

Ti 合金鍛造材の組織形成と疲労特性

東京大学 新領域創成科学研究科

教授 御手洗 容子

(2022 年度 一般研究開発助成 AF-2022008-B2)

キーワード : bi-modal 組織, 強度, 疲労

1. 研究の目的と背景

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 $\alpha+\beta$ 2 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³⁾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 300mmφx 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。

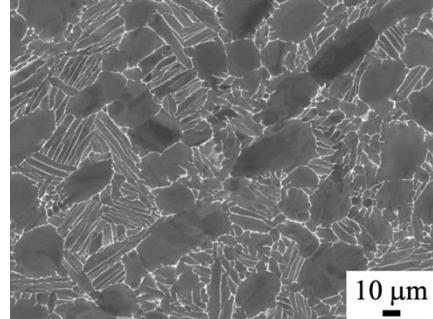


図 1 TIMETAL 834 の初期組織

2・2 鍛造条件

インゴットから、100mmφx 100mmL 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 鍛造シミュレータにより、鍛造温度 1000°Cにおいて、歪み速度 0.5/s で圧縮率 85% の恒温鍛造試験を行い、鍛造後は空冷した。

2・3 热処理条件

1500t 鍛造材のサイズは、およそ 220 mm φ x 14 mm L の円板になった。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°C あるいは 1000°C で 2h の熱処理を行い、空冷した。

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解説(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 (s) の 0.9s 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 s を最大応力

とし, $R=0.1$, 最大応力保持時間を 120s, 0.09 s から 0.9 s 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 2 に示す。初期組織とほぼ変わらず bi-modal 組織を示した。図 3 に熱処理後の組織を示す。鍛造組織が bi-modal 組織であったことから、熱処理によっても特に変化はなかった。2019 年に支援いただいた研究テーマで、1000°C で 70% 鍛造した鍛造材について、1000°C, 900°C の熱処理を行った時の組織と比較すると、70% 鍛造材でも熱処理温度に関わらず 85% 鍛造材と同様に bi-modal 組織を示した。

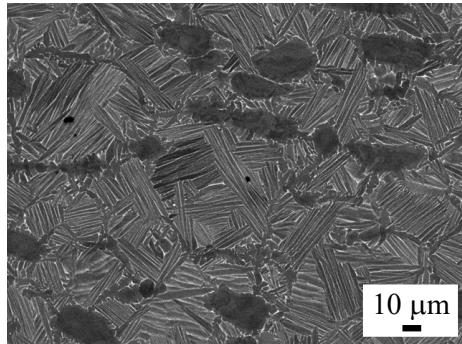


図 2 1000°C 0.5 /s 鍛造後の組織

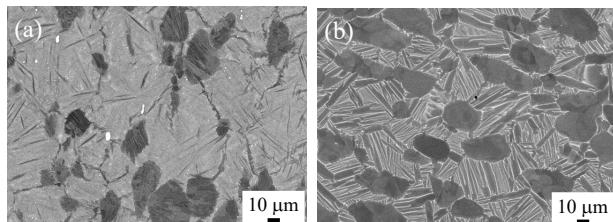


図 3 鍛造後(a)900°Cおよび(b)1000°Cで 2h 热処理した組織

3・2 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。比較のために、前回報告した 940°C および 1000°C における異なるひずみ速度における 70% 鍛造材についても示す。亦示す 85% 鍛造材は 70% 鍛造材よりも強度が低かった。70% 鍛造材同士を比較すると、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°C 热処理材は 900°C 热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°C 热処理材では鍛造温度の違いによる強度の差は、900°C 热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°C 热処理では鍛造温度が低い方が強度が高く、1000°C 热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。

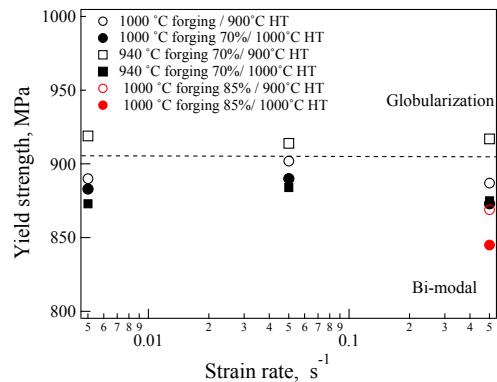


図 4 鍛造熱処理材の 0.2% 耐力

3・3 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°C 热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 5 に示す。ここでも比較のために 70% 鍛造材のデータ（黒）も示している。1000°C 热処理材では、鍛造条件に関わらず、bi-modal 組織を形成した。1000°C 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°C 0.005/s 70% の条件で低下が著しかった。

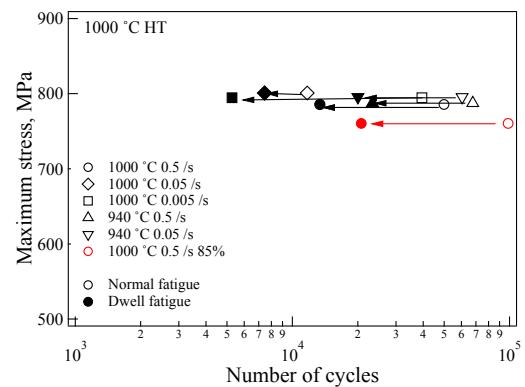


図 5 1000°C 热処理材の疲労寿命

次に、900°C 热処理材の疲労寿命について図 6 に示す。85% 鍛造材の疲労寿命は 70% 鍛造材よりもやや長く、1000°C 热処理材と同じ傾向であった。900°C 热処理材は、1000°C 鍛造では bi-modal 組織が、940°C 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°C 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°C熱処理材と同程度の疲労寿命を示した。Dwell 疲労の寿命は、900°C熱処理材は 10^3 オーダーであり、同じ bi-modal 組織で比較しても、1000°Cで形成した bi-modal 組織の疲労寿命 (10^4 オーダー) よりも 1 衍短く、900°C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°Cで鍛造した β 相球状化組織の寿命が長く、1000°Cで鍛造した bi-modal 組織の寿命は短かった。

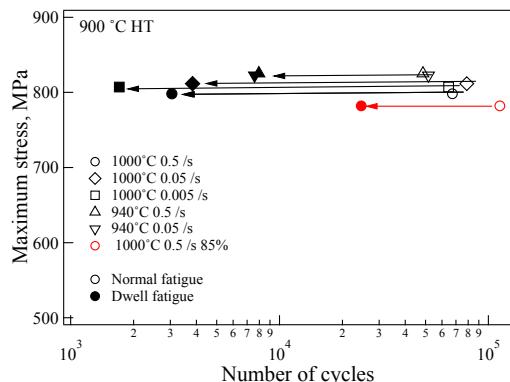


図 6 900°C熱処理材の疲労寿命

図 7 に、図 5, 6 から得られる通常疲労と Dwell 疲労寿命の比 Life debit,

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

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。

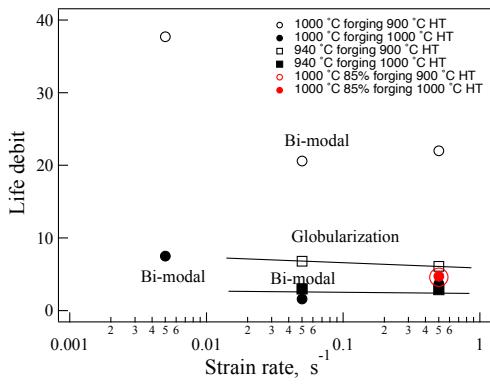


図 7 Life debit

Life debit は、1000°C鍛造 900°C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 以下である条件を見ると、940°C鍛造 900°C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°Cにした方がいいということになる。900°C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°C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°C, 1000°C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°C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°C熱処理材では、1000°C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°C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。

3・4 組織形成過程

図 8 に FEM シミュレーションにより計算した鍛造後の温度分布と相当ひずみ分布を示す。70%鍛造(a)(b)と 85%鍛造(c)(d)を比較すると、どちらも加工発熱が起こっているが、85%鍛造の方が加工発熱領域が試料全体に広がり、鍛造中に温度が上がっていたことを示している。相当ひずみについても同様に、85%鍛造材ではより広い範囲で高いひずみが導入され、70%鍛造と比べると試料内に均一にひずみが導入されたことがわかる。

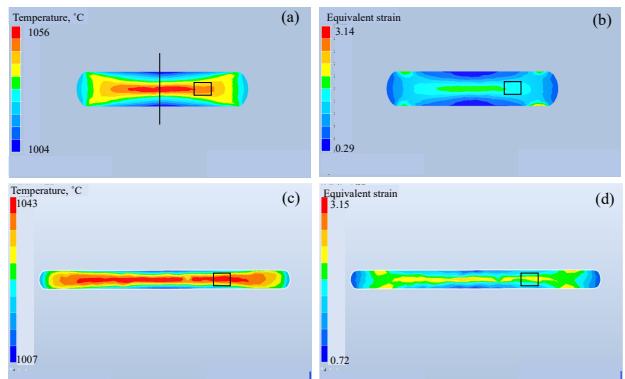


図 8 1000°C 0.5/s 鍛造材の温度分布と相当ひずみ分布。
(a)(b) 70%鍛造, (c)(d) 85%鍛造。

これらの計算結果から、力学特性評価に使った四角で囲った領域について数値を読み取ってグラフにプロットしたものを見ると、比較のために 70%鍛造材の他の条件についても示す。ひずみ速度が速いほど加工発熱量が大きく、今回試験を行った 0.5/s では、50°C程度の温度上昇することがわかった。85%と 70%では加工発熱量はほぼ同程度であった。また、鍛造温度が低いほど大きな加工発熱量が得られた。相当ひずみについては、70%単増

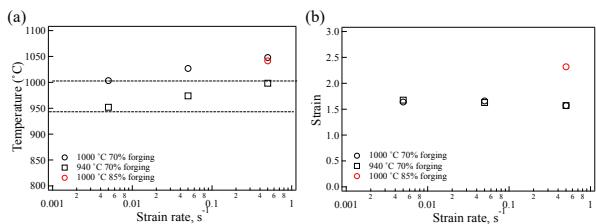


図 9 鍛造後の(a)温度上昇および(b)相当ひずみ

と比較すると 85% 鍛造は大きなひずみが導入されていることがわかった。70% 鍛造材同士の比較では、ひずみ速度や鍛造温度による違いは得られなかった。

これらの結果から、1000°C 85% 鍛造材では加工発熱と大きなひずみ導入により、動的再結晶が促進され bi-modal 組織の形成につながったことがわかった。さらに熱処理を施した時の Bi-modal 組織中の等軸 α 相の体積率、サイズを測定した結果を図 10 に示す。等軸 α 相の体積率、サイズとともに 85% 鍛造材は 70% 鍛造材よりも低い値を示し、高い加工ひずみが 70% 鍛造材よりも微細な結晶粒成長を促進したことが示唆される。また、加工発熱による温度上昇も加わって鍛造中に β 相の成長が促進されたことも窺える。

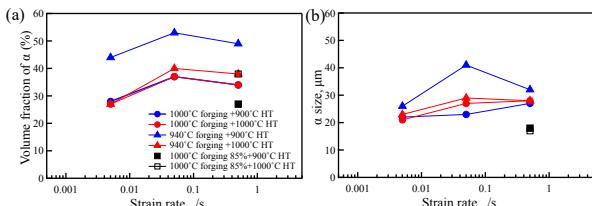


図 10 热処理後の α 相の(a)体積率および(b)直径

次に microtexture の生成について検討する。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]方向から 10° 以内に存在する(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 9 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

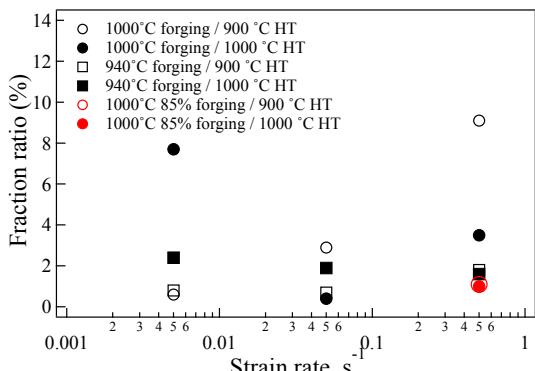


図 11 [0001] 方向から 10° 以内に存在する結晶粒の比率

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。

次に、試料中に(0001)面がどの方向に向いているかを調べるために、図 12 に(0001)面の極点図を示す。熱処理温度によらず、(0001)面は引張方向から 30° 程度離れた方向に集合組織を示す。この方向の集合組織では(0001)面がき裂進展には影響しないことが明らかとなった。そのため、鍛造条件の違いにより、microtexture 生成に違いは生じず、85% 鍛造熱処理中に形成される微細な組織が疲労特性の向上に寄与したと考えられる。

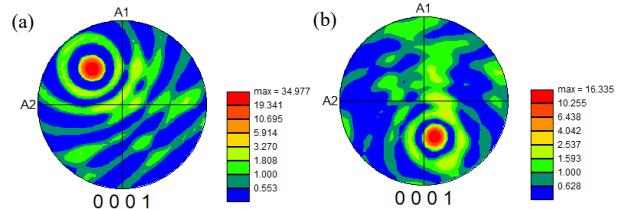


図 12 (a) 1000°C および(b) 900°C 热処理材の(0001)面の極点図

4. 結論

1500t 鍛造シミュレータを用いて、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。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る、1000°C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。これらの結果は、4)の論文に掲載されている。

謝 辞

本研究は、公益財団法人天田財団から 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。鍛造実験と塑性加工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

- J. Qiu et al., Metall. Mater. Trans. A, 45A, (2014) 6075.
- A. N. Stroh, Proc. R. Soc. Lond., 223 (1954), 404-414.
- <https://www.timet.com/assets/local/documents/datasheets/alphaalloys/834.pdf>
- Y. Yamabe-Mitarai, N. Motohashi, S. Kuroda, P. V. Cobbinah, materials, 18 (2025) 1436.