アプセット・バット溶接における接合面の 酸化介在物の分散・微細化機構*

安藤 弘平** 仲田 周次** 西田 順紀***

Dispersion Mechanism of Oxide Inclusions at the Interface of Specimens in Upset Butt Welding*

by Kohei Ando**, Shuji Nakata** and Yoshinori Nishida***

Abstract

Dispersing mechanism of oxide inclusions is studied by investigating the behavior of oxide film inserted artificially at the interface of specimens in the upset butt welding process.

Applying the concept obtained in the study of flash welding, the authors presume that good mechanical properties can be obtained, if the oxide film which may exist always in the interface, is dispersed by adopting adequate welding conditions.

It is obtained that if the temperature of the weld interface is above a certain value, welded joints with good mechanical properties are obtained under rapid heating and cooling as in this experiment. By using the model test pieces with oxide film artificially inserted in the interface, it is made clear that a certain maximum temperature in upset butt welding process is necessary for the dispersion of the oxide film. See Figs. 10, 11. Above mentioned critical maximum temperature is measured to be about 1370°C which coincides with the melting point of FeO.

Accordingly the mechanism of the dispersion of the oxide film is understood as follows. As the coupling force between Fe and O becomes weak in liquid state of oxide, O can diffuse easily from the oxide film layer in the interface, giving many fine oxide particles in the neighborhood and no trace of oxide film in the interface.

It must be noticed that dispersion takes place at temperatures below the melting point of steel. The dispersion has little relation to applied mechanical pressure or the deformation of the test pieces. See Figs. 13, 14.

1. 序 論

アプセット・バット溶接法は 現在鋼材などの突合せ溶接として用いられているが、この溶接法では一般にその継手強度の信頼性が低く、そのため高信頼性の溶接継手が必要とする場合にはフラッシュ溶接が用いられているのが現状である。一方フラッシュ溶接現象の研究^{1,2)}によってフラッシュ過程において試材接合端表面に適切な厚さの溶融層を形成させると、アプセット電流を流さなくてもそのまま加圧・変形を溶接部に与えつつ冷却することにより良好な機械的性質の溶接継手が安定してえられることが明かにされている。

アプセット・バット溶接においては 一般に接合面の

酸化介在物が強度を弱める有力な原因となっていると考えられるが、上記フラッシュ溶接の研究によって得られた基本概念をこのアプセット・バット溶接に適用すると、適当な溶接条件下では酸化膜が分散・微細化し、フラッシュ溶接と同様な高信頼度の溶接継手が得られることが期待できると考えられる。

本研究ではアプセット・バット溶接において接合面介在物の挙動にもっとも関係すると考えられる圧接温度と溶接継手の機械的強度との関係を検討したのであって、その結果機械的強度は圧接面温度がある値以上の温度にあると良好になること、そしてそれは接合面の酸化介在物の挙動すなわちその臨界温度(FeOの融点)以上では接合面にある酸化介在物が分散・微細化することが明らかとなった。本報告はこれについての実験ならびに考察を記したものである。なお接合面の酸化介在物のほか金属結晶組織そのものが問題となるが、これについては別稿³⁾に述べている。

* 原稿受付 昭和46年3月31日 (45年度秋季大会に発表)

** 正 員 大阪大学工学部 Member, Osaka University, Faculty of Engineering

*** 正 員 松下電器(株) Member, Matsushita Electric Industry Co., Ltd.

2. 実験方法および使用材料

本研究の目的は 低炭素鋼、中炭素鋼および純鉄を対象として アプセット・バット溶接の基本現象のうちの接合面における酸化介在物の挙動についての知見をうることにある。そこでアプセット過程の接合面温度(最大温度)を広範囲に変化ができ、かつ実験の再現性を良好にするために 比較的大電流を流しえ、かつ加圧力の変動の少ない溶接装置を使用した。これは空気圧シリンダ、板カム式の定格容量 60 kVA のフラッシュ溶接装置を改造したもので、空気圧、カム速度調整弁によってアプセット速度の調整が可能である。

Fig. 1 は上述の溶接装置の構造の概略(平面図)を示したものである。図にみるように 溶接装置は固定プラテン、移動プラテン、電源変圧器、空気圧シリンダ、板カムで構成され、移動プラテンは右後方のシリンダによりカムを介して移動できるようになっている。また大電流測定用の同軸円筒形分流器が固定プラテン側にとりつけられ、これによってアプセット電流値を測定している。

Fig. 1 Schematic diagram of upset butt welder

アプセット電流値および通電時間を自由に制御するために 電源にイグナイトロンが挿入されており、電流値はヒード・コントロールにより、通電時間はタイマーにより調整している。

アプセット過程中に溶接部がうける加圧力は Fig. 1 に示す位置にロードセルを挿入し、その出力を測定することによって行ない、またアプセット量の測定は移動プ

ラテンに取付けられたポテンシオメータによって行い、これらの出力は アプセット電流とともに直記式電磁ソシログラフに導き、記録している。

本実験に使用した材料は炭素量の異なる 2 種の炭素鋼材 (S15C, S45C) および純鉄材で、いずれも直径 13mm の丸棒である。試材の寸法は 使用した溶接装置の電源容量、加圧能力および試材端面の開先形状から 予備実験にもとずいて決定している。Table 1 はこれら 3 種の試材の化学成分を示したものである。

Fig. 2 は本実験に用いた試料端面の開先形状および寸法を示したものである。この形状・寸法は 圧接時における接合面温度を再結晶温度以下から溶融温度以上までの広範囲に変化させ、かつ比較的少量のアプセット変形量で十分な加圧がかかるようにするため 溶接条件を考慮しつつ実験的に定めたものである。すなわち Fig. 2 に示すように 接合面における断面積を母材側のそれより小さくして、その個所の電流密度を大きくし、試材端面に集中的にエネルギーを与え、試材の接合面近傍のみを加熱し、温度勾配を急激にして上述の要求を満している。

Fig. 2 Shape and size of test piece end

溶接条件(電流値、通電時間、加圧力)は上に述べたように試料端面の形状・寸法、装置の性能を考慮して決定したもので、電流値 19,800 A、通電時間 25 サイクル(周波数 60 Hz)、加圧力 1130 kg を採用し、試材の接合面を溶融せしめている。接合面を溶融温度以下にして観察する目的の場合には 実験の再現性をよくするために 小電流・長時間(37 サイクル一定)で行なっている。なお加圧は電流通電前より行ない、加圧力が定常になってから通電して、溶接している。これは 大電流通電による端面金属の飛散を抑制するなど 実験の再現性を改善するためである。

試材表面は 後述の酸化膜をつけた試材以外はすべて

Table 1 Chemical compositions of specimens

	C (%)	Si (%)	Mn (%)	P (%)	S (%)	Cu (%)	Ni (%)	Cr (%)	
S 45 C	0.46	0.30	0.55	0.002	0.002	0.05	0.03	0.05	Normalizing
S 15 C	0.16	0.28	0.53	0.001	0.002	0.08	0.02	0.06	Normalizing
Pure Iron	0.003	—	—	0.001	0.001	—	—	—	Annealing

実験を行う直前に端面をエメリペーパーでみがき、ベンゼンで脱脂する処理をほどこしている。

Fig. 3 は圧接接合面での温度測定位置を示したものである。図のA, Bの二点に径 0.1 mm の白金-白金・ロジウム熱電対（直径 1 mm の絶縁管に封入したもの）を挿入し、直記式電磁オシログラフで電流値など他の測定量と同時に測定・記録している。この時接合面中央での温度（最大値）は周辺のそれより 50~150°C の差（条件によって異なる）がある。以下接合面中央での温度（最大値）を圧接温度と呼ぶこととする。

Fig. 3 Measuring points of temperature in weld interface

後に述べるように この圧接温度が溶接結果——酸化膜の分散——に影響するのであるが、この温度を 通電時間を変化することによって 400~1500°C の範囲にわたって調整している。

3. 圧接温度と溶接継手の機械的強度との関連性

さて、溶接継手の機械的強度は フラッシュ溶接現象の基本概念から考えて 接合面における酸化介在物の挙動——存在形態によって大きく影響をうけると推定される。したがって継手強度はその圧接温度によって大きく左右されると考えてよい。そこで まず始めに溶接部の接合状況（介在物の存在形態をも含めて）が圧接温度にどのように影響されるかを観察するとともに、それと継手強度との関係を検討した。

Fig. 4 は各圧接温度での溶接部の形状を、また Fig. 5 は各圧接温度における接合面近傍の顕微鏡組織を示したものである。いずれも S15C 材の場合を示している。Fig. 4(a) にみるように 圧接温度が 820°C では 接合面近傍のみがわずかに外へ変形するだけで、試材端面の開先部分はいまだその原形を保っている。この時の接合

(a) Temp. = 820°C

(b) Temp. = 1220°C

(c) Temp. = over melting point

Fig. 4 Macrostructure of upset butt welds (S15C)

面近傍の顕微鏡組織を観察すると、Fig. 5(a) にみるように 接合面の多くの場所に黒い介在物があるのが見られ、両試材はいまだ充分に接合していないことを示している。

しかし 圧接温度が 1220°C になると、Fig. 4(b) に見るように 開先部はすべて変形し、接合面での直径は試材のそれより大きくなり、また接合面における介在物は所々にみられるだけである (Fig. 5(b)). さらに圧接温度が上昇し、1380°C あるいは溶融温度以上になると、Fig. 4(c) にみるように開先部分のうち高温の部分はイバリとなって母材の直径より外へ噴出するようになり、この時には 接合面では両試材の結晶は全面にわたって相互に入り組み、接合線は完全に消失している。Fig. 5(c), (d).

Fig. 6, 7 は Fig. 4(b), (c) に示した溶接部の硬度分布を示したものであり、このうち Fig. 6 は圧接温度 1380°C の場合、Fig. 7 は溶融温度以上の場合である。図にみるように溶接線近傍で硬度が上昇しているが、これは熱影響をうけたためと理解され、さらに Fig. 7 の場合のように硬度が溶接線で低下しているのは脱炭のためと理解される (Fig. 5(d) 参照)。

* アプセット過程中における接合面の温度を測定すると、通電中は時間の経過とともにしだいに上昇し、通電停止の瞬間に最大となり、その後は比較的急激に冷却してゆく。このように圧接中の温度は時々刻々変化してゆくので、圧接温度としては最大値をもって示す。

Fig. 5 Microstructure of upset butt welds (S15C, 3% Nital)

Fig. 6 Hardness distribution of the weld (I) (S15C, Temp.=1380°C)

Fig. 7 Hardness distribution of the weld (II) (S15C, Temp.=over melting point)

以上より S15C 材の場合 圧接温度が 1380°C 以上になると、接合面における介在物は消失し、かつ接合面を横切って相互に結晶が入り組んだ状態となって完全な接合が行なわれていると結論される。

以上は S15C 材を用いた場合について述べたのである

が、S15C 材より炭素量の多い S45C 材の場合にも 上述の結論が適用されることを同様な実験によって確認している。

Tables 2, 3 は S15C 材を用いた場合の各圧接温度における溶接継手の引張試験結果および曲げ試験結果を

Table 2 Results of tensile test (S15C)

Temp. at interface	No.	Tensile strength (kg/mm ²)	Reduction of Area (%)	Location of Fracture	Temp. at interface	No.	Tensile strength (kg/mm ²)	Reduction of Area (%)	Location of Fracture
820	1	31	0	W. L.	1380	1	46	44	Base metal
	2	25	0	"		2	45	43	"
	3	30	5	"		3	48	40	"
	4	26	0	"		4	46	45	"
	5	24	4	"		5	47	44	"
1220	1	43	45	Base metal	over melting point	1	48	47	Base metal
	2	45	40	"		2	45	41	"
	3	44	43	"		3	47	45	"
	4	43	41	"		4	45	46	"
	5	44	43	"		5	48	44	"

Table 3 Results of bend test (S15C)

Temp. at interface	No.	Bend angl (°)	Length of crack (mm)	Location of crack
1220	1	180	3	W. L.
	2	"	—	No
	3	"	—	"
	4	180	5	W. L.
	5	180	—	No
1380	1	180	—	No
	2	"	"	"
	3	"	"	"
	4	"	"	"
	5	"	"	"
over melting point	1	180	—	No
	2	"	"	"
	3	"	"	"
	4	"	"	"
	5	"	"	"

Table 4 Results of tensile test (S45C)

Temp. at interface	No.	Tensile strength (kg/mm ²)	Reduction of Area (%)	Location of Fracture
1250	1	65	3	W. L.
	2	77	47	Base metal
	3	63	0	W. L.
	4	60	5	W. L.
	5	61	3	W. L.
1410	1	78	39	Base metal
	2	80	45	"
	3	75	37	"
	4	77	40	"
	5	79	47	"
over melting point	1	78	47	Base metal
	2	76	30	"
	3	74	35	"
	4	77	40	"
	5	80	44	"

示したものである。(溶接継手の引張試験, 曲げ試験ならびに試験片の作製は「フラッシュ溶接部の検査方法」JIS Z 3143 に準拠しておこなっている) 表にみるように 溶接継手の強さ, 絞りは圧接温度によって大きく左右される。すなわち 820°C では 各試験片とも接合面で低強度で破断し, その絞りは小さい。しかし圧接温度が上昇し, 1220°C 以上になると, いずれも破断は母材側で生じ, 良好な強さ, 絞りを呈する。ただし曲げ強さ試験 (Table 3) では 1220°C の場合 5 本の試験片のうち 2 本は長さ数 mm のクラックが発生した。しかし 1380°C, 溶融点以上の場合 各試験片はいずれもクラックを発生することなく 180° まで曲げた。

Table 4 は S45C 材を用いた場合の溶接継手の引張試験結果を示したもので, この場合 圧接温度 1250°C では 5 本の試験片中 4 本までが溶接線で破断し, 引張強さ, 絞りの低下をもたらす。しかし 1410°C あるいはそれ以上になると, いずれの試験片も母材で破断し, 良好な強さ, 絞りを呈する。

S15C 材および S45C 材の引張試験結果, 曲げ試験結

果から 溶接継手の機械的強度は圧接温度が 1380°C 以上になると良好になると結論される。この機械的強度と圧接温度との関係が先に述べた溶接接合部の接合状態 (接合面での介在物の存在形態) と圧接温度との関係と一致していることを考えると, 溶接継手の強度は接合面における介在物の挙動に起因するものと推定される。そこで圧接温度が圧接時における酸化介在物の挙動にどのように影響するかを次項で検討した。

4. 接合面酸化介在物の挙動とその分散・微細化機構

(a) 圧接温度と接合面酸化物の挙動

前項に述べたように 溶接継手の機械的強度はその圧接温度に大きく影響されるが, その原因は 圧接温度が接合面の酸化介在物の存在形態に変化をおよぼすことにあると考えられる。そこで圧接温度と接合面における接合状況とくに酸化介在物の挙動との関係を積極的に接合面に酸化膜を挿入した試材を用いて観察した。そのために炭素量が 0.003% の純鉄材を使用した。それは 結

晶粒が明確で、かつ合金元素が少ないので、変態・析出などによる接合面近傍の状況変化が少ないと考えられるからである。

試験材としては Table 1 に示した純鉄材を焼鈍処理すなわち 970°C において3時間保持した後炉冷し、結晶粒をほぼ均一にしたものを用いている。Fig. 8 はこの純鉄材の顕微鏡組織を示したものである。

試材端面形状・寸法は Fig. 2 に示したものと同じであるが、圧接温度が接合面の酸化介在物の存在状況におよぼす影響をより積極的に観察・検討するため以下のような実験をした。すなわち試験材の一端を 600°C の炉中にて30分間保持した後空冷し、試材端面に積極的に厚さ約 0.1mm の酸化膜を形成させ、その後 Fig. 9(a) に示すように試材端面表面の半分は酸化膜におおわれた状態のままで、端面表面の半分は酸化膜のない状態(エメリペーパーで研磨)に加工し、Fig. 9(b) に示すように酸化膜を有する試材とない試材を突合せ、加圧、通電を行ない、溶接部接合面での酸化膜の挙動を観察した。なお酸化膜を入れた接合面と入れない接合面の温度を検討したところ本実験に用いた溶接条件範囲では同一条件では差が少ないことを観察している。

$\times 50 \times 9/10$
3% Nital

Fig. 8 Microstructure of base metal (Pure iron)

Fig. 10(a)~(d) は 上述のような方法によって各圧接温度における酸化膜の挙動の変化状況を示したものである。すなわち Fig. 10(a) は圧接温度 620°C の場合の酸化膜の存在形態を示している。これにみるように黒い酸化膜が接合面にそのまま存在しており、それに接した部分の結晶は母材のそれに比していちじるしく小さくなっている。この結晶の発生は再結晶によるものとして理解される。

圧接温度が 1270°C になると、Fig. 10(b) にみるように膜は球状化し、ところどころ非常に薄くなっている。

Fig. 9 Method for inserting the oxide film

る。この酸化膜の球状化は接合面温度が上昇し、また接合面の温度にゆらぎがあるため酸化膜の一部が溶融し、界面張力の関係で球状に凝集したためと理解される。

しかし圧接温度が 1440°C になると、Fig. 10(c) にみるように予め挿入された酸化膜は接合面に全く認められず、したがって接合面に接した結晶は各々接合面を越えて互いに入りくみ、ほぼ完全に接合された状態にあると判断される。この事実は圧接温度がそれ以上に上昇し、溶融点以上に上がった場合にもあてはまる。Fig. 10(d)。

このように圧接過程における酸化膜の存在形態はその圧接温度に大きく影響をうけ、とくに温度が 1400°C 以上になると、酸化膜は倍率400倍程度の顕微鏡では全く認められないくらいに分散・微細化する。

Fig. 11(a), (b) は炭素鋼(S15C)材を対象として純鉄材の場合と同様酸化膜の挙動について実験・観察を行なった結果を示したものである。その結果は純鉄材の場合と同様である。すなわち 1250°C の場合には予め接合面に挿入された酸化膜はいまだ明確に観察されるが、 1380°C になると、酸化膜は完全に消失している。これは酸化膜が接合面近傍に分散・微細化されたためと判断される。

なお、この酸化膜の分散・微細化は純鉄材、S15C材の場合と同様S45C材についても生ずることを確認している。

かくして圧接接合面における酸化膜を分散・微細化させるには圧接温度をある臨界温度以上にあげることが必要であり、しかもその温度は試材の溶融温度ではなく、 $1250\sim 1380^{\circ}\text{C}$ の間に存在することが明かとなった。

(b) 接合面酸化物の分散・微細化の機構

試材端面(炭素鋼)を空気中あるいは酸素中で 570°C 以上の温度で酸化させると、最低価酸化物の Wüstite (FeO) 層が金属表面に接して厚く発達し、その上に Fe_3O_4 が存在し、 Fe_2O_3 層は外気と接して最外表面に薄く形成される⁹⁾。この Fe_3O_4 , Fe_2O_3 は温度の上昇によ

(a) Temp.=620°C

(b) Temp.=1270°C

(c-1) Temp.=1440°C
3% Nital

(c-2) Temp.=1440°C
No etching

(d) Temp.=over melting point

Fig. 10 Behavior of the oxide film in upset butt weld (I) (Pure iron, 3% Nital)

り FeO になるが、Fe-O 平衡状態図にみるように FeO 相が溶融し始める温度は 1371°C である。したがって圧接面を 1371°C より高温にあげると、酸化膜は溶融するようになる。そして一般に酸化物は溶融状態においては溶媒中への拡散が非常に容易になる事実から考えて、前述の圧接過程において 圧接温度が上ると酸化皮膜が分散・微細化する事象は本実験のような短時間加熱の下では この FeO の溶融点以上のときに起ると判断でき、1371°C がその分散・微細化の臨界温度であるといえる。

上述のような結論はさらに次のような実験によって確かめた。すなわち Fig. 12 に示すように あらかじめ酸化膜を表面に形成させた S15C 材を酸化膜を介して密

Fig. 11 Behavior of the oxide film in upset butt weld (II) (S15C, 3% Nital)

Fig. 12 Method for investigating the behavior of the oxide film under heating only

着させ、そのまま治具で固定したまま アルゴンを通して電気炉に入れ、各々 1300°C, 1440°C (FeO の融点は

1371°C) で45秒間加熱後 空冷し、酸化膜挿入面の状況を観察した。(試材加熱温度は試片に溶接した白金-白金・ロジウム熱電対で測定している。)

Fig. 13 (a), (b) は加熱温度が各々 1300°C, 1440°C の場合の酸化膜挿入面での顕微鏡組織を示したものである。図にみるように 加熱温度が FeO の溶融点より低い 1300°C では 酸化膜はその形状を完全に保っているが、FeO の融点より高い 1440°C に加熱したときは酸化膜は完全に消失している。

Fig. 13 Behavior of the oxide film under heating only (3% Nital)

Fig. 14 は 1440°C の場合の酸化膜挿入個所近傍を腐蝕しないままで顕微鏡で観察したもので、酸化膜挿入個所付近でも母材の介在物の分散状態はほとんど変わらない程度であり、酸化膜は非常に微細な粒となって分散されていることを物語っている。

Fig. 14 Dispersion of the oxide film
(corresponding to Fig. 13 (b))

以上の実験により 溶接過程において接合面酸化膜を分散・微細化させるには 酸化膜を溶融させることが必要であり, 必ずしも端面金属を溶融させることは必要でない。また酸化膜の分散・微細化には 溶接部の加圧・変形はほとんど関係しないことが理解される。

なお このとき接合面の酸化膜が分散・微細化する機構は次のように理解・説明される。すなわち 一般に Al_2O_3 , MgO などの酸化物の焼結現象の研究において 酸化物の拡散は 酸化物自身の自己拡散のみでなく, 金属の自己拡散および酸素の自己拡散が大きな役割を果たすことが知られている⁵⁻⁶⁾。今 溶接部接合面における FeO の拡散を考えると, FeO はたとえ溶融しなくても それ自体鉄あるいは鋼中に拡散しうが, 加熱温度の上昇とともにその程度も大となる。しかし FeO 自体は分子を形成しているため その分子半径が大きく, 鉄の格子間を拡散するのは非常に困難である。しかし FeO が溶融すると, Fe と O の結合力が弱くなるため O のみが鉄中(鋼中)を拡散することが容易となる。このよう

に 接合面の FeO は それ自体が溶融することによって その中の O のみが鉄(鋼)中に拡散し, その結果 O は鉄(鋼)中に分散して存在するようになる。すなわち FeO 層は消失し, その代りに微細な FeO が酸化膜のあった近傍に分散して存在するようになり, 圧接部の冷却後は再び Fe_3O_4 となって鉄(鋼)中に分散存在する。

5. 結 論

アブセット・バット溶接における接合面酸化介在物の分散・微細化現象について観察・検討し, えられた主な結果を以下に述べる。

1. 溶接継手の機械的強度は圧接温度に大きく左右される。それは接合面酸化介在物の挙動が圧接温度によって影響されるためであると理解される。

2. 接合面における酸化物は 接合面が酸化物の溶融点以上の温度に加熱されると, 分散・微細化される。これは 酸化物が溶融すると, その中の O のみが単独で容易に拡散し, その結果 酸化物自体分散・微細化すると理解・説明される。

3. FeO の場合 その溶融点 (1371°C) は鋼のそれよりも低く, したがって 接合面をこの酸化物の溶融点以上に加熱されれば良好な機械的強度の継手が得られる。鋼自体の溶融点に加熱する必要はない。

参 考 文 献

- 1) 安藤弘平, 仲田周次, 福井一郎, “鋼のフラッシュ溶接現象の研究”(第3報), 溶接学会誌, Vol. 40 (1971), No. 2, 137
- 2) 安藤弘平, 中村孝, 仲田周次, 福井一郎, “鋼のフラッシュ溶接現象の研究”(第4報), 溶接学会誌, Vol. 40 (1971), No. 3, 232
- 3) 安藤弘平, 仲田周次, 西田順紀, “アブセット・バット溶接における溶接部の結晶の微細化”, 溶接学会誌次号掲載予定。
- 4) 相山正孝, “金属材料の加熱と酸化”, 誠文堂新光社, 昭和39年
- 5) Y. Oishi, W.D. Kingery “Self-Diffusion of Oxygen in Single Crystal and Polycrystalline Aluminum Oxide” J. Chem. Phys. 33 (1960) 480
- 6) Y. Oishi, W.D. Kingery, “Oxygen Diffusion in Periclase Crystal” J. Chem. Phys. 33 (1960) 905