

$\alpha + \beta$ 型チタン合金の β 処理組織におよぼす冷却速度の影響

藤井 秀樹*・鈴木 洋夫*²

Effect of Cooling Rates on Microstructures of β Treated $\alpha + \beta$ Titanium Alloys

Hideki FUJII and Hirowo G. SUZUKI

Synopsis:

Effect of cooling rates after β treatment on microstructures in two $\alpha + \beta$ titanium alloys, Ti-6Al-4V and Ti-6Al-6V-2Sn, is examined.

From the microstructural examinations and hardness measurements, cooling rates are classified into three regions. In the first region (lower than 10°C/s in Ti-6Al-4V and 4°C/s in Ti-6Al-6V-2Sn), dependence of hardness on cooling rates is relatively small and a few dislocations are involved inside the transformed plates. In the second region (10 ~ 300°C/s or higher cooling rates in Ti-6Al-4V, 4 ~ 20°C/s in Ti-6Al-6V-2Sn), hardness strongly increase with the increase of cooling rates, and highly dense dislocations are included in the plates, although diffusion of solute atoms are expected. In the third region (higher than 20°C/s in Ti-6Al-6V-2Sn), hardness shows a constant and high value which is independent of cooling rates. In Ti-6Al-6V-2Sn cooled at the cooling rate of 300°C/s, there are quite many micro-twins or stacking faults in the acicular type of plates and little amount of diffusion is detected.

It is considered that diffusional component and shear one of transformation mainly operate at the cooling rates in the first and third regions, respectively. At the cooling rates in the second region, both components operate competitively during cooling.

Key words: titanium alloy; phase transformation; cooling rate; hardness; martensite; dislocation; twin; stacking fault; diffusion; shear.

1. 緒 言

$\alpha + \beta$ 型チタン合金は、 β 域へ加熱冷却 (β 処理) すると冷却速度に応じてマルテンサイト的な組織や、粒界 α 相 (粒界アルトリオモルフ) およびサイドプレート α 相からなる Widmanstätten 組織が生成する。これらの組織のうち、比較的遅い冷却速度で生成する粗大な Widmanstätten 組織は、等軸組織に比べてクリープ特性や破壊靱性に優れている¹⁾²⁾。また、比較的速い冷却速度で生成するマルテンサイト的な組織や微細 α 相からなる Widmanstätten 組織も、 $\alpha + \beta$ 域での安定化焼鈍や過時効処理を行い、組織を粗大化させたり相や界面を安定化させることにより、クリープ特性や破壊靱性を向上させることができる^{1)~3)}。

また、鑄塊や β 域で加工したスラブなどに見られる粗大 Widmanstätten 組織を、強度・延性、疲労強度などに優れる等軸組織に変換するには、 $\alpha + \beta$ 域での強加工および焼鈍が必要であるが、このとき $\alpha + \beta$ 域加工に先立って β 処理+急冷を行い組織を微細化しておくと、均質な微細等軸組織が得やすくなることが報告されている⁴⁾。このように β 処理は工業的にきわめて大きな利点があるが、 α 型に近い $\alpha + \beta$ 型チタン合金は焼入性が悪く、 β 域からの冷却中に試料の表層部と内部で冷却速度の違いに起因する組織差が生じ、それにとまって特性差を生じることが懸念される¹⁾⁵⁾。したがって β 処理材の材質を理解するためには、 β 域からの冷却速度の組織形成におよぼす影響を把握しておくことが重要である。しかしながら、冷却速度を系統的に変化させて、 β 処理

昭和 61 年 4 月・62 年 10 月本会講演大会にて発表 平成 3 年 4 月日本金属学会にて一部発表
平成 3 年 1 月 7 日受付 (Received Jan. 7, 1991)

* 新日本製鉄(株)鉄鋼研究所 (Steel Research Laboratories, Nippon Steel Corp., 20-1 Shintomi Futtsu 299-12)

*² 新日本製鉄(株)鉄鋼研究所 工博 (Steel Research Laboratories, Nippon Steel Corp.)

Table 1. Compositions of alloys used (mass%).

	Al	V	Sn	Fe	Cu	O	C	N	H
Ti-6Al-4V	6.24	4.03	—	0.16	—	0.18	0.006	0.006	0.0015
Ti-6Al-6V-2Sn	5.62	5.36	2.02	0.68	0.68	0.16	0.008	0.006	0.0010

材の冷却速度の組織形成におよぼす影響を調べた報告は少なく⁵⁾、特に速い冷却速度範囲では、急冷組織がマルテンサイトであるか拡散型の微細 Widmanstätten 組織であるか^{6)~8)}など、組織の解釈について不明確な点が多い。

本研究ではこのような観点から、2種類の代表的な $\alpha + \beta$ 型チタン合金、Ti-6Al-4V および Ti-6Al-6V-2Sn を用いて、 β 域からの冷却速度を系統的に変化させ、 β 処理材の微視組織におよぼす冷却速度の影響を、比較的冷却速度の速い場合を中心に検討した。

2. 実験方法

本研究に用いたチタン合金は、真空アーク溶解炉で二回溶製した Ti-6Al-4V、Ti-6Al-6V-2Sn で、組成を Table 1 に示す。Ti-6Al-4V は β 域加熱鍛造後 $\alpha + \beta$ 域の 930°C に加熱し 20 mm $\square$ の棒に、また Ti-6Al-6V-2Sn は β 域加熱鍛造後 $\alpha + \beta$ 域の 900°C に加熱し 12 mm 厚の板に圧延した。これらの素材から、3 mm 径-10 mm 長さの円柱状試験片を長さ方向が圧延方向と平行になるように切り出し、フォーラスター試験機を用いて熱処理を行った。熱処理は、Ti-6Al-4V では 1050°C、Ti-6Al-6V-2Sn では 1000°C に 20 min 加熱保持し溶体化処理を行い、0.1~300°C/s の一定の冷却速度で室温まで冷却、あるいは $\alpha + \beta$ 域の途中の温度まで冷却しその温度からヘリウムガス焼入れした。溶体化処理温度はいずれも β 単相域である。また、溶体化処理時の雰囲気は 6.7×10^{-3} Pa の真空中で、流量を制御したヘリウムガスを試験片に吹き付けることにより、0.5~300°C/s の一定の冷却速度を得た。

熱処理後の試料は、円柱軸を含む長さ方向と平行な断面を光学顕微鏡組織観察し、ビッカース硬度測定 (5 kg 荷重) を行った。一部の試料はさらに分析電子顕微鏡観察を行った。この際、薄膜試料は、90 ml 過塩素酸 + 525 ml ブタノール + 900 ml メタノール混合液を用いて -40°C で電解研磨を行うことにより作製した。

3. 実験結果

3.1 硬度測定

Fig. 1 に冷却速度と室温硬度の関係を示す。Ti-6Al-4V、Ti-6Al-6V-2Sn とともに、本実験範囲の冷却速度で

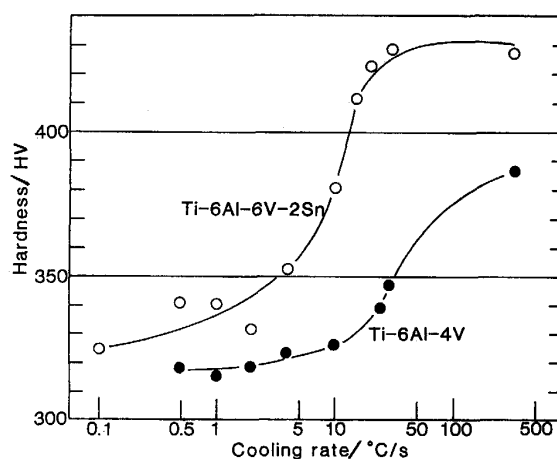


Fig. 1. Effect of cooling rates on hardness at room temperature in β treated Ti-6Al-4V and Ti-6Al-6V-2Sn.

は、冷却速度の増加とともに硬度は上昇した。しかし、硬度におよぼす冷却速度の影響は、Ti-6Al-4V では 10°C/s、Ti-6Al-6V-2Sn では 4°C/s を境に大きく変化し、それ以上の冷却速度では、冷却速度の上昇と共に硬度は急激に上昇した。また、Ti-6Al-6V-2Sn では冷却速度が 20°C/s 以上になるとほぼ一定の HV430 を示した。

3.2 光学顕微鏡組織観察

本供試材を β 域から室温まで連続冷却した試料の光学顕微鏡組織は、既報⁹⁾にて報告したように、ある臨界冷却速度 (Ti-6Al-4V では 30°C/s、Ti-6Al-6V-2Sn では 15°C/s) 以上の冷却速度で冷却した場合、粒界 α 相は生成せずマルテンサイト的な組織となり、それ以下の冷却速度では粒界 α 相が生成し、さらに十分冷却速度が遅くなるとサイドプレート α 相の生成が観察された。しかし、臨界冷却速度直下の比較的速い冷却速度では、Photo. 1 に示すように複雑な組織が観察された。Photo. 1 は Ti-6Al-4V を 10°C/s で β 域から室温まで冷却した試料の光学顕微鏡組織で、粒界 α 相とその近傍に微細な層状組織が形成し、旧 β 粒内部はマルテンサイト的な組織であった。

Photo. 2 a) は、Ti-6Al-6V-2Sn を β 域から冷却速度 0.1°C/s で途中の 800°C まで冷却し直ちにヘリウムガス焼入れした試料の光学顕微鏡組織である。室温まで冷却した試料 (Photo. 2 b)) では、サイドプレート α 相は

粒界 α 相と接していたのに対し、冷却途中の 800°C から焼き入れた試料では、いくつかのサイドプレート α 相は粒界 α 相から離れていたり、粒界 α 相に接する部分で細くなっているものが認められた。

3.3 分析電子顕微鏡観察

3.3.1 Ti-6Al-4V

Photo. 3 は Ti-6Al-4V を 300°C/s で室温まで冷却した試料の TEM 組織である。大部分が Photo. 3 a) に示すようなラス状プレート組織で、プレート間には残留 β 相も多く観察された (Photo. 3 b))。下部組織は、一部に微細双晶または積層欠陥と思われる組織が観察されたが、大部分は Photo. 3 c) に示すような高密度転位組織であった。Fig. 2 はラス状プレートを横断して EDS 分析を行った結果である。プレート境界には β 相安定化

元素である V や Fe が濃化し、逆に α 相安定化元素である Al が希薄化しており、本合金では 300°C/s 程度の冷却速度で室温まで冷却しても冷却途中にかなりの拡散をとまっていた。

Photo. 4 は 10°C/s の冷却速度で室温まで冷却した試料の TEM 組織である。光学顕微鏡組織 (Photo. 1) に

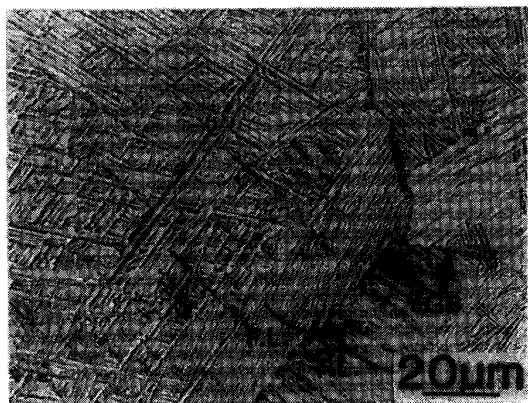


Photo. 1. Optical micrograph of Ti-6Al-4V cooled from 1050°C to room temperature at the cooling rate of 10°C/s . α GB and F. L. mean grain boundary α and fine lamellar structure, respectively.

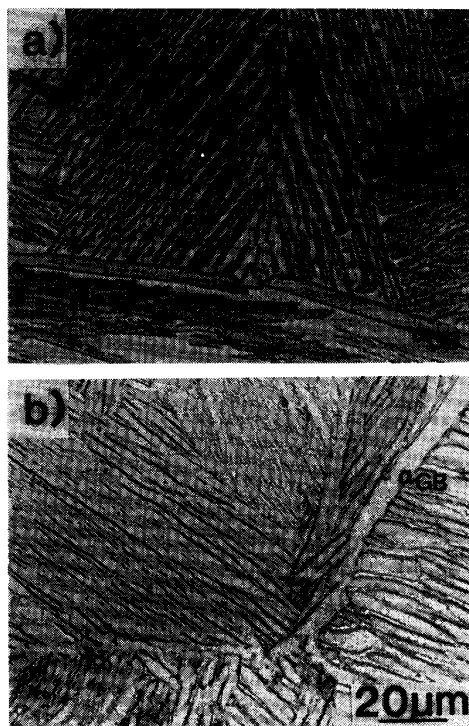
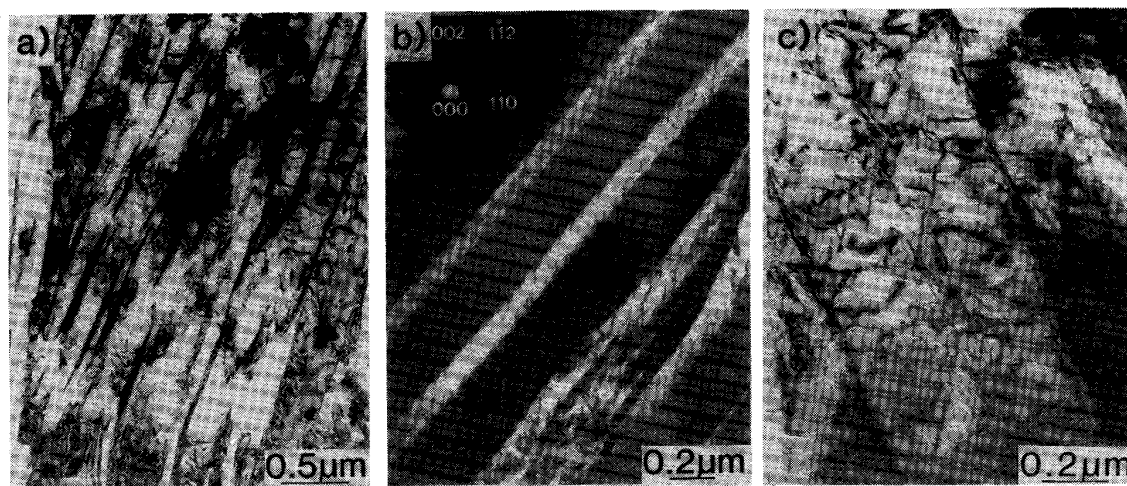


Photo. 2. Optical micrographs of Ti-6Al-6V-2Sn cooled from 1000°C at the cooling rate of 0.1°C/s to a) 800°C (followed by helium gas quenching), b) room temperature.



a) Lath type of microstructure b) Dark field image of retained β phase between lath plates c) Dislocated plate

Photo. 3. TEM micrographs of Ti-6Al-4V cooled from 1050°C at the cooling rate of 300°C/s .

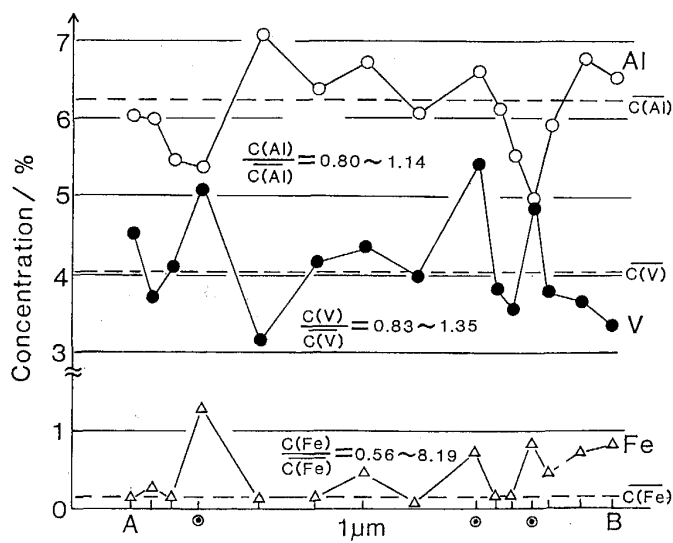


Fig. 2. EDS analysis for the same specimen as shown in Photo. 3. Analyzed points are along the line from A to B in the photo. $\overline{C(Al)}$, $\overline{C(V)}$, $\overline{C(Fe)}$ represent the nominal compositions of Al, V, Fe respectively.



a) Grain boundary α (α GB) and fine lamellar structure (F. L.) shown in Photo. 1 b) The inner area of prior β grain Photo. 4. TEM micrographs of Ti-6Al-4V cooled from 1050°C at the cooling rate of 10°C/s to room temperature.

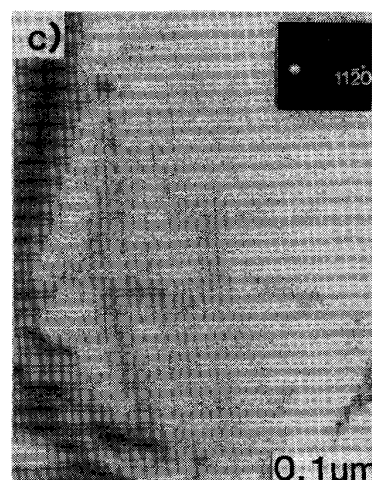
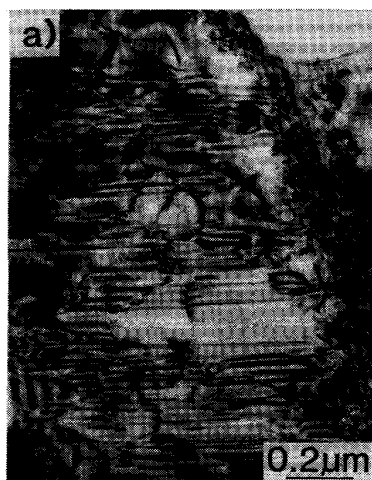


Photo. 5. Staking faults in the same specimen as shown in Photo. 4. b) and c) are taken with the diffracting vectors indicated in the photos, showing weak contrast with $g=11\bar{2}0$. The beam direction is $[1\bar{1}01]$.

みられた粒界 α 相近傍の層状組織および旧 β 粒内のマルテンサイト的な組織は、いずれも TEM 観察では同一方向に成長した微細プレートから成っていたが、旧 β 粒内部 (Photo. 4 b)) の方が粒界 α 相近傍の層状組織部 (Photo. 4 a)) よりも異方向に成長したプレートが多く観察された。Photo. 5 はこのプレートの下部組織である。300°C/s 冷却材ほどではないが依然高密度の転位を含んでおり、その多くは積層欠陥を挟んでいた。トレース試験の結果 (Photo. 5 b)c)), 積層欠陥を挟む一方の転位のバーガスベクトルは (11 $\bar{2}$ 0) 面上にあることが示された。なお、20°C/s 冷却材も 10°C/s 冷却材とほとんど同様の組織であった。

Photo. 6 は 4°C/s で室温まで冷却した試料の TEM 組織である。 α 相内部の転位密度は 10°C/s 以上の場合に比べてかなり低くなっており、積層欠陥も観察されなかった。

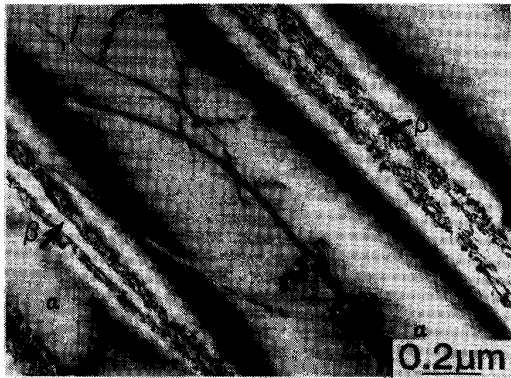


Photo. 6. TEM micrograph of Ti-6Al-4V cooled from 1050°C at the cooling rate of 4°C/s.

3.3.2 Ti-6Al-6V-2Sn

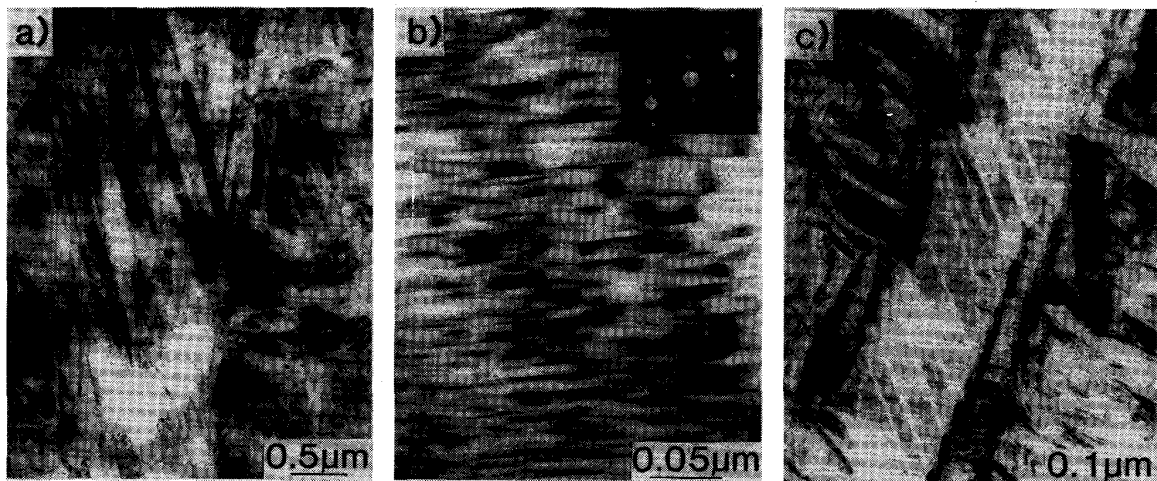
Photo. 7 は Ti-6Al-6V-2Sn を 300°C/s で室温まで冷却した試料の TEM 組織である。Ti-6Al-4V の場合と異なり、大部分が針状マルテンサイト組織であり (Photo. 7 a)), 個々のプレートは Ti-6Al-4V よりも微細であった。下部組織は微細双晶または積層欠陥と思われる組織が著しく発達しており (Photo. 7 b)), さらに二次双晶が生成しているマルテンサイト晶も観察された (Photo. 7 c))。また、Photo. 8 に示すように、一見ラスマルテンサイトと思われるプレートも観察されたが、電子線回折の結果、{111} 双晶関係の二種類の α'' プレートであった。結晶構造は、hcp の α' のほかに Photo. 8 に示したように、斜方晶の α'' も観察された。これは伊藤と森口の観察結果¹⁰⁾¹¹⁾と一致している。Fig. 3 は針状プレートを横断して EDS 分析を行った結果である。本合金では、300°C/s の冷却速度では合金元素の冷却中の拡散はほとんど検出されなかった。

Photo. 9 は 10°C/s で室温まで冷却した試料の TEM 組織である。光学顕微鏡観察⁹⁾では、粒界 α 相が生成しているものの旧 β 粒内はマルテンサイト的な組織であった。しかしながら、TEM 組織では、Photo. 7 に示した 300°C/s 冷却材とは異なり、ラスマルテンサイト的な組織が多く下部組織も大部分が転位であった。

4. 考 察

4.1 急冷組織

チタン合金の急冷組織に関しては、Ti-X (X は遷位元素) 二元系合金などを用いて詳細に調べられており^{12)~16)}、マルテンサイト変態や ω 変態に対する β 相



a) Acicular type of microstructure b) Micro-twin or stacking fault formed inside the acicular plate (Beam direction is $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ hcp or $\langle 100 \rangle$ orthorhombic) c) Secondary twinning in the plate

Photo. 7. TEM micrographs of Ti-6Al-6V-2Sn cooled from 1000°C at the cooling rate of 300°C/s.

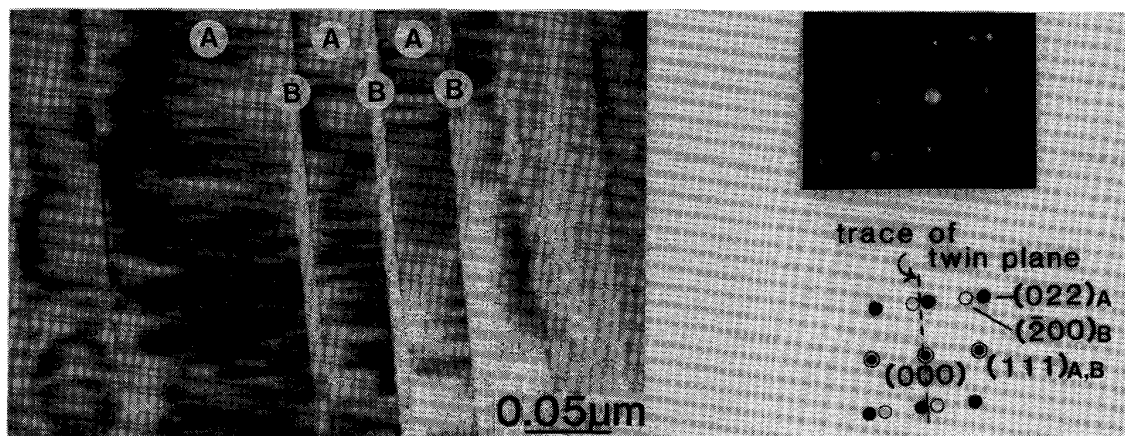


Photo. 8. α'' (orthorhombic) plates with (111) twinning relationship in the same specimen as shown in Photo. 7. The beam direction is $[1\bar{1}0]$.

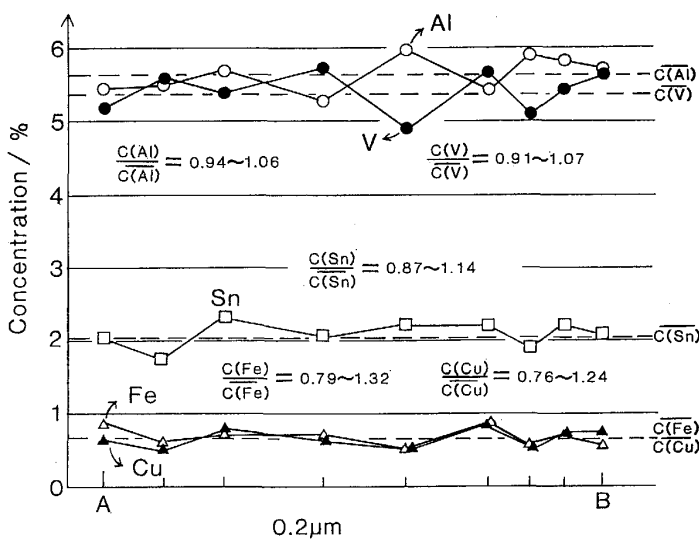


Fig. 3. EDS analysis for the same specimen as shown in Photo. 7. Analyzed points are along the line from A to B in the photo. $C(Al)$, $C(V)$, $C(Sn)$, $C(Fe)$, $C(Cu)$ represent the nominal compositions of Al, V, Sn, Fe, Cu, respectively.

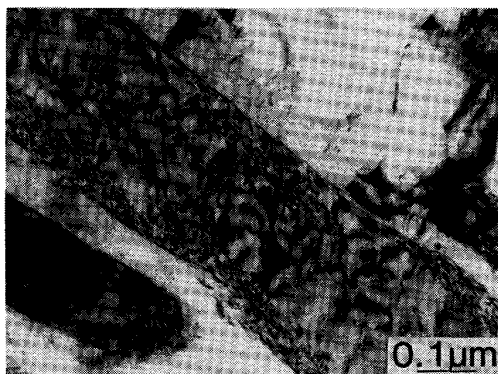


Photo. 9. TEM micrograph of Ti-6Al-6V-2Sn cooled from 1000°C at the cooling rate of 10°C/s.

の安定度によって系統的に整理されている。本実験結果の傾向はこれらの知見と一致している。すなわち、 β 相安定度の低い Ti-6Al-4V を 300°C/s で冷却した組織は、高密度転位を含むラス状プレート組織であったのに

対し (Photo. 3), β 相安定度の高い Ti-6Al-6V-2Sn を 300°C/s で冷却した組織は、双晶や積層欠陥を含む針状マルテンサイト組織であった (Photo. 7)。また、結晶構造も、Ti-6Al-4V では hcp であったのに対し、Ti-6Al-6V-2Sn では斜方晶の α'' 相も含まれていた (Photo. 8)。

さて、Ti-6Al-6V-2Sn の 300°C/s 冷却材の場合、冷却中にほとんど拡散をとまっておらず (Fig. 3), また組織もマルテンサイトの特徴を示しており (Photo. 7), 無拡散のマルテンサイト変態をしていると考えられる。しかし、Ti-6Al-4V の 300°C/s 冷却材では、ラス状プレート内部にはせん断変態の結果と思われる高密度転位を含んではいるものの (Photo. 3c), 冷却中にかなりの拡散をとまっていた (Fig. 2)。Ti-6Al-6V-2Sn の 10°C/s 冷却材も同様であった (Photo. 9)⁹⁾。したがってラス状プレート組織の形成に関しては、冷却途中における元素拡散の組織形成におよぼす影響を十分考慮する

必要がある。ENOMOTO と FUJITA¹⁸⁾ は、 T_0 温度以下でもきわめて短時間のうちに元素分配をともなった α 相プレートの成長が可能であることを示しており、このことから Ti-6Al-4V のように変態開始温度が高い場合には、 300°C/s の冷却速度でも冷却中に拡散型の成長をしている可能性が考えられる。WILLIAMS ら¹²⁾ はラス状プレート組織の生成機構として、第1次のせん断変態による多数のマartenサイトプレートの生成、第2次のせん断変態によるプレートの成長、という2段のせん断変態モデルを仮定し、晶癖面などの説明を行っているが、この機構に基づくと、変態開始温度が高い場合には、第2次のせん断変態と拡散変態との競合によるプレートの成長も可能である。したがって、本研究で観察されたラス状プレート組織は、冷却中のせん断変態成分と拡散変態成分が競合して作用した結果生成した組織と考えるのが妥当と思われる。ここで、本研究における Ti-6Al-4V の 300°C/s 冷却材では、ラス状プレートには平均組成である 4% に近い濃度の V が含まれており (Fig. 2)、冷却中に元素分配をともなった拡散型の変態が主として作用したとは考えにくい。また高密度転位がプレート全体に分布していることから、冷却中の変態成分としてはせん断変態成分が強く作用したと考えられる。したがって、Ti-6Al-4V を 300°C/s で冷却した場合、冷却中にはせん断変態成分と拡散変態成分が共に作用するものの、せん断変態成分の方がより強く作用するものと考えられる。

4.2 室温硬度の冷却速度依存性

Fig. 1 に示した室温硬度の冷却速度依存性は冷却速度によって三つの領域に分類できる。Fig. 4 は室温硬度と冷却速度の関係を模式的に示した図である。第1領域 (I) は、室温硬度に対する冷却速度依存性の小さい低冷却速度領域で、Ti-6Al-4V では 10°C/s 以下、Ti-6Al-6V-2Sn では 4°C/s 以下の冷却速度領域がこれに相当する。第2領域 (II) は、室温硬度の冷却速度依存性が大きい領域で、Ti-6Al-4V では $10 \sim 300^\circ\text{C/s}$ (あるいはそれ以上)、Ti-6Al-6V-2Sn では $4 \sim 20^\circ\text{C/s}$ がこれに相当する。そして第3領域 (III) は、一定硬度値を示す高冷却速度領域で、Ti-6Al-6V-2Sn では 20°C/s 以上がこの領域に相当する。冷却速度の上昇にともなって硬度が高くなる原因としては、組織微細化、転位、双晶、積層欠陥など内部欠陥密度の上昇およびプレート内に過飽和に固溶した V などの β 相安定化元素による固溶強化などが考えられるが、これらはいずれも冷却中にせん断変態成分が強く働く場合に特に顕著になる効果である。したがって、室温硬度値の冷却速度依存性にはせん断変態成分と拡散変態成分の競合状態が強く反映されていると考えられる。

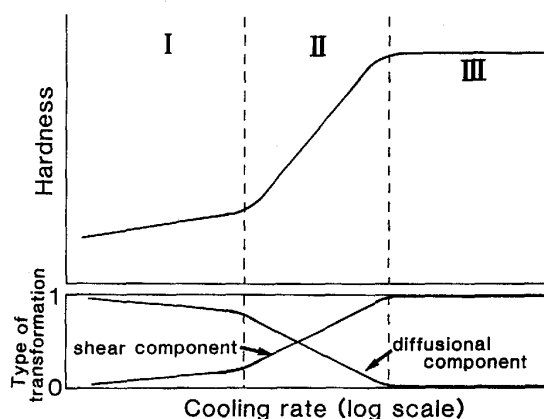


Fig. 4. Schematic representation of the relationship between hardness at room temperature, ratio of shear and diffusional components in transformation, and cooling rates from β region in $\alpha + \beta$ titanium alloys.

せん断変態成分と拡散変態成分の競合状態が強く反映されていると考えられる。

このような観点から、先に述べた三つの冷却速度領域について考えると、第1領域には、せん断変態成分があまり作用せず拡散変態成分が主に作用する冷却速度領域、第2領域は、せん断変態成分と拡散変態成分が強く競合している領域、第3領域は、ほぼ 100% せん断変態成分によるマartenサイト変態の領域と解釈できる。特に第2領域では、冷却速度の上昇にともなってせん断変態成分の割合が急激に高くなり、それにともなって室温硬度も急激に上昇するものと考えられる。組織観察結果にもこのような分類に対応した変化が現れている。例えば、Ti-6Al-4V において、 10°C/s 以上の冷却速度では高転位密度組織が得られ (Photo. 5)、 4°C/s では低い転位密度の組織が生成し (Photo. 6) ており、 10°C/s 付近の冷却速度を境にせん断変態成分の割合が急激に変化していることを示している。これは、第1領域と第2領域の境界冷却速度が Ti-6Al-4V では 10°C/s 付近であることと きわめてよく対応している。Ti-6Al-6V-2Sn の場合、第3領域に属する 300°C/s では双晶あるいは積層欠陥を含む針状組織が生成したが (Photo. 7)、第2領域に属する 10°C/s では転位を含むラス状組織であり (Photo. 9)、両者は著しく異なっている。また、明らかに拡散変態生成相である粒界 α 相が認められるようになる臨界冷却速度⁹⁾ も第2領域に含まれている。なお、上記の分類よると本実験における最高冷却速度である 300°C/s は、Ti-6Al-4V では第2領域、Ti-6Al-6V-2Sn では第3領域にあり、Ti-6Al-6V-2Sn は 100% せん断要素によるマartenサイト変態であるが、Ti-

6Al-4V はせん断変態成分の割合が高いものの拡散変態成分も混合した変態組織と解釈され、4・1 節における考察結果と一致する。

4・3 徐冷組織

Ti-6Al-6V-2Sn を β 域から冷却速度 0.1°C/s で 800°C まで冷却すると、粒界 α 相と接していないサイドプレート α 相が多く観察され、室温まで冷却すると大部分のサイドプレート α 相は粒界 α 相と接していた (Photo. 2)。このような、粒界 α 相と接していないサイドプレート α 相は $\alpha + \beta$ 高温域で等温保持した試料に多く観察され、著者らは当初 β 粒内で核生成したものと考えた⁹⁾。しかし、粒内核生成は過冷度の高い場合に多くみられ、冷却速度が遅い場合や高温での等温保持など過冷度の低い場合には粒界などに不均一核生成するのが一般的である。したがって本現象は、AARONSON ら¹⁹⁾ が等温保持実験で示した「サイドプレート α 相と粒界 α 相の分断」と考えた方が合理的である。このとき粒界 α 相と接する部分が細くなっていたサイドプレート α 相は分断の初期段階と考えられる。分断はサイドプレート α 相の粒界 α 相に接する部分が競合成長過程で β 相に逆変態したために発生したと考えられるが、温度低下とともに連続的に α 相の体積分率が増加する連続冷却実験の場合、著者らが先に報告したように⁹⁾²⁰⁾、変態初期に粒界 α 相近傍に濃化した V の影響も強く作用していると思われる。すなわち、 β 相安定化合金元素のうちもっとも拡散速度の低い V が変態初期に粒界 α 相近傍に濃化し、この部分では競合成長時の β 逆変態が起こりやすくなっている。さらに、 α 相の体積分率はサイドプレート α 相の生成により比較的短時間に増加するので、このときの潜熱による一時的な冷却速度の減少も局所的逆変態による分断を助長していると思われる。分断後もさらに連続的に室温まで冷却すると、 α 相の体積分率の増加にともない再び粒界 α 相とサイドプレート α 相は連結する (Photo. 2b))。

5. 結 論

$\alpha + \beta$ 型実用チタン合金を用いて、 β 処理材の微視組織におよぼす冷却速度の影響を解析し、以下の結果を得た。

(1) β 域から冷却速度 300°C/s で室温まで冷却した場合、Ti-6Al-4V は冷却中にかなりの拡散をともなった変態挙動を示すが、Ti-6Al-6V-2Sn はほぼ無拡散のマルテンサイト変態をする。このとき、Ti-6Al-4V は高密度転位を含むラス状プレート組織 (α' または α)

が大部分であるが、Ti-6Al-6V-2Sn は双晶や積層欠陥を含む針状マルテンサイト組織 ($\alpha' + \alpha''$) である。

(2) Ti-6Al-4V を $10 \sim 20^\circ\text{C/s}$ で冷却した試料には、きわめて多数の積層欠陥が生成する。

(3) せん断変態成分と拡散変態成分が冷却中に競合するという立場から変態組織や硬度変化を考察すると、両成分の割合に応じて冷却速度領域を三つに大別できる。両成分が強く競合する第 2 領域では、室温硬度の冷却速度依存性が大きく冷却速度の上昇にともなって硬度は急激に高くなる。 300°C/s の冷却速度は、Ti-6Al-4V では第 2 領域、Ti-6Al-6V-2Sn ではほぼ 100% マルテンサイト変態する第 1 領域である。

(4) Ti-6Al-6V-2Sn を徐冷すると、冷却中にサイドプレート α 相が粒界 α 相から分断する場合がある。

文 献

- 1) P. A. BLENKINSOP: *Titanium Science and Technology*, ed. by G. LÜTJERING, U. ZWICKER and W. BUNK (1984), p. 2323 [DGM]
- 2) H. MARGOLIN, J. C. WILLIAMS, J. C. CHESNUTT and G. LÜTJERING: *Titanium '80 Science and Technology*, ed. by H. KIMURA and O. IZUMI (1980), p. 169 [AIME]
- 3) M. T. COPE and M. J. HILL: *Proc. 6th World Conf. on Titanium*, ed. by P. LACOMBE, R. TRICOT and G. BÉRANGER (1988), p. 153 [Les Éditions de Physique, France]
- 4) I. WEISS, F. H. FROES, D. EYLON and G. E. WELSH: *Metall. Trans. A*, **17** (1986), p. 1935
- 5) D. BANERJEE, D. MUKHERJEE, R. L. SAHA and K. BOSE: *Metall. Trans. A*, **14** (1983), p. 413
- 6) M. PETERS and J. C. WILLIAMS: *Metall. Trans. A*, **15** (1984), p. 1589
- 7) F. A. CROSSLEY: *Metall. Trans. A*, **16** (1985), p. 987
- 8) M. PETERS and J. C. WILLIAMS: 同上, p. 987
- 9) H. FUJII and H. G. SUZUKI: *Proc. 6th World Conf. on Titanium*, ed. by P. LACOMBE, R. TRICOT and G. BÉRANGER (1988), p. 1489 [Les Éditions de Physique, France]
- 10) Y. MURAKAMI, O. IZUMI and T. NISHIMURA: *Titanium Science and Technology*, ed. by G. LÜTJERING, U. ZWICKER and W. BUNK (1984), p. 1403 [DGM]
- 11) 伊藤喜昌, 森口康夫: 日本金属学会春期講演大会概要集 (1983), p. 287
- 12) J. C. WILLIAMS, R. TAGGART and D. H. POLONIS: *Metall. Trans.*, **1** (1970), p. 2265
- 13) H. M. FLOWER, S. D. HENRY and D. R. F. WEST: *J. Mater. Sci.*, **9** (1974), p. 54
- 14) R. DAVIS, H. M. FLOWER and D. R. F. WEST: *J. Mater. Sci.*, **14** (1979), p. 712
- 15) H. M. FLOWER, R. DAVIS and D. R. F. WEST: *Titanium and Titanium Alloys*, ed. by J. C. WILLIAMS and A. F. BELOV (1982), p. 1703 [Plenum]
- 16) E. S. K. MENON and R. KRISHNAN: *J. Mater. Sci.*, **18** (1983), p. 365
- 17) E. W. COLLINGS: *The Physical Metallurgy of Titanium Alloys* (1984), p. 75 [ASM]
- 18) M. ENOMOTO and M. FUJITA: *Metall. Trans. A*, **21** (1990), p. 1547
- 19) H. I. AARONSON, W. B. TRIPLETT and G. M. ANDES: *J. Met.*, **9** (1957), p. 1227
- 20) H. FUJII and H. G. SUZUKI: *Scri. Metall.*, **24** (1990), p. 1843