Report



1500t 鍛造シミュレータにより鍛造した Ti 合金の組織と疲労特性

御手洗 容子*

Y. Mitarai

1. まえがき

Ti 合金は, 軽量で耐熱性に優れるため, ジェットエンジ ンの圧縮機に使用されている. 近年, Ti 合金部材の疲労破 壊が原因とされるエンジントラブルが少なからず発生(例 えば 2018 年夏 ANA の大量欠航, FAA の耐空性改善命令) しており, Ti 合金の疲労特性はエンジンの安全性を保持 するために重要である.

圧縮機の中でも,動翼を支えるディスクは,鍛造で製造 されているが,疲労破壊を引き起こすと深刻なトラブルに 発展するため、特に疲労特性が重要となる部材である.通 常,ひずみや応力を周期的に変化させることによる材料の 劣化を疲労(fatigue)というが、最大ひずみや最大応力を ある時間一定に保持することによる劣化を Dwell 疲労と いう. 鍛造で製造される Ti 合金部材には、しばしば hcp 構造である α 相の集合組織が局所的に分布する microtexture という組織が形成される. α 相のすべり面で ある底面が引張方向に垂直方向を向くように結晶粒が並 ぶことで,転位のすべりが可能であった結晶粒と microtexture の境界に転位が蓄積し、そこからき裂が発生、 進展する¹⁾. き裂が進展を始めると, 一気に進行するため, 通常疲労と比べて Dwell 疲労の寿命が低下することが知 られている²⁾. これは耐熱材料に使われる α+β2相 Ti 合金 でよく起こる現象であり, microtexture をどのように制御 するかが重要である.

そこで、本研究では、最も耐熱性の高い耐熱 Ti 合金で ある TIMETAL 834 合金に着目し、恒温鍛造が可能な 1500t 鍛造シミュレータを用いて鍛造・熱処理組織の形成過程を 調べた.

次に,異なる組織を有する試料を用いて疲労,Dwell疲労の評価を行い,異なる組織が疲労寿命に与える影響について検討した.これらの結果から,疲労に優れた組織形成が可能な鍛造・熱処理プロセスを探索する.

2. 実験方法

2.1 合金

TIMET 社の TIMETAL834 (Ti-5.8Al-4Sn-3.5Zr-0.7Nb-0.5Mo-0.35Si-0.06C, wt%)のインゴットを購入した. インゴ ットサイズは 300mm φ x 300mmL の円柱形である. インゴ ット垂直方向の初期組織を図 1 に示す. 等軸状のα相と, 白いコントラストで示される bcc 構造のβ相とα相の2相 層状組織で構成される bi-modal 組織を形成していた.



図1 TIMETAL 834 の初期組織

2.2 鍛造条件

インゴットから,100mm φx100mmLの円柱形の試料を 切り出した.この試料を用いて,物質・材料研究機構に設 置されている1500t 鍛造シミュレータ(図2)により,鍛造 温度940 および1000℃において,歪み速度0.005,0.05, 0.5/s で圧縮率70%の恒温鍛造試験を行い,0.5/sのひずみ 速度については85%の恒温鍛造試験も行った.鍛造後は空 冷した.



図 2 1500t 鍛造シミュレータの外観

1500t 鍛造シミュレータは,最大荷重 1500t,最大直径 250mm 程度の材料を 1100℃まで鍛造可能であり,0.01~ 300m/sの速度制御が可能である.

2.3 熱処理条件

1500t 鍛造材のサイズは、70%鍛造でおよそ 150 mm φ x 30 mm L、85%鍛造では、およそ 220 mm φ x 14 mm L の円 板になった(図 3). まず、鍛造材の中央から 5mm 幅の板を 切り出し、鍛造材の組織を観察した. 次に左右に残った 1/2 の鍛造材に対して、 α 相+ β 相 2 相域である 900℃あるいは 1000℃で 2h の熱処理を行い、空冷した.



図 3 (a), (c) 70% 鍛造材, (c), (d) 85% 鍛造材

2.4 組織および力学特性

1500t 鍛造・熱処理材について,半径の1/2の位置(1/2R) 近傍から14x14x90 mm の角状試験片を切り出した.70% 鍛造材は直径が150 mm,板厚が30 mm であるため,1/2R 近傍から厚み方向に2本の角状試験片を切断した.85%鍛 造材は厚みが14mm であるため,1/2Rを中心に2本の角 状試験片を切り出した.これらの試験片から,直径6 mm, 標点距離30mm の丸棒疲労試験片,引張試験片を作成し た.またこの近傍から,組織観察用に5mm 幅の板を切り 出した.組織観察には後方散乱電子回折(EBSD)を搭載した 走査電子顕微鏡(SEM, JEOL JSM7200F)を用い,加速電圧 20kV で組織観察を行った.

引張試験は、耐力まで 10MPa/sec,耐力以降は破断まで 20%/min の速度でおこなった.疲労試験は、通常疲労と台 形波の Dwell 疲労試験の 2 種類を行った.通常疲労試験は、 0.2%耐力 (σ)の 0.9 σ を最大応力とし、R=0.1、5Hz の条件 で破断まで試験を行った.Dwell 疲労は 0.9 σ を最大応力と し、R=0.1、最大応力保持時間を 120s、0.09 σ から 0.9 σ を 1s で変化させる台形波を用いて試験を行った.

3. 結果と考察

3.1 1500t 鍛造シミュレータ鍛造材の組織

1500t 鍛造シミュレータで鍛造した鍛造材の組織を図 4 に示す. 70%鍛造材は, 歪み速度で組織に大きな違いはなかったため, 歪み速度 0.5/s に対して, 鍛造温度の違いに

ついてのみ示す. 鍛造温度が 1000[°]Cの時は, 初期組織と ほぼ変わらず bi-modal 組織を示した(図 4(a)). 一方, 940[°]C における鍛造では, 層状組織が分断された組織を形成した (図 4(b)). 等軸 α 相の割合は鍛造温度が低いほど多くなっ た. これは, 鍛造温度での α 相と β 相が平衡する体積率に 対応している. 1000[°]C85[°]S 鍛造材は, 70[°]S 鍛造材と同様に bi-modal 組織を形成した(図 4(c)).



図4 1500t 鍛造シミュレータによる鍛造組織

比較のために、2022年の報告書に示した、8 mm φ x 12 mm L サイズの試験片を25t 鍛造機で75%鍛造した組織を 図 5 に示す.900℃鍛造材は、ひずみ速度によらず、鍛造 中の変形により組織が大きく歪んでいる.1000℃鍛造材に おいても、層状組織は分断するが、分断した β 相の球状化 が進んでいる.これは特に遅いひずみ速度で顕著であった.



図 5 25t 鍛造シミュレータによる鍛造組織

このように,1500t 鍛造材と25t 鍛造材では組織が大き く異なる.これは,1500t 鍛造では試料サイズが大きく, 鍛造後空冷しても,試料内部の冷却速度が遅くなり,鍛造 後しばらく高温にさらされることから,組織の粗大化が進 むためである.一方,25t 鍛造では試料サイズが小さく, 鍛造後の冷却速度が速いため,鍛造中に形成された組織が そのまま室温に持ち来されたと考えられる.1500t 鍛造機 による 1000℃における鍛造では,冷却中でも試料内部で は 1000℃近い温度が一定時間保たれ,鍛造中に導入され た歪みが緩和して bi-modal 組織を形成した.940℃鍛造に おいても,25t 鍛造材と同様に層状組織は鍛造中に分断さ れるが,その後の冷却速度が遅いため,分断したβ相の球 状化がより進行した.

鍛造材に導入された歪みを調べるために, SEM-EBSDを 用いて結晶方位の角度差(KAM)を測定した. 試験片を採取 する 1/2R 近傍の KAM 値(misorientation angle)を図 6 に示 す. 70%鍛造材は黒い線, 85%鍛造材は赤い線で示す. 黒 い実線で示す 1000℃70%鍛造材では, 歪み速度が遅いほど KAM 値が小さい領域が多く, 歪み緩和が進行しているこ とがわかる. これは歪み速度が遅いことにより高温に晒さ れる時間が長いことを示唆している. 一方, 黒点線で示す 940℃鍛造材では, 逆の傾向を示し, 歪み速度が遅いほど, 大きな KAM 値の割合が大きく, 大きな歪みが導入されて いた. 赤い線で示す 1000℃ひずみ速度 0.5 /s 85%鍛造は 1000℃0.005 /s 70%と同程度のひずみ分布を示し, 今回行 った鍛造条件の中では, 導入されるひずみ量は比較的低い 値を示した.



鍛造中の温度分布と歪み分布を塑性加工シミュレーションにより計算した結果を図7に示す.1000℃0.5/s70%鍛造では,鍛造材中央に加工発熱領域が発生しているが(図7(a)),端部に向かうにつれ温度が低下した.ひずみ速度が遅い1000℃0.005/s鍛造では,より広い領域で加工発熱による温度上昇が確認された(図7(c)).鍛造材中央には,高いひずみも導入された(図7(b),(d)).1000℃0.5/s85%鍛造では,70%鍛造よりも広い範囲で加工発熱が発生し,それに伴いひずみも鍛造材内部により均一に発生した(図7(c),(f)).

図7の分布図のスケールは、それぞれの条件で見やすい ように設定されているため、鍛造条件の違いによる加工発 熱量や導入ひずみが明確ではないため、疲労試験に用いる 1/2R 近傍の温度と相当歪みを読み取り、プロットした図 面を図8に示す.図8(a)に示すように鍛造温度によらず加 工発熱が観察された.加工発熱量は鍛造温度が低いほど、 また歪み速度が速いほど顕著であり、940℃0.5/s 鍛造では 70℃の発熱が発生した. 1000℃0.5/s70%鍛造では 1056℃ま で温度が上昇しており, TIMETAL834 の β 変態温度が 1045℃であることから²⁾,場所によってはβ変態温度を超 える温度で鍛造していたことになる. 鍛造率をより大きく した 85%鍛造の加工発熱量は,70%鍛造の時と同程度であ った. ただし,図7(e)に示されるように,加工発熱の領域 は材料全体に広がる点が異なる. 鍛造中に導入されるひ ずみについては,図8(b)に示すように,鍛造率が同じ場合 (70%)は,鍛造温度,ひずみ速度によりほぼ同程度であっ たが,鍛造率を増加させると,急激に増加し,2倍程度大 きくなり,ひずみは鍛造率により影響を受けることが明ら かとなった.



図 7 塑性加工シミュレーションによる(a), (c), (e) 温度分布と(b), (d), (f) ひずみ分布. (a), (b) 1000℃0.5 /s, 70%, (c), (d) 1000℃ 0.005 /s, 70%, (e), (f) 1000℃0.5 /s, 85%.



図 8 塑性加工シミュレーションにより計算された 1/2R 位置の鍛造終了後の(a)温度と(b)歪み

70%鍛造材について、組織観察により得られた歪み分布 と比較すると、940℃鍛造では、歪み速度が速い場合に大 きな加工発熱が起こるために、歪み緩和がより大きくなり、 観察されたひずみ量がより遅いひずみ速度と比較して小 さくなったことがわかる.1000℃鍛造では、1000℃が歪み 緩和に対して十分な温度であったために、加工発熱の大小 に関わらず、歪み速度が遅い場合により長時間高温に晒さ れることから歪み緩和が大きく生じたと考えられる. 85%鍛造材については、組織観察では70%鍛造材と同程 度のひずみ量であり、観察結果と計算結果は異なるが、場 所により導入ひずみが異なるため、組織観察をした場所と 計算の箇所が必ずしも一致しないことによる.加工発熱量 が同程度であるため、鍛造率が高いほどひずみが導入され るのは傾向としては理解できる.

3.2 1500t 鍛造シミュレータ鍛造・熱処理材の組織

次に鍛造材を 1000℃で熱処理した時の組織を図 9 に示 す. 1000℃鍛造材の組織は bi-modal 組織であり(図 4(a)), これを 900, 1000℃で熱処理しても組織は変化しなかった. 1000℃鍛造材では,熱処理温度,ひずみ速度,鍛造率を変 えても,熱処理により得られる組織は同じになることを示 す.



図 9 1000[℃]鍛造材の熱処理組織



図10 940℃鍛造材の熱処理組織

図 10 に 940℃鍛造材の熱処理組織を示す.940℃鍛造材 は層状組織が分断された組織を示しており(図 4(b)),900℃ で熱処理を施すと,歪み速度によらず,分断されたβ相球 状化組織を形成した(図 10(a),(c)).一方,1000℃で熱処理 を施すと,歪み速度によらず bi-modal 組織に変化した.

3.3 Microtextureの解析

熱処理により hcp 構造の(0001)面がそろった領域である microtexture が生成しているかを明らかにするために, SEM-EBSD を用いて方位解析を行った. Microtexture の量 を定量的に示すために、[0001]方向から10°以内に存在す る結晶粒の面積率を測定し、その結果を図 11 に示す. (0001)面の存在は、鍛造・熱処理条件によらず10%以下で あり、(0001)面が揃った集合組織を作っているとは言えな かった. 85%鍛造材は、同じひずみ速度で70%鍛造したも のと比較すると、[0001]方向を向いている結晶粒の割合は 1%と低かった.図8に示すように、鍛造中の加工発熱量 は70%と同程度であるが、加工率が上がることで導入され るひずみ量が2倍に増加する.これが多数の核生成を引き 起こし、ランダムな結晶粒が成長したと考えられる. 試験 した鍛造条件に対し、(0001)面の生成率はランダムであり、 これらの数値の違いは、 鍛造・熱処理条件によるものでは なく,試験片の場所による違いであることが示唆された. 実際に、1つの試料について広い領域で観察を行うと、場 所による結晶方位の差が大きく、同じ試料でも[0001]方向 を向いている結晶粒は、1から5%と大きく異なった.



図 11 [0001]方向から 10°以内に存在する結晶粒の比率

3.4 1500t 鍛造シミュレータ鍛造・熱処理材の引張強度 鍛造・熱処理材について、室温で引張試験を行った. 鍛 造歪み速度に対する 0.2%耐力を図 12 に示す. 70%鍛造材 を比較すると、熱処理温度による違いが最も明確で、黒い シンボルで示す 1000℃熱処理材は 900℃熱処理材よりも いずれのひずみ速度に対しても強度が低かった. 1000℃熱処 理材では鍛造温度の違いによる強度の差は、900℃熱処 理材よりも小さかった. 同じ熱処理温度で比較すると、 900℃熱処理では鍛造温度が低い方が強度が高く、1000℃ 熱処理では鍛造温度が高い方が強度が高かった. 一方、同 じ鍛造温度,熱処理温度で比較すると,強度は鍛造歪み速 度に対しては変化しなかった.

85%鍛造材は70%鍛造材よりも低い強度を示した.

図 9, 10 に示すように 900 C熱処理材の組織は, 鍛造温 度により異なる. 1000 C鍛造材では bi-modal 組織を形成 し, 940 C鍛造材では層状組織内の β 相球状化組織を形成 した. 一方, 1000 C熱処理材では, 鍛造温度によらず, bimodal 組織を形成した. これらの組織形態を図 12 に示す と, β 相球状化組織が bi-modal 組織よりも強度が高いこと が明らかとなった.

低い鍛造温度で導入された歪みは、加工発熱によりある 程度緩和されるが、完全ではなく、900℃熱処理では歪み 緩和が起こりにくいために、熱処理材にも歪みが残留する と考えられる.強度はベイリーハーシュの関係により、転 位密度に依存するため、β相球状化組織で強度が高かった と考えられる.1000℃鍛造では鍛造中に歪みがある程度緩 和しているため、熱処理温度に関わらず強度が低くなるが、 1000℃熱処理では900℃熱処理よりも、歪み緩和が進むた め、同じ bi-modal 組織でも、900℃熱処理材よりも強度が 低くなる.しかし、熱処理温度による強度の差は、940℃ 鍛造材よりも小さくなる.

85%鍛造材では,加工発熱は70%鍛造材と同程度である が,導入されるひずみ量が2倍程度ある.熱処理をしても 70%鍛造材よりもひずみが残りそうであるが,転位が導入 されているために,逆に熱処理中の再結晶を促進し,転位 密度が下がっている可能性がある.



図 12 鍛造熱処理材の 0.2% 耐力

3.5 1500t 鍛造シミュレータ鍛造・熱処理材の疲労特性 次に、引張試験で得られた強度σの 0.9σを最大応力とし た疲労試験を行った.1000℃熱処理材について、疲労寿命 を最大応力でプロットしたグラフを図 13 に示す.図 9, 10 に示すように、1000℃熱処理材では、鍛造条件に関わ らず、bi-modal 組織を形成した.1000℃0.05/s のみ通常疲 労も Dwell 疲労も他の鍛造材よりも寿命が短く、これにつ いては理由が不明であるが、それ以外の鍛造材については、 疲労試験のデータがばらつくことを考慮に入れると,通常 疲労については,鍛造温度,ひずみ速度,熱処理条件の差 は小さいと言える.85%鍛造材は70%鍛造材よりも通常疲 労の寿命はやや長かった.Dwell疲労寿命は一様に低下し ており,特に1000℃0.005/s70%の条件で低下が著しかっ た.

次に 900℃熱処理材の疲労寿命を図 14 に示す. 900℃熱 処理材は、1000℃鍛造では bi-modal 組織が、900℃鍛造で は β 相球状化組織が形成された. これらの組織の違いにも関 わらず、通常疲労については 10⁴ オーダーであり、1000℃鍛 造材がやや寿命が長い傾向は見られたが、組織間の違いは 小さかった. また、1000℃熱処理材と同程度の疲労寿命を示 した. 85%鍛造材の疲労寿命がやや長いのも 1000℃熱処理 材と同じ傾向であった. Dwell 疲労の寿命は、900℃熱処理材 は 10³ オーダーであり、同じ bi-modal 組織で比較しても、 1000℃で形成した bi-modal 組織の疲労寿命(10⁴ オーダー)よ りも 1 桁短く、900℃熱処理では Dwell 疲労の寿命が大きく低 下することが示された. また、Dwell fatigue については、組織 による差が大きく、940℃で鍛造した β 相球状化組織の寿命が 長く、1000℃で鍛造した bi-modal 組織の寿命は短かった.





図 15 に, 図 13, 14 から得られる通常疲労と Dwell 疲労 寿命の比 Life debit,

$Life \; debit = N_{normal}/N_{dwell}$

を示す.1に近い値を示すほど,通常疲労とDwell疲労の 寿命差が近いことになり,長時間一定負荷がかかるようう な運用条件でも寿命を低下させることなく安全に使用で きるとされている.

Life debit は、1000℃鍛造 900℃熱処理材で大きいが、そ れ以外の条件では 10 以下であった. Life debit が 10 以下 である条件を詳細に見ると、940℃鍛造 900℃熱処理材が 比較的大きな値を示した. Life debit を小さくするために は熱処理を 1000℃にした方がいいということになる. 900℃熱処理材の Life debit が鍛造温度で大きな差がある のに対し、1000℃熱処理材では、鍛造温度による差は小さ かった.一方,ひずみ速度の影響は,0.5,0.05/sに対して はほとんどないが, 0.005/s については 900℃, 1000℃熱処 理ともに増加した.85%鍛造材は熱処理による違いはほと んどなく, 70%鍛造材の 1000℃熱処理材と同程度の Life debit であった. Bi-modal 組織で比較しても Life debit に大 きな差があるため、組織による傾向は明確ではない. 900℃熱処理材では、1000℃熱処理材よりも等軸α相量が 増加する傾向にあることが唯一の違いであるため,等軸α 相量が Dwell 疲労特性の劣化に影響していることを示唆 している. また, 等軸 α 相以外の組織が bi-modal 組織で は層状組織,β相球状化組織では層状組織が分断された球 状化組織である.900℃熱処理材のこれらの組織形態の違 いが Dwell fatigue に与える影響についてはより詳細な検 討が必要である.



図 15 Life debit

以上の結果から, 鍛造, 熱処理プロセスの違いによる組 織形態の違いが Dwell 疲労特性に与えるメカニズムにつ いてはまだ検討の余地はあるが, 通常疲労と Dwell 疲労寿 命の差を縮める鍛造・熱処理プロセスおよび組織形態につ いては明らかにすることができた.

4. 結論

- 1500t 鍛造機を用いて、鍛造温度、ひずみ速度、鍛造率 を変化させ、得られる組織の違いを明らかにした。
 1500t 鍛造機では冷却速度が遅いため、鍛造中に導入された歪みが冷却中に緩和する現象が起こることが明らかとなった。
- 1000℃熱処理により、鍛造条件に関わらず bi-modal 組 織が形成された.一方、900℃熱処理により 1000℃鍛造 材では bi-modal 組織を形成し、940℃鍛造材では β 相 球状化組織となった.これらの違いは、鍛造温度の違 いによるひずみ量とそれを熱処理により緩和できるか どうかで引き起こされることがわかった.
- 引張強度は、β 相球状化組織が bi-modal 組織よりも高 い強度を示した.また,bi-modal 組織の比較では、900℃ 熱処理材の強度が高く、これは残留歪み量によるもの である.
- 通常疲労寿命は鍛造・熱処理プロセス,それにより得られる組織形態の違いによらず,ほぼ同程度であった. 一方, Dwell 疲労については,鍛造・熱処理プロセス, 組織形態の違いにより寿命が大きく変化した.通常疲労と Dwell疲労の寿命比である Life debit を小さくする ためには,鍛造温度や歪み条件よりも,熱処理温度がより影響を与え,1000℃での熱処理による bi-modal 組織形成が効果的である.また,鍛造率を大きくすることで,熱処理温度の違いが小さくなり,プロセスウインドウが広がることがわかった.

謝 辞

本研究は、公益財団法人天田財団からの 2019 年重点課 題研究および 2022 年一般研究助成により実施した研究に 基づいていることを付記するとともに、同財団に感謝いた します.また、本研究は物質・材料研究機構(NIMS)の 1500t 鍛造シミュレータを用いて行いました.鍛造実験と塑性加 エシミュレーションを行なっていただいた NIMS 黒田秀 治氏、本橋功会氏に感謝いたします.

参考文献

- 1) J. Qiu et al., Metall. Mater. Trans. A, 45A, (2014) 6075.
- 2) A. N. Stroh, Proc. R. Soc. Lond., 223 (1954), 404-414.
- 3) https://www.timet.com/assets/local/documents/datasheets/alp haalloys/834.pdf