技術展望

自動車分野における溶接・接合技術の進歩と展望

Progress and Perspective of Welding and Joining Technology for Thin Steel Sheet for Automobiles

雄 二 郎 﨑康信* 嶋 Ħ 直明 宮 堊 Yasunobu MIYAZAKI Naoaki SHIMADA Yujiro TATSUMI 村 山 元 西畑 ひとみ 泰 山正則 Gen MURAYAMA Hitomi NISHIBATA Masanori YASUYAMA

抄 録

自動車にはますます高い衝突安全性と燃費効率が求められている。これに対応するため高強度鋼板の 適用が急速に拡大している。そこで抵抗スポット溶接を中心に、レーザ溶接および接着技術について、高 強度鋼板に適用する場合の研究成果をまとめた。抵抗スポット溶接継手の剥離強度は溶接部の靭性に強 く支配される。剥離強度を向上するためには凝固偏析の緩和とマルテンサイトの焼戻しを促進することが 必要である。また異強度鋼板継手の強度特性、スポット溶接テーラードブランクや片側スポット溶接につ いても言及した。レーザ溶接に関しては高強度鋼板レーザ重ね継手の引張せん断強度、L字継手強度特性 とともに凝固割れし易さの鋼成分依存性についてまとめた。さらに接着継手の静的・疲労強度特性につい て述べた。静的強度は鋼板の降伏荷重に依存するが、疲労強度は鋼板強度にかかわらず一定となる傾向 を示した。

Abstract

The demand for collision safety and fuel economy of automobiles is increasing more than ever. To cope with this movement, the application of advanced high strength steel (AHSS) sheets to automobiles is rapidly expanding. Therefore, research works for resistance spot welding (RSW), laser welding and adhesive technology to AHSS are summarized. Peel strength of spot welded joint of AHSS is considered to be predominated by toughness of weld. To improve the peel strength, suppressing the solidification segregation of nugget and facilitating the tempering martensite in weld are important. Strength characteristics of dissimilar strength steel joint, spot welded tailored blanks and single sided spot welding are also discussed. As for laser welding, characteristics of tensile shear strength and L-shaped joint tensile strength for various kinds of steel are discussed and dependence of solidification crackability on chemical composition is summarized. And also strength characteristics of adhesive joints are mentioned. Static strength depends on yield load of steel and fatigue strength is constant regardless of steel strength.

1. はじめに

自動車にはますます高い衝突安全性と燃費効率が求めら れている。特に欧州の燃費規制は厳しく,乗用車の二酸化 炭素排出量基準値は現在 130g/km (加重平均車重 1372kg) であるが,2021 年には 95g/km の達成が要求されている¹⁾。 これは燃費に換算する²⁾とそれぞれ 17.9,24.4km/L に相当 する。ちなみに日本の 2020 年度目標は 19km/L (JC08 モー ド,車重 1311~1420kg) である。

高い安全性と高い燃費という要求を満足させるため、自

動車には高強度鋼板の適用が急速に拡大している。2004 年には1%程度であった引張強さ(Tensile Strength: TS) 780 MPa を超える超高強度鋼板の使用比率は2015年には 11%程度にまで増加した。今後さらに採用が拡大し,2025 年頃には30%超となることがアンケート調査により予想さ れている³。

自動車には種々の溶接・接合技術が使われている。主な ものは抵抗スポット溶接 (RSW), アーク溶接, レーザ溶接 およびウェルドボンドに代表される接着技術である。それ ぞれの技術による継手は鋼板の高強度化に伴い種々の挙動

を示す。アーク溶接については、別途詳細に論じる 40 こと とし、ここではその他の溶接技術による継手の機械的特性 について、鋼板が高強度化した場合の特徴を報告する。

2. 溶接・接合技術の進歩

2.1 抵抗スポット溶接

2.1.1 高強度鋼板スポット溶接継手の強度

(1) 継手剥離強度の支配因子

スポット溶接部の冷却速度は速く",800~500℃までの 冷却時間は0.5s前後になる。このため高強度鋼板の溶接 部は焼入れられてマルテンサイト組織になる。こうした 継手に対し剥離試験である十字引張試験(JIS Z 3137)を行 うと,図1に示すように鋼板重ね界面のナゲットで破壊し 易い。こうした破壊ではへき開破面が見られり、破壊部の 塑性ひずみは小さい。このような脆性破壊では,破壊力学 的な取り扱いが必要となる。すなわち十字引張試験におけ る継手の破壊をナゲット周囲からのき裂進展問題と考え る。

こうした取り扱いについては過去に報告しており 10. 十 字引張強度 (Cross Tension Strength: CTS) を高くするため にはナゲット端部のき裂進展駆動力を下げるか、破壊靭性 値 Jc を高くすることが有効であると考えられた。そして図 2に示すように、ナゲット形成後一定の冷却時間を設け、 短時間の通電を行って後熱すればよいことも報告した。こ



(a) Cross tension test

図 1

(b) Partial plug fracture

+字引張試験(a)と高強度鋼板スポット溶接継手の同 試験でみられる部分プラグ破断 (b) Cross tension test (a) and partial plug fracture in high





図2 直流電源による後熱付きスポット溶接工程 Spot welding schedule with post-heat by direct current power supply

の通電(以下、後通電)による CTS 向上の理由として、溶 接熱影響部 (HAZ) 軟化域の拡大によるき裂進展駆動力の 低減と凝固偏析の緩和によるナゲットの靭性向上が考えら れた10。ところで後通電による凝固偏析の緩和とそれによ る CTS の向上は、超高強度鋼板以外でも生じる現象であ るい。また十字引張試験の破壊力学的取り扱いについては 貞末ら¹²⁾も行っており、短時間の後通電による CTS の向 上は谷口ら13も指摘している。

(2) HAZ 軟化の CTS に与える影響

Dual Phase (DP) 鋼は軟らかいフェライトと硬いマルテン サイトの2つの組織を分散させた高強度鋼である。急冷に より生成するマルテンサイトは再加熱されると焼戻されて 軟化する。スポット溶接やレーザ溶接のように急熱、急冷 される溶接においても HAZ に軟化が生じる。

図 3¹⁴は TS780 MPa 級の DP 薄鋼板を加熱。冷却した時 の加熱温度と硬さの関係を示している。通電加熱式の急速 加熱・急速冷却装置を用いてレーザ溶接時の温度履歴を再 現している。加熱温度が823~973Kの範囲で軟化してい ることがわかる。図3中の(a)と(b)の試料について透過型 電子顕微鏡 (TEM) 明視野像とマルテンサイトの面積率 (A_M)を図4¹⁴⁾に示す。母材に比較しセメンタイトが析出 していること、焼戻しの進行に伴いセメンタイトが球状化 していること、そしてA_Mが減少していることを確認できる。

スポット溶接部では、軟化部がナゲットを取り巻いてい る。このため継手に加わる応力は軟化部の塑性ひずみに よって分散され、ナゲット端部での応力集中を軽減し、 CTS を向上させることが期待される。そこで軟化部がある ホットスタンプ (Hot Stamping : HS) 鋼板継手と軟化部のな い継手の十字引張試験を行った。軟化部がある継手は溶接 ままの継手であり、軟化部のない継手は溶接後、改めて水 焼入れした継手である。CTS は溶接まま継手の方がわずか に低かった 15)。また後熱による軟化域の拡大はき裂進展駆 動力に与える影響は限定的であると考えられた 10。した



図3 熱処理における最高加熱温度と硬さの関係¹⁴⁾ Relationship between hardness and maximum temperature at heat treatment¹⁴⁾



図 4 母材および熱処理材の TEM 明視野像とマルテンサイトの面積率(A_M)¹⁴⁾

TEM bright images of base metal and heat treated steel and martensite area fraction $(A_{\rm M})^{\rm 14)}$

がって CTS の差は応力状態に起因したものではなく,溶接 ままナゲットにはき裂が進展し易いためと考えられた。

ー方ナゲット端に近い部位に軟化が生じる場合には CTS が向上する。短時間通電で溶接し、ナゲット端に近い位置 に軟化部を形成した継手の CTS は標準的な時間で溶接し た継手のそれに比べ、40%近く向上した¹⁷⁾。この結果は軟 化部の有無が CTS に影響を与えるのではなく、その場所 が大事であることを示している。

(3) 凝固偏析の剥離強度に与える影響

継手の剥離試験において,破壊の起点を特定することを 試みた¹⁸⁾。0.21C-2.0MnでP量の違う板厚1.6mmの20C鋼 および20CP鋼を試作し,HSによりTSを1.5GPaとした。P 量はそれぞれ20C鋼で<0.002mass%,20CP鋼で0.031mass %である。これら鋼板を用いて図5¹⁸⁾に示すL字継手をナ ゲット径を揃えて作製し,図中の矢印方向に引っ張るピー ル試験を実施した。本試験による継手の最大荷重(LTS)は 20C鋼で3kN,20CP鋼で1.5kNとなり,Pを多量に含む20 CP鋼継手の方が低かった。

また引張途中で除荷し,溶接部の断面を調査した。20C 鋼では変位 5mm で圧接部が剥がれ,最大荷重を超えると ボンド(溶融境界)に沿って板厚方向にき裂が進展して破 断した。これに対し 20CP 鋼では変位 5mm においてナゲッ ト内を鋼板界面に沿ってき裂が進展し,その後板厚方向に 向きを変えて破断に至った。そこで 20CP 鋼継手に対し, 変位 1mm と変位 5mm で除荷した溶接部の断面を調査し た。

図 6¹⁸⁾ に 20CP 鋼継手の断面写真を示す。反射電子像よ り変位 1mm で部分的に破壊が生じ始めていることがわか る。電子線プローブマイクロアナライザ (EPMA) による P の濃度測定からは P がナゲット凝固時の熱流方向に沿って 線上に濃化していることがわかる。熱流に沿って成長した デンドライトの樹間に P が偏析するためである。そして破 壊はデンドライトに沿って生じていることが観察される。



図5 スポット溶接L字継手の模式図¹⁸⁾ Schematic diagram of spot welded L-shaped joint¹⁸⁾



図 6 引張荷重を途中除荷した試験片のナゲットにおける破 壊の発生と凝固偏析との関係¹⁸⁾

Relationship between portion of fracture occurrence and solidification segregation in nugget of unloaded specimens at halfway of tensile test¹⁸⁾

変位 5mm においても同様に,破壊はデンドライトに沿っ て生じた。すなわち P の凝固偏析はナゲットを脆化させ, 継手強度を低下させると考えられた。

後熱により凝固偏析は緩和される。最適な後通電条件の 決め方を熱伝導の解析解を用いて検討した¹⁹⁾。凝固偏析を 緩和するためには一度ナゲットを凝固させ、その後偏析し た元素を拡散させる。そのためには図2における冷却時間 (Cool time)として概ね凝固が完了する時間を採用する必要 がある。熱伝導解析によれば溶接部の温度は通電終了後の 経過時間とともに、次式のように指数関数的に低下する。

溶接部の温度
$$\propto \exp(-t/\tau)$$
 (1)

$$\tau = \frac{4L^{*2}}{k_{Fe}\pi^2} \text{ with } L^* = L + l\sqrt{k_{Fe}/k_{Cu}}$$
(2)

L:板厚, l:電極先端から水冷端までの距離

k_{Fe}:鉄の熱拡散率, k_{Cu}:電極合金銅の熱拡散率

t:通電終了後の経過時間, π:円周率

指数関数の時定数がτであり、L*は冷却端までの距離を含 む等価換算板厚である。検討の結果、冷却時間は約0.25τ とすればよいことがわかった。τには板厚が含まれ、(2)式 よりナゲットを凝固させるために必要な冷却時間が板厚の 2乗に比例することがわかる。

後通電による後熱によってナゲット端部を再溶融しない 範囲でできるだけ高温に維持し,偏析した元素が拡散する 時間を確保する。後通電による昇温程度は図7¹⁹に示すように、冷却終了時の温度とともに、電流値に依存する。後 熱電流値が高すぎると急速に温度が上昇し、低すぎると温 度が低下する。溶接電流の90%程度の電流値が最適と考 えられた。

また後通電による温度の上昇代は,後通電開始後の経過 時間に対し次式で与えられる。

後通電による温度上昇代 $\propto 1 - \exp(-t/\tau)$ (3) これらを前提に、後通電条件を検討した結果、板厚 L (mm) に対し、後通電時間 t_{post} は次式とすればよいことがわかっ た。

$$t_{\rm next} = 0.2L - 0.2(s) \tag{4}$$

表1¹⁹に検討結果をまとめる。この条件であれば,凝固 偏析を緩和させるのに必要な拡散距離が得られる。

(4) 焼戻しが CTS に与える影響

低合金鋼マルテンサイトの靭性は焼入れままでは低い が、焼戻し処理によって向上することはよく知られている。 電極保持時間 (Hold time) 5 cyc (50 Hz) で溶接した 0.2C 冷 間圧延 (CR) 鋼板のナゲット組織を調べたところ、炭化物 が多く見られるマルテンサイト組織であった。この炭化物 はオートテンパーにより生成したと考えられた⁸⁾。そこで溶 接後の冷却速度を大きく左右する電極保持時間と CTS の 関係を調べた。供試 CR 鋼板の C 量は 0.2 mass%,板厚は 1.4 mm で、加圧力を 440 kgf (4.3 kN)、通電時間を 11 cyc (50 Hz) として継手を作製した。ナゲット径は慣習的に板 厚 t (mm)の平方根の何倍かで表される。溶接電流は 5 √t (5.9 mm)のナゲットを形成できる 7.1 kA である。保持時間





が短いほどナゲット端部における炭化物の析出が多く,また図 8²⁰ に示すように高い CTS が得られた。

塗装焼付熱処理によっても継手強度は変化する。板厚 1.6 mm の TS780 MPa 級 CR 鋼板を用いて 170℃×20min の熱 処理が LTS に与える影響を調査した。図 9²¹⁾に示すように, 界面破断するナゲットの小さな領域において LTS が高くな ることが確かめられた。熱処理によってナゲットの硬さが わずかに低下したことから, 焼戻されてナゲットの靭性が 向上したものと考えられた。

溶接工程において積極的にオートテンパーを促進させる ことができれば高い CTS の継手が得られるはずである。こ れについては別報にて少し詳しく触れたい²⁰。

(5) ナゲットの破壊靭性値

ナゲットの破壊靭性値を実測した²³⁾。供試材は TS1470



図8 CTSの電極保持時間依存性²⁰⁾ Dependency of CTS on hold time²⁰⁾





表1 後熱のための後通電条件の一例¹⁹⁾ Example of post-heat current for post heat¹⁹⁾

Sheet thickness	Analytically recommended conditions				Experimental appropriate conditions		
(mm)	$\tau(s)$	$t_{cool}(s) \simeq 0.25 \times \tau$	$t_{post}\left(s\right)$	I_{post}/I_{weld}	$t_{cool}(s)$	$t_{post}\left(s\right)$	I_{post}/I_{weld}
2.0	0.42	0.12	0.20	Around 0.9	0.12	0.20	0.9
1.6	0.30	0.08	0.12	Around 0.9	0.08	0.12	0.9
1.4	0.24	0.06	0.08	Around 0.9	0.04	0.08	0.9

 t_{cool} : Cool time, t_{post} : Post-heat time, I_{post} : Post-heat current, I_{weld} : Welding current

MPa 級アルミニウムめっき HS 鋼板である。板厚 2.0mm の鋼板を用いてナゲット径 $5\sqrt{t}$ (7.1mm)のスポット溶接部 を作製した。溶接条件には1段通電とともに CTS の向上を 確認した後通電付き条件を採用した。破壊靭性試験方法の 1つに ASTM に定められた Compact Tension (CT) 試験片を 用いるものがある。この試験片は比較的小さなものを作製 できる。そこで溶接部よりナゲット端部を予き裂先端とし た小さな CT 試験片を切り出し破壊靭性試験を実施した。 試験片の外観写真と最大荷重より算出した破壊靭性値 Jc を図 10²³⁾に示す。比較のため 0.13C の TS980 鋼を1 段通 電で形成したナゲットでの値も示す。TS980 鋼のナゲット では 32.4kN/m, HS 鋼の1 段通電条件ナゲットでは 16.8 kN/m,後通電を施したナゲットでは 22.5kN/m となった。



図 10 CT 試験片とナゲットの破壊靭性値²³⁾ Appearance of CT test specimen and fracture toughness of nuggets²³⁾



図 11 CT 試験片の予き裂先端位置と方向²⁴⁾ Pre-crack tip position and direction of CT test specimens²⁴⁾





また部分プラグ破断する場合,後熱によりCTSが向上し,かつ破面にディンプルが増えることも確かめている⁹。すなわち後通電によってナゲットの靭性が確かに向上することが確かめられた。

鋼板が厚くナゲット径がある程度大きい場合,スポット 溶接継手の剥離試験では図1に示したように部分プラグ破 断が生じる。この場合,ナゲット内でき裂の進展方向が屈 曲している。この現象にはき裂の進展に伴うき裂進展駆動 力の変化に加え,き裂進展経路の破壊靭性の違いが関わる と考えられる。そこでナゲット内での破壊靭性の異方性を 調査した²⁴⁾。CT 試験片は板厚 4mm の TS1470MPa 級 HS 鋼板のナゲットより切り出した。一枚板に通電して形成し たナゲットである。また予き裂は直径 50µm のワイヤによ る放電加工で形成した。試験片を切り出した位置 (A~E) を予き裂先端位置とき裂が進展する方向として図 11²⁴⁾に 示す。また測定した破壊靭性値を図 12²⁴⁾に示す。

ナゲット端部 A 位置の Jc は渡辺らの測定値²³⁾に比べ若 干高いものの,ナゲット内での異方性を確認できた。すな わちナゲット端部の Jc は板厚方向に比べ板面方向で低い。 また内部の破壊靭性値は板面方向より板厚方向の方が低 い。これらの値は部分プラグ破断におけるき裂の進展方向 に対応すると考えられた。一般にナゲット中央部では凝固 の際,板厚方向にデンドライトが成長する。そしてデンド ライトの一次アーム間に不純物元素の強い偏析が生じる。 一方最終凝固位置での凝固偏析はそれほど強くない。その 結果ナゲット中央では板面方向より板厚方向の靭性が低く なったと考えられた。

2.1.2 HAZ 軟化が部材性能に与える影響

HAZ軟化がスポット溶接継手の引張せん断強度(Tensile Shear Strength: TSS)やCTSに与える影響は小さい¹⁵⁾。しかしBピラーのフランジなどで鋼板が板面内で引っ張られる場合には軟化部にひずみが集中し、小さな変形量で破断に至ることが想定される。

TS1470 MPa 級の HS 鋼板 (板厚 1.6 mm) で引張試験片を 作製し、440 MPa 級鋼板を重ねて平行部中央にスポット溶 接部を形成した。図 13^{25} に試験片の模式図を示す。加圧 力 3.43 kN で、溶接時間を 18 cyc (60 Hz)、保持時間を 10cyc とし、電流値を変えてナゲット径を作り分けた。ナゲッ ト径 $4\sqrt{t}$ 溶接部の硬さ分布を図 14^{25} に示す。この試験片



図 13 HAZ 軟化の影響を調べるための引張試験片模式図²⁵⁾ Schematic diagram of tensile test specimen for investigating effect of HAZ softening²⁵⁾

を引っ張った時の最大荷重と全伸びが図 15²⁵⁾ である。最 大荷重はそれほど低下しないが,溶接部があると HAZ 軟 化部で破断し,全伸びが極端に小さくなることがわかる。 同様の試験を種々の高強度鋼板に対して実施し,軟化部の 深さと全伸びの関係を調べた。図 16²⁶⁾ は,母材に対する HAZ 軟化部の硬さの比と伸びの比の関係を示す。硬さ比













が80%を下回ると,伸びの比が急激に低下することがわかる。HAZ軟化代が大きい鋼板を使用する場合,軟化部へひずみが集中しないように配慮する必要がある。

2.1.3 スポット溶接テーラードブランク

Bピラーなどの骨格部品では、特に強度の必要な部位に 鋼板を重ね合わせて補強されることがある。HS 鋼板を適 用する場合にも、図 17 (a)²⁷⁾に示すように、HS 工法で成 形された鋼板がスポット溶接で重ね合わされる。しかし高 温で成形するという特長を活かして通常とは異なる手順で 部材を製造することも可能である。すなわち図 17 (b)に示 すように、予め補強が必要な部位に鋼板を重ねてスポット 溶接する。その後一体で HS 処理を行い、部材を製造する。

こうしたスポット溶接テーラードブランク(TB)の溶接 部は冷却後,約900℃に再加熱され焼入れられる。このた め後通電付き条件でスポット溶接した場合と同様,ナゲッ トの凝固偏析は緩和される。その結果 TSS はそれほど変わ らないものの,図18²⁷⁾に示すように CTS は大幅に上昇す る。

HS 処理された非めっき鋼板は、加熱時に生成したスケー



図 17 通常の補強工法 (a) とスポット溶接テーラードブラ ンク工法 (b) の比較 ²⁷⁾

Comparison between conventional assembly process (a) and spot welding tailored blank process (b)²⁷⁾



図 18 通常工法とテーラードブランク工法におけるスポッ ト溶接継手の CTS 比較²⁷⁾

Comparison of spot welded joint CTS between conventional process and tailored blank process²⁷⁾



図 19 スポット溶接 TB 継手の疲労強度 ²⁸⁾ Fatigue strength of spot welded joint in spot welding tailored blank²⁸⁾

ルを除去するためにショットブラスト処理される。この ショットブラストにより継手の疲労強度は向上する。図 19²⁸⁾に荷重比 R=0.1 での引張-引張疲労強度を示す。HS 鋼板をスポット溶接した継手の疲労強度は TS590 MPa 級お よび TS980 MPa 級高強度鋼板スポット溶接継手の疲労強 度と同等である。しかしスポット溶接 TB 材継手の疲労強 度は高く,疲労限で約1.4 倍であった。

スポット溶接継手の引張疲労試験において,疲労き裂は 一般に鋼板合わせ面の圧接部直外より生じる。一方ショッ トブラスト処理は鋼板の表面に圧縮残留応力を生じさせる が,鋼板の合わせ面側には影響を及ぼさない。それでもス ポット溶接 TB 材継手の疲労強度がショットブラスト処理 により向上したのは以下の理由による。すなわち継手が 引っ張られた時の変形がショットブラスト処理による残留 応力により変化する。その結果疲労き裂の発生する部位の 応力が低下し,継手の疲労強度が向上したと考えられた。

2.1.4 異厚, 異強度鋼板継手の強度

HS 鋼板など高強度の鋼板が実際に使われる場合,相手 方が同じ鋼板であることは希で,板厚や強度が異なること が多い。こうした場合の継手強度を調査した。

TS1470 MPa 級 HS 鋼板を用いて板厚差が継手強度に与 える影響を調べた²⁹⁾。すなわち一方の鋼板板厚を 1.2 mm に固定し,他方の板厚を 1.2 ~ 2.3 mm と変えた L 字継手を 作製し,その強度を測定した。溶接には先端径 6 mm の DR 型電極を用い,エア加圧力を 3.43 kN とし,通電時間は板 厚によって 16 ~ 22 cyc (60 Hz) に設定した。そして電流値 調整で $4\sqrt{t} \ge 5\sqrt{t}$ のナゲットを形成した。保持時間は 10 cyc である。また L 字継手の幅は 30 mm,フランジ高さは 20 mm であり,打点は 10 mm 位置である。

LTS を図 20²⁹ に示す。本図より、ナゲット径にかかわ らず相手側鋼板板厚が厚くなるほど LTS が高くなることが わかる。同じ板組で引張せん断試験も実施したが、 $4\sqrt{t}$ で は界面破断で TSS は相手側板厚に影響されなかった。また



図 22 動似短度左が CTS に与える影響³⁰, Effect of base metal tensile strength on CTS³⁰

5√fでも界面破断ではあるが,板厚が厚くなると緩やかに 上昇した。

鋼板板厚を 1.2 mm 一定とし、相手側の鋼板強度を 270 ~980 MPa まで変えて LTS を調査した ³⁰⁾。通電時間は 16 cyc (60 Hz) 固定で、電流はナゲット径が 5 \sqrt{t} になるように 調整した。その他条件は前記試験と同じである。

LTS を図 21³⁰ に示す。LTS は相手側鋼板同士の継手の それと近い値を示した。破断は全て相手側の低強度鋼板で ある。これに対し CTS は図 22³⁰ に示すように、少し特異 な挙動を示した。破断形態は主に HS 鋼板での部分プラグ 破断であった。相手材が高強度鋼板の場合の CTS は相手 側鋼板同士の同鋼種継手のそれに比べ,かなり低い値を示 した。一方 TSS は同鋼種継手のそれとほぼ同じ値となり, 相手側鋼板の強度が高くなるほど高い値を示した。

2.1.5 多点片側スポット溶接

高強度鋼管やハイドロフォーム管など中空の部材を用い る場合,これとパネル部材を溶接する必要が生じる。その 際図 23³¹⁾ に示すように,片側からスポット溶接できること が望ましい。この片側スポット溶接では鋼板を電極で挟み 込んで電流を電極間に集中させることができない。さらに 既溶接打点があるとそこへの分流が生じ,溶接はより困難 になる。図 24 に示す等価電気回路を考える。電流制御の 溶接で,また鋼板に接する電極電位は一定とする。電極間 電圧を V とすると,溶接点に流れる有効電流 i_wの全電流 I に対する割合は,有効電流による発熱量の総発熱量に対す る割合に等しく,次式で与えられる。

$$\frac{i_w}{I} = \frac{Vi_w}{VI} = \frac{r_s}{r_w + r_s} \tag{5}$$

ここで r_w は溶接点を流れる電流回路の電気抵抗, r_s は分流 回路の抵抗である。図 24 には $i_w/I \circ r_s/r_w$ 依存性も示して いる。分流回路の抵抗がかなり大きくないと溶接に強い影 響を与えることがわかる。

そこで図 25³¹⁾ に示す配置で既打点との距離が溶接に与 える影響を調べた。供試鋼板には板厚 2mmの軟鋼板を用









い,電極には曲率半径 40mmのR型電極を用いた。鋼板 は溶接中に加圧されて沈み込む。R型は電極と鋼板との接 触状態が急激に変化することがない電極形状である³²⁾。

ナゲット径の打点間距離 D 依存性を図 26³¹⁾に示す。図 では片側スポット溶接とともに通常のダイレクトスポット 溶接でのナゲット径も合わせて示している。D が長いほど, いずれの溶接法においてもナゲット径は 4.5 mm に漸近し ている。ここで 4.5 mm は単点溶接で得られるナゲット径で ある。一方 D が 40 mm を下回ると片側溶接でのナゲット 径が急速に小さくなり, 30 mm 以下ではナゲットが得られ なくなった。

打点問距離 20mm での溶接部の断面写真を図 27³¹ に示 す。ダイレクトスポット溶接では、分流があっても鋼板界 面から溶融している。これに対し片側溶接での溶融は電極 側鋼板から生じ、近接して既打点があると反対側の鋼板を 溶融できずに終わっている。片側溶接では電極で加圧して も電極側鋼板は反対側の鋼板と十分に接触しない。このた め通電初期には鋼板間にナゲットを形成する回路の電気抵 抗*r*_wが大きい。このため*r*_s/*r*_wが極端に小さくなり、ナゲッ トを形成できる熱量が得られないと考えられる。片側ス ポット溶接を適用しようとする場合、ナゲット形成に有効 な電流回路および分流回路について、それぞれの回路の長 さ、接触状態の変化による電気抵抗の変化、温度上昇によ る電気抵抗の変化を十分に考える必要がある。





図 26 ナゲット径の打点間距離依存性³¹⁾ Dependence of nugget diameter on distance to already welded point³¹⁾



図 27 溶接法と既打点によるナゲット形成状態の違い³¹⁾ Nugget formation difference between welding method and already welded point³¹⁾

2.2 レーザ溶接

2.2.1 継手強度

自動車ボディの軽量化,高剛性化などを目的としてレー ザ溶接が適用されることがある。レーザ重ね継手の強度特 性については,過去に報告した³³⁾。しかし当時に比べると 溶接される鋼板強度が高くなっている。そこで高強度鋼板 中心にレーザ重ね継手の強度特性について最近の研究成果 を述べる。

(1) 重ね継手の引張せん断強度

図 28³⁴⁾は板厚が 1.2mm で,TS が 270~1470 MPa の鋼板で作製したレーザ重ね継手の TSS を示している。試験片幅および重ね代は 30mm である。重ね部中央で試験片の全幅を溶接しており,重ね界面での溶接幅は約 0.8mm である。ナゲット径 5√t のスポット溶接継手の強度も合わせて示している。両継手の TSS は鋼板強度が高くなるとともに高くなっている。またレーザ溶接継手では TS270 MPa 級の鋼板継手を除いて重ね界面の溶接金属でせん断破断した。

高強度で厚手の鋼板に対し比較的細いビードを形成する レーザ溶接継手では、引張時の溶接部での回転変形が小さ く、重ね界面の溶接ビードでせん断破断する。こうした継 手のTSS は図 29³⁵⁾に示すように、重ね界面でのビード幅 と溶接金属硬さの積でよく整理される。この図は 780 MPa 級の鋼板までの結果であるが、図 28 に示した 1470 MPa 級 HS 鋼板継手にも適用できる。

同じビードであっても,溶接方向と載荷方向の関係に よってTSSは異なる。図 30³⁵⁾に示すように,載荷方向に 平行に溶接ビードを形成した方が高いTSSが得られる。30 mm幅の試験片に20mm長さのビードを形成した場合であ る。

(2) L 字継手の引張強度

図 28 と同じ鋼板と溶接条件を用いて L 字重ね継手を作 製し, LTS を調査した。LTS の鋼板強度依存性を図 31³⁴⁾



図 28 レーザ重ね継手 TSS の鋼板強度依存性³⁴⁾ Dependence of TSS of laser welded lap joint on base metal tensile strength³⁴⁾



図 29 溶接ビード幅と硬さの積による TSS の回帰³⁵⁾ Regression analysis of TSS by product of width and hardness of weld bead³⁵⁾



図 30 レーザ重ね継手 TSS の溶接方向依存性³⁵⁾ Dependence of TSS of laser welded lap joint on welding direction³⁵⁾

に示す。スポット溶接の CTS 同様,レーザ重ね継手の LTS は鋼板強度が 590 MPa 程度で最大となり、これを超えると 鋼板強度が上がるほど低下する。

しかし図 32³⁴⁾ に示すように, R 部の近くを溶接すれば LTS を上げることができる。これは引張軸から溶接止端部 までの距離が短くなるほど鋼板界面の溶接部に働く応力が 下がるためと考えられる。



図 31 レーザ重ね継手 LTS の鋼板強度依存性³⁴⁾ Dependence of LTS of laser welded lap joint on base metal tensile strength³⁴⁾



Dependence of LTS on welding position³⁴⁾



図 33 LTS の溶接方向依存性³⁵⁾ Dependence of LTS on welding direction³⁵⁾

また図 33³⁵ に示すように LTS の溶接線方向依存性は TSS の場合に比較して顕著である。L 字継手において応力 方向に溶接すると溶接端部から順に破壊するため LTS は著 しく低くなる。

2.2.2 亜鉛めっき鋼板のレーザ溶接性

車体の組付けレーザ溶接には重ね溶接が適用される。合 金化溶融亜鉛めっき(GA)鋼板を密着させて重ねレーザ溶



図 34 GA 鋼板の重ねレーザ溶接性の HS 処理による変化³⁶⁾ Change of laser lap weldability due to HS treatment³⁶⁾



図 35 端部溶接時の凝固割れ指標の C 量依存性³⁸⁾ Dependence of solidification crackability at laser welding of sheet edge on carbon content³⁸⁾

接すると多量のスパッタが発生し,図34³⁰ 左列に示すように良好な溶接ビードを形成できない。これは鋼板の合わせ面で発生する亜鉛蒸気が溶鋼を吹き飛ばすためである。

しかし GA 鋼板でも HS 処理されるとスパッタが発生し 難くなる。図 34 右列に示すように加熱時間の長い HS 処理 が施されると溶接欠陥は減少することがわかる。その理由 として Zn が母材に固溶することにより Zn の沸点が上昇す ることが考えられる。またアークによる重ね隅肉溶接でも 気孔が減少する³⁷⁾。

2.2.3 凝固割れ

鋼板の端部をレーザ溶接すると凝固割れが生じることが ある。図 35³⁸⁾ に凝固割れし易さの C 量依存性を示す。凝 固割れが起きなくなる端部からの距離を指標としている。 この指標が大きいほど凝固割れし易いことになる。C 量が 0.08 mass%で最も割れ易く,これより C 量が増えると割れ 易さは 0.3 mass%までの範囲で少し低下する。この違いと して固液共存域の広さと凝固形態の違いが考えられる。す なわち 0.02C 鋼に比較し C が 0.08 mass%以上の鋼では固 液共存域が広く凝固割れし易くなる。一方図 36³⁸⁾に示す ように,0.08 mass%以下の凝固組織は固液界面の凹凸の少 ないセル状デンドライトである。これに対し 0.1 mass%以

- 19 -

上では2次アームが成長した柱状デンドライトとなる。こ のため界面の凹凸が増え,固液共存域が広いにもかかわら ず凝固割れに対する抵抗が高まったと考えられる。

2.2.4 HS 鋼板のテーラードブランク

鋼板をテーラードブランク(TB)した後 HS 処理する場合, TB 溶接部の機械的特性は従来の TB のそれと同様に考え ることはできない。図 37³⁴⁾に焼入れ後 TS1470 MPa 級にな る鋼板の HS 処理前後での溶接部硬さ分布を示す。レーザ 溶接した状態では溶接金属が母材より硬い。通常はこの溶 接ビードが最も硬い状態で冷間プレスされる。一方この鋼 板を HS 処理することを考えると,オーステナイト化した 状態で溶接金属と母材に強度差はなくなる。このため突合 せ隙間などにより溶接ビードが母材より減肉していると成 形時に溶接ビードにひずみが集中し,溶接ビードで破断す ることが懸念される。また HS された部材でも図 37 に示す ように溶接金属と母材の強度差はなく,溶接部は一様な硬 さ分布となる。このため溶接ビードが減肉していると部材



図 36 凝固割れ破面形態の C 量依存性³⁸⁾ Dependence of solidification cracked surface on carbon content³⁸⁾



図 37 HS 処理前後のレーザ溶接部の硬さ分布³⁴⁾ Hardness distribution of laser weld before and after hot stamping³⁴⁾ への入力時に溶接ビードにひずみが集中し,その機械的特性に悪影響を及ぼすことが懸念される。このため TB の HS では,発生が想定される最も減肉した溶接ビードを前提に TB する相手材の強度,板厚および溶接線の配置を十分に検討する必要がある。

2.3 接着

車体剛性や NVH (Noise, Vibration, Harshness) 特性の向 上を目的とし,今後構造用接着剤の適用が進むと考えられ る。そこで各種強度と板厚の鋼板を用いて接着継手を作製 し,その静的強度と疲労強度を調査した³⁹。

2.3.1 接着継手の静的強度

供試鋼板として TS270~980 MPa の CR 鋼板と GA 鋼板 を用いた。板厚は 0.7 mm から 1.8 mm であり, 1 mm 未満の 鋼板は 270 MPa 級鋼板のみである。用いた接着剤はエポキ シ系一液熱硬化型の耐衝撃型接着剤 A と B の 2 種類であ る。特に接着剤 B は GA めっき鋼板用に開発されたもので ある。接着剤自身の引張試験を実施したところ,接着剤 A の引張強度は約 32 MPa であり, B のそれは約 26 MPa であっ た。また A の方が B より破断伸びが大きかった。接着継手 の幅は 25 mm,接着 (重ね)代は 12.5 mm で,接着層の厚み は 0.2 mm とした。

接着継手の TSS を図 38³⁹ に,破断後の接着層の外観写 真を図 39³⁹ に示す。TSS は鋼板の降伏荷重 ($\sigma_y \times t \times w$) と ともに増加し,降伏荷重が高くなると概ね一定の値を示す ようになった。ここで σ_y は鋼板の降伏強度,tは板厚,w は試験片の幅である。継手の示す TSS は接着剤 A の方が B より高かった。また CR 鋼板と GA 鋼板継手で TSS に優 位差は認められなかった。CR 鋼板継手では、270MPa 級



図 38 接着継手 TSS の鋼板降伏荷重依存性³⁹⁾ Dependence of adhesive joint TSS on yield load of steel sheet³⁹⁾







図 40 各種継手での引張試験におけるめっき損傷率³⁹⁾ Coating failure ratio in tensile test with various joints³⁹⁾

鋼板の場合は接着材と鋼板との界面で破断した。高強度鋼 板の場合には,接着剤で凝集破壊した。GA 鋼板継手では めっきと地鉄界面で破壊し易いことが知られている。GA 鋼板継手におけるめっきと地鉄界面での剥離破壊割合を図 40³⁹に示す。接着剤 A の方が B より剥離率が高かった。 また特に降伏荷重の低い鋼板で剥離率が高い傾向が見られ た。降伏荷重の低い鋼板継手では接着部で大きく回転し, 接着層に剥離応力が作用する。この剥離応力が接着層と鋼 板界面での破壊やめっきと地鉄界面での破壊を誘起したと 考えられた。

2.3.2 接着継手の疲労強度

継手疲労試験における繰り返し数10⁶ での時間強度を図 41³⁹ に示す。疲労試験における試験片形状は静的引張試 験片形状と同じである。また荷重は応力比 R=0.1 の正弦波 引張-引張荷重である。時間強度は鋼板の強度やめっき有



無の影響を受けず,概ね一定の値を示した。CR 鋼板継手 の疲労試験では,鋼板強度にかかわらず接着剤と鋼板界面 で破壊した。GA 鋼板継手では鋼板強度にかかわらず接着 剤で凝集破壊した。

3. おわりに

自動車用の鋼板にはますます高強度,高延性が求められ ている。新日鐵住金(株)ではこうした先進高強度鋼板を提 供するとともに,これら鋼板を使いこなす技術の提供も必 要と考えている。そこでこうした鋼板を溶接,接合した継 手がどのような機械的特性を示すのか,またどうすれば優 れた機械的特性が得られるのかについて最近の研究成果を まとめた。先進高強度鋼板を使用される上で参考になれば 幸いである。

参照文献

- 1) 西野浩介:三井物産戦略研究所 戦略研究レポート. 2017.3.15
- 2) 国土交通省 HP, 自動車燃費一覧 (平成 29 年 3 月), 用語の 解説等
- 第記寺
 3)林央:塑性と加工.58(673),99(2017)
 4)富士本博紀 ほか:新日鉄住金技報.(409),90(2017)
 5)児玉真二 ほか:新日鉄住金技報.(409),63(2017)
 6)古追誠司 ほか:新日鉄住金技報.(409),73(2017)
 7)宮崎康信:塑性と加工.58(673),135(2017)
 8)若林千智 ほか:溶接学会全国大会講演概要.2012f,292(2012)
 9)渡辺史徳 ほか:溶接学会全国大会講演概要.2014f,336(2014)
 10)古追誠司 ほか:新日鉄技報.(393),69(2012)
 11)福井清之 ほか:溶接学会全国大会講演概要.62,228(1998)
 12)貞末照輝 ほか:溶接学会論文集.32(2),64(2014)
- 13) 谷口公一 ほか:溶接学会論文集. 32(3), 164(2014)
- 14) 渡辺ひとみ ほか: 溶接学会全国大会講演概要. 77, 244 (2005)
- 15) 岡田 徹 ほか:溶接学会全国大会講演概要. 88, 156 (2011)
- 16) 渡辺史徳 ほか:溶接学会全国大会講演概要. 90, 238 (2012)
- 17) 岡田 徹 ほか:溶接学会全国大会講演概要. 90, 226 (2012)

- 18) 古追誠司 ほか:溶接学会論文集. 33 (2), 133 (2015)
 19) 古追誠司 ほか:溶接学会論文集. 33 (2), 160 (2015)
 20) 若林千智 ほか:溶接学会全国大会講演概要. 92, 74 (2013)
 21) 岡田 徹 ほか:溶接学会全国大会講演概要. 83, 4 (2008)
 22) 若林千智 ほか:新日鉄住金技報. (409), 55 (2017)
 23) 渡辺史徳 ほか:溶接学会全国大会講演概要. 92, 168 (2013)
 24) 石田欽也 ほか:溶接学会全国大会講演概要. 91, 296 (2012)
 25) 岡田 徹 ほか:溶接学会全国大会講演概要. 91, 296 (2012)
 26) 富士本博紀 ほか:溶接学会論文集. 34 (4), 285 (2016)
 27) 富士本博紀 ほか:溶接学会論文集. 33 (2), 144 (2015)
 28) 富士本博紀 ほか:溶接学会論文集. 33 (3), 253 (2015)
 29) 岡田 徹 ほか:溶接学会全国大会講演概要. 92, 78 (2013)
- 30) 岡田 徹 ほか:溶接学会全国大会講演概要. 89, 30 (2011)
- 31) 西畑ひとみ ほか: 溶接学会論文集. 34(1), 42(2016)
- 32) 西畑ひとみ ほか:溶接学会全国大会講演概要. 82, 126 (2008)
- 33) 宮崎康信 ほか:新日鉄技報. (385), 26 (2006)
- 34) 巽雄二郎: 第81回レーザ加工学会講演論文集. 79 (2014)
- 35) 泰山正則 ほか:第73回レーザ加工学会講演論文集.91 (2010)
- 36) 徳永仁寿 ほか: 溶接学会全国大会講演概要. 91, 26 (2012)
- 37) 富士本博紀 ほか:自動車技術会論文集. 47 (4), 979 (2016)
- 38) 徳永仁寿 ほか:第82回レーザ加工学会講演論文集. 111 (2015)
- 39) 富士本博紀 ほか:溶接学会論文集. 34(2), 93(2016)



宮崎康信 Yasunobu MIYAZAKI 鉄鋼研究所 接合研究部 上席主幹研究員 博士(工学) 千葉県富津市新富20-1 〒293-8511



嶋田直明 Naoaki SHIMADA 鉄鋼研究所 接合研究部 主幹研究員



巽雄二郎 Yujiro TATSUMI 鉄鋼研究所 接合研究部 主幹研究員







西畑ひとみ Hitomi NISHIBATA 先端技術研究所 基盤メタラジー研究部 主幹研究員 博士(工学)



泰山正則 Masanori YASUYAMA 鉄鋼研究所 接合研究部 上席主幹研究員