



## 高強度薄鋼板のスポット溶接性

須藤正俊\*・野村伸吾\*<sup>2</sup>・溝口孝遠\*<sup>3</sup>・田中福輝\*<sup>2</sup>

### Spot Weldability of High Strength Steel Sheets

Masatoshi SUDO, Shingo NOMURA, Takao MIZOGUCHI,  
and Yoshiki TANAKA

#### 1. はじめに

高強度薄鋼板を自動車用鋼板として使用する場合には、成形後溶接される例がほとんどである。したがって成形性のみならず溶接性のすぐれた高強度薄鋼板の開発が望まれている。その溶接法もスポット溶接、アーク溶接、ろう付け等と種類も多く、しかも薄板の溶接を考える時には母材材質のみならず、溶接機器の性能、継手形状、溶接条件など考慮すべき重要な因子も多い。これらについては田村のすぐれた解説があるので参照されたい<sup>1)</sup>。

そこで本講では最近関心の高い自動車用高強度薄鋼板のスポット溶接性に的を絞る、これに影響を与える要因および溶接部品質評価方法(表1)のうち主なものについて最近の成果をまとめる<sup>2)</sup>。

なお防錆用鋼板は実用上ますます重要となる鋼板であり、しかも溶接上の問題点も多いが<sup>3)</sup>、その品種も流動的であり、また報告も少ない<sup>4)</sup>ので省略する。

#### 2. 溶接部品質の評価方法

スポット溶接部の品質の評価方法には非破壊検査と破壊検査があり、通常は破壊検査が多く用いられている。代表的な破壊検査の種類を図1に示す。実験室的によく用いられるのは、図1a～cに示す試験片を用いての引張試験および疲労試験である。引張せん断試験は溶接部の冶金的因子に比較的影響されず、溶接部の最大強度を示す。十字、U字引張試験は溶接部に対して、はくり方向の荷重が負荷されるので、溶接部品質により破断形態が変化し、したがって強度も変化する。

自動車生産現場においては、ピール試験、せん断試験、たがね試験が採用されている。なかでも図1dに示すたがね試験が簡便さのゆえに多用されている。この試験の負荷方向は十字引張りとはほぼ同様であり、溶接部には厳しい評価方法である。同一の溶接部品質でも評価方

法によつて破断強さおよびプラグ径などが変わるので注意を要する。

図2に溶接部の断面の模式図を示す。溶融した部分はナゲットと呼ばれており、マルテンサイトを含む柱状晶から成っている。熱影響部における板の合わせ面は圧接状態で、コロナボンドと呼ばれている。この部分には潜在的なき裂が存在し、シートセパレーション先端の切り欠き形状とともに、十字引張強さ・疲労強度を低下させる大きな要因となつている。散りは入熱過大により溶融金属がコロナボンド部から飛散したものである。

破断様式の分類を図3に示す<sup>5)</sup>。これは十字引張試験の例であるが、せん断引張試験の場合も片方のき裂位置を鏡面对称に下側の位置に移動させることで、まったく同様に分類できる。ナゲット内面状破断は十字引張りやたがね試験で、とくにナゲット径が小さい場合や板厚が厚い場合に生じやすい。破断位置が2から4に移動するにしたがつて、溶接部の強度も増大する。なお破断2～4により残つた部分はプラグまたはボタンなどと呼ばれている。

鋼板のスポット溶接性は図1a～cの試験片を用い、引張りおよび疲労試験を行い、次の項目に従い評価される。

- ①鋼板の溶接性の難易度をあらかず適正溶接条件の広さ、
- ②溶接部の引張強さなどの静的特性、
- ③溶接部の疲労強度

#### 3. 適正溶接条件範囲

適正溶接条件範囲を定めるには、Weldability Lobe(図4)<sup>6)</sup>がよく用いられている。その上限は散り発生(Expulsion)限界電流である。なお実生産ラインでは散り発生条件下でも溶接される場合が多いことから、最近では母材と電極との溶着(Pick-up)限界も合わせて求められることがある。一方下限は一般的にはプラグ破断

昭和56年11月6日受付(Received Nov. 6, 1981)(依頼解説)

\* (株)神戸製鋼所中央研究所(Central Research Laboratory, Kobe Steel, Ltd., 1-3-18 Wakinohamacho Chuo-ku Kobe 651-11)

\*<sup>2</sup> (株)神戸製鋼所加古川製鉄所(Kakogawa Works, Kobe Steel, Ltd.)

\*<sup>3</sup> (株)神戸製鋼所中央研究所 工博(Central Research Laboratory, Kobe Steel, Ltd.)

表 1 薄鋼板のスポット溶接性に影響を及ぼす主要因および溶接部品質評価方法

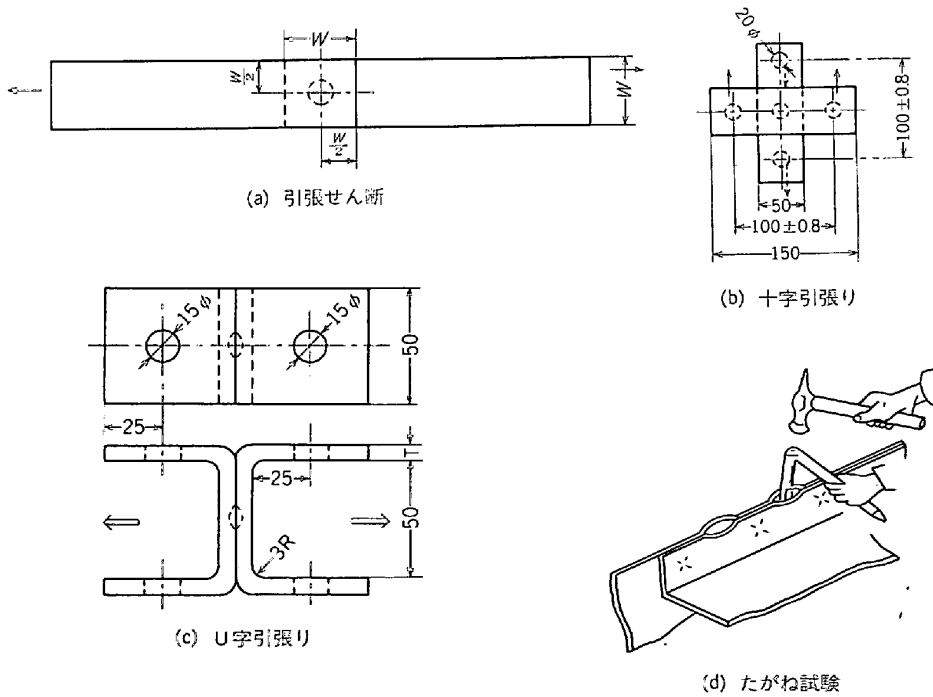
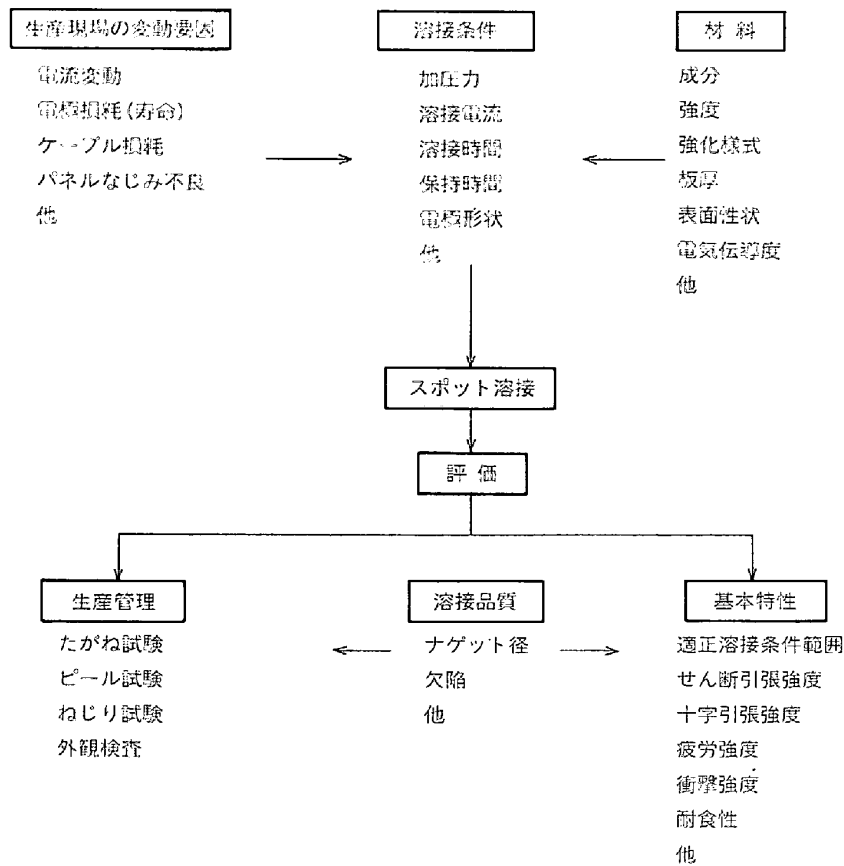


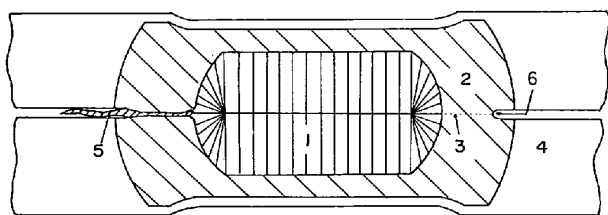
図 1 スポット溶接部の強度測定用試験片形状

限界が取られることが多いが<sup>7)</sup>、その他いくつかの定義があり、どの定義を採用するかで最適溶接条件範囲の広さは異なる。

成形用高強度鋼板として広く使用されている P 添加

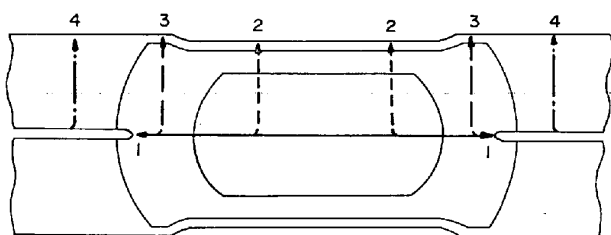
Al キルド鋼板と軟鋼板の適正範囲とを対比して図 4 に示した<sup>7)</sup>。散り発生限界を上限とすると、適正溶接条件範囲は若干狭くなっていることがこの図からわかる。

図 5 は下限をピール試験でのプラグ径で評価した時



- 1 ナゲット (溶融部)
- 2 熱影響部 (HAZ)
- 3 コロナボンド (圧接部)
- 4 母材
- 5 散り (中散り)
- 6 シートセパレーション先端

図 2 スポット溶接部断面の模式図



- 1 ナゲット内面状破断 (Interface fracture)
- 2 ナゲット内プラグ(状)破断 (Plug fracture in nugget)
- 3 熱影響部内プラグ(状)破断 (Plug fracture in HAZ)
- 4 母材破断 (Fracture in base metal)
- 5 複合型破断 (Compound fracture, 図示しないが破断 2~4 の組み合わせ)

図 3 スポット溶接部の十字引張試験の破断様式

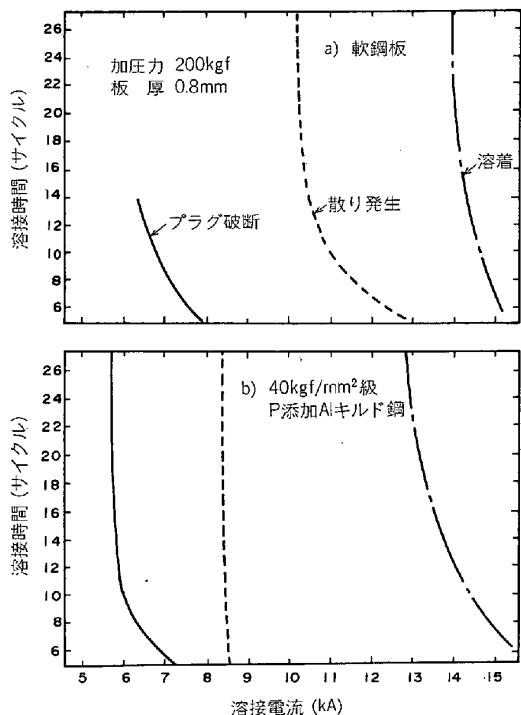


図 4 軟鋼板 (a) および P 添加 Al キルド鋼板 (b) の適正溶接条件範囲

の適正溶接条件の広さと (C+P) との関係を示している<sup>8)</sup>。(C+P) が増加するとナゲット内破断が生じプラグ径が小さくなるため最適範囲は狭くなっており、P 添加 Al キルド鋼の成分設計の 1 つの制約条件となっている。

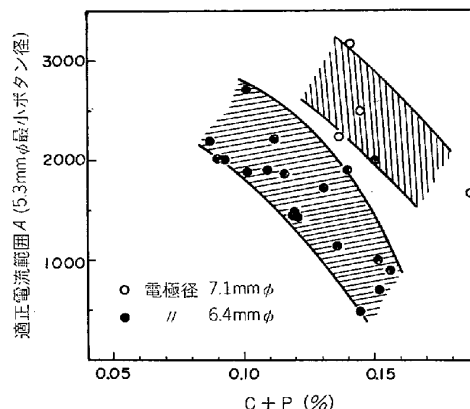


図 5 (C+P) 量と適正溶接電流範囲との関係

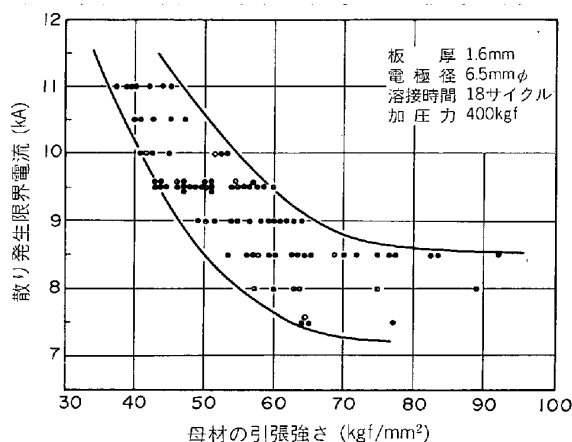


図 6 散り発生限界電流と母材引張強さとの関係

適正溶接条件は加圧力や電極径等によっても変わり、これらを増すと適正範囲は広がる<sup>2)</sup>。このような適正範囲の変化は、下限値に比べて散り発生限界電流の変動が大きいためである。母材強度が増すにつれて、散り発生限界電流は低下 (図 6) する傾向<sup>9)</sup>にあるが、ばらつきが大きく母材強度のみでは整理できないことがわかる。この理由については、母材の比抵抗、接触抵抗、熱伝導度の変化が考えられてきたが、山内ら<sup>10)</sup>は散り発生限界電流は母材強度よりも、母材電気抵抗でよく整理できるとして次式を提案した。

$$R_{sp} = Si + 0.25(Mn + Cr)$$

ここで  $R_{sp}$  は散り発生限界の抵抗。

一方田中ら<sup>11)</sup>は、加工硬化材、高炭素鋼等も含め、母材強度と変形抵抗を大きく変えて調査し、母材強度も合わせて考慮することが必要であるとして次式を示している。

$$I_{ex} = 11.27 - 0.032TS - 0.081\rho$$

ここで  $I_{ex}$  は散り発生限界電流、TS は室温での母材引張強さ、 $\rho$  は室温での母材電気抵抗。

しかし、これらの解析はある溶接条件下でえられた値であり、普遍的な式ではない。すなわち電極形状や板厚が変われば、これらの係数は変化すると考えられる。

### 4. 溶接部引張特性

溶接部の強さに影響を与える因子は、継手の幾何学的形状と溶接部の材質そのものに大別しうる。継手形状についてまず簡単に記しついで材質の影響について述べる。

#### 4.1 溶接条件および継手形状の影響

継手の板幅を増すと引張せん断強さ (TSS) は増大し、ある幅以上で一定となる。これは幅が狭い場合は母材強度よりも溶接部の強さが強いいため母材破断が起こる。板幅が広くなるにつれて破断位置が溶接部に移行するためである。この破断位置が遷移する板幅の限界値  $W$  は、 $W > 2.5 \times D_n$  で表される<sup>12)</sup>。ここで  $D_n$  はナゲット径である。

継手の重ね代についても板幅と同一傾向が認められる。これは重ね代を増すと溶接部周辺の負荷側の応力集中が緩和されるためである。重ね代  $L$  と  $D_n$  との比 ( $L/D_n$ ) が 2.5~3.0 以上になると TSS は飽和するといわれている<sup>13)</sup>。

適正な溶接条件であれば電極径が増すにつれてナゲッ

ト径も増加する。 $D_n$  が増すと図 5 に示すように TSS および十字引張強さ (CTS) は増大する<sup>14)</sup>。これらの結果を整理すると、プラグ破断が生じる場合の TSS は次式であらわされる<sup>9)</sup>。

$$TSS = F \times t \times D_n \times TS$$

ここで  $F$  は定数 (軟鋼: 3.1),  $t$  は板厚,  $TS$  は母材の引張強さ。

なおナゲット内面状破断が生じる時はコロナボンド径の二乗に比例する<sup>9)</sup>といわれる。

板厚については通常電極径を同時に変えているため純粹にその影響を求めたものはない。しかし同一ナゲット径に補正して既発表データを整理すると、TSS は板厚とともに直線的に増大している<sup>9)</sup>。

つぎに溶接電流の影響を図 8 に示す<sup>11)</sup>。TSS はある電流でナゲットが生成されると、それまでのほぼ零から不連続的に急増する。その後コロナボンドの成長とともにゆるやかに増大し、散り発生 (図中矢印) 後も TSS のばらつきは小さい。一方 CTS は低電流側では、TSS と同様な挙動を示すが、散り発生後はばらつきが大きくなり、強さが低下する。このような挙動は高強度鋼板で

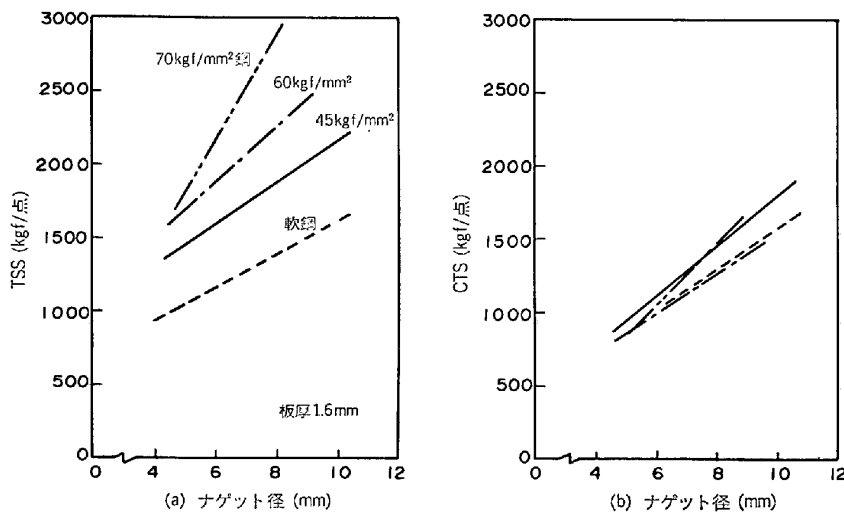


図 7 引張せん断 (a) および十字引張強さ (b) とナゲット径との関係

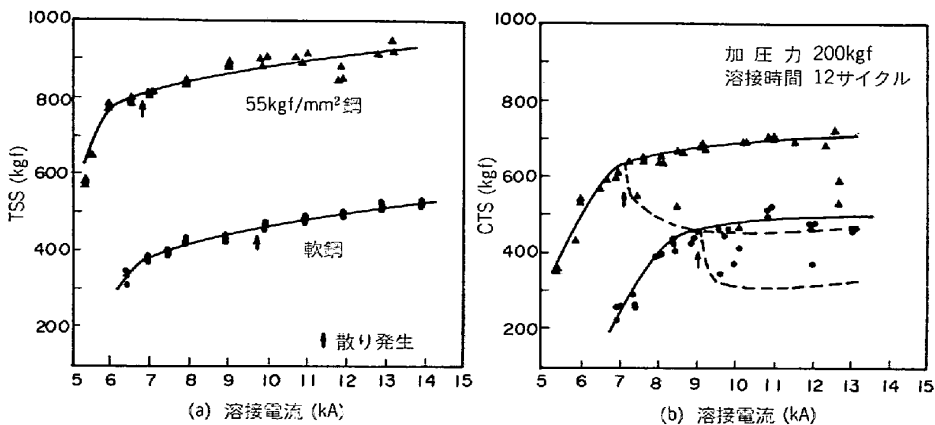


図 8 溶接部のせん断引張強さ (a) および十字引張強さ (b) と溶接電流との関係

も軟鋼と変わらない。散り発生後の十字引張強さの低下は自動車生産現場において大きな問題となつているが、その原因はいまのところ明確でない。

以上述べたように、スポット溶接部の強度は継手の幾何学的因子によつて大きく左右されるが、なかでもナゲット径の影響は大きく、十字引張強さを改善する有力な手段である。

#### 4.2 母材材質の影響

母材の強度と溶接継手の強度との関係は4.1においても一部触れた。図9に広範囲な強度範囲の材料について、TSS, CTS と母材引張強さとの関係を示す<sup>14)</sup>。TSSはTSが増すとともに増大している。一方CTSはTSが増してもあまり増加せず、ばらつきも多くなり場合によつては逆に低下している。この原因について能勢らはナゲット内破断が生じているためであり、母材の化学成分にも依存するとしている<sup>14)</sup>。成分と十字引張強さとの関係については多くの報告がなされている。以下に代表的な成分との関係について述べる。

炭素量を増してもCTSは増大せず、0.15 wt% 以上

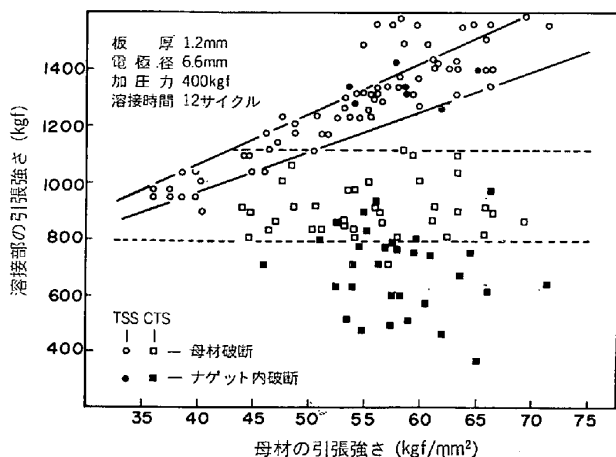


図9 母材の引張強さと継手特性との関係

になると逆に低下(図10)している。破断様式がナゲット内破断に変わるためである。この低下が生じる限界炭素量は、板厚や他の成分にも影響され、一概には決められない。

SiはCTSを増大させる唯一の元素である。図10(b)から明らかのように2%Siまでは増加するが、それ以上になるとナゲットがフェライト相になるためCTSも逆に低下する<sup>9)</sup>。

P添加Alキルド鋼板はプレス成形性が良好のため、最近よく使用されている。このためこの鋼板についての報告も多い。Pを多くしすぎるとナゲット内破断が生じるようになり、CTSは低下する。この限界値は炭素量などに左右されることが確認されている。代表的実験結果から限界値の表示式を求めると次のようになる。

$$P+3S+1.54C < 0.239^{14)}$$

$$C+P < 0.11^{10)}$$

$$2p+4S+C+Mn/60+Si/30$$

$$\leq \begin{cases} 0.24 & (\text{保持時間 } 25 \text{ サイクル})^{15)} \\ 0.31 & (\text{保持時間 } 5 \text{ サイクル}) \end{cases}$$

このような限界値の表示式の相違は板厚の違いによる冷却速度の差によるものと考えられる。最近板厚の影響まで考慮した式も提案されている<sup>16)</sup>。なおFord社は受入規準として  $C+P < 0.15\%$  を規定している。

P添加鋼のナゲット内破断が生じる原因については十分解明されていない。山内ら<sup>10)</sup>はP量の非常に高い材料の溶接断面をEPMAで調査した結果、柱状晶の粒界にPの偏析が認められ、破壊は粒界破壊であり、その破面単位とはほぼ対応していることから、Pの偏析による脆性破壊であるとしている。しかしテンパー処理を行いナゲット内破断が生じなくなつた場合にも、Pの偏析は認められるため、Pの偏析のみならず、溶接部周辺の硬さとの関係により破断様式が決まるものと考えている。

上記成分以外のMn, Al, Nb, Vなど<sup>9)14)</sup>の十字引

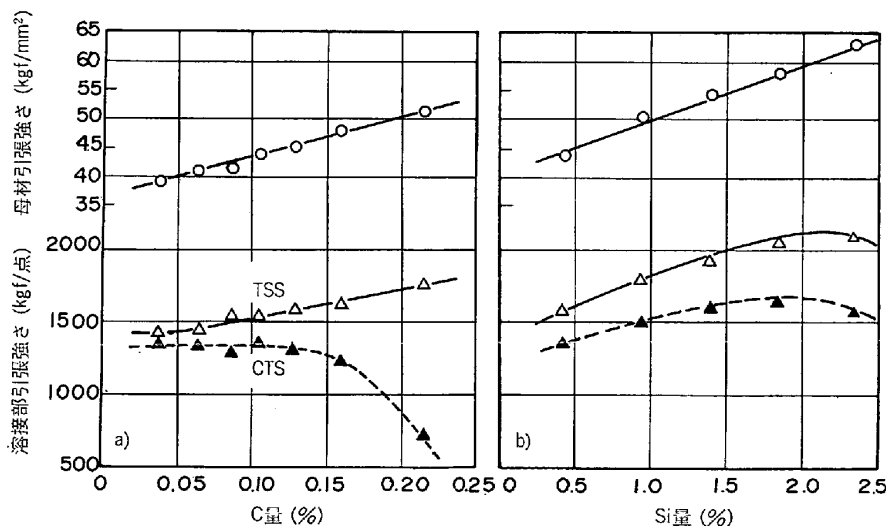


図10 溶接部引張強さとC量(a)およびSi量(b)との関係

張強さへの影響についても調べられているが、通常使用量の範囲内であれば、炭素と同様ほとんど影響はない。

最近もつとも注目を集めている Dual Phase 鋼板に関する報告は少ないが、B. POLLARD ら<sup>17)</sup>は通常の軟鋼板と差はないと報告している。これはスポット溶接の冷却速度が早いと軟化域が生成しないためであるとしている。しかしながら Dual Phase 鋼の成分、製造方法によつてはこの結論は変わる可能性があり、今後の検討が望まれる。

回復型の高強度材のスポット溶接性は、熱影響部に軟化域があらわれ、破断位置が限定されるため溶接性は低下しないとされている<sup>8)</sup>。

以上、溶接部の強さと母材材質との関係について述べてきた。引張せん断試験での破断様式については十分な検討がなされている<sup>18)</sup>のに対し、十字引張試験での破断様式は十分解明されておらず、今後さらに検討する必要がある。

### 4.3 溶接条件変動の影響

これまでは理想的溶接条件下での溶接現象について述べてきた。しかし実際の生産現場においては、溶接電流の変動や溶接部品のなじみ不良等の溶接条件変動があり、このような条件を考慮した報告も多い<sup>1)</sup>。図 11 は 1.4 mm 厚さの板を用い、すき間高さを 1.6 mm、幅を 20 mm とした場合の適正溶接条件範囲の広さを示したものである<sup>19)</sup>。材料強度が増すにつれて、適正条件範囲は狭くなり、60 kgf/mm<sup>2</sup> 級の材料では散りの発生なくして溶接することが難しくなる。また図 12 に示すように低加圧側では、軟鋼でも溶接開始時には上下の板が接触しておらず、何サイクルかの無効電流 (WT<sub>1</sub>) が流れた後、板が軟化・接触して溶接が開始される<sup>20)</sup>。この開始するまでの時間は高強度材ほど長くなつており、溶接部の強度不足が生じやすくなる。すなわち生産現場で得られる溶接部品質は実験室的に得られる品質よりも著しく低下しているといえよう。

生産現場ではこれらの条件変動を最小限にすべく、溶接制御機器の改良やプレス精度の向上に努力が払われて

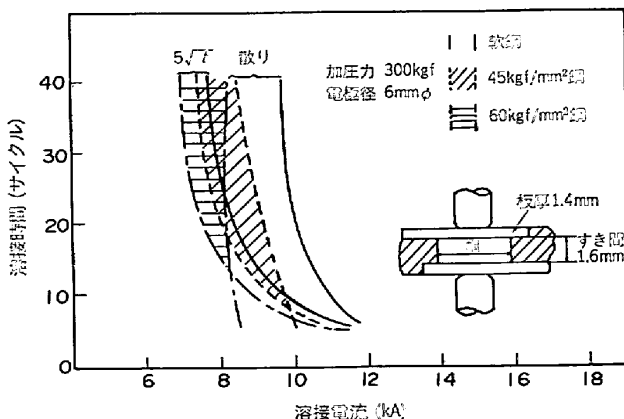
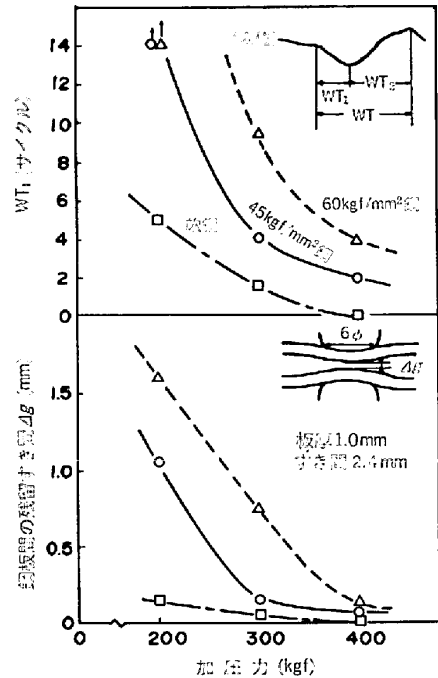


図 11 すき間高さ 1.6 mm の場合の適正溶接条件



WT: 全通電時間, WT<sub>2</sub>: 接触部を通して電流が流れた時間  
図 12 すき間が接触するまでの時間と加圧力および母材引張強さとの関係

いるが<sup>1)</sup>、条件変動を皆無にすることは不可能である。またこのような変動条件下で溶接品質を安定させるためには、電極径を増すことが有効であるが、設備的な制約や、経済性に問題があり、あまり大きくできない。すき間ができないように形状凍結性の良い、あるいは溶接条件が変動しても十字引張強さがあまり低下しない高強度鋼板を開発する必要がある。

## 5. 溶接部の疲労特性

スポット溶接部の疲労強度については、継手形状の影響など設計面からのアプローチは盛んである<sup>21) 22)</sup>。しかし材料の組織因子と溶接部の疲労特性の関係などを疲労の機構と関連づけて論じた研究結果は少なく、緒についたばかりと言えよう。溶接継手一般の疲労特性を金属組織学的観点を中心として、これを力学的側面と結びつけて論じたものに堀部らのすぐれた解説<sup>23)</sup>がある。そこで、本節ではスポット溶接継手の疲労の機構に絞つてまとめた。

### 5.1 母材材質の影響

溶接部の疲労強度は母材の強度が増すにつれて高荷重低サイクル側では増大するが、低荷重高サイクル側では母材強度には依存しないとの実験結果が多い<sup>24) ~ 27)</sup>。図 13 にその一例を示す<sup>25)</sup>。10<sup>5</sup> 回以下の低サイクルでは軟鋼板に比して高強度鋼板の方が長寿命であるが、10<sup>7</sup> 回における強度にはほとんど差が認められない。変態強化鋼等の場合にも、10<sup>7</sup> 回における疲労強度はほとんど変わらず、わずかにベイナイト組織鋼がマルテンサイト組織鋼よりもすぐれているとの報告<sup>24)</sup>もある。平面曲げ疲

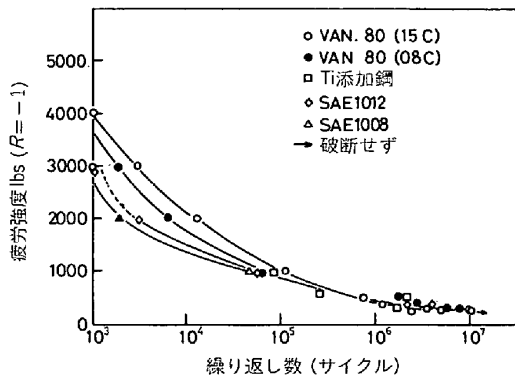


図 13 板厚 1.85 mm の VAN-80 (0.08C および 0.15C) 鋼, Ti 添加鋼, SAE 1012, SAE 1008 鋼のスポット溶接継手の疲労強度

労試験の場合にも、溶接部の疲労強度は母材の強度にはあまり依存しないとの結果がある<sup>26)</sup>。

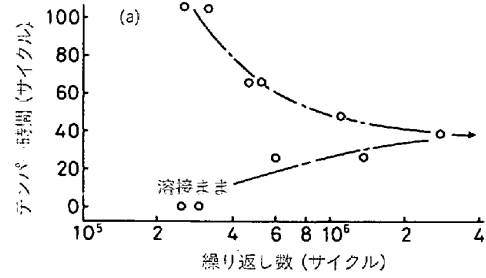
P 添加 Al キルド鋼および D. P. 鋼の溶接部疲労強度に関する報告はきわめて少ない。わずかなデータから判断すると P 添加 Al キルド鋼および D. P. 鋼の疲労強度はともに図 13 に示した傾向とほぼ一致するようである。

一方、母材強度が増すと溶接部疲労強度は低下<sup>28)</sup>、あるいは増加するとの相反する報告もあり、必ずしも母材強度の影響は明確でない。この理由は、溶接部の疲労強度はナゲット径等の継手の幾何学的条件の影響をうけるほか、引張せん断荷重を加えたときに発生する曲げモーメントが塑性変形により試験中に変化するなど<sup>29)</sup>、疲労試験中に複雑な現象が生じ、純粋に母材材質の影響を取りだして議論することがむずかしいためである。ただし少なくとも母材の引張強さは溶接部の高サイクル領域における疲労強度の支配的因子とはなりえないことは、これまでにえられた結果から確かなようである。

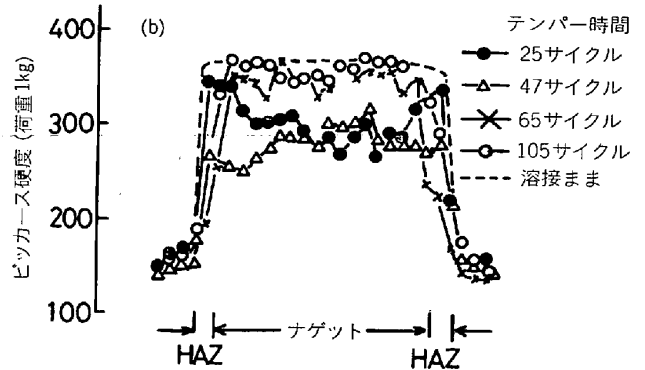
5.2 残留応力の影響およびその軽減方法

スポット溶接継手の疲労強度は残留応力に大きく影響されることがしばしば指摘されている。青山ら<sup>30)</sup>は溶接部の周辺に冷間加工を施すと残留応力が圧縮に転じ、疲労強度が増大することを示した。また引張り・圧縮のいずれの残留応力が存在しても溶接端における疲労き裂の発生寿命に変わりはないが、圧縮残留応力が存在するとその後のき裂伝ば速度が著しく低下し、溶接部よりも母材部で破断し、溶接部に停留き裂が残されることを見いだした<sup>30)</sup>。

一方、スポット溶接後テンパー処理を行うと<sup>28)31)</sup>、あるいは継手全体を加熱して応力除去を行う<sup>32)</sup>と、疲労強度は改善される。せん断荷重を一定としたときの疲労寿命におよぼすテンパー通電時間の影響を図14(a)に示す<sup>31)</sup>。最適テンパー条件では疲労寿命が約 10 倍程度延長することが示されている。テンパー通電時間を変えたときの硬度分布変化 (図 14(b)) をみると、最適テンパー



Corten 鋼の引張特性: YS 40.0 kgf/mm<sup>2</sup>, TS 51.3 kgf/mm<sup>2</sup>, El 32%



板厚 1.6+1.6 mm 加圧力 1000 kg 溶接電流 14500 A 溶接時間 25サイクル 冷却時間 75サイクル テンパー電流 77% (溶接電流との比) 繰返し荷重 400 kg/点

図 14 Corten 鋼の疲労寿命 (a) および溶接部硬度分布 (b) に及ぼすテンパー時間の影響

条件のときにナゲット部の硬度が最低となつている。これらの現象とテンパー処理による残留応力の変化とは相関があることは容易に推定されるが、テンパー条件と残留応力との関係を実測した例は見あたらず、今後の成果に期待したい。

5.3 スポット溶接継手の疲労の機構とこれに関連する材料特性

低サイクル側では母材の強度がある程度反映されるのに対して、高サイクル側では母材強度との相関が認められなくなる理由、ならびにスポット溶接部の疲労特性を支配する材質上の主因子は何か、それらは溶接条件によつてどの様に影響を受けるのかを明らかにするためには、疲労過程に生じる現象の詳細な観察と解析を行い、疲労の機構についてより深く考察することが必要と思われる。以下これに関連した若干の研究例を紹介する。

(1) き裂の発生と伝ばの過程

佐藤らによれば<sup>21)</sup>、0.8 mm 厚の軟鋼板にて 10<sup>4</sup> 回のオーダの低サイクルで破断するものは、図 15 に示すように、まずシートセパレーションの先端からき裂が進行し、途中から母材部に別のき裂が発生し、このき裂が進展して最終破断に至る。一方高サイクル (10<sup>5</sup> 以上) の破断では、き裂はシートセパレーションの先端より HAZ を通つて進行し破断に至る。しかし板厚を 1.6 mm に増すなどにより曲げ剛性を高めると、低サイクル

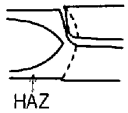

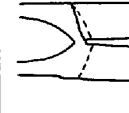

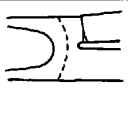

L (%)	ナゲット径 $D_n$ (mm)		
	8.2	5.9	4.1
25	 $P_1=177\text{kg}$ $N=6.0 \times 10^5$	 $P_1=148\text{kg}$ $N=6.1 \times 10^5$	 $P_1=108\text{kg}$ $N=9.6 \times 10^5$
50	 $P_1=355\text{kg}$ $N=4.7 \times 10^4$	 $P_1=296\text{kg}$ $N=3.4 \times 10^4$	 $P_1=217\text{kg}$ $N=4.0 \times 10^4$

図 15 ナゲット径、荷重レベル( $P_1$ )と疲労寿命( $N$ )  
疲労破断様式との関係  $L = (P_1/TSS) \times 100$

側でもき裂は未溶着部先端から HAZ を通って進行する。これらの観察結果は、図 13 などに示された結果と密接な関連があると思われる。

低サイクル領域においてシートセパレーション先端以外の場所からのき裂発生条件および機構を明確にすることも残された課題の一つである。このためにはき裂の発生過程を支配するナゲット周辺部での繰返し塑性変形挙動<sup>33)34)</sup>およびシートセパレーション先端におけるき裂の伝ば特性との相対関係について詳細に検討する必要があると思われる。ナゲット周辺の繰返し弾塑性挙動については Y. R. KAN の研究があるが<sup>35)</sup>、まだ実際のき裂発生の状態を説明するには至っていない。実用上は高サイクル領域におけるシートセパレーション先端からのき裂の進展がより重要である。材料の金属学的、力学的挙動の面からスポット溶接部の疲労を取り扱うにはまずこの問題を検討・解決しなければならない。

## (2) シートセパレーション先端からのき裂の進展

シートセパレーションは一種のクラック状の欠陥と考えられ、先端の応力拡大係数の変動幅  $\Delta K$  とこれに対する HAZ の疲労き裂の進展限界  $\Delta K_{th}$  や進展速度、さらには溶接残留応力がき裂伝ば特性に及ぼす影響など破壊力学的な立場での考察が可能であろう<sup>36)</sup>。

Pook は<sup>37)</sup>引張せん断荷重を受ける 1 点および 2 点スポット溶接継手の応力拡大係数を求め、OVERBEEKE ら<sup>32)</sup>による疲労試験結果を  $\Delta K_I$  で再整理した。その結果 1 点あたりのせん断荷重で整理すると図 16(b) に示すように 1 点継手と 2 点継手とで荷重-寿命関係に違いが認められるのに対し、 $\Delta K_I$  で整理した図 16(a) ではほぼ同じばらつきの範囲内に入ることを示し、破壊力学的扱いの可能性を示唆した。

しかし板厚やナゲット径等の幾何学的因子の他に材料の強度・組織の因子を組み込んで継手の疲労強度を破壊力学的な扱いにより定量的に予測することを可能とするためには、多くの解決すべき問題点が残されている。た

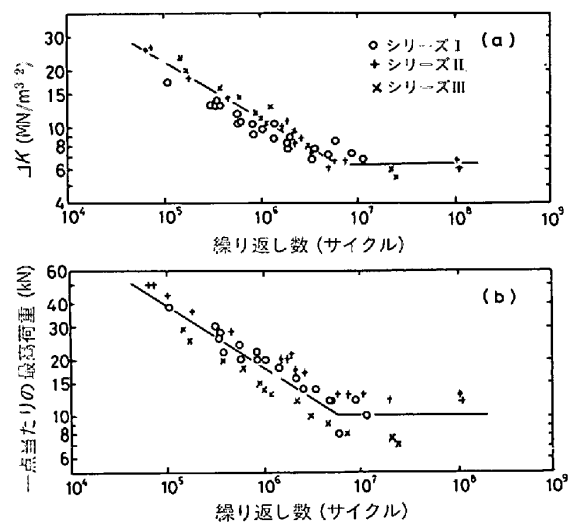


図 16 (a) 一点および二点スポット継手の疲労試験データを  $\Delta K$  により整理した例  
(b) 一点あたりの荷重値により整理した例

とえばシートセパレーション先端にはコロナボンドを開口させようとするモード I の応力拡大係数と、上下の部分を左右にすべらせようとするモード II の応力拡大係数  $K_{II}$  が存在する。現在提案されている  $K_I$  と  $K_{II}$  が組み合わされた状態での疲労き裂の進展に関する考え方<sup>38)</sup>をいかに取り入れるべきかも今後の問題の一つである。

いずれにしても、シートセパレーション先端からき裂が進行を開始する条件を決定する材料側の因子は先端部の疲労き裂進展抵抗である。残念ながら、シートセパレーション先端からのき裂の進展に対して重要と思われる HAZ の疲労き裂進展を調べた例はスポット溶接部に関しては皆無である。図 17 はスポット溶接ではないが、突き合わせ継手の HAZ の疲労き裂進展抵抗を調べた数少ない例の一つである<sup>38)</sup>。一般にき裂の寸法とその周辺に与えられる繰返し応力の変動幅により定まる応力拡大係数の変動幅  $\Delta K$  に対して疲労き裂の進展速度をプロットすると、図 17 のような曲線が得られる。 $\Delta K$  がある限界値  $\Delta K_{th}$  よりも低くなると疲労き裂の進展速度は極端に低下しており、疲労き裂進展抵抗を増すためには、 $\Delta K_{th}$  を改善することが重要であることが示されている。したがってスポット溶接部の HAZ の  $\Delta K_{th}$  に及ぼす強度、組織、残留応力等の影響を明らかにしなければならない。

一般に  $\Delta K_{th}$  は強度にはあまり依存しないといわれ、図 17 の結果とも対応している。 $\Delta K_{th}$  におよぼす応力比 R (最小応力/最大応力) の影響は図 17 中の表からわかるように大きい。R が 0 (引張片振りに対応) から増す (平均引張応力が増加することに対応) につれて  $\Delta K_{th}$  は低下している。平均応力の効果は残留応力の効果と同等と考えられる。したがってシートセパレーション



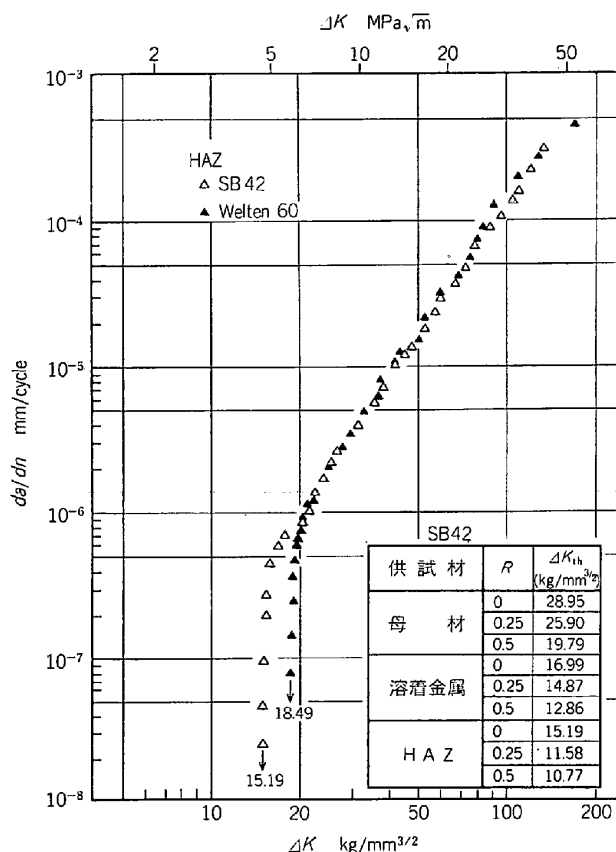


図 17 SB42 および Welten 60 の溶接熱影響部の疲労き裂伝播特性. 図中の表は SB42 の母材, 溶着金属, HAZ の  $\Delta K_{th}$  に対する応力比の影響

ン先端からき裂が進展する場合のスポット溶接部の疲労強度は残留応力の影響を強く受けることを意味している. 図 17 からは組織の影響は不明であるが, 特別の組織の場合以外<sup>39)</sup>には  $\Delta K_{th}$  の改善はむずかしいようである. これらの  $\Delta K_{th}$  の挙動は, 前述の高サイクル領域では母材の強度が反映されないとの事実や, 残留応力の影響が大きいことと対応していると推察されるが, 今後のより詳細な研究が望まれる.

### 6. おわりに

高強度薄鋼板には強度・成形性が要求特性に合致するとともに, 溶接性・疲労特性がすぐれていることが要求される場合が多い. ここではスポット溶接性について主に材質面から最近の研究成果をまとめることを試みた. P 添加 Al キルド鋼, 複合組織鋼板等の脚光をあびている鋼板に関するデータは各社蓄積中であり, とくに溶接部疲労特性に関する公表データは極度に不足しており, 今後の検討に待つ点が多い. 現時点では母材強度をあげても実用上重要なスポット溶接部の強度の向上はあまり期待できず, 継手設計, 溶接条件の改善に頼らざるをえないのが現状である. しかしながら母材のき裂の伝ば・停留挙動に対して第 2 相の量, 分散状態が影響を与えることを考えると, 残留応力に対する影響も含めて, 組織

の影響を明確にし, 新鋼種開発の何らかの指針が得られる日の来ることを期待して, 浅学の身を省みず, 欲張つたまとめを試みた. 多くの不備な点について読者諸兄の御教示を賜われれば幸いである.

### 文 献

- 1) 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. 233
- 2) 野村伸吾, 田中福輝, 岩谷二郎: 抵抗溶接研究委員会資料 RW-192-81
- 3) 山内信幸, 高 隆夫: 同上 RW-173-80
- 4) 高田 寿, 須藤正俊, 塚谷一郎, 高井伝栄, 長谷明: 鉄と鋼, 68 (1982), p. 1397
- 5) 仲田周次, 佐治重興, 福田収一, 齊藤 享, 佐藤之彦: 抵抗溶接研究討論会資料 RWS-53C-81
- 6) J. KELLY and P. M. KNOWLSON: Weld. Met al. Fab., (1968), p. 447
- 7) 野村伸吾, 郡田和彦, 宮原征行, 川本国雄: 神戸製鋼技報, 30 (1980), p. 55
- 8) J. M. SAWHILL, Jr and J. C. BAKER: Welding Research Supplement (1980), Jan., 19-S
- 9) 高橋靖雄, 戸来稔雄, 坂本 徹: 抵抗溶接研究委員会資料, RW-78-75
- 10) 山内信幸, 高 隆夫: 同上, RW-166-79
- 11) 田中福輝, 野村伸吾, 小久保一郎: 鉄と鋼, 68 (1982), p. 1437
- 12) J. HEUSCHKEL: Welding J., 25 (1946), p. 700S
- 13) W. Spraragen: Welding J., 23 (1944), p. 305s
- 14) 能勢二郎, 佐藤元彦: 抵抗溶接研究委員会資料 RW-149-78
- 15) 西 武史, 齊藤 享, 山田有信, 高橋靖雄: 自動車技術会, スポット溶接強度分布会 SW-12-2
- 16) 田中甚吉, 樺沢真事, 長江守康, 小野守重: 溶接学会講演概要 第 29 集 (1981), p. 86
- 17) B. POLLARD and R. M. GOODENOW: SAE Paper 790006 (1979)
- 18) D. J. V. BOSSCHE: SAE Paper 770214 (1977)
- 19) 田村幸雄, 近藤正恒, 金井雅仁: 抵抗溶接研究会資料 RW-208-81
- 20) 小平一丸, 山田有信, 高橋靖雄, 佐直康則, 田村幸雄: 溶接学会講演概要集 第 28 集 (1981), p. 160
- 21) 佐藤次彦: 第 151 回疲労部門委員会研究討論会資料 (1980 年 5 月)
- 22) 藤本正雄: 最近の自動車の強度問題とスポット溶接部強度に関するシンポジウム資料, (昭 53-12), [自動車技術会]
- 23) 堀部 進, 内山 郁: 日本材料強度学会誌, 16 (1981), p. 1
- 24) S. R. CHANDEL and S. GARBER: Metals Technology (1977), p. 37
- 25) B. POLLARD: Welding Research Supplement (1974) Aug. p. 343s
- 26) 田海幹生, 戸来稔雄, 坂本 徹, 鴨志田正夫, 高橋靖雄: 抵抗溶接研究委員会資料 RW-79-75
- 27) J. L. OVERBEEKE: Metal Construction May. (1976), p. 212
- 28) 別所 清, 松岡 孝, 長谷部茂雄, 保母芳彦, 川井俊彦: 住友金属, 26 (1974) 2, p. 182

- 
- 29) 能倉重典, 那須康雄, 武田武信, 佐藤健夫: 溶接学会誌, 48 (1979), p. 482
- 30) 青山威恒, 藤本正男: 材料, 20 (昭 46-10), p. 1094
- 31) 平塚一富: 溶接学会誌, 40 (1971), p. 13
- 32) *J. L. OVERBEEKE and J. PRAISMA*: Quality Control, (1974), p. 213
- 33) *L. F. COFFIN*: Trans. ASME, 76 (1954), p. 931
- 34) 菊川 真, 大路清嗣, 城野政弘, 溝口孝遠: 日本機械学会論文集, 35 (和 44-10), p. 2020
- 35) *Y. R. KAN*: Metals Engineering Quarterly, (1976), p. 26
- 36) 北川英夫: 材料, 26 (1977), p. 590
- 37) *L. P. POOK*: Int. J. Fracture, 11 (1975), p. 173
- 38) 橋内良雄: 日本機械学会論文集, 47 (昭56-7), p. 677
- 39) *H. SUZUKI and A. J. McEVILY*: Met. Trans., 10A (1979), p. 475
-