

α 型チタン合金 Ti-5Al-2.5Sn 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 in β Treated Ti-5Al-2.5Sn

Hideki FUJII and Hirowo G. SUZUKI

Synopsis:

Effect of cooling rates after β treatment on microstructures in an α titanium alloy, Ti-5Al-2.5Sn, is examined.

At the cooling rate of 300°C/s, no grain boundary α phase is observed and lath type of plate structure is formed throughout the specimen. In the lath plates, highly dense dislocations are included, and Fe-enriched β phase is retained between lath plates, which indicates that both shear and diffusional components of transformation operate during cooling. At the lower cooling rate ($\leq 4^\circ\text{C/s}$), structural dislocations other than β phase are observed between α plates. It is considered to be due to the coalescence of two adjacent α plates which have slightly different crystallographical orientations each other. At the cooling rate of 0.1°C/s, ring-like diffuse streaks and extra spots which are related to ω phase are detected in the diffraction pattern of Fe-enriched β phase.

Furthermore, aging treatment at 550°C for 24 h after cooled from β region at the cooling rate of 300°C/s produces the refined equiaxed structure containing sub-grains, recrystallized grains and β phase at the triple points of α (sub-) grain boundaries.

key words: titanium alloy; phase transformation; cooling rate; hardness; dislocation; diffusion; shear; recovery; recrystallization.

1. 緒 言

α 型チタン合金 Ti-5Al-2.5Sn は、もっとも古い開発の歴史をもつチタン合金の一つで、過去においてはその優れた比強度とクリープ特性を生かすべく高強度や耐熱性が要求される用途への適用が検討されてきた¹⁾。最近では、高い比強度、超低温まで優れた破壊靱性、低透磁率、低熱伝導率などの諸特性を生かすべく、不純物元素を低減させた ELI (Extra Low Interstitials) 材を中心に、超電導関連の超低温用機器への適用研究も進められている²⁾。この合金には Ti と規則相を形成する Al および Sn が総量で約 7.5 mass% 添加されており、熱処理条件によっては脆性破壊の原因となる α_2 相 ($\text{Ti}_3(\text{Al}, \text{Sn})$) が生成する³⁾といわれている。また、強い β 安定化元素である Fe を不純物元素として含むため、Fe の濃化した β 相が少量ながら存在する^{3,4)}。このようにこの合金は α 型チタン合金に分類されながらも複雑

な相変態挙動を示す。

本合金に代表される α 型あるいは near α 型合金は、 β 域への加熱冷却 (β 処理) を行うことにより、あるいはさらに、時効や過時効などの安定化熱処理を行うことにより、破壊靱性やクリープ特性に優れた針状組織や Widmanstätten 組織を得ることができる。このとき β 域からの冷却速度が材質特性に強く影響をおよぼすことが知られており^{5,6)}、材質制御のためには上述の相変態挙動におよぼす冷却速度の影響を十分に把握しておく必要がある。

本研究ではこのような観点から、 α 型チタン合金 Ti-5Al-2.5Sn を用いて β 域からの冷却速度を系統的に変化させた実験を行い、 β 処理組織におよぼす冷却速度の影響を検討した。

2. 実験方法

本研究に用いた試料は真空アーク二回溶製した

昭和 63 年 3 月本会講演大会にて一部発表 平成 3 年 3 月 12 日受付 (Received Mar. 12, 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. Composition of an alloy used.

(mass%)							
Ti	Al	Sn	Fe	O	C	N	H
Balance	5.02	2.53	0.22	0.18	0.006	0.005	0.001

Ti-5Al-2.5Sn で組成は Table 1 に示すとおりである。Fe は不純物元素として 0.22 mass% 含まれているが、これは AMS 4924 記載の ELI 規格における Fe 含有量上限値 (0.25 mass%) とほぼ同等の含有量である。鋳塊は β 域加熱鍛造後 800°C に加熱し 12 mm 厚の板に圧延した。この板から 3 mm~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、フォーマスター試験機を用いて熱処理を行った。熱処理は β 域の 1100°C で 180 s 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。溶体化処理の雰囲気は 6.7×10^{-3} Pa の真空である。300°C/s で冷却した試料については、さらに 550°C-24 h の時効処理 (以後、この試料を STA 材と記す) も行った。

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。さらに一部の試料は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 メタノール混合液または 150 ml 過塩素酸+1350 ml 無水酢酸混合液を用いて、-40~-20°C で電解研磨を行うことにより作製した。EDS による微小領域元素分析は分析目標に対しておのおの 15 点以上行った。

また、変態点の測定は、 β 相から α 相への変態時の体積変化が小さく、フォーマスター試験機では検出できなかったため、熱分析および光学顕微鏡による急冷組織観察により行った。

3. 実験結果

3.1 変態点測定

Fig. 1 は本合金の連続冷却変態線図である。後述するように 60°C/s 以下の冷却速度では旧 β 粒界に板状 α 相 (粒界 α 相) が生成したことから、60°C/s 以下の冷却速度では粒界 α 相の析出開始温度を変態開始温度とした。またそれ以上の冷却速度では粒界 α 相は生成しなかったため、冷却中に発熱反応を示した温度を変態開始温度とした。この場合、本実験における最高冷却速度である 300°C/s での変態開始温度は 950°C であった。また、本研究に用いた合金の β 変態点は 1035°C であっ

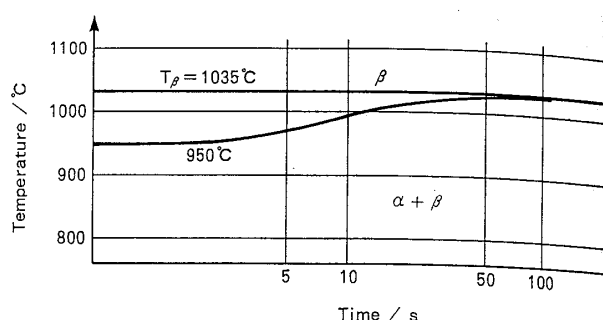
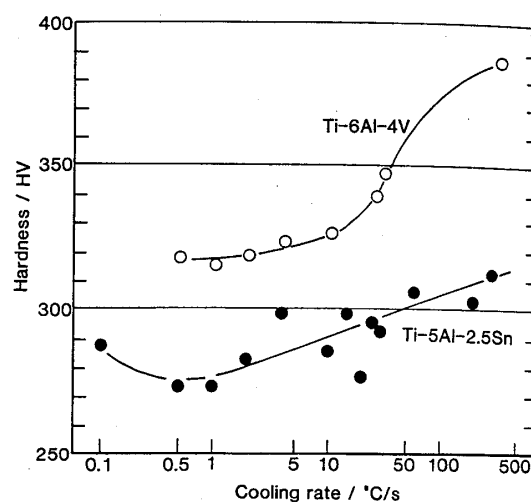


Fig. 1. CCT diagram of Ti-5Al-2.5Sn.

Fig. 2. Effect of cooling rates from β region on Vickers hardness at room temperature.

た。

3.2 硬度測定

Fig. 2 に冷却速度と室温硬度の関係を、 $\alpha + \beta$ 型チタン合金 Ti-6Al-4V の場合⁷⁾ と併せて示す。Ti-5Al-2.5Sn では 0.5°C/s 冷却材が最低硬度値を示し、それ以下の冷却速度である 0.1°C/s ではやや硬度は高くなっていた。また、0.5°C/s 以上では、本実験における最高冷却速度 300°C/s まで冷却速度の上昇とともに緩やかに硬度値は上昇した。これに対し Ti-6Al-4V では 10°C/s 以上で急激な硬度上昇を示した。

3.3 光学顕微鏡組織観察

Photo. 1 は 1100°C から一定の冷却速度で室温まで冷却した試料の光学顕微鏡組織である。冷却速度 300°C/s ではマルテンサイトの組織であったが、60°C/s 以下の冷却速度では粒界 α 相と粒内に生成したサイドプレートからなる Widmanstätten 組織を示し、冷却速度が遅いほど組織は粗大であった。

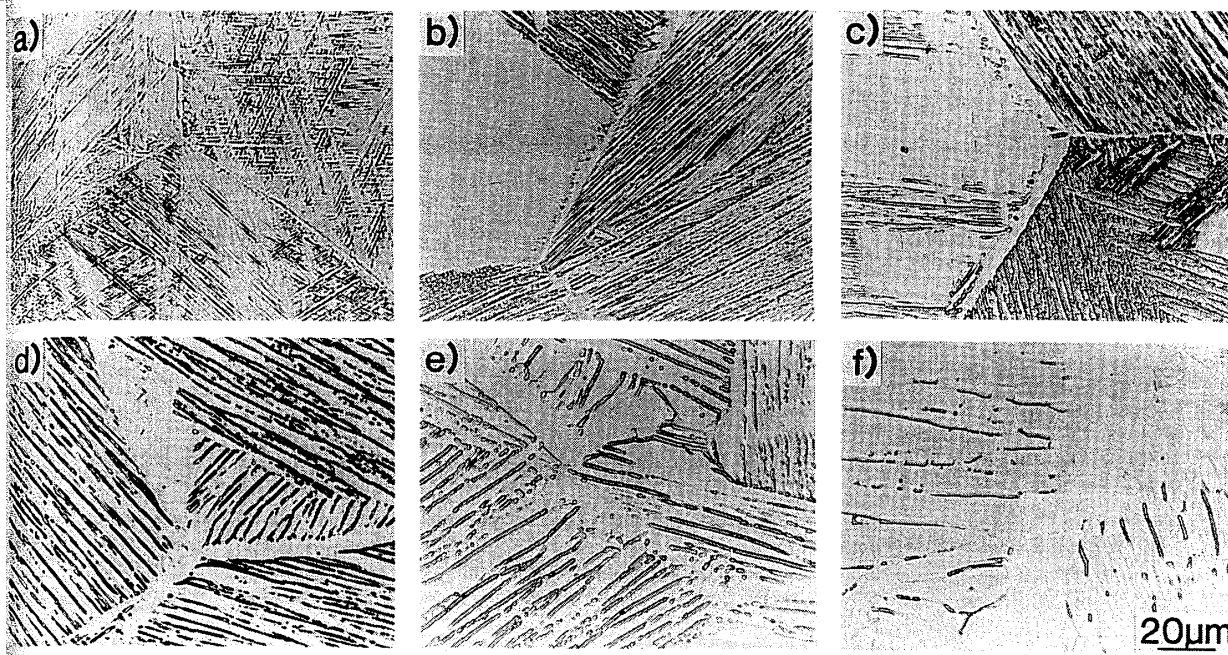


Photo. 1. Optical micrographs of the specimens cooled from 1100°C at the cooling rates of a) 300°C/s, b) 60°C/s, c) 20°C/s, d) 4°C/s, e) 1°C/s and f) 0.1°C/s.

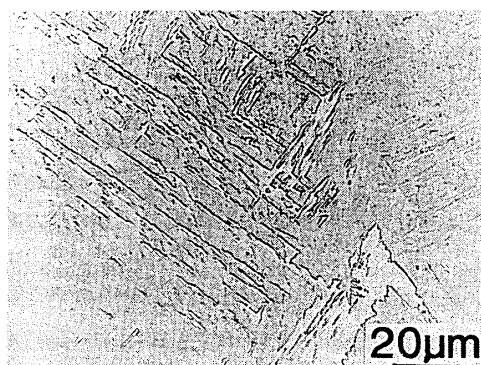


Photo. 2. Optical micrograph of the specimen aged at 550°C for 24 h after cooled from 1100°C at the cooling rate of 300°C/s.

Photo. 2 は 300°C/s 冷却材をさらに 550°C/s -24 h 時効処理した STA 材の光学顕微鏡組織である。β 域からの冷却のままの組織 (Photo. 1 a)) と比べてパケット状の組織が多く観察された。

3.4 分析電子顕微鏡観察

Photo. 3 は 300°C/s で室温まで冷却した試料の TEM 組織である。Photo. 1 a) に示したマルテンサイト的な光学顕微鏡組織は、Photo. 3 a) に示すように同一方向に成長したラス状プレートが集合体 (パケット、コロニー) を形成した、いわゆるラス (マッシュヴ) マルテンサイト組織または微細層状組織であった。また、個々のプレート間には β 相が残留している場合が大部分で

Table 2. EDS analyses for lath plates and interplate regions in the specimens cooled from 1100°C at the cooling rates of 300°C/s, 4°C/s and 0.1°C/s.

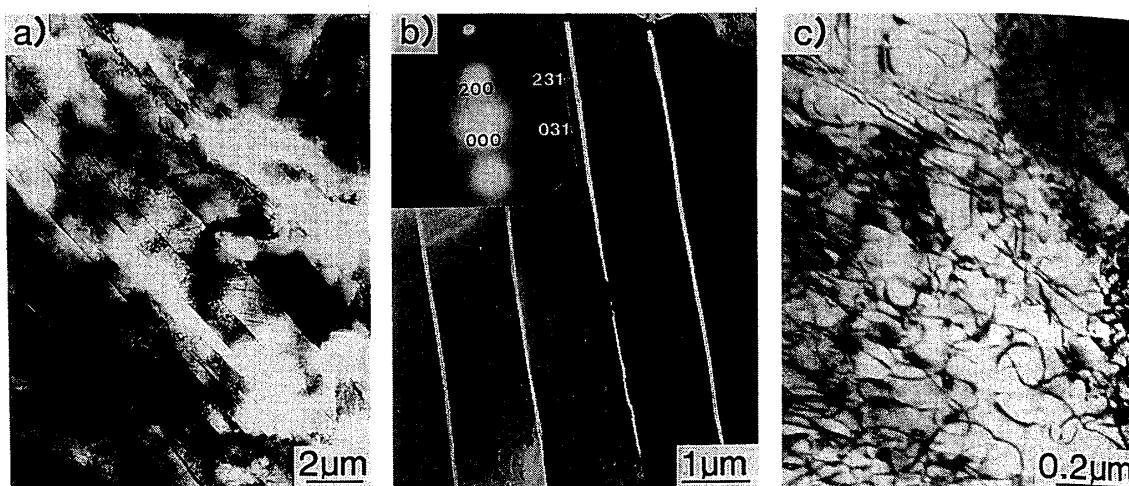
(mass%)

Cooling rate from β region	Plate	Interplate
300°C/s	Al : 4.68~6.19 Sn : 2.26~2.87 Fe : 0.14~0.19 0.16~0.28*	Al : 3.72~4.70 Sn : 2.03~2.35 Fe : 0.96~7.23
4°C/s	Al : 5.37~5.54 Sn : 2.08~2.16 Fe : 0.11~0.12	Al : 2.19~4.60 Sn : 1.49~2.68 Fe : 1.85~10.58 0.18~0.55*2
0.1°C/s	—	Al : 2.25~4.30 Sn : 1.55~2.52 Fe : 4.19~8.55

* Dislocations are included in the beam spots. Other analyzed points for the "plate" do not include any dislocation.

*2 Structural dislocations are included in the beam spots. Other analyzed points for the "Interplate" are in β phase.

あった (Photo. 3 b)). 変態生成プレートの内部には、Photo. 3 c) に示すように高密度転位が含まれており、一部は冷却中にかなりの回復をとまっていた。プレート内部およびプレート間に残留した β 相に対して EDS 微小領域分析を行った結果を Table 2 に示す。Al, Sn に関しては β 相中の方がやや低い濃度を示している程度であったが、不純物元素として 0.22 mass% 含まれている Fe は、β 相中に著しく濃化しており、最大で 7 mass% 以上の値を示した。また、プレート内部でも転位の交差する部分を含むように電子ビームを当てると、やや高い Fe 濃度値を示す場合がみられた。



a) Lath type of plate structure b) Dark field image of β phase retained between lath plates (Beam//[013] bcc)
c) Dislocated substructure of a lath plate

Photo. 3. TEM micrographs of the specimen cooled from 1100°C at the cooling rate of 300°C/s.

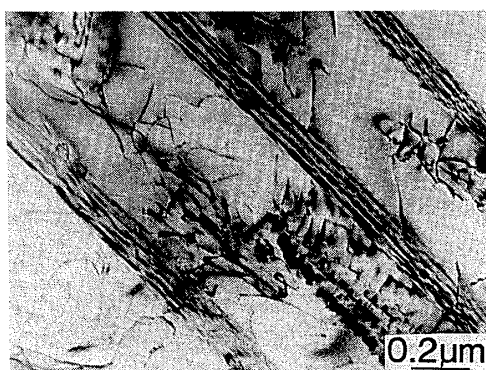
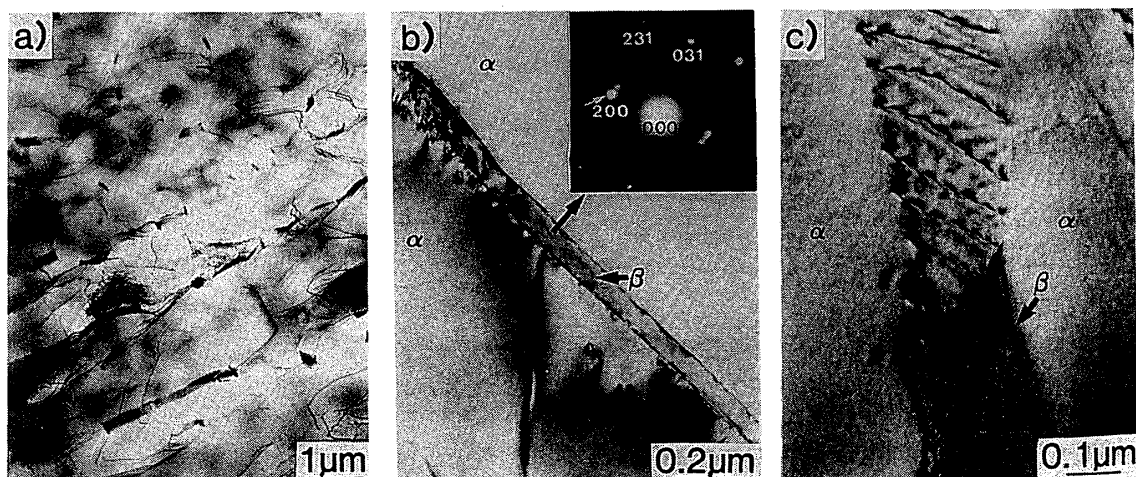


Photo. 4. Dislocated substructure of the specimen cooled from 1100°C at the cooling rate of 60°C/s.

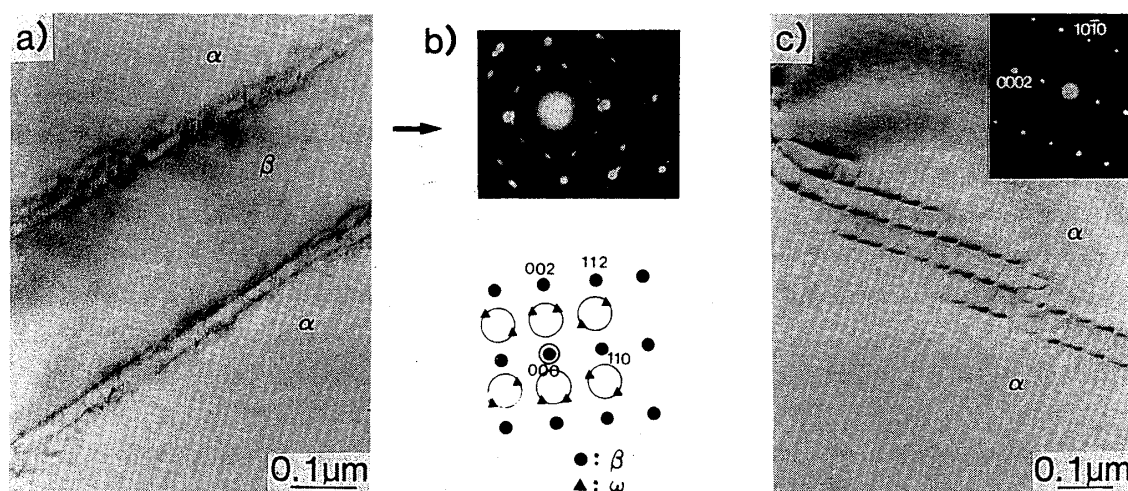
Photo. 4 は 60°C/s で室温まで冷却した試料の TEM 組織である。ラス状プレート内部には 300°C/s 冷却材ほどではないが比較的高密度の転位が含まれており、部分的に回復していた。

Photo. 5 は 4°C/s で室温まで冷却した試料の TEM 組織である。プレート間には残留 β 相 (Photo. 5b) のほか、プレートの成長方向や残留 β 相とほぼ平行に転位網や転位列が多く観察された (Photo. 5c)。この転位網や転位列以外にプレート内部に含まれる転位の密度は、300°C/s 冷却材や 60°C/s 冷却材に比べると著しく減少していた。プレートおよびプレート間に残留した β 相あるいはプレート間の転位列あるいは転位網に対して EDS 分析を行った結果を Table 2 に示す。 β 相だけで



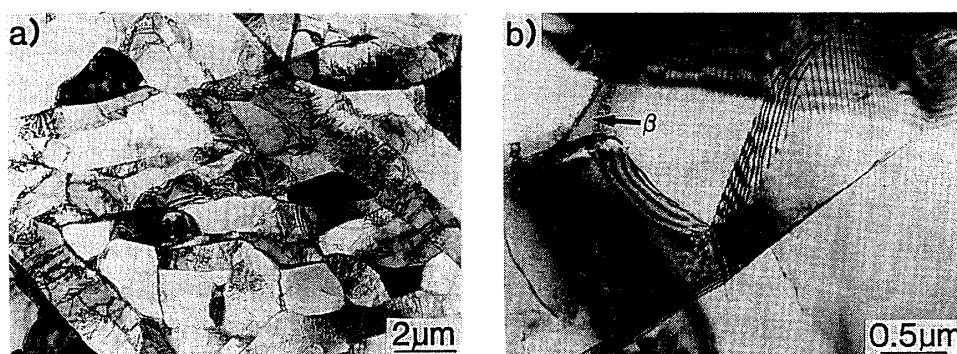
a) Lath type of sideplates b) β phase retained between sideplates (Beam//[013] bcc)
c) Structural dislocations and β phase between sideplates

Photo. 5. TEM micrographs of the specimen cooled from 1100°C at the cooling rate of 4°C/s.



a) β phase retained between sideplates b) Diffraction pattern of β phase having the ring-like diffuse streak and ω spots (Beam//[110] bcc) c) Dislocation network between sideplates (Beam//[1210] hcp)

Photo. 6. TEM observation for the specimen cooled from 1 100°C at the cooling rate of 0.1°C/s.



a) Refined microstructure b) Subgrain structure and β phase at the triple point

Photo. 7. TEM observation for the specimen aged at 550°C for 24 h after cooled from 1 100°C at the cooling rate of 300°C/s.

なく転位列部分においても比較的高濃度の Fe の存在が確認された。また、300°C/s 冷却材と比較すると、プレート内部の Sn の濃度がやや低くなっているものの、それ以外には顕著な差はみられなかった。

Photo. 6 は 0.1°C/s で室温まで冷却した試料の TEM 組織である。4°C/s の場合と同様に残留 β 相 (Photo. 6 a)) および転位網 (Photo. 6 c)) の両者が観察されたが、Photo. 6 b) に示すように、残留 β 相の [110] 回折像には強いリング状の散漫散乱が現れており、その一部には ω 相に関連すると思われる明瞭なスポットが観察された。一方、 α 相の回折像 (Photo. 6 c)) には α_2 相の規則反射は確認されなかった。残留 β 相に対して EDS 分析を行った結果を Table 2 に示す。300°C/s 冷却材や 4°C/s 冷却材と比較して Al, Sn, Fe

のいずれの濃度にも顕著な差はみられなかった。

Photo. 7 は 300°C/s 冷却材をさらに 550°C-24 h 時効処理した STA 材の TEM 組織である。300°C/s 冷却材のラス状プレート組織 (Photo. 3 a)) の痕跡を残してはいるもののいくつかの微細結晶粒に分割されており、その多くは転位網や転位列からなる亜粒界による分割であった。また、 β 域からの冷却時に導入された高密度転位 (Photo. 3 a), c)) は著しく減少していた。さらに一部には、コントラストの違いからもわかるように、周囲とは結晶方位の異なる低転位密度の結晶粒も観察された。また時効前にプレート間に存在していた残留 β 相は時効後は主に α 相の粒界 (または亜粒界) 三重点に少量観察された (Photo. 7 b))。

4. 考 察

4.1 急冷組織

本実験における最高冷却速度である 300°C/s で β 域から冷却した試料の変態生成プレートには、せん断的な変態の結果と思われる高密度転位が含まれているものの (Photo. 3 a), c)), ラス状プレート間には β 相が残留し、相当量の Fe が濃化しており (Table 2), 冷却中にかなりの元素拡散をとまっていた。また、 60°C/s 冷却材では拡散型の変態生成物である粒界 α 相が生成しているものの (Photo. 1 b)), サイドプレートは比較的高密度の転位を含んでいた (Photo. 4)。このような拡散型の変態とせん断的な変態の両者の特徴を有するラス状プレート組織は Ti-6Al-4V を β 域から 300°C/s で冷却した場合にも観察されており、筆者らはせん断変態成分と拡散変態成分の競合という観点からこの組織に対して考察を行った⁷⁾。Ti-5Al-2.5Sn では冷却速度 300°C/s における変態開始温度が約 950°C (Fig. 1) で Ti-6Al-4V⁸⁾ よりもさらに 100°C 高くなっており、 α 相中できわめて拡散が速く⁹⁾ α 相への固溶度がきわめて低い¹⁰⁾ Fe は、せん断的な変態をした後の冷却中に高密度転位を介した短回路拡散によりきわめて短時間のうちにプレートから吐き出されプレート間に濃化した可能性も指摘される。しかしながら、プレート内部の Fe の分析結果 (Table 2) は、Fe が転位周辺に濃化している可能性を示唆しており、このことはプレート生成直後にプレート内部に過飽和に含まれていた Fe は、その後の冷却過程では必ずしもプレート間まで拡散していないことを示していると考えられる。したがって、Ti-5Al-2.5Sn を 300°C/s で冷却した場合も Ti-6Al-4V と同様に、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、Photo. 3 および 4 に示したような組織が形成されたと考えるのが妥当と思われる。ここで、EDS によるプレート内部の Fe 濃度の分析値はきわめて低い値であるため、分析電子顕微鏡の検出限界を考慮すると分析値に対する信頼度は必ずしも高くはないことに注意する必要がある。しかしながら、転位の存在する部分が転位を含まない部分よりも相対的に高濃度を示したことは有意と思われる。

4.2 室温硬度の冷却速度依存性

Fig. 2 に示したように、Ti-6Al-4V では 10°C/s 以上の冷却速度では冷却速度の上昇にともなって硬度は急激に増加する。このような傾向は、Ti-6Al-4V だけでなく Ti-6Al-6V-2Sn でも観察されており、 $\alpha+\beta$ 型合金をせん断変態成分と拡散変態成分が強く競合するような

冷却速度で β 域から冷却した場合の特徴である⁷⁾。しかし、4.1 節で述べたように、Ti-5Al-2.5Sn の場合、せん断変態成分と拡散変態成分が競合していると思われる 300°C/s および 60°C/s の冷却速度においても硬度の急激な上昇はみられず、冷却速度の増加にともなって緩やかに硬度は上昇した (Fig. 2)。これは Ti-6Al-4V や Ti-6Al-6V-2Sn などの $\alpha+\beta$ 型合金では冷却後のプレート内部に V などの β 安定化元素が多量に過飽和に固溶していた⁷⁾ のに対し、Ti-5Al-2.5Sn ではプレート内部には β 安定化元素がほとんど固溶しておらず、過飽和固溶元素による固溶硬化が小さいことによると考えられる。すなわち Ti-5Al-2.5Sn には β 安定化元素としては Fe が約 0.2 mass% 程度しか含まれておらず、しかもその多くは $60\sim 300^{\circ}\text{C/s}$ の冷却速度でも冷却中に β 相に濃化したり転位付近に濃化するなど (Table 2), プレートにはほとんど固溶していない。そのため過飽和固溶元素の硬化への寄与はきわめて小さく、せん断変態成分が増加しても組織微細化や転位密度の上昇しか硬度上昇には寄与せず、冷却速度の増加に対して緩やかな硬度上昇しか示さなかったものと考えられる。

さて、Ti-5Al-2.5Sn を 0.1°C/s で冷却した試料の室温硬度は、 0.5°C/s で冷却した場合よりもやや高い値を示した。本試料の β 相には ω 相が存在することを示唆する電子線回折像が得られており (Photo. 6 b)), ω 相の生成が硬度上昇の原因である可能性も否定できないが、本合金では β 相の体積分率は α 相のそれに比べるときわめて低く、硬度上昇の原因はむしろ α 相中の組織変化と思われる。本実験では α_2 相生成の証拠は検出されなかったが (Photo. 6 c)), 815°C で焼鈍後炉冷した Ti-5Al-2.5Sn ELI には α_2 が析出することが報告されており³⁾、本実験に用いた試料にも電子線回折に寄与しない程度の微細粒子析出や短範囲の秩序化が起り硬度上昇に寄与している可能性がある。

4.3 徐冷組織

Photo. 5, 6 に示したように、 4°C/s 以下の冷却速度で冷却した試料には α 相プレート間に残留した β 相のほか、転位網や転位列が多く観察された。この転位網や転位列は α 相プレートの成長方向や残留 β 相とはほぼ平行に存在しており、また比較的高濃度の Fe の存在が確認 (Table 2) されていることから、冷却中に α 相プレートの成長・合体にともない β 相が消失した部分と考えられる。このとき隣りあう α 相プレートはほぼ同じ結晶方位であることが多いため、 α 相プレートの合体にともない転位網や転位列を残し亜粒界を形成したものと考えられる。

さらに、 0.1°C/s 冷却材では残留 β 相の $[1\bar{1}0]$ 回折像に強いリング状の散漫散乱とその一部に ω 相に起因すると思われる明瞭な回折斑点が観察された (Photo. 6 b)). このリング状の散漫散乱は、溶質濃度が高くなり 2 種の $\langle 111 \rangle$ 方向のフォノンモードの結合が強くなると現れる現象¹¹⁾と考えられており、Ti-12 mass% Fe¹²⁾ や Ti-16 mass% Fe¹³⁾ でも観察されていることから不純物元素として含まれている Fe が冷却中に β 相中に濃化した効果が強く反映されたものと考えられる。一方、 β 相中で同程度の Fe 濃度 (Table 2) を示した 4°C/s 冷却材では、 $[1\bar{1}0]$ 回折像には弱い散漫散乱しか観察されなかった (Photo. 5)。したがって、 0.1°C/s 冷却材の特徴的な β 相回折像は、非熱的 ω 相ではなく熱的 ω 相に関連したものと思われる。すなわち、比較的高温で Fe が濃化した β 相がきわめて低い冷却速度のためにさらに低温域で時効に相当する熱処理効果をうけ形成したものと考えられる。不純物元素としてチタン材料中に含まれる微量の Fe が β 相に濃化し ω 相を形成するという例は工業用純チタンでも報告されており¹⁴⁾、また一部の β 型チタン合金では ω 相が生成すると著しい脆化を示すことが一般に知られている¹⁵⁾。したがって、 α 型チタン合金でも微量の Fe が含まれる場合には、 ω 脆性にも注意する必要がある。

4.4 STA 材の組織

300°C/s 冷却材にみられたラス状プレート組織 (Photo. 3) は、 $550^\circ\text{C}-24\text{ h}$ の時効処理によりいくつかの微細結晶粒に分割され、多くは亜結晶粒界を形成していた (Photo. 7 a), b)). この亜結晶粒界は、時効前に存在した高密度転位の回復により形成したものと、時効前に β 相を挟んで隣りあっていたラス状プレートが時効中に成長・合体することにより形成したものの両者と考えられる。後者は、4.3 節で述べたように、 4°C/s 冷却材および 0.1°C/s 冷却材で観察された転位網あるいは転位列と同様の生成機構である。さらに、大角の結晶粒界を有するきわめて低転位密度の結晶粒も観察された (Photo. 7 a)), これは再結晶粒と考えられる。一般に Ti-6Al-4V などの $\alpha+\beta$ 型チタン合金では、ラス状プレート間に存在する β 相が粒界移動を妨げるため、高転位密度の焼入れ組織を焼もどし時効しても再結晶は起こりにくいが、Ti-8Al-1V-1Mo や Ti-3V のように β 相の体積分率の低い near α 型合金では、再結晶が可能であることが報告されている¹³⁾。本合金は α 型に属し β 相の割合はきわめて低いため再結晶が可能であったと考えられる。また、時効前にプレート間にフィルム状に存在した過冷却残留 β 相 (Photo. 3 b)) は時効による α

相の体積分率の増加にともないその量を減少させ、さらに α 相の合体および回復・再結晶を通して界面エネルギーの釣合いから最も安定な粒界三重点に主として存在するようになったものと考えられる (Photo. 7 b)). 光学顕微鏡組織 (Photo. 2) で観察されたバケットは、焼入れ時に生成したラス状プレートのバケットが、プレート間にフィルム状に存在していた β 相が消滅したため、より強調されて観察されたものと思われる。

このような微細結晶粒組織は、破壊靱性やクリープ特性などが針状組織に比べて劣っていると考えられるため、本合金に対して β 処理を行いさらに安定化熱処理を行う場合、あるいは β 処理後高温域での使用を目的とする場合には、 β 域からの冷却速度があまり高くないよう注意する必要がある。

5. 結 論

α 型チタン合金 Ti-5Al-2.5Sn の β 処理組織におよぼす冷却速度の影響を解析し、以下の結論を得た。

(1) 拡散型の変態生成物である粒界 α 相は、 60°C/s 以下の冷却速度で β 域から冷却すると生成する。一方、 300°C/s 冷却材の試料全体、および 60°C/s 冷却材の旧 β 粒内部は高密度転位を含むラス状プレート組織であり、Fe などの溶質元素の拡散も検出される。これは拡散型の変態成分とせん断型の変態成分が競合して作用して形成した変態組織と考えられる。

(2) $0.5\sim 300^\circ\text{C/s}$ の冷却速度範囲では、冷却速度の増加にともなって室温硬度は緩やかに上昇し、 $\alpha+\beta$ 型合金で観察されるようなある冷却速度以上での急激な硬度上昇はみられない。これは変態生成プレートに過飽和に固溶する β 相安定化元素量が少なく、その固溶硬化による寄与が小さいためと考えられる。

(3) 冷却速度 0.1°C/s で冷却した試料では冷却中に Fe の濃化した β 相中に $\langle 111 \rangle$ ソフトモードフォノンや ω 変態に関連した強いリング状散漫散乱や回折斑点が現れる。

(4) 300°C/s 冷却材を $550^\circ\text{C}-24\text{ h}$ 時効すると、焼きもどされた α 相プレートの成長・合体および β 域からの冷却時に導入された高密度転位の回復により生成したと考えられる亜結晶粒と、再結晶粒からなる微細粒組織が得られる。このとき β 相は α 粒界 (亜粒界) 三重点に主に観察される。

文 献

- 1) 和泉 修: 金属チタンとその応用 (草道英武, 村上陽太郎, 木村啓造, 和泉 修 編) (1983), p. 41 [日刊工業新聞社]

- 2) 長井 寿, 緒形俊夫, 由利哲美, 石川圭介, 西村 孝, 溝口孝遠, 伊藤喜昌: 鉄と鋼, 72 (1986), p. 107
- 3) R. H. van STONE, J. R. LOW, Jr. and J. L. SHANNON, Jr.: Metall. Trans. A, 9 (1978), p. 539
- 4) R. A. WOOD: Titanium Alloys Handbook, Publication No. MCIC-HB-02 (1972), p. 1-2, 72-1 [Metals and Ceramics Information Center, Battelle]
- 5) P. A. BLENKINSOP: Titanium Science and Technology, ed. by G. LÜTJERING, U. ZWICKER and W. BUNK (1984), p. 2323 [DGM]
- 6) 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]
- 7) 藤井秀樹, 鈴木洋夫: 鉄と鋼, 77 (1991), p. 1481
- 8) H. FUJII and H. G. SUZUKI: Proc. of 6th World Conf. on Titanium, ed. by P. LACOMBE, R. TRICOT and G. BÉRANGER (1989), p. 1489 [Les Éditions de Physique, France]
- 9) H. NAKAJIMA, M. KOIWA and S. ONO: Scr. Metall., 17 (1983), p. 1431
- 10) J. L. MURRAY: Phase Diagrams of Binary Titanium Alloys, ed. by J. L. MURRAY (1987), p. 99 [ASM International]
- 11) 西山善次: 日本金属学会報, 14 (1975), p. 499
- 12) J. C. WILLIAMS, D. de FONTAINE and N. E. PATON: Metall. Trans., 4 (1973), p. 2701
- 13) J. C. WILLIAMS: Titanium Science and Technology, ed. by R. I. JAFFEE and H. M. BURTE (1973), p. 1433 [AIME]
- 14) C. SERVANT and O. LYON: Proc. of 6th World Conf. on Titanium, ed. by P. LACOMBE, R. TRICOT and G. BÉRANGER (1989), p. 1681 [Les Éditions de Physique, France]
- 15) 大西四聰: 金属チタンとその応用 (草道英武, 村上陽太郎, 木村啓造, 和泉 修 編) (1983), p. 61 [日刊工業新聞社]