技術資料

自動車ホイールリムにおける鋼板の アップセットバット溶接*

新しい抵抗溶接技術 (その2)

樺 沢 真 事**

Upset Butt Welding of Steel Sheet for Automotive Wheel Rim* New Technology in Resistance Welding Process (2)

by Makoto Kabasawa**

キーワード：アップセットバット溶接，高強度鋼板，ホイールリム，炭素当量，圧接

1. は じ め に

自動車の鋼製ホイールリムは、短冊状に切断し円筒状に成形した薄鋼板の端面を突合せ溶接し、所定の断面形状にまで成形加工して製造される。突合せ溶接には従来フラッシュバット溶接が使用されてきたが、最近ではアップセットバット溶接を使用するケースが増えつつある。アップセットバット溶接では火花発生が無いのでクリーンであり、溶接時間が従来法より短い点が長所といわれている。アップセットバット溶接は従来より線材等に使用されてきた溶接法であるが、リムの溶接に適用される場合には設備諸元、要求継手品質が相当に異なるものとなり、その意味で新溶接技術ともいえる。

本報文ではリムの製造に使用されるアップセットバット溶接の諸特徴とともに、継手品質からみた溶接条件および鋼組成の適正化に関するいくつかの検討結果を紹介する。

2. ホイールリムの溶接

2.1 ホイールリムの製造工程

図1にホイールリムの製造工程を模式的に示す。コイル状の鋼板はせん断機により切断され円筒状に成形される。切断端面はそのまま溶接端面となり突合せ溶接される。溶接後、内外面に生じたビードは工具によって削除され、次にフレアリングおよびロールフォーミングの各成形工程によって所定の断面形状に仕上げられる。こ

図1 ホイールリムの製造工程

*原稿受付 昭和62年1月21日

**正 員 日本鋼管(株) Member, Nippon
Kokan K.K.

の時寸法の変化は端部において10%程度となり、溶接部も母材と同様の加工を受ける。

アブセットバット溶接を使用したリム生産ラインの生産速度は1000個/時¹⁾前後といわれている。溶接面寸法はたとえば3.2mm厚×220mm幅であり、生産速度からみると接合面積は極めて大きいものになる。

2.2 アブセットバット溶接法

図2にフラッシュバット溶接とアブセットバット溶接の溶接過程を模式的に示す。両溶接法には形式的な類似点が多いものの、いくつかの基本的相違がある。鋼板部の固有抵抗に基づく抵抗発熱が溶接部の温度上昇に寄与する点は両者に共通であるが、フラッシュバット溶接では接合端面間の局部的断続アーク（フラッシング）発熱が加わり、アブセットバット溶接では接合界面の接触抵抗発熱^{2,3)}が加わる。後者の接触抵抗は温度上昇により短時間で低下するため、同一の接合界面温度を得るにはアブセットバット溶接の方が、フラッシュバット溶接より大きな電流を必要とする。

図2 フラッシュバット溶接 (FBW) とアブセットバット溶接 (UBW) の原理

フラッシュバット溶接では接合端面の加熱が局部アークの移動によるものであるから、端面上の不均一あるいは平坦度の欠如を招きやすく、それが溶接継手品質にも影響する⁴⁾。また端面の状態は2次無負荷電圧、回路インピーダンス、電極速度あるいは電極移動パターン等、多くの設備要因、制御要因に影響される。一方、アブセット溶接ではこのような問題が無いので、原理的には接合部の温度、形状の均一性が確保しやすい。

2.3 ホイールリムへのアブセットバット溶接の適用

ホイールリム製造に使用されるフラッシュバット溶接

表1 溶接条件の例

項 目	フラッシュバット溶接	アブセットバット溶接
電 流 形 式	AC	DC
電 気 容 量 (kVA)	700	1300
最大出力電流 (kA)	80	140
フラッシュ代 (mm)	6	—
フラッシュ時間 (s)	1.5	—
フラッシュ電流 (kA)	10	—
アブセット代 (mm)	6	8
アブセット時間 (s)	0.1	0.5
アブセット電流 (kA)	65	110
最終電極間隔 (mm)	10	5

図3 フラッシュバット溶接 (FBW) とアブセットバット溶接 (UBW) のシーケンス例

とアブセットバット溶接の溶接条件例を表1に、シーケンスの比較例を図3に示す。アブセットバット溶接では溶接電流が極めて高いが、これは先に述べたようにこの溶接法の特徴であるとともに、溶接時間をより短くするためである。大電流を使用するため電流を直流とし、短時間で安定した継手品質を得るために、出力はコンピュータ制御となっているのが普通である。制御はおもに電流、加圧力および電極変位について行い、任意のパターンのシーケンス設定ができるほか、各種因子のモニタ量を制御に適用することも可能となっている。しかしながら、現状では、溶接条件の最適化は材料、製品寸法ごとに試行錯誤的に行なわれている。

2.4 ホイールリム用鋼板

ホイールリムの突合せ溶接継手は大きな成形加工ひずみを受けるが、この際に割れ、ネッキング等の欠陥を生じなければ継手品質は十分に良好なものとされている。

ホイールは車体において相当の重量部品であるため、これまでに高強度薄肉化が図られ、一部では60 kgf/

mm² 級鋼がリムに使用されている。このような高強度鋼板の開発過程において、フラッシュバット溶接継手に生じる各種欠陥の生成原因が、鋼組成あるいは溶接条件との関係において調査されてきた。なかでも接合界面での割れが重視され、その原因については界面に残留した酸化物および硫化物が関与していると考えられている。残留酸化物は加熱時の接合面上に形成された酸化物に起因するものとして、酸化物形成傾向の強い元素に着目した研究が行われ、たとえば Si 量⁴⁾、C、Si、Mn、Al、Cr を組合せた C 当量⁵⁾、あるいは Mn/Si 比⁶⁾ が割れの発生に及ぼす影響について報告がなされている。これらはおもに、接合面上の溶融金属と酸化物の流動性の観点から考察されている。また、残留硫化物は鋼中に存在していた介在物が界面に集積したものと考えられ、S 量の低減および硫化物の球状化による改善例が報告されている⁶⁾。

一方、アプセットバット溶接では、接合面の加熱が原理的には大気から遮断された状態で行われ、かつ接合面に溶融金属が形成されない。したがって、すくなくとも界面残留酸化物に関してはアプセットバット溶接とフラッシュバット溶接とで事情を異にするものと考えられるが、鋼組成の影響の違いについて報告はまだ見られない。そこで、アプセットバット溶接の継手品質に及ぼす鋼組成の影響についていくつかの実験を行った。実験の結果を以下に紹介する。

3. 溶接条件と鋼組成の影響

3.1 実験方法

溶接継手の接合面の健全性には、酸化物残留に関して、接合面面積の拡大率、いいかえるならアプセット代が大きく寄与する。また、継手の加工性には接合界面の周囲、すなわち熱影響部の機械的性質も大きく関与するはずである。そこで、アプセット代と鋼の C 当量 ($C+Si/24+Mn/6$) に着目して、接合面の割れとの関係を実験によって調べた。

表 2 に供試鋼の化学成分を示す。いずれも実験室溶解鋼であり、表中の供試鋼 1 を基本成分として C、Si および Mn をそれぞれ 3 ないし 4 段階変化させた。また、供試鋼 9 は軟鋼板である。各鋼板は熱間圧延により板厚 3.2 mm とし、機械加工により板厚 3.0 mm としたものである。溶接は直接通電型熱サイクル再現装置 (グリーンブル試験機) を使用して実施した。本装置の電極部と試験片の関係を図 4 に示す。全実験を通じ試験片幅は 30 mm、最終電極間隔は 7 mm、溶接開始時の予加圧は 2000 kgf とした。

図 4 溶接実験での電極と供試材の配置

図 5 に溶接の制御プログラムを示す。制御は熱電対取付点の温度制御および電極の変位制御により行った。温度サイクルのうち最高温度が 500℃ のサイクルは、突合せ面のなじみを良くするために行ったもので、実験上の理由による。次の温度サイクルが本来の溶接に対応する。初期電極間隔と最終電極間隔の差、すなわちアプセット代は 1、5 および 9 mm の 3 水準とした。

溶接継手試験片の一部は横断面の検鏡および硬さ分布の測定に供した。また、一部の継手試験片は機械加工により板厚 2.0 mm の平滑試験片とした後、図 6 に示す曲げ試験に供した。曲げ試験では割れ発生までの曲げ高さを限界曲げ高さと呼び、継手の加工性の指標値とした。

3.2 溶接部の形状

図 7 に溶接部横断面のマクロ組織の例を示す。アプセット代の増加によってビード寸法が増加するとともに、粗粒組織が溶接部の中心からビード部へと移動している。これらの傾向はいずれの鋼においても同様のものであ

表 2 供試材の組成 (%)

No.	C	Si	Mn	P	S	Nb	solAl	Ceq
1	.10	.05	1.01	.013	.0015	.022	.016	.274
2	.08	.05	1.03	.016	.0012	.022	.013	.251
3	.14	.05	1.02	.016	.0015	.022	.023	.308
4	.11	.15	1.05	.016	.0010	.025	.016	.289
5	.10	.51	1.03	.016	.0011	.023	.020	.297
6	.11	1.03	1.03	.016	.0013	.023	.021	.320
7	.10	.05	1.36	.016	.0012	.022	.014	.332
8	.11	.05	1.93	.016	.0014	.022	.024	.429
9	.03	.01	.19	.016	.019	—	.035	.062

$$Ceq = C + Mn/6 + Si/24$$

図5 アプセットバット溶接実験の制御プログラム

た。

接合面の挙動を詳しく調べるため、接合前の端面に Ni 粉を塗布した場合の継手について、接合面の Ni 残留を調べた。EPMA による Ni の線分析結果を図8に示す。接合面上の Ni は均一に分布せず、ビード部に排出されていることが明らかである。この事実とメタルフロー模様を考慮すると、溶接部の変形は図9に示すモデルのように生ずるものと考えられる。本モデルでは、アプセット代がある程度以上に大きくなると、すくなくともビードより内側では健全な接合が得られる。

3.3 溶接部の硬さとマイクロ組織

図10は、供試鋼1について、アプセット代を変化させた時の溶接部の硬さ分布の変化を示したものである。板厚中心における接合面と直角方向の硬さ分布 (a) では、

図6 曲げ試験方法

接合面付近に最高硬さが見られ、その値はアプセット代の増加によって低下している。一方、接合面近傍での接合面に沿った方向の硬さ分布 (b) では、アプセット代が増加すると板厚中心部に軟化が見られる。これらより、アプセット代が増加すると、硬化部が溶接部中心部からビード部に押し出されるといえる。

図11に C 当量が異なる場合について、溶接部中心の硬さ (図9 (a) の最高硬さに相当) とアプセット代の関係を示す。アプセット代の増加による硬さ低下傾向が、C 当量に影響されることが明らかである。

図12に C 当量およびアプセット代を変化させた場合の、溶接部中心のマイクロ組織を示す。アプセット代が 1 mm の場合、供試鋼 1, 8 には粗大なマルテンサイト組織が、供試鋼 9 にはフェライトが見られる。アプセット代が 9 mm の場合、供試鋼 1, 8 はいずれも細粒組織から成るが、供試鋼 1 には針状フェライト主体の組織が、供試鋼 8 にはベーナイト主体の組織が見られる。また供試鋼 9 はフェライト組織のままである。以上の組織観察結果から、図11に示した硬さの変化が組織の変化に対応することが明らかである。

供試鋼 9 にフェライト組織が見られるのは C 当量が十分に低いためである。しかしながら、供試鋼 1, 8 において、アプセット代の増加によって組織が変化する事実は注目すべき点である。供試鋼 8 の組織から、アプセット代が 1, 9 mm いずれの場合にも、溶接部中心の最高加熱温度がオーステナイト化温度域にあったことが明らかである。したがって、上記の組織変化は、オーステナイト域からの変態組織がアプセット代に影響されることを示しており、その原因は次のように考えられる。

アプセット代が増加すると、溶接部の中心には図9に示すように接合面から離れた位置にあった部分、すなわ

図7 アプセット代による溶接部横断面の変化

図 8 接合界面に添加した Ni の EPMA による線分析結果

図 9 アプセット溶接中の材料の変形モデル

図 10 溶接部の硬さ分布に及ぼすアプセット代の影響

図12 アプセット代による溶接部中心のミクロ組織の変化

50 μ

当然であり、図12における供試鋼1と8の相違もC当量の差によるものである。

C当量が低い供試鋼9ではアプセット代が9 mmの場合に、組織細粒化の傾向は認められない。この点から、上に述べたオーステナイトの細粒化には温度以外の要因も影響していることが明らかである。その要因としては動的再結晶に關係するアプセット時のひずみ量あるいはひずみ速度が

挙げられ、今後さらに検討を要する課題であろう。

なお、アプセット代の増加による焼入れ性低下の原因として、ビード寸法の増加による保熱効果も考えられるが、溶接部中心の測温の結果では温度サイクルへの影響は極めて小さいものであった。

3.4 溶接継手の曲げ加工性

図13に、曲げ試験で得られた限界曲げ高さとC当量の關係を示す。アプセット代が1 mmの場合は、C当量によらず曲げ加工性は極めて悪い。これは界面の接合が十分に生じていないためである。一方、アプセット代が9 mmの場合には曲げ性能が向上し、同時にそれがC当量とほぼ一義的に關係している。これはアプセット代が十分に大きな場合は、界面の接合が健全なものとなった結果、曲げ加工性が溶接部の硬さに支配されることになり、結局C当量に支配されることになったものと考えられる。

C当量が溶接継手の曲げ加工性の支配因子となった結

図11 溶接部中心の硬さに及ぼすアプセット代とC当量の影響

ち最高加熱温度の低い部分が移動してくる。一般的に鋼の溶接継手の熱影響部の細粒化領域に関して知られているように、最高加熱温度がオーステナイト化開始温度 A_3 点の直上にある場合には、オーステナイトは細粒となり、それが冷却時の焼入れ性を低下させる。このような観点から、アプセット代が大きな場合には、比較的低温域のオーステナイトが溶接部の中心部を占めた結果、そこに不完全焼入れ組織が生じたものと考えられる。これは、アプセット代が9 mmの場合に組織が細粒となっている点とも対応している。

不完全焼入れ条件では、C当量が組織に影響するのは

図13 曲げ加工性とC当量の關係

果は、酸化物形成傾向の強い元素に着目して鋼組成の影響を調べた、他の圧接法での研究結果と相当に異なる。その原因は、アプセット溶接では接合面が常に密着している点で他の圧接法と基本的に異なる以外に、従来の研究の多くが、界面拡大率からみて、アプセット代が比較的小さい条件で実施されたためと考えられる。たとえば、電縫溶接あるいは条鋼のフラッシュバット溶接では、界面拡大率が 10~50% の場合が多い。これに対し、今回のテストでの 9 mm のアプセット代は、界面拡大率が約 200% に相当する極めて大きなものである。

以上に述べてきた実験結果を、実際のホイールリム用アプセットバット溶接機で作成した継手の挙動と比較した。図14に実際の成形加工によって加工性が良好と判断された、アプセット代が 6 mm の継手の断面マクロを示す。図7と比べ、形状が多少異なるものの、界面拡大率はアプセット代が 9 mm の場合とほぼ同じである。

図14 実機で作製したアプセットバット溶接継手

実機で得られたアプセット代を変化させた継手について、硬さ分布の比較を図15に示す。図10の実験結果と同様に、アプセット代の増加による硬さの低下傾向が見られる。最高硬さの値が実験の場合より大巾に低いのは、実機の場合では溶接直後に電極のクランプ解放が行われるため、溶接部の冷却速度が小さくなったためと考えられる。したがって、実験の結果は、原理的には実継手にも適用できるものと考えられる。

3.5 溶接条件の適正化

良好な溶接継手を得るには大きなアプセット代およびC当量の低い鋼板が有用であることが判明した。アプセット代について留意すべき点は、その役割が健全界面形成のための機械的效果と、硬さ低下のための冶金的效果の二つから成る点である。前者は板厚とアプセット代の

図15 実継手の硬さ分布に及ぼすアプセット代の影響

関係によって定まるが、後者はそれに加え、鋼板のC当量および溶接部の加熱温度にも関係する。現状では適正溶接条件を定量的に示すことは困難であるが、定性的には、界面の接合が可能な限り加熱を低温とし、なるべく高い加圧力でアプセットすることが望ましいといえる。

高強度鋼板では一般にC当量が軟鋼板より高いので、軟鋼板より大きなアプセット代が必要である。同時に、変形抵抗も高くなるため、高強度鋼板の場合、相当に高いアプセット加圧力が必要になるものと考えられる。

4. お わ り に

ホイールリムの溶接に関して、アプセットバット溶接は導入されて日の浅い溶接法であり、実際面ではいくつかの問題点もあるようである。たとえば、接合される面の切断面平坦度および直角度の管理は著しく厳しいものである。また、アプセット加圧力の増大に伴う電極のクランプ加圧力の増大は、電極の摩耗を促進するともいわれている。しかしながら、従来法に比べた生産性と環境清浄性の利点から、アプセットバット溶接の適用は今後ますます増大するものと思われる。

本報文中で紹介した溶接条件および鋼組成に関する実験の結果は、アプセットバット溶接における基本的な現象のごく一部である。今後の課題としては、実溶接に関する溶接条件の最適化、鋼板の組成と清浄度の影響など、さらに詳細かつ実的な検討が必要であろう。

参 考 文 献

- 1) Grotness 社カタログ
- 2) Welding in Japan '86, (1986), 産報出版, 76.
- 3) 山内ほか; 溶接学会全国大会講演概要, 第39集 (1986), 168.
- 4) 山内, 高; 溶接学会全国大会講演概要, 第36集 (1985), 194.
- 5) 一山ほか; 同上, 192.
- 6) 須藤ほか; 神戸製鋼技報, Vol.34, No.4 (1984), 77.