

博 士 論 文

薄鋼板溶接継手の強度信頼性向上に関する研究

Study on strength reliability improvement in welded joints of thin steel sheet

指導教官 秋庭 義明 教授

国立大学法人 横浜国立大学大学院 工学府

古迫 誠司
(Seiji Furusako)

2015 年 3 月

概要

自動車ボディの軽量化と衝突安全性向上を両立するため、骨格系部品に高強度鋼板の適用が進んでいる。代表的な高強度鋼板として DP(Dual Phase)鋼やホットスタンプ鋼が挙げられる。

自動車ボディの組付けは主にスポット溶接で行われる。溶接継手の健全性を測ることを目的とし、継手試験片が作製され、引張試験に供される。JIS に規定された試験片が、引張せん断試験片と十字引張試験片である。引張せん断強さ(TSS)は鋼板強度の上昇に伴い増加傾向を示すが、十字引張強さ(Cross tension strength=CTS)は、鋼板強度が 780 MPa 以上では鋼板強度の上昇に伴い低下する。CTS が低いと高強度鋼板の適用が制限されるため、種々の継手強度向上技術が検討されてきた。他方、組付けには必要に応じてレーザ溶接やアーク溶接なども採用されている。このような溶接方法や継手形態の多様性から、継手強度の支配因子は必ずしも明確になっていない。

そこで本論文では、各種溶接継手の破壊挙動を詳細に解析することで、強度支配因子の解明を試みている。また、得られた知見に基づいて継手強度の予測や改善法も提案し、その有効性を示している。本論文は 9 章で構成され、各章の概要は次の通りである。

第 1 章では、本研究の背景と継手強度に関する研究状況を述べ、本研究の目的を明確にしている。

第 2 章では、レーザ重ね継手における引張せん断負荷時の応力を推定し、継手の破断部位と継手強度を予測する手法を述べている。そして、本予測が実験結果に良く対応する結果も示している。

第 3 章では、スポット溶接継手の引張せん断強度に及ぼす鋼板成分の影響を検討している。継手強度は溶接金属の硬さで整理され、この硬さと接合面積から求まる推測強度が実測強度と良く対応する結果を述べている。

第 4 章では、スポット溶接された L 字継手の強度に及ぼす鋼板成分の影響を検討している。継手強度は C 量や P 量の増加により低下すること、溶接金属内で破壊する場合、き裂は凝固偏析部に概ね沿うことを示している。

第 5 章では、スポット溶接継手の十字引張強度を向上させる手段である後通電の条件最適化について述べている。凝固偏析の緩和という視点から、一次元熱伝導方程式の解析解を利用して、継手強度を最大化できる溶接条件の決定指針を導いている。

第 6 章では、アークスポット溶接の条件適正化によって十字引張強度をスポット溶接継手強度に比較し約 2 倍に向上できる結果を示している。FEM 弾塑性解析を行った結果、特に余盛高さの増加によってアークスポット溶接継手の破断部位における相当塑性歪を減少できることを示している。

第 7 章では、スポット溶接部から切り出した小型試験片の 3 点曲げ試験結果について述べている。き裂は、未溶接部および圧接部の分離を伴いながらナゲット端まで進展した後、2 股に分離してせん断変形する場合と、ナゲット内で鋼板重ね面に沿って進展する場合に分かれる。EBSD 解析結果より圧接部からの初期き裂進展は粒内破壊と判断され、ナゲット内のき裂進展は旧 γ 粒界と推定された。溶接金属端の破壊進展抵抗 J^* が高くなるほど L 字継手強度が高くなる傾向も示している。

第 8 章では、上記検討結果に基づき、薄鋼板溶接継手の強度向上指針を述べている。

第 9 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ている。

目次

第1章 序論（薄鋼板溶接継手の強度に関する研究の現状）	8
1.1 車両軽量化の背景	8
1.2 自動車用高強度鋼板の特徴	8
1.3 高強度鋼板スポット溶接技術の動向	11
1.4 薄鋼板溶接継手の強度信頼性に関する課題	13
1.5 本研究の目的	13
参考文献	13
第2章 レーザ重ね継手の引張せん断強度評価	15
2.1 緒言	16
2.2 実験方法	16
2.2.1 供試鋼	16
2.2.2 引張試験片	16
2.2.3 引張試験条件	17
2.2.4 溶接部断面観察と硬さ測定	17
2.3 実験結果および考察	17
2.3.1 継手の破断部位	17
2.3.2 溶接金属組織	17
2.3.3 溶接部硬さ分布	18
2.3.4 継手の引張最高荷重と破断部位	18
2.3.5 継手の変形過程	19
2.3.6 モデリング	19
2.3.7 母材破断	20
2.3.8 溶接金属破断	21
2.3.9 HAZ 破断	21
2.3.10 HAZ 部の回転角と曲げ R の関係	22
2.3.11 HAZ の材料特性	24
2.3.12 継手効率および破断部位の予測	24
2.3.13 母材破断が生じる原因	26
2.4 結言	28
参考文献	28

第3章 スポット溶接継手の引張せん断強度に及ぼす添加元素の影響	30
3.1 緒言	31
3.2 実験方法および解析方法	31
3.2.1 供試鋼	32
3.2.2 溶接条件	32
3.2.3 継手引張試験	32
3.2.4 溶接部の断面観察および硬さ測定	32
3.2.5 酸化(ブルーイング)処理による破壊進展領域の特定	32
3.2.6 SEM 破面観察	32
3.2.7 FEM解析条件	33
3.3 FEM 解析結果	33
3.4 実験結果および考察	34
3.4.1 溶接部の硬さ分布	34
3.4.2 溶接部金属硬さが継手強度に及ぼす影響	35
3.4.3 断面観察による破壊部の特定	37
3.4.4 酸化(ブルーイング)処理による破壊進展領域の特定	37
3.4.5 継手の破面形態と継手強度推定	38
3.5 結言	39
参考文献	40
第4章 スポット溶接継手のL字引張強度に及ぼす添加元素の影響	41
4.1 緒言	42
4.2 実験方法および解析方法	43
4.2.1 供試鋼	43
4.2.2 溶接条件	43
4.2.3 継手引張試験	44
4.2.4 溶接部の断面観察および硬さ測定	44
4.2.5 酸化(ブルーイング)処理による破壊進展領域の特定	44
4.2.6 SEM 破面観察	44
4.2.7 溶接部断面 EPMA 分析	44
4.2.8 FEM解析条件	44
4.3 FEM 解析結果	46
4.4 実験結果および考察	48
4.4.1 溶接部の硬さ分布	48
4.4.2 溶接部金属硬さや鋼板成分が継手強度に及ぼす影響	49
4.4.3 継手破壊進展挙動の解析	50

4.4.3.1	断面観察による破壊部の特定	50
4.4.3.2	酸化(ブルーイング)処理による破壊進展領域の特定	51
4.4.3.3	継手の破面形態	52
4.4.4	き裂進展部位と EPMA 分析結果の比較	53
4.4.5	後通電による継手強度向上効果	57
4.5	結言	58
	参考文献	58

第5章 スポット溶接継手の十字引張強度に及ぼす後通電の影響 60

5.1	緒言	61
5.2	実験方法	61
5.2.1	供試鋼	61
5.2.2	溶接条件	61
5.2.3	溶接部断面観察	62
5.2.4	引張試験	62
5.3	実験結果	62
5.3.1	後通電による CTS 向上効果	62
5.3.2	後通電による溶接部断面変化とナゲット厚み比が CTS 比に及ぼす影響	64
5.4	考察	64
5.4.1	ナゲット改質に必要な温度履歴	64
5.4.2	熱伝導方程式の解析解を用いたパラメータの検討	66
5.4.2.1	後通電プロセスにおける温度計算式の導出	66
5.4.2.2	本通電	67
5.4.2.3	第1冷却(クール)	69
5.4.2.4	後通電	70
5.4.2.5	最終冷却	70
5.4.2.6	計算に用いた各定数	71
5.4.3	解析解を用いた後通電条件の決定指針	71
5.4.3.1	クール時間 t_{c1}	71
5.4.3.2	後通電電流比 I_{h2}/I_{h1}	72
5.4.3.3	後通電時間 t_{h2}	74
5.4.3.4	推奨条件と良好な実験条件の比較	74
5.5	結言	75
	参考文献	75

第6章 アークスポット溶接継手の十字引張強度に及ぼす余盛形状の影響 76

6.1	緒言	77
-----	----	----

6.2	実験方法	77
6.2.1	供試鋼と溶接材料	77
6.2.2	十字引張試験片とその溶接条件	78
6.2.3	溶接部の X 線非破壊検査および断面観察	78
6.2.4	溶接部硬さ分布の測定	78
6.2.5	十字引張試験条件	78
6.2.6	スポット溶接継手の評価項目	79
6.3	FEM 解析条件	79
6.4	実験結果および考察	81
6.4.1	溶接部の X 線非破壊検査および断面観察	81
6.4.2	アークスポット溶接継手とスポット溶接継手におけるヴィッカース硬さ分布の比較	81
6.4.3	アークスポット溶接条件と CTS の関係	82
6.4.4	継手破断部位と余盛高さが CTS に及ぼす影響	83
6.5	FEM 解析結果と考察	86
6.5.1	溶接金属直径 W が ϵ_p に及ぼす影響	86
6.5.2	余盛高さ R が ϵ_p に及ぼす影響	86
6.5.3	余盛直径 L が ϵ_p に及ぼす影響	86
6.6	結論	90
	参考文献	90

第 7 章	スポット溶接継手における微視的き裂進展解析	91
7.1	緒言	92
7.2	実験方法および解析方法	92
7.2.1	供試鋼	92
7.2.2	溶接条件および試験片	92
7.2.3	三点曲げ試験	94
7.2.4	き裂進展の観察	94
7.2.5	EBSD 解析	94
7.3	実験結果および考察	95
7.3.1	三点曲げ試験における変位荷重線図	95
7.3.2	き裂進展の観察結果	95
7.3.3	EBSD 解析結果	99
7.3.4	J 値と L 字継手強度との比較	103
7.4	結言	104
	参考文献	104

第 8 章 薄鋼板溶接継手の強度向上指針	105
8.1 緒言	106
8.2 スポット溶接継手の強度特性	106
8.3 レーザ溶接継手の強度特性	109
8.4 アーク溶接継手の強度特性	109
8.5 薄鋼板溶接継手の強度向上指針	110
参考文献	110
第 9 章 結論	112
9.1 結論	113
9.2 残された課題と今後の進め方	114
Appendix	115
研究業績	118

第1章

序論

(薄鋼板溶接継手の強度に関する研究の現状)

1.1 車両軽量化の背景

1990年代以降、地球温暖化問題を契機として、自動車のCO₂排出規制や燃費規制が強化されてきた。例えばTable 1.1に示すように、各地域や各国でこれら規制の達成目標と期限が設けられている¹⁾。現在は目標値が段階的に引き上げられている状況にある。こうした目標を超過する場合、課徴金が科されたり、あるいは車両生産停止などの罰則が検討されたりしている。こうした背景のもと、エンジン・駆動系の効率向上、ハイブリッド車や電気自動車の実用化が進められて来た。また燃費改善を狙う車体の軽量化と同時に衝突安全性の向上も実現するため、高強度鋼板を用いた薄手化が進められた。一方、鋼板は一層の高強度化が図られており、例えば1.8 GPa級の鋼板がバンパービームに採用された²⁾。自動車用材料はアルミ・樹脂なども含め素材の種類が多く、さらに用途は構造材から機能材まで多岐に渡る。ここではまず、ボディやシャシーの部品に使用される高強度鋼板の特徴と溶接技術について述べる。

Table 1.1 Car manufactures CO₂ emission targets by region

Region or country	CO ₂ emission target
USA	101g CO ₂ / km (2025)
Europe	95g CO ₂ / km (2020)
China	5l / 100km (2020)

1.2 自動車用高強度鋼板の特徴

自動車用薄鋼板には、加工性、強度・耐久性、溶接性といった特性が求められる。薄鋼板は様々な形状に成形されて最終製品となるため、優れた加工性を持つ必要がある。軽量化の観点からは高強度化が求められるが、加工性と強度は相反する特性である。また溶接に関しても、その容易さと高強度化は両立しない。後述するように、高強度化のためにはCやSiといった合金元素の添加が必要であるが、一般に元素を添加すると溶接性は劣化する。このように種々の特性は共存し難く、鋼板の用途に応じて鋼板成分が調整されている。

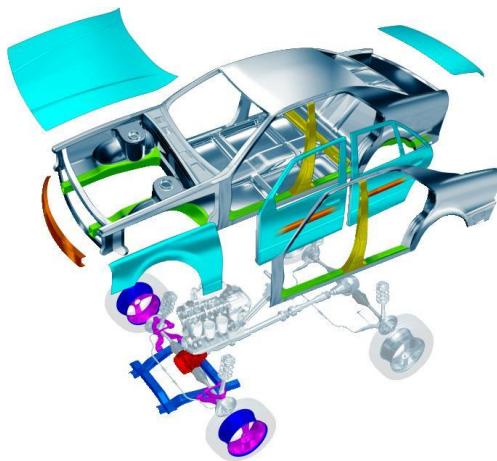


Fig. 1.1 Portion of Vehicle on which thin steel sheets are applied (Body or chassy system component)

自動車用薄鋼板の強度範囲は広く、270 MPa 級から 1 GPa 超級までの鋼板が使用されている。自動車の模式図を Fig. 1.1 に示す。薄鋼板の適用部位はボディ系とシャシー系に分けられる。ボディ系にはさらに車体外側を構成するパネル系部品と内側の骨格系部品がある。これらには比較的薄手の冷延鋼板が使用され、防錆の必要な部位にはめっき鋼板が適用される。パネル系部品には高い意匠性が求められるため、成形性に極めて優れた軟鋼板や比較的強度の高強度鋼板が使用される。骨格系部品には自動車の中で最も強度が高い鋼板が用いられている。例えば、1 GPa 超の高強度冷延鋼板やホットスタンプ工法を活用した 1.5 GPa 級の鋼板が採用されている。シャシー系部品は 2mm 超の比較的厚手であるため、熱延鋼板が使用されることが多い。従来は腐食による減肉代を確保するために薄手化が困難と言われてきたが、この部位に対しても高強度化と薄手化による軽量化が検討されている。

ボディ系で代表的な高強度鋼板の特徴について述べる。引張強さが 590 MPa 級未満の自動車用鋼板では固溶強化や析出強化などの強化手法が用いられ、その鋼板の組織はフェライト単相である。一方、590 MPa 以上の鋼板では、マルテンサイトなどの硬質相による強化(組織強化)が用いられることが多い。例えば、広く使用されている DP(Dual Phase)鋼は、フェライトとマルテンサイトの二相組織を有する。DP 鋼は軟質相で低い降伏強度と優れた延性を確保し、硬質相で高強度を確保する。ボディ系の骨格系部品では曲げ主体の成形がなされる。鋼板には曲げ加工性に加え、切断された材料端部の引き伸ばし(伸びフランジ加工)、打ち抜き穴の穴広げ(バーリング加工)など局所的な変形能が要求される。980 MPa 級鋼板においては、材料を構成する組織の組合せを変更することによって、伸びを重視した高延性型、穴広げ値(=λ 値: 抜いた穴を工具で広げた際にどの程度まで破断無く、穴広げができたかの試験値)を重視した高穴広げ型、その中間のバランス型の鋼板が実用化されている。

高強度鋼板の延性改善手法の一つに TRIP (Transformation Induced Plasticity) 効果の活用もある。これは室温で存在できる安定化させたオーステナイトを含む鋼に加工を加えると、オーステナイトが硬いマルテンサイトに変態(他の軟質相に歪が分散)し、高い伸びが得られるというものである。TRIP 鋼の場合、残留オーステナイトを安定化させるため、オーステナイト中に炭素を濃化させる必要がある。従って鋼板の炭素は一定量以上必要であるが、炭素の増加はスポット溶接性の劣化につながるため、炭素量には上限がある。

さらに高強度化した、複雑形状の部品への 1180 MPa 級高強度鋼板の適用検討も始まっている。最適な成分設計と製造プロセスにより、材料の組織を極限まで微細化させる技術を確立し、硬質相と軟質相の最適な組織分率を有する複合組織が開発された。この 1180 MPa 級高強度鋼板は冷間プレス成形によって骨格系部材とされ、車体に適用される予定である³⁾。

シャシー系部材には剛性と共に疲労や腐食に関する耐久寿命が要求されるため、比較的厚手の熱延鋼板が使用されている。熱延高強度鋼板の中で最も延性に優れるのが低合金 TRIP 鋼である。この鋼板は高延性であると共に衝撃エネルギー吸収能や疲労耐久性に優れることから、種々の部品への適用が期待されている。アーム類等の床下部品ではバーリング加工や伸びフランジ加工が行われることが多い。このような加工性は金属組織の均一性が高くなるほど向上する。フェライト+ベイナイトもしくはベイナイト単相に近いマイクロ組織にすることで高い伸びフランジ性を示す高バーリング性鋼板が開発されている。

ホットスタンプは、900°C程度まで加熱した鋼板を金型内でプレス成形すると同時に焼入れを行う技術である。近年、ホットスタンプ鋼板の自動車部品への適用が急速に進んでおり、例えばピラーラインフォース等で採用されている。成形後の鋼板強度は主に鋼板の C 量で決まり、C 量が 0.22mass%

であれば 1.5 GPa 程度となる。高強度鋼板の冷間プレス成形では、材料の成形性不足や形状凍結性の低下（スプリングバック）、プレス荷重の増加などが課題となる。しかしホットスタンプでは、高温で成形されることから、プレス荷重が低く、またスプリングバックの原因である引張残留応力を低減でき、形状凍結性が優れる。

1.3 高強度鋼板スポット溶接技術の動向

自動車ボディの部品は、主に抵抗スポット溶接で組み立てられている。その他、レーザ溶接やアーク溶接、接着、機械接合等の手法が適材適所に利用されている。変化するニーズに応えるため、次々と新しい鋼板が開発されているが、それと同時に接合・溶接技術も検討されてきた。ここではボディ組立てに多用されるスポット溶接に関し、従来の研究を紹介する。

高強度鋼板の溶接で第一に必要なとされるのは継手強度の信頼性確保である。スポット溶接における継手強度の指標として、引張せん断強さ（TSS : Tensile Shear Strength）と十字引張強さ（CTS : Cross Tension Strength）が挙げられる。TSS はせん断方向の、CTS は引張(剥離)方向の継手強度である。溶接金属(ナゲット)径を一定にした場合に、TSS と CTS に及ぼす鋼板強度の影響⁴⁾を Fig. 1.2 に示す。TSS は鋼板強度とともに上昇する傾向を示す。しかし CTS は鋼板強度が 800 MPa 程度で飽和し、これ以上の範囲では鋼板強度の増加に伴い低下する。これらの試験法は JIS Z 3136 と JIS Z 3137 にそれぞれ規定されている。図には L 字継手の強度レベルも破線で示している。L 字継手の最大荷重(以下、LTS : L-type tension strength)は CTS と同様に鋼板強度が 800 MPa 程度で飽和し、それ以上で減少傾向を示す。L 字引張は JIS に規定されていないものの、実部品溶接部の負荷形態に近いと考えられ、この継手強度の確保も重要な場合がある。

一般に鋼板強度を確保するため鋼板の添加元素を増加させる。すると溶接部は硬くなり、延性や靱性は低下する。さらに CTS や LTS のような引張負荷においては、溶接部局所に応力が集中し、継手強度が低下する⁵⁾。この継手強度が低いことが高強度鋼板の適用を阻害することがある。そこで継手強度の支配

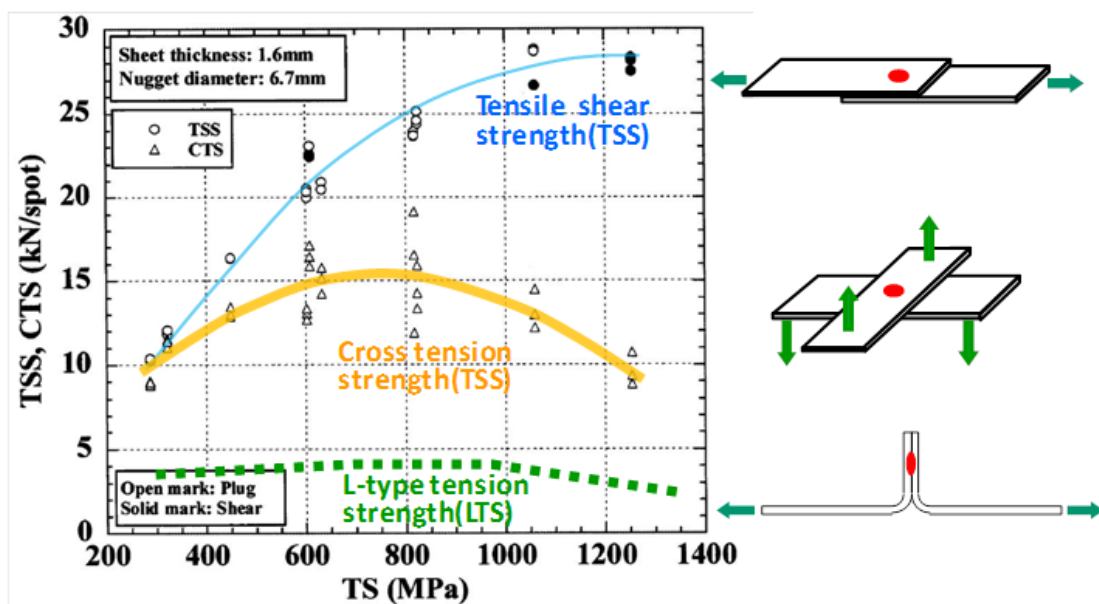


Fig. 1.2 Effect of base steel strength on TSS, CTS and LTS of joints in case that steel sheet thickness is 1.6mm and nugget diameter is 6.7mm.

因子を明らかにする研究や継手強度向上の技術開発が行われてきた。その一つとして、スポット溶接強度に及ぼす添加元素の影響に関し、様々な検討が行われてきた。例えば、その影響を一つの指標で表現する次の炭素当量式が知られている⁶⁾。

$$C_{eq} = C + Si/30 + Mn/20 + 2P + 4S \quad (\text{mass}\%) \quad (1)$$

この式は上述の破断形態と継手強度について検討されたものである。C, Si, Mn は溶接部の硬さ上昇に影響し、P や S は脆化を誘発すると考えられている。この C_{eq} がピール試験における溶接部の破断形態に及ぼす影響を **Fig. 1.3** に示す。図には、 C_{eq} が 0.24 以下(電極の保持時間に依存)の場合には破断形態が良好(ナゲット外で破断)となり、 C_{eq} が 0.24 を超えるとナゲット内の破断が起こることが表現されている。 $C_{eq} \leq 0.24$ であれば CTS が高く、ばらつきも少ない。(1)を考慮しつつ、高強度化と成形性を確保できるよう添加元素を最適化することが必要である。

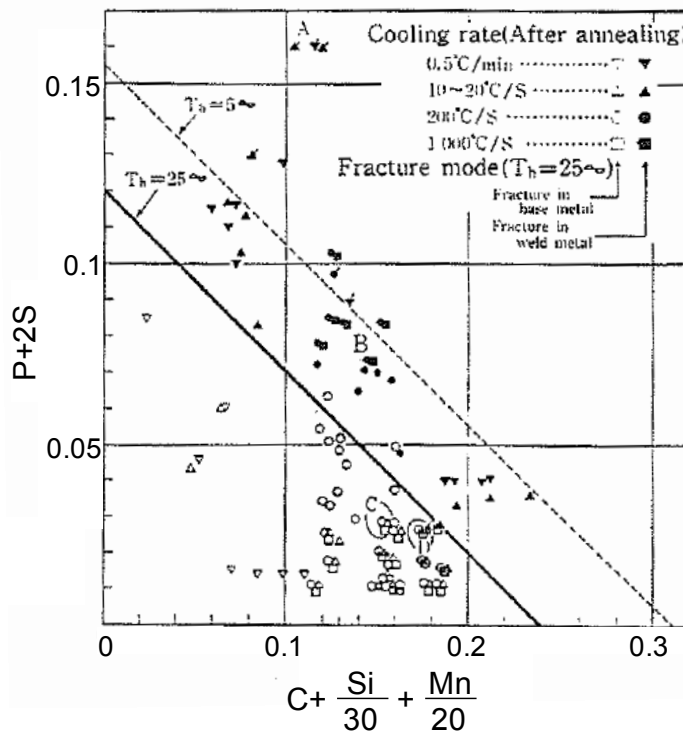


Fig. 1.3 Peel test fracture mode interpreted by chemical composition.

また溶接プロセスの観点から継手強度を向上させる試みが行われている。例えば、板厚 2mm のホットスタンプ材に対し、ナゲットを形成する本通電とそれに続く短時間の冷却と後通電によって CTS が向上する事実が見出された⁷⁾。CTS が向上する理由として、ナゲット端部の凝固偏析(例えば P)低減による靱性改善が支配的と考えられ^{7,8)}、また HAZ 軟化部の拡大による引張時の応力緩和効果も提示された^{7,9)}。P は局所に集合することで原子間の凝集力の低下を引き起こし、鋼材の脆化を引き起こすとされている¹⁰⁾。

一方、TSS と CTS を力学的考察に基づいて予測しようとする試みも行われてきた¹¹⁾。

$$TSS = \alpha \cdot D \cdot t \cdot TS_B \quad (2)$$

$$CTS = \beta \cdot D \cdot t \cdot TS_B \quad (3)$$

$$TSS = \gamma \cdot \pi \cdot (D/2)^2 \cdot TS_N \quad (4)$$

$$CSS = \delta \cdot \pi \cdot (D/2)^2 \cdot TS_N \quad (5)$$

ここで、 α 、 β 、 γ 、 δ は定数であり、 D は溶接ナゲット径、 t は板厚、 TS_B は母材の引張強さ、 TS_N はナゲットの引張強さである。また式(2)と(3)は継手がプラグ破断（ナゲット外での破断）する場合の継手強度(最大荷重)予測式であり、式(3)と(4)がシエラ破断（ナゲットが鋼板界面に沿って破断する形態）する場合の継手強度である。これらの表式は実現象を単純化してモデル化したものであり、必ずしも実際の強度を再現できない。しかし継手強度を考える上での参考値となる。これに対して上田らは、FEM解析を活用した継手強度の予測法を開発した¹²⁾。この中で、局所の相当塑性ひずみが、継手から切り出した小型試験片に対し評価した限界ひずみに達するとメッシュを分離する手法を採用している。この手法により予測された強度は実際の強度と良く合うことが報告されている。しかしながら高強度鋼板の継手では、き裂状に破壊が進展することがあり、この場合、相当塑性歪を用いた強度予測は困難である。

1.4 薄鋼板溶接継手の強度信頼性に関する課題

以上、代表的な高強度鋼板の特徴を紹介し、また車体組み付けに多用されるスポット溶接の研究事例について述べた。このスポット溶接において、270 MPa 級鋼から 1 GPa 超の高強度鋼まで、その継手の強度や破断形態の支配因子を統一的に解明した研究は見当たらない。その一つの要因として、対象とする継手の破壊過程を丁寧に観察していないことが挙げられる。鋼種や継手形態による破壊現象の相違を明らかにできれば、それぞれに対応した力学的考察が可能になると思われる。また材料因子と力学因子が重複して破壊様式を変化させることも現象理解を困難にしている。低強度鋼の継手では延性破壊が主体であるため、相当塑性歪でその破壊のクライテリアを表現できる。しかし高強度鋼板でかつ溶接部のように塑性拘束度が高ければ、薄板であっても脆性破壊を引き起こす。このため先述したように、破壊のクライテリアを相当塑性歪で表現することができない。加えて車体には様々な板厚の鋼板が用いられ、塑性拘束度が部位によって変化する。こうした鋼板強度や塑性拘束度の相違に依らず破壊のクライテリアを統一的に論じるには、例えば J 値を用いた考察が有用であると考えられる。

さらに冒頭に記載したように、車体の組み付けにはスポット溶接だけでなく、適材適所でアーク溶接やレーザ溶接、ろう付、接着等が採用されている。このように溶接・接合方法が多岐に渡ることも、継手の強度特性に対する理解を難しくしている。

1.5 本研究の目的

以上のような状況を鑑み、本研究では破壊挙動の解明を軸に置き、薄鋼板溶接継手の強度支配因子の解明を試みた。この中で溶接金属のサイズ、鋼板成分、そして溶接金属内の凝固偏析といった因子がどう継手強度に影響するのか、破壊進展挙動の詳細な解析に基づいて検討した。溶接法の中心は車体組み付けの主流であるスポット溶接としたが、比較として、レーザ溶接やアーク溶接の継手の強度特性支配因子についても解析した。これらの知見を総合して継手強度の向上指針を導き、薄鋼板溶接継手の強度信頼性を確保することを目的とした。

参考文献

- 1) Dr. Armin Plath : Innovative Adhesive Technologies in Vehicle Construction, Conference proceedings of Joining in Car Body Engineering 2014 (2014).

- 2)インターネット公開情報：「マツダ(株)が CX-5 のバンパービームに 1.8 GPa 級材を適用」
- 3) T. Kondo and K. Ishiuchi : 1.2 GPa Advanced High Strength Steel with High Formability, SAE 2014-01-0991
- 4) H. Oikawa, G. Murayama, S. Hiwatashi and K. Matsuyama : Resistance Spot Weldability of High Strength Steel for Automobiles and the Quality Assurance of Joints, Welding in the World, Vol. 51, No. 3/4(2007), 7.
- 5) K. Yamazaki, K. Satoh and Y. Tokunaga : Static and Fatigue Strength of Spot Welded Joints of Ultrahigh Strength Steel Sheets, Quarterly Journal of JWS, Vol. 17, No. 4(1999), 553.
- 6) T. Nishi, T. Saito, A. Yamada and Y. Takahashi : Evaluation of Spot Weldability of High-strength Steel Sheets for Automobile Use, NIPPON STEEL TECHNICAL REPORT, No. 20 (1982), 37.
- 7) H. Hamatani, F. Watanabe, Y. Miyazaki, T. Tanaka, J. Maki, H. Oikawa and T. Nose : Characterization of cross tension strength in resistance spot welding ultrahigh strength steel sheets, Preprints of the National Meeting of JWS, No. 89 (2011), 44.
- 8) K. Taniguchi, Y. Okita, T. Sadasue, S. Igi, R. Ikeda and S. Endo : Development of resistance spot welding with pulsed current pattern for high strength steel sheets, Preprints of the National Meeting of JWS, No. 89 (2011), 4.
- 9) K. Taniguchi, R. Ikeda and S. Endo : Development of resistance spot welding with pulsed current pattern for high strength steel sheets, Preprints of the National Meeting of JWS, No. 90 (2012), 240.
- 10) M. Yamaguchi : First Principles Calculations of the Grain-Boundary Cohesive Energy - Embrittling or Strengthening Effect of Solute Segregation in a bcc Fe Σ 3(111) Grain Boundary-, J. Japan Inst. Metals, Vol. 72, No. 9 (2008), 657.
- 11) Y. Sakuma, H. Oikawa : Factors to Determine Static Strength of Spot - weld for High - Strength Steel Sheets and Developments of High-strength Steel Sheets with Strong and Stable Welding Characteristics, Nippon Steel Technical Report, 378 (2003), 30-34
- 12) H. Ueda, E. Nakayama, T. Okada and H. Fujimoto : Study of the Fracture Prediction of Spot Welded Joint Using Local Plastic Strain and Stress Triaxiality as Fracture Criterion (First Report), Transactions of JSAE, Vol.44, No.2, 727-732

第2章

レーザ重ね継手の引張せん断強度評価

2.1 緒言

自動車ボディ組み立ての主な溶接法はスポット溶接であるが、欧州の自動車メーカーを中心にスポット溶接がレーザ溶接で代替されている例が見られる^{1~3)}。レーザ溶接の特徴として、非接触で溶接できること、片側アクセスや連続の溶接が可能であること、スポット溶接よりも小さな溶接用フランジが採用できることが挙げられる。これらの特徴を活かし、例えば連続溶接化による車体剛性向上⁴⁾、車体構造の改善による車体の剛性向上とデザイン性向上の両立²⁾が図られてきた。また、溶接ジグの共通化⁵⁾やスポット溶接電極の損耗回避といったコストメリットも見出されている。近年では、リモート溶接の適用も進み、生産性向上が実現されている⁶⁾。

さらにレーザ溶接は、スポット溶接に比較し、溶接ビードの形状自由度が高い。主に採用されているビード形状は直線状や円状、Cの字状であり、加えてビード幅や部材に対する溶接方向も変えることができる。このようにレーザ溶接では継手強度に影響する多くの因子があり、このためレーザ溶接部がどの程度の荷重を負担できるのかを明らかにする研究がなされてきた^{7~13)}。継手強度はさらに板厚や板幅、熱影響による材質変化、スポット溶接で知られた多点溶接の配置^{14, 15)}など種々の因子に影響され、統一的な理解には至っていない。そこで本研究では、薄鋼板を用い、基本的な直線状のビードを有するレーザ重ね継手に関し、変形挙動や応力分布を解析することで、継手の発揮する最大荷重と破断部位を予測することを試みた。

2.2 実験方法

2.2.1 供試鋼

試験には板厚が 1.0mm で引張強さ (TS) が 300~780 MPa の範囲の鋼板を供した。このように鋼板強度を変化させたのは、鋼板強度が継手強度や破断形態にどのような影響を及ぼすかを明らかにするためである。供試鋼の機械的特性および化学成分を **Table 2.1** に示す。また 300 MPa 鋼については板厚 0.8mm, 1.2mm の鋼板も用いた。

Table 2.1 Mechanical properties and chemical compositions of steels used in this study.

Steel	Thickness (mm)	YP* (MPa)	TS* (MPa)	EL* (%)	C	Si (mass%)	Mn
300	1.0	142	301	49	0.001	0.005	0.10
440	1.0	339	472	34	0.062	0.014	0.59
590	1.0	392	629	33	0.104	1.244	1.49
780	1.0	435	794	24	0.082	1.394	1.75

*YP: Yield stress

*TS: Tensile strength

*EL: Total elongation

2.2.2 引張試験片

引張試験片は **Fig. 2.1** に示す引張せん断継手である。長さ 150mm×幅 50mm の鋼板 2 枚の端部を 50mm 重ね合わせ、重ね部の中央に溶接ビードを形成した。溶接条件を **Table 2.2** に示す。溶接には加工点出力が 1.6kW の Nd-YAG レーザを用いた。ビードサイズが継手強度に及ぼす影響を明らかにするため、ビード長 L_b は 50mm (全幅溶接) と 30mm (部分溶接) の 2 水準とした。また溶接速度には 0.7m/min と 1.6m/min の 2 水準を採用し、平均ビード幅 W_b をそれぞれ 2.0mm および 0.85mm に作り分けた。

2.2.3 引張試験条件

作製した継手に対して、室温において引張速度 10mm/min で引張試験を行った。このとき、JIS Z3136 に記載された板厚が薄いスポット溶接継手の場合と同様、試験片端部のつかみ部に(つかんだときの回転を抑える)添え板は接合しなかった。

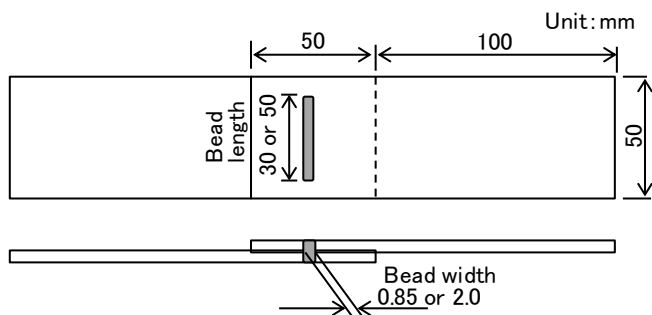


Fig. 2.1 Schematic diagram of laser welded lap joint for the tensile test.

Table 2.2 Welding conditions for tensile test specimens.

Beam source	2kW Nd-YAG Laser
Laser power at work, P (kW)	1.6
Focal position	Surface of upper sheet
Beam waist diameter (mm)	0.5
Welding speed, V (m/min)	0.7, 1.6
Weld width on sheets interface, Wb (mm)	2.0, 0.85
Weld length, Lb (mm)	30, 50

2.2.4 溶接部断面観察と硬さ測定

継手の変形過程を明らかにするため、引張前や引張破断前の幾つかの荷重レベルで除荷した継手そして破断後の継手について溶接部横断面を観察した。観察位置は溶接ビードの長手方向中央とした。また溶接部横断面のビッカース硬さを測定荷重 4.9N のもと、重ね面より 0.1mm 離れた位置で測定した。

2.3 実験結果および考察

2.3.1 継手の破断部位

引張破断後の継手外観および破断部位の様式図を **Fig. 2.2** に示す。破断部位はビードサイズに応じ母材(BM)、熱影響部 (HAZ) あるいは溶接金属(WM)に変化した。HAZ 破断のときの破断位置には、ボンド(BM と WM の境界)に概ね沿う場合とボンドからわずかに離れる場合があったが、本報では両者を区別せずに取り扱うことにする。

2.3.2 溶接金属組織

C や Mn など焼き入れ性元素の多い 590 MPa 鋼や 780 MPa 鋼の溶接金属組織は溶接速度に依らずマルテンサイトを呈した。440 MPa 鋼の組織はベイナイトを、270 MPa 鋼の組織はベイニティックフェライトであった¹⁶⁾。

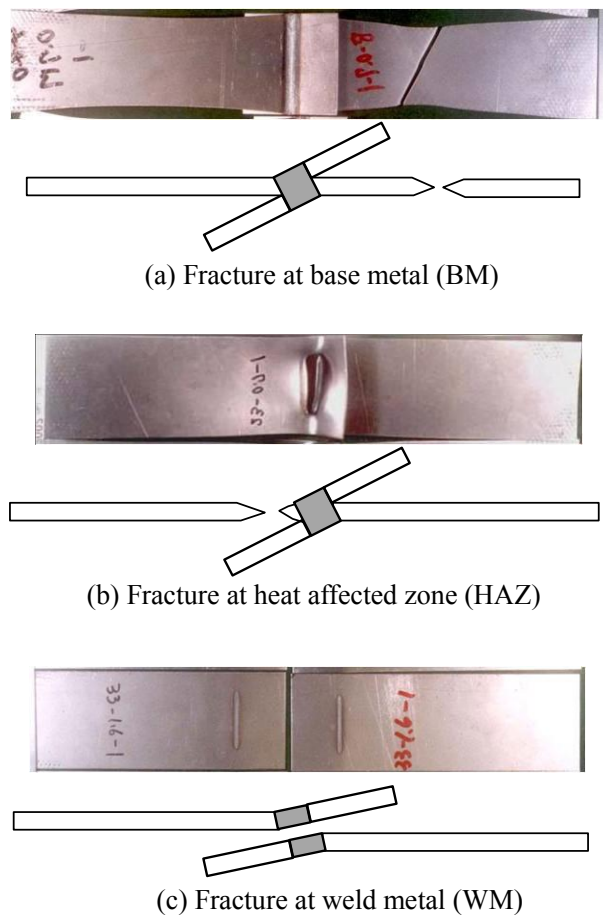


Fig.2.2 Fracture mode of laser lap joint in the tensile test.

2.3.3 溶接部硬さ分布

溶接速度が 0.7m/min のときの溶接部硬さ分布を **Fig. 2.3(a)**に示す。どの鋼種でも溶接金属や HAZ の硬さは母材の硬さより高くなった。590 MPa 鋼の炭素量は 780 MPa 鋼のそれより多い。マルテンサイトの硬さは炭素量増加に伴い上昇するため、590 MPa 鋼の溶接金属硬さは 780 MPa 鋼のそれを上回っている。溶接速度 1.6m/min の結果を **Fig. 2.3(b)**に示す。速度 0.7m/min の場合と比較し、硬化幅は減少したものの溶接金属硬さは両速度で同等であった。

2.3.4 継手の引張最高荷重と破断部位

全幅溶接した継手の引張試験における最高荷重と破断部位を **Fig. 2.4(a)**に示す。図中の破線は母材強度 (=母材の $TS \times$ 試験片断面積) を表す。ビード幅 $W_b=2.0\text{mm}$ の場合、BM 破断 (記号○) した継手は母材強度を示し、HAZ 破断 (記号△) した継手の強度も概ね母材強度に達した。 $W_b=0.85\text{mm}$ の場合、300 MPa 鋼を除き WM 破断 (記号×) となり、継手強度の母材強度からの低下幅は母材 TS の上昇に伴い増大した。

一方、部分溶接した継手の引張最高荷重と破断部位を **Fig. 2.4(b)**に示す。 $W_b=2.0\text{mm}$ の場合、継手は全ての鋼種で HAZ 破断し、継手強度は母材の TS の増加とともに上昇した。 $W_b=0.85\text{mm}$ の場合、300 MPa 鋼以外は WM 破断した。590~780 MPa 鋼は 440 MPa 鋼よりも溶接金属硬さが高かったにも関わらず継手強度は同等であった。

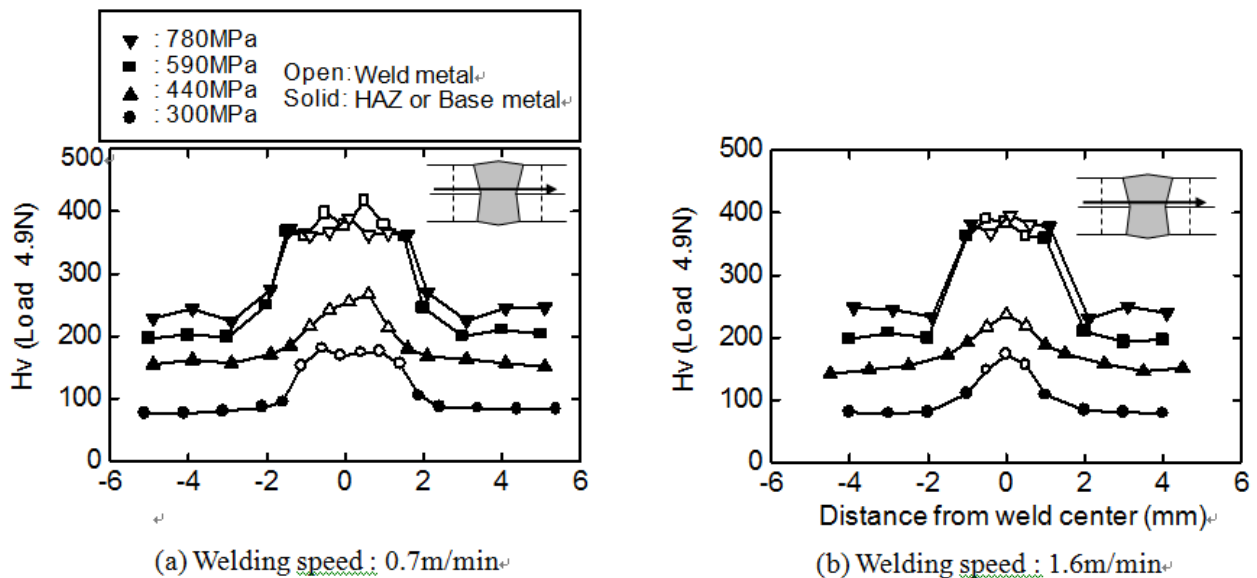


Fig.2.3 Distribution of Vickers hardness in weld cross-section measured in the direction parallel to the sheet surface and apart from the interface of two sheets by 0.1mm as shown schematically in the figure.

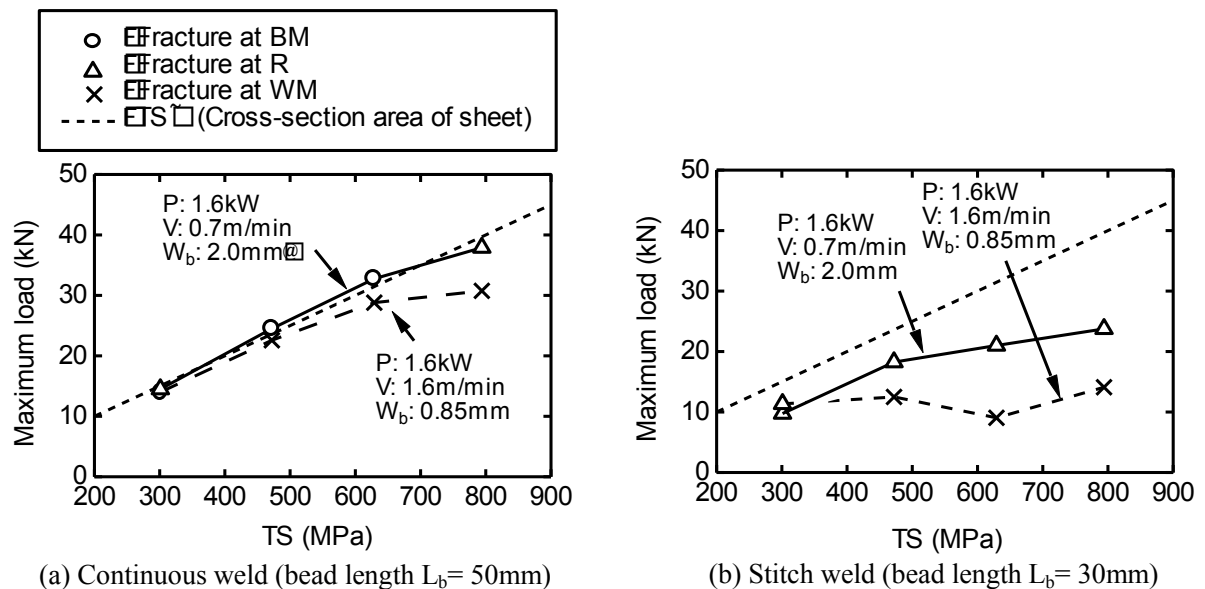


Fig. 2.4 Relationship between joint strength (maximum load) and tensile strength (TS) of the base metal in the tensile test (P: Laser power, V: Welding speed, W_b : Bead width).

2.3.5 継手の変形過程

300 MPa 鋼継手の引張試験における変形過程を Fig. 2.5 に示す. これは HAZ 破断した場合の変形過程である. 重ね継手両端の板厚中心は試験前には一致していないため, 引張過程で HAZ を含む部分が曲げ変形を受ける. そして試験途中で両端の引張軸が一致した後に破断に至った. 但し, 440 MPa 以上の鋼板を用い, 部分溶接で $W_b = 0.85\text{mm}$ としたときは引張軸が一致する前に WM 破断した.

2.3.6 モデリング

次に継手の強度や破断部位の予測を行うため, 重ね継手の引張試験における変形過程をモデル化する. 即ち, Fig. 2.6 に示すように, 継手を BM, WM, および HAZ に分割し, それぞれの応力状態を

考える．そして増加する引張荷重に対し各部位に働く応力と各部位の強度（許容しうる最大応力）を推定する．なお，今後の考察において，除荷後の試験片のスプリングバックは考慮に入れない．

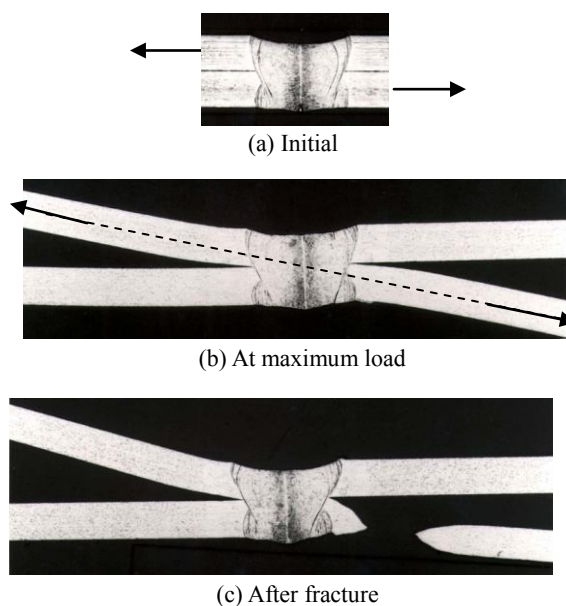


Fig. 2.5 Deformation process during the tensile test.
(Steel 300, $L_b=50\text{mm}$, $W_b=2.0\text{mm}$)

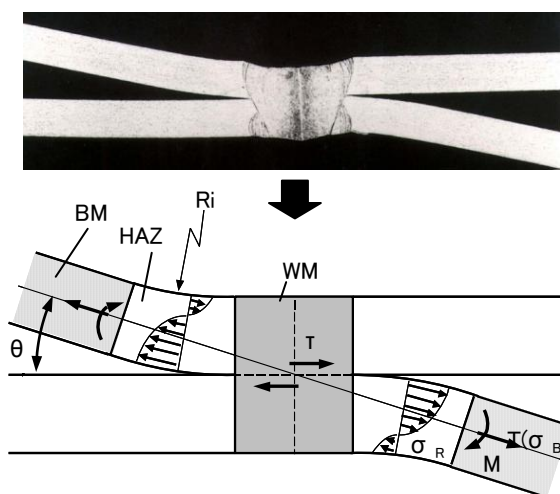


Fig. 2.6 Simplified model of lap joints in tensile test.

2.3.7 母材破断

溶接部から離れた母材は一軸引張状態にあると考えられる．従って，引張荷重 T が働くときの母材の公称応力 σ_B は次式で表現される．

$$\sigma_B = \frac{T}{W \cdot t} \tag{1}$$

ここで W は試験片幅, t は板厚である. また, 以下の係数 α を導入する.

$$\sigma_B = \alpha \cdot TS_B \quad (2)$$

α は引張荷重 T での母材の応力 σ_B と母材の引張強さ TS_B との比であり, $0 \sim 1.0$ の範囲を取る. α が 1.0 に達すると母材の局所変形が始まり, 継手が母材で破断することを意味する.

2.3.8 溶接金属破断

継手が溶接金属で破断した場合, 溶接金属は **Fig. 2.7** に示すような破断形態を示した. そこで溶接金属ではせん断応力が支配的と考え, 鋼板重ね面の溶接金属が次の一様なせん断応力 τ を負担するものとする.

$$\tau = \frac{T \cos \theta}{L_b \cdot W_b} = \frac{(\alpha \cdot TS_B \cdot W \cdot t) \cos \theta}{L_b \cdot W_b} \quad (3)$$

T は(1)式と(2)式より α で表現した. また, θ は **Fig. 2.6** で定義した試験片の回転角, L_b はビード長, W_b は重ね面におけるビード幅である. 溶接金属のせん断強度 τ_w は溶接金属の引張強さ TS_w から $\tau_w = TS_w / \sqrt{3}$ で求められる¹⁷⁾. さらに TS_w は溶接金属のビッカース硬さ Hv_w から推定可能であり¹⁸⁾, 次式が得られる.

$$\tau_w = \frac{TS_w}{\sqrt{3}} = \frac{3Hv_w}{\sqrt{3}} \quad (4)$$

ここで τ_w の単位は MPa である. τ が τ_w に到達すると継手は溶接金属で破断すると考えられる.

(3)式にて T と θ , あるいは α と θ の関係が分かれば, 他の変数は既知あるいは測定可能なため, τ が計算可能となる.

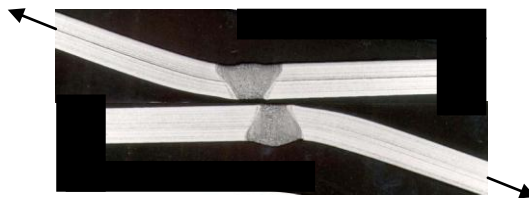


Fig. 2.7. Fracture at WM.

2.3.9 HAZ 破断

HAZ は溶接部断面の観察結果から **Fig. 2.8** に示す引張曲げの条件下にあると近似する. 引張曲げの変形様式では中立面を境に内側 (曲げ R の中心側) では圧縮応力が働き, 外側では引張応力が働く. 加えて, HAZ では以下の応力 σ と歪 ε の関係が成り立つものとする.

$$\sigma = F \varepsilon^n = F \left(\frac{\eta}{R_e} \right)^n = F \left(\frac{r - R_e}{R_e} \right)^n \quad (5)$$

ここで ε は円周方向の歪, F は塑性係数, n は加工硬化係数, η は **Fig. 3.8** に示すように中立面からの距離, r は任意の面の半径, R_e は中立面位置の半径である.

ところで荷重の釣り合いから以下の関係を満足する必要がある¹⁹⁾.

$$T = \int_r \sigma(r) \cdot W \cdot dr \quad (6)$$

(5)式を(6)式に代入して積分を実行すると次式が得られる.

$$T = \frac{W \cdot F}{n+1} \left(\frac{1}{R_e} \right)^n \left\{ \left(a + \frac{t}{2} \right)^{n+1} - \left| a - \frac{t}{2} \right|^{n+1} \right\} \quad (7)$$

ここで W は試験片幅であり, HAZ の板厚 t は試験中一定であると仮定した. その他の r や a の定義を Fig. 2.8 に示す. $\sigma(r)$ は HAZ の外表面で最大値を持ち, これを σ_H と表すと, (5)式と Fig. 2.8 より,

$$\sigma_H = F \left(\frac{t/2 + a}{R_e} \right)^n = F \left(\frac{t/2 + a}{R_i + t/2 - a} \right)^n \quad (8)$$

を得る. R_i は Fig. 2.8 に示すように内側表面の曲率半径である. σ_H が HAZ が持つ引張強さ TS_H に等しくなれば, 継手は HAZ で破断すると考える.

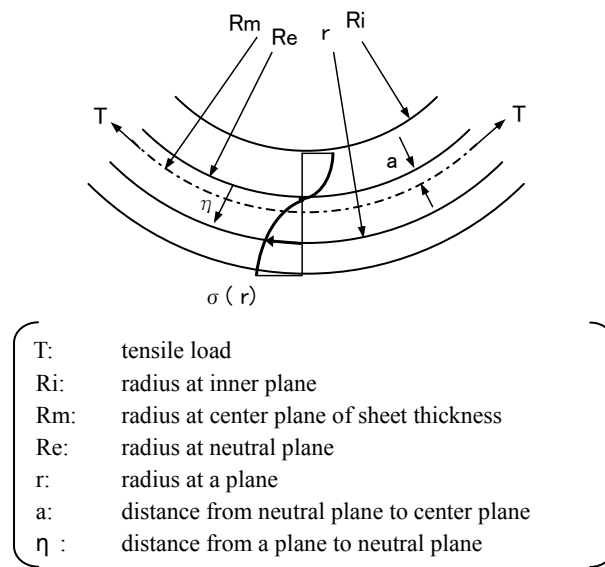


Fig. 2.8 Stress distribution at HAZ.

2.3.10 HAZ 部の回転角と曲げ R の関係

溶接部断面写真から測定した θ と R_i の関係を Fig. 2.9 に示す. θ が増加すると, 即ち試験片の回転が進行すると R_i は急速に減少することが分かる. 図のプロットは鋼種やビード長 L_b を区別しておらず, 図は θ と R_i の関係がこれらに依存しないことを示唆する.

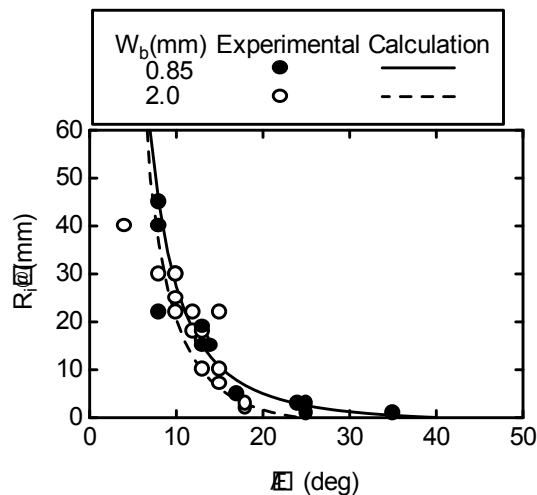


Fig. 2.9 Relationship between θ and R_i in Fig. 2.6.

引張荷重下の溶接部周辺の幾何的な状態を模式的に **Fig. 2.10** に示す。図では BM や HAZ の板厚減少が無いものとしている。BM と HAZ が滑らかに連結されること、かつ両端の引張軸が一致することを考慮すると、図中の \vec{a} と \vec{b} は直交することになる。従って次式が成立する。

$$\vec{a} \cdot \vec{b} = \frac{W_b \cdot R_i \cdot \sin\theta}{2} - R_i(R_i + t)\cos\theta + R_i(R_i + \frac{t}{2}) = 0 \quad (9)$$

ここで、 \vec{a} は引張軸を表現するベクトル、 \vec{b} は BM と HAZ 境界における半径方向のベクトルである。

Fig. 2.9 の実線と破線の曲線は(9)式から得られる $\theta - R_i$ 曲線であり、実験結果をよく再現している。こうして θ と R_i の関数が得られた。

次に、 R_i を引張荷重 T の関数として求めるため新たに T^* を導入する。

$$T^* = \frac{T}{TS_B \cdot L_b \cdot t \cdot W_b^{0.2}} \quad (10)$$

T^* は鋼材強度やビードサイズに依らず R_i を回帰するために導入した変数である。(10)式の関数形は R_i を T^* で整理できるよう種々検討した上で決定した。この T^* を用いれば、**Fig. 2.11** に示すように R_i を 1 次回帰でき、次の関係を得た。

$$R_i = 147.84 - 147.93T^* \quad (11)$$

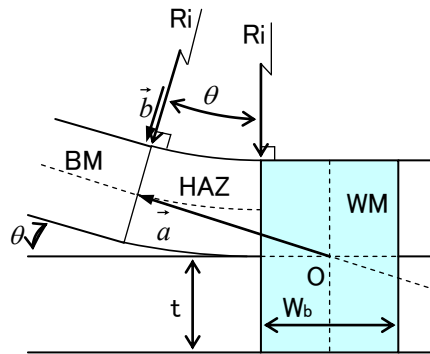


Fig. 2.10 Schematic side-view of a lap joint under tension.

(1), (2)式および(10)式を用いると、(11)式は次のように表現される。

$$R_i = 147.84 - 147.93 \frac{\alpha \cdot W}{L_b \cdot W_b^{0.2}} \quad (12)$$

右辺の α 以外は既知あるいは測定可能な変数なので、 R_i は α のみの関数となる。(9)式と(12)式より α と θ の関数 $\theta(\alpha)$ が得られる。 $\theta(\alpha)$ を(3)式に代入すれば τ が α の関数として求まり、最終的に τ が計算可能となる。

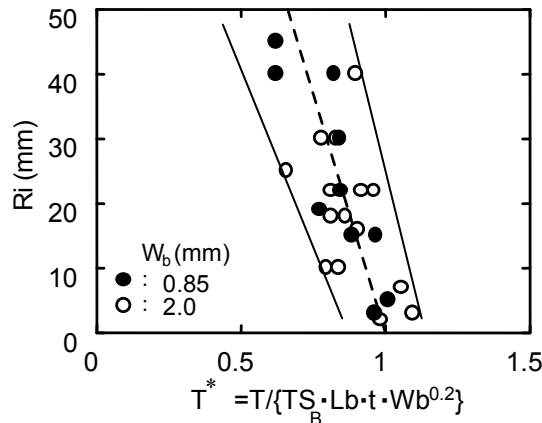


Fig. 2.11 Relationship between R_i and T^* .

2.3.11 HAZ の材料特性

HAZ の応力・歪曲線を表現する(5)式の F や n は HAZ の引張強さ TS_H と一様伸び UE_H で表される.

$$F = TS_H (e/n)^n \quad (13)$$

$$n = \ln(1 + UE_H) \quad (14)$$

ここで e はネイピア数である. しかし Fig. 2.3 に示したように, HAZ ではボンドから母材にかけて徐々に硬さが増加する, 即ち材料特性が一様でない. しかし, ここでは曲げ部の機械的特性は母材と溶接金属の平均的な特性であると仮定する. つまり次の二式において β を 0.5 とする.

$$TS_H = \beta \cdot TS_B + (1 - \beta) \cdot TS_W \quad (15)$$

$$UE_H = \beta \cdot UE_B + (1 - \beta) \cdot UE_W \quad (16)$$

添え字 B や W はそれぞれ BM と WM を意味する. HAZ の最大応力 σ_H が TS_H に到達すれば塑性不安定となり(局所変形が進行し), 継手は HAZ で破断する.

2.3.12 継手効率および破断部位の予測

以上の解析より, 引張試験において増加する引張荷重(ここでは継手効率に相当する規格化応力 $\alpha = \sigma_B / TS_B$) に対し, BM, WM, および HAZ に働く応力が計算可能となった. 加えて, 各部位の強度も評価できることとなった. 従って, 次のように各部位の応力と強度を比較することで, 継手強度が α として求まり, また破断部位が予測できる. 例として, 部分接合した継手(板厚 $t=1.0\text{mm}$, 試験片幅 $W=50\text{mm}$, ビード長 $L_b=30\text{mm}$, ビード幅 $W_b=0.85\text{mm}$) において, α の変化に対する各部位の応力の計算手順を示す.

①母材の応力: (2)式から σ_B を計算

②溶接金属の応力: (12)式で R_i を計算

→ R_i を(9)式に代入し θ を計算

→ θ を(3)式に代入し τ を計算

③HAZ: (12)式で R_i を計算(R_e も求める)

→(1)式と(2)式で T を計算

→ R_e と T を(7)式に代入し a を計算

→ R_i と a を(8)式に代入し σ_H を計算

計算結果を Fig. 2.12 に示す. α が 0.53 のとき σ_H が TS_H に一致するが, τ や σ_B はそれぞれの強度に達していない. このことは継手が HAZ 破断し, α が 0.53 となることを示す. なお, α は継手効率に相当するため, 0.53 に母材の断面積と引張強さの積 ($=t \cdot W \cdot TS_B$) を掛けると最大荷重が得られる.

300 MPa 鋼において, 板厚は 1mm に加え, 0.8mm や 1.2mm の場合にも W_b や L_b が継手強度や破断部位へ及ぼす影響を評価した. その結果を Fig. 2.13 に示す. 破断部位はプロットの種類で区別し, また継手強度を継手効率として実験点の近傍に括弧書きの数字で表記した. どの板厚においても W_b が小さい条件では WM 破断が発生した. W_b が増加すると HAZ 破断が生じ, W_b と L_b の両方が大きいと, 即ち図中右上の条件では BM 破断が発生し, 高い継手効率を得られた. 板厚 0.8~1.2mm の範囲では, 上述の手順で α と破断部位を計算し, その結果を横軸 L_b/W , 縦軸 W_b/t の規格化した 2 変数で整理するとほぼ一致した図が得られる. 代表として板厚 1.0mm の場合の計算結果を Fig. 2.14

に示す。破断部位は塗りつぶし有無で区分し、継手効率 α は曲線で示した。図は、 L_b/W と W_b/t の両方が比較的大きい場合、継手はBM破断し、 $\alpha=1.0$ が得られ、また $W_b/t < 0.8$ の場合、 L_b に関わらずWM破断することを表す。その他の条件ではHAZで破断が生じることを示している。図中の点はFig. 2.13に示した板厚0.8~1.2mmの実験結果を示し、その種類で破断部位を区別した。また実験点下の括弧内数値は実測の継手効率を表す。これらから予測と実験結果が概ね一致することが分かる。本図を利用し、必要な継手強度を得るためのビードサイズの決定、そして破断部位の予測が可能である。一方、TSが440 MPaを超える高強度鋼板では、Fig. 2.4(b)に示した $W_b=0.85\text{mm}$ のWM破断した条件など、予測と実験が必ずしも合わない条件が存在する。この高強度鋼板の継手強度予測については今後の課題とする。

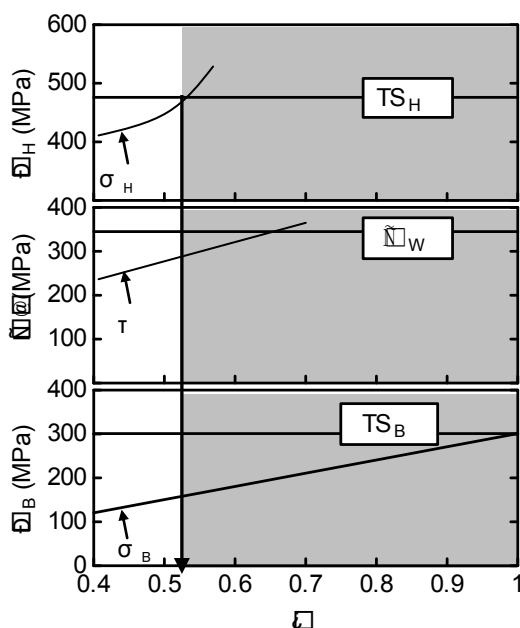


Fig. 2.12 Calculated stresses for a lap joint with $W=50\text{mm}$, $L_b=30\text{mm}$, $W_b=0.85\text{mm}$.

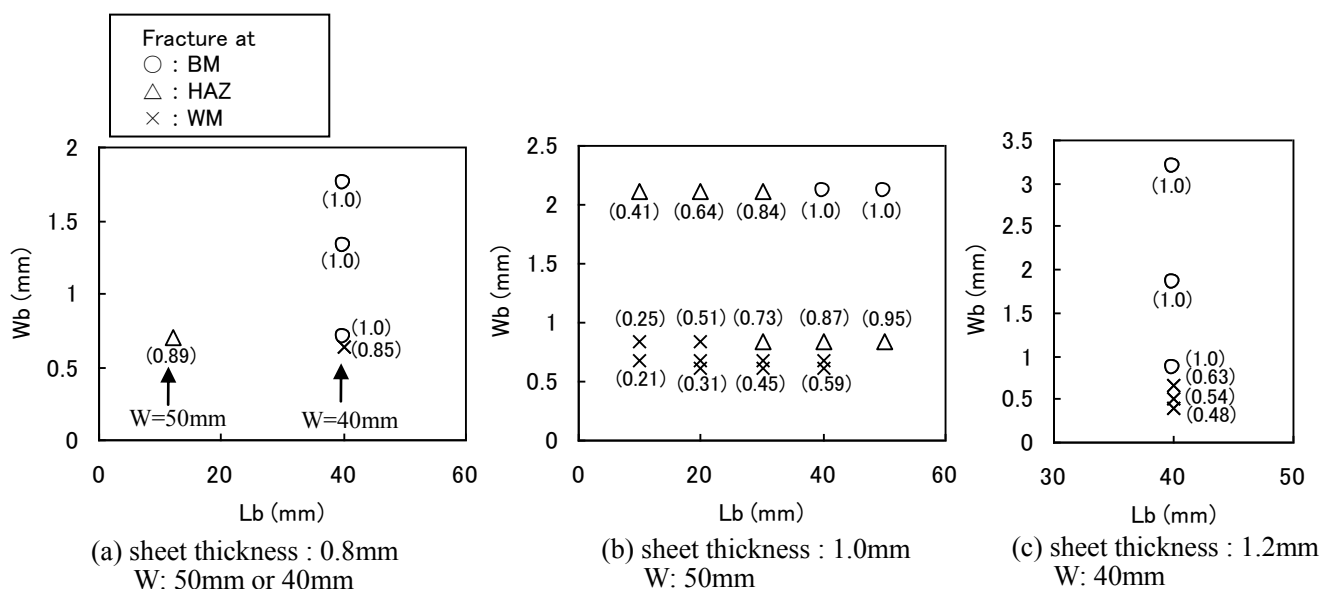


Fig. 2.13 Effect of L_b and W_b on fracture portion and strength (joint efficiency) of the joints in mild steel.

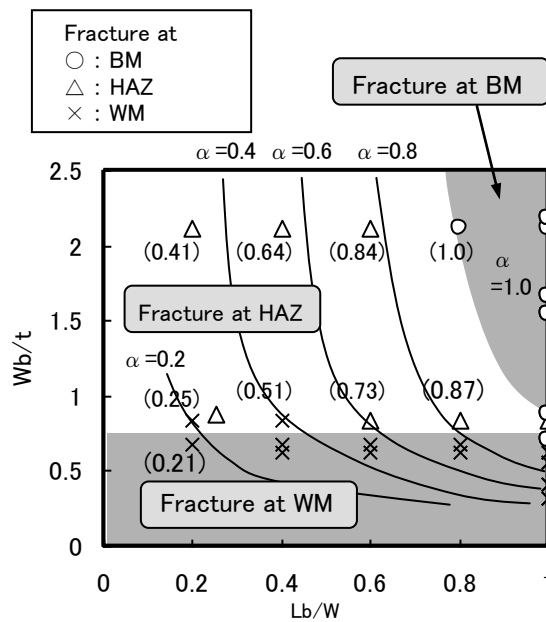


Fig. 2.14 Effects of L_b/W_s and W_b/t on fracture portion and strength (joint efficiency α) of the joints (Hatching areas and lines: calculated results for the sheet of 1mm in thick, dots and (value): experimental results) in mild steel with a sheet thickness ranging 0.8mm to 1.2mm.

2.3.13 母材破断が生じる原因

一軸引張と引張曲げの場合の応力分布を **Fig.2.15** で比較する。 T は引張荷重である。 **Fig. 2.15(a)** の一軸引張下では断面内に一様な応力 σ_0 が働く。一方、 **Fig. 2.15(b)** の引張曲げでは中立面を境に圧縮応力と引張応力に分かれ、(6)式で示したように、応力を半径方向に積分した値が引張荷重 T と釣り合う。内側が圧縮応力となるため、外側表面の最大応力 σ_{out} は常に σ_0 より大きな値を持つことになる。従って、一軸引張部と引張曲げ部が同じ材料特性を持ち、また溶接金属が十分な強度を有して破断しない場合、引張曲げの部位が低荷重で破断すると推測される。しかし実験では試験片寸法に対し L_b や W_b を十分確保すると母材破断が生じた。これは板厚が母材の 2 倍で、かつ硬化した溶接金属によって曲げ部の板厚方向および幅方向の収縮が拘束されることに起因すると考えられる。なんとすれば、平面ひずみ下の引張強さは以下のように一軸引張下よりも上昇するからである²⁰⁾。

$$TS_p = \left(\frac{1+\bar{r}}{\sqrt{1+2\bar{r}}} \right)^{n+1} \cdot TS \quad (17)$$

ここで、 TS_p は平面ひずみでの引張強さ、 TS は一軸引張での引張強さ、 \bar{r} は平均ランクフォード値、 n は加工硬化指数である。曲げ部でも同様な強度上昇が起こり、 σ_{out} が TS_p に達しない場合、BM 破断が起こると考えられる。この現象を再現するため、 **Fig. 2.16(a)** に示す重ね継手を模擬した段付きの試験片を軟鋼で作製し引張試験を行った。両側の板厚が 0.8mm 同士の場合、 **Fig. 2.16(b)** に示すように曲げ部で破断したのに対し、板厚 0.8mm と 1.6mm の組合せでは **Fig. 2.16(c)** に示すように破断位置が 0.8mm 材中央に変化した。 **Fig. 2.16(b)** と (c) の比較から分かるように、片側の板厚増により薄側

曲げ部の幅縮みが拘束され、曲げ部の強度が上昇し、破断部位が変化すると推測される。今回評価した重ね継手でも同様な現象が生じたものと思われる。

以上において母材と曲げ部の材料特性が同等のもと議論したが、実際の継手曲げ部は溶接の加熱冷却を受け硬化した HAZ であるため、結局、母材強度に対する曲げ部の強度上昇 ΔTS_H は、熱による硬化分が加わり次のように表現される。

$$\Delta TS_H = \Delta TS_p + \Delta TS_{Hv} \quad (18)$$

ここで、 ΔTS_p は母材よりも厚く硬化した溶接金属により平面ひずみ状態に近づくことによる強度上昇幅を、 ΔTS_{Hv} は硬さ増加に伴う強度上昇代をそれぞれ表す。(15)式で曲げ部の機械特性を母材と溶接金属の平均的な値としたが、平面ひずみ状態に近づくことによる強度上昇分も含んでいたことになる。

Fig. 2.3 に示したように、同じ溶接条件でも鋼材強度が高くなり、C, Mn, Si などの焼入れ性元素が増加するほど、HAZ は焼きが入りやすく硬化する。即ち、高強度鋼板は ΔTS_{Hv} が高いため、一般に軟鋼に比較し低い r や n が一層低下する。このため、鋼板が高強度になるほど ΔTS_p は減少する。さらに溶接金属硬さと HAZ 硬さの比が軟鋼に比較し低下するため、平面ひずみ状態から外れやすいという側面も考えられる。Fig. 2.4(a) に示したように、 $Wb=2.0\text{mm}$ の条件において、780 MPa 鋼のみ HAZ 破断となった。この結果より、重ね継手が BM 破断を生じるのは、(18)式の中で ΔTS_{Hv} よりも ΔTS_p に依るところが大きいと考えられる。

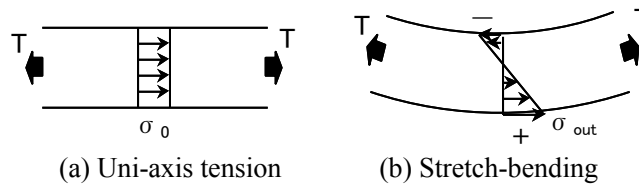
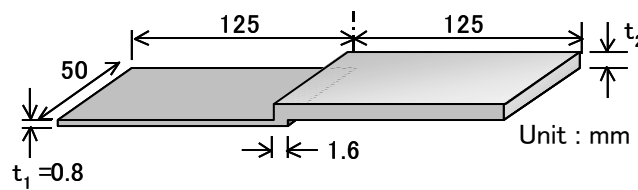


Fig. 2.15 Comparison of stress distribution between under uni-axis tension and under stretch-bending.



(a) Schematic illustration of the specimen



(b) $t_1=0.8\text{mm}$, $t_2=0.8\text{mm}$



(c) $t_1=0.8\text{mm}$, $t_2=1.6\text{mm}$

Fig. 2.16 Variation of fracture portion for tensile test specimens imitating a welded lap joint in 300MPa steel.

2.4 結言

薄鋼板を用いたレーザ重ね継手の引張強度に及ぼすビードサイズの影響を評価し、次の知見を得た。

- (1) 重ね継手の破断部位および引張強度はビードサイズに応じて変化した。
- (2) ビード長さ L_b が板幅に対し十分大きく、かつ溶接ビード幅 w_b が板厚のほぼ同等以上であれば継手は母材で破断し、継手強度は母材強度を示した。
- (3) L_b が板幅に対し不十分でも w_b が板厚のほぼ同等以上であれば継手は熱影響部で破断し、継手強度は母材強度より低い値を示した。
- (4) w_b がおよそ板厚未満であれば L_b に関わらず継手は溶接金属で破断し、継手強度は母材強度よりも著しく低下した。
- (5) 継手の変形挙動を明らかにし、重ね継手を一軸引張を受ける母材、引張曲げを受ける HAZ、そしてせん断力を受ける溶接金属の 3 部位に分割するモデルを提案した。
- (6) 幾つかの仮定を導入し、各部位の強度と応力を計算可能とし、ひいては重ね継手の強度と破断形態の予測を可能とした。この予測は軟鋼において実験結果を精度良く再現した。

参考文献

- 1) K. Mann, J. Schmid : ヨーロッパの自動車工業における高出力 YAG レーザの適用と最近の動向, *Welding Technology*, Vol.47, No.11 (1999), 93.
- 2) K. Mori, T. Tarui, T. Nakamura and Y. Yamamoto : Application of Laser Welding for Body in White, *Proceedings of the Laser Materials Processing Conference*, No.55 (2002), 7.
- 3) H. Oh, I. Sung and C. Ho : LASER WELDING APPLICATION IN CAR BODY MANUFACTURING, *Proceedings of IWC-KOREA (2002)*, 181.
- 4) T. Tarui : EALA2004, *Journal of Japan Laser Processing Society*, Vol. 11, No. 2 (2004), 32.
- 5) M. Shirai : Laser welding on trough panel (3 dimensional body part), *Laser Materials Processing Conference*, No.55(2002), 1.
- 6) Y. Nakano : 自動車におけるリモート溶接の現状, *Welding Technology*, July(2009), 102.
- 7) A. Itagaki, M. Kikuchi, N. Sano, S. Sugiyama, K. Ichijoh and M. Sasaki : レーザ重ね溶接継手の強度特性, *Preprints of the National Meeting of JWS*, 33(1983), 356.
- 8) M. Ono and M. Kabasawa : Static and Fatigue Strength of Laser Welded Joints, *Proceedings of laser materials processing conference*, No. 34 (1995), 93.
- 9) T. Terasaki, Y. Okamura, T. Kitamura and A. Kitagawa : Dominating Factors for Static Strength of Laser Welded Lap Joint, *Preprints of the National Meeting of JWS*, 71(2002), 388.
- 10) A. Kitagawa, S. Takeda, N. Fukuda and A. Matsunawa : Strength of laser welded thick plate lap joint, *Science & Technology of Welding and Joining*, Vol.7, No.4 (2002), 197.
- 11) Y. Ikeda, T. Yoshimura and H. Noguchi : Static Strength Character of Laser Welded Joints of Aluminum Alloy Plate, *Trans. Jpn. Soc. Mech. Eng*, No.028-1(2002), 93.
- 12) H. Hori, M. Hotta, S. Makita and H. Hino : Mechanical properties of lap joint welded by laser welding., *Abstracts of the Japan Institute of Light Metals*, No. 92(1997), 267.
- 13) M. Fujii, K. Sakai, Y. Ito and Y. Sato : YAG Laser welding of dissimilar metals. (aluminium alloy and mild steel), *Proceedings of laser materials processing conference*, No. 44(1998), 121.
- 14) S. Satonaka, H. Kiyota and S. Yamazaki : スポット溶接部材の静的強度試験における破断

様式と強度の関係, Joining and Materials Processing for Light Structures, Japan Welding Society, MP-327-2003 (2003) .

- 15) T. Satoh, J. Katayama and H. Abe : 多点点溶接部の静的強度についての実際と問題点, Welding Technology, Vol.23, No. 3 (1975), 41.
- 16) M. Ohara and Y. Miyazaki : Microstructure and Hardness of Laser Welded Steel Sheets, Journal of the Japan Welding Society, Vol. 68(1999), No.6, 28.
- 17) M. Masuda and T. Murota : 工業塑性力学, 養賢堂(1980), 96.
- 18) N. Yurioka, M. Wakabayashi and R. Motomatsu : Data sheet of mechanical properties of SAW weld metals, IIW Doc. IX-1868-97(1997)
- 19) M. Masuda : 薄板の曲げ加工, 誠文堂新光社(1958), 35
- 20) M. Shiokawa, H. Takizawa, S. Ujihara, M. Usuda and T. Ohwue : PREDICTIVE EVALUATION OF DRAW-IN, ELONGATION AND BREAKAGE DURING FORMING PROCESSES, Proc. 12th Automotive Materials Symposium : Computer modeling of sheet metal forming process(1985), 243.

第3章

スポット溶接継手の引張せん断強度に及ぼす 添加元素の影響

3.1 緒言

自動車の衝突安全性確保と軽量化という相反する性能を両立するため、車体に高強度鋼板の採用が拡大しつつある^{1,2)}。980 MPa以上の特に強度が高い鋼板はボディの骨格系部品に採用されている。代表的な高強度鋼板としてDP(Dual Phase)鋼やホットスタンプ鋼が挙げられる。DP鋼は組織をフェライトとマルテンサイトの二相とした鋼板であり、軟質相で低い降伏強度と優れた延性を確保し、硬質相で高強度を担保する。ホットスタンプ鋼は900°C程度の加熱後に成形と焼入れを同時に行い、マルテンサイト組織とした鋼板である。この鋼板は、C量が0.22%程度であれば成形後の強度が1.5 GPa程度になる。

さて自動車ボディの組付けは主にスポット溶接で行われる。高強度鋼板の溶接でまず重視されるのは継手強度である。スポット溶接継手の強度指標として、引張せん断強さ(TSS : Tensile Shear Strength)と十字引張強さ(CTS : Cross Tension Strength)がある。TSSはせん断方向の、CTSは引張(剥離)方向の継手強度である。CTSは鋼板強度が780 MPa程度で飽和し、それ以上の強度では鋼板強度の上昇に伴い低下する³⁾。一方、TSSは鋼板強度の上昇に伴い増加傾向を示す。この傾向は継手強度が溶接部の強度(あるいは硬さ)で整理できることを意味する。溶接部がマルテンサイトであればその硬さはC量で決まり、CTSには影響するPやS⁴⁾がTSSには影響しないこととなる。本章では、この予測を検証することを目的とした。そこで、CやPの添加量を変化させた薄鋼板を用いて引張せん断継手を作製し、引張試験に供した。そして、これら添加元素が継手強度や破壊挙動に及ぼす影響を解析した。

3.2 実験方法および解析方法

3.2.1 供試鋼

試験に供した鋼板は2Mn-0.01Siを基本組成としてC量およびP量を変化させた4種類の鋼板である。鋼板は真空溶解炉で50kgずつを溶製した後、熱延および冷延によって板厚1.6mmに仕上げた。母材引張試験片を作製するため冷延鋼板を100mm×250mmのサイズに切断した。また継手作製用には冷延鋼板を40mm×125mmのサイズに切断した。それぞれの切断材を炉内温度が900°Cのマッフル炉内に5分保持した。その後、炉から取り出し、直ちに鉄製の型と下型で挟み込み焼入れた。100mm×250mmの鋼板よりJIS5号引張試験片を切り出し、引張速度10mm/min一定で引張試験を行った。供試鋼の化学成分および機械的特性をTable 3.1に示す。50CP鋼の引張強さ(TS)がC量の割に低いが、これは比例限度内で破壊したためである。

Table 3.1 Mechanical properties and chemical compositions of steels used in this study.

Steel	Thickness (mm)	Tensile strength (MPa)	C	Si	Mn (mass%)	P	S
3C	1.6	487	0.026	0.006	2.05	<0.002	0.001
20C	1.6	1481	0.21	0.007	2.04	<0.002	0.001
20CP	1.6	1421	0.21	0.007	2.03	0.031	0.001
50CP	1.6	1062*	0.51	0.007	2.02	0.033	0.001

* Material broke in elastic range during tensile test.

3.2.2 溶接条件

継手引張試験片を **Fig. 3.1** に示す。これは JIS Z 3136 に規定された引張せん断溶接継手である。前節に記載した 40mm×125mm の鋼板 2 枚を 40mm 重ね合わせ、重ね部の中央をスポット溶接し、**Fig. 3.1** の継手に仕上げた。溶接金属(ナゲット)の直径が $5\sqrt{t}$ (t は鋼板の板厚)となるよう、スポット溶接条件を鋼種ごとに決定した。このときの溶接条件を **Table 3.2** に示す。溶接には電源が直流式で、エア加圧・定置式のスポット溶接機(電源周波数 50Hz)を用いた。

3.2.3 継手引張試験

作製した継手に対し、室温にて、引張速度 10mm/min で引張試験を行った。継手は破断するまで引っ張るか、あるいは破断する以前に除荷した。

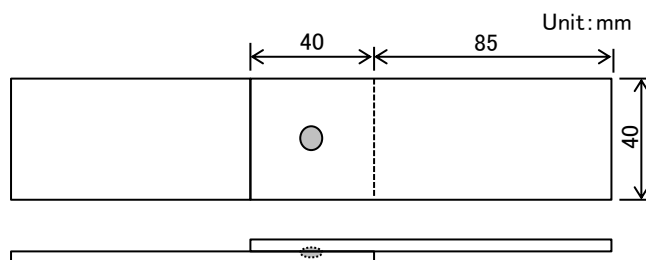


Fig. 3.1 Schematic diagram of spot welded lap joint for the tensile test.

Table 3.2 Welding conditions

Welding equipment	Stationary, DC inverter-controlled (frequency 50Hz) and air pressure
Electrode	Cr-Cu, dome radius type, Φ 16mm tip shape: Φ 8mm and R40mm
Electrode force (kN)	2.94(3C), 3.92(20C and 20CP), 4.9(50CP)
Nugget diameter (mm)	$6.3(5\sqrt{t})$, t is sheet thickness
Current (kA)	7.3(3C), 7.6(20C), 7.4(20CP), 7.9(50CP)
Holding time (cycles)	10 (all steels)

3.2.4 溶接部の断面観察および硬さ測定

継手の変形過程やき裂進展の程度を明らかにするため、溶接ままや引張破断前に除荷した継手、および引張破断させた継手の溶接部断面を観察した。観察位置はナゲット中心を通る断面とし、腐食液にはピクリン酸水溶液を用いた。

また溶接部断面のビッカース硬さを測定荷重 1.96N にて、鋼板の重ね面より 0.1mm 離れた位置で測定した。

3.2.5 酸化(ブルーイング)処理による破壊進展領域の特定

引張破断前に除荷した継手を 300°C のマッフル炉内に 20 分保定した後、炉から取り出し、室温まで冷却した。そして再び引張試験機を用い破断させた。この手法により除荷時の酸化領域、即ち、破壊進展領域を明らかにすることを試みた。

3.2.6 SEM 破面観察

引張破断させた継手の破面を SEM で観察し、各鋼種の破面形態を特定した。

3.2.7 FEM解析条件

継手の変形や応力、破壊の様式を推定するため、20C 鋼を対象とする FEM 弾塑性解析を行った。解析に用いたメッシュモデルを Fig. 3.2 に示す。対称性を考慮し、実際の継手の 2 分の 1 をモデル化した。母材の応力-歪線図には引張試験で得られた線図を用いた。一方、熱影響部(HAZ)や溶接金属の応力-歪線図には、後述する溶接部の硬さ分布に応じた線図を適用した。即ち、HAZ や溶接金属の応力-歪線図は、同等変位における HAZ や溶接金属と母材の応力の比が、それらと母材の硬さの比に比例すると仮定して求めた。HAZ は Fig. 3.2 に示すように 4 つの領域に分割し、それぞれの幅は 0.2~0.5mm とした。幅方向の中央に相当する面は、対称性を考慮して幅(Y)方向の変位を拘束した。引張試験を再現するため、モデルの一端に試験片長手(X)方向の正の変位を最大 2mm まで負荷した。

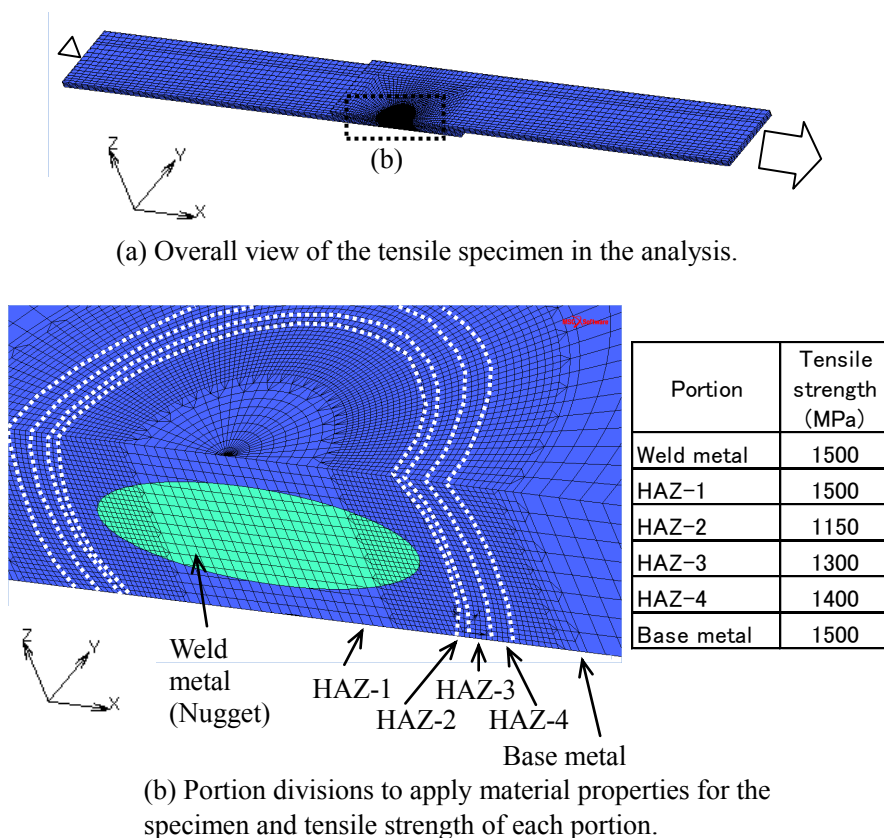


Fig. 3.2 Half mesh model of the tensile specimen in perspective view for FEM analysis.

3.3 FEM 解析結果

継手の応力状態や変形挙動を理解するため、まず FEM 解析結果を示す。引張変位が 0.13mm のときの相当応力 σ_{eq} の分布を Fig. 3.3(a)(b)に、また同変位が 0.63mm のときの σ_{eq} の分布を Fig. 3.3(c)(d)に示す。鋼板重ね面側のナゲット端部に高い σ_{eq} が集中していることが判る。引張変位が 0.13mm から 0.63mm に増加すると、ナゲットの内外や板厚方向に高い σ_{eq} の領域が拡大する様子が確認できる。この応力分布より、継手の破壊がナゲット端で発生することを予測させるが、その後の破壊進展方向が鋼板重ね面に沿った方向になるのか、または板厚方向になるのかは判断できない。

一方、引張変位が 0.13mm のときのせん断応力(鋼板を長手方向の反対向きにずらす応力、 τ_{zx})の

分布を **Fig. 3.4(a)(b)** に、また同変位が **0.63mm** のときの τ_{zx} の分布を **Fig. 3.4(c)(d)** に示す。 τ_{zx} の絶対値が大きい領域は鋼板重ね面側のナゲット端に分布した。また変位増加に伴い高い τ_{zx} の領域がナゲット内部に向かって拡大した。継手に負荷される応力成分のうち τ_{zx} が支配的であれば、継手はナゲット内で鋼板重ね面に沿ってせん断破壊すると予測される。

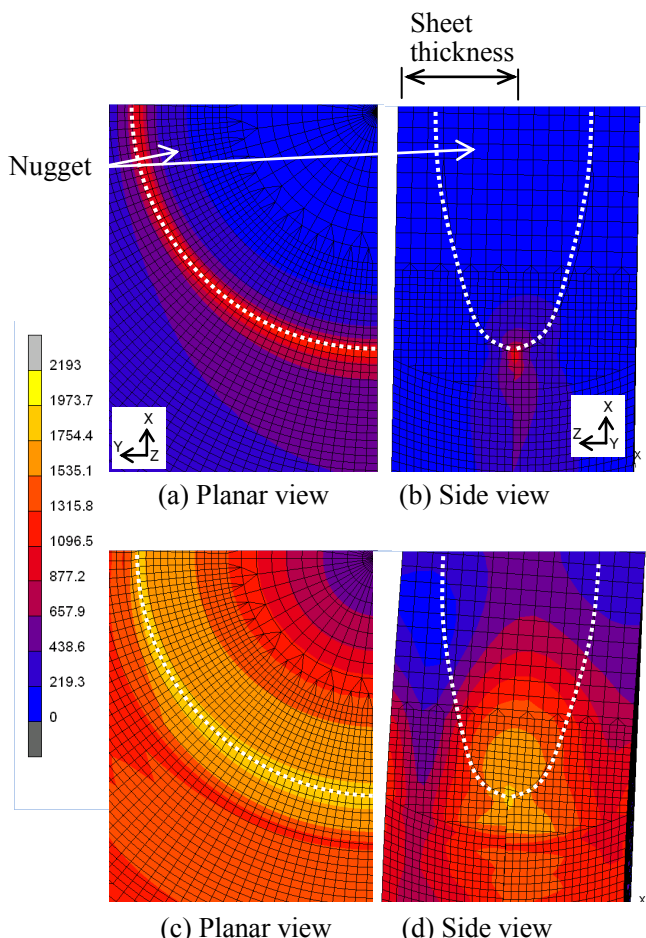


Fig. 3.3 Change of equivalent stress (σ_{eq}) distribution around nugget edge during tensile test ((a) and (b) at 0.13mm, (c) and (d) at 0.63mm of displacement).

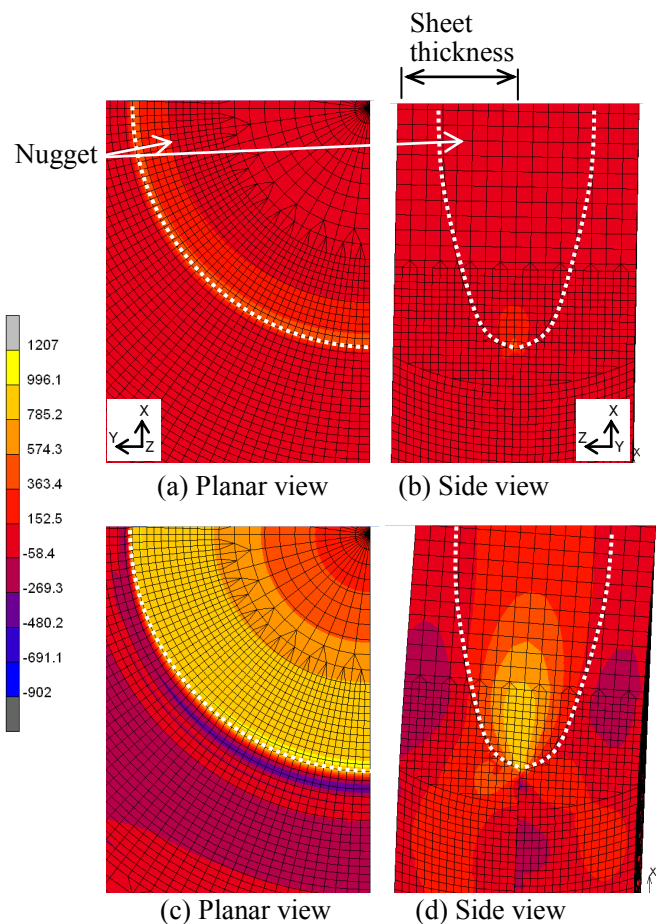


Fig. 3.4 Change of shear stress (τ_{zx}) distribution around nugget edge during tensile test ((a) and (b) at 0.13mm, (c) and (d) at 0.63mm of displacement).

3.4 実験結果および考察

3.4.1 溶接部の硬さ分布

鋼板同士の重ね面より **0.1mm** 上の溶接部硬さ分布を **Fig. 3.5** に示す。3C 鋼の溶接金属や HAZ の硬さは母材の硬さより高くなった。その他の供試鋼の溶接金属硬さは母材硬さと同等であり、これは鋼板の焼入れ処理や溶接時の加熱冷却によって両部位の組織がマルテンサイトになったためである。しかし 3C 鋼で溶接金属や HAZ の硬さが母材硬さより高くなった結果より、鋼板焼入れ時よりもスポット溶接時の冷却速度が高かったと推定される。3C 鋼以外の鋼板では HAZ の硬さが溶接金属や母材の硬さよりも低くなった。これは溶接の加熱によって母材のマルテンサイトが焼戻されたためである。

3.4.2 溶接部金属硬さが継手強度に及ぼす影響

引張試験で得られた各鋼板の継手の変位と荷重の関係を **Fig. 3.6(a)**に示す。20C 鋼と 20CP 鋼の最大荷重が同等で最大となり、3C 鋼そして 50CP 鋼の順に低下した。Fig. 3.6(a)を変位 0.3mm までの範囲で示した図が **Fig. 3.6(b)**である。変位 0.1mm までの荷重はいずれの継手でも一致した。しかし、変位が 0.1mm 以上になると 3C 鋼の曲線の傾きは減少しており、3C 鋼は変位が約 0.1mm のとき塑性変形を開始したと考えられる。一方、50CP 鋼の荷重は変位が 0.1mm を超えると急激に低下し、変位が 0.22mm のとき母材で破断した。従って、50CP 鋼の最大荷重は次式により予測できると考えられる。

$$\begin{aligned}
 \text{母材最大(破断)荷重(N)} &= \text{母材引張強さ(MPa)} \times \text{断面積(mm}^2\text{)} \\
 &= 1062(\text{MPa}) \times 64(\text{mm}^2) \\
 &= 68(\text{kN})
 \end{aligned}
 \tag{1}$$

しかし、Fig. 3.6 に示した実測値は 6.3kN であり、この 68kN の 10 分の 1 程度である。この荷重低下は、継手試験片の端面をシャー切断ままとしたことによると推測される。母材引張試験片の場合は端面を機械加工仕上げとしたにも関わらず比例限度内で破断した。シャー切断ままではき裂発生等の何らかのダメージが試験片端面に残存した可能性がある。従って 50CP 鋼の継手強度評価は妥当でないと考えられる。そのため以降では、3C、20C および 20CP 鋼の評価結果を比較する。

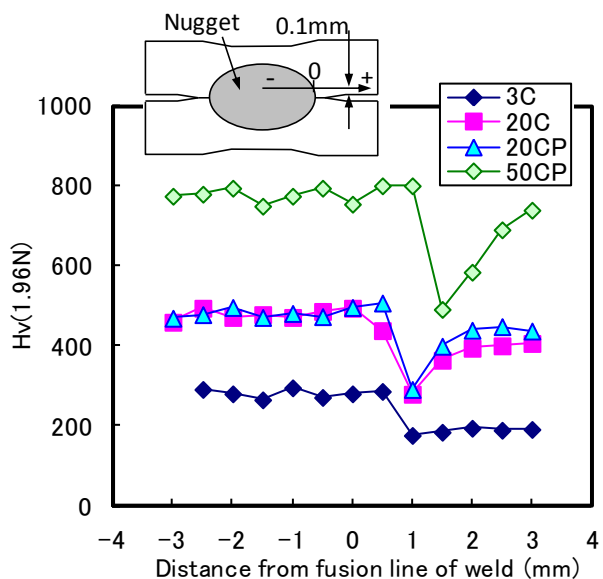


Fig. 3.5 Distribution of Vickers hardness on weld of each steel.

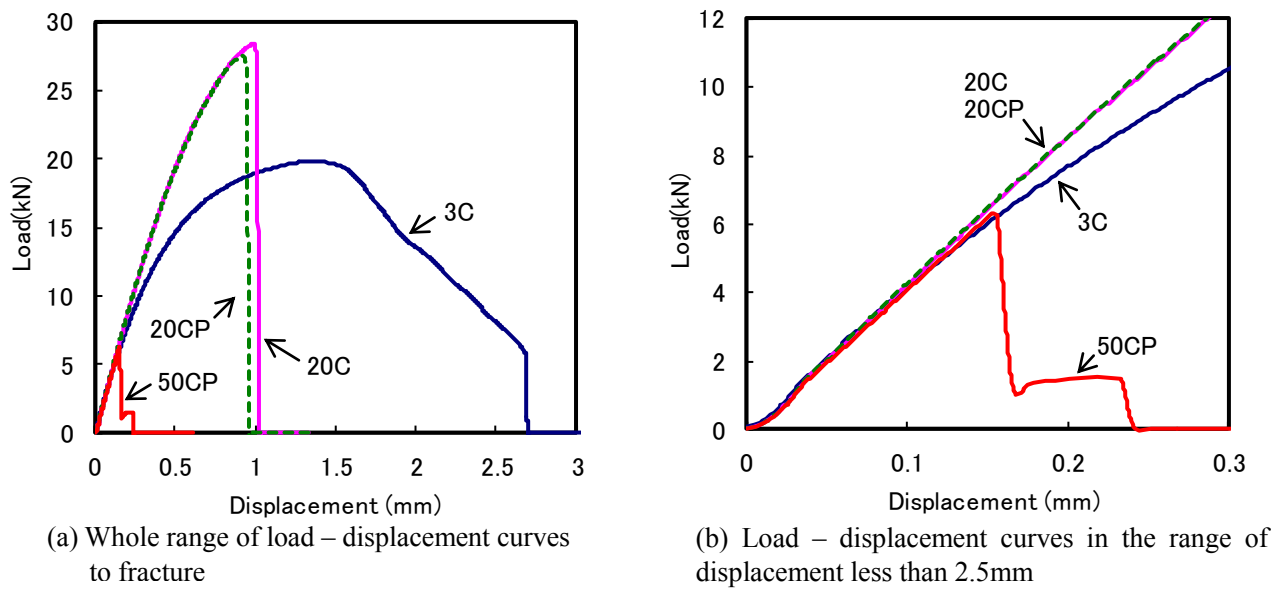


Fig. 3.6 Relationship between load and displacement obtained in the tensile test for joints of each steel sheet.

溶接金属の平均硬さと引張試験の最大荷重の関係を Fig. 3.7 に示す. 本図から溶接金属平均硬さの増加に伴い, 継手の最大荷重(=TSS=Tensile shear strength)が増加したことが判る. 20C 鋼と 20CP 鋼では溶接金属平均硬さが同等であり, かつ両者の TSS もほぼ同等となった. これらの結果は第 4 章に示す L 字継手の結果と相違する. L 字継手の場合, 最大荷重は溶接金属平均硬さが増加すると低下し, さらに P 添加(0→0.3%. 20C 鋼と 20CP の結果比較)により最大荷重が半減する結果が得られた. 引張せん断継手では, こうした継手強度の低下が起こらず, 溶接金属硬さに応じた継手強度が発揮された.

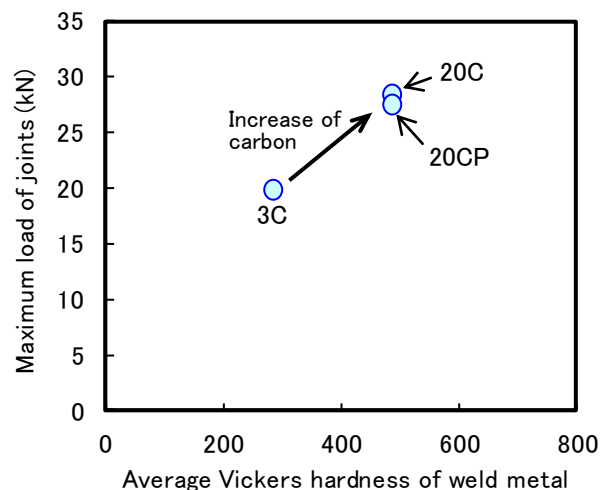
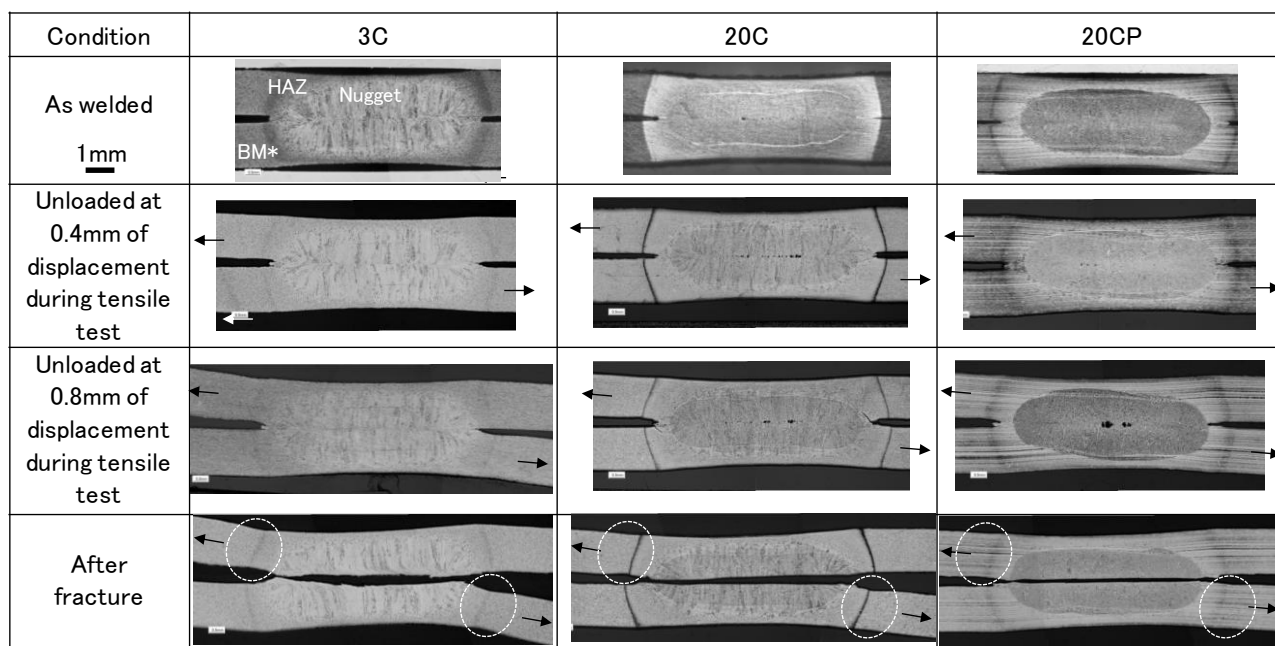


Fig. 3.7 Relationship between average Vickers hardness of weld metal and maximum load obtained in the tensile test for joints of each steel sheet

3.4.3 断面観察による破壊部の特定

溶接まま、あるいは引張試験に供した継手の溶接部断面を **Fig. 3.8** に示す。図中の矢印はつかみ部の方向を表す。いずれの鋼種においても、変位が 0.8mm 以下ではナゲット内の破壊が発生しなかったが、シートセパレーション(熱影響部(HAZ)から母材に掛けての板間隙間)は増大した。破断後の断面写真から分かるように、いずれの継手もナゲット内で鋼板界面に沿って破断した。また破線で示すように HAZ にはネッキングが生じた。従って、応力や歪が高かった部位はナゲット(鋼板重ね面に沿った方向)や HAZ であったと推察される。これは 3.3 の FEM 解析結果に対応する。以上のように、各鋼種とも変形や破断形態に有意差は無いことが分かった。



BM*=Base metal

Fig. 3.8 Cross section of spot weld after tensile test of joints

3.4.4 酸化(ブルーイング) 処理による破壊進展領域の特定

ブルーイング処理した後、引張破断させた継手溶接部の外観を **Fig. 3.9** に示す。図中の矢印はつかみ部の方向を表す。破線で囲んだ部位が酸化・着色された部分である。以下にそれぞれの鋼種の特徴を述べる。

3C 鋼では、変位 0.4mm で除荷した場合、継手の破壊は発生していなかった。しかし変位 0.8mm で除荷すると圧接部に破壊が生じていた。さらに変位をほぼ最大荷重が得られた 1.35mm まで増大すると、破壊部はナゲット中心に向かってさらに進展していた。Fig. 3.6(a)を見ると最大荷重出現後に荷重は徐々に減少しており、破壊領域が徐々に拡大したことを伺わせる。

20C 鋼の場合は変位 0.4mm で除荷すると圧接部が破壊していた。変位が 0.8mm まで増加しても破壊は進展していなかった。Fig. 3.6(a)から分かるように、20C 鋼の継手では変位が約 1mm のとき荷重が急激に低下しており、このとき継手はナゲット内で瞬間的に破断した。

20CP 鋼の破壊の挙動も 20C 鋼のそれに類似した。つまり除荷変位が 0.4mm のとき圧接部が破壊しており、除荷変位が 0.8mm に増加しても破壊は進展していなかった。Fig. 3.6(a)に示したように、20C 鋼の継手では変位が 0.9mm のとき荷重が急激に低下し、継手はナゲット内で瞬間的に破断した。

以上のように、鋼板成分は同一でありながらも、破壊の挙動は引張せん断継手と L 字継手で相違した。L 字継手の場合、後述するように、3C 鋼と 20C 鋼の継手は HAZ で板厚方向に破断した。20CP 鋼ではナゲット内に破壊が進展し、途中から板厚方向に破壊進展経路を変化させていた。しかし引張せん断継手の場合、3 鋼種ともナゲット内で鋼板重ね面に沿って破断した。これらの結果は、継手の破壊様式がナゲットの強度だけではなく、応力負荷の形態にも依存することを意味する。

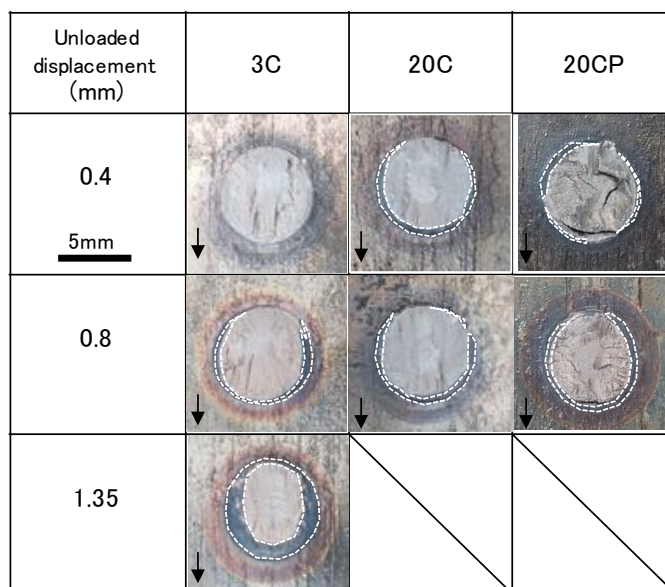


Fig. 3.9 Fracture propagation of the joints after unloading under several displacements during the tensile test.

3.4.5 継手の破面形態と継手強度推定

引張破断させた継手の SEM 観察破面を Fig. 3.10 に示す。図中の矢印はつかみ部の方向を表す。いずれの鋼板の継手においても、破壊はナゲット内を鋼板重ね面に沿って進展した。Fig. 3.10 に示した上段破面の四角い部分を下段に拡大して示すように、破断部はせん断破面を呈した。つまり、3 鋼種とも継手はせん断破壊したといえる。この場合、継手強度は次式で推定できる。

$$\begin{aligned}
 P_{max}(N) &= \tau \cdot S \\
 &= \left(\frac{3Hv}{\sqrt{3}}\right) \cdot \left(\frac{\pi d^2}{4}\right)
 \end{aligned}
 \tag{2}$$

ここで、 τ はナゲット(溶接金属)のせん断強度、 S は接合面積(mm²)、 Hv は溶接金属の硬さ、 $1/\sqrt{3}$ は引張強さからせん断強さへ変換するための係数、 d はナゲット径である。式(2)で得られた推定強度と実測強度を Fig. 3.11 に比較する。20C と 20CP では推定と実測の強度がよく一致した。3.3 の 20C 鋼継手の FEM 解析結果において、高い τ_{zx} が鋼板重ね面に沿ってナゲット内部に広く分布することを示した。この結果を反映し、実際の継手が鋼板重ね面でせん断破壊し、さらに材料力学に基づく式(2)を用いた継手強度予測を可能にしたと考えられる。

一方、3C 鋼では実測強度が推定強度よりも若干高くなった。これは Fig. 3.8 の断面写真から分かるように、3C は他鋼種に比較し母材での回転量が増大したためと考えられる。つまりナゲットの鋼

板重ね面には、せん断応力のほか引張応力のような他の応力成分も働くことが継手強度に影響した可能性がある。

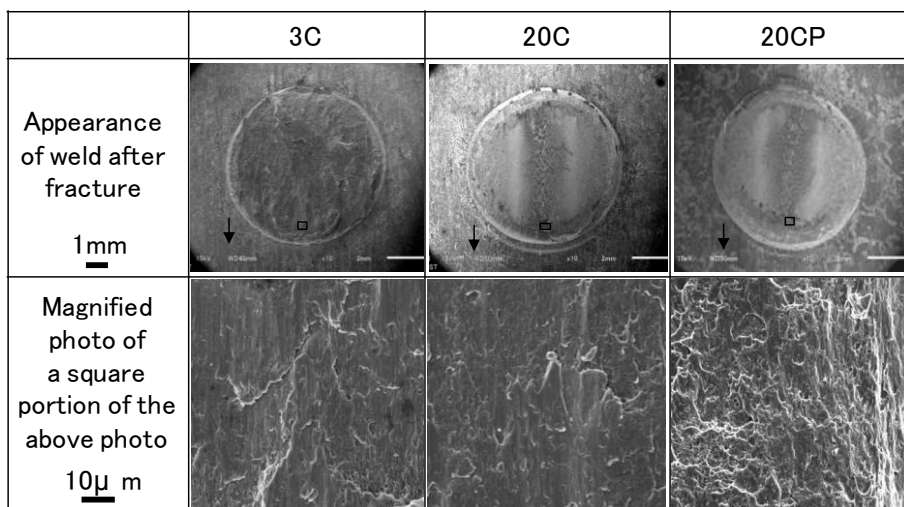


Fig. 3.10 SEM photographs of fractured surface for the specimens after tensile test.

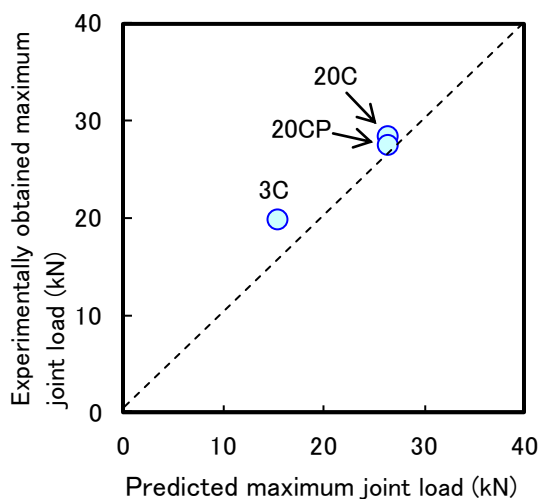


Fig. 3.11 Relationship between predicted and experimentally obtained maximum load in the tensile test for joints of each steel sheet

3.5 結言

C 量や P 量を変化させた薄鋼板を用い作製した引張せん断継手の強度を評価し、また破壊現象を詳細に解析した。その結果、次の結果が得られた。

(1) 引張せん断継手の最大荷重は、C 量や溶接金属硬さが増加するほど増大し、また P 量には依存しなかった。

(2) 3C 鋼、20C 鋼そして 20CP 鋼の継手いずれもナゲット内で鋼板重ね面に沿って破断した。破面はいずれもせん断破面を呈した。

- (3) ナゲットのせん断強度や接合面積を用いて予測された継手強度は実測強度とよく一致した。
- (4) FEM 弾塑性解析の結果, ナゲット内部で鋼板重ね面にほぼ沿って高いせん断応力が分布することが判った. 従って, 継手はナゲット内で鋼板重ね面に沿ってせん断破壊するものと推測された.

参考文献

- 1) A. Satoh : 高強度鋼の問題点とその対応, *Journal of the JSTP*, Vol. 46, No. 534(2005), 548.
- 2) G. Clare : Welding advanced high-strength steel is pushing welding technology, *Penton's Weld Mag*, Vol. 81, No. 3(2008), 14
- 3) H. Oikawa, G. Murayama, S. Hiwatashi and K. Matsuyama : Resistance Spot Weldability of High Strength Steel for Automobiles and the Quality Assurance of Joints, *Welding in the World*, Vol. 51, No. 3/4(2007), 7.
- 4) T. Nishi, T. Saito, A. Yamada and Y. Takahashi : Evaluation of Spot Weldability of High-strength Steel Sheets for Automobile Use, *NIPPON STEEL TECHNICAL REPORT*, No. 20 (1982), 37.

第4章

スポット溶接継手のL字引張強度に及ぼす 添加元素の影響

4.1 緒言

自動車の衝突安全性確保と環境負荷低減，即ち車体の高強度化と軽量化という相反する性能を両立するため，車体に高強度鋼板の採用が拡大しつつある^{1,2)}．980 MPa以上の強度が高い鋼板はボディの骨格系部品に採用されている．代表的な高強度鋼板はDP(Dual Phase)鋼やホットスタンプ鋼である．DP鋼は組織をフェライトとマルテンサイトの二相とした鋼板である．DP鋼は軟質相で低い降伏強度と優れた延性を確保し，硬質相で高強度を担保する．一方，ホットスタンプ鋼は成形焼入れ後にマルテンサイト組織となり，鋼板のC量が0.22%程度であれば成形後に鋼板強度が1.5 GPa程度となる．その他，強度—延性バランスに優れた鋼板として，TRIP (Transformation Induced Plasticity) 鋼^{3~5)}の適用も始まっている．

さて自動車ボディは主にスポット溶接によって組み立てられる．溶接継手の健全性を測ることを目的とし，継手試験片が作製され，引張試験に供される．JISに規定された試験片が，引張せん断試験片と十字引張試験片である．引張せん断強さ(TSS)は鋼板強度の上昇に伴い増加傾向を示す．しかし十字引張強さ(Cross tension strength=CTS)は鋼板強度が780 MPa程度で最大値を示し，それ以上の強度では鋼板強度の上昇に伴い低下する⁶⁾．この原因として，高強度化に伴いナゲット端部への応力集中が増すこと⁷⁾，そのナゲット端の延性や靱性が低いこと⁸⁾が考えられている．

CTSが低いと高強度鋼板の適用が制限されるため，種々の継手強度向上技術が検討されてきた．まずCTS向上の基本的な手法として，ナゲット径の拡大が挙げられる．さらに溶接条件に工夫がなされ，例えば谷口らは，ナゲット形成のために通電した後に無通電と短時間(パルス)通電を繰り返すことで，1180 MPa級鋼のCTSを改善した⁹⁾．また浜谷らは，ナゲット形成する通電の後に無通電と後通電を実施し，1500 MPa級ホットスタンプ材のCTSを向上した¹⁰⁾．CTSが向上する理由として，ナゲット端部の凝固偏析(例えばP)低減による靱性改善が支配的と考えられ^{10,11)}，またHAZ軟化部の拡大による引張時の応力緩和効果も提示された^{10,12)}．Pは局所に集合することで原子間の凝集力の低下を引き起こし，鋼材の脆化を引き起こすとされている¹³⁾．

鉄基合金の分配係数は1未満であり，溶接時に溶鋼が凝固する際，溶質濃度は固相よりも液相で高くなる．この現象が凝固偏析であり，室温冷却後もこの偏析は溶接金属中に分布する．即ち溶接金属では局所にPの濃度が高く，脆化現象が顕著になるものと思われる．このような鋼材成分の継手強度への影響に関し様々な検討が行われてきた^{14,15)}．例えば，その影響を一つの指標で表現する次の炭素当量式： $C_{eq}=C+Si/30+Mn/20+2P+4S$ (mass%)¹⁴⁾が知られている．この式はCTSについて検討されたものであり，C，Si，Mnは硬さの上昇を通じて溶接部の靱性に影響し，Pに加えSも脆化を誘発すると考えられている．この炭素当量が0.24以下(通電後のホールド時間に依存)の場合には継手の破断形態が良好(溶接金属の外で破断)でCTSの値も高い．

しかし鋼材成分が継手の破壊進展にどのような影響を及ぼし，いかに継手強度が決まるのか，詳細に検討された研究事例は少ない．また実車のスポット溶接部への負荷を考慮し，L字形の鋼板同士を溶接した‘L字継手’の強度が重要となる場合があるが，この検討例も殆ど無い．そこで本研究では，CやPの添加量を変化させた薄鋼板を用いてL字継手を作製し，その破壊の挙動を詳細に解析した．そして鋼材成分が継手強度へ及ぼす影響を破壊現象の相違から明らかにすることを試みた．

4.2 実験方法および解析方法

4.2.1 供試鋼

試験に供した鋼板は 2Mn-0.01Si を基本組成として C 量および P 量を変化させた 4 種類の鋼板である。鋼板は真空溶解炉で 50kg ずつを溶製した後、熱延および冷延によって板厚 1.6mm に仕上げた。母材引張試験片を作製するため、冷延鋼板を 100mm×250mm のサイズに切断し、炉内温度が 900℃ のマッフル炉内に 5 分保持した。その後、炉から取り出し、直ちに鉄製の上型と下型で挟み込み焼入れた。それぞれの鋼板より JIS5 号引張試験片を切り出し、引張速度 10mm/min 一定で引張試験を行った。供試鋼の化学成分および機械的特性を Table 4.1 に示す。50CP 鋼の引張強さ(TS)が C 量の割に低いが、これは比例限度内で破壊したためである。

L 字継手を作製するため、まず冷延鋼板を 100mm×150mm のサイズに切断した。曲げ性を確保するため、この冷延鋼板に対し次の熱処理を実施した。即ち、炉内温度が 700℃ のマッフル炉内に冷延鋼板を 15 分保持した後、炉から取り出し空冷した。さらに 30mm×100mm のサイズに切り出し、内側の曲げ半径が 3mm の曲げ加工を施した。この曲げ試験片を 900℃ の炉内に 5 分保持した後、L 字形の試験片形状に合った冷却型に挟み込み焼入れた。

Table 4.1 Mechanical properties and chemical compositions of steels used in this study.

Steel	Thickness (mm)	Tensile strength (MPa)	C	Si	Mn (mass%)	P	S
3C	1.6	487	0.026	0.006	2.05	<0.002	0.001
20C	1.6	1481	0.21	0.007	2.04	<0.002	0.001
20CP	1.6	1421	0.21	0.007	2.03	0.031	0.001
50CP	1.6	1062*	0.51	0.007	2.02	0.033	0.001

* Material broke in elastic range during tensile test.

4.2.2 溶接条件

継手引張試験片は Fig. 4.1 に示す L 字形のスポット溶接継手である。この継手形状は、ハット形断面を有する一般的な自動車部材の溶接フランジを想定している。前節の曲げ試験片 2 枚を重ね合わせ、重ね部の中央をスポット溶接し、Fig. 4.1 の継手に仕上げた。溶接金属(ナゲット)の直径が $5\sqrt{t}$ (t は鋼板の板厚)となるよう、スポット溶接条件を鋼種ごとに調整した。このときの溶接条件を Table 4.2 に示す。溶接には電源が直流式で、エア加圧・定置式のスポット溶接機(電源周波数 50Hz)を用いた。20CP 鋼に対しては後通電による継手強度の向上を試みた。Table 4.2 に示した溶接条件により直径 $5\sqrt{t}$ のナゲットを形成した後、4 サイクル(1 サイクル=20ms)の冷却時間を設け、後通電を実施した。後通電の電流はナゲット形成時の電流を 1.0 とした場合に 0.85~0.95 の範囲で変化させた。また後通電時間 t2 は 12 または 18 サイクルとした。

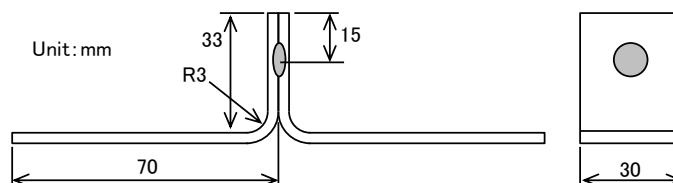


Fig. 4.1 Schematic diagram of spot welded lap joint for the tensile test.

Table. 4.2 Welding conditions

Welding equipment	Stationary, DC inverter-controlled (frequency 50Hz) and air pressure
Electrode	Cr-Cu, dome radius type, Φ 16mm tip shape: Φ 8mm and R40mm
Electrode force (kN)	2.94(3C), 3.92(20C and 20CP), 4.9(50CP)
Nugget diameter (mm)	$6.3(5\sqrt{t}$, t is sheet thickness)
Current (kA)	7.3(3C), 7.6(20C), 7.4(20CP), 7.9(50CP)
Holding time (cycles)	10 (all steels)

4.2.3 継手引張試験

作製した継手に対し、室温において、引張速度 10mm/min で引張試験を行った。引張試験の際、継手は破断するまで引っ張るか、あるいは破断する以前に除荷した。

4.2.4 溶接部の断面観察および硬さ測定

継手の変形過程やき裂進展の程度を明らかにするため、溶接ままや引張破断前に除荷した継手、および引張破断させた継手の溶接部断面を観察した。観察位置はナゲット中心を通る断面とし、腐食液にはナイトールまたはピクリン酸水溶液を用いた。

また溶接部断面のビッカース硬さを測定荷重 1.96N にて、鋼板の重ね面より 0.1mm 離れた位置で測定した。

4.2.5 酸化(ブルーイング)処理による破壊進展領域の特定

引張破断前に除荷した継手を 300°C のマuffle 炉内に 20 分保定した後、炉から取り出し、室温まで冷却した。そして再び引張試験機を用い破断させた。この手法により、除荷した時点での酸化領域、即ち、破壊進展部位を捉えることを試みた。

4.2.6 SEM 破面観察

引張破断させた継手破面を SEM により観察し、各鋼種における破面形態を特定した。

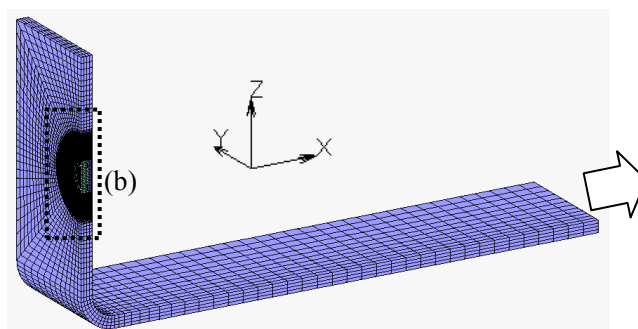
4.2.7 溶接部断面 EPMA 分析

引張試験における継手の破壊進展部と凝固偏析の関係を明らかにするため、破断前に除荷した 20C 鋼や 20CP 鋼の継手の溶接部断面に対し EPMA 分析を行った。解析前の調整として試験片を鏡面仕上げした。EPMA 分析の加速電圧は 15kV とし、また測定のプロム直径は 100~200nm 程度とした。両鋼に対し Mn の分布を同定し、20CP 鋼に対しては P の分布も同定した。

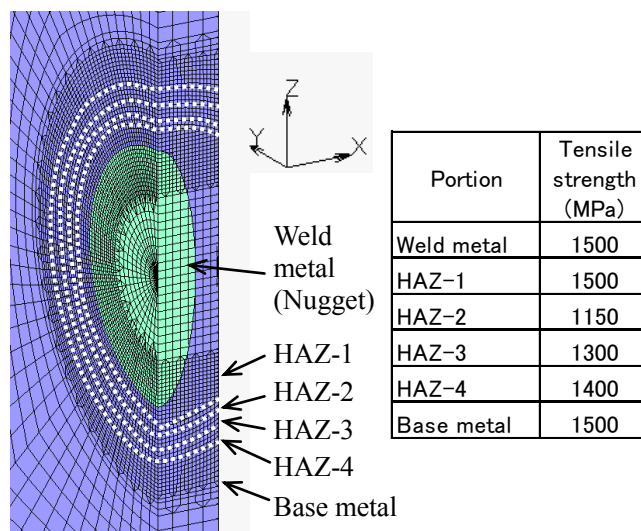
4.2.8 FEM解析条件

引張試験における継手の変形や応力、破壊の様式を推定するため、20C 鋼を対象とする FEM 弾塑性解析を行った。解析に用いたメッシュモデルを Fig. 4.2 に示す。対称性を考慮し、L 字継手の 4 分の 1 をモデル化した。母材の応力-歪線図には引張試験で得られた線図を用いた。一方、熱影響部 (HAZ) や溶接金属の応力-歪線図には、溶接部の硬さ分布に応じた線図を適用した。即ち、HAZ や溶

接金属の応力—歪線図は、同一変位における HAZ や溶接金属と母材の応力の比が、それらと母材の硬さの比に比例すると仮定して求めた。HAZ は Fig. 4.2 に示すように4つの領域に分割し、それぞれの幅は 0.2~0.5mm とした。鋼板重ね面(溶接フランジ合わせ面)の溶接金属は引張(X)方向の変位を拘束した。溶接金属より Z 上方の部分は実際には2枚の鋼板がお互いに圧縮し合う箇所となる。解析ではこれを再現するため、鋼板重ね面が引張方向の負の方向に変位しないよう、剛体との接触を設定した。また実継手において、鋼板重ね面を境とし2枚の鋼板は同じ方向に変位するため、この重ね面にせん断力は発生しない。従って解析では重ね面の摩擦係数を 0 とした。試験片幅(Y)方向の中央に相当する面は、対称性を考慮し、幅方向の変位を拘束した。引張試験を再現するため、モデル端部に X 方向の正の変位を最大 5mm まで負荷した。



(a) Overall view of the tensile specimen in the analysis.



(b) Portion divisions to apply material properties for the specimen and tensile strength of each portion.

Fig. 4.2 One-quarter mesh model of the tensile specimen in perspective view for FEM analysis.

4.3 FEM 解析結果

継手の応力状態や変形挙動を理解するため、まず FEM 解析結果を示す。引張変位が 1mm のときの垂直応力(鋼板重ね面を引き離す方向の応力, σ_x)の分布を Fig. 4.3(a)(b)に、また同変位が 5mm のときの σ_x の分布を Fig. 4.3(c)(d)に示す。鋼板重ね面側かつ曲げ部側のナゲット端部に高い引張の σ_x が集中していることが判る。引張変位が 1mm から 5mm に増加すると、HAZ の曲げ変形が増大した。同時にナゲット端の高い σ_x の領域が拡大し、その値は上昇した。ナゲットの内部には圧縮の σ_x が分布している。なお実験におけるき裂進展直前の条件が変位 1mm の解析に相当することになる。一方、変位 5mm は実験ではき裂が停止・鈍化した条件であるので、変位 5mm の解析は厳密に言えば実験とモデルが相違する。

さて引張変位が 1mm および 5mm のときのせん断応力(継手長手方向に垂直な面を境に板厚方向へ相対的にずらす方向の応力, τ_{zx})の分布を Fig. 4.4 に示す。 τ_{zx} の絶対値は、鋼板重ね面側のナゲット外の HAZ で高い値を示した。変位増加に伴い高い τ_{zx} の領域が拡大し、その絶対値は増加した。

特に応力の絶対値が大きい、ナゲット端近傍の節点における σ_x の変化と、すぐ外側に位置する HAZ の節点における τ_{zx} の変化を Fig. 4.5 に示す。この図より、変位の増加に伴い σ_x の値が飽和したことが分かる。即ち、ナゲット内に向かって破壊を進展させる応力は継手の変形が増大にするにつれて飽和した。しかし、 τ_{zx} は変位の増加と共に上昇し続けた。これらの結果から、最大の σ_x を超える強度をナゲット端が有するならば、継手はナゲット外で板厚方向にせん断破壊することが予測された。

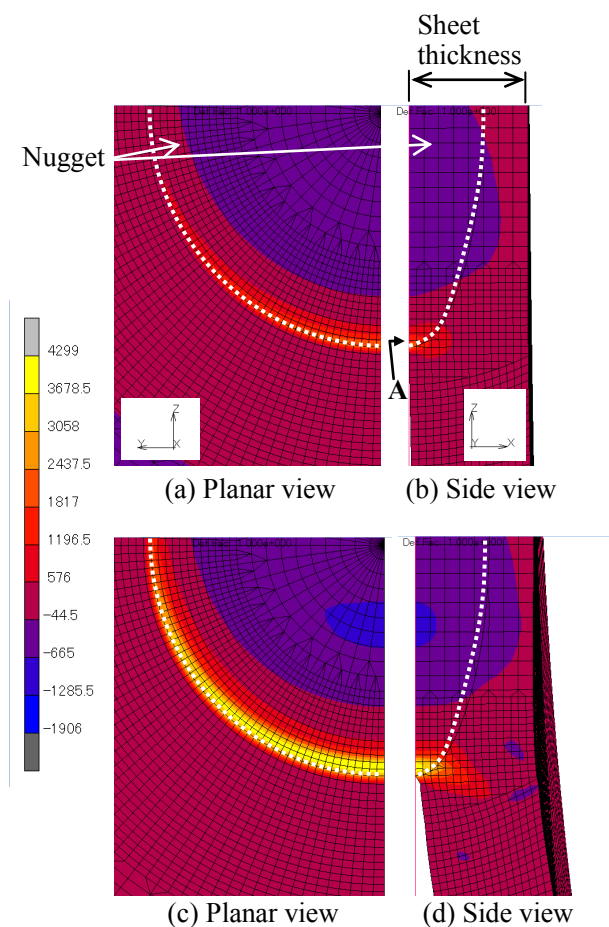


Fig. 4.3 Change of normal stress (σ_x) distribution around nugget edge during tensile test ((a) and (b) at 1mm, (c) and (d) at 5mm of displacement.

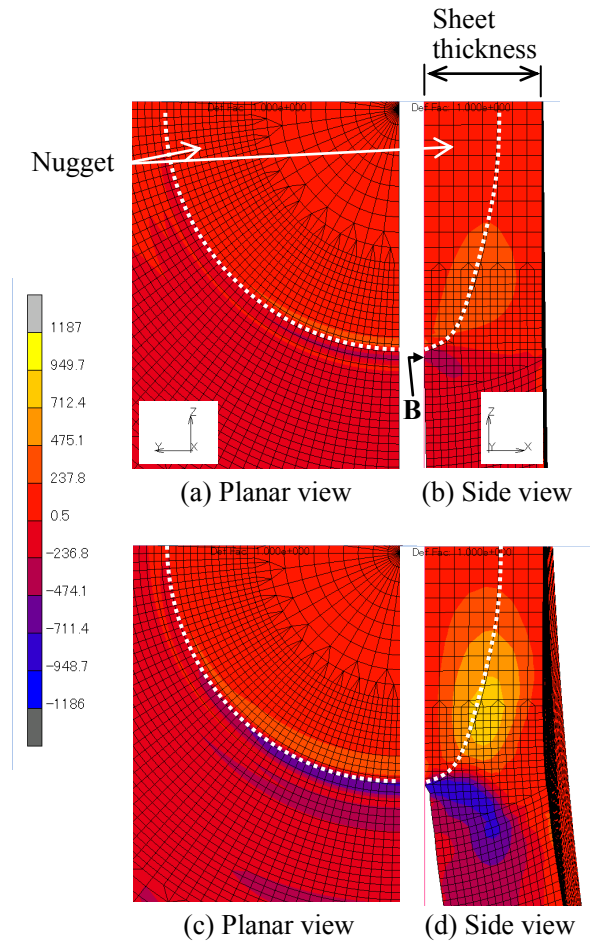


Fig. 4.4 Change of shear stress (τ_{zx}) distribution around nugget edge during tensile test ((a) and (b) at 1mm, (c) and (d) at 5mm of displacement).

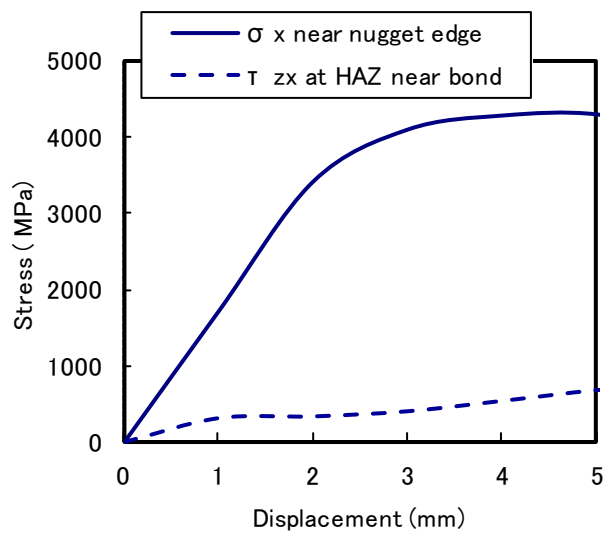


Fig. 4.5 Dependence of σ_x on displacement at node A shown in Fig. 4.15 (b) and dependence of τ_{zx} on displacement at node B shown in Fig.4.16 (b).

4.4 実験結果および考察

4.4.1 溶接部の硬さ分布

鋼板重ね面より 0.1mm 上の溶接部硬さ分布を Fig. 4.6 に示す. 3C 鋼において溶接金属や HAZ の硬さは母材の硬さより高くなった. その他の供試鋼においては溶接金属と母材の硬さが同等であり, これは後述するように, 鋼板の焼入れ処理や溶接時の加熱冷却によって両部位の組織がマルテンサイトになったためといえる. 3C 鋼で溶接金属や HAZ の硬さが母材硬さより高くなった結果より, 鋼板焼入れ時よりもスポット溶接時の冷却速度が高かったと推定される. 3C 鋼以外の鋼板では HAZ の硬さが溶接金属や母材の硬さよりも低くなった. これは溶接時の加熱によって母材のマルテンサイトが焼戻されたためである. なお, マルテンサイト硬さは C 量から次式¹⁶⁾を用いて推定される.

$$H_M = 884C(1 - 0.3C^2) + 294 \quad \dots (1)$$

(1)式より推定されるマルテンサイトの硬さは 3C 鋼が 317, 20C 鋼と 20CP 鋼が 477, 50CP 鋼が 710 である. Fig. 4.6 に示した 50CP 鋼の溶接金属硬さは予測よりも実測が高めであるが, その他の鋼種では両者がほぼ同等となった. 従って, どの溶接金属組織もマルテンサイトと考えられた.

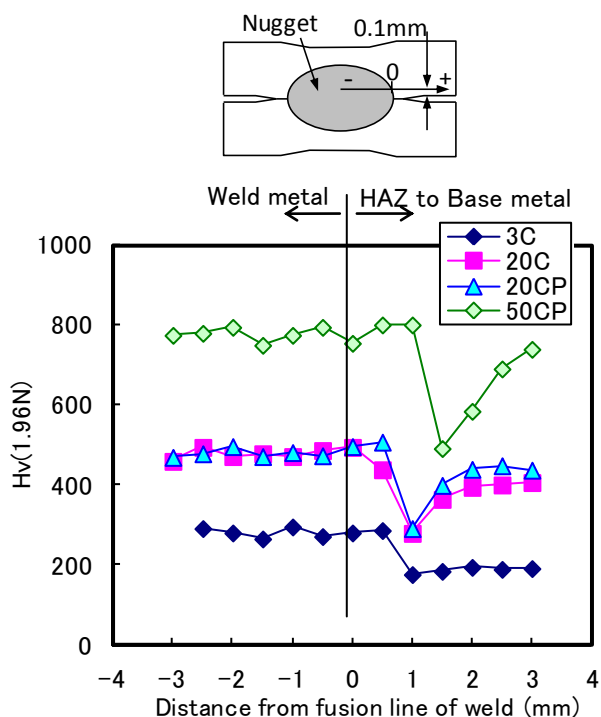


Fig. 4.6 Distribution of Vickers hardness on weld of each steel.

4.4.2 溶接部金属硬さや鋼板成分が継手強度に及ぼす影響

引張試験で得た各継手の変位と荷重の関係を **Fig. 4.7(a)** に示す。最大荷重は溶接部硬さが高い鋼板ほど、あるいは鋼中の C 量や P 量が増加するほど減少した。 **Fig. 4.7(a)** を変位 1.4mm までの範囲で示した図が **Fig. 4.7(b)** である。初期の荷重は最大荷重の順序とは逆で、溶接部硬さが高くなるほど上昇した。従って、後述する継手の破壊が起こる以前の荷重は、溶接部の硬さに概ね応じて高くなったといえる。この結果は、硬さ上昇に伴い塑性変形が開始する変位が増加したことに起因すると推測される。というのも、 **Fig. 4.7(b)** を見ると、鋼板の溶接部硬さが減少するほど、曲線の傾きがより早期に減少したからである。 **Fig. 4.7(b)** の 20CP 鋼は変位 1.2mm 以上で、50CP 鋼は変位 0.6mm 以上で変位—荷重曲線に明らかな凹凸が見られ、試験中にはこの荷重の減少に対応してピンという音が聞かれた。従ってこれら鋼種ではポップイン破壊が起こったものと考えられる。

溶接金属の平均硬さと引張試験の最大荷重の関係を **Fig. 4.8** に示す。本図から溶接金属平均硬さの増加に伴い、継手の最大荷重が減少したことが分かる。また 20C 鋼と 20CP 鋼では、その溶接金属平均硬さが同等であり、相違は P 量のみであるから、20CP 鋼の最大荷重低下は P 量の増加に起因したといえる。次に **Fig. 4.8** の見方を変え、最大荷重を C 量や P 量で整理した図が **Fig. 4.9** である。実験点数が少ないものの、ここでは成分量と最大荷重が直線関係にあると仮定した。最大荷重は C 量 0.1% の増加に伴い 0.4~0.7kN 低下したことが **Fig. 4.9(a)** から分かる。一方、 **Fig. 4.9(b)** に示すように、最大荷重は P 量 0.01% の増加に対し 0.5kN 低下した。即ち、最大荷重を低下させる度合いは P が C よりも強いといえる。

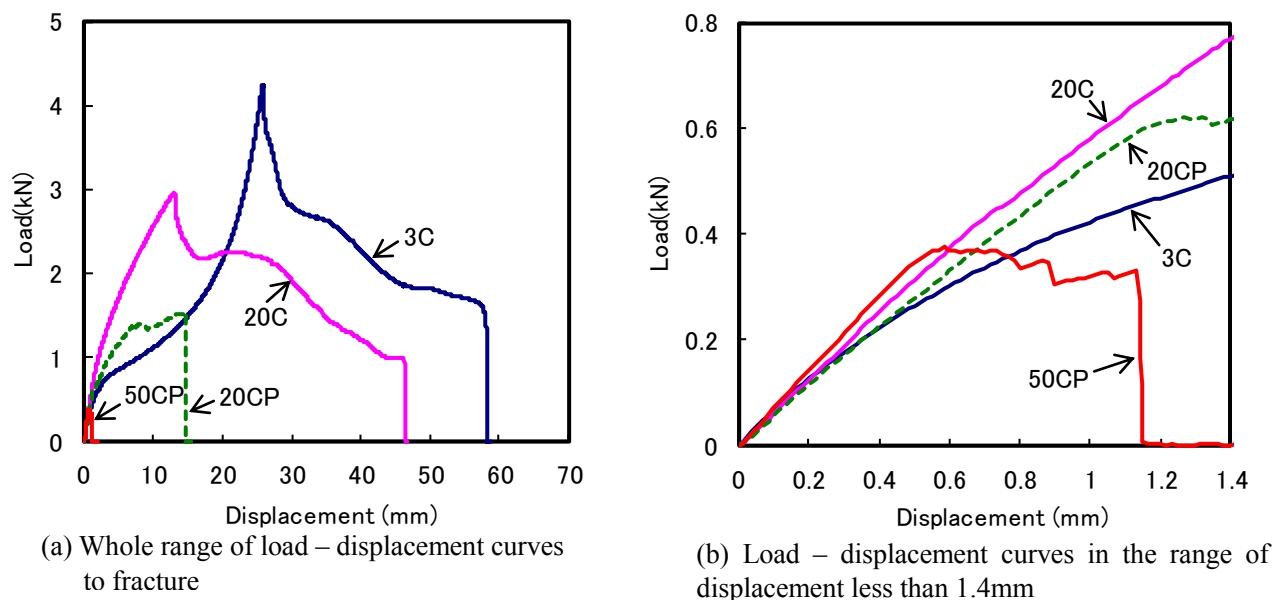


Fig. 4.7 Relationship between load and displacement obtained in the tensile test for joints of each steel sheet

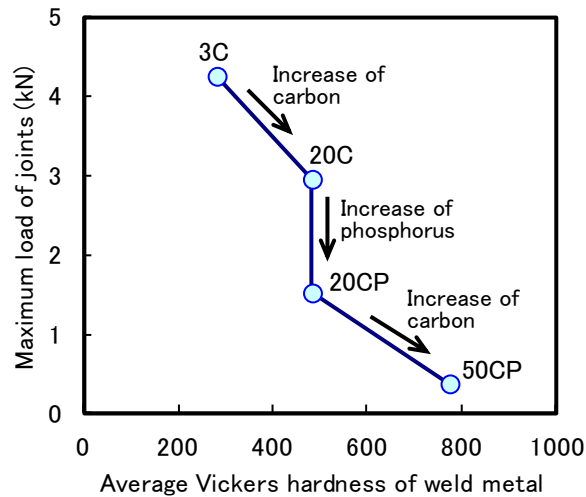


Fig. 4.8 Relationship between average Vickers hardness of weld metal and maximum load obtained in the tensile test for joints of each steel sheet

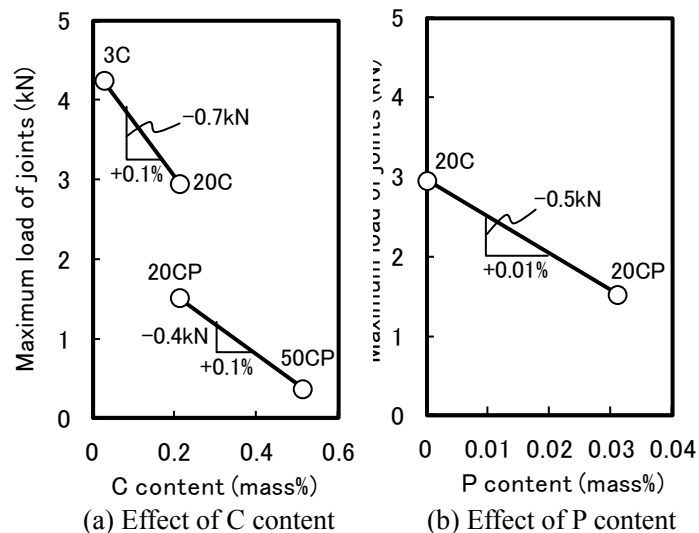


Fig. 4.9 Effect of element content on maximum load in the tensile test for joints of each steel sheet

4.4.3 継手破壊進展挙動の解析



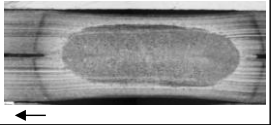
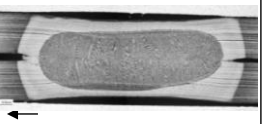


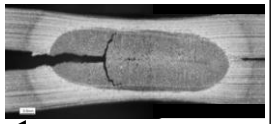

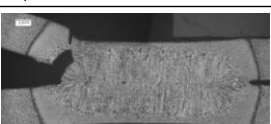

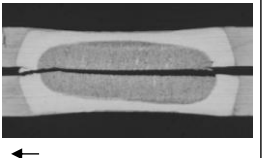
4.4.3.1 断面観察による破壊部の特定

溶接ままの、あるいは引張試験に供した溶接部をナイトールまたはピクリン酸水溶液で腐食した断面を Fig. 4.10 に示す。図中の矢印は継手曲げ部の方向を、つまり荷重の入力方向を示す。3C 鋼では、除荷変位 5mm のとき HAZ 部が開き、それに応じてナゲット端は伸びるように変形していた。最大荷重出現後の変位で除荷すると、一方の鋼板の HAZ でネッキングが起こり、他方の鋼板の HAZ でもネッキングが起こり板厚方向に破断した。

20C 鋼では、除荷変位 5mm の時点で圧接部が破壊していた。最大荷重出現後に除荷すると、片側の鋼板では、破壊がボンド近傍から HAZ に渡る領域で板厚方向に貫通していた。また 3C 鋼と相違し、破壊部のネッキングが殆ど起こらずに破断に至ったことが判る。20C 鋼の最大荷重が 3C 鋼の値に比較し低いのは、HAZ 部の延性が低いことに起因すると推定される¹⁷⁾。

20CP 鋼では、除荷変位 5mm のとき、破壊はナゲット内を鋼板重ね面に沿って進展していた。さらにナゲット中央付近では破壊がナゲット内を板厚方向にも進展していた。最大荷重出現後に除荷すると、破壊がナゲットの中央付近で板厚方向に貫通していた。20CP 鋼においても顕著なネッキングは確認されなかった。

50CP 鋼は微小な変位(約 1mm)で破断してしまうため途中除荷はせず、溶接ままと引張破断後の断面を観察した。破壊はナゲット内を板重ね面に沿って進展し、板厚方向にそれることは無かった。以上のように、各鋼種の溶接部断面から破壊進展挙動の相違をおおよそ明らかにできた。

Condition	3C	20C	20CP	50CP
As welded 1mm				
Unloaded at 5mm of displacement in tensile test				—
Just maximum load				—
After fracture	—	—	—	

BM*=Base metal

Fig. 4.10 Cross section of spot weld after tensile test of joints

4.4.3.2 酸化(ブルーイング)処理による破壊進展領域の特定

引張試験にて破断以前に除荷し、ブルーイング処理した後に引張破断させた継手溶接部の外観を Fig. 4.11 に示す。図中の矢印は継手曲げ部の方向を表し、破線で囲んだ所が酸化され着色した領域である。以下に各鋼種の結果を述べる。

3C 鋼では、変位 5mm 以下で除荷した場合、継手の着色領域は鋼板曲げ部に近い圧接部にとどまった。しかし変位 17mm で除荷すると破断が板厚方向に貫通している箇所が確認された。Fig. 4.7(a)を見ると、変位が 17mm を超えて増加しても荷重が上昇し続けたことが判る。Fig. 4.11 に戻り、変位 17mm の場合と比較し、最大荷重出現では板厚方向に貫通した破断領域が拡大したことが明らかである。これらの結果より、最大荷重(荷重の極大値)の出現とは、破壊がある面積で板厚方向に貫通し、その後の破壊が容易となる(荷重低下を伴う不安定な破壊となる)現象と捉えられる。

20C 鋼の場合も変位 5mm 以下で除荷すると、破壊は圧接部にとどまっていた。しかし最大荷重出現後、3C 鋼と同様、一部で破壊が板厚方向に貫通していた。

20CP 鋼の除荷変位 1mm の条件では、その酸化領域より破壊が圧接部に進展していたことが判る。除荷変位が 2mm や 5mm に増加すると破壊はナゲット内に進展していた。

先述したように、50CP 鋼の継手は変位 1mm 程度で破断してしまうためブルーイング処理は行わなかった。

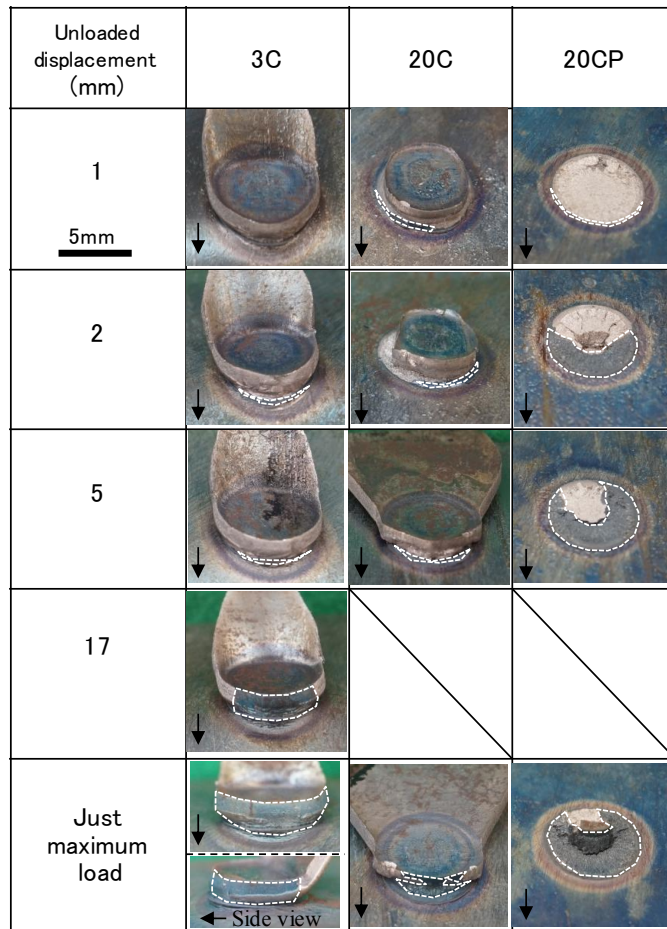


Fig. 4.11 Fracture propagation of the joints after unloading under several displacements during the tensile test.

4.4.3.3 継手の破面形態

SEM で観察した引張破断後の継手外観や破面を Fig. 4.12 に示す。図中の矢印は継手曲げ部の方向を示す。3C 鋼はナゲットの外側で板厚方向に破断した。四角い部分を拡大して示すように、破断部はせん断破面を呈した。4.3 の FEM 解析結果において、20C 鋼継手は、ナゲットの強度が負荷応力 σ_x よりも高ければ HAZ でせん断破壊することを予測した。この FEM 解析結果に基づけば、3C 鋼もナゲット端の強度が σ_x 以上にあるため、Fig. 4.12 に示すように、HAZ 近傍でせん断破壊したものと推測される。

20C 鋼も同様にナゲットの外側で破断していた。破断部には引き伸ばされ傾いたディンプルが観察された。また Fig.4.12 の破面と対向する部分の破面も観察したが、このディンプルは Fig. 4.12 とは逆の向きに傾いていた。これらの結果より破断部にはせん断応力に加え垂直応力も働いたと推定される。4.3 の FEM 解析結果において、ナゲットの強度が σ_x よりも高ければ HAZ でせん断破壊することを予測した。上記の破面形態もこの予測に対応しているものと考えられる。

20CP 鋼の破壊はナゲット内を鋼板重ね面に平行に進展した後、ナゲット中央では板厚方向に向きを変化させた。Fig.4.12 に示すように、20CP 鋼の破断部にはへき開破面が観察された。20CP 鋼の

ナゲットは 20C 鋼と 50CP 鋼の中間的な強度を有すると考えられる。

50CP 鋼の破壊はナゲット内を鋼板重ね面に沿って進展した。破断部には粒界破面が観察された。50CP 鋼はナゲット端の強度が負荷応力 σ_x よりも低いため、ナゲット内において破断したと推測される。

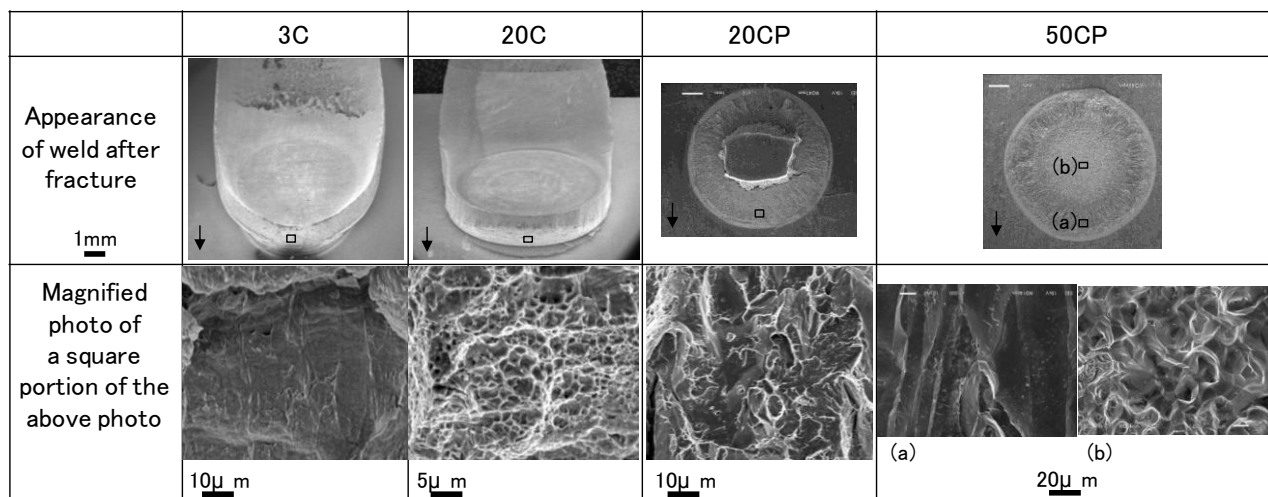


Fig. 4.12 SEM photographs of fractured surface for the specimens after tensile test.

4.4.4 き裂進展部位と EPMA 分析結果の比較

変位 2mm で除荷した 20C 鋼(P を含まない鋼板)の溶接部断面およびナゲット端割れ部近傍の反射電子像と Mn 濃度分布を Fig. 4.13 に示す。Fig. 4.13(b)から分かるように、き裂先端の曲率半径は $5 \mu\text{m}$ 程度と鋭くない。一方、Fig. 4.13(c)からナゲット端の Mn 濃度が低いことが判る。Mn 濃度の低下は、ナゲット端位置の溶鋼の凝固速度が遅く、平滑凝固したことに起因すると考えられる。圧接部で発生した破壊がナゲット端で停止しており、ナゲット端は圧接部に比較し強度が高いと考えられる。変位の増加に伴いき裂先端で塑性変形が進行し、き裂が鈍化したと推定される。き裂の鈍化によって応力が低下するため、ナゲット内の破壊が一層起こりにくくなった可能性がある。一方、ナゲットの内部には明らかな Mn の凝固偏析が見られる。これは Mn の濃度が、凝固する際、デンドライトの間の溶鋼で上昇した結果を反映している。

さて、変位 1mm で除荷した 20CP 鋼(P を 0.03%含む鋼板)の溶接部断面およびナゲット端割れ部近傍の反射電子像と Mn および P の濃度分布を Fig. 4.14 に示す。20C 鋼の場合と異なり、Fig. 4.14(b)から破壊がき裂状にナゲット内部に進展したことが分かる。また、き裂同士が連結していないことから、変位の増大に伴い低強度の部位が個別に破壊し、のちに連結する過程が想像される。Fig. 4.14(c)や(d)を見ると、き裂の方向が凝固偏析の方向と一致している。さらに、このき裂が強偏析部の間やその近傍で生じていることから、強偏析部が破壊したものと推測される。従って凝固偏析した部位は周囲よりも強度が低いと考えられる。強偏析部に隣接するき裂が存在するが、エッジ効果(試料表面に段差がある場合に壁側からの X 線放出も捉え、段差近傍で検出強度(濃度)が高くなる現象)を考慮すると、強偏析部とき裂発生部が一致するとの明言は困難である。

次に変位 5mm で除荷した 20CP 鋼における同試験の結果を Fig. 4.15 に示す。先に述べたように、破壊の進展方向は板重ね面内から途中で板厚方向に変化した。Fig. 4.15(b)を見ると、変位が増大して

も破壊はき裂状に進展し、かつ連結していなかった。変位 1mm のときと同様に低強度の部位が個別に破壊し、それらが連結する挙動が継続されたものと推察される。Fig. 4.15(c)や(d)より、き裂の方向は凝固偏析の方向と一致した。やはり強偏析部の間やその近傍で破壊していることから、強偏析部で破壊したものと推測される。

以上のように、20C 鋼と 20CP 鋼のどちらにおいても溶接金属内に Mn の偏析が見られたが、20C 鋼ではこの偏析に沿った破壊は生じなかった。一方、P 添加した 20CP 鋼では凝固偏析に沿ったと考えられる破壊が生じた。これらの結果より、ナゲットは P の凝固偏析を通じて脆化したといえる。

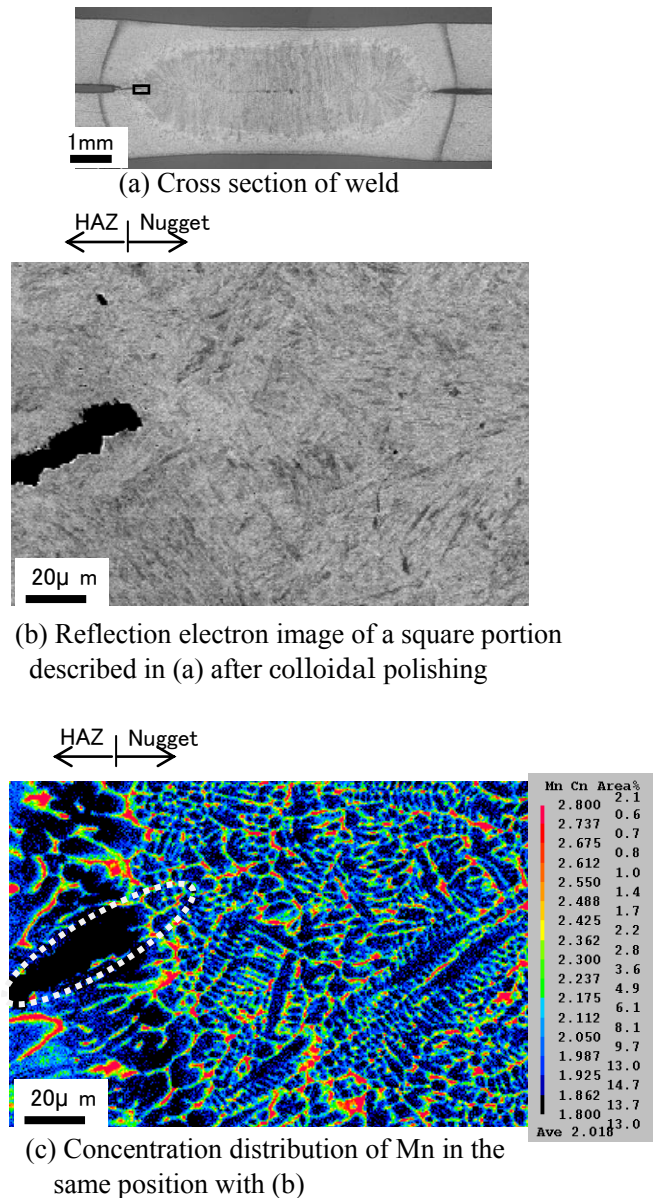
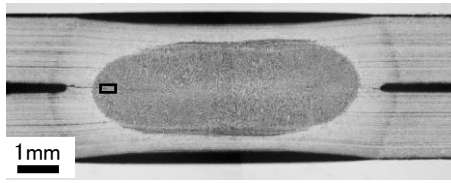
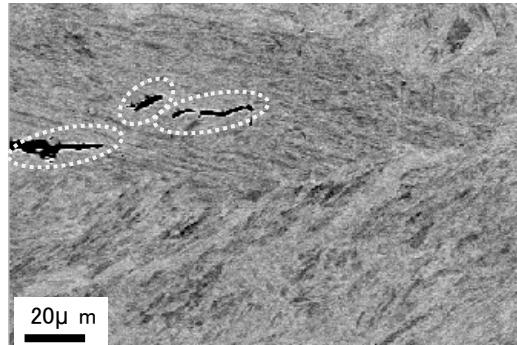


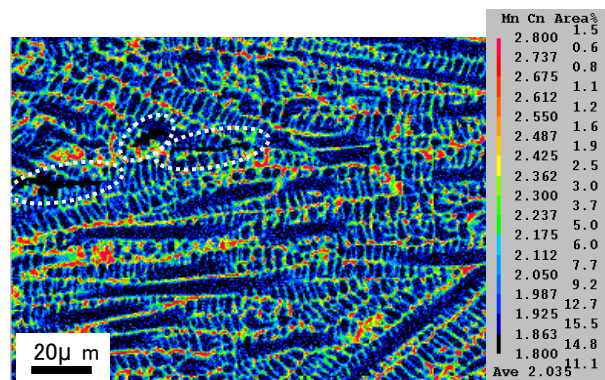
Fig. 4.13 Relationship between fracture propagation and solidification segregation after unloading by 2mm in tensile test for 20C steel. Broken line represents fractured portion seen in (b).



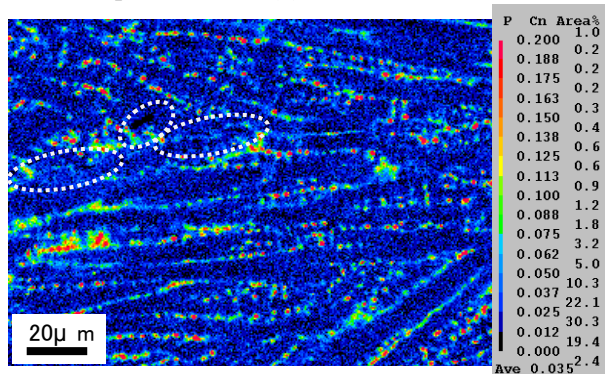
(a) Cross section of weld



(b) Reflection electron image of a square portion described in (a) after colloidal polishing

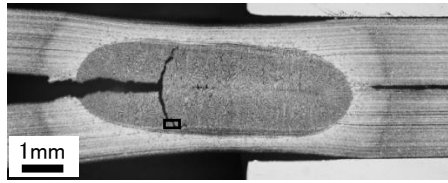


(c) Concentration distribution of Mn in the same position with (b)

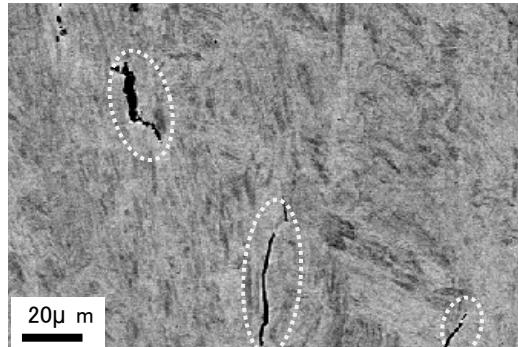


(d) Concentration distribution of P in the same position with (b)

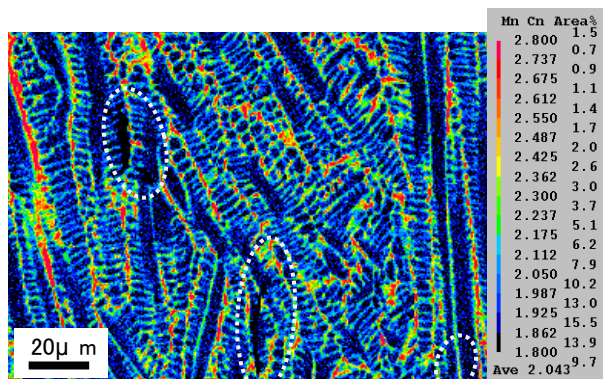
Fig. 4.14 Relationship between fracture propagation and solidification segregation after unloading by 1mm in tensile test for 20CP steel. Broken line represents fractured portion seen in (b).



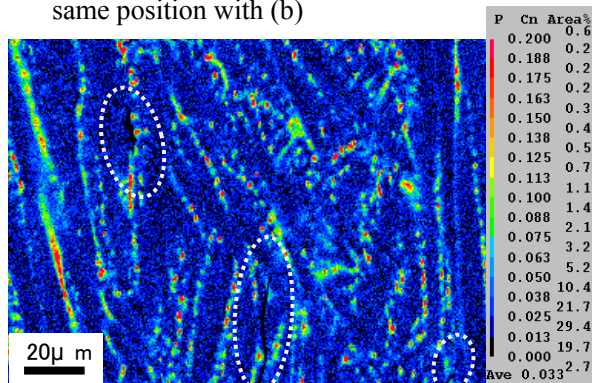
(a) Cross section of weld



(b) Reflection electron image of a square portion described in (a) after colloidal polishing



(c) Concentration distribution of Mn in the same position with (b)



(d) Concentration distribution of P in the same position with (b)

Fig. 4.15 Relationship between fracture propagation and solidification segregation after unloading by 5mm in tensile test for 20CP steel. Broken line represents fractured portion seen in (b).

4.4.5 後通電による継手強度向上効果

20CP 鋼において後通電した場合の継手強度改善効果を Fig. 4.16 に示す。継手強度は、後通電時の電流とナゲット形成時の電流の比が 0.9 のとき、後通電無しの強度に対する上昇代が最大となった。後通電時間 t_2 が 18 サイクルの時の強度は 2.6kN と、後通電無しの 1.5kN に対し 70%向上した。この条件と後通電無し条件の継手破面を Fig. 4.17 に比較する。後通電により破断径が拡大すると共に、ナゲット端の破面にはディンプルの割合が増加したことが分かる。一方、後通電した条件のナゲット端における P の濃度分布を Fig. 4.18 に示す。Fig. 4.14(d)との比較より、適正な後通電によって P の濃度がほぼ平均化されたことが明らかである。P の高濃度部が減少することでナゲット端の強度が改善され、そして継手強度も向上したと考えられる。さらに言えば、改善後の強度 2.6kN は 20C 鋼の継手強度 2.9kN にほぼ匹敵しており、後通電により P の脆化影響をほぼ解消可能であると考えられる。

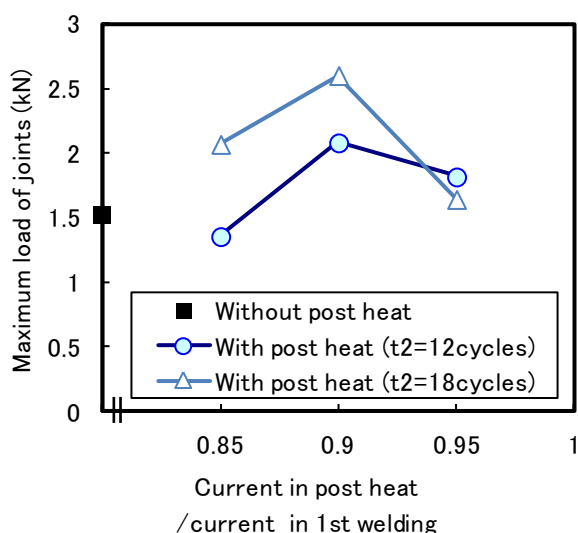


Fig. 4.16 Improvement in maximum load of joints by means of post heat with conditions of various ratio of current in post heat and that in 1st welding and of post heat time (t_2) for steel 20CP.

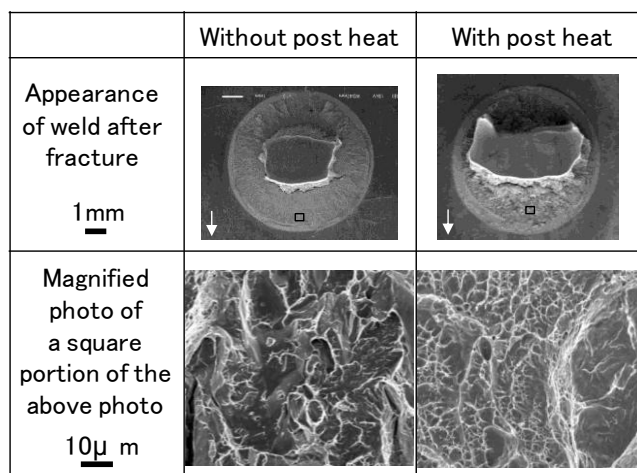
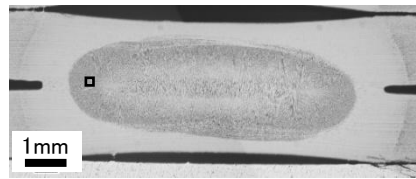
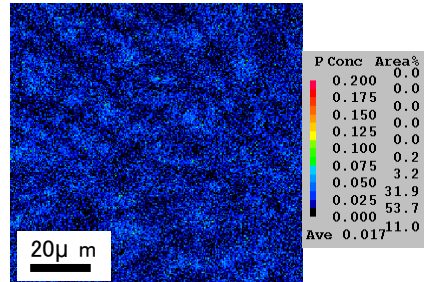


Fig. 4.17 Change of fractured surface after tensile test by applying post heat for steel 20CP. Post heat conditions are that the ratio of current in post heat and that in 1st welding is 0.9 and post heat time is 18cycles.



(a) Cross section of weld



(b) Concentration distribution of P of a square portion described in (a) after colloidal polishing

Fig. 4.18 Distribution of solidification segregation elements after post heat with conditions that the ratio of current in post heat and that in 1st welding is 0.9 and post heat time is 18cycles for 20CP steel.

4.5 結言

C 量や P 量を変化させた薄鋼板を用い作製した L 字継手の強度を評価し、また破壊現象を詳細に解析した。その結果、次の結果が得られた。

(1) FEM 応力歪解析の結果、変位増大と共にナゲットを剥離させる垂直応力は飽和するのに対し、ナゲット直外のせん断応力は上昇することが判った。ナゲットの強度が最大の垂直応力よりも高ければ、継手は板厚方向にせん断破壊する可能性が示唆された。

(2) L 字継手の最大荷重は、C 量が 0.03~0.5% の範囲では C 量 0.1% の増加に対し 0.4~0.7kN 減少し、P 量が 0~0.03% の範囲では P 量 0.01% の増加に対しては 0.5kN 減少した。このように C よりも P の最大荷重への影響度が大きいことが分かった。

(3) 3C 鋼や 20C 鋼の場合破壊は圧接部で破壊が停止しナゲット外で破断したが、20CP 鋼や 50CP 鋼の場合破壊は低荷重でナゲット内に進展した。即ち、C 量や P 量の増加に伴い、破壊部位はナゲット外からナゲット内に遷移した。

(4) 20CP 鋼の場合、破壊した部位はナゲット内の凝固偏析部位に一致すると推定された。

(5) 適正条件の後通電を行うことで P の凝固偏析は緩和され、ナゲットの強度を改善できた。20CP 鋼の継手強度は後通電無し 1.5kN から後通電ありで 2.6kN に改善され、20C 鋼の 2.9kN に匹敵した。

参考文献

- 1) A. Satoh : 高強度鋼の問題点とその対応, Journal of the JSTP, Vol. 46, No. 534(2005), 548.

- 2) G. Clare : Welding advanced high-strength steel is pushing welding technology, Penton's Weld Mag, Vol. 81, No. 3(2008), 14
- 3) S. Hiwatashi, M. Takahashi, Y. Sakuma and M. Usuda : Effects of deformation-induced transformation of retained austenite on formability of high-strength steel sheets, Proc. of Int. Conf. on Automotive Technology and Automation (1993), Germany, 263.
- 4) S. Ikeda, S. Hashimoto, S. Miyake and K. Sugimoto : The Effect of Nb and Mo Additions on Mechanical Properties of Hot Rolled TRIP-Aided Steel Sheets, KOBE STEEL ENGINEERING REPORTS, Vol. 57, No.2(2007), 82.
- 5) T. Kondo and K. Ishiuchi : 1.2 GPa Advanced High Strength Steel with High Formability, SAE 2014-01-0991
- 6) H. Oikawa, G. Murayama, S. Hiwatashi and K. Matsuyama : Resistance Spot Weldability of High Strength Steel for Automobiles and the Quality Assurance of Joints, Welding in the World, Vol. 51, No. 3/4(2007), 7.
- 7) K. Yamazaki, K. Satoh and Y. Tokunaga : Static and Fatigue Strength of Spot Welded Joints of Ultrahigh Strength Steel Sheets, Quarterly Journal of JWS, Vol. 17, No. 4(1999), 553.
- 8) F. Watanabe, S. Furusako, H. Hamatani, Y. Miyazaki and T. Nose : Fracture Mechanical Analysis of Cross Tension Test for High-Strength Steel Spot Welded Joints, Mathematical Modeling of Weld Phenomena, Vol.10 (2012), 653.
- 9) K. Taniguchi, Y. Okita, R. Ikeda and S. Endo : Development of resistance spot welding with pulsed current pattern for high strength steel sheets, Preprints of the National Meeting of JWS, No. 87 (2010), 96.
- 10) H. Hamatani, F. Watanabe, Y. Miyazaki, T. Tanaka, J. Maki, H. Oikawa and T. Nose : Characterization of cross tension strength in resistance spot welding ultrahigh strength steel sheets, Preprints of the National Meeting of JWS, No. 89 (2011), 44.
- 11) K. Taniguchi, Y. Okita, T. Sadasue, S. Igi, R. Ikeda and S. Endo : Development of resistance spot welding with pulsed current pattern for high strength steel sheets, Preprints of the National Meeting of JWS, No. 89 (2011), 4.
- 12) K. Taniguchi, R. Ikeda and S. Endo : Development of resistance spot welding with pulsed current pattern for high strength steel sheets, Preprints of the National Meeting of JWS, No. 90 (2012), 240.
- 13) M. Yamaguchi : First Principles Calculations of the Grain-Boundary Cohesive Energy - Embrittling or Strengthening Effect of Solute Segregation in a bcc Fe Σ 3(111) Grain Boundary-, J. Japan Inst. Metals, Vol. 72, No. 9 (2008), 657.
- 14) T. Nishi, T. Saito, A. Yamada and Y. Takahashi : Evaluation of Spot Weldability of High-strength Steel Sheets for Automobile Use, NIPPON STEEL TECHNICAL REPORT, No. 20 (1982), 37.
- 15) Y. Sakuma and H. Oikawa : Factors to Determine Static Strengths of Spot-weld for High-strength Steel Sheets and Developments of High-strength Steel Sheets with Strong and Stable Welding Characteristics, NIPPON STEEL TECHNICAL REPORT, No. 378 (2003), 30.
- 16) N. Yurioka, M. Okumura, T. Kasuya, H. J. U. Cotton: Metal Constr., 19(1987), 217.
- 17) E. Nakayama, K. Okamura, M. Miyahara, M. Yoshida, K. Furui and H. Fujimoto : Prediction of Strength of Spot-Welded Joints by Measurements of Local Mechanical Properties, SAE 2003-01-2830
- 18) K. Matsuyama, Y. Takahashi and K. Hasegawa : 抵抗溶接の基礎と実際, Sanpo Publications Incorporated (2011), 246

第 5 章

スポット溶接継手の十字引張強度に及ぼす 後通電の影響

5.1 緒言

車体の衝突安全性向上と軽量化の両立を狙い、骨格部材への高強度鋼板の適用が進みつつある^{1,2)}。代表的な高強度鋼板として DP(Dual Phase)鋼やホットスタンプ鋼板が挙げられる。DP 鋼は組織を軟質なフェライトと硬質なマルテンサイトの二相組織とした鋼板である。DP 鋼は軟質相で低い降伏強度と優れた延性を確保し、硬質相で高強度を担保する。一方、ホットスタンプ鋼板は成形焼入後にマルテンサイト組織となり、鋼板の C 量が 0.22% のとき鋼板強度は 1.5 GPa 程度になる。

自動車ボディの組付溶接の主流は現在もスポット溶接である。溶接継手の健全性評価方法の一つに継手の引張試験がある。その方法として引張せん断試験と十字引張試験が JIS に規定されている。引張せん断強さ(TSS=Tensile shear strength)は鋼板強度の上昇に伴い増加する。しかし十字引張強さ(CTS=Cross tension strength)は鋼板強度が 780 MPa 以上になると鋼板強度の上昇に伴い減少傾向を示す³⁾。この原因として、鋼板の高強度化により溶接金属(ナゲット)端への応力集中度が増すこと⁴⁾、ナゲット端の延性や靱性が低いこと⁵⁾が挙げられる。

CTS が低いと高強度鋼板の適用が制限される。そこで種々の継手強度向上技術が検討されてきた。まず CTS 向上の基本的な方法として、ナゲット径の拡大が挙げられる。加えて通電パターンにも工夫がなされ、ナゲットを形成する通電の後に無通電と後通電を行うことにより、1180 MPa 級以上の鋼板を用いた継手の CTS を向上できることが報告されている^{6,7)}。CTS が向上する理由として、ナゲット端部の凝固偏析(例えば P)緩和による靱性改善が支配的と考えられ^{6,8)}、また HAZ 軟化部の拡大によるナゲット端の応力緩和効果も提示された^{6,9)}。しかし実験的には良好な溶接条件が見出されているものの、条件決定の指針提案には至っていない。そこで本研究では、凝固偏析の緩和という視点から、一次元熱伝導方程式の解析解を利用して、継手強度を最大化できる溶接条件の決定指針確立を試みた。

5.2 実験方法

5.2.1 供試鋼

実験には板厚が 1.4~2.0mm の 1470 MPa 級アルミめっきホットスタンプ鋼板を供した。300mm × 400mm に切断した供試鋼を内部の温度が 900°C の炉内に 5 分保持した後、炉から取り出し、冷却型に挟み込んで焼入れた。供試鋼の機械的特性および化学成分を **Table 5.1** に示す。

Table 5.1 Mechanical properties and chemical compositions of steel used in this study (mass%).

YP(MPa)	TS(MPa)	t-El(%)	C	Si	Mn
1224	1531	8	0.22	0.3	1.2

5.2.2 溶接条件

溶接部断面観察用の試験片および JIS Z 3137 に規定された十字引張試験片を作製した。通電パターンを **Fig. 5.1** に示す。通電はナゲットを形成する本通電とナゲットを改質する後通電に別れる。本通電で直径が $5\sqrt{t}$ (t は板厚) のナゲットを形成した。そして無通電とする冷却工程を設けた後に電流や時間を变化させる後通電を実施した。また後通電電流比(=後通電電流/本通電電流= I_{h2}/I_{h1})を 0.9 の一定として冷却時間 t_{c1} および後通電時間 t_{h2} を变化させた。各板厚における溶接条件の詳細を **Table 5.2** に示す。

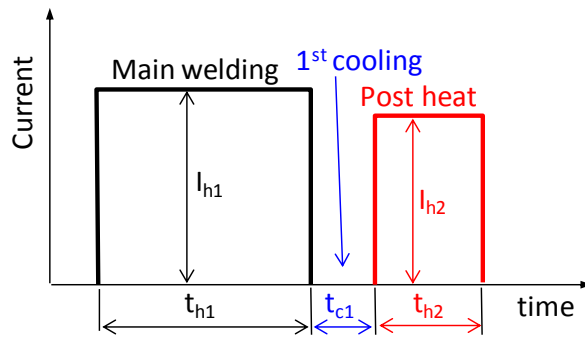


Fig. 5.1 Welding pattern in spot welding

Table 5.2 Welding conditions for each steel sheet

Welding equipment	Stationary, single phase AC (frequency 50Hz) and servomotor driven
Electrode	Cr-Cu, dome radius type, Φ 16mm tip shape: Φ 8mm and R40mm
Electrode force (kN)	4.9kN
Nugget diameter (mm)	$5\sqrt{t}$, t is sheet thickness(mm)
Main welding current, I_{h1} (kA)	6.5(t1.4mm), 7.0(t1.6mm), 8.0(t2.0mm)
Main welding time, t_{h1} (s)	0.28(t1.4mm), 0.3(t1.6mm), 0.38(t2.0mm)
1st cooling time, t_{c1} (s)	0~0.5
Current ratio = I_{h2}/I_{h1}	0.8~1.0
Post heat time, t_{h2} (s)	0.08~0.4
Holding time (s)	0.2

5.2.3 溶接部断面観察

ナゲットの状態を確認するため、溶接部断面を埋込研磨し、ピクリン酸水溶液により腐食した後に光学顕微鏡で観察した。観察位置はナゲット中心を通る断面とした。

5.2.4 引張試験

作製した十字引張試験片に対し、室温において、引張速度 10mm/min で引張試験を行った。

5.3 実験結果

5.3.1 後通電による CTS 向上効果

板厚 1.6mm の継手において、引張時の最大荷重(CTS)を I_{h2}/I_{h1} で整理した結果を Fig. 5.2 に示す。CTS は I_{h2}/I_{h1} が 0.9 で最大値を示した(後通電無し比で 50%の改善)。また t_{h2} を増加させても CTS は同等ままであったか、あるいは低下したことが判る。また、 I_{h2}/I_{h1} を 0.9 一定とした場合に t_{c1} と t_{h2} が CTS 比(=後通電ありの CTS/後通電無し CTS \times 100(%))に及ぼす影響を Fig. 5.3 に示す。本図より、高い CTS を得るには t_{c1} の増加に応じ t_{h2} も増大する必要があることが判る。また、 t_{c1} と t_{h2} の増加に対し CTS は飽和傾向を示している。CTS が後通電無しの場合より 30%超向上した、即ち良好な後通電条件のうち最も短い t_{c1} や t_{h2} の値を各板厚について Table 5.3 にまとめた。

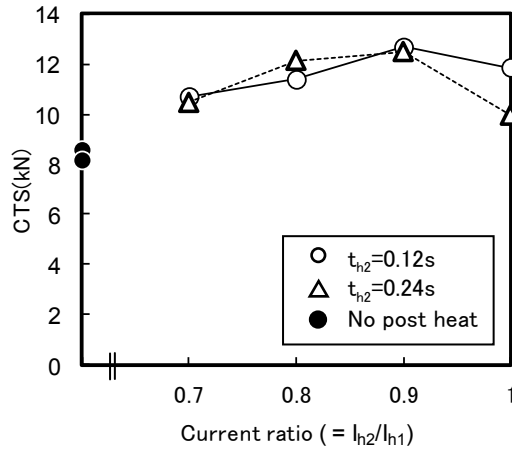


Fig. 5.2 Effect of current ratio in post heat on CTS. (Nugget dia. $=5\sqrt{t}$, $t_{c1}=0.08s$)

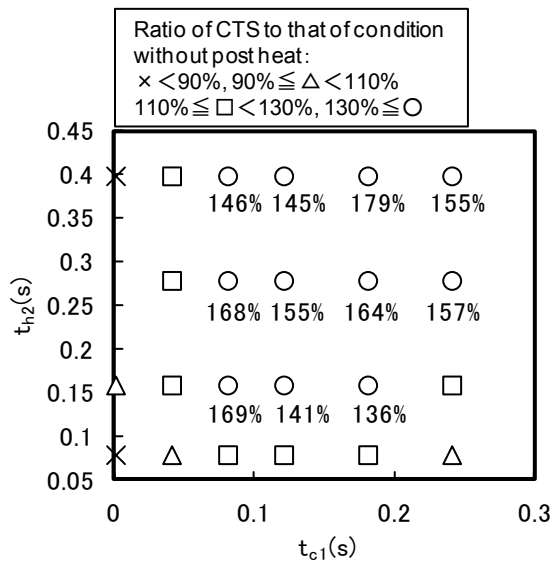


Fig. 5.3 Effect of t_{c1} and t_{h2} on CTS. (Nugget dia. $=5\sqrt{t}$, $I_{h2}/I_{h1}=0.9$)

Table 5.3 Samples of welding conditions which can enhance CTS by more than 30% compared with CTS of NO post-heat condition for each sheet thickness (nugget dia. $=5\sqrt{t}$)

Sheet thickness(mm)	t_{c1} (s)	t_{h2} (s)	Current ratio $=I_{h2}/I_{h1}$
2	0.12	0.20	0.9
1.6	0.08	0.12	0.9
1.4	0.04	0.08	0.9

5.3.2 後通電による溶接部断面変化とナゲット厚み比が CTS 比に及ぼす影響

後通電有無の両条件の溶接部断面を **Fig. 5.4** に比較する。後通電を行うと 2 重のナゲットが形成された。後通電により内側ナゲットの外側で凝固偏析が緩和(平均化)される⁶⁾。種々条件の溶接部断面よりナゲットの厚み比(=内側ナゲット厚み/外側ナゲット厚み)を測定した。この値で CTS 比を整理した図が **Fig. 5.5** である。板厚 1.4mm では厚み比の広い範囲で高い CTS を示したが、板厚 1.6, 2.0mm では厚み比が 0.5 近傍で高い CTS を示した。

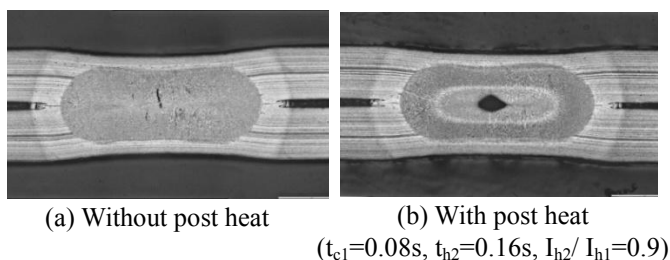


Fig. 5.4 Changes of cross section of weld between without and with post heat (sheet thickness = 1.6mm and nugget dia. = $5\sqrt{t}$)

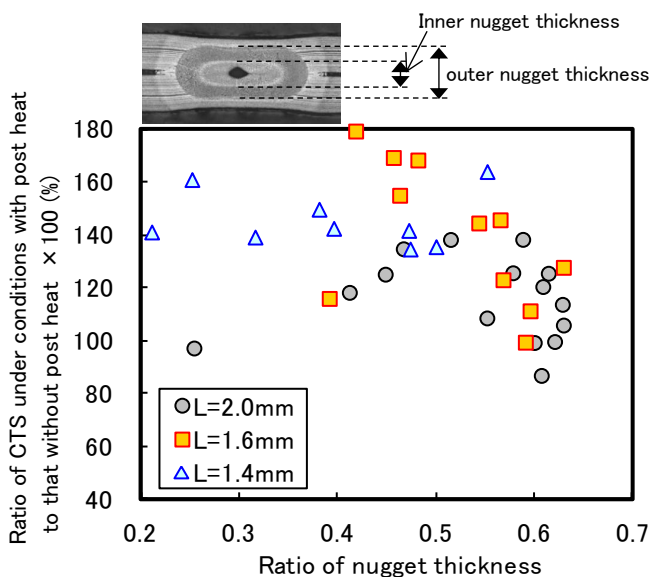


Fig. 5.5 Effect of ratio of nugget thickness on improvement in CTS for each sheet thickness (nugget dia. = $5\sqrt{t}$)

5.4 考察

5.4.1 ナゲット改質に必要な温度履歴

後通電によって CTS が向上する主因は、凝固偏析緩和を介したナゲット端近傍の靱性向上と考えられる^{6,8)}。後通電しない条件のナゲット内の凝固偏析部の幅は $1\sim 5\mu\text{m}$ であった。そこで後通電により偏析を緩和させるために必要な拡散距離はサブ μm 以上であると考え、ここでは $0.2\mu\text{m}$ が有意な拡散距離と仮定する。この拡散距離を達成するのに必要な温度と時間を見積もる。脆化元素として知られる P の平均拡散距離 X を次式¹⁰⁾で求めた。

$$X = \sqrt{2Dt} \quad (1)$$

ここで、 D は拡散係数、 t は時間(s)である。凝固偏析部は溶接部断面では概ね直線状に見えた。これは偏析部が凝固の1次アーム間に面状に存在することを推測させる。偏析元素はその面の垂直方向、即ち1次元に拡散すると考え、式(1)中の係数として「2」を採用した。 D は次式で与えられる。

$$D = D_0 \exp(-Q/RT) \quad (2)$$

ここで、 D_0 は振動数項、 Q は活性化エネルギー、 R は気体定数(=8.31J/(mol・K))、 T は温度(K)である。計算に使用した各元素の物性値¹⁾を Fig. 5.6 の上に示す。簡便な取り扱いとするため、組織はどの温度においても γ 単相であると仮定として計算した。Fig. 5.6 に示す結果より、「平均拡散距離 $\geq 0.2 \mu\text{m}$ 」を得る条件は「1200°C一定であれば約0.2s以上保持」であると見積もった。なお、CやSiなど他の主要元素についても同様に X を求めた。その結果、Cの X が最大、Mnの X が最小となり、Si、PやSの X がそれらの中間の値となった。

Fig. 5.2 に示したように、CTS が最大となるのは後通電において溶接部温度が最高(I_{h2}/I_{h1} や t_{h2} が最大)となる条件ではない。また Fig. 5.4 に示したように、後通電を行うと2重のナゲットが形成される。内側のナゲットは後通電時に凝固部が拡大または凝固が遅延した領域と思われる。その外側は融点未満の高温に保持され、この部分で凝固偏析元素の緩和が起こる。Fig. 5.5 に示したように、高いCTSが得られるのはナゲット厚み比が0.5前後であった。つまりナゲット全体を後通電で再溶融させてしまうと効果が無く、反対に内側のナゲットが過小な条件ではナゲット端の温度が低く、偏析元素が拡散しない。従って、第一冷却以降の溶接部温度を制御することが重要であり、そのために溶接条件と温度履歴との対応付けが必要となる。ところで実際の引張試験における破壊は鋼板重ね面のナゲット端部から起こるので、ナゲット径比(=内側ナゲットの径/外側ナゲットの径)が重要である。しかし本報では、板厚方向の一次元熱伝導の解析解を用いて考察を進めるため、ナゲット径比の代わりにナゲット厚み比を指標とした。

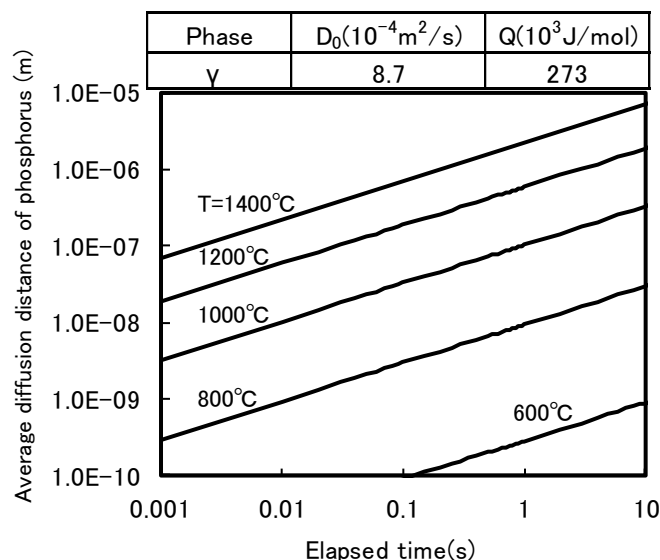


Fig. 5.6 Dependence of average diffusion distance of phosphorus on elapsed time at each constant temperature

5.4.2 熱伝導方程式の解析解を用いたパラメータの検討

5.4.2.1 後通電プロセスにおける温度計算式の導出

本報では、安藤の解析解¹²⁾を用い温度推定の方程式を導出する。溶接工程は **Fig. 5.7** に示すように 4 つに区分する。即ち、ナゲットを形成する本通電、第一冷却(クール)、溶接部を改質する後通電、そして第二(最終)冷却である。各工程の温度分布を以下のように定義する。

$$T(x,t) = \begin{cases} T_{h1}(x,t) \cdots (0 \leq t \leq t_1) \\ T_{c1}(x,t) \cdots (t_1 \leq t \leq t_2) \\ T_{h2}(x,t) \cdots (t_2 \leq t \leq t_3) \\ T_{c2}(x,t) \cdots (t_3 \leq t) \end{cases} \quad (3)$$

各変数の表記については **Table 5.4** を参照されたい。電極や鋼板の配置、さらに座標の定義を **Fig. 5.8** に示す。冷却端(0°C)は電極内部に位置するものとして温度分布を求める。どの工程でも境界条件として、

$$\begin{cases} T(0,t) = T(2(L+l_0),t) = 0 \\ \left. \frac{\partial T(x,t)}{\partial x} \right|_{x=l_0+L} = 0 \end{cases} \quad (4)$$

が満足されるものとする。次節以降、各工程における温度分布の計算式を導出する。

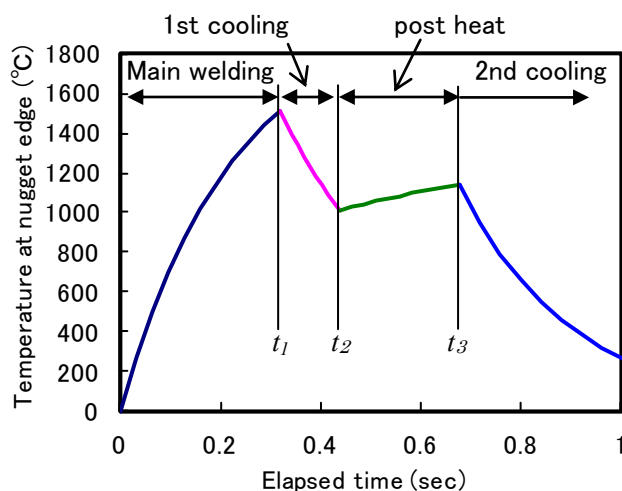


Fig. 5.7 Example of relationship between elapsed time and temperature at nugget edge, and division of welding into 4 steps

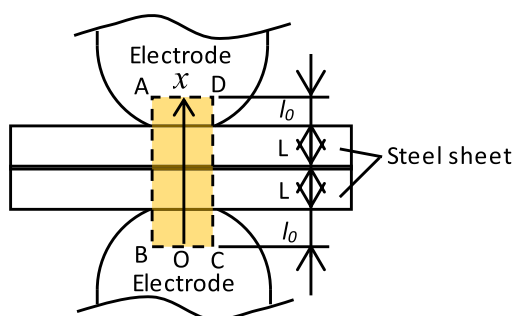


Fig. 5.8 Illustration of analyzed model in this study.
Conduct region was assumed to be limited in the region of ABCD under one-dimension welding

Table 5.4 Notations used in each step of welding

	Main welding	1st cooling	Post heat	2nd cooling
Time interval (Time)	$t_{h1} (0 \leq t \leq t1)$	$t_{c1} (t1 \leq t \leq t2)$	$t_{h2} (t2 \leq t \leq t3)$	$- (t3 \leq t)$
Time constant	T_{h1}	T_{c1}	T_{h2}	T_{c2}
Current	I_{h1}	-	I_{h2}	-
Current density	i_{h1}	-	i_{h2}	-
Specific resistance	r_{h1}	-	r_{h2}	-
Temperature distribution	T_{h1}	T_{c1}	T_{h2}	T_{c2}
Steady-state temperature distribution coefficient	T_{h1f}	T_{c1f}	T_{h2f}	T_{c2f}

5.4.2.2 本通電 ($0 \leq t \leq t_1$)

通電時には抵抗発熱と熱伝導を考える。通電時の電流は Fig. 5.8 に示す ABCD の部分に一様に流れ、また熱は電極の方向(x 方向)にだけ流れるものと仮定する。電流は直流を取り扱い、交流の場合でもその実効電流で考えることとし、電流の変動に伴う細かな温度変化は考えない。鋼板溶接部の固有抵抗を r_{h1} 、電流密度を i_{h1} とすると、通電によって単位体積、単位時間当たりに発生する抵抗発熱量 q_{h1} は、

$$q_{h1} = r_{h1} i_{h1}^2 \quad (5)$$

で与えられる。簡便に取り扱うため、固有抵抗は温度に対し一定とする。この場合の熱伝導方程式は、

$$c\rho \frac{\partial T}{\partial t} = \lambda \frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + q_{h1} \quad \text{あるいは} \quad \frac{\partial T}{\partial t} = k \frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + \frac{q_{h1}}{c\rho} \quad (6)$$

である。ここで、 c は比熱、 ρ は密度、 λ は熱伝導率、 $k = \lambda/c\rho$ は熱拡散率である。これらも温度に対し一定とする。また次の初期条件を満たす必要がある。

$$T_{h1}(x, 0) = 0 \quad (7)$$

銅電極にも熱が伝わるので、式(6)に加え式(8)を連成して温度分布を求める必要がある。

$$\frac{\partial T}{\partial t} = k_{cu} \frac{\partial^2 T}{\partial x^2} \quad (8)$$

k_{cu} は銅電極中の熱拡散率である。ここで、 $x < l_0$ の領域において電極中の x 軸方向座標を式(9)のように変換する。

$$X = x \sqrt{\frac{k}{k_{cu}}} \quad (9)$$

k は鋼材の熱拡散率である。この新しい座標系では、式(8)は式(10)のように変換される。これは式(6)

の発熱項を 0 にしたものと同形である.

$$\frac{\partial T}{\partial t} = k \frac{\partial^2 T}{\partial X^2} \quad (10)$$

従って, 電極も含めた温度場を求める微分方程式は次式で表示できることになる.

$$\frac{\partial T}{\partial t} = k \frac{\partial^2 T}{\partial X^2} + \frac{q_{h1}}{c\rho} E(X) \quad (11)$$

ここで,

$$X = \begin{cases} x \sqrt{\frac{k}{k_{Cu}}} & (x < l_0) \\ (x - l_0) + l_0 \sqrt{\frac{k}{k_{Cu}}} & (l_0 \leq x \leq l_0 + 2L) \\ (x - 2L) \sqrt{\frac{k}{k_{Cu}}} + 2L & (l_0 + 2L < x) \end{cases} \quad (12)$$

$$X = \begin{cases} (x - l_0) + l_0 \sqrt{\frac{k}{k_{Cu}}} & (l_0 \leq x \leq l_0 + 2L) \end{cases} \quad (13)$$

$$X = \begin{cases} (x - 2L) \sqrt{\frac{k}{k_{Cu}}} + 2L & (l_0 + 2L < x) \end{cases} \quad (14)$$

$$E(X) = \begin{cases} 1 & (l_0 \leq x \leq l_0 + 2L) \\ 0 & (x < l_0, \quad l_0 + 2L < x) \end{cases} \quad (15)$$

である. 境界条件や初期条件を考慮した式(11)の一般解として

$$T_{h1}(X, t) = T_{h1f} \sum_m B_m \sin\left(\frac{m\pi X}{2a}\right) \left\{1 - \exp\left(\frac{-t}{\tau_{1m}}\right)\right\} \quad (m = 1, 3, 5 \dots) \quad (16)$$

が得られている¹²⁾. 但し, 後述するクールでの座標と一致させるため, 座標原点を文献 12 のそれから a (鋼板中央から冷却端までの等価換算距離分)だけずらしている. ここで,

$$T_{h1f} = \frac{q_{h1} L^2}{\lambda R_0} \left(1 - \frac{R_0}{2}\right) \quad (17)$$

$$R_0 = \frac{L}{a} \quad (18)$$

$$B_m = \frac{16}{\pi^3 m^3} \frac{\sin\left(\frac{\pi m R_0}{2}\right)}{R_0 \left(1 - \frac{R_0}{2}\right)} \quad (19)$$

$$\tau_{1m} = \frac{4a^2}{k\pi^2 m^2} \quad (20)$$

$$a = l_0 \sqrt{\frac{k}{k_{Cu}}} + L \quad (21)$$

l_0 は電極先端から冷却端までの距離, a は板中央から冷却端までの等価換算距離である. 式(16)の級数の各項は次数 m の 3 乗に反比例して小さくなる. 温度に対し $m=1$ の項が支配的であり, $m \geq 3$ の項を無視できる. 従って本論文では $m=1$ の項のみを取り扱うこととした. このとき式(16)より次式が得られる.

$$T_{h1}(x, t) = T_{h1f} B_1 \sin\left(\frac{\pi X}{2a}\right) \left\{1 - \exp\left(\frac{-t}{\tau_{11}}\right)\right\} \quad (22)$$

係数 B_1 は式(19)から、時間定数 $\tau_{11} = \tau_{h1}$ は式(20)からそれぞれ次のように求まる。

$$B_1 = \frac{16 \sin\left(\frac{\pi R_0}{2}\right)}{\pi^3 R_0 \left(1 - \frac{R_0}{2}\right)} \quad (23)$$

$$\tau_{11} = \tau_{h1} = \frac{4a^2}{k\pi^2} \quad (24)$$

5.4.2.3 第一冷却(クール) ($t_1 \leq t \leq t_2$)

クール時には次の熱伝導方程式に従って本通電で投入された熱が拡散する。

$$c \rho \frac{\partial T}{\partial t} = \lambda \frac{\partial^2 T}{\partial X^2} \quad \text{あるいは} \quad \frac{\partial T}{\partial t} = k \frac{\partial^2 T}{\partial X^2} \quad (25)$$

式(6)との相違は抵抗発熱項が無いことである。式(4)に示す境界条件のもとでの解として下式が得られている¹³⁾。

$$T_{c1}(X, t) = \sum_{n=1}^{\infty} C_n \exp\left\{-k \left(\frac{n\pi}{2a}\right)^2 (t - t_1)\right\} \sin\left(\frac{n\pi X}{2a}\right) \quad (n = 1, 2, 3 \dots) \quad (26)$$

但し次の初期条件を満たす。

$$T_{c1}(X, t_1) = \sum_{n=1}^{\infty} C_n \sin\left(\frac{n\pi X}{2a}\right) \quad (27)$$

C_n はフーリエ係数として、次式で与えられる。

$$C_n = \frac{2}{2a} \int_0^{2a} T_{c1}(X, t_1) \sin\left(\frac{n\pi X}{2a}\right) dX \quad (28)$$

ところで、 $T_{c1}(X, t_1)$ は式(22)で $t=t_1$ とした温度分布である。即ち、

$$T_{c1}(X, t_1) = T_{h1}(X, t_1) \quad (29)$$

である。従って、

$$\begin{aligned} T_{c1}(X, t_1) &= T_{h1f} B_1 \left\{1 - \exp\left(\frac{-t_1}{\tau_{h1}}\right)\right\} \sin\left(\frac{\pi X}{2a}\right) \\ &= A \sin\left(\frac{\pi X}{2a}\right) \quad \text{with} \quad A = T_{h1f} B_1 \left\{1 - \exp\left(\frac{-t_1}{\tau_{h1}}\right)\right\} \end{aligned} \quad (30)$$

となる。これを式(28)に代入すれば

$$C_n = \frac{A}{a} \int_0^{2a} \sin\left(\frac{\pi X}{2a}\right) \sin\left(\frac{n\pi X}{2a}\right) dX \quad (31)$$

となる。式(31)は $n = 1$ のときのみ0以外の値を取る。 $n=1$ のときの積分を実行し、

$$\begin{aligned} C_1 &= \frac{A}{a} \int_0^{2a} \sin^2\left(\frac{\pi X}{2a}\right) dX \\ &= A \end{aligned} \quad (32)$$

が得られる。本式を式(26)に代入し、結局、クール時の温度分布は

$$\begin{aligned}
T_{c1}(X, t) &= A \exp\left\{-k \left(\frac{\pi}{2a}\right)^2 (t - t_1)\right\} \sin\left(\frac{\pi X}{2a}\right) \\
&= A \exp\left(-\frac{t - t_1}{\tau_{c1}}\right) \sin\left(\frac{\pi X}{2a}\right) \quad \text{with} \quad \tau_{c1} = \frac{4a^2}{k\pi^2}
\end{aligned} \tag{33}$$

となる。時間定数 τ_{c1} は式(24)に示す τ_{h1} と同じ表式であるが、温度に依存する熱拡散率 k を含んでおり、 k としては第一冷却工程における平均的な値を採用することから τ_{h1} とは区別する。以下の工程でも同様とする。

5.4.2.4 後通電 ($t_2 \leq t \leq t_3$)

後通電時の発熱による温度分布 $T_{h2}(X, t)'$ は、初期条件

$$T_{h2}(X, t_2)' = A \exp\left(-\frac{t_2 - t_1}{\tau_{c1}}\right) \sin\left(\frac{\pi X}{2a}\right) \tag{34}$$

のもとでの熱伝導方程式

$$\frac{\partial T}{\partial t} = k \frac{\partial^2 T}{\partial X^2} + \frac{q_{h2}}{c\rho} \tag{35}$$

の解である。ここで $q_{h2} = r_{h2} i_{h2}^2$ であり、 i_{h2} は後通電時の電流密度である。従って後通電時の発熱により形成される温度分布は5.4.2.2の本通電の解析と同様、級数の第1項のみを採用し、

$$T_{h2}(X, t)' = T_{h2f} B_1 \sin\left(\frac{\pi X}{2a}\right) \left\{1 - \exp\left(-\frac{t - t_2}{\tau_{h2}}\right)\right\} \quad \text{with} \quad T_{h2f} = \frac{q_{h2} L^2}{\lambda R_0} \left(1 - \frac{R_0}{2}\right) \tag{36}$$

が得られる。後通電時の温度分布はこの発熱項に第一冷却で熱拡散した後の温度分布を加えた式(37)で得られる式(25)は式(35)の斉次方程式である。式(25)の解： $T_{c1}(X, t)$ と式(35)の特殊解： $T_{h2}(X, t)'$ を加えた次の $T_{h2}(X, t)$ も式(35)の解となる。

$$\begin{aligned}
T_{h2}(X, t) &= T_{c1}(X, t) + T_{h2}(X, t)' \\
&= A \exp\left(-\frac{t - t_1}{\tau_{c1}}\right) \sin\left(\frac{\pi X}{2a}\right) + T_{h2f} B_1 \sin\left(\frac{\pi X}{2a}\right) \left\{1 - \exp\left(-\frac{t - t_2}{\tau_{h2}}\right)\right\} \\
&= \left[A \exp\left(-\frac{t - t_1}{\tau_{c1}}\right) + T_{h2f} B_1 \left\{1 - \exp\left(-\frac{t - t_2}{\tau_{h2}}\right)\right\} \right] \sin\left(\frac{\pi X}{2a}\right)
\end{aligned} \tag{37}$$

5.4.2.5 最終冷却 ($t_3 \leq t$)

最終冷却では、後通電終了時の温度分布

$$\begin{aligned}
T_{c2}(X, t_3) &= T_{h2}(X, t_3) \\
&= \left[A \exp\left(-\frac{t_3 - t_1}{\tau_{c1}}\right) + T_{h2f} B_1 \left\{1 - \exp\left(-\frac{t_3 - t_2}{\tau_{h2}}\right)\right\} \right] \sin\left(\frac{\pi X}{2a}\right) \\
&= B \sin\left(\frac{\pi X}{2a}\right) \quad \text{with} \quad B = A \exp\left(-\frac{t_3 - t_1}{\tau_{c1}}\right) + T_{h2f} B_1 \left\{1 - \exp\left(-\frac{t_3 - t_2}{\tau_{h2}}\right)\right\}
\end{aligned} \tag{38}$$

を初期条件として、発熱のない熱伝導方程式をクールの場合と同様に解けば良い。結局、最終冷却時の温度分布は次式で与えられる。

$$T_{c2}(X, t) = B \exp\left(-\frac{t - t_3}{\tau_{c2}}\right) \sin\left(\frac{\pi X}{2a}\right) \tag{39}$$

以上、全工程における温度の表式を導出した。以降、板厚や溶接条件を変化させて後通電条件の決定指針を検討する。

5.4.2.6 計算に用いた各定数

計算に使用した物性値を **Table 5.5** に示す。本通電時の通電直径は各板厚 L において実際のナゲット厚みを再現するよう計算で求めた。本通電で形成されるナゲット径は $5\sqrt{L}$ (L : 板厚) であるが、計算の通電直径は $5\sqrt{L}$ より小さめとなった。計算では通電中の平均的な通電面積が得られたものと考えられる。一方、後通電時の通電直径は、後通電時に形成される実際のナゲット厚みを再現するよう決定した。この計算の通電直径は $5\sqrt{L}$ を超える値となった。これは、後通電時に圧接(固相接合)部にも電流が流れることが反映された結果と考えられる。固有抵抗や熱伝導率などの定数は本通電や最終冷却では 500°C の値を使用し、第一冷却や後通電における溶接部は高温なので 1000°C の値を使用した。なお冷却端の位置は電極表面より 2mm 内側とした。これは、溶接中に電極表面は $700\sim 800^{\circ}\text{C}$ に到達することが知られており¹⁴⁾、本通電においてこの温度と実際のナゲット厚みの両方を再現するよう冷却端位置を決定した結果である。銅電極の物性には $1\%\text{Cr-Cu}$ の値を用いた。電極表面より 2mm 内側の冷却端位置は実際よりかなり短い値である。しかし実際の溶接においては、鋼板への通電路以上に電極は太く、冷却能力が高いと考えられる。この一次元モデルとの違いが冷却端位置の調整を必要としたものと考えられる。

Table 5.5 Diameter of welding area and physical constants used in the calculation

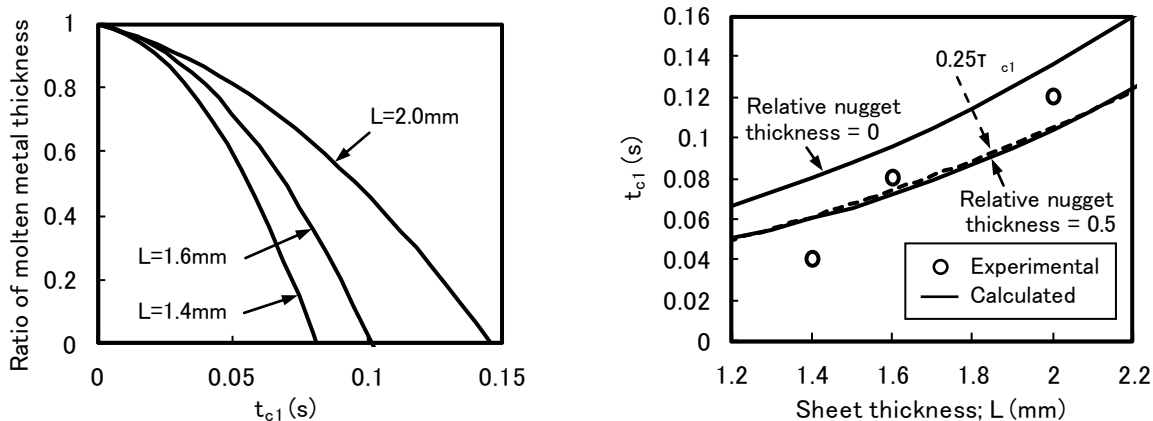
	Main welding	1st cooling	Post heat	2nd cooling
Diameter of welding area	$4.5\sqrt{L}$ ($L=2\text{mm}$) $4.4\sqrt{L}$ ($L=1.6\text{mm}$) $4.3\sqrt{L}$ ($L=1.4\text{mm}$)	-	$5.7\sqrt{L}$	-
Specific resistance; r_{hm} ($\Omega\text{ cm}$)	6.7×10^{-5}		1.2×10^{-4}	
Specific heat; c ($\text{J/g}^{\circ}\text{C}$)	0.68	0.68	0.68	0.68
Density of steel; ρ (g/cm^3)	7.7	7.5	7.5	7.7
Heat conductivity of steel; λ ($\text{J/cm}^2\text{/sec}^{\circ}\text{C}$)	0.44	0.32	0.32	0.44
Thermal diffusivity of steel; k ($\text{cm}^2\text{/sec}$)	0.084	0.063	0.063	0.084

5.4.3 解析解を用いた後通電条件の決定指針

5.4.3.1 クール時間 t_{c1}

CTS を向上させるにはナゲット端近傍を一度凝固させ、その凝固偏析元素を拡散させる必要がある。凝固組織を改質することから、 t_{c1} は溶融金属の凝固がほぼ完了する時間が目安となる。式(22)および式(33)を用い、各板厚において t_{c1} と溶融金属厚み比(冷却工程終了時の溶融金属厚み/本通電で形成された溶融金属厚み)の関係を推定した結果を **Fig. 5.9(a)** に示す。板厚が増加するほど凝固に要する時間が増大することが判る。各板厚において溶融金属厚み比が 0.5 になる時間および 0 となる(完全凝固する)時間を **Fig. 5.9(b)** に示す。式(33)中の時定数 τ は板厚の 2 乗の項を含んでいる。従って t_{c1} は板厚に応じ大きな値とする。本報では本通電時に形成される溶融金属の半分が凝固することを「凝固がほぼ完了する時間」と定義する。なぜなら、**Fig. 5.5** 示した高 CTS 条件とは「ナゲット厚み比 0.5 前後」であり、これを達成するには第一冷却(クール)工程で溶融金属を厚み方向に半分以上凝固させること

が必要だと考えるからである。このため最低限必要な t_{c1} として、Fig. 5.9(b)に示す溶融金属厚み比 0.5 が得られる時間と同等以上の値を推奨する。Fig. 5.9(b)には、実験で得た CTS を後通電無し比で 30%以上向上させるのに必要な最小の t_{c1} も示している。実験点は溶融金属厚み比 0.5 の曲線にほぼ重なっており、「溶融金属厚み比 0.5 以下」の指標が妥当だと考えられる。ただ板厚 1.4mm のみ溶融金属厚み比 0.5 の t_{c1} より実験点が短めに位置した。Fig. 5.5 に示したように、板厚 1.4mm の CTS は溶融金属厚み比に対し鈍感であった。このため必要最低限の t_{c1} が計算値を下回った可能性がある。図には破線で $0.25 \tau_{c1}$ (τ_{c1} は 1000°C の定数) も示しており、これと溶融金属厚み比 0.5 の曲線はほぼ重なった。従って最低限必要な t_{c1} として「 $0.25 \tau_{c1}$ 」という言い方も可能である。



(a) Relationship between t_{c1} and ratio of molten metal thickness for each sheet thickness

(b) Calculated t_{c1} required for half or complete solidification and experimentally minimum t_{c1} in which over 30% improvement of CTS was obtained

Fig. 5.9 Decrease of ratio of molten metal thickness with increase of t_{c1} and t_{c1} required for solidification of molten metal during 1st cooling for each sheet thickness

5.4.3.2 後通電電流比 I_{h2}/I_{h1}

板厚 1.6mm にて t_{c1} を凝固がほぼ完了する時間とした場合に、 I_{h2}/I_{h1} が後通電時のナゲット端温度に及ぼす影響を Fig. 5.10 に示す。ここでナゲット端とは、Fig. 5.10 中に示すように外側ナゲットのボンドを表す。 I_{h2}/I_{h1} が 0.8 の場合、ナゲット端(を含む溶接部全体)の温度は後通電中に低下し、5.4.1 で後通電時の目標温度範囲とした「 1200°C 以上」に到達しない。従って、 $I_{h2}/I_{h1}=0.8$ は短時間で CTS を向上させる条件ではない。

I_{h2}/I_{h1} を 0.9 とすればナゲット端温度は 1200°C を超え、飽和温度の約 1250°C に漸近する。このため、必要な t_{h2} を確保することによりナゲット端の偏析元素を拡散させることが可能である。

さらに I_{h2}/I_{h1} を 1.0 に増大すればナゲット端温度は鋼板融点の 1500°C に漸近する。この到達温度は冷却時に凝固したナゲットが再溶融することを意味している。このため最終冷却において、ナゲット内に凝固偏析が残存し、CTS が向上しない。従って、 $I_{h2}/I_{h1}=1.0$ の場合、 t_{h2} を短縮する必要がある。しかし、 t_{h2} の極端な短縮によって加熱は溶接部の温度が飽和する以前に終了することになり、また凝固偏析元素の拡散時間も減少する。ゆえに $I_{h2}/I_{h1}=1.0$ の短時間後通電では CTS の安定確保が困難となる可能性がある。

以上、適切な I_{h2}/I_{h1} のおおよその目安が得られた。ただナゲット端温度のみを考慮するのであれば、偏析元素の拡散距離を確保するため、 I_{h2}/I_{h1} はできるだけ高くした方が良くと考えられる。ところで

Fig. 5.5 に示したように、高 CTS は「ナゲット厚み比 0.5 前後」で得られているので、次にこの実験結果を考慮する。Fig. 5.10 の検討で得られた I_{h2}/I_{h1} 、および t_{h2} が後通電時ナゲット厚み比の変化に及ぼす影響を Fig. 5.11 に示す。 I_{h2}/I_{h1} が 0.8 では、Fig. 5.10 の温度履歴を反映し、ナゲット厚み比は t_{h2} の増加に伴い減少する。この条件では、Fig. 5.5 示した高 CTS 条件「ナゲット厚み比 0.5 前後」の達成が困難である。 $I_{h2}/I_{h1}=1.0$ の場合は反対に t_{h2} の増加に伴いナゲット厚み比は増大し、1.0 に近づく。この結果も Fig. 5.10 の温度履歴を反映している。 I_{h2}/I_{h1} が約 0.87 では、広い t_{h2} の範囲で「ナゲット厚み比 0.5 前後」が得られることが判る。以上の考察より、板厚 1.6mm では I_{h2}/I_{h1} 約 0.87 が、目標温度や結果として得られる「ナゲット厚み比 0.5 前後」を実現可能な推奨条件となる。他の板厚においても同様な検討を行った。その結果、目標温度や広い範囲の t_{h2} で「ナゲット厚み比 0.5 前後」が達成できる I_{h2}/I_{h1} は、板厚 2.0mm で 0.82、1.4mm で 0.91 であることが分かった。こうして各板厚における推奨の I_{h2}/I_{h1} が求まった。但し解析解の多くの仮定を勘案すれば、 I_{h2}/I_{h1} は「板厚に依らず 0.9 近傍」で調整・決定する必要があると考える。

なお Fig. 5.5 示したように、板厚 1.4mm ではナゲット厚み比の広い範囲で高い CTS が得られた。従って、板厚が薄い場合は「ナゲット厚み比 0.5 前後」を要件とする必要は無い。板厚が薄い場合、母材や熱影響部の変形が比較的容易であるため、ナゲット端の塑性拘束度が比較的低いと考えられる。こうした場合、ナゲット端の延性(相当塑性歪)は増加するため¹⁵⁾、凝固偏析の緩和度が小さくとも CTS が向上した可能性がある。

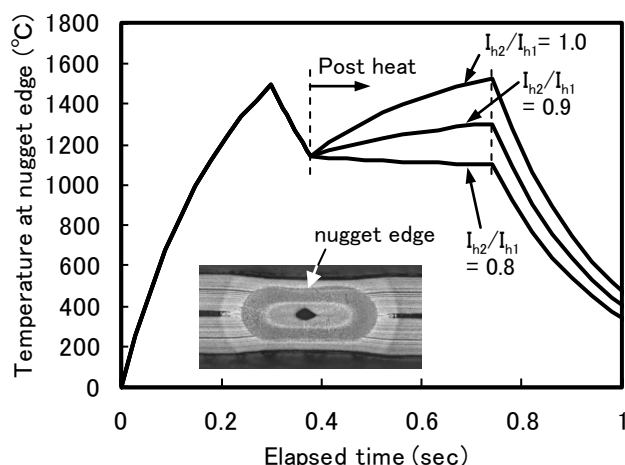


Fig. 5.10 Dependence of temperature at nugget edge during post heat on I_{h2}/I_{h1} in case of steel with thickness of 1.6mm

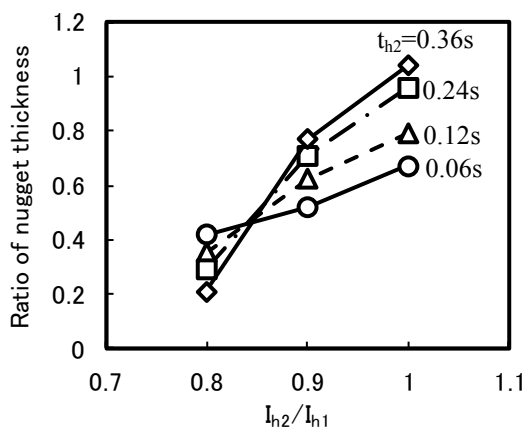
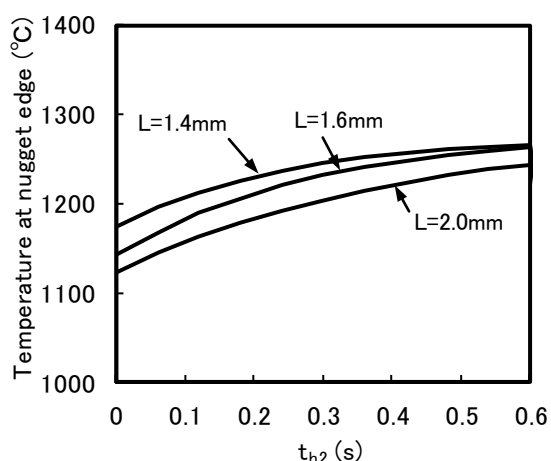


Fig. 5.11 Dependence of ratio of nugget thickness on I_{h2}/I_{h1} or t_{h2} for steel sheet of 1.6mm in thickness (Nugget dia. = $5\sqrt{t}$, $t_{c1}=0.08s$)

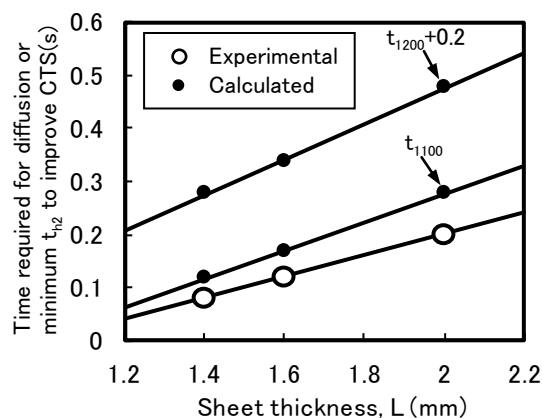
5.4.3.3 後通電時間 t_{h2}

t_{h2} は凝固偏析元素が拡散に要する時間を提供する。推奨の t_{c1} と I_{h2}/I_{h1} のもと、各板厚における後通電終了時のナゲット端温度を Fig. 5.12(a) に示す。図の横軸は後通電を開始した(第一冷却が終了した)時点 を 0s としている。本図より、第一冷却が終了した時点でナゲット端温度は 1100~1200°C の範囲にあること、 t_{h2} を増加するとナゲット端温度が 1200°C 以上に達することが分かる。本報にて凝固偏析元素が有意な距離を拡散する要件は「1200°C 一定であれば約 0.2s 以上保持」と考えた。そこで各板厚に対し、Fig. 5.12(a) から求めたナゲット端が 1200°C に到達する時間に 0.2s を加えた時間 ($t_{1200} + 0.2(s)$) を Fig. 5.12(b) に示す。併せて、第一冷却と後通電で 1100°C 以上にとどまり、拡散距離に有意な寄与をする時間 (t_{1100}) も示す(Appendix 参照)。この t_{1100} は、1200°C 以上では 1200°C 一定として拡散距離を求め、1100°C 以上 1200°C 未満では 1100°C 一定として拡散距離を求めることで得られ、「1200°C に 0.2s 保持」と同等の拡散距離が与えられる。 $t_{1200} + 0.2(s)$ は、同図に示した CTS を後通電無し比で 30% 以上向上させるのに必要な最小の t_{h2} より 0.2s 程度長い。これは 1200°C 未満で起こる拡散を考慮しなかったためといえる。一方、 t_{1100} と最小の t_{h2} との乖離は 0.03~0.05s まで減少している。簡略な計算で過少評価したことを考慮すれば、最小の t_{h2} が十分「1200°C に 0.2s 保持」の条件を満足していると考えられる。そこで t_{h2} の推奨値として、実験的に得られた次の回帰式を採用するものとする。

$$t_{h2} = 0.2L - 0.2 \quad (40)$$



(a) Relationship between t_{h2} and temperature at nugget edge for each sheet thickness



(b) Time required for diffusion of phosphorus in post heat and experimentally minimum t_{h2} in which over 30% improvement of CTS was obtained

Fig. 5.12 Increase of temperature with increase of t_{h2} and t_{h2} required for diffusion of phosphorus at nugget edge during post heat for each sheet thickness.

5.4.3.4 推奨条件と良好な実験条件の比較

以上、 t_{c1} 、 t_{h2} および I_{h2}/I_{h1} について論じてきた。この中で得られた、各板厚の適切な溶接条件(推奨条件)を Table 5.6 に示す。表には Table 5.3 に示した実験結果も比較している。どの板厚でも推奨条件と実験の良好条件は良く対応している。

Table 5.6 Comparison of condition analytically recommended and good condition experimentally obtained

Sheet thickness (mm)	Condition analytically recommended				Appropriate condition experimentally obtained		
	$t_{c1}(s)$ Time molten metal almost solidifies $\doteq 0.25 \times T_{c1}$	$t_{h2}(s)$	$T_{c1}(s)$	Current ratio $= I_{h2}/I_{h1}$ Condition ratio of nugget thickness becomes 0.5	$t_{c1}(s)$	$t_{h2}(s)$	Current ratio $= I_{h2}/I_{h1}$
2	0.12	0.20	0.42	around 0.9	0.12	0.20	0.9
1.6	0.08	0.12	0.30	around 0.9	0.08	0.12	0.9
1.4	0.06	0.08	0.24	around 0.9	0.04	0.08	0.9

5.5 結言

1470 MPa 級ホットスタンプ鋼板・スポット溶接継手の CTS 向上に後通電が有効であった。これは凝固偏析の緩和に依るものと考えられた。凝固偏析した P の拡散を考慮すると、凝固後 1200°C 一定であれば 0.2s 以上保定する必要があると考えられた。そこで一次元熱伝導方程式の解析解を用い、この条件を満足する溶接条件を検討した。その結果、実験的に求めた条件は 1200°C 以上に 0.2s という条件と十分整合しているものと考えられた。得られた推奨条件を示す。

(1) t_{c1} はナゲットの凝固がほぼ完了する時間($\approx 0.25 \tau_{c1}$)が最短と考えられ、板厚の 2 乗に比例する。また最短の t_{h2} は、実験で高 CTS を得た最小の t_{h2} の直線回帰式から求められる。

(2) I_{h2}/I_{h1} は 0.9 程度が最適と考えられた。

参考文献

- 1) A. Satoh : 高強度鋼の問題点とその対応, Journal of the JSTP, Vol. 46, No. 534(2005), 548.
- 2) G. Clare : Welding advanced high-strength steel is pushing welding technology, Penton's Weld Mag, Vol. 81, No. 3(2008), 14
- 3) H. Oikawa, G. Murayama, S. Hiwatashi and K. Matsuyama : Resistance Spot Weldability of High Strength Steel for Automobiles and the Quality Assurance of Joints, Welding in the World, Vol. 51, No. 3/4(2007), 7.
- 4) K. Yamazaki, K. Satoh and Y. Tokunaga : Static and Fatigue Strength of Spot Welded Joints of Ultrahigh Strength Steel Sheets, Quarterly Journal of JWS, Vol. 17, No. 4(1999), 553.
- 5) F. Watanabe, S. Furusako, H. Hamatani, Y. Miyazaki and T. Nose : Fracture Mechanical Analysis of Cross Tension Test for High-Strength Steel Spot Welded Joints, Mathematical Modeling of Weld Phenomena, Vol.10 (2012), 653.
- 6) H. Hamatani, F. Watanabe, Y. Miyazaki, T. Tanaka, J. Maki, H. Oikawa and T. Nose : Characterization of cross tension strength in resistance spot welding ultrahigh strength steel sheets, Preprints of the National Meeting of JWS, No. 89 (2011), 44.
- 7) K. Taniguchi, Y. Okita, R. Ikeda and S. Endo : Development of resistance spot welding with pulsed current pattern for high strength steel sheets, Preprints of the National Meeting of JWS, No. 87 (2010), 96.
- 8) K. Taniguchi, R. Ikeda and S. Endo : Development of resistance spot welding with pulsed current pattern for high strength steel sheets, Preprints of the National Meeting of JWS, No. 90 (2012), 240.
- 9) K. Taniguchi, Y. Okita, T. Sadasue, S. Igi, R. Ikeda and S. Endo : Development of resistance spot welding with pulsed current pattern for high strength steel sheets, Preprints of the National Meeting of JWS, No. 89 (2011), 4.
- 10) Paul G. Shewmon : 固体内の拡散, CORONA PUBLISHING CO.,LTD. (1976)
- 11) H. Oikawa : Lattice Diffusion in Iron-A review, TETSU-TO-HAGANET, 第 68 年, No.10(1998), 11.
- 12) K. Ando : Heat Conduction due to Stationary Heat Source, Journal of JWS, Vol. 39, No. 11 (1970), 12.
- 13) N. Ouji : 溶接・接合プロセスの基礎, Sanpo Publications Incorporated (1996)
- 14) 抵抗溶接現象とその応用(I), JWS BULLETIN No.7(1982), 23.
- 15) A. Otsuka, T. Miyata, S. Nishimura, M. Kimura and M. Mabuchi : Effect of Stress Triaxiality on Ductile Fracture Initiation of Low Strength Steels, J. Soc. Mater. Sci., Japan, Vol.29, No. 322 (1980), 55.

第6章

アークスポット溶接継手の十字引張強度に 及ぼす余盛形状の影響

6.1 緒言

車体の衝突安全性確保と軽量化を両立するため、車体に高強度鋼板の適用が進みつつある^{1,2)}。車体組付けにおける主な溶接法はスポット溶接であるが、スポット溶接継手の十字引張強さ(CTS)は、鋼板の強度(引張強さ)が 780 MPa 以上になると鋼板強度の上昇に伴い低下する^{3,4)}。この継手強度の低さが高強度鋼板の適用を阻害する場合がある。

一方、片側アクセスの余接が必要な箇所においてはアーク溶接やレーザ溶接も適用されている。これはスポット溶接ガンがその部位にアクセスできない(複数枚の鋼板を電極で挟み通電できない)ためである。アークスポット溶接(別名プラグ溶接)も車体組付けの一部に適用されている。アークスポット溶接が適用されている箇所は、例えばセンターピラーの上部や下部といった空間的に閉じた部位である。通常、2枚の鋼板がアークスポット溶接される。アークの貫通能力の低さを補い、十分に被溶接材を熔融させるため、アークを照射する側の鋼板は溶接前に穴あけ加工される。本章では 980MPa 級の高強度鋼板における継手強度の向上を狙い、このアークスポット溶接に焦点を当てた。実験では、アーク溶接電源としてフローニクス社製の CMT(Cold Metal Transfer)電源を用いた。CMT 電源の特徴は低入熱溶接を可能とすることであり、従って板厚が 1mm 前後の薄鋼板を溶落ち無く溶接するのに適している。

6.2 実験方法

6.2.1 供試鋼と溶接材料

本実験では板厚が 1.2mm、引張強さが 980 MPa 級の鋼板を用いた。供試鋼の機械特性および化学成分を **Table 6.1** に示す。また直径が 1.2mm、溶着金属強度が 490 MPa 級の溶接材料(ワイヤ)を用いた。溶接ワイヤの化学成分を **Table 6.2** に示す。溶接材料の強度が鋼板の強度より低いものの、薄鋼板を小入熱でアーク溶接する場合、母材とワイヤの成分が混合し、さらに溶接後の冷却速度が高いため溶接金属は十分に硬くなる。

Table 6.1 Mechanical properties and chemical compositions of steel used in this study.

Thickness (mm)	YS (MPa)	TS (MPa)	El (%)	C	Si (mass%)	Mn
1.2	645	1025	18	0.11	0.04	2.5

Table 6.2 Chemical compositions of welding consumable used in this study.

Ggrade	diameter (mm)	C	Si (mass%)	Mn
490MPa	1.2	0.07	0.7	1.4

6.2.2 十字引張試験片とその溶接条件

引張試験片は、**Fig. 6.1** に示す JIS Z 3137 に規定されたスット溶接十字引張試験片に準ずる形状とした。試験片は **Fig. 6.2** に示すセットアップのもと溶接された。アーク照射した上側の鋼板には溶接前に直径が 0~8mm の穴加工を施し、穴径が溶込み形状や CTS に及ぼす影響を評価した。2枚の鋼板を板間の隙間無く重ね合わせ、下向き姿勢で溶接した。溶接条件を **Table 6.3** に示す。溶接電源として CMT 電源を用いた。溶接ワイヤの位置は 2枚の鋼板を重ねた部分の中心(穴加工した場合は穴中心)とし、溶接中もその位置は静止ままとした。入熱、即ちワイヤ送給量はワイヤの送給速度を変

化させることで調整した。CMT 電源においては、設定したワイヤ送給速度が得られるよう、溶接時の電圧・電流は自動的に決定された。

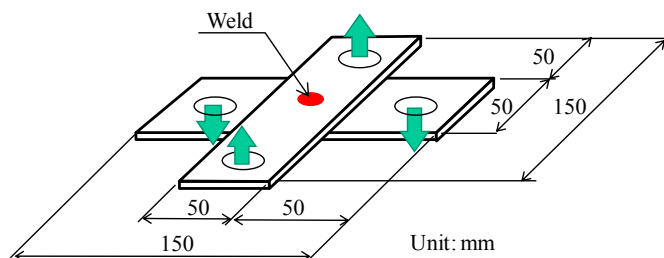


Fig. 6.1 Schematic diagram of arc spot welded joint for the cross tension test.

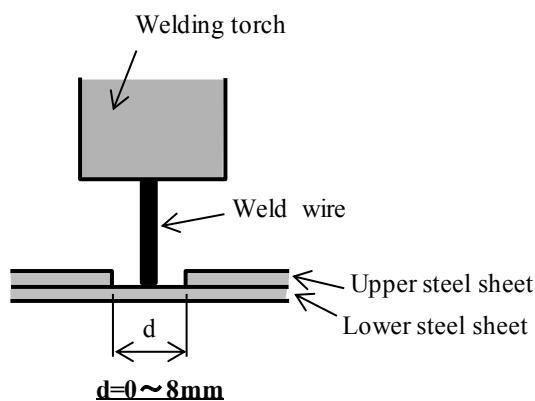


Fig. 6.2 Experimental setup in this study.

Table 6.3 Arc spot welding conditions employed in this study

Welding equipment	Fronius CMT
Shielding gas	Ar-20%CO ₂
Wire extension	15mm
Feeding speed of wire	4.2~7.2m/min
Pre flow time	0.5s
Arc time	1.5s

6.2.3 溶接部の X 線非破壊検査および断面観察

上側鋼板における穴端の溶残しを見つけるため、溶接部の X 線非破壊検査を板厚方向に行った。加えて、溶接部形状を調査するため溶接部の中心を通る断面を引張試験の前後で観察した。

6.2.4 溶接部硬さ分布の測定

溶接部断面においてヴィッカース硬さ分布を測定した。測定は上側鋼板の下面から 0.1mm 離れた位置とし、測定荷重は 1.96N、測定ピッチは 0.5mm または 1mm とした。

6.2.5 十字引張試験条件

作製した継手に対し、室温にて引張速度 10 mm/min で引張試験を実施した。

6.2.6 スポット溶接継手の評価項目

アークスポット溶接(ASW)継手とスポット溶接(SW)継手の特性を比較するため、ナゲット径が $3\sqrt{t}$ および $4\sqrt{t}$ (t は鋼板の板厚)の SW 継手を作製した。その SW 継手に対し、ASW 継手と同様、ヴィッカーズ硬さ分布、CTS そして引張試験後の破断部位といった特性を評価した。

6.3 FEM 解析条件

ASW 継手において溶接部形状が CTS に及ぼす影響を明確にするため、FEM(Finite Element Method)解析を実施した。解析に用いた十字引張試験片のモデルを **Fig. 6.3** に示す。その対称性を考慮し、解析では十字引張試験片の 4 分の 1 をモデル化した。後述する溶接部の硬さ分布に基づいた応力歪曲線を溶接部の各部位に適用した。母材の応力歪曲線は実験的に求めた。熱影響部(HAZ=Heat Affected Zone)や溶接金属の応力歪曲線は、ある同一歪における HAZ や溶接金属と母材の応力の比がそれらと母材の硬さの比に一致すると仮定して求めた。HAZ は **Fig. 6.4** に示すように 3 つに分割し、その幅は 0.5mm または 1.0mm とした。十字引張試験を再現するため、モデルにおける一つの端部は変位を拘束し、もう一方の端部には板厚方向の変位を負荷した。解析において、次の 3 つの形状変数を変化させた。1)板重ね面における溶接金属の直径； W 、2)余盛の高さ； R 、3)余盛の直径； L 。これら 3 変数の定義を **Fig. 6.4** に示す。ここで余盛とは鋼板の外表面を超えた溶接金属の部分として定義される。各計算ケースにおける 3 変数の値を **Table 6.4** に示す。

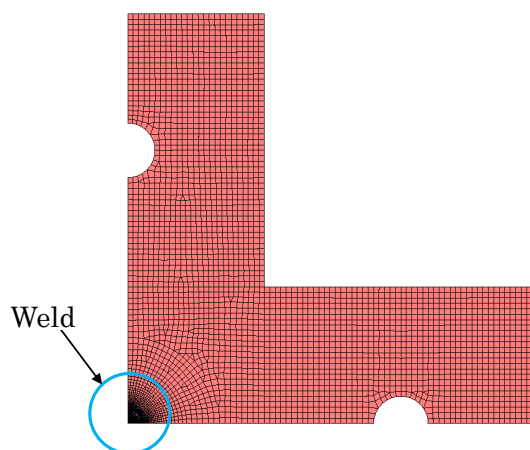


Fig. 6.3 One quarter mesh model of cross tension specimen in planar view for FEM analysis

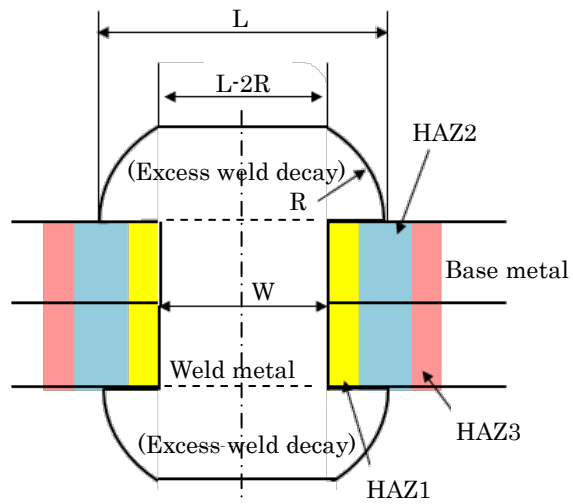


Fig. 6.4 Geometric definition and portion divisions to apply material properties for cross section of weld in FEM model.

Table 6.4 Weld models for FEM analysis

Case	W	R	L	Cross section of weld meshed for FEM model
(Unit: mm)				
1(Base)	3.6	1.2	6	
2	2.4	1.2	4.8	
3	1.2	1.2	3.6	
4	3.6	0.6	4.8	
		1.2	6	
5	3.6	0	3.6	
		1.2	6	
6	3.6	1.2	3.6	

6.4 実験結果および考察

6.4.1 溶接部の X 線非破壊検査および断面観察

溶接部の X 線非破壊検査結果を **Fig. 6.5** に示す。溶接部の溶残しは穴径 $d=5\text{mm}$ のときワイヤ送給速度 $V_w=4.2\text{m/min}$ で発生し、 $d=8\text{mm}$ のときは $V_w=4.2\text{m/min}$ と 5.2m/min で発生した。この結果より、 $d \geq 5\text{mm}$ における溶残しを抑制するため、比較的大きな V_w を選択する必要があるといえる。 d および V_w が溶接部形状に及ぼす影響を **Fig. 6.6** に示す。 d が 0mm または 3mm のとき、2 枚の鋼板の境界面(単に鋼板重ね面と呼ぶ)における溶接金属の直径と裏面側の余盛高さは V_w の増加に伴い増加した。一方、 d が 5mm または 8mm のとき、全ての V_w において溶接金属は板厚方向に貫通した。また V_w の増加に対する鋼板重ね面の溶接金属直径や余盛高さの増加代は $d \leq 3\text{mm}$ の場合より小さかった。 $d=8\text{mm}$ のとき上側鋼板の余盛高さはほぼ 0 となった。

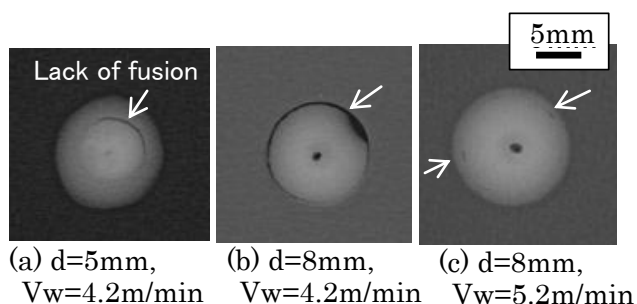


Fig. 6.5 Lack of fusion detected by X-ray non-destructive inspection

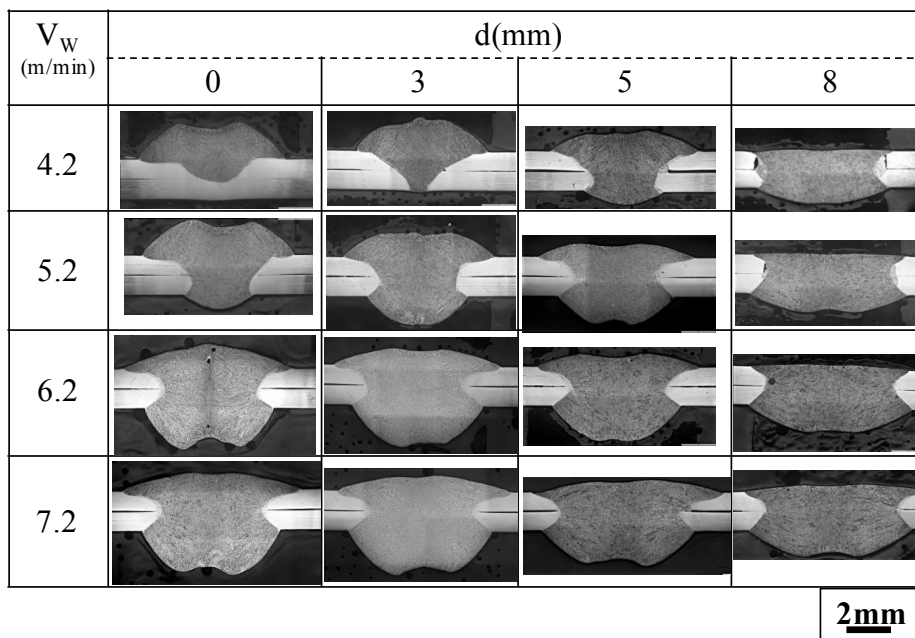


Fig. 6.6 Effect of hole diameter and heat input (feeding speed of wire) on weld configuration

6.4.2 アークスポット溶接継手とスポット溶接継手におけるヴィッカーズ硬さ分布の比較

$d=5\text{mm}$, $V_w=5.2\text{m/min}$ のときの ASW 継手, およびナゲット径 $4\sqrt{t}$ のときの SW 継手における溶接部硬さ分布を **Fig. 6.7** に示す。ASW 継手において、溶接金属と母材の硬さはほぼ同等となった。

一方、SW 継手において溶接金属硬さは母材硬さの 1.4 倍に上昇した。ボンド近傍の硬さは ASW 継手と SW 継手ではほぼ同等であり、両継手のこの部位の組織はマルテンサイトであった。従って、両継手の溶接部は、臨界冷却速度以上の冷却速度で冷却されたものと推測される。一方、ASW 継手の溶接金属硬さが SW 継手よりも低下する結果は、両継手とも十分な冷却速度であったのだから、ASW の溶接材料と母材の混合により引き起こされたといえる。溶接金属組織は ASW 継手では主にベイナイト組織を呈し、SW 継手ではボンドと同様マルテンサイト組織を呈した。このように ASW 継手においては溶接金属硬さを低下できるため、SW 継手に対し溶接金属の靱性を向上できる可能性がある。

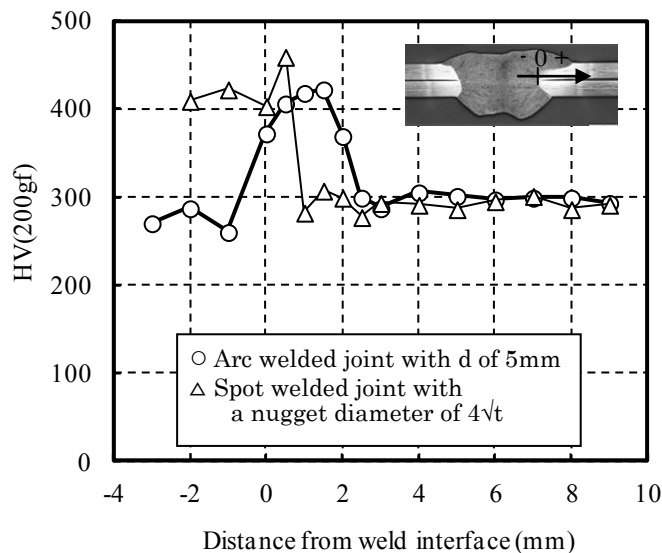


Fig. 6.7 Distribution of hardness in weld

6.4.3 アークスポット溶接条件と CTS の関係

鋼板の穴径 d と送給速度 V_w が ASW 継手の CTS に及ぼす影響を Fig. 6.8 に示す。図の横軸は ASW 継手の場合が d を、SW 継手の場合がナゲット径 d_n を表す。 d が 3mm 以下の場合、CTS は V_w の増加に伴い著しく向上した。この結果は、Fig. 6.6 に示した V_w 増加に伴う溶接金属直径と余盛高さの急激な増加に依るものと考えられる。一方、 $d=5\text{mm}$ のとき CTS の V_w 依存性は弱く、CTS は全ての V_w 条件に対し比較的高い値を示した。これは V_w 増加に伴う溶接金属直径と余盛高さの変化代が小さく、またこれらの値がどの V_w に対しても比較的大きかったためと推測される。 d が 8mm のとき CTS は V_w にあまり影響されず、また CTS は溶残しが抑制された条件においても低値を示した。このことは V_w が増加しても余盛高さがほぼ 0 となったことに起因すると考えられる。Fig. 6.8 には SW 継手の CTS も示している。本図は、ASW において板厚に適した d や V_w を選択すれば、ASW 継手の CTS を SW 継手の値の 2 倍に上昇できることを示唆している。

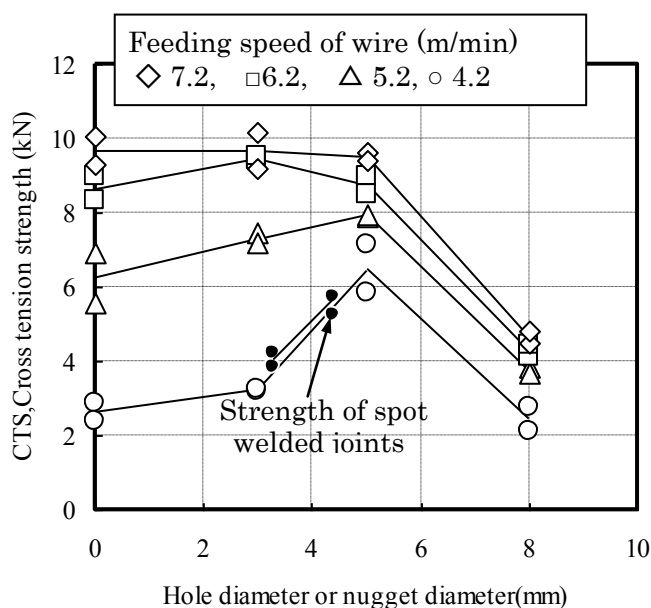


Fig. 6.8 Dependence of joint strength on heat input and weld size

6.4.4 継手破断部位と余盛高さが CTS に及ぼす影響

$d=5\text{mm}$, $V_w=5.2\text{m/min}$ の ASW 継手, およびナゲット径 $d_n=4\sqrt{t}$ の SW 継手における引張破断後の溶接部断面を Fig. 6.9 に示す. また ASW 継手の破断部位を拡大した写真を Fig. 6.10 に示す. ASW 継手において, 破壊は鋼板重ね面とボンドが交差する点(実際は鋼板重ね面とボンドは線で交わるが断面上では点となる)近傍の HAZ で発生し, そして溶接金属中を鋼板の板厚方向へ進展した. 継手破断部は延性破面を示した. 一方, Fig. 6.9 に示すように, SW 継手において破壊は鋼板重ね面のボンドから発生し, HAZ を板厚方向に進展した. SW 継手の強度は破断径(またはナゲット径)が増加するほど上昇することが知られている^{3,5)}. この SW 継手と同様に, ASW 継手において CTS を破断径で整理した結果を Fig. 6.11 に示す. この図は Fig. 6.8 に示したデータを使用して作成した. 但し, 溶残しのあった条件は除外した. ASW 継手の CTS は破断径が 6mm 付近で最大値を示し, これを超えると減少した. 破断径が 3mm の条件では ASW 継手と SW 継手の CTS はほぼ同等であった. しかし, 破断径が約 4.5mm のとき, ASW 継手の CTS は SW 継手のそれよりも高くなった. 即ち, 同等の破断径で比較した場合, ASW 継手の CTS は SW 継手の CTS と同等以上となった.

以上の結果より ASW 継手の CTS が破断径のみに支配されないことが示唆された. Fig. 6.11 に示したように, CTS は破断径が最大するとき(約 8mm)に低値を示し, 継手は 2 枚の鋼板のうち余盛高さが低い方で破断した. こうした結果を勘案し, ASW 継手の CTS の支配因子として余盛高さに注目する. 余盛の影響を確認するため, 板裏面側の余盛を除去したのちに CTS を評価した. 余盛除去による CTS の変化を Fig. 6.12 に示す. 余盛除去後の CTS は溶接ままの CTS の半分に低下した. そして破断部位は, 溶接まま継手が上側鋼板であったのに対し, 余盛除去した継手では裏面側へと変化した. 従って, ASW 継手の CTS に対しては余盛高さが重要な役割を担っているといえる. なお余盛除去した継手の CTS は同等の破断径を有する SW 継手の CTS よりも低い値を示した. これは, ASW 継手の溶接金属硬さが SW 継手の硬さよりも低いことに依ると考えられる.

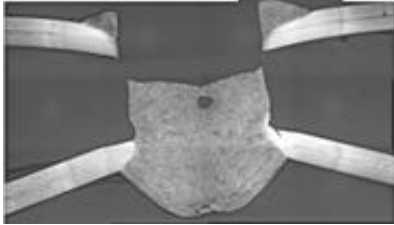
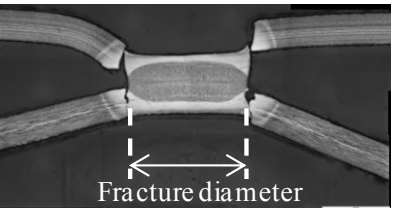
Condition	Cross section
Arc spot welded $d=5\text{mm}$ $V_w=5.2\text{m/min}$	
Spot welded $d_n=4\sqrt{t}$	

Fig. 6.9 Cross sections of weld for ASW and SW joints after the tensile test

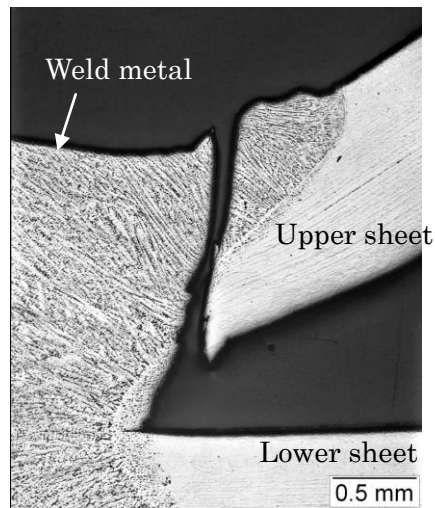


Fig.6.10 A typical fracture portion of arc spot welded joint ($d=5\text{mm}$, $V_w=5.2\text{m/min}$).

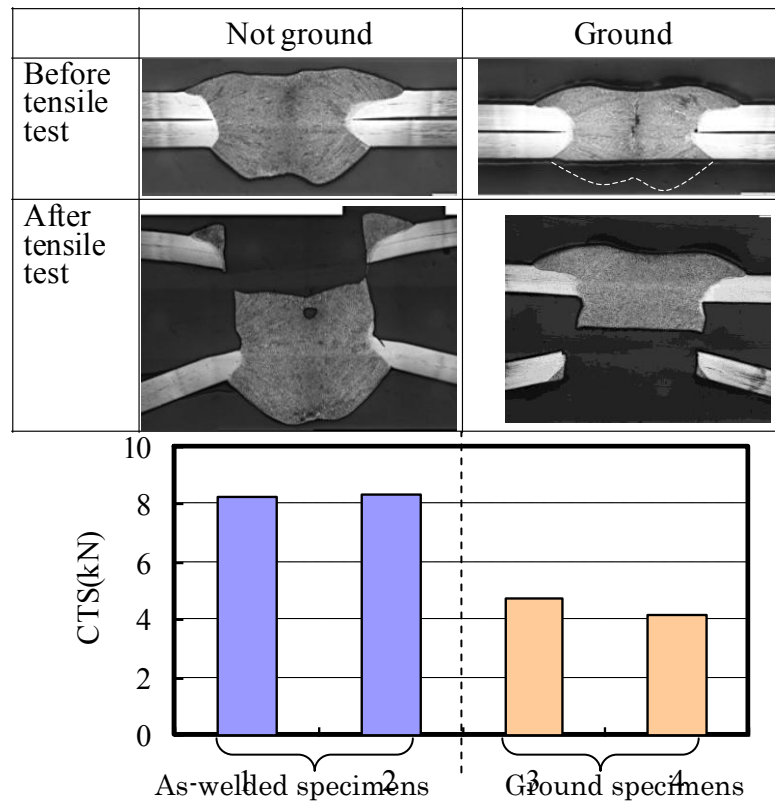
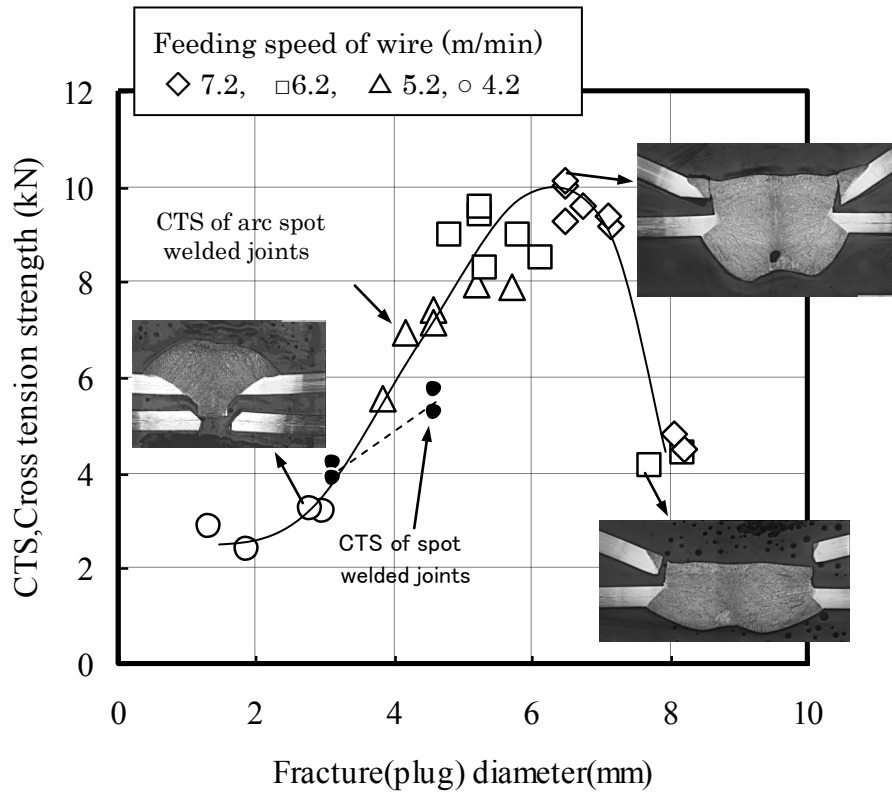


Fig. 6.12 Comparison of CTS of specimens as-welded with that of specimens with ground excess weld decay (V_w of 5.2m/min and d of 5mm). Upper photographs are cross sections before and after the tensile test of ASW joints as-welded or ground)

6.5 FEM 解析結果と考察

引張や成形の試験において材料が延性破壊する場合, 相当塑性歪 ϵ_p が破壊のクライテリアとして用いられる⁶⁾. また ASW 継手の破断部は延性破面を示した. 従って本章においても ϵ_p の値を評価する. 引張試験にて同等変位のもと, ϵ_p の最大値($=\epsilon_{p_max}$)が増大するほど CTS は低下すると考えられる.

6.5.1 溶接金属直径 W が ϵ_p に及ぼす影響

引張変位が 5mm のとき, 溶接金属径 W が増大するにつれて鋼板重ね面ボンド近傍の ϵ_{p_max} が減少する結果を Fig. 6.13(a)~(c)に示す. W が ϵ_p の最大値に及ぼす影響を明らかにするため, W と ϵ_{p_max} の関係を直線回帰した. 得られた関数を Fig. 6.13 (d)に示す. W が 1mm 増加すると ϵ_{p_max} が 0.033 減少する結果を得た. 解析で確認した歪集中部(Fig. 6.13 (a))は Fig. 6.10 に示した実際の破断部位と一致した. さて SW 継手においてナゲット径を増大させると CTS は向上する. その理由は応力負担部の拡大による応力歪の低下, もしくはき裂進展駆動力の低下と考えられている. ASW 継手においても同様な効果が得られ, CTS が向上したものと推測される.

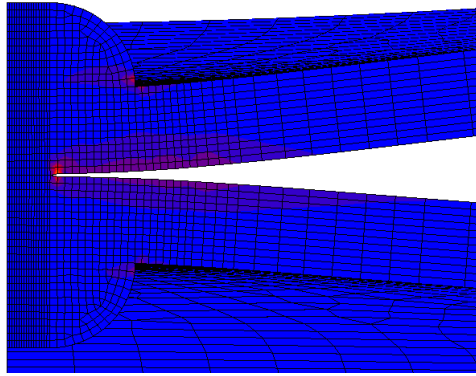
6.5.2 余盛高さ R が ϵ_p に及ぼす影響

引張変位が 5mm のとき, 余盛高さ R の増大に伴い鋼板重ね面ボンド近傍の ϵ_{p_max} が減少する結果を Fig. 6.14(a)~(c)に示す. Fig. 6.14(d)に示す直線回帰を行った結果, R が 1mm 増加すると ϵ_{p_max} が 0.11 減少することが分かった. Fig. 6.12 に示したように, 溶接ままの継手の CTS は余盛除去後の CTS に比較し 2 倍程度であった. この結果は, 余盛の存在により ϵ_{p_max} が低減されたことが理由と考えられる. この余盛の効果は Fig. 6.14 (a)と Fig. 6.15(a)の比較においても示唆されている. このように, 解析結果からも余盛高さ R は CTS を向上させる上で重要な役割を果たすといえる.

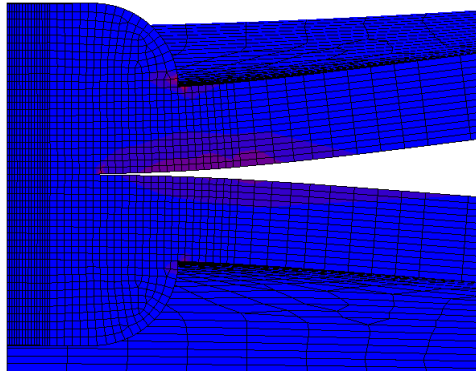
6.5.3 余盛直径 L が ϵ_p に及ぼす影響

Fig. 6.15 に示すように, 余盛直径 L は鋼板重ね面ボンド近傍の ϵ_{p_max} に強く影響した. 同様に L と ϵ_{p_max} の関係を直線回帰した結果を Fig. 6.15(d)に示す. L が 1mm 増加すると ϵ_{p_max} が 0.030 減少することが分かった. L の増加は鋼板重ね面・ボンド周囲の板厚の増加を意味する. この板厚増加によってボンド近傍の歪を効果的に減少できたと思われる.

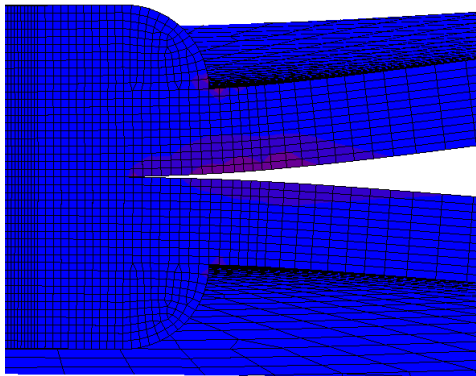
以上, 3 つの変数, W , R そして L に対する ϵ_{p_max} の依存性を述べた. 直線回帰の結果を比較することにより, どの変数が ϵ_{p_max} に対し最も影響したかが判る. 回帰で得られた直線の傾きはそれぞれ, W が-0.033, R が-0.11 そして L が-0.030 であった. 従って, 余盛高さ R が ϵ_{p_max} に対し最も支配的な因子であると結論付けられた.



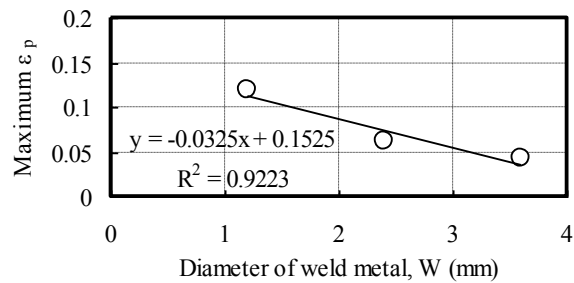
(a) $W=1.2\text{mm}$, $R=1.2\text{mm}$, $L=3.6\text{mm}$ (Case3)



(b) $W=2.4\text{mm}$, $R=1.2\text{mm}$, $L=4.8\text{mm}$ (Case2)

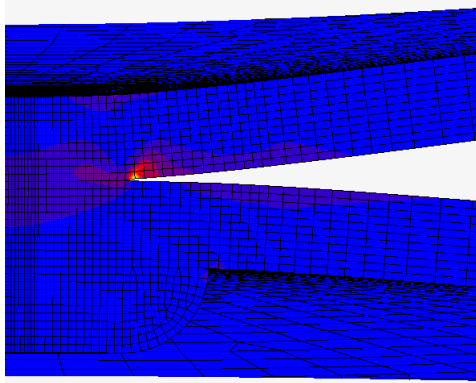


(c) $W=3.6\text{mm}$, $R=1.2\text{mm}$, $L=6.0\text{mm}$ (Case1)

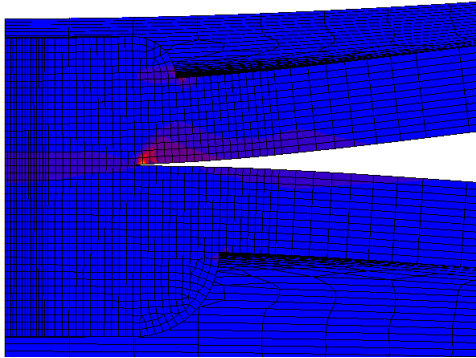


(d) Dependence of maximum ϵ_p on W

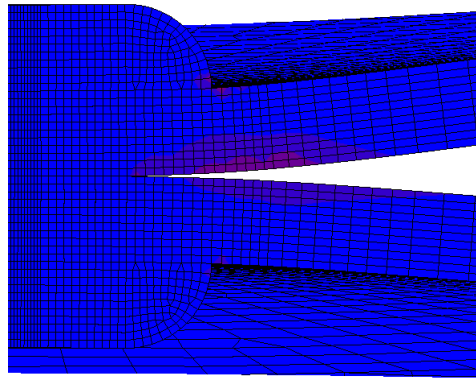
Fig. 6.13 Dependence of ϵ_p distribution in weld on diameter of weld metal, W , for each analysis case (a, b and c) and change of maximum ϵ_p with increase of W (d) at displacement of 5mm.



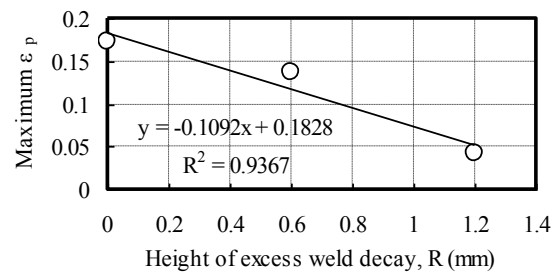
(a) $W=3.6\text{mm}$, $R=0\text{mm}$ and 1.2mm ,
 $L=3.6\text{mm}$ and 6.0mm (Case5)



(b) $W=3.6\text{mm}$, $R=0.6\text{mm}$ and 1.2mm ,
 $L=4.8\text{mm}$ and 6.0mm (Case4)

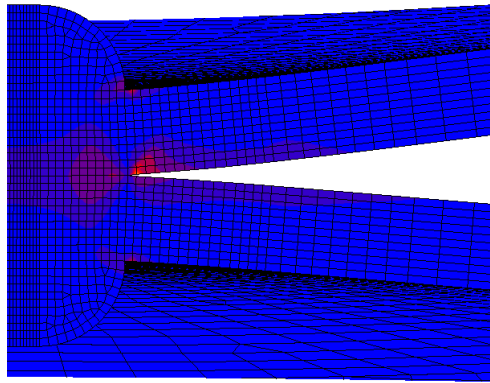


(c) $W=3.6\text{mm}$, $R=1.2\text{mm}$, $L=6.0\text{mm}$ (Case1)

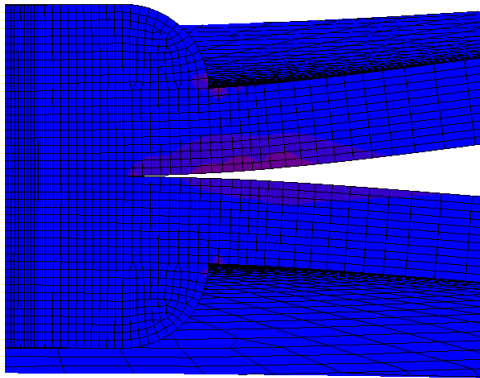


(d) Dependence of maximum ϵ_p on R

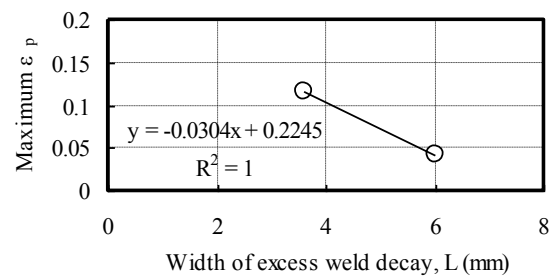
Fig. 6.14 Dependence of ϵ_p distribution in weld on height of excess weld decay, R, for each analysis case (a, b and c) and change of maximum ϵ_p with increase of R (d) at displacement of 5mm.



(a) $W=3.6\text{mm}$, $R=1.2\text{mm}$, $L=3.6\text{mm}$ (Case6)



(b) $W=3.6\text{mm}$, $R=1.2\text{mm}$, $L=6.0\text{mm}$ (Case1)



(c) Dependence of maximum ϵ_p on L

Fig. 6.15 Dependence of ϵ_p distribution in weld on width of excess weld decay, L, for each analysis case (a and b) and change of maximum ϵ_p with increase of L (c) at displacement of 5mm.

6.6 結論

本研究では、板厚 1.2mm の 980 MPa 級鋼板と直径 1.2mm の 490 MPa 級の溶接材料を用い、継手の CTS 改善を狙いアークスポット溶接を検討した。そして次の結果を得た。

(1) ASW 継手の CTS は溶接条件に応じて 2kN から 10kN まで変化した。最大の CTS は d が 5mm, V_w が 6.2m/min のとき得られた。

(2) 破断径が 5mm 程度の条件で比較すると, ASW 継手の CTS が 9kN, SW 継手の CTS が 5.5kN であった。

(3) $d=5\text{mm}$, $V_w=5.2\text{m/min}$ のとき, ASW 継手の CTS は余盛の削除によって溶接ままの 8kN から 4kN に低下した。従って, ASW の場合, 余盛の確保が重要である。

(4) FEM 解析より, ASW 継手の ε_{p_max} が溶接金属の形状(溶接金属直径 W , 余盛高さ R , 余盛直径 L)に影響されることが示唆された。 ε_{p_max} そして CTS に対し最も支配的な変数は R であると推測された。

参考文献

- 1) A. Satoh: Koukyodokouhan no mondaiten to sonotaioh, Journal of the JSTP, Vol. 46(2005), No. 534, pp. 548-551 (in Japanese).
- 2) G. Clare: Welding advanced high-strength steel is pushing welding technology, Penton's Weld Mag, Vol. 81, No. 3, pp. 14-16, 18.
- 3) H. Oikawa, G. Murayama, S. Hiwatashi and K. Matsuyama: RESISTANCE SPOT WELDABILITY OF HIGH STRENGTH STEEL FOR AUTOMOBILES AND THE QUALITY ASSURANCE OF JOINTS, Welding in the World, Vol. 51(2007), No. 3/4, pp. 7-18.
- 4) T. Herai and Y. Takahashi: RESISTANCE SPOT WELDING OF HIGH STRENGTH STEEL SHEETS, IIW Doc. III-612-79.
- 5) M. Kabasawa, Y. Funakawa, K. Ogawa and M Tamura: Estimation of Tensile Shear Strength of Spot Welded Joint of Steel Sheets, Quarterly Journal of the Japan Welding Society, Vol. 14(1996), No. 4, pp. 754-761.
- 6) E. Nakayama, K. Okamura, M. Miyahara, M. Yoshida, K. Furui and H. Fujimoto: Prediction of Strength of Spot-Welded Joints by Measurements of Local Mechanical Properties, SAE 2003-01-2830.

第 7 章

スポット溶接継手における微視的き裂進展解析

7.1 緒言

前章まで種々の溶接継手の破壊挙動と強度特性について検討してきた。その結果、溶接部強度が継手の強度や破壊形態を支配するという、定性的には理解しやすい結果を得た。しかし破壊現象の本質を捉えるには、局所の溶接部強度を測定することと、結晶粒単位でどの部位が脆弱部となっているかを明らかにすることが必要である。これらを明確にできれば、継手強度を支配する原理が分かり、これに基づく強度向上策を提案できると考えられる。

そこで本章では、例としてスポット溶接継手の破壊挙動を明らかにすることを目的とし、溶接金属(ナゲット)端近傍から切り出した小型試験片を用い三点曲げ試験を行った¹⁾。この中で、き裂進展挙動を観察するとともに、EBSD 観察によってき裂進展経路と組織の関係も検討した。鋼板成分の影響も解析するため、第3章や第4章でも使用した、CやPを変化させた鋼板を試験に供した。

7.2 実験方法および解析方法

7.2.1 供試鋼

試験に供した鋼板は、2Mn-0.01Siを基本組成としてC量およびP量を変化させた3種類の鋼板である。鋼板は真空溶解炉で50kgずつを溶製した後、熱延および冷延によって板厚1.6mmに仕上げた。継手作製用には冷延鋼板を50mm×50mmのサイズに切断した。それぞれの切断材を炉内温度が900℃のマッフル炉内に5分保持した。その後、炉から取り出し、直ちに鉄製の上型と下型で挟み込み焼入れた。供試鋼の化学成分および機械的特性をTable 7.1に示す。50CP鋼の引張強さ(TS)がC量の割に低い、これは試験片が比例限度内で破壊したためである。

Table 7.1 Mechanical properties and chemical compositions of steels used in this study.

Steel	Thickness (mm)	Tensile strength (MPa)	C	Si	Mn (mass%)	P	S
20C	1.6	1481	0.21	0.007	2.04	<0.002	0.001
20CP	1.6	1421	0.21	0.007	2.03	0.031	0.001
50CP	1.6	1062*	0.51	0.007	2.02	0.033	0.001

* Material broke in elastic range during tensile test.

7.2.2 溶接条件および試験片

前節に記載した50mm×50mmの鋼板2枚を重ね合わせ、重ね部の中央をスポット溶接した。ナゲットの直径が $5\sqrt{t}$ (tは鋼板の板厚)となるよう、スポット溶接条件を鋼種ごとに決定した。このときの溶接条件をTable 7.2に示す。溶接には電源が直流式で、エア加圧・定置式のスポット溶接機(電源周波数50Hz)を用いた。

作製した継手のナゲット端部より、Fig. 7.1に示すW1mm×L2.6mm×t0.5mmの三点曲げ試験片を切り出した。予めピクリン酸水溶液を用いて溶接部を腐食しナゲットの位置を特定した上で、ナゲット端部(ボンド)の位置がW1mmのおよそ中央となるよう試みた。そして試験片の評価面をエメリー紙、アルミナ粉バフ、そしてコロイダルシリカを順に用いて鏡面研磨し、最終厚みは0.1~0.3mmとした。実際の試験片表面の写真をFig. 7.2に示す。破線の領域内には凹んだ部分が見られるが、これはシートセパレーションと呼ばれる、溶接後に生じる板間の隙間である。シートセパレーションは三点曲げ試験片内に位置する場合としない場合があった。Fig. 7.2(b)には白い筋状のものが見られ、

これが未溶接部である。この筋を延長したところにコロナボンド(固相接合されたリング状の部分)があり、さらにその先にナゲット端が位置する。

Table. 7.2 Welding conditions

Welding equipment	Stationary, DC inverter-controlled (frequency 50Hz) and air pressure
Electrode	Cr-Cu, dome radius type, Φ 16mm tip shape: Φ 8mm and R40mm
Electrode force (kN)	3.92(20C and 20CP), 4.9(50CP)
Nugget diameter (mm)	$6.3(5\sqrt{t}$, t is sheet thickness)
Current (kA)	7.6(20C), 7.4(20CP), 7.9(50CP)
Holding time (cycles)	10 (all steels)

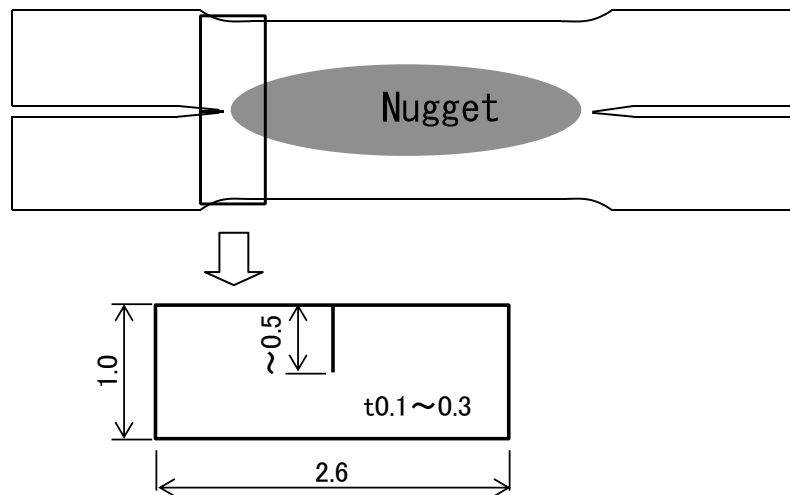
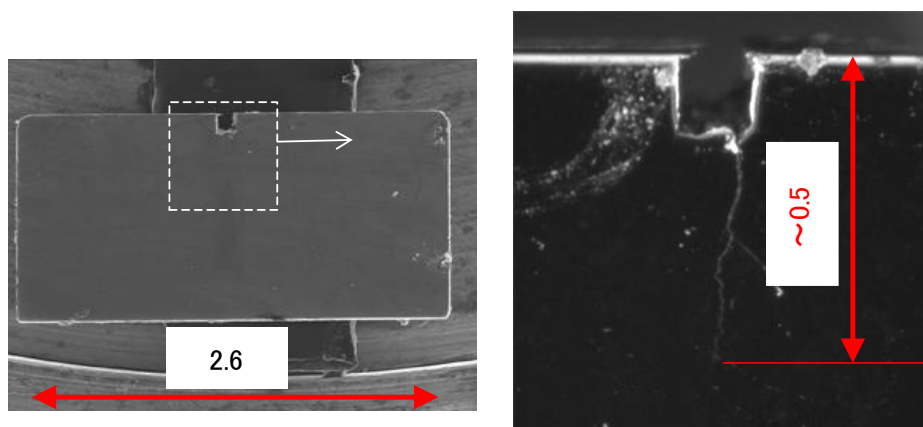


Fig. 7.1 Schematic diagram of specimen for three-point bending cut from spot welded joint.



(a) SEM photograph

(b) CCD photograph

Fig. 7.2 Photograph of specimen surface before three-point bending.

7.2.3 三点曲げ試験

三点曲げ負荷には超音波モータを内蔵した小型負荷装置を用いた。負荷装置の外観を **Fig. 7.3** に示す。この負荷装置に三点曲げ治具を装着して実験を行った。負荷装置の荷重容量は 1kN である。本負荷装置は 50nm/pulse で制御可能であり、つまり試験は変位制御で行った。 **Fig. 7.4** に示すように、外ピンの間隔は 2mm とした。

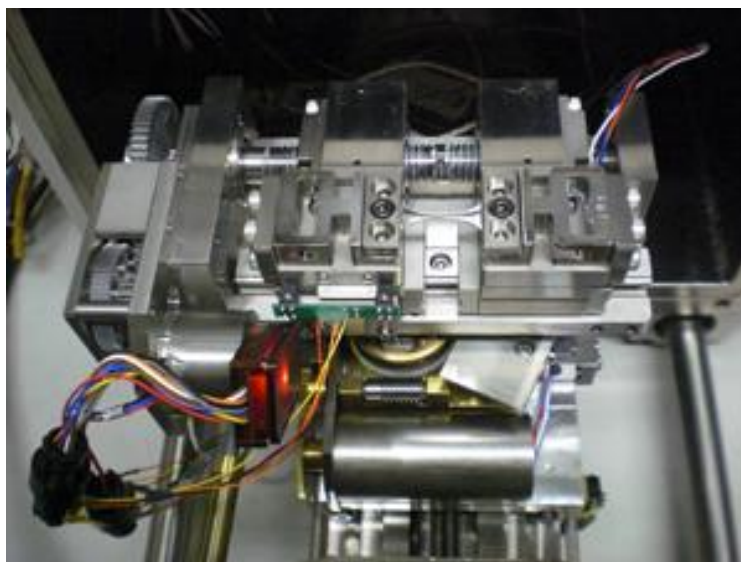


Fig.7. 3 Loading apparatus for three-point bending of miniature specimen.

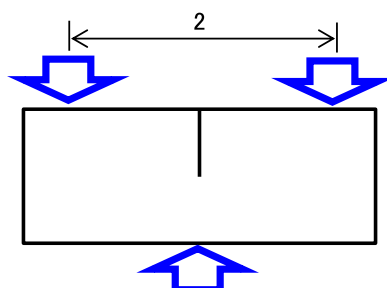


Fig. 7.4 Three-point bending test

7.2.4 き裂進展の観察

Fig. 7.5 に示す超高倍率 USB マイクロスコープ(松電舎製,SH200PC-4R,~x1700)を用い、き裂開口を確認しながら変位を負荷した。また逐次画像を取得しながら、き裂が 100~200 μ m 進展するまで変位を負荷した。

7.2.5 EBSD 測定

試験前および試験後に EBSD 測定を実施し、微視組織とき裂進展経路について検討した。SEM 観察には日本電子社製の JEOL - 6500F を用い、EBSD 測定には TSL MSC 2200 を用いた。



Fig. 7.5 CCD microscope.

7.3 実験結果および考察

7.3.1 三点曲げ試験における変位荷重線図

三点曲げ試験における変位と荷重の関係を Fig. 7.6 に示す. いずれの鋼板でもある変位で直線の傾きが変化した. 20C 鋼では荷重 $130 \mu\text{m}$ 程度で, 20CP 鋼では荷重 $70 \mu\text{m}$ 程度で, そしては 50CP では $20 \mu\text{m}$ 程度で直線の傾きが減少した.

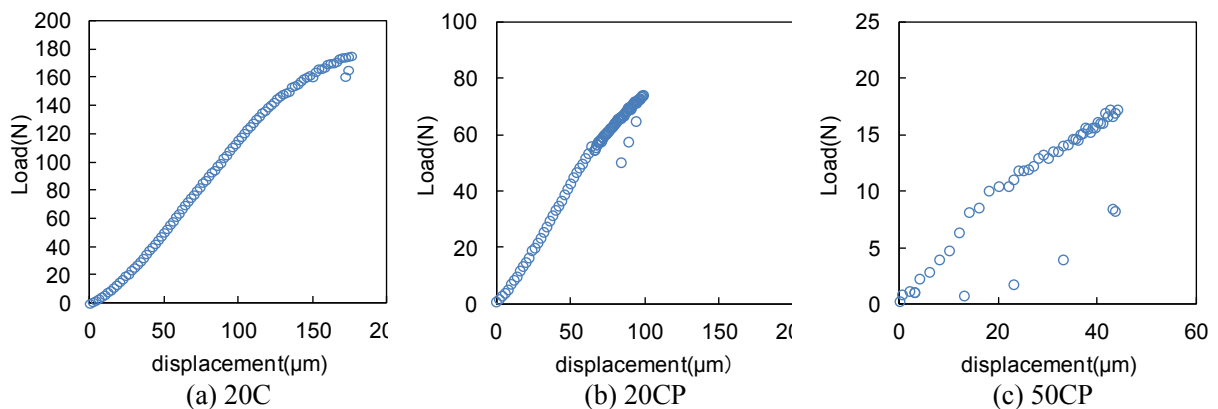


Fig. 7.6 Relationship between displacement and load obtained in three-point bending test.

7.3.2 き裂進展の観察結果

20C 鋼のき裂進展挙動を観察した結果を Fig. 7.7 に示す. 図中の矢印は未接合部と圧接部の境界を表す. また破線はおおよそのナゲット端位置を示している. 表面の凹凸を見て, 破線を境に結晶粒径が明らかに変化していたため, この位置をおおよそのナゲット端と判断した. Fig. 7.7(c)に示す変位 $86 \mu\text{m}$ のとき圧接部へのき裂進展を確認できる. き裂先端でのひずみ集中による塑性変形は顕著でない. Fig. 7.7(e)の変位 $116 \mu\text{m}$ のとき, き裂がナゲット端に到達したことが判る. (f)の変位 $128 \mu\text{m}$ 以降, き裂は 2 股に分かれた(き裂進展しているように見えるが, 実際は後述するように表面が凹ん

で暗く見えている). その方向は初期のき裂方向から 45° 程度傾いたことが判る. 従って, ナゲット端では塑性(せん断)変形が起こったものといえる. 変位が $132\mu\text{m}$ 以上となりナゲット内へせん断変形の領域が拡大するにつれ, 表面の凹凸が増大した. Fig. 7.6(a)に示したように, 変位が約 $130\mu\text{m}$ のとき曲線の傾きが変化したが, これはナゲット内へのせん断変形の進行によってもたらされたと考えられる.

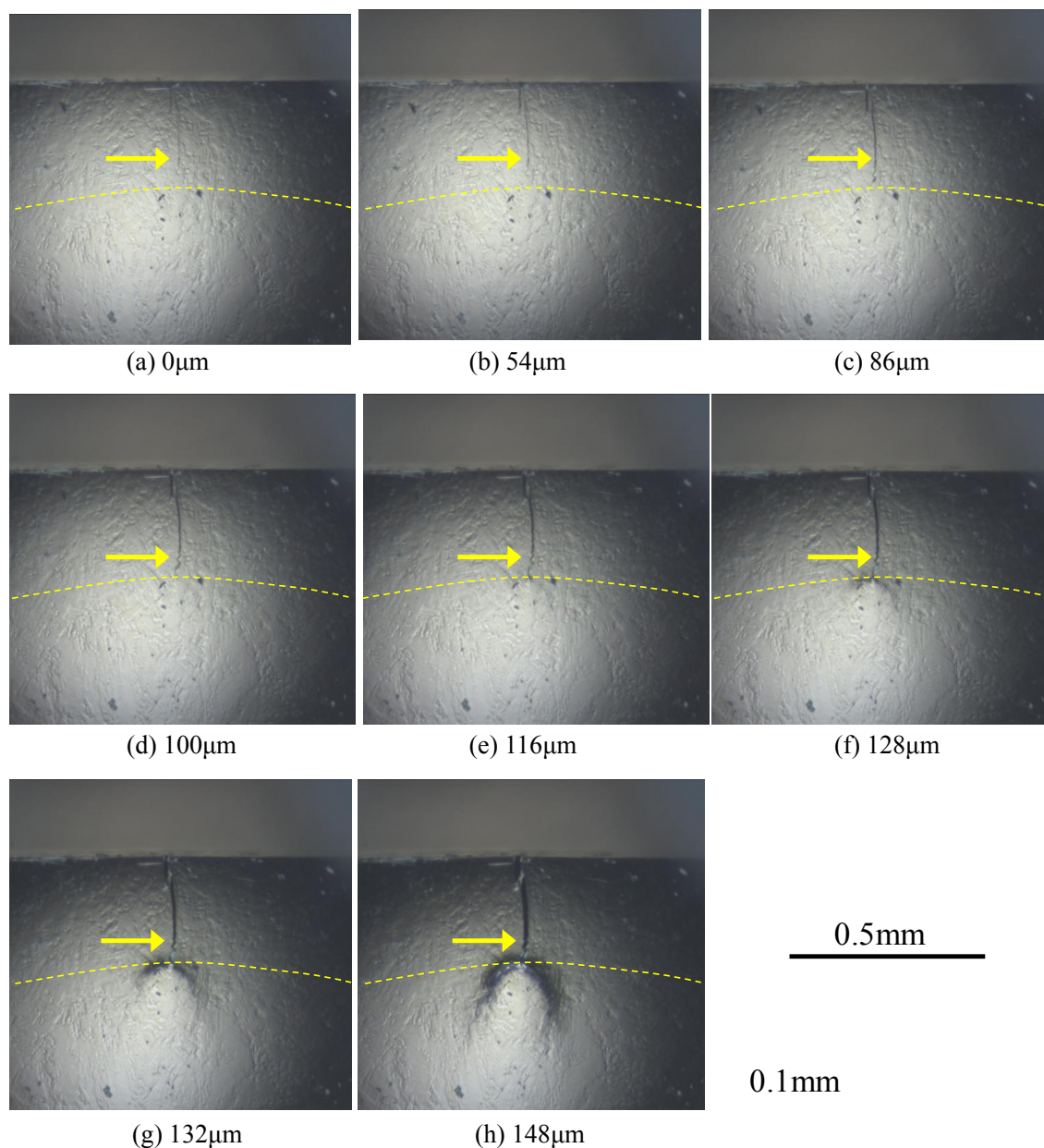


Fig. 7.7 Crack propagation with increase of displacement in three-point bending for 20C steel.

次に 20CP 鋼のき裂進展挙動を観察した結果を **Fig. 7.8** に示す. **Fig. 7.8(c)** に示す変位 $66\mu\text{m}$ のとき, 圧接部へき裂が進展した. き裂進展に伴う表面の凹凸発生が認められる. **Fig. 7.8(d)** の変位 $70\mu\text{m}$ のとき, き裂がナゲット端に到達した. (e) の変位 $78\mu\text{m}$ 以降, き裂は 2 股に分かれ, その方向は初期のき裂方向から 45° 程度傾斜した. 従って, 20C 鋼と同様にナゲット端では塑性(せん断)変形が起こったものと考えられる. ナゲット内へのせん断変形の進行によっても表面の凹凸が発生した. **Fig. 7.6(b)** に示したように, 変位が約 $70\mu\text{m}$ のとき曲線の傾きが変化したが, これもナゲット内へのせん断変形の進行に起因したと考えられる.

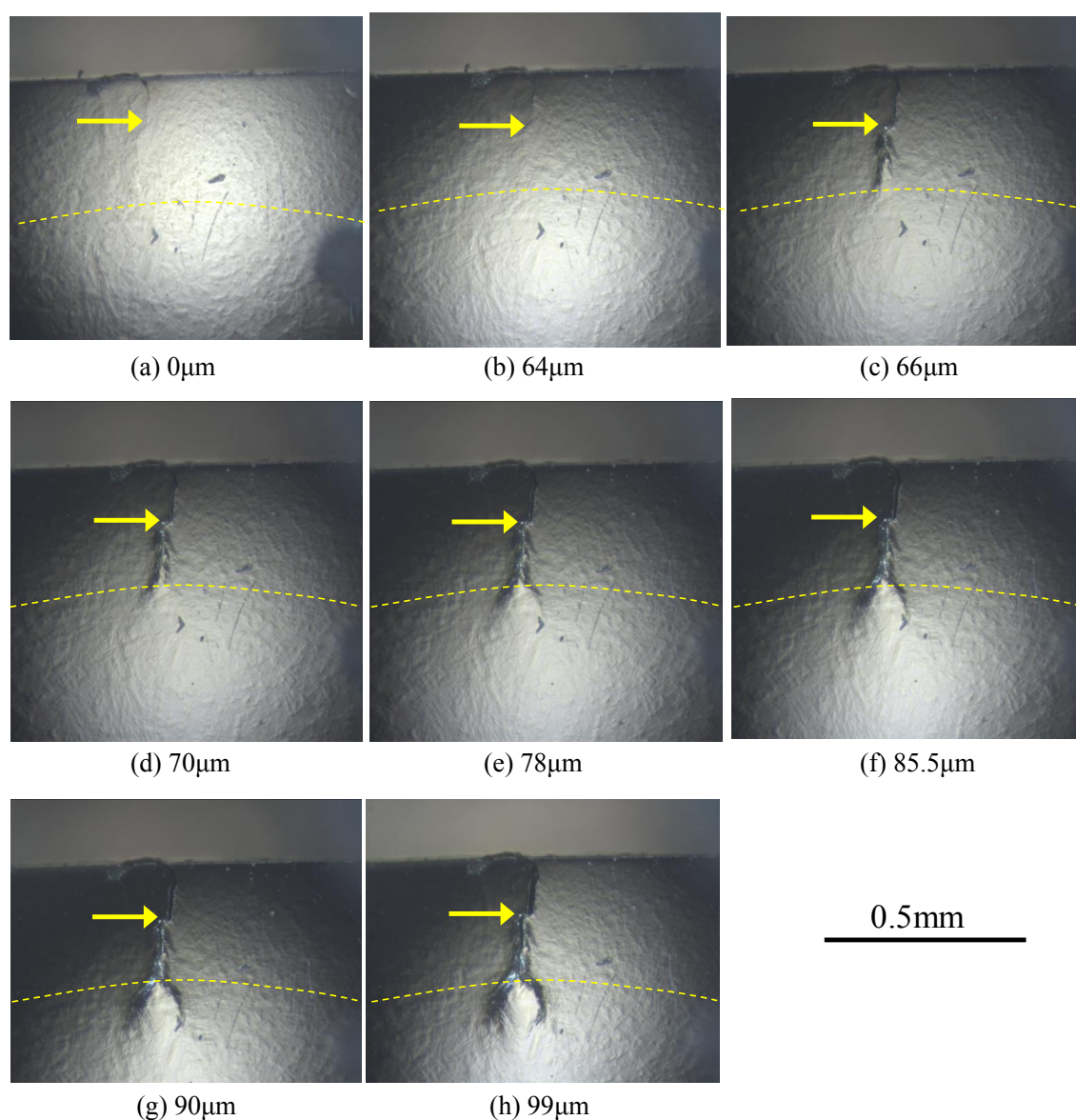


Fig. 7.8 Crack propagation with increase of displacement in three-point bending for 20CP steel.

50CP 鋼のき裂進展挙動を観察した結果を **Fig. 7.9** に示す. **Fig. 7.9(d)** に示す変位 $26\mu\text{m}$ のとき圧接部へのき裂進展が開始した. き裂先端でのひずみ集中による塑性変形は顕著でない. **Fig. 7.9(g)** の変位 $35\mu\text{m}$ のとき, き裂がナゲット端に達した. (i) の変位 $44\mu\text{m}$ のとき, き裂がナゲット内に一気に進展し, $200\mu\text{m}$ 程度進んで停止した. **Fig. 7.6(c)** に示したように, 変位が約 $20\mu\text{m}$ で曲線の傾きが変化した. 変位 $20\mu\text{m}$ 程度の **Fig. 7.9(b)** や (c) からは判別できない弱い圧接部の分離が発生していた可能性がある. **Fig. 7.6(c)** を見ると荷重が変位 $44\mu\text{m}$ のとき急減したが, これはナゲット内へのき裂進展に起因したと考えられる.

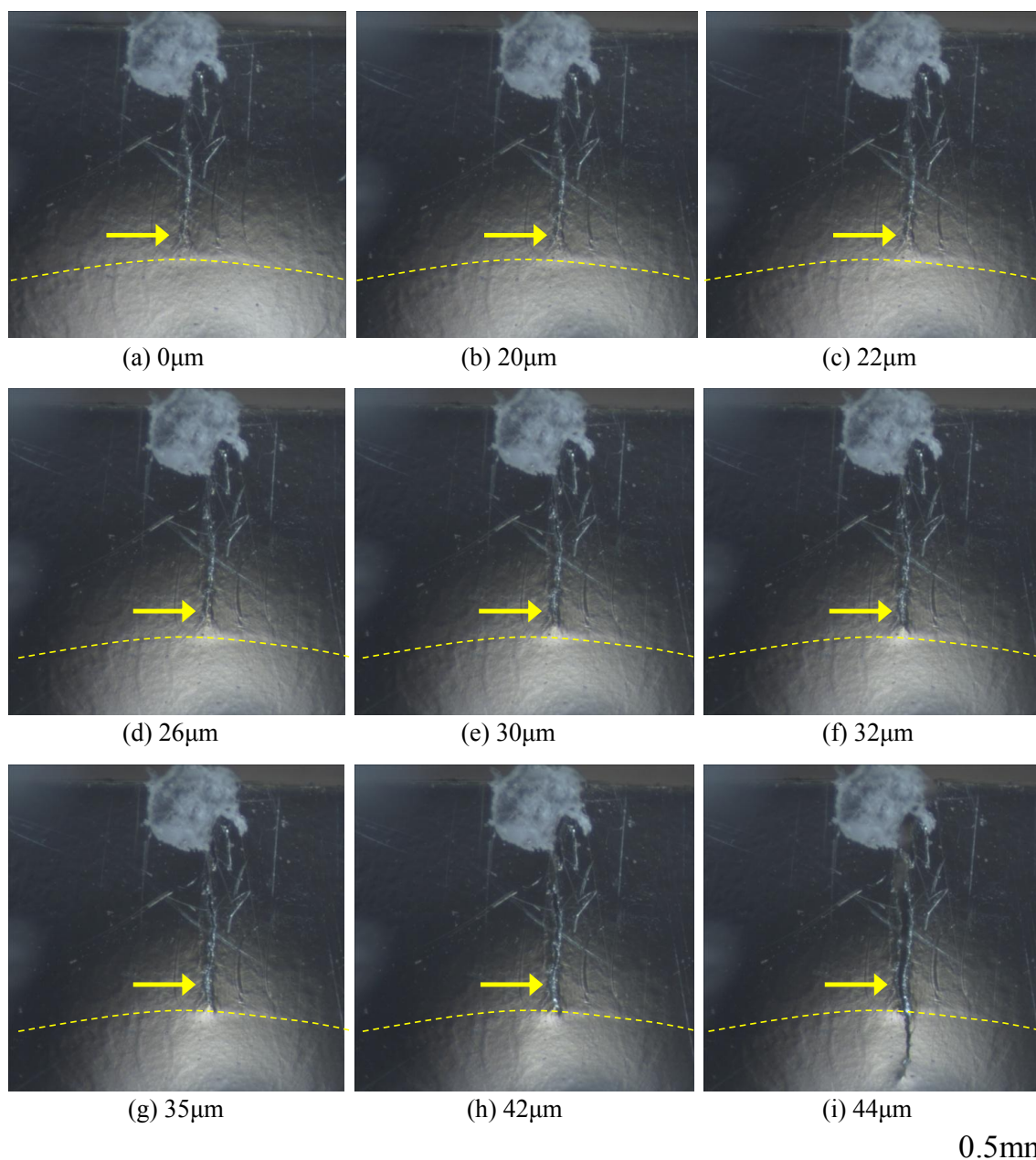


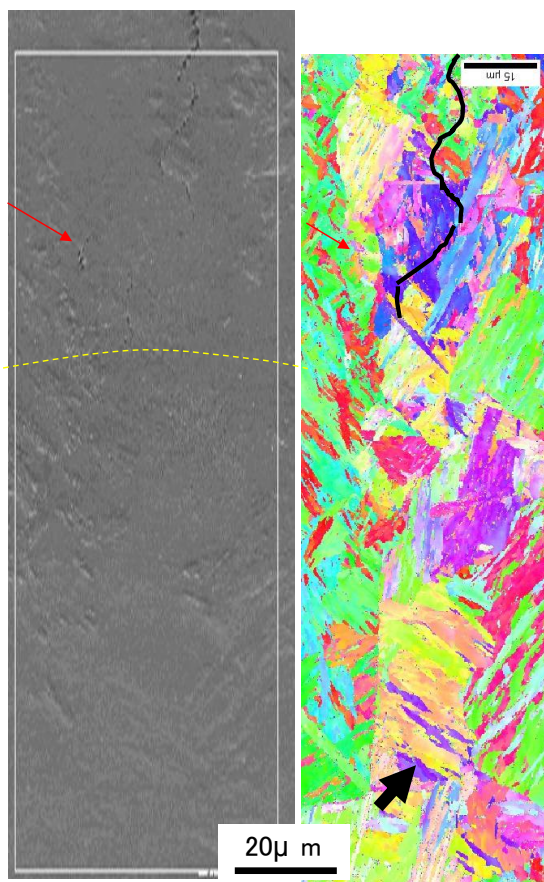
Fig. 7.9 Crack propagation with increase of displacement in three-point bending for 50CP steel.

7.3.3 EBSD 解析結果

20C 鋼の三点曲げ試験前後で EBSD 解析を行った。試験後の条件では、 $176\mu\text{m}$ まで負荷した後に除荷して EBSD 観察を行った。試験前のナゲット端の SEM 写真を Fig. 7.10(a)に示す。また EBSD 解析により得られた試験前の IPF マップを Fig. 7.10(b)に示す。個々の結晶が明確に観察可能である。図中の黒の実線は未溶接部および負荷過程で顕著な塑性変形を伴わずにき裂進展した圧接部をトレースしたものである。試験後のナゲット端の CCD 写真を Fig. 7.11(a)に、SEM 写真を Fig. 7.11(b)に示す。なお CCD 写真は試験片表面に垂直な視野であるが、SEM や EBSD の場合は試験片を傾斜させて観察・解析した視野である。Fig. 7.11(b)より、ナゲット内の表面はせん断変形で凹んでおり、き裂が進展した訳ではないことが判る。EBSD 解析により得られた試験後の IPF マップを Fig. 7.11(c)に示す。き裂が進展した圧接部、および表面の凹凸が大きいせん断変形した領域は EBSD 解析できていない。この解析できていない領域を挟むように高アスペクト比の結晶が存在している。従って、圧接部のき裂進展やナゲット内のせん断変形はこれら結晶を横切るように起こったといえる。なお IPF マップ中の太い矢印が負荷前後で対応する結晶単位(マルテンサイトのブロックに対応すると推定)を表す。

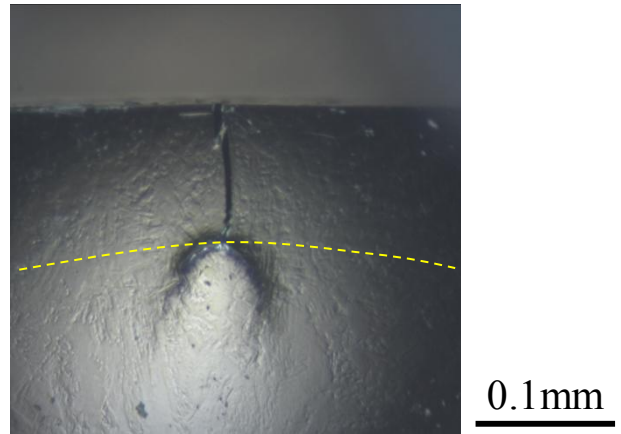
次に 20CP 鋼の結果を述べる。試験後の条件では、 $99\mu\text{m}$ まで負荷した後に除荷して EBSD 観察を行った。試験前のナゲット端の SEM 写真を Fig. 7.12(a)に示す。EBSD 解析により得られた試験前の IPF マップを Fig. 7.12(b)に示す。試験後のナゲット端の CCD 写真を Fig. 7.13(a)に、SEM 写真を Fig. 7.13(b)に示す。Fig. 7.13(b)より、ナゲット内の表面はせん断変形で凹んでおり、き裂が進展した訳ではないことが判る。EBSD 解析により得られた試験後の IPF マップを Fig. 7.13(c)に示す。き裂が進展した圧接部や凹凸の大きいせん断変形した領域は EBSD 解析できていない。この解析できていない領域を挟むように高アスペクト比の結晶が存在しており、従って圧接部のき裂進展やナゲット内のせん断変形はこれら結晶を横切るように起こったといえる。

50CP 鋼の結果について述べる。試験後の条件では、 $44\mu\text{m}$ まで負荷後に除荷して EBSD 観察を行った。試験前のナゲット端の SEM 写真を Fig. 7.14(a)に示す。EBSD 解析により得られた試験前の IPF マップを Fig. 7.14(b)に示す。試験後のナゲット端の CCD 写真を Fig. 7.15(a)に、SEM 写真を Fig. 7.15(b)に示す。EBSD 解析により得られた試験後の IPF マップを Fig. 7.15(c)に示す。き裂が進展した圧接部は EBSD 解析できていない。この解析できていない領域を挟むように高アスペクト比の結晶が存在しており、従って圧接部のき裂進展はこれら結晶を横切るように起こったといえる。また、ナゲット内では粒界に沿ってき裂が進展したことが判る。この粒界は旧オーステナイト(γ)粒界と考えられるが、旧 γ 粒界の脆化原因は明確でない。第 4 章で示したように、ナゲット内部のき裂進展に関しては、P の偏析が重要な役割を果たしている^{3,4,5}。今後さらに結晶形態と元素偏析の関係を明確にすることによって、旧 γ 粒界の脆化メカニズムについて検討する必要がある。

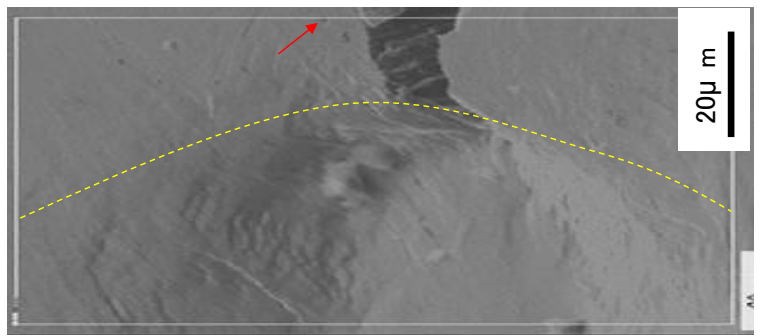


(a) SEM photograph (b) IPF map

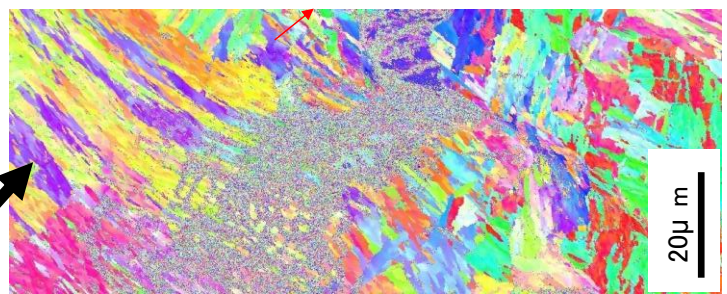
Fig. 7.10 Analysis result of nugget edge for 20C steel before loading.



(a) CCD photograph

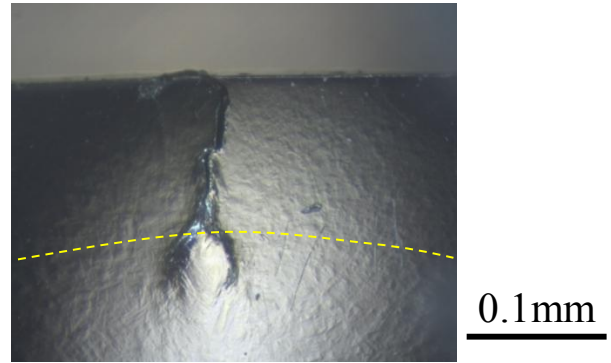


(b) SEM photograph

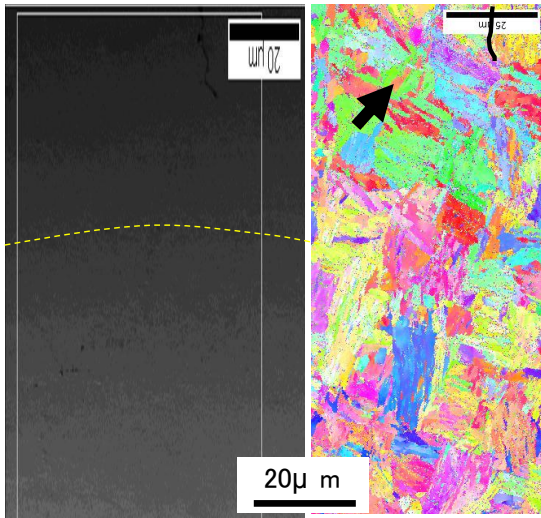


(c) IPF map

Fig. 7.11 Analysis result of nugget edge for 20C steel after loading.



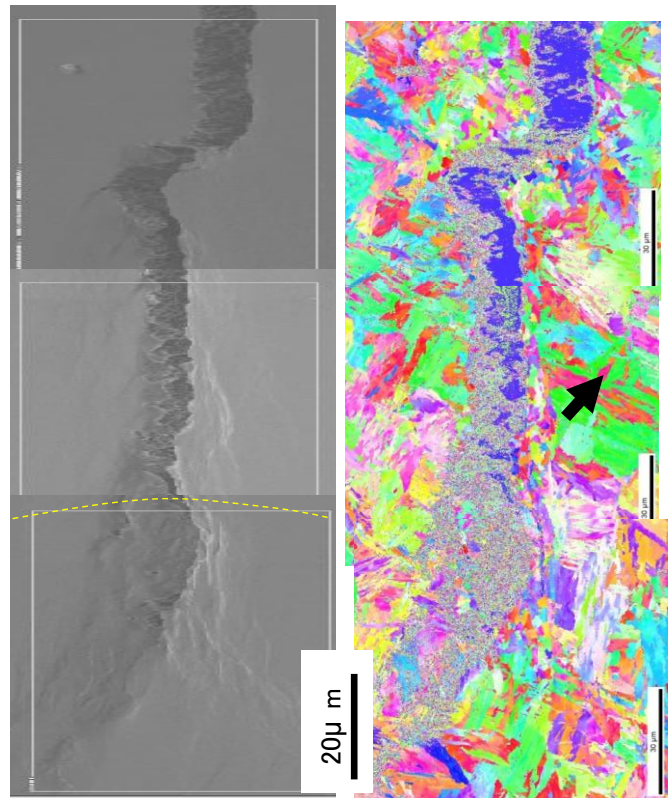
(a) CCD photograph



(a) SEM photograph

(b) IPF map

Fig. 7.12 Analysis result of nugget edge for 20C steel before loading.

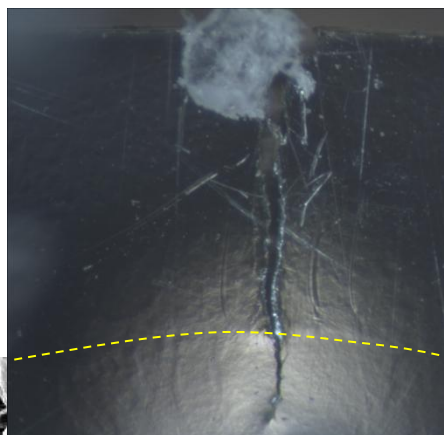


(a) SEM photograph

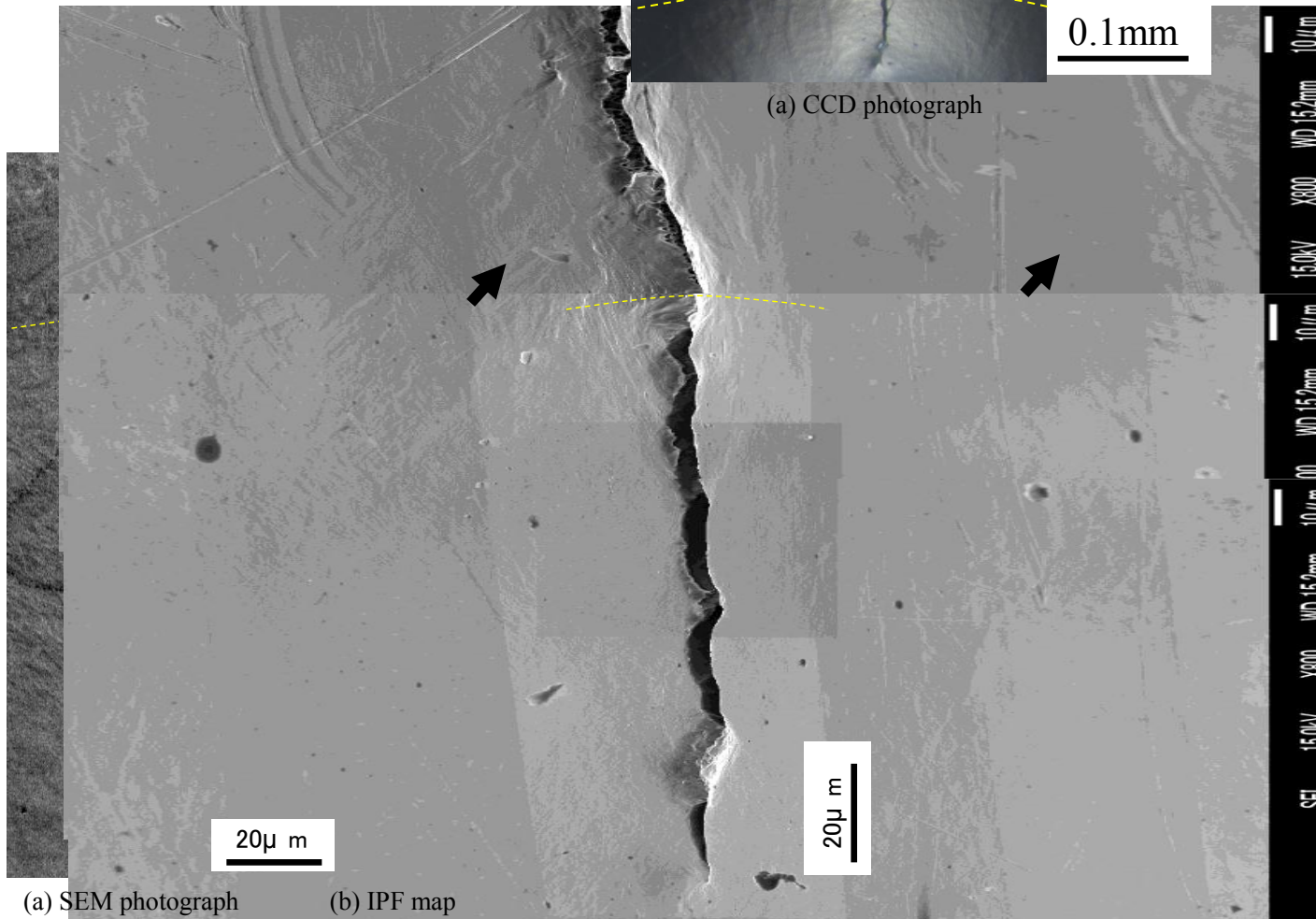
(b) IPF map

Fig. 7.13 Analysis result of nugget edge for 20C steel after loading.

試験後



(a) CCD photograph



(a) SEM photograph

(b) IPF map

Fig. 7.14 Analysis result of nugget edge for 20C steel before loading.

(a) SEM photograph

(b) IPF map

Fig. 7.15 Analysis result of nugget edge for 20C steel after loading.

7.3.4 J 値とL 字継手強度との比較

ここでは三点曲げ試験の結果を用い、次式より J 値を計算する²⁾。

$$J = \frac{2A}{b} \quad (1)$$

ここで A は、荷重を試験片の厚みで除した単位厚み当たりの荷重とし、それを変位で積分した値である。 b はリガメント長さである。継手強度に影響するのは圧接部の破壊靱性ではなくナゲット端部の破壊靱性と考えられる。従って、ナゲット端でせん断変形が起きた時点、あるいはナゲット内にき裂進展した時点での J 値を J^* と定義し、比較する。なお、せん断変形やき裂進展の開始は Fig. 7.7~7.9 に示した写真から判断した。L 字継手強度をこの J^* で整理した図が Fig. 7.16 である。図より、 J^* の増加に伴い L 字継手強度が向上したことが分かる。第 4 章において、L 字継手の破壊部位や強度が主にナゲット端の強度(あるいは破壊靱性と表現しうる)に支配されるとの考えを述べた。ナゲット端の J^* と L 字継手強度に相関が見られるということはこの考えを支持する結果といえる。特に 50CP 鋼の L 字継手のようにナゲット内で破壊進展を開始した時点ではほぼ最大荷重が決まる場合は、継手強度と J^* の相関が強いと考えられる。20C 鋼の L 字継手においては、ナゲット端での破壊進展が開始した後も荷重が増加しており、継手最大荷重が J^* のみでは決まらないことを示唆している。従って破壊の開始と進展挙動、そして最大荷重を決定する要因について更なる考察が必要である。これを実現できれば L 字継手の強度予測が可能になると思われる。

第 4 章に示したように、20CP 鋼の L 字継手において、圧接部で発生したき裂がナゲット内に進展したのに対し、Fig. 7.8 に示した三点曲げ試験片ではナゲット端でせん断変形が起こった。同等の破壊靱性を有する両者のナゲット端が同様な開口負荷を受けるにも関わらず、破壊形態は相違した。この結果は主として試験片サイズ、即ち塑性拘束度(=平均垂直応力/相当応力)の相違によってもたらされたと推測される。従って、三点曲げ試験片の厚みを変化させ、どのように J^* および破壊の挙動が変化するかを評価することが必要であると考えられる。この点についても今後の課題としたい。

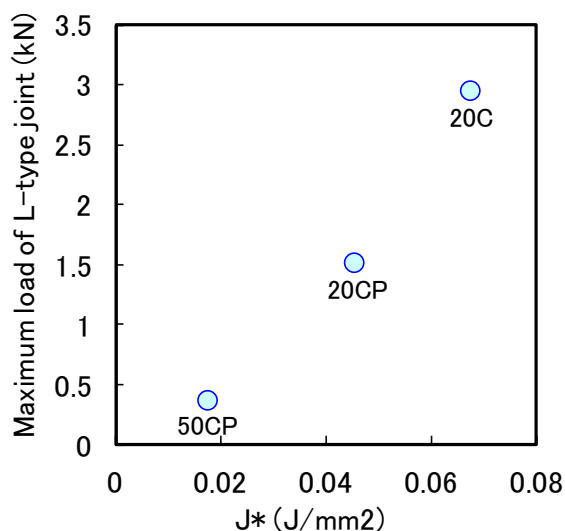


Fig. 7.16 Comparison between J^* obtained in three-point bending and maximum load of L-type joint for each steel.

7.4 結言

スポット溶接継手の破壊挙動を明らかにするため、ナゲット端近傍から小型三点曲げ試験片を切出し、変形過程でのき裂進展挙動を観察するとともに、EBSD 観察によって、き裂進展経路を検討した。その結果、次の結果が得られた。

(1) き裂は、未溶接部および圧接部の分離を伴いながらナゲット端まで進展した後、2 股に分離してせん断変形する場合と、ナゲット内に進展する場合に分かれた。

(2) 圧接部からの初期き裂進展は、高アスペクト比の結晶粒を横切っていることから粒内破壊と判断された。ナゲット内のき裂進展部は旧 γ 粒界に沿ったと推定された。

(3) 三点曲げの試験結果から得られたナゲット端の破壊靱性 J^* の増加に伴い L 字強度が増加する関係が得られた。

参考文献

- 1) H. Kimura, H. Hohjo, H. Makino, M. Takahara, "Fatigue damage analysis of metal surface by in-situ microscopic observation", Proceedings of the 30th Symposium on Fatigue, pp. 10-14 (2010), The Society of Materials Science, Japan.
- 2) M. Shiratori, T. Miyoshi and H. Matsushita, 数値破壊力学, 実教出版株式会社(1980), 138
- 3) H. Hamatani, F. Watanabe, Y. Miyazaki, T. Tanaka, J. Maki, H. Oikawa and T. Nose : Characterization of cross tension strength in resistance spot welding ultrahigh strength steel sheets, Preprints of the National Meeting of JWS, No. 89 (2011), 44.
- 4) K. Taniguchi, Y. Okita, T. Sadasue, S. Igi, R. Ikeda and S. Endo : Development of resistance spot welding with pulsed current pattern for high strength steel sheets, Preprints of the National Meeting of JWS, No. 89 (2011), 4.
- 5) M. Yamaguchi : First Principles Calculations of the Grain-Boundary Cohesive Energy - Embrittlement or Strengthening Effect of Solute Segregation in a bcc Fe Σ 3(111) Grain Boundary-, J. Japan Inst. Metals, Vol. 72, No. 9 (2008), 657.

第8章

薄鋼板溶接継手の強度向上指針

8.1 緒言

2章から7章まで各種溶接継手の強度特性について主に破壊現象の観点から考察した。この中で、各種溶接法の特徴が継手の強度特性に反映されることが分かった。本章では各種継手の強度特性を俯瞰し、その共通的な支配因子を抽出することで、薄鋼板溶接継手の強度向上指針を導く。

8.2 スポット溶接継手の強度特性

3章から5章まで3種のスポット溶接継手の強度特性を検討した。ここで改めて鋼板強度および継手形態が継手強度に及ぼす関係を Fig. 8.1 に示す。図には、公表されている鋼板強度と引張せん断強さ(TSS)および十字引張強さ(CTS)の関係に加え、L字引張強さ(LTS)のレベルも示している。TSSは鋼板強度の上昇に伴い増加傾向を示すのに対し、CTS および LTS は鋼板強度の上昇に伴い飽和し低下する。

このような傾向をなぜ示すのか、その理由を探るため FEM 弾塑性解析の結果を比較する。解析条件は、板厚が 1.6mm の 1500 MPa 級、ナゲット径が $5\sqrt{t}$ (t は板厚=1.6mm)である。解析条件の詳細は3章および4章を参照されたい。十字引張試験の解析についても継手形状や負荷方式以外は他の継手と同様な条件とした。次に示す3種の継手の応力分布は、局所の相当応力(σ_e)がおよそ 1600 MPa を超えた時点の分布である。

まず引張せん断継手の場合の応力分布を Fig. 8.2 (a)~(d)に示す。この継手では、ナゲット端とその周囲に高い σ_e が分布している。一方、ナゲットを重ね面に沿ってせん断破断させる応力成分(τ_{xy})がナゲット内を重ね面に沿って広く分布していることも分かる。これらの結果より、破壊部はナゲット端か溶接金属の重ね面に沿った部分になると推測される。実際は、3章で示したように、ナゲット径 $5\sqrt{t}$ の場合は後者の破断が起こった。ナゲット径をさらに拡大し、溶接金属内を重ね面に沿って分布するせん断応力が低下すればナゲット端近傍で板厚方向に破断するものと思われる。実際にナゲット径の拡大によって溶接金属せん断破断からナゲット端近傍の破断に遷移することが知られている。十字引張継手およびL字引張継手の応力分布をそれぞれ Fig. 8.2 (e)(f), Fig. 8.2 (g)(h)に示す。

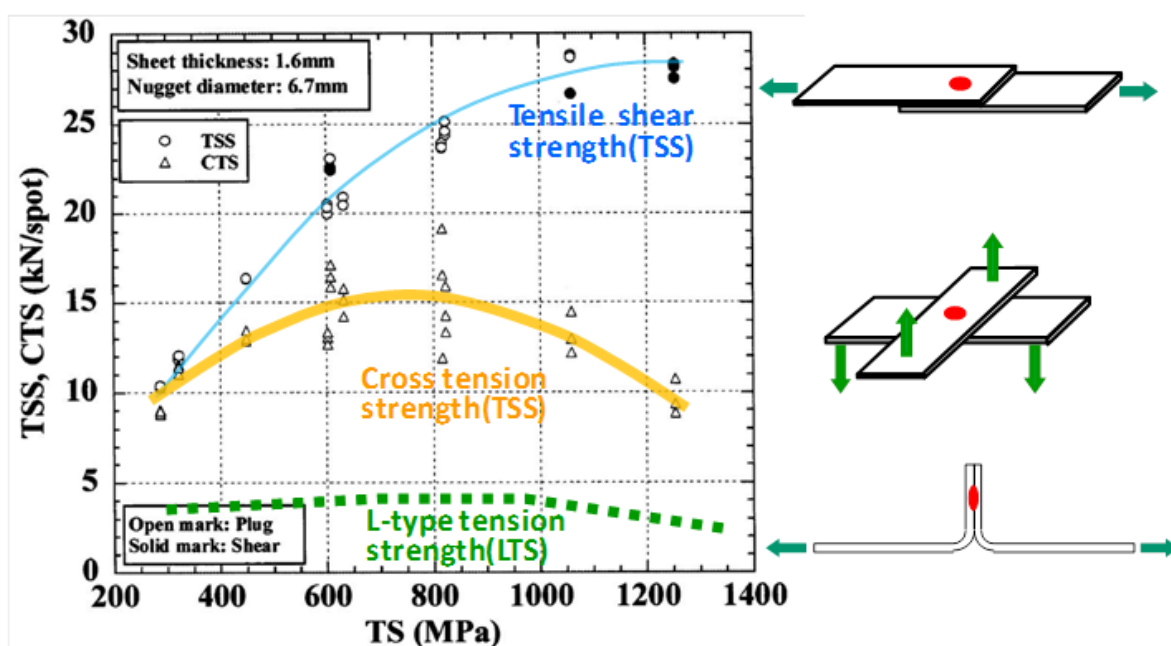


Fig. 8.1 Effect of base steel strength on TSS, CTS and LTS of joints

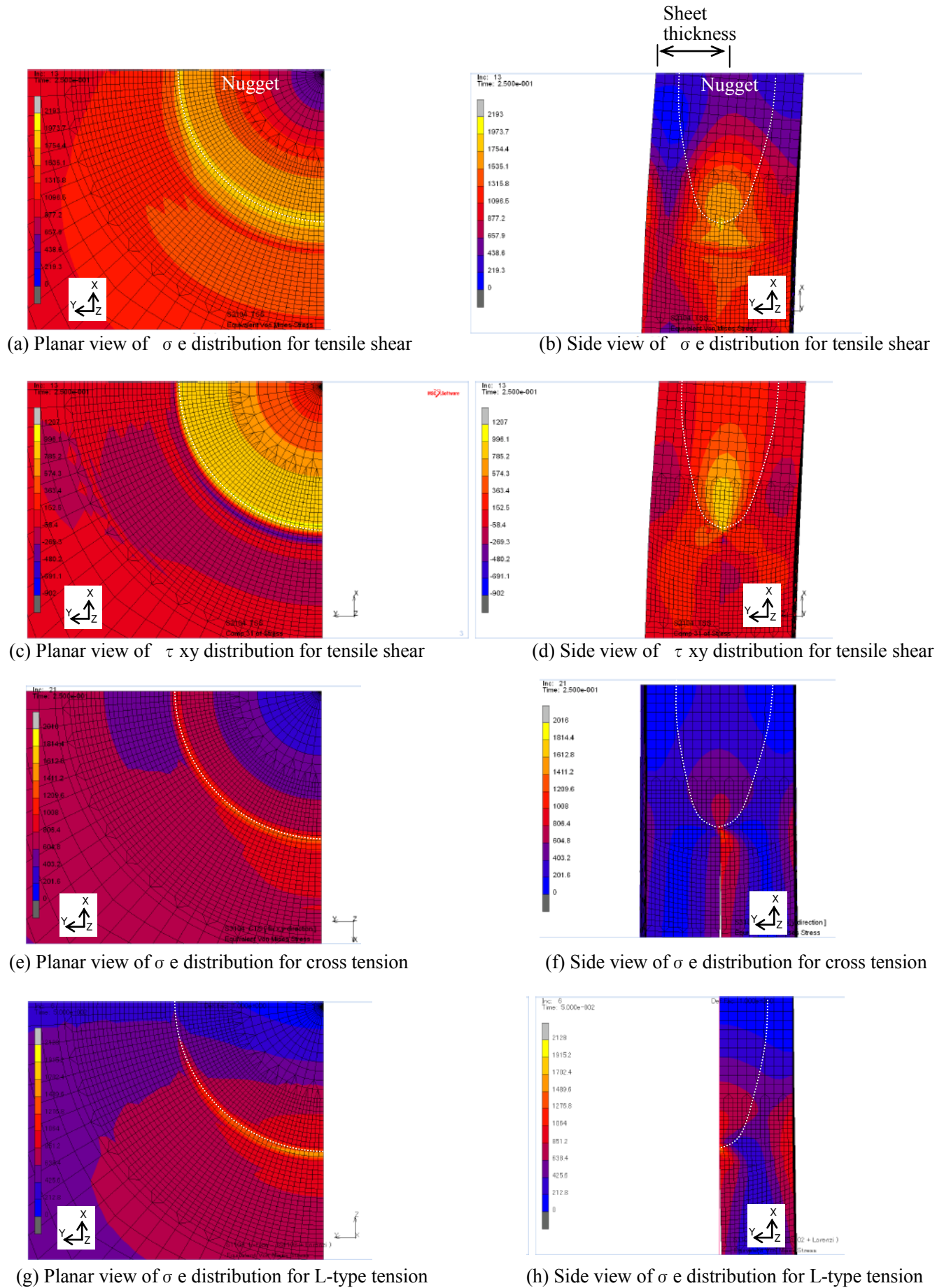


Fig. 8.2 Comparison of stress distribution among three types of joints in case that base material strength is 1470MPa (steel 20C) and nugget diameter is $5\sqrt{t}$ (t is sheet thickness: 1.6mm).

十字引張の場合、ナゲット端のほぼ全周に高い σ_e が分布するが、L字の場合には入力側のナゲット端部に高い σ_e が分布する。以上のように、引張せん断、十字引張、L字引張の順に σ_e の負担領域は減少する。この相違を定量的に比較するため、各継手で応力が高い(入力側の)ナゲット端における σ_e を Fig. 8.3 に示す。この図より、同等荷重であってもナゲット端の σ_e が引張せん断、十字引張、そしてL字引張の順に増大することが明らかである。この結果から、ナゲット端の応力集中度を低減する(=応力負担領域を拡大する)ことで継手強度を向上可能であるといえる。ナゲット端の応力集中度を低減させるとして、上述した①ナゲット径の拡大、②溶接部に(ナゲットを引きはがす十字やL字のような)引張ではなくせん断の応力が負荷される継手形状や車体構造とすることが挙げられる。但し、スポット溶接の場合、最大ナゲット径は電極の先端径で決まるので、一層のナゲット径拡大を達成するには、電極先端径を拡大すると共にこれに適した溶接条件の選択が必要となる。

ナゲットでせん断破断する場合、継手強度(TSS)はナゲットのせん断強度に支配されるものと考えられる。せん断強度は材料の引張強さあるいは硬さで決まるので、鋼板強度の上昇に伴い TSS が向上すると推測される。溶接金属がマルテンサイト組織の場合、その硬さはC量のみで決まる²⁾。一方、十字引張やL字引張の場合、き裂に囲まれた状態に近似できるナゲットの局所で応力が高まるため、破壊現象がその局所の破壊靱性に支配されると考えられる。靱性はP等の偏析で低下するが、鋼板の強度上昇によっても低下する³⁾。CTS や LTS が鋼板強度の上昇に伴い低下するのは、この靱性低下に起因すると推測される。ナゲット(溶接金属)の靱性改善を通じて CTS や LTS の向上するには、第3章や4章に示した凝固偏析緩和の後通電のほか、焼戻し(テンパ)を狙う後通電も有効である⁴⁾。

改めて、スポット溶接継手の形状と破断モードを Fig. 8.4 にまとめる。いずれの継手においても溶接金属内で破断する場合に継手強度は低い。但し、同じ溶接金属内破断であっても引張せん断の場合はせん断破壊であるが、十字引張やL字引張の場合はモードI的な引張応力による破壊である。3章と4章に示したように、応力モードによって破面形態は相違した。ナゲット径を拡大する、あるいはナゲットの靱性を改善すれば図の右方向、即ちプラグ破断(母材やHAZでの破断)へと破断形態は遷移する。このとき、同じプラグ破断であっても LTS, CTS, TSS の順に高くなるのは、上述したように同等荷重でもナゲット端の応力集中度がこの順に低下するためである。

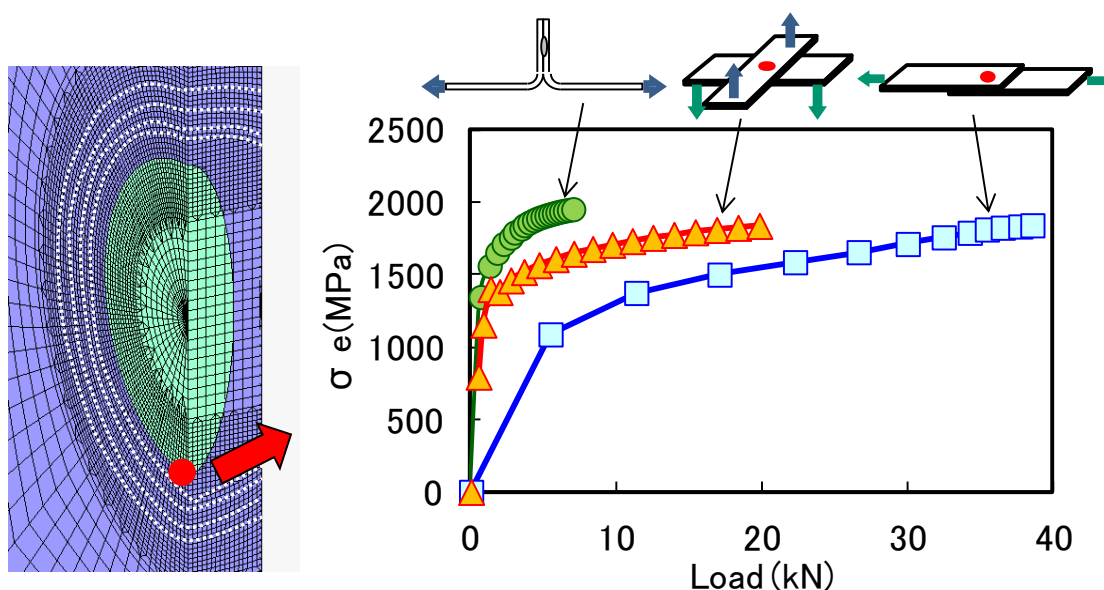


Fig. 8.3 Comparison of equivalent stress σ_e among three types of joints in case that base material strength is 1470MPa (steel 20C) and nugget diameter is $5\sqrt{t}$ (t is sheet thickness: 1.6mm).

Joint strength becomes higher 継手強度高

Joint type or fracture mode	Fracture in WM*1	Partial fracture in WM	Fracture in BM*2

*1: Weld metal, *2: Base metal

Fig. 8.4 Relationship between joint type and fracture mode in spot welding.

8.3 レーザ溶接継手の強度特性

2章に述べたように、レーザー溶接継手の引張せん断強度は溶接金属の硬さと形状に支配される。溶接金属硬さは鋼板の成分と溶接後の冷却速度で決まるため、一般的な溶接施工において任意に決定できるのは溶接金属(ビード)形状となる。実際の車体組付において見られるビード形状は直線状、Cの字状、波形状など様々である。1点当たりの溶接部に要求される強度を満足するよう、ビードの形状とサイズ(幅と長さ)が決定されると考えられる。以上のようにレーザー溶接継手の場合、ビードサイズを拡大し、ビードの負荷(応力や歪)を低下させることで継手強度の向上が可能である。

ビード形状を種々変更するのは、①ビード端の応力集中度低下、②重ね継手では重ね部の回転変形抑制による応力低下、③L字継手であればモーメントアーム(引張軸と溶接部位置のずれ量)減少による溶接部応力の低下などの効果を得るためと推測される。電極先端径で溶接部のサイズが決まるスポット溶接と異なり、レーザー溶接の場合ビードの形状と配置の自由度が高い。つまりレーザー溶接では、②と③のように、ビード形状と配置の工夫によってもビードの負荷を減少させて継手強度を向上できると考えられる。

8.4 アーク溶接継手の強度特性

6章に述べたように、アーク溶接継手の強度は溶接金属径に加え余盛高さにも支配される。溶接部厚みの増大により破断部位となる熱影響部の負荷(応力や歪)を低下させ、継手強度の向上が可能である。6章では、余盛高さに触れたが、実際は余盛と板厚の関係が重要であると考えられる。つまり板厚ごとに適した余盛高さが存在すると思われる。余盛に応力伝達しない領域があれば、そこは働かない不要な部位である。余盛高さを増大させた場合に応力分布が変化しなくなる条件が、その板厚における最適な余盛高さだと推測される。この点の考察については今後の課題としたい。

6章では、溶接時のアークを静止させた点状(アークスポット)溶接を検討したが、アーク溶接の場合、溶接中に溶接トーチを移動させ、ビードサイズを任意に変更できる。これもスポット溶接に無い

利点である。

さらにアーク溶接では母材と溶接材料の成分を混合でき、溶接金属の成分と組織を制御可能である。十字継手やL字継手の強度を低下させるCやPがたとえ鋼板中に多く添加されても、溶接材料の成分が溶接金属に混合し、母材よりも平均濃度を低下できる。これはスポット溶接やレーザー溶接では実現できない特徴である。この特徴を活かして溶接金属の靱性を改善し、継手強度を向上できると考えられる。特に高炭素な高強度鋼板において、その効果が発揮されるものと期待される。6章では単一の溶接材料しか用いなかったため、溶接材料の影響が不明である。今後、鋼板と溶接材料の種類が継手強度に及ぼす影響を明らかにし、継手強度を発揮するために各鋼板にどんな溶接材料が適しているか探索する。

8.5 薄鋼板溶接継手の強度向上指針

以上、高強度鋼板の溶接継手に関し、その強度向上法を述べた。共通的な向上法は、①溶接部への応力集中程度を低下すること(応力負担領域を拡大すること)、②溶接部の靱性を改善することに集約できる。その具体的な内容を**Table 8.1**にまとめる。①に対する手法として、溶接部サイズの拡大、溶接位置の最適化、そして溶接部に引張ではなくせん断の応力が働くような継手形状や車体構造とすることが挙げられる。一方、②に対しては、スポット溶接における凝固偏析緩和の後通電と、アーク溶接における鋼板成分に適した溶接材料の使用(溶接金属の成分と組織の制御)が挙げられる。これらの手法を組み合わせることにより、極めて高いレベルの継手強度を達成できるものと期待される。

Table 8.1 Methods to enhance joint strength

Factor	Methods
Load reduction around weld metal edge	<ul style="list-style-type: none">• Increase of weld metal size (common for each welding method)• Optimization in position of weld (common for each welding method)• Structure design in which shear stress is added on weld
Improvement in toughness of weld metal	<ul style="list-style-type: none">• Post heat (for spot welding)• Appropriate mixture of welding consumable to weld metal (for arc welding)

参考文献

- 1) H. Oikawa, G. Murayama, S. Hiwatashi and K. Matsuyama : Resistance Spot Weldability of High Strength Steel for Automobiles and the Quality Assurance of Joints, *Welding in the World*, Vol. 51, No. 3/4(2007), 7.
- 2) N. Yurioka, M. Okumura, T. Kasuya and H. J. U. Cotton : *Metal Constr.*, 19(1987), 217.
- 3) J. F. Knott, *Fundamentals of Fracture Mechanics*, Butterworths (1973), 宮本 博訳, 破壊力学の基礎, 培風館(1977)
- 4) K. Matsuyama, Y. Takahashi and K. Hasegawa, *Fundamentals and Practices of Resistance Welding*, 産報出版株式会社(2011), 246

5) B. Kessler : Laser Seam Stepper in lightweight design, Proceedings of Joining in Car Body Engineering 2014(2014), Module 2, 285.

第9章

結論

9.1 結論

本研究では、薄鋼板溶接継手の強度信頼性を確保することを目的とし、各種鋼板を用いて作製した溶接継手の破壊挙動を詳細に解析し、その結果に基づいて強度支配因子の解明を試みた。また数種の継手形態において、得られた知見を活用し、継手強度の予測法や改善法も提案した。本研究の成果や工業的価値は以下のように総括できる。

第1章では、本研究の背景となる高強度鋼板適用による車両軽量化の現状と、様々な高強度鋼板の特徴、さらに薄鋼板溶接継手の強度特性に関する従来の研究報告について述べた。これらから薄鋼板溶接継手強度の支配因子が必ずしも明らかになっていない現状を説明し、また破壊挙動の明確化を軸にした支配因子解明を目的とする本研究の必要性を明らかにした。

第2章では、レーザ重ね継手の引張せん断強度を評価し、ビードサイズの増加に伴い、継手強度は上昇すること、破断部位は溶接金属、熱影響部、そして母材へと遷移することを述べた。継手の変形過程を明らかにし、継手を一軸引張下の母材、引張曲げを受ける HAZ、そしてせん断力を受ける溶接金属の3部位に分割するモデルを提案した。そして幾つかの仮定を導入し、各部位の強度と応力を計算可能とし、ひいては重ね継手の強度と破断部位の予測を可能とした。この予測は軟鋼において実験結果を精度良く再現することを述べた。

第3章では、スポット溶接継手の引張せん断強度に及ぼす鋼板成分の影響を検討した結果を述べた。継手の最大荷重は、C量や溶接金属硬さが増加するほど増大し、またP量には依存しないことを述べた。全ての供試鋼の継手いずれもナゲット内で鋼板重ね面に沿って破断し、破面はせん断破面を呈した。ナゲットのせん断強度や接合面積を用いて予測された継手強度は実測強度とよく一致することを述べた。FEM弾塑性解析の結果、ナゲット内部で鋼板重ね面にほぼ沿って高いせん断応力が分布することを明らかにした。従って継手はナゲット内で鋼板重ね面に沿ってせん断破壊すると推測した。

第4章では、スポット溶接継手のL字継手に及ぼす鋼板成分の影響を検討した結果を述べた。L字継手の最大荷重は、C量が0.03~0.5%の範囲ではC量0.1%の増加に対し0.4~0.7kN減少し、P量が0~0.03%の範囲ではP量0.01%の増加に対しては0.5kN減少することを示した。C量やP量が増加するとナゲット外破断からナゲット内破断に遷移することを示した。P添加鋼の場合、破壊した部位はナゲット内の凝固偏析部位に一致するものと推定した。適正な条件の後通電を行うことでPの凝固偏析は緩和され、継手強度はP無し鋼の強度にほぼ匹敵することを示した。FEM弾塑性解析の結果、変位増大に伴いナゲットを剥離させる垂直応力は飽和するのに対し、ナゲット直外のせん断応力は上昇することを明らかにした。ナゲットの強度が最大の垂直応力よりも高ければ、継手は板厚方向にせん断破壊する可能性を示唆した。

第5章では、スポット溶接継手の十字引張強度を向上させる手段である後通電条件の最適化について述べた。高強度鋼板・スポット溶接継手のCTS向上に後通電が有効であるが、これは凝固偏析の緩和に依るものと考えられる。凝固偏析したPの拡散を考慮すると、凝固後1200℃に0.2s以上保定する必要があることを述べた。そこで次元熱伝導方程式の解析解を用い、この条件を満足する溶接条件を検討した。その結果、実験的に求めた条件は1200℃以上に0.2sという条件と十分整合しているものと考えた。得られた推奨条件を示す。①冷却時間 t_{c1} はナゲットの凝固がほぼ完了する時間が最短と考えられ、板厚の2乗に比例する。また最短の後通電時間 t_{h2} は、実験で高CTSを得た最小の t_{h2} の直線回帰式から求められる。②後通電電流比 I_{h2}/I_{h1} は0.9程度が最適と考えられる。

第6章では、アークスポット溶接(ASW)によりCTS向上を検討した結果を述べた。980MPa級鋼

を用いた ASW 継手の CTS は溶接条件に応じて 2kN から 10kN まで変化することを示した。また破断径が 5mm 程度の条件では、ASW 継手の CTS が 9kN、スポット溶接継手の CTS が 5.5kN となり、ASW の有効性を示した。また ASW 継手の CTS は余盛の削除によって溶接ままの CTS から半減することを明らかにした。FEM 弾塑性解析を行った結果、特に余盛高さの増加によって ASW 継手破断部位の相当塑性歪を減少できることを示した。

第 7 章では、スポット溶接継手の破壊挙動を明らかにするため、溶接部近傍から小型三点曲げ試料を切出し、変形過程でのき裂進展挙動を観察するとともに、EBSD 観察によって、き裂進展経路を検討した結果を述べた。き裂は、未溶接部および圧接部の分離を伴いながらナゲット端まで進展した後、2 股に分離してせん断変形する場合と、ナゲット内に進展する場合に分かれることを示した。圧接部からの初期き裂進展は、高アスペクト比の結晶粒を横切っていることから粒内破壊と判断され、ナゲット内のき裂進展部は旧 γ 粒界と推定された。三点曲げの試験結果から得られたナゲット端の破壊靱性 J^* の増加に伴い L 字強度が増加する関係を得た。

第 8 章では、上記検討結果に基づき、薄鋼板溶接継手の強度向上指針を述べた。共通的な向上法は、①溶接部への応力集中度を低下すること(応力負担領域を拡大すること)、②溶接部の靱性を改善することに集約できる。①に対する手法として、溶接部サイズの拡大、溶接位置の最適化、そして溶接部に引張ではなくせん断の応力が働くような継手形状や車体構造とすることを提案した。一方、②に対しては、スポット溶接における凝固偏析緩和の後通電と、アーク溶接における鋼板成分に適した溶接材料の使用(溶接金属の成分と組織の制御)を提案した。

以上、破壊現象の詳細な解析に基づいた本研究によって、様々な溶接法で作製した薄鋼板継手の強度特性を支配する因子について説明することができた。これにより継手強度を確保するための考え方が明確となり、各種鋼板や溶接法において継手強度を向上させたい場合に应用可能である。

9.2 残された課題と今後の進め方

本研究において、破壊現象の詳細な解析に基づき、薄鋼板溶接継手の強度支配因子をある条件範囲内で明らかにすることができた。この結果を活用し、継手強度を高度に発揮することが可能となった。しかし溶接金属の平均的な強度はおおよそ推定できるが、局所の、例えば凝固偏析部や粒界・粒内の破壊靱性値が明確になっていない。今後も 7 章に示した小型三点曲げ試験片を用いて局所の破壊靱性評価を継続し、これらを明らかにしたい。また、この局所の破壊靱性値と FEM 解析を活用し、精度の高い破壊経路と継手強度の予測手法開発に取り組む。一方、本研究では、溶接点 1 点当たりの強度特性にしか触れなかった。しかし例えばスポット溶接においては、多点溶接継手の強度が研究されている¹⁾。この中で、溶接点が離れていれば(溶接点同士の応力が干渉しなければ)単点継手の強度を溶接点数倍すれば多点溶接継手の強度を予測可能なことが述べられている。また既溶接点による力学的拘束や試験片位置に対する溶接位置の影響など現象理解が進んでいない点も報告されている。この多点溶接継手の知見と本研究で得た単点溶接継手の知見を組合せることで、精度の高い多点継手強度予測法の開発も進める。こうした取り組みによって薄鋼板溶接継手の強度信頼性向上に貢献したい。

参考文献

1) T. Satoh, J. Katayama and H. Abe : 多点点溶接部の静的強度についての実際と問題点, 溶接技術, 1975(March), 41 .

Appendix

二段階に温度が変化する場合の平均拡散距離

ここでは二段階に温度が変化する場合の平均拡散距離を計算する表式を導く．無限に長い棒($x=\pm\infty$)の1か所に($x=0$)に時刻 $t=0$ で全量 M (単位面積当たり)の溶質をおいたときの濃度分布は正規分布の形

$$c(x, t) = \frac{M}{2\sqrt{\pi Dt}} \exp\left(\frac{-x^2}{4Dt}\right) \quad (1)$$

となる．ここで $D(T)$ は拡散係数である．簡便に取り扱うため、 $M = 1$ とする．さらに、 $a_1 = 1/2\sqrt{\pi Dt}$ 、 $b_1 = 1/4Dt$ とすれば、式(1)は、

$$c(x, t) = a_1 \exp(-b_1 x^2) \quad (2)$$

と簡単な形になる．温度 T が一定、即ち $D(T)$ が一定で、時間 t が経過したときの各位置 x における濃度が式(2)で求まる．

次に、時間 t が経過した瞬間に温度が T' に変化する場合を取り扱う．まずある位置 x_0 の物質の拡散を考える．時刻 t における x_0 の濃度は(2)式を用い、次式で与えられる．

$$c(x_0, t) = a_1 \exp(-b_1 x_0^2) \quad (3)$$

で与えられる．この量の物質が x_0 から拡散するのであるから、式(3)の右辺を式(1)の M に代入すればよい．但し、座標は x から x_0 を原点とする例えば y に変換する必要がある．即ち、

$$c(y, t) = \frac{a_1 \exp(-b_1 x_0^2)}{2\sqrt{\pi D' t'}} \exp\left(\frac{-y^2}{4D' t'}\right) \quad (4)$$

が得られる．ここで、 t' は時刻 t からの経過時間、 D' は温度 T' における拡散係数である．式(4)も式(1)同様、 $a_2 = 1/2\sqrt{\pi D' t'}$ 、 $b_1 = 1/4D' t'$ とおき、次式のように簡単にする．

$$\begin{aligned} c(y, t) &= a_1 a_2 \exp(-b_1 x_0^2) \cdot \exp(-b_2 y^2) \\ &= a_1 a_2 \exp(-b_1 x_0^2 - b_2 y^2) \end{aligned} \quad (5)$$

$x = x_0 + y$ の関係より $x_0 = x - y$ が得られ、これを式(5)に代入すると、

$$c(y, t) = a_1 a_2 \exp\{-b_1(x - y)^2 - b_2 y^2\} \quad (6)$$

が得られる．続いて次の変数変換を行う．

$$y = Y + \frac{b_1}{b_1 + b_2} x \quad (7)$$

すると、

$$x - y = -Y + \frac{b_2}{b_1 + b_2} x \quad (8)$$

が得られる．式(7)および式(8)を式(6)右辺、指数関数の指数項に代入する．

$$-b_1(x - y)^2 - b_2 y^2 = -b_1 \left\{ -Y + \frac{b_2}{b_1 + b_2} x \right\}^2 - b_2 \left(Y + \frac{b_1}{b_1 + b_2} x \right)^2 \quad (9)$$

整理して次式が得られる．

$$-b_1(x - y)^2 - b_2 y^2 = -(b_1 + b_2)Y^2 - \frac{b_1 b_2^2 + b_1^2 b_2}{(b_1 + b_2)^2} x^2 \quad (10)$$

すると式(6)は、

$$c(y, t) = a_1 a_2 \exp\left\{ -(b_1 + b_2)Y^2 - \frac{b_1 b_2^2 + b_1^2 b_2}{(b_1 + b_2)^2} x^2 \right\}$$

$$= a_1 a_2 \exp\{-(b_1 + b_2)Y^2\} \cdot \exp\left\{-\frac{b_1 b_2^2 + b_1^2 b_2}{(b_1 + b_2)^2} x^2\right\} \quad (11)$$

となる．式(11)を Y に関し $-\infty \sim +\infty$ の範囲で積分すれば、全ての位置からの拡散の影響が重ね合わせられる．即ち、各点の濃度分布の表式が得られる．

$$\begin{aligned} c(x, t) &= \int_{-\infty}^{+\infty} c(y, t) dy \\ &= \int_{-\infty}^{+\infty} a_1 a_2 \exp\{-(b_1 + b_2)Y^2\} \cdot \exp\left\{-\frac{b_1 b_2^2 + b_1^2 b_2}{(b_1 + b_2)^2} x^2\right\} dY \\ &= a_1 a_2 \exp\left\{-\frac{b_1 b_2^2 + b_1^2 b_2}{(b_1 + b_2)^2} x^2\right\} \int_{-\infty}^{+\infty} \exp\{-(b_1 + b_2)Y^2\} dY \\ &= a_1 a_2 \exp\left\{-\frac{b_1 b_2^2 + b_1^2 b_2}{(b_1 + b_2)^2} x^2\right\} \sqrt{\frac{\pi}{b_1 + b_2}} \\ &= a_1 a_2 \sqrt{\frac{\pi}{b_1 + b_2}} \exp\{-a_3 x^2\} \quad \text{with} \quad a_3 = \frac{b_1 b_2^2 + b_1^2 b_2}{(b_1 + b_2)^2} \end{aligned} \quad (12)$$

平均自乗拡散距離 $\langle x^2 \rangle$ は次式で得られる．

$$\begin{aligned} \langle x^2 \rangle &= \int_{-\infty}^{+\infty} x^2 c(x, t) dx \\ &= a_1 a_2 \sqrt{\frac{\pi}{b_1 + b_2}} \int_{-\infty}^{+\infty} x^2 \exp\{-a_3 x^2\} dx \\ &= a_1 a_2 \sqrt{\frac{\pi}{b_1 + b_2}} \left(\frac{1}{2} \sqrt{\frac{\pi}{a_3^3}} \right) \\ &= \frac{\pi a_1 a_2}{2 \sqrt{b_1 + b_2} \cdot a_3^{3/2}} \end{aligned} \quad (13)$$

以上、二段階に温度が変化する場合の平均自乗拡散距離を求める表式を導出した．平均拡散距離は(13)式の値の平方根である．

研究業績

【公表論文】

1) 古迫誠司, 宮崎康信, 秋庭義明, “レーザ重ね継手の引張せん断強度”, 溶接学会論文集, 第 31 卷, 第 3 号(2013), pp.222-229.

【査読付き国際会議論文】

1) Seiji Furusako, Shinji Kodama, Yasunobu Miyazaki, Tetsuro Nose and Yoshiaki Akiniwa, “Strength of Arc Spot Welded Joints in a High Strength Steel Sheet, SAE International(2014), 2014-01-0786

【学会発表】

1) 古迫誠司, 児玉真二, 宮崎康信, “アークスポット溶接された高張力鋼板の継手強度 (第 2 報)”, 溶接学会全国大会講演概要, No. 90(2012), 230.

2) 古迫誠司, 児玉真二, 宮崎康信, “アークスポット溶接された高張力鋼板の継手強度 (第 3 報)”, 溶接学会全国大会講演概要, No. 91(2012), 302.

3) 古迫誠司, 児玉真二, 宮崎康信, “アークスポット溶接された高張力鋼板の継手強度 (第 4 報)”, 溶接学会全国大会講演概要, No. 92(2013), 76.

4) 古迫誠司, 児玉真二, 宮崎康信, “アークスポット溶接された高張力鋼板の継手強度 (第 5 報)”, 溶接学会全国大会講演概要, No. 93(2013), 342.

5) 古迫誠司, 渡辺史徳, 若林千智, 宮崎康信, “熱伝導解析解を利用した溶接条件決定指針の検討”, 溶接学会全国大会講演概要, No. 95 (2014), 414

6) 古迫誠司, 渡辺史徳, 若林千智, 宮崎康信, “熱伝導解析解を利用した溶接条件決定指針の検討”, 溶接構造シンポジウム 2014 講演論文集(2014 年 12 月), 25