

超塑性成形による SP-700 チタン合金薄板の「超弾性」特性改善と、 一体型展開構造物への適用

宇宙航空研究開発機構 宇宙科学研究所
教授 佐藤 英一

(平成 29 年度 一般研究開発助成 AF-2017014)

キーワード：チタン，超弾性，展開構造

1. 研究の目的と背景

Ti-4.5Al-3V-2Fe-2Mo 合金(SP-700)は優れた冷間加工性と溶接性，超塑性特性から宇宙機の燃料タンク等，宇宙工学分野で広く用いられている [1].

我々は，焼鈍処理を施した SP-700 に，材料が応力誘起マルテンサイト変態を介し数%を超える可逆変形を示す特性である超弾性の発現を報告した[2]. Ni-Ti 合金等の一般的な形状記憶・超弾性材料が主に線材であるのに対し，SP-700 では大型板材が流通しており，超弾性構造部材に加工することが可能である.従って SP-700 の超弾性の研究により超弾性の工学的応用の幅が大きく広がり，宇宙開発への貢献が期待できる.

宇宙航空研究開発機構・宇宙科学研究所(ISAS/JAXA)では，その一つとして超弾性変形を利用した，折り畳み可能な上段ロケット展開ノズルが検討されている (Fig. 1). この機構への応用の実現には，溶接部も含め折り畳みに伴う超弾性が必要である.

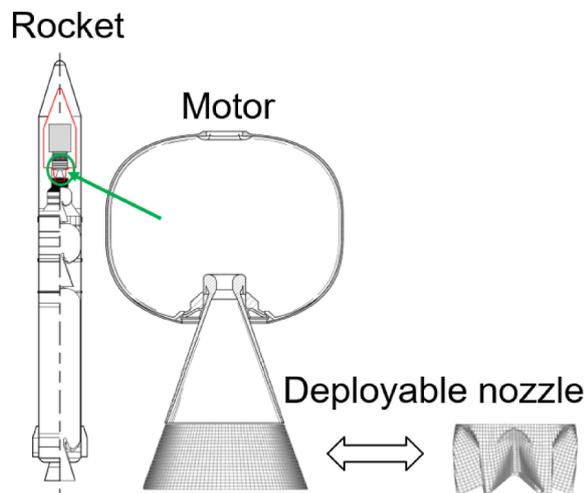


Fig.1 上段ロケット展開ノズル

我々は SP-700 に溶接部も含め超弾性を付与する最適な熱処理条件として，溶接組織の初期化に必要な溶体化，変態温度を調整し超弾性を発現するのに必要な焼鈍の 2 段階について検討を行ってきた. 溶接部においては溶接後の緩やかな冷却により β 相粒界に粗大 α 相が発達して延性の消失が確認されるが，溶体化処理を行う事で延性は回復す

る[3]. しかし既往研究での溶体化処理では，母材部で再結晶集合組織が発達し超弾性の等方性を妨げる問題があった. この為，母材部の超弾性の異方性を抑制しつつ，溶接部に超弾性を発現させる熱処理の確立が要求された.

そこで本研究では，まず溶体化前の焼鈍処理で転位密度を回復し，溶体化時の再結晶抑制を試みた. さらに溶体化材の変態温度を焼鈍・時効処理により調整する事で，同一熱処理による母材部・溶接部両方の超弾性発現を試みた. 最終的に，実物大ノズルを試作して，よりその実現性を示した[4].

2. 研究方法

SP-700 冷間圧延材(母材)に対する TIG 溶接でのビードオンプレート法，マイクロプラズマを用いた突き合せ溶接の 2 種類の溶接で溶接部を作製し，溶接まま材とした.母材及び溶接まま材を試験片とし，各々に同様の熱処理を施し機械試験・微細組織観察を行った. ここで溶接材の引張用試料は，TIG 溶接材ではゲージ部が全て溶接組織となるように，マイクロプラズマ溶接材では溶接線がゲージ部と垂直かつ引張方向と垂直になるようにした.

初めに焼鈍の有無と 10 分間溶体化からなる熱処理条件を設定し，母材部加工集合組織の保持を試みた. 溶体化の後に α/β 相率調整と ω 時効を行い，超弾性発現を試みた. 機械試験は RD, RD から 45° (以下 45° 方向), TD の三方向に対し引張負荷・除荷をひずみ 3%で行い，超弾性とその異方性を調べた. 組織観察には SEM, XRD を用いた.

最後に SP-700 超弾性ノズルの実現性を示すため，SP-700 板材ロケットノズル延長部の実物大模型を試作し折り畳み・展開試験を実施した.

3. 研究結果

3.1 母材部の多段階熱処理と機械試験

Fig. 2 に行った 3 段階の熱処理と組織のフローチャートを示す. いずれも熱処理後は水中に焼き入れ急冷した. 母材部においては，受入材に直接 800°C -10 分の焼鈍を施し α/β 相率および変態温度を調整する事で超弾性が発現するが，本研究では溶接部への適用を考慮し，溶体化処理を含む熱処理条件の検討を行った. 前段の熱処理如何に関わらず， α 相が完全に消滅する 900°C 以上で溶体化すると再結晶が生じてしまった. そこで溶体化を α 相が消え切らな

い最高温である 875°Cとし、この前に 850°C・10 分で転位密度低減のための焼鈍を行う事で溶体化後の再結晶抑制を達成した。得られた 850°C+875°C溶体化材に、マルテンサイト変態温度調整による超弾性発現を目的とした焼鈍・時効処理を行った。焼鈍・時効処理は最も高い歪み回復量を得られる、825°C・10 分の相率調整焼鈍後 125°C・1 時間の ω 相時効を行った。

Fig. 3 に、RD, TD, 45° 各方向に室温で引張試験を行った際の応力-歪み曲線を既往研究の結果と比較して示す。溶体化時の加工集合組織保持により、超弾性の異方向性が解消した事が確認された。

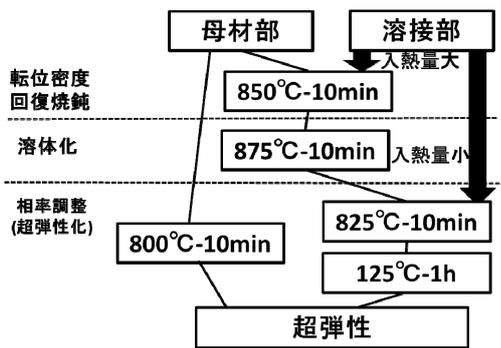


Fig. 2 母材部・溶接部熱処理フローチャート

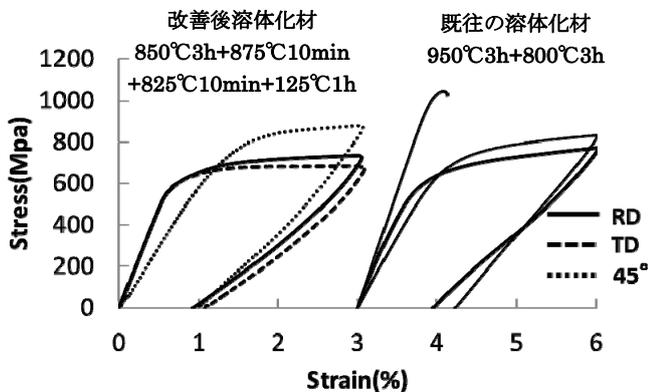


Fig. 3 溶体化材母材部の超弾性の変化

3.2 溶接部組織への熱処理と機械特性

TIG 溶接材に熱処理を施し、機械試験と組織観察を行った。Fig. 4 に各試験片に対し室温で引張試験を行った際の応力-歪み曲線を示す。溶接ままの試料、溶接まま材に対し母材部を直接超弾性化可能な 800°C・10 分の焼鈍を施した試料においては弾性域での破断が観察された。溶接後の緩やかな冷却速度により β 粒界に生じた α 相が原因と考えられ、また 800°C の焼鈍では粒界 α 相の更なる成長が見られた (Fig. 5(a))。この結果は TIG 溶接により作製された溶接組織の初期化の必要性を示した。これに改善後溶体化処理を施した溶接材では延性が回復し、変態温度調整後

超弾性が観察された。これは Fig. 5(b) が示すように溶体化処理により β 相粒界の粗大 α 相が殆ど消えた為であると考えられた。

一方でマイクロプラズマ溶接による溶接組織においても熱処理と機械試験、組織観察を行った。マイクロプラズマ溶接の入熱量は TIG 溶接に比べ小さく、溶接部の冷却速度が高かったため β 粒界に α 相が析出せず、溶接組織はマルテンサイト単相を示した。そのため変態温度調整を目的とした焼鈍・時効のみで超弾性が発現した。

前掲の Fig.1 には、溶接部熱処理のフローチャートを示した。溶接入熱量により変化する溶接組織に応じて溶体化処理の有無を選択することにより、あらゆる溶接構造材と溶接組織に対して構造材全体の超弾性化が可能となった。

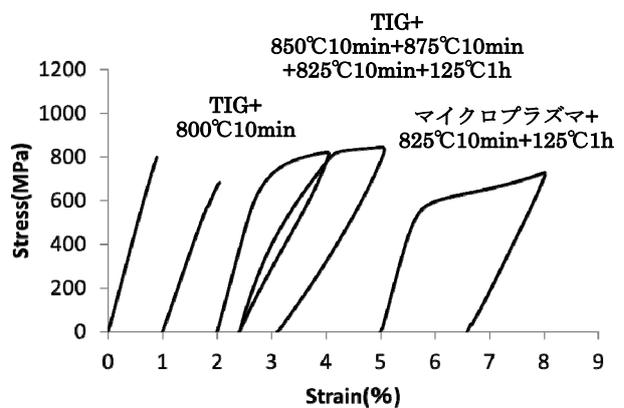


Fig. 4 溶接部熱処理材の超弾性の変化

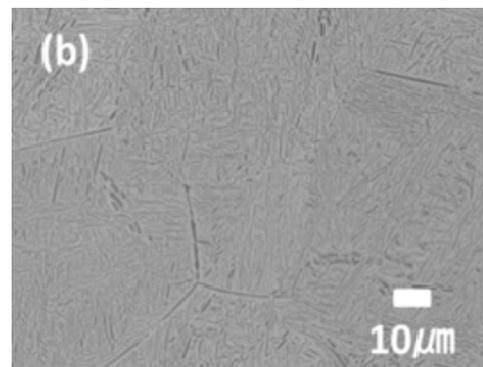
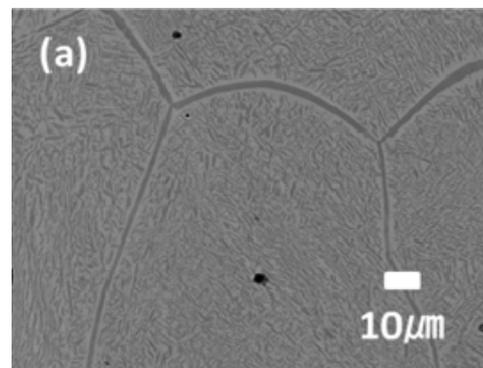


Fig. 5 (a) 溶接+800°C 10 分焼鈍材
(b) 溶接+850°C 10 分+875°C 10 分溶体化+825°C 焼鈍+125°C 1h 時効材 (SEM 写真)

3.3 小型超弾性ロケットノズルの試作

Fig. 6 に試作した 1/4 サイズの小型超弾性ロケットノズル模型の折り畳み前後の写真を示す。SP-700 冷間圧延材を扇状に切断し、約 250 μ m まで研削したパーツを 2 枚作製しマイクロプラズマ溶接した。この模型には β 相率増加のための焼鈍のみを施し、超弾性の等方性に優れた{001}(1-10) β 集合組織を形成させた。溶接の熱影響部については、特に再結晶組織で伸びと超弾性が極端に小さい TD へのひずみを避けた。

Fig. 6 (a)(b) に示すとおり、折り畳み・展開試験ではわずかに残留ひずみの痕跡が見られたものの、全体として元の形状に対して非常に良好な形状回復を達成した。Fig. 6 (c)には、有限要素計算により求めた折畳時のモデル形状とひずみ分布を示す。全体形状および応力集中部の位置などがモデルとよく一致していることがわかる。

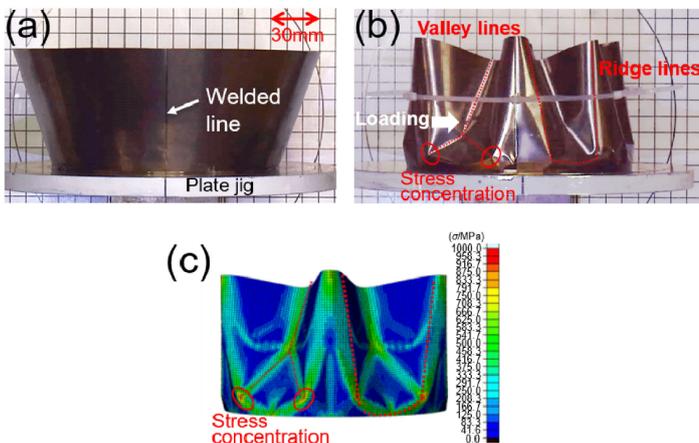


Fig. 6., 小型超弾性ロケットノズルの模型
(a) 折畳前, (b) 折畳後, (c) 折畳時のひずみ分布 (FEM)

3.4 実物大超弾性ロケットノズルの試作

1/4 サイズの小型モデルの次に、実物大のモデルを試作し、折り畳み・展開試験を実施した。大型化したことで、製作の難易度は格段に増加した。SP-700 冷間圧延材を扇状に切断し、約 250 μ m まで研削したパーツを 6 枚作製した。各パーツは下部フランジと併せマイクロプラズマ溶接された。溶接されたノズルに真空油冷炉を用いて熱処理を施し、ノズル全体の超弾性化を試みた。この時溶接組織はマルテンサイト単相を示した為溶体化処理は行わず、変態温度調整を目的とした焼鈍・時効のみを施した。

Fig. 7 に試作した実物大超弾性ロケットノズル模型の折り畳み中・折り畳み前後の写真を示す。溶接の段階で溶接部に 2か所穴が開いてしまい、展開後この周辺に残留ひずみが一部観察されたが、これは穴周辺の溶接組織の違いによるものと考えられ、ノズル全体に残留歪みによる大きな変形は目視されなかった。

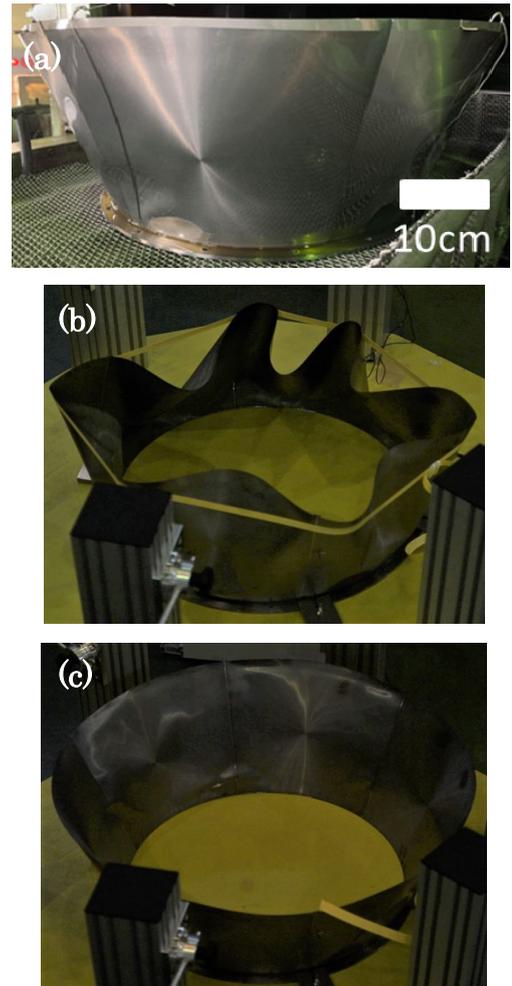


Fig. 7 実物大超弾性ロケットノズルの模型
(a) 展開前, (b) 折畳中, (c) 展開後

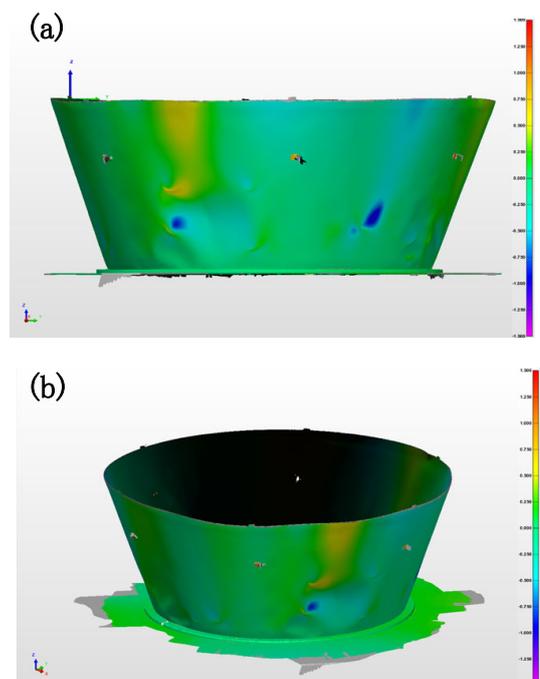


Fig. 8 ノズル展開試験前後形状変化カラーマップ
(a) 展開前, (b) 展開後

展開試験前後の各ノズル形状を3Dスキャンにより測定する事で、変形をより詳細に評価した。折畳前後でのノズルの変形を、各点の位相のずれにより評価したカラーマップを Fig. 8 に示す。母材部での残留変形はおよそ 0.5mm 以下、最も残留歪みが顕著だった溶接穴周辺でも最大変位が約 2mm であり、展開後も超弾性化による良好な形状回復が確認された。

4. 結言

Ti-4.5Al-3V-2Fe-2Mo 合金の超弾性現象の上段ロケットモータ展開ノズルへの適用を目指し、多段階熱処理による超弾性特性改善を図り、実物大ノズル試作によりその実現性を示した。

- (1) 850°C・10 分焼鈍と 875°C・10 分溶体化により、溶体化後も母材部において{001}(1-10) β 集合組織が保持され、母材部超弾性の等方性が保たれた。
- (2) TIG 溶接により得られた冷却速度が低く延性が失われた溶接組織に (1)の溶体化を施すことで粒界 α 相が消え延性が回復し、超弾性化可能となった。模型作製に用いられたマイクロプラズマ溶接での溶接組織はマルテンサイト単相であったため、変態温度調整のみで超弾性化可能だった。

- (3) 実物大ロケットノズル模型を製作し、折り畳み・展開試験を行って良好な展開特性を得て、超弾性展開ノズルの実現性を示した。

現在 JAXA 宇宙科学研究所では、本研究の成果を元に、深宇宙探査技術実証 DESTINY+ を打ち上げるイプシロンロケット第 4 段キックモーターに、超弾性展開ノズルを適用する検討を進めているところである。

謝 辞

本研究をご支援いただきました、公益財団法人天田財団に深く感謝いたします。

参考文献

- [1] E. Sato, S. Sawai, K. Uesugi, T. Takami, K. Furukawa, M. Kamada, M. Kondo : Materials Science Forum 551-552 (2007) 43-48.
- [2] H. Tobe and E. Sato : Journal of The Japan Institute of Light Metals, 66 (2016), 174-179.
- [3] W.-C. Chung, L.-W. Tsay, C. Chen : Materials Transactions. 50 (2009) 544-550.
- [4] H. Tobe, Y. Matsuki, S. Takeuchi and E. Sato : Materials Transactions, 61 (2020) 68-71.