Ti-5Al-1Feの連続冷却変態特性

立澤 吉紹^{1)*}・國枝 知徳¹⁾・藤井 秀樹¹⁾

Continuous Cooling Transformation Characteristics of Ti-5Al-1Fe
Yoshitsugu TATSUZAWA, Tomonori KUNIEDA and Hideki FUJII

Synopsis : To obtain the fundamental information on the microstructure evolution during cooling from the β region in a Fe containing $\alpha+\beta$ type titanium alloy “Ti-5Al-1Fe”, microstructures of the specimens continuously cooled from the β region at various cooling rates were closely examined and compared with those in conventional titanium alloys Ti-6Al-4V and Ti-5Al-2.5Sn.

The kinetics of the α phase formation during cooling in Ti-5Al-1Fe, in which fast diffusive Fe is used as an alloying element, was considerably different from that in Ti-6Al-4V containing slow diffusive V although the two alloys have the same strength level and the similar phase constitution. In the specimens cooled at cooling rate of 300°C/s or higher, the Fe-enriched β phase retained between the lath α plates, showing that diffusional phase transformation occurred even at relatively high cooling rate of 300°C/s. In the specimens cooled at cooling rates ranging from 1 to 300°C/s, cooling rate dependence on Vickers hardness at room temperature was considerably small compared to Ti-6Al-4V. It is similar to that in Ti-5Al-2.5Sn containing around 0.2% Fe, indicating that the diffusional component of phase transformation dominated the phase transformation during cooling and shear component was suppressed at cooling rates lower than 300°C/s. In the specimen cooled at 0.1°C/s, the ω phase formed in the retained β phase probably as a result of an aging effect due to the low cooling rate, while equilibrium FeTi was not detected. Based on the microstructure observations, the CCT diagram of Ti-5Al-1Fe was formulated.

Key words : titanium alloy; phase transformation; cooling rate; hardness; continuous cooling transformation diagram.

1. 緒言

Ti-5mass%Al-1mass%Feは、最汎用チタン合金であるTi-6mass%Al-4mass%V および Ti-6Al-4V ELI (Extra Low Interstitials) と同等の強度レベルを目標に成分設計されており、航空機向け汎用合金に使用されている高価な β 安定化元素であるVやMoを、安価なFeで代替した $\alpha+\beta$ 型チタン合金の一つである¹⁾。1990年代に開発されて以降、棒、線、熱延コイル薄板などが工業的に量産されており、スポーツ用品や自動車部品をはじめ様々な用途に適用され、現在も新たな適用用途が検討されている²⁻⁵⁾。Ti-5Al-1FeはTi-6Al-4Vの強度水準を目標に開発されているため、 β 変態点や各温度での相構成もTi-6Al-4Vと同等となるように成分設計されており、d電子合金設計法に基づいた計算でも、その妥当性が示されている⁶⁾。しかし、 β 安定化元素として全率固溶型のVではなく共析型のFeを使用しており、本来、室温～中温域では金属間化合物のFeTi相が平衡相である⁷⁾。また、FeはVや他の β 安定化元素と比べ拡散速度が著しく速く⁸⁾、回復、再結晶、粒成長、相変態などの拡散が関与する組織形成過程がTi-6Al-4Vとは大きく異なる。これらは、圧延や熱処理などの製造工程や最終製品の

使用可能温度範囲にも多大な影響を及ぼす因子であり、特にTi-6Al-4Vを基軸として設計されている一般的な $\alpha+\beta$ 型チタン合金の製造条件ではなく、Ti-6Al-4Vと本合金の相変態挙動の差異を十分把握し、これを反映させた条件にて製造する必要がある。FeTi相の生成条件については、派生成成分系を含め詳細が検討されており^{1,9,10)}、例えば、Ti-5.5mass%Al-1mass%Feでは、焼鈍材で450°C、128 h以上、もしくは940°C溶体化水冷却材で500°C、8 h以上の時効処理を行うことでFeTi相が生成するなどの結果が報告されているが⁹⁾、より高温の $\beta\rightarrow\alpha$ 相変態に関する詳細な研究結果は報告されていない。そこで、本研究では、Ti-6Al-4Vの代替合金として今後の活用が期待される安価汎用元素活用型合金であるTi-5Al-1Feの組織制御に重要な $\beta\rightarrow\alpha$ 相変態挙動に関する基礎知見を得るため、本合金を β 単相域から種々の冷却速度で連続冷却し、相変態特性を詳細解析するとともに、Ti-6Al-4VやTi-5mass%Al-2.5mass%Sn (Feを0.2 mass%含有)のそれ¹¹⁻¹³⁾と比較し、これら合金間の差異について考察した。

平成27年11月11日受付 平成28年1月19日受理 (Received on Nov. 11, 2015; Accepted on Jan. 19, 2016)

1) 新日鐵住金(株) 技術開発本部鉄鋼研究所チタン・特殊ステンレス研究部 (Titanium & Specialty Stainless Steel Research Lab., Steel Research Laboratories, Technical Research & Development Bureau, Nippon Steel & Sumitomo Metal Corporation, 3434 Shimata Hikari Yamaguchi 743-8510)

* Corresponding author : E-mail : tatsuzawa.t4q.yoshitsugu@jp.nssmc.com

DOI : <http://dx.doi.org/10.2355/tetsutohagane.TETSU-2015-102>

2. 実験方法

本研究で用いたTi-5Al-1Feの化学組成をTable 1に示す。本合金の β 変態点は約1010°Cである¹⁴⁾。消耗電極式真空アーク2回溶製した3.7 ton 鋳塊を、熱間鍛造によりピレットとし、これを $\alpha + \beta$ 域加熱圧延することで製造した直径18 mmの丸棒を供試材とした。

供試材より長さ方向が圧延方向と平行になるように直径3 mm、長さ10 mmの円柱状試験片を切り出し、フォーモスタ試験機を用いてFig.1に示す熱処理を行った。すなわち、真空雰囲気にて、 β 単相域の1100°Cで20 minの溶体化処理後、Heガスを試験片に吹き付けることで冷却速度を調整し、0.1~300°C/sの一定の冷却速度で室温まで冷却した(Fig.1 (a))。また、連続冷却途中の組織変化を調査するため、700~900°Cまで一定速度で冷却後、Heガス急冷(HeQ)により組織凍結する熱処理も行った(Fig.1 (b))。

熱処理後の試験片は、光学顕微鏡、透過電子顕微鏡(TEM)による組織観察、および、ビッカース硬度測定を行った。硬度測定は、原則5 kgfの荷重で3点測定し、その平均値を算出し、ばらつきが大きい場合は、1 kgfの荷重で測定点数を5点増やし、その平均値を求めた。光学顕微鏡組織観察はL断面を、TEM観察はT断面を対象に実施した。TEM観察用薄膜試料は、90 ml過塩素酸+525 mlブタノール+900 mlメタノールから成る電解液を用いて約-30°Cで電解研磨により作製した。本合金は、Ti-6Al-4VやTi-5Al-2.5Snなど、他の α 型あるいはnear α 型の $\alpha + \beta$ 型合金同様、 β 相から α 相への変態時の体積変化が小さいため、変態点の測定はフォーモスタ試験機で検出される試料長さ変化のみでは測定が困難な場合もあった。そこで、熱分析や凍結組織観察結果を総合して、変態開始点を判定した。

Table 1. Chemical composition of a material used (mass%).

Ti	Al	Fe	O	C	N	H
Balance	5.14	1.07	0.162	0.002	0.003	0.0010

Fig. 1. Heat treatment patterns. The β transus (T_β) is around 1010°C¹⁴⁾.

3. 実験結果

3・1 連続冷却後の室温硬度

Fig.2に β 域から室温まで一定の冷却速度で冷却した試料の室温硬度を示す。比較のためTi-6Al-4V^{11,12)}およびTi-5Al-2.5Sn¹³⁾の結果も併せて示す。Ti-5Al-1Feの室温硬度は、冷却速度0.5~1°C/sでは、本実験範囲では最低硬度値の約300 HVであり、冷却速度の上昇と共に室温硬度は緩やかに上昇し、300°C/sでは約330 HVであり、冷却速度依存性はTi-6Al-4Vに比べ小さかった。これは、 β 安定化元素であるFeを約0.2 mass%しか含有しないTi-5Al-2.5Snと同様の傾向であり、Ti-6Al-4Vで確認されている特定の冷却速度(10°C/s)以上での急激な硬度上昇は認められなかった。一方、それより低冷却速度である0.1°C/sでは、約310 HVで0.5°C/sとほとんど同じあるいは若干硬度が上昇する傾向がみられた。なお、Ti-6Al-4Vでは室温硬度のばらつきはほとんど認められなかったのに対し、Ti-5Al-1Feでは30 HV程度の大きなばらつきが認められ、この点もTi-5Al-2.5Snと同様の傾向であった。

Fig. 2. Effect of cooling rates on Vickers hardness at room temperature in β heat treated Ti-5Al-1Fe. For comparison the data for Ti-6Al-4V^{11,12)} and Ti-5Al-2.5Sn¹⁴⁾ are also shown.

3・2 連続冷却変態時のマイクロ組織変化

Fig.3に β 域から室温まで各冷却速度で冷却した試料の光学顕微鏡組織を示す。冷却速度が最も速い300°C/sでは、マルテンサイト的な組織を示し、 β 粒界に析出した板状粒界アルトリオモルフ(粒界 α 相)は確認されなかった(Fig.3(a))。一方、50°C/sでは、大部分がマルテンサイト的な組織であったが、一部、粒界 α 相(図中の α_{GB})が確認された。さらに、その粒界 α 相から β 相内に生成したサイドプレート α 相(同 α_L)も確認された。冷却速度がさらに遅くなると、粒界 α 相やサイドプレート α 相が明瞭に観察され、徐々に組織が粗大化した。

Fig.4に300°C/sで室温まで冷却した試料のTEM組織を示す。光学顕微鏡観察ではマルテンサイト的な組織であったが、TEM組織は約0.2~1.2 μm 幅のラス状 α 相プレートが

集合体を形成した組織であった(Fig.4(a))。 α 相プレート間には電子回折パターンより β 相が確認された(Fig.4(b), (c))。図中の電子回折パターンの矢印で示したスポットで結像させた暗視野像では、視野内の大部分の β 相は同一の結晶方位を有していた(Fig.4(c))。また、 α 相プレート内には、一部で積層欠陥と思われる下部組織や比較的高密度の転位(Fig.4(d), (e))が観察された。Fig.5に α 相プレートおよびプレート間を含む領域に対して行ったTEM/EDSによる元素定性分析結果を示す。Alは明確な濃度分配を生じておらず、ほぼ一様に分布していたが、強い β 安定化元素であるFeは α 相プレート間の β 相で濃化が確認された。薄膜定量法で点分析を行ったところ、 α 相プレート間の β 相でのFeの濃度は2~10 mass%であり、冷却速度300°C/sで冷却してもかなりの拡散を伴った相変態をしていること

Fig. 3. Optical micrographs of the specimens cooled from 1100°C at cooling rates of (a) 300°C/s, (b) 50°C/s, (c) 10°C/s and (d) 1°C/s.

Fig. 5. Distributions of Ti, Al and Fe in the specimen cooled from 1100°C at cooling rate of 300°C/s (TEM/EDS analyses). (Online version in color.)

Fig. 4. TEM micrographs of the specimen cooled from 1100°C at cooling rate of 300°C/s. (a) and (b) Lath plate type microstructure. (c) Dark field image of retained β phase between lath plate. (d) and (e) Stacking faults and dislocations in the lath plates.

が確認された。

Fig.6に50°C/sで室温まで冷却した試料のTEM組織を示す。 α 相プレートの幅は、約0.5~1.5 μm であり、300°C/s冷却時とほとんど変化がなかった。一方、 α 相プレート内の転位密度は、Fig.4 (e) に示した300°C/s冷却時と比べて著しく低くなっており、積層欠陥と思われる下部組織も観察されなかった。

Fig.7に5°C/sで室温まで冷却した試料のTEM組織を示す。 α 相プレートの幅は約1~4 μm で、50°C/s冷却時よりも粗大化していた。一方、 α 相プレート内の転位密度は、50°C/s冷却時よりさらに低くなっていった。また、TEM/EDS分析（薄膜定量法）で得られた β 相中のFe濃度は2~12 mass%であった。

Fig.8に0.1°C/sで室温まで冷却した試料のTEM組織を示す。 α 相プレートの幅は、観察場所によって異なるが、最小で約3 μm 、最大でFig.8 (a) に示す通り約20 μm で、5°C/sで冷却した試料に比べ、著しく粗大であった。 α 相プレート間の残留 β 相中のFeは13~15 mass%まで濃化してお

り、低倍率の明視野像 (Fig.8 (b)) には β 相内部に析出物は認められなかったが、 $(110)_\beta$ の電子回折パターンにはリング状の散漫散乱と、 $1/3 \langle 112 \rangle_\beta$ と $2/3 \langle 112 \rangle_\beta$ の位置に ω 相のスポットが確認された。この β 相を高倍率で観察すると、微細な析出相のコントラストが確認された (Fig.8 (c))。図中の電子回折パターンの矢印で示したスポットで結像させた暗視野像 (Fig.8 (d)) では、 β 相内部に数nmの大きさの ω 相が生成していることが確認された。一方、 α 相の電子線回折パターン (Fig.8 (e)) には、 α_2 相の規則反射は確認されなかった。また、 α 相プレート内の転位密度は、5°C/s冷却時よりさらに低かった (Fig.8 (e))。なお、Fig.8 (b) の β 相と α 相の界面に沿って観察されるコントラストは、いわゆる界面相と呼ばれ、薄膜試料作製（電解研磨）時の水素吸収によって生成した人工生成物であり¹⁵⁾、本質的なものではない。

3・3 連続冷却変態線図

Fig.9に凍結組織観察、試料長変化、熱分析結果を総合的に判断して作成した本合金の連続冷却変態線図を示す。比

Fig. 6. TEM micrograph of the specimen cooled from 1100°C at cooling rate of 50°C/s.

Fig. 7. TEM micrograph of the specimen cooled from 1100°C at cooling rate of 5°C/s.

Fig. 8. TEM micrographs of the specimen cooled from 1100°C at cooling rate of 0.1°C/s. (a) Lamellar microstructure. (b) and (c) Retained β phase between α plates. (d) Dark field image of retained β phase between α plate. (e) Inside of α plate.

較のため、Ti-6Al-4Vのそれ¹¹⁾も併せて示す。光学顕微鏡組織観察結果では、50℃/s以下の冷却速度で粒界 α 相の生成が確認されたため、粒界 α 相の析出開始温度を変態開始温度とした。また、100℃/s以上の冷却速度では、粒界 α 相は光学顕微鏡観察では確認されなかったため、冷却中の体積収縮および急激な発熱反応を示した温度を変態開始温度とした。

Ti-5Al-1Feを100℃/s以上の冷却速度で冷却した場合、冷却速度に依らずほぼ一定の変態温度を示し、この温度は約905℃であった。0.5~50℃/sの冷却速度では、粒界 α 相生成開始温度(図中の α_s)は900~1000℃の範囲であった。Ti-6Al-4Vと比較すると、同一冷却速度では、本合金の粒界 α 相生成開始までの時間は短く、高温であった。両合金の粒界 α 相生成開始温度の差は、0.5℃/sでは約25℃であるが、高冷却速度ほどその差は大きくなり、50℃/sでは約55℃で最大となった。このように、Ti-5Al-1FeとTi-6Al-4Vの粒界 α 相生成開始温度の差は、 β 変態点の温度差(約20℃)より大きかった。一方、サイドプレート α 相生成開始温度(同 α_L)は800~900℃の範囲であり、粒界 α 相生成開始と比較し、サイドプレート α 相生成開始までの時間は長く、低温で生成していた。サイドプレート α 相生成開始温度と粒界 α 相生成開始温度の差は、0.5℃/sでは約75℃であるが、50℃/sでは約100℃であり、高冷却速度ほどその差は大きくなった。

4. 考察

4・1 急冷組織

本実験範囲の中で最高冷却速度の300℃/sで室温まで冷却した試料のラス状 α 相プレートには、せん断的な変態に起因したと考えられる比較的高密度の転位が含まれているが(Fig.4 (e))、 α 相プレート間には β 相が残留し、その

β 相中にFeが著しく濃化していることから、冷却中にかなりの拡散を伴っていたことがわかる。Ti-5Al-1Feでは冷却速度300℃/sにおける α 相変態開始温度は約905℃と、Ti-6Al-4Vよりも約45℃高い。さらに、Ti-5Al-1Feでは β 安定化元素として、 β 相中での拡散速度がVに比べ著しく速いFeを用いている。 α 相変態開始温度である約900℃における拡散係数は、Feが $2.0 \times 10^{-12} \text{ m}^2/\text{s}$ 、Vが $3.5 \times 10^{-14} \text{ m}^2/\text{s}$ であり¹⁶⁾、約2桁異なる。そのため、冷却速度300℃/sであっても、高温での変態時にFeの拡散が生じたと考えられる。実際、 β 相にはFeが2~10 mass%も濃化していることから、変態時にかなりの拡散を生じていることが確認されている。一方で、Ti-6Al-4Vの同一冷却速度材と比較すると密度は低いものの、ある程度高密度の転位が観察されており(Fig.4 (e))、多少はせん断的な変態要素が作用したと考えられる。このような拡散的な変態とせん断的な変態の両方の特徴を有するラス状プレート組織は、Ti-6Al-4VやTi-5Al-2.5Snを β 域から300℃/sで室温まで冷却した場合でも観察されており、これはせん断変態成分と拡散変態成分の競合により形成したと考えられている¹¹⁻¹³⁾。Ti-5Al-1Feを300℃/sで室温まで冷却した場合でも同様に、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、Fig.4に示したような組織を形成したと考えられる。

4・2 室温硬度の冷却速度依存性

Fig.2に示したように、Ti-5Al-1Feにおける室温硬度は、1℃/s以上の冷却速度では、冷却速度の上昇と共に上昇しているが、その上昇は緩やかであり、同じ $\alpha + \beta$ 型チタン合金であるTi-6Al-4V¹¹⁾とは異なっていた。一方、これはnear α 型のTi-5Al-2.5Sn¹³⁾と同様の傾向であった。Ti-6Al-4Vのようにある冷却速度で急激に硬度が上昇する現象は、Ti-6mass%Al-6mass%V-2mass%Sn¹¹⁾やTi-5mass%Al-2mass%Fe-3mass%Mo¹⁷⁾などの β 安定化度の高い $\alpha + \beta$ 型チタン合金で確認されている。このような、チタン合金の室温硬度の冷却速度依存性について、せん断変態成分と拡散変態成分の観点から、Fig.10のようなモデルが提案されている¹¹⁾。このモデルでは、冷却速度の上昇と共に硬度が緩やかに上昇する領域Ⅰ、硬度が急激に上昇する領域Ⅱ、硬度がほぼ一定で推移する領域Ⅲの3つの領域に冷却速度領域が分類されている。 $\beta \rightarrow \alpha$ 変態については、領域Ⅰは拡散変態が主の領域、領域Ⅱは拡散変態からせん断変態への移行領域(両変態成分が競合する領域)、領域Ⅲはせん断変態が主であるマルテンサイト変態の領域である。Ti-5Al-1Feでは、4・1節で述べたように高冷却速度の300℃/sでも若干せん断変態成分を含んではいるものの拡散変態が主であり、Fig.8に示すモデルでは領域Ⅰの領域であると考えられる。さらに、 β 安定化元素であるFeは β 相にかなり濃化しており、 $\beta \rightarrow \alpha$ 変態時に大部分が β 相へ排出され、 α 相プレートにはほとんど固溶していないと考えられる。そのため、過飽和固溶元素による硬化は小さく、組織微細化やせん断

Fig. 9. CCT diagram of Ti-5Al-1Fe. That of Ti-6Al-4V¹¹⁾ is also shown for comparison. α_s ; temperatures at which phase transformation start. α_L ; temperatures at which side-plate α phase (lamellar structure) formation start.

変態成分の増加に伴う転位密度などの格子欠陥密度の上昇分しか硬度上昇に寄与せず、冷却速度の増加に対して僅かな硬度上昇しか示さなかったと考えられる。

Ti-5Al-1FeではTi-6Al-4Vに比べ、室温硬度のばらつきが大きかった。本実験では溶体化温度を1100℃としており、 β 変態点の1010℃に対して約90℃も高い温度であり、 β 粒が粗大化したため、コロニーのサイズが大きくなった可能性が考えられる。そのため、硬度測定時に結晶方位の影響を強く受け、室温硬度がばらついたものと考えられる。実際、300℃/sで冷却した試料の β 粒径は、Ti-6Al-4Vで約400 μm ¹²⁾、Ti-5Al-1Feで約510 μm であった。また、1℃/sで冷却したTi-5Al-1Fe試料のコロニーサイズは約230 μm で、圧痕サイズ(約165 μm)よりも大きかった。

さて、Ti-5Al-1Feを0.1℃/sで冷却した試料の室温硬度は、0.5～1℃/sで冷却した場合とほとんど同じか、僅かに高い値を示した。本合金は β 安定化元素であるFeを約1 mass%含有しているため、0.1℃/sで冷却した場合でも数～十数%の β 相が残留している。さらに、 β 相内部には ω 相が生成している(Fig.8 (b), (c), (d))。そのため、 β 相中への ω 相の生成による硬度上昇が全体の硬度上昇に寄与した可能性がある。また、本合金と同程度のAlを含有するTi-5Al-2.5Sn ELIでは、高温から徐冷した際に α 相中に α_2 相が生成することが報告されている¹⁸⁾。本実験では α_2 相生成の証拠は検出されなかったが、本合金もAlを約5 mass%含有していることから、電子線回折には寄与しない程度の微細な α_2 相の析出やTi-Alの短範囲秩序化が起こり、僅かな硬度上昇に寄与した可能性も考えられる。

Fig. 10. Schematic representation of the relationship between hardness at room temperature, ratio of shear and diffusional components in the points in the β to α phase transformation, and cooling rates from β region in $\alpha+\beta$ titanium alloys¹¹⁾.

4・3 徐冷組織

4・2節で述べたように、0.1℃/sで室温まで冷却した試料では、 ω 相の生成が観察された。0.1℃/sでは α 相プレート間のFe濃度が13～15 mass%まで濃化し、 β 相は安定化されており、非熱的 ω 相の形成は抑制されているはずである。一方、5℃/sで冷却した場合では、 β 相中のFe濃度は2～12 mass%であり、0.1℃/sで冷却した試料と同等にまでFeが濃化しているところもあったが、 ω 相は観察されなかった。したがって、0.1℃/sにて現れた β 相中の ω 相は非熱的 ω 相ではなく、熱的 ω 相である。すなわち、高温域でFeが濃化した β 相が著しく遅い冷却速度で冷却され、低温域で時効処理と同等の熱処理効果を受けたため、 ω 相が析出したと考えられる。チタン材料に含まれるFeが濃化し残留した β 相中に ω 相が生成するという例は、純チタン¹⁹⁾や他の $\alpha+\beta$ 型チタン合金^{20,21)}でも確認されている。さらに、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知られている²²⁾。そのため、Ti-5Al-1Feにおいても低冷却速度で冷却した材料では、 ω 脆性に注意する必要がある。

一方、本合金の室温での平衡相であるFeTi相は最低冷却速度の0.1℃/sで冷却した試料でも確認されなかった。類似組成合金であるTi-5.5Al-1Fe (750℃, 1 h, 空冷)では、500℃, 8 h以上の熱処理を施さないとFeTi相が生成しないことが報告されている⁹⁾。そのため、0.1℃/sという遅い冷却速度で冷却され、Feが13～15 mass%まで濃化した β 相を有しているも、FeTi相が生成する温度域(約600℃以下)での保持時間(1.5～2 h)が短く、FeTi相の生成には至らなかったと考えられる。

5. 結言

$\alpha+\beta$ 型チタン合金Ti-5Al-1Feの β 単相域からの連続冷却変態特性を評価した。以下に結論を示す。

- (1) 300℃/sの冷却速度で室温まで冷却しても変態時に β 安定化元素であるFeが拡散しており、主に拡散変態を生じた。また、50℃/s以下の冷却速度で冷却すると、拡散型の変態生成物である粒界 α 相およびサイドプレート α 相が生成した。一方、0.1℃/sの冷却速度で冷却すると、 β 相内に ω 相が生成した。
- (2) 1～300℃/sの冷却速度範囲では、室温硬度の冷却速度依存性は小さく、冷却速度の上昇とともに室温硬度は緩やかに上昇した。これは、300℃/sまでの冷却速度では、せん断変態要素をほとんど含まず、拡散変態を主とする相変態が生じたためと考えられる。
- (3) 冷却速度の低下とともに室温硬度は低下したが、0.1℃/sの冷却速度では硬度低下はほとんど認められなくなった。これは、数～十数%の体積分率で存在する β 相中に生成した ω 相による硬度上昇と、冷却速度低

下による α 相組織の硬度低下分が相殺された結果と考えられる。

- (4) Ti-5Al-1Feは、 β 安定化元素としてVよりも β 相中の拡散速度が速いFeを使用しているため、Ti-6Al-4Vと比べ α 相の生成が著しく速く、これを考慮した加工熱処理条件の設定が工学的には重要である。

文 献

- 1) H.Fujii, K.Takahashi and S.Soeda: Titanium'95 Proc. 8th World Conference on Titanium, eds. by P.A.Blenkinsop, W.J.Evans and H.M.Flower, The Institute of Materials, London, (1996), 2539.
- 2) A.Kawakami and H.Fujii: Proc. 1st meeting of Titanium Forum, ISIJ, Tokyo, (2008), 22.
- 3) H.Fujii and M.Saga: *Sinnittetsu Giho*, **391**(2011), 169.
- 4) M.Koike, K.S.Chan, S.K.Hummel, R.L.Mason and T.Okabe: *Metall. Mater. Trans. A*, **44A**(2013), 1034.
- 5) M.Koike, H.Fujii, Q.Guo, M.Brezner and T.Okabe: Ti-2007 Proc. 11th World Conf. on Titanium, eds. by M.Niinomi, S.Akiyama, M.Ikeda, M.Hagiwara and K.Maruyama, The Japan Institute of Metals, Sendai, (2007) 1567.
- 6) K.Matsugi, T.Endo, Y.B.Choi and G.Sasaki: *J. Jpn. Inst. Met.*, **72**(2008), 935.
- 7) J.L.Murray: Phase Diagrams of Binary Titanium Alloys, ASM, Ohio, (1987), 99.
- 8) H.Nakajima, M.Koiwa and S.Ono: *Scr. Metall.*, **17**(1983), 1431.
- 9) H.Fujii: *Mater. Sci. Eng.*, **A243**(1998), 103.
- 10) K.Mori and H.Fujii: Ti-2007 Proc. 11th World Conf. on Titanium, eds. by M.Niinomi, S.Akiyama, M.Ikeda, M.Hagiwara and K.Maruyama, The Japan Institute of Metals, Sendai, (2007), 729.
- 11) H.Fujii and H.Suzuki: *Tetsu-to-Hagané*, **77**(1991), 1481.
- 12) H.Fujii and H.G.Suzuki: Sixth World Conf. on Titanium 1988, eds. by P.Lacombe, R.Tricot and G.Béranger, Societe Francaise de Metallurgie, Cannes, (1989), 1489.
- 13) H.Fujii and H.Suzuki: *Tetsu-to-Hagané*, **77**(1991), 2139.
- 14) A.Kawakami and H.Fujii: *Sinnittetsu Sumikin Giho*, **396**(2013), 69.
- 15) D.Banerjee and J.C.Williams: *Scr. Metall.*, **17**(1983), 1125.
- 16) 改訂3版金属データブック, 日本金属学会編, 丸善, 東京, (1994), 24.
- 17) Y.Tatsuzawa, T.Kunieda and H.Fujii: *CAMP-ISIJ*, **26**(2013), 440, CD-ROM.
- 18) R.H.van Stone, J.R.Low.Jr. and J.L.Shannon.Jr.: *Metall. Mater. Trans. A*, **9**(1978), 539.
- 19) C.Servant and O.Lyon: Sixth World Conf. on Titanium 1988, eds. by P.Lacombe, R.Tricot and G.Béranger, Societe Francaise de Metallurgie, Cannes, (1989), 1681.
- 20) J.C.Williams, D.de Fontaine and N.E.Paton: *Metall. Trans.*, **4**(1973), 2701.
- 21) J.C.Williams: Titanium Science and Technology, eds. by R.I.Jaffee and H.M.Burte, AIME, Colorado, (1973), 1433.
- 22) 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, 日刊工業新聞社, 東京, (1983), 61.