

## 論 文

合金化溶融亜鉛めつき高強度鋼板の爆飛発生要因  
解析と対策

日戸 元\*・山崎 桓友\*<sup>2</sup>・斎藤 亨\*・矢部 克彦\*  
山田 有信\*・徳永 良邦\*<sup>3</sup>・田中 徳雄\*<sup>3</sup>・栗山 幸久\*<sup>3</sup>

## Factor Analysis of Explosion in Spot Welds of Hot Dip Galvanized High Strength Steel Sheets and the Countermeasures

Hajime NITTO, Taketomo YAMAZAKI, Toru SAITO, Katsuhiko YABE

Arinobu YAMADA, Yoshikuni TOKUNAGA, Norio TANAKA, and Yukihisa KURIYAMA

## Synopsis:

A serious problem in the spot welding of hot dip galvanized high strength steel sheets is the occurrence of violent spattering of molten metal in the nugget and formation of explosion.

A study was carried out to develop hot dip galvanized high strength steel sheets having excellent resistance to explosion and also to develop welding methods for suppressing the formation of cavities by explosion of the nugget.

Results proved that the occurrence of explosion depends upon the sort of iron-zinc compounds in the coating, and that when the coating has  $\Gamma$  phase of thickness more than 0.3 micrometers, explosion occurs, often exceeding a rate of 10%. As the  $\Gamma$  phase increases the electric resistance of the coating, it accelerates the formation of nugget in the initial period of welding and melts rapidly into the nugget. Melting of the  $\Gamma$  phase increases the zinc concentration in the nugget and causes the formation of cavities, because the vapour pressure of zinc in the molten nugget is extremely high.

Based upon the results of study, countermeasures were taken with regard to galvanizing and welding conditions.

## 1. ま え が き

近年、自動車の安全性向上、車体軽量化を目的として自動車用鋼板の高強度化が進められている。一方、寒冷地の路面凍結防止に使用される融雪塩に対する鋼板の防錆化も重要な課題になっている。

その対策として、合金化溶融亜鉛めつき高強度鋼板の開発がおこなわれているが、車体製造上不可欠な技術である点溶接において、散り発生と同時に溶融金属が飛散して溶接部ナゲット内に空洞が生ずる、いわゆる爆飛現象<sup>1)2)</sup>が発生するという新たな問題が提起された。

本研究は、これに対処するため、その爆飛発生要因を解析し、耐爆飛性にすぐれた合金化溶融亜鉛めつき高強度鋼板を開発すると同時に、爆飛発生を抑制する溶接施工法を見出すことを目的としておこなったものである。

## 2. 爆飛発生の要因

Photo. 1 に爆飛の発生した溶接部の空洞および組織を示す。田村<sup>2)</sup>は、これに対処するため溶接施工法の見地から種々の検討をおこない、主たる因子は鋼板間のすき間にあり、密着が不十分のときもつとも発生しやすいことを明らかにした。したがって、溶接機電極の加圧力を高めてすき間を除けば、爆飛は阻止できるはずである。しかし、現状ではプレス加工部のフランジにみられるシワの凹凸が激しいとき、加圧力を上げるにも限度があり、ことに高強度鋼板においては、この傾向は一層高まるものと考えられる。それゆえ、溶接施工法からの対策のみでなく、材料面からの対策もまた重要と考えられる。そこで、通常みられるすき間のもつとも大きい場合を想定し、一定のすき間の下でみられる爆飛現象と、そ

昭和 56 年 10 月 28 日受付 (Received Oct. 28, 1981)

\* 新日本製鉄(株)製品技術研究所 (Product R & D Laboratories, Nippon Steel Corp.)

\*<sup>2</sup> 新日本製鉄(株)製品技術研究所 工博 (Product R & D Laboratories, Nippon Steel Corp., 5-10-1 Fuchinobe Sagamihara 229)

\*<sup>3</sup> 新日本製鉄(株)名古屋製鉄所 (Nagoya Works, Nippon Steel Corp.)

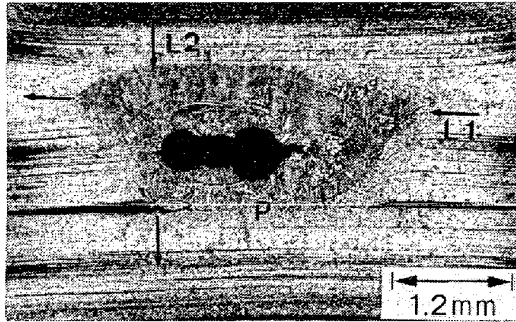


Photo. 1. Macrostructure of the nugget and cavity seen in the specimen, showing the explosion. L<sub>1</sub>, L<sub>2</sub>: lines along which the scan was taken. P: analysis point of EPMA.

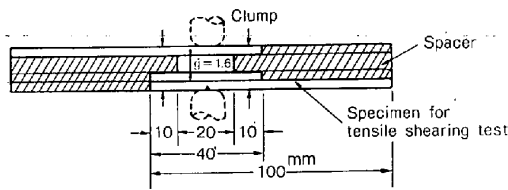


Fig. 1. Specimen for explosion test.

れに関わる要因を明らかにし、溶接施工条件はもとより、材料面からも対応できるよう、総合的な要因解析をおこなうこととした。

## 2.1 実験方法および爆飛評価法

鋼板間に一定のすき間をおいた点溶接用試験片の構成は Fig. 1 に示すとおりである。

40×40×t と 47×100×t mm<sup>3</sup>) に裁断した鋼板を図に示すように3枚重ね、1枚目と2枚目の間に1.6 mmのスペーサーを入れ、シャコ万で固定し、2枚のスペーサーで囲まれたすき間の中央にあたる鋼板上の位置に溶接電極が降りるようにして、溶接をおこなった。電極はドーム形で、材質はRWMAクラスII相当である。

加圧力はすき間をはさんで相対する鋼板同志の接触面が、直径3 mmφ(感圧紙で確認)になるように印加し、電流は散り発生限界から+5 kAの範囲で5水準とした。通電時間、保持時間は、それぞれ14, 10サイクル(∞, 電源周波数は50∞)である。試験片数(n)は18である。爆飛の判定は、引張剪断試験をおこなったのち、ナゲット直径に対する空洞の直径の比(%で表示した値を空洞率という)を求め、この値が50%をこえる

ものを爆飛が発生したもののみとした。また、鋼板の耐爆飛性は、試験片の全数に対する爆飛が発生した試験片の数の比(%、爆飛発生率)が5%以下のものを合格とした。5%とした理由は、本研究で実施した爆飛再現実験が、すき間を1.6 mmとし、電流幅も著しく広く、極めて過酷な溶接条件で実施されているため、5%の爆飛発生は十分許容されるものと考えたためである。

Table 1に供試材の化学組成と機械的性質および加工性支配因子を示した。試料 No. 1は引張強さ45 kgf/mm<sup>2</sup>の合金化溶融亜鉛めつき鋼板である。合金化Znめつき層の相組成は、主としてδ<sub>1</sub>相からなり、Fe%は11~13%である。試料 No. 2はNo. 1と類似の化学組成をもつほとんど合金化していない溶融亜鉛めつき鋼板(めつき層の相組成はη相)である。Table 1の二種類のZnめつき鋼板のほか、No. 1のZnめつき層を塩酸酸洗で除去した裸材も一部の試験で比較材として用いた。

試験片の前処理は、アセトン洗滌後、熱衝風で乾燥しデシケーターで保存したものである。

## 2.2 実験結果

### 2.2.1 溶接中の電極の変位挙動

爆飛は、散り発生を伴う溶接電流域で生ずるのであるが、しかし、この領域のすべての条件で発生するものではない。そこでこの空洞発生挙動を明らかにするため、通電中の電極の動き、すなわち固定された下部電極に対する可動側上部電極の変位を変位計で計測し<sup>4)</sup>、これと散り発生状況との関連についても追跡調査をおこなった。

比較的小電流で散り発生のない場合(Oパターン)は、上部電極はFig. 2に示すように、通電時間の経過とともに、徐々に上昇(鋼板の加熱・溶融にもとづく膨張)し、最大膨張変位に達した後、それ以後は通電中であっても通電終了時点まで徐々に下降(電極加圧による圧縮)するというパターンを示す。

一方、電流が大きい場合(AおよびBパターン)は、最初電極は上昇するが、散りが発生した瞬間にΔL<sub>1</sub>量だけ急激に下降する。ここで、その後の電極変位に着目すると、電極は直ちに上昇を開始する場合(ΔL<sub>1</sub>, ΔL<sub>2</sub>のあ

Table 1. Chemical composition of specimens and their mechanical properties and formability controlling factors.

| Spec. No. | Thick-ness (mm) | Weight of coating (g/m <sup>2</sup> ) | Alloying % (Fe%) | Chemical composition |       |       |       |       |       | Mechanical properties & formability C.F. |                           |        |       |       | Remarks    |
|-----------|-----------------|---------------------------------------|------------------|----------------------|-------|-------|-------|-------|-------|--|---------------------------|--------|-------|-------|------------|
|           |                 |                                       |                  | C                    | Si    | Mn    | P     | S     | T.Al  | YS (kgf/mm <sup>2</sup> )                | TS (kgf/mm <sup>2</sup> ) | El (%) | n     | r     |            |
| 1         | 1.2             | 47/39                                 | 11/12            | 0.067                | 0.045 | 0.840 | 0.066 | 0.005 | 0.038 | 37.7                                     | 44.7                      | 34.3   | 0.202 | 1.024 | Alloyed    |
| 2         | 1.4             | 66/49                                 | 2/2              | 0.041                | 0.020 | 0.800 | 0.077 | 0.007 | 0.021 | 41.0                                     | 44.0                      | 39.0   | 0.194 | 0.886 | Un-treated |

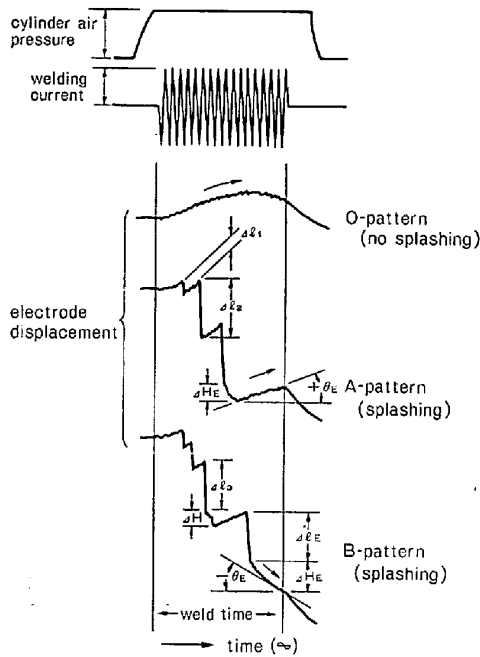


Fig. 2. Electrode displacement patterns during welding.

と) と、さらに  $\Delta H$  だけ徐々に下降したのち再び上昇する場合 ( $\Delta l_3$  のあと) との 2 つの事例のあることが知れる。しかも通電終了時に注目すると、 $\Delta H_E$  後の電極変位は、上昇途中 (A パターン) あるいは下降途中 (B パターン) というように個々の試験片によって異なることが明らかとなった。そこで、この 3 つの特徴のあるパターンを示す試験片について空洞の有無を対応してみると、散り発生のない O パターンと、散りは発生したが電極が上昇中の A パターンには殆んど空洞はみられず、空洞率の高いものは、電極が下降中の B パターンに限られることが判明した。

2.2.2 空洞率と電極変位

そこで、この B パターンの変位をさらに詳細に検討するために、電極変位の記録チャートから通電終了時の電極変位曲線の勾配、 $\theta_E$  (Fig. 2, 3 参照) と、溶接部に残った空洞との関係についてこれまでの結果を整理した。ここで、 $\theta_E$  の物理的意味を考えると、これは電極の変位速度  $v$  (mm/s) にほかならず、 $v$  と  $\theta_E$  との間には、 $v = 2.5 \tan \theta_E$  の関係がある。Fig. 3 に示すごとく、 $\theta_E$  がプラス、また、マイナスでも小さい場合は空洞はなく、B パターンのマイナス域で  $\theta_E$  が  $-30^\circ$  以上の場合に大きな空洞を残しており、通電終了時の電極変位の方向と最終的に残った空洞の間には良好な関係があることが知られる。この結果から、先の電極変位のパターンを分析してみると次のようである。散りが発生した瞬間、上部電極が急激に下降した  $\Delta l_1$  は、散り発生によつ

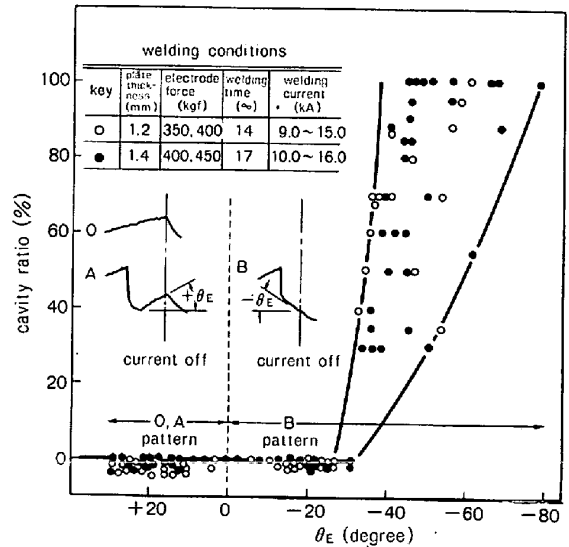


Fig. 3. Relationship between cavity ratio and electrode displacement patterns.

て形成された空洞を瞬時に圧下した量を表し、 $\Delta H$  はなお残っていた空洞が通電加熱に助けられて徐々に圧下されることを示し、その後続く上昇変位は、空洞が圧潰されて再度熱膨張が起きたことを表しているものと考えられる。この挙動から、溶接部に最終的に残存した空洞は、空洞が十分に圧潰されない段階で通電が終了し、ナゲット内に残されたものであり散り発生条件でも、空洞が残る場合と残らない場合に分かれることが理解できる。

2.2.3 散り発生量と電極変位

通電中の散り発生は、設定する種々の溶接条件によって多様であるが、前述の電極変位の実験結果から空洞残存はこの散り発生と密接な関係にあることは明らかである。そこで、この散り発生量と空洞残存状況および電極変位量の関係について若干の検討を行った。

供試材は、試料 No. 2 を合金化してめつき層をすべて  $\delta_1$  および  $\Gamma$  の各相にしたものである (後述, 3)。溶接実験は、これまでの実験手法と同じであるが、電流だけを散り発生が 10~11% に 1 回だけ生ずるように制御 ( $\delta_1$  相: 13.5 kA,  $\Gamma$  相: 9.0 kA) し、全通電時間は 14~一定とした。散り発生量は、溶接前後の試験片の質量差で、熔融金属の飛散量に相当する。得られた結果を Fig. 4 に示す。散り発生量が多いと電極変位量も大きくなる傾向にあり、両者は極めて良い相関がみとめられる。また、溶接部に空洞のあるものには、散り発生量および電極変位量とも多く、Fig. 2 と 3 とあわせて考察すると、通電終期に多くの散り発生があるとき空洞を残しやすいことが示唆される。それぞれ、 $\delta_1$  および  $\Gamma$  相からなるめつき層についてみると、総じて Fe-Zn 合金

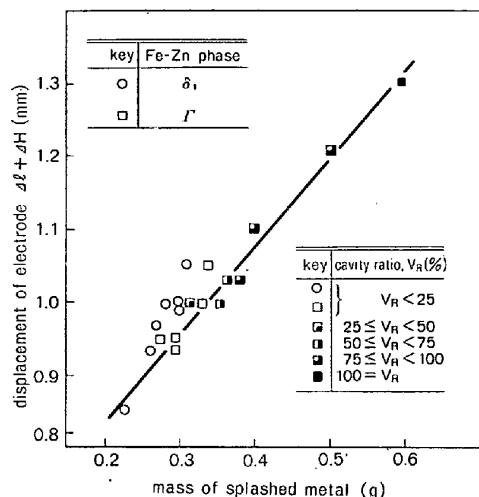


Fig. 4. Relationship between displacement of electrode and mass of splashed metal.

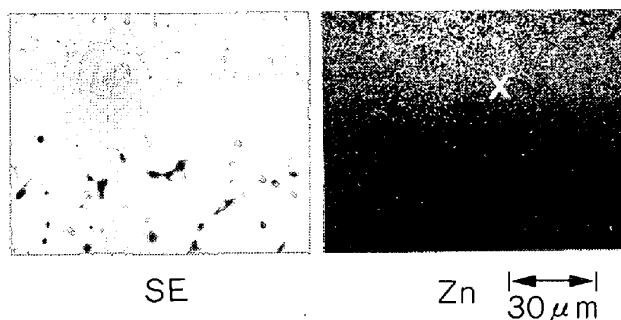


Photo. 2. Characteristic X-ray (Zn-K $\alpha$ ) and secondary electron images of the structure (P point of Photo. 1) near the un-mixed zone of nugget in the specimen which forms explosion. X : a region of which Zn concentration is high.

化率の大きい方が散り発生量、空洞率ともに大きく、めつき質は散り発生や空洞残存状況を支配する大きな要因の一つであると考えられる。

#### 2.2.4 空洞発生ナゲットの Zn 特性 X 線像

空洞率の大きいナゲット (Photo. 1) を EPMA で面分析をおこなった。その結果を Photo. 2 に示す。二次電子線像 (SE) は、Photo. 1 の P 点、すなわち un-mixed zone からナゲット内部にかかる領域の組織である。写真から明らかなように、ナゲット内には Zn が検知されており、さらに局所的に Zn 濃度の高い組織 (Photo. 2, X 点) がみとめられる。

以上の結果から、爆飛は、溶接すべき鋼板間にすき間が存在し、溶接電流が散り発生領域にあるとき、発生率が高く、しかも溶接サイクル (Fig. 3) およびめつき層の相組成 (Fig. 4) によって著しい影響をうけることが知られる。そして、爆飛の発生したナゲットには、爆飛が発生しないものとは対照的に Zn がとりこまれていることが判明した (Photo. 2)。

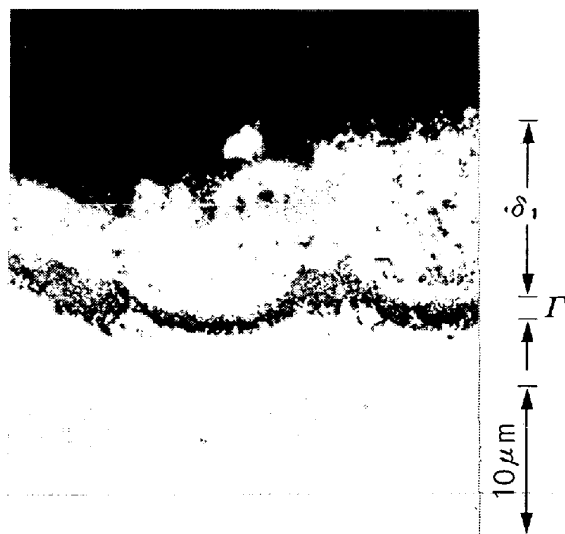


Photo. 3. Coating of the hot dip galvanized steel, showing the existence of  $\Gamma$  phase beneath  $\delta_1$  phase.

通常の合金化溶融亜鉛めつき鋼板で、爆飛発生率の高い鋼板の組織をみると、Photo. 3 に示すように、めつき層の主たる組織要素は  $\delta_1$  であるが、鋼板素地との境界に  $\Gamma$  相がみとめられる。しかも、その厚さは  $2\mu$  にも達しており、組織要素のうち、とりわけ  $\Gamma$  相の存在の影響が大きいものと考えられる。

### 3. 爆飛におよぼす溶融 Zn めつき層の合金化の影響

試料 No. 2 を使って、あらかじめ求めておいた合金化処理条件で、めつき層の合金化度のことなる試験片を作製し、2.1 で述べた方法で爆飛試験をおこなった。

Fig. 5 はその結果である。縦軸は爆飛発生率、横軸は合金化めつき層の相組成および  $\Gamma$  相の厚さ、図の上側にこの相組成をうるための合金化処理条件を示した。爆飛発生率は、 $\Gamma$  相の厚さに密接な関係があり、 $0.3\mu$  をこえると、爆飛発生率は 10% をこえることが知られる。これに対し、 $\eta$  相は勿論、 $\delta_1$  相では爆飛をおこすことは極めて少ない。

溶融 Zn めつき層の合金化の過程をみると、合金化処理をおこなう前の Zn めつき層には、亜鉛浴中に Al が添加されているため<sup>5)6)</sup>、 $\eta$  からなるめつき層 ( $\eta$  相) と鋼板素地との境界に  $(Fe \cdot Zn)_2Al_5$  が形成されている<sup>5)</sup>。合金化のための焼なまし工程で、この相が  $\eta$  層中に完全に拡散・固溶しない限り、めつき層/鋼板素地境界での相互拡散 (Fe, Zn) が抑制されるため、 $\Gamma$  相の生成はおこらない。それゆえ、 $\Gamma$  相の生成は、この  $(Fe \cdot Zn)_2Al_5$  の挙動と密接な関係があり、ひいては爆飛にも大き

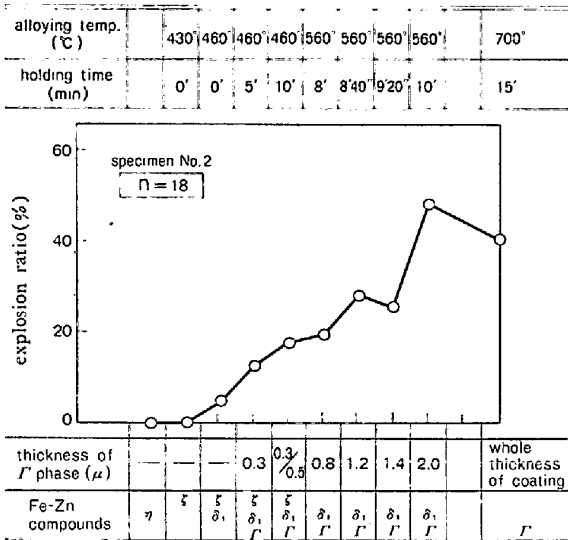


Fig. 5. Effect of the Fe-Zn compounds,  $\eta$ ,  $\zeta$ ,  $\delta_1$  and  $\Gamma$  of coating on the explosion ratio.

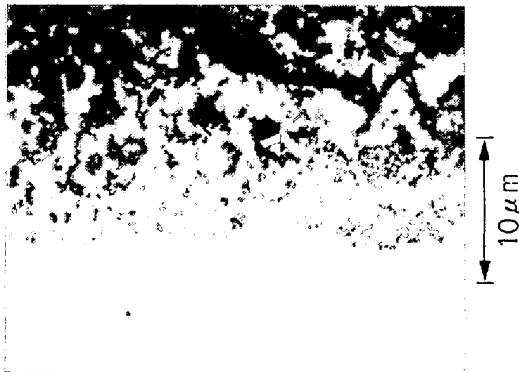


Photo. 4. Microstructure of the coating of galvanized steel containing 0.05%P, showing no  $\Gamma$  phase. (0.06%C, 0.05%Nb)

な影響をおよぼすものと考えられる。日戸・山崎ら<sup>9)</sup>は  $(Fe \cdot Zn)_2Al_5$  は少なくとも  $0.1 \mu$  存在し、 $\Gamma$  相が  $0.3 \mu$  をこえなければ、爆飛はおこらないことを見出している。また、中山ら<sup>10)</sup>は、PがAlと同じ合金化抑制効果を有することを見出した。この抑制機構は、溶融Znめつき工程前の焼なましにおいて、炉内雰囲気酸化性に保つことにより、鋼板表面にPを濃縮せしめるにある。Photo. 4は、0.06%C-0.05%Nb-0.06%P系45kgf/mm<sup>2</sup>合金化溶融亜鉛めつき鋼板のめつき層の顕微鏡組織である。 $\Gamma$ 相はみとめられず、爆飛発生率は3%であった。

#### 4. 爆飛発生機構に関する一考察

前節で使用した試料のうち、合金化Znめつき層が、それぞれ $\delta_1$ および $\Gamma$ 相からなる試料をえらび、比較材としてめつきをしていない裸材を加え、2・1の方法で点溶接をおこない、そのナゲットの形成過程および爆飛発

生状況を観察し、それにおよぼすめつき層の相組成の影響を検討した。すなわち、点溶接の通電サイクルの途中で通電を止め、おのおののサイクルでのナゲットの組織を観察し、同時にEPMAによる組成分析をおこなった。途中で止めたサイクル数は、それぞれ2, 4, 6, 8, 11, および14である。電流値は9および13kAの2水準としたが、ここでは散り発生領域である13kAについて述べる。

Photo. 5は上記サイクル毎のナゲットの顕微鏡組織である。これらの写真から、めつき層のない裸材と、それぞれ $\delta_1$ および $\Gamma$ 相からなるめつき材(以下、 $\delta_1$ 材、 $\Gamma$ 材と記す)とでは、ナゲット形成過程および空洞生成状況に著しい相違のあることが知られる。

通電サイクルが2次のときの各試料の点溶接部を見ると、昇温がまだ十分でなく、熱影響部(HAZ)だけで、ナゲットは形成されていない。裸材と $\delta_1$ および $\Gamma$ 材とを比較すると、裸材はHAZが3枚の鋼板全部におよび、その断面形状は鼓形で、大きさは3者の中でもつとも大きい。 $\Gamma$ 材のHAZは楕円形で、大きさは裸材に次ぎ、 $\delta_1$ 材がもつとも小さい。4になると、初めてナゲットが形成され、裸材のナゲットは急速に成長し、形状は台形になる。 $\Gamma$ 材もまたナゲットの成長が速く、3枚目を溶接し、その大きさは裸材に準ずるほどになる。そして、 $\Gamma$ 材は、この時点で早くも第1回の散り発生し、2枚目の中央にはすでに空洞の生成がみとめられる。 $\delta_1$ 材のナゲットは2とほぼ同じ形状で、2枚目全般に拡がっているが、3枚目を溶接するほどではない。6では、裸材のナゲットは成長がますますすみ、通電サイクルの進行(8以降)とともに、直径方向の拡りが顕著となる。通電終了時点である14では、電極の加圧力のために、ナゲットは潰され、扁平になっている。しかし、裸材はいずれのサイクルを見ても、空洞はみとめられず、散り発生と同時に空洞が生ずる $\Gamma$ 材とはよい対照をなしている。 $\Gamma$ 材では、6のこの時点で、さらにナゲットが成長し、散りが発生するとともに空洞が生成し、その数も増大している。この傾向は、通電サイクルがすすむとともに著しくなり、11では空洞は極めて大きなものとなり、ナゲットの下端には亀裂すらみとめられる。これに対し、 $\delta_1$ 材は、6で急にナゲットが成長し、その大きさは裸材、 $\Gamma$ 材とほぼ同程度となる。ここに見られるナゲット中央の空洞は爆飛によつて生じたものでなく、凝固のときに生じた収縮孔である。この時点では、まだ散りは発生せず、8から11に通電がすすみ、ナゲットがもつとも大きく成長したときに散りが発生している。14では、電極に圧潰されてナゲ

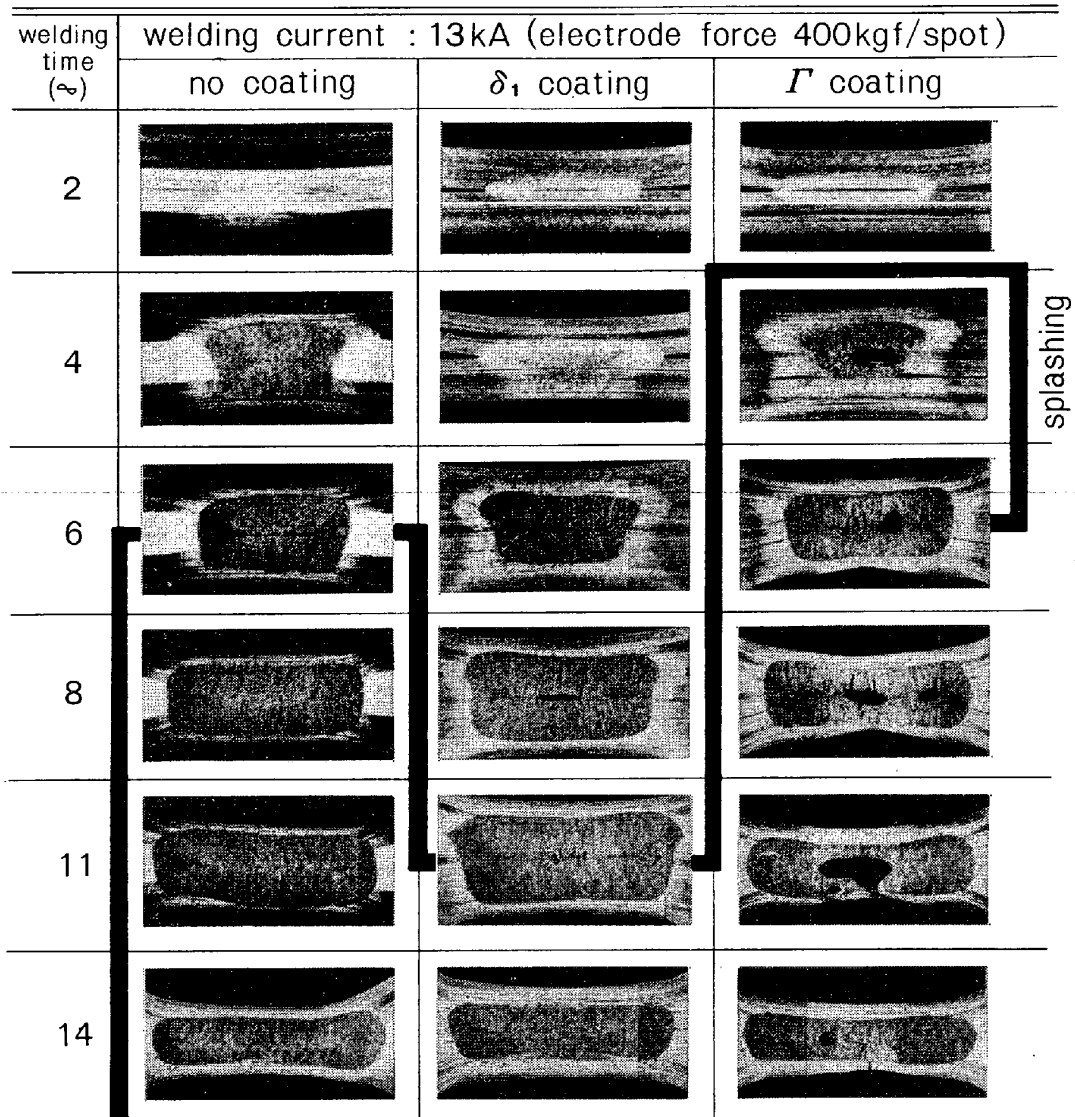


Photo. 5. Macro photographs of the spot welds which show growing steps of nugget and cavity in the specimens; (1) no coating, (2)  $\delta_1$  coating, and (3)  $\Gamma$  coating.

ットは扁平になつているが、これは裸材、 $\Gamma$ 材とも同じである。このように、3者のナゲット形成過程と爆飛発生状況を比較してみると、爆飛の発生するものは $\Gamma$ 材のみで、しかも通電初期のナゲットの成長が著しい時点で、散りが発生し、空洞が形成されることがわかる。しかし、散りが発生しても、裸材および $\delta_1$ 材には空洞が生じていないことを考えると、空洞発生要因は $\Gamma$ 材のみ内在するものでなければならない。

Fig. 6 は、 $\Gamma$ 材 (4s と 8s) のナゲットを EPMA (Zn-K $\alpha$ ) で線分析した結果である。図から、4s のナゲット内には、Zn の濃度の高い部分が数多く存在することが知られる。8s になると、この Zn の高濃度部分が消え、ナゲット内の Zn 濃度は平均化して、その値は 0.5% 程度になり、Zn がナゲット全域に拡散したことを示すようになる。これに対し、 $\delta_1$  材は、6s でも Zn

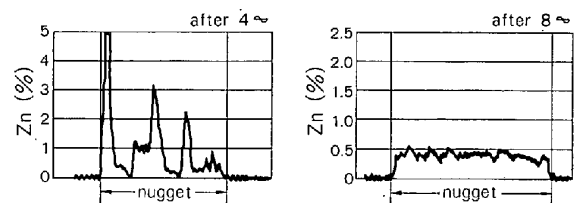


Fig. 6. Concentration profile of Zn in the nugget of the specimen with the coating consisting of  $\Gamma$  phase. —L<sub>1</sub> line—

の高濃度部分は少なく、ナゲット内を精細に線分析しても、わずかに数ヶ所検知されるほどで、14s になると、ナゲット内には Zn はほとんど検知されなくなる。すなわち、 $\Gamma$ 材はナゲット形成の極めて初期の段階(4s)で、主として1枚目と2枚目の接触面にある合金化 Zn めつき層 ( $\Gamma$ 相) の Zn をとりこみ、ナゲット内に溶解する

が、 $\delta_1$  材は、前述のように 6 $\mu$  においても、とりこむ Zn は極めて少なく、ナゲット内の Zn 量は零に等しい。したがって、 $\delta_1$  材はナゲット形成の初期段階で接触面の Zn をとりこむことなく、系外に排除したものと考えられる。

$\Gamma$  相は、結晶構造が bcc<sup>5)</sup> で、硬度は  $\delta_1$ ,  $\zeta$  に比較して著しく高い<sup>5)11)~13)</sup>。 $\delta_1$  相は、hcp<sup>5)</sup> で、硬度は  $\eta$  に比較すれば硬いが、 $\Gamma$  より軟く、むしろ  $\eta$  に近い値である<sup>5)11)~13)</sup>。融点もまた  $\eta$ ,  $\zeta$ ,  $\delta_1$ ,  $\Gamma$  の順に高い<sup>5)</sup>。特に注目すべきことは、Zn-Fe 合金の Zn 蒸気圧の高いことで、Fe の融点近傍の温度 (1500° および 1700°C) では、80%Zn-Fe 合金の Zn 蒸気圧<sup>14)</sup>は  $2.38 \times 10^4$  および  $4.99 \times 10^4$  Torr (31.22 および 66.66 atm) である。

$\Gamma$  材が、通電初期においてナゲット内に Zn をとりこむのは、 $\Gamma$  相が融点が高く、硬いうえ、結晶構造が鋼板素地と同系であるため、密着性が良く、その結果として通電初期の急激な昇温と電極の加圧下においても接触面から排除されることなく、ナゲットの形成と同時にその中にとりこまれたものと考えられる。ナゲット形成の極めて初期においては、Fig. 6 に示したようにナゲット内に高 Zn 濃度の部分が数多く存在し、ナゲット全体に Zn ( $\Gamma$  相) が溶融・拡散するにいたっていない。したがって、このような部分では、Zn の蒸気圧が特に高く、それによつてナゲット内に空洞が形成されるものと推定される。一旦、ナゲット内に空洞が生ずると、電流が流れる断面積が減少するため、電流密度が増大し、その結果、ナゲットの温度が上昇し、一層散りが発生しやすい状態になるものと考えられる。通電初期の昇温には、当然、めつき層の接触抵抗も関与する<sup>4)</sup>。静的接触抵抗の測定結果も、 $\delta_1$ ,  $\Gamma$ , 裸材の順に高く、各々の抵抗値は 51, 294, 898 $\mu\Omega$  (加圧力: 400 kgf, 電極: CF 型 5.5 $\phi$  mm) であつて、ナゲットの形成速さとよい対応をなしている。

## 5. 対 策

### 5.1 材料面からの検討

爆飛発生の主因は、めつき層における  $\Gamma$  相の存在と密接な関係にあり (Fig. 5),  $\Gamma$  相の厚さが 0.3 $\mu$  をこえると、爆飛発生率が急増することが判明した。それゆえ、爆飛をおこさない合金化溶融亜鉛めつき鋼板をつくるためには、Zn めつき層を合金化するとき、 $\Gamma$  相の生成を抑制しながら、Zn めつき層を  $\delta_1$  相にする必要がある。

Zn めつき層の合金化を抑制する方法には、(1) 亜鉛浴中に抑制元素を添加する方法<sup>5)12)</sup> と、(2) 鋼板自身に

抑制元素を添加する方法<sup>5)</sup> とがある。(1)には、Al の添加がもつともよく知られ、その機構に関する研究報告は極めて多い<sup>5)</sup>。(2)については、P を添加した中山らの<sup>10)</sup>の方法がある。いずれも、抑制機構は、添加元素が Fe あるいは Zn と金属間化合物をつくり、Zn めつき層と鋼板素地との境界に存在し、Zn の拡散のバリアとして作用せしめるにある。したがって、亜鉛浴中の Al、または鋼中の P は、それぞれバリアとして有効に機能するように、添加量を適正に保ち、存在形態を適切にするよう (Al の場合は (Fe-Zn)<sub>2</sub>Al<sub>3</sub> の存在確保、P は表面濃化) 熱処理条件を設定しなければならない。

### 5.2 溶接施工法からの検討

Fig. 2 から明らかなように、散り発生領域で設定電流値を一定にして通電時間を変化させても、通電終期の散り発生のタイミングによつては電極変位が B パターンになることがあり、空洞の発生しない電極変位のパターンを確保することは困難である。また、加圧力を増すことは溶接機の構造や能力から制約される場合もあるが、たとえ高加圧力であつても、通電終期の散り発生のタイミングおよび空洞の大きさ等を考えると万全の方法とは言い難い。これに対して、2.2.1 で記したように、通電終了後の電極変位のパターンを A、または  $\theta_E$  の小さい B パターンに制御することができれば、たとえ空洞が発生しても圧潰できるので、爆飛のない溶接が可能である。そこで、全通電時間を溶接時間と後期付加通電時間に分け、溶接時には散りが発生し、空洞が生じても後期で空洞を圧潰させる電流制御法を検討した。基本的な考え方は、溶接時間内では比較的高い電流値を設定し、継手強

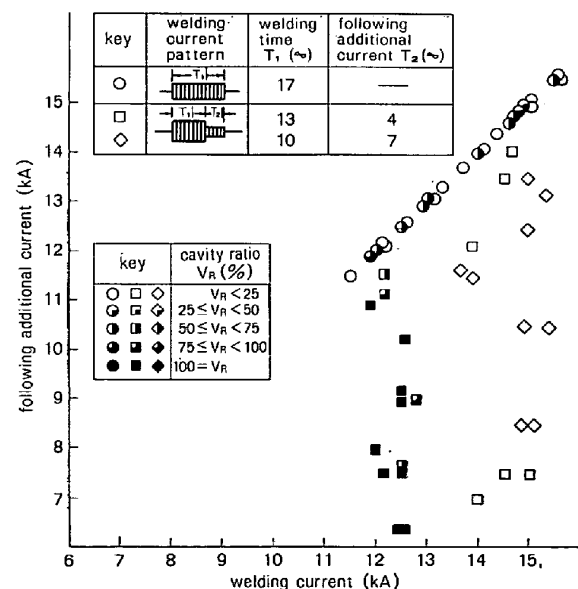


Fig. 7. Effect of main welding current and following additional current on explosion.

度の十分なナゲットを形成せしめ、次いで後期通電時間では電流値を低くし、比較的短時間で残った空洞を圧潰する方法である。この結果を Fig. 7 に示した。図から明らかなように、この方法によれば、空洞のない溶接部がえられることが明らかである。もとより、この方法は爆飛の発生を抑制するための施工法上の一つの手段であつて、すべてではないことを付言しておく。

## 6. む す び

合金化溶融亜鉛めつき鋼板の点溶接部に発生する爆飛現象を解析し、爆飛発生を防止する方法を材料面および溶接法両面より検討した。得られた結果は次のとおりである。

i) 爆飛発生は、すき間のある試験片で溶接電流値を散り発生領域に設定したときにおこりやすく、爆飛発生には、特定の電極変位がみとめられ、電極変位が B パターン (Fig. 2) で、 $\theta_E$  が  $-30^\circ$  以上のとき散り発生量も多く、爆飛は必ず発生する (Fig. 3 & 4)。

ii) 電極変位が B パターンでも、 $\theta_E$  が  $-30^\circ$  より小さいときは、爆飛はおこらない (Fig. 3)。

iii) 合金化 Zn めつき層に、 $0.3\mu$  以上の  $\Gamma$  相を含むときは、爆飛発生率は 10% をこえる (Fig. 5)。

以上の知見にもとづき爆飛の発生機構の考察をおこなつた。

a) Zn めつき層に  $0.3\mu$  以上の厚さの  $\Gamma$  相が存在すると、めつき層の電気抵抗が高くなり、通電開始とともにナゲットの形成が急激に進行する。その結果、鋼板素地に密着した  $\Gamma$  相がナゲット内にとりこまれ、高い圧力の Zn 蒸気を生成し、空洞を生ずる。

b) ナゲット内に発生した空洞は、電流値と通電サイクルを適宜選ぶことにより、通電終期で圧潰することができる (Fig. 7)。

それゆえ、爆飛発生を抑制する対策として考えられる方法は次のとおりである。

1) 合金化 Zn めつき層の  $\Gamma$  相を  $0.3\mu$  未満の厚さにする。すなわち、亜鉛浴中に適量の Al を添加し、Zn めつき層と鋼板素地との境界に  $\sim 0.8\mu$  の  $(Fe \cdot Al)_2 Al_5$  を生成せしめ、同層が消失しないよう合金化処理条件を選び、Zn めつき層を  $\delta_1$  に合金化する。または、鋼に適量の P を添加し、溶融 Zn めつき工程前の焼鈍において鋼板表面に P を濃化するよう焼鈍条件を選び、 $\Gamma$  相の生成を抑制する。

2) 2.2.2 の結果をもとにして、溶接通電時間を 2 分し、前期通電時間で十分なナゲットを形成せしめ、後期通電時間で電流を低く制御して、ナゲットに残った空洞を圧潰する。

## 文 献

- 1) 新版溶接便覧 (1966), p. 429 [丸善]
- 2) 田村幸雄: 第 65・66 回西山記念技術講座, (日本鉄鋼協会編) (1980), p. 264
- 3) 田村幸雄, 近藤正恒, 金井雅仁: 溶接学会 抵抗溶接研究委員会資料 RW-208-81, (1981)
- 4) 浜崎正信: 重ね抵抗溶接 (1971), p. 26 [産報]
- 5) J. MACKOWIAK and N. R. SHORT: Int. Metals Reviews, (1979) 1, p. 1
- 6) M. UREDNICEK and J. S. KIRKALDY: Z. Metallkunde, 64 (1973) 12, p. 899
- 7) W. KÖSTER and T. GÖDECKE: 同上, 61 (1970) 9, p. 649
- 8) G. J. HARVEY and P. D. MERCER: Met. Trans., 4 (1973) 2, p. 619
- 9) 日戸 元, 山崎桓友, 板東誠志郎, 矢部克彦, 未発表 (投稿準備中)
- 10) 中山元宏, 金丸辰也, 岸田宏司: 鉄と鋼, 66 (1980) 11, S1015
- 11) R. DEWITT: Anticorros. Methods Mater., 16 (1969), p. 11
- 12) N. R. SHORT and J. MACKOWIAK: Met. Sci., 9 (1975), p. 496
- 13) G. F. BASTIN, F. J. J. van LOO, and G. D. RIEK: Z. Metallkunde, 65 (1974), p. 656
- 14) O. KUBASCHEWSKI and C. B. ALCOCK: Metallurgical Thermochemistry, 5th ed. (1979) Oxford