非混合摩擦攪拌接合による加工性に優れた鋼／Al 合金突合せバイメタルシートの創製

大阪産業技術研究所　物質・材料研究部
長岡　亨
（2022 年度 一般研究開発助成 AF-2022025-B3）

キーワード：摩擦攪拌接合，鋼，アルミニウム

１．研究の目的と背景

自動車の環境性能向上に向けた軽量化への要求に伴い，構造部材へのアルミニウム合金の適用拡大と，高強度の鋼材との適材適所での組み合わせが求められている．しかし，鋼とアルミニウムは融点や熱膨張率等の差が大きいことに加えて，従来の溶融溶接では接合界面に脆弱な金属間化合物(IMC)が過剰に生成し，十分な接合強度を得ることが困難である．そのため，溶融を伴わずに入熱を低く抑え，金属間化合物の形成を最小限に制御できる接合技術の確立が不可欠となっている．

これまでに，接合界面における金属間化合物の成長を抑制した接合法の一つとして摩擦攪拌接合が検討されている[1-6]．鋼とアルミニウム合金の突合せ接合の場合，回転ツールをアルミニウム合金側にオフセットして接合を行うことが多い．接合の際には，プローブの側面を鋼の接合面に接触させ，鋼の表面酸化皮膜を機械的に除去して新生面を露出させながらアルミニウムを攪拌して接合を行うため，アルミニウム内に鋼の小片が分散した接合部が形成される．鋼とアルミニウムが反応して金属間化合物が生成し接合されるが，入熱が比較的小さく，金属間化合物の成長が抑制され高い接合強度を得ることはできる．しかしながら，鋼とアルミニウム合金を接合した後に加工を行おうとすると，アルミニウム内に分散した鋼小片とアルミニウムの界面で割れが生じ易い．

そこで本研究では，固相接合法の一つである摩擦攪拌接合を利用して，鋼とアルミニウムを混合させないようにツールオフセットを大きくして鋼板とアルミニウム合金板の突合せ接合を行った．得られた突合せ接合材に冷間圧延および焼鈍処理を行い，接合界面構造ならびにそれぞれの材料の硬さの変化について検討した．また，鋼板の接合前処理としてニッケルめっき処理を施し，接合に供する実験も行い，金属間化合物の成長に及ぼす影響について検討した．

２．実験方法

接合実験には，長さ 140 mm ，幅 50 mm ，板厚 3 mm の A1050 板材，および同じサイズの SPCC 板材を用いた．A1050 板材と SPCC 板材を突合せて摩擦攪拌接合を行った．また，A1050 板材の代わりに A5052 板材を用いて SPCC 板材との接合実験を行った．さらに，表面にニッケルめっき処理を施した A5052 板材を用いて SPCC 板材と接合した．ニッケルめっき厚さは 50 μm ねらいとしてめっき処理を行った．

摩擦攪拌接合に用いる回転ツールには，ショルダ径 15 mm，プローブ径 6 mm の SKD61 製ツールを用いた．プローブにはねじ加工を施した．プローブ側面が SPCC とアルミニウム板材の突合せ面からアルミニウム側に 0.2 mm 離れた位置となるようにツールを圧入した．SPCC 板材を前進側，アルミニウム板材を後退側に配置した（図 1）．ツール回転方向は時計回りとし，ツール回転数を 2000 rpm，送り速度を 200 mm/min とした．得られた接合材について，接合方向と平行な方向に圧下率 34%までの冷間圧延を行った．その後，50℃から 500℃の温度範囲で 3.6 ks の焼鈍処理を施した．接合後，圧延後，焼鈍後のそれぞれにおいて，組織観察および硬さ測定を行い，圧延と焼鈍処理が接合部に及ぼす影響について検討した．得られた接合材を切断し，エポキシ樹脂に包埋した後，エメリー研磨およびバフ研磨を行った．組織観察には，光学顕微鏡(Nikon，MA200)および走査型電子顕微鏡（日本電子，JSM-7800F）を用いた．また，元素分析および結晶方位解析を行った．硬さ測定にはビッカース硬さ試験機(FUTURE-TECH, FM-300)を用いた．

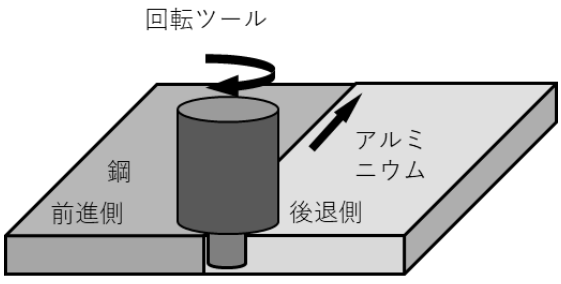


図１　鋼板とアルミニウム板の突合せ摩擦攪拌接合（FSW）模式図

３．結果

３・１　接合材の断面観察

摩擦攪拌接合後の SPCC/A1050 接合材の接合部断面を図 2 に示す．プローブはアルミニウムを攪拌し，プローブ後方で塑性流動したアルミニウムが SPCC の表面に接触することで接合がなされたと考えられる．SPCC 板材は，

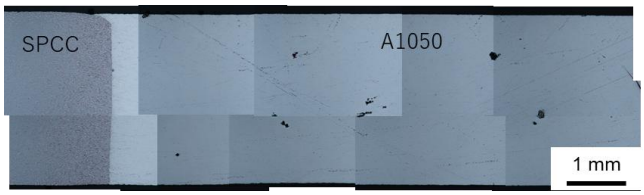


図２　FSW後のSPCC/A1050接合材の断面

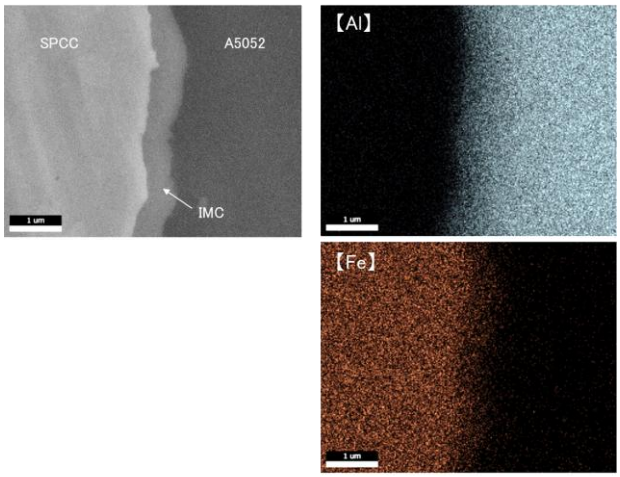


図３　SPCC/A5052接合材の接合部断面と元素分析結果

回転ツールによってほとんど変形することはなく，接合前の形状をほぼ維持した状態でアルミニウムと接合された．アルミニウム内に SPCC の小片が分散していない接合部を得ることができた．また，SKD61 製の回転ツールは，アルミニウムとのみ接触することから，摩耗等の損傷は見られなかった．

SPCC 板材と A5052 板材を接合した場合にも接合材を得ることができた．図 3 に SPCC/A5052 接合材の接合部の断面観察結果と元素分析結果を示す．SPCC と A5052 の界面には金属間化合物層が観察された．その厚さは約 0.8 μm であった．回転ツールが SPCC に接触せず，A5052 とのみ接触して摩擦熱を発生させるため，摩擦熱の発生が比較的小さく金属間化合物層の成長を抑制するものと考えられる．

接合前処理としてニッケルめっき処理を施した SPCC 板材を用いて A5052 板材と接合させた．得られた接合材の接合部断面と元素分析結果を図 4 に示す．ニッケルめっき層とアルミニウムの間には，厚さ約 0.2 μm の金属間化合物層が観察された．金属間化合物層を介してニッケルめっき層とアルミニウムが接合されたものと考えられる．ニッケルめっき処理を施していない SPCC 板材と A5052 を接合させた場合には，図 3 のように金属間化合物層厚さは約 0.8 μm であったのに対し，薄くなっている．これはニッケルめっき層が Fe と Al の直接接触を抑制する拡散バリアとして機能したためと考えられる．また，Ni-Al 系金

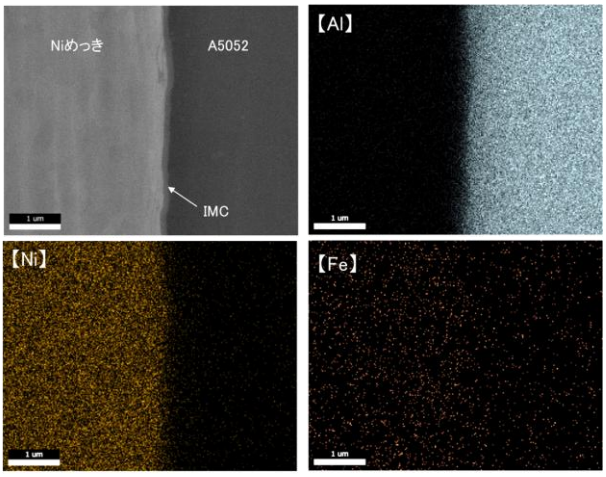


図４　Niめっき処理したSPCCとA5052の接合部断面と元素分析結果

属間化合物は Fe-Al 系金属間化合物と比較して成長速度が小さく，さらに Ni 中における Al の拡散速度が Fe 中よりも低いことから，界面反応が抑制され金属間化合物層の成長が抑えられたものと推察される．

回転ツールは鋼板あるいはニッケルめっき層に直接接触していないにもかかわらず接合することができた．これは塑性流動したアルミニウムが界面に大きなせん断応力と圧縮応力を付与し，鋼表面あるいはニッケルめっき表面の酸化皮膜を破壊したためと考えられる．また，Al は Fe 酸化物および Ni 酸化物よりも安定な酸化物を形成するため，熱力学的にはこれらの酸化物を還元する可能性もあり，界面の清浄化に寄与したことも考えられる．その結果，新生金属面同士の接触および局所的な拡散反応が促進され，接合が成立したものと推察される．

図 5 に FSW 前後のニッケルめっき層の結晶方位解析結果を示す．図 5a)の接合前では，アモルファスと考えられる領域と微細な結晶粒が観察された．微細結晶粒の平均結晶粒径は 0.10 μm であった．それに対して，FSW 後のニッケルめっき層（図 5b)）では平均結晶粒径は 0.74 μm であり，粒成長しているものの微細であることが分かった．FSW の際に回転ツールとアルミニウムの間に生じた摩擦熱の影響でニッケルめっき層が加熱されて，ニッケルが結晶化するとともに結晶粒が成長するが，その入熱は比較的小さく，ニッケル結晶粒の成長は一定程度抑制されるものと考えられる．

ニッケルめっき処理した SPCC と A5052 の接合部のビッカース硬さ分布を図 6 に示す．SPCC の硬さは約 94HV，A5052 の硬さは約 62HV であった．接合界面近傍で最も高い硬さを示した．これは接合界面に存在しているニッケルめっき層が微細な結晶粒から構成されることによって，高い硬さに寄与していることを示唆するものと考えられる．

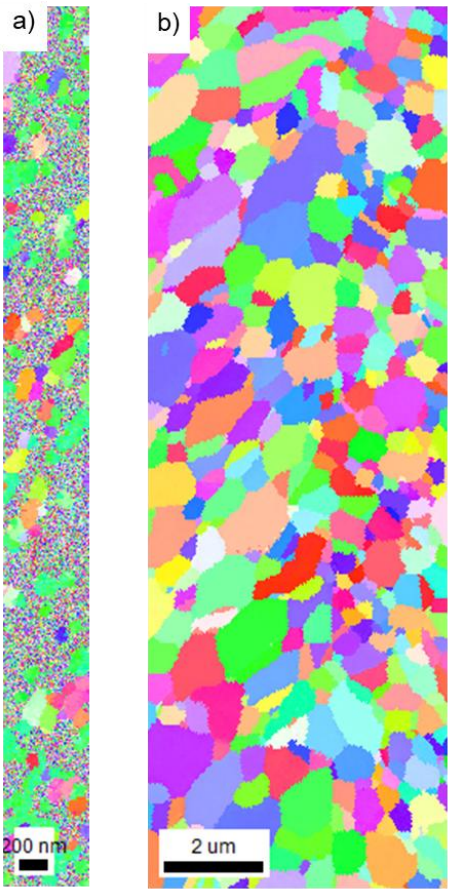


図５　Niめっき層の結晶方位解析結果：
a) FSW前, b) FSW後

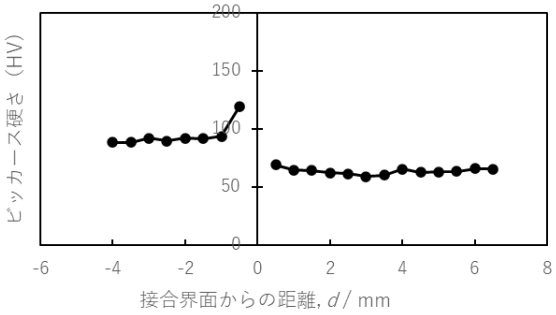


図６　Niめっき処理したSPCCとA5052の接合部のビッカース硬さ分布

3・2　接合材におよぼす圧延および焼鈍処理の影響

ニッケルめっき処理を施したSPCCとA5052の接合材を接合方向に平行となる方向に圧延したところ，圧下率10%で割れが生じた．このときの接合部断面を図 7 に示す．ニッケルめっき層とアルミニウムの界面，およびニッケルめっき層内に多数のクラックが生じた．図 6 のビッカース硬さ分布から示唆されるように，ニッケルめっき層の硬さが高く，その変形能がSPCCやA5052と比較して低く，圧延によってクラックが生じたものと考えられる．ニッケルめっき層は，Fe と Al の直接接触を抑制する拡散バリアとして機能し，また，Ni-Al 系金属間化合物の成長速度が小さく，金属間化合物層の成長を抑制できるものと考えられるが，ニッケルめっき層の加工性は低いものと推察される．

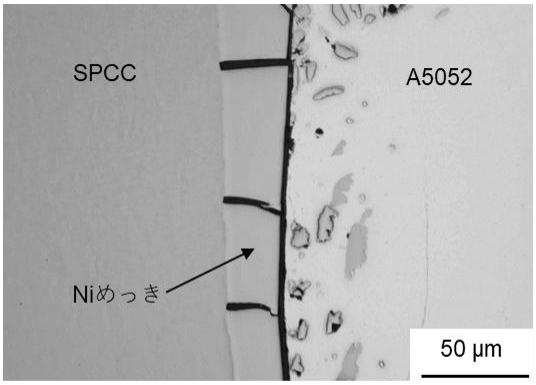


図７　Niめっき処理したSPCCとA5052接合材の冷間圧延（圧下率10%）後の断面



図８　冷間圧延（圧下率34%）後のSPCC/A1050接合材の断面

SPCC/A5052 接合材を接合方向に平行となる方向に圧延したところ，圧下率 14%でクラックが生じた．それに対して，SPCC/A1050 接合材は圧下率 34%で圧延することができた．しかしながら，接合材の一部に接合界面からのクラックが認められたため，冷間圧延を中断した．クラックが生じなかった部位の接合部の断面を図 8 に示す．圧下率 34%の冷間圧延によって，接合界面の中央部が A1050 側にわずかに張り出すように変形した．接合後の SPCC と A1050 の硬さはそれぞれ 95HV と 24HV であった．A1050 の硬さが低く，クラックの成長を抑制して変形できたものと考えられる．SPCC/A5052 接合材の方が小さい圧下率でクラックが生じたが，A5052 母材の硬度が高く，接合界面に生成している金属間化合物層の変形を緩和することが困難であったものと推察される．

SPCC/A1050 接合材に圧下率 34%の冷間圧延を行った後に 3.6 ks の焼鈍処理を施したときの接合部近傍の SPCC と A1050 の硬さの変化を図 9 に示す．接合後の SPCC の硬さは 95HV であったことから，圧延によって大きく加工硬化したことが分かった．A1050 も硬さは上昇したが，その上昇幅は限定的であった．冷間圧延後に 3.6 ks の焼鈍処理を行うことにより，A1050 は 400℃で接合後と同程度にまで軟化した．焼鈍処理によって再結晶が生じたものと考えられる．SPCC が軟化を示したのは 450℃であったが，500℃で焼鈍処理を行っても硬さの低下は限られており，接合後の硬さ 95 HV までは低下しなかった．SPCC に対する焼鈍処理としては，温度が不十分

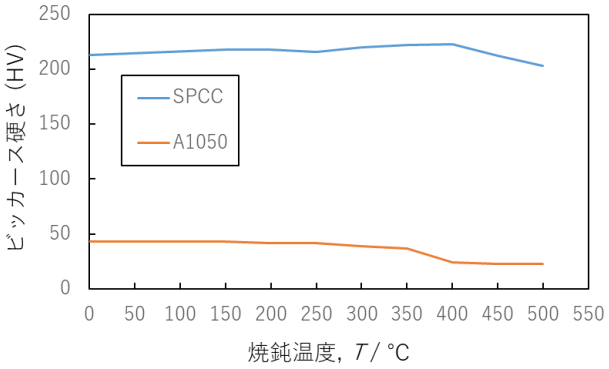


図９　冷間圧延（圧下率34%）後のSPCC/A1050接合材に各温度で3.6 ksの焼鈍処理を施したときのビッカース硬さ

であり，再結晶が生じず硬さが大きく低下しなかったものと考えられる．300℃を超える温度域での焼鈍処理を行うと，接合界面における金属間化合物相が成長し，接合部の脆化が進行する．そのため，接合後に SPCC が加工硬化した場合，十分に軟化させることは困難であると考えられることから，接合部の加工性を向上させるためには更なる工夫が必要と思われる．

４．まとめ

SPCC 板材とアルミニウム合金板材の突合せ摩擦攪拌接合を行った．得られた結果をまとめると次のとおりである．

- 回転ツールが SPCC 板材に直接接触しない条件でも接合が可能であった．塑性流動したアルミニウムが表面酸化皮膜を破壊したものと考えられる．
- SPCC と A5052 の接合界面では厚さ約 0.8 μm の金属間化合物層が形成された．
- ニッケルめっき処理した SPCC と A5052 の界面では金属間化合物層厚さは約 0.2 μm であり，ニッケルめっきにより金属間化合物の成長が抑制された．
- SPCC と A1050 の接合材では，圧下率 34%まで冷間圧延することができた．400℃以上の焼鈍処理を施しても，加工硬化した母材の軟化は限定的であった．

謝　辞

本研究を遂行するにあたり，公益財団法人天田財団より助成（一般研究開発助成 AF-2022025-B3）を賜りました．ご支援いただいたことに心より感謝申し上げます．

参考文献

1) H. Uzun, C.D. Donne, A. Argangnotto: Mater. Des., 26 (2005), 41.
2) K. Kimapong, T. Watanabe: Weld. J., 83 (2004), 277S.
3) 安井利明，下田陽一朗，石井貴之，椿正己，福本昌宏：溶接学会論文集，25（2007）426.
4) T. Watanabe, H. Takayama, A. Yanagisawa: J. Mater. Proc. Tech., 178 (2006) 342.
5) 田中努，森重大樹，平田智丈:溶接学会論文集 29 (2011) 101.
6) 安井利明，今井新，福本昌宏：軽金属溶接，58 (2020) 12.