

航空機用チタン合金摩擦攪拌接合継手の 高疲労強度化のための組織制御技術の開発



特 集
接合科学研究所
産学連携シンポジウム

近畿大学 理工学部 准教授 仲 井 正 昭氏
東北大学 名誉教授 新 家 光 雄氏

1. はじめに

チタン合金は、高比強度、高耐食性および高耐熱性であることに加え、炭素繊維強化プラスチック (CFRP) に対する適合性に優れることから、航空機用部材としての使用量が CFRP の使用量の増加とともに増加している。航空機部品は、高い力学的信頼性が求められるため、厚板や鍛造品から切削加工して製造されており、部品重量の数倍の素材を使用している。接合は、素材削減を達成するための重要な技術の一つであるが、力学的信頼性の観点から接合欠陥の形成を回避することが大きな課題となる。従来の溶接法では、溶融プロセスであるため、凝固時の接合欠陥の形成を回避することが困難であり、また、凝固時に形成した接合欠陥を接合後の熱処理で除去することが困難であるため、疲労強度が低下する等の問題があった [1]。これに対し、摩擦接合は摩擦熱や加工発熱を利用する接合法であり、材料は融点以下で塑性流動し、固相状態のまま接合が行われるため、接合欠陥が形成されにくく、従来の溶接法に比べて良好な疲労特性が得られやすいと考えられる。そこで、本研究では、最も汎用されているチタン合金である Ti-6Al-4V 合金 (Ti64) を用い、摩擦接合の一つである摩擦攪拌接合 (FSW) により接合した Ti64 継手の疲労特性の評価およびその熱処理による改善を試みることにした [2]。

2. FSW により接合した Ti64 継手のマイクロ組織

長さ 300mm×幅 50mm×厚さ 5mm の Ti64 板を接合用の供試材として用いた。接合前の供試材のマイクロ組織は等軸 α 組織を呈した。比較のため、接合後の寸法を考慮し、長さ 300mm×幅 100mm×厚さ 5mm の Ti64 を母材として用意した (Base metal)。二枚の供試材を突き合わせ、突き合わせ部分に対して変位制御により FSW を施した。タンゲステンランタン (W-La) 合金製ツールを使用し、ツール回転速度およびツール移動速度をそれぞれ 150rpm および

140mm/min (150-140-asweld) とした。なお、本接合条件は、あらかじめ最適化された条件である。150-140-asweld に対して、AMS H 81200D に準拠した応力除去処理および溶体化時効処理を施した。応力除去処理条件は 753K の大気中で 14.4ks 保持後空冷とした (150-140-SR)。溶体化時効処理条件は 1243K の大気中で 5.4ks 保持後水冷後、753K の大気中で 28.8ks 保持後空冷とした (150-140-STA)。

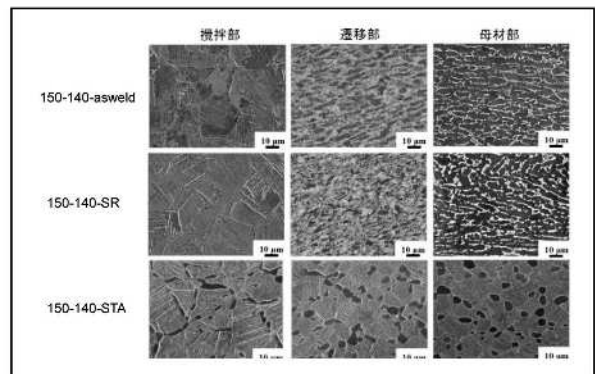


図1 150-140-asweld、150-140-SR および 150-140-STA の攪拌部、遷移部および母材部におけるマイクロ組織の SEM 写真

図1に走査型電子顕微鏡 (SEM) による 150-140-asweld、150-140-SR および 150-140-STA の攪拌部、遷移部および母材部におけるマイクロ組織観察結果を示す。150-140-asweld は、母材部のマイクロ組織からわかるとおり、接合前は等軸 α 組織であるが、接合後の攪拌部はラメラ組織を呈する。この結果は、接合中に攪拌部の温度が β トランザスよりも高くなったことを示唆している。同試料の遷移部は、接合中、 β トランザスよりは低い、もとの母材に施された焼鈍温度よりも高い温度にまで上昇したため、等軸 α 粒の数が減少し、細かな針状 α 相が析出した β 粒の割合が増加したと考えられる。150-140-SR も、150-140-asweld と同様に、攪拌部はラメラ組織、母材部は等軸 α 組織、遷移部は等軸 α 粒と細かな針状 α 相が析出した β 粒とからなる混合組織を呈して

いる。150-140-STA のマイクロ組織は、150-140-asweld および 150-140-SR のマイクロ組織とは大きく異なる。150-140-STA の攪拌部は、出発組織がラメラ組織であるため、溶体化時に一部の α 相の粗大化とその他の部分の β 粒化が生じ、その後の時効時に、粗大化 α 粒が残るとともに β 粒中に α 相が析出・成長するため、粗大化 α 粒と時効 α 相が析出した β 粒とからなる混合組織が形成されたと考えられる。150-140-STA の母材部では、出発組織が等軸 α 組織であるため、一部の等軸 α 粒が残ることにより、等軸 α 粒と時効 α 相が析出した β 粒とからなる混合組織を呈する。同試料の遷移部は、母材部とほぼ同様の等軸 α 粒と時効 α 相が析出した β 粒とからなる混合組織を呈する。すなわち、150-140-STA では、攪拌部と遷移部・母材部とでマイクロ組織の形成の仕方が異なるが、両者とも α 粒と時効 α 相が析出した β 粒とからなる混合組織であるという点では共通している。

図 2 に 150-140-asweld のマクロ写真と波状コントラストの SEM 観察およびエネルギー分散型 X 線分析 (EDX) 結果を示す。マクロ写真では、マイクロ組織の違いを反映して攪拌部と母材部とで色が異なって見える。さらに、攪拌部内の AS 側において、波状にコントラストが認められる。EDX 分析の結果、SEM により観察される波状コントラストと同じ形状の W の濃化が認められる。この W の濃化は、ツールに含まれる W が接合時に攪拌部中に混入したことに起因すると考えられる。図 3 に 150-140-asweld、150-140-SR および 150-140-STA の攪拌部における W 濃化部の光学顕微鏡観察結果を示す。150-140-asweld ではかなり明瞭に W 濃化部が認められるが、150-140-SR では 150-140-asweld に比べて W 濃化の程度が低くなり、150-140-STA では W 濃化部がほとんど消失している。Ti-W 二元系平衡状態図によると、Ti-W 二元系では全温度域において金属間化合物が形成されず、低温域では相分離傾向であるが、高温域においては全率固溶領域が広がっている。本研究で用いている試料は、合金 (Ti64) であるため、必ずしも Ti-W 二元系平衡状態図と一致するわけではないが、150-140-STA に施されている溶体化処理の温度 (1243K (970°C)) が全率固溶領域に該当する可能性は十分に考えられる。したがって、150-140-STA における W 濃化部

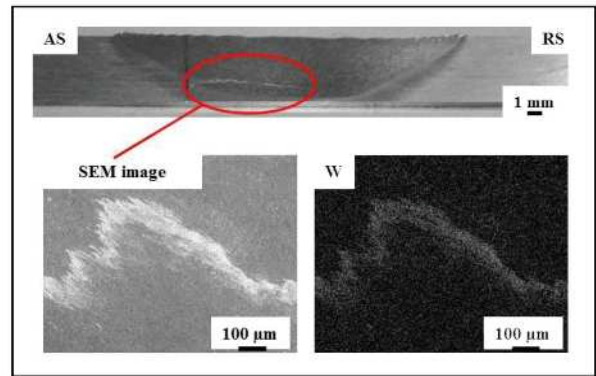


図 2 150-140-asweld のマクロ写真と波状コントラスト部の SEM 写真および EDX 分析結果 (AS および RS はそれぞれ Advancing side および Retreating side を示す。)

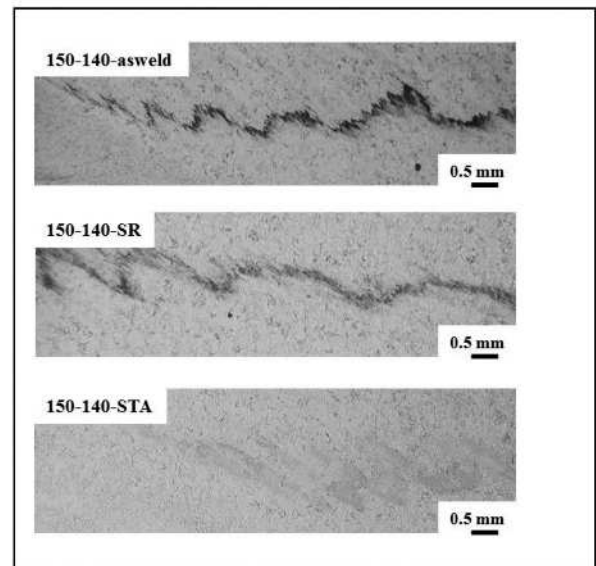


図 3 150-140-asweld、150-140-SR および 150-140-STA の攪拌部における W 濃化部 (黒色の波状領域) の光学顕微鏡写真

の消失は、W の攪拌部中への固溶によるものと考えられる。

3. FSW により接合した Ti64 継手の接合部およびその近傍の硬さ分布

図 4 に 150-140-asweld、150-140-SR および 150-140-STA の攪拌部およびその近傍の硬さ分布を示す。150-140-asweld および 150-140-SR では、攪拌部の硬さが母材部の硬さに比べて高い。マイクロ組織観察の結果から、これは接合時にラメラ組織が形成したことに起因すると考えられる。さらに、150-140-SR では、150-140-asweld に比べて、攪拌部においても母材部においても硬さが高い。この原

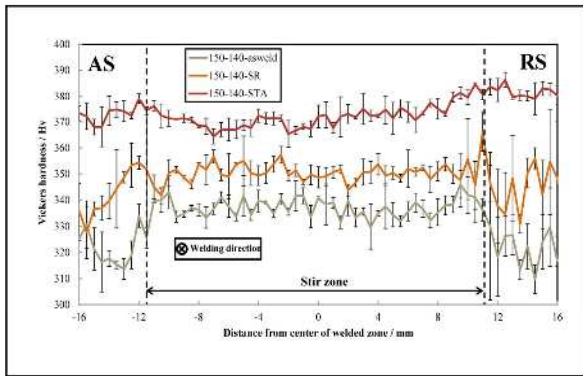


図4 150-140-asweld、150-140-SR および 150-140-STA の攪拌部およびその近傍の硬さ分布 (ASとRSの意味は図2と同様)

因に関してはさらなる詳細なマイクロ組織観察を必要とするが、150-140-SRが150-140-asweldに比べて硬さが高いのは応力除去処理時に時効が進んだためであると推測される。一方、150-140-STAの硬さ分布は、150-140-asweldおよび150-140-SRの硬さ分布とは異なり、攪拌部と母材部とで硬さに大きな違いは認められない。さらに、150-140-STAの硬さは、150-140-SRや150-140-asweldに比べて、全体的に高い。マイクロ組織観察の結果から、150-140-STAでは、150-140-SRや150-140-asweldとは組織が大きく異なり、どの部分も α 粒と時効 α 相が析出した β 粒とからなる混合組織であり、時効 α 相が微細であるために試験片全域にわたって硬化したと考えられる。

4. FSWにより接合したTi64継手の疲労特性

図5に疲労試験片の採取の仕方を模式的に示す。攪拌部試験片は平行部が攪拌部の中に含まれる試験片であり、試験結果からは攪拌部の特性が評価される。これに対して、継手試験片は平行部に攪拌部および母材部の両方が含まれる試験片であり、継手としての特性が評価される。図6にBase metal、150-140-asweld、150-140-SRおよび150-140-STAの攪拌部試験片および継手試験片の疲労試験結果を示す。疲労試験は、室温の大気中にて、周波数および応力比(R)をそれぞれ10Hzおよび0.1(引張-引張モード)で行った。攪拌部試験片では、150-140-asweld、150-140-SRおよび150-140-STAの疲労強度がBase metalの疲労強度に比べて高いことがわかる。なお、本研究においてマイクロ組織観察により

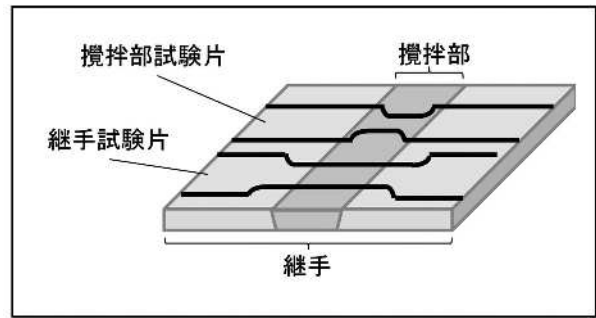


図5 疲労試験片の採取の仕方

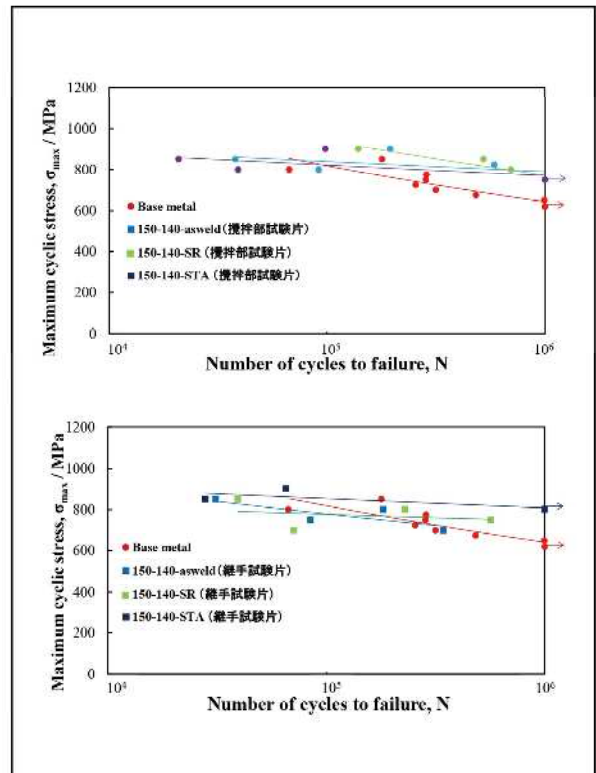


図6 Base metal、150-140-asweld、150-140-SR および 150-140-STA の攪拌部試験片および継手試験片の疲労強度

認められた攪拌部のAS側のWの濃化(図2および3)は、いずれの攪拌部試験片も母材(Base metal)に比べて高い疲労強度を示したことから、疲労特性にはほとんど影響を及ぼさないと考えられる。一方、継手試験片では、150-140-STAのみがBase metalよりも疲労強度が高い。さらに、通常、接合後の継手の疲労強度は母材の値が目指されるが、この150-140-STA継手試験片の疲労強度は母材よりも高く、継手としては極めて優れているといえる。疲労試験後の継手試験片を確認した結果、疲労試験で破断した4本中、150-140-asweldでは2本が、150-

140-SR では3本が母材部と攪拌部との境界で破断していた。しかし、150-140-STA では、疲労試験で破断した2本中2本が攪拌部で破断していた。150-140-asweld および 150-140-SR では、攪拌部がラメラ組織であるのに対して、母材部は等軸 α 組織であるため、マイクロ組織の違いにより攪拌部と母材部との境界において応力集中や転位の堆積が生じやすいと考えられる。これに対して、150-140-STA では、攪拌部も母材部も α 粒と時効 α 相が析出した β 粒とからなる混合組織であることから、両者の境界での応力集中や転位の堆積が生じにくく、さらに、硬さが上昇しており静的強度が元の母材に比べて上昇したと考えられることから、継手試験片においても良好な疲労強度が得られたと考えられる。

5. まとめ

Ti64 にFSW を施し、接合ままおよび熱処理を施したTi64 継手のマイクロ組織と疲労特性を調査した。一般的に、接合材では、接合部と母材部の組織が異なり、種々の特性に悪影響を及ぼすことが多い。本研究においても、FSW により形成した攪拌部と母材部のマイクロ組織が大きく異なった場合、それら

の境界でき裂が発生しやすくなったために、接合欠陥が形成しなくても、継手としての疲労強度が低下したと考えられる。一方、FSW 後に溶体化時効処理を施すと、攪拌部と母材部のマイクロ組織がともに α 粒と時効 α 相が析出した β 粒とからなる混合組織となるため、両者の組織的違いが小さく、その結果、継手としての疲労強度の低下が抑制できたと考えられる。

6. 謝辞

本研究は、大阪大学接合科学研究所「接合科学共同利用・共同研究拠点」共同研究員制度において、藤井英俊先生、森貞好昭先生、劉恢弘先生のご指導の下で行われました。ここに謝意を表します。

参考文献

- 1) M. Nakai, M. Niinomi, T. Akahori, K. Hayashi, Y. Itsumi, S. Murakami, H. Oyama and W. Abe, Mater. Sci. Eng. A, 550 (2012) 55-65.
- 2) M. Nakai, M. Niinomi, Y. Ishida, H.H. Liu, H. Fujii and T. Ninomiya, Mater. Trans., 58 (2017) 1223-1226.

