

TiAl基合金の微視組織と結晶構造に及ぼすSn添加の影響

草開 清志*・山本 芳幸*²・大岡 耕之*³

Effects of Tin Addition on Microstructure and Crystal Structure of TiAl-base Alloys

Kiyoshi KUSABIRAKI, Yoshiyuki YAMAMOTO and Takayuki OOKA

Synopsis : Microstructures, mechanical properties, and crystal structures of Ti-(50-52)mol%Al alloys containing Sn up to 5mol% as a third element have been studied by using an optical microscope, a transmission electron microscope, a micro-Vickers hardness tester, and an X-ray diffractometer. Results obtained are as follows : The amount of Ti_3Al (α_2) phase existing in as-cast alloys was decreased by addition of Sn and it disappeared by an annealing for 604.8ks at 1273K. But the Ti_3Sn phase formed in the cast alloys containing Sn did not disappear by the annealing. The Ti_6Sn_5 phase was formed in the Ti-50mol%Al-5mol%Sn alloy by the annealing. Both of the lattice parameter c and the axial ratio c/a of the $L1_0$ -type Al-rich intermetallic compound TiAl (γ phase) increased with increasing Sn content. Tin atoms in the γ phase occupy predominantly in the Ti site. The amount of mutual exchanges of Ti and Al atoms in lattice sites increased with increasing Sn content in the γ phase.

Key words : titanium aluminide ; lamellar structure ; effect of tin addition ; X-ray diffraction ; lattice constant ; site occupation in lattice.

1. 緒言

金属間化合物TiAl(γ 相)は高温での比強度が高く、耐酸化性も期待できることから、耐熱鋼や超合金に代わる耐熱材料として研究開発が盛んに行なわれている¹⁾²⁾。しかし、この材料は常温延性に乏しい欠点があり、未だ実用化されていないのが現状である。 γ 相の延性向上策としては、これまでZr, Nb, Mn, Vなどの第3元素を添加することにより、組織の微細化や γ 相の結晶構造($L1_0$ 型規則構造, FCT)の異方性の低減を図ることで、性質を改善する試みがなされている³⁾⁴⁾。その際、添加された第3元素が占める γ 相中の格子サイトおよび第3元素の固溶に伴う母相構成元素の相互置換量などの置換挙動を始め、 γ 相の規則度および格子定数などの結晶構造変化を明らかにすることは大変重要である。 γ 相のTi過剰側では、ある程度の研究があるものの、実用化寸前で発展が滞っていることから、今後はこの種の研究をAl過剰側でも行なう必要があると考えられる。

金属間化合物のうち、典型的な金属元素同士の化合物は一般に金属的であり、例えばNiTi, FeTi, Co_3Ti 等の存在が知られている。構成元素の1つがやや半金属的な元素から成る場合は準金属的金属間化合物と呼ぶことがあり、 Ti_3Al , Al, TiAl, Ti_3Sn 等の存在が挙げられる。半金属元素を含む場合は、通常、セラミックスとして分類されている。こ

のうち、前2者は程度の差はあるが、ある程度の塑性加工が可能または期待できる金属間化合物である。

本研究では、第3元素としてTiと準金属的な金属間化合物を形成し、しかも研究例の無いSnを化学量論よりAl過剰なTiAl合金に添加し、Sn添加が γ 相の組織をいかに変えるかを調査すると共に、土肥らの方法⁷⁾に基づいたX線回折法により、 γ 相の結晶構造、特に各原子の格子占有サイトの変遷を調査した。

2. 実験方法

供試合金はTiとAlのモル比を50:50および48:52に保ち、後者にはさらにSnを2ないしは5mol%添加したものをAr雰囲気中高周波溶解炉によって溶製した。得られた合金の成分をTable 1に示す。鑄造材を15mm×15mm×5mmの寸法に切断し、石英管に真空封入後1273K, 604.8ks均質化焼きなましを行なった。均質化焼きなまし材はX線回折を行

Table 1. Chemical composition of the alloys. (mol%)

Alloy	Ti	Al	Sn	Fe	C	H	O	N
Ti-50Al	49.1	50.2	—	0.24	0.22	0.068	0.250	0.032
Ti-52Al	47.8	51.6	0.017	0.063	0.043	0.059	0.409	0.016
Ti-51Al-2Sn	46.4	51.1	2.05	0.044	0.042	0.038	0.285	0.014
Ti-50Al-5Sn	44.1	50.1	5.15	0.062	0.051	0.065	0.410	0.015

平成6年4月15日受付 平成6年7月8日 (Received on Apr. 15, 1994; Accepted on July 8, 1994)

* 富山大学工学部 (Faculty of Engineering, Toyama University, 3190 Gofuku Toyama 930)

* 2 富山大学大学院生(現:トヨタ車体(株)) (Graduate Student, Toyama University, now Toyota Auto Body Co., Ltd.)

* 3 元富山大学工学部 (Formerly Faculty of Engineering, Toyama University)

なうため、超硬質ドリルを用いて微粉にし、これをチタン箔に包み、真空中(2.1×10^{-2} Pa), 1273K, 0.6ks歪除去焼きなましを行なった。

鑄造材ならびに均質化焼きなまし材はエメリー紙とOPS研磨材を用いたバフ研磨により鏡面にした後、15%硝酸+5%フッ化水素酸+80%水混合液により化学腐食し、光顕観察用試料とした。また、鑄造材ならびに均質化焼きなまし材はエメリー紙研磨により、厚さ50-70 μ mにした後、3mm ϕ に打ち抜き、228Kで双ジェット電解研磨により、透過型電顕観察用薄膜試料とした。電解液には36%n-ブチルアルコール+4%過塩素酸+60%メタノール溶液を用いた。

均質化焼きなまし後の γ 相の組成は、各試料の30ヶ所の γ 相領域についてEPMA分析により決定した。X線回折はNiフィルターを用いたCu-K α 線により、Debye-Scherrer法により行なった。 γ 相の回折強度は規則格子(001), (110), (201)反射および基本格子(222)反射の積分強度から評価した。 γ 相の格子定数の測定は 7.27×10^{-5} rad/sのゴニオメーター速度で γ 相の(224), (422), (314)および(115)回折線について行なった。回折線の位置はSi粉末を用いて補正し、格子定数はCohenの方法⁹⁾を用いて算出した。

3. 結果と考察

3・1 組織

Fig. 1は鑄造材の光顕組織である。Ti-50mol%Al合金(A)には細かい層状の組織が認められる。これはTi₃Al(α_2 相: DO₁₉型規則構造)と γ 相から成る混合組織である。Ti-52mol%Al合金(B)はデンドライト状組織を示し、 $\alpha_2 + \gamma$ の2相域と無地の単相域から構成されている。X線回折およびEPMA分析によると単相域は γ 相であった。2mol%Sn添加合金(C)では、(B)に比べて γ 単相域は広がり、2相域は減少した。5mol%Sn添加合金(D)では層状の2相域は消失し、 γ 相の基地に細かな析出相が分散した組織となった。X線回折によ

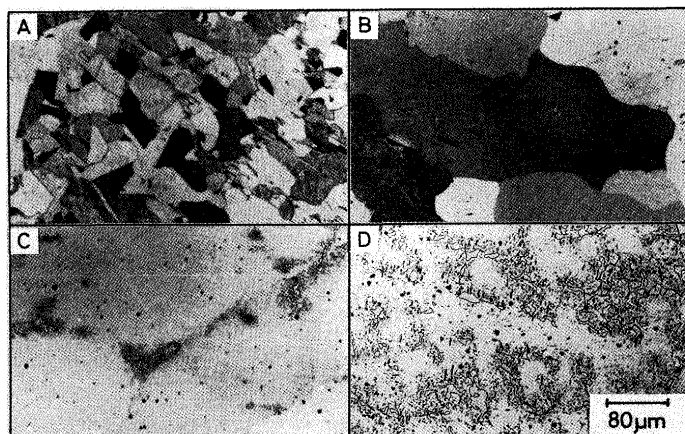


Fig. 2. Optical micrographs of Ti-Al alloys annealed at 1273K for 604.8ks.
A: Ti-50mol%Al, B: Ti-52mol%Al
C: Ti-51mol%Al-2mol%Sn, D: Ti-50mol%Al-5mol%Sn.

ると、分散析出相はTi₃Snであった。Ti₃Snは(C)でも多少確認された。Snの添加は鑄造材中の α_2 相の生成を抑制し、V, Mn添加の場合⁵⁾と似た傾向を示した。

Fig. 2は均質化焼きなまし後の光顕組織である。焼きなましにより、50mol%Al(A), 52mol%Al合金(B)ならびに2mol%Sn添加合金(C)の α_2 相は消失した。BはAに比べて結晶粒はかなり成長した。Cおよび5mol%Sn添加合金(D)では焼きなまし後もTi₃Snは残存した。DではTi₃Snの他に焼きなましにより、微細な針状の析出物が生成し、X線回折によるとTi₆Sn₅であることが確認された。

Fig. 3はTi-50mol%Al合金の鑄造材の $\alpha_2 + \gamma$ 相域を透過型電顕(TEM)により、組織観察したものである。制限視野

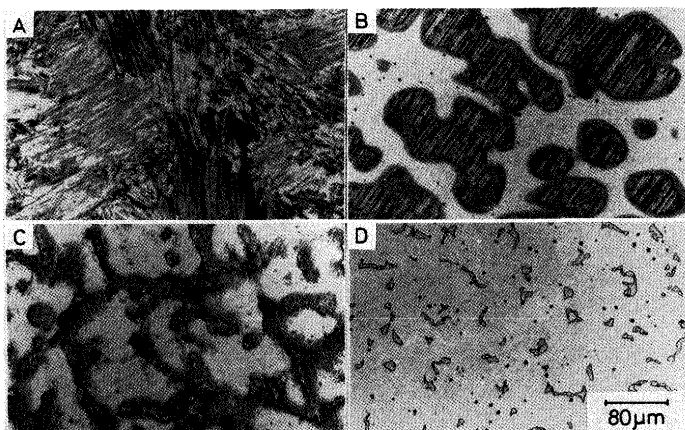


Fig. 1. Optical micrographs of as-cast Ti-Al alloys.
A: Ti-50mol%Al, B: Ti-52mol%Al
C: Ti-51mol%Al-2mol%Sn, D: Ti-50mol%Al-5mol%Sn.

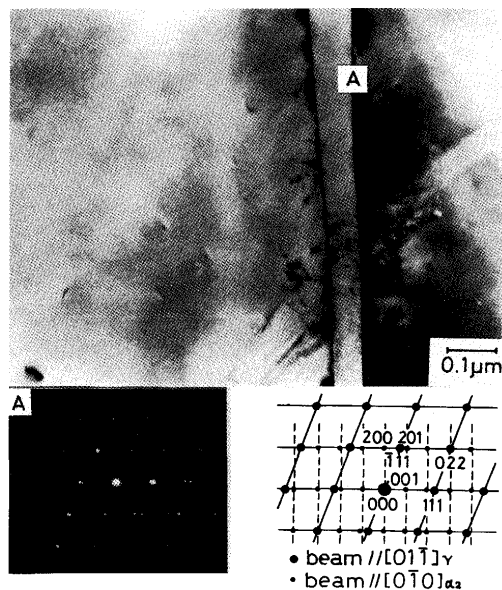


Fig. 3. Transmission electron micrograph and its selected-area electron diffraction pattern of as-cast Ti-50mol%Al alloy, showing a lamellar ($\alpha_2 + \gamma$) structure with an orientation relation involving (111) γ //(001) α_2 and [011] γ //[010] α_2 .

電子回折(SAD)によると、細い帯状組織は α_2 相であること、残りの両側の相は γ 相であることを示した。図中Aの位置での α_2 相と γ 相の結晶方位関係を調査したところ、

$$\{111\}_\gamma // (001)_{\alpha_2}, \langle 01\bar{1} \rangle_\gamma // [0\bar{1}0]_{\alpha_2}$$

なるBlackburn⁹⁾の方位関係が確認された。晶癖面は両相の最密充填面の $\{111\}_\gamma$ と $(001)_{\alpha_2}$ と考えられる。

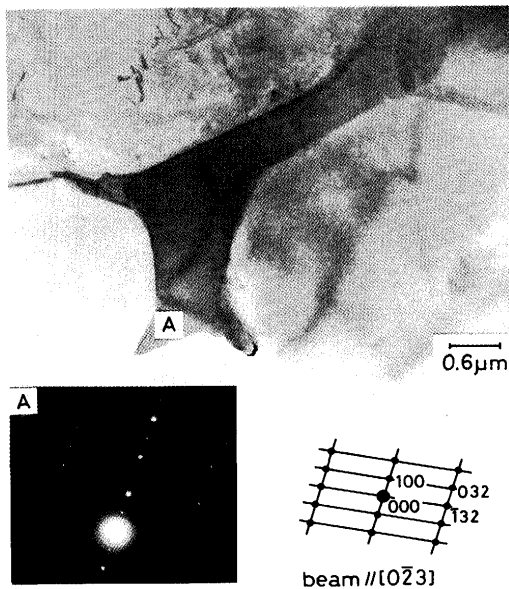


Fig. 4. Transmission electron micrograph and its selected-area electron diffraction pattern of as-cast Ti-51mol%Al-2mol%Sn alloy, showing the existence of Ti₃Sn phase.

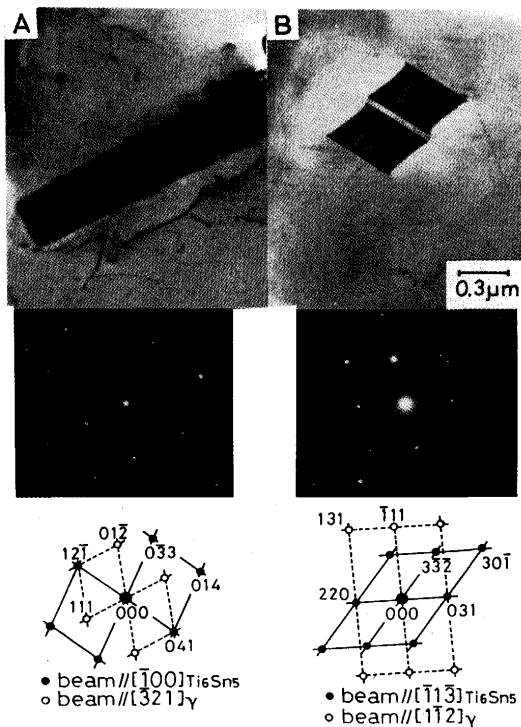


Fig. 5. Transmission electron micrographs and their selected-area electron diffraction patterns of Ti-50mol%Al-5mol%Sn alloy annealed at 1273K for 604.8ks, showing the existence of Ti₆Sn₅ phase.

Fig. 4は2 mol%Sn添加合金の鋳造材のTEM像と写真中Aの組織のSADである。SADはAの相がX線回折で確認されたTi₃Snであることを示した。残りの組織は γ 相であった。Ti₃Sn相は均質化焼きなまし材でも同様な形態で確認された。

Fig. 5は均質化焼きなまし後の5 mol%Sn添加合金のTEM像と針状析出相のSADである。A, BいずれのSADも母相 γ 中の析出相はTi₆Sn₅であることを示した。TEM像のAはTi₆Sn₅の長手方向, Bは断面形態を示したものとイえる。

3・2 高温硬さの測定

Fig. 6は均質化焼きなまし後のTi-50mol%Alと5 mol%Sn添加合金の室温から1133Kまでのマイクロビッカース硬さ変化を示したものである。両合金は鋳造材では室温硬さはHv227, 307であったが、均質化焼きなましにより、それぞれHv181および263に低下した。硬さは約1000Kまでは温度上昇と共に徐々に減少しつつも、高い硬さを維持し、約1000K以上では急激に軟化した。TiAl単結晶では、変形応力の逆温度依存性を示す¹⁰⁾とされているが、本研究の試料は多結晶体であるためか、顕著な逆温度依存性は示さなかった。Fig. 6はHuangの報告¹¹⁾と矛盾しない結果であった。

3・3 格子定数変化

Fig. 7は均質化焼きなまし後のTi-50mol%Al合金粉末のX線回折結果である。合金は γ 相から成ることを示している。他の合金についても同様な測定を行なった。

Fig. 8はX線回折で得られたAl量およびSn量の変化に伴う γ 相の格子定数(a, c)および軸比(c/a)の変化を組成の関数として示したものである。Al量の増加およびSnの添加はa値に顕著な影響を及ぼさないが、c値と軸比c/aを著しく増大させた。橋本ら⁹⁾によると、Ti-48mol%Al合金にZr, Nb, Mn, Vを添加した場合、ZrやNbはa値の増大により軸比を減少させ、Mnはc値の減少により、軸比を低減させた。SnはZr, Nbと同様にTi, Alより大きい原子半径を有するが、ZrやNbとは異なり、c値の増加により軸比を増加させた。Fig. 8によると、Sn添加による γ 相の結晶構造の異方性低減効果は期待できないといえる。 γ 相の軸比が1より大きい原因は同種原子間は金属結合的であるのに対して、TiとAl原

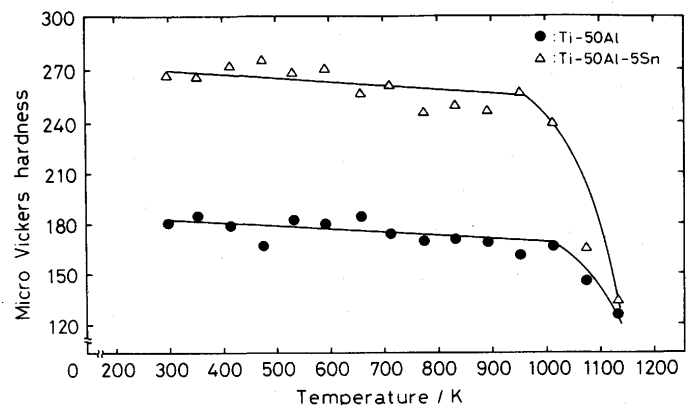


Fig. 6. Temperature dependence of hardness for Ti-Al alloys annealed at 1273K for 604.8ks.

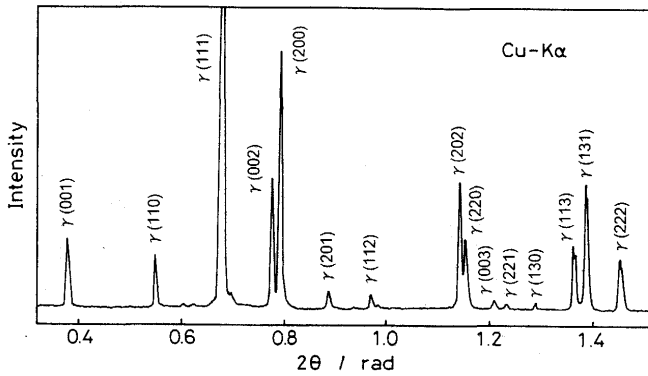


Fig. 7. X-ray diffraction pattern for Ti-50mol%Al alloy annealed at 1273K for 604.8ks.

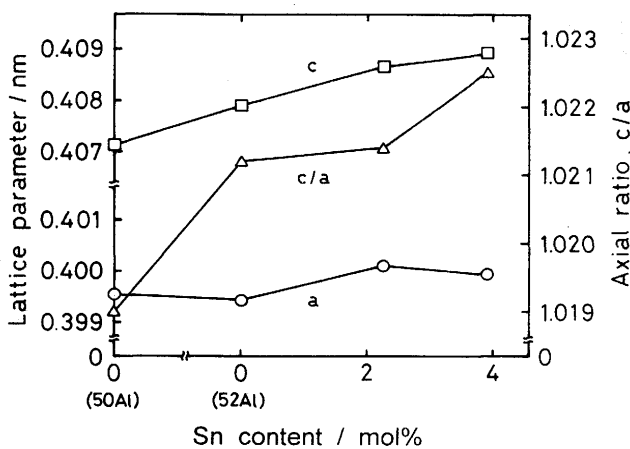


Fig. 8. Effects of tin contents on lattice parameters a and c, and axial ratio c/a for the γ phase in the Ti-Al alloys.

子の間には方向性を有する共有結合性が混在するためと考えられる¹²⁾。したがって、Sn添加に伴うc値の増加はTi原子層とAl原子層の共有結合性の強化を示唆する可能性がある。

Fig. 8の結果から、Al量およびSn量の変化に伴うTiAl単位格子のモル容積変化を調査したところ、Al量の増加に伴い、モル容積はわずかに増加し、Sn添加により著しく増加した。Sn(原子半径d=0.162nm)はTi(d=0.147nm)、Al(d=0.143nm)より大きい原子半径を持ち、原子半径の大きな元素の添加は結晶格子を膨張させるといえる。格子の膨張はへき開破壊強さを低下させるとされ、Snの添加は材質改善策としては有望とは言えないことを示唆した。事実、Sn添加量の増加に伴い、合金の加工時に脆性的性質を帯びている傾向が認められた。

3・4 構成元素の格子占有位置

規則合金や金属間化合物を構成する元素の原子位置の実験的決定法には、電顕によるALCHEMI法¹³⁾¹⁴⁾等があるが、本研究では土肥らのX線回折法⁷⁾により、 γ 相の各原子の格子占有サイトを決定した。その概略を述べる。

γ 相はFCC構造を基調とし、Ti原子から成る(002)面とAl原子から成る(002)面が<001>方向に交互に積層した面心正

方晶構造から成っている。Ti原子およびAl原子が主に占める格子点をそれぞれ α サイト、 β サイトとすると、各サイトの原子散乱因子 f_α 、 f_β は式(1)のようになる。

$$\left. \begin{aligned} f_\alpha &= \sum_j f_{A_j}(\theta) \times \alpha_j \\ f_\beta &= \sum_j f_{A_j}(\theta) \times \beta_j \end{aligned} \right\} \dots\dots\dots (1)$$

ここで A_j はTi、AlおよびSn原子、 $f_{A_j}(\theta)$ は A_j 原子の原子散乱因子、 α_j および β_j はそれぞれ A_j 原子が α サイトあるいは β サイトを占める割合である。回折線の積分強度 I_r は回折面を(h_r , k_r , l_r)とすると、式(2)のようになる。

$$I_r = K \times P(r) \times T(\theta_r) \times L(\theta_r) \times |F(h_r, k_r, l_r)|^2 \dots\dots\dots (2)$$

ここでK、P(r)、T(θ_r)、L(θ_r)およびF(h_r , k_r , l_r)はそれぞれ角度に依存しない定数、多重度因子、温度因子、Lorentzかたより因子、構造因子である。吸収因子については試料が十分に厚く、かつ平面として近似できるとして省略されている。

規則格子反射と基本格子反射の積分強度比 I_s/I_r をHとすると、Hは式(3)のようになる。

$$H = \frac{P(s)}{P(f)} \times \frac{T(\theta_s)}{T(\theta_f)} \times \frac{L(\theta_s)}{L(\theta_f)} \times \frac{|F(h_s, k_s, l_s)|^2}{|F(h_f, k_f, l_f)|^2} \dots\dots\dots (3)$$

γ 相の結晶構造において、規則格子反射、基本格子反射の構造因子はそれぞれ式(4)で表わされる。

$$\left. \begin{aligned} F(h_s, k_s, l_s) &= 2 |f_\alpha - f_\beta| \\ F(h_f, k_f, l_f) &= 2 |f_\alpha + f_\beta| \end{aligned} \right\} \dots\dots\dots (4)$$

Ti、AlおよびSnが α サイトを占める量を α_{Ti} 、 α_{Al} 、 α_{Sn} 、 β サイトを占める量を β_{Ti} 、 β_{Al} 、 β_{Sn} とし、 γ 相の各元素の含有量を C_{Ti} 、 C_{Al} 、 C_{Sn} とすると、式(5)の関係が成立する。

$$\left. \begin{aligned} \alpha_{Ti} + \beta_{Ti} &= C_{Ti} \\ \alpha_{Al} + \beta_{Al} &= C_{Al} \\ \alpha_{Sn} + \beta_{Sn} &= C_{Sn} \\ \alpha_{Ti} + \alpha_{Al} + \alpha_{Sn} &= 0.5 \\ \beta_{Ti} + \beta_{Al} + \beta_{Sn} &= 0.5 \end{aligned} \right\} \dots\dots\dots (5)$$

ここで式(3)に式(1)、(4)、(5)を代入し、変数が β_{Al} と β_{Sn} になるようにすると、式(6)が得られる。

$$\beta_{Al} = \frac{1}{2[f_{Ti}(\theta_s) - f_{Al}(\theta_s)]} \times \left[\left(\frac{H}{P \times T \times L} \right)^{1/2} \times F_r - F_s \right] + \frac{f_{Sn}(\theta_s) - f_{Ti}(\theta_s)}{f_{Ti}(\theta_s) - f_{Al}(\theta_s)} \times \beta_{Sn} \dots\dots\dots (6)$$

ここで、 $P = P(s)/P(f)$ 、 $T = T(\theta_s)/T(\theta_f)$ 、 $L = L(\theta_s)/L(\theta_f)$ 、 $F_r = f_{Ti}(\theta_f) \times C_{Ti} + f_{Al}(\theta_f) \times C_{Al} + f_{Sn}(\theta_f) \times C_{Sn}$ 、 $F_s =$

$=f_{Ti}(\Theta_s) \times (C_{Ti}-1) + f_{Al}(\Theta_s) \times C_{Al} + f_{Sn}(\Theta_s) \times C_{Sn}$ である。
したがって、式(6)は未知数 β_{Al} , β_{Sn} の1次式となり、最低限2本のX線回折線の積分強度比の解析から、 β_{Al} と β_{Sn} が求められ、式(5)から全ての未知数を知ることができ。なお、各回折線における構成元素の原子散乱因子は既存の値¹⁵⁾から内挿法により求め、温度因子は式(7)より求めた。

$$T(\Theta) = \exp(-2M)$$

$$M = \frac{1.14 \times 10^4}{A \times \Theta} \times \frac{\sin^2 \theta}{\lambda^2} \times \left[\frac{1}{4} + \frac{T}{\Theta} \Phi\left(\frac{\Theta}{T}\right) \right] \dots\dots (7)$$

$$\Phi\left(\frac{\Theta}{T}\right) = \frac{T}{\Theta} \int_0^{\Theta/T} \frac{y}{\exp(y)-1} dy$$

ここでA, Θ , θ , λ およびTはそれぞれ原子量, Debye特性温度, Bragg角, X線の波長, 絶対温度である。なお, Aおよび Θ は γ 相の分析組成を各元素の原子量およびDebye特性温度¹⁶⁾に乗じたものを用いた。

Table 2はEPMAの分析で求めた各合金の均質化焼きなまし後の γ 相の組成である。

Table 3はX線回折で得た γ 相の各規則格子反射面の回折位置と基本格子反射(222)_γに対する積分強度比を合金別に示したものである。

Fig. 9および10はTable 2および3の値と上記の解析法で得た γ 相の各格子サイトのTi, AlおよびSn量の関係を示したものである。

Fig. 9の上図は γ 相中のTiとAlの含有量を示しており、下図はTiサイト中のTi, およびAlサイト中のAlの量すなわち正規サイトを占める各元素量を示している。50mol%Alと52mol%Al合金を比較すると、過剰なAlは正規サイトのAl量を増加させる傾向を示した。一方, Snの固溶に伴うTiとAlの置換挙動を見ると, Snの添加は正規サイトのTi量, Al量を共に著しく減少させた。正規サイトのTi, Alの減少が γ 相のTi含有量の減少に比べて顕著なことから, SnがTiサイトのTiと置換してTiをAlサイトに押し出す働きがあることを

Table 2. Chemical composition of TiAl(γ) phase in the alloys annealed at 1273K for 604.8ks.

Alloy	Concentration (mol%)		
	Ti	Al	Sn
Ti-50Al	49.45	50.55	—
Ti-52Al	48.11	51.89	—
Ti-51Al-2Sn	47.29	50.46	2.25
Ti-50Al-5Sn	44.96	51.12	3.92

Table 3. Bragg angle θ of (h,k,l) reflection and the intensity ratio of superlattice to fundamental reflection I_s/I_f for each alloy.

Alloy	(001)		(110)		(201)		(222)
	θ /rad	I_s/I_f	θ /rad	I_s/I_f	θ /rad	I_s/I_f	θ /rad
Ti-50Al	0.38005	0.9117	0.55196	0.7427	0.88783	0.3466	1.4508
Ti-52Al	0.37832	1.1064	0.55088	0.7450	0.88706	0.3088	1.4493
Ti-51Al-2Sn	0.37926	0.7278	0.55224	0.4924	0.88820	0.2232	1.4512
Ti-50Al-5Sn	0.37804	0.6653	0.55107	0.3809	0.88516	0.2465	1.4473

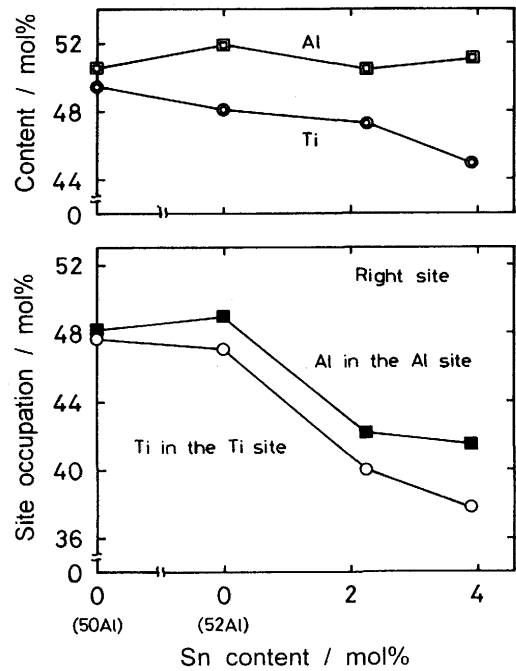


Fig. 9. Occupancy variation of each atom in the aluminum and titanium sites vs tin content in γ phase.

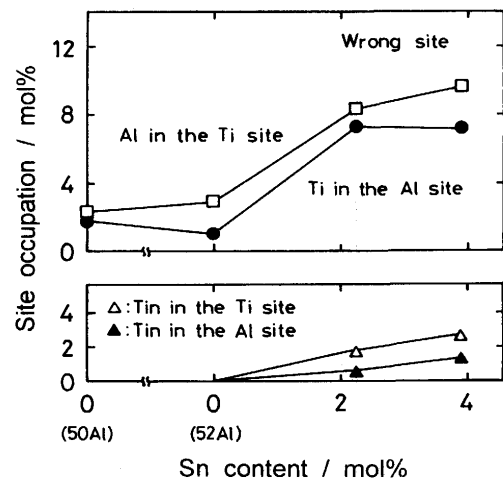


Fig. 10. Occupancy variation of each atom in the aluminum and titanium sites vs tin content in γ phase.

示唆している。Sn固溶量の増大と共に正規サイト中の両元素量はさらに減少した。

Fig.10の上図はTiサイトのAl量およびAlサイト中のTi量, すなわち, 反正規サイトの占有量を示している。50mol%Alと52mol%Al合金を比較すると, 正規サイトと同様に過剰なAlは反正規サイト中のAl量も増加させた。また, Sn固溶量の増大に伴って, 反正規サイトのTi量, Al量は共に大きく増加し, γ 相の規則度が低下し, 均一固溶体に近づく傾向を示した。下図はSnがTiサイトおよびAlサイトを占有する量を示している。Snは0-4 mol%の範囲ではTi, Al両サイトに置換し, Sn添加量の増大と共にその置換量は漸次増加す

るが、Sn固溶量の約2/3は γ 相中のTiサイトに存在し、残りはAlサイトに存在することを示した。

Ti-47.8mol%Al系合金に関する従来の報告⁶⁾によると、ZrやNbはTiサイトに、VやMnはAlサイトに主に固溶する。本研究では、Snは主にTiサイトに固溶し、ZrやNbと類似した固溶挙動を取った。ただし、Zrは正規サイトのTiと置換して、TiをAlサイトに押し出すことにより、正規サイトを占める元素量を減少させ、規則度を低下させると言われている。Nbの少量添加は反正規サイト中のTi、Alと置換し、それらを正規サイトに押し戻すことにより、 γ 相の規則度を高めるが、固溶量が増加すると、TiサイトのTiとのみ置換するようになり、規則度は低下するとされている。したがって、ZrあるいはNbの添加は γ 相の規則度の低下を引き起こすが、Snの添加はTi原子とAl原子の相互置換量を増加させ、規則度の低下をもたらすものの、ZrやNbの場合と異なる置換挙動を示すことがわかる。なお、Vは反正規サイトのTiおよびAlを正規サイトに押し戻し、 γ 相の規則度を高める。Mnの場合、少量添加では、Vと同様の置換挙動を示すが、固溶量の増加と共に正規サイト中のTiおよびAlと置換し、規則度を低下させる傾向がある。ただし、上述のZr、Nb、V、Mnの添加に認められた傾向はTi過剰の γ 相に認められた結果⁶⁾である。

Al過剰合金にCu、Ag、Pt、Ga、Sbを添加した土肥らの報告¹⁷⁾によると、Cu、SbはTiサイト、AgはAlサイト、Pt、Gaは両サイトに置換する結果を報告している。そして、Al過剰合金ではいずれの第3元素の添加でも、相互置換量が増加する結果を得ている。本研究のAl過剰合金へのSnの添加では彼らの報告したCu、Sbに近い傾向が確認された。

4. 結言

Ti-50mol%Al、Ti-52mol%Alおよび後者にSnを2および5 mol%添加した合金を溶製し、合金の光顕ならびに電顕微視組織を調査すると共に、X線回折により、 γ 相の結晶構造を解析した。本研究で得られた結果は以下のとおりである。

(1) Ti-50mol%AlおよびTi-52mol%Al合金の鑄造材に多量に形成される α_2 相(Ti₃Al)はその後の均質化焼きなましにより消失し、 γ (TiAl)単相となった。Snの5 mol%程度までの少量添加は鑄造材の α_2 相を減少させた。この場合

の α_2 相も均質化焼きなましにより消失した。

(2) Sn添加合金の鑄造材に認められた α_2 相以外の微細な析出物はTi₃Snであり、均質化焼きなまし後も残存した。5 mol%Sn添加合金の均質化焼きなまし後に生成した針状析出相はTi₆Sn₅であった。

(3) Snの固溶は γ 相の格子定数のc値および軸比c/aを増大させた。SnはTi原子とAl原子の共有結合性を強化している可能性がある。

(4) Snが γ 相に2-4 mol%固溶した場合、 γ 相のTiサイトに約2/3、Alサイトに約1/3の割合で置換した。

(5) Ti-Al 2元系ではAl含有量の増加により、 γ 相の規則度の低下は顕著ではなかった。しかし、Sn添加により、TiとAlの相互置換量が増加し規則度は著しく低下した。

最後に本研究を実施するに当たり、工学部金属工学科学系前川輝男君(現大学院工学研究科)、同橋本直人君(現三晶技研(株))の協力を得ました。記して感謝の意を表します。

文 献

- 1) D. Shechtman, M. J. Blackburn and H. A. Lipsitt: Metall. Trans., 5 (1974), p.1373
- 2) H. A. Lipsitt, D. Shechtman and R. E. Schafrik: Metall. Trans. A, 6A (1975), p. 1991
- 3) 辻本得蔵, 橋本健紀, 信木 稔, 菅 広雄: 日本金属学会誌, 48 (1984), p.435
- 4) 笠原和男, 橋本健紀, 土肥春夫, 辻本得蔵: 日本金属学会誌, 51 (1987), p.278
- 5) 橋本健紀, 土肥春夫, 笠原和男, 辻本得蔵, 鈴木朝夫: 日本金属学会誌, 52 (1988), p.816
- 6) 橋本健紀, 土肥春夫, 笠原和男, 中野 理, 辻本得蔵, 鈴木朝夫: 日本金属学会誌, 52 (1988), p.1159
- 7) 土肥春夫, 橋本健紀, 笠原和男, 辻本得蔵: 日本金属学会誌, 53 (1989), p.1089
- 8) B. D. Cullity著, 松村源太郎訳: 新版X線回折要論, (1980), p.332 [アグネ]
- 9) M. J. Blackburn: The Science, Technology and Application of Titanium Alloys, ed. by R. I. Jaffee and N. E. Promisel, (1970), p.633 [Plenum Press, New York]
- 10) T. Kawabata, T. Kanai and O. Izumi: Acta Metall., 33 (1985), p.1355
- 11) S. C. Huang: Scr. Metall., 22 (1988), p.1885
- 12) M. Morinaga, J. Saito, N. Yukawa and H. Adachi: Acta Metall., 38 (1990), p.25
- 13) 進藤大輔: 日本金属学会会報, 29 (1990), p.511
- 14) 中田芳幸: 日本金属学会会報, 32 (1993), p.858
- 15) 金属データブック (日本金属学会編), (1993), p.315 [丸善]
- 16) 金属データブック (日本金属学会編), (1993), p.17 [丸善]
- 17) 土肥春夫, 橋本健紀, 笠原和男, 辻本得蔵: 日本金属学会誌, 56 (1992), p.232