



T. Yamamoto

異種金属界面における局所溶解・急冷と 異種金属接合の継手強度

山本 篤史郎 *

1. 緒言

材料の複合化はそれぞれの材料に備わっている長所を組み合わせることで優れた素材にするために試みられる。しかし、単純な 2 種類の材料の複合化はその長所の魅力が減少するだけのこともある。材料の長所が向上するような複合化が望ましいが、難しいことが多い。アルミニウム合金は寒剤用タンクのライナー材として用いられており、その強度をさらに向上する方法として、アルミニウム合金中にマルテンサイト変態を生じる Ti-Ni 形状記憶合金粉末を分散させる案がある。

分散材に用いる Ti-Ni 形状記憶合金の粉末をガスアトマイズ法で作製する場合、透明石英管ノズルから細く垂らした合金溶湯にアルゴンガスを吹き付けて、霧吹きのように細かい液滴にしてから急冷凝固させて大量の粉末を得る。この方法では、液滴のサイズは合金溶湯の表面張力に依存する[1]。合金溶湯の表面張力が大きいほど、吹き付けたガスで細かい液滴にすることが困難なため、ガスアトマイズ法で作製できる粉末のサイズには下限があり、概ね 1~10 μm である[1]。また、作製した Ti-Ni ガスアトマイズ粉末を、溶解したアルミニウム合金中に分散させる際に、アルミニウム合金溶湯表面に常に生じる酸化膜によって粉末がアルミニウム合金中に分散するのを妨げることも課題である。

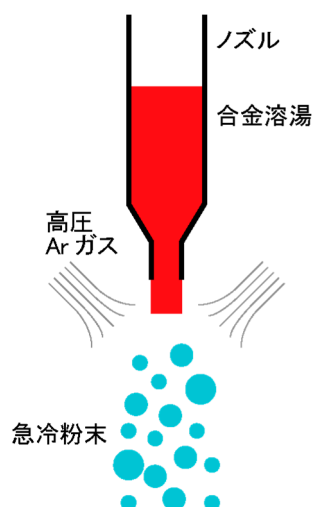


図 1 ガスアトマイズ法による急冷合金粉末の作製。

もし仮に、アルミニウム合金中に Ti-Ni 粉末を分散できても、その粉末がマルテンサイト変態によって周囲に生じる応力場によって、アルミニウム合金中の転位が相互作用しなければ、高強度化は期待できない。そして、転位が相互作用するような介在物の大きさはサブミクロン/メゾスケールである。つまり、直径 1~10 μm の Ti-Ni ガスアトマイズ粉末をアルミニウム合金中に分散することができても、そもそもアルミニウム合金の強度を左右する転位と Ti-Ni 粉末が相互作用を生じず、高強度化が期待できない。

そこで、メゾスケールの細かい粉末をアルミニウム合金母材中に分散させる方法として、表面張力のない固体中で塑性加工によってガスアトマイズ粉末をより細かい Ti-Ni 粒子にする案を着想した。

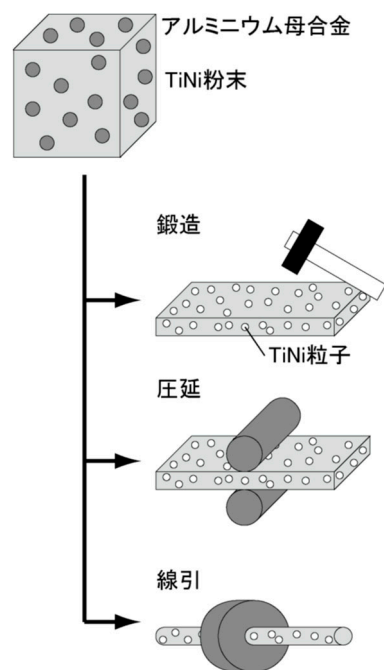


図 2 研究当初に想定していた Ti-Ni 粒子分散アルミニウム合金の作製方法。

* 宇都宮大学 准教授

2. Ti-Ni 粉末分散アルミニウムの鍛造による微粒子生成

工業用純アルミニウム A1050 板材の間に Ti-Ni アトマイズ粉末を配置し、A1050 板材のみを溶解させて Ti-Ni アトマイズ粉末を内包する A1050 インゴットを作製した。これをハンマーで鍛造、あるいは、圧延したところ、残念ながら当初想定していた Ti-Ni 粒子ではなかったが、高密度のサブミクロンサイズの Al_3FeNi 粒子が A1050 母材中に分散することを明らかにした[2].

当初は、サイズの大きな Ti-Ni ガスアトマイズ粉末が塑性加工によって A1050 中でメゾスケールの Ti-Ni 粒子に細くなることを期待していた。ところが実際には、塑性加工によって外部から与えられるエネルギーによって、A1050 と Ti-Ni アトマイズ粉末の界面で混合熱の発生による局所溶解が生じ、不純物の Fe と共に Al- Al_3FeNi 擬二元系の共晶組織として Al_3FeNi 粒子が生じた。この結果は、異なる 2 種類の金属を接触させて塑性変形を行うと、特に混合エントロピーが負でその絶対値が大きい組み合わせの場合[3, 4]に、その界面で局所溶解が容易に生じることを示唆している。

3. 異種金属接合界面のアモルファス化・ナノ結晶化

異種金属界面に外部からエネルギーを加えると界面が局所溶解する現象は、様々な加工プロセスにおいても生じていると考えられる。例えば、2種類以上の金属粉末のメカニカルアロイングを続けると金属間化合物生成とアモルファス化を繰り返す現象を始め、異種金属接合界面がナノ結晶化あるいはアモルファス化する現象などである。

その一例として、A5052 箔材と Zr 板材の摩擦攪拌拡散接合による接合界面のアモルファス化ナノ結晶化を紹介する[5, 6]. Zr 板材の上に A5052 箔材を配置し、A5052 箔材側から高速回転するツールで摩擦すると Zr 板材と A5052 箔材が良好な継手強度で接合される. このとき、ツールの押し込み量は A5052 箔材の厚さ以下に維持しツールが Zr 板材を攪拌しないようにした.

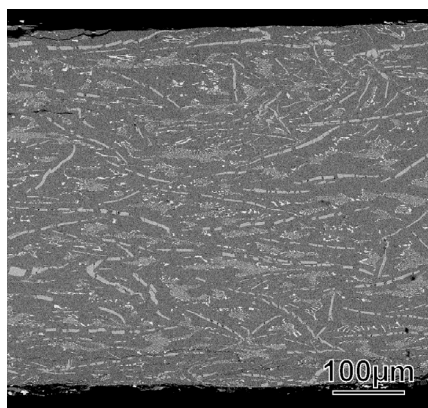


図3 鍛造により多数の微粒子が生成したアルミニウム
インゴットの内部組織。

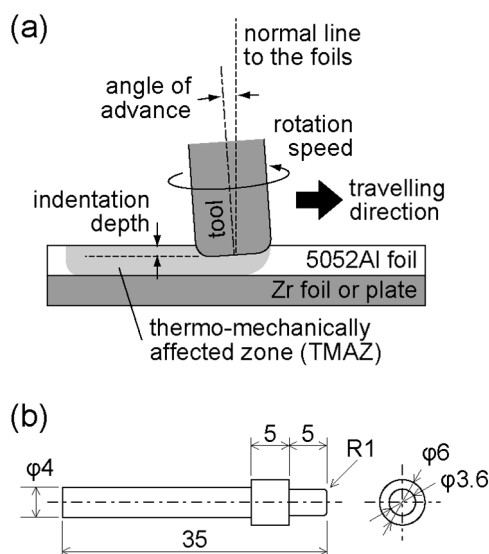


図 4 (a) Zr 板材と A5052 アルミニウム箔の摩擦攪拌
拡散接合実験の模式図ならびに(b) 利用した
ツール[5, 6].

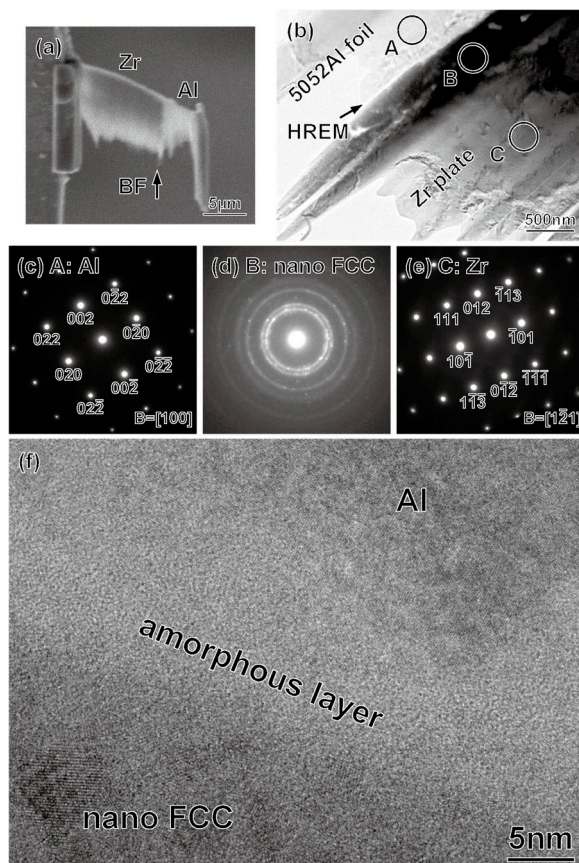


図5 摩擦攪拌圧散接合による Zr 板材/A5052 アルミ箔材の接合界面の透過電子顕微鏡観察結果.
(a) 観察用試料, (b) 低倍率の明視野像,
(c, d, e) (b)中の A, B, C の領域の制限視野回折図形,
(f) (b)中の矢印で示す界面の高分解能像[5, 6].

Zr 板材は A5052 と比べて十分高強度で高融点であるため、異種金属の摩擦攪拌接合とは異なり、Zr 板側は塑性流動加工されていない。Zr 板材/A5052 箔材の接合界面断面を透過電子顕微鏡で観察したところ、界面がアモルファス化し、また、Zr 板材も界面近傍でナノ結晶化していた。

高い継手強度を示す異種金属接合界面ではアモルファス化やナノ結晶化がしばしば報告されている[7-10]。そして、アモルファス化はメカニカルアロイングで生じる場合を除けば、合金液体が急冷されて生じることが多いことが知られている。これらの報告から、Zr 板材/A5052 箔材の接合界面において局所溶解・急冷が生じたと考えられる。

4. 金属ガラス薄帯を用いた異種金属抵抗溶接

現在、我々のグループでは、接合界面がアモルファス化あるいはナノ結晶化すると高い継手強度を発揮する現象に着目し、異種金属接合に金属ガラスを利用する研究を行っている。

金属ガラスとは、ガラス転移を生じるアモルファス合金のことである。加熱・冷却によってガラス固体と過冷却液体の状態を可逆的に行き来する。中でも、Zr 基金属ガラスには安定した高い過冷却能を有するものがある[11]。

そこで、CP-Ti 板材と SUS304 板材を重ねて抵抗溶接する際に、Zr 基金属ガラス薄帯を間に配置すると、継手強度の再現性が高くなることを見いだした[12]。

溶接による通电加熱によって、比抵抗率が結晶金属よりも高い金属ガラス薄帯が優先的に加熱されてガラス転移を生じ、過冷却液体に変化する。低粘性の過冷却液体は電極荷重によって押しつぶされて CP-Ti 板材と SUS304 板材の隙間を満たして最小限の量だけが接合部に残留し、同時に、過剰な過冷却液体は電極荷重によって接合部から排出される。金属ガラスの過冷却液体は CP-Ti 板材と SUS304 板材の隙間を原子レベルで密着させるので接触抵抗が急激に低下し、自然に通电加熱が終了し、接合部が急冷される。このとき、本来なら試料毎に異なる接合条件が統一されるため、継手強度の再現性・信頼性が向上すると考えられる。

同じメカニズムを他の異種金属接合でも生じさせることができれば、どんな異種金属の組み合わせでも金属ガラス薄帯を間に配置すれば優れた継手強度を発揮する接合が実現できると考え、アルミニウム合金や銅合金の異種金属接合を試みている。

これまでのところ、C1020 と SUS304 の接合では金属ガラス薄帯を用いるメリットはないが、A1050 と SUS304 の接合では、金属ガラス薄帯を接合部に配置した方が継手強度の再現性が高いことがわかった。この結果も、接合母材よりも金属ガラス薄帯が早く加熱されて過冷却液体にガラス転移し、電極荷重により母材間の隙間を充填した過冷却液体だけが接合部に残留して接合部を急冷すると共に、接合条件が統一されることが原因であると考えられる。

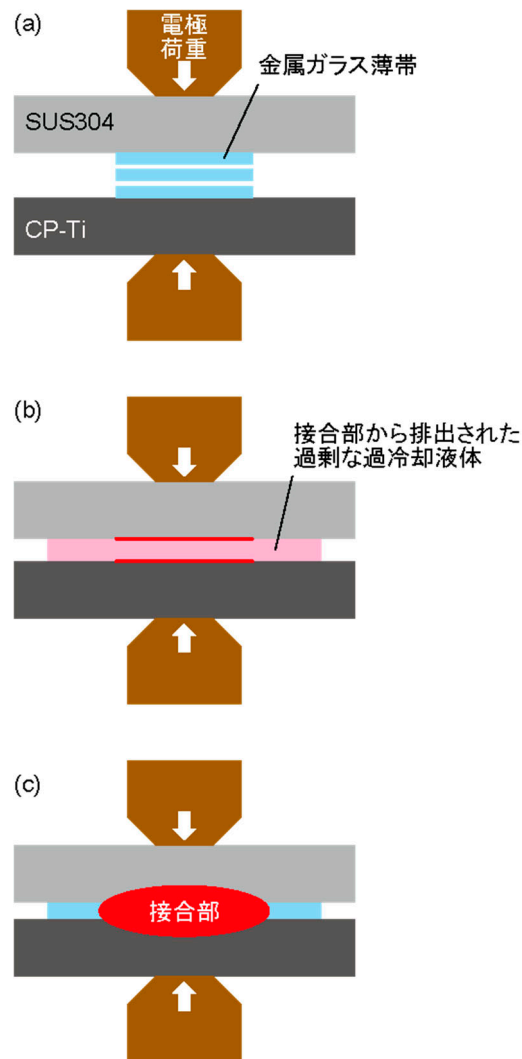


図 6 CP-Ti 板/SUS304 板の重ね抵抗溶接において接合部に配置した Zr 基金属ガラス薄帯のガラス転移に伴う変化の模式図。

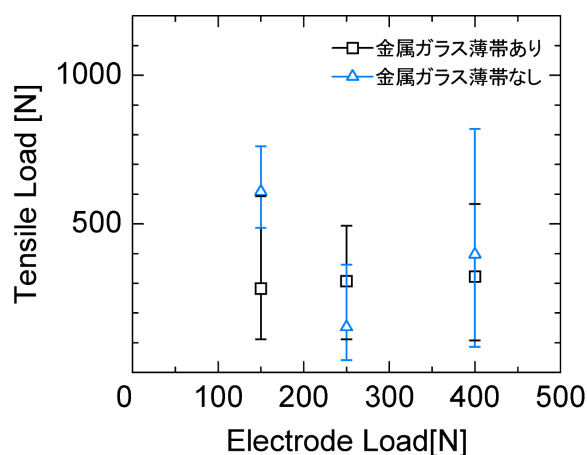


図 7 A1050 板/SUS304 板の突合せ抵抗溶接の継手強度。

5. まとめ

研究を始める当初は、塑性加工によってアルミニウムインゴット中に分散させた粉末をより微細にする方法を目指していた。ところが、異なる2種類の金属が接触した状態で塑性加工を行うと、両金属が混合して発熱し、局所的に溶解・急冷される現象が容易に生じることを見いだした。高い継手強度を発揮する異種金属接合の界面で報告されるアモルファス化・ナノ結晶化は局所溶解・急冷によって生じている可能性がある。また、異種金属接合において接合部に高い過冷却能を有する Zr 基金属ガラス薄帯を配置すると、接合時に界面に過冷却液体が生じて接合部が急冷されると同時に、試料毎に異なる接合部の条件を統一できることから、継手強度の再現性が高くなることがわかった。

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、科学研究費補助金、軽金属奨学会、日本銅学会、三五ものづくり財団、御器谷科学技術財団の支援をいただいた。本研究の遂行に当たり、東北大学金属材料研究所・共同利用研究（研究部、新素材共同研究開発センター）ならびに宇都宮大学機器分析センターの設備を利用した。

参考文献

- 1) T. Yamamoto, H. Kato, Y. Murakami, H. Kimura, A. Inoue: *Acta Materialia*, **56** (2008) 5927-5937.
- 2) T. Yamamoto: *Philosophical Magazine*, **94** (2014) 3234-3246.
- 3) F. R. de Boer, W. C. M. Mattens, R. Boom, A. R. Miedema and A. K. Niessen: *Cohesion in Metals*, ed. by F. R. de Boer and D.G. Pettifor, *Cohesion in Metals*, North-Holland, Netherlands, (1988).
- 4) A. Takeuchi, A. Inoue: *Materials Transactions*, **46** (2005) 2817-2829.
- 5) 山本篤史郎, 児玉崇, 高山善匡, 渡部英男: *軽金属*, **70** (2020) 523-529.
- 6) T. Yamamoto, T. Kodama, Y. Takayama, H. Watanabe: *Materials Transactions*, **62** (2021) 1177-1183.
- 7) S. Fukumoto, H. Tsubakino, K. Okita, M. Aritoshi, T. Tomita: *Scripta Materialia*, **42** (2000) 807-812.
- 8) Y. F. Sun, H. Fujii, N. Takaki, Y. Okitsu: *Materials and Design*, **47** (2013) 350-357.
- 9) 山口富子, 西尾一政, 加藤光昭, 黒川哲平: *溶接学会論文集*, **24** (2006) 215-222.
- 10) 西尾一政, 加藤光昭, 山口富子, 恵良秀則, 坂本憲一: *溶接学会論文集*, **22** (2004) 254-260.
- 11) T. Yamamoto, T. Takahashi, H. Kimura, A. Inoue: *Journal of Alloys and Compounds*, **430** (2007) 97-101.
- 12) T. Yamamoto, H. Kasahara, R. Aoki, E. Miura: *Metallurgical and Materials Transactions*, **55A** (2024) 2589-2595.