

(論文)

異種金属接合法「エレメントアークスポット溶接法」の継手強度に及ぼす鋼板強度特性および溶接金属組織の影響

大志田達郎^{*1}・下田陽一朗^{*2}(博士(工学))・鈴木勲一^{*1}(博士(工学))

Influence of Steel Sheet Mechanical Properties and Weld Metal Microstructure on Joint Strength of the Dissimilar-Metal Joining Method “Element Arc Spot Welding”

Tatsuro OSHIDA・Dr. Yoichiro SHIMODA・Dr. Reiichi SUZUKI

要旨

異種材接合法の多くは1,000 MPaを超える超高張力鋼板への適用を十分に想定しておらず、高強度化に伴い種々の課題が生じる可能性がある。EASWTM^{注1)}法においても高張力鋼用溶加材を用いた場合、鋼板強度の増加に伴い、継手の剥離（はくり）強度が低下した。この原因は熱影響部および溶接金属部が低じん性であることによるものと想定し、溶接金属部の高じん性化による改善を検討した。1,500 MPa級高張力鋼板を用いたEASW継手において、ニッケル溶加材およびオーステナイト系ステンレス鋼溶接金属溶加材を用い、ボンド近傍の溶接金属部をオーステナイト組織に制御することで剥離強度を改善できることを見出した。

Abstract

The application of dissimilar material joining methods to ultra-high tensile strength steel sheets exceeding 1,000 MPa is not fully established, and various issues can arise with the increase in tensile strength of the steel sheet. In the element arc spot welding (EASW) method, using filler metal for high-strength steel sheets causes a decrease in the joint's peel strength as the strength of the steel sheets increases. It is believed that this is due to the low toughness of the heat-affected zone and the weld metal. To address this issue, the authors have investigated the possibility of improving the toughness of the weld metal and have found that in EASW joints that use 1,500 MPa class high-strength steel sheets, the peel strength can be improved by using a nickel filler and austenitic stainless steel filler metal, while controlling the weld metal near the bond to have an austenite structure.

検索用キーワード

アーク溶接, 超高張力鋼板, 異種金属接合, ニッケル, オーステナイト系ステンレス鋼, アルミニウム

まえがき = 近年、カーボンニュートラルの観点から自動車走行時のCO₂排出量削減を目的とした燃費規制が強化され¹⁾、自動車の動力別生産割合は走行時CO₂排出量が少ないハイブリッド車をはじめとして、CO₂を排出しないEV (Electric Vehicle) へとシフトすることが予想されている²⁾。一般にEVの航続距離確保には多量の電池を搭載する必要があるため、車体重量が増加する³⁾。そこで、自動車メーカーでは車体軽量化を図るため、鋼板の高強度化に加えて、アルミニウム合金材や樹脂と鋼板を組み合わせたマルチマテリアル構造の検討・採用を進めている^{4), 5)}。マルチマテリアル車体に用いられる代表的な異種材接合法としてはSPR (Self Pierce Rivet) やFDS (Flow Drilling Screw) などが挙げられるが、過去の報告例のように1,000 MPa級を超える高張力鋼板への対応性や剥離強度が低いといった課題がある⁶⁾。

これらの異種材接合における課題を解決するため、当社ではアルミニウム合金板（以下、アルミ板という）と超高張力鋼板との組合せに適用できる異種金属接合技術として、エレメントアークスポット溶接EASWTM

(Element Arc Spot Welding)を開発した^{6)~14)}。しかし、EASWにおける鋼板強度と継手の機械的特性の関係は明らかとなっていない。そこで本稿では、①鋼板強度がEASW継手の機械的特性におよぼす影響、および②溶接金属組織が1,500 MPa級高張力鋼板を用いたEASW継手の機械的特性に及ぼす影響について調査した内容を報告する。

1. EASWのメカニズム

EASWの接合メカニズムを図1に示す。予備処理として、直径数mm～十数mm程度の穴を開けたアルミ板を上側に、鋼板を下側に配置し、中空部を有する段付円筒形状の鋼製接合補助部材（以下、エレメントという）をアルミ板の予備処理穴へ挿入する。その後、エレメント中空部にアーク溶接法によって熔融した溶接材料を鑄込むことで、エレメント中空部内壁と下板鋼板が熔融接合される。このとき、上板のアルミ板は嵌合（かんごう）状態となって、エレメントのアルミ板上面に突起した部分（以下、エレメントフランジという）により板厚方向の移動が拘束され、エレメント挿入部外壁で板幅方向の移動が拘束される。図1では、下向溶接の場合の模式図

脚注1) EASWTMは当社の商標である。

*1 技術開発本部 ソリューション技術センター *2 技術開発本部 ソリューション技術センター (現 技術開発本部 企画管理部)

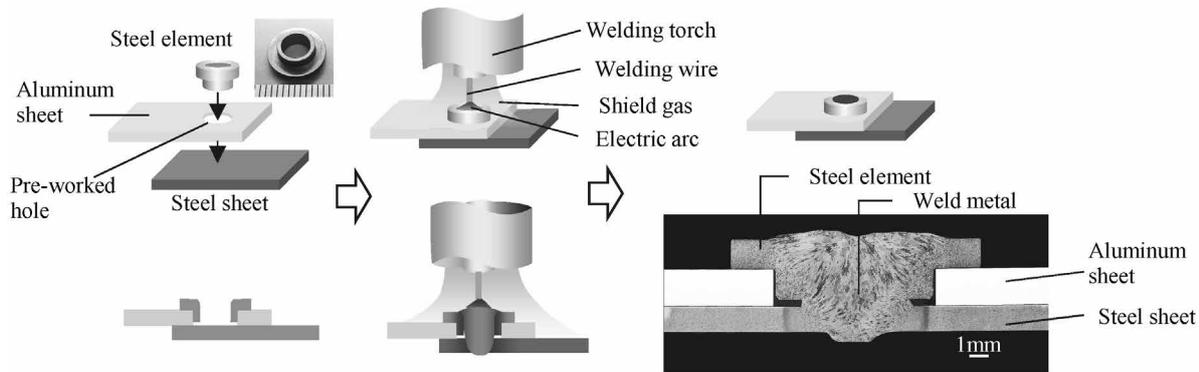


図1 EASWのメカニズム
Fig.1 Mechanism of EASW

を示しているが、溶接前にアルミ板予備処理穴に対してエレメントが拘束された状態にしておくことで、横向溶接や上向溶接も可能となる⁹⁾。なお、アーク溶接を用いているものの、アルミ板と鋼板は直接溶融されないため、鉄とアルミニウムの脆弱（ぜいじゃく）な金属間化合物の生成による接合強度の低下が生じない。また、エレメントの形状をアルミ板厚および鋼板厚に応じて適切に設計することで、良好な接合継手の形成が可能である。

他の異種金属機械締結法と比較して、本接合法は鋼板を塑性変形あるいは貫通させる必要がなく、理論的に鋼板強度に対する上限がない。また、下板となる鋼板への貫通穴が存在しないことから水密性確保も比較的容易となっている。さらに、片側アクセスの接合法であるため閉断面構造にも好適である⁹⁾。

2. 鋼板強度とEASW継手強度の関係¹²⁾

2.1 実験条件

2.1.1 供試材および接合条件

上板には、EASW接合部となる箇所直径7 mmの穴を開けた板厚2.0 mmのA6022-T4調質アルミニウム合金材を用いた。下板には、合金化溶融亜鉛めっき高張力鋼板三種およびISMA (Innovative Structural Materials Association) により開発された1,500 MPa級中高炭素高張力鋼板¹⁵⁾を用いた。鋼板厚さは全て1.4 mmとした。下板に用いた鋼板の強度クラスおよび炭素含有量を表1に示す。EASW接合に用いたエレメントはSWCH10相当の軟鋼製で、鍛造により作製した。エレメントの模式図および寸法を図2に示す。溶接には、高張力鋼用のアーク溶接材であるJIS Z 3317 G55A-1CM3相当の、直径1.2 mmの溶接ワイヤを用いた。また、溶接条件は、鋼板の裏側まで十分に溶け込み、エレメント中空部が溶接金属で充てんされ、外観上大きな問題がないことを確認できるような、表2の条件とした。なお、合金化溶融亜鉛めっき鋼板を用いた板組においては、めっきの除去は行わずに溶接を行った。以下では、各板組のEASW継手を表1の鋼板強度クラスの値を用いて称することとし、590継手、980継手、1180継手、1500継手と記載する。

表1 下板の強度クラスおよび炭素含有量
Table 1 Strength grade and carbon content of lower sheet

Strength grade (MPa)	Plating	Carbon content (mass%)
590	Galvannealed	0.06
980	Galvannealed	0.09
1,180	Galvannealed	0.13
1,500	-	0.39

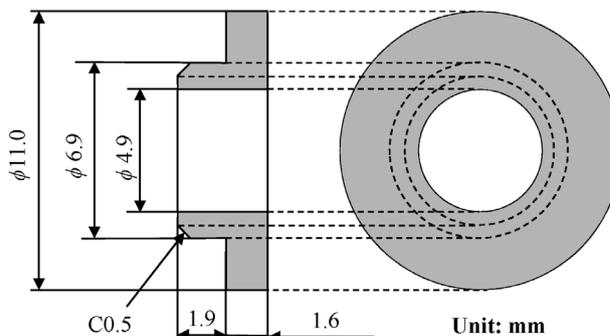


図2 エレメントの模式図および寸法
Fig.2 Schematic diagram of element and dimensions

表2 溶接条件
Table 2 Welding conditions

Shielding gas	100%CO ₂ , 25L/min
Welding current	130~150 A
Welding voltage	23~25 V
Welding time	0.7 sec
Extension	15 mm
Mode	Wire feed control
Welding position	Flat

2.1.2 継手強度評価および継手断面硬度測定

一般に抵抗スポット溶接部に用いられるJIS Z 3136に準拠した引張せん断試験およびJIS Z 3137に準拠した十字引張試験により、接合部の強度を評価した。継手強度試験体の模式図および寸法を図3に示す。強度試験数は同条件につき3体ずつとした。各継手断面の硬度分布は、JIS Z 2244に準拠したピッカース硬さ試験により測定した。試験条件は測定荷重を4.9 N、測定間隔を0.3 mmとした。測定箇所は図4に示すように、溶接金属中央線および鋼板板厚中央線の交点を起点として、鋼板板厚の中央とした。

2.2 実験結果および考察

図5に、代表例として590継手の外観写真と、各継手の断面マクロ写真を示す。いずれの継手においても、垂鉛めっき鋼板に起因したブローホールなどの溶接欠陥は確認されなかった。

図6に、引張せん断試験後および十字引張試験後の各継手断面のマクロ写真、破断後の試験片模式図、および継手の鋼板側のき裂の模式図を示す。引張せん断試験

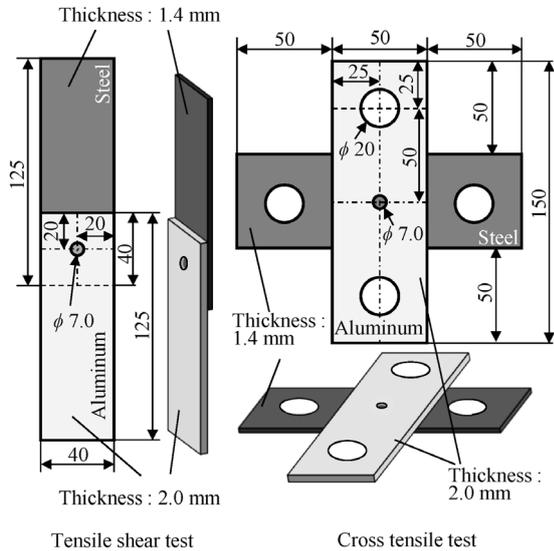


図3 試験片模式図および寸法
Fig.3 Schematic diagrams of specimen and dimensions

後の試験片は、590継手では図6(b) Type Aに示すように鋼板の溶接部周辺にき裂が入ったものの、溶接部と鋼板の一部が結合したまま、アルミ板の予備処理穴の拡大およびエレメントの傾斜によりエレメントがアルミ板から抜けた。いっぽう、980、1180、1500継手では、図6(b) Type Bに示すように溶接部近傍で円周状に破断した。つぎに、引張せん断試験後の試験片鋼板側の溶接部周辺におけるき裂の進展挙動を、図6(a)の継手断面写真の溶接部中央に対して左部側と右部側に大別し、図6(c)の模式図をもとに以下に説明する。まず、溶接部中央から左部側については、590、980継手ではき裂がアルミ板に接している側の鋼板表面と溶接金属の表面の交点(以下、止端部という)から熱影響部に向け進展していたが、1180、1500継手では止端部からボンド近傍の溶

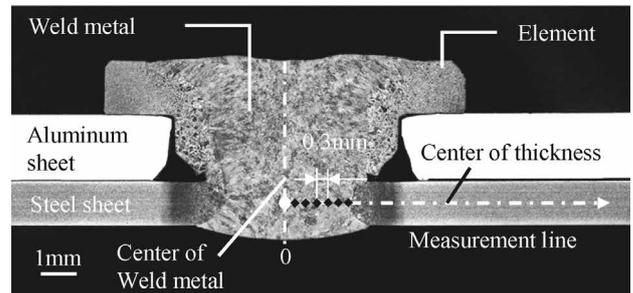


図4 ビッカース硬度測定位置
Fig.4 Position of Vickers hardness measurement

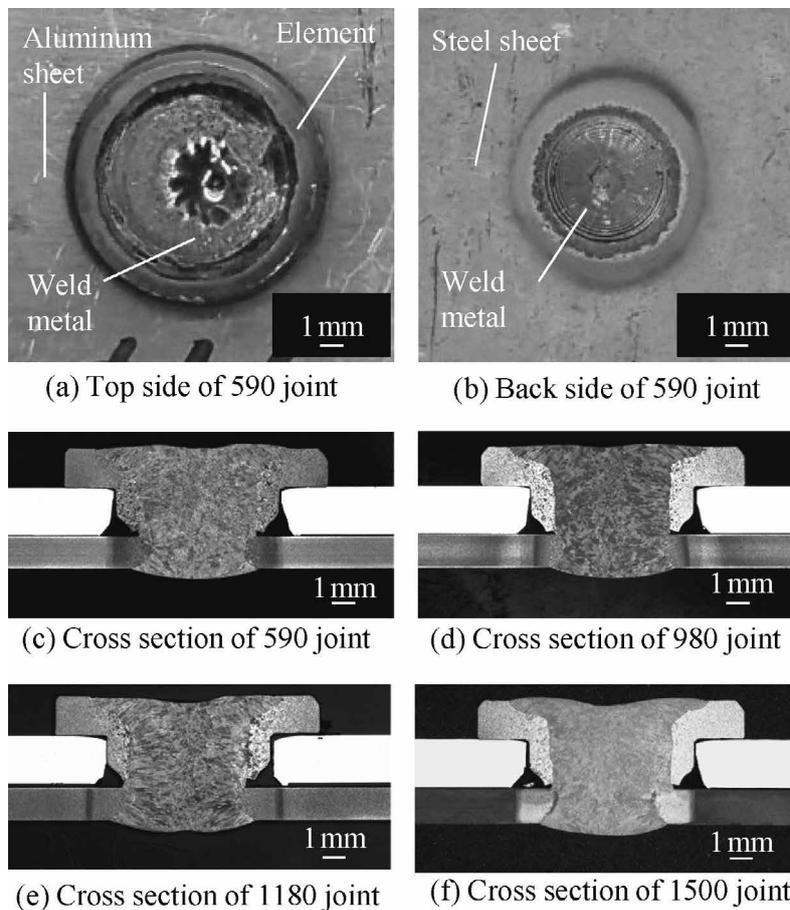
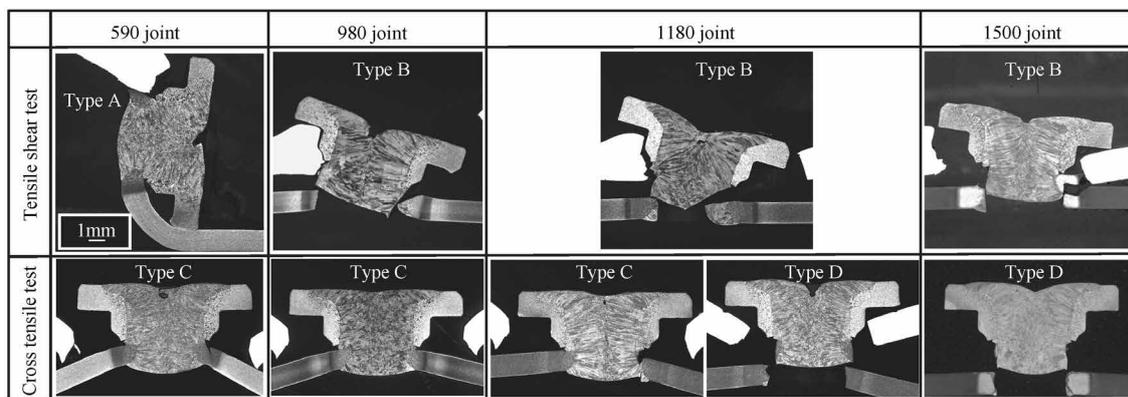
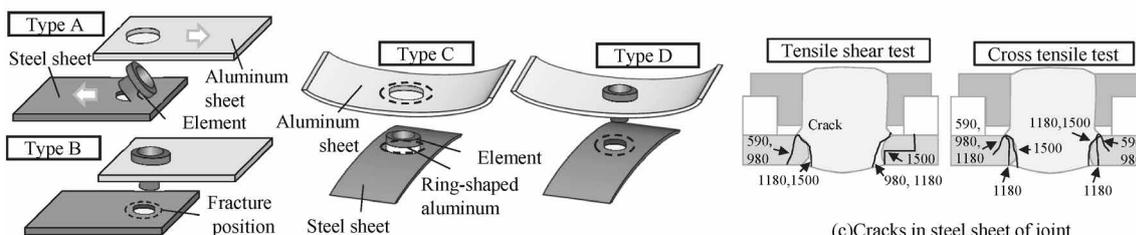


図5 590継手の外観と各継手の断面マクロ写真
Fig.5 Appearance of 590 joint and cross-sectional macro photos of each joint



(a) Cross-sectional macro photos



(b) Test pieces after fracture

図6 引張せん断試験および十字引張試験後の継手断面マクロ写真、破断後の試験片および継手の鋼板側の亀裂の模式図

Fig.6 Cross-sectional macro photos of joint after tensile shear test and cross tensile test, and schematic diagrams of test piece and cracks in steel sheet joint after fracture

接金属部に向け進展していた。また、溶接部中央から右部側については、590継手ではき裂は発生しておらず、980、1180継手ではき裂が止端部から溶接金属に向け進展した。いっぽう、1500継手ではき裂が鋼板裏側の溶接金属と熱影響部の境界を起点とし、熱影響部内の板厚中央付近まで板厚方向に進展したのち、板幅方向に鋼板母材側の熱影響部まで進展した。

十字引張試験後の試験片は、590、980継手では図6(b) Type Cに示すようにエレメントフランジ部外周に沿ってアルミ板がリング状に破断した。いっぽう、1500継手では図6(b) Type Dに示すように溶接金属の鋼板ボンド近傍から円周状に破断した。また、1180継手ではType C、Dの二つの形態の破断が確認された。なお、図6(a)の十字引張試験後の継手断面写真のうち、1500継手のアルミ板およびType Cの破断形態となった継手における、リング状に破断したアルミ板部分は除去しているため写真には写っていない。十字引張試験後の試験片鋼板側の溶接部周辺においては、図6(c)に示すように、590、980継手ではき裂が止端部から母材原質部側の熱影響部に向け進展した。いっぽう、1500継手ではき裂が止端部からボンド近傍の溶接金属部および熱影響部に向けて進展した。1180継手では、き裂が止端部から熱影響部に向け進展した場合と、止端部からボンド近傍の溶接金属部および熱影響部へと進展した場合の2種類の事例が存在した。

図7に、各継手の引張せん断強度 (Tensile shear strength, 以下TSS) と、十字引張強度 (Cross tensile strength, 以下CTS) を示す。鋼板強度の増加に伴い、引張せん断試験後の破断形態はType AからType Bへと遷移したものの、TSSは各継手において7.9~9.0 kNと

同程度であった。いっぽう、鋼板強度の増加に伴ってCTSは低下し、590継手の約7.7 kNに対して、1500継手では3分の2程度の約5.0 kNとなり、破断形態はType CからType Dへと遷移した。

各継手断面の鋼板側の硬度分布を図8に示す。また、き裂起点部となった止端部 (Weld toe) の位置を、図8には併記している。溶接金属部は鋼板強度によらず320~370HVであった。いっぽう、熱影響部については、590継手において最高硬度が341HVであったが、鋼板強度の増加に伴い最高硬度も高くなり、980継手で402HV、1180継手で489HV、1500継手で653HVであった。また、いずれの継手においても、熱影響部には軟化部が確認され、軟化部の硬度は590継手では172HV、980継手では289HV、1180継手では314HV、1500継手では394HVであった。

以下に、鋼板強度とCTSの関係および破断形態の遷移について考察する。いずれの継手においても、十字引張試験時の鋼板のき裂発生箇所は、応力集中部となる止端部近傍となっていた。き裂発生箇所近傍に硬度差がある場合、発生したき裂は最も強度が低い箇所、すなわち軟質箇所に向けて優先的に進むと考えられる。その方向は、590、980継手では最低硬度となる熱影響部軟化部(図8の3.5 mm付近)、1500継手では溶接金属部(図8の1.8 mm付近)となった。いっぽう、1180継手では溶接金属部と熱影響部軟化部の硬度はほぼ同等であったため、熱影響部軟化部および溶接金属部のいずれにも進展する可能性があり、両方のき裂進展経路が確認されたと考えられる。き裂が進展した止端部およびボンド近傍(図8の2.0~3.0 mm付近)の熱影響部は、一般的に溶接入熱と冷却に起因して焼入れままのマルテンサイト組

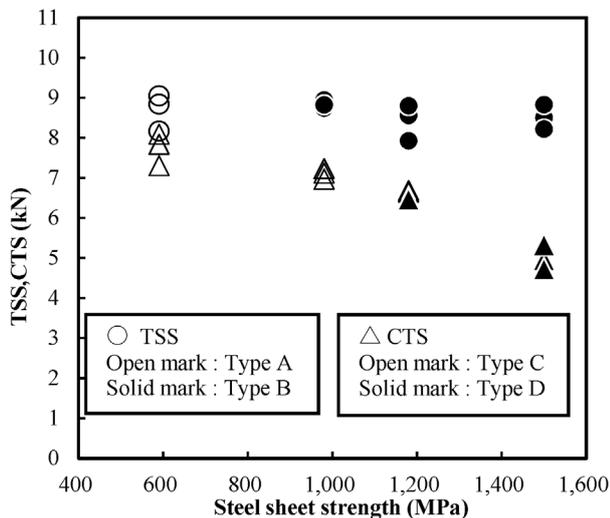


図7 鋼板強度と継手強度の関係

Fig.7 Relationship between strength grade of steel sheet and joint strength

織となり、鋼板炭素含有量が多くなるほど高硬度化および低じん性化するとされる。また、1180、1500継手は溶接金属部にもき裂が進展したが、その組織は高張力鋼用の溶接ワイヤを用いているため、じん性がそれほど高くないマルテンサイト組織となっていたことが想定される。そのため、鋼板強度上昇に伴うCTS低下は、鋼板の炭素含有量の増加によりき裂の起点となった止端部近傍における、熱影響部の低じん性化が影響を与えたと考えられる。さらに、溶接金属部が熱影響部軟化部より硬度が低く、き裂がボンド近傍の溶接金属部に進展する場合には、溶接金属部の低いじん性が影響を与えてCTSは低下した。また、これらのことから、鋼板継手周辺の破断荷重が低下し、アルミ板のエレメントフランジ外周部に接する部分の破断荷重値よりも低位になることで、破断形態の遷移が生じたと考えられる。

いっぽう、TSSが鋼板強度によらず一定となった点については、アルミ板材の塑性変形が影響していると考えられる。同強度鋼板組および異強度鋼板組のスポット溶接において、ナゲット径を引張せん断試験時にプラグ破断となる同一の径に制御して強度試験を行った場合、異強度鋼板組のTSSは、低強度鋼板の同強度板組のTSSに依存するものの、試験片の破断位置は高強度側鋼板となる事例が報告されている¹⁶⁾。これによると、引張荷重中に低強度側の鋼板の塑性変形が先行して進行することに起因して、ナゲット部に大きな回転モーメントが加えられることで引張軸に対する傾きが大きくなる。それに伴い、高強度側鋼板のナゲット端部のひずみの集中が大きくなるのが要因で、高強度側の鋼板の破断が生じると考えられている。その際、低強度側の鋼板はくびれが生じるほど塑性変形した結果、ナゲットの回転変形量が増大するため、TSSは低強度側鋼板の強度に依存すると推定されている。

本稿の結果では、引張せん断試験後の破断形態は異強度鋼板組のスポット溶接のプラグ破断に類似した形態となっている。すなわち、引張せん断試験時には、スポット溶接のプラグ破断時と同様の要因により、アルミ板の

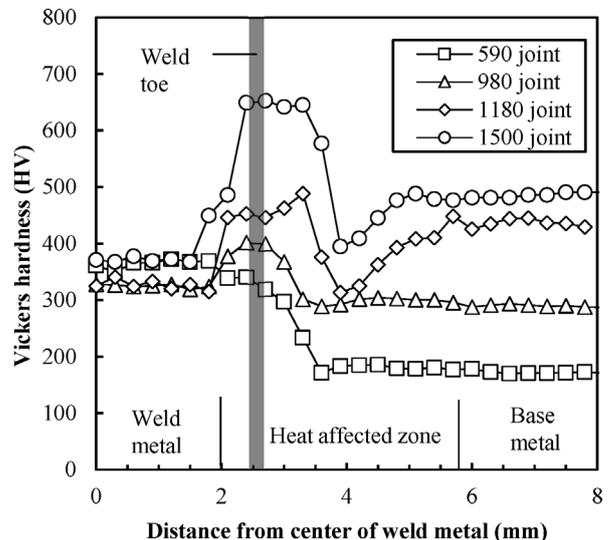


図8 継手の鋼板側の硬度分布

Fig.8 Hardness distributions in steel sheet of joint

塑性変形の進行にともなってエレメントに作用する回転モーメントが大きくなる。そのため、エレメントの回転変形量が増大することで止端部近傍の応力集中が急激に増大することが要因となり、鋼板強度によらずTSSはほぼ一定の値を示したと考えられる。また、引張せん断試験後の試験片の破断形態が図6 (b) のType AからType Bへ遷移した点については、590継手のボンド近傍の熱影響部のじん性が比較的高いために破断が生じず、鋼板の非熱影響部で曲げ塑性変形が生じたと考えられる。

3. 溶接金属組織とEASW継手強度の関係

2.2節において1500継手のCTSが顕著に低下することが確認されたため、EASW法の適用範囲の拡大には継手強度の改善が必要と考えられる。1500継手では十字引張試験後の試験片において、き裂が止端部からボンド近傍の熱影響部および溶接金属部に進展したため、き裂進展した箇所のじん性の低さが要因となりCTSが低下したと考えられる。EASW法はアルミ板およびエレメントの溶損の観点で溶接条件の制約があり、入熱調整による熱影響部のじん性改善が困難である。そこで、筆者らは、じん性が改善できる可能性がある溶接金属部に着目してCTS低下抑制の検討を試みた。具体的には、一般に溶接金属が高じん性のオーステナイト結晶組織となるニッケルおよびオーステナイト系ステンレス鋼溶接ワイヤを用いて、1500 MPa級中高炭高張力鋼板とアルミ板のEASW継手の機械的特性を調査した。

3.1 実験条件

3.1.1 供試材と接合条件

上板のアルミ板およびエレメントは、2.1.1項および図2と同様の供試材を用いた。下板は、表1の1500 MPa級中高炭素高張力鋼板で、板厚1.4 mmとした。EASW施工に用いた溶接ワイヤは全て直径1.2 mmであり、そのJIS規格番号および化学成分を表3に示す。表3の溶接ワイヤW1~W5を用いて作製されたEASW継手を、以下ではW1継手~W5継手と記載する。また、W1継手

のデータは2.2節で用いた1500継手と同じものである。EASW施工に用いた溶接条件を表4に示す。各ワイヤで電気抵抗値が異なるため、各ワイヤ種の間で入熱や溶接後外観が近くなるように、溶接条件を設定した。

3.1.2 継手強度評価および継手断面硬度測定

継手強度評価および断面硬度分布測定は、2.1.2項と同様の方法で行った。

3.1.3 溶接金属組織分析

各継手の溶接金属組織に対し、EBSD (Electron Backscatter Diffraction) により、溶接金属部内の α 相および γ 相を同定した。測定箇所は、十字引張試験時に応力集中部となる鋼板のボンド近傍とした。

表3 溶接ワイヤのJIS番号と化学成分

Table 3 Welding wires Japan industry standard number and chemical compositions

Wire No.		Chemical composition (%mass)							
		Ni_{eq}	Ni	C	Mn	Cr_{eq}	Cr	Mo	Si
W1	JIS Z 3317 G52A-1CM3	2.46	0.01	0.06	1.08	2.76	1.39	0.56	0.54
W2	JIS Z 3321 YS316L	13.26	12.15	0.01	1.50	21.41	18.68	2.14	0.39
W3	JIS Z 3321 YS309	15.72	13.52	0.05	1.51	24.20	23.40	0.10	0.46
W4	JIS Z 3321 YS310	24.47	21.21	0.08	1.54	27.80	26.96	0.14	0.47
W5	JIS Z 3334 SNI2061	97.28	96.30	0.03	0.15	0.02	-	-	0.01

$$Ni_{eq} = \%Ni + 30 \times \%C + 0.5 \times \%Mn$$

$$Cr_{eq} = \%Cr + \%Mo + 1.5 \times \%Si$$

表4 溶接条件

Table 4 Welding conditions

Shield gas	100%CO ₂ , 25L/min
Welding current	110~150 A
Welding voltage	21~27 V
Welding time	0.7~0.8sec
Extension	15 mm
Mode	Wire feed control
Welding position	Flat

3.2 実験結果および考察

W2~W5継手の断面マクロ写真を図9に示す。各継手において、継手強度に影響を与えられような欠陥は確認されなかった。

図10に、引張せん断試験後および十字引張試験後のW2~W5継手の断面マクロ写真、破断後の試験片模式図、および継手の鋼板側のき裂の模式図を示す。引張せん断試験後の試験片においては、W2~W5の継手では、図10 (b) Type Eに示すように溶接金属部がエレメント側と鋼板側に分断されるように破断した。また、引張せん断試験後の試験片鋼板側の継手周辺において、W2継手では図10 (c) に示すようにき裂が溶接金属部中央をえぐるように進展したのに対し、W3~W5継手ではき裂が溶接金属内を板幅方向におおむね水平に進展した。

十字引張試験後の試験片においては、W2, W3継手では図6 (b) Type Dに示すように鋼板ボンド部および溶接金属部で円周状に破断した。いっぽう、W4, W5継手では図6 (b) Type Cに示すようにアルミ板がエレメントフランジ部外周部に沿って破断した。また、十字引張試験後の試験片鋼板側の継手周辺において、W2, W3継手では、き裂が止端部からボンド近傍の溶接金属部に進展した。また、W2継手ではき裂が熱影響部にも進展し

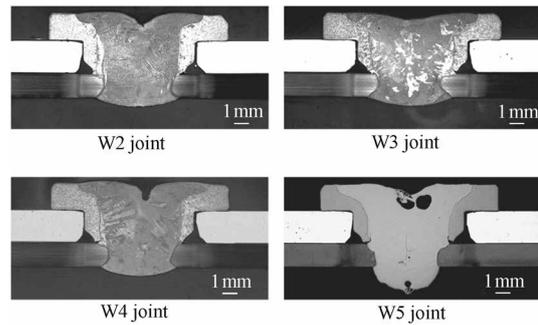
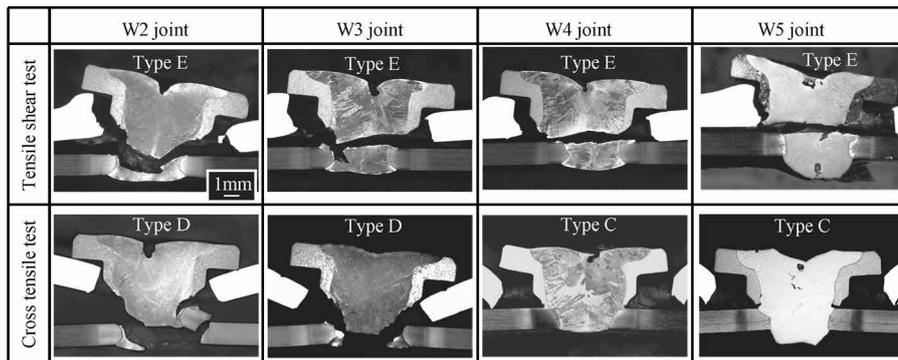
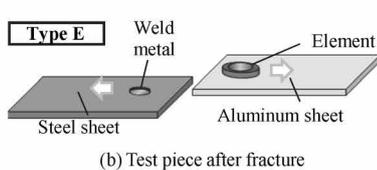


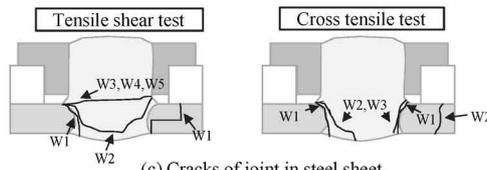
図9 各継手の断面マクロ写真
Fig.9 Cross-sectional macro photos of each joint



(a) Cross-sectional macro photos



(b) Test piece after fracture



(c) Cracks of joint in steel sheet

図10 引張せん断試験および十字引張試験後の継手断面マクロ写真、破断後の試験片および継手の鋼板側の亀裂の模式図

Fig.10 Cross-sectional macro photos of joint after tensile shear test and cross tensile test, and schematic diagrams of the test piece and cracks in steel sheet of joint after fracture

た。いっぽう、W4、W5継手では継手鋼板側には明確なき裂が認められなかった。

図11では、溶接ワイヤと継手強度の関係をニッケル等量で整理した。ニッケル等量が13~25%の範囲で急激にCTSが向上した。W2継手のTSSは約7.5 kNであり、W1継手の約8.5 kNに対して1 kN程度低い値であったのに対し、W3~W5継手は8.0~9.1 kNでW1継手と同程度であった。破断形態は、ニッケル等量の増加に伴いType BからType Eに遷移した。また、W2継手のCTSは約4.7 kNであったが、W3~W5継手ではW1、W2継手の平均値に対し1.5~3.0 kN高い値を示した。ニッケル等量の増加およびCTSの上昇に伴い、破断形態はType DからType Cへと遷移した。W3~W5継手においてはW1継手と比べてCTS改善効果が確認されたが、溶接金属部が高じん性なオーステナイト組織としたことに起因していると考えられる。

図12に、EBSDの結果を示す。ボンド近傍の溶接金属組織においてW1継手はほぼα相であったが、溶接ワイヤのニッケル等量が高いほどγ相の分率が高くなっていることが確認された。W2継手はγ相とα相が入り組みあった混在組織であった。いっぽう、W3継手は溶接線近傍では少量のα相が確認されるものの、溶接金属中央

側ではおおむねγ単相であった。また、W4、W5継手は溶接金属と熱影響部の境界は明瞭で、溶接金属組織はγ単相であった。

各継手断面の鋼板側の硬度分布を図13に示す。いずれの継手も、鋼板熱影響部から母材にかけての硬度分布は同じ傾向を示した。図12においてボンド近傍の溶接金属部がおおむねγ相となっていたW3~W5継手では、溶接金属部の硬度分布が約200HV程度でほぼ一定の値であり、W1継手の溶接金属部の硬度と比較して約170HV低かった。いっぽう、ボンド近傍の溶接金属部にα相とγ相が混在していたW2継手は、溶接金属の硬度分布は均一でなく、軟質で高じん性な部分と硬質で低じん性な部分が存在する可能性が示唆された。

以上の結果から、W3~W5継手では止端部近傍やボンド近傍の溶接金属部において高じん性なオーステナイト相の分率が高いため、十字引張試験時の溶接金属部のき裂の発生および進展が抑制され、CTSが改善したと考えられる。いっぽう、W2継手においては、図12よりボンド近傍の溶接金属部のオーステナイト相の分率が低く、図13よりき裂が進展した溶接金属部の硬度がW3~W5継手の溶接金属部の硬度と比較して高い。これらの点から、硬質かつ低じん性なマルテンサイト相が生成し、軟

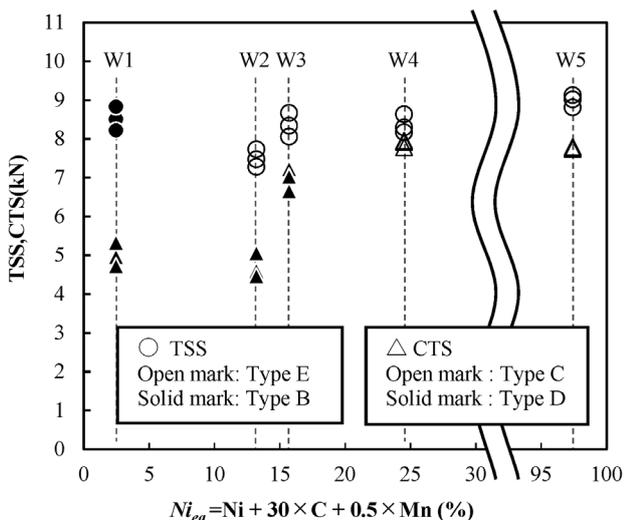


図11 溶接ワイヤのニッケル等量と継手強度の関係

Fig.11 Relationship between equivalent nickel of welding wire and joint strength

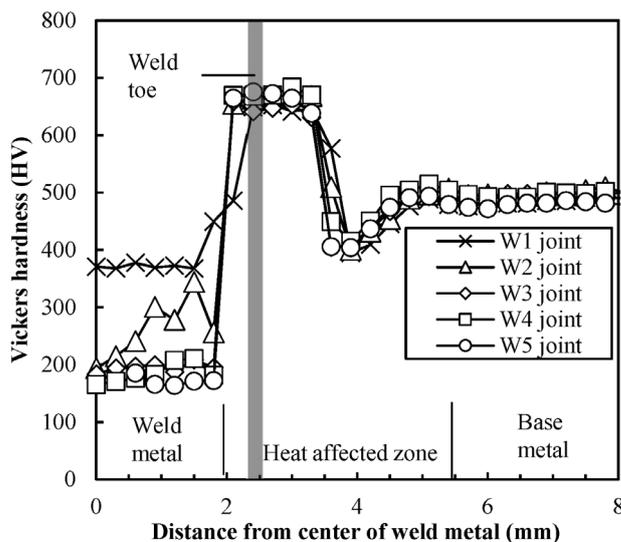


図13 継手の鋼板側の硬度分布

Fig.13 Hardness distributions in steel sheet of joint

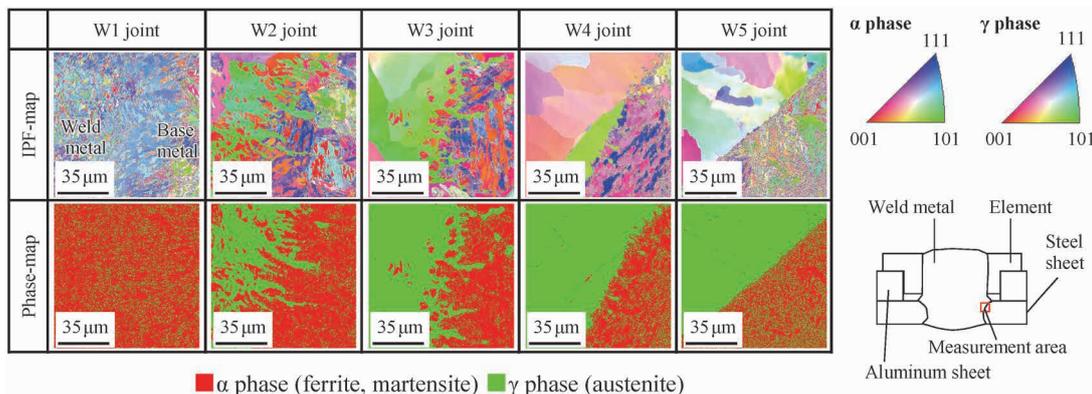


図12 ボンド近傍のIPF-mapおよびPhase-map

Fig.12 IPF and Phase-maps near bond of joint

質かつ高じん性なオーステナイト相の分率が相対的に低くなったため、CTSが改善されなかったと考えられる。

EASW継手の溶接金属組織は、母材、溶接ワイヤ、エレメントの成分や希釈量により決定される。また、十字引張試験時に応力集中部となる止端部近傍と、き裂が進展したボンド近傍の溶接金属は、母材成分と溶接ワイヤ成分の遷移領域となる。そのため、溶接ワイヤの材質や溶接条件を最適化し、ボンド近傍の溶接金属を高じん性なオーステナイト組織に制御することで、高いCTSのEASW継手を作製できると考える。EASW法は、このような溶接金属の制御を行うことで、超高張力鋼板に対しても高い強度を提供できる異種金属接合法である。

むすび = 鋼板強度とEASW継手強度の関係、および溶接金属組織がEASW継手強度に及ぼす影響について調査した結果、以下の知見を得た。

- ・ 鋼板強度によらず、TSSはほぼ一定の値となった。これは、引張せん断試験時にアルミ板の塑性変形に起因して鋼板側の破断が生じ、TSSがアルミ板の強度に依存したためであると考えられる。
- ・ 鋼板強度の上昇に伴いCTSは低下し、1500継手では590継手の3分の2程度の値となった。これは、応力集中する鋼板の止端部近傍の熱影響部が高硬化化、低じん性化することと、き裂がじん性の低い溶接金属部に進展することにより、高強度鋼板ほどCTSが低下したと考えられる。
- ・ 1500継手は、溶接ワイヤの選定によりボンド近傍の溶接金属部を高じん性なオーステナイト組織に制御することで、CTSの改善効果があることが確認された。この成果は、独立行政法人新エネルギー・産業技術総合開発機構（NEDO）の委託事業未来開拓プログラムの結果得られたものである。

参 考 文 献

- 1) 西野浩介. 三井物産戦略研究所. 世界で強化される自動車燃費規制とその影響.
https://www.mitsui.com/mgssi/ja/report/detail/_icsFiles/afieldfile/2016/10/20/150706i_nishino.pdf, (参照2022-12-14).
- 2) ボストンコンサルティンググループ. 世界のBEVシェアは 2035年に59%へ、欧州では90%以上を占めると予測～BCG調査.
<https://web-assets.bcg.com/8a/4d/642bf0d545529b9a018c7cb3917e/jpr-220613-electric-cars-are-finding-their-next-gear-revised.pdf>, (参照2023-4-7).
- 3) Blake Shaffer et al. Nature. 2021, Vol.598, p.254-256.
- 4) 斉藤和也. あたりあ. 2014, Vol.53, No.12, p.584-588.
- 5) 内藤純也ほか. R&D神戸製鋼技報. 2019, Vol.69, No.1, p.60-64.
- 6) 鈴木励一. 溶接学会誌. 2019, Vol.88, No.4, p.240-246.
- 7) 陳 亮ほか. 自動車技術. 2019, Vol.72, No.11, p.56-61.
- 8) 鈴木励一. 溶接技術. 2017, Vol.65, p.64-72.
- 9) 陳 亮ほか. R&D神戸製鋼技報. 2018, Vol.67, No.1, p.104-110.
- 10) 陳 亮ほか. 異種金属接合法－エレメントアークスポット溶接. 溶接学会全国大会講演概要集. Vol.100, 2017-4-19/21, p.78-79.
- 11) 下田陽一郎ほか. 異種金属接合法－エレメントアークスポット溶接 (第2報). 溶接学会全国大会講演概要集. Vol.108, 2021-4-14/19, p.166-167.
- 12) 大志田達郎ほか. 異種金属接合法－エレメントアークスポット溶接 (第3報). 溶接学会全国大会講演概要集. Vol.108, 2021-4-14/19, p.168-169.
- 13) 大志田達郎ほか. 異種金属接合法－エレメントアークスポット溶接 (第4報). 溶接学会全国大会講演概要集. Vol.109, 2021-9-21/28, p.308-309.
- 14) 大志田達郎ほか. 異種金属接合法－エレメントアークスポット溶接 (第5報). 溶接学会全国大会講演概要集. Vol.110, 2022-4-13/20, p.180-181.
- 15) 新構造材料技術研究組合ISMA. 革新鋼板の開発.
<https://isma.jp/steelsheet/>, (参照2022-12-14).
- 16) 岡田 徹ほか. 溶接学会論文集. 2022, Vol.40, No.4, p.216-225.