

B2相を含むTiAl合金の鍛造タービンロータ製造プロセス

鉄井 利光*・高橋 正一*²

Manufacturing Process of a Forged TiAl Turbine Rotor Containing B2 Phase

Toshimitsu TETUI and Shoichi TAKAHASHI

Synopsis : Manufacturing process of a forged TiAl alloy with a commercial size is investigated in order to realize practical application of TiAl as a turbine rotor material in a high performance and high efficiency turbine engine. Accomplishment of apparently contradicting properties such as good hot deformability and high temperature strength is pursued in a alloy of Ti-45Al-8Nb-2Cr (at%) which contain B2 phase. The phase transformation behavior of this alloy is first investigated during quenching from temperatures between 1473K~1673K and the basic scheme for the manufacturing process, e.g. casting→heat treatment in the (γ +B2) phase field→isothermal forging→heat treatment in the phase field which contains α_2 (α) phase, is defined. Then various factors such as the heat treatment and forging conditions for the stages up to the isothermal forging are examined by compression tests. Finally, it is shown that manufacturing of a 210mm in diameter 40mm in thickness forged piece can be successfully done using a industrial 6000ton press without causing any plastic deformation of the IN100, die material.

Key words : titanium aluminide ; B2 phase ; turbine rotors ; heat treatment ; isothermal forging ; phase transformation ; quench test ; die material.

1. 緒言

近年の環境問題への関心の高まり、輸送機関の高効率化、高速化等の観点から効率の高いタービンエンジンの開発が必要となっている。そのためには中心部品であるタービンロータの高温化、高速回転化が必須であり、タービンロータ材にはより高温において、より高強度であることが要求されている¹⁾²⁾が、現用の超合金では既に対応が困難になりつつある。TiAl金属間化合物は比重が超合金の約1/2と軽量であることより、比強度が問題となる回転体への適用に関しては有利であり、超合金に代替し得る可能性がある。そこで筆者らは上記用途への適用を狙いTiAl金属間化合物の実用化の検討を進めてきた。

TiAlが超合金に代替するにはまず高温での比強度が超合金以上の必要があるが、その他にも耐酸化性³⁾⁴⁾、疲労強度⁵⁾⁶⁾等が要求される。また更にTiAlのような脆い材料を高速回転体として成立させるためには、靱性のある金属材料で言われている許容欠陥サイズ⁷⁾と言う概念は成り立たず、無欠陥化を追求する必要がある。そこで製品サイズ(直径数百mm ϕ 程度の円盤)での製造性を考慮すると、鑄造後十分な鍛造⁸⁾を行い、タービンロータ形状に成形すると同時に、鑄造欠陥等の内在欠陥を消滅させる製造法が工業的に言って最も実用的である。このためTiAlには上記の高温強度など

の特性以外にも熱間加工性が良好であることが要求される。

筆者らは当初、従来の γ + α_2 2相合金TiAlの適用を検討したが、1023K以上となると耐力の低下が著しく⁹⁾、また酸化増量はインコネル713Cの10倍以上と高温用タービンロータとしては不十分な特性であった。また熱間加工性も不良であったため、工場生産用のプレス装置で直径数百mm程度の素材を恒温鍛造した場合、素材に内部欠陥が発生すると同時に、型材の中央部が変形し製品形状に精密鍛造できないなどの問題があった。そこで材料組成、製造技術の開発から研究を行った。基本的な考え方は添加成分によって耐酸化性と熱間加工法を向上させ、組織制御熱処理によって高温強度を向上させようと言うものである。この観点から耐酸化性を向上させる添加成分としてNb¹⁰⁾を、また熱間加工性向上を向上させる添加成分として β 相安定化元素であるCr¹¹⁾を選定した。検討した組成範囲はTi-44~48Al-2~15Nb-1~4Cr (at%)であり、酸化試験、鍛造を模擬した圧縮試験、引張り試験などを行い、Ti-45Al-8Nb-2Cr(at%)を中心とする組成が有望であることを見出した。

本報告では上記組成のTiAlを鍛造タービンロータに実用化するため、まず相変態挙動を検出し製造プロセスを明確化した結果、次にこのプロセスを基に実際に製品サイズの鍛造素材を試作した結果について報告する。なお、鍛造後の組織制御熱処理による高温強度向上の検討については別

平成6年11月28日受付 平成7年4月24日受理 (Received on Nov. 28, 1994 ; Accepted on Apr. 24, 1995)

* 三菱重工業(株)長崎研究所 (Nagasaki R&D Center, Mitsubishi Heavy Industries, Ltd., 5-717-1 Fukahori-machi Nagasaki 851-03)

* 2 三菱マテリアル(株)桶川工場 (Okegawa Plant, Mitsubishi Materials, Corp.)

途報告する。

2. 供試材, 及び試験方法

2.1 供試材

Ti-45Al-8Nb-2Cr (at%) を中心とする組成においてAl濃度の影響を検討するため, Ti-44, 45, 46Al-8Nb-2Cr (at%) の3組成のインゴットを作製した。溶解方法は高周波スカル溶解であり, 鑄鉄鑄型に注湯後, 放冷して凝固させた。インゴットサイズは約140mm ϕ ×310mmh, 重量は約20Kgである。化学分析結果をTable 1に示す。以下, 上記組成を44Al, 45Al, 及び46Alと称することとする。インゴットの評価として光学顕微鏡による組織観察, 欠陥数の測定(視野数5)を行った。

2.2 相変化挙動の検討

インゴットより切り出した約10mm角の試験片を用い, 水中への焼き入れ試験によって相変化挙動の検討を行った。用いた装置は縦型の管状炉であり, Ar置換した炉内に試験片を白金ワイヤで吊るし, 所定時間経過後Ar置換を破り, ワイヤを切断し管状炉の下に設置した水槽に試料を落下させ焼き入れした。本手法では冷却に要する時間は5s以下であった。焼き入れ温度は1473, 1523, 1573, 1593, 1613, 1633, 及び1673Kであり, 1573K以下では360ks以上, 1593K以上では180ks以上保持した。

焼き入れ材の相, 組織観察は試料中央部を切断し, 切断面について行った。相の同定はCuK α 線を用いたディフラクトメータによるX線回折により行った。また組織観察は切断面を鏡面まで研磨し, 反射電子像観察により行った。反射電子像によって分別できた各相の組成分析はEPMA定量分析により行った。EPMA定量分析にあたっては約50 μ mピッチで分析した5点以上の平均値を用いた。

2.3 鍛造素材の試作

予備検討として8mm ϕ ×12mmhの小型テストピースを用いた圧縮試験を行い, 適正な熱処理条件, 及び鍛造条件を検討した。実際の鍛造においては, まずインゴットを上記検討で得られた条件で熱処理した後, 切断, 円周加工し120mm ϕ ×120mmhの素材に加工した。次にガラス系潤滑剤を表面に塗布し, 6000tプレスにより210mm ϕ ×40mmhとなるまで据え込みの恒温鍛造を行った。型材はIN100であり鍛造

Table 1. Chemical composition of the alloys used in this study.

Designation	Nominal composition (at%)	Analytical composition											
		at (%)				wt (ppm)							
		Ti	Al	Nb	Cr	Mn	Cu	Fe	C	Si	O	N	H
44Al	Ti-44Al-8Nb-2Cr	Bal	43.83	7.82	2.06	<10	<30	570	110	400	330	90	1
45Al	Ti-45Al-8Nb-2Cr	Bal	45.24	7.78	2.08	<10	<30	600	60	390	360	130	1
46Al	Ti-46Al-8Nb-2Cr	Bal	46.09	7.80	2.02	<10	<30	630	70	380	320	190	2

温度は1298~1308Kである。鍛造後の素材の評価としては光学顕微鏡によるマクロ断面組織, 及びマイクロ組織観察を行った。

3. 試験結果, 及び考察

3.1 インゴットの特性

Fig. 1に45Alのインゴットの光学顕微鏡組織を示す。(a)の低倍率組織で分かるように, ボイド状の鑄造欠陥が多く認められる。Fig. 2に各組成での欠陥数測定結果を示す。いずれの組成も1cm²あたり30ヶ以上と多数の欠陥が存在しており, 鑄造ままの状態ではタービンロータとして使用可能な品質は有さないとと言える。またFig. 1 (b)に示した高倍率組織で分かるように, 高温強度が高い¹²⁾ラメラ組織が発達していることから, 鑄造ままの状態での熱間加工性は不良と考えられる。

3.2 相変化挙動

焼き入れ温度は1473, 1523, 1573, 1593, 1613, 1633,

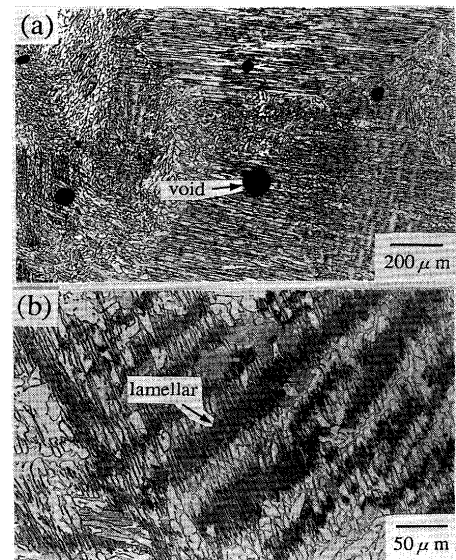


Fig. 1. Optical micrographs of the as cast 45Al. (a) Low mag., (b) High mag.

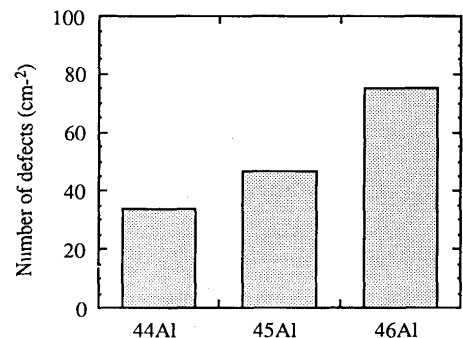


Fig. 2. Number of defects in cross section of the as cast alloys.

及び1673Kであるが反射電子像観察の結果、組織は3種類に分別できた。代表的な反射電子像組織をFig. 3に示す。X線回折の結果、確認された相は各組成とも1473K焼き入れ材では γ 、B2相、1573K焼き入れ材では γ 、 α_2 、B2相、及び1633K焼き入れ材では α_2 、B2相であり、Nb濃度15at%以上の場合において報告されている σ 相¹³⁾、及びO相¹⁴⁾は確認されなかった。なおここでは(111)_{B2}、(001) _{α_2} などの規則格子反射が認められることから α 相、 β 相ではなく α_2 、B2相であるとみなした。このX線回折結果とFig. 3の各相の対応は各相のコントラスト、並びに後述するEPMA定量分析結果を従来の研究¹⁵⁾¹⁶⁾と比較することによって行った。この結果、白い相がB2相に、黒い相が γ 相に、また灰色の相が α_2 相に対応すると考えた。

Fig. 3に示されるように組成により構成相の違いはないものの、各相の比率は異なる。つまり焼き入れ温度に拘わらずAl濃度が増加するとB2相が減少し、 γ 相、 α_2 相が増加する。また α_2 +B2組織となった1633K焼き入れ材のB2相は他温度のB2相と比べると粗大であり、分解しつつあるようにも見える。次にこの α_2 +B2組織についてさらに詳細に焼き入れ温度の影響を検討した。45Alについての結果をFig. 4に示す。焼き入れ温度の上昇に伴い、B2相の割合が増加するとともに、粗大化することが認められる。

以上の組織観察結果を定量的に評価するためEPMA定量分析を行った。Table 2に45Alについての結果を示す。いずれの相においてもNb濃度、Cr濃度は焼き入れ温度により変化しないが、Al濃度は焼き入れ温度の上昇に伴い増加する

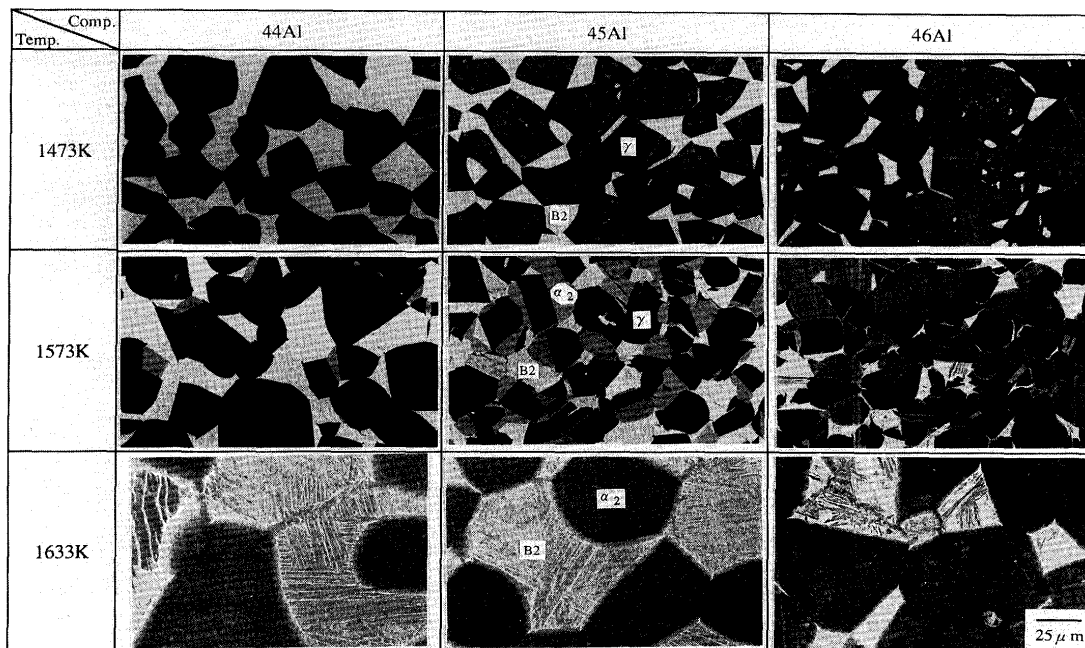


Fig. 3. Back scattered electron images of quenched specimens.

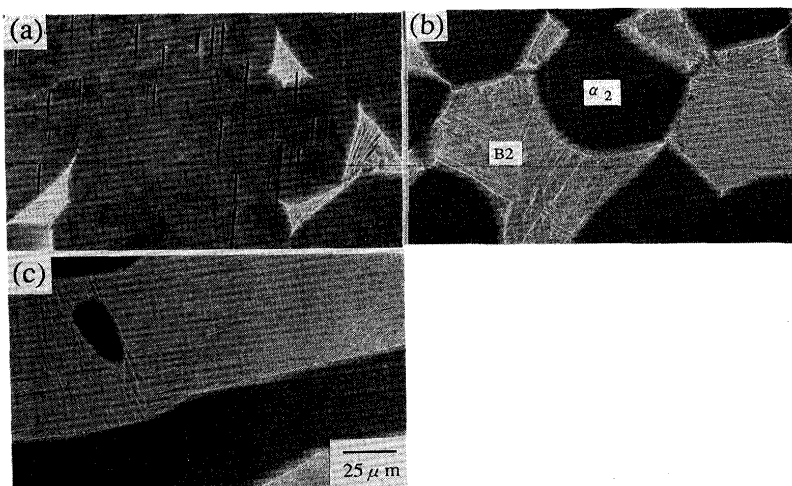


Fig. 4. Back scattered electron images of quenched specimens of 45Al.
(a) 1593K, (b) 1633K, (c) 1673K

Table 2. Composition of each phases in quenched specimen of 45Al determined by EPMA.

Quenching temperature (K)	(at%)											
	γ				α_2				B2			
	Ti	Al	Nb	Cr	Ti	Al	Nb	Cr	Ti	Al	Nb	Cr
1473	44.3	46.6	7.8	1.3	-	-	-	-	49.5	37.9	8.7	3.8
1523	44.2	47.0	7.6	1.2	44.8	45.8	7.6	1.9	48.5	39.6	8.6	3.3
1573	43.2	48.1	7.7	1.0	44.7	45.9	7.7	1.7	47.6	41.0	8.6	2.8
1593	-	-	-	-	44.1	46.3	8.0	1.7	46.2	42.5	8.7	2.6
1613	-	-	-	-	44.4	46.3	7.8	1.5	45.9	42.9	8.6	2.5
1633	-	-	-	-	43.9	46.6	7.9	1.6	45.4	43.4	8.8	2.4
1673	-	-	-	-	43.8	46.8	8.0	1.4	45.1	44.2	8.5	2.2

(Ti濃度は残のため、Al濃度と反対の挙動を示す)。またAl濃度変化の焼き入れ温度依存性はB2相が最も大きく α_2 相が最も小さい。

以上の観察、測定結果をまとめ作成した本合金の相変挙動、及び相境界をFig. 5に示す。温度上昇に伴い、 $\gamma + B2 \rightarrow \gamma + \alpha_2(\alpha) + B2 \rightarrow \alpha_2(\alpha) + B2$ と相変化するなどTi-Al-Nb 3元系¹³⁾¹⁵⁾と同様の挙動を示した。

なお、Fig. 5での各相の表現方法についてであるが、 α については焼き入れ材の相は α ではなく α_2 であったが焼き入れ程度の冷却速度では $\alpha \rightarrow \alpha_2$ の規則変態は抑制できないことが認められており¹⁷⁾¹⁸⁾、本合金でもTi-Al 2元系¹⁷⁾、Ti-Al-Nb 3元系¹⁵⁾などと同様に高温域で α の存在は予想されることから $\alpha_2(\alpha)$ と表現した。またB2相についてはTi-Al-Nb 3元系¹⁴⁾¹⁵⁾では高温でも β ではなくB2相が安定とされていることからB2と表現した。

Fig. 5より、Fig. 3、4で認められる焼き入れ組織のAl濃度依存性、及び焼き入れ温度依存性は次のように説明できる。Fig. 3においてAl濃度の増加に伴ってB2相の減少、並びに γ 相、 α_2 相の増加が認められるが、これはB2相の領域が低Al側にあり、 γ 相、 $\alpha_2(\alpha)$ 相の領域が高Al側にあることが原因と考えられる。またFig. 4において焼き入れ温度の上昇

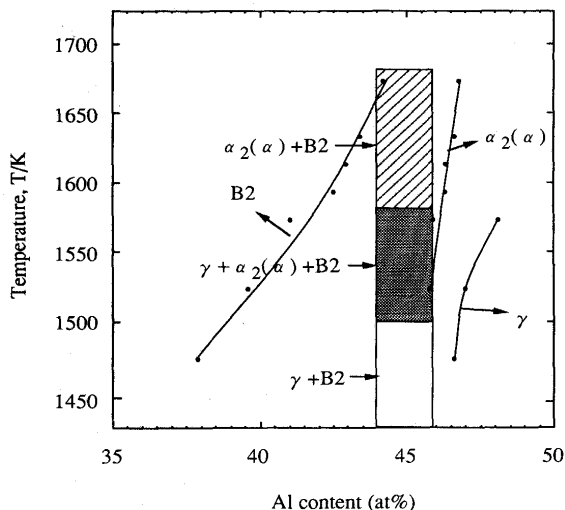


Fig. 5. Phase transformation behavior and phase boundaries of Ti-44~46Al-8Nb-2Cr (at%).

に伴ってB2相が増加するが、これは温度上昇に伴ってB2相の領域が高Al側にシフトすることが原因と考えられる。なお1633Kの $\alpha_2(\alpha) + B2$ 域からの焼き入れ材においてはB2相が分解しつつあるように見えるが、これは低温で安定なB2相の割合は高温より少ないため、焼き入れによっても高温B2相が完全には維持できず冷却過程で分解が開始したことが考えられる。

3.3 製造プロセス

以上の相変挙動の検討結果より、本合金を用い直径数百mm ϕ 程度のタービンロータを製造する場合の基本製造プロセスを検討した。Fig. 1に示すようにインゴットには高強度なラメラ組織が発達しているが、このラメラ組織は高温域で存在する規則変態後の α_2 相が変化したものであり、 $\gamma + \alpha_2$ 相合金と同様に casting 後の冷却過程において、 α_2 から γ 相が $(0001) \alpha_2 \parallel \langle 111 \rangle \gamma$ の方位関係¹⁹⁾で析出することによって形成したものと考えられる。また本合金では低温域では $\gamma + B2$ が安定なことより、ラメラ組織は冷却速度が速い場合に形成される非平衡組織であると言える。

このことから基本的な製造プロセスとしては、まずインゴットを低温域の $\gamma + B2$ 域で熱処理すれば高強度なラメラ組織は消滅し、熱間加工性は向上すると考えられる。次に十分な恒温鍛造を行うことによって、製品形状に成形できると同時に casting 欠陥の消滅が期待できる。最後により高温域の $\alpha_2(\alpha)$ 相を含む温度で熱処理し、空冷程度の速い冷却速度で冷却すれば非平衡組織であるラメラ組織が発達し高温強度向上が期待できる。

3.4 鍛造素材試作

直径数百mm程度の素材を鍛造によって製造することを想定すると、これまで述べたように素材自身の熱間加工性はもちろん必要であるが、それ以外にも型材の変形防止を考慮する必要がある。つまり鍛造中に型材が変形すると精密鍛造はできず、また量産も不可能になるからである。型材の変形防止のための条件は簡単であり、鍛造時に型材に負荷される応力の最大値が型材の耐力以下であれば良く、高温強度が高い型材を用いれば問題ない。しかしながら実験室レベルではセラミックに代表される高強度な型材も使用されているが、工業用鍛造装置では耐熱衝撃性が良好な大型の型材が必要であり、また作業性、量産性を考慮すると大気中で鍛造できることが望ましいことから、超合金の型材を用いることが一般的である。

また型材に負荷される応力の最大値としては、テストピースサイズの小型素材を鍛造する場合は材料自身の最大圧縮応力と同一と見なせば良いが、大型の製品サイズの素材を鍛造する場合には型材と素材との間に摩擦抵抗が発生するため、この摩擦力も含む面圧を考慮する必要がある。鍛造中における面圧分布は周囲の拘束が強い素材中央部で最も大きくなり、摩擦係数が大きくなるほど、また素材直径が大きくなり、素材厚さが小さくなるほど面圧は大きくなる。

本研究で行った条件（摩擦係数0.3, 打ち上がり寸法210mm ϕ ×40mmh, 真ひずみ量1.1）で面圧を計算²⁰⁾すると, 最大面圧は素材自身の圧縮応力の2.1倍となる。

そこで実際の恒温鍛造に先立ち, 熱処理条件, 及び試験条件を変えたテストピースの圧縮試験を行い, 本合金の圧縮応力を測定し, これを基にインゴットの熱処理条件, 及び鍛造条件を決定した。用いた組成は45Alであり, 検討した熱処理条件はラメラ組織の消滅が期待できる γ +B2域の1473Kでの10.8ks, 及び360ks保持の2条件である。Fig. 6に熱処理後のインゴットの光学顕微鏡組織を示す。いずれの条件においても予想通りラメラ組織は消滅し, γ +B2組織に変化した³⁾, 360ks保持では10.8ks保持に比べ組織は粗大化していることが認められる。

圧縮試験は温度1298K, 1323K, 真ひずみ速度 2×10^{-4} /s, 5×10^{-4} /sの条件で行った。Table 3に各条件での素材の最大圧縮応力 σ_{max} , 及び真ひずみ量1.1における圧縮応力 $\sigma_{1.1}$ を示す。試験温度1298K, 及び1323Kにおいて σ_{max} , $\sigma_{1.1}$ とも最も低応力となるのは, 微細組織となった1473K×10.8ks熱処理材における真ひずみ速度 2×10^{-4} /sの条件である。

本研究では恒温鍛造の型材として超合金のIN100を用いた。IN100の1298K, 1323Kにおける圧縮耐力²¹⁾は各々215MPa, 及び165MPaであることから, 先に示した計算によ

り型材が変形しないための条件は, 径が最大, 厚みが最小となり面圧が最大となる鍛造最終段階での素材の圧縮応力, 即ち $\sigma_{1.1}$ が1298Kでは102MPa以下, 1323K以下では79MPa以下となれば良い。つまり本合金においては鍛造後1473K×10.8ksの熱処理を行い, 真ひずみ速度 2×10^{-4} /sで恒温鍛造すれば, 1298K, 1323Kのいずれにおいても型材の変形防止に関しては全く問題ないことが言える。

以上の予備検討結果を基に, 実際に製品サイズの大型素材を製造した。まず鍛造インゴットに1473K×10.8ksの熱処理を施した後, 切断, 円周加工し120mm ϕ ×120mmhの鍛造用素材に加工した。次にガラス系潤滑剤を表面に塗布した後, 6000tonプレスによって1308~1298Kにおいて, 鍛造速度 2×10^{-4} /sの条件で210mm ϕ ×40mmhとなるまで恒温鍛造した。

鍛造後において型材の変形は予想通り全くなかった。45Alの鍛造素材の外観状況をFig. 7に, またマクロ断面組織をFig. 8に示す。素材表面, 及び断面に割れは全く認められなかった。またマクロ断面組織は均一なメタルフローを示し, 中心, 1/2rなどの各部位においてミクロ組織に差異は認められなかった。Fig. 9に45Alの鍛造素材の1/2r中央部における光学顕微鏡組織を示す。(a)の低倍率の組織で分かるようにFig. 1のインゴットで認められたポイド状の鍛造欠陥は消滅している。また(b)の高倍率の組織で分かるように再結晶によって, 鍛造前の組織 (Fig. 6 (a)参照) より更に微細化し

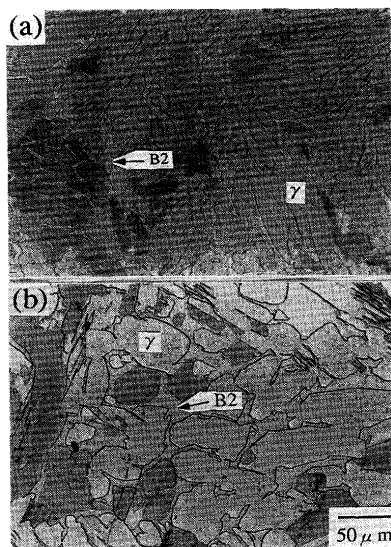


Fig. 6. Optical micrographs of the ingot of 45Al heat treated at 1473K.
(a) 10.8ks, (b) 360ks

Table 3. Results of compression test.

Test temperature (K)	True strain rate (s ⁻¹)	Compression stress (MPa)			
		σ_{max}	$\sigma_{1.1}$	σ_{max}	$\sigma_{1.1}$
		1473K×10.8ks *		1473K×360ks *	
1298	2×10^{-4}	101	66	108	68
	5×10^{-4}	104	72	143	91
1323	2×10^{-4}	74	52	81	55
	5×10^{-4}	88	61	118	78

* Heat treatment condition

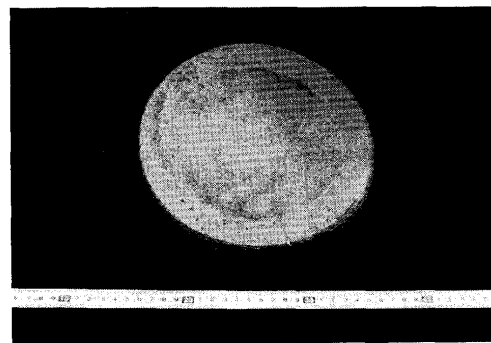


Fig. 7. External view of the isothermally forged 45Al.

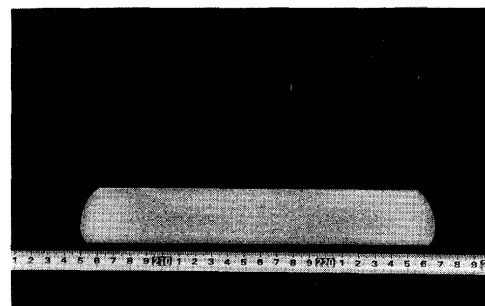


Fig. 8. Cross section of the isothermally forged 45Al.

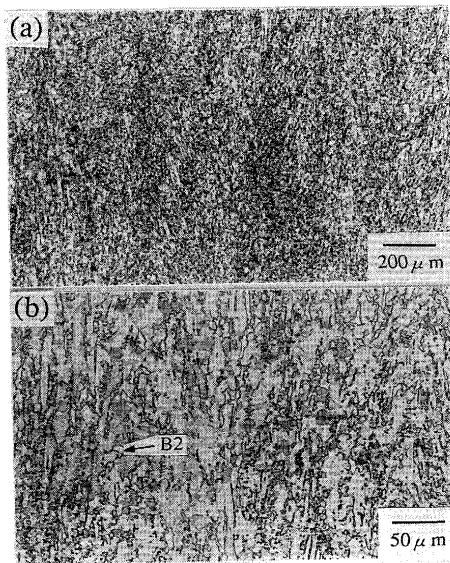


Fig. 9. Optical micrographs of the isothermally forged 45Al.
(a) Low mag., (b) High mag.

ていることが認められる。

以上の検討結果より、当初の目標であった無欠陥の製品サイズのTiAl鍛造素材は、本研究で用いた組成、熱処理条件、及び鍛造条件によって、工業生産レベルにおいて製造可能であることが分かった。次にさらなる大型化の可能性であるが、210mmφ×40mmhの鍛造素材を作製したときの最大加圧力は620tonであり、プレス能力(6000ton)に対しかなり余裕がある。また既に述べたように本合金の $\sigma_{1.1}$ は型材のIN100の変形防止の観点からはかなり余裕があることから、現状の設備でも500mmφ程度までのTiAlタービンロータは作製可能と言え、この大型化によってTiAlの適用用途も大幅に拡大できる。

4. 結論

高温強度と高温変形能が共に要求される鍛造タービンロータにTiAlを適用すべく、新しく開発したTi-45Al-8Nb-2Cr(at%)付近の合金について相変化挙動を検討し、基本製造プロセスを明確化した。次に実際に製品サイズの鍛造素材を試作した。得られた結果をまとめると以下の通りである。

(1) 本合金は温度上昇に伴い、 $\gamma + B2 \rightarrow \gamma + \alpha_2(\alpha) + B2 \rightarrow \alpha_2(\alpha) + B2$ と相変化する。

(2) 基本製造プロセスは、鍛造 $\rightarrow \gamma + B2$ 域の熱処理 \rightarrow 恒温鍛造 $\rightarrow \alpha_2(\alpha)$ 相を含む領域の熱処理、である。

(3) 型材として用いたIN100の変形なしに、無欠陥のTiAl合金鍛造素材(サイズ210mmφ×40mmh)が製造できた。

文 献

- 1) J.R.Stephens : Metal & Ceramic Matrix Composites, Processing, Modeling & Mechanical Behavior, ed. by R.B.Bhagat, A. H.Clauer, P.Kumar and A.M.Ritter, The Minerals, Metals & Materials Society, (1990), p.3
- 2) J.H.Westbrook : Structural Intermetallics, ed. by R.Darolia, J.J.Lewandowski, C.T.Liu, P.L.Martin, D.B.Miracle and M. V.Nathal, The Minerals, Metals & Materials Society, (1993), p.1
- 3) T.Shimizu, T.Iikubo and S.Isobe : Mat. Sci. Eng., A153 (1992), p.602
- 4) 笠原和夫, 武井 厚 : 日本金属学会誌, 57 (1993), p.544
- 5) J.U.Specht : Low Cycle Fatigue Elast.-Plast. Behav. Mater., 3 (1992), p.19
- 6) 上野 明, 岸本秀弘, 近藤拓也, 浅木 洋 : 日本材料学会学術講演予稿集, 41 (1992), p.182
- 7) P.C.Paris and G.Sih : Stress Analysis of Cracks in Fracture Toughness Testing and Its Application, STP381, ASTM, Philadelphia, (1965)
- 8) Y-W.Kim and D.M.Dimiduk : JOM, 43 (Aug. 1991), p.40
- 9) 篠原正朝 : 学振133委員会, 第134回研究会, (1992), p.18
- 10) G.Chen, Z.Sun and X. Zhou : Mat. Sci. Eng., A153 (1992), p.597
- 11) N.Masahashi, Y.Kimura, M.Matsuo, T.Hanamura, M.Kimura and K.Hashimoto : ISIJ International, 31 (1991), p.728
- 12) C.Tonnes, J.Rosler, R.Baumann and M.Thumann : Structural Intermetallics, ed. by R.Darolia, J.J.Lewandowski, C.T.Liu, P.L.Martin, D.B.Miracle and M.V.Nathal, The Minerals, Metals & Materials Society, (1993), p.241
- 13) 竹山雅夫, 中村森彦, 菊池 実 : 日本金属学会1993年春季大会講演概要集, (1993), p.343
- 14) D.Banerjee, A.K.Gogia, T.K.Nandy, K.Muraleedharan and R. S.Mishra : Structural Intermetallics, ed. by R.Darolia, J.J. Lewandowski, C.T.Liu, P.L.Martin, D.B.Miracle and M.V. Nathal, The Minerals, Metals & Materials Society, (1993), p.19
- 15) H.Nakamura, M.Takeyama, L.Wei, Y.Yamabe and M.Kikuchi : Proc. 3rd Japan International SAMPE Symposium, (1993), p.1353
- 16) B.London and T.J.Kelly : Microstructure/Property Relationship in Titanium Aluminides and Alloys, ed. by Y-W.Kim and R.R.Boyer, The Minerals, Metals & Materials Society, (1991), p.285
- 17) C.McClough, J.J.Valencia, G.Levi and R.Mehrabian : Acta Metall. Mater., 37 (1989), p.1321
- 18) M.Kimura, K.Hashimoto and H.Morikawa : Mat. Sci. Eng., A152 (1992), p.54
- 19) L.Zhao and K.Tangri : Acta Metall. Mater., 39 (1991), p.2209
- 20) D.J.Kuhlmann and P.S.Raghupathi : Prediction of Forging Stress and Load Using a Fortran-Bsaed Computer Program, (1985), p.1
- 21) 高橋正一, 鉄井利光 : 私信