

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。

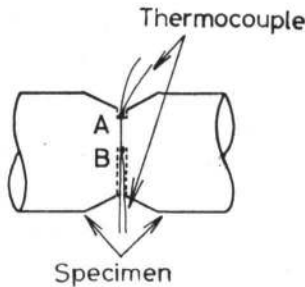


Fig. 3 Measuring points of temperature in weld interface

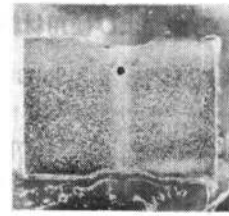
後に述べるように この圧接温度が溶接結果——酸化膜の分散——に影響するのであるが、この温度を 通電時間を変化することによって 400~1500°C の範囲にわたって調整している。

3. 圧接温度と溶接継手の機械的強度との関連性

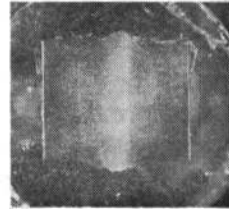
さて、溶接継手の機械的強度は フラッシュ溶接現象の基本概念から考えて 接合面における酸化介在物の挙動——存在形態によって大きく影響をうけると推定される。したがって継手強度はその圧接温度によって大きく左右されると考えてよい。そこで まず始めに溶接部の接合状況(介在物の存在形態をも含めて)が圧接温度にどのように影響されるかを観察するとともに、それと継手強度との関係を検討した。

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はまだその原形を保っている。この時の接合

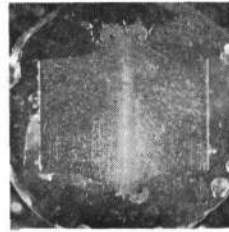
* アプセット過程における接合面の温度を測定すると、通電中は時間の経過とともにしだいに上昇し、通電停止の瞬間に最大となり、その後は比較的急激に冷却してゆく。このように圧接中の温度は時々刻々変化してゆくの、圧接温度としては最大値をもって示す。



(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、両試材はいまだ十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)。

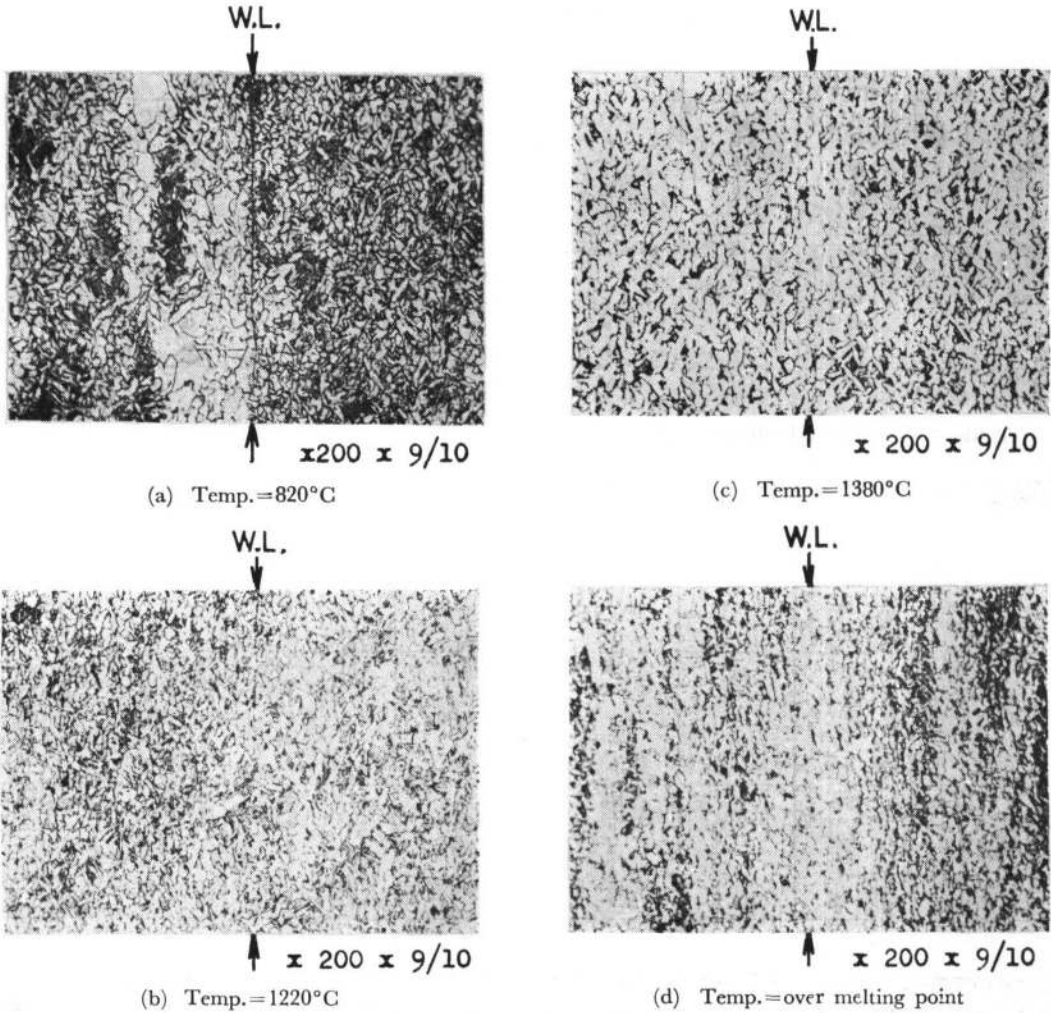


Fig. 5 Microstructure of upset butt welds (S15C, 3% Nital)

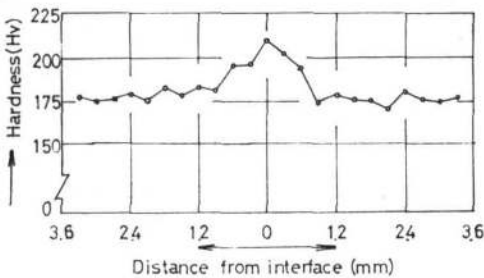


Fig. 6 Hardness distribution of the weld (I) (S15C, Temp.=1380°C)

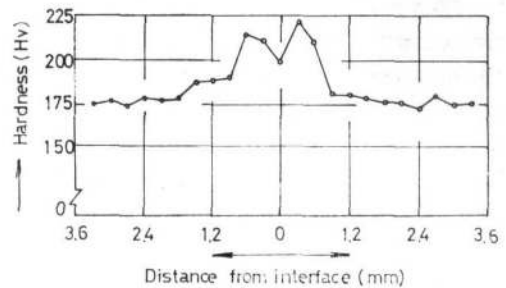


Fig. 7 Hardness distribution of the weld (II) (S15C, Temp.=over melting point)

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

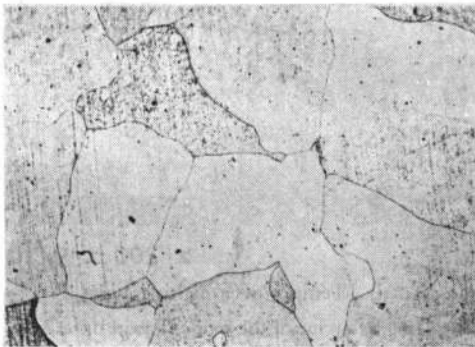
が、S15C 材より炭素量の多い S45C 材の場合にも 上述の結論が適用されることを同様な実験によって確認している。

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

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 0.1 mm 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。



× 50 × 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

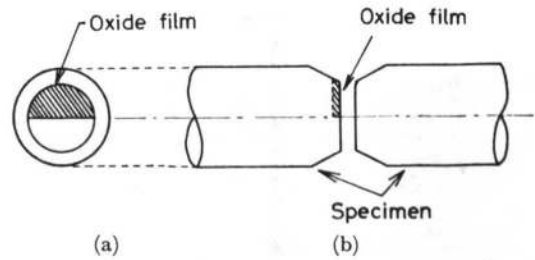


Fig. 9 Method for inserting the oxide film

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であると判断される。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。

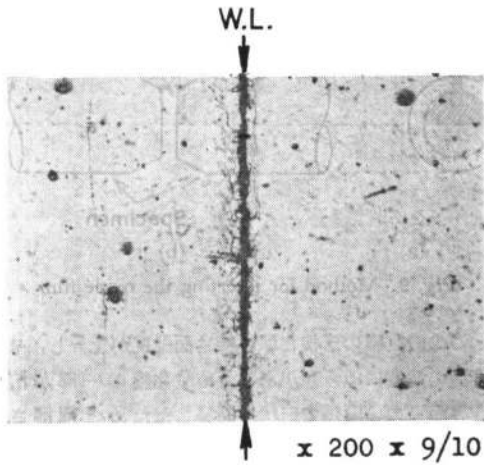
Fig. 11(a), (b) は 炭素鋼 (S15C) 材を対象として 純鉄材の場合と同様 酸化膜の挙動について実験・観察を行なった結果を示したものである。その結果は純鉄材の場合と同様である。すなわち 1250°C の場合には 予め接合面に挿入された酸化膜はいまだ明確に観察されるが、1380°C になると、酸化膜は完全に消失している。これは 酸化膜が接合面近傍に分散・微細化されたためと判断される。

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。

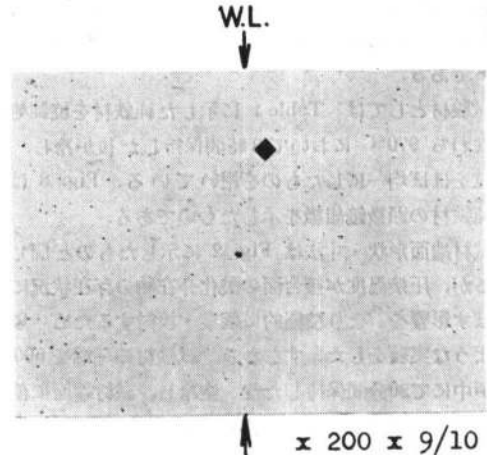
かくして 圧接合面における酸化膜を分散・微細化させるには 圧接温度をある臨界温度以上にあげることが必要であり、しかもその温度は 試材の溶融温度ではなく、1250~1380°C の間に存在することが明かとなった。

(b) 接合面酸化物の分散・微細化の機構

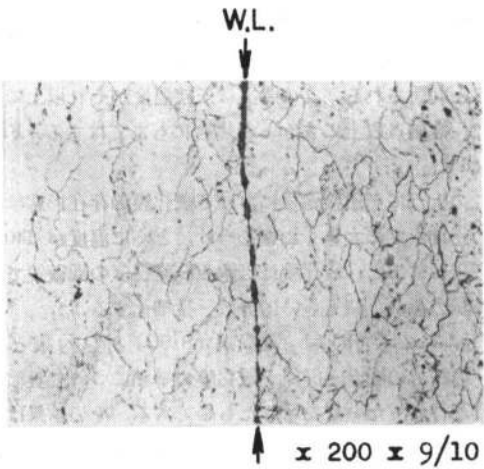
試材端面(炭素鋼)を空気中あるいは酸素中で 570°C 以上の温度で酸化させると、最低価酸化物の Wüstite (FeO) 層が金属表面に接して厚く発達し、その上に Fe₃O₄ が存在し、Fe₂O₃ 層は外気と接して最外表面に薄く形成される⁴⁾。この Fe₃O₄, Fe₂O₃ は温度の上昇によ



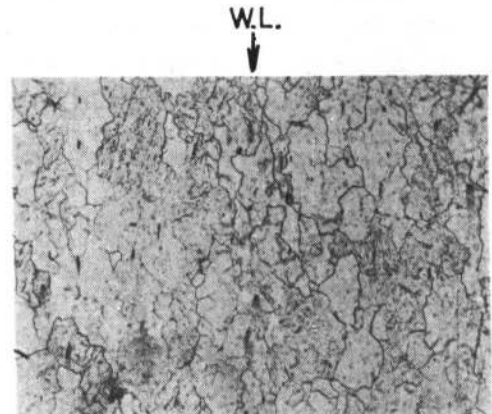
(a) Temp.=620°C



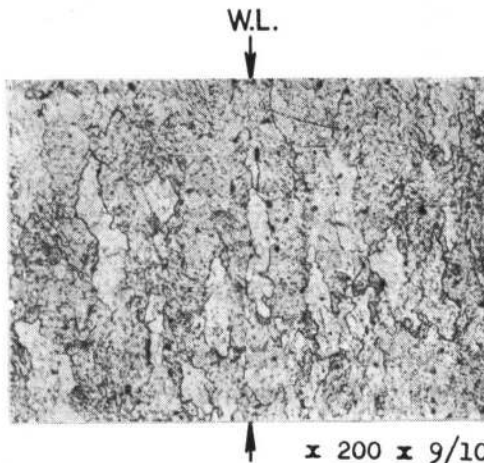
(c-2) Temp.=1440°C
No etching



(b) Temp.=1270°C



(d) Temp.=over melting point



(c-1) Temp.=1440°C
3% Nital

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

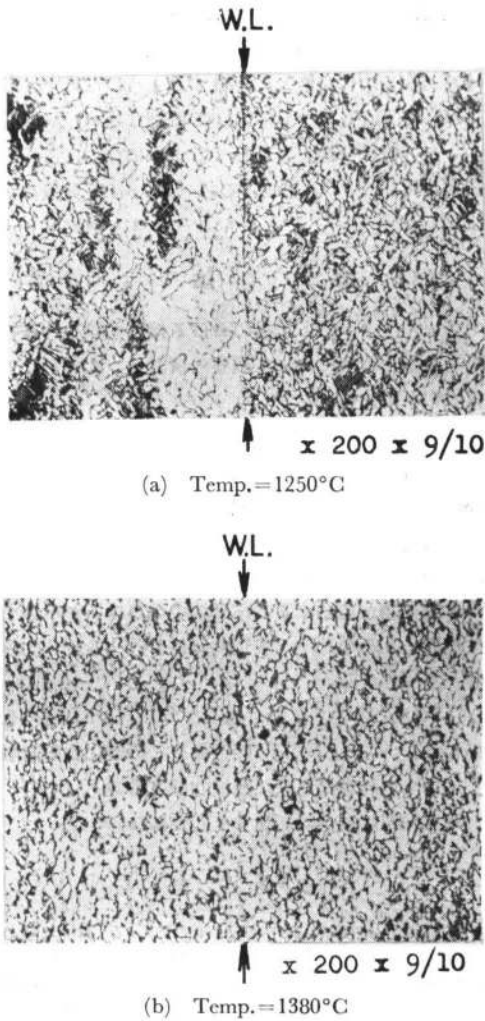


Fig. 11 Behavior of the oxide film in upset butt weld (II) (S15C, 3% Nital)

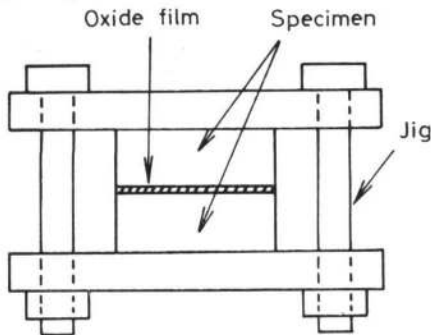


Fig. 12 Method for investigating the behavior of the oxide film under heating only

着させ、そのまま治具で固定したまま アルゴンを流した電気炉に入れ、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。

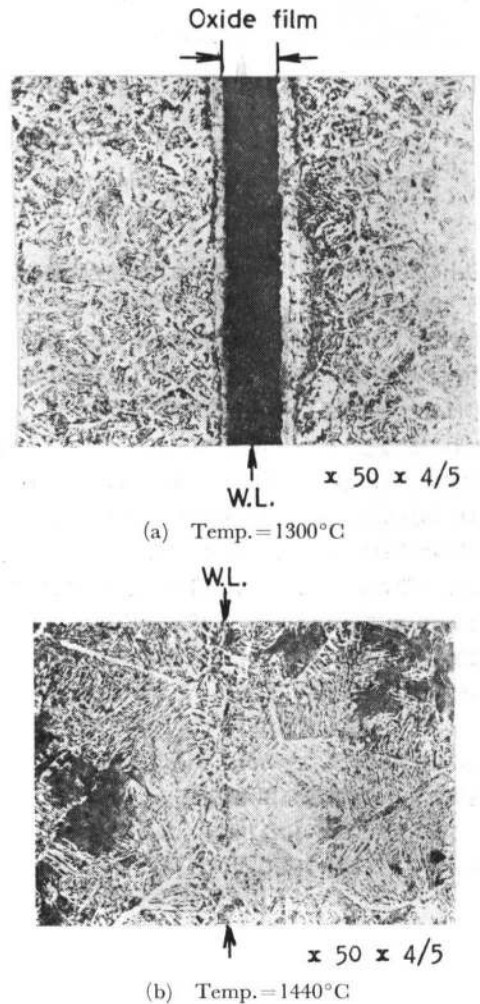


Fig. 13 Behavior of the oxide film under heating only (3% Nital)

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と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。

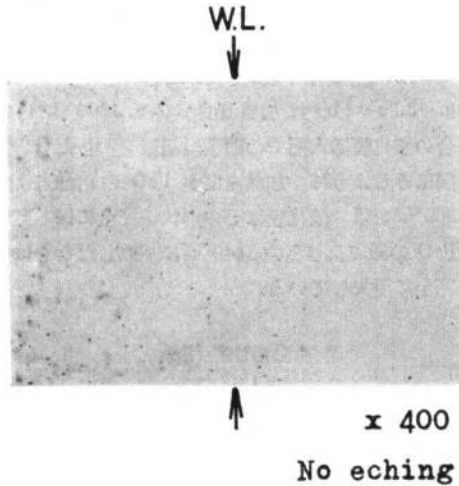


Fig. 14 Dispersion of the oxide film
(corresponding to Fig. 13 (b))

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 ($1371^{\circ}C$) 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) 福山正孝, “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