

論文 / 著書情報
Article / Book Information

題目(和文)	アルミニウム合金溶接部の継手性能に及ぼす溶接熱の影響とその制御
Title(English)	
著者(和文)	笹部誠二
Author(English)	Seiji Sasabe
出典(和文)	学位:博士(工学), 学位授与機関:東京工業大学, 報告番号:乙第4047号, 授与年月日:2011年3月31日, 学位の種別:論文博士, 審査員:里 達雄
Citation(English)	Degree:Doctor (Engineering), Conferring organization: Tokyo Institute of Technology, Report number:乙第4047号, Conferred date:2011/3/31, Degree Type:Thesis doctor, Examiner:
学位種別(和文)	博士論文
Type(English)	Doctoral Thesis

アルミニウム合金溶接部の
継手性能に及ぼす
溶接熱の影響とその制御

笹部 誠二

目 次

第1章 緒論	3
1.1 緒言	3
1.2 本研究の背景	3
1.3 本研究の目的と論文構成	6
参考文献	9
第2章 アルミニウム合金の抵抗スポット溶接と継手性能	15
2.1 緒言	15
2.2 供試材ならびに試験方法	16
2.3 試験結果	18
2.4 考察	26
2.4.1 連続打点寿命の改善	26
2.4.2 Al-Zn-Mg系合金溶接金属部の低時効性原因の追究	32
2.5 まとめ	34
2.6 結言	36
参考文献	37
第3章 ミグ溶接熱影響部のマイクロ割れならびに残留応力の抑制	81
3.1 緒言	81
3.2 供試材	83
3.3 試験方法	84
3.4 試験結果	87
3.5 考察	95
3.5.1 Al-Mg-Si系合金溶接熱影響部の溶接マイクロ割れ抑制	95
3.5.2 Al-Cu系合金溶接部の溶接割れ抑制と継手強度の向上	102
3.5.3 Al-Zn-Mg系合金溶接部の応力腐食割れ抑制	105
3.6 まとめ	110
3.7 結言	113
参考文献	114
第4章 鋼とアルミニウム合金との異種金属接合技術の開発	174
4.1 緒言	174
4.2 供試材	174
4.3 試験方法	175
4.4 試験結果	176
4.5 考察	179
4.5.1 ミグブレード溶接の接合機構の解明	179

4.5.2	抵抗スポット接合の接合機構 ならびにミグブレイズ溶接の接合機構との比較	182
4.6	まとめ	183
4.7	結言	185
	参考文献	185
第5章	レーザー熱源活用による溶接部の熱影響抑制	208
5.1	緒言	208
5.2	供試材	209
5.3	試験方法	210
5.4	試験結果	211
5.5	考察	212
5.5.1	Al-Mg-Si系合金の溶接への適用効果	212
5.5.2	鋼との異種金属接合への適用効果	216
5.6	まとめ	217
5.7	結言	218
	参考文献	218
第6章	レーザーとミグ両熱源の複合化による高効率溶接	236
6.1	緒言	236
6.2	供試材ならびに試験方法	237
6.3	試験結果	237
6.4	考察	240
6.4.1	基本継手特性における優位点の検討	240
6.4.2	中肉厚分野への適用技術の開発	241
6.5	まとめ	243
6.6	結言	244
	参考文献	244
第7章	結論	257
7.1	各章のまとめ	259
7.2	総括	260
7.3	工業的成果	263
7.4	今後の展望	263
	本研究に関する発表論文	265
	謝辞	266

第1章 緒論

1. 1 緒言

世界の年平均地上気温の平年差推移を **Fig.1-1** に示すが、この 100 年で 0.6°C 上昇している。この地球温暖化の原因が温室効果ガスであることは若干の異論は残してもほぼ共通した認識であり、その寄与度の最も高い CO_2 ガスの大気中濃度の推移は **Fig.1-2** に示すとおりである。18 世紀半ばに始まった産業革命以前は 280ppm であったとされ、2002 年には 370ppm と 1.3 倍強にも達しており、人間の活動により CO_2 排出量が増加の一途をたどっている。このまま増加し続ければ、温暖化は一層進み、界面水位上昇による影響の増加・飢餓人口の拡大・深刻な水不足などにより世界人口の大半が被害を受ける様になるといわれている。また、効率よくエネルギーを活用しないと、石油などのエネルギー源枯渇にも繋がる懸念もある。

これを防止するために、化石燃料に頼らない原子力や太陽熱・風力・地熱などの自然エネルギーなど多岐に渡る分野にそのエネルギー源を求めるとともに、 CO_2 ガスなどの温室効果ガスの排出を削減する必要がある、京都議定書に代表される削減に関する枠組みの話し合いが継続されている。因みに、世界の国別 CO_2 ガス排出量割合は **Fig.1-3** の通りで、日本はアメリカ・中国・ロシアに続いて 5% の 4 位であり、その責任は重い。その国内における部門ごとの CO_2 ガス排出量割合のうち、運輸部門は約 20% であり、とりわけ輸送に関わるエネルギー効率の改善が望まれている。**Fig.1-4** は、各輸送機のエネルギー原単位(単位重量を単位距離移動させるのに必要なエネルギー)を輸送速度との関係を示したものであるが、同じ反力支持という範疇であったとしても、乗用車は新幹線の約 10 倍とその効率は低く、より一層の効率化が求められている。

世界各国における自動車の CO_2 規制は、欧州では $130\text{g}/\text{km}$ ($17.8\text{km}/\text{l}$: 2012)、米国ではトラック・乗用車込みで $156\text{g}/\text{km}$ ($14.9\text{km}/\text{l}$:2020) そして日本では $138\text{g}/\text{km}$ ($16.8\text{km}/\text{l}$:2015)と厳しく設定されるに至り、排出削減への機運が高まっている。 CO_2 削減のためには、エンジンの高効率化、車両の走行抵抗の低減などともに車体の軽量化も重要な要素である。しかし、車両重量は、車両サイズのアップや安全装備の搭載、さらなる安全法規への対応などのために増加の一途をたどっており、それらをも上回る軽量化対策が必要となっている。車両重量と CO_2 排出量との関係には比例関係のあることがわかっており、車両の 10%軽量化は CO_2 排出量は 9%削減(燃費は 10%改善)につながり、鉄道車両の場合は、6%の削減(走行エネルギー6%削減)につながると言う。

1. 2 本研究の背景

1. 2. 1 輸送機材の軽量化

鉄道車両の軽量化の必要性は、加・減速度や最高速度などの車両性能の向上、走行エネルギー低減による省エネルギー化、軌道構造の建設費や軌道保守費の低減、地盤振動低減

による環境保全の向上などにあり、CO₂削減に効果がある。軽量化の進め方としては、動力制御方式の変更や構造の変更などとともに材料の変更があり、アルミニウム化による軽量化対象部材には、重量的に全体の各々20%前後、30%前後を占める構体や台車がある。そのアルミニウム化メリットとしては、耐食性に優れるために無塗装化や長寿命化が可能になると同時にリサイクルによるLCAレベルでの低エネルギー化が図れるようになる。特に新幹線車両の構体は現在では100%のアルミニウム化が達成されている。

一方、自動車の軽量化の必要性は、前項で記載した重量増への対策、運転性能の向上や燃費向上によるCO₂削減などの点にある。化石燃料を使用しない電気自動車などへの転換においても電池重量が高むために、軽量化は同様に重要なテーマであることには変わりはない。車両重量の約1/3を占める車体の軽量化対策としては、構造の合理化、接合工法（レーザー溶接やテーラブランクなど）の適用化などと並んで、材料置換が重要なポイントである。部材ごとに要求される特性仕様は異なるので、軽量化が最大限発揮できる材料への置換が重要であり、アルミニウム合金への置換が軽量化に有効に作用する部材としては、張り剛性、デント特性や圧壊特性が重視される例えばフード・ドアやドアガードバー・バンパR/Fなどが上げられる。オールアルミニウム車が開発されてもいるが、コストなどの点からアルミニウムに最適な部材への適用や、材料の適材適所化を図ったマルチマテリアル車体が究極の構造と考えられている。

さて、材料のアルミニウム化を考えると、新地金を使用しないで済むいわゆるリサイクル材を活用することができればその溶解再生時のエネルギーは、新地金製造時のその3.3%（CO₂換算で2.2%）で済むことからトータルのCO₂削減につながるというメリットも享受できることとなる。

輸送機分野におけるアルミニウム需要量は、総需要量の1/3強に相当し、既に大きな需要分野となっている。その自動車分野における素材形状による内訳をみると、Fig.1-5¹⁾のように鍛造・鋳造・ダイカストは自動車分野で大半を占める一方、板・押出の占有率は15%と低いことが特徴であり、今後これらの展伸材が溶接技術の発達により益々増加することも期待されている。

これら部材のアルミニウム化の拡大を考えると、従来の接合方法でありながらも継手性能の改善、そして大量生産にも適用可能な高生産性の接合技術の開発やマルチマテリアル化対応の異種金属接合技術の冶金的手法による開発や施工誤差を吸収できる適用性をも両立する接合技術の開発を進める必要がある。

1. 2. 2 車両・車体のアルミニウム化動向とその組立接合技術

1) 鉄道車両²⁾

日本のアルミニウム車両の生産量数は、1962年の山陽電鉄2000系をかわきりに1999年に10,000両を超え、その後も増加傾向が継続している。そのアルミニウム化の組立・接合技術の変遷を以下に概観する。

① 第1世代

5083 と 6061 が外板ならびに小型の骨材に使用されたスキンプレーン方式で、基本的には鋼製車と同じ構造で、ミグ溶接でブロックが製作された後の総組立にはリベットが適用された。代表例としては山陽電鉄 2000 系車両がある。

② 第2世代

7N01 押出形材が台枠に、5083 押出形材が上部構体の骨組に用いられ、5083 外板と骨組との接合には抵抗スポット溶接が用いられ、総組立にはミグ溶接が適用され、全溶接構造体となった。

③ 第2.5世代

7003 押出形材が第2世代の外板と骨組との組合せの一部に、そして 7N01 押出形材が上部骨組に適用され 5083 板とを抵抗スポット溶接にて組み立てられた。高気密が必要な新幹線 200 系(東北新幹線)車両が代表例である。

④ 第3世代

押出性・溶接性・耐食性を兼備した 6N01 薄肉押出形材が開発され、シングルスキン構体へと大きく変身した。溶接方法としては、それまでの骨組と外板との溶接に適用されていた抵抗スポット溶接はほとんど姿を消し、ミグ溶接方式による組立方式となった。その代表例としては、東京地下鉄 01 系車両や東海道・山陽新幹線の 300 系車両がある。

なお、リサイクルの容易性を考慮して、台枠に使用していた 7N01 を 6N01 に変更し、ユニアロイ化が地下鉄車両にて行なわれた(1998年)。

⑤ 第4世代

従来の骨組と外板構造を 6N01 中空形材にて全面代替した、ダブルスキン方式と呼ばれるもので、組立にはミグ溶接が適用される。溶接部は形材はめ込み部で裏当も不用となるなど、シングルスキン構体に比べて若干の重量増にはなるが、面外剛性・耐気密性や製作コストの改善が大きく、総合的に最適な構造となっている。東海道・山陽新幹線の 700 系、N700 系車両や東京地下鉄や 05 系車両などが代表例である。

なお、最近の特筆すべき接合方法としては、FSW (摩擦攪拌接合) 方式があり、まずはシングルスキン構体への適用が 1998 年に開始された。

2) 自動車車体⁴⁾

自動車へのアルミニウムの適用例は確実に増加しており、現状 1 台当たり約 120kg の使用量となっており、車両全体の 10%程度である。国内でのボディパネルのアルミ化採用は、1986 年の RX-7 (マツダ)のフードで幕を開け、フェンダー、トランクリッド、バックドア、ルーフ、サイドドアへと展開している。オールアルミニウムボディ車は、1990 年のスポーツカー NSX (ホンダ) として幕を開け、1999 年にはインサイト (ホンダ)、ハイパーミニ (日産) へと続いた。

自動車のアルミニウム化においては欧州が最も進んでいることから、その適用材料と接合組立技術の変遷を概観することができる。たとえば、AUDI/旧 A8 と新 A8 のオールアルミボディを比較すると、**Fig.1-6** のようになり、ダイカストの適用が顕著になってきている。その接合方法も、抵抗スポット溶接やクリンチングといった点接合は SPR(セルフピアスリベット)に代替されると同時に、線接合であるレーザ溶接やミグ溶接との併用によるハイブリッド溶接が増加する傾向にある。JaguarXJ においては、接着接合で SPR を併用する方式も適用されている。一方、日本では、高コストな SPR に替えて、スポットタイプの FSW の適用や抵抗スポット溶接の見直しが起こっている。また、FSW についてもサブフレームへの適用などに積極的であるなど、海外とは若干異なる動きもある。また、マルチマテリアル化対応の異種金属接合技術は、世界共通に活発であり、接着剤併用の SPR が適用されているが、従来の溶接工法や溶接機が適用できるメリットのある冶金的な接合技術の開発が鋭意進められているところである。

1. 3 本研究の目的と論文構成

1. 3. 1 本研究の目的

輸送機材のアルミニウム化による軽量化を通じて、エネルギー消費の高効率化を果たすためには、アルミニウム材料による構造体作製時の要素技術である溶接・接合技術が重要となる。アルミニウムの溶接施工に際しては、鋼に比較して留意すべき点が多く、継手の高性能化のための課題も未だ残されている。また、現場での物づくりへの適用のためにはコストに直結する高い生産性も必要となる。さらに、アルミニウムは、弾性係数が鋼の約 1/3 と低く、線膨張率も約 2 倍大きいなど、組立前の成形精度や溶接時の熱変形も大きくなるなど現場施工時の誤差吸収能力に優れた溶接・接合手法が鋼の場合よりもより厳しく求められるところである。

さて、そのアルミニウムの溶接技術として代表的なものとして、ミグ溶接、ティグ溶接そして抵抗スポット溶接などが従来からある。最近では、CO₂ や YAG などのレーザ溶接ならびに従来のミグ (MIG) 溶接を併用する YAG+MIG ハイブリッド溶接もある。これらの溶接法を用いて、例えば Al-Mg-Si 系合金 2mm 板厚材を用いた場合の、溶接部断面の溶込み状況ならびに溶接長 1cm 当たり投入エネルギーを比較すると **Fig.1-7** のようになる。なお、抵抗スポット溶接の場合には、重ね継手であり、1 点当たりの投入エネルギーを示す (溶融ナゲット径は、約 7mm である)。これから、従来の溶接法の中では、継手形状が異なる抵抗スポット溶接は別にしても、ミグ溶接の方が明らかにティグ溶接の場合よりもエネルギー効率が良いことがわかる。それに対して YAG レーザ溶接は非常に低い投入エネルギーでも溶接が可能となっており、エネルギー効率の良さが目立つ。これは、エネルギー密度の差異によるもので、従来熱源の場合は、表面で吸収された熱の伝導によって加熱される、いわゆる熱伝導型溶接であるのに対して、レーザ熱源の場合は 10⁵~10⁶W/cm² 程度以上のエネルギー密度となるので、照射を受けた材料は液相のみならず気相状態も得ることができ、

その蒸発反跳力による押下げ力で形成されるキーホールを通して材料内部がレーザービームによって直接加熱される、いわゆるキーホール型溶接が可能になるためである。

ところで、その溶込み状況は、そのエネルギー密度に応じて変化しており、同じ板厚の溶込みを得るのに熱伝導型の場合には、開先線以外の周囲の広い範囲の溶融をとまなうのに対して、キーホール型の場合には、周囲の溶融範囲は限定的となっている。アルミニウムの材料側からすると、熱伝導型の場合には溶接熱の影響を大きく受けるのに対して、キーホール型の場合にはその熱影響部は狭く、溶接に必要な最低限の範囲に抑制されている。

抵抗スポット溶接は、界面抵抗（接触抵抗）と、アルミニウム材料の体積抵抗（固有抵抗）のジュール発熱によるものである。通常の溶接の場合（通電時間が数十 ms 以上）には、界面抵抗が消失していると考えられるので、後者の体積抵抗が主たるものである。先端径をもった電極材にて材料を加圧して通電すると、通電径が限定されるために電流密度の高い板・板間、電極・板間で発熱することになるが、電極材は水冷しているために被溶接材の板・板間が溶融温度を超えて溶接することが可能となる溶接法である。鋼に比較してアルミニウムの固有抵抗が小さいことから、大電流が必要となるので電極銅材もかなり発熱しやすくなり、またアルミニウム材料の熱伝導性の良さからも、断面の溶込みは鋼の場合よりも板厚方向への溶込みが大きくなりがちで、アルミニウムの材料側からすると熱影響が大きくなる。一方、界面抵抗主体型の溶接を実現するべく通電時間を数 ms 程度以内に抑制した超大電流のコンデンサー式溶接によれば、この溶込みを抑制することが可能であるが、未だ普及していない。

これらの各種溶接法における溶接熱影響をイメージすると **Fig.1-8** のようになり、溶接上必要なその熱影響により各種課題が存在している。アルミニウム化適用拡大のためには、『アルミニウム合金溶接部の継手性能に及ぼす溶接熱の影響とその制御』に取り組む必要があると考え、各種溶接法ごとにおけるこれら課題解決を素材・溶加材・施工条件の三面から取り組むと同時に、施工条件を拡大解釈して各種熱源の活用ならびにそれらの複合化による解決を図る必要があるものと考えた。

今少し具体化すると、本研究では、**Fig.1-9** に示すように、溶接・接合部の残された品質課題をその機構の解明から取組みその解決策を見出すと同時に、高生産性ならびに施工時誤差適応性にも優れた溶接・接合技術の開発を通じて、輸送機材のアルミニウム化適用拡大を目指すものとする。

1. 3. 2 本論文の構成

第 1 章「緒論」では、地球環境問題や石油資源の枯渇問題など、エネルギー使用の高効率化が大きな課題であり、全消費エネルギーの約 20% を占める輸送機材分野における車両・車体の軽量化が喫緊の課題であることを述べる。そしてその軽量化の手段であるアルミニウム化を適用拡大するためには、その組立技術の重要な部分を占める接合技術の課題を克服し改善していくことこそが、ポイントであることを述べ、その取組み方を各章だて構成

含めて説明をおこなう。

第 2 章「アルミニウム合金の抵抗スポット溶接と継手性能」では、連続打点寿命が裸鋼板やめっき鋼板に比べて著しく短いこと、ならびに高力 7N01 系材料の継手強度が 5083 並みの継手強度しかえられないという二命題に関する取組みを述べる。

前者の命題は、航空機に端を発した抵抗スポット溶接技術が、鉄道車両・自動車などへと適用アイテムが変遷するにしたがい生産性に関する大きな課題、つまり連続打点寿命が短くその電極先端のドレッシングを頻繁に行なう必要から来る生産性低下であり、アルミニウム材溶接特有の電極損耗機構の解明と寿命改善策の開発に取り組んだ。

また、後者の命題は、新幹線車両のアルミニウム化にともなう高力三元合金 7N01 の本溶接方法における低時効性問題である。焼入れ感受性が鈍いのでアーク溶接をしてもその後の自然時効にて溶接熱影響部が消失するという画期的な材料であるが、本接合法では時効性がほとんど認められないことからその原因解明に取り組んだ。

これら、本溶接方法に関わる 2 点を解明すると同時に改善策についてその内容を述べる。

第 3 章「ミグ溶接熱影響部のマイクロ割れならびに残留応力の抑制」では、Al-Mg-Si 系合金溶接熱影響部の溶接マイクロ割れ、Al-Cu 系合金継手部の強度不足ならびに Al-Zn-Mg 系合金溶接部の応力腐食割れの三命題に関する取組みを説明する。

欧州での車両構造用 6005A の開発を受けて、国内では Al-Mg-Si 系合金の構造材(6N01)として、中程度の強度と中空押出材でのプレス焼入れ性を兼備するものとして過剰 Si タイプが追求される中、外観からは観察し難い溶接熱影響部の溶接マイクロ割れの発生懸念に対して、その生成機構の解明と改善技術の開発に取り組んだ。

また、別命題として、Al-Cu 系合金における大きな課題である溶接割れを改善した 2219 は、その継手の引張試験では溶接余盛部で破断するケースが多く、素材本来の特性が引出されていないという課題に対し、その強度特性の解明とともに、溶接割れ特性に対しても Al-Mg-Si 系合金で見出した溶接マイクロ割れ発生機構の適用可能性を探索した。

さらに、地下鉄・新幹線車両台枠溶接構造物における 7N01 材の溶接継手部の応力腐食割れがあり、実継手の重ねすみ肉溶接継手フランジ部材端面の板厚方向の残留応力発生機構の解明と改善技術の開発に取り組んだ。

これら、本溶接方法に関わる三点を解明すると同時にその改善策についてその内容を述べる。

第 4 章「鋼とアルミニウム合金との異種金属接合技術の開発」では、鋼とアルミニウムとの接合で脆弱な金属間化合物が生成するという課題に対して、生成抑制に寄与する AlN を拡散障壁として予め配置したアルミめっき鋼板を用いた場合の抵抗スポット接合ならびにミグブレード溶接の良好な継手特性に関するものである。従来は、金属間化合物層の厚

さと接合強度との関係では $1\mu\text{m}$ 前後が最も強度を発揮するので、その近傍厚さを目標としてきており、金属間化合物層がないとそれは反応していないとの事で未接合部であると判断されてきた。今回の場合は、金属間化合物未形成域が局所的ではあるが存在するものがあり、かつその存在によって良好な継手強度を発揮している。この接合強度上重要なポイントとなる金属間化合物未形成域生成機構の解明についてその詳細を述べる。

第 5 章「レーザ熱源活用による溶接部の熱影響抑制」では、従来、主として用いられてきたアーク溶接の熱伝導型の溶融に替わる、キーホール型溶融をもたらす溶融効率の高いレーザ溶接を適用すれば、溶接金属の低減や冷却速度の増加が期待され、前章まで述べてきた継手性能のさらなる改善に取り組んだものである。

具体的には、Al-Mg-Si 系合金における溶接マイクロ割れや継手強度に対する改善効果ならびに異種金属接合界面の金属間化合物の生成抑制効果に関して、その詳細を述べる。

第 6 章「レーザとミグ両熱源の複合化による高効率溶接」では、各溶接熱源のメリットを活かしつつ、その併用複合化により高速度溶接・施工時誤差適応性の拡大を目指したものである。レーザ熱源の効率性を活用するために、その課題であるレーザビードの不安定性ならびに溶着部が少ないことによる施工時誤差適応性拡大のためのミグとのハイブリッド化に取り組んだ内容を述べる。そしてさらに、両熱源の最適配置による溶融池一体化を図ることなどで、従来ミグ溶接のみでしか対応できていない中肉厚材分野での代替適用の可能性のある高効率ハイブリッド溶接技術の開発についても述べる。

第 7 章「結論」では、本研究で得られた成果を総括すると同時に、それらの工業的成果をまとめる。そして最後に今後の展望を述べる。

参考文献

- 1) 日本アルミニウム協会 website
- 2) たとえば、末松浩：アルミニウム合金製車両の変遷と接合技術、溶接学会誌、Vol.74(2005),No.8,p516-520
- 3) 米谷：軽金属溶接、Vol. 46(2008), No. 2, p43
- 4) たとえば、廣瀬明夫：自動車技術、Vol. 61(2007), No. 4, p19 や、笹部誠二：自動車技術、Vol. 61(2007), No. 4, p24 など

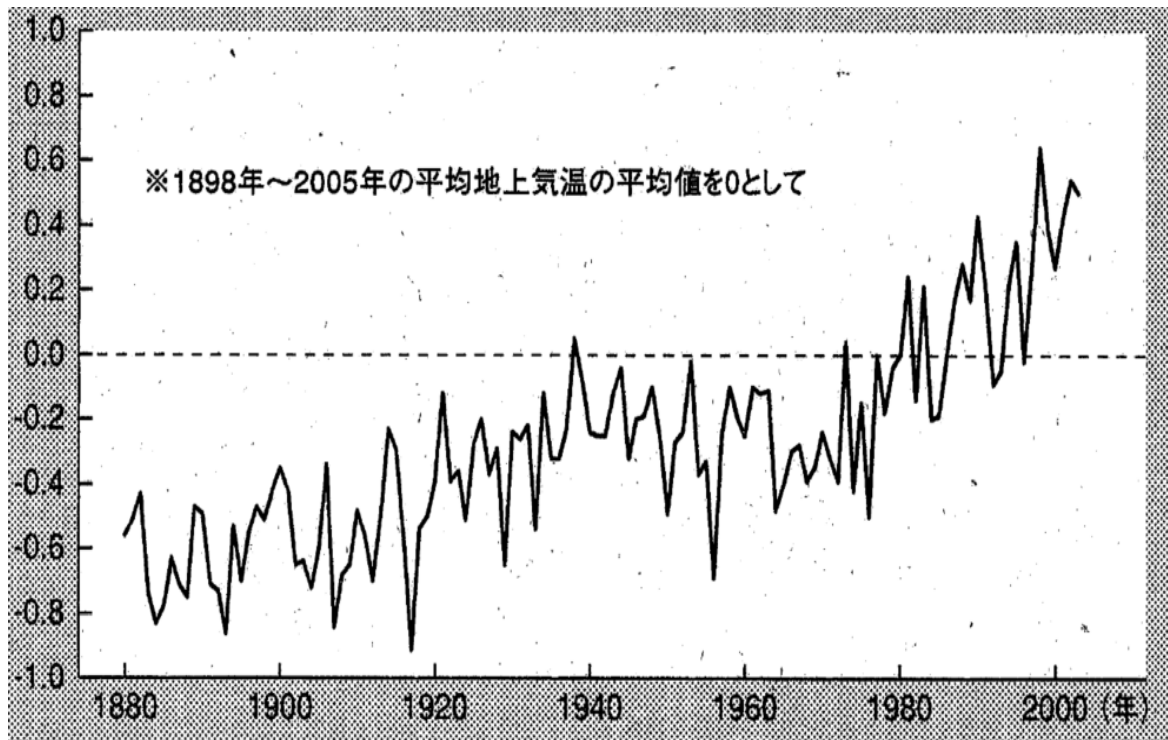


Fig.1-1 世界の年平均地上気温の平年差

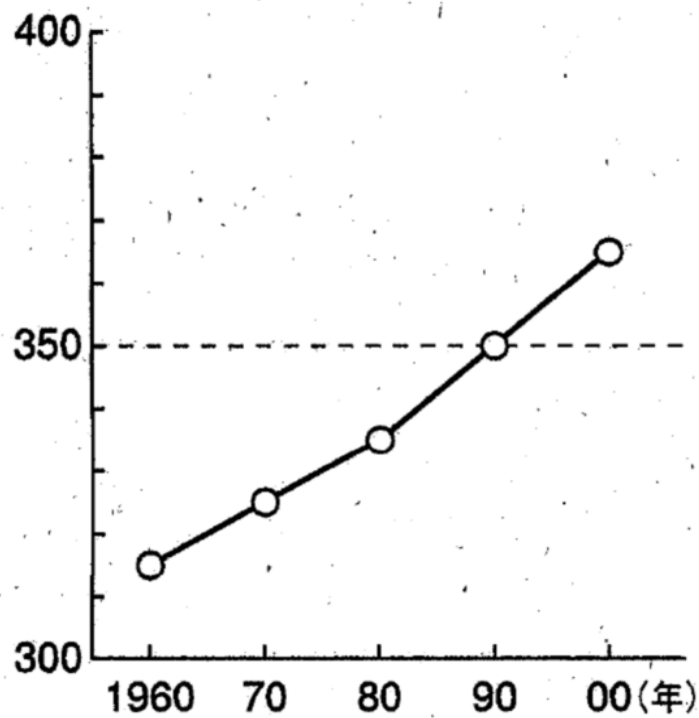


Fig.1-2 大気中の二酸化炭素濃度(ppm)の推移

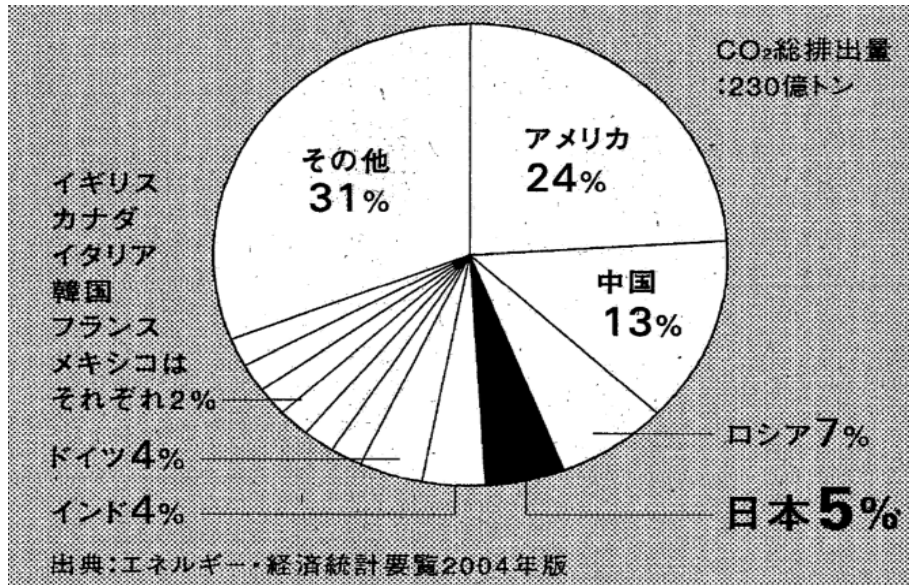


Fig.1-3 世界国別二酸化炭素排出割合

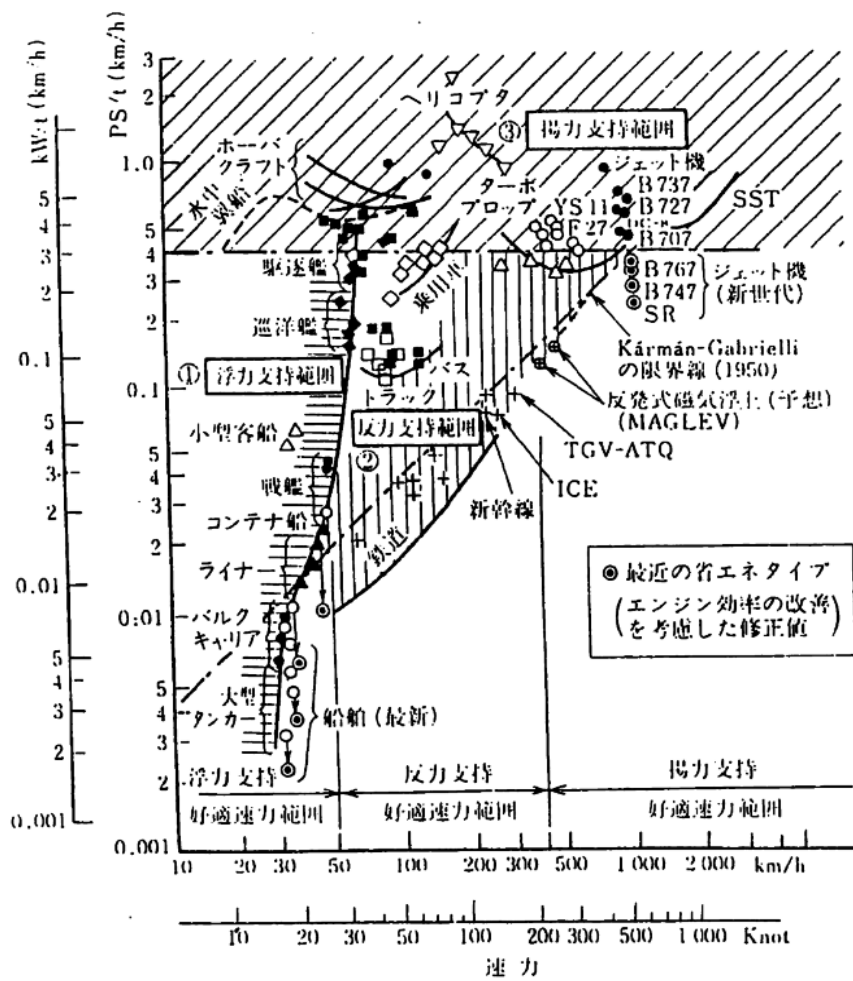


Fig.1-4 各輸送機器のエネルギー原単位

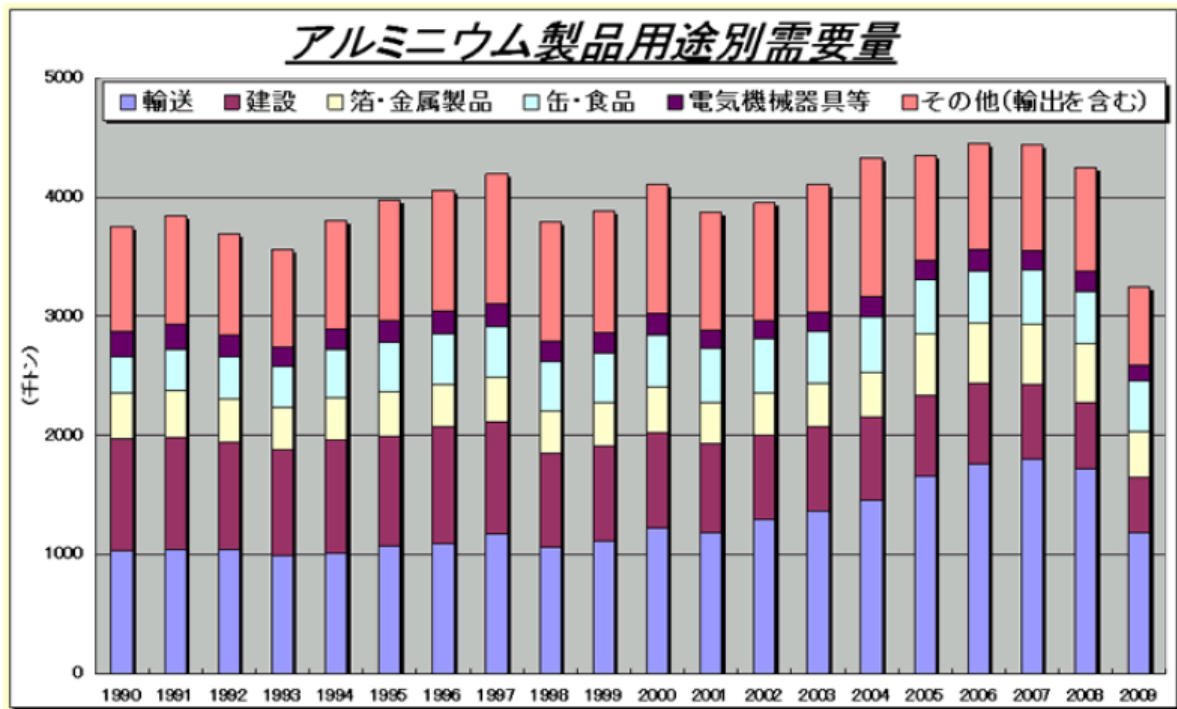


Fig.1-5 アルミニウム製品用途別需要量

Fertigungstechnologien des neuen AUDI A8

Fügeumfänge in der Karosserie

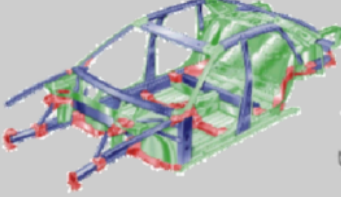

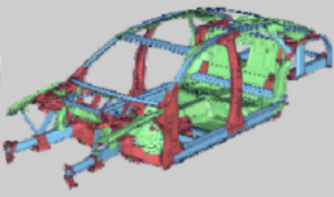
Audi A8 (D2)	Audi A2 (W10)	Audi A8 (D3)
		
Fügetechnik 1100 Stanznieten 70 m MIG-Nähte 500 Schweißpunkte 178 Clinchpunkte	Fügetechnik 1800 Stanznieten 20 m MIG-Nähte 30 m Lasernähte	Fügetechnik 2400 Stanznieten 64 m MIG-Nähte 20 m Lasernähte 5 m Hybridnähte

Fig.1-6 AUDI車モデルにみる接合技術の適用例

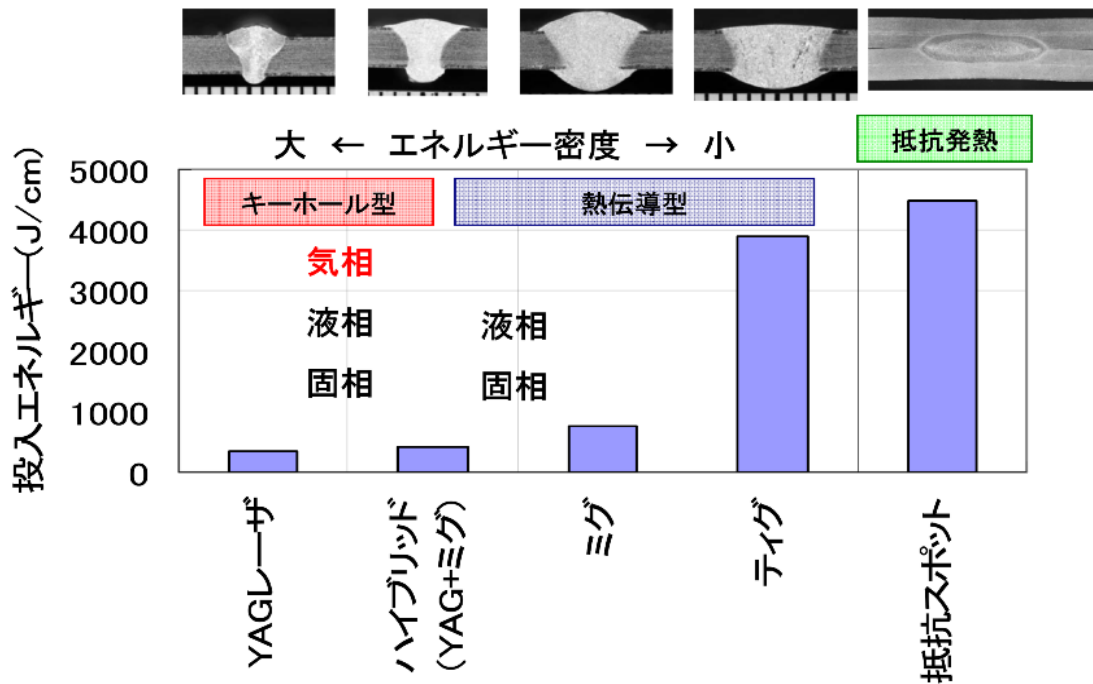


Fig.1-7 各溶接法における断面溶込み状況ならびに単位溶接長当たりの投入エネルギーの比較 (2.0mm同士の溶接時の場合)

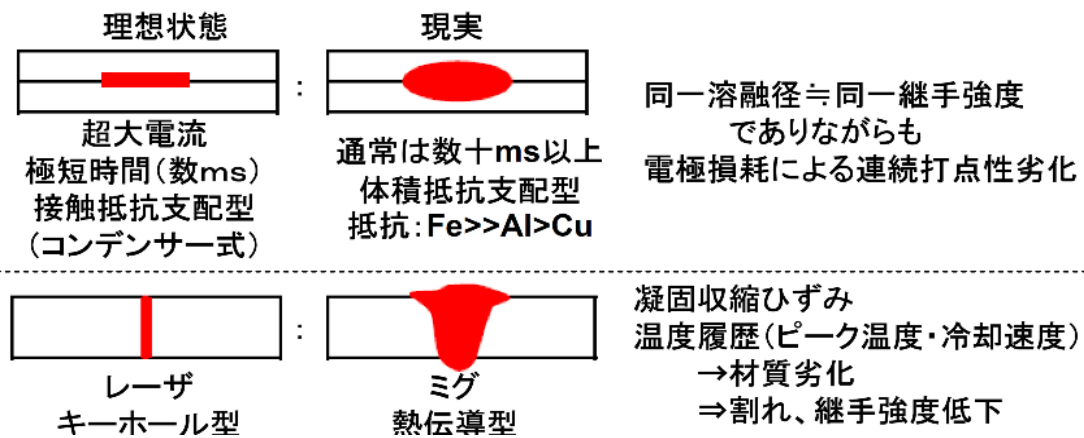


Fig.1-8 溶接に必要な溶込みの理想状態と現実との差異ならびに現実における各種課題

題目:『アルミニウム合金溶接部の継手性能に及ぼす溶接熱の影響とその制御』

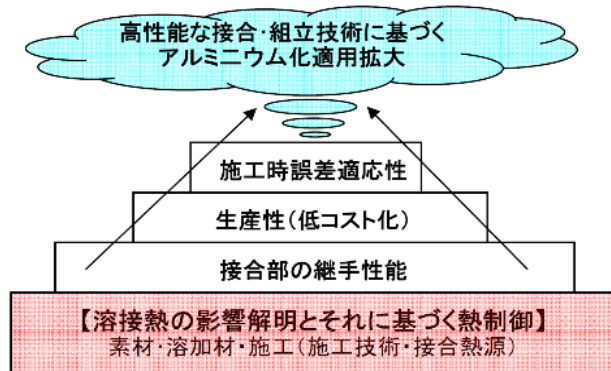
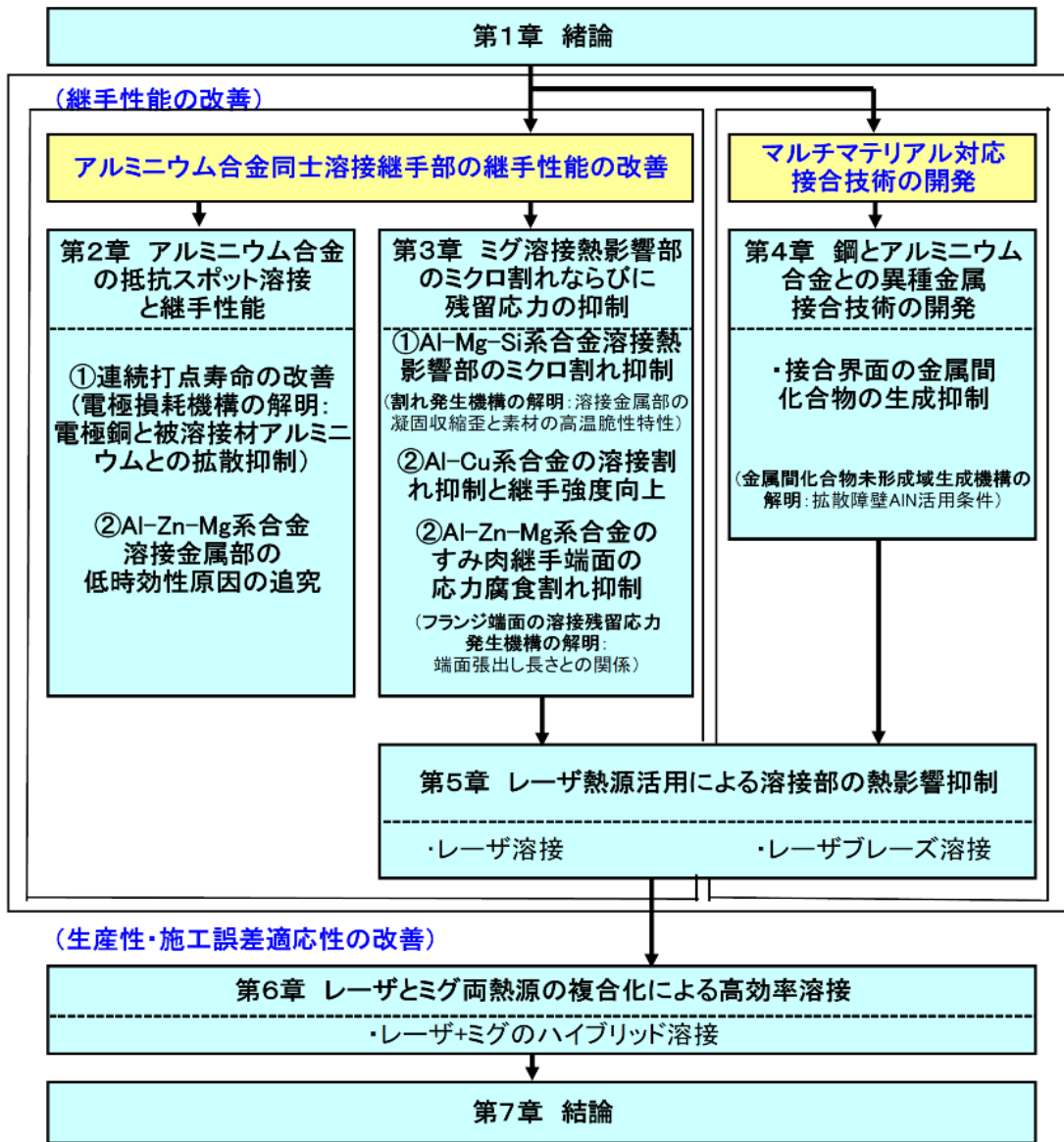


Fig.1-9 本論文の構成

第2章 アルミニウム合金の抵抗スポット溶接と継手性能

2.1 緒言

抵抗スポット溶接は、被溶接材を水冷電極で加圧し、この加圧によって設定された通電路にごく短時間に大電流を流して抵抗発熱させ、被溶接材間に溶融部を形成させて溶接を行なう方法である。抵抗発熱源は、板の体積抵抗と板—電極間や板—板間の界面抵抗に区分されるが、通電時間のごく短時間の数 ms で通電が終了する特別な溶接方法の場合には、この界面抵抗による発熱が顕著に認められるが、通電時間が数十 ms の通常条件の場合には、体積抵抗を利用していると一般的に言われている。そして、これらの抵抗発熱を効率よく生じさせるためには電流密度を高める必要があり、通電路を制限するのが電極の一つの役割である。ここで、電極の熱伝導率が低いと熱が被溶接材内に溜まりやすく、被溶接材の表面まで溶融してしまうので、板表面から熱を高速に除去する必要があり、電極材料には熱伝導が良好で高温強度もある程度確保できることが要求される。さらに電極内に冷却水を通して抜熱効果も必要となる。かくして、被溶接材間の温度が最も高温となり、通電時間とともに溶融周囲部の軟化をとめない通電径は次第に増大しながら溶融が進行し、溶接が完了することになる。

このように、溶接部の中で高温になる領域は、被溶接材間と電極—被溶接材間の2箇所であり、前者は溶接継手として本来溶融が必須となる部位であり、後者は基本的には不十分な部位である。

ここで、アルミニウム合金の抵抗スポット溶接を考えると、この発熱の各箇所に関連する品質上の課題がある。電極—被溶接材間の発熱に関しては、連続打点寿命が鋼に比較して短く生産性が低いことであり、自動車への適用展開で必要不可欠な大量生産方式に合致する生産性確保に関する重要な課題である。そして被溶接材間の発熱に関しては、Al-Zn-Mg 系合金溶接部の継手強度が低いことであり、アルミニウム合金が新幹線車両として、初めて適用される東北新幹線 200 系車両への高力系アルミニウム合金 7N01 の適用に関してのものである。Al-Zn-Mg 系合金は、アーク溶接の場合には溶接後の自然時効により継手強度は T4 レベルまで回復するが、抵抗スポット溶接の溶融ナゲット部にはその回復現象が殆ど見られないと言う点で、設計組立上大きな支障を来たしたものである。

さて、前者課題に関して、これまでに連続打点寿命に関する種々の検討が行われている^{1)~5)}。特に Al-Mg 合金板におけるスポット溶接の連続打点寿命に関して、その現象の前兆と考えられるピックアップ現象の把握も含めて下記の調査を実施し、寿命向上について検討をおこなった。

- (1) 軟鋼板の連続打点溶接性との比較を通しての現象把握
- (2) ピックアップ現象の影響因子把握
- (3) 連続打点寿命に及ぼす酸化皮膜と通電条件の影響
- (4) 電極損耗機構の推定

鋼板溶接時の連続打点寿命と同様な現象が生じていると推定されたものの、まずは現象の特徴である電極先端接触径の拡大傾向を、鋼の場合との差異や特徴を(1)で明らかにすることから始めた。そして、その電極先端とアルミニウム合金との界面では、接触抵抗による発熱が常に生じており、それに起因すると推測される打点初期から既に生じている“ピックアップ現象”に着目し、電極損耗のベース条件を探るために、(2)で主として溶接条件の観点からそのピックアップ現象の把握に努めた。そして、(3)では、アルミニウム合金板表面因子の観点から主として酸化膜の厚さの影響を連続打点寿命試験において試験調査した。最後に、これらの結果を踏まえて、電極損耗機構を(4)にて推定することとした。

一方、後者課題に関して、7N01 合金材は、我が国においては昭和 40 年頃から大々的な研究⁶⁾が実施され、溶接構造材として実用化され始めた。鉄道車両分野で本格的に使用されだしたのは昭和 41 年（国鉄 301 系）以来であり、以後一貫して軽合金車両（台車以外の構体全部をアルミニウム合金化した車両）の台枠に対しては、A7N01 材が採用されてきている。全国新幹線網計画に対処すべく製作された Fig.2-1 に示す 961 形試作電車もアルミニウム合金製の構体になっているが Fig.2-2 に示すごとく従来の軽合金車両と異なり、台枠のみならず、側、屋根構骨組に対しても A7N01 材が使用されている点が大きな特徴となっている⁷⁾。この構体の製作には、溶接ひずみ防止の観点から可能な限り、鋼製車の場合と同様に抵抗スポット溶接（以下単にスポット溶接）を使用する方が得策との考えから、側、妻、屋根構の外板と骨組との接合は全てスポット溶接により処理されている⁸⁾。したがって上記 961 形試作電車の場合は、A7N01 材と A5083 材、あるいは A7N01 材同士のスポンツ溶接が実施された。

鉄道車両分野における A7N01 材のミグ、ティグ溶接については蓄積された研究と実績があり現時点ではほぼ課題はないといっても過言ではない。しかし、A7N01 材の関与する材質組合せのスポット溶接については、従来ニーズのなかった関係もあり、ほとんど手がつけられておらず、掘るべきデータも皆無に使いのが実情である。

このため、961 形試作電車の製作を契機として、A7N01 材に関する共同研究が日本溶接協会車両部会新幹線アルミニウム構体研究委員会にて実施され、その成果は報告されている⁹⁾¹⁰⁾¹¹⁾¹²⁾¹³⁾。本項は、その共同研究で明らかとなった A7N01 材スポット溶接部の継手強度が、Fig.2-3 のように A5083-O のそれと同等レベルにしかなく、素材強度差から期待される継手強度差が得られないという課題に対して、時効後の強度が上がらないという現象を追加確認実験すると同時に、その原因を検討したものである。

2. 2 供試材ならびに試験方法

2. 2. 1 連続打点寿命の改善

1) 軟鋼板の連続打点溶接性との比較を通しての現象把握

溶接機は単相交流定置式で定電流制御である。用いた電極は 16mm φ のクロム銅合金のキャップチップで、先端形状は Fig.2-4 に示すようなドームラジアス型に統一した。

連続打点試験は、電極冷却水を流量 50/min、温度 25℃に調整し、試験片の供給には自動装置を用いて 2 秒に 1 点の打点速度を保ちつつ 100 打点の連続打点溶接を所定回数繰り返した。その際、100 打点毎に感圧紙により電極当たり形状の記録を実施した。なお、ここでは連続打点に先立つ電極面ならしのための予打点は一切実施していない。

連続打点溶接時の試験片は **Fig.2-5** に示すような帯状のもので、溶接後に単点の継手に切断して引張せん断試験により溶接品質を確認した。

Table2-1 は供試材である冷延裸鋼板 (SPCC) ならびにアルミニウム合金板 (Al-4.5mass%Mg)の化学組成を示し、**Table2-2** にそれぞれの溶接条件を示す。溶接条件は SPCC と Al-4.5mass%Mg の各々について、電流値のみを変化させた予備調査から引張せん断試験で得られる破断径 (短径と長径の平均値) が約 5mm となる電流値を選定した。

Fig.2-6 に Al-4.5mass%Mg の場合の加圧波形と電流波形を例示するとともに、通電時間ならびに電流値の計測例を明記した。なお、通電時間はアップスロープを含み(120ms)、電流値はアップスロープを除いた実効電流の平均値(25kA)にて示した。

以上の条件により 3000 打点の連続打点溶接試験を実施し、約 50 打点毎に 1 継手 (2 打点、51 打点、102 打点、151 打点、・・・) の引張せん断荷重 (以下強度と称す) を測定した。

2) ピックアップ現象の影響因子把握

供試材は、A5052-H34,O 及び熱延 HOT-R 材と Al-4.1mass% (以下 A 材と称す) 冷延材及び O 材の各板厚 1.5mm であり、これらの化学成分、機械的性質などを **Table2-3** に示す。溶接前処理としては、いずれも溶接直前に苛性ソーダにて洗浄し、更にスコッチブライト (住友スリーエム社製研磨布) で研磨後アセトン脱脂を行った。使用した溶接機は、三相低周波式溶接機である。

3) 連続打点寿命に及ぼす酸化皮膜と通電条件の影響

Al-4.5mass%Mg について、材料の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)の条件を **Table2-4** に示す。酸化皮膜厚さは静電容量法により測定し、Mg/Al 比は表面層の Mg 濃縮の程度を示すものであり ESCA により分析した。Mg/Al 比は材料表面の MgO の分布に関係し、詳細は **Fig.2-7** のデプスプロファイルにみられるようにエッチング時間 0 の Mg ならびに Al の相対比の比を取ったものである。条件 b と d は酸洗浄により酸化皮膜厚と Mg/Al 比を低減させたものであり、この酸洗浄材は **Fig.2-8** に示すように電極間の接触抵抗ならびに溶接時の通電初期抵抗の値が低減することから、接触部 (電極-板間と板-板間) の発熱を抑制することが期待される。

溶接電流は 60ms ならびに 120ms のいずれの通電時間における条件とも、ほぼ同一のナゲット径 (溶融径: 断面観察にて 5mm を有する) がえられる値に選定した。なお、用いた電極先端形状は **Fig.2-4** に示したものをを用いた。

以上の条件により 2000 打点の連続打点試験を実施した。まず、初期 2~100 打点の全点における強度と破断形態から各試験片の打点初期の品質を調査し、さらには引張せん断試験時に最大荷重時点（亀裂発生時）で止めたサンプルから破断形態の観察も行った。

なお、連続打点溶接試験では約 20 打点毎に 4 継手（2~5 打点、21~24 打点、41~44 打点、・・・）の強度を測定するにとどめた。

4) 電極損耗機構の推定

5022 の板厚 1.0mm 材を 2 枚重ね合わせ、**Fig.2-9** に示す溶接条件（加圧力 300kg でナゲット径 5mm φ が得られる 29.7kA, 4 サイクル(80msec)）にて連続打点溶接を実施した。電極材は **Fig.2-4** に示したドームラジラス型で、材質はクロム銅合金である。なお、用いた溶接機は三相低周波式である。250mm x 200mm サイズの重ね板に連続打点溶接し、継手部の品質を評価するために 10 点に 1 点の割合で引張せん断試験片への溶接を行ない、引張せん断強度の推移を調査した。なお、溶接打点数は 400 点とし、電極の損耗状況は電極と板との接触状況を 1 点目と 400 点目を感圧紙にて観察した。また、400 打点溶接後の電極材の断面観察を、EPMA 分析などにより調査した。

2. 2. 2 A7N01 溶接金属部の低時効性の追究

供試材は、**Table2-5** に示す組成のブックモールド材を、**Table2-6** に示す工程で調整した厚さ 1.5mm の T4 板材である。

溶接は、抵抗スポット溶接ならびに比較としてのティグ溶接の二種類にて実施した。まず抵抗スポット溶接条件は、三相低周波式抵抗スポット溶接機を用いて **Fig.2-10** に示す条件にて溶接した。使用した電極は RWMA クラス II クロム銅合金（16mm φ、先端曲率半径 150mm の R 型）である。溶接条件の影響については、**Fig.2-11** のように二種類の加圧方式（二段加圧、一段加圧）と鍛圧(Forge Force)のタイミングを種々変化させて A7N01 材にて調査した。一方、ティグ溶接に関しては、溶加材を添加せずに溶接電流 90A、溶接速度 30cm/min でいわゆるメルトラン溶接を行なった。

2. 3 試験結果

2. 3. 1 連続打点寿命の向上

1) 軟鋼板の連続打点溶接性との比較を通しての現象把握

Fig.2-12 は SPCC と Al-4.5mass%Mg の打点数に伴う強度ならびに電極先端接触径（感圧紙による電極当たり形状の短径と長径の平均値、以下接触径）の変化を示したものである。なお、接触径は上部電極(Top)と下部電極(Bottom)についてそれぞれ求めている。さらにここでは比較のために 1~3000 打点までの強度の平均値(AVG)と標準偏差(STD)を示した。SPCC は打点初期から 4.4kN 程度の強度を有しており標準偏差も 0.04kN と安定的であるのに対し、Al-4.5mass%Mg は標準偏差が 0.30kN と大きく打点に伴う強度劣化傾向

が見られると同時に接触径の拡大傾向から電極損耗が著しいことも確認される。

2) ピックアップ現象の影響因子把握

ピックアップは、溶接材のアルミニウム合金と電極との接触抵抗による発熱量に起因するものであるから、ピックアップを左右する因子としては、次のようなものが考えられる。

- ・溶接材の表面状況・・・粗度、酸化膜など
- ・溶接材の品種及び材質・・・硬さ、電気伝導率、熱伝導率など
- ・溶接条件・・・溶接電流、加圧力、電極の冷却水量、電極の材質、形状など

ここでは、溶接材の表面条件を溶接に支障を来たさない程度に一定とし、先ず A5052-H32 を用いて溶接条件の影響を調査し、更に、その得られた結果を基に品種、材質の影響を調査することとした。また、さらに溶接前処理を施さず通常の製品状態における圧延油の影響についても若干の試験調査をおこなった。

(1) 溶接条件の影響

溶接条件のうち、加圧力、電極の冷却水量及び電極の曲率半径の影響を A5052-H34 にて調査した。なお、溶接電流は引張せん断強さ、ナゲット径が MILspec (米軍規格) を満足し、且つ一定となるように選定した。

加圧力、溶接電流の制御は、MIL によると **Fig.2-13** のように二段加圧及びディケイ電流を使用するように推奨しているが、ここでは簡単のために **Fig.2-14** に示すように一段一定加圧、ディケイ電流なしで溶接を行った。つまり、制御は米国における商用規格に基づき、引張せん断強さ及びナゲット径は MILspec に従った。なお、電極は 16mm φ の RMWA クロム銅合金を用い、形状は **Fig.2-15** に示す R 形 (Radius 形) である。

① 加圧力の影響

加圧力を 300,500,700 及び 900kg の 4 水準に変化させてピックアップが生じるまでの打点数 (以後ピックアップ寿命と称す) を調査した。加圧力が変化しても引張せん断強さ、ナゲット径も MILspec を満足し、且つ一定となるように溶接電流を **Fig.2-16** の如く調整した。また、そのときの引張せん断強さ、ナゲット径を **Fig.2-17** に示す。

以上の条件でピックアップが生じ易い様に電極の冷却水量を通常の 60/min¹⁾ より約 20/min に絞り、5 秒間隔で連続 19 点パネル打ちを実施した。

その結果を **Fig.2-18** に示す。また、溶接 19 点後の電極表面へのアルミニウムの付着状況を **Fig.2-19** に、アルミニウム板表面への電極銅の付着状況(苛性ソーダ洗浄にて銅のみ黒変)を **Fig.2-20** に示す。なお、**Fig.2-21** にピックアップと判断したアルミニウム表面の限界サンプルを示す。これらのことから、加圧力が増加するに従い、ピックアップ寿命は延びることがわかる。

② 電極の冷却水量の影響

電極の冷却水量を通常の 60/min に増加してピックアップ寿命を調査した。その他の条

件は(1)項の加圧力 300kg と同一で、その結果を **Fig.2-22** に示す。

冷却水量を増すと電極の温度を下げるためかピックアップ寿命は改善されることがわかる。

③ 電極先端の曲率半径の影響

電極の曲率半径を 250R に変化させてピックアップ寿命を調査した。曲率半径を大きくすると電流密度が低下するためナゲット径が小さくなり、引張せん断強さの低下が考えられる。したがって、溶接電流を増加し引張せん断強さを一定とした。その他の条件は(1)の加圧力 300kg と同一で、その結果を **Fig.2-23** に示す。これから曲率半径が大きくなるとピックアップ寿命は改善されることがわかる。

(2) アルミニウム合金材種・調質の影響

A5052-H34 に対し、品種、材質が異なった場合のピックアップ寿命に与える影響を調査した。対象とした材料は、A5052-O、A5052-HOT R ならびに A-O,A-R の 4 種類である。

なお、これら材料の比較の前提条件として引張せん断強さが等しくなるように溶接電流を変化させた。

① A5052-O、A5052-HOT R の場合

同一引張せん断強さを得るための溶接電流を図示すると **Fig.2-24** のようになる。これから同一引張せん断強さを得るためには、軟質材になる方が溶接電流を増加する必要のあることがわかる。

ピックアップ寿命は、**Fig.2-25** に示す結果が得られ、低加圧力では材質の違いによる差は認められないが、高加圧力になるほど、軟質材の方がその寿命は長くなるという傾向が見られる。

なお、HOT R は Table1 からわかるように O 材に近い値を有しているため、ピックアップ寿命は、より O 材に近い値を示したと思われる。

② A-O,A-R の場合

同一引張せん断強さを得るための溶接電流を各加圧力ごとに図示すると、**Fig.2-26** のようになる。これから A5052 の場合と同様、軟質材ほど、溶接電流を増加する必要のあることがわかる。

A 材は A5052 に対して Mg 量が高く、溶接金属部のせん断強さは高く、同一引張せん断強さを得るには A5052 より小さいナゲット径でよいと思われるが、実測結果ではそれほど差はなくばらつきの範囲内であった。

以上の条件におけるピックアップ寿命は **Fig.2-27** のようになり、A 材も A5052 と傾向は全く同じで軟質材及び高加圧力であるほど、ピックアップ寿命は改善されることがわかる。また、A5052 と A 材を比較すると $A5052-H34 < A-R \approx A5052-HOT R < A-O$ の順にピックアップ寿命が長くなることがわかる。

(3) アルミニウム合金材料表面の圧延油の影響

溶接前処理を全く施さないで溶接する場合は、圧延油が表面に付着しており、ピックアップに与える影響は大と思われる。ここでは圧延油の状況を一定とするために一度、前項までの試験と同様に苛性ソーダにて洗浄し、その後圧延油を塗布し、更に湯洗したものをを用いた。材料は A5052-H34 を用い、溶接条件は前項(.2)①の 300kg 加圧力と同一である。その結果を **Fig.2-26** に示す。これから、差はわずかであるが若干圧延油の塗布されている方がピックアップ寿命は短くなっていることがわかる。

圧延油の影響としては参考文献¹⁴⁾¹⁵⁾に若干述べられており、前者文献は溶接中に油を溶接部表面にインジェクトさせ、その冷却効果のためピックアップ寿命は改善されるとし、後者文献は圧延油が付着していると溶接電流をあげる必要のあることから、ピックアップ寿命は短くなるであろうことを暗示している。

3) 連続打点寿命に及ぼす酸化皮膜と通電条件の影響

(1) 酸化膜厚さと溶接電流との関係

Fig.2-27 は Al-4.5mass%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)の溶接電流と強度と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 5mm を有する電流値は各試験片とも 25kA 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 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(20kA 程度から)でボタン破断となる傾向が得られた。

(2) 打点初期の強度特性ならびに破断形態

① 引張せん断強度特性

Fig.2-28 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.2-29** のナゲット形状とコロナボンド形成状態も合わせて考察する。120ms 通電(c と d)に比べて 60ms 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見られる。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)しにくいいためか、a に比べ若干扁平なナゲットを生成する傾向にある。さらに酸洗浄材(b)は **Fig.2-30** 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思われる。

120ms 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.2-29 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.2-31 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。120ms 通電(c と d)ではナゲット外周に約 0.5mm 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 60ms 通電 (a と b) ではナゲット外周に局所的な硬化部がみられないことから、ナゲット周辺で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（圧着）環境にないものと考えられる。さらに、120ms 通電(c と d)の硬さ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、強度的に差異が見られ、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。

② 破断形態

さらに Fig.2-31 には各試験片 (a~d) の代表的な破断形態も合わせて示した。引張せん断試験におけるスポット溶接継手の破断を、従来からシャーとボタンという二形態で分類すると acd 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吟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, 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 ではシャー破断 (ナゲット内破断) になりやすいことが確認された。

(3) 連続打点性 (強度ばらつき因子の分離)

Fig.2-32 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.2-33 の打点後の電極先端形状と合わせて考察する。c は 2.2.1 項における軟鋼材との比較にて取上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.2-34 に示すように酸化皮膜や過入熱 (長時間通電) 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。

① 酸化膜厚さの影響

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定される。例えばbではaでみ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同時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.2-35**に示す打点後の上部電極断面観察結果のSEM像から、bとdの表面はaとcに比べて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。

② 通電時間の影響

c→aならびにd→bで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化には寄与するものの形成が不確実であるために、強度のバラツキをもたらしやすい性質を有しており、酸化皮膜の影響を含むcでは、さらにその傾向は顕著となる。さらに、d→bでは電極損耗が極端に軽減されている。ナゲット成長飽和後の入熱（過入熱）は電極損耗を促進させるとともにコロナボンド形成をもたらすものと推定される。

以上の効果を再確認するために、bとdにおいて12000打点までの連続打点溶接試験を実施した。**Fig.2-36**は強度変化を示したものであるが、過入熱を取り除いたbの方が強度の安定状態（b:10,000打点程度、d:6,000~8,000打点程度）が長く保たれることが確認された。また、**Fig.2-37**に接触径変化と大幅な強度変化のみられる打点（図中の点線で示した値）における電極当たり形状を示した。bとdともに大幅な強度低下のみられる打点で共通することは接触径が8.0mm程度に拡大していることである。このことから、ここでみられる強度低下は、通電径拡大による電流密度の低下が原因であると考えられ、さらにdにて接触径の縮小（約11000打点目）によって強度が復活していることから推察される。

以上のことから、Al-Mg合金も酸化皮膜の影響を除去することにより、軟鋼等で確認されている結果と類似した結果が見出されることがわかる。

③ 電極先端の突起（へそ）

Fig.2-34において打点初期では各試験片(a~d)ともに強度のバラツキを有しているものの、打点を重ねるにしたがいバラツキが低減する傾向が認められる。酸化皮膜の影響を除去したbとdでは、その傾向は顕著でありbでは100打点程度、dでは400打点程度から強度のバラツキが低減する。このことから打点初期には電極が馴染む過程のあることが予

想され、この過程を経ることでナゲット生成やコロナボンドの形成が安定化するものと思われる。

このときの電極表面は、Fig.2-35 の説明にて前述したように、冶金的には薄い Al の付着層（合金層）で覆われており形状的には平滑である。さらに過入熱を取り除いた b では電極先端表面中央が突起状になっており、Fig.2-33 からもその外観が観察される。この突起は、Fig.2-32 において b の接触径が初期 100~200 打点で縮小していることから、この時期に生成する。これは強度のバラツキが低減する打点数とほぼ一致しており、電極先端のへそ生成が強度バラツキ低減に関係していること、ならびに電極が馴染んだ状態の一形態であることが予想されるもののナゲットの生成に及ぼす直接的な作用については不明である。

4) 電極損耗機構の推定

(1) 連続打点試験結果

連続打点時の溶接部の表面外観、400 打点溶接後の電極の外観ならびに電極と板との間の感圧紙による接触状況を Fig.2-38~40 に示す。また、10 打点に 1 点の割合での引張せん断強度の推移を Fig.2-41 に示す。また 2 点目と 400 点目の溶接部断面の溶込み状況を Fig.2-42 に示す。

外観からは、220 点を越えるあたりから、著しい表散りが生じ始め、さらに 300 点前後から電極の圧痕状態が不明瞭となり、電極先端の損耗によると思われる加圧不足現象が始める。この影響は、引張せん断強度には殆ど現れていないが、破断形態のボタン破断からシャー破断ならびにボタンとシャーの混在破断への変化として観察される。溶接部断面マクロからは、電極側板表面の形状が R 形状から凹凸のある平坦形状へと変化し、電極先端が損耗していることがわかる。また、それにしたがって、板の残厚が厚くなると同時にナゲットの板厚方向への溶込み深さが増加し、凝固割れも生じており、典型的な加圧力不足に陥っており、電極先端の損耗によるものと推定された。

(2) アルミニウム連続打点寿命後の電極観察

連続打点寿命を迎えた電極を表面や断面から調査した。電極表面を X 線回折した結果を Fig.2-43 に示すが、これから、Cu,Al とともに CuAl_2 (θ) が検出された。電極表面の断面を EPMA にて分析した結果を Fig.2-44 に示すが、表面に Cu,Al ならびにそれらの反応層が観察され、それより電極内部にわずかに入った側には、ほぼ均一に数 μm の反応層が認められた。溶接時の界面の温度を概略推定するために、まずは電極先端近傍の表面温度を放射温度計にて測定したところ、Fig.2-45 のようにおよそ 400°C に達している¹⁶⁾ことがわかった。次に、寿命後の電極先端縦断面の硬さ分布を調査した結果を Fig.2-46 に示す。一方、電極材そのものを、各温度で 1 時間加熱処理した後の硬さを測定した結果を Fig.2-47 に示す。これらの測定結果などを元に、電極とアルミニウム合金板との界面の温度を推定

すると 550℃前後に達していたものと推定される。ところで、文献によると、ナゲット生成時の電極最表面で 500℃、1mm 内側に入った電極部位で 400℃と推定されるという解析結果に関する報告がある¹⁷⁾。

2. 3. 2 A7N01 材溶接部の低時効性の追究

1) 抵抗スポット溶接

(1) A7N01 と A7003 との比較

Fig.2-11 に示す溶接条件にて、比較試験をおこなったが、溶接中央部板厚方向の断面マクロ組織を A7N01 を例に Fig.2-48 に示す。いずれの合金もナゲット部は粒状晶であり、またナゲット内部のマイクロ組織は微細なデンドライト組織である。

ナゲット部の時効回復性を以下に示す三時点での硬さ分布および引張せん断試験による破断引張せん断強さで調査した。

- ① 溶接直後 1 週間以内 (以後、溶接直後材と称す)
- ② 溶接後、室温放置 1 ヶ月 (以後、室温時効材と称す)
- ③ 溶接後、溶体化処理 (450℃ x 30 分) 水焼入れして、室温放置 1 ヶ月 (以後、溶体化材と称す)

なお、硬さ測定位置は、Fig.2-48 に示す圧痕位置で、マイクロビッカース硬度計荷重 500 グラムにて測定した。また、引張せん断強さは、ナゲット部にて破断したことから、破断荷重をナゲット径から算出した円の面積で除した値を用いた。硬さ分布を Fig.2-49 に示すが、両合金ともナゲット部の硬さは、室温時効材でも溶体化材に比較して約 30 低い値に留まっている。なお、溶体化材は素材の硬さ同等にまでは回復している。

引張せん断強さを Fig.2-50 に示すが、破断部がナゲット部と一致するために、ナゲット部の硬さ回復と同様の傾向を示し、室温時効材と溶体化材には 4~5kgf/mm² の差異がある。

(2) 溶接条件の影響

Fig.2-11 に示すように加圧形式、鍛圧のタイミングの影響を調査したが、その硬さ分布を Fig.2-51 に示す。これから、溶接条件を種々変化させても、ナゲット部の硬さは、室温時効材と溶体化材との差異は解消せずに残っている。なお、溶体化材の硬さは素材の硬さ同等にまで回復する場合 (No.3) とそうでない場合 (No.2 および No.4) とがある。No.3 および No.4 の場合には、凝固時の加圧力が不足するためかナゲット部には凝固収縮割れや収縮孔が観察され、実用的な条件ではないと思われる。いずれにしても、硬さ分布はこれら不完全部を有する No.3 および No.4 においてのみ特徴的に低いわけではない。

以上の試験結果から抵抗スポット溶接部の時効性の特徴および問題点を列挙すると以下のようなになる。

- ① A7N01 および A7003 材の室温時効材のナゲット部の硬さは、溶体化材に比較して低く、また継手の引張強さも低い。

- ② ①のことは、溶接条件を種々変化させてもほぼ同様な傾向が得られる。特に溶体化処理しても素材並みの硬さに回復しない場合もあり、不可解な面が残る。
- ③ 抵抗スポット溶接は、アーク溶接のように余盛で強度不足を補完することは不可能で、破断荷重を増加させる必要のある場合は、溶接打点数を増すかナゲット径を大きくするか、のいずれかの方法でしか対処できない。

2) ティグ溶接

A7N01 および A7003 材の溶接部のマイクロ組織を **Fig.2-52** に示す。両材料とも、結晶粒は粗大で、粒内にはデンドライト組織が観察される。

板厚方向の硬さを板厚中央の位置でマイクロビッカース硬度計（荷重 500g）にて測定したが、その分布を **Fig.2-53** に示す。なお、今回調査の対象としているのは溶接金属部であるのでその部位しか測定していないが、抵抗スポット溶接部に比較して母材の熱影響部範囲は広い。

A7N01 および A7003 材ともに、室温時効材の硬さは溶体化材に比較して、10 低い程度にまで回復していることがわかる。

したがって、硬さの回復率が高いために問題とならないが、実用上は溶接金属部の割れ防止の点から、5356 溶加材を添加して溶接するのが基本となっており、Al-Mg 系の溶接金属部の Al-Zn-Mg 系合金に対する強度不足を余盛部で補完可能であるので、その場合の継手効率率は約 100%を保持することは可能である。

2. 4 考察

2. 4. 1 連続打点寿命の向上

1) ピックアップ現象におよぼす影響因子の把握

(1) 界面発熱量の試算

電極のピックアップに対する影響をまとめると **Table2-7** のようになる。ピックアップは、電極と溶接材間の温度が連続打点中に上昇し、且つ加圧力下であることの条件が重なるために電極銅とアルミニウム合金がいわゆる固相接合した現象である。この固相接合される温度は、一般に熔融温度を絶対温度で表した温度の約 1/2 といわれているが、純アルミニウムと純銅の場合には 200°C以上で接合可能といわれている¹⁸⁾。

今回の試験結果をジュール熱による発熱量から検討すると以下のようなになる。

一般に **Fig.2-54** のように W という加圧力で板材を加圧すると、溶接材は塑性変形を起し、 πa_i^2 の面積で接触することになる。この状態における接触抵抗 R_i は次のように表される。

$$R_i = R_{ci} + R_{fi} = [\{ (\rho_1 + \rho_2) / 2 \} / 2a_i] + \{ (\rho_{01}d_{01} + \rho_{02}d_{02}) / \pi a_i^2 \} \quad \dots (1)$$

ただし、 R_{ci} : 集中抵抗 R_{fi} : 表面皮膜抵抗

ρ_1, ρ_2 : 接触面材料の比抵抗

ρ_{01}, ρ_{02} : 表面皮膜の比抵抗

a_i : 接触部半径

d_{01}, d_{02} : 表面皮膜の厚さ

表面皮膜抵抗 R_{fi} は、集中抵抗 R_{ci} に比較して表面皮膜が存在する場合、かなり大きくなるが、皮膜厚さが薄いと皮膜は接触点において破断していると考えられるので、接触抵抗は、集中抵抗が支配的になるといわれている¹⁹⁾。ここでは溶接直前に電極チップ、溶接材ともに十分な前処理を行っていることから後者に相当すると考えられる。したがって、ピックアップ寿命は電極チップ、溶接材の比抵抗及び接触点半径に左右されることになる。

一方、接触抵抗は被溶接板間にも存在し、その値は全接触抵抗の 1/10 程度に過ぎないといわれている²⁰⁾。したがって、溶接される前にピックアップが生じるように思われるが、電極は冷却されているために、最終的に温度が上昇するのはナゲット部となる。このように接触抵抗そのものが高いため、それだけで全てが整理される訳ではないが、他の条件が同じであればピックアップの起こり易さを比較するには、接触抵抗の定性的な比較によって推定可能と思われる。

接触半径 a_i は Herze の古典的法則により表現できるが、ここでは材料の特性を端的に示す(2)式のブリネル硬さの式を用いる方がより現実的であると考えられる。それは各加圧力とそのときの(圧痕径)²をグラフ化すると **Fig.2-55** のように直線となり、この関係は以下に述べるようにブリネル硬さ式を満足するからである。

$$HB = 2W / [\pi (2r) \{2r - \sqrt{(2r)^2 - (2a_i)^2}\}] \quad \dots (2)$$

ただし、HB : ブリネル硬さ $2a_i$: 接触直径

$2r$: 球の直径 (曲率半径 $x2$) W : 加圧力

上式を変形すると

$$(2a_i)^2 = \{4 / (HB \pi)\} W - \{4 / (HB^2 \pi^2 (2r)^2)\} W^2 \quad \dots (3)$$

となる。

今、仮に A5052-H34 材の HB を HRF=72 (Table2-3) から換算した 64、W を 500kg とすると(3)式の

第 1 項は 9.95、第 2 項は 2.75×10^{-4} (ただし $r=150$) となり、第 2 項は第 1 項に比較して無視でき(3)式は(4)式のように近似できる。

$$(2a_i)^2 \approx 4W / HB \pi \quad \dots (4)$$

Fig.2-55 の直線の傾きに相当する $4 / HB \pi$ は、**Table2-8** の最右欄のように求まる。ここで、計算値と実測値が若干異なるのは、スポット溶接では圧子が鋼ではなくクロム銅合金であること及び下板を支える側も同じ曲率半径を持つ電極であるという加圧状況の差に起因するものと思われる。

次に比抵抗に関しては、純銅の比抵抗に $1.69 \times 10^{-8} \Omega \cdot m$ 、クロム銅合金電極の電気伝導率に電極規格 RWMA グループ A、クラス 2 の 75%を用い、また A5052-H34, HOT-R, O の電気伝導率に Table2-3 の IACS%の値を用いて算出すると

$$\left. \begin{aligned} \rho_{Cr-Cu} &= \rho_{Cu}/0.75 = 2.26 \times 10^{-8} \Omega \cdot m \\ \rho_{H34} &= \rho_{Cu}/IACS_{H34} = 5.18 \times 10^{-8} \Omega \cdot m \\ \rho_R &= \rho_{Cu}/IACS_R = 5.02 \times 10^{-8} \Omega \cdot m \\ \rho_O &= \rho_{Cu}/IACS_O = 5.17 \times 10^{-8} \Omega \cdot m \end{aligned} \right\} \dots (5)$$

となる。

以上までに算出した接触半径、比抵抗から例えば A5052-H34, HOT-R、O の場合の発熱量を計算式として示すと、

$$\left. \begin{aligned} J_{H34} &= I^2 \times \{ (\rho_{Cr-Cu} + \rho_{H34}) / 2 \} / 2a_i \times (4/60) \\ &= 1.57 \times 10^{-5} I^2 / \sqrt{W} \text{ (J)} \\ J_R &= 1.19 \times 10^{-5} I^2 / \sqrt{W} \text{ (J)} \\ J_O &= 1.15 \times 10^{-5} I^2 / \sqrt{W} \text{ (J)} \end{aligned} \right\} \dots (6)$$

となる。(6)式の各々に溶接電流及び加圧力を代入すると、発熱量が算出され、A材の場合も含めてまとめると **Fig.2-56** のようになる。

これから発熱量は各加圧力とも、同一品種では硬質材の方が多く、また各材質とも低加圧力ほど発熱量は多くなることがわかる。また、A5052 と A材とを比較すると A5052 > A の関係も得られる。これは(5),(6)式で A5052 と A材を比較すると比抵抗は、電気伝導率の低い A材の方が小で、この両者はいずれも発熱量は A5052 < A となることを示している。しかるに発熱量が A5052 > A となるのは発熱量に対して A材の方が溶接電流が低くてすむため、これを覆す決定的な因子として働いていることがわかる。この発熱量とピックアップ寿命とを **Fig.2-57** に示すが負の相関関係にあることがわかる。逆にピックアップ寿命を改善するには、この発熱量が少なくなるように各要因を制御すれば良いことになる。

今回の試験では、引張せん断強さが等しくなるように溶接条件を選定したが、それはナゲット径を等しくすることであった。また、品種が変わった場合でもナゲット径はほとんど変化しなかった (2.3.1 項参照)。これらのナゲット形成過程を時間的変化とともにモデル化すると **Fig.2-58** のようになると思われる。

電極・板間の接触径(2a_i)が小さい場合には、板・板間の接触径も小さいと思われること、及び板・板の発熱量も前述したように多いと推定されることから、発熱する範囲はより狭いと考えられる。つまり、溶接初期の等温度線(T₁)はその径において D₁ < D₂、また板厚方向においては P₁ > P₂ となり、板厚方向の温度勾配は接触径(2a_i)の小さい程より緩やかになると考えられる。この傾向はナゲット形成時期まで続くが、今回の試験のように等ナゲット径(D_N)となる条件下では、板厚方向の溶込みは温度勾配が緩やかな程、深くなると (P₃ > P₄) と予想される。つまり、ピックアップ寿命の短いほど、深い溶け込みが得られるものと考えられる。

一方、A5052 のナゲットの板厚方向への溶込み率を実測すると **Fig.2-59** のように、加

圧力の増加につれ溶込み率は低下し、硬質材ほど溶込み率は高い傾向を示し、上述したピックアップ寿命の長短に対する考え方と良く一致することがわかる。

ナゲットの溶込みに関しては JIS Z3612 に A 級で 20~80% と規定されているが、動的及び衝撃強さなどを考慮するとピックアップ寿命を改善するような溶込みの浅い条件では問題となることもある。つまり、[引張せん断強さ/引張強さ]を延性比と称し、それにて靱性を評価することがしばしば行われているため²¹⁾²²⁾、十字引張強さを行うことで、その延性比が低下しない範囲でピックアップ寿命を改善する必要があるものと思われる。

A5052-R において、十字引張試験を行い、その結果を **Fig.2-60** に示すが、今回の範囲内ではその値は殆ど低下せず問題はないが、常に他の諸性質も低下しないことを確認しておく必要があると思われる。

(2) ピックアップ寿命と連続打点寿命との関係

連続打点寿命の前兆と考えられるピックアップ現象を調査したが、電極は事前にチップドレッシングをし、アルミニウム合金材の表面は事前にワイヤブラッシング処理をするなど酸化膜はそれなりに薄く調整した一定条件下としたので、主に集中抵抗に帰する接触抵抗に支配された状態での現象を論じてきた。つまり、溶接条件や素材調質・固有抵抗などの影響を、ブリネルの式を接触抵抗に挿入することでその界面での発熱量を試算し、それらの関係を見出したものである。その結果、ピックアップ現象は界面発熱量と強い相関性があり、界面発熱量の多い方がピックアップ寿命は短くなることがわかった。その発熱量は、結果的にナゲットの板厚方向の溶込みの深さに反映していることがわかった。

連続打点寿命に関しては、接触抵抗の残る因子としての皮膜抵抗も勘案することが重要であるが、皮膜の破壊など微視的な様相は観察は容易ではなく、定量評価が難しい。そこで、電極とアルミニウム合金板との界面発熱量は、ナゲットの板厚方向の溶込みに反映されることがわかったので、酸化膜を薄くした連続打点寿命が改善されたサンプルは、溶込みが浅くなっているとの前項での結果を照らし合わせると、電極と板との界面の温度が低下していると推定される。つまり、両特性の寿命改善時の現象傾向が同様であることから、共通の事象をとらまえているものと考えられ、つまり、ピックアップ寿命現象は、連続打点寿命現象の前兆かと推測される。

2) 電極損耗機構

(1) Cu と Al との拡散反応

Cu と Al の相互拡散に関する拡散係数ならびに活性化エネルギー²³⁾とを基に、これらのデータが示されている温度範囲内の各温度における拡散係数を、アレニウスプロットにて示すと **Fig.2-61** のようになり、また温度との関係で示すと **Fig.2-62** のようになる。概して、Al 中への銅の拡散係数の方が、Cu 中への Al の拡散係数よりもはるかに大きいことがわかる。一方向の拡散が極めて激しいと銅側に空孔が集積し、いわゆるカーケンダルポイドが

生成しやすくなる。なお、溶接時の電極とアルミニウム合金板との界面温度を仮に 530℃とした場合の拡散係数は、Cu→Al : $9.26e^{-8}mm^2/s$ 、Al→Cu : $1.20e^{-11}mm^2/s$ となり、拡散係数の差は前者の方が後者に比べて約 7700 倍高く、差は歴然としている。

(2) 電極損耗機構の推定

今までの結果から、各打点での加熱・加圧力の条件が電極銅とアルミニウムとの相互拡散を生じ、まずは電極銅がアルミニウム材表面に付着しその外観変化を来たすピックアップ現象が生じ、さらに打点が進むにしたがい電極銅自身の温度も上昇することで拡散がさらに進み、Cu と Al との金属間化合物 θ ($CuAl_2$)²⁴⁾の生成に至ると考えられる。その θ 相は脆性的であると同時に、その近傍の銅側にカーケンダルボイドが存在する確率が高く、打点時の加圧力に耐えかねて電極表面近傍が電極銅母体から脱落するものと推定される。その部位が凹状態になるとそこからの通電は困難となり、通電はそれが容易な凸部で新たに始まり、その部位での拡散がまた進行し金属間化合物が生成し、また脱落する。そして、また次の通電点を捜し求めて溶接は行われ、その繰り返しにより、ついには電極表面全体が凹状態の電極形状にまで行き着くと、通電不良により正常なナゲット生成が不可能となり、ナゲット径・継手強度の不足が生じて連続打点寿命に至るものと推定される。

(3) 鋼板の溶接の場合の電極損耗との比較

アルミニウムのスポット溶接の連続打点寿命でも明らかとなったように、その寿命は電極先端の損耗と密接な関係がある。鋼板のスポット溶接の場合の損耗形態を分類すると **Table2-9**²⁵⁾のようになると言われ、凸型もしくは不定形凸型損耗の場合には連続打点寿命は比較的長く、凹型もしくはフラット型損耗の場合は比較的その寿命は短いとされる。この電極損耗形態については、その鋼板の種類によって異なり、裸鋼板の場合には、電極先端面の熱履歴による軟化、応力分布などの要因により、電極の一部が塑性流動することで電極先端に突起が生じ、凸型損耗形態となる。めっき鋼板の場合には、裸鋼板の場合に生じた塑性変形以外に、めっき金属との合金化による変形が生じ、安定した明瞭な小さな突起「へそ」は通常形成されない。溶接打点数の増加に伴ってマクロ的な電極先端面積が次第に増加するが、その拡大速度は合金化溶融亜鉛めっき鋼板→電気亜鉛めっき鋼板→溶融亜鉛めっき鋼板の順に大きくなる。その連続打点寿命は、裸鋼板の場合のそれよりも劣るものの、拡大速度とは逆に溶融亜鉛めっき鋼板 (GI) →電気亜鉛めっき鋼板 (EI) →合金化溶融亜鉛めっき鋼板 (GA) の順に長くなるとされ、特に GA 鋼板はこの溶接性改善のための世界に先駆けて日本で開発されためっき鋼板である。電極損耗形態との関係では、GA 鋼板の場合には不安定型凸型、EI 鋼板や GI 鋼板の場合には凹型～フラット型になるとされている。

アルミニウムの場合もめっき鋼板の場合と同様に、電極銅と被溶接材との界面における相互拡散によって生成される金属間化合物相が脆弱であるがゆえに、その相あるいはカー

ケンダルボイド近傍から電極先端が脱落し、結果的には凹型損耗をとめない通電不良・ナゲット生成不良に至り、電極寿命を迎えるということである。

しかし、アルミニウムの場合であっても、前項での結果にもあったように、アルミニウム材料の表面酸化膜を薄くして界面発熱量を低減し、且つ通電時間を短くすれば拡散進行が抑制されるためか電極先端の脱落損耗が起こり難くなり、逆にアルミニウムが突起状に付着したいわゆる突起状電極が維持され、2000点においても継手強度が低下しない状態が得られることも可能であることを確認した。つまり、電極先端が突起状に至る原因は鋼の場合と異なっても、凸型になれば電極寿命は長くなるということは、裸鋼板の場合と同様である。

なお、アルミニウムの場合にはそれを実現するための溶接条件は、アルミニウム材料表面を酸洗浄により酸化膜を薄くすると同時に、通電時間を短くすることである。したがって、えられるナゲット径は JIS のナゲット径平均値 5mm ϕ を満足してはいるものの、コロナボンド生成がない分、継手強度は若干低くなると同時にシャード断も生じやすいという特徴があり、この点を工業的見地からどのように判断するかという現実問題がある。いずれにしてもアルミニウムの場合でも条件次第で、裸鋼板の場合に得られる突起状電極の出現も可能であり、連続打点寿命の延命化も可能であるとわかった。

(4) アルミニウム板表面の酸化膜の発熱におよぼす影響

前項で、アルミニウム板表面の酸洗浄により酸化膜を薄くすると、電極との界面発熱が抑制されるためか、連続打点寿命を伸ばすことができたことと報告したが、板表面の酸化膜の厚さによって界面の発熱状況への影響を確認することとした。ここではアルマイト皮膜を板の片面のみに付与し、その重ね合わせ方によりその付与面を内内ならびに外外に配置することでそれらの発熱状況への影響を調査した。アルマイト皮膜を付与しない場合を比較材として調査し、JIS A 級平均値であるナゲット径 5mm・中散り有無・電極とアルミ板との溶着有無の各観点から溶接電流と通電時間との関係で調査した結果を Fig.2-63 に示す。継手の引張せん断破断後の外観を Fig.2-64 に、また断面の溶込み状況を Fig.2-65 に示す。これらから、アルマイト皮膜を内内に配置すると、その界面での発熱が増加することにより低い電流値でナゲット径 5mm が得られ、付与した内内面が効率よく発熱する反面、内内にいわゆる過入熱の現象である中散りが生じやすくなることがわかった。一方、外外に配置した場合には、内内の場合とは逆に、電極との溶着や電極面側での散り、つまり表散りが多く発生すると同時に、板厚方向のナゲットの溶込みも深くなるなど、外外面での発熱が顕著になるという事象が確認できる。

つまり、連続打点寿命を伸ばすためには電極 Cu と被溶接材 Al との拡散速度を抑制する必要があり、電極とアルミニウム板との界面での発熱を低減するには、アルミニウム材の少なくとも電極側の板表面の酸化膜の抑制が、ポイントであることが確認できた。

2. 4. 2 A7N01 材溶接金属部の低時効性の追究

1) 抵抗スポット溶接とティグ溶接との比較

両溶接法により溶融した溶接金属中の硬さの平均値を、時効の各時点で両合金を比較すると **Fig.2-66** のようになる。

なお、ここで溶接直後材の硬さは溶接後 1 週間以内での値であるが、時効回復性の著しい時期と一致することを考慮すると、硬さの値そのものにはバラツキがあると思われるので、考察の対象外とする。

室温時効材と溶体化材の硬さの差異は、いずれの合金でも抵抗スポット溶接の方が大きく、溶体化処理の硬さ上昇に与える効果は大きい。ここで、溶体化材の硬さを仮に 100% とした場合の室温時効材のそれは、抵抗スポット溶接で 71%(A7N01)、66%(A7003)、ティグ溶接で 91%(A7N01)、91%(A7003)となっている。

マクロおよびマイクロ組織を抵抗スポット溶接とティグ溶接で比較すると、前者で微細結晶粒、微細デンドライト組織、後者で粗大結晶粒、比較的粗なデンドライト組織となっており、A7N01 および A7003 とも同様な傾向となっている。

このことは EPMA による線分析結果からもわかる。**Fig.2-67** は、A7N01 材を例にしたもので、直後材には Zn,Mg の大きな偏析が認められた。このことは A7003 材の場合でも同様な結果であった。アルミニウム中の Zn,Mg の平衡分配係数 K_0 が、 $K_0 < 1$ であるためにデンドライト状に凝固する際、凝固界面の液相側に非常に薄い Zn,Mg 濃縮相を生じ最終凝固部、すなわちデンドライトセル境界に Zn,Mg 濃度の非常に高い部分を形成するからとされており、その偏析部位の間隔を測定することによりセルサイズを測定できる。マイクロ組織からも推定されたように、抵抗スポット溶接の方がティグ溶接の場合よりもデンドライトセルサイズは小さく、また偏析率も大きいことがわかる。また、マトリクス中の Zn,Mg 濃度も、抵抗スポット溶接の方がティグ溶接に比較して低いこともわかった。

デンドライトセルサイズと凝固速度との間には、一般的に凝固速度の速い方がデンドライトセルサイズは小さくなるといわれていることから、抵抗スポット溶接の方が冷却速度の速いことが推定される。鋳物における凝固冷却速度とデンドライトセルサイズとの関係式 $D=70C_R^{0.39}$ (D : デンドライトセルサイズ μm , C_R : 凝固冷却速度 K/s) を参考にして、**Fig.2-69** から得られる $D=3.1\mu\text{m}$ (抵抗スポット溶接)、 $10.6\mu\text{m}$ (ティグ溶接) を用いてその凝固冷却速度を試算すると、抵抗スポット溶接の場合で 2980K/s そしてティグ溶接の場合で 126K/s という値が得られ、その凝固冷却速度には約 24 倍に当たる顕著な差異があることが推測された。このことは、硬さ分布から母材熱影響部の範囲が抵抗スポット溶接の方がティグ溶接よりも狭いこと、また溶込みも板厚全面には及んでいないこと、さらに水冷電極で加圧されており、熱伝達も良いことから推定されることである。

以上、抵抗スポット溶接がティグ溶接に比較して時効性の低いことの一義的な理由は、凝固速度が速いことによりデンドライトセルが微細化され、かつそのセル境界により高い偏析が生じ、析出効果に寄与するマトリクス中の Zn、Mg 量が低下するためと思われる。

2) デンドライトセルサイズと偏析

溶体化処理をすると抵抗スポット溶接の方が硬さの上昇量が大きいことから、抵抗スポット溶接の方が成分の偏析率が高いことが推定される。

デンドライトセルサイズと偏析率との関係は、一般的には **Fig.2-68(a)** のモデルに示すようにセルサイズの大きい方が偏析率は大きいといわれているが、今回の結果は同図**(b)**のようにセルサイズの小さい方が偏析率が高くなっている。この原因としては、抵抗スポット溶接ナゲット部が加圧鑄造凝固組織となること、および大電流短時間通電であるために平衡状態図が変化したり、Zn,Mg の原子移動速度が速くなることなどが考えられるが、現時点では明らかではなく、今後の検討課題である。

なお、今回の溶接条件における加圧力は約 3800kgf/cm^2 (鍛圧/ナゲット面積) である。

3) 母材組成の影響

A7N01,A7003 材には、種々の特性を考えて主要元素の Zn,Mg 以外に、副添加元素が加えられている。時効性に対しても副添加元素の影響が考えられるので、Al-5.7mass%Zn-0.9mass%Mg 純三元合金に対しても同様の調査を行った。抵抗スポット溶接部およびティグ溶接部のマクロおよびマイクロ組織を **Fig.2-69** に示すが、A7N01 と A7003 の場合と異なるのは、抵抗スポット溶接部のマクロ組織のみでナゲット周囲部が柱状晶となっている。マイクロ組織はいずれも微細なデンドライト組織である。

硬さ分布を **Fig.2-70** に、また硬さの平均値を **Fig.2-71** に示すが、抵抗スポット溶接の方がティグ溶接に比較して室温時効の硬さが低く、また EPMA 分析からもマトリクス中の固溶 Zn,Mg 量が低いことも確認しており、A7N01,A7003 と全く同様の結果を得た。したがって、抵抗スポット溶接部の室温時効における低時効性は、溶接時の熔融凝固過程そのものにかかわる本質的なものであることがわかる。

4) 原因の推定

以上述べたようにスポット溶接ナゲット部はティグ溶接金属部に比較して時効回復が遅く、熱影響部とナゲット中央部との硬さの差異は溶体化処理後人工時効してもわずかに未だ残存する場合もある。一般にこのような現象の生じる理由としては次のような項目が考えられる。

- ①溶質原子のマイクロ偏析が発生し、析出に寄与するマトリクス中の平均濃度が低下する。
- ②溶接時に合金元素の一部が失われるか、または化合物が形成される。この場合も析出に寄与するナゲット部の平均濃度が低下する。
- ③時効速度を律速する原子空孔が転位あるいは粒界等に食われ、その濃度が減少し、結果として時効速度が低下する。

以上の理由のうち、①については、Zn、Mg の著しい偏析が認められた。②については、

著者の試験では確認しなかったが、著者が共著者である論文²⁷⁾には、**Fig.2-72**のEPMAによる線分析結果として、ナゲット中央部は偏析があるだけでなくZn、Mgの平均濃度が素材部に比較して低い場合もあり、溶体化処理後の時効材においても、素材の硬さまで回復しないことを説明することも可能である。しかし、このような現象の生じる理由については明らかではなく、さらなる今後の研究が必要である。③については、本報では未検討であるが、スポット溶接が加圧力下での熔融凝固現象であることを考えれば、塑性変形に伴う転位が原子空孔の消滅源として作用し、原子空孔濃度を減少させることは十分考えられる。しかし、溶体化処理すれば多数の凍結原子空孔が導入されるはずであり、溶体化後の時効処理にても素材レベルにまで硬さが回復しない場合もあることを説明できない。

よって、主たる原因はZn、Mgのマクロ偏析があるためではないかと推測されるが、その根本原因までは不明である。このように抵抗スポット法における溶接部には、低時効性もさることながら、デンドライトセルサイズとセル境界での成分の偏析率との関係においても、従来アーク溶接部で言われてきた傾向とは合致しないものであり、セルサイズが小さいほど、つまり凝固速度が速いほど偏析率が大きくなるという特異な現象も生じている。

これらのことを総合的に判断すると、抵抗スポット溶接部の室温時効における低時効性は、本溶接法の特徴としての高加圧力・大電流通電などに起因する熔融凝固過程そのものの本質的な現象にかかわっていると考えるのが自然である。

2. 5 まとめ

2. 5. 1 連続打点寿命の改善

1) 連続打点時の現象把握

連続打点溶接した継手の引張せん断強度ならびに電極と板間の接触径の推移を試験調査した結果、以下のことが明らかとなった。

- (1) Al-4.5mass %合金板の場合は、溶接打点数を重ねることで引張せん断強度が漸減すると同時に、電極の接触径が漸増している傾向が確認され、電極損耗と引張せん断強度との間には何らかの関係が予測される。
- (2) 一方、軟鋼板の場合には、引張せん断強度の低下は殆ど観察されなかった。電極の接触径は漸増する傾向が得られたものの、Al-4.5mass %合金の場合ほどには損耗していないこともわかった。
- (3) 引張せん断強度のバラツキは、Al-4.5mass %合金板の方が軟鋼板の場合よりも大きい、打点初期から生じていることから、特に連続打点による影響とは考え難い。

2) ピックアップ現象におよぼす影響因子の把握

ピックアップ寿命と溶接条件及び材質との関係を調査した結果、以下のことが明らかとなった。

- (1) 溶接条件に関しては、ある一定以上の電極冷却水量を流せば、高加圧力であるほど、

また電極先端の曲率半径も大であるほど寿命は長い。

- (2) 被溶接材の材質に関しては、軟質材であるほど寿命は長い。
- (3) 被溶接材の材種に関しては、同一引張せん断強さを得るのに Al-4mass%Mg 材の方が、固有抵抗が A5052 より大きいことから溶接電流は少なく済み、その結果ピックアップ寿命も Al-4mass%Mg 材の方が A5052 より優れる。
- (4) 以上のピックアップ寿命に対する傾向は、ブリネル硬さの式を挿入した電極とアルミニウム板間の接触抵抗による発熱量と一致し、発熱量の少ないほうがピックアップ寿命は長くなる。
- (5) ピックアップ寿命の傾向は、ナゲットの板厚方向の溶込みと相関性があり、電極とアルミニウム合金板との界面発熱量が溶込みに反映するためと推定された。つまり、溶込みの浅い方がピックアップ寿命は長くなる。

3) 連続打点寿命の影響因子

Al-Mg合金板における連続打点寿命に及ぼすアルミニウム合金材表面の酸化膜厚さならびに通電時間の影響を調査した結果、以下のことがわかった。

- (1) 酸化皮膜は電極の局部損耗を促進し、その結果連続打点寿命は低下する。なお、電極損耗の少ない連続打点初期においては、安定したコロナボンドの形成を阻害するので、引張せん断強度のわずかな低下を来すものの、強度のバラツキ改善は認められない。
- (2) ナゲット成長飽和後の入熱を過入熱とみなせば、長時間通電による過入熱は電極損耗を促進するが、連続打点寿命を著しく低下させるには至らない。なお、電極損耗の少ない連続打点初期においては、コロナボンドの形成をもたらすので引張せん断強度は増加するものの、強度のバラツキ増加も来す。
- (3) 連続打点時全般を通じての引張せん断強度のバラツキは主に酸化皮膜の除去により電極損耗を抑制することで改善される。この酸化皮膜の除去した状態で、過入熱を避けるべく入熱を少なくすると、コロナボンドの形成が抑制されることでさらに引張せん断強度は低下するものの安定し、連続打点寿命は向上する。

4) 電極損耗機構

- (1) アルミニウム材の場合の連続打点寿命現象は、めっき鋼板の場合と類似しており、電極銅とアルミニウムとの相互拡散により生成される θ 相 (CuAl_2) が脆弱なために、溶接加圧時に電極から脱落損耗し、通電不良により正常なナゲットが生成されなくなるものである。
- (2) 打点初期における電極銅のアルミニウム材表面への付着、いわゆるピックアップ現象も Cu から Al への相互拡散係数が大きいために生じたものと推定され、電極損耗機構の初期段階であり、連続打点寿命現象の前兆と考えられる。

- (3) アルミニウム材表面の酸化膜は、抵抗発熱に大きく影響しており、その厚さを抑制することで発熱が抑えられ、Cu と Al との相互拡散の抑制ひいては θ 相の生成を遅らせることが可能と判断され、連続打点寿命の長命化の点からは重要な因子である。

2. 5. 2 7N01 材溶接金属部の低時効性の追究

- (1) 抵抗スポット溶接部の室温時効 1 ヶ月後の硬さは、溶加材なしのティグ溶接部のそれに比較してかなり低く、継手強度も低い。溶体化処理をした場合の時効材では、抵抗スポット溶接のごく一部に素材レベルにまでは回復しないものも一部に認められるが、その大半は溶接法間に差異が殆どなく硬さは上昇する。
- (2) この現象は、Al-Zn-Mg 系純三元合金の場合にも同様に認められることから、抵抗スポット溶接特有の溶接凝固過程に基づく本質的なものに起因しているものと推定される。
- (3) 抵抗スポット溶接部の室温時効性の低いことの直接の原因としては、凝固速度が約 3000K/s と試算されるようなティグ溶接の場合よりも非常に高速のために、デンドライトセルサイズが $3\mu\text{m}$ 前後の微細なものとなるにもかかわらず、そのセル境界への成分偏析がティグ溶接の場合以上の著しい偏析が生じ、析出効果に寄与する Zn, Mg のマトリクス中への固容量が低下したためと考えられる。
- (4) そして、(1) で述べたように一部の溶接条件で、溶体化処理を行っても硬さが未だ低い箇所が存在するのは、ナゲット内のマクロ偏析も推定される場所である。

2. 6 結言

1) 連続打点寿命の改善

- (1) 連続打点寿命を来たす電極損耗現象は、電極銅とアルミニウム合金材との界面における高温・加圧条件下における Cu と Al の相互拡散によるものであり、その繰り返し打点溶接時の加熱・加圧により拡散が、脆弱な θ 相 (CuAl_2) の生成へと進行し、溶接加圧時にそれが脱落損耗することにより生じることがわかった。連続打点初期のピックアップ現象も電極銅とアルミニウム合金材との拡散によるものであり、電極損耗の前兆現象である。
- (2) 両現象の抑制のためには、その界面での発熱量を抑制する溶接条件ならびにアルミニウム合金材表面の酸化膜厚抑制がポイントである。
- (3) 電極とアルミニウム合金板との界面における発熱量は、溶接条件に関する集中抵抗に関してはブリネル硬さの式を挿入すれば相対評価可能となったが、酸化膜などに関する皮膜抵抗に関しては試算が困難である。これら、全てに通じる現実的な相対評価方法としては、断面におけるナゲットの板厚方向の溶込み深さが有力である。

2) A7N01 材の溶接金属部の低時効性の追究

- (1) 抵抗スポット溶接のナゲット部（溶融凝固部）の時効性は、自然時効のみならず、溶体化後の人工時効にても硬さは回復しない場合がある。これは、ナゲット中央部に、析出に必要な溶質濃度が不足しているためである。
- (2) ティグ溶接にて溶加材添加なしで単に溶融凝固させた溶接金属部は、溶体化処理後の人工時効ではほぼ 100%硬さが回復することから、抵抗スポット溶接特有の要因を受けたためと推定された。

※ 本件は、その後富井らによって詳細調査された結果、共晶合金における逆偏析が生じたためと説明²⁸⁾²⁹⁾³⁰⁾³¹⁾され、溶接電流の通電時、とりわけナゲットの生成過程のうちの溶融過程で形成されたものであると考えるのが最も妥当とされ、溶接中の高加圧力と高電流による電磁攪拌力が、そのナゲット溶融部に作用したためと推定されるに至っている。

以上のように、抵抗スポット溶接の主要な発熱部位、すなわち電極-板間の界面抵抗の発熱に起因する連続打点寿命に関する電極損耗機構を明らかにすることができると同時に、板-板間の発熱による A7N01 合金の溶接金属部の低時効性に関する原因を推定することができた。

参考文献

- 1)E.P.Patrick,J.R.Auhl and T.S.Sun: "Understanding the Process Mechanism is Key to Reliable Resistance Spot Welding Aluminum Auto Body Components", SAE Report No.840291.
- 2)G.L.Leone and B.Altshuller: "Improvement on The Resistance Spot Weldability of Aluminum Body Sheet", SAE Report No.840292
- 3)R.F.Ashton and D.D.Rager: "An Arc-Cleaning Approache for Resistance Welding Aluminum", Welding J.,September 1976,p750-757
- 4)R.M.Rivett: "Spot Welding Electrode Life Tests on Aluminum Sheets- Effect of Parent Metal Composition and Surface Treatment", The Welding Institute Research Report, 132.1980
- 5)永田、野村、近藤: "アルミ板の抵抗スポット溶接における連続打点性"、軽構造接合加工研究委員会資料、MPW-4-91
- 6)軽金属溶接技術会: 溶接構造用超大型強力アルミニウム合金の開発研究報告書、1966年
- 7)塔本、阪口、堀本: A7N01 材の抵抗スポット溶接、第 17 回抵抗溶接研究委員会資料,RW-113-77
- 8)塔本、阪口: 軽合金車輛製作における抵抗スポット溶接の現状、第 1 回抵抗溶接研究委員会資料,RW-3-73

- 9)(社)日本溶接協会車輻部会：抵抗スポット溶接共同研究報告第 1 報、表面状況の影響、溶接技術,Vol.24(1976),No.2
- 10)(社)日本溶接協会車輻部会：抵抗スポット溶接共同研究報告第 2 報、溶接条件の影響(1)、溶接技術,Vol.25(1977),No.3
- 11)(社)日本溶接協会車輻部会：抵抗スポット溶接共同研究報告第 3 報、溶接条件の影響(2)、溶接技術,Vol.25(1977),No.10
- 12)(社)日本溶接協会車輻部会：抵抗スポット溶接共同研究報告第 4 報、溶接ピッチの影響、溶接技術,Vol.26(1978),No.7
- 13)(社)日本溶接協会車輻部会：抵抗スポット溶接共同研究報告第 5 報、ふち距離の影響、溶接技術,Vol.26(1978),No.9
- 14) ペシネ社カタログ
- 15)W.Dilay, E.A.Rogala and E.J.Zulinski: Resistance Welding Aluminum for Automotive Production, SAE 770305
- 16)岩瀬哲、笹部誠二：アルミニウム合金の抵抗スポット溶接性 “、軽金属溶接、Vol.40(2002),No.5,p206-212
- 17)松山欣一：“アルミニウム合金スポット溶接の新しい考え方”、溶接学会主催軽構造接合加工研究委員会シンポジウム資料 4,1996.7.10
- 18)大橋：溶接学会誌、Vol.7(1976),p590
- 19)久門：潤滑、Vol.21(1976),No.12,p825
- 20)浜碕：重ね抵抗溶接、産報出版刊、1971
- 21)W.D.Dinsdale:The Welding Institute Research Report,Oct.1975
- 22)佐藤、阿部、佐野：溶接学会全国大会講演概要集、Vol.21(1977),p384
- 23)金属データブック：日本金属学会編、丸善発行、1995年改訂3版,p20-21
- 24)近藤正恒、永田浩、西村晃尚、粉川博之：溶接学会論文集 Vol.28(2010),No.2,p177-186
- 25)溶接学会軽構造接合加工研究委員会編：薄鋼板及びアルミニウム合金板の抵抗スポット溶接、p140、2008年発行
- 26)T.F.Bower, H.D.Brody and M.C.Flemings : Trans. of Metallurgical Society of AIME,236(1966),No.5,p624-634
- 27)塔本徹、阪口章、田中一雄、笹部誠二：軽金属溶接、Vol. 17(1979), No. 2, p51-62
- 28)菊池、水野：軽金属、Vol.24(1974),No.1,p9
- 29)富井洋一、菊池正夫、水野政夫：軽金属、Vol.36(1986),640-646
- 30)富井洋一、菊池正夫、渡辺雅英、水野政夫：軽金属,Vol.37(1987),405-412
- 31)富井洋一、菊池正夫、杉山正樹：溶接学会抵抗溶接委員会資料 RW-369-87,1987-11



Fig.2-1 961型試作車両

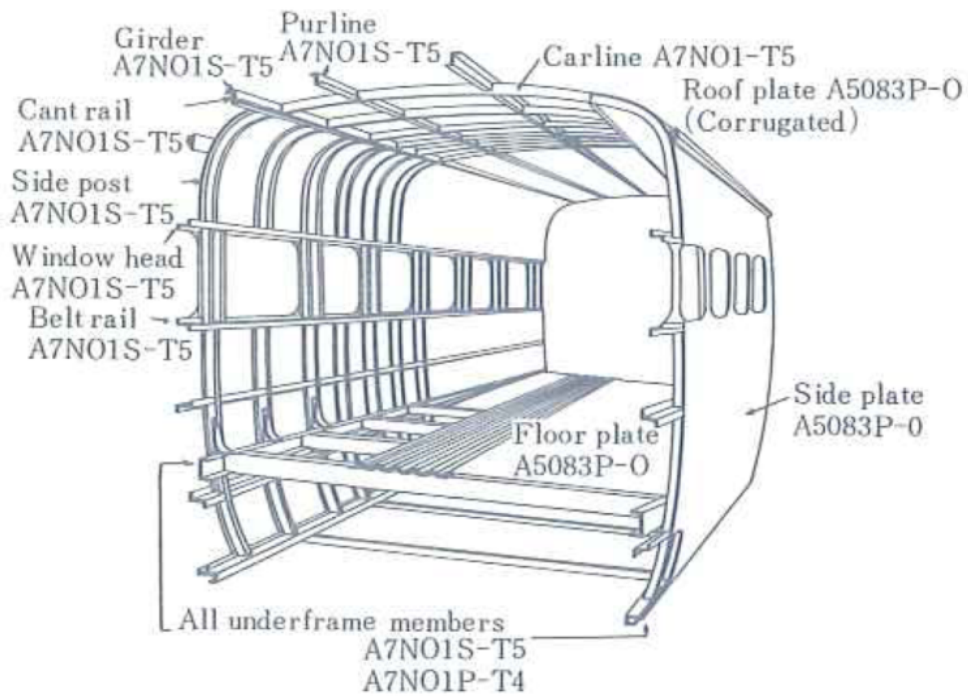


Fig.2-2 各部位の材料材質

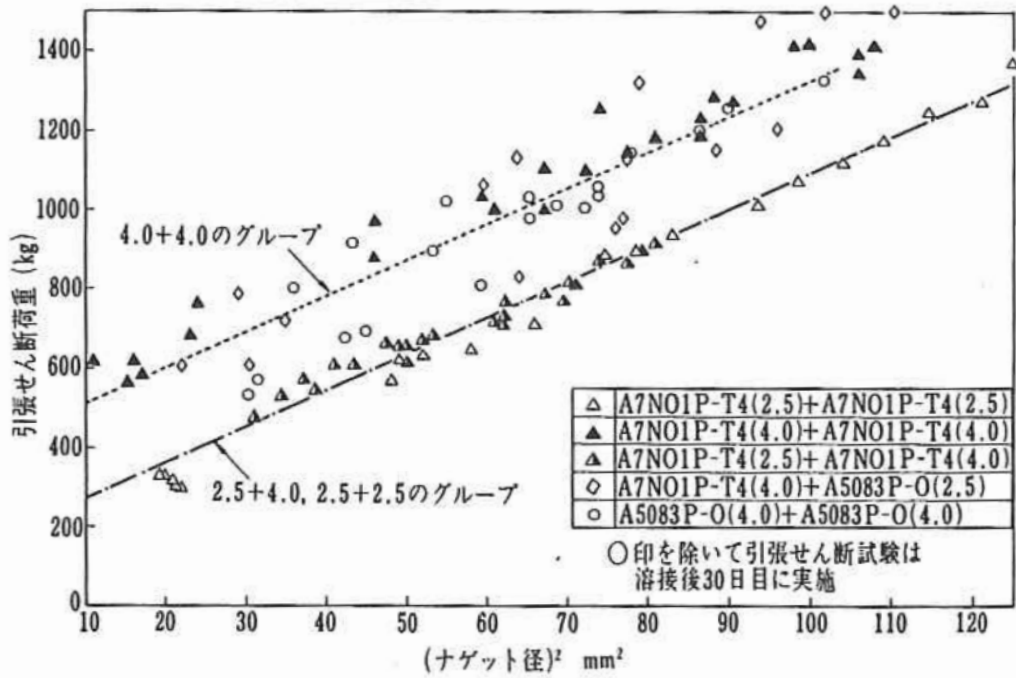


Fig.2-3 A7N01とA5083との引張せん断強度の比較

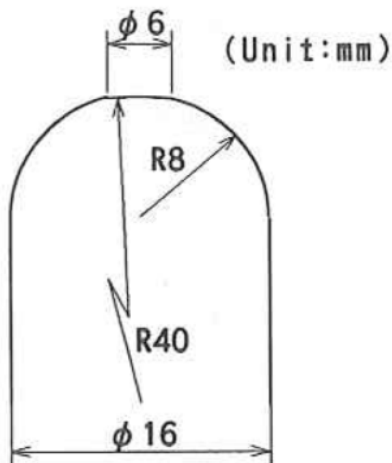


Fig.2-4 電極形状

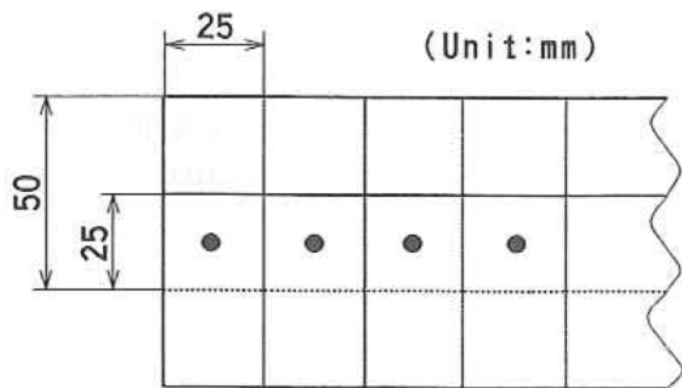


Fig.2-5 連続打点溶接時の試験片

Table2-1 供試材の成分

	Chemical composition (mass%)					
	C	Si	Mn	P	S	Ti
SPCC	0.0024	0.00	0.10	0.012	0.012	0.039

	Chemical composition (mass%)							
	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti
Al-4.5Mg	0.05	0.10	0.35	0.10	4.54	0.04	0.01	0.02

Table2-2 溶接条件

Materials		SPCC	Al-4.5Mg
Sheet thickness, mm		0.80	1.01
Electrode force, kN		1.8	2.9
Welding current, kA		8	25
Time, msec (f=50Hz)	Squeeze	400	
	Welding	160	120
	Hold	300	

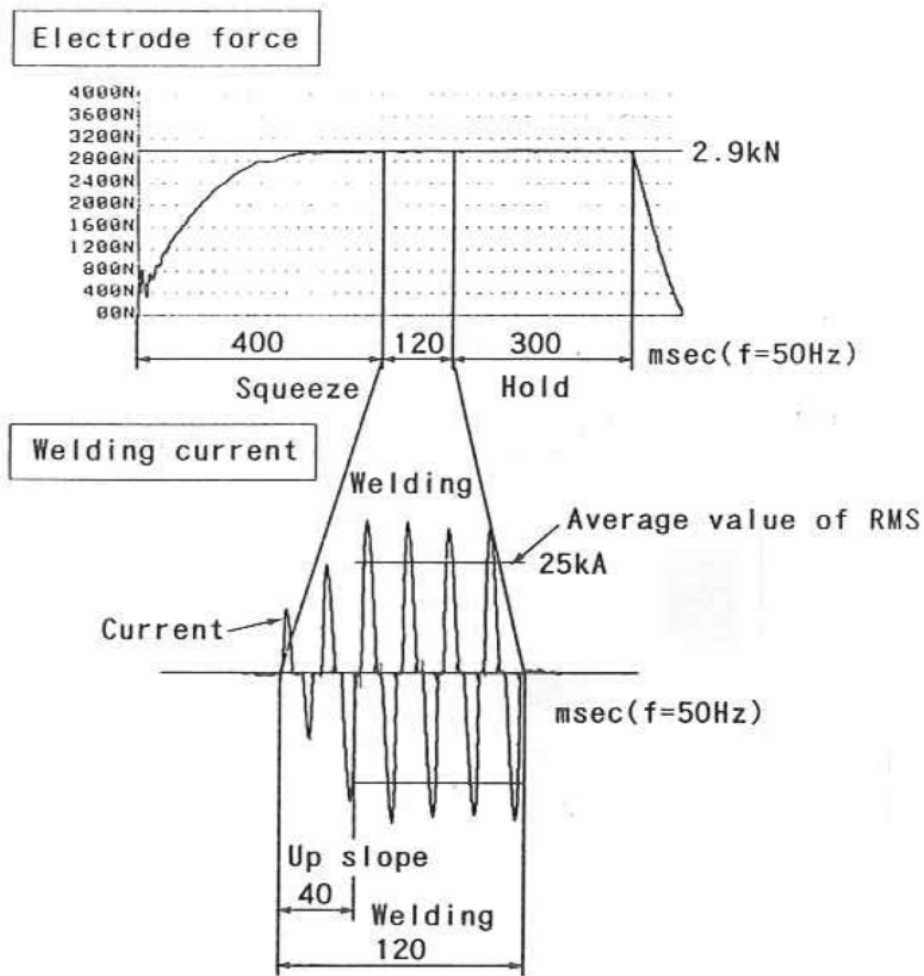


Fig.2-6 通電時の加圧波形ならびに電流波形

Table2-3 供試材

Materials	Chemical composition wt. %								σ_u^* kg/mm ²	$\sigma_{0.2}^*$ kg/mm ²	ϵ^* %	H_R^*	electronic conductivity* IACS %	
	Cu	Si	Fe	Mn	Mg	Zn	Cr	Ti						
A	HOT R	-	-	-	-	4.13	-	-	42.7	33.0	7.2	96.0	28.6	
	0	-	-	-	-	4.13	-	-	31.4	14.0	21.3	75.0	29.2	
A 5052	H 34	0.007	0.086	0.179	0.055	2.57	0.008	0.251	0.033	25.4	20.3	8.3	72.0	32.6
	0	0.007	0.086	0.179	0.055	2.57	0.008	0.251	0.033	21.5	8.5	24.6	46.0	32.7
	HOT R	0.014	0.179	0.257	0.063	2.58	0.015	0.241	0.026	20.6	9.5	23.0	48.0	33.7
JIS A 5052	H 34	≤ 0.10	≤ 0.45	≤ 0.10	$2.2/2.8$	≤ 0.10	$0.15/0.35$	-	$24/29$	$18 \leq$	$6 \leq$	-	-	
	0	≤ 0.10	≤ 0.45	≤ 0.10	$2.2/2.8$	≤ 0.10	$0.15/0.35$	-	$18/22$	$7 \leq$	$19 \leq$	-	-	

σ_u : ultimate strength, $\sigma_{0.2}$: 0.2% yield strength, ϵ : elongation, H_R : Rockwell hardness in F scale

Table2-4 材料の表面性状と通電時間

Conditions		a	b	c	d
Oxide film thickness, Å		50~70	24~25	50~70	24~25
Mg/Al Mg condensed in the surface layer by ESCA		0.7	0.1	0.7	0.1
Electrode force, kN		2.9			
Time, msec (f=50Hz)	Squeeze	400			
	Welding	60		120	
	Hold	300			

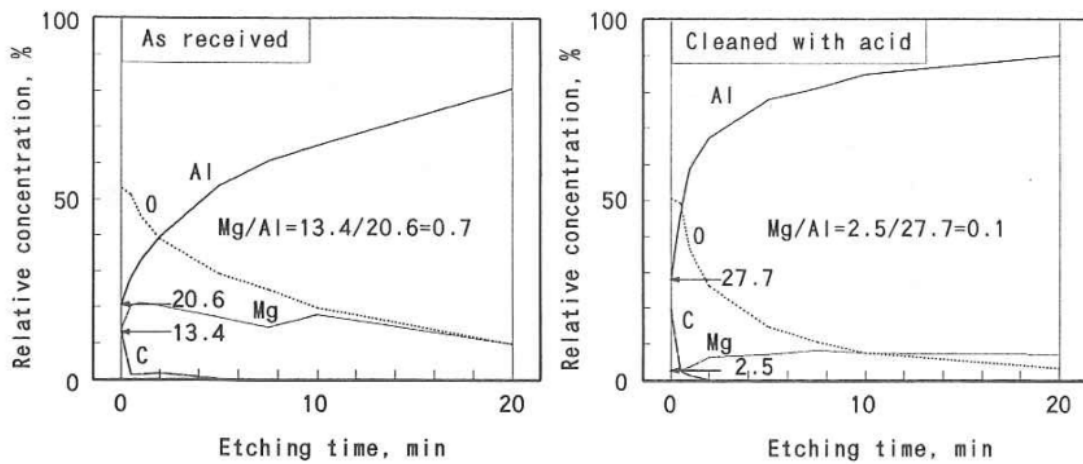


Fig.2-7 酸洗浄処理有無と材料表面のMg,Oの分布(ESCA分析)

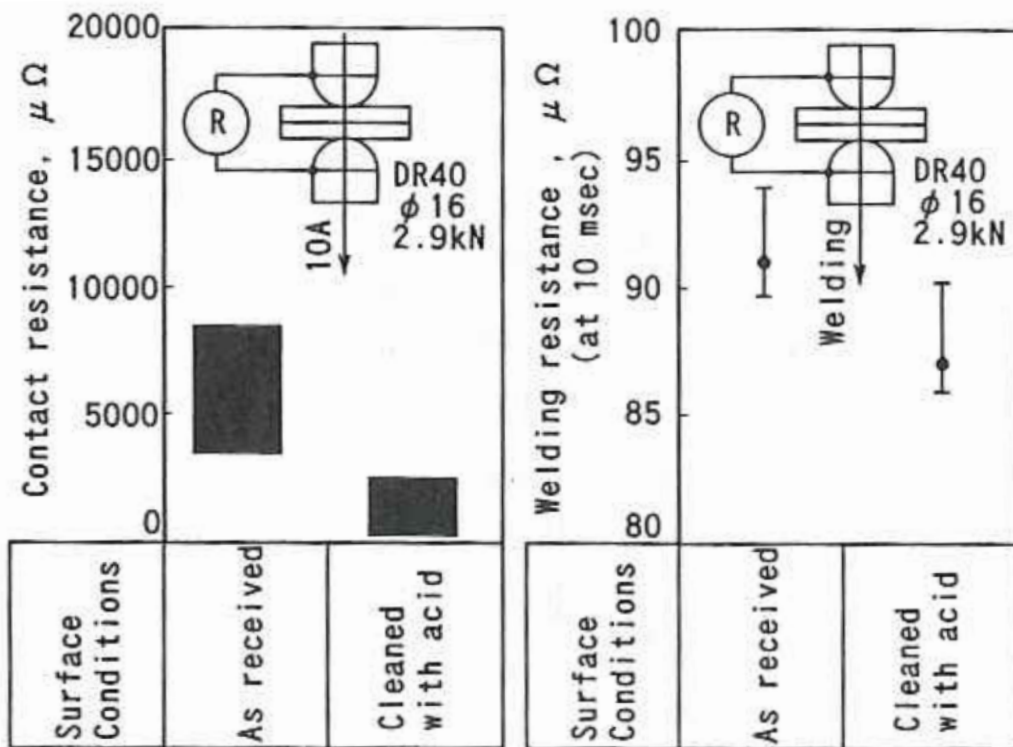


Fig.2-8 酸洗浄処理有無と電極間抵抗

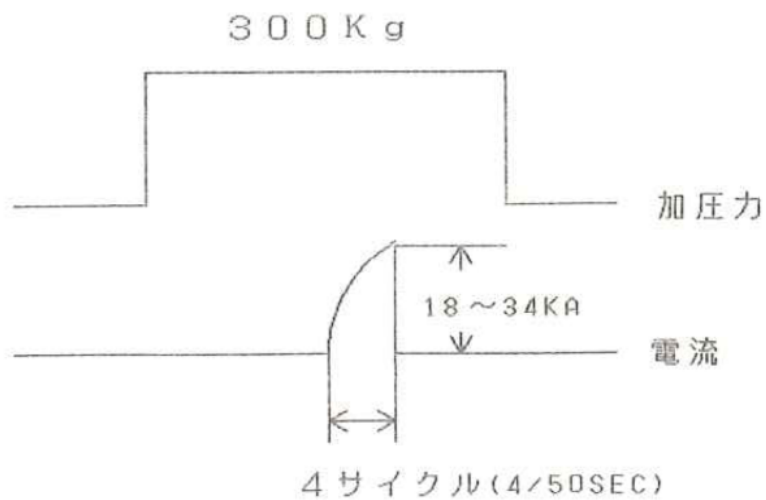


Fig.2-9 溶接条件

Table2-5 供試材の化学成分

	Si	Fe	Cu	Zn	Mg	Cr	Mn	Zr	Ti	Al
A7N01	0.07	0.24	0.05	4.72	1.68	0.23	0.45	0.11	0.04	Re
A7003	0.09	0.24	0.02	5.52	0.64	0.01	0.01	0.12	0.02	Re

Table2-6 供試材の製造工程

Book Mold Ingot (55mmThick)→Scalping (45mmThick)→Soaking (460°C×4h)→Hot Rolling (6mmThick)→Annealing (410°C×2h)→Cold Rolling (1.5mmThick)→Solution Treatment (450°C×30min)→Water Quenching→Natural Aging 1 Month

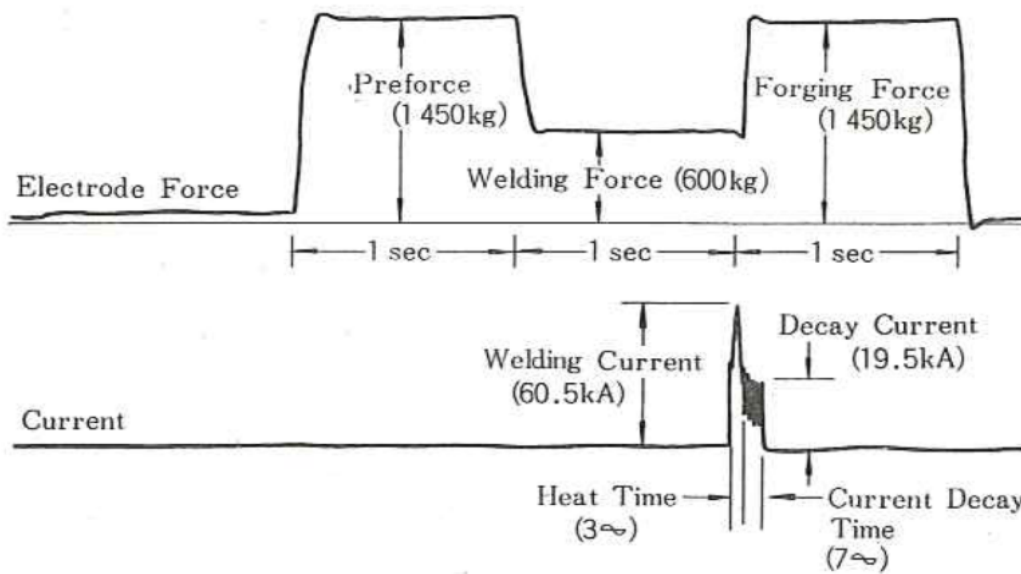


Fig.2-10 溶接時の加圧ならびに電流波形

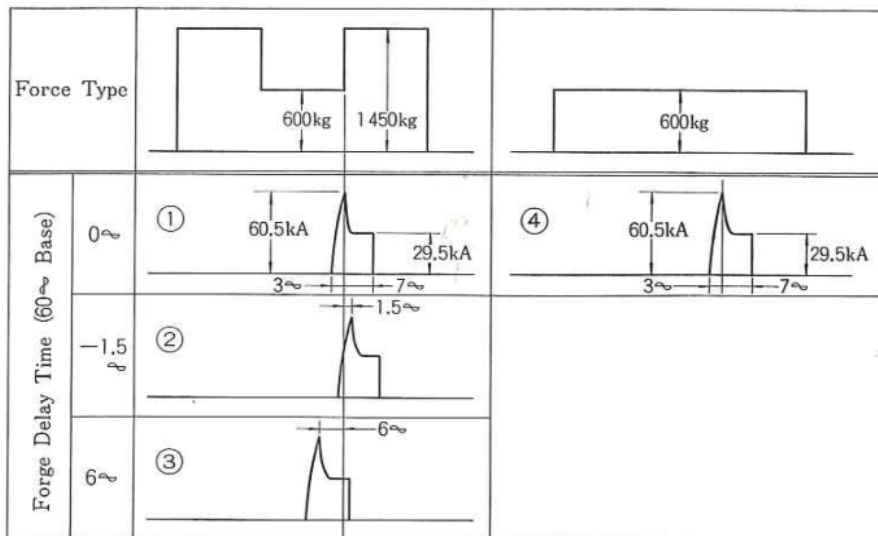


Fig.2-11 加圧方式とフォーゲイレイ時間

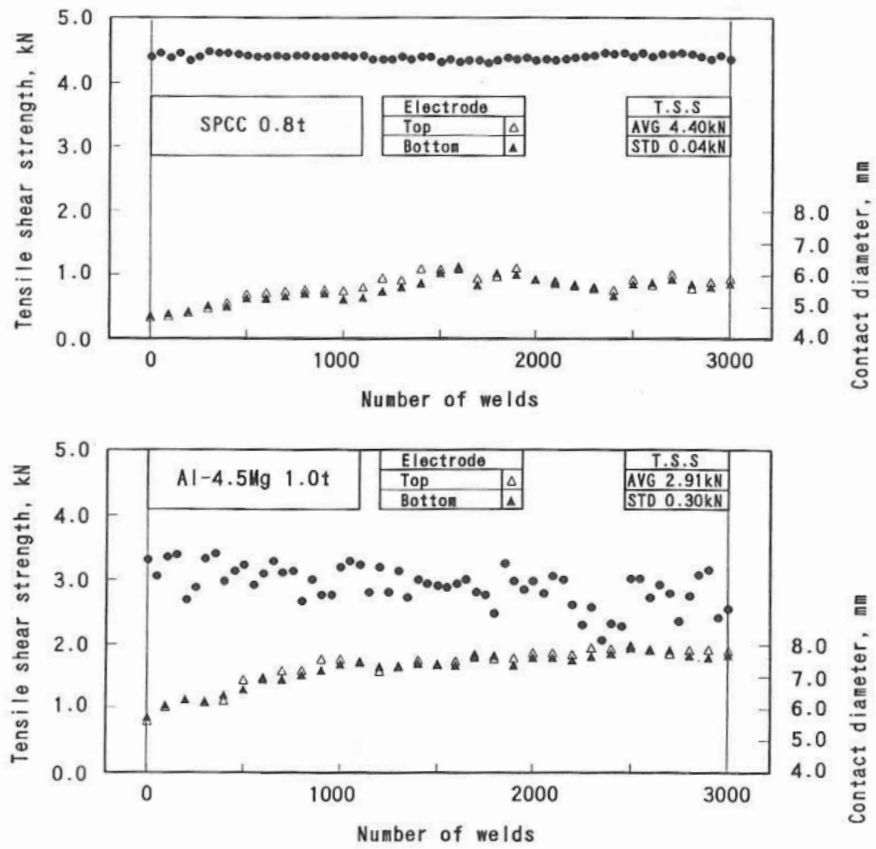


Fig.2-12 連続打点溶接時の強度ならびに電極先端接触径の変化の材料間比較

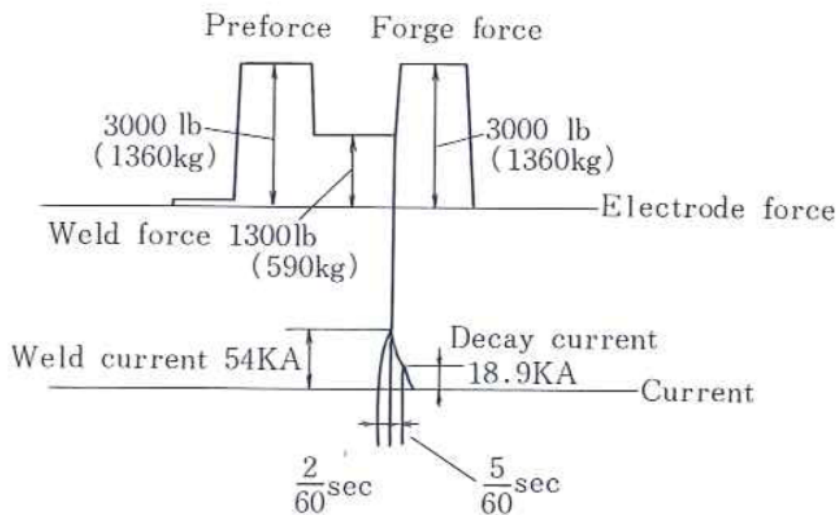


Fig.2-13 MIL規格による推奨条件

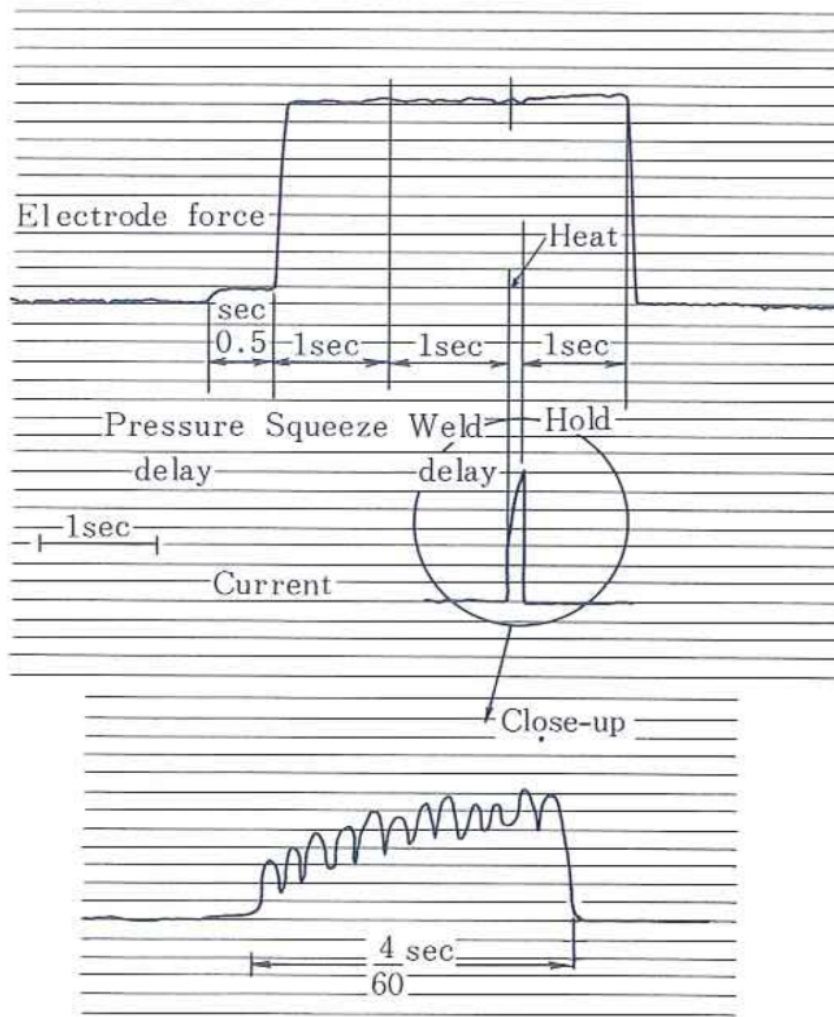


Fig.2-14 用いた溶接条件

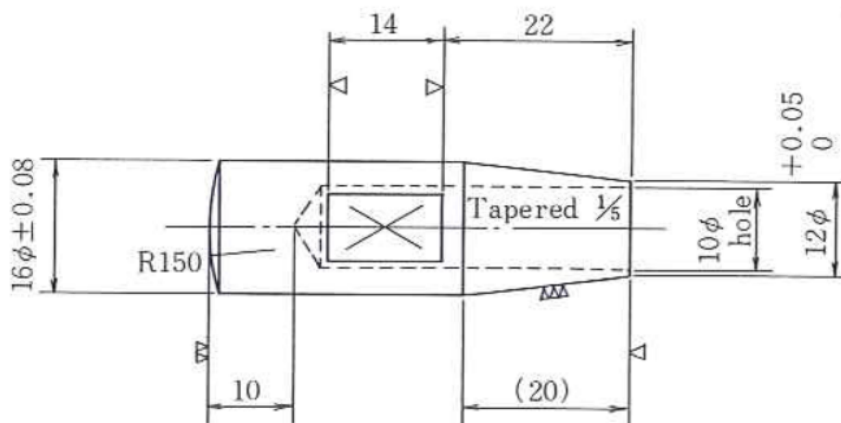


Fig.2-15 電極形状

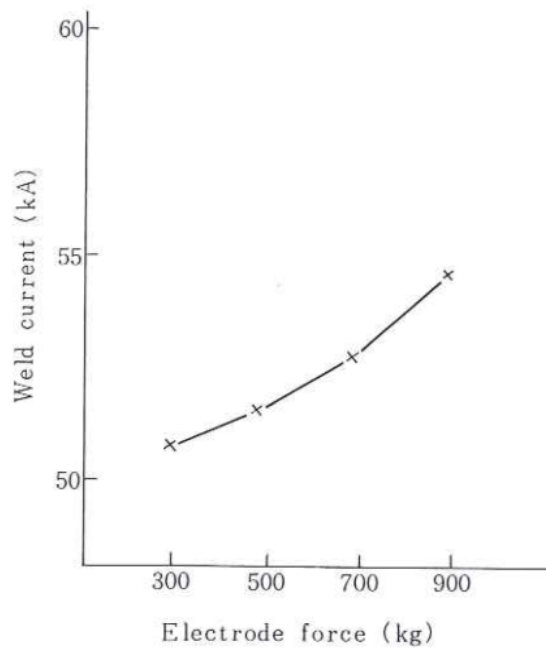


Fig.2-16 引張せん断強さならびにナゲット径が同一となる溶接電流

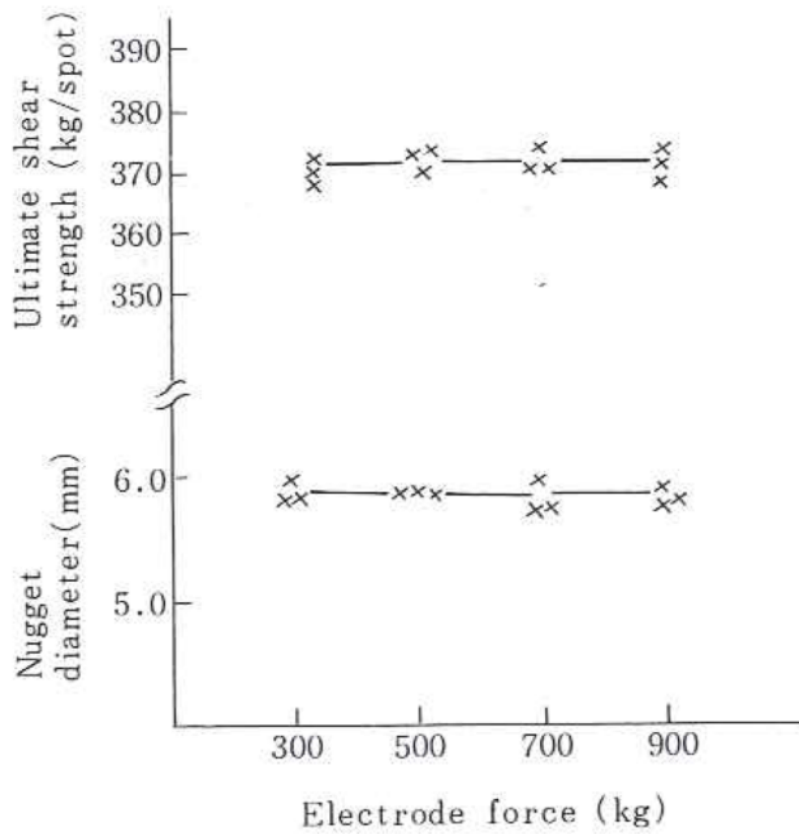


Fig.2-17 各溶接条件での引張せん断強さならびにナゲット径

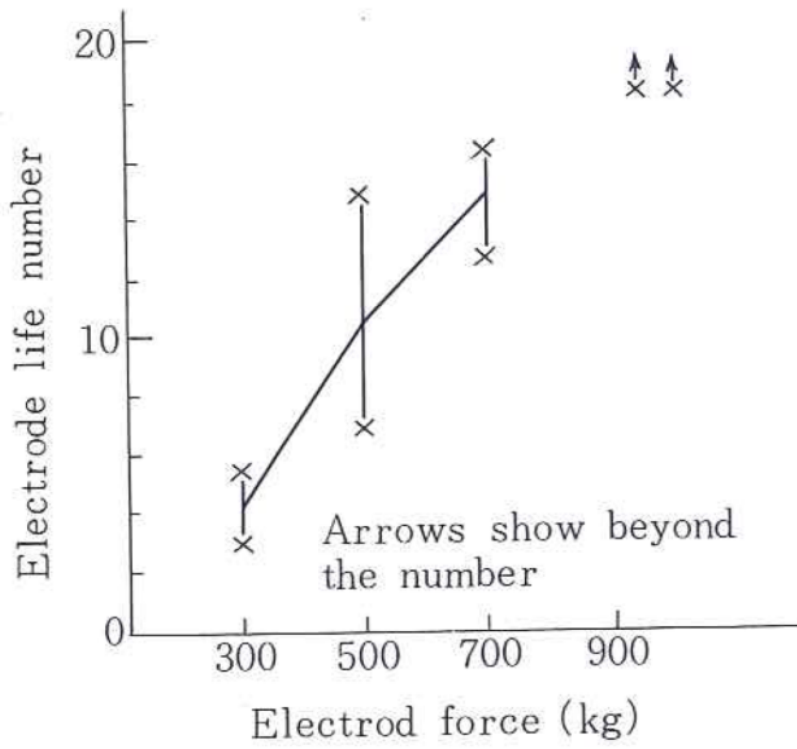


Fig.2-18 加圧力とピックアップ寿命との関係

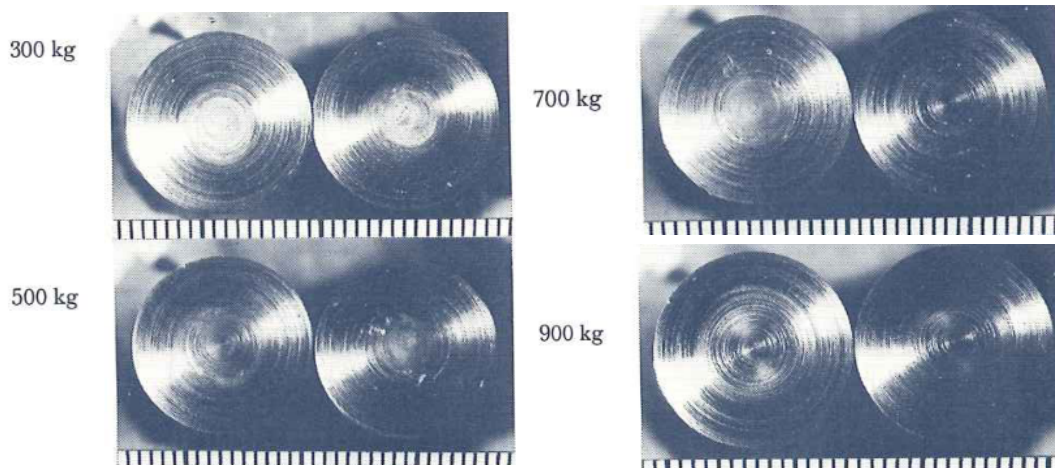


Fig.2-19 電極表面のアルミニウム付着状況概観

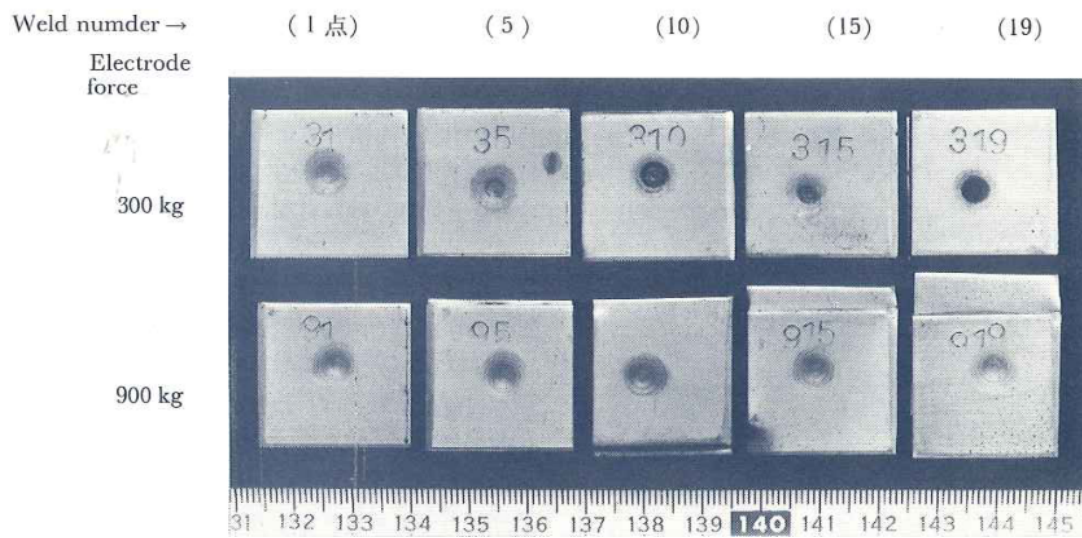


Fig.2-20 アルミニウム板表面の銅附着状況(苛性ソーダ洗浄により黒変化)

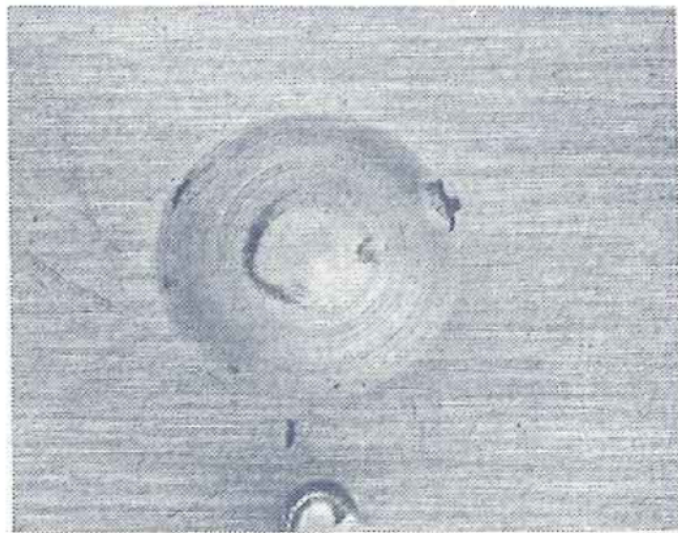


Fig.2-21 ピックアップと判断した限界サンプル

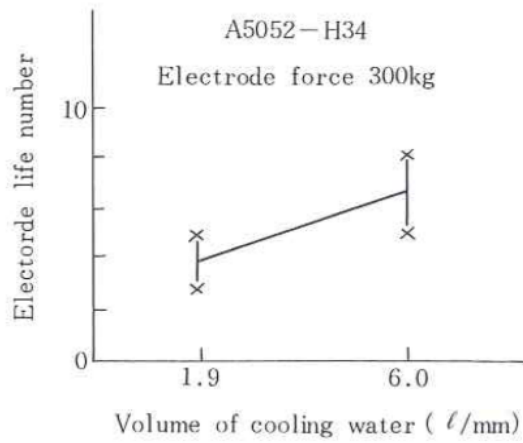


Fig.2-22 電極の冷却水量とピックアップ寿命との関係

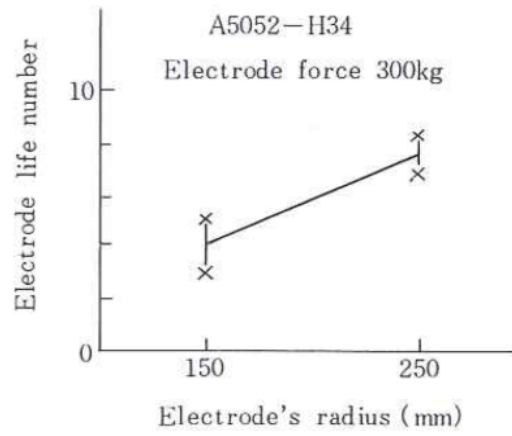


Fig.2-23 電極先端の曲率半径とピックアップ寿命との関係

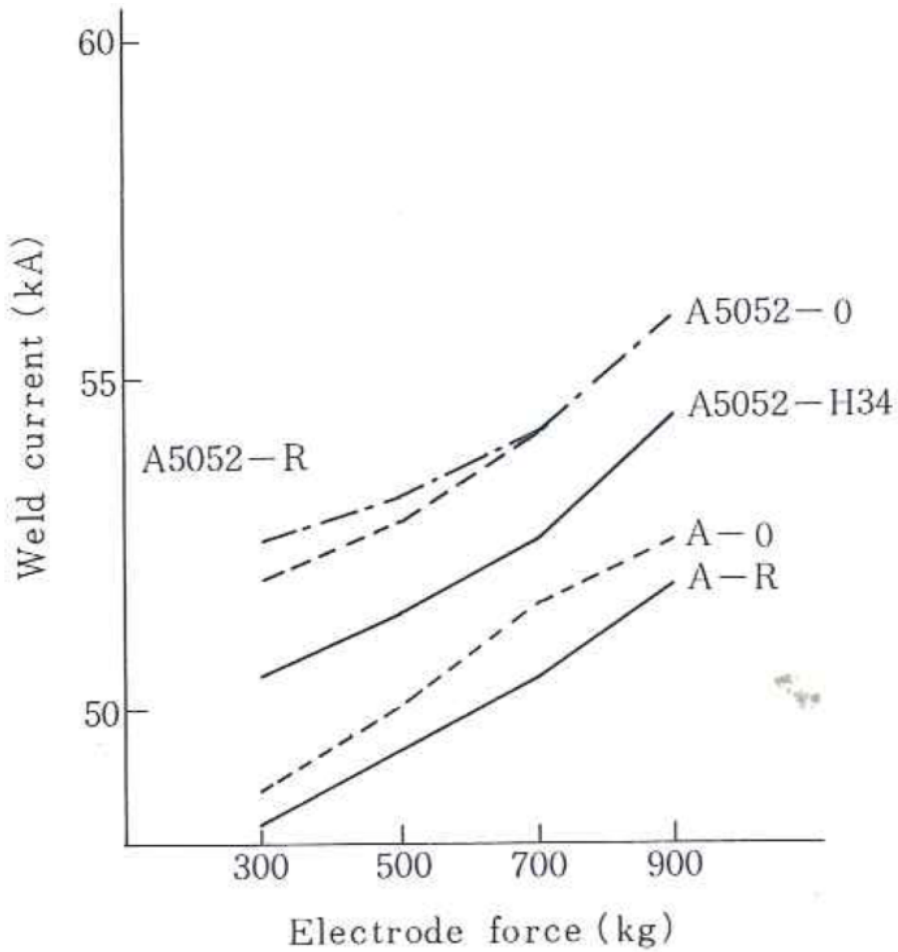


Fig.2-24 同一引張せん断強さを得るための溶接電流と加圧力との関係

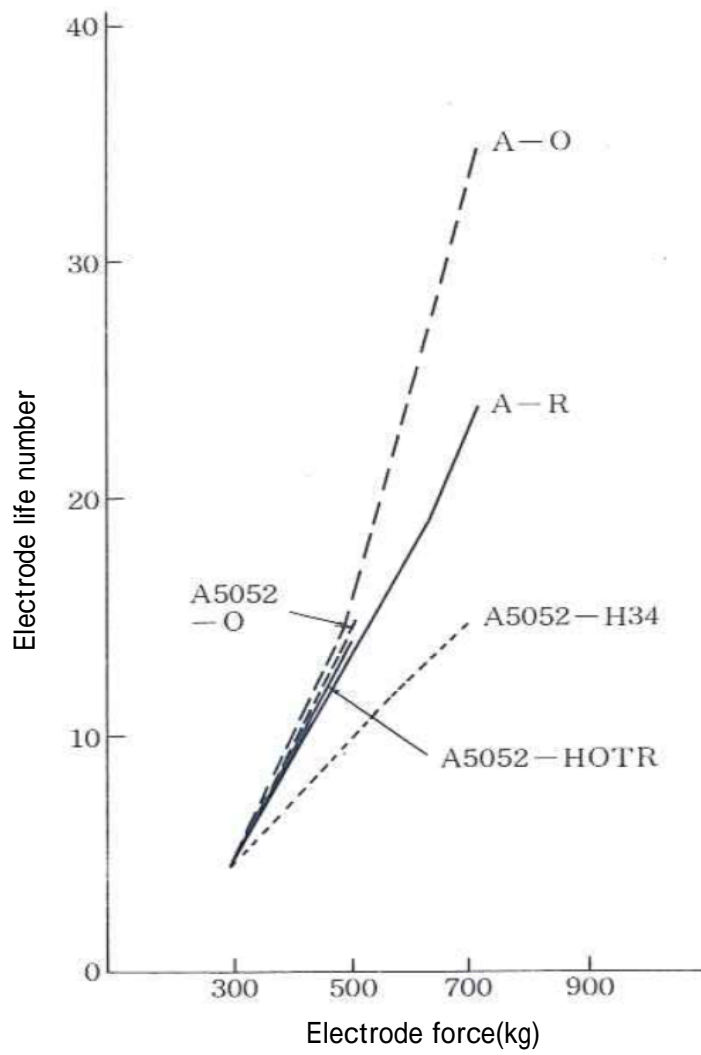


Fig.2-25 各材料のピックアップ寿命の比較

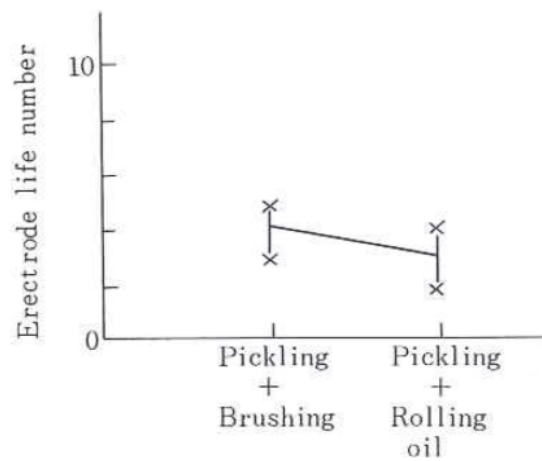


Fig.2-26 圧延油塗布のピックアップ寿命への影響

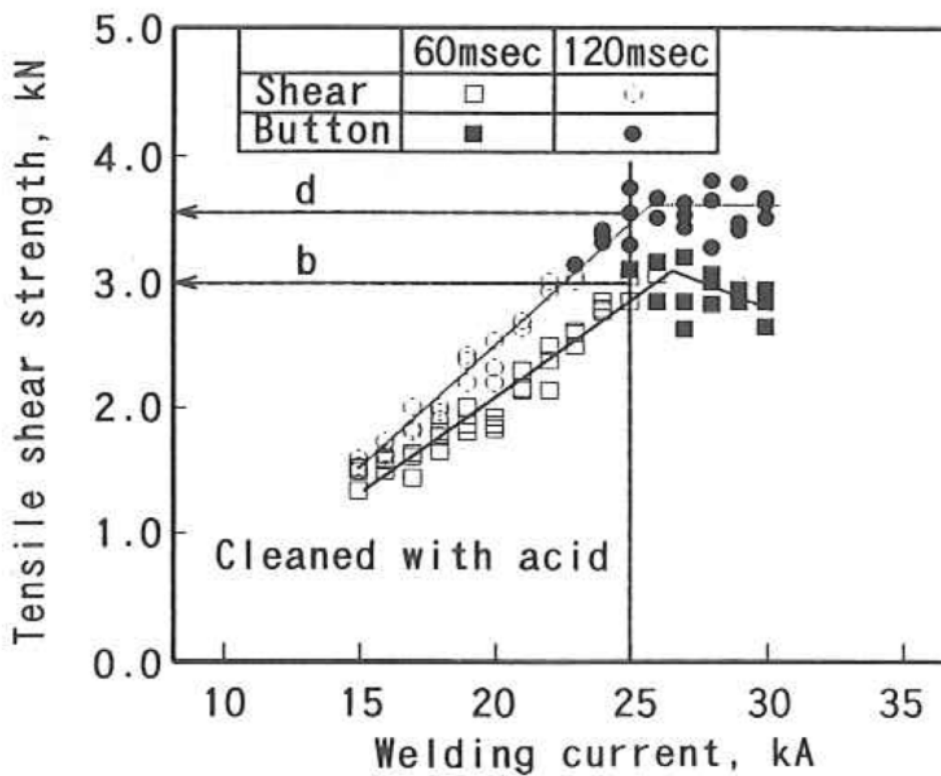
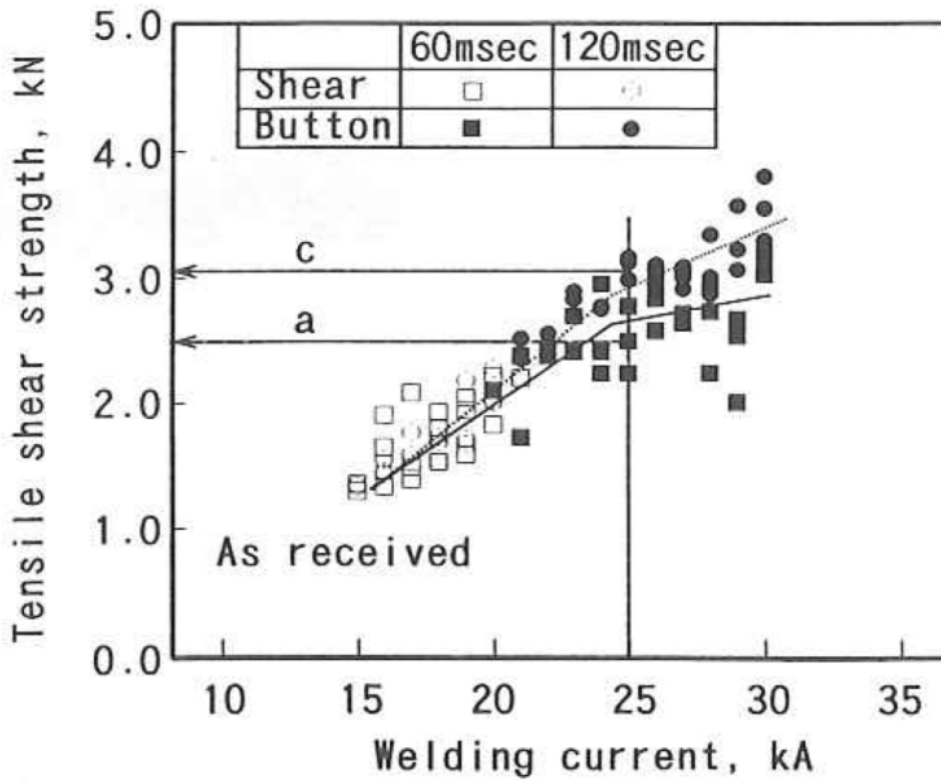


Fig.2-27 材料表面性状ならびに通電時間が異なる組合せにおける溶接電流と引張せん断強さとの関係
(図中のa,b,c,dは、Table2-4に示すConditionsに対応する。以下、同様に示す)

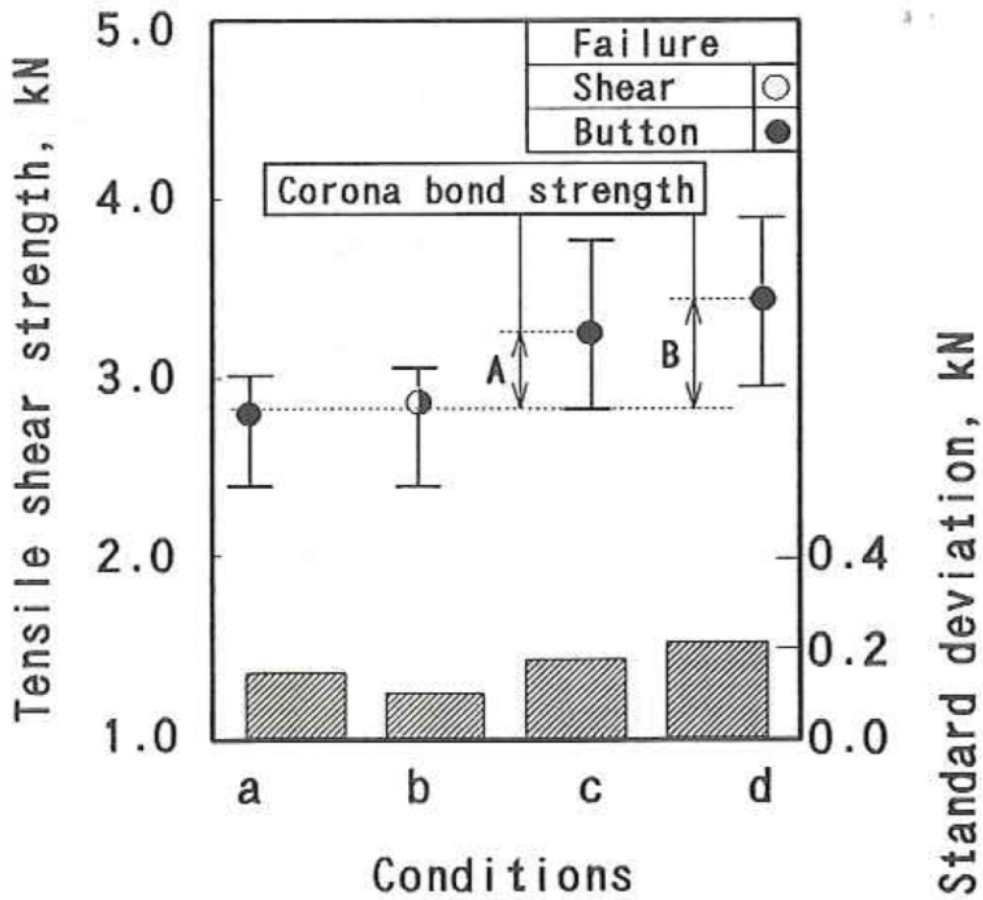


Fig.2-28 各組合せにおける100打点の平均強度とバラツキ

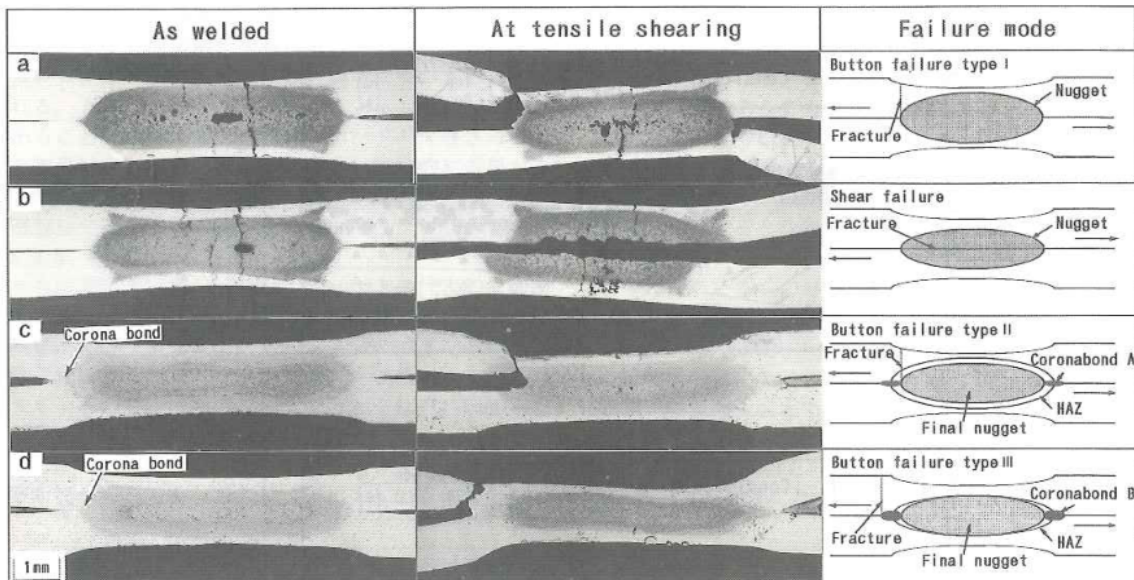


Fig.2-29 各組合せの溶接部断面ならびに破断位置

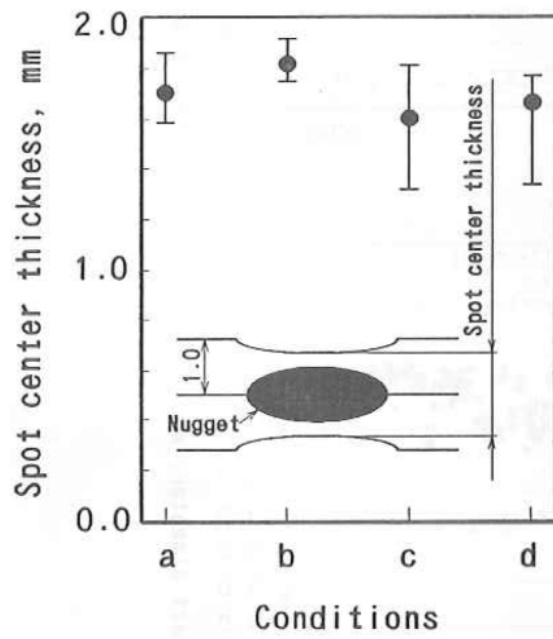


Fig.2-30 各組合せ溶接中心部の肉厚

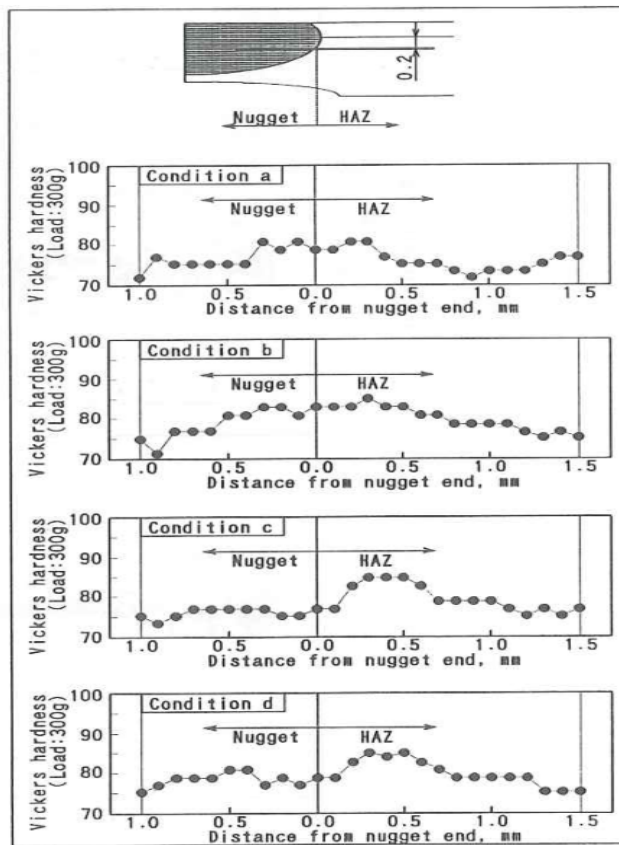


Fig.2-31 溶接部断面ナゲット外周部の硬さ分布

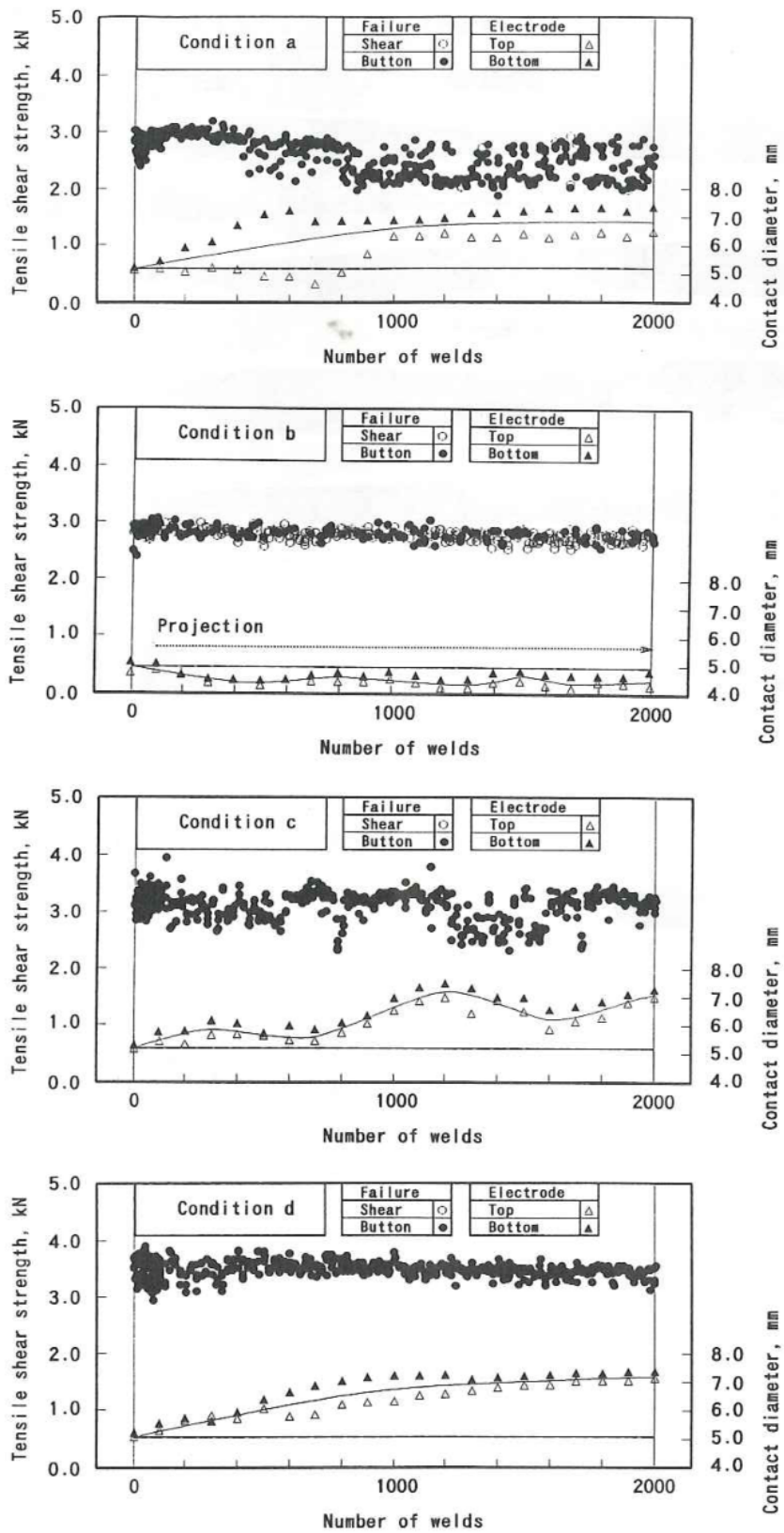


Fig.2-32 各組合せにおける連続2000点打点時の引張せん断強さならびに電極接触径の変化

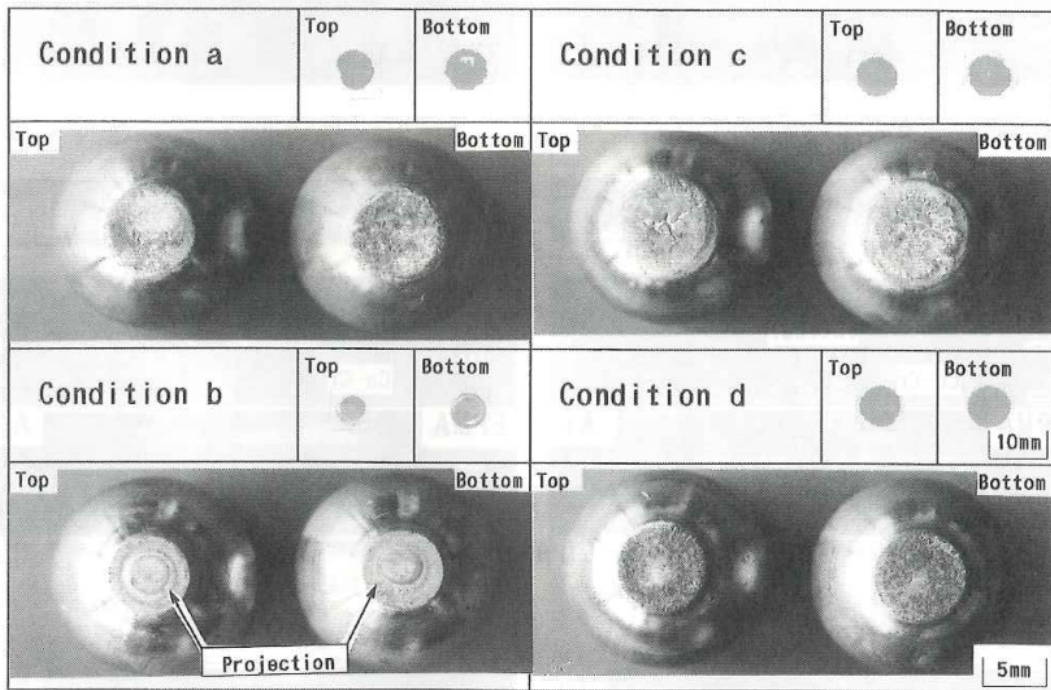


Fig.2-33 各組合せ連続打点溶接後の電極先端の外観

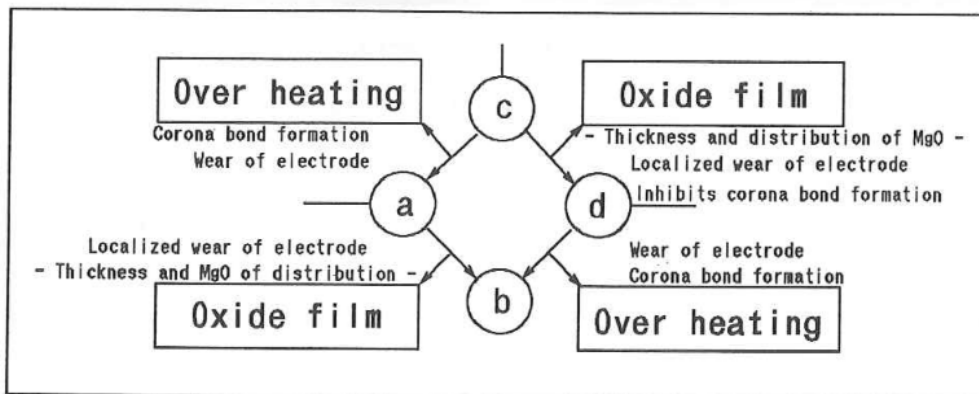


Fig.2-34 各組合せにおける酸化膜脱因子ならびに過入熱因子の影響

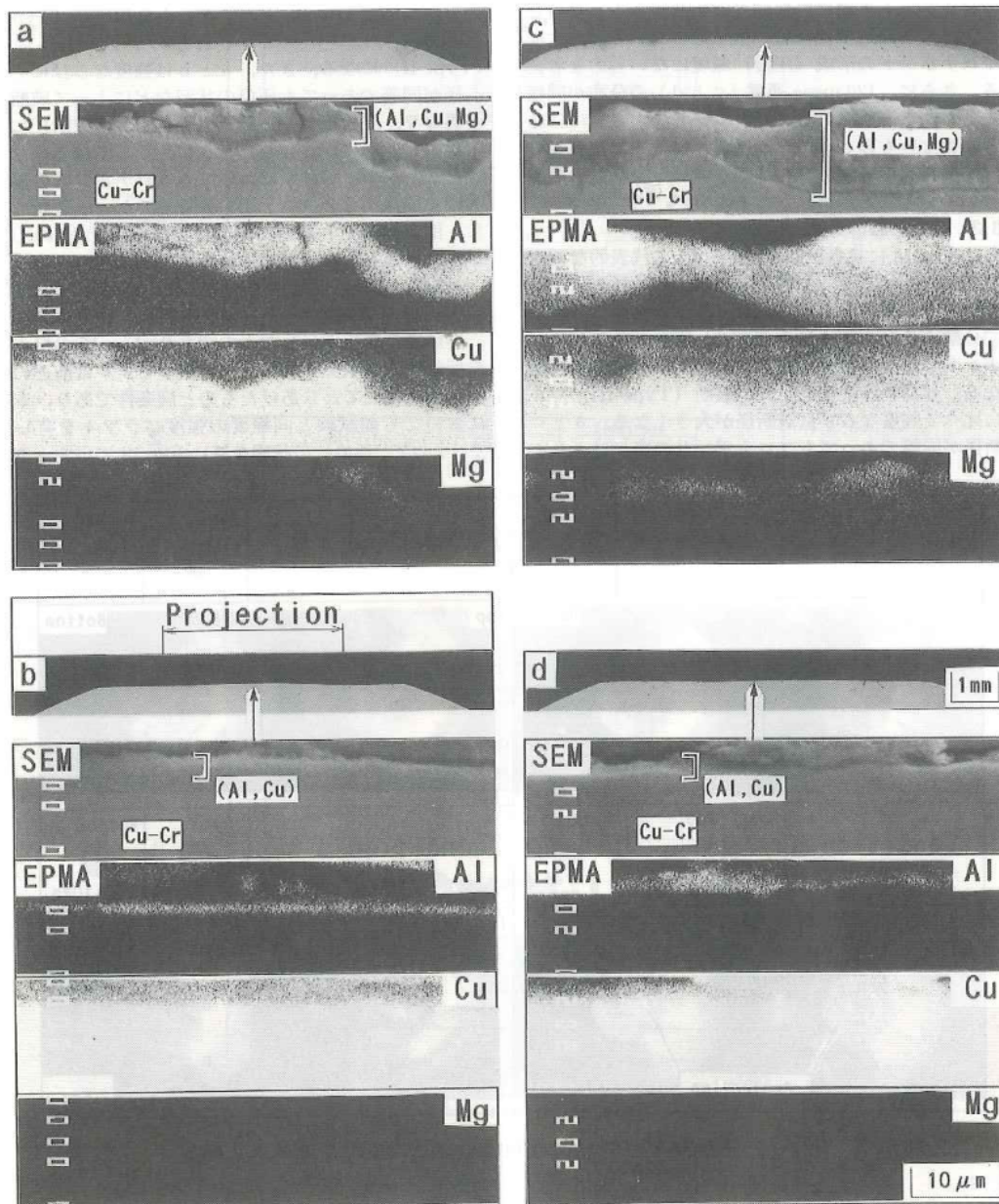


Fig.2-35 電極先端損耗部のSEM観察ならびにEPMAによる面分析結果

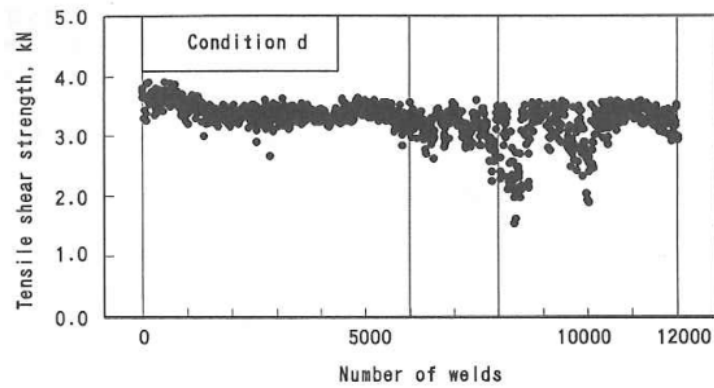
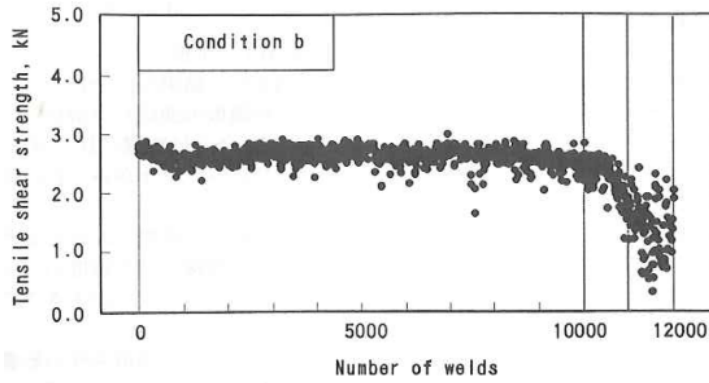


Fig2-36 b、dの組合せにおける12000打点までの連続溶接結果

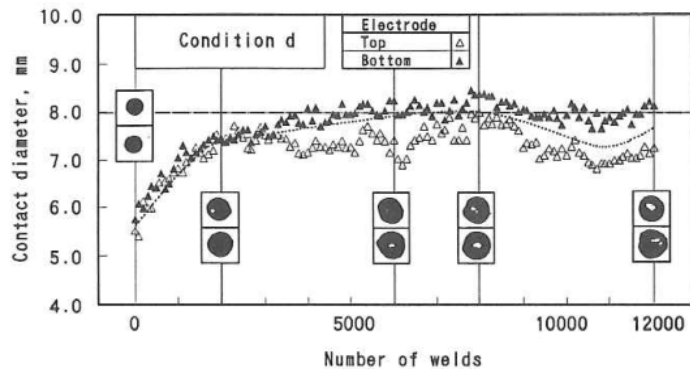
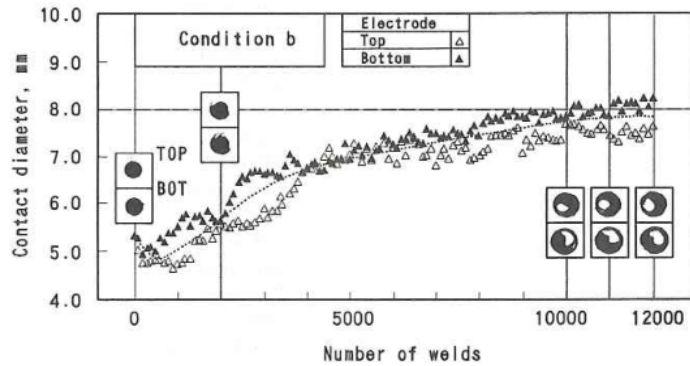


Fig.2-37 連続打点溶接時の電極接触径ならびに引張せん断強さが変化する打点での電極当たり面のプロフィール

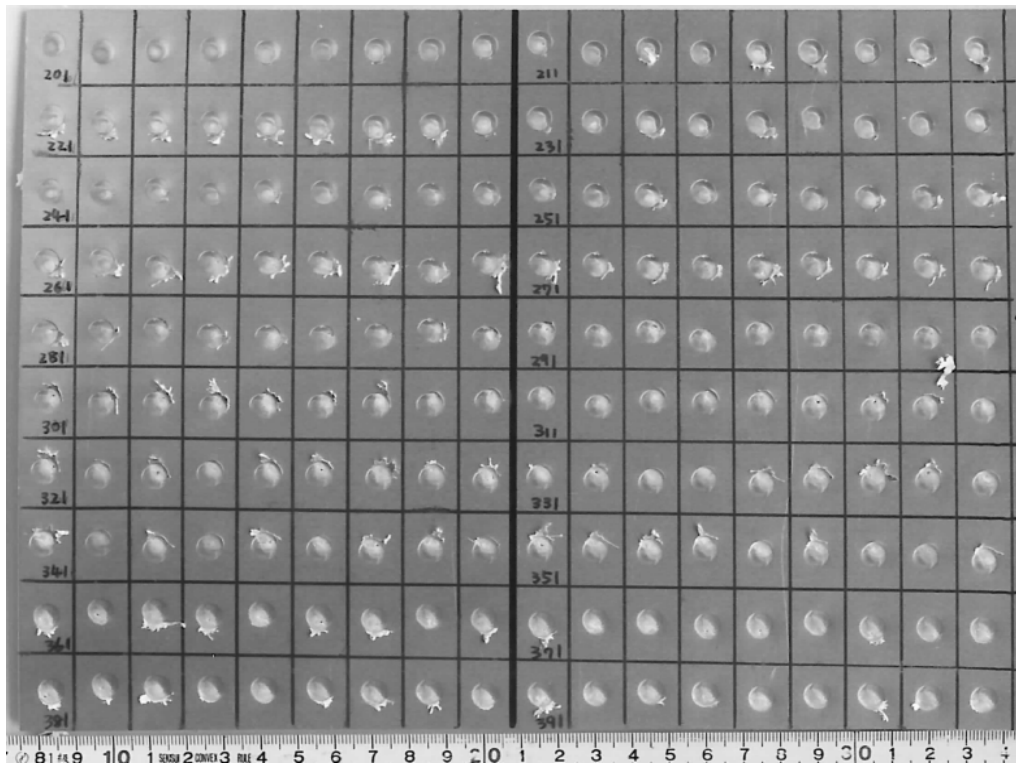
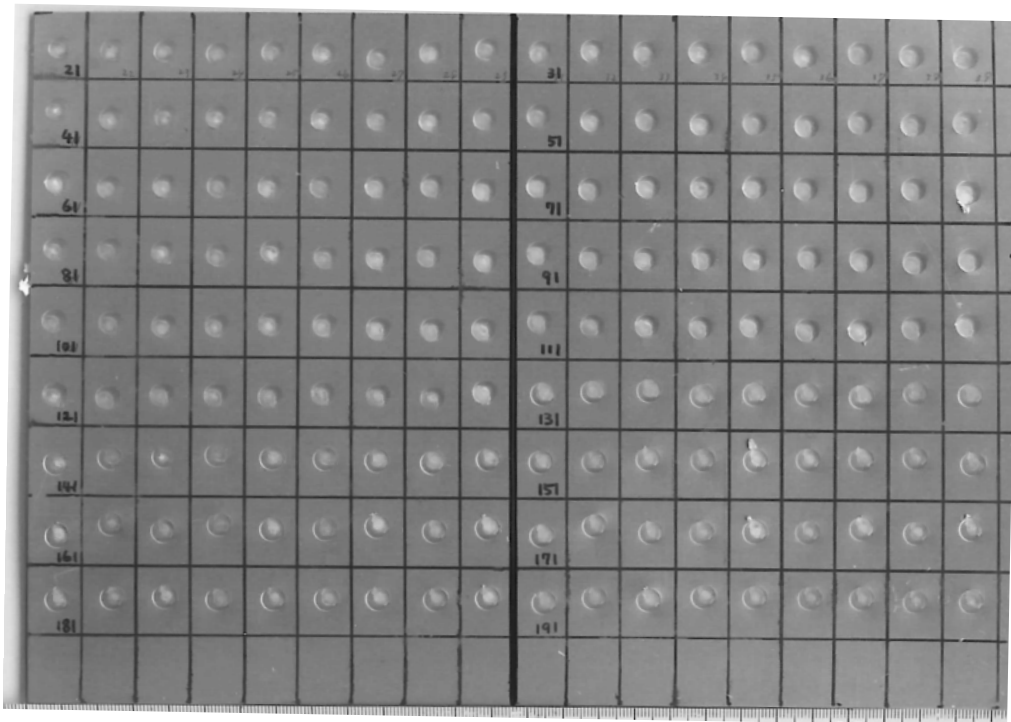


Fig.2-38 連続打点溶接後のアルミニウム板表面の外観
 (各段右へ9点連続打点 1点継手強度試験片へ溶接 の繰り返しで400打点溶接実施)

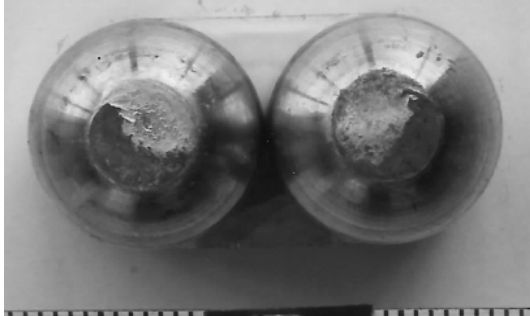


Fig.2-39 400打点溶接後の電極表面



Fig.2-40 電極と板との接触プロフィール

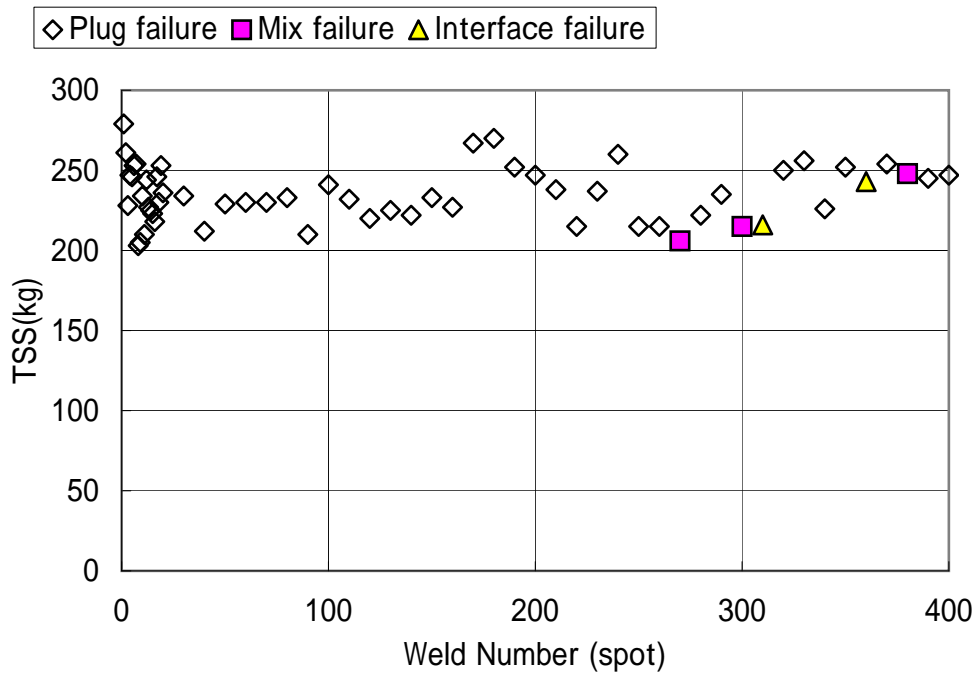


Fig.2-41 連続打点数と引張せん断強さとの関係

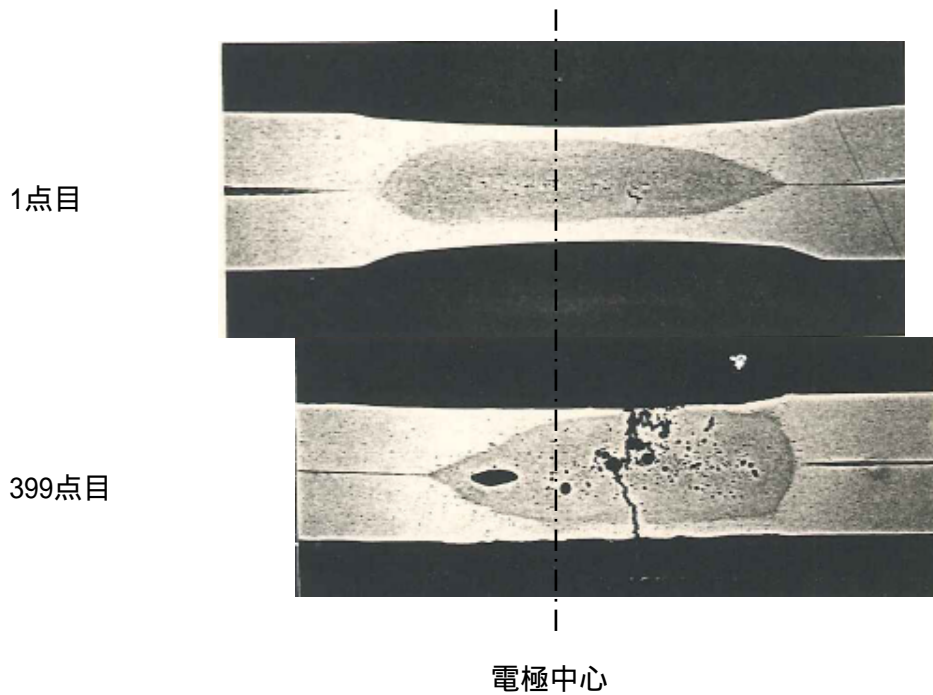


Fig.2-42 断面の溶接状況の差異

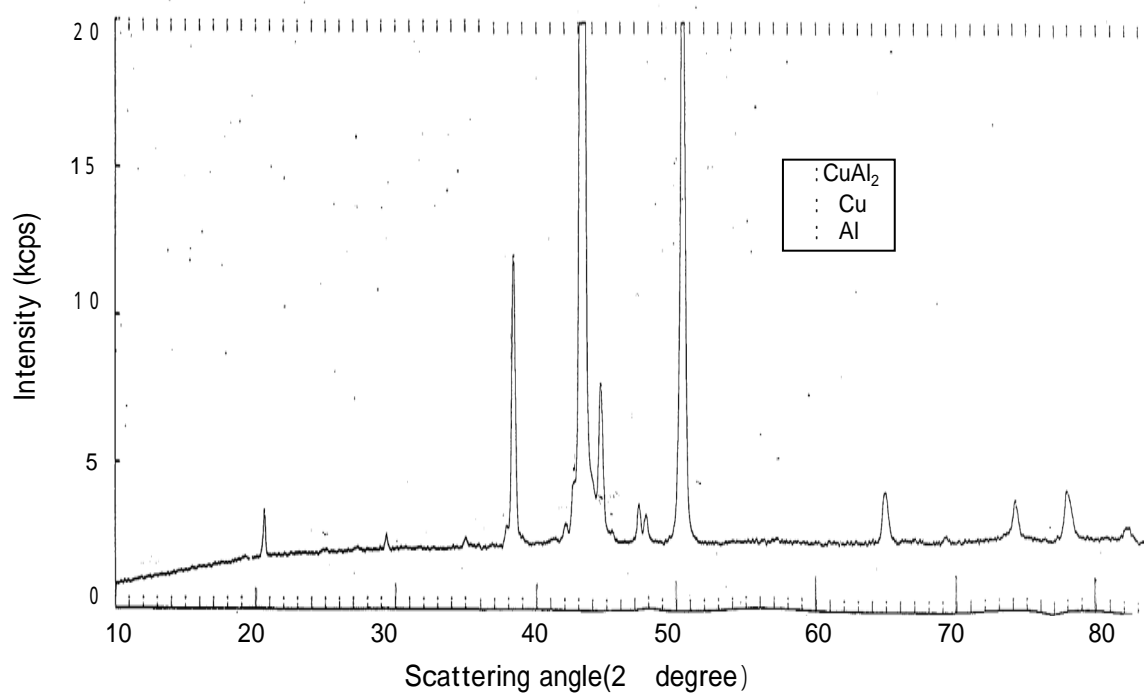


Fig.2-43 電極先端損耗部のXRD解析結果

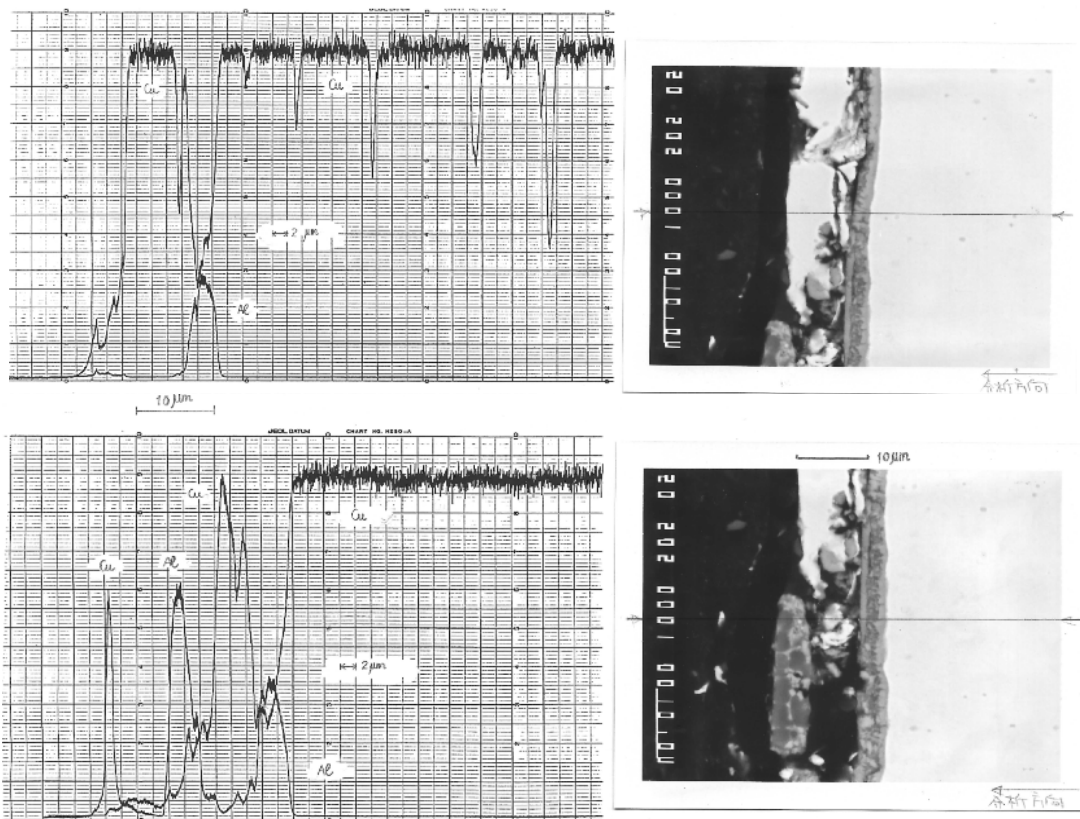


Fig.2-44 電極先端損耗部断面のEPMA観察結果

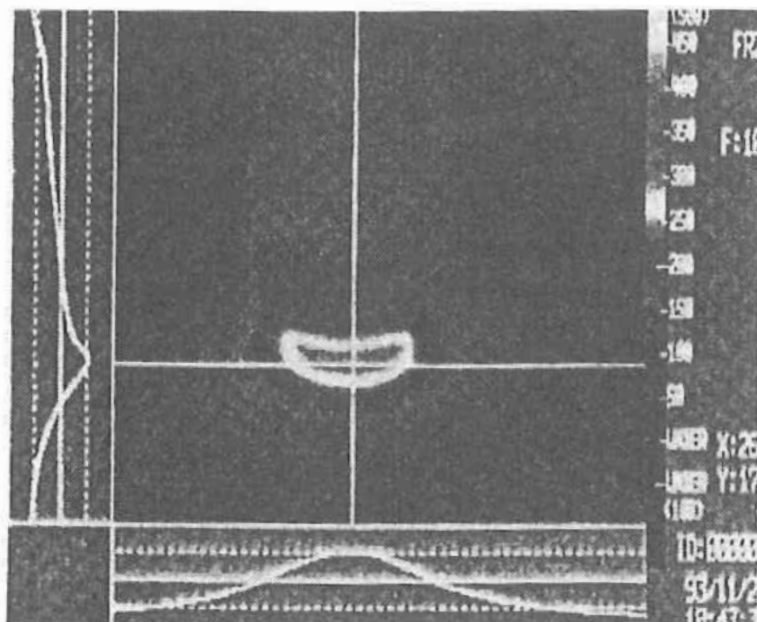


Fig.2-45 通電時の電極先端部近傍の放射温度計による温度計測結果

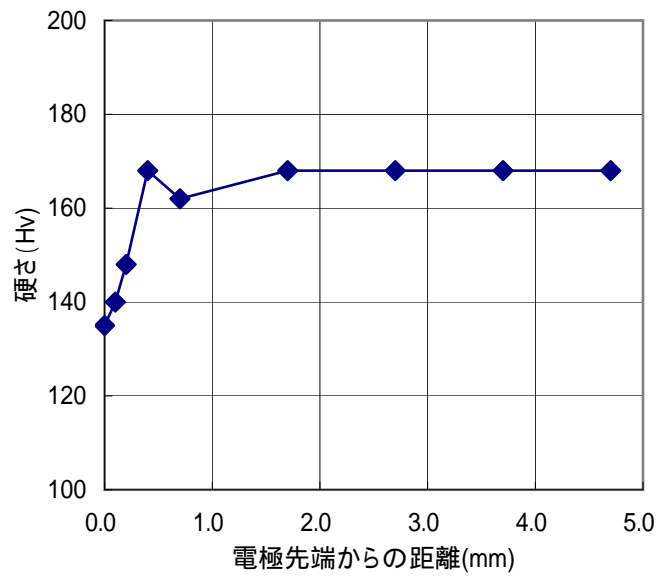


Fig.2-46 電極先端損耗部断面近傍の硬さ分布

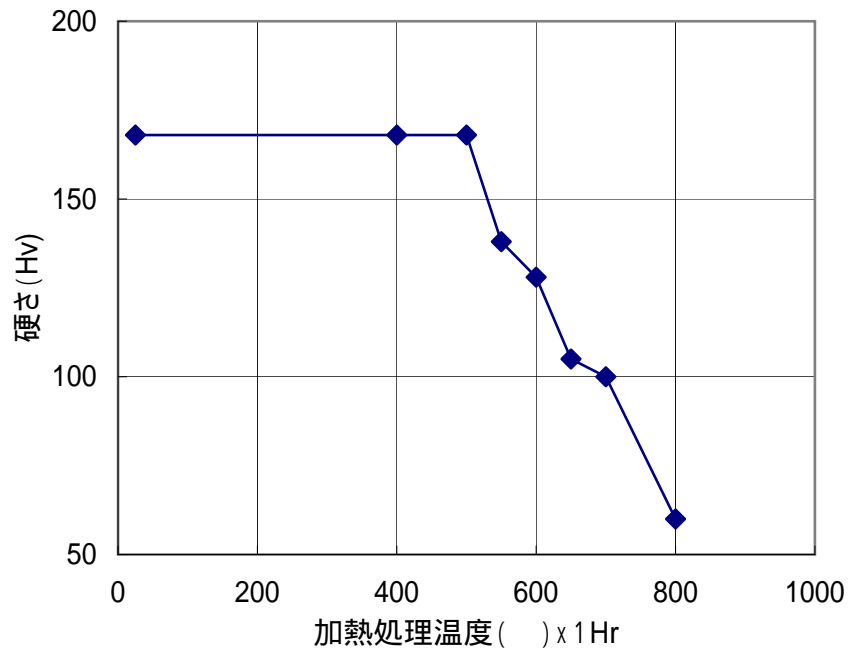
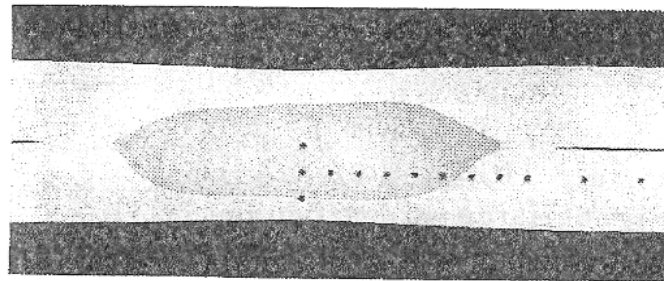
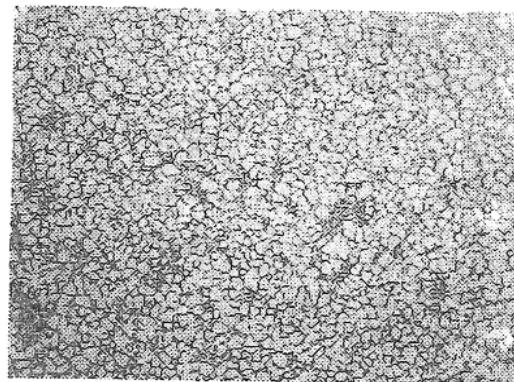


Fig.2-47 電極材の熱処理による硬さ変化

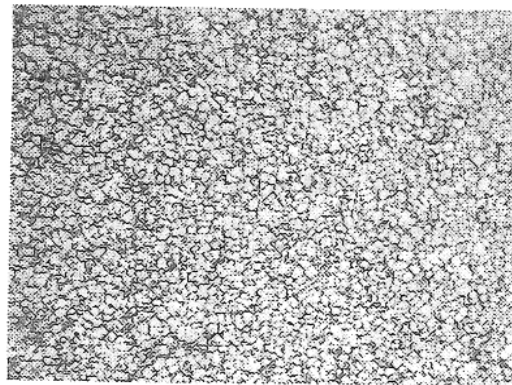


A7N01 1mm



A7N01

50μm



A7003

Fig.2-48 抵抗スポット溶接部の断面溶込み状況と溶接金属(ナゲット)中央部のマイクロ組織

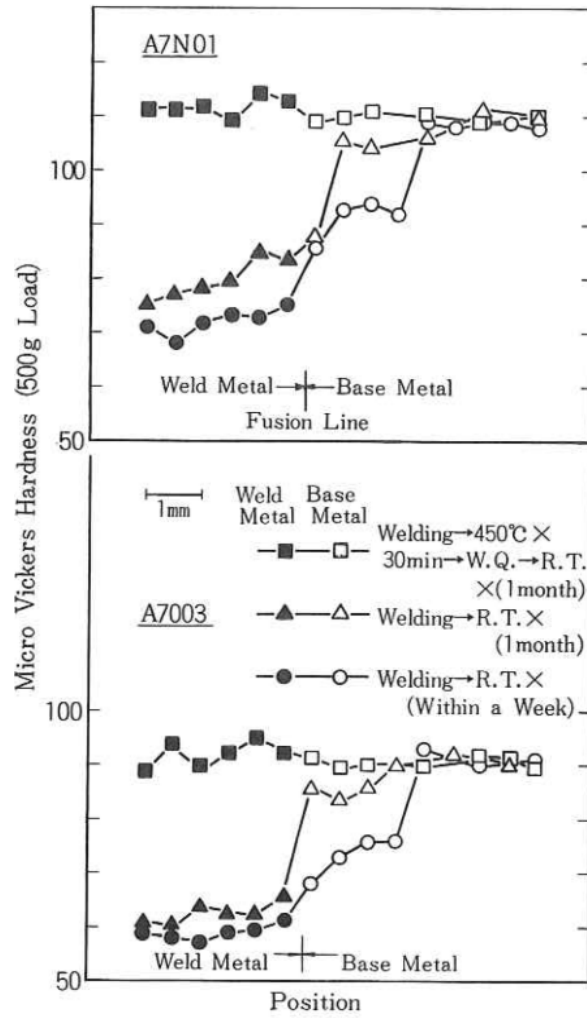


Fig.2-49 抵抗スポット溶接部の硬さ分布

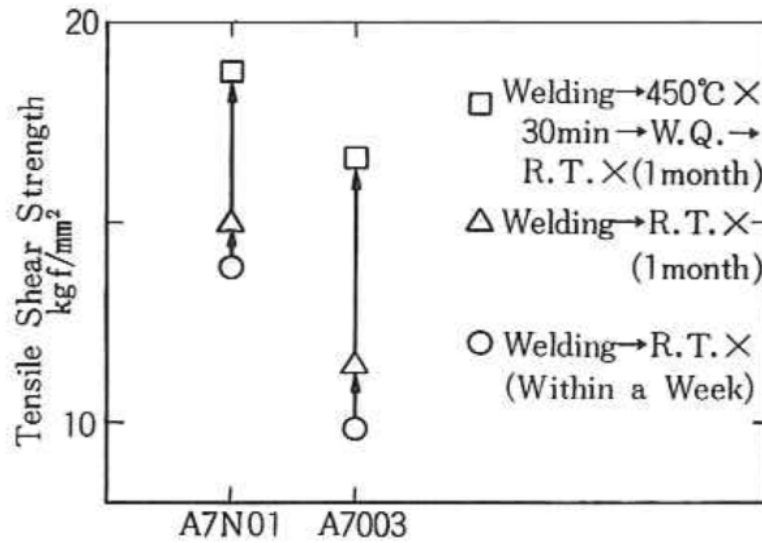


Fig.2-50 抵抗スポット溶接部の引張せん断強さ

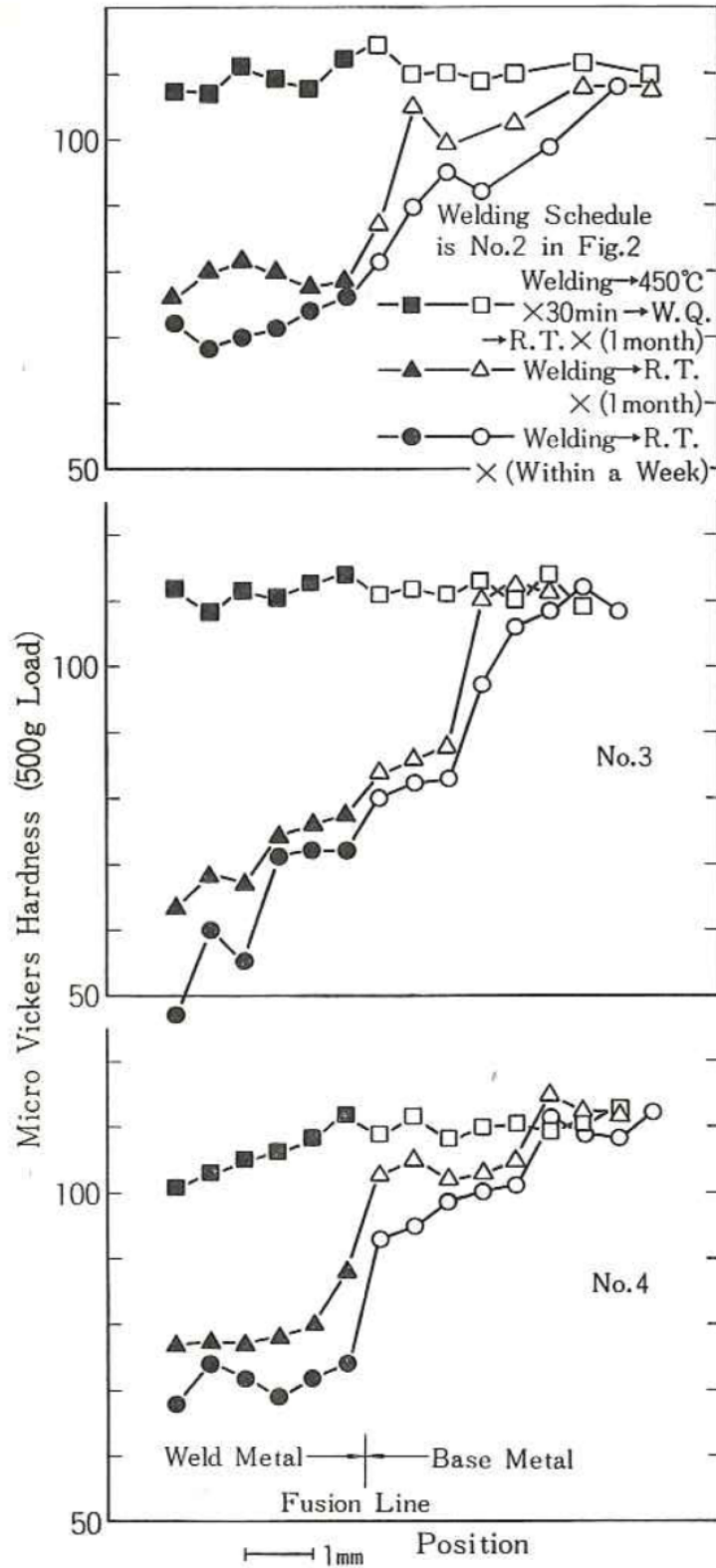


Fig.2-51 各種溶接条件下における溶接部の硬さ分布

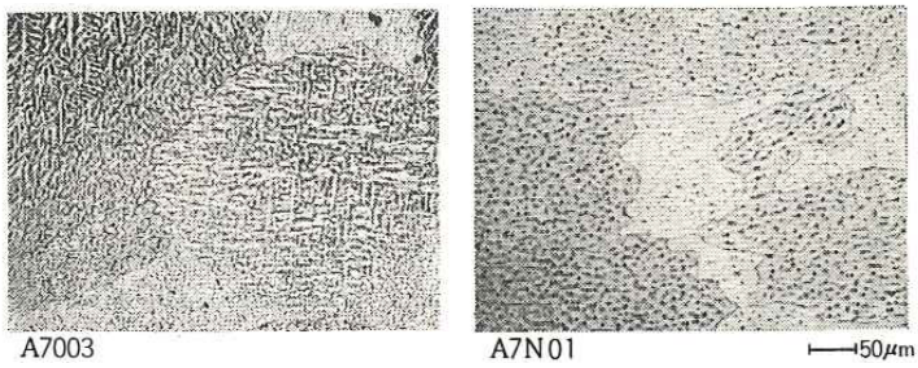


Fig.2-52 ティグ溶接金属部のマイクロ組織

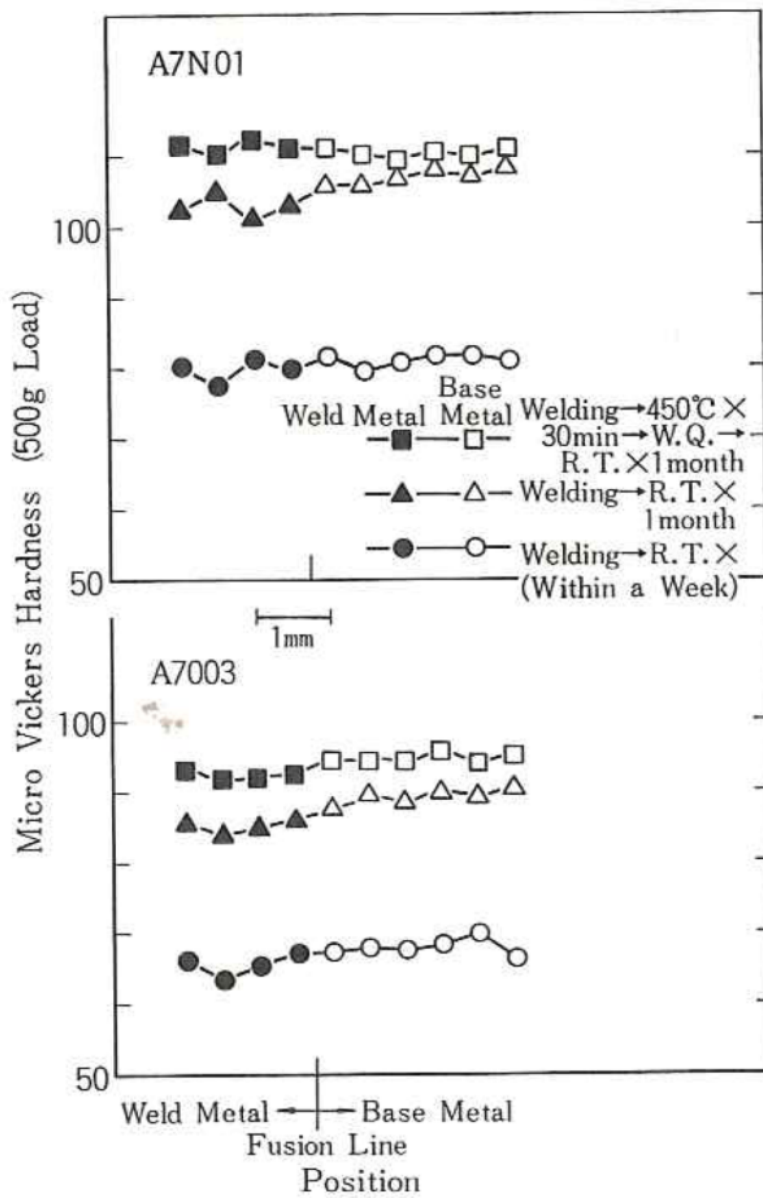


Fig.2-53 ティグ溶接部の硬さ分布

Table2-7 ピックアップ長寿命化への各因子の影響

Electrode force	Volume of cooling	Electrode's radius
The higher, longer	The more, the longer	The larger, the longer

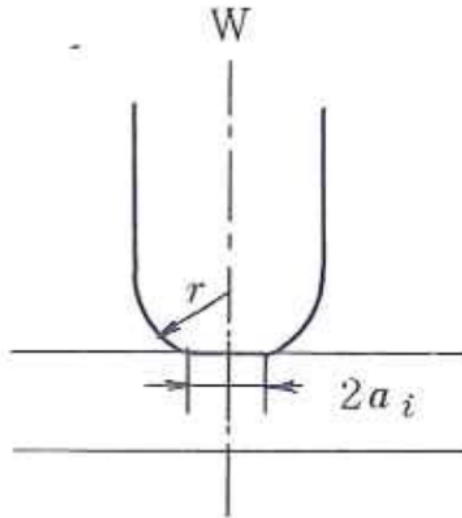


Fig.2-54 加圧力と接触径

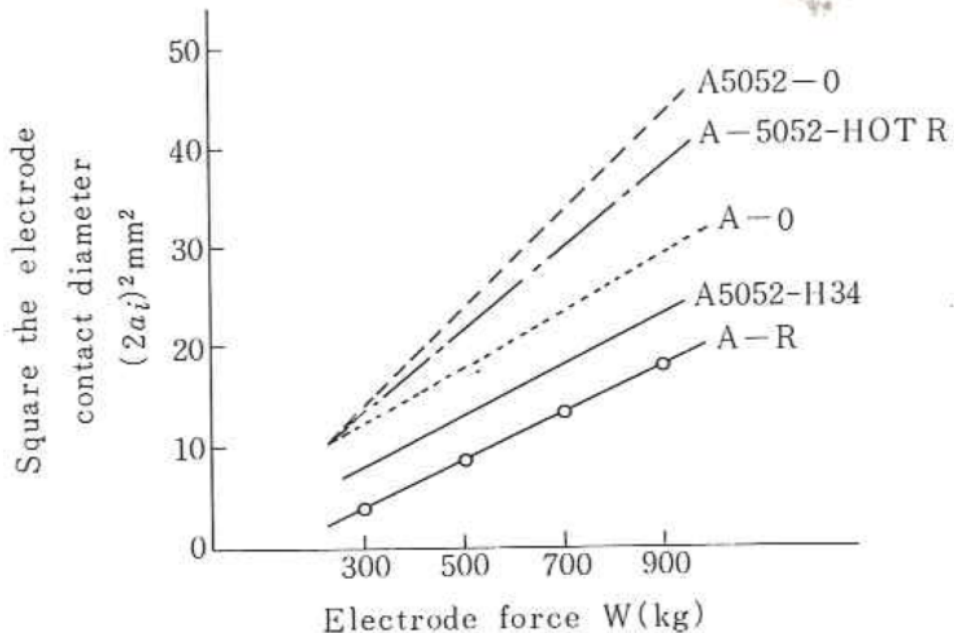


Fig.2-55 加圧力と接触径との関係

Table2-8 Fig2-55中の直線の傾きの計算値と実測値

tem- pering	Calculated			Measured Coefficient value in Fig. 2-55
	H_{RJ} (cf. Table 1)	Convert in H_B	$4/H_B\pi$	
H 34	72.0	64	0.020	0.026
R	48.0	47	0.027	0.043
0	46.0	45	0.028	0.048

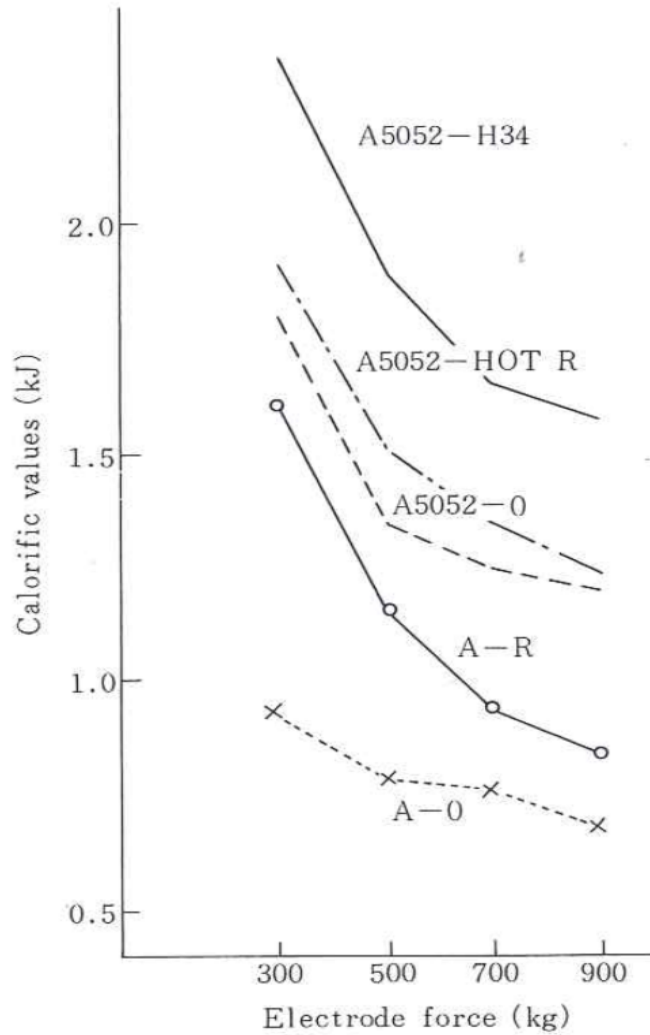


Fig.2-56 各組合せならびに条件による電極との接触界面における発熱量試算

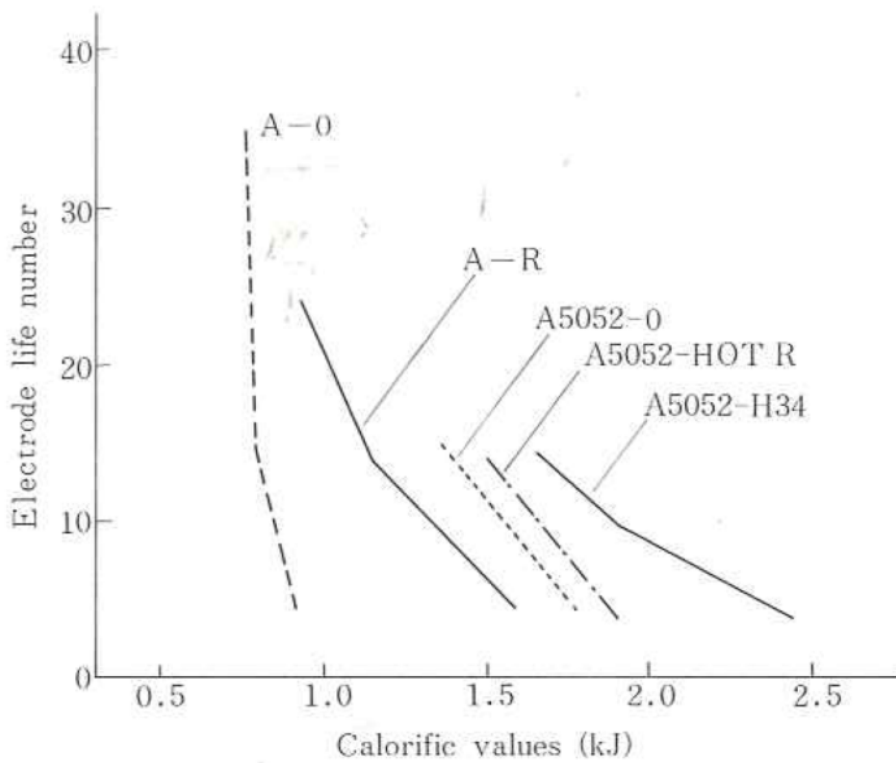
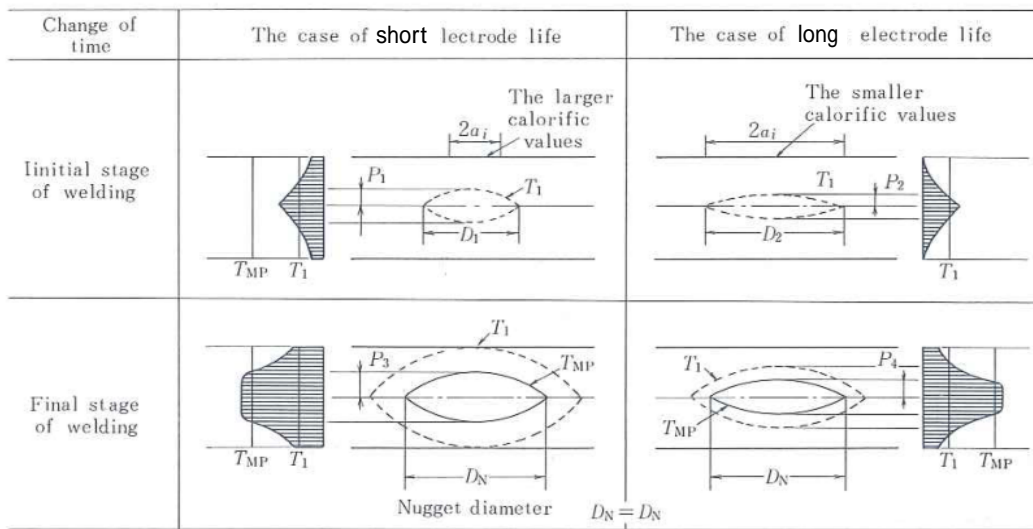


Fig.2-57 試算した発熱量とピックアップ寿命実測との関係



T_{MP} = Melting point
 T_1 = The temperature of begining electrode's pick up
 $T_{MP} > T_1$

T_{MP} = Melting Point, T_1 = The temperature of begining electrode's pick up $T_{MP} > T_1$

Fig.2-58 ピックアップ寿命の長短とナゲット形成との関係

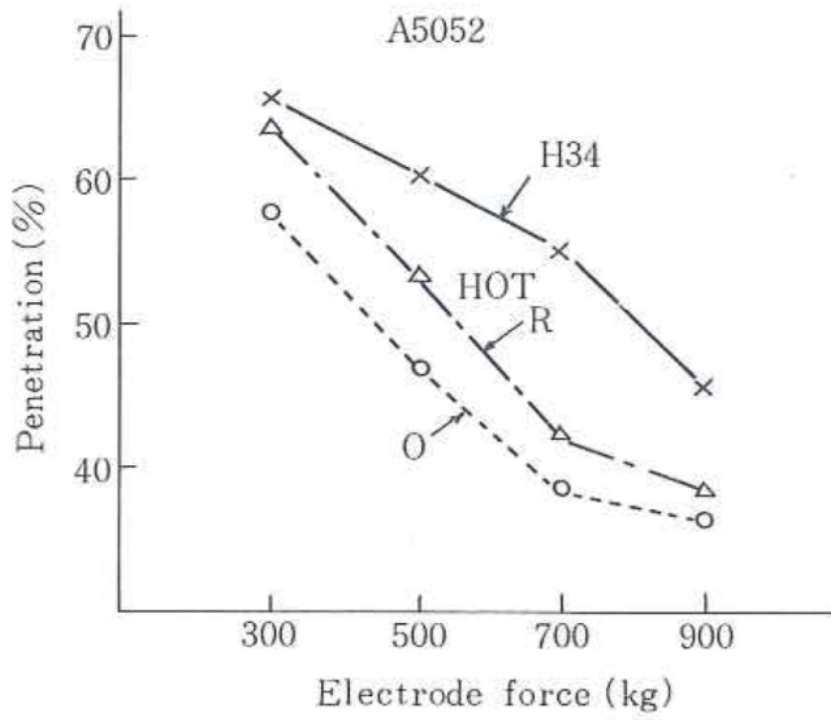


Fig.2-59 ナゲットの板厚方向への溶込み率

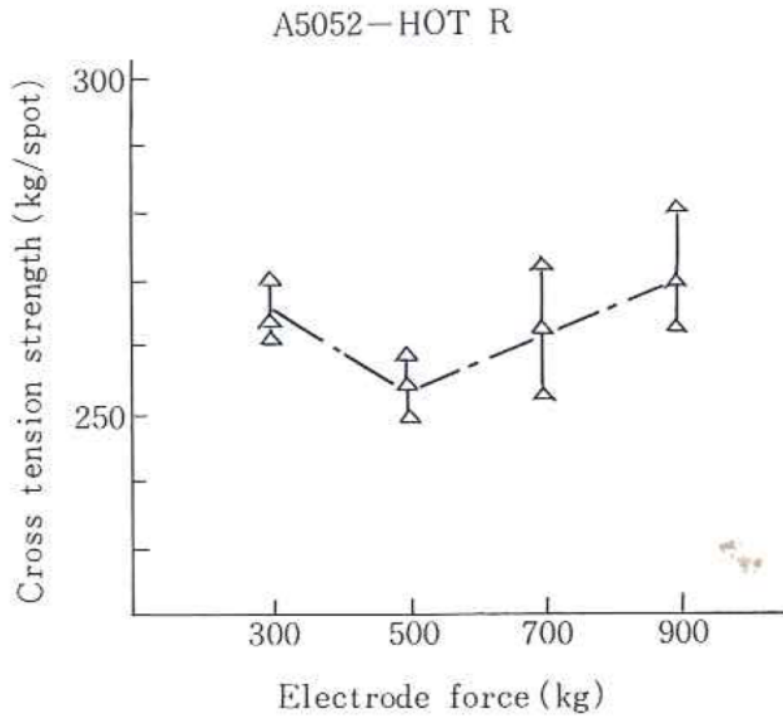


Fig.2-60 十字引張強度

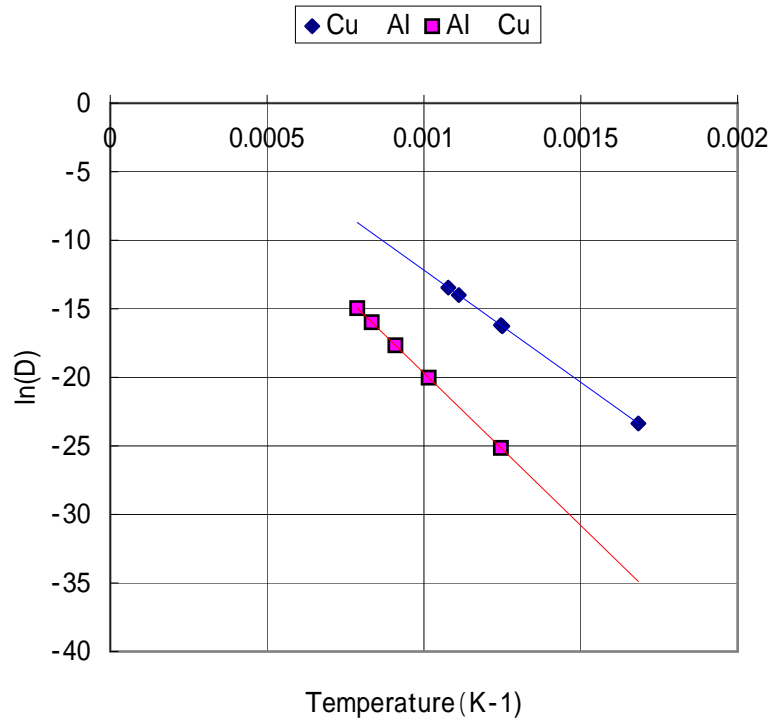


Fig.2-61 各温度におけるAlとCuの相互拡散係数のアレニウスプロット

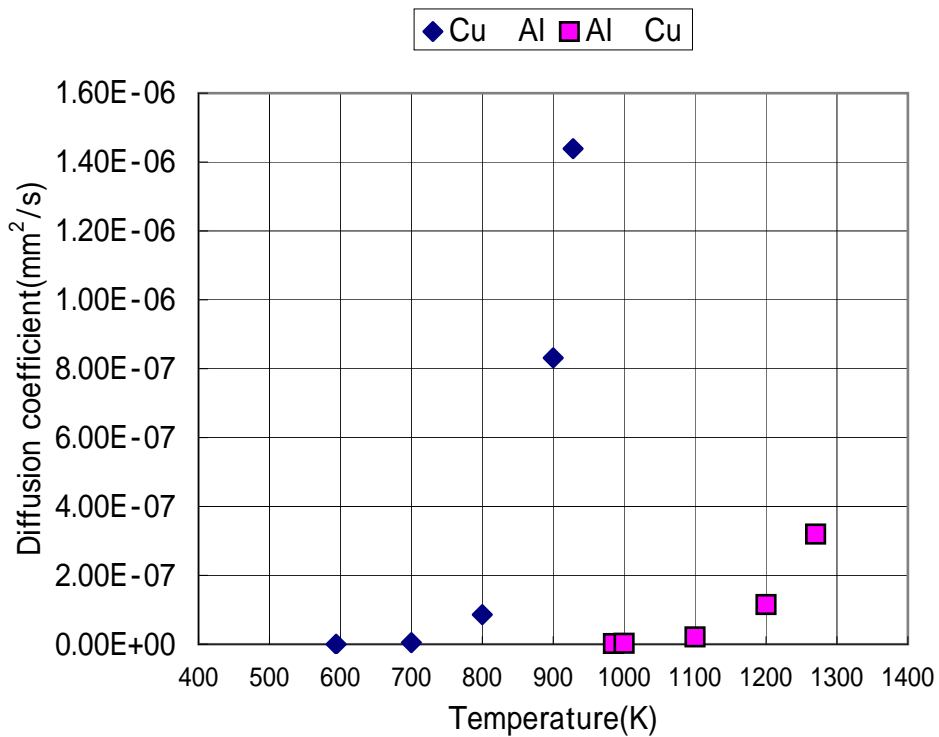







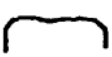





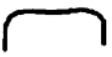



Fig.2-62 各温度におけるAlとCuの相互拡散係数

Table2-9 鋼板溶接時の電極損耗形態の分類

1) 凸型	 		冷延鋼板
2) 不定形凸型	 		合金化溶融亜鉛めっき
3) 凹型～フラット型	 		GI、EG、電気めっき
4) 混合型 { 凹 フラット ~凸	 		めっき面 } 片面材 鉄面 } 差厚めっき (薄めっき側)
	 		

通電時間(50サイクルベースでのサイクル数)

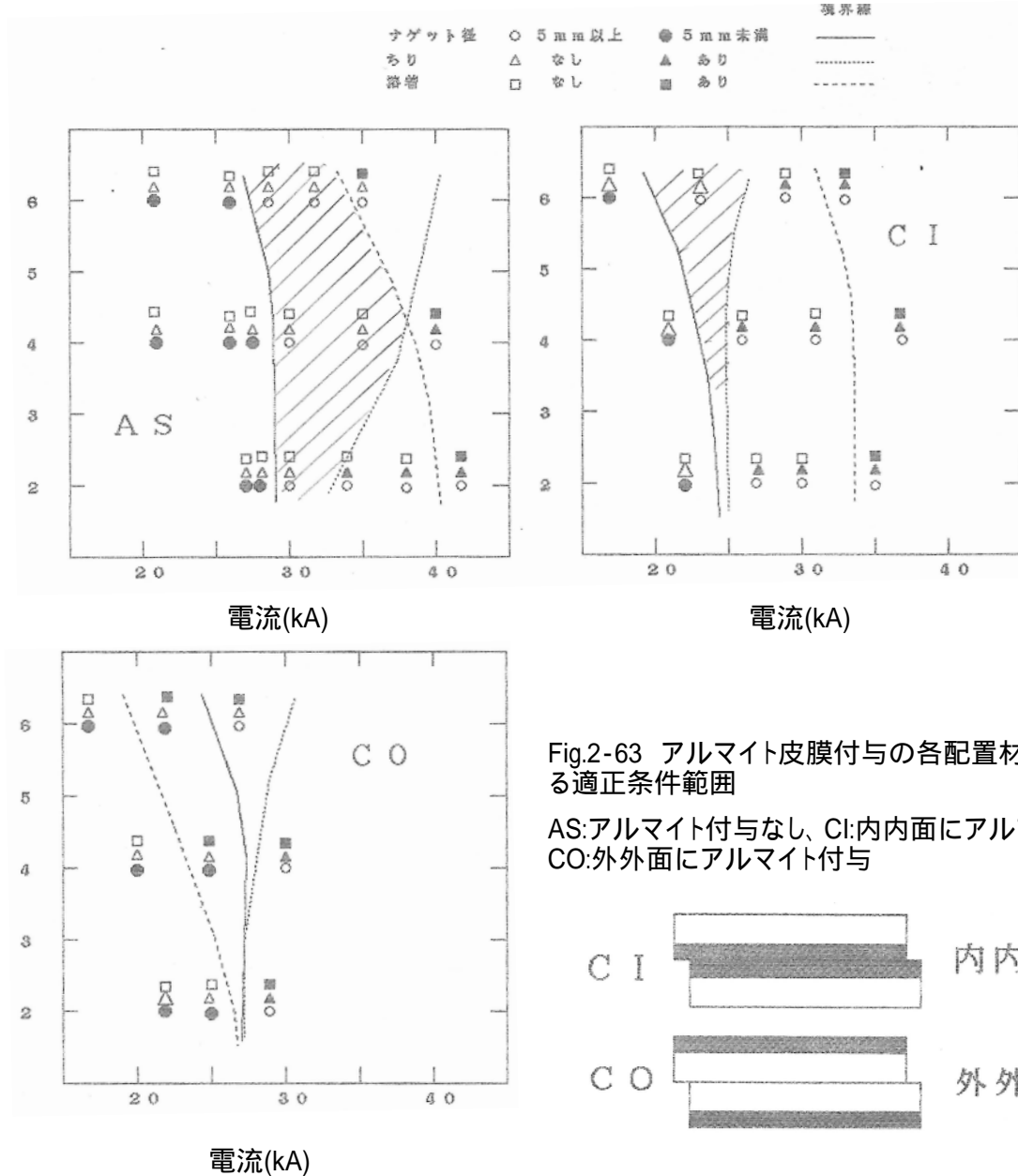


Fig.2-63 アルマイト皮膜付与の各配置材における適正条件範囲

AS:アルマイト付与なし、CI:内内面にアルマイト付与
CO:外外面にアルマイト付与

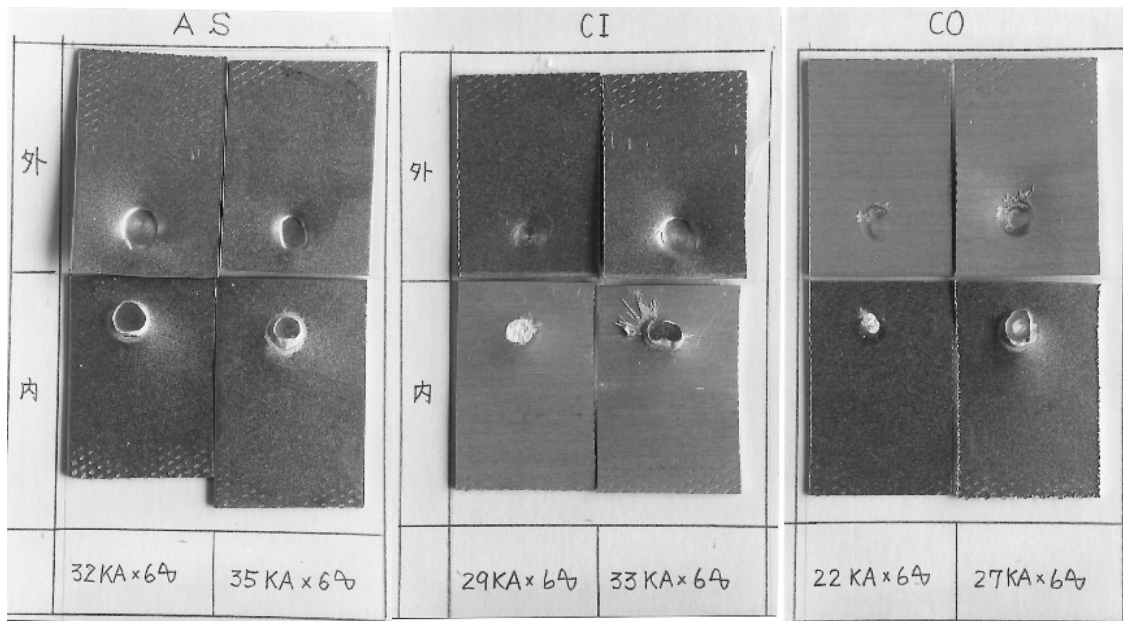


Fig.2-64 アルマイト皮膜付与各配置材の継手破断の外観
(AS:皮膜付与なし、CI:内内面に付与、CO:外外面に付与)

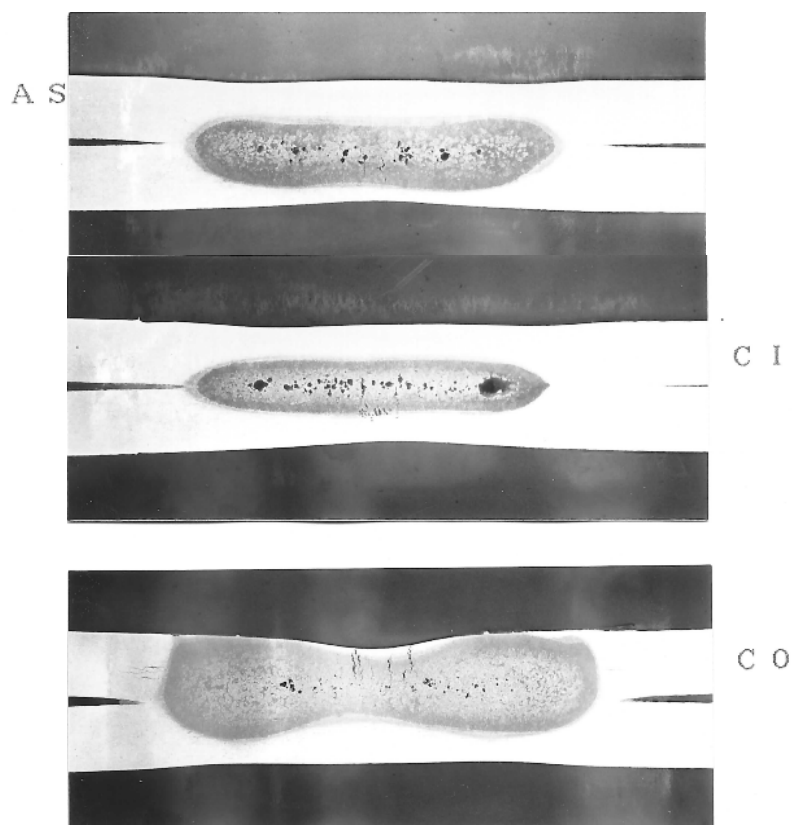


Fig.2-65 アルマイト皮膜付与各配置材の溶接部断面の溶込み状況
(AS:付与無 CI:内内配置 CO:外外配置)

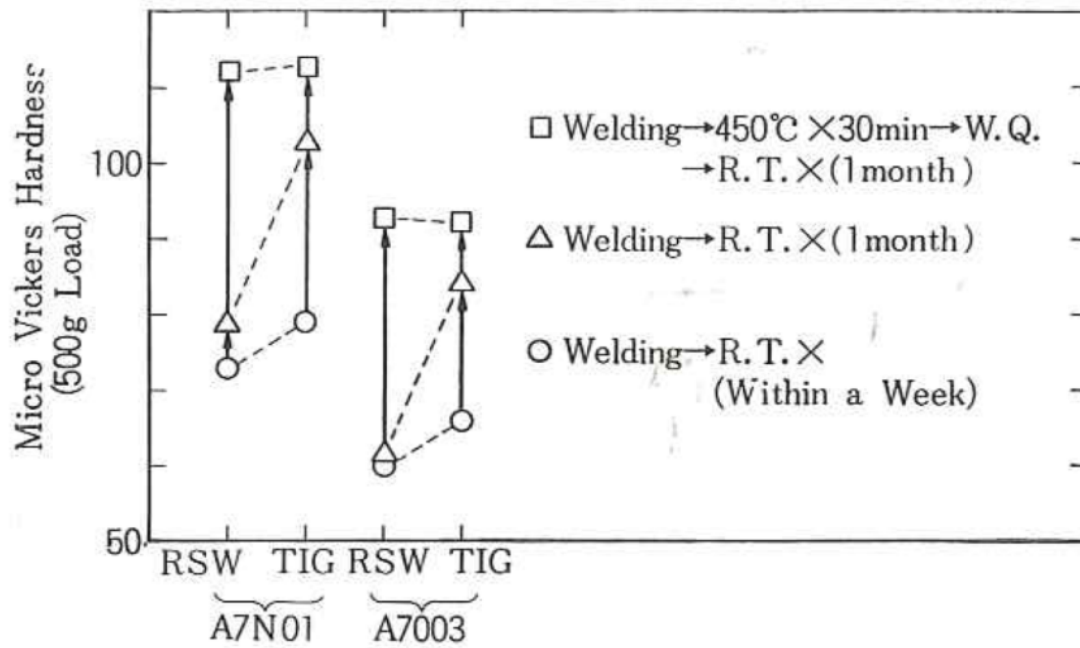


Fig.2-66 溶接直後から90日経過までの硬さ分布の推移

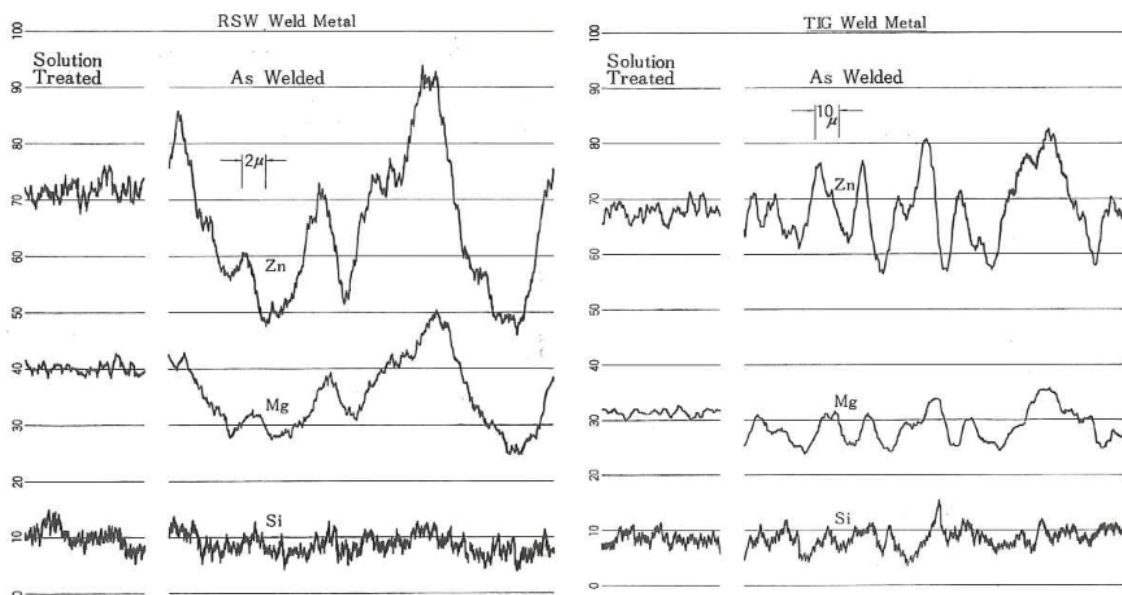


Fig.2-67 A7N01材抵抗スポット溶接金属部とティグ溶接金属部のZn,MgのEPMA分析結果

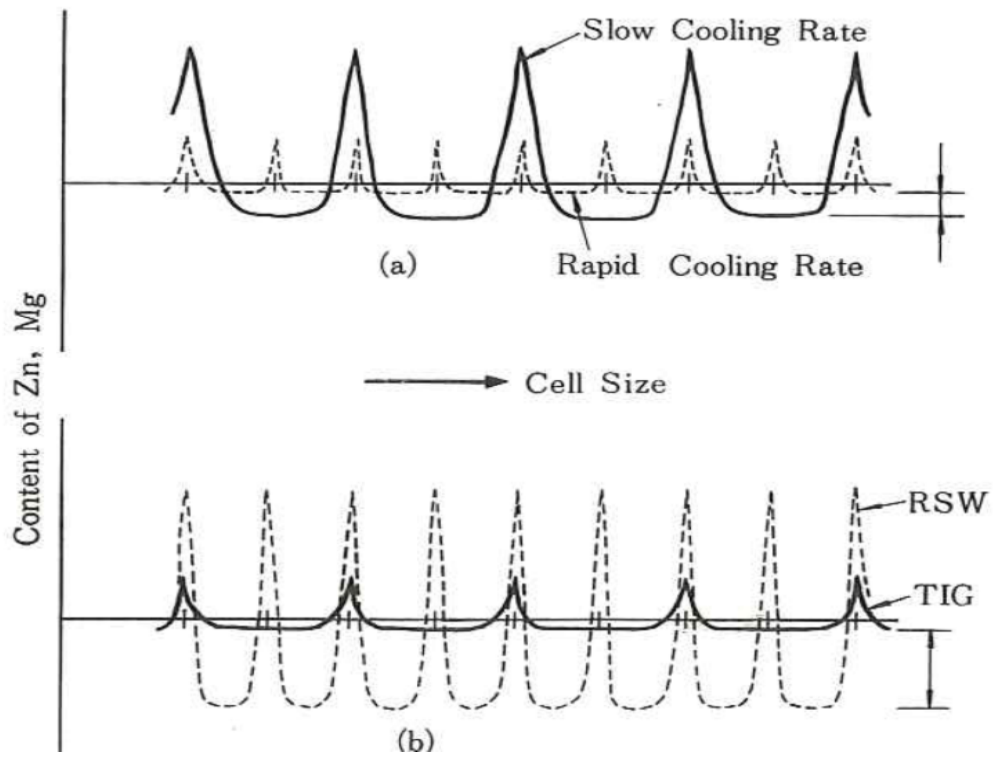


Fig.2-68 デンドライトセルサイズと成分偏析率との関係

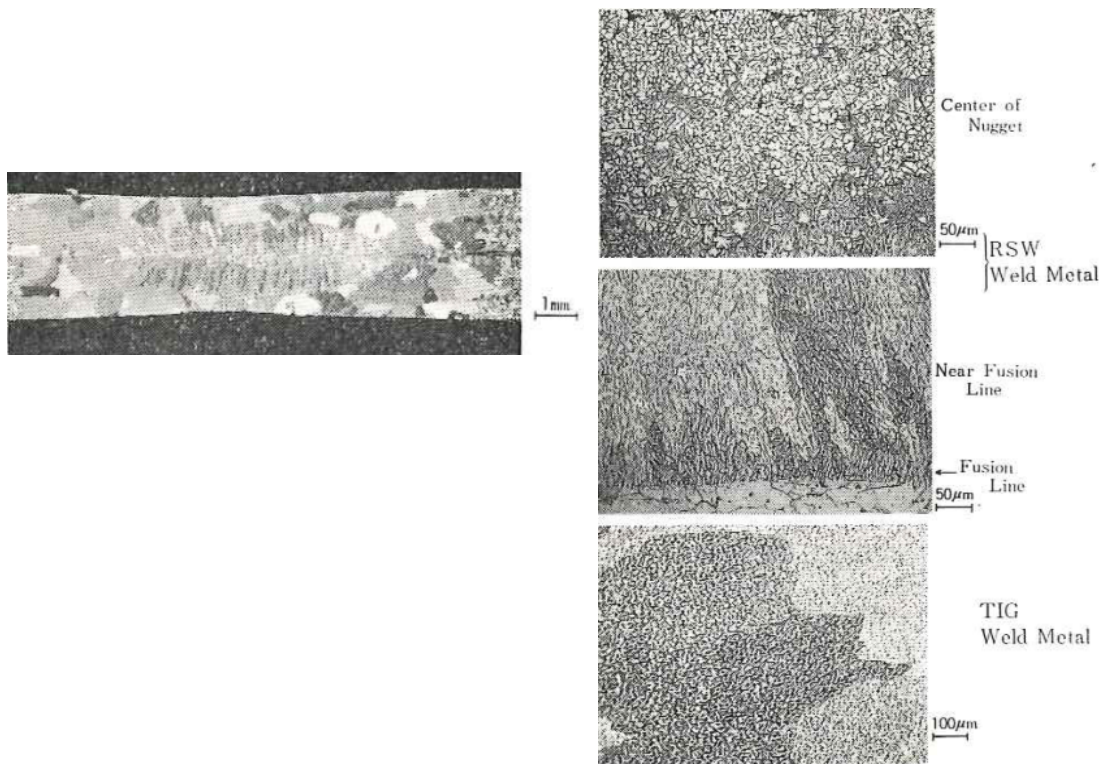


Fig.2-69 Al-5.7mass%Zn-0.9mass%Mg合金各溶接方法における溶接部のマクロ、ミクロ組織

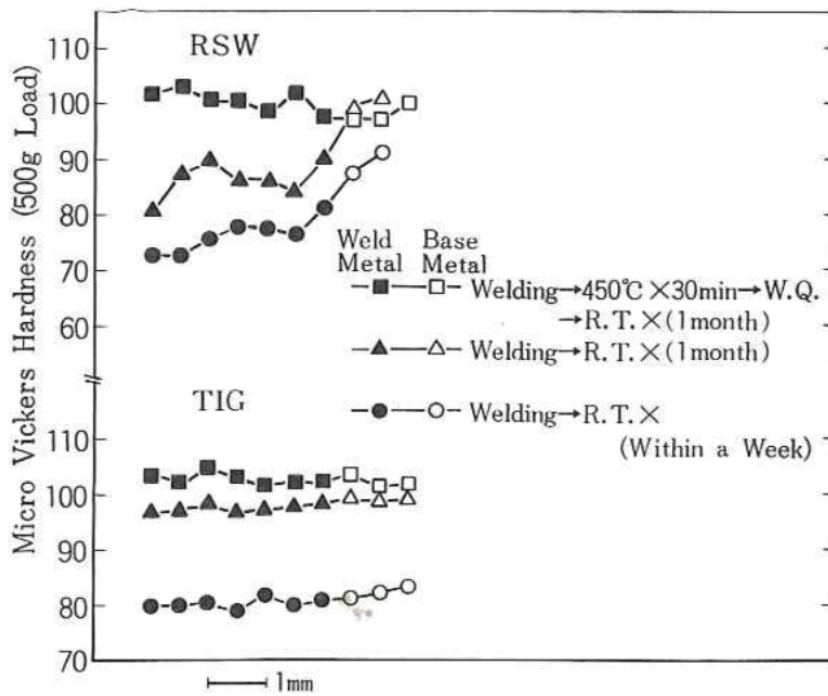


Fig.2-70 Al-5.7%Zn-0.94%Mg純三元合金の抵抗スポット溶接部ならびにティグ溶接部の硬さ分布

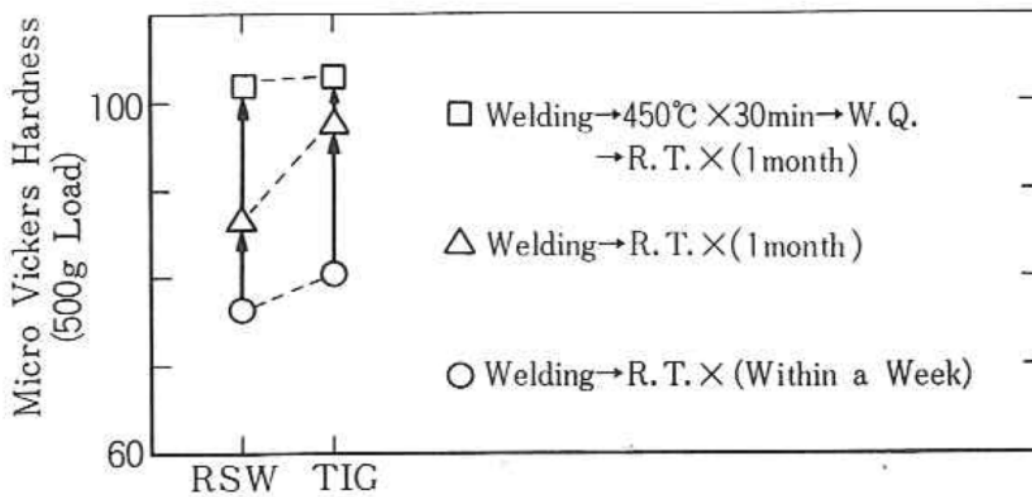


Fig.2-71 Al-5.7%Zn-0.94%Mg純三元合金の抵抗スポット溶接金属部ならびにティグ溶接金属部の硬さ平均値の比較

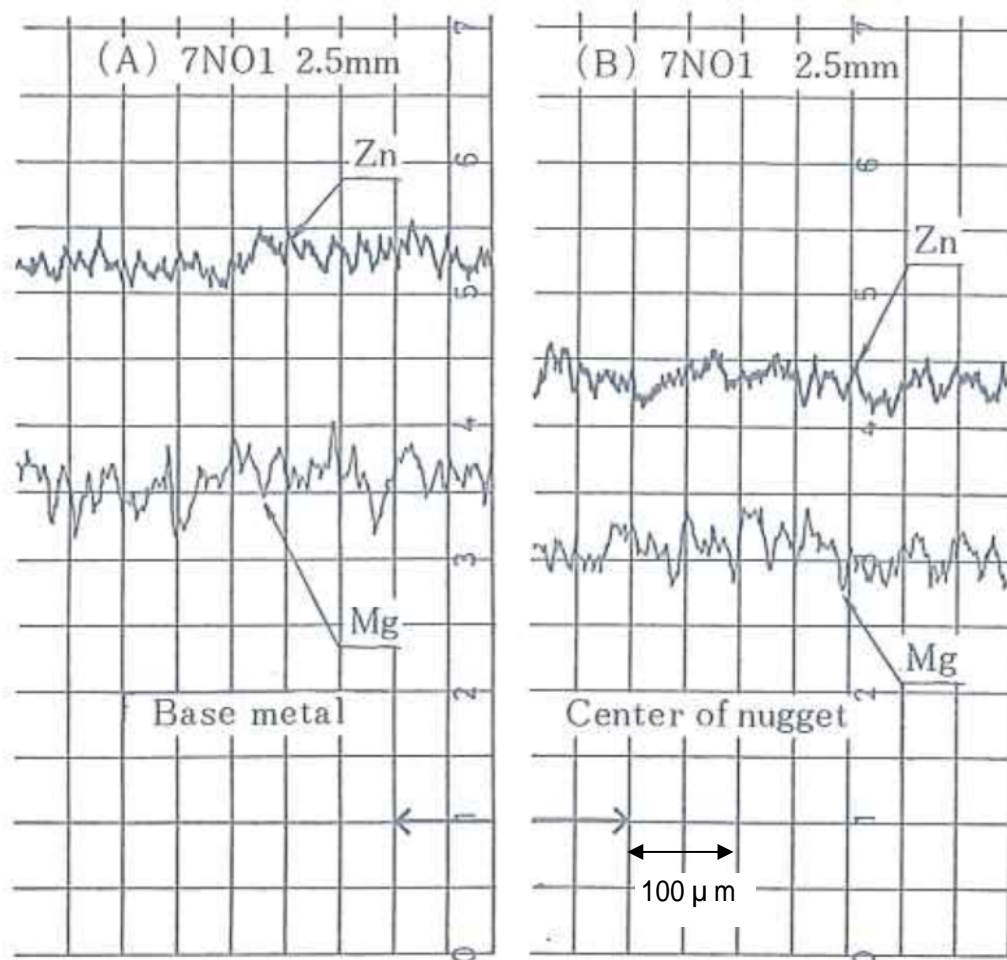


Fig.2-72 A7N01-2.5mmtを用いた抵抗スポット溶接部断面
 のナゲット中央部と素材部のEPMA線分析による比較²⁷⁾

第3章 ミグ溶接熱影響部のマイクロ割れならびに残留応力の抑制

3.1 緒言

溶接継手部は、アーク溶接における熱サイクルの観点から、溶融凝固部（溶接金属部）、結晶粒界の局部溶融ならびに非溶融部の熱影響部（熱影響部）と非熱影響部（素材部）に大別される。熱による組織ならびに強度特性などの変化を来たすと同時に、溶接中の熱応力により割れなどの不完全部が生じる場合がある。また、溶加材を用いる場合は、その溶接金属部の成分が溶加材成分と素材成分との希釈により変化するために溶接金属部の強度や凝固時の割れ感受性などに影響することはもちろんのこと、その溶接金属部の凝固収縮ひずみにより熱影響部には割れ発生の懸念や変形あるいは残留応力の生成を引起す。

アルミニウム合金のアーク溶接継手における課題を部位ごとに整理すると、熱影響部においては Al-Mg-Si 系合金ならびに Al-Cu 系合金の溶接マイクロ割れ、溶接金属部においては Al-Cu 系合金の溶接割れや継手強度不足、そして継手部全体としては Al-Zn-Mg 系合金の応力腐食割れが挙げられる。

さて、アーク溶接法としては、代表的なものとして薄肉用あるいは複雑な溶接箇所への主たる適用としてのティグ溶接ならびに、中肉厚以上で且つ比較的単純な直線状溶接箇所への主たる適用としてのミグ溶接があげられる。ここでは、主として後者の熱効率の高いミグ溶接法に関するものにて取組んだものである。

Al-Mg-Si 系合金は、中程度の強度ではあるが、耐食性や押出性に優れるので断面の形状などの工夫から溶接構造用材料として十分な価値がある。薄肉材のひずみ抑制の観点からのプレス焼入れ性と、強度とを両立させる過剰 Si タイプ成分の材料は、その有力な材料の一つであるが、溶接性の点からはその熱影響部に溶接マイクロ割れの発生が懸念される。しかしながら、その発生機構に関する明解な報告はない。

Al-Cu 系合金は、アルミニウム合金の中では強度が高いものの溶接割れ感受性が高く、溶接用途としては唯一 2219 のみが適用されているに過ぎない。しかし、期待したほどに継手強度はそれほど高くなく、また、素材の耐食性にも留意が必要であることから、ロケットの燃料タンクや Spring8 などの高信頼性が必要とされる理化学機器の溶接構造体として適用されてはいるものの、他の溶接構造用 Al-Mg 系合金、Al-Mg-Si 系合金や Al-Zn-Mg 系合金ほどの適用拡大はなく、Al-Cu 系合金のアーク溶接継手の強度の向上改善に関する報告も少ない。

Al-Zn-Mg 系合金は、応力腐食割れ感受性が他合金系よりもやや高く留意する必要があるとされており、素材にはその感受性を抑制するための化学成分や調質などには工夫がなされている。しかし、その溶接に際しては、溶接による残留応力ならびに溶接熱による材質変化が生じることから溶接施工に当たっては留意すべきことが多いものの、その観点からの取組は少ない。

このような事情を鑑み、本項では Al-Mg-Si 系合金、Al-Cu 系合金共通にその発生が懸念

される熱影響部の溶接マイクロ割れの発生機構の解明に取組み、Al-Cu 系合金については溶接金属部の強度向上にも取組むこととした。さらに、Al-Zn-Mg 系合金の応力腐食割れについては、その発生因子の一つである溶接部の残留応力発生機構の解明に取組んだ。

さて、溶接部に生じる割れを大別すると、溶接金属部に生じる凝固割れと溶接境界近傍の熱影響部に生じる溶接マイクロ割れとなる。いずれも高温割れであるので、溶接直後には既に割れは発生しているが、前者の場合は溶接ビード表面から視認可能な場合が多く、また溶加材の成分によっても影響を大きく受けるので溶接施工管理上は容易と考えられる。しかし、後者の場合は、材料内部あるいは裏面に生じる場合が多く、且つ溶接熱により局部溶融を受けた素材側の粒界がわずかに開口する程度の微小なものであるため、施工管理上は見落とししてしまう可能性が高く、事前の十分な管理が必要となる。アルミニウム合金の中では、Al-Mg-Si 系合金で最も発生し易いとされているので、まずは本系合金を用いてその溶接マイクロ割れ発生機構を解明することとした。なお、この発生機構に関しては、溶接金属部の凝固温度と素材の固相線温度との相対関係で説明されている^{1)~8)}が、割れ発生箇所は溶融線から素材側の固液相線間温度ならびに固相線温度直下⁷⁾の部位までであることから、液相線温度から固相線温度あるいはそれ以下をも含む何らかの新しい指標にてその発生機構を推定することを試みた。また、Mn 添加による溶接マイクロ割れ抑制効果は経験的に認知していたが、その割れ抑制機構について報告されたものは、結晶粒の微細化効果以外にはほとんどなく、実用合金である 6082 材の Mg,Si 組成をベースに Mn 効果の解明にも取組んだ。

Al-Cu 系合金に関するアーク溶接性については、過去に種々報告^{9)~14)}されているが、余盛有の突合せ継手においても溶接金属部から破断するというデータが散見され、溶接金属部の強度不足が懸念される。本章では Al-Cu 系ならびに Al-Cu-Mg 系合金の各代表として 2219,2024 の溶接性を試験調査し、特に溶接割れおよび継手強度に着目し、溶接金属部の化学成分の観点から、両特性の両立性の可能性を検討した。また、特異なビード止端割れにも着目し、溶接マイクロ割れの観点から検討を加えた。

応力腐食割れの発生は、一般には次の四条件、①合金の組成②組織の状態③表面近くに引張応力が存在する④侵食性環境¹⁵⁾のあることが知られている。Al-Zn-Mg 系合金は応力腐食割れには敏感であり、組織的には繊維状組織が再結晶組織より耐応力腐食割れ性があると言われる。また、調質については T4 が最も敏感で、次いで T6 そして T7 が最も優れた特性を示す。過時効処理をすると、結晶粒界での析出状態が変化し、粒内と粒界の電位が等しくなり、また内部応力が緩和されるからと考えられている。また、展伸材では、結晶粒の組織に方向性があり、圧延長手方向 (L) および直角方向 (LT) に比べて、板厚方向 (ST) が最も耐応力腐食割れ性が劣る。このような方向性による応力腐食割れは、構造物において材料の板の端面が腐食環境にさらされる場合、問題になることがある¹⁵⁾。

特にすみ肉溶接においては、そのフランジ端面に ST 方向の残留応力が発生し応力腐食割れ性に影響を及ぼすおそれがある。しかし、溶接後の変形や L,LT 方向の残留応力に関する

データ¹⁶⁾は多いが、ST方向の残留応力に関するものはほとんどなく不明な点が多い。ST方向の溶接残留応力に影響する因子としては、

- ① 材料：成分、調質、製造方法
- ② 継手形状：板厚、脚長、端面の張出し長さ
- ③ 拘束：溶接金属の凝固収縮力、構造的拘束力
- ④ 溶接条件：入熱量、層数

などが考えられる。ここでは、まずは溶接時の熱による性質の変化の少ない A5083P-O を用い、T型継手における継手形状や溶接条件を変化させた場合のフランジ端面のST方向の残留応力発生機構を検討し、次いで 7N01 合金材料の溶接熱サイクルによる材質変化について調査を行った。

3. 2 供試材

3. 2. 1 Al-Mg-Si 系合金溶接部のマイクロ割れ防止

1) ベース組成の影響

Al-Mg-Si 系合金の主要添加元素である Mg,Si の溶接マイクロ割れへの影響を調査するために、0.3~1.2mass%Mg,0.4~0.9mass%Si の範囲で Mg,Si 量を変化させた供試材を用いた。

各供試材の化学成分を **Table3-1** に示す。Mg,Si の量は時効性の観点からは重量比で Mg/Si=1.73 が効果的であるが、押出プレス焼入れ性を考慮して過剰 Si の領域の成分範囲も含めた。また、いずれの供試材も次に示す工程で製造した板厚 3mm の圧延板材で、これらの機械的性質は化学成分とともに **Table3-1** に示すとおりである。

<供試材の製造工程>

鋳造→均質化処理 (823K,14.4ks) →熱間圧延→中間焼鈍 (633K,7.2ks) →冷間圧延→溶体化処理(793K,1.8ks)→焼入れ→焼戻し(463K,10.8ks)

代表的な Al-Mg-Si 系合金の規格範囲ならびに供試材の Mg,Si 量を **Fig.3-1** に示す。

2) 過剰 Si ベース組成における Mn の影響

用いた供試材は、A6082-T6 の 3mm 肉厚のフラットバー押出材で、その添加元素の一つである Mn に着目し、実用合金としての 0.7mass% (以下%) (No.3 材) とともに添加無し (No.1 材) ならびに 0.4% (No.2 材) と変化させた 3 種類である。主たる製造条件は、均質化処理 813K,4h (昇温速度 100K/h、降温速度 200K/h)、押出 743K,10m/min、ダイクエンチ水冷、焼き戻し 458K,6h であり、これら三種類の素材の化学成分ならびに機械的特性は **Table3-2** に示すとおりである。また、断面のマイクロ組織は No.1 材では約 60 μ m 結晶粒サイズの全面再結晶組織、No.2,3 材では肉厚中央部のファイバー組織と肉厚表面部の粗大粒に成長した再結晶組織からなる複合組織を呈した。この表面の粗大粒に成長した再結晶層は、No.2 材の場合で片面当たり約 250 μ m にもおよぶ厚いものであるが、No.3 材では約 25 μ m 程度であった。この表面部の粗大粒に成長した再結晶は溶接割れに大きな影響を与えると考え

られたので、片面側から 1.0mm 切削削除し、三種類の材料全てを肉厚 2.0mm に統一した。

3. 2. 2 Al-Cu 系合金溶接部の割れ防止と継手強度の改善

実験に供した材料は、Al-Cu 系の A2219 の T87、T351 および T87 の板材と、比較材としての Al-Cu-Mg 系の A2024-T4 の板材をあわせた四種類である。また、用いた溶加材は A2319、A4043 および A5183 の三種類である。これら供試材の化学成分ならびに機械的性質は **Table3-3** に示すとおりである。

3. 2. 3 Al-Zn-Mg 系合金溶接部の応力腐食割れ防止技術の開発

1) すみ肉継手端面の溶接残留応力発生機構

A5083-O 材の板厚 6,12,25mm を使用した。その化学成分は **Table3-4** に示すとおりである。なお、溶接前の切断や切削加工による残留応力を除去するために端面加工の最終仕上げ代を 0.05mm 以下に抑え、さらにその後 360°C,1hr の焼鈍を行ない供試材とした。

2) 溶接熱の残留応力ならびに端面材質への影響把握

供試材として Al-Mg 系 A5083-O 材、Al-Zn-Mg 系 Z5D(A7N01)-T4,T6 材、板厚 25mm を用いた。化学成分は **Table3-5** に示すとおりである。A5083-O 材は 360°C,1hr の焼鈍を行ったもので、A7N01-T4,T6 材は 450°C,30min の溶体化後焼入れ、その後 1 週間室温放置した後、70°C,24hrs(T4)、150°C,24hrs(T6)の熱処理を施したものである。

3. 3 試験方法

3. 3. 1 Al-Mg-Si 系合金溶接部のマイクロ割れ防止

1) ベース組成の影響

溶接は **Fig.3-2** に示す Y 開先の突合せ溶接で、A4043WY 及び A5356WY-1.6mm φ の溶加材を用いた全自動ミグ溶接である。溶接条件は溶加材の差による溶着量の影響を考慮し、条件の水準を決定するための予備試験を行ったが、その結果は **Fig.3-3** に示すとおりで、次のようなことが明らかとなった。

- ① 同一溶着量を得るための入熱量は、
 $(A4043WY) \approx 1.35 \times (A5356WY)$
- ② 溶接金属量 ($A+A'$) は、溶加材間の差はなく、入熱量により決定される。
- ③ 母材の希釈率 ($A'/A+A'$) は
 $(A4043WY) > (A5356WY)$

これらの結果から同一溶接金属量、同一溶着金属量及び同一入熱量で比較するために **Table3-6** のように溶接条件を設定した。

熱影響部 (Heat Affected Zone: HAZ) に発生する溶接マイクロ割れは、通常 X 線透過検査では検出されないため、ここでは光学顕微鏡による継手断面のマイクロ組織観察および継手

引張試験による継手性能にて評価した。

マイクロ組織観察は、**Fig. 3-4** に示すように溶接部断面の四分割視野にて観察し、その各視野ごとに **Table3-7** に示す融解・割れの基準により判定した。なお、観察断面は溶接長手方向の三断面にて実施し、(四分割視野) x (三断面) = (12 視野) の平均状況 (以下、融解度と称す) で溶接マイクロ割れを評価した。さて、溶接マイクロ割れ評価の尺度として用いた融解度とは、溶接マイクロ割れに至る過程を『粒界溶融』→『粒界開口』という現象の観察で溶接マイクロ割れの発生傾向を推定しようとしたものであり、仮に割れがほとんど観察されなくともその発生過程を読み取ろうとしたものである。バフ研磨による鏡面仕上げした断面をエッチングしないで光学顕微鏡にて観察すると、溶融線境界近傍の熱影響部は、素材部と異なり、結晶粒界が認識されやすい程度に変化している。400 倍程度にまで拡大して観察すると、その粒界部には明瞭な共晶組織あるいはそれらしきものが観察される場合が多い。一方、割れ部はエッチングしていない場合には、空洞として観察されるので焦点位置をずらすことでその確認は比較的容易にできる。粒界の共晶組織は低融点化合物である場合が多く、つまり溶融確率が高く、開口のひずみが生じていたとすると割れに至る可能性が強いと想定し、割れ発生傾向の代用特性として評価したものである。**Table3-7** の状況区分は、これらを考慮して、No-melting (非熱影響部の粒界と差異無) < 共晶らしきもの < 明らかな共晶 < 1 粒界程度のマイクロ割れ < 数粒界以上に及ぶマイクロ割れ というように割れに至る過程を想定した上で各視野を光学顕微鏡にて観察評価し、数値化を試みたものである。数値が高いほどマイクロ割れ発生傾向が高いはずであると仮定したものであるが、それらを吟味することで割れ発生過程をも考察することが可能でもある。

一方、継手引張試験に用いた試験片形状は、**Fig. 3-5** に示すように JIS 試験片に対して試験片長さのみ変更し、標点間距離 50mm の伸びおよび参考値として 0.2%耐力を測定した。また、余盛は全て削除した。

2) Mn の影響

三種類の供試材を同種材料同士を突合せし、溶加材 A5356WY(Al-5.0mass%Mg-0.13 mass%Mn)・1.2mm φ を用いてミグ溶接した。減厚した切削面側をアーク側に配置して、溶接電流 DC110A、アーク電圧 22V、溶接速度 80cm/min.、シールドガス 20l/min. (アルゴン) の溶接条件にて I 型突合せ継手を作製した。この継手の引張試験や断面観察などにより、Mn の継手性能に与える影響を試験調査した。

3. 3. 2 Al-Cu 系合金溶接部の割れ防止と継手強度の改善

1) 溶接割れ試験

(1) フィッシュボーン式溶接割れ試験

A2219-T87 および A2024-T4 の厚さ 4mm の板材を用いて、**Fig.3-6** に示す試験片にてフィッシュボーン式溶接割れ試験をおこなった。用いた溶接方法は交流ティグ溶接で、

A2319BY、A4043BY および A5183BY の三種類の溶加材 3.2mm φ にて溶接した。なお、比較のために、溶加材を用いないで素材のみを溶融させるいわゆるメルトランの場合もおこなった。用いた溶接条件は、電流 AC150A、溶接速度 30cm/min、シールドガス流量 100/minAr である。試験体の繰返し数は 10 で、割れ長さを溶接長で除した値を割れ率として評価した。

(2) 重ねすみ肉溶接割れ試験

A2219-T87 および A2024-T4 の厚さ 20mm の板材を、**Fig3-7** のように開先部に溝加工をして重ね合わせ、それとは反対側のすみ肉部を予め溶接して拘束をした上で、溝開先部側の溶接をおこない、その溶接金属部に生じる割れ長さを溶接長で除した割れ率で溶接割れ性を評価した。予め溶接しておいた溶接部からの拘束力に対して、本溶接時の溶接速度を変化させることでその拘束力を相対的に変化させて割れを生じさせるものである。すなわち溶接速度を速くしてビードのサイズを小さくしていった場合に、どこまで周囲の拘束力に耐えるかといった、その溶接割れ限界溶接速度を指標にする評価方法である。用いた溶接方法はミグ溶接であり、A2319WY、A4043WY および A5183WY の三種類の溶加材 1.2mm φ にて溶接した。なお、溶接条件は、DC 300A、26 V、280/minAr である。

2) 継手性能試験

A2219-T87、A2219-T351 および A2024-T4 の厚さ 4mm 材を I 型に突合せ、1.2mm φ の 2219、4043 および 5183 の三種類の溶加材を用いてミグ溶接をおこない、突合せ継手を作製した。余盛は、溶接のままの有りの場合、ならびに削除する場合の二種類とした。これらの継手を JIS Z3121 の 1 号試験片に加工(耐力測定のために平行部に基準長さ 50.0mm を設定)し、溶接後 4 ヶ月、その後人工時効および溶体化処理焼入れ後人工時効の三条件下での時効状態における継手材の引張試験をおこなった。なお、溶接条件ならびに溶接後の熱処理条件は **Table 3-8** に示すとおりである。

3. 3. 3 Al-Zn-Mg 系合金溶接部の応力腐食割れ防止技術の開発

1) すみ肉継手端面の溶接残留応力発生機構

すみ肉溶接した場合にそのフランジ端面において応力腐食割れが問題となるのは **Fig.3-8** に示すような矢印部の面で、割れは溶接線と平行方向に発生する。これは、その面において板厚方向 (ST 方向) に材料の応力腐食割れに対する許容応力を超えた残留応力が存在するためである。この残留応力は 3.1 項に記載した各因子が複雑に組合わり生じる。

ここでは、**Fig.3-9** のような T 型すみ肉試験体を用いて試験を行った。ウェブ板厚 t_1 、フランジ板厚 t_2 、脚長 a を変化させ、張出し長さ x は、基本をフランジ板厚の 1/2 倍とし一部 3/2 倍まで変化させた。溶接はミグ全自動溶接の下向き姿勢でまず拘束溶接し、その後端面側の本溶接を行なった。その溶接条件を **Table3-9** に示すが、予熱の影響を一定とするた

めに層間温度が室温に下がってから次の溶接を行った。なお、組合せの一部で溶接法の影響についても調査した。また、多層溶接の場合、層数毎の影響を調査するために各層ごとの試験体も作製した。

以上の試験体のフランジ板端面中央に2軸タイプのストレインゲージを貼付し、**Fig.3-10**の順に切断開放した。先ず、溶接のスタート、クレータ部の影響を調査するため両端50mmを切断し（切断1）、次に本溶接、拘束溶接の影響を調査するために各々の溶着金属部を切断（切断2,3）し、そして最終切断寸法(3mmtx12mmx12mm)まで切断して残留応力を求めた。

2) 溶接熱の残留応力ならびに端面材質への影響把握

A7N01-T4,T6材は熱処理合金のため、溶体化後の焼入れ・矯正等による残留応力が溶接前すでに複雑に存在していると思われる、溶接後の残留応力に影響を及ぼすことが考えられる。ここでは、A5083-O材を**Fig.3-11**に示す圧縮プレス曲げにより、その端面ST方向の残留応力として高低二水準のレベルを持つように試料を作製し、以下に示す各熱サイクル下における母材残留応力の変化を調査した。

なお、残留応力の測定は前項と同じくストレインゲージによる切断分割弛緩法を用い、端面の温度測定は表面から深さ1mmの位置に熱電対CA線を挿入して行った。

3. 4 試験結果

3. 4. 1 Al-Mg-Si系合金溶接部のマイクロ割れ防止

1) Mg, Si ベース組成の影響

(1) 母材の機械的性質

本系合金の主要添加元素であるMg, Si量の機械的性質に及ぼす影響を**Fig. 3-12~13**に示す。Fig. 3-12はSi量及びMg量の影響を示したものであり、Si量の増加とともに引張強さおよび0.2%耐力は増加する。一方、Mg量については、Siとは異なり、0.6~0.7%Mg量でピークを示し、これ以上増加すると引張強さ・耐力ともに逆に低下する傾向を示す。

Fig. 3-13は、 Mg_2Si となるSi量を超えるSi量（過剰Si量）の引張強さに与える影響を示したものであるが、過剰Si量の増加につれ、引張強さは向上する。なお、引張強さとMg, Si, Mg_2Si ならびに過剰Siとの相関性を解析した結果は**Table3-10**のとおりで、Si量ならびに過剰Si量との正の相関性が認められ、それぞれの増加に伴って引張強さは増加することがわかる。

(2) 融解度

溶接断面の顕微鏡観察で得られたMg, Si量と融解度との関係を**Fig. 3-14**に、またMgおよびSi量と融解度との関係を**Fig. 3-15~16**に示す。

Fig. 3-14より明らかのように Mg_2Si となるMg, Si量(Mg/Si=1.73)および過剰Mg側で

融解度は低く、過剰 Si 側で融解度は高くなる傾向がある。

この傾向は溶加材の種類が変わっても概ね同様であるが、以下の点で異なる。すなわち、A4043WY の場合には、HAZ に融解は生じやすいが開口した割れとはなり難い。一方、A5356WY の場合には、融解は少ないが開口した割れが発生しやすいといえる。

Fig. 3-15 は Mg 量と融解度との関係を示したもので、いずれも Mg 量の増加につれて融解度は減少する傾向を示す。しかし、溶加材の種類により若干その傾向は異なる。すなわち、A5356WY の場合、Si 量により融解度が異なり、Si 量が 0.87~0.91%では 0.66%以下に比べ特に低 Mg 側での融解度が高い。一方、A4043WY の場合には、A5356WY の場合の高 Si 側と低 Si 側の中間的な融解度を示す。

Fig. 3-16 は、Si 量と融解度との関係を示したもので、A4043WY の場合には、0.86~1.00Mg 量を除いて、Si 量が 0.6%を超えると融解度は低下もしくは横這いの傾向を示す。一方、A5356WY の場合には、いずれの Mg 量においても Si 量の増加とともに融解度は高くなる。

Fig. 3-17 に HAZ ミクロ組織の代表例を示す。

融解度と Mg, Si, Mg₂Si, 過剰 Si との相関性を解析すると、**Table3-11** のように融解度は Si 量ならびに過剰 Si 量とのみ正の相関性が認められ、**Fig. 3-18** のように過剰 Si 量が増加するにしたがい、融解度は増加することがわかる。溶加材間の差異も明瞭で A4043WY では融解度は高いものの過剰 Si 量が増加しても割れには至っていないが、A5356WY の場合には、融解度は低いが過剰 Si 量が増加すると割れが生じることがわかる。

次に、溶接継手性能を継手効率で整理すると **Fig. 19~20** のようになる。なお、図中には溶接材の耐力と母材の耐力の比も継手効率として参考までに載せた。Fig. 3-19 は A4043WY を用いた場合の結果で、Mg, Si 量及び入熱量にほとんど影響を受けず、引張強さの継手効率は約 70%である。また、Fig. 3-20 は A5356WY を用いた場合の結果で、0.87~0.91%Si, 0.4~0.6%Mg の場合のみ継手効率は大きく低下し、入熱量が変化してもその傾向は変わらない。その他の成分量の場合には、A4043WY の場合の継手効率約 70%とほぼ同様である。なお、破断位置は、継手効率が 65%を大きく下回った場合のみ溶接境界から 1mm 以内の HAZ で、他は 5~10mm 離れた HAZ である。

以上の結果を概略まとめると HAZ の融解度に対し、

- ① Mg₂Si (Mg/Si=1.73) およびこれ以上の過剰 Mg 領域では、融解度は低くなる。
- ② 過剰 Si は融解度を高くし、特に低 Mg での傾向が強い。
- ③ 溶加材の影響を受け、A4043WY の場合の方が A5356WY の場合より融解度は高いが、融解度とどまり、開口した割れは発生し難い。
- ④ 開口した割れは著しく継手引張強さを低下させ、継手効率は 50%程度まで低下する。

2) Mn の影響

(1) 継手特性

余盛ありのままの状態での継手引張試験結果を **Table3-12** に示す。これから、継手性能

は Mn 量によって著しく影響を受けることがわかり、Mn 添加なしの No.1 材ならびに 0.4% 添加 No.2 材の場合は、その継手強度ならびに伸びが著しく低く脆性的であるのに対し、Mn0.7%添加の No.3 材では、継手強度、伸びともに高い値がえられ延性的であることがわかった。破断位置は、No.1、2 材では溶接境界部近傍であるのに対し、No.3 材では溶接部境界から約 10mm 離れた位置であった。

(2) 破断部観察

破断部断面の光学顕微鏡によるマクロ観察ならびに破面の SEM 観察を行なった結果を Fig.3-21 に示す。これから、No.1、2 材は粒界破断であると同時に、破面は丸味を帯びており、溶融したと思われる痕跡が認められ、典型的な高温割れと判断された。特に、No.2 材は粒成長組織における粒界にて破断していることが特徴的である。一方、No.3 材はディンプルパターンを有する延性破断であり、Mn 添加量により大きな差異のあることがわかった。

(3) 硬さ分布

継手部横断面の硬さ分布を、マイクロビッカース硬さ計にて測定した。その結果を Fig.3-22 に示すが、いずれも溶接熱影響による軟化が観察され、溶接境界部から 10mm 前後の位置に最も軟らかい部分が存在している。これから、No.3 材の引張試験における破断位置は、この最軟化部に対応するのに対して、No.1、2 材では溶接境界近傍の比較的硬さの高い部分で破断していることがわかった。通例、硬さの一番低い部位にて破断するが、溶接境界のボンド部に何らかの欠陥の存在が示唆される結果がえられた。

(4) 溶接部断面観察

溶接継手部横断面のミクロ組織を、エッチングしない状態で光学顕微鏡にて観察した結果を Fig.3-23 に示す。黒く線状に見えるのが割れ開口部であり、Fig.3-21 に示した破面の結晶粒サイズを考え合わせると、粒界に沿って開口が生じていると推定された。このように、No.1、2 材には溶接境界部近傍には粒界割れが観察されるのに対し、No.3 材にはそのような割れは観察されなかった。

一般に、溶接金属部の凝固過程において、完全に凝固する直前にその凝固収縮力が、凝固の遅れた場所、今回の場合は局部溶融をしたボンド部の母材側の粒界、に作用すると、その結晶粒界などが開口して割れに至るとされ、その割れを溶接ミクロ割れと称している。

Mn 添加無しならびに 0.4%添加の場合にのみ脆性的な継手性能を示したのは、高温割れの一つである溶接ミクロ割れが溶接境界部近傍の熱影響部に発生したためであることがわかった。

3. 4. 2 Al-Cu 系合金溶接部の割れ防止と継手強度の改善

1) 溶接割れ試験結果

(1) フィッシュボーン式溶接割れ試験結果

試験結果を **Fig.3-24** に示す。素材の溶接割れ性を、溶加材を添加しない場合で比較すると、2219の方が2024よりも優れる。溶加材との組み合わせにおける溶接割れ性は、素材により異なり、2219素材では、5183よりも2319や4043の溶加材の方が優れ、一方2024素材では、5183や2319よりも4043の溶加材の方が優れる。つまり、素材ならびに溶加材との希釈となる溶接金属部に、Mgが比較的多く含まれると、耐溶接割れ性は低下する。Mgを含まない2219素材の場合は、Mgが添加されている5183を使用しない限り割れは抑制され、一方、素材にMgを含む2024素材の場合は、4043でのみ割れは抑制される。

なお、割れは溶接金属中央部で生じる場合が大半であったが、いずれの素材の場合でも5183溶加材を用いて溶接した場合にのみ**Fig.3-25**に示すようにビード止端境界部で割れる場合が観察された。

(2) 重ねすみ肉溶接割れ試験結果

割れ率を溶接速度との関係で評価した結果を **Fig.3-26** に示す。割れが生じる溶接速度の大小関係からは、素材+溶加材の表記で、2219+5183、2024+2319および2024+5183は遅い溶接速度から割れが生じているのに対して、2219+2319、2219+4043および2024+4043は比較的速い速度まで割れが生じない傾向が得られ、後者組合せの方が溶接割れ性に優れた結果が得られた。

この傾向は、Mgを含まない2219素材の場合は、Mgの入った5183を使用しない限り割れは抑制され、Mgを含む2024素材の場合は4043でのみ割れは抑制されることであり、前記のフィッシュボーン式割れ試験での結果の傾向と良く一致する。

2) 継手性能試験結果

各種板・溶加材の組合せならびに余盛有無における継手強度ならびに継手効率を **Fig.3-27** に示す。破断位置は継手効率の図に示すが、余盛有の場合でも溶接熱影響部で破断するのはごく稀で、大半は溶接金属部で破断しているのが特徴的である。継手強度は、溶接のままおよび溶接後の人工時効で、 300 N/mm^2 を下回る場合が大半である。溶体化処理焼入れ後の人工時効で 300 N/mm^2 台の値が得られ、A2024-T4の場合に 400 N/mm^2 に達する程度である。次に継手効率は、溶接のままおよび溶接後の人工時効では約60~70%であり、溶体化処理焼入れ後の人工時効で80%以上が得られる。なお、調質による継手効率の差異は、A2219-T87<A2219-T351である。

Fig.3-28 は、溶接のままの状態での継手強度を基準にしたときの後熱各処理での継手強度の比をまとめたもので、溶接後に溶体化処理をしないで人工時効のみで強度が上昇するのは、溶加材に2319を用いた場合のみである。

なお、割れに関しては、懸念された溶接金属部の割れは全く観察されなかった。但し、

5183 で溶接した 2024 の継手材の 1 本の試験片に、引張強さ 153 N/mm²、耐力測定不能、伸び 1%の値が得られ、同組合せ中の他の平均値である引張強さ 304 N/mm²、耐力 177 N/mm²、伸び 5.5%と比べて著しく低い値である。これは、粒界開口をともなう溶接マイクロ割れの脆性的な特徴を示したものであり、溶接マイクロ割れが局部的に存在したためと考えられる。

3) 硬さ分布

A2219-T87+A2319WY、A2024-T4+A2319WY の組合せにおける継手断面の硬さ分布を **Fig.3-29** に示す。溶接の熱影響により、素材部 (A2219-T87:Hv135,A2024-T4:Hv138) よりも軟化した領域がいずれの組合せにおいても観察され、その最軟化部は、溶融線から離れた箇所であり、A2219-T87 の場合で約 2~3mm(Hv78)、A2024-T4 の場合で約 3~4mm(Hv117)の位置にある。また、その最軟化部の硬さは、溶接後の人工時効にても余り上昇しないことから、いわゆる過時効領域であると推定された。その最軟化部の硬さを A2219-T87 と A2024-T4 で、溶接のままならびに溶接後の人工時効のそれぞれで比較すると、2024 の方が 2219 よりも溶接のままの状態では約 40、人工時効の状態では約 25 高かった。一方、溶融線近傍の溶接時の高温領域は、溶接後の人工時効により硬さが上昇しており、溶接熱により溶体化されると同時に冷却時の速度が速いために溶接直後には過飽和固溶体になっているものと推定された。

溶接後に、溶体化焼入れ後人工時効処理をすると、上記軟化部は解消されほぼ様な硬さ分布となるが、その硬さは調質により変化し、A2219-T87 の場合は T87 素材レベルよりも硬さが低くなり、A2024-T4 の場合は硬さが高くなった。これは、溶体化後の人工時効処理は T6 処理に相当するために、それぞれの元の素材調質の時効進行が現れたものである。

なお、溶接金属部の硬さは、熱影響部のそれと同等以下である場合がほとんどで、余盛有でも溶接金属部で破断したのは硬さの影響と考えられる。これは、溶体化処理した A2219-T87+A2319WY の組合せのように、溶接金属部の方が熱影響部よりも硬くなれば、破断は熱影響部で生じたことから明らかである。

3. 4. 3 Al-Zn-Mg 系合金溶接部の応力腐食割れ防止技術の開発

1) すみ肉継手端面の溶接残留応力発生機構

(1) 残留応力測定の予備試験

残留応力の測定法には、弛緩法、脆性塗料法、光輝性塗膜法、X線法など種々あるが¹⁷⁾、ここでは一般に用いられているストレインゲージによる切断分割弛緩法を採用した。ストレインゲージは切断開放時の温度を考慮し 120℃まで補償された共和電業製 2 軸ゲージ KFC-2-D-16-23 を使用した。このゲージを試験端面中央に貼付し切断開放ひずみ量より(1)式を用いて算出した。

$$\sigma_{ST} = -E (\varepsilon_{ST} + \nu \varepsilon_L) / (1 - \nu^2) \quad \dots (1)$$

但し、 σ_{ST} ：端面 ST 方向の残留応力

E ：ヤング率

ν ：ポアソン比

ε_{ST} ：端面 ST 方向の切断開放ひずみ

ε_L ：端面溶接線方向の切断開放ひずみ

なお、切断しない元のままの状態での残留応力は、Fig.3-10 に示す [切断 4—切断 0] のひずみより算出し、各切断状態での残留応力は [切断 4—各切断段階] のひずみより算出した。

① 切断の影響

残留応力の切断開放時の熱及び塑性ひずみの影響を調べるため、Fig.3-30 のようにストレインゲージとバンドソーによる切断位置との関係を調査し、バンドソーで切断可能な範囲を求めた。

その結果を Fig.3-31 に示す。図から明らかなように 1 回あたりの切断長さが 20mm 以上では、切断位置とゲージ中心までの距離が離れるにつれ切断前後のひずみの変化はその平均値、バラツキともに減少する傾向を示す。1 回あたりの切断長さが 10mm の場合にはゲージ中心からの距離にほとんど影響せず平均値、バラツキともに少ないことがわかる。

その他バンドソーの切れ味、手で押すときの力、切削油などが影響するが、これらの試験を元にして必要切断長さが長くとも連続切断することなく 10mm 以下ずつ切断し、かつ素手で十分触れることができる程度以上に温度が上昇しないように切断することとし、バンドソーでは 12mm 角柱の状態まで切断した。

次に、最終切断であるが、ストレインゲージによる測定ではその寸法が小さいほど正確な値が得られる。しかし、12mm 角柱からさらにバンドソーを用いて切断するにはその影響が大きすぎると考え、角柱をバイスではさみ、糸のこ(#.2)を用いることとした。この場合、ストレインゲージからバイスで挟む位置までの距離が問題となるが、この影響についての結果を Fig.3-32 に示す。その結果、最低 15mm 以上とる必要があることがわかる。また、このようにして切断した場合のひずみの変化は $\pm 5\mu$ 程度の小さい値であった。

② はんだ付の影響

ストレインゲージとリード線をはんだ付する場合、はんだ付状況によるひずみ測定の再現性およびはんだ付時の温度の影響を調査した。

その結果を Fig.3-33 に示す。これによると平行型と直角型では結合面積による接触抵抗に差が出るためか、ひずみの値が異なることから、常に同じような付け方をしなければならないことがわかる。また、はんだ付後 3 分以上経過しないと、その熱起電力のためひずみの値は定常状態にはならないことなどが判明したので、以後の本試験ではこれらを作業標準化して実施した。

(2) T形すみ肉溶接試験結果

① 脚長、ウェブ板厚、フランジ板厚の影響

端面の張出し長さをフランジ板厚の 1/2 倍で一定とした場合の脚長、ウェブ板厚、フランジ板厚の影響を **Fig.3-34~36** に示す。また、これらの試験体の一例を **Fig.3-37~39** に示す。

脚長の影響は、**Fig.3-34** に示すように脚長が増すと残留応力は高くなる傾向にあるがその値はフランジ板厚 6,12mm では低く、25mm では 5kg/mm^2 前後と高くなる。ウェブの板厚の影響は **Fig.3-35** に示すようにその傾向は余り明確でない。

フランジ板厚の影響は、**Fig.3-36** に示すが明らかに板厚が厚くなるほど、残留応力は高くなる傾向があり、フランジ板厚が 6mm で約 1kg/mm^2 、12mm では約 2kg/mm^2 、25mm では $4\sim 6\text{kg/mm}^2$ となる。したがって、端面中央の ST 方向の残留応力は脚長、ウェブ板厚に比してフランジ板厚の影響を大きく受けていることがわかる。

次に、各切断開放段階でのひずみおよび残留応力を **Fig.3-40** に示す。これは三つの代表的なタイプを示し、フランジ板厚によりその形は異なっている。つまり、

[タイプ 1]

フランジ板厚 25mm の組合せの中、残留応力の高い場合に多く当てはまり、ひずみが切断ごとに逐次変化し、ST 方向が-に、L 方向が+に開放されるタイプ

[タイプ 2]

フランジ板厚 12mm、25mm の組合せの中、残留応力の低い場合に当てはまり、ひずみが切断ごとに一様に、+あるいは-に変化することなく最終切断ひずみが小さいタイプ

[タイプ 3]

フランジ板厚 6mm の組合せに当てはまり、ひずみが切断ごとに逐次変化するが[タイプ 1]とは逆に、ST 方向が+、L 方向が-に開放されるタイプの三つに大別できる。

この三つのタイプがおおよそ残留応力の高中低と一致していることから、残留応力発生メカニズムを解明するのに密接な関係があるものと思われる。

また、切断開放順序として最初に溶接線方向の両端 50mm ずつ切断したが、その時の残留応力値はほとんど変化しないことから、さらに溶接線方向に長い試験体であっても同じ残留応力値を示すであろうことが推測できる。なお、試験体の長さに関し、以前に 500mm で同様の調査をしており、溶接線方向のバラツキも今回の長さではほとんどないと思われる。

② 溶接順序、拘束条件、張り出し長さ及びウイーピング溶接法の影響

溶接順序を追って残留応力を測定した結果を **Fig.3-41(a)(b)** に示すが、1 層目については端面までの距離が短いほど高く出るが、最終の残留応力値にはほど遠く、2 層目以降の溶接が寄与する。すなわち、端面に近い溶接ほど、またフランジへの溶接金属の接合面積が増加するほどその最終の残留応力値に落ち着くようである。

拘束溶接の影響を調査するために、その脚長を増加したときの残留応力の結果を **Fig.3-41(c)** に示す。

また、その試験体の例を **Fig.3-42** に示す。なお、溶接順序は拘束溶接 1 層後、端面側の溶接を行ない、その後拘束溶接をさらに 3 層したものである。これから明らかなように、拘束溶接の脚長が増して拘束力が増すほど残留応力は高くなる。

以上の結果は、全て張出し長さがフランジ板厚の 1/2 倍であるが、張出し長さの影響を調査するために、フランジ板厚 25mm の組合せで試験した結果を **Fig.3-43** に示す。これらの試験体の例を **Fig.3-44** に示す。同じフランジ板厚でもその 1/2 倍の張出し長さで高く出た組合せの場合(**Fig.3-43(a)**)には張出し長さの影響は明確で、張出し長さをフランジ板厚の 3/2 倍離すと、1kg/mm² 以内に抑えることが可能となる。しかし、フランジ板厚の 1/2 倍の張出し長さの組合せで、2kg/mm² 前後と低いものについては、張出し長さを変化させても、元々低いためかその影響は明らかではない。

溶接法の影響を調査するために、張出し長さがフランジ板厚の 1/2 倍の組合せで高い残留応力値を示したフランジ、ウェブ板厚が 25mm、脚長 25mm の組合せについてのみウイーピング法により 1 層自動溶接したのでその結果を **Fig.3-39(a)** に示す。それによると多層溶接した場合より低い残留応力を示す結果が得られた。

以上までにえられた残留応力と、ウェブ板厚、フランジ板厚、脚長、ウェブとフランジ端面までの距離、端面の張出し長さとの関係を重回帰分析し、最適な回帰式を求めると以下に示す式となる。

[残留応力(kg/mm²)]

$$=0.2648 \times [\text{フランジ板厚(mm)}] - 0.1436 \times [\text{端面の張出し長さ(mm)}] - 1.1195$$

そこで、ここでえられたフランジ板厚ならびに端面の張出し長さを横軸にとり、残留応力との関係を実験値でプロットすると、**Fig.3-45** のようになり、明らかにフランジ板厚が厚くなるほど、また張出し長さが短いほど、フランジ端面 ST 方向に発生する残留応力は高くなることがわかった。

2) 溶接熱の残留応力ならびに端面材質への影響

(1) 硝石炉による熱サイクル

試料端面のピーク温度が 450,350,250 および 170°C になるように硝石炉の炉温を調整し、冷却速度が溶接熱サイクルに沿うようにブローによる強制空冷を施し熱サイクルを制御した。**Fig.3-46** にその熱サイクルを示す。

この熱サイクル下における高低二水準（試料 A,B）の残留応力の変化を調査した結果が **Fig.3-47** である。これからわかるように残留応力の高低およびその端面位置に拘わらずピーク温度が高くなるにつれ残留応力は緩和の方向に向かい、特にそのピーク温度が 350°C 以上になると一様にかつほぼ完全に除去される。

(2) ビードオン溶接熱サイクル

次に実際の溶接熱サイクルによる残留応力の変化を調査するために、溶接始末端に捨て板等を用いて溶接熱が準定常状態になるようにしてビードオン溶接を行った。溶接電流、電圧、速度を一定とし、端面の温度を変化させるために溶接中心と端面までの距離を12.5,25.0,37.5mmと変化させた結果、各々溶接時のピーク温度は **Fig.3-48** に示すように板厚中心で330,190,160°Cと実測された。

その結果得られた端面の残留応力の変化を **Fig.3-49** に示すが、ピーク温度が330°Cの場合、いずれもほぼ一様に残留応力は緩和除去されており、また190,160°Cの場合でもその温度に応じて緩和されているのがわかる。

(3) すみ肉溶接熱サイクル

すみ肉溶接の場合、強度上脚長を増すために多層溶接を行う場合も多く、多重熱サイクルによる残留応力の変化を調査する必要がある。ここでは重ねすみ肉溶接継手を用い、1層目で端面ST方向に発生した残留応力の次層熱サイクルによる変化を調査した。なお、次層熱サイクルのみの残留応力を、既知の1層目のものと同一にする必要上、1層目の溶着金属を削除し、同じ位置に次層を溶接した。

その結果を **Fig.3-50** に示す。なお、端面ST方向各位置の温度差はほとんどなくピーク温度は一様に150°C前後であった。溶着金属部を削除しても残留応力が除去されないのは、溶接による塑性域が母材部にも及んでいるからであり、次層の150°C前後の熱サイクルによっても完全に除去されていない。なぜなら、溶着金属部削除後の残留応力が完全に除去されたものとするなら、1層後と2層後の残留応力は同一になるはずである。また、2層溶接後の残留応力が、1層後の残留応力とこれを削除したものを加えた値よりも低いことから、150°C前後でもある程度、残留応力は緩和されていることがわかる。すなわち、多層のすみ肉溶接の場合には、前層の残留応力はピーク温度に応じて緩和され、単に各層の残留応力が加算されるものではないことがわかった。

3. 5 考察

3. 5. 1 Al-Mg-Si系合金溶接部のマイクロ割れ防止

1) Mg, Si ベース組成の影響

一般に溶接部に発生する溶接マイクロ割れについて、種々報告されているが¹⁸⁾¹⁹⁾、そのほとんどは多層溶接の溶接金属内での溶接マイクロ割れの延長上でしか捉えられていない。

福井ら²⁰⁾は、上述の他熱影響部(HAZ)は一般的に均質化処理が施されているため偏析は少なく共晶融解は起こり難いとし、均質化処理をしない場合には、割れはより生じやすい傾向にあると述べている。

一方、Gittosら²¹⁾はH30(Al-0.7Mg-0.9Si)を用いてHAZの溶接マイクロ割れに対し、ティグ溶接で検討を加えており、溶加材の種類の違いと割れの発生傾向は本報の結果と良く一致

している。しかし、彼らは割れ部に低融点物は存在しなかったとし、HAZの割れは溶接部より母材部の固相線温度が低くなる場合に、溶接金属部の凝固収縮力で割れが発生すると説明している。

本報の試験結果では、素材ならびに溶加材の種類により HAZ の融解度が異なった。そこで、まずは融解部の観察を行ない、割れ発生に関する各種因子について検討を行なった。

(1) 融解部の観察

同一母材で且つ同一形状の溶接金属部であっても、溶加材の種類により HAZ の融解度に差が認められたので、溶加材として A4043WY と A5356WY を用いた場合の融解部及び溶接金属部のマイクロ組織観察、EPMA による面分析、線分析を行った。

Fig. 3-51 に示すように HAZ の融解部の顕微鏡観察では、A4043WY と A5356WY とで大差はなく、いずれも共晶物が存在する。一方、溶接金属部では若干異なり、A4043WY では共晶物が明瞭に認められるのに対し、A5356WY では微細に分布している。これは **Fig. 3-52** に示した面分析結果からも明らかである。面分析の結果は、Mg, Si の存在は明瞭であるが、Fe, Mn, Cu については明確でない。

次に HAZ の融解部の線分析結果を **Fig. 3-53** に示すが、A4043WY, A5356WY とも Mg, Si が多く存在し、これに Fe, Mn, Cu などが含まれていることがわかる。一方、溶接金属部についても同様であるが、幅が狭いことおよび Fe, Mn, Cu は必ずしも Mg, Si の偏析部に存在するとは限らない点で HAZ と異なっている。

以上の線分析結果から共晶物を推定すると概略以下の通りとなる。

A4043WY を用いた場合、

HAZ : Al-1mass%Mg-10mass%Si (+Fe, Mn, Cu)

溶接金属部 : Al-2mass%Mg-11mass%Si

A5356WY を用いた場合、

HAZ : Al-8mass%Mg-8mass%Si (+Fe, Mn, Cu)

溶接金属部 : Al-6mass%Mg-4mass%Si

これから明らかな如く HAZ と溶接金属部の差よりも、溶加材の種類により大きく異なる。母材のみを加熱した場合には、このような差異が生じるとは思われず、HAZ の結晶粒界に、溶接金属成分の Mg, Si 等が影響を与えているものと考えられる。

(2) 割れ発生タイミングの観察

割れ発生時の状況を把握するために直接の観察を試みた。今回の突合せ継手での溶接マイクロ割れは、板厚内部で生じるために割れ発生時の状況を直接観察することは困難である。そこで、HAZ 部位を可視化できるように、板の上から溶加材無でティグスポット溶接を行ない、電流やアークタイム条件にて溶込みを制御し、裏面が HAZ になるようにしてその裏面側を **Fig. 3-54** のように高速度ビデオにて観察した。裏面割れ部の外観を **Fig. 3-55** に、そ

してその断面の顕微鏡観察結果を **Fig. 3-56** に示す。裏面に発生している割れは、結晶粒界を辿っており、まさに HAZ に発生した溶接マイクロ割れと同等と考えられる。

裏面割れ部のビデオ画像は、100ms ピッチで撮影し、アーク消弧直前から消弧後の 700ms までの分を **Fig. 3-57** に示す。これから、割れはアーク発生中には観察されず、アーク消弧後 400ms で初めて明瞭に観察されるようになる。このアーク消弧後 400ms というタイムラグに関しては、HAZ 結晶粒界が開口するための溶接金属の凝固時の変形開始までに要する時間ではないかと推測される。

裏面 HAZ 割れの断面写真からは裏面側から開口したと推定され、開口するための変位（応力）として、溶接金属部の凝固収縮が担ったものと考えられる。つまり、溶加材成分による凝固収縮量ならびにその凝固収縮の発生温度も重要な割れ因子の一つと考えられる。ちなみに **Fig. 3-58**²¹⁾ によると、Al-5mass%Mg の 5356 溶加材の方が、Al-5mass%Si の 4043 溶加材よりも凝固収縮量は大きいと推定される。

(3) 固相線温度の調査

平衡状態図から供試材成分における固相線温度を読み取り、融解度との関係を図示すると **Fig. 3-59** のようになる。これから A4043WY の場合には、融解度と素材の固相線温度との間に相関性がないようであるが、A5356WY の場合には固相線温度が低くなると融解度は高くなり、特に 595°C 前後を境にしてそれより低くなると融解度は高くなり割れに至っていることがわかる。このように溶加材間に差異はあるものの、融解度に対して素材の固相線温度が影響していることが推定される。

以上までに、溶接マイクロ割れに対しては溶接金属部の凝固温度ならびに凝固収縮、素材の固相線温度が関与していると推定されることとなった。これらを元に更に詳細調査のために、融解度に差が現れやすく且つ今回の開発対象としている 6N01 材近傍の低 Mg 系で過剰 Si 量の異なる実用合金としての 6005A (6N01 相当材), 6082AP を用いて、6063 を比較材としてそれらの突合せ継手を作製して溶接割れ性を評価した。

融解度は A6082AP>A6N01>A6063 の順となり過剰 Si 量の大小の順と一致し、その差が明瞭に認められた。各部位の液相線温度や固相線温度を示差熱分析にて測定するために、試料は **Fig. 3-60** に示す溶接金属部の中央と非熱影響部の母材から採取した。HAZ の融解度を問題としているので、本来なら共晶物を含む部位も採取すべきであるが、共晶物が存在する範囲は境界部から 0.5mm 以内と非常に狭く採取が困難であった。

試験結果を **Table3-13** に示す。母材の固・液相線間温度範囲は A6063<A6N01<A6082AP の順に広がる。また、溶接金属部の固相線温度はいずれの組合せにも母材の固相線温度より低い値を示す。A6082AP と A5356WY の組合せでは、融解度 3（開口した割れ）であるにもかかわらず固相線温度は、母材より溶接金属部の方が低く、Gittos らの理論²⁾と一致しない結果が得られると同時に、溶接金属部の凝固収縮変形が開口に寄与していないということにもなる。

なお、溶接金属部の固相線温度は、溶加材の種類により大別され、A5356WY は 584~592℃、A4043WY は 555~560℃となる。これらの温度と Mondolof の結果²²⁾を比較すると溶接金属部の共晶物は A5356WY の場合には Al- Mg₂Si (595℃)、A4043WY の場合には Al- Mg₂Si-Si (550℃)ではないかと考えられる。また、HAZ 融解部も線分析の結果から溶接金属部の共晶物とほぼ同じであると思われる。

(4) 溶接マイクロ割れ発生機構の検討

継手引張試験にて強度の低下した試験片の破断面を SEM にて観察すると **Fig. 3-61** に示すように溶融していることがわかり、典型的な高温割れといえる。

高温割れ発生機構として種々の説が提唱されているが、基本的には固・液相線温度範囲が広がるに従い割れやすいということである。そこで母材の固・液相線温度差と HAZ の融解度との関係を見ると **Fig. 3-62** のようになる。これから温度差が大きくなるに従い割れやすいという一般的傾向と一致することが分かる。また、図からも明らかな如く溶加材の種類により HAZ の融解度に差が認められることから溶加材因子も影響していることもわかる。それは Gittos らの説明による母材と溶接金属の固相線温度との関係で整理できるとしても、いずれの場合も溶接金属部の固相線温度の方が素材のそれよりも低く、割れ発生の引き金と予想される溶接金属部の凝固収縮歪にて、割れ発生の機構を説明することができず、次項にてさらに詳細な検討を行なう。

2) Mn の影響

素材成分の Mn 量により溶接マイクロ割れ発生傾向が異なった原因を考察するが、前項までに未解明となっているそのマイクロ割れ発生機構を、さらに検討することも含めるものとする。

(1) 高温高速引張り試験による検討

溶接金属部の凝固収縮による熱影響部結晶粒界への開口に対する抵抗力を、熱影響部を模擬した高温熱サイクルでの引張特性にて調査した。溶接による急速加熱および冷却の熱履歴にできるだけ近づけるため、高周波誘導による加熱装置を備えた熱応力再現装置を用い高温高速引張試験を行なった。試験片サイズならびに試験条件は **Fig.3-63** に示すとおりである。昇温過程では約 650K/min の速度で加熱し、目的温度で 5 秒間保持した後に 25mm/s の速度で引張試験した。一方、降温過程では、一度最高温度（引張強さおよび絞りが零となる温度）まで加熱し、その温度で 5 秒間保持した後に約 250K/min で目的の温度まで冷却し、5 秒間保持してから同様に引張試験を実施した。

用いた材料は No.1 材ならびに No.3 材の二種類とし、試験後の引張破断形状は **Fig.3-64** に示すとおりで、各温度における引張強さならびに絞りをプロットすると **Fig.3-65** となる。また、破断面の光学顕微鏡による観察結果を **Fig.3-66** に示す。結晶粒界で割れが生じ

る程度に粒界が脆性的になるのは、**Fig.3-67** に示すように、昇温過程で結晶粒界が溶融し引張強さあるいは絞りが零を示す固相線温度に到達した場合と、その温度到達後の冷却降温過程で非平衡凝固による偏析あるいは低融点共晶物が完全に凝固し引張強さあるいは絞りが回復の兆しを見せるまでの温度の範囲でのことであることがわかる。この温度範囲を脆性温度範囲と称すると、No.1 材のそれは 833~828K の 5K、No.3 材のそれは 853~843K の 10K という結果がえられた。一般的には、この脆性温度範囲の大小が溶接マイクロ割れ感受性と相関あるものと考えられるが、今回の継手試験では、脆性温度範囲の狭い No.1 材で溶接マイクロ割れが発生し、逆の結果となっている。

継手における溶接マイクロ割れ感受性を考える上においては、割れの源と考えられる溶接金属部の凝固収縮作用が生じる凝固温度との関係が重要であることから、溶接金属部の凝固温度を示差熱分析にて測定したところ 843K という結果が得られた。したがって No.3 材の場合は、溶接金属部が凝固する温度で既に熱影響部は脆性温度範囲の下限温度となっているのに対して、No.1 材の場合は、溶接金属部が凝固完了しても、熱影響部はなお脆性温度範囲内にあり、その凝固収縮力に耐え切れず粒界が開口し割れ発生に至ったものと考えられる。

つまり、素材の脆性温度範囲の大小は、割れ感受性に対する一般的な指標を示すものの、実際に割れるか否かの判断としては、溶接金属部の凝固温度をも考慮したプロセスにて判断することが重要であることがわかる。

この溶接金属部の凝固温度の溶接マイクロ割れに対する影響を確認するために、No.1 材に対しては溶接金属部の凝固温度が A5356WY よりも低くなると思われる A4043WY にて、また No.3 材に対しては逆に溶接金属部の凝固温度が A5356WY よりも高くなると思われる A1100WY にてミグ溶接継手を作製した。溶接境界部近傍の断面マイクロ組織を **Fig.3-68** に示すが、前者の組合せにおいては溶接マイクロ割れが抑制され、後者の組合せでは逆に発生が観察される結果となった。溶接金属部の凝固温度は、示差熱分析の結果では、前者で 798K、後者で 890K と得られ、前述したとおり溶接金属部の凝固温度が素材の脆性温度範囲よりも高く、溶接金属部が先に凝固する場合にはその収縮応力にて素材結晶粒界の局部溶融している状態に作用し溶接マイクロ割れが発生するが、逆の関係の場合には割れは発生しないことが確認できた。マイクロ割れが確認された A1100WY の場合でも継手は HAZ にて破断し、脆性的な様相を呈するには至らなかった。これは素材がファイバー組織という微細な結晶粒であるために、一粒界当たりにかかる溶接金属の凝固収縮ひずみが小さくなるために、溶接マイクロ割れのサイズが軽微になったためと考えられる。

(2) 高温脆性温度範囲下限値と溶接マイクロ割れとの関係

前項(1)のように、溶接マイクロ割れと相関性の深い高温脆性温度範囲の下限値という特性値に関して、溶接中のプロセスを念頭において、今一度整理検討してみることにする。一般に言う高温脆性温度範囲は溶接金属部の凝固割れの評価として用いられている。つま

り、溶接金属の凝固中の凝固割れ感受性に対して **Fig.3-69** に示す高温延性曲線を用いて説明されており、今回試験調査した高温脆性温度範囲下限値に対する考え方に相当するものである。この図からも明らかなように、この下限値は平衡状態図における固相線温度よりも低い温度になっている。この固相線温度とのずれは、凝固冷却速度が速いほど大きくなるもので、固体および残液ともに溶質の拡散が十分に行なえなくなることに起因する非平衡凝固となるためと理解されている。

今回、試験調査した高温脆性温度範囲の調査は、前項にも記載したように、加熱昇温時に引張強さ・絞りが消滅する温度を上限として、その後の降温サイクルにてそれらの特性が復帰するまでの温度範囲を測定したものである。溶接金属の凝固割れと今回の熱影響部の割れを比較すると、前者の溶融プール量と後者の粒界における局部溶融量とは明らかに差異があり、液相が凝固する際の残液や固相の拡散程度の差異により非平衡凝固の程度が異なり、完全凝固温度も異なるものと容易に推定される。したがって、熱影響部のマイクロ割れの機構を検討するに当たっては、熱影響部の熱サイクルに擬似した熱サイクルにてその完全凝固温度（凝固収縮ひずみに抗しえる温度）として、高温脆性温度範囲下限値を求めたものである。

また、同時にこれまで報告されている平衡状態図上の固相線温度と、実測した溶接金属部の固相線温度との差異では、割れ発生傾向がうまく説明し切れていないので、素材の固相線温度に着目して、それに代替しえる指標を探索したものである。つまり、Gittos ら²⁾の、5356 溶加材を用いた場合でも特定の母材との希釈率においてのみしか割れは発生しないという結果、ならびに加藤⁷⁾らによる 5356,4043 いずれの溶加材においても、その溶接金属部の固相線温度が、母材 6061 の固相線温度よりも低いにもかかわらず割れが発生するという結果となっているためである。

Fig.3-70 に、著者が共著者として報告している研究報告書⁵⁾に掲載した溶接マイクロ割れの様相を示す。割れは、明らかに溶接境界の溶融線よりもわずかに離れた箇所に集中して観察されており、これは溶接金属の凝固収縮ひずみにより開口した後に、溶接金属が流入されたために溶融線近傍には割れが観察されなかったためなのかは定かではないが、液の流入が届かないとも考えられる液滴領域と思われる部位に割れが集中している。あるいは **Fig.3-71** のように、凝固収縮ひずみと直接対抗する部位が母材の固相線温度域近傍の高温脆性範囲下限値付近となりやすいためなのかは不明であるが、結果的にこの高温脆性温度範囲下限値温度特性で、割れの発生傾向がうまく整理できることがわかった。

(3) Mn 添加による割れ発生抑制機構の推定

Mn 添加により溶接マイクロ割れが回避されたのは、前記割れ機構の推論からすると、素材側の因子としては、脆性温度範囲の下限温度値の上昇にあると考えられたので、組織観察などから考察した。

No.1 材ならびに No.3 材の素材部断面を EPMA による面分析にて比較調査した。両材に

は、ともに Mg-Si 系化合物が観察され、Mn 添加の No.3 材にはさらに Al-Fe-Mn-Si 系化合物が観察された。Fig.3-72 には No.3 材のみを示すが、前者化合物は光学顕微鏡、EPMA 組成像ともに黒色を呈し、後者化合物は光学顕微鏡では灰色、EPMA 組成像では白色を呈している。この Al-Fe-Mn-Si 系化合物は、溶接割れ破面ならびに高温熱サイクルでの引張試験破面にも多数観察され、溶接熱履歴下でもその存在を確認している。No.1、3 材にはほぼ同量の Mg,Si が添加されているが、この Al-Fe-Mn-Si 系化合物が生成された No.3 材においては、その Si 量の一部がこの化合物生成に消費され、マトリクス中あるいは析出物として存在する Si 量は No.1 材の場合よりも少ないのではないかと考えられる。

素材部の硬さは、Fig.3-22 に示したように No.1 材よりも No.3 材の方が低い。これは Al-Fe-Mn-Si 系化合物とアルミマトリクスとの界面が Mg₂Si の析出サイトとして作用する²³⁾ことに起因するとも考えられるが、先ず第一にその化合物に Si 量の一部が消費され、時効に寄与するマトリクス中の Si が元々少なかったのではないかと考えられる。

素材部マトリクス中の固容量分析のために、ビーム径を 2 μm に絞り、上記 Al-Fe-Mn-Si 系化合物を含まないように配慮して、EDS 分析を行なった。この分析では析出物部分を分離することはできず、その分も含めたものとなるがその結果を Fig.3-73 に示す。計測値そのものは、添加量値を超えていることもあり問題がないとは言い難いが、No.1 材と No.3 材との相対比較を重視すると、Mn 添加の No.3 材の方が、Si が少なく、Mg が多いという傾向が得られた。これは、Al-Fe-Mn-Si 系化合物として Si 量の一部がとらまえられ、マトリクス中の Si 量が減少し、その結果として Mg₂Si を構成する Mg が余剰となり、Mg 固容量が増加²⁴⁾したものである。シグマテスターによる電気伝導度の測定では、No.1 材で 51.4%IACS、No.3 材で 50.0%IACS となり、上記傾向が反映したと思われる結果が得られた。なお、EDS 分析で、Si 低下量が予想以上に少なかったのは三次元的に存在する Al-Fe-Mn-Si 化合物をも分析に取り込んだ可能性を否定できない。

ところで、高温熱サイクル試験における昇温時の強度消失温度（脆性温度範囲の上限値）は、低融点化合物が存在しない限り固相線温度を示すものである。平衡状態図²⁵⁾上から固相線温度は、Mg,Si とともにそれぞれにほぼ同量添加している No.1、3 材では、約 833K（560°C）となる。しかるに、No.3 材での高温熱サイクル試験での昇温時での強度消失温度は 853K(580°C)であり、これが固相線温度であるとした場合の Si 量は、同平衡状態図からは、0.85%相当となり添加量より約 0.2%低くなったとも考えられる。

以上のように、Mg,Si のほぼ同量添加材でありながら Mn 添加により実質的な合金特性に影響する Si 量に差異のある No.1 材ならびに、No.3 材が、溶接マイクロ割れの発生に直結する脆性温度範囲の下限値にどのような影響をもたらしたのかを以下に検討する。

No.1 材の脆性温度範囲下限値である 828K に対して、高温高速引張試験における昇温時の 828K での引張破断試験材ならびに降温時の 828K での引張破断試験材の結晶粒界を EPMA にて線分析したところ、Fig.3-74 の結果が得られた。これから、粒界には Mg,Si の偏析が生じており昇温時よりも降温時の方が顕著であるという結果が得られた。昇温時の

828K の場合には、引張強さはわずかながらでも未だ存在しているのに対し、降温時 828K のそれには強度は消失しているという差異があるが、それに対応してか偏析程度にも大きな差異があるとわかった。高温高速引張試験という溶接金属成分の流入のない場合においても、局部熔融を伴う熱サイクルを経ればその凝固時に粒界偏析が生じるということであり、一旦固相線温度に到達して粒界熔融後は降温時のより低い温度でも強度が回復しないのは、非平衡凝固に起因した偏析あるいは低融点の共晶が生じるためと推定される。なお、このことは、対象材料が Ni 系合金と異なるが、溶接マイクロ割れを同様の高温高速引張試験にて考察している Weiss からも、その可能性を報告している²⁶⁾。

継手引張試験にて実際に破断した破面近傍の粒界にも、Mg,Si の偏析が確認されており、さらに各溶接継手における溶接マイクロ割れ部近傍の結晶粒界ならびに No.3 材の相当部位における結晶粒界を EPMA にて線分析したところ、粒界にはいずれの場合も Mg,Si の偏析が認められた。その偏析した Mg, Si の特性 X 線強度のピーク値をプロットすると **Fig.3-75** のようになり、No.1、2 材の場合と No.3 材のそれとでは Mg/Si 比の異なる結果がえられ、前者の Mn 添加無ならびに 0.4%添加材では、Mn0.7%添加材の場合に比較して Mg/Si 比はより低い値がえられた。つまり、同様な Mg,Si 量の添加材料でありながら、Mn の添加量によって、局部熔融したと思われる結晶粒界の凝固部には、Mg,Si 組成量の異なったものが検出されたこととなり、Mn 添加無しあるいは添加量が 0.4%と少ない場合には、添加量と同等成分近傍の Al-Mg₂Si-Si の共晶（融点 828K）が凝固時に生成し、脆性温度範囲の下限値を 828K まで押し下げたのではないかと考えられる。一方、Mn 添加量が 0.7%と高い場合には、Al-Fe-Mn-Si 化合物として消費された残りの実質 Si 量が低下することで固相線温度が上がり、凝固冷却時の組成的過冷を考慮しても脆性温度下限値は、No.1、2 材の場合よりも高く 843K に至ったものと考えられる。

3. 5. 2 Al-Cu 系合金溶接部の割れ防止と継手強度の改善

試験結果から、溶接割れならびに継手強度は以下のように整理される。

- ① 溶接割れに関して、Mg が添加されていない 2219 素材の方が 2024 素材よりも優れており、溶加材としては Mg が添加されていない 2319 や 4043 などとの組合せで優れる。
- ② 継手強度に関して、余盛有の状態でもその大半の継手の破断位置が溶接金属部になっているものの、2024 の方が 2219 よりも高い値が得られ、また 4043 溶加材よりも 2319 や 5183 溶加材の方が高い値が得られる。さらに人工時効による強度上昇率は 2319 溶加材の方が 5183 よりも優れる。

以上のように、耐溶接割れ性と継手強度の向上の両者を満足させることは容易ではないと推察されるので、2219 素材を用いて溶接割れ発生の懸念も少なく、溶接直後ならびに溶接後の人工時効にて高い継手強度が得られ、望ましくは溶接熱影響部で破断させるための条件を検討した。

1) 溶接割れ

(1) 溶接金属成分と凝固割れとの関係

供試材として用いた三種類の溶加材 2319、4043 および 5183 の内の二種類(2319 と 4043 および 4043 と 5183) を 1 : 1 の割合で機械的に捻り合わせて一つの溶加材(ここでは以下ツイストワイヤと称す)として溶接に供し、フィッシュボーン式割れ試験を行なった。用いた溶接方法はティグ溶接で、前記フィッシュボーン式溶接時の溶着金属量と同様にするために溶加材の添加量を調整した。

各種溶加材にて溶接した場合の割れ率の結果を、**Fig.3-76** に示す。なお、通常の JIS 溶加材を用いた **Fig.3** の結果も合わせて示している。これら 12 種類の溶接金属部の化学成分を分光分析装置で測定し、各化学成分ごとに溶接割れ率との関係を図示すると **Fig.3-77** のようになる。なお、溶加材を添加しないいわゆるメルトラン試験体は、割れ部への溶融した溶接金属の充填性に差異があると判断し、評価対象外とした。各成分が交絡しているのも明瞭には言えきれないものの、**Mg, Mn** は増加するにしたがい割れは増加し、**Si** は増加するにしたがい割れは減少する傾向にある。一方、**Cu** は少なくとも 2219 の場合にはある量で割れがピークを示す傾向にはあるが、2024 の場合も含めると傾向は明瞭ではない。

この **Cu, Si** の割れへの影響に関して過去の報告例と比較すると、固液共存温度範囲に関する磯部ら²⁷⁾²⁸⁾の準固相線温度範囲の大小にて説明されている鑄造割れの傾向と、今回の **Cu2~5%**範囲内での割れ抑制の傾向は一致しており、また **Pumphrey** ら²⁹⁾のリング鑄造割れ試験や拘束溶接割れ試験結果ならびに内田らによる逆曲げ溶接亀裂性試験結果³⁰⁾とも、今回の少なくとも **Si** の割れ傾向が良く一致している。

ところで、今回の溶接割れ性を溶接金属部の固液共存温度範囲との関係を調査するために、各溶接金属部を示差熱(DSC)分析により、液相線温度、固相線温度および凝固完了温度を調査したが、その結果を **Fig.3-78** に示す。液相線温度と凝固完了温度との温度差と割れ率との関係を図示すると **Fig.3-79** の結果が得られ、液相線温度と凝固完了温度の温度差が増加するにしたがい割れ率は増加する傾向が、特に 2219 の場合はより明瞭であると同時に、温度範囲が同じであっても 2024 の方が 2219 よりも割れ率は高く素材間での差異も観察される。しかし、2024 の場合はその傾向が異なり、ビード止端割れの発生も観察されており、通常の溶接金属部での凝固割れとは異なるためとも推定される。また、この 2024 の場合においても、同図中矢印で示す 4043 溶加材で溶接した場合には、他の溶加材の場合に比較して割れ率は著しく低くなることもわかった。これは、**Si** 量が 3%程度と多くなると、共晶量⁹⁾が多くなるために充填性が改善されて、割れは一段と抑制されるためと推定される。

(2) 熱影響部の割れ発生傾向

既述したとおり、フィッシュボーン式割れ試験では、2219、2024 のいずれの素材の場合においても 5183 溶加材を使用する組合せおよび 2024 素材に(4043+5183)のツイスト溶加材を使用する組合せにおいてビード止端部に割れが、また突合せ継手においては素材 2024 に

溶加材 5183 を使用する組合せにおいて熱影響部に溶接マイクロ割れが観察された。ビード止端部の割れ部の SEM 写真を **Fig.3-80** に示すが、熔融をともなった粒界割れであり、通常の溶接マイクロ割れと思われる。これら溶接マイクロ割れが生じた場合の溶接金属部の成分量に着目すると、 $Mg > 1.6\text{mass}\%$ 、 $Cu/Mg(\text{mass}\% \text{比}) < 1.8$ という特徴がある。

溶接マイクロ割れの部位は素材熱影響部であるので、素材の溶接熱サイクル再現試験装置³¹⁾により高温脆性温度範囲を試験調査した。その結果を **Fig.3-81** に示す。これから、高温脆性温度範囲は、2219 の場合 813K~768K の 45K、2024 の場合 783K~713K の 70K と、2219 の方が 2024 よりもその脆性温度範囲は狭く、耐溶接マイクロ割れ性に優れることがわかった。次に溶加材との関係に関して、Al-Mg-Si 系合金溶接部においては、3.5.1 項のとおり、 $[\text{溶接金属部の完全凝固温度}] > [\text{素材の脆性温度下限温度}]$ の場合に割れは助長されると³²⁾している。その観点から今回のデータ (**Fig.3-75**) を整理すると、2024 の場合には、全ての組合せで、 $[\text{溶接金属部の完全凝固温度}] > [\text{素材の脆性温度下限温度}]$ となり、割れ易いという傾向が示された。一方、2219 の場合は、全般的に溶接金属部の完全凝固温度と素材脆性温度範囲下限値とは接近しているものの $[\text{溶接金属部の完全凝固温度}] < [\text{素材の脆性温度下限温度}]$ という割れ難いという傾向にあるわけではないこともわかった。さらに、先の突合せ継手で溶接マイクロ割れが生じた組合せやフィッシュボーン割れ試験で止端割れが生じた組合せでのみ、 $[\text{溶接金属部の完全凝固温度}] > [\text{素材の脆性温度下限温度}]$ となる関係が顕著になるわけでもない。そこで前述の $Mg > 1.6\text{mass}\%$ 、 $Cu/Mg(\text{mass}\% \text{比}) < 1.8$ の特徴をもつ溶接金属成分に立ち戻ると、溶接中に素材熱影響部の局部溶融した粒界液膜部と、溶接金属（現実には 5183 溶加材 (Al-4.5mass%Mg) や 5183+4043 のツイスト溶加材 (Al-2.3mass%Mg) が滴下されてくる) とが瞬時に拡散反応し、Mg をより多く含む低融点の $Al-CuAl_2-CuMgAl_2-Mg_2Si(773K)$ や $Al-Mg_{32}(Al,Cu)_{39}-Mg_2Al_3(723K)$ ³³⁾ などが生成し、素材の脆性温度範囲下限値を一気に低下させてしまうと推定すれば説明がつく。

2) 継手強度

継手の破断部となった溶接金属部及び熱影響部の硬さと引張強さとの関係を示すと **Fig.3-82** のようになり、その直線関係は 2219 と 2024 とでごく僅かに異なるが、全般的には硬くすることで継手強度は改善される。

ところで、熱影響部で破断した部位の硬さは、溶接後の人工時効だけではその上昇はごく僅かであり、また **Fig.3-29** からわかるように人工時効による最軟化部の硬さ上昇は殆ど見られていない。両材料の DSC 分析によると、過時効と判断される発熱反応³⁴⁾温度によると、2219 で 573K、2024 で 523K であるとの結果が得られ、硬さ分布における最軟化部の溶接境界からの距離の差異も理解できることから、この最軟化部は 2219 では θ 相、2024 では s 相といった安定相³³⁾が析出した過時効部であると考えられる。一方、溶接金属部で破断した部位の硬さは、3.4.2 項でも述べたように、余盛有でも熱影響部では破断せずに溶接金属部で破断する程度に硬さが低いということである。

これらを踏まえての継手強度改善に対しては、溶接金属部の強度向上ならびに過時効部の解消が対策となるが、後者は溶体化処理に頼らざるを得ないので工業的にはサイズのなこともあり適用は容易ではない。現実的な対策としては前者の、余盛有で熱影響部にて破断する程度にまで溶接金属部の強度を向上させることである。

ここでは、溶接割れ性が比較的優れる 2219 材溶接部の継手強度の向上を目指して、溶接金属部の強度向上の可能性を溶接金属部成分から検討した。

溶接金属部の強度特性をより詳細に把握するために、A2219-T851 材を用いて先のツイストワイヤならびに 2319,4043,5183 の溶加材にてティグ溶接継手を作製し、余盛を削除して溶接金属部で破断した場合の継手強度を調査した。溶接金属部の Cu,Si,Mg,Mn の成分量の測定結果を元に、各元素ごとに溶接金属部の引張強さを整理すると **Fig.3-83** のようになる。各元素が交絡しているので、明瞭なことは言いきれないが、Mg,Mn は増加するにしたがい強度は増加する傾向にあることがわかった。一方、Cu,Si については Mg,Mn ほど明瞭な傾向があるとは言い難い。

前述の溶接割れに対する化学成分の影響とは、まさに裏腹の関係となり、どちらの特性を優先させるのかの二者択一的なところがあることがわかった。化学成分の交絡影響を排除するために、相関性を検定したところ、**Table3-14** に示す結果がえられた。相関性ありと判断されたのは Mg、Mn のみであり、いずれも増加すると継手強度は向上するものの溶接割れも同時に助長してしまう。一方、Cu、Si は相関性が低いものの、特に Si は増加することで継手強度は低下する傾向にあるが、溶接割れは抑制される傾向にあり、Mg,Mn とは異なる効果をもたらす成分であることがわかる。よって、これら成分を適正に配合することで、溶接割れ抑制ならびに継手強度の向上を両立させることも不可能ではないとわかった。

3. 5. 3 Al-Zn-Mg 系合金溶接部の応力腐食割れ防止技術

1) すみ肉継手端面の溶接残留応力発生機構

溶接して残留応力および変形が生じるのは、溶接熱による熱応力および溶着金属の凝固収縮応力とその材料の弾性限以上となり塑性ひずみが発生するためである。この収縮応力は主として溶接線方向とそれに直角方向の 2 方向に分けられる。これらの各方向の応力および組合せ応力がフランジ板厚、張出し長さが変化した場合の ST 方向に与える作用を解明する必要がある。

(1) 溶接線と直角方向の収縮応力の影響

溶接線と直角方向の応力はフランジ板を曲げる作用として角変形を与える。そこで曲げ試験によって直角方向の収縮応力の影響を把握するため、種々の組合せで曲げ試験を行った。

Fig.3-84 に示すように、脚長 a を想定し、仮にその $1/3$ の点を支点としウェブに圧縮荷重を負荷して、フランジ端面に発生するひずみを測定し、ST 方向の応力を求めた。張出し

長さをフランジ板厚の 1/2 倍で一定としたときのウェブ板厚、脚長（支点間距離）の影響を調査した結果を同図に示す。

それによるとフランジ板が曲げられると端面の ST 方向にはいずれの場合にも引張応力が発生することがわかる。図中の四つの組合せにおいてウェブ板厚が厚くなるほど①②のように応力は低くなり、脚長(支点間距離)が増すと①④のように応力は低くなる。但し脚長が 12,16mm の差は②③からそれほど顕著ではない。同じ組合せにおける T 形すみ肉試験体の結果を **Fig.3-85** に示すが、その結果とは異なり値はかなり低い。

次に溶接の場合の曲げに対する荷重を、材料の耐力及び角変形量から求めると以下のようになる。溶接試験体の観察及び加熱された局所の耐力が極度に低下し、すみ肉溶接部で集中的に曲がることから、**Fig.3-86** のように仮定するとその中央部のモーメントは(2)式³⁵⁾のようになる。

$$M = \left\{ \frac{l}{2} - \left(\frac{d+t}{2} \right) \sin \theta \right\} P / (2 \cos^2 \theta) \quad \dots (2)$$

また、矩形断面を有する板を梁と仮定し、集中荷重 P を受けたときの曲げ応力を(3)式に示す。

$$\sigma = M / (bt^2/6) \quad \dots (3)$$

但し、 σ : 曲げ応力、 b : 板幅、 t : 板厚

(3)式の σ に耐力、(2)式の θ に実測値を用いて両式から荷重 P を算出すると、室温で **Fig.3-81** の x 印となり、仮に 300℃まで上昇したとし、さらに室温での荷重—応力線図にのるものとすれば図中の○×印となる。溶接時のこれらの組合せでの端面での温度は高々 150℃前後であり、ヤング率は極端に低下することはないことから、室温での荷重—応力線図から大きくずれることは考えられない。

以上のことから、実際の溶接の場合には主として角変形を生ぜしめる溶接線と直角方向の収縮力は端面の ST 方向の残留応力には余り寄与せず、むしろ溶接方向の収縮力が大きく影響したものである。したがって、その数値そのものよりもその傾向を重視してみると曲げ試験においては、実質的な荷重点からフランジ端面までの距離(y)で整理するのが妥当と思われる。**Fig.3-84** から支点間距離(x)より端面までの距離(y)の方が、端面の発生応力に関係し、y が長くなるほど、①—④の順に発生応力は低くなっている。すなわち、張出し長さが発生応力に影響しているといえる。

次に板厚、脚長（支点間距離）を一定としフランジ板厚が 12,25mm の 2 種類につき張り出し長さを変化させた場合の端面に発生する応力の測定結果を **Fig.3-87** に示すが、これによるとフランジ板厚が厚いほどその曲げ剛性が大きいいためか発生応力は低い。また、同一板厚であっても張り出し長さが長くなると発生応力は極端に低くなるのがわかる。

以上の曲げ試験から、曲げが加わると端面の ST 方向には、引張応力が発生しフランジ板厚の薄いほど、また端面までの張り出し長さが短くなるほど端面の ST 方向の発生応力は高くなる傾向にある。しかし、溶接時の場合にはその応力はかなり低いと考えられ、単に溶接線と直角方向の残留応力のみでは整理できず、溶接線方向の応力も加味せねばならない

ことがわかる。

(2) 溶接線方向の収縮応力の影響

一般に平板を溶接すると **Fig.3-88** のように溶接部中央付近の溶接線方向の残留応力はそれと直角方向のものに比べてきわめて大きいといわれている³⁶⁾。すみ肉溶接の場合にも同様のことが言えると思われ、ST 方向の応力のほとんどは溶接線方向の収縮力の影響と考えられる。**Fig.3-89** に T 形すみ肉溶接試験結果のフランジ端面の溶接線方向の残留応力(σ_L)と ST 方向の残留応力 (σ_{ST}) との関係を示すが、明らかに σ_{ST} は σ_L に依存し、 σ_L が+で高いと σ_{ST} は低く、 σ_L が低いと σ_{ST} は中程度で、 σ_L が-になると σ_{ST} は高くなるという傾向がある。

これらは、3.4.3 1)(2)①項で述べた切断時の開放パターンとも関係し、L 方向の開放ひずみが+、すなわち圧縮を受ける場合に ST 方向の残留応力が高かったことと一致する。しかも σ_{ST} の高中低がフランジ板厚 25,12,6mm と概ね対応していることから、フランジ板厚によって σ_L が+または-になることになる。今、張出し長さをフランジ板厚の 1/2 倍と一定にしているので、フランジ板厚の違いは、すなわち張出し長さの差と考えられる。

そこで、板の L 方向に圧縮荷重を負荷し、その荷重点から端面までの張り出し長さを変化させた場合の端面の L 方向の発生応力を調査するために圧縮試験を行った。その結果は、**Fig.3-90** に示すように張出し長さに相当する y の値が短いと、端面は圧縮の影響を受けて L 方向の発生応力 (σ_L) は圧縮応力となる。しかし、y の値が増加するにつれ、 σ_L は引張応力となり板厚の 0.8~1.0 倍付近では加圧部の影響を受けた圧縮応力域と平衡しようとして引張応力が最大になる領域に至る。さらに y の値が増すとこの引張領域からも離れ、加圧の影響は減少し、板厚の 2.5 倍以上ではほとんど L 方向の発生応力は零に近づく。この傾向は、10ton、20ton の圧縮荷重とも一致していることは **Fig.3-91** から明らかである。

実際の溶接の場合には溶接部は収縮しようとするが周囲の剛性により収縮しきれず引張応力となるのでこの試験結果とは、+-のみ逆になると思われる。つまり、張出し長さが短くて溶接部に近いと、その引張の影響を受けて端面の σ_L も引張応力となり、張出し長さがフランジ板厚の 0.8~1.0 倍になると引張応力領域と平衡しようとして圧縮応力が最大となる。さらに張出し長さが増すにつれて溶接部の影響を受けなくなり応力は零に近づくと考えられる。

なお、この圧縮試験は室温で行ったが、実際の溶接でもこの種の残留応力が分布するのは溶接後時間が経ってからであり、しかも溶接中心部に最大の引張応力を示すのは室温になってからのことであるから、その荷重水準は問題であるが、その傾向は溶接の場合と全く同様のことが言えるはずである。

以上は、フランジ板厚 25mm の場合であるが、これを拡張してフランジ板厚、張出し長さが増えた場合の溶接方向の応力 (σ_L) をモデル化すると **Fig3-92** のようになると思われる。

ここで溶接線方向の収縮応力が応力の主方向であると考えれば σ_L が+であれば σ_{ST} を一の方向に、 σ_L が一であれば σ_{ST} を+の方向に働くことになる。

以上の曲げ試験及び圧縮試験から、T形すみ肉溶接のフランジ端面に発生するST方向の残留応力の発生機構は次のように考えられる。

つまり、張出し長さがフランジ板厚の1/2倍の場合には、フランジ板厚が薄い場合には張出し長さが短いので σ_L は引張となり、 σ_{ST} を圧縮に向かわせる。一方、曲げ試験では σ_{ST} は若干の引張となり、両者は相殺されて残留応力は零近くになる。フランジ板厚が厚くなると張出し長さが長くなるので σ_L は圧縮となり σ_{ST} を引張に向かわせる。一方、曲げ試験においても σ_{ST} は引張となるので合わせてかなり高い σ_{ST} となる。フランジ板厚が中程度では、張出し長さの関係上 σ_L が引張あるいは圧縮と微妙に変化するので σ_{ST} は微妙に引張あるいは圧縮となり、曲げ試験の σ_{ST} の引張を加えてもフランジ板厚の厚いものと薄いものとの中間の値を示し若干のバラツキを示す。

また、フランジ板厚の厚いものでも張出し長さが長くなると σ_L は零に近づき σ_{ST} はその影響をほとんど受けず、曲げ試験においても σ_{ST} は零に近づく。したがって、いずれにおいても σ_{ST} はその影響を受けなくなるので零に近づくものと思われる。

2) 母材残留応力の溶接熱サイクルによる変化

溶接前の母材に残留応力が存在する場合、溶接熱サイクルのピーク温度に応じて緩和の方向に向かい、その後、凝固過程においてその層における溶接残留応力が加算されるという結果が得られた。このことを詳細に検討するため溶接中に端面ST方向のひずみの動きを追跡した。試験体としてT継手を用いウェブを各2層ずつ溶接したものでその例を**Fig.3-93**に示す。これから明らかなように前層において発生したひずみは次層において緩和の方向に向かい、その後、その層におけるひずみが加算され最終的なひずみになっていることがわかる。溶接部にL方向のひずみは測定していないが、溶接直後のひずみは**Fig.3-94**のようになり層数を増やしてもほとんど変化していないことから、ST方向と同様のことが推定される。

以上のことを簡単に図示すると**Fig.3-95**のようになり、溶接前にaの残留応力を有していたものが溶接熱によりbまで緩和され、その後凝固過程において溶接残留応力cが加算され、最終的にはb+cの残留応力になるということである。

多層溶接の例を**Fig.3-96**に示すが、1層目は端面までの距離が長いいため 2.5kg/mm^2 程度しか残留応力は発生しないが、2層目は温度が低いために余り緩和されず、距離が1層目と同程度の残留応力が加算され 5kg/mm^2 となる。3層目は端面までの距離がフランジ板厚の1/2倍で残留応力が一番高いと思われる距離が、1、2層目より短くより高温にさらされるために緩和量は多くなり、最終的には2層目までに発生した残留応力と同程度になり先に述べた考え方とよく一致する。

今回の試験結果から溶接の残留応力は、この考え方である程度推定可能と思われる。

3) 端面の温度と材質との関係

ビードオン溶接で硬さ分布を調査した結果、溶接中心から端面までの距離や入熱量により複雑に変化することが明らかとなった。これは、端面の熱伝導が特異であるためと思われる、一部を温度測定したが更に詳細な温度分布を把握するために以下の検討を行った。

ST方向の温度分布に対し3次元の移動点熱源を用い熱放散を考慮した準定常状態の熱伝導式(4)から求めた。

$$\partial T / \partial t = k \{ (\partial^2 T / \partial x^2) + (\partial^2 T / \partial y^2) + (\partial^2 T / \partial z^2) \} - (2\alpha / c\rho) x \{ (1/dx) + (1/dy) + (1/dz) \} \quad \dots (4)$$

但し、T：温度、t：時間、k：温度拡散率、c：比熱、 α ：熱伝達率、 ρ ：密度、x：熱源の移動方向、y：xに対して直角方向、z：ST方向を現し、(4)式の解は(5)式のようになり各項の関数を数表³⁷⁾より求めて計算した。

$$T = (q / 2\pi\lambda\delta) \exp(-vx/2a) \{ K_0(vp/2a) + 2 \sum \cos(\pi nZ/\delta) K_0 x [r\sqrt{(v/2a)^2 + (\pi n/\delta)^2}] \} \dots (5)$$

但し、q：入熱量、 λ ：熱伝導率、 δ ：板厚、v：熱源の移動速度、 α ：非定常熱伝導での温度の均一化速度を性格づける温度伝導率、 K_0 ：ベッセル関数

なお、板表面の熱伝導として空冷を用い、熱効率にはミグアーク溶接として通常の70%を使用した。また、端面の温度は、端面を対称とした仮空点熱源を考え、実在の熱源による温度に加算して算出した。

以上の方法により、ビードオン溶接時のアーク通過前後における端面のビード側表面と裏面側を計算し、実際の測定結果とを比較すると**Fig.3-97**のようになり、実測結果とよく一致していることがわかった。

次に10400~19500J/cmにおける計算例を**Fig.3-98**に示すが、入熱量が増すとビード側のピーク温度は低下するが裏面のピーク温度は上昇している。これは入熱量は溶接速度を変えて変化させたので入熱量が大であるほど、溶接速度が遅く、熱拡散が十分進んだためと考えられる。また、溶接線を中心として端面I、IIと対称の位置にある面I'、II'における温度は端面I、IIに比べ低い。このことから端面は非常に熱の溜まりやすい部分であるといえる。

一方、材質の変化に対してはT6の場合、30秒の短時間加熱データ³⁸⁾より次の四つに区分できる。

- (ア) 350°C以上・・・溶体化
- (イ) 250°C前後~300°C前後・・・過時効
- (ウ) 150°C前後~200°C前後・・・復元
- (エ) 150°C前後以下・・・非熱影響

以上のことを考慮すると、端面I、IIは10400J/cmの場合の裏面側にのみ過時効部が現れ、13000J/cm以上では全て溶体化されていることが分かる。また、端面から25mmの面、

I',II' では端面からの熱の反射に要する時間遅れはないものとして計算しているため、溶接速度の速い場合、すなわち入熱量の少ない程ピーク温度に誤差が生じることを考慮すると全て過時効部に相当する。

これと **Fig.3-99** に示した断面の硬さ分布で硬さ回復の少ない過時効部の位置はよく一致していると思われる。したがって、溶接中心から端面まで距離が近い場合には熱が溜まりやすく、過時効部の範囲も大きくなったものといえる。

次に T4 の場合、**Fig.3-100** に示した如く T6 の場合と異なり、溶体化あるいは復元するのみで過時効部は現れなかった。

一方、すみ肉溶接の場合にもビードオン溶接の材質変化から推測すると T6 では過時効部が存在すると思われる。しかし、**Fig.3-101** に示すように、この過時効部の範囲は ST 方向一様に存在し、端面からウェブ側への距離方向における幅が狭いので、実験室的に端面全体を過時効にすることは可能であっても、実施工上は種々の条件が加わることから困難であると考えられる。T4 の場合は溶体化あるいは復元のみで時効後は元の材質を維持する。

3. 6 まとめ

3. 6. 1 Al-Mg-Si 系合金溶接部のマイクロ割れ抑制技術

1) Mg, Si ベース組成の影響

Al-Mg-Si 系合金の溶接熱影響部に発生する溶接マイクロ割れを調査した結果、以下のことがわかった。

- (1) 溶接マイクロ割れを可視化すべく、ティグスポット溶接部の裏面にマイクロ割れを発生させ高速ビデオにて観察した結果、割れはアーク消弧後 400ms 後に観察され、溶接金属の凝固による変位（応力）が、割れ開口に影響したものと推定された。
- (2) 突合せ継手においては、素材の成分が低 Mg 過剰 Si 側で、且つ溶加材として A5356 を使用した場合に顕著に発生する。
- (3) これは素材の固相線温度が低く、且つ溶接金属の凝固温度が高くなる組み合わせ、つまり溶融した HAZ 結晶粒界が溶接金属の凝固収縮などにより開口するためと推定された。
- (4) しかし、示差熱分析から得られる固相線・液相線温度のデータからは詳細まで全てを説明しきれない。割れ場所が固液相線間温度範囲あるいはその直下温度範囲⁷⁾にも及ぶことを考慮し、割れに直結する固相線温度以下をも含む指標を更に探索していく必要があることがわかった。

2) Mn の影響

Al-0.9mass%Mg-1.1mass%Si ベースに、Mn 添加量の異なる材料を用いて溶加材として 5356 を用いたミグ溶接での溶接マイクロ割れ性を調査した結果、以下のことがわかった。

- (1) Mn 添加無ならびに 0.4mass%添加の場合に、溶接マイクロ割れが発生し脆性的な継手性能となったが、Mn0.7mass%添加では溶接マイクロ割れは抑制され、延性的な継

手性能を呈した。

- (2) Mn 添加で溶接マイクロ割れが抑制されたのは、Al-Fe-Mn-Si 系化合物の形成によりマトリクス中の Si 濃度が減少するためか、溶接熱サイクルで局部溶融した結晶粒界には、その凝固時に低融点共晶(Mg₂Si-Si)などの生成が抑えられ、熱サイクルを受けた素材におけるいわゆる高温脆性温度の下限值が上昇するためと考えられた。
- (3) 溶接マイクロ割れ性は、一般的には素材の高温脆性温度範囲の大小で説明されるが、溶接金属部の凝固温度との関係が重要で、溶接金属部の凝固収縮力を、素材熱影響部液膜状態の結晶粒界に作用させないことが割れ抑制に繋がる。つまり、[溶接金属部の凝固温度<素材の高温脆性温度範囲下限値]が割れ防止策の指標となる。
- (4) Mn 添加は、一方では結晶粒微細化にも寄与し、粒界へのひずみや応力の集中を抑え、溶接マイクロ割れの発生抑制ならびに延性な継手性能の発現には一定の効果をもたらすものと思われた。

3. 6. 2 Al-Cu 系合金溶接部の割れ抑制と継手強度の改善

Al-Cu 系合金の 2219 ならびに Al-Cu-Mg 系合金の 2024 を用いて、その溶接性を試験調査したところ、以下のことが明らかとなった。

- (1) 溶接金属部の割れに関して、Mg が添加されていない 2219 の方が 2024 よりも優れており、溶加材との組合せでも Mg が添加されていない 2319 や 4043 などが 5356 よりも優れる。
- (2) 熱影響部の溶接マイクロ割れに関して、素材の高温脆性温度範囲ならびにその温度は 2219 の方が 2024 よりも狭くかつ高く、耐溶接マイクロ割れ性は優れる。なお、溶接ビード止端部に生じる割れは、溶接マイクロ割れと判断され、溶接金属部中の Mg > 1.6mass%、Cu/Mg(mass%比) < 1.8 で発生しやすくなる傾向から、Mg に富んだ Al-Cu-Mg 系の低融点共晶物の生成に起因すると推定される。
- (3) 突合せ継手においては、溶接金属部の割れはいずれの組合せにおいても観察されず、熱影響部の溶接マイクロ割れは、5183 溶加材を使用した場合にのみ認められた。
- (4) 突合せ継手における強度に関して、素材では 2024 の方が 2219 よりも高い値が得られ、溶加材では 4043 よりも 2319 や 5183 の方が高い値が得られる。さらに人工時効による強度上昇率は 2319 溶加材の方が 5183 よりも優れる。なお、継手の破断位置は、余盛有の状態でもその大半は溶接金属部であり、溶接金属部の強度向上が望まれる。
- (5) 溶接金属部の化学成分と、溶接割れならびに溶接強度との相関性を調査した結果、いずれの特性に対しても Mg, Mn との相関性が確認されたものの、割れ抑制と強度向上とを両立させることは困難である。一方、Si は相関性がやや低い、逆の傾向があり、これら化学成分を適正配分すれば割れ抑制と継手強度の向上の両立も不可能ではないとわかった。

3. 6. 3 Al-Zn-Mg 系合金溶接部の応力腐食割れ抑制技術

1) すみ肉端面の溶接残留応力発生機構

A5083P-O 材についてすみ肉溶接フランジ端面に発生する残留応力に影響を及ぼす種々の要因について、実験した結果をまとめると次のようになる。

- (1) 端面の残留応力に影響を与える種々の因子のうち、フランジ板厚、張出し長さが最も大きな影響を及ぼす。張出し長さがフランジ板厚の 1/2 倍の場合、フランジ板厚が厚くなるほど残留応力は高くなる。フランジ板厚 25mm の組合せの場合には張出し長さがフランジ板厚の 1/2 倍の時に最大の残留応力 (6kg/mm^2) が生じる。
- (2) フランジ部材のみにおける圧縮および曲げによる端面の残留応力と T 形すみ肉溶接試験体のフランジ端面の残留応力の傾向は比較的よく一致し、フランジ端面に発生する残留応力は圧縮試験および曲げ試験で概ね把握できる。
- (3) 溶接線方向の残留応力は端面の板厚方向 (ST 方向) には、フランジ板厚、張出し長さの違いにより引張または圧縮の残留応力を与える。一方、溶接線と直角方向の残留応力は端面の ST 方向にわずかではあるが引張の残留応力を与える方向に働く。端面の ST 方向に発生する残留応力はこれらの組合せにより概ね説明でき、溶接線方向の残留応力の影響を大きく受ける。

以上、フランジ端面の残留応力について、その主たる発生原因である溶接部の収縮力を溶接線方向の縦収縮及びそれに直角方向の角変形についてのみ調査したが、実際には、溶接線方向と直角方向の横収縮及び縦曲がり変形等も考えられ、これらが加味されて最終の残留応力に落ち着くはずである。しかし、上記のように、溶接線方向の縦収縮およびそれに直角方向の角変形のみでも十分整理しうることから、横収縮、縦曲がり変形等は、非常に小さな影響しか及ぼさないものと考えられる。

2) 溶接熱の残留応力ならびに端面材質への影響

残留応力への影響は以下のとおりである。

- (1) ピーク温度が 350°C 前後でほぼ完全に板厚方向 (ST 方向) の残留応力は除去される。
- (2) 溶接するとまずピーク温度に応じて母材残留応力を緩和し、その後、凝固収縮による残留応力が加算される。

一方、端面材質への影響は以下のとおりである。

- (1) 端面は熱が溜まりやすく、T4 では溶体化あるいは復元が生じるのみであるが、T6 では過時効部が現れる。
- (2) この耐応力腐食割れ性の改善が見込まれる過時効部は、すみ肉溶接の場合、ST 方向に一樣に現れるが、ウェブへの距離方向における幅は狭く、施工条件の制御ではその再現安定化は困難である。

3. 7 結言

1) Al-Mg-Si 系合金溶接部のマイクロ割れ抑制技術

- (1) Al-Mg-Si 系合金においては、過剰 Si 成分材において Al-Mg 系溶加材を用いた場合に、溶接マイクロ割れが発生しやすい傾向があり、継手性能を著しく低下させ脆性的な特徴をもたらす。
- (2) 割れ発生機構に関して、従来は素材の固相線温度にて説明されていたが、その発生部位からして、素材の固相線温度以下をも含む代替指標を探索したところ、高温脆性温度範囲下限値で説明できることを見出した。
- (3) 【溶接金属部の完全凝固温度】 \geq 【素材の高温脆性温度範囲下限値】の場合に、溶接金属部の凝固収縮ひずみが、熱影響部結晶粒界の液膜部に作用して結晶粒界を開口させ、割れに至るものと考えられる。したがって、割れを抑制するためには、低融点で且つ凝固収縮率の低い溶加材の適用、ならびに高温脆性温度範囲が狭く、且つその下限値の高い素材の適用が望まれる。
- (4) Mn の添加は、焼入れ感受性が鋭くなり素材製造時の熱制御がより重要となるが、結晶粒微細化効果により溶接マイクロ割れを抑制すると言われてきた。その割れ抑制機構を前項 (3) の指標にて整理してみると、Al-Fe-Mn-Si 系化合物生成により、マトリクス中の Si 濃度が減少するために高温脆性温度範囲の下限値を上昇させるためであるとわかった。

2) Al-Cu 系合金溶接部の割れ抑制と継手強度の改善

- (1) Al-Mg-Si 系合金で得られた知見にて、Al-Cu 系合金の割れ傾向を概観すると、前記 (3) の機構にては明瞭には説明がつかないものの、溶接金属部の $Mg > 1.6\text{mass}\%$ 、 $Cu/Mg\text{mass}\%$ 比 < 1.8 で溶接マイクロ割れが発生する傾向があることから、Al-Cu-Mg-Si 系組成の Mg リッチな低融点共晶物が熱影響粒界部に生じ、溶接金属部の凝固ひずみにより開口したのではないかと推定された。
- (2) 溶接金属部ならびに熱影響部の溶接マイクロ割れなど種々のタイプの溶接割れを抑制するためには、(1) のように Mg を抑制する必要がある、2219 はそれを実現した材料と言えるが、溶接金属部の硬さが素材熱影響部と同等以下となるために余盛有の状態でも溶接金属部で破断しやすいことがわかった。
- (3) この破断モード改善のための溶接金属部の強度向上と、溶接割れ抑制を両立する溶接金属部の組成を探索したところ、Mg, Mn は強度向上には寄与するが割れをも助長する。一方、Si は強度を僅かに低下させるが割れを著しく抑制することがわかり、これら化学成分を適正配分すれば、継手強度向上と割れ抑制の両立も不可能ではないとわかった。

3) Al-Zn-Mg 系合金溶接部の応力腐食割れ抑制技術

- (1) 割れ感受性の高い板厚方向端面の溶接残留応力生成機構を調査したところ、主因となる溶接長手方向の残留応力の分布が圧縮になると、そのポアソン比によって板厚方向の残留応力が高くなるとわかった。その端面の位置は、張出長さがフランジ厚の 1/2 倍程度離れた位置に相当する。
- (2) 母材に既に残留応力が存在しても溶接熱による一旦の緩和作用が期待でき、溶接残留応力がそのまま加算されることはなく、また多層溶接の場合も層数に対して比例的に増加するものではない。したがって、抑制可能な条件は溶接層数に関係なく、端面の張出長さがフランジ板厚の 1/2 倍付近になることを避けることである。
- (3) 端面の材質は、溶接熱の影響を受けて応力腐食割れ感受性の低い過時効状態にすることも不可能ではないが、安定的に制御することは困難である。したがって、端面が熱影響を受けない距離であれば端面の材質は元の材質 T4、T6 を維持し、また残留応力も発生せず、さらに低い温度ではあるが残留応力の若干の緩和も期待できるので最適である。

以上のように、アーク溶接の熱サイクルを受ける各部位に生じる課題、つまり熱影響部の溶接マイクロ割れ、溶接金属部の強度ならびに応力腐食割れに対して、溶接マイクロ割れ発生機構、すみ肉継手端部の残留応力発生機構などを解明することを通じて、これら課題の解決に向けた改善を可能とした。

参考文献

- 1) 笹部誠二、江間光弘：軽金属、53(2003),p500-506
- 2) N.F.Gittos, M.H.Scott: Welding J.,60(1981),June,p95s-103s
- 3) 辻本和司、阪口章、木下統雄、田中一雄、笹部誠二：軽金属溶接、21(1983),p108-117
- 4) 施工法委員会：Al-Mg-Si 合金押出材の溶接性試験,(社)軽金属溶接構造協会,(1991)
- 5) 江間光弘、笹部誠二：溶接構造用アルミニウム材料の開発研究報告、アルミニウム協会、(2001),p188-207,p219-238
- 6) 清水茂樹、山中英之亮、奥田博美：溶接学会論文集,18(2000),p519-526
- 7) 加藤光昭、西尾一政、山口富子、岡野洋文：軽金属,52(2002),p76-81
- 8) 江間光弘、笹部誠二：軽金属溶接,40(2002),p31-40
- 9) I.B.Robinson, F.R.Collins: Welding Research Supplement Vol.41(1962),p221s-228s
- 10) D.E.Schillinger I.G.Betz, F.W.Hussey and H.Markus : Welding Research Supplement Vol.44(1965),p317s-326s
- 11) M.S.Tucker and A.Phillips : Welding Research Supplement ,Vol.47(1968),p82s-89s
- 12) 杉山禎彦：軽金属溶接、Vol.18(1980),p10-27
- 13) 杉山禎彦、難波圭三、佐野啓路：軽金属溶接、Vol.22(1984),p195-208
- 14) 松本二郎、小林正夫、堀田元司：軽金属溶接、Vol.23(1985),p529-550

- 15)たとえば、水野、菊池、馬場、福井：軽金属、Vol.26(1976),No.11,p564-572
- 16)R.B.Bjorhode, J.Brozsettl, Ga.A. Alpsten and I. Tall:Welding J.,Research Supplement Vol.51(1972),Aug.,p392s-405s ならびに郷肥三：軽金属溶接,No.77(1969),p30-47 など
- 17)渡辺正紀、佐藤邦彦：溶接力学とその応用、朝倉書店,1972
- 18)J.D.Dowd:” Weld Cracking of Aluminum Alloys”, W.J.,Vol.31(1952),No.10,p448s-456s
- 19)J.H.Dudus, F.R.Collins: “Preventing Weld Cracks in High-Strength Aluminum Alloys” W.J., Vol.45(1966), No.6, p241s-249s
- 20)福井、杉山：“アルミニウム合金の溶接熱影響部における微小割れについて”、溶接学会誌、Vol.40(1971),No.9,p868-875
- 21)浜住、斉藤：学振 24 小委員会報告,X I ,1940,p33
- 22)L.F.Mondolfo: “Aluminium Alloys Structures and Properties”, p795
- 23)新井浩三、大塚良達、谷本繁美、佃市三：軽金属,32(1982),p571-576
- 24)大野猛、宮澤協一、鎌土重晴、小島陽、増田隆平、大隈研治：軽金属,48(1998),p67-72
- 25)Phillips,H.W.L.: Annotated equilibrium diagrams of some aluminium alloy systems, Inst. of Metals.(1959)
- 26)B.Weiss, G.e.Grotke, R.Stickler: Welding research supplement,Vol.49(1970), p471s-487s
- 27)磯部俊夫、久保田昌男、北岡山治：鋳物,50(1978),4,p235-239
- 28)磯部俊夫、久保田昌男、北岡山治：鋳物,50(1978),7,p425-430
- 29) W.I.Pumphrey and E.G.West : British Welding J.,1957,July,p297-306
- 30)内田彰、萩原健三：溶接学会誌、Vol.31(1962),p986-993
- 31)B.Weiss,G.E.Grotke and R.Stickler:Welding Research Supplement ,Vol.49(1970), p471s-487s
- 32)笹部誠二：軽金属、Vol.60(2010),No.5,p213-219
- 33)里達雄、北岡山治、神尾彰彦：軽金属、Vol.38(1988),No.9,p558-578
- 34)福井紘一郎、竹田真帆人、遠藤孝雄：日本金属学会会誌、Vol.70(2006),p715-719
- 35)青木博文、小倉信和、中込忠男：Tee 型引張曲げ試験による溶接 T 継手の変形能力と破壊に関する実験、日本鋼構造協会材料小委員会、Vol.11,No.110,1975,p27
- 36)木原博、増淵興一：溶接変形と残留応力,1955,溶接ニュース出版局,p61 など
- 37)ア・ア・カジミロフ他：板材の電気溶接温度場の計算便覧、日ソ通信社
- 38)北尾、宮木、平野：神戸製鋼技報,Vol.26(1976),No.1,p15-19

Table3-1 供試材の化学成分ならびに機械的性質

specimen number	Chemical composition (wt%)				mechanical properties		
	Mg	Si	Mg ₂ Si	excessive Si	tensile strength (kg/mm ²)	yield strength (0.2% offset) (kg/mm ²)	elongation (%)
1	0.35	0.42	0.55	0.22	22.9	19.8	12.1
2	0.36	0.59	0.57	0.38	26.1	22.6	11.7
3	0.38	0.89	0.60	0.67	29.1	24.0	13.5
4	0.60	0.40	0.95	0.05	25.1	20.8	13.8
5	0.70	0.56	1.10	0.16	28.1	24.5	14.5
6	0.64	0.91	1.01	0.54	31.9	28.1	13.0
7	0.98	0.41	1.12	(0.27) ¹⁾	25.4	19.4	15.0
8	1.00	0.66	1.58	0.08	27.5	22.5	13.8
9	0.86	0.87	1.36	0.37	31.1	26.9	12.4
10	1.13	0.38	1.04	(0.47) ¹⁾	24.4	18.6	12.8
11	1.20	0.62	1.69	(0.13) ¹⁾	25.7	20.3	13.9
12	1.09	0.87	1.72	0.24	29.5	25.5	12.3

1) excessive Mg content

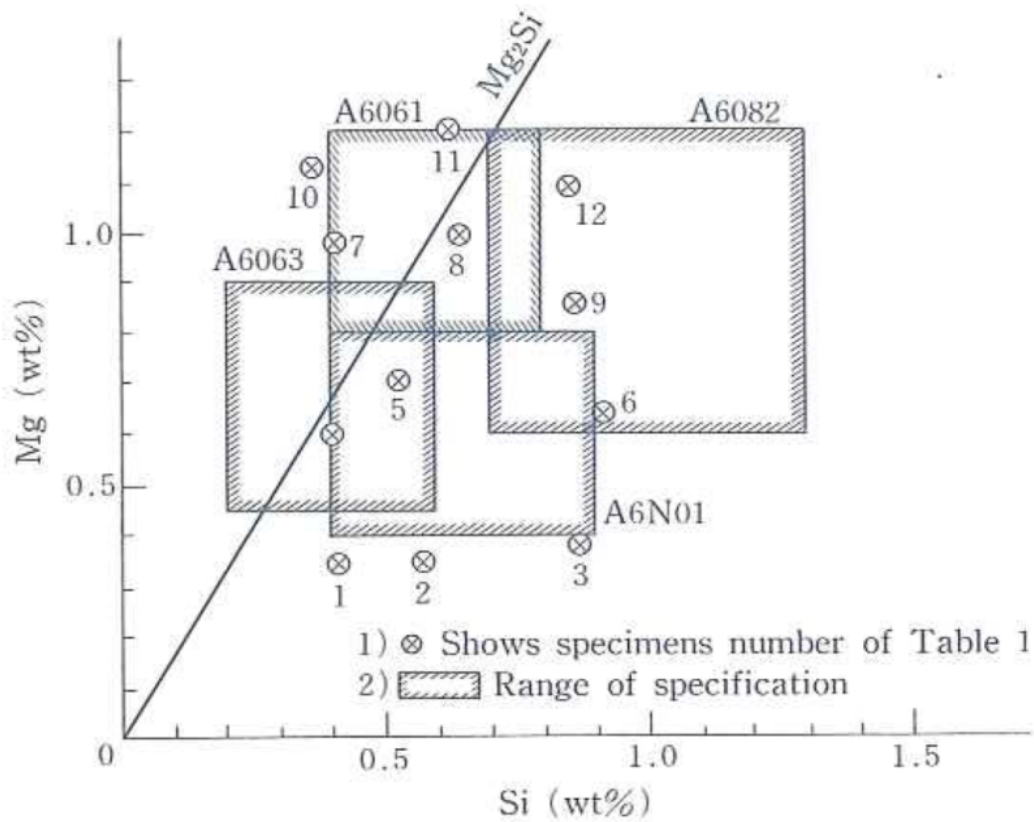


Fig.3-1 6000系代表合金のJIS成分範囲と供試材成分

Table3-2 供試材の化学成分と機械的性質

No.	Chemical compositions (mass%)									Tensile Strength (N/mm ²)	0.2% proof stress (N/mm ²)	Elongation (%)
	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Al			
alloy1	1.10	0.13	0.01	0.01	0.88	0.01	0.03	0.02	bal.	292	276	10.9
alloy2	1.10	0.13	0.01	0.40	0.91	0.01	0.02	0.02	bal.	306	283	13.8
alloy3	1.06	0.13	0.01	0.72	0.90	0.01	0.01	0.02	bal.	311	282	13.4
Spec. of 6082-T6	0.7 ~1.3	≦0.50	≦0.10	0.40 ~1.0	0.6 ~1.2	≦0.25	≦0.20	≦0.10	bal.	≧310	≧260	≧10

Table3-3 供試材の化学成分ならびに機械的性質

	No.	Chemical compositions (mass%)											Thickness (mm)	Tensile strength (N/mm ²)	0.2% Proof stress (N/mm ²)	Elongation (%)	
		Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Zr	V	Al					
Base metal	2219	0.08	0.15	5.84	0.30	0.01	0.02	0.00	0.03	0.13	0.09	bal.	T351	4.0	378	259	18.3
													T851	4.0	459	347	11.3
													T87	4.0	467	366	11.2
	20.0	463	375	12.0													
	2024	0.12	0.21	4.59	0.61	1.44	0.01	0.04	0.02	—	—	bal.	T4	4.0	471	322	22.2
														20.0	454	310	19.2
Filler metal	2319	0.07	0.20	6.22	0.30	Tr	Tr	Tr	0.15	0.16	0.09	bal.					
	4043	5.45	0.20	Tr	0.03	Tr	Tr	0.01	0.01	—	—	bal.					
	5183	0.06	0.13	Tr	0.70	4.50	0.10	0.01	0.10	—	—	bal.					
Specification of JIS	2219	≦0.20	≦0.30	5.8 ~6.8	0.20 ~0.40	≦0.02	—	≦0.10	0.02 ~0.10	0.10 ~0.25	0.05 ~0.15	bal.	T351	6.5≦t≦12.5	≧314	≧196	≧10
													T851	6.5≦t≦13	≧427	≧314	≧8
													T87	1<t≦12.5	≧441	≧348	≧6
														12.5<t≦60	≧441	≧348	≧7
	2024	≦0.50	≦0.50	3.8 ~4.9	0.30 ~0.9	1.2 ~1.8	≦0.10	≦0.25	≦0.15	Zr+Ti ≦0.20	—	bal.	T4	0.5<t≦6	≧431	≧275	≧15
2319	≦0.20	≦0.30	5.8 ~6.8	0.20 ~0.40	≦0.02	—	≦0.10	0.10 ~0.20	0.10 ~0.25	0.05 ~0.15	bal.						
4043	4.5 ~5.0	≦0.80	≦0.30	≦0.05	≦0.05	—	≦0.10	≦0.20	—	—	bal.						
5183	≦0.40	≦0.40	≦0.10	0.50 ~1.0	4.3 ~5.2	0.05 ~0.25	≦0.25	≦0.15	—	—	bal.						

Table3-4 供試材の化学成分(mass%)

Cu	Si	Fe	Mn	Mg	Zn	Cr	Ti	Al
0.24	0.079	0.24	0.45	4.20	0.008	0.21	0.037	Re

Table3-5 供試材の化学成分(mass%)

化学成分 供試材	Cu	Si	Fe	Mn	Mg	Zn	Cr	Ti	Zr	Al
5083-0	0.034	0.094	0.23	0.58	4.72	0.012	0.12	0.023	—	Re
Z50-T4, T6	0.054	0.080	0.22	0.38	1.22	4.50	0.20	0.068	0.12	Re

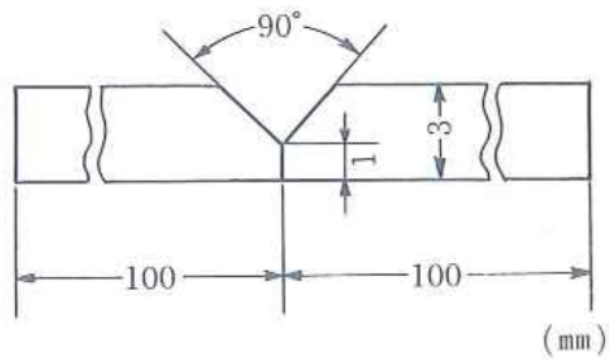


Fig.3-2 突合せ継手の開先形状

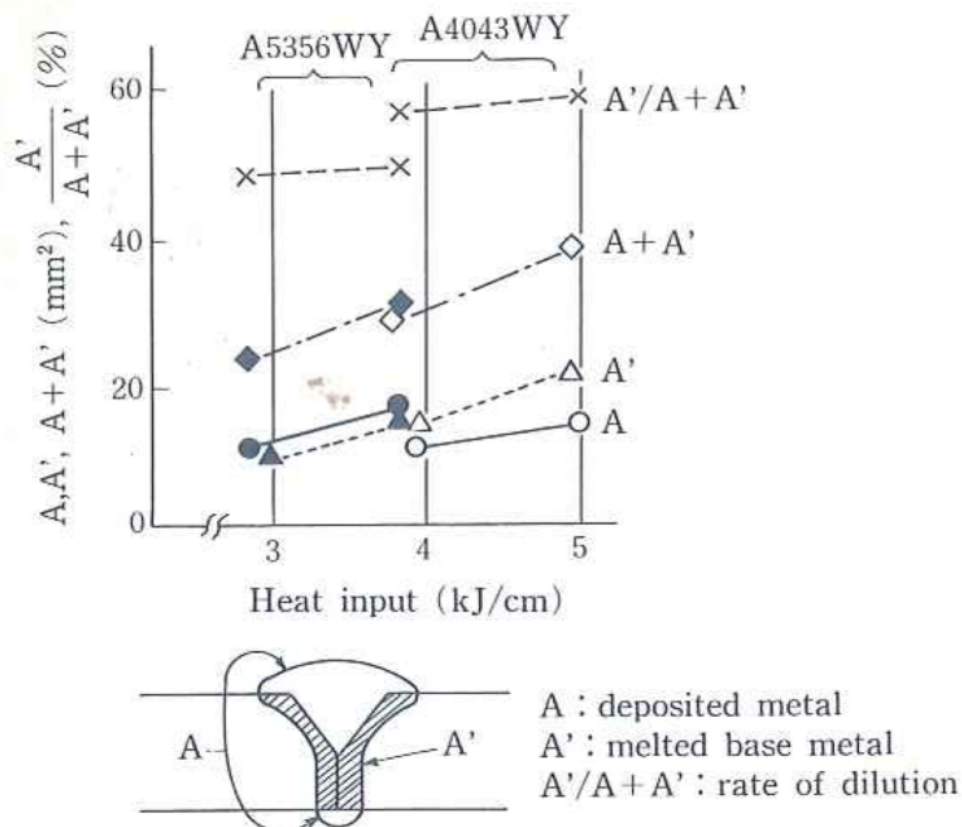


Fig.3-3 各溶加材における溶着特性

Table3-6 溶接条件

filler wire \ heat input	2.8 kJ/cm	3.8 kJ/cm	5.0 kJ/cm
	A4043WY	—	○
A5356WY	○	○	—

2.8 kJ/cm: 150A, 21V, 68 cpm
 3.8 " : " " 50
 5.0 " : " " 38

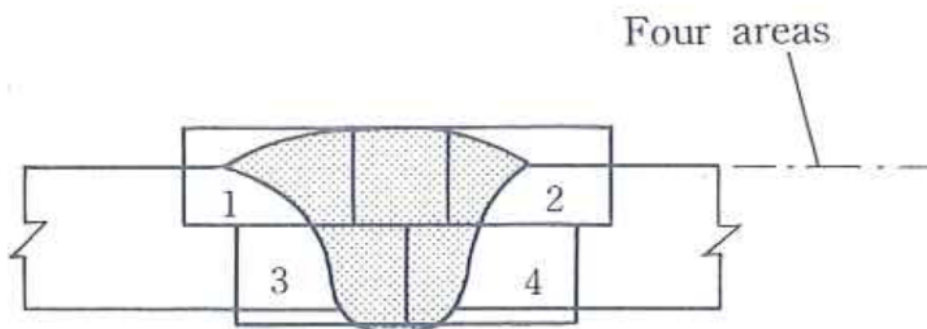


Fig.3-4 割れ観察部の4視野

Table3-7 融解ならびに割れ状況の区分

融解・割れの状況	状況の目安
0	融解の痕跡無
1	微小な共晶融解
2	明らかな共晶融解
3	1粒界程度の割れ
4	数粒界以上に及ぶ割れ

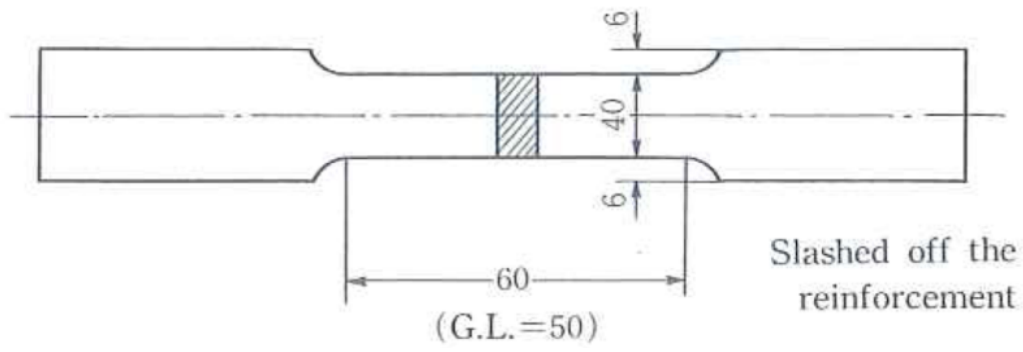


Fig.3-5 継手試験片形状

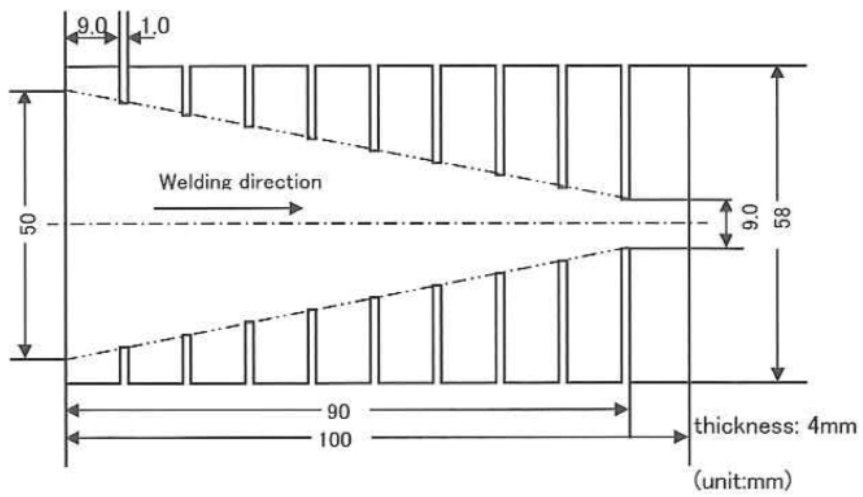


Fig.3-6 フィッシュボーン型割れ試験片形状

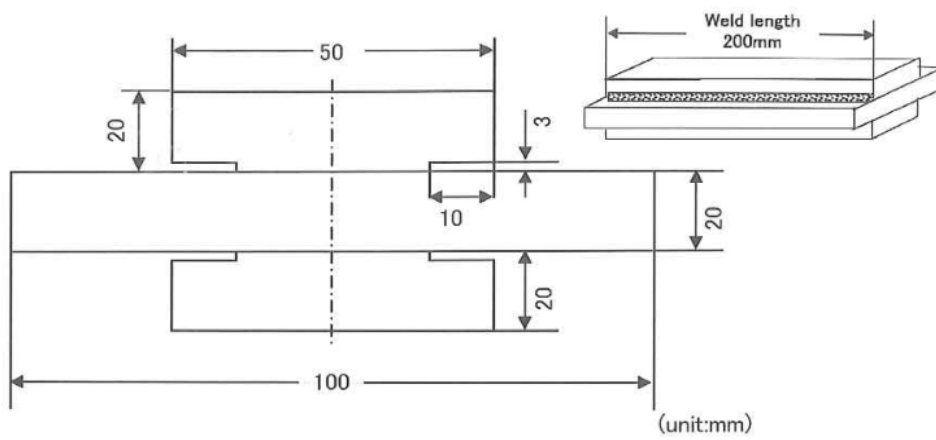


Fig.3-7 重ねすみ肉形割れ試験片形状

Table3-8 溶接条件ならびに後熱処理条件

Base metal	Filler metal	Welding schedule	Solid solution heat treatment	Precipitation heat treatment
2219	2319	195 A, 23 V, 40 cm/min	803 K, 7.2 ks	463 K, 129.6 ks
	4043		773 K, 7.2 ks	
	5183	195 A, 26 V, 60 cm/min		
2024	2319	195 A, 23 V, 40 cm/min	768 K, 7.2 ks	463 K, 43.2 ks
	4043			
	5183	195 A, 26 V, 60 cm/min		

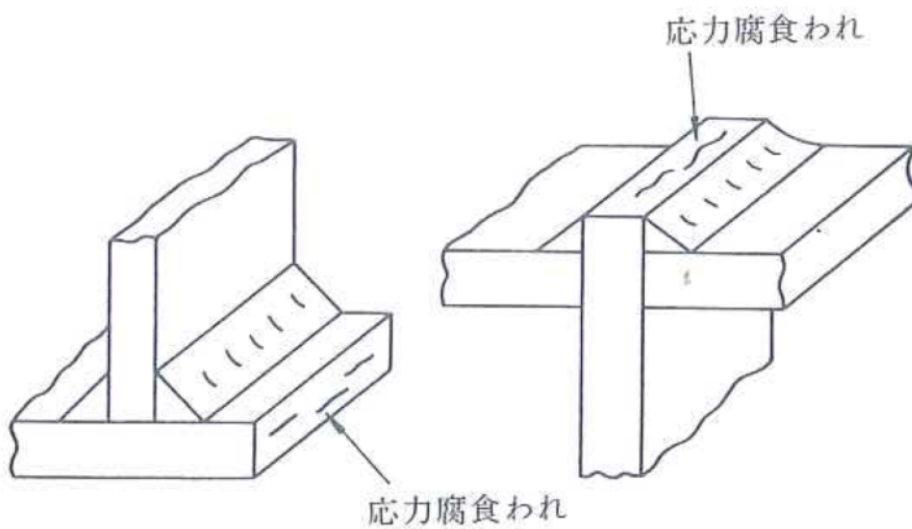
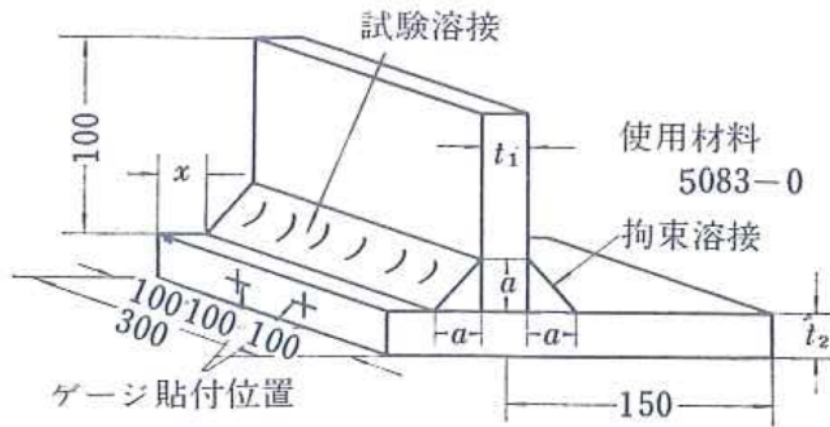


Fig.3-8 応力腐食割れの発生位置



- t_1 : ウェブ板厚 (mm) 6, 12, 25
 t_2 : 板厚 (mm) 6, 12, 25
 a : 脚長 (mm) 6, 12, 16, 25
 x : 張出し長さ (mm) $(\frac{1}{2} \sim \frac{3}{2}) \times t_2$

Fig.3-9 T型すみ肉継手形状

Table3-9 溶接条件

脚長 mm	層数	電流 A	電圧 V	速度 mm/min
6	1	220	22	650
12*	3	230	23	650
	1	320	26	300
16	3	320	26	300~500
25	4	290~320	26	300~450

* 板厚 6 mm を含む場合のみ 3 層で行った。

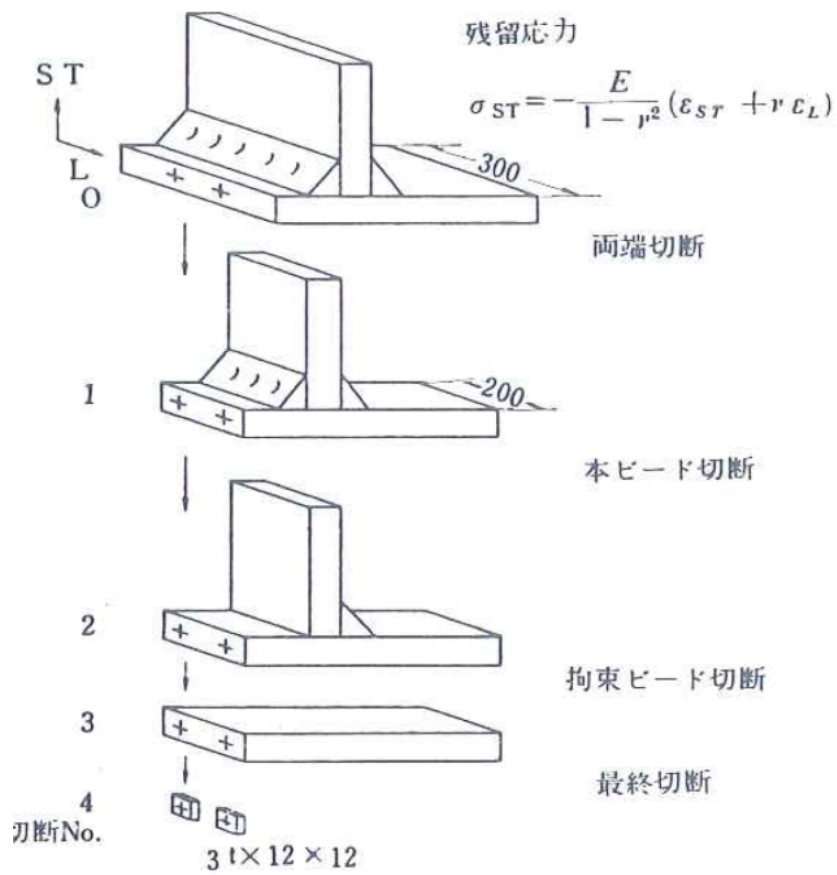


Fig.3-10 ストレインゲージの開放切断手順

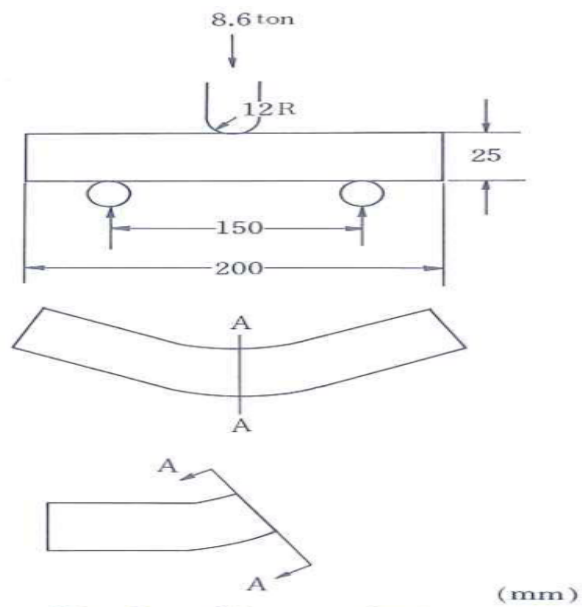


Fig.3-11 圧縮プレス曲げ試験方法

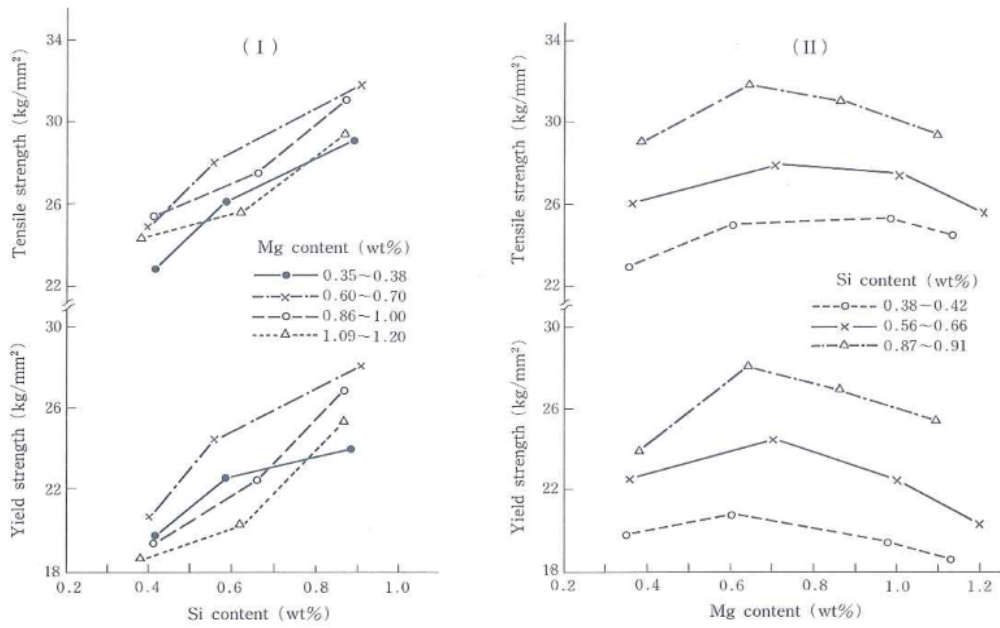


Fig.3-12 素材におけるMg,Si量と強度との関係

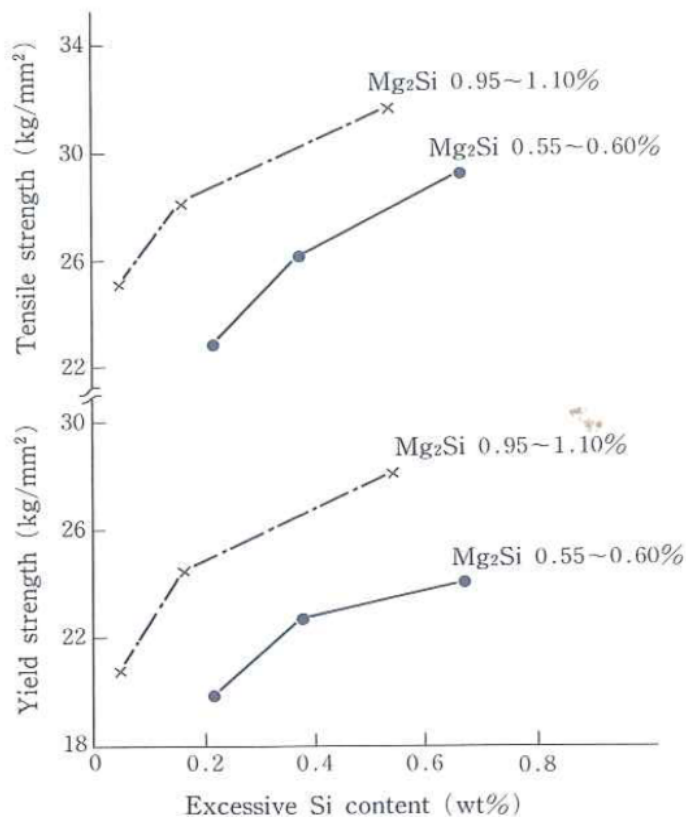


Fig.3-13 素材における過剰Si量と強度との関係

Table3-10 引張強さと成分との相関性

	Mg(%)	Si(%)	Mg ₂ Si(%)	過剰Si(%)
引張強さ	0.03	0.89	0.29	0.66

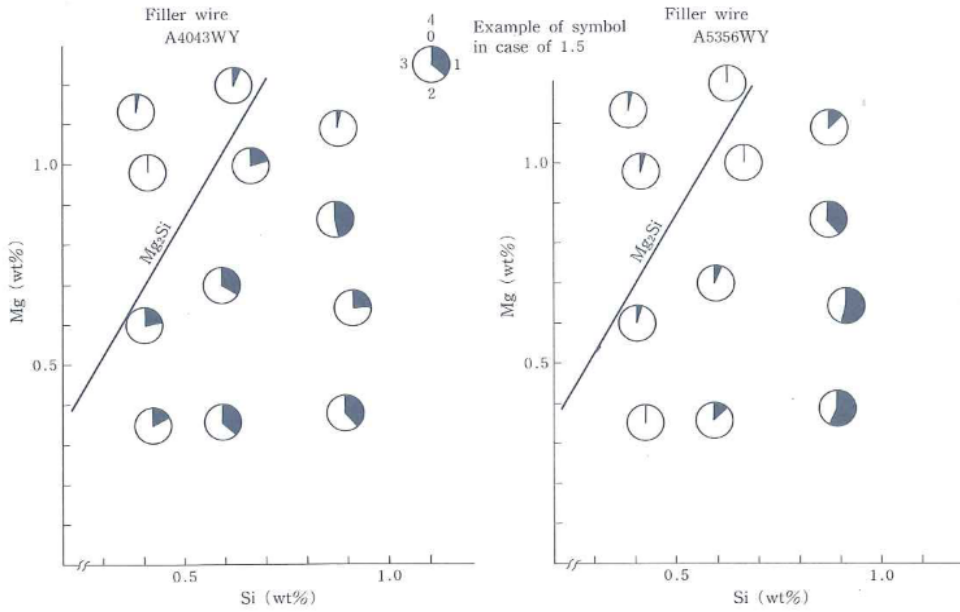


Fig.3-14 Mg, Si量と融解度との関係

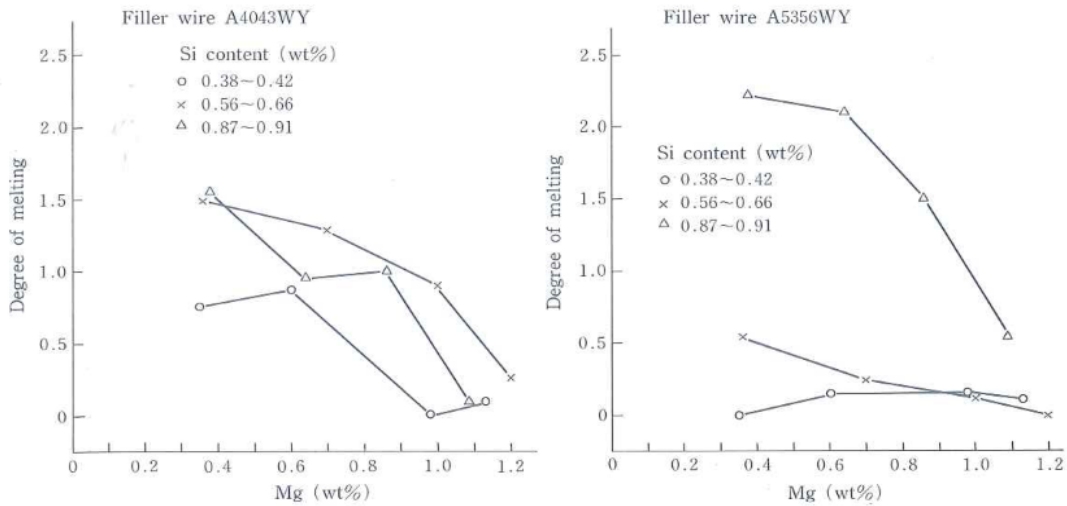


Fig.3-15 Mg量と融解度との関係

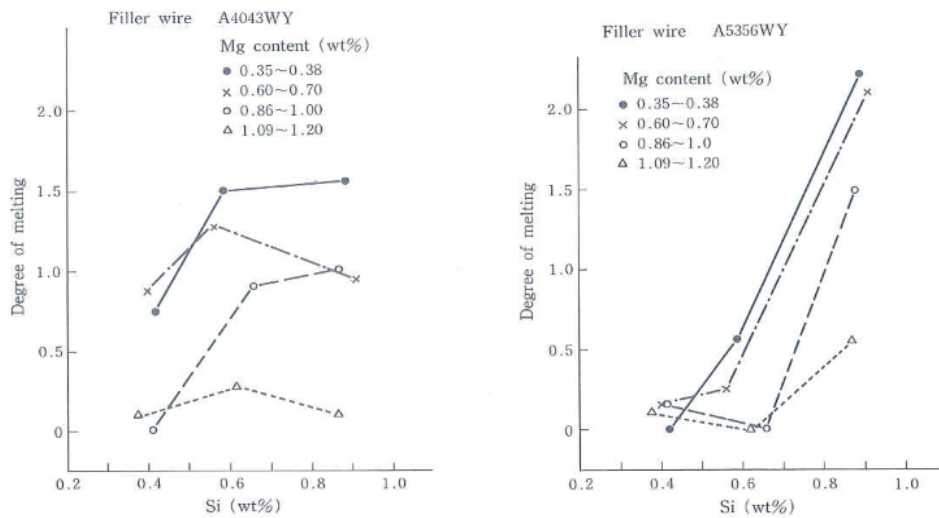


Fig.3-16 Si量と融解度との関係

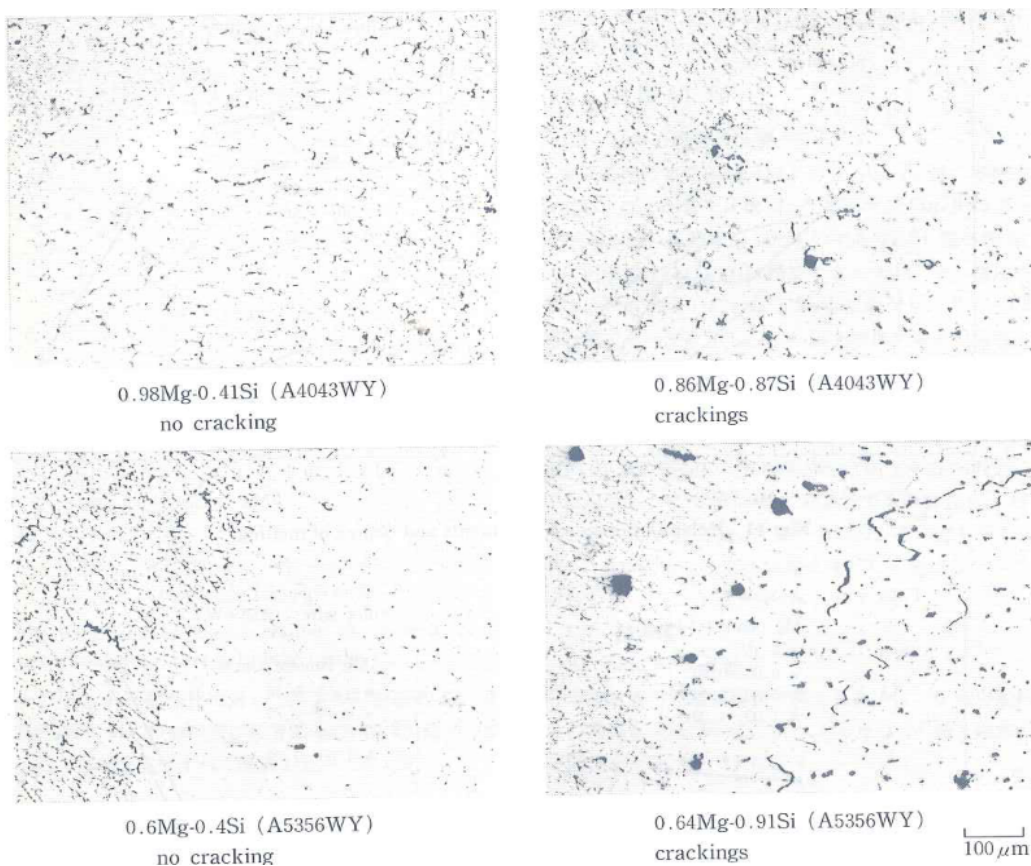


Fig.3-17 熱影響部のマイクロ組織

Table3-11 融解度との成分との相関性

		各種因子			
		Mg	Si	Mg ₂ Si	過剰Si
溶加材毎の HAZ融解度	4043	<i>-0.779</i>	0.253	-0.548	<i>0.741</i>
	5356	-0.376	<i>0.736</i>	-0.259	<i>0.825</i>

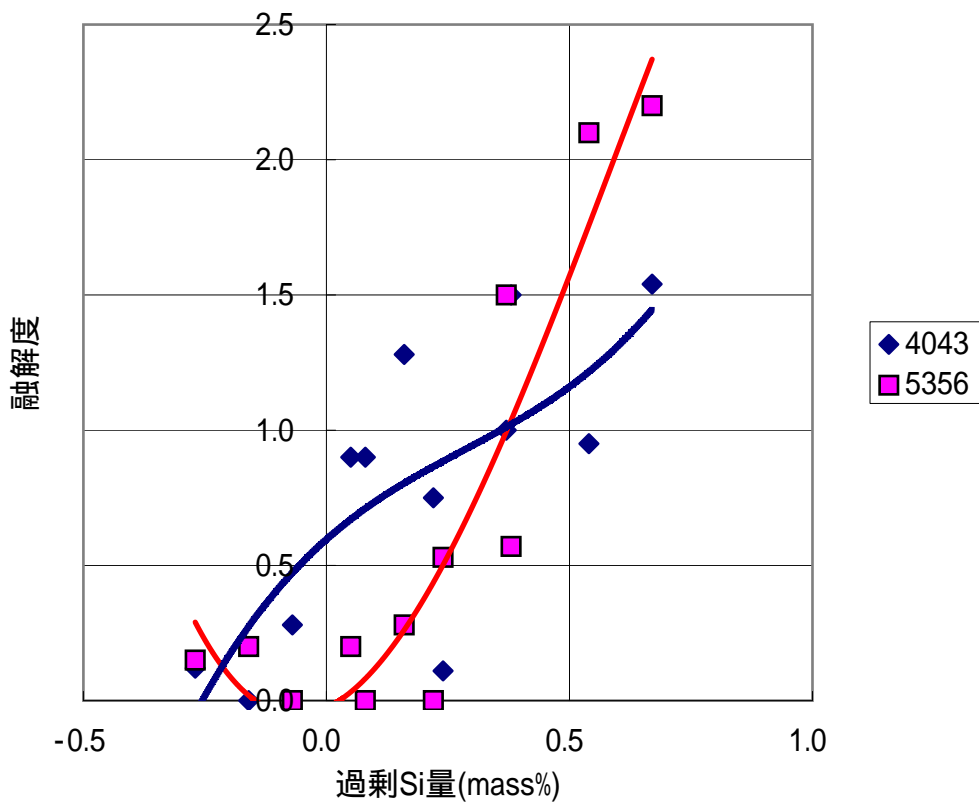


Fig.3-18 過剰Si量と融解度との関係
(融解度とは、Table3-7に示すように融解ならびに割れ状況の区分を数字化して示したもの)

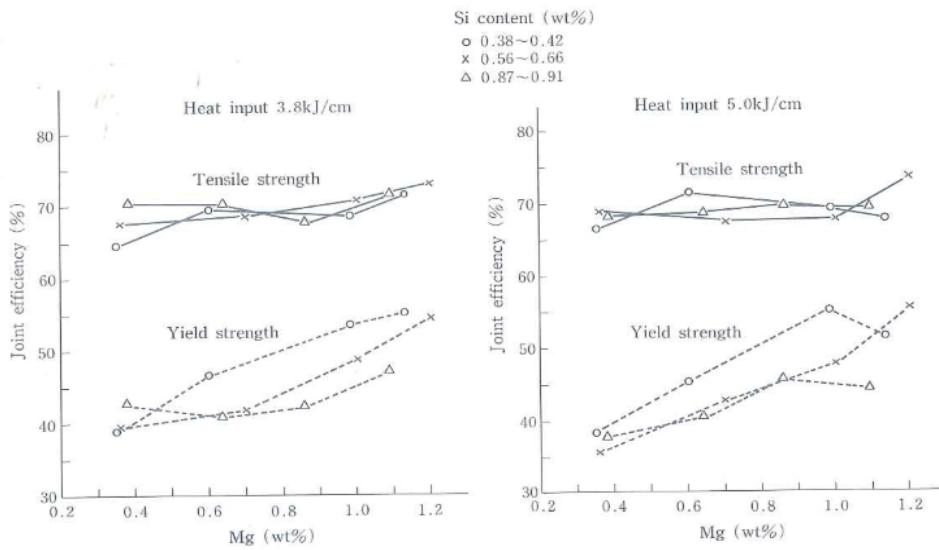


Fig.3-19 4043溶加材を用いた場合の継手効率

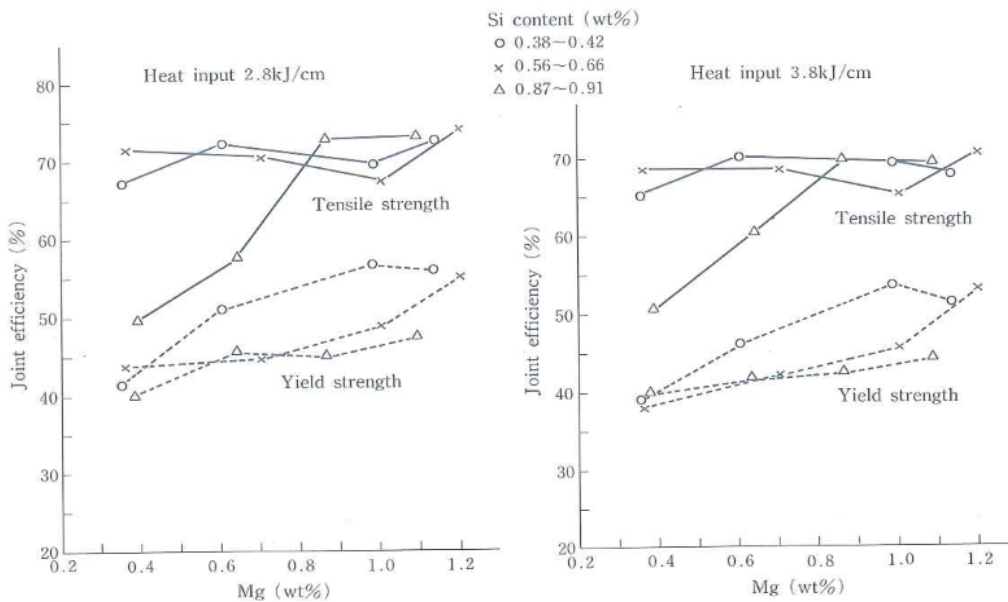


Fig.3-20 5356溶加材を用いた場合の継手効率

Table3-12 継手引張の機械的性質

	Tensile strength (N/mm ²)	0.2%Proof stress (N/mm ²)	Elongation (%)	Fracture position
alloy 1	104 96	impossible of measurements	0.3 0.2	Bond ¹⁾ Bond ¹⁾
average	100		0.2	
alloy 2	155 141	147 140	0.7 0.5	Bond ¹⁾ Bond ¹⁾
average	148	144	0.6	
alloy 3	214 218	160 160	3.1 3.3	HAZ ²⁾ HAZ ²⁾
average	216	160	3.2	

- 1) Bond: boundary between weld metal and HAZ
 2) HAZ: welding heat affected zone

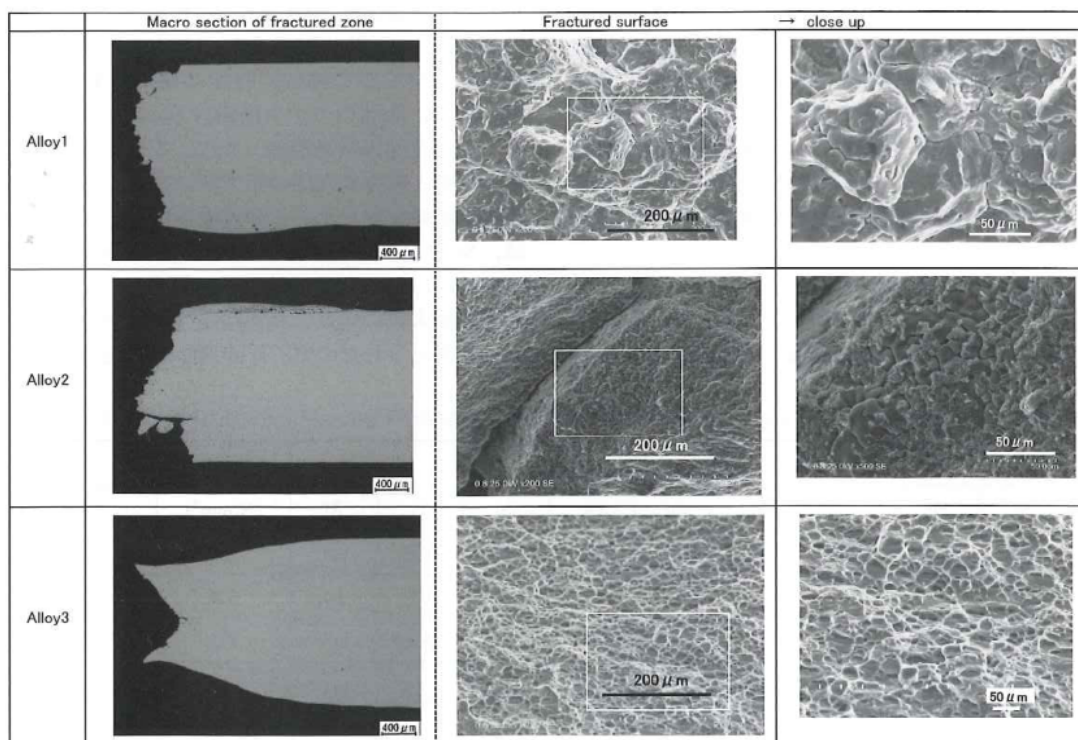


Fig.3-21 引張試験における破断断面ならびに破断面のSEM観察

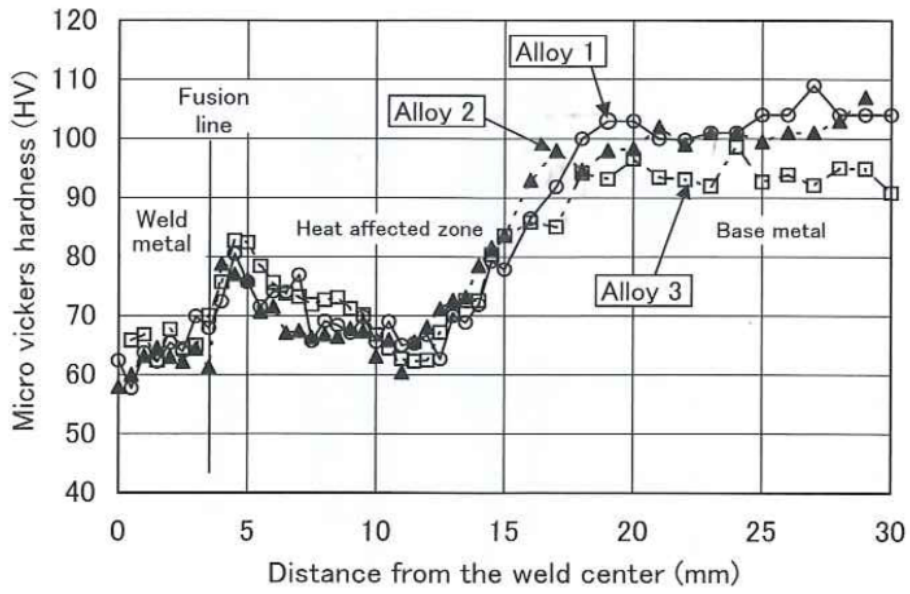


Fig.3-22 継手の硬さ分布

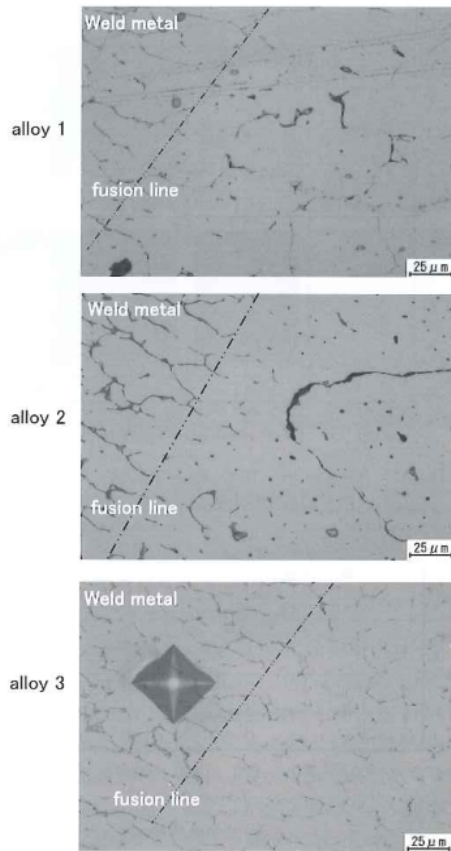


Fig.3-23 継手部溶接境界部のマイクロ組織

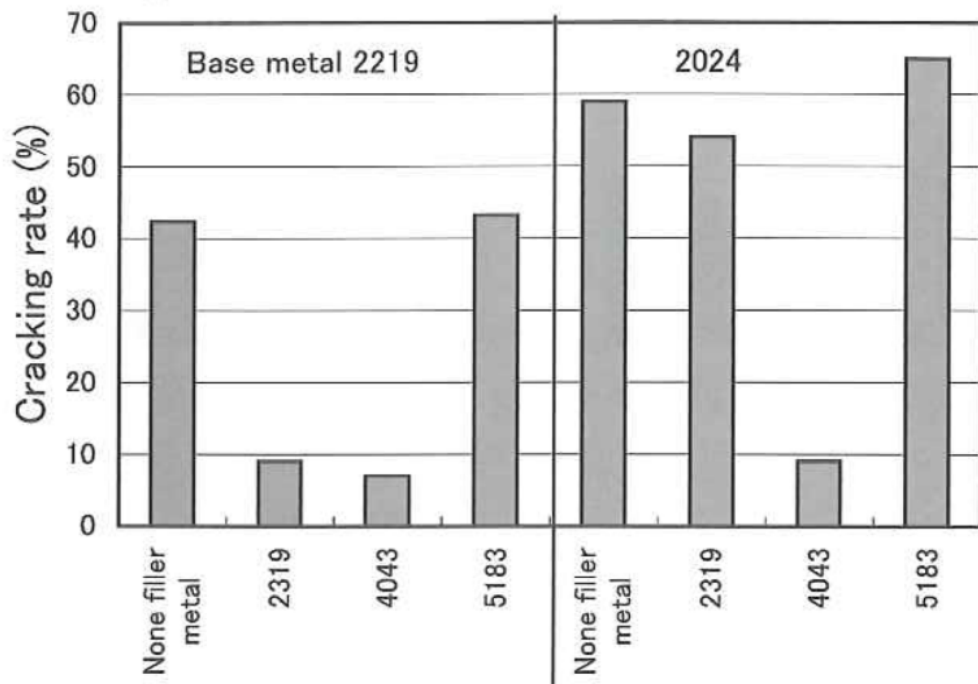


Fig.3-24 フィッシュボーン型割れ試験結果

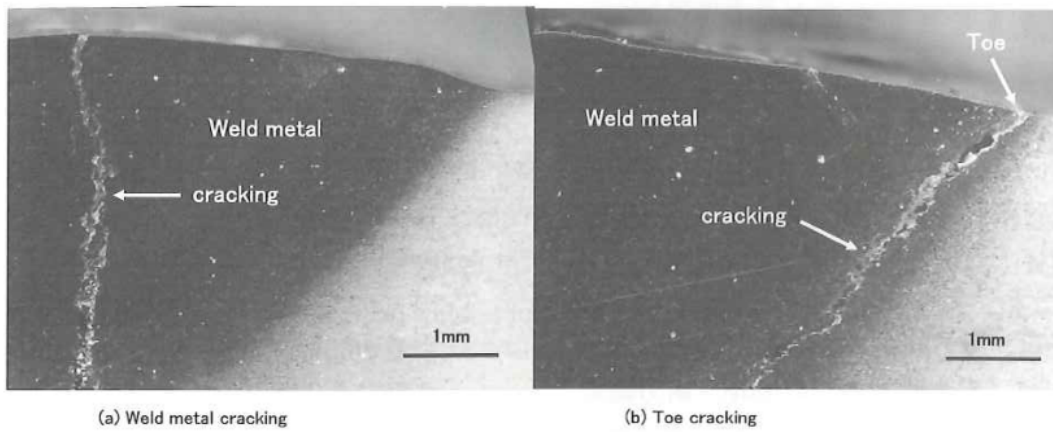


Fig.3-25 割れ部断面写真

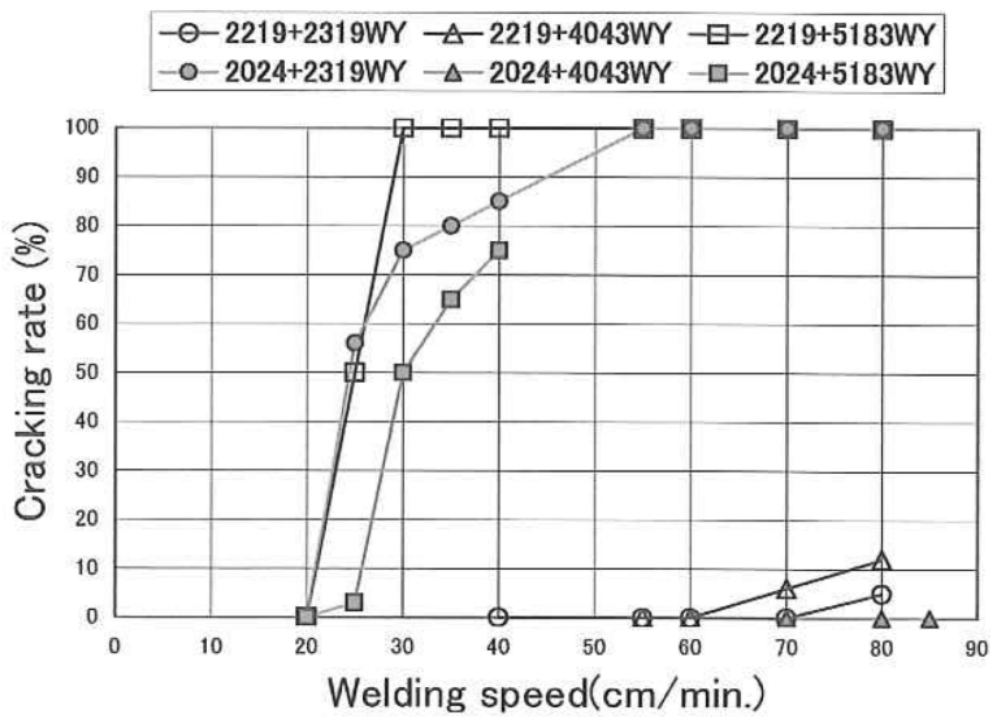


Fig.3-26 重ねすみ肉型溶接割れ試験結果

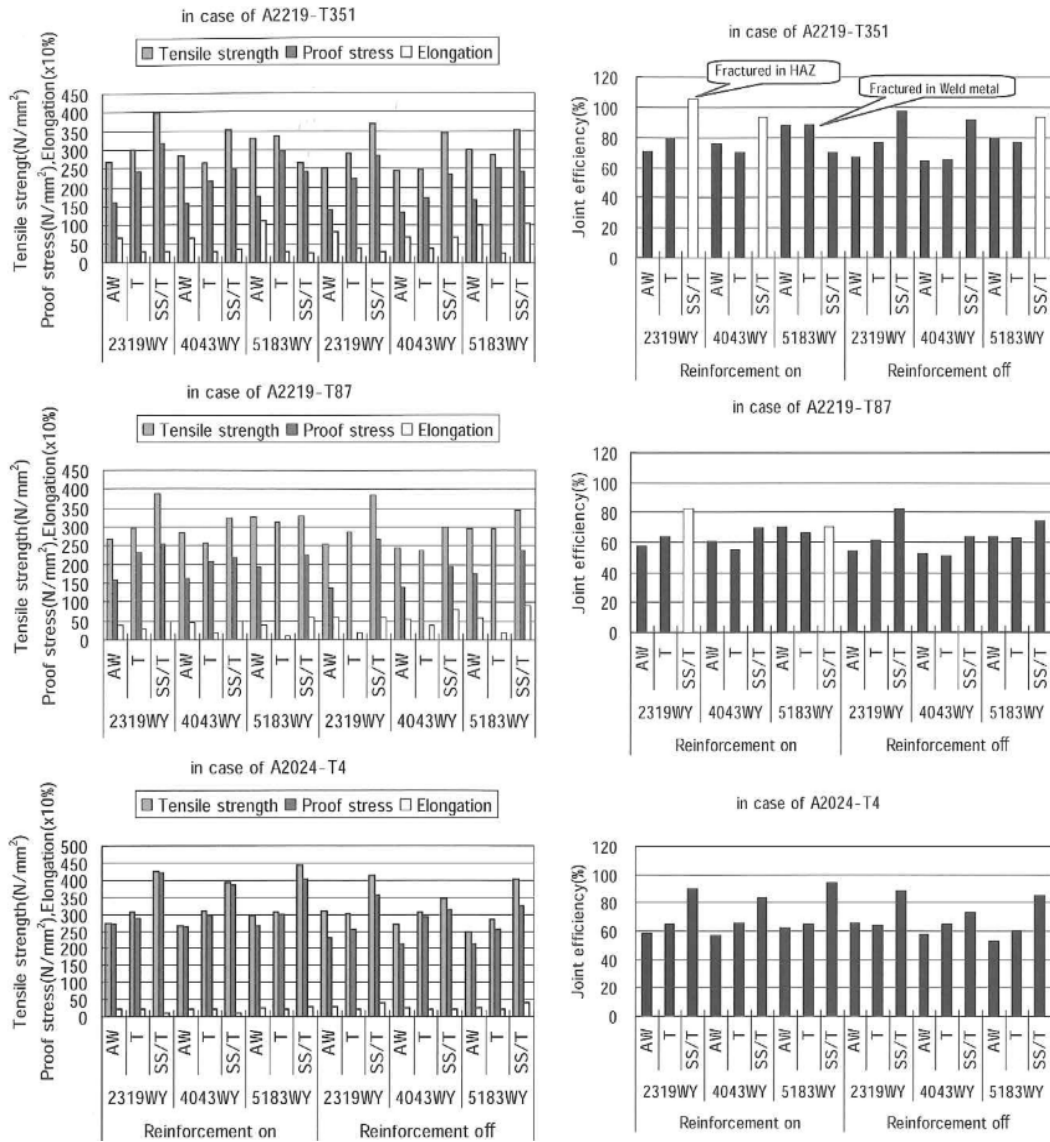


Fig.3-27 継手強度ならびに継手効率

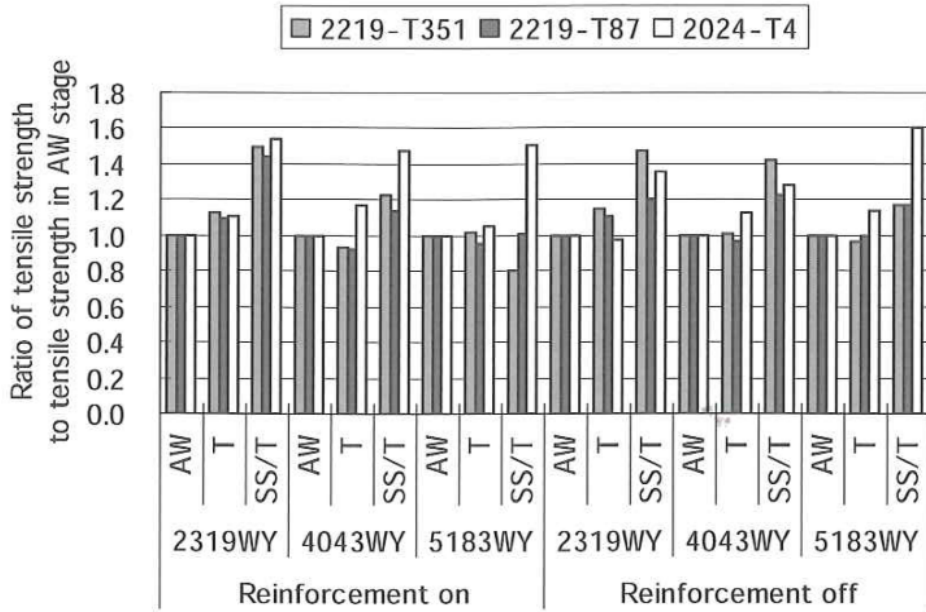


Fig.3-28 溶接後熱処理による継手強度向上率

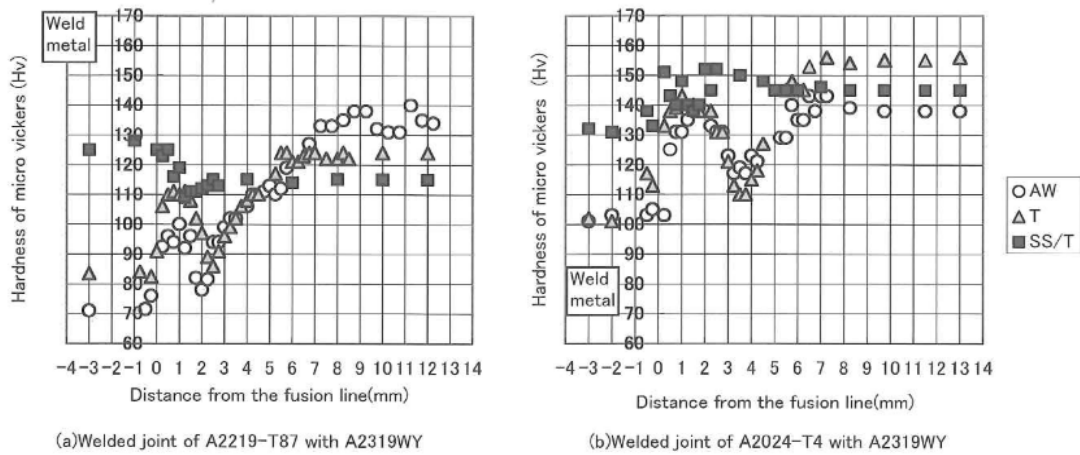


Fig.3-29 継手部の硬さ分布

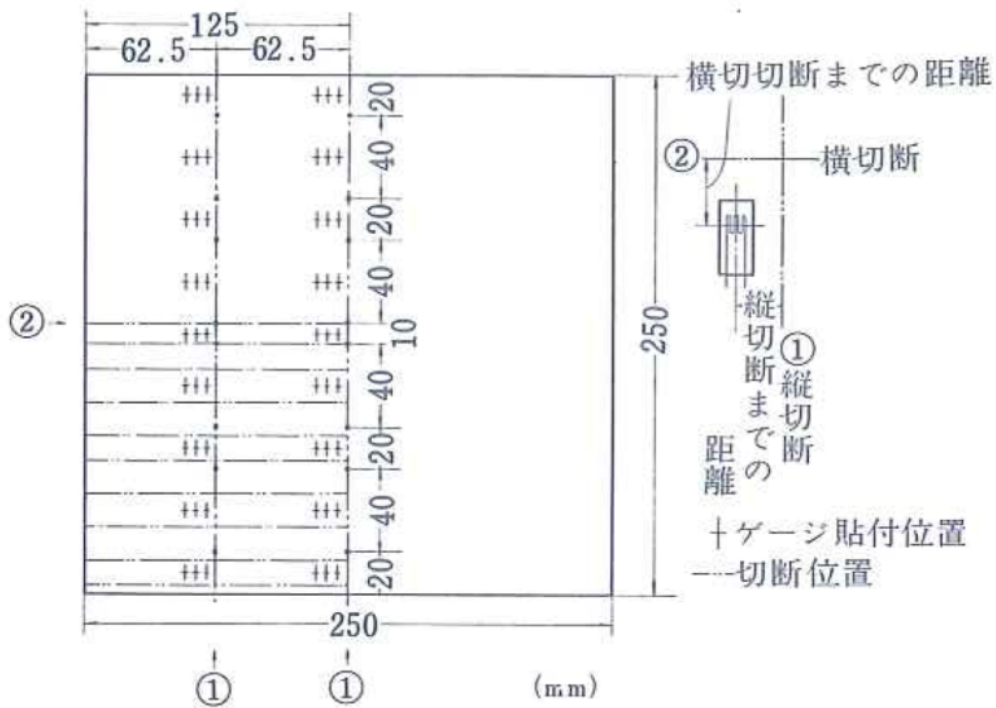


Fig.3-30 ストレインゲージに与える切断開放位置の影響調査条件

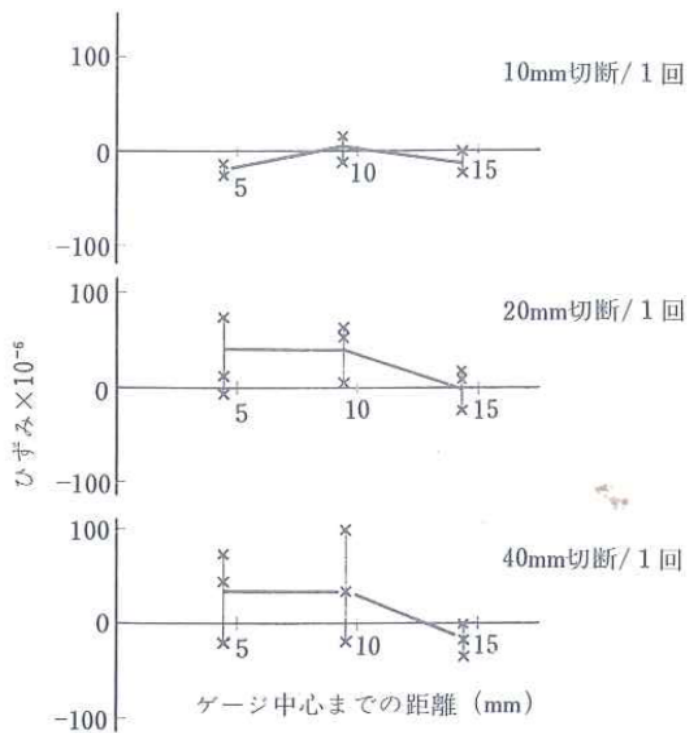


Fig.3-31 1回当たりの切断長さのストレインゲージへの影響

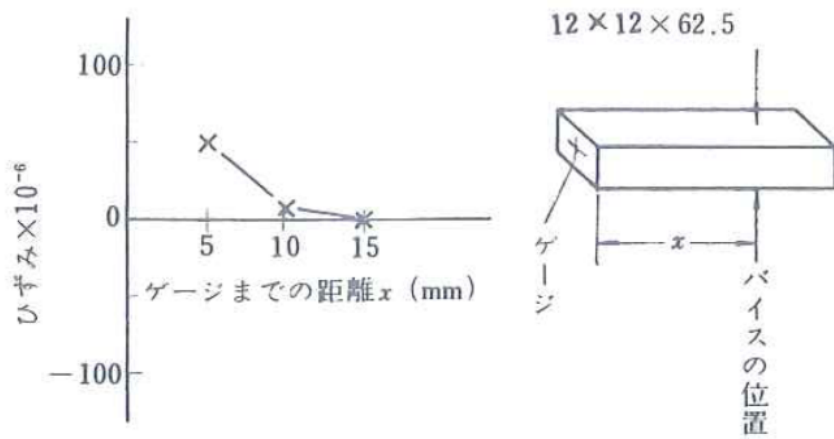


Fig.3-32 切断用ジグのバイス位置とストレインゲージの位置までの距離のストレインゲージに与える影響

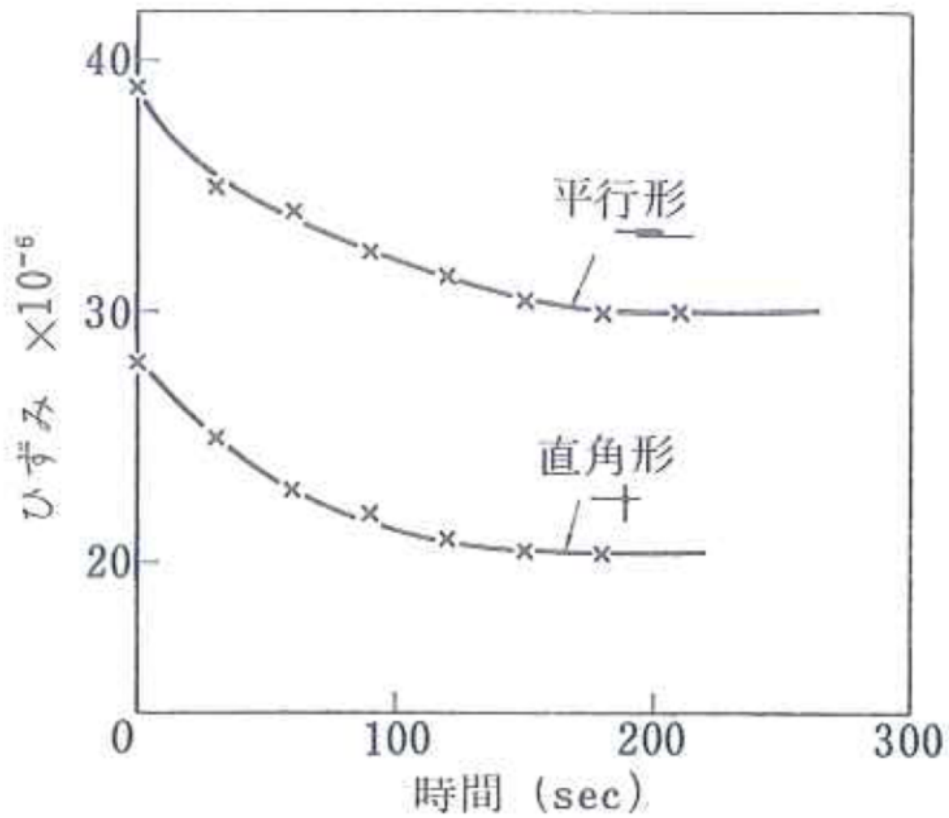


Fig.3-33 はんだ接合方法ならびに接合後の時間経過の計測データに与える影響

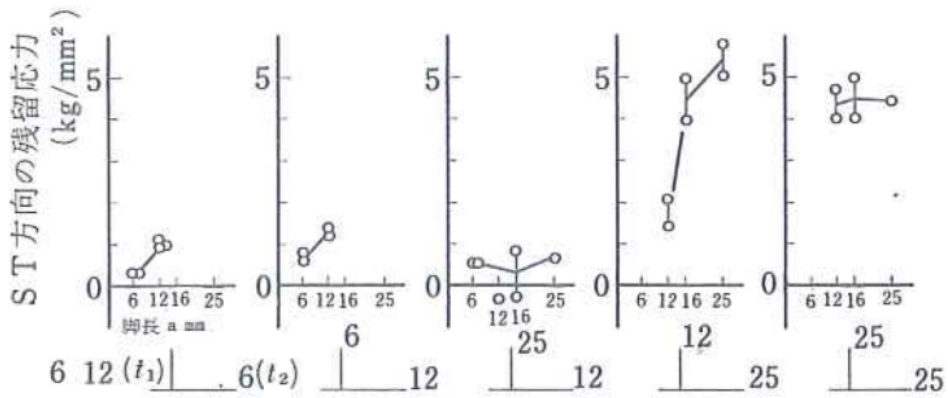


Fig.3-34 脚長の残留応力への影響

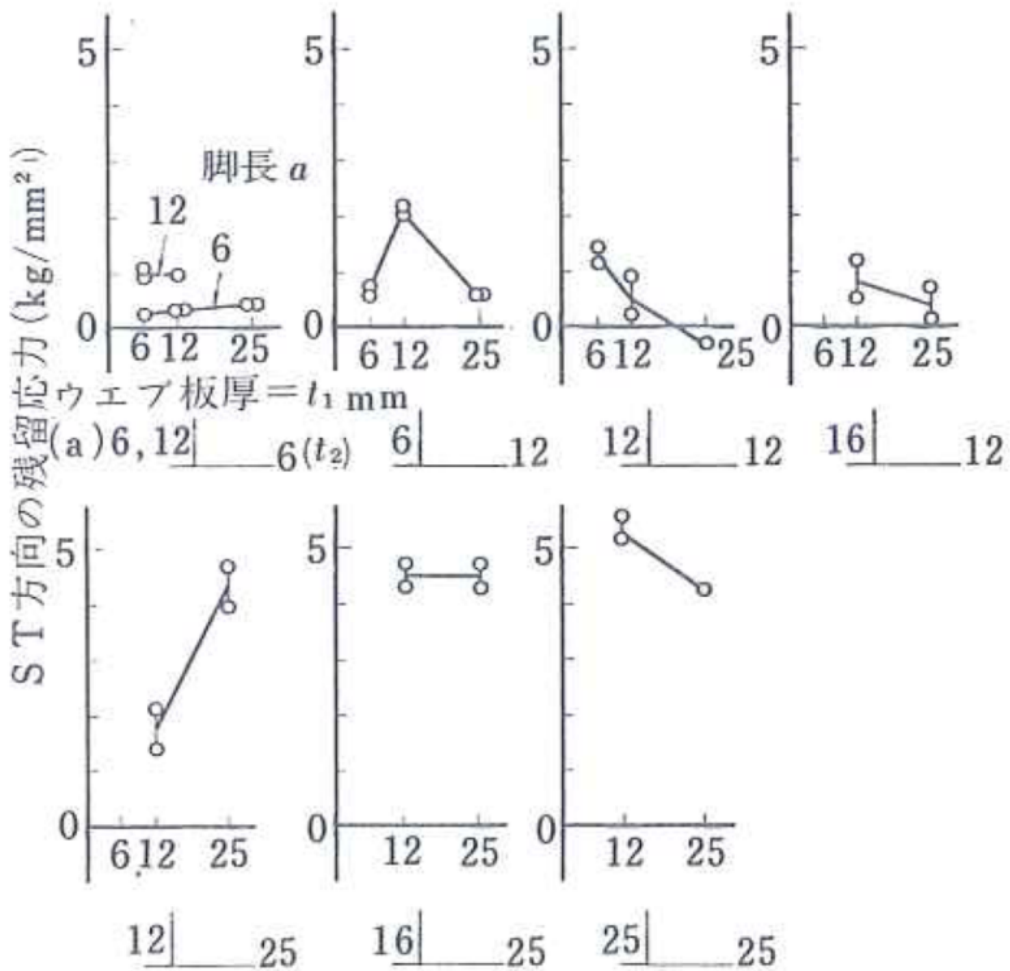


Fig.3-35 ウェブ板厚の残留応力への影響

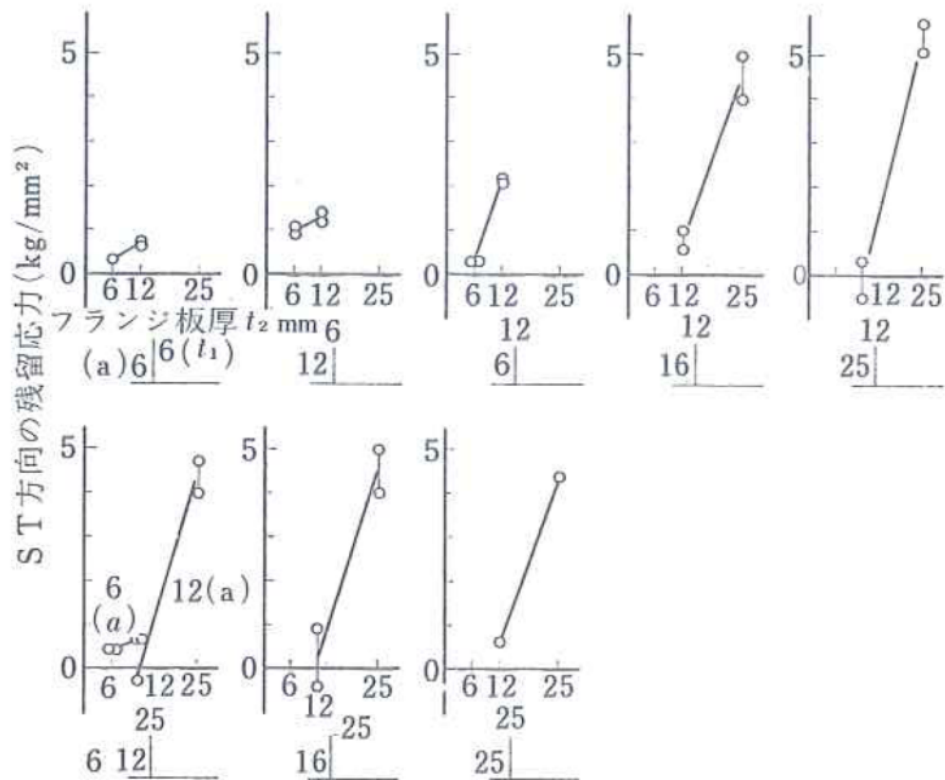


Fig.3-36 フランジ板厚の残留応力への影響

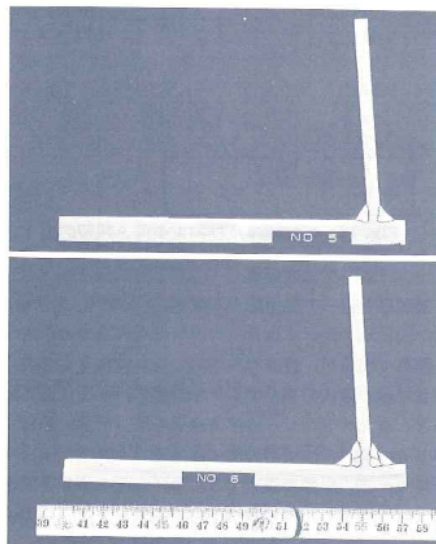


Fig.3-37 脚長の影響調査試験体

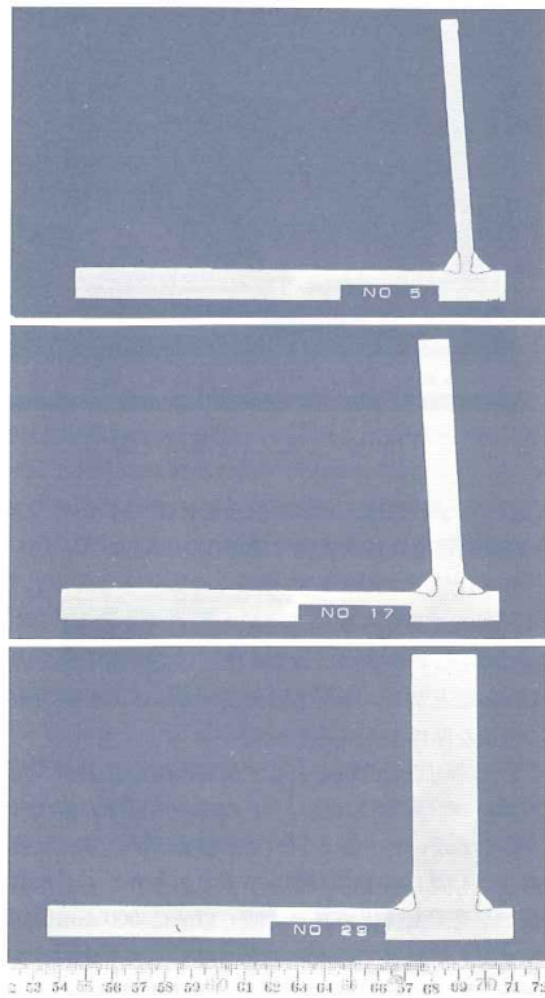


Fig.3-38 ウェブ板厚の影響調査試験体

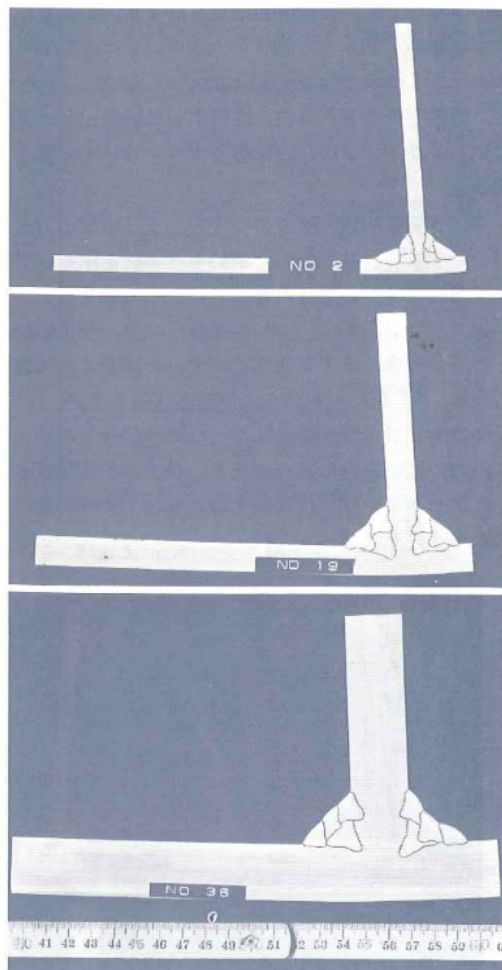


Fig.3-39 フランジ板厚の影響調査試験体

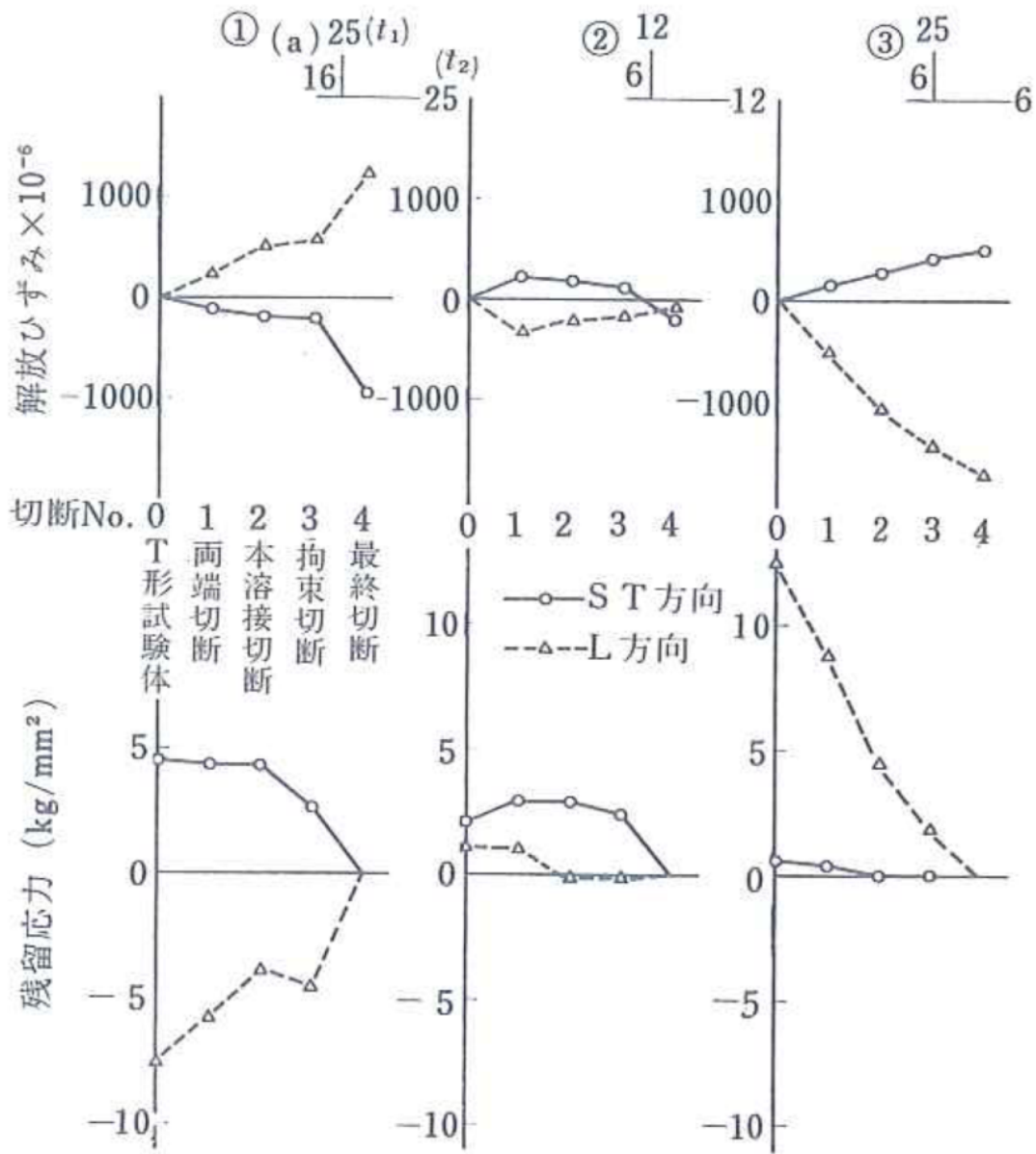


Fig.3-40 各切断による残留応力の推移ならびに開放ひずみ量

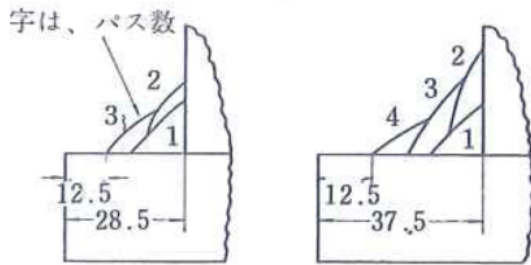
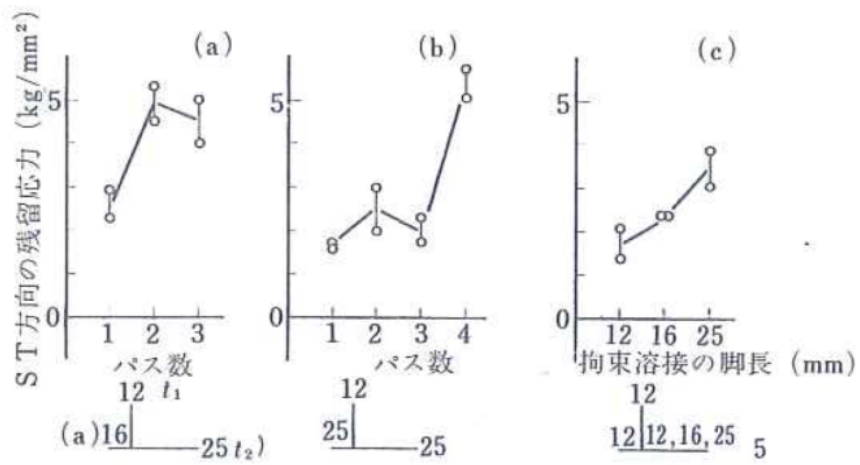


Fig.3-41 溶接順序や拘束溶接の脚長の残留応力への影響

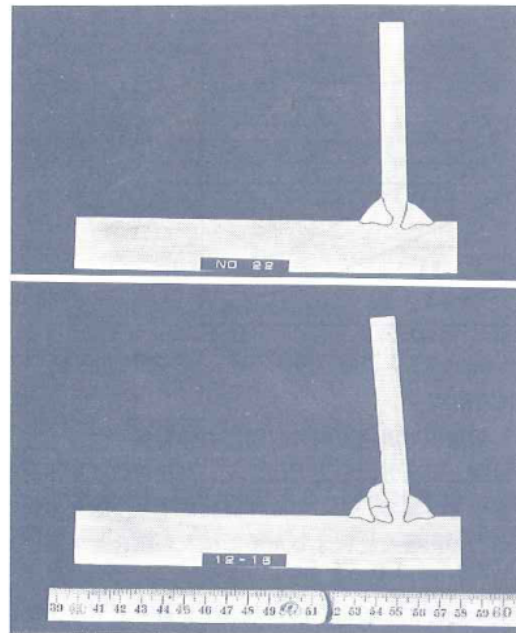


Fig.3-42 拘束溶接の脚長の影響調査試験体

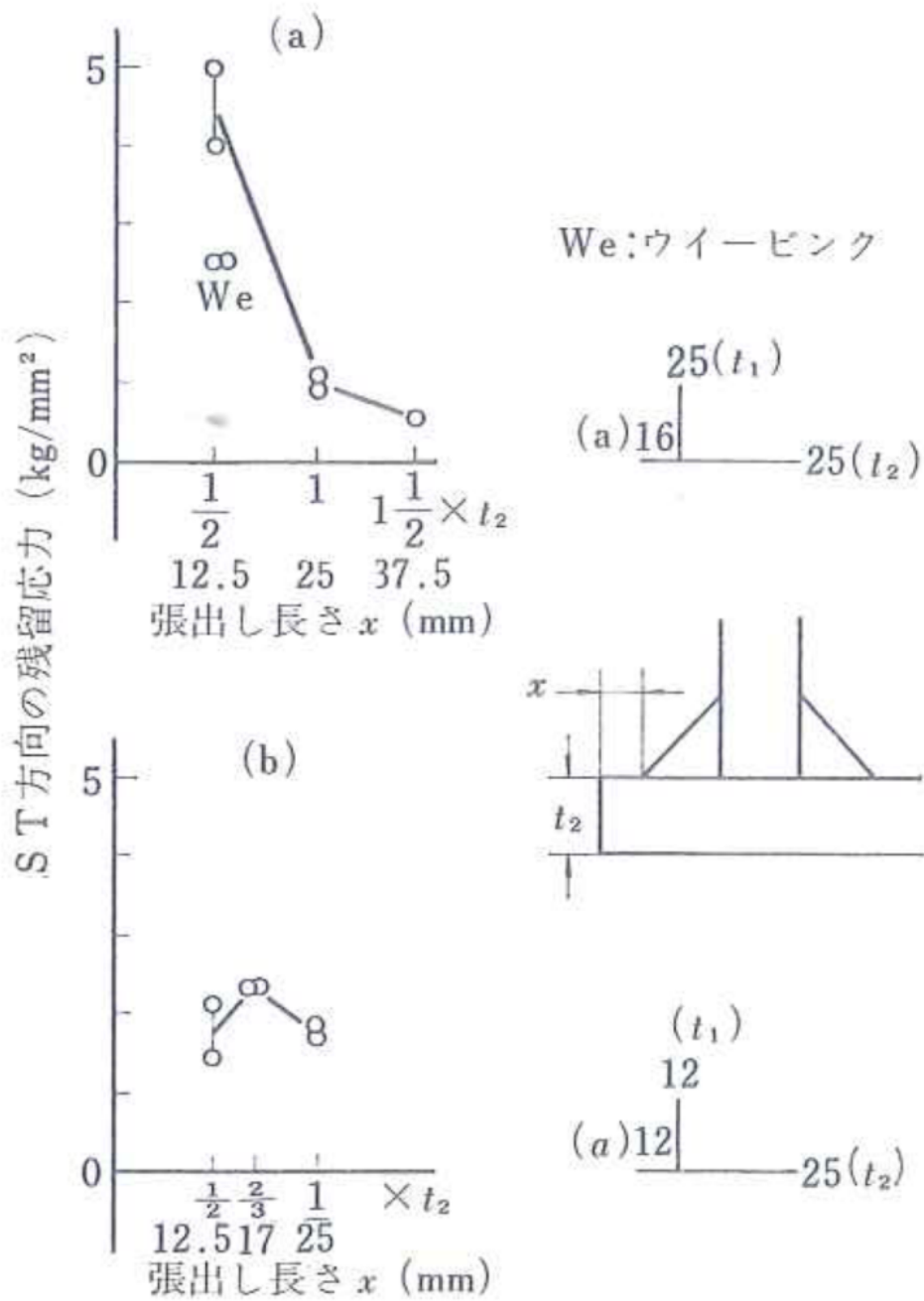


Fig.3-43 張出し長さならびにウイーピング法の残留応力への影響

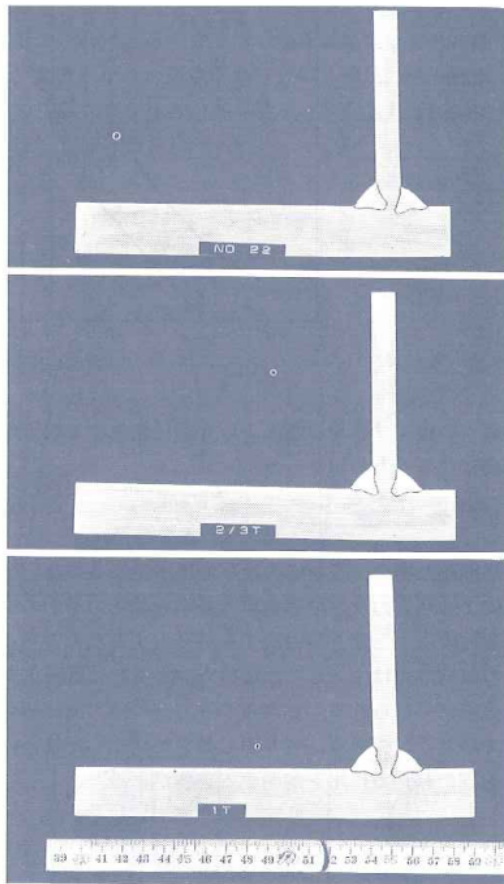


Fig.3-44 張出し長さの影響調査試験体

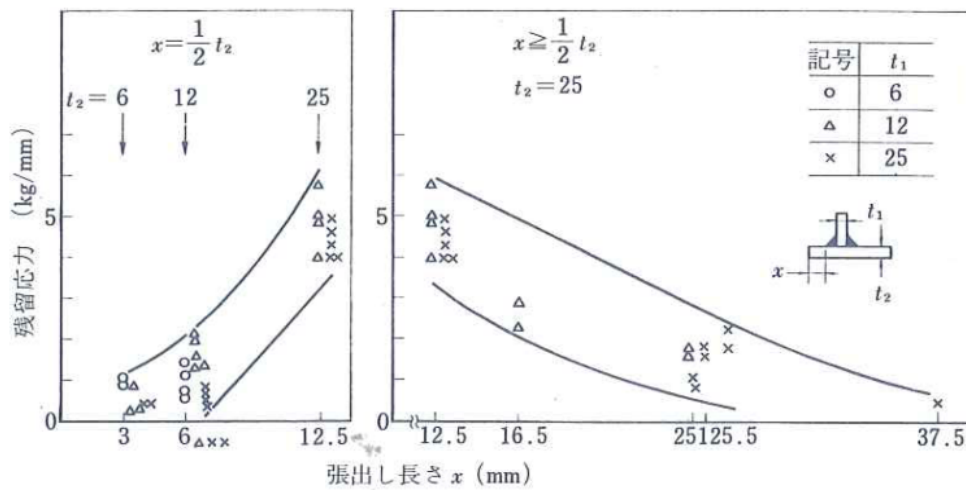


Fig.3-45 各板厚における張出し長さと残留応力との関係

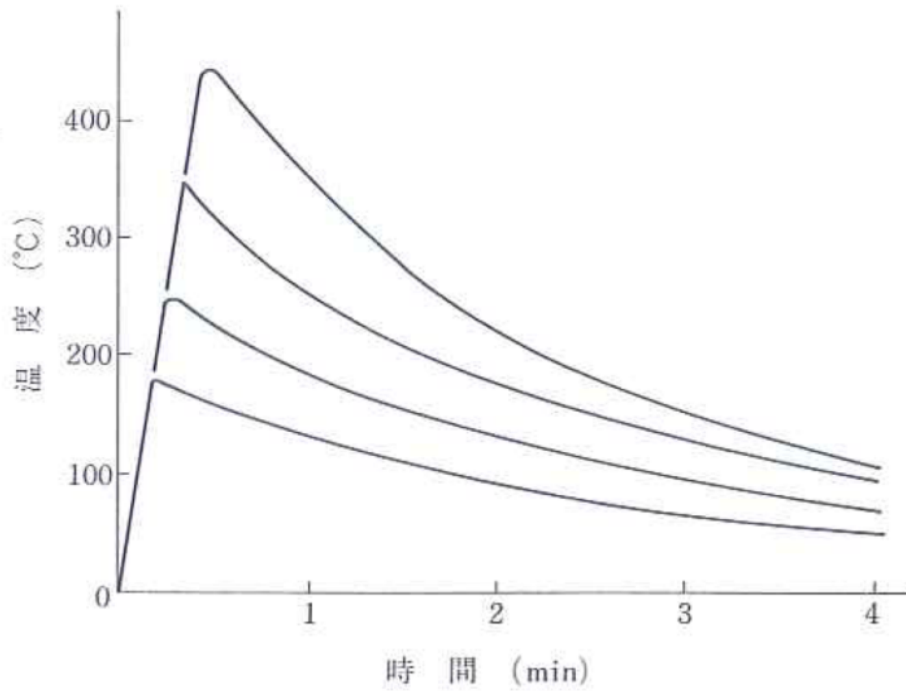


Fig.3-46 硝石炉による端面の熱サイクル

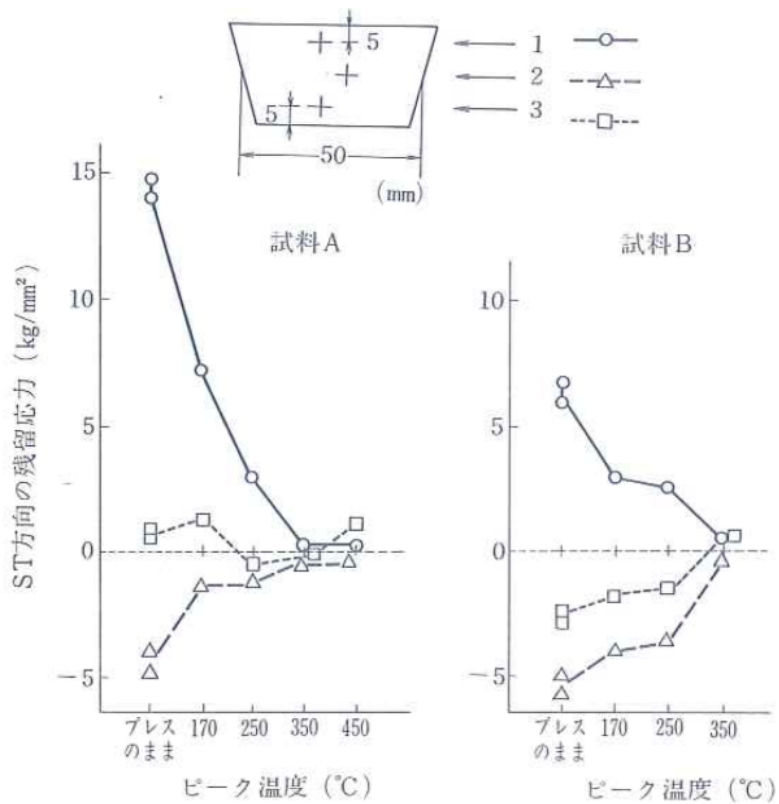


Fig.3-47 硝石炉による短時間加熱による残留応力の影響

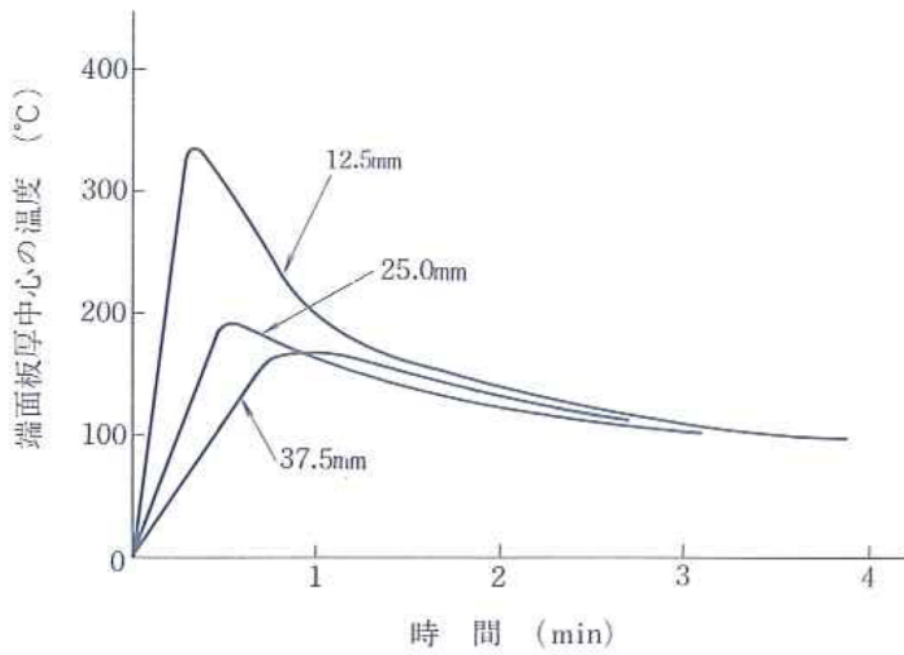


Fig.3-48 ビードオン溶接時の端面中心の温度

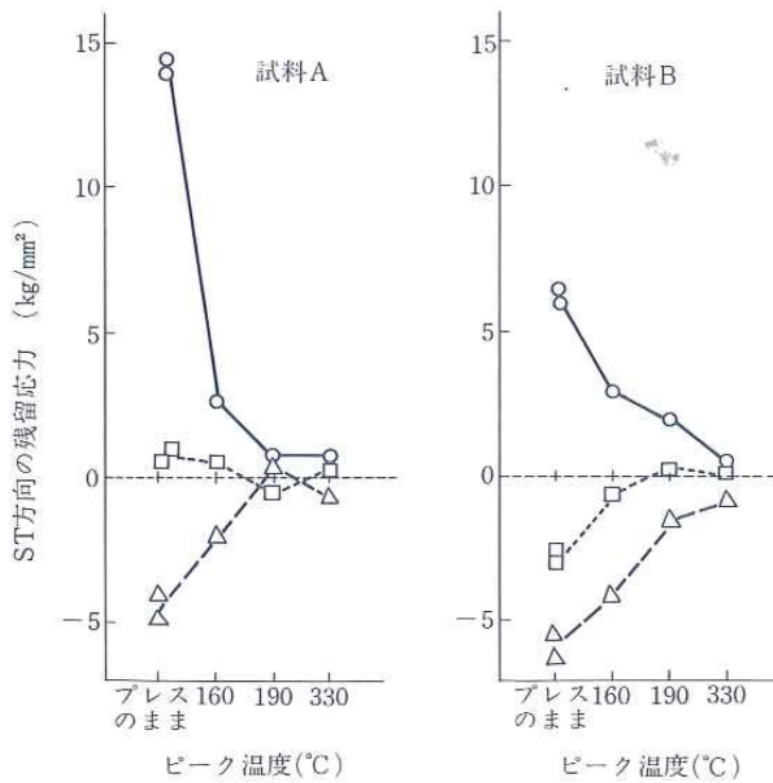


Fig.3-49 溶接熱サイクルによる残留応力の推移

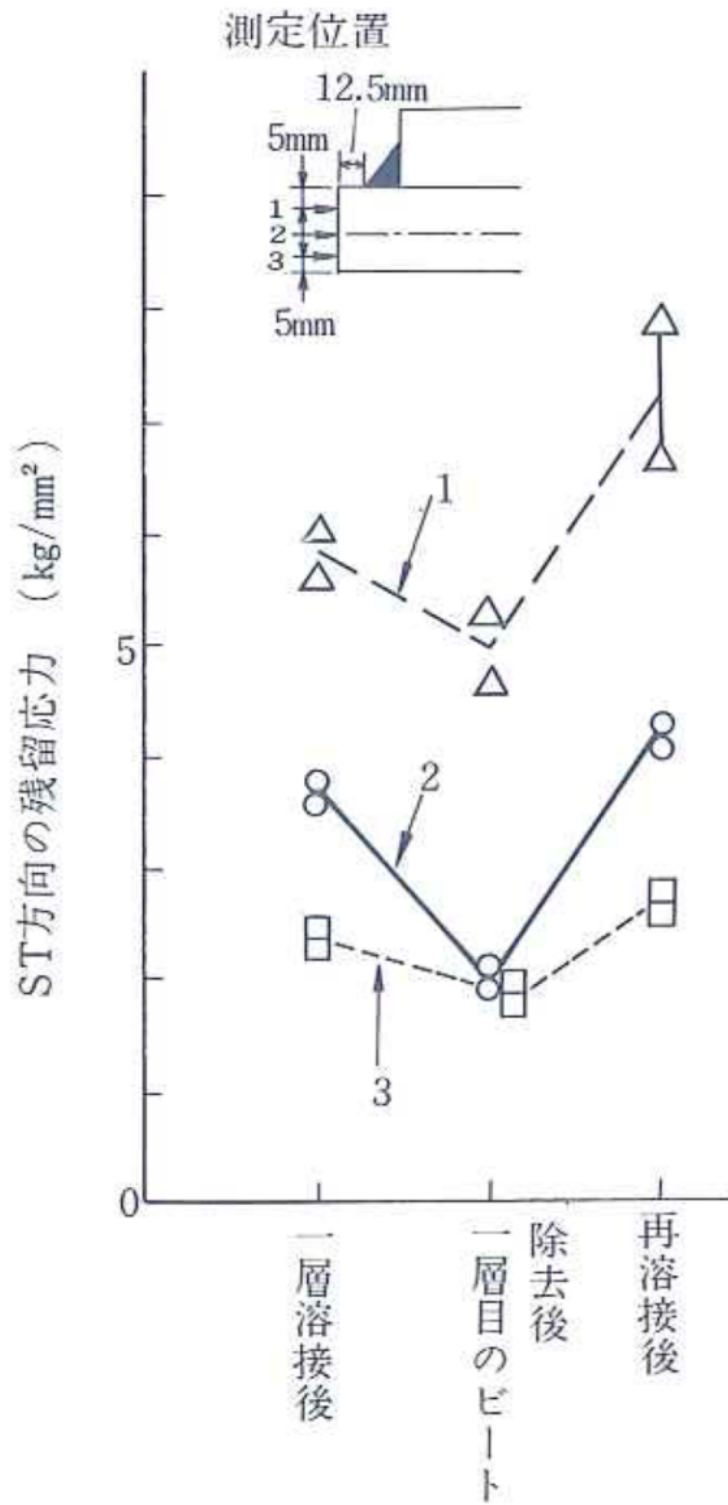


Fig.3-50 重ねすみ肉溶接における多層溶接の影響

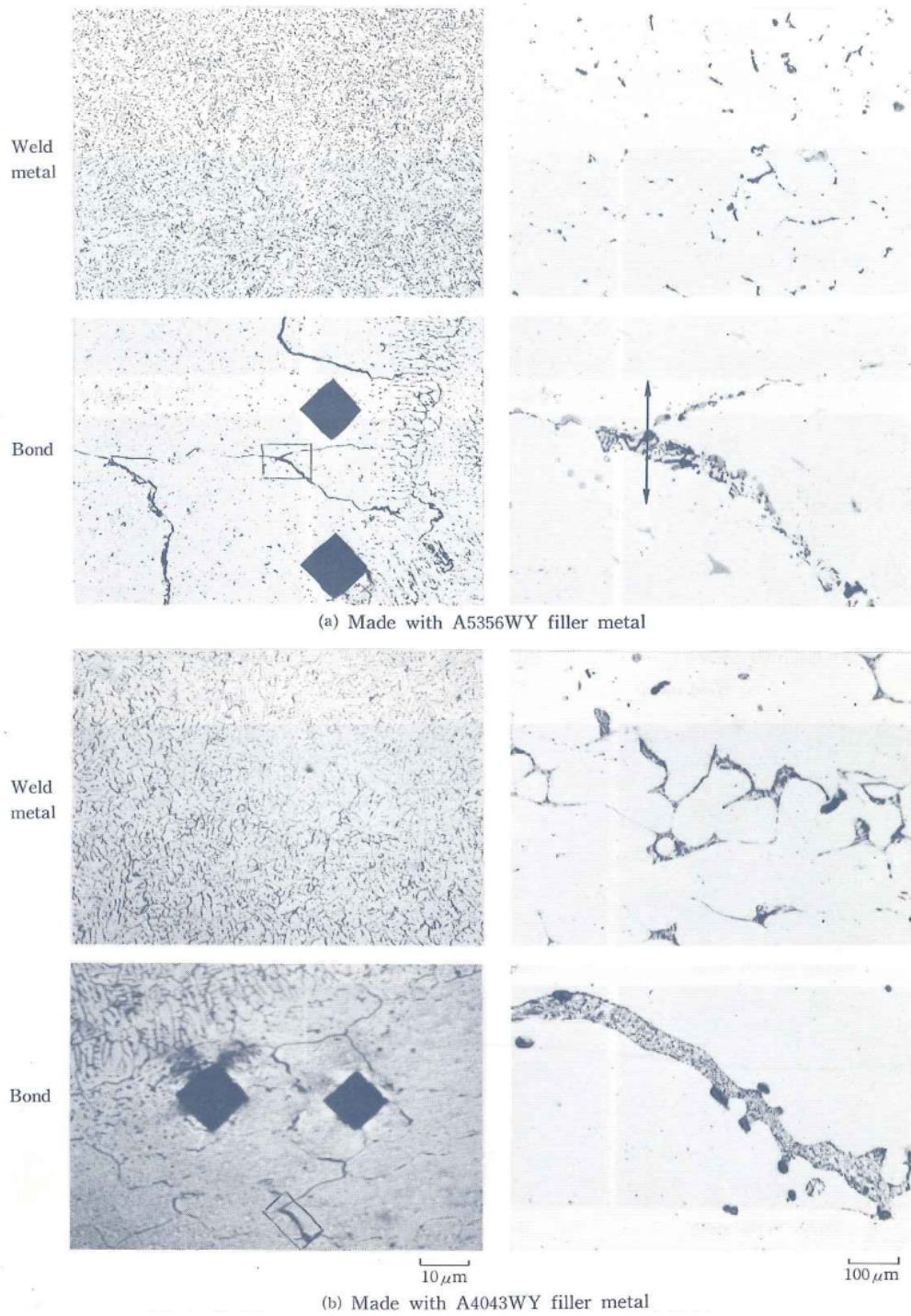
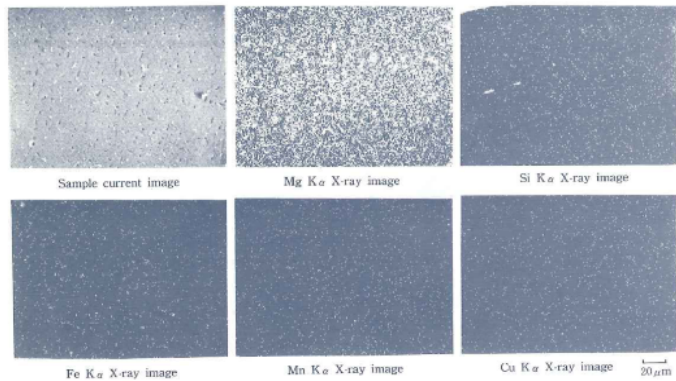
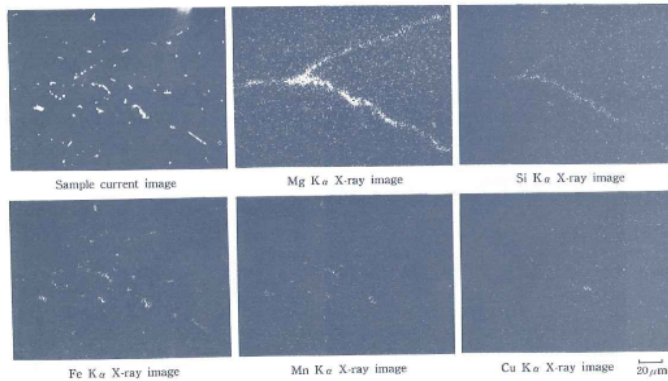


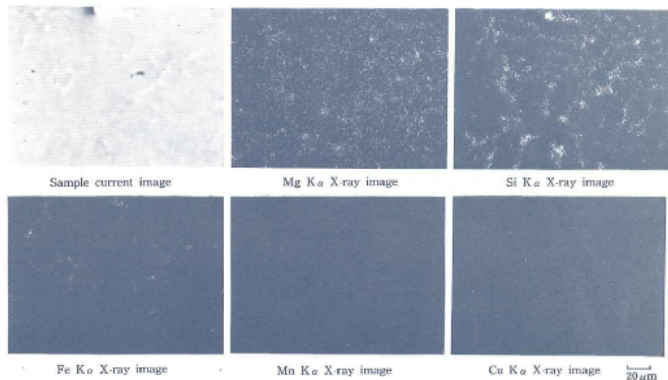
Fig.3-51 熱影響部の融解部のミクロ組織



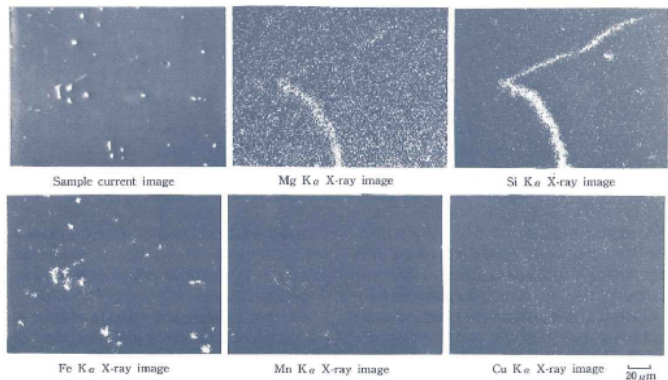
(a) Weld metal



(b) Eutectic in HAZ



(a) Weld metal

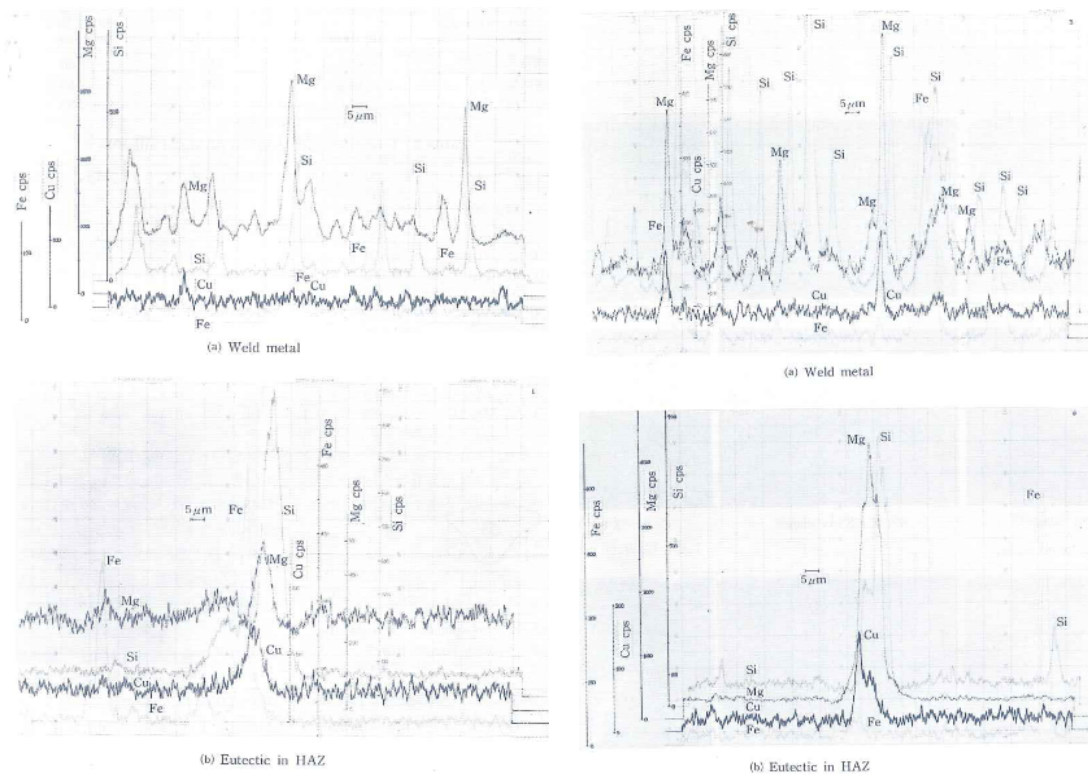


(b) Eutectic in HAZ

5356溶加材の場合

4043溶加材の場合

Fig.3-52 融解部のEPMAによる面分析結果



5356溶加材の場合

4043溶加材の場合

Fig.3-53 融解部ならびに溶接金属部のEPMAによる線分析結果

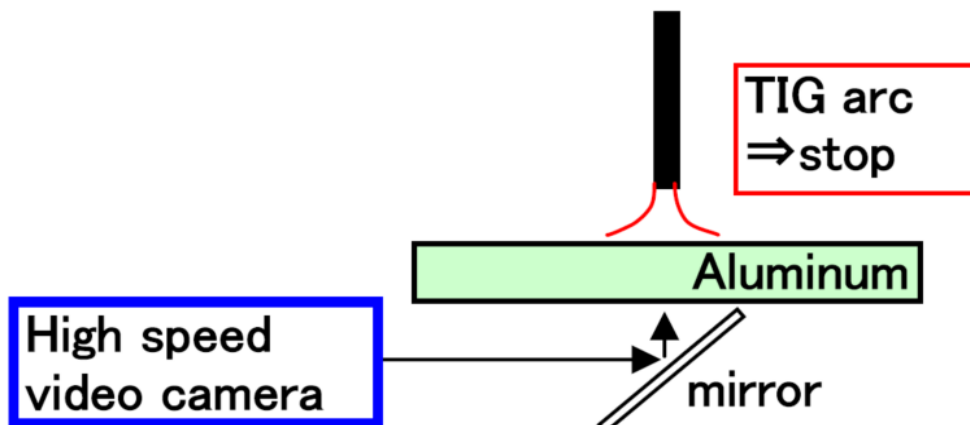


Fig.3-54 裏面熱影響部の割れの高速ビデオ観察方法

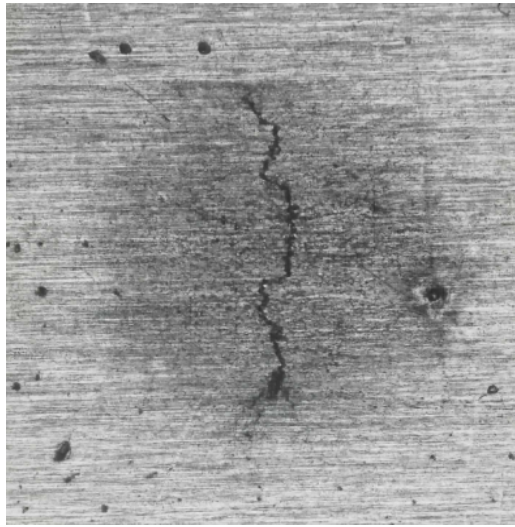


Fig.3-55 裏面の割れ

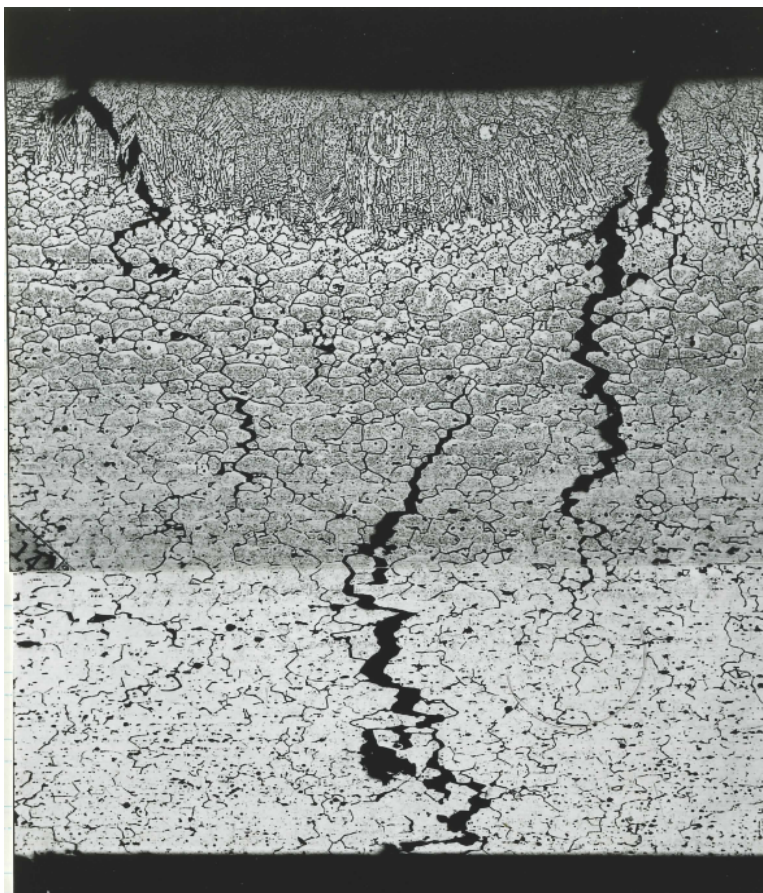
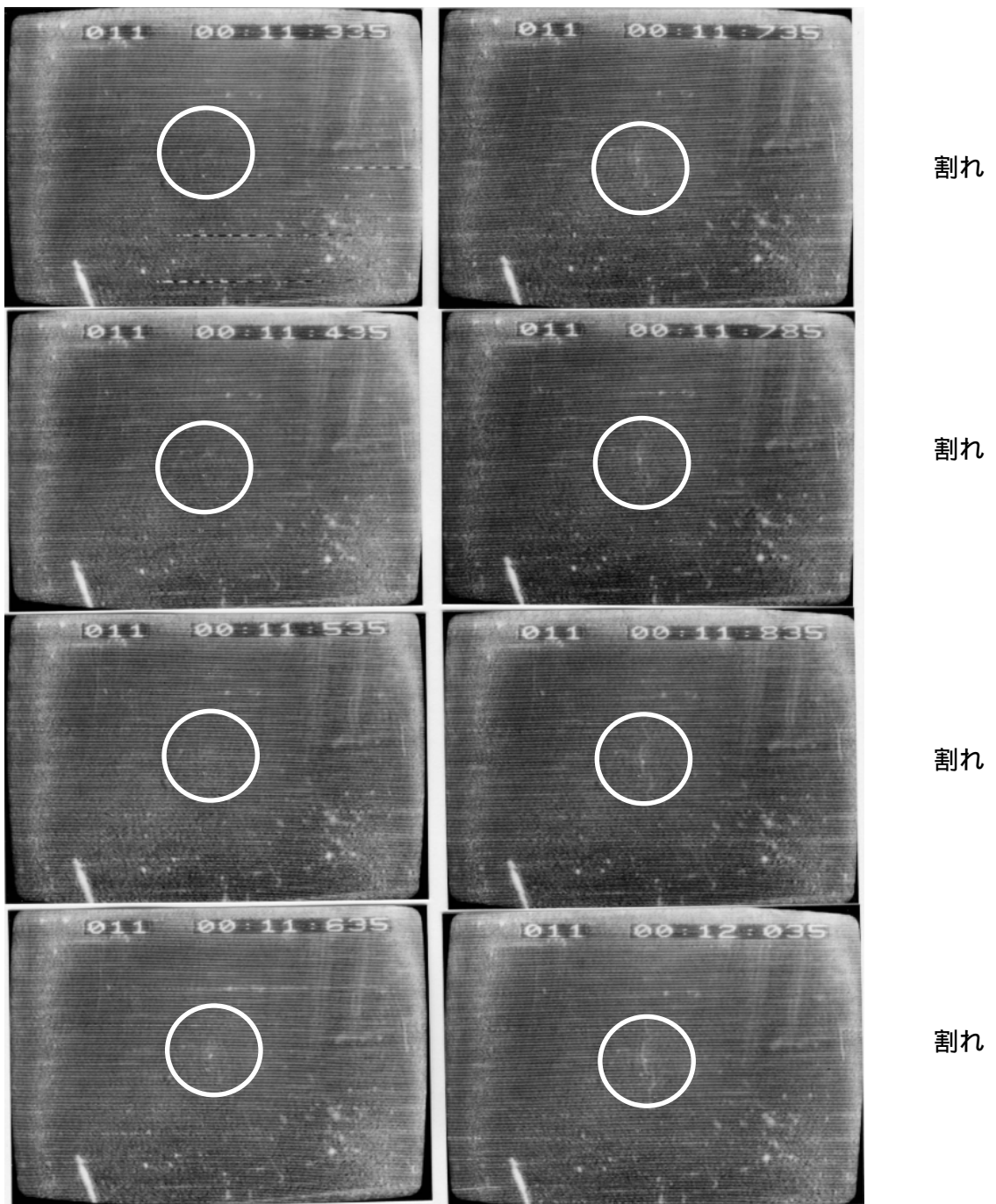


Fig.3-56 裏面の割れ部の断面マイクロ組織



アーク発生中
 アーク消弧後100ms
 同200ms
 同300ms

同400ms
 同450ms
 同500ms
 同700ms

Fig.3-57 高速度ビデオによる割れ観察結果

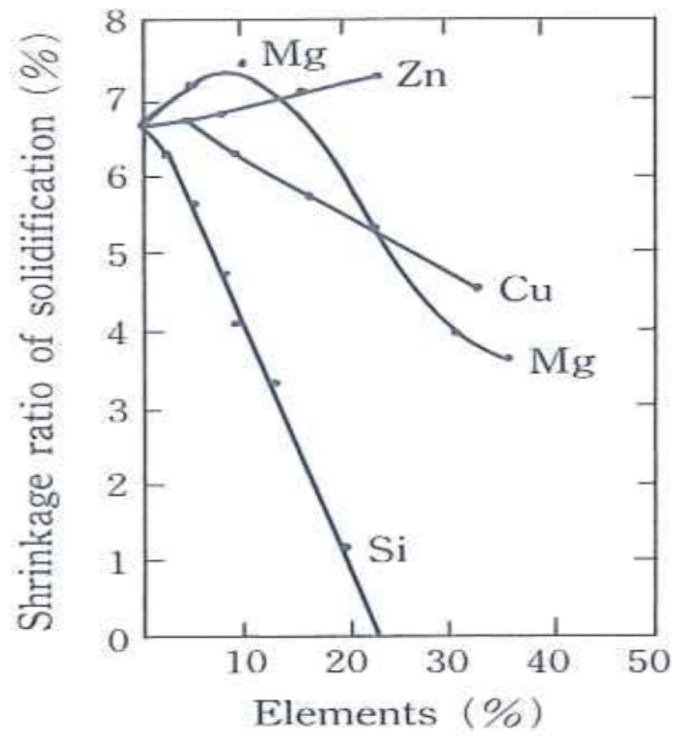


Fig.3-58 アルミニウム中の各種添加成分と凝固収縮ひずみ

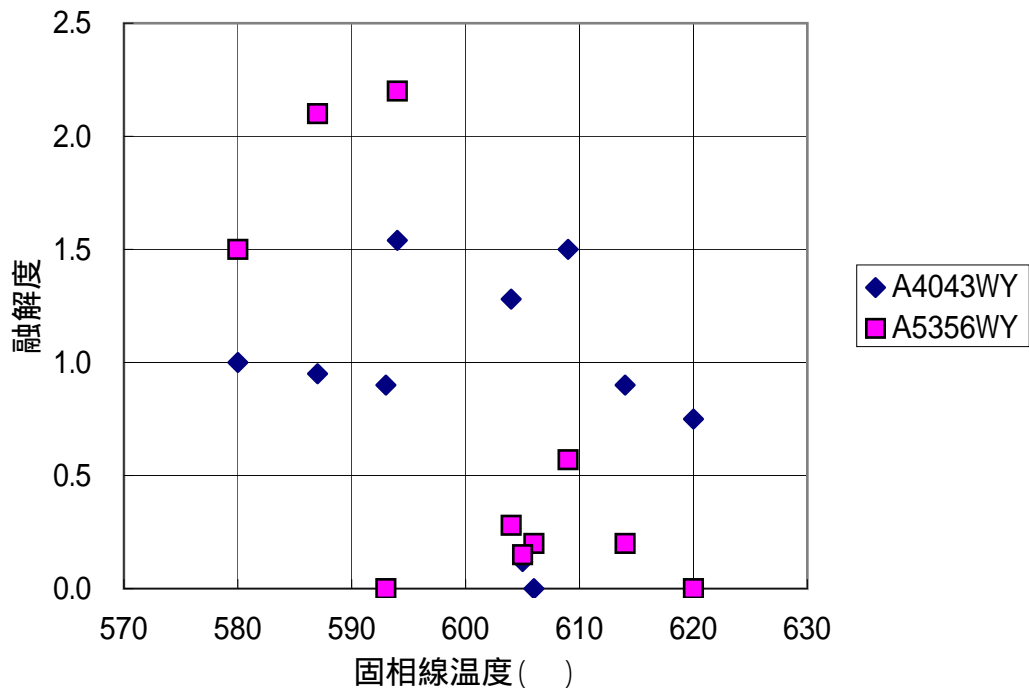
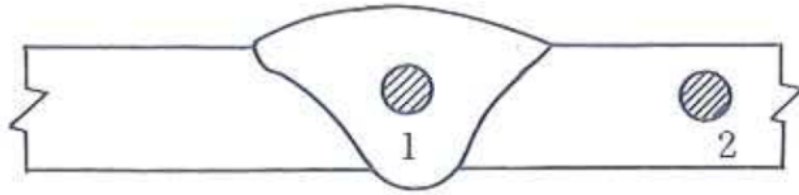


Fig.3-59 供試材の固相線温度と融解度との関係



1. Center of weld metal
2. Base metal of non heat affected zone

Fig.3-60 固相線温度測定のための試料採取位置

Table3-13 示差熱分析による固相線温度測定結果

position	base metal		weld metal	
	liquidus	solidus	A4043 WY solidus	A5356 WY solidus
equivalent of A6063	655	617	560	591
equivalent of A6005A	653	608	555	592
equivalent of A6082AP	651	597	555	584

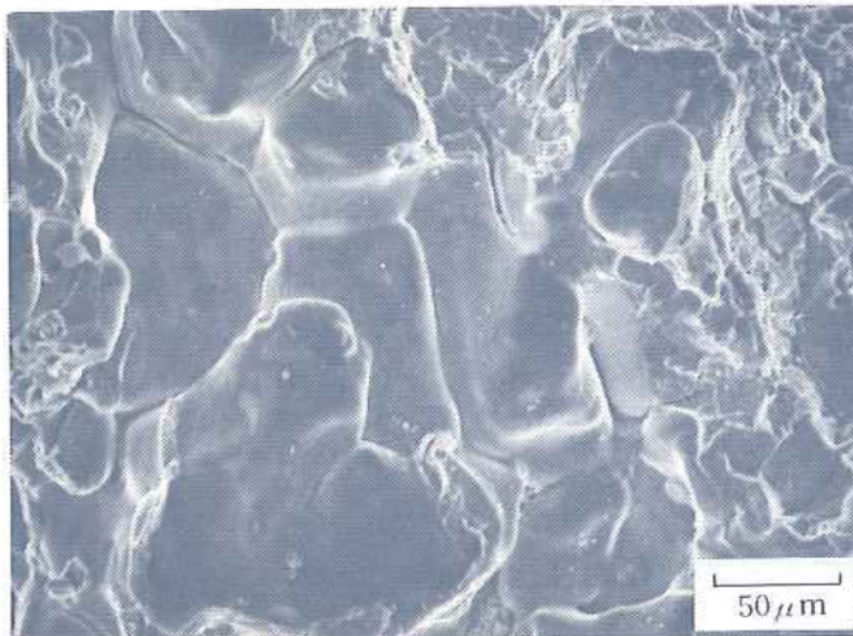
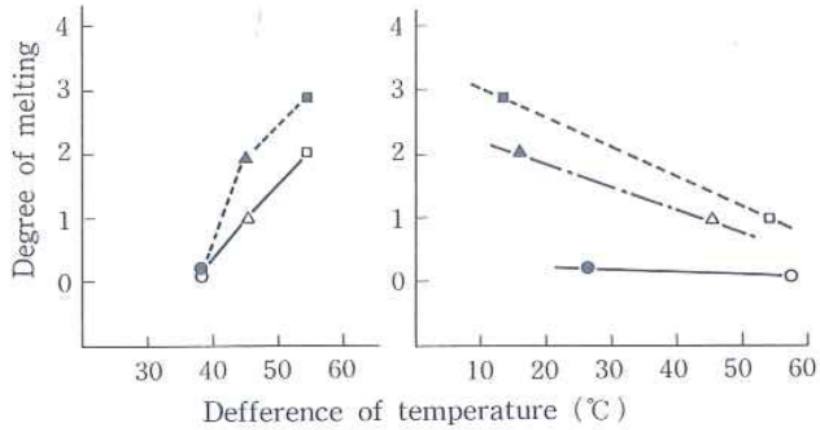


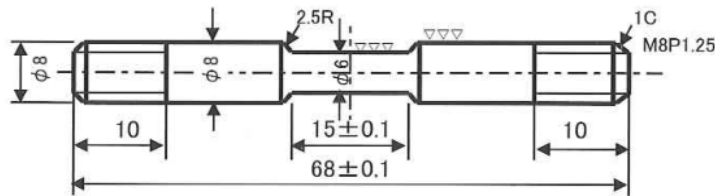
Fig.3-61 溶接マイクロ割れ部から破断した破面のSEM観察

Filler wire	4043	5356
Base metal		
equivalent 6063	○	●
" 6N01	△	▲
" 6082	□	■

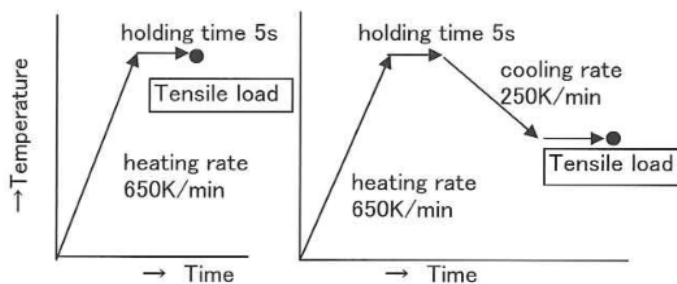


(I) Liquidus temperature — solidus temperature of base metal
 (II) Solidus temperature of base metal — solidus temperature of weld metal

Fig.3-62 溶接金属部と素材との固相線温度差と融解度との関係



(a) Test specimen for thermal cycle testing



(b) On-heating tensile test sequence
 (c) On-cooling tensile test sequence

Fig.3-63 高温高速引張試験片形状ならびに試験要領

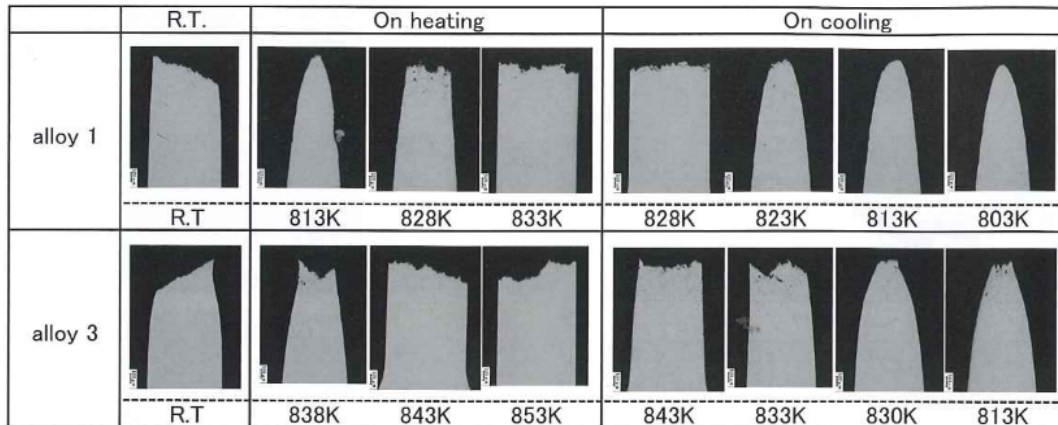
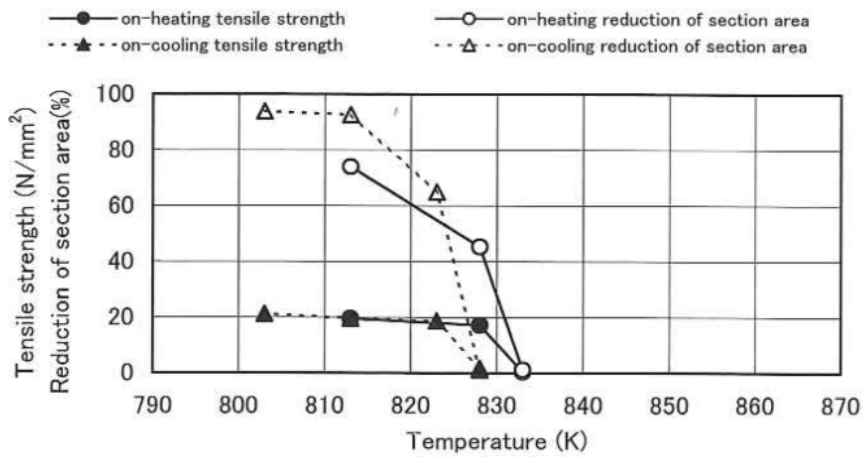
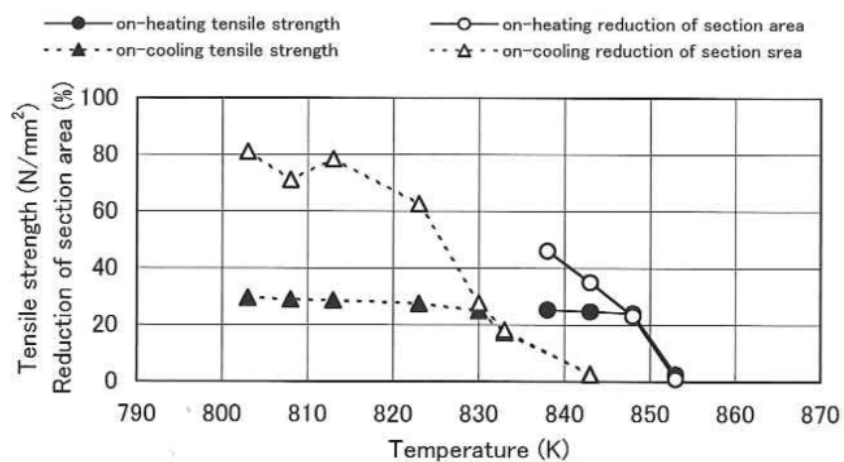


Fig.3-64 高温高速引張試験の破断断面形状



(a) in case of alloy 1



(b) in case of alloy 3

Fig.3-65 各温度における引張強さならびに断面減少率

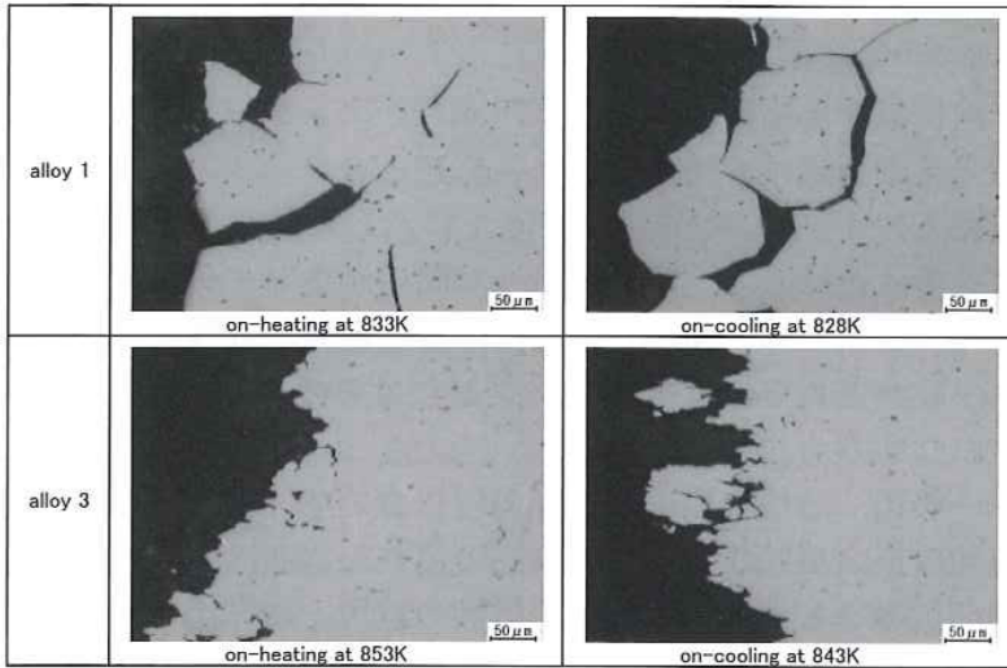


Fig.3-66 破断部断面のマイクロ組織

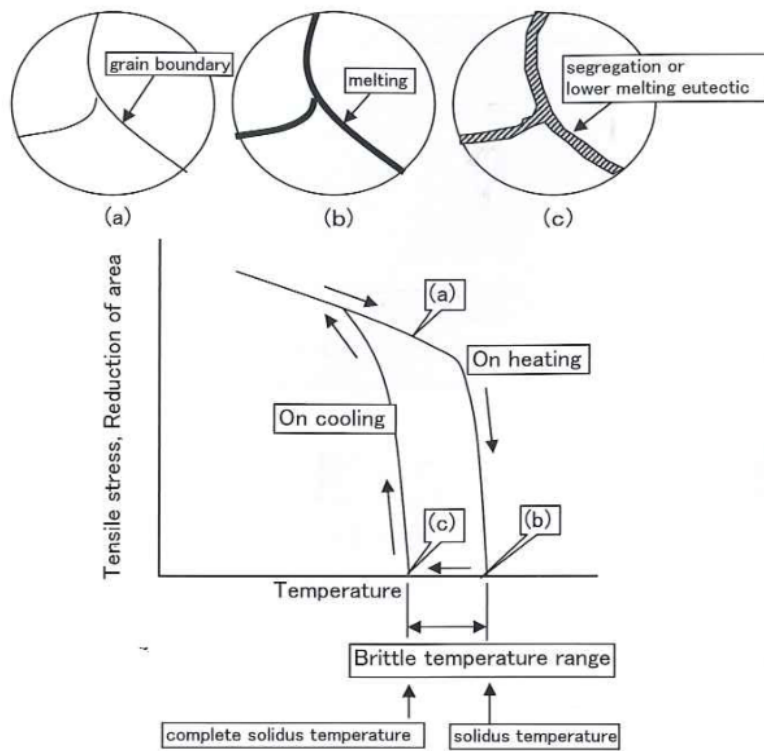


Fig.3-67 高温脆性温度範囲と各過程における粒界状況

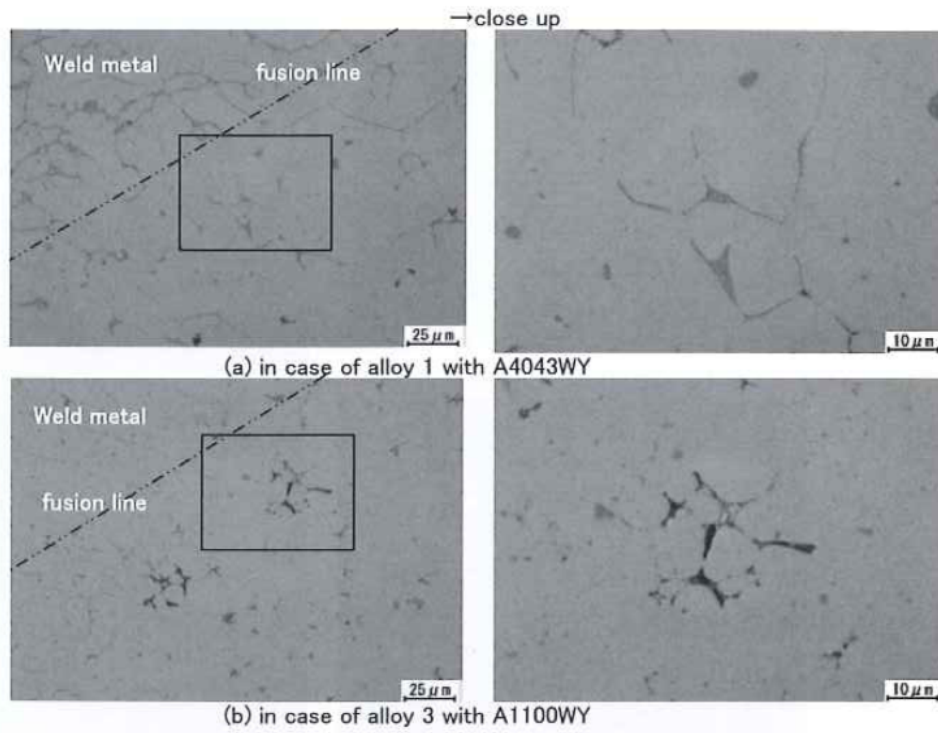


Fig.3-68 溶加材との組合せによる溶接境界部のマイクロ組織

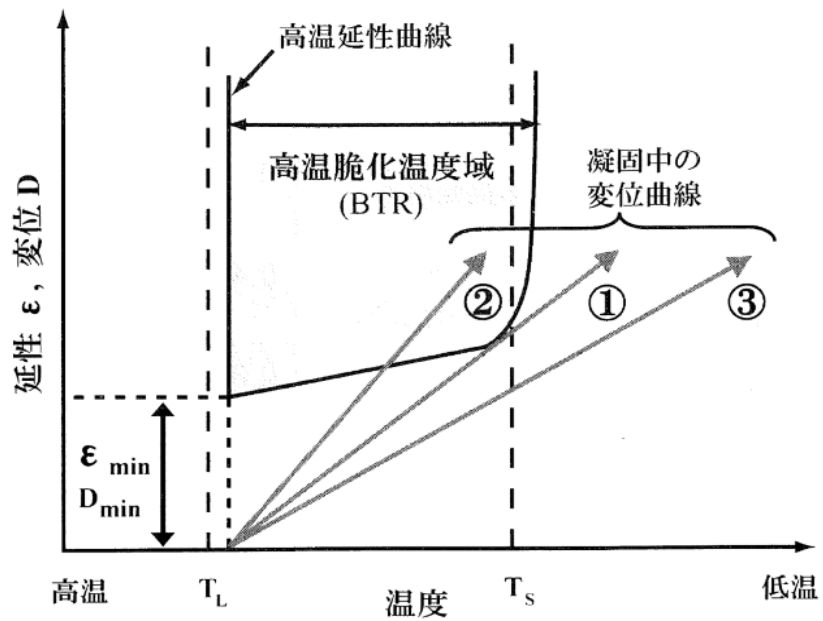


Fig.3-69 高温延性曲線と変位曲線による凝固割れ発生理論

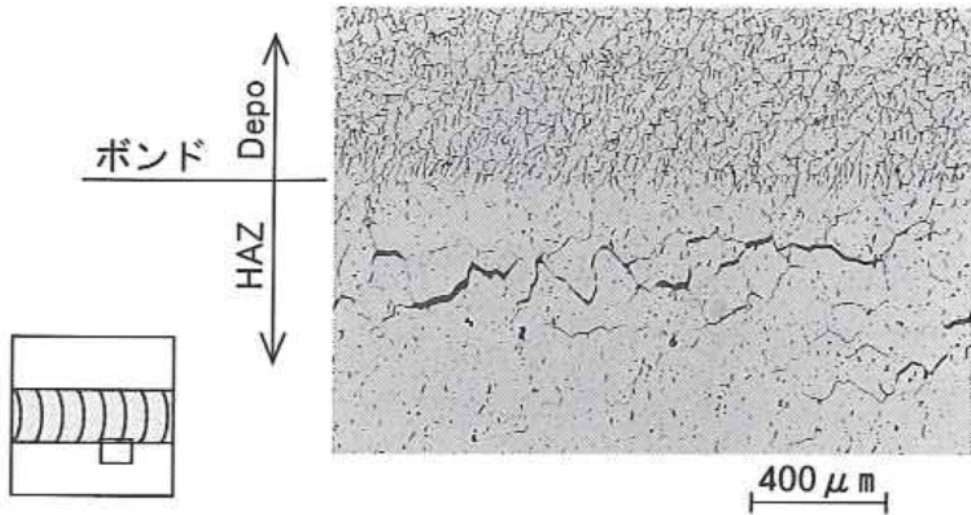


Fig.3-70 溶接マイクロ割れ発生部のマイクロ組織

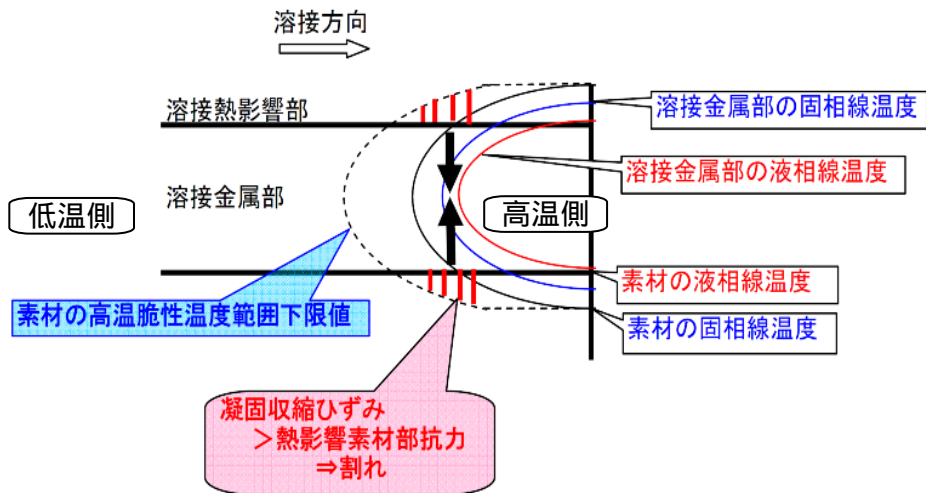


Fig.3-71 熱影響部のマイクロ割れと素材熱影響部の

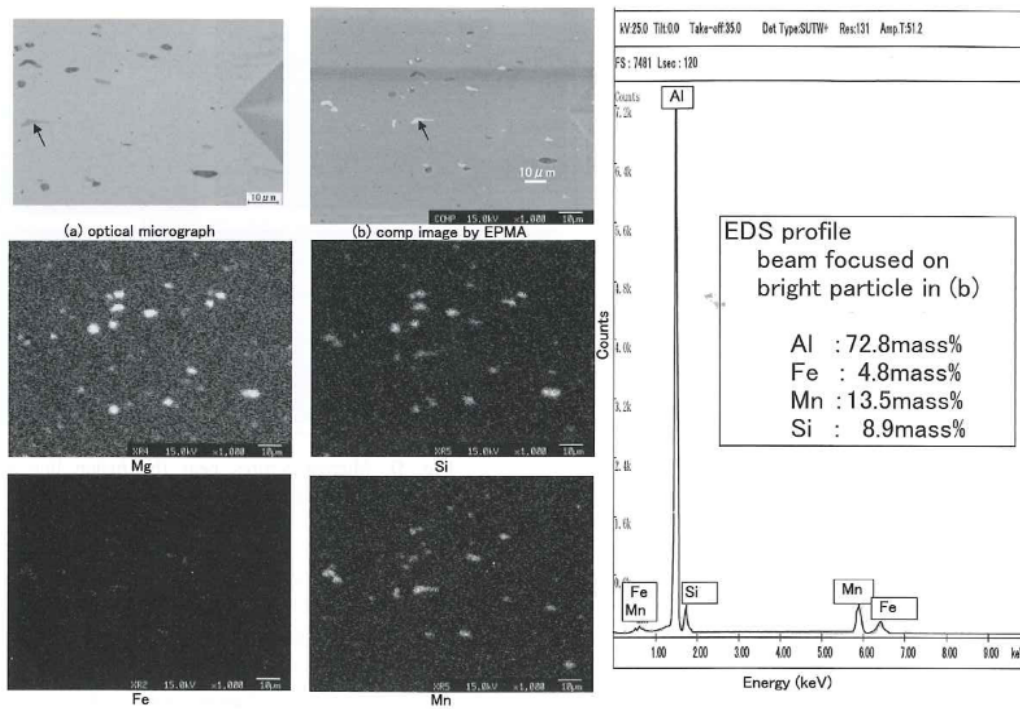


Fig.3-72 Mn添加材の素材部のEPMA観察と化合物のEDS分析

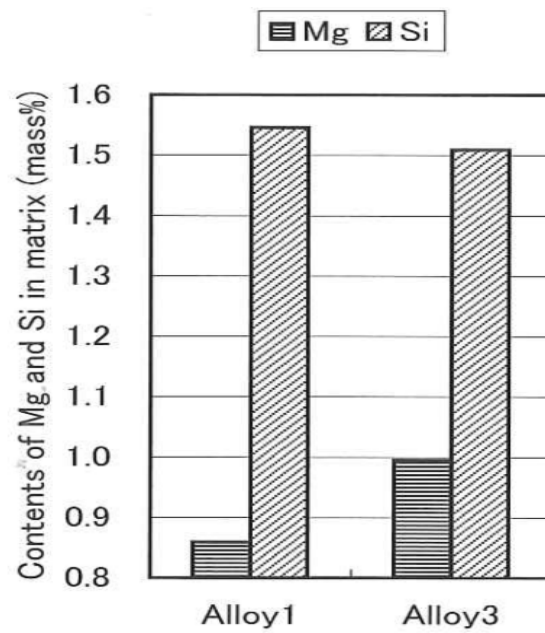


Fig.3-73 マトリクス中のMg、Si量のEDS分析

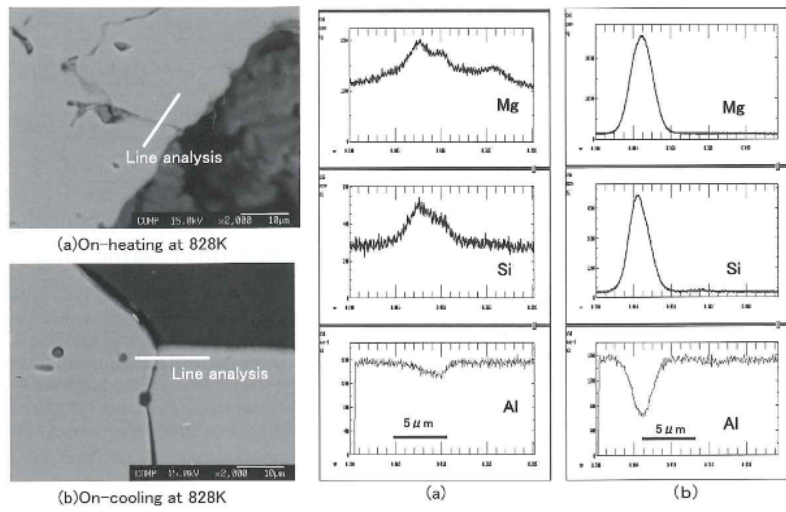


Fig.3-74 昇温時と降温時における結晶粒界のEPMA観察

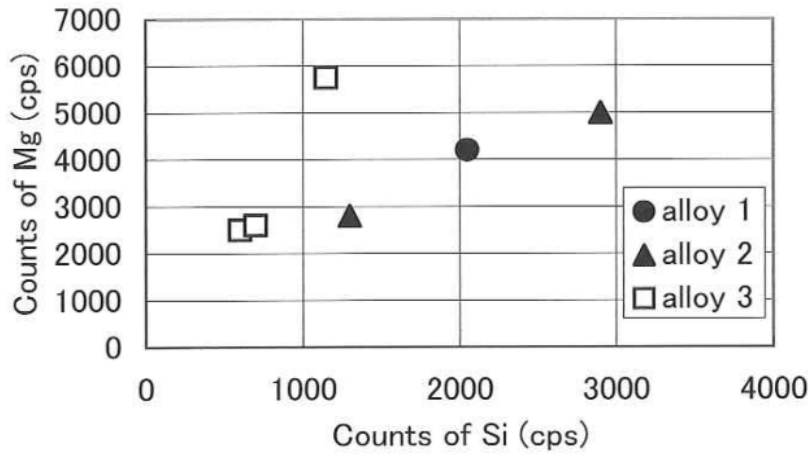


Fig.3-75 破断部近傍の結晶粒界のMg,Si量

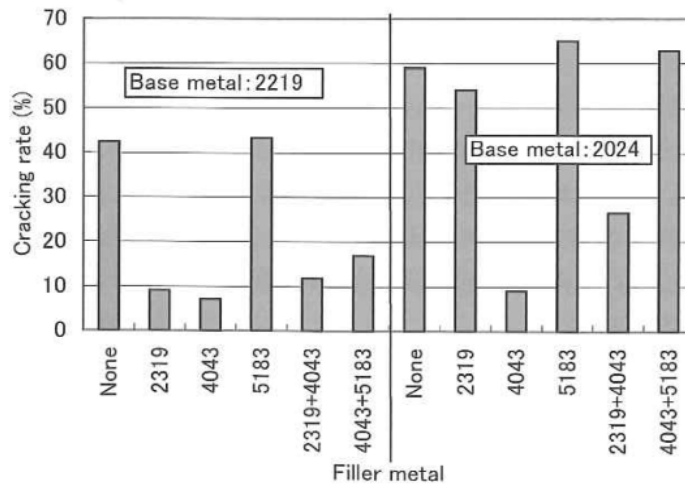


Fig.3-76 各種溶加材と割れ率との関係

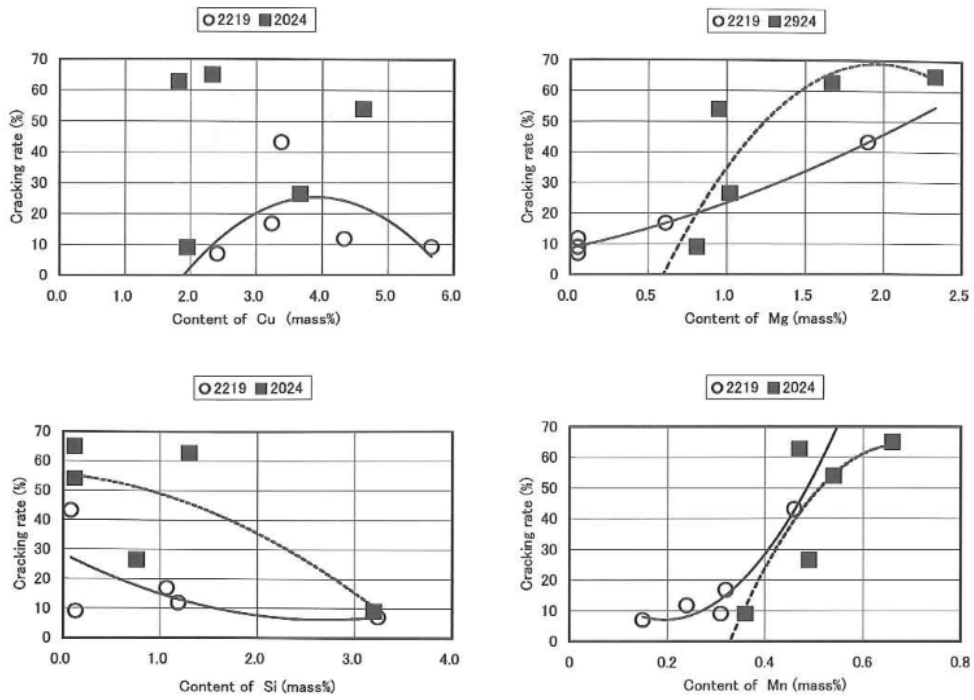


Fig.3-77 割れ成分と割れ率との関係

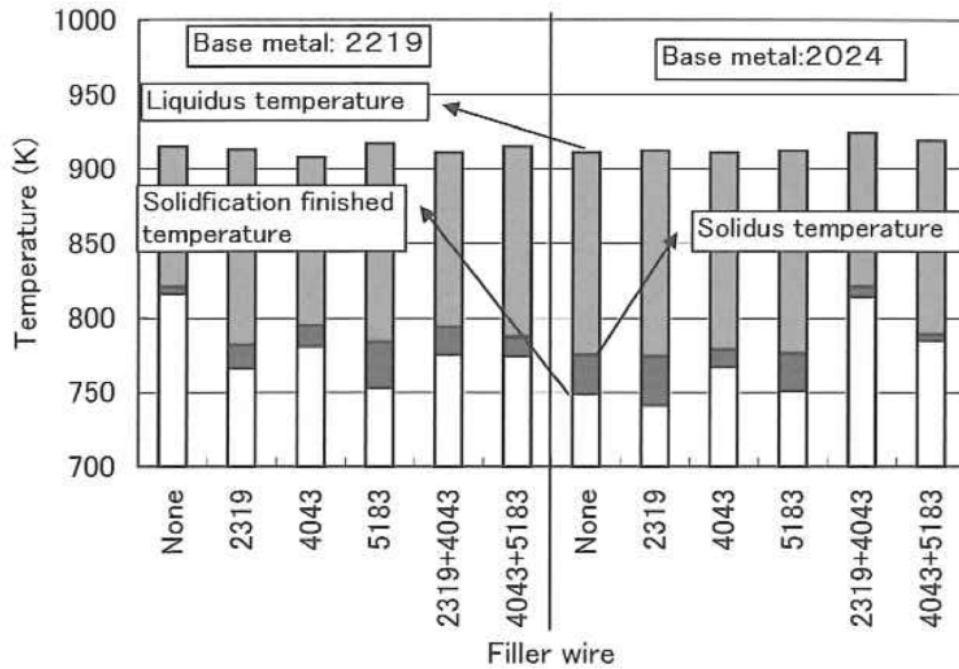


Fig.3-78 溶接金属部の固液相線温度

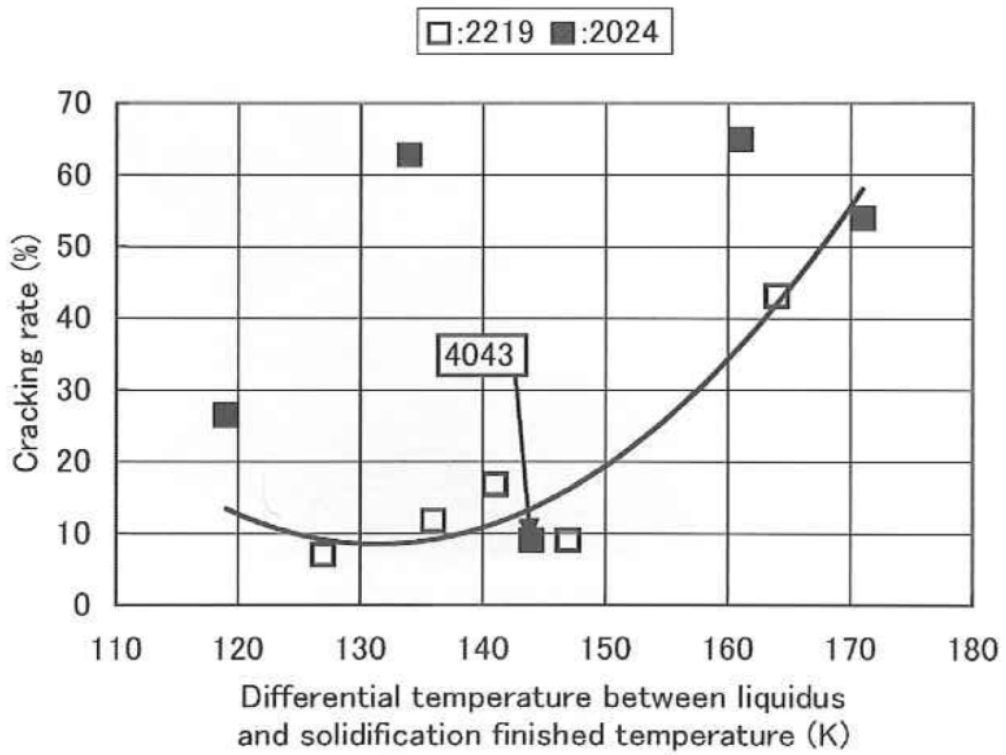


Fig.3-79 固液相線温度範囲と割れ率との関係

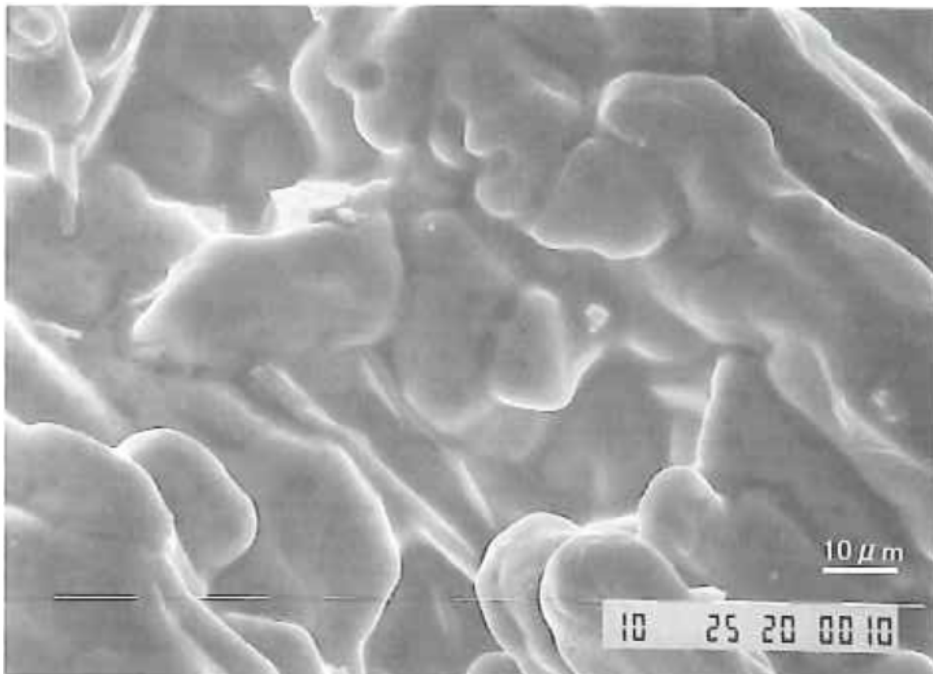


Fig.3-80 止端部割れ破面のSEM観察

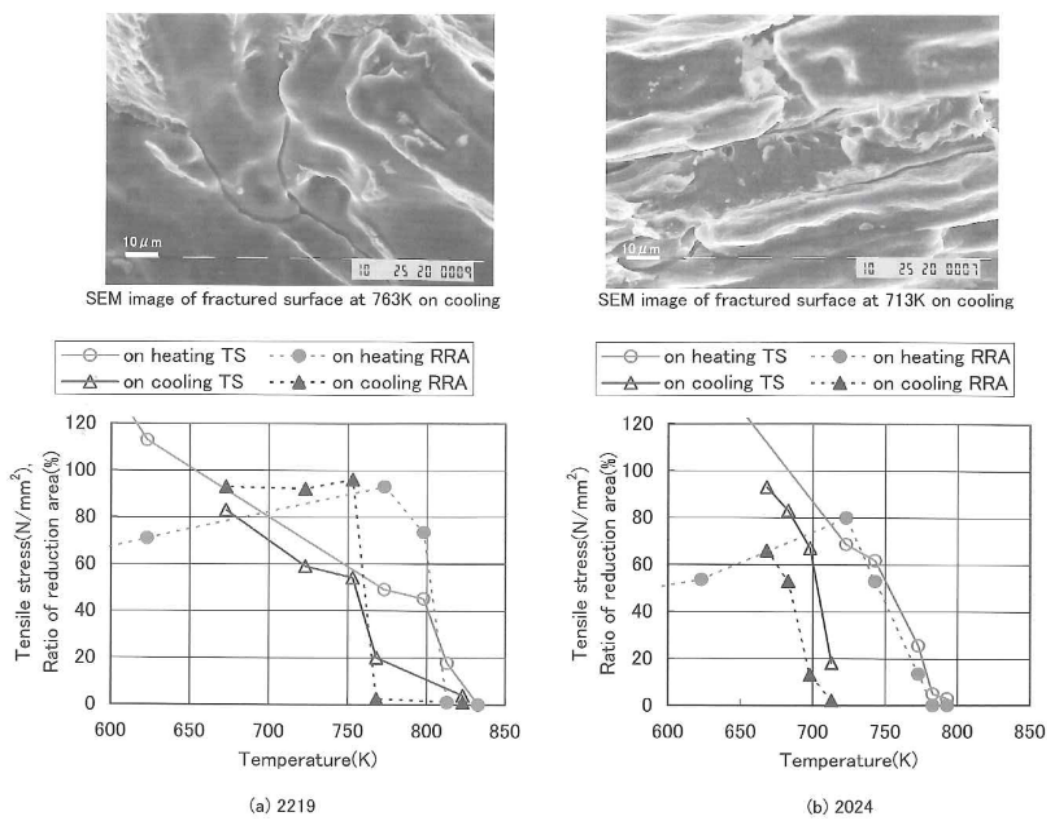


Fig.3-81 高温高速引張試験結果とその破断面のSEM観察

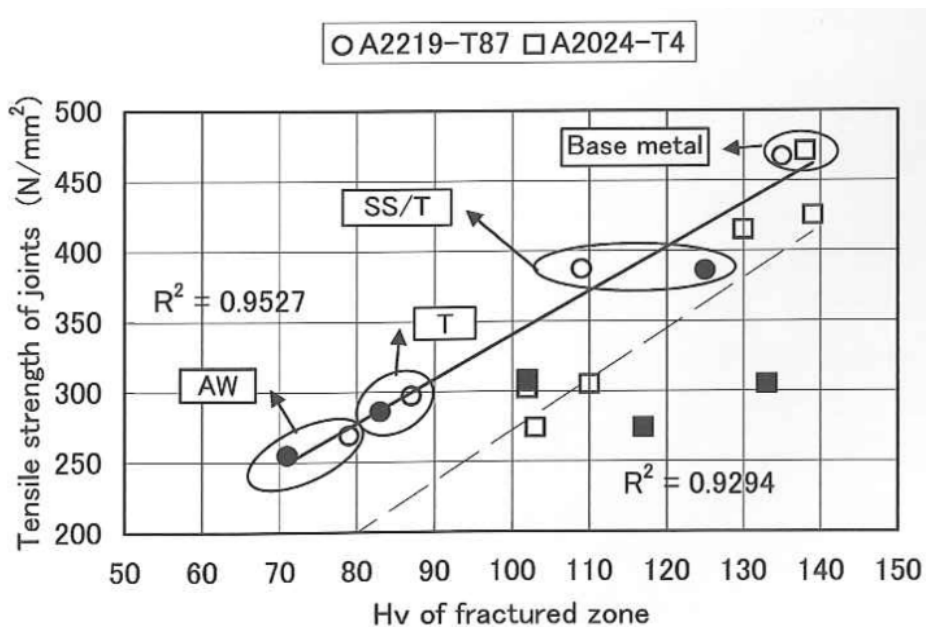


Fig.3-82 各後熱処理における引張試験破断部の硬さと引張強さとの関係

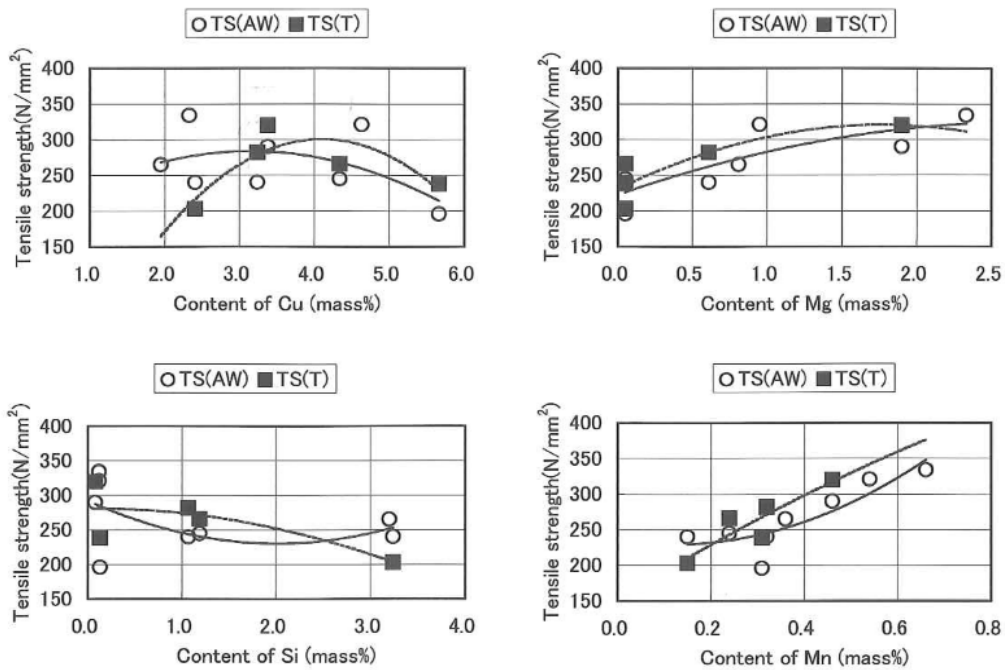


Fig.3-83 各後熱処理における溶接金属部の化学成分と引張強さとの関係

Table3-14 各化学成分と割れならびに引張強さとの相関性

		Cu(%)	Si(%)	Mg(%)	Mn(%)
Cracking rate	%	-0.262	-0.541	0.862	0.860
Tensile strength	AW	-0.365	-0.310	0.844	0.824
	T	0.018	-0.716	0.893	0.838

Slope boldface figure shows that correlation is distinguished.
(AW: as welded, T: artificial aging for precipitation)

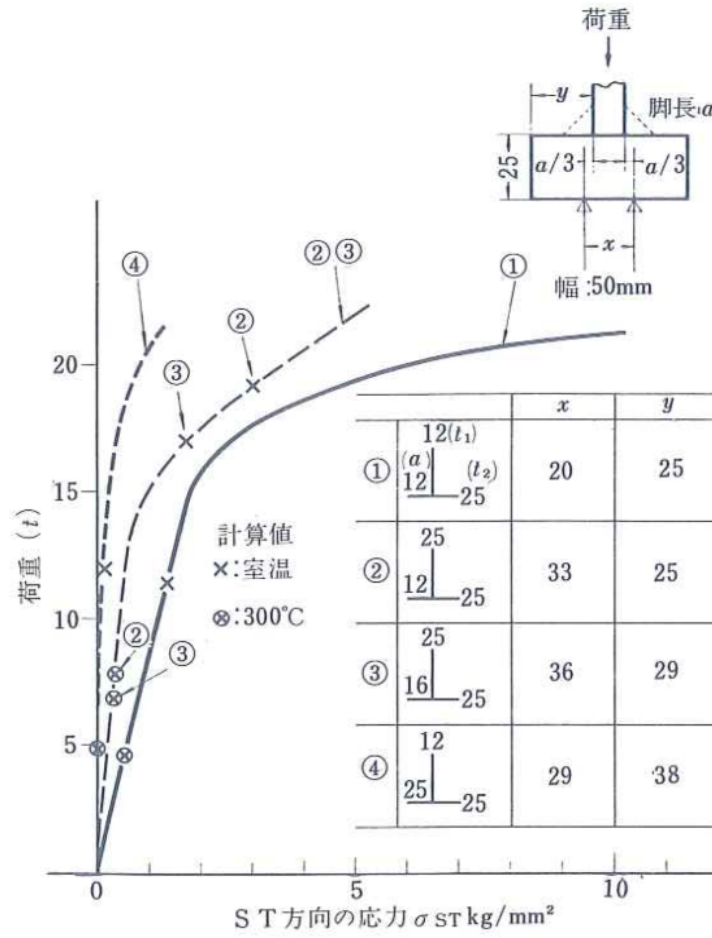


Fig.3-84 ウェブによる圧縮荷重とフランジ端面の板厚方向に生じる発生応力との関係

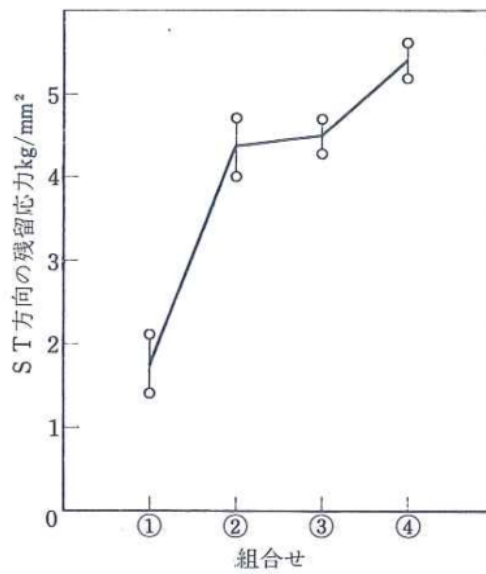


Fig.3-85 曲げ試験と同じ組合せのT形すみ肉試験体の残留応力

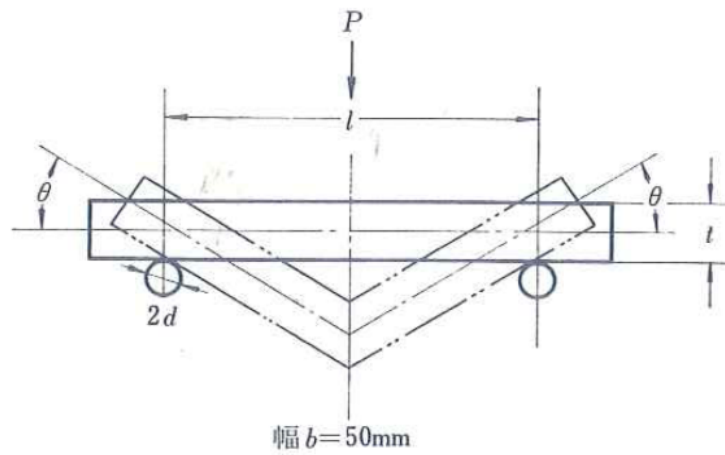


Fig.3-86 曲げ試験の仮定モデル

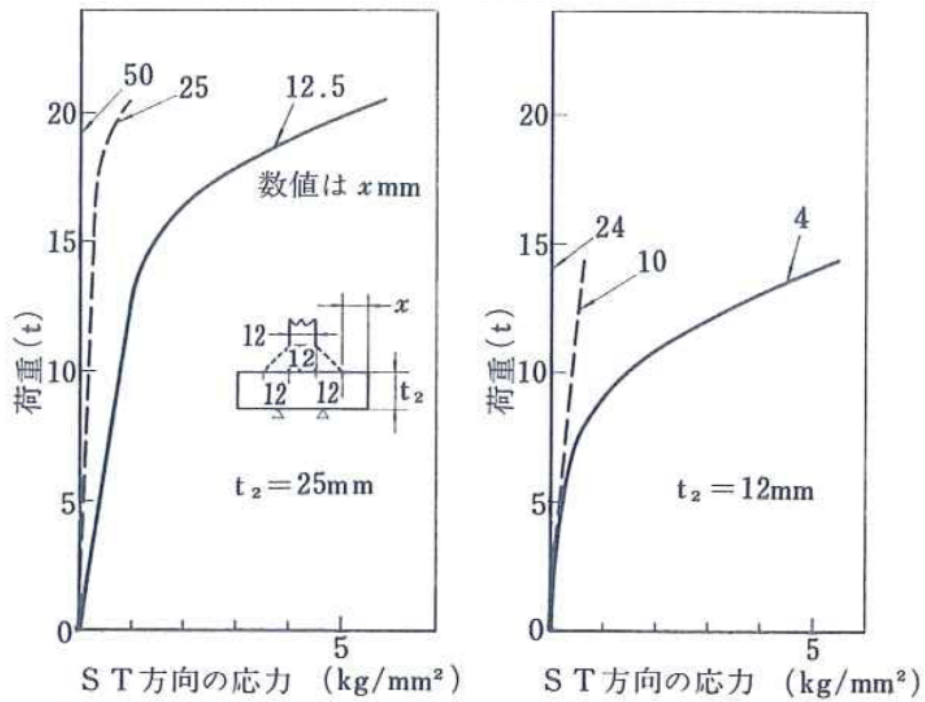


Fig.3-87 曲げ試験によるフランジ板厚・張出し長さ(x)の影響

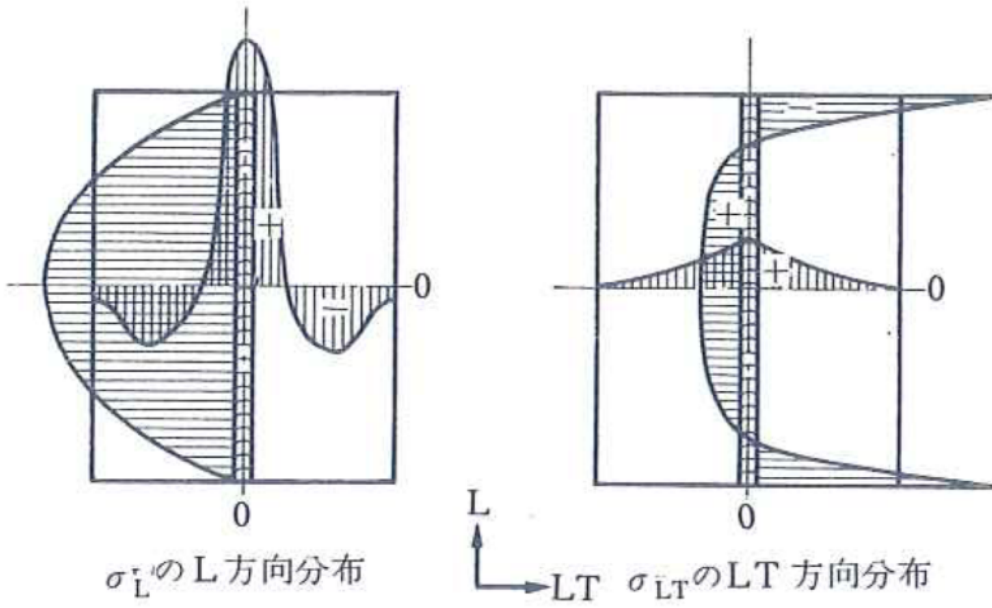


Fig.3-88 平板突合せ溶接継手に生じる溶接残留応力

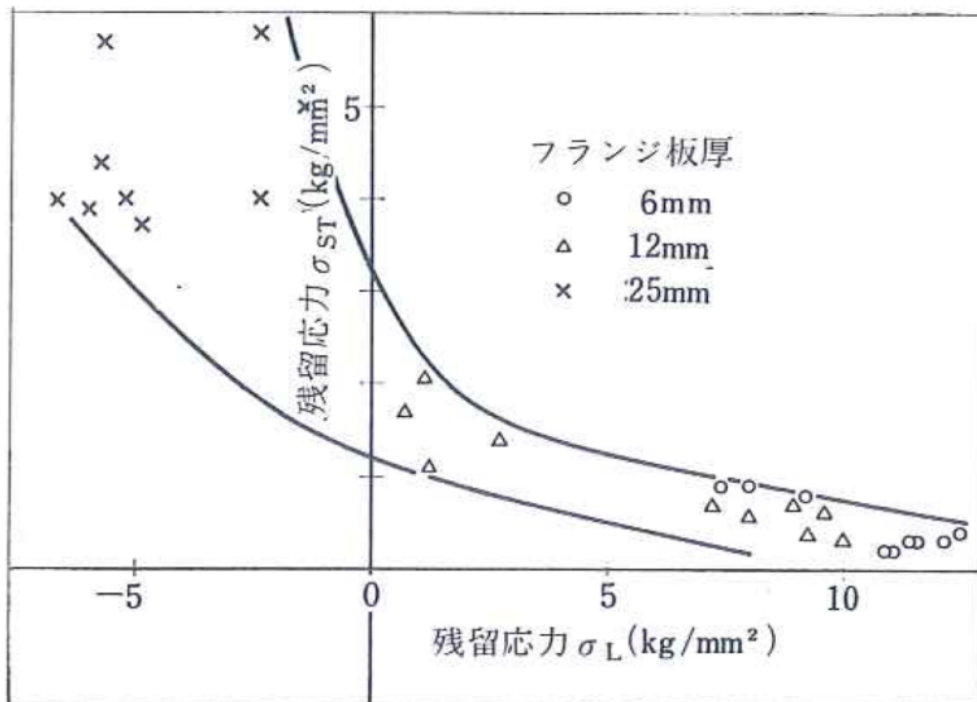


Fig.3-89 溶接長手方向の残留応力とフランジ端面の板厚方向の残留応力との関係

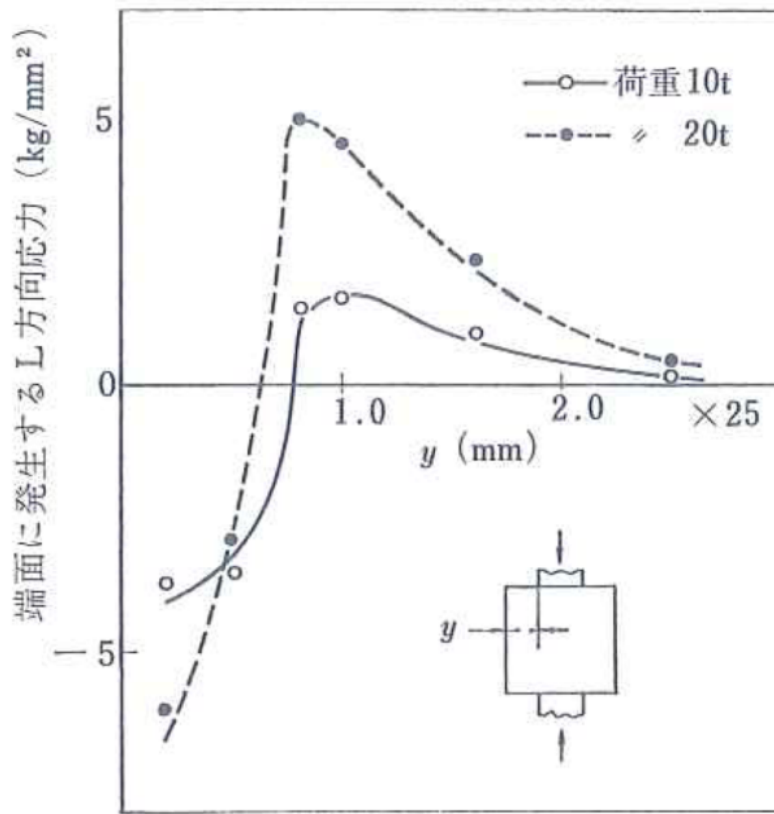


Fig.3-90 圧縮荷重による端面板厚方向の発生応力

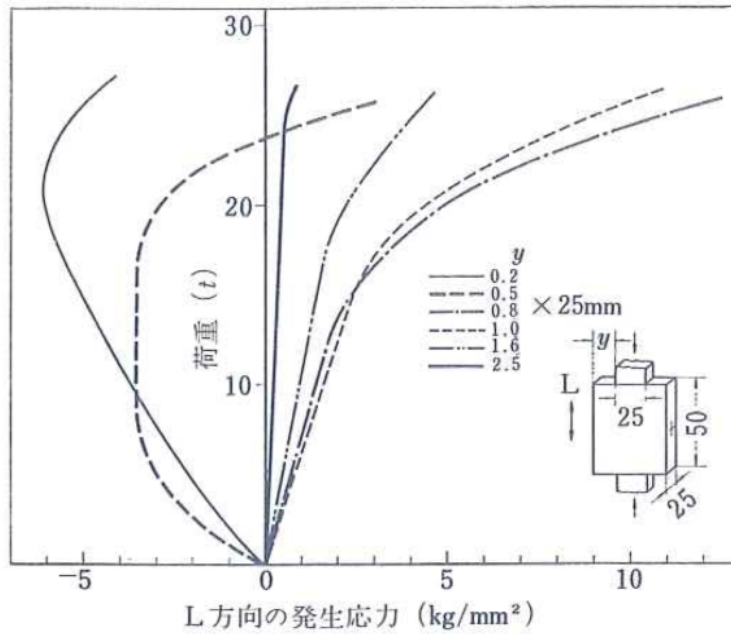


Fig.3-91 圧縮荷重と各張出し長さ位置端面の荷重方向応力

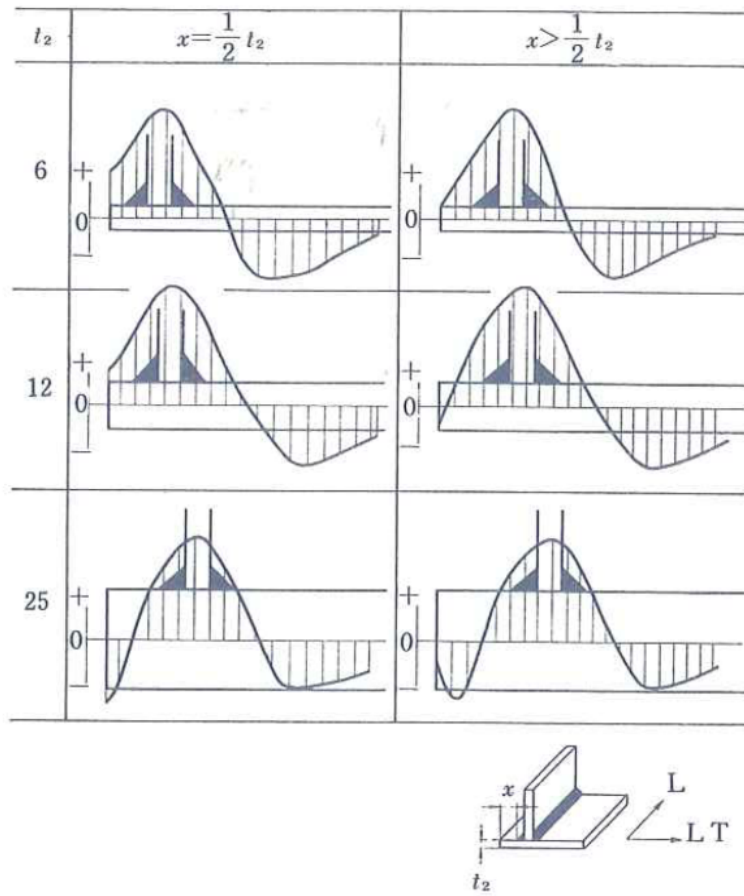


Fig.3-92 各フランジ板厚における張出し長さと溶接長手残留応力分布モデル

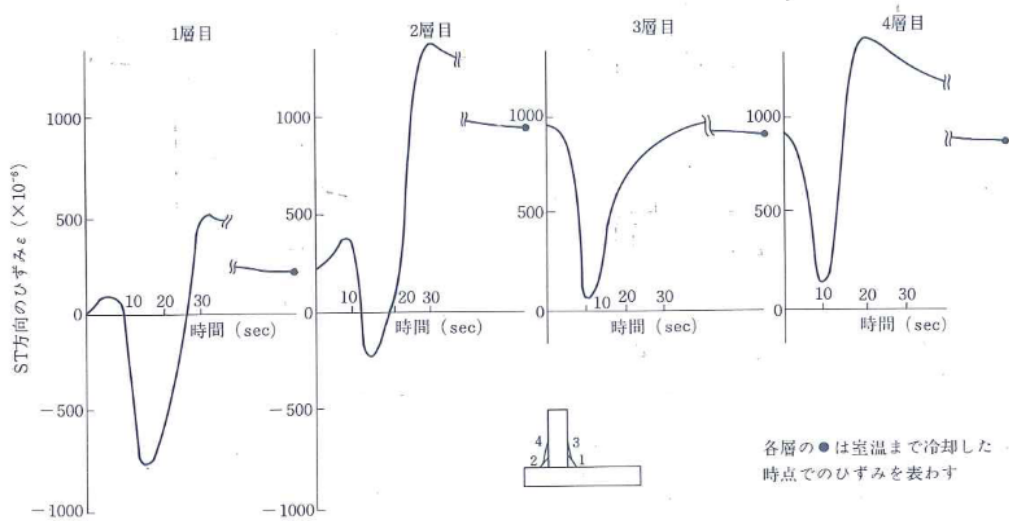


Fig.3-93 溶接における端面板厚方向のひずみ

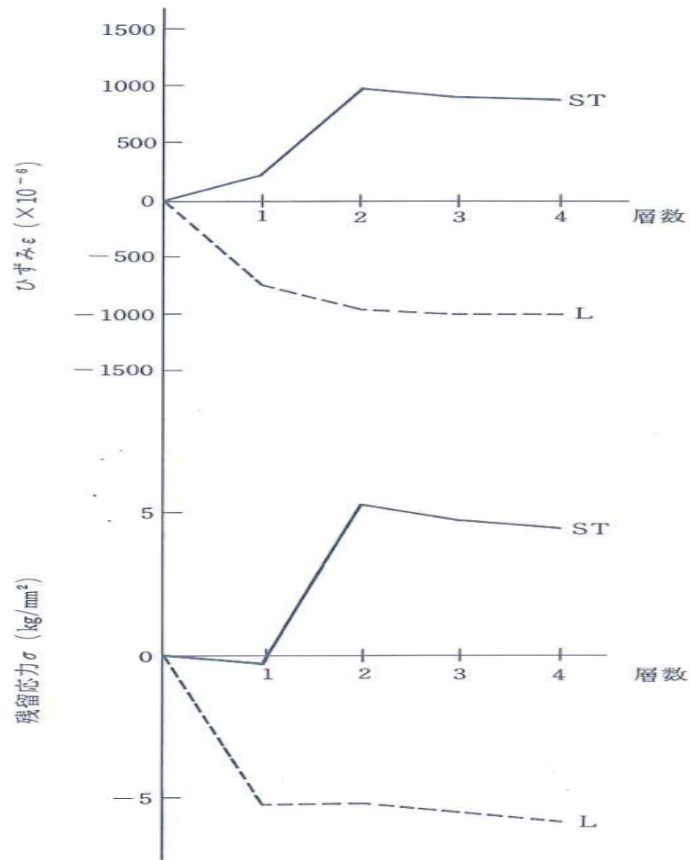


Fig.3-94 多層溶接における端面のひずみと残留応力

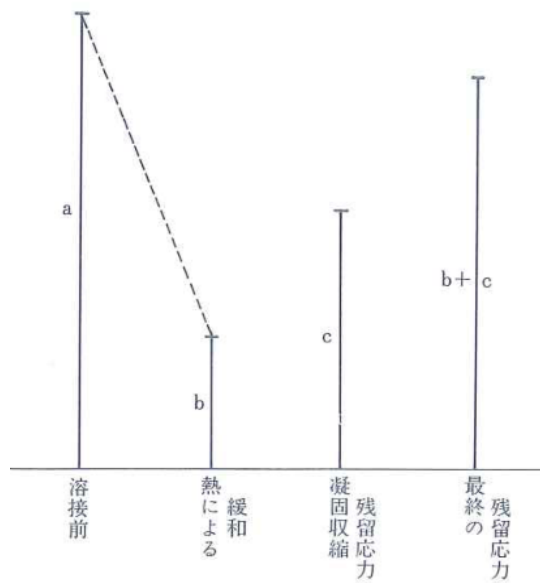


Fig.3-95 多層溶接における残留応力推移のモデル

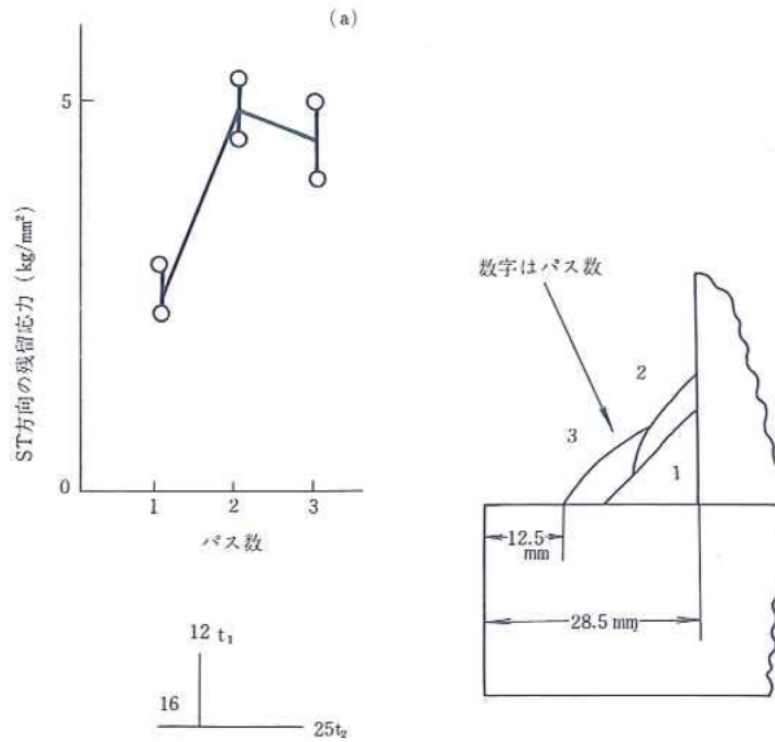


Fig.3-96 多層溶接の残留応力

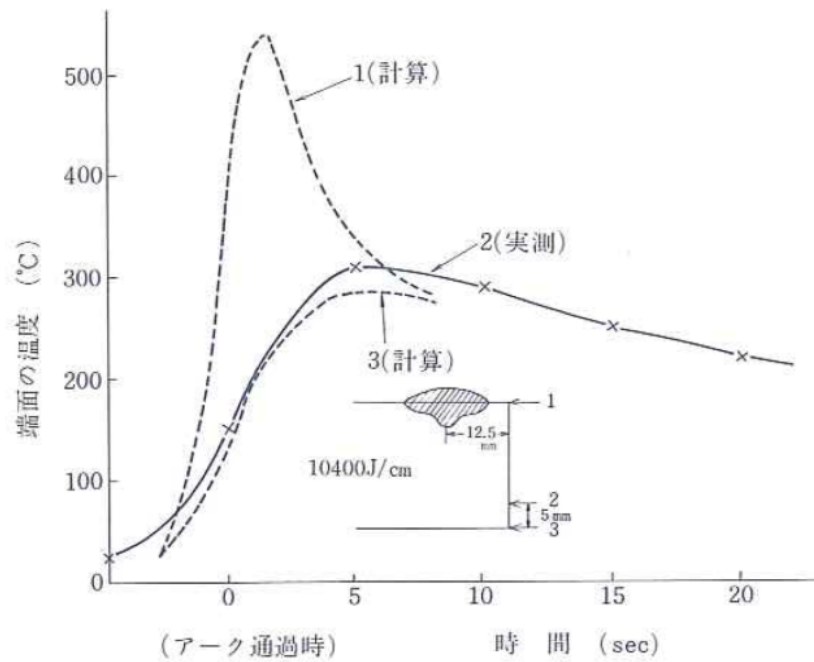


Fig.3-97 端面の温度(計算値と実測値)

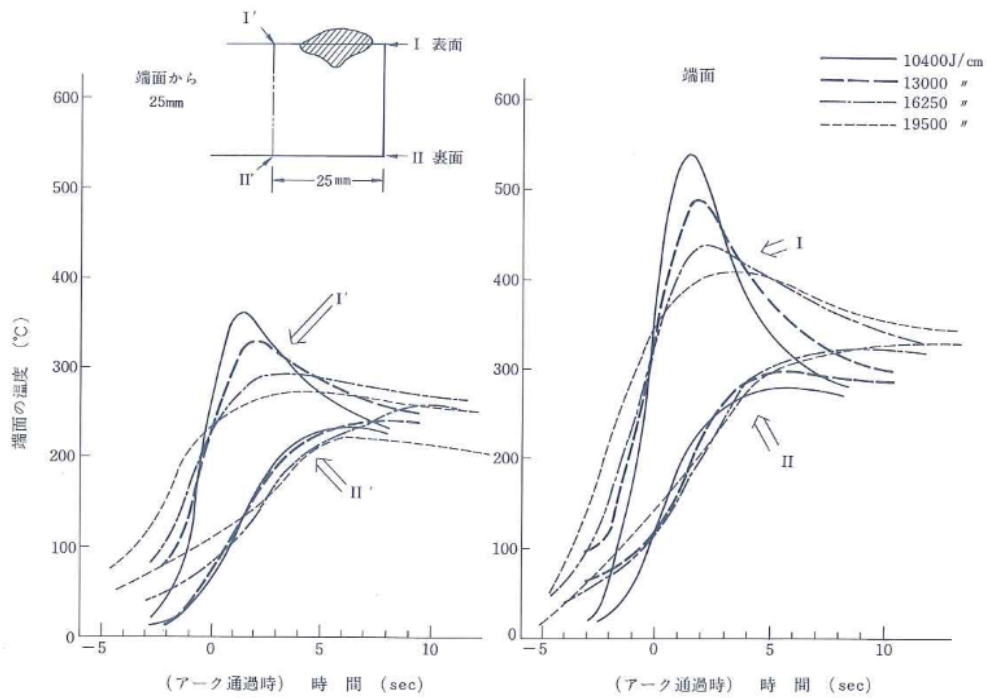


Fig.3-98 入熱量と端面各位置の温度との関係

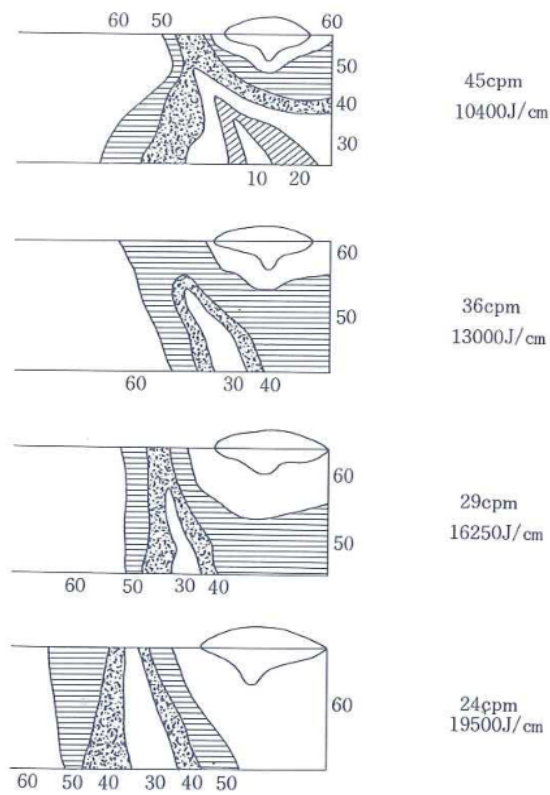


Fig.3-99 各入熱における90 x 24hr後の溶接横断面の等硬さ分布

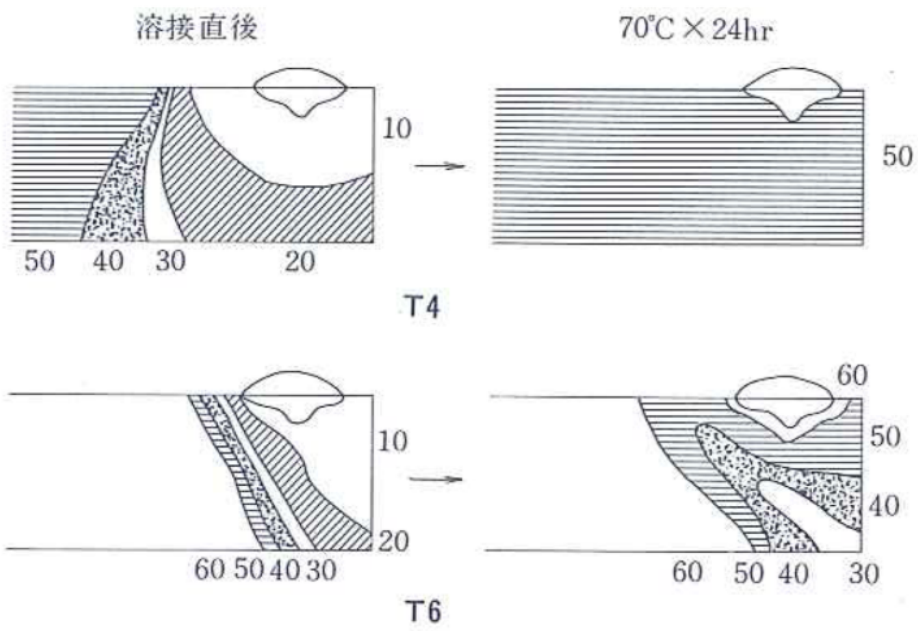


Fig.3-100 10400J/cmにおけるT4とT6との比較

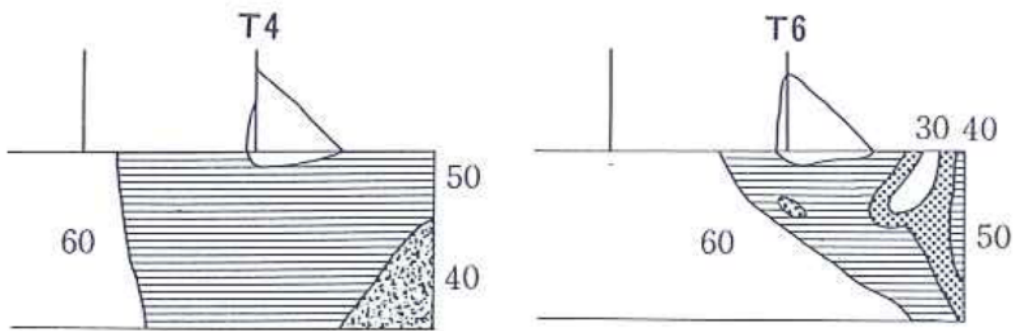


Fig.3-101 90 x24hr後の溶接横断面の等硬さ分布

第4章 鋼との異種金属接合技術の開発

4.1 緒言

鉄道車両構体や自動車車体などの各部材には求められている特性が異なっており、剛性・耐久強度・衝突強度など多岐に渡る。これら材料の適材適所化としてのいわゆる「材料ハイブリッド車体」¹⁾向け接合方法を分類すると **Table4-1**²⁾ のようになり、現状適用されているのは自動車車体用としてのセルフピアスリベット (SPR) や TOX といった機械的接合と接着剤とを併用した方法となる。これは、冶金的な接合では、脆い金属間化合物が生成するために必要十分な継手特性が得られないためである。これまでにこの金属間化合物の制御に種々取組まれてきているが、その厚さを $1\mu\text{m}$ 前後にすることで高い接合強度が得られることがわかっている。その厚さが厚過ぎるとその金属間化合物自身の脆弱性が接合特性に直接影響し、逆に薄過ぎるとその接合界面の一部に未接合部が生じるからとされている。

本章は、その金属間化合物の抑制に関して、AlN という拡散障壁を活用することで金属間化合物層を生成せず、優れた接合特性を有するいわば理想状態の接合界面状態がえられる接合技術に取組んだものである。

より具体的には、アルミニウムとの接合用に新規開発の溶融アルミめっき鋼板を用い、かつ溶接条件を最適化することにより、鋼とアルミニウム合金との組み合わせでもアルミニウム合金同士並の良好な継手特性が得られることを見出した ³⁾⁴⁾⁵⁾ のものである。接合方法としては抵抗スポット接合ならびにミグブレーズ溶接にて取組んだもので、先ずはアルミニウムとの異種金属接合用に開発したアルミめっき鋼板を用いた場合の継手特性の特徴調査をおこない、その接合部の接合状態の調査をおこない、良好な継手性能が得られる機構について検討した。なお、その機構の検討については、著者が主体的に取組んだミグブレーズ溶接の場合を主として論じ、著者が共著者ともなっている抵抗スポット溶接の場合 ⁵⁾ を適宜引用する形で進めることとしたい。

4.2 供試材

供試材には、連続式溶融アルミめっきラインで製造した高窒素含有低炭素鋼を母材とした溶融アルミめっき鋼板（以下、N 添加鋼ベースアルミめっき鋼板あるいは AdvancedHotDippedAluminizedSteelsheet:AHDAS）と、比較材として低炭素鋼を母材とした通常の溶融アルミめっき鋼板（以下、低炭素鋼ベースアルミめっき鋼板あるいは OrdinaryHotDippedAluminizedSteelsheet:OHDAS）を使用した。いずれも冷延母材を還元ガス雰囲気中で焼鈍した後、Si を 9.2mass% 含むアルミめっき浴に浸漬し、ガスワイピングで片面あたりのめっき付着量が約 $60\text{g}/\text{m}^2$ となるように調整して作製した。また低炭素鋼冷延焼鈍材（以下、低炭素鋼あるいは SPCC）も比較材として使用した。また、一部の試験に合金化溶融亜鉛めっき鋼板（GA 鋼板）も用いた。

N 添加鋼ベースアルミめっき鋼板(AHDAS)の断面組織を **Fig.4-1** に示す。Al-9.2mass%Si

めっき層と鋼素地との界面には、めっき時に形成された厚さ約 $2\mu\text{m}$ の Fe-Al-Si 系の三元合金層 τ_5 (金属間化合物 (IMC)) が存在する。なお、低炭素鋼ベースアルミめっき鋼板 (OHDAS) にも同様の IMC が存在している。そして、N 添加鋼ベースアルミめっき鋼板 (AHDAS) には、拡散障壁として機能する AlN 層が、めっき母材に高窒素含有低炭素鋼を用いることと製造工程の工夫により IMC τ_5 とめっき母材との界面に形成している。

一方、アルミニウム合金板としては、自動車用パネルとして実績のある Al-Mg-Si 系の 6022 (Al-1.0mass%Si-0.6mass%Mg) -T4 を主体に用い、一部 Al-Mg 系の 5182(Al-4.5mass%Mg-0.3mass%Mn)も用いた。いずれの供試材とも板厚は 1.0mm で、素材の機械的性質などは **Table4-2** に示す。

4. 3 試験方法

4. 3. 1 継手特性の特徴調査

1) 抵抗スポット接合

6022 ならびに 5182 のアルミニウム合金と、AHDAS、GA 鋼板ならびに SPCC との組合せにおける異種金属接合継手の継手強度を、JISZ3136 規定の引張せん断試験方法ならびに JISZ3137 規定の引張試験方法により評価した。用いた接合条件は、接合加圧力 2.9kN、電流 13.5kA、通電時間 10ms で、使用した電極材質はクロム銅合金、形状は 16mm ϕ の DR 型で先端曲率半径 40mm、先端径 6mm ϕ である。

2) ミグブレード溶接

AHDAS の上に 6022 を 50mm のラップ代で重ね、そのすみ肉部を 6022 側から 4 種類の溶接ワイヤ (4047(Al-12mass%Si)、4043(Al-5mass%Si)、5554(Al-2.7mass%Mg)および 5356(Al-5mass%Mg)の 1.2mm 径にてミグ溶接し、片面すみ肉継手を作製した。この時、アルミニウム合金は溶接ワイヤと熔融接合しているが、鋼材は熔融しないいわゆるミグブレード溶接となっている。用いた溶接機は交流ミグ溶接機で、その溶接条件は **Table4-3** に示す。継手の強度評価試験方法として、**Fig.4-2** に示す引張せん断試験とピール試験の 2 種類を用いた。引張せん断試験片は、接合長手方向 25mm に切断し、そのままの短冊片を試験片とした。ピール試験片は、引張試験片と同様に接合長手方向 25mm に切断した短冊片を、アルミ側のビード境界部からアルミ母材に入った 20mm の位置で 90 度曲げし、それに相当する鋼側部位も同様に 90 度曲げして試験片とした。

各試験は、引張速度 10mm/min にて負荷し、破断荷重を測定した。その破断荷重を接合長で除した単位接合長当たりの値を、引張せん断強さ、ピール強さと称して評価した。なお、参考として継手部の伸びを、破断時のチャック間距離を初期チャック間距離 (引張せん断試験 : 80mm、ピール試験 : 50mm) で除した値で評価した。

4. 3. 2 接合機構の調査 (ミグブレード溶接)

1) 金属間化合物未形成域生成プロセス

前項にて継手特性を評価した継手のうち 6022 と AHDAS の組合せ、ならびに比較としての 6022 と OHDAS との組合せで、5554 にて作製した継手サンプルを用いて詳細な調査を行った。なお、継手部の接合界面観察には、光学顕微鏡、EPMA ならびに TEM などを適宜用いた。

2) 金属間化合物未形成域生成機構

IMC 未形成域生成因子を検討する上で、まずは溶接中の接合界面近傍ならびにアルミめっき鋼板裏面各部位の温度を計測した。接合界面近傍の温度計測のために Fig.4-3 に示すように、アルミめっき鋼板裏面側から 0.3mm φ の孔を 0.8mm の深さで開け、つまり接合界面から 0.2mm の位置に K 熱電対（素線径 0.05mm φ クロメル・アルメルで、シース外径 0.25mm φ）を配置した。一方、アルミめっき鋼板裏面の計測は、素線径 0.32mm φ の同 K 熱電対をパーカッション溶接にて裏面に接合しておこなった。

上記条件にてミグブレード溶接した溶接部の断面を、光学顕微鏡による組織観察と EPMA による分析をおこなった。

4. 4 試験結果

4. 4. 1 継手特性の特徴調査

1) 抵抗スポット接合

継手強度の試験結果を Fig. 4-4 に示す。アルミニウム合金と GA 鋼板あるいは SPCC とを接合した場合には、引張せん断強度はアルミニウム合金同士並の値が得られても接合界面でのシャー破断になりやすく、十字引張では低い値しかえられない。一方、AHDAS を用いて 6022 あるいは 5182 とを接合すると、引張せん断強度ならびに十字引張強度ともに、別途得られているアルミニウム合金材同士の継手並（各々概略 3.2kN, 1.5kN）の高い値が得られるとともに、破断モードもアルミニウム合金母材側のナゲット（溶融金属部）外周部で破断するいわゆるボタン破断となる。十字引張後の破断状態を Fig. 4-5 に示す。

すなわち、GA 鋼板ならびに SPCC においてはアルミニウム合金材との接合時に、接合界面全域に渡って Fe-Al 系金属間化合物が形成される。これに対して、AHDAS とアルミニウム合金との組合せでは Fig. 4-6 に示すような金属間化合物の未形成域（A 部位）がナゲット外周部に存在し、強固な接合強度を発揮することで接合界面方向への亀裂伝播を防ぎ、アルミニウム合金母材板厚方向に亀裂が伝播し、ボタン破断となる。この異種金属接合用に開発した AHDAS を用いた場合のみ Fe-Al 金属間化合物未形成域が生成する理由は、本 AHDAS には鋼素地とめっき層界面に拡散障壁として機能すべく窒素 (N) 濃縮層を形成させており、接合の過程でこの N 濃縮層が Fe-Al の相互拡散を抑制するためと推定している。このことは、後項でその詳細調査結果を記載する。

2) ミグブレード溶接

継手強度の試験結果を **Fig. 4-7** に示す。4047, 4043 ならびに 5554 の溶接ワイヤを用いた場合には、引張せん断試験では 6022 の溶接熱影響部で、ピール試験では溶接金属部で破断し、その継手強度はほぼ同程度であった。一方、5356 の溶接ワイヤを用いた場合のみ、引張せん断試験では溶接金属部で破断する場合も見られ、ピール試験では鋼との接合界面で破断した。その場合の継手強度は引張せん断では他の溶接ワイヤの場合とほぼ同等であったが、ピール強度は低い値となった。

このように継手性能は、溶接ワイヤの影響を受けるとともに、その継手強度の差は引張せん断強度よりもピール強度に反映されやすいことがわかる。この原因の一つとして、接合界面に生成する Fe-Al 系金属間化合物層の差異が考えられる。**Fig. 4-8** は、6022 と AHDAS の組み合わせで、各種溶接ワイヤを用いた場合の接合界面に生成した金属間化合物層の厚さ分布を示したものである。いずれの溶接ワイヤにおいても脚長中央部が厚く、両端部は薄くなるという分布傾向があるものの、中央部の厚さは 5554, 5356 の Al-Mg 系溶接ワイヤの方が、4043, 4047 の Al-Si 系溶接ワイヤよりも厚くなることがわかる。さらに脚長端部に注目すると、溶接ワイヤに 4047, 4043, 5554 を用いた場合は、金属間化合物未形成域が認められるのに対して、5356 の場合にはそのような領域は観察されなかった。溶接ワイヤ 4047 を用いた場合の継手部断面の組織を **Fig. 4-9** に示すが、脚長両端部の A 部位にその金属間化合物未形成域が観察され、強度評価時に発生する亀裂が接合界面方向に進展する中で、この領域の強固な接合特性を有する部位に到達することで、それ以上の接合界面での亀裂進展が抑制され、良好な継手特性を示したのではないかと推定される。これは、AHDAS に鋼素地とめっき層界面に拡散障壁として機能すべく窒素(N)濃縮層を形成させており、接合の過程でこの N 濃縮層が Fe-Al の相互拡散を抑制するためと、抵抗スポット接合と同様に推定されるためであり、後項でその詳細調査結果を記載する。

4. 4. 2 接合機構の調査 (ミグブレード溶接)

1) 金属間化合物未形成域生成プロセス

(1) 継手性能

6022 と AHDAS との重ねすみ肉継手の引張せん断試験ならびにピール試験における継手強度特性を、OHDAS を用いた場合とを比較して **Table4-4** に示す。

引張せん断試験における破断位置は、材料組合せにかかわらずいずれも 6022 の熱影響部であり、引張せん断強さや伸びにも大きな差異は認められない。一方、ピール試験における破断位置は、AHDAS の組合せで溶接金属部となるのに対し、OHDAS の場合には溶接金属部と鋼との接合界面であり、差異がでた。ピール強さならびに伸びにも差異が認められ AHDAS の組合せの場合の方が高い特性値が得られた。このピール試験時の [単位接合長あたりの強さ]・[チャック間伸び] 線図を **Fig.4-10** に、また破断後の変形状況を **Fig4-11** に示す。これらから、AHDAS の組合せの場合の方が、OHDAS の場合よりも明らかに延性的

な特性を示した。

(2) 接合界面の観察

接合横断面の接合界面を光学顕微鏡にて観察したところ、その界面には反応層が認められた。その層厚さの脚長方向の分布を、AHDAS の場合と OHDAS の場合とを比較して **Fig.4-12** に示す。反応層の厚さは、いずれの組合せの場合とも脚長中央部で厚く、止端部およびルート部では薄くなる傾向にあるが、AHDAS の場合には、止端部およびルート部近傍に、反応層が観察されない部位が存在することが大きな特徴である。

ピール試験にて破断した試験片の断面組織を **Fig.4-13** に示す。AHDAS の場合には、ルート部から進展した亀裂が、反応層の観察されない部位を前にして、その進展方向を溶接金属部へと変化している。一方、OHDAS の場合、薄い反応層が観察され、亀裂はその反応層部を進展し接合界面で破断するに至っている。

これらから、AHDAS の場合には、止端部ならびにルート部近傍に接合界面反応層の観察されない領域が認められ、この存在が負荷時の亀裂進展方向に影響を及ぼし、継手性能の向上に寄与したものと考えられた。

2) 金属間化合物未形成域生成機構

(1) ミグブレイズ溶接時の温度計測結果

溶接中の温度計測結果を **Fig.4-14** に示す。各部位における最高到達温度をプロットすると **Fig.4-15** のようになり、3 次の近似曲線にて推定すると、接合界面近傍の最高到達温度は約 1173K で脚長のほぼ中央にて得られた。ルート部ならびに止端部に近づくに従い、その温度は低くなり約 873K にまで低下する。一方、アルミめっき鋼板裏面の最高到達温度は、1073K 弱で接合界面側より約 100K 低い。また、脚長両端側になるに従い到達温度は低下し、ルート部相当裏面ならびに止端部相当裏面の温度は約 773K となっている。

これらの計測結果から、IMC 未形成域はおおよそ 893K 前後に到達していることがわかった。また、その温度に相当する部分はアルミめっき鋼板裏面側にも存在することもわかった。

(2) 光学顕微鏡による断面観察結果

接合界面の断面観察からは、止端部あるいはルート部から内側、つまり高温側になるにしたがい、IMC (τ_5) が減少して IMC 未形成域が生成されるという様子が観察され、さらにその内側には **Fig.4-16** に示すように新たな IMC が生成していることも同様に観察された。

一方、溶接裏面側のアルミめっき鋼板めっき層各部位の断面マイクロ写真を、**Fig.4-17** に示す。各写真には、止端部に相当する裏面の位置からの距離と、その部位における **Fig.4-15** に示した到達温度分布の近似曲線から得られた最高到達温度を合わせて示した。これから、

裏面側のめっき層と鋼板素地との接合界面には、いずれの部位においても塊状の IMC が観察され、接合界面側で観察されたような IMC の減少とそれにとまなう IMC 未形成域の生成が生じるような様相は観察されなかった。

これらの試験結果から、IMC 未形成域が生じる温度は 893K 前後と特定できたものの、同温度履歴を持つアルミめっき鋼板裏面のめっき層と鋼板素地との界面には同様な現象は観察されないこともわかった。

4. 5 考察

4. 5. 1 ミグブレード溶接の接合機構の解明

1) 金属間化合物未形成域生成プロセス

AHDAS の場合の接合界面を、EPMA により面分析した結果を **Fig.4-18** に示す。観察部位は、ルート部から脚長内にわずかに入った部位 (A)、光学顕微鏡観察にて界面反応層が観察されなかった部位(B)、そして脚長方向中央部(C)の 3 箇所である。また、各同部位の線分析結果を **Fig.4-19** に、そして STEM 像ならびに各反応層の点分析結果を **Fig.4-20** に示す。

これらから、A の反応層は素材部と同様な形状を呈しており Fe-Al-Si 系の三元 IMC τ_5 と推定されること、C の反応層は Fe-Al 系の二元反応相であり鋼素地側に成長した舌状形状の特徴から Fe_2Al_5 と推定される。そして B 部位には反応相の観察されない部位が観察された。また、A と B の中間領域での反応相の形状は三元 IMC τ_5 の塊状から針状に変化し、その Si 成分は約 11mass% から約 2mass% にまで低下していることもわかる。

一方、OHDAS の場合も同様に観察すると A,C 部は AHDAS と何ら差異はなく、差異の認められた B 部に相当する反応層の薄い領域を詳細に調査した。EPMA による面分析結果ならびに線分析結果を **Fig.4-21** に示す。これらから、溶接金属側の反応層が針状になっていることは AHDAS の場合と変わりはないが、鋼素地側に向かって舌状の Fe_2Al_5 相が既に成長していることが特徴的であり、その結果 IMC の観察されない領域はないということがわかった。

ところで、AHDAS の組合せにおいて、EPMA にて反応層が観察されなかった領域を、TEM にてさらに高倍率観察した。**Fig.4-22** に示す面分析結果から、TEM においてもこの接合界面には反応層は観察されないと同時に、Fe-Al-Si 系三元 IMC が溶接金属中へ溶出浮上するような状況も観察された。この三元 IMC は、素材のめっき層と鋼素地との界面に元々存在していた相と同一のものと思われる。

TEM レベルの高倍率観察にても反応層が観察されないことから、この領域を IMC 未形成域と称することとし、その部位の溶接金属部と鋼素地との界面を詳細に点分析した。その結果、**Fig.4-23** に示すようにその接合界面に沿って薄膜状に N が観察された。ミグブレード溶接時に、溶融したアルミ合金(6022)、アルミめっき層(Al-Si)ならびにアルミ溶接ワイヤ(5554)とが溶融希釈された溶接金属が、この N 濃縮層を挟んで鋼板素地と対峙していた

と推定される。なお、IMC 未形成域のない OHDAS の場合には、N を添加していないのでこのような窒素濃縮層は元々存在しない。

以上の観察結果を部位ごとにまとめると、脚長端部近傍での接合界面では元の Fe-Al-Si 系の三元 IMC (τ_5) が溶接金属中に溶出し始め、Si 成分が減少すると同時にその形状も塊状から針状へと変化していく。さらに脚長方向の内側部位では IMC が全て溶出し、IMC 未形成域が存在することとなり、その接合界面には窒素濃縮層が確認される。さらに、中央側になると新たに鋼素地側へ成長した舌状の Fe-Al 二元系の Fe_2Al_5 という IMC が厚く存在する。ここで、窒素を添加していない OHDAS の場合には、三元 IMC の溶出時に、既に鋼素地側に二元 IMC が既に成長し始め、IMC 未形成域は存在しない。

2) 金属間化合物未形成域生成機構

IMC 未形成域の生成因子を推定するに際しては、温度因子のみでは説明がつかないので、アルミめっき鋼板の表裏面の差異として溶加材の有無の影響を検討すると同時に、893K 近傍という特定の温度域でのみ生成することの原因を検討した。

(1) 溶加材の添加有無の影響調査

溶加材添加の有無の影響を検討するために、アルミめっき鋼板上に、溶加材を添加せずにティグアークならびに YAG レーザビームにてめっき層部分を溶融凝固させその断面のめっき層と鋼板素地との接合界面組織を観察した。

溶接条件は **Table4-4** に示すとおりで、手動ティグアーク溶接では、アークの安定化の点から溶接速度を上げることができず、鋼板素地まで溶融してしまったが、めっき層のみ溶融した部位近傍で比較観察することとした。

Fig.4-24 に、両溶接法にて作製したビードオンプレート溶接材のめっき層と鋼板素地の断面マイクロ写真を示す。これから、ティグアーク、レーザービームの熱源にかかわらず、溶加材を添加しないでめっき層のみを溶融凝固させた場合には、IMC (τ_5) が減少して IMC 未形成域が生成されるという様相はいずれの部位にも観察されなかった。

以上のことから、溶加材を添加することが IMC 未形成域生成のための大きな前提条件となっているものと推定された。

(2) 素材に存在していた IMC (τ_5) の溶接金属中への溶出

めっき層と鋼板素地との界面には素材段階で既に存在していた IMC は τ_5 であり、それと同成分の塊が溶接金属中へ浮上していることを **Fig.4-25** のとおり観察している。 τ_5 の融解温度は 613°C (U11) ~ 855°C (P5) と報告されており⁶⁾、温度的にはアルミニウム合金の溶接金属の溶融中に起こりえるものと考えられる。そこで、溶接金属各部位の Al, Fe, Si の 3 元素を 20 μm ϕ のビームサイズで EPMA にて半定量分析すると **Fig.4-26** に示す結果が得られた。

同図には、同様に測定した素材めっき層中の Fe, Si 量ならびに点分析による τ_5 中の Fe, Si

量も示す。ここで、めっき層中の Fe が、1.3mass%と比較的高いのは、素材製造工程のめっき時に Al-Si 浴中への鋼板素地成分の Fe 溶出によるもので、それがそのままめっき層として付与されたためと推定される。

溶接金属中の Fe,Si 量は、接合界面に近くなるほど高くなる傾向があり、めっき層からの希釈が推定される。しかし、Fe 量に関しては、めっき層中の Fe 量の方が溶接金属中のそれよりも低く説明がつかず、 τ_5 の溶出までを考慮すればつじつまが合うことから、Fig.4-25 に示した溶出現象は上記融解温度以上の全域で生じていたものと推定される。

これらの溶出現象は、Fe,Si 量の少ない溶接金属との化学的ポテンシャルの平準化が可能な場合には起こりえるが、溶加材の添加がなく Fe,Si 量の比較的多いめっき層のみの溶融だけでは平準化は生じ難くまたその体積量も少ないので、めっき層が τ_5 や鋼板素地との反応拡散に消費された後はめっき層全体が合金層になるものと思われる⁸⁾。Fig.4-17 に示したアルミめっき鋼板裏面の様相は、その状況を示唆したものと考えられる。

(3) 拡散障壁としての AlN 作用効果

IMC 未形成域の鋼とアルミニウムとの接合界面には N を含む薄層が存在することを Fig.4-23 で確認していると同時に AlN と同定⁵⁾しており、BEDFORD らの報告⁹⁾と同様に鋼とアルミニウムとの拡散障壁として作用したものと考えられる。

IMC 未形成域が局所的にしか生成されないのは、この拡散障壁となる作用効果が、温度に影響を受けるためと推定し、アルミめっき鋼板を示差熱分析装置にて、893K 近傍で 20K 刻みで加熱溶融凝固させた試料を作製し、その界面の Fe,Al の拡散状況を断面観察した。

その結果を Fig.4-27~28 に示すが、888K では Fe,Al の拡散ならびに IMC の形成ともに観察されない箇所が局部的にあったが、908K 以上では IMC が大きな塊になると同時にその IMC と鋼板素地との間に新たな反応層が観察されるようになり、IMC 未形成域はまったく観察されなくなった。IMC 未形成箇所が局部的に存在した 888K のサンプルにおいては、IMC がめっき層中に溶出・消失するような現象は観察されず、棒状の IMC が何らかの原因で傾いて偶然隙間が生じたかのような様相で、その隙間部位のめっき層と鋼板素地との界面に IMC 未形成部が観察されたということである。いずれにしても 888K では Fe と Al との拡散反応は観察されず、908K 以上では拡散反応が観察されたことから、新たな IMC を生成させない拡散障壁なる作用効果が発揮される温度範囲が存在したものと考えられ、それは N の薄層(AlN)によるものと推定している。

ところで、継手部接合界面の IMC 未形成域の生成様相と異なるとはいえ、溶加材を添加しない示差熱試験装置を用いた試料に IMC 未形成箇所が局部的に観察されたことから、継手部裏面のめっき層界面を再度詳細に観察したところ、Fig.4-29 に示す箇所が観察され、示差熱試料と同様に τ_5 の溶出・消失する現象を伴わないで棒状の IMC の隙間に、IMC 未形成部が観察されることがわかった。この IMC 未形成部位は、888K 近傍に相当し、界面長さにして僅か 10 μm にも満たない局部的なものである。これらから、溶加材の添加は τ_5

を溶接金属中へ溶出希釈させることにより IMC 未形成域を生成させるのに能動的な役割を果たしていることがわかった。

4. 5. 2 抵抗スポット接合の接合機構ならびにミグブレイズ溶接の接合機構との比較

前項のミグブレイズ溶接の接合機構でえられた特徴的な事項を、抵抗スポット接合の場合の機構を比較検討するために、著者が共著者ともなっている文献⁵⁾から適宜引用して下記にまとめてみた。

1) 金属間化合物未形成域生成プロセス

(1) 接合界面の観察

N 添加鋼ベースアルミめっき鋼板とアルミニウム合金との異種金属接合において高い接合強度が得られるのは、スポット接合時に接合界面に金属間化合物未形成領域が形成されることに起因する。そこで、その形成過程を明らかにするため、N 添加鋼ベースアルミめっき鋼板の場合の **Fig. 4-30** に示す接合界面各部位 (①: 接合界面の端部、②: 端部①と金属間化合物未形成領域③の境界部、③: 金属間化合物未形成領域、④: 金属間化合物未形成領域の内側) を詳細に調査したところ、以下のことが明らかとなった。

①の部位の金属間化合物は、約 $2\mu\text{m}$ の厚みを持ったもので $\text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$ (以下、 τ_5) で、素材に存在していたもの¹⁰⁾が残存したものである。この金属間化合物と鋼素地の界面には N を含んだ 5nm 程の薄い層が観察される。この薄い層を高分解 TEM 像のフーリエ変換解析を行なった結果、**Fig. 4-31** に示すように AlN であると推定された。

③の金属間化合物未形成領域の接合界面を TEM で観察した結果を **Fig. 4-32** に示すが、この部位では高倍で観察しても Al-Fe 系金属間化合物の存在は認められない。また鋼素地上には依然として AlN と考えられる層が存在する。このことから、金属間化合物未形成領域ではスポット接合時に熔融し、融合した Al 合金とめっき層が AlN 層と接していたと推定される。

この金属間化合物未形成域に隣接した最高到達温度が低いと思われる外側②には、金属間化合物が観察されるものの、**Fig. 4-33** に示すように τ_5 ではなく少量の Si を含む $\text{Al}_{13}\text{Fe}_4$ (以下、 θ) であると同時に、この金属間化合物と鋼素地との界面には端部①と同様な AlN と考えられる層が存在する。一方、高温側つまり内側に隣接した④には、**Fig. 4-34** に示すように θ が観察され、この金属間化合物と鋼素地との界面には AlN は存在しなかった。

このように接合界面の様相変化は、接合中央部に向かっては、元々素材で存在していた τ_5 、Si を多少含む θ 、金属間化合物未形成域、 θ へと変化し、その金属間化合物と鋼素地との間における AlN は、前三領域までは存在するという結果であり、ミグブレイズ溶接の場合と同様であることがわかる。

また、低炭素鋼ベースアルミめっき鋼板の場合には、上記①に相当する部位においては τ_5 の下層に新たな金属間化合物 θ が生成し、その化合物と鋼素地との界面には、元々素材

のレベルからも当然ながら AlN は存在しない。また、上記③に相当する部位には θ が $0.5\ \mu\text{m}$ の厚みで観察され、金属間化合物未形成域は存在しなかった。これも、ミグブレード溶接の場合と同様な結果となっている。

なお、接合界面中央部に新たに生成される Fe-Al 二元系の金属間化合物相が、ミグブレード溶接法と抵抗スポット接合法とで、それぞれ Fe_2Al_5 , $\text{FeAl}_3(\theta)$ と異なるのは、アルミニウム合金側の溶接金属部の主成分が、前者で溶加材 5554 の Al-Mg 系であるのに対し、後者では 6022 の Al-Mg-Si 系という具合に、Mg, Si 量が大きく異なるためと考えられる。

2) 金属間化合物未形成領域の形成機構

ナゲット内の温度分布は、ナゲットの外周ほど低いことから、スポット接合時に溶融・融合したアルミニウム合金とめっき層が鋼素地と接触する温度は低く、その時間も短くなると考えられる。N 添加鋼ベースアルミめっき鋼板を用いた場合に見られる金属間化合物未形成域は、スポット接合時に鋼板と溶融状態のアルミニウム合金・めっき層とが一定範囲の温度及び時間で接触した部分に生成すると考えられる。その部分より温度が低く、接触時間が短い場合には端部①、境界部②で見られるような接合状態となり、逆にそれよりも温度が高く、接触時間が長くなると金属間化合物未形成域の内側④で見られる接合状態になると推定される。すなわち、金属間化合物未形成域③は端部①や境界部②の状態を経て形成されると推定できる。なお、ここで金属間化合物未形成域における温度は、溶融ナゲット外周の溶融線よりも数百 μm 程度、中央側に位置することから、ミグブレード溶接で得られたとほぼ同等の温度領域と考えられる。

N 添加鋼ベースアルミめっき鋼板を用いた場合に生じる金属間化合物未形成域の推定過程を Fig. 4-35 に示すが、ミグブレード溶接でも観察された Fig. 4-20 に符合するものと思われる。

4. 6 まとめ

4. 6. 1 ミグブレード溶接の接合機構

1) 金属間化合物未形成域生成プロセス

- (1) 6022 と鋼とのミグブレード溶接による重ねすみ肉継手において、窒素(N)添加鋼ベースアルミめっき鋼板を用いることで良好な継手性能がえられるようになるが、それは接合界面の脚長両端部近傍に金属間化合物(IMC)未形成域を生成することにより、接合界面での破断を回避することが可能となるためである。
- (2) その IMC 未形成域の生成過程の第 1 プロセスとしては、めっき素材中に既に存在していた Fe-Al-Si 系の τ_5 相の溶接金属中への溶出があり、接合時の温度とさらに溶加材の添加が大きく影響する。
- (3) 第 2 のプロセスとしては、アルミニウム溶接金属と鋼素地間の拡散抑制があり、これら両者の界面となる鋼素地表面層の AlN によるものである。

2) 金属間化合物 (IMC) 未形成域生成機構

接合界面に存在する IMC 未形成域の生成に関して、プロセス的には、素材中に存在していた τ_5 が溶接金属中に溶出し、 τ_5 と鋼板素地との間に配置していた AlN 層が鋼とアルミニウムとの界面に対峙することとなり、Fe と Al との拡散が阻止されたものであると推定された。このプロセスにかかわる現象を、温度・溶加材・拡散障壁 (AlN) の各因子から検討した結果、以下のことがわかった。

(1) 素材に存在していた τ_5 が溶出・消失するには、融解するための温度 (886K) が先ずは必要で、さらに τ_5 の主成分である Fe, Si 量の少ない、希釈先として溶接金属を生成するための、溶加材の添加がそれを助長する。

(2) Fe, Al の拡散に対して障壁 (AlN) として作用するのは、908K 未満であること。

つまり、IMC 未形成域が存在するのは、(1) の τ_5 融解温度以上で且つ (2) の拡散障壁として有効な温度以下となる 20K 程度以内の狭い温度範囲となる領域と推定され、実際の継手で接合外縁部の狭い領域でのみ観察されたことと良く一致する。

4. 6. 2 抵抗スポット接合の接合機構ならびにミグブレイズ溶接の接合機構との比較

窒素 (N) 添加鋼ベースアルミめっき鋼板とアルミニウム合金とをスポット接合した場合、低炭素鋼ベースアルミめっき鋼板や低炭素鋼を用いた場合より高い接合強度が得られる原因について検討を行なった結果は、以下の通りである。

(1) N 添加鋼ベースアルミめっき鋼板とアルミニウム合金とをスポット接合した場合、アルミニウムウムの溶融部内外周にドーナツ状の金属間化合物未形成域が存在し、その良好な接合性能の関係から、高い継手強度ならびにボタン破断が得られる。一方、低炭素鋼ベースアルミめっき鋼板や低炭素鋼とアルミニウム合金とをスポット接合した場合は、金属間化合物未形成域は存在せず接合界面全域が金属間化合物で占有されるために、その継手強度は低く、破断モードも界面破断のシャード破断となる。

(2) N 添加鋼ベースアルミめっき鋼板は、めっき時に形成された合金層 (金属間化合物) の下層に薄い AlN 層が存在する。この層が、アルミニウムウム合金とアルミめっき鋼板めっき層が溶融し、且つ元の金属間化合物 τ_5 が完全に消失し、鋼素地と対峙する領域において、新たな Fe と Al の相互拡散を抑制し、接合界面に金属間化合物未形成域が生成する。

(3) 上記のように、ミグブレイズ溶接で推定した τ_5 の溶出先としてのアルミニウム合金とアルミめっき層の両者混合の溶融金属の存在、溶出温度ならびに拡散障壁としての AlN の三因子が揃っていることは、ミグブレイズ溶接の場合と同様であり、金属間化合物未形成域が、ドーナツ状か平行線状かの相違はあっても、接合部外縁部に存在することで継手強度への改善効果をもたらすものと考えられる。

4. 7 結言

鋼とアルミニウムとの異種金属接合で最大の課題である脆弱な金属間化合物の生成抑制に関して、

- (1) 異種金属接合用に開発したアルミめっき鋼板を用いれば、抵抗スポット接合ならびにミグブレイズ溶接如何にかかわらず、継手強度上重要なスポット溶接部外周、ミグブレイズ溶接ビード止端部ならびにルート部に局部的ではあるが、Fe と Al の脆弱な金属間化合物の存在しない領域を生成することが可能となり、良好な継手性能が得られる。
- (2) それは、アルミめっき鋼板素材状態としてめっき層下部の鋼板素地との界面にある金属間化合物 (τ_5) と、素地鋼板との界面に、AIN の薄膜が存在することで、Fe と Al との拡散障壁として有効に作用するためである。
- (3) 拡散障壁としての AIN が、その効果を発揮するためには、接合時の溶接金属となる溶湯 Al と素地鋼板とが直接対峙する機会が必要である。そのためには、素材めっき時に生成された τ_5 が、アルミ溶湯に拡散溶出するための温度ならびにそれを促進する多量の溶湯量が、先ずは必要な条件で、次に AIN が消失する温度までの温度範囲が溶接中に確保されることが十分条件である。
- (4) これらの必要十分条件が、抵抗スポット接合やミグブレイズ溶接ではごく通常に備わっていることから、適用は可能である。

なお、上記 (3) の τ_5 溶出のための十分なアルミニウム溶湯量として考えられるのが、抵抗スポット接合の場合には、被接合部材であるアルミニウム材の抵抗発熱による溶接金属部となる溶湯であり、ミグブレイズ溶接の場合には、ミグ溶接ワイヤと被溶接アルミニウム部材との混合希釈した溶接金属部となる溶湯であり、それらの溶出プロセスをイメージしたものを **Fig.4-36** に示す。

参考文献

- 1)中西栄三郎：溶接学会シンポジウム、JAAA2002 テキスト,p37
- 2)笹部誠二：自動車技術、Vol.61(2007),No.4,p24
- 3)S.Sasabe,T.Iwase,T.Matsumoto,Y.Hattori and T.Miono : Proceedings of 10th INALCO(2007-Oct.),p131-136
- 4) 笹部誠二、岩瀬哲、松本剛、服部保徳、三尾野忠昭：軽金属溶接,Vol.45(2007),No.2,p63-73
- 5)服部保徳、清水剛、三尾野忠昭、笹部誠二、岩瀬哲:日新製鋼技報,No.88(2007),p1-9
- 6)G.Petzow and G.Effenberg; Ternary Alloys-A Comprehensive Compendium of Evaluated Constitutinal Data and Phase Diagrams, Vol.5, VCH(1992), 413
- 7)Y.Uchida,M.Fujita,Y.Hirose; The Journal of the Metal Finishing Society of

- Japan, Vol.33(1982), No.10, 537-543 (in Japanese)
- 8) T.Sasaki, T.Yakou; ISIJ International, Vol.47(2007), No.7, 1016-1022
- 9) G.M.Bedford, J.Bousted; Journal of Materials Science, Vol.13(1978), 253-260
- 10) 伊藤、広瀬、小西：日新製鋼技報, No.37(1977), p27

Table4-1 異種金属接合方法の分類と適用実績

大分類	中分類	点接合	線接合	面接合
機械的	リベッティング	SPR		
	クリンチング	TOX, TOG-L-LOC		
	スクリュー	FDS		
化学的		メカボンド ウエルドボンド		接着接合
冶金的	固相間	FSW-spot 超音波接合	摩擦圧接 摩擦攪拌接合(FSW) マグネティックパルス接合 電磁シーム	
	固液相間	抵抗スポット	ミグブレイジング レーザブレイジング	ろう付
	液相間		レーザ溶接	

太斜体字:適用実績あり

(FDS:木ネジタイプのスクリュー締結)

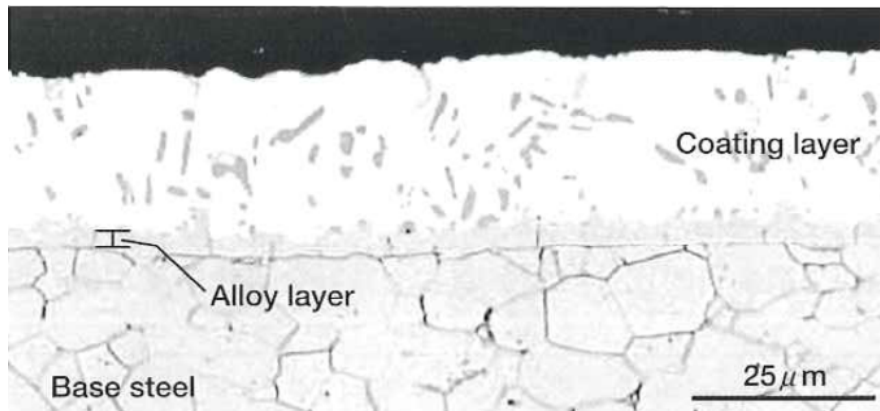


Fig.4-1 N添加鋼ベースアルミめっき鋼板の断面組織

Table4-2 供試材の機械的性質

		Coating weight (g/m ²)	Thickness (mm)	Tensile Strength (N/mm ²)	Yield Strength (N/mm ²)	Elongation (%)
Aluminized Steel	Advanced HDAS	63/70	1.0	395	325	32.6
	Ordinary HDAS	74/66		363	275	35.8
Aluminum alloy	6022	-		240	125*	29.0

*:0.2%proof strength

Table4-3 ミグブレーズ溶接条件

Welding machine	AC-MIG power source
EN ratio	20～30%
Current	80～90A
Voltage	17～19V
Welding speed	60cpm
Shield gas(Argon)	25ℓ/min

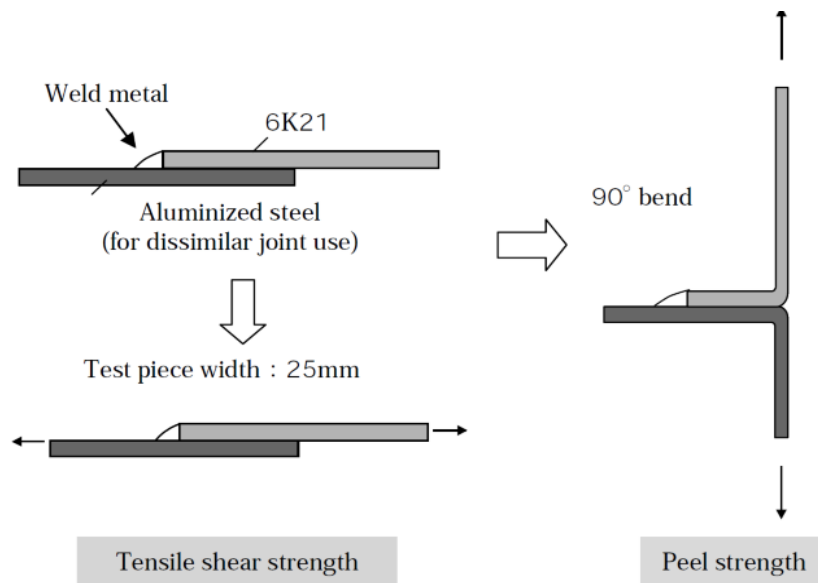


Fig.4-2 継手の強度評価試験方法

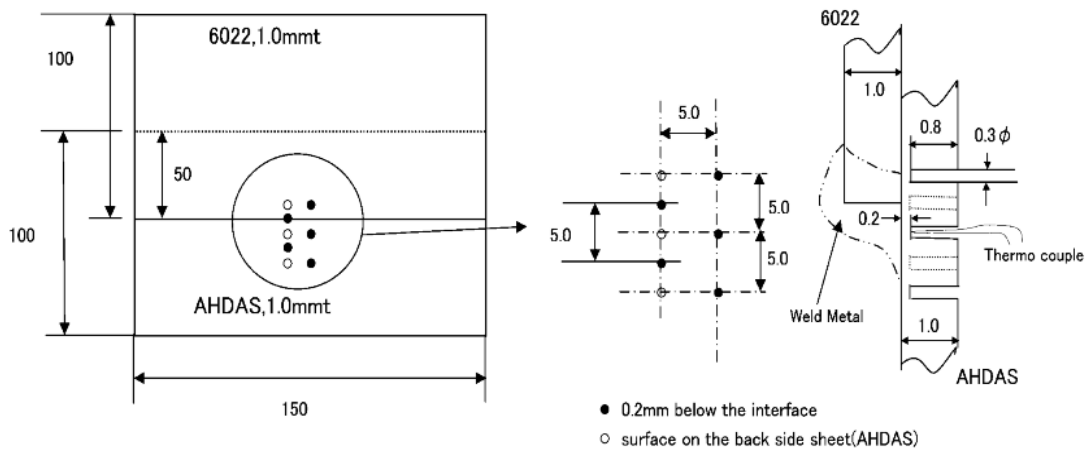


Fig.4-3 接合界面近傍の温度計測方法

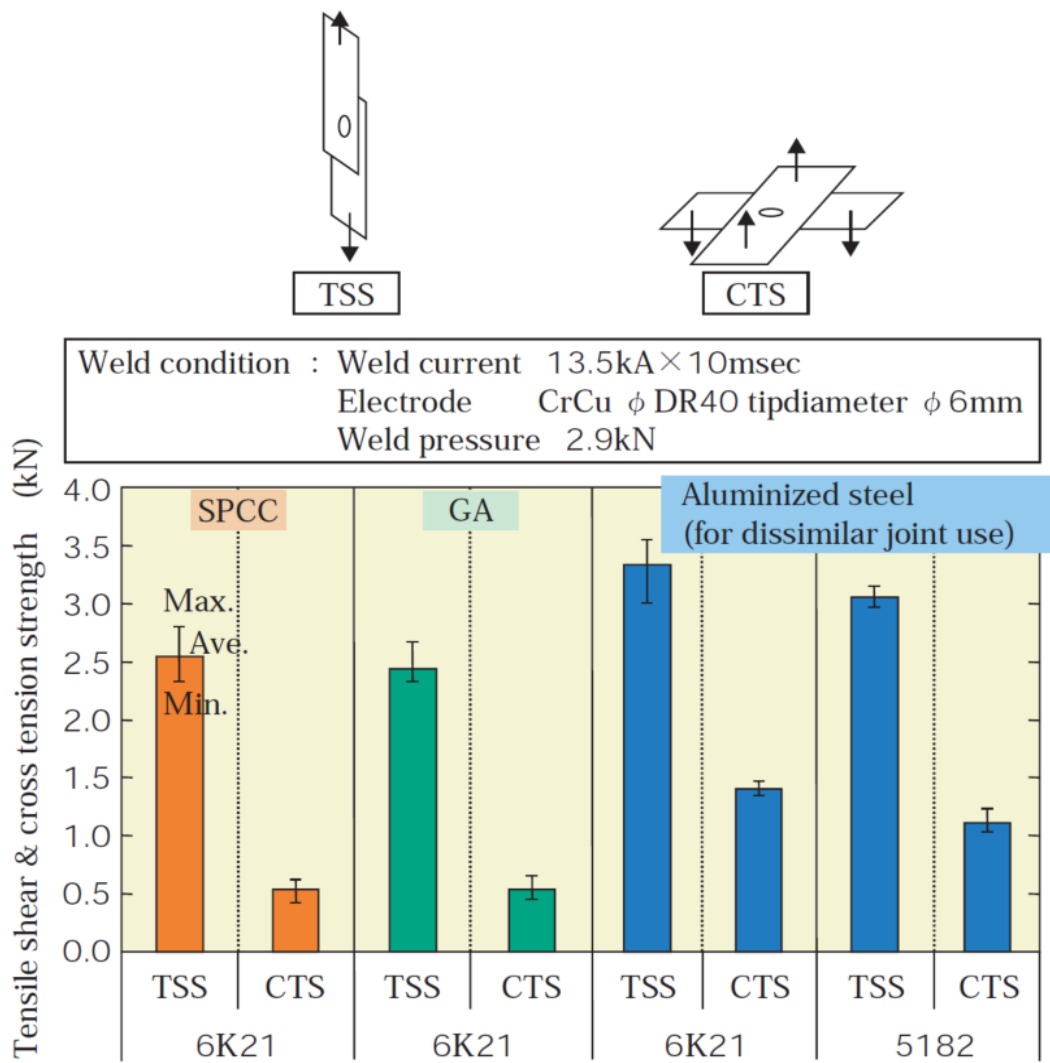


Fig.4-4 継手強度特性の評価結果

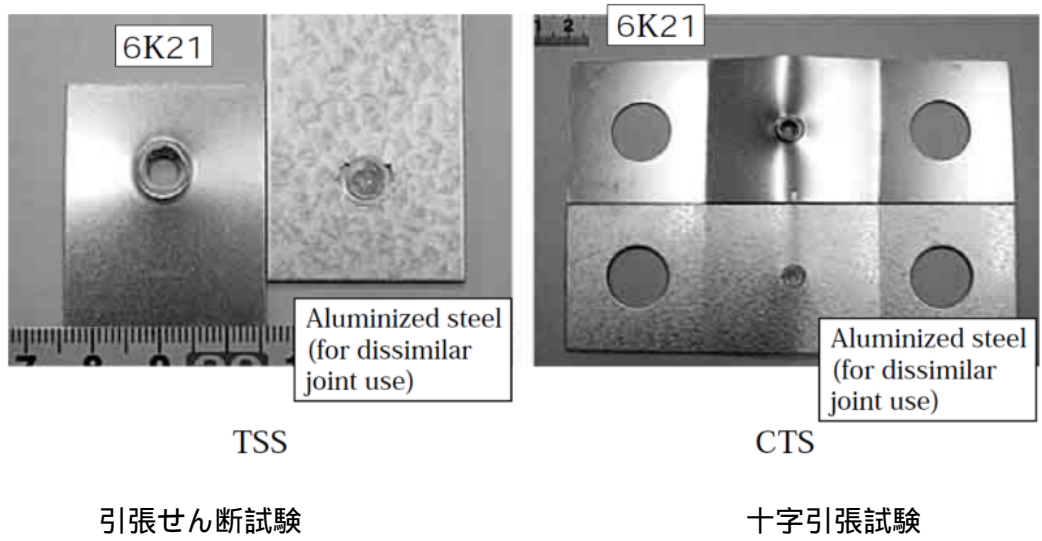


Fig.4-5 継手強度評価における破断後の外観

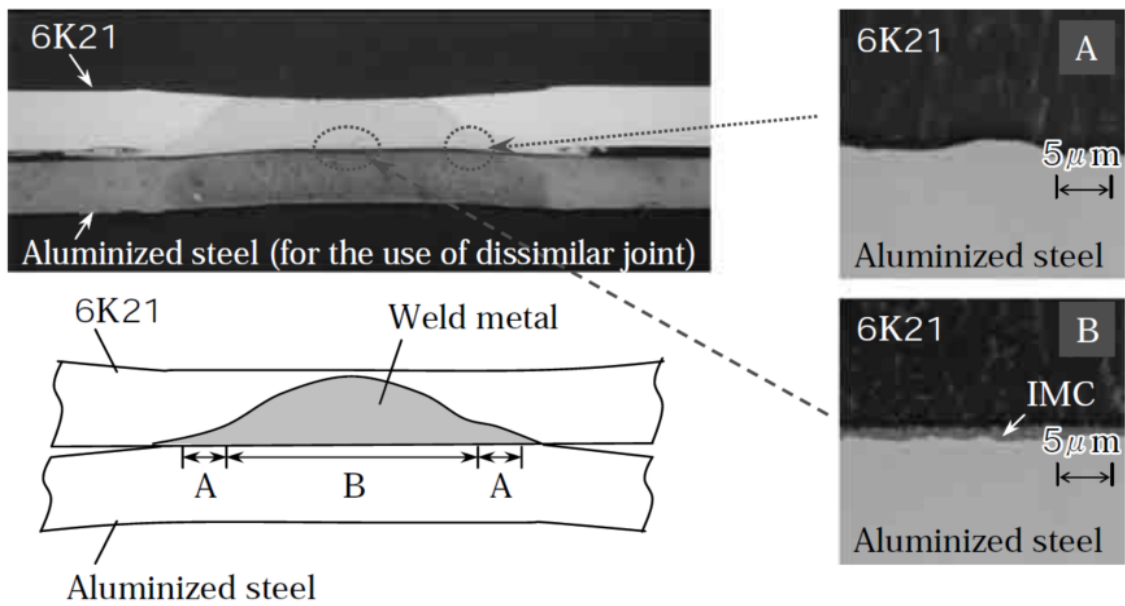


Fig.4-6 抵抗スポット接合部断面の溶込み状況ならびに接合界面の金属間化合物の生成状況

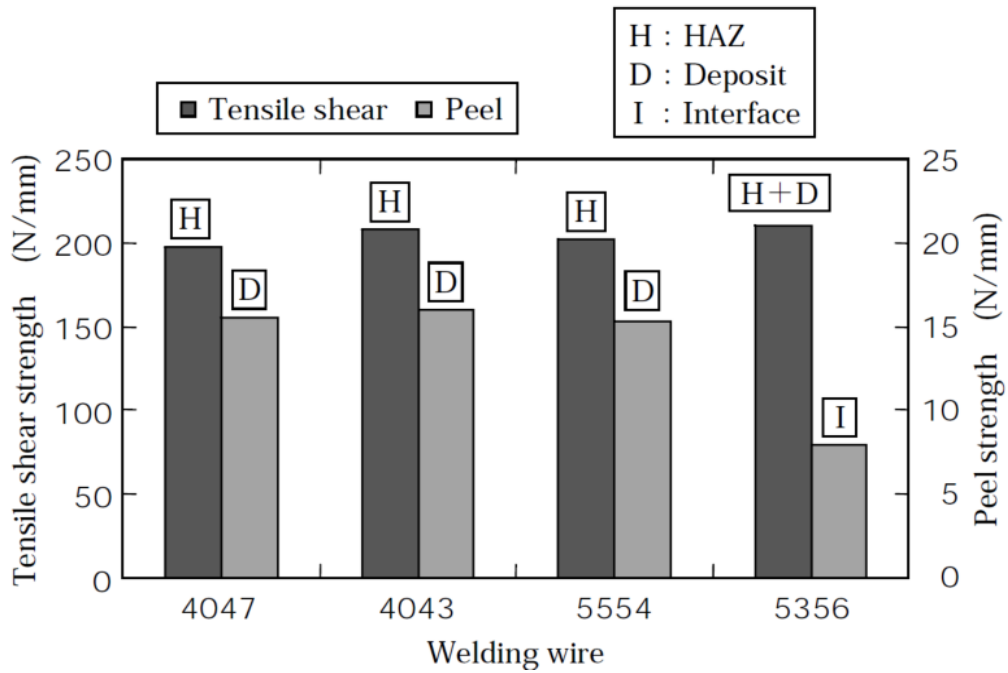


Fig.4-7 各種溶加材によるミグブレード溶接継手の引張せん断強度

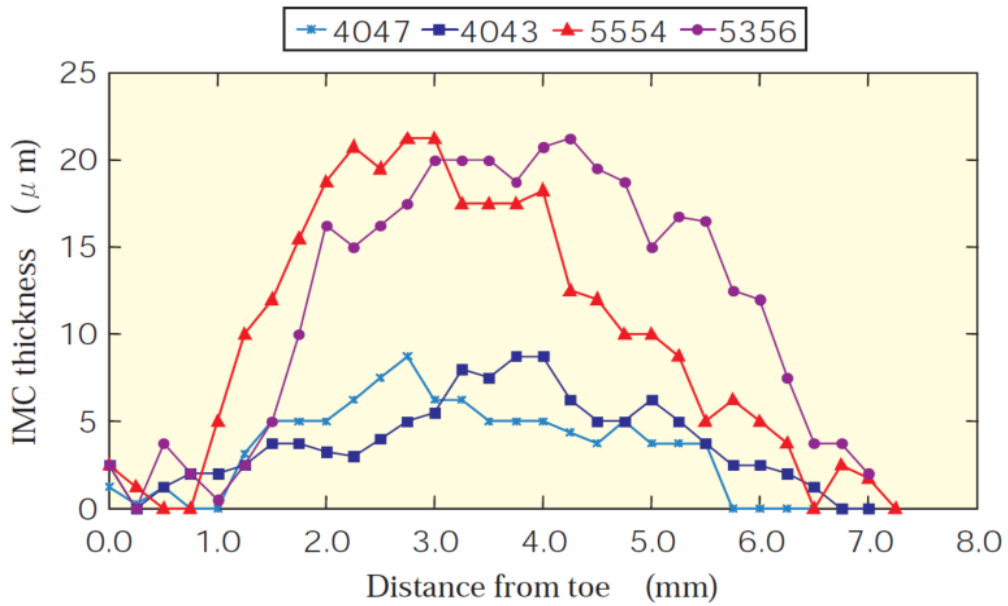


Fig.4-8 ミグブレード溶接継手接合界面における脚長方向の金属間化合物の厚さ分布

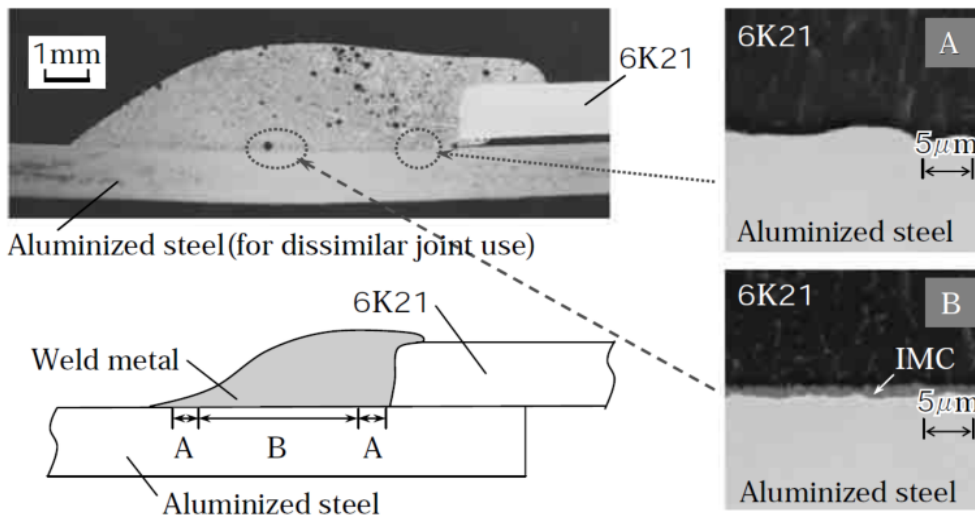


Fig.4-9 ミグブレード溶接継手断面の溶込み状況ならびに接合界面の金属間化合物の生成状況

Table4-4 ミグブレード溶接継手の強度評価結果

		Tensile shear testing			Peel testing		
		TSS (N /mm)	Elon- gation (%)	Rupture position ^{*)}	PS (N /mm)	Elon- gation (%)	Rupture position ^{*)}
6022+	-1	209	9.9	H	18.3	32.2	WM
Ad.	-2	211	10.0	H	15.0	33.2	WM
HDAS	Av	210	10.0		16.7	32.7	
6022+	-1	177	4.2	I	11.7	6.2	I
Ordi.	-2	202	7.6	I	15.0	9.1	I
HDAS	Av	190	5.9		13.4	7.7	

^{*)}H: heat affected zone in 6022, WM: weld metal, I: joining interface

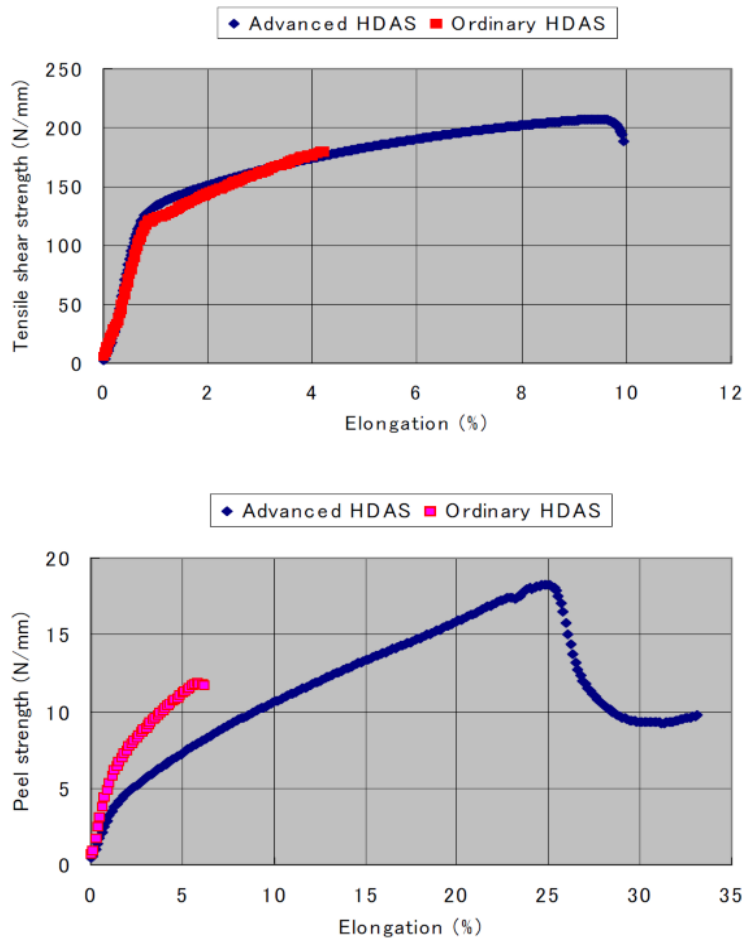
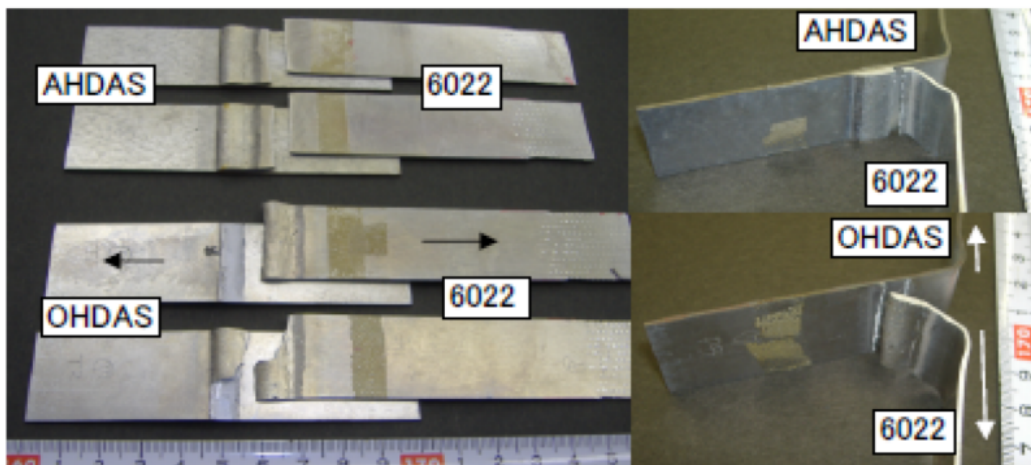


Fig.4-10 継手の負荷荷重と伸びとの関係



Tensile shear specimens

Peel specimens

Fig.4-11 継手強度評価破断後の外観

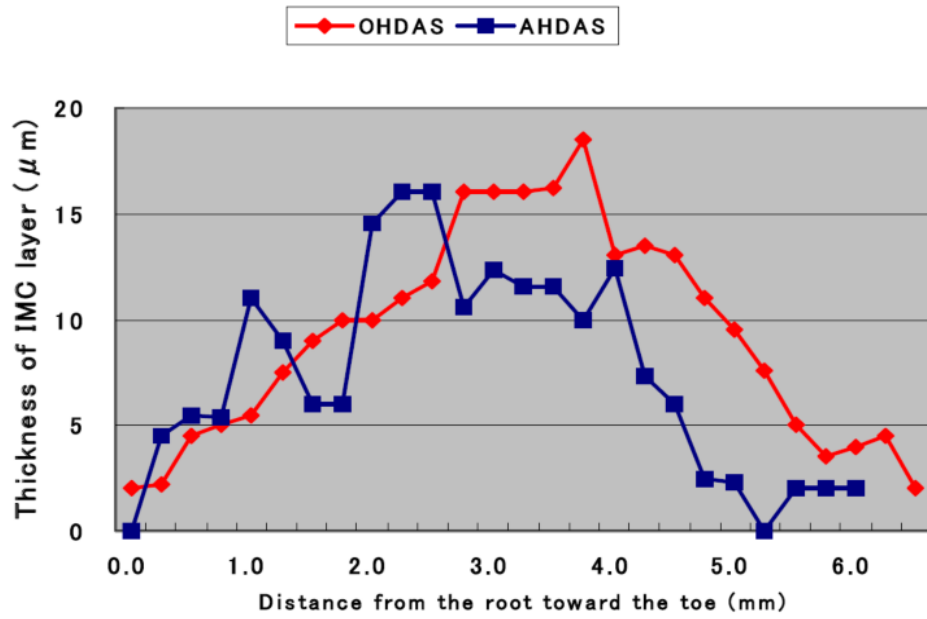


Fig.4-12 接合部界面の脚長方向の反応層厚さの分布

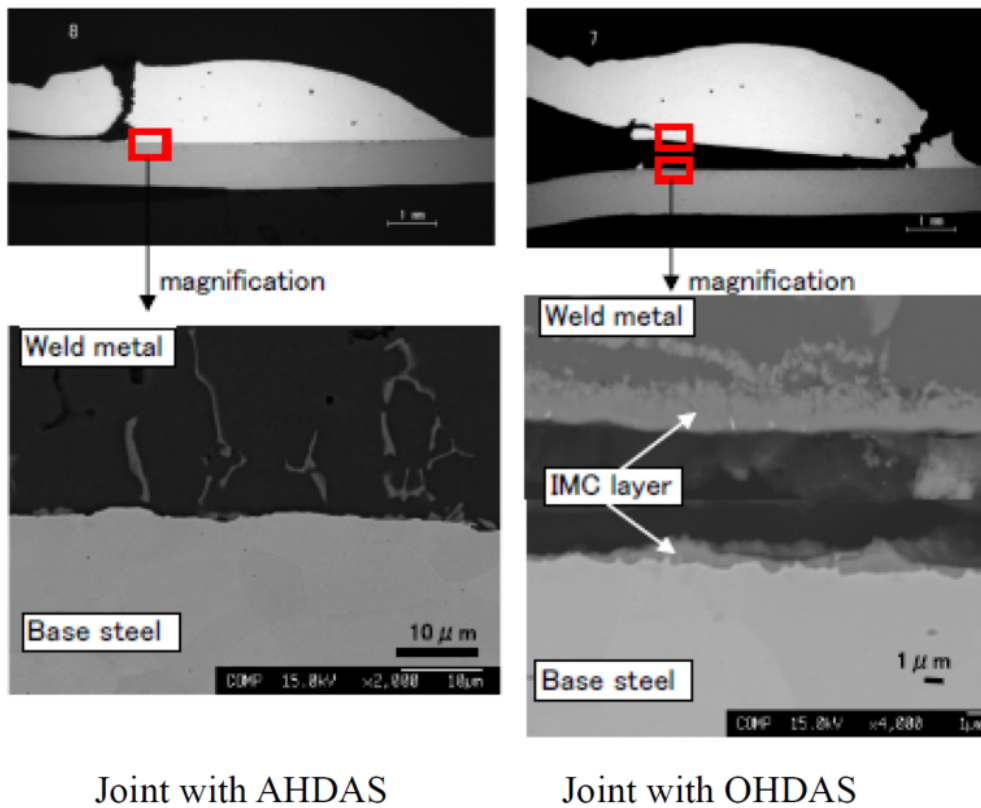


Fig.4-13 ピール剥離破断後の断面観察

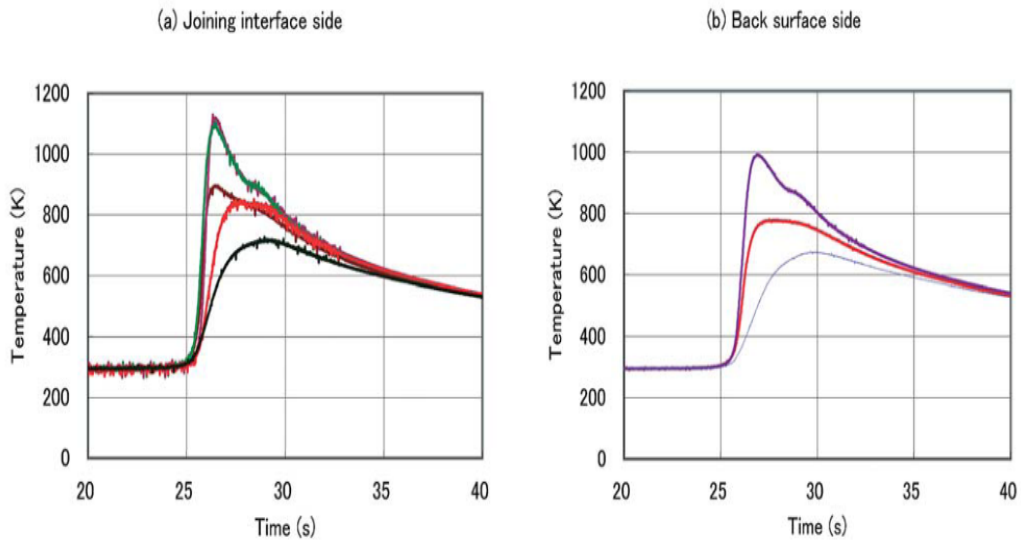


Fig.4-14 ミグブレース溶接中の温度計測結果

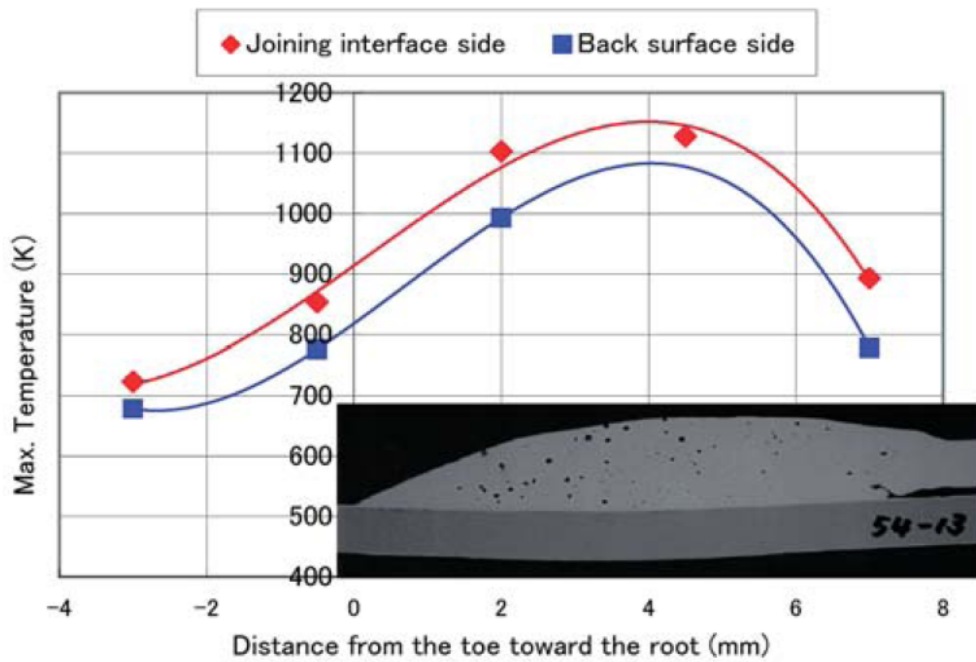


Fig.4-15 各部位の最高到達温度

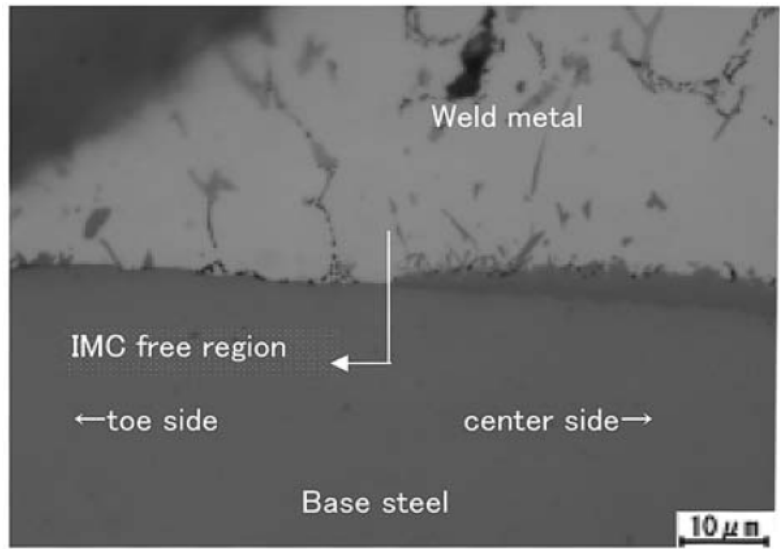


Fig.4-16 金属間化合物の未形成域と形成域との境界部位の光学顕微鏡写真

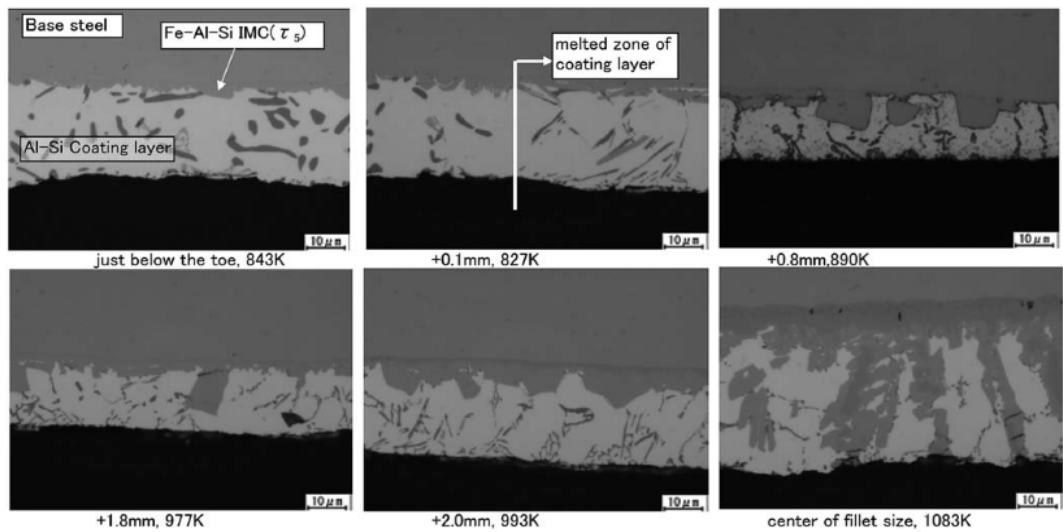


Fig.4-17 溶接裏面側のアルミめっき鋼板各部位の断面マイクロ組織

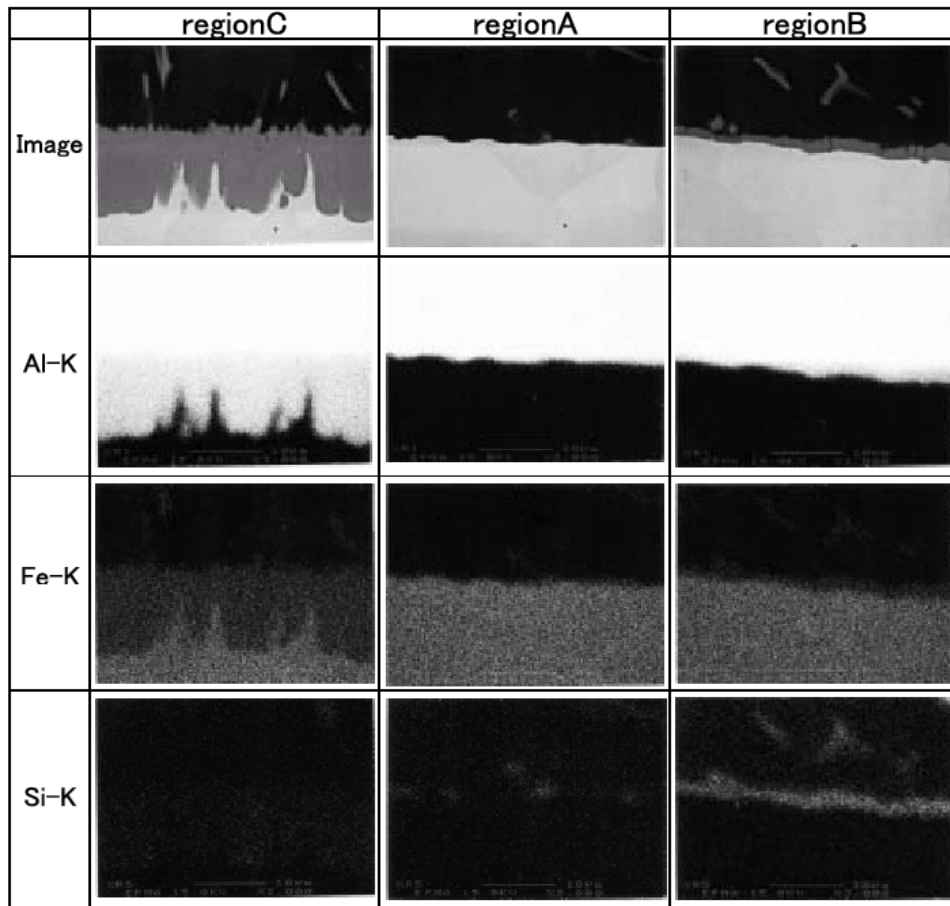


Fig.4-18 接合界面のEPMAによる面分析結果

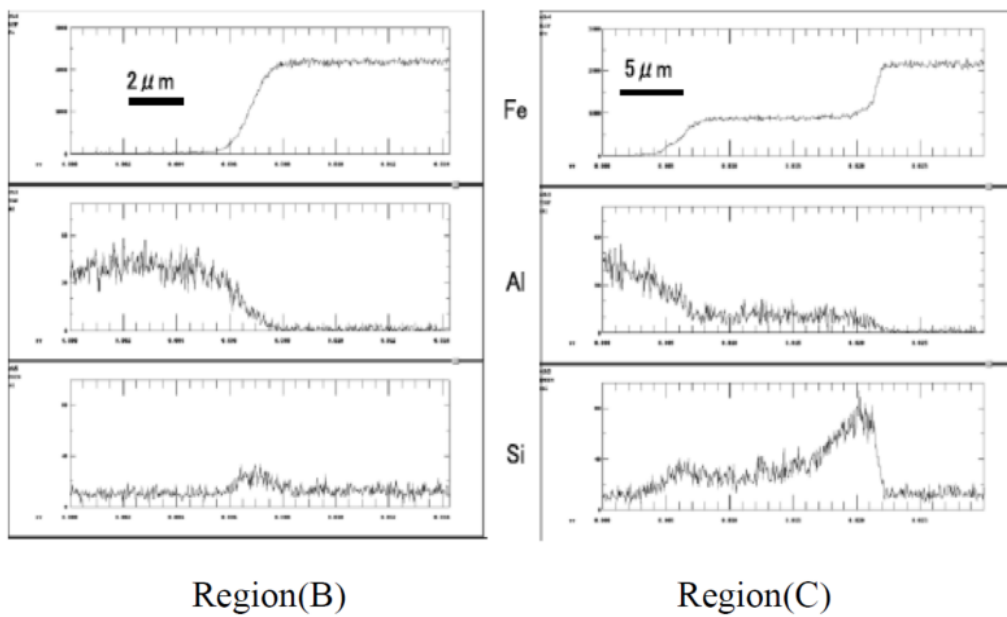


Fig.4-19 接合界面各部位のEPMAによる線分析結果

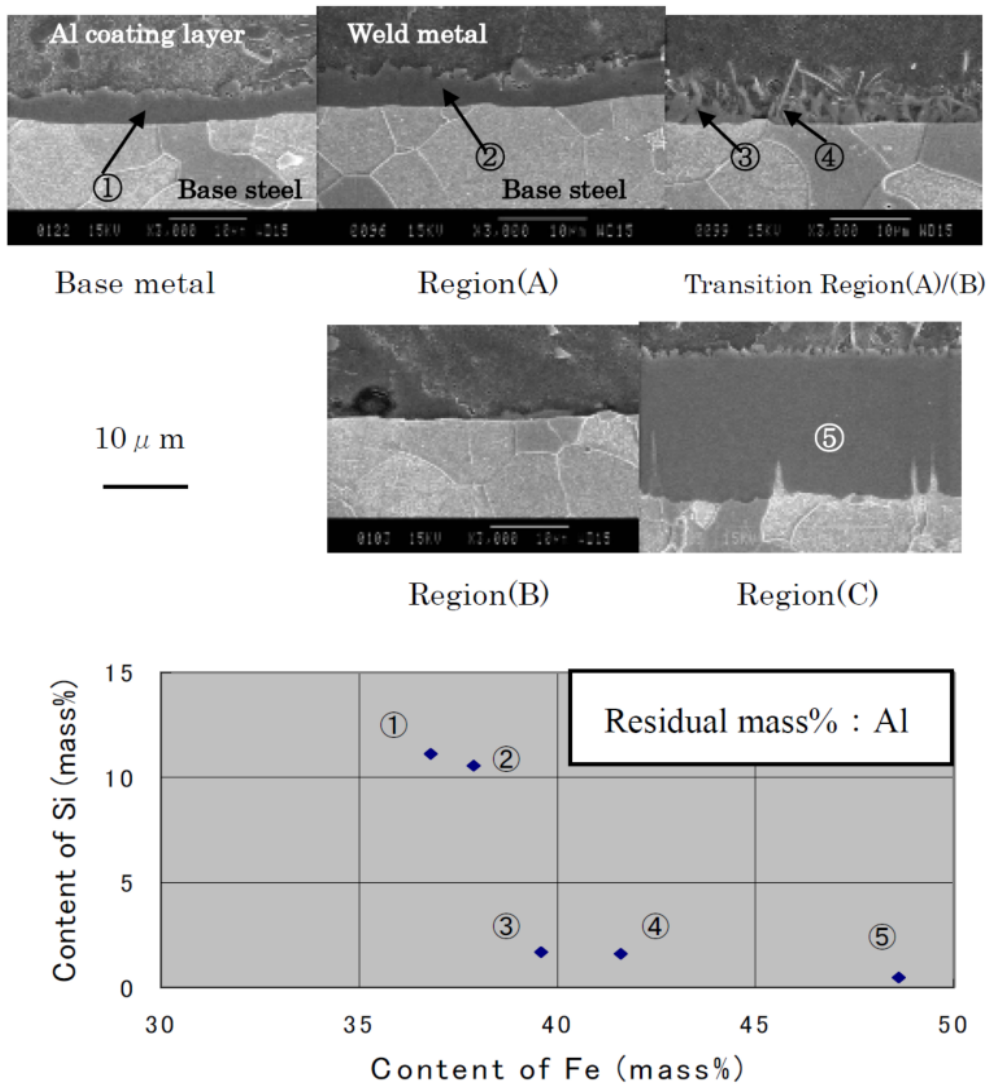


Fig.4-20 接合界面各部位のSEM観察と金属間化合物の成分分析結果

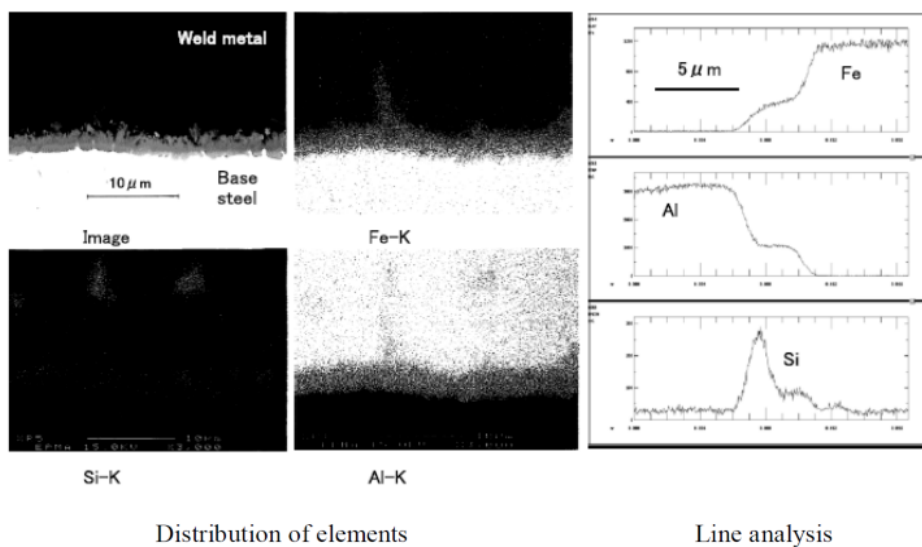


Fig.4-21 通常のアلمめっき鋼板の場合の継手接合界面のEPMA観察(面分析、線分析)

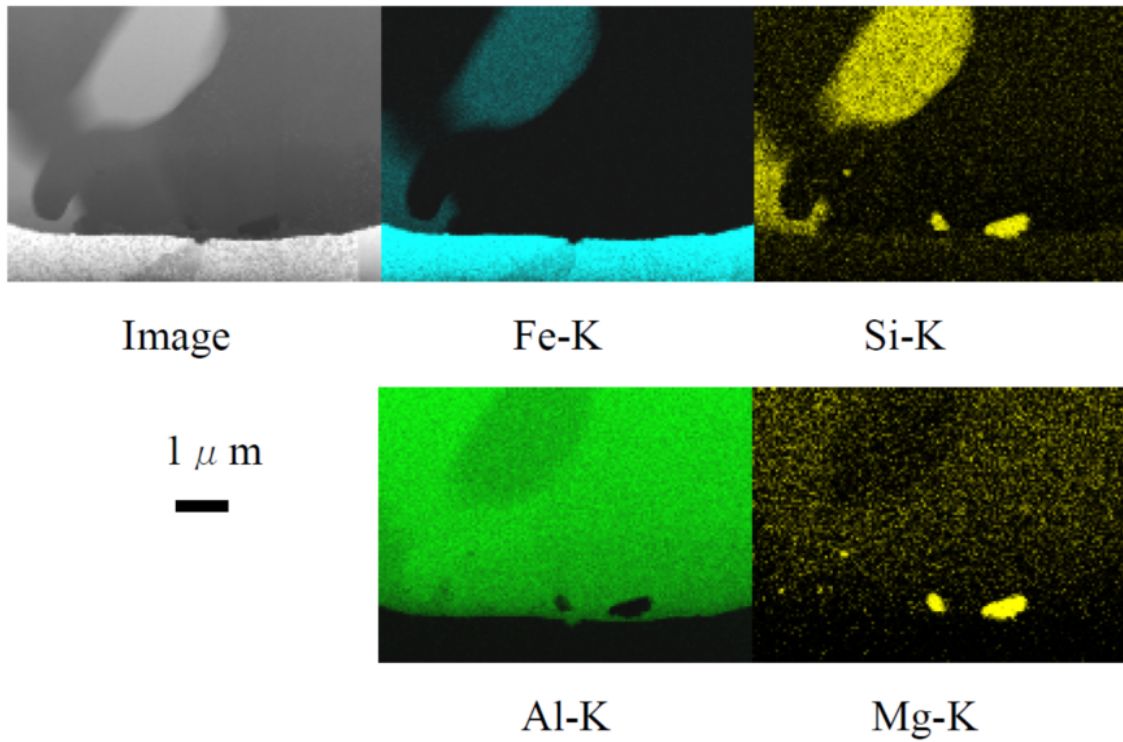


Fig.4-22 金属間化合物未形成域のTEM観察

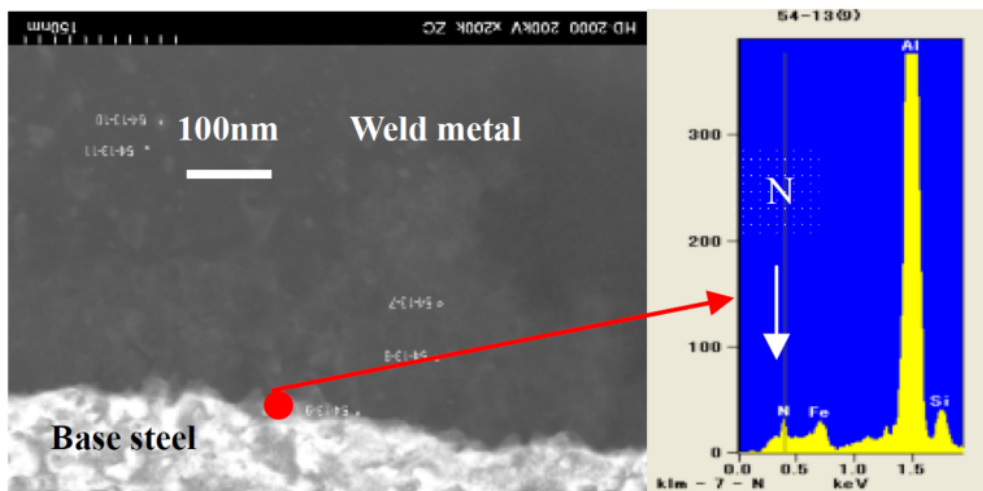


Fig.4-23 金属間化合物未形成域接合界面の薄層部の分析

Table4-4 溶接条件

Process	Welding current (A)	Welding voltage(V)	Welding speed (cm/min)	Filler materials
TIG	50	-	30	none
YAG Laser	2.0kW		120	none

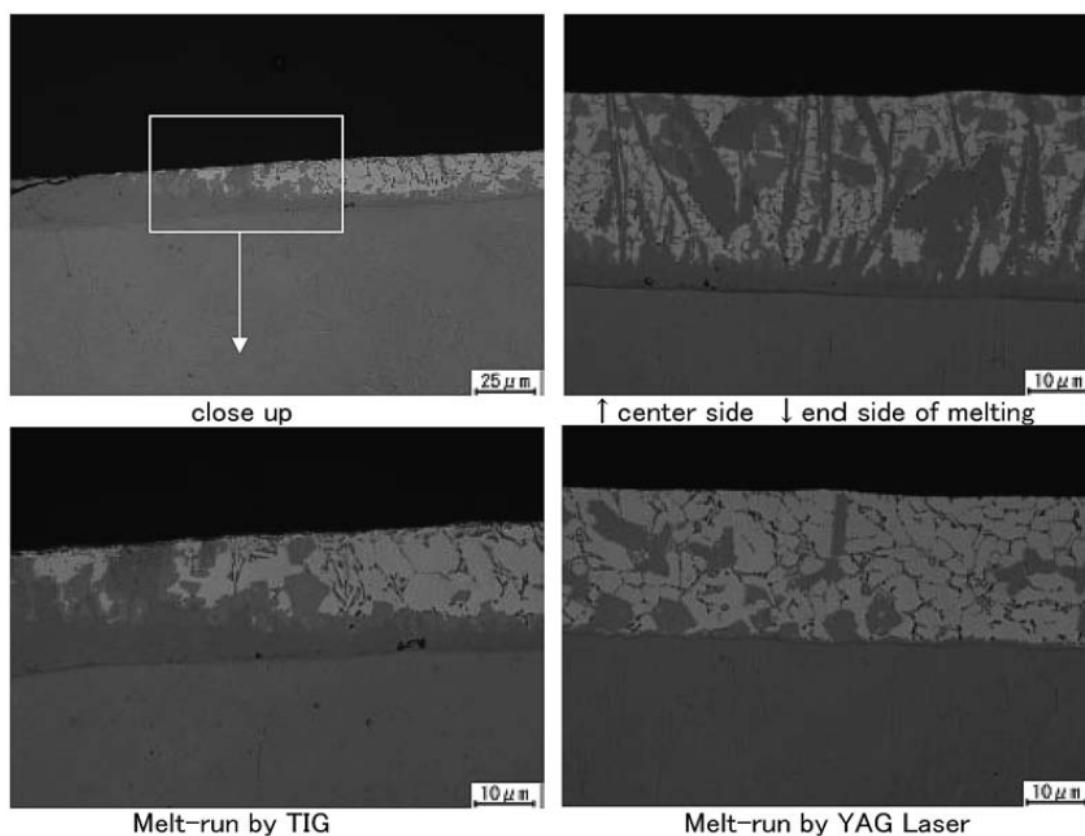
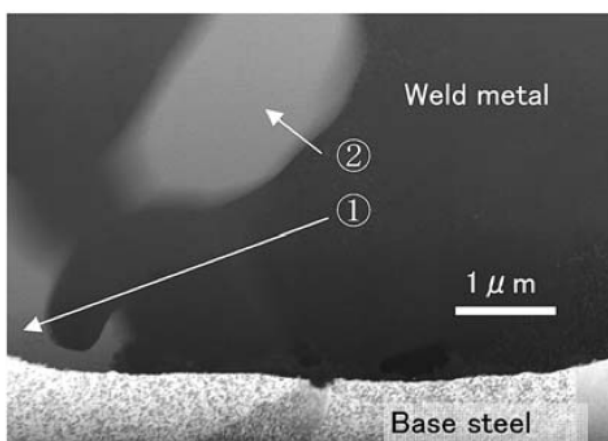


Fig.4-24 各種溶接法によるアルミめっき鋼板表面断面のメルトラン状況



	Contents		
	Al	Fe	Si
	mass%	mass%	mass%
①	65.7	27.0	7.3
②	69.0	24.3	6.7

Fig.4-25 Fe-Al-Si系金属間化合物の溶接金属中への溶出状況のTEM観察

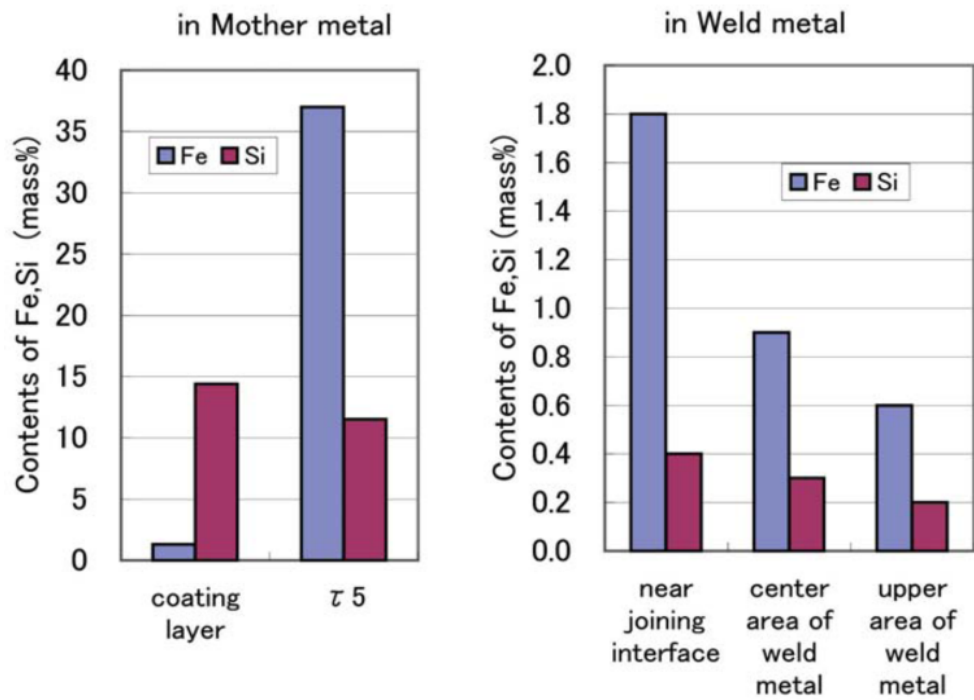


Fig.4-26 溶接金属部各部位のFe,Si量の測定結果

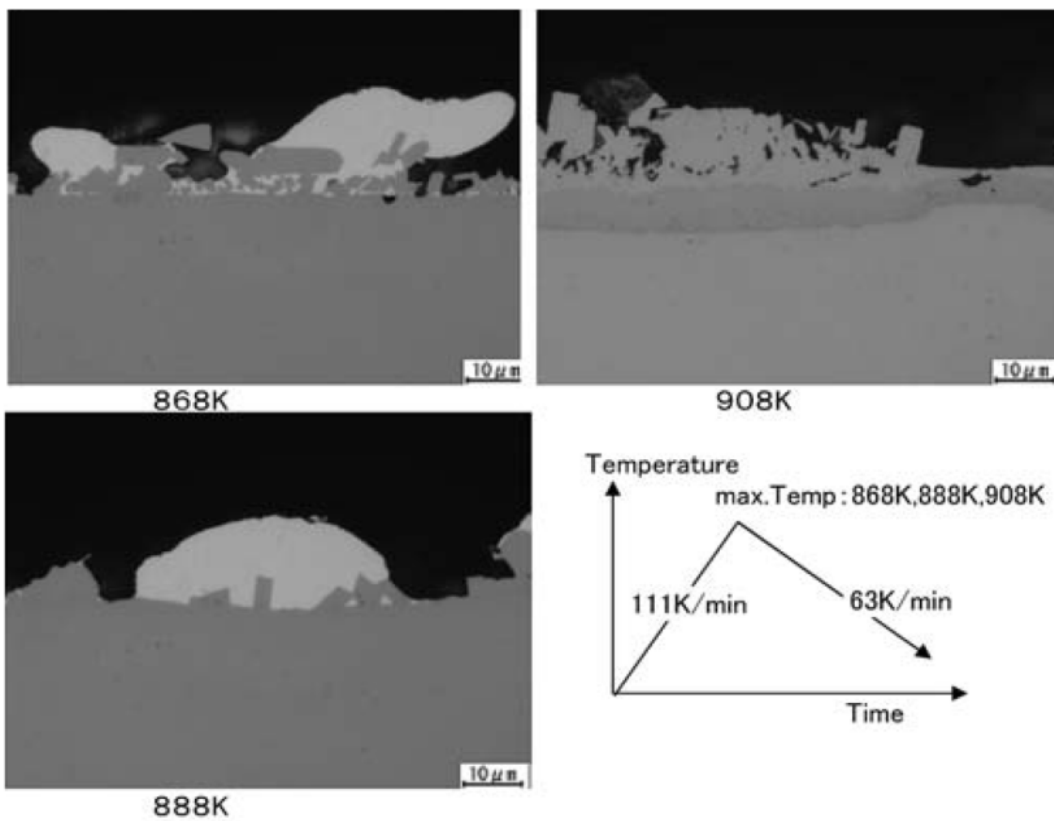


Fig.4-27 加熱温度とめっき層/鋼素地との反応
201

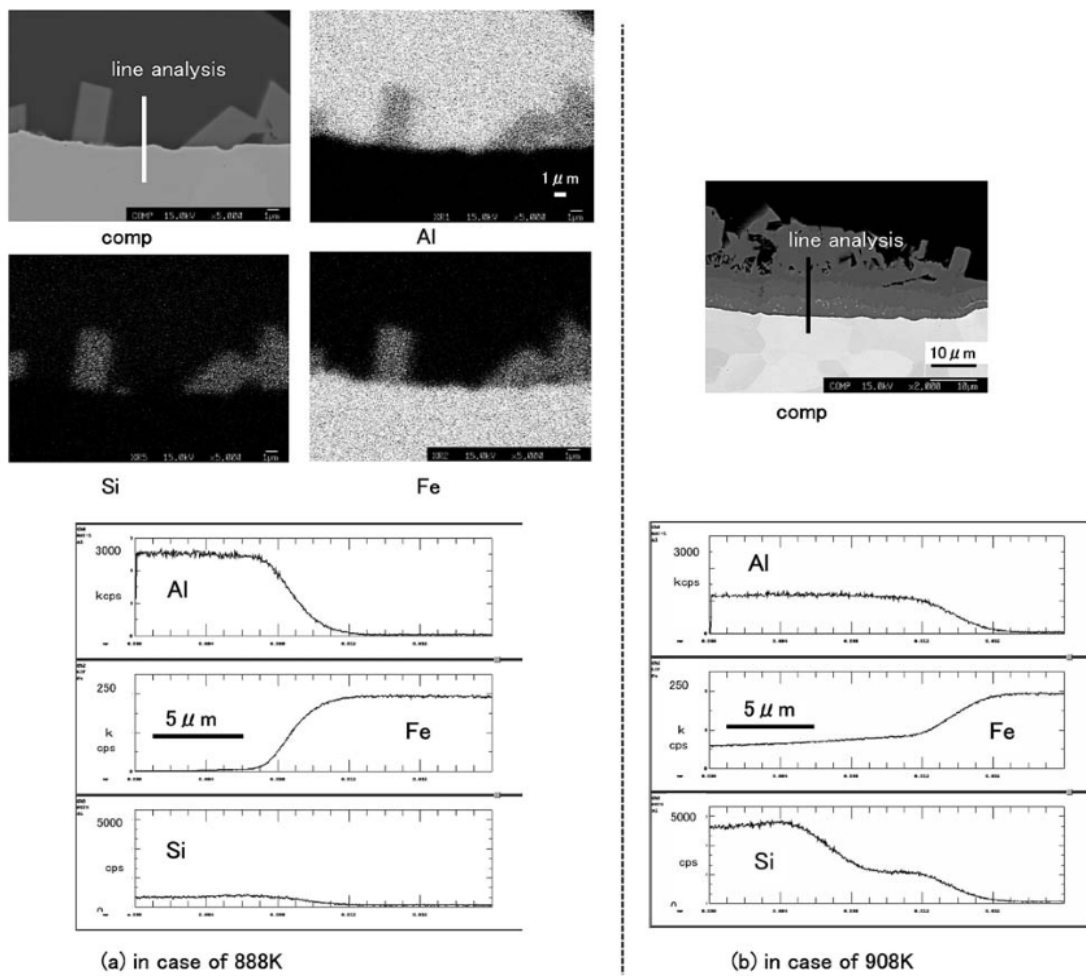


Fig.4-28 888K加熱材のめっき層と鋼素地との界面のEPMA観察結果

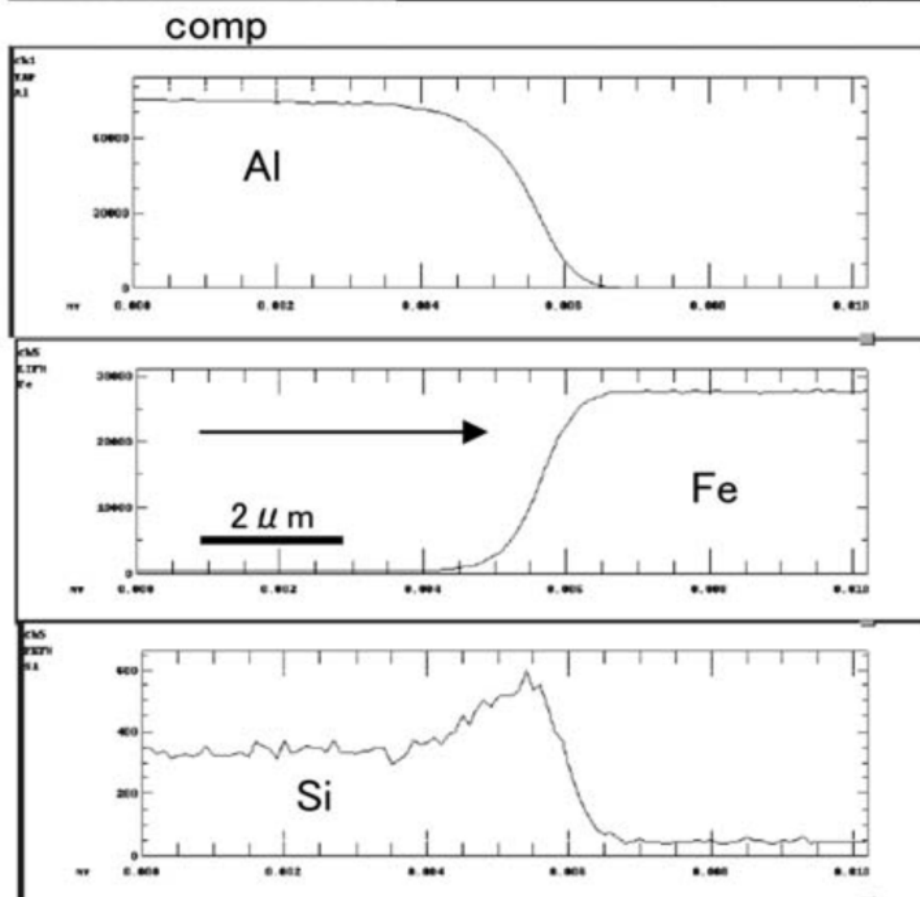
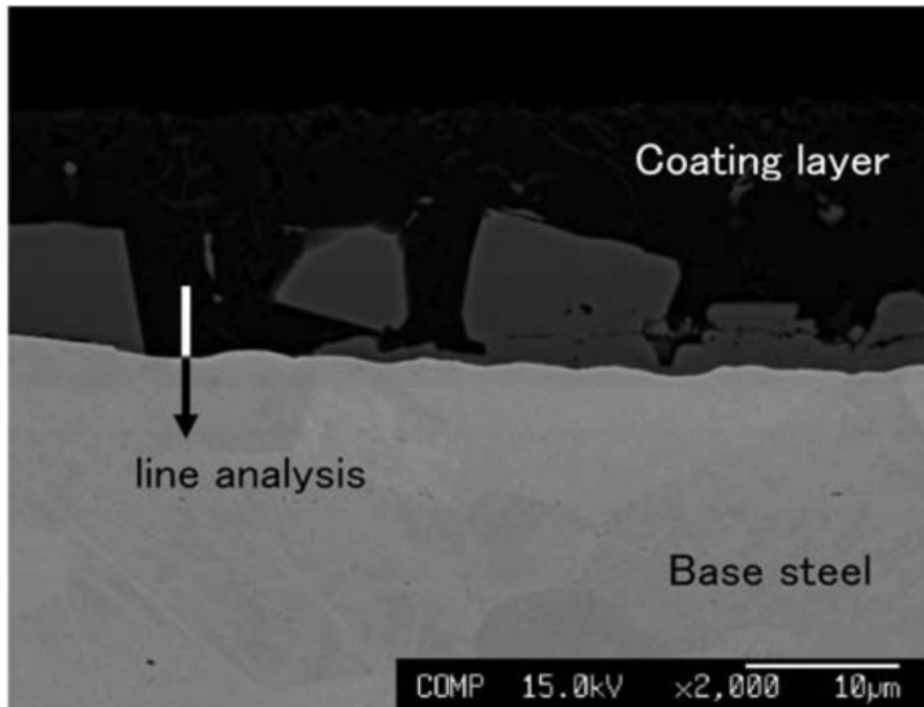


Fig.4-29 溶接継手裏面のめっき層と鋼素地との界面観察

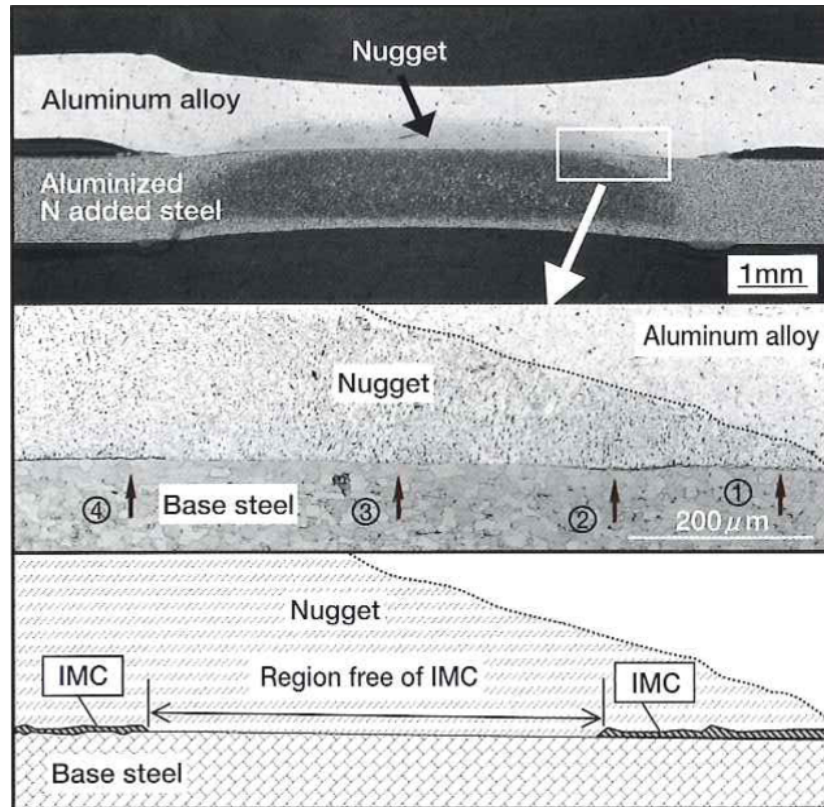


Fig.4-30 N添加鋼ベースアルミめっき鋼板を用いた場合の抵抗スポット接合界面

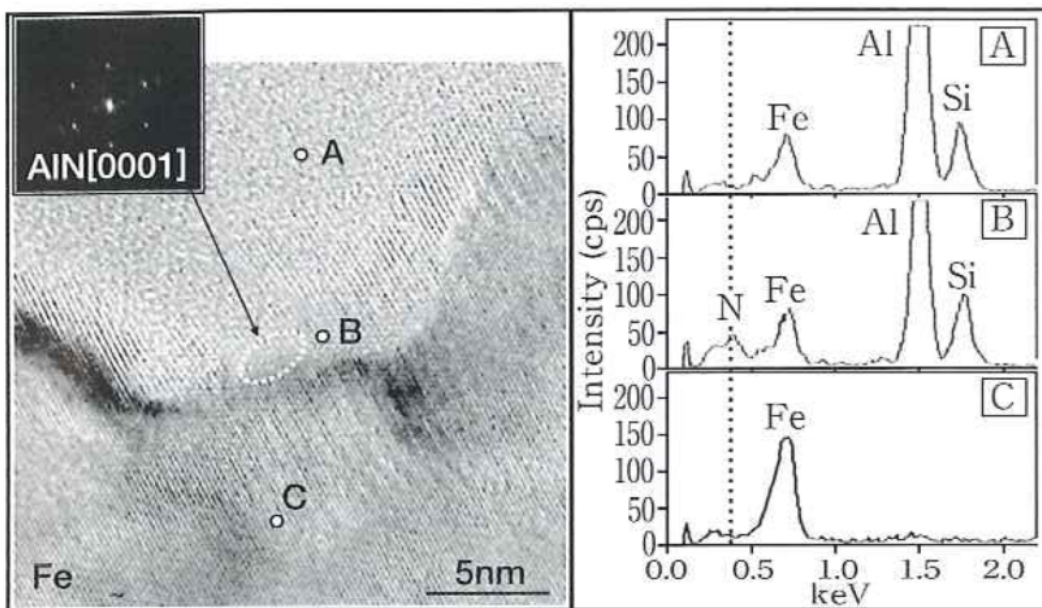


Fig.4-31 Fig.4-30 の接合界面におけるTEM観察、EDX分析ならびにB部TEM像のフーリエ変換解析

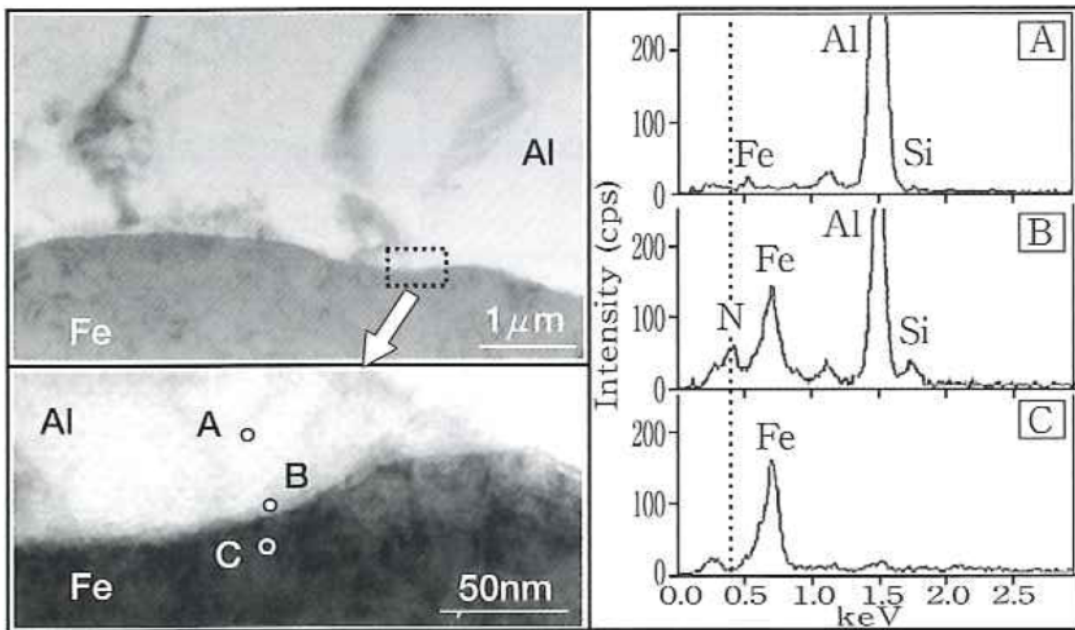


Fig.4-32 Fig.4-30 の金属間化合物未形成域のTEM観察とEDX分析

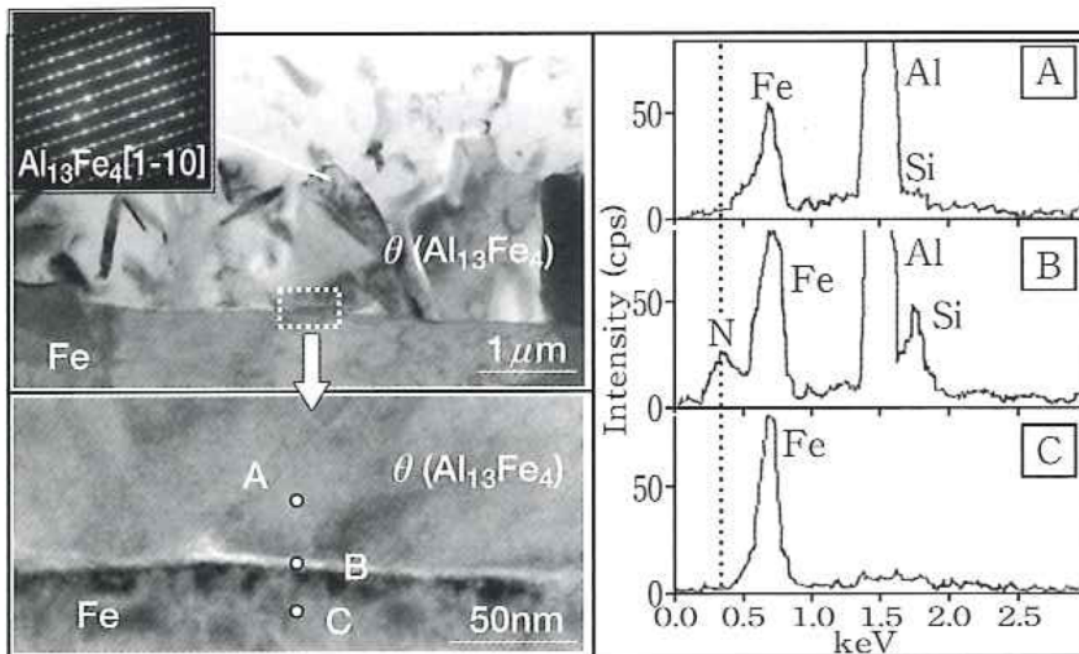


Fig.4-33 Fig.4-30 のTEM観察とEDX分析

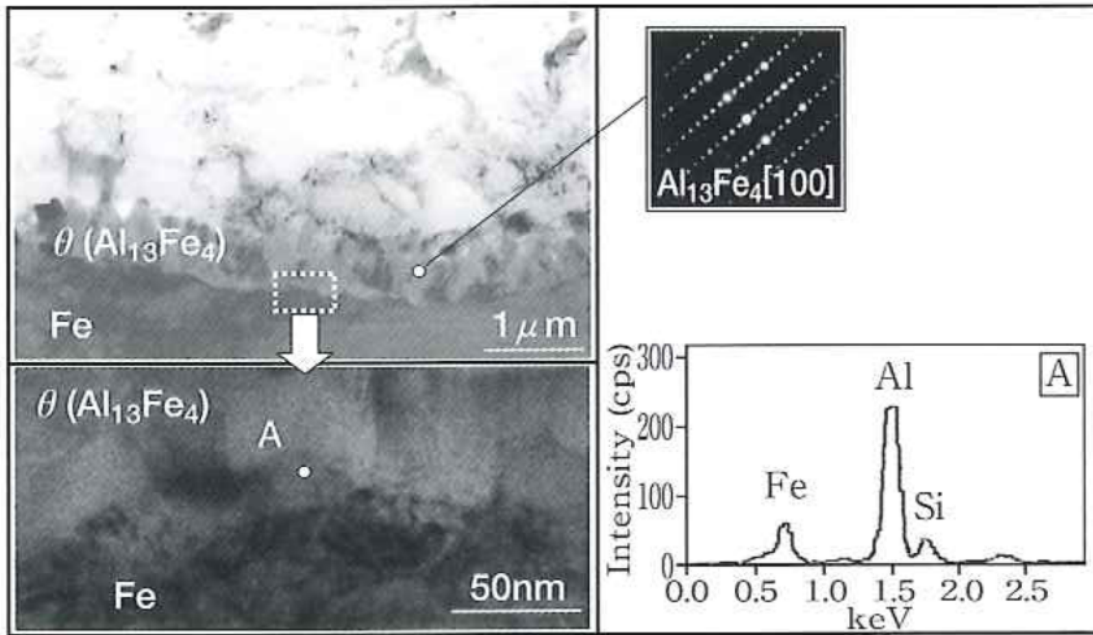


Fig.4-34 Fig.4-30 のTEM観察とEDX分析

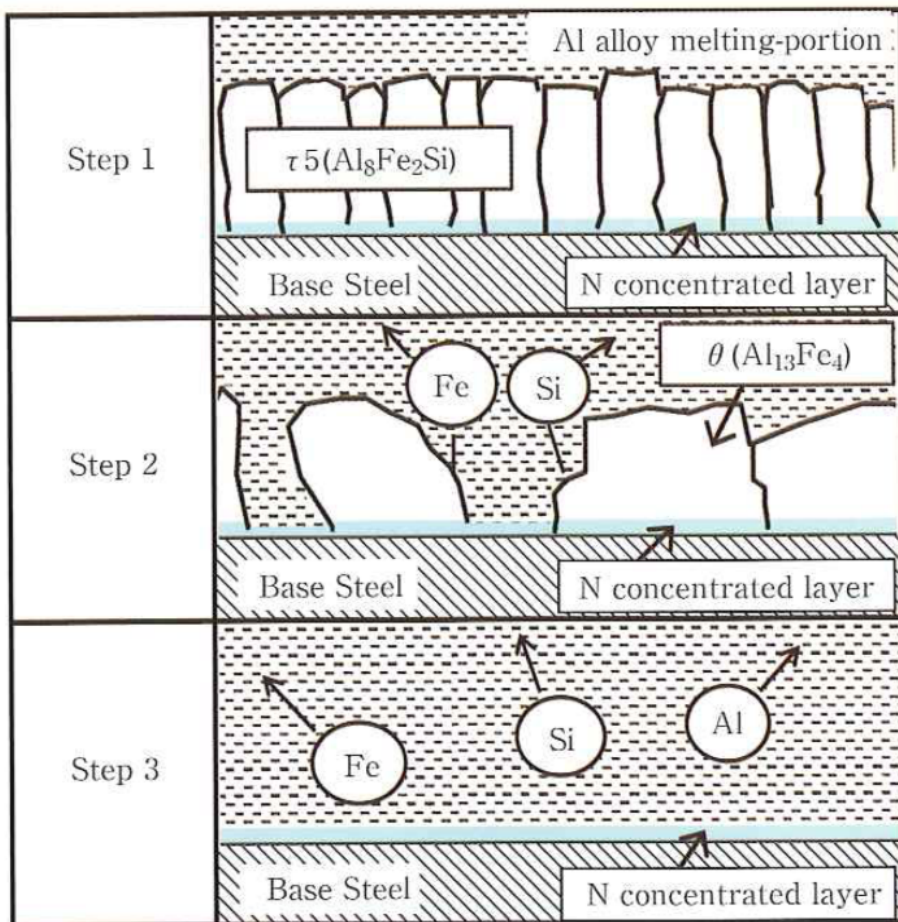


Fig.4-35 N添加鋼ベースアルミめっき鋼板を用いた場合の
溶出と金属間化合物未形成域生成過程の推定

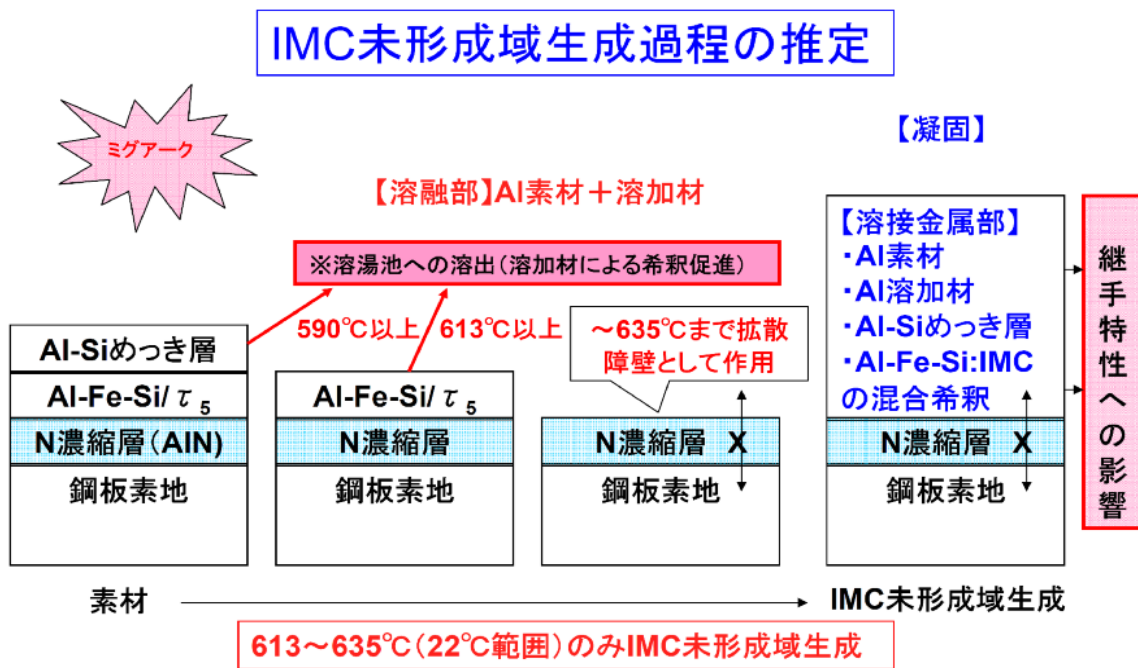


Fig.4-36 N添加鋼ベースアルミめっき鋼板を用いた場合の金属間化合物未形成域生成過程の推定 (ミグブレイズ溶接)

第5章 レーザ熱源活用による継手品質の改善

5.1 緒言

従来のアーク溶接における継手品質の課題である溶接マイクロ割れならびに継手強度に関する共通因子は、溶接時の熱影響である。アルミニウムの溶接に多用されているティグ溶接・ミグ溶接などのいわゆるアーク溶接における材料内部の加熱形態は、熱伝導型と呼ばれるもので、表面で吸収された熱の伝導によるものである。この場合の断面の溶込み状況は、溶融幅が溶融深さよりも広くなり、溶接に必要な所定の溶込み深さを得るには同時に幅方向の広範な部分の溶融を余儀なくされ、溶融効率が低い。

しかし、熱源のエネルギー密度が $10^5 \sim 10^6 \text{W/cm}^2$ を超えると、材料はその沸点以上に至る温度範囲にまで加熱されることになる。たとえば高出力レーザービームの場合、照射部の材料の蒸発反跳力による押下げ力でキーホールが形成され、それを通して、材料内部はレーザービームの多重反射によって直接加熱される、いわゆるキーホール型と呼ばれる加熱形態となる。この形態は深溶込み形状を示すもので、幅方向への溶融が抑制された効率の非常に良い溶融形態となる。このキーホールは、これを潰そうとする表面張力と押し広げようとする蒸発反跳力がバランスすることで維持されており、蒸発現象の果たす役割は非常に重要である。

このキーホール型の加熱形態をとるのは、電子ビームの場合も同様であるが、真空雰囲気にする必要がある、X線が発生するなどの点から取扱いが難しい。その点、レーザービームの場合は、大気中でも減衰することなく、加工物の形状や大きさにも原理的に制限がないなどのメリットがある。さらには、1990年代におけるレーザーの大出力化には目覚ましいものがあり、45kW級のCO₂レーザー、10kW級のYAGレーザーが出現し、この大出力化と相反するビーム品質をも両立させた高出力YAGレーザーが商品化されるに至っては、数百kW/cm²連続高パワー密度が必要といわれる金属の溶接にもキーホール溶接が可能となった。また、ファイバー伝送による3次元溶接の容易性ならびにアルミニウム材への吸収率がCO₂レーザーよりも高いという溶融効率のメリットなどからも積極的に適用されるようになってきた。

CO₂レーザーとYAGレーザーとの比較試験¹⁾によると、**Fig.5-1**に示すような結果がえられる。試験に供したレーザー溶接装置は、3軸直交型5.5kWCO₂レーザーならびにランプ励起4kWYAGレーザーで、用いた材料はA6063-T5の3mm厚の形材で、ビーム径0.3mmにおけるエネルギー密度一定下での比較とした。CO₂レーザーでは、出力を3.5kW程度まで増加させないと溶融のしきい値を超えることができず反射の領域である。さらに増加させ溶融が一旦始まると、貫通溶融は容易となるが、すぐに過入熱の領域となり、溶接としての適正条件範囲は非常に狭く限定される。一方YAGレーザーの場合は、それとは対照的で溶融させるための条件範囲は広く、低出力・高速度条件つまり低入熱条件の選択が可能となり、**Fig.5-2**の溶接部の硬さ分布でもわかるように、YAGレーザーの場合

の方が、溶接金属部の幅が狭いと同時に熱影響軟化の程度も少なくすることができることがわかる。これらは、アルミニウムに対するレーザの吸収率の差異に起因するものと推定される。

ところで、レーザ溶接に関しては、アルミニウムへの吸収特性が、鋼などに比較して低いこともありその適用は躊躇された時期もあるが、装置の高出力化や熔融現象など基盤技術²⁾が整備されるにつれて適用が加速された。また、最近では、レーザの発振効率やビーム品質なども大幅に改善されたファイバーレーザが出現し³⁾、実用化に向けた活発な動きもある。

本章では、この熱影響の少ない効率的な YAG レーザを用いて、前記二つの継手性能の課題に対して取組んだものである。まずは、第 3 章に記載した Al-Mg-Si 系合金の過剰 Si タイプ材における溶接マイクロ割れの抑制ならびに熱軟化抑制による継手強度の向上に関するもので、その効果をミグ溶接継手の場合と比較した。次に、第 4 章に記載したアルミめっき鋼板を用いるアルミニウム合金との異種金属接合に関するもので、金属間化合物の生成抑制による継手強度の向上への効果を期待したものである。しかし、高エネルギー密度であるがゆえに両金属ともに熔融させてしまい、脆い金属間化合物の生成をかえって招いてしまうリスクもある。そのために、鋼側からレーザを照射し鋼を熔融させることのない条件に設定した上で、鋼材からの熱伝導によってアルミニウム合金を熔融ろう付するという方法が報告されている。しかし、これでは熔融する側のアルミニウム合金を直接観察することが困難で、工業的な適用性に問題があると判断された。より具体的には、鋼を熔融させない接合手法の探索と、通常の薄板のレーザ溶接では用いることが少ない溶加材添加に関し、金属間化合物生成を抑制する観点からその適正化に取組んだものである。

5. 2 供試材

1) Al-Mg-Si 系合金への適用

用いた供試材は、A6082-T6 の 3mm 肉厚のフラットバー押出材である。Al-0.9mass%Mg-1.1mass%Si (1.4mass%Mg₂Si-0.5mass%Si) をベースとし、その添加元素の一つである Mn に着目し、実用合金としての 0.7mass%(No.3 材)とともに無添加(No.1 材)ならびに 0.4mass% (以下%) 添加 (No.2 材) と変化させた三種類である。主たる製造条件は、均質化処理 813K、4h(昇温速度 100K/h、降温速度 200K/h)、押出 743K、10m/min、ダイクエンチ水冷、焼き戻し 458K、6h であり、これら三種類の素材の化学成分ならびに機械的特性は **Table5-1** に示すとおりである。押出方向と直角方向の断面でのマクロ組織を **Fig.5-3** に示す。この断面マクロは、後述するように写真の上面側から 1mm 機械切削した残部 2mm 分の断面であるが、No.1 材では約 60 μ m の結晶粒サイズの全面再結晶組織、No.2 および 3 材では肉厚中央部の微細なファイバー組織と肉厚表層部の再結晶粒の粒成長した組織からなる複合組織を呈した。この表層の再結晶の粒成長した組織は、No.2 材の場

合で片面当たり約 250 μ m と厚いものであるが、No.3 材では約 25 μ m 程度であった。この表層部の粒成長した組織は溶接割れに大きな影響を与えると考えられると同時に、レーザー溶接機の出力仕様上の溶込み確保の観点から、片面側から 1.0mm 切削し三種類全てを肉厚 2.0mm に統一した。

2) アルミめっき鋼板との異種金属接合への適用

供試材としては、第4章で報告したのと同じ N 添加アルミめっき鋼板を用いた。また用いたアルミニウム合金は、A5182P-0 ならびに A6022-T4 の 2 種類であり、いずれの供試材とも板厚は 1.0mm である。溶加材は A5356WY, A5554WY および A4043 の線径 1.2mm ϕ の三種類を用い、溶加材を添加しない場合も含めて比較した。

5. 3 試験方法

5. 3. 1 Al-Mg-Si 系材料への適用

Fig.5-3 に示した 2.0mm に減肉した供試材を、肉厚方向の上下位置関係をそのままに、突き合わせて、ランプ励起連続波 Nd:YAG レーザ (以下 YAG レーザ) 装置を用いて、**Table 5-2** に示す溶接条件にて継手を作製した。用いた溶加材は A5356WY-1.2 ϕ である。この継手材を用いて、継手強度性能などを試験評価した。

5. 3. 2 アルミめっき鋼板との異種金属接合への適用

(1) レーザのデフォーカス (焦点外し) 量の最適化

アルミニウム合金との異種金属接合用に開発したアルミめっき鋼板の上に、5182 を 5mm のラップ代で重ね、そのラップ部端部近傍を 5182 材側からレーザーを照射した。用いたレーザーは、ランプ励起 YAG レーザ(HL4006D)で、出力 4kW、接合速度 150cm/min とし、溶加材を添加せずに、焦点外し量を **Fig.5-4** のように 10~30mm と変化させて、その接合性に与える影響を調査した。

継手の強度評価試験方法として、**Fig.5-5** に示す引張せん断試験を用いた。引張せん断試験片は、接合長手方向 25mm に切断し、そのままの短冊片を試験片とした。各試験は、引張速度 10mm/min にて負荷し、破断荷重を測定した。その破断荷重を接合長で除した単位接合長当たりの値を、引張せん断強さとし評価した。

(2) 各種素材・溶加材の組合せによる金属間化合物の制御

アルミニウム合金材としては、実用されている 5182,6022 の二種類とし、アルミニウムめっき鋼板の上に重ね、(1) でえられた最適なデフォーカス量に設定した上で、レーザー溶接した。なお、継手の強度評価試験方法として、引張せん断試験のほかに **Fig.5-5** に示すピール剥離試験も取り入れた。その関係上、継手の重ねラップ代は 50mm とした。なお、溶加材は添加せずに 5182 と 6022 を比較し、その後 6022 材の組合せの場合にいお

いて 5356,5554,4047 の溶加材（線径 1.2mm φ）を添加して、その継手特性を比較調査した。

5. 4 試験結果

5. 4. 1 Al-Mg-Si 系材料へのレーザー溶接適用

断面の溶込み状況や継手部の断面マクロ組織を Fig.5-3 に示す。溶込み形状は、いずれも肉厚方向にはより一様な寸胴状の溶込み形状を示した。熱影響部の組織は、No.2 材のみが 1mm 以上にもおよぶサイズにまで再結晶が進んでいたものの、No.1 および No.3 材では溶接熱による顕著な再結晶粗大化は生じておらず、その影響に差異のあることがわかった。

(1) 継手強度

余盛ありのままの状態での継手引張試験結果を Table 5-3 に示す。これから、継手強度、破断伸びは Mn 量が増加するに従って増加し、Mn 添加量の影響の大きいことがわかった。また、継手効率も Mn 量が増加するに従って高くなる傾向が得られ、70%前半値から後半値にまで向上していた。破断位置はいずれの場合も溶接境界部から約 2mm 離れた母材部であり、その破断部の断面写真 Fig.5-6 からは、その肉厚減少率が No.1 材で 23%、No.2 材で 29%、No.3 材で 43%と、Mn 量が増加するにつれて増加し、延性が増す傾向が観察された。

(2) 硬さ分布

継手部横断面の硬さ分布を、マイクロビッカース硬さ計にて測定した。その結果を Fig.5-7 に示すが、いずれも溶接熱影響による軟化が観察され、溶接境界部から 2mm（溶接中心から 3mm）前後の位置に最も軟らかい部分が存在している。これから、継手材の引張試験での破断位置は、この最軟化部に対応していることがわかった。

5. 4. 2 アルミめっき鋼板による異種金属接合への適用

1) レーザのデフォーカス量の最適化

デフォーカス量（焦点外し量）を照射部におけるエネルギー密度に換算し、その代表例の溶接部外観ならびに断面マクロを Fig.5-8 に示す。そのデフォーカス量に応じてレーザーの照射面積が異なるために、5182 の溶融幅が異なっていることがわかる。また、引張せん断強度との関係をまとめると Fig.5-9 のようになり、高い引張せん断強度を出すための最適エネルギー密度範囲が存在し、0.1~0.15MW/cm² が最適⁴⁾であることがわかった。その引張せん断試験における破断位置は、強度が高い場合には溶接金属部で、低い場合は溶接金属部と鋼との接合界面である。

2) 各種素材・溶加材の組合せによる金属間化合物の制御

最適デフォーカス量に設定した上で、5182 とアルミめっき鋼板とのレーザーブレード溶接を、溶接速度 80,120,160cm/min の三水準で実施した継手の引張せん断強度ならびにピール

剥離強度を **Fig.5-10** に示す。また、その断面の接合界面脚長方向の金属間化合物の厚さ分布を **Fig.5-11** に示す。これらから、いずれの条件においても脚長両端部近傍には、抵抗スポット接合やミグブレード溶接の場合と同様に、金属間化合物未形成域が存在していることがわかると同時に、脚長中央部の金属間化合物の厚さは溶接速度の影響を受け、溶接速度が速くなるにしたがいその厚さは薄くなっていることがわかる。継手強度も溶接速度の影響を受けており、160cm/min と速い方が強度は高くなると同時に、破断位置は **Fig.5-12** のように接合界面ではなく溶接金属部になることがわかる。つまり、金属間化合物未形成域がいずれにも存在するものの脚長中央部の金属間化合物の厚さも継手強度に影響している⁶⁾ことがわかった。

次に、6022 材との組合せを 5182 の場合と同様に溶加材なしで作製した継手の断面マクロ組織・接合界面のミクロ組織ならびに強度試験結果を **Fig.5-13,14** に示す。なお、6022 はレーザの吸収率や熱伝導率が 5182 と異なるために溶接速度が 160cm/min では接合不可能であり 140cm/min での結果を、5182 の 160cm/min での結果とを比較したものである。これらから、6022 の場合においても脚長両端部近傍には金属間化合物未形成域が存在するものの、引張線試験ならびにピール剥離試験ともに 5182 よりも低い。接合界面の脚長方向の金属間化合物の厚さ分布を **Fig.5-15** に示すが、継手強度が高く出た 5182 の方が脚長中央部の金属間化合物は明らかに薄いことがわかる。なお、同じ接合速度 140cm/min で比較すると 6022 の方が薄いこともわかった。また、破断位置となった溶接金属部の硬さ分布を比較すると **Fig.5-16** のように 6022 の方が 5182 よりも低いこともわかった。

そこで、6022 における継手強度特性を向上させるために、各種溶加材を添加した継手における継手強度特性を調査したが、その断面マクロを **Fig.5-17** に、接合界面のミクロ組織を **Fig.5-18** に、そして継手強度を **Fig.5-19** に示す。これらから、溶加材を添加しても金属間化合物未形成域は存在することは変化ないが、継手強度に影響する溶接金属部ののど厚が長くなっていることがわかる。継手強度においては、ピール剥離強度を重視すると 5554 の場合が、最も高くなることがわかった。破断部の断面マクロを **Fig.5-20** に示すが、5356 の場合のみ接合界面で破断したが、それ以外は全て溶接金属部で破断する。5554 の場合は、破断時の伸びも高く、最も延性的な継手特性⁶⁾が得られた。それは、接合界面の金属間化合物の厚さが 4047 と並んで最も薄くなっていると同時に、溶接金属部の延性が 4047 よりも優れたためかと推定される。

5. 5 考察

5. 5. 1 Al-Mg-Si 系材料へのレーザ溶接適用

試験結果から、レーザ溶接継手は、熱影響が比較的少なく継手効率の高い溶接方法であることがわかったが、その程度を具体的にミグ溶接の場合と定量的な比較検討を行なうこととした。また、Mn は継手強度を向上させるのに有効な成分元素であることもわかり、Mn の引張特性に与える影響についても検討した。

1) 溶接マイクロ割れ感受性

YAG レーザ溶接の場合と同様に三種類の供試材を用いてミグ溶接による継手を作製した。溶接方法は直流ミグであり、その溶接条件は、電流 110A、電圧 22V、溶接速度 80cm/min で、溶加材にはレーザ溶接と同じ A5356WY-1.2mm φ を用いた。なお、シールドにはアルゴンガスを用い 20l/min の流量とした。

その継手引張試験の結果は **Table 5-4** に示すとおりである。レーザ溶接ではいずれの材料の場合も熱影響軟化部にて破断したが、ミグ溶接の場合には No.1 および No.2 材では溶接マイクロ割れ⁷⁾により溶接境界部で破断し、No.3 材でのみレーザと同等の破断モードが得られた。また、ミグ溶接継手部の硬さ分布を、レーザ溶接継手の場合と比較して **Fig.5-21** に示す。

これらから、レーザ溶接の場合の方が、溶接マイクロ割れ感受性が低く、かつ熱影響の程度が少ないことがわかる。具体的にはその溶接熱影響部の軟化幅はミグ溶接の約 1/4、そして最小硬さはミグ溶接よりもビッカース硬さとして 5 程度高く、そして継手効率は軟化部で破断した No.3 材でのみしか比較できないが、ミグ溶接よりも約 8 ポイント高いという結果が得られた。

溶接継手部の主として熱影響最軟化部近傍の温度履歴を調査するために、突合せ面からのある距離、つまり硬さ分布から推定された最軟化部の位置近傍に 0.3mm φ の孔を肉厚の半分の 1.0mm の深さで開け、K 熱電対（素線径 0.05mm φ クロメル・アルメルで、シース外径 0.25mm φ）を配置した。溶接時の計測結果を **Fig.5-22** に示す。レーザ溶接ならびにミグ溶接にて最軟化部となったそれぞれ 3mm および 11mm でのピーク温度は、いずれの溶接法の場合でも 723K 前後とほぼ同程度であり、非強化相 β を析出しやすい 623K までの平均冷却速度を算出すると、それぞれ 405K/s および 85K/s と大きな差異があり、レーザ溶接の方がミグ溶接に比較して 5 倍弱の速い冷却速度であることがわかった。富井ら⁸⁾は、A6061-T4 のミグ溶接継手において、継手性能に影響を与える最軟化部は、加熱されてより粗大な安定相へと時効が進行する部分であると報告している。623~743K の温度領域にさらされると、GP ゾーンや中間相が再固溶するものと、その後の冷却速度が、743K 以上の温度領域での「回復」する部分よりも遅く、硬さに寄与しない粗大化するものとが混在し、その後の時効では完全に回復しない部分と、大部分が粗大化しその後の時効でも回復しない部分に大別されるという。つまり、レーザ溶接での硬さ分布でいうと、**Fig.5-7** に示した溶接中心からの距離にして 1~2mm の冷却速度のより速かった領域(1mm の位置で 850K/s)と、3mm 前後の冷却速度のより遅かった最軟化部(3mm の位置で 405K/s)に大別されるということである。ここで、ミグ溶接との比較における最軟化部の硬さの差異は、冷却速度の差異によりその時効進行程度が異なったためと推定される。なお、溶接金属部の凝固冷却速度に相関があると言われるデンドライトセルサイズを測定した結果を **Fig.5-23** に示すが、レーザ溶接の場合はミグ溶接に比較して約半分のサイズとなっている。鑄造凝固にて報告された凝固速度とデンドライトセルサイズとの関係⁹⁾が、溶接金属部にも当ては

まると報告¹⁰⁾されている式 $D=70C_R^{-0.39}$ (D デンドライトセルサイズ (μm)、 C_R 凝固速度 (K/s)) を用いてその凝固速度を推定すると、レーザ溶接の場合で 621K/s 、ミグ溶接の場合で 124K/s と試算され、上記熱影響部での値よりも 50% 程度速い凝固速度となるものの、レーザ溶接の場合の方がミグ溶接の場合よりも約 5 倍速いという傾向は同様であった。

次に、溶接マイクロ割れ感受性の差異に関して、この高温液化割れの発生機構は、①素材の脆性温度範囲および②引張ひずみ、の二因子で説明できるとされ、①は広いほど、②は大きいほど割れが発生しやすく限界ひずみを超えると割れるとされる。3.5.1 項に、本系合金におけるミグ溶接継手の溶接マイクロ割れ抑制には Mn 添加が有効であり、素材の脆性温度範囲で説明できるとした。ここでは、同じ材料ならびに同じ溶加材を用いながらも割れ感受性が異なるということであることから、主として②の引張ひずみの差異ではないかと推定される。この引張ひずみ発生の主因である溶接金属の凝固収縮量に関して、継手部断面形状から溶接金属量を計測した結果を **Fig.5-24** に示す。これから凝固収縮量に関する溶接金属量は、ミグ溶接に比較して約 $1/4$ と小さいことがわかった。また、ビード幅の表面と裏面との比も約 3 割少なく、肉厚方向の溶込み形状は、より寸胴となり、肉厚方向の引張ひずみ量も少なくなっているものと推定された。これらのことから上記②の引張ひずみが少ないために割れ感受性が低くなったものと考えられる。

2) 熱影響部の硬さと引張強さとの関係

Mn の添加量が増加するに従って継手強度特性が向上しており、破断部位の最軟化部の硬さと継手強度との関係をとると **Fig.5-25** のようになる。なお、図中にはミグ溶接継手(No.3 材)ならびに素材のデータも記載した。その結果、No.2 および No.3 材は、硬さが高くなるに従って引張強さも向上するという相関関係がほぼ同一線上にて整理できるが、No.1 材のみがその線上から逸脱しており、硬さが高いにもかかわらず No.2、No.3 材ほどの引張強さには至っておらず、それは素材の場合にも同様であることがわかった。この傾向は、同材料を用いたティグ溶接継手の場合¹¹⁾にも報告されており、溶接方法にかかわらず同様な傾向を呈したものと思われる。

継手引張試験における破断面の SEM 像を **Fig.5-26** に示す。No.2 ならびに No.3 材の場合には全面にいわゆるディンプルパターンが観察され延性破断が確認できたが、No.1 材の場合にはディンプルパターンの中に局部的に粒界破面らしき脆性的な様相が観察された。それは、同図中に示す素材の破断面にも同様なことが観察され、その熱影響最軟化部の破断にも素材での特性を引き継いだものと推定される。**Fig.5-27** に示す継手引張試験時の応力・ひずみ線図や、先の破断部の断面減少率の差異からも明らかなように、No.1 材の場合には、引張強さならびに破断伸びがやや低く、より脆性的な特性を有しているものと思われる。

ところで、 Mn を添加すると素材部の硬さは低くなるといわれており、 Al-Fe-Mn-Si 系化合物の界面が Mg_2Si の析出サイトとして作用することに起因すること、ならびに

Al-Fe-Mn-Si 化合物に Si 量の一部が消費され、時効に寄与するマトリクス中の Si が元々少なくなることなどのためと説明される。今回も、Mn 添加材 (No.2 および No.3) の方が、無添加材(No.1)よりも硬さが低くなっていることが確認されており、硬さが高いにもかかわらずそれに見合った引張強さがでないという Mn 無添加材 (No.1) の特異性のためではないかと考えられる。なお、最軟化部の硬さが同じでも、それよりも高温にさらされた固溶域での硬さが高いと継手強度は高くなるとの報告¹²⁾もあるが、今回の Mn 添加なし材(No.1) の場合は、最軟化部・固溶域ともにその硬さは Mn 添加材 (No.2 および No.3) に比較して高く、別の原因を考えざるを得ない。

時効硬化型合金の破壊モデルとしては、すべり帯での破壊、PFZ での粒界破壊、そして介在物での割れによるディンプル型破壊の大きく三つの型に分類され、この内、室温における破壊ひずみが最も小さくなるのは PFZ での粒界破壊であるとされている¹³⁾。特に Al-Mg-Si 系合金の過剰 Si タイプの場合は、特定の結晶粒界において、その近傍での優先的な変形が生じることで粒界破壊が誘発されると報告されている^{14),15)}。一方、Mn 添加は、結晶粒微細化による結晶粒間の拘束力の増加、PFZ 不均一化によるその幅減少から粒界近傍での優先変形が生じる領域の減少などにより粒界破壊の抑制が想定されるとの報告¹⁶⁾¹⁷⁾もある。

以上は素材部における特徴であり、今回はその材料の溶接熱影響部の最軟化部においても同様に脆性的な傾向があるということになる。溶接中心から約 3mm 離れた破断相当部位の溶接熱による結晶形態などの変化は、Fig.5-3 に示すマクロ組織からもわかるように Mn0.4%材のみに観察され、微細な繊維状組織から 1mm を超える粗大再結晶へと成長しているが、脆性的な様相を示す Mn 無添加材ではその結晶粒サイズに大きな変化は観察されていない。よって、結晶粒の形態やサイズでは、少なくとも Mn 無添加材での脆性的な特性を説明することは困難である。

Fig.5-28 には、Mn 無添加材と 0.7%添加材における素材部のマイクロ組織を EPMA による分析結果を示す。黒く観察される Mg-Si 系化合物には大きな差異はない。一方、白く観察される Al-Fe-Si 系あるいは Al-Fe-Mn-Si 系化合物については、Mn 無添加材にはごくわずかにしか観察されないのに対し、0.7%Mn 添加材には多く観察され、且つその大半は Al-Fe-Mn-Si 系化合物である。これらの化合物は铸造時に形成されたと思われるが、溶接熱影響を受けた最軟化部においても同様に観察されている。Mn 無添加材の特異性に着目して、その特徴である再結晶組織を詳細に FE-SEM にて観察すると、**Fig.5-29** のように素材部ならびに最軟化破断部ともにその粒界上には、棒状あるいは丸状の化合物粒子が観察された。この粒子の EDS 分析結果も同図に示すが、C、Al および Si が検出された。C は試料導通のための C 蒸着膜であり、Al および Si については、粒子がきわめて小さく、母相組成の影響を受けたため成分を同定するには至らないものの、おそらく Si 単体の化合物が粒界に存在し、これが破壊特性に影響を及ぼしたものと推定された。

このような粒界析出物に関して、Aucote ら¹⁸⁾は、粒界破壊の観点から粒界析出物の研究

をしており、Si 過剰型合金では Mg_2Si 平衡相と Si 単体の二種類が結晶粒界で観察されたとしている。一方、上谷ら¹⁹⁾は、Si 過剰型合金において顕著な粒界破壊が生じるような時効処理を行なった場合に生じた結晶粒界上の析出物を詳細に観察しており、粒界破断が顕著となる 423K 時効のピーク状態では、中間相と思われる析出物が観察されたものの、Si 単体および平衡相析出物は観察されなかったとしている。また、Bryant²⁰⁾によると、過剰 Si の場合に高温での押出やプレス焼入れ時の冷却速度が遅いと再結晶組織となりやすく、粒界に粗大な Mg_2Si が析出して粒界を脆化させると言う。また、櫻井ら²¹⁾は伸びフランジ性に関して、Si 過剰型合金で鋳塊での溶質濃度が高い場合、溶体化処理後の焼入れ速度が遅いと Si 単体相が粒界に析出してフランジ性が著しく低下すると報告している。

今回の供試材の完全固溶温度 T_{CD} ²²⁾を、Mg および Si 量から推定すると、Mn 無添加材で 830-846K、Mn0.7%添加材で 809-824K (Si は Al-Fe-Mn-Si 化合物として消費されるので、3.5.1 2) (2)項に記載したように、その分 0.2%減少すると推定⁷⁾)となる。試料作製時の均質化処理温度は 813K と共通にした関係上、Mn 無添加材の場合のみ Mg および Si が完全にマトリクス中に固溶せずに、既にこの段階で析出していたとも考えられる。また、破断部となった溶接熱影響部も 723K のピーク温度ゆえに再固溶することもないために、素材と同様に一部結晶粒界破断をも含むやや脆性的な特性を引き継いだものと思われる。

時効硬化型合金の粒界破壊モデルとしては、前述のように PFZ での粒界破壊であるとされ、かつ最高時効状態で最も顕著になる場合が多いとのこと事から、本試験においても硬さの最も高い Mn 無添加材にのみ認められていることから PFZ での優先変形が起点であることに相違なく、その後、粒界上のほとんど塑性変形しないと思われる化合物粒子に転位がブロックされて破壊に至ったと推定された。

5. 5. 2 アルミめっき鋼板による異種金属接合への適用

試験結果をまとめると、

- (1) レーザビームのデフォーカス量を最適化することで、鋼を溶融させない適度なエネルギー密度とろう付面積確保のための照射面積とを両立させることが可能となった。
- (2) ミグブレイズ溶接で継手強度に影響した金属間化合物未形成域は、レーザブレイズ溶接では 5182 や 5356 溶加材の場合を含めていずれの組合せでも存在しており、その上で継手強度に差異が生じたのは、接合界面中央部の金属間化合物層の厚さならびに溶接金属部の強度（硬さ）に影響する溶接速度や溶加材種によるものと推定された。

以上の結果を、第4章で報告した 5554 溶加材でのミグブレイズ溶接による継手強度ならびに接合界面における金属間化合物の厚さ分布と比較すると、**Fig.5-30** のようになる。これらから、レーザブレイズ溶接の方が、金属間化合物層の厚さが薄くなることにより特にピール剥離強度が高くなったものと推定される。5182 を用いたレーザブレイズ溶接におい

て、溶接速度を速くすることで、金属間化合物層の厚さを著しく抑制²³⁾でき、且つピール剥離強度が向上したことを考慮すると、溶接速度をミグブレイズ溶接よりも速くできるレーザーブレイズ溶接は、接合界面の反応時間を抑えることができるために、金属間化合物層の厚さが薄くなり、その結果、ピール剥離強度が向上したものと推定される。

5. 6 まとめ

5. 6. 1 Al-Mg-Si 系合金へのレーザー溶接の適用

Al-0.9mass%Mg-1.1mass%Si (1.4mass%Mg₂Si-0.5mass%Si) ベースでの Mn 添加量を三種類変化(0, 0.4 および 0.7mass%)させた材料の YAG レーザによる突合せ溶接継手の性能を調査した結果、以下のことがわかった。

- (1) 溶接マイクロ割れ感受性は、ミグ溶接継手に比較して低い。これは、割れに至るための引張ひずみ発生の主因となる凝固収縮量に直結する溶接金属量が、ミグ溶接に比較して約 1/4 と小さいことなどによるものと推定された。
- (2) 継手の引張強さ、耐力ならびに継手効率、それぞれミグ溶接継手に比較して 13%、23%および 8 ポイント(Mn0.7%材の場合)高い。最軟化部のピーク温度は、いずれの溶接方法でも 723K 前後とほぼ同程度であるが、非強化相 β を析出しやすい 623K までの冷却速度が 405K/s と大きく、ミグ溶接に比較して 5 倍弱の速い冷却速度となり、β 相への時効進行が抑制され、最軟化部の硬さが高かつ狭い範囲に限定されたためと推定された。
- (3) レーザ溶接の適用で、ミグ溶接におけるような溶接マイクロ割れの問題がなくなったことで、Mn なしの過剰 Si 材の継手特性を明らかにすることができた。それによると、継手強度を、破断部となる最軟化部の硬さで整理すると、硬さが高いほど強度は高くなるものの、Mn 添加の有無で差異が認められ、Mn 無添加材の場合、硬さが最も高くなるにもかかわらず、継手強度は Mn 有材よりも低くなり、破断面の一部に粒界破断らしき脆性的な様相が観察された。素材の硬さと強度との関係にも同様な関係が得られ、素材で調査評価されている過剰 Si タイプの Al-Mg-Si 系合金に現われる粒界脆化現象が、継手部にも観察されたものと推定された。

5. 6. 2 アルミめっき鋼板との異種金属接合への適用

レーザーブレイズ溶接は、その高エネルギー密度をもった溶接方法ゆえに、ミグブレイズ溶接よりも約 3 倍の溶接速度で溶接が可能となる。そのために、接合界面における拡散反応時間が短くなり、金属間化合物生成ならびに成長がミグブレイズ溶接の場合よりも抑制されるので、継手の剥離強度が向上するというメリットを有することがわかった。

5. 7 結言

従来の熱伝導型によるアーク溶接に代わって、高エネルギー密度のレーザー溶接では材料

の蒸発温度にまで到達しえるので、板厚内部の材料を直接加熱することにより熱効率が上がり、つまりキーホール型溶接が可能となり、その結果、熔融金属量の低減ならびに冷却速度の増加により、種々の効果が期待できるところとなったので、継手性能の改善効果を探索した。アルミニウム合金同士の溶接ならびに鋼との異種金属接合における効果は以下のとおりである。

- (1) Al-Mg-Si系合金材における溶接マイクロ割れや熱影響部の軟化に対して、まずは溶接マイクロ割れの発生がミグ溶接に比較して、著しく低減した。これは、レーザの効率的な熔融形態に起因して、割れ発生の原因を作る溶接金属量がミグ溶接の場合の1/4に抑えられたためである。また、継手強度も向上したが、熱影響軟化部の冷却速度がミグ溶接に比較して5倍速く、強度を発揮しない β 相への時効進行を抑制したためである。
- (2) アルミめっき鋼板を用いる鋼とアルミニウムとの異種金属接合にレーザブレード溶接にてトライした結果、金属間化合物未形成域の生成範囲に大差はなかったが、脚長中央部における金属間化合物のピーク厚さは、ミグブレード溶接の場合の約1/5の $3\mu\text{m}$ 程度にまで抑制でき、そしてピール剥離強度がミグブレード溶接の場合の約50%増しの 25N/mm の値にまで改善された。

参考文献

- 1) S.Sasabe: "Welding Properties of Aluminum Alloys for Automotive Structures", Proceeding of the 57th IIW International Conference "Technical Trends and Future Prospects of Welding Technology for Transportation, Land, Sea and Space", 2004-Osaka, p53-64
- 2) S.Katayama, Y.Kawahito and M.Mizutani: Proceedings of INALCO 2007(2007), 53-62
- 3) 辻正和: 軽金属溶接、Vol.46(2008), p441-446
- 4) 笹部誠二、松本剛、服部保徳、三尾野忠昭: "熔融アルミめっき鋼板を用いたアルミニウム合金材と鋼材とのミグブレイジングならびにレーザブレイジングによる異種金属接合 (第1報)、溶接学会全国大会講演概要, Vol.77(2005-9), p116
- 5) 松本剛、笹部誠二、服部保徳、三尾野忠昭: "熔融アルミめっき鋼板を用いたアルミニウム合金材と鋼材とのレーザブレイジング溶接による異種金属接合 (第2報)、溶接学会全国大会講演概要, Vol.79(2006-9), p304
- 6) 松本剛、笹部誠二、服部保徳、三尾野忠昭: "熔融アルミめっき鋼板を用いたアルミニウム合金材と鋼材とのレーザブレイジング溶接による異種金属接合 (第3報)、溶接学会全国大会講演概要, Vol.80(2007-4), p72
- 7) 笹部誠二: 軽金属、Vol.60(2010), No.5, p213-219
- 8) 富井洋一、西尾将伸、水野政夫、永岡栄之、平田末美、石川清文: 軽金属溶接、Vol.24(1986), p195-207

- 9) T.F.Bower, H.D.Brody and M.C.Flemings: Trans.of Metallurgical Society of AIME, Vol.236(1966), No.5, p624-634
- 10) 迎静雄、加藤光昭、西尾一政、荒木恭一：軽金属溶接、Vol.27(1989), p564-570
- 11) 江間光弘、笹部誠二：軽金属溶接、Vol.40(2002), p31-40
- 12) 堀久司：軽金属溶接、Vol.47(2009), p487-491
- 13) 小林俊郎：軽金属、Vol.32(1982), p539-552
- 14) 馬場義雄、吉田英雄：軽金属、31(1981), p195-205
- 15) 池野進、松田健二、中島克之、蓮覚寺聖一、上谷保裕：軽金属、48(1998)、p207-211
- 16) 上谷保裕、片山暢、松田健二、寺山清志、池野進：軽金属 Vol.47(1997), p104-109
- 17) 松田健二、水戸耕介、川畑常眞、上谷保裕、池野進：軽金属、53(2003), p528-533
- 18) J.Aucote and D.W.Evans: Metal Sci.,12(1978), p57-63
- 19) 上谷保裕、石動正和、松田健二、多々静夫、池野進：軽金属、42(1992), p578-584
- 20) A.J.Bryant : J.Inst.Metal,100(1972), p191-196
- 21) 櫻井健夫、小松伸也：軽金属、Vol.60(2010),p2-6
- 22) 中村貴彦、岩間紳時、小松伸也：軽金属、Vol.58(2008), p644-649
- 23) 笹部誠二、岩瀬哲、松本剛、服部保徳、三尾野忠昭：“新開発の溶融アルミめっき鋼板を用いたアルミニウム合金材と鋼材との接合”，軽金属溶接、Vol.45(2007),No.2,p23

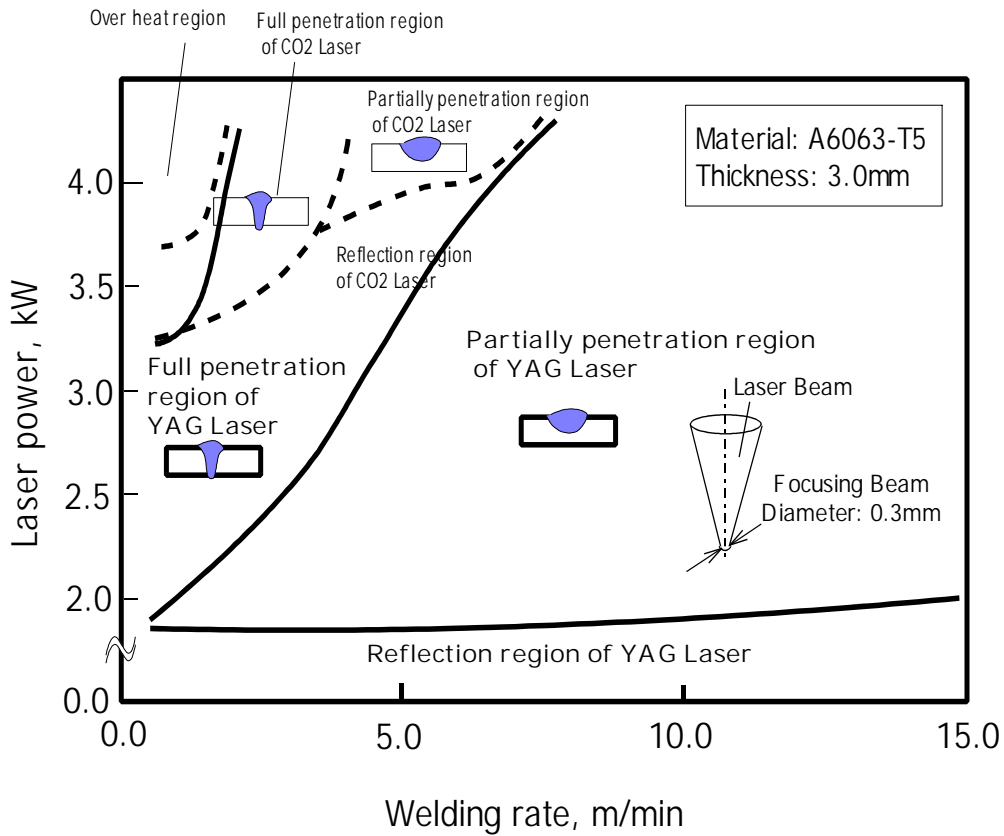


Fig.5-1 CO₂レーザとYAGレーザによる溶融特性比較 (レーザ出力と溶接速度との関係)

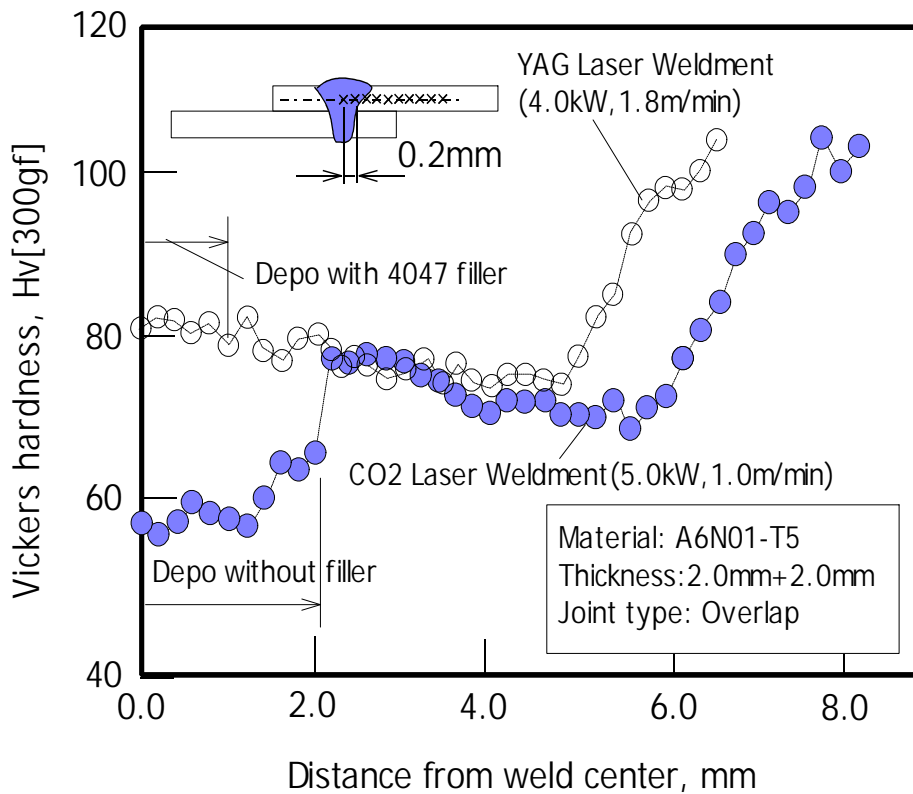


Fig.5-2 CO₂レーザとYAGレーザによる溶接継手部の硬さ分布

Table5-1 供試材の化学成分ならびに強度特性

Alloy No.	Chemical compositions (mass%)									Tensile strength (N/mm ²)	0.2% proof stress (N/mm ²)	Elongation (%)
	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Al			
1	1.10	0.13	0.01	0.01	0.88	0.01	0.03	0.02	bal.	292	276	10.9
2	1.10	0.13	0.01	0.40	0.91	0.01	0.02	0.02	bal.	306	283	13.8
3	1.06	0.13	0.01	0.72	0.90	0.01	0.01	0.02	bal.	311	282	13.4
Spec. of 6082-T6	0.7 ~1.3	≤0.50	≤0.10	0.40 ~1.0	0.6 ~1.2	≤0.25	≤0.20	≤0.10	bal.	≥310	≥260	≥10

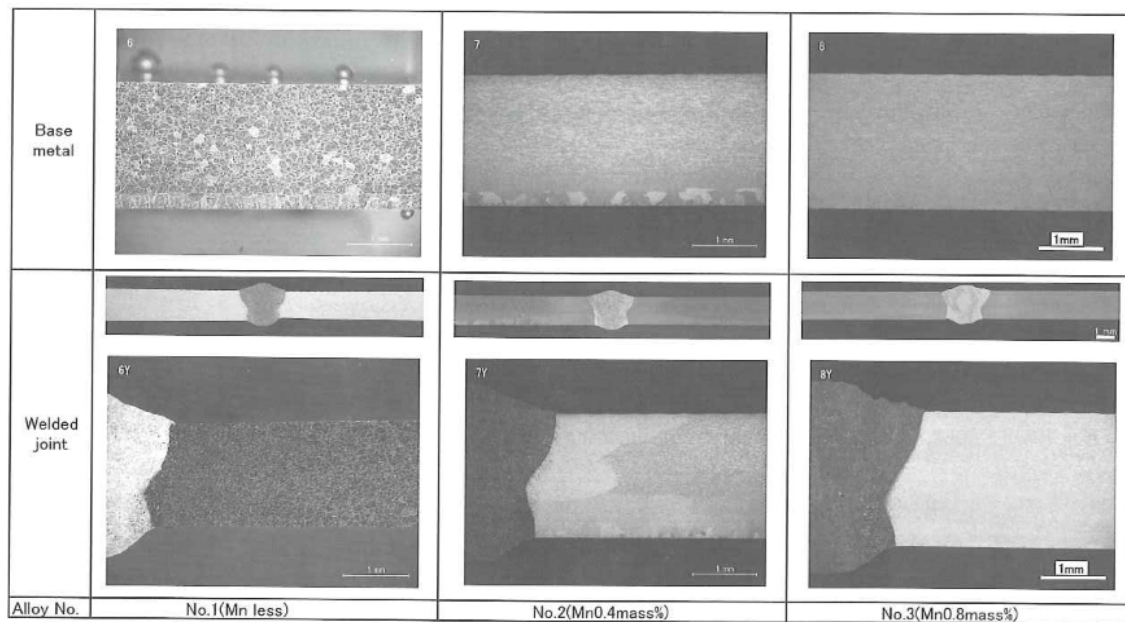


Fig.5-3 素材の断面組織ならびに継手部断面組織

Table5-2 溶接条件

Welding method	YAG laser
Output	4 kW
Welding speed	400 cpm
Shielding gas	20 l/min
Filler wire	A5356WY-1.2 mm ϕ
	4 m/min
Focus	upper surface of material

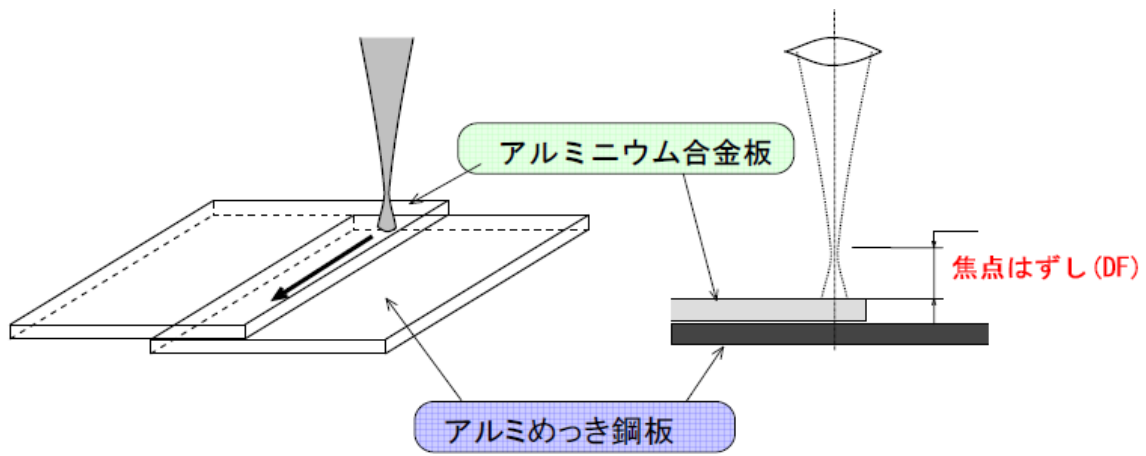


Fig.5-4 焦点外し量

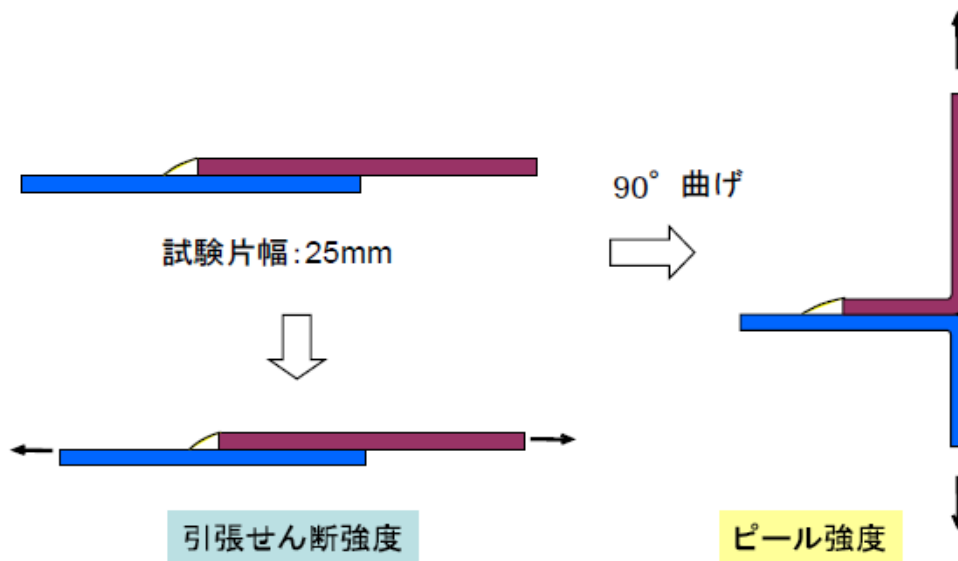


Fig.5-5 継手強度評価試験方法

Table5-3 継手引張試験結果

Alloy No.	Tensile strength N/mm ²	0.2% proof stress N/mm ²	Elongation %	Fracture position	Joint efficiency* %
1	201	161	1.6	HAZ	69
	209	166	1.8	HAZ	71
average	205	164	1.7		70
2	224	173	1.9	HAZ	73
	222	177	1.8	HAZ	73
average	223	175	1.9		73
3	241	195	1.9	HAZ	77
	244	197	2.0	HAZ	78
average	243	196	2.0		78

* Welded joint tensile strength/Base metal tensile strength

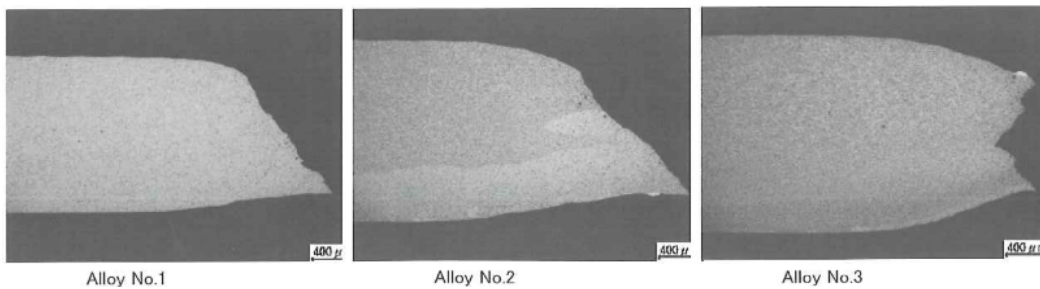


Fig.5-6 継手の破断部断面写真

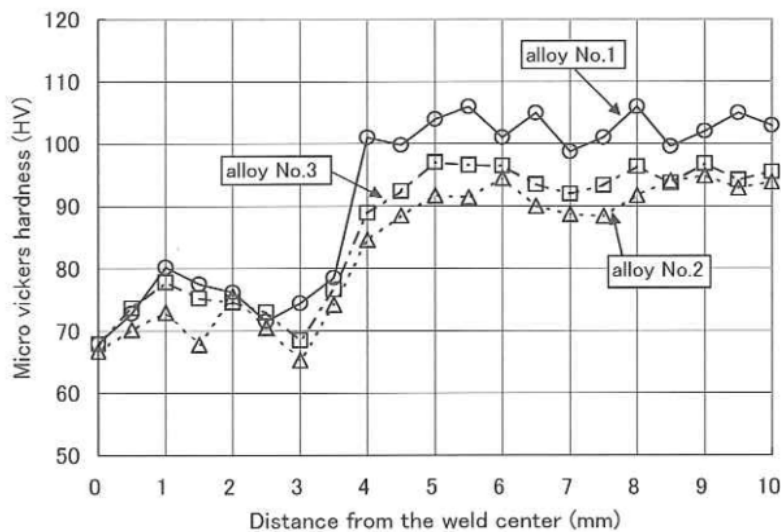


Fig.5-7 継手部断面の硬さ分布

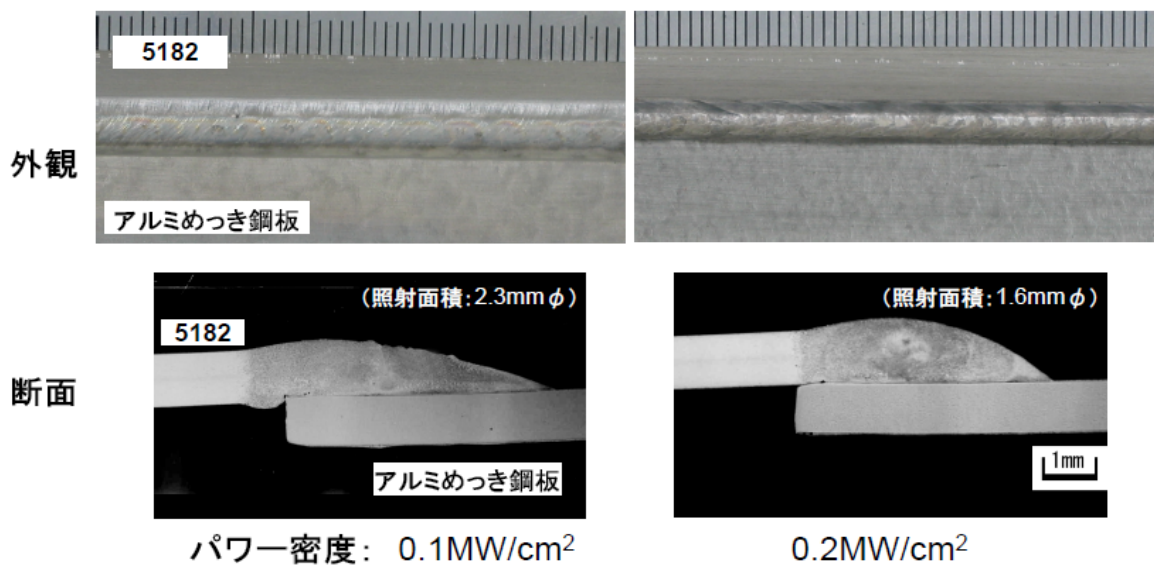


Fig.5-8 継手部ビード外観ならびに断面写真

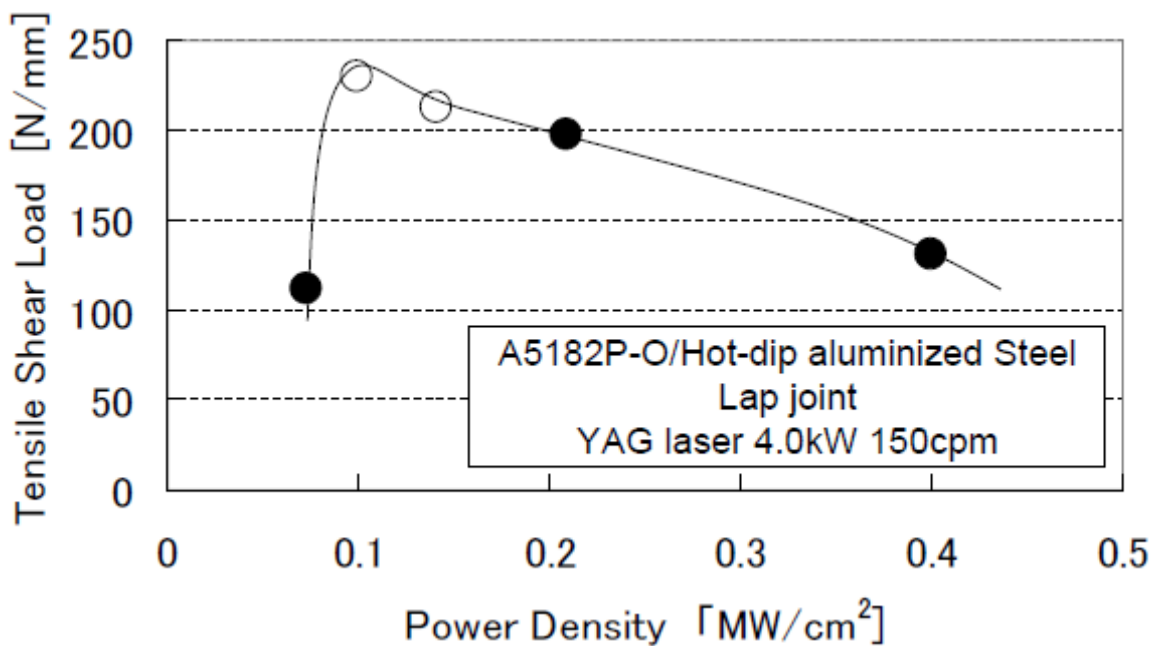


Fig.5-9 引張せん断強度とエネルギー密度との関係

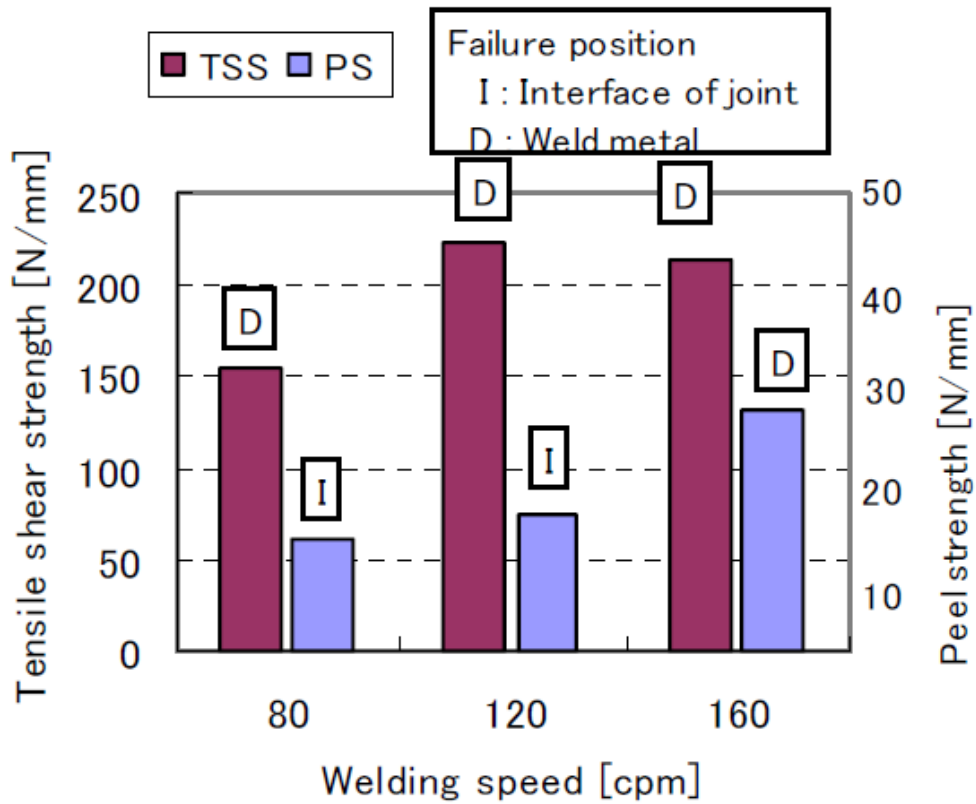


Fig.5-10 溶接速度と継手強度との関係

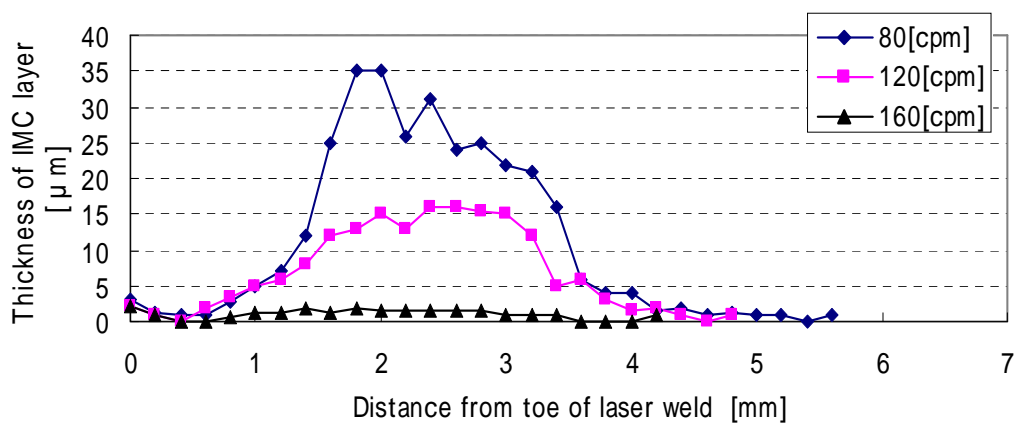
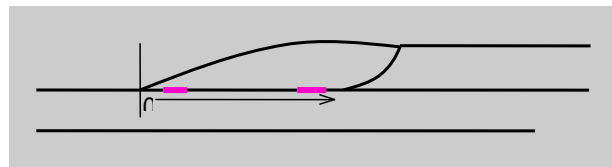


Fig.5-11 接合界面脚長方向の金属間化合物層の厚さ分布

接合速度

ピール強度

80 [cpm]

12.6[N/mm]

120 [cpm]

15.0[N/mm]

160 [cpm]

26.2[N/mm]

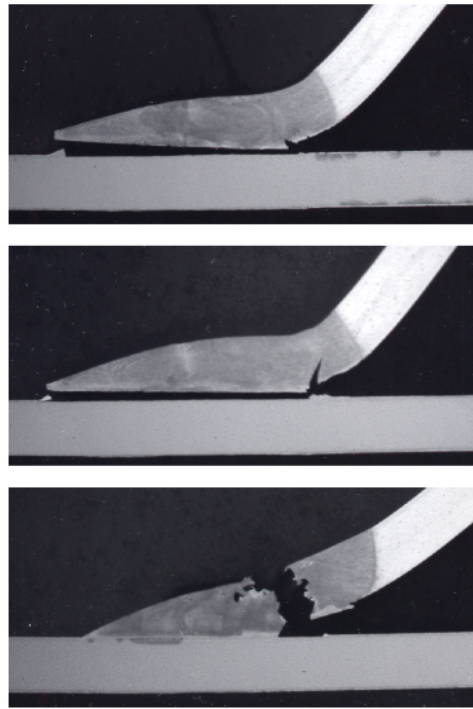


Fig.5-12 ピール剥離試験における破断位置

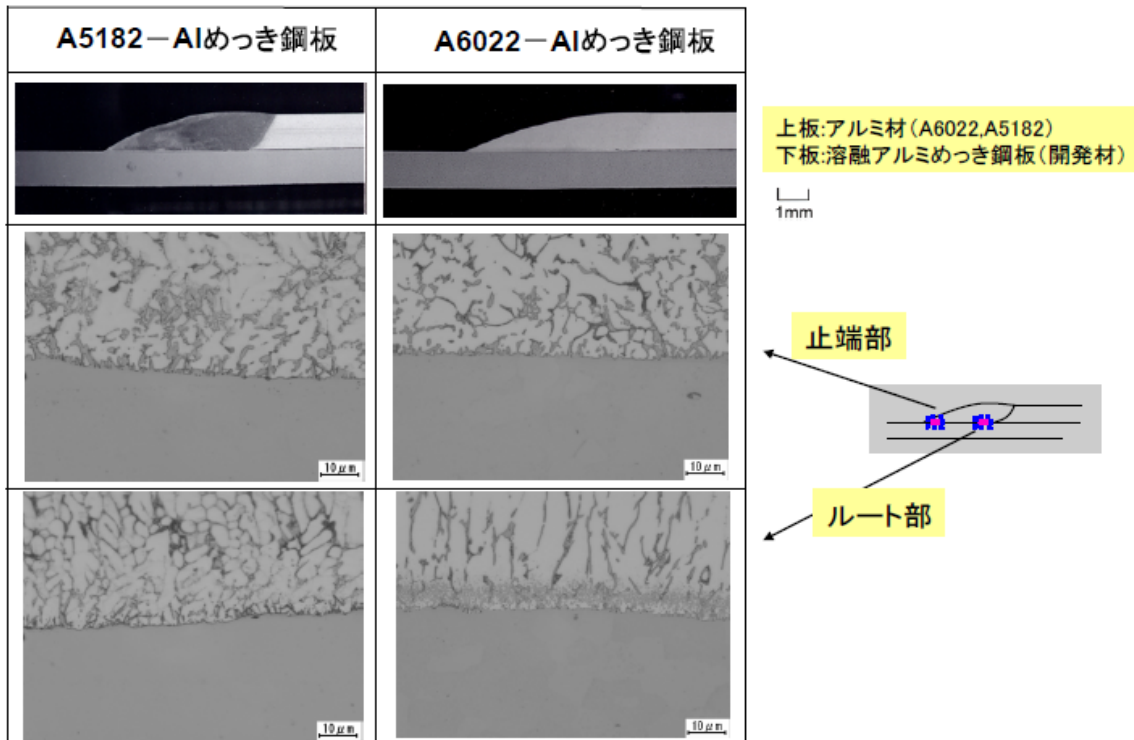


Fig.5-13 溶加材添加無しの場合の断面マクロならびに接合界面のマイクロ組織

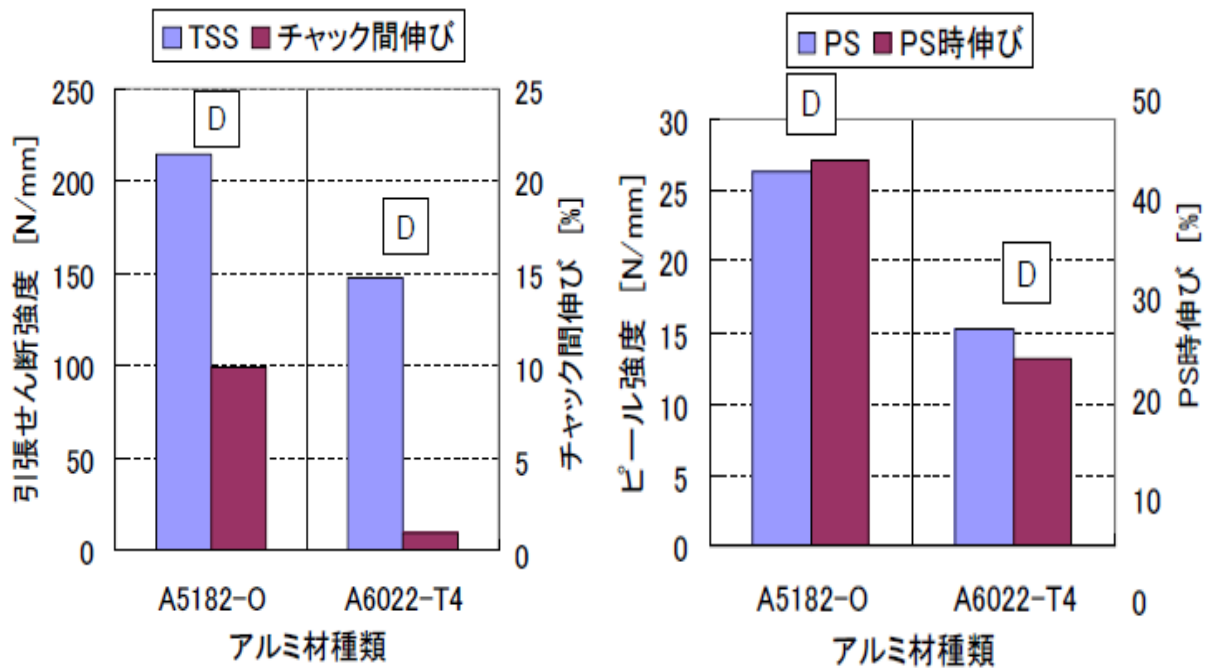
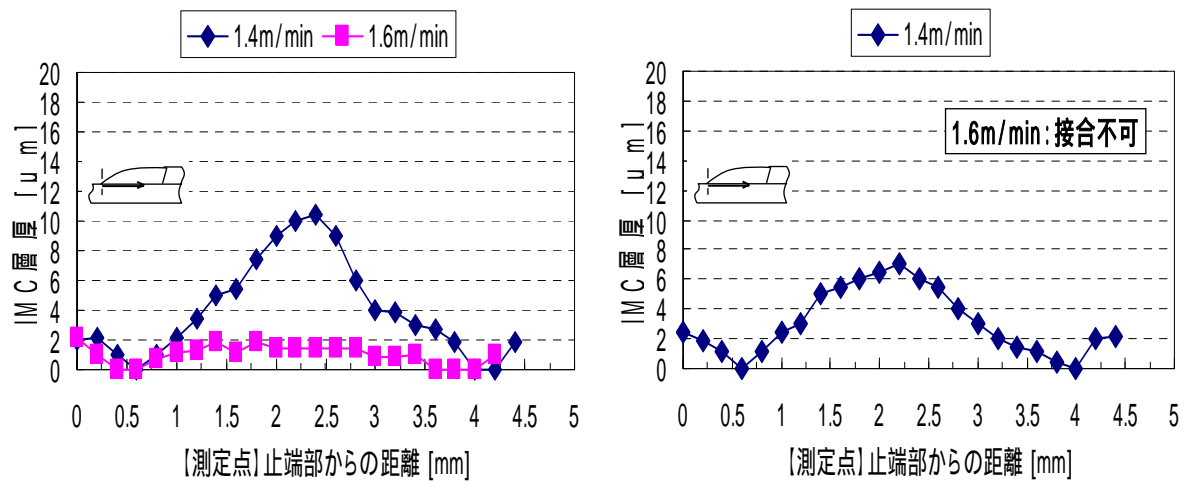


Fig.5-14 溶加材添加無での5182と6022における継手強度の比較



(1)5182の場合 (2)6022の場合

Fig.5-15 接合界面脚長方向の金属間化合物層の厚さ分布

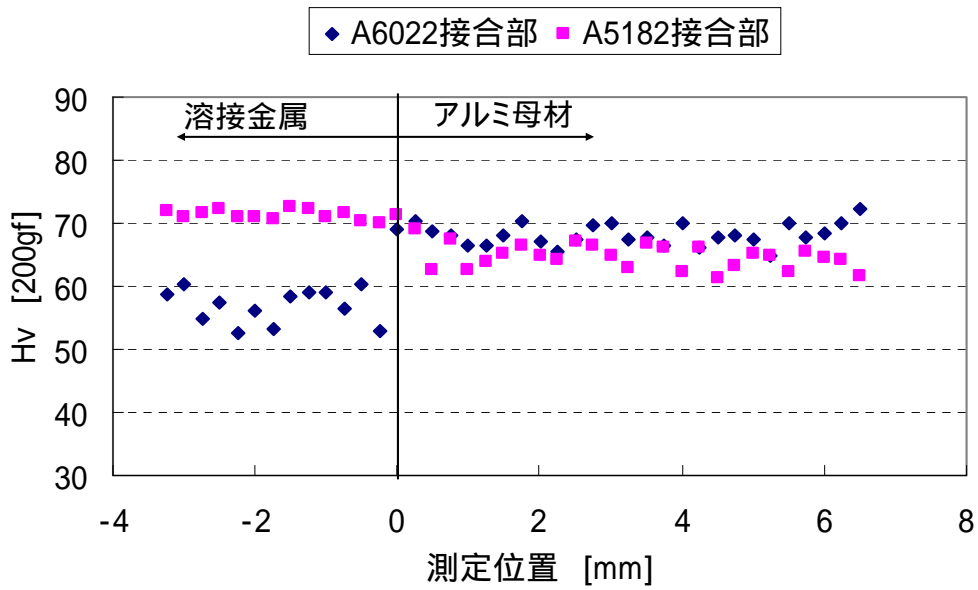


Fig.5-16 硬さ分布

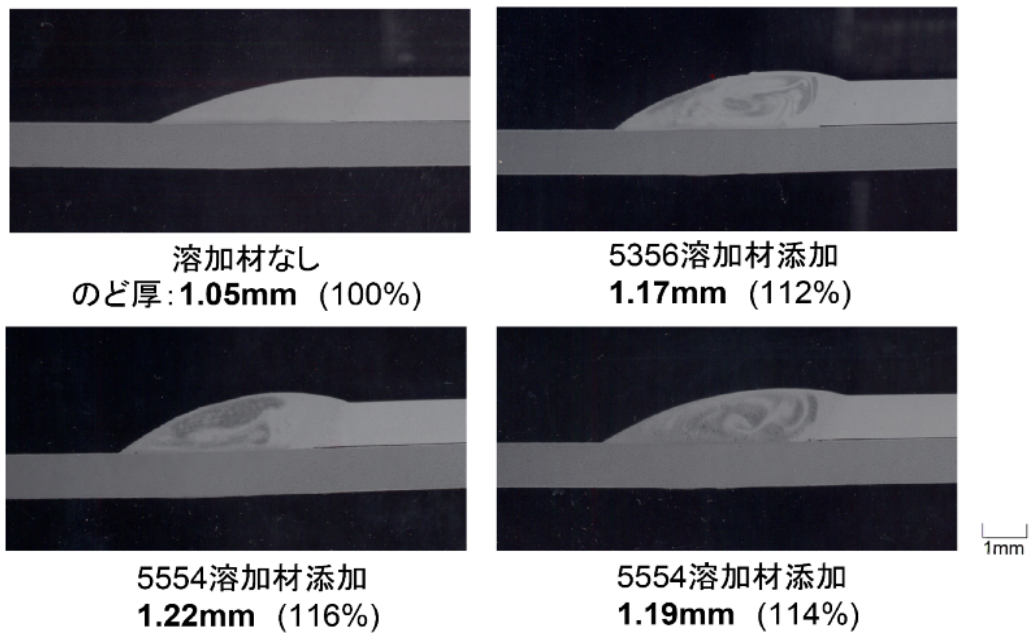


Fig.5-17 断面マクロ写真(溶接速度1.4m/min)

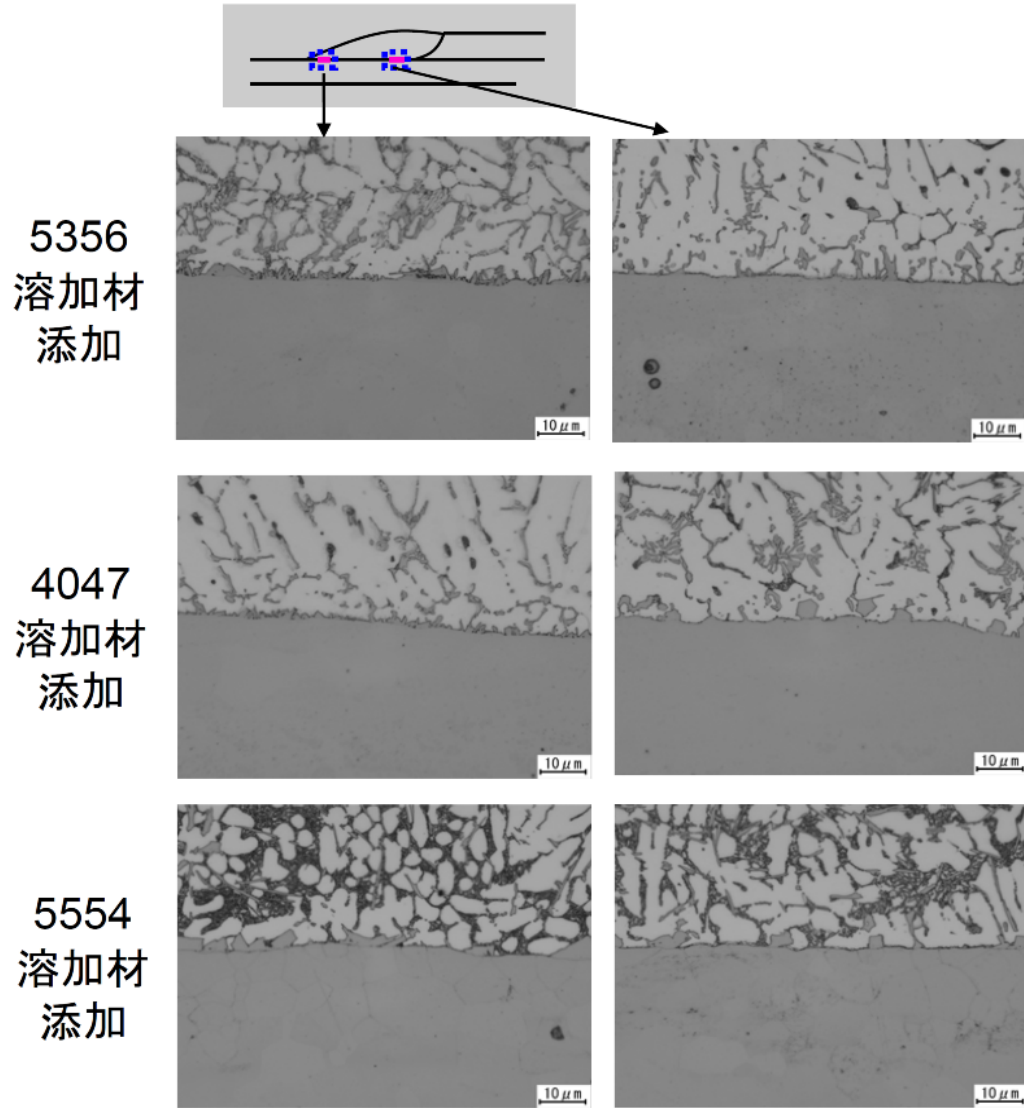


Fig.5-18 接合界面の断面マイクロ組織

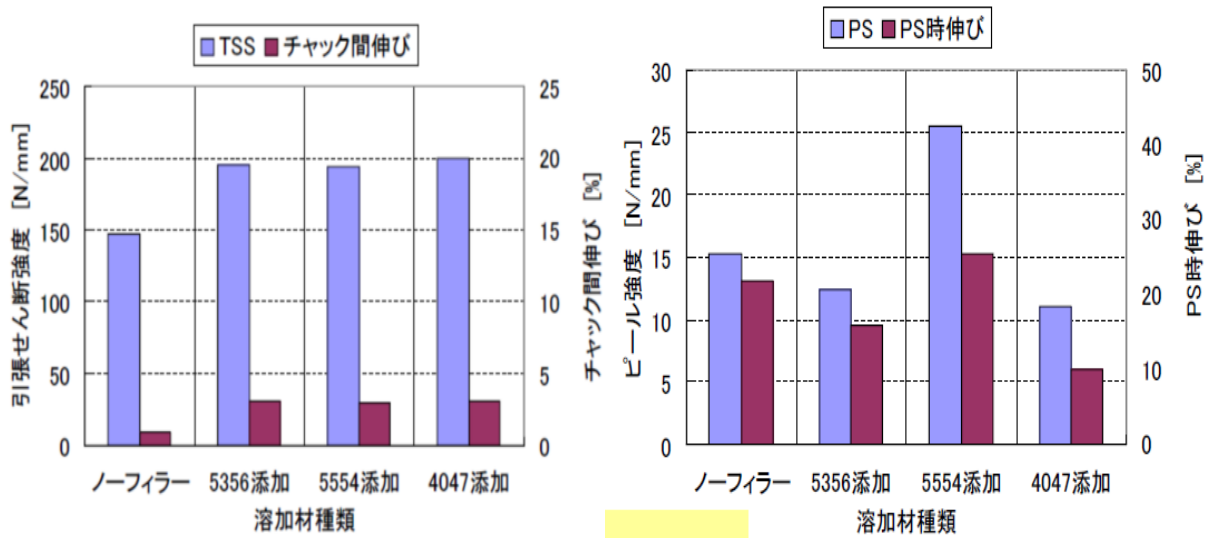


Fig.5-19 継手強度試験結果
229

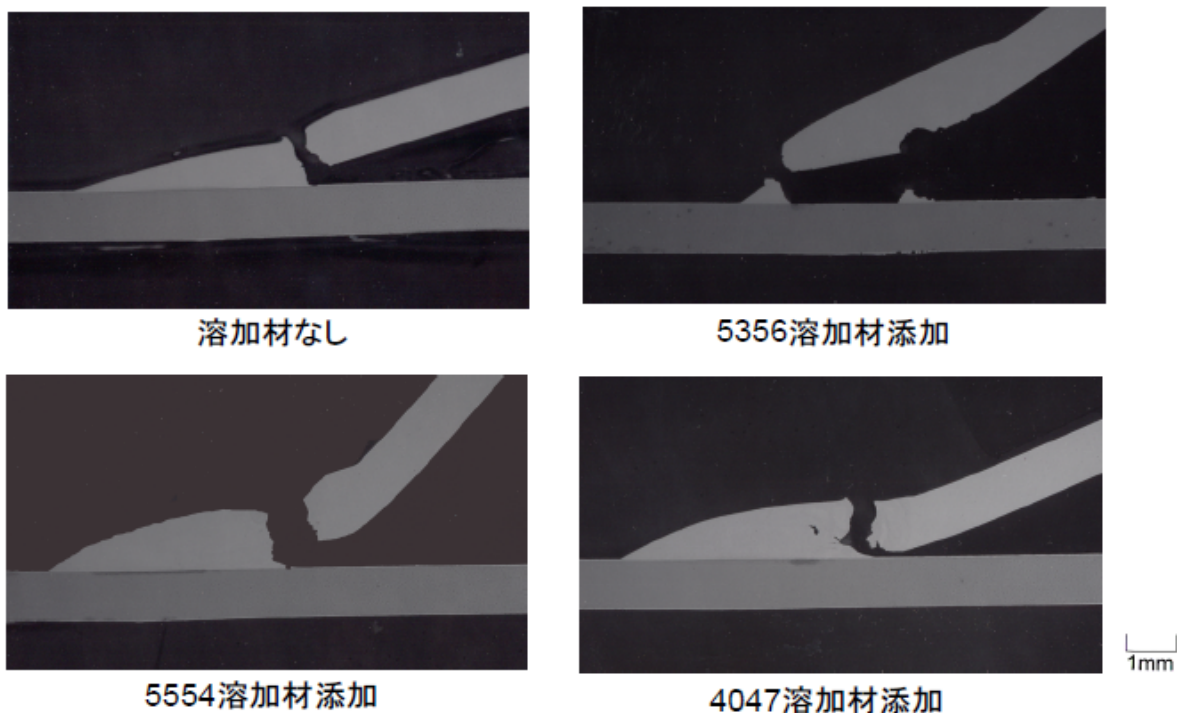


Fig.5-20 破断部の断面位置

Table5-4 継手引張試験結果

Alloy No.	Tensile strength N/mm ²	0.2% proof stress N/mm ²	Elongation %	Fracture position	Joint efficiency ³⁾ %
1	104	impossible of measurements	0.3	Bond ¹⁾	35
	96		0.2	Bond ¹⁾	33
average	100		0.2		34
2	155	147	0.7	Bond ¹⁾	51
	141	140	0.5	Bond ¹⁾	46
average	148	144	0.6		49
3	214	160	3.1	HAZ ²⁾	69
	218	160	3.3	HAZ ²⁾	70
average	216	160	3.2		70

1) Bond: boundary between weld metal and HAZ

2) HAZ: welding heat affected zone

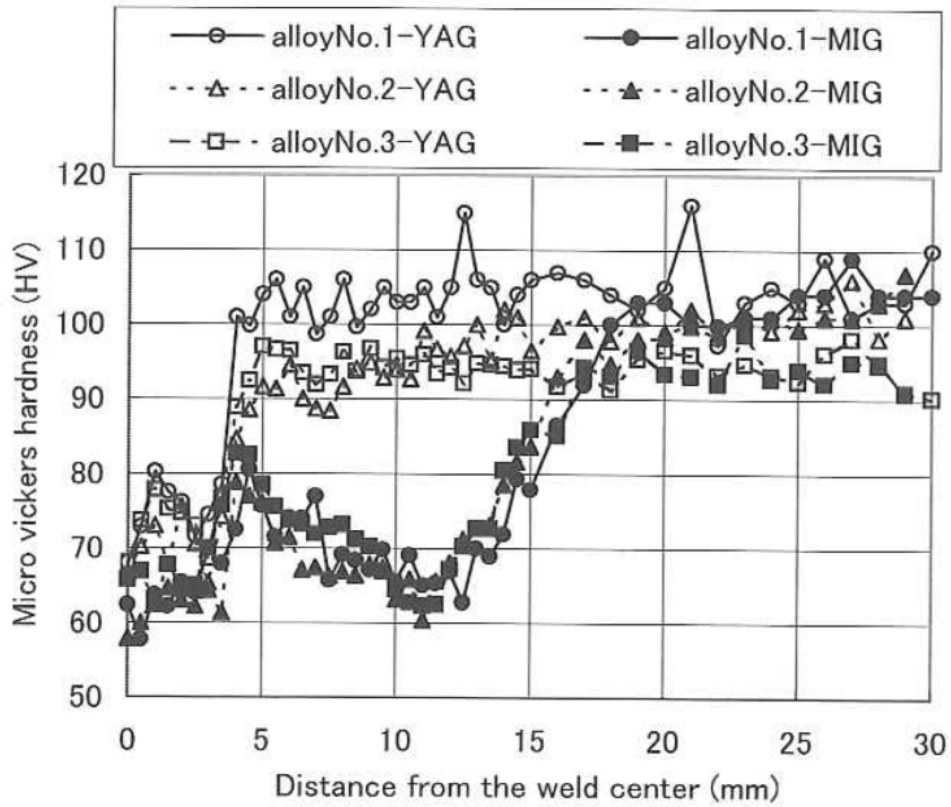
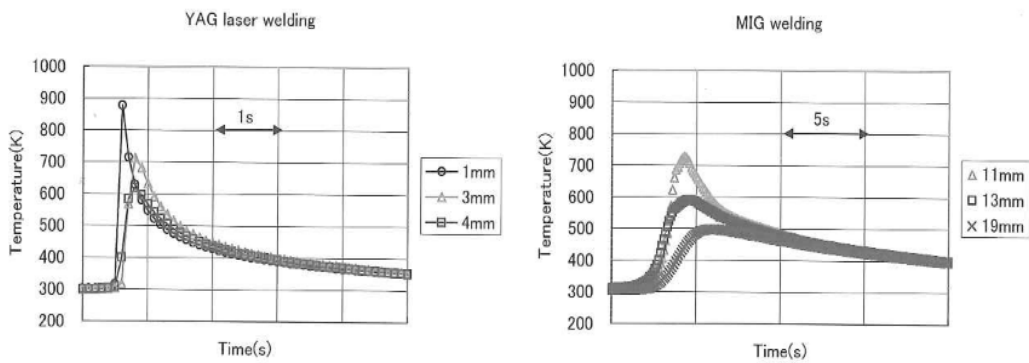


Fig.5-21 硬さ分布のミグ溶接との比較



	Distance from the weld center	Peak temperature	Cooling rate from about 723 K to 623 K
	mm	K	K/s
YAG laser	1.0	878	850
	3.0	712	405
MIG	10.8	726	85

Fig.5-22 溶接時の温度計測結果

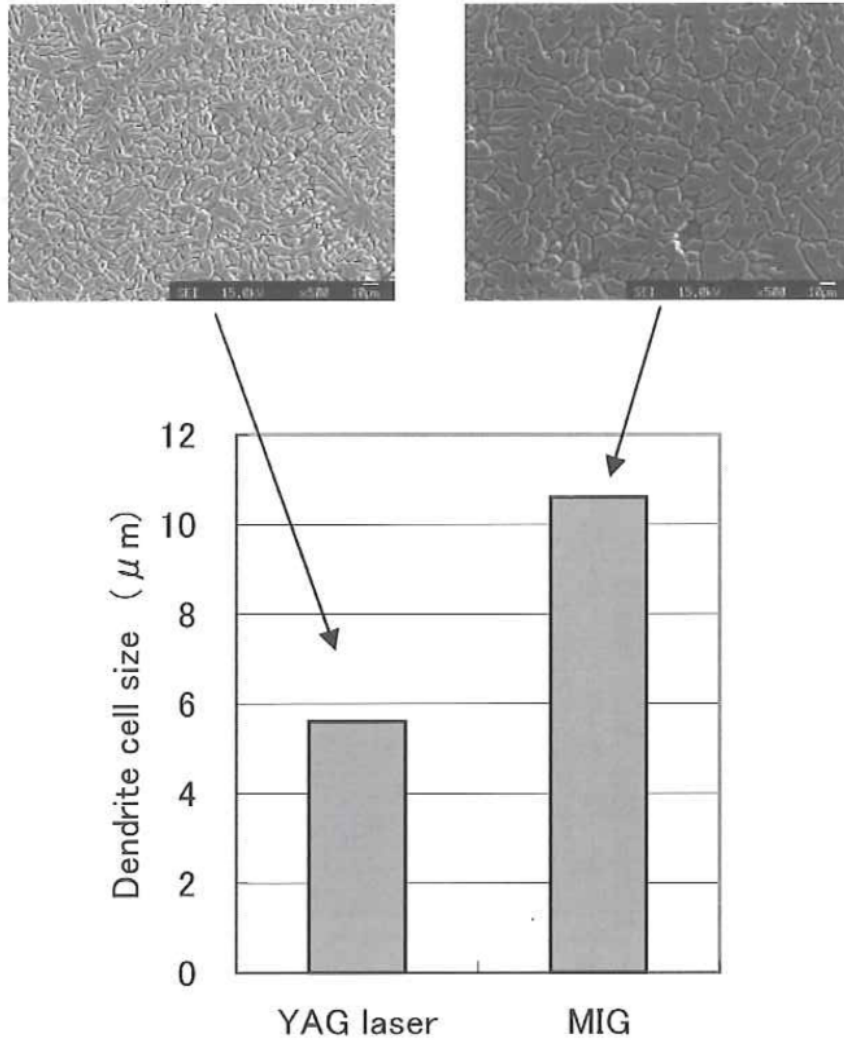


Fig.5-23 溶接金属部のデンドライトセルサイズの比較

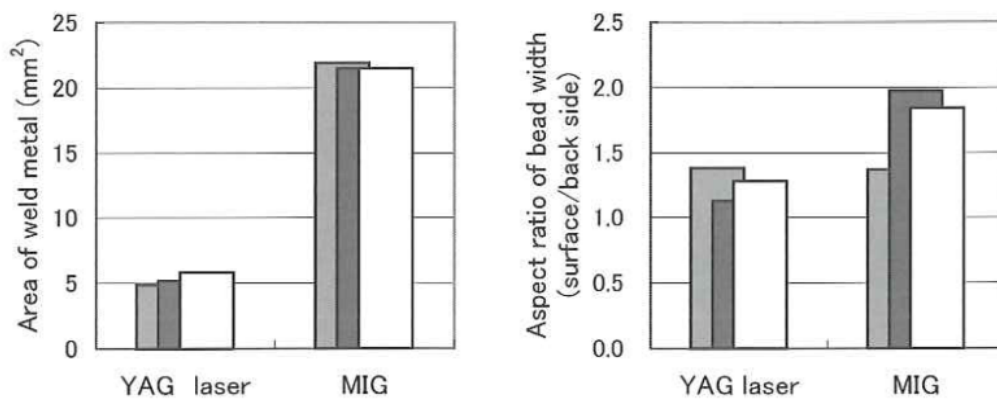


Fig.5-24 継手部各断面形状の比較

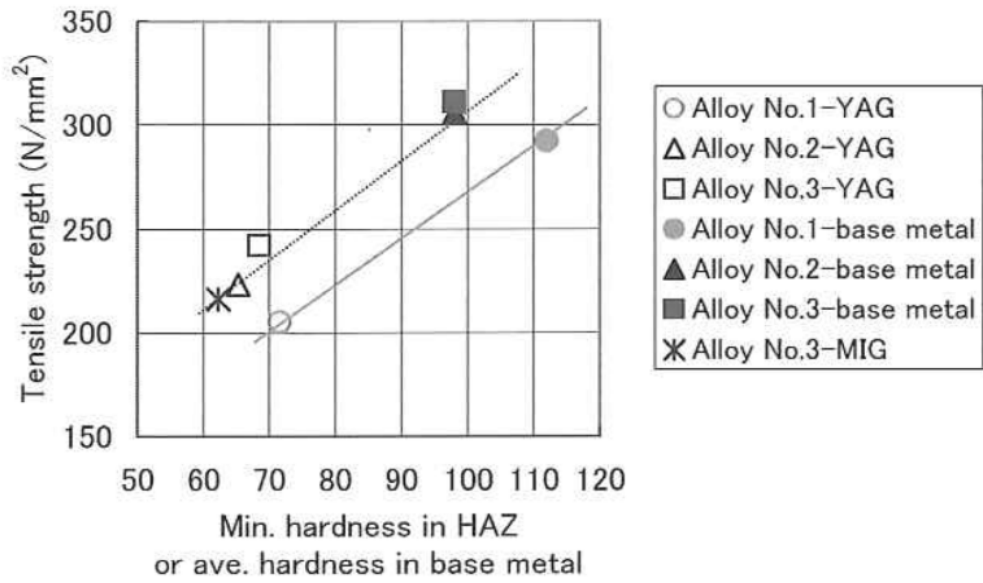


Fig.5-25 各Mn添加量における熱影響部最軟化部硬さと継手引張強度との関係

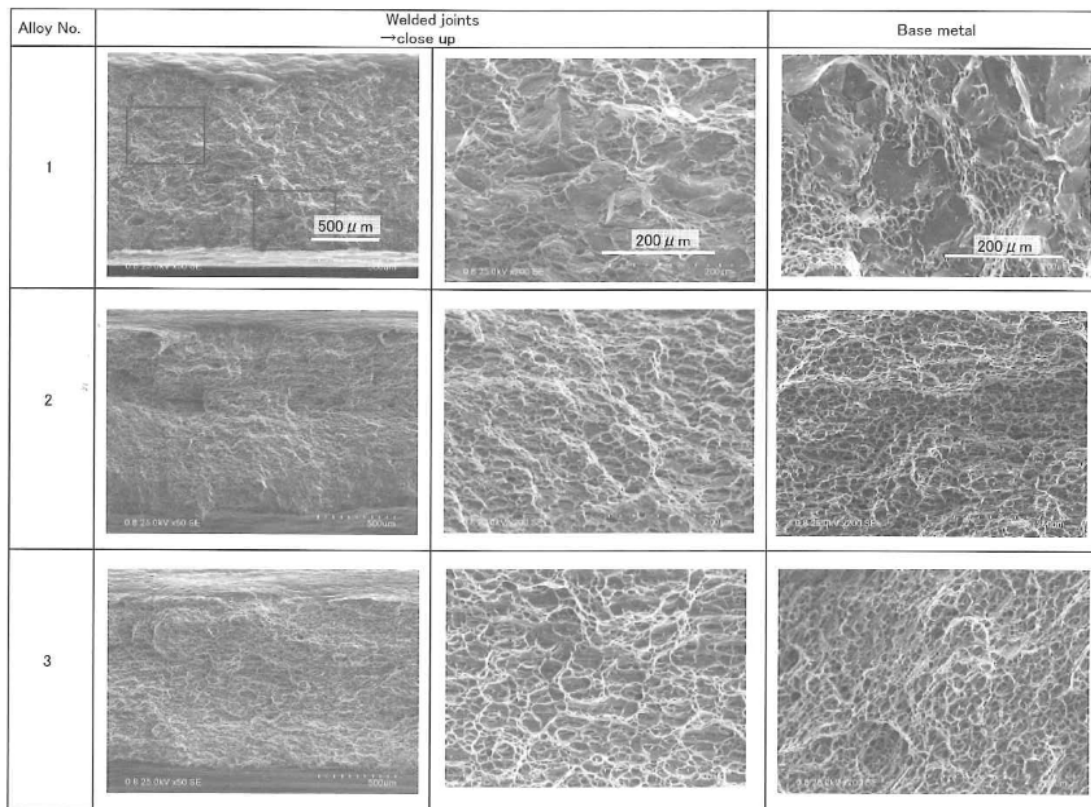


Fig.5-26 各継手破断部のSEM観察像

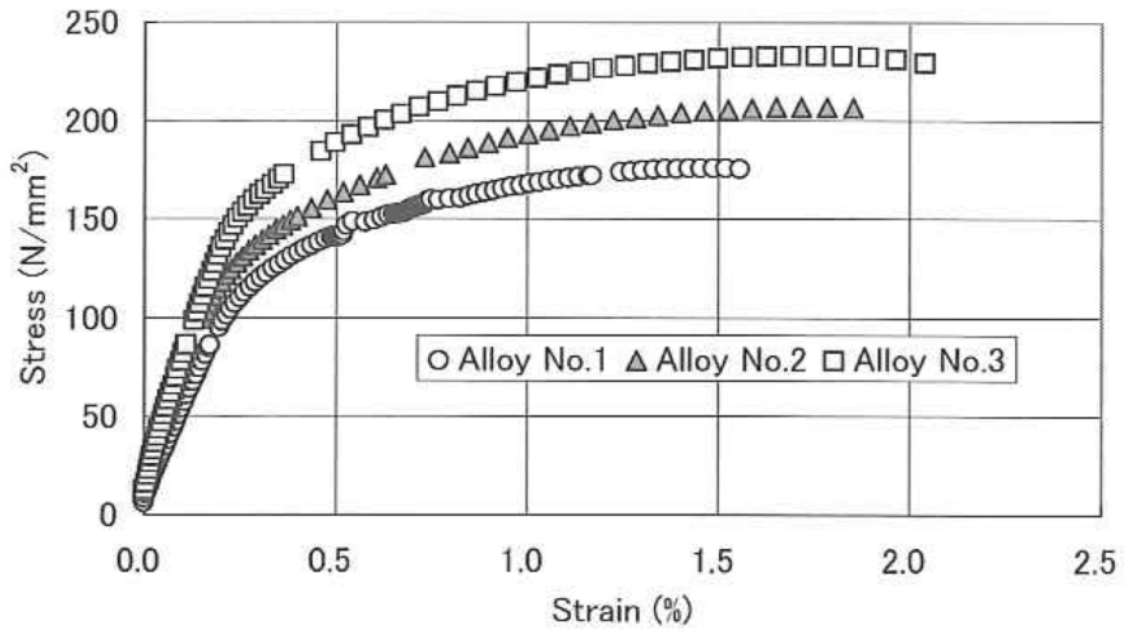
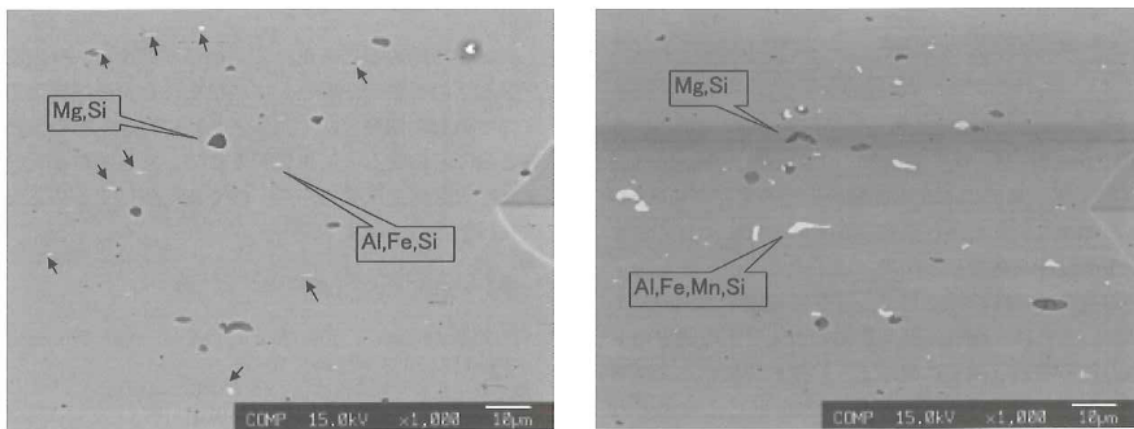


Fig.5-27 Mn添加量の異なる継手の引張試験時の応力-ひずみ線図



(a) Alloy No.1 (Mn less)

(b) Alloy No.3 (Mn0.7mass%)

Fig.5-28 Mn添加無と0.7%添加材の素材断面のマイクロ組織のEPMA観察

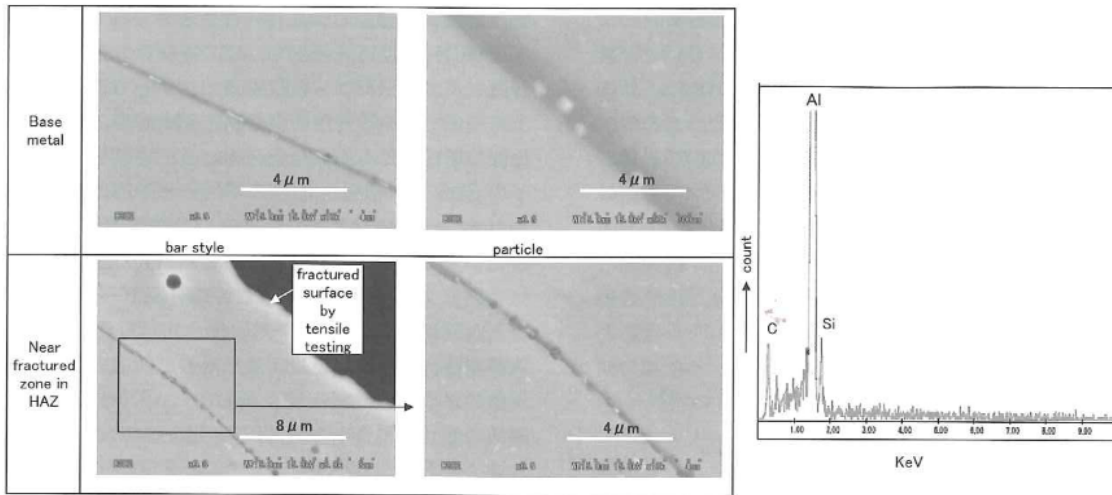


Fig.5-29 Mn添加無における素材ならびに継手破断材の結晶粒界上の化合物の観察とそのEDX分析

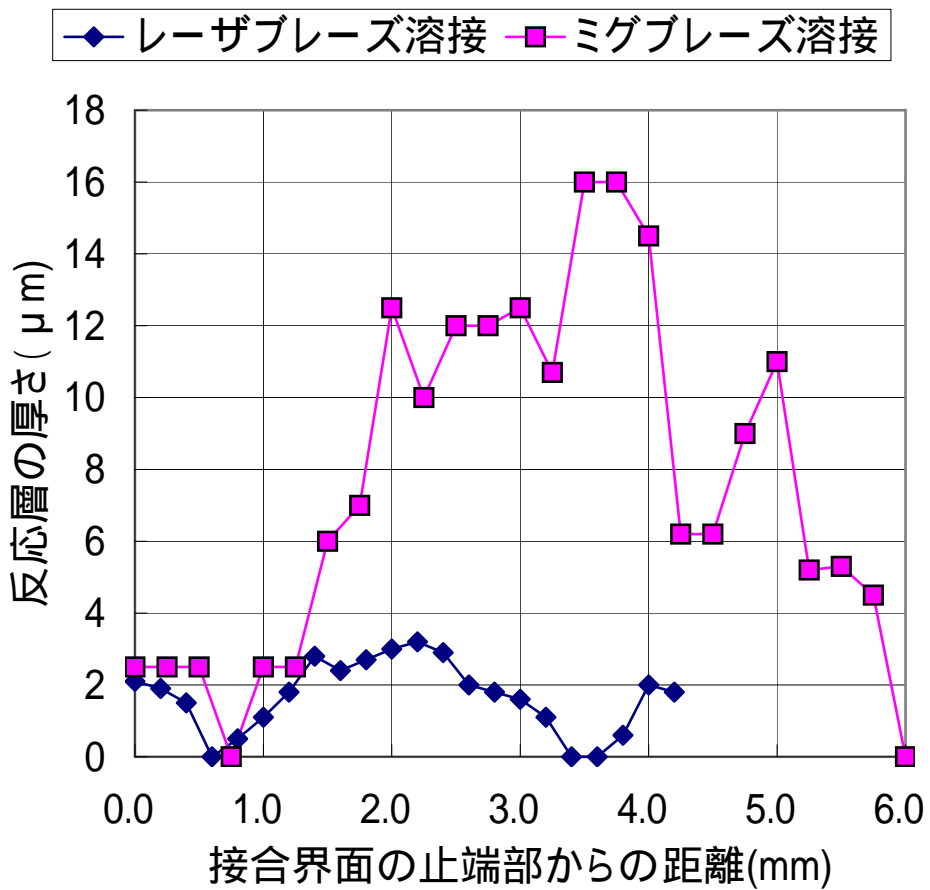


Fig.5-30 接合界面の金属間化合物層厚さ分布の溶接方法による差異

第6章 レーザとミグ両熱源の複合化による高効率溶接

6.1 緒言

前章までに、主として継手性能の向上技術の開発を述べて来たが、その溶接技術が工業的な現場施工においても低コスト化に繋がる高生産性ならびに接合組立施工時の不可避的な施工誤差吸収能をも兼備しなければ、その実適用はありえず、ひいてはそこで開発された継手性能の向上にも繋がらない。

本章では、前章までの継手性能の向上に取り組んできたミグ溶接ならびにレーザ溶接に基準を当て、それらの生産性や施工時誤差適応性をも含めた溶接技術をさらに追求するために、熱源の複合化の観点から取り組んだものである。

具体的には、レーザ溶接における課題である施工時誤差適応性向上のためのミグ溶接との複合化技術の開発に関する手法である。

ところで、レーザとミグとのハイブリッド化技術に関しては、1980年代にレーザ出力の補強技術として研究が開始された。最近では溶接条件の最適化でレーザ・アークハイブリッド溶接技術そのものの適用が図られてきている¹⁾。つまり、開発当初は熱加工用レーザの出力不足で適用に限界があったが、最近ではレーザ性能が大幅に改善され、アルミニウム合金薄板(5mm以下)の溶接施工が可能になったことによる²⁾。一方で、YAGレーザの発振形態も進化を続け、ランプ励起方式からLD励起方式、そして波長は異なるがダイレクトLDへと変遷し高出力化も進んでいる³⁾。アルミニウム合金を多用したアウディ社“A2”車は、YAGレーザ溶接(3.0kW)による溶接物の高剛性化や片面施工による構造設計の自由度向上などスポット溶接代替技術として本格的に車体組立に導入した例として記憶に新しい⁴⁾。最近では、アウディ社“A8”車⁵⁾やフォルクスワーゲン社”フェートン”車⁶⁾では、レーザ溶接部位の溶接部強度・剛性の向上を目的に、YAGレーザ・ミグ溶接のハイブリッド溶接が適用され始めた。

本章では、まずはレーザ溶接単独での適用板厚範囲とされる1mm~2mm厚でのYAGレーザとミグとのハイブリッド溶接に関する基盤技術の構築とそのメリット調査などに取り組み、その基本的溶融特性と、基本的な継手形態である突合せ継手・重ねすみ肉継手へのハイブリッド化によるレーザ溶接への補完効果を定量的に評価することとした。さらに、このハイブリッド効果をアルミニウム合金の施工技術として定着させるために、その適用範囲を拡大するべく、たとえばフォトンコストを上げないでつまりレーザ出力はそのままにして、4mm前後の板厚まで適用可能なハイブリッド溶接技術を探索した。もちろんミグ溶接に比較して、レーザ熱源新設に関わる設備投資が伴うので、生産性向上が必須であり、当該板厚における現状ミグ溶接の溶接速度(約60cm/min)の3倍程度の2m/min以上で溶接できることを目標とした。

そのための熱源配置に関しては、クリーニング作用効果によるビード外観の美麗さならびにポロシティ欠陥の抑制の点などから、MIG-YAG(MIG先行-YAGレーザ後行)よりも

YAG-MIG (YAG レーザ先行-MIG 後行) が推奨され、それをベースにしつつ、相互のトーチノズルが干渉しない程度に熱源を接近させて、その相乗効果が出せる最接近距離に設定されている⁷⁾⁸⁾。ここでは、YAG-MIG 配置はそのままにして、干渉するノズルを削り熱源をさらに近接させ、ミグ溶接のワイヤ狙い位置の最適化を睨んだものである。王らの報告⁹⁾¹⁰⁾によると、ミグワイヤの狙い位置をレーザより先行させる、つまり狙いが交差する場合は、ワイヤが溶滴移行する前の固体状態でのワイヤにレーザが照射されるためにミグの溶接電流が低下すると同時に、材料に届くレーザの熱量も減少するなどのことから、結果的に溶融池サイズが小さくなり入熱の低減が見られるとしている。本章では、その狙いの交差条件も含めて確認することとし、継手の形状についても合わせて探索した。これらを踏まえて、今までミグ溶接の牙城とされてきた中肉厚 4mm~6mm 分野での競争力の発揮できるハイブリッド溶接技術の開発に取組んだものである。

6. 2 供試材ならびに試験方法

1) 基盤技術

供試材は A5182P-O (板厚 3.2mm) で、成形性及び溶接性に比較的優れている。レーザ溶接は、YAG レーザ溶接を用い、レーザ出力 4.0kw(加工点)、集光ビーム径 0.45mm φ である。また、ミグ溶接は、直流パルスミグ溶接を用い、電流設定値は 150A である。

2) 中肉厚用ハイブリッド溶接技術の開発

用いた材料は A5052P-H34,板厚 4mm で、**Fig.6-1** に示す重ねすみ肉継手ならびにへり継手の 2 種類とした。通常用いられてきた重ね隅肉継手に対し、レーザ溶接の深い溶込み特性を活用するために、継手強度に直接反映する継手のど厚方向とレーザビームの照射方向とが一致するへり継手を採用しその効果を探索した。また、ハイブリッド溶接に用いた熱源は、出力 4.0kW の YAG レーザ溶接装置と、パルスミグ溶接機である。YAG レーザ溶接先行、ミグ溶接後行の配置は、アークのクリーニング作用による溶接ビードの美しさを重視して前項と同様に設定し、ミグワイヤの狙い位置を、**Fig.6-2** のようにレーザビーム狙い位置よりも先行させることの効果を含めて広い範囲で調査することとした。そのために、相互のノズル干渉を回避するために、まずはレーザのノズルを撤廃し、さらにミグのノズルもレーザによる照射損傷を回避するために、その一部を切り欠いてセットした。

用いた溶接条件は、YAG レーザ溶接 4kW、ビーム径 0.6mm、ミグ溶接 200A,22V、5554WY-1.2 φ mm、シールドガス Ar250/min である。

6. 3 試験結果

1) 基盤技術

(1) 溶接条件の最適化と基本溶融特性の調査

レーザ・アークハイブリッド溶接の構成要素のうち、レーザ溶接は高エネルギー密度の低

入熱溶接方法であり、深溶込み・高速溶接が特長である。一方、高コスト、溶接ビードの乱れや施工誤差許容量に対する厳しい制約がある。また、アーク(ミグ)溶接は同じく熔融溶接法であり、溶接速度・溶込みなどの点でレーザに劣るが、溶着量・施工誤差適応性などに優れている。レーザ溶接とアーク(ミグ)溶接をハイブリッド化することによる特長を **Table6-1** に示す。アルミニウムのレーザ溶接の場合には、溶接ビードの乱れや溶接欠陥、それを安定化させるためのエネルギー密度損失、例えば、レーザビームの焦点外し、ツインスポット溶接法等による損失の改善、継手性能の確保や耐ギャップ等の補完効果が期待できる。

Fig.6-3 に基本熔融特性調査を行った際の溶接条件を示すが、YAG・ミグハイブリッド溶接条件はこれらを組み合わせたものである。レーザビームとアーク(ワイヤ狙い位置)の間隔は、レーザ出力、アーク電流、溶接速度、溶接方向などの条件因子に左右される。**Fig.6-4** に示すように熱源間隔を変化させて溶込みを調査した結果、その間隔が 9.0mm 程度では、熱の相乗効果は得られず、間隔はある程度狭い方が望ましいことがわかる。そこで、今回の YAG・ミグハイブリッド溶接条件においては間隔 (DLA) を 3mm とした。**Fig.6-5** に YAG レーザ溶接、ミグ溶接と YAG・ミグハイブリッド溶接の熔融特性を示す。YAG レーザ溶接では、高速溶接が可能で深溶込みが得られる。また、ミグ溶接では若干の溶接速度上昇においても溶込みが減少し、さらなる高速溶接時には連続的な溶着が困難となるハンピングビードとなるが、それでも 5.0m/min 程度までは連続的な溶着が可能であった。**Fig.6-5(c)** にハイブリッド化したときの熔融特性を示す。溶込みは、YAG レーザ溶接(**Fig.6-5(a)**)のシングルスポットの焦点位置条件に比べると大きく増加しないが、ミグ溶接条件に比べるとその増加は大きい。この溶込み深さの増加は、レーザエネルギー密度に起因するところが大きいことがわかる。

Fig.6-6 には YAG・ミグハイブリッド溶接の熔融幅を示すが、YAG レーザ溶接、ミグ溶接の各々の溶接での値を足し合わせた値以上となる。また、溶込みの断面観察から、溶融体積が大幅に増加している。このことが耐ギャップ性を大きくできる要因であると推測できる。

(2) 溶接ビードの安定形成と溶接条件

アルミニウム合金を YAG レーザにて溶接すると溶接部表面が大きく乱れ、時には開口した大きな穴あき欠陥が生じたり、継手の機械的性質が大幅に劣化する場合がときとしてある。これらビード表面の乱れを改善するには、通常はレーザビームのエネルギー密度を落とす焦点外し・ツインスポットなどの手段が用いられ、溶接速度や溶込み深さを犠牲にする場合が多い。前述した **Fig.6-5(c)** に示したように、YAG レーザ溶接と YAG・ミグハイブリッド溶接間では、溶込みの増加は余り大きくないが、実際の突合せ継手など実用段階での比較となると、YAG レーザツインスポットとの比較となるので YAG・ミグハイブリッド溶接の溶込み深さの増大化効果は大きなものになると期待される。**Fig.6-7** に YAG レーザ溶

接、YAG レーザツインスポット溶接ならびに YAG-ミグハイブリッド溶接の代表的な溶接ビード外観を示す。

Fig.6-7(a)に示す YAG レーザ溶接のシングルスポットは焦点位置での施工であり、焦点外しなどの方策は採っていない。焦点位置でのレーザー強度分布は、SI ファ이버伝送での一般的な矩形形状である。溶込みは 5.0m/min の溶接条件で 3.0mm 程度得られるが、溶接ビード表面は大きく乱れ、溶接断面形状もアンダーフィル、アンダーカットが生じており、溶接継手としては不十分である。そこで、溶接ビード表面を滑らかにする目的で Fig.6-7(b)に YAG レーザツインスポット溶接の施工例を示すが、光学的に分光されたレーザー光は、焦点位置でビーム間隔が 0.75mm となり、強度分布も二つのピークとなる。これらを溶接方向の前後に配置した状態で溶接すると、溶接ビード外観は大幅に改善され、溶接断面形状も比較的良好である。しかし、YAG レーザ溶接シングルスポットと同等の溶込みを得るためには、溶接速度を 5.0m/min から 3.0m/min に低減させる必要がある。Fig.6-7(c)の YAG-ミグハイブリッド溶接では、溶接ビードが乱れていた YAG レーザ溶接条件にミグ溶接を付加することで、外観及び溶接断面形状を大きく改善することができ、それに伴う溶接速度、溶込みの減少は少ない。このようにハイブリッド化により溶接ビード表面の乱れを抑制し、これらの改善に伴うレーザーの出力的な損失も低減できる。

2) 中肉厚用ハイブリッド溶接技術の開発

(1) へり継手の適用

この板厚領域でのハイブリッド溶接は、ミグ溶接単独での溶接速度の 3 倍の約 2m/min 程度出せないと工業上のコストの観点から実適用は困難であろうことを前提に各種試験を実施した。Fig.6-8 は、溶接継手の断面マクロを示すが、ミグ溶接単独における現状ならびに 3 倍程度の 2.0m/min でのハイブリッド溶接した継手でのものを示す。ミグ溶接単独では、0.6m/min 程度の溶接速度では十分な溶込みとどの厚が確保されているが、溶接速度をそのまま上げるとアークの母材側の陰極点が安定的に形成されなくなり、いわゆるビードのハンピング現象により正常な溶接ビードがえられず、高速化には限界がある。一方、従来の YAG-ミグハイブリッド溶接による重ねすみ肉継手における板面と垂直方向からの狙いのままでは、2.0m/min の溶接速度では、レーザー熱源による深い溶込みは得られ難く、狙い角度を垂直からやや傾斜させる必要がある。あるいは傾斜させない状態で、どの厚を確保するために、ミグ溶接も電流を上げると溶接ビードの垂れ落ちが生じて、かえってどの厚の確保に難点が残る。そこで、ミグの狙いは垂直のままにしてレーザーの狙い角度のみをずらす方法などもありえるが、施工誤差適応時には対応しきれなくなる可能性が高い。したがって、レーザーおよびミグの狙い角度は同一にすること前提で、溶け込みとどの厚確保の両方を満足させることを検討した結果、レーザー照射ならびにミグの狙い方向を開先面に一致させるのが最適であり、具体的にはへり継手の適用が最適であると考えられた。

(2) レーザとミグの熱源間隔の最適化

ミグ溶接単独時の重ねすみ肉継手におけるのど厚よりも厚く得られるへり継手をベースに、その溶込みをさらに深くするために、レーザとミグの熱源間隔の最適化を検討した。具体的には、後行に配置したミグアークの狙い位置を、レーザの狙い位置よりも前方になることをも含む広範囲に渡って変化させて調査した。**Fig.6-9**に、その熱源間隔（マイナス側がミグワイヤの狙い位置をレーザビームよりも先行させた場合を示す）とのど厚との関係を示す。これから、ミグワイヤの狙い位置がレーザビームのそれよりも後行になる側から熱源が接近するにしたがいのど厚が増加し、その位置が一致あるいは先行・後行が逆転してもそのど厚は一般に言われているように低下することなくのど厚はほぼ飽和していることがわかった。また、**Fig.6-10**には、継手の引裂き開口方向の引張強度を示す。これから、継手強度は、ミグワイヤの狙い位置がレーザビームよりも先行するように設定した方が高い値が得られ、溶接速度を33%増の2.4m/min（ミグ溶接現状の60cm/minの4倍）まで速くしても現状のミグ単独溶接の場合の継手強度を満足できることがわかった。

6. 4 考察

1) 基盤技術の構築—基本継手特性における優位点の検討

薄板アルミニウム合金に対するハイブリッド溶接施工における有意点を検討するために、突合せならびに重ねすみ肉継手への適用を行なった。

突合せ継手は、溶接熱影響の差異を確認するために代表的な熱処理型合金のA6063S-T5(肉厚 2.0mm)を用い、レーザ出力、溶接速度などの溶接条件比較を行った。**Fig.6-11**に(a)ミグ,(b)YAG レーザ,(c)YAG レーザ-ミグハイブリッドの断面形状および引張試験結果(JIS 5号試験片)ならびに、溶接部横断方向(片側)のビッカース硬さ分布を示す。3つの溶接方法全てにおいて溶接部断面形状はアンダーカットなどの欠陥はなく、引張試験時の破断は溶接熱影響部で生じた。引張強さ、耐力及び伸びは、硬さ分布からもわかるように溶接熱影響部の軟化部の最低硬さと軟化部の幅から類推できる。概ね、YAG-ミグハイブリッド溶接の熱影響はYAGによるものと同等程度に抑えることができる。また、本継手作製でのYAG-ミグハイブリッド溶接条件は、**Table6-2**のようにYAGレーザ単独に比べて溶接速度を1.67倍に速くでき、レーザ出力は0.5倍(2.0kW)に抑えることが可能となっている。したがって、コストの高いレーザ熱源の有効利用もしくは低減効果を期待することができるほか、今まで適用が難しいとされていた領域での低出力のレーザ装置の適用を拡げる可能性もある。

Fig.6-12に重ねすみ肉継手において板隙ギャップを設けた時の接合可能な限界ギャップ比較と継手の引張せん断試験結果を示す。供試材は突合せ継手同様のA6063S-T5(肉厚2.0mm)を用い、引張せん断試験時の試験片幅は25mmである。YAGは溶湯量が少ないため、板隙ギャップに対する許容量は最も狭く試験片の破断は溶接金属部内で生じており、

板厚に対する溶接金属量が大幅に不足している。これに対し、ミグ溶接は、溶接速度は 1/3 に低下するものの、十分な溶湯量を確保できるために、大きな板隙ギャップにも対応できる。引張せん断試験時の破断は、溶接熱影響による軟化部で生じ、そのため破断荷重のバラツキも小さい。YAG-ミグハイブリッド溶接では、ミグ溶接を付加することで溶湯量を十分に確保できるために板隙ギャップをミグ溶接並みに近づけることができる。また、YAG 溶接並みの溶接速度で施工することで、熱影響の軟化低減により、引張破断荷重はミグを上回った。このように重ねすみ肉継手の YAG の補完効果として、2 倍程度の板隙ギャップの許容量と継手強度の向上が図れた。

2) 中肉厚分野への適用技術の開発

(1) 熱源距離の効果

アルミニウム合金における YAG レーザ-ミグのハイブリッド溶接における熱源間距離(レーザービーム照射位置とミグワイヤの狙い位置の間隔)に関しては、YAG 先行-ミグ後行配置(YAG-MIG)の今回と同じ場合にはその距離として、2mm がその溶込みは最も深く、0mm では却って浅くなるという報告¹⁰⁾がある。その理由としては、レーザービームがミグワイヤからの溶滴に照射され、レーザーエネルギーの母材への伝達が妨害されるためとしている。しかし、装置の配置はこのままで、ミグワイヤの狙い位置を先行させるいわゆるクロスする場合の試験報告はない。

一方、ミグ先行のミグ-YAG レーザ(MIG-YAG)のハイブリッド溶接の場合においては、ビード外観にやや難点のあるものの溶込み深さが深くなるという特徴を有し、その溶込み深さは、熱源間隔が YAG-MIG よりもやや離れた 4mm で最大となるとの報告¹¹⁾がある。しかし、ポロシティの発生が多いことからその防止のためにレーザービームを前傾させる必要があり、その条件では、YAG-MIG と同様に 2mm で最大の溶込み深さが得られると報告されている。クロス狙いの試験としては、このレーザー前傾の MIG-YAG 配置で唯一あり、その溶込みは、YAG-MIG で距離を接近させたときと同様に、浅くなると報告されている⁹⁾¹⁰⁾。その理由としては、固体状態のワイヤにレーザーが照射されることとなるためにミグ溶接電流の低下を来すと同時に母材へのレーザーエネルギー伝達が阻害されるためとされている。つまり、レーザービームとミグアークの狙い位置がクロスすれば、ワイヤが固体状態であれ、溶滴状態であれ、レーザービームの照射内にあれば、レーザーの母材への到達を妨害する方向に作用し、素材の溶込みを減少させる結果が報告されている。

本試験結果も、その近傍になるにしたがってのど厚の増加傾向あるいは継手強度の増加傾向は少なくなっているが、低下するには至っていない。したがって、今回の場合には、溶込みを減少させる逆効果以上に、溶込みを深くする別の因子が大きく作用したためと考えられる。

ミグのアークは、プラス電極となるワイヤ先端から生じているがその別端は陰極点を求めており、ミグ単独溶接時にはアルミニウム合金被溶接材が冷陰極として作用している。

ここで、ハイブリッド溶接の場合は、レーザによるプラズマプルーム中の電子イオンやレーザにより溶融したアルミニウムの溶融池などが複雑に存在するので、アークは却って不安定となると考えられる。しかし、**Fig.6-13** に示すようにミグ溶接で通常用いているシールドガスが比較的少量に流すことで、これらプルーム中の電子イオンを減少させることとなり、アークは熱電子を放出し易いキーホール近傍のプラズマ部に集中し易くなり、アークが安定化すると同時に、レーザのキーホール部とミグの溶融池が一体化すると推定される。もちろん、さらにミグワイヤの狙い位置が先行すればするほど溶滴あるいは固体状態のミグワイヤにレーザが照射される確率が高くなるために、その深い溶込みが得られるベース効果は薄まってくるものと思われる。

この、深溶込み効果が期待できる溶融池の一体化効果を確認するために、へり継手開先の溶接長手方向とハイブリッド両熱源の配置方向との相対角度を **Fig.6-14** のように種々変化させて、その断面の溶込み偏向やのど厚を調査したところ、**Fig.6-15~16** の結果がえられた。これから、ミグワイヤの狙い位置がレーザビームよりも先行するクロス配置の方が、上記角度の影響は少なく、つまり溶融池は一体化していることが推定された。-1mm の領域では、この溶融池一体化効果の方が、レーザ照射の妨害効果よりも大きく、結果的にはのど厚あるいは継手強度の最大化に効果を発揮したものと推定される。

(2) 継手の品質の向上

へり継手におけるアーク溶接の課題として、開先底端の材料合わせ面にアークが直接当たり難くいいわゆる熱伝導型にて溶融する場合、クリーニング作用が十分に活用できないために酸化膜が残りやすく、凝固底先端の融合不良により実質ののど厚が短くなり、継手強度の低下を来す場合がある。

ミグ溶接単独、レーザ溶接単独ならびにハイブリッド溶接の 3 種類の溶接方法によるのど厚と継手強度との関係を図示すると **Fig.6-17** のようになり、同じのど厚でも、ハイブリッド溶接の方が、ミグ溶接ならびにレーザ溶接単独での場合よりも高い強度を有していることがわかった。断面のマイクロ観察によると、**Fig.6-18** のように、ミグ溶接単独溶接では開先底端で融合不良が生じやすく、またレーザ溶接単独では溶接金属部内に大きなポロシティ欠陥が生じやすいのに対し、ハイブリッド溶接ではそのような融合不良やポロシティなどは観察されなかった。まさにハイブリッドによるミグアークの深部到達を可能とし、そのクリーニング作用が効果を発揮すると同時に、ミグアークによるキーホール孔あるいは溶融池拡大のためにガスを逸散しやすくしたためと推定される。

(3) 施工時の倣い性

2次元、3次元構造体を溶接施工する場合に、熱源間に距離があるとそのトーチの倣いとしては開先長手方向に沿ってその熱源方向を常時設定していくというトーチの回転軸制御が必要となる。しかし、今回の場合のように溶融池が一体化する程度に接近していると、

トーチの回転軸制御は必ずしも必要ではなくなり、施工が容易になるという付随効果もあり、溶接作業性の観点では大きなメリットを有することとなる。

3) 投入エネルギー量の比較

レーザー-ミグハイブリッド溶接の継手性能、高生産性ならびに施工時誤差適応性の優れた点を検討してきたが、そのベースとなる投入エネルギー量の観点から検討を加える。熱源としては、今回のレーザーとミグを併用する場合に加えて、著者が論文共著者となっているタンデムミグ溶接¹²⁾についてもそのデータを引用しながら各種熱源の比較検討を行なった。このタンデムミグ溶接とは、**Fig.6-19**に示すように1本のトーチ内に2本のワイヤを有し、それぞれのワイヤにおけるアークを個別の2電源（直流パルス電源）にて制御するものである。ワイヤ間の距離が短いために、先行と後行の電流パルス波形の位相を180度ずらしアークを交互に発生させる方式である。この溶接法によれば、単純に1本の溶接時に比べて約2倍の溶接速度が出せるだけでなく、熱源が溶接長手方向に拡大することで、板厚方向への溶込みを効率的に深くすることが可能となり、熱効率が改善されることになる。それは、溶接時の温度分布測定結果である**Fig.6-20**に示すように、溶接線とは直角方向への熱散逸が抑制されていることから明らかである。熱処理型合金であるA6N01-T5材を用いた場合の溶接熱影響部の硬さ分布や継手引張強さからは、3~5ポイント程度改善されていることを確認している。

このタンデムミグ溶接溶接を含めて、上記に検討してきた各種溶接方法における材料への投入エネルギー量を各溶接条件から試算し、単位溶接長・単位板厚当たりに換算したものに図示すると**Fig.6-21**のようになる。なお、レーザー溶接時のその試算に当たっては、溶接定常時の素材が既に溶融している状態、つまりその大半が素材溶融部に吸収されると仮定し熱効率1.0を用い、ミグ溶接の場合には一般的に言われている熱効率0.85を用いて試算した。

これから、レーザー-ミグハイブリッド溶接の投入エネルギーは、ミグ溶接単独の場合よりもYAGレーザー溶接単独並みに近いことがわかる。そして、ハイブリッドにおけるレーザーによるエネルギーは、レーザー溶接単独の場合よりも低く抑えることが可能となり、レーザーのランニングコストならびに装置の投資抑制にもつながるメリット有していることがわかる。一方、タンデムミグ溶接の場合は、1アーク当たりの投入エネルギーは半減してもトータル投入エネルギーには大差のないことがわかる。これらのことは、今まで述べてきた各溶接法における熱影響部の硬さ分布の差異や継手性能にも現れているところでもある。

これらを総合的に考えると、やはり熱伝導に頼らないレーザー熱源によるキーホールからの材料内部への直接加熱する方式が、投入エネルギーの観点からもその熱効率の良さが理解される。

6. 4 まとめ

1) 基盤技術の構築

YAG レーザ-ミグハイブリッド溶接は、施工条件の調節により適材適所の適用を図ることができる。そのため、レーザの特長を伸ばす開発が重要である。アルミニウム合金に対するハイブリッド溶接によるレーザ溶接への補完効果をまとめると以下ようになる。

- (1) 溶接入熱量、溶湯量増加による高速化・深溶込み・溶融幅の向上
- (2) アルミニウム合金のレーザ溶接の不安定性（溶接ビードの乱れ）の抑制
- (3) 薄板突合せ継手でのレーザ出力の低減と高速溶接化
- (4) 重ねすみ肉継手でのギャップ補完能力の向上と継手高強度化

2) 中肉厚分野への適用技術の開発

ミグ溶接の独壇場となっている中肉厚(4mmt)材以上での品質向上と生産性向上を睨んで、YAG レーザ-ミグハイブリッド溶接での適用可能性を探索した結果、下記の開発にて十分に競争力ある溶接技術の開発に至った。

- (1) 深い溶込みを得るために、ハードの工夫によりレーザとミグとの熱源間距離を接近させ、さらに後行のミグワイヤの狙い位置を、先行の YAG レーザビームの狙い位置よりも先行させることで、その溶融池を一体化すること。
- (2) 継手強度を支配するのど厚を確保するために、開先部に直接熱源の照射が可能となるヘリ継手を適用すること。

上記、基本コンセプトの元、ミグ溶接で散見されるルート部底の融合不良抑制の品質改善とそれによる継手性能向上も確保されると同時に、溶接速度もミグ溶接の約 3 倍の高生産性を有する溶接技術の開発に至り、新たな中肉厚分野での適用展開が可能となった。

6. 5 結言

第 1 熱源として、キーホールから材料の直接加熱を可能とするレーザ熱源の活用が、熱効率の観点から最大のポイントになる。このメリットを活かすために、デメリットである施工時誤差適応性を、ミグ溶接にて補完すること必須であり各種探索の結果、レーザ溶接単独並みの投入エネルギーにて可能であることがわかった。さらに、レーザの深溶込みに有利なヘリ継手の採用ならびに熱源間の距離・狙いの最適配置による溶融池の一体化により、より高効率なハイブリッド溶接技術を開発するに至った。

参考文献

- 1)阿部信行：溶接学会誌、Vol.70(2001),No.4,p7
- 2)J.Mann et al.：溶接技術 Vol.46(1998),No.10,p93
- 3)I.Miyamoto: Challenge to advanced materials processing with lasers in Japan, Proc. Of LAMP2002(HPL2002)

- 4) C.SCHinzel, et al.: Laser welding of aluminium car bodies from research to production, ICALEO98, Section F, p56
- 5) H.Mayer et al.: Die ASF-Karosserie des Audi A8, Sonderausgabe von ATZ und MTZ.
- 6) T.Graf et al.: LaserHybrid process at Volkswargen, IIW Doc.XII-1730-02
- 7) 阿部信行、林雅一：“レーザ・アーク複合溶接法の現状と将来”、溶接学会誌, Vol.70(2001), No.4, p7-11
- 8) 片山聖二：“レーザ・アークハイブリッド溶接はどう進んでいるか”、溶接技術、Vol.56(2008), No.2, p51-58
- 9) 王、西村、片山、水谷：“アルミニウム合金のレーザ・MIG アークハイブリッド溶接における許容ギャップの拡大に関する研究”、軽金属溶接、Vol.46(2008), No.10, p447-458
- 10) 王、西村、片山、水谷：“ファイラー併用ハイブリッド溶接法”、レーザ加工学会講演論文集、73(2010), p81-90
- 11) S.Katayama, S.Uchiumi & F.Briand:”Production of Sound Deep-Penetration Hybrid Weld in Aluminum Alloy with YAG laser and MIG arc”, ICALEO-2006, Scottsdale, 2006, p953-959
- 12) 松本、笹部：“アルミニウム合金のタンデムミグ溶接技術”、軽金属溶接、Vol.43(2005), No.3, p128-133

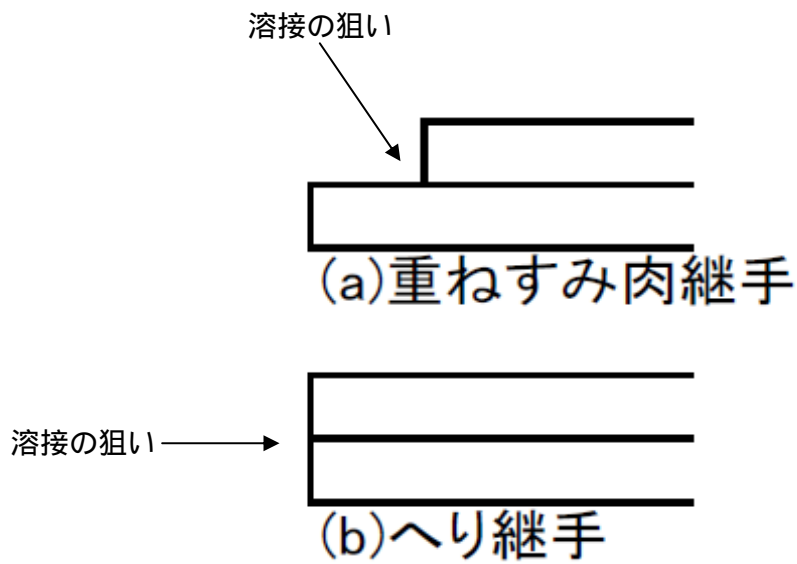


Fig.6-1 各種継手形状

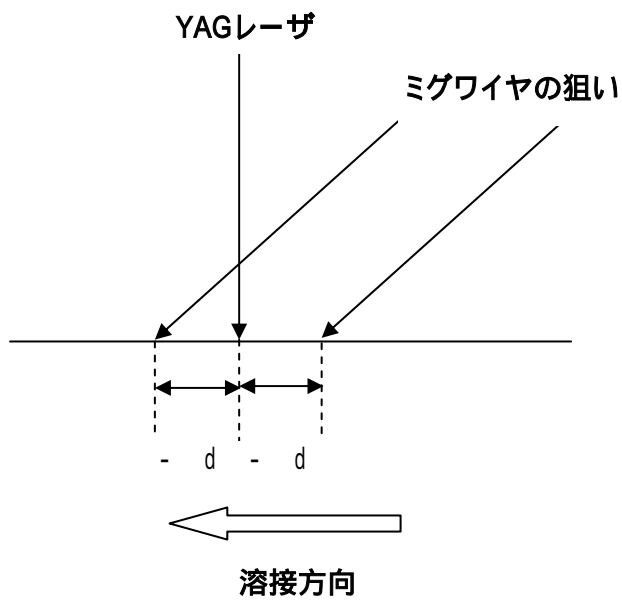


Fig.6-2 レーザビームの位置とミグワイヤ狙い位置

Table6-1 ハイブリッド溶接の補完効果

- Welding stability, reduced welding defects
- Improved welds mechanical properties
- Higher bridging ability, greater workpiece tolerance
- Increased welding speed, deeper penetration

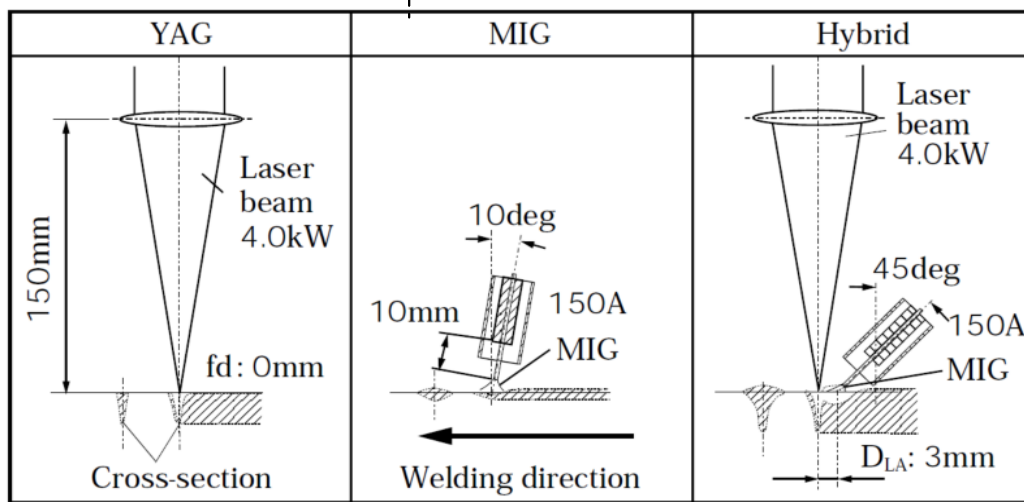


Fig.6-3 基本溶融特性調査に用いた溶接条件

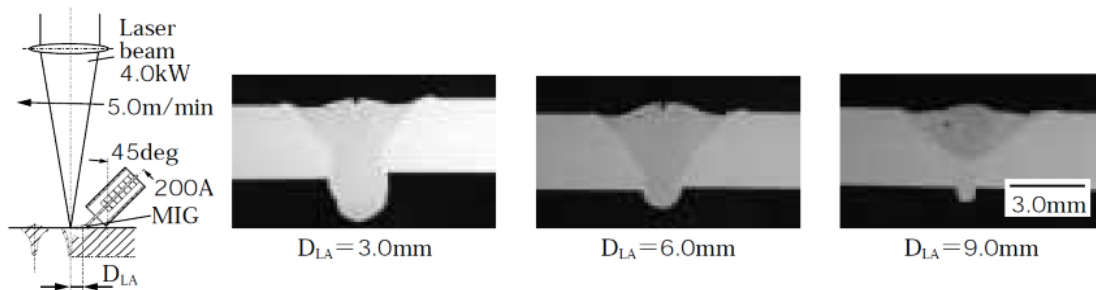


Fig.6-4 レーザビームとミグワイヤ狙い位置との間隔と溶込み状況

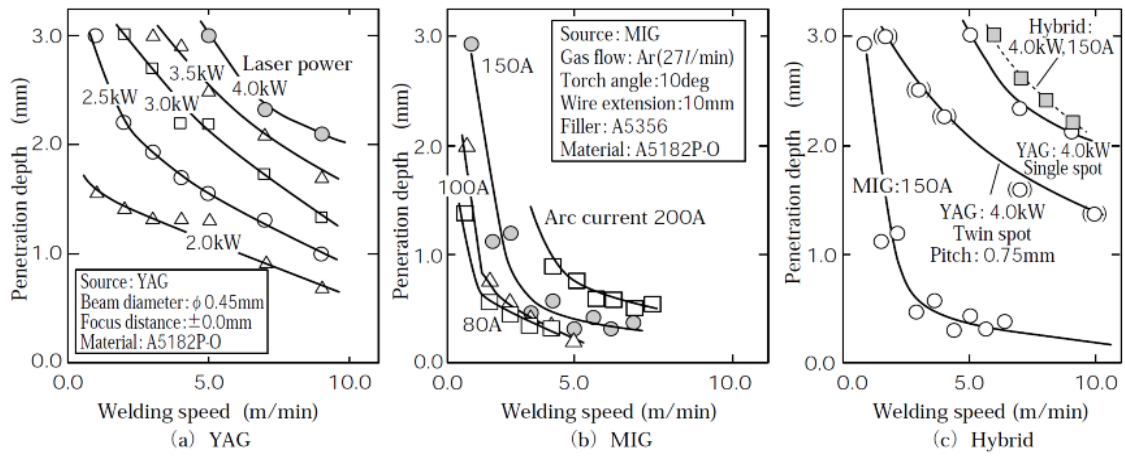


Fig.6-5 各溶接方法における溶込み深さと溶接速度との関係 (A5182P-O,3.2mmt)

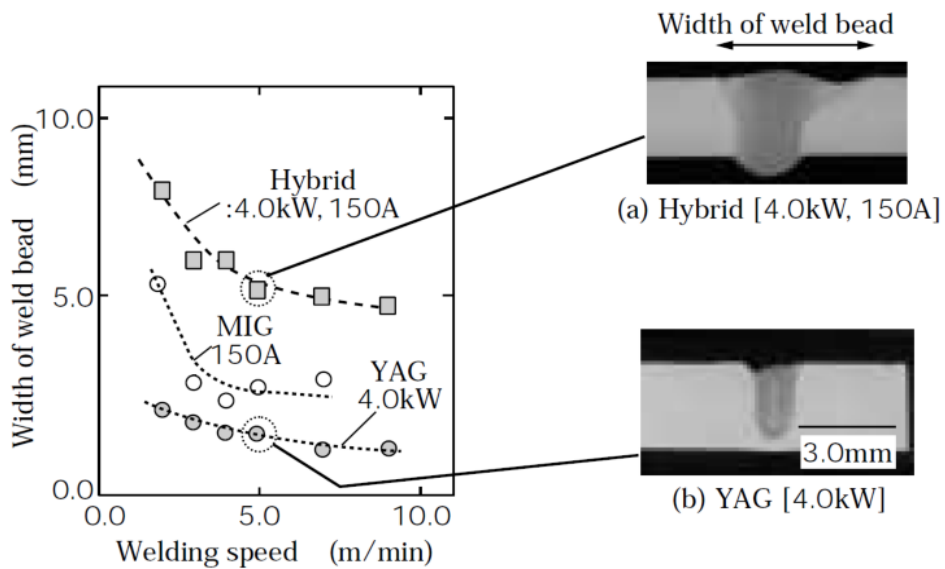


Fig.6-6 各溶接方法における溶込み幅と溶接速度との関係 (A5182P-O,2.3mmt)

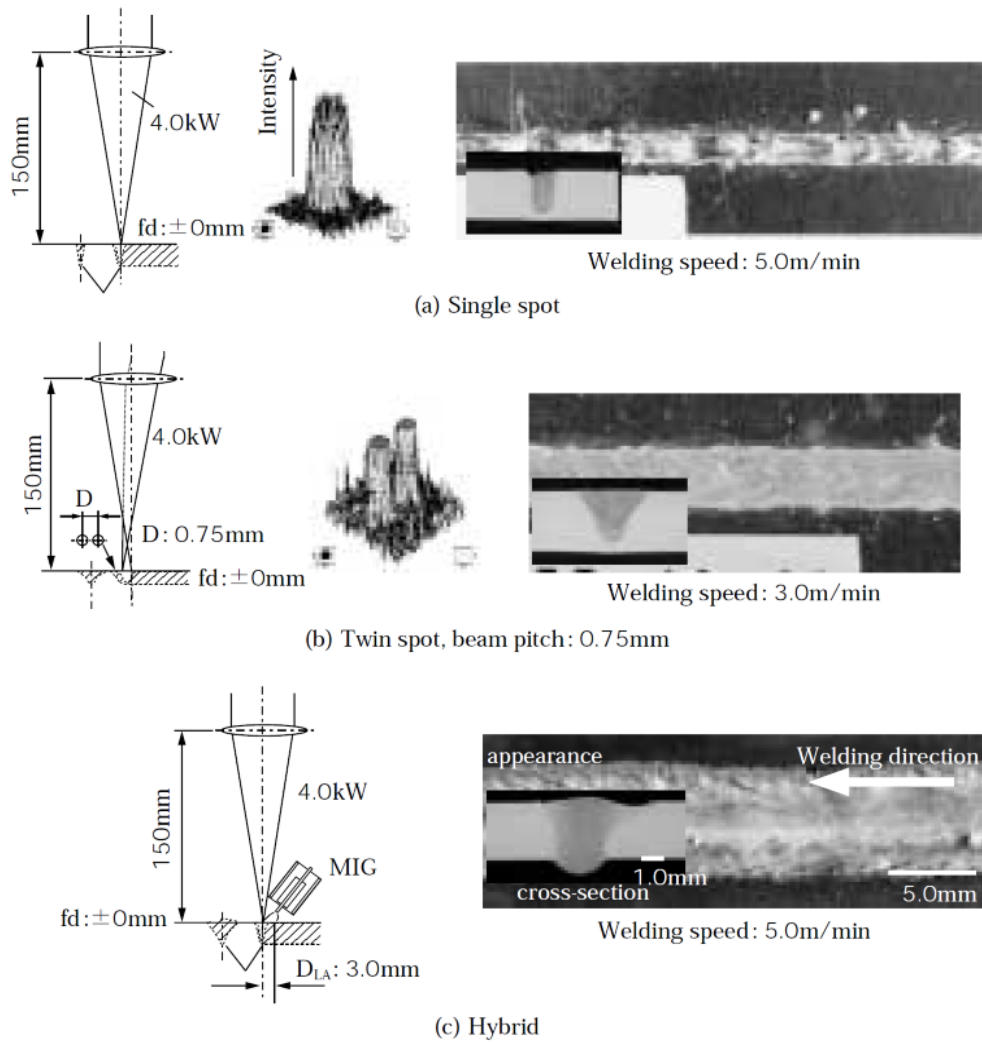


Fig.6-7 YAGレーザー溶接、YAGレーザーツインスポット溶接ならびにYAG-ミグハイブリッド溶接の溶接ビード外観と溶接条件比較

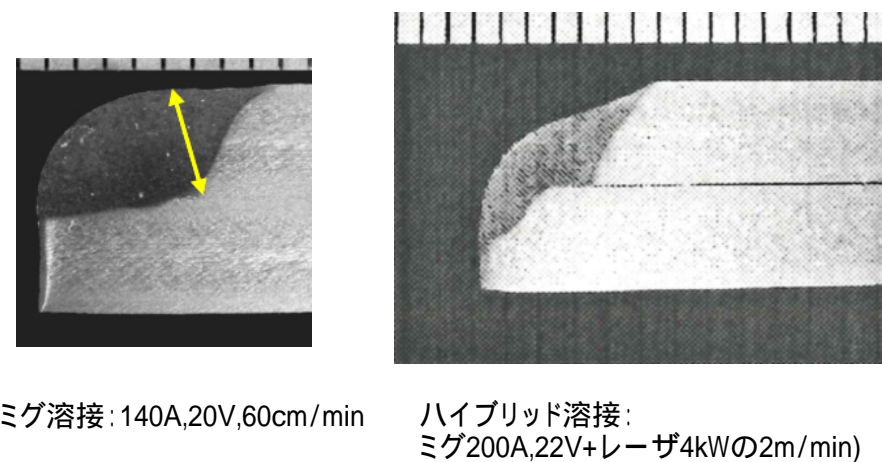


Fig.6-8 ミグ溶接とハイブリッド溶接との溶込み比較

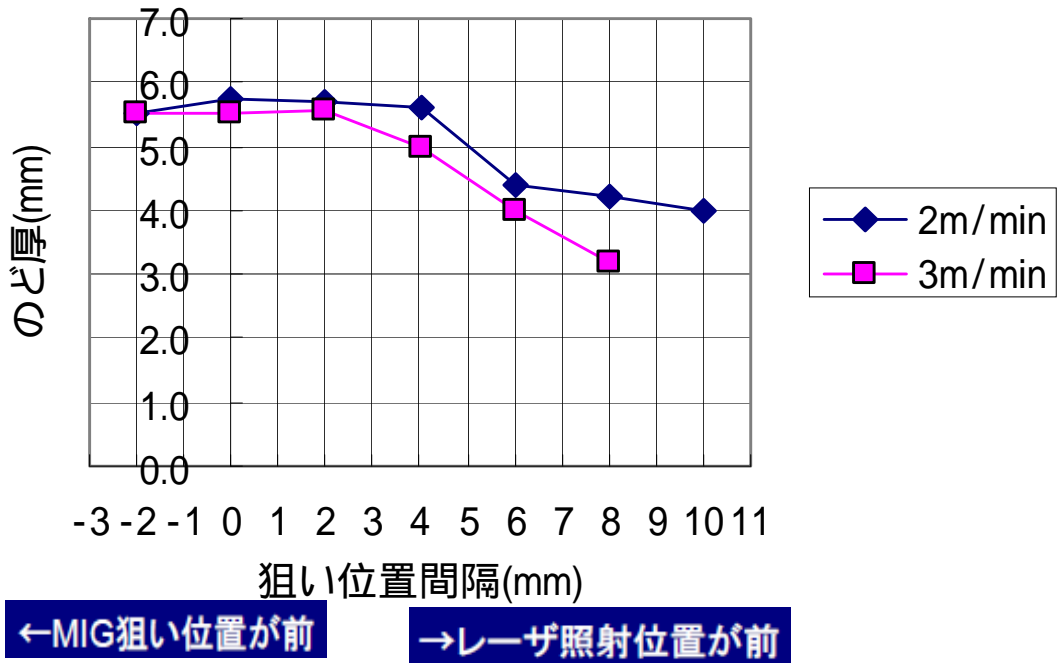


Fig.6-9 ヘリ継手におけるレーザーとミグワイヤの狙い位置の間隔と断面のど厚との関係

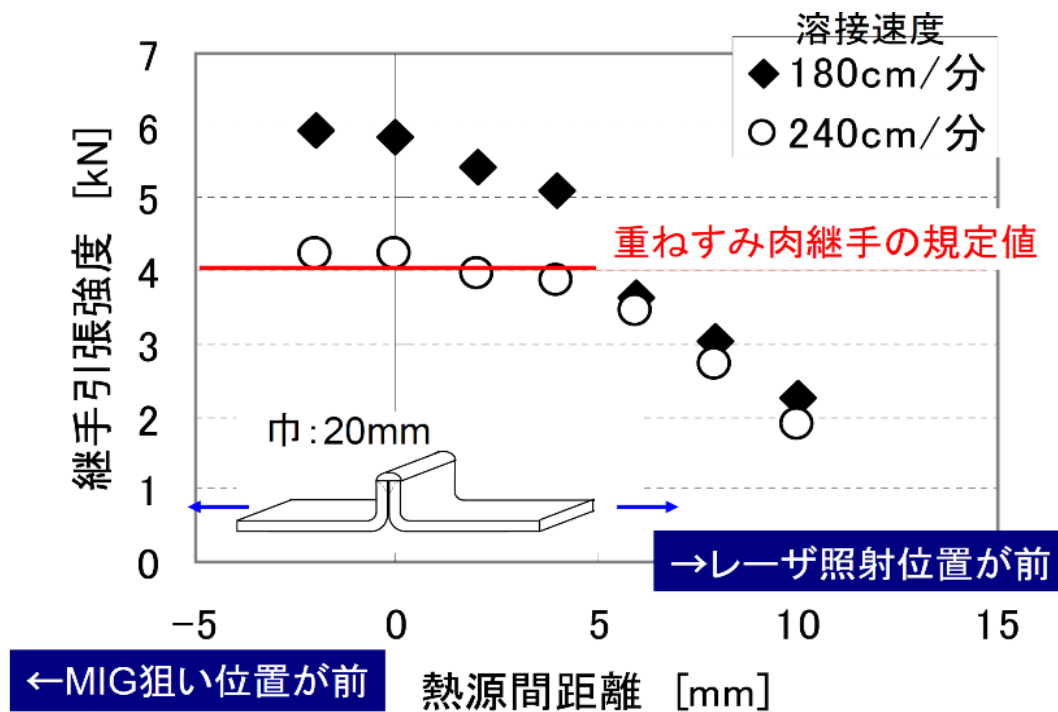


Fig.6-10 ヘリ継手の引張試験結果

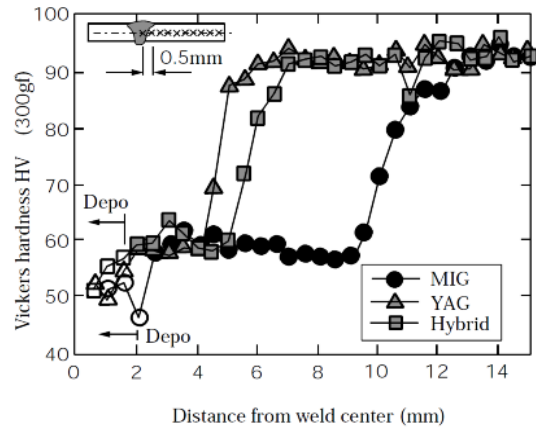
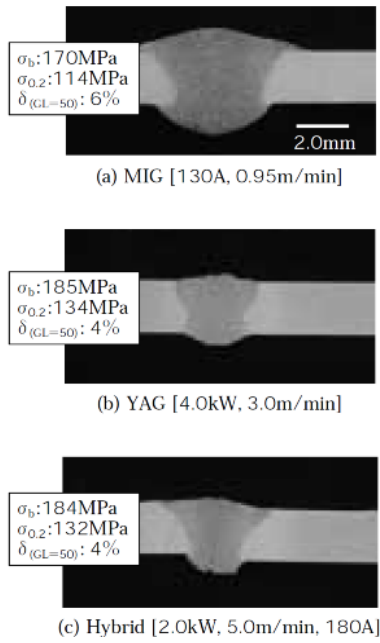


Fig.6-11 各種溶接法における断面マクロ、継手強度ならびに硬さ分布の比較 (A6063-T5,2mmt)

Table6-2 突合せ継手溶接条件の比較

	MIG	YAG	Hybrid	Hybrid/YAG
Welding speed (m/min)	0.95	3.00	5.00	1.67 (High productivity)
Laser power (kW)		4.0	2.0	0.5 (Reduced photon cost)

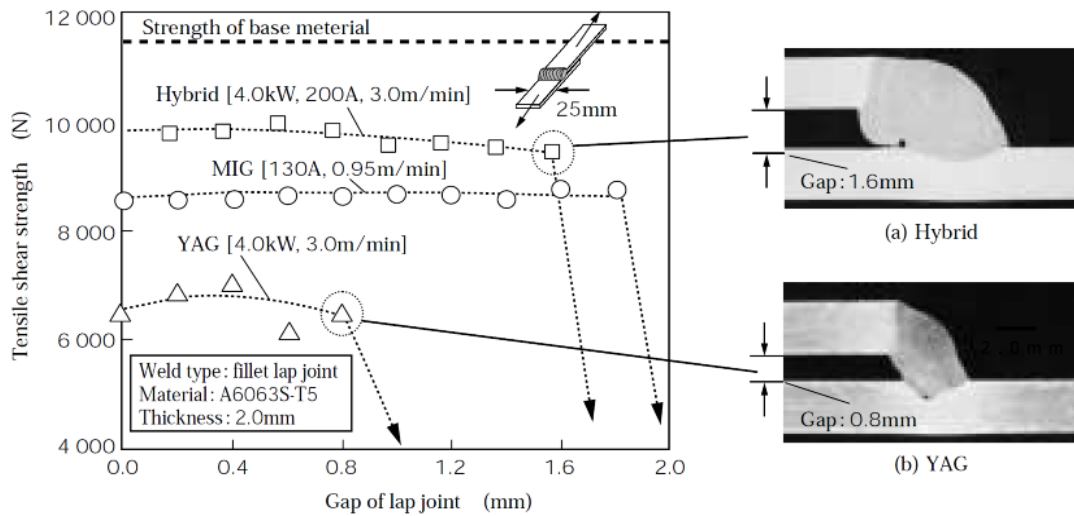


Fig.6-12 重ね隅肉継手の限界ギャップ比較と引張せん断強度との関係

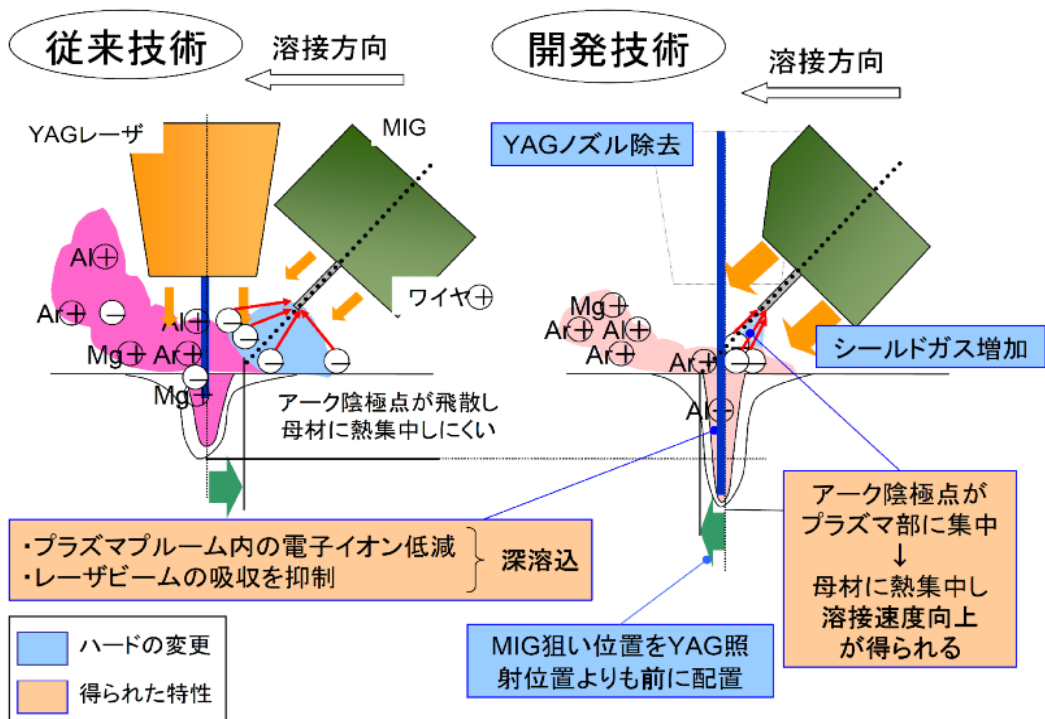


Fig.6-13 溶融池一体化の推定モデル

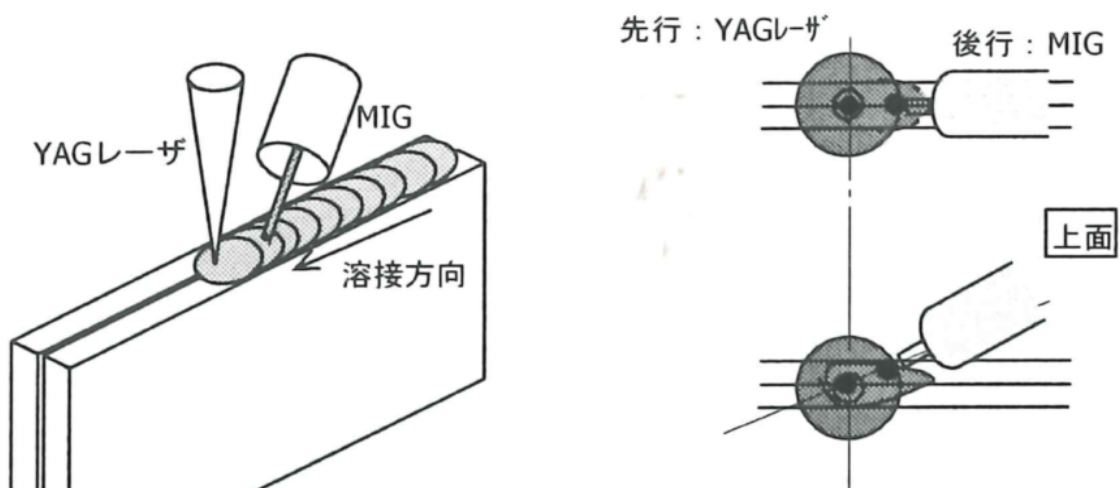
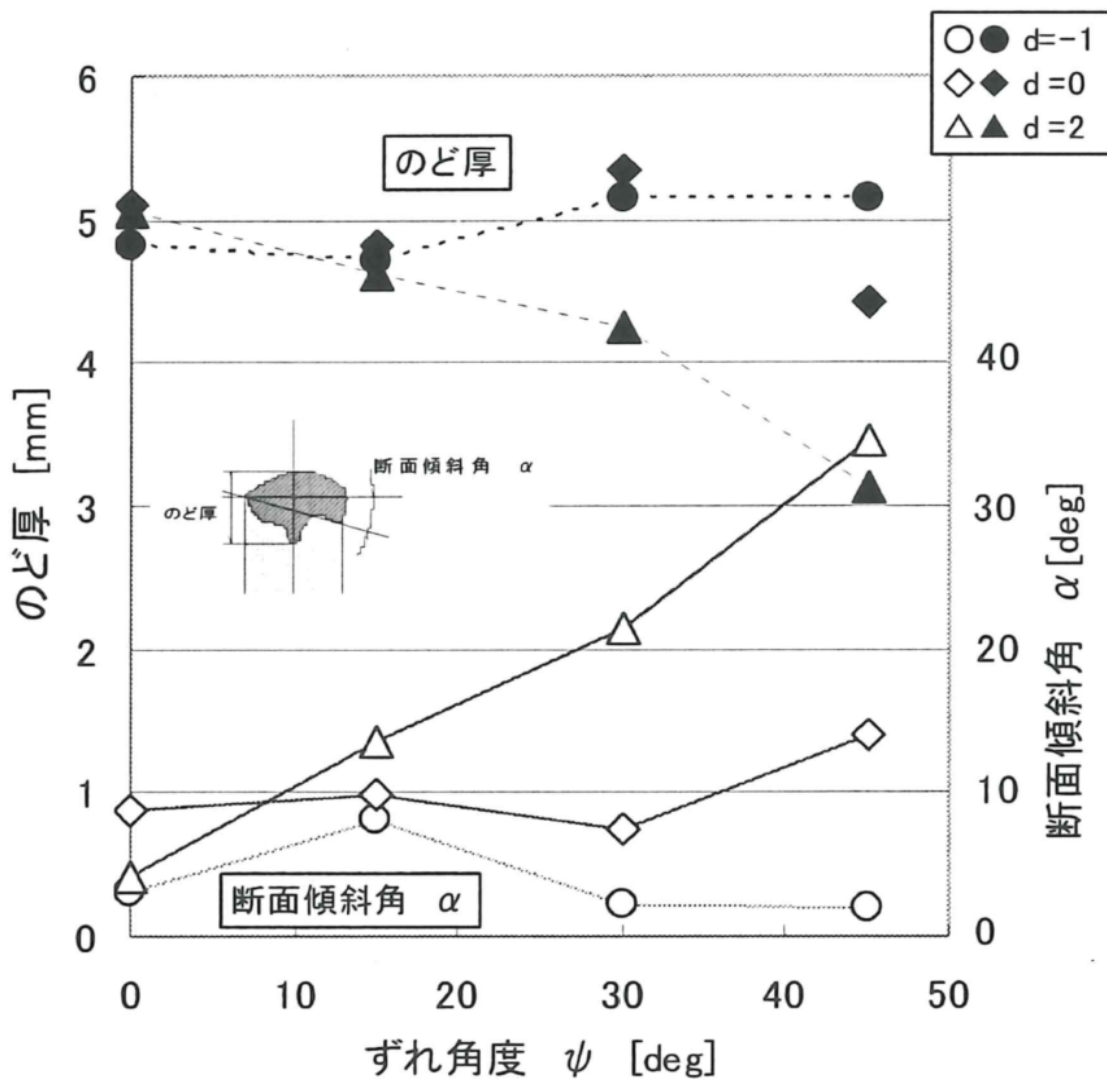


Fig.6-14 へり継手開先線と熱源ラインとのズレ角度



溶接速度：2m/min

Fig.6-15 ズレ角度とのど厚ならびに溶融傾斜面との関係

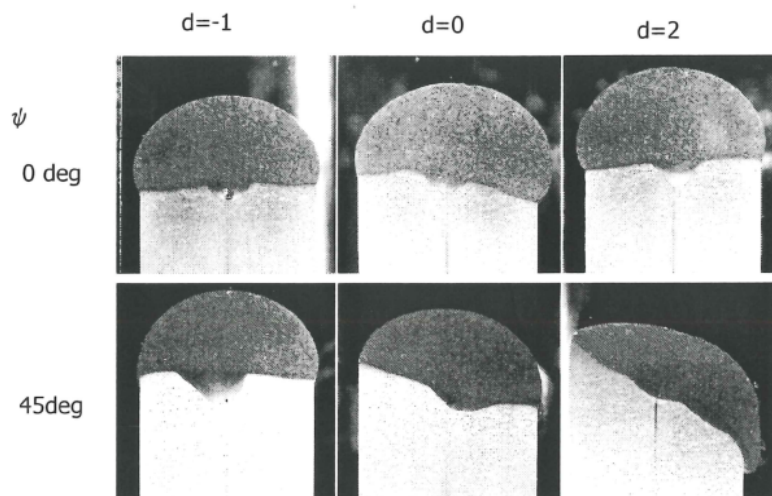


Fig.6-16 レーザとミグワイヤの狙い位置間隔ならびにズレ角度と断面の溶融状況

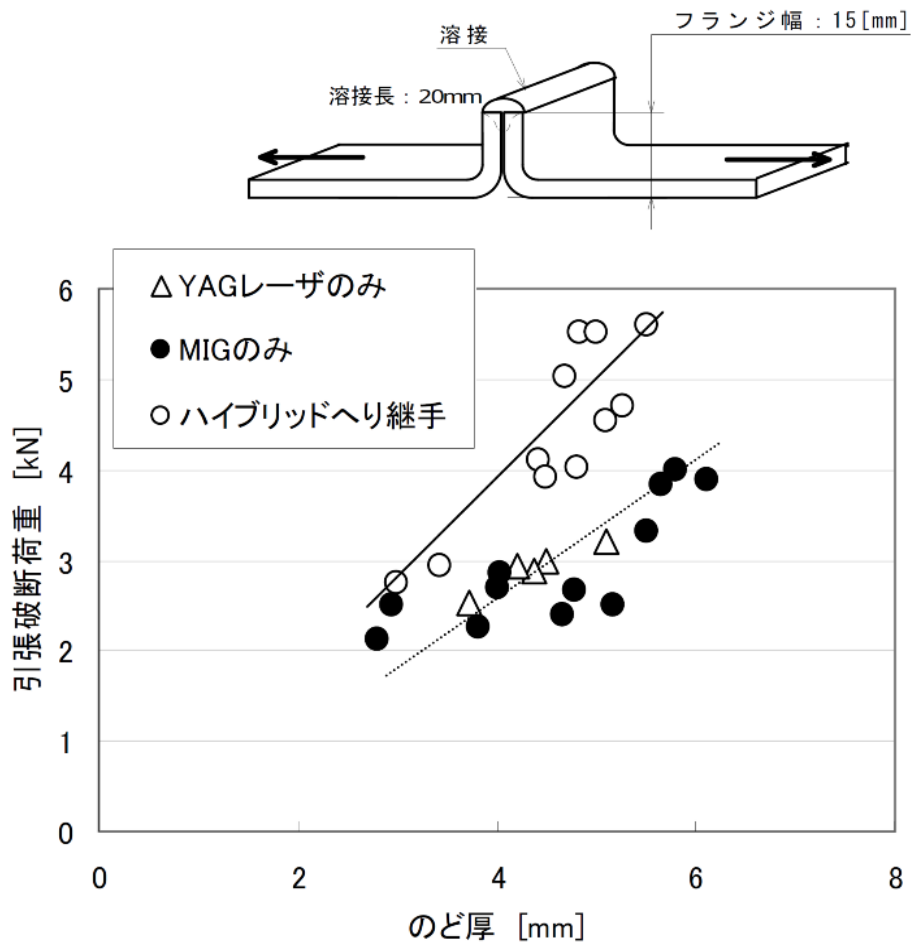


Fig.6-17 各種溶接方法によるのど厚と引張破断荷重との関係

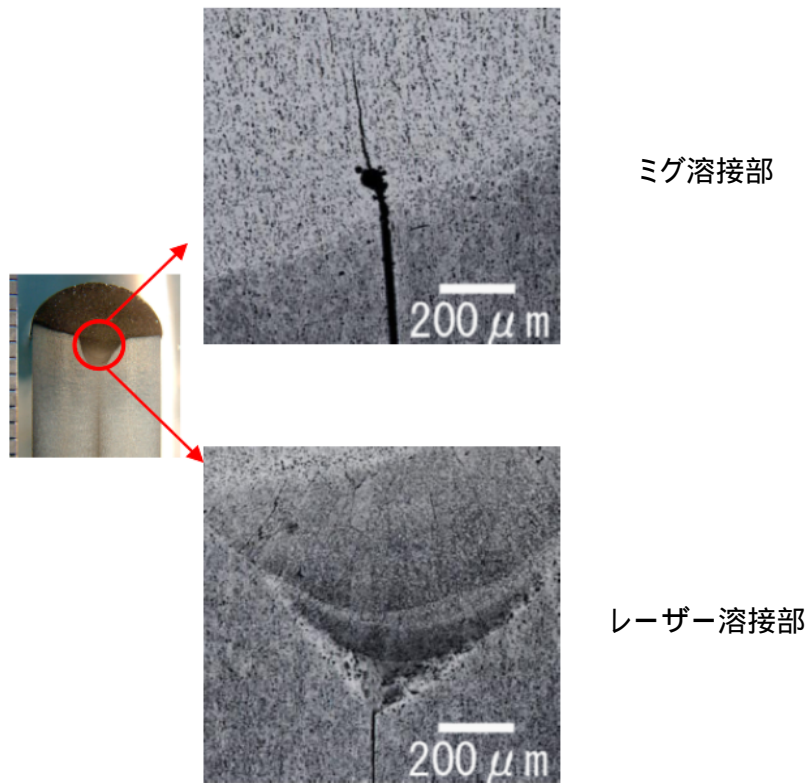


Fig.6-18 開先底の溶融先端部のマイクロ組織改善

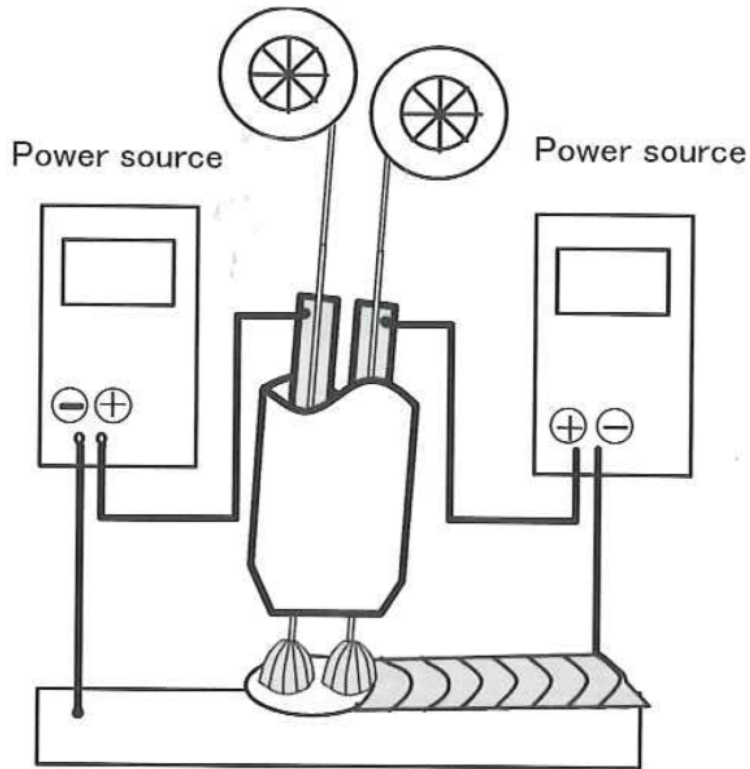


Fig.6-19 タンデムミグ溶接の概略図

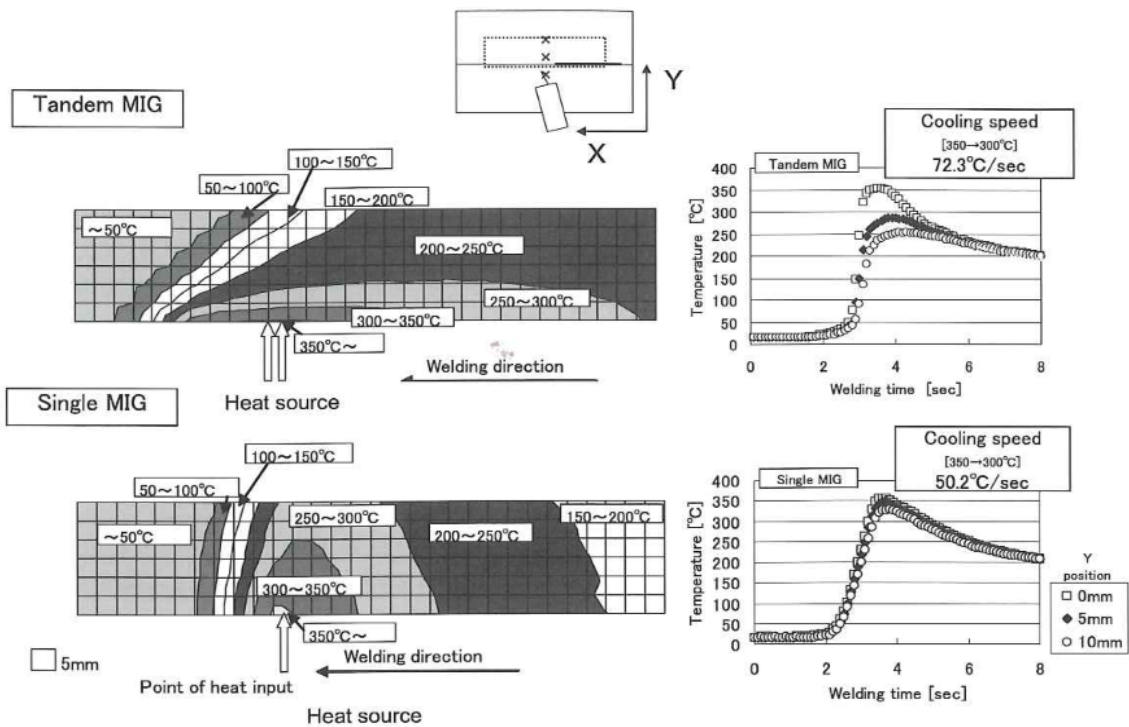


Fig.6-20 ミグ溶接ならびにタンデムミグ溶接時の温度計測結果

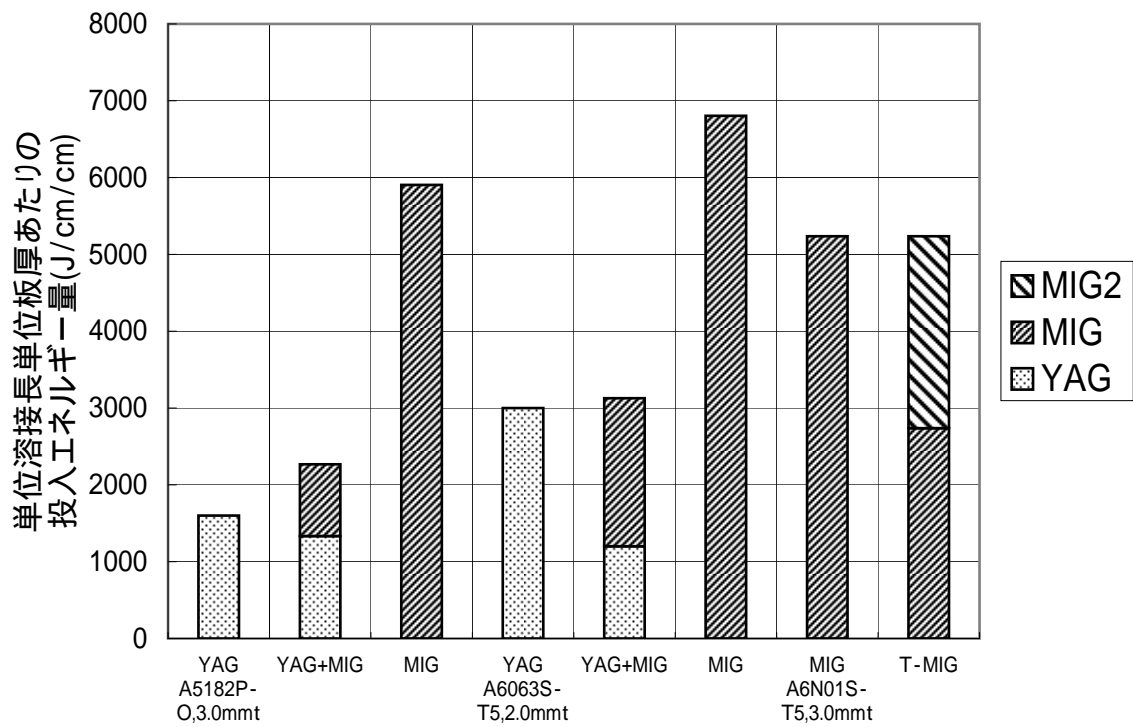


Fig.6-21 各溶接法における投入エネルギー量の比較
 (YAG:YAGレーザー溶接 YAG+MIG:YAGレーザー-ミグハイブリッド溶接、
 MIG:ミグ溶接、T-MIG:タンデムミグ溶接)

第7章 結論

溶接継手性能の改善、高生産性ならびに施工時誤差適応性改善のために、溶接熱の影響解明とその制御に取り組んだ第2章から第6章までの技術的成果を取りまとめると同時に総括し、目標としたアルミニウム材料の適用拡大による軽量化に関する工業的成果の取り纏めを行ない、最後に今後の展望についても記した。

7.1 各章のまとめ

第1章 緒論

地球環境問題や石油燃料の枯渇問題などの点から、エネルギー使用の高効率化の重要性が認識でき、全体のエネルギー使用量の約20%を占める輸送分野では、特に自動車車体などの輸送機構造体の軽量化については喫緊の課題であると理解すると同時に、アルミニウム化による期待度が大きい。しかし、このアルミニウム材料の適用課題の一つに溶接性の問題があり整理したところ、アルミニウム材料の特性であるたとえば熱伝導率が高い、固有抵抗が低いなどに起因して、溶接に必要な最小限以上の広い範囲の溶融を余儀なくされており、その余分な溶接熱が各種課題を誘引していることを示唆した。この溶接熱の各種課題への影響解明を通じて、被溶接素材・溶加材・施工（溶接条件・熱源）からその制御を行ない、アルミニウム適用拡大のための必要十分条件としての接合継手の性能改善・高生産性ならびに施工誤差適応性改善を掲げ、その目標達成のための道筋を具体化した。

第2章 アルミニウム合金の抵抗スポット溶接と継手性能

1) 連続打点寿命の改善

連続打点寿命を来たす電極損耗現象は、電極銅とアルミニウム合金材との界面における温度（約550°C）・加圧条件下におけるCuとAlの拡散による脆弱な θ 相（ CuAl_2 ）生成のため脱落損耗するものであることを明らかとした。よって、連続打点初期に既に観察される銅のアルミニウム板への固着、いわゆるピックアップ現象も、電極損耗の前兆現象であることがわかった。

電極損耗を来たす界面での集中抵抗による発熱量を試算した結果、材料（種類・材質）因子ならびに接合条件因子（加圧力、電極先端形状など）の影響を明らかにすることができ、寿命改善に役立てられた。さらに、材料の皮膜抵抗に基づく発熱量は試算が困難であったものの、材料の酸洗浄により酸化膜厚さを薄くすることで、著しく寿命改善が図れるということを明らかにした。

これらの改善策は、ナゲットの板厚方向の溶込みがいずれも浅くなる方向であり、発熱量試算の代用評価特性として活用でき、いわゆる基石状のナゲット形状が連続打点寿命改善のための理想とすべきイメージであることを明らかにした。

2) Al-Zn-Mg 系合金溶接金属部の低時効性の原因追究

抵抗スポット溶接のナゲット部（溶融凝固部）の時効性は、自然時効のみならず、溶体化後の人工時効にても硬さはほとんど回復しない。これは、ナゲット中央部に、析出に必要な溶質濃度が不足しているためであり、アーク溶接などで得られている現象とは明らかに異なる現象であることがわかった。しかし、その原因の解明には至らなかったが、スポット溶接特有の大電流条件ならびに高加圧力条件がこのマクロ偏析に影響したものと推定された。

第3章 ミグ溶接熱影響部のマイクロ割れならびに残留応力の抑制

1) Al-Mg-Si 系合金溶接熱影響部のマイクロ割れ抑制

従来から溶接マイクロ割れ発生機構として、素材の固相線温度と溶接金属部の凝固温度の関係で論じられてきたが、固液相線間温度範囲のみならず、時として発生する固相線温度以下の熱影響部をも含めた割れ現象を丁寧に説明する必要があった。今回、新たに素材の高温脆性温度範囲の下限値という概念を導入することでうまく説明ができることがわかった。一旦、昇温過程で固相線温度直上に到達した後の冷却時に、偏析あるいは低融点共晶が生じることにより、その最終凝固温度が固相線温度低下に低下するためであり、それを高温脆性温度範囲下限値と称したものである。【溶接金属部の完全凝固温度】 \geq 【素材の高温脆性温度範囲下限値】の場合に、溶接金属部の凝固収縮ひずみが、熱影響部結晶粒界の液膜部に作用して結晶粒界を開口させ、割れに至るものと考えられる。

また、Mn の添加は結晶粒微細化による粒界へのひずみ集中の緩和により溶接マイクロ割れを抑制すると言われているが、Al-Fe-Mn-Si 系化合物生成により、マトリクス中の Si 濃度が減少するために脆性温度範囲の下限値を上昇させるためでもあるとわかり、その抑制機構を明らかにすることができた。

2) Al-Cu 系合金溶接部の溶接割れ抑制と継手強度の改善

Al-Mg-Si 系合金で得られた知見にて、Al-Cu 系合金の割れ傾向を概観すると、仔細な現象までは説明がつかないものの、 $Mg > 1.6\text{mass}\%$ 、 $Cu/Mg\text{mass}\% \text{比} < 1.8$ で溶接マイクロ割れが発生する傾向にあることから、Al-Cu-Mg-Si 系組成の Mg リッチな低融点共晶物が熱影響粒界部に生じ、前記の機構により溶接金属部の凝固温度との関係において開口しやすくなったためではないかと推定された。

一方、継手強度の改善に関しては、Mg,Mn は溶接金属部の強度向上に寄与するが、溶接割れをも助長するのでその両立性は難しい。一方、Si は強度を僅かに低下させるものの割れを顕著に抑制することがわかり、これら化学成分を最適化すれば、継手強度の向上と割れ抑制の両立も可能であるとわかった。

3) Al-Zn-Mg 系合金溶接部の応力腐食割れ抑制

割れ感受性の高い端面板厚方向の溶接残留応力は、溶接長手方向の残留応力の分布状況が圧縮側になると、そのポアソン比によって板厚方向の残留応力が引張側で高くなるとわかった。そして溶接長手方向の残留応力が圧縮側となる場合の端面の位置は、その張出長さがフランジ厚の 1/2 倍程度離れた位置に相当することがわかった。

これらの解明した残留応力発生機構から、端面の張出し長さをフランジ厚さの 3/2 倍以上離すことを対策とすることで、応力腐食割れを誘引する引張の残留応力の抑制が可能となった。

第4章 鋼とアルミニウム合金との異種金属接合技術の開発

接合界面における脆弱な金属間化合物の生成抑制に関して、開発のアルミめっき鋼板に拡散障壁として設定した AlN を活用することで、局部的ではあるが、金属間化合物未形成域を発現させることができた。

従来、金属間化合物が未形成な部位は未接合と解釈されがちであったが、今回の金属間化合物未形成域は局所的ではあるが、その存在により良好な継手強度を発揮することを明らかにすると同時に、抵抗スポット接合ならびにミグブレイズ溶接の代表的な二接合方法における金属間化合物未形成域の生成機構を明らかにした。

そのポイントは、AlN をアルミニウムと鉄鋼素地との間に直接介在させるために、AlN の上層に素材めっき時に既に存在する Al-Fe-Si 系金属間化合物 τ_5 を、アルミニウムの溶融部に溶出させるに足りえる豊富な溶融池の存在と、AlN 拡散障壁として活躍できる温度の提供が重要である。このうち、溶融池はスポット溶接におけるアルミニウムの溶融ナゲットであり、ミグブレイズ溶接における溶着金属部のことであり、温度については通常のアルミニウムの溶融温度直上の 613~635°C であるためにスポット溶接でいうナゲットの外周部、ミグブレイズ溶接でいう脚長両端部がその温度部位に相当する。つまり、継手強度上、重要なポイントである、亀裂が開始する端部近傍に、接合性能の良好な金属間化合物未形成域を配置できるために良好な継手性能がえられているものと考えられる。

第5章 レーザ熱源活用による溶接部の熱影響抑制

従来の熱伝導型によるアーク溶接に代わって、高エネルギー密度のレーザーでは材料の蒸発温度にまで到達しえるので、キーホール型溶接が可能となり、溶融金属量の低減ならびに冷却速度の増加が可能となり、理想とした溶接熱影響の抑制効果が期待できると判明し、各種継手性能の改善効果を探した。

Al-Mg-Si 系合金における溶接マイクロ割れや熱影響部の軟化に対して、改善効果が認められ、アルミめっき鋼板を用いる鋼とアルミニウムとのレーザーブレイズ溶接においても脚長中央部における金属間化合物の厚さを抑制することができ、ミグブレイズ溶接の場合の約 50% 増しの 25N/mm の剥離強度値にまで改善された。いずれも、レーザー溶接部の特長が継手性能の改善効果をもたらすことが確認できた。

第6章 レーザとミグ両熱源の複合化による高効率溶接

第5章で活用の重要性を見出したキーホール型熱源の溶融効率の高いレーザー溶接は、ビードの安定化ならびに溶融金属が少なく狭いことによる施工時誤差適応性には懸念があり、それに長けたミグ溶接とのハイブリッド化に取り組んだ結果、レーザー溶接のメリットを活かしたままでのハイブリッド効果が出せるとの基盤技術を習得した。そこで、さらに一歩進めて、中肉厚(4~6mm)での可能性、つまり接合コストで十分ミグ溶接と太刀打ちできると思われるミグ溶接の0.6m/minの約3倍に当たる2m/minの溶接速度の可能性を探索した。その結果、へり継手を適用し、かつ従来の報告では逆効果になるといわれていた、後行ミグのワイヤ狙い位置をレーザー照射位置とクロスさせてむしろ先行させることで、溶融池の一体化が図れることがわかり、溶込みならびに施工時誤差適応性の両方を満足する技術の開発に至った。

7.2 総括

輸送機材の軽量化のためのアルミニウム化にともなう接合技術の開発に関して、接合部の継手性能改善技術の開発をベースに取り組み、その上で低コスト化のための生産性向上ならびに施工時の誤差適応性向上技術の開発に取り組んだ。本研究により得られた結果をまとめると以下のようなになる。

まずは、抵抗スポット溶接の連続打点寿命の改善に対しては、電極銅とアルミニウム合金板との界面が550°Cにも加熱されるCuとAlとの拡散反応に基づく電極損耗機構を明らかにし、その界面温度を下げるための接合条件の最適化ならびにアルミニウム合金材料の表面抵抗を低減する酸洗浄による薄膜化により、寿命改善を図った。

次にミグ溶接熱影響部に生じやすい溶接マイクロ割れの抑制に対しては、従来の説明に用いられた素材の『固相線温度』に替わる素材の『高温脆性温度範囲下限値(固相線温度到達後の完全凝固温度)』という新しい指標を導入することで割れ発生機構を明確化し、「溶接金属部の完全凝固温度」<「素材の高温脆性温度範囲下限値」となるような素材成分ならびに溶加材成分の最適化により割れ抑制を図った。また、経験的には把握していたMn添加による割れ抑制効果を、従来から言われてきた結晶粒微細化効果に加えて、Al-Fe-Mn-Si化合物生成によるマトリクス中の有効なSi低減による高温脆性温度範囲下限値を上昇させるためと解明できた。

また、Al-Zn-Mg系材料の溶接構造物で発生したすみ肉継手フランジ端面の応力腐食割れの抑制に対して、溶接による残留応力の観点からフランジ端面板厚方向の発生機構の解明に取り組み、溶接ビード部長手方向の引張残留応力がバランスの関係上、圧縮側に分布する位置に端面が位置すると、ポアソン比の関係上、引張の残留応力が板厚方向に生じるといいう機構を明らかにした。これを元に、フランジの張出し長さを長くすることで割れ回避を図った。

以上のように、接合部の不具合を溶接熱影響の観点からその発生機構を解明することで、溶接熱制御のための溶接条件の最適化ならびに特性を制御した素材の開発を通じて防止策を打ち、改善を図った。

一方、アルミニウムの適用拡大のためには、従来にはない分野たとえばマルチマテリアル化にも積極的に対応し、鋼とアルミニウムとの異種金属接合技術の開発に対しては脆弱な金属間化合物の抑制の観点から取組んだ。拡散障壁となる AlN に着目し、それを配置したアルミめっき鋼板を用いれば、接合条件の最適化により金属間化合物未形成域という接合上の理想状態が生成されることを見出した。その金属間化合物未形成域の生成プロセスならびに生成機構を明らかにする中で、条件が揃えば必然的に安定的に生成可能であることを明らかにした。このように、新規の異種金属接合技術の分野においてもその継手性能改善機構を元に、鋼とアルミニウムとのハイブリッド構造体が工業的に作製できることを実現した。

以上、種々の分野での接合部の継手性能改善に取り組んできたが、更なる生産性や施工時誤差適応性改善のために、接合熱源の選択ならびに併用複合化に取り組んだ。その主たるところは、従来のアーク溶接に代表される熱伝導型溶融形態に替わるキーホール型溶融形態を実現するレーザー熱源の導入である。このキーホール型という高効率な溶融形態から来る溶接金属量の低減ならびに冷却速度の高速化という特徴が、まさにミグ溶接で改善を加えてきた溶接マイクロ割れ抑制・継手強度向上・金属間化合物層厚さ低減による継手性能を、今一段と向上させえることと、高速化をも果たせることを導き、その有用性を明らかにした。もちろん、レーザー溶接の溶接金属量の低減は、同時に施工時誤差適応性を低下させるデメリットも有しているので、レーザー溶接のメリットを維持しつつ、ミグ溶接にて補完するレーザー-ミグのハイブリッド溶接にも取組み、さらに発展的にレーザービームとミグワイヤの狙い位置を交差させることにより溶融池の一体化を達成し、中肉厚分野でも継手品質・高速度・施工誤差適応性の全ての点でミグ溶接に対して競争力のある施工技術へと導いた。

7. 3 工業的成果

本研究遂行の結果、得られた工業的な成果は以下のとおりである。

第 2 章 アルミニウム合金の抵抗スポット溶接と継手性能に関しては、連続打点寿命の前兆現象である電極のピックアップ現象の解明を元に、その改善のための施工条件が、見栄えを重視する地下鉄車両や道路標識などに多く適用された。そして、連続打点寿命の電極損耗機構の解明により、自動車のパネル用アルミニウム素材は表面酸化膜を脱膜する酸洗浄処理することが板製造時の標準仕様として取り込まれるようになった。日本におけるフードパネルのアルミニウム化の草分け的存在となった 1985 年発売のマツダ RX7、1989 年発売の日産フェアレディ Z やマツダロードスター、1993 年発売のトヨタスープラなどに継続的に採用されるようになり、その後のフェンダー、ドア、トランクリッド、ルーフな

どのパネルに対しても酸洗浄処理材が定着するに至っている。

一方、7N01 系材料の抵抗スポット溶接部の低時効性については、5083 と同等の溶接施工基準にて車両製作することが、JRS 設計施工基準に反映され、1981 年開業の東北新幹線 200 系車両の製造組立に適用され、新幹線車両のアルミニウム化の先鞭を果たした。

第 3 章 ミグ溶接熱影響部のマイクロ割れならびに残留応力の抑制に関しては、Al-Mg-Si 系合金の溶接マイクロ割れの発生機構の解明により、その割れ抑制を可能とした 6N01 の開発に貢献した。独占的な権利化の道よりも本系合金の普及促進を優先し JIS 化を果たした。この 6N01 の開発を機に、鉄道車両の組立が抵抗スポットによる組立方式からアーク溶接によるモノコック方式へと大転換し、1980 年代後半の地下鉄車両への適用をスタートに、1992 年の新幹線 300 系のぞみ車両、そして 2007 年の N700 系車両に引き継がれている。また、船舶用・自動車用の構造部材としても適用展開され、普及の一途を辿っている。

また、ここで解明された溶接マイクロ割れの発生機構を基にして、強度・成形性・表面性状・溶接性など多くの特性を満足しなければならない自動車用パネル材の成分の最適化に効率的に取り組むことができ、Zn 添加の Al-Mg 系材料(G4B),AA5022(5J30),AA5023(5J32),AA6016(6K21-2),AA6022(6K21-1),AA6111(6K31)といったパネル材の開発に、そしてオールアルミニウムボディ車 NSX の押出構造部材 (CF60) やエネルギー吸収部材 (SP540 (押出),6K22 (板)) などの機能性構造用材料の開発に溶接性の観点から多に寄与できた。さらに、溶接マイクロ割れ抑制のために見出した接合技術に関する知見は、世界初のオールアルミニウム車であるホンダ NSX や電気自動車の日産ハイパーミニなどの溶接施工に関する技術支援に寄与するところとなり、それぞれ 1990 年、2002 年に市場に発売されるに至った。

一方、Al-Zn-Mg 系合金溶接部の応力腐食割れ抑制技術は、その溶接残留応力発生機構の解明により、その割れ抑制のための設計施工条件が、新幹線や地下鉄などの台車枠部材の溶接施工基準として反映され、施工されるに至っている。また自衛隊の特殊車両などの Al-Zn-Mg 系合金にて組立てられる溶接設計施工基準にも役立てられた。7N01 の適用開始に当たっては応力腐食割れに対して種々の観点から留意しつつも、結果的には予期し得なかったすみ肉継手の溶接残留応力により、鉄道車両の重要構造体に割れが入るといった厳しい事態に立ち入った。しかし、素材の更なる改善ならびに本機構解明による残留応力低減が確実に行なわれることによって、その後は問題なく適用され続けている。上部構造体の 6N01 とともに鉄道車両構体の軽量化促進には大いに役立つところとなり、昨年度のアルミニウム製車両生産量は 926 両で全車両数の 47%に達し、その累計車両生産数は 1962 年以降で 17,673 両に達する。

第 4 章 鋼とアルミニウム合金との異種金属接合技術の開発は、今の自動車の軽量化機運にまさにマッチングするもので、本章の冶金的接合による接合手法は、従来の機械的接

合では不可能であった線接合も可能で剛性が向上すること、また従来の溶接機が活用できることから新規接合設備の投資も不要であるなどのコストメリットなどの点から、今まさに自動車メーカーなどで検討が加えられているところで、適用されることを期待している。

第5章 レーザ熱源活用による溶接部の熱影響抑制は、レーザ溶接の適用により継手性能と同時に生産性の向上も同時に果たせることを明確にしたが、レーザ溶接機は未だ高価な装置であることには間違いなく、継手性能の改善効果にも繋がることを今以上にPRする必要がある。既に普及している携帯電話の電池ケース以外の分野として、自動車HV, EV車用の電池ケースなどへの普及のために、その継手性能効果も強調することで適用拡大されることを期待しているところである。

第6章 レーザとミグ両熱源の複合化による高効率溶接は、レーザ-ミグハイブリッド溶接にて取組んだ。本溶接法は、継手の高品質・高速度溶接による低コスト・施工誤差適応性の三拍子揃っており、ミグ溶接の牙城であった中肉厚材での分野でも十分に凌駕できる施工技術を開発できたと思っている。これからのPRと適用促進に努めたい。

7. 4 今後の展望

本研究により、下記の主たる機構を解明することができた。

- ・ 抵抗スポット溶接の連続打点寿命に関する電極損耗機構
- ・ ミグ溶接熱影響部の溶接マイクロ割れ発生機構
- ・ ミグ溶接すみ肉継手フランジ端面の残留応力発生機構
- ・ 異種金属接合部の接合界面の金属間化合物生成抑制機構

電極損耗機構に関しては、CuとAlとの拡散現象が関係しているとしたが、その改善策としては種々の条件の適正化やアルミニウム板の皮膜抵抗低減処理にて、その反応速度を低下させるトライを行なったが、電極側からの対応はとっていない。異種金属接合技術の金属間化合物生成抑制機構でも論じたように、その拡散障壁としての役目を担うような電極材への処理や材料の開発がさらに望まれる。また、接触界面抵抗支配型による発熱を可能とする通電時間数msレベルでの極短時間溶接条件が、熱影響抑制あるいは異種金属接合界面における脆弱な金属間化合物の抑制ならびに金属間化合物未形成域の広範囲での一様な生成に対する効果確認も望まれる。

次に、溶接マイクロ割れ発生機構に関しては、素材の高温脆性温度範囲下限値と溶接金属部の凝固温度との関係と、開口させるための溶接金属の凝固収縮量の二点が関与するとしたが、その改善策としては、素材ならびに熱源（レーザ）からの取組みが主体であった。万全を期するためにも、溶加材（溶接金属）因子からの開発も多いに期待される。

また、金属間化合物生成抑制機構については、拡散障壁としてのAIN効果を論じたが、

それはアルミめっき鋼板内での処置対応に頼ったものとなっている。アルミニウム材料側への設定や溶接前処理による付与などがもし可能となるのであれば、鋼板種を選ばない新規の異種金属接合の世界が開けるので、新規発想が望まれるところである。

なお、レーザ熱源の活用については、アークとのハイブリッド効果を最大限発揮できることを前提に、より高エネルギー密度によるキーホール効果が大きくて、かつ発振効率（電気-光変換効率）・アルミニウム材料への吸収率の良い、より高効率型のレーザ熱源にて、今回新たに見出した「ミグワイヤ狙いとレーザビームとのクロスによる溶融池一体化効果」を確認するトライアルがまさに望まれる。

これらに限らず、今後のさらなるアルミニウム化適用拡大のための接合技術の開発に今回の研究成果が有用な情報を与えることを期待したい。

本論文に関連した発表論文

- (1) 田中一雄、笹部誠二：「アルミニウム合金抵抗スポット溶接のピックアップ現象について」、軽金属溶接、Vol. 16(1978), No. 9, p402-410
- (2) 今村美速、笹部誠二：「Al-Mg 合金板の抵抗スポット溶接品質」、溶接学会論文集、Vol. 13(1995), No. 1, p54-64
- (3) 塔本徹、阪口章、田中一雄、笹部誠二：「A7N01 材の抵抗スポット溶接部の時効回復について」、軽金属溶接、Vol. 17(1979), No. 2, p51-62
- (4) 辻本和司、阪口章、木下統雄、田中一雄、笹部誠二：「Al-Mg-Si 系合金の熱影響部に発生する微小割れについて」、軽金属溶接、Vol. 21(1983), No. 3, p108-117
- (5) 笹部誠二：「6082 溶接熱影響部の液化マイクロ割れ性におよぼす Mn の影響」、軽金属、Vol. 60(2010), No. 5, p213-219
- (6) 笹部誠二：「2219 ミグ溶接継手における溶接割れと継手強度」、軽金属溶接、Vol. 48(2010), No. 8, p293-302
- (7) S. Sasabe, T. Matsumoto, T. Iwase, Y. Hattori, T. Miono: "Dissimilar Metal joining of Aluminum alloys to Steel in MIG Braze Welding by using the advanced Hot-dip aluminized Steel Sheet". 溶接学会論文集、Vol. 27(2009), No. 2, p55s-59s
- (8) 笹部誠二、松本剛、岩瀬哲、服部保徳、三尾野忠昭：「金属間化合物未形成域生成因子の検討(アルミめっき鋼板による鋼とアルミニウム合金とのミグブレーズ溶接)」、溶接学会論文集、Vol. 28(2010), No. 1, p54-60
- (9) 笹部誠二、松本剛：「6082 材のレーザ溶接継手性能」、軽金属溶接、Vol. 48(2010), No. 3, p95-103
- (10) 松本剛、笹部誠二：「アルミニウム合金のタンデムミグ溶接技術」、軽金属溶接、Vol. 43(2005), No. 3, p128-133

本論文に関連した査読なしの発表論文

- (1) 田中一雄、笹部誠二、福田信義：「A7N01 および A7003 合金の抵抗スポット溶接金属とティグ溶接金属の時効性」、神戸製鋼技報、Vol. 30(1980), No. 3, p82-86
- (2) 中村寿雄、田中一雄、笹部誠二：「すみ肉溶接による端面の板厚方向の残留応力(第1報)」、軽金属溶接、Vol. 14(1976), No. 6, p266-275
- (3) 中村寿雄、田中一雄、笹部誠二：「すみ肉溶接による端面の板厚方向の残留応力(第2報)」、軽金属溶接、Vol. 15(1977), No. 7, p306-318
- (4) S.Sasabe: "Welding Properties of Aluminum Alloys for Automotive Structures", Proceedings of IIW International Conference on Technical Trends and Future Perspectives of Welding Technology for Transportation, Land, Sea, Air and Space, Osaka, July, 2004, p53-64

謝辞

東京工業大学大学院理工学研究科材料工学専攻の里達雄教授の御指導のもとにまとめることができました。ご多忙中にもかかわらず里教授より賜りました的確な御指導、そして筆者のともすれば解説調に陥りがちなことに対する御鞭撻に対し、ここに衷心より感謝申し上げます。また、本論文を御査読戴き、有益な御指導と御助言を賜りました東京工業大学大学院総合理工学研究科材料物理学専攻 熊井真次教授、同大学院理工学研究科材料工学専攻 中村吉男教授、同 竹山雅夫准教授、同 小林郁夫准教授に謹んで御礼申し上げます。また、論文発表の当初の練習会から発表会に至るまで、御出席戴き種々有益な御助言を戴きました同材料工学専攻 手塚裕康助教に御礼申し上げます。

本論文に関する研究は、(株)神戸製鋼所において、入社以来、アルミニウムの接合技術の研究開発に携わりました約 38 年に渡り実施したものでありますが、特に第 4 章のアルミめっき鋼板を用いる異種金属接合技術に関しましては、日新製鋼(株)技術研究所表面処理研究部の服部保徳主任研究員、三尾野忠昭氏とともに共同で取組んだ研究開発であります。両社のビジネス上での取組みとはいえ、会社間の垣根を越えた技術者同士としての実験遂行、データのまとめならびにその結果への考察に参画を戴きましたこと、ここに厚く御礼申し上げます。

各研究課題の方向付けと遂行に関しては、歴代の上司から高い観点からの御指導ならびに御支援を戴き、ここに感謝を表します。後進への技術継承の意味を込めて技術データのとりまとめを意識し始めた頃、学位論文として取り纏められるか否かを逡巡していましたが、当時の基礎研究室長 箕浦忠行博士に後押しされたことを契機に、論文執筆に取り掛かる決意に至り、長府製造所杉下幸男副所長(当時技術部長)にも了承激励を受けましたこと、心に刻むところであり大変感謝申し上げます。また、技術開発部門管掌の役員として種々の研究課題の方向付けに長年御指導いただきました顧問(当時技監) 碓井栄喜博士には、その論文執筆の決意を申し上げましたところ、暖かく見守って戴き、本論文の発表会(公聴会)に御出席戴きコメントいただけましたこと、心より感謝申し上げます。また、論文執筆中におきましては、終始御鞭撻を戴きました門山尚志技術部部長、技術部担当部長 相浦直博士、ならびにその進捗に御心配をおかけしました安永繁信基礎研究室長には大変感謝申し上げます。また、技術部主任部員の橋村徹博士ならびに同主任部員の櫻井健夫博士には、論文執筆にあたっての具体的事項に関する各種御助言を戴きましたこと、ここに感謝申し上げます。また、当社 OB の久留米工業高等専門学校教授 平野正和博士には遠隔地ながらも、都度、叱咤激励を受けましたことここに感謝申し上げます。

本研究の遂行は、著者が所属する技術部基礎研究室接合グループにおいてなしたもので、今村美速グループリーダー、江間光弘主任研究員、松本剛主任研究員、岩瀬哲主任研究員、海読一正研究員はじめ、江口法孝主任研究員(現、神鋼溶接サービス株)他関係部署の方々に、実験の遂行、データのまとめならびに結果への考察に当たっての御討論の御協力を戴

きました。心より厚く御礼申し上げます。

本論文の作成により得られた成果を今後の研究開発に活かすとともに、今後のアルミニウム産業の発展のために一層の努力をしていきます。

最後に、論文作成にあたり暖かい理解と協力にて支えてくれた妻、敦子ならびに家族に感謝します。

平成 23 年 3 月