The University of Osaka
Institutional Knowledge Archive

Title	重ね摩擦攪拌接合を用いたアルミニウム合金とステンレス鋼の異材継手作製手法の開発
Author(s)	西田, 英人
Citation	大阪大学, 2015, 博士論文
Version Type	VoR
URL	https://doi.org/10.18910/52174
rights	
Note	

The University of Osaka Institutional Knowledge Archive : OUKA

https://ir.library.osaka-u.ac.jp/

The University of Osaka

博士学位論文

重ね摩擦攪拌接合を用いたアルミニウム合金とステンレス鋼の異材継手作製手法の開発

西　田　英　人

２０１４年１２月

大阪大学大学院工学研究科

目　　次

第１章　序論 1
1.1　緒言 1
1.1.1　我が国の資源およびエネルギー事情 1
1.1.2　地球環境の保全意識の高まり 1
1.1.3　異種材料の溶接・接合技術の必要性 3
1.2　本研究の背景 3
1.2.1　異種材料の溶接・接合技術の研究動向と現状 4
(1)　レーザ溶接 6
(2)　アーク溶接 7
(3)　摩擦攪拌接合（FSW） 9
1.2.2　異種金属の溶接・接合技術の比較 14
1.3　本研究の必要性ならびに目的 16
1.3.1　A3003/SUS304 重ね摩擦攪拌接合（FSW）の適用対象と目的 16
1.3.2　A3003/SUS304 重ね摩擦攪拌接合（FSW）の研究の現状と問題点 17
1.4　本論文の構成 18

第２章　A3003/SUS304 重ね FSW 継手の基礎的特性評価 20
2.1　緒言 20
2.2　供試材料および実験方法 20
2.3　実験結果 22
2.3.1　断面組織観察 22
2.3.2　硬さ分布 23
2.3.3　直交 3 軸方向の継手強度特性 24
2.3.4　接合部微小領域の強度特性 27
2.3.5　接合界面の分析・解析 28
2.4　A3003/SUS304 重ね FSW 継手の強度特性に関する考察 30
2.5　結言 34

第３章　A3003/SUS304 重ね FSW 継手における引張強度方向依存性の発生メカニズム解明とその改善方法検討 35
3.1　緒言 35
3.2　引張強度方向依存性の発生メカニズム解明 35
3.2.1　数値解析方法 35

3.2.2　数値解析結果 37
3.2.3　引張強度方向依存性の発生メカニズムに関する考察 40
3.3　引張強度方向依存性の改善方法に関する検討 43
3.3.1　供試材料および実験方法 43
3.3.2　実験結果 45
(1) 断面組織観察 45
(2) 継手強度試験 47
(3) 接合部微小領域の強度特性 50
3.3.3　引張強度方向依存性の改善に関する考察 52
3.4　結言 55

第４章　A3003/SUS304 重ね FSW 界面の溶接熱履歴による影響評価 56
4.1　緒言 56
4.2　A3003/SUS304 重ね FSW 界面の熱影響に関する検討 56
4.2.1　供試材料と実験方法 56
4.2.2　実験結果 56
4.3　溶接熱履歴の推定に関する検討 66
4.3.1　供試材料と実験方法 66
4.3.2　実験結果 66
4.4　A3003/SUS304 重ね FSW 界面の溶接熱影響に関する考察 71
4.5　結言 74

第５章　A3003/SUS304 重ね FSW 界面のき裂進展特性評価 75
5.1　緒言 75
5.2　供試材料と実験方法 75
5.3　実験結果 78
5.3.1　破壊靭性試験 78
(1)　疲労予き裂の有無とき裂進展方向の影響 78
(2)　試験温度の影響 78
(3)　接合界面の熱履歴の影響 79
5.3.2　疲労き裂進展試験 81
(1)　き裂進展方向と試験温度の影響 81
(2)　熱処理の影響 82
5.4　A3003/SUS304 重ね FSW 界面のき裂進展特性に関する考察 84
5.5　結言 91

第６章　多パス FSW による大断面積 A3003/SUS304 継手の作製に関する検討.....92
6.1　緒言.....92
6.2　供試材料と実験方法.....92
6.3　実験結果.....95
6.3.1　静的引張試験.....95
6.3.2　断面組織観察.....97
6.3.3　硬さ分布.....97
6.3.4　疲労強度試験.....101
6.4　数値解析と考察.....102
6.5　疲労強度の改善に関する検討.....105
6.6　結言.....108

第７章　LNG 運搬船構造への適用に関する検討.....109
7.1　緒言.....109
7.2　解析方法.....109
7.3　解析結果と考察.....112
7.3.1　定常運転による影響.....112
7.3.2　イニシャルクールダウンによる影響.....115
7.4　結言.....119

第８章　総括.....120

謝　　辞.....124

参考文献.....125

本論文に関連した論文および発表.....130

第１章　序論

1.1　緒言

1.1.1　我が国の資源およびエネルギー事情

現在我が国では東日本大震災（2011.3.11）の影響により原子力発電所の稼動がほぼ停止し、エネルギー政策に関してゼロベースからの見直作業が進められている [1)]。震災前の 2005 年における日本の一次エネルギーの消費内訳と主要各国におけるエネルギー輸入依存度を、それぞれ ***Fig.1-1*** および ***Table 1-1*** に示す [2)]。日本は主要国中、イタリア、韓国に次いで一次エネルギーの輸入依存度が高く、約 82%を輸入している。

また、一次エネルギーの内訳としては、石油、石炭、および天然ガスといった化石燃料の合計が全体の 8 割に達し、原油輸入量の約 9 割を中東からの輸入に依存している [2)]。震災後の一次エネルギーは、震災前 25%程度あった原子力発電分が石油や天然ガスなどの化石燃料でほぼ代替されている状況である。

太陽光発電や風力発電などの再生可能エネルギーは、クリーンエネルギーとして今後期待される発電源ではあるものの、天候の影響を受け易いことや電力網の整備など解決すべき課題が残されており、原子力発電に代わる大規模安定電源となるためには、まだ時間を要するものと考えられる [3)]。

1.1.2　地球環境の保全意識の高まり

世界に目を向けた場合、今後も中国やインドを筆頭としたアジア諸国における急激なエネルギー需要の増加が見込まれ、2030 年における世界のエネルギー消費量は 1990 年の約 2 倍に達するとの予測がある [1)]。***Fig.1-2*** に経済産業省資源エネルギー庁が 2013 年度にまとめた世界のエネルギー消費量と人口の推移の予測を示す [1)]。

今後予想されるエネルギーや資源の世界的な需要増加によって、森林などの自然環境の破壊、大気や水質の汚染、温室効果ガスによる地球温暖化といった地球環境への影響が懸念される。これに対して、京都議定書の策定や北海道洞爺湖サミットなど地球環境を保護しつつ、持続成長可能な社会を実現するための意識が世界的に高まっている。

ここで、地下資源が少なく、周囲を海に囲まれた我が国では、エネルギーおよび資源の輸入には大型運搬船による海上輸送が主に用いられている。***Fig.1-3*** にエネルギー資源の供給および消費チェーンを示す [1)]。資源産出国から日本国内へ輸入された資源は、その後自動車や鉄道車両等により最終消費地へ輸送される。石油を例に挙げると、原油タンカーで国内へ輸入された後、石油精製プラントで蒸留・精製され、発電プラントや石油化学工場、およびガソリンスタンド等の消費地へと移送される。

このようなエネルギーチェーンでは、最終消費地のみならず、輸送の各段階においてエネルギーが消費されるため、船舶、鉄道車両、自動車等の各輸送機器に関して、それぞれ燃料消費率（いわゆる燃費）改善に向けた軽量化や高性能化への取り組みが継続して必要で

ある。また、発電プラントにおいても、燃焼機器の高温・高圧化によって発電効率を向上できるため、同様に高温・高圧化、すなわち高性能化への取り組みが継続して必要である。

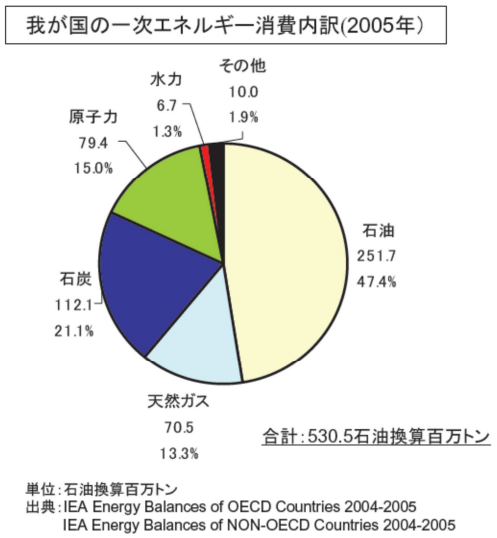


Fig.1-1 Ratio of primary energy consumption in Japan (2004-2005) [2].

Table 1-1 Ratio of dependence on imports in major countries of the world (2004-2005) [2].

主要各国におけるエネルギー輸入依存度

	全一次エネルギー	石炭	石油	天然ガス
イタリア	87.3	99.6	94.5	85.9
韓国	83.1	97.4	99.6	98.3
日本	81.8	100.0	99.7	96.0
ドイツ	65.5	31.8	97.1	83.8
フランス	56.6	97.4	98.9	98.0
アメリカ	34.1	3.5	69.0	19.2
イギリス	38.4	70.3	48.8	14.5
カナダ	16.9	26.9	29.1	4.8
中国	10.0	1.3	48.1	0.0
ロシア	1.8	8.2	0.1	1.2

単位:%
出典:IEA Energy Balances of OECD Countries 2004-2005

注:一次エネルギーに含まれる原子力については、IEAの統計では国産エネルギーとして換算されている。

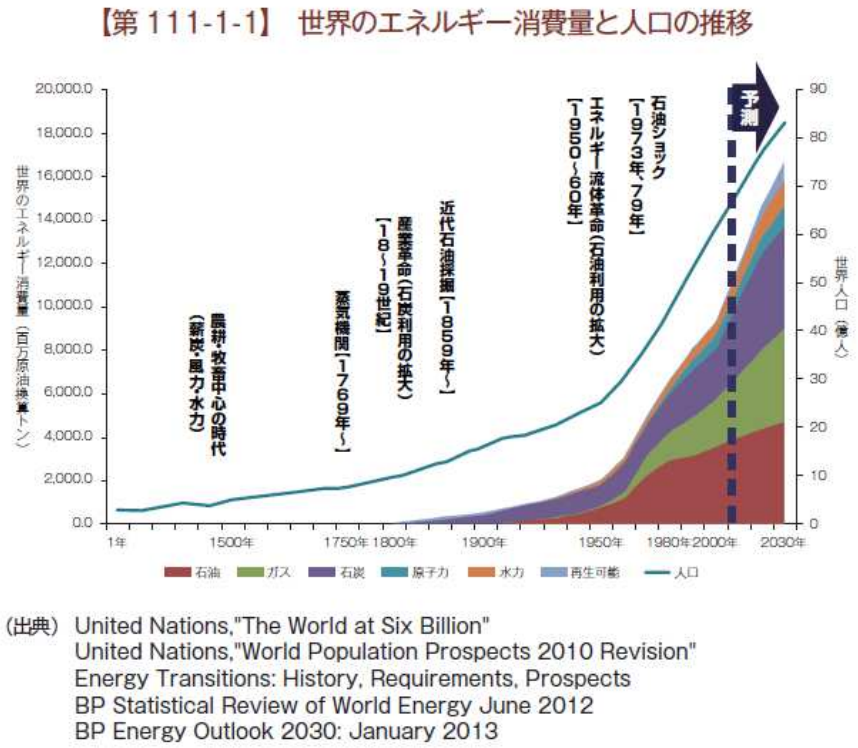


Fig.1-2 Prospects of energy consumption and population in the world (2013) [1].

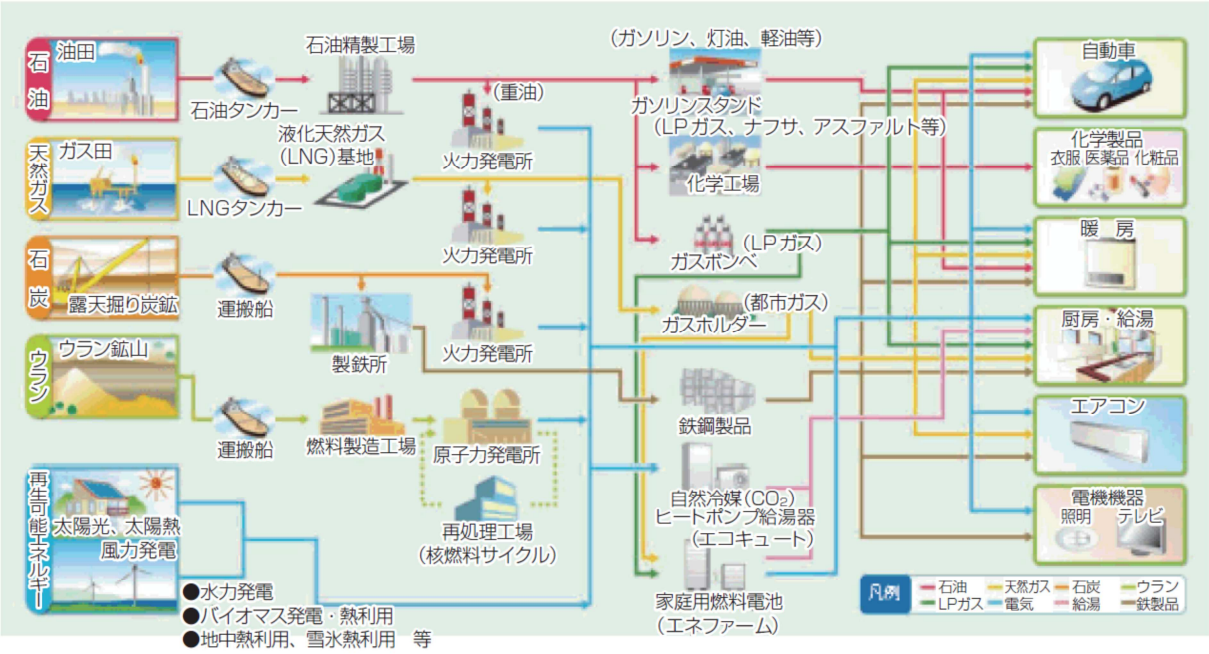


Fig.1-3 Energy supply and consumption chain in Japan [1)] .

1.1.3 異種材料の溶接・接合技術の必要性

船舶、鉄道車両、自動車、プラントなど様々な構造物において、軽量化、高性能・高機能化、および多機能化という目的を達成するため、異なる材料を適材適所に配置したマルチマテリアル構造の要求が高まっている。これを実現するためには、信頼性の高い異種材料間の溶接・接合技術が必要であり、従来から様々な溶接・接合法および材料組合せに関して、多くの研究が行われてきた [4-31)]。本技術が自在に使いこなせるようになれば、省エネルギーおよび省資源化が大きく前進し、持続成長可能な社会の実現に大きく貢献できると期待される。このとき、生産プロセスとして用いられる溶接・接合法についても、従来技術よりも省エネルギー・省資源化が達成されて、地球環境への負荷が低減されることが望まれる。

1.2 本研究の背景

前節1.1では、省エネルギーおよび省資源化を進めるための一つの方法として、異種材料の溶接・接合技術の必要性を述べた。これを受けて本節では、異種材料の溶接・接合技術に関する研究動向を調査し、研究の現状と課題をまとめた。

1.2.1　異種材料の溶接・接合技術の研究動向と現状

船舶、鉄道車両、自動車、プラントなどの構造物では、鉄鋼やアルミニウム合金のような金属が、主に構造用材料として用いられている。そこで、今回の文献調査では、検索漏れを減らすことを目的として、“異種材料”と“異種金属”のキーワードを加算し、どちらか片方のキーワードを含む溶接・接合技術に関する近年の研究動向を検索した。なお、これ以降では、“異種金属”の溶接・接合を含めた異種材料の溶接・接合を略して、“異材接合”と記すこととする。

文献検索データベースは、独立行政法人 科学技術振興機構（JST）が株式会社ジー・サーチへ民間委託した科学技術文献データベース（JDreamⅢ）を用いた。検索式は下記の式(1)から(7)を用い、2000年1月1日以降の技術文献を調査した。

（異種材料+異種金属）*（溶接＋接合）*（レーザ）*（PY>=2000）　(1)
（異種材料+異種金属）*（溶接＋接合）*（アーク）*（PY>=2000）　(2)
（異種材料+異種金属）*（溶接＋接合）*（抵抗）*（PY>=2000）　(3)
（異種材料+異種金属）*（溶接＋接合）*摩擦*（攪拌+撹拌）*（PY>=2000）　(4)
（異種材料+異種金属）*（溶接＋接合＋圧接）*摩擦*（PY>=2000）　(5)
（異種材料+異種金属）*（溶接＋接合）*（超音波）*（PY>=2000）　(6)
（異種材料+異種金属）*（溶接＋接合）*（電子ビーム）*（PY>=2000）　(7)

各式により検索された溶接・接合法の文献数を ***Table 1-2*** にまとめる。ここで、摩擦攪拌接合（FSW）を除く摩擦接合の件数は、式(5)の結果（摩擦接合全般）から式(4)の結果（FSW のみ）を引いた数とした。本調査の結果、レーザ溶接が 668 件と最も多く、続いて摩擦攪拌接合（FSW）が 559 件、アーク溶接と摩擦接合（FSW を除く）がほぼ同数の 466 件および 464 件であった。これら 4 つの溶接・接合法の合計は、全検索数の約 75%となった。

ここで、FSW を除く摩擦接合とは、通常の場合、円筒形状のワークを回転・押圧する摩擦圧接であると考えられる。摩擦圧接は、***Fig.1-4*** に示すような自動車用の各種シャフト部品やターボインペラ等のエンジン部品における異種金属間の接合に従来から実適用されている[32)]。ところが、今回の検索結果を詳しく調べてみると摩擦点接合（Friction Spot Joining）や摩擦スポット溶接（Friction Spot Welding、Spot Friction Welding）といった本来 FSW に分類されるべきものが、検索式(4)から漏れて摩擦接合に多く加えられていることが判明した。これは、“攪拌”あるいは“撹拌”のキーワードが用いられていないためと推察される。したがって、これを除く上位 3 つの溶接・接合法、すなわちレーザ溶接、FSW、アーク溶接に関して、異材接合の研究動向を以下にまとめた。

Table 1-2 Result of paper research regarding a dissimilar material and metal welding (from January 1st 2000 to July 8th 2013) .

Welding method	Counts	(%)
1. Laser welding	668	23.3
2. FSW	559	19.5
3. Arc welding	466	16.3
4. Friction welding (except FSW)	464	16.2
5. Residence welding	372	13.0
6. Ultrasonic welding	188	6.6
7. Electron beam welding	146	5.1
Total	2,863	100

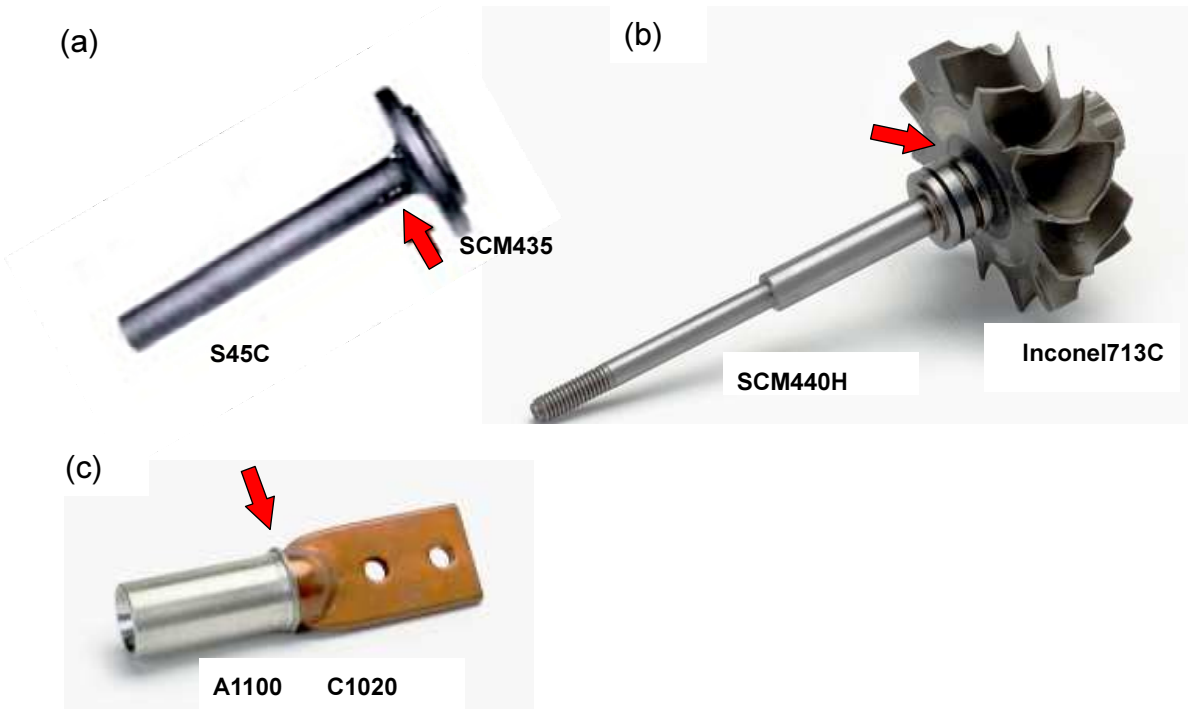


Fig.1-4 Friction welding products: (a) wheel shaft, b) impeller shaft, c) electric plug [32] .

(1)　レーザ溶接

レーザ溶接による異材接合では、アルミニウム合金やマグネシウム合金といった軽金属から、ステンレス鋼を含む耐熱鋼、チタン合金、プラスチック、セラミックスといった様々な材料組合せについて、研究報告が行われている[4-10]。

鉄鋼材料とアルミニウム合金やマグネシウム合金の異種金属間の接合では、レーザブレージングに関する研究が行われており、ワイヤ添加元素によって形成される金属間化合物（IMC）の種類や厚さへの影響が検討されている[4-6]。板厚1.2mmのA6016アルミニウム合金板と板厚0.77mmの亜鉛メッキ鋼板を、Al添加したZnワイヤを用いてへり継手でレーザブレージングを行い、220N/mm程度の良好な継手強度が得られている[4]。本強度は板厚0.77mmの亜鉛メッキ鋼板母材とほぼ同程度の強度（292MPa×0.77mm＝225N/mm）であり、接合界面には厚さ10μm程度の$Fe_2Al_5Zn_x$型のIMCが形成されていた。ここで、試験片の破断位置は殆どがアルミニウム合金側の熱影響部で、一部が鋼近傍のIMC内となった。なお、鋼同士やアルミニウム合金同士のレーザブレージング技術は、2000年初頭から欧州の自動車メーカで実用化されており、***Fig.1-5***に示すトランクリッドやルーフシーム、ドアなどの接合に適用されている[33,34]。現時点において、アルミニウム合金と鋼等の異種金属レーザブレージングに関する適用報告はないものの、近いうちに実用化されるものと予想される。

その他、ステンレス鋼やアルミニウム合金といった金属材料とエンジニアリングプラスチックとの異種材料間の接合が大学などの研究機関において研究されており[7-10]、次世代の接合技術として期待されている。接合プロセスを***Fig.1-6***に示すが、まずレーザで金属側の接合界面を溶融しない程度に加熱し、反対にプラスチック側は一部を溶融・分解させ、気泡を発生させることにより、高温・高圧環境を作り出し、溶融プラスチックを金属表面に密着させるというものである[9]。これにより、従来不可能と考えられていた金属材料とプラスチックの高強度な直接接合を達成している。板厚2mmのPETプラスチック板とSUS304ステンレス鋼板との重ね継手では、せん断試験においてPETが配向硬化し、ネッキングするような優れた継手性能が確認されている。同継手ではステンレス鋼表面のクロム酸化膜を介して、金属とプラスチックが原子・分子レベルで結合できているとしている[9]。

Fig.1-5 An example of the steel trunk-lid by Laser brazing method (diode-laser) [33] .

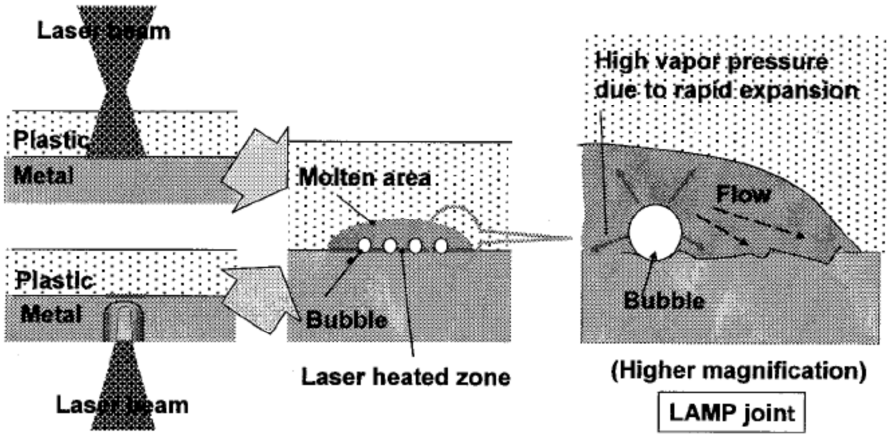


Fig.1-6 Schematic illustration of LAMP (Laser-Assisted Metal-Plastic) jointing process [9].

(2) アーク溶接

アーク溶接による異材接合では、発電プラント等で用いられる耐熱鋼や耐熱合金における異種金属間の溶接[11,12]と、CMT（Cold Metal Transfer）溶接法を用いた鉄鋼材料とアルミニウム合金やマグネシウム合金などの軽金属との異種金属間の溶接[13,14]の2つが、研究トレンドになっていると思われる。

耐熱鋼や耐熱合金の異種金属溶接では、溶接金属の局所的なミクロ組織や機械的特性について分析・解析が行われ、実構造物への適用に向けた検討が進められている[11]。一方、CMT溶接による異種金属溶接では、溶接条件による溶融プールの濡れ性や生成される金属間化合物の厚さへの影響、継手の機械的特性について研究されている[13,14]。アルミニウム合金板と亜鉛メッキ鋼板のCMT溶接では、レーザブレージングと同様にアルミニウム合金のみを溶融し、鋼側はCMTの低入熱制御により溶融させないとしている。また、このときの金属間化合物の厚さは10μm以下が良いとしている。板厚1.0mmの亜鉛メッキ鋼板と板厚1.5mmのA5182アルミニウム合金板を両面同時施工でCMT溶接した突合せ継手の例を***Fig.1-7***に示すが、***Fig.1-7(c),(d)***に示すように、良好な成形性と衝撃吸収性が得られている[14]。

この他、アルミニウム合金と鉄鋼材料の異種金属溶接用のフラックスコワードワイヤ（FCW）が開発され[6,15]、市販されている。同ワイヤはアルミ合金製FCWで、既存のMIG、CMT、およびレーザ等のアルミ溶接設備をそのまま流用可能なことが特長である。板厚1.0mmのAA6022板と板厚1.2mmの590MPa級GA鋼板を重ね隅肉継手にて、レーザおよびMIGアークブレージングした場合、接合界面に1μm程度のAl/Fe系IMCが形成し、アルミニウム合金同士の継手と同程度の強度が得られている[6]。

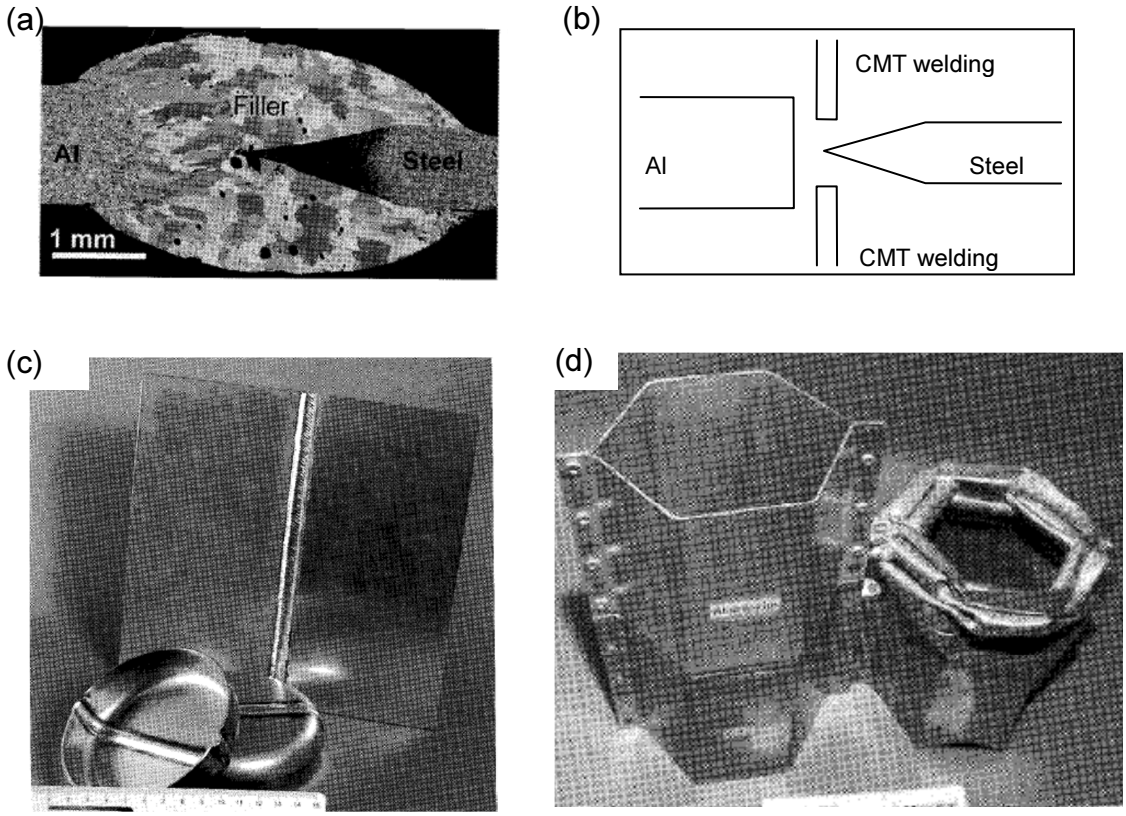


Fig.1-7 Dissimilar metal CMT welding: (a) macro-section, (b) illustration of welding method, c) cupping test specimens, (d) crush impact test specimens [14)].

(3) 摩擦攪拌接合（FSW）

FSWによる異材接合においても、レーザ溶接と同様にアルミニウム合金やマグネシウム合金といった軽金属から、銅および銅合金、チタンおよびチタン合金、炭素鋼やステンレス鋼を含む耐熱鋼といった様々な金属材料の組合せについて、研究報告が行われている[16-23]。

FSWは発明から十数年の間に、船舶、鉄道車両、自動車、航空機、および橋梁と様々な製品において実用化されてきた。しかしながら、適用されている継手構造の大部分は、アルミニウム合金同士の突合せ継手である。適用材料がアルミニウム合金である理由は、FSWツールの材質として鉄鋼材料を選択できることが大きな要因であると考えられ、継手形状が突合せ継手である理由は、ワークの拘束が比較的容易であるためと考えられる。FSWでは、ツールを回転・押圧状態で接合線に沿って移動させるため、レーザ溶接やアーク溶接とは異なり、大きな力が接合プロセス中のワークに作用する。良好な接合を達成するためには、ワークがずれないように強固に拘束しておかなければならない。重ね継手では、材料を節約するため、なるべく重ね代を狭くしたいという要求があるが、これによりワークの押え代が狭くなり、拘束が難くなるという課題がある。このようなことから、FSWによる異材接合の研究においても、突合せ継手に関する報告が多く[16-20]、重ね継手の場合には上板が3mm以下で比較的接合負荷の小さい薄板に限定されているという傾向がある[21-23]。

また、鉄鋼材料やチタン合金など高融点材料間の異種金属FSWでは、セラミックス系のpCBN（poly- crystallized Cubic Boron Nitride）ツールか、WCやW-Reなどのタングステン系ツールが用いられている[16,21]。これらのツールは、耐折損性や耐摩耗性など解決すべき課題が残されており、開発途上といえる。したがって、突合せ継手および重ね継手を合せた高融点材料間の異種金属FSWについても、接合中のツール負荷が小さい薄板材（板厚3mm以下程度）に関する研究に限られている[16,21,23]。

一方、鉄鋼材料等の高融点材料とアルミニウム合金の突合せFSWでは、アルミニウム合金用の鋼製FSWツールを使用することが可能である。この場合、***Fig.1-8***に示すようにアルミニウム合金をツールの回転方向と接合方向が反対になる側、すなわち後退側（Retreating Side）に配置し、ツールのプローブ部は大部分をアルミニウム合金側へ挿入し、鋼などの高融点材料側へは0.2mm程度押し込んだ位置とする。これにより、プローブの側面が高融点材料の突合せ面を削り、新生面が露出し、その直後に塑性流動しているアルミニウム合金が圧接されることによって接合が達成される[17,18]。この方法により、板厚が共に3.0mmのSS400とAA5052を突合せ接合し、得られた継手の接合部下面側を1mm切削除去した試験片に関して、引張強度が調査されている。金属間化合物厚さが0.2μm以下の場合には200MPa程度の継手強度が得られ、アルミニウム合金側で母材破断した。一方、同厚さが0.5μm程度まで増加した場合には160MPa程度に強度低下し、界面破断となった[17]。ここで、引張試験前に接合部の下面側を1mm切削除去した理由は、継手下部に***Fig.1-8***に示すような未接合領域が生じるためであり、材料の歩留まりが悪いことが課題といえる。

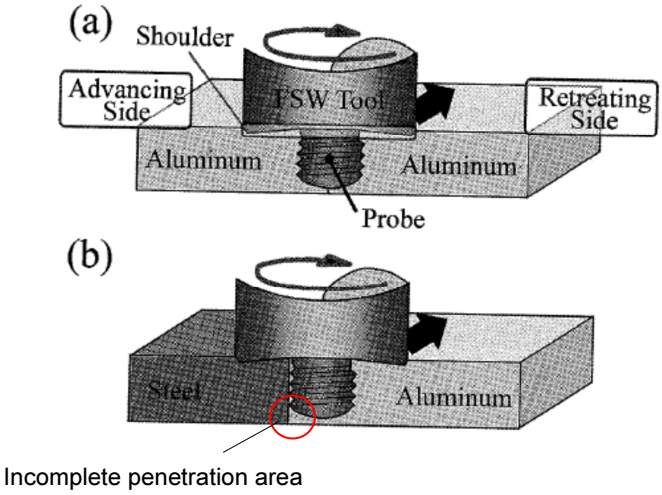


Fig.1-8 Schematic Illustration of butt FSW joint: (a) similar metal joint, (b) dissimilar metal joint [17].

この他に、FSWを応用したスポット接合の摩擦攪拌点接合（Friction Stir Spot Welding。以降、FSSWと記す）に関しても、異材接合の研究が多く行われている[24-27]。この場合、継手形状は重ね継手となるが、接合ツールを接合線に沿って移動させないため、抵抗スポット溶接のようなCガンタイプの装置が適用可能となり、ワークの拘束を簡略化できる。FSSWの異材接合は、一例のみであるが、既に国内の自動車メーカで実用化されており、***Fig.1-9***に示すアルミニウム合金製トランクリッドへの鋼製ヒンジ部材の接合に適用されている[27]。板厚や材質に関する詳しい報告はないが、自動車向けアルミニウム合金板を上板に、同Znメッキ鋼板を下板に配置し、FSSWを行っている。接合プロセスは***Fig.1-10(a)***に示すとおりであり、まず接合ツールの回転・押圧によって、アルミニウム合金を塑性流動させる。続いて、鋼板表面のZnメッキも軟化させ、塑性流動中のアルミニウム合金内に取り込まれる。これにより、鋼の新生面と塑性流動したアルミニウム合金が圧接されることによって接合が達成される。このときの断面組織を***Fig.1-10(b)***に示すが、接合部の界面にはZnメッキ層は認められないとしている。更に、量産への対応として、Znメッキ層の厚さやプレス工程で付着する油の有無の影響について検討を行っている。塑性流動の作用によりメッキ層を除去することは比較的容易であり、油の付着についても接合初期の温度上昇により気化してしまうため、若干のばらつきは生じるものの、接合強度に大きな影響を与えないとしている。ただし、FSSW部における上板と下板のギャップについては、ある一定量を超えると接合できなくなるため、プレス材の精度管理が不可欠であるとしている[27]。

Fig.1-9 An example of Al-alloy/Steel FSSW application (trunk lid parts) [27].

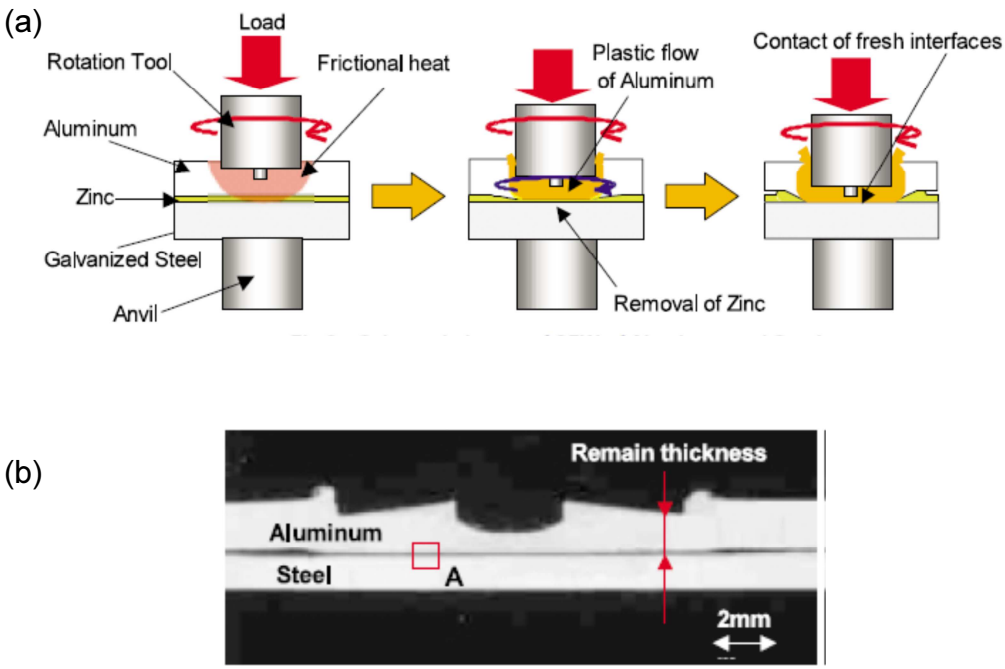


Fig.1-10 Dissimilar metal FSSW between Aluminum alloy and steel: (a) schematic illustration, (b) macro-section of the joint [27].

更に、FSWの異材接合に関しても国内の自動車メーカにおいて、***Fig.1-11***に示すようなフロントサブフレームのプレス鋼板とアルミダイカストの接合で実用化されている[28-30]。板厚や材質に関する詳しい報告はないが、アルミダイカストと鋼板の間にシーラントを配置し、アルミダイカスト側から重ねFSWを行っている。接合プロセスを***Fig.1-12(a)***に示すが、前述のFSSWの場合と類似しており、FSWツールの回転・押圧によって、まず接合界面に存在するシーラントを薄く伸ばし、塑性流動しているアルミニウム合金によって破断させる。続いて、鋼板表面の酸化皮膜がFSWツールにより破壊・除去され、露出した鋼板の新生面に塑性流動しているアルミニウム合金が圧接されることにより接合が達成される。このときの断面組織を***Fig.1-12(b)***に示す。シーラントを接合界面に予め配置することにより、Al合金/鋼間の隙間を無くし、電解腐食の発生を防止している。更に、接合面にレーザ照射し、赤外線カメラにより熱画像の分布を計測し、自動で画像解析を行うことから、接合領域の幅を検査するシステムも開発している[29]。これにより、生産ライン上において接合部の品質を全数非破壊検査することが可能であり、生産プロセスとして優れたシステムが構築されている。なお、本異材接合を適用した最終成果として、従来構造よりも25%（6kg）の軽量化、40%の部品点数削減、20%の接合部剛性向上、50%の製造時消費電力削減が達成できたとしており[29]、省エネルギー・省資源化を実現している。

その他、FSWは今回調査した他の溶接・接合と比較して、発明から20年を過ぎたばかりの歴史の浅い接合法であるため、異種金属継手や異種金属マーカを用いたFSWの塑性流動（メタルフロー）現象の検討に関する基礎的研究も多く行われている。この中で、二組の高輝度X線装置を用いたFSW三次元可視化システムでは、FSW中におけるWやMo粒子マーカの動きを直接観察し、FSWの塑性流動の可視化に世界で初めて成功している[31]。ツール形状および接合条件の最適化、異材接合の材料配置の検討など今後の応用研究への活用が期待される。

FSWおよびFSSWの異材接合は、まだ実用化された事例が極めて少ないが[27,28]、現在各社にて実用化に向けた技術開発が日々進められているものと推測される。英国溶接研究所TWI（The Welding Institute）が全世界で保有しているFSWの基本特許が、まもなく20年の期限を迎え、日本でも2015年1月に失効となる。したがって、これを機に更なる普及拡大が起こることが予想される。

以上をまとめると、異材接合に関して 2000 年以降の文献調査を行った結果、文献数が上位 3 つの溶接・接合法は、レーザ溶接法、摩擦攪拌接合（FSW）法、アーク溶接法であった。そして、これらの研究動向は、以下のとおりであった。

(1) レーザ溶接は、①レーザブレージングによる Al 合金と鋼等の異種金属溶接と、②金属材料とプラスチックの異種材料接合であった。

(2) アーク溶接は、①MIG や CMT ブレージングによる Al 合金と鋼等の異種金属溶接と、②耐熱合金の異種金属溶接であった。

(3) FSW は、①Al 合金と鋼等の異種金属突合せ FSW、②高融点材料の異種金属 FSW（薄板・突合せ）、および③点接合を含めた異種金属重ね FSW（薄板）であった。

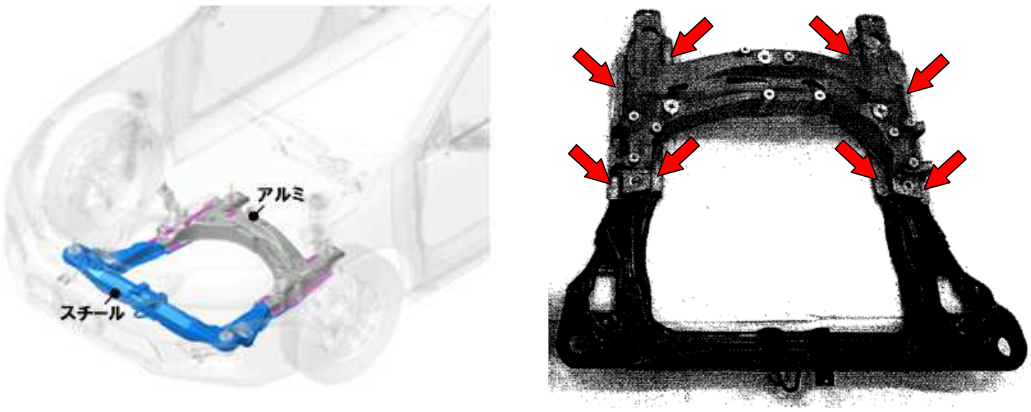


Fig.1-11 An example of Al/Steal lap FSW application (front subframe) [28].

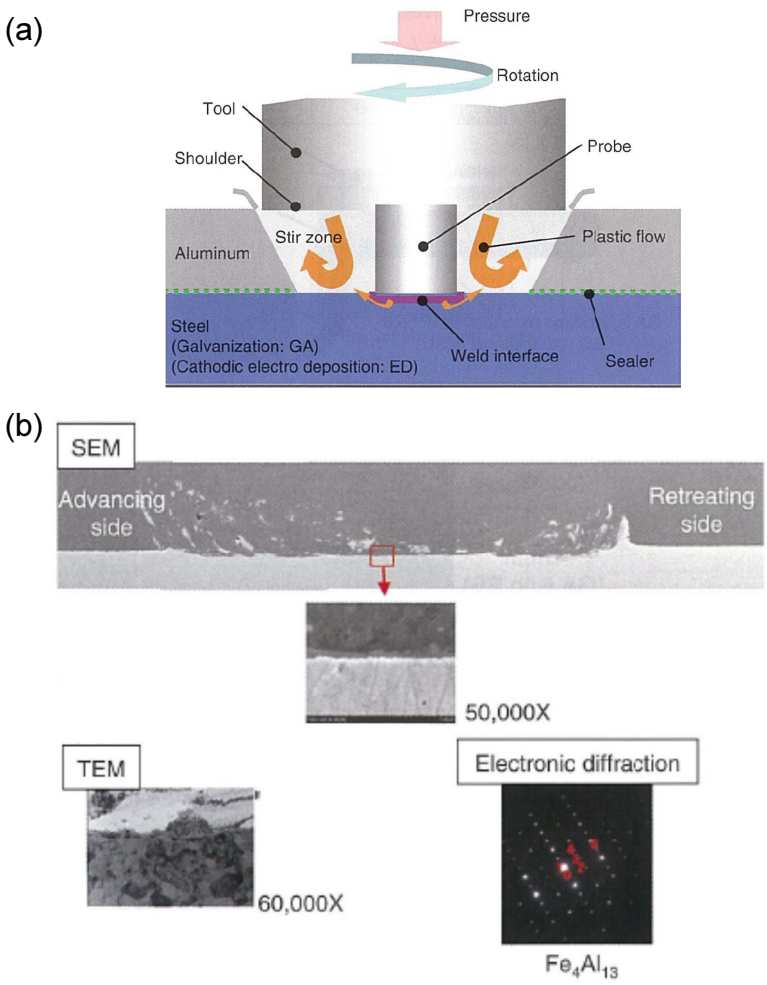


Fig.1-12 Dissimilar metal lap FSW between Aluminum alloy and steel: (a) schematic illustration, (b) cross sectional observation on SEM and TEM) [29].

1.2.2　異種金属の溶接・接合技術の比較

船舶、鉄道車両、自動車、およびプラントといった様々な構造物において、最も多く使用されている材料はステンレス鋼を含む鉄鋼材料であり、これは材料強度と調達コストのバランスが最も優れているためである。この次に使用量が多い材料は、アルミニウム合金であり、強度は鉄鋼材料に対して劣るものの、比重が鉄鋼材料の約 1/3 と軽量であり、かつ材料表面に形成される酸化皮膜により運用中の耐食性に優れているという特長を備えているためである。したがって、省エネルギー・省資源化を進めるための各種構造物のマルチマテリアル化に関して、鉄鋼材料とアルミニウム合金の異種金属接合に対するニーズは高いと考えられる [35)]。これは、前項 1.2.1 の調査結果と一致している。

ここで、各種溶接・接合法により、アルミニウム合金と鉄鋼材料を異種金属接合したときの比較を ***Table 1-3*** に示す。比較項目は、①接合界面における金属間化合物（IMC）の形成厚さ、②一施工当たりの接合面積、③接合プロセスの自動化、④大型ワークへの拡張性、⑤接合雰囲気の制約（真空チャンバーやシールドガスの利用）、といった生産プロセス上の観点から選定した。これらの比較項目に関して、次節 1.3 で述べる LNG 運搬船の異種金属継手を想定して、各種溶接・接合法を3段階（◎:5 点、○:3 点、Δ:1 点）で相対評価し、集計した結果、突合せ継手および重ね継手による FSW が、最も高いスコアーとなった。

しかしながら、突合せ継手による異材 FSW では、継手裏面側に未接合領域が発生し易く、切削加工等でこの部分を除去するか [17)]、ワークを反転させて裏面側から2回目の FSW 施工を行ない、未接合領域を解消しなければならないという課題がある。他方、重ね継手による異材 FSW についても、接合中にワークがずれないように拘束方法を十分に検討しなければならないという課題が挙げられる。

Table 1-3 Comparison of the various dissimilar metal joining methods on production process.

	IMC thickness	Joining area	Auto-mation	Large work	Atmos-phere	Score (max25)	Type or shape of the joint
1. Laser welding	△	△	◎	◎	△	13	Lap
2. Laser or Arc brazing	△	○	◎	◎	△	15	Lap corner
3. Residence spot welding	△	△	◎	◎	◎	17	Lap (thin)
4. Friction stir welding (butt joint)	○	○	◎	◎	◎	21	Butt
5. Friction stir welding (lap joint)	○	○	◎	◎	◎	21	Lap
6. Friction welding	○	○	◎	△	◎	17	round
7. Diffusion bonding	◎	◎	△	△	△	13	Lap
8. Explosion bonding	◎	◎	△	○	○	17	Lap
9. Ultrasonic welding	○	△	○	△	◎	13	Lap (small)

◎: Excellent (5point), ○: Good (3point), : △: Poor (1point)

1.3　本研究の必要性ならびに目的

1.3.1　A3003/SUS304 重ね摩擦攪拌接合（FSW）の適用対象と目的

モス型 LNG 運搬船では、鋼製の船体とアルミニウム合金製の球形タンクの接続部に、***Fig.1-13*** に示すような異種金属継手が用いられている。この異種金属継手は、現状爆発圧接法により製造されているが、アルミニウム合金（A3003）とステンレス鋼（SUS304L）を直接接合できないため、その間に Ti と Ni を中間材として用いた 4 層構造のクラッド材となっている[36,37]。爆発圧接法は、接合前に研磨仕上げのような接合界面の前処理や高い精度で合せ板のギャップ管理を行う必要がある[38]。更に、接合品質を安定させるため、チャンバー内で Ar 雰囲気にて施工するとの報告[39]もあり、施工上の多くのノウハウや技能が必要とされている。したがって、LNG 運搬船で用いられる 4 層クラッド材を製作するためには合計 3 回の施工が必要であり、かつ Ti や Ni のような貴重な金属材料を中間材として使用するため、非常に高コストとなっている。

これに対して、井上らは真空圧延接合法により A3003 と SUS304L を直接接合した代替継手を開発している[40-43]。この方法は、爆発圧接法と比較して、生産プロセスを自動化し、更に Ti や Ni を用いないことで省資源化を達成している。一方、真空チャンバー内での施工が必要なため製造上の長さ制限があり、LNG 運搬船への適用は一部分への試適用に限られている[40]。

そこで、本研究では固相接合法の一種であり、近年注目を集めている摩擦攪拌接合（FSW）を選定し、アルミニウム合金とステンレス鋼の直接異種金属接合について検討を行った。ここで、突合せ継手の異種金属 FSW では、継手裏面側に未接合領域が発生し易いため、***Fig.1-14*** に示すような重ね継手による異種金属 FSW を用いることとした。FSW 法は機械加工に類似した接合法であり、作業者に高い技能を要求しない自動接合法である。更に、接合環境は常温・常圧・大気中である。一方、1.2.1 項(3)で述べたように、FSW のこれまでの適用実績はアルミニウム合金同士の突合せ継手が大部分である。異種金属接合については、薄板材に関する事例が一件ある[29]のみで、殆ど実用化が行われていない状況である。しかしながら、この報告では、省エネルギーおよび省資源化に関して大きな成果が得られており、今後厚板材の重ね FSW 技術が確立されれば、より広い分野で同様の成果が実現できるものと期待される。

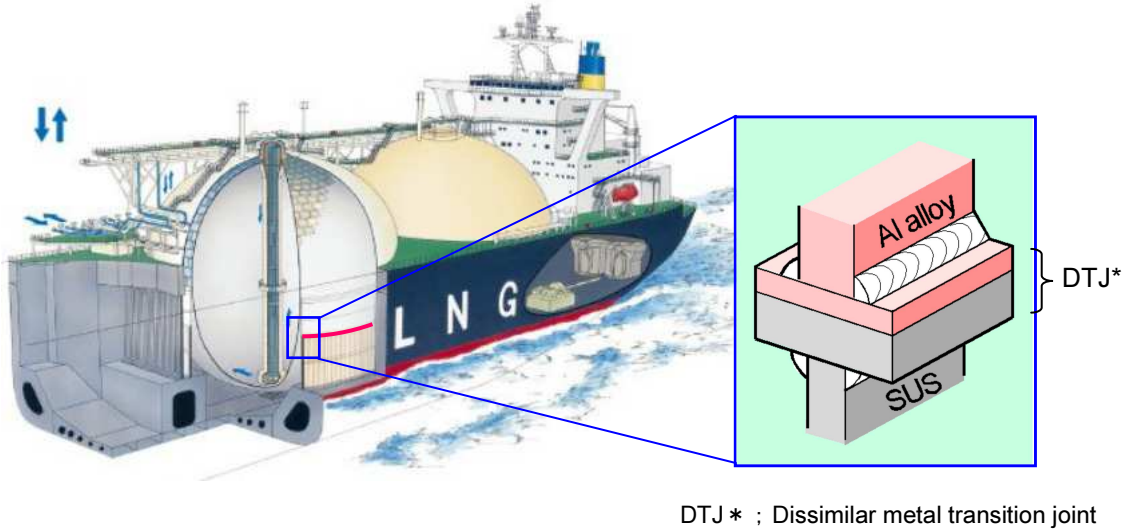


Fig.1-13 The section of LNG carrier and the dissimilar metal joint used.

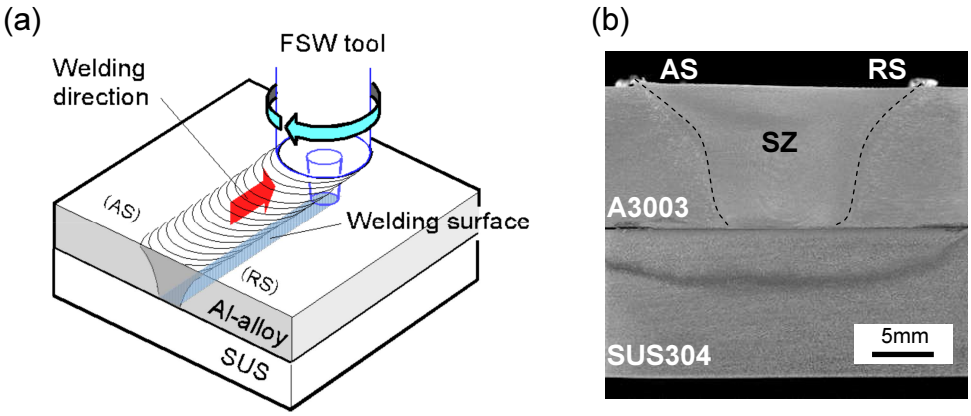


Fig.1-14 Dissimilar metal lap FSW between A3003 and SUS304: (a) schematic illustration, (b) macro-section of the joint.

1.3.2 A3003/SUS304 重ね摩擦攪拌接合（FSW）の研究の現状と問題点

アルミニウム合金とステンレス鋼の異種金属 FSW は、突合せ継手に関して、いくつか研究報告[19,20]があるものの、重ね継手については殆ど見受けられない状況である。また、上板となるアルミニウム合金の板厚が 5mm 以上の場合に関しては、材料の組合せをアルミニウム合金と鉄鋼材料全般に調査対象を広げても、著者らの研究報告[44-49]以外には見受けられない状

況である。なお、前項 1.3.1 で述べた LNG 運搬船の異種金属継手では、板厚 11mm 前後の A3003 アルミニウム合金板が用いられている。

このように、アルミニウム合金とステンレス鋼の異種金属重ね FSW については、研究が不足しており、接合メカニズムや接合特性に関して未だ解明されていないことが多い。そこで、本研究では以下の 3 点を問題点として挙げ、これらを解明・解決するために研究を実施した。

(1) A3003/SUS304 重ね FSW 継手の基礎的な性能評価

(2) 同継手の接合界面特性の解明

(3) 同継手の実構造物への適用検討

1.4 本論文の構成

本研究では、モス型 LNG 運搬船のカーゴタンク構造に用いられているアルミニウム合金とステンレス鋼の異種金属継手を、現在の爆発圧接継手から摩擦攪拌接合（FSW）法を用いた新しい継手に代替し、省エネルギー、省資源化、ならびにコストダウンを実現することを目的としている。

したがって、本論文では、アルミニウム合金とステンレス鋼の異種金属 FSW 技術を開発し、様々な継手性能値を取得すると共に、LNG 運搬船構造へ適用するための検討を実施した。本論文の構成を ***Fig.1-15*** に示す。なお、各章の主な内容は以下のとおりである。

第1章は緒言であり、研究の背景ならびに問題点を指摘し、本研究の必要性ならびに目的について述べた。

第2章では、アルミニウム合金とステンレス鋼の各板厚が 10mm 以上である厚板の A3003/SUS304 重ね FSW 継手に関して、基礎的な継手特性を明らかにした。

第3章では、同継手の引張強度方向依存性に関して、その発生メカニズムを検証するため、数値解析を実施した。更に、構造物への適用を想定して、その改善方法についても検討を行った。

第4章では、同継手を様々な条件で熱処理し、このときの界面特性の変化を明らかにした。また、同継手の接合界面に実際に作用しうる溶接熱履歴の程度についても検討を行った。

第5章では、A3003/SUS304 重ね FSW 部に関する破壊靭性と疲労き裂進展特性を明らかにした。更に、その熱履歴による影響についても検討を行った。

第6章では、複数回の FSW 施工を行う多パス重ね FSW 法により、断面積の寸法が大きい A3003/SUS304 継手を試作し、その継手性能を評価した。

第7章では、第6章で試作・評価した多パス FSW 継手を、LNG 運搬船構造に適用した場合の信頼性および安全性について、数値解析を用いて検討した。

最後に、第8章は総括であり、本研究で得られた成果をまとめた。

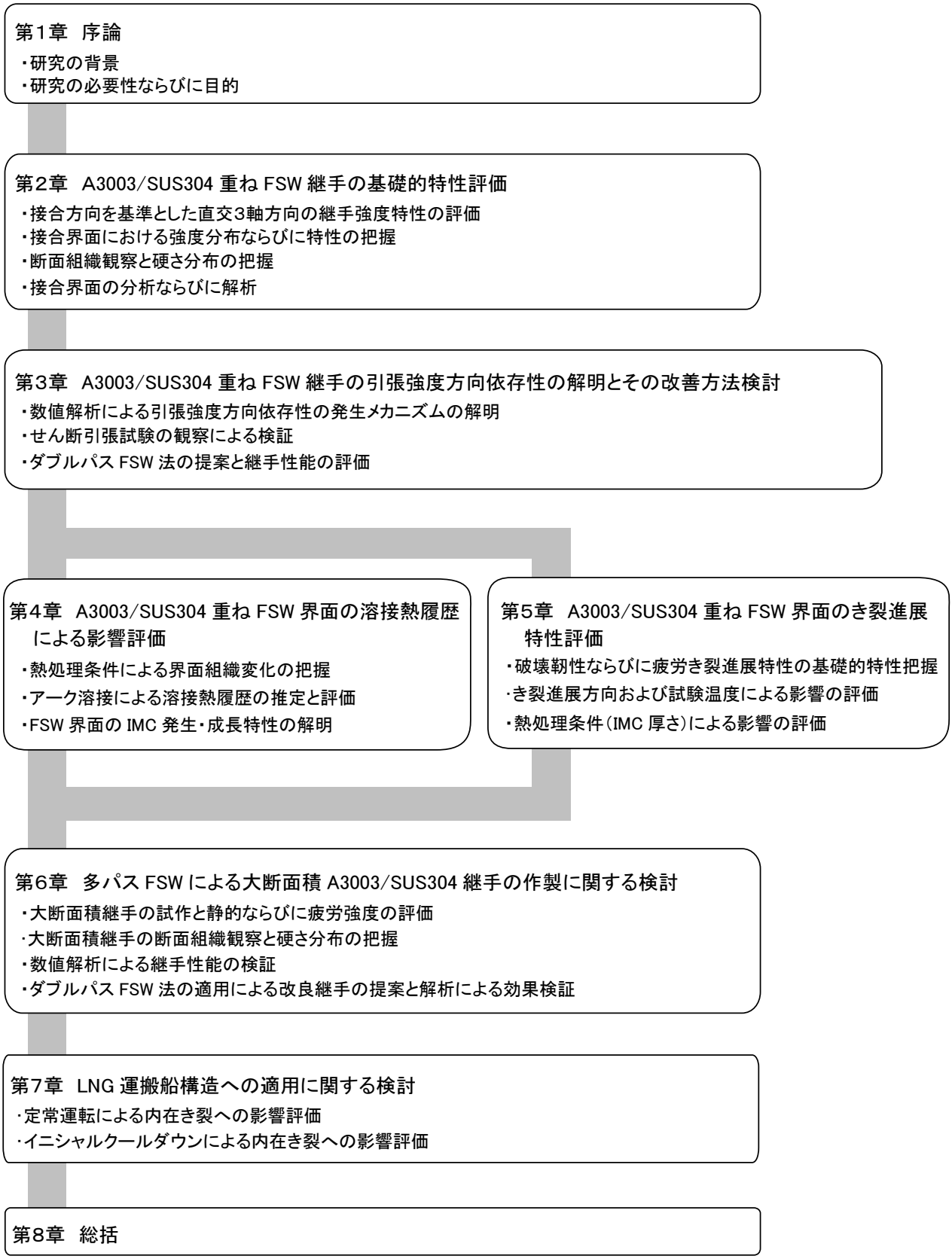


Fig.1-15 Flow chart of this study.

第２章　A3003/SUS304 重ね FSW 継手の基礎的特性評価

2.1　緒言

近年、適材適所による部品の軽量化や別機能の付与という観点から、異種金属の接合に対するニーズが高まっている。摩擦攪拌接合（FSW）は、材料の溶融・凝固プロセスを伴わない固相接合法のため、接合界面に脆弱な金属間化合物（IMC）を生成し難いとされ、注目を集めている接合法の一つである。実際アルミニウム合金と鋼の各板厚が 3mm 以下の薄板の重ね FSW に関して、自動車の構造部材に適用された事例が 1 件のみであるものの報告されており[29]、今後の適用拡大が期待される。

このような状況に対して、本研究ではこれまでに研究報告のないアルミニウム合金とステンレス鋼の各板厚が 10mm 以上の厚板の重ね FSW 技術について、基礎研究と実用化検討を行うこととした。

本章では厚板の A3003/SUS304 重ね FSW 継手に関して、基礎的な継手特性の検討を行った。

2.2　供試材料および実験方法

供試材は A3003-H112 アルミニウム合金板と市販の SUS304 ステンレス鋼板を用いた。A3003-H112 の化学成分と機械的特性を ***Table 2-1*** に示す。A3003 は板厚 11mm の受入れのままの展伸材である。一方、SUS304 は上下面を機械加工により平坦かつ平滑に仕上げた板厚 12mm あるいは 15mm のものである。

下板に SUS304、上板に A3003 を配置し、治具で固定した後、プローブ長 11mm、プローブ先端径 φ9mm の FSW ツールを用いて、***Fig.1-14(a)***に示すように重ね FSW を行った。プローブには左ねじが施してあり、接合条件は接合速度 300mm/min、ツール回転速度 900rpm、ツール前進角 1.5°とした。なお、使用したツールの材質は工具鋼（SKD61）であり、プローブの表面には高硬度で、かつステンレス鋼に対する凝着性を改善した Cr 系のコーティングを行った。

作製した継手に対して、A3003 側からの放射線透過試験（RT）と SUS304 側からの超音波探傷試験（UT）を行い、割れや空洞等の欠陥がないことを確認した後、各種試験に供した。

初めに、接合方向に垂直な断面で試験片を採取し、ダイヤモンドペーストで研磨後、腐食処理を行い、光学顕微鏡でマクロおよびミクロ組織観察を行った。腐食液にはマクロ用として塩化鉄Ⅱ液を、ミクロ用としてケラー氏液をそれぞれ用いた。続いて、接合界面近傍における A3003 の硬さ測定試験を実施した。試験機はマイクロビッカース MT-X7FS（㈱マツザワ）を用い、試験荷重 0.98N で 0.5mm 間隔で測定した。

次に、***Fig.2-1*** に寸法および形状を示す各種引張試験片を作製し、A3003/SUS304 重ね FSW 継手における直交 3 軸方向の継手強度を調査した。試験機は竪型ねじ式 AG-G250kN（島津製作所）を用い、室温大気中で破断まで 6mm/min の速度で試験を行った。なお、

Fig.2-1(b)および***(c)***の引張せん断試験では、供試材と同じ板厚のスペーサを用いて接合界面と平行に試験負荷が作用するように注意した。

Table 2-1 Chemical compositions (mass %) and mechanical properties of an A3003-H112 alloy.

Si	Fe	Cu	Mn	Zn	others each	others total	Al	TS (MPa)	YS (MPa)	El (%)
0.23	0.37	0.14	1.1	0.02	<0.02	<0.03	Bal.	125	88	45.0

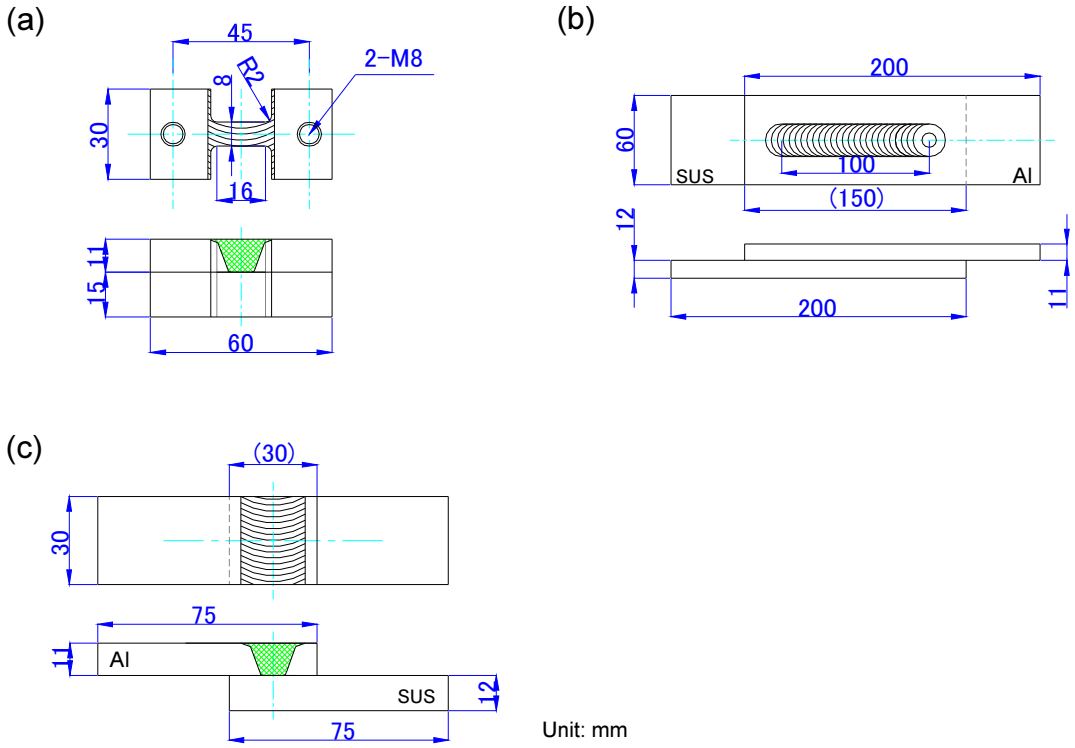


Fig.2-1 Shape and dimensions of each specimen of the dissimilar lap FSWed joint shown in Table 2-2: (a) vertical tensile specimen, (b) longitudinal shear specimen, (c) lateral shear specimen.

更に、***Fig.2-2*** に示す微小引張試験片を作製し、A3003/SUS304 重ね FSW 部における微小領域の強度特性を調査した。試験片はワイヤ放電加工機を用いて 1mm 間隔で採取した後、放電加工による影響を除去するため、エメリー紙（#800, #1200, #2000）を用いて両面を研磨仕上げした。試験には自作の引張試験機を用い、室温大気中で破断まで 1.0μm/sec の速度で試験を行った。

また、透過型電子顕微鏡 JEM-200CX（日本電子㈱）を用いて、A3003/SUS304 接合界面を加速電圧 200kV で TEM 観察した。試験片は集束イオンビーム装置 FB-200A（日立ハイテクノロジーズ）を用いて、厚さ 100nm 程度に作製した。

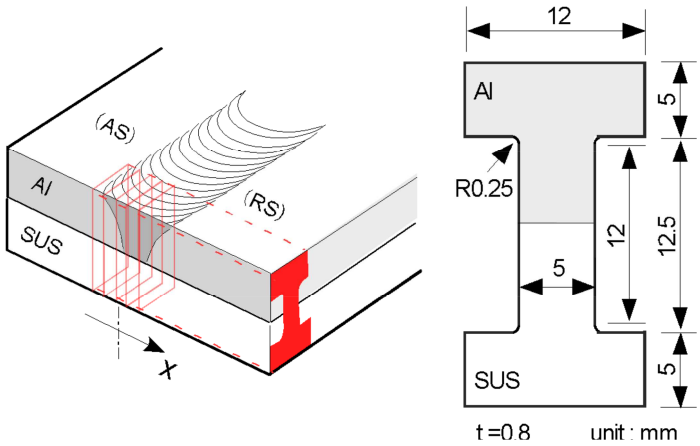


Fig.2-2 Shape and dimensions of the micro-tensile test specimen used.

2.3　実験結果

2.3.1　断面組織観察

A3003/SUS304 重ね FSW 継手の断面組織写真を ***Fig.2-3*** に示す。***Fig.2-3(a)***の断面マクロ組織において、左側がツールの回転方向と接合方向が同じとなる前進側（以降、AS と記す）で、右側がその反対の後退側（以降、RS と記す）である。攪拌領域（Stir Zone: 以降、SZ と記す）および接合界面には割れや空洞等の欠陥は認められなかった。SUS304 側の接合界面には凹凸が生じており、AS においてその傾向が顕著であった。

また、接合界面近傍の A3003 では AS に小さな SUS304 の破片が認められた。これらのことから FSW ツールの先端は接合プロセス中に SUS304 表面に接触していることが確かめられた。

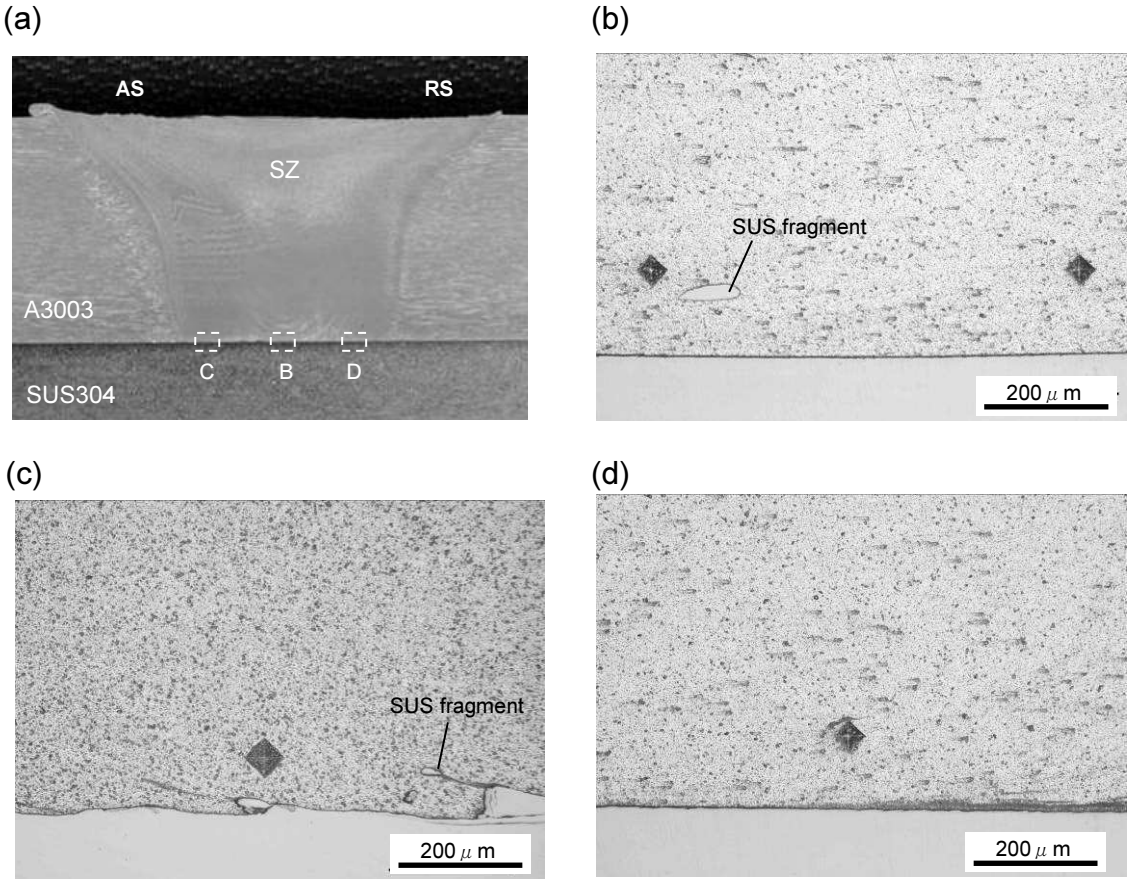


Fig.2-3 Cross-sectional macro and micro structures of the dissimilar lap FSWed joint:(a) macrostructure, (b) to (d) magnified view of B to D in (a) respectively.

2.3.2　硬さ分布

接合界面近傍における A3003 の硬さ分布を ***Fig.2-4*** に示す。受入れのままの母材硬さが Hv39 程度であるのに対して、接合界面から 0.1mm 上方の A3003 は、ほぼ Hv42 以上となっていた。この傾向は AS において顕著であり、硬さが Hv43 より硬い部分（●および■）も認められた。

また、同図より接合界面近傍の撹拌領域（SZ）幅は、約 9.5mm であり、プローブ先端径 φ9 よりも僅かに大きかった。

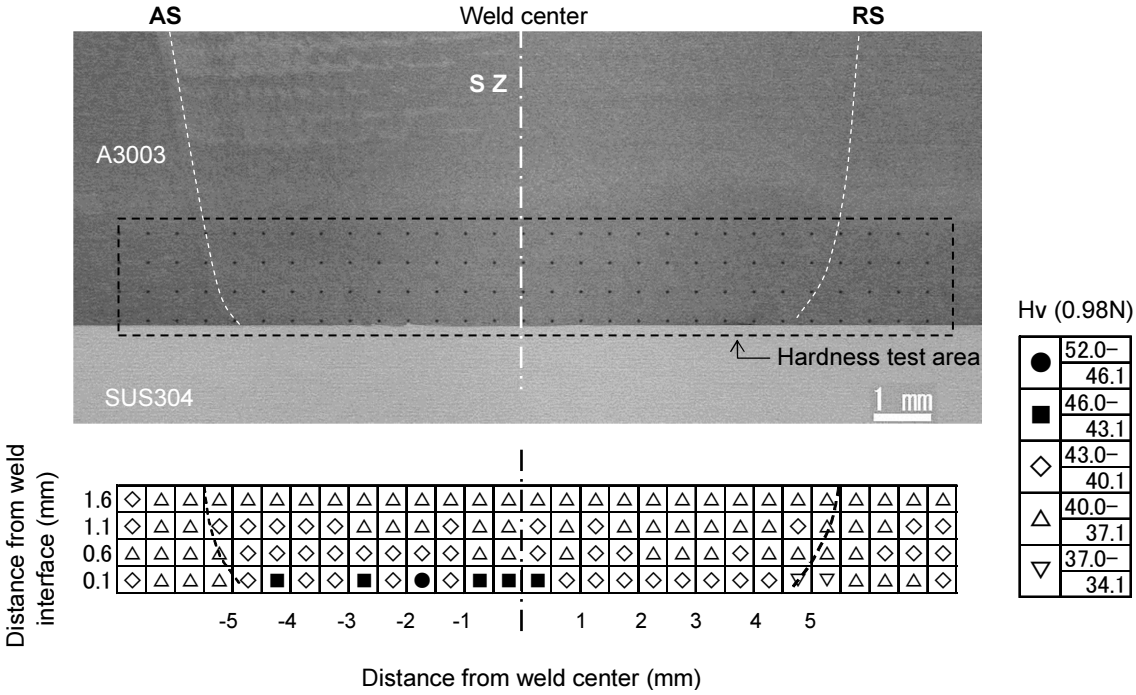


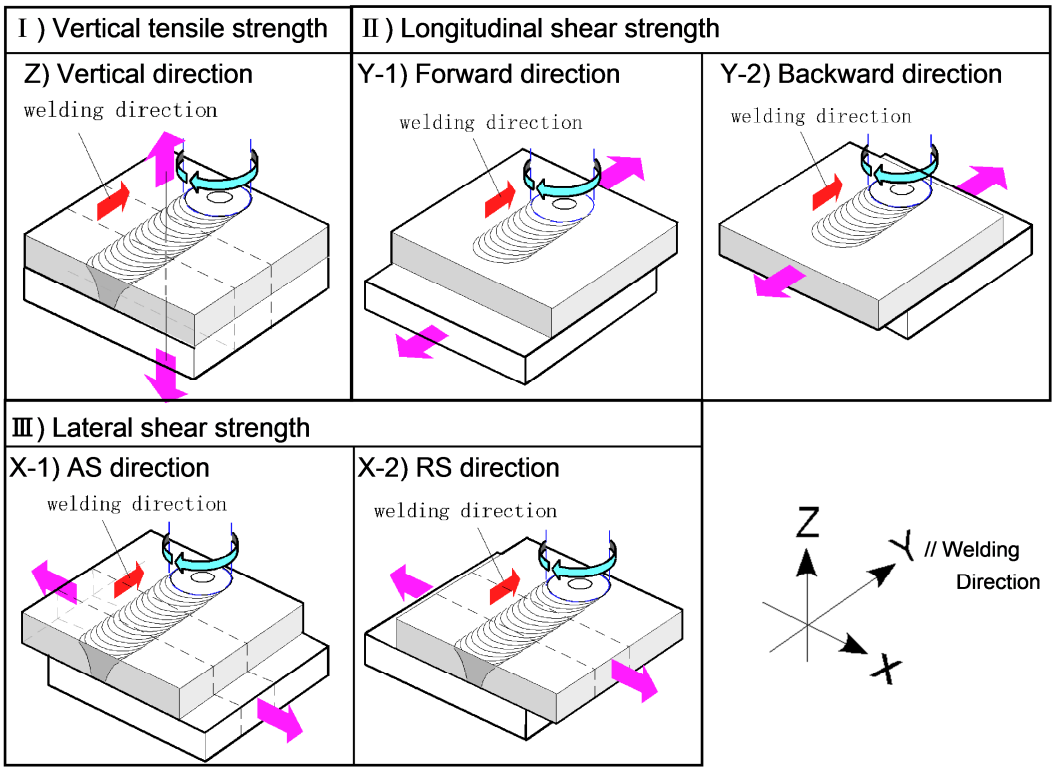
Fig.2-4 Hardness distribution of A3003 near the lap FSWed interface.

2.3.3 直交 3 軸方向の継手強度特性

接合方向を+Y 軸方向に、接合中心を X 軸の原点とし、後退側（RS）を+X 軸方向とした ***Table 2*** に示すような直交 3 軸に対して、これと平行な 5 つの方向の継手強度を調査した。試験結果を ***Fig.2-5*** にまとめて示す。ここで、引張強度は通常の単位面積当りの破断荷重（応力）ではなく、単位接合長当りの破断荷重（N/mm）で整理した。

鉛直方向の継手強度、すなわち剥離強度(Z)は 845N/mm 程度であった。***Fig.2-6*** に破断後の剥離試験片を示すが、A3003 母材側で破断している部分が認められ、この幅は 6.6～7.0mm 程度であった。また、前述の剥離強度（Z）から A3003 の母材強度（125MPa）に相当する接合部の幅は約 6.8mm（＝845/125）と算出され、上記の値とよく一致することが確かめられた。更に、***Fig.2-7*** に SUS304 側から検査した超音波探傷試験（UT）の結果を示す。SUS304 側から入射された超音波は、接合されていない界面ではほぼ反射するため大きなエコーとなるが、接合された界面では A3003 側へ透過するため、エコーは検出されない。これにより検出された接合部の幅も 6.6~7.0mm であり、上記の値と一致する結果となった。なお、この値はプローブ先端径 φ9 の約 75%であった。

Table 2-2 Tensile test direction of A3003/sus304 lap FSWed joints.



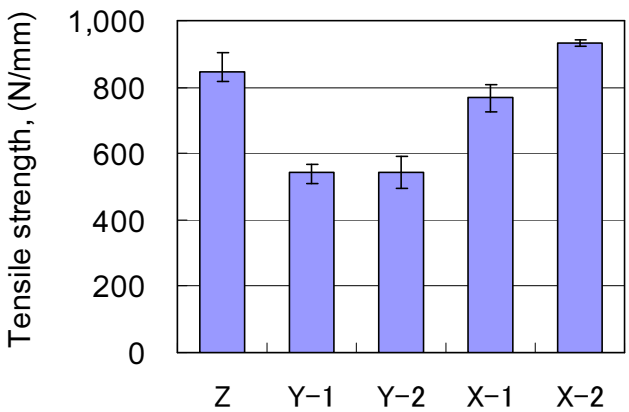


Fig.2-5 Tensile test results of the dissimilar lap FSWed joints: Z, Y-1, Y-2, X-1 and X-2 means tensile test direction shown in Table 2-2.

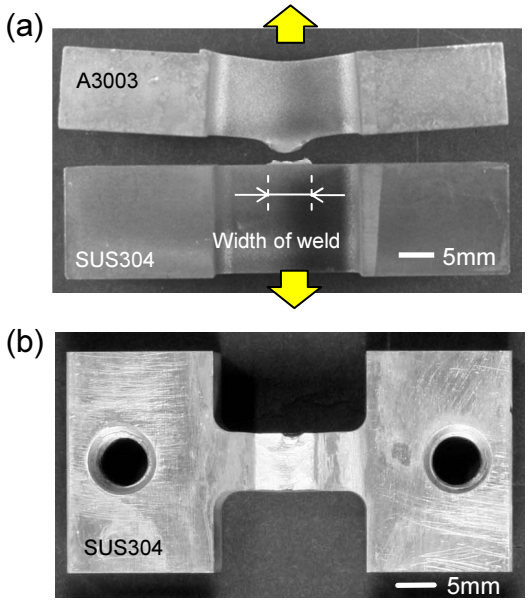


Fig.2-6 A specimen after fracture of single-pass dissimilar lap FSWed joint: (a) side view, (b) top view of SUS304 side.

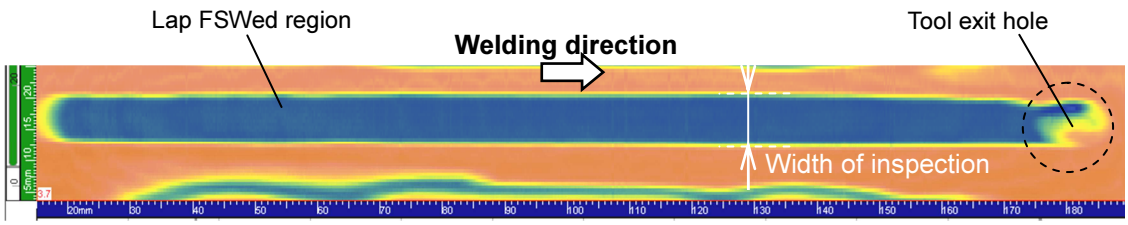


Fig.2-7 An example of non-destructive test result by phased array ultrasonic inspection from SUS304 side.

次に、接合線に平行な方向の継手強度、すなわち縦せん断強度（Y-1,2）は、545N/mm 程度であった。ここで、上板の A3003 を接合方向へ引っ張った場合（Y-1）と、その逆方向へ引っ張った場合（Y-2）で同等の値となった。また、この値は剥離強度(Z)の約 64%であった。

これに対して、接合線に直角な方向の継手強度、すなわち横せん断強度（X-1,2）は、上板 A3003 を AS 方向へ引っ張った場合（X-1）と、RS 方向へ引っ張った場合（X-2）において明らかな差異が認められ、それぞれ 768N/mm と 934N/mm であった。このような継手強度の引張方向依存性は、プローブ先端径が φ7 のツールを用いた継手における同様の横せん断試験でも確かめられた。プローブ先端径が φ7 と φ9 のツールを用いたときの横せん断強度（X-1,2）を ***Fig.2-8*** にまとめて示す。両ケース共に上板 A3003 を AS 方向へ引っ張った場合（X-1）よりも、RS 方向へ引っ張った場合（X-2）の方が約 1.2 倍高い強度となった。この原因については、後ほど追加検討を行うこととする。

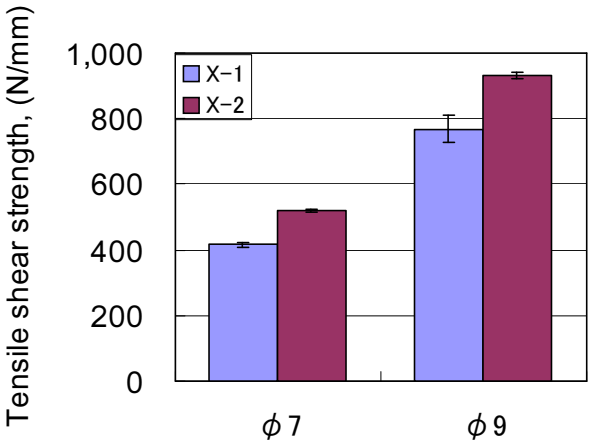


Fig.2-8 Lateral shear strength (X-1,2) shown in Table 2-2-Ⅲ): φ7 and φ9 mean the FSW probe diameter used.

2.3.4 接合部微小領域の強度特性

A3003/SUS304 重ね FSW 部における微小領域の強度特性を調査した。座標軸は ***Table 2-2*** の X 軸と同様とし、接合中心を原点とし、後退側（RS）を＋方向に設定した。接合領域の強度分布を ***Fig.2-9*** に示す。X が-4 から+4 の幅 9mm の領域において接合が達成されており、接合中心（X=0）近傍の AS へ偏った領域（X：-2～+1）では、ほぼ A3003 の母材相当の強度が得られた。一方、AS の端部（X≦-3）および RS の端部（X≧2）では、強度低下が認められた。したがって、接合領域の強度分布は、AS では未接合の領域（X<-4）から急峻に強度が増加して A3003 の母材強度に達し（X≧-2）、反対に RS では未接合の領域（X>4）からなだらかに強度が増加して A3003 の母材強度に達している（X≦1）ことが分かった。

このような AS と RS における強度分布の差異は、Al 合金と鋼の突合せ FSW に関する研究で、鋼を AS に配置する方が、その反対の配置よりも高強度な継手が得られている[17,18]理由と同様であると推察される。すなわち、Al 合金/鋼の突合せ FSW では、AS に配置された鋼はツールの接触により表面が削られ、そこに塑性流動した高温高圧状態の Al 合金がすぐさま後方から前方へと圧着させられることで高強度な接合が達成されている。反対に、RS に鋼を配置した場合には、削られた鋼の表面に前方から後方へと Al 合金が流動するため、相対的に圧着が弱くなると考えられている[17]。このようなツール回転方向と接合方向の組合せが異なる二種類の接合プロセスが、A3003/SUS304 重ね FSW の場合には、一つの接合部において AS と RS で同時に行われており、AS の方が RS よりも強く圧着されるため、強度漸増部の差異が生じたものと考えられる。ここで、***Fig.2-3*** の断面ミクロ組織と ***Fig.2-4*** の硬さ分布において、AS の接合界面で凹凸が大きく、硬度上昇が大きかったことは、これを裏付ける証拠であると考えられる。

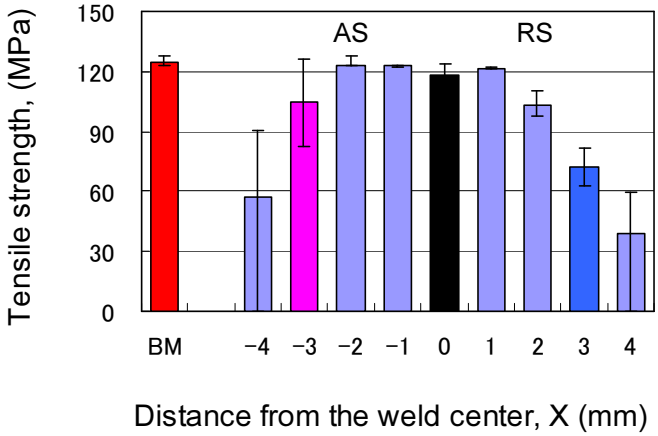


Fig.2-9 Tensile strength of dissimilar lap FSWed joint obtained from micro-tensile test.

2.3.5 接合界面の分析・解析

A3003/SUS304 重ね FSW 界面の TEM 観察を実施した。観察位置は ***Fig.2-3***(c)の中央付近である。明視野および回折画像を ***Fig.2-10*** に、EDX 分析の結果を ***Table 2-3*** に示す。接合界面は、厚さ 200～300nm の二層構造の IMC から構成されており、A3003 側が $Al_{13}Fe_4$、SUS304 側が Al_5Fe_2 であった。これらは、従来から報告されている Al 合金と鋼の IMC と同じ組成であった[50-54]。また、これらの厚さはそれぞれが 100～150nm 程度であり、レーザブレージング[4,15]や CMT（Cold Metal Transfer）溶接[14]等の Al 合金/鋼継手の場合と比較して、非常に薄く、微細組織であった。

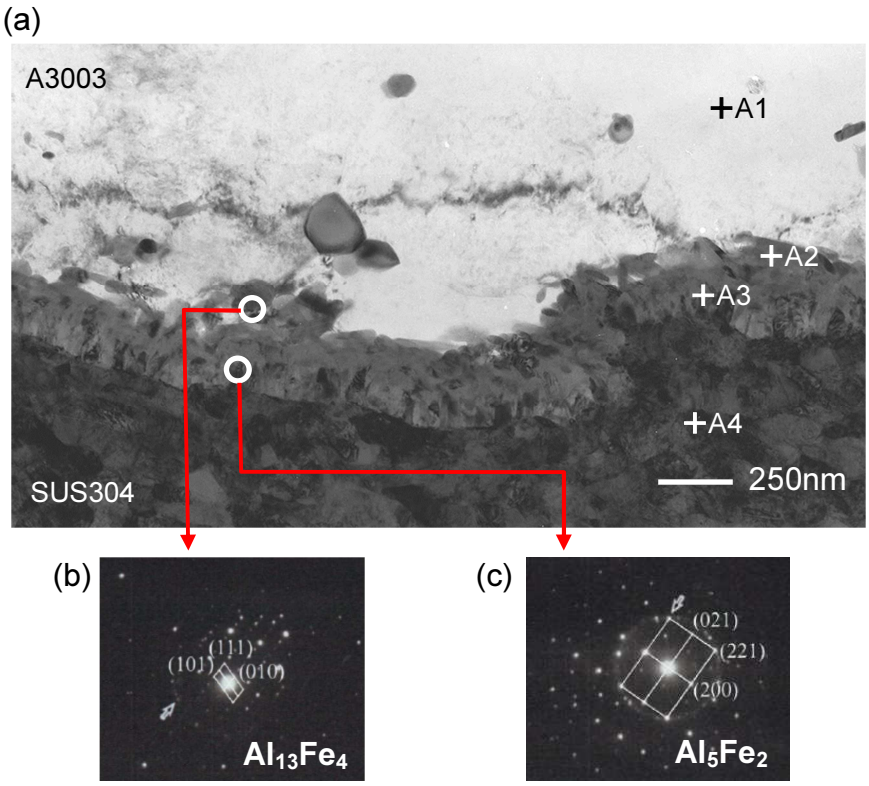


Fig.2-10 TEM observation of A3003/SUS304 interface of the lap FSWed joint: (a) the bright field image of AS and RS respectively, (b),(c) diffraction pattern of selected areas.

Table 2-3 TEM-EDX analysus results.

No.	Analyzed point	Element (at.%)					
		Al	Si	Cr	Mn	Fe	Ni
A1	A3003	100.0	—	—	—	—	—
A2	Interfacial layer	77.9	1.0	2.7	1.2	14.4	2.8
A3	Interfacial layer	72.4	0.4	4.2	0.5	21.5	1.0
A4	SUS304	—	1.4	20.0	0.9	69.9	7.8

Remarks: No.A1 to A4 mean the points of A1 to A4 in Fig.2-10 respectively.

2.4　A3003/SUS304 重ね FSW 継手の強度特性に関する考察

Fig.2-5 の継手強度特性において、接合直角方向の横せん断強度（X-1,2）に 20%程度の強度差、すなわち引張強度方向依存性のあることが確かめられた。この特性に関して過去の文献を調査した結果、本研究のような異種金属 FSW に関する報告は見受けられなかったものの、Al 合金同士の重ね FSW に関していくつかの報告が行われていた。

L.Cederqvistらは、上板と下板の撹拌によって生じる接合界面の形状のため、上板をAS方向に引っ張った方が高い強度が得られる[55)]としている。これは本件とは反対の結果である。

H.Bisadi らは上板と下板の撹拌が過度に行われると AS の接合界面が反り上がるため、AS 方向に引っ張った場合に低強度になる（フッキング欠陥）としている[56)]。これは本件と同じ強度傾向ではあるものの、本研究では上板 A3003 と下板 SUS304 を攪拌していないため、これとも別の現象であると考えられる。したがって、本件に関して追加検討を行った。

横せん断試験後の破断した試験片を ***Fig.2-11*** に示す。本試験では、***Fig.2-11(a)***に示すように、スペーサを用いて接合界面と平行に負荷が作用するように試験を実施している。しかしながら、上板の A3003 を AS 方向へ引っ張ったとき（X-1）と、RS 方向へ引っ張ったとき（X-2）の何れの場合も、A3003 が変形し、引張側の下面が SUS304 の上面に食い込んで凹みが生じていた。また、A3003 の引張と反対側の部分も、反り上がるように変形していることが確認された。

そこで、横せん断試験の途中で引張負荷を停止し、そのときの A3003 の変形状況と接合界面に生じたき裂の進展状況を観察することを試みた。ここで、試験に用いた試験片の形状は、***Fig.2-1(c)***の A3003 上面を 1mm、SUS304 下面を 2mm それぞれ機械加工により減厚した、A3003とSUS304の板厚が共に10mmのものである。これは、引張試験中におけるA3003の変形による影響をより小さくするためである。また、スペーサも板厚 10mm のものを準備し、前回と同じ要領で試験を実施した。

本試験における引張荷重－変位線図を ***Fig.2-12*** に示す。試験中は同図を観察し、曲線がなだらかになったと判断した時点で即時停止した。このときの最大荷重は、上板 A3003 を AS 方向へ引っ張った場合（X-1）が 637N/mm で、RS 方向へ引っ張った場合（X-2）が 683N/mm であった。

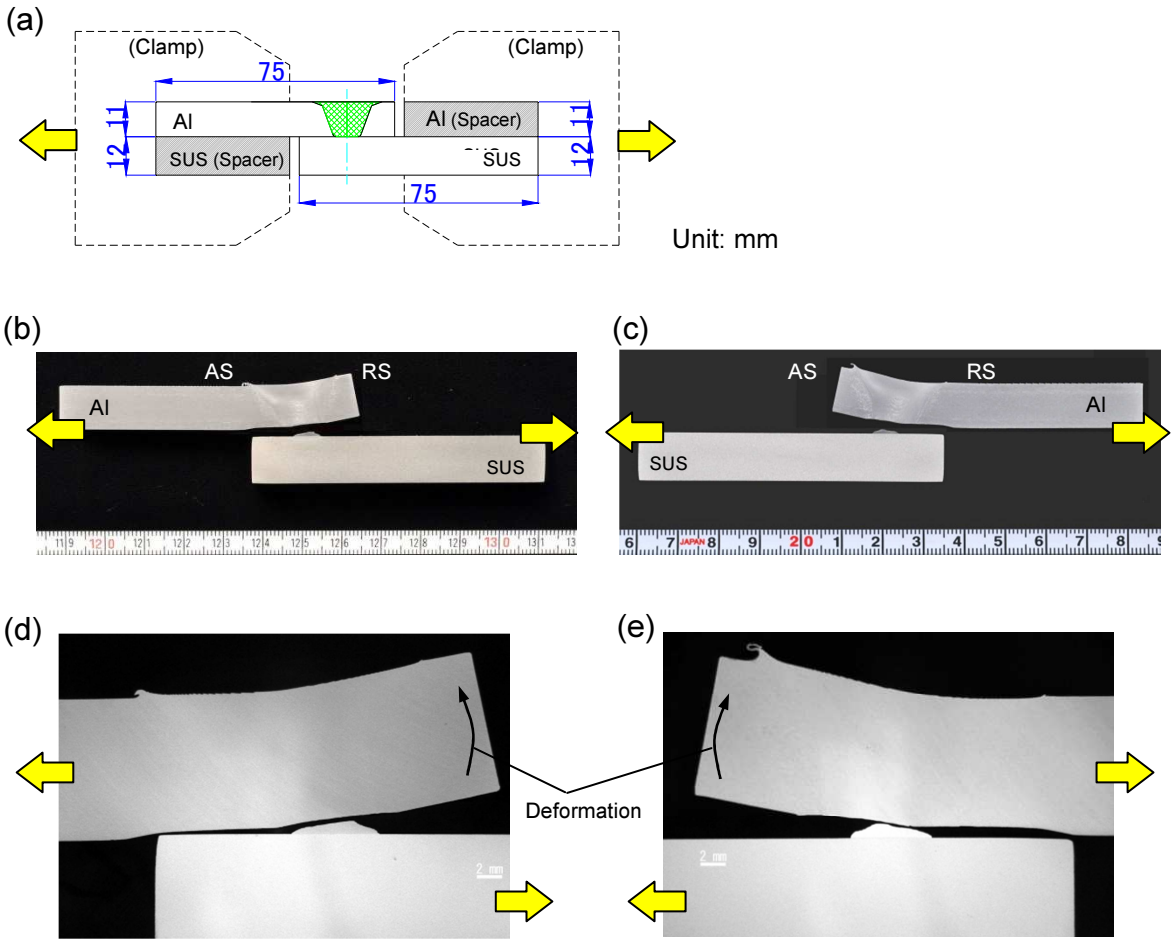


Fig.2-11 Lateral shear test method and specimens shown in Table 2-2-Ⅲ): (a) schematic illustration of test method, (b),(c) specimens after fracture of X-1 and X-2 respectively, (d),(e) magnified views of weld region of (b) and (c) respectively.

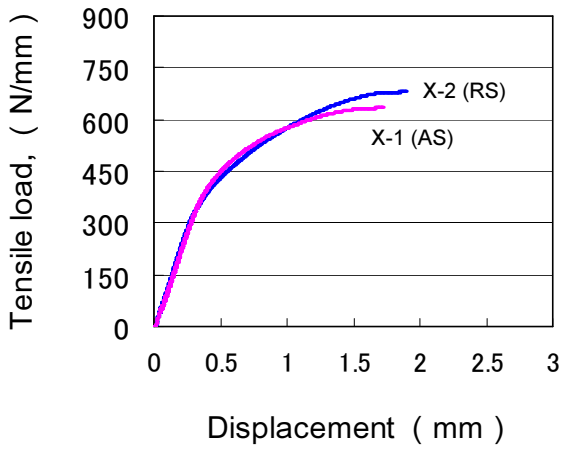


Fig.2-12 Tensile load-displacement curves of lateral shear test before fracture: X-1 and X-2 means tensile direction shown in Table 2-2.

この試験片の断面観察結果を ***Fig.2-13*** に示す。***Fig.2-13(a),(b)***より、上板 A3003 の変形は、いくらか低減しているように見えるが、***Fig.2-11(d),(e)***と同様に、引張側の下面は SUS304 の上面に食い込んで凹みが生じていた。これに加えて、引張と反対側の部分もこれまでと同様に反り上がりが認められた。したがって、このときの接合界面におけるき裂の状況は、上板 A3003 の引張側の界面では開口が小さく、進展は少なく、反対に、引張と反対側の界面では開口が大きく、進展が多いと考えられる。実際に、***Fig.2-13(d)***より AS 方向へ引っ張った場合（X-1）の RS 側のき裂は先端形状が鋭く、接合界面と平行に進展していた。一方、***Fig.2-13(e)***より RS 方向へ引っ張った場合（X-2）の AS 側のき裂は先端が鈍く、塑性変形した A3003 部から A3003 母材側へ進展していることが確認された。このことは、***Fig.2-9*** における AS（X=-3）と RS（X=3）の強度漸増部の強度差に対応しているものと考えられる。

また、顕微鏡により観察された ***Fig.2-13(a)*** および***(b)***の接合残存部の幅は、それぞれ 5.55 と 6.53mm であり、AS 方向へ引っ張った場合（X-1）の残存部幅は RS 方向に引っ張った場合のそれよりも約 1mm 狭かった。前述したように接合部の幅は 6.6～7.0mm 程度なので、AS 方向に引っ張った場合の最終破断前の初期き裂長さは RS 側で約 1.5mm、反対に、RS 方向に引っ張った場合のそれは AS 側で約 0.5mm であると考えられる。これは ***Fig.2-9*** に示した RS と AS における接合強度の低い領域の長さとよく対応している。すなわち、AS 方向に引っ張った場合（X-1）は、より低い荷重で接合強度の低い RS 部に大きな初期き裂が生じるため、その後の応力集中により、低荷重で継手の破壊が生じたものと考えられる。

以上のことから、A3003/SUS304 重ね FSW 継手の横せん断試験において、引張強度方向依存性が生じる理由は、以下のとおりであると考えられる。まず、試験中の引張負荷によって A3003 が変形し、引張側の A3003 とは反対側の接合界面に応力が集中する。続いて、この接合界面が開口して、き裂が発生する。このとき、A3003/SUS304 重ね FSW 部は、AS と RS で異なる強度特性を示すため、開口・き裂部が RS の場合（X-1）には界面強度が低いため、き裂が進展し易く、低強度となり、反対に、この部分が AS の場合（X-2）には界面強度が高いため、き裂が進展し難く、高強度となる。

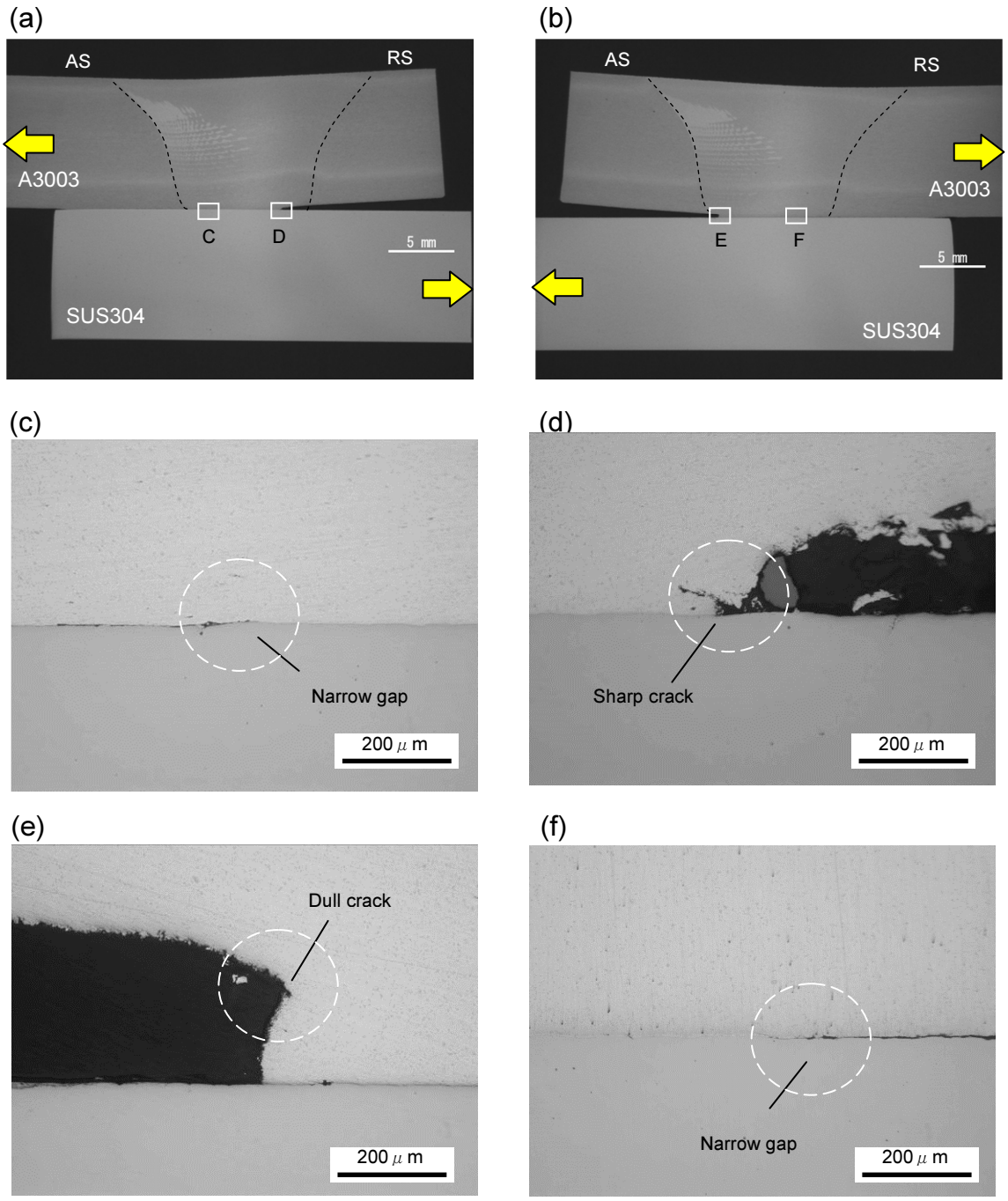


Fig.2-13 Lateral shear test specimens before fracture and the shape of crack tip of them: (a),(b) specimens of X-1 and X-2 shown in Table 2-2-Ⅲ), (c) to (f) magnified views of C to F in (a) or (b) respectively.

2.5　結言

本章では、アルミニウム合金とステンレス鋼の各板厚が 10mm を超える厚板の A3003/SUS304 重ね FSW 継手に関して、基礎的な継手特性を明らかにした。得られた結果を以下に示す。

(1) プローブ先端径φ9mm の FSW ツールを用いた場合、鉛直方向の継手強度、すなわち剥離強度(Z)は 845N/mm 程度であった。A3003 の母材強度（125MPa）に相当する接合部の幅は約 6.8mm であり、プローブ先端径の約 75%であった。更に、この幅は超音波検査により検出可能であることが分かった。

(2) 同じく接合線に平行な方向の継手強度、すなわち縦せん断強度（Y-1,2）は、上板 A3003 を前方へ引っ張った場合（Y-1）と後方へ引っ張った場合（Y-2）で同等の値となり、545N/mm 程度であった。この値は剥離強度（z）の約 64%であった。

(3) 同じく接合線に直角な方向の継手強度、すなわち横せん断強度（X-1,2）は、上板 A3003 を AS 方向へ引っ張った場合（X-1）と RS 方向へ引っ張った場合（X-2）で、それぞれ 768 と 934N/mm 程度となり、約 20%の強度差が認められた。この強度差、すなわち引張強度方向依存性は、プローブ先端径が異なる FSW ツール（φ7）の場合にも認められた。

(4) A3003/SUS304 重ね FSW 継手における接合領域の強度分布を調査した結果、接合は幅 9mm の領域で達成されており、接合中心（X=0）近傍の AS へ偏った領域（X：-2～+1）で、ほぼ A3003 の母材相当の強度が得られた。一方、AS の端部（X≦-3）および RS の端部（X≧2）では、強度の低下が認められた。このことから、接合部の強度分布は、AS では未接合の領域（X<-4）から急峻に強度が増加して A3003 の母材強度に達し、反対に RS では未接合の領域（X>4）からなだらかに強度が増加して A3003 の母材強度に達していることが分かった。この接合領域における強度分布の非対称性が、上記(3)の横せん断強度の引張方向依存性の原因であると推察された。

なお、次章では数値解析を用いて、より詳細に検討を行うこととする。

(5) A3003/SUS304 重ね FSW の接合界面は、反応層厚さが 200～300nm 程度の二層構造の IMC から構成されていた。これらの組成は、A3003 側が $Al_{13}Fe_4$、SUS304 側が Al_5Fe_2 であり、それぞれの IMC 厚さは 100～150nm 程度で、非常に薄い微細組織であった。

第３章　A3003/SUS304 重ね FSW 継手における引張強度方向依存性の発生メカニズム解明とその改善方法検討

3.1　緒言

前章（第2章）では、厚板の A3003/SUS304 重ねFSW 継手に関して、基礎的な継手特性を明らかにした。その結果、継手の横せん断強度に引張方向依存性があることが判明し、このことは接合領域の強度分布が、FSW ツールの回転方向と接合方向が同じとなる前進側（AS）と、その反対の後退側（RS）で左右非対称になることが影響しているとの仮説を立てた。

そこで、本章ではこの引張強度方向依存性の発生メカニズムを検証するため、数値解析を用いてより詳細に検討を行った。更に、構造物への適用を想定して、その改善方法についても検討を行った。

3.2　引張強度方向依存性の発生メカニズム解明

3.2.1　数値解析方法

A3003/SUS304 重ねFSW 継手における引張強度方向依存性の発生メカニズムを検証するため、有限要素法（FEM）により、三次元数値解析を実施した。数値解析は Marc（ver.2007R1; MSC software）を用いて、***Fig.3-1*** に示す横せん断試験片モデルに対して、非線形解析で弾塑性解析を実施した。本モデルでは、A3003/SUS304 界面における接合領域の幅を 6.8mm とし、接合中心から左右対称に±3.4mm の範囲で A3003 と SUS304 が結合しているものとした。また、結合点以外の A3003 と SUS304 の界面では、接触と摩擦を考慮し、摩擦係数 μ を 0.2 と仮定した。メッシュサイズは、接合領域を 8 分割（0.85mm）し、それ以外の部分を 1mm 程度とした。+X 側のチャック部を固定側とし、-X 側の同部を可動側として、各ステップ毎に-X 方向への引張負荷（以降、試験荷重と記す）を増加させ、数値解析を進めた。ここで、解析に用いた材料物性値を ***Table 3-1*** および ***Fig.3-2*** に示す。***Fig.3-2*** は、解析中に参照する加工硬化情報であり、A3003 材は母材部（A3003-H112）と FSW による攪拌部（SZ）で異なるデータを用いた。これらのデータは、2.3.4 項で実施した微小引張試験における攪拌部（FSW, X=0）と母材部（BM）の真応力－対数塑性ひずみ曲線である。なお、***Fig.3-1*** では固定側と引張側の SZ を、青色と赤色にそれぞれ色分けしているが、同じ物性値を用いた。更に、SUS304 は、A3003 と比較して十分硬く、前章 2.4 節における破断後の試験片も塑性変形が認められなかったため、0.2%耐力が 314MPa の完全弾性体であると仮定した。

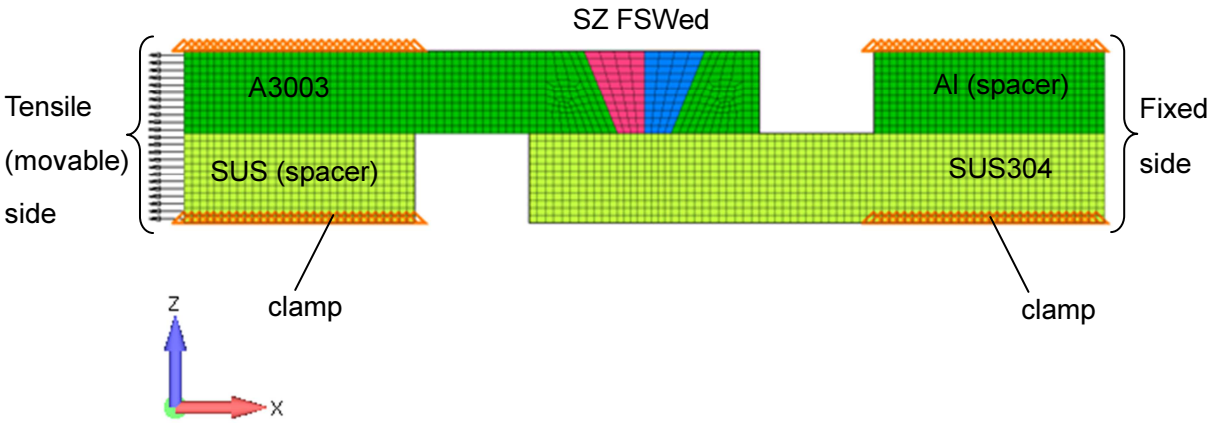


Fig.3-1 Lateral shear tensile tests model for non-linear elastic-plastic analysis.

Table 3-1 Physical properties used for FEM analysis.

		A3003, Al/SUS weld interface	SUS304
Young's modulus	E (GPa)	78.160	196.100
Poisson's ratio	ν (-)	0.33	0.30

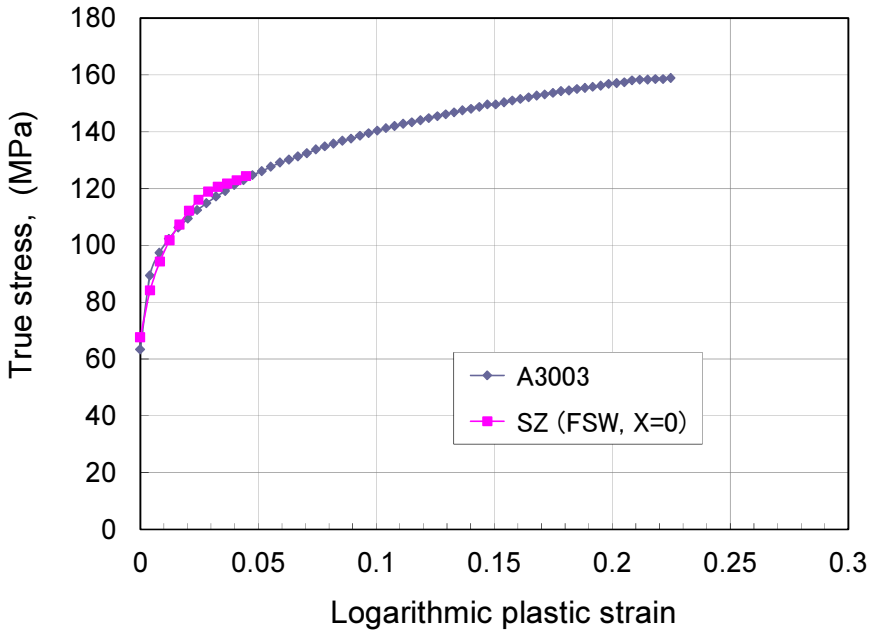


Fig.3-2 True stress and logarithmic prastic stain curve used for FEM analysis.

3.2.2　数値解析結果

横せん断試験片の破断直前における数値解析結果を ***Fig.3-3*** に示す。この図では試験片の変形量を 10 倍に拡大表示している。***Fig.3-3(a)***は、相当塑性ひずみの分布図であり、A3003 側の接合界面にひずみが集中していることが分かる。ここで、図左側の矢印の位置では A3003 の下面が SUS304 の上面エッジ部に押し付けられている様子が認められた。また、図右側の矢印では A3003 が変形し、接触していた A3003/SUS304 界面が開口している様子が認められた。これらの結果は、***Fig.2-11*** で示した破断後の横せん断試験片の傾向と良く一致している。

また、***Fig.3-3(b)***は、このときの主応力ベクトル図である。今回の数値解析モデルにおいて引張（可動）側となっている A3003 から、固定側の SUS304 へ、すなわち図の左側から右側へ応力の流れが確認できる。一方、***Fig.3-3(c)***は、接合界面近傍における主応力ベクトル図を拡大したものであるが、A3003/SUS304 接合界面における固定側（図右側）の端点で、開き型（モードⅠ）の応力が発生していることが認められた。このことは、前章 2.4 節で推測した仮説が正しいことを示している。

更に、A3003/SUS304 接合界面の両端点における X および Z 方向の応力（σx および σz）と、試験荷重の関係を ***Fig.3-4*** に示す。σx は、固定側の端点 F では試験荷重の増加に伴い、単調に増加している。一方、引張側の端点 T における σx は、試験荷重が 200N/mm 以上に増加しても、ほぼ横ばいとなっている。

また、σz は、固定側の端点 F では σx と同様に試験荷重の増加に伴い、単調に増加し、試験荷重 483N/mm で攪拌部（SZ）の破断応力に達した。一方、引張側の端点 T における σz は、試験荷重に依らず 0MPa 前後の値であり、端点 F が破断応力になったときの値は-5MPa で圧縮応力であった。

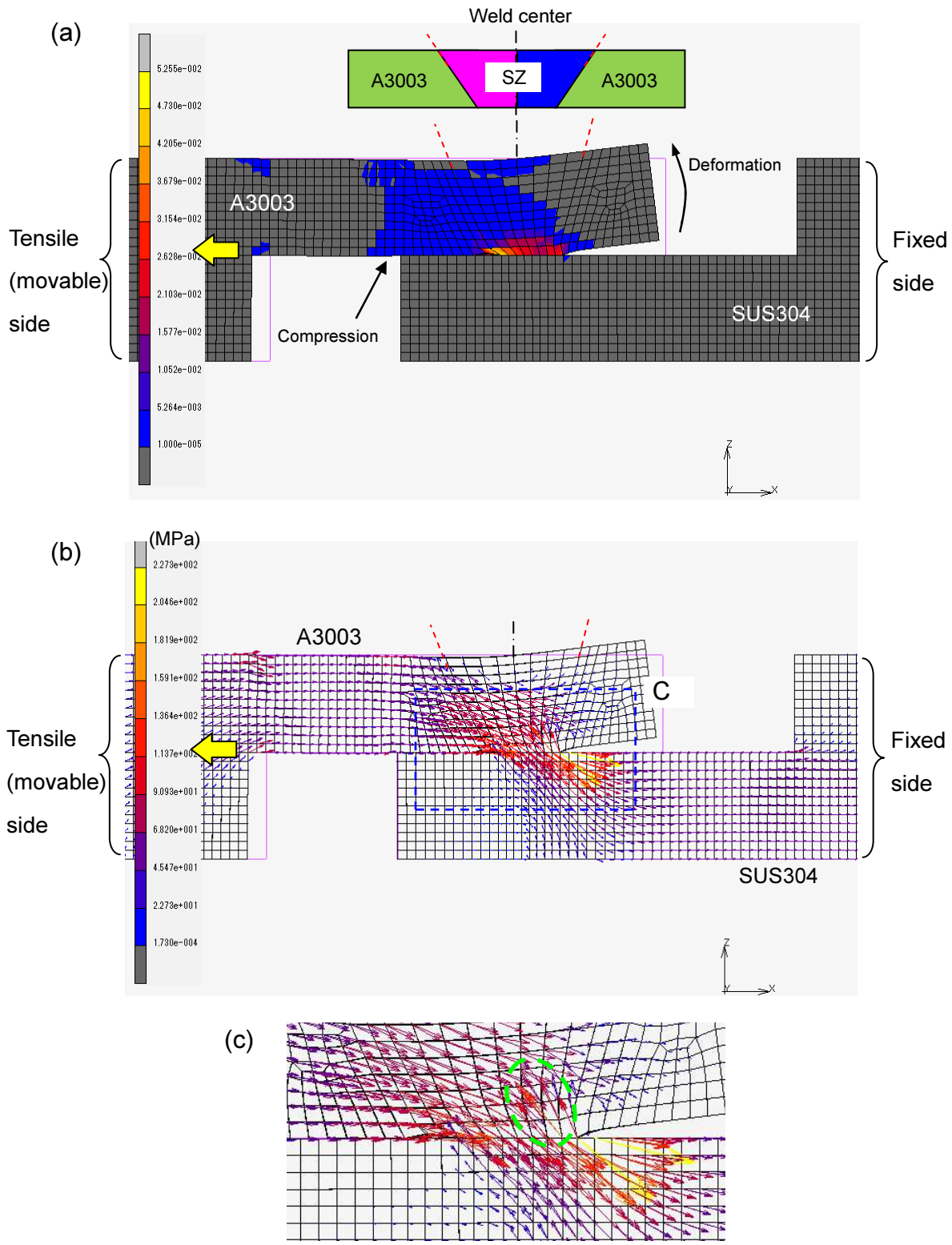
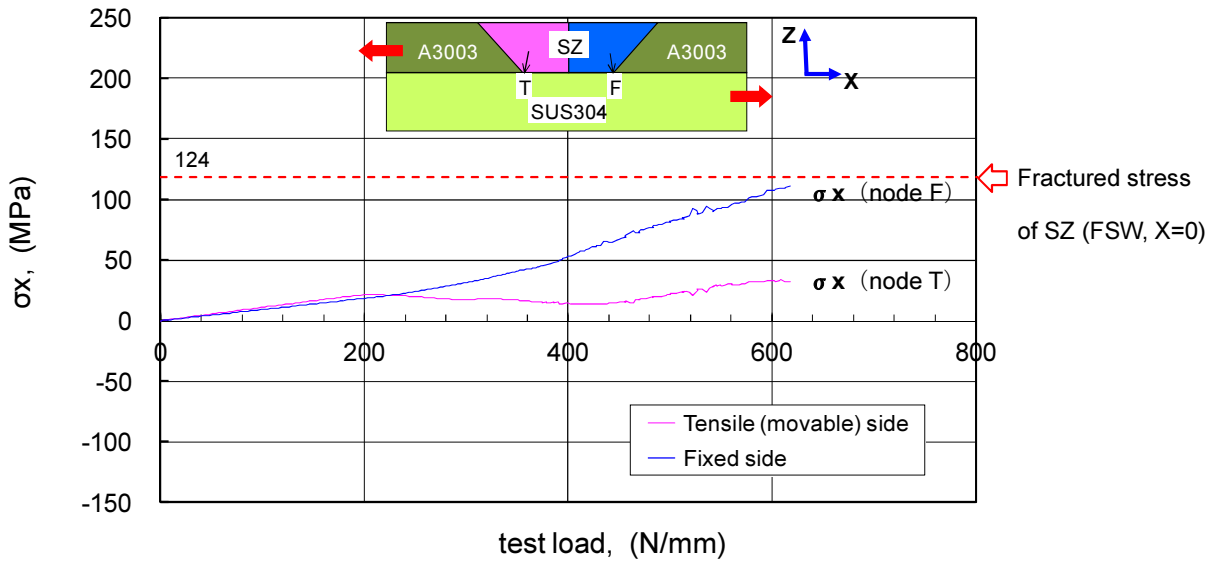


Fig.3-3 Results of FEM analysis on the lateral shear tensile test (scaling up 10 times for deformation): (a) deformation and distribution of equibalent plastic strain, (b) maximun principal stress vector on each node, (c) magnified view of redgion C.

(a)



(b)

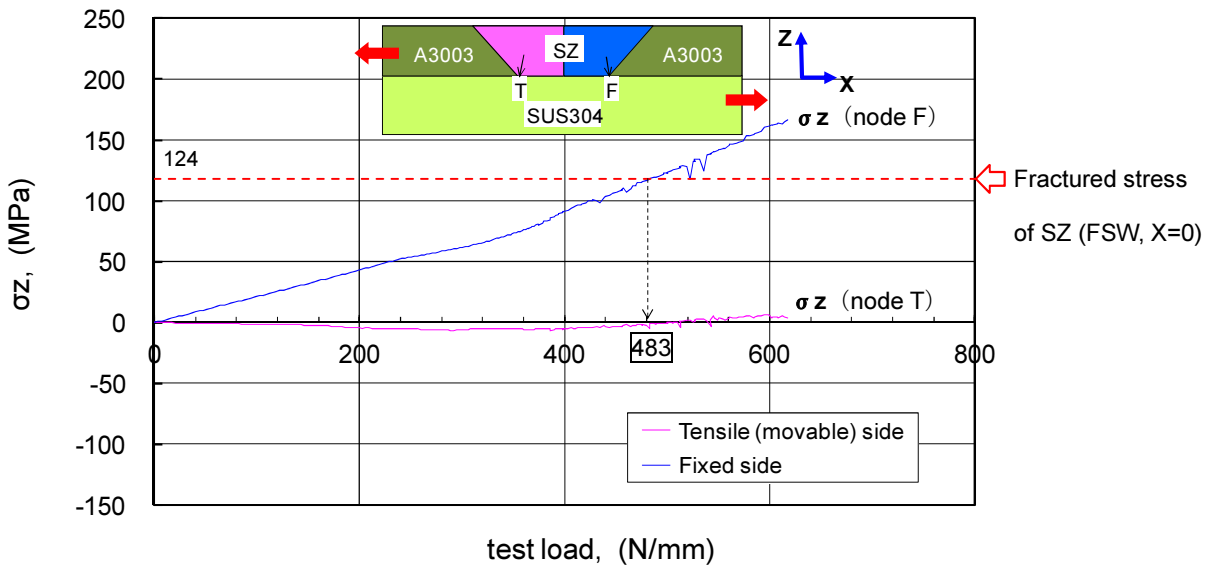


Fig.3-4 The calicurated stress curve of both sides of FSWed interface: (a) lateral stress (σ x), (b) vertical stress (σ z).

3.2.3　引張強度方向依存性の発生メカニズムに関する考察

横せん断試験の数値解析を行った結果、引張（可動）側の接合界面の端点Tでは、圧縮応力（σz<0）が発生し、その反対側の端点Fでは、接合界面に開き型（モードⅠ）の応力（σz>0）が発生することが分かった。このため、横せん断試験片の破壊は、引張側の A3003 とは反対側の接合界面、すなわち端点Fから発生・進展することが、数値解析により確かめられた。

更に、2.3.3 項で実施した横せん断試験中における試験片の変形挙動を観察した結果を ***Fig.3-5, 3-6*** に示す。同図および ***Fig.2-11*** の破断後の試験片の形状からも、今回の数値解析結果が実際の横せん断試験の傾向を良く再現できていることが確かめられた。

一方、数値解析の結果では、483N/mm 程度の試験荷重において、試験片に破壊が生じるという結果が得られた。これに対して、実験で得られた横せん断強度は、A3003 を AS 方向へ引っ張った場合（X-1）と RS 方向へ引っ張った場合（X-2）で、それぞれ 768 と 934N/mm 程度であり、1.6～1.9 倍の差が生じた。この原因については、次の2点が挙げられる。

まず 1 点目として、A3003 と SUS304 の接触面における摩擦係数 μ の値が適正でなかったことが考えられる。***Fig.3-3*** の解析結果では変形量を 10 倍にしているが、***Fig2-11*** に示した実際の試験片の方が、引張側の A3003 の下面が SUS304 の上面エッジ部に押し付けられる部分で、より大きく変形していることが分かる。変形が大きいということは、摩擦力も大きくなっているものと推察され、摩擦係数 μ は今回仮定した 0.2 よりも大きい値であると予想される。更に、本解析では摩擦係数 μ を一律に 0.2 としているが、前述した A3003 下面が SUS304 の上面エッジ部に押し付けている部分とそれ以外の部分では、前者をより大きな値が設定できるようにすべきであると考えられる。

次に2点目として、FSW 部の物性値を一律に接合部中央（X=0）の値としたことが挙げられる。実際の試験片において、破断強度を決定する接合界面の端点 F における物性値は、AS と RS で異なっている。したがって、この強度差を考慮して重み付けする係数が設定できるようにすべきであると考えられる。

これらの値を適正化し、実験値と合わせ込むことで、より精度の高い継手強度予測が実現できると考える。

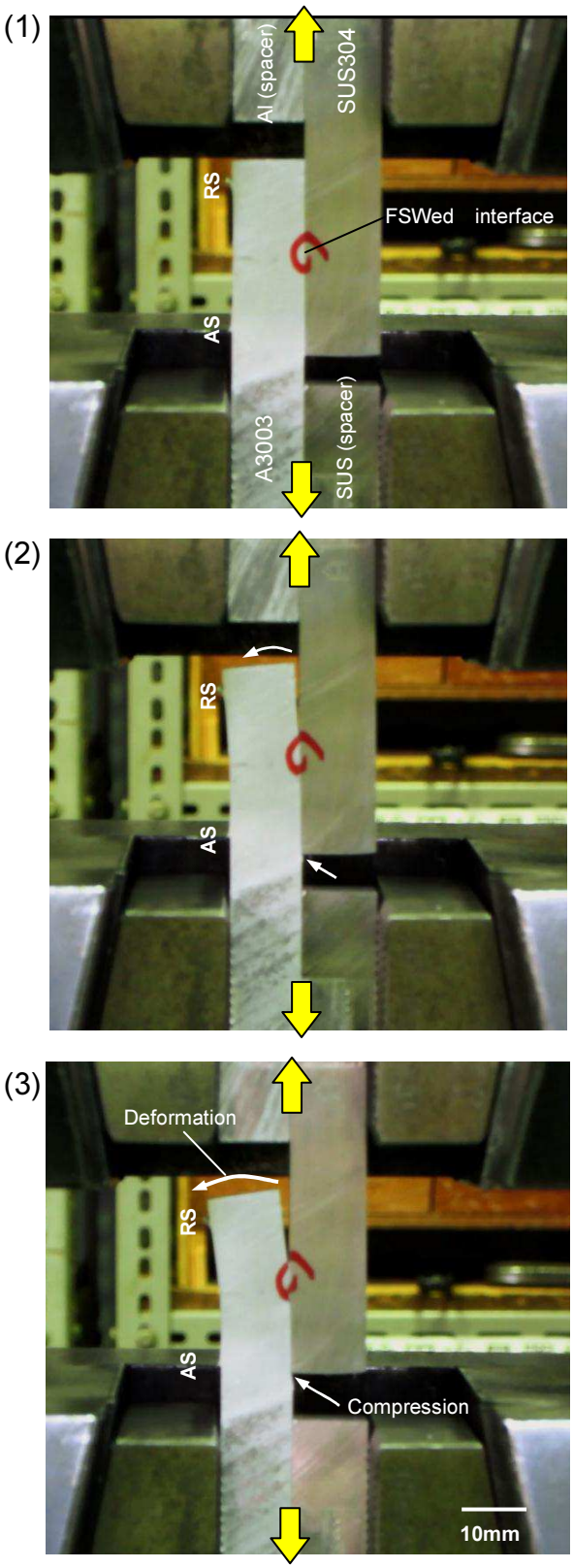


Fig.3-5 The situation of lateral shear test of X-1 shown in Table 2-2: (1) initial set-up, (2) under testing, (3) before fracture.

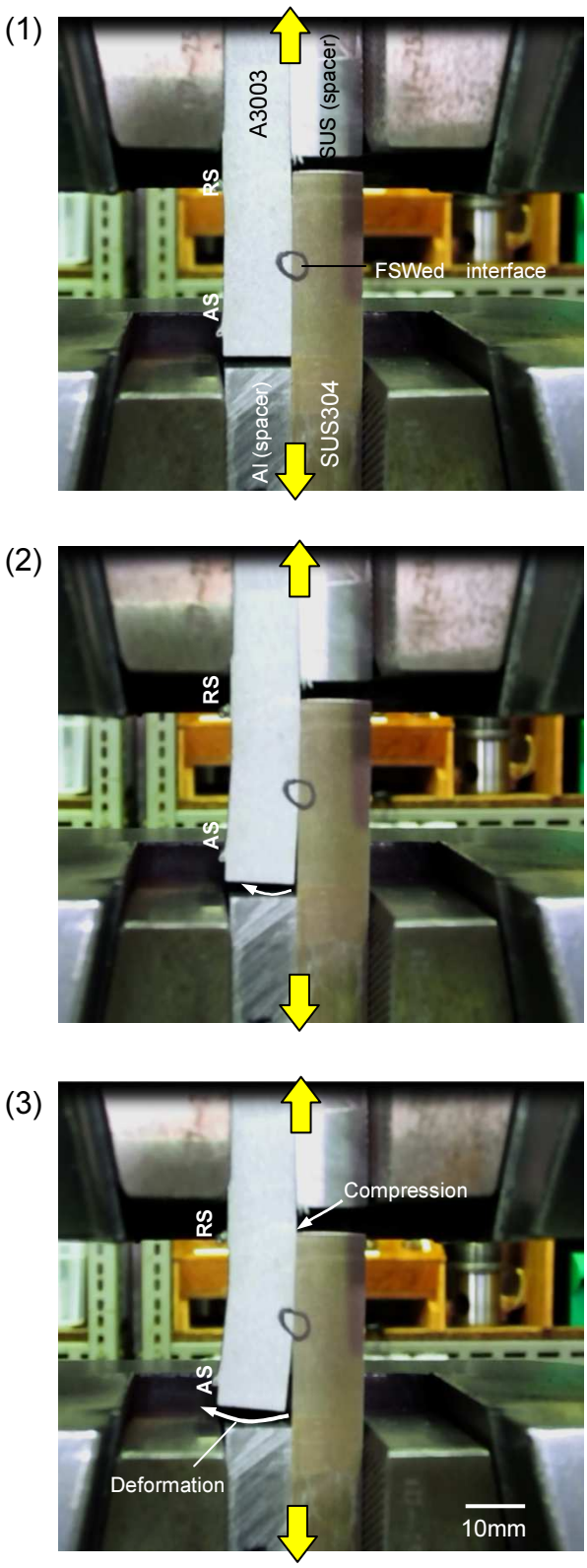


Fig.3-6 The situation of lateral shear test of X-2 shown in Table 2-2: (1) initial set-up, (2) under testing, (3) before fracture.

3.3　引張強度方向依存性の改善方法に関する検討

3.3.1　供試材料および実験方法

A3003/SUS304 重ね FSW 継手における引張強度方向依存性について、改善方法を検討するため、***Fig.3-7*** に示すような合計 2 回の FSW 施工（以降、ダブルパス FSW と記す）を行った継手を作製した。本章で用いた供試材料、FSW ツールおよび接合条件は、第2章と同じである。1 回目の FSW（ファーストパス）施工を行った後、接合方向が反対向きの 2 回目の FSW（セカンドパス）施工を実施した。以降、ダブルパス FSW 施工後において、接合領域の両端が共に前進側（AS）となる継手を AS-AS 継手、反対に両端が共に後退側（RS）となる継手を RS-RS 継手と呼ぶこととする。また、ファーストパスとセカンドパスにおける接合中心間の距離を r と定義する。

本節で作製したダブルパス FSW 継手の仕様を ***Table 3-2*** の 1～7 にまとめる。また、第2章で作製した単パス FSW 継手の仕様を比較として 8 に示す。本節で作製した継手は、接合中心間距離 r が 5mm 以下である。単パス FSW 継手における接合領域の幅は、2.3.3 項より 6.8mm 程度であるため、ファーストパスとセカンドパスの接合領域は、1.8mm 以上中央部で重なることになる。したがって、理論上ファーストパスとセカンドパスの間に未接合部は生じないと考えられる。

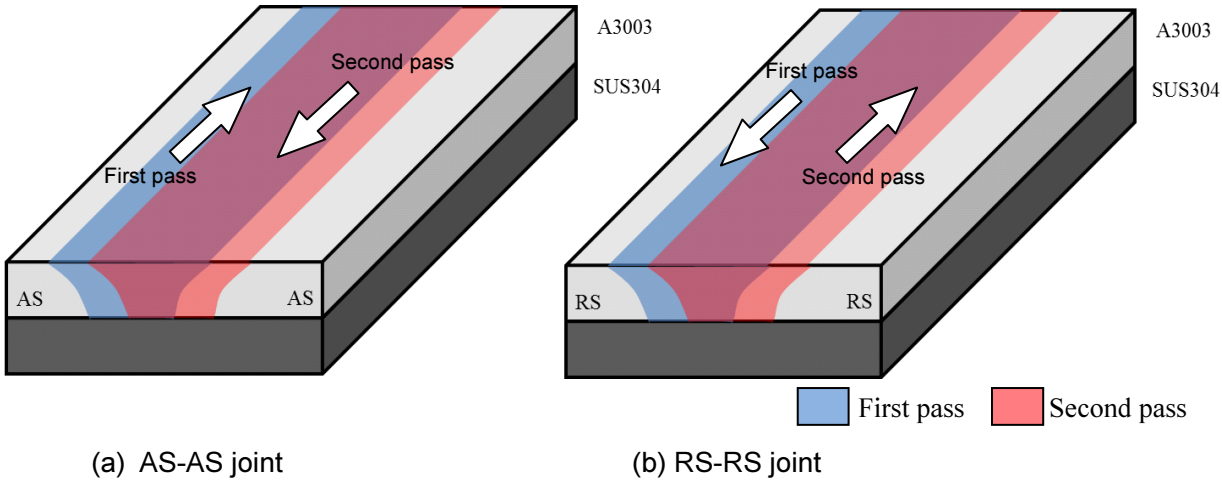


Fig.3-7 Schematic illustration of the double-run dissimilar lap FSWed joint.

作製した継手に対して、第2章と同様 A3003 側からの放射線透過試験（RT）と SUS304 側からの超音波探傷試験（UT）を行い、割れや空洞等の欠陥がないことを確認した。

その後、断面組織観察、継手引張試験、および接合部の微小引張試験の各種試験に供した。継手引張試験に用いた試験片の形状および寸法を ***Fig.3-8*** に示す。試験片はワイヤ放電加工機を用いて切り出した後、放電加工による影響を除去するため、エメリー紙（#800,

#1200, #2000）を用いて両面を研磨仕上げした。試験は引張試験機 5505（INSTRON）を用いて、室温大気中にて破断まで 50μm/sec の速度で行った。なお、これ以外の試験については、第2章と同じ要領で実施した。

Table 3-2 Specifications of the double-run A3003/SUS304 lap FSWed joints produced.

	Symbol for the joint	Joint specifications	
		Joint type*1)	r*2)
1	AS-AS joint (r=0)	AS-AS	0 mm
2	AS-AS joint (r=1)	AS-AS	1 mm
3	AS-AS joint (r=2)	AS-AS	2 mm
4	AS-AS joint (r=3)	AS-AS	3 mm
5	AS-AS joint (r=4)	AS-AS	4 mm
6	AS-AS joint (r=5)	AS-AS	5 mm
7	RS-RS joint (r=5)	RS-RS	5 mm
8	Single-run joint	(AS-RS)	—

Remarks: *1) refer to Fig.3-7, *2) distance between weld centers of first and second pass.

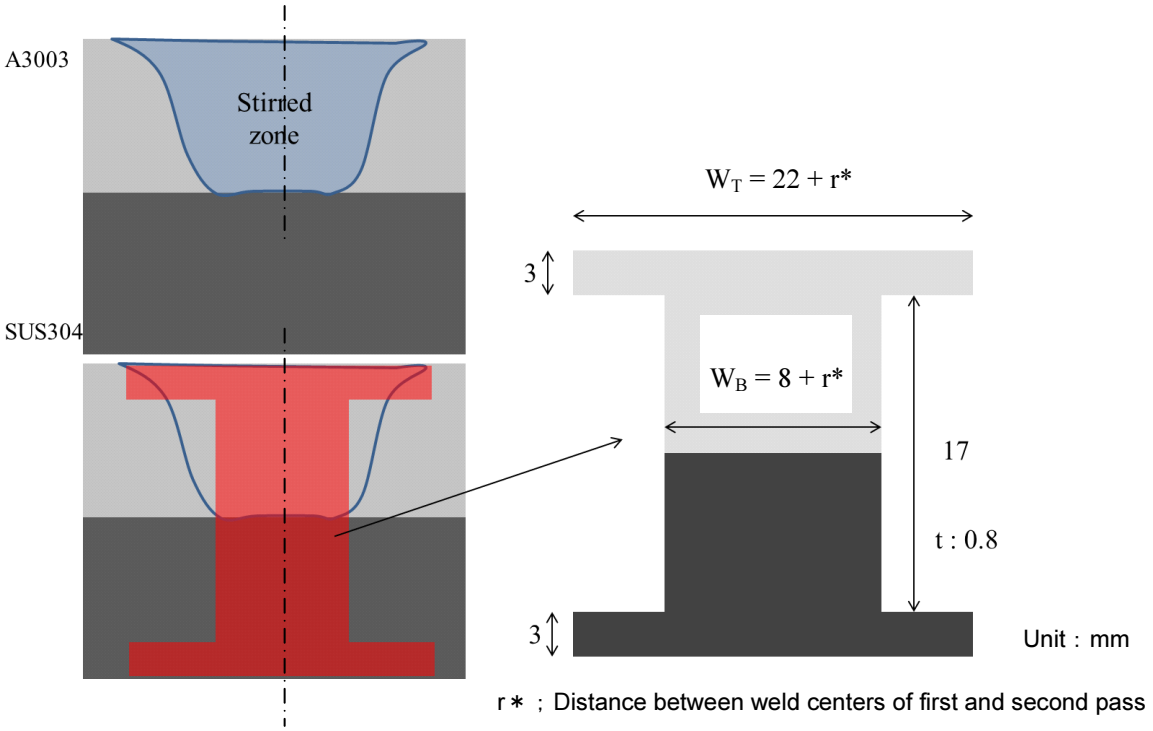


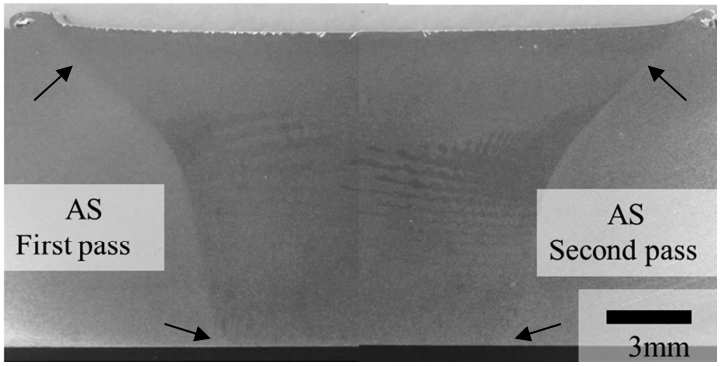
Fig.3-8 Shape and dimensions of the specimen for tensile tests.

3.3.2　実験結果

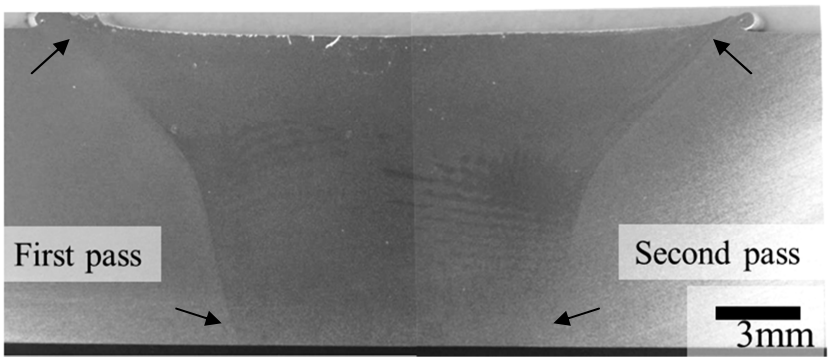
(1) 断面組織観察

ダブルパスFSWにより作製した6種類のAS-AS継手(r=0,1,2,3,4,5)と1種類のRS-RS継手(r=5)の断面マクロ組織写真を ***Fig.3-9*** に示す。各組織写真には、ビード側(上方)と接合界面側(下方)における攪拌領域(SZ)の境界部に矢印を記した。

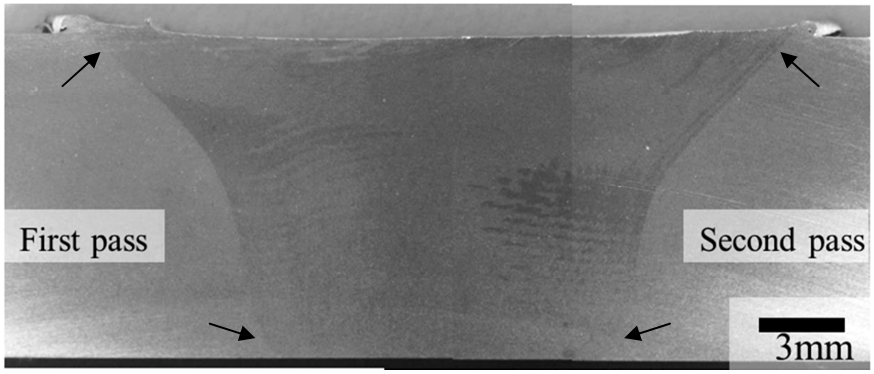
何れの攪拌領域(SZ)についても、割れや空洞等の欠陥は認められなかった。また、ファーストパスとセカンドパスにおける接合中心間距離rが増加するに従い、SZの幅も増加していることが確認された。



(a)　AS-AS joint　(r=0)

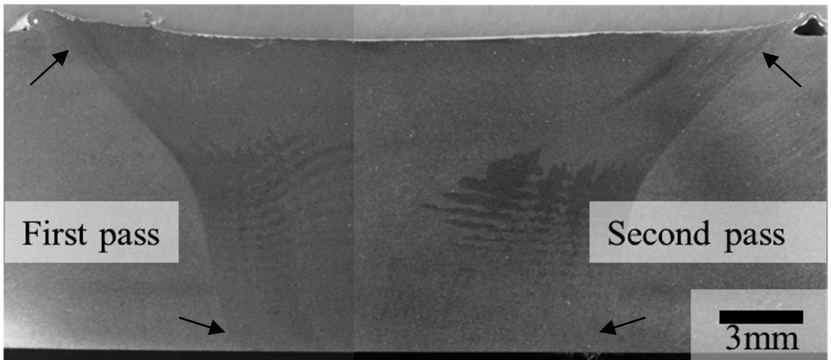


(b)　AS-AS joint　(r=1)

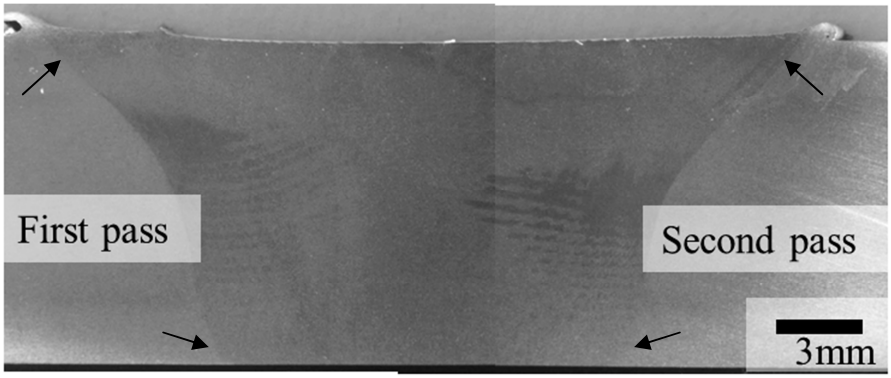


(c)　AS-AS joint　(r=2)

Fig.3-9 Cross sectional macrostructures of the double-run A3003/SUS304 lap FSWed joints.

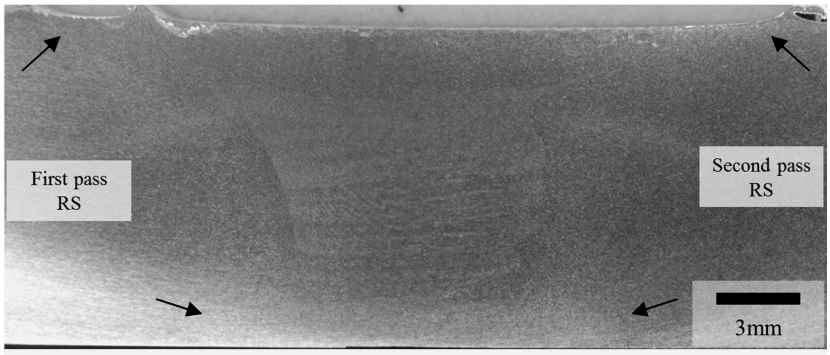


(d) AS-AS joint (r=3)



(e) AS-AS joint (r=4)

(f) AS-AS joint (r=5)



(g) RS-RS joint (r=5)

Fig.3-9 Continued.

ここで、単パス FSW 継手の断面マクロ組織では、SZ の境界が AS では明瞭であったが、RS ではやや不明瞭であった。今回作製したダブルパス FSW 継手では、AS-AS 継手の SZ 境界は何れの場合（r=0～5）も、***Fig.3-9(a)～(f)***に示すように両側共に明瞭であった。一方、RS-RS 継手の SZ 境界は、***Fig.3-9(g)***に示すように両側共に不明瞭であった。また、この組織写真では、セカンドパスによる AS の境界が、写真中央やや左側で明瞭に確認できた。

以上のことから、ダブルパス FSW によって攪拌領域（SZ）の両端における非対称性が改善されたことが、断面組織観察により確かめられた。

(2) 継手強度試験

断面組織観察を実施した合計 7 種類のダブルパス FSW 継手の引張試験結果を、2.3.3 項の単パス FSW 継手における剥離強度（Z）と比較して、***Fig.3-10*** に示す。ここで、引張強度は第2章と同じ単位接合長当りの破断荷重（N/mm）と、単位面積当りの同荷重（MPa）の二つの単位で整理した。

Fig.3-10(a)から、ダブルパス FSW 継手の強度（N/mm）は、AS-AS 継手において接合中心間距離 r の増加に従い、増加することが確認された。したがって、AS-AS 継手（r=5）で最も高い強度が得られ、単パス継手の 1.64 倍となった。この値は、試験片寸法 W_B が 1.63 倍となっていることから妥当な値であると考えられる。

これに対して、AS-AS 継手（r=0）では、単パス継手よりも 13%程度低い強度となった。更に、RS-RS 継手（r=5）では、単パス継手に対して 1.27 倍に強度が増加したものの、接合中心間距離 r が同じ AS-AS 継手（r=5）と比較して、30%程度低い値であった。これらの理由については、次項で考察を行う。

一方、***Fig.3-10(b)***から、ダブルパス FSW 継手の強度（MPa）は、AS-AS 継手において接合中心間距離 r が 2mm 以上となると 115MPa 程度でほぼ一定となった。この値は A3003 母材の強度（125MPa）より僅かに低い値であった。3.3.2(3)で後述するように、接合領域の両端部には低強度な領域を含むため、妥当な結果であると考えられる。

以上のことから、ダブルパス FSW では、AS-AS 継手の形態で r を 2mm 以上（2≦r≦5）にすることが有効であることが明らかとなった。なお、本研究におけるダブルパス FSW では、r を 6.8mm 程度（6.6～7.0）以上とすると、接合領域の中央に未接合部が発生する可能性がある。

また、継手引張試験における破断後の試験片状況を ***Fig.3-11*** に示す。***Fig.3-11(a)***,***(b)***および***(g)***の AS-AS 継手（r=0,1）と RS-RS 継手（r=5）では、接合部中央で A3003 と SUS304 が界面破断する領域が認められた。この界面破断した領域の面積は、AS-AS 継手（r=0）＞AS-AS 継手（r=1）＞RS-RS 継手（r=5）の順に大きくなり、***Fig.3-10(a)***における継手強度が低い順序であった。なお、AS-AS 継手（2≦r≦5）において、r の増加と共に継手強度が増加する理由は、SZ の拡大に伴い、A3003 破断する領域も増加するためと考えられる。

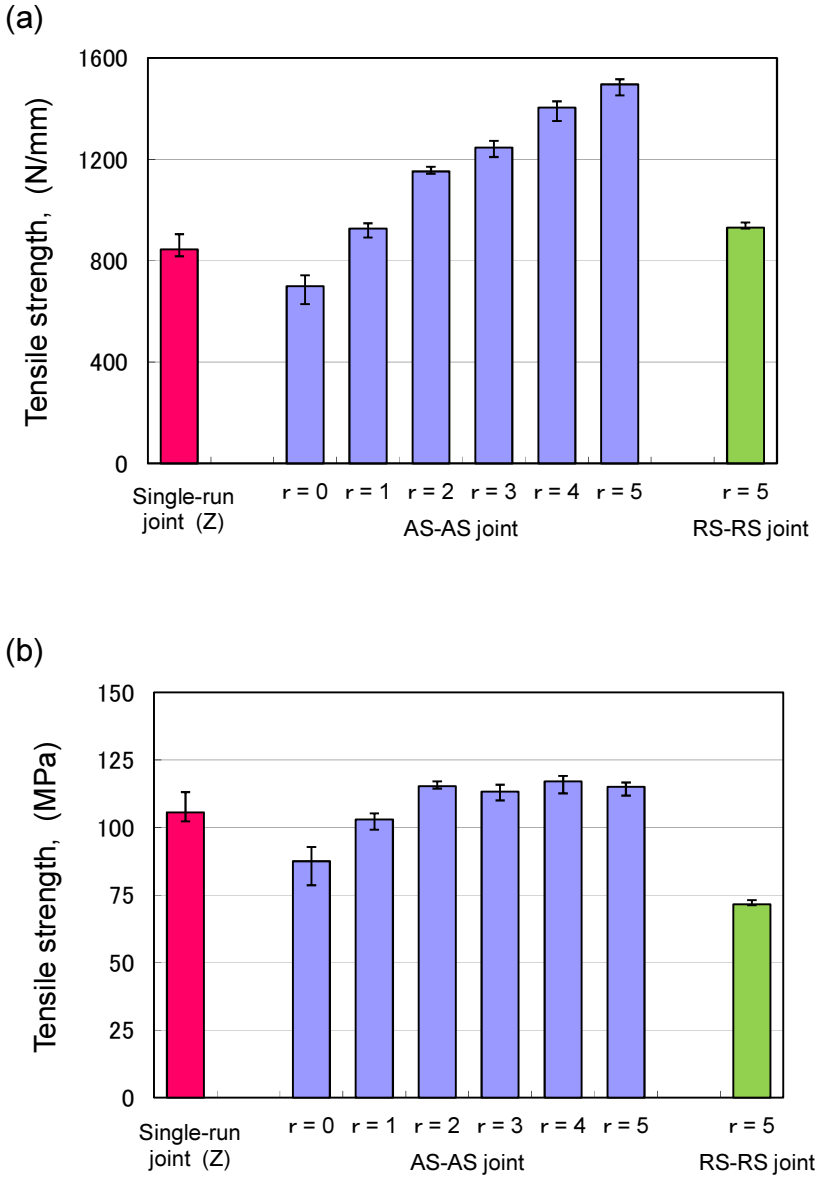
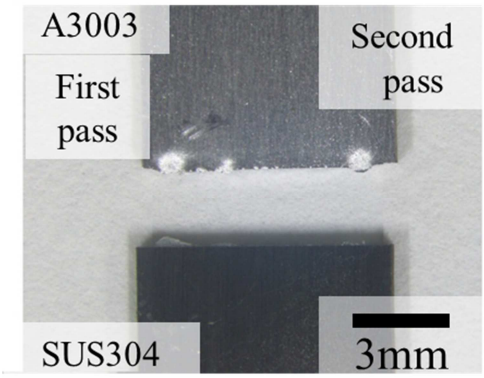


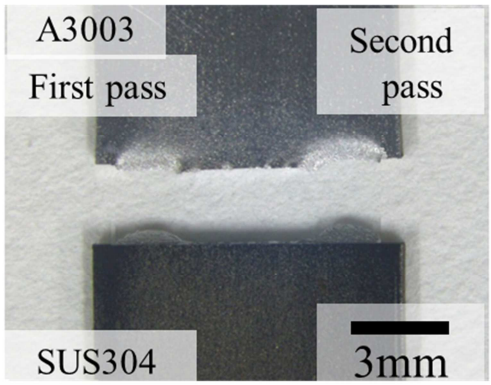
Fig.3-10 Tensile test results of the double-run A3003/SUS304 lap FSWed joints and the single-run joint (Z) in Fig.2-5: (a) tensile strength per unit weld length, (b) tensile strength per unit area.

(a)



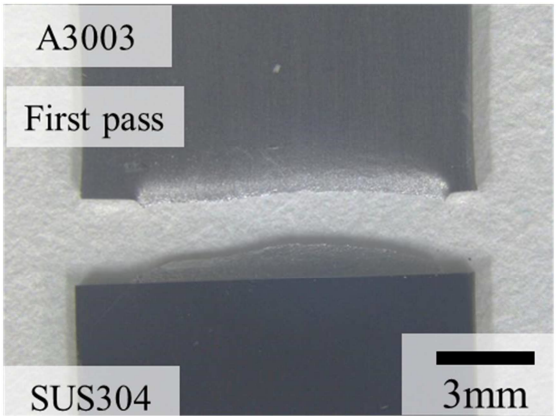
・AS-AS joint (r=0)

(b)



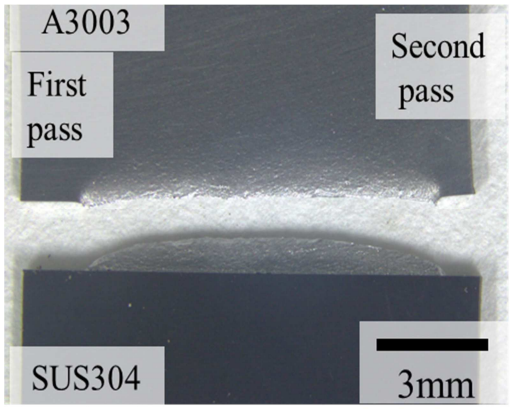
・AS-AS joint (r=1)

(c)



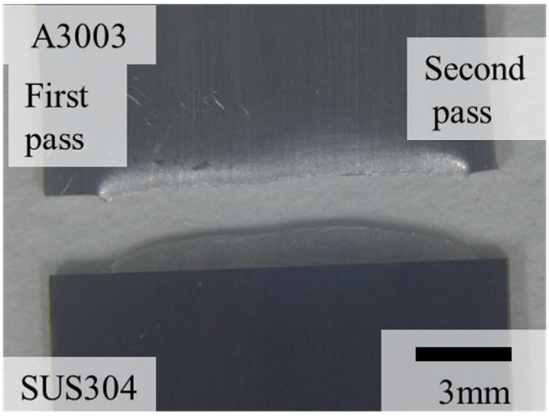
・AS-AS joint (r=2)

(d)



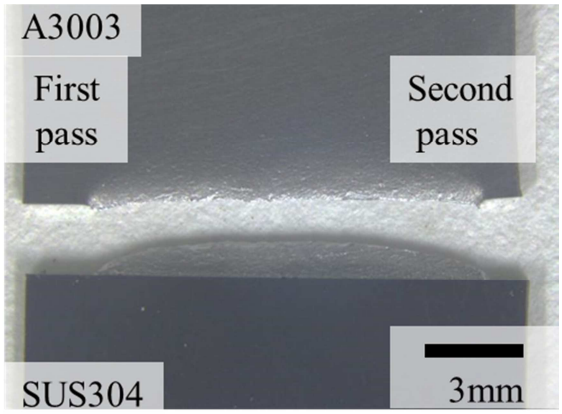
・AS-AS joint (r=3)

(e)



・AS-AS joint (r=4)

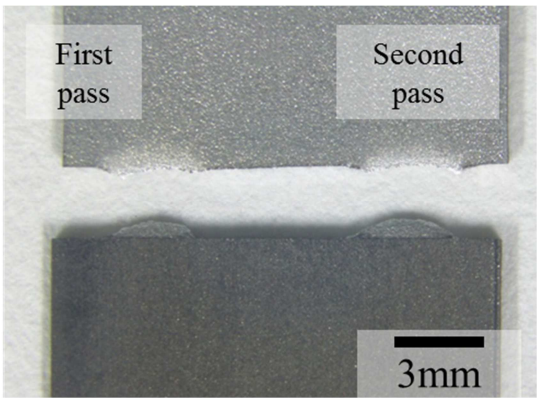
(f)



・AS-AS joint (r=5)

F***ig.3-11*** Fracture positions of the double-run A3003/SUS304 lap FSWed joints: (a) to (f) mean r=1 to 5 of AS-AS joint, (g) means r= 5 of RS-RS joint.

(g)



・RS-RS joint (r=5)

F***ig.3-11*** Continued.

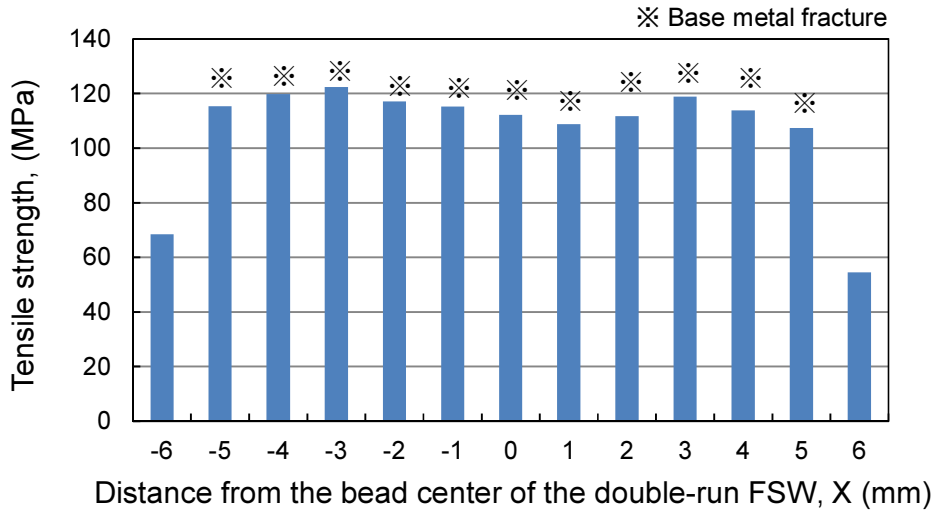
(3) 接合部微小領域の強度特性

接合中心間距離 r が共に 5mm の AS-AS 継手と RS-RS 継手に関して、接合領域の強度分布を調査した。座標軸は第2章と同様とし、ファーストパスとセカンドパスの接合中心の中点を X 軸の原点（X=0）とした。結果を ***Fig.3-12*** に示す。

AS-AS 継手（r=5）では、X が-6 から+6 の幅 13mm の領域で接合が達成されていた。その殆どの領域（-5≦X≦5）において、A3003 破断となる良好な結果が得られた。また、接合領域の両端部（X=±6）は 60MPa 前後の低い強度を示す強度漸増部であった。

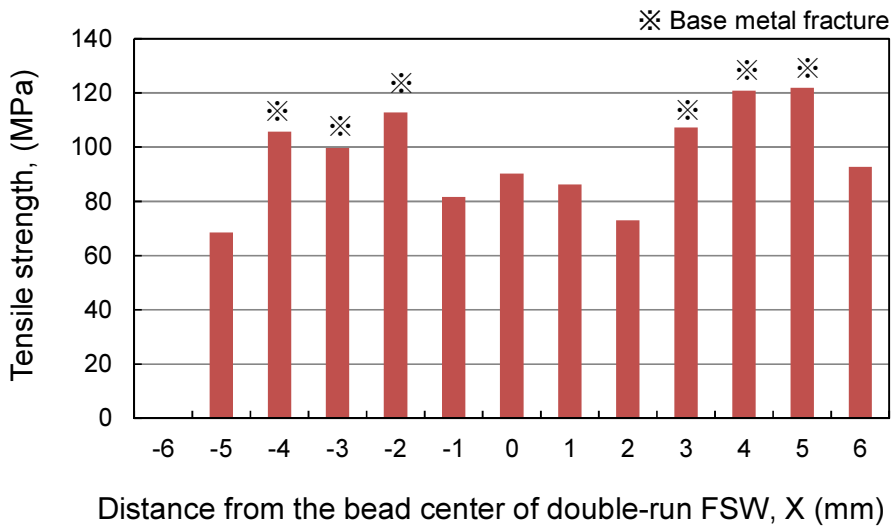
一方、RS-RS 継手（r=5）では、X が-5 から+6 の幅 12mm の領域で接合が達成されていたものの、接合部中央（-1≦X≦+2）では A3003 と SUS304 が界面破断し、低強度であった。A3003 破断となる良好な接合が行われた領域は、その外側の-4≦X≦-2 と3≦X≦5 の2つの狭い領域に限定された。これらは、***Fig.3-10*** および ***Fig.3-11(f),(g)***の継手引張試験の結果と良く一致し、これを裏付ける結果となった。

(a)



・AS-AS joint (r=5)

(b)



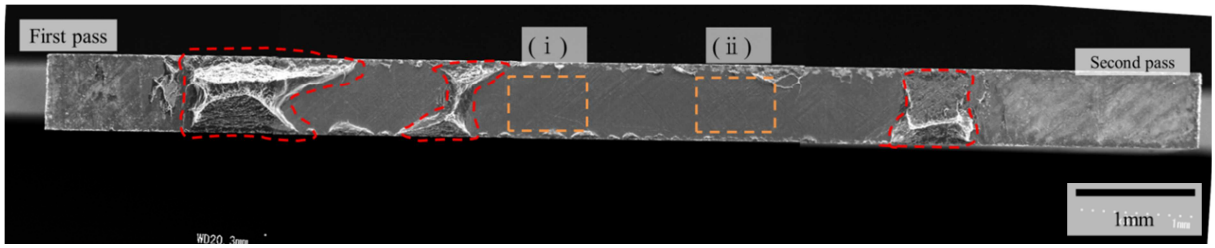
・RS-RS joint (r=5)

Fig.3-12 Tensile strength of double-run A3003/SUS304 lap FSWed joint obtained from micro-tensile test: (a) AS-AS joint (r=5),(b) RS-RS joint (r=5).

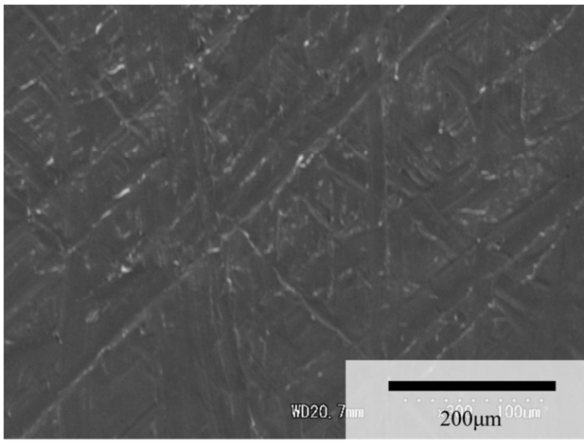
3.3.3　引張強度方向依存性の改善に関する考察

AS-AS 継手で接合中心間距離 r が 0 と 1 の引張試験において、接合部中央で A3003 と SUS304 が界面破断した領域が認められた。これらの試験片における SUS304 側の破面を ***Fig.3-13*** に示す。***Fig.3-13(a),(d)***は各試験片の全体写真であり、赤い点線で囲んだ部分は、A3003 で破断した領域である。r が 0 から 1 に増加したことにより、A3003 破断部が増加したことが分かる。その他の図は、***(a)***および***(d)***における各領域の拡大図である。

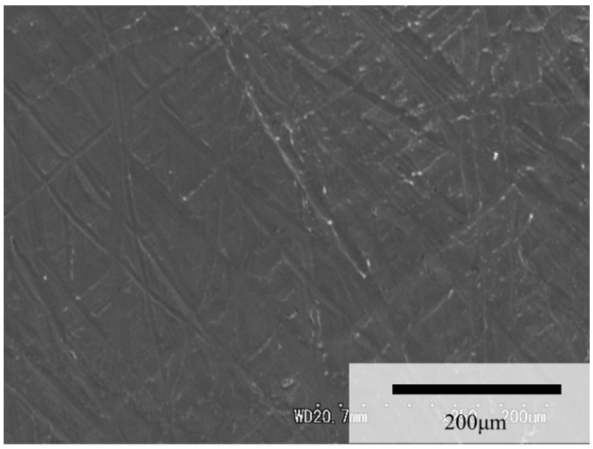
Fig.3-13(b),(c)では、SUS304 の表面に様々な方向の凹凸が認められた。今回の FSW では、前進角を 1.5°　つけて施工を行うため、各パスの接合中心（Weld center：以降、WC と記す）付近においてツールが SUS304 界面に最も強く接触すると考えられる。AS-AS 継手（r=0）では、ファーストパスとセカンドパスが同じ経路を逆方向に通るため、ファーストパスで強固に接合された WC 近傍の領域が、逆方向からのセカンドパスにより剥ぎ取られてしまい、低強度の界面破断になったと推察される。拡大図***(b),(c)***で認められた複数の凹凸は、ファーストパスとセカンドパスにおいて、2つの方向からツールが SUS304 と接触した痕跡であると予想される。



(a) AS-AS joint (r=0)

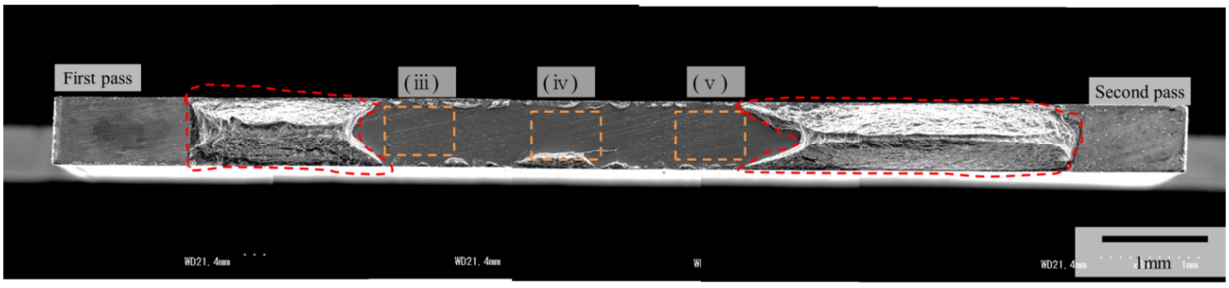


(b) Magnified view region (i)

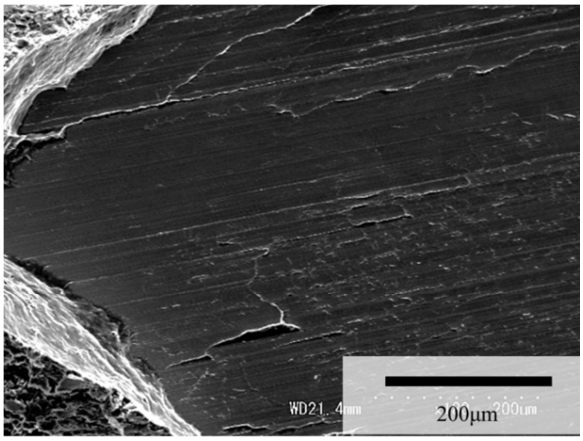


(c) Magnified view region (ii)

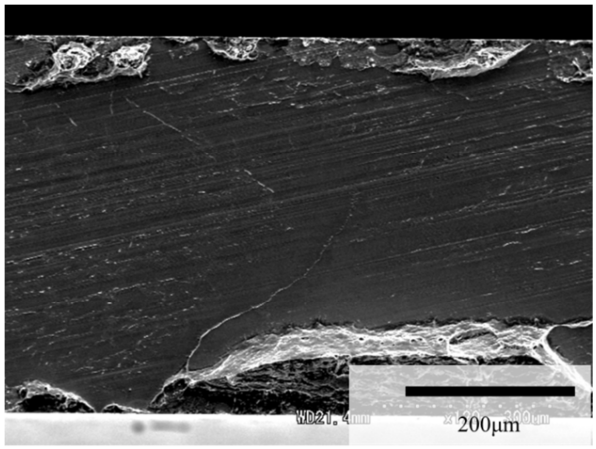
Fig.3-13 Fracture surfaces of SUS304 side of the AS-AS joint after tensile test.



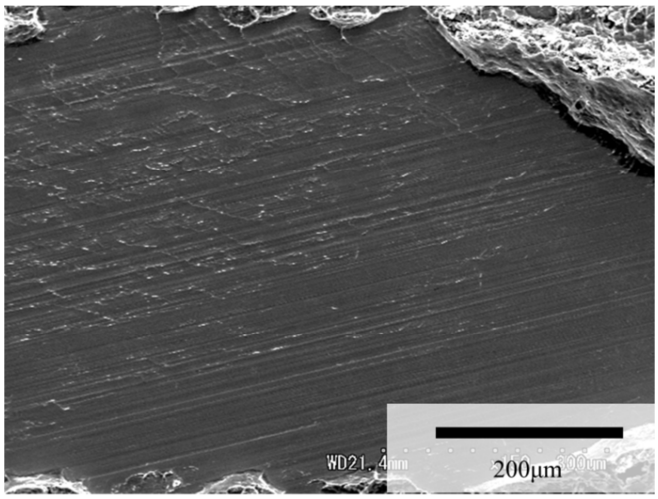
(d)AS-AS joint (r=1)



(e) Magnified view region (iii)



(f) Magnified view region (iv)



(g) Magnified view region (v)

Fig.3-13 Continued.

また、AS-AS 継手（r=1）では、ファースパスとセカンドパスの経路が 1mm ずれるため、ツールが SUS304 界面に最も強く接触する部分が 1mm ずれることと、接合領域が外側へ 1mm 広がるため、A3003 破断する良好な接合領域が増加したものと推察される。ただし、接合部中央では、AS-AS 継手（r=0）の場合と同様に、ファーストパスで強固に接合された WC 近傍の領域が、逆方向からのセカンドパスにより剥ぎ取られてしまうため、拡大図***(e)***,***(f)***,***(g)***に見られるような界面破断になったと推察される。なお、ファーストパスの WC に、セカンドパスの WC が重ねられた領域を、［WC+WC］領域と記すこととする。

更に、RS-RS 継手（r=5）において、接合部中央で界面破断となった微小引張試験片の SUS304 側の破面を ***Fig.3-14*** に示す。これらの破面では、起伏の大きい複数の凹凸が認められた。この部分は、ファースパスの AS 上に、セカンドパスの AS が重ねられた領域である。以降、この領域を［AS＋AS］領域と記す。AS はツールの回転方向と接合方向が同じであるため、WC や RS に比べて、接合中の攪拌力が大きいことが第2章の結果から分かっている。このため、AS-AS 継手（r=0,1）の［WC+WC］領域と同様に、RS-RS 継手の［AS＋AS］領域では、ファーストパスで強固に接合された領域が、逆方向からのセカンドパスにより剥ぎ取られてしまい、低強度な界面破断になったと推察される。

以上のことから、ダブルパス FSW では、1)接合中心間距離 r が小さい場合（0≦r≦1）の AS-AS 継手における接合中心の重なり部（［WC+WC］領域）、や 2) RS-RS 継手における AS と AS の重なり部（［AS＋AS］領域）で、低強度な界面破断となる領域が形成されると考えられる。

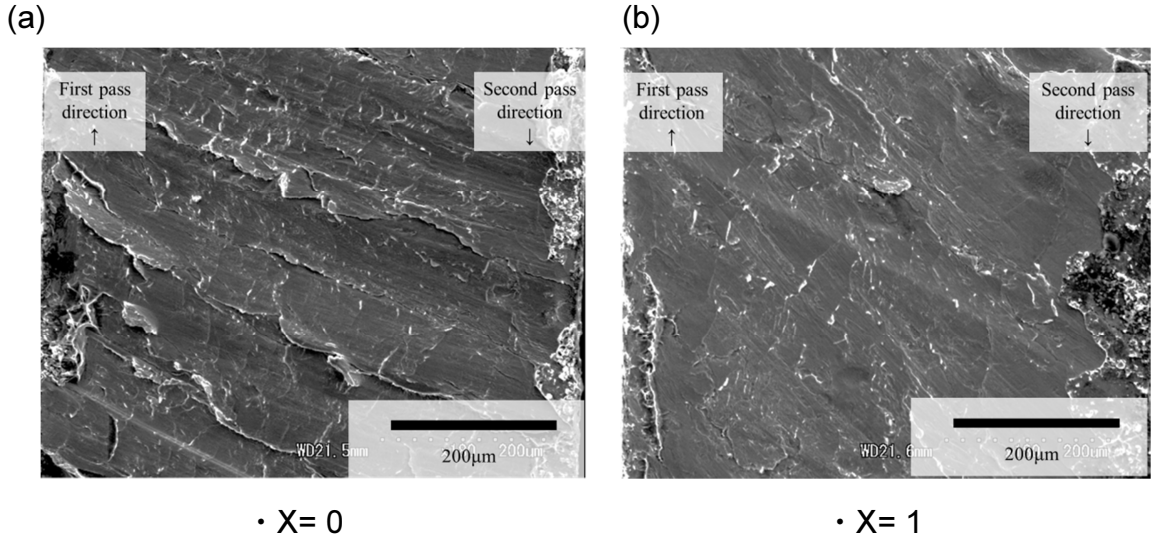


Fig.3-14 Fracture surfaces of SUS304 side of the RS-RS joint (r=5) after micro-tensile tests: (a) and (b) show the specimens of X=0 and 1 shown in Fig.3-12(b) respectively.

3.4　結言

本章では、A3003/SUS304 重ね FSW 継手の引張強度方向依存性について、検討を行った。得られた結果を以下に示す。

(1) 横せん断試験の引張強度方向依存性について、その発生メカニズムを数値解析を用いて明らかにした。横せん断試験では、引張（可動）側の A3003 とは反対側の接合界面の端点 F に、開き型（モード Ｉ）の引張応力が発生し、この部分から破壊が開始することが確かめられた。ここで、第2章の結果から A3003/SUS304 重ね FSW 継手は、接合方向に対して左右非対称な強度特性を持つことが分かっている。したがって、この部分が高強度な前進側（AS）の場合には高強度に、逆に低強度な後退側（RS）の場合には、低強度になることを明らかにした。

(2) 同継手の引張強度方向依存性を改善する方法として、2 回の重ね FSW 施工における両パスの接合領域を半分未満で重複させたダブルパス FSW 法が、有効であることを確認した。

(3) ダブルパス FSW では、接合領域の両端が共に AS となる AS-AS 継手の形態で、接合中心間距離 r を 2mm 以上とすること（2≦<r≦5）が、継手強度の向上に有効であることが分かった。

(4) ダブルパス FSW において、1)ファーストパスにおける接合領域の前進側（AS）上に、セカンドパスの前進側（AS）を重ねること（［AS＋AS］領域）や 2)ファーストパスにおける接合中心（WC）上に、セカンドパスの接合中心（WC）を重ねること（［WC+WC］領域）は、この部分の接合強度を低下させてしまうことが分かった。

第４章　A3003/SUS304 重ね FSW 界面の溶接熱履歴による影響評価

4.1　緒言

これまで A3003/SUS304 重ね FSW 継手に関して、接合のままの継手特性を明らかにしてきた。同継手を一般構造物の部位として使用するためには、アーク溶接等の熱履歴を受けて使用されることが予想される。したがって、同継手の熱履歴による影響についても、明らかにすることが必要であると考えられる。

そこで、本章では A3003/SUS304 重ね FSW 部を様々な条件で熱処理し、このときの界面特性の変化を明らかにした。また、同部に実際に作用しうる溶接熱履歴の程度についても検討を行った。

4.2　A3003/SUS304 重ね FSW 界面の熱影響に関する検討

4.2.1　供試材料と実験方法

本章で用いた供試材料は、第2章と同じである。作製した A3003/SUS304 重ね FSW 継手に対して、小型電気炉（光洋サーモシステム）を用いて、温度 723～873K（450～600℃）、時間 60～3600sec の範囲で数種類の熱処理を行った。以降、温度 823K、時間 1800sec の条件で熱処理した試験片を、（823K-1800s）試験片のように記すこととする。

これらの試験片を接合方向に垂直な断面で切断し、ダイヤモンドペーストで研磨後、マクロおよび SEM 組織観察を実施した。ここで、マクロ観察では塩化鉄Ⅱ液で腐食処理を行い、SEM 観察では腐食処理を行わなかった。

4.2.2　実験結果

A3003/SUS304 重ね FSW 継手の断面マクロ組織の例を ***Fig.4-1*** に示す。***Fig.4-1(a)***は、FSW 後に熱処理を行っていない接合のまま（FSW のまま）の組織であり、同図***(b)***～***(d)***はそれぞれ FSW 後に熱処理を行った（773K-60s）、（823K-1800s）および（823K-3600s）試験片の組織である。何れの組織においても、攪拌領域（SZ）および接合界面には割れや空洞等の欠陥は認められなかった。ただし、FSW のままの***(a)***と熱処理を行った***(b)***, ***(c)***の組織が、ほぼ同様な様相を呈しているのに対して、***(d)***の（823K-3600s）試験片の組織では、図中に矢印で示した攪拌領域（SZ）上方の AS において結晶粒の粗大化が認められた。

次に、FSW のままの A3003/SUS304 界面の SEM 写真を ***Fig.4-2*** に、各種条件で熱処理を行った同界面の SEM 写真を ***Fig.4-3*** に示す。

Fig.4-2 に示すように、SEM 観察レベルでは FSW のままの A3003/SUS304 接合界面に金属間化合物（IMC）は認められなかった。これに対して、（823K-1800s）試験片では、***Fig.4-3(p)***～***(r)***に示すように厚さ 3μm 程度の明瞭な IMC 層が認められた。この IMC 層は AS から RS に渡って、接合界面のほぼ全域で形成されていた。

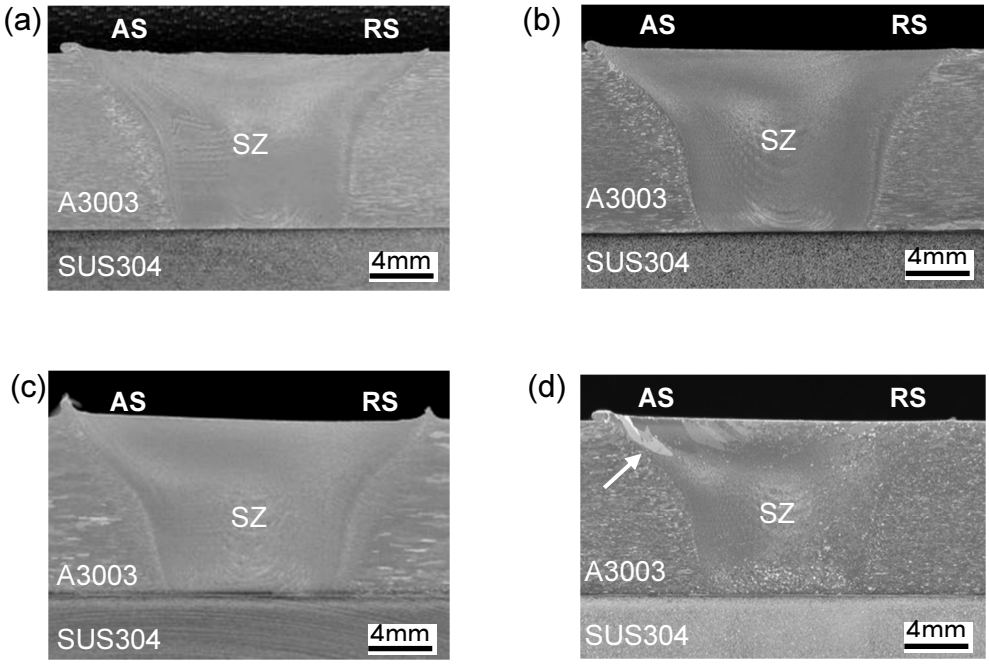


Fig. 4-1 Cross-sectional macrostructures of lap FSWed joints: (a) As FSW, (b)-(d) After heat treatment (773K-60s), (823K-1800s) and (823K-3600s) respectively.

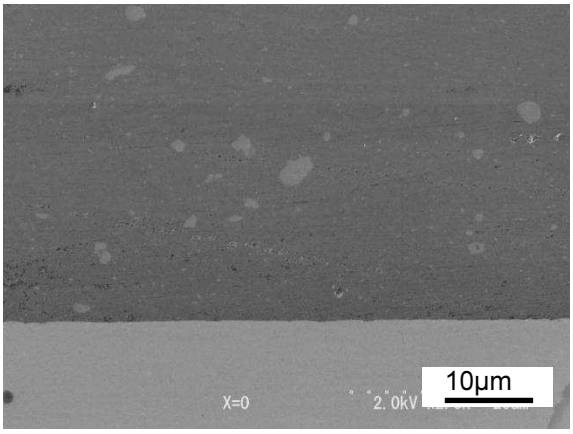
同様に、他の試験片についても A3003/SUS304 界面を詳細に観察した。(723K-60s)および(773K-60s)試験片では、***Fig.4-3(a)～(f)*** に示すように厚さ0.1μm以下のIMCがまばらに点在しており、(823K-60s)試験片および(773K-1800s)試験片では、同図***(g)～(i)***および***(m)～(o)*** に示すように接合部中央から AS の範囲に同 0.4 および 0.6μm 程度の極薄い IMC 層が形成されていた。(723K-900s)および(723K-1800s)試験片の結果を、同図***(s)***および***(t)***に示すが、まばらな IMC が点在していた。一方、(773K-300s)試験片、(773K-3600s)および(823K-3600s)試験片の結果を、同図***(u)～(w)***に示すが、それぞれ厚さ 0.5、1.2 および 3.2μm 程度の IMC 層が形成されていた。

また、Al 合金の融点近傍となる 873K(600℃)で熱処理を行った(873K-60s)試験片の結果を、***Fig.4-3(j)～(l)***に示す。接合部中央では薄い IMC 層が観察されると共に、A3003 側に複数のボイドが認められた。このボイドは RS においても確認され、ボイド形成のメカニズムは不明であるが、823K 以下の条件で熱処理した試験片では認められていないことから、A3003 の融点近傍に曝されたことが影響しているものと推察される。

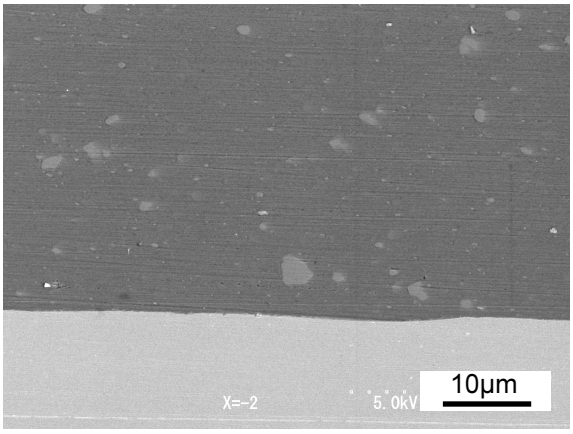
更に、(853K-1800s)試験片の断面マクロおよびミクロ組織写真を ***Fig.4-4*** に示す。なお、この熱処理条件では、試験片切り出し時に A3003/SUS304 接合界面が剥離したため、切り出した試験片を樹脂埋めして、組織観察に供した。***Fig.4-4(a)***のマクロ組織では、攪拌組織(SZ)の結晶粒径が粗大化しており、その程度は前述した ***Fig.4-1(d)***の(823K-3600s)試験片よりも大きかった。同図(***e***)および(***f***)は、それぞれ接合中心(X=0)および接合中心から RS へ 4mm ずれた位置(X=4)の SUS304 側のミクロ組織である。SUS304 界面の上方に 4～6μm 程度の IMC 層が認められ、内部にき裂が発生している箇所も認められた。一方、同図(***c***)および(***d***)は、それぞれ(***e***)および(***f***)とほぼ同位置における A3003 側のミクロ組織である。A3003 側の界面では、凹凸が非常に大きくなっているものの、IMC 層は認められなかった。また、同図(***b***)は接合中心から RS へ 10mm ずれた未接合位置(X=10)の SUS304 界面である。この部分には IMC 層は認められなかった。これらのことから、試験片の剥離は成長した IMC 層と A3003 の間で生じたものと考えられる。

Table 4-1 に、各種熱処理条件とこのとき観察された IMC 厚さの関係をまとめる。ここで、観察された IMC は、点状や層状のように形態の異なるものが混在し、なおかつ AS や RS の観察位置によっても厚さが異なっていた。このため本表では、接合中央(X=0)と、そこから 15μm 間隔で AS および RS 方向へそれぞれ 2 ケ所離れた合計 5 ケ所の位置における IMC 厚さを計測し、その平均値を IMC 厚さとして整理した。なお、試験片切り出し時に界面が剥離した(853K-1800s)試験片については、き裂を含み正確な IMC 厚さが計測できなかったため、本表に加えなかった。

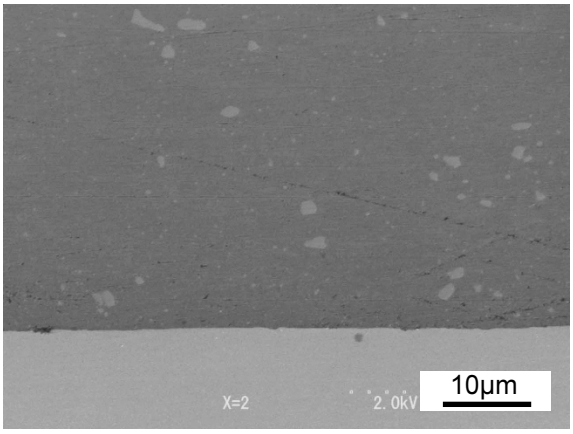
以上のことから、A3003/SUS304 重ね FSW 界面は、接合後に熱履歴を受けることで、SEM 観察レベルで計測可能な IMC が形成・成長し、界面強度が低下(剥離)することが確かめられた。



(a) as FSW (X=0; weld center)

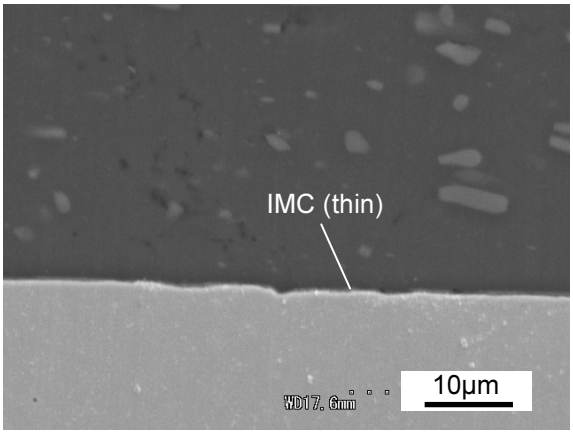


(b) as FSW (X=-2; AS)

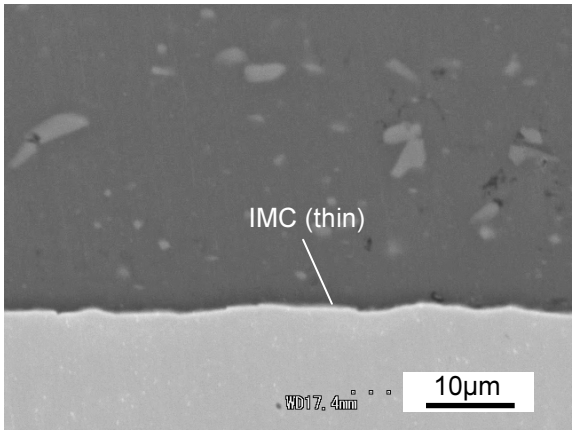


(c) as FSW (X=2; RS)

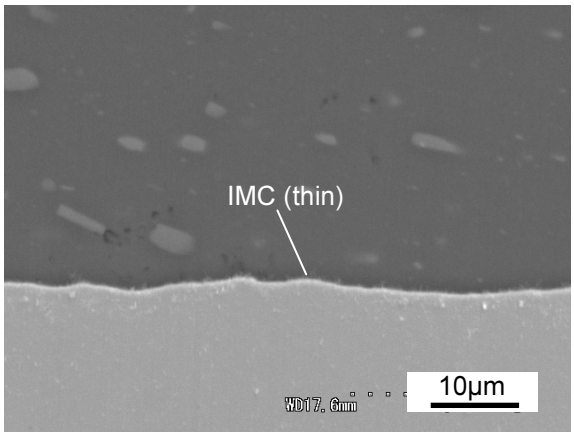
Fig.4-2 SEM images of the A3003/SUS304 FSWed interface as weld.



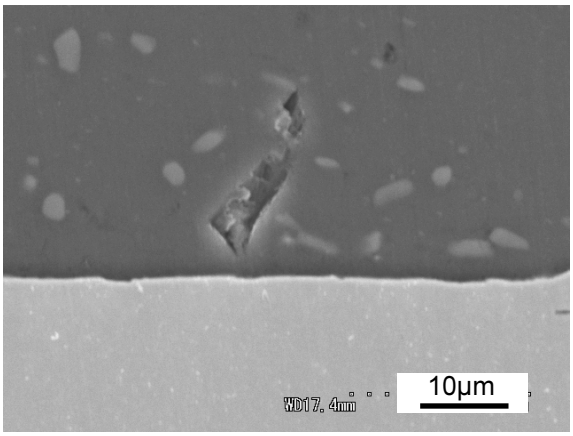
(a) 723K-60sec (X=0; weld center)



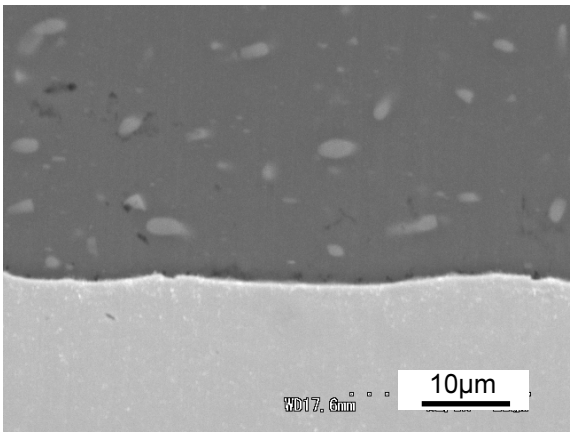
(d) 773K-60sec (X=0; weld center)



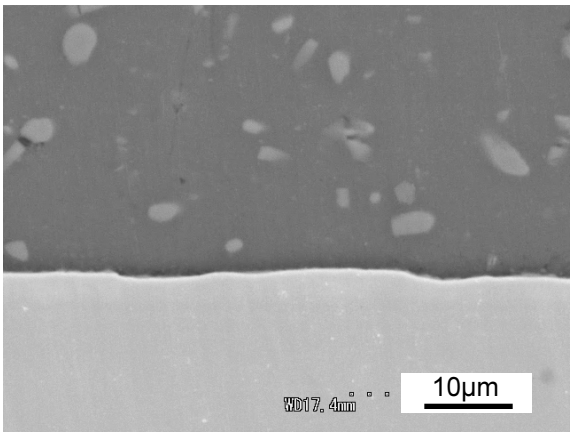
(b) 723K-60sec (X=-2; AS)



(e) 773K-60sec (X=-2; AS)

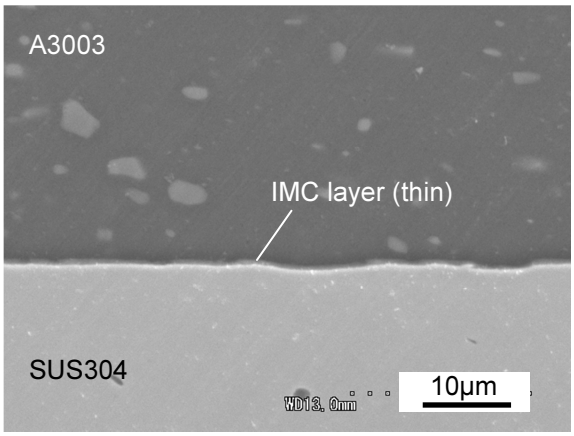


(c) 723K-60sec (X=2; RS)

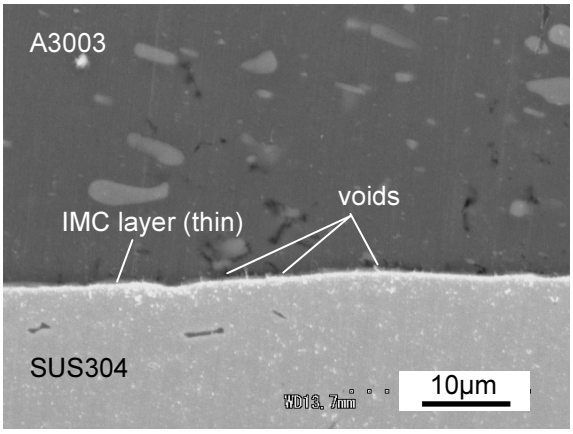


(f) 773K-60sec (X=2; RS)

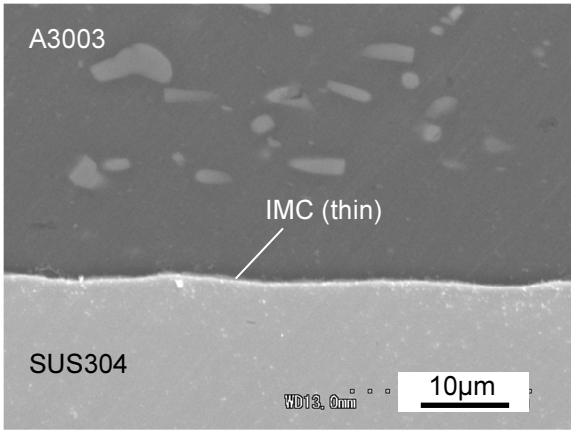
Fig.4-3 SEM images of the A3003/SUS304 FSWed interface after heat treatment: (723K-60sec, 773K-60sec).



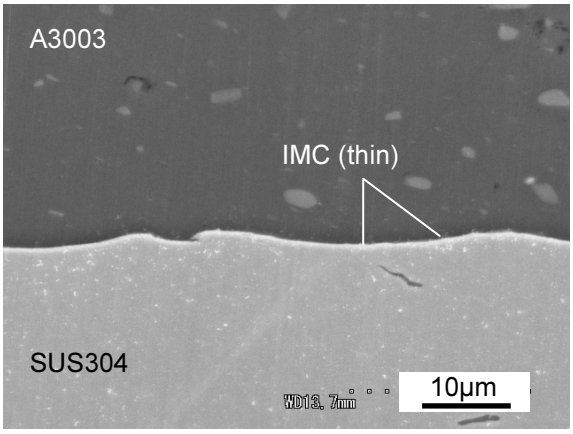
(g) 823K-60sec (X=0; weld center)



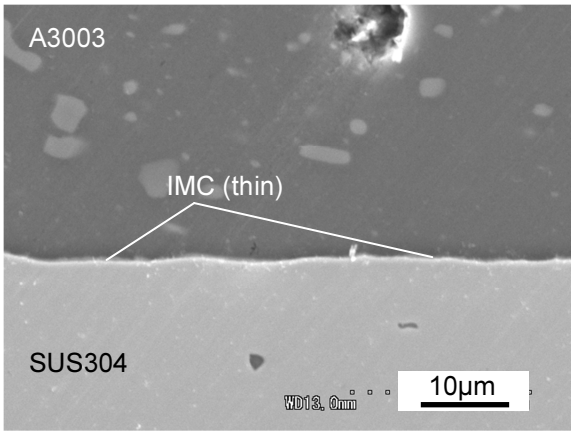
(j) 873K-60sec (X=0; weld center)



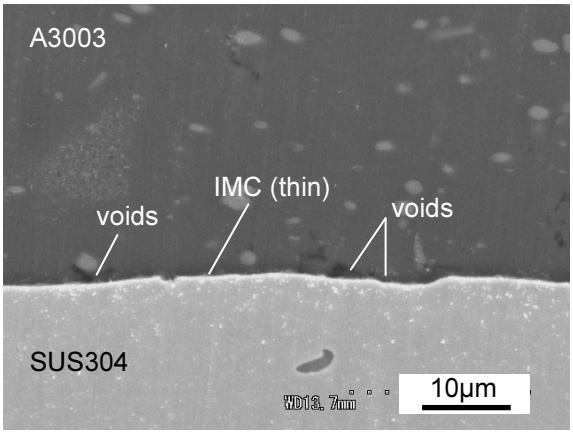
(h) 823K-60sec (X=-2; AS)



(k) 873K-60sec (X=-2; AS)

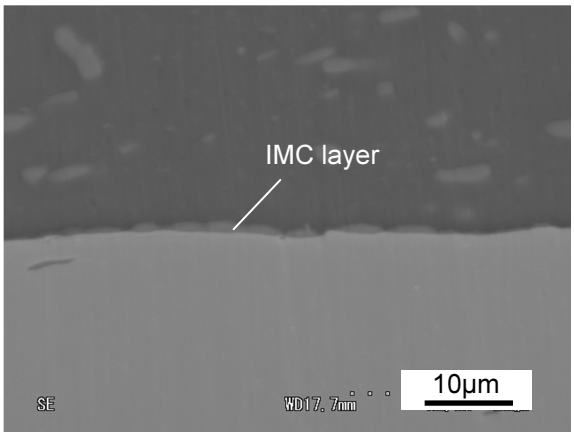


(i) 823K-60sec (X=2; RS)

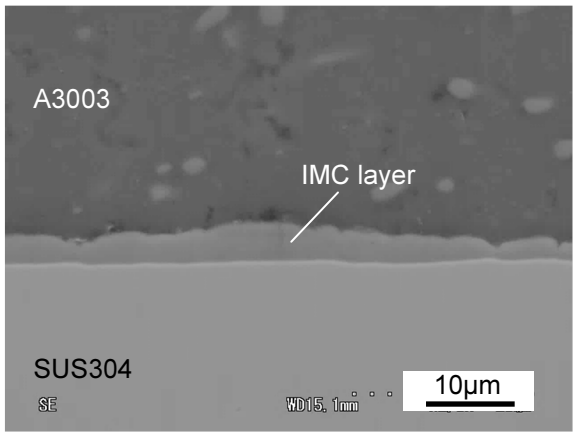


(l) 873K-60sec (X=2; RS)

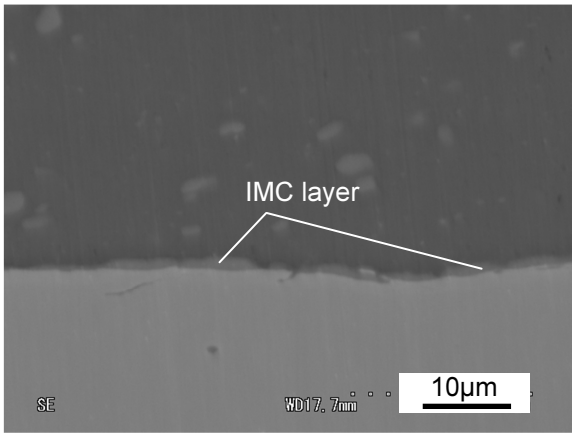
Fig.4-3 Continued: (823K-60sec, 873K-60sec).



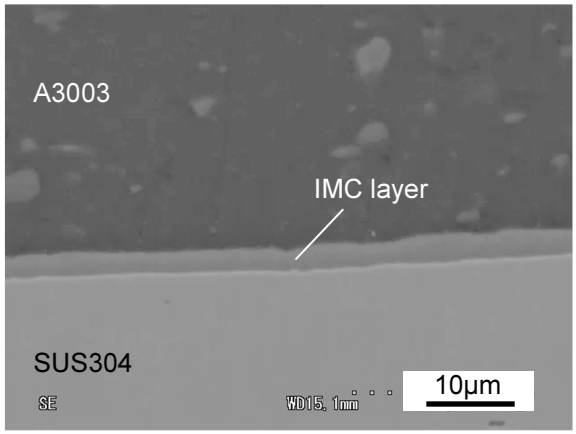
(m) 773K-1800sec (X=0; weld center)



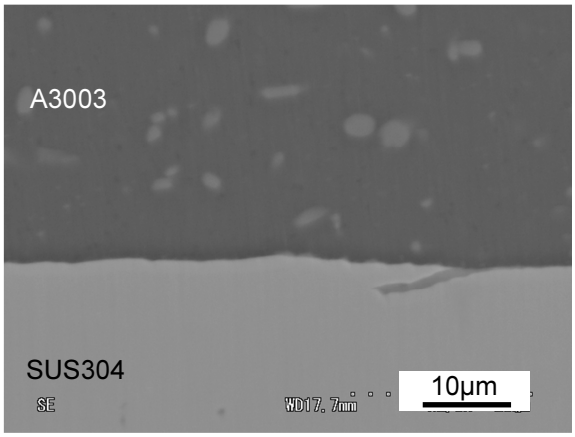
(p) 823K-1800sec (X=0; weld center)



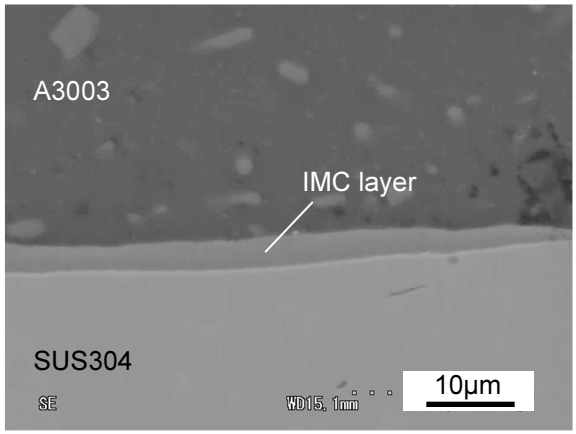
(n) 773K-1800sec (X=-2; AS)



(q) 823K-1800sec (X=-2; AS)

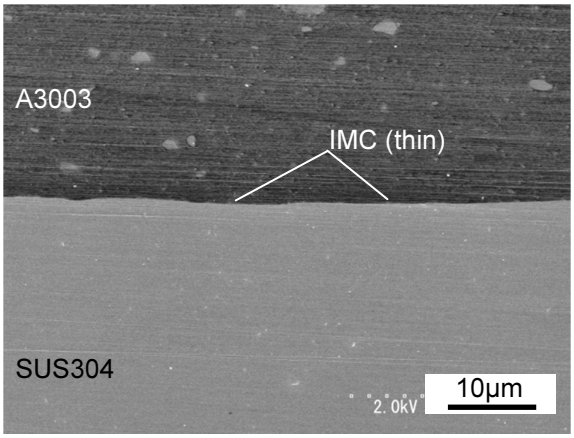


(o) 773K-1800sec (X=2; RS)

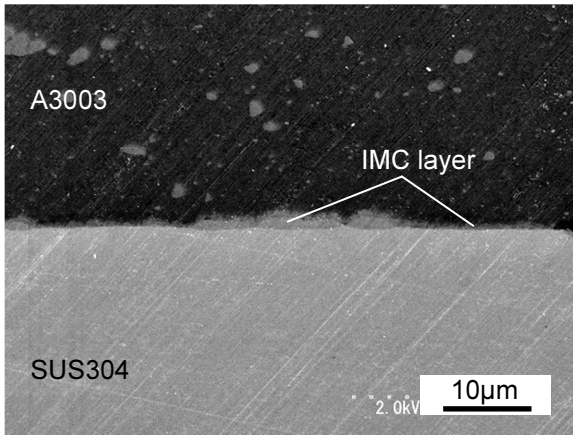


(r) 823K-1800sec (X=2; RS)

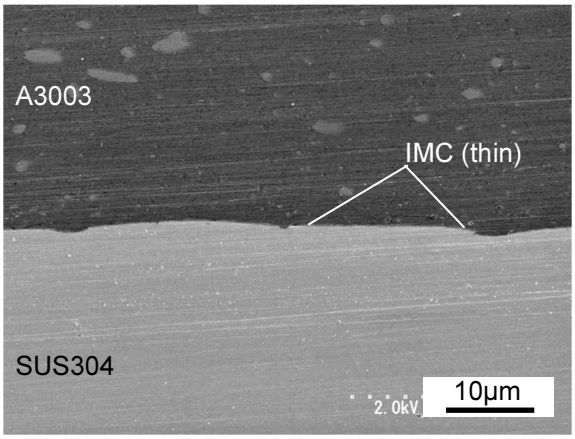
Fig.4-3 Continued: (773K-1800sec, 823K-1800sec).



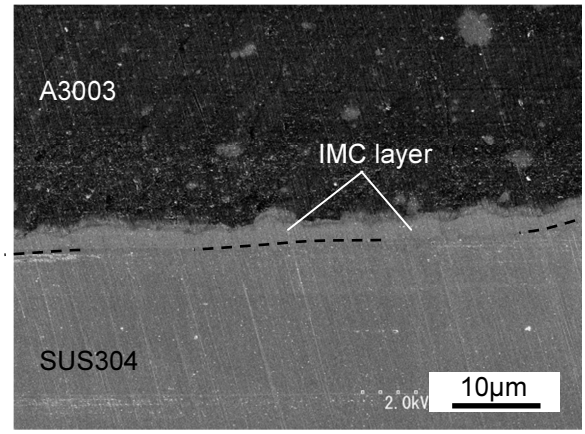
(s) 723K-900sec (X=0; weld center)



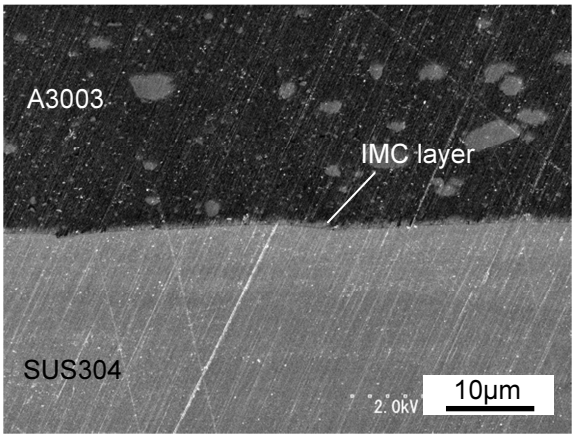
(v) 773K-3600sec (X=0; weld center)



(t) 723K-1800sec (X=0; weld center)



(w) 823K-3600sec (X=0; weld center)



(u) 773K-300sec (X=0; weld center)

Fig.4-3 Continued: (723K-900sec, 723K-1800sec, 773K-300sec, 773K-3600sec, 823K-3600sec).

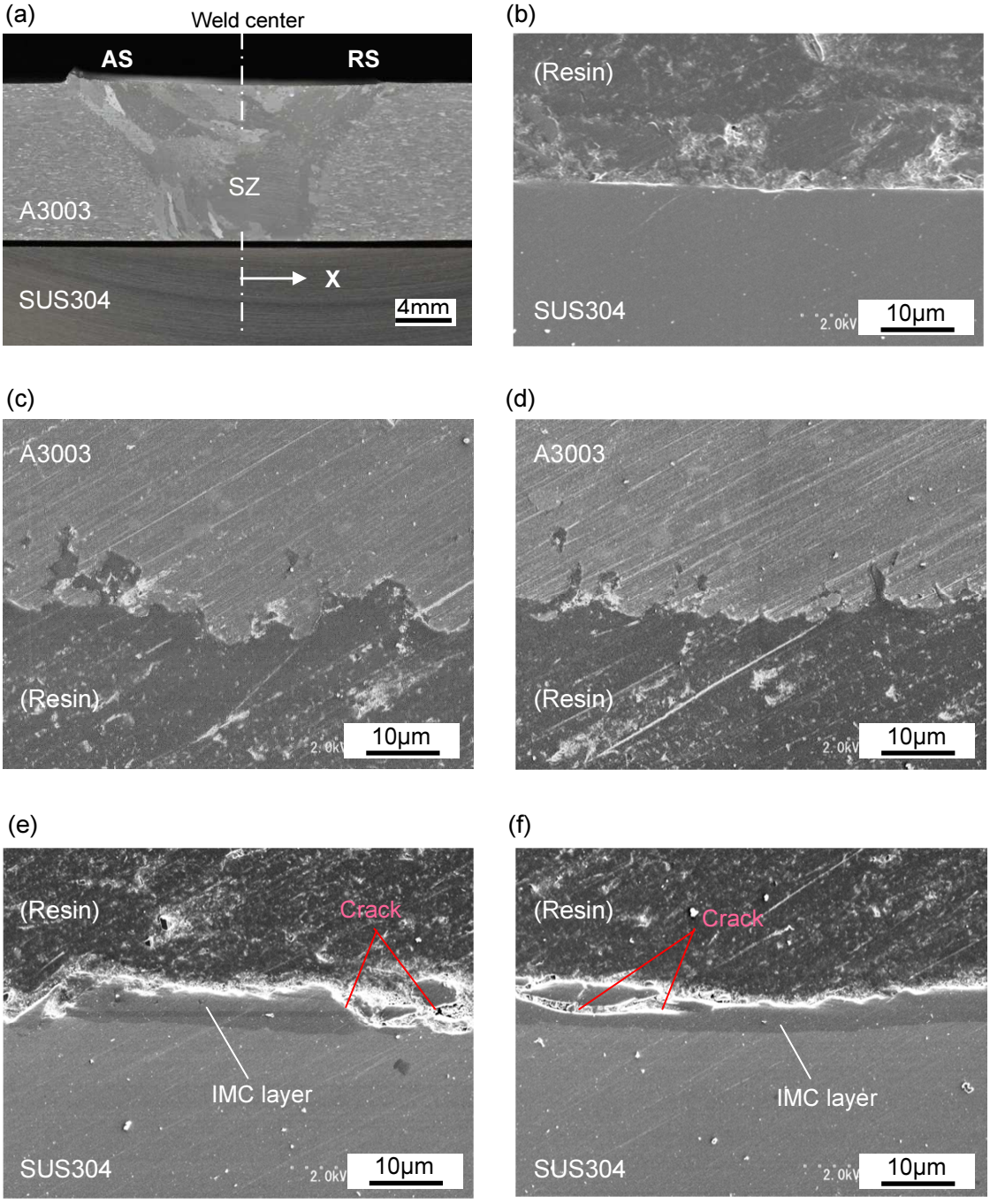


Fig. 4-4 Cross-sectional macro and micro structures of the lap FSWed joint after heat treatment (853K-1800s): (a) macrostructure, (b) SUS304 side (X=10), (c) A3003 side (X=0), (d) A3003 side (X=4), (e) SUS304 side (X=0), (f) SUS304 side (X=4).

Table 4-1 Relationship between heat treatment conditions and IMC thickness.

	Heating temperature T (K)	(℃)	Holding time t (sec)	IMC thickness d (μm)	IMC type (shape)	Remarks
1)	723	(450)	60	0.04（0-0.1）	dots	Fig. 4-3(a)-(c)
2)	773	(500)	60	0.06（0-0.1）	dots	Fig. 4-3(d)-(f)
3)	823	(550)	60	0.42（0.3-0.5）	layer	Fig. 4-3(g)-(i)
4)	723	(450)	900	0.16（0-0.3）	dots	Fig. 4-3(s)
5)	723	(450)	1800	0.28（0-0.4）	dots	Fig. 4-3(t)
6)	773	(500)	300	0.48 (0.3-0.7)	layer	Fig. 4-3(u)
7)	773	(500)	1800	0.64 (0.2-1.2)	layer	Fig. 4-3(m)-(o)
8)	823	(550)	1800	2.98 (1.8-3.5)	layer	Fig. 4-3(p)-(r)
9)	773	(500)	3600	1.16 (0.1-2.3)	layer	Fig. 4-3(v)
10)	823	(550)	3600	3.24 (2.4-3.8)	layer	Fig. 4-3(w)

4.3　溶接熱履歴の推定に関する検討

4.3.1　供試材料と実験方法

本章で用いた供試材料は、第2章と同じである。A3003 は板厚 11mm の受入れのままの展伸材で、寸法 380×100×t11mm に加工した。一方、SUS304 は上下面を機械加工により平坦かつ平滑に仕上げた板厚 20mm のもので、寸法 380×100×t20mm に加工した。

実験は、Ⅰ)A3003 板のみを用いた Al 単板実験と、Ⅱ) SUS304 板の上面に A3003 板をボルトで固定した A3003/SUS304 試験体実験の二種類を実施した。各試験体の上面に、それぞれビードオンプレート溶接で MIG 溶接を行い、このときの Al 下面、もしくは A3003/SUS304 界面の温度測定を実施した。実験Ⅰ)およびⅡ)の模式図を、それぞれ ***Fig.4-5*** に示す。両試験共に、合計 5 回の多パス MIG 溶接を行った。実験Ⅰ)では、溶接パス 1～3 の各ビード中央直下の A3003 下面に各1ケ(合計3ケ)の熱電対を取付けた。一方、実験Ⅱ)では、溶接パス 1 のビード中央直下の A3003/SUS304 界面および SUS304 下面に、各1ケ(合計2ケ)の熱電対を取付けた。熱電対は K タイプを用い、各熱電対の出力をデータ計測器 8430(HIOKI)に取り込んで温度履歴を計測した。この他、溶接電源はデジタルパルス DP-500(ダイヘン)、溶接トーチはプッシュ・プル式 WTPP(ABICOR BINZEL)、溶接装置は垂直多関節ロボット FA-10N(川崎重工業)、溶接ワイヤはφ1.6mm の A5356WY(神戸製鋼)を用いた。

溶接条件は ***Table 4-2*** に示す入熱量の異なる二つの条件とした。条件(1)は入熱の高い条件で 10kJ/cm 程度である。一方、条件(2)はこの約 6 割の入熱量で 6.4 kJ/cm 程度ある。何れの条件も事前に行った試験で、ビード外観良好に溶接できることを確認した。

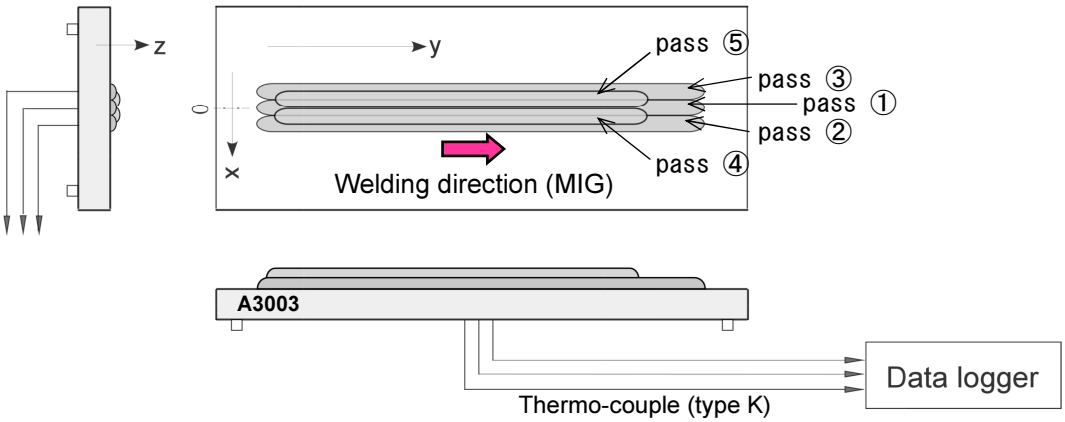
また、実験Ⅰ)およびⅡ)の試験体の例を ***Fig.4-6*** に示す。作製した試験体に対して、図中の(1)および(2)の位置で、溶接金属の断面マクロ組織を観察した。ここで、試験片のマクロ組織観察要領は第2章と同じとした。

4.3.2　実験結果

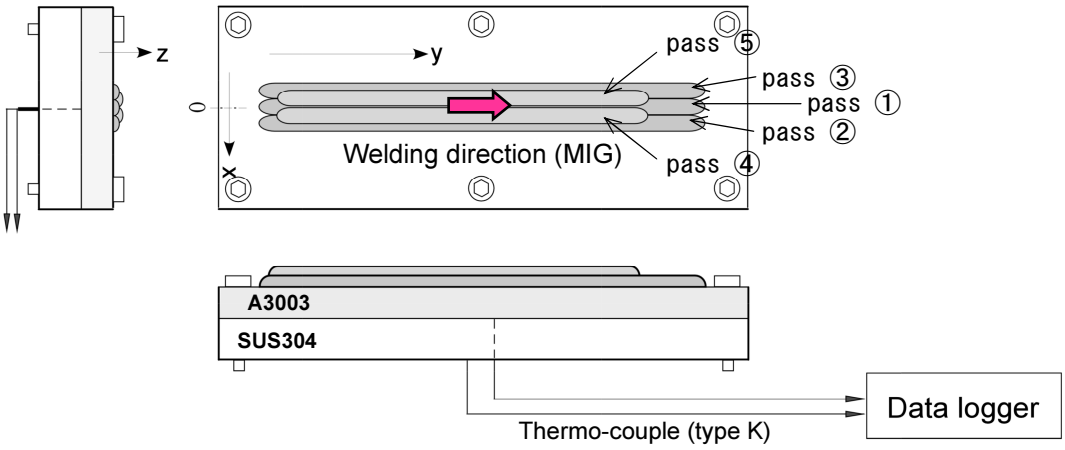
実験条件と、各実験における A3003 下面の最高計測温度の結果を、***Table 4-3*** にまとめて示す。更に、各実験における温度測定結果を ***Fig.4-7*** に、断面マクロ組織を ***Fig.4-8*** にそれぞれ示す。

Table 4-3 および ***Fig.4-7*** より、A3003 下面で最も高い温度が観察されたのは、実験Ⅰ-1)、すなわち実験Ⅰ)の高入熱条件であり、その温度は 643K(370℃)であった。同じ高入熱の条件であるにも関わらず、実験Ⅰ)よりも実験Ⅱ)の方が A3003 下面の温度が低くなった理由は、試験体の熱容量に差があるためであり、SUS 板に熱が奪われたものと考えられる。

また、***Fig.4-8*** より、A3003 板に対する溶接金属の溶込み深さは、高入熱と低入熱の条件で、それぞれ 6mm および 4mm であった。一方、実験Ⅰ)とⅡ)による溶込み深さの違いは認められなかった。



(a) Test type- Ⅰ



(b) Test type- Ⅱ

Fig.4-5 Schematic illustration of heat cycle tests by MIG arc welding.

Table 4-2 MIG welding conditions and heat input.

No.	Heat input Q (kJ/cm)		Curent I (A)	Voltage V（V）	Welding speed w（cpm）	Bead shape Width×Hight (mm)
(1)	High	10.0	315	29	55	W18×H3.5
(2)	Low	6.4	285	26	75	W13×H3.0

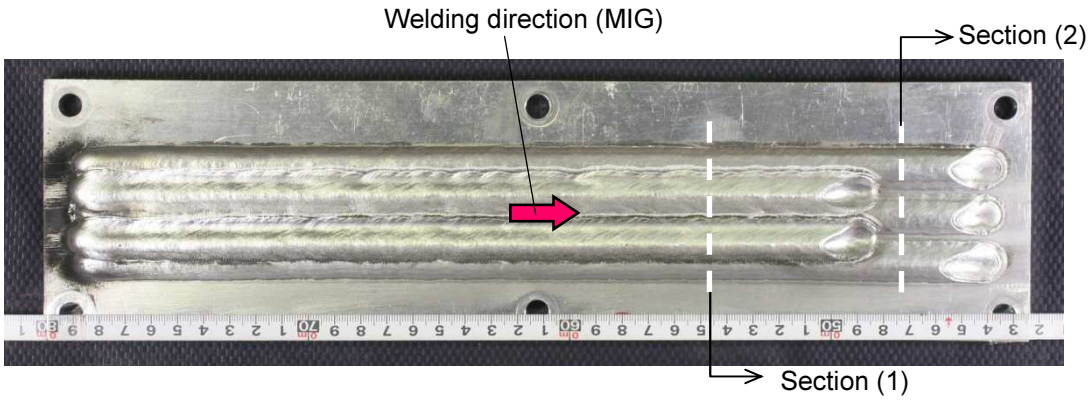
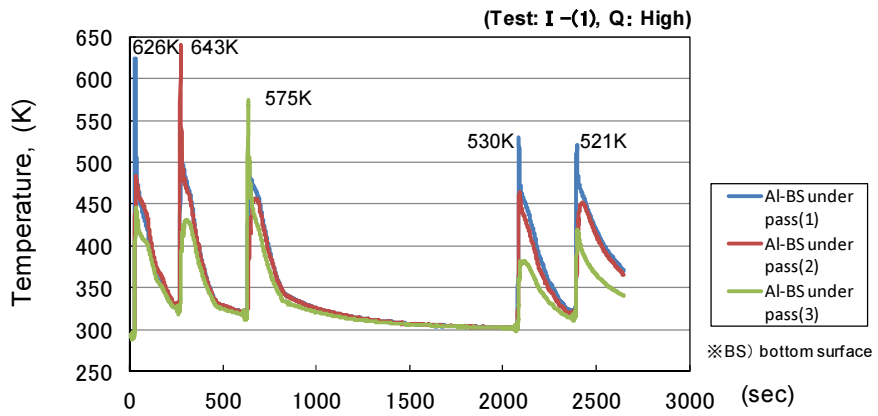


Fig.4-6 An example of a heat cycle test piece by MIG arc welding.

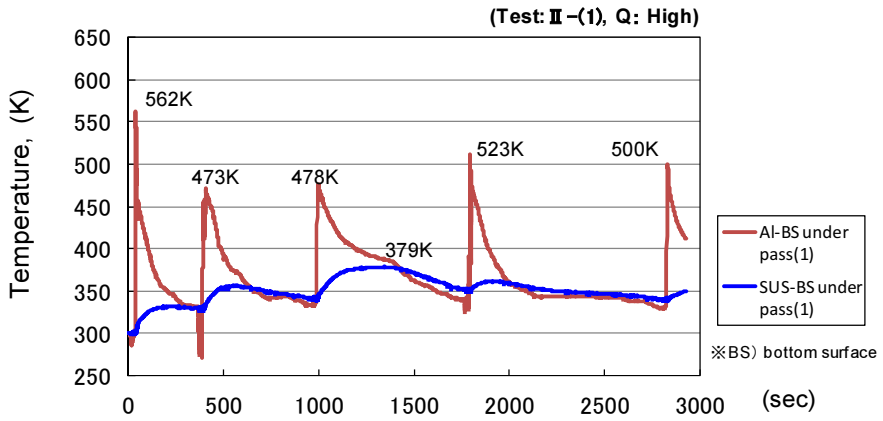
Table 4-3 Test conditions and results of the heat cycle test.

No.	Test type*1)	MIG Welding condition*2)		Temp. between weld passes	Maximum temp. of A3003 bottom
			Heat input Q		
Ⅰ-1)	type-Ⅰ	(1)	High (10kJ/cm)	≦323K (50℃)	643K (370℃)
Ⅱ-1)	type-Ⅱ	(1)	High (10kJ/cm)	≦323K (50℃)	562K (289℃)
Ⅱ-2)	type-Ⅱ	(2)	Low (6.4kJ/cm)	≦373K (100℃)	517K (244℃)

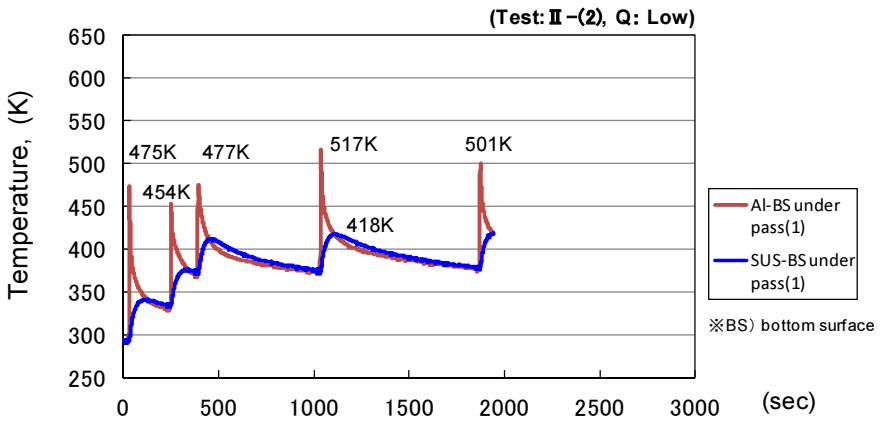
Remarks: *1) refer to Fig.4-5, *2) refer to Table 4-2.



(a) Ⅰ-1) (A3003, 10kJ/cm)

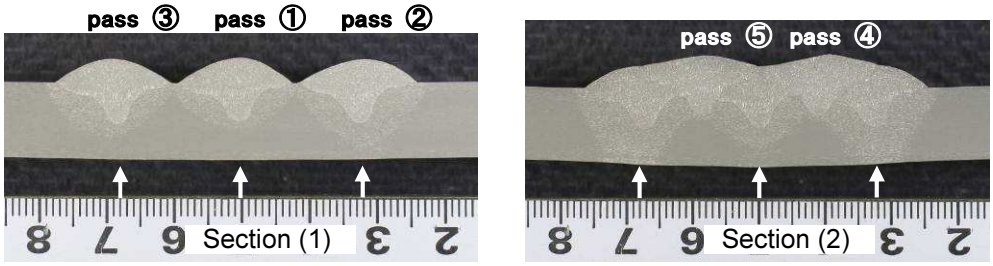


(b) Ⅱ-1) (A3003/SUS304, 10kJ/cm)

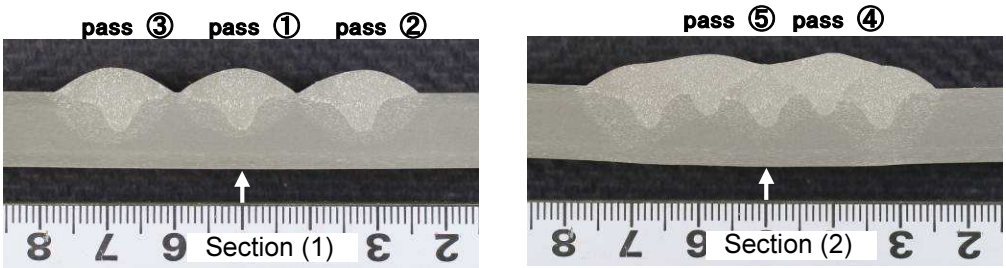


(c) Ⅱ-2) (A3003/SUS304, 6.4kJ/cm)

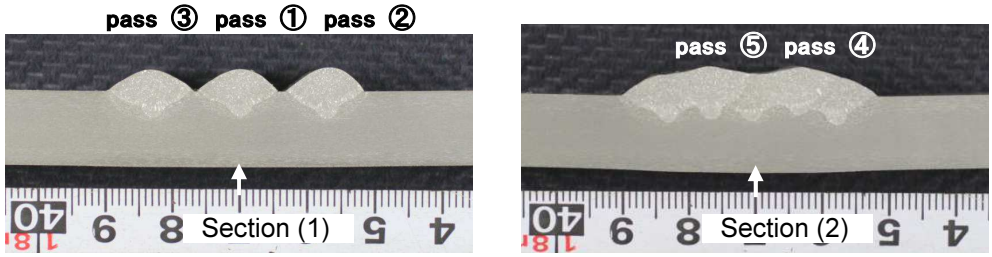
Fig.4-7 Results of the temperature measured in heat cycle tests.



(a) Ⅰ-1)（A3003, 10kJ/cm）



(b) Ⅱ-1)（A3003/SUS304, 10kJ/cm）



(c) Ⅱ-2)（A3003/SUS304, 6.4kJ/cm）

Fig.4-8 Macro-structures of heat cycle test pieces.

4.4　A3003/SUS304 重ね FSW 界面の溶接熱影響に関する考察

田中らは、A1100-O 純アルミニウム合金板と SS400 鋼板の突合せ FSW 継手に関して、接合界面の IMC 層が、式(4･1)に示す拡散律速の速度式に従って成長した[57]ことを報告している。

$$d^2 = Kt$$
$$K = K_0 \cdot \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \tag{4.1}$$

ここで、d:IMC 層の厚さ(m), t:加熱保持時間(sec), K, K_0:比例定数(m^2/s), Q:活性化エネルギー(J/mol), R:ガス定数($J/mol \cdot K^{-1}$), T:加熱温度(K)である。この報告では、A1100/SS400 突合せ FSW 界面における IMC 層の成長式を、式(4･2)のとおり示している。

$$K = \frac{d^2}{t} = 9.6\times10^{-3} \cdot \exp\left(-\frac{144{,}000}{RT}\right) \tag{4.2}$$

比例定数:K_0= 9.6×10^{-3}(m^2/s), 活性化エネルギー:Q= 144(kJ/mol)

そこで、本研究についても 4.2 節で実施した熱処理試験の結果を元に、A3003/SUS304 重ね FSW 界面における IMC 層の成長式を算出することとした。初めに ***Table 4-1*** のデータから求められる加熱保持時間の平方根と IMC 厚さの関係を ***Fig.4-9*** に示す。本図より、IMC 厚さは保持時間の平方根に比例して増加しており、本研究の FSW 界面も IMC の成長が拡散律速に従っていることが確かめられた。続いて、本データを過去のデータ[57-60]と比較して Arrhenius プロットした結果を ***Fig.4-10*** に、算出した拡散律速の速度式を式(4･3)にそれぞれ示す。

$$K = \frac{d^2}{t} = 6.9\times10^{-2} \cdot \exp\left(-\frac{210{,}000}{RT}\right) \tag{4.3}$$

比例定数:K_0= 6.9×10^{-2}(m^2/s), 活性化エネルギー:Q= 210(kJ/mol)

式(4.2)と同(4.3)を比較すると、比例定数 K_0 は一桁大きいものの、活性化エネルギーQ は同じ桁数であった。更に、Al 合金/鋼の圧延接合や拡散接合に関する及川らのデータ[59]と、K_0 および Q を比較した結果を ***Table 4-4*** に示す。この結果から、本研究の K_0 および Q は、A3004/炭素鋼および A5052/炭素鋼の材料組合せにおける圧延接合と同程度であることが分かった。

ここで、活性化エネルギーQ の値を突合せ FSW の結果[57]と比較した場合、本研究の方が 45%程度高い値であった。この理由として、加熱方法と継手形状の違いが挙げられる。まず、加熱方法については、本研究では FSW が完全に終了した後に熱処理炉を用いて加熱を行っている。一方、田中らの試験では、FSW 中にツールを定点で停止し、保持時間を設けることにより、加熱を行っている。したがって、後者では加熱が接合に連続して行われており、Al/Fe 界面での空孔濃度が冷却後より高く、拡散が促進されるため、低い活性化エネルギーで IMC が成長した可能性が考えられる。また、継手形状については、突合せと重ね継手の違

いによって、Al 合金の攪拌状況や押付け方向が異なるため、これが活性化エネルギーの違いに影響を与えていることが考えられる。

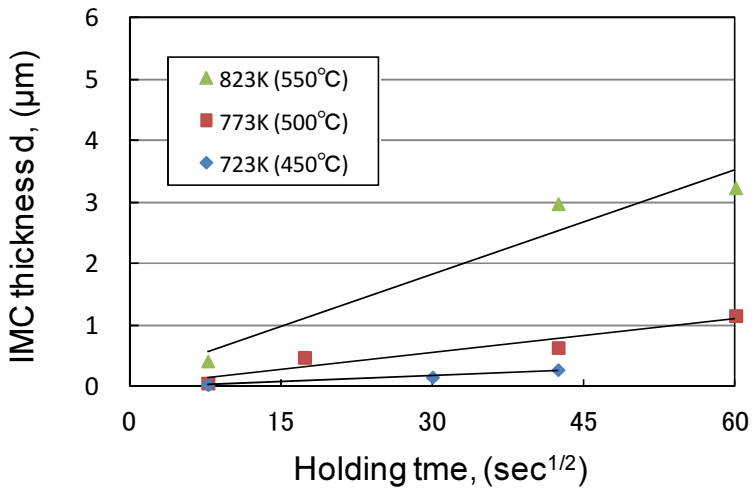


Fig.4-9 Relationship between the thickness of intermetallic compound phases and square root of holding time on A3003/SUS304 lap FSWed joint.

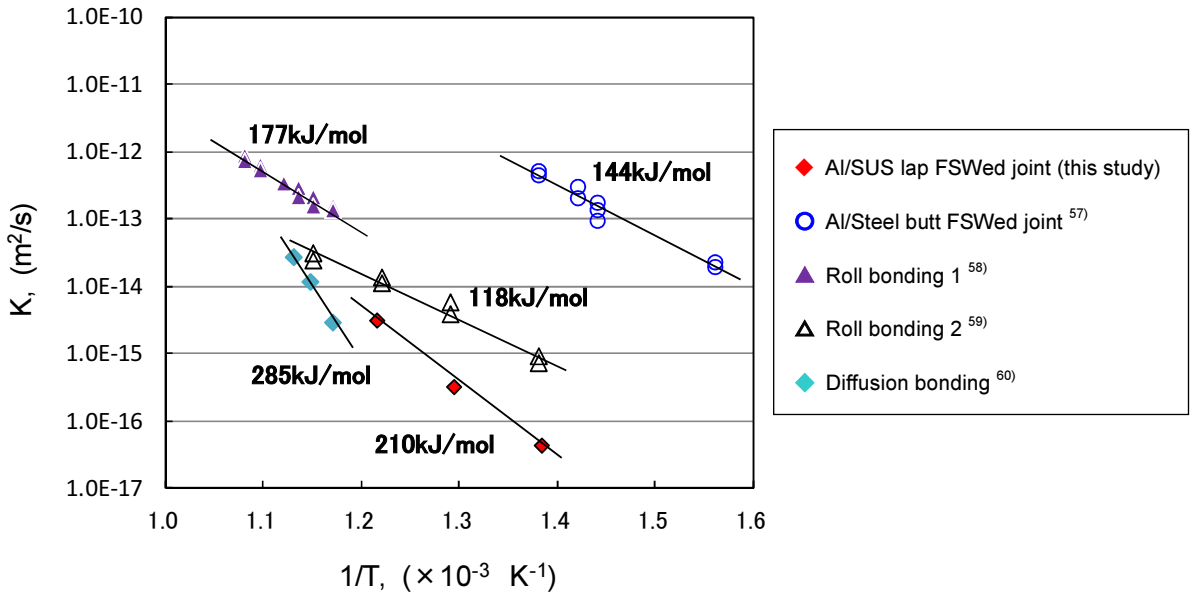


Fig.4-10 Arrhenius plots of growth rate of A3003/SUS304 lap FSWed joints compared with previous reports[57-60].

Table 4-4 Comparison of K_0 and Q values[59].

No.	Test type		Temp.	K_0	Q	Reference
	Material[*1)]	Welding method	(K)	(m^2/s)	(KJ/mol)	
1)	CS/A1	Roll bonding	773-873	2.50×10^{-7}	116	Oikawa et al[59]
2)	CS/A3	Roll bonding	673-873	2.76×10^{-2}	174	
3)	CS/A5	Roll bonding	673-823	5.68×10^{-2}	176	
4)	CS/A1	Diffusion bonding	773-873	6.01×10^{2}	235	
5)	CS/A5	Diffusion bonding	723-823	1.87x10	210	
6)	SUS/A3003	Lap FSW	723-823	6.90×10^{-2}	210	This study

Remarks: *1) CS: Cold rolled steel, A1: A1050, A3: A3004, A5: A5052

SUS: Stainless steel,

次に、本研究の重ねFSWと圧延接合の継手に関して、比例定数K_0と活性化エネルギーQが同程度になったことを考察する。一般にFSWでは、ツールによる圧縮および攪拌作用の影響で、攪拌領域（SZ）および熱・機械影響部（TMAZ）には多くの歪や転位が導入される。一方、圧延接合では接合界面に圧力と熱が作用するものの、FSW のような歪や転位の導入は少ないと考えられる。したがって、これら二つの接合法における K_0と Q が同程度であったことは、本研究で作製した A3003/SUS304 重ね FSW 継手の反応層（IMC）に対する歪や転位の影響が少ないためと推察される。

また、式(4・3) から算出された IMC 層の成長厚さの結果を ***Fig.4-11*** に示す。ここで、Al/Fe 接合界面の IMC 層厚さが 1～2μm を超えると、界面強度が低下するという過去の報告 [15,50,58-59]がある。同図より、IMC 厚さが 1μm 以上に成長するためには、加熱温度 723K（450℃）で約 23,000sec、同 773K（500℃）で約 2,400sec、同 823K（550℃）で約 330sec の加熱保持時間が必要であることが分かった。一方、前節 4.3 で調査した MIG 溶接による熱履歴は、最高温度が高々673K（400℃）であり、その保持時間は 1sec 未満であった。したがって、本研究で対象としている厚板の A3003/SUS304 重ね FSW 継手では、接合界面の反応層（IMC）が溶接熱履歴によって、厚さ 1μm 以上に成長することはないと考えられる。

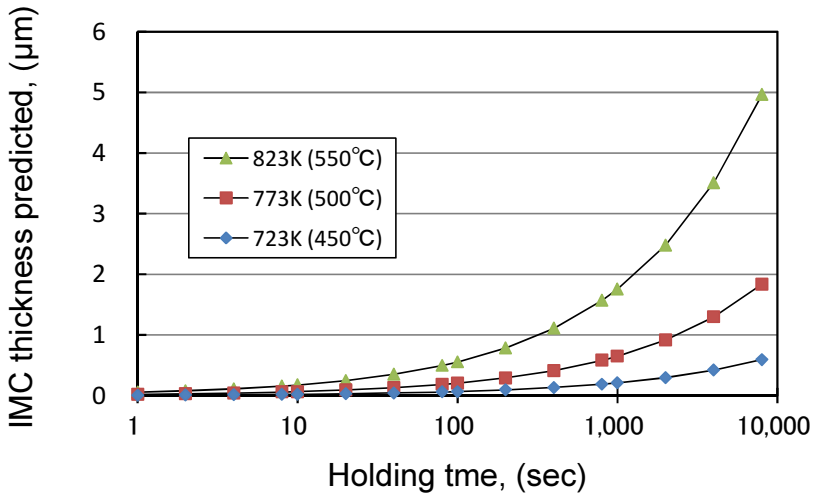


Fig.4-11 IMC thickness of A3003/SUS304 lap FSWed joint predicted from equation (4.3).

4.5　結言

本章では、A3003/SUS304 重ね FSW 継手の熱履歴による影響を検討した。得られた結果を以下に示す。

(1) A3003/SUS304 重ね FSW 継手は、接合後に熱履歴を受けることで、接合界面の反応層（IMC）が形成・成長し、界面強度が低下することが分かった。

(2) 同継手における IMC の成長は拡散律速の速度式に従い、比例定数 K_0 および活性化エネルギー Q の値は、それぞれ 6.9×10^{-2}（m^2/s）、210kJ/mol であることが分かった。これらの値は圧延接合における値とほぼ同程度であった。

(3) 同継手と圧延接合継手における K_0 および Q が同程度であったことから、本研究で作製した A3003/SUS304 重ね FSW 継手の反応層（IMC）に対する FSW プロセスによる歪や転位の影響は少ないと考えられる。

(4) 同継手の A3003/SUS304 界面に対する MIG 溶接の熱履歴は、1 パス当り高々673K（400℃）で、その保持時間は 1sec 未満であることが溶接実験により確かめられた。したがって、同 FSW 継手の接合界面（反応層）が、溶接熱履歴によって厚さ 1 μm 以上の IMC 層に成長することはないと考えられる。

第５章　A3003/SUS304 重ね FSW 界面のき裂進展特性評価

5.1　緒言

A3003/SUS304 重ね FSW 継手を構造物へ適用するためには、接合界面における破壊靭性や疲労き裂進展特性についても、明らかにすべきであると考えられる。一方、FSW 継手に関するこれらの従来報告では、Al 合金同士のものが大部分であり [61-63]、Al 合金と鋼等の異種金属継手に関する報告は見受けられない。

そこで、本章では A3003/SUS304 重ねFSW 部に関する破壊靭性と疲労き裂進展特性を明らかにした。更に、その熱履歴による影響についても検討を行った。

5.2　供試材料と実験方法

本章で用いた供試材料は、第2章と同じである。まず、A3003/SUS304 重ねFSW 継手の破壊靭性を調査するため、***Fig.5-1*** に寸法および形状を示す 2 種類の CT 試験片を作製した。これら二つの試験片の違いは、図中の(1)および(2)に示すように、A3003/SUS304 接合界面の端部に疲労予き裂を導入したか、否かである。ASTM 規格 E399-90 では、CT 試験片への疲労予き裂の導入が規定されており、本試験片では長さ 0.3～0.5mm 程度とした。また、FSW では接合方向の左右で非対称になることが知られている [64]。そこで、***Fig.5-2*** に示すような、接合界面に対するき裂の進展方向が左右反対となる 2 種類の CT 試験片、すなわち AS および RS 試験片を作製した。更に、比較用として A3003 アルミニウム合金母材についても、***Fig.5-3*** に示す 2 種類の試験片、すなわちき裂の進展方向が圧延方向と平行になる L 試験片と、これに直交方向となる T 試験片を作製した。L および T 試験片は、何れもき裂先端に疲労予き裂を導入した。以上のことから、合計 6 種類の CT 試験片を準備し、適宜試験に用いた。

試験は竪型ねじ式試験機 AG-G250kN（島津製作所）を用いて、何れの試験片についても最大荷重到達まで 0.3mm/min の速度で実施した。試験温度は室温（RT）と 103K（-170℃）の 2 条件とした。なお、本論文では以下の式(5.1)を用いて、破壊靭性値 *Ki* を算出し、評価した。これは、後述するように A3003/SUS304 重ね FSW 継手のき裂進展挙動が、室温（RT）では安定（延性）破壊し、低温（103K）では不安定破壊する特性を、便宜的に扱うためである。

$$Ki = \frac{Pi}{B\sqrt{W}} \frac{(2+\alpha)}{(1-\alpha)^{3/2}} \cdot (0.886 + 4.64\alpha - 13.32\alpha^2 + 14.72\alpha^3 - 5.6\alpha^4) \qquad (5.1)$$

$$\alpha = \mathrm{a/W}$$

ここで、*B*、*W* は試験片の寸法値、*a* は予き裂長さ、*Pi* は延性き裂発生荷重である。*Pi* の算出には、ASTM 規格 E399-05[65]を参考にした。初めに荷重－荷重点変位線図における弾性変形領域の接線を求め、次にこの傾きを 95%とした直線と元の曲線との交点求め、その荷重を *Pi* とした。

続いて、***Fig.5-1***(2)の CT 試験片を用いて、疲労き裂進展試験を実施した。試験機は油圧サーボ式疲労試験機 E5-079（島津製作所）を用いた。試験中は荷重制御方式にて一定の正

弦波荷重を、最大荷重 500N 以下および周波数 30Hz 以下の条件で付与した。応力比 *R* は 0.1 と 0.5 の 2 条件とし、試験温度は室温（RT）と 123K（-150℃）の 2 条件とした。

なお、疲労き裂進展試験により得られた *a-N* データは、セカント法 [66]により整理し、*da/dN-⊿K* 線図を求めた。

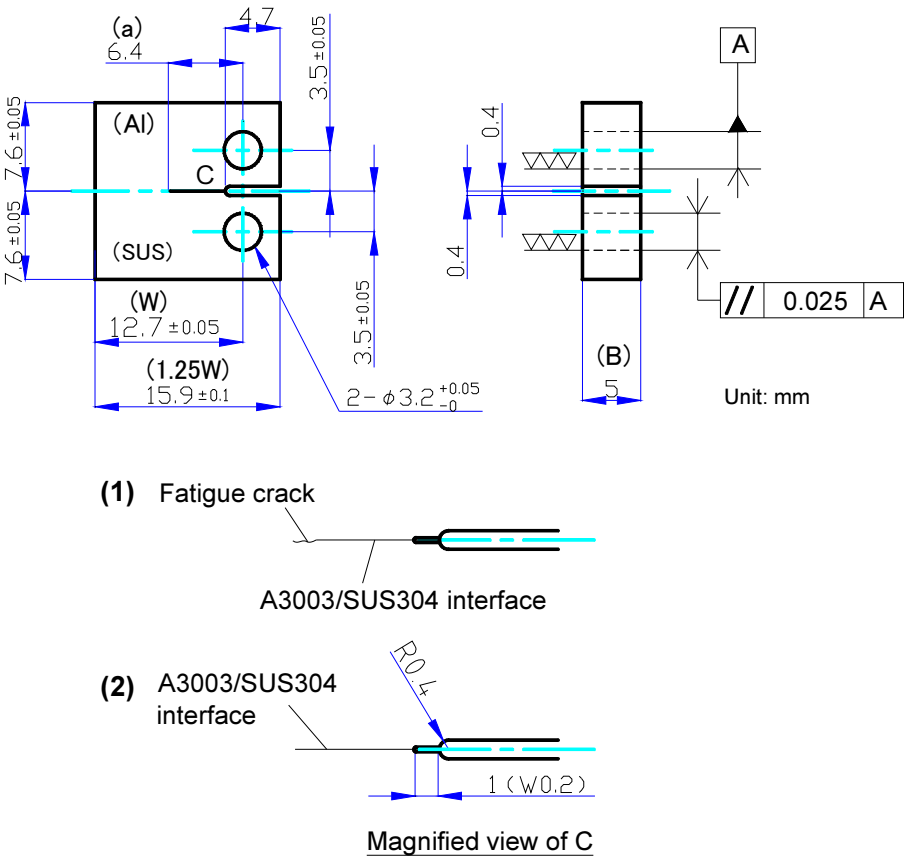
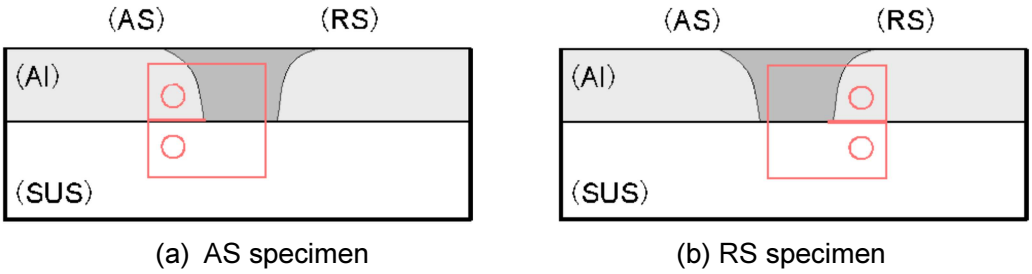


Fig.5-1 Shape and dimensions of compact tension (CT) specimen of A3003/SUS304 lap FSWed joints: (1) with fatigue crack specimen, (2) no fatigue crack specimen.



(a) AS specimen　　(b) RS specimen

Fig.5-2 Specifications of AS and RS CT specimen.

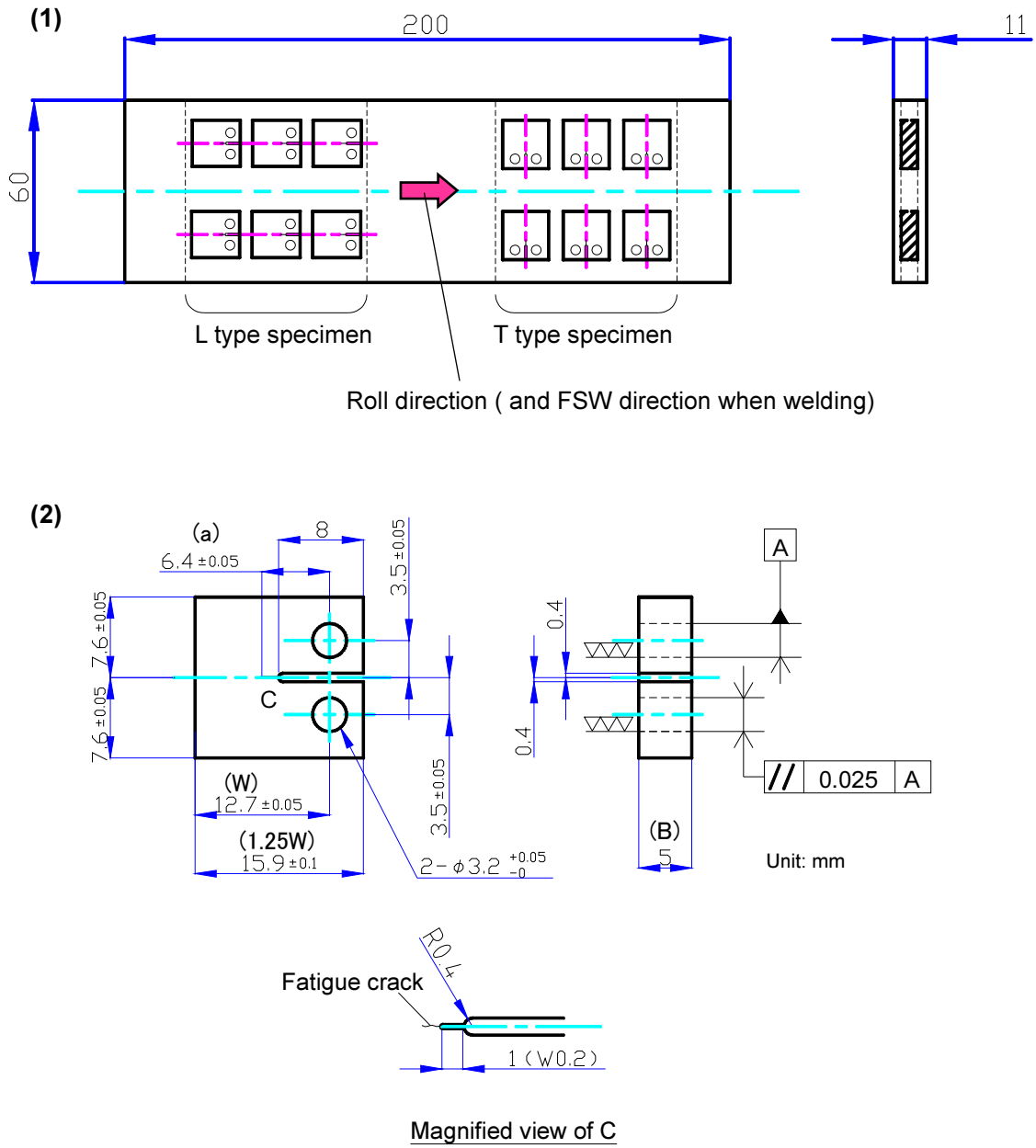


Fig.5-3 Specifications of compact tension (CT) specimen of A3003 base metal: (1) test direction of L and T type specimens, (2) shape and dimensions of the specimen.

5.3　実験結果

5.3.1　破壊靭性試験

(1)　疲労予き裂の有無とき裂進展方向の影響

試験結果を ***Fig.5-4*** に示す。A3003/SUS304 重ね FSW 継手の破壊靭性値 *Ki* は、き裂が AS から RS 方向へ進展する AS 試験片と、その反対の RS 試験片でほぼ同じ値であった。したがって、FSW 試験片の延性き裂発生限界は、AS と RS で差異がないことが分かった。

更に、今回の試験では、疲労予き裂の有・無による破壊靭性値 *Ki* への影響も僅かであった。このことは、接合領域の両端部が疲労予き裂と等価な特性を持つためと予想される。したがって、以降の試験では疲労予き裂の有・無については区別せず、データはまとめて取り扱うこととした。なお、断りのない限り、疲労予き裂の無い試験片を用いることとした。

また、A3003 母材の破壊靭性値 *Ki* は、き裂の進展方向が圧延方向に平行な L 試験片と、これに直角方向となる T 試験片で、差異は認められなかった。A3003 の *Ki* は 8.6MPa√m 程度であり、FSW 継手（AS および RS 試験片）のそれと比較して、10%程度高かった。このことは、FSW 継手では低強度の A3003 側に歪集中が生じて、き裂発生限界が A3003 母材よりも小さくなったためと考えられる。

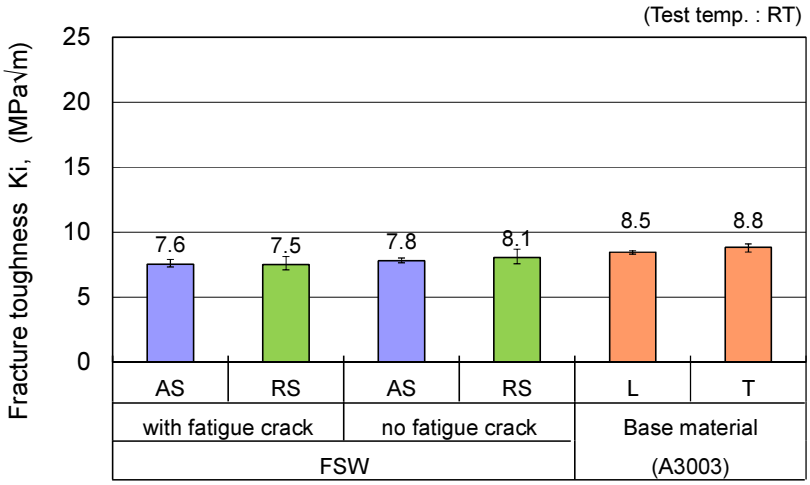


Fig.5-4 Fracture toughness of A3003/SUS304 lap FSWed joints and A3003-H112.

(2)　試験温度の影響

試験結果を ***Fig.5-5*** に示す。なお、本図では ***Fig.5-4*** における FSW 継手の疲労予き裂有・無のデータと、A3003 母材の L・T のデータをそれぞれまとめて示した。

FSW 継手の AS および RS 試験片、および A3003 母材試験片の何れの場合においても、試験温度が 103K（-170℃）の方が室温（RT）のときよりも破壊靭性値 *Ki* が増加した。ただし、FSW 継手（AS/RS 試験片）と A3003 母材における *Ki* の差は、室温（RT）で約 10%であったのに対して、103K（-170℃）では約 24%に増加した。

また、データのばらつきは、何れの温度においても RS 試験片の方が AS 試験片よりも大きく、最小値は RS 試験片であった。このことから、A3003/SUS304 重ね FSW 継手を実際の構造物に適用する場合、RS を配置する位置とその破壊靭性値 *Ki* の最小値を考慮して、設計すべきであることが分かった。

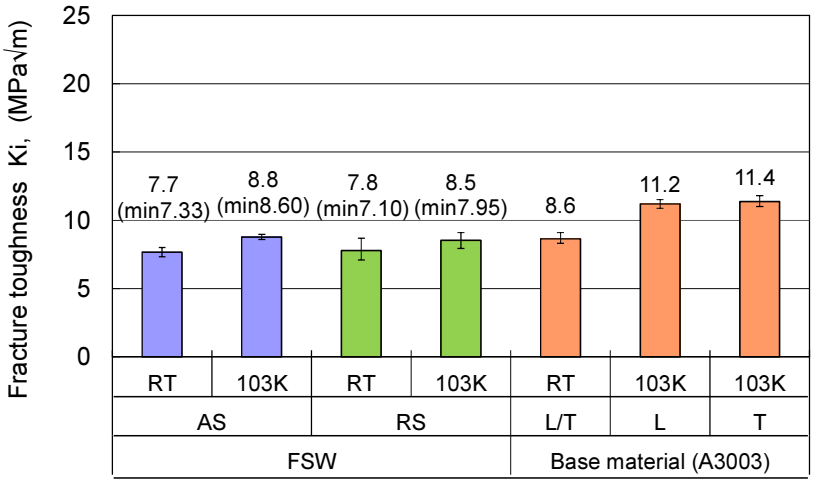


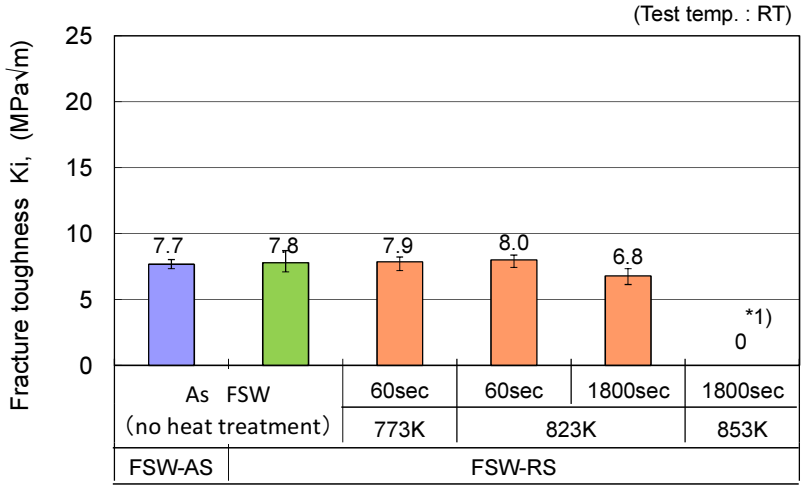
Fig.5-5 Effect of test temperature on fracture toughness of A3003/SUS304 lap FSWed joints and A3003-H112.

(3) 接合界面の熱履歴の影響

試験結果を ***Fig.5-6*** に示す。室温（RT）での試験では、FSW 後に熱処理を行った（773K-60s）および（823K-60s）試験片は、熱処理を行っていない接合のままの試験片と、ほぼ同等の破壊靭性値 *Ki* が得られた。一方、（823K-1800s）試験片は、*Ki* が約 13%（1.0MPa√m）低下した。このことは、***Table 4-1*** で観察された IMC 層の厚さに起因するものと考えられる。（773K-60s）および（823K-60s）試験片では、IMC 厚さはそれぞれ 0.1 および 0.5 μm 以下であったが、（823K-1800s）試験片では、同厚さが 3 μm 程度であった。従来の報告でも IMC 層の厚さが 1～2 μm を超えた場合に界面強度が低下しており[15,50,58-59]、今回の結果と対応しているものと考えられる。また、（853K-1800s）試験片は、熱処理後の試験片切り出し時において、接合界面が剥離してしまったため、*Ki* は 0 とした。

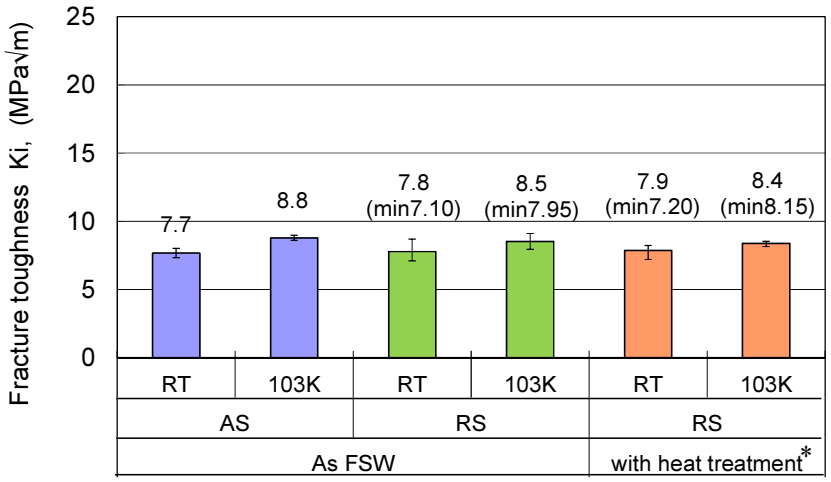
更に、（773K-60s）試験片の 103K（-170℃）での試験結果を、熱処理を行っていない接合のままの試験片と比較して ***Fig.5-7*** に示す。（773K-60s）の RS 試験片は、接合のままの RS 試験片と同等の破壊靭性値 *Ki* が得られた。

以上のことから、A3003/SUS304 重ね FSW 継手は接合後に 773K（500℃）の温度で 60sec 間の熱履歴を与えられても、その破壊靭性値 *Ki* は変わらないことが確かめられた。



*1) Fractured at cutting the joint off.

Fig.5-6 Effect of the heat treatment on fracture toughness of A3003/SUS304 lap FSWed joints.



Heat treatment*; 773K–60sec

Fig.5-7 Effect of the heat treatment and test temperature on fracture toughness of A3003/SUS304 lap FSWed joints.

5.3.2　疲労き裂進展試験

(1)　き裂進展方向と試験温度の影響

き裂の進展方向（AS/RS）、試験温度（RT（室温）/123K（-150℃））、および応力比（0.1/0.5）の組み合せを変えた 4 種類の疲労き裂進展試験を実施した。各試験のき裂進展速度 *da/dN* と応力拡大係数範囲⊿*K* の関係を ***Fig.5-8*** にまとめて示す。何れの試験条件においても、き裂は A3003/SUS304 接合界面から A3003 側へ反れて進展した。各曲線において⊿*K* が増加したにも関わらず、*da/dN* が変わらない領域が認められるが、これは A3003/SUS304 接合界面から A3003 側へ大きく反れ始めた部分であると考えられる。

ここで、試験後における試験片の外観写真を ***Fig.5-9*** に示す。***Fig.5-9(a),(b)***は、室温（RT）において応力比 *R*=0.1 で試験した RS および AS 試験片である。また、同図(***c***),(***d***)は、それぞれ 123K（-150℃）において応力比 *R*=0.5 および 0.1 で試験した RS 試験片である。

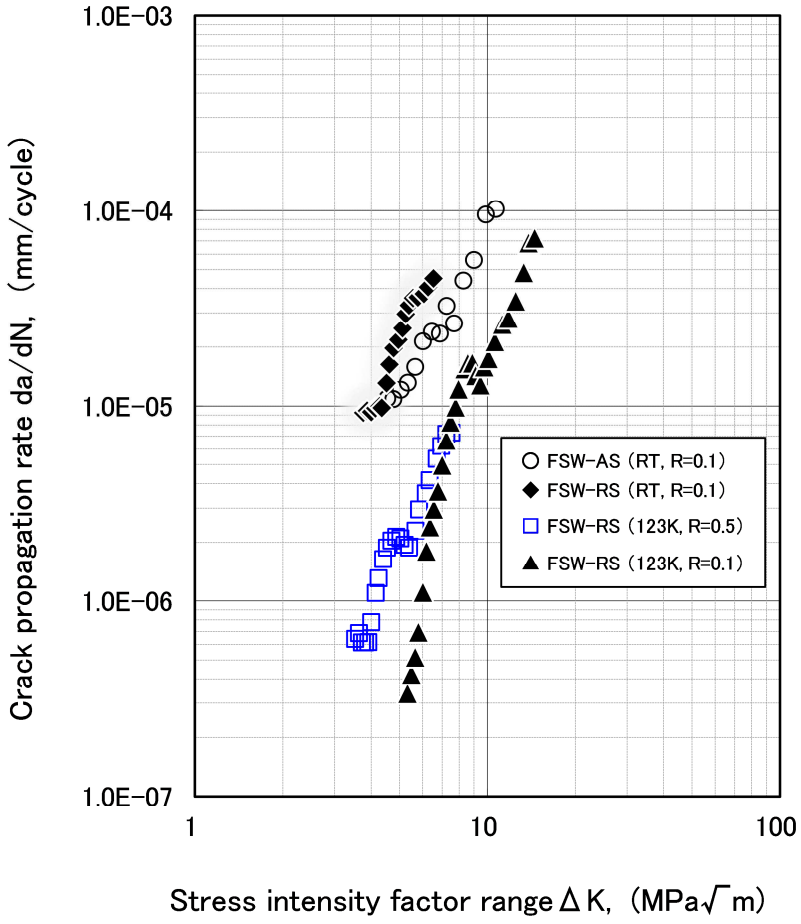
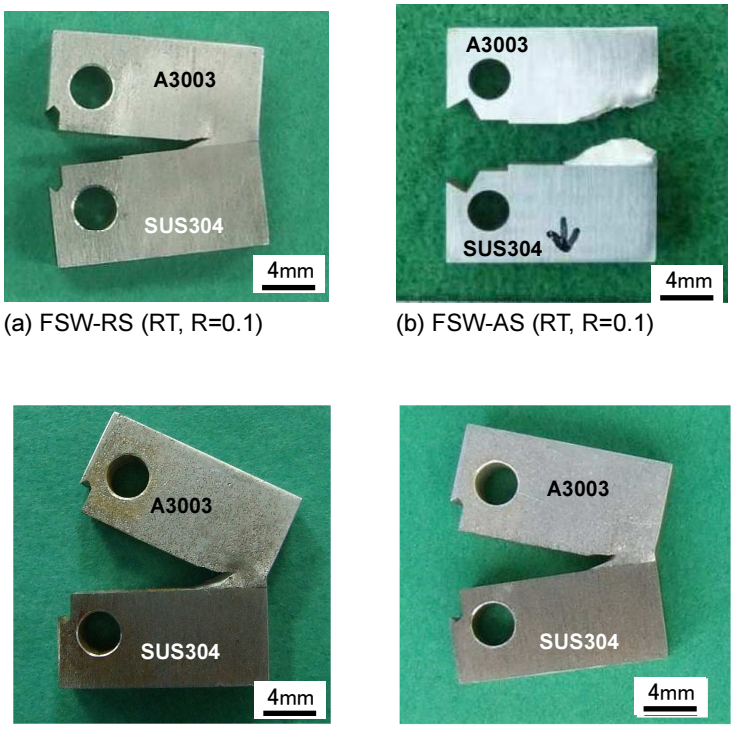


Fig.5-8 Fatigue crack growth curves of A3003/SUS304 lap FSWed joints.



(a) FSW-RS (RT, R=0.1)　(b) FSW-AS (RT, R=0.1)

(c) FSW-RS (123K, R=0.5)　(d) FSW-RS (123K, R=0.1)

Fig.5-9 Specimens after fatigue crack growth tests.

FSW 継手のき裂進展速度 *da/dN* は、室温（RT）よりも 123K（-150℃）の方が遅いことが分かった。

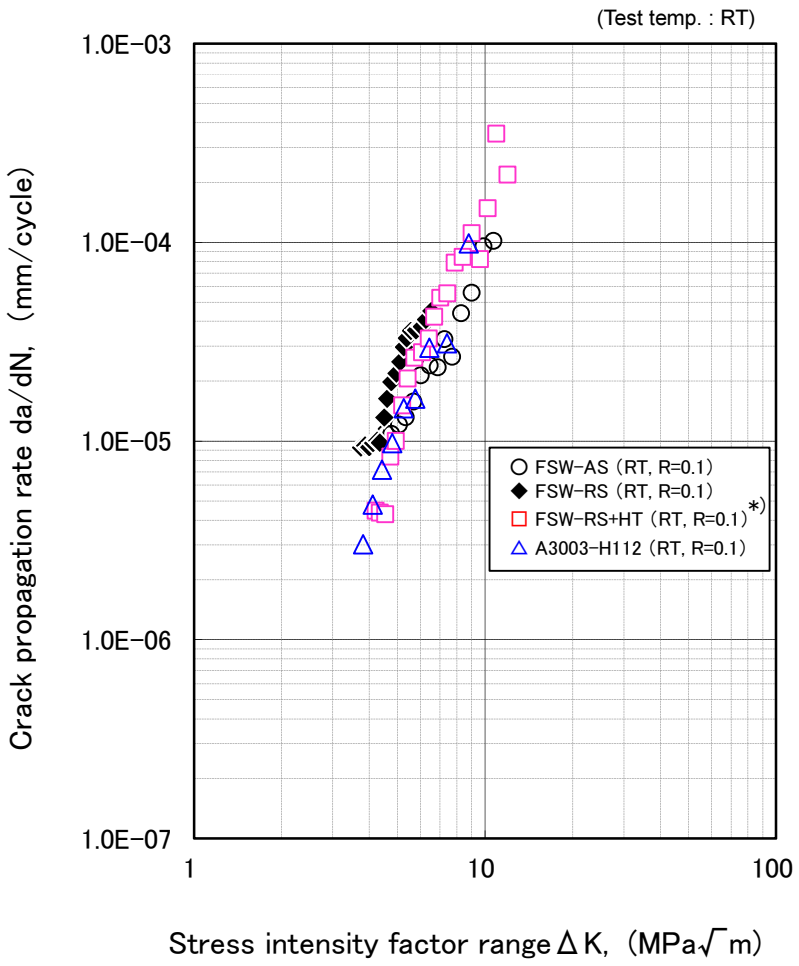
また、室温（RT）における AS および RS 試験片のき裂進展速度 *da/dN* を比較した場合、AS の方が RS よりも若干遅いように見受けられる。しかしながら、これはき裂進展初期のことであり、その後き裂は上述したとおり A3003 側に反れて進展し、摩擦攪拌を受けた A3003 部を評価することとなる。したがって、最終的な RS 試験片の *da/dN* は、AS のそれと同程度になるものと予想される。このことについては、下記(2)で詳述する。

(2)　熱処理の影響

FSW 後に熱処理を行った試験片に対して、疲労き裂進展試験を実施した。試験に供した熱処理試験片は ***Fig.5-6,5-7*** の破壊靭性試験おいて接合のままの試験片と同等の破壊靭性値を示した（773K-60s）試験片で、き裂進展方向が RS から AS 向きとなる RS 試験片である。

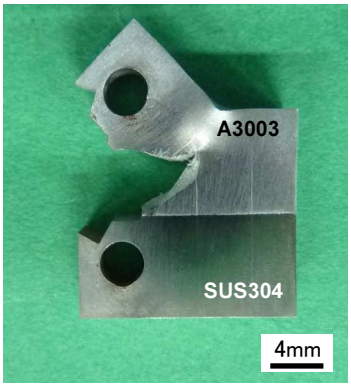
試験結果を、熱処理を行っていない接合のままの AS および RS 試験片、更に A3003 試験片と比較して ***Fig.5-10*** に示す。熱処理を行った RS 試験片は，接合のままの RS 試験片とほぼ同等の曲線を示し、応力拡大係数範囲⊿*K* が高い 9MPa√m 前後の領域では、AS および A3003 試験片と同程度の曲線であった。熱処理を行った RS 試験片および A3003 試験片の

試験後の外観写真を、それぞれ ***Fig.5-11,5-12*** に示す。***Fig.5-11*** において、き裂は完全に A3003 側に反れて進展しており、摩擦攪拌を受けた A3003 部の評価となっていることが分かる。このことと前記(1)の結果から、A3003/SUS304 重ね FSW 界面の疲労き裂進展速度 *da/dN* は、AS から RS へき裂が進展する場合と、その反対の場合で、き裂進展初期において差が生じるものの、き裂進展量の増加に伴い、き裂が A3003/SUS304 接合界面から A3003 側に反れていくため、最終的には同程度になることが確かめられた。また、き裂進展初期に生じる *da/dN* の差は、***Fig.2-9*** に示した接合界面の強度分布により説明できると考えられる。



*) Heat treatment condition: 773K-60sec

Fig.5-10 Fatigue crack growth curves of A3003/SUS304 lap FSWed joints.



・FSW-RS with heat treatment (RT, R=0.1)

Fig.5-11 RS specimens with heat treatment (773K-60sec) after fatigue crack growth tests.

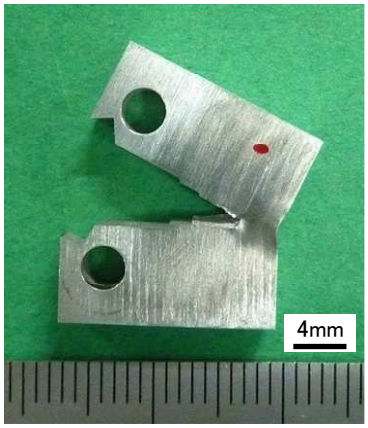


Fig.5-12 A3003-H112 specimens (RT, R=0.1) after fatigue crack growth tests.

5.4　A3003/SUS304 重ね FSW 界面のき裂進展特性に関する考察

Fig.5-5 において、FSW 継手（AS/RS 試験片）と A3003 母材の *Ki* の差が、室温（RT）では約 10%であったにも関わらず、103K（-170℃）で約 24%に増加した理由を考察する。***Fig.5-13*** に接合のままの AS および RS 試験片と、A3003 母材試験片の室温（RT）および 103K（-170℃）における荷重－荷重点変位線図の例を示す。なお、本図の A3003 および FSW（AS/RS）試験片の予き裂長さ *a* は、それぞれ 6.5mm および 7.6mm 程度であった。***Fig.5-13*** より、A3003 は室温（RT）および 103K（-170℃）共に安定破壊しているが、FSW 継手は室温（RT）で安定破壊し、103K（-170℃）では不安定破壊していることが分かる。このときの破断後の試験片外観と SUS304 側の破面の SEM 写真の例を、***Fig.5-14*** に示す。***Fig.5-14(a),(c),(h),(j)***は室温（RT）での AS および RS 試験片である。何れの試験片も A3003 が大きく変形し、A3003 側で破断していた。一方、同図***(b),(d),(i),(k)***の 103K（-170℃）でのそれは、A3003 の変形が小さく、A3003/SUS304 界面で破断していた。これらの試験片における SUS 側の破面を SEM 観察した結果を、同図***(e)***～***(g),(l)***～***(o)***に示す。***(e),(m)***は、室温（RT）で試験した AS および RS 試験片であり、Al 合金破面の典型的なディンプルであった。比較として、同図***(t),(u)***に A3003 母材（L 試験片）の破面を示すが、これらと同じ様相である。これに対して、残りの***(f),(g),(l),(n),(o)***は、これらと様相の異なるディンプルであった。***(l)***は、室温（RT）で試験した RS 試験片の予き裂近傍であり、***Fig.2-9*** で調査した A3003/SUS304 重ね FSW 部の強度分布において、低強度な界面破断した領域（3≦X≦4）に相当する。他の***(f),(g),(n),(o)***も、これとほぼ似た様相のディンプルであった。ここで、A3003 アルミニウム合金板の室温および低温における引張特性を ***Table 5-1*** に示す [67]。今回使用した A3003 は、H112 材であり、表中の O 材と H14 材の間の特性を持つと考えられる。O 材と H14 材の何れの調質材についても、室温（RT）から温度が低下するほど強度が増加していることが分かる。更に、A3003 および SUS304 は共にオーステナイト組織であり、低温脆性しないことが知られている。また、***Fig.2-10*** の結果から、

A3003/SUS304 重ね FSW 界面には SEM では観察できないが、TEM で観察可能な厚さ 200～300nm 程度の微細な IMC が存在することが分かっている。以上のことから、A3003/SUS304 界面の反応層（IMC）は、室温（RT）では A3003 よりも高強度であるが、103K(-170℃)では A3003 よりも低強度であると推察される。このため、FSW 継手（AS/RS 試験片）の破壊靭性値 *Ki* は、室温（RT）では最終的にき裂が A3003 側を進展し、A3003 で破断するため、A3003 母材との差が約 10%であったが、103K(-170℃)の場合にはき裂が A3003/SUS304 界面を進展し、界面破断となるため、A3003 母材との差が約 24%に増加したと考えられる。

また、AS と RS 試験片の破壊靭性値 *Ki* が同程度であるにも関わらず、荷重－荷重点変位線図の最大荷重は RS よりも AS で大きくなった。このことは、延性き裂発生後のき裂進展抵抗が AS の方が RS よりも大きいためと考えられ、***Fig.5-14(c),(e)***と***(j),(l)***の破面観察の比較からも明らかである。

ところで、延性的な破壊を示す場合の破壊靭性値は、本来荷重－荷重点変位線図の積分値からき裂先端における歪エネルギーを計算し、J_C や *CTOD* で評価すべきである。LNG 運搬船に用いられる異種金属継手では、室温（RT）と LNG 沸点（約 110K）の間で繰り返し温度変化を受け、この温度差による熱応力が負荷として作用する。本論文では、このような用途を想定し、室温と低温の破壊靭性値を便宜的に一つの指標にまとめ、K_i で評価することとした。

なお、本研究で使用した FSW 継手および A3003 母材の CT 試験片は、式(5.2)に示す ASTM 規格 E-399-90 で規定された平面ひずみ破壊靭性試験の要件を満たしていない。

$$B \geqq 2.5\,(K_i/\sigma_y)^2 \qquad (5.2)$$

ここで、B は試験片の板厚、K_i は破壊靭性値、σ_y は降伏応力である。

今回得られた K_i に対して、式(5.2)を満足する板厚 B は 15~20mm 程度となる。この場合、作製した A3003/SUS304 重ね FSW 継手から標準 CT 試験片に相似な試験片を採取することができない。そこで、製作可能な約 1/5 サイズの試験片とし、A3003 母材についてもこれと比較するために同一サイズとした。

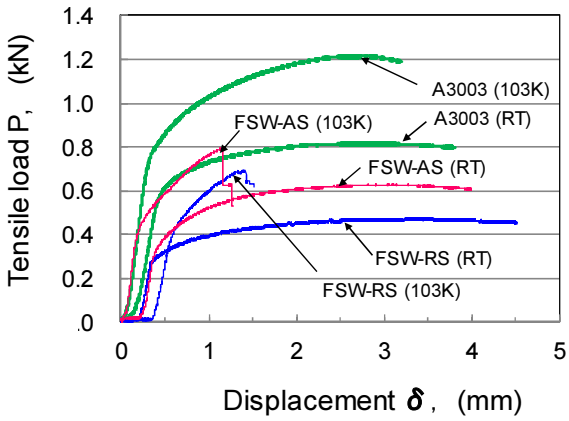


Fig.5-13 Tensile load-displacement curves of fracture toughness tests.

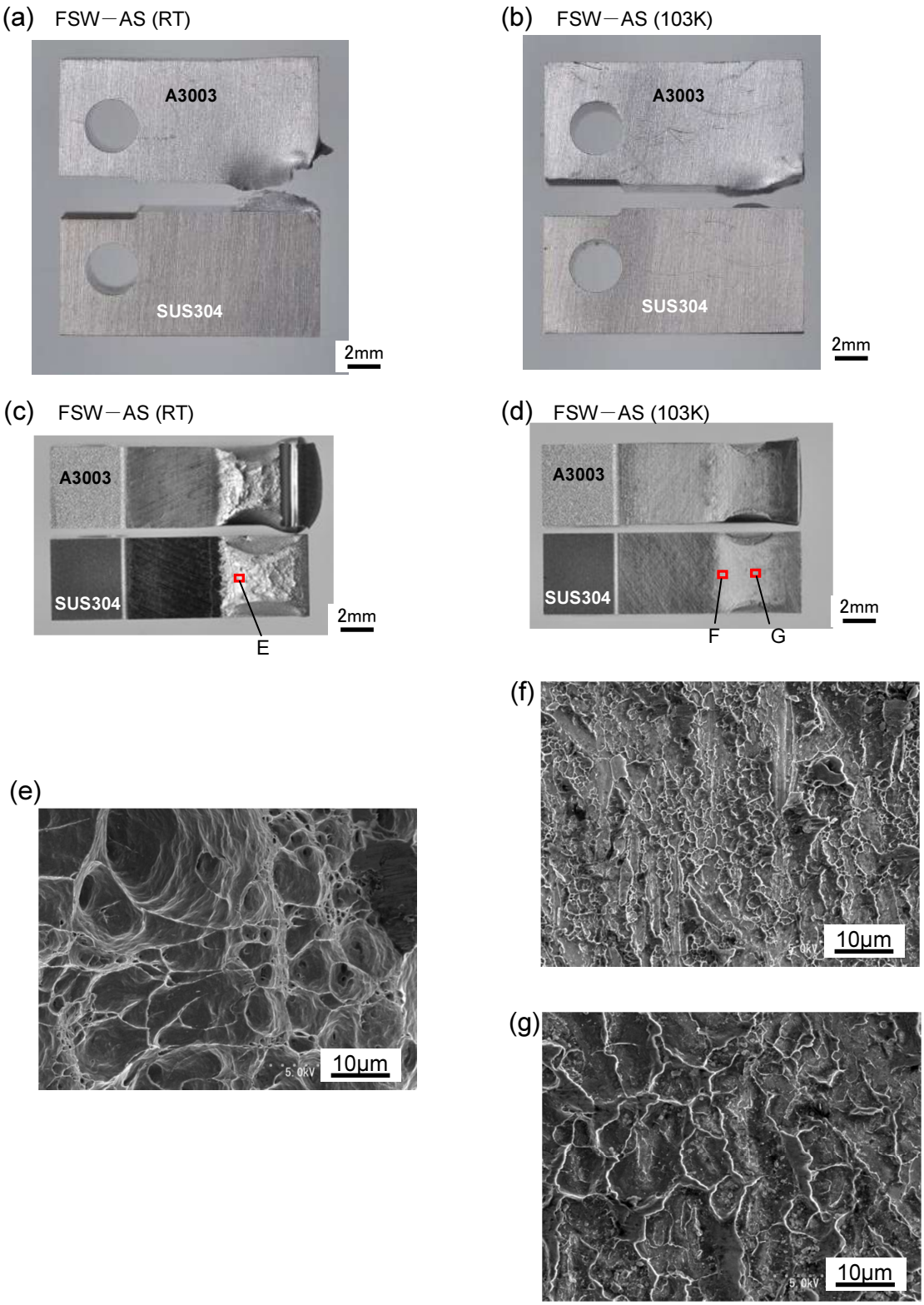


Fig.5-14 Examples of the facture toughness test specimens after fracture: (a),(b) the side views of FSW-AS (RT) and AS (103K) respectively, (c),(d) the fracture surfaces of (a) and (b) respectively, (e) to (g) SEM images of E to G in (c) or (d) respectively.

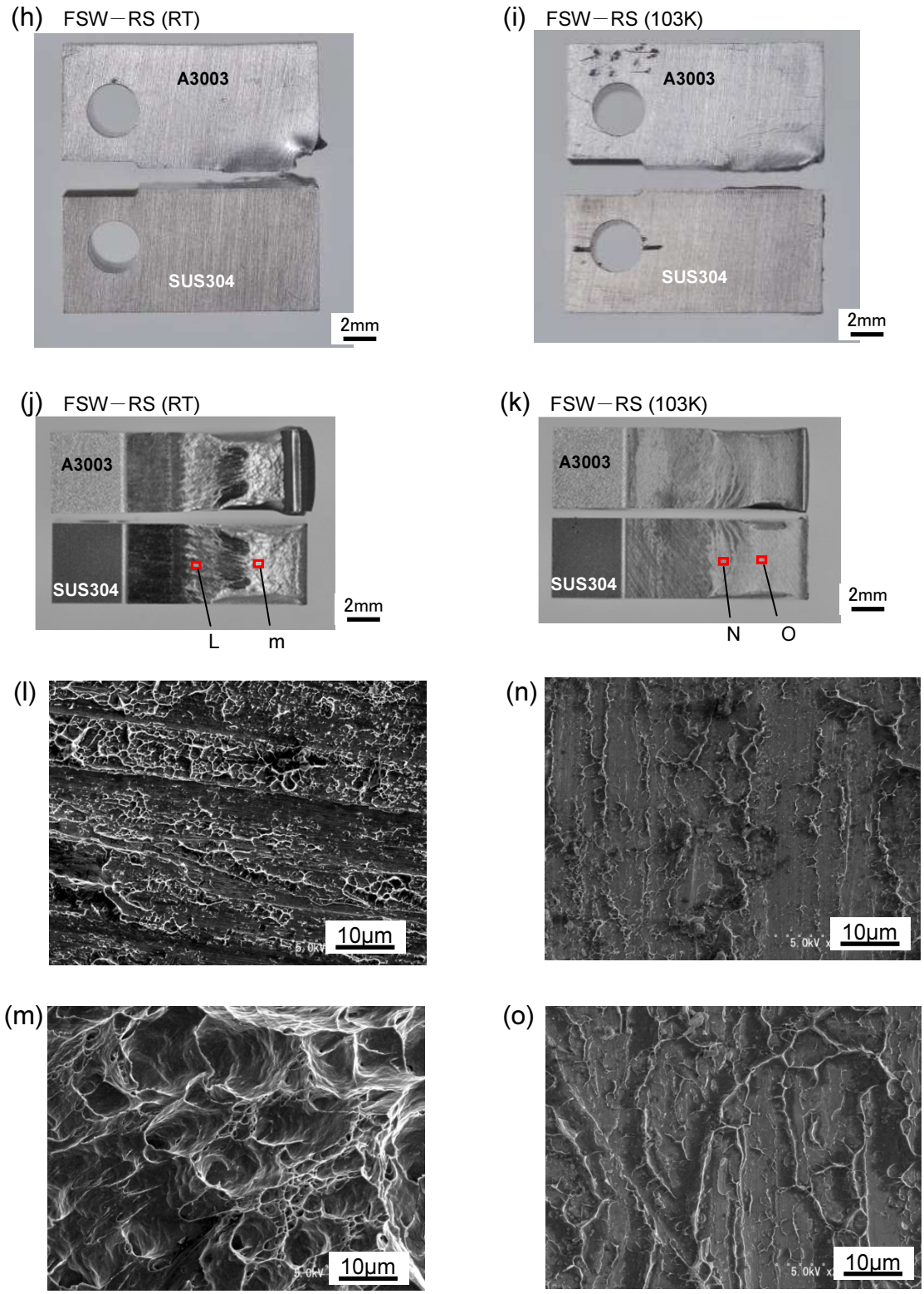


Fig.5-14 Continued : (h),(i) the side views of FSW-RS (RT) and RS (103K) respectively, (j),(k) the fracture surfaces of (h) and (i) respectively, (l) to (o) SEM images of L to O in (j) or (k) respectively.

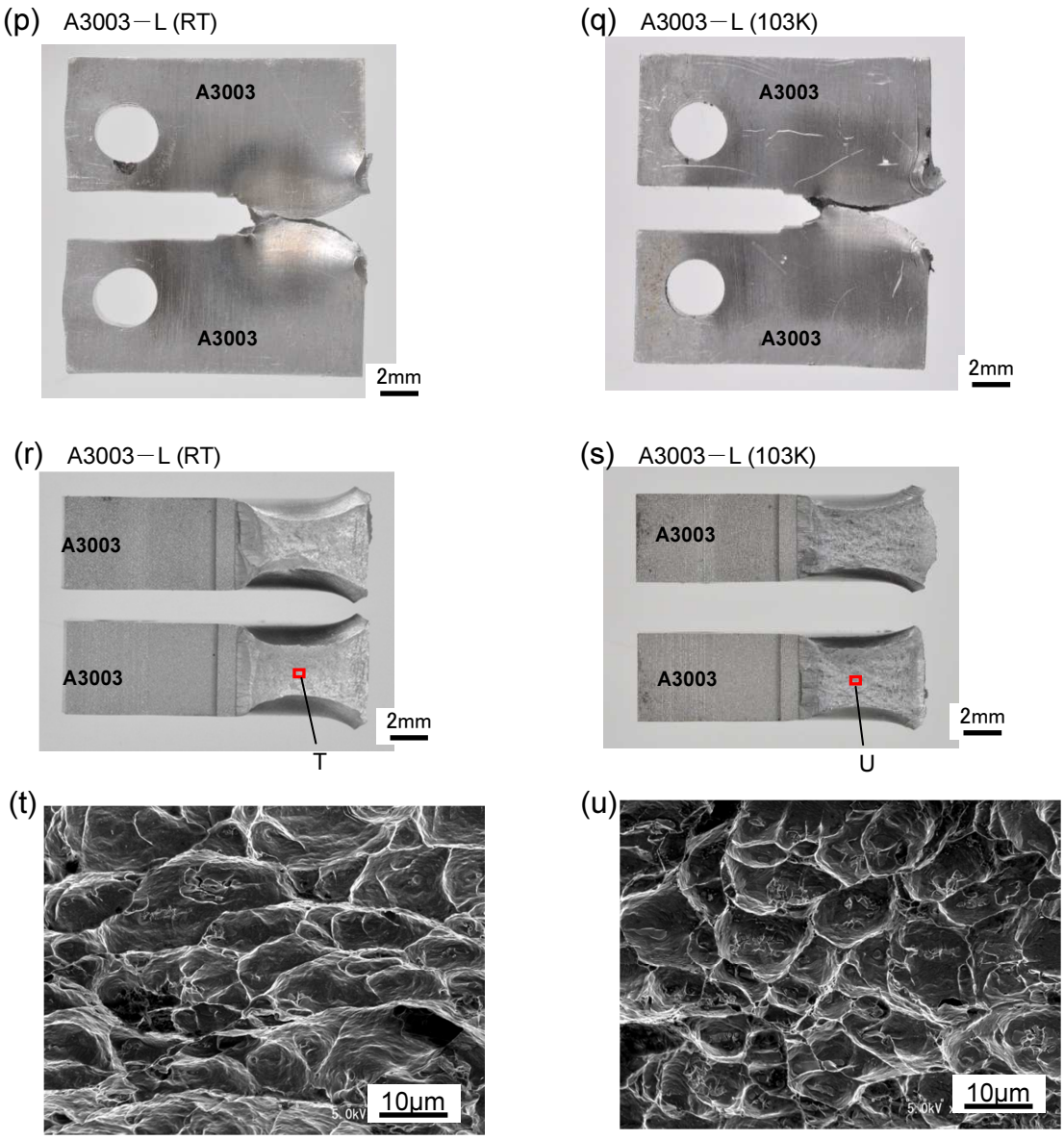


Fig.5-14 Continued : (p),(q) the side views of A3003-L (RT) and A3003-L (103K) respectively, (r),(s) the fracture surfaces of (p) and (q) respectively, (t), (u) SEM images of T and U in (r) and (s) respectively.

Table 5-1 Tensile properties of A3003 aluminum alloy plate in high and low temperature[67].

Temperature		A3003-O			A3003-H14		
T (K)	(℃)	TS (MPa)	YS (MPa)	El (%)	TS (MPa)	YS (MPa)	El (%)
78	(-195)	230	60	46	240	170	30
193	(-80)	140	50	42	165	150	18
243	(-30)	115	45	41	150	145	16
298	(25)	110	41	40	150	145	16
373	(100)	90	38	43	145	130	16
423	(150)	75	34	47	125	110	16
478	(205)	60	30	60	95	60	20
533	(260)	41	23	65	50	28	60
588	(315)	28	17	70	28	17	70
643	(370)	19	12	70	19	12	70

また、本研究により得られた疲労き裂進展速度 *da/dN* と、従来の金属材料データ[68]を比較して ***Fig.5-15*** に示す。A3003/SUS304 重ね FSW 継手の *da/dN*-⊿*K* 曲線は SUS304 と A5083-O の同曲線のデータ範囲内に包含されていることが分かる。ここで、今回の試験において最も疲労き裂進展速度 *da/dN* が早かったデータ、すなわち室温（RT）における RS 試験片のデータは、同じく室温（RT）における A5083-O とほぼ同等であることが確かめられた。A5083-O は船舶・橋梁等の多くの構造物に実適用されており、今回の試験で用いた A3003-H112 と比較して、引張強度が約 2 倍（≧290MPa）、0.2%耐力が約 1.5 倍（≧145MPa）の性能を持つ優れたアルミニウム合金である。このことから、A3003/SUS304 重ね FSW 継手の *da/dN* は、十分実用的な継手性能を備えているものと考えらえる。

更に、温度 773K（500℃）、保持時間 60sec の条件で熱処理した試験片の破壊靭性値と疲労き裂進展速度は、接合のままの試験片のそれらと同程度であり、性能低下は認められなった。一方、4.3 節で調査した MIG 溶接による熱履歴は、最高温度が高々673K（400℃）で、その保持時間は 1sec 未満であった。したがって、本 FSW 継手の破壊靭性値ならびに疲労き裂進展速度は、溶接熱履歴による影響を受けないものと考えらえる。

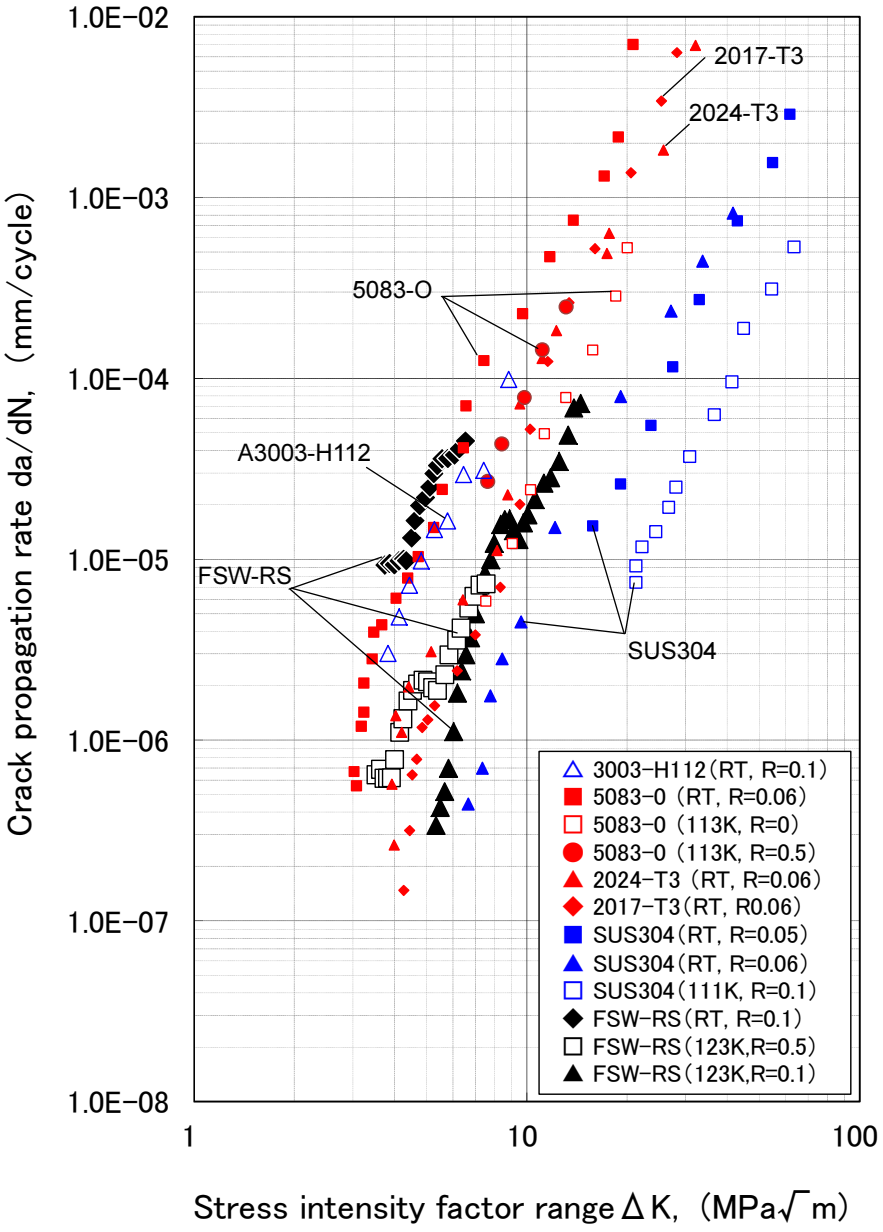


Fig.5-15 Fatigue crack propagation curves of A3003/SUS304 lap FSWed joints compared with some kinds of aluminum alloy and SUS304 stainless steel[68)].

5.5　結言

本章では、A3003/SUS304 重ね FSW 部の破壊靭性と疲労き裂進展特性を明らかにした。得られた結果を以下に示す。

(1) A3003/SUS304 重ね FSW 継手の破壊靭性値 *Ki* は、疲労予き裂の有無による差異は認められなかった。

(2) 破壊靭性値 *Ki* は、き裂の進展方向が前進側（AS）から後退側（RS）へ進展する場合と，その反対の RS から AS へ進展する場合で差異が認められなかった。したがって、FSW 試験片の延性き裂発生限界は、AS と RS で差異がないことが分かった。一方、その後のき裂進展は RS で AS より速かった。したがって、延性き裂発生後のき裂進展抵抗は、AS の方が RS よりも大きいことが分かった。

(3) 熱処理を行った同継手の破壊靭性試験と疲労き裂進展試験を実施した結果、熱処理温度 773K（500℃）、保持温度 60sec の試験片では、継手性能の低下は認められなかった。一方、同 823K（550℃）、1800sec の試験片では、破壊靭性値 *Ki* が約 13%（1.0MPa√m）低下した。このことは、接合界面の反応層（IMC）が 3μm 程度に成長したことが影響していると考えられる。

(4) MIG 溶接による熱履歴は、前章より最高温度が高々673K（400℃）で、保持時間は 1sec 未満であると考えられるため、本 FSW 継手の破壊靭性値ならびに疲労き裂進展速度は、溶接熱履歴による影響を受けないことが分かった。

(5) FSW 継手（AS/RS 試験片）と A3003 母材の破壊靭性値 *Ki* では、室温（RT）および 103K（-170℃）の何れの場合も A3003 の方が大きかった。このことは、FSW 継手では低強度の A3003 側に歪集中が生じて、き裂発生限界が A3003 母材よりも小さくなったためと考えられる。

(6) FSW 継手（AS/RS 試験片）と A3003 母材の破壊靭性値 *Ki* の差は、室温（RT）よりも 103K（-170℃）で大きくなった。この理由は、A3003/SUS304 界面の反応層（IMC）は、室温（RT）では A3003 よりも高強度であるが、103K(-170℃)では A3003 よりも低強度となるためと考えられる。

(7) 同継手の疲労き裂進展速度 *da/dN* は、AS から RS へき裂が進展する場合と、その反対の場合で、き裂進展初期において差が生じるものの、き裂進展量の増加に伴い、き裂が A3003/SUS304 接合界面から A3003 側に反れていくため、最終的には同程度になることが分かった。

(8) 同継手の疲労き裂進展速度 *da/dN* と、従来の金属材料データを比較した結果、室温（RT）における RS の特性は、ほぼ同じ試験条件の A5083-O と同程度であった。したがって、FSW 継手の *da/dN* は十分実用的なき裂伝播抵抗を備えていることが分かった。

第６章　多パス FSW による大断面積 A3003/SUS304 継手の作製に関する検討

6.1　緒言

これまで厚板の A3003/SUS304 重ね FSW 継手に関して、様々な継手特性を明らかにした。本継手は接合部の中央付近において、界面破断とはならず、A3003 破断する良好な接合が達成された。しかしながら、その範囲は狭く、使用する FSW ツールのプローブ先端径が φ9 の場合には幅 6.6～7.0mm（平均 6.8mm）程度の領域に限定されるという課題があった。

ここで、LNG 運搬船のような大型構造物への適用を想定した場合、より大きな断面寸法を有する異材継手が必要である。これを作製するためには、複数回の重ね FSW 施工を行い、接合領域を増加させることが必要不可欠であると考えられる。

現状このような分野では、爆発圧接継手が用いられており、長く豊富な実績により高い信頼を得ている [36,37]。しかしながら、施工には多くのノウハウや高度な技量が必要とされ [38]、生産性に課題がある。一方、FSW 法は機械加工に準じた接合法のため、作業者の技量に拠らず品質が安定し、自動化が容易というメリットがある。

そこで、本章では多パス重ね FSW 法を用いて、断面寸法が大きい A3003/SUS304 継手を試作し、その継手特性について評価・検討した。

6.2　供試材料と実験方法

供試材は、A3003-H112 アルミニウム合金板と市販の SUS304 ステンレス鋼板である。A3003 は板厚 11mm と 40mm の展伸材で、板厚 11mm 材は受入れのまま、同 40mm 材は後述するように機械加工して使用した。SUS304 は上下および側面を機械加工により、平坦かつ平滑に仕上げた板厚 20mm、幅 130mm のものである。A3003-H112 と SUS304 の化学組成および機械的特性を ***Table 6-1, 2*** にそれぞれ示す。使用した FSW ツールおよび接合条件は、第2章および第3章と同じである。

Table 6-1 Chemical compositions of A3003-H112 aluminum alloy and SUS304 stainless steel.

(mass %)

	Si	Fe	Cu	Mn	Cr	Zn	C	P	S	Ni	Al
1)A3003	0.23	0.37	0.14	1.1	…	0.02	…	…	…	…	Bal.
2)A3003	0.22	0.45	0.12	1.1	…	0.01	…	…	…	…	Bal.
SUS304	≦1.00	Bal.	…	≦2.00	18.00 -20.00	…	≦0.08	≦0.045	≦0.030	8.00 -10.50	…

Remarks: 1) 11mm thick plates,　2) 40mm thick plates

Table 6-2 Mechanical properties of A3003-H112 aluminum alloy and SUS304 stainless steel.

	Tensile strength (MPa)	Yield strength (MPa)	Elongation (%)
1)A3003	125	88	45.0
2)A3003	126	—	36.6
SUS304	>520	>260	>40

Remarks: 1) 11mm thick plates,　2) 40mm thick plates

本章では、***Fig.6-1*** に断面形状を示す 4 種類の A3003/SUS304 継手、すなわち FSW 継手Ⅰa, Ⅱb, Ⅲa およびⅢb 継手を多パス重ね FSW により作製した。ここで、継手名の 2 文字目にある a および b は、接合方向が全て同じ、すなわち紙面手前から奥へ向かう方向とした継手と、図の左右でこれを逆にした継手であることをそれぞれ示す。FSW 継手Ⅰa は、A3003 と SUS304 の平板同士を重ね合わせ、継手中央付近に重ね FSW を集めた。一方、これ以外の FSW 継手では、SUS304 の端面がコの字型に機械加工された A3003 によって、両側から挟み込まれた形状で、後述する MIG 溶接部の近傍に重ね FSW を集めた。また、FSW 継手Ⅱb と FSW 継手Ⅲb の違いは、***Fig.6-1*** に示すとおりであり、継手中央からの重ね FSW の位置が左右に 5mm ずれている。

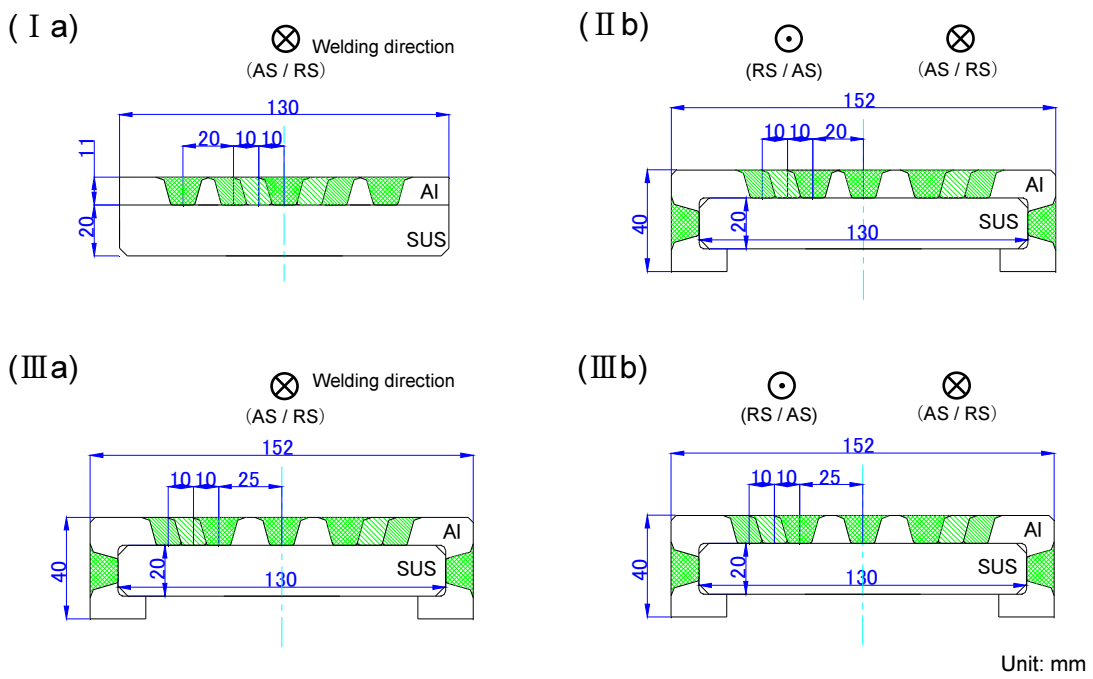


Fig.6-1 Shape and dimensions of the multi-run dissimilar lap FSWed joints.

なお、今回作製した継手の長さは何れも 500mm であるが、作製する継手の長さが長尺化した場合、接合方向を a よりも b とすることでパス間時間が短縮でき、生産性を向上できると考えられる。

また、本章における FSW 施工では、各 FSW パスにおける中心間距離 r を 10mm 以上とし、3.3 節で検討した接合領域の重複（ダブルパス FSW）は実施しなかった。これは少ないパス数でより大きな断面寸法を持つ異種金属継手を作製するためであり、基礎的検討として敢えて FSW のパス間に未接合部、すなわち内在き裂を有する継手とした。

初めに、作製した多パス重ね FSW 継手に対して、A3003 側からの放射線透過試験（RT）と SUS304 側からの超音波探傷試験（UT）を行い、FSW の攪拌領域（SZ）と接合界面に割れや空洞等の欠陥がないことを確認した。続いて、上板 A3003 の表面を機械加工により 1.0mm 削除し、FSW ビードのバリや凹みを除去した後、その上下面にそれぞれ A5083-O および SUS304L の板を MIG 溶接し、十字すみ肉継手を作製した。この継手から ***Fig.6-2*** に示す幅 35mm の試験片を切り出し、静的引張試験および疲労試験に供した。

静的引張試験は、油圧式の竪型万能試験機 RH-5500R（島津製作所）を用い、室温大気中で破断まで 3mm/min の速度で試験した。一方、疲労試験は、油圧サーボ式の疲労試験機 8504（INSTRON）を用い、室温大気中で応力比 0.1 で試験した。

次に、接合方向に垂直な断面で試験片を採取し、第2章と同じ要領でマクロおよびミクロ組織観察、硬さ測定試験、および TEM 観察を実施した。

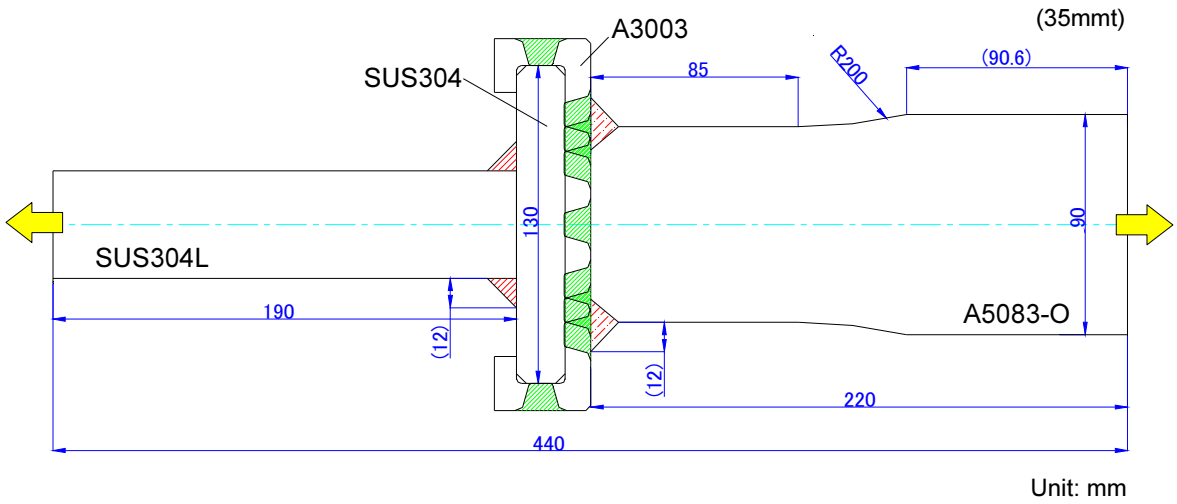


Fig.6-2 An example of tensile test specimen of the multi-run dissimilar lap FSWed joint.

6.3　実験結果

6.3.1　静的引張試験

多パス重ね FSW により作製した 4 種類の A3003/SUS304 継手と、これらの継手とステンレス鋼板の寸法が等しい爆発圧接継手の静的強度を ***Table 6-3*** に比較して示す。本爆発圧接継手は A3003/Ti/Ni/SUS304 の 4 層から構成されており、全ての異種金属界面において全面で接合が達成されている。多パス FSW 継手Ⅲb の強度は、爆発圧接継手のそれに対して約 95%の値であり、ほぼ同等であった。このことから、継手形状および FSW パスの数、位置、方向を適正化することにより、多パス重ね FSW で断面寸法の大きい A3003/SUS304 継手を作製できることが明らかになった。

FSW 継手Ⅲb と爆発圧接継手の応力－変位線図を ***Fig.6-3*** に示す。応力値 40MPa 程度まで、両者の曲線はほぼ同じ傾きであることが分かる。その後、60MPa を超えた辺りから、FSW 継手Ⅲb の変位が大きくなり、5%の強度差が生じている。また、FSW 継手Ⅲb の曲線において、応力が最大値に到達した後、垂直に降下し、その後再び水平に変位が増加する現象が認められる。この現象は、MIG 溶接部直下にある重ね FSW 部が初めに破断し、その後その内側にある重ね FSW 部に応力伝達が移動したことを示している。

破断後の各試験片の写真を ***Fig.6-4*** に示す。爆発圧接継手の破断位置は、***Fig.6-4(e)***のように A3003 母材と MIG 溶接部の界面に沿って破断していた。これに対して、FSW 継手のそれは、***Fig.6-4(a)～(d)***のように何れも A3003 側の MIG 溶接部直下にある重ね FSW 部で破断していた。だだし、重ね FSW 部は界面破断ではなく、SUS304 側に A3003 が残る SZ 破断であった。

Table 6-3 Tensile test results of the multi-run dissimilar lap FSWed joints and an explosive welded joint.

	Joint type*1)	Joint strength (MPa)		Ratio*2)
		Ave.	(each data)	(%)
1	FSW Ⅰa joint	44.5	(45.5, 44.6, 43.4)	61
2	FSW Ⅱb joint	60.5	(60.6, 59.0, 61.8)	84
3	FSWⅢa joint	65.9	(66.1, 65.8, 65.8)	91
4	FSWⅢb joint	68.6	(69.5, 68.2, 682)	95
5	Explosive welded joint	72.4	(72.8, 71.5, 73.0)	100

Remarks: *1) refer to Fig.6-1,　*2) compared to the explosive welded joint.

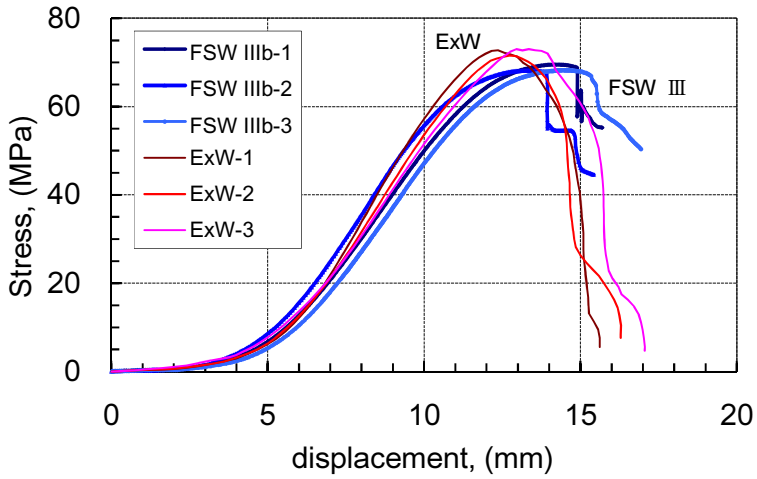


Fig.6-3 Stress-Displacement curves of the multi-run dissimilar lap FSWed joints (FSWⅢb) and explosive welded joints (ExW).

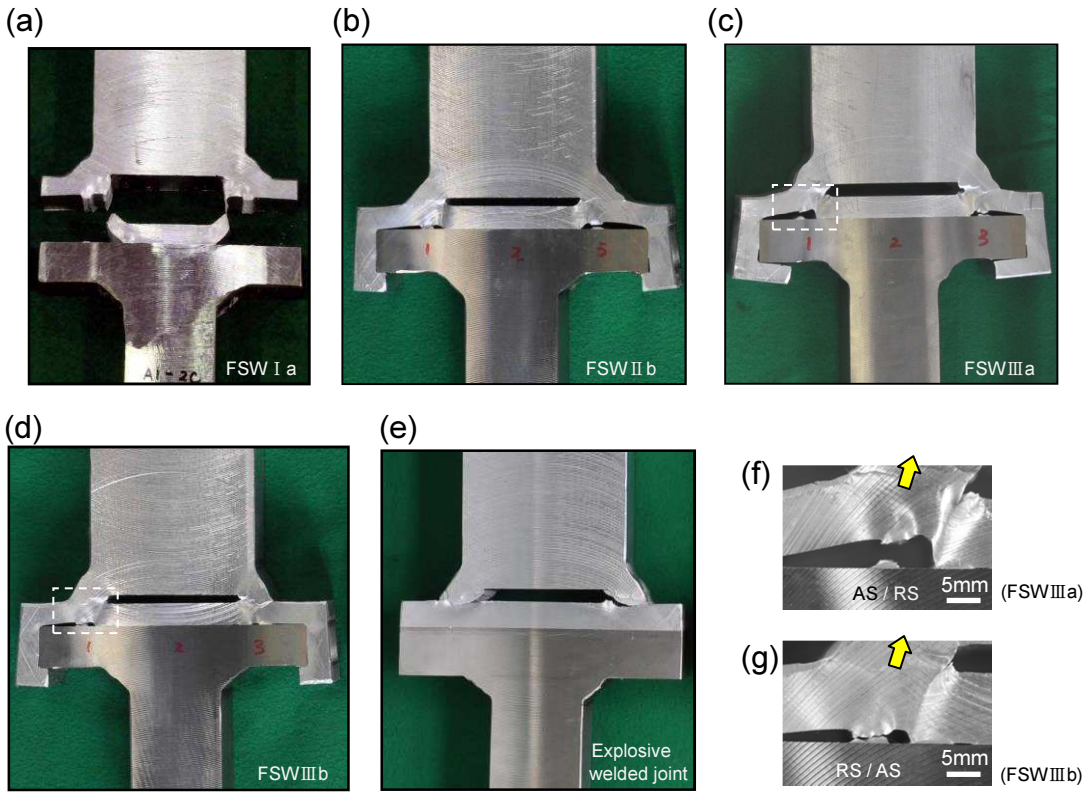


Fig.6-4 Tensile test specimens after fracture of the multi-run dissimilar lap FSWed joints and an explosive welded joint: (a) to (e) mean 1) to 5) shown in Table 6-3 respectively, (f),(g) magnified view of the white frame in (c) and (d) respectively.

6.3.2　断面組織観察

静的引張試験で最も高い強度が得られた多パス FSW 継手Ⅲb の断面組織写真の例を ***Fig.6-5*** に示す。観察した全ての攪拌領域（SZ）において、割れや空洞等の欠陥は認められなかった。また、***Fig.6-5(c),(d)***の領域は、MIG 溶接による熱履歴を受けた領域であるが、結晶粒の粗大化等は認められなかった。

Fig.6-5(e),(f)に A3003/SUS304 界面の状況を示す。本領域においても、結晶粒の粗大化等は認められなかった。また、2 つの FSW パスの間に***Fig.6-5(f)***に示すような未接合の領域が観察された。これは FSW のパス間距離が 10mm であるのに対して、1 回の FSW 施工により接合される領域の幅が 6.8mm 程度と、これよりも小さいためである。ここで、光学顕微鏡により隙間が観察された領域の幅は 2.4～2.8mm であった。予想される未接合領域の幅は 3.2mm（＝10-6.8）程度であり、これよりも小さかった。この理由は、この部分が多パス FSW 施工により FSW ツールのショルダから重複して 2 度の加圧を受けたことが影響していると推察される。これにより、実際には接合していない A3003/SUS304 界面の隙間が、見掛け上、密着したものと考えられる。

なお、以上のことは、他の多パス FSW 継手についても同様の結果であった。

更に、A3003/SUS304 重ね FSW 界面の TEM 観察を実施した。観察位置は ***Fig.6-5(e)***の中央付近である。明視野および回折画像を ***Fig.6-6*** に、EDX 分析の結果を ***Table 6-4*** に示す。接合界面は、厚さ 200～300nm の二層構造の IMC から構成されており、A3003 側が $Al_{13}Fe_4$、SUS304 側が Al_5Fe_2 であった。各層の厚さは何れも 100～150nm 程度であり、これは、第2章 2.3.5 項で観察された溶接熱履歴を受けていない単パスの FSW 継手と変らない微細組織であった。

6.3.3　硬さ分布

A3003/SUS304 重ね FSW 界面近傍における A3003 の硬さ分布を ***Fig.6-7*** に示す。単パス FSW の場合と同様、受入れのままの母材硬さが Hv39 程度であるのに対して、SUS304 表面から 0.1mm 上方の A3003 では、ほぼ Hv43 を超える硬度に上昇していた。

一方、単パス FSW では Hv46 以上に硬化する領域は AS に偏っていたが、多パス FSW では RS を含むランダムな領域で観察された。このことは、断面組織観察において、未接合部の領域が実際よりも狭く観察されたことと同じ理由で、多パス FSW 施工により FSW ツールのショルダから重複して 2 度の加圧を受けたことが影響していると推察される。実際 ***Fig.6-7(a)***において、A3003/SUS304 界面を左側から右側へ観察すると、未接合領域の隙間が次第に狭くなっていることが分かる。このことは、FSW 施工数の増加に伴い、前回パスの影響を受けて、接合していない A3003/SUS304 界面の密着領域が次第に広がっていくことを示している。

以上のことから、多パス FSW 継手の A3003 では、接合界面近傍の広い領域において硬度上昇が生じ、MIG 溶接による熱履歴を受けた後も、軟化等の影響は認められなかった。

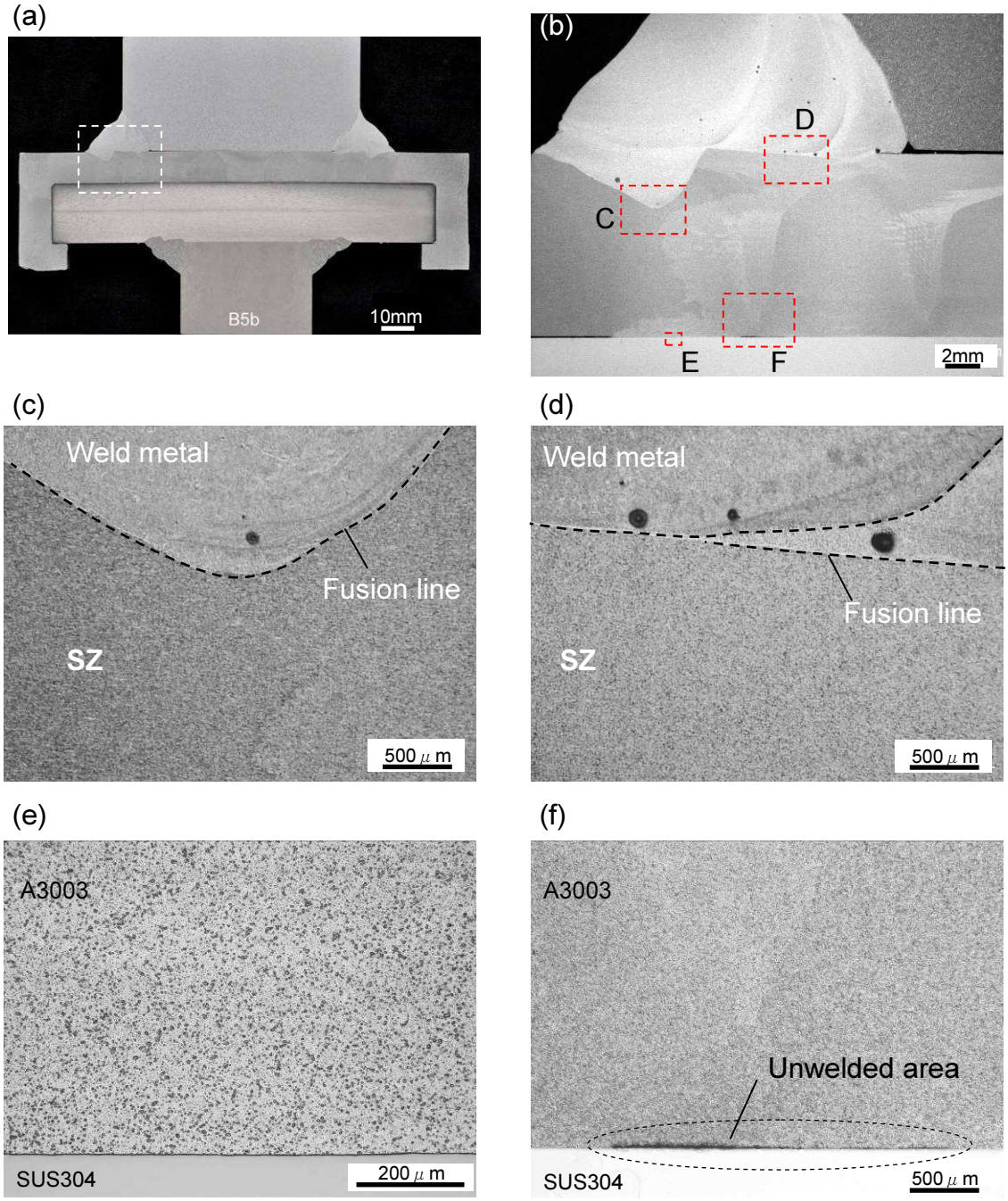


Fig.6-5 Cross-sectional macro and micro structures of FSWⅢb joint shown in Table 6-3 :(a) macrostructure, (b) magnified view of the white frame in (a), (c) to (f) magnified view of C to F in (a) respectively.

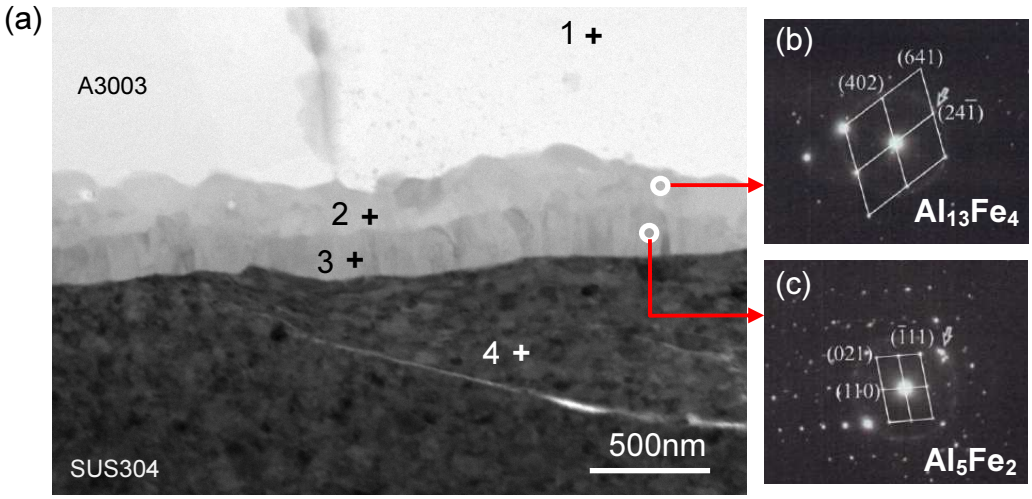


Fig.6-6 TEM observation of A3003/SUS304 interface of the lap FSWed joint: (a) bright field image, (b),(c) diffraction pattern of selected areas.

Table 6-4 TEM-EDX analysus results.

No.	Analyzed point	Element (at%)					
		Si	Fe	Mn	Cr	Ni	Al
1	A3003	—	—	—	—	—	100.0
2	Interfacial layer	5.3	14.7	2.4	2.7	0.2	74.7
3	Interfacial layer	0.2	21.7	1.0	5.3	2.4	69.4
4	SUS304	0.6	74.3	0.2	17.6	7.0	0.3

Remarks: No.1 to 4 mean the points of 1 to 4 in Fig.6-6 respectively.

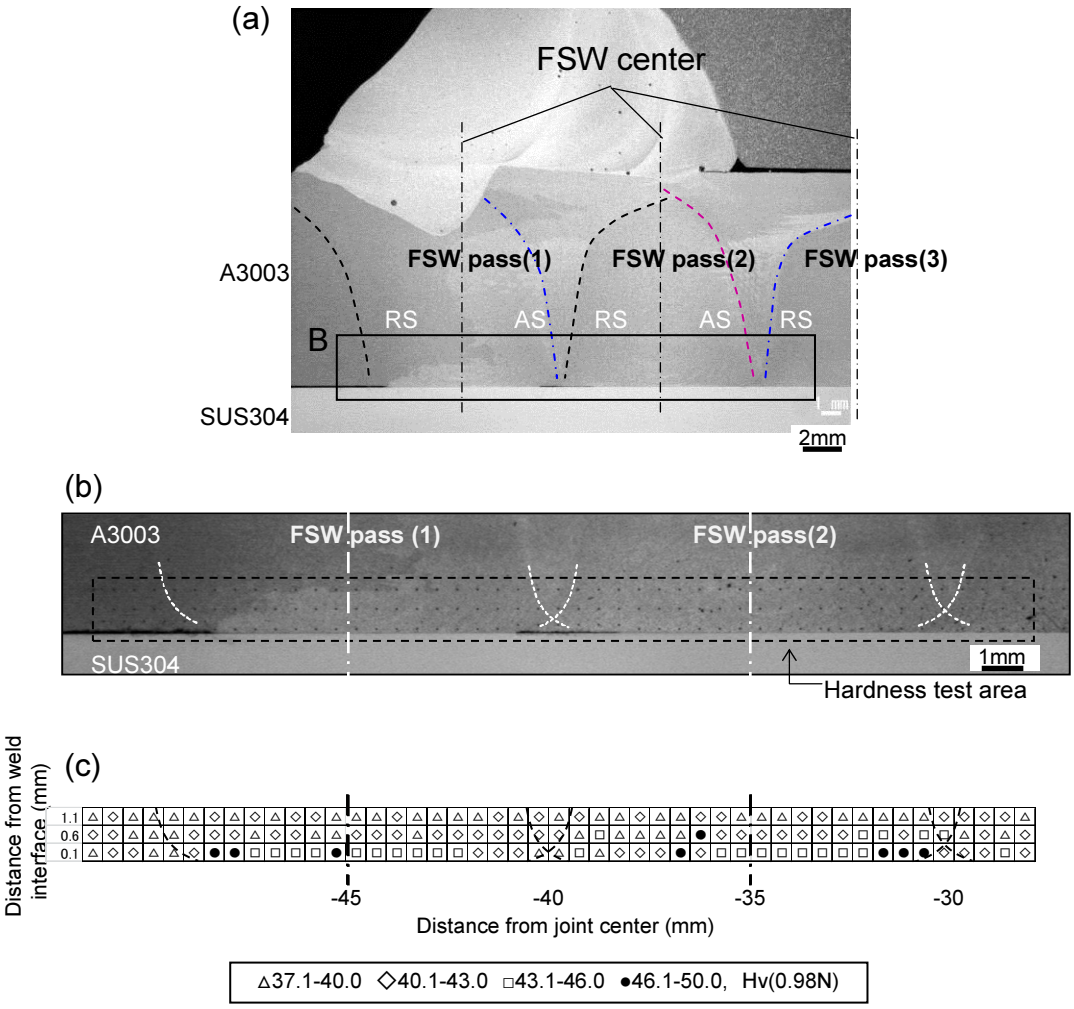


Fig.6-7 Hardness distribution of A3003 near lap FSWed interface of FSWⅢb joint shown in Table 6-3 :(a) macrostructure, (b) magnified view of B in (a), (c) hardness distribution of the black dot frame in (b).

6.3.4　疲労強度試験

多パス FSW 継手Ⅱb,Ⅲb について、疲労強度試験を実施した。結果を爆発圧接継手と比較して ***Fig.6-8*** に示す。多パスFSW 継手の疲労強度は、爆発圧接継手と比較して、破断繰り返し数 10^5～10^6 において 15%前後低い値であった。

Fig.6-9 に FSW 継手Ⅲb と爆発圧接継手の破断後における試験片の外観写真を示す。破断位置は、両継手共に A3003 側の MIG 溶接部であり、ルート部からき裂が発生・進展した。このことは、本十字継手において A3003/SUS304 接合部、すなわち重ね FSW 部および爆発圧接部が、疲労強度上の最弱部ではないことを示している。

一方、多パス FSW 継手と爆発圧接継手の疲労強度は、破断形態が同じであるにも関わらず、強度差が生じている。この理由については、次項の数値解析の結果から考察を行うこととする。なお、***Fig.6-9*** の試験片を比較すると、***Fig.6-9(a)***の FSW 継手Ⅲb では、A3003/SUS304 界面に隙間（図中矢印）が認められる。このことが両継手の強度差に関係しているものと予想される。

また、FSW 継手Ⅱb とⅢb は、疲労試験の結果、同一直線上に並ぶ結果となった。このことは、施工上FSW パスの狙い位置が 5mm ずれた場合でも疲労強度は変わらないことを意味している。

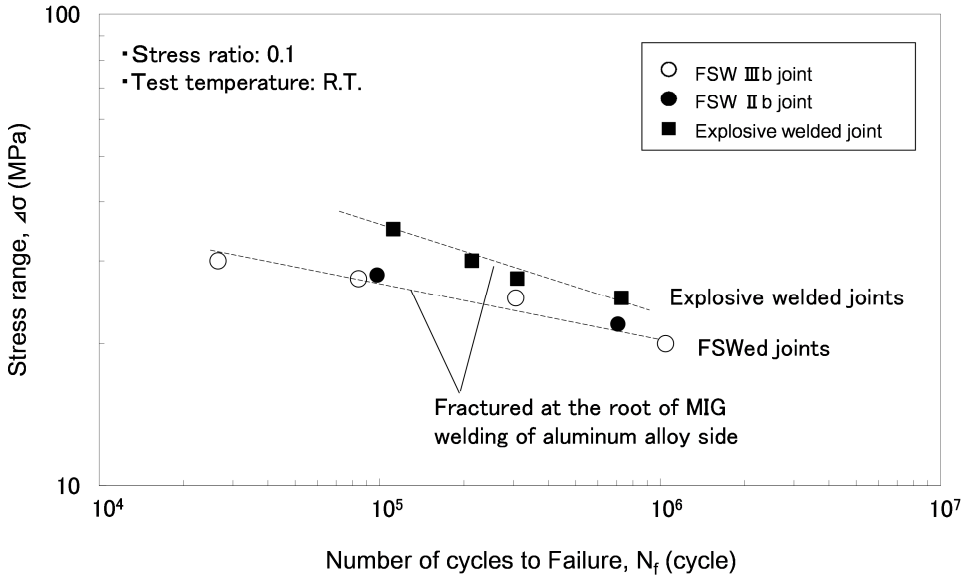


Fig.6-8 Fatigue test results of the multi-run A3003/SUS304 lap FSWed joints and explosive welded joints.

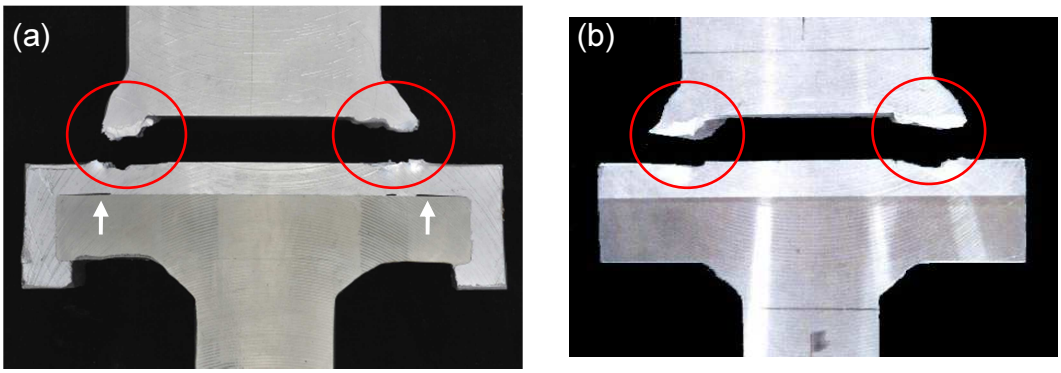


Fig.6-9 Fatigue test specimens after fracture: (a) FSWⅢb joint, (b) explosive welded joint.

6.4　数値解析と考察

多パス FSW 継手における強度結果を考察するため、有限要素法（FEM）により三次元数値解析を実施した。数値解析は MSC NASTRAN（ver.2012.2）を用いて、非線形静解析で多パス FSW 継手Ⅱ,Ⅲおよび爆発圧接継手に関する微小変形解析を実施した。ここで、多パス FSW 継手では、接合方向（a,b）の違いを考慮しておらず、1 パス当りの A3003/SUS304 重ね FSW 部の幅を 6.8mm とした。また、爆発圧接継手では Ti と Ni の中間層は省き、A3003 と SUS304 が全界面において直接接合しているものとした。メッシュサイズは、溶接および接合界面近傍を 1mm 程度に、その他の部分を 5mm 程度とした。解析に用いた材料物性値は、第3章と同じ ***Table 3-1*** である。

十字すみ肉継手の Al 合金側に 30MPa の引張負荷を与えたときの各継手における主応力ベクトル図を ***Fig.6-10(a)～(c)***に示す。何れの場合も A3003 側の MIG 溶接部から SUS304 側の MIG 溶接部に向かって、その間にある A3003/SUS304 の重ね FSW 部あるいは爆発圧接部を介して、応力伝達が行われている。***Fig.6-10(c)***の爆発圧接継手が、理想的な応力伝達状態であるとすると、同図***(a)***,***(b)***の FSW 継手Ⅱ,Ⅲでは、FSW パス間に未接合部が存在するため、この部分では応力伝達が行われず、重ね FSW 部にはより大きな応力が発生している。

このときの溶接および接合界面に作用する鉛直（Z）方向の荷重分布を、***Fig.6-10(d)～(f)***に示す。なお、本図では継手の変形量を 100 倍に拡大表示している。***Fig.6-10(f)***の爆発圧接継手では、A3003/SUS304 界面で正規分布的な応力分布となるのに対して、同図***(d)***,***(e)***の

FSW 継手Ⅱ,Ⅲでは、重ねFSW 部の両端に応力集中が生じている。特徴的な部分の応力値を図中に示した。なお、応力値は、以下の式(6.1)から算出した。

$$\sigma_z[i] = \frac{F_z[i-1] + F_z[i]}{2 \cdot w[i]} \tag{6.1}$$

ここで、$F_z[i]$:節点[i]の鉛直(z)方向荷重(N/mm), $w[i]$:節点[i-1] と節点[i] の間隔(mm)である。

更に、A3003 側の MIG 溶接ルート部は、疲労試験におけるき裂の起点であったため、応力拡大係数 K の値も図中に( )付きで記した。なお、算出には以下の式(2)を用いて、外挿法(r[i]→0)により求めた。

$$K = \frac{G \cdot \mathrm{v}[i]}{\sqrt{\frac{\mathrm{r}[i]}{2\pi}} \cdot \sin\frac{\theta}{2} \cdot (2 - 2\nu - \cos^2\frac{\theta}{2})}$$
$$\mathrm{G} = \frac{\mathrm{E}}{2(1+\nu)}, \quad \mathrm{r}[i] = \sqrt{\mathrm{x}[i]^2 + \mathrm{y}[i]^2} \tag{6.2}$$

ここで、E:ヤング率, ν :ポアソン比, r[i]:き裂先端からの距離(mm), v[i]: z 方向の変位(mm), θ :r[i]と x 軸のなす角(deg)である。

Fig.6-10 (d)の FSW 継手Ⅱでは、爆発圧接継手の A3003/SUS304 界面で最も大きな応力(67MPa)が作用した位置に FSW パスが存在せず、この位置は FSW パス(1)と(2)の間となっていた。このため、これら2つの FSW パスに大きな応力が作用し、FSW パス(3)の負荷は少なくなっていることが分かった。一方、***Fig.6-10 (e)***の FSW 継手Ⅲでは、前述の位置に FSW パス(2)があり、本接合部に大きな応力が作用するものの、その両側の FSW パス(1)および(3)がこれを補助した形となっている。このため、FSW 継手Ⅲでは重ね FSW 部の両端に応力集中が生じるものの、爆発圧接継手に類似した応力分布の形状をとり、FSW 継手Ⅱよりもバランスの良い応力分布となっていることが分かる。また、A3003/SUS304 界面に作用する応力の最大値も、FSW 継手Ⅱ、FSW 継手Ⅲ、爆発圧接継手の順に小さくなっている。これらのことから、静的引張強度の大きさが、FSW 継手Ⅱ＜FSW 継手Ⅲ＜爆発圧接継手となったものと考えられる。

また、静的引張試験における FSW 継手Ⅲの破断位置は、***Fig.6-4(c),(d)***より、FSW パス(1)の重ねFSW 部(図中□部)であった。ここで、A3003/SUS304 重ねFSW 部には、AS とRS で引張強度方向依存性(AS>RS)があることが第2章の結果から分かっている。したがって、破壊の起点が AS となった方が、RS の場合よりも高い強度が得られると推察される。これが FSW 継手Ⅲb が、同Ⅲa よりも高強度となる理由であると考えられる。実際、両継手の破断部を***Fig.6-4(f),(g)***にて比較すると、破壊の起点である FSW パス(1)の内側が AS となっている FSW 継手Ⅲb の方が、これが RS となる同Ⅲa よりも延性的に破断しており、高強度となった理由が理解できる。このことから、FSW パスの方向を適正化することにより、継手の強度向上と生産性向上を同時に達成できることが分かった。

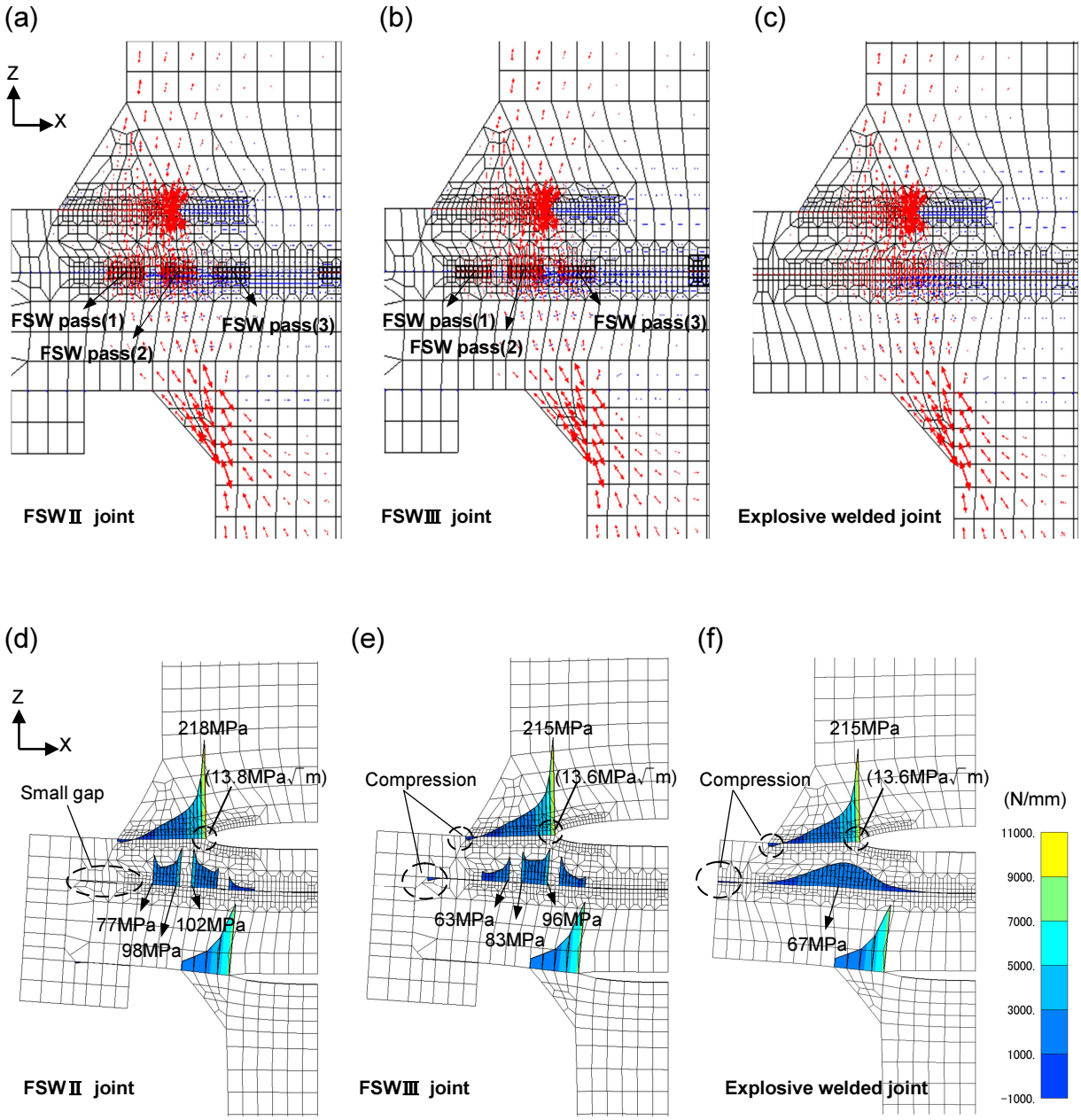


Fig.6-10 FEM analysis results: (a),(b) and (c) mean the principal stress vector situation of FSWⅡ, FSWⅢ and explosive welded joint respectively, (d),(e) and (f) mean the deformation and vertical force (Fz) situation of FSWⅡ, FSWⅢ and explosive welded joint respectively.

続いて、FSW 継手と爆発圧接継手で破断形態が同じであるにも関わらず、疲労強度に差が生じた理由について考察する。

Fig.6-9 より、両継手共に、疲労き裂は A3003 側の MIG 溶接ルート部から溶接金属に沿って発生・進展していた。このことは ***Fig.6-10(d)～(f)***より、何れの継手においても A3003 側の MIG 溶接ルート部に 215MPa 程度の極めて高い応力が生じていることから理解できる。

FSW 継手ⅡとⅢの応力分布図を比較した場合、***Fig.6-10(d)***では FSW パス(1)の外側に隙間が生じているが、***Fig.6-10(e)***ではこの部分に圧縮応力が作用し、隙間は生じていない。更に、A3003 側の MIG 溶接ルート部における応力拡大係数 K も 0.2MPa√m であるものの大きな値となっている。ここで、疲労負荷により、MIG 溶接ルート部のき裂が数 mm（圧縮応力部の幅程度）進展した場合を考える。A3003 側の MIG 溶接ルート部にて、き裂が進展するに従って、重ね FSW 部に作用する応力の分布が変化していくと考えられる。すなわち、き裂の進展に伴い、応力分布は***Fig.6-10(e)***から***Fig.6-10(d)***に変化し、最終的にFSWパス(1)に殆どの応力が集中するものと予想される。このため、FSW 継手Ⅲでは、当初 ***Fig.6-10(e)***に示すようにFSWパス(1)の外側に圧縮応力が発生していたが、MIG溶接ルート部のき裂進展に伴い、***Fig.6-10(d)***のように隙間が発生・増加していくものと考えられる。このことは、***Fig.6-9(a)***に示す破断後の試験片から確かめることができる。また、この隙間の増加によって、MIG 溶接ルート部の右側の隙間も開口し易くなり、結果としてMIG溶接ルート部の応力および応力拡大係数も増加するものと予想される。

一方、***Fig.6-10(f)***の爆発圧接継手では、MIG 溶接ルート部のき裂が同じく数 mm 進展した場合でも、A3003/SUS304 界面が全面で接合しているため、応力分布は最大応力 67MPa のまま、図の左側へ数 mm 移動するだけと予想される。また、A3003 側の MIG 溶接ルート部の応力も、圧縮応力部が減少するだけで殆ど変わらないものと推察される。これにより、MIG 溶接ルート部の応力拡大係数の差は、FSW 継手Ⅱ,Ⅲと爆発圧接継手において、現状の 0.2MPa√m から更に増加するため、破断の形態が同じであるにも関わらず、両継手の間で疲労強度に差が生じたものと考えられる。

6.5　疲労強度の改善に関する検討

前節 6.4 では、多パス FSW 継手と爆発圧接継手を比較したとき、破断形態が同じであるにも関わらず、疲労強度に差が生じた理由を数値解析により明らかにした。本節では、3.3 節で検討したダブルパスFSW法を用いることにより、FSW継手Ⅲと同じFSWパス数のままで疲労強度を改善することを検討し、数値解析により検証した。検討した継手形状を、***Fig.6-11*** に示す。本継手の FSW パス数は、***Fig.6-1*** の FSW 継手ⅡおよびⅢと同様、上面に 7 ケ所、側面に2ケ所の合計9ケ所である。ここで、上面のFSW位置は、継手中央から0, ±30.5, ±35.5, ±46mm の位置であり、±30.5 と ±35.5mm の FSW パスは接合中心間距離 r が 5mm（＜6.8mm）となっている。したがって、これらの FSW パス間には未接合部が存在せず、3.3 節で

検討したダブルパス FSW となっている。本継手に対して、前節 6.4 と同様の数値解析を実施した。

解析結果を ***Fig.6-12*** に示す。***Fig.6-12(a)***は主応力ベクトル図を示すが、FSW パス(2)＋(3)のダブルパス FSW 部に大きな応力の流れが確認できる。更に、同図***(b)***はこのときの溶接および接合界面に作用する鉛直（Z）方向の荷重分布を示している。ダブルパス FSW 部には、平均 77MPa 程度の応力が作用し、端部の応力集中部でも 104MPa で、A3003 合金母材の強度（124MPa）以下となっている。また、静的引張試験で破断が生じる FSW パス(1)の応力は FSW 継手Ⅲとほぼ同程度であった。

一方、A3003 側の MIG 溶接ルート部に作用する応力および応力拡大係数は、***Fig.6-10(d)～(f)***の何れの場合よりも小さくなっており、応力拡大係数 K は爆発圧接継手のそれよりも約 10%低下した。

したがって、ダブルパス FSW 法を用いた多パス FSW 継手Ⅳでは、同継手Ⅲと同じ FSW パス数のままで、疲労強度を改善できるものと推察される。

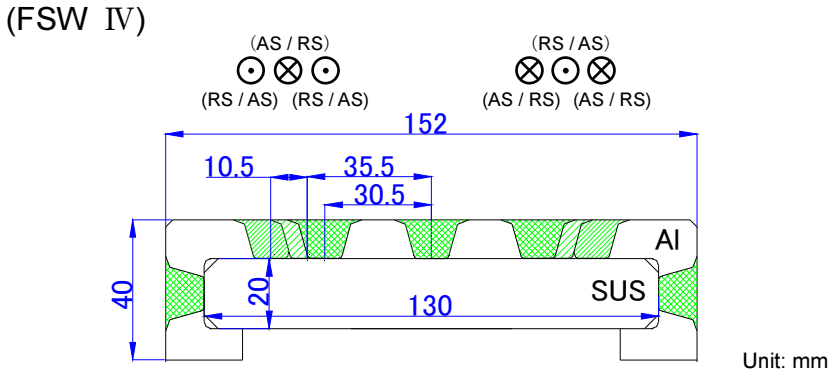


Fig.6-11 Shape and dimensions of the FSWⅣ joint using the double-run FSW.

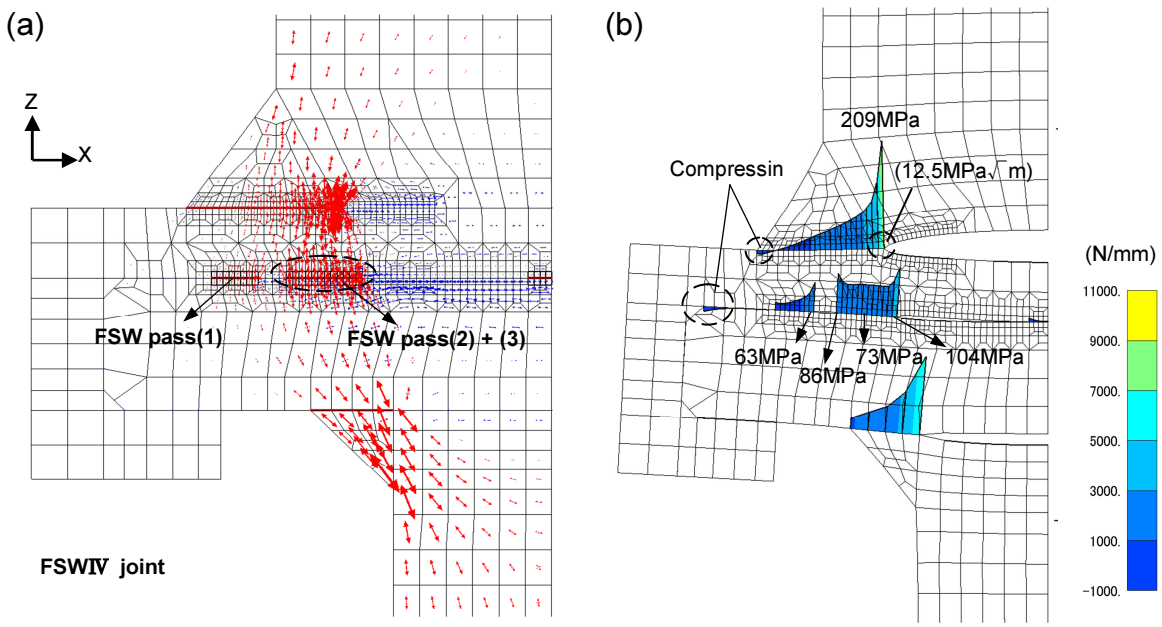


Fig.6-12 FEM analysis results of FSWⅣusing the double-run FSW : (a) the principal stress vector situation, (b) the deformation and vertical force (Fz) situation.

6.6　結言

本章では、板厚 20mm の SUS304 ステンレス鋼板に対して、板厚 11mm の A3003 アルミニウム合金板を複数パスの摩擦攪拌接合（FSW）により重ね接合し、断面積の大きい A3003/SUS304 継手を作製・評価した。得られた結果を以下に示す。

(1) 継手形状および FSW パスの数、位置、方向を適正化することにより、静的強度が平均 68.6MPa の継手が得られた。この値は A3003 と SUS304 の重ね合せ面全域において、接合が達成されている爆発圧接継手のそれの約 95%に相当し、ほぼ同等の値であった。このことから、断面寸法の大きい A3003/SUS304 継手を多パス重ね FSW により、作製できることが明らかとなった。

(2) 光学顕微鏡にて上記多パス FSW 継手の断面組織を観察した結果、A3003 における摩擦攪拌領域（SZ）は MIG 溶接による複数の熱履歴を受けているものの、結晶粒の粗大化や軟化等は認められなかった。更に、A3003/SUS304 重ね FSW 界面を TEM 観察した結果、反応層厚さが 200～300nm 程度の二層構造の IMC から構成されていた。これは、溶接熱履歴を受けていない単パス FSW 継手のそれと変わらない非常に薄い、微細組織であった。

(3) 上記多パス FSW 継手の疲労強度は、破断繰り返し数 10^5～10^6 において 25MPa（R=0.1）程度であり、前述の爆発圧接継手より 15%前後低い値であった。しなしながら、試験片の破断位置は、両継手共に A3003 側の MIG 溶接部で同じであり、溶接ルート部から A3003 側の溶接金属界面に沿って破断していた。このことから、本十字継手の疲労構造上の最弱部は A3003/SUS304 重ね FSW 界面では無いことが確認された。

(4) 有限要素法（FEM）により、多パス FSW 継手の応力状態を数値解析した。解析結果より、FSW パスの位置が継手強度に与える影響を検討し、静的強度および疲労強度の実験結果を検証できた。

(5) 多パス FSW 継手にダブルパス FSW 法を用いることで、FSW パス数を増加させずに疲労強度が改善できることを、数値解析により明らかにした。

第７章　LNG 運搬船構造への適用に関する検討

7.1　緒言

本章では、多パス FSW 継手を LNG 運搬船のカーゴタンク構造へ適用することを検討した。本研究におけるこれまでの成果から、最良な多パス FSW 継手の形状は、FSW 継手Ⅳであることが分かっている。しかしながら、本継手は 6.5 節で数値解析を用いて検討したのみで、実際には試作・評価していない。そこで、ここでは 6.3 節の実証試験において、最も良好な結果を得た FSW 継手Ⅲb を対象とした。

第6章の結果、FSW 継手Ⅲb は従来構造の爆発圧接継手と比較して、静的強度において約 95%、疲労強度において約 85%の継手性能を備えていることが分かった。ここで、爆発圧接継手は設計許容値の２倍以上の強度を有するため、多パスFSW継手についても、実用上十分な強度を有しているものと予想される。

しかしながら、多パスFSW継手は、FSWのパス間に未接合部、すなわちき裂を内在しているという、爆発圧接継手にはない構造的な問題を持っている。

そこで、本章では、LNG 運搬船の運用条件が内在き裂へ与える影響について、数値解析を用いて検討を行った。

7.2　解析方法

数値解析は Marc（ver.2007R1; MSC software）を用いて、微小変形の三次元線形静解析を実施した。FEM 解析に用いたモデルを ***Fig.7-1*** に示す。***Fig.7-1(a)***は、LNG 運搬船カーゴタンク構造の軸対称モデルである。同図(***b***)は、その異種金属継手部の拡大であり、第6章で試作・評価し、最も良好な継手性能が得られた多パス FSW 継手Ⅲとした。ここで、FSW 一パス当りの接合領域の幅は 6mm とした。これまでの解析では、第2章の実験結果で得られた 6.8mm を用いてきたが、これよりも厳しく内在き裂の影響を評価するためである。また、九つのFSWパスの各接合部に関して、その両端のき裂先端に ***Fig.7-2*** に示すような識別番号を付けた。

検討を行ったLNG運搬船の運用条件は、ｉ）産出地でタンクにLNGを積載した後、消費地へ向かって航行する定常運転中と、ⅱ）産出地でLNGを積載する前に行うイニシャルクールダウン中の2種類とした。ここで、イニシャルクールダウンとは、24 時間程度の時間を掛けて、LNG カーゴタンク構造をマイナス百数十度まで徐々に冷却することである。これを行わずに 110K（-163℃）の LNG を直接積載すると、タンクの収縮（熱応力）により、タンク自身や船体との接続部等が破損してしまう恐れがあり、危険である。***Fig.7-3*** にLNG積載前後におけるカーゴタンク構造の変形および応力解析の例を示す。***Fig.7-3(a)***に示すように、-163℃の LNG を積載することにより、球形タンクは収縮し、船体との接続部には大きな熱応力が作用する。同図(***b***)は、このときの溶接・接合界面における応力状態図であり、タンク寄りの内側には各溶接・接合部に引張応力が、反対に外側には圧縮応力が作用している。

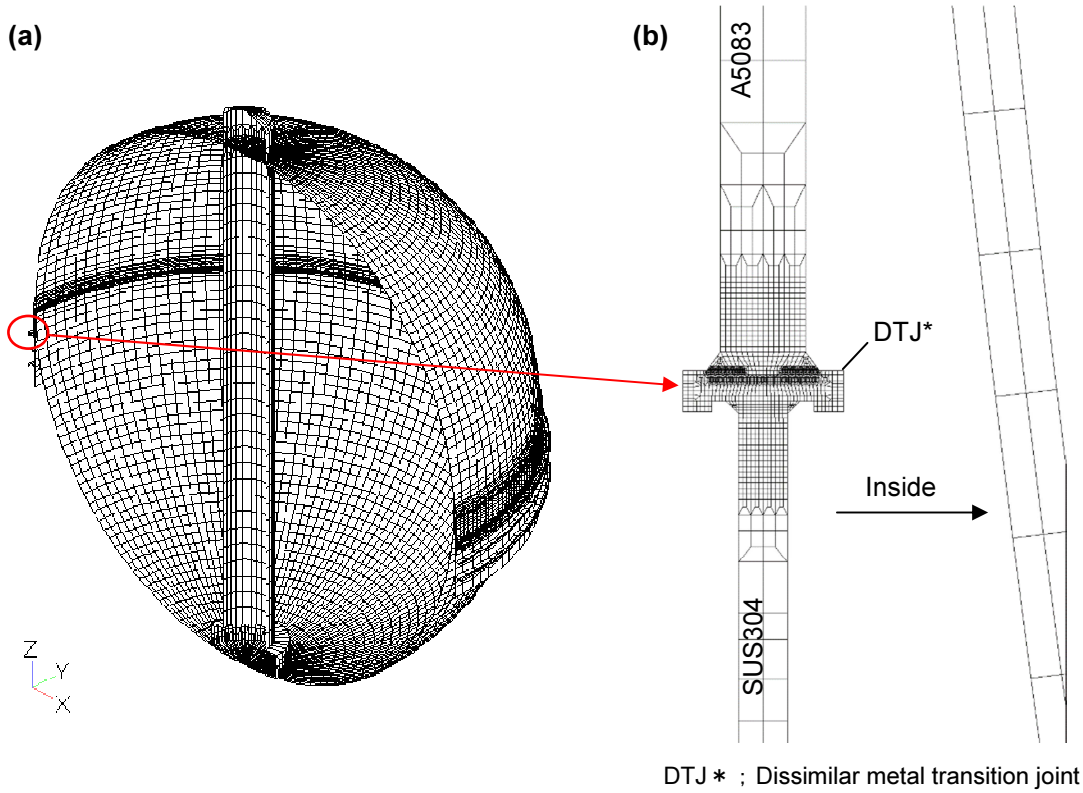


Fig. 7-1 An example of FEM analysis model :(a) LNG cargo tank structure, (b) magnified view of the dissimilar metal transition joint.

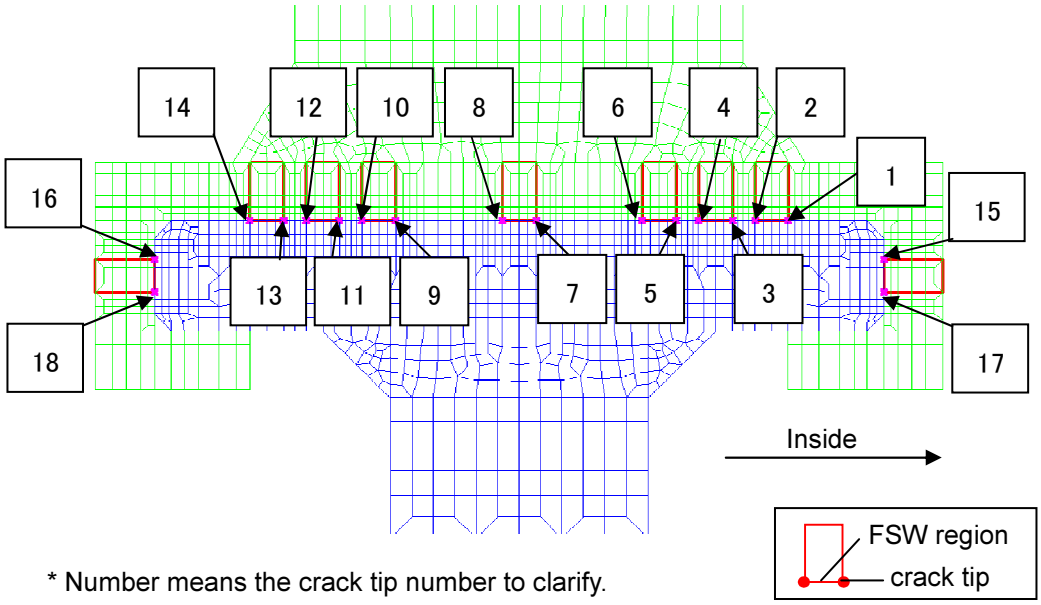


Fig.7-2 FSW pass positions and clarification of each clack tip .

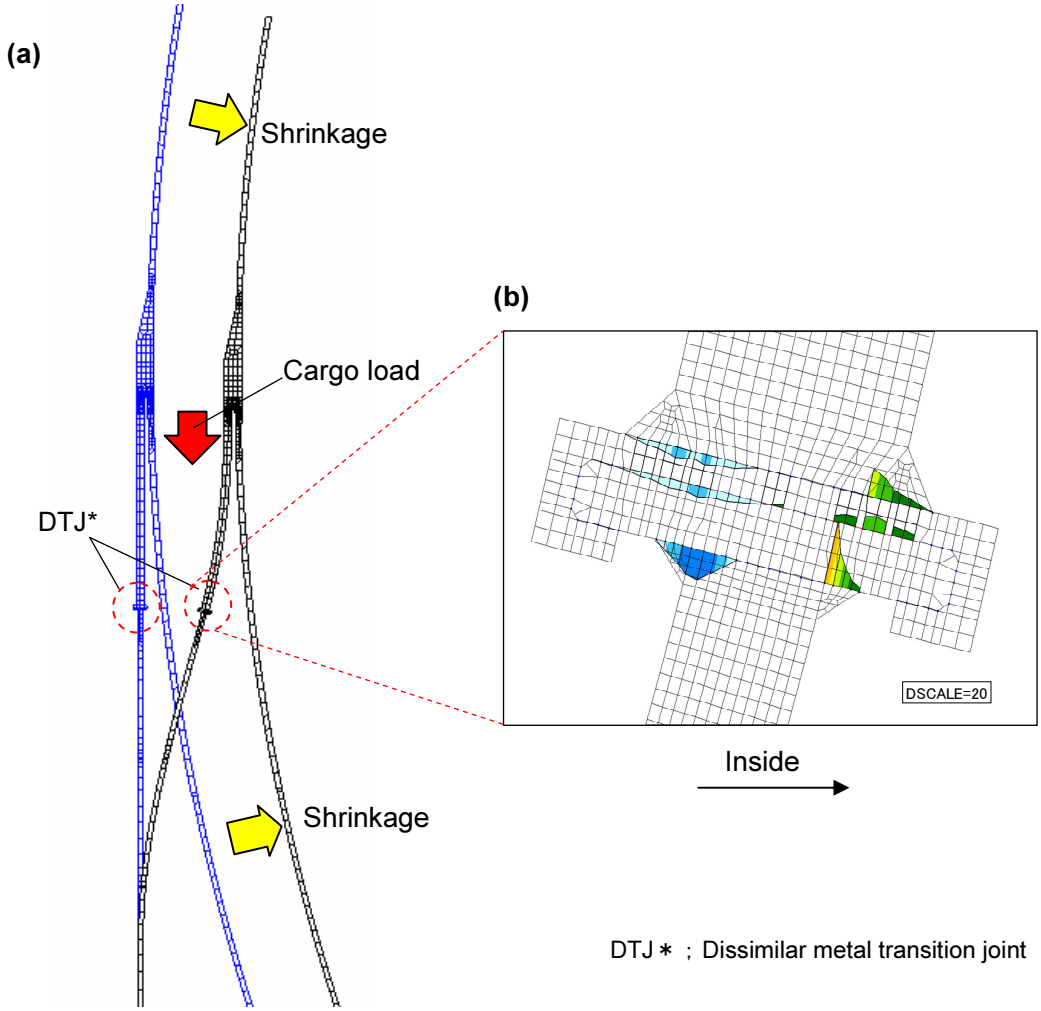


Fig. 7-3 An example of FEM analysis on LNG cargo tank structure：(a) Deformations before and after LNG loading (scaling up 10 times for deformation), (b) Deformation and stress situation on DTJ (scaling up 20 times for deformation).

また、定常運転（航行）中における解析条件は、LNG が満載され、加速度を前後方向 0.14G、左右方向 0.73G、および上下方向 0.71G とした。

数値解析は、はじめにメッシュサイズ 1.5mm の粗いモデルを用いて、高い応力が作用する FSW 部を確認した。次に、応力の高い FSW 部のメッシュサイズを 0.25mm に再分割したモデルを用いて、二回目の解析を実施した。このとき、A3003 と SUS304 の結合点以外の要素では、接触を考慮せず、より厳しい条件で内在き裂への影響を評価した。なお、解析に用いた材料物性値は、これまでと同様 ***Table 3-1*** とした。

7.3　解析結果と考察

7.3.1　定常運転による影響

メッシュサイズ 1.5mm の粗いモデルを用いた場合の最大主応力分布を、***Fig.7-4*** に示す。これより、き裂 18 および 2 において、高い応力が発生することが分かった。そこで、き裂 18 と 2 を端部に持つ FSW 部を、メッシュサイズ 0.25mm に再分割し、再び FEM 解析を実施した。使用したモデルを ***Fig.7-5*** に示す。

再解析の結果から得られた応力拡大係数 K を ***Fig.7-6*** にまとめる。定常運転（航行）中の静的負荷、すなわちカーゴタンクと積載した LNG の重量、および収縮による熱応力から算出された応力拡大係数 K は、き裂 16 で最大（$Kmax$）となり、6.87MPa√m であった。ここで、***Fig.5-5*** に示した第5章の実験結果より、A3003/SUS304 重ね FSW 部の破壊靭性値 Ki は、103K（-170℃）の極低温において後退側（RS）で平均値 8.5MPa√m、最小値 7.95MPa√m であり、$Kmax$ よりも高い値である。したがって、定常運転中の静的負荷によって、内在き裂は脆性破壊しないと考えられる。

更に、定常運転（航行）中の動的負荷、すなわち加速度から算出される応力拡大係数 K は、き裂 2 の位置で最大となり、その値は 0.56 MPa√m であった。したがって、このときの応力拡大係数範囲 $\Delta Kmax$ および応力比 R は、それぞれ 1.12MPa√m（=0.56×2）と、0.37（=（1.23-0.56）/（1.23+0.56））となる。ここで、A3003/SUS304 重ね FSW 部の極低温におけるき裂進展速度 da/dN は、***Fig.5-8*** より温度が 123K（-150℃）、応力比 R が 0.1 と 0.5 の場合について取得している。本図では下限界応力拡大係数範囲 ΔK_{th} は得られていないが、***Fig.7-7*** において da/dN が 10^{-8}mm/cycle となるまで外挿した ΔK の値は、ΔK_{th} より小さくなると考えられる [69,70]。この外挿値は、応力比 R が 0.5 の場合でも 2.35 MPa√m 程度であり、$\Delta Kmax$ の 2 倍以上の値となる。したがって、定常運転中の動的負荷によっても、内在き裂は進展しないものと考えられる。

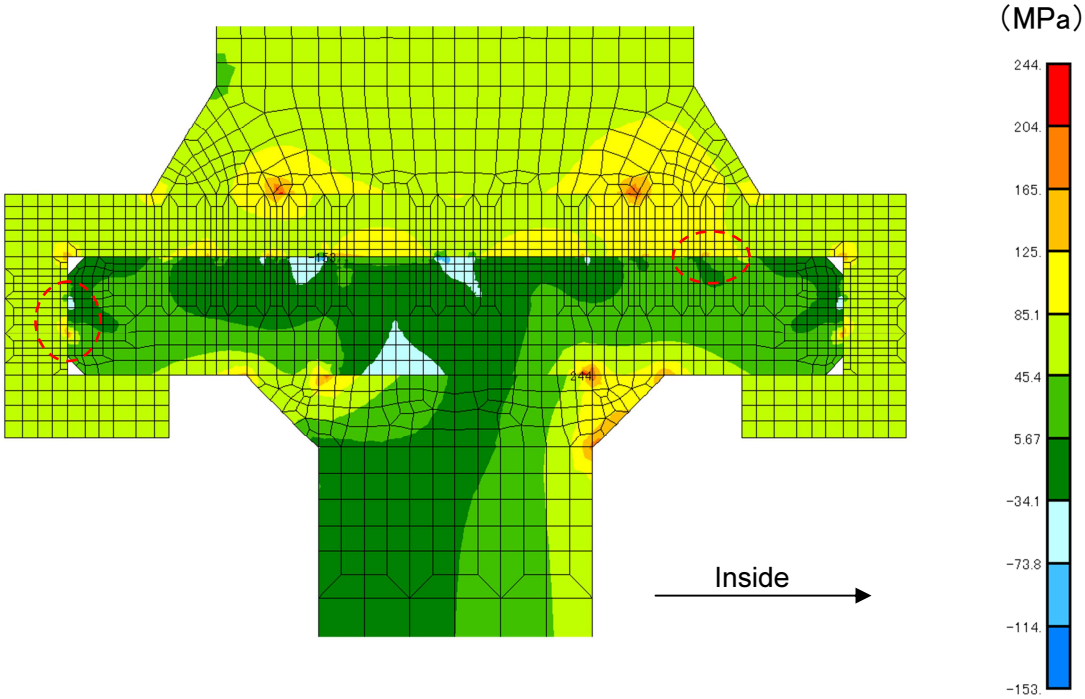


Fig. 7-4 An FEM analysis result of coarse mesh in steady marine operation.

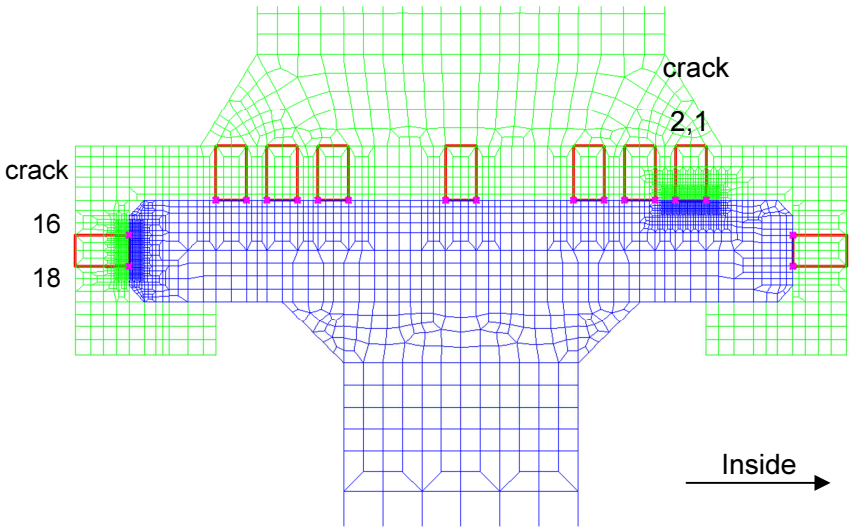


Fig. 7-5 FEM model of fine mesh for steady marine operation.

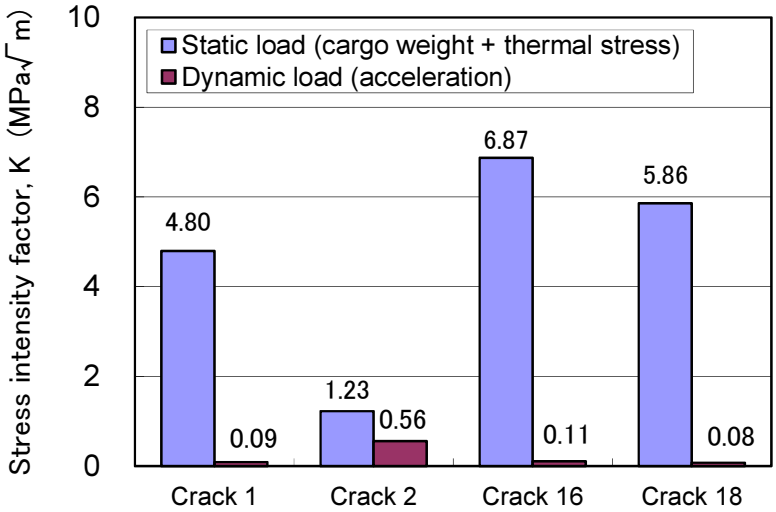


Fig.7-6 Results of stress intensity factor on each crack in steady marine operation.

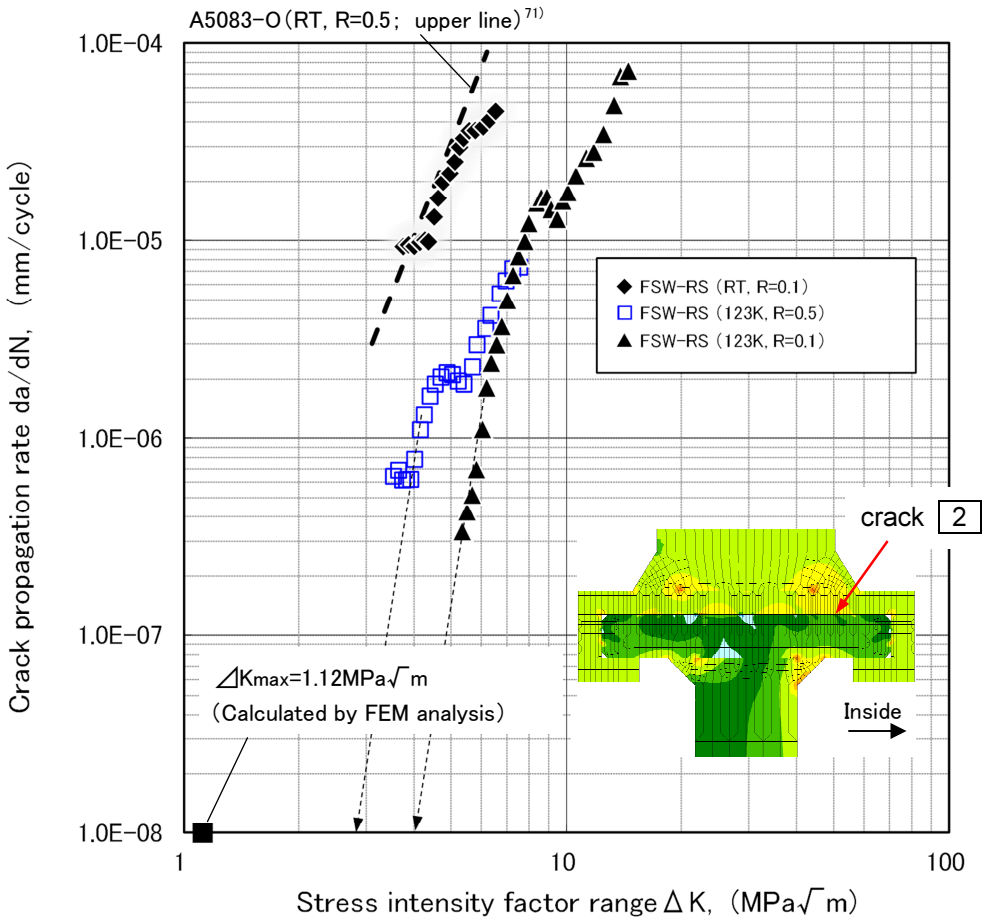


Fig.7-7 da/dN－⊿K carve and the stress intesity factor range calculated by FEM analysis.

7.3.2　イニシャルクールダウンによる影響

前項 7.3.1 と同様の手順で数値解析を実施した。まずメッシュサイズ 1.5mm の粗いモデルを用いたときの最大主応力分布を、***Fig.7-8*** に示す。***Fig.7-8(a)***と***(b)***は、それぞれイニシャルクールダウン開始後 13 および 24 時間後の状態であり、***(a)***では、き裂 9 で若干高い応力が認められるが、***(b)***と比較して全体的に低い応力分布であった。一方、***(b)***では、き裂 18、17 および 9 において、高い応力が認められた。そこで、これらのき裂を端部に持つ FSW 部を、メッシュサイズ 0.25mm に再分割し、再び FEM 解析を実施した。使用したモデルを ***Fig.7-9*** に示す。

再解析の結果から得られた応力拡大係数 *K* を ***Fig.7-10*** にまとめる。イニシャルクールダウン中の熱応力から算出された *K* は、24 時間後のき裂 16 で最大となり、5.34MPa√m であった。この値は、前項で算出した静的負荷による応力拡大係数の最大値 *Kmax* よりも小さかった。ここで、イニシャルクールダウン中の *K* は、き裂 15～18 のような高い応力が作用する位置については、時間（熱応力）と共に増加し、最終的に定常運転における静的負荷の値へ近づいていくものと推察される。また、イニシャルクールダウン中に特異的な応力が、A3003/SUS304 重ね FSW 部に発生することは認められなかった。

そこで、イニシャルクールダウン後に LNG を積載すること、すなわち定常運転時の静的負荷が繰り返し行われた場合のき裂進展量を検討することとした。***Fig.7-6*** で応力拡大係数 *K* を示した各き裂に対して、き裂長さが 0.5～1mm 伸びるまでの繰り返し数 N と、このときの *K* の推移を FEM 解析により算出した。ここで、き裂進展解析には ***Fig.7-7*** の上限線であり、き裂進展速度が最も速い A5083-O のデータ[71]を使用した。解析結果を、***Fig.7-11*** に示す。き裂進展が最も速いき裂 16 においても、長さが 1mm 増加するのに約 9,000 回の繰り返しが必要であった。この繰り返し数は、毎週 LNG を産出地で積載し、消費地へ運搬したとしても、100 年間の運用期間で半分程度（52 週 /年 ×100 年= 5,200 回）である。したがって、実運用上問題ないものと考えられる。

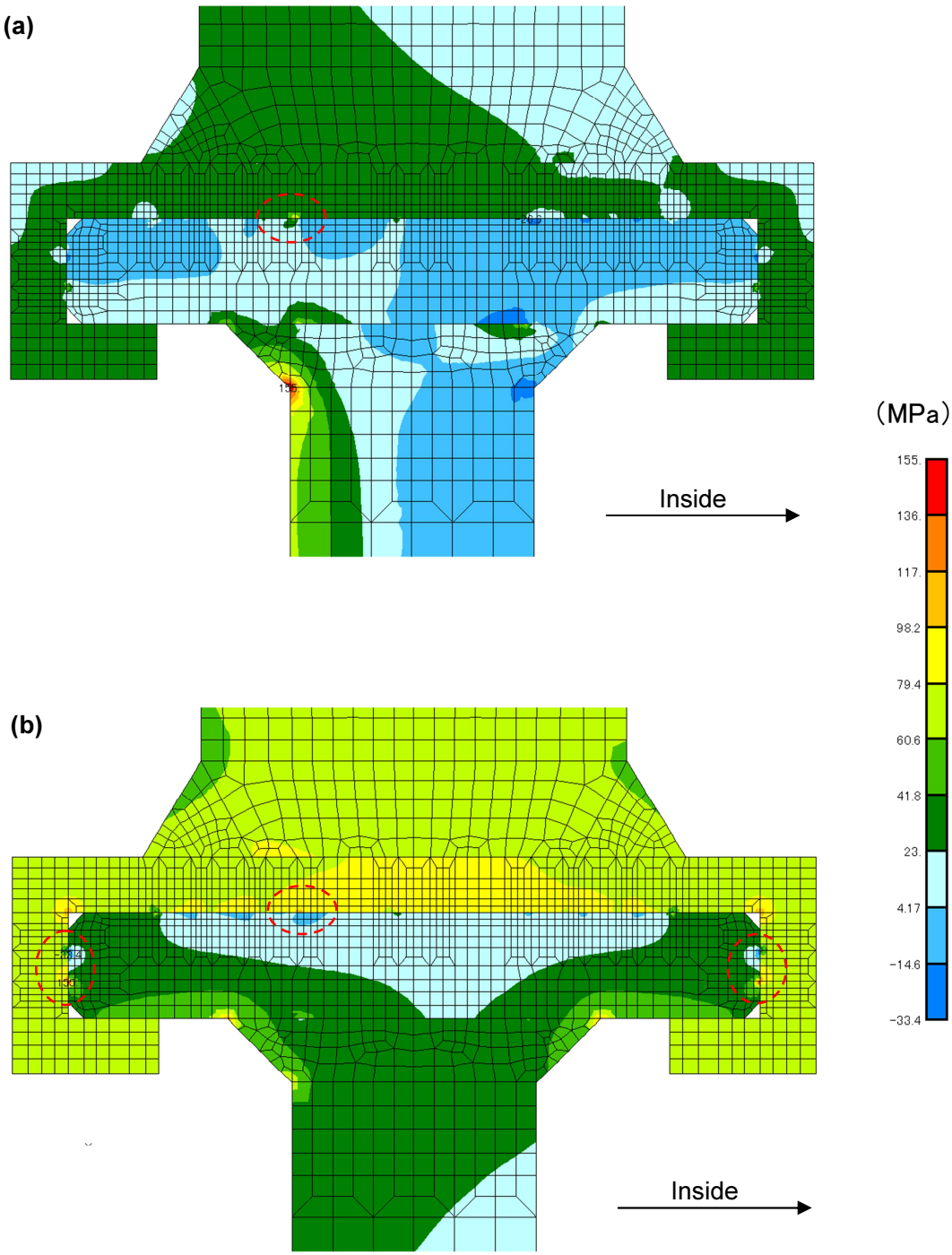


Fig.7-8 FEM analysis results of coarse mesh in initial cooling down condition: (a), (b) show the principal stress distribution at 13 and 24 hours after initial cooling down, respectively.

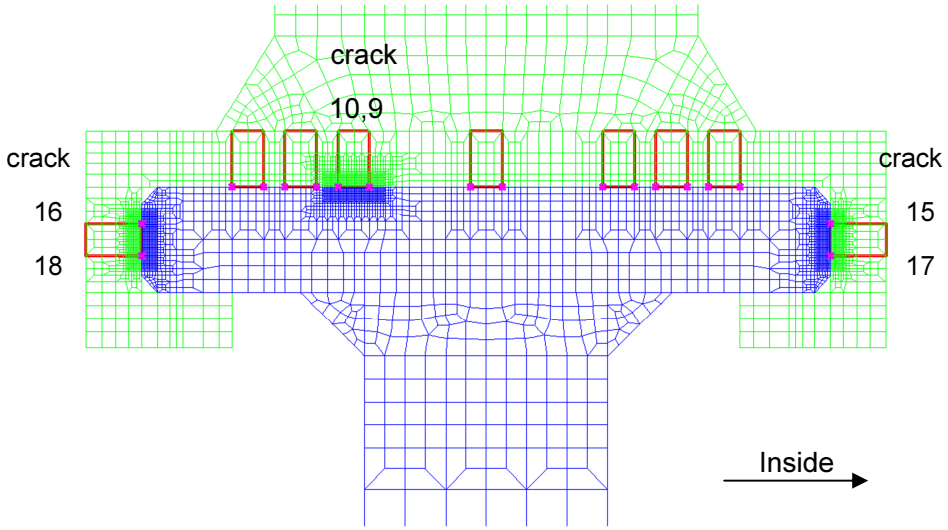


Fig.7-9 FEM model of fine mesh for initial cooling down condition.

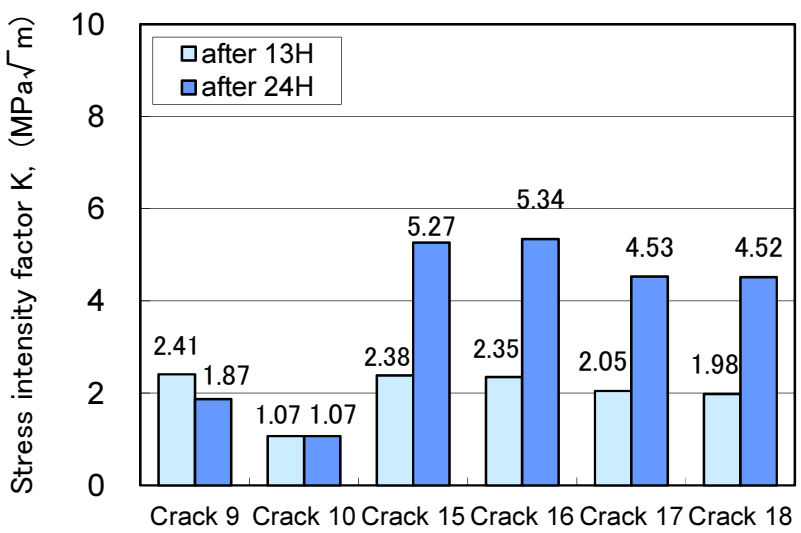


Fig.7-10 Results of stress intensity factor on each crack in initial cooling down condition.

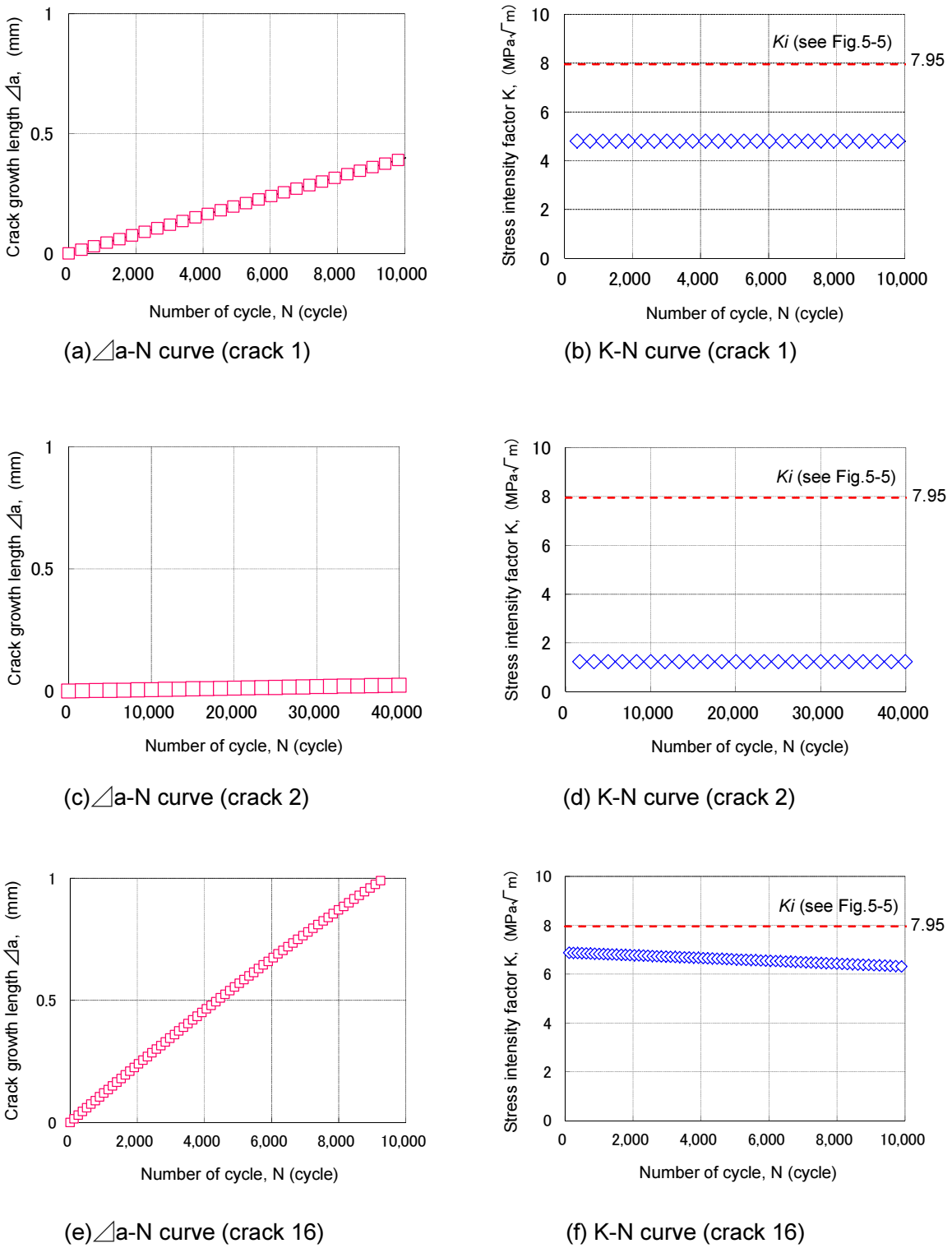
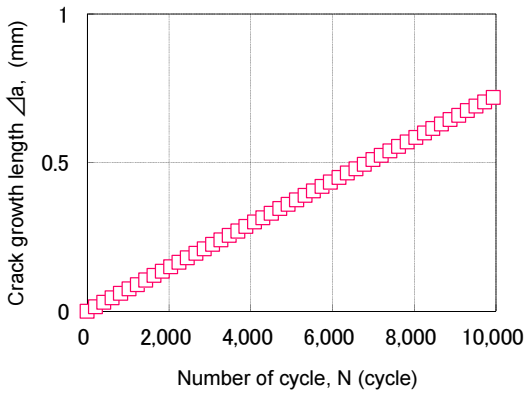
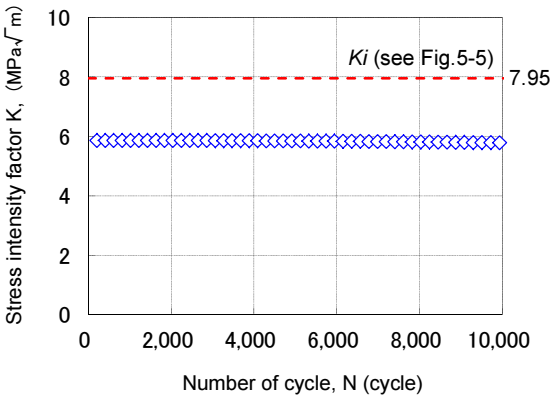


Fig.7-11 Schematic illustration of heat cycle tests by MIG arc welding.



(g)⊿a-N curve (crack 18)



(h) K-N curve (crack 18)

Fig.7-11 Continued.

7.4　結言

本章では、第6章で試作・評価した多パスFSW継手Ⅲを、LNG運搬船のカーゴタンク構造へ適用することを検討した。

(1) 定常運転中の静的負荷が、多パス FSW 継手Ⅲの内在き裂へ与える影響を、数値解析により検討した。その結果、応力拡大係数 K が最も大きくなる内在き裂でも、6.87MPa√m であった。ここで、第5章の実験結果から A3003/SUS304 重ね FSW 部の 103K（-170℃）における破壊靭性値 Ki は 7.95MPa√m であり、この値よりも高い値であった。したがって、定常運転中の静的負荷によって内在き裂は脆性破壊しないと考えられる。

(2) 定常運転中の動的負荷が、多パス FSW 継手の内在き裂へ与える影響を、同じく数値解析により検討した。その結果、応力拡大係数範囲⊿K が最も大きいき裂でも 1.12MPa√m（R=0.37）であった。ここで、第5章の実験結果から A3003/SUS304 重ね FSW 部の 123K（-150℃）における⊿K_{th} は 2.35 MPa√m（R=0.5）以上と考えられ、この値の 2 倍以上であった。したがって、定常運転中の動的負荷によって内在き裂は進展しないと考えられる。

(3) イニシャルクールダウンおよび LNG 積載時における多パス FSW 継手の内在き裂への影響を、同じく数値解析により検討した。その結果、⊿K は⊿K_{th} よりも大きくなり、き裂は進展するものの、その進展量は極めて小さく実用上問題ないことが確かめられた。

第８章　総括

本研究では、モス型 LNG 運搬船のカーゴタンク構造に用いられているアルミニウム合金とステンレス鋼の異種金属継手を、現在の爆発圧接継手から摩擦攪拌接合（FSW）法を用いた新しい継手に代替することについて検証を行い、その有効性を確認した。

本研究で得られた結果は、各章ごとに要約しているが、ここでは主たる知見を以下に総括する。

第1章は緒言であり、研究の背景ならびに問題点を指摘し、本研究の必要性ならびに目的について述べた。

第2章では、アルミニウム合金とステンレス鋼の各板厚が 10mm 以上の厚板の重ねFSW 継手に関して、基礎的な継手特性を明らかにした。得られた結果を以下に要約する。

(1) プローブ先端径φ9mm の FSW ツールを用いた場合、鉛直方向の継手強度、すなわち剥離強度(Z)は 845N/mm 程度であった。A3003 の母材強度（125MPa）に相当する接合部の幅は約 6.8mm であり、プローブ先端径の約 75%であった。更に、この幅は超音波検査により検出可能であることが分かった。

(2) 同じく接合線に平行な方向の継手強度、すなわち縦せん断強度（Y-1,2）は、上板 A3003 を前方へ引っ張った場合（Y-1）と後方へ引っ張った場合（Y-2）で同等の値となり、545N/mm 程度であった。この値は剥離強度（z）の約 64%であった。

(3) 同じく接合線に直角な方向の継手強度、すなわち横せん断強度（X-1,2）は、上板 A3003 を AS 方向へ引っ張った場合（X-1）と RS 方向へ引っ張った場合（X-2）で、それぞれ 768 と 934N/mm 程度となり、約 20%の強度差が認められた。この強度差、すなわち引張強度方向依存性は、プローブ先端径が異なる FSW ツール（φ7）の場合にも認められた。

(4) A3003/SUS304 重ね FSW 継手における接合領域の強度分布を調査した結果、接合は幅 9mm の領域で達成されており、接合中心（X=0）近傍の AS へ偏った領域（X：-2～+1）で、ほぼ A3003 の母材相当の強度が得られた。一方、AS の端部（X≦-3）および RS の端部（X≧2）では、強度の低下が認められた。このことから、接合部の強度分布は、AS では未接合の領域（X<-4）から急峻に強度が増加して A3003 の母材強度に達し、反対に RS では未接合の領域（X>4）からなだらかに強度が増加して A3003 の母材強度に達していることが分かった。この接合領域における強度分布の非対称性が、上記(3)の横せん断強度の引張方向依存性の原因であると推察された。

(5) A3003/SUS304 重ね FSW の接合界面は、反応層厚さが 200～300nm 程度の二層構造の IMC から構成されていた。これらの組成は、A3003 側が $Al_{13}Fe_4$、SUS304 側が Al_5Fe_2 であり、それぞれの IMC 厚さは 100～150nm 程度で非常に薄く、微細組織であった。

第3章では、横せん断強度の引張方向依存性に関して、その発生メカニズムを検証するため、数値解析を実施した。更に、構造物への適用を想定して、その改善方法についても検討を行った。得られた結果を以下に要約する。

(1) 横せん断強度の引張方向依存性について、その発生メカニズムを数値解析を用いて明らかにした。横せん断試験では、引張（可動）側の A3003 とは反対側の接合界面の端点 F に、開き型（モード Ｉ）の引張応力が発生し、この部分から破壊が開始することが確かめられた。ここで、第2章の結果から A3003/SUS304 重ね FSW 継手は、接合方向に対して左右非対称な強度特性を持つことが分かっている。したがって、この部分が高強度な前進側（AS）の場合には高強度に、逆に低強度な後退側（RS）の場合には、低強度になることを明らかにした。

(2) 同継手の引張強度方向依存性を改善する方法として、2 回の重ね FSW 施工における両パスの接合領域を半分未満で重複させたダブルパス FSW 法が、有効であることを確認した。

(3) ダブルパス FSW では、接合領域の両端が共に AS となる AS-AS 継手の形態で、接合中心間距離 r を 2mm 以上とすること（2≦<r≦5）が、継手強度の向上に有効であることが分かった。

(4) ダブルパス FSW において、1)ファーストパスにおける接合領域の前進側（AS）上に、セカンドパスの前進側（AS）を重ねること（［AS＋AS］領域）や 2)ファーストパスにおける接合中心（WC）上に、セカンドパスの接合中心（WC）を重ねること（［WC+WC］領域）は、この部分の接合強度を低下させてしまうことが分かった。

第4章では、同継手を様々な条件で熱処理し、このときの界面特性の変化を明らかにした。また、同継手の接合界面に実際に作用しうる溶接熱履歴の程度についても明らかにした。得られた結果を以下に要約する。

(1) A3003/SUS304 重ね FSW 継手は、接合後に熱履歴を受けることで、接合界面の反応層（IMC）が形成・成長し、界面強度が低下することが分かった。

(2) 同継手における IMC の成長は拡散律速の速度式に従い、比例定数 K_0 および活性化エネルギー Q の値は、それぞれ 6.9×10^{-2}（m^2/s）、210kJ/mol であることが分かった。これらの値は圧延接合における値とほぼ同程度であった。

(3) 同継手と圧延接合継手における K_0 および Q が同程度であったことから、本研究で作製した A3003/SUS304 重ね FSW 継手の反応層（IMC）に対する FSW プロセスによる歪や転位の影響は少ないと考えられる。

(4) 同継手の A3003/SUS304 界面に対する MIG 溶接の熱履歴は、1 パス当り高々673K（400℃）で、その保持時間は 1sec 未満であることが溶接実験により確かめられた。したがって、同 FSW 継手の接合界面（反応層）が、溶接熱履歴によって厚さ 1μm 以上の IMC 層に成長することはないと考えられる。

第5章では、A3003/SUS304 重ね FSW 部に関する破壊靭性と疲労き裂進展特性を明らかにした。更に、その熱履歴による影響についても検討を行った。得られた結果を以下に要約する。

(1) A3003/SUS304 重ね FSW 継手の破壊靭性値 *Ki* は、疲労予き裂の有無による差異は認められなかった。

(2) 破壊靭性値 *Ki* は、き裂の進展方向が前進側（AS）から後退側（RS）へ進展する場合と，その反対の RS から AS へ進展する場合で差異が認められなかった。したがって、FSW 試験片の延性き裂発生限界は、AS と RS で差異がないことが分かった。一方、その後のき裂進展は RS で AS より速かった。したがって、延性き裂発生後のき裂進展抵抗は、AS の方が RS よりも大きいことが分かった。

(3) 熱処理を行った同継手の破壊靭性試験と疲労き裂進展試験を実施した結果、熱処理温度 773K（500℃）、保持温度 60sec の試験片では、継手性能の低下は認められなかった。一方、同 823K（550℃）、1800sec の試験片では、破壊靭性値 *Ki* が約 13%（1.0MPa√m）低下した。このことは、接合界面の反応層（IMC）が 3μm 程度に成長したことが影響していると考えられる。

(4) MIG 溶接による熱履歴は、前章より最高温度が高々673K（400℃）で、保持時間は 1sec 未満であると考えられるため、本 FSW 継手の破壊靭性値ならびに疲労き裂進展速度は、溶接熱履歴による影響を受けないことが分かった。

(5) FSW 継手（AS/RS 試験片）と A3003 母材の破壊靭性値 *Ki* では、室温（RT）および 103K（-170℃）の何れの場合も A3003 の方が大きかった。このことは、FSW 継手では低強度の A3003 側に歪集中が生じて、き裂発生限界が A3003 母材よりも小さくなったためと考えられる。

(6) FSW 継手（AS/RS 試験片）と A3003 母材の破壊靭性値 *Ki* の差は、室温（RT）よりも 103K（-170℃）で大きくなった。この理由は、A3003/SUS304 界面の反応層（IMC）は、室温（RT）では A3003 よりも高強度であるが、103K(-170℃)では A3003 よりも低強度となるためと考えられる。

(7) 同継手の疲労き裂進展速度 *da/dN* は、AS から RS へき裂が進展する場合と、その反対の場合で、き裂進展初期において差が生じるものの、き裂進展量の増加に伴い、き裂が A3003/SUS304 接合界面から A3003 側に反れていくため、最終的には同程度になることが分かった。

(8) 同継手の疲労き裂進展速度 *da/dN* と、従来の金属材料データを比較した結果、室温（RT）における RS の特性は、ほぼ同じ試験条件の A5083-O と同程度であった。したがって、FSW 継手の *da/dN* は十分実用的なき裂伝播抵抗を備えていることが分かった。

第6章では、多パス重ね FSW 法を用いて、断面積の寸法が大きい A3003/SUS304 継手を試作し、その継手性能を評価した。得られた結果を以下に要約する。

(1) 継手形状および FSW パスの数、位置、方向を適正化することにより、静的強度が平均 68.6MPa の継手が得られた。この値は A3003 と SUS304 の重ね合せ面全域において、接合が達成されている爆発圧接継手のそれの約 95%に相当し、ほぼ同等の値であった。こ

のことから、断面寸法の大きい A3003/SUS304 継手を多パス重ね FSW により、作製できることが明らかとなった。

(2) 光学顕微鏡にて上記多パス FSW 継手の断面組織を観察した結果、A3003 における摩擦攪拌領域（SZ）は MIG 溶接による複数の熱履歴を受けているものの、結晶粒の粗大化や軟化等は認められなかった。更に、A3003/SUS304 重ね FSW 界面を TEM 観察した結果、反応層厚さが 200～300nm 程度の二層構造の IMC から構成されていた。これは、溶接熱履歴を受けていない単パス FSW 継手のそれと変わらない非常に薄い、微細組織であった。

(3) 上記多パスFSW継手の疲労強度は、破断繰り返し数 10^5～10^6 において25MPa（R=0.1）程度であり、前述の爆発圧接継手より 15%前後低い値であった。しなしながら、試験片の破断位置は、両継手共に A3003 側の MIG 溶接部で同じであり、溶接ルート部から A3003 側の溶接金属界面に沿って破断していた。このことから、本十字継手の疲労構造上の最弱部は A3003/SUS304 重ね FSW 界面では無いことが確認された。

(4) 有限要素法（FEM）により、多パスFSW継手の応力状態を数値解析した。解析結果より、FSW パスの位置が継手強度に与える影響を検討し、静的強度および疲労強度の実験結果を検証できた。

(5) 多パスFSW継手にダブルパスFSW法を用いることで、FSW パス数を増加させずに疲労強度が改善できることを、数値解析により明らかにした。

第7章では、第6章で試作・評価した多パス FSW 継手を、LNG 運搬船構造に適用した場合の信頼性および安全性について、数値解析を用いて検討した。得られた結果を以下に要約する。

(1) 定常運転中の静的負荷が、多パスFSW継手の内在き裂へ与える影響を、数値解析により検討した。その結果、応力拡大係数 K が最も大きくなる内在き裂でも、6.87MPa√m であった。ここで、第5章の実験結果から A3003/SUS304 重ね FSW 部の 103K（-170℃）における破壊靭性値 Ki は 7.95MPa√m であり、この値よりも高い値であった。したがって、定常運転中の静的負荷によって内在き裂は脆性破壊しないと考えられる。

(2) 定常運転中の動的負荷が、多パス FSW 継手の内在き裂へ与える影響を、同じく数値解析により検討した。その結果、応力拡大係数範囲 ΔK が最も大きいき裂でも 1.12MPa√m（R=0.37）であった。ここで、第5章の実験結果から A3003/SUS304 重ね FSW 部の 123K（-150℃）における ΔK_{th} は 2.35 MPa√m（R=0.5）以上と考えられ、この値の2倍以上であった。したがって、定常運転中の動的負荷によって内在き裂は進展しないと考えられる。

(3) イニシャルクールダウンおよび LNG 積載時における多パスFSW継手の内在き裂への影響を、同じく数値解析により検討した。その結果、ΔK は ΔK_{th} よりも大きくなり、き裂は進展するものの、その進展量は極めて小さく実用上問題ないことが確かめられた。

第8章は、総括であり本研究で得られた成果をまとめた。

謝　　辞

本研究の遂行ならびに本論文の執筆にあたり、終始丁寧なご指導を賜りました大阪大学 大学院工学研究科 マテリアル生産科学専攻 生産科学コース 教授 廣瀬明夫博士に、心から厚く御礼申し上げます。

本論文の作成にあたり、有益なご助言・ご討論を賜りました大阪大学 大学院工学研究科 教授 才田一幸博士、大阪大学 接合科学研究所 教授 藤井英俊博士、ならびに大阪大学 大学院工学研究科 准教授 大畑充博士に、厚く御礼申し上げます。

本研究の遂行にあたり、廣瀬研究室 助教 小椋智博士には、丁寧なご指導・ご討論を頂き、准教授 佐野智一博士には、多くのご助言を頂きました。ここに、厚く御礼申し上げます。また、本研究の遂行にあたり、実験に協力頂いた廣瀬研究室の卒業生ならびに在学生の西田太一氏（現 川崎重工業㈱）、小宮山雄太氏（現 コマツ㈱）、波多野遼一学士をはじめとする多くの方々に対して、感謝いたします。

本論文を纏めるにあたり、大阪大学大学院 工学研究科 博士後期課程への入学を快諾して頂き、学位取得に関し多くのご支援を頂きました川崎重工業株式会社 フェロー 古賀信次博士、執行役員 システム技術開発センター センター長 河野行伸氏、ならびに副センター長 久保貞夫氏に対して、深く感謝いたします。同センター 生産技術開発部 瀬渡賢氏、藤本光生博士、西尾護氏、吉川修平氏をはじめとする先輩、ならびに同僚各位に対して、ご協力頂いたことを感謝いたします。更に、本研究の社内プロジェクトメンバーであった船舶海洋カンパニー 孝岡祐吉博士、本社 技術開発本部 平松秀基博士、倉嶋寛貴氏をはじめとする関係各位に対して、多くのご助言・ご協力を頂いたことを御礼申し上げます。また、2014 年 10 月 1 日付での精密機械カンパニー 生産本部への異動において、異動後の論文作成にご理解・ご協力を頂きました上司の生産技術部 部長 川野征士郎氏に対して、感謝いたします。

最後に、本論文の作成あたって、様々な面で支えてもらった妻 敦子、息子 宗史、周平、典弘ならびに親類一同に対して、心より感謝いたします。

2014 年 12 月 西田 英人

参考文献

1) 経産省 資源エネルギー庁 : "平成 24 年度 エネルギーに関する年次報告（エネルギー白書 2013）", http://www.enecho.meti.go.jp/about/whitepaper/2013pdf/
2) 外務省 経済安全保障課 : "平成 20 年 12 月 我が国の資源外交とエネルギー安全保障", http://www.mofa.go.jp/mofaj/gaiko/energy/pdfs/j_gaiko.pdf
3) 九州大学 : "今後のエネルギーのベストミックスへ向けた課題と展望（2011/09/20）", http://www.kyushu-u.ac.jp/pressrelease/2011/2011-09-20-2.pdf
4) R. SHABADI, M. SUERY, A. DESCHAMPS : "Characterization of Joints Between Aluminum and Galvanized Steel Sheets", Metall Mater Trans A, 44-6(2013), p.2672-2682
5) A.M. NASIRI, P. CHARTRAND, D.C. WECKMAN, N.Y. ZHOU : "Thermochemical Analysis of Phases Formed at the Interface of a Mg alloy-Ni-plated Steel Joint during Laser Brazing", Metall Mater Trans A, 44-4(2013), p.1937-1946
6) T.MATSUMOTO, T.IWASE, K.KAITOKU, S. SASABE, M. IWAI, M. KINEFUCHI : "Dissimilar Metal Joining Technology Using Newly Developed Aluminum Flux-Cored Wire (FCW) to Join Aluminum Alloy and Steel", Kobelco Technol Review, 31-1(2013), p.90-95
7) 宮下幸雄，大塚雄市，武藤健治，F. YUSOF，倉掛優 : "YAG レーザによるプラスチックと金属の異材スポット接合", 溶接構造シンポジウム講演論文集，2011, p.259-262
8) 金谷輝人 : "インサート材を用いたレーザ接合技術の開発", 天田財団研究概要報告書－国際交流報告書－, 25(2013), p.149-154
9) 川人洋介，片山聖二 : "エンジニアリングプラスチック/金属のレーザ接合", 溶接学会全国大会講演概要, 92(2013), p.F17-F22
10) 川人洋介，丹羽悠介，西本浩司，片山聖二 : "金属樹脂直接レーザ接合法による低炭素鋼とアルミニウム合金との異種金属継手に関する研究", 溶接学会論文集, 30-2(2012), p.142-148
11) H.T. WANG, G.Z. WANG, F.Z. Xuan, C.J. Liu, S.T. Tu : "Local mechanical properties of a dissimilar metal welded joint in nuclear power systems", Mater Sci Eng A, 568(2013), p.108-117
12) N. WU, Y. LI, J. WANG : "Microstructure characterization in the weld joint of a high nickel austenitic alloy and Cr18-Ni8 stainless steel", Int J Mater Res, 103-6(2012), p.694-697
13) R. CAO, B.F. WEN, J.H. CHEN, P.C. WANG : "Cold Metal Transfer joining of magnesium AZ31B to aluminum A6061-T6", Mater Sci Eng A, 560(2013), p.256-266

14) 山口照夫，山本次郎："アルミニウム合金と亜鉛めっき鋼との CMT 異材溶接", 軽金属溶接, 50-11(2012), p.439-443
15) 松本剛，岩瀬哲，海読一正， 笹部誠二，岩井正敏，杵渕雅男："新開発アルミ FCW ワイヤを用いたアルミニウム合金材と鋼材の異種金属接合技術", KOBE STEEL ENGINEERING REPORTS, 62-2(2012), p.82-86
16) 森貞好昭，藤井英俊，晴山巧，阿部安奈："脱炭処理を利用した鋳鉄とステンレス鋼の異材摩擦攪拌接合", 溶接学会全国大会講演概要, 92(2013), p.68-69
17) 田中努，平田智丈，四宮徳章，白川信彦，森重大樹："摩擦攪拌接合法によるアルミニウムと鋼の異材接合技術", 軽金属溶接, 50-3(2012), p.93-100
18) 安井利明，今井新，下田陽一朗，椿正己，福本昌宏："摩擦攪拌による Al/Fe 異材接合における接合界面構造", 日本金属学会講演概要, 150th(2012), No.539
19) H. UZUN, C.D. DONNE, A. ARGAGNOTTO, T. GHIDINI, C. GAMBARO："Friction stir welding of dissimilar Al6013-T4 to X5CrNi18-10 stainless steel", Material and Design, 26(2005), p.41-46
20) W.B. LEE, M. SCHMUCKER, U.A. MERCARDO, G. BIALLAS, S.B. JUNG："Interfacial reaction in steel-aluminum joints made by friction stir welding", Scripta materialia, 55(2006), p.355-358
21) C.L. CHEN, A. RICHTER, L.T. WU, Y.M. DONG："Microstructural Evolution and Hardness of Dissimilar Lap Joints of ODS/Stainless Steel by Friction Stir Welding", Mater Trans, 54-2(2013), p.215-221
22) 松山敏和，津村卓也，中田一博："摩擦撹拌接合を用いた黄銅と鋼の重ね異材接合性", 溶接学会全国大会講演概要, 91(2012), p.216-217
23) 中田一博："各種材料の FSW の特徴と適用 第 4 回 FSW による異材接合", 溶接技術, 55-12(2007), p.123-129
24) Y.F. SUN, H. FUJII, N. TSUJI："スポット摩擦撹拌接合した超微細粒 1050Al 及び 6061‐T6 アルミニウム合金のミクロ組織と機械的性質", 溶接学会全国大会講演概要, 92(2013), p.56-57
25) 斧田俊樹，津村卓也，中田一博："摩擦撹拌点接合法によるチタン合金と軟鋼の異材接合", 日本金属学会講演概要, 151st(2012), No.235
26) U.F. SUHUDDIN, V. FISCHER, J. DOS SANTOS："The thermal cycle during the dissimilar friction spot welding of aluminum and magnesium alloy", Scripta Materialia, 68-1(2013), p.87-90
27) 庄司康平，高橋健治，玄道俊行，毡邦彦，森川賢一，野口竜弘："鉄とアルミ材の点接合技術の開発", マツダ技報, 24(2006), p.90-94
28) 本田技研工業株式会社："アルミとスチールの FSW 異材接合－車体骨格部品で初の量産化－", 溶接技術, 61-2(2013), p.61-63

29) 宮原哲也，佐山満，矢羽々隆憲，大浜彰介，畑恒久，小林努："サブフレームへ適用可能な FSW を用いたスチールとアルミニウムの連続接合技術の開発", Honda R&D Tech Rev, 25-1(2013), p.71-77
30) 佐山満，宮原哲也，大浜彰介，畑恒久，小林努，矢羽々隆憲："スチールとアルミニウム合金のFSW異材接合ハイブリッドサブフレームの開発", 溶接学会全国大会講演概要, 94(2014), S20-S26
31) 藤井英俊，森貞好昭："FSW の最新技術", 溶接学会誌, 82-3(2013), p.167-172
32) イズミ工業株式会社："http://www.izumi-mfg.co.jp/fw/examples/index_2_0.html"
33) laserline："http://www.laserline.de/diode_laser/automotive_diode_laser_brazing.html"
34) TRUMPF："http://www.trumpf-laser.com/en/solutions/industry-solutions/automotive-production"
35) 崎山達也，村山元，内藤恭章，才田健二，及川初彦，野瀬哲郎："自動車ボディにおける鋼板とアルミニウム合金板との異種金属接合技術", 新日鉄技報, 393(2012), p.91-98
36) 佐藤大吾："爆発圧着法によるアルミニウムクラッドについて", 軽金属溶接, 42-1(2004), p.26-30
37) 大塚誠彦:"爆発圧着クラッド鋼の産業応用", 溶接学会全国大会講演概要, 94(2014), S30-S34
38) 外本和幸："爆発圧着を利用した異材接合", 溶接学会全国大会講演概要, 94(2014), S14-S19
39) 氏本泰弘，池田実，平野清貴："爆発圧着クラッド材およびその製法", 特許公報 3323311（旭化成）
40) 井上総一郎，井上克明，吉田泰三，佐藤宏一，多谷元希："真空圧延接合法による A3003/SUS304L クラッド材の LNG 船への適用", 西部造船会, 110th(2005), p.95-100
41) 河野隆之，井上好章，井上克明，川市克己，西尾一政："LNG 船の新しい構造用異材継手の開発", 三菱重工技報, 37-5(2000), p.244-247
42) 河野隆之，松井正数，西尾一政，加藤光昭，平田正博："A3003/SUS304L クラッド材接合部の微細観察－真空圧延接合法による A3003/SUS304L クラッド材の接合部特性（第 1 報）－", 溶接学会論文集, 22-2(2004), p.291-299
43) 河野隆之，松井正数，西尾一政，加藤光昭，平田正博："A3003/SUS304L クラッド材接合部の微細観察に及ぼす熱処理の影響－真空圧延接合法による A3003/SUS304L クラッド材の接合部特性（第 2 報）－", 溶接学会論文集, 22-2(2004), p.300-308
44) 小椋智, 齋藤雄一, 廣瀬明夫, 西田英人, 藤本光生, 吉田巧, 大道典子:"A3003/SUS304 の摩擦撹拌接合継手における界面組織とその微小領域引張特性", 軽金属学会講演概要, 119th(2010), p.125-126

45) T. NISHIDA, T. OGURA, H.NISHIDA, M. FUJIMOTO, M. TAKAHASHI, A. HIROSE : "Formation of interfacial microstructure in a friction stir welded lap joint between aluminum alloy and stainless steel", Science and Technology of Welding and Joining, 19-7(2014), p.609-616
46) T. OGURA, Y. SAITO, T. NISHIDA, H. NISHIDA, T. YOSHIDA, N. OMICHI, M.FUJIMOTO, A. HIROSE : "Partitioning evaluation of mechanical properties and the interfacial microstructure in a friction stir welded aluminum alloy/stainless steel lap jointPage.531-534", Scripta Materialia, 66(2012), p.531-534
47) T. OGURA, T. NISHIDA, Y. TANAKA, H. NISHIDA, S. YOSHIKAWA, M. FUJIMOTO, A. HIROSE : "Microscale evaluation of mechanical properties of friction stir welded A6061 aluminum alloy/304 stainless steel dissimilar lap joint", Science and Technology of Welding and Joining, 18-2 (2013), p.108-113
48) T. OGURA, T. NISHIDA, H. NISHIDA, M. FUJIMOTO, A. HIROSE : "Microscale evaluation of mechanical properties and the interfacial microstructures of friction stir welded aluminum alloy/stainless steel dissimilar lap joints", Materials Science Forum, 783-786 (2014), p.2786-2791
49) T. OGURA, T. NISHIDA, M. TAKAHASHI, H. NISHIDA, M. FUJIMOTO, A. HIROSE："Interfacial reaction during dissimilar friction stir welding of aluminum alloy to stainless steel", Materials Science Forum, 794-796 (2014), p.389-394
50) 黒田晋一，才田一幸，西本和俊 : "A6061 と SUS316 の直接接合部の組織と特性", 溶接学会論文集, 17-3（1999）, p.484-489
51) 小椋智，上田佳祐，齋藤雄一，廣瀬明夫 : "合金元素を含んだ 6000 系アルミニウム合金／鋼異種金属接合における界面反応層のナノインデンテーション測定", 軽金属, 61(2011), p.250-254
52) T. OGURA, K. UEDA, Y. SAITO, A. HIROSE : "Nanoindentation Measurement of Interfacial Reaction Layers in 6000 Series Aluminum Alloys and Steel Dissimilar Metal Joints with Alloying Elements", Materials Transactions, 52(2011), p.979-984
53) T. OGURA, H. UMESHITA, Y. SAITO, A. HIROSE : "Characteristics and Estimation of Interfacial Microstructure with Additional Elements in Dissimilar Joints of Aluminum Alloys to Steel", 溶接学会論文集, 27-2(2009), p.174s-178s
54) 長谷川利之，大久保通則："各種接合法による SPCC 鋼/A6061 アルミニウム合金の異材接合", 軽金属溶接, 50-3(2012), p.101-109
55) L.CEDERQVIST, A.P.REYNOLDS : "Properties of Friction stir Welded Aluminum Lap Joints", FSW Symposium 2nd (2000)

56) H.BISADI, M.TOUR, A.TAVAKOLI : "The Influence of Process Parameters on Microstructure and Mechanical Properties of Friction Stir Welded Al5083 Alloy Lap Joint", American Journal of Materials Science, 1-2（2011）, p.93-97
57) 田中努, 森重大樹, 平田智丈 : "純アルミニウムと軟鋼の異種金属摩擦攪拌接合材の接合界面における金属間化合物形成機構", 溶接学会論文集, 29-2(2011), p.101-106
58) 迎静雄, 西尾一政, 加藤光昭, 井上李明, 住友賢治 : "アルミニウムクラッド鋼の接合界面特性に及ぼす加熱処理の影響 -真空圧延接合法によるクラッド材の製造とその特性（第 2 報）-", 溶接学会論文集, 12-4(1994), p.528-533
59) 及川初彦, 斉藤亨, 永瀬隆夫, 切山忠夫 : "鋼板/アルミニウム板接合体の界面における金属間化合物の生成と成長", 鉄と鋼, 83-10(1997), p.641-646
60) 今枝裕貴, 近藤未希, 松井史明, 廣瀬明夫, 小林鉱二郎 : "アルミニウム合金/鋼ハイブリッド自動車車体のための異材接合部の界面構造と継手強度", 溶接学会全国大会講演概要, 76(2005), p.130-131
61) C.D. DONNE, G. BIALLAS, T. GHIDINI, G. RAIMBEAUX : "Effect of Weld Imperfections and Residual Stress on the Fatigue Crack Propagation in Friction Stir Welded Joints", 2nd FSW Symposium(2000)
62) 植松美彦, 重松一典, 山本優一郎, 今井尚樹, 野村孝彦, 福田敏彦, 柿内利文, 近藤英介 : "非破壊検査による摩擦攪拌接合継手の接合欠陥検出と疲労寿命予測", 溶接学会論文集, 30-3（2012）, p.220-227
63) P. BUAHOMBURA, Y. MIYASHITA, Y. OTSUKA, Y. MUTOH, S. NOBUSHIRO : "Fatigue crack growth behavior in weld nugget zone of FSWed similar and dissimilar aluminum alloys joint", Proceedings of 1st IJS-JW(2013), p.225-230
64) 溶接学会編 : "摩擦攪拌接合－FSW のすべて－", 産報出版（2006）, p.15
65) ASTM E399-05 : "Standard Test Method for Linear Elastic Plane-Strain Fracture Toughness K_{IC} of Metalic Materials (2005) "
66) 國尾武, 中沢一, 林郁彦, 岡村弘之 : "破壊力学実験法", 朝倉書店（1984）, p.164-166
67) 日本アルミニウム協会編 : "アルミニウムハンドブック", 第 6 版, p.39
68) 日本材料学会 : "金属材料疲労き裂進展抵抗データ集", 1(1983)
69) 岡村弘之 : "線形破壊力学入門", 培風館（1976), p.158-159
70) 國尾武, 中沢一, 林郁彦, 岡村弘之 : "破壊力学実験法", 朝倉書店（1984）, p.157-158
71) The Shipbuilding Research Association of Japan : "RR8", Report No.50R, March(1976)

本論文に関連した論文および発表

【本論文に関連した論文】

1. Tomo OGURA, Yuichi SAITO, Taichi NISHIDA, Hidehito NISHIDA, Takumi YOSHIDA, Noriko OMICHI, Mitsuo FUJIMOTO and Akio HIROSE: " Partitioning evaluation of mechanical properties and the interfacial microstructure in a friction stir welded aluminum alloy/stainless steel lap joint ", Scripta Materialia, 66 (2012), p.531-534.
2. Tomo OGURA, Taichi NISHIDA, Yo TANAKA, Hidehito NISHIDA, Syuhei YOSHIKAWA, Mitsuo FUJIMOTO and Akio HIROSE: " Microscale evaluation of mechanical properties of friction stir welded A6061 aluminum alloy/304 stainless steel dissimilar lap joint ", Science and Technology of Welding and Joining, 18-2 (2013), p.108-113.
3. Tomo OGURA, Taichi NISHIDA, Hidehito NISHIDA, Mitsuo FUJIMOTO and Akio HIROSE: " Microscale evaluation of mechanical properties and the interfacial microstructures of friction stir welded aluminum alloy/stainless steel dissimilar lap joints ", Materials Science Forum, 783-786 (2014), p.2786-2791.
4. Tomo OGURA, Taichi NISHIDA, Makoto TAKAHASHI, Hidehito NISHIDA, Mitsuo FUJIMOTO and Akio HIROSE: " Interfacial reaction during dissimilar friction stir welding of aluminum alloy to stainless steel ", Materials Science Forum, 794-796 (2014), p.389-394.
5. Hidehito NISHIDA, Hirotaka KURASHIMA, Mitsuo FUJIMOTO, Hiroyasu NISHIKAWA, Tomo OGURA and Akio HIROSE: " Dissimillar lap joining of thick plates of A3003 aluminum alloy to SUS304 stainless steel by friction stir welding ", Proceedings of the 1st IJS-JW2013, p.237-242
6. 西田 英人、藤本 光生、小椋 智、小宮山 雄太、廣瀬 明夫："A3003/SUS304 重ね摩擦攪拌接合継手の強度異方性に関する検討", 軽金属溶接, 52-2(2014), p.21-28
7. 西田 英人、倉嶋 寛貴、藤本 光生、小椋 智、廣瀬 明夫："多パス摩擦攪拌接合による A3003/SUS304 重ね継手の機械的特性", 軽金属溶接, 52-10(2014), p.4-13
8. Taichi NISHIDA, Tomo OGURA, Hidehito NISHIDA, Mitsuo FUJIMOTO, Makoto TAKAHASHI, and Akio HIROSE: " Formation of interfacial microstructure in a friction stir welded lap joint between aluminum alloy and stainless steel ", Science and Technology of Welding and Joining, 19-7(2014), p.609-616
9. 西田 英人、倉嶋 寛貴、小椋 智、波多野 遼一、廣瀬 明夫：" A3003/SUS304 重ね摩擦攪拌接合継手の破壊靱性と疲労き裂進展挙動に関する検討", 溶接学会論文集, (2015),（印刷中）

【本論文に関連した国際学会発表】

1. Tomo OGURA, Taichi NISHIDA, Hidehito NISHIDA, Mitsuo FUJIMOTO, Makoto TAKAHASHI and Akio HIROSE: " Interfacial microstructure and its formation process of friction stir welded A3003/SUS304 lap joint ", MS&T 13, October(2013), Montreal(Canada).
2. Tomo OGURA, Taichi NISHIDA, Hidehito NISHIDA, Syuhei YOSHIKAWA, Mitsuo FUJIMOTO, Takumi YOSHIDA, Noriko Omichi and Akio HIROSE: " Microstructure and mechanical properties of friction stir welded aluminum alloy/stainless steel lap joints ", ICAA13, June(2013), Pittsburgh (USA)
3. Tomo OGURA, Taichi NISHIDA, Hidehito NISHIDA, Mitsuo FUJIMOTO and Akio HIROSE: " Microscale evaluation of mechanical properties and the interfacial microstructures of friction stir welded aluminum alloy/stainless steel dissimilar lap joints ", THERMEC 2013, December(2013), Las Vegas (USA)
4. Tomo OGURA, Taichi NISHIDA, Makoto TAKAHASHI, Hidehito NISHIDA, Mitsuo FUJIMOTO and Akio HIROSE: " Interfacial reaction during dissimilar friction stir welding of aluminum alloy to stainless steel ", ICAA 14, June(2014), Trondheim(Norway)
5. Hidehito NISHIDA, Hirotaka KURASHIMA, Mitsuo FUJIMOTO, Hiroyasu NISHIKAWA, Tomo OGURA and Akio HIROSE : " Dissimillar lap joining of thick plates of A3003 aluminum alloy to SUS304 stainless steel by friction stir welding ", IJS-JW2013, November(2013), Osaka(Japan)
6. Tomo OGURA, Taichi NISHIDA, Hidehito NISHIDA, Mitsuo FUJIMOTO and Akio HIROSE: " Microscale evaluation of mechanical properties and the interfacial microstructures in friction stir welded aluminum alloy/stainless steel lap joint ", IJS-JW2013, November(2013), Osaka(Japan)
7. Tomo OGURA, Yuta KOMIYAMA, Hidehito NISHIDA, Mitsuo FUJIMOTO, Makoto TAKAHASHI and Akio HIROSE, “ Evaluation of Asymmetry in a Friction Stir Welded Aluminum Alloy/Stainless Steel Lap Joint ", MS&T 12-16, October(2014), Pittsburgh (USA).

【本論文に関連した受賞】

1. 溶接物理・技術奨励賞, 西田 英人、孝岡祐吉、平松秀基、吉田巧、大道典子、倉嶋 寛貴：”アルミ合金とステンレス鋼の重ね FSW を用いた異材継手に関する研究”, 溶接学会 溶接法研究委員会, 2013.11.5