研究論文

軽金属　第76巻 第1号（2026），10–14
DOI: 10.2464/jilm.76.10

摩擦攪拌接合したAl-Mg-Si合金T4材の復元処理による延性改善

箕田　正[1]*・浅野　峰生[1]・田中　晃二[2]・熊谷　正樹[3]

Journal of The Japan Institute of Light Metals, Vol. 76, No. 1 (2026), 10-14
© 2026 The Japan Institute of Light Metals

Improvement of ductility by reversion heat treatment on FSW jointed Al-Mg-Si alloy T4 sheet

Tadashi MINODA[1]*, Mineo ASANO[1], Koji TANAKA[2] and Masaki KUMAGAI[3]

The improvement of the ductility in the friction stir-welded Al-1.0Si-0.5Mg-0.1Mn (mass%) alloy sheet in T4 temper was investigated to develop a tailored blank that has superior press-formability. The fracture position during the tensile test shifted from the HAZ to the base metal, and the elongation increased by the reversion heat treatment at 523K for 0 seconds immediately following FSW. Additionally, the maximum forming height in the cup-drawing test improved. If the temperature during natural aging between FSW and reversion heat treatment was 293 K, the aging time of up to 2 hours was acceptable for the ductility improvement. Moreover, the ductility improvement was maintained for over 30 days at 293 K and within 15 days at 313 K after reversion, however, the fracture position during the tensile test shifted to the stir zone after 30 days at 313 K. Improvement in ductility was also achieved by applying reversion heat treatment before FSW. These improvements were considered to the result of differences in the natural aging properties at the stir zone, HAZ, and base metal.

(Received July 29, 2025　Accepted November 4, 2025)

Keywords: *aluminum; Al-Mg-Si; FSW; reversion; ductility*

1. 緒　　言

環境対応へのニーズから，自動車車体へのアルミニウム合金の適用は年々増加傾向にあり，フードやドアなどのいわゆる蓋物には，表面品質および耐食性に優れ，塗装焼付け硬化性（ベークハード性）を有する6000系合金が多く用いられている[1),2)]。車体の一部で実用化されているテーラードブランクは，材質や板厚の異なる複数の板材をつなぎ合わせたプレス材料であり，鋼板ではドアインナやサイドパネルインナなどに実用化されている[3)]。アルミニウム合金においても，今後の適用部位拡大にはテーラードブランクの活用が有効と考えられるが，テーラードブランクを溶接で作製する場合には，熱影響による溶接部近傍の強度や延性の低下により，成形難度が高くなる懸念がある。板材の連続接合法として，アーク溶接，レーザ溶接，摩擦攪拌接合（Friction stir welding：FSW）などがあるが，FSWは固相接合の一種であり，接合部の溶融がなく，溶融溶接に比べて入熱が小さく接合ひずみが小さい特長を有する[4),5)]。またFSW材は接合部が比較的平滑であることから，接合部を削ることなく，そのままプレス加工を行うことができる。一例として，マグネシウム合金板材を用いたフードの試作において，FSW接合した板材のプレス成形試験例がある[6)]。ここで6000系合金T4材の復元処理は，自然時効による強度上昇をキャンセルするとともに，ベークハード性を改善するなど，時効硬化特性を変化させることが知られている[7),8)]。

本研究ではプレス成形性に優れるテーラードブランクの開発を目的として，Al-Mg-Si合金T4材のFSW材について，復元処理による延性改善を検討した。

2. 実 験 方 法

供試材として厚さ1.0 mmのAl-1.0%Si-0.5%Mg-0.1%Mn（mass%）合金のT4板材を用いた。FSWは圧延方向に対して幅100 mm，長さ300 mmの板材を採取し，長辺同士を突合せ配置し，ショルダー径φ12 mm，プローブ径が根元部φ4.0 mm，先端部φ3.5 mmの鋼製ツールを用いて突合せ接合を行った。接合材の各種試験片採取方向を**Fig. 1**に示す。FSWの際に，溝を掘った裏当て金に熱電対を通して試験材表面に接触させ，接合中の試験材の温度を測定したところ，最高温度は攪拌部で793 K程度であったことから，本実験で溶体化処理を行う際は，この温度を溶体化処理温度とした。復元処理にはオイルバスを用い，所定の温度まで20〜30 s程度で昇温を行い，目標温度に到達後直ちに試験材を取り出して冷却した（以降はこの処理を保持時間0 sと表す）。このとき，試験材に熱電対を取り付けて温度管理を行った。また，試験材

[1] 株式会社UACJ　マーケティング・技術本部　R&Dセンター（〒455-8670　愛知県名古屋市港区千年3-1-12）　Research & Development Center, Marketing & Technology Division, UACJ Corporation（3-1-12, Chitose, Minato-ku, Nagoya-shi, Aichi 455-8670）
[2] 株式会社UACJ　押出・加工品事業本部（名古屋市）　Extrusion & Metal components Business Division, UACJ Corporation（Nagoya-shi, Aichi）
[3] 株式会社UACJ金属加工（湖南市）　UACJ Metal Components Corporation（Konan-shi, Shiga）
* 責任著者E-mail: minoda-tadashi@uacj.co.jp

の自然時効を行う際は293 Kを基本としたが，時効を促進する場合は夏場を想定して313 Kで行った。Fig. 1に示すように，硬さ測定試験片は後述の引張試験での破断位置が前進側（AS）であったことから，前進側に偏心させて採取し，前進側でビッカース硬さ分布を測定した。また引張試験片の形状はJIS 5号とし，インストロン型試験機を用いて室温で引張試験を行った。比較材として母材（FSWを行っていない材料）の引張試験を行う際は，Fig. 1と同一方向に引張試験片を成形し，引張方向がFSW材と同じになるよう，圧延方向に対して90°方向に変形させた。なお，別途実施した本合金T4材のJIS 5号試験片における引張強さおよび耐力のばらつきは2 MPa以内であることから，各引張試験はn＝1で実施した。成形試験はφ120 mmの円板を成形し，**Fig. 2**に示す球頭パンチを用い，低粘度潤滑油を塗布してしわ押さえ力40 kN，パンチ速度2.0 mm/sで割れの発生する限界成形高さを調査した。

3. 結　　果

3.1　FSW材の硬さ分布と熱処理特性

FSW材について，接合後293 Kで7 dの自然時効後における，ビッカース断面硬さ分布測定結果を**Fig. 3**に示す。接合部中心から6 mmまでが攪拌部であり，ビッカース硬さが母材と同等以上であるが，接合部中心から7〜9 mmの範囲で硬さ低下が生じており，HAZが形成されている。後述するが，引張試験では硬さ低下の生じたHAZに変形が集中して破断するため，伸びが低下する。この自然時効後のFSW材について，448 Kで0.5〜8 hの人工時効後の引張試験結果を**Fig. 4**に示す。0.5 hの人工時効ではほとんど引張強さに変化はみられないが，1 h以上で引張強さが上昇し，2 h以上でほぼ一定値となった。HAZが過時効であれば人工時効による強度上昇は生じないか，あるいは小さいが，277 MPaまで引張強さが上昇し，破断位置がHAZから攪拌部に移行したことから，Fig. 3にみられたHAZの硬度低下は復元によるものと考えられる。

3.2　復元処理による延性向上

HAZが復元によって硬度低下したと考えられたことから，FSW後にHAZの入熱と同等の復元処理を接合材全体に行い，母材の硬さをHAZと同等にすれば延性が改善されると考えられる。最適復元処理条件を調査するため，FSWを行っていない母材について，483 K〜563 Kの各温度で0 sの復元処理直後（5 min以内）および，復元処理後に293 Kで7 dの自然時効後の引張強さを**Fig. 5**に示す。復元処理直後の引張強さは温度上昇とともに低下したが，293 Kで7 d後は533 K以上で引張強さの上昇がみられる。FSWの入熱で接合部近傍に同様の温度勾配が生じていたと考えると，もっとも硬さが低下した位置では523 K相当の入熱があったと推測される。そこでFSW後5 min以内の接合材に対して523 K-0 sの復元処理を行い，さらに293 K-7 d後にビッカース硬さ分布測定および引張試験を行った。復元処理有無における硬さ分布測定結果を**Fig. 6**に示す。復元処理材はHAZとみられる接合中心部から7〜8.5 mmの位置の硬さが攪拌部と同等以上に上昇しており，9 mm以上の位置の母材硬さが復元なしのHAZと同等ま

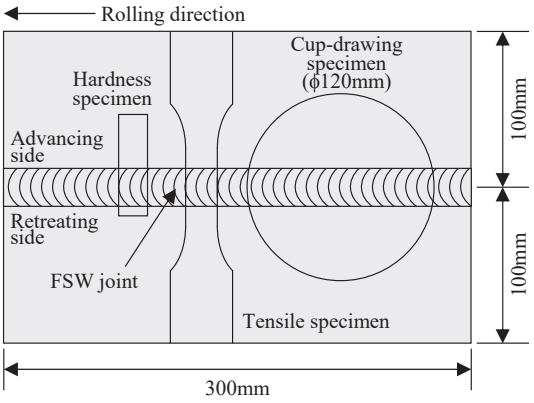


Fig. 1　Relation of friction stir welding (FSW) joint and the collecting positions of the test specimens.

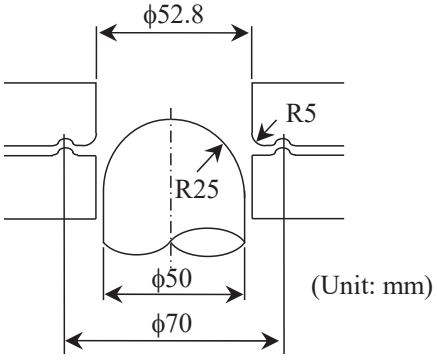


Fig. 2　Schematic drawing of the cup-drawing test using hemispherical punch.

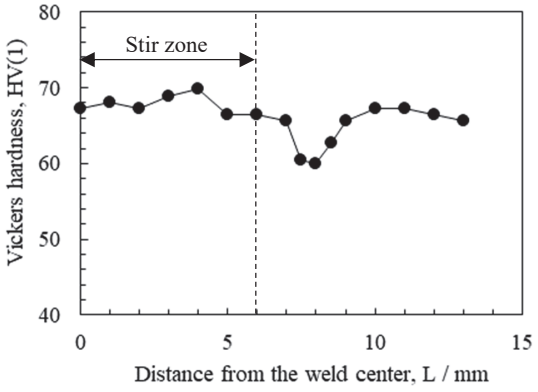


Fig. 3　Hardness distribution of the FSW joint. The specimen was natural aged at 293 K for 7 d after FSW.

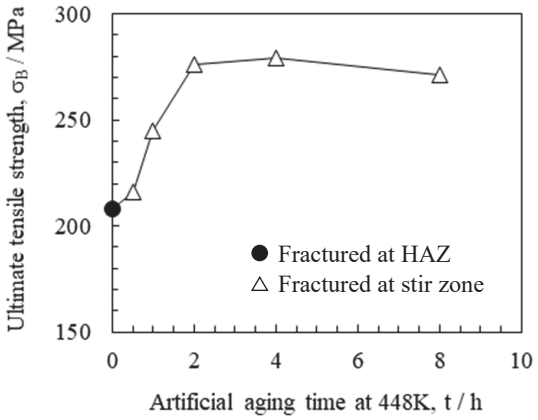


Fig. 4　Effect of artificial aging after FSW and natural aging on the tensile strength.

で低下している。復元処理有無における引張試験結果を**Fig. 7**に示す。復元処理なしの場合，前進側の熱影響部で破断したが，復元処理材は母材で破断し，破断伸びが向上している。球頭パンチを用いた成形試験結果を**Fig. 8**に示す。復元処理なしの場合，前進側のHAZで破断が生じ，成形高さが14.2 mmであったが，復元処理材は攪拌部を起点とした破断形態になり，成形高さが16.2 mmに向上した。以上のように，FSW直後（5 min以内）に523 K-0 sの復元処理を行うことにより，引張試験での破断伸びと成形性が向上することが確認できた。

3. 3　復元処理前の自然時効の影響

復元処理前の自然時効の影響を調査するため，FSW後293 Kで最長96 hの自然時効を行い，523 K-0 sの復元処理後，さらに293 Kで7 dの自然時効を行い，引張試験を行った。試験結果を**Fig. 9**に示す。自然時効2 h以内では母材破断を示したが，16 hを除いて4 h以上で破断位置が攪拌部に移行した。このことから，FSW後2 h以内に復元処理を行う必要があることがわかった。これは第2章で述べたように，攪拌部は793 K程度まで温度上昇することから，溶体化処理と同様の固溶組織になると推測される。母材の引張試験片に対して塩浴炉で793 K-15 sの溶体化処理を行い，強制空冷による焼入れ直後に523 K-0 sの復元処理を行い（比較材として復元処理なしも作製），293 Kで7 d後に引張試験を行った結果を**Fig. 10**に示す。復元処理有無による引張性質の有意差はみられなかったことから，クラスタが生成する前に復元処理を行っても組織変化は生じず，自然時効挙動が変化しなかったことがわかる。Fig. 9で復元処理前の自然時効によって破断位置が変化したのは，FSW後の攪拌部におけるクラスタ生成により，復元処理後の時効挙動が変化したためと考えられる。

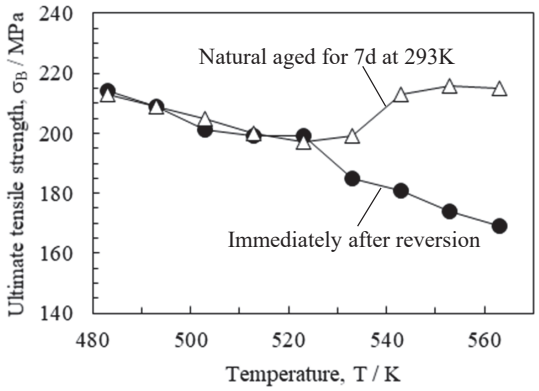


Fig. 5　Influence of the reversion heat treatment temperature on the tensile strength of the base metal.

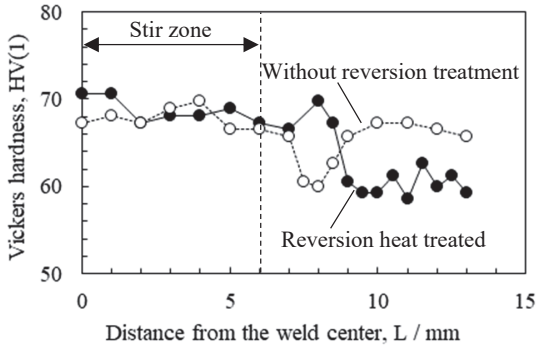


Fig. 6　Change of the hardness profile by reversion heat treatment immediately after FSW. The hardness was measured after natural aging at 293 K for 7 d after reversion.

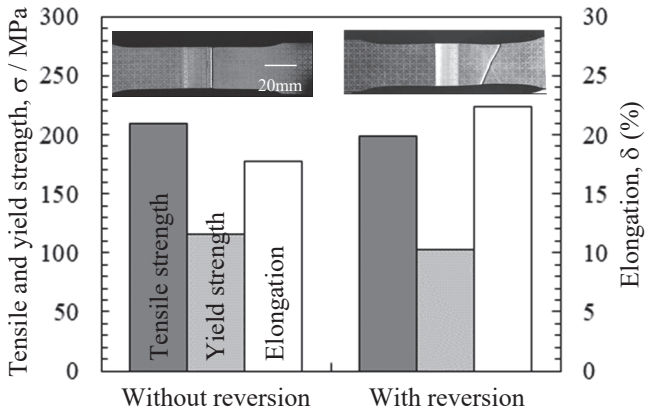


Fig. 7　Tensile properties of the friction stir welded joints with and without reversion heat treatment immediately after FSW. The photos are the appearances of the tested specimens.

4. 考　　察

4. 1　復元処理材の硬さ分布

Fig. 6に示したように，復元処理材の硬さ分布において，HAZは母材よりも高く攪拌部と同等になった。復元処理後の

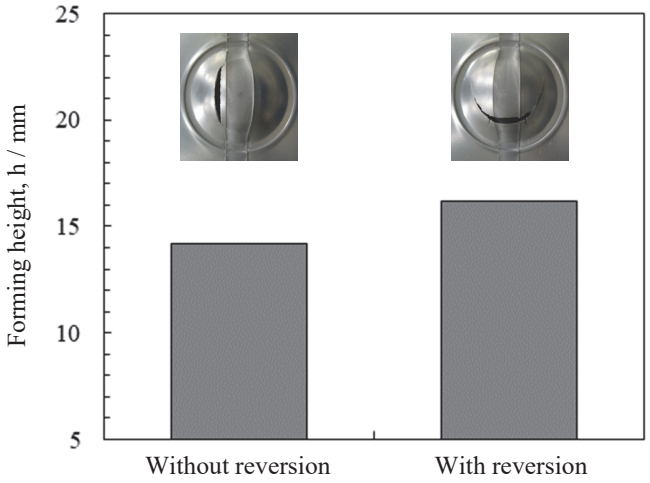


Fig. 8　Results of the cup-drawing test using the hemispherical punch. The photos are the appearances of the tested specimens.

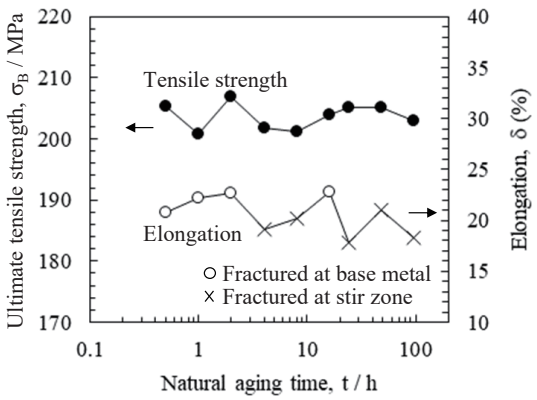


Fig. 9　Influence of natural time aging at 293 K between FSW and reversion heat treatment on the tensile properties of the FSW samples.

強度変化の挙動が，攪拌部とHAZと母材で異なることが考えられる。そこで母材の引張試験片を用い，塩浴炉にて793 K-15 s の溶体化処理後強制空冷（攪拌部を模擬），523 K-0 s の復元処理（母材を模擬），および523 K-0 s の復元処理を2回実施（HAZを模擬）し，313 Kでの自然時効による強度変化を調査した。結果を **Fig. 11** に示す。熱処理直後は793 Kの溶体化処理材の引張強さがもっとも低く，523 Kの復元処理材の引張強さが高いが，24 h後には逆転し，以降の強度上昇は溶体化処理材よりも復元処理材のほうが大きい。また熱処理直後において，復元処理材の強度は溶体化材よりも50 MPa程度高いことから，復元処理材はクラスタが完全には分解していないか，準安定相などの析出が生じている可能性が考えられる。Madanat ら[9]はAl-0.59 mass%Mg-0.79mass%Si合金について，溶体化後の自然時効初期は空孔濃度および溶質濃度が高いためクラスタ形成が速いが，時効が進むと空孔サイト率の減少と溶質過飽和度の低下によってクラスタ生成が減速すると述べている。さらに自然時効後に523 Kの復元処理を行うと，クラスタの消滅または縮小が生じて溶質濃度が上昇するとともに，クラスタの分解時に解放される空孔と復元処理中に生成される空孔によって空孔濃度が上昇することを示している。本研究においても，溶体化処理材は初期の時効が速く，24 h以降では溶質濃度の低下によって時効が遅くなるのに対し，復元処理材は自然時効で生成したクラスタの一部が分解され，溶質濃度と空孔濃度の上昇が起こり，24 h以降の時効硬化が溶体化処理材よりも速くなった可能性がある。またBirol[8]はAl-1.15mass%Si-0.47 mass%Mg-Mn,Fe合金において，T4材を503 Kで復元処理した場合，クラスタの分解とGP1ゾーンの形成が起こると述べており，本研究でも溶体化処理後に生成する相との違いによって時効硬化挙動が変化している可能性もある。さらにクラスタの分解過程で，もしもクラスタと母相の界面の整合性が失われると，復元後の自然時効において復元後に残存したクラスタの成長が起こりにくくなる可能性がある。いずれにしても，復元処理後に残存および生成するクラスタについては不明な点が多く，詳細な解析は今後の課題としたい。また，復元処理を2回行った場合，1回に比べて引張強さが5 MPa程度高い。Fig. 6においてHAZと母材の硬さの差は5〜10 HV程度であるため，強度に換算すると15〜30 MPa程度の差になるが，Fig. 11の強度差と一致しない。これはFig. 11で行った熱処理が，実際のFSWでの熱履歴を完全には模擬できていないためと考えられる。そのためFig. 11の強度差は，強度の高低を相対比較としてみるにとどめる。なお，第2章で述べたように，本合金の引張試験における引張強さおよび耐力は2 MPa以内のばらつきを有しているが，耐力（Fig. 11には示していない）については復元処理を2回行ったほうが8 MPa程度高いことから，復元処理1回と2回の差は有意差と判断した。

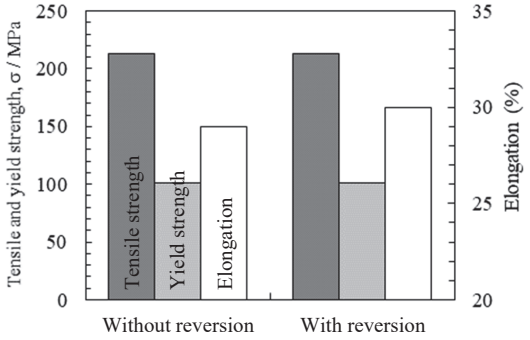


Fig. 10 Influence of reversion heat treatment immediately after solution heat treatment on the tensile properties after natural aging at 293 K for 7 d using base metal.

4.2 復元処理の効果の経時変化

Fig. 11において，熱処理直後を除く自然時効初期では，溶体化処理材（攪拌部模擬）の強度がもっとも高かったが，自然時効が進むと復元処理材よりも低くなった。そのためFSW直後に復元処理を行った材料でも，復元処理後の自然時効によって延性改善の効果が消失する懸念がある。そこでFSW直後に復元処理を行い，293 Kおよび313 Kで自然時効を行った後の引張強さと伸びの変化を **Fig. 12** に示す。293 K，313 Kとも自然時効に伴って引張強さが上昇し，伸びもやや増加傾向を示したが，破断位置は313 K-650 hで母材から攪拌部に変わり，伸びが低下した。Fig. 11で示したように，母材およびHAZの強度が攪拌部よりも高くなったためと考えられる。

4.3 FSW前の復元処理

以上の結果から推測した，FSWおよび復元処理による組織変化の模式図を **Fig. 13** に示す。詳細な組織観察は今後の課題とするが，FSW直後の攪拌部は過飽和固溶体の状態（溶体化処理直後と同様の組織），母材はFSW前の自然時効でクラスタが生成した組織（接合前からの組織変化なし），HAZは復元によってクラスタが一部分解された組織であると推測され

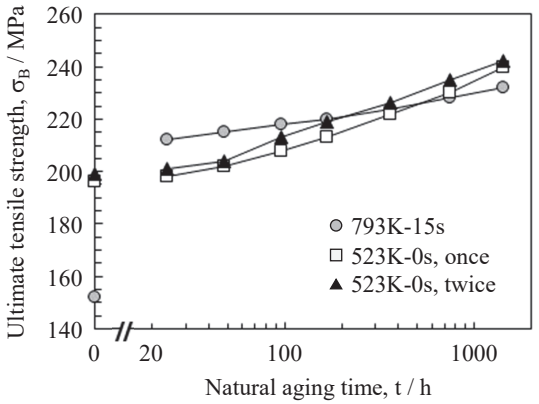


Fig. 11 Changes of the tensile strength by natural aging at 313 K of the quenched sample and the reversion heat treated samples, which simulate the reversion heat treated FSW sample.

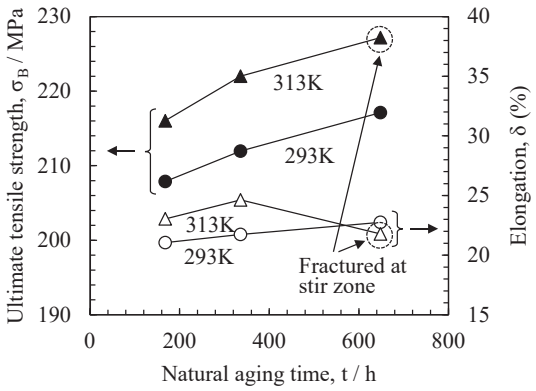


Fig. 12 Change of the tensile properties of the reversion heat treated FSW samples by natural aging. Black marks indicate ultimate tensile strength, and white marks indicate elongation.

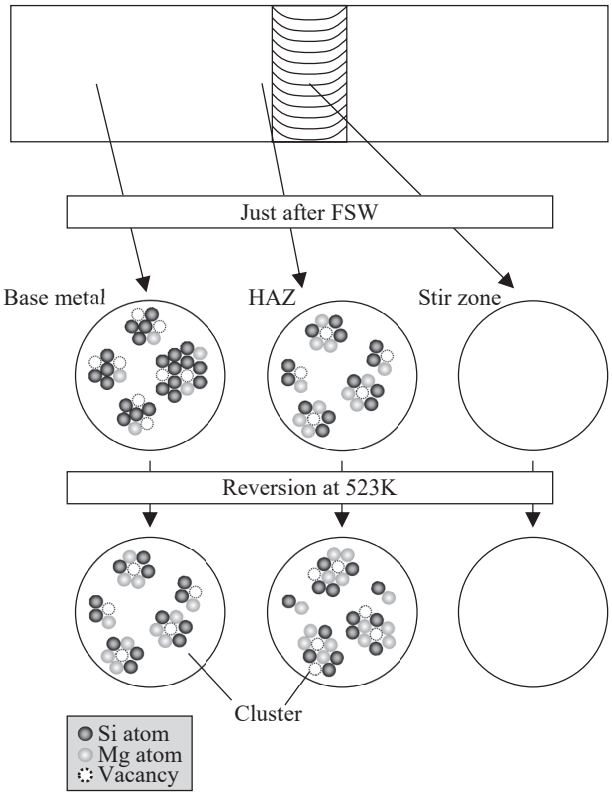


Fig. 13 Schematic model of the microstructure changes after FSW and reversion treatment.

る。そして復元処理を行うと，攪拌部は組織変化がなく，母材はクラスタの一部が分解された組織，HAZは残存したクラスタが少し成長した組織（あるいはさらに新たなクラスタが生成）であると推測される。このように母材は復元を1回，HAZは2回行った組織，攪拌部は固溶組織であることを考えると，復元処理をFSWの前に行っても，同様の効果が得られる可能性がある。そこでFSW前の素材に523 K-0 sの復元処理を行い，293 Kまたは313 Kで3 d～31 dの自然時効を行った後，FSWを行い，さらに313 Kで7 d～60 dの自然時効後に引張試験を行った。引張試験の破断位置を**Table 1**に示すが，母材破断の領域があり延性改善の効果がみとめられる。母材破断を生じるFSW後の313 Kにおける自然時効期間は，復元処理とFSWの間の自然時効条件によって変化し，全体的には293 Kのほうが313 Kよりも長期である。復元処理を行ってからFSWを行う際，FSW前の自然時効が進むと母材は強度が上昇した状態になり，FSW後の撹拌部との強度差は小さくなる。そのため，FSW前の自然時効の許容期間（母材破断を示す日数）は293 Kよりも313 Kのほうが短くなったと考えられる。延性改善効果を長期間維持するには，復元処理とFSWの間の自然時効を極力低温短時間に制御するのが良いが，

Table 1 Fracture position of the tensile tested specimens, which were reversion heat treated before FSW.

NA after FSW at 313 K	Natural aging between reversion and FSW									
	293 K					313 K				
	3 d	10 d	17 d	24 d	31 d	3 d	10 d	17 d	24 d	31 d
7 d	○	○	○	○	○	○	○	○	×	×
14 d	○	○	○	○	○	○	○	×	×	×
29 d	○	○	○	○	○	○	×	×	×	×
60 d	×	×	×	×	×	×	×	×	×	×

（○：Fractured in base metal, ×：Fractured at stir zone）

293 Kの場合には1か月でも延性改善効果が得られるため，工業的にも利用しやすい技術と言える。

5. 結　　言

Al-Mg-Si合金T4材のFSW材について，復元処理による延性向上を検討した結果，以下の結論を得た。

（1）FSW直後（5 min以内）に523 K-0 sの復元処理を行うことで，引張試験の破断位置がHAZから母材に移行し，破断伸びが向上し，さらに球頭パンチによる成形試験で限界成形高さが向上した。

（2）FSWを行ってから復元処理を行うまでの自然時効は，293 Kの場合は2 hまで許容され，4 h以上（16 hを除く）では引張試験による破断位置が母材から攪拌部に移行した。

（3）FSWおよび復元処理後の延性改善効果は，293 Kでは30 d以上，313 Kでは15 dまで持続したが，313 K-30 dでは攪拌部破断に移行した。

（4）復元処理を行ってからFSWを行っても，同様の延性改善効果が得られた。これらの延性改善効果は，攪拌部，HAZ，母材の時効硬化挙動の違いにより得られたと推測された。

参　考　文　献

1) H. Uchida: UACJ Technical Reports, **10** (2023), 129-132.
2) M. Asano, Y. Yamamoto and H. Takeda: UACJ Technical Reports, **2** (2015), 107-127.
3) M. Uchihara: J. of the JSTP, **54** (2013), 307-308.
4) T. Shinoda: J. Japan Inst. Light Metals, **64** (2014), 196-202.
5) A. Hirose and F. Kobayashi: J. Japan Inst. Light Metals, **56** (2006), 184-188.
6) Y. Chino, X. Huang, I. Nakatsugawa, M. Sato, K. Yamazaki, T. Kozaki, M. Umeda, M. Haruki, R. Takayama, K. Nakamura, H. Yuchi and T. Horiya: J. Japan Inst. Light Metals, **73** (2023), 168-174.
7) H. Uchida and H. Yoshida: J. Japan Inst. Light Metals, **46** (1996), 427-431.
8) Y. Birol: Scripta Materialia, **54** (2006), 2003-2008.
9) M. Madanat, M. Liu and J. Banhart: Acta Materialia, **159** (2018), 163-172.