

$\gamma + \alpha_2$ 型 Ti-Al 系 金属間化合物の微視的組織と 常温延性に及ぼす加工熱処理条件と Al 量の影響

細見 政功*・前田 尚志*・岡田 稔*

Effects of Thermo-mechanical Treatment and Al Content on the Microstructure and Room Temperature Ductility in $\gamma + \alpha_2$ Type Binary Titanium Aluminides

Masanori Hosomi, Takashi Maeda and Minoru Okada

Synopsis : Thermo-mechanical treatment conditions have been investigated on $\gamma + \alpha_2$ type titanium aluminides to obtain a uniformly fine grained structure which is expected to exhibit a high ductility at room temperature. A higher working reduction, followed by a heat treatment at the temperature at which volume fractions of the γ and α phases are equal to each other is required to obtain the fine duplex microstructure consisting of the equi-axed γ and lamellar grains. The room temperature tensile elongation in such fine duplex microstructures strongly depends on the volume fraction of the α_2 phase. A higher Al content results in a high tensile elongation, especially 7.8% in the stoichiometric composition where small amount of α_2 are contained. The maximum elongation of 7.8% is substantially higher than those formerly reported.

Key words : intermetallic compound ; titanium aluminide : TiAl(γ) ; Ti₃Al(α_2) ; thermo-mechanical treatment ; microstructure control ; hotworking ; recrystallization ; room temperature ductility.

1. 緒言

近年、新しい軽量耐熱材料として Ti-Al 系金属間化合物が注目されており、本 2 元系に存在する Ti₃Al(α_2)、TiAl(γ)、Al₃Ti の 3 つの金属間化合物のうち TiAl が最も耐熱性に優れ、工業材料として期待されている。この TiAl の実用化に際して最も大きな課題は金属間化合物特有の脆さの克服であり、特に常温延性改善に大きな努力が払われている。今までの実験結果から、 α_2 相を含むときわずかな常温延性が得られており、 $\gamma + \alpha_2$ 型金属間化合物に対する関心が高い^{1)~3)}。

γ 相と α_2 相からなる 2 相型金属間化合物は α 単相域内に保持後、冷却すれば、 α 粒がラメラ組織と呼ばれる γ 相と α_2 相の層状組織に変化する¹⁾。このラメラ組織は加工あるいは熱処理により再結晶し、新たにラメラ粒、 γ 等軸粒、 α_2 等軸粒からなる組織に変化するため、加工熱処理により変化に富んだ組織調整が可能である^{2)~4)}。著者らはすでに Al 含有量および熱間加工温度の違いによる加工後の組織形態の変化を Ti-Al 2 元系状態図上で分類し、加工による組織制御の可能性を示している⁵⁾。また、熱間加工による動的再結晶を利用した組織微細化⁶⁾⁷⁾、熱間加工後の熱処理温度調整によるラメラ粒と等軸 γ 粒との複合 (duplex) 組織化²⁾³⁾ とそれらの機械的特性⁸⁾ が調べられており、常温延性を得るには Al 含有量は Ti-48at%Al、組織は duplex 組織が望ましいという結果が

報告されている。ところが、組織を制御し得る加工熱処理要素は数多く、 γ 等軸粒、ラメラ粒の粒径、ラメラ粒の含有比率などの組織因子と複雑に関係しているため、延性に対する効果を各要素ごとに評価することは困難である。したがって加工熱処理条件と生成組織、組織と機械的特性の関係は、いまだ系統的に理解されているとはいえない。本研究の目的は、加工条件、熱処理条件により組織の形態、均質性、再結晶粒径が Al 含有量とともにどのように変化するかを調べることにより、常温延性向上にする組織の均質微細化条件を見出し、そのときの常温延性を正確に求め、組織の均質微細化による常温延性改善効果と常温延性に及ぼす α_2 相の影響を明らかにすることである。

2. 実験方法

化学量論組成と 2 種類の Ti-rich 側組成の 3 種類の 2 元系組成につき、消耗電極式真空アーク 2 重溶解 (VAR) を行い、直径 140mm、長さ 220mm、重量約 13kg の鋳塊を得た。化学分析の結果、鋳塊の組成は Ti-45.5at%Al (Ti-32.0wt%Al)、Ti-48.5at%Al (Ti-34.7wt%Al) および Ti-49.9at%Al (Ti-35.9wt%Al)、それらの酸素濃度はそれぞれ 660、580 および 560 wtpm であった。Fig. 1 に素材の Al 含有量と Ti-Al 2 元系状態図⁹⁾ との関係を示す。

得られた鋳塊より 50×50×50mm のブロックを切り出し、

平成 5 年 5 月 26 日受付 平成 5 年 9 月 10 日受理 (Received on May 26, 1993; Accepted on Sep. 10, 1993)

* 住友金属工業(株) 未来技術研究所 (Advanced Technology Research Laboratories, Sumitomo Metal Industries, Ltd., 1-8 Fuso-cho Amagasaki 660)

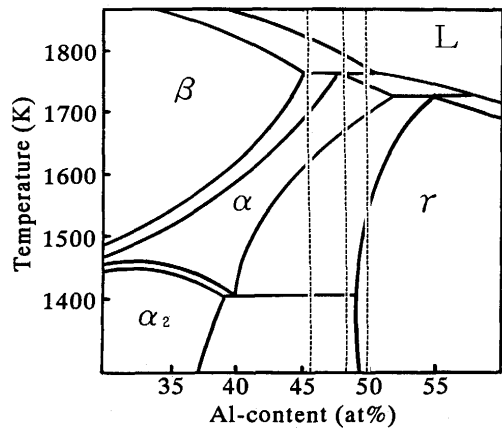


Fig. 1. Ti-Al binary phase diagram⁹⁾ showing Al-content of the ingots used for the present study.

1673K, 152MPa, 14.4ks, アルゴン雰囲気の中でHIP処理し、加熱炉で1523K, 3.6ks加熱してから、金型を1223Kに加熱したプレス機 (max. 5.1×10^6 N) により加工した。加工温度は熱処理温度範囲との組合せを検討し、1523Kに決定した¹⁰⁾。加工条件は加工度68-86%, 歪速度 $1 \times 10^{-1}/s$ で、冷却は空冷であった。歪速度は速い方が望ましいと考えられるが、装置の限界を考慮し $1 \times 10^{-1}/s$ とした。試料温度は鍛造中に若干低下するものの、歪速度が速いためほぼ恒温状態で鍛造が進行したと考えられる。その後、 $\alpha + \gamma$ 2相域内の1473-1683Kの温度範囲で7.2ksの熱処理を施し、空冷した。本研究では試料採取場所による組織の不均一を極力避けるため、パンケーキ状の加工材の外周部 (面積率にして50%) を除外し、中央部を使用した。

加工後および熱処理後の組織観察用試験片は、機械研磨した後、さらに電解研磨 (5% HClO₄ + 35% n-C₄H₉OH + 60% CH₃OH, 溶液温度223K, 電圧17V, 時間1.8ks) を施した。なお、観察面はプレス方向に垂直な面である。その後、3% HF + 10% HNO₃ + 87% H₂Oの腐食液によるエッチングを室温で行い、光学顕微鏡 (エッチング時間5s) 観察、SEM (エッチング時間2s) による反射電子像の観察および

EPMAによる組成分析を行った。さらにTEMとSTEM-EDXによる組織観察と組成分析 (いずれも加速電圧200kV) を行った。観察用の薄膜はツイングジェット法 (10% HClO₄ + 20% グリセリン + 70% CH₃OH, 溶液温度223K, 電圧17V) により作成した。EPMAおよびSTEM-EDXの測定値は、ZAF補正に加えTi-45.5at%Alの α_2 単相材を標準試料として補正した。

引張試験はインストロン型試験機により、機械加工後の表面加工層除去のため上記条件で電解研磨された平行部幅2mm, 厚さ0.8mm, 長さ5mmの小型板状試験片¹¹⁾を用い歪速度 $1 \times 10^{-4}/s$, 室温, 大気中で行った。

3. 実験結果

3.1 均質微細組織を得るための加工熱処理条件

3.1.1 熱処理温度の影響

Al含有量の異なる3組成についてFig. 1の状態図より求めた各熱処理温度での α 体積含有率をFig. 2に示す。これら熱処理温度 (A-M) と組織変化の関係を各Al含有量について調べた。

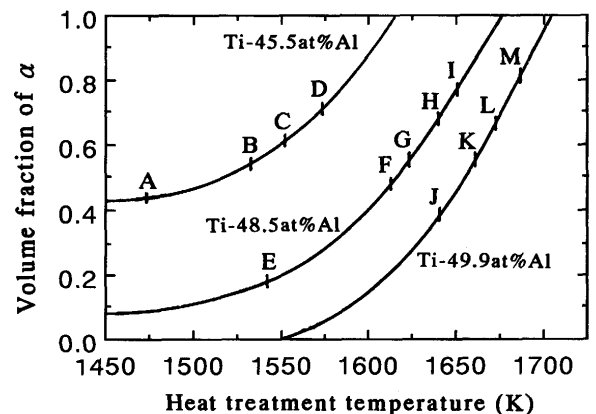


Fig. 2. α volume fraction at each temperature calculated from Ti-Al phase diagram shown in Fig.1.

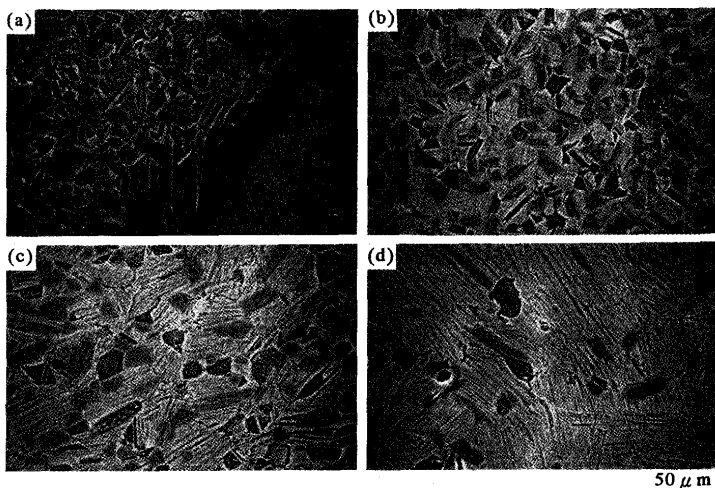


Fig. 3. Back scattered electron images of Ti-48.5 at%Al deformed at 1523K with 86% reduction and heat treated at (a)1543K, (b)1613K, (c)1623K and (d)1653K for 7.2ks.

(1) Ti-45.5at%Al

加工度86%の加工後, Fig. 2のAからD (1473-1573K)の温度で熱処理を施し, 空冷した。組織表示は省略するが, 熱処理後の組織は1533K (Fig. 2のB)以上の温度で加工前のラメラ組織は消滅する。それより低い温度では86%加工でもラメラ組織が残存し, 均質性が低い。他の組織変化は後述するTi-48.5at%Alとほぼ同等である。

(2) Ti-48.5at%Al

加工度86%の加工後, Fig. 2のEからI (1543-1653K)の温度で熱処理を施し, 空冷した。SEMにより観察した反射電子(BSE)像をFig. 3に示す。なお, BSE(Back Scattered Electron)像のコントラストは各相の平均原子番号差を示しており, 明るい部分が α_2 相, 暗い部分が γ 相を示している。1543K熱処理材の組織はほとんどの部分が非常に微細な等軸粒で構成されており極めて微細な組織であるが, ごく一部で粒径が約100 μm まで粗大化した結晶粒が存在しており (Fig. 3 (a)), ラメラ粒は形成されていない。1613K熱処理材にはラメラ組織が形成されており, 1543K熱処理材の微細粒に比べ粒径は1.5-2倍の大きさを持つが, ラメラ粒と γ 粒は互いにほぼ等しい粒径を有している (Fig. 3 (b))。つまり1543K熱処理材の微細な組織に対して1613K熱処理材は均質性の高い組織を有しているといえる。1623K熱処理材の組織は, 熱処理温度が10K高くなるだけで1613K熱処理材に比べ, かなりのラメラ粒の粗大化が認められる (Fig. 3 (c))。それ以上の熱処理温度では, 熱処理温度で平衡する α 相の比率が γ 相に対して高くなるため, α 粒径の増加が著しく進行し, α -トランザス直下の温度 (1653K)での熱処理により大半がラメラ組織へと変化する (Fig. 3 (d))。

(3) Ti-49.9at%Al

Ti-48.5at%Alと同じく加工度86%の加工後, Fig. 2のJからM (1643-1683K)の温度で熱処理を施し, 空冷した試料の組織をFig. 4に示す。熱処理温度が1643Kではラメラ組織は形成されていない。最も均質微細な組織は α/γ 比が1に近い1663Kでの熱処理により得られる。しかし, 室温まで冷

却した後の組織形態はTi-48.5at%Alとは異なり, ラメラ粒の存在比率が低く, α_2 相はラメラ粒内に存在する以外に不明瞭ではあるが γ 粒を包むようにも存在していると見られる (Fig. 4 (b) 矢印)。さらに熱処理温度が高くなり1673K, 1683K熱処理材ではラメラ粒成長が進行し, 同時にその体積率が増加する。

3.1.2 加工度の影響

加工度による熱処理後の再結晶粒径変化を把握するため, 均質組織が得られる熱処理温度(平衡する α 相と γ 相の比率が状態図上等しくなる温度, Fig. 4のB,F,K)で熱処理を行い, 空冷した。Ti-45.5at%Al, Ti-48.5at%AlおよびTi-49.9at%Alの α , γ 相比率が等しくなる熱処理温度は異なり, それぞれ1533K, 1613Kおよび1663KとAl含有量の増加とともに上昇する。加工度が異なる各試料の熱処理後の組織をFig. 5に, この組織から求めた熱処理後のラメラ粒と γ 粒の混合組織の平均結晶粒径と加工度の関係をFig. 6に示す。同一Al含有量においては加工度の増加により熱処理後の再結晶粒の微細化が進行する。また, Al含有量の増加とともにその再結晶粒径は増大する傾向にある。Ti-45.5at%Alは α_2 相の比率が高くラメラ組織が安定であるため80%加工熱処理材にも加工前のラメラ組織が依然として残存しており, 均質組織は得られない。しかし加工度が86%に増加し, 1533Kで熱処理することにより, もとのラメラ組織が消滅する。加工度が80%以上では加工度の違いが僅か(80-86%)でも真歪量は大きく増加(1.6-2.0)するためと考えられる。 α 相と γ 相の体積率が等しくなる条件で熱処理されたTi-49.9at%Al均質組織材 (Fig. 5 (e,f))は, Ti-45.5at%Al (Fig. 5 (a, b)), Ti-48.5at%Al (Fig. 5 (c,d))均質組織材に比べ等軸粒の比率が高い。

3.2 均質微細組織材の常温引張延性

3.1よりTi-45.5at%AlからTi-49.9at%Alにおいて均質微細組織を得るには, 加工時の加工度を高くし, 微細な動的再結晶粒を得ること, その後, α 相と γ 相の体積比が等しくなる温度で熱処理を施すことが必要であるとの結果を得た。

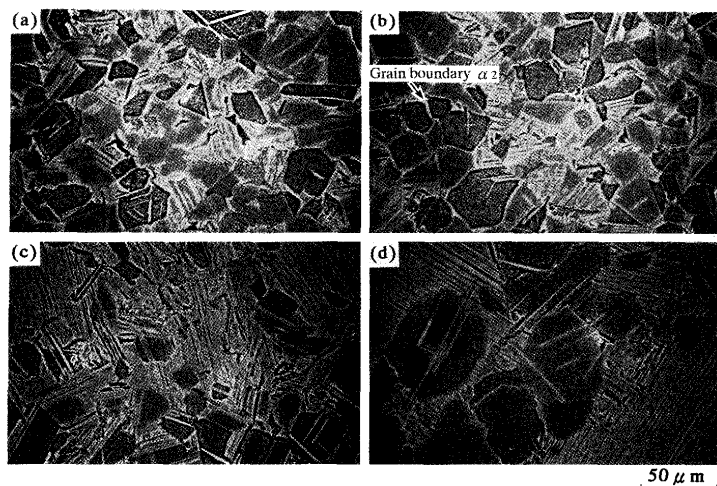


Fig. 4. Back scattered electron images of Ti-49.9 at%Al deformed at 1523K with 86% reduction and heat treated at (a)1643K, (b)1663K, (c)1673K and (d)1683K for 7.2ks.

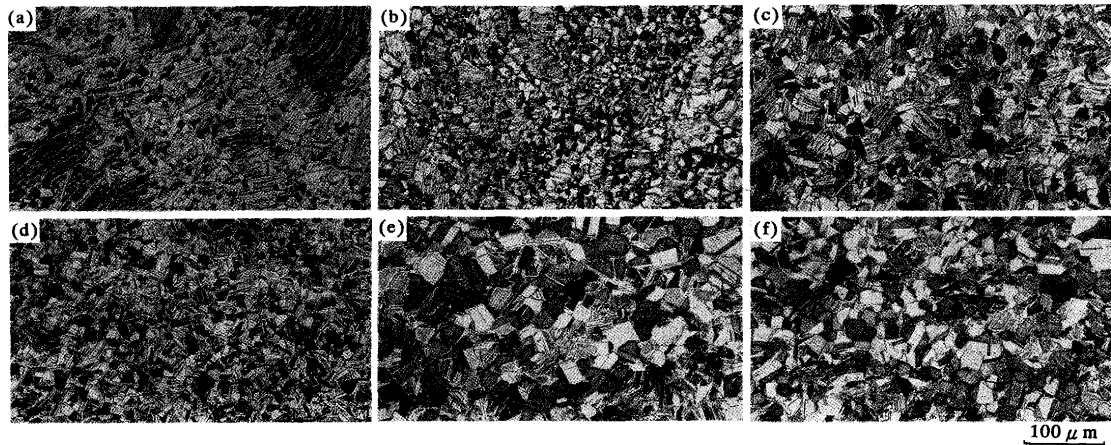


Fig. 5. Microstructures of specimens deformed to 80(78)% or 86% reduction at 1523K and sub sequently heat treated at (a)(b)1533K, (c)(d) 1613K and (e)(f)1663K for 7.2ks.
 (a)Ti-45.5at%Al,80% (b)Ti-45.5at%Al,86% (c)Ti-48.5at%Al,80% (d)Ti-48.5at%Al,86% (e)Ti-49.9at%Al,78% (f)Ti-49.9at%Al,86%

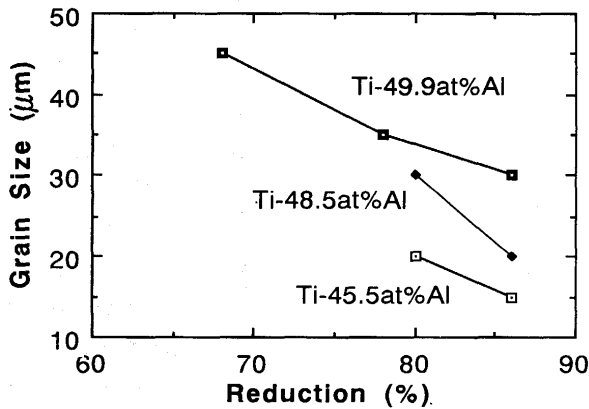


Fig. 6. The effects of hot working reduction on the average grain sizes of the duplex structure after heat treatment at1533, 1613 and 1663K, in Ti-45.5, 48.5and 49.9at%Al, respectively.

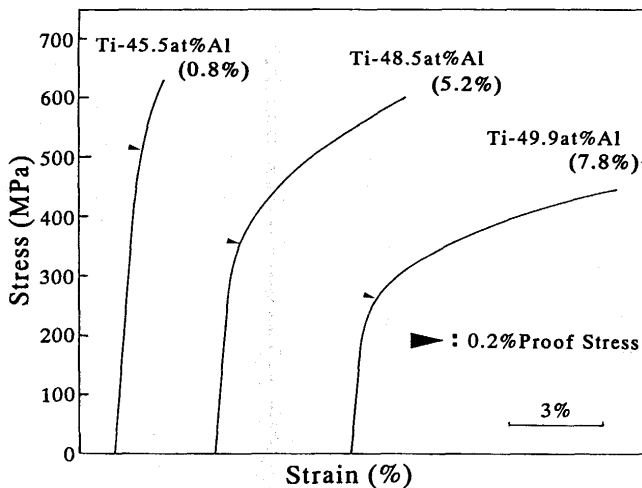


Fig. 7. Stress-strain curves of thermo-mechanically treated Ti-45.5at%Al, Ti-48.5at%Al and Ti-49.9at%Al in tension at room temperature (number of values in parenthesis indicate plastic strain obtained).

そこで各Al含有量において均質微細組織材の常温引張試験を行い、常温伸びのAl含有量依存性を評価した。他の加工

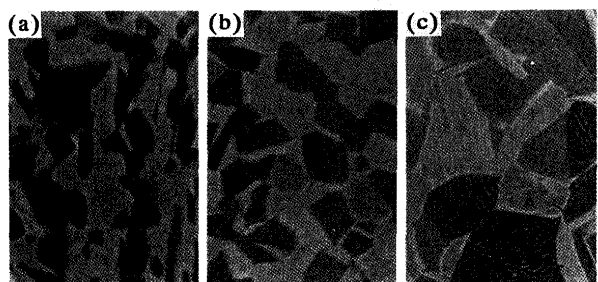
熱処理条件で得られる組織の常温引張性質については別の報告¹²⁾で詳しく述べる。Fig. 7 に引張試験により得られた応力-歪曲線を示す。Fig. 7 より均質微細組織材の常温伸びはAl含有量すなわち α_2 相体積率に大きく依存することが明らかとなり、化学量論組成において最も大きい7.8%の常温伸びが得られることが判明した。Ti-49.9at%AlではFig. 8 に示すように粒径が最も大きいにもかかわらず大きい常温伸びが得られている。また、Ti-48.5at%Alにおいても組織の均質微細化により以前の報告⁹⁾より大きい5.2%の常温伸びが得られた。Ti-49.9at%AlではFig. 4, Fig. 5 に示したように α_2 相の存在形態が他と異なり、 γ 粒を包むようにも存在しているが、常温伸びは α_2 相の存在形態よりむしろその体積率にしたがい、体積率の減少とともに直線的に増加している。

4. 考察

4.1 均質微細粒組織の形成過程

Al含有量の異なる試料を状態図上で α 相と γ 相の体積率($V_\alpha, V_\gamma (V_\alpha + V_\gamma = 1)$)が等しくなる温度 (Fig. 2 B,F,K) で熱処理した後、水冷したときのBSE像をFig. 8 に示す。これらの組織にはラメラ組織が観察されず、水冷により α 粒内で γ 相の析出は抑制されている。また α 相と γ 相の粒径はたがいにほぼ等しく、空冷後の粒径 (Fig. 8) と比較しても大きな差は認められない。Al含有量が多い方が α 相、 γ 相ともに粒径が大きいが、これは熱処理温度が高くなるためである。このときの γ 相および α_2 相のAl濃度をEPMAにより測定した結果をTable 1 に示す。Table 1 では、熱処理温度の調整により α 相と γ 相の体積率をほぼ同一に保持しているため、Al含有量の増加にしたがい各相のAl濃度が増加しており、いずれのAl濃度もFig. 1 の状態図が示す両相のAl濃度変化によく対応した結果が得られている。

$V_\alpha/V_\gamma = 1$ の温度で熱処理を施したとき、 α, γ 両相間で



(a)Ti-45.5at%Al (b)Ti-48.5at%Al (c)Ti-49.9at%Al

Fig. 8. Back scattered electron images of Ti-45.5, 48.5,49.9at%Al quenched from each heat treatment temperature, 1533, 1613 and 1663K, respectively.

Table 1. Al-content of α and γ phases quantitatively determined by EPMA in samples quenched from 1533,1613,1663K in Ti-45.5,48.5, 49.9at%Al, respectively.

bulk comp. (at%Al)	45.5	48.5	49.9
heat treatment temp. (K)	1533	1613	1663
α_2 phase (at%Al)	43.2	45.8	47.5
γ phase (at%Al)	48.4	49.7	51.0

Al濃度の収支を調整しながら α 粒, γ 粒ともに粒成長する。熱処理温度は加工温度よりも高温のため α 相の比率が増加し、逆に加工後は大部分を占める γ 相の体積率が熱処理により1/2にまで減少する。熱処理中に互いに成長した α , γ 粒の体積率が等しくなると、各相が互いの粒成長を抑制するため粒成長速度が低下する。熱処理温度が低く $V_\alpha < V_\gamma$ のとき一部の γ 粒が、逆に熱処理温度が高く $V_\alpha > V_\gamma$ のとき α 粒(冷却後ラメラ粒)がそれぞれ著しく粗大化することがFig. 3およびFig. 4よりわかる。また $V_\alpha / V_\gamma = 1$ では α 粒と γ 粒はそれぞれ均一に分散し、その粒径は互いにほぼ等しくなる。このとき加工度が増加すると動的再結晶により微細化するため、 α 粒および γ 粒の粒成長の割合が小さくなり、熱処理後の組織はより微細になったと考えられる。

Fig. 4のB,E,F,IおよびKでの加工熱処理材(Fig. 5(b), Fig. 3(a,b,d)およびFig. 4(b))のラメラ組織内の γ 相と α_2 相中のAl濃度および α_2 等軸粒のAl濃度をSTEM-EDXにより測定した結果をTable 2に示す。Fig. 2 Iの α_2 相についてはラメラ間隔が狭く、測定不可能であり、 γ 相の測定値について

Table 2. Al-content of α_2 and γ phases analyzed quantitatively by STEM in α_2 or lamellar grains in equi-axed, fine duplex and near lamellar structures.

bulk comp. (at%Al)	45.5	48.5		49.9	
microstructure type	DP	EQ	DP	NL	DP
heat treatment temp. (K)	1513	1543	1613	1653	1663
α_2 phase (at%Al)	41.3	40.2	40.2	N.D.	39.5
γ phase (at%Al)	50.7	N.D.	51.3	49.2	50.1

EQ: equi-axed, DP: fine duplex, NL: near lamellar (N.D.: Not Determined)

ても α_2 相を含んでいる可能性がある。Table 2より冷却後の各Al濃度材の γ 相および α_2 相のAl濃度はほぼ等しい。熱処理時には素材のAl含有量により α 相と γ 相のAl濃度は各々異なるが、冷却後にはその差がほとんどなくなることから、素材のAl含有量の違いは α_2 相の体積率が変化することにより調整されているといえる。また冷却過程で γ 相が増加するとき、 α 粒内に析出してラメラ組織を形成し、 γ 粒の成長を抑制することも熱処理時に形成された微細粒を維持する要因と考えられる。

4・2 duplex組織の生成条件

上記の均質微細組織はduplex組織の生成により達成される。そこでduplex組織が形成されるための熱処理温度、Al含有量について考える。例えば熱処理温度の異なるTi-48.5 at%Al加工熱処理材(Fig. 3(a,b))を比較すると、熱処理時と冷却後でのFig. 3(a)の γ 相の体積変化はこれより熱処理温度が高いFig. 3(b)に比べ小さく、冷却中の γ 相の体積増加は等軸 γ 粒の粒成長により起こる。Fig. 3(b)では等軸 γ 粒の成長のみで補えない γ 相が α 粒内にも析出し、ラメラ粒を含むduplex組織が形成される。また、Ti-48.5at%Al加工材を1543Kで、Ti-45.5at%Al加工材を1533Kでそれぞれ熱処理したとき、熱処理温度がほぼ等しいためFig.1の状態図より熱処理時の α 相中のAl濃度はほぼ等しいと考えられる。しかし、前者では α 粒がラメラ粒に変化しduplex組織が形成されることはないが(Fig. 3(a))、後者には形成されている(Fig. 5(b))。これはTi-48.5at%AlではTi-45.5at%Alに比べ熱処理時(1543K)に存在する α 相体積率が低く、この場合も冷却中の γ 相の体積増加は等軸 γ 粒成長のみで起こるためである。高Al組成のTi-49.9at%Alでは、1663Kでの熱処理後の冷却中に γ 相が α 粒内に析出すると同時に γ 粒自身の成長により γ 相の体積率が増加している(Fig. 5)。また、冷却に伴う γ 相の体積率の増加がTi-49.9at%Alで最も大きいことが状態図からも推測され、 γ 粒の粒成長傾向が高いことがわかる。このような理由からTi-49.9at%Al均質微細組織材は低Al組成の加工熱処理材とは異なり、 γ 等軸粒の体積率が大きく、粒径も比較的粗大になると考えられる。以上のように冷却中の γ 粒成長と α 粒内への γ 相の析出(ラメラ組織)のバランスは熱処理温度、Al量で決まる α , γ 相の量比に依存しているといえる。

4・3 常温延性改善の要因

鑄造材ではTi-48at%Al近傍で比較的常温延性が良好であったこと¹³⁾¹⁴⁾から、加工熱処理材においてもTi-rich側組成を中心に研究が進められてきた^{2)3)8)15)~19)}。前者はラメラ粒組織、後者はラメラ粒と等軸 γ 粒の混合組織(duplex組織)であり、組織形態が異なる。

加工熱処理による常温延性改善に対する代表的な研究としてS.C.Huangらによる研究^{3)15)~17)}、Y-W.Kimらによる研究²⁾⁸⁾¹⁸⁾¹⁹⁾があげられる。前者は、Ti-48at%Alで2.6%、Ti-46at%Al-2at%Crで3.8%の破断歪が得られており、Cr添

加による延性改善効果を報告している¹⁵⁾。このときTi-50 at%Alでは2.2%の破断歪が得られている¹⁵⁾が、その組織は明示されていない。本研究の場合と加工温度が異なり、また歪速度も不明であることから、生成組織が本研究のものと異なっている可能性がある。後者の研究においてはTi-47 at%Al-1 at%Cr-1 at%V-2.5at%Nbなる組成において最大3.5%の破断歪が得られている⁸⁾。このときの組織はラメラ粒と等軸 γ 粒の比率がほぼ等しい組織である。

一方、本研究においてはTi-48.5at%Alで5.2%、Ti-49.9 at%Alで7.8%の常温伸びが得られ、 α_2 相比率が少ないとき高い常温延性が得られることを明らかにした。均質微細組織を有する高延性材の組織は、 α_2 相比率が多いときあるいはY-W.Kimの研究⁸⁾により得られた組織に比べて、ラメラ粒比率が低く、等軸 γ 粒の比率が高いことに特徴がある。主として等軸 γ 粒が変形を担っていることを確認しており¹²⁾、この組織が高延性をもたらした要因と考える。また、引張試験条件に注意を払い、伸び値をより正確に評価したことも重要と考えられる。

5. 結論

γ 相と α_2 相で構成される2相型金属間化合物において、均質微細組織を得るための加工条件、熱処理条件、Al含有量を検討した上で、均質微細粒組織の常温引張性質を求めた結果、以下のことが判明した。

(1) 組織の均質微細化により高い常温延性が得られた。均質微細粒組織の常温延性はAl含有量すなわち α_2 相の体積率に大きく依存し、 α_2 相の体積率が低い化学量論組成において現在報告されている水準を大きく上回る7.8%の常温伸びを得ることができた。

(2) 均質微細粒組織はまず加工度を高くして微細な動的再結晶を得ること、続いて α 相と γ 相の比率が等しくなる温度で熱処理して組織の均質性を保持することにより得られる。

(3) 加工後、熱処理温度の上昇にともない再結晶粒組織は等軸粒からラメラ粒と等軸粒の混合組織へと変化する。

(4) (2)の条件で加工及び熱処理を行った場合、Al含有量により得られる再結晶粒径が異なる。低Al濃度側ほどラ

メラ構造は安定で加工により崩壊しにくい、より微細な再結晶粒が得られる。

(5) α 相と γ 相の比率が等しくなる温度で熱処理したとき、化学量論組成では低Al含有量側とは異なり、ラメラ粒と等軸粒を等量含むduplex組織は得られず、 γ 等軸粒の比率が高い組織が得られる。

終りにあたり、実験を進めるに際し御助言をいただき、さらに論文をまとめる際にも御討論いただいた京都大学工学部山口正治教授、乾晴行博士ならびに住友金属工業(株)未来技術研究所 新素材研究部長 志田善明博士に感謝いたします。

文 献

- 1) M.Yamaguchi and Y.Umakoshi : Progress in Materials Science, **34** (1990), p.1
- 2) Y-W.Kim : Microstructure/Property Relationships in Titanium Aluminides and Alloys, ed.by Y-W.Kim and R.R.Boyer, (1990), p.91 [TMS]
- 3) S.C.Huang and E.L.Hall : Met.Trans.A, **22A** (1991), p.427
- 4) 前田尚志, 細見政功 : 日本金属学会誌, **56** (1992), p.1118
- 5) 細見政功, 前田尚志, 岡田 稔 : 鉄と鋼, **79** (1993), p.531
- 6) S.Mitao, Y.Kohsaka and C.Ouchi : Proc,Thermec'88, (1988), p.620
- 7) T.Maeda, M.Okada and Y.Shida : Proc.Mechanical Behaviour of Materials VI, (1991), p.199 [The Society of Materials Science Japan]
- 8) Y-W.Kim : Acta Metall., **40** (1992), p.1121
- 9) C.McCullough, J.J.Valencia, G.Levi and R.Mehrabian : Acta Metall., **37** (1989), p.1321
- 10) 細見政功, 前田尚志, 岡田 稔 : 私信
- 11) H.Inui, M.H.Oh, A.Nakamura and M.Yamaguchi : Acta Metall., **40** (1992), p.3095
- 12) 細見政功, 前田尚志, 岡田 稔 : 私信
- 13) M.J.Blackburn : U.S.Patent No.4,294,615, (1981)
- 14) 磯部 晋, 飯久保知人, 野田俊治 : チタニウム・ジルコニウム, **37** (1989), p.67
- 15) S.C.Huang and D.S.Shih : Microstructure/Property Relationships in Titanium Aluminides and Alloys, ed.by Y-W.Kim and R.R.Boyer, (1990), p.105 [TMS]
- 16) S.C.Huang and E.L.Hall : Met TransA, **22A** (1991), p.2619
- 17) S.C.Huang, D.W.Mckee, D.S.Shih and J.C.Chesnutt : Proc. Sixth JIM International Symposium on Intermetallic Compounds, (1991), p.363 [The Japan Institute of Metals]
- 18) Y-W.Kim : High Temperature Ordered Intermetallic Alloys IV, ed. by J.O.Stiegler, L.A.Johnson and D.P.Pope, **213** (1991), p.777 [MRS]
- 19) Y-W.Kim and F.H.Froes : High Temperature Aluminides and Intermetallics, ed. by S.H.Whang, C.T.Liu, D.P.Pope and J.O.Stiegler, (1990), p.465 [TMS]