

博士論文

(Doctoral dissertation)

**触媒マフラの溶接構造における振動疲労
強度および金属組織に関する研究**

(Study on vibration fatigue strength and metallographic
structure of catalyst muffler welded structures)

王 暁光

(Gyoko OH)

2019 年 6 月

目次

第1章 序論.....	7
1.1 触媒マフラの必要性.....	7
1.2 触媒マフラの排出ガス浄化機能.....	8
1.3 触媒マフラの強度信頼性に対する要求と現状の問題点.....	11
1.4 本研究の概要.....	15
参考文献.....	17
第2章 フレーム吊下げ触媒マフラにおける振動応答特性.....	19
2.1 緒言.....	19
2.2 実験方法.....	20
2.2.1 試料および振動伝達率測定.....	20
2.2.2 振動応力測定.....	21
2.3 実験結果.....	22
2.3.1 振動伝達率の周波数特性.....	22
2.3.2 振動応力の周波数特性.....	24
2.3.3 定点加振時の振動応力.....	26
2.4 振動モデルの構築と解析.....	28
2.4.1 振動モデル.....	28
2.4.2 振動特性パラメータの同定.....	30
2.5 考察.....	32
2.6 結言.....	33
参考文献.....	34
付記.....	35
第3章 二連並列触媒マフラにおける振動応答特性および解析.....	37
3.1 緒言.....	37
3.2 試料および実験方法.....	38
3.3 実験結果.....	39
3.4 振動モデルの構築と解析.....	41
3.4.1 振動モデル.....	41
3.4.2 振動特性パラメータの同定.....	43
3.5 振動特性の予測.....	46

3.6 結言.....	48
参考文献.....	49
第4章 高張力ボルト溶接構造における曲げ疲労特性および金属組織.....	51
4.1 緒言.....	51
4.2 実験方法.....	52
4.2.1 供試材と試験体.....	52
4.2.2 応力測定および疲労試験.....	53
4.2.3 組織試験および成分分析.....	54
4.2.4 数値応力解析.....	54
4.2.5 X線残留応力測定.....	54
4.3 実験結果および考察.....	55
4.3.1 応力振幅と疲労強度.....	55
4.3.2 き裂モード.....	57
4.3.3 数値解析応力.....	61
4.3.4 溶接残留応力.....	62
4.3.5 金属組織.....	64
4.4 結言.....	66
参考文献.....	66
第5章 排気系用薄板の溶接継手の引張疲労と微細組織.....	68
5.1 緒言.....	68
5.2 材料及び方法.....	68
5.3 結果及び考察.....	69
5.3.1 引張強度.....	69
5.3.2 疲労寿命.....	70
5.3.3 金属組織と元素分布.....	71
5.3.4 結晶構造.....	74
5.3.5 疲労き裂進展状態.....	75
5.3.6 数値解析の応力.....	76
5.4 結言.....	78
参考文献.....	78
第6章 フランジとパイプの異種金属隅肉溶接継手における曲げ疲労強度および 金属組織.....	79
6.1 緒言.....	79
6.2 実験方法.....	79

6.2.1	供試材と試験体	79
6.2.2	応力測定および疲労試験	81
6.2.3	組織試験および成分分析	81
6.2.4	数値応力解析.....	82
6.3	実験結果および考察	82
6.3.1	応力振幅と疲労強度.....	82
6.3.2	応力分布.....	84
6.3.3	溶接金属組織.....	85
6.3.4	元素分布およびき裂形態	87
6.3.5	形状因子と材料因子の影響度合い.....	89
6.4	結言.....	89
	参考文献	89
第7章 フランジとパイプの隅肉溶接継手における曲げ疲労強度と組立応力の影響.....		91
7.1	緒言.....	91
7.2	実験方法	91
7.2.1	材料および試料.....	91
7.2.2	ひずみおよび応力測定	92
7.2.3	疲労試験.....	93
7.2.4	組織試験および成分分析	94
7.2.5	数値応力解析.....	94
7.3	実験結果および考察	95
7.3.1	組立による応力分布.....	95
7.3.2	応力振幅と疲労強度.....	97
7.3.3	疲労強度に対する組立応力の影響.....	98
7.3.4	溶接金属組織.....	100
7.3.5	元素分布およびき裂形態	101
7.4	疲労強度の推定	103
7.5	結言.....	103
	参考文献	104
第8章 高クロムステンレスパイプを有する隅肉溶接継手における曲げ疲労強度 および金属組織.....		105
8.1	緒言.....	105
8.2	実験方法	105
8.2.1	材料と試料	105
8.2.2	疲労試験および応力測定	106

8.2.3	組織試験および成分分析	107
8.2.4	数値応力解析.....	107
8.3	実験結果および考察	108
8.3.1	応力振幅と疲労強度.....	108
8.3.2	応力分布.....	109
8.3.3	溶接金属組織.....	111
8.3.4	元素分布およびき裂形態	113
8.4	強度予測線図	115
8.5	結言.....	115
	参考文献	116
第9章 フランジパイプ溶接部のルート疲労破壊特性		117
9.1	緒言.....	117
9.2	実験方法	117
9.2.1	試料	117
9.2.2	疲労試験および応力測定	119
9.2.3	組織試験および成分分析	120
9.2.4	数値応力解析.....	120
9.3	実験結果および考察	121
9.3.1	応力振幅と疲労強度.....	121
9.3.2	疲労き裂形態と金属組織	122
9.3.3	き裂部付近の応力	126
9.3.4	応力拡大係数.....	129
9.4	結言.....	131
	参考文献	132
第10章 フランジパイプ溶接継手の残留応力および組立応力の解析と疲労強度予測.....		133
10.1	緒言.....	133
10.2	材料および実験方法	133
10.2.1	材料と溶接試料.....	133
10.2.2	残留応力と組立応力の測定.....	135
10.2.3	疲労試験と負荷応力の測定.....	136
10.2.4	組織試験および成分分析	137
10.2.5	組立応力の数値解析.....	137
10.2.6	疲労負荷応力の数値解析	138
10.3	実験結果および考察	138
10.3.1	測定残留応力.....	138

10.3.2	測定組立応力.....	140
10.3.3	数値解析の組立応力.....	141
10.3.4	数値解析の負荷応力.....	143
10.3.5	測定負荷応力と疲労強度特性.....	144
10.3.6	き裂形態と金属組織.....	146
10.4	溶接継手の疲労強度予測.....	148
10.4.1	残留応力と組立応力の影響.....	148
10.4.2	フランク角の影響.....	150
10.4.3	パイプ直径の影響.....	151
10.5	結言.....	153
	参考文献.....	154
第 11 章	結論.....	156
	謝辞.....	161
	研究業績.....	162

第1章 序論

1.1 触媒マフラの必要性

世界の年間自動車生産台数（60 か国合計，トラックとバスを含む）が 9 千 5 百万台を超え，さらに増加し 2020 年に一億台に達する見込みである⁽¹⁾．自動車の大半が内燃機関を動力源としていることで排気系が装着されており，また，産業機械（建設機械や農業機械など）でも主に内燃機関を動力源としていることは同様である．台数の増加で排出ガスに含まれる有害物質による大気汚染が顕著になり，1970 年代から先進国で排出ガス規制が施行され，現在では排気ガスのクリーン化や規制強化が予定されており，世界各国にも広がっている．一方，燃焼による排出ガス中の二酸化炭素（CO₂）の増加により地球温暖化が懸念されており，最近では燃費規制（CO₂ 排出量規制）が施行され，将来的に更なる厳しい基準が検討されている^(2,3)．

排出ガス規制の技術的対応として，エンジンの電子制御による燃焼の最適化などと同時に，ガソリンエンジンでは三元触媒コンバータ，ディーゼルエンジンでは触媒マフラなどの後処理システムが装着されている．ディーゼルエンジンは機関熱効率がよく燃費の面で優位であるが，酸素濃度が高く拡散燃焼であるために排出ガス中のスス（粒子状物質，PM）濃度および窒素酸化物（NO_x）濃度が高く，同時に低減することは困難である．そのために，規制の基準値レベルの対応によっては，ハニカム担持酸化触媒による PM 浄化^(3,4)，ディーゼルパーティキュレートフィルタ（DPF）による PM 浄化⁽⁵⁾，選択還元（SCR）触媒による NO_x 浄化^(3,6)，DPF と SCR 触媒による PM および NO_x の同時浄化^(5,8,9) などの後処理方式がある．電気自動車やハイブリッド化の普及，水素燃料電池自動車の増加が予想されるが，乗用車に関しては 2040 年でも全台数の 75% に内燃機関が存在し，重量車や建設機械に関してはディーゼルエンジンがなお主な動力源であることが予測されており，排出ガスの浄化率向上への研究開発努力が続けられている^(2,5-9)．

一方，エンジンの燃焼爆発によって発生する騒音が排気系を通して伝播する排気音の割合が大きい．ガソリンエンジンでは三元触媒コンバータの後ろにサイレンサーを付けて排気音の低減と音質の調整を行うが，ディーゼルエンジンでは触媒ハニカム部と消音室部を一体化して触媒マフラとして排出ガスと騒音の低減を同時に行うのが主流である⁽¹⁰⁾．触媒ハニカムや DPF 自体はガスの整流作用があり騒音低減効果もあるが，全周波数域における消音機能が不十分なことや，触媒の浄化性能向上のためにガス流れの均一性の向上が必要であること，環境騒音規制の対応だけではなく，車室内の静粛性や快適と感じる排気サウンドも必要であることなどから，消音室部の内部構造，例えばパンチング穴付きパイプやプレートおよびその空間配置などの適切化が必要である．

1.2 触媒マフラの排出ガス浄化機能

触媒マフラの構造は車種，エンジン排気量，対応する排出ガス規制値，触媒の種類と配置，搭載方法などによって異なるが，いくつかの代表的なものを図 1.1 に示す．図 1.1a はハニカム担持酸化触媒であり，一例として，セラミック製のハニカム材からなる担体において，ジルコニア複合酸化物と，ゼオライトと，セリア複合酸化物と，微量の貴金属とを混合した触媒層を担持していることを特徴とする触媒試料を取り上げる⁽⁴⁾．容積 7L サイズの本触媒試料を排気量 8L のディーゼルエンジンの排気系に装着して，日本 D13 モード試験を行った試験結果を表 1.1 に示す．イオウ分 500 ppm の軽油使用の場合は，PM 浄化率 20%を達成したことになり，この PM の組成化学分析によってその各組成物の浄化割合を確認してみると，可溶性有機成分 (SOF) : 60 %浄化，サルフェート : 42%浄化，スート : 2%浄化という浄化性能を示すことが

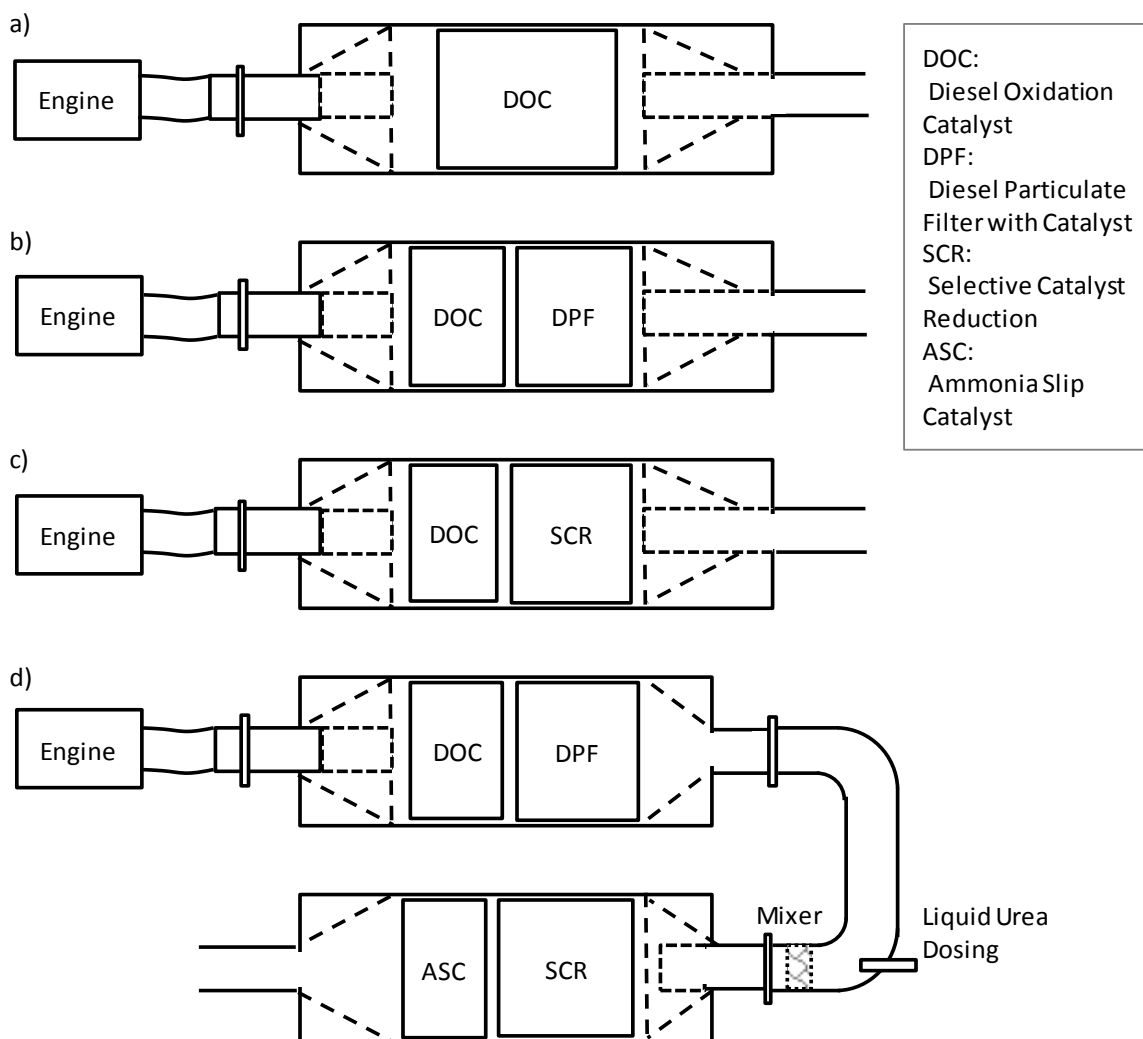


Fig. 1.1 Schematic view of various catalyst mufflers

Table 1.1 Exhaust gas reduction ratio of an oxidation catalyst

Content	PM				HC	CO	NOx
	SOF	Sulfate	Soot	Total			
Reduction ratio (%)	60	42	2	20	44	14	1

判明した。ガス中の HC, CO も 44%, 14%と適宜浄化し, NOx 排出に関しても影響がなかった。また, 表に示していないが 1000 時間の全負荷実機耐久を実施した後も 18%もの PM 浄化率が維持された。加えて, イオウ分 50 ppm の軽油使用の場合は, セリア複合酸化物および貴金属の配合割合を高めることによって, サルフェートを生成することなく PM および HC, CO の浄化効率を向上し, 実施例として, エンジン試験では PM 浄化率 25%, HC, CO も 78%, 81%それぞれの浄化率が得られている。

図 1.1b は貴金属含有 DOC および DPF 担持触媒であり, PM 浄化率が 90%以上であった。DPF はセラミック製のハニカムウォーフロー型であり, ハニカムの壁が多孔質状でフィルタとして作用する。DPF に捕集された PM は定期的燃料遅延噴射によるスス燃焼再生で除去される。

図 1.1c はハニカム担持 SCR 触媒であり, 炭化水素 (HC, 軽油) 選択還元型とアンモニア (NH₃, 尿素水の熱分解から発生) 選択還元型に分けられる。触媒層の構成となるコバルト複合酸化物の HC 選択還元型触媒種の開発研究の一例として示す^(6, 7)。Co_xAl₂O_{3+x} (0<X<1) のスピネル型構造を有する置換固溶体結晶の粉末体を作製, 整粒し, 固定床流通式反応装置を用いて 600°Cから室温までの定温模擬ガス活性評価を行った結果を図 1.2 に示す。反応ガス組成 NO 800 ppm, C₃H₆ 800 ppm, CO 200 ppm, O₂ 10%, He balance, 触媒重量 0.067 g, 接触反応時間 W/F 0.067 g·s·cm⁻³ を標準条件とした。Co 含有量が NO 還元には大きな影響を及ぼし, 500°C焼成 Co/Al₂O₃ は各反応ガス成分に対して低温から活性を現すが, 低い Co 添加 (1 wt.% 前後) によって中温区域で極大な NO 還元活性 (転化率 80%) を示し, 選択還元の活性種が生成し易く, 最適な Co 量があると判明した。ほかには Cu, Fe, V などの遷移金属複合酸化物も類似の触媒活性を示した。

図 1.1d に示すように, DOC, DPF 触媒を有し, 尿素水添加アンモニア SCR 触媒を組み合わせた触媒マフラも, 遷移金属複合酸化物を SCR の活性種としている。図 1.3 に示すような大・中トラック用の PM と NOx を同時に浄化する高性能触媒マフラは量産化され実用化されている⁽⁸⁾。各部分の主な機能としては, ① DOC と DPF 部はススの酸化, 捕集と燃焼除去, ②尿素水溶液の噴射およびガスとの攪拌と分散, ③SCR 部で NOx の還元および ASC 部による残留アンモニアの浄化である。

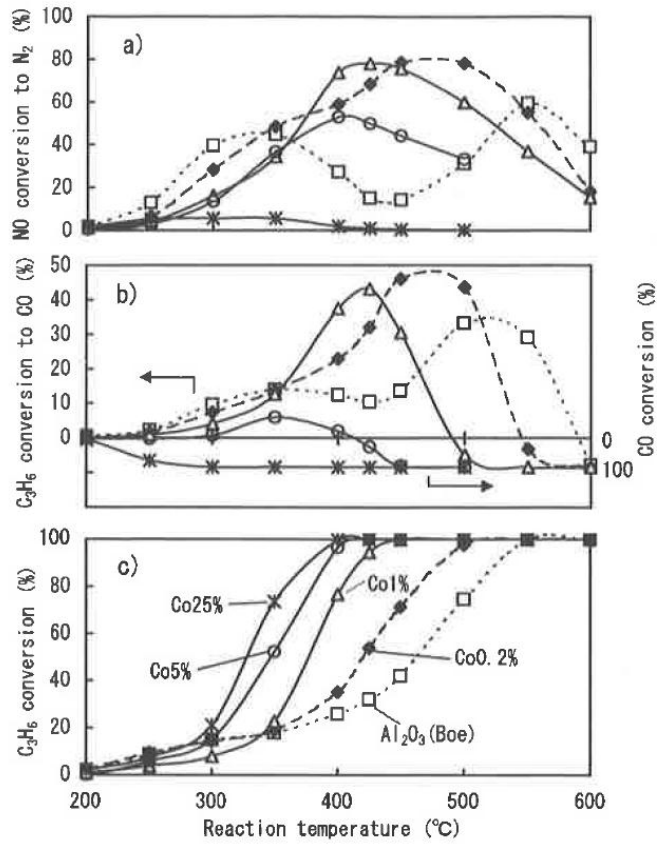


Fig. 1.2 Catalytic activities of (a) NO conversion to N₂, (b) C₃H₆ conversion to CO, and (c) C₃H₆ conversion of Co/Al₂O₃ with various Co loadings calcined at 500°C for 2 hours.

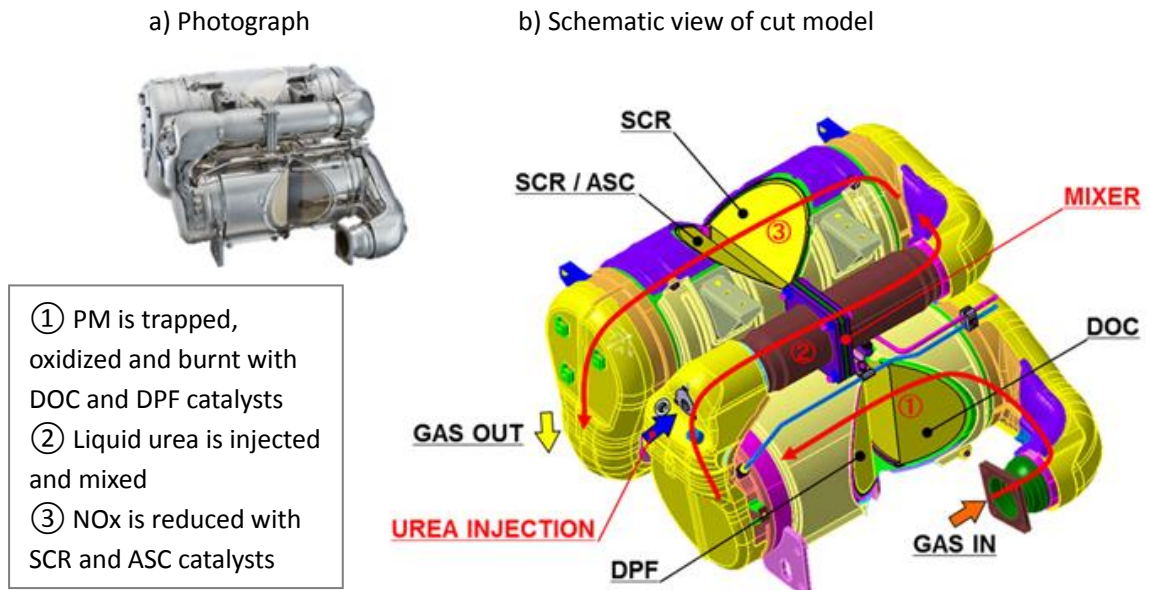


Fig. 1.3 An example of catalyst muffler for heavy duty and medium trucks

1.3 触媒マフラの強度信頼性に対する要求と現状の問題点

触媒マフラはエンジンから排出される高温ガスにさらされ、酸化、還元、燃焼などの化学反応が行われ、エンジンの起動から停止までの冷熱サイクルの影響を受け、エンジンの燃焼爆発振動および路面や建機作業からの走行・運転振動で応力負荷を受けること、また、極寒地域や塩散布地域などの環境でも使用されることから、使用条件が厳しい。触媒マフラの形状と構造は仕向地、用途、車種、エンジン排気量、対応する排出ガス規制値、触媒の種類、容積、重量と配置などを考慮して設計し、強度信頼性を確保することが必要である。

触媒マフラの強度信頼性保証において、ストレス・ストレングスモデルによる疲労強度設計は基本的な方法である⁽¹¹⁾。ストレスは実車あるいは実機での振動や負荷によって発生するので、その振動加速度および応力を測定し、周波数解析などで明確化することが一般的であるが、開発初期において類似車両の既存データベースを利用することが一つの手法である。触媒マフラシステムの振動特性が分かれば、搭載車両のフレームやエンジンの振動状態から、発生しうる荷重の予測が可能になり、また振動耐久試験によって疲労破壊の有無が分かることから、触媒マフラシステムにおいては振動伝達率の周波数特性の明確化および予測が重要である。ストレングスは荷重あるいは応力に対する触媒マフラの抵抗力の限界点であり、小さい試験片の材料強度から推定することが一つの方法になるが、精度に限界がある。実物形状の試料の疲労試験を行い、材料および形状の影響を同時に明確化する必要があるだけでなく、得られた結果に基づき分析し、強度における支配的因子を明確にし、法則性を見出すことによって強度予測法を確立することも重要である。強度信頼性保証における現状の問題点や課題、および本研究の取組みについての概要をまとめて表 1.2 に示す。

Table 1.2 Problems in strength reliability assurance and contents of the present study

Aim	Strength reliability assurance	
Approach	Stress estimation	Strength estimation
Target	<ul style="list-style-type: none"> • Vibrations generate from engine combustion explosions, road surfaces and working objects • The loads also depend on vibration response properties of a muffler system 	<ul style="list-style-type: none"> • Fatigue strengths and lifes of materials, components, structures and systems • Optimization of materials and geometric shapes of welded structures
Problem	<ul style="list-style-type: none"> • A hitting exciting method and a FEM method are difficult to predict vibration and stress amplitudes • It is also difficult in a forced vibration test even if it can be measured in an object sample 	<ul style="list-style-type: none"> • Fatigue property evaluations are major in sample level of the individual material or welded joint • It is difficult to predict and optimize the structural strengths
Present research content	<ul style="list-style-type: none"> • By systematically taking vibration theories into consideration, analytical methods of vibration modes and parameters are studied that takes account of vibration coupling and damping. • Vibration response prediction methodologies are developed 	<ul style="list-style-type: none"> • Fatigue strength properties of various materials, welding methods, and welded structures are studied from the viewpoint of material factor and shape factor • The relationships and regularities are found out by quantitative analyses of the factors, and their estimation and prediction methodologies are developed

実車や実機使用条件の確率分布を含め、マフラの振動加速度や変動応力、材料や部材や継手の疲労強度およびばらつきも明確になれば、それらを比較検討することで、実車走行あるいは実機運転相当の振動加速度に対応する安全率や寿命を推定予測することが可能になる。また、検討するに当たっては、Wöhler 線図はもちろん、平均応力、残留応力や応力比の影響においては疲労限度線図、応力集中が高い切欠き部のき裂進展においては Paris 則、熱疲労のような低サイクル域においては Coffin-Manson 則、異なる変動応力の累積損傷においては Miner 則、そして金属組織においては合金状態図や Schaeffler 組織図など、強度設計法の基礎事項として取り上げられる⁽¹¹⁻¹⁹⁾。これらの評価則が極めて有用でありどのように応用されるかが一つの課題である一方、すべての実用状況、条件、形状、材料、構造にマッチするかどうかの検討が必要であり、場合によってはより精度の高い新たな評価則が必要となるため、適用範囲について検証する必要がある。

触媒マフラは主にエンジンと直結して一体化するか、車両フレームに直接固定する剛性搭載と、防振ゴム（ラバースッシュなど）を介して車両フレームに固定すると同時にフレキシブルチューブを介してエンジンと締結する防振搭載がある。例えば、前節の図 1.3 の触媒マフラは、筒状の触媒ユニット部の本体にリング状の鋼製ベルトをかけてステーブラケットを介して車体フレームにボルトで横付ける搭載方法が使用されている。建設機械や特殊車両などにおいてこのような形状の触媒マフラはその下部に支持ブラケットを設けて車両の荷台の上か車体フレームの上に載せて固定する搭載方法が使用され、類似形状の小型品はエンジンの直上に固定する搭載方法も使用されている。また、図 1.2a~2c のような触媒マフラは車両フレームにブラケットとラバースッシュを介して触媒マフラを吊下げた形での防振搭載方法が使用されている。

触媒マフラの形状や搭載方法などによって振動モードが異なり、発生する負荷応力が異なるので、マフラ本体だけではなく搭載ブラケットや締結部を含めての強度評価と設計が必要である。剛性搭載、特にエンジンヘッドに直接搭載する場合ではエンジンの燃焼爆発振動が主な振動源になり、周波数は 20Hz 以上が主である^(11, 14)。フレーム搭載ではラバースッシュおよびフレキシブルパイプでつながってエンジン振動がカットされている場合、防振搭載であり路面から伝達してきた振動が主になりその周波数は 20Hz 以下が主である。また、建設機械のように作業対象物との相互作用からの振動も加わる場合がある。本研究においてはリグ振動試験を行い触媒マフラシステム自体の周波数応答特性を明確にすることが目的の一つであり、マフラの主共振点がエンジンの主な振動周波数と一致すると問題になるので、どのようにその共振点および振動伝達率を予測するかも課題としている。加えて、振動により発生する応力を測定し予測することで強度設計における荷重条件が明確になる。

振動応答特性に関しては、ハンマー打撃による加速度の応答測定法を用いてマフラの振動固有値を特定することが有効であるが、振幅や応力の測定は困難である。有限要素法数値解析 (FEM) でもマフラが部材やシステムとしての減衰比などの実測振動パラメータが入力条件として必要であるが不足しているのが現状であり、部材接触の不確かさやメッシュ数の制限など

もあって予測精度は不十分である。また、従来の振動解析では、要素の加法計算を基本としているため、部材間の位相差による増減幅効果が計算されるが、低周波数の共振が高周波数の振幅を低減する効果すなわち防振効果は通常計算されない^(11, 14)。振動試験機での強制振動試験は精度の高い方法ではあるが、個々の測定だけではなく、振動理論を含めて統合的に捉え、減衰を考慮した振動モードや振動パラメータを推定し、振動応答特性を予測する新しい方法を開発することが必要であり、本研究では、第2章および第3章において簡便な振動モデルを提案するとともにその有効性を検討する。

一方、部材強度の観点からみると、触媒ハニカムはインタラムマットで保持し、ステンレス鋼の薄板で成形したシェルにキャニングし溶接して容器状の構造とすることが多い。触媒の使用により、重量増加に対応する構造強度のほか、ガス反応の高温化や組成変化などから耐食性、耐熱性が要求され、実用化の初期では溶融アルミニウムメッキ鋼板シェルのカシメ構造の消音マフラからステンレス鋼シェルの溶接構造の触媒マフラへの材料および工法の転換があった。ステンレス鋼板は低炭素フェライト系を主として、開発初期では 11Cr 鋼、その後 18Cr 鋼が主流になり⁽¹⁷⁻²⁴⁾、最近では 30Cr 鋼も実用化し始めている⁽¹⁹⁾。フランジは自動車構造用低炭素鋼板が多用されるが、尿素腐食などの観点からフェライト系ステンレス鋼板も使用され始めている⁽¹⁹⁾。

材料の疲労特性の一例として厚さ $t 1.5 \text{ mm}$ および $t 2 \text{ mm}$ の 18Cr-1Mo-Ti ステンレス鋼板試料の室温大気中での曲げ疲労線図 (S-N 線図あるいは Wöhler 線図) を図 1.4 に示す^(20, 21)。試験測定は Schenck 式平面曲げ疲労試験機で行ったものである。20 万回時間疲労強度は 392 MPa、50 万回時間疲労強度は 329 MPa、疲労限度は 250 MPa である。また、同試料の曲げ疲労限度を、試験温度を横軸に整理して図 1.5 に示す。500°C まで疲労限度が大きく低下しないが、500°C を超えると顕著な低下が表れる。類似鋼種やその溶接部も同様な傾向があると考えられ、使用温度条件を考慮した強度設計が必要である。なお、上記試験方法や試料形状と異なるが 0.15%C の炭素鋼の引張圧縮疲労限度およびクリープ限度も文献⁽²³⁾ 値から抽出して同

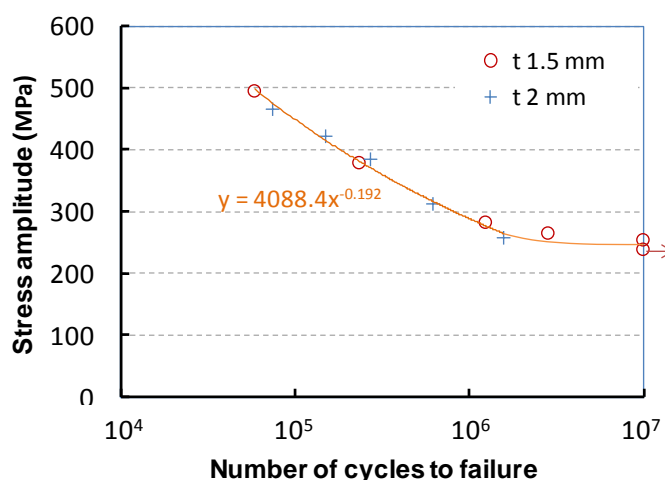


Fig. 1.4 Bending S-N diagram of 18Cr-1Mo-Ti steel sheets

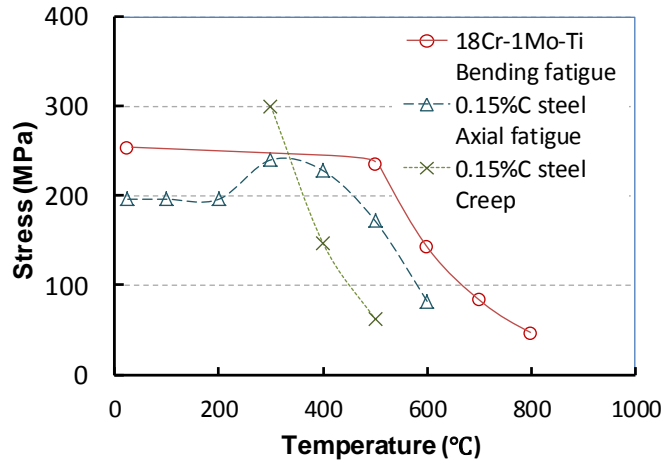


Fig. 1.5 Fatigue and creep limits depending on temperature

じ図にプロットして示す。炭素鋼の疲労限度が 200～400°Cの範囲で常温の値よりも高くなるのは、加工硬化に対する時効が著しいことが原因であり、高温では疲労限度が顕著に低下するのみならずクリープ限度の低下が著しい。高温環境に対してはステンレス鋼が安定で疲労限度が高い。

触媒マフラの量産組立ラインでは多関節ロボットが導入され自動溶接が行われている。ステンレスでは薄板であるために位置決めしやすいミグ溶接 (MIG) が主流となり、主に重ね溶接およびすみ肉溶接が行われているが、半自動ティグ溶接 (TIG) も使用されている。また炭素鋼同士のブラケット部にはマグ溶接 (MAG) が使用されている。溶加材すなわち溶接フィラーは異材溶接の溶接性や量産性などの観点からオーステナイト系ワイヤが多用されるが、フェライト系も使用され、改良が行われている⁽²⁰⁻²⁴⁾。

触媒マフラは溶接構造物であるため、溶接品質および溶接部の強度性能は使用中の信頼性および安全性の要である。構造の強度と耐久性においては、実車や実機、リグ強制振動によるマフラの耐久試験も行うが、個数の制限もあり単品試験で全体強度や最弱部位の確認に止まることが多い。溶接構造や継手は一般的に幾何学的に不連続になる応力集中部であること、高温の溶融と冷却凝固の過程を経るので金属組織の変化、粗大化や脆化があり溶接界面が存在し、溶接欠陥や残留応力が残ることもあるので、マフラの最弱部になることが多い。使用材料が多種多様だけではなく、溶接継手の疲労強度は使用材料の強度や特性に影響されるが、それらの強度や特性から推定することが困難である。例えばフランジパイプ溶接継手は材質はもちろん溶接方法や切欠きを含む寸法形状などが異なる種類が多くあり、特に薄いパイプを有する異材溶接構造の疲労強度特性が明確ではない。また、継手の形状や溶接方法や条件によって疲労強度が大きく異なるので、標準試験片だけではなく実物を模擬した試料で疲労試験を行うことが必要である。疲労強度に影響する因子も多く、それらを解析してその影響度合いを明確にすること、個々の測定結果に止まらず支配因子およびそのメカニズムを明らかにして精度の高い強度予測方法を確立することが待たされている。

軽量化の要求にこたえるために、高強度材料、例えば高張力ボルトが多く使用されるようになってきている⁽¹¹⁾、溶接性に問題があるため、車両搭載ではその溶接部の構造を含めた強度特性評価が喫緊の課題となっている。さらに従来の研究においては、材料だけあるいは形状だけに着目する研究が多く、両者を同時に取り扱うものが少ない。特に材料要因と形状要因を分離し、定量的に検討する研究例が少ない。溶接継手の場合、形状が複雑で局所の正確な応力測定が困難であり、また残留応力だけではなく部品自体の変形のためにボルト組み付けによる組立応力が発生するが、疲労強度に及ぼす影響について検討した例は少ない。厚板での溶接構造を対象とした場合、平均応力の影響を Goodman 則で評価されることが多いが⁽¹³⁾、延性のある薄板の溶接継手には適用できないことが実際によく経験され、金属組織を含めた疲労破壊メカニズムの解明とともに強度設計の最適化に対する要求が年々強くなっている。

本研究は触媒マフラスシステムの振動および強度の問題点を踏まえて実験および解析を通して上記課題の原因解明および解決を試みたものである。

1.4 本研究の概要

前述のように、触媒マフラは新しく開発されつつ、実車や実機に搭載されて排出ガス浄化性能の向上とともに世界各地で使用されている。実用上、その負荷を模擬した振動試験や解析が不可欠であり、各部位の材質や溶接形状を模擬した溶接継手の材料特性試験や影響要因解析、振動特性の推定も必要である。そこで本論文では、触媒マフラの振動特性を解析する新しい方法を提案するとともに、標準的な試料のほか実物を模擬した主要な溶接継手の疲労破壊挙動および金属組織を詳細に解析することで、強度支配因子とその影響度合いを検討する。さらに、得られた知見に基づいて実物の強度や寿命の予測式を提案し、精度の高い強度設計を可能にするとともに、材料とその組み合わせの最適化の指針を提示することを目的とする。

本論文は 11 章で構成され、各章の概要は次の通りである。

第 1 章は本章であり、本研究の背景と触媒マフラの機能や溶接構造強度に関する研究開発および実用化の状況を述べ、本研究の目的を明確にしている^(4, 6, 7, 25)。

第 2 章では、フレーム吊下げ触媒マフラにおける振動応答特性について、車両フレームに固定する防振搭載を想定し、強制振動による応答特性を検討する。触媒マフラの振動応答加速度から振動伝達率などの特性関係を得て、振動モデルを構築して運動方程式からの理論計算値と比較しモデルの特性定数を同定する。ひずみゲージで振動試験時の変動応力を測定し振動応力特性を明確にし、応力変換係数を得ることを述べる。減衰を考慮した振動モードや振動パラメータの推定方法としての新しい提案になる⁽¹⁴⁾。

第 3 章では、二連並列触媒マフラにおける振動応答特性について、エンジンあるいは車両フレームに固定する剛性搭載を想定し、強制振動による応答特性を検討する。触媒マフラの振動応答加速度から振動伝達率などの特性関係を得て、振動モデルを構築して連立運動方程式からの理論計算値と比較しモデルの特性定数を同定する。ユニット間の相互影響と減衰を考慮した

振動モードや振動パラメータの推定方法を新たに提案する⁽²⁶⁾。

第4章では、高張力ボルト溶接構造における曲げ疲労特性および金属組織について検討する。搭載を模擬し、ベイナイト鋼の高張力ボルト溶接構造における曲げ疲労強度特性についてスポットおよび全周溶接など四種類の溶接形状のブラケット試料（荷重方向が違うものを含む）を用いて試験し、FEM 応力解析などによりボルト変形や応力集中などの要因解析を行い、疲労強度と破壊モードとの対応関係や、疲労強度に与える応力や金属組織的な要因を検討する⁽²⁷⁾。

第5章では、排気系用薄板の溶接継手の引張疲労特性と微細組織について検討する。実用に重要な溶接部の溶接方法、応力集中状態、各種のステンレスと低炭素鋼の薄板母材と溶加材の組合せ及び熱処理による組織変化、疲労を含む強度特性や応力集中状態などを、溶接継手の標準試験片の試験及び解析によって明らかにする⁽¹⁶⁾。

第6章では、フランジとパイプの異種金属隅肉溶接継手における曲げ疲労強度および金属組織について検討する。実車走行時の振動により高い応力が存在することを模擬し、曲げ疲労試験で低炭素鋼フランジと薄いステンレス鋼パイプの溶接継手における強度特性を測定することとともに、FEM 応力解析、組織観察および成分分析により溶接ビード形状や金属組織の影響を明確にし、疲労破壊に至る要因を特定する。溶接ビード形状による応力集中状態から形状因子、疲労き裂始点付近の微細組織による材料状態から材料因子を抽出し、疲労強度への影響度合いを明らかにする⁽²⁸⁾。

第7章では、フランジとパイプの隅肉溶接継手における曲げ疲労強度と組立応力の影響について検討する。溶接変形したフランジをボルトで組み付けたときの静的組立応力を模擬し、フランジ平面度が異なる隅肉溶接継手試料を用いて曲げ疲労試験でひずみ応力、疲労強度特性を明確にし、組立応力が疲労強度に与える影響要因を検討する。組立応力による疲労強度を Goodman 線図との関連で検討し、疲労強度を予測する方法を提案する⁽²⁹⁾。

第8章では、高クロムステンレスパイプを用いた隅肉溶接継手における曲げ疲労強度および金属組織について検討する。特に 30Cr パイプと 17Cr フランジの溶接継手において、組織的特徴や鋭敏化が少なく耐腐食性が高いこと、疲労強度が低下しないことを明確にする。材料因子と形状因子の影響を考慮した疲労強度と溶接フランク角の予測関係線図を提案する⁽²⁰⁾。

第9章では、フランジとパイプ溶接部のルート疲労破壊特性について検討する。薄いパイプを有する異材内周溶接構造の疲労強度特性を明確にするために、外周ミグ、内周ミグおよび内周ティグ溶接試料の疲労強度を検討する。また FEM 応力解析、組織観察および成分分析により溶接形状や金属組織の影響を明確にし、破壊力学的観点から応力集中係数および応力拡大係数をパラメータとしてルート疲労破壊の要因を解析する⁽³⁰⁾。

第10章では、溶接残留応力および組立応力を X 線回折法で同定することおよびその影響について検討する。フランジとパイプの外周ミグ溶接継手の溶接バンド部に着目し、高精度で測定するための条件を明らかにするとともに、ひずみゲージ法との相関関係を見出し、FEM 静応力解析を援用して応力分布を明確にする。溶接残留応力と組立応力、溶接フランク角やパイプ径の影響を統合的に考慮した強度予測法を提案する⁽¹⁵⁾。

第 11 章では、結論として本研究の成果を総括し、今後の課題について述べる。

参考文献

- (1) OICA: 2016 production statistics, The International Organization of Motor Vehicle Manufacturers, <http://www.oica.net/> (Feb. 2018).
- (2) 大聖泰弘：自動車用エンジンの技術動向と将来展望, 自動車技術, Vol.70, No.9, p.4-11 (2016).
- (3) 東雄一：自動車技術の進化を支える機能性材料, 自動車技術, Vol.70, No.11, p.16-20 (2016).
- (4) 王晓光 ほか：排気ガス浄化用触媒, 公開特許公報, 特許庁, 特開 2003-24795 (2003).
- (5) 宮入由紀夫, 坂本浩文：DPF 用セラミックフィルタの研究開発動向, 自動車技術, Vol.70, No.11, p.65-70 (2016).
- (6) 王晓光 ほか：Co-Al 複合酸化物の合成と NO 選択還元性能, 触媒, Vol.42, No.2, p.130-132 (2000).
- (7) 王晓光：排気ガス浄化用触媒及びその製造方法, 公開特許公報, 特許庁, 特開 2001-252566 (2001).
- (8) 東京濾器 (株)：触媒コンバータ, 製品紹介ページ, <http://www.roki.co.jp/> (Feb. 2018).
- (9) Jacques, J. et al.: Robust SCR design against environmental impacts, *SAE Tech. Paper* 2016-01-0954 (2016).
- (10) 林雄二：車の「快音」追究, 自動車技術, Vol.70, No.7, p.16-20 (2016).
- (11) 宮川進, 藤井淳司：自動車の疲労設計の基礎と最近の研究動向, 材料, Vol.59, No.3, p.250-256 (2010).
- (12) 栗村隆之, 秋庭義明：溶接残留応力と X 線残留応力測定, 材料, Vol.58, No.10, p.873-878 (2009).
- (13) 田中啓介, 中井善一, 秋庭義明：鉄鋼材料の疲労破壊の機構と力学, 鉄と鋼, Vol.79, No.8, p.908-919 (1993).
- (14) Oh, G.: Vibration response properties in frame hanging catalyst muffler, *SAE Int. J. Commer. Vehicles*, Vol.11, No.3, p.201-211 (2018).
- (15) Oh, G. and Akiniwa, Y.: Residual and assembling stress analyses on fillet welded joints of flange pipes and the fatigue strength prediction, *Thin-Walled Struct.*, Vol.136, p.138-149 (2019).
- (16) Wang, X. (Oh, G.); Ishii, H. and Sato, K.: Fatigue and microstructure of welded joints of metal sheets for automotive exhaust system, *JSAE Review*, Vol.24, No.3, p.295-301 (2003).
- (17) Cotterell, B.: The past, present, and future of fracture mechanics, *Eng. Fract.*

Mechanics, Vol.69, No.5, p.533-553 (2002).

(18) 才田一幸：ステンレス鋼の溶接性，溶接学会誌，Vol.79, No.6, p.40-50 (2010).

(19) Oh, G.: Bending fatigue and microstructure of fillet welded joints with high chromium stainless pipe for catalyst muffler, *SAE Tech. Paper*, 2017-01-0472 (2017).

(20) 宮崎淳 ほか：自動車排気系用高性能ステンレス鋼，自動車技術，Vol. 55, p.25-30 (2001).

(21) 秋田正之，植松美彦，戸梶恵郎，藤澤陽二：Cr含有量の異なるフェライト系ステンレス鋼の時効および高温疲労挙動，材料，Vol.58, No.12, p.962-968 (2009).

(22) 田村義明：自動車排気系部品用ステンレス鋼溶接材料，溶接学会誌，Vol.72, No.7, p.561-565 (2003).

(23) 鶴戸口英善：高温にさらされる構造物の設計，高圧力，Vol.4, No.2, p.681-692 (1966).

(24) Wang, L. et al.: Considerations of vibration fatigue for automotive components, *SAE Technical Paper* 2017-01-0380 (2017).

(25) 王晓光：触媒マフラ，公開特許公報，特許庁，特開 2003-97260 (2003).

(26) 王晓光：二連並列触媒マフラにおける振動応答特性および解析，自動車技術会 2019 年春季大会学術講演会講演予稿集，No.20195263, May 2019.

(27) Oh, G. and Akiniwa, Y.: Bending fatigue behaviour and microstructure in welded high strength bolt structures, *Proc. IMechE Part C: J. Mech. Eng. Sci.*, Vol.233, No.10, p.3557-3569 (2019).

(28) 王晓光：触媒マフラフランジとパイプの異種金属隅肉溶接継手における曲げ疲労強度および金属組織，自動車技術会論文集，Vol.48, No.3, p.751-756 (2017).

(29) Oh, G.: Bending fatigue strength and the effect of assembling stress on fillet welded joints of catalyst muffler flange pipes, *Int. J. Automotive Eng.*, Vol.8, No.2, p.87-94 (2017).

(30) 王晓光，秋庭義明：フランジパイプ溶接部のルート疲労破壊特性，自動車技術会論文集，Vol.49, No.4, p.849-855 (2018).

第2章 フレーム吊下げ触媒マフラにおける振動応答特性

2.1 緒言

地球温暖化および大気汚染対策として、自動車の燃費と排気ガス規制が世界各国で実施され、さらなる厳しい基準が予定されている。規制対策としてディーゼル車に触媒マフラなどの排気ガス後処理装置が装着され、重量増加となるケースは多くある。排気ガス後処理装置を搭載するとき、その走行時の振動による騒音や乗り心地への影響があることと同時に、強度的な面、特に振動疲労において信頼性や安全性の確保も重要である。触媒マフラおよび搭載ブラケットのシステムとして、それらの形状、重量、搭載方法などによって振動モードが異なり、発生応力も異なるので、製品開発の一環として振動試験による評価や解析が必要である⁽¹⁻⁷⁾。

車両搭載における振動源は、エンジンの燃焼爆発振動が主になる場合と路面から伝達してきた振動が主になる場合があり、また、建設機械のように作業対象物との相互作用からの振動も加わる場合がある。触媒マフラは主にエンジンと直結して一体化するか、車両フレームに直接固定する剛性搭載と、防振ゴム（ラバーブッシュなど）を介して車両フレームに固定すると同時にフレキシブルチューブを介してエンジンと締結する防振搭載がある。車両フレーム搭載の場合、路面からの励振周波数は主に 20 Hz 以下の範囲である⁽⁵⁻⁸⁾。マフラおよび取り付けブラケット自体の固有振動数はできるだけ高い周波数域に設計するが、搭載の重量や場所の制限もあり、200 Hz 以下になることが多いので、振動特性を予測しての強度設計が重要である。一般的にこれらの予測に有限要素法数値解析(FEM)を使用することが多いが、触媒マフラは部材やシステムとしての減衰比などの実測振動パラメータが入力条件として必要であっても不足しているのが現状であり、締結部や部材接触の不確かさや解析メッシュ数の制限などもあって予測精度が不十分である^(2, 5)。また、従来の振動解析では、要素の加法計算を基本としているため、部材間の位相差による増減幅効果が計算されるが、低周波数の共振が高周波数の振幅を低減する効果すなわち防振効果は通常計算されない^(1, 2, 8)。

振動試験機での強制振動試験は精度の高い方法である。本研究において、車両フレームに固定する防振搭載を想定し、振動試験機の試験台に模擬のフレーム治具を設置してそれにブラケットとラバーブッシュを介して触媒マフラを吊下げた形で、強制振動による加振試験を行う。触媒マフラの振動応答加速度から振動伝達率などの特性関係を得て、振動モデルを構築して運動方程式からの理論計算値と比較しモデルの特性定数を同定する。試料の局部にひずみゲージを貼り、振動試験時の変動応力を測定し振動応力特性を明確にして、材料や部材の疲労強度に比較検討すること、実車走行相当の振動加速度に対応する安全率や寿命を推定予測すること、すなわち疲労耐久性の予測が可能になる⁽⁵⁻¹¹⁾。

また、振動試験で測定したデータを基に、振動理論を含めて統合的に考え、防振と減衰を考

慮した振動モードや振動パラメータについての予測方法の新しい提案を試みる。6要素1質点の振動モデルを構築し、その運動方程式の解から精度がよく振動応答特性および振動応力を計算し、予測法とするものである。振動応力は振動モデルに関連する振動加速度および応力変換係数を用いて計算する。これによって、振動モデルの運動方程式の解から予測精度がよく、対象物の主要箇所の挙動が把握でき、構成部品形状の設計や材質特性の選定による類似系の振動特性および振動応力の調整や改善に使うのは有効と考える(7-11)。

2.2 実験方法

2.2.1 試料および振動伝達率測定

振動試験装置は上下方向 (z) 加振において最大加振力 62 kN の動電型加振機, 左右方向 (y) 加振および前後方向 (x) 加振において最大加振力 98 kN の動電型加振機を使用した。図 2.1 に示すように、加振機の振動テーブルに溝型鋼の溶接でできた試験用フレーム治具をボルト締結で固定し、触媒マフラ試料をフレームにマフラブラケットとラバーブッシュとハンガーブラケットを介して吊下げた形でボルト締結によって固定した。図示三箇所に測定用 3 軸圧電式加速度型ピックアップ (加速度計, a_n) を取り付けた。振動テーブルの加速度を a_0 , フレーム上の加速度を a_1 , 触媒マフラの触媒ユニット部の真上の加速度を a_2 とした。なお, 3 軸加速度計 a_0, a_1, a_2 のそれぞれの軸方向は座標 x, y, z 方向と一致するように配置した。

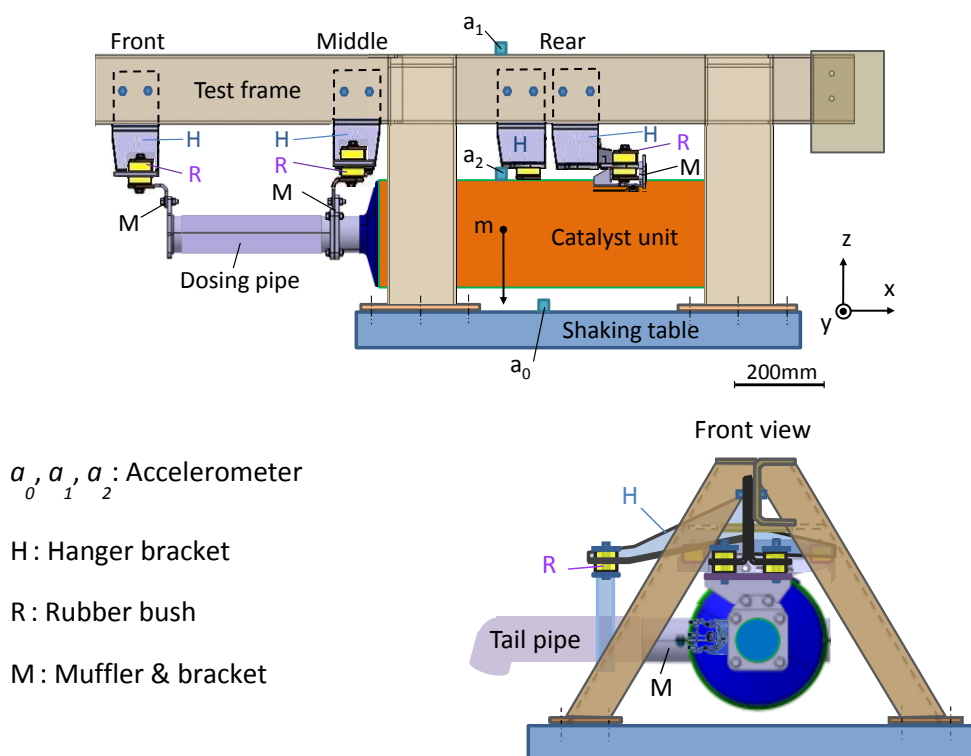


Fig. 2.1 Schematic view of vibration test

触媒マフラは胴体部径約 240 mm のシェルに EURO V 排気ガス規制対応の尿素添加用 SCR 触媒ハニカムが内蔵したステンレス薄板の溶接品で、フレーム以下のブラケットを含めて試料系の全質量が約 50 kg であった。ブラケットは自動車構造用低炭素鋼板で加工成形およびアーク溶接したもの、締結ボルトは JIS 強度区分 8.8 および 10.9 のものを使用し、防振ラバーブッシュ 7 組（アッパーブッシュとローブッシュが一组で、計 14 個）を使用した。

試験は上下方向, 左右方向, 前後方向のそれぞれにおいて振動テーブル加速度 a_0 を 1.96 m/s^2 一定制御にて 5~200 Hz の周波数スイープの正弦波振動で加振を行い、スイープの速度が 1 Octave/min であった。フレーム上の加速度 a_1 , 触媒マフラ加速度 a_2 は加速度ピックアップから 3 軸方向の出力波形を電気アンプやパソコンを使用してデジタル記録した。加速度は加速度振幅の実効値 (rms) を使用し、記録した加速度 a_1 , a_2 値および位相角より各方向の加速度伝達率 a_2/a_1 (振動伝達率) および位相差を算出した。

また、ラバーブッシュ部品と同じ形状の炭素鋼リング状の部品をラバーブッシュと入れ替えてリジッド化した試料系の確認加振試験も行い、上記振動ピークの特定时に参考した。

2.2.2 振動応力測定

図 2.2 に示すように、触媒マフラ試料の局部に 2 mm 長さのひずみゲージを貼り、貼る位置は 3D-FEM 数値静応力解析で高かった部位を選んだ。前部のひずみゲージはドージングパイプのフランジ溶接際のパイプエンド部で、 S_{PW} と記す。中部のひずみゲージはマフラ入口吊りブラケットのボルト近傍のプレート部 S_{Bm} , マフラ入口エンドプレートとパイプ溶接部付近のコーン R 部の上 S_{Cz} および横 S_{Cy} であった。後部のひずみゲージは後部固定ブラケットのボルト近傍のプレート部 S_{Br} およびマフラ後部のブラケット溶接際の胴体補強プレート部 S_{Mw} であった。

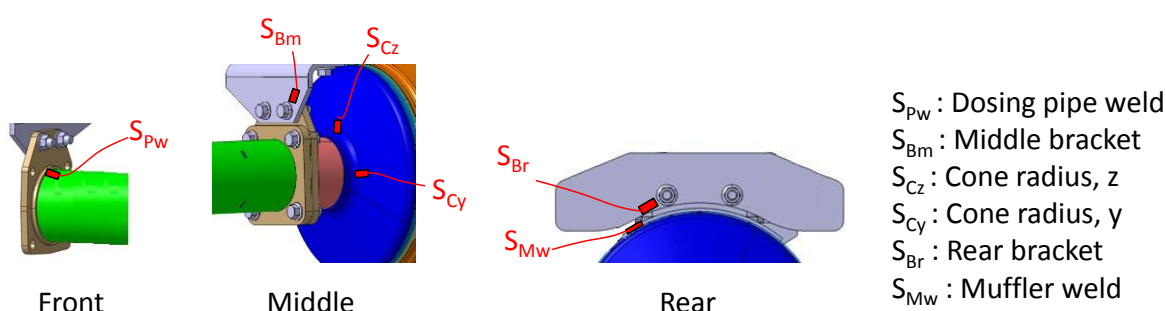


Fig. 2.2 Schematic view of strain gauge positions

応力測定では動ひずみ測定器でひずみゲージブリッジの電気出力を増幅し、アナログ→デジタル (A-D) 変換器とデータ集録処理器, パソコンを使用してデジタル記録した。振動応力振幅 (変動応力) σ_a は測定した変動ひずみ振幅 (全振幅の 1/2 値) に材料の縦弾性係数をかけた値とした。周波数スイープ加振時の応力測定は上下方向, 左右方向, 前後方向のそれぞれにお

いて振動テーブル加速度 a_0 を 1.96 m/s^2 一定制御にて $5 \sim 200 \text{ Hz}$ の正弦波振動で加振を行う振動伝達率実験と同時に行った。また、 20 Hz あるいはその近傍でいくつかの正弦波振動の振幅で定点加振時の変動応力を測定した。

2.3 実験結果

2.3.1 振動伝達率の周波数特性

図 2.3 に上下方向 (z 方向, a_{1z}) 加振時の振動伝達率 (a_2/a_{1z} , x , y , z の 3 方向の応答 a_{2x} , a_{2y} , a_{2z} を使用) および位相 (z 方向のみ) と振動周波数の関係を示す。上下方向応答において、周波数 41.6 Hz で位相差 90° の第一共振点ピークがあり、各部分の構造的剛性、ラバースッシュ部のリジッド化の確認試験および振動応力から主にラバースッシュ部の特性によるものと推定される。周波数 93 Hz で共振点ピークがあり、主にマフラとブラケット部によるものと推定されるが、上下方向の加速度応答成分が弱くて左右方向の応答成分が強いことから、左右方向振動の影響が強く、試料および搭載が完全な対称体ではないことによるものと推察される。周波数 135 Hz でも共振点ピークがあり、主にハンガースッシュ部の特性によるものと推定される。

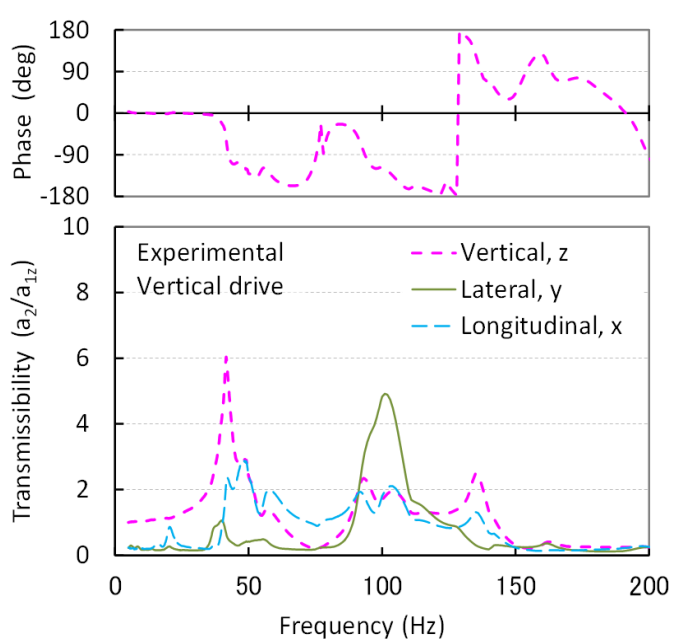


Fig. 2.3 Frequency response transmissibility and phase in vertical drive

図 2.4 に左右方向 (y 方向, a_{1y}) 加振時の振動伝達率 (a_2/a_{1y} , x , y , z の 3 方向の応答 a_{2x} , a_{2y} , a_{2z} を使用) および位相 (y 方向のみ) と振動周波数の関係を示す。左右方向応答において、周波数 20 Hz で位相差 90° の第一共振点ピークがあり、主にラバースッシュ部の特性に

よるものと推定される。周波数 69.5 Hz で共振点ピークがあり、主にマフラとブラケット部の特性によるものと推定される。周波数 101 Hz でも共振点ピークがあり、主にハンガーブラケット部の特性によるものと推定されるが、この周波数付近の前後方向および上下方向振動成分によりピーク幅が広い。周波数 41.6 Hz 付近でも加速度ピークが発生したものの、左右方向の加速度応答成分が前後方向の応答成分より弱くて上下方向の応答成分とほぼ同じことから、前後方向および上下方向振動の影響が強くて左右方向振動による明確な共振点ではないと推察される。

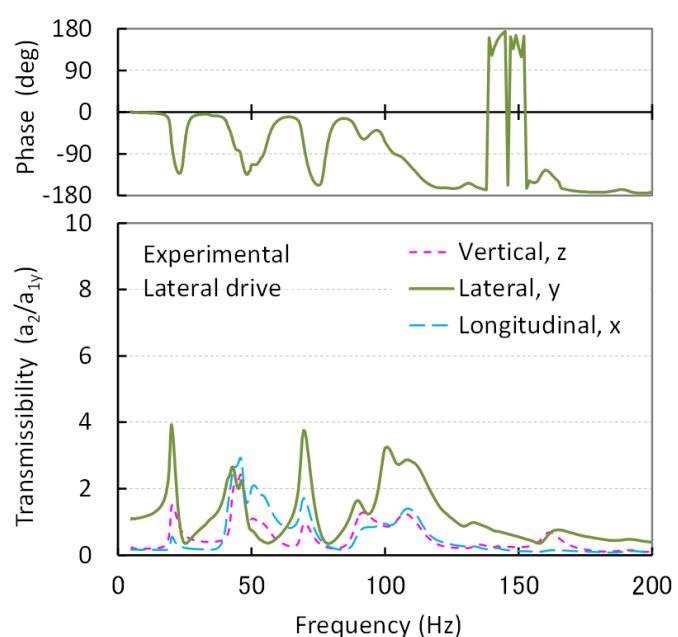


Fig. 2.4 Frequency response transmissibility and phase in lateral drive

図 2.5 に前後方向 (x 方向, a_{1x}) 加振時の振動伝達率 (a_2/a_{1x} , x , y , z の 3 方向の応答 a_{2x} , a_{2y} , a_{2z} を使用) および位相 (x 方向のみ) と振動周波数の関係を示す。前後方向応答において、周波数 45.2 Hz で位相差 90° の第一共振点ピークがあり、主にラバースッシュ部の特性によるものと推定される。この周波数付近にピークの不連続があり裾幅も広いことから、ブラケットやボルトの振動特性が加わりそれぞれの位相角相違による振動伝達率の相殺が発生したこと、他方向の振動特性にも影響されたことによるものと推察される。周波数 135 Hz で加速度ピークが発生し、ハンガーブラケット部の特性によるものと推定されるが、上下方向振動の影響も強いと推察される。なお、フレームと振動テーブルの加速度伝達率および位相から、周波数 150 Hz でフレーム自体の共振点を確認され、その振動伝達率 (a_{1x}/a_{0x}) が 17 ほどであったが、触媒マフラ試料系の振動伝達率 (a_2/a_1) に明確な影響はなかった。

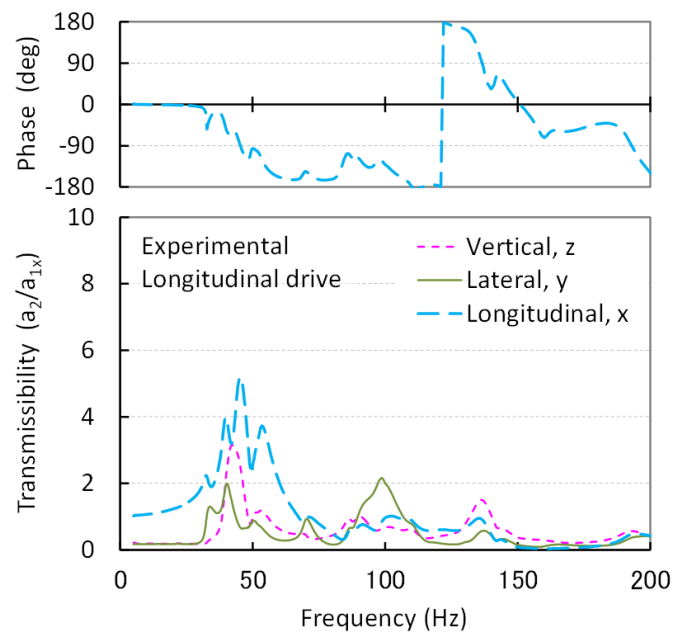


Fig. 2.5 Frequency response transmissibility and phase in longitudinal drive

また、ラバースッショ部品と同じ形状の炭素鋼リング状の部品をラバースッショと入れ替えてリジッド化した試料系の加振実験を行ったことにより、上下、左右、前後の各方向の加振においてはそれぞれ周波数 41.6 Hz, 20 Hz, 45.2 Hz での共振ピークが確認されなかったが、それ以上の周波数域で高い振動伝達率の共振ピークが観察された。マフラとブラケット部、ハンガーブラケット部による特性の変化も確認して上記振動伝達率の検討に使用した。たとえば、リジッド化試料系の上下方向加振において、マフラとブラケット部に該当する周波数で共振点ピークは $a_{2z}/a_{1z}=8.9$ であり、ハンガーブラケット部に該当する周波数で共振点ピークは $a_{2z}/a_{1z}=9.7$ であった。リジッド化前の試料に比べてピークの振幅がそれぞれ 3~4 倍ほど高かった。リジッド化試料系の左右方向加振において、周波数 47.8 Hz で共振点ピークは $a_{2y}/a_{1y}=5.6$ であり、ラバースッショの替りのリジッド化部とマフラとブラケット部の一体化によるものと考えられる。リジッド化試料系の前後方向加振において、ハンガーブラケット部に該当する周波数で共振点ピークは $a_{2x}/a_{1x}=9.0$ であった。

リジッド化による振動特性の変化は概ねラバースッショに起因する低周波数の共振ピークがなくなるほか、マフラとブラケット部、ハンガーブラケット部に起因する共振点ピークがシャープになり、振動伝達率がラバースッショ使用の試料系よりも著しく増大する（数倍ほど）ものであった。

2.3.2 振動応力の周波数特性

図 2.6 に上下方向加振時の振動応力振幅と振動周波数の関係を示す。周波数 41.6 Hz で第一共振点ピークに対応して応力振幅のピークがあり、 S_{Br} 部の値が最も高く S_{Cz} 部の値が続くが、

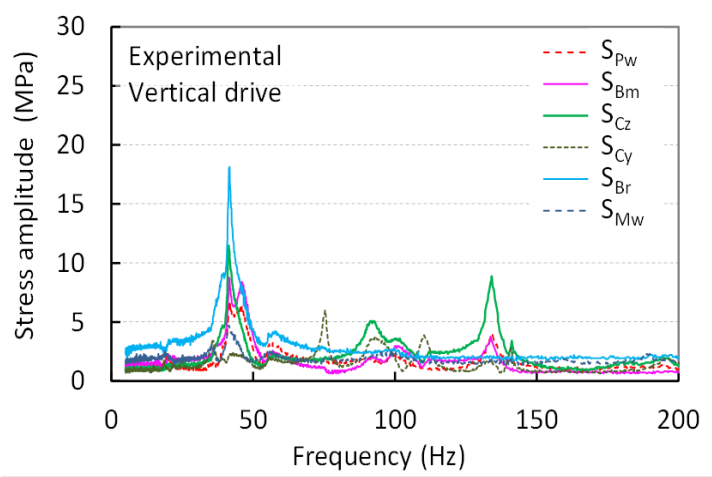


Fig. 2.6 Frequency response stress amplitudes in vertical drive

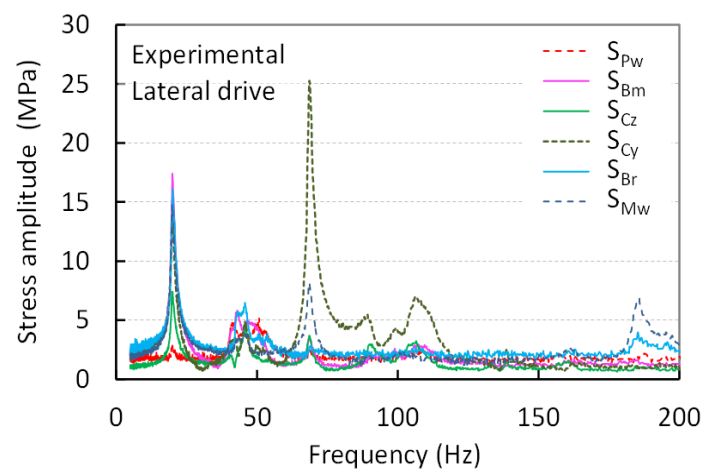


Fig. 2.7 Frequency response stress amplitudes in lateral drive

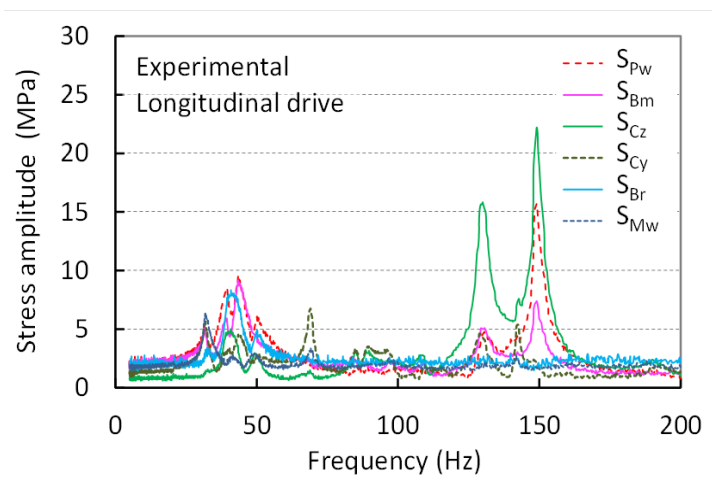


Fig. 2.8 Frequency response stress amplitudes in longitudinal drive

試料系の形状通りに質量と振動が後部のブラケット締結点に作用していることを示している。周波数 93 Hz で共振に対応して S_{Cz} 部と S_{Cy} 部に応力ピークがあり、マフラの曲げ変形によるものと推察される。周波数 135 Hz でも共振点ピークに対応して S_{Cz} 部に比較的高い応力のピークがあり、ハンガブラケット部の変位によりマフラは縦曲げ変形が発生して入口コーン R 部にひずみ応力が発生したものと推察される。

図 2.7 に左右方向加振時の振動応力振幅と振動周波数の関係を示す。周波数 20 Hz で第一共振点ピークに対応して応力振幅のピークがあり、マフラの中後部で高い。周波数 69.5 Hz で共振に対応して S_{Cy} 部に高い応力ピークがあり、マフラの横曲げ変形によるものと推察される。周波数 101 Hz で加速度ピークに対応した応力振幅上昇があるが、緩やかなものであった。

図 2.8 に前後方向加振時の振動応力振幅と振動周波数の関係を示す。周波数 45.2 Hz で第一共振点ピークに対応して応力振幅のピークがあり、 S_{Pw} 部の値が最も高い。この周波数付近にピークの不連続があって裾幅も広いことは振動伝達率の状況と一致する。周波数 135 Hz で共振に対応して S_{Cz} 部に高い応力ピークがあり、上下方向振動成分の影響もありマフラの曲げ変形によるものと推察される。周波数 150 Hz に応力ピークがあり、この周波数ではフレームと振動テーブルの振動伝達率 (a_{1x}/a_{0x}) はピークを示して値が前述の 17 であったが、図 2.5 に示すように触媒マフラとフレームの振動伝達率 (a_{2x}/a_{1x}) はピークがなくその値が 0.08 である。応力振幅のピークはフレーム治具自体の固有振動により影響されたものと推察され、本分析では考慮しなくてよいと考える。ただし、実車の搭載フレームの固有振動数がこれに近い場合は考慮すべきことである。

2.3.3 定点加振時の振動応力

実車走行では路面から伝わる車両フレーム振動において加速度の大きさからその周波数が主に 20 Hz 以下の範囲である⁽⁶⁻⁸⁾。本触媒マフラはステンレスベローズ経由でフロントパイプに締結する搭載仕様なので、エンジンの爆発振動による影響が考慮されなくてよいことから、20 Hz あるいはその付近の正弦波振動で定点加振時の振動応力振幅を測定した。

図 2.9 に周波数を 20 Hz 一定にして、上下方向加振にて触媒マフラ上の応答加速度 (a_{2z}) を段階的に上げて測定した振動応力振幅を示す。各部位の応力振幅が応答加速度に比例してほぼ線形的に上昇する。この方向の加振で S_{Br} 部の応力振幅が最も高く S_{Bm} 部が次でマフラブラケット部のボルト座面付近の応力振幅が高い。

図 2.10 に周波数 20 Hz 付近の共振ピークを追隨して、左右方向加振にて触媒マフラ上の応答加速度 (a_{2y}) を段階的に上げて測定した応力振幅を示す。ラバークッションの非線形的振動特性により加速度が高くなるに伴って共振点周波数が若干低くなるが^(8,12)、その周波数を追隨しての測定値とした。各部位の応力振幅が応答加速度に比例して上昇するが、 S_{Cz} 部と S_{Cy} 部が非線形的である。共振点なので周波数の変化、加速度測定点と応力測定点の加振振幅の相違、マフラの形状と搭載の非対称性や回転成分などによる影響があったと推察される。この方向の加振で S_{Mw} 部と S_{Bm} 部の応力振幅が最も高く S_{Cy} 部が続く。

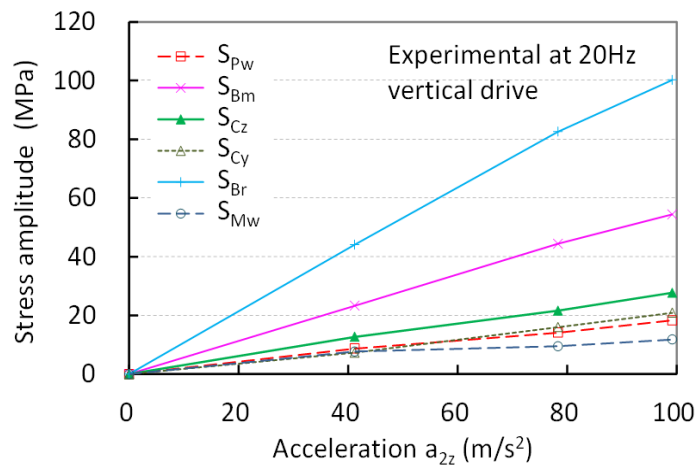


Fig. 2.9 Stress amplitudes at 20 Hz vertical drive

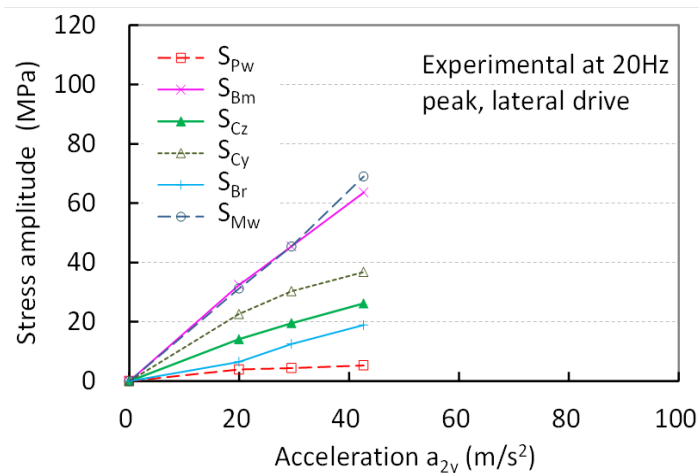


Fig. 2.10 Stress amplitudes at 20 Hz peak lateral drive

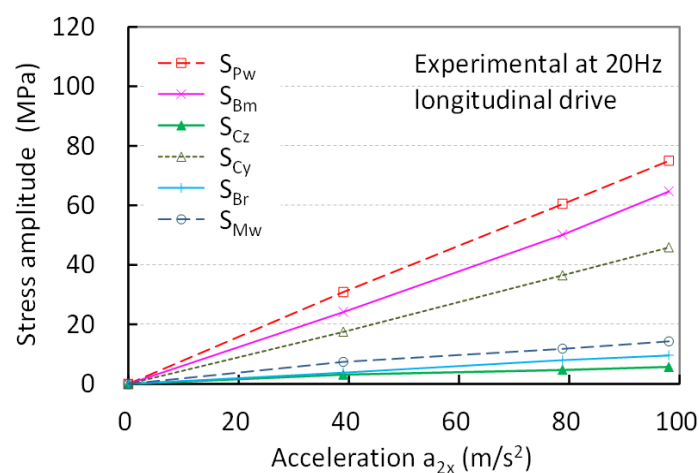


Fig. 2.11 Stress amplitudes at 20 Hz longitudinal drive

図 2.11 に周波数を 20 Hz 一定にして、前後方向加振にて触媒マフラ上の応答加速度 (a_{2x}) を段階的に上げて測定した応力振幅を示す。各部位の応力振幅が応答加速度に比例して線形的に上昇する。この方向の加振では S_{Pw} 部の応力振幅が最も高く S_{Bm} 部が続く。

以上の結果において、変動応力即ち振動応力振幅 σ_a と加速度 a_n との関係から、 $\sigma_a = \eta a_n$ が成り立つので、応力値そのものではなくとも応力変換係数（あるいは応力係数） η が得られている。応力変換係数を用いて変動応力を後述の振動伝達率に関する振動モデルから計算できる。

2.4 振動モデルの構築と解析

2.4.1 振動モデル

触媒マフラ系は質点、剛性を持つばね、空気抵抗と結合部や材料内部摩擦によるエネルギー消費があるダンパの単位要素で構成されるとして考える。たくさんの要素の集合体になると計算が複雑になり、コンピュータによる数値解析が必要になる。しかし触媒マフラ系を数個の要素で構成されるとして設定すれば、運動方程式の解による関数計算だけで簡便にできると考える。図 2.12a に示すばね要素と粘性要素（ダンパ）の並列に結合された 2 要素 Voigt モデルが振動系の解析によく使われ、質量のある質点を含めて、一自由度系としての力学モデルは振動特性の計算を可能にしている^(4, 11)。本研究は、フレーム吊下げ触媒マフラ系の形態から、一つの質点として取り扱い、Voigt モデルの直列的結合であれば妥当と考えて、図 2.12b に示すモデルを構築して計算した。通常の 3 自由度粘性減衰系モデル (3 - DOF)⁽¹⁾ と異なり、本提案モデルは低周波数の共振点を持つ要素が防振作用として系の高周波数の共振振幅を減衰させる部分、すなわち防振効果を計上している。

z 方向を例にフレームの変位が $z_1 = Z_1 \sin \omega_{iz} t$ なる正弦波強制加振においてこの力学モデルの微分運動方程式が次のように表すことができる。

$$m z_2'' + c_{iz} (z_2 - z_1)' + k_{iz} (z_2 - z_1) = 0 \quad (1)$$

ここで、 m が質点の質量、 c_{iz} が減衰係数、 k_{iz} がばね定数（剛性）、 Z_1 が強制加振変位の振幅、 ω_{iz} が角速度、 t が時間である。添え字 i が触媒マフラ試料系の相当部位 H, R, M であり、 j が加振方向 x, y, z である。振動周波数を f_{ij} とすれば $\omega_{ij} = 2\pi f_{ij}$ である。質点の変位振幅を Z_2 とし、 δ_{iz} と α_{iz} を定数とすれば方程式 (1) の解 $z_2 = Z_2 \sin(\omega_{iz} t - \delta_{iz} - \alpha_{iz})$ から変位振幅の伝達率は次の式 (2) で表すことができる。

$$T_{iz} = \frac{Z_2}{Z_1} = \left(\frac{k_{iz}^2 + c_{iz}^2 \omega_{iz}^2}{(k_{iz} - m \omega_{iz}^2)^2 + c_{iz}^2 \omega_{iz}^2} \right)^{1/2} = \frac{a_{2iz}}{a_{1iz}} \quad (2)$$

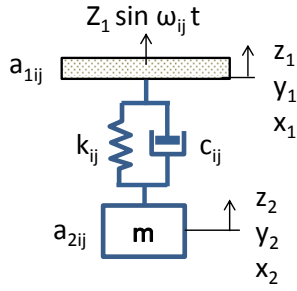
ここでは一質点なので変位の時間に対する二度微分すなわち加速度は $z_1'' = -\omega_{iz}^2 Z_1 \sin \omega_{iz} t$ 、 $z_2'' = -\omega_{iz}^2 Z_2 \sin(\omega_{iz} t - \delta_{iz} - \alpha_{iz})$ になることから変位の振幅比が加速度の振幅比と等しくなり、振動伝達率 T_{iz} が加速度伝達率に等しい。

k_{ij} : Stiffness

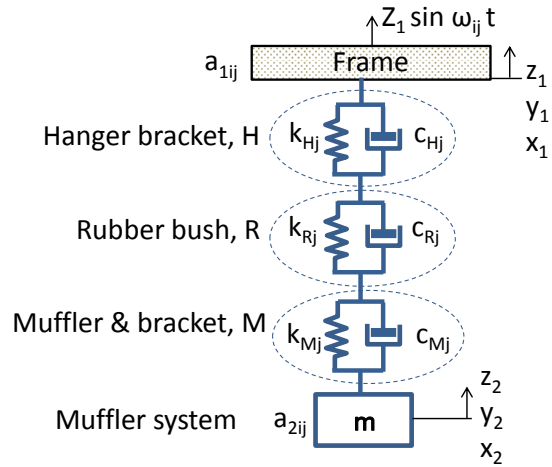
c_{ij} : Damping coefficient

m : Equivalent mass

i : H, R, M, j : z, y, x



(a) Voigt model



(b) Simplified model of muffler vibration

Fig. 2.12 Simplified vibration models

触媒マフラ試料系のモデル化は図 2.12b に示すように、三つの並列 2 要素を直結した 6 要素モデルと仮定する (6 要素 1 質点の振動モデル)。三つの部位対応の共振点周波数がある程度異なる場合、共振ピークでの位相角が同じなのでそれぞれの 2 要素 Voigt モデルの振動伝達率から、直列的に 6 要素 1 質点の振動モデルの連成振動伝達率を乗法で計算するとして各加振方向において次の式になる。

$$T_z = T_{Hz} \cdot T_{Rz} \cdot T_{Mz} \quad (3)$$

$$T_y = T_{Hy} \cdot T_{Ry} \cdot T_{My} \quad (4)$$

$$T_x = T_{Hx} \cdot T_{Rx} \cdot T_{Mx} \quad (5)$$

振動周波数 $f_{ij} = \omega_{ij} / 2\pi$ であることから、各部位の動的特性パラメータが明確であれば振動伝達率と振動周波数の関係が計算できそうだが、部材の形状が複雑で締結部分が多く相互の影響もあるので実際に困難である。次では加速度伝達率の実験測定値から、試料系の動的特性パラメータを数値計算でピークフィッティングして同定する。ただし、二つの部位対応の共振点周波数が接近してピークは混在し、明確に区別が付かない場合、一つの部位として計算する。また、共振のピークとピークの間に位相角の相違により反共振の谷も発生するが、その振動伝達率が低くて周波数範囲も限定的なので、ここでその項を式に入れず簡略化して近似的な計算とする。振動伝達率が低い場合では応答の応力振幅が小さいので、計算値が実際より高めに出ても構造強度の観点から安全側であり、実用に問題がないと考える。なお、参考として、減衰効果を考慮しない場合は振動応答に与える位相差の影響の考え方の一つについて付記で述べる。

2.4.2 振動特性パラメータの同定

試料系の動的特性パラメータを同定するには、対応する非減衰固有振動角速度を ω_{nij} 、固有振動数を $f_{nij} = \omega_{nij}/2\pi$ 、減衰比を ζ_{ij} と定義すると、次の式が得られる。

$$f_{ij} = \frac{\omega_{nij}}{2\pi} (1-2\zeta_{ij}^2)^{1/2} \quad (6)$$

$$k_{ij} = m \omega_{nij}^2 \quad (7)$$

$$c_{ij} = 2 m \omega_{nij} \zeta_{ij} \quad (8)$$

$$\zeta_{ij} = \frac{c_{ij}}{2(m k_{ij})^{1/2}} \quad (9)$$

前記の実験値から、質量 m 、共振周波数 f_{ij} と共振点での振動伝達率 T_j が既知なので、式(2)～(9)を使ってコンピュータで関数の数値計算を行い、得られた理論的結果を表 2.1 に示す。関数の数値計算は減衰係数 c_{iz} とばね定数 k_{iz} を変数として入力し、計算した共振周波数 f_{ij} と共振点での振動伝達率 T_j の値が実験ピーク値に比較してその誤差が $\pm 0.5\%$ 以内に入ったところで終結とした。加振方向と異なる応答成分が強いピークについては括弧 () を付けて参考値とした。これらの定数パラメータを用いて共振点以外の周波数における振動伝達率も計算して振動周波数との関係を整理したものを、図 2.13～図 2.15 に示す。

Table 2.1 Vibration parameters in the six-element model

Parameter	z	y	x
f_{Hj} (Hz)	135	101	(135)
f_{Rj} (Hz)	41.6	20.0	45.2
f_{Mj} (Hz)	(93)	69.5	
$T_{Hj} \cdot (T_{Rj} \cdot T_{Mj})$	2.48	3.26	(0.95)
$T_{Rj} \cdot (T_{Mj} \cdot T_{Hj})$	6.04	3.94	5.20
$T_{Mj} \cdot (T_{Hj} \cdot T_{Rj})$	(2.34)	3.76	
k_{Hj} (kN/m)	36024	20140	(36470)
k_{Rj} (kN/m)	3512	828	4135
k_{Mj} (kN/m)	(17590)	9557	
c_{Hj} (kNs/m)	2.22	0.68	(7.05)
c_{Rj} (kNs/m)	3.10	1.96	3.20
c_{Mj} (kNs/m)	(7.19)	1.51	
ζ_{Hj}	0.026	0.011	(0.082)
ζ_{Rj}	0.117	0.152	0.111
ζ_{Mj}	(0.121)	0.034	

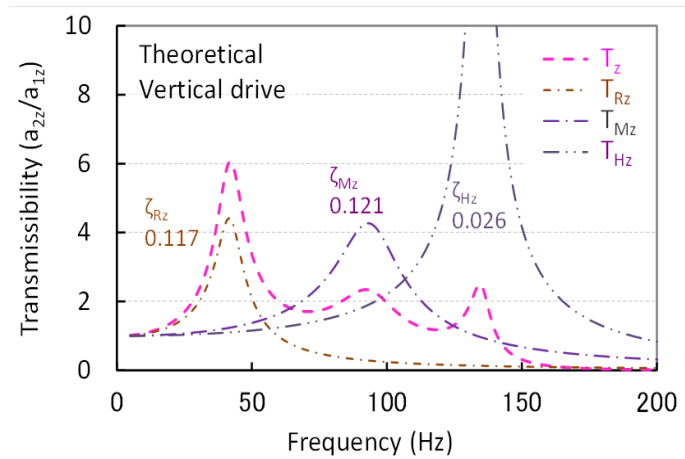


Fig. 2.13 Calculated frequency response transmissibility in vertical drive

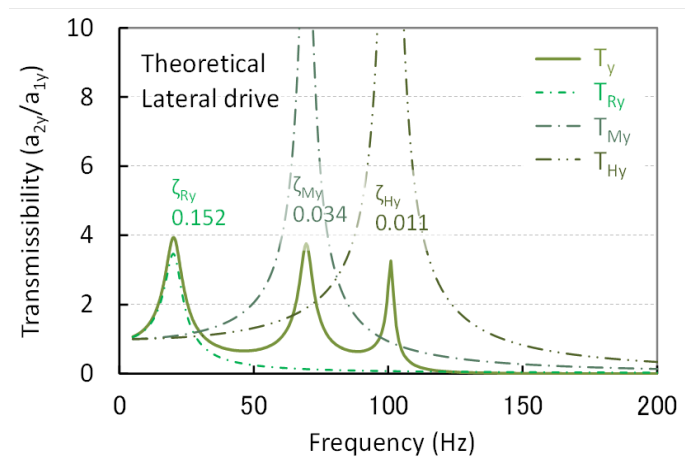


Fig. 2.14 Calculated frequency response transmissibility in lateral drive

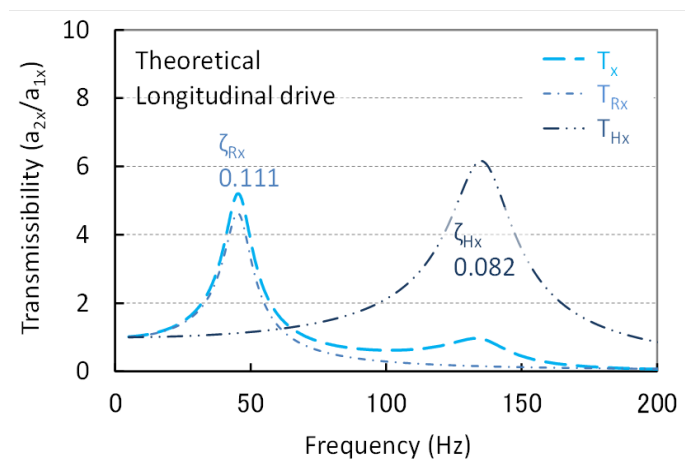


Fig. 2.15 Calculated frequency response transmissibility in longitudinal drive

図 2.13 に上下方向加振 (a_{1z}) 時の計算振動伝達率 (T_z) と振動周波数の関係を示す。上下方向応答 (a_{2z}) において、周波数 41.6 Hz の共振がラバーブッシュ部の特性によるものとして、ばね定数は 3 512 kN/m, 減衰係数が 3.1 kNs/m, 減衰比が 0.117 である。周波数 93 Hz の共振がマフラおよびブラケット部の特性によるものとして、ばね定数は 17 590 kN/m, 減衰係数が 7.19 kNs/m, 減衰比が 0.121 であるが、この周波数では左右方向の振動成分が強いため、定数が影響され参考値とする。周波数 135 Hz の共振がハンガーブラケット部の特性によるものとして、ばね定数は 36 024 kN/m, 減衰係数が 2.22 kNs/m, 減衰比が 0.026 である。この周波数でハンガーブラケット部の剛性が高くて減衰比が低いが、ラバーブッシュ部の減衰作用により共振の振動伝達率が 2.48 である。

図 2.14 に左右方向加振 (a_{1y}) 時の計算振動伝達率 (T_y) と振動周波数の関係を示す。左右方向応答 (a_{2y}) において、周波数 20Hz の共振がラバーブッシュ部の特性によるものとして、ばね定数は 828 kN/m, 減衰係数が 1.96 kNs/m, 減衰比が 0.152 である。ラバーブッシュがせん断的荷重を受けた状態なので、ばね定数が低かった。この周波数でラバーブッシュ部の減衰比が高く、共振の振動伝達率が 3.94 で比較的に低かった。周波数 69.5 Hz の共振がマフラとブラケット部の特性によるものとして、ばね定数は 9 557 kN/m, 減衰係数が 1.51 kNs/m, 減衰比が 0.034 である。周波数 101 Hz の共振がハンガーブラケット部の特性によるものとして、ばね定数は 20 140 kN/m, 減衰係数が 0.68 kNs/m, 減衰比が 0.011 である。ハンガーブラケット部の剛性が高くて減衰比が低いが、ラバーブッシュ部の減衰作用により共振の振動伝達率が 3.26 である。

図 2.15 に前後方向加振 (a_{1x}) 時の計算振動伝達率 (T_x) と振動周波数の関係を示す。前後方向応答 (a_{2x}) において、周波数 45.2Hz の共振がラバーブッシュ部の特性によるものとして、ばね定数は 4 135 kN/m, 減衰係数が 3.2 kNs/m, 減衰比が 0.111 である。この方向ではマフラとブラケット部の共振がラバーブッシュ部と会合して一体化した可能性がある。周波数 135 Hz の共振がハンガーブラケット部の特性によるものとして、ばね定数は 36 470 kN/m, 減衰係数が 7.05 kNs/m, 減衰比が 0.082 である。この周波数では上下方向の振動成分が強いため、定数が影響され参考値とする。

2.5 考察

2 要素 Voigt モデルから、直列的に 6 要素振動モデルを構築し、運動方程式の解から振動伝達率を乗法で計算した結果、図 2.3 と 2.13, 図 2.4 と 2.14, 図 2.5 と 2.15 などの比較で確認されるように、実測の加速度伝達率と良い一致を示した。本 6 要素 1 質点の振動モデルにより各動的特性パラメータが近似的に同定可能であり、対象とする周波数において目標性能を達成するための形状設計や材料特性選定の指針が得られやすい。振動モデルは予測精度がよく対象物の主要箇所の挙動が把握でき、類似系の振動特性および振動応力の調整や改善に使うのは有効と考える。

ラバーブッシュに起因する第一共振点が比較的到低い周波数にあるが、減衰によりその伝達率が低かった。より高い周波数域ではほかの部材の振動が減衰される防振効果があり、振動応力の抑制に効果があった。また、応力振幅から、材料や溶接継手の疲労強度に比べて検討することにより、実車走行相当の振動加速度に対応する安全率や寿命の推定と予測が可能となる(13-18)。

一例として、類似触媒マフラ系でラバーブッシュのサイズアップにより変更品を解析してみる。そのばね定数が上下方向で現行品の1.5倍とし、減衰比が変わらない(減衰係数が増加になる)と仮定する。6要素1質点の振動モデルで変更品仕様の上下方向の振動パラメータを計算すると、表2.2の結果が得られる。ラバーブッシュによる共振周波数が122.5%に上昇し、共振点での振動伝達率が120.5%に上昇する。それに伴って共振点での振動応力振幅は現行品が100 MPaである場合、変更品は120.5 MPaになり、振動伝達率と同程度の上昇になる。なお、ここでの振動応力振幅 σ_a は振動モデルに関する加速度 a_n および応力変換係数 η から計算したものであるが、振動伝達率のようにモデルから直接計算したものではないことを付き加える。同様に、ほかの部位と方向の振動パラメータと振動応力振幅も計算できる。汎用性のある予測方法であると考えられる。

Table 2.2 Calculated parameters for a modified sample in vertical drive

Model parameter	Sample		Variation ratio
	Present	Modified	
f_{Rj} (Hz)	41.6	50.9	122.5%
$T_{Rj} \cdot (T_{Mj} \cdot T_{Hj})$	6.04	7.28	120.5%
k_{Rj} (kN/m)	3512	5268	150.0%
c_{Rj} (kNs/m)	3.10	3.80	122.5%
ζ_{Rj}	0.117	0.117	100.0%
Stress (MPa)	100.0	120.5	120.5%

一般的に、モーダル解析やFEM振動解析では、要素の加法計算を基本としているため、部材間の位相差による増減幅効果が計算されるが、低周波数の共振が高周波数の振幅を低減する効果すなわち防振効果は計算されない。これに対して、本提案モデルはシンプルではあるが、並列要素の直結によって一質点に作用し、防振効果は同時に計算される特徴を有する。

2.6 結言

本研究では振動試験で測定したデータを基に、振動理論を含めて統合的に考え、減衰を考慮した振動モードや振動パラメータの推定方法としての新しい提案を試みた。6要素1質点の振

動モデルを構築し、その運動方程式の解から精度がよく振動応答特性および応力変換係数から振動応力振幅を計算し、予測法としては妥当と考える。得られた知見の概要は以下の通りである。

(1) 上下、左右、前後各方向の加振において、ハンガーブラケット、ラバースッショ、マフラ部に起因するそれぞれの共振点が存在し、局所の振動応力が対応してピークを示す。リジッド化試験を含めて結果を分析し、共振点のピークの起因する部位が同定される。

(2) ラバースッショに起因する第一共振点が比較的低い周波数にあるが、減衰によりその振動伝達率が低い。より高い周波数域ではほかの部材からの振動が例えばラバースッショによって数倍ほど低減され、振動応力の抑制に効果があり、すなわち防振効果がある。

(3) 振動による振動応力振幅が触媒マフラの共振に対応し、振動加速度に比例する。応力振幅を材料や溶接継手の疲労強度に比べて検討し、実車走行相当の振動加速度に対応する安全率や寿命の推定と予測が可能となっている。

(4) 2要素 Voigt モデルから、直列的に6要素振動モデルの振動伝達率を乗法で計算した結果、実測の加速度伝達率と良い一致を示す。提案した6要素1質点の振動モデルにより各動的特性パラメータが近似的に同定可能であり、対象とする周波数において目標性能を達成するための形状設計や材料特性選定の指針が得られやすくなる。

(5) 構成する部材のばね定数や減衰係数を変更する場合の例を通して、提案の振動モデルの計算から振動共振周波数や振動伝達率、応力変換係数から対応する振動応力振幅が得られ、モデルの汎用性を示した。振動モデルから対象物の主要箇所の挙動が把握でき、類似系の振動特性および振動応力の調整や改善に使うのは有効である。

参考文献

- (1) Hassaan, G. A.: Car dynamics using quarter model and passive suspension, *Int. J. Sci. Res. Eng. & Tech.*, Vol.4, No.4, p.357-365 (2015).
- (2) Karis, T., Berg, M., Stichel, S., Li, M., et al.: Correlation of track irregularities and vehicle responses based on measured data, *Vehicle Syst. Dynamics*, Vol.56, No.6, p.967-981 (2017).
- (3) Munson, K., Kihm, F., and Halfpenny, A.: Improving the accuracy of dynamic vibration fatigue simulation, *SAE Int. J. Engines*, Vol.10, No.2, p.323-330 (2017).
- (4) Wang, L., Burger, R., and Aloe, A.: Considerations of vibration fatigue for automotive components, *SAE Int. J. Commer. Vehicles*, Vol.10, No.1, p.150-158 (2017).
- (5) Khapane, P., and Lohani, S.: Development of a virtual Multi-axial simulation table to enhance the prognosis of loads on powertrain mounting system durability applications, *SAE Int. J. Commer. Vehicles*, Vol.10, No.1, p.245-254 (2017).
- (6) Sasikumar, P., Sujatha, C., and Chinnaraj, K.: Transient fatigue analysis of exhaust

system mounting brackets for commercial vehicle – correlation, *SAE Tech. Paper* 2017-01-1333 (2017).

(7) 吉村卓也：振動騒音におけるモデル化と実験解析技術，自動車技術，Vol.71, No.7, p.14-19 (2017).

(8) 望月純男, 保田紀孝:トラックフレームの曲げ強さ, 日本機械学会論文集(第1部), Vol.38, No.306, p.259-268 (1972).

(9) Wang, X. (Oh, G.) et al.: Fatigue and microstructure of welded joints of metal sheets for automotive exhaust system, *JSAE Review*, Vol.24, No.3, p.295-301 (2003).

(10) Oh, G.: Bending fatigue and microstructure of fillet welded joints with high chromium stainless pipe for catalyst muffler, *SAE Tech. Paper*, 2017-01-0472 (2017).

(11) 大野進一：機械の防振について，真空，Vol.18, No.8, p.268-274 (1975).

(12) 佐藤美洋：ゴム系制振材料の非線形挙動，日本ゴム協会誌，Vol.78, No.1, p.12-18 (2005).

(13) 王晓光:触媒マフラフランジとパイプの異種金属隅肉溶接継手における曲げ疲労強度および金属組織，自動車技術会論文集，Vol.48, No.3, p.751-756 (2017).

(14) Oh, G.: Bending fatigue strength and the effect of assembling stress on fillet welded joints of catalyst muffler flange pipes, *Int. J. Automotive Eng.*, Vol.8, No.2, p.87-94 (2017).

(15) Boardman, B.: Fatigue resistance of steels, in *ASM Handbook*, Volume 1, ASM International, p.673-688 (1990).

(16) 宮川進, 藤井淳司：自動車の疲労設計の基礎と最近の研究動向，材料，Vol.59, No.3, p.250-256 (2010).

(17) Costa, E., Bishop, N., and Cardoso, V.: Frequency FE-based weld fatigue life prediction of dynamic systems, *SAE Tech. Paper* 2017-01-0355 (2017).

(18) Toasa Caiza, P. D. and Ummenhofer, T.: Consideration of the runouts and their subsequent retests into S-N curves modelling based on a three-parameter Weibull distribution, *Int. J. Fatigue*, Vol.106 (Jan.), p.70-80 (2018).

付記

減衰効果を考慮しない場合，振動応答に与える位相差の影響について付記する．ある周波数においてある部位に振動 A と振動 B が二か所の部材から同時に並列的に伝達してきたと仮定する．z 方向において振動 A の振幅を Z_A ，振動 B の振幅を Z_B とし，両者の位相差を α とすれば，それぞれの変位の波動曲線は $z_A = Z_A \sin(\omega t)$ ， $z_B = Z_B \sin(\omega t - \alpha)$ で表すことができる． Z_A と Z_B が同じ 1 mm で α が 0, 45, 90, 180° のときにそれぞれの波動曲線は図 2. A1a に示す．両波動の合成波動曲線は $z_A + z_B$ であり図 2. A1b に示し，計算した合成振幅 Z_{A+B} を抽出して位相差 α との関係を図 2. A2 に示す．両振動の位相差がゼロのとき合成振幅は 2 mm で最大であるが，位相差が大きくなるにつれて合成振幅は低下し，180° でゼロになる．このとき振動

による変動応力も理論的にゼロになる。

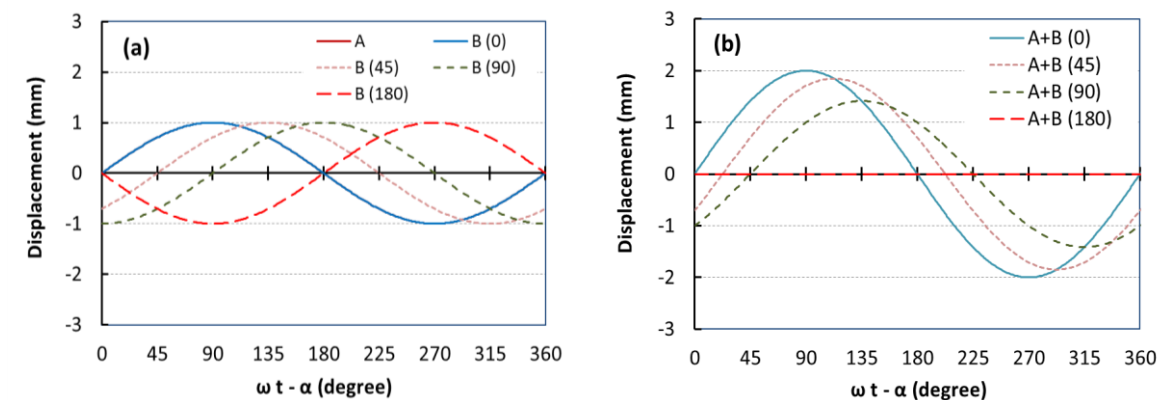


Fig. 2. A1 Vibration response waves according to phase angle. (a) is the waves from vibrations A and B which has phase differences of 0, 45, 90, and 180 degrees, and (b) is the synthetic waves of them.

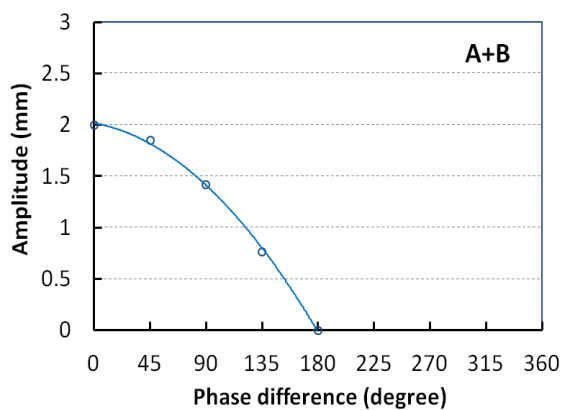


Fig. 2. A2 Vibration response amplitude according to phase difference

第3章 二連並列触媒マフラにおける振動応答特性および

解析

3.1 緒言

ディーゼル車や産業機械において、触媒マフラおよび搭載ブラケットのシステムとして、それらの形状、重量、搭載方法などによって振動モードが異なり、発生応力も異なるので、振動試験による評価や解析で明確にする必要があり、振動疲労や破壊の防止において振動特性の予測も重要である⁽¹⁻⁶⁾。前章でも述べたように、触媒マフラは主にエンジンと直結して一体化するか、車両フレームに直接固定する剛性搭載と、防振ゴム（ラバーブッシュなど）を介して車両フレームに固定すると同時にフレキシブルチューブを介してエンジンと締結する防振搭載がある。路面からの励振周波数はタイヤやサスペンションを経て主に 20 Hz 以下の範囲であるが⁽⁴⁻⁷⁾、エンジン燃焼爆発の成分は 20 Hz 以上になること、二次成分は 100 Hz を超えることもある。

剛性搭載の場合、振動の固有周波数が比較的に高く変位振幅が小さいが、減衰比が低いので常用運転時のエンジン燃焼爆発の振動数と一致しないようにマフラおよびブラケットシステムを設計する必要がある。一般的にこれらの予測に有限要素法数値解析を使用することが多いが、触媒マフラは部材やシステムとしての減衰比などの実測振動パラメータが入力条件として必要であっても不足しているのが現状であり、締結部や部材接触の不確かさや解析メッシュ数の制限などもあって予測精度は不十分である⁽²⁻⁵⁾。また、従来の振動解析では、要素の加法計算を基本としているため、部材間の位相差による増減幅効果が計算されるが、低周波数の共振が高周波数の振幅を低減する効果すなわち防振効果は通常計算されない^(1,2,7)。

振動試験機での強制振動試験は精度の高い方法である。最近の触媒マフラは排気ガス浄化率を上げるために大型化しており、二連並列配置して搭載されることが多い。本研究において、車両フレームあるいはエンジンに固定する剛性搭載を想定し、振動試験機の試験台に治具を設置してそれに搭載ブラケットを介して二連並列の触媒マフラを固定し、強制振動による加振試験を行う。触媒マフラの振動応答加速度から振動伝達率などの特性関係を得て、振動モデルを構築して運動方程式からの理論計算値と比較しモデルの特性定数を同定する⁽⁴⁻¹⁰⁾。また、振動試験で測定したデータを基に、振動理論を含めて統合的に考え、防振と減衰を考慮した振動モードや振動パラメータについての推定方法を新たに提案することを試みる。10 要素 2 質点の振動モデルを構築し、その連立運動方程式の解から振動応答特性を計算し、予測法とするものである。

3.2 試料および実験方法

図 3.1 に示すように、試料はガス入口側の前段ユニット 1（車載用ブラケット部 1B およびマフラ胴体部 1M）と出口側の後段ユニット 2（車載用ブラケット部 2B およびマフラ胴体部 2M）で構成され、ドージングパイプ（P）で連結した二連並列式触媒マフラである。胴体部径約 280 mm のシェルに排気ガス規制対応の尿素添加用 DOC および DPF 触媒ハニカム（ユニット 1）、SCR および ASC 触媒ハニカム（ユニット 2）を内蔵したステンレス薄板の溶接およびフランジのボルト締結品である。ブラケットを含めて試料系の全質量が約 90 kg であり、ユニット 1 の質量が 46 kg、ユニット 2 の質量が 44 kg であった。ブラケットは自動車構造用低炭素鋼板で加工成形やアーク溶接したもの、締結ボルトは JIS 強度区分 8.8 および 10.9 のものを使用した。

振動試験装置は上下方向 (z) 加振において最大加振力 62 kN の動電型加振機、左右方向 (y) 加振および前後方向 (x) 加振において最大加振力 98 kN の動電型加振機を使用した。加振機の振動テーブルに鋼板の溶接でできた試験用アダプター治具をボルト締結で固定し、触媒マフラ試料を治具に車載用ブラケットを介してボルト締結によって固定した。図示三箇所にて測定用 3 軸圧電式加速度型ピックアップ（加速度計, a_n ）を取り付けた。振動テーブルの加速度を a_0 、ユニット 1 の上の加速度を a_1 、ユニット 2 の上の加速度を a_2 とした。なお、3 軸加速度計 a_0 、 a_1 、 a_2 のそれぞれの三つの軸方向は座標 x 、 y 、 z 方向と一致するように配置した。

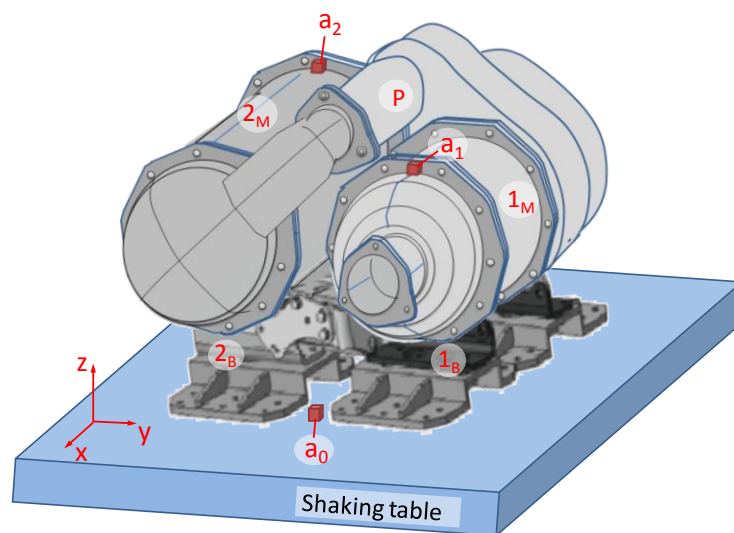


Fig. 3.1 Schematic view of the sample and vibration test

試験は上下方向 z 、左右方向 y 、前後方向 x のそれぞれにおいて振動テーブルの加速度 a_0 (a_{0z} , a_{0y} , a_{0x}) を 4.9 m/s^2 一定制御にて $5 \sim 300 \text{ Hz}$ の周波数スイープの正弦波振動で加振を行い、スイープの速度が 1 Octave/min であった。加速度 a_0 、 a_1 、 a_2 は加速度ピックアップから 3 軸

方向の出力波形を電気アンプやパソコンを使用してデジタル記録した。加速度は加速度振幅の実効値 (rms) を使用し、記録した 3 方向の加速度 a_1 , a_2 値および位相角より各方向の加速度伝達率 a_1/a_0 , a_2/a_0 (振動伝達率) および位相差を算出した。

3.3 実験結果

図 3.2 に上下方向 (z 方向, a_{0z}) 加振時のユニット 1 とユニット 2 の振動伝達率 (a_1/a_{0z} , x , y , z の 3 方向の応答 a_{1x} , a_{1y} , a_{1z} を使用, および a_2/a_{0z} , x , y , z の 3 方向の応答 a_{2x} , a_{2y} , a_{2z} を使用) および位相 (z 方向のみ) と振動周波数の関係を示す。ユニット 1 の上下方向応答において、周波数 194 Hz で位相差 90° の第一共振点ピークがあり、周波数 264 Hz で位相差 90° の第二共振点ピークがある。ユニット 2 の上下方向応答において、周波数 194 Hz で位相差 90° の共振点ピークのみがある。周波数 194 Hz で両ユニットとも共振点ピークがあるが、ユニット 2 において共振ピークが高く、その主共振点になる。この方向では両ユニットとも車載ブラケット部とマフラ胴体部が一体となって振動の応答を示している。なお、ユニット 1 において周波数 173 Hz で左右方向のピークがあり、ユニット 2 において周波数 264 Hz で左右方向のピークがあるが、試料およびその配置の非対称性によるものとする。

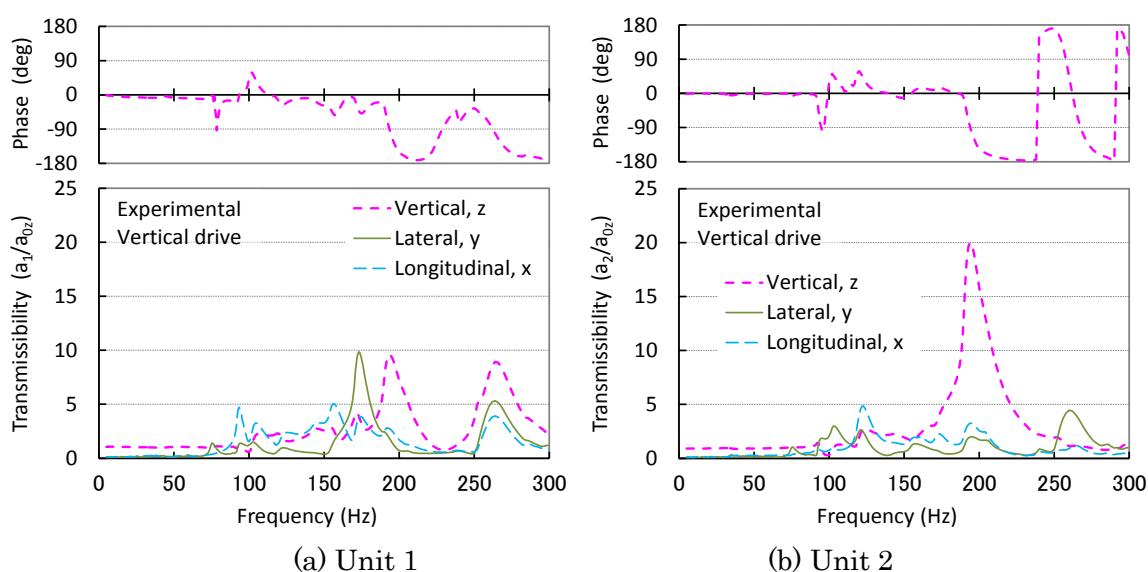
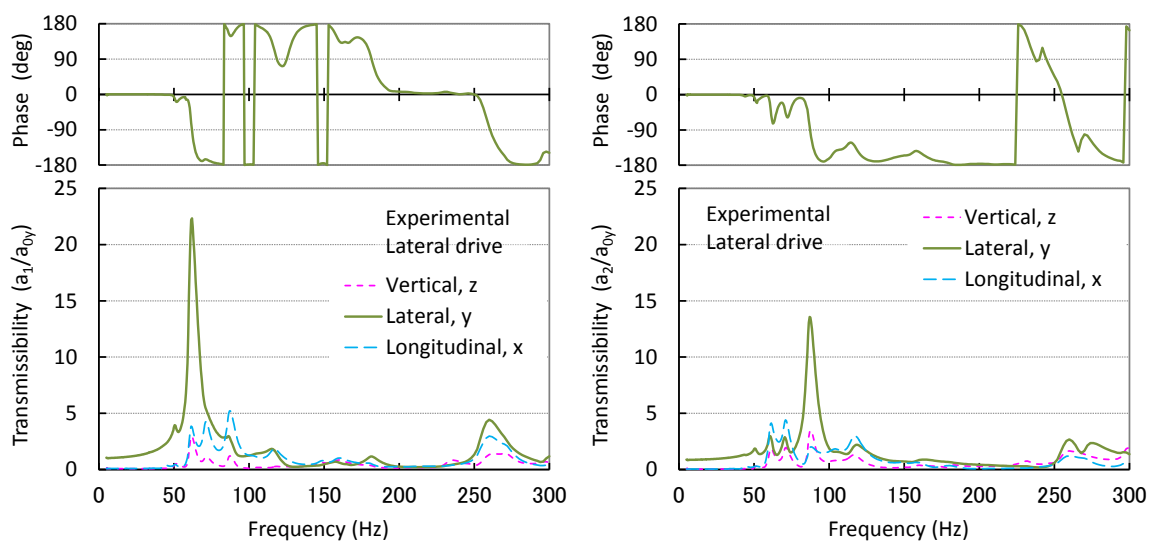


Fig. 3.2 Frequency response transmissibilities and phases in vertical drive

図 3.3 に左右方向 (y 方向, a_{0y}) 加振時のユニット 1 とユニット 2 の振動伝達率 (a_1/a_{0y} , x , y , z の 3 方向の応答 a_{1x} , a_{1y} , a_{1z} を使用, および a_2/a_{0y} , x , y , z の 3 方向の応答 a_{2x} , a_{2y} , a_{2z} を使用) および位相 (y 方向のみ) と振動周波数の関係を示す。ユニット 1 の左右方向応答において、周波数 62 Hz で位相差 90° の第一共振点ピークがあり、主に車載ブラケット部の特性によるものと推定される。周波数 264 Hz で位相差 90° の第二共振点ピークがあり、主に

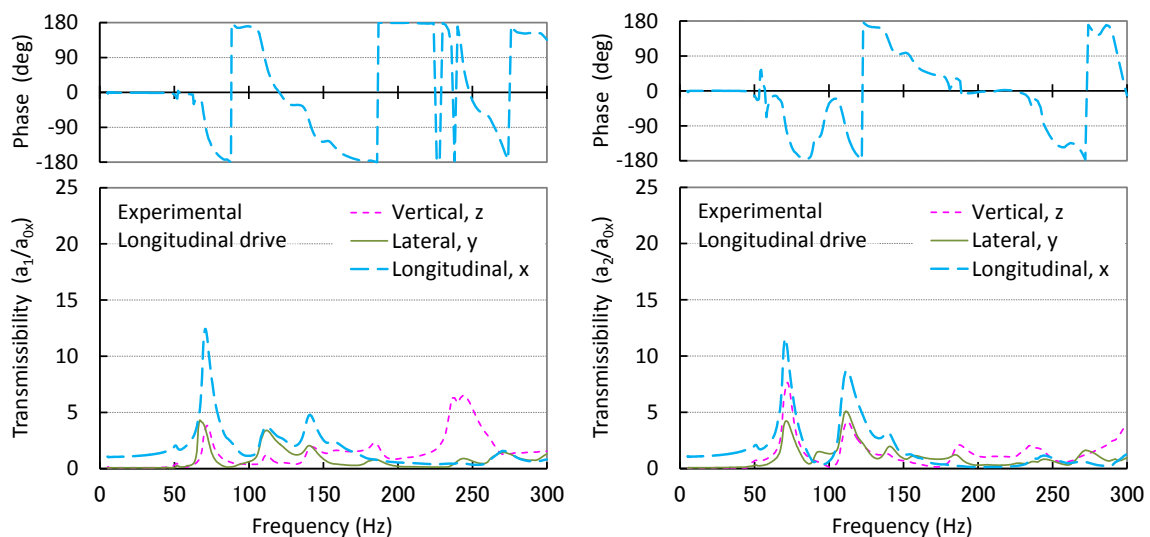
マフラ胴体部の特性によるものと推定される。ユニット 2 の左右方向応答において、周波数 87 Hz で位相差 90° の第一共振点ピークがあり、主に車載ブラケット部の特性によるものと推定される。周波数 264 Hz で位相差 90° の第二共振点ピークおよび周波数 276 Hz でのピークがあり、主にマフラ胴体の特性によるものと推定される。



(a) Unit 1

(b) Unit 2

Fig. 3.3 Frequency response transmissibilities and phases in lateral drive



(a) Unit 1

(b) Unit 2

Fig. 3.4 Frequency response transmissibilities and phases in longitudinal drive

図 3.4 に前後方向 (x 方向, a_{0x}) 加振時のユニット 1 とユニット 2 の振動伝達率 (a_1/a_{0x} , x , y , z の 3 方向の応答 a_{1x} , a_{1y} , a_{1z} を使用, および a_2/a_{0x} , x , y , z の 3 方向の応答 a_{2x} , a_{2y} , a_{2z} を使用) および位相 (x 方向のみ) と振動周波数の関係を示す. ユニット 1 の前後方向応答において, 周波数 70.5 Hz で位相差 90° の第一共振点ピークがあり, 主にユニット 1 の車載ブラケット部の特性によるものと推定される. 周波数 141 Hz で位相差 90° の第二共振点ピークがあり, 主にマフラ胴体部の特性によるものと推定される. ユニット 2 の前後方向応答において, 周波数 70.5 Hz で位相差 90° の第一共振点ピークがあり, 主に車載ブラケット部の特性によるものと推定される. 周波数 112 Hz で位相差 90° の第二共振点ピークがあり, 主にマフラ胴体部の特性によるものと推定される.

3.4 振動モデルの構築と解析

3.4.1 振動モデル

触媒マフラ系は質点, 剛性を持つばね, 空気抵抗と結合部や材料内部摩擦によるエネルギー消費があるダンパの単位要素で構成されるとして考える. 触媒マフラ系を数個の要素で構成されるとして設定すれば, 運動方程式の解による関数計算だけで簡便にできると考える. ばね要素と粘性要素(ダンパ)の並列に結合された 2 要素 Voigt モデルが振動系の解析によく使われ, 質量のある質点を含めて, 一自由度系としての力学モデルは振動特性の計算を可能にしている(1-3). 本研究は, 二連並列の触媒マフラ系の形態から, 二つの質点として取り扱い, Voigt モデル二つを並列して, ばねとダンパで結合された力学モデルを構築して図 3.5a に示す. この 6 要素 2 質点モデルの運動方程式を立て, 連成系の振動伝達率の計算式を得る.

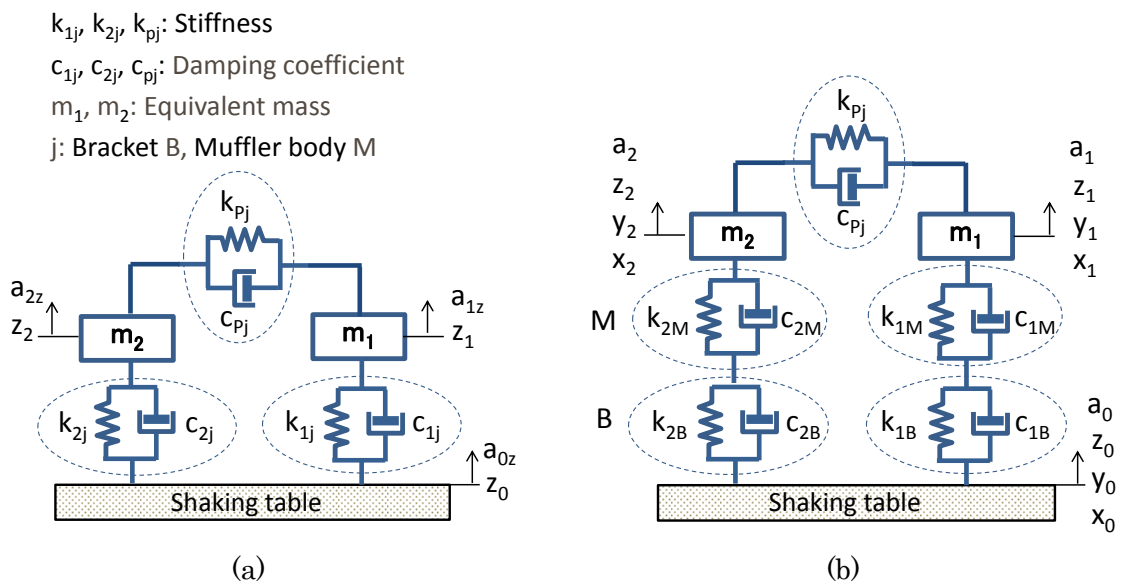


Fig. 3.5 Simplified vibration models

さらに、このモデルについて図 3.5b のように直列結合した場合、車載ブラケットとマフラ胴体部による振動伝達率を乗法で計算すれば妥当と考えて、マフラ試料系全体を模擬した 10 要素 2 質点の振動伝達率を計算する。

z 方向を例に振動テーブル（車載フレームなど相当）の変位が $z_0 = Z_0 e^{i\omega t}$ なる正弦波（複素数表示, $i = \sqrt{-1}$ ）強制加振において、図 3.5a の車載ブラケット部 B あるいはマフラ胴体部 M についての 6 要素 2 質点の力学モデルの連立微分運動方程式が次のように表すことができる。

$$m_1 z_1'' + c_{1jz}(z_1 - z_0)' - c_{pjz}(z_2 - z_1)' + k_{1jz}(z_1 - z_0) - k_{pjz}(z_2 - z_1) = 0 \quad (1)$$

$$m_2 z_2'' + c_{2jz}(z_2 - z_0)' + c_{pjz}(z_2 - z_1)' + k_{2jz}(z_2 - z_0) + k_{pjz}(z_2 - z_1) = 0 \quad (2)$$

ここで、 m_1 と m_2 がユニット 1 とユニット 2 の質点の質量、 c (c_{1jz} , c_{2jz} , c_{pjz}) が粘性減衰係数、 k (k_{1jz} , k_{2jz} , k_{pjz}) がばね定数（剛性）、 Z_0 が強制加振変位の振幅、 ω が角速度、 t が時間である。添え字 j が触媒マフラ試料系の相当部位 B と M であり、連結ドージングパイプ部は P である。振動周波数を f とすれば $\omega = 2\pi f$ である。ユニット 1 の質点の変位振幅を Z_{1j} 、ユニット 2 の質点の変位振幅を Z_{2j} とし、 $z_1 = Z_{1j} e^{i(\omega t - \alpha)}$ および $z_2 = Z_{2j} e^{i(\omega t - \beta)}$ とすれば、式(1) および式(2)に代入して整理すると、次の式になる：

$$\begin{aligned} & [-m_1 \omega^2 + (c_{1jz} + c_{pjz})\omega i + k_{1jz} + k_{pjz}] Z_{1j} e^{i(\omega t - \alpha)} - (c_{pjz} \omega i + k_{1jz}) Z_{2j} e^{i(\omega t - \beta)} \\ & = (c_{1jz} \omega i + k_{1jz}) Z_0 e^{i\omega t} \end{aligned} \quad (3)$$

$$\begin{aligned} & (c_{pjz} \omega i - k_{2jz}) Z_{1j} e^{i(\omega t - \alpha)} - [m_2 \omega^2 + (c_{2jz} + c_{pjz})\omega i + k_{2jz} + k_{pjz}] Z_{2j} e^{i(\omega t - \beta)} \\ & = (c_{2jz} \omega i + k_{2jz}) Z_0 e^{i\omega t} \end{aligned} \quad (4)$$

式(3)と式(4)が成立するために、複素指数関数の係数項が等しいことが条件であり、 $e^{i\omega t}$, $e^{i(\omega t - \alpha)}$, $e^{i(\omega t - \beta)}$ を消去してそれらの振幅 Z_0 , Z_{1j} , Z_{2j} に関する行列式として整理すると次の式になる：

$$\begin{aligned} & \begin{bmatrix} -m_1 \omega^2 + (c_{1jz} + c_{pjz})\omega i + k_{1jz} + k_{pjz} & -c_{pjz} \omega i - k_{1jz} \\ c_{pjz} \omega i - k_{2jz} & -m_2 \omega^2 - (c_{2jz} + c_{pjz})\omega i - k_{2jz} - k_{pjz} \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} Z_{1j} \\ Z_{2j} \end{Bmatrix} \\ & = \begin{bmatrix} c_{1jz} \omega i + k_{1jz} \\ c_{2jz} \omega i + k_{2jz} \end{bmatrix} Z_0 \end{aligned} \quad (5)$$

Cramer's rule を用いて行列式を展開し、変位の振幅は上記式の複素数項の大きさであることを取り入れると、振幅比と角速度との関係は次の式で表される：

$$\begin{aligned} Z_{1j}/Z_0 & = \|(D_{1z} + E_{1z}i)/(F_z + G_z i)\| \\ & = \left\{ [(D_{1z}F_z + E_{1z}G_z)^2 + (D_{1z}F_z - E_{1z}G_z)^2] / (F_z^2 + G_z^2)^2 \right\}^{1/2} \end{aligned} \quad (6)$$

$$Z_{2j}/Z_0 = \|(D_{2z} + E_{2z}i)/(F_z + G_z i)\|$$

$$= \left\{ [(D_{2z}F_z + E_{2z}G_z)^2 + (D_{2z}F_z - E_{2z}G_z)^2] / (F_z^2 + G_z^2)^2 \right\}^{1/2} \quad (7)$$

ここで簡略に表示するため次の記述式を導入している：

$$D_{1z} = -(m_2 k_{1jz} + c_{1jz} c_{2jz} + c_{1jz} c_{pjz} + c_{2jz} c_{pjz}) \omega^2 + k_{1jz} k_{2jz} + k_{1jz} k_{pjz} + k_{2jz} k_{pjz} \quad (8)$$

$$E_{1z} = -m_2 c_{1jz} \omega^3 + [c_{1jz}(k_{2jz} + k_{pjz}) + c_{2jz}(k_{1jz} + k_{pjz}) + c_{pjz}(k_{1jz} + k_{2jz})] \omega \quad (9)$$

$$D_{2z} = -(m_1 k_{2jz} + c_{1jz} c_{2jz} + c_{1jz} c_{pjz} + c_{2jz} c_{pjz}) \omega^2 + k_{1jz} k_{2jz} + k_{1jz} k_{pjz} + k_{2jz} k_{pjz} \quad (10)$$

$$E_{2z} = -m_1 c_{2jz} \omega^3 + [c_{1jz}(k_{2jz} + k_{pjz}) + c_{2jz}(k_{1jz} + k_{pjz}) + c_{pjz}(k_{1jz} + k_{2jz})] \omega \quad (11)$$

$$F_z = m_1 m_2 \omega^4 - [m_1(k_{2jz} + k_{pjz}) + m_2(k_{1jz} + k_{pjz}) + c_{1jz} c_{2jz} + c_{1jz} c_{pjz} + c_{2jz} c_{pjz}] \omega^2 +$$

$$(k_{1jz} + k_{pjz})(k_{2jz} + k_{pjz}) - k_{pjz}^2 \quad (12)$$

$$G_z = -[m_1(c_{2jz} + c_{pjz}) + m_2(c_{1jz} + c_{pjz})] \omega^3 + [(c_{1jz} + c_{pjz})(k_{2jz} + k_{pjz}) +$$

$$(c_{2jz} + c_{pjz})(k_{1jz} + k_{pjz}) - 2c_{pjz} k_{pjz}] \omega \quad (13)$$

また、一つの質点の変位の時間に対する二度微分すなわち加速度は例えば $z_0'' = -\omega^2 Z_0 e^{i\omega t}$, $z_{1j}'' = -\omega^2 Z_{1j} e^{i(\omega t - \alpha)}$ になることから変位の振幅比が加速度の振幅比と等しく、ユニット 1 の振動伝達率 T_{1jz} が加速度伝達率に等しい。ユニット 2 の振動伝達率 T_{2jz} も同様であり、すなわち $T_{1jz} = a_{1jz}/a_{0z} = Z_{1j}/Z_0$, $T_{2jz} = a_{2jz}/a_{0z} = Z_{2j}/Z_0$ である。

マフラ試料系全体を模擬した図 3.5b の 10 要素 2 質点の振動伝達率は直列的に 6 要素 2 質点の振動モデルの連成振動伝達率を乗法で計算するとして各加振方向において次の式になる。

$$T_{1z} = T_{1Bz} T_{1Mz}, \quad T_{2z} = T_{2Bz} T_{2Mz} \quad (14)$$

$$T_{1y} = T_{1By} T_{1My}, \quad T_{2y} = T_{2By} T_{2My} \quad (15)$$

$$T_{1x} = T_{1Bx} T_{1Mx}, \quad T_{2x} = T_{2Bx} T_{2Mx} \quad (16)$$

振動周波数 $f_j = \omega_j/2\pi$ であることから、各部位の動的特性パラメータが明確であれば振動伝達率と振動周波数の関係が計算できそうだが、部材の形状が複雑で締結部分が多く相互の影響もあるので実際に困難である。次では加速度伝達率の実験測定値から、試料系の動的特性パラメータを数値計算でピークフィッティングして同定する。ただし、二つの部位対応の共振点周波数が接近してピークは混在し、明確に区別が付かない場合、一つの部位として計算する。

3.4.2 振動特性パラメータの同定

前記の実験値から、質量 m_1 と m_2 , 共振周波数 f_{1j} と f_{2j} , 共振点での振動伝達率 T_{1j} と T_{2j} が既知なので、式(6)~(16)を用いてコンピュータで関数の数値計算を行い、得られた理論的結果

を表 3.1 に示す. 関数の数値計算は減衰係数 c_{1j} , c_{2j} とばね定数 k_{1j} , k_{2j} , k_{pj} を変数として入力し, 計算した各方向の共振周波数 f_{1j} と f_{2j} , 共振点での振動伝達率 T_{1j} と T_{2j} の値が実験ピーク値に比較してその誤差が $\pm 0.5\%$ 以内に入ったところで終結とした. これらの定数パラメータを用いて共振点以外の周波数における振動伝達率も計算して振動周波数との関係を整理したものを, 図 3.6~図 3.8 に示す.

Table 3.1 Vibration parameters in the 10-element and 2-mass model

Parameter	Unit 1			Unit 2		
	z	y	x	z	y	x
f_B (Hz)	264.0	62.0	70.5	194.0	87.0	70.5
f_M (Hz)		260.0	141.0		276.0	112.0
$T_B \cdot T_M$	8.93	22.34	12.45	20.15	13.56	11.56
$T_M \cdot T_B$		4.41	4.80		3.37	8.74
k_B (kN/m)	94,000	63,000	7,600	53,000	122,000	10,100
k_M (kN/m)		12,000	33,000		127,000	19,400
k_{PB} (kN/m)	23,000	800	6,200			
k_{PM} (kN/m)		4,970	2,800			
c_B (kNs/m)	4.10	0.93	0.96	3.05	1.71	5.00
c_M (kNs/m)		0.99	1.40		1.82	5.96
ζ_B	0.0362	0.0287	0.0280	0.0351	0.0384	0.1113
ζ_M		0.0067	0.0190		0.0124	0.1092

試料系の動的特性パラメータを同定するとき, パイプの減衰係数 c_{pj} が低いうえ, 値を変化させても計算された共振周波数と振動伝達率の変化が小さかったので, ここで c_{pj} の値をゼロとして計算を行った. 上下方向加振においては, 車載ブラケットとマフラ胴体による応答の区別が明確ではなかったため, 一体として計算した. すなわち $T_{1Bz} = T_{2Bz} = 1$ と置き, $T_{1z} = T_{1Mz}$, $T_{2z} = T_{2Mz}$ として計算した. なお, 減衰比は共振ピーク相当時の値 $\zeta_j = c_j \omega_{nj} / 2k_j$ で計算し, ω_{nj} はその不減衰系の固有振動角速度であった.

図 3.6 に上下方向加振 (a_{0z}) 時の計算振動伝達率 ($T_{1z} = a_{1z} / a_{0z}$, $T_{2z} = a_{2z} / a_{0z}$) と振動周波数の関係を示す. ユニット 1 の上下方向応答 (a_{1z}) において, 周波数 264 Hz の共振がマフラ全体の特性によるものとして, ばね定数 k_{1z} は 94 000 kN/m, 減衰係数 c_{1z} が 4.1 kNs/m, 減衰比 ζ_{1z} が 0.0362 である. 周波数 194 Hz の共振があるがユニット 2 との連成相互作用によるものとするが, その減衰比は 0.0266 である. ユニット 2 の上下方向応答 (a_{2z}) において, 周波数 194 Hz の共振がマフラ全体の特性によるものとして, ばね定数 k_{2z} は 53 000 kN/m, 減衰係数 c_{2z} が 3.05 kNs/m, 減衰比 ζ_{2z} が 0.0351 である. また, 連結パイプのばね定数 k_{pz} は 23 000 kN/m である. この方向では両ユニットとも車載ブラケット部とマフラ胴体部が一体と

なって振動することを計算でも示している。

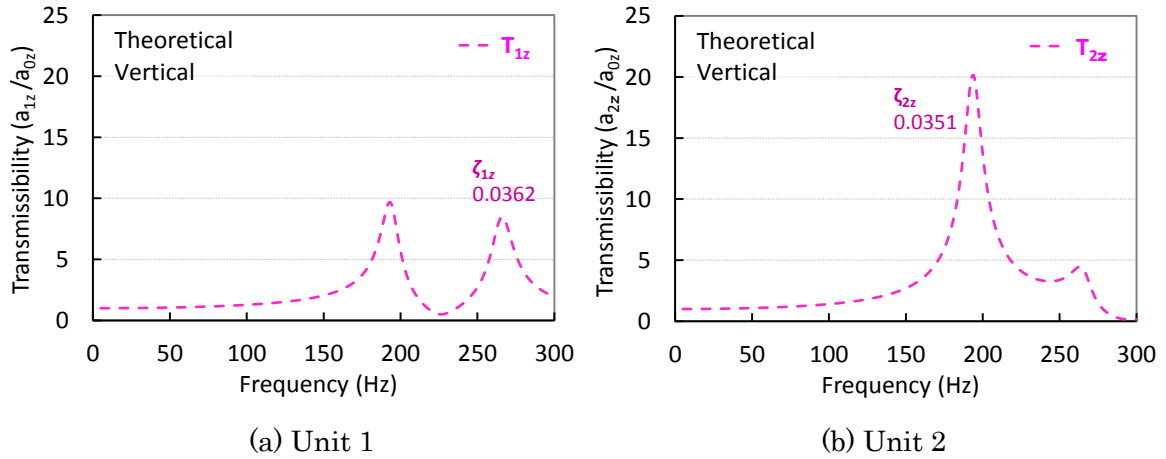


Fig. 3.6 Calculated frequency response transmissibilities in vertical drive

図 3.7 に左右方向加振 (a_{0y}) 時の計算振動伝達率 ($T_{1y}=a_{1y}/a_{0y}$, $T_{2y}=a_{2y}/a_{0y}$) と振動周波数の関係を示す。ユニット 1 の左右方向応答 (a_{1y}) において、周波数 62 Hz の共振が車載ブラケット部の特性によるものとして、ばね定数 k_{1By} は 63 000 kN/m, 減衰係数 c_{1By} が 0.93 kNs/m, 減衰比 ζ_{1By} が 0.0287 である。このとき連結パイプのばね定数 k_{PB_y} は 800 kN/m である。連結パイプが質点および励振ベース部との距離が異なり、試料下半部に連結ブラケットもあることから、ここで k_{Py} を k_{PB_y} と k_{PM_y} に分けた。周波数 260 Hz の共振がマフラ胴体部の特性によるものとして、ばね定数 k_{1My} は 12 000 kN/m, 減衰係数 c_{1My} が 0.99 kNs/m, 減衰比 ζ_{1My} が 0.0067 である。このとき連結パイプのばね定数 k_{PM_y} は 4 970 kN/m である。ユニット 2 の左右方向応答 (a_{2y}) において、周波数 87 Hz の共振が車載ブラケット部の特性によるものとして、ばね定数 k_{2By} は 12 200 kN/m, 減衰係数 c_{2By} が 1.71 kNs/m, 減衰比 ζ_{2By} が 0.0384 である。

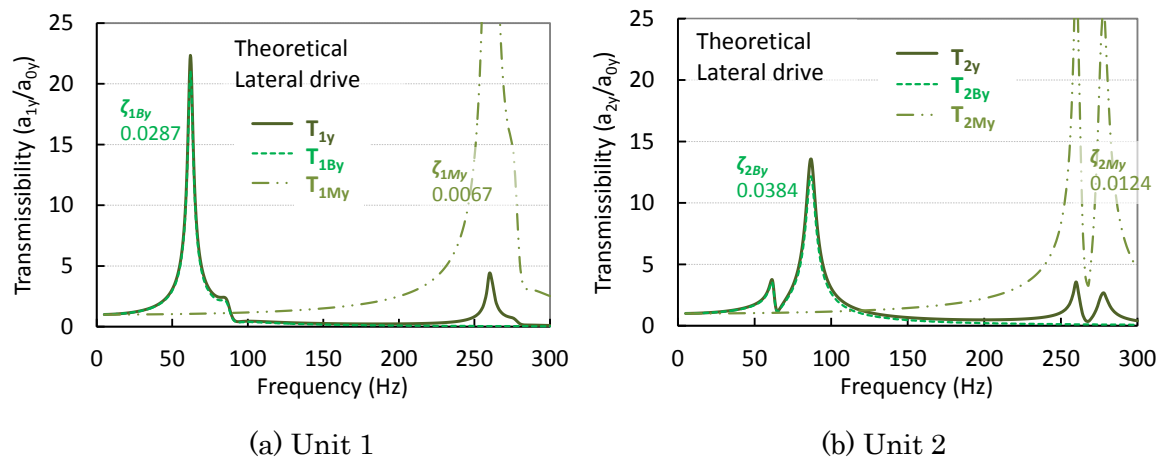


Fig. 3.7 Calculated frequency response transmissibilities in lateral drive

周波数 276 Hz の共振がマフラ胴体部の特性によるものとして、ばね定数 k_{2My} は 12 700 kN/m、減衰係数 c_{2My} が 1.82 kNs/m、減衰比 ζ_{2My} が 0.0124 である。

図 3.8 に前後方向加振 (a_{0x}) 時の計算振動伝達率 ($T_{1x} = a_{1x}/a_{0x}$, $T_{2x} = a_{2x}/a_{0x}$) と振動周波数の関係を示す。ユニット 1 の前後方向応答 (a_{1x}) において、周波数 70.5 Hz の共振が車載ブラケット部の特性によるものとして、ばね定数 k_{1Bx} は 7 600 kN/m、減衰係数 c_{1Bx} が 0.96 kNs/m、減衰比 ζ_{1Bx} が 0.028 である。このとき連結パイプのばね定数 k_{PBx} は 6 200 kN/m である。周波数 141 Hz の共振がマフラ胴体部の特性によるものとして、ばね定数 k_{1Mx} は 33 000 kN/m、減衰係数 c_{1Mx} が 1.4 kNs/m、減衰比 ζ_{1Mx} が 0.019 である。このとき連結パイプのばね定数 k_{PMx} は 2 800 kN/m である。ユニット 2 の前後方向応答 (a_{2x}) において、周波数 70.5 Hz の共振が車載ブラケット部の特性によるものとして、ばね定数 k_{2Bx} は 10 100 kN/m、減衰係数 c_{2Bx} が 5 kNs/m、減衰比 ζ_{2Bx} が 0.1113 である。周波数 112 Hz の共振がマフラ胴体部の特性によるものとして、ばね定数 k_{2Mx} は 19 400 kN/m、減衰係数 c_{2Mx} が 5.96 kNs/m、減衰比 ζ_{2Mx} が 0.1092 である。

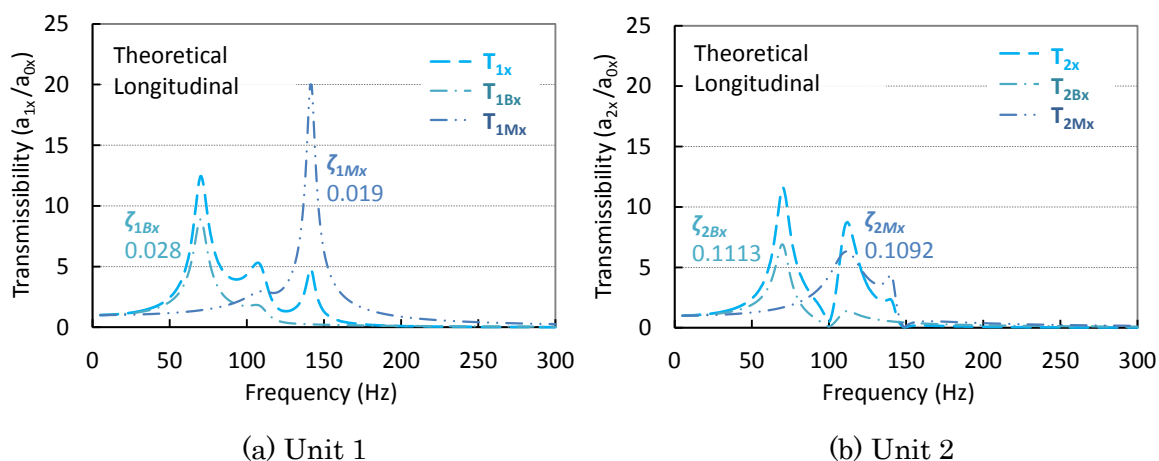


Fig. 3.8 Calculated frequency response transmissibilities in longitudinal drive

3.5 振動特性の予測

6 要素 2 質点モデルの運動方程式を基礎として、連成系の振動伝達率の計算式を得て、モデルを直列結合した場合のマフラ系全体を模擬した 10 要素 2 質点の振動伝達率を計算した。その結果、図 3.2 と 3.6、図 3.3 と 3.7、図 3.4 と 3.8 などの比較で確認されるように、実測の加速度伝達率と良い一致を示した。本 10 要素 2 質点の振動モデルにより各動的特性パラメータが近似的に同定可能であり、対象とする周波数において目標性能を達成するための各部の形状設計や材料特性選定の指針が得られやすい。振動モデルは予測精度がよく、対象物の主要箇所の挙動が把握でき、類似系の振動特性および振動応力の調整や改善に使うのは有効と考える。

車載ブラケットに起因する第一共振点が比較的に低い周波数にあるが、より高い周波数域で

はほかの部材の振動が減衰される防振効果があった。通常の多自由度粘性減衰系モデル (Multi-DOF) (1-3) と異なり、本提案モデルは低周波数の共振点を持つ要素が防振作用として系の高周波数の共振振幅を減衰させる部分、すなわち防振効果を計上しているほか、連成系の相互作用も考慮している。また、振動応力振幅は振動の応答加速度と比例関係があることを前報で確認しており、材料や溶接継手の疲労強度に比べて検討することにより、実車走行相当の振動加速度に対応する安全率や寿命の推定と予測が可能となる(5, 8-12)。

マフラ試料系の左右加振において、ユニット 1 は比較的到低い周波数 62 Hz で振動伝達率 22.34 の共振点があるが、エンジンに直接に剛性搭載して実機常用運転時の燃焼爆発振動と一致する場合は試料系の固有振動数を変更する必要がある。その変更品の一例として、ユニット 1 とユニット 2 に連結ブラケットの追加で左右方向の剛性変更がある。現行品の連結ドージングパイプ部のばね定数 k_{PB} は 800 kN/m であるが、連結ブラケットの追加で変更品のパイプ部相当のばね定数が 20 000 kN/m、減衰係数が 1 kNs/m になり、ほかの定数は変わらなかったと仮定して計算し、その結果を図 3.9 および表 3.2 に示す。連結によって、ユニット 1 の主共振の周波数 f_{1y} は 71 Hz になり、振動伝達率 T_{1y} も 18.41 になる。ユニット 2 との連結の影響

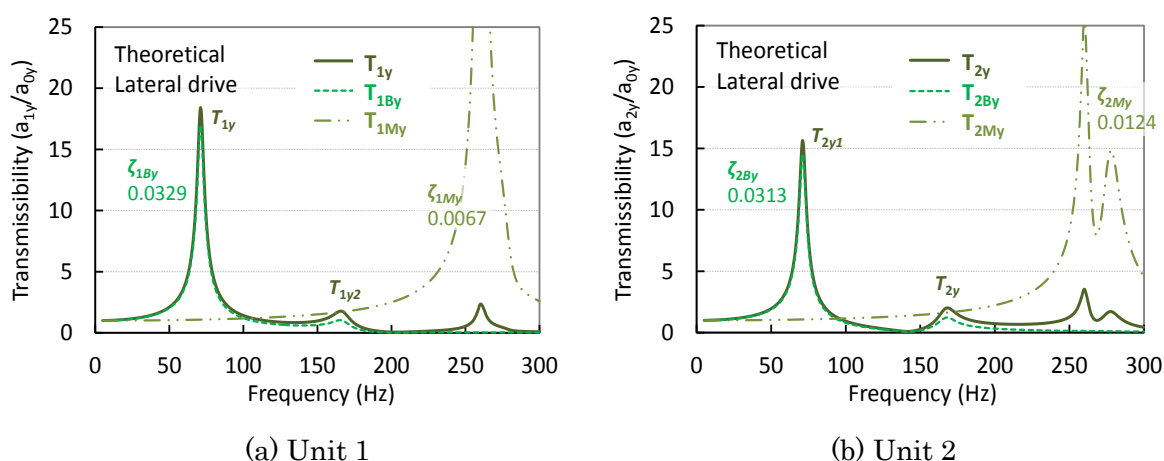


Fig. 3.9 Calculated frequency response transmissibilities in lateral drive for a modified sample

Table 3.2 Calculated parameters in lateral drive for a modified sample

Model parameter		Present sample		Modified sample		Ratio at major peak	
		Unit 1	Unit 2	Unit 1	Unit 2	Unit 1	Unit 2
f_B	f_{1y}, f_{2y} (Hz)	62.0	87.0	71.0	168.0	115%	82%
	f_{1y2}, f_{2y1} (Hz)	84.0	61.5	166.0	71.0		
$T_B \cdot T_M$	T_{1y}, T_{2y}	22.34	13.56	18.41	2.02	82%	115%
	T_{1y2}, T_{2y1}	2.34	3.75	1.77	15.64		
k_{PB} (kN/m)		800		20,000		2500%	
c_{PB} (kNs/m)		0.00		1.00			

によるユニット 1 の共振周波数 f_{1y2} が 84 Hz から 166 Hz に変化するが、その振動伝達率 T_{1y2} が低い。ユニット 2 の共振周波数 f_{2y} が 168 Hz に変化するが、その振動伝達率が低く、代わりにユニット 1 との強い連結によって 71 Hz の共振が支配的になり、振動伝達率 T_{2y1} が 15.64 になる。また、マフラ胴体部による振動応答の変化がほとんどない。連結ブラケットの追加によってユニット 1 の主共振の周波数が 115% に上昇し、振動伝達率が 82% に低下する。ユニット 2 の主共振の周波数が 82% に低下し、振動伝達率が 115% に上昇する。マフラ全体の振動応答が平準化になる。同様に、ほかの部位と方向の振動パラメータも計算でき、汎用性のある予測方法であることを示した。

さらに、連結の減衰係数がゼロのまま、連結のばね定数 k_{PB} を 800 kN/m から 20 000 kN/m まで変えるときに数か所の共振周波数およびその振動伝達率を計算して、図 3.10 に示す。 k_{PB} が高くなるにつれて、ユニット 1 の主共振の周波数 f_{1y} が上昇し、その振動伝達率 T_{1y} がいったん上昇して 2 000 kN/m で最大となり、その後低下して最初より低くなる。ユニット 2 の主共振の周波数 f_{2y} も上昇し、その振動伝達率 T_{2y} がいったん低下して 3 000 kN/m で主共振ピークが周波数 f_{2y1} に代わり、その振動伝達率 T_{2y1} が上昇する。その後主共振の周波数 f_{2y1} が上昇するが、 k_{PB} が高いところではユニット 1 とユニット 2 の主共振周波数がほぼ同じになる。これによって、必要あるいは避けるべき共振周波数と振動伝達率が計算でき、最適化することが可能である。両ユニットの質量を変更した場合も同様な解析ができ、ユニットの相互作用を含めマフラ系の振動特性が予測推定できる。

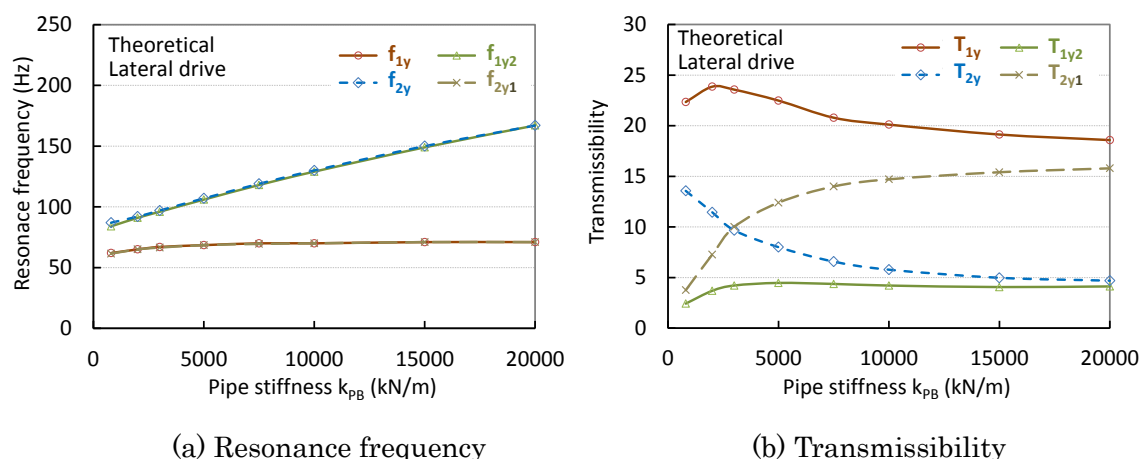


Fig. 3.10 Calculated resonance frequencies and their transmissibilities in lateral drive for modified samples with different pipe stiffness

3.6 結言

本研究では振動試験で測定したデータを元に、振動理論を含めて統合的に考え、並列ユニットの相互作用、防振と減衰を考慮した振動モードや振動パラメータの推定方法を新たに提案す

ることを試みた。10 要素 2 質点の振動モデルを構築し、その運動方程式の解から精度よく振動応答特性が計算でき、予測法としては妥当と考える。得られた知見の概要は以下の通りである。

(1) 上下方向の加振において、マフラが一体化した加速度応答ピークを示し、左右と前後各方向の加振において、車載ブラケット部、マフラ胴体部に起因するそれぞれの共振点が存在し、応答ピークを示す。理論解析を含めて結果を分析し、共振点のピークの起因する部位が同定される。

(2) 車載ブラケット部に起因するピークが第一共振点にあたるが、より高い周波数域ではほかの部材からの振動がこれによって低減され、振動の抑制に効果があり、すなわち防振効果がある。

(3) 6 要素 2 質点モデルの運動方程式を基礎として、連成系の振動伝達率の計算式を得て、モデルを直列結合した場合のマフラ系全体を模擬した 10 要素 2 質点の振動伝達率を計算し、実測の加速度伝達率と良く一致することを示した。提案した振動モデルにより各動的特性パラメータが近似的に同定可能である。

(4) 構成するユニットの連結ブラケットの追加によりばね定数を変更する場合の例を通して、提案の振動モデルから振動共振周波数や振動伝達率が得られ、モデルの汎用性が確認できた。

(5) 各部分の質量、ばね定数、減衰係数が異なる類似マフラ系においても、ユニットの相互作用を含め振動特性が精度よく予測推定できる。

参考文献

(1) Nishihara, O.: Optimization of a three-element dynamic vibration absorber: minimization of the maximum amplitude magnification factor, *J. Vib. Acoustics*, Vol.141, No.1, 011002-1-7 (2018).

(2) Karis, T., Berg, M., Stichel, S., Li, M., et al.: Correlation of track irregularities and vehicle responses based on measured data, *Vehicle Syst. Dynamics*, Vol.56, No.6, p.967-981 (2017).

(3) Zuo, L. and Zhang, P.: Energy harvesting, ride comfort, and road handling of regenerative vehicle suspensions, *J. Vib. Acoustics*, Vol.135, No.2, 011002-1-8 (2013).

(4) Khapane, P., and Lohani, S.: Development of a virtual Multi-axial simulation table to enhance the prognosis of loads on powertrain mounting system durability applications, *SAE Int. J. Commer. Vehicles*, Vol.10, No.1, p.245-254 (2017).

(5) Oh, G.: Vibration response properties in frame hanging catalyst muffler, *SAE Int. J. Commer. Vehicles*, Vol.11, No.3, p.201-211 (2018).

(6) 吉村卓也：振動騒音におけるモデル化と実験解析技術，自動車技術，Vol.71, No.7, p.14-19 (2017).

- (7) 望月純男, 保田紀孝:トラックフレームの曲げ強さ, 日本機械学会論文集(第1部), Vol.38, No.306, p.259-268 (1972).
- (8) Wang, X. (Oh, G.) et al.: Fatigue and microstructure of welded joints of metal sheets for automotive exhaust system, *JSAE Review*, Vol.24, No.3, p.295-301 (2003).
- (9) Oh, G.: Bending fatigue and microstructure of fillet welded joints with high chromium stainless pipe for catalyst muffler, *SAE Tech. Paper*, 2017-01-0472 (2017).
- (10) 宮川進, 藤井淳司: 自動車の疲労設計の基礎と最近の研究動向, 材料, Vol.59, No.3, p.250-256 (2010).
- (11) 王曉光, 秋庭義明: フランジパイプ溶接部のルート疲労破壊特性, 自動車技術会論文集, Vol.49, No.4, p.849-855 (2018).
- (12) Costa, E., Bishop, N., and Cardoso, V.: Frequency FE-based weld fatigue life prediction of dynamic systems, *SAE Tech. Paper* 2017-01-0355 (2017).

第4章 高張力ボルト溶接構造における曲げ疲労特性および

金属組織

4.1 緒言

排気ガス規制対応としてディーゼル車や産業機械に触媒マフラなどの排気ガス後処理装置が装着され、重量増加となるケースが多くある。排気ガス後処理装置を搭載するために、ボルト締結により固定し、最近繰り返し荷重を受けるボルトも溶接することが増えている。例えば前章のマフラ取り付け用のラバーブッシュ部にボルトをブラケットに溶接する構造になっている。一方、燃費規制に伴い自動車や機械の軽量化、ダウンサイジング化が進められ、高張力ボルトが多用される傾向にある。高張力ボルトは難溶接材であることが多く、その溶接構造についての疲労強度特性や破壊する際のメカニズムの解明が求められている(1-6)。

高張力ボルト材料は主に中炭素鋼と低合金鋼に分類でき、低合金鋼の使用が多くなる傾向がある。低合金鋼はフェライト・パーライト鋼と、合金元素の添加調整によって造られるベイナイト鋼などがある。ベイナイト鋼は高強度が得られやすいことに加え、低温切欠き靱性と、組織制御圧延や転造、溶接性などの加工性がよいとされている(3, 5)。ボルトは自動車用フェライト系低炭素鋼板を成形したプレートに溶接され、溶接構造部品としても使用される。溶接フィラーとしては高強度鋼が挙げられるが、靱性、凝固割れ、塑性拘束、自動化や生産性などの観点からプレートと同種類のフェライト系低炭素鋼ワイヤが多用される。高張力鋼の溶接については、低炭素鋼溶接フィラーでのアークスポット溶接が高張力鋼同士のスポット抵抗溶接結合よりもハット形状部材構造としての破壊吸収エネルギーが高い研究例がある(6)。また、溶接構造部品の強度が構造の形状や溶接の方法、搭載時の荷重状態によって左右され、その溶接構造は実車走行時や作業運転時の振動などによる荷重に耐えることと構造を最適化することが必要である(7)。

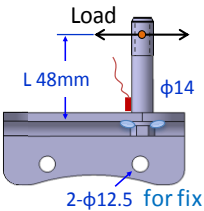
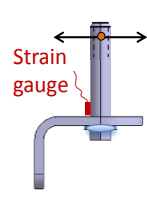
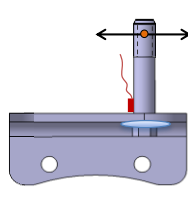
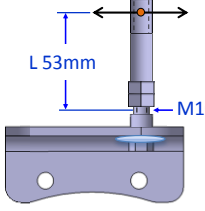
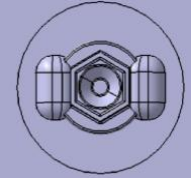
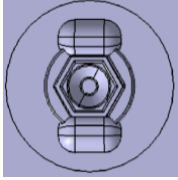
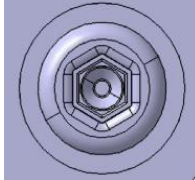
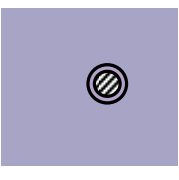
本研究はこのような状態を模擬し、ベイナイト鋼の高張力ボルト溶接構造における曲げ疲労強度特性についてスポットおよび全周溶接など四種類の溶接形状のブラケット試料(荷重方向が 90° 異なるものを含む)を用いて試験した。ひずみゲージによる局部応力測定、顕微鏡観察および化学成分分析による組成や金属組織、有限要素法応力シミュレーションによるボルト変形や応力集中などの要因解析を行い、疲労強度が破壊モードとの対応関係や、疲労強度に与える応力や金属組織的要因を明確にするものである。

4.2 実験方法

4.2.1 供試材と試験体

溶接ボルト試料の作製過程を述べる．表 4.1 に示すように，厚さ 6 mm の自動車構造用 440 MPa 級炭素鋼板（SAPH440）を図示のプレート形状に加工し，ボルト溶接用に $\phi 14.5$ mm の孔を開け，試料固定用に $\phi 12.5$ mm の孔 2 個を開けた．強度区分 8.8，首下円柱部径 $\phi 14$ mm（M14 相当）の 800 MPa 級ベイナイト系マンガン低合金鋼六角フランジボルトを孔に挿入してボルトフランジ部の隅肉溶接を行った．隅肉溶接は直径 1.2 mm の 490 MPa 級低炭素鋼 YGW16 ソリッドワイヤを使用し，プログラミングされたロボット方式の全自動マグ（MAG）部分溶接あるいは全周溶接で行った．溶接基本条件として電圧 18 V，電流 190 A，溶接速度 0.4 m/min であり，均一な溶接品質を目指した．

Table 4.1 Specification of welded samples

Sample	Spot		Full-circled	Bolt only
	Spot S1, Spot S2	Spot P		
Content	Welding length 12mm, direction in series	Welding length 12mm, direction in parallel	Full-circled welding around the bolt head	Bolt strength in itself, not affected by the weld
Side view				
Axial view	Bottom view 	Bottom view 	Bottom view 	M10 bolt section view 
Remark	Materials: Low alloy steel bolt: JIS grade 8.8, $\phi 14$ diameter of under-head (M14 equivalent), Bolt only sample: M10 Low carbon steel plate: JIS grade SAPH440, t6 Low carbon steel welding wire: JIS grade YGW16, $\phi 1.2$ Welding method: MAG (Metal active gas arc welding) Strain gauge: 2 mm length			

製作効率や省エネを考慮して部分溶接試料はボルトフランジ両側に各約 12 mm の溶接線長さとした．二か所の溶接部の並び中心連結線が試験荷重方向と一致するものをスポット S 試料

とし、並び中心連結線が試験荷重方向と垂直するものをスポット P 試料とした。実機の振動荷重が方向によって異なるため、部品強度の方向性を明確にする必要があるからである。さらに、スポット S 試料の曲げ疲労強度の違いによって二つのグループに分けてスポット S1 およびスポット S2 試料とし、後述するように試料の溶接界面付近の応力集中状態を検討した。全周溶接試料は溶接線の長さを 48 mm とした。試料は溶接したままの状態でご供試した。また、ボルト螺旋部自体の材料的強度を明確にするために、溶接部がねじ部と離れて影響を与えないようにボルト首下円柱部 $\phi 14$ mm とねじ部 M10 \times 1.5 の段差付きボルトを用いて試験し、その結果をボルトのみの曲げ疲労強度とした。

4.2.2 応力測定および疲労試験

スポット P を除く試料は図 4.1 に示すようにテストベンチにクランプされた台座治具に固定しセットしたが、スポット P 試料はそれと 90° 方向の位置でセットした。試料は図 4.1 および表 4.1 に示すように、プレート面に接するボルトの円柱面に 2 mm 長さの二軸ひずみゲージを貼り、動ひずみ測定器でひずみゲージブリッジの電気出力を増幅し、アナログデジタル (A-D) 変換器とパソコン、データ集録処理器を使用してデジタル記録した。

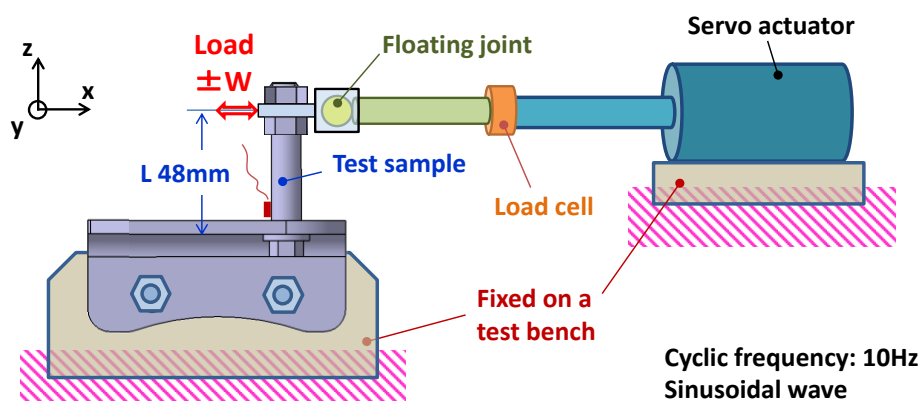


Fig. 4.1 Schematic view of fatigue test

曲げ疲労試験は最大荷重容量 12 kN の電動油圧サーボ式疲労試験装置を用いて行った。テストベンチに固定された試料が破壊起点となる隅肉溶接のプレート平面から 48 mm のスパン距離 L で一定振幅の両振り変動荷重 W (ゼロピーク振幅, 全振幅は $\pm W$) を負荷した。サーボアクチュエータからの荷重はロードセルで検出設定し、フロートジョイントを介して周波数 10 Hz 正弦波のストローク振幅制御で繰り返して試料に荷重を与えた。試料にき裂が発生した回数を破壊回数とし、そのき裂は染色浸透探傷で見分ける程度の大きさとした。なお、ボルトのみ試料の試験では、固定された試料が破壊になるボルトねじ部から 53 mm のスパン距離で荷重を負荷した。

荷重 W とスパン距離 L から曲げモーメント振幅を算出し、さらにボルト円柱断面係数 (ボ

ルトのみの場合はねじの山谷断面係数) で除算した値を公称応力振幅とした⁸⁾。測定応力振幅は測定した軸方向および円周方向のひずみ振幅(全振幅の 1/2 値)を Hooke 則から平面応力状態として次の式でボルトの軸方向応力振幅 σ_{axi} に換算した。

$$\sigma_{axi} = E (\varepsilon_{axi} + \nu \varepsilon_{cir}) / (1 - \nu^2)$$

ここで、 ε_{axi} と ε_{cir} は軸方向と円周方向のひずみである。パイプ材料の縦弾性係数 E は 206 MPa、ポアソン比 ν は 0.3 とした。

試験中に 60 秒ごとにデータを自動記録し、応力振幅の値あるいは荷重が設定限界値に到達した時点で停止してき裂の染色浸透探傷を行った。また、き裂が内部で発生し表面で見分けられない試料については、5%の荷重低下時の繰り返し回数を破壊回数とした。試験終了後に一部の試料をカットして断面調査を行った。

4.2.3 組織試験および成分分析

疲労試験後に試料のき裂部付近の部分を切り出し樹脂に包埋し、断面をバフ研磨し鏡面仕上げた後、混合酸あるいは 3%ナイトール液で表面エッチングして光学顕微鏡で組織観察を行った。同じ領域内における元素の成分を走査型電子顕微鏡一体型のエネルギー分散型 X 線分析装置 (SEM-EDS) を用いて分析した。硬さ試験はビッカース硬度計を使用して測定した。また、完全に破断させた試料については SEM による破断面観察を行った。これによって材料因子による疲労破壊への影響を明確にする。

4.2.4 数値応力解析

スポット S2 および全周溶接試料の形状と荷重状態を模擬し、三次元有限要素法 (3D-FEM) 弾性応力解析を行った。図 4.1 および図 4.8a (後のページ) に示すように、試料固定用の二つのボルト穴位置に 2 点の 3 方向拘束 (x - y - z 拘束) とし、試料のボルトに x 軸方向の静的荷重を与えた。応力集中部位付近に大きさ 0.5 mm 程度の四面体ソリッド二次要素分割とし、静的曲げ荷重 32.4 Nm を与えたときの静的最大主応力分布をシミュレーションした。材料縦弾性係数とポアソン比は実験で使用した値と同じにした。

4.2.5 X 線残留応力測定

実験室固定式の微小部 X 線応力測定装置を用いて、 $\sin^2\psi$ 法にて全周溶接試料の残留応力測定を行った。特性 X 線には Cr-K α 線を用いてフェライト鉄の 211 面の回折について測定し、測定条件を表 4.2 に示す。試料測定点で X 線入射角を変えて $\sin^2\psi$ の値が 0 から 0.5 までの 11 点、試料の半径方向応力 σ_{ra} について側傾法、円周方向応力 σ_{cir} について並傾法にて回折角 2θ を測定した。粗大結晶粒の影響を低減するために入射角の揺動幅を $\pm 3^\circ$ とした。応力定数 K を -318.04 MPa/deg とした。

Table 4.2 Parameters used for X-ray diffraction measurements

X-ray type	Cr-Ka ($\lambda=2.2897 \text{ \AA}$)
Source voltage,current	40 kV, 50 mA
Monochromatic filter	Vanadium
Aperture size	1 mm
Diffraction plane	α -Fe (211)
Strain-free diffraction angle	156.4°
Measurement method	Side inclination in radius direction ISO inclination in circumferential direction
Incident angle	Fixed Ψ_0
Ψ angle	0°- 45°
Ψ oscillation range	$\pm 3^\circ$
Scanning speed	20 sec/ Ψ
Step gain	0.1°/step
X-ray Young's modulus, E_x	223.3 GPa
X-ray Poisson's ratio, ν_x	0.28
Stress constant, K	-318.04 MPa/degree
Peak treatment	Middle point of half-value width

4.3 実験結果および考察

4.3.1 応力振幅と疲労強度

スポット S, スポット P, 全周溶接の各試料に数段階の振幅の変動荷重を与えたときの公称応力, 測定応力の振幅を図 4.2 に示す. ここではスポット S1 と S2 に相違がなくスポット S にした. 各応力振幅は曲げモーメント振幅の上昇に従って比例して線形的に上昇する. 同じ曲

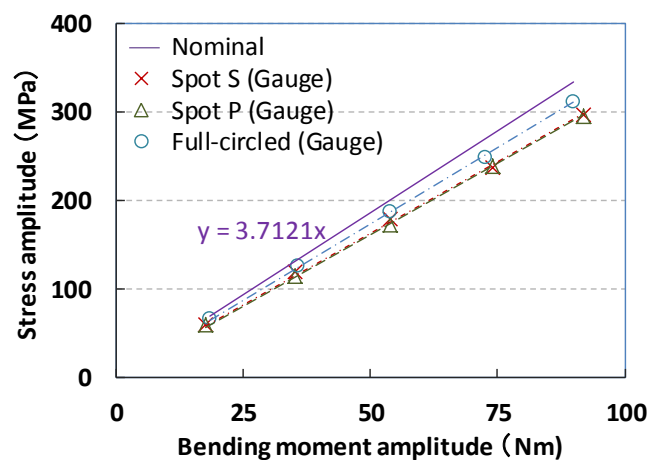


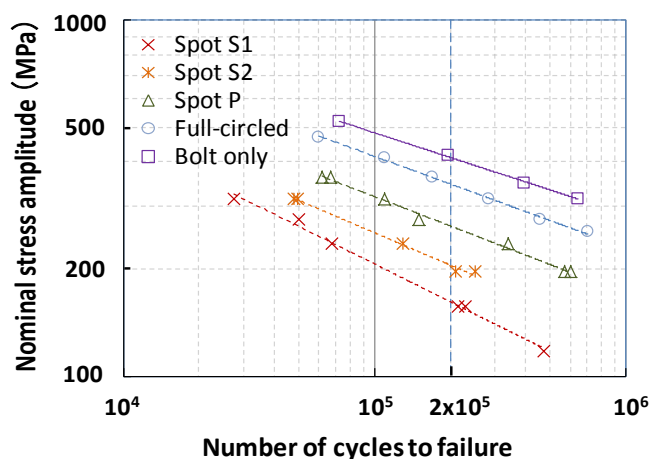
Fig. 4.2 Stress amplitude vs. bending moment amplitude

げモーメント振幅時の応力振幅値を比較すると、試料仕様の違いによる測定応力の差は小さい。測定応力が公称応力より少し低めであるが、ひずみゲージの貼り場所に相違があったこと、貼る面が平面ではない円柱面であったことなどによるものと考えられる。

各試料に数段階の一定振幅の変動荷重を与えて曲げ疲労試験を行い、公称応力振幅と破壊までの繰り返し回数の関係をプロットした回帰線（S-N 線図）を得て図 4.3 に示す。測定範囲内では次の近似式が得られた⁽⁸⁾。

$$\sigma_n = c N^{-1/m}$$

ここで、 σ_n は曲げ公称応力、 N は破壊までの繰り返し回数、 c と m は定数である。 c と m はそれぞれ疲労強度係数と疲労強度指数であり、同図の表に示す。



Sample	Spot S1	Spot S2	Spot P	Full-circled	Bolt only
c	11718	8115	7403	8105	6782
m	2.85	3.32	3.66	3.88	4.35
$1/m$	0.351	0.301	0.273	0.258	0.230

Fig. 4.3 S-N diagram of samples

Table 4.3 Bending fatigue strengths at 2×10^5 cycles

Sample	Spot S1	Spot S2	Spot P	Full-circled	Bolt only
Bending moment (Nm)	44	55	71	94	(110)
Fatigue strength σ_n (MPa)	162	204	264	348	409
Difference (%)	-60	-50	-35	-15	0
Weld length L_w (mm)	24	24	28	(48)	(44)
σ_n/L_w^* (MPa/mm)	6.8	8.5	9.4	7.9	9.3
σ_n/L_w difference (%)	-27	-9	1	-15	0

* Fatigue strength to weld length ratio

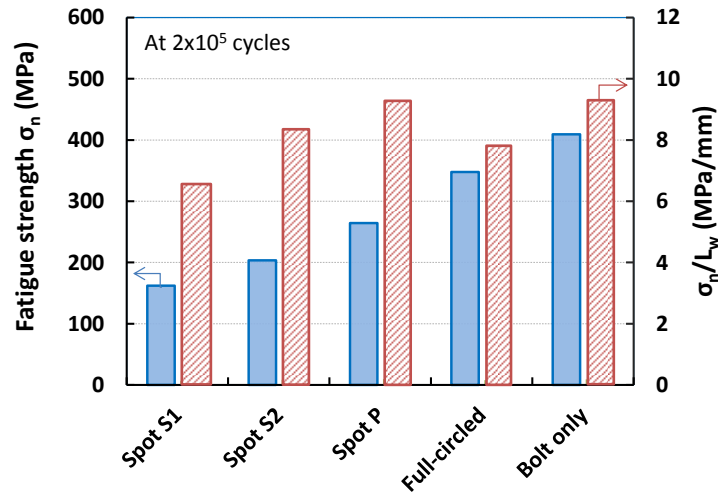


Fig. 4.4 Comparison of bending fatigue strengths at finite life

この式および図 4.3 から、20 万回破壊時の曲げ公称応力の振幅、すなわち曲げ疲労強度を抽出して表 4.3 および図 4.4 に示す。各試料の疲労曲げモーメントおよび疲労強度値については、スポット S1 試料が 44 Nm および 162 MPa、スポット S2 試料が 55 Nm および 204 MPa、スポット P が 71 Nm および 264 MPa、全周溶接試料が 94 Nm および 348 MPa、ボルトのみ試料が 110 Nm および 409 MPa でそれぞれ異なる。溶接構造試料をボルトのみ試料に比べると、15～60%の疲労強度低下率に相当する。

しかし、溶接線の長さを考慮して、溶接線長あたりの換算疲労強度 σ_n/L_w で比較すると、ボルトのみ試料（ボルト首下周長を溶接線長の代用として）に比べてスポット S1 試料が 27%、スポット S2 試料が 9%低下するが、スポット P の低下は顕著でない。全周溶接試料が 15%低下するが、その溶接線長はボルト首下周長より長いものの溶接部ではなく首下破断なので首下の強度低下率とした。なお、ボルトのみ試料は実物試料の使用によりき裂が段違いねじ部で生じたが、溶接構造試料のボルト首下部と類似の湾曲表面なので疲労強度の比較が妥当だと考える。 σ_n/L_w は溶接サイズよりも材料組織や応力集中に敏感である。

以上により、高疲労強度を得るためには全周溶接構造がベストで、作業効率化や省エネ（コスト）の観点からは車両や機械に搭載するときの構造安全性を確保したうえでスポット P 溶接構造がよい。スポット S1 および S2 構造は主な荷重を受ける方向に適さない。

4.3.2 き裂モード

溶接ボルト試料およびボルトのみ試料のき裂モード模式図、混合酸エッチング後の断面マクロおよびマイクロ写真を図 4.5 に示す。試料名の下に記載してあるのは試験荷重による公称応力および破壊回数である。図中の赤い矢印がき裂始点位置、赤い破線がき裂進展軌跡である。青い二重線矢印および丸に点（紙面垂直方向）が荷重方向である。曲げ疲労強度に対応してき裂発生モードが異なり、四種類の試料溶接状態と対応する。

Sample Condition	Cracking initiation	Fracture mode illustration	Cracking macrograph	Cracking micrograph
Spot S1 at 157MPa, 2.2×10^5 cycles	Weld interface in bolt head			
Spot S2 at 235MPa, 1.3×10^5 cycles	HAZ in bolt head			
Spot P at 362MPa, 6.2×10^4 cycles	Gap between the plate and bolt flange			
Full-circled at 255MPa, 7.0×10^5 cycles	Bolt under-head			
Bolt only at 349MPa, 3.9×10^5 cycles	First valley of the screw		<div style="display: flex; justify-content: space-around;"> <div>Section </div> <div>Appearance </div> </div>	

Fig. 4.5 Fracture modes, macrographs and micrographs

スポット S1 試料のき裂がボルト六角頭部 R_w の鋭角の切欠き状の溶接界面で発生した後に溶接界面に沿って少し進展した後、ボルトフランジの熱影響部(HAZ)を横切るように進展し、

疲労強度は最も低い。スポット S2 試料はボルト六角頭部のフランジ根元湾曲部の HAZ からき裂が発生と進展し、スポット S1 試料より疲労強度が高い。模式図 4.6 にも示すように、スポット S1 と S2 試料の差は主にき裂の発生箇所が溶接界面であるか切欠き底と重なるかの違いのためである。

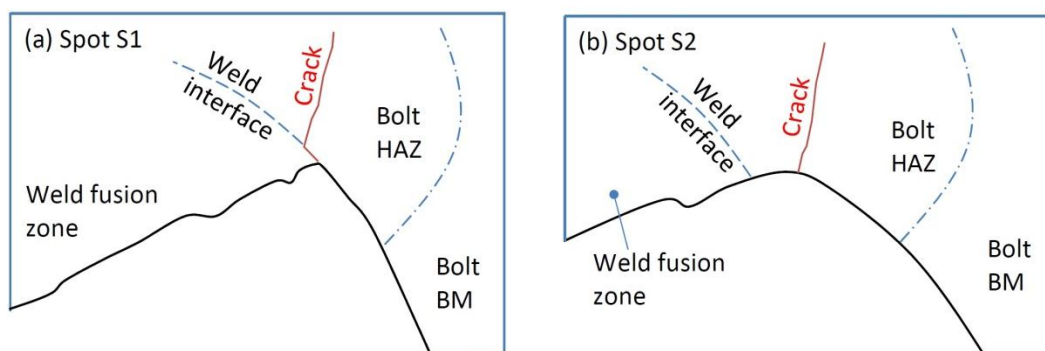


Fig. 4.6 Illustrations of the difference between the spot S1 and S2 samples. HAZ: heat affected zone; BM: base metal

スポット P 試料はボルトフランジの外周とプレートの隙間溶接部からき裂が発生して溶着金属を横切るように進展し、スポット試料の中で最も疲労強度が高い。一方、全周溶接試料はボルト首下母材湾曲 R_u 部からき裂が発生して断面を横切るように進展し、首下破断に至るが、強度が溶接試料の中で最も高く、ボルトのみ試料と疲労強度に近い。同試料にボルト六角頭の溶接部付近にも後でき裂が発生したが、破断まで進展しなかった。

Spot S 試料と Spot P 試料は溶接構造が同じであるが荷重の方向が異なり、その強度の差が大きい。図 4.7 はき裂発生後に破断まで (+ α 回) 荷重を与え続けた試料の破面写真の例である。Spot S2 試料においては、き裂がボルト六角頭部の溶接界面 (図中①) で発生しただけではなく、ボルト首下部 (図中②) からも発生したことが破面の状態から確認できる。両方向からき裂が成長し、中間の位置で会合して破断に至った。一方、Spot P 試料においては、き裂はボルトフランジの外周とプレートの隙間溶接部 (図中①) から発生しただけであり、ボルトの首下部やボルト六角頭部の溶接界面から発生しなかった。溶接ビード表面の形状や状態による影響を受けにくく強度ばらつきが小さかった。

全周溶接試料の首下破断部分付近の断面写真およびき裂破断面の下面写真を図 4.8 に示す。試料は約 610 万回の荷重繰り返し後に荷重低下が発生したため、いったん停止して染色探傷検査後に破断まで荷重を与え続けたものである (図 4.5 の試料とは別の個体)。破断面に貝殻模様があり、左側からき裂が発生して矢印のような方向で進展したことが分かる^(9,10)。右側からもき裂が発生したが進展距離が短く、左側から進展してきたき裂と会合して F 点で破断に至ったと推察される。貝殻模様と F 点までの距離から、左側がき裂の第一起点であり、右側が第二起点であった。

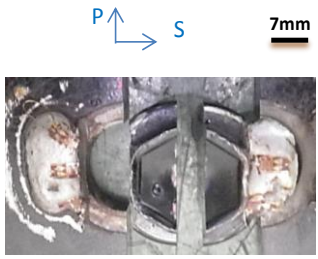
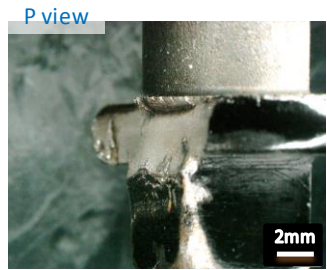
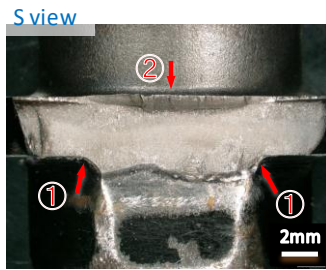
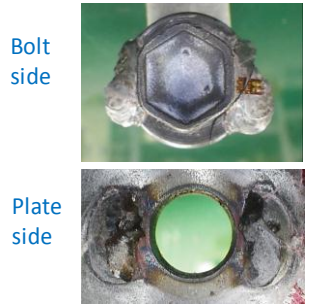
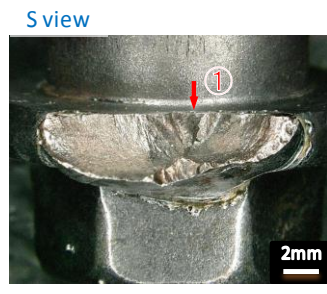

Sample Condition	Bottom view after cutting	Side view across the load	Side view along the load
Spot S2 at 196MPa, $2.1 \times 10^5 + \alpha$ cycles			
Spot P at 274MPa, $1.5 \times 10^5 + \alpha$ cycles			

Fig. 4.7 Optical fractographs of the spot S2 and P samples

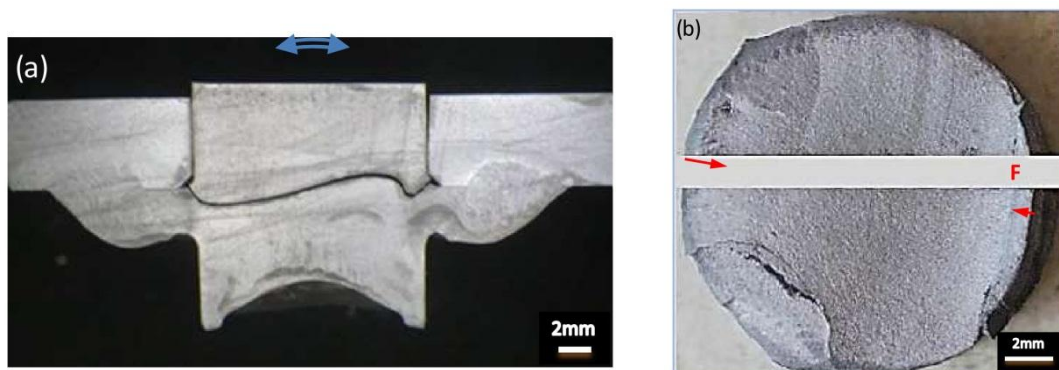


Fig. 4.8 Sectional macrograph (a) and optical fractograph in bottom view (b) of the full-circled sample

また、ボルトのみ試料の外観写真の半分を同じ図 4.5 に示した。同試料の破面マクロ写真を図 4.9a に示す（図 4.5 の試料とは別の個体）。試料は約 20 万回の荷重繰り返しでき裂が発生し、いったん停止して染色探傷検査後に破断まで荷重を与え続けたものである。一つ目のねじ山谷部の左からき裂が発生し、山谷に沿って進展した後に、右からの後発生き裂と会合しシャヤーリップ部で破断した。破面の外周左右両側にステップ模様があり、未破断時の染色探傷試験確認とシャヤーリップ部までの距離から、左側がき裂の第一起点であり、右側が第二起点であった。図 4.9b に示すように、図 4.9a の O 点の SEM 観察でもピッチ $0.5 \mu\text{m}$ の微細なストライエーションが確認され、左右方向の変動曲げモーメント荷重によるものと一致する。

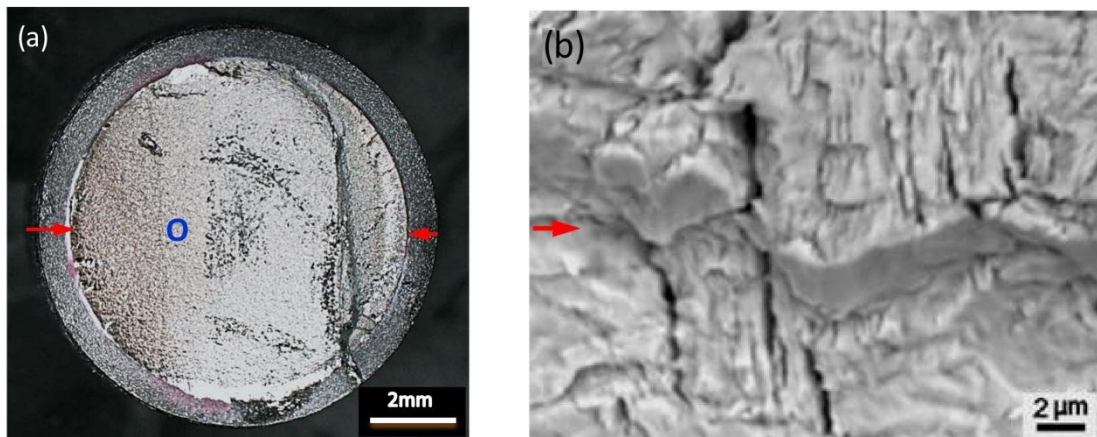


Fig. 4.9 Optical fractograph (a) and SEM micro-fractograph (b) of the bolt only sample in bottom view

全周溶接試料とボルトのみ試料はき裂の発生と進展過程および破断面が類似していることから、直径や表面曲率半径がある程度異なっても破壊のメカニズムが共通している。よって全周溶接試料はボルトのみ試料と近い疲労強度を有すると推察される。また、上記結果を基に強度設計を行うことはもちろん、車両や機械が使用時の不具合が発生したとき破壊損傷の原因が分析でき強度の改善が可能である。

4.3.3 数値解析応力

図 4.10 に FEM メッシュモデルおよび FEM 弾性解析による荷重 675 N すなわち曲げモーメント 32.4 Nm でのスポット S2 と全周溶接試料における最大主応力分布図を示す（プレート部を表示しない）。図中の数字がその最大応力値である。スポット S2 試料がボルト首下湾曲 R 部とボルト六角頭の溶接部付近に同程度の応力集中がある。ボルト六角頭の溶接部付近は HAZ 部であり、母材より強度的に低いこと、溶接線形状の不均一性があることから、き裂がそこから先に発生したと推察できる。全周溶接試料が同じボルト首下湾曲 R 部とボルト六角頭の溶接部付近に応力集中があるが、応力最大値がスポット S2 試料より低いこと、ボルト首下湾曲 R 部がボルト六角頭の溶接部付近より高いことから、首下からき裂が発生成長したと推察できる。

図 4.2 から、曲げモーメント 32.4 Nm に対応する曲げ公称応力振幅が溶接試料においてすべて 120 MPa であるので、弾性 FEM で計算したき裂始点部の最大主応力値から応力集中係数がスポット S2 試料において 4.6 になり、全周溶接試料において 3.6 になる。同じ荷重において両試料の応力集中係数の差から、および応力集中箇所がき裂始点であったことから、図 4.4 と表 4.3 に示す両試料における疲労強度の差の原因は応力集中度合の差によるものと示唆される。また、図 4.5 および 4.6 に示すようにスポット S1 試料においてき裂始点部の形状が切欠き状であり、スポット S2 試料よりも角度が鋭いので応力集中しやすい状態である。

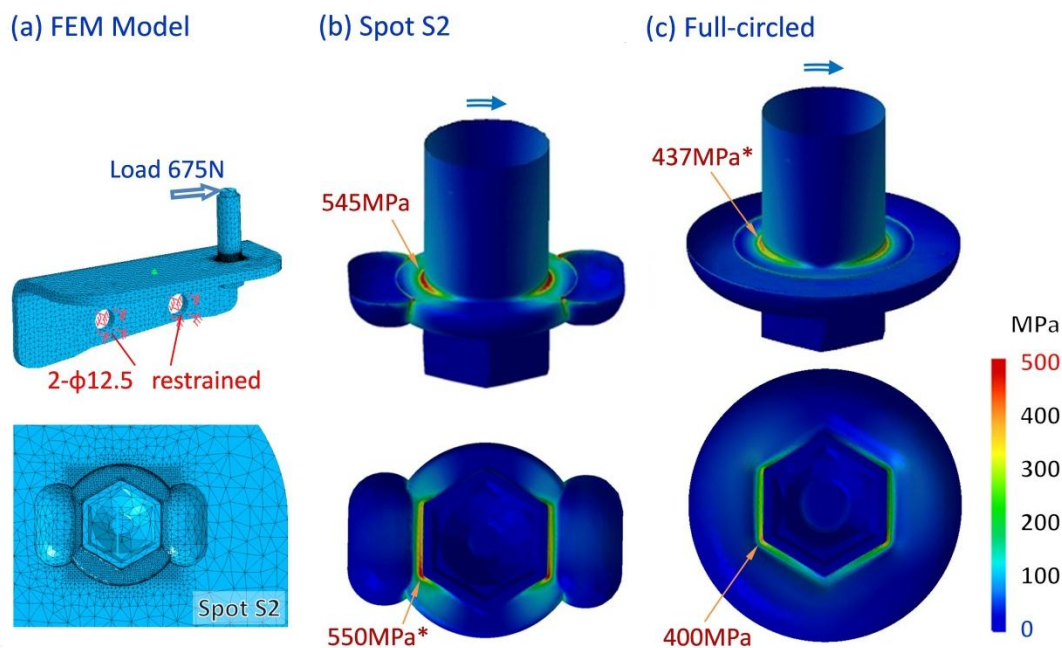


Fig. 4.10 Model shape (a) and stress distributions (b) and (c) with FEM analysis. Plate portions of welded samples are not shown in (b) and (c). Lower figures are bottom views.

* indicates crack initiation positions

4.3.4 溶接残留応力

X線照射面は図 4.11 に示すように、試料の幅約 8 mm の溶接ビードの曲率中点の直径 1.4 mm の範囲に当てた。測定点の半径方向の回折プロファイルを図 4.12 に示す。溶接部の粗大結晶粒も存在するが測定時に入射角を揺動させて回折に寄与する結晶粒の数を増やすことにより十分な X 線回折強度が得られ、比較的滑らかな回折強度曲線が得られている。

測定点の半径方向および円周方向の回折プロファイルから、それぞれの回折角 2θ と入射角の関数値 $\sin^2\psi$ を抽出してプロットし、図 4.13 に示す。それらの回帰直線から、それぞれの傾き値に応力定数 K をかけて半径方向応力 σ_{ra} および円周方向応力 σ_{cir} を求め、95%信頼限界も合わせて表 4.4 に示す。溶接部では半径方向並びに円周方向ともに圧縮応力であり、溶接過程で熔融金属が冷却したときの相変態や体積収縮および拘束のためである。ボルト六角頭 R_w 部は圧縮部位によって囲まれており、圧縮応力が推定されるが、力のつり合いから反対側のボルト首下側 R_u 部に引張応力は発生したことが推定される。変動応力が近いとき、疲労き裂が圧縮残留応力側からではなく、引張残留応力側から発生および進展することはよく知られる⁹⁾。本試料のき裂発生および進展は図 4.5 に示すように溶接部を有するボルト六角頭 R_w 部ではなく反対側のボルト首下側 R_u 部からであった結果とよく対応する。全周溶接試料はボルトのみ試料と疲労のメカニズムに共通性があることを前節で示した。その疲労強度が 15%ほど低いことは、ボルト首下湾曲部には溶接によって残留応力が上昇し引張になったことによるものと示唆される。

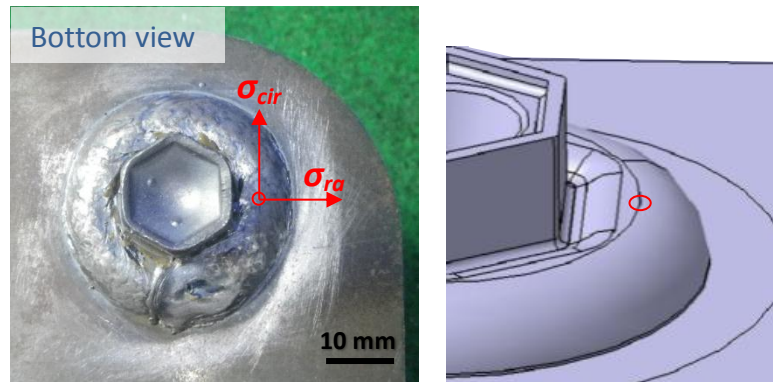


Fig. 4.11 Schematic views of the measurement position at the weld bead

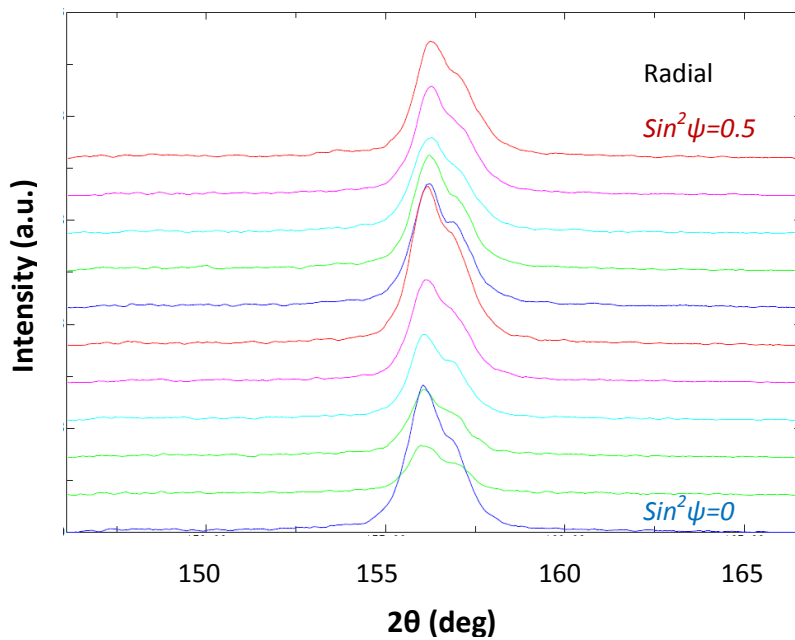


Fig. 4.12 Diffraction profiles at the weld bead

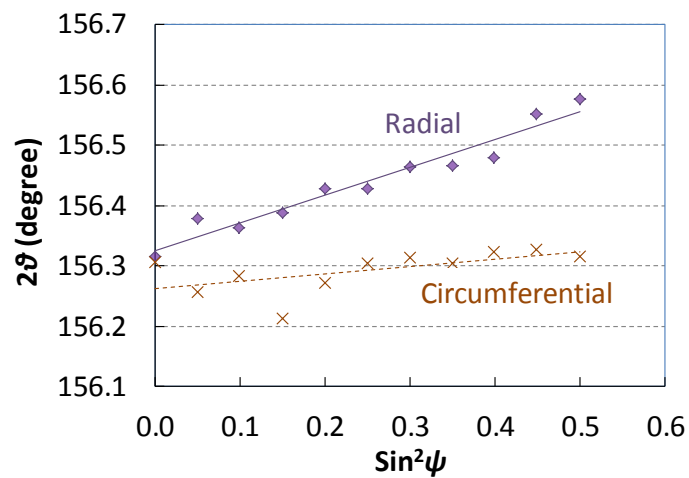


Fig. 4.13 $2\theta - \sin^2\psi$ diagrams at the weld bead

Table 4.4 Welding residual stresses in the weld bead

Direction	Radial	Circumferential
Stress (MPa)	-147.1	-39.4
Confidence limit (MPa)	±23.6	±18.9

4.3.5 金属組織

図 4.5 に示すように、四種類の溶接試料の断面はどちらもボルト母材部 (BM), プレート母材部 (BM), 溶着金属部 (FZ), ボルト熱影響部 (HAZ), プレート熱影響部 (HAZ) に分けられ, HAZ と FZ の境界線は溶接界面 (WI) である. スポット P 試料の 3% ナイタル液エッチング後の断面マイクロ写真を図 4.14 に, 八箇所のビッカース硬さを測定した結果を図示ポイントとともに数字にて示す.

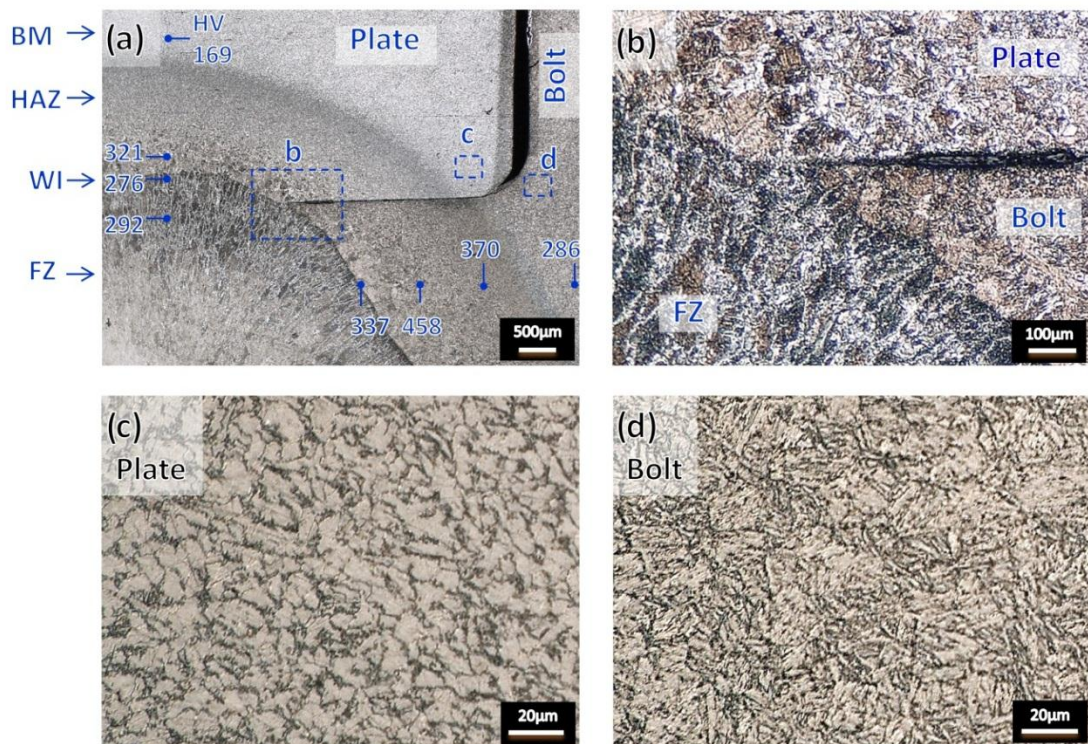


Fig. 4.14 Optical microstructures of the spot P sample

ボルト母材部はベイナイト組織が主であり, 硬さが 286 HV であった. 溶着金属部へ向かって HAZ 部における結晶粒の粗大化が見られ, 溶接界面付近では島状マルテンサイト(M)か粗大ベイナイト (Bu) + フェライトの組織になり, 硬さは最大 458 HV であった^(5, 11-13). 一方, プレート母材部はフェライト (F) 相が主であり, ビッカース硬さは 169 HV であった. 結晶粒径の大きさは約 15 µm であるが, 粒界には微細な球状パーライトと見られるものが析出し

ている。溶着金属部へ向かって HAZ 部における結晶粒の粗大化も見られ、溶接界面付近では大きさ約 150 μm の白い粒界フェライト+島状マルテンサイトか粗大ベイナイトの組織になり、硬さは 321 HV であった。

溶着金属部は SEM-EDS による分析で主な合金元素含有量が Mn 1.05 wt.%, Si 0.42 wt.% であった。粒界フェライト+ベイナイト状の組織が見られ、相間距離が約 70 μm である。硬さが 292 HV で、ボルトあるいはプレートの熱影響部の最高の硬さより低い。参考に、YGW16 溶接ワイヤを使用した SM490YA 低炭素鋼板同士の軟質溶接継手の溶着金属部の硬さが 150~170 HV、あるいは SM490A 低炭素鋼板同士の溶接継手の溶着金属部の硬さが 240~260 HV であることが報告されていることから^(14, 15)、本研究のボルト溶接試料において溶着金属の硬さが比較的高い。プレートおよびボルトからの溶け込みにより溶着金属部の炭素含有量が高められたこと、溶接後の冷却速度がかなり速かったことによるものと推察される。Fe-C 平衡状態図およびオーステナイト (A) 相の連続冷却変態図から^(8, 11-13)、溶着金属部の高温液体 (L) から冷却する相変態過程が次の式で表れる。



疲労限度 σ_{a0} とビッカース硬さ H の関係式^(16, 17) $\sigma_{a0} = 1.6 H$ から、各部位の材料的疲労限度を計算して表 4.5 に示す。き裂発生域で F+M+B_U 組織が形成され、さらに硬い溶接バンドがき裂成長方向と直交方向になったことで、疲労抵抗力がプレートに比べて約 2 倍になり、溶接継手の疲労強度が高い結果に繋がったことが推定される。

Table 4.5 Hardness and estimated fatigue limit of regions in the sample

Region	Plate	Bolt	Weld interface
Hardness (HV)	169	286	337
σ_{a0} (MPa)	270	458	539
Strength Ratio (%)	100	169	199

一方、全周溶接試料のき裂発生部位（ボルト首下湾曲 R_a 部）が熱影響部ではなく、ほかのボルト母材部位と組織的な相違が確認されなかった。全周溶接試料がボルト自体に近い強度を有することは、溶着金属自体の延性と強度のバランスがよく適切であり、溶接線が長いことによる応力の分散効果と考えられる。疲労き裂が溶接部から進展成長しなかったことは金属組織的要因と前述の残留応力的要因によるものとする。なお、本溶接試料においては溶接高温き裂や遅れ破壊などは確認されなかった。

全周溶接構造は大型車両や機械の大型マフラに利用し、部分溶接構造は小中車両や機械の小中マフラに利用すること、あるいは二種類の構造の数や方向を適切に配分し最適化することで実車や実機運転で発生する負荷荷重に対応可能である。

4.4 結言

本研究は四種類の溶接構造の疲労強度を明確にし、その破壊メカニズムについて検討した。結果を基に実用の負荷に対応する構造および設置方向などの強度設計が可能になる。得られた知見の概要は以下の通りである。

(1) 溶接試料の20万回疲労曲げモーメントおよび曲げ疲労強度は44~94 Nm および162~348 MPa であり、ボルトに比べてその強度差は15~60%である。き裂発生モードが異なり、四種類の試料溶接状態と対応する。

(2) スポット S1 および S2 試料の疲労強度が低いが、溶接長あたりの換算強度は9~27%の低下率に止まる。スポット S1 試料のき裂起点がボルト頭部の切欠き形状を有する溶接界面であるためその疲労強度はボルト首下湾曲部き裂起点のスポット S2 試料より低い。

(3) スポット P 試料のき裂起点はプレートとボルトフランジ部の隙間溶着金属部で、硬い F+M+B_U の混合相組織のため高い疲労抵抗力を有し、溶接長あたりの換算強度は低下しない。

(4) 全周溶接試料のき裂起点はボルト首下母材部であり、溶接構造の中で最も疲労強度が高くボルト自体の強度に近い。溶接ビードで圧縮の残留応力が存在し、金属自体の延性と強度のバランスがよく、溶接線が長いために応力の分散効果により疲労き裂が溶接線から進展成長しない。

(5) 高疲労強度を得るためには全周溶接構造がベストで、作業効率化や省エネの観点からは車両や機械に搭載するときの構造安全性を確保したうえでスポット P 溶接構造がよい。スポット S1 および S2 構造は主な荷重を受ける方向に適さない。

参考文献

- (1) Fricke, W.: Recent developments and future challenges in fatigue strength assessment of welded joints, *Proc. IMechE Part C: J. Mech. Eng. Sci.* Vol.229, No.7, p.1224-1239 (2014).
- (2) Wang, X. (Oh, G.) et al. : Fatigue and microstructure of welded joints of metal sheets for automotive exhaust system, *JSAE Review*, Vol.24, No.3, p.295-301 (2003).
- (3) Oh, G. : Bending fatigue and microstructure of fillet welded joints with high chromium stainless pipe for catalyst muffler, *SAE Tech. Paper*, 2017-01-0472 (2017).
- (4) 並村裕一: 鋼構造に使用されるボルト用鋼材, 鉄と鋼, Vol.88, No.10, p.600-605 (2002).
- (5) Goulas, C.; Mecozzi, M. G. and Sietsma, J. : Bainite formation in medium-carbon low-silicon spring steels accounting for chemical segregation, *Metall. Materials Trans. A*, Vol.47A (Jun.), p.3077-3087 (2016).
- (6) Furusako, S.; Tokunaga, M. and Yasuyama, M. : Improvement of crashworthiness in a hat-shaped component made of 0.44%-carbon steel through arc spot welding, *SAE Tech.*

Paper, 2017-01-0476 (2017).

(7) 王晓光, 秋庭義明 : フランジパイプ溶接部のルート疲労破壊特性, 自動車技術会論文集, Vol.49, No.4, 849-855 (2018).

(8) 日本機械学会編 : 機械実用便覧, 丸善, p.128-180 (2011).

(9) Akiniwa, Y.; Tanaka; K. and Taniguchi, N. : Propagation and closure of short fatigue cracks at notches under compressive mean stresses, *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.*, Vol.11, No.5, p.343-354 (1988).

(10) 秋庭義明, 田中啓介, 津村毅 : モード I およびモード III 疲労破面の X 線フラクトグラフィ, 材料, Vol.50, No.7, p.695-700 (2001).

(11) 小林紘二郎, 西本和俊, 池内健二 : 材料結合工学の基礎, 産報出版, p.53-105 (2000).

(12) Somani, M. C.; Karjalainen, L. P.; Eriksson, M. and Oldenburg, M. : Dimensional changes and microstructural evolution in a B-bearing steel in the simulated forming and quenching process, *ISIJ Int.*, Vol.41, No.4, p.361-367 (2001).

(13) Ferry, M.; Thompson, M. and Manohar, P. A. : Decomposition of coarse grained austenite during accelerated cooling of C-Mn steels, *ISIJ Int.*, Vol.42, No.1, p. 86-93 (2002).

(14) 池田祥吾 ほか : 軟質溶接継手の引張耐力と変形挙動に関する検討, 土木学会年次学術講演会講演概要集, Vol.67, No.1, p.699-700 (2012).

(15) 三上欣希 ほか : 超狭開先アーク溶接部の硬さ分布特性の数値シミュレーション, 溶接学会論文集, Vol.23, No.4, p.558-563 (2005).

(16) Murakami, Y. : High and ultrahigh cycle fatigue, In: *Comprehensive Structural Integrity: Cyclic Loading and Fatigue*, Ritchie, R. O. and Murakami, Y. eds., Elsevier, pp.41-76 (2003).

(17) Miyazaki, T.; Noguchi, H. and Kage, M. : Prediction of fatigue limit reliability of high strength steel with deep notch under mean stress $\sigma_m=0$, *Int. J. Fracture*, Vol.168, No.1, p.73-91 (2011).

第5章 排気系用薄板の溶接継手の引張疲労と微細組織

5.1 緒言

自動車の排気ガス処理の高温化対応、環境耐食性の向上などのニーズから、触媒マフラなどの排気系製品のステレス化が進んでおり、その接合方法として溶接が多用されるようになった(1-3)。使用過程にマフラの破損が生じるときは溶接部から亀裂を発生することが多く、その原因は外力による応力集中と溶接部の金属組織、強度などの変化によるものが多い(2-4)。

本研究では、実用に重要な溶接部の溶接方法、応力集中状態、各種のステンレスと低炭素鋼の薄板母材と溶加材の組合せ及び熱処理による組織変化、疲労を含む強度特性などを、溶接継手の標準試験片の試験および解析によって明らかにする。

5.2 材料及び方法

供試材の母材はフェライト系の 0.1C 低炭素鋼(S1)、ステンレス 11Cr-Ti 鋼(S2)、16Cr 鋼(S3)、18Cr-1Mo-Ti 鋼(S4)、オーステナイト系の 18Cr-8Ni 鋼(S5) など5種類の約 1.5 mm 厚さの板、溶加材は直径 1.2 mm のフェライト系 16Cr 鋼溶接ワイヤ(W1)、オーステナイト系の 23Cr-12Ni 鋼溶接ワイヤ(W2) と 23Cr-12Ni(F) フラックス入り溶接ワイヤ(W3)、及び溶接ワイヤを使用しないなどの4通りであった。これらの一覧を表 5.1 に示す。

Table 5.1 Chemical compositions of metal sheets and welding wires (mass %)

Mark	Material	C	Si	Mn	Ni	Cr	Ti	Mo
S1	0.1C	0.100	0.01	1.32				
S2	11Cr-Ti	0.005	0.24	0.36	0.20	10.97	0.20	Sheet
S3	16Cr	0.070	0.28	0.80	0.11	16.28		t ≐ 1.5
S4	18Cr-1Mo-Ti	0.005	0.06	0.20	0.13	17.94	0.25	1.06
S5	18Cr-8Ni	0.060	0.61	0.99	8.11	18.36		
W1	16Cr	0.055	0.55	0.30	0.02	16.77		Wire
W2	23Cr-12Ni	0.015	0.53	1.78	13.50	23.51		φ 1.2
W3	23Cr-12Ni (F)	0.033	0.47	1.42	12.79	23.92		

継手の溶接方法は片側すみ肉重ねミグ (MIG, Metal Inert Gas) 溶接と片側突合せティグ (TIG, Tungsten Inert Gas) 溶接の2種類として、表 5.1 の母材と溶接ワイヤの各種組合せで溶接速度 50 cm/min の一定の条件で板を自動溶接機で溶接した。溶接線と試験時外力とは垂直方向になるように継手を標準試験片寸法に加工した。熱処理品は実車耐久条件を参考に、

電気炉で 650°C×8h 及び 850°C×8h の加熱と炉冷による焼鈍を施した。幅 15 mm, 標点間距離 50 mm の試験片で引張強度試験, 幅 7.5 mm の試験片で 10 Hz サイン波の片振り引張疲労サイクル試験を行なった。試料は適切な大きさに切り出して樹脂包埋および研磨した後, 電子線マイクロアナライザ (EPMA), 金属顕微鏡 (混酸による試料エッチング), 走査型電子顕微鏡 (SEM), X 線回折装置 (XRD) などを用いて組織及び構造解析を行なった。

引張外力荷重をかけた時に, 溶接継手の形状による応力分布と応力集中状態を, 3次元有限要素法シミュレーション (3D-FEM) を用いて数値弾性解析を行った。解析は 0.3~0.5 mm 長さの四面体有限要素ソリッドモデルを用いて, 片側3方向拘束, 片側単方向引張荷重の条件で行った。縦弾性係数はフェライト系が 200 GPa, オーステナイト系が 193 GPa とし, ポアソン比は 0.3 とした。

5.3 結果及び考察

5.3.1 引張強度

重ね MIG 溶接継手の引張試験では, 18Cr-8Ni 鋼同士のフラックス入り溶接ワイヤ使用の継手 (以下 MIG S5/W3/S5 と表記, 他の継手も類似表記) を除いて, ほとんどの試験片が溶接部ではなくキャッチ部と溶接部との間の母材部で破断し, 溶接ワイヤ種類と関係なくその引張強さと 0.2%耐力 (以下耐力と表記) は母材のそれとはほぼ同じ値を示した。溶接部の断面積が大きいことから平均的応力が低く塑性的拘束があったことによるものと推察される。図 5.1 に示すように, 650°C×8h 熱処理した試験片は 18Cr-1Mo-Ti 母材 (S4) を使用したもののみ引張強さが極大値を示し, また図は省略するが耐力も同様な傾向が見られた。Mo と Ti による 650°Cでの強化効果であると推察される。また, 850°C高温処理によって, 0.1C 炭素鋼 (S1) を使用したものは大きな強度低下が現れ, 表面酸化及び組織の粗大化によるものと顕微鏡などで同定された。

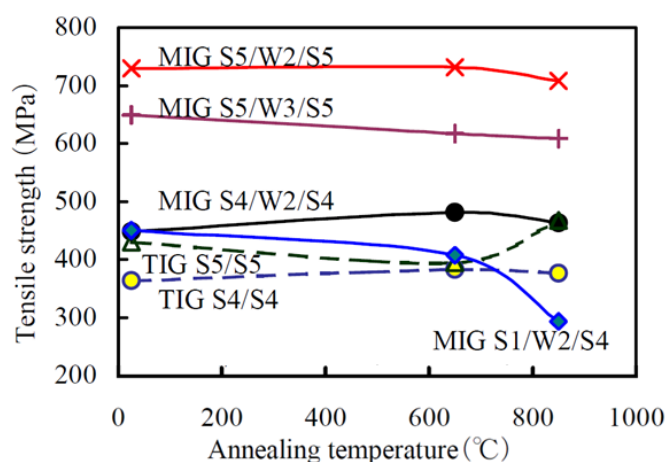


Fig. 5.1 Tensile strength of welded joints.

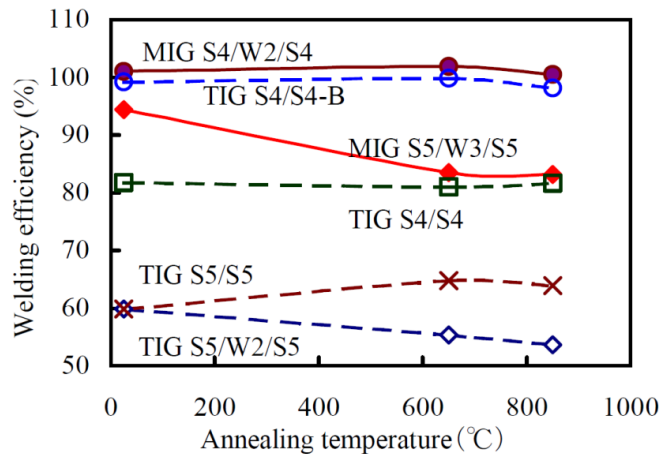


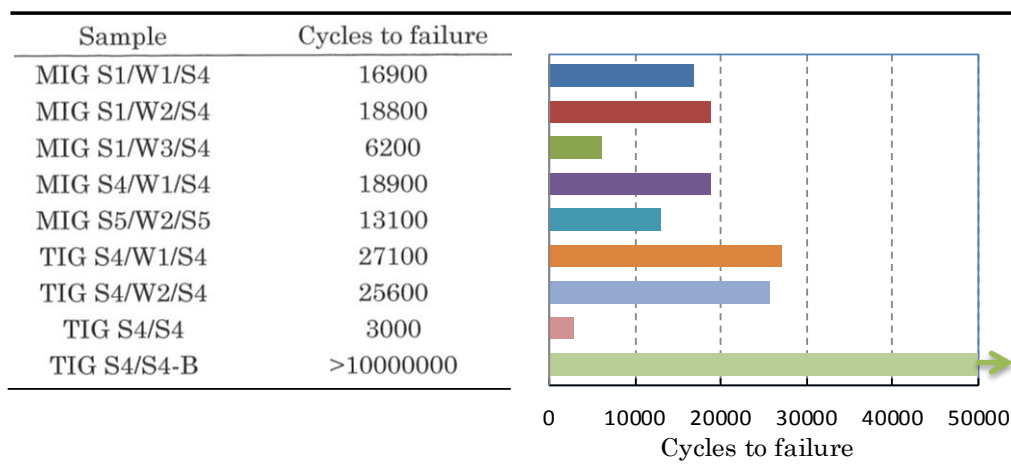
Fig. 5.2 Welding efficiency of welded joints.

突合せ TIG 溶接の継手は、溶込み深さ 100%の試料 (TIG S4/S4-B) 以外はすべて溶込み深さ約 80% (母材板厚を基準) の試料を供試した。溶接効率を溶接継手と母材の引張強さとの比率とすると、引張試験では、フェライト系母材の溶接ワイヤ使用の溶接継手と TIG S4/S4-B 継手は母材部破断で母材とほぼ同じ引張強さと 0.2%耐力があり、図 5.2 に示すように溶接効率が 100%になる。しかし、ほかのオーステナイト系母材やワイヤなしのフェライト系母材の TIG 溶接継手は、溶接部破断が主で溶接効率が低くバラツキも大きかった。例えば TIG S5/S5 継手の溶接効率が約 60%で、変動係数が約 15%であった。オーステナイト系母材の加工硬化効果のほか、後述するように未溶込み部の切欠きの応力集中の効果によるものと考える。

5.3.2 疲労寿命

0~300 MPa 一定の引張片振りの繰返し応力 (母材板の断面積を基準) での溶接のままの継手試験片の破断するサイクル回数、すなわち疲労寿命を表 5.2 に示す。300 MPa 応力では母材及び 100%溶込み深さの突合せ TIG 溶接継手 (TIG S4/S4-B) が破断しなかったが、他のサンプルが数万回までのサイクルで破断した。引張試験では重ね MIG 溶接継手のほとんどが母材部で破断したのに対して疲労サイクル試験ではすべての継手が溶接部破断であった。フラックス入り溶接ワイヤ重ね MIG 溶接継手 (MIG S1/W3/S4) 及び溶込み深さ約 80%の突合せ TIG 溶接継手 (TIG S4/S4) は顕著な破断回数の低下傾向を示し、引張強さとはある程度対応しているようである。母材が同じ組合せで溶接ワイヤがフェライト系かオーステナイト系かによる差はほとんどなかった。

Table 5.2 Fatigue cycles to failure of welded joints at 300MPa



5.3.3 金属組織と元素分布

MIG S1/W1/S4, MIG S1/W2/S4, MIG S1/W3/S4 継手の溶接線との垂直方向の断面組織を図 5.3 に示す. 左の図は全体状態, 右の図は交点部の拡大である. それぞれの溶着部は母材熱影響部から成長した柱状晶, セル樹枝状晶, 及びフラックスからの酸化介在物が観察される. 焼鈍品の溶着部はほとんど変化がなかったが, S1 母材の結晶粒の粗大化及び S1 と W1 ゾーン 溶着部との界面付近の組織変化が見られた.

図 5.4 は MIG S1/W2/S4 継手のビッカース硬さ測定後の圧痕の例であり, 図 5.5 には界面付近のビッカース硬さ及び焼鈍後の変化を示す. EPMA 線分析により, 界面の元素拡散層の厚さは約 40 μm であり, 焼鈍前の拡散層に炭素富化は明瞭ではなかった. フェライト系ワイヤ W1 使用の継手の溶着部に硬さのピークがあり, 針状の組織領域があることから, マルテンサイト組織が混在する. 650°C 焼鈍により炭素富化が図 5.6 に示すように現れたが, 850°C の焼鈍により硬さが低く均一になり, 炭素富化及びマルテンサイトが消失した. これに対して, オーステナイト系ワイヤ W2 使用の継手は 650°C 以上の焼鈍により拡散層の硬さ増加があり, EPMA 線分析では炭素富化が同定されたことから, 炭化物の生成が示唆される. 但し, 同じ試料の母材 S4 と溶着部界面に元素拡散層があったが, 硬さの著しいピークがなかったほか, 焼鈍による変化も少なかった. よって, 上記拡散層の炭素富化及び組織硬化は低炭素鋼とステンレスの接合界面に存在する特有なものと推察される.

MIG S4/W1/S4 などのフェライト系母材と溶接ワイヤ使用の継手は柱状晶, MIG S4/W2/S4 などのオーステナイト系ワイヤ使用の継手は等軸晶的針状組織, MIG S5/W2/S5 のオーステナイト系継手はセル樹枝状晶が観察された.

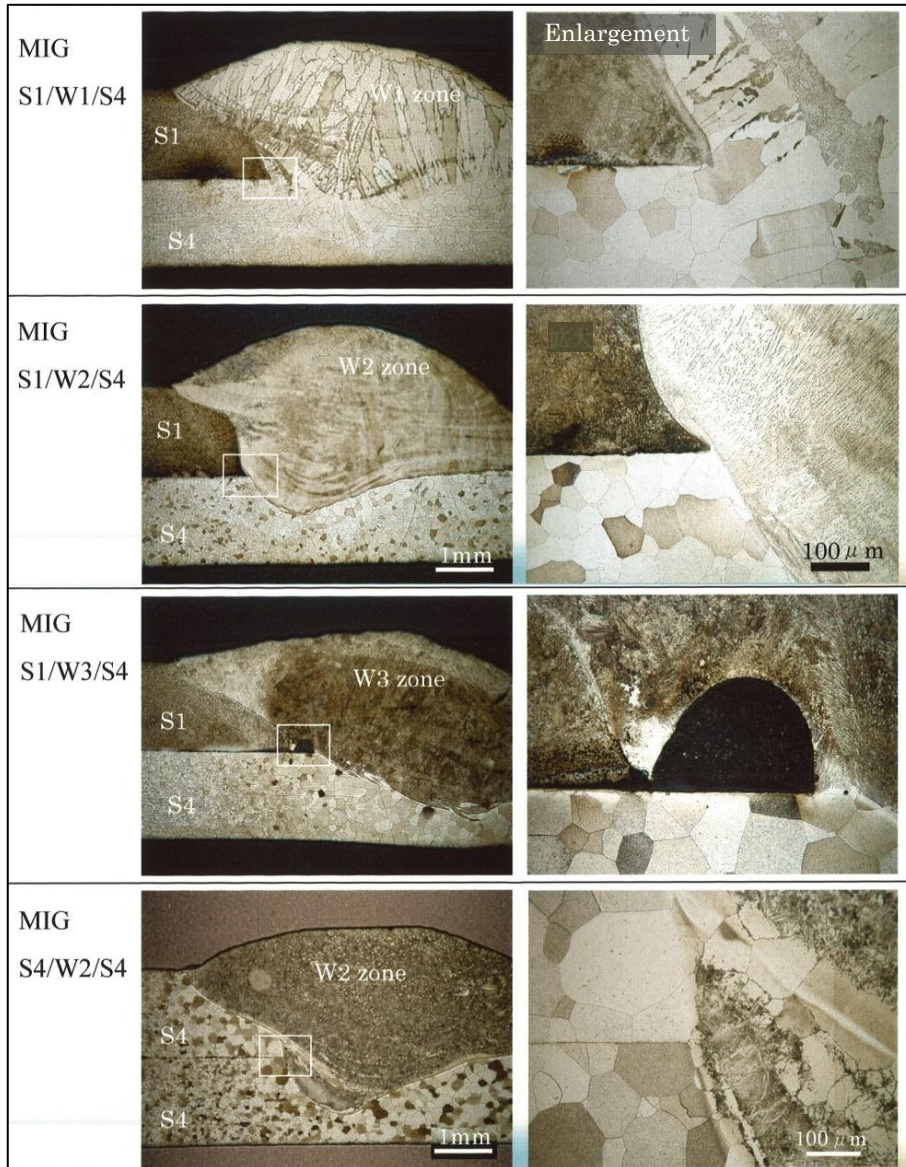


Fig. 5.3 Microstructures of MIG welded joints in sectional view. Right part figures are enlargements



Fig. 5.4 Marks of Vickers hardness test in MIG S1/W2/S4 joint. 0 is the weld interface

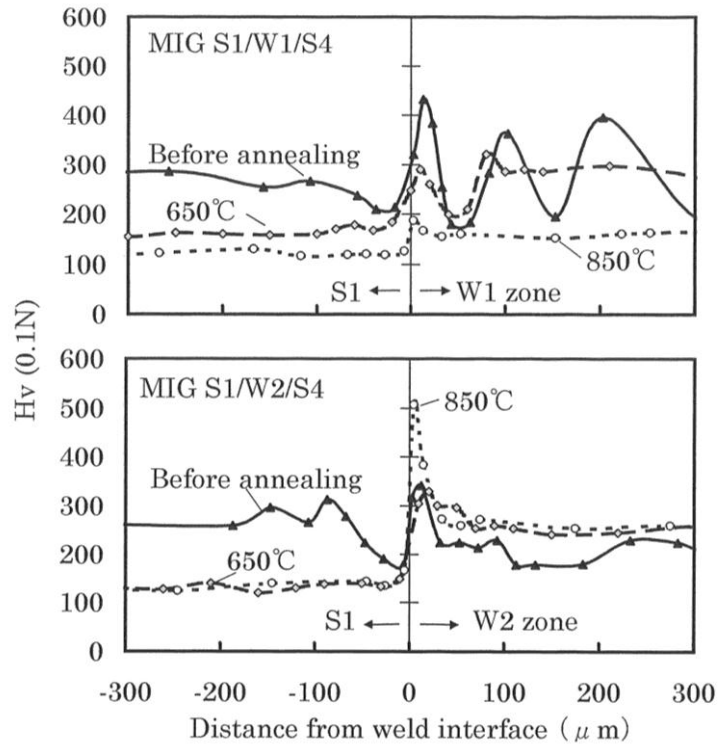


Fig. 5.5 Vickers hardnesses of MIG welded joints

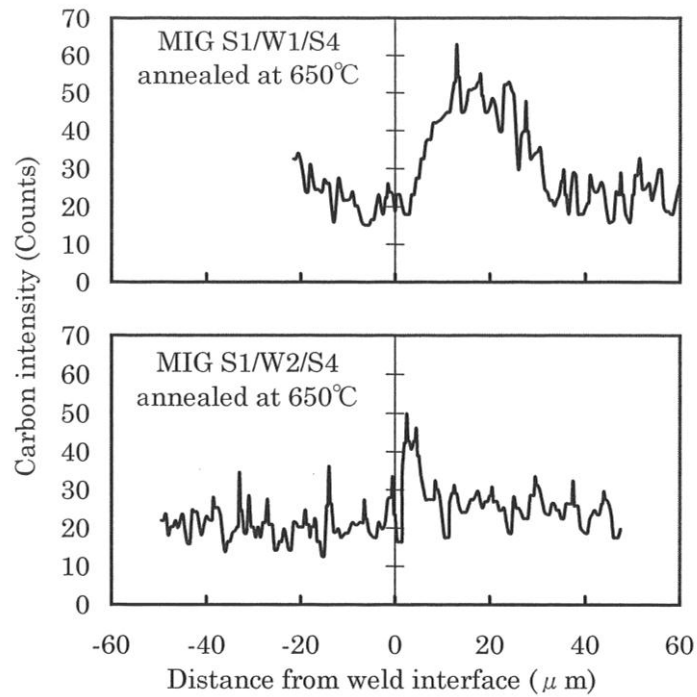


Fig. 5.6 Carbon distributions by EPMA line analysis

5.3.4 結晶構造

MIG 溶接継手の溶着部の粉末法 X 線回折パターンを図 5.7 に示す. S1/W1/S4 から S5/W2/S5 まで溶着部のクロム量, ニッケル量が順番に高くなることが EPMA 分析で定量された. フェライト系 W1 ワイヤ使用継手の溶着部はフェライト (α 相) がほとんどで, 母材と同じ結晶構造を成している. オーステナイト系ワイヤ使用継手の溶着部はオーステナイト (γ 相) が主であり, フェライト系母材の結晶構造とは異なる. S1/W2/S4 継手の α 相ピークが小さく, S5/W2/S5 継手と似ているほか, 両者の金属組織は同じセル樹枝状晶であることに対応している. S4/W2/S4 の α 相ピークは同じ体心立方構造のマルテンサイト α ピークと位置が重なることによるもので, 溶着部の等軸晶的針状組織に対応している.

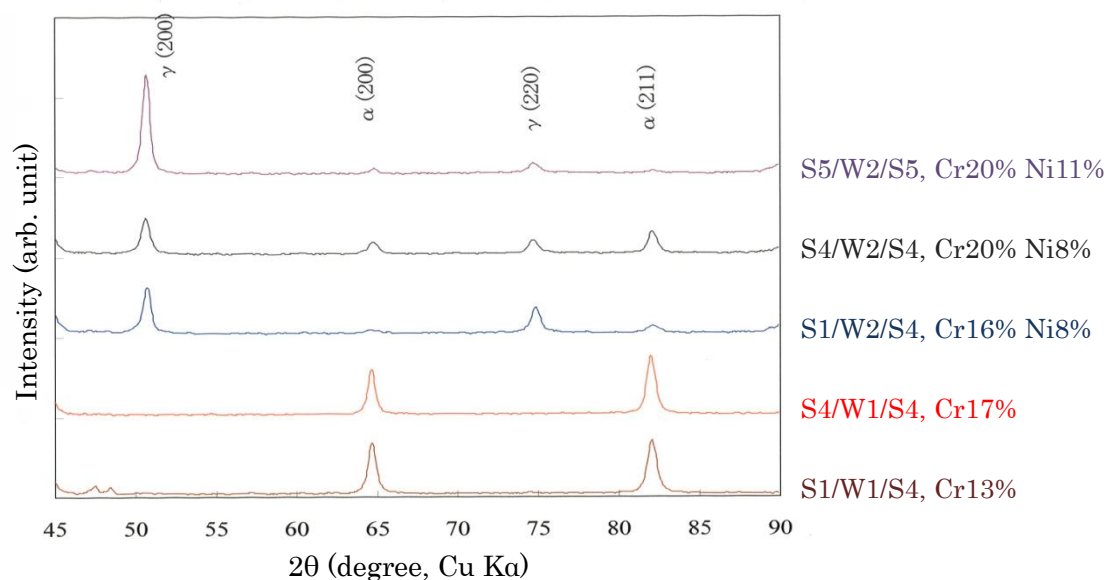


Fig. 5.7 X-ray diffraction pattern and EPMA analyzed composition of deposited zone of MIG welded joints

Table 5.3 Crystallite sizes of deposited zone of MIG welded joints

Sample	No treatment			Annealed at 850°C		
	$\alpha + \gamma$	α	γ	$\alpha + \gamma$	α	γ
	d 3.05 Å	(200)	(220)	d 3.05 Å	(200)	(220)
S1/W1/S4	1604.6	38.6		1124.4	41.1	
S4/W1/S4	1023.5	50.1		913.5	31.3	
S1/W2/S4	662.0		37.0	955.3		21.9
S4/W2/S4	683.9	21.9	29.2	3214.1	22.4	35.6
S5/W2/S5	2449.2	59.8	117.8	1385.7		22.7

Unit: nm

XRD ピークから Scherrer 法^{5, 6)} で計算した溶着部の平均結晶子径は 0.6~3 μm ほどで表 5.3 に示す。焼鈍によってすべての母材の結晶子径が 1.5~8 倍までに粗大化し、特にオーステナイト系 S5 母材が顕著であったが、溶着部の結晶径の変化は同様ではない。焼鈍によって S4/W2/S4 溶着部の結晶子径増大が見られるが、S5/W2/S5 溶着部の α 相が消失し γ 相の結晶子径も小さくなっている。溶着部と母材との違いは、凝固組織と塑性加工組織の違いに由来するものと考えられる。

5.3.5 疲労き裂進展状態

疲労サイクル試験後の破断状態を図 5.8 に示す。8a, 8b は異種母材の組合せで、母材と溶着部の界面に沿ってき裂が進展したことが確認できる。き裂が界面の硬い拡散層を通れずに進路を変更したことによるものと推察される。8c は同じフェライト系ステンレスの母材および溶加材の組合せで、き裂が溶着部の柱状晶の粒界に沿って進展し、粒界破壊を示す。8d では試験荷重と垂直方向に亀裂が進展し、8a~8c のケースを除いてほかのほとんどの試料の破断状況に当たる。き裂の進展が溶着部の金属組織と密接な関係を示している。

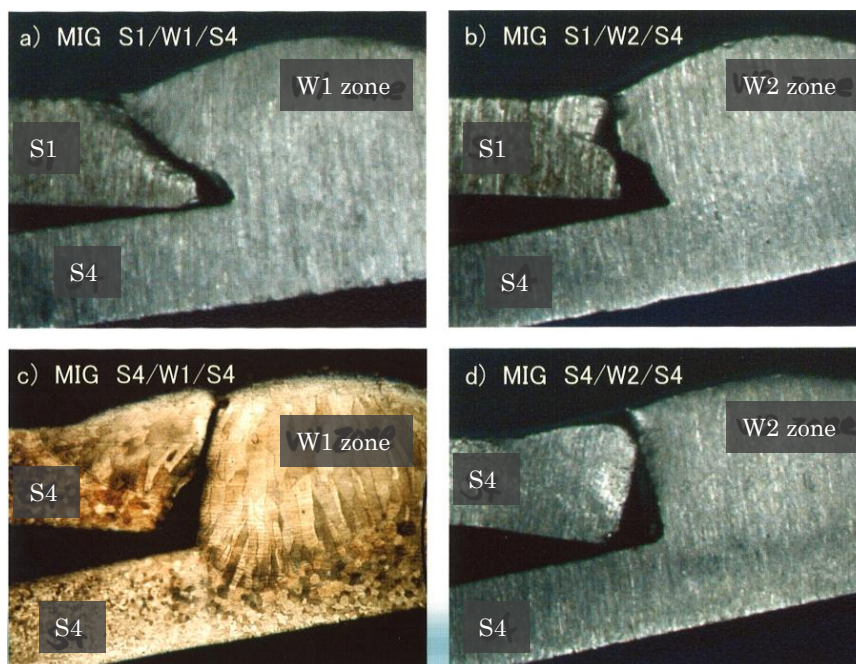


Fig. 5.8 Sectional views of fatigue fracture of joints. Sample was polished and etched only for (c)

図 5.9 に MIG S1/W2/S4 継手の SEM での疲労破面を示す。SEM 検鏡によって、すべての試料のき裂はこの図に示すように交点の起点発生部 9a, 進展ストライエーション部 9b, ディンプル最終破断部 9c に分けられ、疲労破壊の 3 段階を示した。9a では破面に凹凸と段差模様があり接触痕が観察されている。9b ではき裂進展部の破面で縦方向にピッチ 0.2~0.5 μm の

細かいストライエーションが明瞭に観察され、横方向にステップが観察されている。ほかの試料も同様なピッチがあった。溶着部がフェライト組織の場合は、ディンプルが不均一で、柱状晶の抜け後があったが、ほかのオーステナイト系等軸晶などの場合は 9c のような比較的均一なディンプルが観察された。

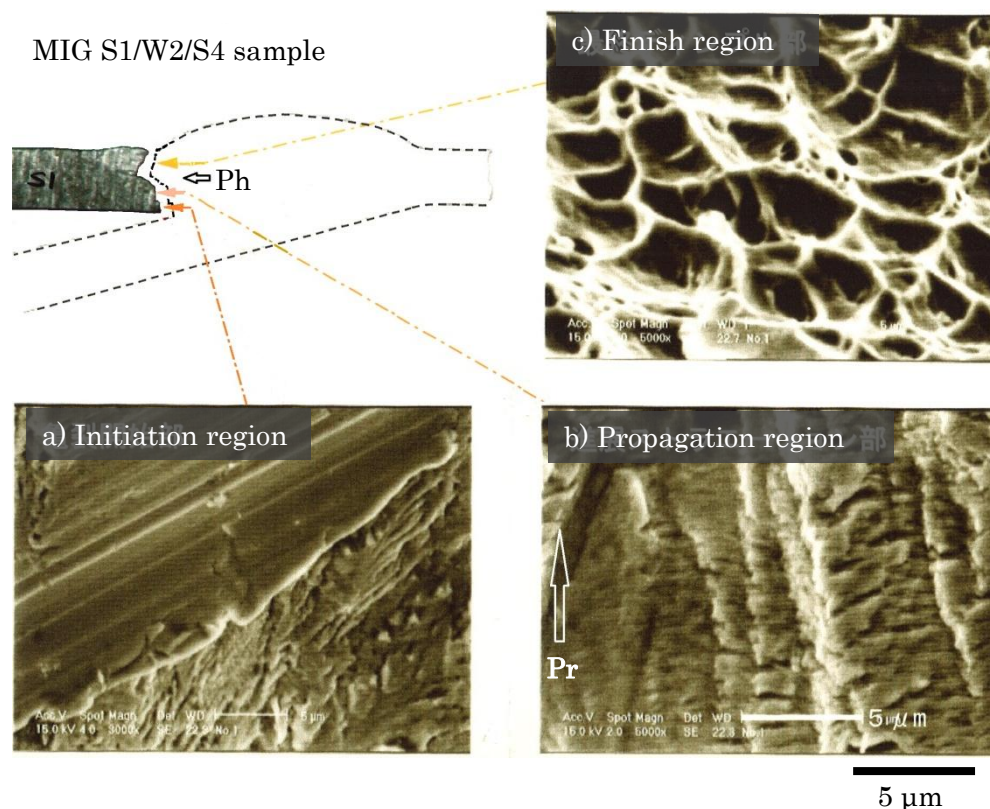


Fig. 5.9 SEM micrographs of fatigue fractured surface of welded joint of MIG S1/W2/S4. Arrow Ph is the photographing direction, arrow Pr the crack propagation direction.

5.3.6 数値解析の応力

重ね MIG 溶接継手の 3D-FEM モデルと弾性解析結果の von Mises 応力分布の例を図 5.10 に示す。引張荷重をかけると、10a の形状から塑性変形して 10b の形状になる。塑性変形した角度を仮定し、そのときの母材板部断面の平均応力（公称応力）が 98 MPa 相当になる荷重による弾性応力を線形解析法で解析した結果を応力集中係数として整理して図 5.11 に示す。応力集中係数は継手局部の von Mises 応力最大値と公称応力の比とした。最初に荷重をかけるときに継手局部応力が公称応力の 4.4 倍となり、塑性変形を引起す。塑性変形の増大に従って応力集中係数が小さくなるが、その角度 ψ が 11° 位に達すると、応力が釣合って角度の増大に伴う曲げの塑性変形がなくなり、応力集中係数は約 2.7 の一定値となる。計算最大局所応力はいつも図 5.11 の頂角 ψ 底の母材と溶着部の交点部にあり、前述の疲労破断面におけるき裂発生進展の状態と対応する。溶接継手の疲労寿命は応力集中係数に依存することが推察される。

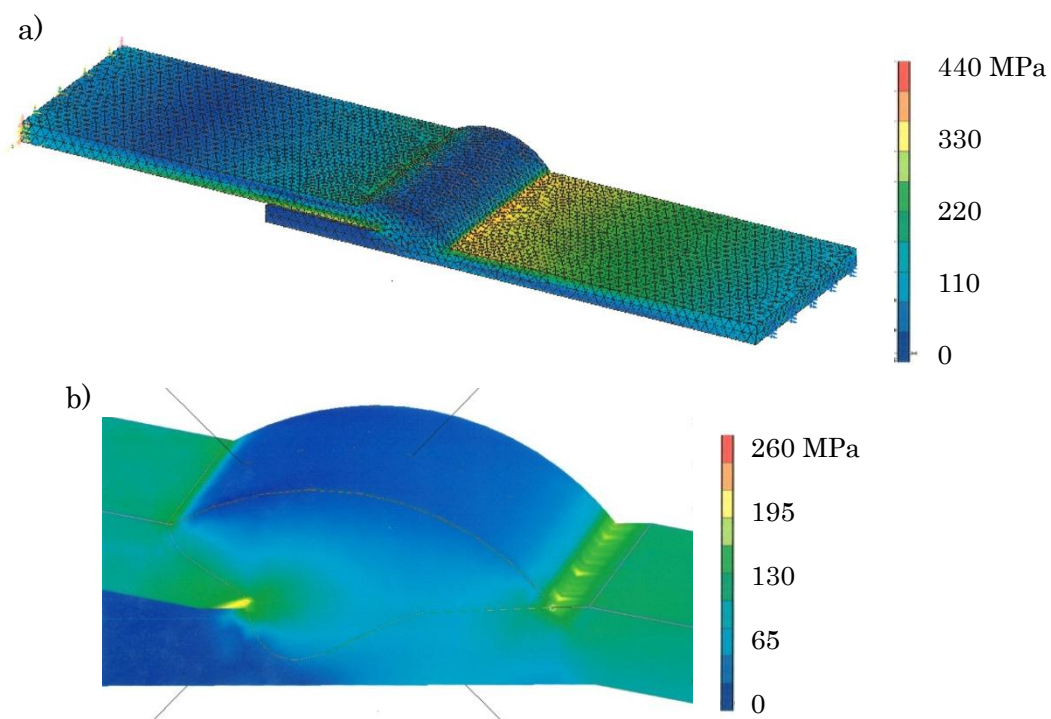


Fig. 5.10 FEM models and von Mises stress distributions of MIG welded joints. Angle of plastic deformation is 0 degree in (a) and is 11 degrees in (b)

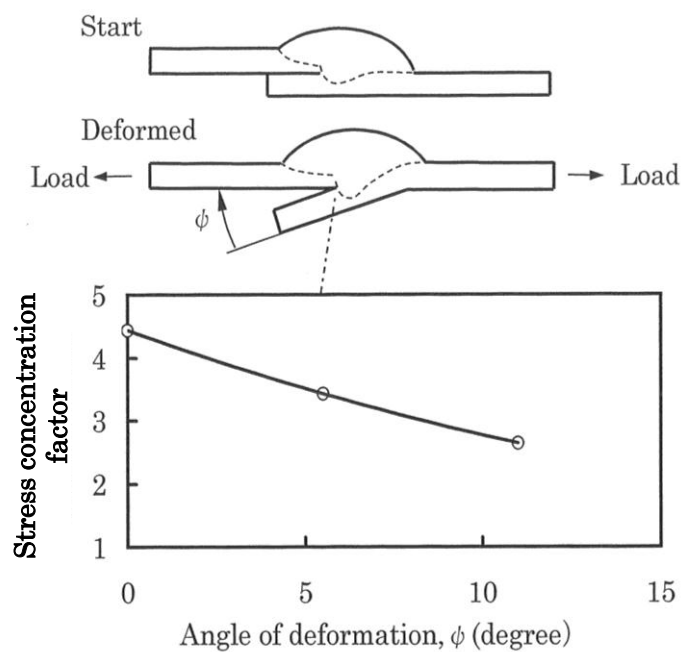


Fig. 5.11 Stress concentration factor in MIG welded joints

なお、室温の条件ではフェライト系とオーステナイト系との差がほとんどなかった。また、突合せ TIG 溶接継手の形状をモデルにした同様な FEM 解析の結果から、溶込み深さ 80%の

切欠き部の応力集中係数が 2.5 ほどであり、疲労破断回数の少なさと対応することも確認された。

5.4 結言

本研究で得られた知見の概要は以下の通りである。

(1) 850°C 高温処理によって、0.1C 炭素鋼 (S1) を使用した試料では表面酸化及び組織の粗大化によって引張強さが大きく低下する。

(2) フェライト系母材と溶接ワイヤ使用の溶接継手および完全溶け込み突合せ溶接継手は母材部破断で母材とほぼ同じ引張強さと 0.2% 耐力があり、溶接効率が 100% である。オーステナイト系母材やワイヤなしのフェライト系母材の突合せ溶接継手は、溶接部破断が主であり溶接効率が低くバラツキも大きい。オーステナイト系母材の加工硬化効果、および未溶込み部の切欠きの応力集中の影響によるものである。

(3) 切欠き部の応力集中係数は 2.5~4.4 で、疲労破壊の起点になり、継手の疲労寿命の大きな低下をもたらす。フラックス混入介在物も同様な働きがある。

(4) 柱状晶組織のフェライト系溶着部では結晶成長方向に疲労き裂が進展し、セル樹枝晶もしくは等軸晶組織のオーステナイト系溶着部では荷重と垂直方向に沿って進展する。ただし、低炭素鋼とステンレスの異相界面には硬化層が存在し、き裂がそれに沿って進展する。

(5) 焼鈍によってすべての母材の結晶が粗大化するが、溶着部では一様ではなくオーステナイト系溶着部の α 相が消失し γ 相の結晶子径も小さくなる。母材の塑性加工組織に対して溶着部の凝固組織が特徴的である。

参考文献

- (1) 王晓光 ほか：Co-Al 複合酸化物の合成と NO 選択還元性能，触媒，Vol.42, No.2, p.130-132 (2000).
- (2) 宮崎淳 ほか：自動車排気系用高性能ステンレス鋼，自動車技術，Vol.55, p.25-30 (2001).
- (3) 内潟寛 ほか：自動車排気管の塩害腐食調査結果，自動車技術会学術講演会前刷集，No.973, p.33-36 (1997).
- (4) Boardman, B.: Fatigue resistance of steels, in *ASM Handbook*, Volume 1, ASM International, p.673-688 (1990).
- (5) 仁田勇：X 線結晶学 (上)，丸善，p.140 (1965).
- (6) Fukunaga, H. and Wang, X.: Process condition and structure of Al-Fe or Al-Ni compounds distributed composites by reaction squeeze casting, *Proc. Int. Symp. on Intermetallic Compounds*, O.Izumi ed., Sendai, p.1045-1050 (1991).

第6章 フランジとパイプの異種金属隅肉溶接継手における 曲げ疲労強度および金属組織

6.1 緒言

排気ガス規制に対応する取り込みとして自動車に触媒マフラなどの排気ガス後処理装置が装着され、ステンレス鋼と低炭素鋼を併用するケースが多くある。また、燃費規制に伴い自動車の軽量化、ダウンサイジング化が進められ、排気系に高耐熱性、高耐食性、高加工性の薄い鋼板を多用するようになり、異種金属溶接継手の強度向上、特性やメカニズムの解明が求められている⁽¹⁻⁴⁾。

触媒マフラを車載するために、その入口および出口パイプにフランジを溶接し、排気フロントパイプとテールパイプの間に配置してフランジ方式でボルト締結することが多い。実車走行時の振動により触媒マフラの入口および出口パイプとフランジの隅肉溶接部に高い応力が存在することは触媒マフラの構造的問題となる場合があり、第2章のリグ振動試験の例においても比較的に高い振動応力が確認されている。本研究はこれを模擬し、異種金属隅肉溶接継手試料を曲げ疲労試験で疲労強度特性を測定することとともに、有限要素法(FEM)数値応力解析、組織観察および成分分析により溶接ビード形状や金属組織の影響を明確にし、疲労破壊に至る要因を特定するものである。溶接ビード形状による応力集中状態から形状因子、疲労き裂始点付近の微細組織による材料状態から材料因子を抽出し、疲労強度への影響度合いを検討する。

なお、実車や実機においては、フランジ部が排気系内部の排気ガスにさらされて高温になるが、同時に外部の大気にも接触し冷却されて通常その温度は500°Cまでである。第1章の図1.5に示すように、使用材料の500°Cの疲労強度が室温に比べて10%程度の低下率であるので、このような強度低下率を用いて実物形状の溶接継手の高温強度を推定することが実用においては可能と考える⁽⁵⁾。

6.2 実験方法

6.2.1 供試材と試験体

溶接継手試料は、図6.1および表6.1に示すように、厚さ1.5 mmのフェライト系ステンレス鋼(FSSと略す)薄板を外径102 mmの円筒状に成形してシーム溶接した後、パイプ端部を厚さ9 mmの低炭素鋼(LCS)板フランジの内径φ102.5 mmの穴に挿入し隅肉溶接した。隅肉溶接は直径1.2 mmのソリッドワイヤを使用し、プログラミングされたロボット方式で全自動ミグ(MIG)全周溶接で行った。シールドガスはAr+2%O₂を用いた。異材溶接におけ

る溶接性、金属組織の微細化、耐衝撃性^(1,5,6)や量産性を考慮して本試験にオーステナイト系ステンレス鋼ワイヤ (AW) を使用した。

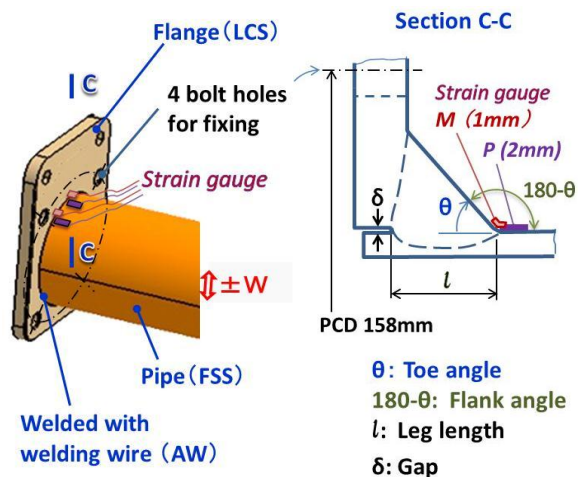


Fig. 6.1 Schematic welded joint and strain gauge position

Table 6.1 Specification of welded joints

Sample	Flank angle	Flange flatness	Standard deviation	Coefficient of variation
	deg.	mm	mm	%
A	135	1.00	0.042	4.2
B	155	1.05	0.040	3.8

Welding method: Metal inert gas (MIG)

Strain gauge M: Maximum stress (M), using 1mm length

Strain gauge P: Pipe edge stress (P), using 2 mm length

溶接状態および形状での強度差を明確にするために、試料 A は溶接フランク角 ($180^\circ - \theta$ とする) が約 135° で裏ビードなしの状態のもの、試料 B は溶接フランク角が約 155° で裏ビードありの状態のものとし、溶接止端の曲率半径が小さくて明確ではないために考慮しないこととした。表 6.1 に示すように、それぞれ試料 14 個と 6 個のフランジ平面度を測定したが、相違は小さく変動係数が約 4% であり、溶接ひずみはほぼ同じであった。また、試料を固定する台座の取り付け面の板厚が 14 mm、平面度が約 0.02 mm であり、フランジ部をそれにボルトで締め付けることによる変形が一定で、試料間の組立応力の相違による影響が少ない状態であった。フランジ固定用ボルト穴が 4 個、穴径が 13 mm で、ピッチ円直径 PCD 158 mm の円周に均等に配置した。図 6.1 に示すように、溶接脚長を l とし、パイプとフランジ穴の間隙を δ とした。

6.2.2 応力測定および疲労試験

曲げ疲労試験は最大荷重容量 12 kN の電動油圧サーボ式疲労試験装置を用いて行った。図 6.2 に示すように、試料が台座治具に M12 のボルトによって 90 Nm のトルクで締付け固定され、試料の破壊起点となる隅肉溶接線のフランジ平面から 470 mm のスパン距離 L で一定振幅の両振り変動荷重 W (ゼロピーク振幅, 全振幅は $\pm W$) を負荷した。荷重はロードセルで検出設定し、周波数 10 Hz 正弦波のストローク振幅制御で繰り返して、試料にき裂が発生した回数を破壊回数とし、そのき裂は染色浸透探傷で見分ける程度の大きさとした。

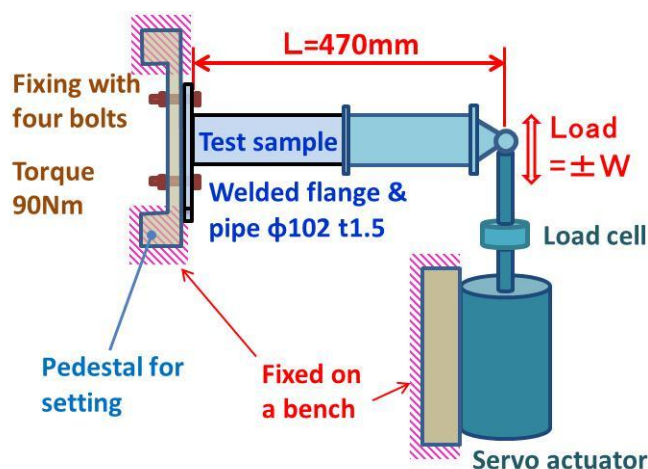


Fig. 6.2 Schematic view of fatigue test in ground plan

荷重 W とスパン距離 L から曲げモーメント振幅を算出し、さらにパイプ断面係数で除算した値を公称応力振幅とした⁶⁾。図 6.1 に示すように、溶接止端ラインのパイプ側の際に 2 mm 長さのひずみゲージ P をパイプ軸方向に貼り、そこをパイプ端応力とし、溶接ビードとパイプの半々程度の中間点に 1 mm 長さのひずみゲージ M をパイプ軸方向に貼り、そこを溶接止端ラインの最大応力とした。試料を台座に取り付けたときにフランジ変形により発生した静的組立て応力をそのままとし、試験開始後の変動応力振幅を測定した。応力振幅はひずみ振幅 (全振幅の 1/2 値) の値に材料の縦弾性係数 206 GPa をかけた値とした。試験中に 60 秒ごと自動記録し、応力振幅の値が設定限界値に到達した時点で停止してき裂染色浸透探傷にした。

なお、実際の車両稼働状態では温度上昇の影響が生じ、第 1 章で示したような強度低下が予想されるが、本章では室温環境での基礎的な強度特性の把握を目的とし、実験の精度と簡便さから環境温度は室温のみとした。

6.2.3 組織試験および成分分析

疲労試験後に試料のき裂部付近の部分を切り出し図 6.1 の C-C 断面を観察面として樹脂に包埋し研磨した後、混合酸で表面エッチングして金属顕微鏡で組織観察を行った。同じ領域にお

ける元素の成分を走査型電子顕微鏡一体型のエネルギー分散型 X 線分析装置 (SEM-EDS) を用いて分析した。これによって材料因子による疲労破壊への影響を明確にする。

6.2.4 数値応力解析

試料 A と試料 B 溶接継手の軸中心断面形状を模擬し、溶接ビード寸法は試料 A が高さ 4 mm、幅 4 mm とした。厚さ 30 mm の部分モデルで二次元有限要素法 (2D-FEM) 数値弾性応力解析を行った。ひずみゲージ M 位置付近に大きさ 0.1 mm 程度の三角形要素分割とし、フランジのシール面相当の辺を 2 方向拘束して、ボルト相当の左端に軸力相当の荷重 25 kN を与えた。パイプ相当部の右端に一定の静的単位荷重をかけて、断面の最大主応力分布をシミュレーションし表面要素の応力値を抽出して応力集中状況を表した。材料縦弾性係数は 206 GPa、ポアソン比は 0.3 とした。試料 A の最大主応力が実測応力値と一致するようにスケーリングし、試料 B に試料 A と同じ曲げ荷重を与えて比較した。

6.3 実験結果および考察

6.3.1 応力振幅と疲労強度

数段階の変動荷重をかけたときの試料 A と試料 B の公称応力、測定パイプ端応力 (ゲージ P)、測定最大応力 (ゲージ M) の振幅を図 6.3 に示す。各応力振幅は曲げモーメント振幅の上昇に従って比例して線形的に上昇し、試料が全体的に弾性変形域にあることを意味する。一方、曲げモーメント振幅一定時における応力振幅値を比較すると、両試料の公称応力が同じになるが、それぞれの測定パイプ端応力と測定最大応力が異なる。試料 A の測定応力振幅が試料 B より高く、測定最大応力と公称応力の振幅比は試料 A が 3.2 であり、試料 B が 2.6 である。ここの測定最大応力振幅が長さ 1 mm のひずみゲージにおける測定換算値であることから、1 mm 範囲内の応力平均値であることを意味し、実際に発生した最大応力はこれより若干高いと

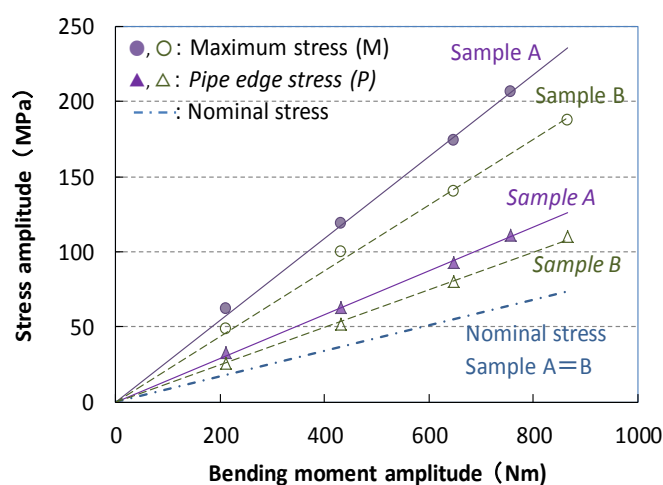


Fig. 6.3 Stress amplitude vs. bending moment

考えられる。よって、溶接止端の応力集中係数（実際の最大応力と公称応力の比）の値がここ
の応力の比（測定最大応力と公称応力の振幅比）の値より若干高いことが推察される。

各試料にそれぞれ一定振幅の変動荷重を与えて曲げ疲労試験を行い、両試料の曲げモーメン
ト振幅と破壊回数をプロットしてその関係図すなわち M_a-N 線図を図 6.4 に示して、プロット
の回帰線はある荷重範囲で次の近似式が得られた。

$$M_a = CN^{-1/m} \quad (1)$$

ここで、 M_a は曲げモーメント、 N は破壊までの繰り返し回数、 C と m は定数である。

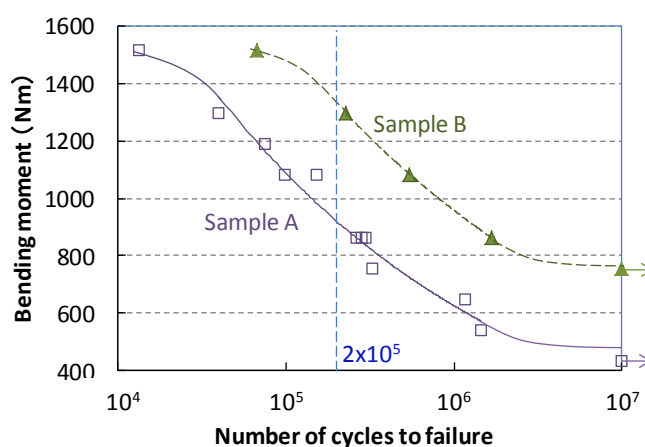


Fig. 6.4 M_a-N curve from bending fatigue test

Table 6.2 Bending fatigue strengths at 2×10^5 cycles

Sample	Bending moment	Nominal*	Pipe edge Gauge P	Maximum Gauge M	Maximum/Nominal stress ratio
	Nm	MPa	MPa	MPa	
A	920	78	134	251	3.2
B	1328	113	166	291	2.6
Difference	31%	31%	19%	14%	

* Calculated using the load amplitude and the section modulus of the pipe cross section

この式および図 6.4 から、実車の悪路耐久頻度に近い 20 万回曲げ疲労強度を抽出して表 6.2
と図 6.5 に示す。公称応力、測定パイプ端応力、測定最大応力の振幅として換算した場合のそ
れぞれの曲げ疲労強度が異なる。曲げモーメントまたは公称応力は試料 A に比較して試料 B
の曲げ疲労強度が 31%ほど高い。測定最大応力の振幅として換算した曲げ疲労強度は試料 A
に比較しても試料 B の方が高いが、その差は 14%に留まる。局所の応力集中によって切欠き
底から微小距離での最大応力が材料強度に達したときにその部位が破壊することから⁽⁴⁾、破壊

部位の材料的強度の違いによってこの 14%の差になったと推定され、すなわちこれは材料因子の影響度合いを意味する。一方、両試料の公称応力換算の曲げ疲労強度差 31%から最大応力換算の曲げ疲労強度差 14%を差し引いた値（曲げ疲労強度差の変化）は 17%になり、これは形状因子の影響度合いを意味する。

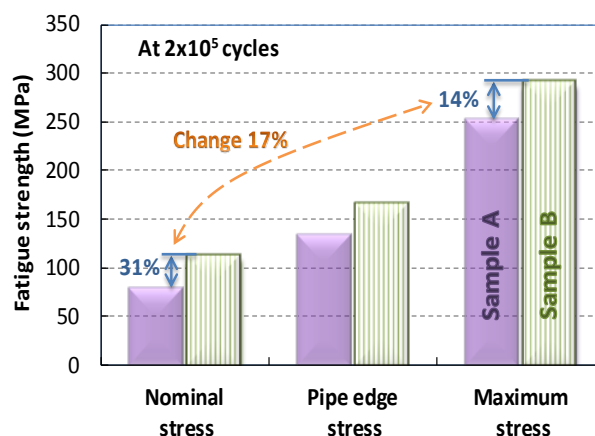


Fig. 6.5 Comparison of bending fatigue strengths at finite life

6.3.2 応力分布

溶接継手の形状を模擬し、二次元有限要素法（2D-FEM）数値応力解析の結果を図 6.6 に示す。図 6.6a は試料 A のメッシュモデル図であり、6b と 6c は試料 A と試料 B の応力集中部付近の最大主応力分布図である。両試料ともに最大応力はひずみゲージ M 位置と重なって試料表面形状の変化部に存在する。試料 A のその部分を座標 0 として上表面に沿って右方向を X 軸とし、各分割要素の応力を抽出してプロットした応力線図 6d で比較すると、両試料の応力集中状況が異なることが明確である。応力分布により、試料 B の最大応力が試料 A の 82%ほどであり、両者の差は 18%である。この値は静的弾性応力であり、FEM 解析における形状因子の影響度合いであるが、前記の図 6.5 の両試料の公称応力と測定最大応力の振幅換算における 20 万回曲げ疲労強度の差（変化）17%と非常に近い。

一方、試料 A および試料 B のフランク角の違いによる応力集中の相違のほかに、試料の溶接脚長 l 、パイプとフランジ穴の隙間 δ および裏ビードの高さの相違による影響があるかを調べるために、これらの形状を模擬して FEM 解析を行った。試料 A ベースでは溶接脚長 l が 3 mm のモデルと 5 mm（図 6.6b）のモデル、隙間 δ が 0.2 mm のモデルと 1 mm（図 6.6b）のモデルをそれぞれ解析した結果の比較では、座標 0 における各モデルの最大応力解析値の相違がいずれも 1%以下であった。試料 B ベースでは裏ビード高さが 0 mm のモデルと 0.8 mm（図 6.6c）のモデルをそれぞれ解析した結果の比較では最大応力解析値の相違が 1.6%であった。よって、試料の溶接脚長 l 、パイプとフランジ穴の隙間 δ および裏ビードの高さの相違による影響の度合いが小さく、応力集中の発生要因は主にフランク角の大小によるものである。

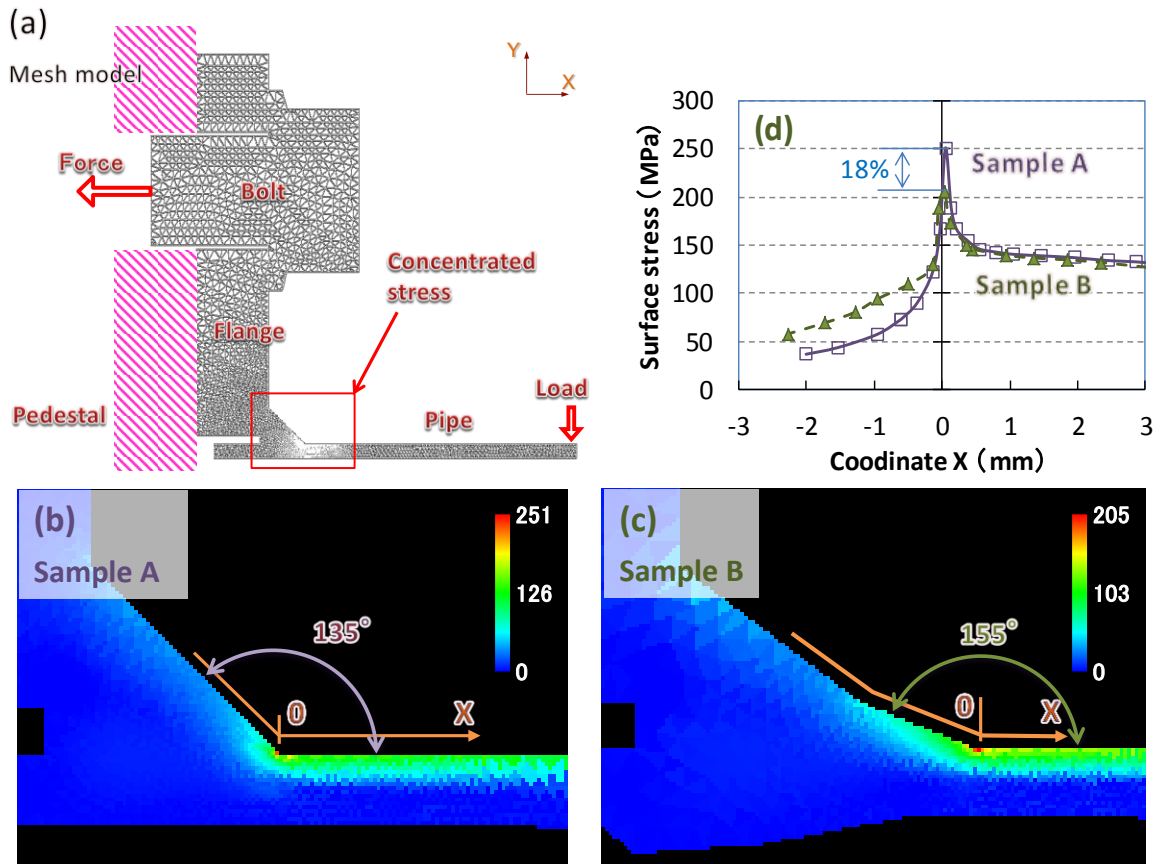


Fig. 6.6 Sectional stress of welded joints by 2D-FEM simulation

6.3.3 溶接金属組織

試料 A と試料 B の断面写真および顕微組織を図 6.7 に示す(パイプの一部は試料切り出しの過程で剥がれたため図 6.7b と 7c に含まれなかった)。試料 A に比べて試料 B は溶け込み面積が大きくて裏ビードが形成されている。溶着金属部の丸い囲み線内における元素分析では表 6.3 に示すように、試料 A に比べて試料 B のニッケル含有量が低くてクロム含有量が高い。これらの成分から、溶着金属へのフランジ、パイプ、溶接ワイヤの溶け込み率、および溶接ワイヤの希釈率(溶接部の溶け込み率)を計算して表 6.4 に示す。これらの状態と値からは試料 B は LCS フランジの溶け込み割合が低く、FSS パイプの溶け込み割合が高く、AW 溶接ワイヤの溶け込み割合が低い。B 試料の溶接部の溶け込み率が高いことから、溶接の過程で熔融金属の表面張力によって大きなフランク角が形成されたと考えられる。

同じ元素含有量から、ニッケル当量 Ni_{eq} とクロム当量 Cr_{eq} を次の式(2)および式(3)で⁽⁶⁻⁹⁾ 計算して表 6.3 の値を得た。

$$Ni_{eq} = \%Ni + 30 \%C + 0.5 \%Mn \quad (2)$$

$$Cr_{eq} = \%Cr + \%Mo + 1.5 \%Si + 0.5 \%Nb \quad (3)$$

ここで、 $\%E_i$ は元素 E_i の含有量である。

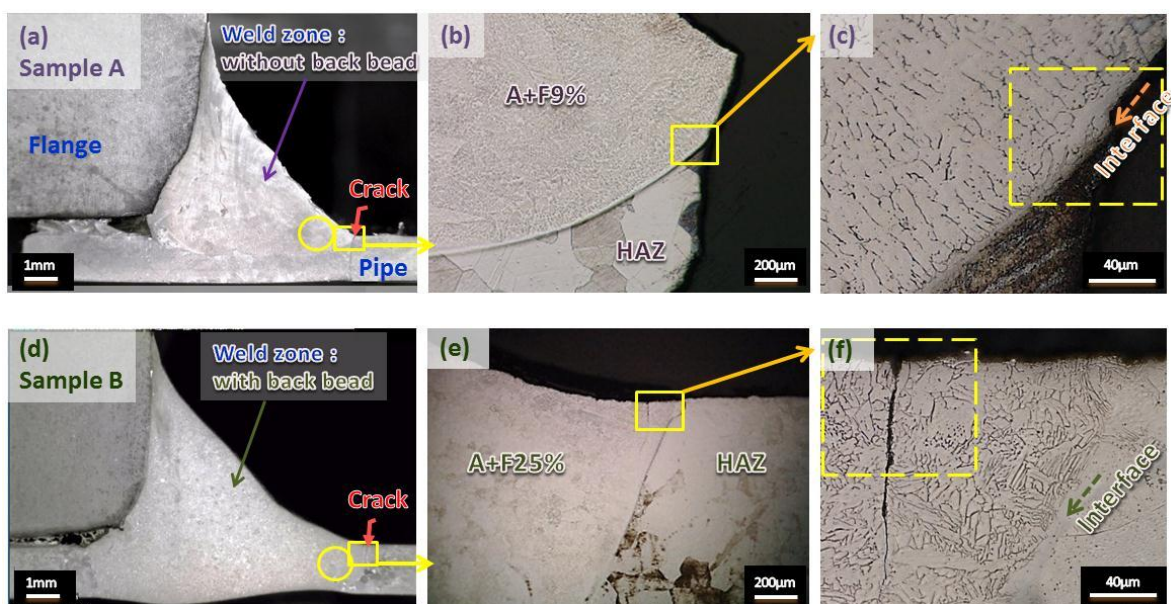


Fig. 6.7 Sectional view and optical microstructure of welded joints. (a), (b), (c) sample A, and (d), (e), (f) sample B

Table 6.3 Chemical composition of materials and weld zones

Part	Material	C	Si	Mn	Ni	Cr	Ti	Mo	Ni _{eq}	Cr _{eq}	Cr _{eq} /Ni _{eq}
Flange	LCS	0.10	0.11	1.02					3.51	0.17	
Pipe	FSS	0.01	0.06	0.20	0.13	17.94	0.25	1.06	0.38	19.59	
Welding wire	AW	0.02	0.53	1.78	13.50	23.51			14.84	24.31	1.64
Sample A	Weld zone*	0.02	0.38	1.48	8.86	19.21	0.02	0.24	10.28	20.06	1.95
Sample B	Weld zone*	0.01	0.29	1.00	7.38	19.54	0.08	0.46	8.25	20.60	2.50

* Measured by SEM-EDS except for carbons which were estimated (mass%)

Table 6.4 Weld penetrations (dilution rate, mass%)

Part	Sample A	Sample B
Flange	13.30	8.05
Pipe	21.07	37.28
Welding wire	65.63	54.67
Dilution rate	34.37	45.33

これらの当量から、シェフラー組織図に合わせた室温組織とフェライト (F) の含有量を推定した。試料 A はオーステナイト (A) + フェライト (F) 9% の混合組織になり、試料 B はオーステナイト (A) + フェライト (F) 25% の混合組織になる。試料 B の当量がマルテンサイト (M) 生成域側の境界線付近に当たるが、組織観察ではその生成が認められなかった。

また、表 6.3 のクロムとニッケルの当量比から、試料 A の Cr_{eq}/Ni_{eq} 値が 1.95 であり、Fe-

Cr-Ni 合金状態図により高温からの凝固過程は初晶フェライト+ (フェライト+オーステナイト晶出) の二相凝固であると推定される⁽⁶⁻⁹⁾。室温までの冷却過程で F→A 相変態によりフェライトの体積率が減少し, 図 6.7c に示すように室温時は A+F 組織の中のフェライトはバミキュラー状と同定される。き裂部付近の二相組織の相間隔は約 10 μm 程度である。

一方, 試料 B の Cr_{eq}/Ni_{eq} 値が 2.5 であり, 高温からの凝固過程はフェライト単相凝固であると推定される⁽⁶⁻⁹⁾。室温までの冷却過程でオーステナイトが析出してフェライト+オーステナイト二相組織になり, 図 6.7f に示すように室温時はフェライトがアシキュラー状に近い。き裂部付近の二相組織の相間隔は約 5 μm 程度で微細的である。以上より, 試料 A と試料 B の溶着金属が同じ A+F 二相組織であるが, F 相含有率が異なり, 組織的に試料 A よりも試料 B の方が微細的であった。

なお, 図 6.7 およびほかの顕微鏡観察の結果により, 溶接高温凝固割れなどの欠陥がなかった。溶着金属に接するパイプ熱影響部 (HAZ) のフェライト相は結晶の粗大化があり, 平均結晶径が母材の約 20 μm から熱影響部の約 150 μm の大きさに成長した。試料 A と試料 B は同じで, パイプ熱影響部の組織的な相違が認められなかった。

6.3.4 元素分布およびき裂形態

SEM-EDS による図 6.7c と 6.7f の四角囲み破線内のき裂部付近における炭素 (C) およびニッケル(Ni)の元素分布含有量マップを図 6.8 に示す。図 6.8a は試料 A の反射電子像(BSE),

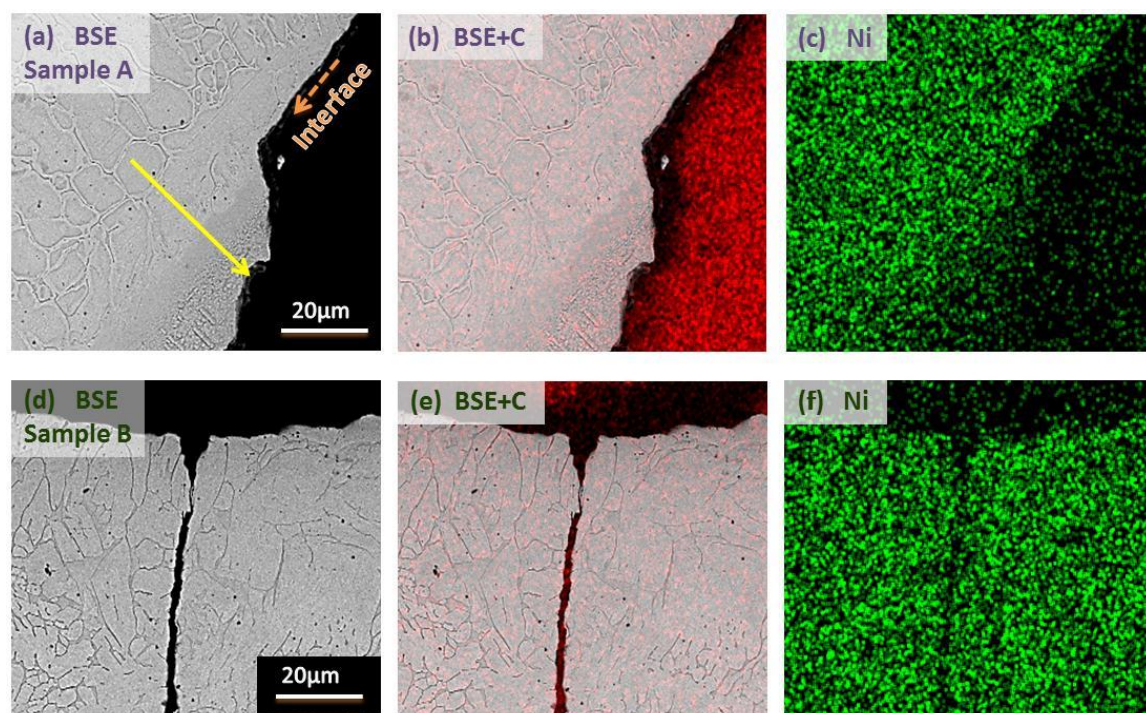


Fig. 6.8 Carbon and nickel distribution maps of welded joints by SEM-EDS. (a), (b), (c) sample A, and (d), (e), (f) sample B

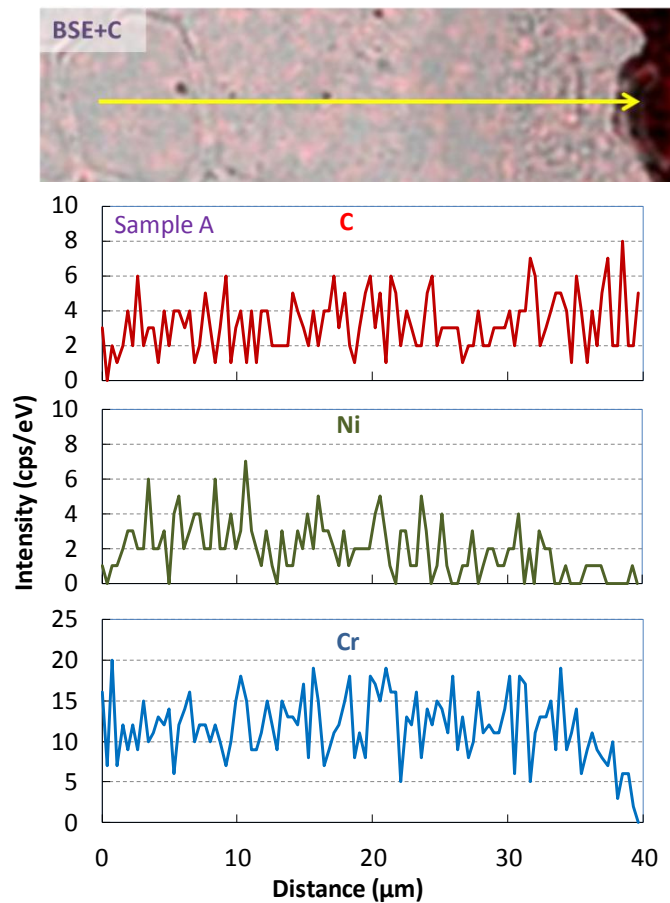


Fig. 6.9 Elemental distribution profiles of weld zone in sample A

8b はその BSE 像と C-K α の X 線カウントマップの合成像, 8c はその Ni-K α の X 線カウントマップであり, 8d~8f は試料 B のそれぞれである。

試料 A は溶着金属部とパイプ熱影響部の境界すなわち溶接バンドからき裂が発生し, バンドに沿って成長したことがき裂の形状から推定される。図 6.9 に試料 A の図 8a にある矢印線に沿った C, Ni, Cr の元素線分析の含有量カウントを示す。Ni が溶着金属部からパイプ HAZ 部に向かって減少することおよび結晶組織が変化することから, このバンド(図 6.7c と図 6.8a の点線矢印) は材料の物理的および力学的特性の変化線でもあり, 応力集中の箇所と重なって試料 A の強度が試料 B より低いことの要因と推定される。

一方, 試料 B は溶接バンド(図 6.7f の点線矢印)ではなく溶着金属部からき裂が発生しそのまま成長したことがき裂の形状から推定される。元素分布状態から, き裂部付近に C の著しい富化がなく, Ni, Cr, Si, Mn, Ti, Mo などの分析結果も同様であった。応力集中箇所のこの部分ではオーステナイト+フェライト 25%二相組織が微細的で, 溶接バンドのような変化線がなく, 試料 B が高い強度を有する要因と推定される。

6.3.5 形状因子と材料因子の影響度合い

以上に示したように、試料 A に対して試料 B で疲労強度の改善効果と向上要因を分析した結果、溶接部のフランク角が増大することと溶け込み率が高くなると、応力低減効果だけでなく、ビード部の材料組織も異なる。両試料の強度差 31% は形状因子すなわち応力集中の影響が 17%、材料因子すなわち金属組織の影響が 14% であり、図 6.10 に示す。

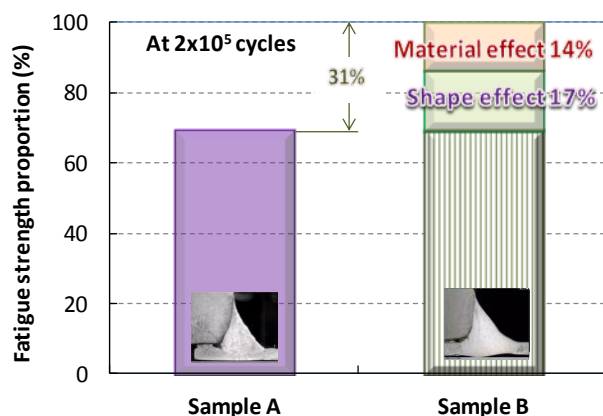


Fig. 6.10 Comparison of bending fatigue strengths

6.4 結言

本研究で得られた知見の概要は以下の通りである。

(1) フランジとパイプの異種金属溶接継手における 20 万回曲げ疲労強度はフランク角 135° の試料 A と 155° の試料 B の比較では曲げモーメントあるいはパイプ公称応力の換算で 31% の差であり、測定最大応力は 14% の差である。

(2) 試料 B の曲げ疲労強度が 31% 高くなった要因のうち、形状因子の影響は 17% であり、溶接部とパイプ部が成すフランク角が大きく平滑な溶接線のため、表面の応力が低減する。

(3) 同要因のうち、材料因子の影響は 14% であり、溶け込み率が高いため、溶接部の元素分布は比較的均一で微細な二相組織である。き裂は溶着金属部で発生し進展する。

参考文献

- (1) Wang, X. (Oh, G.) et al. : Fatigue and microstructure of welded joints of metal sheets for automotive exhaust system, *JSAE Review*, Vol.24, No.3, p.295-301 (2003).
- (2) 大聖泰弘: 自動車用パワートレインの効率化技術に関する動向と将来展望, *自動車技術*, Vol.69, No.9, p.10-17 (2015).
- (3) 王曉光 ほか: Co-Al 複合酸化物の合成と NO 選択還元性能, *触媒*, Vol.42, No.2, p.130-132 (2000).

- (4) 伊藤吉保 ほか：切欠き材の疲労限度の推定法についての検討，日本機械学会論文集（A編），Vol.66, No.641, p.98-103 (2000).
- (5) Wei, Z. et al.: Considerations of temperature effects in thermal fatigue performance assessment of components with stress raisers, *SAE Technical Paper* 2017-01-0352 (2017).
- (6) 才田一幸：ステンレス鋼の溶接性，溶接学会誌，Vol.79, No.6, p.40-50 (2010).
- (7) 日本機械学会編：機械実用便覧，丸善，p.111-141 (1990).
- (8) 日本工業標準調査会：オーステナイト系及びオーステナイト・フェライト系ステンレス鋼溶着金属のフェライト量の測定方法，日本工業規格，JIS Z 3119 (2006).
- (9) Missori, S. et al. : Laser beam welding of austenitic-ferritic transition joints, *Welding J. (Welding research supplement)*, Mar., p.125-134 (1997).

第7章 フランジとパイプの隅肉溶接継手における曲げ疲労 強度と組立応力の影響

7.1 緒言

触媒マフラを車載するために、その入口および出口パイプにフランジを溶接し、排気フロントパイプやテールパイプとフランジ方式でボルト締結することが多い。フランジに溶接変形があるため、ボルト締結すれば溶接部にも静的組立応力が発生する。実車走行時の振動により触媒マフラの入口および出口パイプとフランジの隅肉溶接部に高い動的応力が存在するため、締結時の組立応力は触媒マフラの構造的問題となる場合がある。厚板での溶接構造を対象とした場合、平均応力の影響を Goodman 則で評価されることが多いが⁽¹⁾、延性のある薄板の溶接継手には適用できないことが実際によく経験され、金属組織を含めた疲労破壊メカニズムの解明とともに組立応力の影響を明確にし強度設計の最適化を行うことは重要である。

本研究は実車での組立状態を模擬し、薄いパイプを有するフランジ平面度が異なる隅肉溶接継手試料を用いて曲げ疲労試験でひずみ応力、疲労強度特性を測定することとともに、有限要素法 (FEM) 数値応力解析、組織観察および成分分析により溶接ビード形状や金属組織の影響を明確にし、組立応力が疲労強度に与える影響要因を明確にするものである。

7.2 実験方法

7.2.1 材料および試料

溶接継手試料は、図 7.1 および表 7.1 に示すように、厚さ 1.5 mm のフェライト系ステンレス鋼 (FSS と略す。0.2%耐力 290.5 MPa, 引張強さ 465 MPa, 伸び率 33%) 薄板を外径 80 mm の円筒状に成形してシーム溶接した後、パイプ端部を厚さ 9 mm の低炭素鋼 (LCS) 板フランジの内径 80.5 mm の穴に挿入し隅肉溶接した。隅肉溶接は直径 1.2 mm のオーステナイト系ステンレス鋼ソリッドワイヤ (AW) を使用し、プログラミングされたロボット方式の全自動ミグ (MIG) 全周溶接で行った。

試料 B は溶接したままの状態以供試し、試料 A はフランジ面を切削加工して平面度を良くした状態以供試した。試料 C は平面度の悪い状態を模擬するために厚さ 0.25 mm 幅 10 mm の鉄片を試料 A のフランジと取り付け台座の間に挿入したままボルト締め付け固定した状態で試験を行った。試料を固定する台座の取り付け面の板厚は 14 mm、平面度が約 0.02 mm であり、フランジ固定用ボルト穴が 4 個、穴径が 11 mm で直径 (PCD) 113 mm の円周に均等に配置した。フランジシール面はこの直径 113 mm の円内とした。平面度 γ は試料 A が 8 個の

平均値であり，試料 B および C が 20 個の平均値であった．試料のフランク角（ $180^\circ-\theta$ ）は約 135° であった．なお，フランク角は溶接止端部における溶着金属とパイプのなす角であり，平面度はフランジのシール面（フランジの内円縁から直径 113 mm の円までのリング状の面）の最大高低差である．溶接したままのすべての試料の平面度が同じでありフランク角も同じなので，組付ける前の溶接変形による残留応力がすべての試料においては同じであると考えられる．

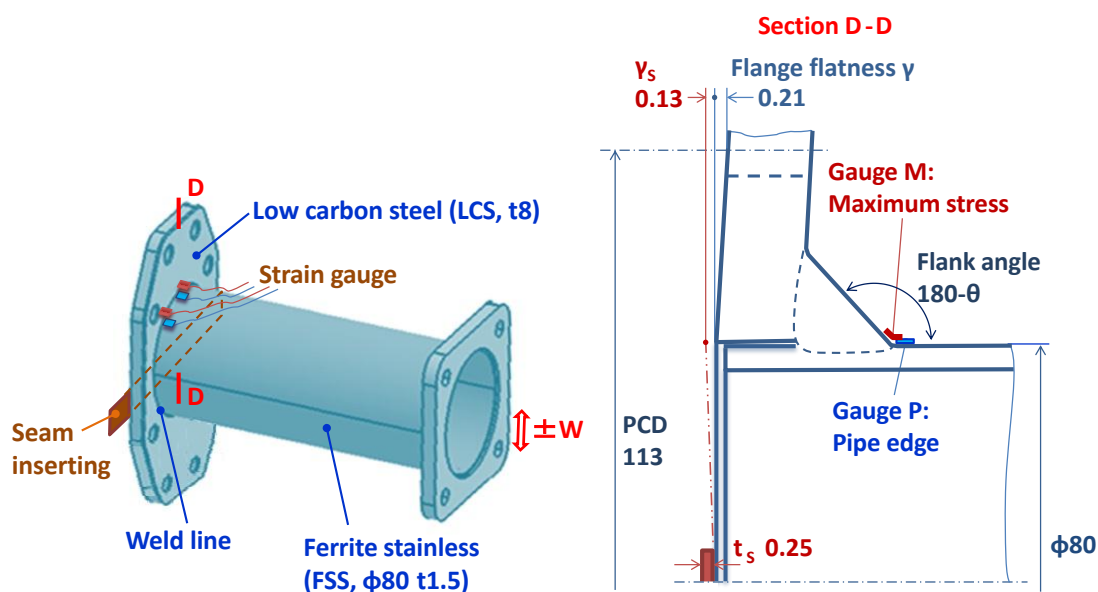


Fig. 7.1 Schematic welded joint and strain gauge position

Table 7.1 Specification of welded joints

Sample		Flange flatness γ		Assembling strain ϵ	
		Whole area	Seal area**	Maximum	Pipe edge
		mm	mm	%	%
A	Flange machining		0.08	0.038	0.013
B	Normal	0.59	0.21	0.308	0.140
C	Seam inserting*	0.59+0.25	0.21+0.13	0.522	0.323

Materials: Low carbon steel flange (LCS), Ferrite stainless pipe (FSS), Austenite welding wire (AW)

Welding method: MIG (Metal-arc inert gas)

Pedestal for setting: Steel with surface machining, flatness 0.1mm

Strain gauges: 1mm length

* Seam thickness t_s : 0.25mm, Equivalent flatness γ_s : 0.13mm,

Equivalent flange flatness $\gamma+\gamma_s$: 0.21+0.13mm

** Seal area: $\phi 113$

7.2.2 ひずみおよび応力測定

図 7.1 に示すように，溶接止端ラインのパイプ側の際に 1 mm 長さのひずみゲージ P をパイ

ブ軸方向に貼り,そこをパイプ端応力とし,溶接ビードとパイプの半々程度の間時点にも 1 mm 長さのひずみゲージ M をパイプ軸方向に貼り,そこを溶接止端ラインの最大応力とした. 図 7.2 に示すように, 試料が台座治具に M10 のボルトによって 50 Nm のトルクで締付け固定されたときのフランジ変形による静的組立ひずみ ε の測定値を表 7.1 に示す. ひずみ値は測定した試料中の高い値とした.

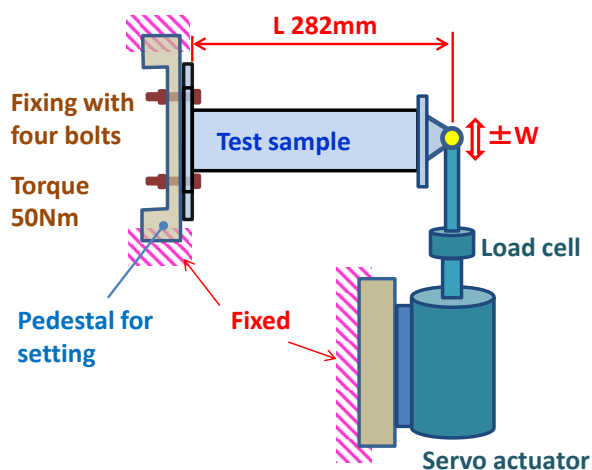


Fig. 7.2 Schematic view of fatigue test in ground plan

弾性換算組立応力あるいは組立擬似応力は, 材料の縦弾性係数 206 GPa をかけた値とし, 次の式で表す^(2, 3).

$$\sigma_e = E\varepsilon \quad (1)$$

ここで σ_e は弾性換算組立応力あるいは組立擬似応力, E は縦弾性係数, ε はひずみである.

なお, 溶接継手のひずみ応力曲線が溶接線の拘束に影響されひずみ硬化係数が得られることは難しいので, FSS 母材板のひずみ応力曲線を得るために最大負荷容量 10 トンの材料試験機を用いて母材板から切り出した標準試験片の引張試験を行った. ひずみが耐力ポイント近傍に近づき, 塑性変形が生じる場合のひずみは FSS 母材板の引張ひずみ応力曲線からのひずみ硬化係数の式で表すこととし, 組立真応力は次の式で表す^(2, 3).

$$\sigma_t = K\varepsilon^n \quad (2)$$

ここで σ_t は組立真応力, n はひずみ硬化係数, K は定数である.

7.2.3 疲労試験

曲げ疲労試験は最大荷重容量 12 kN の油圧サーボ式疲労試験装置を用いて行った. 図 7.2 に示すように, 固定された試料が破壊になる隅肉溶接線のフランジ平面から 282 mm のスパン距離 L で一定振幅の両振り変動荷重 W (ゼロピーク振幅, 全振幅は $\pm W$) を負荷した. 荷重はロードセルで検出設定し, 周波数 10 Hz 正弦波のストローク振幅制御で繰り返して, 試料に

き裂が発生した回数を破壊回数とし、そのき裂は染色浸透探傷で見分ける程度の大きさとした。

荷重 W とスパン距離 L から曲げモーメント振幅を算出し、さらにパイプの断面係数で除算した値を公称応力振幅とした⁽²⁾。試料を台座治具に取り付けたときにフランジ変形により発生した静的組立応力を試験開始時の変動応力の中心点とした。応力振幅は測定したゼロピークひずみ振幅の値に材料の縦弾性係数 206 GPa をかけた値とした。試験中に 60 秒ごとにデータを自動記録し、応力振幅の値が設定限界値に到達した時点で停止してき裂の染色浸透探傷を行った。

なお、実際の車両稼働状態では温度上昇の影響が生じ、第 1 章で示したような強度低下が予想されるが、本章では室温環境での基礎的な強度特性の把握を目的とし、実験の精度と簡便さから環境温度は室温のみとした。

7.2.4 組織試験および成分分析

疲労試験後に試料のき裂部付近の部分を切り出し図 7.1 の D-D 断面を観察面として樹脂に包埋し研磨した後、混合酸で表面エッチングして光学顕微鏡で組織観察を行った。同じ領域内における元素の成分を走査型電子顕微鏡一体型のエネルギー分散型 X 線分析装置 (SEM-EDS) を用いて分析した。

7.2.5 数値応力解析

溶接継手の軸中心断面形状を模擬し、溶接ビード脚長が高さ 4 mm、幅 4 mm とした。厚さ 30 mm の部分モデルで、ひずみゲージ M 位置付近に大きさ 0.3 mm 程度の三角形要素分割とし、図 7.3a に示すような断面モデルで二次元有限要素法 (2D-FEM) 数値弾性応力解析を行った。フランジとパイプに近い台座治具の接触長さ 1.5 mm は垂直と水平方向を拘束し (X-Y

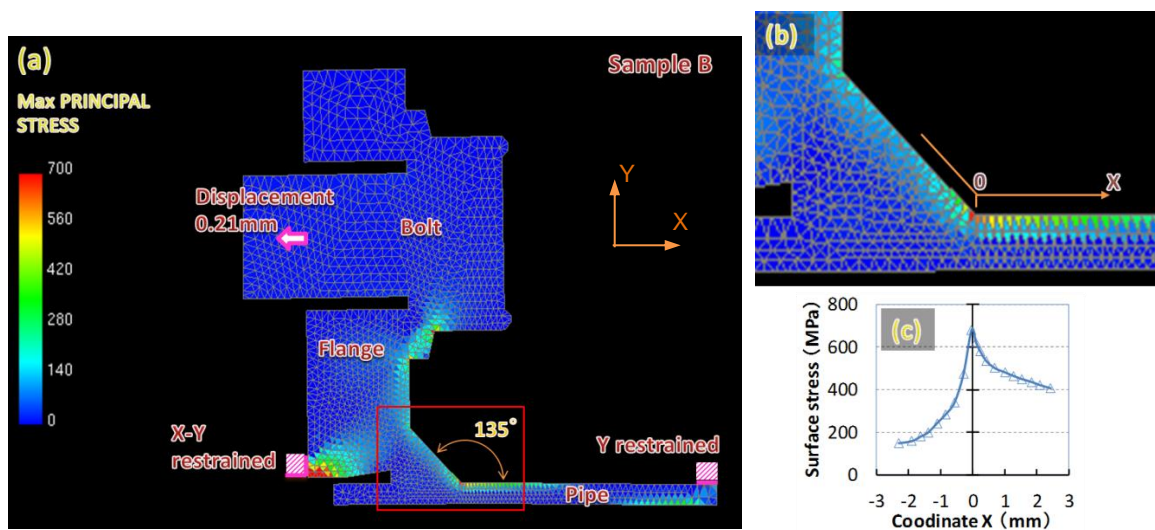


Fig. 7.3 Sectional stress of welded joint by 2D-FEM simulation

拘束), パイプ右側の先端 2 mm は垂直方向 (Y方向) を拘束した. フランジ変形量が試料のフランジのシール面平面度と同じ値になるようにボルトに締付け荷重を与えたときの静的断面最大主応力分布をシミュレーションした. 材料縦弾性係数は 206 GPa, ポアソン比は 0.3 とした.

7.3 実験結果および考察

7.3.1 組立による応力分布

式 (2) の定数を得るために FSS 薄板試料の引張試験で得た結果を整理して 0.2%耐力 $\sigma_{0.2}$ 付近での引張ひずみ ε と真応力 σ_t の関係のプロットおよび回帰曲線を図 7.4 に示す. ここで σ_t は試験荷重とひずみから変形時の断面積減少を考慮した換算値である^(2, 3). 弾性域において $\sigma_t \doteq \sigma_e = E\varepsilon$ であり, 塑性域において式(2)になりその係数が $K=435 \text{ MPa}$, $n=0.0703$ である. これらの定数を用いて測定ひずみから組立真応力を算出した. ちなみに, 今回の対象範囲ではないがひずみが 2%以上では $K=774 \text{ MPa}$, $n=0.233$ であった. なお, 弾性域において σ_e は真応力とほぼ等しいが, 今回の試料では応力集中によって溶接止端 (切欠き部) 付近では耐力を少し超えて局部変形による塑性域が発生しても, 全体的にひずみ挙動は弾性的なので, 式(1)を用いて弾性擬似応力として近似することが可能である^(2, 3).

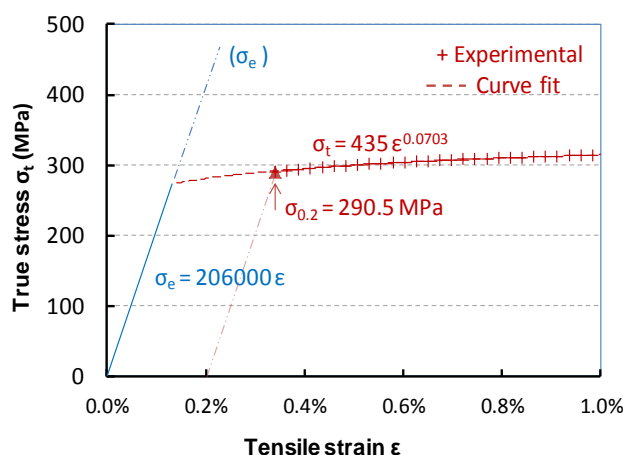


Fig. 7.4 Stress - strain curve of ferrite stainless sheet

溶接継手試料 B の形状を模擬した二次元有限要素法 (2D-FEM) 数値解析の組立応力分布の結果を図 7.3 に示す. 図 7.3a は試料 B のフランジ変形時の最大主応力分布図であり, 7.3b はその応力集中部付近の応力分布図である. 最大主応力は測定時のひずみゲージ M の位置と一致して試料表面形状の変化部に存在する. 試料のそこを座標 0 として上表面に沿って右方向を X 軸とし, 各分割要素の応力を抽出してプロットすると, 図 7.3c に示すように応力集中の曲線が山型で, 極大値を示す.

フランジ変形量を変えて試料 A と試料 B を模擬し FEM 解析した結果, 類似の応力集中分布と最大応力値を得た. これらの値をフランジのシール面平面度との関係を整理して, 線形ひずみを右縦軸とし, 換算した組立応力を左縦軸として図 7.5 のプロット線図を示す. 組立て応力あるいはひずみはフランジ平面度とほぼ線形的に比例することが分かる. 表 7.1 の試料 A, B, C を台座治具にボルト固定したときの組立応力測定値を同じ図 7.5 にプロットして比較すると, 測定組立応力はフランジ平面度と比例するが線形的ではない. 試料 B の測定最大応力が FEM 解析値とほぼ一致するが, 試料 A と試料 B の測定値の方が FEM 解析値より低い. 試料 A の

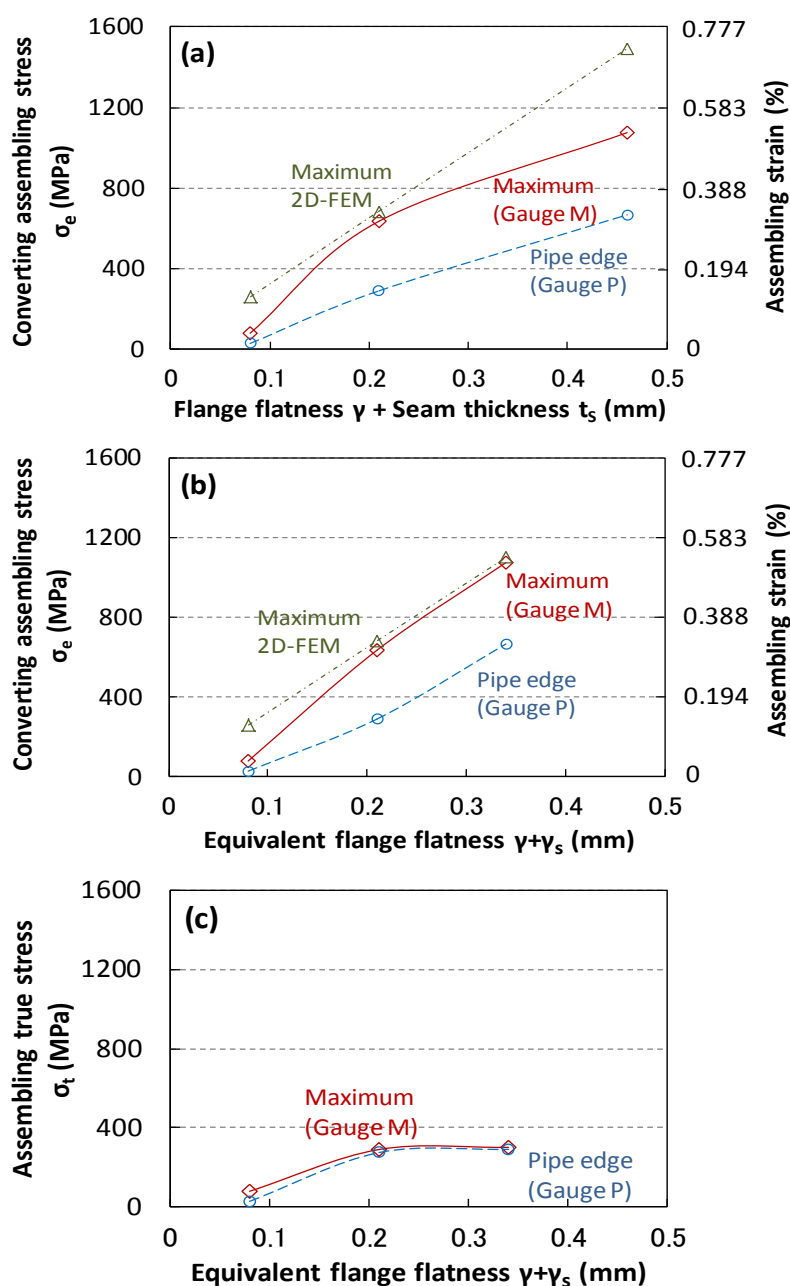


Fig. 7.5 Static assembling stresses and strains vs. flange flatnesses

測定平面度は 0.08 mm であったが、切削加工の表面粗さの部分も含まれているため実際の合わせ面の変形が小さいことが原因と推察される。

試料 C は組付けによる変形が大きく塑性変形が発生したと推測できるが、これはひずみゲージの長さ範囲内のひずみ不均一性や、挿入した鉄片による平面度の相違によるものと推察される。フランジ平面度と鉄片の厚さの合計値を横軸にすると、実測値とシミュレーション値が完全に一致しないことが図 7.5a に示される。しかし、フランジの変形は挟んだ鉄片の厚さと一致しないことを考慮し、パイプ $\phi 80$ mm 範囲の半分程度相当として等価フランジ平面度 $\gamma+\gamma_s$ 度を横軸にすると、図 7.5b に示すように換算組立応力 σ_e はシミュレーション値とほぼ一致する。

いずれの試料も測定では溶着金属とパイプ端際での最大換算組立応力がパイプ端の換算組立応力の 2 倍ほどであり、応力集中があることを示し、その分布の傾向は FEM 解析の曲線によって示される。

また、組立における実応力を考え、塑性ひずみを考慮した式(2)からの組立真応力 σ_t を縦軸にすると、最大応力とパイプ際応力の値は図 7.5c に示すようにお互いに近づく。

7.3.2 応力振幅と疲労強度

試料 B に数段階の振幅の変動荷重を与えたときの公称応力、測定パイプ端応力、最大応力の振幅を図 7.6 に示す。各応力振幅は曲げモーメント振幅の上昇に従って比例して線形的に上昇し、次の式で表すことができる。

$$\sigma_a = k_i M_a \quad (3)$$

ここで σ_a は応力振幅、 M_a は曲げモーメント振幅、 k_i は定数である。

同じ曲げモーメント振幅時の応力振幅値を比較すると、公称応力、パイプ端応力、最大応力の振幅の順で値が高くなっていき、幾何学的形状変化による応力集中が発生したことによるものと推察される。測定最大応力と公称応力の振幅比は 3.1 である。

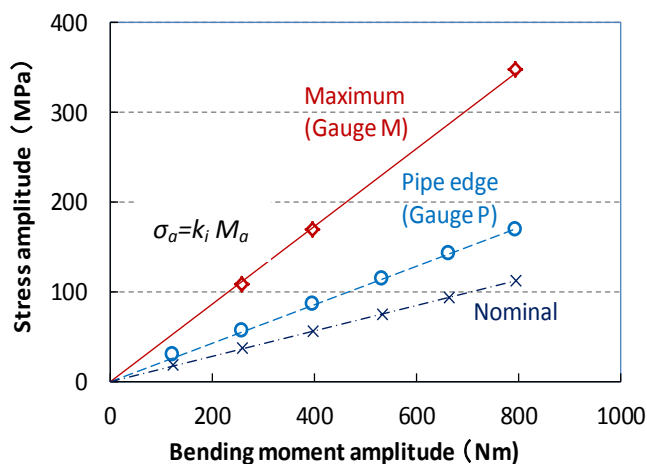


Fig. 7.6 Stress amplitude vs. bending moment amplitude

試料 A, B, C それぞれに数段階の一定振幅の変動荷重を与えて曲げ疲労試験を行い，曲げモーメント振幅と破壊までの繰返し回数の関係をプロットした回帰線（M-N 線図）は前章の式(1)と同じ形の近似式になる．20 万回時間疲労破壊モーメントを抽出して，式(3)から対応する公称応力，パイプ端応力，最大応力の振幅を算出して表 7.2 に示す．試料 B は図 7.7 に示すように公称応力，パイプ端応力，最大応力の振幅で見た場合，その順で 20 万回疲労強度値が高くなり，最大応力で換算した疲労強度と公称応力で換算した疲労強度の比は 3.1 である．

Table 7.2 Bending fatigue strengths at 2×10^5 cycles

Sample	Bending moment	Nominal*	Pipe edge Gauge P	Maximum Gauge M
	Nm	MPa	MPa	MPa
A	820	115	175	375
B	670	94	143	290
C	544	76	116	235

* Calculated using the load amplitude and section modulus of the pipe cross section

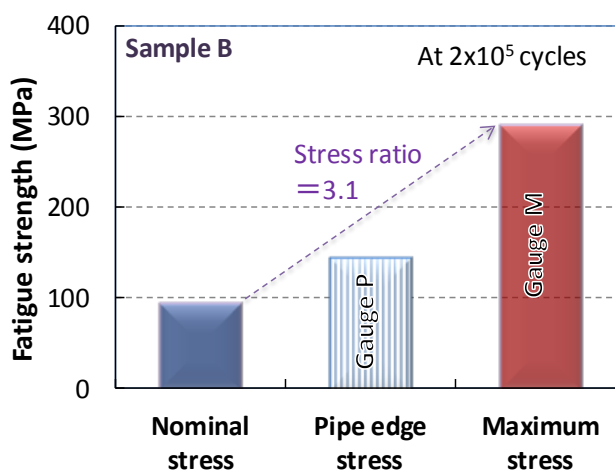


Fig. 7.7 Comparison of bending fatigue strengths at finite life

7.3.3 疲労強度に対する組立応力の影響

試料 A, B, C の結果を合わせて，横軸を等価フランジ平面度としてプロットして図 7.8 に，横軸を組立ひずみ（上軸）および最大換算組立応力（下軸）としてプロットして図 7.9 に示す．等価フランジ平面度，最大組立ひずみあるいは換算最大組立応力に比例して疲労強度が低下する．

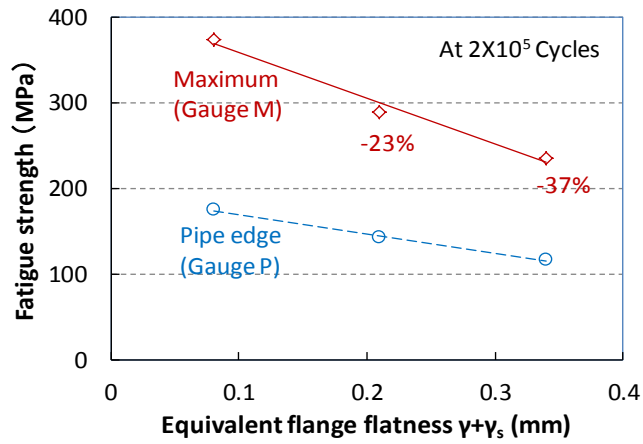


Fig. 7.8 Fatigue strength vs. equivalent flange flatness

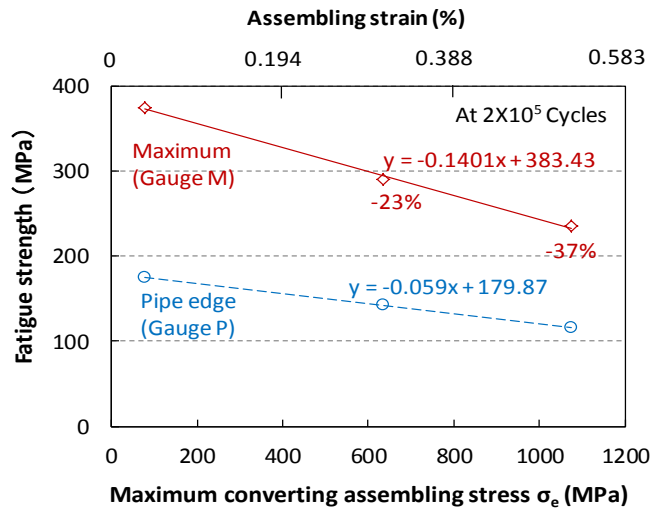


Fig. 7.9 Fatigue strength vs. maximum converting assembling stress and strain

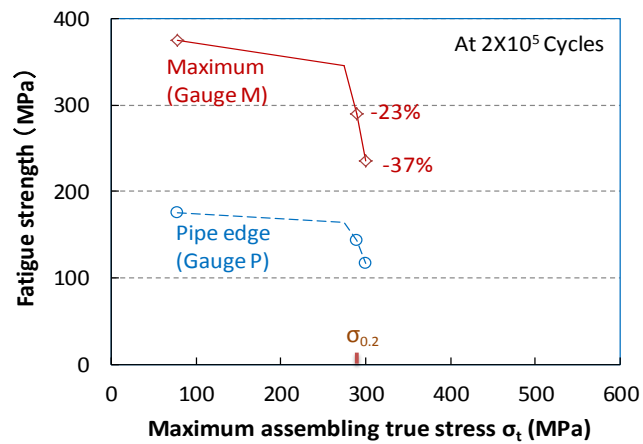


Fig. 7.10 Fatigue strength vs. maximum assembling true stress

試料 A に比べて試料 B が 23%の低下率，試料 C が 37%の低下率である．疲労強度，等価フランジ平面度，最大換算組立応力の関係は回帰線から次の近似式で表すことができる．

$$\sigma_a = \sigma_w - f_1 (\gamma + \gamma_s) / D \quad (5)$$

$$\sigma_a = \sigma_w - f_2 \sigma_e \quad (6)$$

ここで σ_a は応力振幅， σ_w は組立応力がゼロのときの疲労強度， $\gamma + \gamma_s$ は等価フランジ平面度， D はパイプ径， σ_e は最大換算組立応力， f_1 と f_2 は定数である．これは横軸が変動応力の平均応力とする Goodman 線図すなわち通常の疲労限度線図^(1, 3) に近い形に見えるが，後述のように組立応力による疲労強度の傾きが著しく緩やかである．

また，図 7.10 に示すように横軸を最大組立真応力 σ_t にしてプロットすると，横軸にしたがって疲労強度が低下するが，材料の 0.2%耐力付近で変曲点が表れる．組立真応力が耐力を超えると，疲労強度が急激に低下する．測定のみずみ値から組付け締結によって部分的塑性変形が発生したが，板材が高い伸び率を有しても溶接試料では溶接線の拘束を受けているので，静的組立応力は通常の前平均応力とある程度まで同様に疲労強度に寄与することを示唆している．

7.3.4 溶接金属組織

試料 B の断面組織写真を図 7.11 に示し，7.11b は 7.11a の四角囲い部分の拡大である．溶着金属部，熱影響部，母材部が観察される．溶着金属に接するパイプ熱影響部のフェライト相 (F) は結晶の粗大化があり，平均結晶径が母材の約 20 μm から熱影響部の約 150 μm の大きさに成長した．溶着金属部の丸い囲み線内における元素分析では元素含有量を表 7.3 に示す．ニッケル当量 Ni_{eq} とクロム当量 Cr_{eq} を次の式で計算して同じ表に示す⁽⁴⁻⁶⁾．

$$\text{Ni}_{\text{eq}} = \% \text{Ni} + 30 \% \text{C} + 0.5 \% \text{Mn} \quad (7)$$

$$\text{Cr}_{\text{eq}} = \% \text{Cr} + \% \text{Mo} + 1.5 \% \text{Si} + 0.5 \% \text{Nb} \quad (8)$$

ここで， $\%E_i$ は元素 E_i の含有量である．

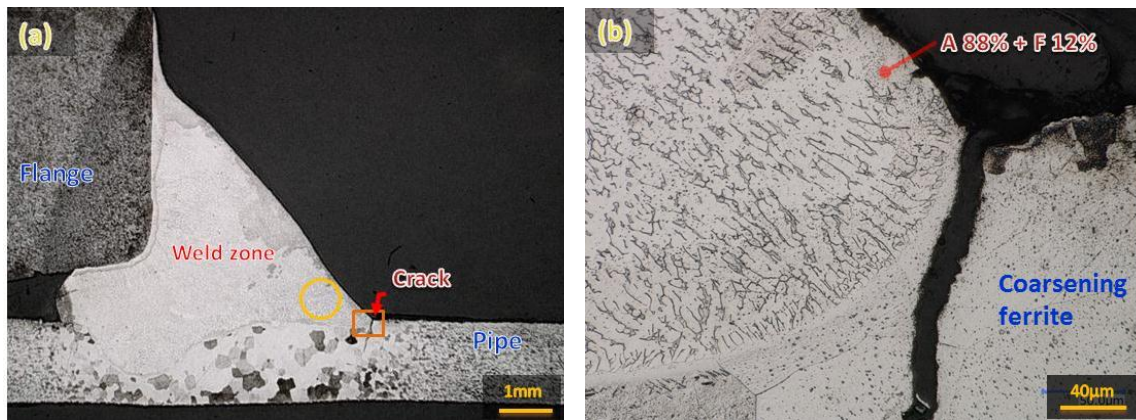


Fig. 7.11 Microstructure of welded joint in sectional view

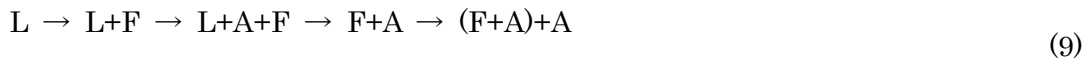
Table 7.3 Chemical composition of materials and the weld zone

Part	Mark	C	Si	Mn	Ni	Cr	Ti	Mo	Ni _{eq}	Cr _{eq}	Cr _{eq} /Ni _{eq}
Flange	LCS	0.10	0.03	1.20					3.60	0.05	
Pipe	FSS	0.01	0.01	0.30	0.20	16.56	0.20	1.02	0.50	18.00	
Welding wire	AW	0.02	0.39	1.74	13.56	23.51			14.88	24.10	1.62
Weld zone	Weld	0.02	0.52	1.58	11.02	21.88	0.04	0.22	12.41	22.96	1.85

Measured by SEM-EDS except the carbon was estimated (mass%)

これらの当量から、シェフラー組織図^(4, 5)に合わせた室温組織とフェライト (F) の含有量を推定した。試料はオーステナイト(A) 88%+フェライト(F) 12%の混合組織であり、図 7.11b に示すような様態である。溶接高温凝固割れなどの欠陥が観察されなかった。

表 7.3 の当量比から、試料の Cr_{eq}/Ni_{eq} 値が 1.85 である。Fe-Cr-Ni 合金状態図から、高温からの凝固過程は初晶 F+ (F+A 晶出) の二相凝固であると推定される⁽⁶⁻⁸⁾。室温までの冷却過程で F→A 相変態によりフェライトの体積率が減少し、図 7.11b に示すように室温時は A+F 組織の中のフェライトはレイシー状に近い形態になる。相変態の過程は次の式で表される。



ここで L は金属液相、F はフェライト相、A はオーステナイト相である。

7.3.5 元素分布およびき裂形態

SEM-EDS による図 7.11 四角囲み線内のき裂部付近におけるニッケル (Ni)、クロム (Cr) およびモリブデン (Mo) の元素分布含有量マップを図 7.12 に示す。図 7.12a は反射電子像 (BSE), 7.12b はその Ni-K α 線カウントマップ, 7.12c はその Cr-K α の X 線カウントマップ, 7.12d はその Mo-K α の X 線カウントマップである。溶着金属部とパイプ熱影響部の境界すなわち溶接バンドからき裂が発生してから、バンドに沿ってある程度までに成長してパイプ熱影響部に入ったことがき裂の形状と付近の元素分布から推定される。

図 7.13 に試料の図 7.12a にある矢印線に沿った Ni, Cr, Mo の元素線分析の含有量カウントを示す。Ni および Cr が溶着金属部からパイプ部に向かって減少することおよび結晶組織が変化することから、このバンドは材料の物理的および力学的特性の変化線でもあり、試料の疲労強度を決定する要因の一つと推定される^(9, 10)。応力集中ポイントは試料の境界に一致した。また、試料 A および試料 C のき裂起点は試料 B と同様であることも観察された。

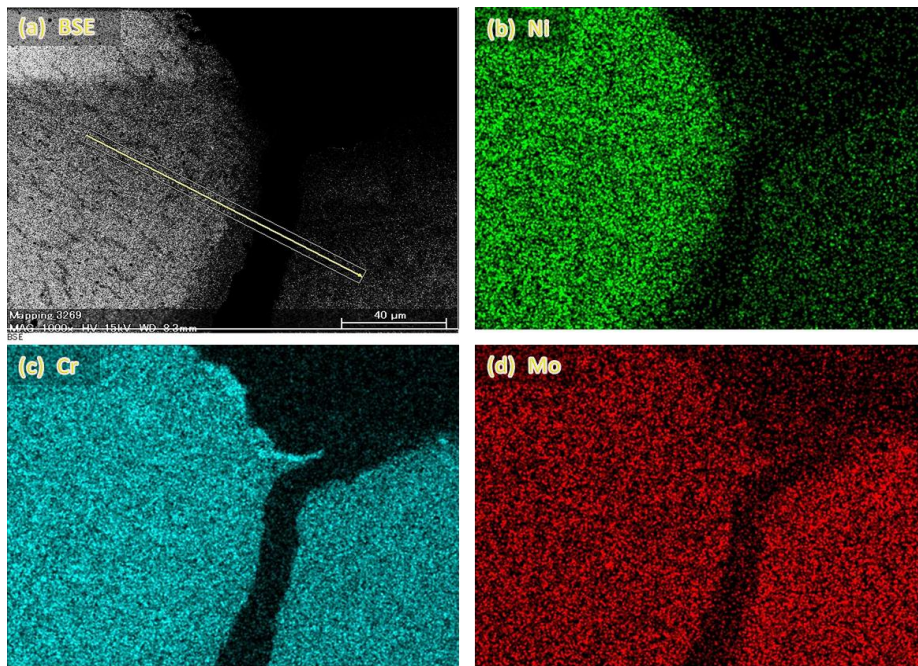


Fig. 7.12 Elemental distribution maps of welded joint by SEM-EDS

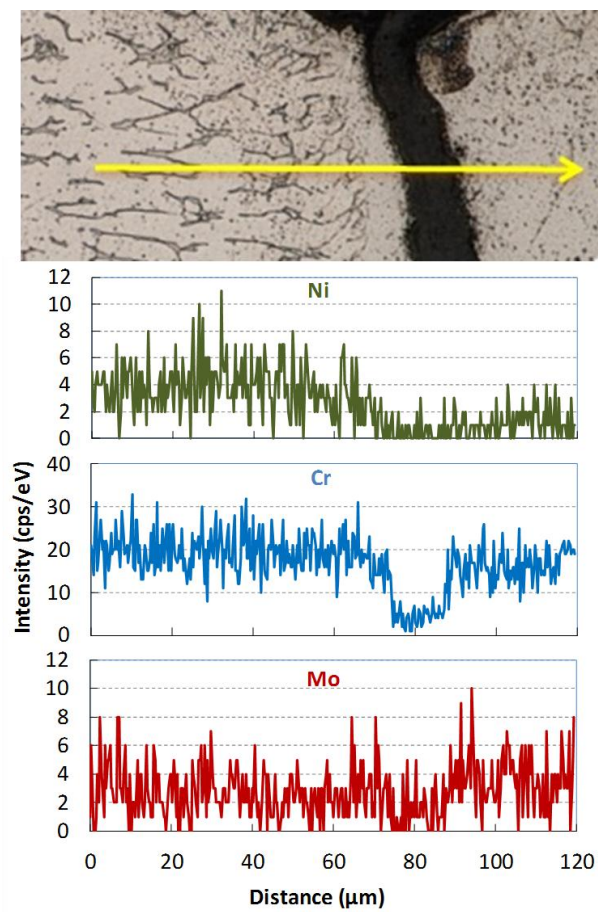


Fig. 7.13 Elemental distribution profiles of weld zone

7.4 疲労強度の推定

20万回曲げ疲労強度に対する組立応力の影響を図7.8と図7.9および式(5)と式(6)に示した。さらに、最大応力基準の50万回曲げ疲労強度と1千万回疲労限度線も併せて図7.14に示す。第1章と第4章で示したパイプ材料特性から0.2%耐力 $\sigma_{0.2}$ 、真破断応力 σ_T 並びに曲げ疲労限度 σ_{w0} を併記し、平均応力の影響に関するGoodman限度線を同じ図に描いて(緑色の直線)比べると、弾性域において組立応力による20万回疲労強度線の傾きが1/3ほど緩やかであり、疲労限度線の傾きが1/5.6ほど緩やかである。本試料のような薄い延性パイプと厚いフランジの溶接継手では組付け締結によりパイプの局部的塑性変形があること、組立応力は静的応力であり疲労の過程に繰り返し応力によって緩和されることによるものと考えられる。異なる時間強度や疲労限度でも式(5)と式(6)で推定でき、その σ_w 、 f_1 と f_2 の定数の値だけ異なる。なお、組立応力がゼロの時の溶接継手の疲労限度はパイプ母材板の曲げ疲労限度より若干低いが、ほぼ同等である。また、パイプ端応力基準や公称応力基準の曲げ疲労強度と組立応力の関係も同様に得られる。

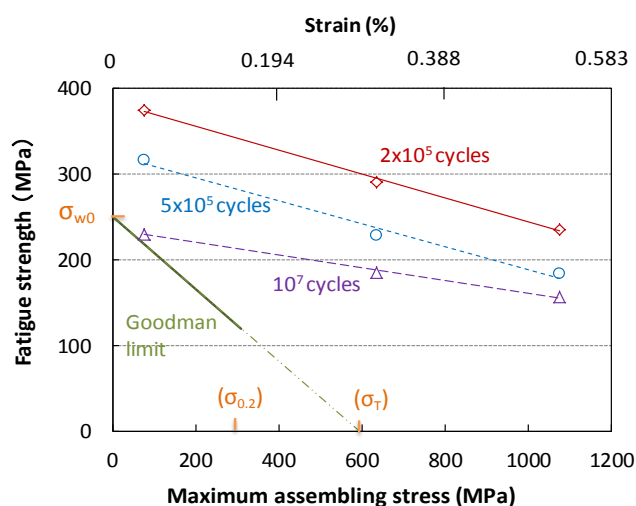


Fig. 7.14 Fatigue strength prediction according to assembling stress and strain

7.5 結言

本研究で得られた知見の概要は以下の通りである。

- (1) フランジとパイプ溶接継手においてパイプ溶接線際付近の応力測定で組立最大応力がパイプ端応力の2倍程度であることを示すとともに、その分布はFEM解析結果とよく一致することを示した。
- (2) 測定最大応力振幅に対する溶接継手の20万回曲げ疲労強度は、フランジ機械加工375MPa、標準290MPa、シーム入り235MPaである。

(3) 曲げ疲労強度はフランジの平面度に比例する静的組立ひずみあるいは換算組立応力に対して線形的に低下する。弾性を仮定した組立応力が疲労強度に及ぼす影響は、Goodman 関係で予測されるよりも 1/5.6 倍程度と小さい。また、組立実応力で考えると、材料耐力近傍で急激に疲労強度が低下する。

(4) 溶着金属部はクロムおよびニッケルの当量に依存してオーステナイト基にフェライトが分布した微細組織を示し、疲労き裂は組織の変化線である溶接バンドから発生する。

参考文献

- (1) Boardman, B.: Fatigue resistance of steels, in *ASM Handbook*, Vol.1, ASM International, p.673-688 (1990).
- (2) 日本工業標準調査会：圧力容器の構造—特定規格，日本工業規格，JIS B 8266 (2006).
- (3) 土田紀之 ほか：鉄鋼材料の応力-ひずみ曲線，鉄と鋼，Vol.100, No.10, p.1191-1206 (2014).
- (4) 日本工業標準調査会：オーステナイト系及びオーステナイト・フェライト系ステンレス鋼溶着金属のフェライト量の測定方法，日本工業規格，JIS Z 3119 (2006).
- (5) 才田一幸：ステンレス鋼の溶接性，溶接学会誌，Vol.79, No.6, p.40-50 (2010).
- (6) Missori, S. et al: Laser beam welding of austenitic- ferritic transition joints, *Welding J. (Welding research supplement)*, Mar., p.125-134 (1997).
- (7) 井上裕滋 ほか： $\delta + \gamma$ 二相で凝固するオーステナイト系ステンレス鋼溶接金属のエピタキシャル凝固と晶出相の選択，溶接学会論文集，Vol.15, No.2, p.281-291 (1997).
- (8) 山田知典 ほか：Ti-B 系低炭素鋼溶接金属の組織形成に関与した介在物の微視的観察，鉄と鋼，Vol.95, No.1, p.65-70 (2009).
- (9) Wang, X. (Oh, G.) et al: Fatigue and microstructure of welded joints of metal sheets for automotive exhaust system, *JSAE Review*, Vol.24, No.3, p.295-301 (2003).
- (10) 小林紘二郎 ほか：材料結合工学の基礎，産報出版，p.53-105 (2000).

第 8 章 高クロムステンレスパイプを有する隅肉溶接継手 における曲げ疲労強度および金属組織

8.1 緒言

排気ガス規制に対応する取り込みとして自動車や建設機械に触媒マフラが装着され、尿素水添加アンモニア SCR 触媒を組み合わせたものはディーゼルエンジンの排出ガス浄化に実用化され始めている⁽¹⁻⁴⁾。尿素水添加により特にドージング噴射部付近に腐食問題が発生しやすい。そこで、高耐食性のステンレス鋼を使用することを検討し、問題の解決を図る。

尿素 SCR 触媒マフラでも、その入口および出口パイプにフランジを溶接し、排気フロントパイプとテールパイプの間に配置してフランジ方式でボルト締結することが多い。実車走行時や運転作業時の振動により触媒マフラの入口および出口パイプとフランジの隅肉溶接部に高い応力が存在するので構造的問題となる場合があることは腐食と同じく重要な課題である。本研究はこれを模擬し、高クロムステンレス溶接継手試料を曲げ疲労試験で疲労強度特性を測定することとともに、有限要素法 (FEM) 数値応力解析、組織観察および成分分析により溶接ビード形状や金属組織の影響を明確にし、疲労破壊に至る要因を特定するものである。溶接ビード形状による応力集中状態から形状因子、疲労き裂始点付近の微細組織による材料状態から材料因子を抽出し、疲労強度への影響度合いを検討する。加えて、耐腐食性については金属組織の鋭敏化状況を確認する。

8.2 実験方法

8.2.1 材料と試料

溶接継手試料は、図 8.1 および表 8.1 に示すように、厚さ 1.5 mm の高クロムフェライト系ステンレス鋼(30Cr, 0.2%耐力 451MPa, 引張強さ 588MPa, 伸び率 27%, 類似鋼種 SUS447) の薄板を外径 80 mm の円筒状に成形してシーム溶接した後、パイプ端部を厚さ 9 mm のフェライト系ステンレス鋼 (17Cr, 0.2%耐力 >220 MPa, 引張強さ >405 MPa, 伸び率 >22%, 類似鋼種 SUS430) の板フランジの内径 ϕ 80.5 mm の穴に挿入し隅肉溶接した。隅肉溶接は直径 1.2 mm のソリッドワイヤを使用し、プログラミングされたロボット方式で全自動ミグ(MIG) 全周溶接で行った。シールドガスは Ar+2%O₂ を用いた。溶接性、金属組織の微細化、耐衝撃性^(1, 5) や量産性などを考慮して本試験にオーステナイト系ステンレス鋼ワイヤ (AW, 類似鋼種 SUS309L) を使用した。溶接基本条件は電流 160 A, 電圧 21 V, 溶接速度 0.4 m/min であった。

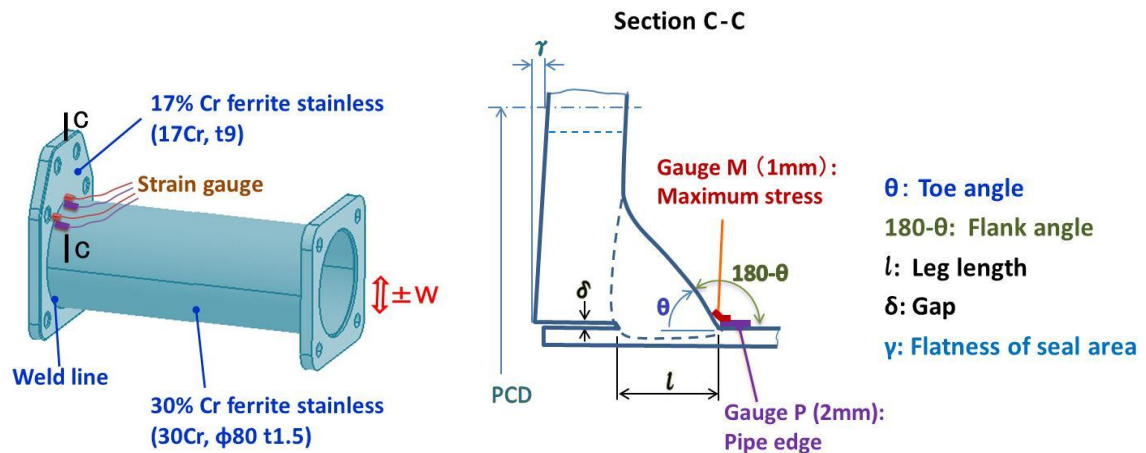


Fig. 8.1 Schematic welded joint and strain gauge position

Table 8.1 Specification of welded joints

Sample	Flank angle	Leg length	Flange flatness	
	180- θ	l	Whole area	Seal area*
	deg	mm	mm	mm
A	126	4.3	0.95	0.39
B	141	6.1	1.06	0.47

Materials: 17%Cr ferrite stainless flange (17Cr)

30% Cr ferrite stainless pipe (30Cr)

Austenite welding wire (AW)

Welding method: Metal-arc inert gas (MIG)

*Flatness of seal area γ : Inside PCD 113mm

試料は溶接のままの状態でも供試した。溶接状態および形状での強度差を明確にするために、試料 A はフランク角 ($180^\circ - \theta$ とする) が約 126° の状態のもの、試料 B はフランク角が約 141° の状態のものとした。表 8.1 に示すように、それぞれ試料 10 個と 6 個のフランジ平面度を測定したところ、試料 A が試料 B より若干良かったが、その差は小さく溶接歪みはほぼ同じと見なせる。また、試料を固定する台座の取り付け面の板厚が 14 mm、平面度が約 0.02 mm であり、フランジ部をそれにボルトで締め付けることによる変形が一定で、試料間の組立応力の相違による影響が少ない状態であった。フランジ固定用ボルト穴が 4 個、穴径が 11 mm で、ピッチ円直径 PCD 113 mm の円周に均等に配置した。また、図 8.1 に示すように、溶接脚長を l とし、パイプとフランジ穴の隙間を δ とした。

8.2.2 疲労試験および応力測定

曲げ疲労試験は最大荷重容量 12 kN の油圧サーボ式疲労試験装置を用いて行った。図 8.2 に示すように、試料が台座治具に M10 のボルトによって 50 Nm のトルクで締め付け固定され、

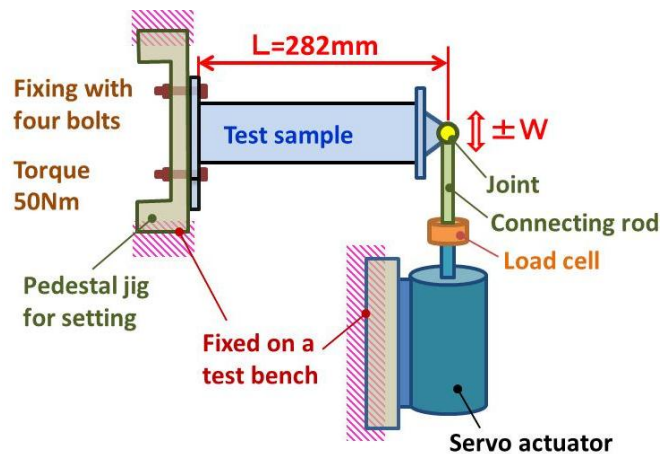


Fig. 8.2 Schematic view of fatigue test in ground plan

試料の破壊起点となる隅肉溶接線のフランジ平面から 282 mm のスパン距離 L で一定振幅の両振り変動荷重 W (ゼロピーク振幅, 全振幅は $\pm W$) を負荷した. 荷重はロードセルで検出設定し, 周波数 10 Hz 正弦波のストローク振幅制御で繰り返して, 試料にき裂が発生した回数を破壊回数とし, そのき裂は染色浸透探傷で見分ける程度の大きさとした.

荷重 W とスパン距離 L から曲げモーメント振幅を算出し, さらにパイプ断面係数で除算した値を公称応力振幅とした⁶⁾. 図 8.1 に示すように, パイプの溶接線際に 2 mm 長さのひずみゲージ P をパイプ軸方向に貼り, そこをパイプ端応力とした. また溶接線とパイプの半々程度の中間に 1 mm 長さのひずみゲージ M をパイプ軸方向に貼り, そこを溶接線付近の最大応力とした. 試料を台座に取り付けたときにフランジ変形により発生した静的組立て応力をそのままとし, 試験開始後の変動応力振幅を測定した. 応力振幅はひずみ振幅 (全振幅の 1/2 値) の値に材料の縦弾性係数 210 GPa をかけた値とした. 試験中に 60 秒ごと自動記録し, 応力振幅の値が設定限界値に到達した時点で停止してき裂染色浸透探傷にした.

なお, 実際の車両稼働状態では温度上昇の影響が生じ, 第 1 章で示したような強度低下が予想されるが, 本章では室温環境での基礎的な強度特性の把握を目的とし, 実験の精度と簡便さから環境温度は室温のみとした.

8.2.3 組織試験および成分分析

疲労試験後に試料のき裂部付近の部分を切り出し図 8.1 の C-C 断面を観察面として樹脂に包埋し研磨した後, 混合酸で表面エッチングして金属顕微鏡で組織観察を行った. 同じ領域における元素の成分を走査型電子顕微鏡一体型のエネルギー分散型 X 線分析装置 (SEM-EDS) を用いて分析した.

8.2.4 数値応力解析

試料 A と試料 B 溶接継手の軸中心断面形状を模擬し, 溶接ビード寸法は試料 A が高さ 5.4

mm, 幅 4.3 mm とし, 試料 B が高さ 5.4 mm, 幅 6.1 mm とした. 厚さ 30 mm の部分モデルで二次元有限要素法 (2D-FEM) 数値弾性応力解析を行った. ひずみゲージ M 位置付近に大きき 0.3 mm 程度の三角形要素分割とし, フランジのシール面相当の辺を 2 方向拘束して, ボルト相当の左端に軸力相当の荷重 20 kN を与えた. パイプ相当部の右端 2 mm の長さに一定の静的荷重をかけて, 断面の最大主応力分布をシミュレーションし表面要素の応力値を抽出して応力集中状況を表した. 材料縦弾性係数は 210 GPa, ポアソン比は 0.3 とした.

8.3 実験結果および考察

8.3.1 応力振幅と疲労強度

数段階の変動荷重をかけたときの試料 A と試料 B の公称応力, 測定パイプ端応力 (ゲージ P), 測定最大応力 (ゲージ M) の振幅を図 8.3 に示す. 各応力振幅は曲げモーメント振幅の上昇に従って比例して線形的に上昇する. 一方, 曲げモーメント振幅一定時における応力振幅値を比較すると, 両試料の公称応力が同じになるが, それぞれの測定パイプ端応力と測定最大応力が異なる. 試料 A の測定応力振幅が試料 B より高く, 測定最大応力と公称応力の振幅比は試料 A が 2.3 であり, 試料 B が 2.0 である. 応力集中係数 (真の最大応力と公称応力の比) の値がこの応力比 (測定最大応力と公称応力の振幅比) の値と近いことが推察される.

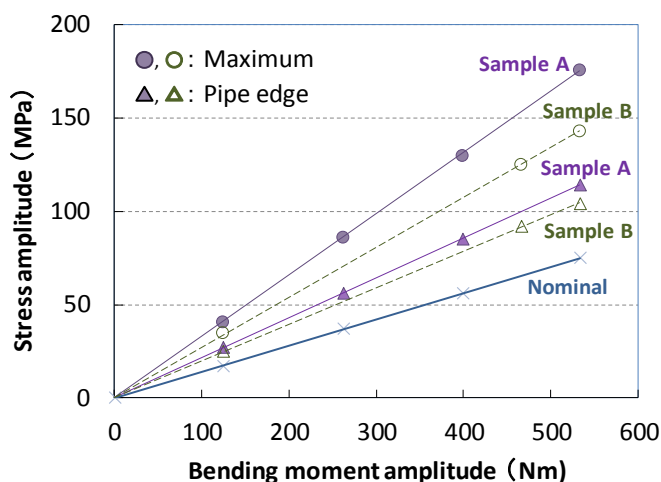


Fig. 8.3 Stress amplitude vs. bending moment

各試料にそれぞれ一定振幅の変動荷重を与えて曲げ疲労試験を行い, 両試料の曲げモーメント振幅と破壊回数をプロットして, ある範囲内の回帰線は第 5 章の結果および既報⁷⁾と同じ形の次の近似式が成立することが確認された.

$$M_a = CN^{-1/m} \quad (1)$$

ここで、 M_a は曲げモーメント、 N は破壊までの繰り返し回数、 C と m は定数である。

この式および図 8.3 から、実車の悪路耐久頻度に近い 20 万回曲げ疲労強度を抽出して表 8.2 と図 8.4 に示す。公称応力、測定パイプ端応力、測定最大応力の振幅として換算した場合のそれぞれの曲げ疲労強度が異なる。曲げモーメントまたは公称応力は試料 A に比較して試料 B の曲げ疲労強度 σ_n が 24%ほど高い。測定最大応力の振幅として換算した曲げ疲労強度 σ_{max} は試料 A に比較しても試料 B の方が高いが、その差は 10%に留まる。最大応力が材料強度に達したときにその部位が破壊することから、破壊部位の材料的強度の違いによってこの 10%の差になったと推定され、すなわちこれは材料因子の影響度合いを意味する。一方、両試料の公称応力換算の曲げ疲労強度差 24%から最大応力換算の曲げ疲労強度差 10%を差し引いた値（曲げ疲労強度差の変化）は 14 %になり、形状因子の影響度合いを意味する。

Table 8.2 Bending fatigue strengths at 2×10^5 cycles

Sample	Bending moment	Nominal*	Pipe edge Gauge P	Maximum Gauge M	Maximum/ Nominal stress ratio
	Nm	MPa	MPa	MPa	
A	659	93	141	217	2.3
B	863	121	169	240	2.0
Difference	24%	24%	16%	10%	

* Calculated using the bending moment amplitude and section modulus of the pipe cross section

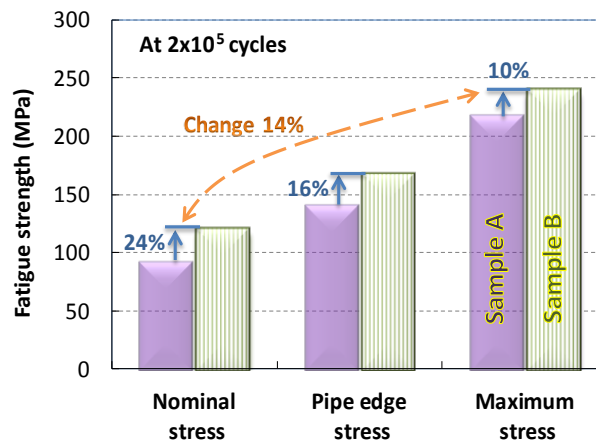


Fig. 8.4 Comparison of bending fatigue strengths at finite life

8.3.2 応力分布

溶接継手の形状を模擬し、試料 A の二次元有限要素法 (2D-FEM) 数値応力解析の結果を図 8.5 および 8.6 に示す。図 8.6a は試料 A の最大主応力分布図であり、6b と 6c は試料 A と試料 B の応力集中部付近の応力分布図である。両試料ともに最大応力はひずみゲージ M 位置と

一致し試料表面形状の変化部に存在する. 試料 A のその部分を座標 0 として上表面に沿って右方向を X 軸とし, 各分割要素の応力を抽出してプロットした応力線図 8.6d で比較すると, 両試料の応力集中状況が異なることが明確である. 応力分布により, 試料 B の最大応力が試料 A の 86%ほどであり, 両者の差は 14%である. この値は静的弾性応力であり, FEM 解析における形状因子の影響度合いであるが, 前記の図 8.4 の両試料の公称応力と測定最大応力の振幅換算における 20 万回曲げ疲労強度の差 (変化) 14%と等しい.

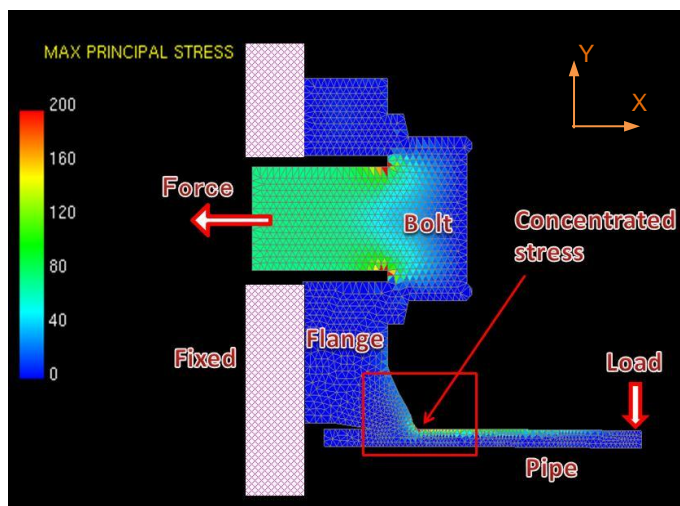


Fig. 8.5 Sectional stress of sample A with 2D-FEM simulation

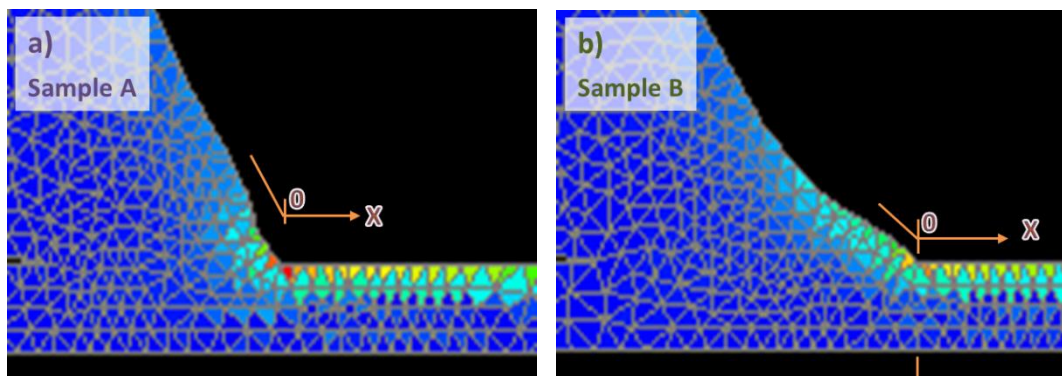
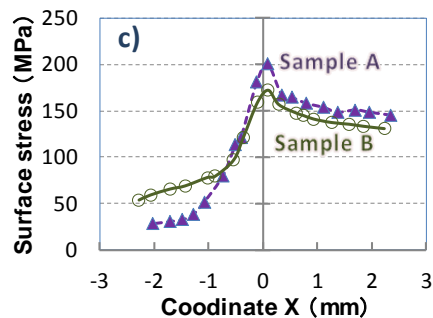


Fig. 8.6 Sectional stress of welded joints with 2D-FEM simulation

また、フランク角が 90°、110°のモデルも同じ方法で解析した。計算最大応力を抽出してプロットすると、図 8.7 に示すように最大応力の曲線は線形的ではないがフランク角に関係性を示す。フランク角が大きいほど応力の変化率が大きい。

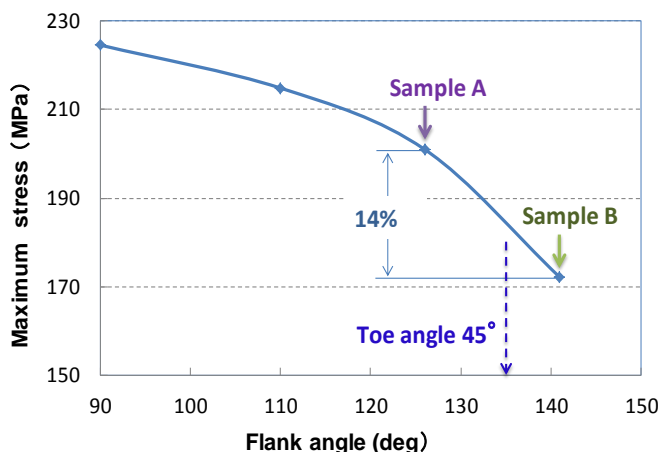


Fig. 8.7 Maximum stress vs. flank angle with 2D-FEM simulation

8.3.3 溶接金属組織

試料 A と試料 B の断面写真および顕微組織を図 8.8 および 8.9 に示す。どちらも止端破壊である。溶着金属部の丸い囲み線内における元素分析結果は表 8.3 に示す。同じ元素含有量から、ニッケル当量 Ni_{eq} とクロム当量 Cr_{eq} を次の式(2)および式(3)で^(5,8,9) 計算して同じ表に示す。

$$Ni_{eq} = \%Ni + 30 \%C + 0.5 \%Mn \quad (2)$$

$$Cr_{eq} = \%Cr + \%Mo + 1.5 \%Si + 0.5 \%Nb \quad (3)$$

ここで、 $\%E_i$ は元素 E_i の含有量である。

これらの当量から、シェフラー組織図に合わせた室温組織とフェライト (F) の含有量を推定した。試料 A は図 8.8b に示すようなオーステナイト (A) + フェライト (F) 20% の混合組織であり、試料 B は図 8.9b に示すような A+F 16% の混合組織である。どちらの試料も高温凝固割れなどの欠陥は認められなかった。

表 8.3 のクロムとニッケルの当量比から、試料 A の Cr_{eq}/Ni_{eq} 値が 2.08 であり、Fe-Cr-Ni 合金状態図により高温からの凝固過程はフェライト単相凝固であると推定される⁽⁵⁻¹⁰⁾。室温までの冷却過程でオーステナイトが析出して F+A 二相組織になり、図 8.8b に示すように室温時はフェライトがアシキュラー状に近い。高温からの相変態が式(4)で表される。



一方、試料 B の Cr_{eq}/Ni_{eq} 値は 1.93 であり、高温からの凝固過程は初晶 F+(F+A 晶出)の二相凝固であると推定される。室温までの冷却過程で F→A 相変態によりフェライトの体積率が

減少し、図 8.9b に示すように室温時は A+F 組織の中のフェライトはバミキュラー状と同定される。高温からの相変態が式(5)で表される。

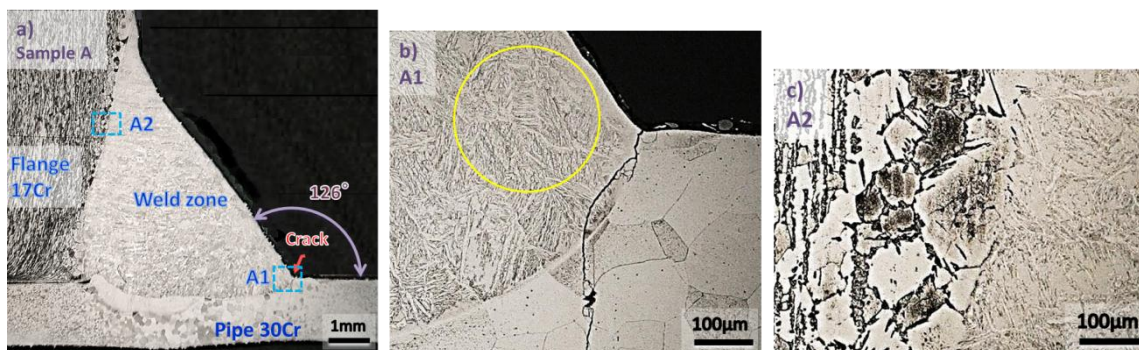
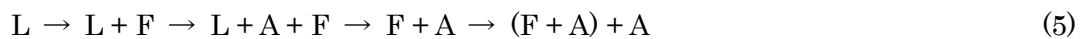


Fig. 8.8 Optical microstructures of welded joint. (a) sample A, (b) point A1 in sample A, (c) point A2 in sample A

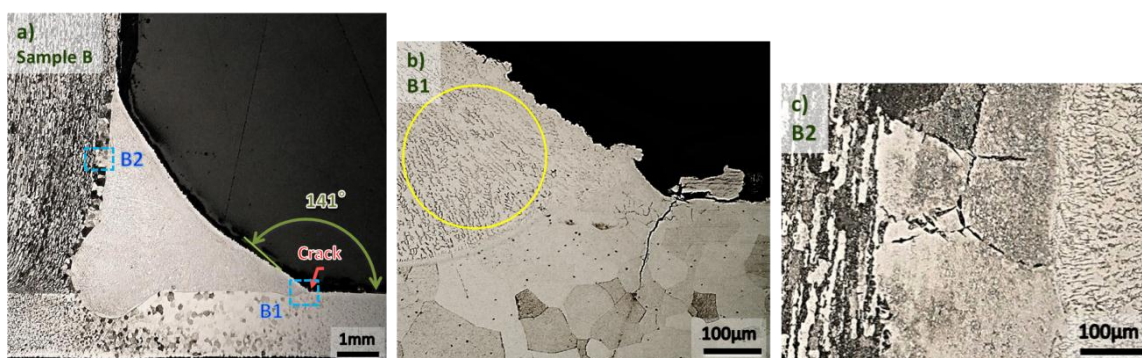


Fig. 8.9 Optical microstructures of welded joint. (a) sample B, (b) point B1 in sample B, (c) point B2 in sample B

Table 8.3 Chemical composition of materials and weld zones

Part	Material	C	Si	Mn	Ni	Cr	Ti	Mo	Ni _{eq}	Cr _{eq}	Cr _{eq} /Ni _{eq}
Flange	17Cr	0.1	0.34	0.30		16.42			3.15	16.93	
Pipe	30Cr	0.007	0.13	0.20		29.21	0.22	1.95	0.31	31.79	
Welding wire	AW	0.015	0.53	1.78	13.50	23.51			14.84	24.31	1.64
Sample A	Weld zone*	0.03	0.39	1.20	9.77	22.72		0.25	11.33	23.58	2.08
Sample B	Weld zone*	0.02	0.45	1.35	11.42	23.69		0.30	12.79	24.66	1.93

* Measured with SEM-EDS except the carbon was estimated (mass%)

以上より, 試料 A と試料 B の溶着金属が同じ A+F 二相組織であるが, F 相含有率が異なり, 組織的形態が異なる. なお, 溶着金属に接するパイプ熱影響部 (HAZ) のフェライト相は結晶の粗大化があり, 平均結晶径が母材の約 20 μm から熱影響部の約 150 μm の大きさに成長した. また, 溶着金属に接するフランジ熱影響部のフェライト相も結晶の粗大化がある. 試料 A と試料 B は同じで, パイプ熱影響部の組織的な相違が認められなかった.

混合強酸でエッチング後は, 試料の 30Cr パイプ部および溶着金属部では鋭敏化組織が認められなかった. しかし対照的に, 試料の 17Cr フランジ部では図 8.8c と図 8.9c のように顕著な鋭敏化溝状組織が確認される. 高クロムの 30Cr ステンレスパイプの耐鋭敏化性が高く, 通常クロムの 17Cr ステンレスフランジの耐鋭敏化性が低いことが示されている. 表 8.3 より, 30Cr ステンレスは炭素含有量が極めて低く, クロム欠乏が発生しなかったが, 17Cr ステンレスは炭素含有量が比較的に高くクロム炭化物が粒界で析出して近傍のクロム欠乏が引き起こされ鋭敏化組織が発生した^(6,11). 高いクロムと低い炭素の同時含有は耐腐食性に効果的である. 本試料は自動車や建設機械の排気系のような使用環境, すなわちパイプが排出ガスや尿素水にさらされるが, フランジ部が直接さらされない状態に適しているものとする.

8.3.4 元素分布およびき裂形態

図 8.8b のポイント A1 および図 8.9b のポイント B1 と同じ領域の SEM-EDS によるニッケルとクロムの含有量分布を図 8.10 に示す. そこはき裂が発生したが溝状組織は発生しなかった領域である. 図 8.10a は試料 A のポイント A1 の反射電子像 (BSE), 10b はその Ni-K α の X 線カウントマップ, 10c はその Cr-K α の X 線カウントマップであり, 10d~10f は試料 B のポイント B1 のそれぞれである.

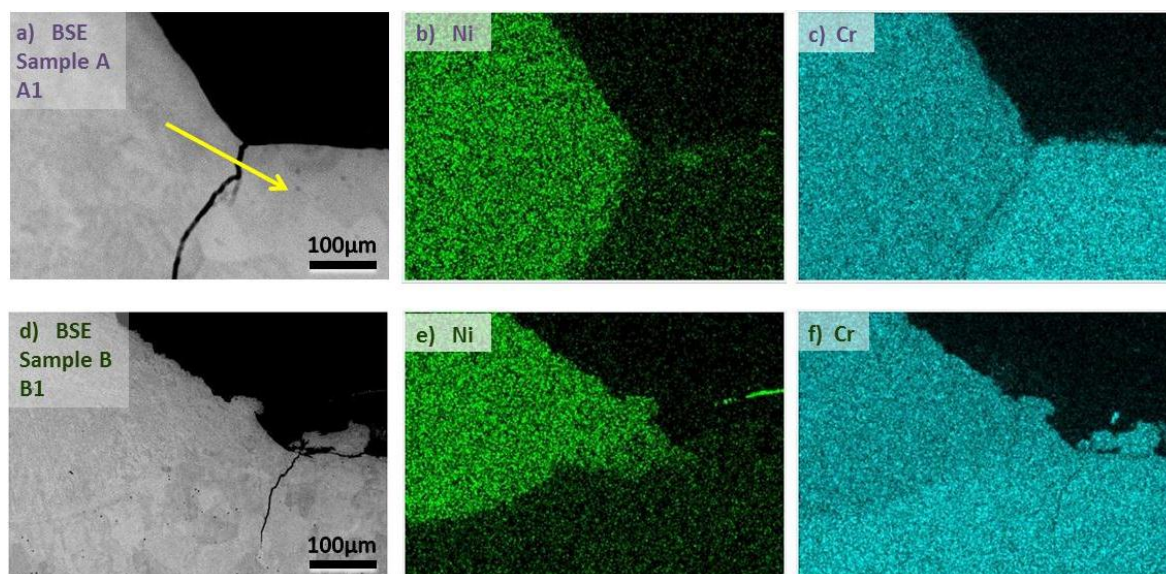


Fig. 8.10 Elemental distribution maps of welded joints with SEM-EDS. (a) - (c) point A1 in sample A, (d) - (f) point B1 in sample B

試料 A は溶着金属部とパイプ熱影響部の境界すなわち溶接バンドからき裂が発生し、バンドに沿ってある程度進展した後に熱影響部に入って横切ることがき裂の形状および元素分布から推定される。Ni および Cr 含有量が溶着金属部からパイプ HAZ 部に向かって減少すること（例えば図 8.10a の矢印に沿う）および結晶組織が変化することから、このバンドは材料の物理的および力学的特性の変化線でもあり試料の疲労強度を決める要因の一つであると考えられる。試料 A は溶接バンドが応力集中の箇所と一致し、応力集中の箇所と一致しない試料 B よりも疲労強度が低い結果になった。

試料 B は溶接バンドではなく溶着金属部からき裂が発生しそのまま進展した後にパイプ熱影響部を横切って進展したことがき裂の形状および元素分布から推定される。元素分布状態から、き裂部付近に溶接バンドのような変化線がなく、比較的均一な組織なので試料 B が高い強度を有する結果になった。

一方、図 8.8c のポイント A2 および図 8.9c のポイント B2 と同じ領域の SEM-EDS によるニッケル、クロム、炭素の含有量分布を図 8.11 に示す。そこはき裂が発生しなかったが溝状組織が発生した領域である。図 8.11a は試料 A のポイント A2 の反射電子像 (BSE)、11b はその Ni-K α の X 線カウントマップ、11c はその Cr-K α の X 線カウントマップ、11d はその Cr-K α の X 線カウントマップであり、11e~10h は試料 B のポイント B2 のそれぞれである。フランジ部に炭素の分布は粒界に偏析しているようで、各試料の溝状組織と対応する。また、ほかの顕著な元素の偏析および溶接欠陥が確認されず、溶接バンド付近の Ni および Cr の分布は金属組織と対応する。

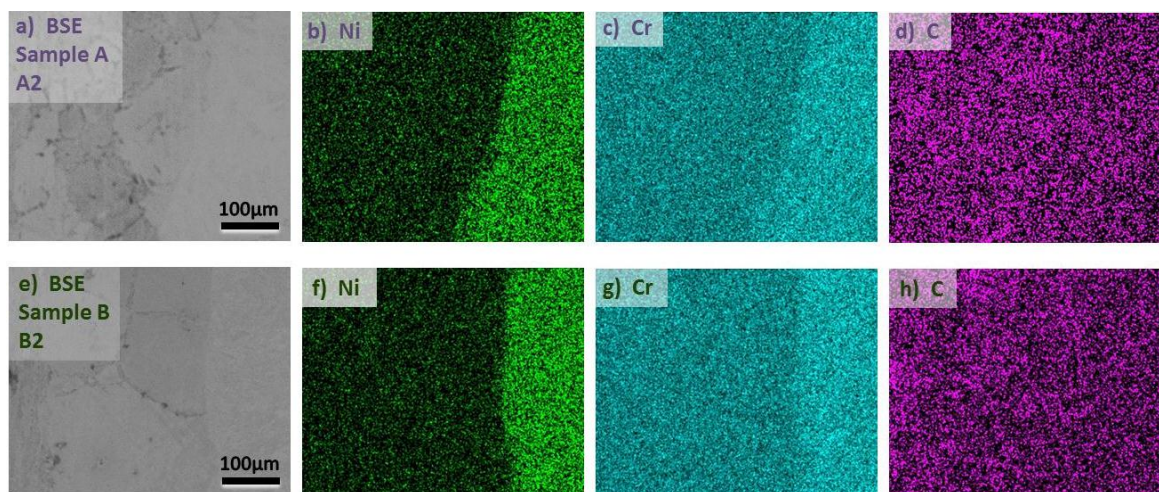


Fig. 8.11 Elemental distribution maps of welded joints with SEM-EDS. (a) - (d) point A2 in sample A, (e) - (h) point B2 in sample B

8.4 強度予測線図

前記のように溶接止端部の FEM 最大応力はフランク角に非線形的に逆比例する。また、試料 A と試料 B の強度差は形状（応力集中）因子 14%と材料（組織）因子 10%であり、すなわち形状因子と材料因子の影響度合いの比率 η は 1.4 である。図 8.7 の曲線からの FEM 応力 σ_{fe} を利用し、形状因子のみによる疲労強度の分は σ_{fe} と線形的に逆の比例関係にあることとして、次の関係式(6)と式(7)が得られる：

$$\sigma_{max} = \sigma_{max(B)}(1 - (1 - \sigma_{fe(B)}/\sigma_{fe})/\eta) \quad (6)$$

$$\sigma_n = \sigma_{n(B)}(1 - (1 - \sigma_{fe(B)}/\sigma_{fe})/\eta)\sigma_{fe(B)}/\sigma_{fe} \quad (7)$$

ここで、 σ_{max} は最大応力の疲労強度、 $\sigma_{max(B)}$ は B 試料の最大応力の疲労強度、 $\sigma_{fe(B)}$ は B 試料の FEM 応力、 σ_n は公称応力の疲労強度、 $\sigma_{n(B)}$ は B 試料の公称応力の疲労強度である。

フランク角 $180^\circ - \theta$ が変化したときの σ_{max} と σ_n を計算して図 8.12 にプロットして示す。材料因子と形状因子両方の影響が入っているのでフランク角が変化するとき σ_n の変化は大きい。対照的に、材料因子のみの影響によるものなので σ_{max} の変化は小さい。式(6)と式(7)および図 8.12 より、フランク角が疲労強度に与える影響が予測できる。

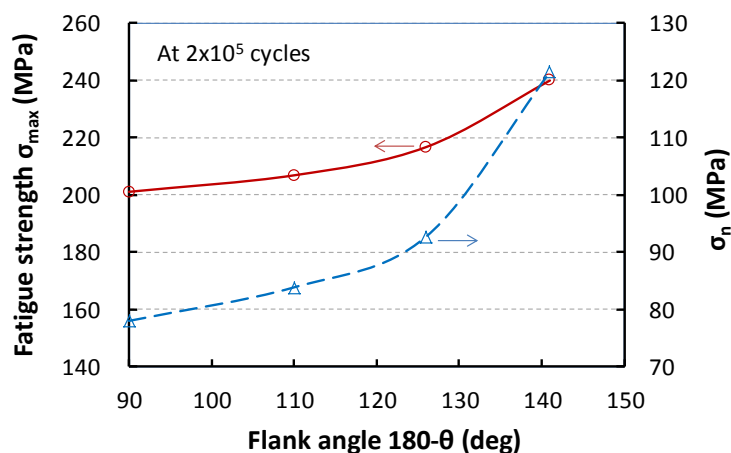


Fig. 8.12 Maximum and nominal fatigue strengths vs. flank angle

8.5 結言

本研究で得られた知見の概要は以下の通りである。

(1) 高クロムステンレス溶接継手における 20 万回曲げ疲労強度はフランク角 126°の試料 A と 141°の試料 B の比較では曲げモーメントあるいはパイプ公称応力の換算で 24%の差であり、測定最大応力で 10%の差である。

(2) 試料 B の曲げ疲労強度が 24%高くなった要因のうち、形状因子の影響は 14%である。こ

れは溶接部とパイプ部が成すフランク角が大きく表面の応力集中が低減されたためである。疲労強度はフランク角が大きいほど増加する。

(3) 同要因のうち、材料因子の影響は 10%である。疲労強度が高くなる原因は、き裂が溶接バンドではなく溶着金属部で発生し進展すること、また元素分布が比較的均一で微細な二相組織であるためである。

(4) 材料因子と形状因子の影響を考慮したフランク角の疲労強度に与える影響の定量的予測法を提案した。

(5) 17Cr フランジ部は粒界で鋭敏化組織が発生したが 30Cr パイプ部は発生しなかったことから、高いクロムと低い炭素の同時含有は耐腐食性に効果的である。

参考文献

- (1) Jacques, J. et al. : Robust SCR design against environmental impacts, *SAE Tech. Paper* 2016-01-0954 (2016).
- (2) Smith, H. et al. : Evaluation and prediction of deposit severity in SCR systems, *SAE Int. J. Engines*, Vol.9, No.3, p.1735-1750 (2016).
- (3) 東雄一 : 自動車技術の進化を支える機能性材料, 自動車技術, Vol.70, No.11, p.16-20 (2016).
- (4) 大聖泰弘 : 自動車用パワートレインの高効率化技術に関する動向と将来展望, 自動車技術, Vol.69, No.9, p.10-17 (2015).
- (5) 才田一幸 : ステンレス鋼の溶接性, 溶接学会誌, Vol.79, No.6, p.40-50 (2010).
- (6) 日本機械学会編 : 機械実用便覧, 丸善, p.111-141 (1990).
- (7) 王晓光 : 触媒マフラフランジとパイプの異種金属隅肉溶接継手における曲げ疲労強度および金属組織, 自動車技術会論文集, Vol.48, No.3, p.751-756 (2017).
- (8) 日本工業標準調査会 : オーステナイト系及びオーステナイト・フェライト系ステンレス鋼溶着金属のフェライト量の測定方法, 日本工業規格, JIS Z 3119 (2006).
- (9) Missori, S. et al. : Laser beam welding of austenitic-ferritic transition joints, *Welding J. (Welding research supplement)*, Mar., p.125-134 (1997).
- (10) 井上裕滋 ほか : $\delta + \gamma$ 二相で凝固するオーステナイト系ステンレス鋼溶接金属のエピタキシャル凝固と晶出相の選択, 溶接学会論文集, Vol.15, No.2, p.281-291 (1997).
- (11) Amuda, M.O.H. et al. : An overview of sensitization dynamics in ferritic stainless steel welds, *Int. J. Corrosion*, Vol.2011, ID 305793, p.1-9 (2011).

第9章 フランジパイプ溶接部のルート疲労破壊特性

9.1 緒言

疲労破壊は破壊事故発生の主要因であることが多く、その発生点が溶接継手であることも多く報告されている^(1, 2)。自動車や建設機械は多様な環境下で走行あるいは作業運転するのでエンジン、路面、作業対象物などからの振動が強く、車体構造とともに構成装置や部品の疲労安全設計が重要である。排気ガス規制対策としてディーゼル車や機械に触媒マフラなどの排気ガス後処理装置が装着されるケースは多くなり、触媒マフラの入口出口にパイプの溶接式フランジで締結する方式が常用されている。実物形状のフランジパイプ溶接継手の疲労強度は残留応力や組立応力と同時に負荷や金属組織状態も相まって標準的試験片から推定することは困難な場合があり、著者らが今までの研究で実物形状試料についていくつかの結果を発表した⁽²⁻⁵⁾。

一方、フランジパイプ溶接継手は材質はもちろん溶接方法や寸法形状などが異なる種類が多くあり、外周溶接継手の止端部破壊に対して内周溶接継手はルート部破壊になることが多いが、薄いパイプを有する異材内周溶接構造の疲労強度特性は明確ではない。溶接継手の強度に影響する要因として、ビードやルート部形状、切欠きや欠陥による応力集中およびその分布状態、ならびに金属組織状態などが挙げられる。そこで、本研究は実車走行や作業運転時の振動によるマフラの溶接部に高い応力が存在することを模擬し、外周ミグ、内周ミグおよび内周ティグ溶接試料の疲労強度を曲げ疲労試験で測定する。FEM 数値応力解析、組織観察および成分分析により溶接形状や金属組織の影響を明確にし、応力集中係数および応力拡大係数を用いてルート疲労破壊の要因を解析する。

9.2 実験方法

9.2.1 試料

溶接継手試料は、図1および表1に示すように、厚さ1.5 mmのフェライト系ステンレス鋼(FSS)薄板を外径60.5 mmの円筒状に成形してシーム溶接した後、パイプ端部を厚さ9 mmの低炭素鋼板(LCS)フランジの内径φ61 mmの穴に挿入して隅肉溶接した。隅肉溶接は3種類として、外周ミグ溶接試料(MIG_{out})と内周ミグ溶接試料(MIG_{in})は直径1.2 mmのソリッドワイヤを使用し、プログラミングされたロボット方式で全自動ミグ全周溶接を行い、内周ティグ溶接試料(TIG_{in})は半自動方式で全周溶接を行った。異材溶接における溶接性、金属組織の微細化、耐衝撃性^(6, 7)や量産性を考慮して本試験にオーステナイト系ステンレス鋼ワイヤを使用した。

表 9.1 に試料の仕様を示す。フランジシール面 $\phi 77$ の平面度 γ として 3 種類の試料それぞれ 10 個を測定した平均値である。平面度の最大最小の範囲は試料 MIG_{out} と試料 TIG_{in} では ± 0.03 mm, 試料 MIG_{in} では ± 0.04 mm であり平面度の約 $\pm 20\%$ に相当するが, 既報⁽⁴⁾ から疲労強度に及ぼす影響 (パイプ応力基準での強度の変化量) は $\pm 1.2\%$ 程度と推定できるため本報は一定として取り扱う。フランジ固定用ボルト穴が 4 個, 穴径が 9 mm で, ピッチ円直径 PCD 90 mm の円周に均等に配置した。外周ミグ試料はフランク角 θ_f が約 110° のものとした。また, 図 9.1 に示すように, 溶接脚長を l と l_1 , 余盛高さを h , 未溶着長さを b とした。パイプとフランジ穴のルート部隙間 δ は $0 \sim 0.5$ mm ほどであった。

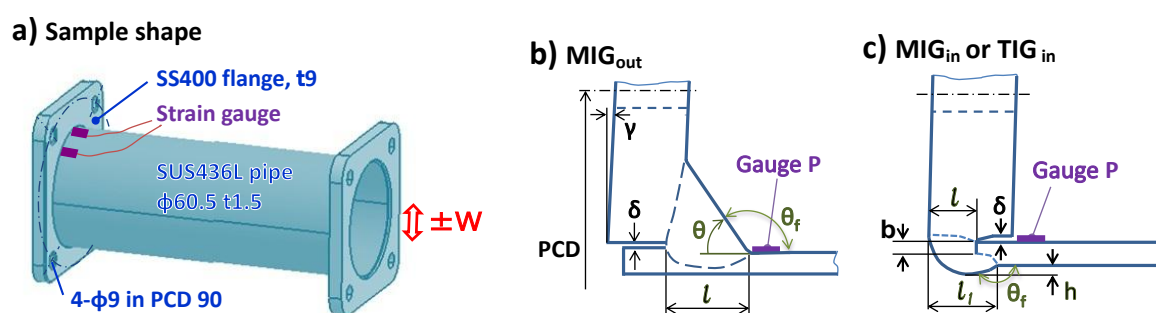


Fig. 9.1 Schematic view of samples and strain gauge positions. (b) and (c) are sectional view

Table 9.1 Specification of welded joints

Sample	Flange flatness γ	Flank angle θ_f	Leg length l	Height of excess metal h	Length b	Strength class
	mm	degree	mm	mm	mm	
MIG_{out}	0.14	110	5.5	6.5	0.0	Low
MIG_{in} 1	0.20	140	5.0	1.1	0.6	Low
MIG_{in} 2					0.2	Medium
MIG_{in} 3					0.0	High
TIG_{in} 1	0.14	165	2.0	0.2	0.0	Low
TIG_{in} 2			3.0			High

Samples MIG_{out} and MIG_{in} : Metal inert gas welding

Sample TIG_{in} : Tungsten inert gas welding

Welding wire: Y309L, $\phi 1.2$ mm

Flange flatness γ : In the seal area of $\phi 77$ mm

Length b : Length of incomplete penetration

9.2.2 疲労試験および応力測定

曲げ疲労試験は最大荷重容量 12 kN の油圧サーボ式疲労試験装置を用いて行った。試料は溶接のままの状態に供試した。図 9.2 に示すように、試料は取り付け面の板厚 12 mm の台座治具に M8 のボルトによって 20 Nm のトルクで締付け固定され、外周溶接試料の破壊起点となる隅肉溶接線のフランジ平面、あるいは内周溶接試料のパイプ側のフランジ平面から 205 mm のスパン距離 L で一定振幅の両振り変動荷重 W （ゼロピーク振幅、全振幅は $\pm W$ ）を負荷した。荷重はロードセルで検出設定し、周波数 10 Hz 正弦波のストローク振幅制御で繰り返して、試料にき裂が発生した回数を破壊回数とし、そのき裂は染色浸透探傷で見分ける程度の大きさとした。外周溶接試料は溶接止端部の表面に未貫通き裂が発生したときの回数、内周溶接試料は内周側のき裂検出なのでき裂がパイプか溶着部を貫通したときの回数である。

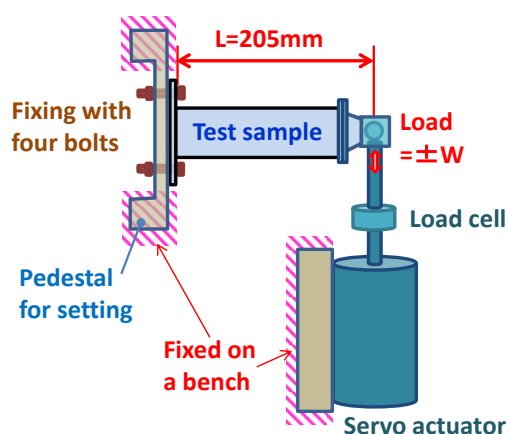


Fig. 9.2 Schematic view of bending fatigue test in ground plan

荷重 W とスパン距離 L から曲げモーメント振幅を算出し、さらにパイプ断面係数で除算した値を公称応力振幅とした⁷⁾。図 1 に示すように、パイプの溶接止端際、あるいはフランジ平面位置のパイプ側に 2 mm 長さのひずみゲージ P をパイプ軸方向に貼り、そこをパイプ応力とした。試料を台座に取り付けたときにフランジ変形により発生した静的組立応力をそのままとし、試験開始後の変動応力振幅を測定した。応力振幅はひずみ振幅（全振幅の 1/2 値）の値に材料の縦弾性係数 206 GPa をかけた値とした。試験中に 60 秒ごと自動記録し、応力振幅の値が設定限界値（初期値に対して $\pm 3\%$ 変化値）に到達した時点で停止してき裂の染色浸透探傷にした。

50 万回サイクルでの疲労強度は鉄鋼材料における疲労曲線の間中点付近であり精度よく試験できる上、実車の悪路耐久頻度に近いので、本研究では 50 万回時間強度を曲げ疲労強度とした。試験した試料のうち、50 万回に近い 33 万回から 79 万回で破壊した試料の結果をもとに、各種類の強度下限品 (Low)、中間品 (Medium)、上限品 (High) に分けて、表 9.1 に併記した。

なお、実際の車両稼働状態では温度上昇の影響が生じ、第 1 章で示したような強度低下が予

想されるが、本章では室温環境での基礎的な強度特性の把握を目的とし、実験の精度と簡便さから環境温度は室温のみとした。

9.2.3 組織試験および成分分析

疲労試験後に試料のき裂部付近の部分を切り出し図 9.1 の断面を観察面として樹脂に包埋し研磨した後、混合酸で表面エッチングして金属顕微鏡で組織観察を行った。同じ領域における元素の成分を走査型電子顕微鏡一体型のエネルギー分散型 X 線分析装置 (SEM-EDS) を用いて分析した。硬さ試験はビッカース硬度計を使用して測定した。これらによって材料因子による疲労破壊への影響を明確にする。

9.2.4 数値応力解析

各試料の軸中心断面形状を模擬し、厚さ 30 mm の部分モデルで二次元有限要素法 (2D-FEM) による静的弾性応力解析を行った。疲労の負荷荷重の効果を抽出するために、フランジ平面度 γ をゼロとし、溶接残留応力や組立ひずみによる応力のような静的応力の影響を一定として取り扱った。後述の図 9.5 で示すようにき裂発生部は隙間が 0.1 mm 以下で小さい上、くさび形状であるので、図 9.3 のメッシュモデルの例に示すように、ルート部隙間 δ を 0.1 mm に設定し、内周溶接試料は切欠き先端部分が辺長 0.5 mm の傾斜とした。なお、 δ を 0.2 mm や 0.5 mm とした解析結果は最大主応力がくさび形状のみに依存し、隙間の大きさに依存しないことを確認している。切欠き先端の 0 点位置付近は大きさ 0.1 mm 程度の三角形要素分割とした。フランジのシール面相当の辺を X 軸および Y 軸方向を拘束して、ボルト相当の左端に軸力相当の荷重 10 kN を与えた。P 点の公称応力が所定値になるようにパイプ相当部の右端 2 mm の長さ

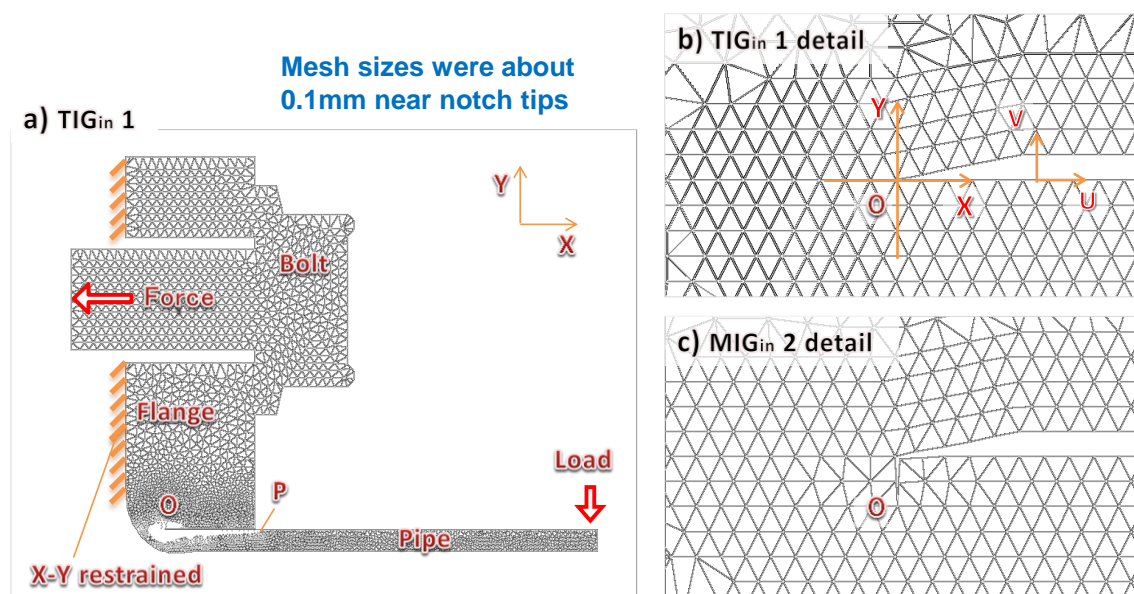


Fig. 9.3 Mesh models of static 2D-FEM analysis

に静的荷重をかけて、断面最大主応力などをシミュレーションして応力分布状況を表した。材料の縦弾性係数は 206 GPa, ポアソン比 ν は 0.3 とした。併せて 0 点近傍の要素の変位 U と V の分布を抽出して応力拡大係数の推定に使用し、その時材料のせん断弾性係数 G は 79.2 GPa とし、平面ひずみ状態とした。なお、メッシュサイズの影響を確認するため MIG_{in} 1 試料においては 0.05~0.15 mm の要素大きさでの解析も行った。

9.3 実験結果および考察

9.3.1 応力振幅と疲労強度

数段階の変動荷重をかけたときの外周ミグ、内周ミグ、内周ティグ溶接試料の公称応力振幅と測定パイプ応力（ゲージ P）の振幅 σ_n を図 9.4 に示す。各応力振幅は曲げモーメント振幅 M_a の上昇に従って比例して線形的に上昇する。一方、同一の曲げモーメント振幅における応力振幅値を比較すると、各試料の公称応力が同じになるが、それぞれの測定パイプ応力は異なる。外周ミグ溶接試料の測定応力振幅が公称応力振幅より高く、溶接際付近の形状変化による応力集中の影響と考えられる。内周溶接試料の測定応力振幅が公称応力振幅とほぼ同じである。よって本研究において公称応力を用いて各試料の曲げ疲労強度の基準とする。

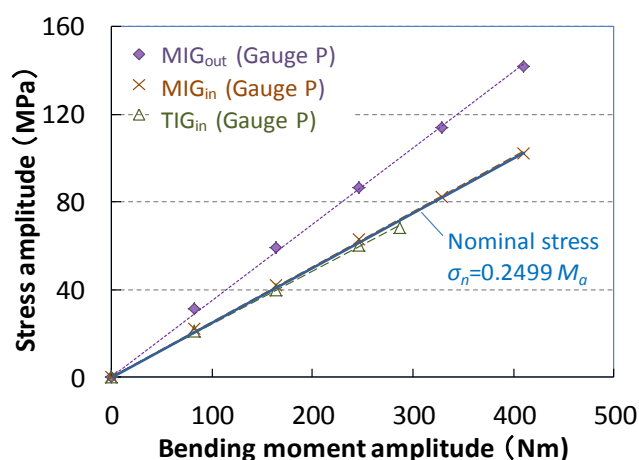


Fig. 9.4 Stress amplitude vs. bending moment amplitude

各試料にそれぞれ一定振幅の変動荷重を与えて曲げ疲労試験を行い、それぞれの曲げモーメント振幅と破壊回数を得て、50 万回に近い 33 万回から 79 万回で破壊した表 9.1 の試料について表 9.2 に示す。既報^③の M-N 疲労曲線の傾き定数を参考に、50 万回破壊時に相当する曲げ疲労強度を推定して同じ表に示す。公称応力の振幅を基準とした場合の 50 万回曲げ疲労強度 σ_n を比較すると、外周ミグ溶接試料に比べて内周ミグ溶接試料が 20% 低いものから 35% 高いものがあり、内周ティグ溶接試料が 17% 低いものから 23% 高いものがある。

なお、疲労試験する前にボルト締め付けによる試料の静的組立応力^④を測定しそのままとし

たが、P点での値は試料 MIG_{out} において 249 MPa であった。これは試料のフランジ平面度がゼロではないために生じたひずみによるものである。疲労試験時に見かけの平均応力がこの値よりも若干高かったこと、溶接残留応力⁽²⁾ が存在することを考慮すると高い静的予応力が重畳され、P点での最小と最大の応力比が 0.4 以上であったと推定される⁽⁴⁾。内周溶接試料の切り欠き部付近も同様と考えられるが、本研究ではフランジ平面度の影響を一定として扱い試料の曲げ疲労強度の相対的比較に視点を置く。

Table 9.2 Bending fatigue strengths at finite life

Sample	Bending moment M_a	Number of cycles to failure	Equivalent fatigue strength at 5×10^5 cycles			
			Bending moment	Nominal stress σ_n	Pipe stress Gauge P	σ_n difference
	Nm	$\times 10^5$	Nm	MPa	MPa	%
MIG _{out}	308	4.97	307	77	107	0
MIG _{in} 1	226	7.00	246	61	62	-20
MIG _{in} 2	369	3.30	331	83	83	+7
MIG _{in} 3	369	7.90	415	104	104	+35
TIG _{in} 1	287	3.20	254	64	61	-17
TIG _{in} 2	410	3.65	379	95	91	+23

Nominal stress σ_n is the ratio of the bending moment amplitude to the section modulus of the pipe cross section

9.3.2 疲労き裂形態と金属組織

疲労き裂発生試料の混合酸エッチング後の断面マクロおよびミクロ写真を図 9.5 に示す。試料名の下に記載してあるのは公称応力の振幅を基準とした 50 万回曲げ疲労強度 σ_n である。図中の赤い矢印がき裂始点位置と進行方向である。外周ミグ溶接試料が外周溶接止端部からのき裂と異なって、内周ミグ、内周ティグ溶接試料はフランジとパイプの隙間の溶接ルート部の切り欠き先端からき裂が発生進展し、破壊となった部位のルート部隙間 δ は 0.1 mm 以下であった。試料 MIG_{in} 3 のき裂がパイプ軸方向 (X 方向) の溶接バンドに沿って進展し貫通したが、ほかの内周溶接試料はパイプの半径方向 (Y 方向) へ進展して貫通した。試料 MIG_{in} 1 および MIG_{in} 2 はパイプ端外周に溶着不十分の部分が少しあったようで、試料 MIG_{in} 1 の溶接バンドの界面がくつきり観察でき、き裂がそれに沿って進展した。試料 TIG_{in} 1 および TIG_{in} 2 は溶接脚長が異なるが、き裂は溶着金属を横切って進展した。

SEM-EDS による図 9.5 の試料の元素分布を測定し、溶着部の青色円の囲み線内の組成成分を表 9.3 に示す。溶け込み率 (溶接ワイヤの希釈率) が試料によって異なり、ミグ溶接試料が 8~28% であることに対して、ティグ溶接試料は 78~82% である。同じ元素含有量から、ニッケル当量 Ni_{eq} とクロム当量 Cr_{eq} を次の式(1)および式(2)で⁽⁶⁾ 計算して表 9.3 の値を得た。



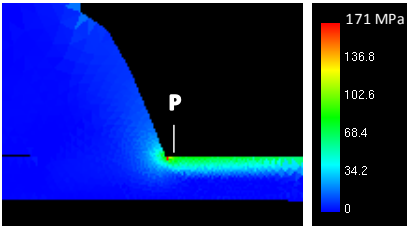
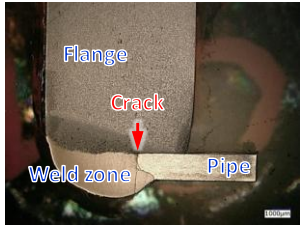

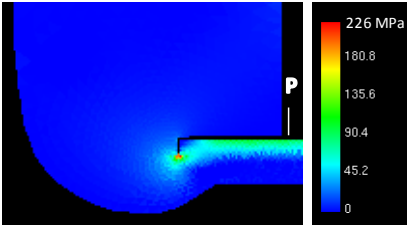
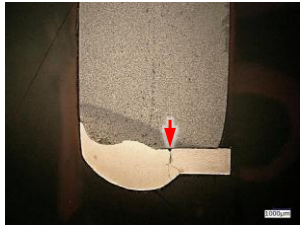
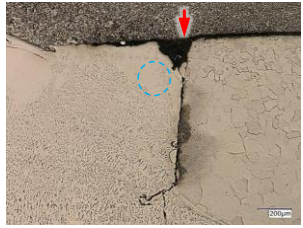
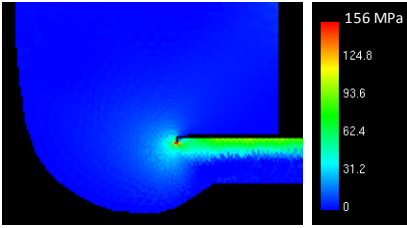


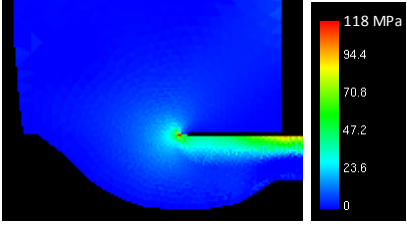

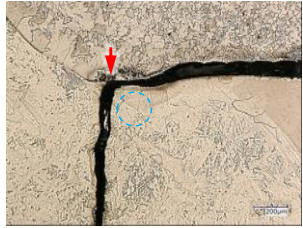
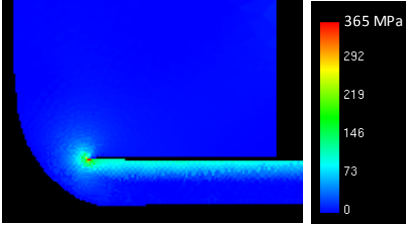


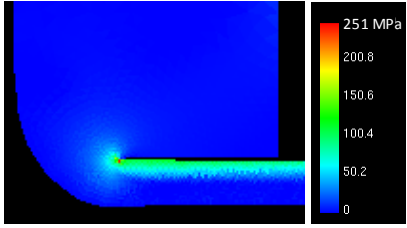
Sample σ_n^*	Cracking macrograph 2mm	Cracking micrograph 200 μ m	FEM maximum principal stress σ_{Max} under a certain load**
MIG _{out} 77 MPa			
MIG _{in 1} 61 MPa			
MIG _{in 2} 83 MPa			
MIG _{in 3} 104 MPa			
TIG _{in 1} 64 MPa			
TIG _{in 2} 95 MPa			
Remarks	<p>Red arrows are crack initiation position and propagation direction Blue circles are area of SEM-EDS analyses * Equivalent nominal stress at 5×10^5 cycles to failure ** Nominal stresses were equal to 100 MPa at the point P ($\sigma_P = 100$ MPa)</p>		

Fig. 9.5 Fracture mode and FEM stress in samples

$$Ni_{eq} = \%Ni + 30 \%C + 0.5 \%Mn \quad (1)$$

$$Cr_{eq} = \%Cr + \%Mo + 1.5 \%Si + 0.5 \%Nb \quad (2)$$

ここで、 $\%E_i$ は元素 E_i の含有量である。

これらの当量から、シェフラー組織図に合わせた室温組織とフェライト相 (F) の含有量を推定して同じ表に示す。ミグ溶接試料はオーステナイト相(A)+フェライト相(F) 4~9%の混合組織になり、ティグ溶接試料はマルテンサイト相(M)+フェライト相(F) 7~20%の混合組織になる。

また、表 9.3 のクロムとニッケルの当量比から、ミグ溶接試料の Cr_{eq}/Ni_{eq} 値は 1.57~1.87 であり、Fe-Cr-Ni 合金状態図⁽⁶⁻⁸⁾ により高温からの凝固過程は初晶 F+(F+A 晶出)の二相凝固であると推定される。室温までの冷却過程で F→A 相変態によりフェライト相の体積率が減少し、図 9.5 に示すように室温時は A+F 組織の中のフェライト相の大部分はバミキュラー状と同定される。ただし、試料 MIG_{in} 3 の Cr_{eq}/Ni_{eq} 値が 1.87 であり、溶接き裂部付近の局部において元素偏析によりフェライト相がアシキュラー状に近い。

一方、ティグ溶接試料の Cr_{eq}/Ni_{eq} 値が 2.85~3.51 であり、高温からの凝固過程はフェライト単相凝固であり、低温域でマルテンサイト相変態があると推定される。室温までの冷却過程でオーステナイト相が一部分析出して F+A になり、低温域でオーステナイト相がマルテンサイト相に変態して、図 9.5 に示すように室温時は M+F の二相組織になる。以上より、ティグ溶接試料の溶着金属が M+F 二相組織でありき裂が横切って進展するので、ミグ溶接試料の A+F 二相組織と母材熱影響部の溶接バンドに沿ってき裂が進展することよりもき裂先端付近では局部的に高い強度を有すると推定される。

Table 9.3 Chemical composition and metal structure of weld zones

Sample	C	Si	Mn	Ni	Cr	Ti	Mo	Ni _{eq}	Cr _{eq}	Cr _{eq} /Ni _{eq}	D rate*	Structure
MIG _{out}	0.014	0.40	1.18	12.42	21.97		0.09	13.42	22.66	1.69	8%	A + F 8%
MIG _{in} 1	0.022	0.97	1.25	11.99	20.30	0.04	0.03	13.27	21.87	1.65	11%	A + F 7%
MIG _{in} 2	0.026	0.40	1.23	11.23	19.17		0.04	12.62	19.81	1.57	17%	A + F 4%
MIG _{in} 3	0.023	0.37	1.03	9.76	19.73	0.06	0.17	10.97	20.58	1.87	28%	A + F 9%
TIG _{in} 1	0.052	0.09	0.08	2.47	13.51	0.15	0.36	4.08	14.31	3.51	82%	M + F 20%
TIG _{in} 2	0.051	0.11	0.56	2.93	12.86	0.08	0.34	4.74	13.53	2.85	78%	M + F 7%

Compositions were measured by SEM-EDS, except for carbons which were estimated (mass %)

* Dilution or penetration rate of welding wires

なお、図 9.5 およびほかの顕微鏡観察の結果により、溶着金属に接するパイプ熱影響部のフェライト相は結晶の粗大化があり、平均結晶径が母材の約 20 μm から熱影響部の約 150 μm の大きさに成長した。溶着金属に接するフランジ熱影響部 (HAZ) のフェライト相は粗粒の混合相へ変態した。ミグ溶接とティグ溶接試料は同じで、パイプやフランジの熱影響部の明白な組

織的な相違が認められなかった。

測定した MIG_{in} 1 および TIG_{in} 1 試料のき裂付近の数点平均のビッカース硬さを表 9.4 に示しており、MIG_{in} 1 試料の模式図を例に図 9.6a に示す。図 9.6b および 6c はビッカース圧痕および座標 X に沿った硬さ分布である。疲労限度 σ_{wL} とビッカース硬さ H の関係は以前の研究⁽⁹⁾ から得られている式 (3) で表す。

$$\sigma_{wL} = 1.6 H \quad (3)$$

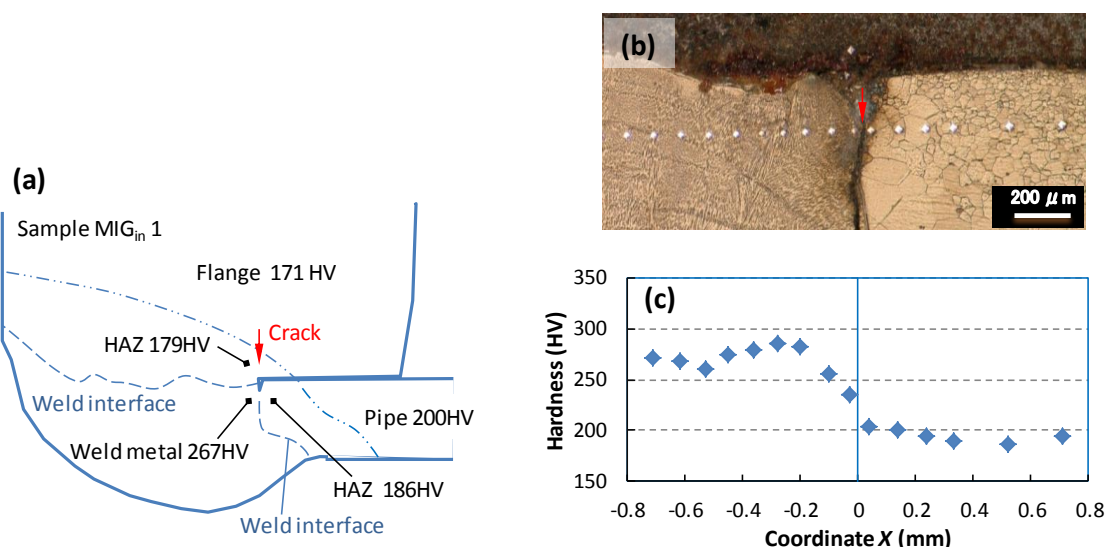


Fig. 9.6 Illustration near the weld zone and the hardness of regions in the sample MIG_{in} 1 (a), Vickers' indentations (b), and hardness distributions (c). HAZ: Heat affected zone

Table 9.4 Hardness and estimated local fatigue limit of regions in the samples

Region	Pipe		Flange		Weld metal	
	BM	HAZ	BM	HAZ	MIG	TIG
Hardness (HV)	200	186	171	179	267	321
σ_{wL} (MPa)	320	298 ^{M1, M2}	274	286 ^{M3}	427	514 ^{T1, T2}
Strength ratio (%)	100	93	86	90	133	161

BM: Base metal, HAZ: Heat affected zone
^{M1, M2}: Criteria for samples MIG₁ and MIG₂, ^{M3}: Criterion for sample MIG₃
^{T1, T2}: Criteria for samples TIG₁ and TIG₂

局所の疲労限度 σ_{wL} はパイプの熱影響部 (HAZ) で 298MPa であり、MIG 試料の溶着金属部で 427MPa、TIG 試料の溶着金属部で 514MPa である。ここでは疲労限度は平均応力がゼロの平滑試験片の値であることに注意すべきである。TIG 試料の溶着金属部で硬さが高くてそこからき

裂が進展するから、局部の疲労強度はき裂が溶接バンドで発生しパイプあるいはフランジ HAZ 部強度に依存する MIG 試料よりも 2 倍ほど高いと推定される。

使用材料の組成は同じであるが、MIG と TIG 試料の溶接溶け込み率が大きく異なるため、金属組織が大きく異なる。推定された局部疲労限度 σ_{wL} は代わりにき裂先端近傍の局部疲労抵抗力として破壊の基準とすることが妥当と考える。き裂が MIG 試料のように溶接バンドに沿って進展する場合は、破壊の基準をき裂隣接の HAZ 部とし、き裂が TIG 試料のように溶着金属を横切って進展する場合は、破壊の基準は溶着金属部とする。表 9.4 のイタリック字の値は本研究の破壊基準に用いることとする。

9.3.3 き裂部付近の応力

二次元有限要素法 (2D-FEM) による各試料断面形状における静的弾性応力の数値解析の最大主応力分布を図 9.5 に示す。P 点の公称応力が 100 MPa になるように一定の静的荷重をかけたので ($\sigma_P = 100$ MPa), 各試料のメモリバーの最大値は最大応力であり、公称応力との比を応力集中係数 K_t とすると、例えば MIG_{out} 試料の応力集中係数は 1.71 になる。ミグ溶接試料の最大応力は 118~226 MPa, ティグ溶接試料の最大応力は 251~365 MPa である。ティグ溶接試料の方は溶接脚長が短く余盛が少ないので応力集中係数が高い。

一定荷重 ($\sigma_P = 100$ MPa) におけるティグ溶接試料の最大主応力 σ_{Max} , X 軸方向応力 σ_X および Y 軸方向応力 σ_Y と溶接脚長の関係を図 9.7 に示す。溶接脚長が長くなるに従って各応力が低下するが、3.5 mm を超えると横ばいになる傾向がある。余盛形状を同じように設定したことが理由である。 σ_X が σ_Y より高いことで、疲労き裂が Y 軸に近い方向へ進展したことになる。試料 MIG_{in} 3 を同じ図にプロットして比較して見ると、各応力が低いことだけでなく、 σ_X は σ_Y より低いので、疲労き裂が X 軸に近い方向へ溶接バンドに沿って進展したことと力学的に対応する。

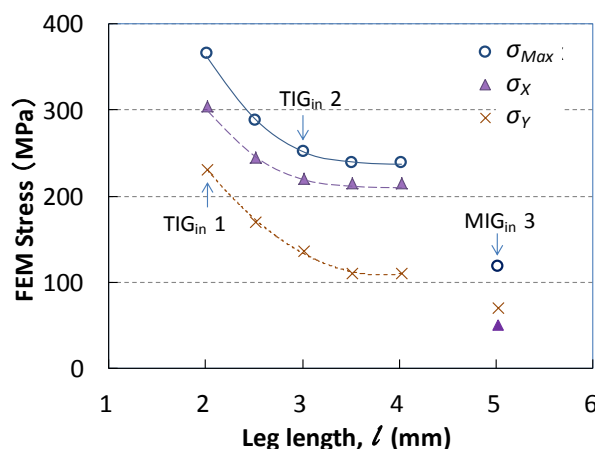


Fig. 9.7 FEM stress vs. leg length

また、一定荷重 ($\sigma_P=100$ MPa) におけるミグ溶接試料の σ_{Max} , σ_X および σ_Y と未溶着長さの関係を図 9.8 に示す。試料 MIG_{in} 1 の未溶着長さは 0.6 mm の設定としている。未溶着長さが短いほど各応力が下がる傾向であり、試料 MIG_{in} 1 および MIG_{in} 2 の σ_X が σ_Y より高いことで、疲労き裂が Y 軸に近い方向へ進展したと力学的に対応する。試料 MIG_{in} 3 の余盛形状がほかの試料と異なるが、同じ図にプロットして比較しても各応力は低く、 σ_X は σ_Y より低い。

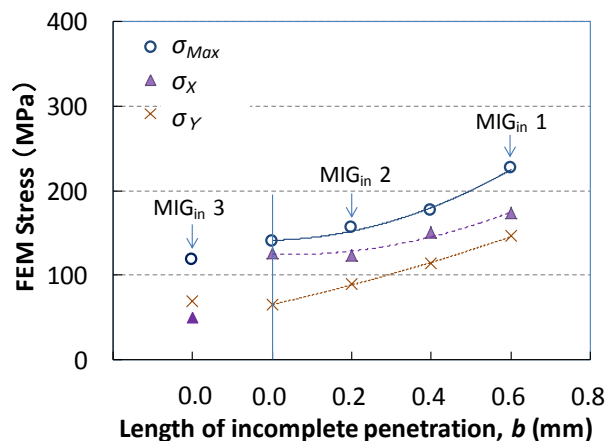


Fig. 9.8 FEM stress at vs. length of incomplete penetration

一方、各試料の 50 万回曲げ疲労強度 σ_n とその応力集中係数およびその疲労破壊荷重 ($\sigma_P=\sigma_n$) における最大主応力の最大値 σ_{Max} との関係を整理して図 9.9 および図 9.10 に示す。ミグ溶接試料とティグ溶接試料はそれぞれのグループで相関関係があり、材料的特性に近い試料同士では応力集中係数が高くなると疲労強度が低くなる。それぞれのグループで最大主応力のレベルは近いがグループ間では大きく異なる。ティグ溶接試料の応力集中係数が高く破壊時の最大主応力も高い。

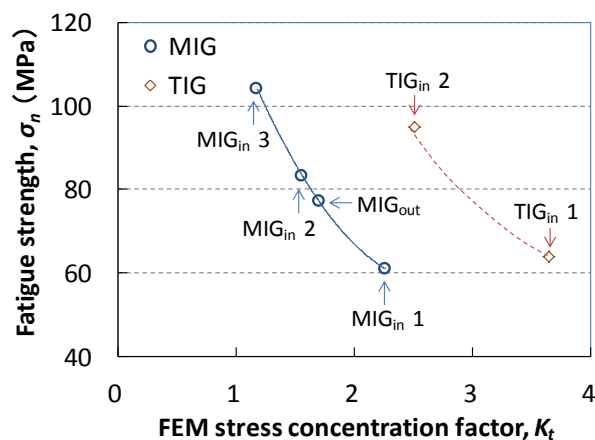


Fig. 9.9 Relationships between bending fatigue strength at 5×10^5 cycles and FEM stress concentration factor

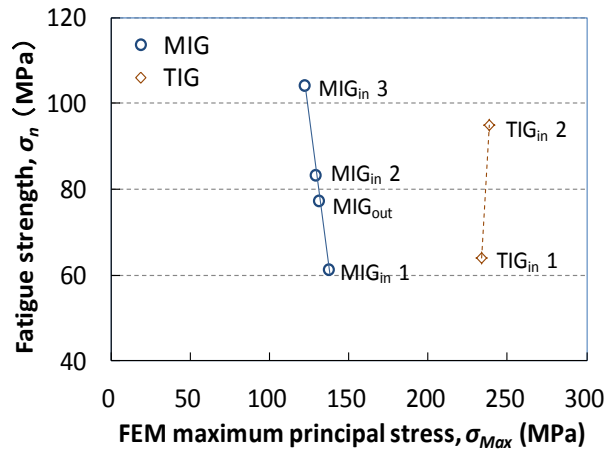


Fig. 9.10 Relationships between bending fatigue strength at 5×10^5 cycles and FEM maximum principal stress

図 9.11 は 50 万回公称疲労強度 σ_n と σ_{wL}/K_t 比の関係を示し、 σ_{wL} は表 9.4 の局部疲労限度値である。全試料の疲労強度プロットはき裂先端近傍の局部疲労抵抗に比例し、 K_t に反比例する。これは、内周溶接部品の疲労強度が形状効果と材料効果が明確であれば推定できることを意味する。この関係は次の式で表される。

$$\sigma_n = C_n \sigma_{wL} / K_t \quad (4)$$

ここで C_n は定数、今回の試料において 0.71 である。

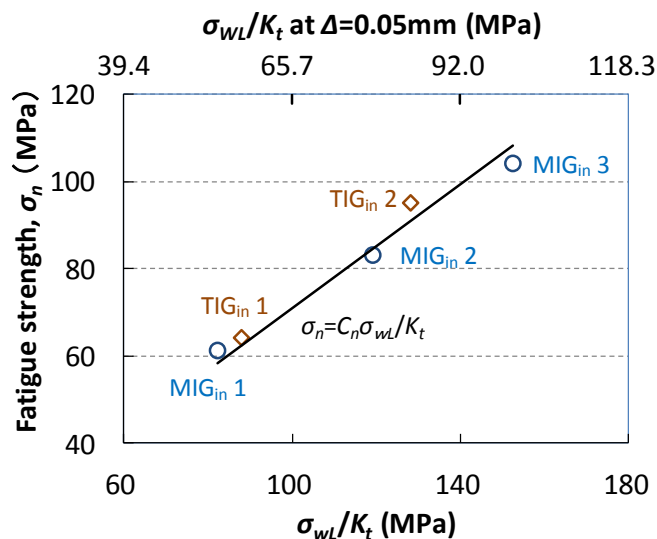


Fig. 9.11 Relationship between nominal fatigue strength at 5×10^5 cycles and the ratio of local fatigue strength to stress concentration

なお、応力集中箇所の解析では、最大応力が要素サイズに強く依存し、要素を小さく分割すると応力集中係数が高くなることが確認されている。ここでMIG_{in} 1 試料モデルのメッシュサイズ Δ を 0.05~0.15mm に変化させた解析を行った。50 万回破壊時の FEM 最大主応力（左軸）、応力集中係数（右軸）とメッシュサイズの関係を図 9.12 に示す。メッシュサイズが 0.05mm を用いると σ_w/K_t 値が異なり、このときの式 (4) の定数は $C_n=1.08$ になる。また、解析はフランジ平面度をゼロとしたときの結果であり、実試料のフランジ平面度による影響⁽⁴⁾ を考慮していない。一方、切欠き先端における小規模降伏の塑性域の大きさが材料の降伏点に依存し、結晶粒径に近いため、破壊最大応力は金属組織にも依存する^(1, 8, 10)。以上のことは、幾何学形状の異なる各試料間の相対的な応力比較を行う上では本質的な影響を及ぼさないと考えられる。

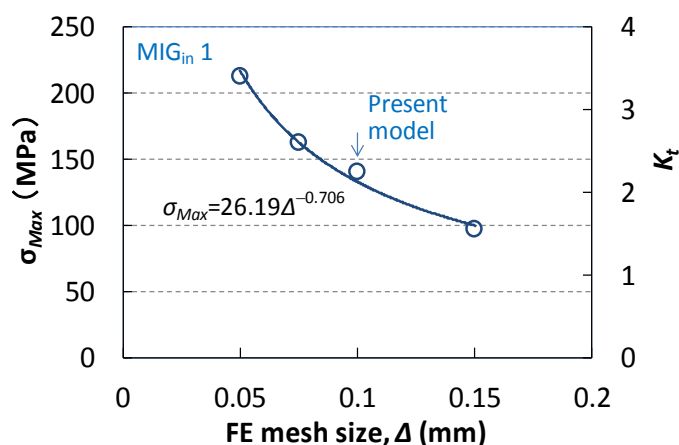


Fig. 9.12 Relationship between FEM maximum principal stress or stress concentration factor and the mesh size.

9.3.4 応力拡大係数

前述までの切欠きをき裂と見なして応力拡大係数を求めた。例えばMIG_{in} 3 とティグ溶接試料におけるき裂先端近傍でのき裂開口変位とせん断変位の比は 2.5~3.3 であり、モード I（開口型）が支配的であるもののモード II（面内せん断型）が無視できない。そこで、混合モード下での最大応力基準の応力拡大係数^(1, 8-12) K_{Max} を式(3)~式(7)のように決定した。

$$K_I = \sigma_Y (2\pi |X|)^{1/2} \quad \text{at } X < 0$$

$$\text{or } = V(2G/(\kappa+1))(2\pi/X)^{1/2} \quad \text{at } X > 0 \quad (5)$$

$$K_{II} = \tau_{XY} (2\pi |X|)^{1/2} \quad \text{at } X < 0$$

$$\text{or } = U(2G/(\kappa+1))(2\pi/X)^{1/2} \quad \text{at } X > 0 \quad (6)$$

$$\theta_M = \mp \cos^{-1}((3K_{II}^2 + K_I(8K_{II}^2 + K_I^2)^{1/2}) / (9K_{II}^2 + K_I^2)) \quad (7)$$

$$K_{Max} = \cos(\theta_M/2)(K_I \cos^2(\theta_M/2) - 3/2 K_{II} \sin \theta_M) \quad (8)$$

$$K_{Max} = K_{Max(0)} + C_M X \quad (9)$$

ここで、 $\kappa = 3 - 4\nu$ (平面ひずみ状態)、 K_I と K_{II} はモードIとモードIIの応力拡大係数、 τ_{XY} はせん断応力、 θ_M は最大主応力面の角度、 C_M は定数である。

K_{Max} の決定に際しては、応力法 ($X < 0$ における X 軸上の σ_Y もしくは τ_{XY} から計算)と変位法 ($X > 0$ における X 軸上の変位 U もしくは V から計算)による接続外挿法に準じ⁽¹²⁾、き裂先端 ($X = 0$)における値として式(7)の $K_{Max(0)}$ を採用した。図9.13にTIG_{in}1の K_{Max} の分布を例として示す。き裂先端近傍の応力分布が X 軸対称ではないために応力法の結果のばらつきが大きい、変位法の外挿結果を利用することによって接続直線の切片の $K_{Max(0)} = 3.01$ を決定することが可能である。

なお、試料MIG_{in}1とMIG_{in}2のき裂は垂直方向なので、上記方向と異なった方向で計算を行った。この二試料のき裂開口変位とせん断変位の比は13.5~21.5であったが、同じく混合モードで $K_{Max(0)}$ を決定した。

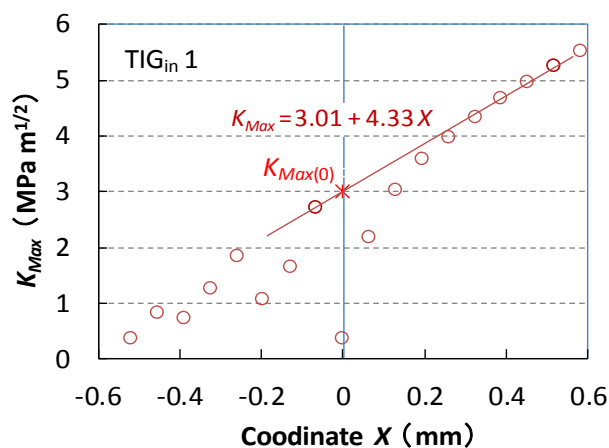


Fig. 9.13 Stress intensity factor of sample TIG_{in} 1 from FEM results

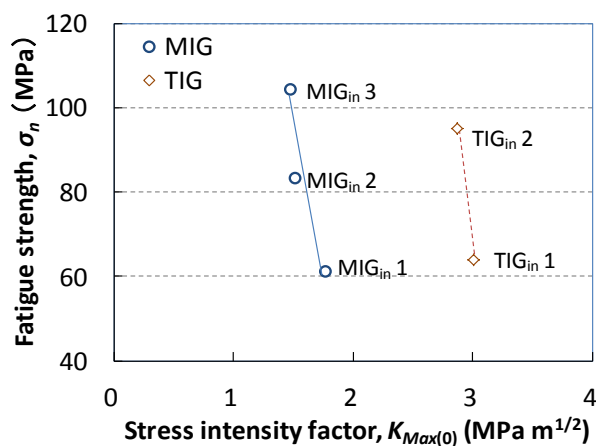


Fig. 9.14 Relationships between bending fatigue strength at 5×10^5 cycles and stress intensity factor

各試料の 50 万回曲げ疲労強度 σ_n とその疲労破壊荷重 ($\sigma_p = \sigma_n$) における応力拡大係数 $K_{Max(0)}$ 値をプロットして図 9.14 に示す。ミグ溶接試料とティグ溶接試料はそれぞれのグループで近いレベルの応力拡大係数で疲労破壊することは最大主応力の傾向と同じである。材料的特性が近い試料同士では近いレベルの応力拡大係数を有し、ティグ溶接試料が倍ほど高い。

応力集中係数、最大主応力、応力拡大係数がともに高いティグ溶接試料がミグ溶接試料と同等の疲労強度を有することは、その溶着金属部が M+F 二相組織であり、溶接バンド部よりもき裂先端付近に局部的に高い疲労抵抗力を示したことに起因するものと推定される。表 9.3 から、ミグ溶接試料の溶着金属の組成がオーステナイト鋼 SUS304 と SUS309 の間であり、0.2% 耐力が 250~420 MPa 程度と推定され、ティグ溶接試料の溶着金属の組成はマルテンサイト鋼 SCS6 と SUS410 (焼き入れ処理) の間であり、0.2% 耐力が 540~1030 MPa 程度と推定される^(7,13)。材料の疲労強度が 0.2% 耐力とある範囲で正の相関関係があること、M+F 二相組織鋼の下限界応力拡大係数範囲が大きいこと、SCS6 鋼 (13Cr-4Ni の M 相主体の混合組織) の破壊靱性がよいこと^(8-10, 13-15) から、本研究においての試料の曲げ疲労強度が金属組織とのよい対応が裏付けられる。TIG 溶接のフェライト+マルテンサイト構造の局部疲労抵抗力は MIG 溶接のフェライト+オーステナイト構造よりも 2 倍ほど高い。

9.4 結言

本研究から得られた知見の概要は以下の通りである。

(1) フランジパイプ溶接継手の 50 万回曲げ疲労強度の比較では外周溶接品に比べて内周溶接品が 20% 低強度から 35% 高強度でばらついた。

(2) 内周溶接品の疲労き裂始点はフランジとパイプ間の切欠き部のルート破壊である。き裂の進展方向は FEM 解析の応力方向と直交する方向に近く、応力解析の結果をもとに推定可能である。

(3) ミグ内周およびティグ内周溶接品がそれぞれのグループで近いレベルの最大主応力および応力拡大係数で疲労破壊する。材料特性が近い試料同士では応力集中係数が重要パラメータであることが示された。

(4) き裂が溶接バンドに沿って進展するミグ溶接品よりも、マルテンサイトとフェライト二相組織の溶着金属部を横切って進展するティグ溶接品の方はき裂先端付近では局部的に高い疲労抵抗力を示す。曲げ疲労強度は金属組織とよい対応を示す。

(5) 溶接方法の違いによって溶け込み率が大きく異なり、溶着金属組織がオーステナイト+フェライト混合相かマルテンサイト+フェライト混合相の場合は、き裂近傍の局部疲労抵抗力が二倍ほど異なる。

(6) 疲労強度はき裂近傍の疲労抵抗力 σ_{wL} に比例し、応力集中係数 K_t に逆比例する。すなわち $\sigma_n = C_n \sigma_{wL} / K_t$ である。

参考文献

- (1) Cotterell, B. : The past, present, and future of fracture mechanics, *Eng. Fract. Mechanics*, Vol.69, No.5, p.533-553 (2002).
- (2) 栗村隆之, 秋庭義明: 溶接残留応力と X 線残留応力測定, *材料*, Vol.58, No.10, p.873-878 (2009).
- (3) 王晓光: 触媒マフラフランジとパイプの異種金属隅肉溶接継手における曲げ疲労強度および金属組織, *自動車技術会論文集*, Vol.48, No.3, p.751-756 (2017).
- (4) Oh, G. : Bending fatigue strength and the effect of assembling stress on fillet welded joints of catalyst muffler flange pipes, *Int. J. Automotive Eng.*, Vol.8, No.2, p.87-94 (2017).
- (5) Oh, G. : Bending fatigue and microstructure of fillet welded joints with high chromium stainless pipe for catalyst muffler, *SAE Tech. Paper*, 2017-01-0472 (2017).
- (6) 才田一幸: ステンレス鋼の溶接性, *溶接学会誌*, Vol.79, No.6, p.40-50 (2010).
- (7) 日本機械学会編: *機械実用便覧*, 丸善, p.113-253 (2011).
- (8) 日本材料学会編: *材料強度学*, 日本材料学会, p.65-127 (1986).
- (9) Murakami, Y. : High and ultrahigh cycle fatigue, In: *Comprehensive Structural Integrity: Cyclic Loading and Fatigue*, Ritchie, R. O. and Murakami, Y. eds., Elsevier, pp.41-76 (2003).
- (10) 田中啓介, 中井善一, 秋庭義明: 鉄鋼材料の疲労破壊の機構と力学, *鉄と鋼*, Vol.79, No.8, p.908-919 (1993).
- (11) 宇佐美三郎: 疲労き裂進展の支配因子, *材料*, Vol.35, No.391, p.452-458 (1986).
- (12) 藤崎涉 ほか: 応力拡大係数の外挿決定法の改善, *材料*, Vol.45, No.10, p.1083-1089 (1996).
- (13) 岩渕義孝: ソフトマルテンサイトステンレス鋼の応用における諸問題, *日本金属学会会報*, Vol.31, No.12, p.1048-1055 (1992).
- (14) 杉本公一 ほか: TRIP 型ベイナイト鋼板の疲労強度特性, *鉄と鋼*, Vol.84, No.8, p.559-564 (1998).
- (15) Paul, S. K.; Stanford, N. and Hilditch, T. : Austenite plasticity mechanisms and their behavior during cyclic loading, *Int. J. Fatigue*, Vol.106 (Jan.), p.185-195 (2018).

第 10 章 フランジパイプ溶接継手の残留応力および組立

応力の解析と疲労強度予測

10.1 緒言

ディーゼル車や機械に触媒マフラなどの排気ガス後処理装置が装着される場合、触媒マフラの入口出口にパイプの溶接式フランジで締結する方式が常用されている。実物形状のフランジパイプ溶接継手は溶接残留応力やボルト締結によって発生する組立応力が存在し、応力集中と相まって溶接継手の疲労強度に大きな影響を与える⁽¹⁻³⁾。一般的に残留応力および組立応力は平均応力として取り扱うことが多く、厚い板同士の溶接構造においては Goodman 則が適用されることが多い^(4, 5)。しかし、厚いフランジと延性が高い薄いパイプの溶接構造では、残留応力および組立応力は平均応力と異なる影響を示しており、Goodman 線には沿わないことで疲労強度の予測が困難になっている。

組立応力がひずみゲージ法である程度測定されるが、残留応力については対象部位の切断や穿孔によるひずみ解放法以外の測定が難しい。残留応力は X 線回折法による非破壊的測定が標準化され、工業的にも利用されている^(6, 7)。しかしながら、溶接部では形状が不規則で場所制限が厳しいだけでなく、拘束や応力集中によるひずみの急峻な傾きや溶接による結晶粒の粗大化があって微小領域での測定精度に大きな影響を与えることも難点として取り上げられる。本研究では、フランジパイプ溶接継手の試料を用いて、残留応力の測定を行ってその分布状態を明確にし、組立応力を算出してひずみゲージ法の測定値と比較し、有限要素解析 (FEM) の応力と合わせて検証する。曲げ疲労試験を行い、残留と組立応力が強度への影響を明確にする。

一方、残留応力や組立応力の影響だけではなく、溶接止端部の応力集中状態と金属組織も疲労強度に大きな影響を与える⁽⁸⁻¹⁰⁾。変動負荷時の応力集中は主に溶接フランク角によって左右されるが、溶接止端部の材料的要因、例えば溶着金属の組織状態や溶接バンドの存在位置も材料的特性として疲労強度に影響を与える。本研究では溶接フランク角と金属組織の影響度合いも明確にし、パイプ径と厚さの影響を含めて系統的に検討することにより、簡便設計を目的にフランジパイプ溶接継手の疲労強度を推定し予測することを可能にする。

10.2 材料および実験方法

10.2.1 材料と溶接試料

溶接継手試料は、図 10.1a に示すような形状である。右側フランジは疲労試験機と締結するために溶接されたが、試料左側の製作過程を以下に示す。厚さ $t = 1.5 \text{ mm}$ の 17Cr-1Mo-Ti

フェライト系ステンレス鋼 (SUS436L 相当) 薄板を外径 $D=60.5$ mm の円筒状に成形してシーム溶接した後、パイプ端部を厚さ 9 mm の低炭素鋼 (SS400) 板フランジの穴に挿入してパイプ外周とフランジをすみ肉溶接した。直径 1.2 mm のソリッドワイヤを使用し、プログラミングされたロボット方式で全自動ミグ全周溶接を行った。異材溶接における溶接性、金属組織の微細化、耐衝撃性や量産性などを考慮して本試験に 24Cr-13Ni のオーステナイト系ステンレス鋼ワイヤ (Y309L 相当) を使用した。

使用材料の化学成分および試料溶接部の分析結果は表 10.1 にまとめて示す。パイプの材料鋼板の機械的特性として、0.2%耐力は 290 MPa, 引張強さは 465 MPa, 真破断応力は 595 MPa, 伸び率は 33%であった。また、その標準的平滑試験片を用いて Schenck 式疲労試験機⁽⁸⁾を用いて周波数 25 Hz の平面曲げ疲労試験の結果から、曲げ疲労限度は 250 MPa, 20 万回疲労強度は 392 MPa であった。

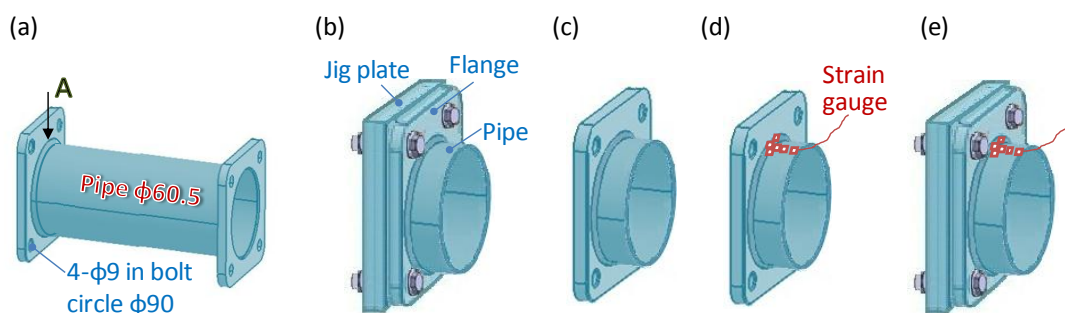


Fig. 10.1 Schematic view of sample and measurement procedure. (a) As-welded; (b) Cut and fastened with 4 bolts, X-ray measurement; (c) Released, X-ray measurement; (d) Released, strain gauge attachment; (e) Fastened with 4 bolts, strain gauge measurement

Table 10.1 Chemical composition of materials and metal structure of weld zones

Sample	C	Si	Mn	Ni	Cr	Ti	Mo	Ni _{eq}	Cr _{eq}	Cr _{eq} /Ni _{eq}	D rate*	Structure
Flange	0.1	0.11	0.01		0.11			3.01	0.28			
Pipe	0.005	0.09	0.05		17.18	0.19	1.02	0.18	18.72			
Welding wire	0.015	0.53	1.78	13.50	23.51			14.84	24.31			
MIG ₁₄₀	0.024	0.41	1.14	10.27	21.08		0.13	11.55	21.83	1.89	24%	A + F 13%
MIG ₁₁₀	0.014	0.40	1.18	12.42	21.97		0.09	13.42	22.66	1.69	8%	A + F 8%

Composition were measured by SEM-EDS except for carbons which were estimated (mass%).

* Dilution or penetration rate of welding wires

左側フランジ固定用ボルト穴が 4 個、穴径が 9 mm で、ピッチ円直径 90 mm の円周に均等に配置した。フランジのシール面は直径 77 mm の円内であった。溶接継手はフランク角 θ_f によって二種類に分け、 $\theta_f=110^\circ$ の試料は MIG₁₁₀ とし、 $\theta_f=110^\circ$ の試料は MIG₁₄₀ とした。フラ

レンジシール面の平面度 γ は $0.14 \text{ mm} \pm 0.03 \text{ mm}$ であった。なお、図 10.2a に示すように、 θ_f はフランク角で、溶接止端部における溶着金属とパイプのなす角であり、 γ はフランジのシール面（フランジの内円縁から 4 個のボルト穴縁までのリング状の面）の最大高低差である。

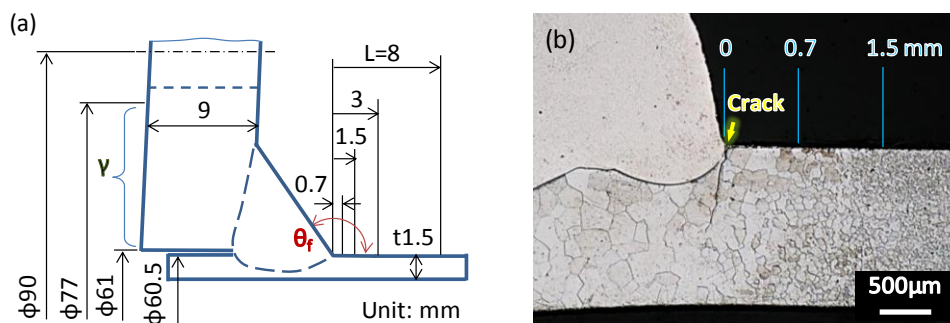


Fig. 10.2 Schematic view of X-ray and strain gauge measurement positions and microstructure

10.2.2 残留応力と組立応力の測定

図 10.1 に示すように、図 10.1a の試料 MIG₁₁₀ を矢印 A の溶接止端ラインから 10 mm 長さの位置にて切断機で切断し、(b)のように試料フランジ端を 4 本の M8 ボルト、各 20 Nm のトルクで厚さ 16 mm の SS400 鋼の穴付き切り出し板（平面度 0.02 mm）と締結した。締結状態で $\sin^2\psi$ 法による X 線応力を測定し、測定終了後は(c)のようにボルトを外して再度同じ箇所解放状態の X 線応力を測定した。X 線測定の際試料の表面は未処理のままで行ったが、測定後に電気抵抗ひずみゲージを接着するために、中目#240 のサンドペーパーで試料表面を研磨した。(d)に示すように有効長さ 1 mm の単軸ひずみゲージを溶接止端ライン付近複数か所にパイプ軸方向と円周方向に貼り、ひずみゲージブリッジの電気出力のゼロ調整を行った。(e)に示すように再びボルトで切り出し板と締結して、ひずみゲージ法で組立応力を測定した。

図 10.2 に X 線測定の位置とひずみゲージの貼り付け位置を示す。(a)と(b)は溶接部の断面図であり、X 線の照射は溶接止端ラインから軸方向 (axi , 溶接線直角方向) の距離 $L=0.7, 1.5, 3, 8 \text{ mm}$ の位置に合わせた。コリメーター径は 0.5 mm なので照射範囲は直径約 0.7 mm であった。ひずみゲージはパイプ軸方向の距離を X 線照射場所に合わせ、軸方向と円周方向 (cir , 溶接線方向) にそれぞれの方向を合わせた。なお、軸方向で溶接ビードとパイプの半々程度の中間点にひずみゲージの中心を合わせて貼り、軸方向ゼロ位置 $L=0 \text{ mm}$ とした。溶接ビードの表面 $L=-1 \text{ mm}$ 位置にもひずみゲージを貼りつけた。測定した両方向のひずみを Hooke 則から平面応力状態として軸方向応力 σ_{axi} 、円周方向応力 σ_{cir} に換算した。ここでの応力はひずみゲージ長さの平均値になるが、溶接止端部では平面ではなくフランク角のある角の形状で軸方向のひずみ値が高く測定される⁽¹¹⁻¹⁴⁾。パイプ材料の縦弾性係数 E は 206 MPa、ポアソン比 ν は 0.3 とした。

実験室固定式の微小部 X 線応力測定装置を用いて、 $\sin^2\psi$ 法にて応力測定を行った。特性 X 線には Cr-K α 線を用いてフェライト系の 211 面の回折について測定した。一つの試料測定点

で X 線入射角 ψ を変えて $\sin^2\psi$ の値が 0 から 0.5 までの 7 点，試料の軸方向応力 σ_{axi} について側傾法，円周方向応力 σ_{cir} について並傾法にて回折角を測定した．粗大結晶粒の影響を低減するために入射角の揺動幅を $\pm 10^\circ$ とした．測定した回折線プロファイルは $K\alpha_2$ と $K\alpha_1$ の強度比を 0.5 とし，Rachinger 法でピーク分離処理をして $K\alpha_2$ の除去を行った．X 線的縦弾性係数を 223.3 GPa，X 線的ポアソン比を 0.28，応力定数 K を - 318.04 MPa/deg とした⁽⁷⁾．

10.2.3 疲労試験と負荷応力の測定

試料 MIG₁₁₀ は残留応力および組立応力を測定した後に，切断したパイプ部を溶接で繋いで図 10.1a の初期の試料形状に戻した．同じフランク角 $\theta_f=110^\circ$ 仕様のほかの溶接試料 MIG₁₁₀ を用いて，さらに本試験で得られた強度上限品のフランク角 $\theta_f=140^\circ$ 仕様の試料 MIG₁₄₀ を用いて，既報^(2,3) と同じ方法で曲げ疲労試験を行った．試験は最大荷重容量 12 kN の油圧サーボ式疲労試験装置を用いて，試料は溶接のままの状態でご供試した．図 10.3 に示すように，試料が台座治具に M8 のボルトによって 20 Nm のトルクで締付け固定され，試料の破壊起点となるすみ肉溶接線のフランジ平面から 205 mm のスパン距離で一定振幅の両振り変動荷重 W （ゼロピーク振幅，全振幅は $\pm W$ ）を負荷した．台座治具はクランプで試験台に固定され，試料の取り付け面の板厚は 12 mm であった．荷重はロードセルで検出設定し，周波数 10 Hz 正弦波のストローク振幅制御で繰り返して，試料にき裂が発生した回数を破壊回数とし，その表面き裂は染色浸透探傷で見分ける程度で，長さは約 1 mm 程度，パイプ厚さを貫通しないこととした．いくつかの試料において，き裂の進展状況を確認するためにパイプ厚さを貫通するまで疲労試験を続けた．

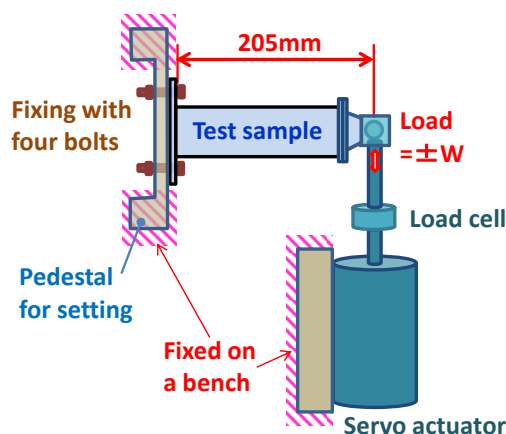


Fig. 10.3 Schematic view of bending fatigue test in ground plan

荷重 W とスパン距離から曲げモーメント振幅を算出し，さらにパイプ断面係数で除算した値を公称応力振幅とした．溶接止端際のパイプ側に長さ 2 mm のひずみゲージ (Gauge P, $L \cong 1.8$ mm, 図 10.4 に示す) をパイプ軸方向と円周方向に貼り，そこをパイプ応力とした． $L=0$ mm の位置に 1 mm 長さのひずみゲージ (Gauge M) をパイプ軸方向と円周方向に貼り，そ

こを最大応力とした．疲労破壊の起点は荷重方向の両側のボルトとボルトの間の溶接止端ライン上なので，各試料に 6～14 枚のひずみゲージをその間に配置するように貼り付け，測定値の中の最大値を採用した．

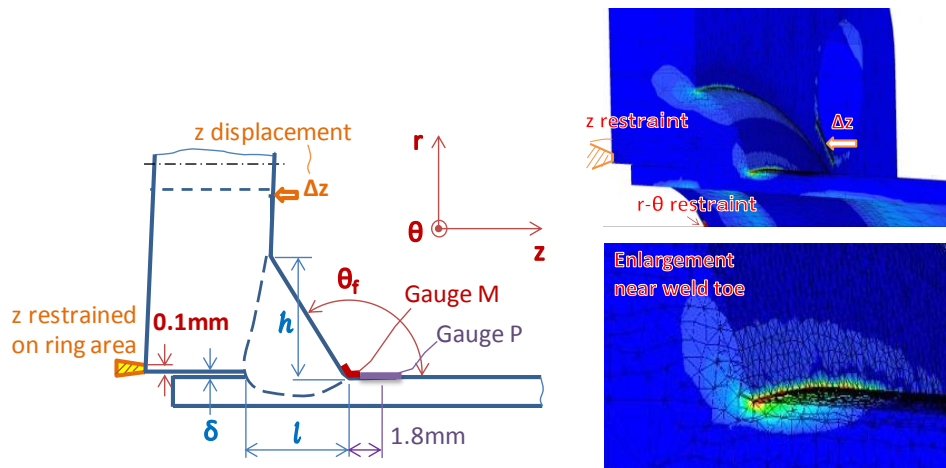


Fig. 10.4 Strain gauge measurement positions and schematic boundary condition of static 3D-FE analysis of the assembling stress

試料を台座に取り付けたときにフランジ変形により発生した静的組立ひずみを記録してそのままとして，試験開始後の変動ひずみ振幅（全振幅の 1/2 値）を測定した．測定したひずみを Hooke の法則で軸方向の組立応力に換算して σ_e ，および応力振幅に換算して σ_a を得た．材料の縦弾性係数 E とポアソン比 ν は前記同様とした．また，疲労試験中に 60 秒ごと自動記録し，荷重振幅の値が設定限界値（初期値に対して $\pm 3\%$ 変化値），あるいはひずみ振幅の値が設定限界値に到達した時点で停止してき裂の染色浸透探傷にした．

なお，実際の車両稼働状態では温度上昇の影響が生じ，第 1 章で示したような強度低下が予想されるが，本章では室温環境での基礎的な強度特性の把握を目的とし，実験の精度と簡便さから環境温度は室温のみとした．

10.2.4 組織試験および成分分析

疲労試験後に試料のき裂部付近の部分を切り出して樹脂に包埋し研磨した後，混合酸で表面エッチングして金属顕微鏡で組織観察を行った．同じ領域における元素の成分を走査型電子顕微鏡一体型のエネルギー分散型 X 線分析装置（SEM-EDS）を用いて分析した．結果を疲労破壊に影響する材料因子の解析に利用した．

10.2.5 組立応力の数値解析

止端部と構造全体の応力分布状況を明確にするためには FEM 解析を用いて求める．フランク角 $\theta_f = 110^\circ$ 仕様の試料 MIG110 溶接継手の形状を模擬し，溶接ビード寸法は高さ h を 6 mm，

脚長 l を 5.5 mm, フランジとパイプのルート隙間 δ を 0.1 mm とし, 溶接止端半径は 0 mm とした. パイプ軸方向 $L=0$ mm 位置付近に大きさ 0.3 mm 程度の 4 面体ソリッド要素分割とし, 図 10.1a に示すようなモデル形状で二次要素の三次元有限要素法 (3D-FEM) 静的弾性応力解析を行った. 解析の境界条件およびメッシュ分割を図 10.4 に示す.

解析対象部位が拘束点から十分離れていること, 拘束状態により大きく影響されないことを考慮し, 簡略化した拘束点の設定を行った. 図 10.4 に示すように, 切り出し板 (台座治具相当) に当てることを想定し, フランジの内周円エッジに半径方向 r の幅 0.1 mm のリング状接触面の軸方向 z を拘束し (z 拘束), そのうちの円周方向 θ の長さ 10 mm のエリアを位置決めのため θ 方向と r 方向を拘束した. 締め付け荷重を与えることを想定し, 4 つのボルト穴のエッジ直下の 0.2 mm \times 5 mm のエリアにそれぞれの z 方向に強制変位 Δz を与えることにした. この試料のシール面平面度 γ の値は 0.12 mm (実測値) であり, 締め付けによる変形がフランジの厚さ 9 mm と相手の切り出し板の厚さ 16 mm に関係するので, 単位長さ変位を負荷した時の応力分布を解析した. $L=1.5$ mm の値がひずみゲージ法の応力に一致するようスケーリングした. このときの変位 Δz は 0.094 mm であった. 材料縦弾性係数とポアソン比は前述ひずみゲージ法の値と同じにした.

加えて, フランク角 $\theta_f=140^\circ$ 仕様の試料 MIG₁₄₀ 溶接継手の形状を模擬し, 溶接ビード寸法は高さ h を 6 mm, 脚長 l を 6 mm, フランジとパイプのルート隙間 δ を 0.1 mm として同様な FEM 解析を行った. 単位長さ変位を負荷した時の応力分布を解析して, その変位が MIG₁₁₀ 溶接継手の変位 Δz と同じ 0.094 mm になる時の応力とした.

10.2.6 疲労負荷応力の数値解析

フランク角 $\theta_f=110^\circ$ 仕様の試料 MIG₁₁₀ 溶接継手の形状を模擬し, 曲げ荷重を与えたときの三次元有限要素法 (3D-FEM) 弾性応力解析を行った. 負荷荷重の効果を抽出するために, 平面度をゼロとして解析した. ほかの試料形状, 要素の分割, 材料定数, 座標系は組立応力の FEM と同じであった. フランジの四つのボルト穴部を r - θ - z 方向を拘束とし, 試料の破壊起点となる隅肉溶接線のフランジ平面から 205 mm のスパン距離で 2 kN の負荷荷重を与え, 曲げモーメントは 410 Nm 相当とした. 加えて, フランク角の影響については二次元有限要素法 (2D-FEM) 弾性応力解析も行った. 同じモデル断面形状およびメッシュサイズを用いた二次元と三次元の解析では, フランク角が 15° 異なるモデルの最大応力とパイプ応力の比の相違すなわち応力集中係数の差が両解析において 2.8% 程度の違いであり, 相対的な切欠き効果においては大きな誤差が生じないことを確認している.

10.3 実験結果および考察

10.3.1 測定残留応力

試料 MIG₁₁₀ の残留応力の測定結果を示す. 図 10.2b および後述の図 10.15 に示すようにパ

イプ母材部の結晶粒径が約 20 μm であるが、照射面は距離 L が 0.35 mm から 1.05 mm の位置であるので試料の溶接熱影響部の範囲で粒径が約 150 μm の粗大結晶粒も存在する。測定時に入射角を揺動させて回折に寄与する結晶粒の数を増やすことにより十分な X 線回折強度が得られ、比較的滑らかな回折強度曲線が得られた。試料各測定点の回折プロファイルから、それぞれの回折角と入射角の関数値 $\sin^2\psi$ を抽出してプロットし、最小二乗法でそれぞれの回帰直線が得られて、直線性がよくばらつきが限定的であることを確認した。なお、 $L = 0$ mm と溶接ビード側では十分な強度を有する X 線の回折ピークが得られなかった。

回帰直線から、それぞれの傾き値に応力定数 K をかけて軸方向応力 σ_{axi} および円周方向応力 σ_{cir} を求め^(6,7)、図 10.5 および図 10.6 にプロットして距離 L との関係を示す。各応力値について 95%信頼限界もエラーバーで併記し、 $L = 8$ mm の試料測定点での円周方向応力のみ最大で ± 60.7 MPa であるが、ほかの測定点の応力値の信頼区間は小さくて 27 MPa 以下に収まっている。

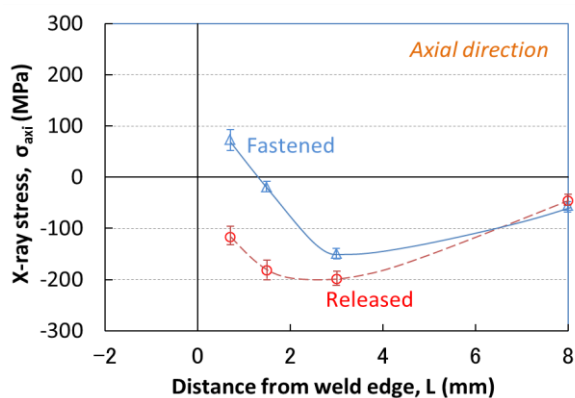


Fig. 10.5 X-ray stresses in axial direction according to distance L

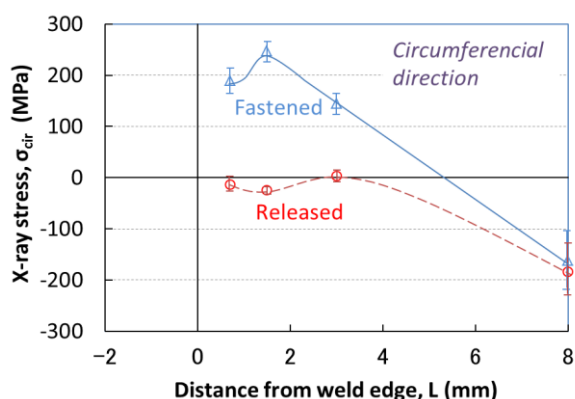


Fig. 10.6 X-ray stresses in circumferential direction according to distance L

図 10.5 に示すように、ボルト外し状態の軸方向の溶接残留応力 σ_{axi} はパイプ側で圧縮応力であり、溶接止端から離れた $L=8\text{ mm}$ ではゼロ応力に近いが、溶接止端に近づくにつれて $L=3\text{ mm}$ で圧縮が最大となり、さらに溶接止端近傍に近づくにつれて圧縮が緩和する傾向がある。ボルト締め付け状態の軸方向の応力は $L=8\text{ mm}$ ではゼロ応力に近いが、溶接止端に近づくにつれて $L=3\text{ mm}$ で圧縮が最大となり、さらに近づくにつれて圧縮が緩和し、 $L=0.7\text{ mm}$ の溶接止端近傍で引張応力となる傾向に転じる。

一方、図 10.6 に示すように、ボルト外し状態の円周方向の溶接残留応力 σ_{cir} は $L=8\text{ mm}$ では圧縮応力であるが、溶接止端近傍に近づくにつれてゼロ応力になる。ボルト締め付け状態の円周方向の応力は $L=8\text{ mm}$ では同じ圧縮応力であるが、溶接止端に近づくにつれて引張応力に転じ、 $L=1.5\text{ mm}$ で最大値になり、さらに近傍に近づくにつれて引張は緩和する傾向がある。

10.3.2 測定組立応力

試料 MIG₁₁₀ のボルト締め付け状態とボルト外し状態の各測定点の応力差、すなわち X 線測定での組立応力を図 10.7a に示す。軸方向の組立応力は溶接止端から離れた $L=8\text{ mm}$ ではゼロ応力に近いが、溶接止端に近づくにつれて引張応力になり増加していく。円周方向の組立応力も $L=8\text{ mm}$ ではゼロ応力に近いが、溶接止端に近づくにつれて引張応力になり増加し、 $L=1.5\text{ mm}$ の点で最大になる。 $L=0.7\text{ mm}$ を除き、軸方向と同じような傾向で軸方向よりも高い。さらに近傍に近づく $L=0.7\text{ mm}$ では引張は緩和する傾向がある。同じ距離 L でのひずみゲージで測定した組立応力を同図に示す。 $L=0.7\text{ mm}$ の点を除き、軸方向および円周方向の組立応力は溶接止端に近づくにつれて高くなる。溶接止端ラインすなわち $L=0\text{ mm}$ では軸方向の組立応力が最大になり、大きな応力集中が発生したことである。

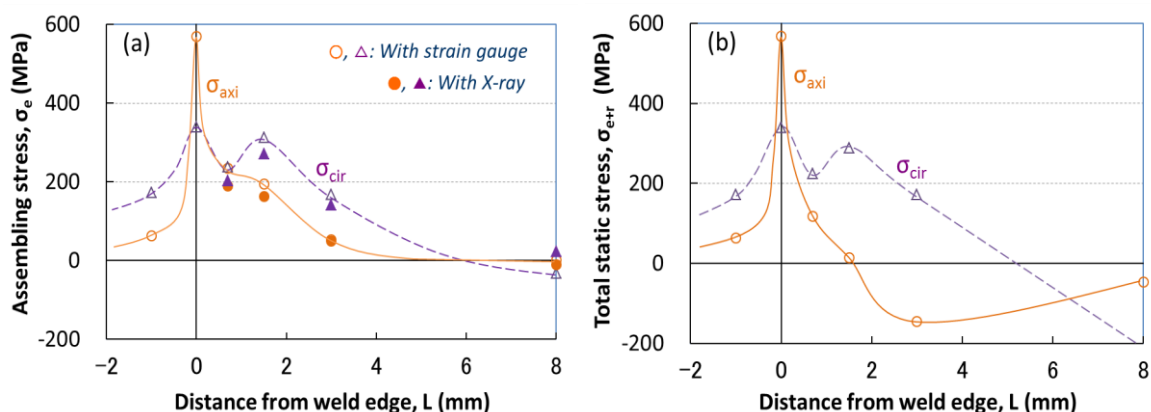


Fig. 10.7 Assembling stresses (a) and total static stresses (b) according to distance L with strain gauge and X-ray measurements

ひずみゲージで測定した組立応力と X 線で測定した組立応力は良い一致を示す。溶接止端付近の $L=0.7\text{ mm}$ では $L=1.5\text{ mm}$ の測定値よりも円周方向の組立応力が低下する傾向は両測定

法とも同じである。また、組立応力 σ_e と残留応力 σ_r の合計 σ_{e+r} が強度に影響を及ぼすと考えられるので、図 10.7b に示す。両応力の合計においては、残留応力はボルト解放時の X 線法で測定した応力、組立応力はひずみゲージ法で測定した応力にし、 $L=0$ mm 以下では残留応力をゼロとした。 σ_e に比べて軸方向のパイプ側の σ_{e+r} が低くなるが、最大応力は同じである。

上記の結果から、本溶接試料の溶接止端付近のパイプ側において、軸方向の溶接残留応力が圧縮応力であり、円周方向の溶接残留応力がゼロに近い。また、溶接止端ライン ($L=0$ mm) では両方向とも溶接残留応力がゼロであると推定される。フランジのボルト締結により引張応力になり、溶接止端ラインにおいて応力集中が発生し、軸方向の弾性換算組立応力が高くパイプ材料の 0.2%耐力を超えて局部的に塑性変形が発生したことは推定される。ただし、平均すると応力値が低いので、全体的なひずみ挙動は弾性的である。

10.3.3 数値解析の組立応力

試料 MIG₁₁₀ 表面のメッシュモデルと軸方向応力 σ_{axi} の分布を図 10.8a に示し、 σ_{axi} の最大値はボルト穴に近い矢印 C の止端部であった。前記測定結果と比較するために解析した σ_{axi} の矢印 A 位置のカット断面分布図を図 10.8b に示す。試料表面の溶接止端ラインすなわち溶着部とパイプとの溶接界面 $z=L=0$ mm の位置で応力が集中し、最大になる。この断面の外部表面の要素節点のパイプ軸方向応力 σ_{axi} 、円周方向応力 σ_{cir} 、半径方向応力 σ_{ra} の値を抽出して、距離 L を横軸にして図 10.9 にプロットすると、どれも山形の応力分布となっている。なお、 $z < 0$ 側、すなわち溶接ビード側は表面座標として、ここで $L = -(z^2 + r^2)^{1/2}$ とした。

σ_{axi} は溶接ビード側の応力値がゼロに近いが、 $L=0$ mm で最大値を示し、パイプ側では σ_{cir} より低下が速い。 σ_{cir} は $L=0$ mm で σ_{axi} より低い、ここを除き z 軸上においてその値はほかの方向より高い。 σ_{ra} は溶接ビード側だけに存在しパイプ側ではゼロに近い。 σ_{axi} と σ_{cir} の分布曲線を図 10.7 の応力と比べると、 $L=0$ mm を除き、傾向的に良い対応が示されている。 $L=0$ mm では、 σ_{axi} と σ_{cir} の弾性計算値が試料材料の 0.2%耐力を超えたことから局部的に相当な塑性変形が発生したことが推察される。 $L=0$ mm で試料の表面が平面ではなくフランク角があるため、変形と拘束の方向的差が発生し、 σ_{cir} は実験測定値とのずれが発生したと考えられる。ただし、 $L=0$ mm でも、表面の限られた局所だけ材料の 0.2%耐力を超えていることから、試料は全体的な塑性変形がなく、全体的なひずみ挙動は弾性的であると考えられる。

応力集中部の解析では、応力の最大値は要素の大きさに強く依存するため、本解析は変位 $\Delta z = 0.094$ mm を負荷した時の応力分布を解析して、 $L=1.5$ mm の σ_{axi} の値が試料 MIG₁₁₀ におけるひずみゲージ法の実験測定応力 195 MPa に一致するようスケールした。 Δz はフランジ平面度 0.12 mm より若干低い、フランジの平面度だけではなく相手冶具板の取り付け状態（板の平面度や厚さなど）に依存するためである。後述の疲労強度予測においては、フランジ平面度の実測値を用いることが適切である。解析で得られた $L=0$ mm でフランジ平面度 0.12 mm の σ_{axi} 最大値は 577 MPa であり、実験測定値の 569 MPa とほぼ一致する。

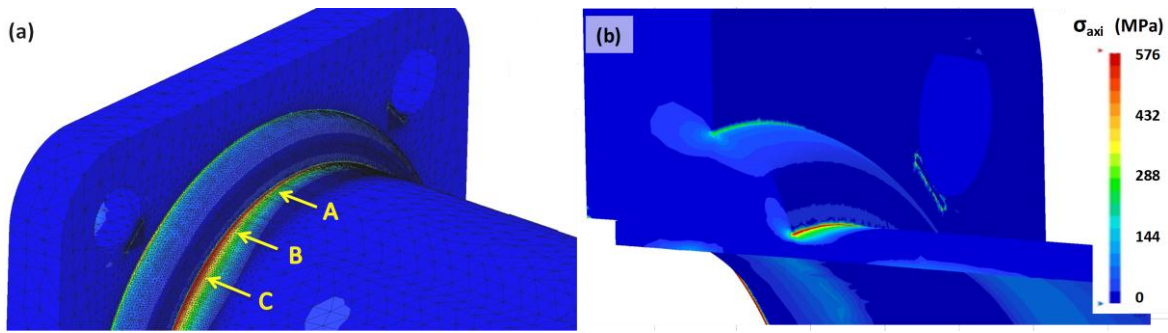


Fig. 10.8 Axial direction stress distributions of assembling stress analysis

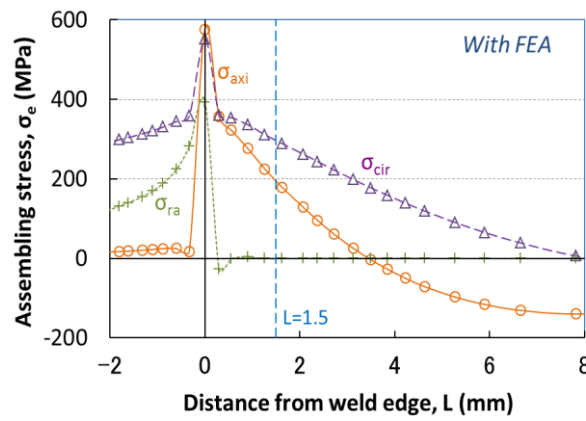


Fig. 10.9 Surface assembling stresses from 3D FE analysis results

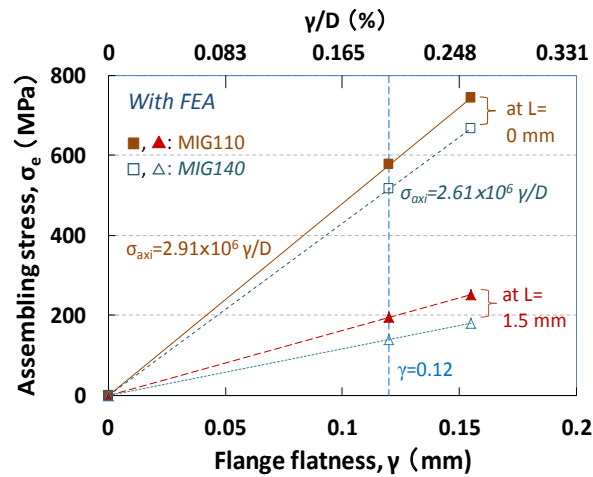


Fig. 10.10 Surface assembling stresses according to flange flatness from 3D FE analysis results

試料のフランジシール面の平面度 γ を横軸に、 $L = 0 \text{ mm}$ および $L = 1.5 \text{ mm}$ の軸方向応力 σ_{axi} の解析値を図 10.10 にプロットすると、線形関係の比例線が得られ、次の式で表すことができる：

$$\sigma_{axi} = cf_e \gamma / D \quad (1)$$

ここで、 D はフランジの大きさを表すパイプ直径、 f_e はフランジの平面度と大きさに関する定数であり、 c はフランジの取り付け相手の形状や板厚に関する定数である。なお、フランク角 θ_f は応力集中の因子なので、 f_e は θ_f の大きさによって異なる。 $\theta_f=110^\circ$ 、相手が平板で板厚が 16 mm のとき、軸方向のパイプ最上部の最大応力基準で $cf_e = 2.91 \times 10^6$ になる。なお、軸方向応力が最大であり、後述の疲労き裂と直交するので、組立応力 $\sigma_e = \sigma_{axi}$ と置くことが妥当と考えられる。

また、フランク角 140° の試料 MIG₁₄₀ も同様な解析で応力の分布が得られ、応力曲線は試料 MIG₁₁₀ と似ているがその値は軸方向において低かった。 $L=0$ mm および $L=1.5$ mm の軸方向応力 σ_{axi} の解析値を同じ図 10.10 にプロットし、軸方向のパイプ最上部の最大応力基準で $cf_e = 2.61 \times 10^6$ になることが確認できる。

10.3.4 数値解析の負荷応力

曲げモーメント 410 Nm 時において試料 MIG₁₁₀ の解析結果をカット断面の応力分布図 10.11 で示す。軸方向応力 σ_{axi} の最大値はボルトの穴と穴の間のパイプ最上部であり、分布図から最大応力はひずみゲージ M 位置と一致し、 $L=0$ mm の試料の溶接止端部（表面形状の変化部）に存在することがわかる。この断面の外部表面の要素節点のパイプ軸方向応力 σ_{axi} 、円周方向応力 σ_{cir} 、半径方向応力 σ_{ra} の値を抽出して、距離 L を横軸にして図 10.12 にプロットすると、どれも山形の応力分布となっている。 σ_{axi} の溶接ビード側の応力値がゼロに近いが、最大値は $L=0$ mm であり、パイプ側では z 軸上すべての値においてほかの方向より高い。荷重は曲げモーメントとして作用し、パイプ表面に引張応力を発生させることを示す。後述の疲労破壊のき裂は溶接止端部発生しそのラインに沿って進展していたので、このパイプ軸方向応力 σ_{axi} と直交しており、 σ_{axi} は疲労の主要因であることを示唆している。 σ_{cir} は溶接ビード側で高い値を示し、パイプ側では σ_{axi} より低い。 σ_{ra} は溶接ビード側だけに存在しパイプ側ではゼロに近い。

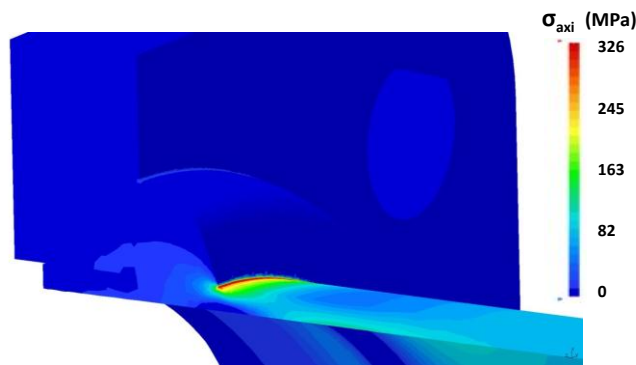


Fig. 10.11 Axial direction stress distribution modeling cyclic applied stress in the sample MIG₁₁₀

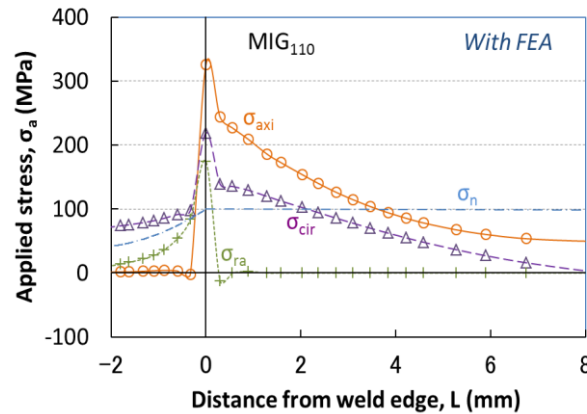


Fig. 10.12 Surface applied stresses from 3-D FE analysis results

後述の図 10.13 に示すように疲労試験での試料の局部変動応力は荷重と線形的に比例するので、FEM 弾性応力解析の結果が実測値とよい対応関係を示されていると考えられる。曲げ公称応力 σ_n ，ここで曲げモーメントとパイプの断面係数の比（FEM によらない）を同じ図に示す。 $L=0$ mm での応力集中係数 σ_{axi}/σ_n は 3.27 である。 $L=4$ mm ではパイプ表面の応力が σ_n よりも低くなっているが、それはパイプ内側の部分で応力が増加し荷重を分担したことによるものである。

加えて、フランク角 $\theta_f=140^\circ$ 仕様の試料 MIG140 の形状の FEM 解析でも、MIG110 よりも応力集中が緩和されたことを確認している。また、試料のフランク角が同じで、試料の溶接脚長 l が 2 mm 異なる場合、あるいはパイプとフランジのルート部隙間 δ が 0.5 mm 異なる場合の影響についても、これらの形状を模擬して FEM 解析を行った結果、いずれも $L=0$ mm での最大応力の変化量は 1% 以下であり、影響の度合いが小さかった。応力集中の発生要因は主にフランク角の大小によるものである^(9,10)。

10.3.5 測定負荷応力と疲労強度特性

疲労試験開始前、試料を台座に取り付けたときにフランジ変形により発生した軸方向の静的ひずみを記録したところ、Gauge M 測定の最大応力基準で試料 MIG110 では組立応力 580 MPa、試料 MIG140 では 488 MPa であった。

次に、数段階の変動荷重をかけたときの試料 MIG110 と試料 MIG140 の公称応力振幅、測定パイプ応力（Gauge P）の振幅、測定最大応力（Gauge M）の振幅をそれぞれ図 10.13 に示す。各負荷応力の振幅は曲げモーメント振幅 M_a の上昇に従って比例して線形的に上昇する。試料表面の局部応力が材料の 0.2% 耐力を超えたとしても、試料全体は弾性的変形挙動が支配的であることを意味する。溶接試料の測定パイプ応力と最大応力の振幅が公称応力振幅より高く、溶接際付近の形状変化による応力集中の影響と考える。試料 MIG110 の測定応力振幅は試料 MIG140 のより高い。

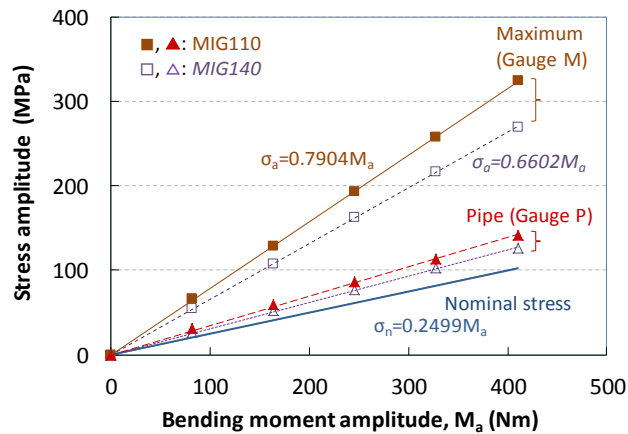


Fig. 10.13 Measured stress amplitudes proportional to bending moment amplitude

各試料にそれぞれ一定振幅の変動荷重を与えて曲げ疲労試験を行い、それぞれの曲げモーメント振幅と破壊回数を得て図 10.14 に M_a-N_f 線図を示す。図 10.13 と図 10.14 から計算して表 10.2 に公称応力、パイプ応力、最大応力基準の 20 万回曲げ疲労強度、 10^7 回曲げ疲労限度、ならびに測定最大応力振幅と公称応力振幅の比を示す。20 万回疲労強度を使うのは実車悪路耐久頻度に近い上、試験効率がよく精度が高いことからである。試料 MIG₁₁₀ の $N_f = 20$ 万回曲げ疲労強度は曲げモーメント基準で 357 Nm, 溶接止端部最大応力基準で 282 MPa になる。 $N_f = 10^7$ 回の曲げ疲労限度は曲げモーメント基準で 260 Nm, 溶接止端部最大応力基準で 206 MPa になる。

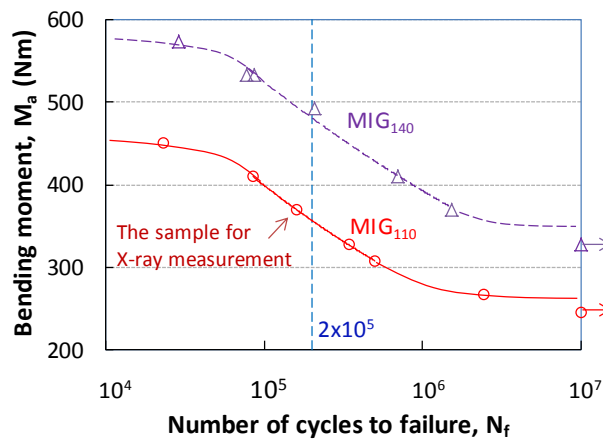


Fig. 10.14 M_a-N_f curves from bending fatigue test

このとき測定最大応力振幅は有効長さ 1 mm のひずみゲージにおける測定換算値であることから、1 mm 範囲内の応力平均値を意味し、実際に発生した真の最大応力はこれより若干高いと推察される。すなわち破壊時の測定最大応力と公称応力の比は応力集中係数よりも低いことを意味し、一定の応力範囲ではこの応力比を切欠き係数として扱う方が妥当と考えられる。ま

た、ひずみによる疲労寿命の解析法においては疲労き裂の発生と進展は材料局部の微小的塑性変形の繰返しによる集積の結果であるので、塑性変形が溶接止端のような切欠き底の限定された局部で発生するが試料全体に発生しない場合は、ある局部範囲のひずみの平均値を使用することを妥当と考える⁽¹²⁻¹⁴⁾。

Table 10.2 Bending fatigue strengths of weld samples

Sample	Flank angle	Cycles	Bending moment	Nominal stress	Pipe stress Gauge P	Max. stress Gauge M	Maximum/Nominal stress ratio
	degree	Number	Nm	MPa	MPa	MPa	
MIG ₁₄₀	140	2x10 ⁵	479	120	149	316	2.64
		10 ⁷	349	87	109	230	
MIG ₁₁₀	110	2x10 ⁵	357	89	124	282	3.16
		10 ⁷	260	65	91	206	
Difference			25.4%	25.4%	16.6%	10.7%	

Nominal stress was calculated using the load amplitude and the section modulus of the pipe cross section

大きいフランク角の試料 MIG₁₄₀ は破壊となる測定最大応力と公称応力の比が小さい。試料 MIG₁₄₀ の 20 万回曲げ疲労強度あるいは疲労限度（以下疲労強度と略す）が低いフランク角試料 MIG₁₁₀ に比べて曲げモーメント基準あるいは公称応力基準で 25.4%ほど高い。測定最大応力基準で疲労強度は試料 MIG₁₁₀ に比較しても試料 MIG₁₄₀ の方が高いが、その差が 10.7%に留まる。最大応力が材料強度に達したときにその部位が破壊することから、破壊部位の材料的強度の違いによってこの 10.7%の差になったと推定され、すなわちこれは材料因子の影響度合いであると考えられる。一方、両試料の公称応力換算の疲労強度の差 25.4%から最大応力基準の疲労強度の差 10.7%を差し引いた値（疲労強度差の変化量）は 14.7%になり、形状因子の影響度合いになる。従って、形状因子と材料因子の影響度合いの比率 ξ は 1.37 である。

10.3.6 き裂形態と金属組織

疲労き裂は試料の外側表面の溶接止端ライン ($L=0$ mm) で発生し、パイプ内側へ向って（半径方向、図 10.2b に示す）、並び溶接止端ラインに沿って円周方向の両側へ進展した。溶接止端ラインでの軸方向の静的応力および変動応力が曲げ疲労強度に影響を及ぼしたことを示す。

試料 MIG₁₁₀ と試料 MIG₁₄₀ のき裂部付近の断面写真および顕微組織を図 10.15 に示す（パイプの一部は試料切り出しの過程で剥がれて図 10.15a と 10.15b に含まれなかった）。き裂付近の溶着金属部の丸い赤の囲み線の 200 μ m 範囲における SEM-EDS 元素分析の結果を前記の表 10.1 に示す。試料 MIG₁₁₀ に比べて試料 MIG₁₄₀ のニッケル含有量が低く、これらの成分より溶着金属への溶け込み率（希釈率）を計算して同じ表 10.1 に示す。これらの状態と値からは試料 MIG₁₄₀ の溶け込み率が高い。溶け込み率が高いとき、溶着金属がパイプ部およびフラン

ジ部に深く入り込み，高温溶融金属の表面張力によってフランク角が大きくなりやすいからと考えられる．ほかの試料においても同様な傾向が確認されている⁽¹⁰⁾．

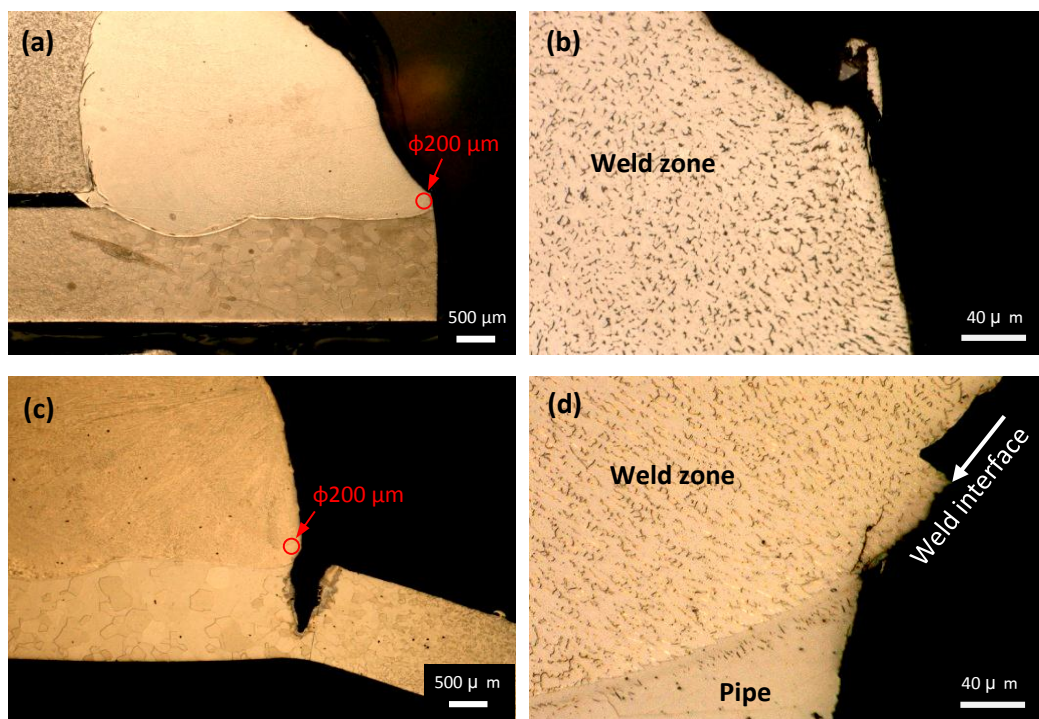


Fig. 10.15 Microstructure of welded samples. (a) and (b) are MIG₁₄₀, and (c) and (d) are MIG₁₁₀

同じく元素含有量から，ニッケル当量 Ni_{eq} とクロム当量 Cr_{eq} を次の式(2)および式(3)で^(15, 16)計算して表 10.1 の値を得た．

$$Ni_{eq} = \%Ni + 30\%C + 0.5\%Mn \quad (2)$$

$$Cr_{eq} = \%Cr + \%Mo + 1.5\%Si + 0.5\%Nb \quad (3)$$

ここで， $\%E_i$ は元素 E_i の含有量である．

これらの当量から，シェフラー組織図に合わせた室温組織とフェライト相 (F) 量の体積率を推定した．試料 MIG₁₁₀ は図 15d に示すようにオーステナイト (A) 92%+フェライト (F) 8%の混合組織になり，試料 MIG₁₄₀ は図 10.15b に示すようにオーステナイト (A) 87%+フェライト (F) 13%の混合組織になる．

また，表 10.1 のクロムとニッケルの当量比から，試料 MIG₁₁₀ の Cr_{eq}/Ni_{eq} 値が 1.69 であり，A+F 組織の中のフェライト相はバミキュラー状と同定される．き裂部付近の二相組織の相間隔は約 7 μm 程度である．一方，試料 MIG₁₄₀ の Cr_{eq}/Ni_{eq} 値が 1.89 であり，A+F 組織の中のフェライト相はレーシー状に近いと同定され，き裂部付近の二相組織中のフェライト相の形態が試料 MIG₁₁₀ と異なる．

試料 MIG₁₁₀ は溶着金属部とパイプ熱影響部の境界すなわち溶接バンドからき裂が発生し、バンドに沿って成長したことがき裂の形状から確認される。結晶組織が変化したこと、および SEM-EDS 分析により Ni および Cr 元素の含有量がこのバンドで変化したことから、このバンドは材料の物理的および力学的特性の変化線でもあり、応力集中の箇所と重なって試料の強度が試料 MIG₁₄₀ より低いことの要因であると示唆される。

一方、試料 MIG₁₄₀ は溶接バンドではなく溶着金属部からき裂が発生しそのまま成長したことがき裂の形状および元素分布から確認される。応力集中箇所のこの部分では微細フェライトがオーステナイト基地に分散する均一的な二相組織であり、溶接バンドのような変化線がなく、高い強度を有する要因と推定される(4,16-18)。

なお、図 10.15 およびほかの顕微鏡観察の結果により、溶接高温凝固割れなどの欠陥が認められなかった。溶着金属に接するパイプ熱影響部 (HAZ) のフェライト相は結晶の粗大化があり、平均結晶径が母材の約 20 μm から熱影響部の約 150 μm の大きさに成長した。また、溶着金属に接するフランジ HAZ のフェライト相も結晶の粗大化があった。試料 MIG₁₁₀ と試料 MIG₁₄₀ は同じで、パイプ熱影響部の組織的な相違が認められなかった。

10.4 溶接継手の疲労強度予測

結果で示した通り、溶接止端ラインでは、負荷の変動荷重による動的応力の応力集中だけではなく、ボルト締結による静的組立応力の応力集中が発生し、溶接残留応力の影響にも関係することが測定および FEM 解析によって明確になった。フランジパイプ溶接継手の曲げ疲労強度においては、残留応力を含めこの三種類の応力集中による影響を受ける。

前述のようにき裂発生点では塑性変形が生じるため、残留応力は繰返し初期に変化する。しかしながら、高応力域は局所領域に限定されるため、き裂進展の大部分には残留応力が寿命に直接影響する。本研究では簡便設計を目的として、測定されたひずみからの弾性換算組立応力あるいは弾性擬似応力および残留応力を直接利用した疲労強度評価法を検討する。

10.4.1 残留応力と組立応力の影響

既報^② (パイプ直径 80 mm, フランク角 135°の試料) から、フランジパイプ溶接継手の曲げ疲労強度はフランジ平面度に比例する組立応力と直線関係があり、その関係式も得られている。今回の試料の実験結果から、破壊時の溶接止端ラインでは溶接残留応力がほぼゼロであるが、ひずみゲージ法と X 線法で測定した組立応力は良い相関がある。既報の関係式に残留応力の項を入れることにして、曲げ疲労強度 σ_a は次の式(4)で表すことができる：

$$\sigma_a = \sigma_w - f_{as}\sigma_e - f_r\sigma_r \quad (4)$$

ここで、 σ_w はフランジ平面度がゼロの時の疲労強度、 σ_e は弾性換算組立応力あるいは組立擬似応力、 σ_r は残留応力、 f_{as} は組立応力に関する定数、 f_r は残留応力に関する定数である。 σ_w は

溶接部の材質（金属組織）および形状（フランク角 θ_f ）によって決まる項である。 f_{as} は幾何学形状によらない疲労寿命のみに関係する無次元の係数なので、既報⁽²⁾ で得られた値を使用できる。測定方法が同一なので、 σ_e は前述の組立応力の測定記録値を使用することが妥当と考える。また、前述の FEM 解析で得られた式(1) の組立応力 σ_{axi} を使用すれば $\sigma_e = \sigma_{axi}$ を置くことができる。式(1)は FEM 解析だけではなく、既報⁽²⁾ の組立応力測定でもその妥当性が確認されている。

残留応力を平均応力として取り扱うことが多い^(4, 14) が、疲労の過程に残留応力が繰り返し荷重によって緩和されること^(17, 18)、本試料のような薄い延性パイプと厚いフランジの溶接継手ではパイプの局部的塑性変形があり加工硬化になることを考慮すると、むしろ溶接残留応力は組立応力と同じ静的応力であり、その影響度合いは同じ程度になると考えられる。また、残留応力は溶接金属が高温から冷却されるときに相変態と体積収縮および拘束による変形によって発生するものであり、組立応力はその変形を矯正することによって発生するものであるため、原理的に同質であると考えられる。よって、 $f_r = f_{as}$ と置くことは妥当であり、式(4)は $\sigma_a = \sigma_w - f_{as}\sigma_{e+r}$ に簡略化される。残留応力が圧縮応力である場合、例えばショットピーニングやレーザーピーニングなどの表面加工処理を施したとき、疲労強度 σ_a は σ_w よりも高いことが予測される。フランジ平面度、組立応力および残留応力が測定などで得られ、適切なモデルと要素分割で FEM 解析も可能なため、強度予測式(4)から溶接継手の曲げ疲労強度が決定できる。

一例として、今回の試料（パイプ直径 60.5 mm）で測定した残留応力はゼロであり、疲労試験開始時に測定した最大組立応力を使って、残留応力と合わせた静的応力 σ_{e+r} の値は試料 MIG₁₁₀ では 580 MPa、試料 MIG₁₄₀ では 488 MPa であった。最大応力基準での 20 万回曲げ疲労強度 σ_a の値を用いて、既報⁽²⁾（パイプ直径 80 mm、フランク角 135°の試料）から得られた係数 $f_{as} = -0.1401$ を併用してプロットすると、図 10.16a のように最大応力基準の 20 万回曲げ疲労強度の予測線が得られ、組立と残留応力がゼロの時の曲げ疲労強度 σ_w は試料 MIG₁₁₀ では 363 MPa、試料 MIG₁₄₀ では 384 MPa になる。同じように公称応力基準やパイプ端応力基準での疲労強度も予測可能である。

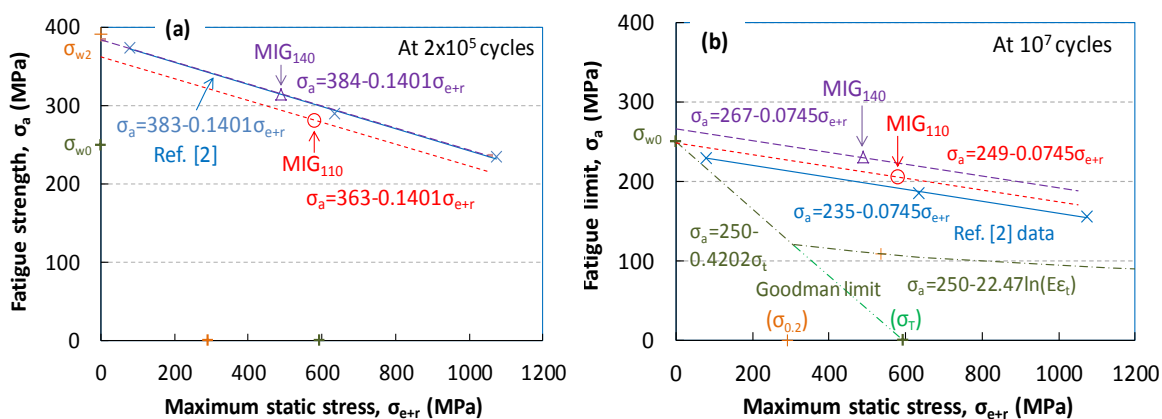


Fig. 10.16 Bending fatigue strength prediction according to maximum static stress

さらに、今回の 10^7 回曲げ疲労限度を用いて、既報^② のデータから得られた 10^7 回曲げ疲労限度の係数 $f_{as} = -0.0745$ を使ってプロットすると、図 10.16b のように最大応力基準の曲げ疲労限度の予測線が得られ、組立と残留応力がゼロの時の曲げ疲労強度 σ_w は試料 MIG₁₁₀ では 249 MPa、試料 MIG₁₄₀ では 267 MPa になる。プロットポイントが実測値であり、直線が予測値で両者は良い一致を示す。

パイプに使用された材料鋼板の平面曲げ疲労限度 σ_{w0} は 250 MPa であったので、この値は上記組立と残留応力がゼロの時の曲げ疲労強度 σ_w と同等である。試料 MIG₁₄₀ の疲労き裂起点は溶着金属部であり、材質的には A+F の二相組織で 21Cr-10Ni 鋼に相当し、疲労強度はパイプの 17Cr 鋼と異なることは前章で示した通りである。

横軸を真応力としたときの材料鋼板の 0.2% 耐力 $\sigma_{0.2}$ 、真破断応力 σ_T を前記の曲げ疲労限度 σ_{w0} 値および 20 万回疲労強度 σ_{w2} 値と合わせて図 10.16 に示す。弾性域においては本溶接継手の予測強度線は Goodman 線すなわち材料鋼板の曲げ疲労限度と真破断応力の連結線^(4, 14) $\sigma_a = 250 - 0.4202\sigma_t$ に比較して傾きが 1/5.6 ほど緩やかになることが推定される。塑性域において既報^② の式 $\sigma_t = K\varepsilon_t^n$ を用いてひずみを基準に Goodman 関係を表現すると、 $\sigma_{0.2}$ での σ_a と $\sigma_a = 0$ MPa での $E\varepsilon_T$ の非線形連結線 $\sigma_a = 250 - 22.47\ln(E\varepsilon_t)$ になり、その耐力付近の接線の傾きは疲労限度線の傾きに近い。ここでは σ_t は真応力、 ε_t は真ひずみ、 K は強度係数、 n はひずみ硬化指数、 ε_T は破断伸び率 33% である。また、低サイクル域において予測強度線は高サイクル域よりも傾きが大きいことが同図で確認される。これは低いサイクル域になるほど疲労強度が組立と残留応力の変化に敏感であることを示唆している。

一方、ここでは組立応力は真応力と異なって測定ひずみから計算された弾性換算応力あるいは弾性擬似応力であり、疲労強度の予測および設計に容易に適用できるものである^(12, 19)。対して、真応力を分析に用いる場合、疲労強度線が 0.2% 耐力付近で変曲点を示し、複雑になり工学および工業的に使うことには難しくなる^②。よって本研究で使用した試料のような形状では、応力集中により溶接止端部においてひずみ量が大きく局部的塑性変形が発生したとしても、試料全体は弾性変形挙動が支配的であるので、測定されたひずみからの弾性換算応力を利用して疲労強度設計を簡便に行うことが可能である。また、ひずみによる疲労寿命の解析法を基に、疲労き裂の発生と進展は材料局部の微小的塑性変形の繰返しによる集積の結果であると考え、疲労のメカニズムの面からも合理性がある⁽¹²⁻¹⁴⁾。

10.4.2 フランク角の影響

最大応力基準で 20 万回曲げ疲労強度においては、今回のパイプ直径 60.5 mm の試料 MIG₁₁₀ は既報^② の直径 80 mm フランク角 135° の試料よりも低めであるが、試料 MIG₁₄₀ はほぼ同じである。今回の試料 MIG₁₄₀ のフランク角が既報試料に近いからである。一方、 10^7 回曲げ疲労限度においては、試料 MIG₁₁₀ は既報の直径 80 mm の試料に近いが、試料 MIG₁₄₀ は若干高い。疲労限度付近においては荷重による変動応力が局部的に材料の耐力に近いので、後述のようにパイプ直径の相違による拘束状態の相違、塑性変形や加工硬化の相違の影響があったと示唆さ

れる。

既報⁹⁾では溶接止端部の二次元 FEM 解析により、疲労荷重による最大応力 σ_{FE} はフランク角と非線形的な関係曲線が得られている。今回の試料形状については既報³⁾と同じ二次元 FEM の解析方法で溶接止端部付近のメッシュサイズを 0.1mm にして一次要素で解析した結果を図 10.17 に示す。ここでの FEM 最大応力はフランク角 140°試料形状の応力 $\sigma_{FE(140)}$ を実験で得られた 20 万回曲げ疲労強度値の 316 MPa に一致するようにスケーリングしたものであり、また、 $\sigma_{FE(140)}$ を基準に FEM 応力比 $\eta = \sigma_{FE} / \sigma_{FE(140)}$ に変換した値を同じ図にプロットした。図 10.17 の曲線からの FEM 応力を利用し、一定の応力範囲内で形状因子のみによる疲労強度の分は FEM 応力と反比例関係にあると仮定して、次の関係式(5)と式(6)が得られる：

$$\sigma_a = \sigma_{a(140)} (1 - (1 - 1/\eta)/\xi) \quad (5)$$

$$\sigma_n = \sigma_{n(140)} (1 - (1 - 1/\eta)/\xi)/\eta \quad (6)$$

ここで、 σ_a は最大応力基準の疲労強度、 $\sigma_{a(140)}$ は試料 MIG₁₄₀ の最大応力基準の疲労強度、 σ_n は公称応力基準の疲労強度、 $\sigma_{n(140)}$ は試料 MIG₁₄₀ の公称応力基準の疲労強度である。また、 ξ は前節で示した形状因子と材料因子の影響度合いの比率である。

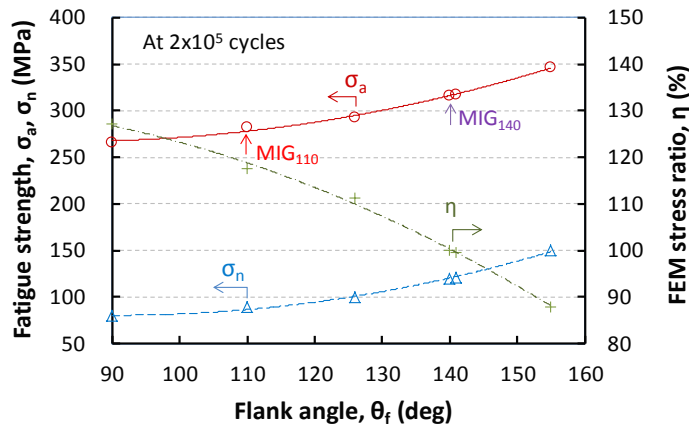


Fig. 10.17 Bending fatigue strengths at 2×10^5 cycles vs. flank angle

フランク角 θ_f が変化したときの η 、 σ_a および σ_n を計算して図 10.17 に合わせて示し、材料因子と形状因子両方の影響が入っているのでフランク角が変化するとき σ_n の変化率は大きい。対して、 σ_a の変化率は材料因子のみの影響によるものなのでその値が小さい。式(5)と式(6)および図 10.17 より、フランク角が疲労強度に与える影響が予測できる。

10.4.3 パイプ直径の影響

試料のパイプの厚さは 1.5 mm で一定であり、直径および径厚比 D/t の大小による曲げ疲労強度の変化を既報^{2, 8)} のデータおよび今回の実験結果で整理し、 γ/D の値に近い試料の最大応力基準の 20 万回曲げ疲労強度 σ_a を表 10.3 に示す。式(1)に基づいて γ/D が一定であれば σ_e も

一定になるものとして、図 10.17 から $D=60.5$ mm の試料 ($\gamma/D=0.231\%$) のフランク角 $\theta_f=135^\circ$ に相当する σ_a を得て、 $D=102$ mm の $\theta_f=135^\circ$ 試料 ($\gamma/D=0.437\%$) の σ_a も用いて、 $D=80$ mm の $\gamma/D=0.263\%$ を基準に図 10.16a から同じ条件での σ_a を算出して同じく表 10.3 に示す。これらの σ_a を図 10.18 にプロットし、 $\theta_f=135^\circ$ のプロットからパイプ直径との関係の回帰線が得られる。疲労強度はパイプ直径が大きくなるに連れて低下する。同様な方法で $\gamma/D=0.263\%$ 一定での $\theta_f=110^\circ$ および $\theta_f=155^\circ$ の疲労強度推定値も得られ、表 10.3 と図 10.18 にまとめて示す。また、公称応力基準でも、同様な関係曲線が得られる。

Table 10.3 Maximum bending fatigue strengths at 2×10^5 cycles

Pipe diameter D	D/t	Flank angle θ_f	Fatigue strength σ_a		
			γ/D 0.231%	0.263% *	0.437%
mm		degree		MPa	
60.5	40.3	155		341	
		140	316		
		135		303	
		110	282	277	
80	53.3	135		290	
102	68	155		318	291
		135		274	251
		110		249	

* Criterion for conversion. *Italic characters* are estimated values

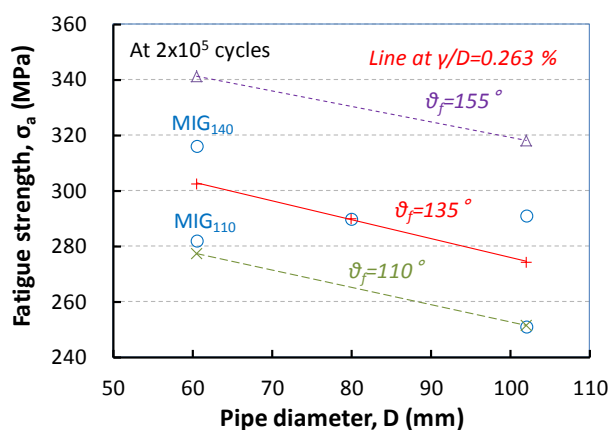


Fig. 10.18 Maximum bending fatigue strengths at 2×10^5 cycles according to pipe diameter. Circle marks are measured value of the samples with different γ/D

疲労き裂の起点はパイプ直径 60.5 mm の試料の大部分では図 10.8a に示す矢印 A に近い位置であったが、パイプ直径 80 mm の試料の大部分では矢印 B に近い位置であり、パイプ直径 102 mm の試料の大部分では矢印 B と C の間の位置であった。パイプ直径が大きくなると、

ボルトに近い矢印 C 位置の疲労負荷応力（動的応力）が矢印 A 位置の応力に近づく。ボルトに近い矢印 C 位置では組立応力（静的応力）が最大になるので、二種類の応力のバランスによって疲労破壊の起点が変わり、曲げ疲労強度がパイプ直径と関係することが示唆される。

また、パイプ直径が小さくなれば塑性変形に対する円周方向の拘束が強く、径厚比が小さくなり、試料の高い曲げ疲労強度として表れたことも考えられる。西村ら⁽²⁰⁾の鋼管の製作過程に関する研究結果によれば、鋼管の静的座屈強度に影響を与える要因は、塑性曲げ加工時の加工硬化による降伏応力度の上昇であり、加工硬化は鋼管の径厚比の影響を受け、径厚比が小さいほど座屈強度の上昇をもたらす。また、パイプ直径が小さくなれば溶接線長が短くなり、Weibull 分布関数の観点で溶接による欠陥の存在確率が低くなる寸法効果があることから、図 10.18 の傾向が裏付けられる⁽²¹⁻²⁴⁾。

10.5 結言

本研究では、フランジパイプ溶接継手の試料を用いて、残留応力および組立応力の測定を行ってその分布状態を明確にし、FEM 解析応力と合わせて検証し、曲げ疲労試験で強度への影響を明確にした。フランク角、パイプ径の影響を含めて検討し、簡便設計を目的に疲労強度を推定し予測する方法を提案した。得られた知見の概要は以下の通りである。

(1) 溶接残留応力を評価するための最適測定条件を決定し、溶接止端付近のパイプ側で軸方向の溶接残留応力が圧縮応力で、円周方向の溶接残留応力はゼロに近いことを示す。

(2) フランジのボルト締結により引張応力が発生し、溶接止端ラインにおいて応力が集中する。X 線法とひずみゲージ法との相関関係があるとともに、FEM 静応力解析結果と良い対応を示す。

(3) 曲げ疲労強度は溶接フランク角が大きいほど高くなる。フランク角 140°の試料の曲げ疲労強度は 110°試料に比べて 25.4%高い。溶接止端部の応力集中の低減による形状因子の影響度合いが 14.7%であり、材料因子の影響度合いが 10.7%である。形状因子と材料因子の影響度合いの比率は 1.37 である。

(4) 110°試料の溶け込み率が低く応力集中部が重なる溶接バンドでき裂が発生する。対して 140°試料の溶け込み率が高く溶接部の元素分布が比較的均一で微細な二相組織である場合、き裂破壊が溶接バンドではなく溶着金属部で発生し進展することにより強度が高くなる。

(5) 曲げ疲労強度の組立応力との関係式から、残留応力の影響を考慮した強度予測法を提案した。提案の予測強度線は Goodman 関係で予測される限度線と比較して弾性域において傾きが 1/5.6 ほど緩やかである。

(6) フランク角が一定である場合、曲げ疲労強度がパイプ直径に従って低くなる。実物のフランク角、フランジ平面度、組立応力および残留応力は、実測や FEM 解析などで得られるので、予測式から溶接継手の曲げ疲労強度が決定できる。

参考文献

- (1) Bertini, L.; Frenzo, F.; and Marulo, G.: Effects of plate stiffness on the fatigue resistance and failure location of pipe-to-plate welded joints under bending, *Int. J. Fatigue*, Vol. 90, p.78-86 (2016).
- (2) Oh, G.: Bending fatigue strength and the effect of assembling stress on fillet welded joints of catalyst muffler flange pipes, *Int. J. Automotive Eng.*, Vol.8, No.2, p.87-94 (2017).
- (3) 王晓光, 秋庭義明 : フランジパイプ溶接部のルート疲労破壊特性, 自動車技術会論文集, Vol.49, No.4, p.849-855 (2018).
- (4) 田中啓介, 中井善一, 秋庭義明 : 鉄鋼材料の疲労破壊の機構と力学, 鉄と鋼, Vol.79, No.8, p.908-919 (1993).
- (5) Malik, A.; Qureshi, E.; Ullah Dar N. and Khan, I.: Analysis of circumferentially arc welded thin-walled cylinders to investigate the residual stress fields, *Thin-Walled Struct.*, Vol.46, No.12, p.1391-1401 (2008).
- (6) ASTM International: Standard test method for residual stress measurement by X-ray diffraction for bearing steels, *ASTM E2860-12*, West Conshohocken, PA, (2012).
- (7) 後藤徹, 大谷眞一 : X線応力測定法の基礎, 材料, Vol.47, No.11, p.1188-1194 (1998).
- (8) Udo, R. and Numakura, H.: Effect of post-weld heat treatment on fatigue reliability of super-duplex-stainless-steel weldments, *ISIJ Int.*, Vol.57, No.7, p.1228-1232 (2017).
- (9) Oh, G.: Bending fatigue and microstructure of fillet welded joints with high chromium stainless pipe for catalyst muffler, *SAE Tech. Paper*, 2017-01-0472 (2017).
- (10) 王晓光 : 触媒マフラフランジとパイプの異種金属隅肉溶接継手における曲げ疲労強度および金属組織, 自動車技術会論文集, Vol.48, No.3, p.751-756 (2017).
- (11) 川嶋幾夫, 櫻井春輔 : 曲面に貼付されたひずみゲージの測定誤差に関する考察, 土木学会論文集, No.454 (III-20), p.127-130 (1992).
- (12) International Organization for Standardization: Steel structures - Part 1: Materials and design, *ISO 10721-1* (1997).
- (13) 奥屋和彦, 近藤良之 : 繰返し大ひずみが溶接継手の疲労強度に及ぼす影響, 日本機械学会論文集 A編, Vol.70, No.707, p.1058-1064 (2005).
- (14) Dowling, N. E.: Local strain approach to fatigue, In: *Comprehensive Structural Integrity: Cyclic Loading and Fatigue*, Ritchie R. O. and Murakami Y. eds., Elsevier, p.77-85 (2003).
- (15) 才田一幸 : ステンレス鋼の溶接性, 溶接学会誌, Vol.79, No.6, p.40-50 (2010).
- (16) Missori, S. et al.: Laser beam welding of austenitic- ferritic transition joints, *Welding J. (Welding Research Supplement)*, Mar., p.125-134 (1997).
- (17) Neuber, H.: Theory of stress concentration for shear-strained prismatical bodies with

- arbitrary nonlinear stress-strain law, *J. Appl. Mech. (ASME Trans.)*, Vol.28, No.4, p.544-550 (1961).
- (18) Yi, H. and Lee, Y.: Numerical analysis of welding residual stress relaxation in high-strength multilayer weldment under fatigue loads, *Metall. Mater. Trans. B*, Vol.48B, p.2167-2175 (2017).
- (19) Kottgen, V. B.; Barkey, M. E. and Socie, D. F. : Pseudo stress and pseudo strain based approaches to multiaxial notch analysis, *Fatigue Fract. Eng. Materi. Struct.*, Vol.18, No.9, p.981-1006 (1995).
- (20) 西村宣男ほか : 製作円形鋼管部材の曲げ座屈強度特性, 鋼構造論文集, Vol.3, No.9, p.47-55 (1996).
- (21) Yang, F.; Geer, L. and Hess, K.: A probabilistic approach in virtual CAE fatigue life prediction for components of exhaust system, *SAE Tech. Paper*, 2018-01-1397 (2018).
- (22) Gonchar, A.V.; Mishakin, V.V. and Klyushnikov, V.A.: The effect of phase transformations induced by cyclic loading on the elastic properties and plastic hysteresis of austenitic stainless steel, *Int. J. Fatigue*, Vol.106, p.153-158 (2018).
- (23) Zerbst, U. and Madia, M.: Analytical flaw assessment, *Eng. Fract. Mechanics*, Vol.187, p.316-367 (2018).
- (24) Guo, L.; Yang, S. and Jiao, H. : Behavior of thin-walled circular hollow section tubes subjected to bending, *Thin-Walled Struct.*, Vol.73, p.281-289 (2013).

第 11 章 結論

大気汚染や地球温暖化の防止のニーズにより実車や実機に搭載されて使用される触媒マフラの大型化や重量化が進み、耐高温性や耐食性のみならず耐疲労性が特に要求されている。使用負荷を模擬しての振動試験や解析等を基礎とし、各部位の材質や溶接形状を模擬した溶接継手の材料強度試験や諸因子の影響解析、疲労強度特性の予測法の開発が求められている。

本論文では、新しく提案した解析手法によって触媒マフラの振動特性を明らかにするとともに、標準的試験片のほか実物を模擬した主要な溶接継手の疲労破壊挙動および金属組織を詳細に解析し、強度に影響を与える支配因子の解明とその影響度合いの定量化を試みた。推定された疲労強度や疲労寿命は、実験によって実測された値とよく一致し、溶接継手の材料とその組み合わせや形状の最適化の指針を提示した。

本論文の研究の成果や工学的価値は以下のように総括される。

第 1 章では、本研究の背景と触媒マフラの機能や溶接構造強度に関する研究開発および実用化の状況を概説するとともに、本研究の目的を明確にした。

第 2 章では、フレーム吊下げ触媒マフラにおける振動応答特性について、車両フレームに固定する防振搭載を想定し、強制振動による応答特性を検討した。振動試験で測定したデータを基に、振動理論を含めて統合的に検討し、従来の方法と異なり防振と減衰を考慮した振動モードと振動パラメータについての予測方法を新たに提案した。6 要素 1 質点の振動モデルを構築し、その運動方程式の解から精度がよく振動応答特性が計算できた。上下、左右、前後各方向の加振において、ハンガーブラケット、ラバーブッシュ、触媒マフラ部に起因するそれぞれの共振点が存在し、局部変動応力が対応してピークを示した。振動による変動応力振幅は触媒マフラの共振に対応し、振動加速度に比例した。ラバーブッシュに起因する第一共振点が比較的低い周波数にあるが、減衰によりその伝達率は低くなった。より高い周波数域ではほかの部材による振動が減衰され、変動応力の抑制に効果があった。本振動計算モデルにより各動的特性パラメータが同定可能であり、応力変換係数から対応する変動応力も予測可能であることを示した。目標性能を達成するための形状設計等を容易にするツールとして有効であることを示した。

第 3 章では、二連並列触媒マフラにおける振動応答特性について、エンジンあるいは車両フレームに固定する剛性搭載を想定し、強制振動による応答特性を検討した。6 要素 2 質点モデルの運動方程式を基礎として、連成系の振動伝達率、モデルを直列結合した場合のマフラ系全体を模擬した 10 要素 2 質点の振動伝達率を検討し、実測の加速度伝達率と良く一致することを示した。構成するユニットの連結ブラケットの追加によりばね定数を変更する場合の例を通して、提案の振動モデルから振動共振周波数や振動伝達率とその変化分率が得られることから、モデルの汎用性を示した。各部分の質量、ばね定数、減衰係数が異なる類似マフラ系において

も、ユニットの相互作用を含め振動特性が精度よく予測推定できることを示した。従来の方法と異なり防振と減衰を考慮した振動モードと振動パラメータについての精度が高い予測方法であり、振動が発生する部位や要因の解明、低減させる方法や効果の検討と予測に有効である。

第4章では、高張力ボルト溶接構造における曲げ疲労特性および金属組織について検討した。スポットおよび全周溶接など四種類の溶接形状のブラケット試料（荷重方向が違うものを含む）を用いて評価した。ボルトに比べて溶接試料の曲げ疲労強度は15～60%の差であり、溶接条件によってき裂発生モードが異なることを示した。スポット S1 および S2 試料の疲労強度が低い、溶接長あたりの換算強度は9～27%の低下率に止まった。スポット S1 試料のき裂起点がボルト頭部の溶接界面であるため、その疲労強度はボルト首下湾曲部き裂起点のスポット S2 試料より低かった。スポット P 試料のき裂起点はプレートとボルトフランジ部の隙間溶着金属部で、硬い F+M+B_U の混合相組織のため高い疲労抵抗力を有し、溶接長あたりの換算強度は低下しなかった。全周溶接試料のき裂起点はボルト首下母材部であり、ボルト自体に近い疲労強度を有した。溶接ビードで圧縮の溶接残留応力が存在し、溶着金属自体の延性と強度のバランスがよく、溶接線が長いために応力の分散効果により疲労き裂は溶接線から進展成長しないことなどを示した。強度相違の要因解明により、難溶接材の高強度ボルトを溶接構造として利用することにおいて、組織および強度設計の指針が得られた。

第5章では、排気系用薄板の溶接継手の引張疲労特性と微細組織について検討した。850℃高温処理によって、炭素鋼では表面酸化および組織の粗大化によって引張強さが大きく低下することを示した。フェライト系（ α 相主体）母材の溶接ワイヤ使用の溶接継手と完全溶け込みの突合せ溶接継手は母材部破断で母材とほぼ同じ引張強さと0.2%耐力があり、溶接効率が100%であった。オーステナイト系（ γ 相主体）母材やワイヤなしのフェライト系母材の突合せ溶接継手は、溶接部破断が主で溶接効率が低くバラツキも大きかった。切欠き部の応力集中係数は2.5～4.4で、疲労破壊の起点になり、継手の疲労寿命の低下をもたらした。フラックス混入介在物も同様な働きがあった。柱状晶組織のフェライト系溶着部では結晶成長方向に疲労き裂が進展し、セル樹枝晶もしくは等軸晶組織のオーステナイト系溶着部では荷重と垂直方向に沿って進展した。ただし、低炭素鋼とステンレスの異相界面には硬化層が存在し、それに沿って進展した。焼鈍によってすべての母材の結晶径が粗大化するが、溶着部ではオーステナイト系溶着部の α 相が消失し γ 相の結晶子径も小さくなった。母材の塑性加工組織に対して溶着部の凝固組織が特徴的であることを明らかにした。これにより溶接継手の設計において材料、溶接工法、溶加材の選択、それらの組み合わせによる性能特性、および継手と溶接ビードの最適形状の決定などの指針が得られた。

第6章では、フランジとパイプの異種金属隅肉溶接継手における曲げ疲労強度および金属組織について述べた。低炭素鋼フランジと薄いステンレス鋼パイプの異種金属溶接継手における20万回曲げ疲労強度は、溶接フランク角135°の試料Aと155°の試料Bの比較では曲げモーメントあるいはパイプ公称応力の換算で31%の差であり、測定最大応力は14%の差であった。試料Bの曲げ疲労強度が31%高くなった要因のうち、形状因子の影響は17%であり、溶接部

とパイプ部が成すフランク角が大きく平滑な溶接線のため、表面の応力は低減した。同要因のうち、材料因子の影響は 14%であり、溶け込み率が高いため、溶着金属部の元素分布は比較的に均一で微細なオーステナイトとフェライトの二相組織であること、き裂が溶接バンドではなく溶着金属部で発生して進展することを明らかにした。強度を支配する二つの主要因子、形状因子すなわち応力集中と材料因子すなわち金属組織の影響度合いの定量化に成功し、実形状部品の組織および強度設計の指針が得られた。

第 7 章では、フランジとパイプの隅肉溶接継手における曲げ疲労強度と組立応力の影響について検討した。フランジとパイプ溶接継手においてパイプ溶接線際付近の応力測定で組立最大応力がパイプ端応力の 2 倍程度であることを示すとともに、その分布は FEM 解析結果とよく一致することを示した。測定最大応力振幅に対する溶接継手の 20 万回曲げ疲労強度は、フランジ機械加工 375 MPa、標準 290 MPa、シーム入り 235 MPa であった。曲げ疲労強度はフランジの平面度に比例する静的組立ひずみあるいは換算組立応力に対して線形的に低下した。弾性を仮定した組立応力による疲労強度に及ぼす影響は、Goodman 関係で予測されるよりも 1/5.6 倍程度小さかった。また、組立実応力を考えると、材料耐力近傍で急激に疲労強度が低下した。溶着金属部はクロムおよびニッケルの当量に依存してオーステナイト基にフェライトが分布した微細組織を示し、疲労き裂は組織の変化線である溶接バンドから発生することを明らかにした。これにより延性ある薄いパイプと厚いフランジの溶接継手における組立応力の影響に関する強度則が見出され、強度設計の指針及び手法になっている。

第 8 章では、高クロムステンレスパイプを用いた隅肉溶接継手における曲げ疲労強度および金属組織について検討した。17%Cr フランジと 30%Cr パイプの溶接継手における 20 万回曲げ疲労強度はフランク角 126°の試料 A と 141°の試料 B の比較では曲げモーメントあるいはパイプ公称応力の換算で 24%の差であり、測定最大応力で 10%の差であった。試料 B の曲げ疲労強度が 24%高くなった要因のうち、形状因子の影響は 14%であった。これは溶接部とパイプ部が成すフランク角が大きく表面の応力集中が低減されたためである。同要因のうち、材料因子の影響は 10%であった。疲労強度が高くなる原因は、き裂が溶接バンドではなく溶着金属部で発生し進展すること、また元素分布が比較的に均一で微細な二相組織であるためである。17Cr フランジ部は粒界で鋭敏化組織が発生したが 30Cr パイプ部は発生しなかったことから、高いクロムと低い炭素の同時含有は耐腐食性に効果的であった。30Cr パイプと 17Cr フランジの溶接継手では、第 6 章と第 7 章で示した炭素鋼フランジと 18Cr パイプの溶接継手に比べて鋭敏化が少なく耐腐食性が高いほか、疲労強度が低下しないことを示した。疲労強度はフランク角が大きいくほど増加することに着目し、材料因子と形状因子の影響を考慮したフランク角の疲労強度に与える影響の定量的予測法を提案した。耐腐食性を考慮する際の材料選択および強度設計の指針が得られた。

第 9 章では、フランジとパイプ溶接部のルート疲労破壊特性について検討した。薄いパイプを有する異材溶接構造において、外周ミグ、内周ミグおよび内周ティグ溶接試料の疲労強度を曲げ疲労試験で測定し、破壊力学的観点から応力集中係数および応力拡大係数をパラメータと

してルート疲労破壊の要因を解析した。50万回曲げ疲労強度の比較では外周溶接品に比べて内周溶接品が20%低強度から35%高強度でばらついた。内周溶接品の疲労き裂始点はフランジとパイプ間の切欠き部のルート破壊であり、き裂の進展方向はFEMによる応力解析結果から推定可能であった。ミグ内周およびティグ内周溶接品がそれぞれのグループで近いレベルの最大主応力および応力拡大係数で疲労破壊し、材料特性が近い試料同士では応力集中係数が重要パラメータであることを示した。き裂が溶接バンドに沿って進展するミグ溶接品よりも、マルテンサイトとフェライト二相組織の溶着金属部を横切って進展するティグ溶接品の方はき裂先端付近では局部的に高い疲労抵抗力を示した。疲労強度はき裂近傍の疲労抵抗力に比例し、応力集中係数に逆比例して、金属組織とよい対応を示した。溶接継手における形状因子と材料因子の影響を同時に考慮可能な新たな簡便強度評価則を導き出すことに成功した。

第10章では、溶接残留応力をX線回折法で同定することおよびその影響について検討した。溶接残留応力を評価するための最適測定条件を決定し、溶接止端付近のパイプ側で軸方向の溶接残留応力が圧縮応力で、円周方向の溶接残留応力はゼロに近いことを示した。フランジのボルト締結により引張応力が発生し、溶接止端ラインにおいて応力が集中することを示した。また、ひずみゲージ法との相関関係を明らかにするとともに、FEM静応力解析結果との対応を示した。各章で得られた結果を基に、溶接残留応力と組立応力、溶接フランク角やパイプ径の影響を統合的に考慮した疲労強度予測法を提案した。機器や構成要素の耐久信頼性を保証するために、簡便かつ高精度な疲労設計法として有用であることを示した。

また、本研究で得られた成果の波及効果に関しては、防振と減衰を考慮した振動モードと振動パラメータについての高精度な予測方法が得られたことにより、振動が発生する部位や要因の解明、低減させる方法や効果の検討と予測に適用でき、強度信頼性保証や強度設計においてストレス評価と予測方法として活用することが期待できる。一方、ストレングス評価と予測に関しては、形状因子と材料因子の影響を分離して明確に定量できたことを例にとれば、これまで別々に議論されていた効果を、同時に考慮することができるようになったため、個々に評価した結果を合わせるよりも、同時に考慮することで、より高精度な強度評価が可能となり、設計の効率（精度、コスト、時間等）を格段に向上させることが期待できる。さらに、各章で示す強度差の要因解明、破壊メカニズムの解明、関係性や法則性を有する評価則を見出したことにより、今まで構造強度に関する経験に頼って決定してきた部分、従来の予測と合わない部分、実測データに大きなばらつきがあった場合などに対しても、迅速に要因を特定し精度よく対処すること、新たな評価則と予測方法に基づき構造を最適化することが期待できる。製品の開発段階での不具合や性能不足はもちろん、市場使用中の不具合や故障があった場合にも、本研究で得られた評価則と予測方法に基づき迅速に原因を究明し、効果の高い対策を提案し解決することが期待できる。

最後に、今後の課題について述べる。機器の使用中の不具合や故障の大半は設計時に考慮すべき疲労強度の不足が原因であると一般的に言われる。触媒マフラの強度信頼性を保証するに

も、ストレスとストレングスを把握して設計することが重要であることは序論でも述べた。ストレスの把握は実車や実機の運転負荷条件を元に FEM 解析を行うことが多いが、計算規模から全体モデルと部分モデルを分けて個々に解析されており、解析速度と精度のバランスが必要である。解析によって得られる応力値はモデルの条件や形状、特に要素の大きさや分割方法などに大きく依存し、応力集中の大きな、鋭い切欠き部が存在する場合の高精度評価には注意が必要である。振動による動的応力の解析、非弾性応力解析や温度分布を考慮した解析も必要であるが、現状では計算速度と精度の面から必ずしも容易ではなく、今後の課題である。

一方、本研究で明らかにしてきたように、使用される材料はもちろんのこと、溶接法や構造などによっても疲労強度は大きく影響を受け、ストレングスの把握は疲労強度実験に頼ることが多い。実測データおよび理論解析を通して、広範囲に適用可能な精度の高い予測法を確立するためにはいまだ課題が多い。実物の溶接継手の疲労特性は形状的な問題と材質的な問題があり、標準的な試料だけでは決定できないことが多い。さらに高温環境や反応ガス等の腐食環境などの諸条件も考慮すべきことであり、試験設備の大型化はもちろん評価試験の効率化や精度の向上も容易ではない。

本研究では、限られた材料および溶接構造に関する評価法について検討してきたが、今後さらに得られた評価則（関係性、法則性）、予測方法や知見をベースおよび指針として、広範囲に適用可能な強度設計および設計方法の開発に広く活用できることが期待されると同時に、強度信頼性の課題の解決にさらなる努力が必要である。

謝辞

本研究の内容ならびに取りまとめるにあたり，始終暖かい御指導と御助言を賜った横浜国立大学教授秋庭義明博士に心より深謝を申し上げます。

本論文を御査読頂き，数々の御教示と御助言を賜った横浜国立大学佐藤恭一教授，于強教授，丸尾昭二教授，尾崎伸吾准教授の諸博士に厚く御礼を申し上げます。

また，本研究の遂行は主に東京濾器株式会社の研究開発部門において行ったものであり，関係者の方々の御支持，支援，協力に感謝の意を表します。

研究業績

学術誌掲載論文

- (1) Wang, Xiaoguang (Oh, Gyoko); Ishii, Hisayuki and Sato, Kiyokazu: Fatigue and microstructure of welded joints of metal sheets for automotive exhaust system, *JSAE Review*, Vol.24, No.3, p.295-301 (2003). doi: 10.1016/S0389-4304(03)00041-9.
- (2) Oh, Gyoko: Bending fatigue and microstructure of fillet welded joints with high chromium stainless pipe for catalyst muffler, *SAE Technical Paper*, 2017-01-0472 (2017). doi: 10.4271/2017-01-0472.
- (3) 王晓光：触媒マフラフランジとパイプの異種金属隅肉溶接継手における曲げ疲労強度および金属組織，自動車技術会論文集，Vol.48，No.3，p.751-756 (2017) .
doi: 10.11351/jsaeronbun. 48.751.
- (4) Oh, Gyoko: Bending fatigue strength and the effect of assembling stress on fillet welded joints of catalyst muffler flange pipes, *International Journal of Automotive Engineering*, Vol.8, No.2, p.87-94 (2017). doi: 10.20485/jsaeijae.8.2_87.
- (5) Oh, Gyoko: Vibration response properties in frame hanging catalyst muffler, *SAE International Journal of Commercial Vehicles*, Vol.11, No.3, p.201-211 (2018).
doi: 10.4271/02-11-03-0016.
- (6) 王晓光，秋庭義明：フランジパイプ溶接部のルート疲労破壊特性，自動車技術会論文集，Vol.49，No.4，p.849-855 (2018). doi: 10.11351/jsaeronbun.49.849.
- (7) Oh, Gyoko and Akiniwa, Yoshiaki: Bending fatigue behaviour and microstructure in welded high strength bolt structures, *Proceedings of the Institute of Mechanical Engineers, Part C: Journal of Mechanical Engineering Science*, Vol.233, No.10, p.3557-3569 (2019). doi: 10.1177/0954406218813391.
- (8) Oh, Gyoko and Akiniwa, Yoshiaki: Residual and assembling stress analyses on fillet welded joints of flange pipes and the fatigue strength prediction, *Thin-Walled Structures*, Vol.136, p.138-149 (2019). doi: 10.1016/j.tws.2018.12.011.

学会発表

- (1) 王晓光，鶴見二美之，吉野康隆：Co-Al 複合酸化物の合成と NO 選択還元性能，第 85 回触媒討論会，千葉，Mar. 2000. 触媒，Vol.42，No.2，p.130-132 (2000).

- (2) 王晓光, 加山俊明, 佐藤清一, 上森博之: 排気系用薄板の溶接継手の疲労と微細組織, 自動車技術会 2002 年春季学術講演会 (前刷集 No.30-02), 横浜, May 2002.
- (3) 王晓光: 触媒マフラフランジパイプ異種金属隅肉溶接継手における曲げ疲労強度, 自動車技術会 2016 年春季学術講演会 (講演予稿集), 横浜, May 2016.
- (4) 王晓光: 触媒マフラフランジパイプ隅肉溶接継手における曲げ疲労強度と組立て応力の影響, 自動車技術会 2016 年秋季学術講演会 (講演予稿集), 札幌, Oct. 2016.
- (5) Oh, Gyoko: Bending fatigue and microstructure of fillet welded joints with high chromium stainless pipe for catalyst muffler, Presented at *World Congress Experience (WCX 17)*, Detroit, USA, Apr. 2017.
- (6) 王晓光: 高張力ボルト溶接構造における曲げ疲労特性, 自動車技術会 2017 年秋季学術講演会 (講演予稿集), 大阪, Oct. 2017.
- (7) 王晓光, 秋庭義明: フランジパイプ溶接部のルート疲労破壊特性, 自動車技術会 2018 年春季学術講演会 (講演予稿集), 横浜, May 2018.
- (8) Oh, Gyoko and Shimada, Masayoshi: Vibration response properties in frame hanging catalyst muffler, Presented at *International Powertrains, Fuels & Lubricants Meeting (PFL 2018)*, Heidelberg, Germany, Sept. 2018.
- (9) 王晓光, 秋庭義明: X 線回折法によるフランジパイプ溶接継手の残留応力と組立応力の解析および疲労強度への影響, 自動車技術会 2018 年秋季学術講演会 (講演予稿集), 名古屋, Oct. 2018.
- (10) 王晓光: 二連並列触媒マフラにおける振動応答特性および解析, 自動車技術会 2019 年春季学術講演会 (講演予稿集), 横浜, May 2019.

特許

- (1) 王晓光: 排気ガス浄化用触媒及びその製造方法, 公開特許公報, 特許庁, 特開 2001-252566, Sept. 2001.
- (2) 王晓光, 北原和弘: 排気ガス浄化用触媒, 公開特許公報, 特許庁, 特開 2003-24795, Jan. 2003.
- (3) 王晓光: 触媒マフラ, 公開特許公報, 特許庁, 特開 2003-97260, Apr. 2003.