

Fig. 9 Strength and fracture condition.

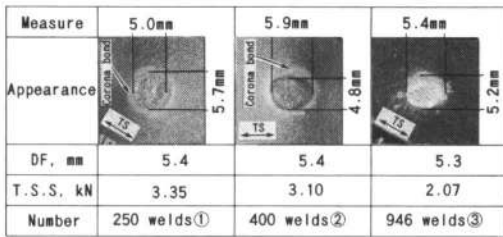


Fig. 10 Comparison of weld quality in the same fracture diameter.

あることが確認された。

以上のことから、Fig. 8 中の同一の破断径に生じる約 1 kN の最大最小差や回帰直線から大きく逸脱する品質はコロナボンドの形成ならびにナゲットの生成状態が大きく影響しているものと推定される。

3.3 酸化皮膜と通電条件の影響

3.3.1 溶接電流の選定

Fig. 11 は Al-4.5 Mg について材料表面性状ならびに通電時間を変化させた 4 種類の試験片 (a~d) の溶接電流と強度の関係を示したものである。断面観察からナゲット径がほぼ 5 mm を有する電流値は各試験片とも 25 kA 程度となるが、得られる強度はそれぞれ異なる。酸化皮膜が薄く MgO の分布の少ない酸洗浄材 (b と d) では a と c に比べ高い強度が得られ、通電時間が長い d はさらに高強度が得られる。逆に a と c は酸洗浄材 (b と d) に比べ低電流 (20 kA 程度から) でボタン破断となる傾向がみられた。

3.3.2 打点初期の強度特性

Fig. 12 は各試験片 (a~d) の初期 2~100 打点の全点における平均強度とバラツキを示したものであり、打点に伴う電極の変形や損耗等の経時変化の影響が少ない打点初期の品質として Fig. 13 のナゲット形状とコロナボンド形成状態もあわせて考察する。120 msec 通電 (c と d) に比べて 60 msec 通電 (a と b) ではその断面観察においてナゲット端部 (または外周) に板の合わせ線が認められることからコロナボンドは形成していないものと判断した。このようにコロナボンドが形成していない場合はナゲットのみの接合強度となりバラツキは小さくなる傾向がみられる。酸洗浄材 (b) は電極-板間の発熱が抑制されて板厚方向へナゲットが成長 (溶融部拡大) しにくいためか、a に比べ若干偏平なナゲットを生成する傾向

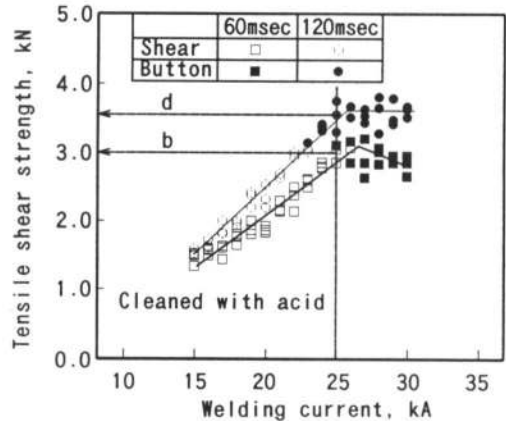
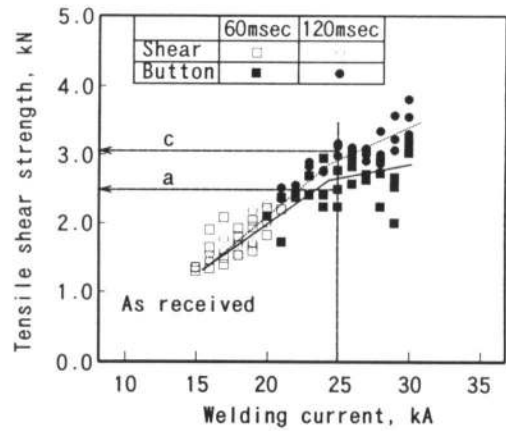


Fig. 11 Relationship between welding current and strength.

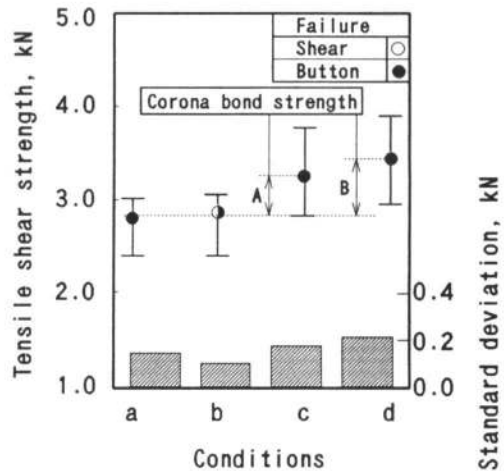


Fig. 12 Initial strength of each joint.

にある。さらに酸洗浄材 (b) は Fig. 14 に示すように圧痕中心での板厚が厚い (インデンテーションが小さい)。このようにナゲット周辺の板厚減少が少ないことならびに引張せん断時の変形を受けにくい状態にあるために、ボタン破断しにくくなっているものと考えられる。

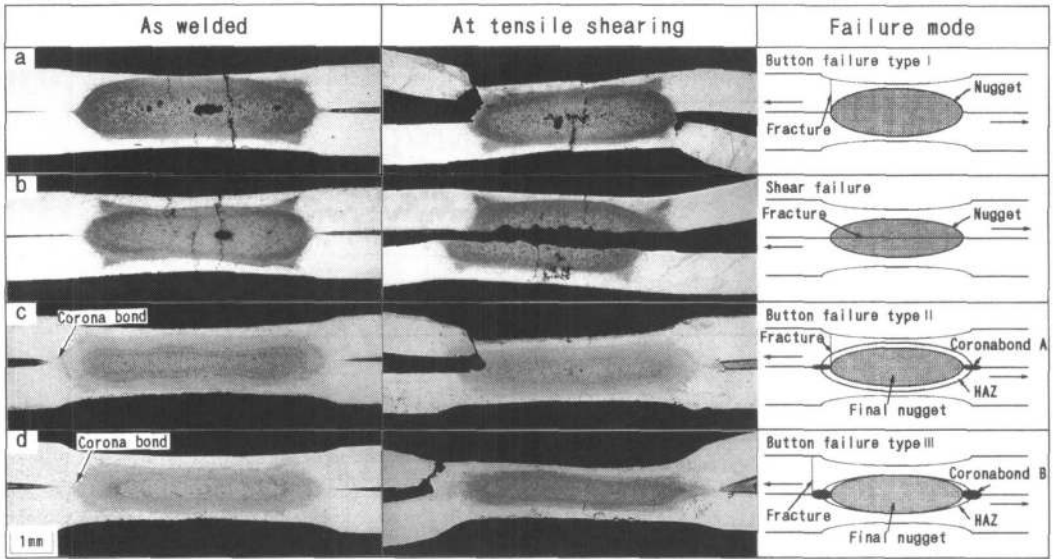


Fig. 13 Cross section of weld and classification of failure mode.

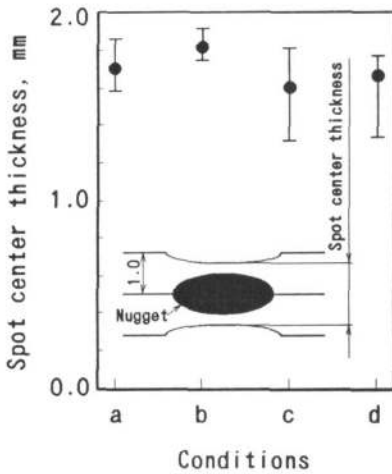


Fig. 14 Spot center thickness of each joint.

120 msec 通電(cとd)ではその断面観察においてナゲット端部(または外周)に板の合わせ線が認められずナゲット端部(または外周)にコロナボンドが形成していると判断した。このようにコロナボンドが形成している場合はナゲット外周に接合部が拡大するために高強度となるが、その形成が一様でないためバラツキは大きくなる。なおここで、表面活性の高い酸洗浄材(d)は接合強度がより高くなり(Fig. 12中A<B)コロナボンド外周部での破断も確認された。

以上のことは、Fig. 15に示す各試験片の代表的な硬さ分布からも以下のように類推される。120 msec 通電(cとd)ではナゲット外周に約0.5 mm幅の硬化部がみられ、この硬化部がコロナボンド部の上下部に相当することからコロナボンド部に局所的な塑性変形が加えられていることを示唆している。この塑性変形がコロナボンド部を圧着する方向に流動することがコロナボンドを形成させる一因であると考えられる。逆に60 msec 通電(aと

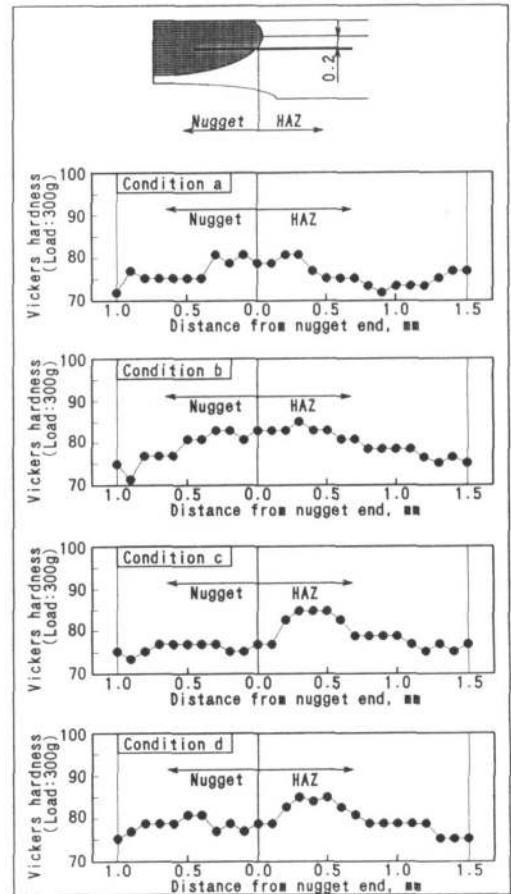


Fig. 15 Hardness distribution of each joint.

b) ではナゲット外周に局部的な硬化部がみられないことからナゲット周辺塑性流動が生じていないこと、すなわちコロナボンドの形成 (圧接) 環境にないものと考えられる。さらに、120 msec 通電 (c と d) の分布が同様であることから形成されるコロナボンドの大きさにはあまり差異はないものと考えられるが、強度的に差異がみられ酸洗浄材(d)の表面活性が強固なコロナボンドの形成に寄与していることが推察される。

3.3.3 破断形態の分類

さらに Fig. 13 には各試験片 (a~d) の代表的な破断形態もあわせて示した。引張せん断試験におけるスポット溶接継手の破断を従来からのシャ-とボタンという二形態で分類すると a c d は全てボタン破断となるが、コロナボンドの形成の影響を加味するとそれぞれ破断形態が異なる。d はコロナボンド外周破断 (Type III) で a と c に比べて強度ならびに破断径が大きくなる。a と c は破断径が同等であってもコロナボンドの寄与により c

の方が高強度となり、a をナゲット外周破断 (Type I) とすると c はコロナボンド寄与のナゲット外周破断 (Type II) になる。また、a と b は強度ならびにナゲット径が同等であっても圧痕の状況などによって破断形態が異なり、b ではシャ-破断 (ナゲット内破断) になりやすいことが確認された。さらに、ここではみいだされなかったがシャ-破断においてもコロナボンドの形成の影響を加味するとコロナボンド寄与のシャ-破断も存在し、例えばシャ-破断で高強度となる Fig. 10 の①などがそれにあたるものとおもわれる。

3.3.4 連続打点溶接性 (強度バラツキ因子の分離)

Fig. 16 は各試験片 (a~d) の打点に伴う強度ならびに接触径の変化を示したものであり、Fig. 17 の打点後の電極先端表面状況とあわせて考察する。c は前述の軟鋼板との比較にてとりあげたものと同条件であり、本結果においても前試験と同程度の強度バラツキを有している。よって、この c の状態を基に Fig. 18 に示すように酸

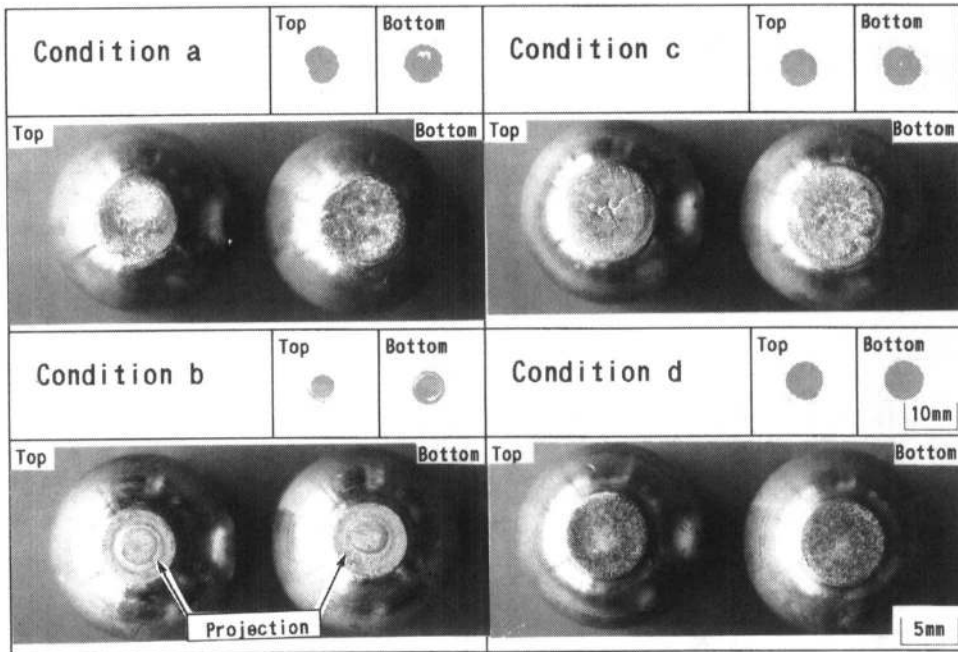


Fig. 17 Electrode tip end surface conditions after spot welding.

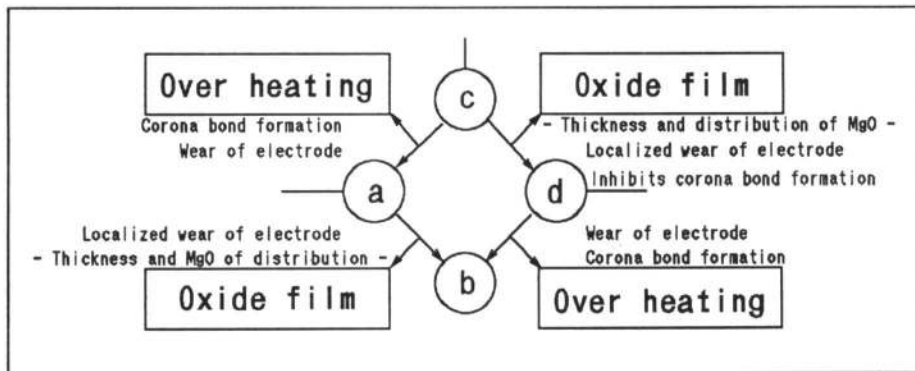


Fig. 18 Analysis of strength variation factors.

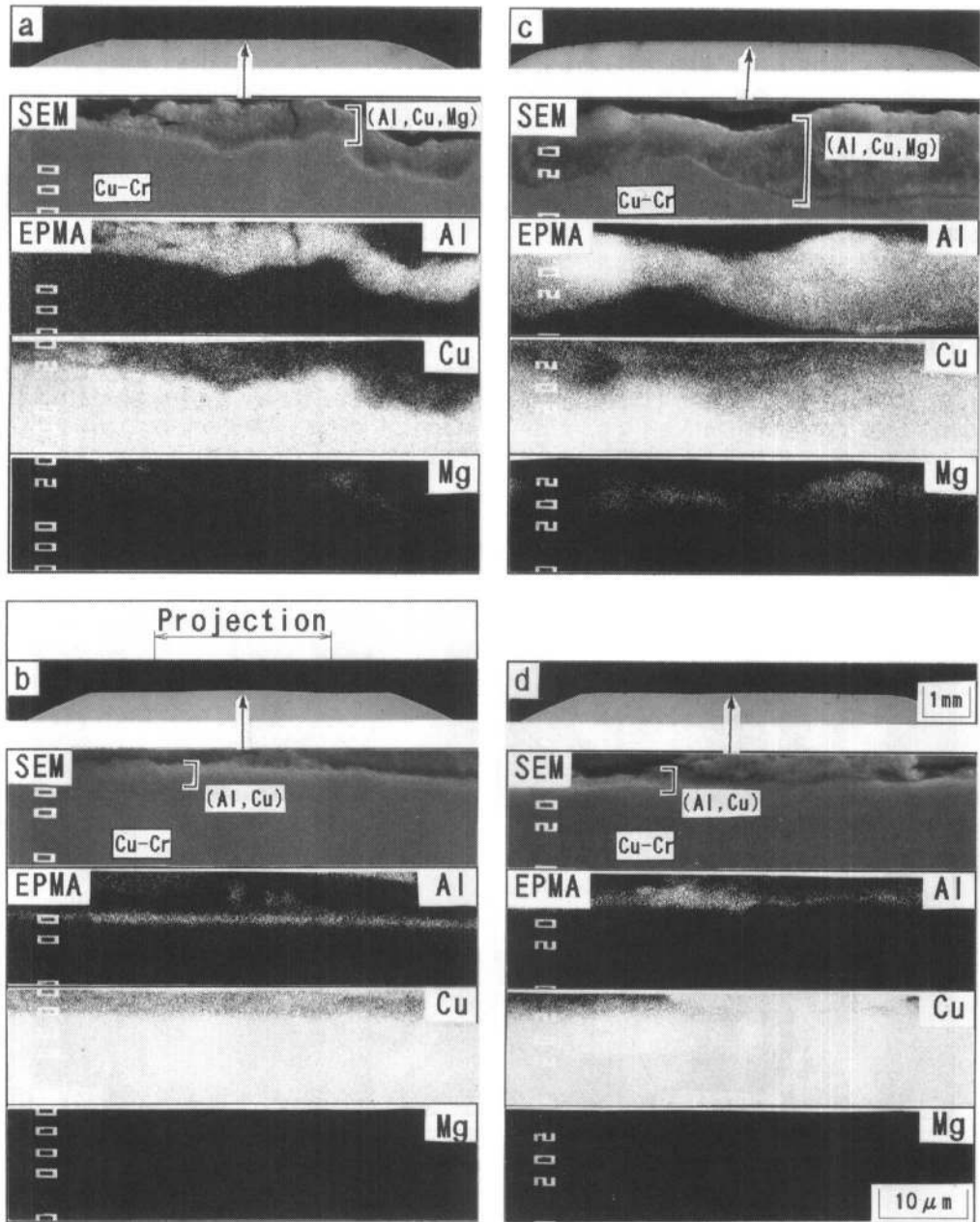


Fig. 19 Observation of electrode cross section after spot welding.

酸化皮膜や過入熱を取り除いてbの状態に至る手順で強度バラツキ因子の分離を試みた。

3.3.4.1 酸化皮膜 (酸化皮膜厚, MgO の分布)

a→bならびにc→dで強度バラツキが低減するのは、酸化皮膜除去による電極-板間の発熱抑制における電極損耗の軽減と損耗状態の均一化によるものと推察される。例えばbではaで見られるような接触径の拡大傾向が認められず、dでは電極損耗は生じているもののcより接触径の変化が単調であるとともに均一な損耗状態が確認された。さらにdでは酸洗浄による表面の活性化のために強固なコロナボンドを形成していることが予想される。

以上のことから、酸化皮膜は電極の局部損耗をもたらすとともに安定したコロナボンドの形成を阻害するものと推定される。なお、ここでaとcにおいて低強度のボタン破断が生じる原因は不明である。

電極損耗状態については、Fig. 19に示す打点後の上部電極断面観察結果中のSEM像から、bとdの表面はaとcに比べ平滑であることならびにAlの付着層(合金層)が薄くMgの分布がみられないことも確認された。

3.3.4.2 過入熱

c→aならびにd→bでは強度が低下すると同時にバラツキも低減する。これは、コロナボンドの形成が抑制されたための効果と考えられる。コロナボンドは高強度

