\langle c+a \rangle$ 転位がほとんど活動しない。そのため、 c 軸方向の変位を担保するために $\{10\bar{1}2\}$ 双晶が活発に活動した可能性がある。Obersonらは、その他の双晶系については述べていないが^[11]、双晶変形の機構を考慮すると、室温近傍で活動する $\{11\bar{2}1\}$ 双晶や $\{11\bar{2}2\}$ 双晶についても同様のメカニズムで活動が抑制されると考えられ、実験結果を説明することができる。一方で、 $\{10\bar{1}1\}$ 双晶については、O を添加しても 700°C における SF_{11} はあまり変化しないものの、活動温度域が狭くなっていた。この原因は明らかでなく今後検討する必要がある。

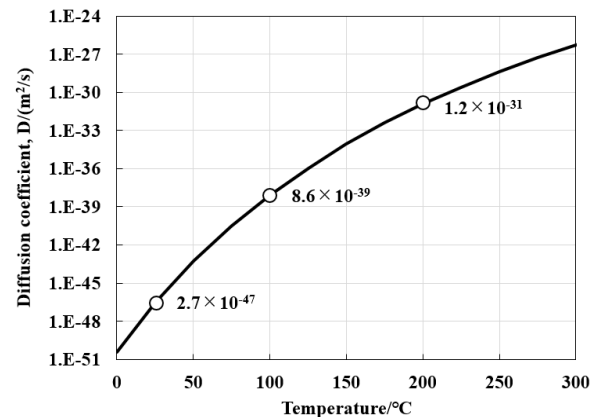


Fig. 10 Temperature dependence of diffusion coefficient of O in Ti

4-2 双晶変形挙動に及ぼす Al 添加の影響

室温では、Al 添加による $\{10\bar{1}2\}$ 双晶および $\{11\bar{2}1\}$ 双晶の抑制は確認されなかった。 $\{10\bar{1}2\}$ 双晶の形成メカニズムの一つとして、底面 $\langle a \rangle$ 転位が小角粒界のミスフィット転位と反応して双晶転位が発生するモデルが報告されている^[13]。また、提案されている $\{11\bar{2}1\}$ 双晶の形成メカニズムの多くには底面 $\langle a \rangle$ 転位の関与が含まれている^[14], ^[15]。Fig. 9 で示した転位解析ではすべり面の同定には至らなかったが、Al 添加により $\langle a \rangle$ の活動割合が増加したことから、底面 $\langle a \rangle$ 転位の活動難易は変化しないか易化すると考えられる。この場合、底面 $\langle a \rangle$ 転位の活動が関与する $\{10\bar{1}2\}$ 双晶および $\{11\bar{2}1\}$ 双晶の活動も同様であると考えられ、このことは実験結果と対応する。一方、Al 添加によって $\{11\bar{2}2\}$ 双晶の形成は大きく抑制された。Fig. 11 に、純チタンを引張試験した時の $\{11\bar{2}2\}$ 双晶の先端近傍の TEM 観察結果を示す。この図から明らかのように $\{11\bar{2}2\}$ 双晶形成

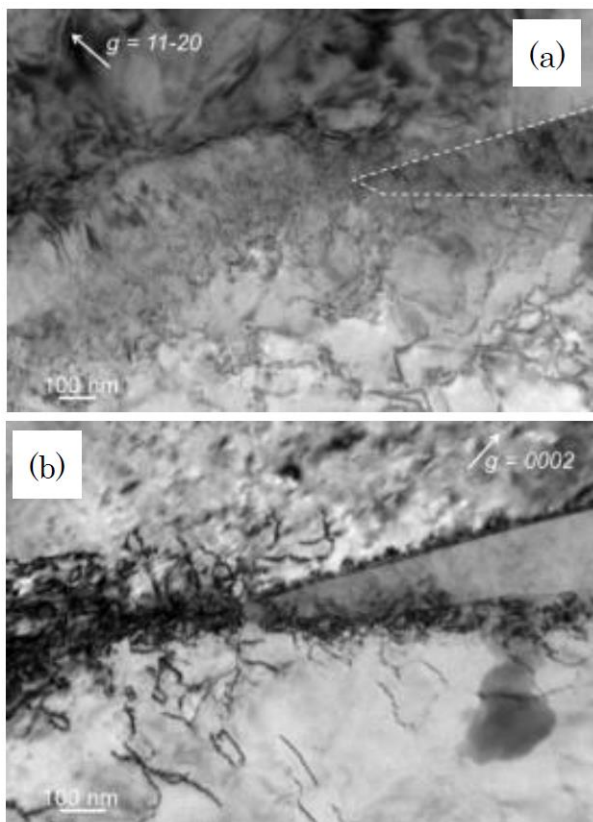


Fig. 11 TEM image of $\{11\bar{2}0\}$ twin tip in the deformed pure titanium. (a) and (b) are under the two-beam conditions of $g = 11\bar{2}0$ and $g = 0002$, respectively. $\langle c+a \rangle$ dislocations are visualized in (b).

時には、双晶先端の応力およびひずみを緩和するために $\langle c+a \rangle$ 転位が活動する。しかし、**Fig. 9**から明らかなように、2Al材の室温での変形では $\langle c+a \rangle$ 転位がほとんど活動できない。そのため、緩和機構である $\langle c+a \rangle$ 転位が活動できないために $\{11\bar{2}0\}$ 双晶自体の形成も抑制されたと考えられる。

4. 結言

チタンの双晶変形挙動に及ぼすO添加およびAl添加の影響を明らかにするため、平均結晶粒径 $20\mu\text{m}$ の工業用純チタン、Ti-0.2mass%およびTi-2mass%Alを 25°C から 700°C までの範囲において単軸圧縮した際に活動する双晶系を調査し、以下の結論を得た。

- (1) チタンへのOの添加は、 100°C 以下での $\{10\bar{1}2\}$ 双晶、 $\{11\bar{2}1\}$ 双晶、 $\{11\bar{2}2\}$ 双晶の形成を抑制するが、 200°C 以上での $\{10\bar{1}2\}$ 双晶や $\{10\bar{1}1\}$ 双晶の形成抑制は顕著でなかった。
- (2) チタンへのAlの添加は、 $\{11\bar{2}2\}$ 双晶の形成を大きく抑制するが、そのほかの双晶系にはあまり影響しなかった。

- (3) 活動転位種へのO添加の影響はあまり認められなかったが、Al添加により、室温での $\langle c+a \rangle$ 転位抑制と 200°C 以上での活発化が認められた。
- (4) O添加による双晶抑制は、主に格子振動や拡散といった熱活性化過程を介して生じている。一方、Alによる $\{11\bar{2}2\}$ 双晶抑制効果は、 $\langle c+a \rangle$ 転位の抑制により生じている。

参考文献

- [1] A. A. Salem, S. R. Kalidindi, and R. D. Doherty, "Strain hardening of titanium: role of deformation twinning," *Acta Mater.*, vol. 51, no. 14, pp. 4225–4237, Aug. 2003, doi: 10.1016/S1359-6454(03)00239-8.
- [2] Y. B. Chun, S. H. Yu, S. L. Semiatin, and S. K. Hwang, "Effect of deformation twinning on microstructure and texture evolution during cold rolling of CP-titanium," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 398, no. 1–2, pp. 209–219, May 2005, doi: 10.1016/j.msea.2005.03.019.
- [3] Y. Murayama, K. Obara, and K. Ikeda, "Effects of Deformation Twinning on the Deformation Behavior of Textured Titanium Sheets in Plane Strain Compressive Tests," *Mater. Trans. JIM*, vol. 32, no. 9, pp. 854–861, 1991, doi: 10.2320/matertrans1989.32.854.
- [4] Y. Murayama, K. Obara, and K. Ikeda, "Effect of Twinning on the Deformation Behavior of Textured Sheets of Pure Titanium in Uniaxial Tensile Test," *Trans. Jpn. Inst. Met.*, vol. 28, no. 7, pp. 564–578, 1987, doi: 10.2320/matertrans1960.28.564.
- [5] Y. Murayama, K. Obara, and K. Ikeda, "Effect of Twinning on Deformation of Textured Commercially-Pure Ti Sheets under Plane Stress States," *Mater. Trans. JIM*, vol. 34, no. 9, pp. 801–808, 1993, doi: 10.2320/matertrans1989.34.801.
- [6] H. Sasano and H. Kimura, "The Effect of Deformation Twinning on Mechanical Properties of α -Titanium Alloys at Low Temperatures," *J. Jpn. Inst. Met.*, vol. 41, no. 9, pp. 933–939, 1977, doi: 10.2320/jinstmet1952.41.9_933.
- [7] A. Fitzner *et al.*, "The effect of aluminium on twinning in binary α -titanium," *Acta Mater.*, vol. 103, pp. 341–351, Jan. 2016, doi: 10.1016/j.actamat.2015.09.048.

- [8] P. Thompson, D. E. Cox, and J. B. Hastings, "Rietveld refinement of Debye-Scherrer synchrotron X-ray data from Al_2O_3 ," *J. Appl. Crystallogr.*, vol. 20, no. 2, pp. 79–83, Apr. 1987, doi: 10.1107/S0021889887087090.
- [9] T. Ungár and A. Borbély, "The effect of dislocation contrast on x-ray line broadening: A new approach to line profile analysis," *Appl. Phys. Lett.*, vol. 69, no. 21, pp. 3173–3175, Nov. 1996, doi: 10.1063/1.117951.
- [10] T. Ungár, J. Gubicza, G. Ribárik, and A. Borbély, "Crystallite size distribution and dislocation structure determined by diffraction profile analysis: principles and practical application to cubic and hexagonal crystals," *J. Appl. Crystallogr.*, vol. 34, no. 3, pp. 298–310, Jun. 2001, doi: 10.1107/S0021889801003715.
- [11] P. G. Oberson, Z. W. Wyatt, and S. Ankem, "Modeling interstitial diffusion controlled twinning in alpha titanium during low-temperature creep," *Scr. Mater.*, vol. 65, no. 7, pp. 638–641, Oct. 2011, doi: 10.1016/j.scriptamat.2011.06.049.
- [12] Z. Liu and G. Welsch, "Literature Survey on Diffusivities of Oxygen, Aluminum, and Vanadium in Alpha Titanium, Beta Titanium, and in Rutile," *Metall. Trans. A*, vol. 19, no. 4, pp. 1121–1125, Apr. 1988, doi: 10.1007/BF02628396.
- [13] J. Li, X. Li, M. Yu, and M. Sui, "Nucleation mechanism of {10-12} twin with low Schmid factor in hexagonal close-packed metals," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 791, p. 139542, Jul. 2020, doi: 10.1016/j.msea.2020.139542.
- [14] S. Jin, K. Marthinsen, and Y. Li, "Formation of {11-21} twin boundaries in titanium by kinking mechanism through accumulative dislocation slip," *Acta Mater.*, vol. 120, pp. 403–414, Nov. 2016, doi: 10.1016/j.actamat.2016.08.042.
- [15] N. J. Lane, S. I. Simak, A. S. Mikhaylushkin, I. A. Abrikosov, L. Hultman, and M. W. Barsoum, "First-principles study of dislocations in hcp metals through the investigation of the (11-21) twin boundary," *Phys. Rev. B*, vol. 84, no. 18, p. 184101, Nov. 2011, doi: 10.1103/PhysRevB.84.184101.