

ホットワイヤ TIG 溶接による
ステンレス鋼溶接金属の微細化制御

(Grain Refinement Control Process
on Stainless Steel Weld by Hot-Wire GTA Welding)

2017 年 3 月

山下 正太郎

目次

第1章 緒論

1.1 溶接金属の等軸晶生成機構	3
1.2 溶接金属組織等軸晶化への溶接施工法からの取り組み	4
1.2.1 アルミニウム合金における検討	4
1.2.2 オーステナイト系ステンレス鋼における検討	8
1.2.3 フェライト系ステンレス鋼における検討	10
1.3 本研究の目的	11

第2章 ステンレス鋼溶接金属中の微細粒組織形成

2.1 供試材料および実験方法	13
2.1.1 供試材料および試験片	13
2.1.2 ホットワイヤ TIG 溶接条件	14
2.1.3 高速度ビデオカメラによる溶接現象の可視化	15
2.1.4 溶接金属組織観察方法	16
2.2 オーステナイト系ステンレス鋼 SUS310S の微細粒組織形成	17
2.2.1 溶接金属中に形成される微細粒組織	17
2.2.2 微細粒組織とワイヤ電流の関係	18
2.3 フェライト系ステンレス鋼 SUS430 の微細粒組織形成	22
2.3.1 溶接金属中に形成される微細粒組織	22
2.3.2 微細粒組織とワイヤ電流の関係	23
2.4 結言	25

第3章 微細粒組織形成現象に及ぼす溶接条件の影響

3.1 供試材料および実験方法	26
3.1.1 供試材料および試験片	26
3.1.2 溶接条件	26
3.2 各溶接条件の影響	28
3.2.1 アーク電流	28
3.2.2 溶接速度	30
3.2.3 ワイヤ送給速度	32
3.2.4 ワイヤ送給位置	34
3.3 微細粒組織形成に対する溶融池とワイヤ挿入状態の関係	36
3.4 微細粒組織形成現象	38
3.5 結言	40

第4章 微細粒組織形成メカニズムの解明

4.1 供試材料および実験方法	41
4.1.1 供試材料および試験片	41
4.1.2 液体 Sn および水急冷条件	41
4.1.3 微細粒組織形成過程の急冷実験方法	42
4.1.4 ホットワイヤ送給模擬加熱実験方法	43
4.1.5 ワイヤ組織再現加熱実験方法	44
4.2 微細粒組織形成とワイヤの関係	46
4.2.1 急冷法による微細粒組織形成過程の凍結	46
4.2.2 加熱送給中のワイヤ内組織変化	49
4.3 微細粒組織形成メカニズム	53
4.4 ワイヤ組織変化過程での局部溶融現象	54
4.5 結言	58

第5章 微細粒組織形成の最適化

5.1 供試材料および実験方法	59
5.1.1 供試材料および試験片	59
5.1.2 溶接条件	59
5.1.3 ホットワイヤ送給模擬加熱実験	60
5.2 通電距離の影響	61
5.2.1 ワイヤ温度分布変化	61
5.2.2 オーステナイト系ステンレス鋼 SUS310S	62
5.2.3 フェライト系ステンレス鋼 SUS430	64
5.3 通電距離ごとのワイヤ内組織変化と微細粒組織粒径	66
5.3.1 オーステナイト系ステンレス鋼 SUS310S	66
5.3.2 フェライト系ステンレス鋼 SUS430	68
5.4 結言	71

第6章 微細粒組織の諸特性

6.1 供試材料および実験方法	72
6.1.1 供試材料	72
6.1.2 ビッカース硬さ試験	73
6.1.3 引張試験	73
6.1.4 溶材供給式 Trans-Varestraint 試験	74
6.1.5 U型溶接割れ試験	75
6.1.6 超音波透過性試験	77

6.2	微細粒組織の機械的性質	79
6.2.1	ビッカース硬さ試験	79
6.2.2	引張試験	80
6.3	微細粒組織形成による凝固割れ感受性	81
6.3.1	溶材供給式 Trans-Varestraint 試験	81
6.3.2	U型溶接割れ試験	88
6.4	微細粒組織の多層盛溶接継手への適用	90
6.4.1	多層盛溶接金属組織への影響	90
6.4.2	超音波透過性試験	93
6.5	結言	94
第 7 章 総括		95

付録 A 二色放射温度計測の溶接への適用

1.	緒言	97
2.	供試材料および実験方法	98
2.1	供試材料および試験片	98
2.2	計測波長の選択	98
2.3	温度計測装置	99
2.4	レーザー溶接中の温度計測方法	100
2.5	アーク溶接中の温度計測方法	101
2.6	溶接条件ならびに温度計測条件	101
3.	二次元温度分布の取得と検証	104
3.1	純 Ni を用いたレーザー溶接部温度計測	104
3.2	高周波誘導加熱装置による温度計測の妥当性	105
3.3	光学フィルター選択による温度分布のばらつき	106
3.4	冷却速度とデンドライト二次アーム間隔の関係	111
3.5	アーク溶接中の温度計測	116
4.	結言	120

付録 B 溶材供給式 Trans-Varestraint 試験の基礎的検討

1. 緒言	121
2. 供試材料および実験方法	122
2.1 供試材料および試験片形状	122
2.2 溶材供給式 Trans-Varestraint 試験方法	123
2.3 溶接条件	125
2.4 評価方法	126
3. 溶材供給式 Trans-Varestraint 試験結果	127
3.1 溶融池周辺の凝固割れ分布	127
3.2 負荷ひずみ値と凝固割れ数, 長さの関係	129
3.3 Trans-Varestraint 試験との比較	130
4. ホットワイヤ TIG 溶接への適用	131
5. 結言	134

参考文献

謝辞

第 1 章 緒論

溶接部に要求される特性は、その適用材料および環境に応じて様々であり、そのために種々の溶接方法が提案されている。中でも、溶接金属部の結晶粒微細化は、溶接金属組織が微細になることによる各種特性の改善効果から、これまでに多く検討されている。本研究では、ホットワイヤ TIG 溶接を用いた溶接金属組織改善のための新たな微細化技術を提案する。

溶接金属組織の凝固現象は、溶接施工および適用箇所に応じた温度履歴に依存する。そのため、凝固組織は一般的に母材組織からエピタキシャル成長した柱状晶となり、その大部分は母材金属組織に比して粗大化することから、機械的特性の劣化が生じる。その対策として、大きく分けて 2 つの点において検討されている。一つは、溶接金属部に微細化元素を添加する化学組成からの検討、もう一方は、溶接熱源の揺動や熔融池の攪拌などによる溶接施工法からの検討である。これらの検討を微細化方法および材料ごとにまとめて Table 1.1 に示す。これらの中で多く検討されているのは、微細化元素の添加である¹⁻¹⁷⁾。溶接部に微細化元素を添加することで溶接金属中の核生成サイトを増加させることができ、溶接金属部の等軸晶生成が容易になる。アルミニウム合金では Ti, Zr, B¹⁻⁶⁾、フェライト系ステンレス鋼では Ti, Al, Cu⁷⁻¹⁶⁾などを溶接金属中に添加することで微細等軸晶化することが報告されている。このような溶接金属の等軸晶化により、溶接金属部の強度、延性、靱性等の機械的特性が向上することも知られている^{4,5,14-16,33-35)}。さらに、アルミニウム合金では、この等軸晶化により溶接金属の凝固過程で生じる凝固割れ感受性が低減^{1,2)}、フェライト系ステンレス鋼では高温割れ発生が限定される³⁶⁾などの報告例がある。このように溶接金属部の化学組成の検討から各種特性を改善できることが報告されているが、一部では微細化元素の過剰添加による機械的特性の劣化もみられ⁷⁾、その適用には十分な検討が必要であろう。

溶接施工法からの検討としては、溶接主熱源であるアークの揺動、パルスアーク、磁気攪拌の適用などが検討されており、これら方法による微細化効果とその特性について、以下の項に記す。

Table 1.1 Literature reviews for grain refinement of weld metal.

Grain Refinement method		Material	Welding process	Grain size in weld metal	Author
Refiner element (Inoculant)	Al alloy	Alloy 7N01	GTAW	20 μm	F. Matsuda et al. ²⁾
		Alloy 1100	GTAW	-	H. Yunjia et al. ³⁾
		Alloy 7020	GTAW	-	G.D. Janaki Ram et al. ⁴⁾
		Alloy 1050, 5083	GTAW	20 μm	P. Schempp et al. ⁵⁾
		Alloy 1050A, 6082, 5083	GTAW	-	P. Schempp et al. ⁶⁾
	Stainless steel	18Cr-2Mo Ferritic stainless steel	GTAW	200 μm	J.M. Sawhill et al. ⁷⁾
		19/30Cr-2Mo ferritic stainless steel	GTAW	150 μm	Y. Nakao et al. ⁹⁾
		430 ferritic stainless steel	GTAW	200 μm	J.C. Villafuerte et al. ⁸⁾
		430 ferritic stainless steel	GTAW	150 μm	T. Mohandas et al. ¹⁰⁾
		430 ferritic stainless steel	GTAW	-	M.O.H. Amuda et al. ¹¹⁾
		444 ferritic stainless steel	GMAW	50 μm	V. Villaret et al. ¹³⁾
		430 ferritic stainless steel	GTAW	200 μm	G. Mallaiah et al. ^{12,14,15)}
		430 ferritic stainless steel	GMAW	120 μm	M. Akita et al. ¹⁶⁾
		Duplex stainless steel	GTAW	40 μm	W.A. Petersen ¹⁷⁾
Magnetic stirring	Al alloy	Alloy 1070, 5052, 5083	GTAW	-	F. Matsuda et al. ¹⁸⁾
		Alloy 1000~7000	GTAW	-	F. Matsuda et al. ¹⁹⁾
		Alloy 3000~7000	GTAW	-	B.P. Pearce et al. ²⁰⁾
		Alloy 7N01	GTAW	-	F. Matsuda et al. ²¹⁾
		Alloy 5083	GTAW	-	T. Omae et al. ²²⁾
	Stainless steel	316 austenitic stainless steel	GTAW	-	
		310 austenitic stainless steel	GTAW	100 μm	T. Watanabe et al. ²³⁾
		310 austenitic stainless steel	GTAW	-	M. Malinowski-Brodnicka et al. ²⁴⁾
Pulsed arc	Al alloy	Alloy 1070, 5052, 5083	GTAW	-	F. Matsuda et al. ²⁵⁾
		Alloy 6351	GTAW	-	N. Karunakaran et al. ²⁶⁾
	Stainless steel	310 austenitic stainless steel	GTAW	100 μm	T. Watanabe et al. ²⁷⁾
		304/309 austenitic stainless steel	GTAW	-	I. Masumoto et al. ²⁸⁾
Arc oscillation (manipulation)	Al alloy	Alloy 5052	GTAW	-	S. Kou et al. ²⁹⁾
		Al 2219	GTAW	30 μm	S.R. Koteswara Rao et al. ³⁰⁾
Ultrasonic vibration	Stainless steel	310 austenitic stainless steel	GTAW	-	T. Watanabe et al. ³¹⁾
		444 ferritic stainless steel	GTAW	200 μm	T. Watanabe et al. ³²⁾

1.1. 溶接金属の等軸晶生成機構

S. Kou は、アーク揺動を適用した TIG 溶接を用いた Al 合金の溶接において、アルミニウム合金溶接部に形成された等軸晶の生成機構として 3 つほど指摘している³⁷⁾。そのメカニズムを模式的に Fig. 1.1 に示す。図は、溶接部周辺を模式的に示したものである。S. Kou らによると溶接金属中の核の生成は、(i) 溶融池周辺の溶融境界近傍における液化により母材から離脱した結晶粒、(ii) 溶融池後方の凝固中の柱状晶のデンドライト先端の剥離、そして (iii) 不均質核生成によるとされる。不均質核生成に関しては、溶融池内での凝固時の温度勾配と凝固速度に依存するが、上述した液化による母材結晶粒の離脱およびデンドライト先端の剥離の 2 点に関しては、溶融池内の液の揺らぎおよび対流により引き起こされると推察されている。

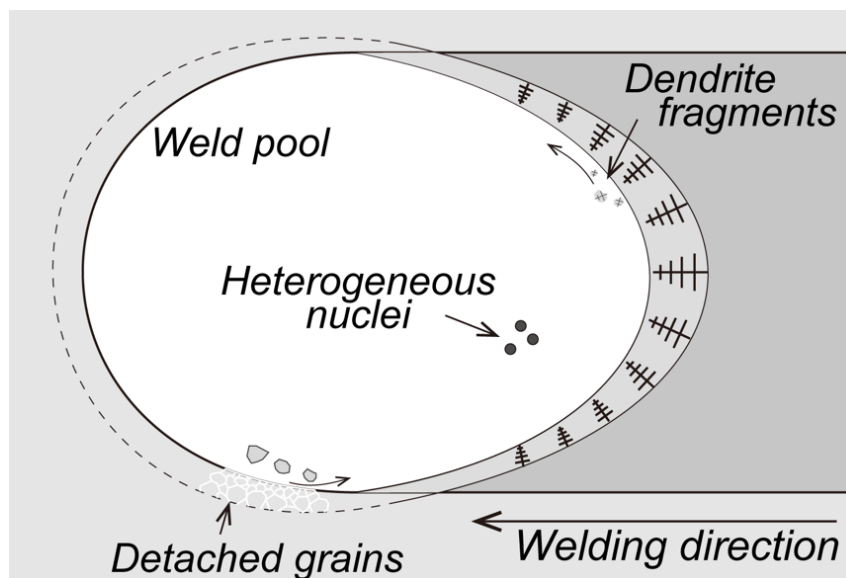


Fig. 1.1 Schematic illustration of nucleation mechanism of weld metal³⁷⁾.

1.2. 溶接金属組織の微細化への溶接施工法からの取り組み

溶接金属組織の微細化への溶接施工法からの検討はアーク揺動^{29, 30)}, パルスアーク²⁵⁻²⁸⁾, 磁気攪拌併用 TIG 溶接¹⁸⁻²⁴⁾および超音波振動^{31,32)}などが挙げられる。これらの方法においては, TIG 溶接などの溶接装置とは別に, 溶接熱源揺動, 磁気攪拌, 超音波振動のための外部負荷装置が必要となる。これら溶接法において, ある適正範囲では溶接金属組織が等軸晶化することがわかっており, 溶接金属が等軸晶化することで各種特性が向上することが知られている。その等軸晶化した溶接金属組織の粒径は, アルミニウム合金で約 30 μm , SUS310S で約 100 μm , SUS444 で約 200 μm であった (Table 1.1)。一方で, 各種溶接法の等軸晶化する条件範囲において, 溶接ビードが乱れる, 溶接欠陥が生じるなどの問題もあるようである。以下にアルミニウム合金, オーステナイト系ステンレス鋼ならびにフェライト系ステンレス鋼を用いて, 上述の各溶接法により得られる組織について述べる。

1.2.1 アルミニウム合金における検討

溶接熱源のアーク揺動については, S. Kou らにより Al 合金の TIG 溶接において検討されている²⁹⁾。溶接中に TIG アークを溶接進行方向に対して垂直または平行に揺動, または円運動させることにより溶接金属の凝固組織の成長方向が変化する (Fig. 1.2)。Fig. 1.2 (a) は通常の TIG 溶接, (b) は溶接進行方向に対して垂直にアークを揺動した場合の溶接ビード表面組織を示しているが, アークの揺動に従うように柱状晶が蛇行していることがわかる。S. Kou らは, この組織形態変化が凝固割れ感受性に与える影響についても調査しており, アーク揺動による柱状晶形態変化ならびに溶接金属組織の等軸晶化により感受性が低下することを報告している (Fig. 1.3)。

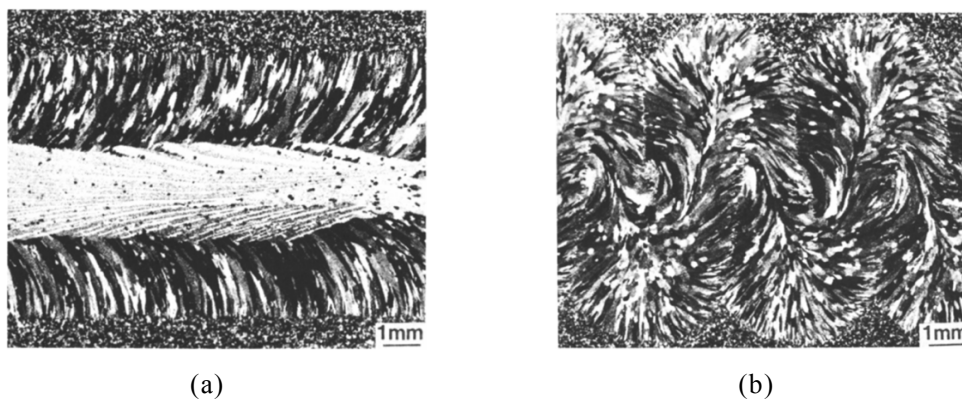


Fig. 1.2 Grain structure on weld bead surface of Alloy 5052 weld: (a) No arc oscillation. (b) Transverse arc oscillation at 1.0 Hz and 1.9 mm amplitude.²⁹⁾

パルスアークによる微細化について、N. Karunakaran ら²⁶⁾により Al 合金の TIG 溶接において検討されている。N. Karunakaran らによると、パルスアークにすることで溶融池のピーク温度が低下し、溶接部の冷却速度も速くなることから、溶接金属組織が微細になると報告されている。パルスアークによる微細化効果としては、機械的特性が通常のアーク溶接に比して、引張強さが 12.5 %、伸びが 25 %程度向上するとされている。また、F. Matsuda ら²⁵⁾は、等軸晶化へのパルス周波数の影響について調査しており、パルス周波数に適正な条件範囲があるとわかる (Fig. 1.4)。

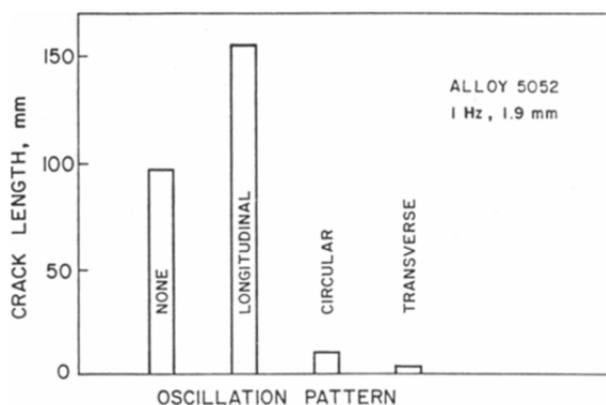


Fig. 1.3 Effect of arc oscillation pattern in solidification cracking in welds of alloy 5052 made with a low oscillation frequency of 1.0 Hz.²⁹⁾

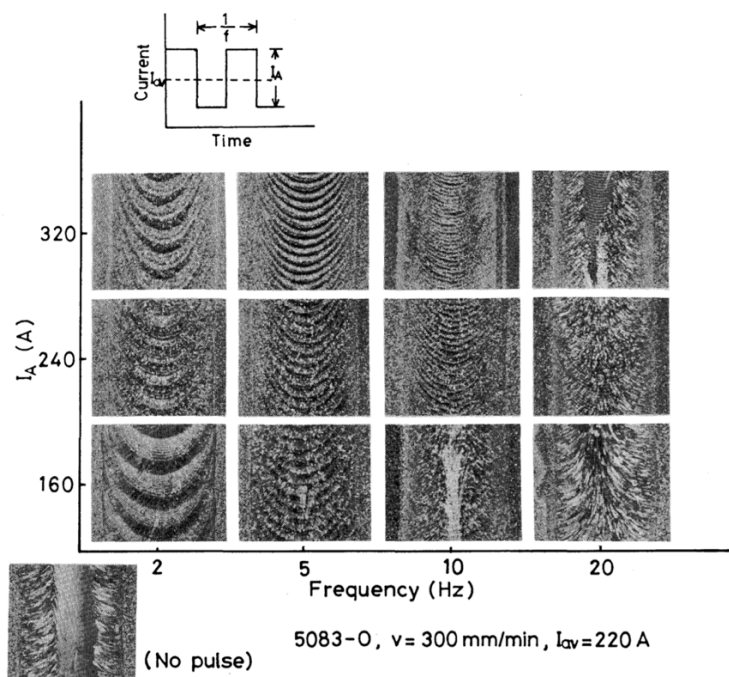


Fig. 1.4 Pulsed current wave-form and macrostructure of bead surface in various case of pulse conditions.²⁵⁾

磁気攪拌による微細化への効果として F. Matsuda らの研究例をあげる^{18,19,21)}。磁気攪拌併用 TIG 溶接では、溶融池を流れるアーク電流と磁場の向きにより溶融池に攪拌力を与えることができる (Fig. 1.5)。F. Matsuda らは Al 合金の TIG 溶接へ磁気攪拌の適用を行っている。磁気攪拌では、磁場の周波数および強度により溶融池が攪拌されるが、溶接金属の微細化の程度がそれらの条件により変化することを指摘している。さらに、F. Matsuda ら²¹⁾は、Al 合金の凝固割れ感受性について Holdcroft 試験を用いて、磁気攪拌による微細化の効果を調査し、溶接部に発生した割れの進展を、磁気攪拌により微細等軸晶となった溶接金属領域において抑制できることを示した (Fig. 1.6)。また、大前ら²²⁾は、Fish-bone 試験ならびに Trans-restraint 試験により、Al 合金の磁気攪拌併用 TIG 溶接において凝固割れ感受性が低減する、という研究結果を示している。

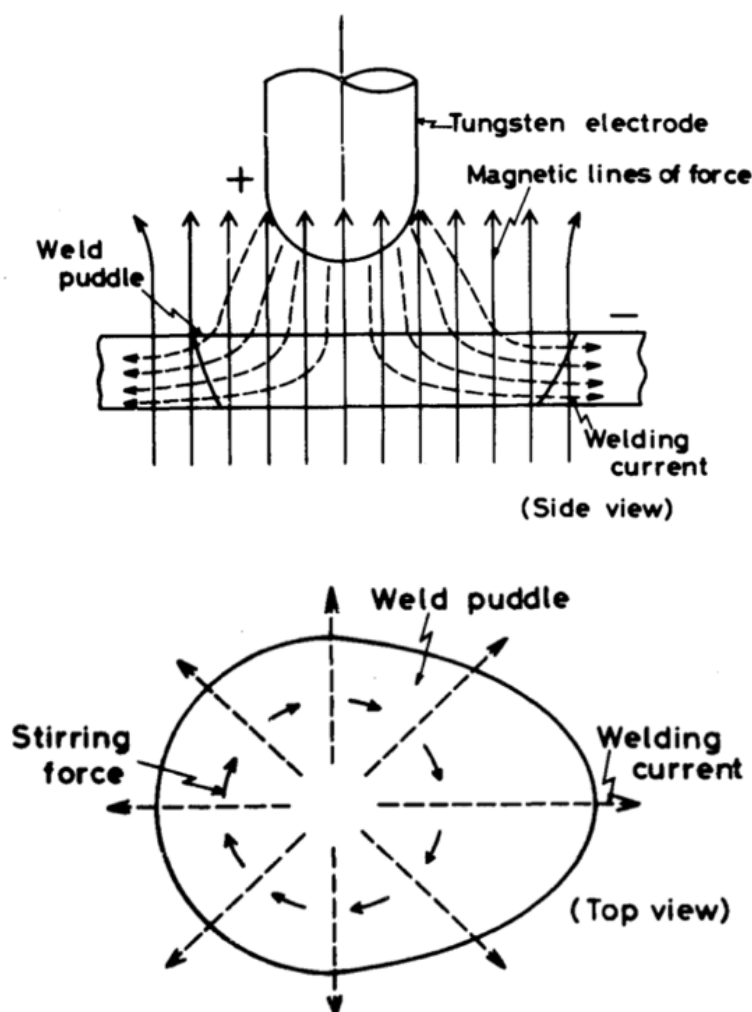


Fig. 1.5 Schematic illustration of principle of electromagnetic stirring.¹⁸⁾

上述したパルスアーク, アーク揺動, 磁気攪拌による等軸晶化のメカニズムとしては, 溶融池が攪拌されることによる溶融池後端の凝固界面前方におけるデンドライト先端の剥離や, 不均質核生成によるものと推測されている. 特に, 溶融池が十分に攪拌されているために溶融池後端において組成的過冷が生じることで核生成が促進され等軸晶化しやすくなると考えられている.

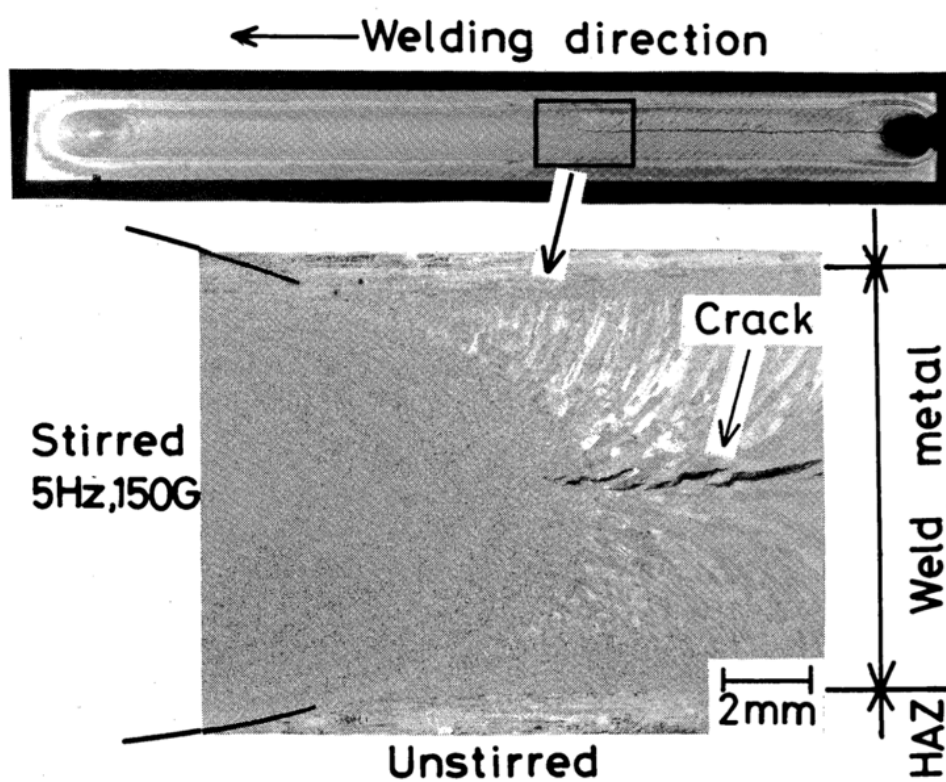


Fig. 1.6 General appearance of weld bead surface showing macrostructural change caused by electromagnetic stirring applied on the way of welding.²¹⁾

1.2.2 オーステナイト系ステンレス鋼における検討

渡辺らは、パルス TIG 溶接²⁷⁾ならびに磁気攪拌併用 TIG 溶接²³⁾によりオーステナイト系ステンレス鋼 SUS310S の溶接金属組織の微細化について検討している。

渡辺らは、オーステナイト系ステンレス鋼 SUS310S においてパルス TIG 溶接を適用し、粒径 100 μm の結晶粒を得ている。パルスアークによる溶接金属の等軸晶化は、パルスアークのピーク電流やベース電流の比、パルス周波数に依存するとされ、やはり適切な条件範囲があるとされる。そのメカニズムとして、パルス周波数により溶融池が共振することで溶湯の流動が激しくなり、溶融池凝固界面でのデンドライトの溶離が生じ、それがそのまま核となり粒状の結晶となるとしている。加えて、溶融池の凝固界面前方での組成的過冷却により粒状晶核が生成することなどについても言及している。このようにパルス TIG 溶接により微細化が達成されると言われているが、等軸晶化する条件範囲において、トンネル状の空洞、ハンピングなどの欠陥が発生している (Fig. 1.7)。

また、同じく渡辺らは、磁気攪拌併用 TIG 溶接によるオーステナイト系ステンレス鋼 SUS310S 溶接金属中の等軸晶化を検討している。磁気攪拌を適用することにより得られる微細な結晶粒は約 100 μm であり、パルス TIG 溶接と同程度である。そのメカニズムは溶融池を攪拌することに起因することから、やはりデンドライトの溶離による核生成と溶融池の強制攪拌にともなう凝固界面前方での組成的過冷却の増大による核生成が挙げられている。しかし、M. Malinowski-Brodnicka ら²⁴⁾の結果からは、磁気攪拌併用 TIG 溶接においても、溶融池の強制的な攪拌により溶融池が乱れるなどの問題があるようである (Fig. 1.8)。大前ら²²⁾は、Fish-born 試験ならびに Trans-varestraint 試験により、SUS316 の溶接に磁気攪拌を適用することにより凝固割れ感受性が低減するとしている。

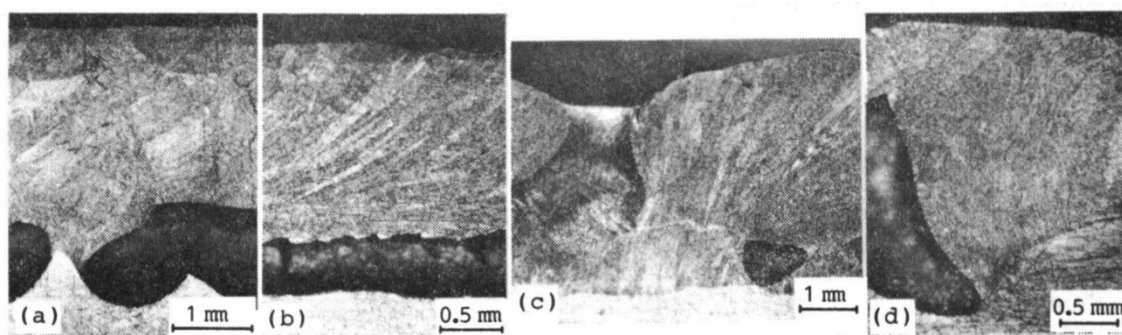


Fig. 1.7 Typical solidification structures of longitudinal sections in pulsed TIG welding under various pulse frequency.²⁷⁾

さらに、渡辺ら³¹⁾は溶融池に超音波振動を付与させることで溶接金属の等軸晶化を試みている。パルス TIG 溶接, 磁気攪拌併用 TIG 溶接のように, 超音波振動付与することで溶接金属中に等軸晶は生成されてはいないが, 溶接金属のセル組織が微細になることが確認されており, これにより溶接金属の引張強度が向上することがわかっている (Fig. 1.9).

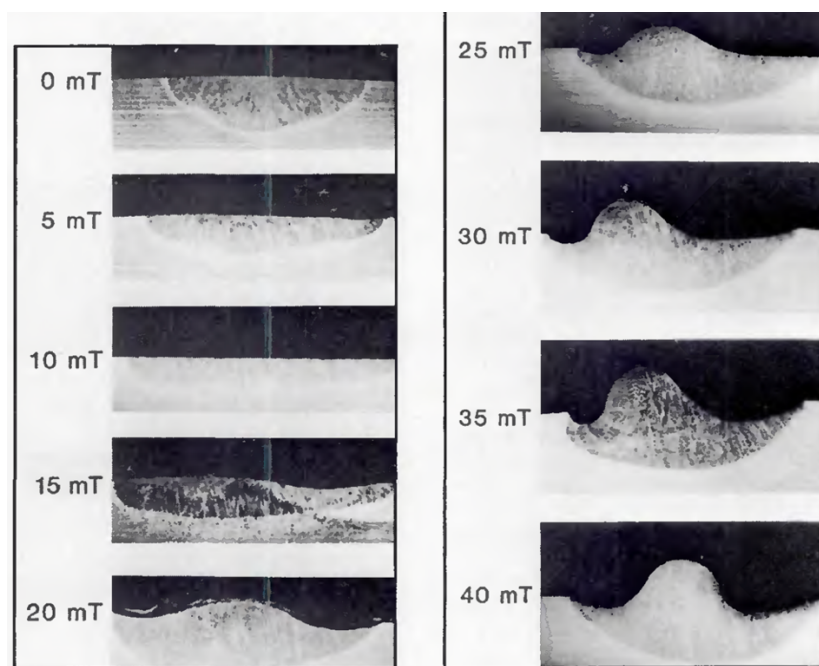


Fig. 1.8 Transverse cross-sections of welds obtained in the presence of a constant axial magnetic field for different values of the field strength.²⁴⁾

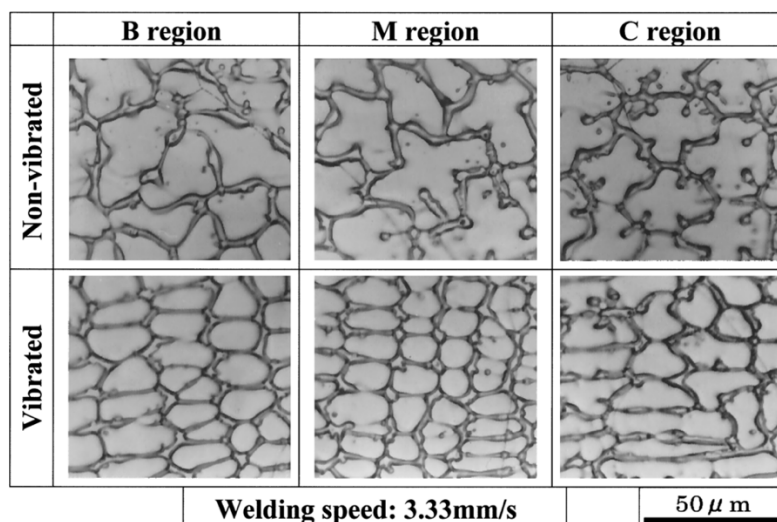


Fig. 1.9 Sectional views of columnar grain perpendicular to the growth direction in weld metal made with ultrasonic vibration and no vibration.³¹⁾

1.2.3 フェライト系ステンレス鋼における検討

渡辺ら³²⁾は、フェライト系ステンレス鋼 SUS444 の TIG 溶接において、超音波振動を付与したワイヤを溶融池へと挿入することで溶接金属組織の微細化を検討している。超音波振動付与による結晶粒は約 200 μm であり、溶接金属部中央に微細な等軸晶が形成されると報告されている (Fig. 1.9)。この超音波振動を付与した溶接金属組織に対して引張試験が行われており、超音波振動なしの場合の溶接金属に対して、強度の向上はあまりみられないものの、延性は著しく改善されると報告されている。

フェライト系ステンレス鋼の場合では、Table 1.1 に示しているが、微細化元素を添加することで溶接金属の結晶粒径を 50 μm 程度まで微細化できることがわかっている。この結果に比べると、超音波振動付与により溶接金属中央に生成する粒径 200 μm の等軸晶は、微細とはいえないが、溶接金属中央に等軸晶を生成することによる機械的特性の改善は期待できると考えられる。

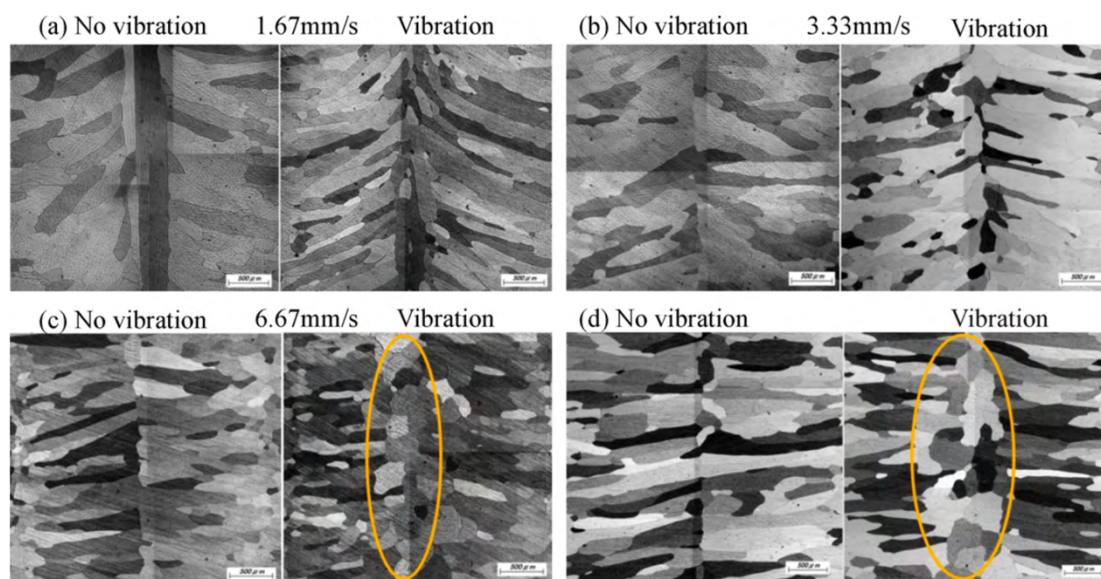


Fig. 1.9 Micrographs of the top view of weld metal made without and with ultrasonic vibration using various welding speeds.³²⁾

1.3. 本研究の目的

Table 1.1 に示したように、溶接金属組織の微細化が検討されており、等軸晶化した溶接金属の機械的特性は向上していた。また、アルミニウム合金、ステンレス鋼において溶接金属を等軸晶化することで凝固割れが抑制できることなども示唆された。加えて、溶接金属中の柱状晶の抑制や微細化により、溶接部の超音波探傷試験における欠陥検出性が向上する^{38,39)}とされており、溶接金属を微細化もしくは等軸晶化することで多くの特性改善がみこまれる。

ホットワイヤ TIG 溶接においてステンレス鋼の溶接金属中に微細な等軸晶の形成が確認された。Table 1.1 で明らかなように、溶接金属の微細化方法としてホットワイヤ TIG 溶接が使用された例はない。ホットワイヤプロセス⁴⁰⁻⁵⁶⁾では、母材溶融は主熱源であるアーク、添加ワイヤの溶融はワイヤ電流によるジュール加熱によりそれぞれ独立制御することが可能である。ホットワイヤプロセスを TIG 溶接と併用したホットワイヤ TIG 溶接は高能率・高品質溶接法であり、アーク電流や溶接速度に独立して溶着金属量を設定でき、低入熱・低希釈な溶接が達成される^{43,45)}。また、高能率・高品質溶接が可能なホットワイヤ TIG 溶接において、溶接金属組織の微細化までもが達成されれば、非常に有効な溶接法となりえる。そこで本研究では、ホットワイヤ TIG 溶接を用いたステンレス鋼溶接金属組織の微細化技術の確立を目的とする。

本研究のフローチャートを Fig. 1.10 に示す。まずホットワイヤ TIG 溶接による微細な等軸晶の形成と、ホットワイヤ特有の条件であるワイヤ電流の関係について SUS310S ならびに SUS430 を用いて調査した結果を第 2 章に示す。さらに、微細等軸晶形成傾向を明確にするため、第 3 章では、各溶接条件と微細等軸晶の形成状態を調査した。第 4 章においては、ホットワイヤ TIG 溶接による微細化メカニズムを微細等軸晶形成中の凍結組織ならびにホットワイヤ送給中の組織変化から明らかにした。第 5 章では、微細化メカニズムに大きく影響を及ぼす通電距離の影響について調査し、本プロセスにより形成される微細等軸晶の最適化について検討した。第 6 章では、ホットワイヤ TIG 溶接により形成される微細等軸晶の諸特性を評価した。

このようにホットワイヤ TIG 溶接による溶接金属組織の微細化メカニズムを明らかにし、各溶接条件による微細等軸晶形成範囲およびその形成指針を得た。そして、ホットワイヤ TIG 溶接により形成される微細等軸晶の有用性を示し、実施工適用への指針を明らかにした。

Chapter 1: Introduction and literature review

→ Hot-wire GTAW is new method for grain refinement method

Chapter 2

Fine grain in weld metal by hot-wire GTAW

Material: SUS310S, SUS430

Investigation of relationship between fine grain and wire current

- Appearance and cross-section of weld bead
- Wire feeding phenomena at each wire current
- Location and amount of fine grain in weld metal

Chapter 3

Optimization of welding conditions for fine grain formation

Investigation of effect of welding conditions

- Arc current, welding speed, wire feeding speed, wire feeding position

→ **Optimum guideline for fine grain formation**

Chapter 4

Elucidation of fine grain formation mechanism

- Investigation of heat transfer around weld pool
- Observation of quenching microstructure
- Microstructure evolution in wire and temperature

→ **Relationship between fine grain and microstructure evolution in wire**

Appendix A

Two-color thermometry

Chapter 5

Optimization of fine grain in weld metal

Material: SUS310S, SUS430

Effect of power supply distance

→ **Amount of fine grain and fine grain size**

Chapter 6

Characteristics of fine grain in weld metal

Mechanical properties

→ Tensile strength, elongation, hardness

Weld cracking test

Ultrasonic test

Appendix B

Trans-Varestraint test
applied for wire feeding

Chapter 6: Conclusion

Fig. 1.10 Flow chart of this study.

第 2 章 ステンレス鋼溶接金属中の微細粒組織形成

本論文では、ホットワイヤ TIG 溶接により溶接金属中に形成される微細な等軸晶を微細粒組織と称する。オーステナイト系ステンレス鋼 SUS310S の溶接金属中に微細粒組織の形成がみられた条件を基に、まずホットワイヤ TIG 溶接特有の条件であるワイヤ電流と微細粒組織の形成状態を調査した。さらに、SUS310S の条件を参考にして、凝固モードの異なるフェライト系ステンレス鋼 SUS430 の溶接金属に対して微細粒組織の形成を試みた。溶接金属の断面観察から、微細粒組織量を示す断面微細化率を測定し、ワイヤ電流と微細粒組織の形成状態の関係を明らかにした。

2.1. 実験方法

2.1.1 供試材料および試験片

母材には、オーステナイト系ステンレス鋼 SUS310S およびフェライト系ステンレス鋼 SUS430 を使用した。添加ワイヤにはそれぞれ JIS Z 3321 YS310S および YS430 (φ 1.2 mm) を用いた。化学組成を Table 2.1 に示す。溶接試験片の形状を Fig. 2.1 に模式的に示す。試験片サイズは 50 (w)×100(l)×12(t) mm とし、試験片幅方向中央に開先角度 40°、開先底部半径 2 mm で開先深さ 6 mm の U 型開先加工を施した。

Table 2.1 Chemical compositions of base metal and filler wire (mass%).

Material	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Cu	Fe
SUS310S	0.05	0.59	0.84	0.022	<0.001	19.19	25.33	-	-	Bal.
SUS430	0.04	0.24	0.52	0.031	0.005	0.12	16.19	-	-	Bal.
YS310S	0.048	0.39	1.60	0.018	0.002	21.49	26.09	-	-	Bal.
YS430	0.009	0.41	0.39	0.021	0.003	0.20	16.81	0.02	0.02	Bal.

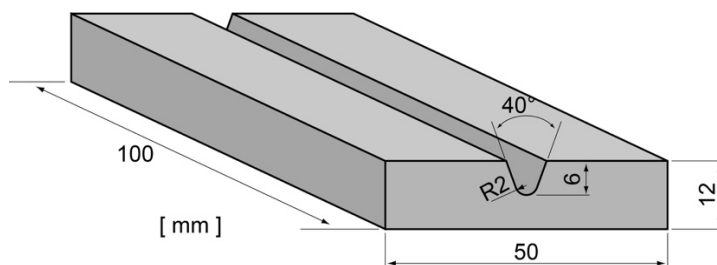


Fig. 2.1 Schematic illustration of specimen.

2.1.2 ホットワイヤ TIG 溶接条件

溶接条件を Table 2.2 に、ホットワイヤ TIG 溶接法の模式図を Fig. 2.1 に示す。TIG 溶接では、ワイヤは溶接方向前方より送給されるのが一般的であるが、本研究におけるホットワイヤ TIG 溶接では、ホットワイヤプロセスにより加熱されたワイヤを溶接方向後方より溶融池へと送給した。ホットワイヤ TIG 溶接では、ワイヤ電流により発生する磁界の影響からアークの磁気吹きが生じる。その磁気吹きによるワイヤの不安定送給を避けるため、ワイヤへ供給する電流の極性は、ホットワイヤトーチ側を陽極、母材側を陰極とした。Fig. 2.1 に示すように、アーク長は開先底部から電極先端までの距離、ワイヤ送給位置は、開先底部での電極中心を原点としワイヤ先端部が開先底部に接する位置までの距離で表し、溶融池後方側を正とした。また、ワイヤ送給角度は開先底部面とワイヤ間の角度とした。

SUS310S および SUS430 で溶接条件は異なるが、主な溶接条件として溶接速度 0.5 m/min, アーク電流 250 A, アーク長 3 mm, ワイヤ送給速度 5.0 m/min に設定した。溶接長は 90 mm とし、溶接開始 30 mm の位置から定常部となるようにし、定常部でのアーク電圧は 10.5 V であった。ワイヤ送給条件は、SUS310S の場合はワイヤ送給角度 30, 45°, ワイヤ送給位置 0, +1 mm, 通電距離 57 mm, SUS430 の場合は 45°, +1 mm, 35 mm にそれぞれ設定した。ワイヤ電流は、SUS310S で 105~144 A, SUS430 で 140~174 A の範囲で溶接した。ワイヤ電流はパルス波形とし、パルス周期 100 Hz, ワイヤベース電流 0 A とした。その波形を Fig. 2.3 に模式的に示すが、通電割合を示す Duty (通電時間を周期で除した値) は 30 % とした。なお、ワイヤ電流は、電圧に変換して測定器によりサンプリング周波数 5000 Hz で計測し、実効値に換算した値を使用している。

Table 2.2 Welding conditions of hot-wire GTAW.

	SUS310S	SUS430
Welding speed, m/min	0.5	
Arc current, A	250	
Arc voltage, V	10.5	
Arc length, mm	3	
Wire feeding speed, m/min	5.0	
Wire feeding position, mm	0, +1	+1
Wire feeding angle, deg.	30, 45	45
Power supply distance, mm	57	35
Wire current, A	105~144	140~174
Pulse of wire current, Hz	100	
Duty, %	30	
Shielding gas(Ar), l/min	20	

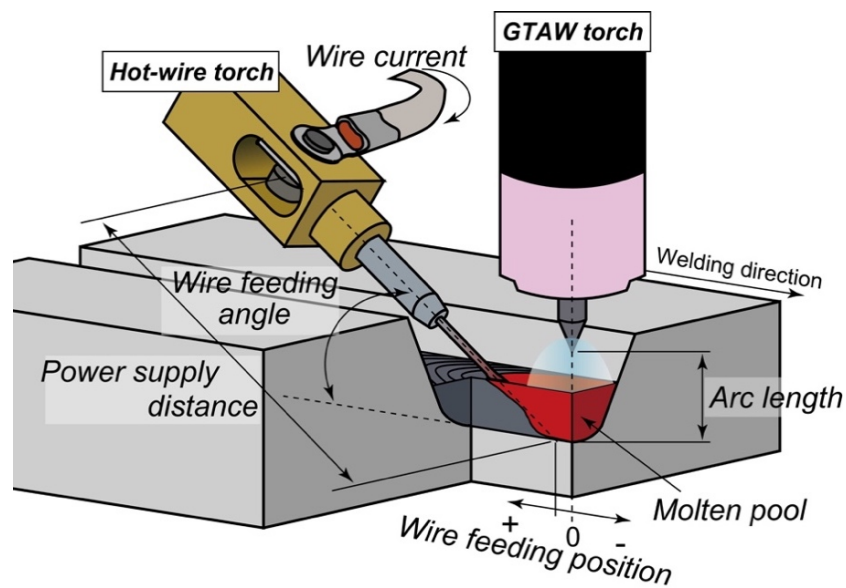


Fig. 2.2 Schematic illustration of hot-wire GTAW.

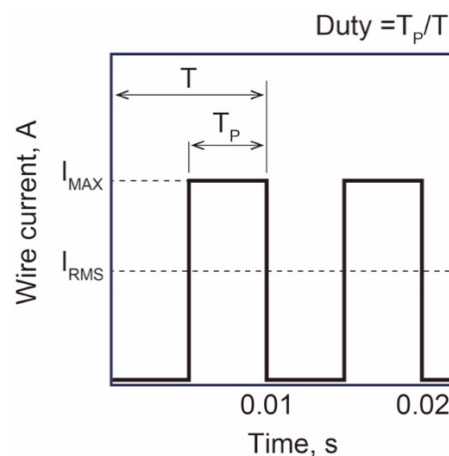


Fig. 2.3 Pulse shape of wire current.

2.1.3 高速度ビデオカメラによる溶接現象の可視化

ホットワイヤ TIG 溶接中の微細等軸晶の形成と溶接現象の関係を調査する目的で、高速度ビデオカメラを用いて溶融池周辺のワイヤ挿入状態を可視化した。高速度ビデオカメラを用いた可視化の実験写真を Fig. 2.4 に示す。高速度ビデオカメラは、溶接方向に対して斜め後方から溶融池周辺のワイヤ送給状態を可視化できるように設置した。アーク溶接中の可視化は、アーク光の影響もあり溶融池周辺の鮮明な像を得ることが難しい。そこで、ファイバーカップリング式 980 nm 単波長半導体レーザ発振器を照明として使用し、光学フィルターには、980 nm (FWHM: 10 nm) バンドパスフィルターを使用することでアーク溶接中の溶融池周辺を可視化した。

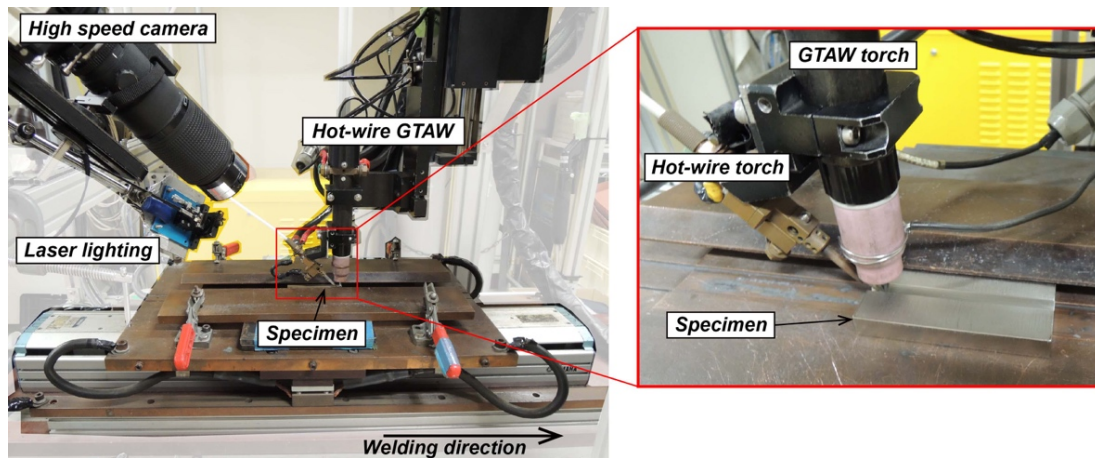


Fig. 2.4 Appearance of in-situ observation system.

2.1.4 溶接金属組織観察方法

溶接ビード定常部で組織観察用試料を 10 mm 間隔で 3 断面取得した。組織観察用試料は、耐水研磨紙にて研磨後、粒度 1,6 μm のダイヤモンドペースト及び酸化マグネシウム粉末を用いて琢磨し、鏡面仕上げを行った。鏡面仕上げ後、SUS310S の場合は 10 % シュウ酸水溶液により電解腐食、SUS430 の場合は 20 % 王水ならびに 10 % 酸化 Cr 水溶液を用いて電解腐食し、溶接金属組織を現出した。腐食後は、光学顕微鏡を用いて溶接金属の断面観察を行った。また、SEM-EBSD を用いて溶接金属中に形成された微細な等軸晶の結晶方位を解析した。

溶接条件ごとの微細な等軸晶の形成状態を評価するために断面微細化率を定義した。Fig. 2.5 に模式的に示すように、溶接金属部の面積を A_1 、溶接金属中に形成される微細な等軸晶の面積を A_2 として、断面微細化率を計測した。

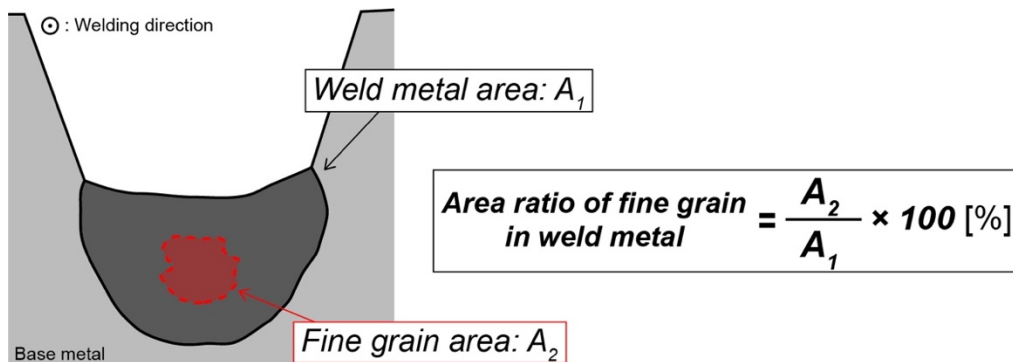


Fig. 2.5 Definition of fine grain ratio in weld metal.

2.2. オーステナイト系ステンレス鋼 SUS310S の微細粒組織形成

2.2.1 溶接金属中に形成される微細粒組織

オーステナイト系ステンレス鋼 SUS310S において、溶接速度 0.5 m/min, アーク電流 250 A, ワイヤ送給速度 5.0 m/min, ワイヤ送給位置+1 mm, ワイヤ送給角度 30° とし, ワイヤ電流 120 A により溶接した場合に溶接金属中に微細な等軸晶が形成された。その溶接金属の断面組織を Fig. 2.6 に示す。Fig. 2.6 (a)は光学顕微鏡画像, (b)は溶接金属部の EBSD 解析により得られた IPF 像を示している。図中には微細等軸晶領域を破線で囲んでいる。Fig. 2.6 (a)より, 微細等軸晶領域が比較的広範囲に溶接金属の中央に形成されていることがわかる。その断面微細化率は約 30 %である。また IPF 像から, 微細等軸晶領域がその他溶接金属に比べ微細であることがわかる。Fig. 2.6 (a)に白枠で示される微細等軸晶境界の拡大図を Fig. 2.7 に示す。Fig. 2.7 から, 画像左下からは母材から成長したとみられる柱状晶がみられるが, 右上に見られる微細等軸晶領域では, その柱状晶とは異なった結晶方位を有しており, 平均結晶粒径は約 15 μm であった。以後この組織を微細粒組織と称する。

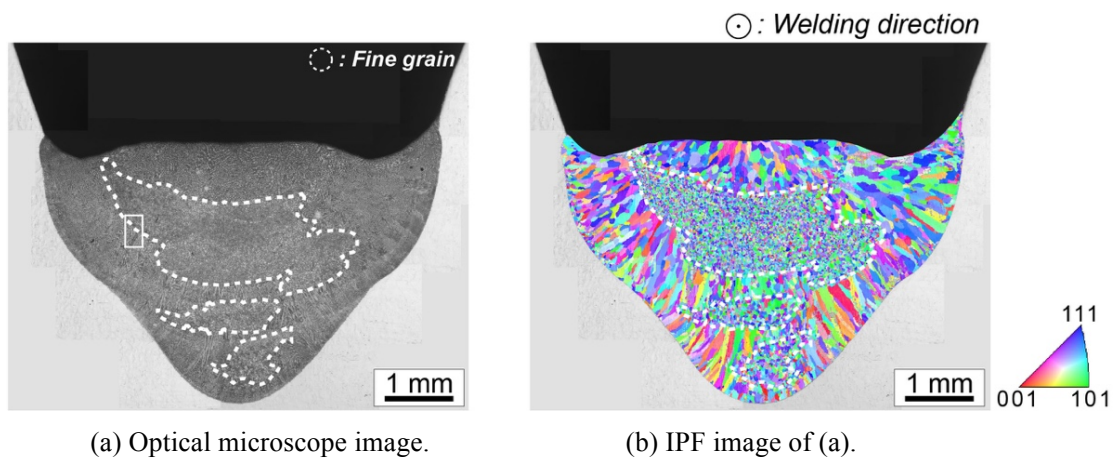


Fig. 2.6 Cross-section of weld bead by using hot-wire GTAW process, EBSD analysis result of the weld bead and positions of fine equiaxed microstructure into the weld bead.

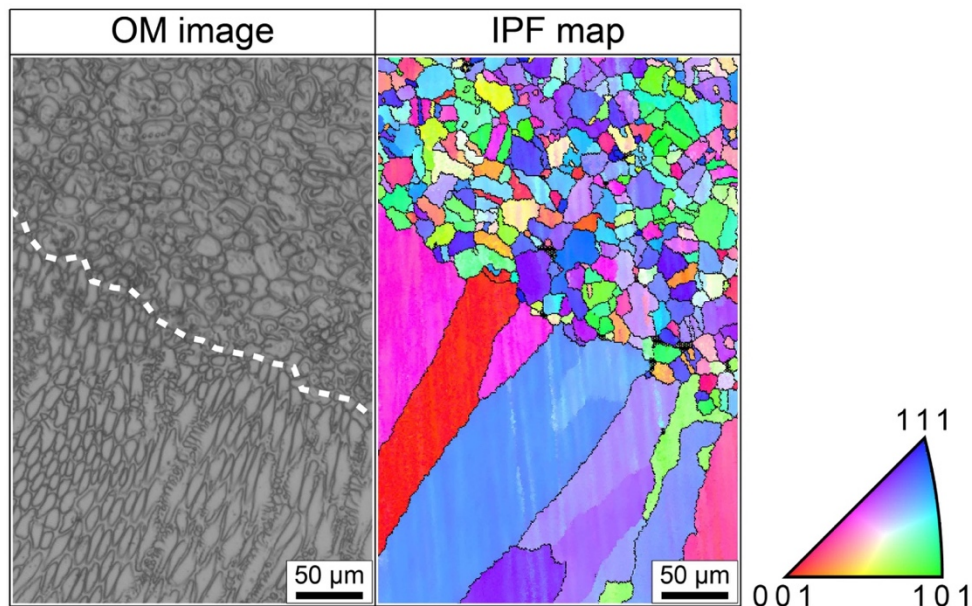


Fig. 2.7 Boundary between the fine grain and columnar structure from base metal.

2.2.2 微細粒組織形成とワイヤ電流の関係

微細粒組織が観察された溶接条件を参考にして、ワイヤ電流を変化させて、微細粒組織の形成状態を観察した。溶接速度 0.5 m/min, アーク電流 250 A, ワイヤ送給速度 5.0 m/min の条件のもと、ワイヤ送給位置+1 mm, ワイヤ送給角度 45° とし、ワイヤ電流 105~144 A の範囲で得られた溶接ビード外観を Fig. 2.8 に示す。溶接ビード外観から、ワイヤ電流 120~144 A の範囲で溶接ビード表面のリップル線が乱れているが、いずれのワイヤ電流においても、ハンピングやスパッタなどの溶接欠陥はみられず、安定した溶接であることがわかる。Fig. 2.9 に、高速度ビデオカメラにより得られた各ワイヤ電流での溶融池周辺の可視化動画の一コマを示す。図中には、実線で電極、破線で開先、一点鎖線で溶融池、二点鎖線でワイヤを示す。各ワイヤ電流でのワイヤ挿入位置は、ワイヤ電流 105~115 A では、ワイヤは溶融池内前方へとアークに向かって送給されている。ワイヤ電流が 120 A になると、溶融池に挿入される直前でワイヤに軟化がみられ溶融池内の後端にワイヤが挿入されている。そして、ワイヤ電流が 125 A 以上になると、ワイヤが大きく湾曲し、溶断を伴いながら溶融池へと断続的に送給されていた。その溶断の程度は、ワイヤ電流の上昇に伴い増加した。

これまでに示した各ワイヤ電流における溶接ビード断面写真を Fig. 2.10 に示す. 図中には, 破線で溶接金属中に形成された微細粒組織領域を囲んでいる. ワイヤ電流が 105~115 A の範囲では, 微細粒組織は溶接金属底部に形成されている. ワイヤ電流が 120 A になると, その形成位置は溶接金属底部から上部へと変化し, 溶接金属底部に形成された場合に比して, 微細粒組織が広範囲に形成されている. ワイヤ電流が 125 A になると, その形成位置は溶接金属底部, 上部のそれぞれで確認された. この傾向は, 130, 144 A においても同様である. 各ワイヤ電流における微細粒組織量の変化を Fig. 2.11 に, ワイヤ電流と断面微細化率の関係として示す. 図には, 3 断面観察により得られた断面微細化率の平均値ならびに最大, 最小値をエラーバーで示している. 図より断面微細化率は, ワイヤ電流 105~115 A の範囲では, ワイヤ電流が上昇するに連れて減少する. そして, ワイヤ電流が 120 A へと増加すると, 断面微細化率は急激に増加し, 最大となる. その断面微細化率は約 40 %であった. さらに, ワイヤ電流が 120A から上昇すると, 断面微細化率は再び減少し, 断面微細化率が大きくばらついている.

Fig. 2.9 の可視化像で見られたワイヤ送給現象には, ワイヤ電流が変化することによるワイヤ温度の変化が関係していると考えられる^{45,55}. これは, ワイヤ電流が 105 A から上昇して, 120 A でワイヤに軟化がみられ, さらにワイヤ電流が上昇するとワイヤに溶断が生じたことから判断できる. このような結果から, 微細粒組織の形成がワイヤ電流の変化, つまりワイヤ温度変化に起因したワイヤ送給現象に大きく影響を受けると推測した.

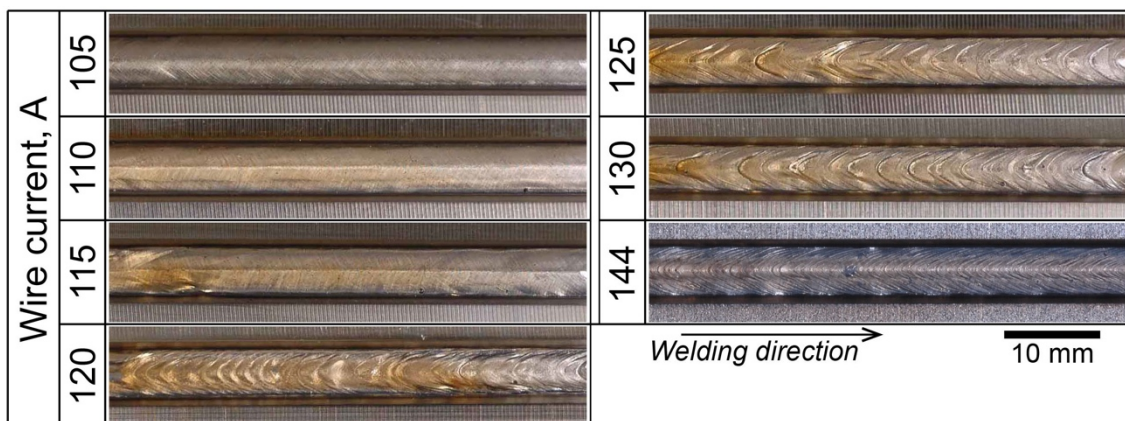


Fig. 2.8 Appearance of weld bead with each wire current on SUS310S by hot-wire GTAW.

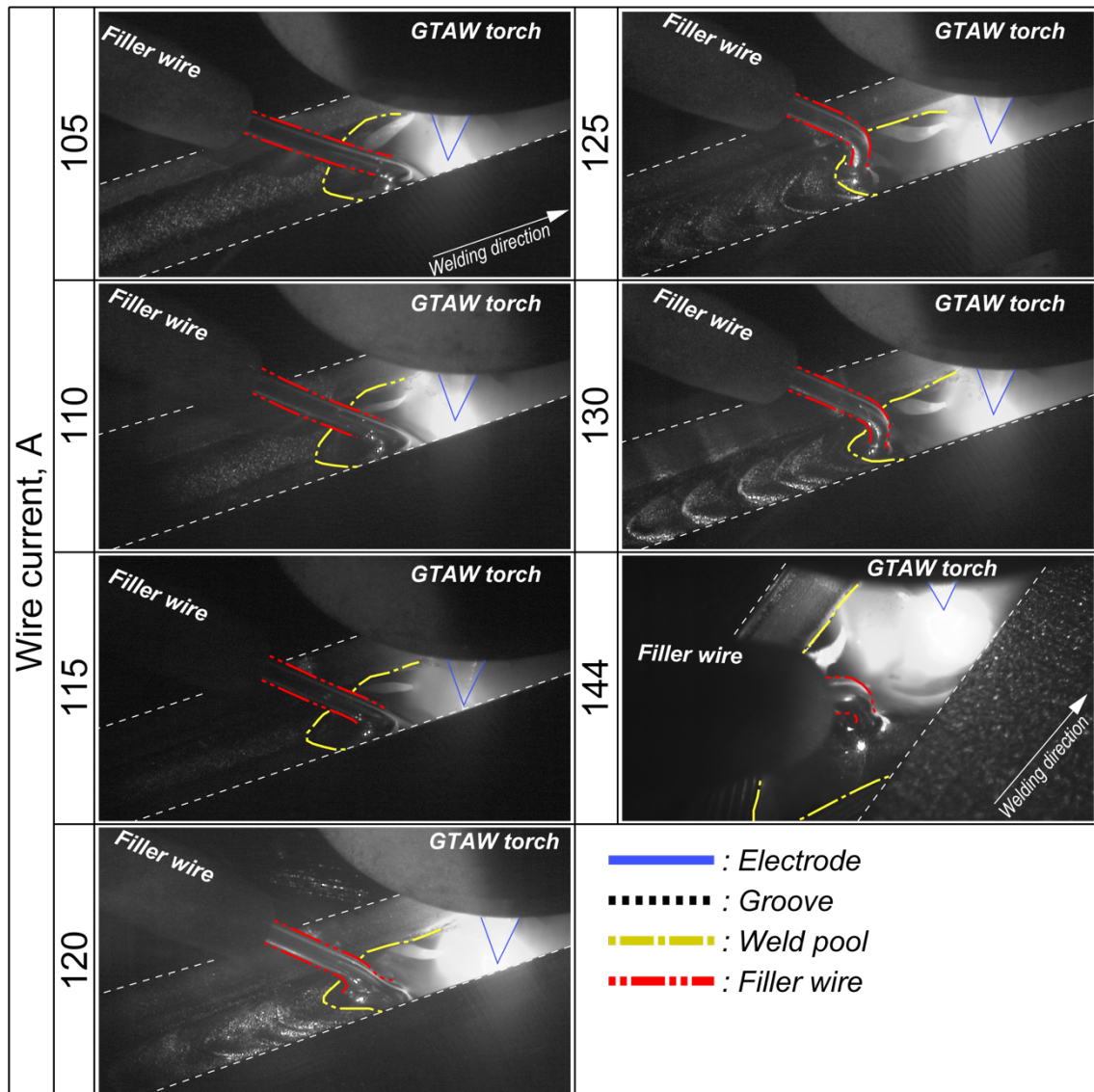


Fig. 2.9 Observation images obtained by high-speed camera with each wire current on SUS310S.

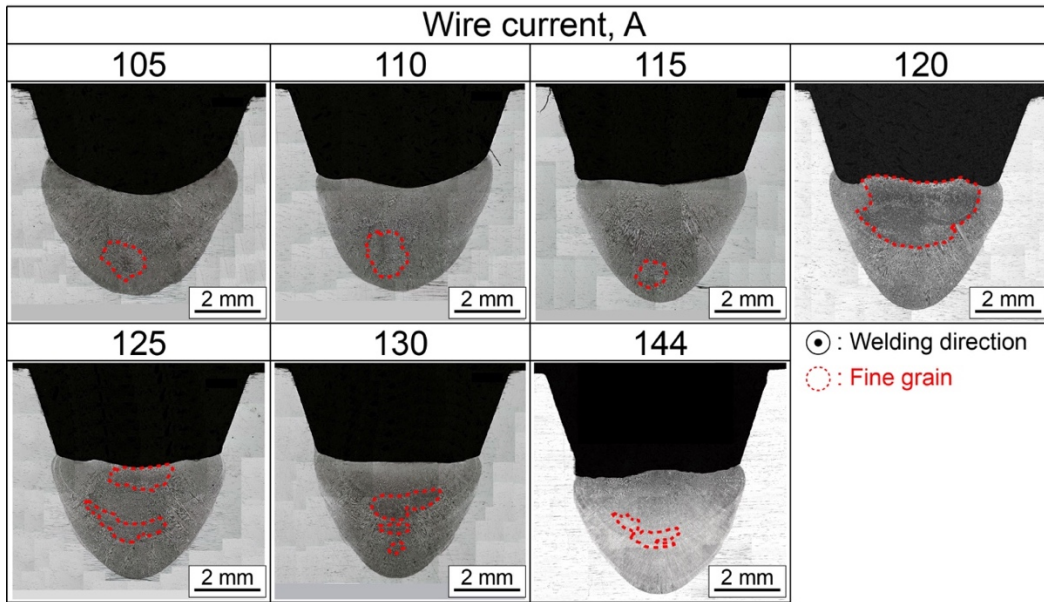


Fig. 2.10 Cross-section of weld bead and position of fine grain in weld metal at each wire current on SUS310S.

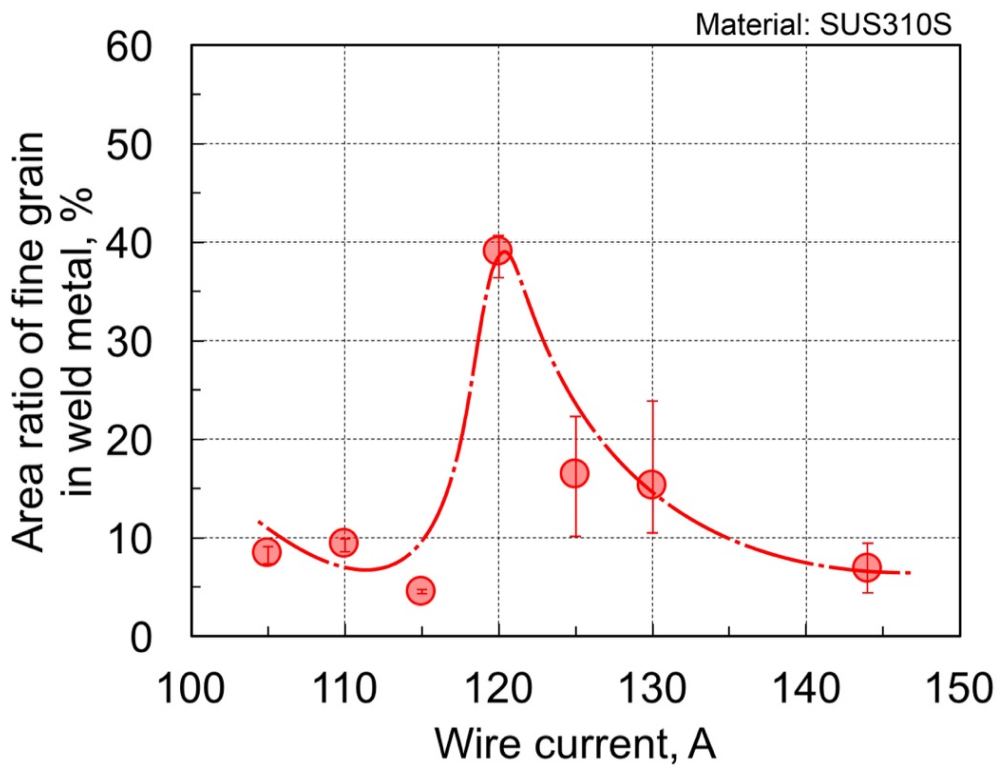
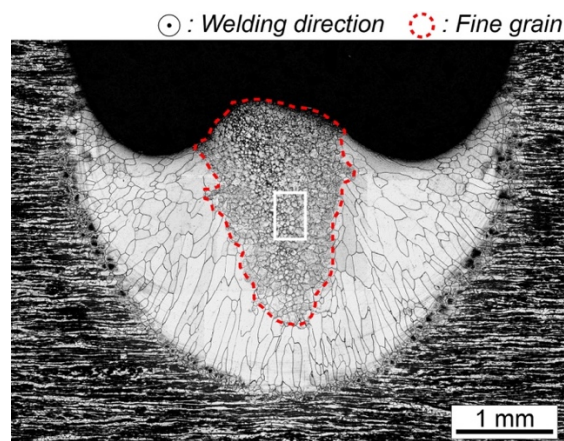


Fig. 2.11 Relationship between wire current and area ratio of fine grain in weld metal on SUS310S.

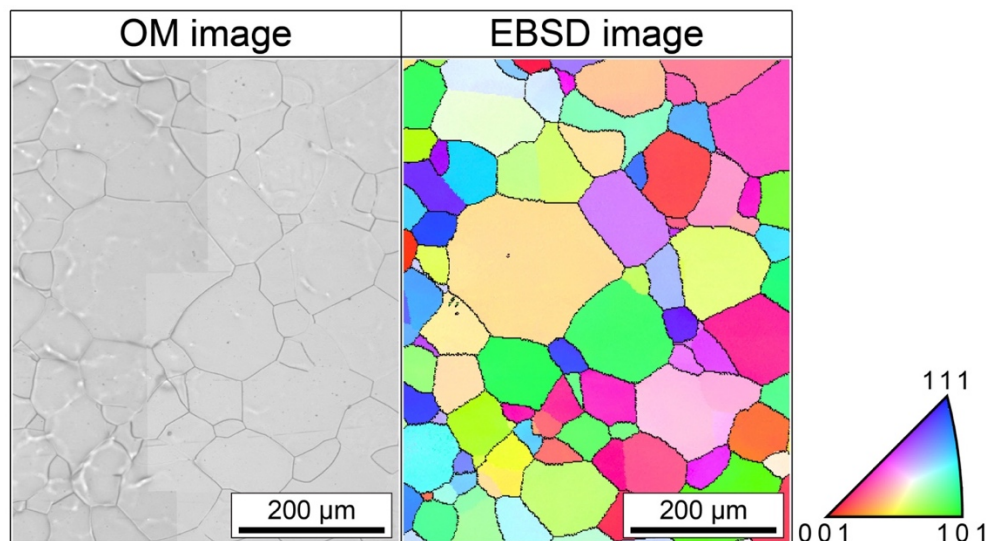
2.3. フェライト系ステンレス鋼 SUS430 の微細粒組織形成

2.3.1 溶接金属中に形成される微細粒組織

フェライト系ステンレス鋼 SUS430 において、アーク電流 250 A、溶接速度 0.5 m/min、ワイヤ送給速度 5.0 m/min、通電距離 35 mm とし、ワイヤ電流 166 A で溶接した場合の溶接金属の断面組織を Fig. 2.12 に示す。図には破線で微細粒組織を囲んでいる。Fig. 2.12 (a)の溶接金属中には、粗大な柱状晶が見られるが、溶接金属中央の破線で囲んだ領域に微細粒組織が形成されている。断面微細化率は約 30 %であった。Fig. 2.12 (b)は、(a)の微細粒組織中央の白枠で囲んだ位置の拡大画像とその同位置における EBSD 解析から得られる IPF 像を示す。SUS430 においても溶接金属中に微細な等軸晶が形成されており、その粒径は約 68 μm であった。



(a) Cross-section of weld bead (Broken line indicates fine grain).



(b) OM image and IPF map at fine grain part.

Fig. 2.12 Fine grain microstructure in weld metal on SUS430 by hot-wire GTAW process.
(Wire current: 166 A, Power supply distance: 35 mm)

2.3.2 微細粒組織とワイヤ電流の関係

フェライト系ステンレス鋼 SUS430 において、アーク電流 250 A、溶接速度 0.5 m/min、ワイヤ送給速度 5.0 m/min、通電距離 35 mm の溶接条件のもとに、ワイヤ電流を変化させて得られた溶接金属の断面組織を Fig. 2.13 に示す。断面組織中には、微細粒組織領域を破線で囲んでいる。ワイヤ電流 140～159 A では微細粒組織が溶接金属底部に形成されている。そして、166 A 以降では溶接金属上部にて微細粒組織が形成されている。また、溶接ビード断面形状は、ワイヤ電流が増加するとともに、凸形状になる。ワイヤ電流と断面微細化率の関係を Fig. 2.14 に示す。ワイヤ電流が 140 A から上昇するにつれて断面微細化率はわずかに減少している。ワイヤ電流 159 A で断面微細化率は最小となるが、さらにワイヤ電流が上昇すると、断面微細化率は増加している。最大の断面微細化率は 174 A で約 35 % である。ワイヤ電流 174 A を超えるワイヤ電流では、ワイヤ溶断により溶接できなかった。

このようにフェライト系ステンレス鋼 SUS430 においても、溶接金属中に微細粒組織が形成され、ワイヤ電流が低い場合には微細粒組織は溶接金属底部、高い場合には上部に形成されていた。また断面微細化率は、ワイヤ電流の増加とともに減少し最小となるが、さらにワイヤ電流が上昇するとともに増加する傾向にあった。このようなワイヤ電流に応じた微細粒組織の形成位置および断面微細化率の傾向は、SUS310S と同様であった。

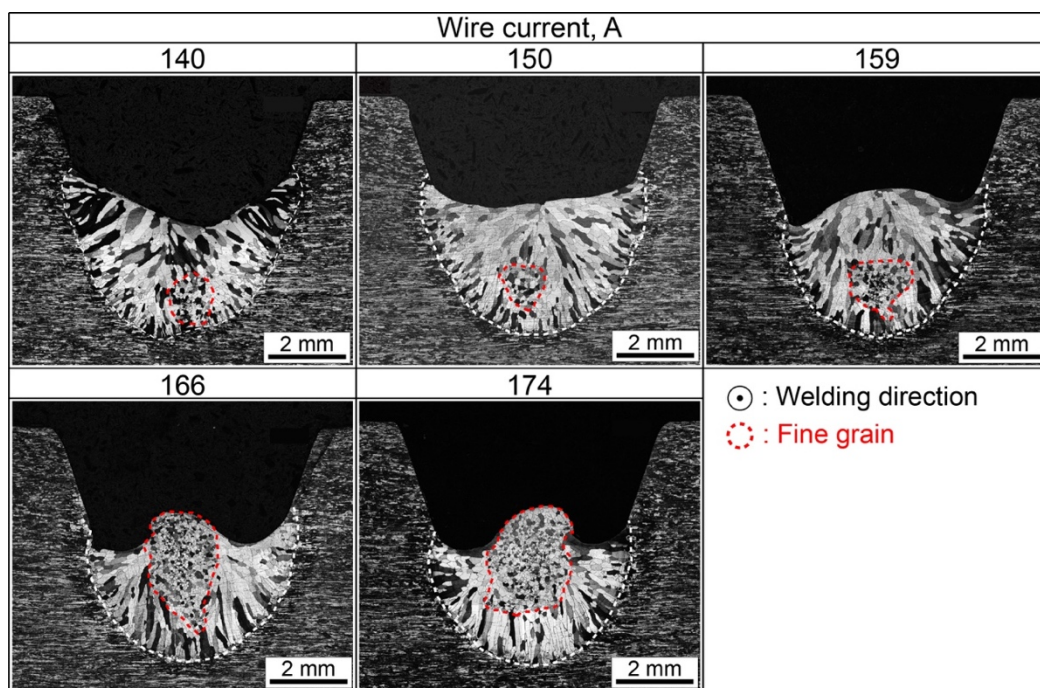


Fig. 2.13 Cross-section of weld bead at each wire current on SUS430.

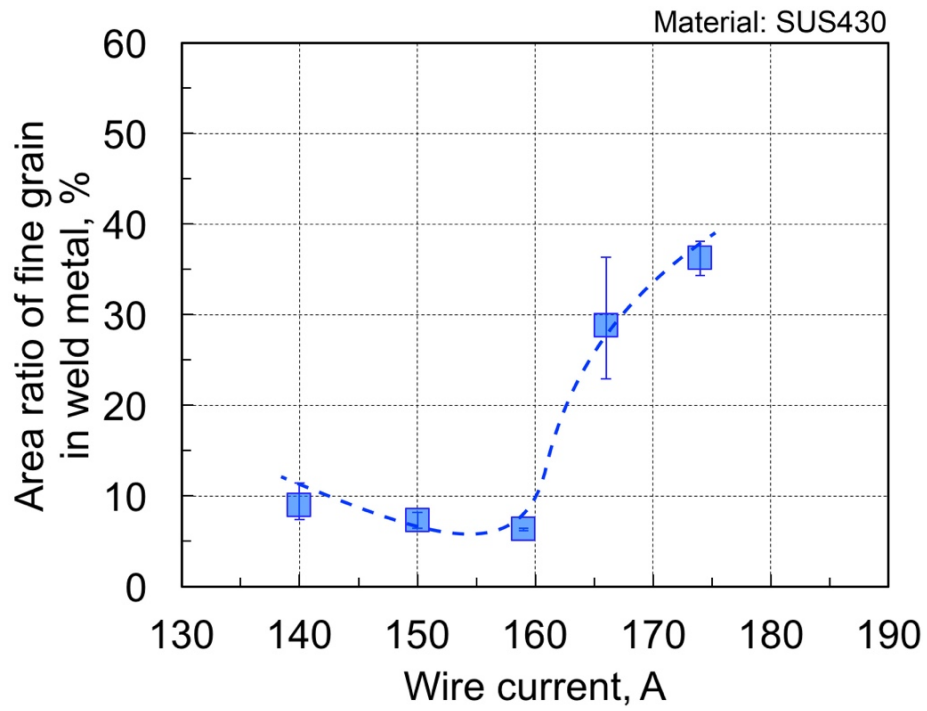


Fig. 2.14 Relationship between wire current and area ratio of fine grain in weld metal on SUS430.

2.4. 結言

オーステナイト系ステンレス鋼 SUS310S およびフェライト系ステンレス鋼 SUS430 において、ホットワイヤ TIG 溶接法により溶接金属中に微細粒組織が形成された。ホットワイヤ独自の条件であるワイヤ電流を変化させ微細粒組織の形成状態を観察したところ、微細粒組織の形成はワイヤ電流に関係があることが推測された。以下に本章で得られた知見を述べる。

- 1) ホットワイヤ TIG 溶接により完全オーステナイト系ステンレス鋼 SUS310S の溶接金属中に微細な等軸晶が形成された。その微細粒組織の粒径は約 15 μm であった。
- 2) ホットワイヤ TIG 溶接によりフェライト系ステンレス鋼 SUS430 において微細な等軸晶が形成された。その微細粒組織の粒径は約 68 μm であった。
- 3) 各ワイヤ電流において微細粒組織が形成された溶接ビード外観は、送給されるワイヤの挙動に応じて外観が乱れることがあるが、すべての条件において溶接欠陥のない比較的健全なものであった。
- 4) 微細粒組織の形成位置は、ワイヤ電流により変化する。ワイヤ電流が低い場合には溶接金属底部、高い場合には溶接金属上部に微細粒組織が形成された。ワイヤが溶断するようなワイヤ電流では、溶接金属底部および上部で微細粒組織が形成され、断面微細化率にばらつきが見られた。
- 5) SUS310S および SUS430 において、ワイヤ電流と断面微細化率の関係から、断面微細化率はワイヤ電流の増加とともに一度減少するが、さらにワイヤ電流が増加すると断面微細化率は急激に増加する。そしてワイヤ電流が高く過剰に加熱されると、ワイヤは溶断し、SUS310S では断面微細化率が再度減少し、SUS430 ではワイヤが溶断した条件では溶接できなかった。

第3章 微細粒組織形成現象に及ぼす溶接条件の影響

ホットワイヤ TIG 溶接において溶接金属に形成される微細粒組織は、ワイヤ電流により形成位置、量が変化した。本章では、ホットワイヤ TIG 溶接による微細粒組織形成の傾向をさらに詳細に把握するために、SUS310S を用いて、アーク電流、溶接速度、ワイヤ送給速度およびワイヤ送給位置を変化させ、ワイヤ送給現象ならびに断面微細化率の変化を明らかにした。

3.1 実験方法

3.1.1 供試材料および試験片

母材にはオーステナイト系ステンレス鋼である SUS310S を、ワイヤには JIS Z3321 YS310S (ϕ 1.2 mm) を使用した。化学組成を Table 3.1 に示す。溶接試験片の形状は Fig. 2.1 に示した。

3.1.2 溶接条件

溶接条件を Table 3.2 に示す。ホットワイヤ TIG 溶接条件の模式図は Fig. 2.2 に示した通りである。微細粒組織形成に及ぼす各溶接条件の影響を調査する目的で、アーク電流、溶接速度、ワイヤ送給速度およびワイヤ送給位置を変化させた状態で、ワイヤ電流を適宜変化させた。アーク電流の影響では、アーク電流を 200, 250, 300 A と変化させ、溶接速度を 0.5 m/min, ワイヤ送給速度を 5.0 m/min, ワイヤ送給位置を +1 mm と一定にした。溶接速度の影響では、溶接速度を 0.3, 0.5, 0.7 m/min と変化させ、アーク電流を 250 A, ワイヤ送給速度は溶着金属量が一定となるよう溶接速度ごとに 3.0, 5.0, 7.0 m/min とし、ワイヤ送給位置を +1 mm とした。ワイヤ送給速度の影響では、ワイヤ送給速度を 3.0, 5.0, 7.0 m/min と変化させ、アーク電流を 250 A, 溶接速度を 0.5 m/min, ワイヤ送給位置 +1 mm と一定にした。ワイヤ送給位置の影響では、ワイヤ送給位置を 0, +1, +2 mm と変化させ、アーク電流を 250 A, 溶接速度を 0.5 m/min, ワイヤ送給速度を 5.0 m/min と一定にした。

溶接金属組織観察は 2.1.4 に示した通りで、溶接定常部より組織観察用試料を 3 つ取得し、断面微細化率を測定した。

Table 3.1 Chemical compositions of base metal and filler wire (mass%).

Material	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Co	Fe
SUS310S	0.05	0.73	0.83	0.024	<0.001	19.20	24.88	0.13	Bal.
YS310S	0.048	0.39	1.60	0.018	0.002	21.49	26.09	-	Bal.

Table 3.2 Welding conditions.

Welding speed, m/min	0.3, 0.5, 0.7
Arc current, A	200, 250, 300
Arc voltage, V	9.3~11.7
Arc length, mm	3
Wire feeding speed, m/min	3.0, 5.0, 7.0
Wire feeding position, mm	0, +1, +2
Wire feeding angle, deg.	45
Power supply distance, mm	57
Wire current, A	70~159
Pulse of wire current, Hz	100
Duty, %	30
Shielding gas(Ar), l/min	20

3.2 各溶接条件の影響

3.2.1 アーク電流

アーク電流 200, 250, 300 A のそれぞれで得られた溶接ビード断面写真を Fig. 3.1 に示す. 断面写真中には, 微細粒組織領域を破線で囲んでいる. 各アーク電流において, ワイヤ電流が低い場合には, 微細粒組織は溶接金属底部に形成されている. アーク電流 200 A では, ワイヤ電流 124 A で溶接金属上部に形成され, ワイヤ電流 124 A 以降においても溶接金属上部に微細粒組織が形成されている. また, ワイヤ電流 124, 133 A の場合には, 溶接ビードは凸形状である. アーク電流 250 A の場合では, ワイヤ電流 120 A で溶接金属上部に形成され, 125 A 以降では, 溶接金属上部および底部に微細粒組織が形成している. アーク電流 300 A の場合は, アーク電流 200, 250 A のように微細粒組織が溶接金属上部に形成されず, ワイヤ電流の変化によらず微細粒組織が溶接金属内部に形成されており, ワイヤ電流 140 A では, 溶接金属底部にトンネル状の欠陥がみられる.

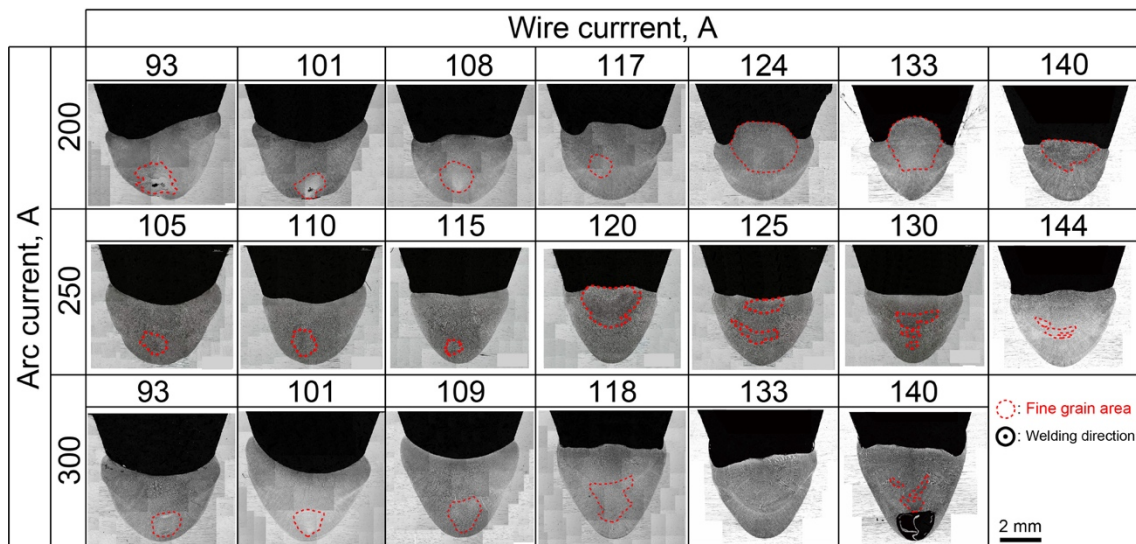


Fig. 3.1 Cross-section of effect of arc current at each wire current.

Fig. 3.1 の断面観察より得られた断面微細化率の変化を Fig. 3.2 に示す. 図中には, 3 断面の観察から得られた断面微細化率の平均値および最大, 最小値をエラーバーで示している. 微細粒組織が形成されたワイヤ電流の範囲は, どのアーク電流においても 90~150 A 内であり, ほぼ変化はない. アーク電流 250 A では, ワイヤ電流が 105 A から上昇するとともに断面微細化率は減少し, ワイヤ電流が 120 A になると断面微細化率は急激に増加する. さらにワイヤ電流が上昇すると, 断面微細化率は再び減少している. アーク電流 200 A の場合, ワイヤ電流が 93 A から 117 A まで上昇する間で, やはり断面微細化率は減少し, 最小となる. ワイヤ電流 124 A になると断面微細化率は急増し, 最大の約 45%となる. それ以降は断面微細化率は多少減少するものの, その断面微細化率の減少の程度は, アーク電流 250 A ほどではない. アーク電流 300 A になると, アーク電流 200, 250 A にみられるような低ワイヤ電流範囲での断面微細化率の減少はなく, ワイヤ電流 118 A で断面微細化率が最大となり, それ以降は断面微細化率は減少している. さらに, 各アーク電流で断面微細化率が最大を示したワイヤ電流は, アーク電流 200, 250, 300 A のそれぞれで 124, 120, 118 A となっており, その最大の断面微細化率はアーク電流の増加とともに減少している.

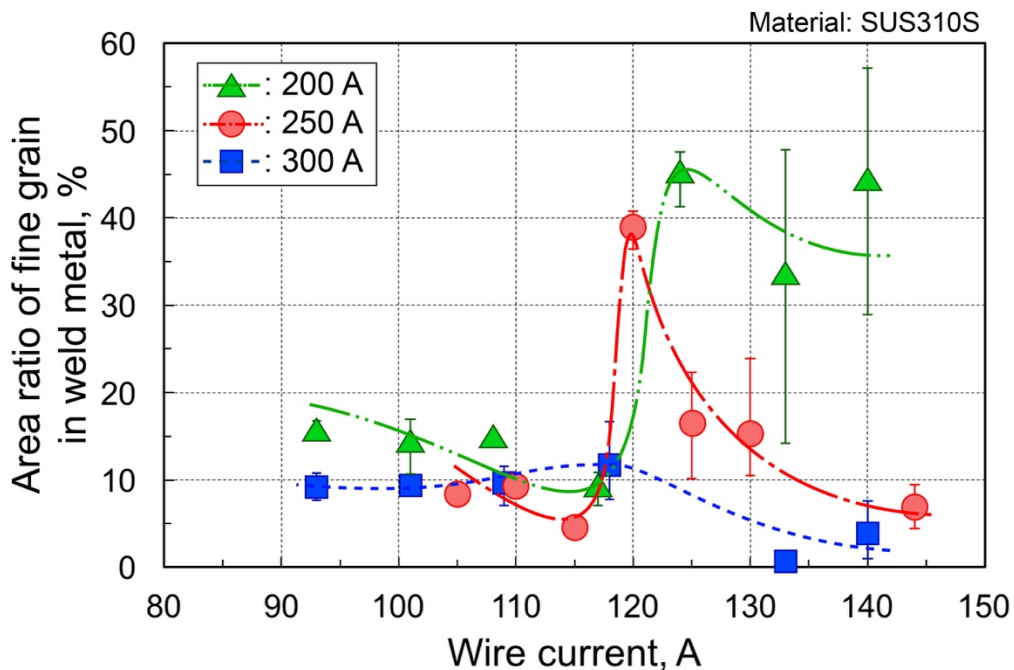


Fig. 3.2 Relationship between arc current and area ratio of fine grain in weld metal.

3.2.2 溶接速度

溶接速度 0.3, 0.5, 0.7 m/min のそれぞれで得られた溶接ビード断面写真を Fig. 3.3 に示す. 各断面には, 微細粒組織領域を破線で囲んでいる. これまでの結果と同様, ワイヤ電流が低い場合には, 微細粒組織は溶接金属底部に形成されている. 各溶接速度 0.3, 0.5, 0.7 m/min においてワイヤ電流 97, 120, 139 A の条件で微細粒組織が溶接金属の上部に形成されている. それ以降のワイヤ電流では, 微細粒組織は, 溶接速度 0.3, 0.5 m/min の場合には溶接金属中に散在しており, 溶接速度 0.7 m/min の場合にはそのまま溶接金属上部に形成されている.

Fig. 3.3 の断面観察から得られた断面微細化率を Fig. 3.4 に示す. 図には, 断面微細化率の平均値ならびに最大, 最小値をエラーバーでそれぞれ示している. 各溶接速度における断面微細化率の変化傾向は, ワイヤ電流が上昇するにつれて, 断面微細化率が一度減少し, さらにワイヤ電流が上昇すると断面微細化率は急激に増加し, その後再び減少している. また, 微細粒組織が形成されるワイヤ電流の範囲は, 溶接速度 0.3, 0.5, 0.7 m/min のそれぞれで 77~140, 105~144, 116~154 A と異なる. 断面微細化率が最大となるワイヤ電流も大きく変化しており, 溶接速度 0.3, 0.5, 0.7 m/min のそれぞれにおいて 97, 120, 148 A となり, 最大の断面微細化率は 23, 40, 47 %と溶接速度が速くなるにつれて増加する.

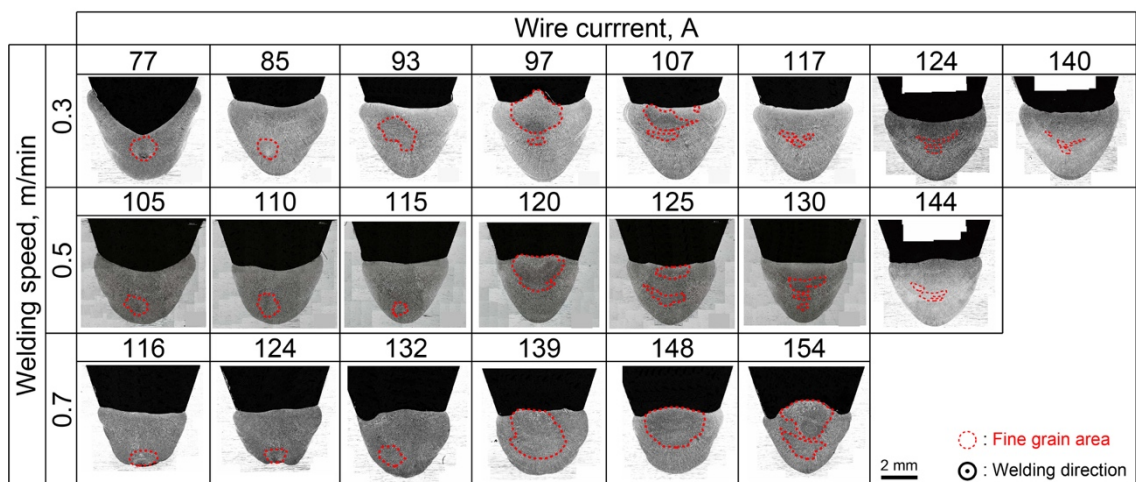


Fig. 3.3 Cross-section of effect of welding speed at each wire current.

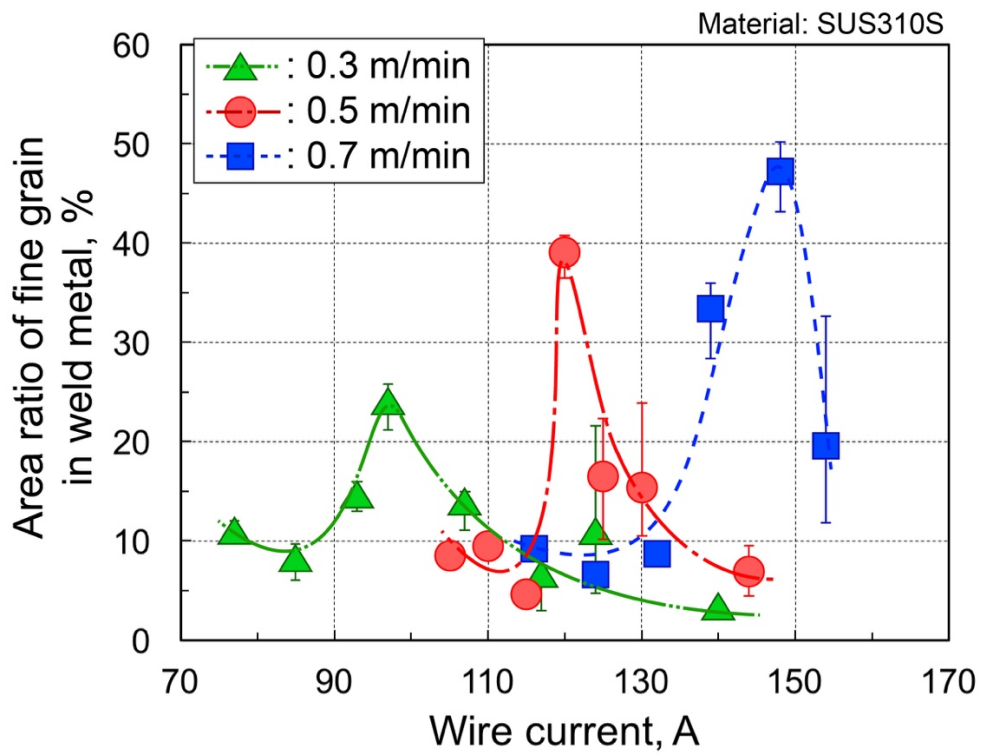


Fig. 3.4 Relationship between welding speed and area ratio of fine grain in weld metal.

3.2.3 ワイヤ送給速度

ワイヤ送給速度 3.0, 5.0, 7.0 m/min のそれぞれで得られた溶接ビード断面写真を Fig. 3.5 に示す。断面写真中には、微細粒組織領域を破線で囲んでいる。各ワイヤ送給速度において微細粒組織は、ワイヤ電流が低い場合に溶接金属の底部に、高い場合に上部に形成されている。ワイヤ送給速度 7.0 m/min のワイヤ電流 148, 155 A の溶接ビードは凸形状となっており、微細粒組織は溶接金属上部に形成している。

Fig. 3.5 の断面観察で得られた断面微細化率を Fig. 3.6 に示す。図には、断面微細化率の平均値ならびにエラーバーで断面微細化率の最大、最小値を示している。各ワイヤ送給速度で微細粒組織が形成されたワイヤ電流の範囲は、ワイヤ送給速度 3.0, 5.0, 7.0 m/min のそれぞれで 70～101, 105～144, 125～155 A である。ワイヤ送給速度 3.0, 5.0 m/min の場合には、これまでの結果と同様、断面微細化率は、ワイヤ電流の上昇とともに一度減少した後に、増加し、その後再び減少する傾向にある。ワイヤ送給速度 7.0 m/min では、低いワイヤ電流範囲において、ワイヤ電流の上昇による断面微細化率の減少はみられない。しかし、断面微細化率は、ワイヤ電流が 140 A から 148 A へ高くなると急激に増加している。断面微細化率が最大となるワイヤ電流は、ワイヤ送給速度 3.0, 5.0, 7.0 m/min のそれぞれで 94, 120, 148 A であり、その最大の断面微細化率は 8, 40, 47 % とワイヤ送給速度が速くなることで増加する。

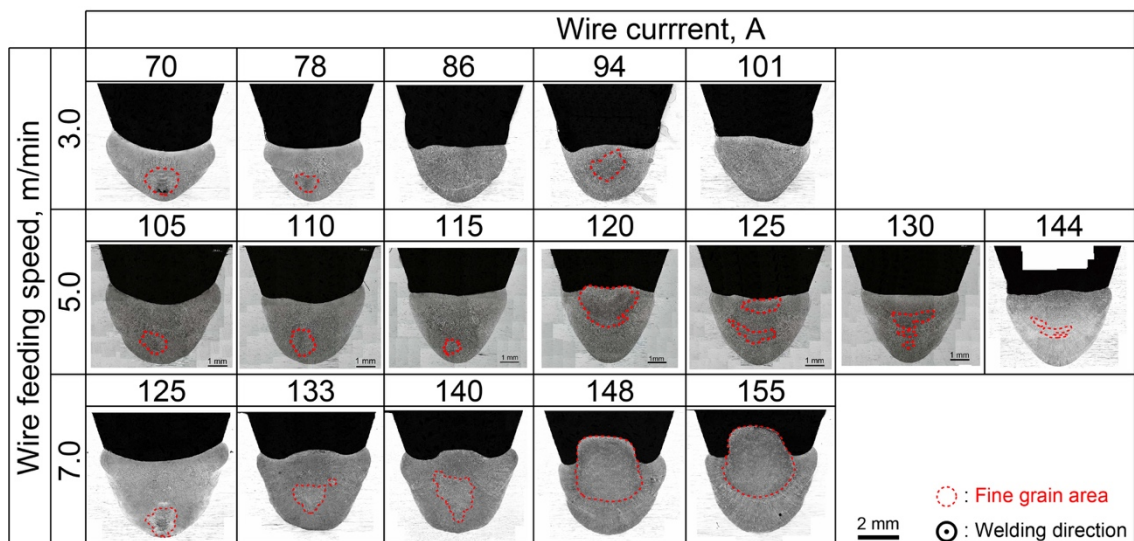


Fig. 3.5 Cross-section of effect of wire feeding speed at each wire current.

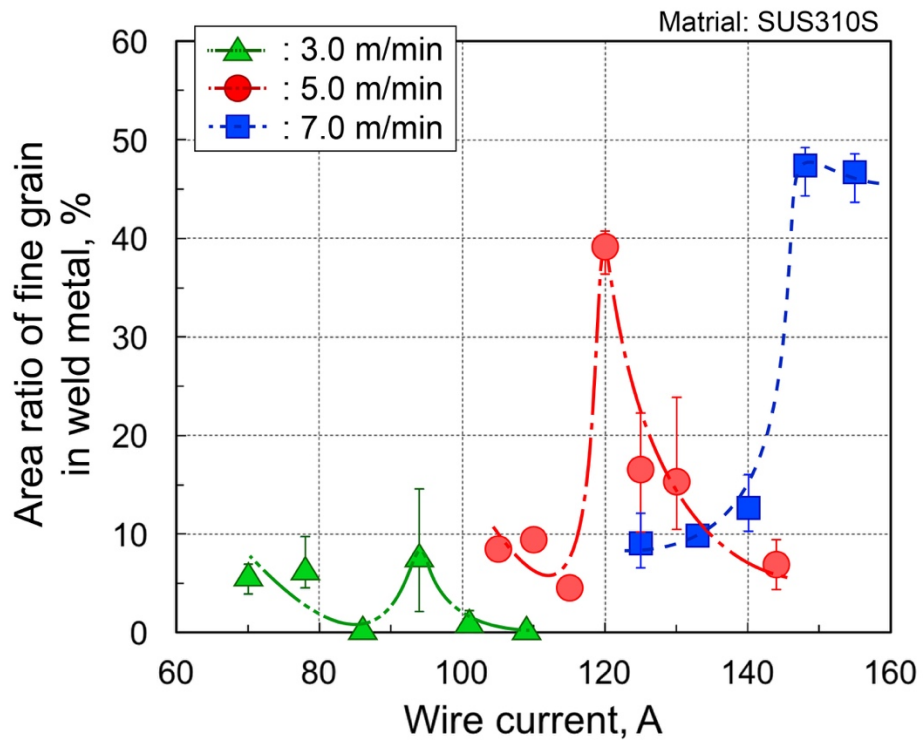


Fig. 3.6 Relationship between wire feeding speed and area ratio of fine grain in weld metal.

3.2.4 ワイヤ送給位置

ワイヤ送給位置 0, +1, +2 mm のそれぞれで得られた溶接ビード断面写真を Fig. 3.7 に示す。断面写真には、微細粒組織領域を破線で囲んでいる。各ワイヤ送給位置において、微細粒組織は、ワイヤ電流が低い場合に溶接金属底部に形成されている。ワイヤ送給位置+1, +2 mm では、ワイヤ電流 120, 123 A において、微細粒組織が溶接金属上部に形成されており、ワイヤ送給位置+2 mm においては、ワイヤ電流 128 A 以降においても、微細粒組織は溶接金属上部に形成されており凸形状ビードである。なお、ワイヤ送給位置 0 mm では、微細粒組織が溶接金属上部に形成されることはなく、ワイヤ電流 120 A において比較的広範囲に、微細粒組織は溶接金属の内部に形成されている。

Fig. 3.7 の断面観察により得られた断面微細化率を Fig. 3.8 に示す。図には、断面微細化率の平均値ならびに最大、最小値をエラーバーでそれぞれ示している。各ワイヤ送給位置において、微細粒組織が形成されたワイヤ電流の範囲は 90~150 A とほぼ等しい。ワイヤ挿入位置 0 mm の場合、ワイヤ電流 90~115 A の範囲における断面微細化率にはほぼ変化がみられない。ワイヤ電流が 120 A になると断面微細化率は急激に増加している。また 120 A 以降はワイヤ溶断が激しく健全な溶接ができなかった。ワイヤ挿入位置+1 mm では、ワイヤ電流が 105 A から 115 A へと増加するにつれて断面微細化率は減少し、120 A になると断面微細化率は急激に増加する。ワイヤ電流 120 A において断面微細化率が最大となった以降は、ワイヤ電流の増加に伴い断面微細化率は減少している。ワイヤ送給位置+2 mm では、108 A から 120 A へとワイヤ電流が増加するにつれて断面微細化率はやはり減少する傾向にある。その後 120 A 以降で急激に断面微細化率が増加し、ワイヤ電流 128 A では 50 %を超え、その後のワイヤ電流の上昇による断面微細化率の減少はみられない。さらに、各ワイヤ送給位置で断面微細化率が最大を示したワイヤ電流は、ワイヤ送給位置 0, +1, +2 mm のそれぞれで 120, 120, 128 A とほぼ等しく、最大の断面微細化率は 29, 40, 51 %であり、ワイヤ送給位置が増加するにつれて増大する。

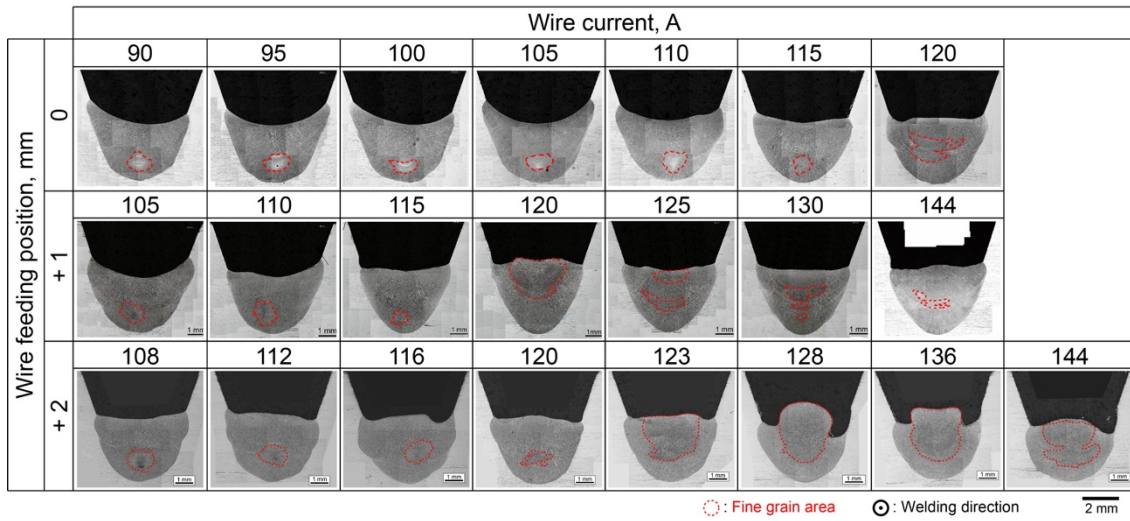


Fig. 3.7 Cross-section of weld bead at each wire feeding position.

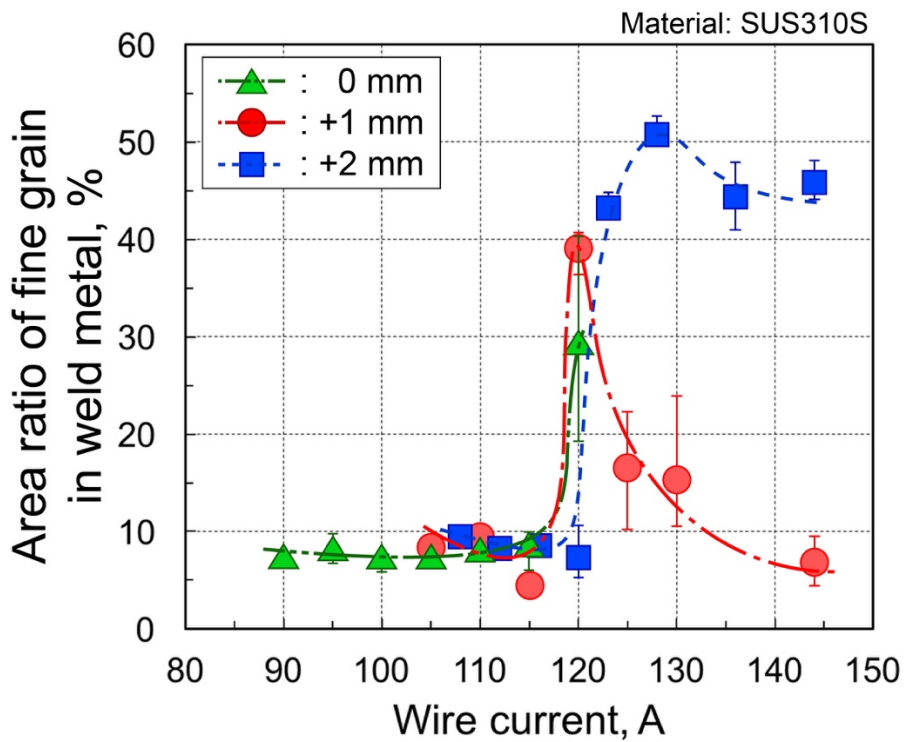
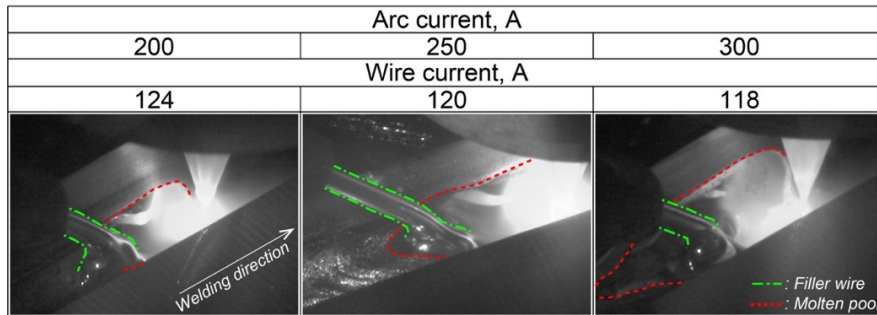


Fig. 3.8 Relationship between wire feeding position and area ratio of fine grain in weld metal.

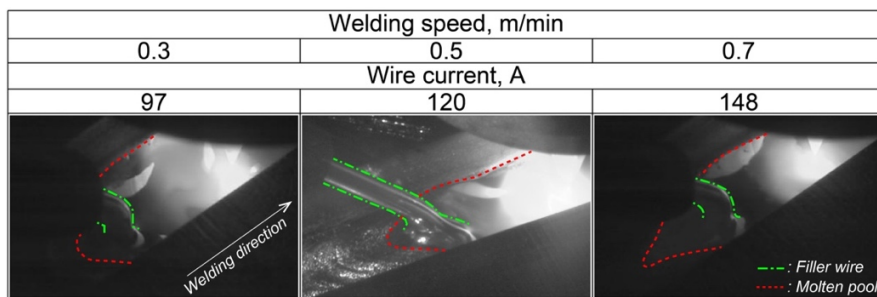
3.3 微細粒組織形成に対する溶融池とワイヤ挿入状態の関係

Fig. 3.9 は、アーク電流、溶接速度、ワイヤ送給速度およびワイヤ送給位置のそれぞれの条件で最大の断面微細化率が得られた溶接中の可視化画像である。Fig. 3.9 (a)から、アーク電流 250 A では、ワイヤが溶融池内の後端に垂れ下がりながら挿入されていることがわかる。アーク電流 200 A では、アーク電流が減少したため溶融池が縮小し、ワイヤが溶融池後端に垂れ下がりながら挿入されており、アーク電流 250 A でみられるような溶融境界は明確に判別できない。アーク電流 200 A の場合に最大の断面微細化率(45 %)となり、溶接ビードは凸形状になった。一方、アーク電流 300 A では、アーク電流 200, 250 A に比べ、溶融池が拡大していることがわかる。そのため、ワイヤは同じように溶融池へ挿入される直前で垂れ下がっているものの、溶融池内の比較的前方に、溶融境界とある程度の間隔を保ちながら送給されていた。Fig. 3.9 (b)から、各溶接速度を変化させた場合では、ワイヤは垂れ下がり溶融池へと送給されている様子がみられる。溶融池形状は溶接速度の増加とともに、溶接方向後方に長く伸びており、それに伴い溶融池内へのワイヤの挿入位置は変化し、溶接速度 0.5 m/min を基準にみると、溶接速度 0.3 m/min では溶融池内後端にワイヤが挿入され、溶接速度 0.7 m/min では溶融池内の比較的前方にワイヤが挿入されていた。溶接速度 0.7 m/min の場合に最大の断面微細化率(47 %)となるが、上述のアーク電流の場合のような凸形状ビードではなかった。Fig. 3.9 (c)から、各ワイヤ送給速度において断面微細化率が最大となる場合には、ワイヤはやはり垂れ下がり溶融池へと挿入されている。ワイヤ送給速度 7.0 m/min では、アーク電流 200 A の場合と同様に、ワイヤが溶融池内の後端に垂れ下がりながら挿入されており、ワイヤがそのまま凝固しているように見える。ワイヤ送給速度 7.0 m/min の場合に最大の断面微細化率(47 %)となり、溶接ビードは凸形状となった。Fig. 3.9 (d)から、各ワイヤ送給位置において最大の断面微細化率となる場合のワイヤの送給はやはり垂れ下がりながら溶融池へと挿入されている。ワイヤ送給位置 0 mm では、ワイヤは溶融境界とある程度の距離をもって挿入されている。ワイヤ送給位置+1 mm および+2 mm のワイヤ電流 123 A では、ワイヤが垂れ下がり溶融池内の後端に挿入されている。ワイヤ送給位置+2 mm のワイヤ電流 128 A では、ワイヤの垂れ下がりが著しく、ワイヤは溶融池内の後端に挿入されそのまま凝固しているように見える。ワイヤ送給位置+2 mm、ワイヤ電流 128 A において最大の断面微細化率(51 %)となり、溶接ビードは凸形状となる。

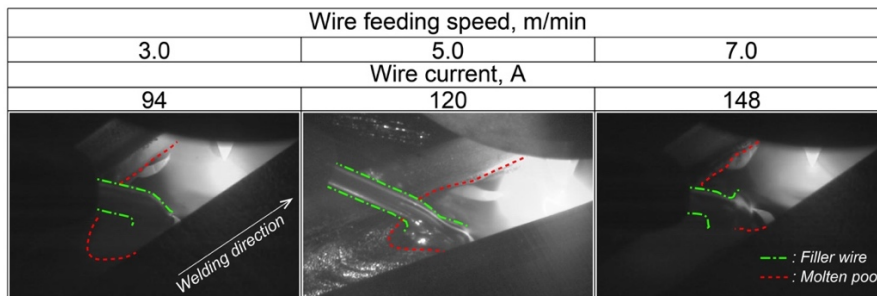
どの溶接条件においても、ワイヤが溶融池内の後端へ垂れ下がりながら挿入される場合に断面微細化率は最大となり、アーク電流、溶接速度、ワイヤ送給速度およびワイヤ送給位置のそれぞれで最大値は 45, 47, 47, 51 %であった。この結果から、微細粒組織は、ワイヤの挿入状態、特にワイヤが垂れ下がり溶融池内の後端へと挿入される場合に形成されやすくなると考えられる。



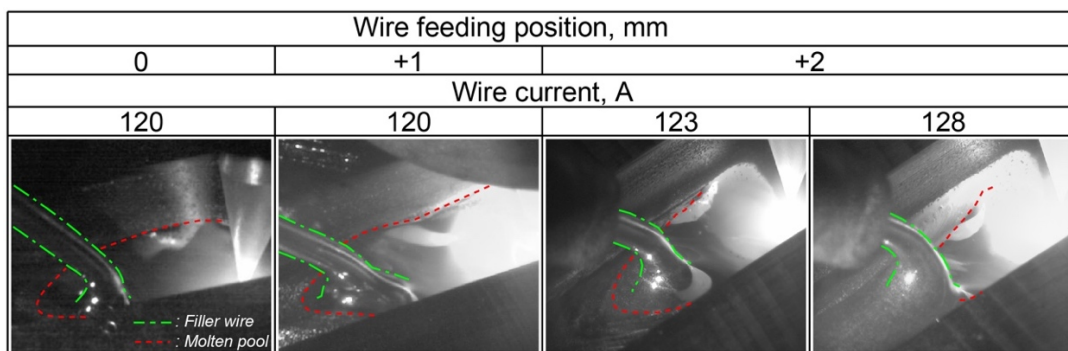
(a) Effect of arc current.



(b) Effect of welding speed.



(c) Effect of wire feeding speed.



(d) Effect of wire feeding position.

Fig. 3.9 Visualization images at each welding condition.

3.4 微細粒組織形成現象

アーク電流、溶接速度、ワイヤ送給速度およびワイヤ送給位置のそれぞれの影響を調査した結果、断面微細化率はワイヤ電流により変化し、その形成位置の変化傾向はほぼ等しいことがわかった。各条件での断面微細化率に基づき、ホットワイヤ TIG 溶接における微細粒組織形成のための適正溶接条件範囲を整理した結果を Fig. 3.10 に示す。各溶接条件において断面微細化率が 10 %を超えた領域を赤塗り、等断面微細化領域とした。その適正範囲は、アーク電流の減少、溶接速度の増加、ワイヤ送給速度の増加およびワイヤ送給位置の増加とともに拡大していることがわかる。

ワイヤは熔融池へと挿入される過程でアークにより加熱される。また、アーク電流の増加により、熔融池内温度も上昇していると推測できる。アーク電流の増加による断面微細化率の減少は、このアークによる加熱および熔融池温度の上昇が関係しているものと考えられる。溶接速度が変化すると、熔融池内においてワイヤへの入熱が変化する。アーク電流およびワイヤ送給速度において、断面微細化率が最大となる場合にはワイヤは熔融池内の後端に挿入されていた。溶接速度が遅い場合にはワイヤは熔融池内後端に挿入され、溶接速度が速い場合にはワイヤは熔融池内前方に挿入されていた (Fig. 3.9 (b))。しかしながら、断面微細化率が最大となるのは、ワイヤが熔融池内前方に挿入されている溶接速度が速い場合であった。これは熔融池の凝固速度の影響によると考えられ、溶接速度が速い場合には熔融池内前方へと挿入されたワイヤが熔融池内で急速に凝固、溶接速度が遅い場合には熔融池内後端に挿入されたワイヤが熔融池内で十分に加熱されたことによると考えられ、熔融池内でのワイヤへの入熱の変化によっても微細粒組織量が変化すると推測される。ワイヤ送給速度が増加する場合に断面微細化率が増加することに関しては、ワイヤへの単位時間あたりのアークおよび熔融池からの入熱が低下することなどの要因があるが、ワイヤの挿入量が増加していることも断面微細化率の増加に繋がったと考えられる。ワイヤ送給位置をアークから離れたことによる断面微細化率の増加は、ワイヤへのアークからの入熱が減少したこと、そして幾何学的に熔融池の後方へと挿入位置が変化したことがあげられる。

以上の結果から、加熱送給されたワイヤを、アークおよび熔融池内からの熱を受けにくくなるように熔融池内の後端に送給し、ワイヤの送給量を増やすことにより微細粒組織は形成されやすくなると考えられる。

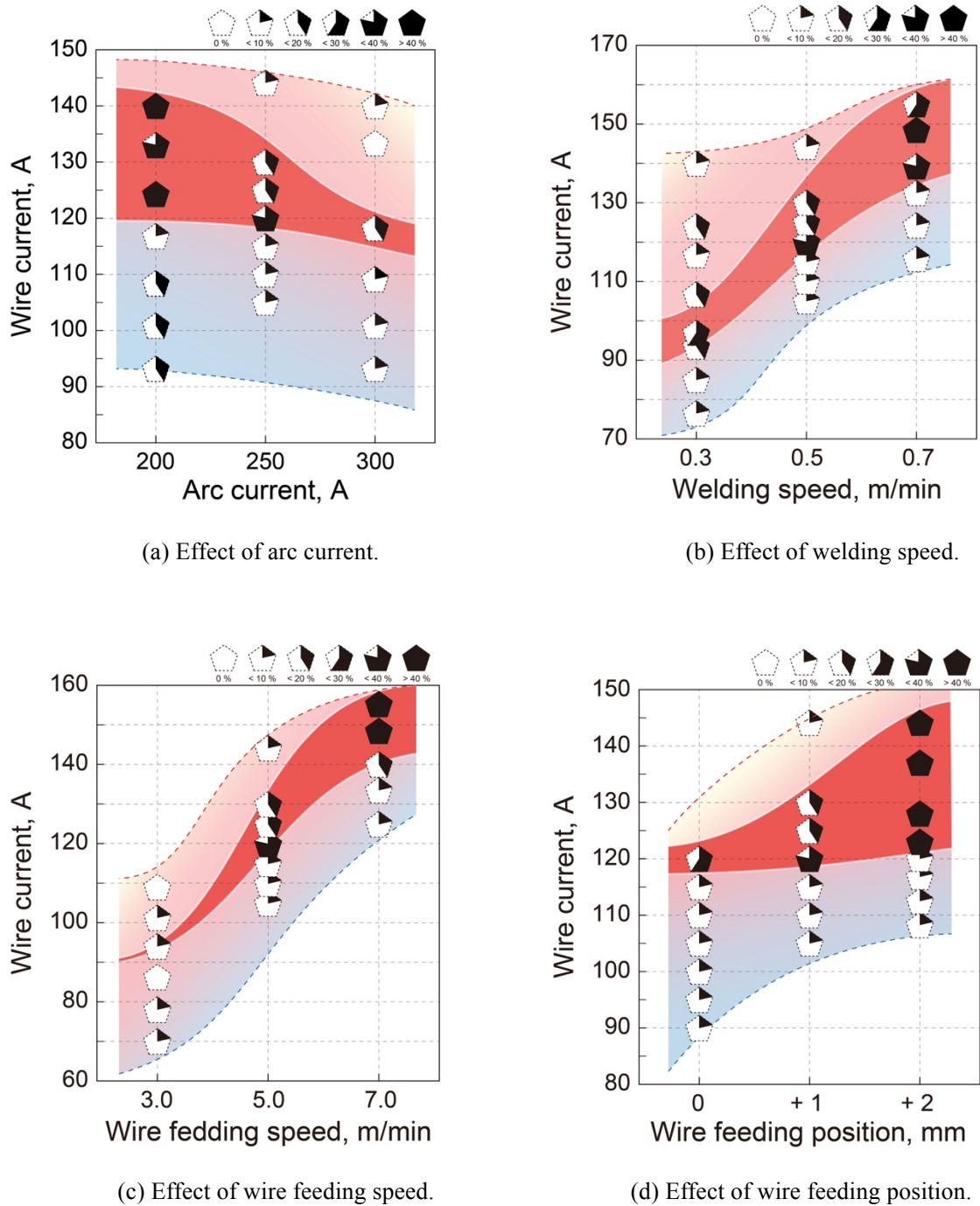


Fig. 3.10 Change of adequate area of fine grain formation with each welding conditions.

3.5 結言

SUS310S を用いて微細粒組織形成現象へのアーク電流, 溶接速度, ワイヤ送給速度およびワイヤ送給位置の影響を調査した. 各溶接条件において得られた溶接ビードに対して断面観察し, 微細粒組織形成傾向を得た. そして, 可視化動画から得られたワイヤ送給状態の変化からアーク電流, 溶接速度, ワイヤ送給速度およびワイヤ送給位置が微細粒組織形成現象へ与える影響を明らかにした.

- 1) 溶接条件ごとの微細粒組織の形成傾向は変化せず, 微細粒組織は, ワイヤ電流が低い場合に溶接金属の底部, 高い場合に上部にそれぞれ形成された.
- 2) 各溶接条件において, 断面微細化率が最大となる場合には, ワイヤは溶融池に挿入される直前で垂れ下がり, 溶融池内の後端の溶融境界近傍に送給された.
- 3) 断面微細化率は, アーク電流 200 A, ワイヤ送給速度 7.0 m/min, ワイヤ送給位置+2 mm のそれぞれで 45, 47, 51 %であり, 溶接ビードは凸形状であった. 溶接速度 0.7 m/min における断面微細化率は 47 %であった. この場合には溶接ビードは凸形状ではない.
- 4) 本溶接条件範囲においては, 微細粒組織は最大で溶接金属組織の約 50 %において形成され, 溶接ビードは凸形状であった.
- 5) 微細粒組織は, 加熱送給されたワイヤを, アークおよび溶融池内からの熱を受けにくくなるように溶融池内の後端に送給し, ワイヤの送給量を増やすことにより形成されやすくなると考えられる.

第 4 章 微細粒組織形成メカニズムの解明

前章において、溶接金属中の微細粒組織形成の最適溶接条件範囲は明らかにしたが、微細粒組織形成メカニズムは不明である。微細粒組織を溶接金属中に効果的に形成する上でそのメカニズムの解明は不可欠である。そこで本章では、微細粒組織形成過程の溶接中の溶融池を急冷法により凍結し、溶融池内における組織変化を観察した。

4.1 実験方法

4.1.1 供試材料および試験片

母材にはオーステナイト系ステンレス鋼である SUS310S, ワイヤには JIS Z3321 YS310S (ϕ 1.2 mm) を使用した。化学組成を Table 4.1 に示す。溶接に使用した試験片は Fig. 2.1 に示した。

4.1.2 液体 Sn および水急冷条件

液体 Sn および水により微細粒組織形成過程を凍結した際の溶接条件を Table 4.2 に示す。溶接速度 0.5 m/min, アーク電流 250 A, ワイヤ送給速度 7.0 m/min としてワイヤ電流 132, 147 A に対して急冷実験を行った。ワイヤ電流 132, 147 A は、それぞれ微細粒組織が溶接金属底部, 上部に形成される溶接条件である。

Table 4.1 Chemical compositions of base metal and filler wire.

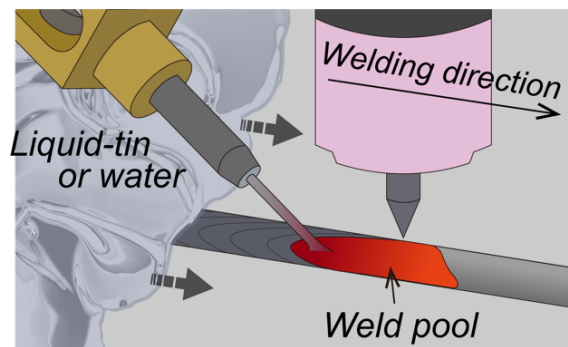
Material	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Co	Mo	Cu	Fe
SUS310S	0.05	0.73	0.83	0.021	<0.001	19.20	24.88	0.13	-	-	Bal.
YS310S-(1)	0.048	0.39	1.60	0.018	0.002	21.49	26.09	-	-	-	Bal.
YS310S-(2)	0.05	0.48	1.59	0.022	0.001	21.12	26.18	-	0.08	0.10	Bal.

Table 4.2 Welding conditions of quenching by liquid-tin or water.

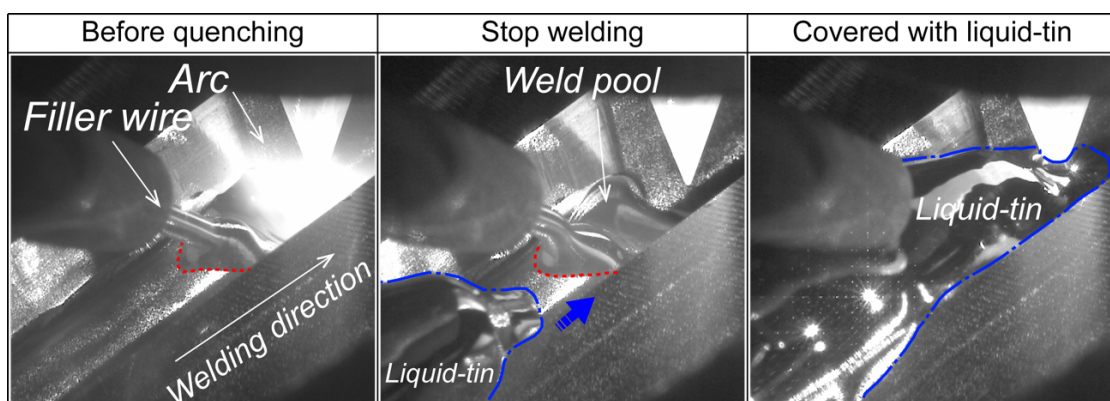
Welding speed, m/min	0.5	Wire feeding angle, deg.	45
Arc current, A	250	Power supply distance, mm	57
Arc voltage, V	11.7	Wire current, A	132, 147
Arc length, mm	3	Pulse of wire current, Hz	100
Wire feeding speed, m/min	7.0	Duty, %	30
Wire feeding position, mm	+1	Shielding gas(Ar), l/min	20

4.1.3 微細粒組織形成過程の急冷実験方法

微細粒組織形成過程の溶融池周辺の凝固現象を凍結するために、液体 Sn もしくは水急冷法で溶融池に挿入された直後のワイヤおよび溶融池の組織の凍結を試みた。急冷法の模式図を Fig. 4.4 (a)、実際の急冷実験中の溶接部の様子を Fig. 4.4 (b)に示す。Table 4.2 に示した溶接条件で、溶融池が定常部に到達した時点で溶接を停止すると同時に、(a)に示すように、ワイヤ電流 147 A の場合は液体 Sn を、ワイヤ電流 132 A の場合は水を溶接部後方より溶融池へと流した。なお、ワイヤ電流 132 A の場合でも液体 Sn による急冷を実施したが、液体 Sn により溶融池が押し流され、溶融池にワイヤが挿入された部分の急冷組織が観察できなかったため水急冷とした。凍結された溶接ビードからは、溶接ビード中央の縦断面を取得し、鏡面仕上げした後、10 %シュウ酸水溶液による電解腐食を行った。組織観察には光学顕微鏡を使用した。



(a) Schematic illustration of quenching method.



(b) Visualization images at each frame during quenching.

Fig. 4.4 Quenching by liquid-tin and water during welding at fine grain formation.

4.1.4 ホットワイヤ送給模擬加熱実験

上述の急冷実験より、微細粒組織が加熱送給中のワイヤの組織変化により形成されると予想された。そこで、ワイヤの組織変化と温度の関係を調査するために、ホットワイヤ TIG 溶接中に送給されるワイヤ温度計測を非接触式温度計測により試みたが、熱源がアークであるために溶融池近傍のワイヤの正確な温度計測が困難であった。そこで、Fig. 4.5 に示す直接通電加熱装置を製作して、ワイヤを通電加熱しながら送給し、ホットワイヤ TIG 溶接時と同等のワイヤ加熱状態を作り、ワイヤ内の組織変化を調査した。ワイヤを安定して通電するため接触部にはホットワイヤ装置に使用されるコンタクトチップを採用した。さらに、送給時のワイヤの挙動を安定させるためセラミックガイドを使用した。セラミックガイドには温度計測のためにスリットを4つ設けた。

Table 4.3 に実験条件を示す。微細粒組織形成条件から、ワイヤ送給速度 5.0 m/min, 通電距離 57 mm でワイヤ電流 94, 102, 109 A の条件に対してワイヤ温度を計測した。温度計測には、測定対象が移動し、かつそのサイズが $\phi 1.2$ mm と非常に小さいことから非接触式温度計測装置を使用した。低温度域であるセラミックガイドのスリットの位置は放射温度計測装置、通電位置の高温度域は二色放射温度計測装置(付録 A 参照)を使用した⁵⁷⁻⁵⁹。温度計測時には高温に加熱されたワイヤの酸化を防止するため、高温に加熱されたワイヤの上方から TIG トーチを用いて Ar ガスを流した。Ar ガスの流量・圧は実際の微細粒組織形成条件と同様、20 l/min, 0.3 MPa とした。

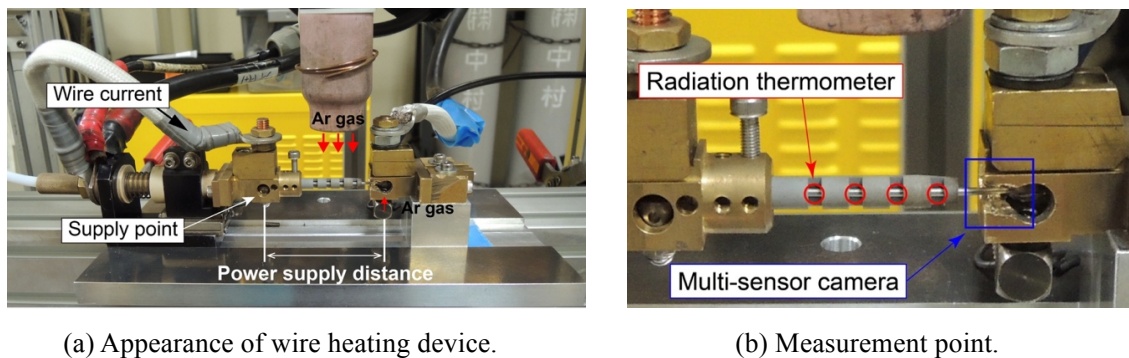


Fig. 4.5 Filler wire heating device for measuring wire temperature distribution.

Table 4.3 Experimental conditions of filler wire temperature measurement.

Wire feeding speed, m/min	5.0
Power supply distance, mm	57
Wire current, A	92, 102, 109
Pulse of wire current, Hz	100
Duty, %	30
Shielding gas(Ar), l/min	20

4.1.5 ワイヤ組織再現加熱実験方法

上述した実験結果から微細粒組織はワイヤ内の局部溶融現象に関係があることが推測された。そこで、その局部溶融現象とワイヤ組織変化の関係を調査した。Fig. 4.6 にワイヤを任意の温度へと加熱可能なワイヤ通電加熱装置を示す。この装置は、ホットワイヤ治具および石英管により構成されており、加熱されるワイヤは両側のコンタクトチップにより固定され、通電される。コンタクトチップに固定されたワイヤは、ホットワイヤ電源によりジュール加熱される。加熱部には石英管を設け、その中へ Ar ガスを流入させることで加熱されるワイヤの酸化を防止した。

局部溶融現象の解明のために使用した実験条件を Table 4.4 にまとめて示す。加熱時間 1.0～10.0 s でワイヤ電流 32～100 A の範囲で適宜ワイヤを加熱した。加熱するワイヤ長は、加熱後の冷却速度に影響を与えるためすべての条件で 65 mm とした。また、Ar ガスの流量は 5～10 l/min とした。ワイヤ電流のパルス周期および Duty はホットワイヤ TIG 溶接と同様で 100 Hz および 30 % とした。加熱中の温度計測には、本実験の加熱速度を考慮し、二色放射温度計測装置(付録 A 参照)を使用した⁵⁴⁻⁵⁶⁾。例として、加熱時間 1.0 s, ワイヤ電流 82 A で加熱されたワイヤの温度計測結果を Fig. 4.7 に示す。Fig. 4.7 (a)および(b)はそれぞれピーク温度における二次元温度画像とその温度履歴を示している。二次元温度画像からジュール加熱されたワイヤが均一に加熱されていることがわかる。その温度履歴からピーク温度が 1210 °C であった。また冷却速度は約 150 °C/s であった。加熱条件ごとに温度計測し、ピーク温度を計測した。

局部溶融現象に及ぼす加熱速度の影響を調べるため、加熱速度 133, 225, 445, 1415 °C/s で局部溶融が発生する温度まで加熱し、加熱速度と局部溶融現象の関係を調査した。

また、微細粒組織形成の原因となる結晶粒内での局部溶融現象の詳細を把握するため、以下の実験を行った。あらかじめワイヤをピーク温度 1223～1387 °C までの間の各温度に 1 s 間で加熱し、冷却する(一次加熱と呼ぶ)。そのワイヤの表面を 0.4 mm 程度研磨し、結晶粒界を現出させ、さらに位置を特定するため圧痕を付与する。その後、再び同ワイヤを約 1450 °C/s で局部溶融が発生する約 1450 °C まで再加熱し、冷却する。最後に、圧痕位置に合わせて組織観察し、一次加熱時の粒界と局部溶融境界との比較を行う。

Table 4.4 Heating conditions.

Heating time, s	1.0, 3.0, 6.0, 10.0
Wire current, A	32~100
Pulse of wire current, Hz	100
Duty, %	30
Shielding gas(Ar), l/min	5~10 (0.3 MPa)

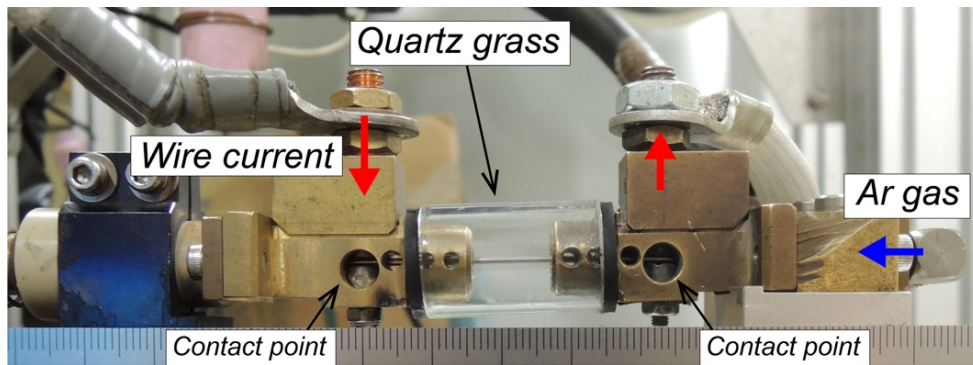
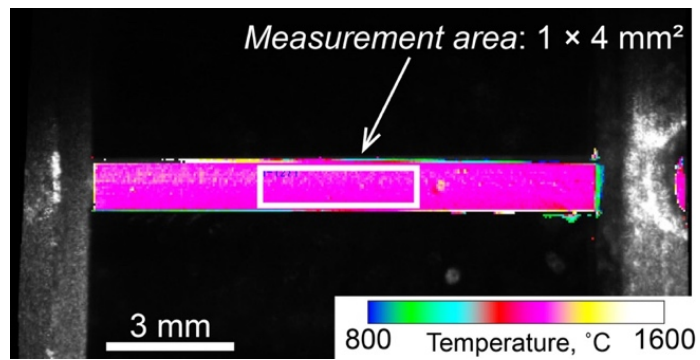
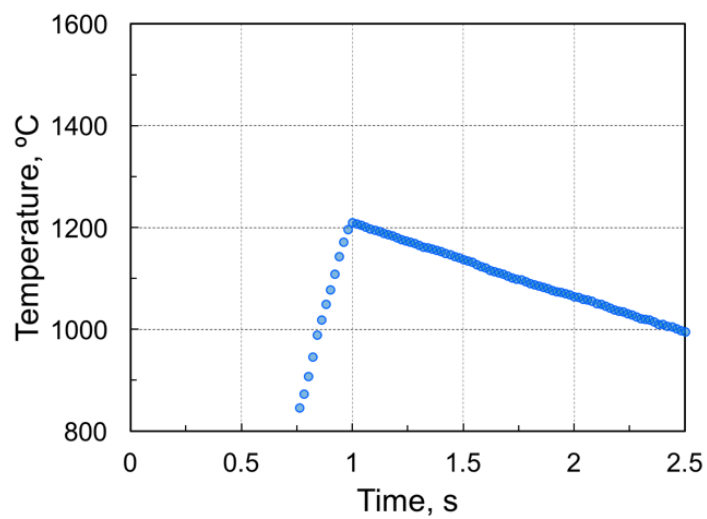


Fig. 4.6 Appearance of joule heating device.



(a) 2D temperature distribution image.



(b) Thermal history by two-color thermometer.

Fig. 4.7 Temperature measurement result of filler wire joule heating obtained by two-color thermometer.

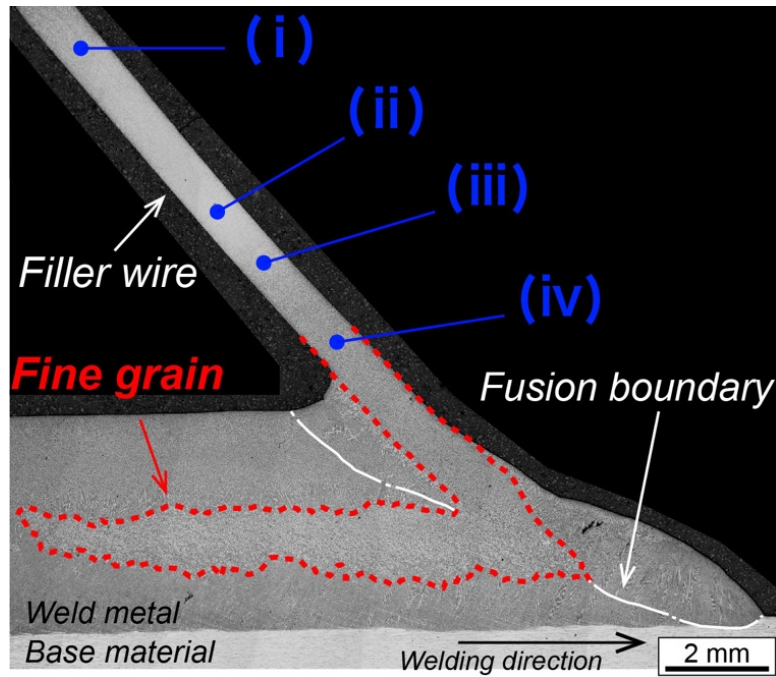
4.2 微細粒組織形成とワイヤの関係

4.2.1 急冷法による微細粒組織形成過程の凍結

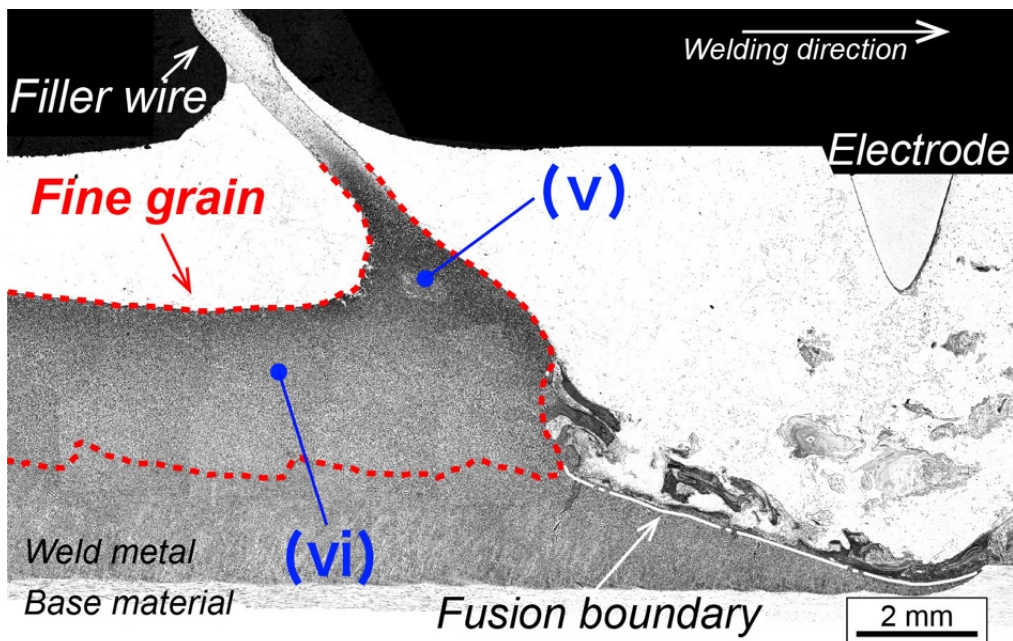
微細粒組織が形成される溶接条件, アーク電流 250 A, 溶接速度 0.5 m/min, ワイヤ送給速度 7.0 m/min のワイヤ電流 132, 147 A に対して急冷した結果を Fig. 4.8 に示す. Fig. 4.8 (a), (b)はそれぞれワイヤ電流 132, 147 A の急冷凝固組織の溶融池付近の縦断面写真であり, 微細粒組織が溶接金属底部および上部に形成される条件である. 図中の破線は, 微細粒組織の形成領域を示している. Fig. 4.8 (a), (b)において, 微細粒組織の形成位置は異なっているものの, いずれの条件においても微細粒組織が添加ワイヤから連続して形成していることがわかる.

Fig. 4.9 に, Fig. 4.8 (a)および(b)中に(i)~(vi)で示した位置の拡大組織ならびに添加ワイヤの初期組織を示す. 微細粒組織が溶接金属底部に形成している場合, (i)ではワイヤの初期組織に比して微細な等軸晶を呈する. (ii)では, (i)に比較して粗大な結晶粒が観察され, さらに(iii)では, 粗大な結晶粒内から局所的に溶融した痕跡が確認される (Fig. 4.9 (b)の図中の矢印位置)⁶⁰⁻⁶³. (iv)ではこの溶融部分が增大し, 丸みを帯びた結晶粒を呈する. これに対し, 微細粒組織が溶接金属上部に形成している場合, (v)では, (iv)で観察されたような丸みを帯びた結晶粒と, やや広めの局部溶融部分が急冷され極微細な組織となった部分が確認される (Fig. 4.9 (c)の矢印). また, (vi)では微細粒組織が形成している.

以上の組織観察結果より, 半溶融状態のワイヤが溶融池に挿入されることで, 微細粒組織が形成されていることが明らかとなった. すなわち, ホットワイヤプロセスを適用した添加ワイヤは溶融池に送給される過程において, ジュール熱と溶融池からの熱, アークからの熱により加熱され, その温度は, 融点近傍まで達しているため, Fig. 4.9 に示す初期組織を有するワイヤはその温度分布に応じて Fig. 4.9 にみられるような組織変化をたどり, (v)にみられたような半溶融状態のまま完全に溶けきることなく凝固し, 微細粒組織となると考えられる.

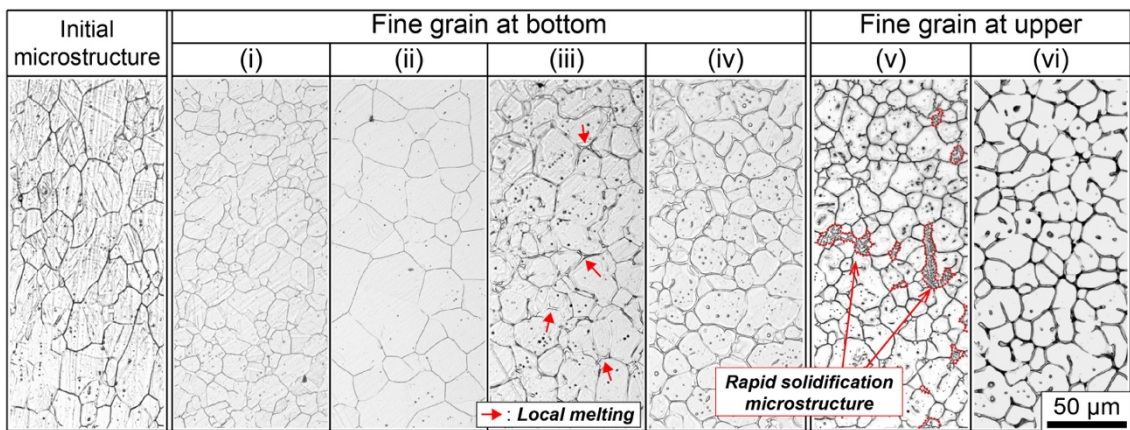


(a) Fine grain formed at bottom of Weld metal (Wire current: 132 A).

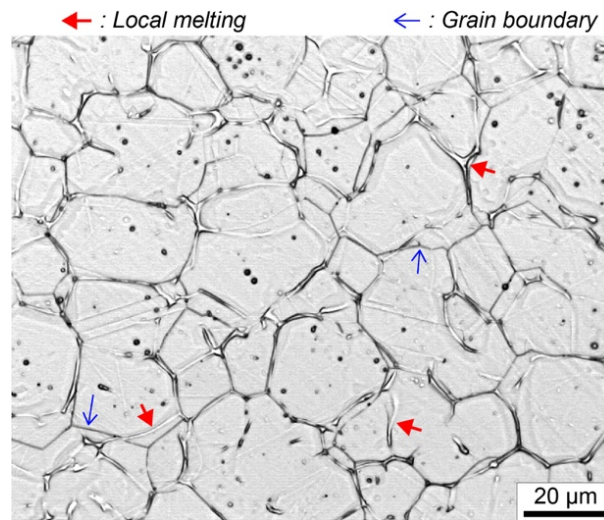


(b) Fine grain formed at upper of weld bead (Wire current: 147 A).

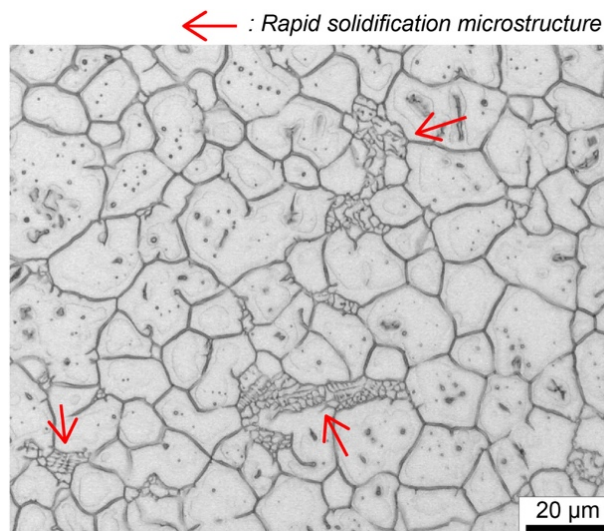
Fig. 4.8 Freeze microstructure images during forming fine grain obtained by quenching method.



(a) Microstructure on each position shown in Fig. 4.8.



(b) Local melting of (iii).



(c) Rapid solidification microstructure of (v).

Fig. 4.9 Microstructure evolution in filler wire to fine grain.

4.2.2 加熱送給中のワイヤ内組織変化

微細粒組織形成条件に基づき、通電距離 57 mm、ワイヤ送給速度 5.0 m/min でワイヤ電流 94, 102, 109 A の条件で加熱されたワイヤを放射温度計および二色放射温度計により実測した結果を Fig. 4.10 に示す。図中にはワイヤの液相線温度および固相線温度を示している。図より、通電位置 57 mm でのワイヤ温度は、ワイヤ電流の増加に伴い上昇しており、ワイヤ電流 109 A では、液相線温度付近に達している。その際のワイヤの加熱速度は 2046 °C/s と非常に急速であった。

Fig. 4.10 のワイヤ電流 109 A で融点近傍まで加熱されたワイヤの組織観察結果を Fig. 4.11 に示す。Fig. 4.11 (a), (c) はそれぞれ加熱されたワイヤの各位置における光学顕微鏡像と EBSD 解析により得られた IPF 像、(b) は 52 mm の位置の拡大写真である。Fig. 4.11 (a) から、ワイヤは加熱され送給される過程において通電距離 39 mm の位置で微細な結晶粒を呈しており、さらに加熱されることで粗大な結晶粒へと変化している。Fig. 4.11 (b) の 52 mm の位置では、組織写真中の粗大結晶粒の内部において局部溶融が生じている。融点近傍まで加熱されている 57 mm では、局部溶融が進み丸みを帯びた結晶粒となっている。これは、Fig. 4.9 で示した組織変化と同様の傾向である。また、初期に約 15 μm であった結晶粒径は、Fig. 4.11 (c) の IPF 像から、融点近傍の 57 mm の位置に至るまでの間で大きく変化していることがわかる。

IPF 像から得られた結晶粒径とワイヤの位置を温度に換算したワイヤ温度との関係を Fig. 4.12 に示す。結晶粒径は、加熱前 15 μm であるが、800 °C 付近から小さくなり始め、約 900 °C で 9 μm と最小となる。その後の温度の上昇に伴い粒径は大きくなり、1350 °C 付近にて最大の 22 μm となり、融点近傍に近づくと再び小さくなっている。初期のワイヤ組織には多くの塑性ひずみが導入されていることから、800 °C 付近からの粒径の減少は、加熱に伴う再結晶が生じたものと推察できる。このことは Fig. 4.9 (a) で示したように、加熱前のワイヤの結晶粒がワイヤの長手方向に伸びていることや、Fig. 4.11 (c) において、ワイヤ位置 30 mm 付近が約 710 °C に相当するが、Fig. 4.11 (c) の 30 mm での IPF 像では結晶粒の色にグラデーションが観察されることから裏付けられる。また、SUS304 の圧延材において圧下率に依存するが、再結晶開始温度は 700~900 °C と報告されている^{64,65)}。Fig. 4.11 (c) 35 mm の位置は 829 °C であるが、再結晶粒が見られており、この報告とほぼ同程度の温度であることから、ワイヤ加熱により再結晶が生じていることがわかる。1350 °C 以上からの粒径の減少は、52 mm の位置にみられるような粗大結晶粒内の局部溶融現象に伴い結晶粒が分断されたことによると考えられる。よって、ホットワイヤ送給中のワイヤは、加熱に伴い、再結晶、粒成長および局部溶融の組織変化を起こしていることがわかった。

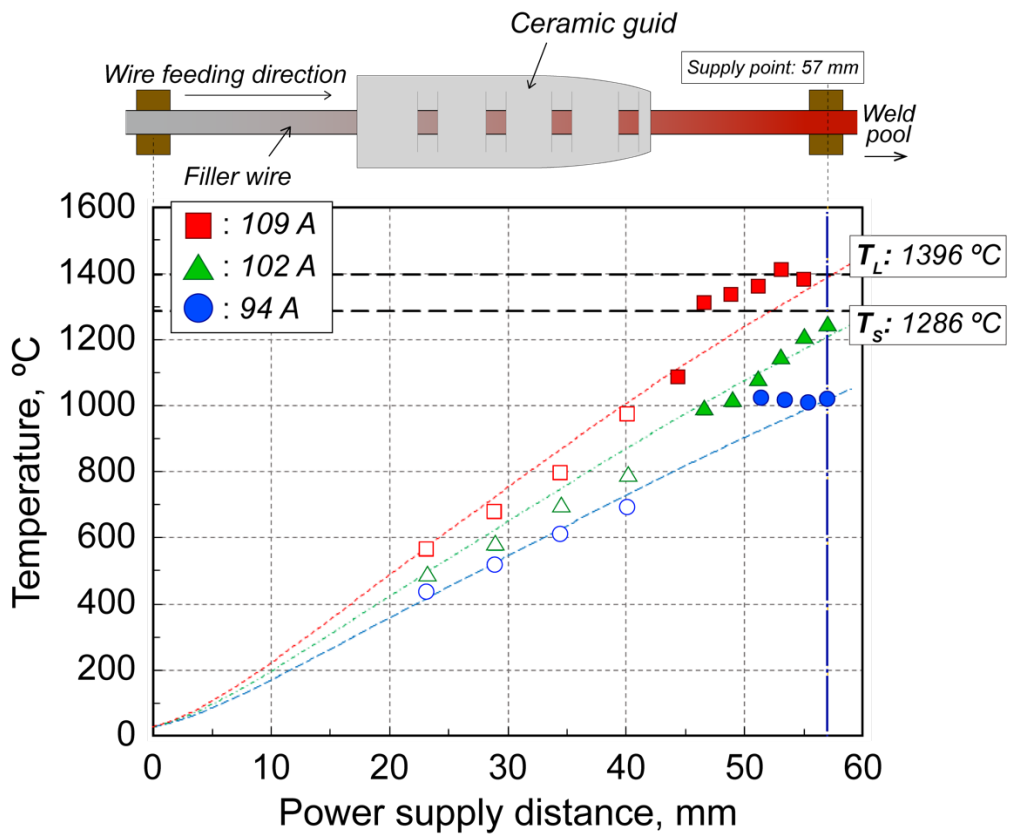
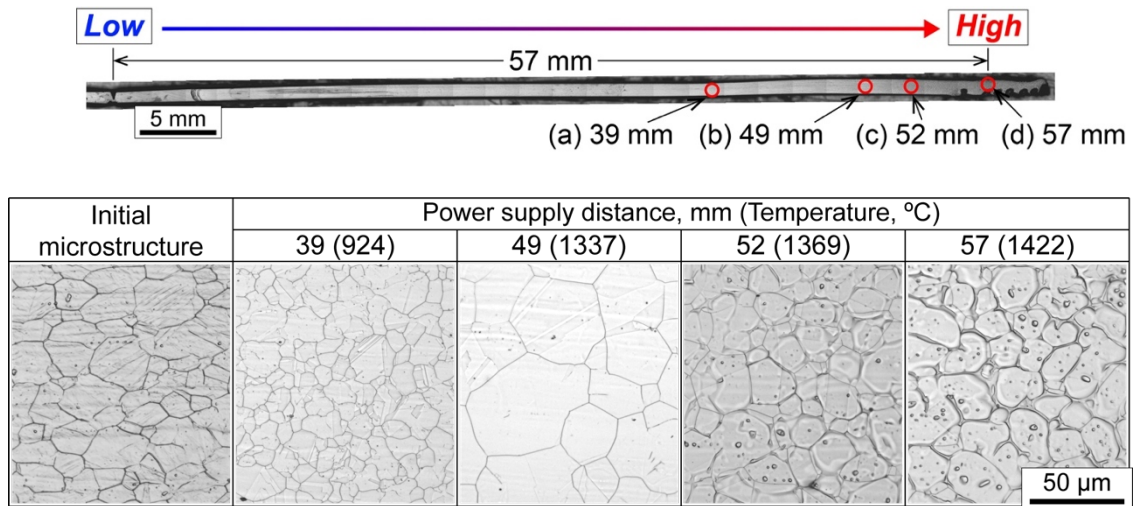
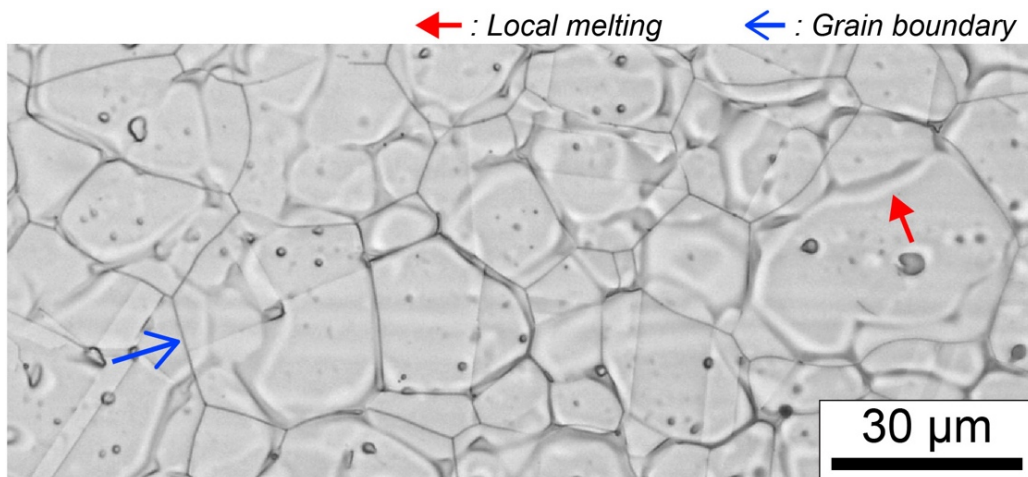


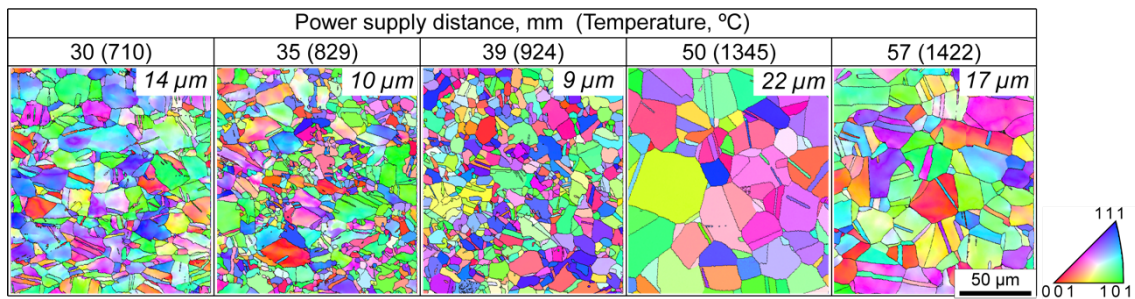
Fig. 4.10 Temperature distributions with each wire current during hot-wire feeding.



(a) Microstructures in heated filler wire at each position.



(b) Local melting microstructure on 52 mm.



(c) IPF images at each position.

Fig. 4.11 Microstructure evolution in filler wire obtained by hot-wire feeding simulation.

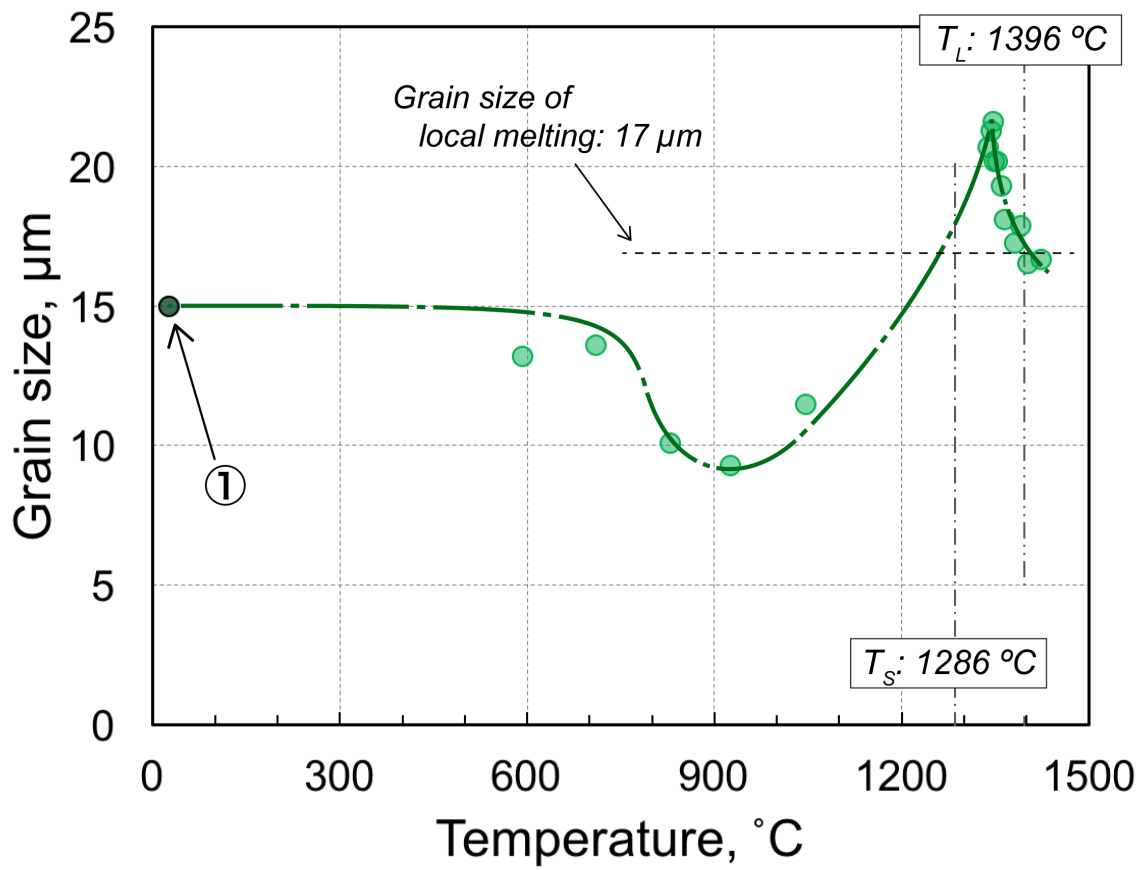


Fig. 4.12 Relationship between temperature and grain size in filler wire.

4.3 微細粒組織形成メカニズム

本溶接法により形成される微細粒組織は、アーク電流の減少、溶接速度の増加、ワイヤ送給速度の増加およびワイヤ送給位置が増加するにつれて形成されやすくなる。さらに、Fig. 4.8 の急冷結果から、ワイヤから連続して微細粒組織が形成されており、局部溶融したワイヤが半溶融状態で凝固界面に達することで微細粒組織が形成されることがわかった。

ホットワイヤ TIG 溶接による微細粒組織の形成モデルを Fig. 4.13 に模式的に示す。ワイヤ電流が低い場合、Fig. 2.9 にみられるように、加熱されたワイヤは溶融池内の比較的前方に挿入される。ワイヤは溶融池内でアークおよび融液からの熱により加熱されるが完全に溶融する前に溶接金属底部において、加熱された温度に応じた結晶粒径の微細粒組織として凝固する。ワイヤ電流が増加すると、加熱されたワイヤは、溶融池挿入時の温度が上昇し、アークおよび融液からの熱により溶融池内にて溶融するため微細粒組織は形成されない。さらに、ワイヤ電流が増加すると、融点近傍まで加熱されたワイヤの温度は溶融池温度と等しくなり、Fig. 4.11 (b)に示したような局部溶融組織となり垂れ下がりながら溶融池内後端の溶融境界近傍に挿入され、アークおよび溶融池からの熱をあまり受けることなく半溶融状態のまま凝固する。この場合、半溶融状態のワイヤが溶融池内の融液と混ざり合わないために、微細粒組織が溶接金属上部に広範囲にわたり形成される。したがって、本溶接法での微細粒組織の形成は、ホットワイヤプロセスを適用した際のワイヤの溶融現象に依存した特有の現象であると考えられる。

このような形成メカニズムから、溶接金属中に微細粒組織を最適に形成するためには溶融池へと送給されるワイヤ内の局部溶融領域を拡大させ、アークや溶融池からの熱によりワイヤ内の局部溶融領域が完全に溶けぬように溶融池の後端にワイヤを挿入することが望ましいと推測される。

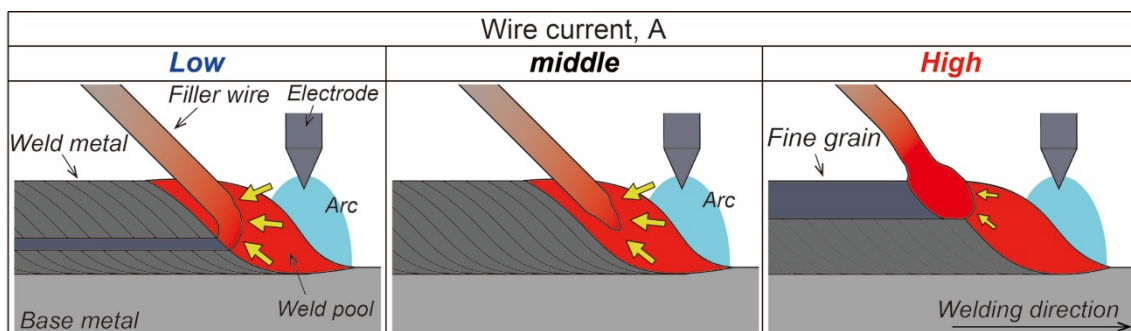


Fig. 4.13 Schematic illustration of fine grain formation mechanism by hot-wire GTAW.

4.4 ワイヤ組織変化過程での局部溶融現象

Fig. 4.11 (b)の光学顕微鏡像から、ワイヤは加熱される過程で、図中に矢印で示す結晶粒界とは異なる粒内で局部溶融を起こしたゴースト粒界^{66,67)}が観察された。この局部溶融現象は、本溶接法で微細粒組織を形成する上での一つの重要な現象であるため、その局部溶融現象について調査した。

Fig. 4.14 は、加熱速度 133, 225, 445, 1415 °C/s で局部溶融温度まで加熱したワイヤ組織を示している。加熱速度 133, 225 °C/s では粒界から局部溶融が生じている。加熱速度が 445 °C/s では、ほとんどの局部溶融が粒界に沿って生じてはいるが、細く見える結晶粒界と太く局部溶融した位置に若干のずれがみられる。一方、加熱速度 1415 °C/s では、粒内で局部溶融が発生したゴースト粒界が観察される。これらの結果から局部溶融が発生する場所は、加熱速度に依存し、加熱速度が速くなれば、その場所は、結晶粒界から結晶粒内に変わることがわかる。

SUS310S の溶接熱影響部における粒界の局部溶融現象は、渡辺ら⁶⁰⁾により詳細な検討が加えられており、その主要因は、粒界移動に伴う溶質元素の sweep-up^{68,69)}により粒界に溶質元素の濃化が起こり、融点が低下することによると報告されている。溶質元素の濃化により局部溶融が生じているのであれば、Fig. 4.12 に示したような組織変化過程においてその濃化部が形成されるものと推察できる。そこで、局部溶融組織の粒径が 17 μm であることから、粒径が同等のワイヤ初期組織の粒界 (Fig. 4.12 の①)での溶質元素の濃化がこの局部溶融現象に関わっていると考えた。Fig. 4.15 は、ワイヤ初期組織とその同一のワイヤを加熱により局部溶融させ同じ位置での組織を観察した初期組織と局部溶融の関係を示す。図には、加熱後の局部溶融画像上に初期組織の粒界を破線にて示している。図から明らかなようにワイヤ初期組織の粒界と加熱後の局部溶融箇所が一致していないことがわかる。以上の結果から、初期組織粒界における溶質元素の濃化は微細粒組織形成時の局部溶融に直接的には関係していないことがわかった。

そこで、Fig. 4.12 のワイヤ内の組織変化から、粒成長過程において得られるワイヤ組織が局部溶融現象に影響していると考え、4.1.6 に記したワイヤ組織再現加熱実験を実施した。Fig. 4.16 は、一次加熱により得られたピーク温度 881~1431 °C のワイヤ組織である。一次加熱で得られたワイヤ組織は、963 °C で再結晶がみられ、再結晶後 1387 °C までは粒成長していることがわかる。その後 1415 °C で粒内から局部溶融が生じており、このような組織変化は Fig. 4.11 のワイヤ組織変化と同様の傾向である。Fig. 4.17 は、Fig. 4.16 の粒成長過程のピーク温度 1223, 1310 および 1387 °C の組織とその同位置を二次加熱により局部溶融させた組織を比較した結果である。Fig. 4.15 と同様に、各温度での結晶粒界と局部溶融境界を併せて示している。1223 °C における結晶粒界は、

局部溶融組織に比して小さく、両者は一致していない。しかし、1310 °C の結晶粒界は局部溶融境界とほぼ一致しており、1387 °C の結晶粒界は、局部溶融境界と再びずれている。

上記の検討から、粒内における局部溶融境界は、再結晶終了後からの粒成長過程における粒界移動時のいずれかの温度での粒界位置に相当すると推測される。すなわち、渡辺ら⁶⁰⁾によれば、粒界移動時に溶質元素は、粒界に sweep-up されることで濃化され粒界で局部溶融を起こすと報告されているが、本実験では、ある温度以降になると(Fig. 4.17 の再現加熱実験からは 1310 °C 付近)、濃化された溶質元素が粒内に取り残された状態が生じていると推察される。その結果、粒内の溶質元素が濃化した低融点境界から局部溶融が起こるため、結晶粒は粗大化しているものの、局部溶融後は微細な結晶粒となるものと考えられる。このような局部溶融現象は極めて速い速度で加熱されるホットワイヤ特有の現象と考えられる。

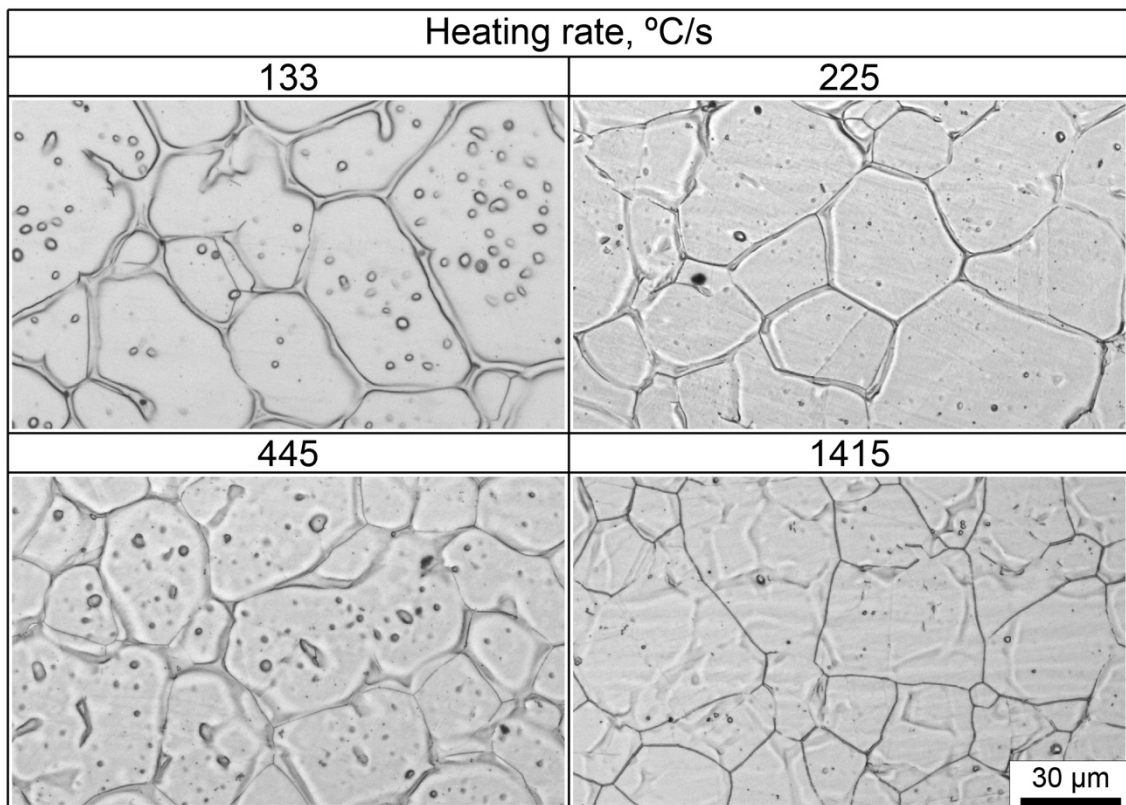


Fig. 4.14 Local melting locations at each heating rate.

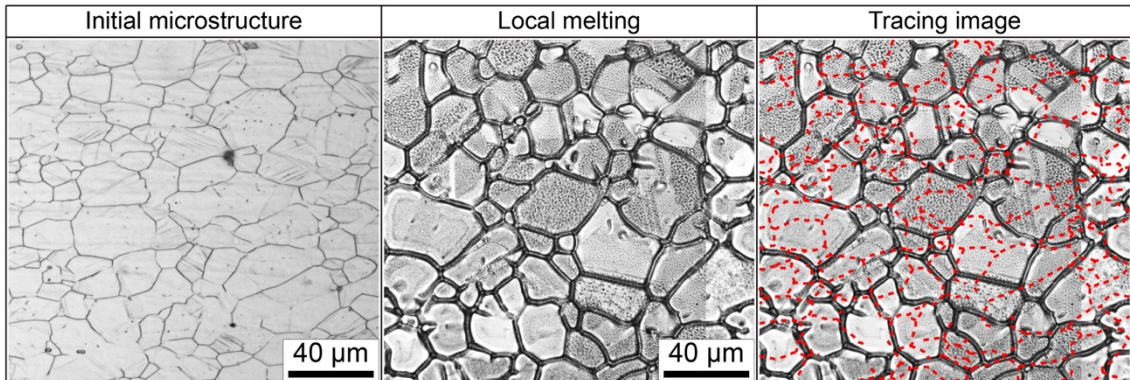


Fig. 4.15 Relationship between initial microstructure of wire and local melting.

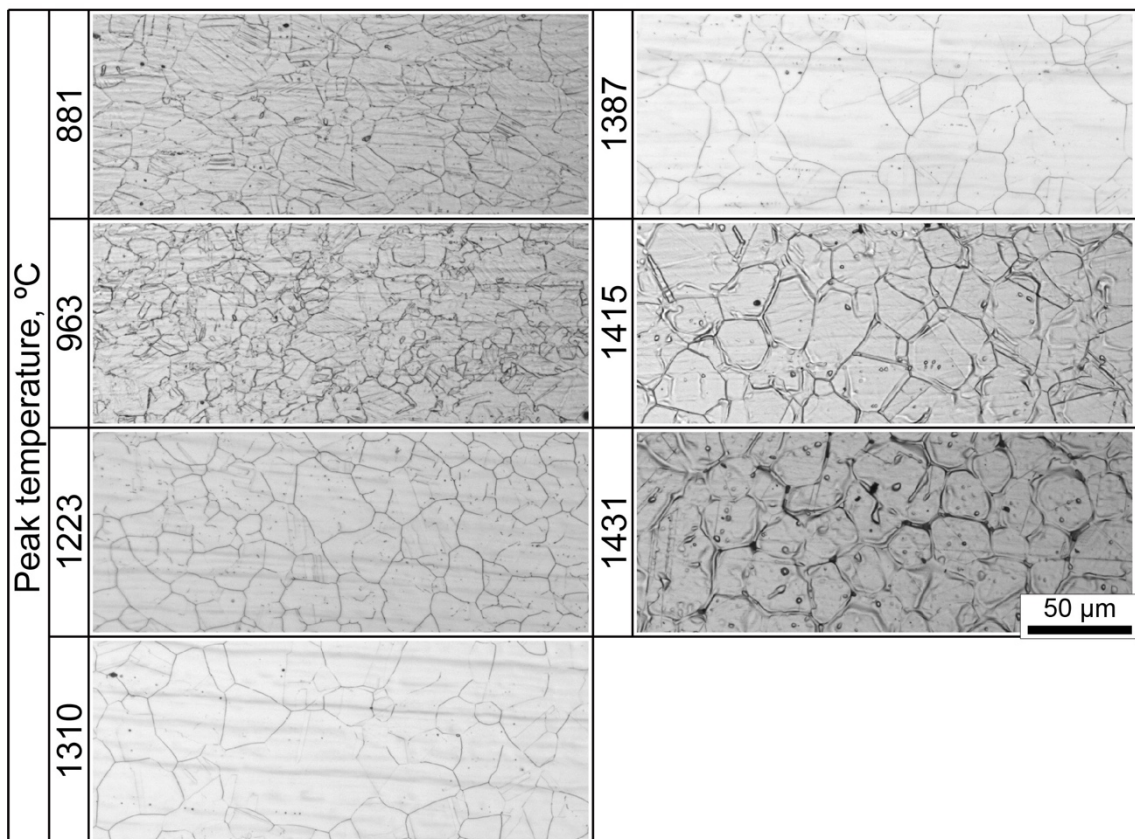


Fig. 4.16 Microstructure evolution at simulated wire heating.

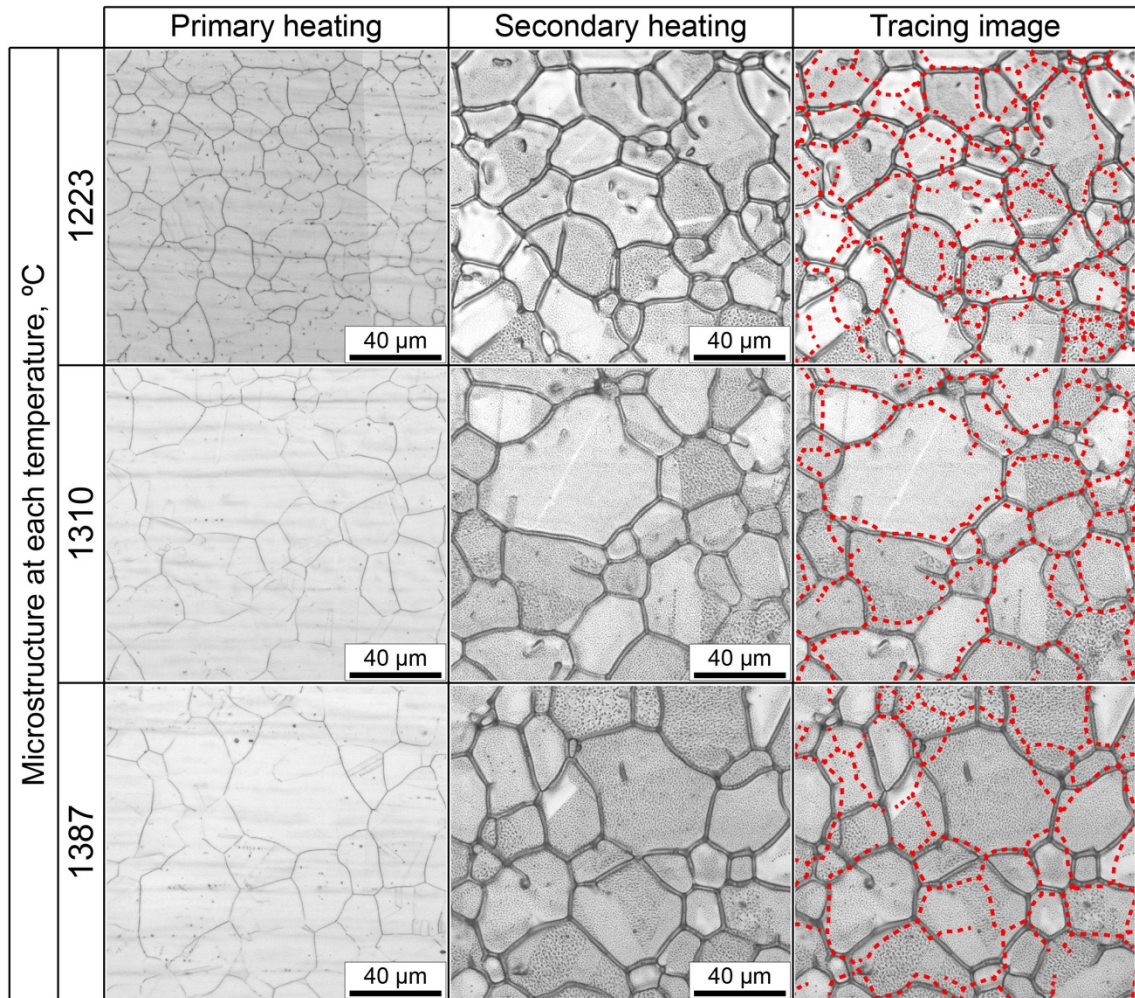


Fig. 4.17 Relationship between wire microstructure at each temperature during grain growth and local melting.

4.5 結言

SUS310S においてホットワイヤ TIG 溶接により形成される微細粒組織について、その形成メカニズムについて調査した。微細粒組織形成過程の溶接部を液体 Sn もしくは水急冷法により凍結し組織観察した。さらに、ホットワイヤ送給模擬加熱実験ならびにワイヤ再現加熱実験を行うことにより、ホットワイヤ送給時のワイヤ組織変化、局部溶融現象への加熱速度の影響ならびに局部溶融形成過程について検討を行った結果を以下に記す。

- 1) 溶接中のホットワイヤが溶融池に挿入される箇所の急冷組織を観察した結果、微細粒組織はワイヤから連続して形成されていたことから、微細粒組織はワイヤそのもので形成されることがわかった。
- 2) ワイヤ加熱実験から、ホットワイヤ送給されるワイヤは、その加熱温度に応じて再結晶、粒成長および局部溶融過程を経て半溶融状態になり、溶融池に挿入され完全に溶けることなく、そのまま微細粒組織となった。
- 3) 微細粒組織の形成は、ホットワイヤプロセスを適用した際のワイヤの溶融現象に依存した特有の現象であった。ワイヤ電流が低い場合、ワイヤが溶融池内で完全に溶融する前に溶接金属底部にて凝固することで微細粒組織が形成された。ワイヤ電流が高い場合では、送給されたワイヤは、半溶融状態で溶融池後端の溶融境界近傍に挿入されるため、溶融池内の液相と混ざり合うことなく直ちに凝固し、溶接金属上部に微細粒組織が形成された。
- 4) ワイヤが半溶融状態で溶融池へと送給され凝固することで微細粒組織が形成されることから、溶融池へ送給されるワイヤ内の局部溶融領域を増加させ、アークおよび溶融池からの熱によりワイヤの局部溶融領域が完全に溶融しない条件とすることで微細粒組織領域が拡大すると推測される。
- 5) ワイヤ内の粗大結晶粒内において局部溶融することで結晶粒が分断されていた。局部溶融箇所はワイヤ内の組織変化の粒成長過程の粒界移動時に形成され、ある温度以降になると結晶粒内に取り残されると推測される。このような現象は、加熱速度が約 1400 °C/s の急速な加熱においてのみ観察されたことから、ホットワイヤプロセス特有の現象により結晶粒内において局部溶融が生じると考えられる。

第5章 微細粒組織形成の最適化

ホットワイヤ TIG 溶接法による微細粒組織形成メカニズムを詳細に調査したところ、加熱送給されるワイヤの組織変化に依存して微細粒組織が形成されていた。特に、局部溶融したワイヤ組織が完全に溶け切ることなく凝固していたことなどから、送給されるワイヤ内での局部溶融領域が断面微細化率に影響を与えると推測される。さらに、局部溶融現象が加熱速度に依存していたことなどから、加熱速度の変化により局部溶融組織の粒径が変化し、溶接金属中に形成される微細粒組織の粒径も変化すると考えた。特に、粒成長速度が速いフェライト系ステンレス鋼では通電距離が変化することによる加熱速度の変化がワイヤ組織の変化に大きく影響すると考えられる。そこで、本章では、微細粒組織形成に及ぼすワイヤ内温度分布ならびに加熱速度を変化することができる通電距離の影響について調査した。

5.1 供試材料および実験方法

5.1.1 供試材料および試験片

母材にはオーステナイト系ステンレス鋼である SUS310S, フェライト系ステンレス鋼 SUS430 を、ワイヤには JIS Z 3321 YS310S ならびに YS430 ($\phi 1.2$ mm) をそれぞれ用いた。化学組成を Table 5.1 に示す。試験片は Fig. 2.1 に示した U 型開先試験片を使用した。

5.1.2 溶接条件

溶接条件を Table 5.2 に示す。SUS310S および SUS430 において、溶接速度 0.5 m/min, アーク電流 250 A, ワイヤ送給速度 5.0 m/min, ワイヤ送給位置+1 mm とし、通電距離を 35, 57, 85 mm と変化させた。SUS310S, SUS430 のそれぞれでワイヤ電流は 84~159 A, 81~182 A の範囲で溶接した。溶接中の溶融池後端付近のワイヤ溶融現象を、高速度ビデオカメラにより観察した。溶接長は 90 mm とし、定常部より 10 mm 間隔で 3 断面の組織観察用の試験片を取得した。試験片は鏡面仕上げ後、SUS310S の場合は 10 % シュウ酸水溶液により電解腐食、SUS430 の場合は 20% 王水により腐食し溶接金属組織を現出した。組織観察には光学顕微鏡を使用し、断面微細化率を測定した。

5.1.3 ホットワイヤ送給模擬加熱実験

本溶接法により形成される微細粒組織は、ワイヤ送給中の温度分布に伴う組織変化に大きく影響を受ける。そのため SUS310S, SUS430 において、通電距離 35, 57, 85 mm に対して、ホットワイヤ送給模擬加熱実験(4.1.4 項)を行った。

SUS310S では、ワイヤ送給速度を 5.0 m/min 一定として、通電距離 35, 57, 85 mm においてワイヤ電流をそれぞれ 132, 109, 93 A に設定し、ワイヤを融点近傍まで加熱した。SUS430 では、ワイヤ送給速度 5.0 m/min 一定とし、通電距離 35, 57, 85 mm のそれぞれで通電位置での温度が 1300 °C となるようにワイヤ電流を設定した。その際のワイヤ電流は、通電距離 35, 57, 85 mm のそれぞれで 135, 108, 93 A であった。なお、SUS430 でも融点近傍まで加熱することを試みたが、加熱されたワイヤと通電部とが溶着してしまうために安定した送給ができなかったため、1300 °C までの加熱とした。

加熱送給中のワイヤの温度計測には、放射温度計ならびに二色放射温度計をそれぞれ使用した。加熱されたワイヤは、ワイヤ中心部まで研磨後、光学顕微鏡により組織観察し、SEM-EBSD により結晶粒径を測定した。

Table 5.1 Chemical compositions of base metal and filler wire (mass%).

Material	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Co	Mo	Cu	Fe
SUS310S-(1)	0.05	0.59	0.84	0.022	<0.001	19.19	25.33	-	-	-	Bal.
SUS310S-(2)	0.02	0.66	0.90	0.021	<0.001	19.20	24.85	0.14	-	-	Bal.
SUS430	0.04	0.24	0.52	0.031	0.005	0.12	16.19	-	-	-	Bal.
YS310S-(1)	0.048	0.39	1.60	0.018	0.002	21.49	26.09	-	-	-	Bal.
YS310S-(2)	0.05	0.48	1.59	0.022	0.001	21.12	26.18	-	0.08	0.10	Bal.
YS430	0.009	0.41	0.39	0.021	0.003	0.20	16.81	-	0.02	0.02	Bal.

Table 5.2 Welding conditions.

	SUS310S	SUS430
Welding speed, m/min	0.5	
Arc current, A	250	
Arc voltage, V	10.6	
Arc length, mm	3	
Wire feeding speed, m/min	5.0	
Wire feeding position, mm	+1	
Wire feeding angle, deg.	45	
Power supply distance, mm	35, 57, 85	
Wire current, A	84~159	81~182
Pulse of wire current, Hz	100	
Duty, %	30	
Shielding gas(Ar), l/min	20	

5.2 通電距離の影響

5.2.1 ワイヤ温度分布の変化

通電距離の変化によるワイヤ温度分布と局部溶融領域について、SUS310S を例にあげる。SUS310S の通電距離 35, 57, 85 mm のそれぞれにおいて、ワイヤ電流 132, 109, 93 A で加熱した場合の温度分布を Fig. 5.1 に示す。図には、実測された温度を示している。図から、各通電位置において、ワイヤ温度が供試材の融点付近まで加熱されていることがわかる。また、この温度計測結果から、得られた加熱速度は、通電距離 35, 57, 85 mm のそれぞれで 3419, 2028, 1360 °C/s であり、どの通電距離においても非常に急速な加熱条件であった。加熱されたワイヤを光学顕微鏡により組織観察し、各通電距離に対して局部溶融領域を測定した結果を Fig. 5.2 に示す。これより、通電距離を長くし温度分布を緩やかにすることで、局部溶融領域が増加することがわかる。したがって、通電距離を長くすることにより、より微細粒組織領域が増加することが期待できる。

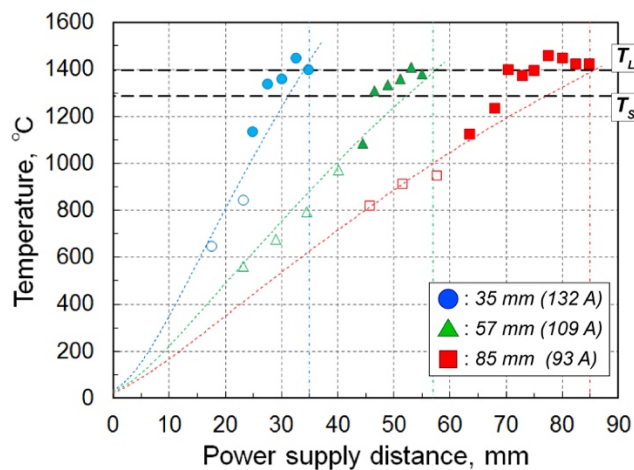


Fig. 5.1 Temperature distributions during hot-wire feeding at each power supply distance.

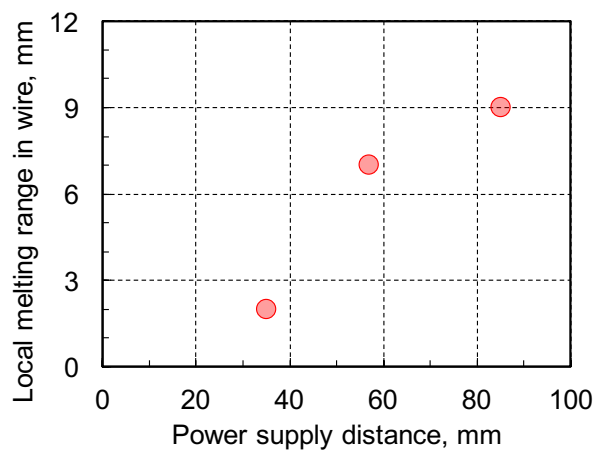


Fig. 5.2 Local melting range at each power supply distance.

5.2.2 オーステナイト系ステンレス鋼 SUS310S

通電距離 35, 57, 85 mm でワイヤ電流を適宜変化させ、断面微細化率の変化を調べた。各通電距離において得られた断面微細化率の変化を Fig. 5.3 に示す。図より、各通電距離において、これまでと同様、断面微細化率は微細粒組織形成がみられたワイヤ電流範囲において、ワイヤ電流が上昇することで一旦増加し、その後減少する傾向にある。通電距離 57 mm のワイヤ電流 120 A で断面微細化率が最大となり、その後は 40 %であった。各通電距離においてワイヤが軟化して送給される条件での溶融池周辺の可視化画像を Fig. 5.4 に示す。断面微細化率が最大となる通電距離 57 mm, ワイヤ電流 120 A では、十分に加熱されたワイヤが溶融池内の後端に挿入されている。35 mm では、ワイヤは挿入直前で垂れ下がっているものの、溶融境界より比較的前方に挿入されている。85 mm では、ワイヤの垂れ下がりが著しく、溶融池に挿入される前に急激に垂れ下がり、溶融池に挿入されず溶融池後方で凝固している。

通電距離を長くし送給されるワイヤの温度分布を広げて局部溶融領域を増加させることで断面微細化率の向上を試みたが、最大の断面微細化率は通電距離 57 mm で約 40 %であった。Fig. 5.4 に示す可視化画像から、ワイヤ先端の局部溶融領域の増加とともに剛性低下領域も増大していた。通電距離 35 mm では、ワイヤ内の温度分布が急峻になり、剛性低下領域が狭まったことで、ワイヤの垂れ下がりが軽減され溶融池後端へ送給されなかった。それに対して、85 mm では、温度分布が緩やかになり局部溶融領域が拡大したために、剛性低下領域が広がり、溶融池に挿入される前にワイヤの急激な垂れ下がりがみられ、溶融池内後端へ適切に挿入されなかった。そして 57 mm では、ワイヤ内の温度分布とそれに応じた剛性低下領域によるワイヤの垂れ下がりのために、ワイヤが溶融池内後端に挿入されていた。このようなワイヤ温度分布に応じた溶融池へのワイヤ挿入のされ方も微細粒組織形成に影響を与え、結果的に、本溶接条件では通電距離 57 mm で最大の断面微細化率となったと考えられる。

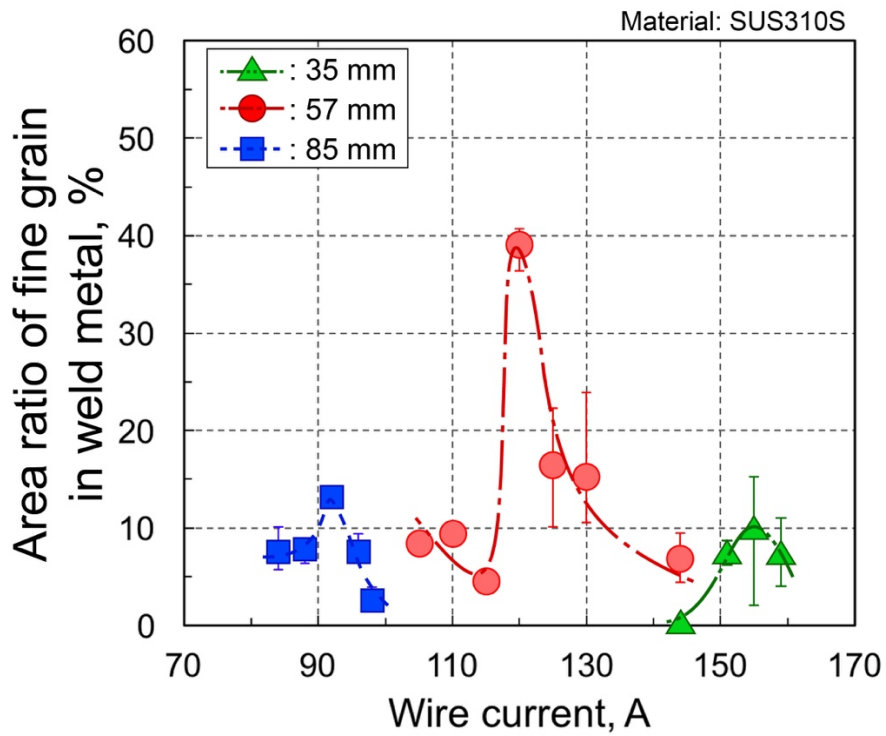


Fig. 5.3 Relationship between power supply distance and area ratio of fine grain in weld metal.

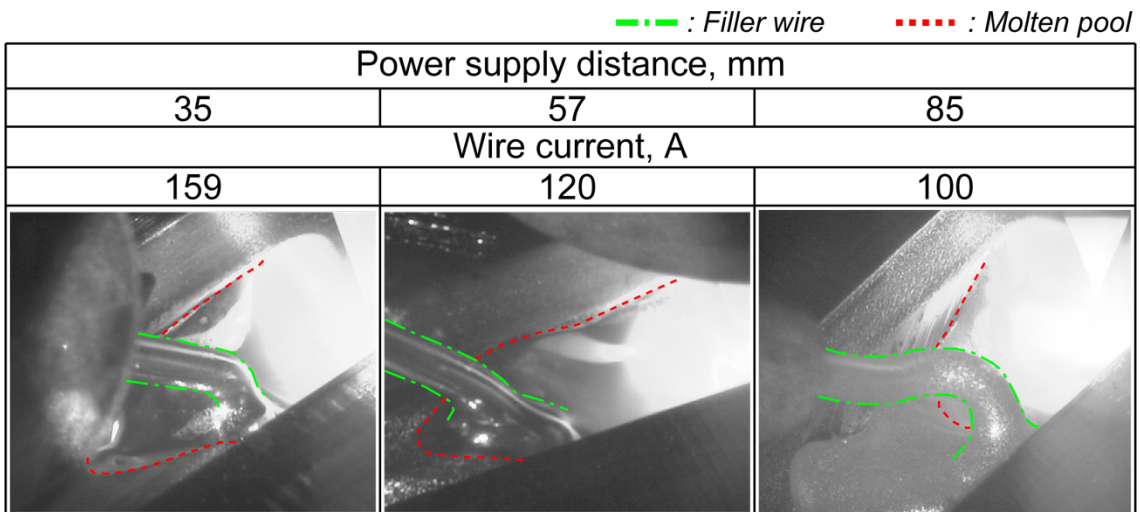


Fig. 5.4 Visualization images at each power supply distance.

5.2.3 フェライト系ステンレス鋼 SUS430

各通電距離において得られた断面微細化率の変化を Fig. 5.5 に示す。図より、断面微細化率の変化は、各通電距離において、ワイヤ電流が上昇することで一旦増加し、その後減少する傾向が認められた。断面微細化率は、通電距離 35, 57, 85 mm においてそれぞれワイヤ電流 174, 127, 100 A において最大値をとる。また最大の断面微細化率は、通電距離の減少とともに増加しており、通電距離 35 mm がもっとも大きく、約 35 % である。各通電距離でのワイヤ送給現象を Fig. 5.6 に可視化画像で示す。図には、各通電距離においてワイヤが垂れ下がり溶融池内に挿入される条件を示している。通電距離 35 mm ではワイヤ挿入位置とその溶融境界がかなり接近している。しかし、通電距離 57, 85 mm の場合、35 mm の場合に比してワイヤと溶融境界の間にある程度の幅がみられ、ワイヤは比較的前方に挿入されていた。また、通電距離 85 mm の場合、溶融池挿入直前でワイヤの垂れ下がりが多少みられるものの SUS310S のようなワイヤ挙動 (Fig. 5.4 参照) はみられない。

通電距離を長くすることで、ワイヤ内での局部溶融領域を増加させることで、断面微細化率が増加すると予測した。しかし、SUS430 では、逆に通電距離が短くなる場合、つまり局部溶融領域が狭くなる場合に断面微細化率が増加した。これは、Fig. 5.6 の可視化動画から、ワイヤ挿入位置が関係しているものと考えられ、通電距離 35 mm において最も溶融境界近傍にワイヤが挿入されていたためであると考えられる。

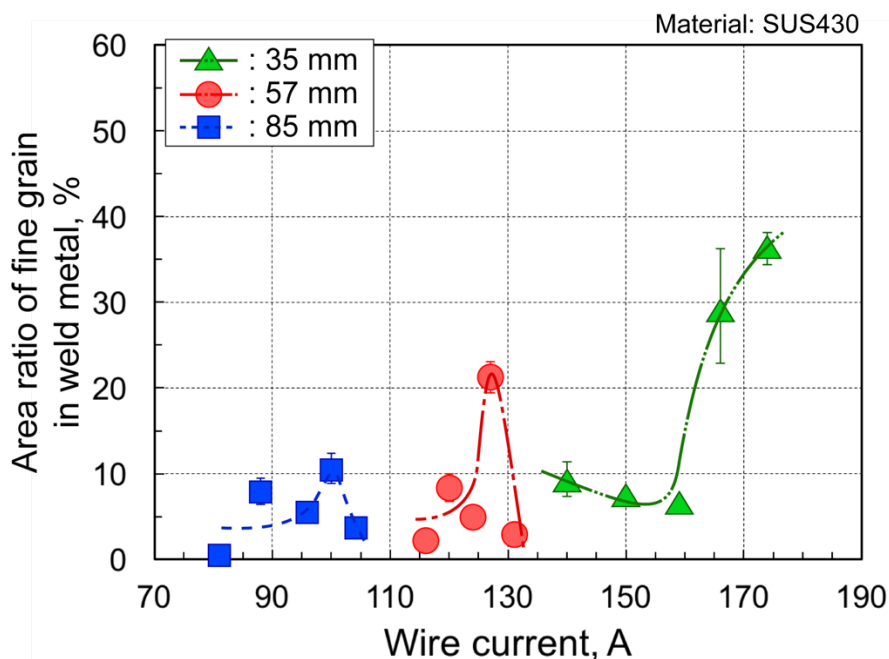


Fig. 5.5 Area ratio of fine grain in weld metal at each power supply distance.

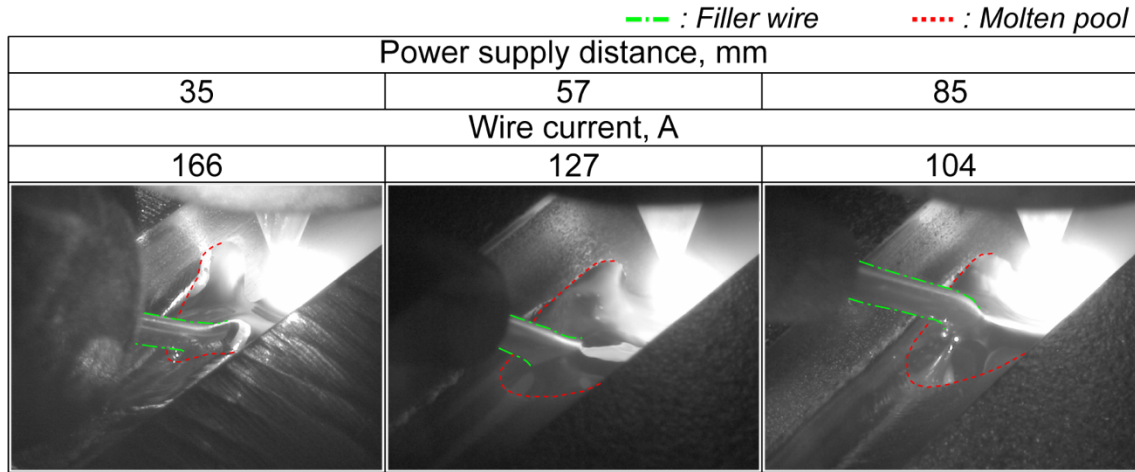


Fig. 5.6 Relationship between wire feeding and weld pool at each power supply distance.

5.3 通電距離ごとのワイヤ内組織変化と微細粒組織粒径

5.3.1 オーステナイト系ステンレス鋼 SUS310S

微細粒組織形成への通電距離の影響として、局部溶融組織量とは別に、加熱速度の影響が考えられる。微細粒組織形成メカニズムが、粒成長過程での局部溶融現象によるものであるため、加熱送給時の加熱時間、つまり加熱速度により局部溶融組織の粒径が変化し、溶接金属中に形成される微細粒組織の粒径の変化につながると推測した。

Fig. 5.1 に示した各通電距離において融点近傍まで加熱されたワイヤに対して組織変化を観察した結果を、通電距離とワイヤ内の各位置における粒径の関係として Fig. 5.7 に示す。各通電距離において、加熱送給される過程で、ワイヤ組織は再結晶、粒成長および局部溶融を経て粒径が小さくなっている。各通電距離でのワイヤ各位置の温度 (Fig. 5.1 参照) を用い、ワイヤ各位置での温度と粒径の関係を求めた結果を Fig. 5.8 に示す。図より、各通電距離における組織変化は、ワイヤ内の温度による粒径の大小に変化があるものの、再結晶、局部溶融開始温度にはあまり変化はみられない。

各通電距離におけるワイヤ内の局部溶融組織の粒径と溶接金属中に形成された微細粒組織の粒径を Fig. 5.9 に比較のためにまとめて示す。各通電距離での局部溶融組織と微細粒組織の粒径は、通電距離が増加するにつれて増加する傾向にあった。また、ワイヤ内で形成される局部溶融組織の粒径が、溶接金属中に形成される微細粒組織に比べ微細である。したがって、ワイヤ内で形成される局部溶融組織は通電距離により変化し、半溶融状態となり溶接金属中で凝固するまでに粒径が増加すると考えられる。また、加熱速度を速くすることにより、微細粒組織はより微細になると推察できる。

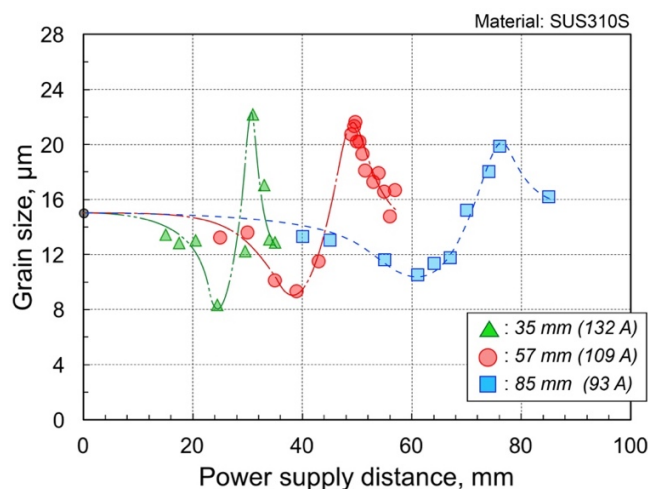


Fig. 5.7 Microstructure evolutions in wire at each power supply distance. Relationship between power supply distance and grain size at each position.

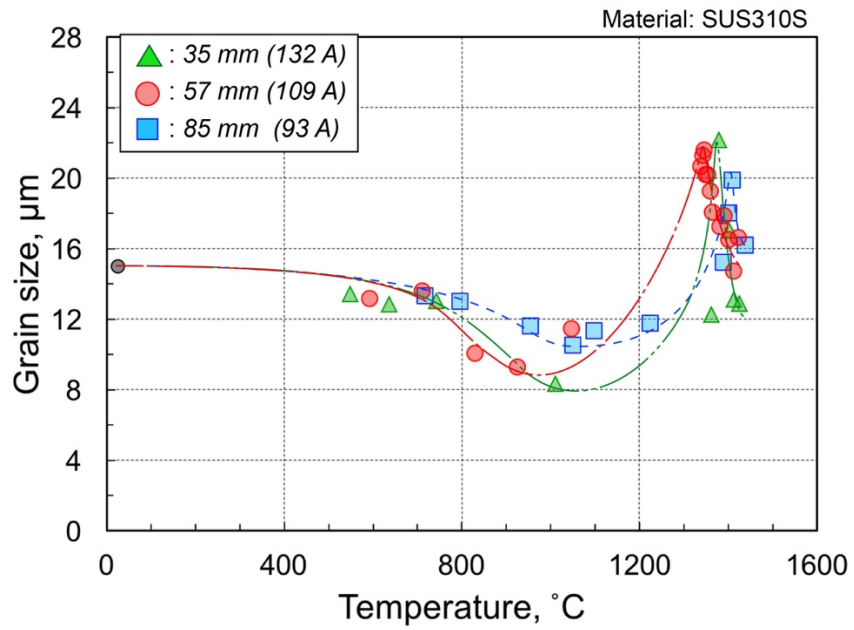


Fig. 5.8 Microstructure evolutions in wire at each power supply distance.
Relationship between temperature and grain size.

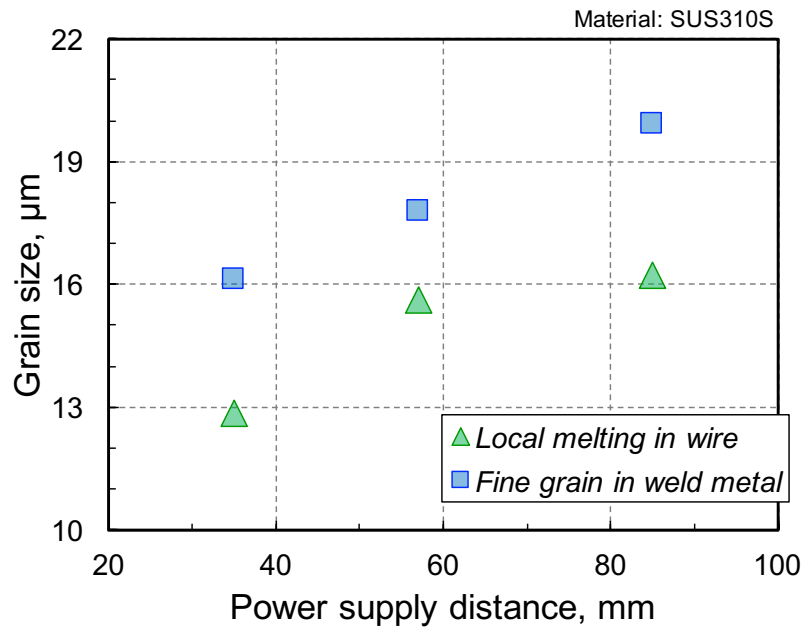


Fig. 5.9 Comparison with grain size of local melting in wire and fine grain in weld metal.

5.3.2 フェライト系ステンレス鋼 SUS430

SUS430 のワイヤ内組織変化について、通電距離 35 mm の場合を Fig. 5.10 に示す。図は、ワイヤ送給速度 5.0 m/min、通電距離 35 mm、ワイヤ電流 135 A において加熱されたワイヤの各位置における組織の EBSD 解析で得られた IPF 像である。これより、SUS430 の初期組織は、(a) 23 mm の位置でみられるような圧延組織を呈しているが、加熱に伴い 24 mm の位置で再結晶している。25 mm の位置においては再結晶が完了し、その後は 35 mm まで粒成長している。このような結晶粒径とワイヤ位置との関係を通電距離ごとにまとめて Fig. 5.11 に示す。各通電距離において、加熱が進むほど結晶粒径は大きくなっている。また、いずれの通電距離においてもピーク温度は 1300 °C に設定しているものの、ピーク温度での粒径は通電距離が長くなるほど大きくなっている。

各通電距離において溶接金属中に形成された微細粒組織の粒径を Fig. 5.12 に示す。図から明らかのように、通電距離が短くなることで微細粒組織の粒径が減少している。SUS310S と同様に、Fig. 5.11 に示した各通電位置での温度と結晶粒径との関係を Fig. 5.13 に示す。図中には、溶接金属中の微細粒組織の粒径を白抜で示している。ワイヤ作製時の圧延組織を呈する SUS430 は、加熱に伴い、800 °C 付近から再結晶を始める。再結晶後は、急激に粒成長する。SUS430 においてもワイヤが供試材の融点近傍まで加熱される場合に局部溶融が生じることは確認しているが、SUS310S でみられたような、その後粒径が小さくなる現象は起こっていないと考えられる。SUS430 の結果をみると、同一の温度での結晶粒径を比較した場合、通電距離が短いほど結晶粒径が小さい。通電距離にかかわらず、ワイヤのピーク温度は 1300 °C に設定しているため、通電距離が短いほど、加熱時間が短くなり、粒径の粗大化が抑制されて、このような結果になったと考えられる。

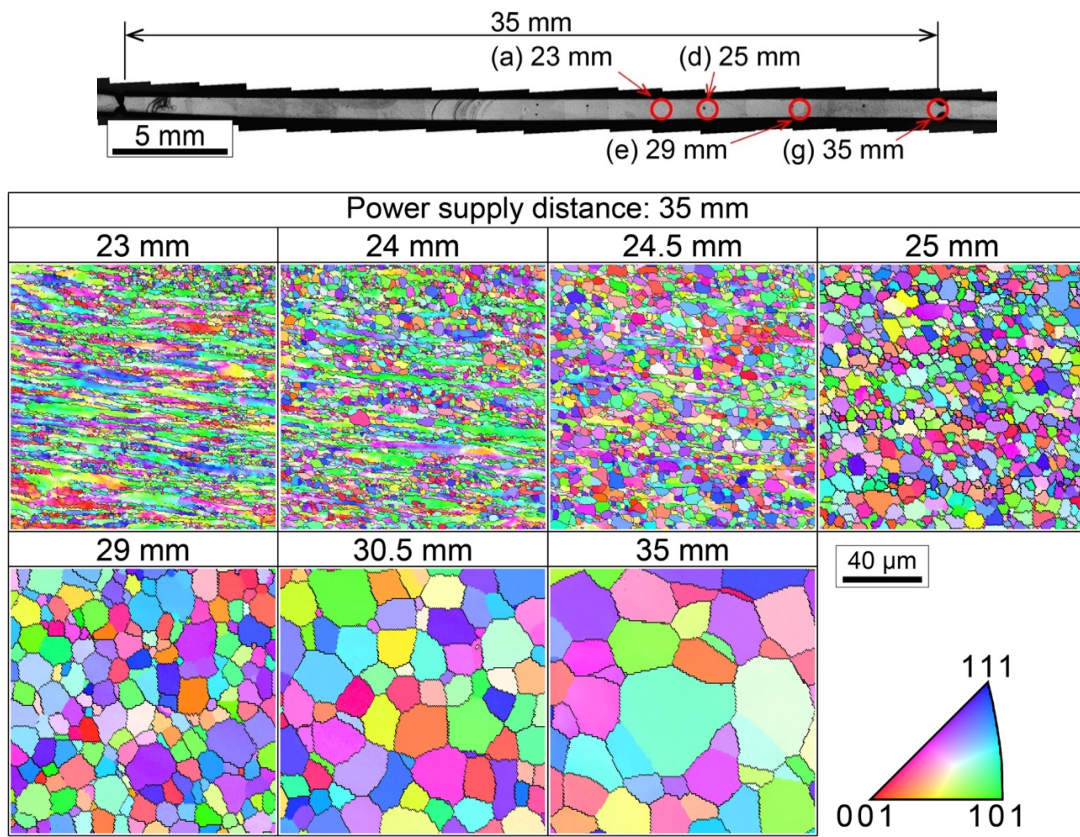


Fig. 5.10 Microstructure evolution in filler wire at each power supply distance.

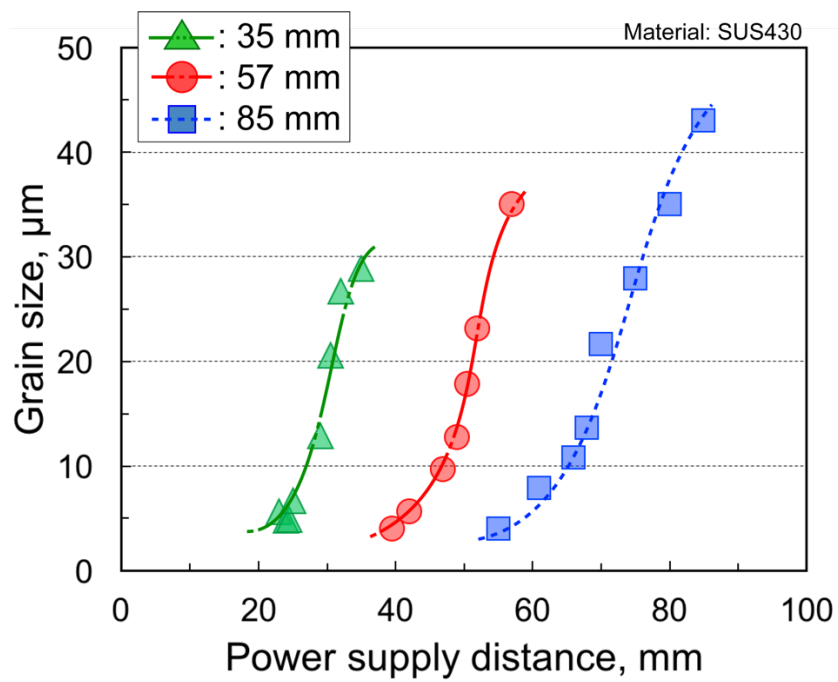


Fig. 5.11 Relationship between power supply distance and grain size.

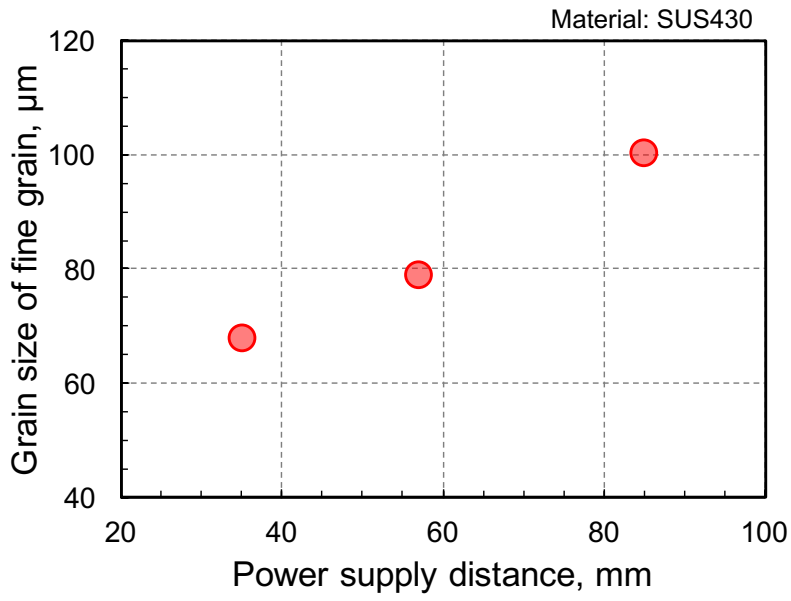


Fig. 5.12 Grain size of fine grain at each power supply distance.

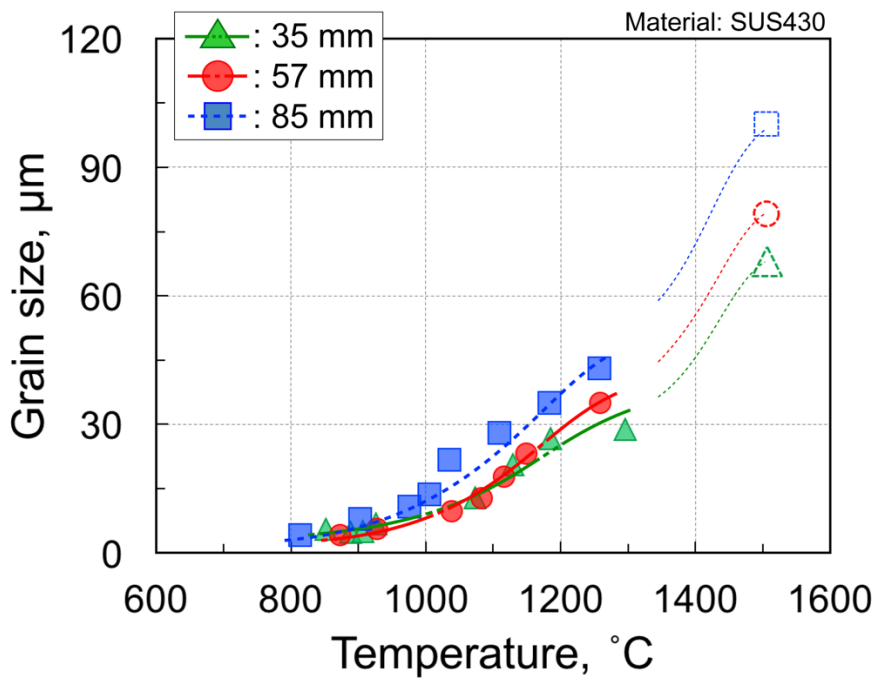


Fig. 5.13 Effect of power supply distance on fine grain formation on SUS430.

5.4 結言

SUS310S および SUS430 を用いて、微細粒組織形成メカニズムに基づき、通電距離の影響を調査し、断面微細化率の変化を比較した。また、通電距離の変化に伴うワイヤ組織変化を観察し、加熱速度が微細粒組織の粒径へ与える影響について以下の結論を得た。

- 1) SUS310S を用いて通電距離 35, 57, 85 mm のそれぞれで融点近傍まで加熱された場合の加熱速度は 3419, 2028, 1360 °C/s であり、どの通電距離においても急速な加熱条件であった。
- 2) 通電距離が長くなるにつれワイヤ内の温度勾配は緩やかになり、ワイヤ内の局部溶融領域は増加した。しかし、SUS310S では、ワイヤ内の剛性低下領域も広がることから、溶融池内にワイヤを安定して挿入することができず、断面微細化率の向上にはつながらなかった。
- 3) SUS430 の場合には、通電距離を変化させてもワイヤ挿入現象に大きな変化はみられず、通電距離が短い場合に断面微細化率が向上した。
- 4) SUS310S および SUS430 において、各通電距離において形成されるワイヤ内での局部溶融組織は通電距離が短くなる、つまり加熱速度が増加する場合に小さくなる。この傾向は溶接金属中に形成される微細粒組織の粒径にも反映され、通電距離を短く設定した場合により微細な組織へと変化した。

第 6 章 微細粒組織の諸特性

これまでにホットワイヤ TIG 溶接による微細粒組織形成メカニズムについて調査し、微細粒組織の形成が加熱送給されるワイヤ内の組織変化に依存していることが明らかとなった。本プロセスでは、アーク電流、溶接速度、ワイヤ送給速度およびワイヤ送給位置に応じて断面微細化率を変化させることができ、通電距離により微細粒組織の粒径もある程度制御可能であることがわかった。本章では、ホットワイヤ TIG 溶接法により形成される微細粒組織の機械的特性、高温割れ性ならびに超音波透過性について調査した。

6.1 供試材料および試験方法

6.1.1 供試材料

微細粒組織の特性評価に使用した供試材料の化学組成を Table 6.1 に示す。母材にはオーステナイト系ステンレス鋼 SUS310S を、添加ワイヤには JIS Z 3321 YS310S (ϕ 1.2 mm) を用いた。各特性試験において使用した供試材料は異なっており、母材には 3 種、添加ワイヤには 2 種を用いた。各試験において使用した母材、添加ワイヤの化学組成は、後述する試験方法内に記す通りである。

Table 6.1 Chemical compositions of base metal and filler wire (mass%).

Material	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Co	Mo	Cu	Fe
SUS310S-(1)	0.05	0.73	0.90	0.024	<0.001	19.20	24.88	0.13	-	-	Bal.
SUS310S-(2)	0.03	0.68	1.02	0.016	<0.001	19.20	25.06	0.02	-	-	Bal.
SUS310S-(3)	0.02	0.66	0.90	0.021	<0.001	19.20	24.85	0.14	-	-	Bal.
SUS310S-(4)	0.05	0.59	0.84	0.022	<0.001	19.19	25.33	-	-	-	Bal.
YS310S-(1)	0.05	0.48	1.59	0.022	0.001	21.12	26.18	-	0.08	0.10	Bal.
YS310S-(2)	0.048	0.39	1.60	0.018	0.002	21.49	26.09	-	-	-	Bal.

6.1.2 ビッカース硬さ試験

母材には Table 6.1 に示した SUS310S-(1)を, ワイヤには YS 310S-(2)をそれぞれ使用した. 試験片は Fig. 2.1 に示した. ビッカース硬さ試験に使用した溶接部作製条件を Table 6.2 に示す. 第3章のワイヤ送給速度の影響から, アーク電流 250 A, 溶接速度 0.5 m/min, ワイヤ送給速度 7.0 m/min でワイヤ電流 123, 148 A で得られる溶接金属に対して硬さを調査した. ワイヤ電流 123 A は溶接金属底部, 148 A は上部に微細粒組織がそれぞれ形成される条件である. ビッカース硬さ測定位置は, 123 A で得られる試験片では微細粒組織が形成されていない溶接金属上部, 148 A の試験片では微細粒組織が形成された溶接金属上部においてビッカース硬さを取得した.

6.1.3 引張試験

母材には SUS310S-(1)を, ワイヤには YS 310S-(2)をそれぞれ使用した. 溶接試験片は Fig. 2.1 に示した. 引張試験用溶接試験体作製条件を Table 6.2 に示す. 第3章のワイヤ送給速度の影響からアーク電流 250 A, 溶接速度 0.5 m/min, ワイヤ送給速度 7.0 m/min でワイヤ電流 123, 148 A の条件で溶接した. ワイヤ電流 123 A の場合, 溶接金属上部から微細粒組織のない部分を, ワイヤ電流 148 A の場合, 全てが微細粒組織となるように引張試験片を作成した. 引張試験片形状を Fig. 6.1 に示す.

Table 6.2 Welding conditions.

Welding speed, m/min	0.5
Arc current, A	250
Arc voltage, V	11.7
Arc length, mm	3
Wire feeding speed, m/min	7.0
Wire feeding position, mm	+1
Wire feeding angle, deg.	45
Power supply distance, mm	57
Wire current, A	125, 148
Pulse of wire current, Hz	100
Duty, %	30
Shielding gas(Ar), l/min	20

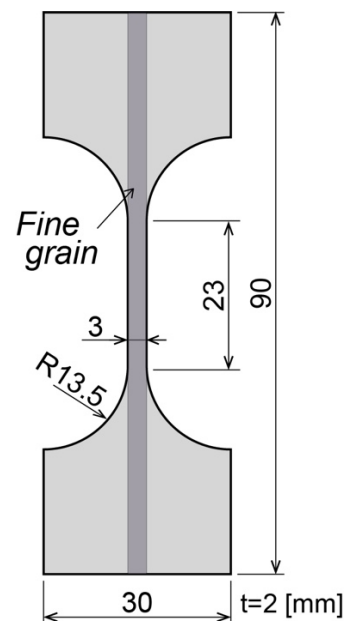


Fig. 6.1 Tensile specimen.

6.1.4 溶材供給式 Trans-Varestraint 試験

ホットワイヤ TIG 溶接により形成される微細粒組織の凝固割れ感受性に対する影響について、溶材供給式 Trans-Varestraint 試験を用いて調査した。

母材には SUS310S-(4)を、ワイヤには YS310S-(1)をそれぞれ使用した。試験片形状ならびに溶接条件を Fig. 6.2, Table 6.3 にそれぞれ示す。開先は Fig. 2.1 に示した U 開先試験片と同様に、溶接条件は 2 章の微細粒組織形成条件を参考にしており、開先深さは 1 パス溶接となるように設定した。Trans-Varestraint 試験では溶接部表面に発生する割れを評価するため、ワイヤ電流 115 A は微細粒組織が溶接金属表面(上部)に形成される条件である。ワイヤ電流 109 A は比較のための条件であり、微細粒組織が溶接金属底部に形成される条件、つまり微細粒組織が溶接金属表面に形成されない条件である(溶材供給式 Trans-Varestraint 試験方法に関しては、付録 B 参照)。

Trans-Varestraint 試験後は、溶融池周辺に発生した割れを SEM により観察し、溶融境界からの割れ分布を調査した。各条件に対して、二色放射温度計測を用いて溶融池後方の温度分布を測定した(アーク溶接中の温度計測については付録 A を参照)。

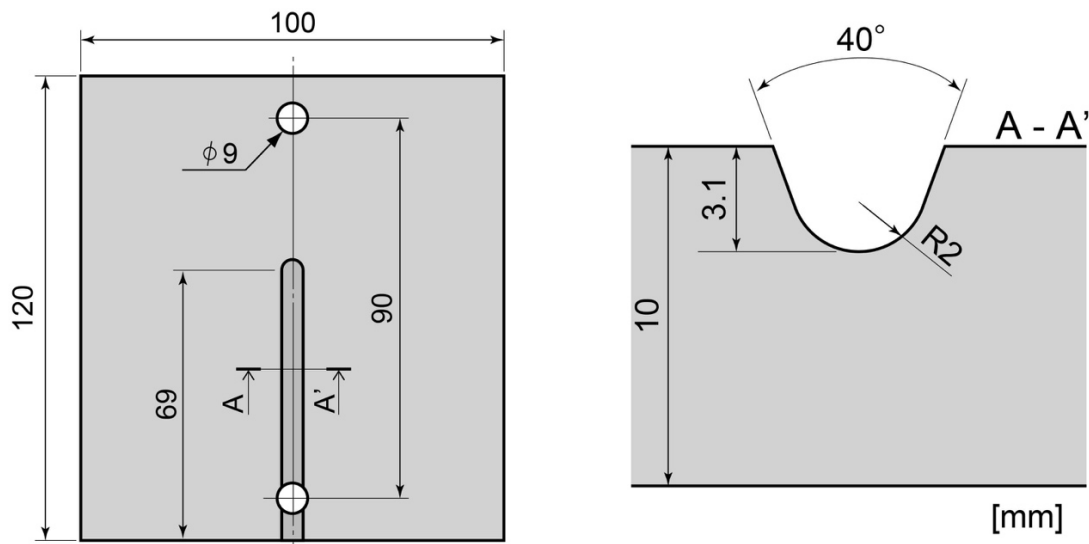


Fig. 6.2 Schematic illustration of specimen for Trans-Varestraint test.

Table 6.3 Welding conditions of Trans-Varestraint test.

Welding speed, m/min	0.5
Arc current, A	250
Arc length, mm	3.1
Wire feeding speed, m/min	5.0
Wire feeding position, mm	+3
Wire feeding angle, deg.	45
Power supply distance, mm	57
Wire current, A	109, 115
Pulse of wire current, Hz	100
Duty, %	50
Shielding gas(Ar), l/min	20

6.1.5 U形溶接割れ試験

微細粒組織形成による高温割れ抑制効果を調査するため、微細粒組織形成条件および一般的な TIG 溶接において U 形溶接割れ試験を実施した。

母材には SUS310S-(2)を、ワイヤには YS 310S-(1)をそれぞれ使用した。使用した試験片形状を Fig. 6.3 に示す。150(w)×200(l)×25(t) mm の鋼材に、開先底部半径 2 mm、開先角度 40°、開先深さ 12.5 mm の U 開先加工を施した。この開先形状は、Fig. 2.1 に示す溶接試験片と同様である。なお、開先位置ならびにスリット幅等に関しては、JIS Z3157 - U 形溶接割れ試験に順じた。

溶接条件を Table 6.4 に示す。Table 6.4 (a)は微細粒組織が形成されない一般的な TIG 溶接条件、(b)は微細粒組織が形成されるホットワイヤ TIG 溶接条件である。一般的な TIG 溶接条件としては、溶接速度 0.1 m/min、アーク電流 150 A、アーク長 3 mm とし、ワイヤ送給速度 0.6 m/min、ワイヤ送給角度 45° とし、溶接進行方向から電極直下にワイヤを送給した。微細粒組織が形成されるホットワイヤ TIG 溶接条件としては、これまでの溶接条件を基に、溶接速度 0.5 m/min、アーク電流 250 A、アーク長 3 mm、ワイヤ送給速度 5.0 m/min、ワイヤ送給角度 45°、ワイヤ電流 123 A、ワイヤ送給位置+2 mm とし、溶接進行方向後方よりワイヤを送給した。溶接長は、両条件とも開先形状と使用した TIG 溶接治具の関係から 60 mm とした。

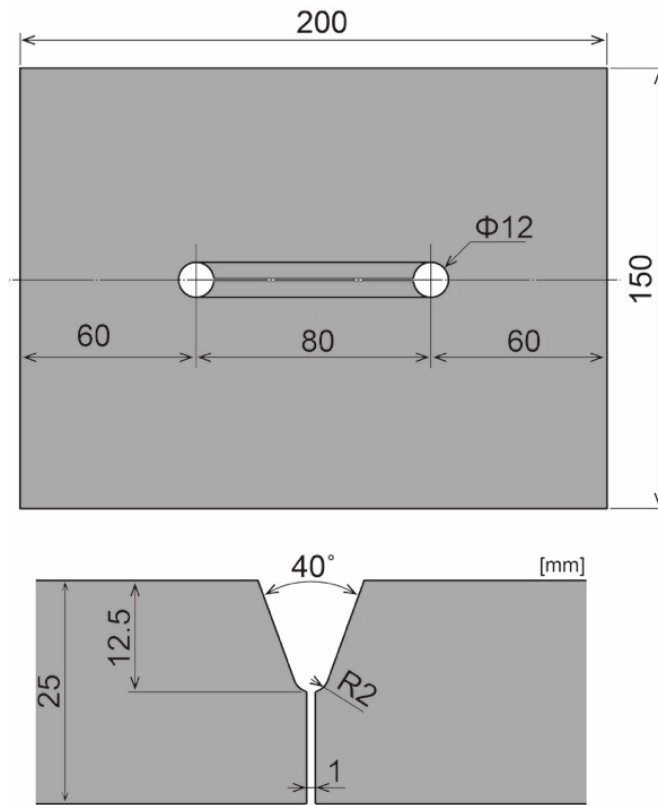


Fig. 6.3 Specimen for hot cracking test.

Table 6.4 Welding conditions of hot cracking test.

	(a)	(b)
Welding speed, m/min	0.1	0.5
Arc current, A	150	250
Arc voltage, V	9.6	10.7
Arc length, mm	3	3
Wire feeding speed, m/min	0.6	5.0
Wire feeding angle, deg.	45	45
Wire feeding position, mm	0	+2
Power supply distance, mm	-	57
Wire current, A	-	123
Pulse of wire current, Hz	-	100
Duty, %	-	30
Shielding gas(Ar), l/min	20	20

6.1.6 超音波透過性試験

超音波透過性試験では、多層盛溶接継手を用いた。試験対象としては、ホットワイヤ TIG 溶接により形成された微細粒組織を含む多層盛溶接継手部と、一般的な TIG 溶接により形成された多層盛溶接継手を使用した。

母材には SUS310S-(3)を、ワイヤには YS310S-(2)をそれぞれ使用した。多層盛溶接継手作製に用いた試験片を Fig. 6.4 に、溶接条件を Table 6.5 にそれぞれ示す。板厚 15 mm とし、開先角度 20°、開先深さ 10 mm、開先半径 2 mm の U 開先試験片を使用した。1 層目は溶接速度を 0.5 m/min、2, 3 層目は 0.3 m/min としワイヤ送給速度は 5.0 m/min と一定にした。超音波透過性試験時の模式図を Fig. 6.5 に示す。超音波探傷の探触子には、横波中心波長 5.0 MHz、素子寸法 10×10 mm で、溶接継手に対して斜め 45° 方向から超音波を溶接継手に対して照射した。探触子から送信された超音波の溶接継手部を通過した直後の一次波、およびその一次波が裏面にて反射し再度試験体裏面に到達した二次波のそれぞれの強度を測定した。

Table 6.5 Welding conditions for multi-pass welding.

	1 st layer	2 nd layer	3 rd layer
Welding speed, m/min	0.5	0.3	
Arc current, A	250		
Arc voltage, V	9.3~11.7		
Arc length, mm	3		
Wire feeding speed, m/min	5.0		
Wire feeding angle, deg.	45		
Wire feeding position, mm	+1		
Power supply distance, mm	57		
Wire current, A	120		
Pulse of wire current, Hz	100		
Duty, %	30		
Shielding gas(Ar), l/min	20		

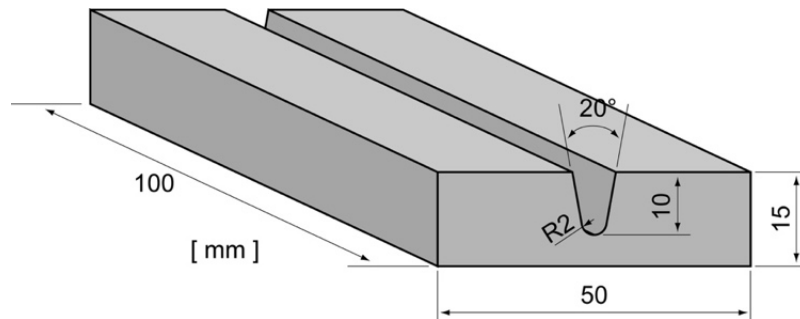


Fig. 6.4 Specimen for multi-pass welding.

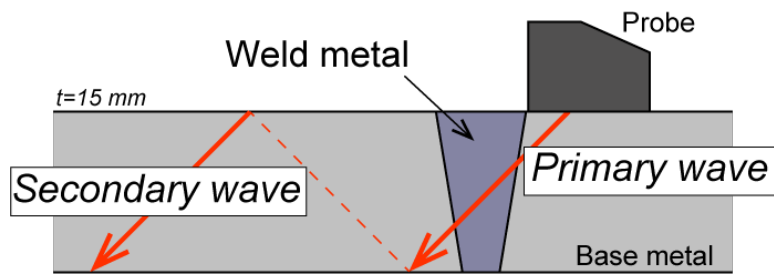


Fig. 6.5 Schematic illustration of ultrasonic wave test.

6.2 微細粒組織の機械的性質

6.2.1 ビッカース硬さ試験

ビッカース硬さ試験に供した溶接ビード断面を Fig. 6.6 に示す。断面写真中には、微細粒組織領域を赤破線で囲んでいる。ワイヤ電流 123 A では溶接金属底部、148 A では上部にそれぞれ微細粒組織が形成されている。ビッカース硬さ計測位置は、ワイヤ電流 123, 148 A のそれぞれで得られた溶接金属部の上部において実施し、両断面にはビッカース硬さ測定時の圧痕が残っている。

硬さ計測結果を Fig. 6.7 に示す。微細粒組織を有する領域を計測したワイヤ電流 148 A の場合、溶接金属中の微細粒組織部の平均硬さは約 170 HV であり、母材硬さ 160 HV に比べて僅かに高い値を示す。一方、123 A で溶接した継手の微細粒組織を含まない溶接金属部の平均硬さは約 147 HV であり、微細粒組織部は微細粒組織でない溶接金属に比して約 20 HV 高い硬さを示している。

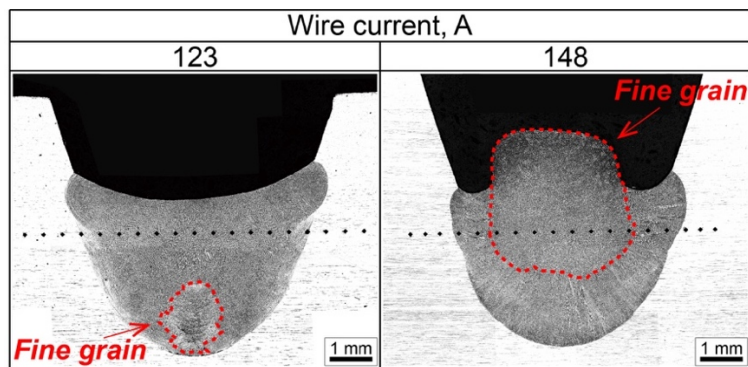


Fig. 6.6 Cross-section of weld bead using Vickers hardness test.

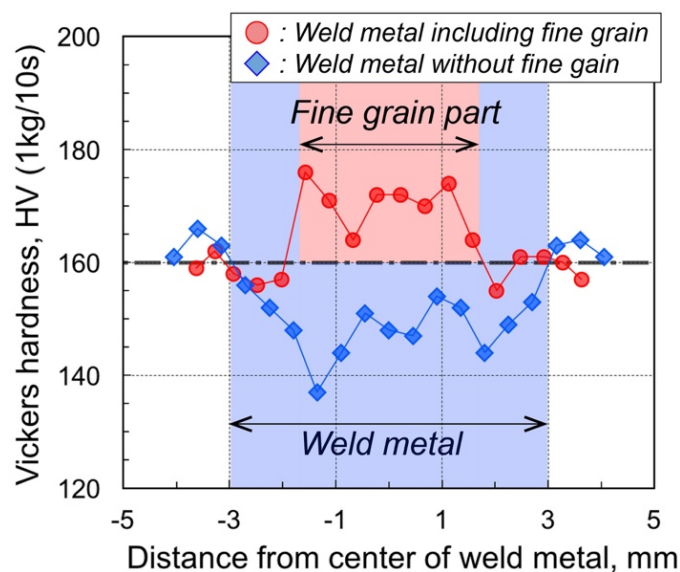


Fig. 6.7 Vickers hardness distributions with each weld metal.

6.2.2 引張試験

引張試験後の平行部の断面組織を Fig. 6.8 に示す。図には、微細粒組織領域を赤破線で囲んでいる。図より、ワイヤ電流 123 A では微細粒組織はみられず、148 A では平行部断面のほとんどに微細粒組織が形成されており、その割合は平行部断面の約 80 %であった。

Fig. 6.8 に示したワイヤ電流 123, 148 A の組織を有する引張試験に対して引張試験を行った結果を Fig. 6.9 に示す。平行部に約 80 %の微細粒組織を有する試験片の最大荷重が 3.4 kN であるのに対し、微細粒組織を有しない試験片は 3.1 kN を示し、破断伸びはそれぞれ 47.3, 41.6 %であった。以上の結果から微細粒組織含有によって、破断荷重、伸びとも向上することがわかり、微細粒組織を 80 %含む場合の強度、伸びはそれぞれ 10, 14 %向上している。

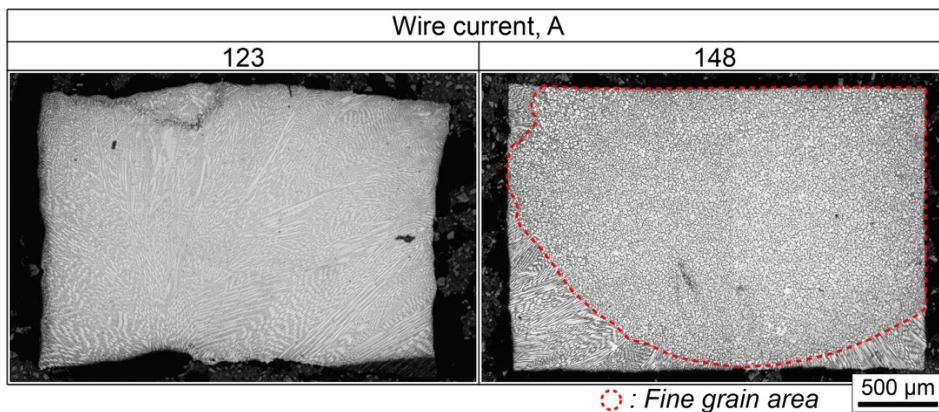


Fig. 6.8 Microstructure of evaluation part of tensile test with each specimen.

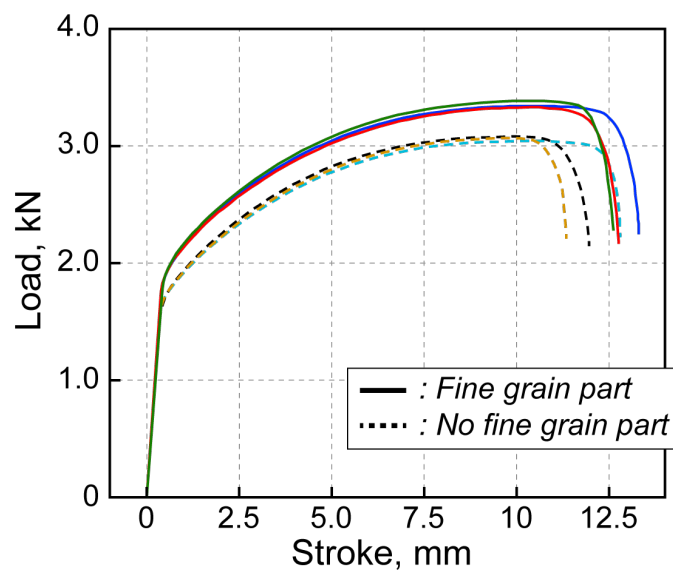


Fig. 6.9 Result of tensile test with each specimen.

6.3 微細粒組織形成による凝固割れ感受性

6.3.1 溶材供給式 Trans-Varestraint 試験

溶接金属中の凝固組織を微細化することで凝固割れ感受性が低減されているため、ホットワイヤ TIG 溶接において微細粒組織が形成された溶接金属についても溶材供給式 Trans-Varestraint 試験を用いて凝固割れ感受性の評価を試みた。

溶材供給式トランスバレストレイン試験に用いた溶接条件を Fig. 6.10 に示す。図には、ワイヤ電流 109, 115 A のそれぞれで得られた溶接部断面と表面の組織を示しており、微細粒組織を破線で示している。ワイヤ電流 109 A では、微細粒組織が溶接金属底部に形成されている。その表面組織は母材から溶接金属中央に向かう柱状晶と溶接金属部中央では等軸晶が観察される。ワイヤ電流 115 A では、微細粒組織が溶接金属上部に形成されており、表面組織の大部分が微細粒組織である。

Trans-Varestraint 試験では溶接金属表面に発生した高温割れを用いて高温割れ感受性を評価することから、ワイヤ電流 109 A は微細粒組織の影響がないホットワイヤ TIG 溶接条件、ワイヤ電流 115 A は微細粒組織が形成される場合のホットワイヤ TIG 溶接条件とみなして、それぞれの凝固割れ感受性を評価した。以後、記述の簡略化のため、ワイヤ電流 109 A の微細粒組織が発生しないホットワイヤ TIG 溶接を通常溶接条件、微細粒組織が形成されるワイヤ電流 115 A を微細粒組織形成条件とそれぞれ称する。

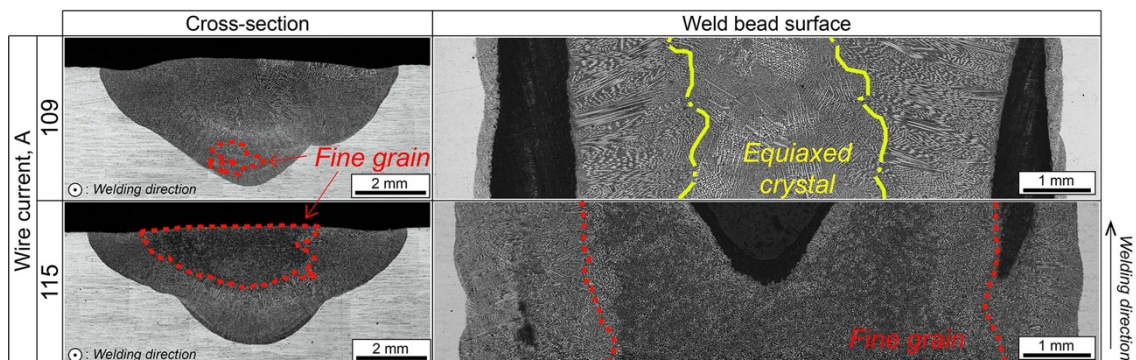
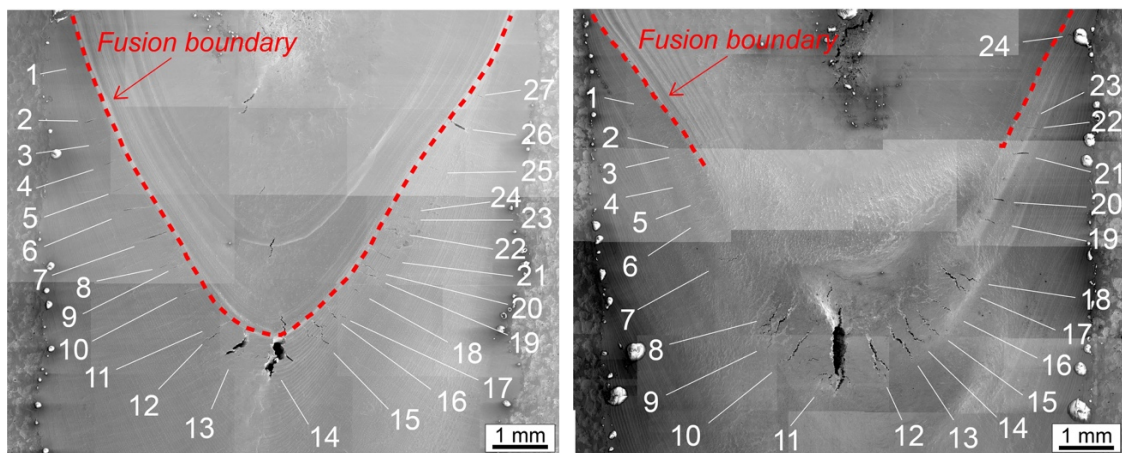


Fig. 6.10 Cross-section of weld bead and weld bead surface at each wire current.

Fig. 6.10 に示した条件に対して溶材供給式 Trans-Varestraint 試験を実施し、溶融池周辺の割れを SEM 観察した一例を Fig. 6.11 に示す。Fig. 6.11 (a), (b)は、それぞれ通常溶接条件、微細粒組織形成条件の結果である。図の上側が溶融池であり、溶融境界を破線で示し、溶融池周辺に発生した凝固割れの位置を番号とともに示している。通常溶接条件では、どの割れも溶融境界に対して比較的垂直方向に割れが発生しているようにみられる。微細粒組織形成条件では、溶融境界は溶融池前方においては確認することができたが、微細粒組織が形成される溶接部中央においては Fig. 6.11 (b)にみられる様に、溶融境界の判別が困難であった。いずれの条件においても、溶融池後端に発生した最大の割れは溶接部中央に発生しており、通常溶接条件では割れ番号 14、微細粒組織形成条件では割れ番号 11 であった。その微細粒組織形成条件における最大割れは微細粒組織形成部に発生していた。各条件において得られた割れ破面を観察した結果を Fig. 6.12, 6.13 に示す。Fig. 6.12 の割れ破面がデンドライト形態であることから、通常溶接条件で発生した最長割れが、凝固割れであることがわかる。一方、Fig. 6.13 に示す微細粒組織部で発生した割れ破面は粒界破壊形態を示し、さらにその破面に液膜の存在が確認された。



(a) Hot-wire GTA welding.

(b) Fine grain condition by hot-wire GTA welding.

Fig. 6.11 SEM images of solidification crack distribution around weld pool at each welding condition under augmented strain 2.7 %.

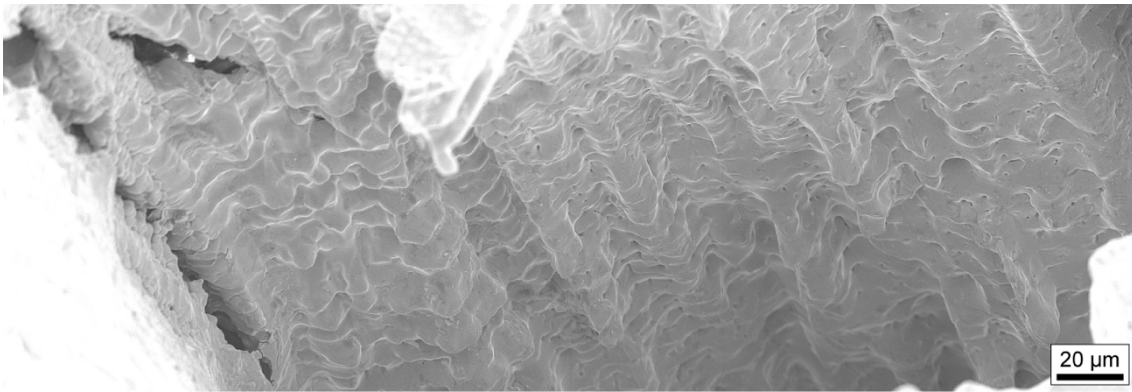
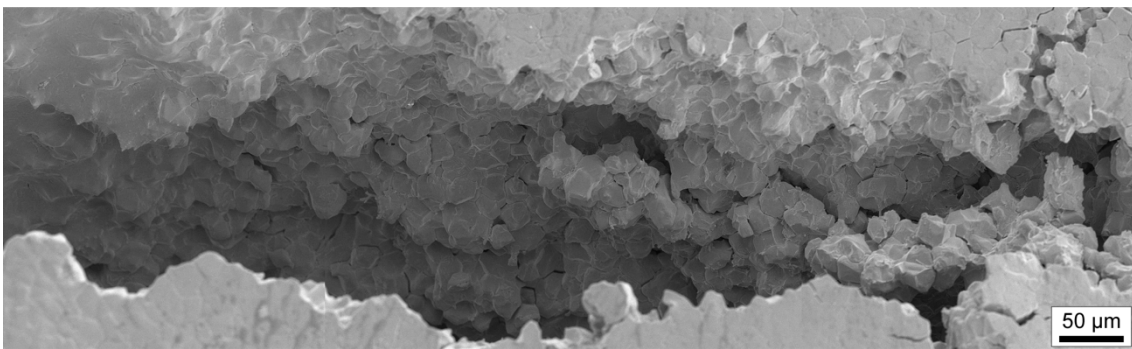
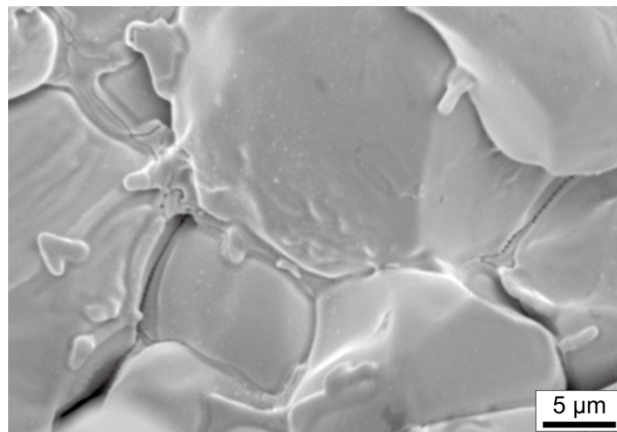


Fig. 6.12 Fracture surface of No. 14 crack as shown in Fig. 6.11 (a).



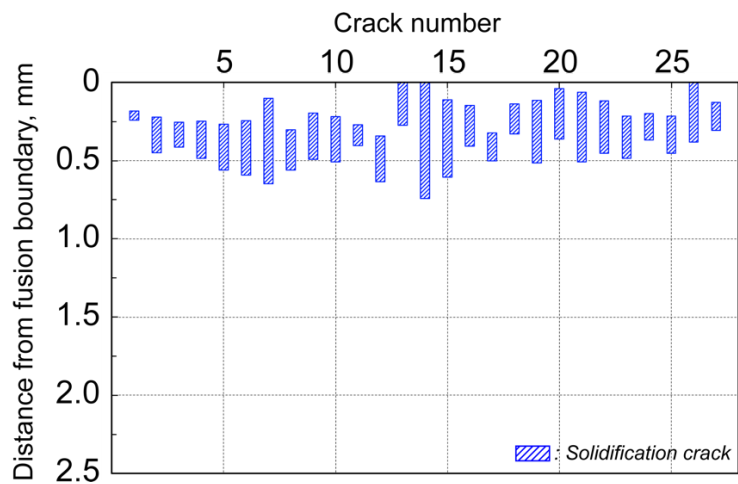
(a) Enlarged image of No.11 crack at fine grain part.



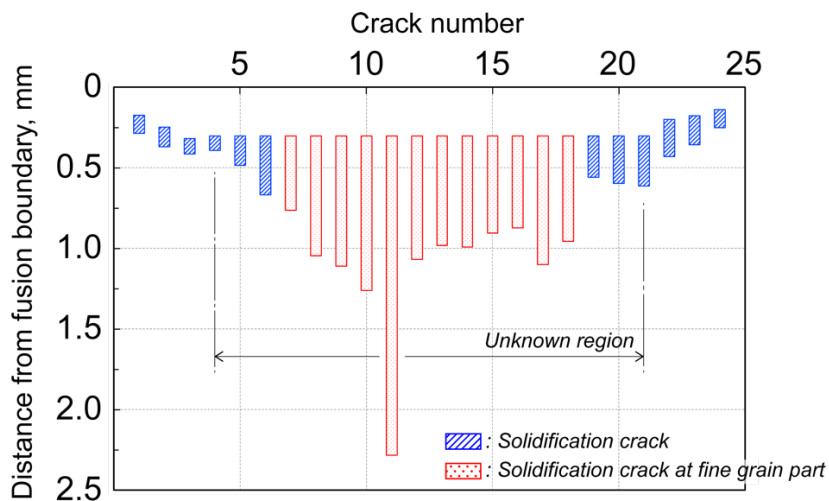
(b) Trace of liquation cracking.

Fig. 6.13 Fracture surface of No. 11 crack as shown in Fig. 6.11 (b).

Fig. 6.11 に示した溶融池周辺の割れの分布を破面形態別に Fig. 6.14 に示す。図は、溶融境界から凝固割れまでの距離と凝固割れ長さを示している。Fig. 6.13 の結果から、微細粒組織形成条件において微細粒組織部で発生した割れも凝固割れと判別したが、通常のデンドライト形態を示す凝固割れとは区別して示している。さらに、Fig. 6.11 (b)の割れ番号4~21の割れについては、溶融境界が判別できていないため溶融境界からの距離は任意に設定した。Fig. 6.14 から、通常溶接条件において発生した凝固割れに比して、微細粒組織形成条件における凝固割れが長いことがわかる。さらに、微細粒組織部において比較的大きな凝固割れが発生していることがわかる。



(a) Hot-wire GTA welding.



(b) Fine grain condition by hot-wire GTA welding.

Fig. 6.14 Cracking distribution around weld pool at each condition.

溶材供給式 Trans-Varestraint 試験において各ひずみ値で得られた凝固割れ数, 総凝固割れ長さおよび最大凝固割れ長さについて Fig. 6.15 にまとめて示す. 通常溶接条件および微細粒組織形成条件ともに, 凝固割れ数, 総凝固割れ長さがひずみ値の上昇とともに増加している. 最大凝固割れは, 微細粒組織形成条件においては同様にひずみ値とともに増大する傾向にあるが, 通常溶接条件ではどのひずみ値においても同程度の長さを示している. また, 各ひずみ値において微細粒組織形成条件で発生した最大凝固割れはどれも微細粒組織部で生じていた. Fig. 6.14 に示したが, 微細粒組織形成条件では, 微細粒組織部において比較的多く凝固割れが発生する傾向にあったことから, 微細粒組織形成条件の各ひずみ値において総凝固割れ数に対する微細粒組織部での凝固割れ数の割合を Fig. 6.16 に示す. 図より, 微細粒組織形成条件において発生した凝固割れの半数以上が微細粒組織部において発生していることがわかる.

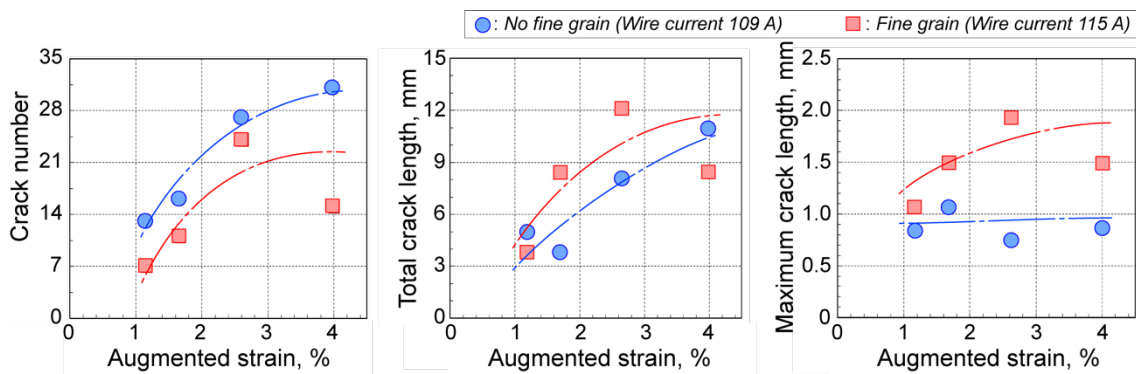


Fig. 6.15 Relationship between augmented strain and crack number and length.

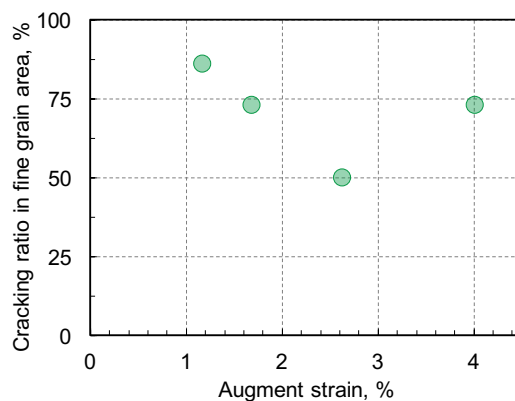
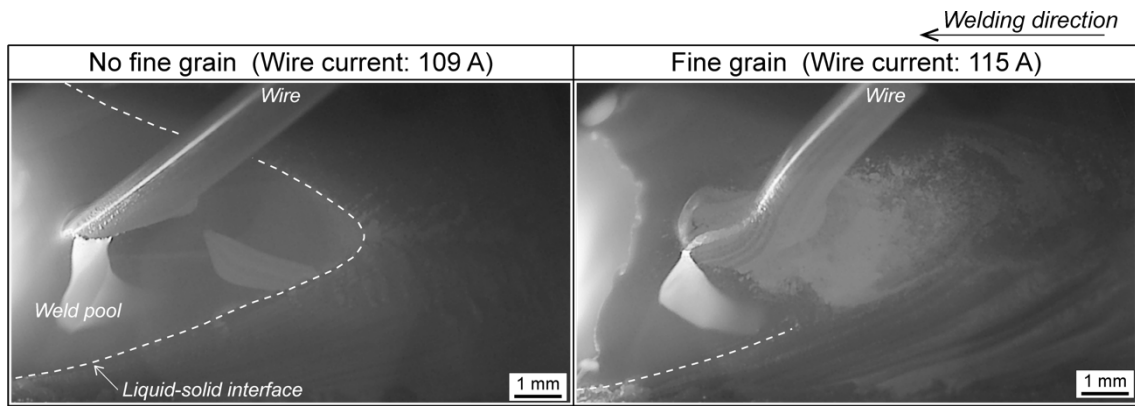


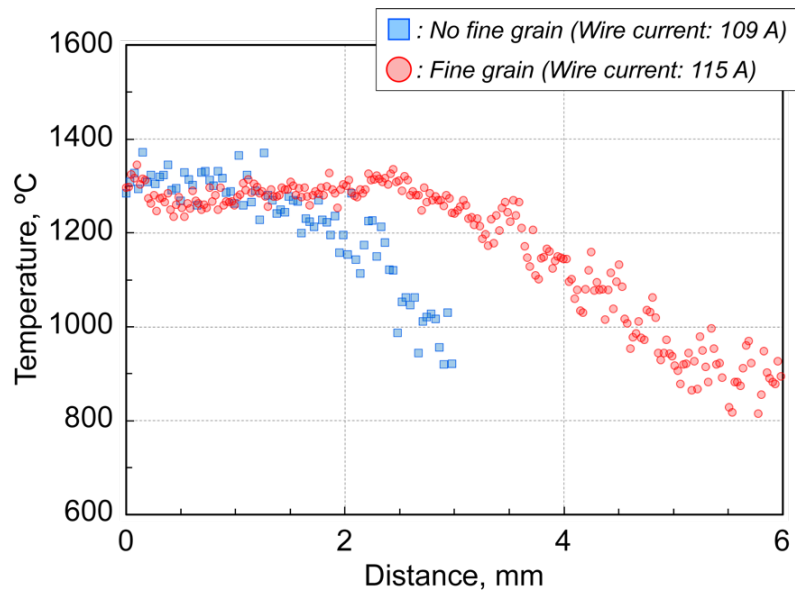
Fig. 6.16 Cracking ratio on fine grain part at fine grain condition.

これまでの結果から、微細粒組織形成条件における凝固割れ数、総割凝固割れ長さは通常溶接条件と同程度であり、最大凝固割れに至っては、微細粒組織形成条件において長くなる傾向にあった。そして、微細粒組織形成条件において発生した凝固割れの半数以上が微細粒組織部で生じていたことなどを踏まえると、微細粒組織形成による凝固割れ感受性の低減効果はみられないようである。そこで、各条件に対して、割れが生じる溶融池後端付近の可視化および二色放射温度計測法により温度履歴を取得した。Fig. 6.17 (a)は各溶接条件の溶融池後端の可視化動画、(b)は二色放射温度計測により得られた溶接部中央における温度分布を示している。Fig. 6.17 (a)には破線で溶融境界を示している。Fig. 6.17 (b)の 0 mm は、通常溶接条件では溶融境界位置を示しており、微細粒組織形成条件では溶融池後端へ挿入されるワイヤの後方をそれぞれ示している。(a)から、通常溶接条件ではワイヤが溶融池内前方に挿入されており溶融境界が明確に判別できるが、微細粒組織形成条件では溶融池内の後端にワイヤが挿入されているため溶接部中央では溶融液が確認できない。(b)から、通常溶接条件では溶融境界から溶接部後方にかけて供試材料の融点付近から冷却している様子が見える。一方、微細粒組織形成条件ではワイヤ後方から約 3 mm にかけて 1300 °C 程度の恒温領域が確認され、その後緩やかに冷却していることがわかる。

微細粒組織の形成メカニズムによると、溶融池へと挿入されるワイヤ内において局部溶融することで微細粒を形成し、半溶融状態で凝固することで微細粒組織となることから、溶融池へと挿入された時点では微細な結晶粒の周囲に局部溶融により生じた液膜が存在しているものと考えられる。そのため、Fig. 6.17 (a)に示すような微細粒組織形成条件では、溶接金属表面に微細な結晶粒と局部溶融による液が共存している領域が形成されているものと考えられる。また、Fig. 6.17 (b)に示した温度分布から融点近傍まで加熱されたワイヤの挿入位置から後方にかけて恒温領域が形成されていることが示唆された。以上のことから、微細粒組織部で発生した凝固割れが、ワイヤ挿入位置での半溶融状態から微細粒組織が形成される過程で、微細な結晶粒間に存在する液膜に沿ったものであると考えられる。Trans-Varestraint 試験は溶接終了と同時に強制的なひずみが瞬間的に負荷されるため、微細粒組織が形成される過程で僅かに存在する液膜に沿って割れが生じ、凝固割れ発生領域の拡大に繋がったものと考えられる。よって、ホットワイヤ TIG 溶接により形成される微細粒組織の凝固割れ感受性の評価法として Trans-Varestraint 試験を適用することは不適當だと考えられる。



(a) Visualization images around weld pool at each condition.



(b) Temperature distribution on center of weld bead.

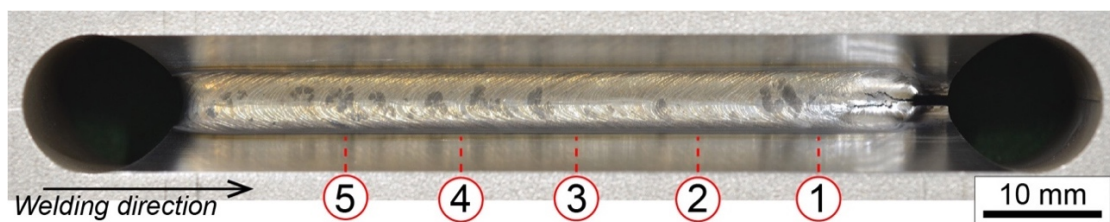
Fig. 6.17 Temperature measurement result and visualization images at each condition.

6.3.2 U形溶接割れ試験

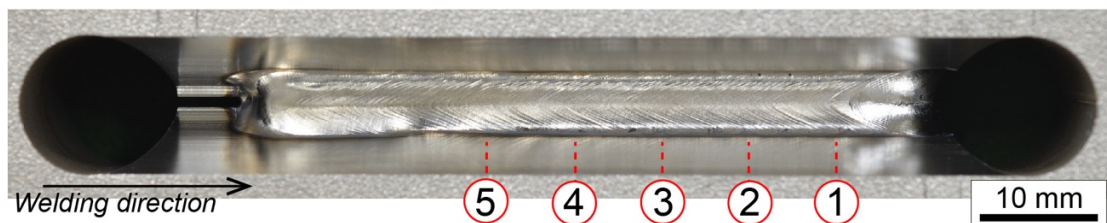
溶材供給式 Trans-Varestraint 試験では、微細粒組織の凝固割れ感受性を評価できたとは言えず、実溶接に即した割れ試験を用いる必要があると考えた。そこで、自拘束型の溶接割れ試験を実施した。

U形溶接割れ試験での溶接ビード外観を Fig. 6.18 に示す。Fig. 6.18 (a), (b)はそれぞれ一般の TIG 溶接およびホットワイヤ TIG 溶接により溶接されたものである。図には、割れ試験後の断面観察した位置を 1～5 で示している。溶接ビード外観から、両条件において溶接ビード表面に割れはみられない。なお、クレータ部に発生している割れに関しては、対象とする割れとは異なるため評価していない。

割れ試験後に各溶接で得られた溶接ビード断面観察結果の一例を Fig. 6.19 に示す。一般の TIG 溶接による断面には微細粒組織はみられない。ホットワイヤ TIG 溶接においては微細粒組織が溶接金属上部に形成されており、5 断面観察により得られた断面微細化率の平均は 31.7%であった。5 断面観察の結果から、Fig. 6.19 に示す断面のように、どちらの条件においても割れの発生は観察されなかった。この結果からは微細粒組織形成による溶接割れの抑制効果は明らかとならなかったが、微細粒組織を形成することによる割れの発生もみられないことから、実施工へのホットワイヤ TIG 溶接による微細粒組織形成の適用により凝固割れ感受性が高まることは特段ないと考えられる。



(a) GTA welding without fine grain.



(b) Hot-wire GTA welding including fine grain.

Fig. 6.18 Appearance of weld bead after U-groove weld cracking test.

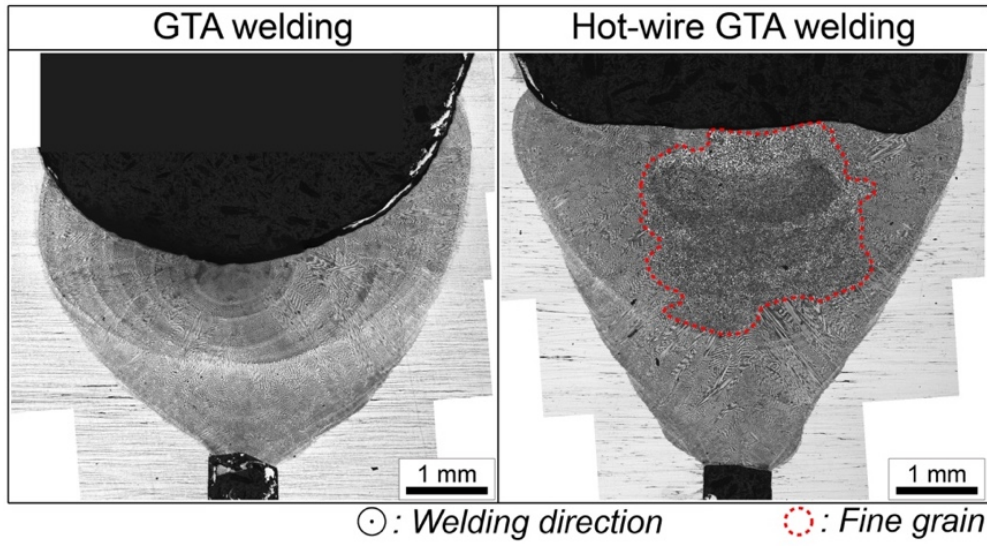


Fig. 6.19 Cross-section of weld bead at each welding process.

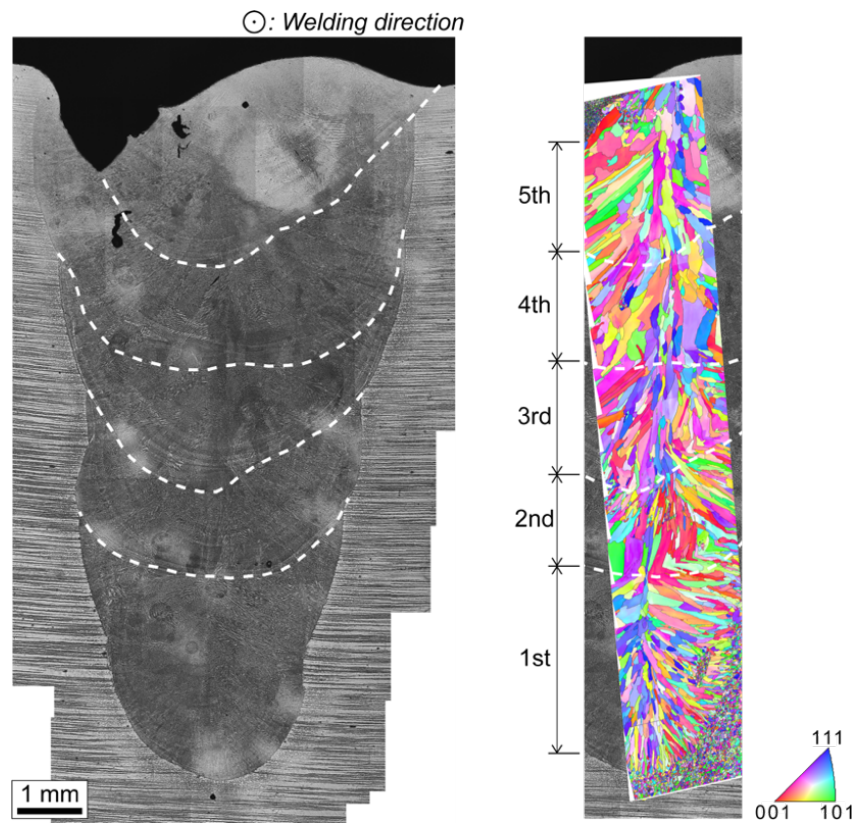
6.4 微細粒組織の多層盛溶接継手への適用

6.4.1 多層盛溶接金属組織への影響

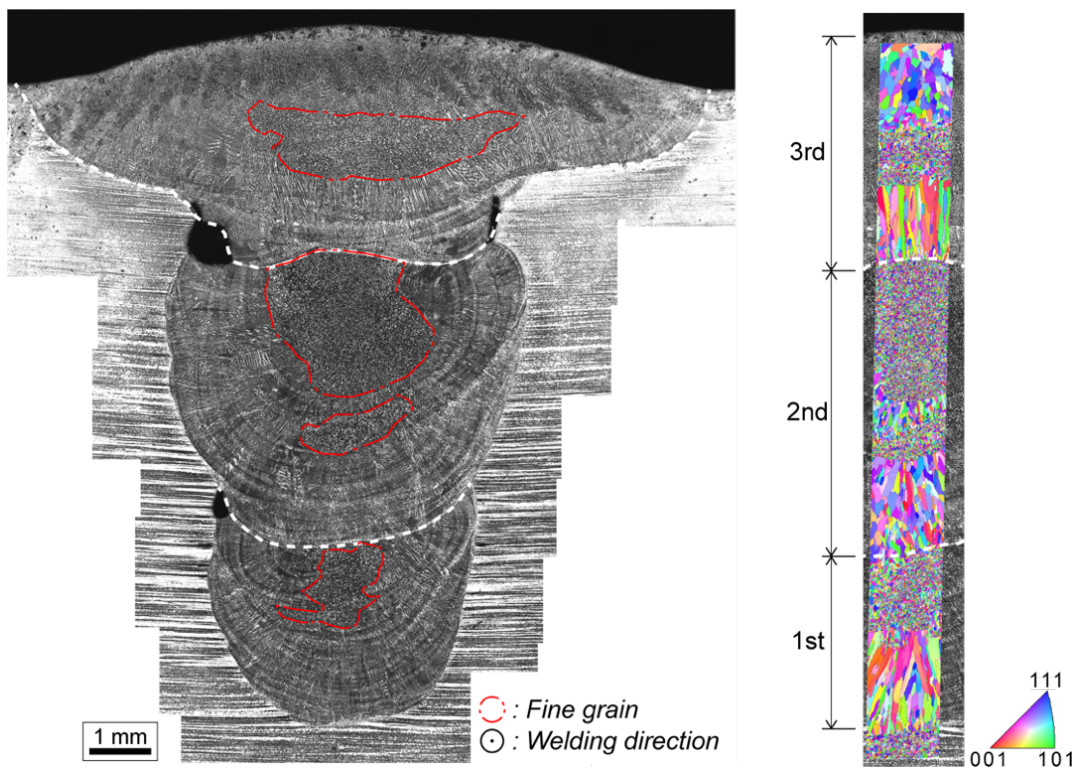
本溶接法により形成される微細粒組織の機械的性質が向上すること、さらに割れ感受性評価結果より実施工への適用が可能であることが示唆された。そこで、微細粒組織を多層盛溶接部へ適用した場合の溶接金属組織への影響について調査した。

ホットワイヤ TIG 溶接により作製した多層盛溶接継手の断面と EBSD 解析結果を Fig. 6.20 に示す。Fig. 6.20 (a), (b)はそれぞれ微細粒組織が形成されていない条件と微細粒組織が形成された条件である。各断面には、各層の境界を破線で示し、微細粒組織形成領域を一点鎖線で囲んでいる。各断面における EBSD 解析位置は、各層ごとに前層の溶接金属組織を基にエピタキシャル成長する柱状晶幅を計測するために溶接金属部の中央とした。その柱状晶幅を計測した結果を Fig. 6.21 に示す。微細粒組織のない多層盛溶接の各層における柱状晶幅は、層数が増えるごとに増加している。一方、各層において溶接金属上部に微細粒組織を形成した多層盛溶接継手では、柱状晶幅に変化はみられない。

多層盛溶接では、前層の溶接金属組織に基づいて次層の溶接金属が形成される。そのため初層から最終層にかけて溶接金属組織は粗大化する。これは、Fig. 6.21 に示す Fig. 6.20 (a)の結果からも裏付けられる。しかしながら、溶接金属上部に微細粒組織を形成させた場合には微細粒組織をもとにエピタキシャル成長するため、溶接金属組織の粗大化はみられない。このように、多層盛溶接においては、微細粒組織を溶接金属中央、そして上部に形成させることにより、微細粒組織そのものの形成と微細粒組織を基にした柱状晶の生成により、溶接金属組織を微細化することが可能となると考えられる。



(a) Multi-pass weld joint without fine grain.



(b) Multi-pass weld joint including fine grain.

Fig. 6.20 Application of fine grain for multi-pass welding.

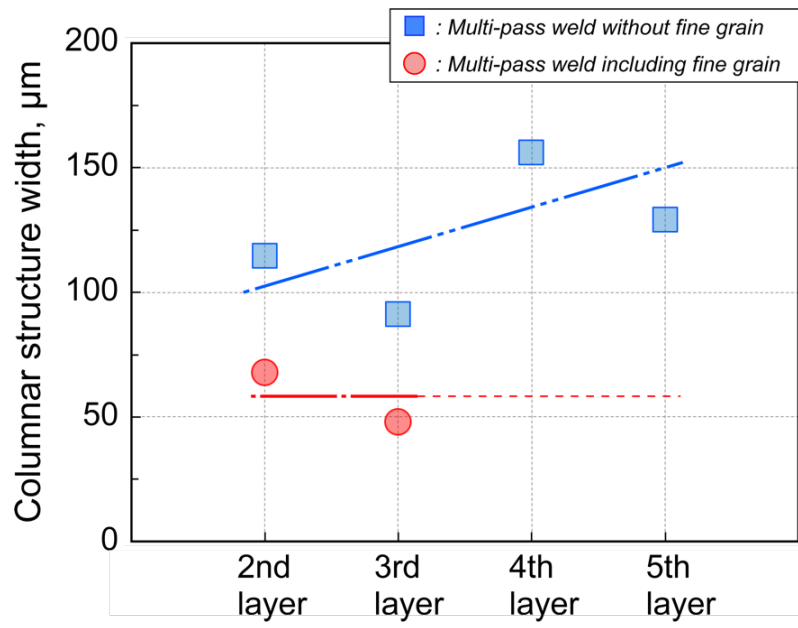
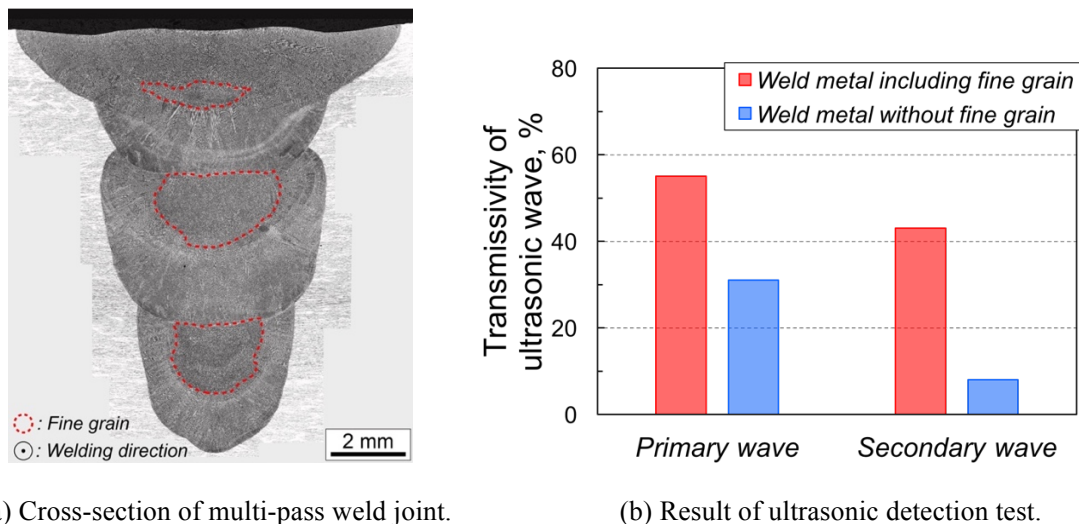


Fig. 6.21 Columnar structure width at each layer in the multi-pass weld joint.

6.4.2 超音波透過性

多層盛溶接へ微細粒組織を形成することで溶接金属組織の粗大化が抑制されることが示唆された。溶接金属組織の粗大化は超音波透過特性を低下させることで知られている。そこで、微細粒組織形成が超音波透過特性に与える影響について調査した。

超音波透過性試験結果を Fig. 6.22 に示す。超音波透過特性試験では、試験片の板厚が要求されるため Fig. 6.22 (a)に示すような微細粒組織を含む多層盛溶接試験片を作製した。全体の断面微細化率は約 20 %である。Fig. 6.22 (b)に示すように、微細粒組織を有しない試験片における超音波の一次透過率は 31 %であるのに対して、微細粒組織を有する試験片では 55 %を示す。また、二次透過率においても微細粒組織を有する試験片は 43 %、有しない試験片 8 %を示すことから、いずれにおいても微細粒組織を有する試験片の方が、高い超音波透過性を示すことがわかる。これまでに溶接金属の柱状晶の形成ならびに粗大化が超音波透過性を劣化させることが報告されている。本プロセスでは、Fig. 6.21 で述べたが、微細粒組織に基づく柱状晶が形成される、微細粒組織を含有することにより柱状晶の割合が減少する、さらに微細粒組織そのものが形成されることにより超音波透過性の大幅な改善につながったと考えられる^{38,39)}。



(a) Cross-section of multi-pass weld joint.

(b) Result of ultrasonic detection test.

Fig. 6.22 Effect of fine grain in multi-pass weld joint on transmissivity of ultrasonic wave.

6.5 結言

微細粒組織の硬さ、引張強さ、伸び等の機械的特性を調査した。さらに、微細粒組織形成による高温割れ性を評価するために溶材供給式 Trans-Varestraint 試験、U 形溶接割れ試験を実施した。微細粒組織を多層盛溶接へ適用することによる溶接金属組織の変化、その微細粒組織を有する多層盛溶接部の超音波透過性を調査した。以下にその結果を述べる。

- 1) 微細粒組織部の平均硬さは約 170 HV であり、微細粒組織でない溶接金属部の平均硬さ 147 HV に比して約 20 HV 高い硬さを示した。
- 2) 平行部の微細粒組織領域が 80 %となる引張試験片および微細粒組織を有しない引張試験片の最大荷重、破断伸びは 3.4, 3.1 kN, 47.3, 41.6 %であり、微細粒組織を有することで最大荷重および破断伸びが向上した。
- 3) 溶材供給式 Trans-Varestraint 試験を実施したが、ホットワイヤ TIG 溶接により形成される微細粒組織のメカニズムならびに Trans-Varestraint 試験の性質により、微細粒組織形成部において多くの割れが観察された。その割れ破面は、微細粒組織形成過程における微細な結晶粒間に存在する液膜に沿って生じていると考えられ、その表面は液化割れの様相を呈していた。
- 4) 溶接金属の上部に微細粒組織が形成される条件の温度分布は通常の溶接でみられる温度分布とは異なっていた。微細粒組織形成条件の温度は、融点近傍まで加熱されたワイヤの挿入位置から約 3 mm 後方にかけて、約 1300 °C の恒温領域が形成されていた。
- 5) U 形溶接割れ試験を実施したが、ホットワイヤ TIG 溶接により微細粒組織を形成した条件において溶接部に割れは発生しなかったことから、ホットワイヤ TIG 溶接により微細粒組織を形成するプロセスで高温割れ発生のリスクが高まる可能性は低いと考えられる。
- 6) 微細粒組織を多層盛溶接継手に適用したところ、微細粒組織を基にして柱状晶が形成される場合には、柱状晶の粗大化がみられなかった。
- 7) 微細粒組織を形成した溶接部の超音波透過率は、微細粒組織を有さない TIG 溶接により形成された溶接部に比して高い値を示した。

第7章 総括

溶接金属組織の微細化は溶接部の機械的特性を向上させる。その微細化技術として、TIG 溶接にパルス、磁気攪拌、超音波振動などを併用する対策、溶接金属中に微細化元素を添加する対策がなされているが、微細等軸晶形成による溶接金属組織の抜本的な微細化は、ステンレス鋼においては微細化元素添加以外には達成できていないのが現状である。本研究では、ホットワイヤ TIG 溶接により溶接金属中に微細な等軸晶の形成が観察されたことを受け、ホットワイヤ TIG 溶接を用いた溶接金属微細化技術の確立を目的とした。

オーステナイト系ステンレス鋼 SUS310S ならびにフェライト系ステンレス鋼 SUS430 においてホットワイヤ TIG 溶接法により溶接金属中に微細粒組織が形成された。微細粒組織の粒径は、SUS310S および SUS430 のそれぞれで約 15, 68 μm であった (Fig. 2.6 と 2.12)。両ステンレス鋼において溶接金属中に形成される組織としては非常に微細であり、フェライト系ステンレス鋼に至っては微細化元素の添加無しに、微細化元素を添加した場合と同等の微細粒組織が形成された (第1章と比較)。

オーステナイト系ステンレス鋼 SUS310S において、ホットワイヤ TIG 溶接により形成された微細粒組織の硬さ、引張強さ、伸びは、微細粒組織でない溶接金属組織に比して向上していた (Fig. 6.7 と 6.9)。SUS310S では、溶接中に発生する高温割れ、特に凝固割れが問題となることから溶材供給式 Trans-Varestraint 試験を実施した。しかし、Trans-Varestraint 試験の溶接部に瞬間的に強制的なひずみが負荷されるという試験の性質と微細粒組織形成の特徴から、微細粒組織の凝固割れ感受性を溶材供給式 Trans-Varestraint 試験により評価できないことが示唆された (6.3.1)。そこで実溶接中の拘束状態に近い U 形溶接割れ試験を実施したが高温割れは発生しなかった (Fig. 6.19)。微細粒組織形成を多層盛溶接に適用し、その超音波透過性について、一般的な TIG 溶接により形成された多層盛溶接と比較したところ、溶接金属部の超音波透過率が大幅に改善していた (Fig. 6.22)。その要因としては、微細粒組織そのものの形成、微細粒組織形成による柱状晶割合の減少および微細粒組織に基づく柱状晶の形成によると考えられる (Fig. 6.20 と 6.21)。このような特性調査結果から、ホットワイヤ TIG 溶接により形成される微細粒組織の有用性が示唆された (第6章)。その微細粒組織形成のメカニズムとしては、以下のものである。

急冷法により、ホットワイヤ TIG 溶接の微細粒組織形成条件での溶接中を凍結し、組織観察した。溶接金属の底部ならびに上部に微細粒組織が形成される両条件において、微細粒組織は添

加ワイヤから連続して形成されていた (Fig. 4.8). ワイヤから微細粒組織までの組織を観察したところ, 強加工により作製されたワイヤの初期組織は, ホットワイヤプロセスによるワイヤ電流によるワイヤ内の温度分布に応じて変化し, 再結晶, 粒成長した後, 結晶粒内において局部溶融を起こす (Fig. 4.12). 局部溶融により微細な結晶粒となったワイヤは, 完全に溶融することなく半溶融状態で溶融池に送給され, 急速に凝固するため, 微細粒組織が形成される (Fig. 4.9). したがって, ホットワイヤ TIG 溶接による微細粒組織形成現象は, ホットワイヤプロセスを適用した際のワイヤ組織変化に依存していると考えられる. さらに, オーステナイト系ステンレス鋼 SUS310S においては, ワイヤ内の組織変化で生じる結晶粒内での局部溶融現象が微細粒組織形成に大きく寄与している. その局部溶融現象を再現加熱実験により調査したところ, 粒成長過程における結晶粒界の移動にともなう sweep-up 現象に起因して, 結晶粒内に局部溶融箇所ができると考えられ, これはホットワイヤプロセスのような急速加熱の場合にのみ生じる現象であると推測される (第4章).

アーク電流, 溶接速度, ワイヤ送給速度およびワイヤ送給位置などの溶接条件が, 微細粒組織形成へ与える影響を調査した. 溶接金属中の微細粒組織形成量を示す断面微細化率は, アーク電流の減少, 溶接速度の増加, ワイヤ送給速度の増加およびワイヤ送給位置の増加により向上する (Fig. 3.10). これは, ホットワイヤ TIG 溶接により形成される微細粒組織のメカニズムから, 溶融池へと加熱送給されるワイヤへのアークおよび溶融池からの入熱が減少する場合に微細粒組織が形成されやすくなると考えることができる (第3章).

微細粒組織形成メカニズムから, 通電距離が長くなることによる局部溶融領域の増加により断面微細化率が向上すると考えられた. しかし, SUS310S では, 局部溶融領域の増加による剛性低下領域の拡大により安定したワイヤ送給ができず, SUS430 では予想に反し通電距離が短い場合に断面微細化率が増加した (Fig. 5.3 と 5.5). また, 微細粒組織の形成メカニズムから, 通電距離を変化させ, 加熱送給されるワイヤの加熱速度の変化により微細粒組織の粒径が変化すると考えた (Fig. 5.9 と 5.12). SUS430 は粒成長速度が速いため, 加熱速度が速い場合つまり通電距離が短い場合に微細粒組織がより微細になった. SUS310S では, SUS430 ほどの粒径変化はみられないものの, 加熱速度が速くなる場合に, やはり微細粒組織はより微細になった (第5章).

このようにホットワイヤ TIG 溶接法により SUS310S ならびに SUS430 の溶接金属中に微細粒組織の形成が可能であることがわかった. その形成はホットワイヤ送給時のワイヤの加熱状態ならびに溶融池内へのワイヤ挿入位置により, 微細粒組織の位置, 量および粒径を変化させることも可能であった. さらに, 微細粒組織の機械的性質の向上ならびに多層盛溶接へ適用した場合の諸特性が向上していたことなどから, 本溶接による溶接金属組織の微細化の有用性が明らかとなった.

付録 A 二色放射温度計測法の溶接への適用

1. 緒言

溶接部の温度は、溶接部の特性を把握、もしくは予測するための重要なパラメータである。溶接部の温度計測には、従来から接触式温度計測法の一つである熱電対が使用されており、熔融池および溶接熱影響部の温度履歴の取得に使用されている。しかし、近年、レーザ溶接などの急熱、急冷な温度履歴を有する溶接法が多く適用されつつあるが、これらの温度計測で熱電対を使用する場合は、特に、計測接点の応答性の低さが問題となる。非接触温度計測法として放射温度計測が適用されている⁷⁰⁻⁸⁰⁾。放射温度計測は、熱電対に比して溶接現象を乱さない、応答性が高いことが特徴として挙げられるが、測定対象の表面性状、温度帯^{72,73)}に応じて大きく変化する放射率を正確に把握する必要があるなどの問題があり、室温から融点までの温度帯に対し、さらに非常に狭い領域で液相、固相が共存する溶接部の温度履歴を把握することは困難である。特に、アーク溶接においては、アーク光の影響を受けるため、放射温度計の溶接部温度計測への適用はかなり限られる^{75-77,79)}。最近では、放射温度計と光ファイバーを組合せた放射率の影響を無視できる浸漬型光ファイバー温度計なども開発されているが、これは接触式温度計測にあたる⁸¹⁾。一方、これらの温度計測とは別に、放射温度計測と同様に、放射を利用した二色放射温度計測法の適用が試みられている⁸²⁻⁸⁸⁾。この二色放射温度計測法は、測定対象の放射光から近接した二波長を取得し、その放射強度比より温度算出される。よって、放射温度計測で問題となる放射率の較正が不要となる。この簡便さから、溶接の分野においても最近適用が試みられている。しかしながら、計測される温度の正確さや計測波長選択などに関する指針および温度の妥当性についてはあまり議論されていないようである。

ここでは、二色放射温度計測法とカメラセンサーとを組み合わせることで溶接部の温度履歴を計測し、その正確さおよび得られた温度分布の妥当性を調査した。そして、これまでアーク光の影響によりその適用が避けられてきたアーク溶接中への二色放射温度計測法の適用を試み、その妥当性を検証した。

2. 供試材料及び実験方法

2.1 供試材料および試験片

供試材料には純 Ni(99.9 %)ならびにオーステナイト系ステンレス鋼 SUS310S を用いた。その化学組成を Table 1 に示す。試験片形状は、50(w)×110(l) mm, 板厚は 2, 3(t) mm とした。

2.2 計測波長の選択

二色放射温度計測において正確な温度計測をするには、溶融池周辺からの外乱のない適切な波長を選択する必要がある。そこでレーザ溶接中の溶融池周辺の分光分析を行った。Fig. 1 に SUS310S の分光分析結果を示す。図中の実線は、溶融池周辺の熱放射を示しているが、その 300～1100 nm 内において 500～600 nm および 750 nm 付近において鉄元素に起因した中性線スペクトルが観察された⁸⁹⁾。このような線スペクトルは温度計測結果に大幅な誤差をまねくおそれがあるため、500～600 nm および 750 nm 付近を避けるように計測波長を選択した。

Table 1 Chemical compositions (mass%).

Material	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Fe
Pure Ni	-	-	-	-	-	99.9	-	-	-
SUS310S-(1)	0.03	0.49	0.39	0.022	0.007	20.38	24.84	-	Bal.
SUS310S-(2)	0.05	0.68	0.82	0.023	<0.001	19.21	25.16	0.17	Bal.
SUS310S-(3)	0.05	0.68	0.82	0.023	<0.001	19.19	24.73	-	Bal.

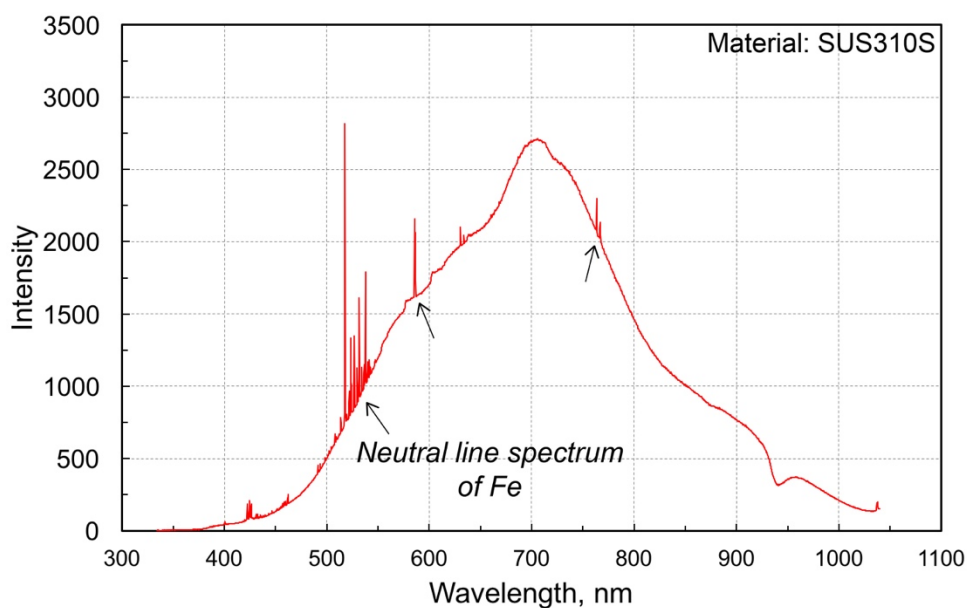
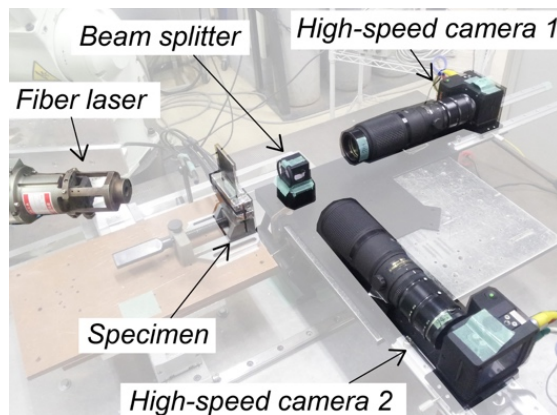


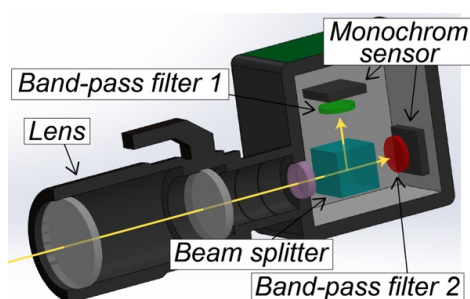
Fig. 1 Result of spectroscopic analysis on SUS310S during laser welding.

2.3 温度計測装置

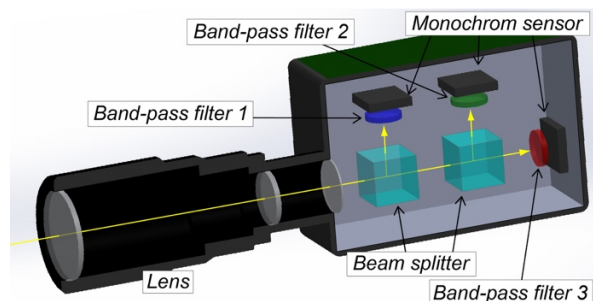
温度計測に使用した温度計測装置を Fig. 2 に示す. Fig. 2 (a)は, 1 つのビームスプリッター, 2 つの光学系および 2 台の高速度ビデオカメラから構成される. 2 台の高速度ビデオカメラは同期されており, 溶接部からの放射光はビームスプリッターにより二分され, それぞれのレンズに取り付けられている計測波長の異なるフィルターを通して, それぞれの高速度ビデオカメラにより放射強度の異なる画像が記録される. この計測波長ごとの放射強度を記録した 2 つの画像を用いて可視化した領域の温度を算出する. 後述するが, Fig. 2 (a)のシステムを用いて溶接中の温度計測が可能であることが示唆されたので, 以下の温度計測用カメラを使用した. Fig. 2 (b)は, 1 つのレンズと 1 台のカメラにより構成されており, カメラ本体内部には一つのビームスプリッター, 2 つのフィルターホルダーおよび 2 つのセンサーが内蔵されており, 2 つのセンサーにより得られた画像から温度を算出する. Fig. 2 (c)は, Fig. 2 (b)に一つのセンサーを追加した構造になっており, 2 つのセンサーで温度計測しつつ, 残りのセンサーにおいて溶接部の可視化画像を得ることができる.



(a) Temperature measurement system using two high-speed cameras.



(b) Two-sensor camera.



(c) Multi-sensor camera.

Fig. 2 Temperature measurement device for each experiment.

2.4 レーザ溶接中の温度計測方法

レーザ溶接中の温度計測方法を Fig. 3 に示す. Fig. 3 (a), (b)は、それぞれレーザ照射方向と溶接温度測定方向が同一の表面観察、レーザ照射方向と温度計測方向が試験片を挟み対になる裏面観察である. 溶融池周辺の温度を金属からの放射光により算出する二色放射温度計測法では、レーザ溶接中のヒュームやレーザの反射光は正確な温度計測を困難にする. Fig. 3 (b)の裏面観察では、レーザの反射光やヒュームの影響を無視できるものと考えられる. そこで、本手法により得られる温度計測結果を検証する際に裏面観察を実施した. また、実際の溶接現象可視化中の温度計測の妥当性を検証するために Fig. 3 (a)の表面観察を行った.

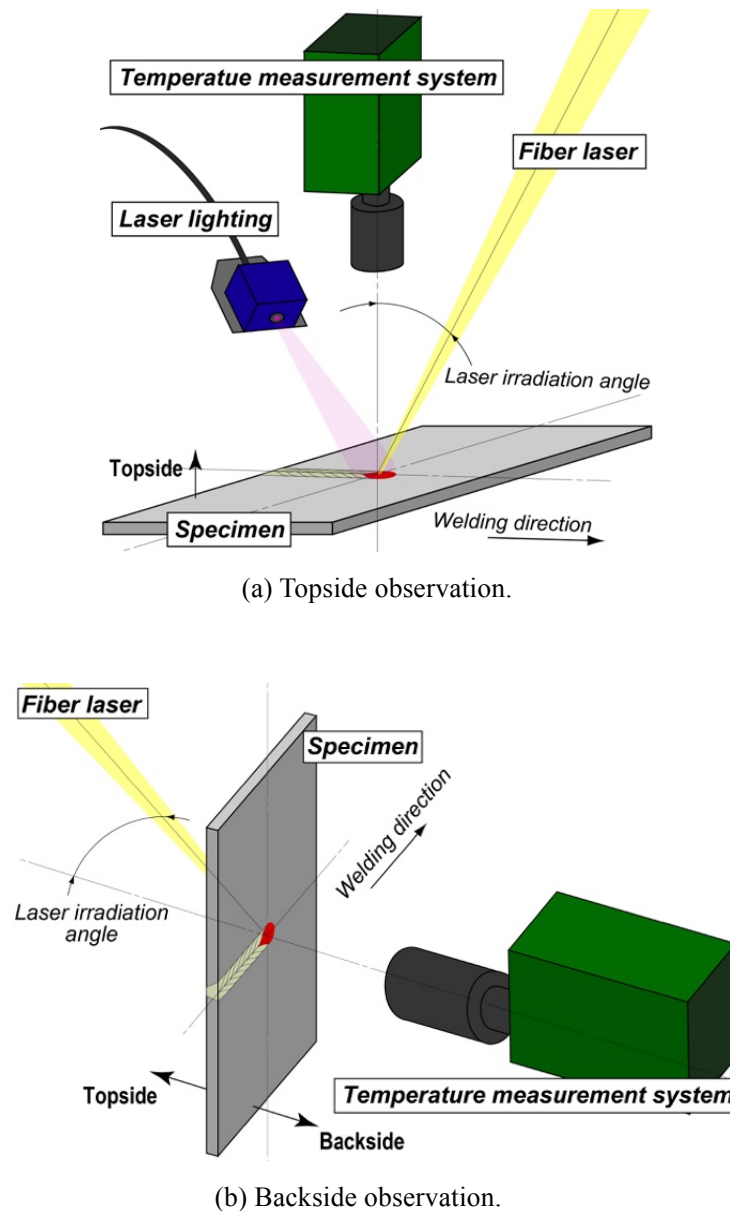


Fig. 3 Observation method during laser welding.

2.5 アーク溶接中の温度計測方法

アーク溶接中の溶融池後端の温度分布の計測を試みた。金属の放射光を得ることで温度算出される二色放射温度計測法では、アーク溶接中のアーク光のために正確な温度計測が困難である。Fig. 4 にアーク溶接中に温度計測用カメラに記録される放射光を模式的に示すが、温度計測用カメラに記録された放射輝度情報は、アーク光および溶接金属表面からの放射光が重畳されていると考えられる。そのため、アーク溶接中で得られた放射輝度情報から、アーク光の輝度情報分を差し引き、溶接金属表面からの放射輝度情報のみを取り出すことで、溶接部の温度計測が可能であると考えた。このような概念に基づき温度計測を試みた。

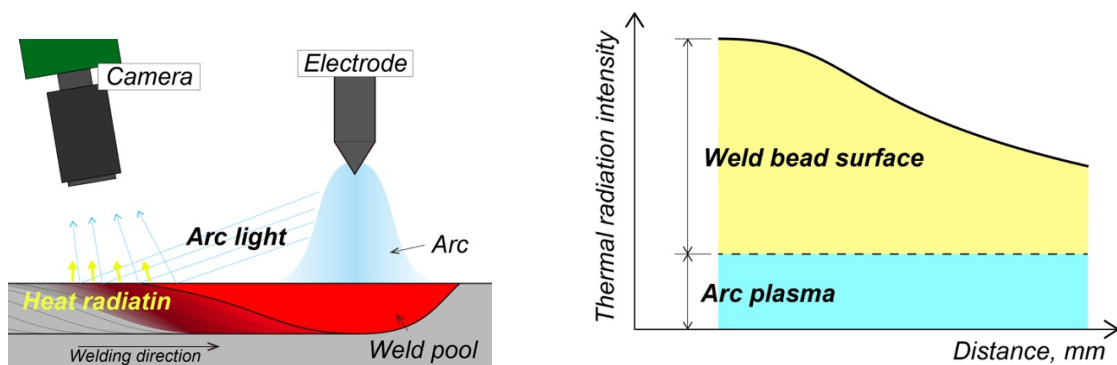


Fig. 4 Schematic illustration of heat radiation received by camera sensor.

2.6 溶接条件ならびに温度計測条件

Table 2 は純 Ni を用いたレーザ溶接部の温度計測条件である。温度計測には、Fig. 2 (a)に示すシステムを使用した。得られる温度分布の正確さを検証するために純 Ni を使用した。撮影方法は Fig. 3 (b)の裏面観察とした。溶接速度 0.4 m/min, レーザ出力 2.5 kW のジャストフォーカスで裏面観察できるよう貫通溶接とした。温度計測に使用した波長は、710, 975 nm とし、710 nm (半値幅: 10 nm), 975 nm (半値幅: 56 nm) のバンドパスフィルターを使用した。

Table 3, 4 は、光学フィルター選択が温度計測へ与える影響を調査した場合の温度計測条件である。供試材料には Table 1 に示す SUS310S-(1)を用いた。温度計測には Fig. 2 (b)に示す 2 センサーカメラ, (c)のマルチセンサーカメラを使用した。観察方法は裏面とした。溶接速度 0.4 m/min, レーザ出力 1.6 kW のジャストフォーカスの貫通溶接条件とした。バンドパスフィルターには 650, 673, 700, 800, 810, 925 nm の 6 種類を使用した。

Table 5 は、本溶接により計測される温度分布の妥当性検証に使用した温度計測条件である。供試材料には SUS310S-(2)を用いた。温度計測にはマルチセンサーカメラを使用し、温度計測方法は Fig. 3 (a)の表面観察とした。溶接速度 0.2, 1.0, 1.5, 2.0 m/min のそれぞれで貫通溶接となる

ようにレーザ出力を調整した。温度計測には 650, 800 nm のバンドパスフィルターを使用し, 本実験においては溶融池の後端を可視化する目的で 980 nm のバンドパスフィルターを用い, 溶接部に對して 980 nm の波長を有するレーザ照明を使用した。各溶接速度により得られた温度履歴から冷却速度を取得し, 各溶接ビード表面におけるデンドライト二次アーム間隔を測定した。

Table 6 にはアーク溶接中の温度計測条件を示す。供試材料には SUS310S-(3)を用いた。温度計測にはマルチセンサーカメラを使用し, アーク光の影響を加味して温度計測を行うため試験片表面から計測した。温度計測位置は, 溶融池の後端とした。

Fig. 2 に示した温度計測システムおよび上述の温度計測で使用した光学系は, Fig. 5 に示す標準光源により較正されたタングステンランプを用いて, 真温度の放射強度比を取得し, それを基に溶接部の温度を算出した。

Table 2 Temperature measurement of pure Ni using measurement system shown Fig. 2 (a).

(a) Welding conditions.

Wavelength of Fiber laser, nm	1070	
Laser power, kW	2.5	
Welding speed, m/min	0.4	
Laser spot diameter, mm	0.5	
Shape of penetration	Full penetration	
Laser irradiation angle, deg.	30	
Shielding gas(Ar), l/min	Topside	50
	Backside	50

(b) Observation conditions.

Measurement position	Backside	
	Band-pass filter	710 (FWHM: 10nm)
Flame rate, fps	200	
Resolution, pixel	800×600	
Magnification	2.2×(0.01mm/pixel)	

Table 3 Temperature measurement of effect of difference of wavelength using two-sensor camera.

(a) Welding conditions.

Wavelength of Fiber laser, nm	1070	
Laser power, kW	1.6	
Welding speed, m/min	0.4	
Laser spot diameter, mm	0.5	
Shape of penetration	Full penetration	
Laser irradiation angle, deg.	30	
Shielding gas(Ar), l/min	Topside	50
	Backside	50

(b) Observation conditions.

Measurement position	Backside		
	Band-pass filter, nm (FWHM, nm and Transmissivity, %)	673 (11, 87)	
		810 (10, 50)	
925 (34, 65)			
Flame rate, fps	90		
Resolution, pixel	640×480		
Magnification, μm/pixel	9.24		

Table 4 Temperature measurement of effect of difference of wavelength using multi-sensor camera.

(a) Welding conditions.

Wavelength of fiber laser, nm	1070	
Welding speed, m/min	0.4	
Laser power, kW	1.6	
Laser spot diameter, mm	0.5	
Shape of penetration	Full penetration	
Laser irradiation angle, deg.	30	
Shielding gas (Ar), l/min	Topside	50
	Backside	50

(b) Observation conditions.

Measurement position	Backside
Band-pass filter, nm (FWHM, nm and Transmissivity, %)	650 (13, 85)
	700 (13, 80)
	800 (12, 90)
Frame rate, fps	50
Resolution, pixel	640 × 480
Magnification, μm/pixel	5.00

Table 5 Validity of temperature measurement by multi-sensor camera.

(a) Welding conditions.

Wavelength of fiber laser, nm	1070			
Welding speed, m/min	0.2	1.0	1.5	2.0
Laser power, kW	1.6	1.85	2.25	2.5
Laser spot diameter, nm	0.4			
Shape of penetration	Full penetration			
Laser irradiation angle, deg.	30			
Shielding gas (Ar), l/min	Topside	50		
	Backside	15		

(b) Observation conditions.

Measurement position	Topside			
Welding speed, m/min	0.2	1.0	1.5	2.0
Laser power, kW	1.6	1.85	2.25	2.5
Band-pass filter, nm (FWHM, nm and Transmissivity, %)	650 (13, 85)			
	980 (50, <50)			
	800 (12, 90)			
Frame rate, fps	50			
Resolution, pixel	640 × 480			
Magnification, μm/pixel	12.7	6.51		

Table 6 Application two-color thermometer to temperature measurement during arc welding.

(a) Welding conditions.

Arc current, A	150
Arc voltage, V	9~10
Arc length, mm	2
Welding speed, mm/s	3.0
Electrode diameter, mm	3.2
Shielding gas(Ar), l/min	20
Electrode extension, mm	12

(b) Observation conditions.

Measurement position	Topside
Band-pass filter, nm (FWHM, nm and Transmissivity, %)	650 (13, 85)
	-
	800 (12, 90)
Frame rate, fps	50
Resolution, pixel	640 × 480
Magnification, μm/pixel	13.00



Fig. 5 Tungsten-ribbon lamp calibrated by standard illuminant.

3. 二次元温度分布の取得と検証

3.1 純 Ni を用いたレーザ溶接部温度計測

2 台の高速度ビデオカメラにより撮影された画像を合成し、二次元温度分布画像へ出力した結果を Fig. 6 に示す。温度算出に使用した合成画像は 710, 975 nm のバンドパスフィルターを通して得られている。画像中には、破線で固液界面を示している。合成画像から温度変換された二次元温度分布は、800~1800 °C の範囲で出力されている。合成画像および二次元温度分布画像上の溶接ビード中央の Line 1 で示す温度分布を Fig. 7 に示す。図中には、純 Ni の融点を破線で示している。横軸の 0 mm は固液界面を示すが、固液界面の温度が純 Ni の融点とほぼ一致していることがわかる。この結果から、溶接部からの放射をビームスプリッターにより分岐し、各計測波長のバンドパスフィルターを通してセンサーに受光された画像を用いて、二色放射温度計測法に基づき温度分布の取得が可能であることが示唆された。

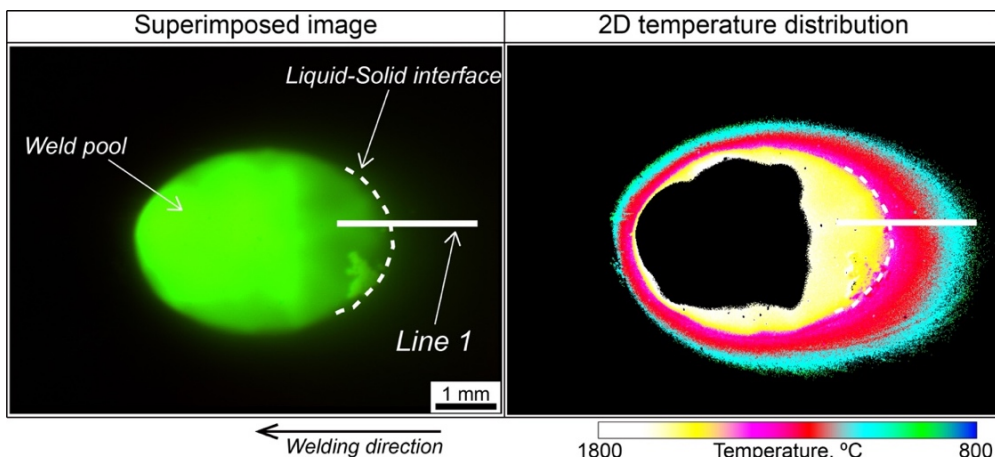


Fig. 6 Superimposed image and 2D temperature distribution on pure Ni.

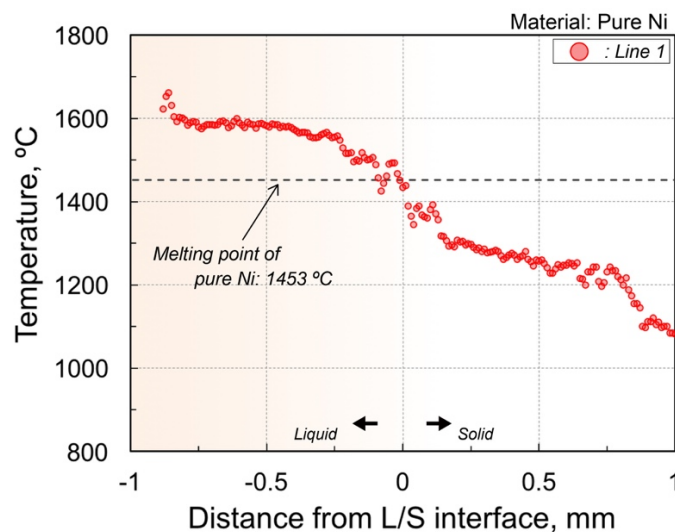
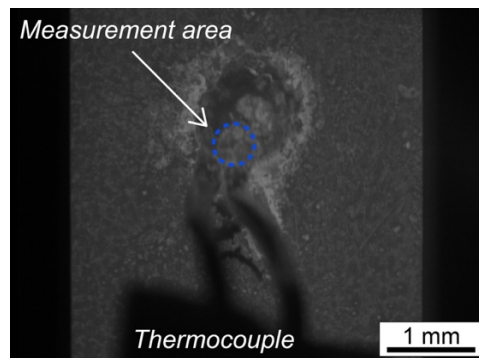


Fig. 7 Temperature distribution on line 1 shown in Fig. 5 on pure Ni.

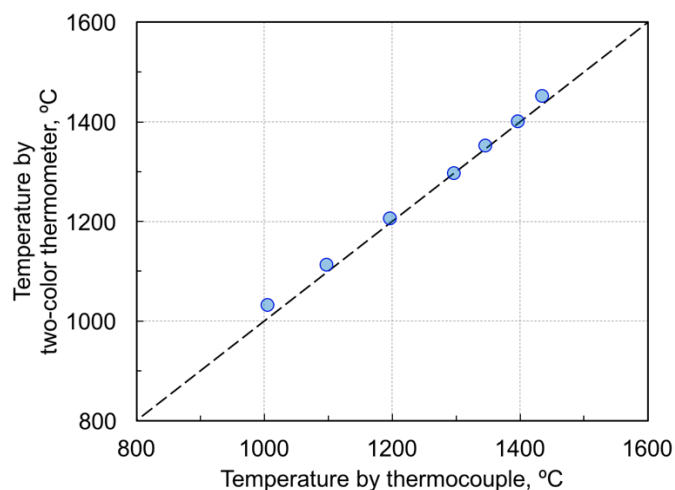
3.2 高周波誘導加熱装置による温度計測の妥当性

ここでは、さらに高周波誘導加熱装置を用いて本計測により得られる温度を検証した。Fig. 8 (a) は、純 Ni 試験片に取り付けられた熱電対近傍の可視化像である。Fig. 8 (a)の位置を中心として高周波誘導加熱装置により加熱した。熱電対の出力と二色放射温度計により得られる画像は同期されおり、得られた二次元温度分布画像中に破線で示す熱電対部の温度と熱電対の温度とを比較した。

高周波誘導加熱中の熱電対温度と二色放射温度計測により得られる温度の関係を Fig. 8 (b) に示す。低温度になると金属からの熱輻射が小さくなるため、二色放射温度計測では適正な温度計測が困難になることから、1000 °C 以下の温度計測は行っていない。また、1450 °C 以降では純 Ni の融点を超えることから、試験片が溶融してしまうために温度計測できなかった。そのため、図には 1000~1450 °C の範囲の結果を示している。図より、熱電対温度と二色放射温度計測により得られた温度がよく一致していることがわかる。



(a) Measurement area on thermocouple.



(b) Relationship between thermocouple and two-color thermometry.

Fig. 8 Validation of temperature obtained by two-color thermometry using high frequency induction heating device.

3.3 光学フィルター選択による温度分布のばらつき

これまでに純 Ni を用いて二色放射温度計により得られる温度を純 Ni の融点ならびに熱電対の温度と比較し、本計測法により得られる温度の妥当性を示した。ここでは二色放射温度計測において使用される計測波長に注目し、計測に使用する 2 波長の差およびバンドパスフィルターの選択について考察する。

2 センサーカメラを用いて 673/810, 673/925, 810/925 nm のそれぞれの計測波長の組合せにより得られた合成画像およびその 2 次元温度分布画像を Fig. 9 に、マルチセンサーカメラを用いて 650/700, 700/800, 650/800 nm のそれぞれにより得られた合成画像とその二次元温度分布画像を Fig. 10 に示す。なお Fig. 9, 10 は同じ溶接条件により取得されている。図には、固液界面を破線で示している。温度の出力範囲を 1000~1800 °C として、合成画像から二次元温度分布を出力した。各画像中の Line 1 の温度分布を Fig. 11 にまとめて示す。Fig. 11 (a), (b), (c) は 2 センサーカメラにより得られた 673/810, 673/925, 810/925 nm の組合わせ、(d), (e), (f) はマルチセンサーカメラにより得られた 650/700, 700/800, 650/800 nm の組合せにおける Line 1 の温度分布である。図より、温度分布のばらつきが計測波長の組合せにより変化している。この温度のばらつきと計測に使用した 2 波長の計測波長差の関係を Fig. 12 に示す。図より、計測波長差が大きくなるにつれて温度のばらつきが減少していることがわかる。よって、計測波長差を大きくすることで安定したばらつきの少ない温度分布を取得できる。

二色放射温度計測法の理論上、計測に使用する 2 波長は近接させなければならないが、Fig. 12 に示した温度計測の結果は、逆に計測波長を大きくすべきであると示唆した。これには、計測に使用したセンサーの特性(感度, 階調), 光学フィルターの透過率, 半値幅が関係していると考えられる。Fig. 13 に本計測で使用したセンサーの感度と計測波長位置をフィルターの半値幅, 透過率を加味して示す。計測波長差 50 nm (650/700 nm) の組合せでは、センサー感度およびバンドパスフィルターの透過率が高く、半値幅が狭いことから、それぞれの計測波長での放射強度を明確に捉えることができているものと考えられる。しかしながら、実測においては最も温度分布はばらついた。これは、それぞれの計測波長における放射がセンサーにより記録され、その出力値を基に温度変換されることが関係していると考えられる。センサーを使用しているため測定対象からの放射情報はアナログデータとしてではなく、デジタルデータとして記録される(本計測に用いられたセンサーは 8bit 階調である)。そのため、2 波長の放射強度比により温度算出される二色放射温度計測では、アナログ・デジタル変換時の離散化誤差の影響を強く受けると推測できる。よって、計測波長差が小さい 650/700 nm の場合には、それぞれの計測波長における放射光を十分に得ること

はできる条件であったが、両放射強度の差を明確にとらえることができないため、温度計測結果がばらついたものと考えられる。そして、計測波長差が最も大きい 673/925 nm では、各計測波長において放射強度差を明確に捉えることができたことが、温度分布のばらつきを減少させることに繋がったと考えられる。しかしながら、925nm のバンドパスフィルターはセンサー感度が低い領域、かつ半値幅が広いために温度計測には好ましくないと考えられている。しかし、センサー感度の低さを半値幅で補うことで温度計測に必要な放射強度を得ていると捉えることもできる。よって、本計測法において正確な温度計測を実施するためには、二色放射温度計測法に反するが、センサーの分解能に適した放射強度の差を得られる計測波長の組合せを考慮するべきであると言える。その際にセンサーの感度が低くなるような場合には、バンドパスフィルターの半値幅や透過率を調整することで対応することが可能であり、必ずしも狭い半値幅のフィルターを選択する必要はないと考えられるであろう。

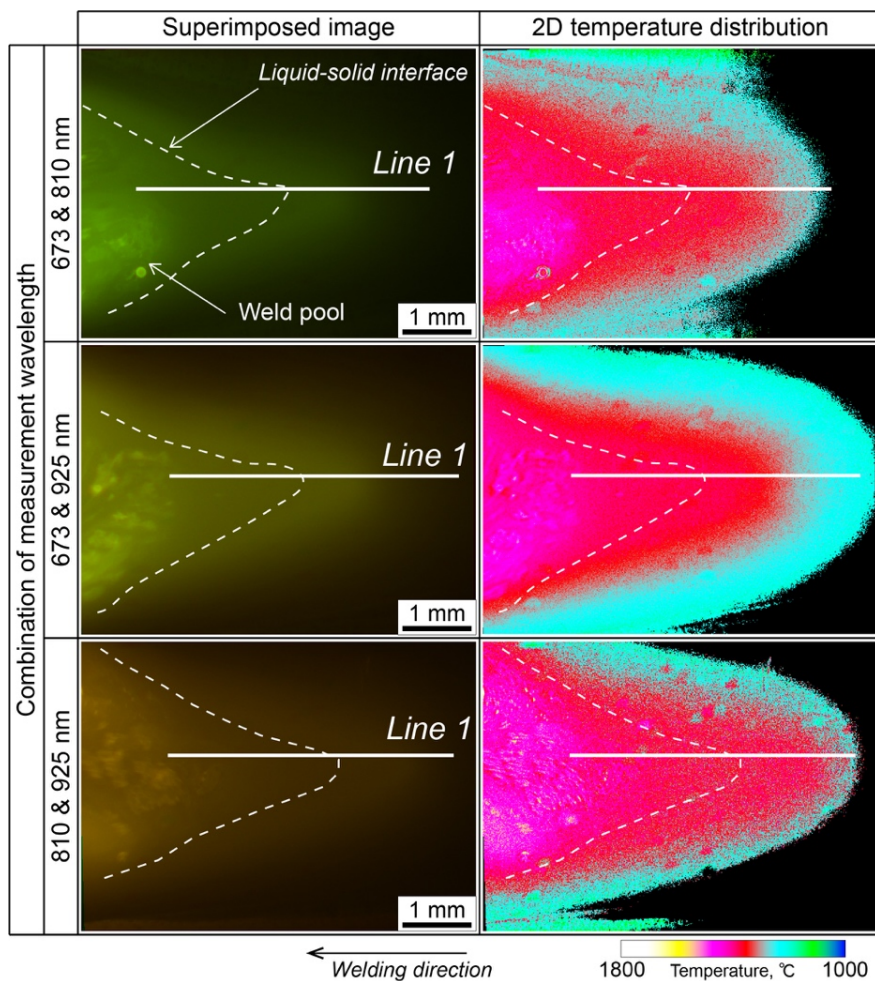


Fig. 9 Superimposed images and 2D temperature distribution images by two-sensor camera at each wavelength combination.

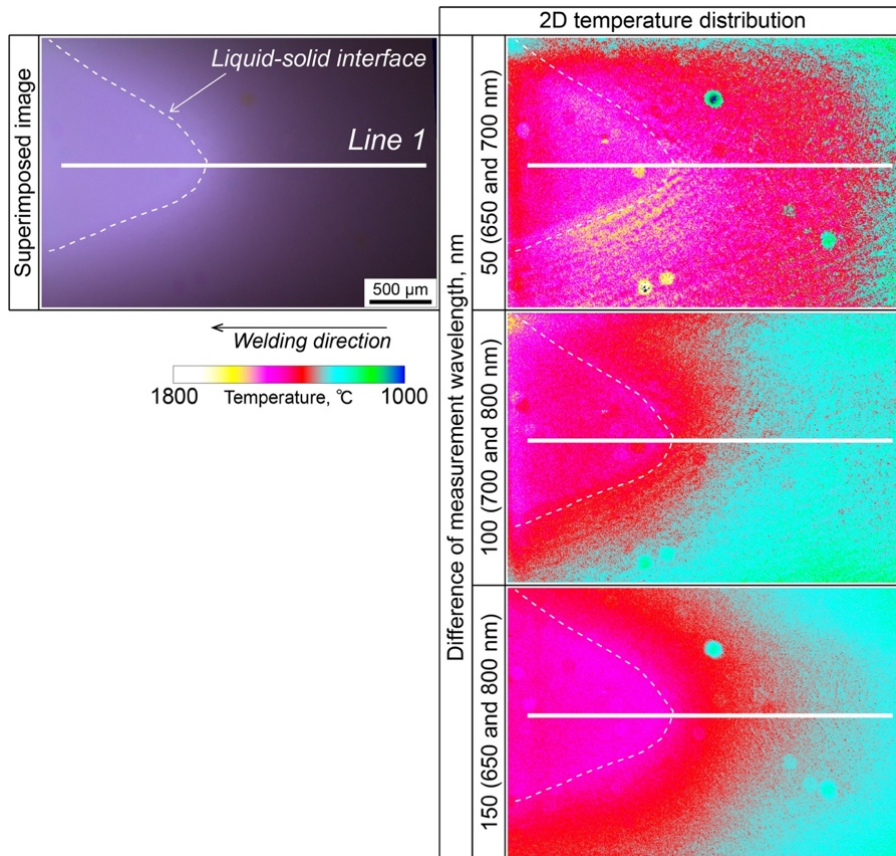
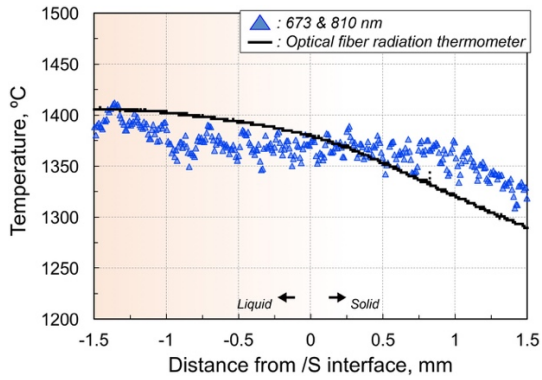
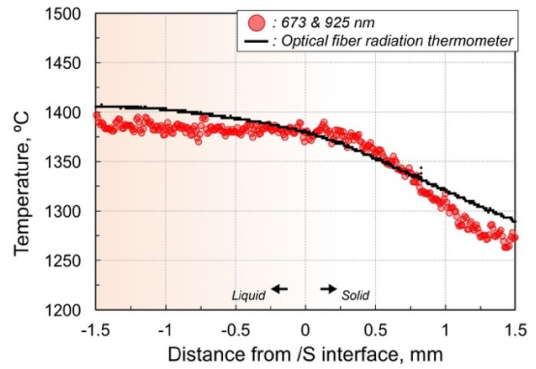


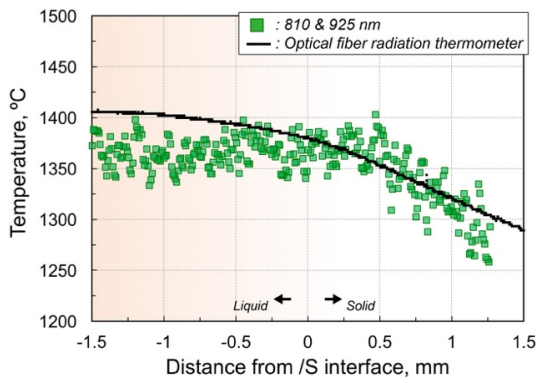
Fig. 10 Superimposed image and 2D temperature distribution images by multi-sensor camera at each difference of measurement wavelength.



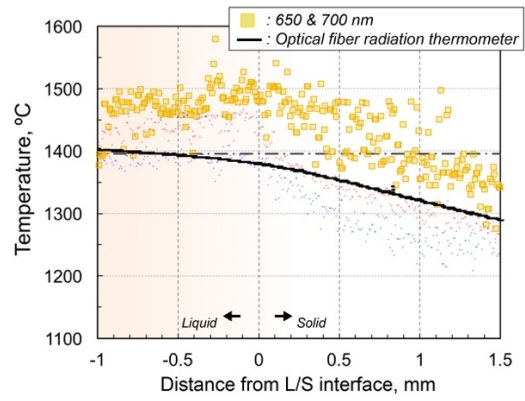
(a) 673 and 810 nm.



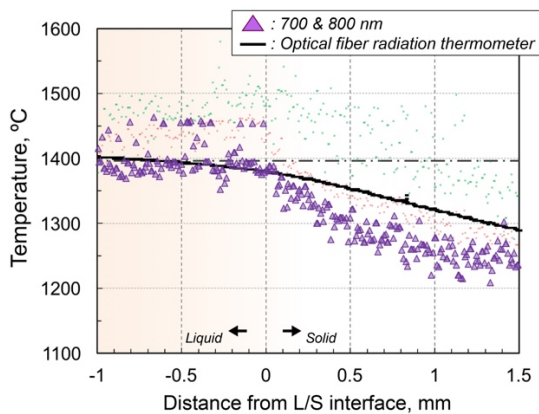
(b) 673 and 925 nm.



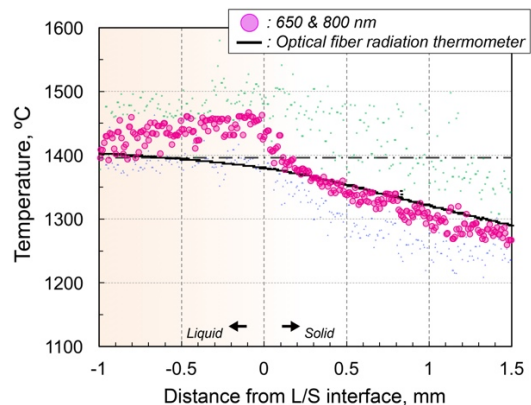
(c) 810 and 925 nm.



(d) 650 and 700 nm.



(e) 700 and 800 nm.



(f) 650 and 800 nm.

Fig. 11 Temperature distribution on line 1 with each combination on SUS310S.

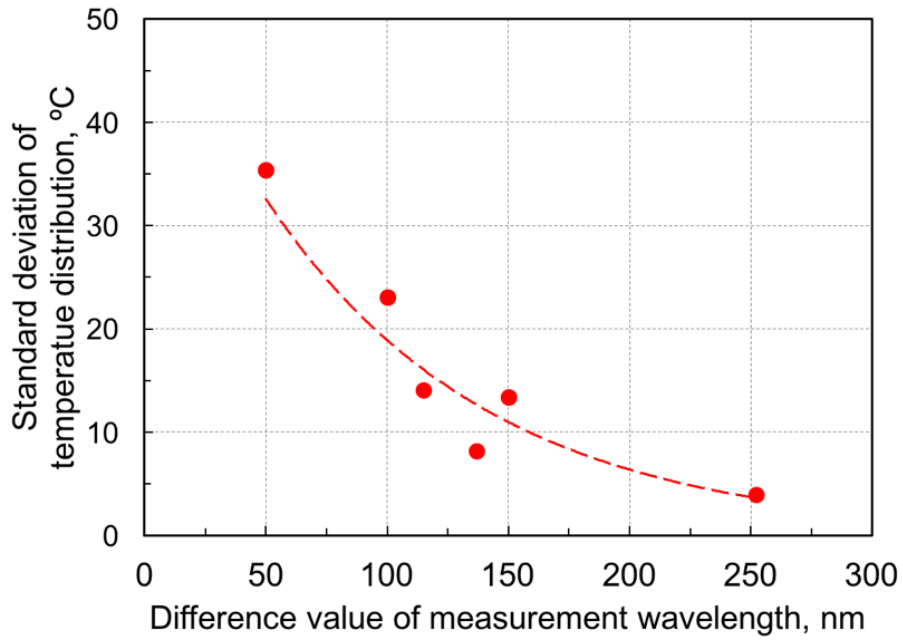


Fig. 12 Effect of difference value of measurement wavelength on temperature distribution.

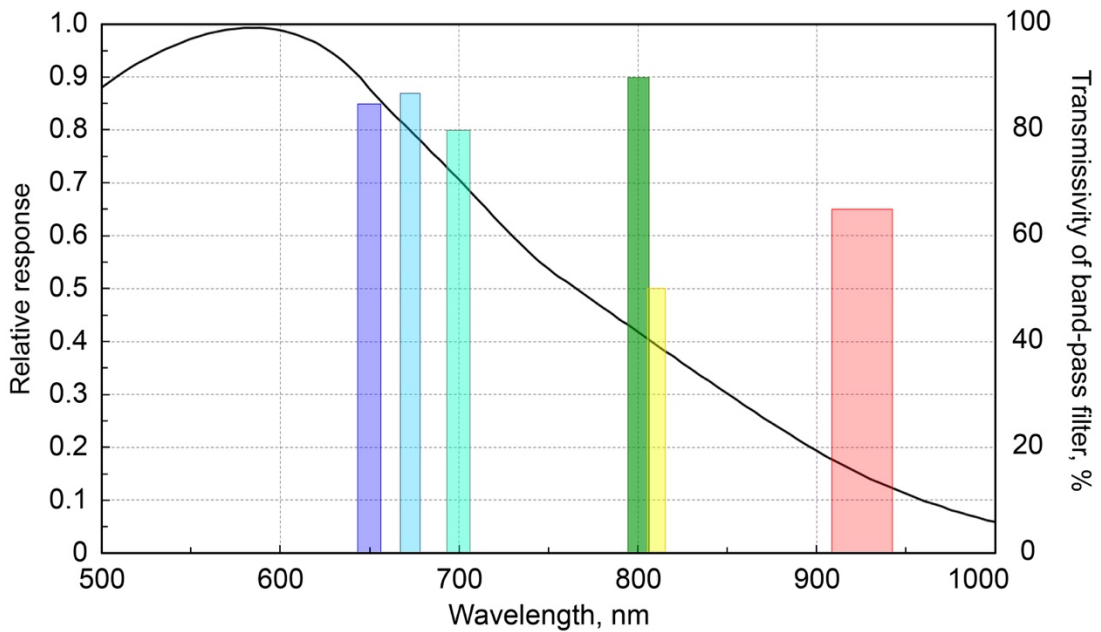


Fig. 13 Relative response of sensor and transmissivity and FWHM of band-pass filter at each filter.

3.4 冷却速度とデンドライト二次アーム間隔の関係

マルチセンサーカメラにおいて 650/800 nm の波長の組合せによりばらつきの少ない安定した温度計測が可能であることが示唆された。そこで、650, 800 nm で温度計測をしつつ、残りのセンサーを用いて可視化動画を取得した。さらに、二色放射温度計測により得られた冷却速度とデンドライト二次アーム間隔の関係から、温度計測の妥当性を検証した。

各溶接速度において溶接部の可視化と温度計測を同時に行った結果を Fig. 14 に示す。図中には破線で固液界面を示している。各溶接速度において、レーザ照明 (980 nm) を用いた可視化から、溶融池周辺を明瞭に捉えることができている。可視化動画と同コマの温度分布を 1000～1800 °C の範囲で出力している。その温度分布は、固液界面に沿うような等温分布となっている。図中に示す Line 1 上の固液界面からの温度分布を溶接速度により時間に変換した溶接速度ごとの冷却曲線を Fig. 15 に示す。各溶接速度において、冷却曲線は 10 枚の二次元温度分布から得られた冷却曲線を平均することで求めている。横軸の 0 s は固液界面を示し、図中には SUS310S の融点を破線で示している。各溶接速度の冷却曲線から得られた冷却速度を Fig. 16 に示す。Fig. 15 から、冷却速度は SUS310S の融点から平衡計算により算出された固相線温度 1286 °C 間を直線近似することで求めている。溶接速度の増加とともに冷却速度は速くなり、溶接速度 2.0 m/min においては、約 4500 °C/s と非常に急速な冷却速度であることがわかる。

各溶接速度で得られた温度の妥当性を検証するため、冷却速度とデンドライト二次アーム間隔の関係を調査した。各溶接速度で得られた溶接ビード表面の柱状晶会合部の組織を Fig. 17 に示す。図中には、破線で柱状晶会合部を示している。溶接速度が増加するにつれてデンドライト一次アーム間隔が小さくなっている。この柱状晶会合部付近のデンドライト二次アーム間隔を計測した結果を Fig. 18 に示す。溶接速度が増加するにつれて、デンドライト二次アーム間隔が小さくなっていることがわかる。

二次元温度から得られた冷却速度と溶接ビード表面組織から取得したデンドライト二次アーム間隔の関係を Fig. 19 に示す。図には、近似曲線を示しているが、デンドライト二次アーム間隔が冷却速度の $-1/3$ 乗に比例していることがわかる。従来より、凝固理論では、デンドライト二次アーム間隔が、冷却速度の $-1/3$ 乗に比例することが報告されている⁹⁰⁻⁹⁴⁾。よって、本実験において得られた温度分布の妥当性が示唆された結果となった。そして、本計測法を用いることで、冷却速度 4000 °C/s を超える非常に急峻な温度分布をもつ溶接部の二次元温度分布の計測が可能であると言える。

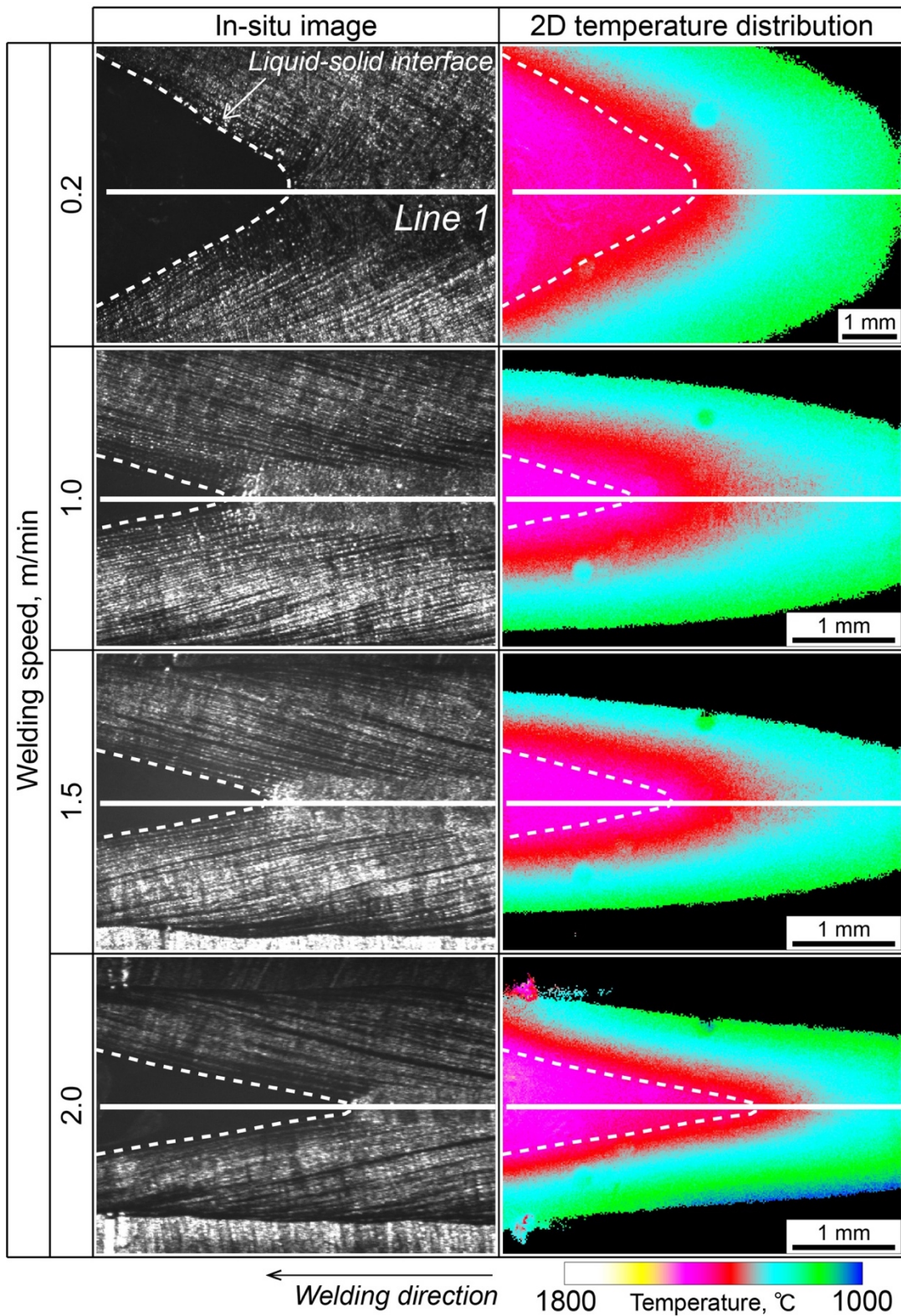


Fig. 14 Visualization and 2D temperature distribution images at each welding speed by multi-sensor camera.

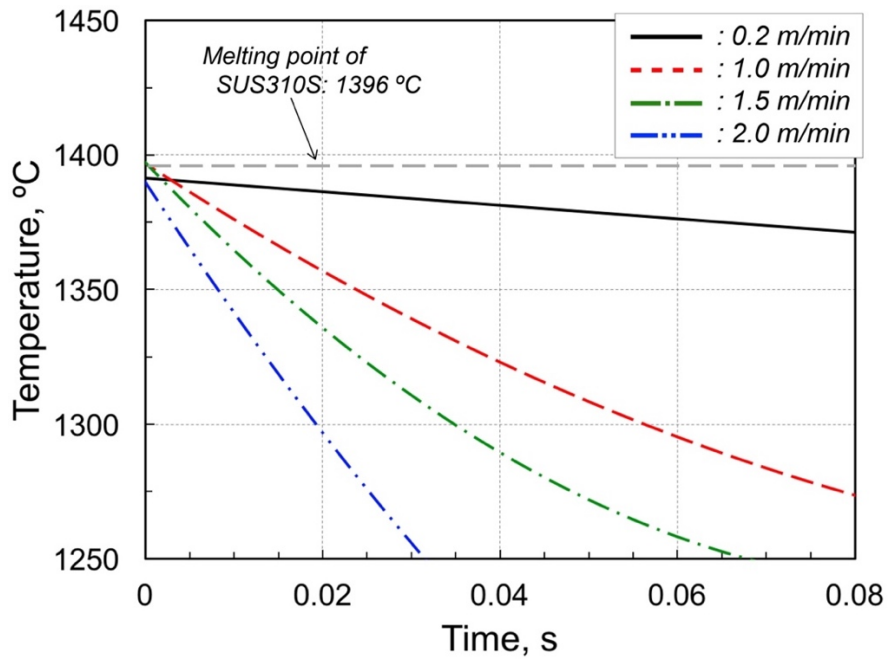


Fig. 15 Thermal history from liquid-solid interface at each welding speed .

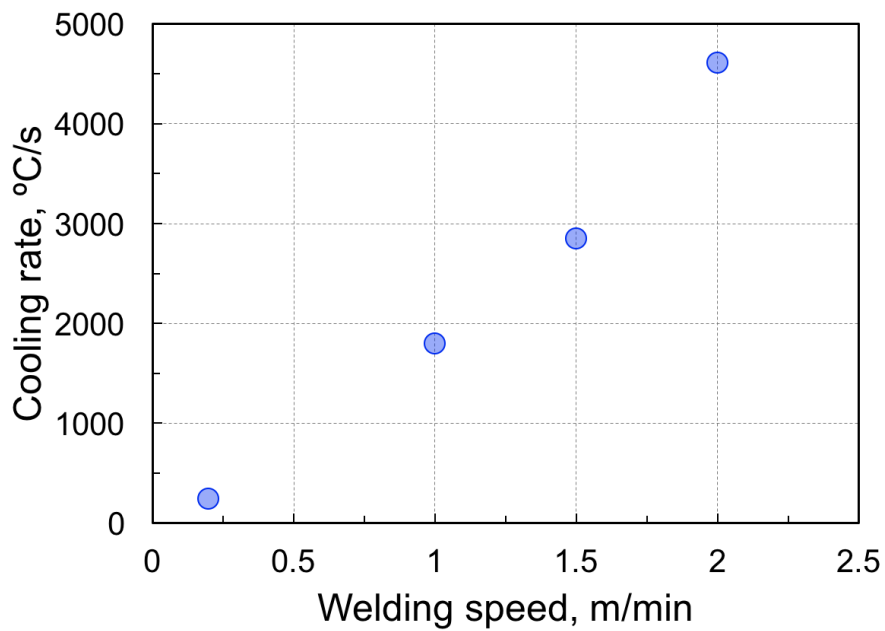


Fig. 16 Relationship between welding speed and cooling rate.

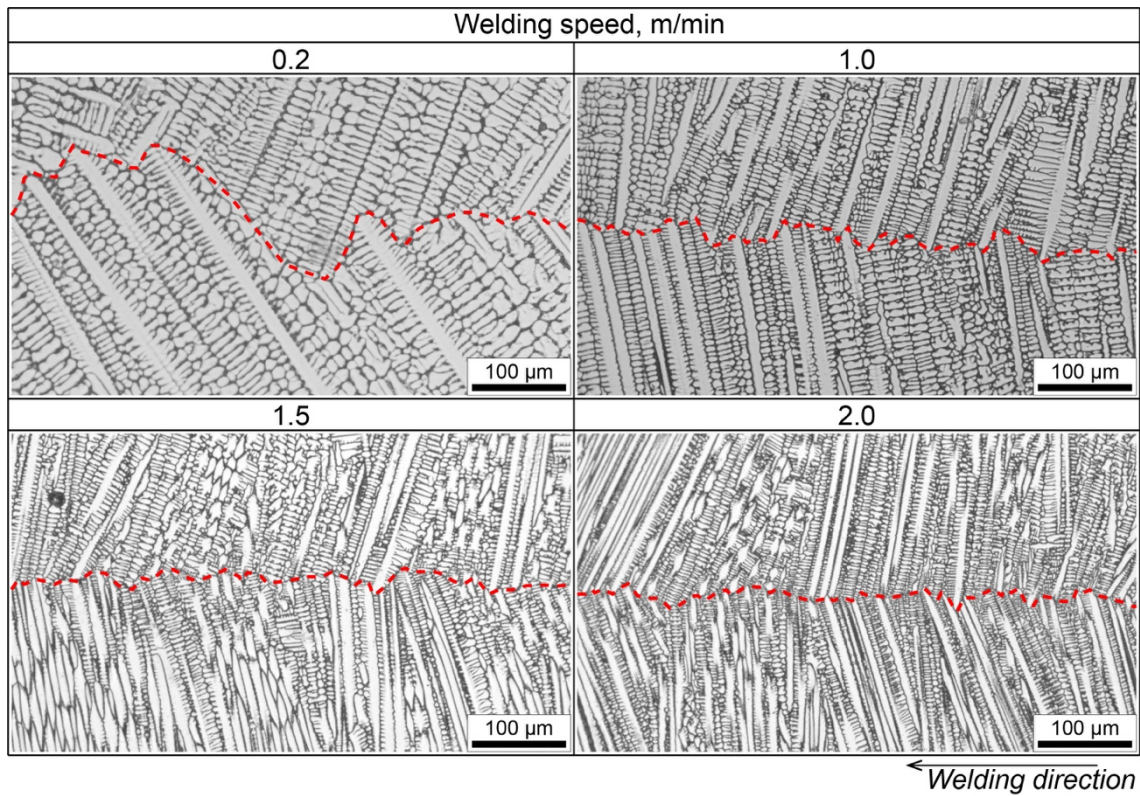


Fig. 17 Solidification microstructure at center of weld bead.

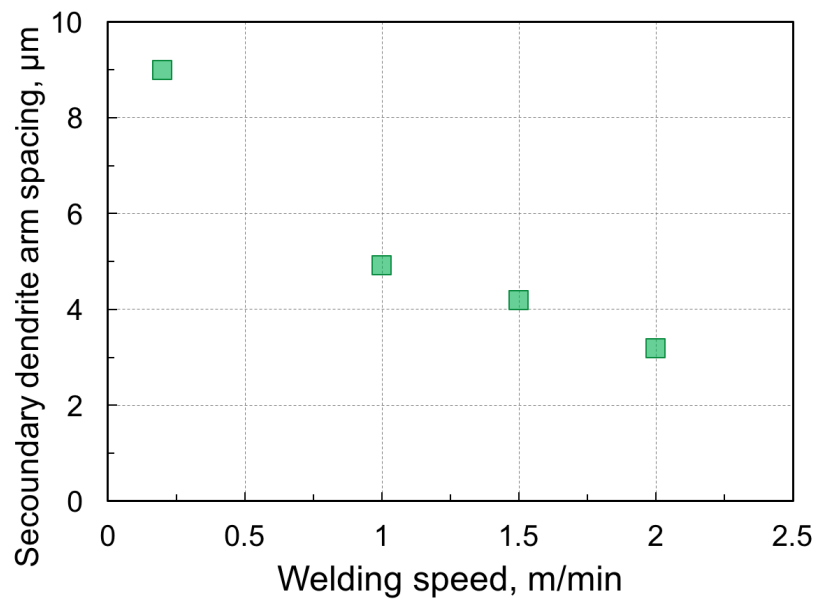


Fig. 18 Relationship between welding speed and secondary dendrite arm spacing.

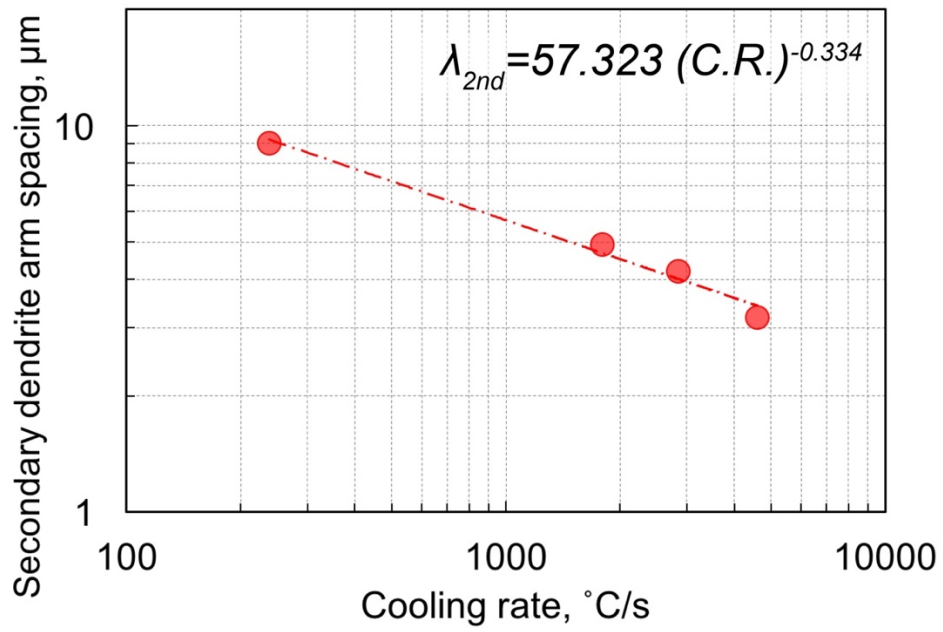


Fig. 19 Relationship between cooling rate and secondary dendrite arm spacing on SUS310S.

3.5 アーク溶接中の温度分布

これまで二色放射温度計測により得られた温度を、デンドライト二次アーム間隔と冷却速度の関係および高周波誘導加熱装置により検討し、得られる温度分布の妥当性が示唆された。そこで、アーク溶接中の溶融池周辺の温度を、2.5 に記した概念に基づき温度計測を実施した。

アーク溶接中に得られた合成画像を Fig. 20 に示す。Fig. 20 は、温度計測のための 650, 800 nm の波長で得られた画像の合成画像である。図の左から、アーク光および金属の熱放射を含む画像、アーク光のみの画像、そしてアーク光を除去した場合の合成画像を示している。図には、固液界面を破線で示している。図中の Line 1 上の 650, 800 nm から得られる放射輝度の分布を Fig. 21 に示す。Fig. 21 (a)はアーク光および金属の熱放射を含んだ放射輝度ならびにアーク光のみの放射輝度を、(b)はアーク光の放射輝度分布を拡大した図をそれぞれ示している。Fig. 21 (b)より、アークからの直接的な放射もしくはアーク光の溶接金属表面での反射光により、計測を行った Line 1 上で、10~50 までの範囲で放射輝度がセンサーに記録されており、アーク光およびその反射光の影響を無視できないことがわかる。

各計測波長により得られた放射輝度からアーク光による放射輝度を差し引いて、Line 1 上の温度分布を算出した結果を Fig. 22 に示す。つまり Fig. 22 (a)は、Fig. 20 の右に示した画像より得られた温度分布である。図中には、固液界面を破線で示している。温度は 800~1600 °C の範囲で出力している。また図中の Line 1 は、Fig. 20 に示した Line 1 と同位置であるが、その温度履歴を Fig. 22 (b)に示す。図の横軸の 0 s は固液界面を示している。また図中には、同溶接条件で熱電対により得られた温度履歴も示している。図より、固液界面の温度は、二色放射温度計測により得られた温度ならびに熱電対により得られた温度ともに SUS310S の供試材の融点とほぼ一致していることがわかる。さらに、Line 1 上の温度履歴と熱電対により得られる温度履歴もほぼ一致している。Fig. 22 (b)の Line 1 の温度履歴より、SUS310S の融点から 1200 °C 間で温度履歴を直線近似した場合の冷却速度は約 426 °C/s であった。

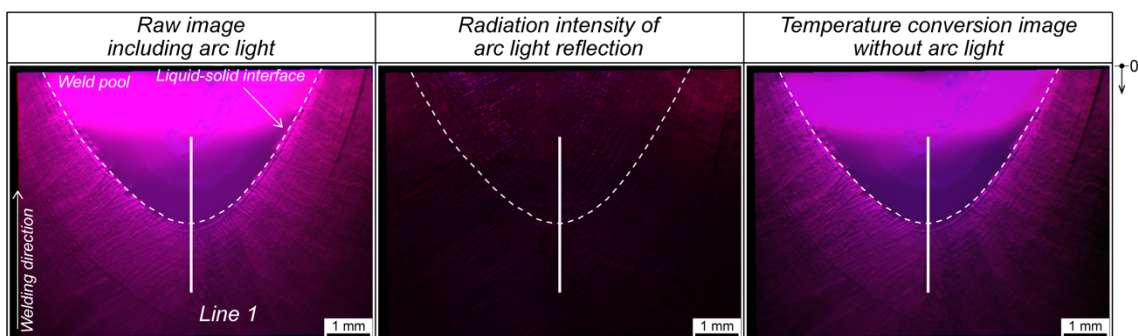
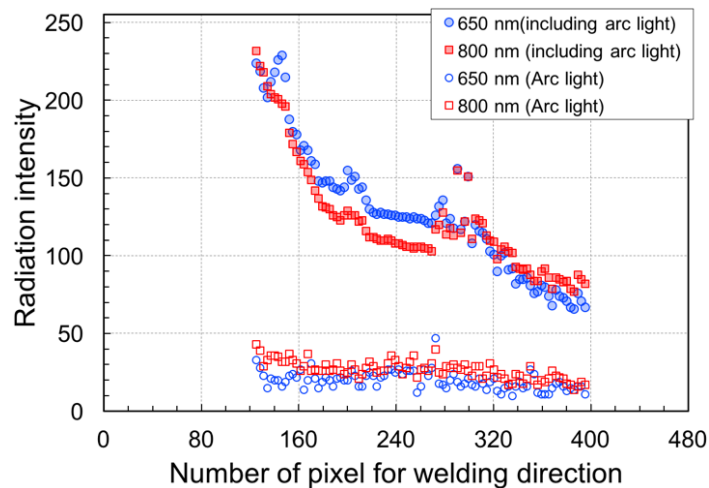
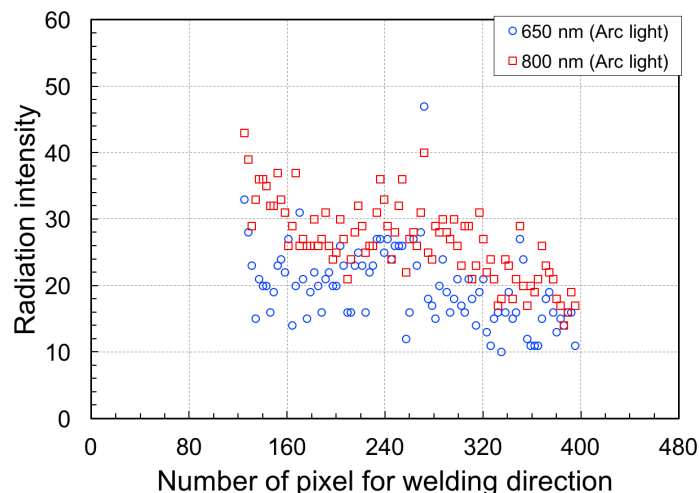


Fig. 20 Superimposed images around weld pool backward during arc welding.

3.4 において SUS310S を用いて得られたデンドライト二次アーム間隔と冷却速度の関係を参考に、Fig. 22 (b)のアーク溶接中の温度計測結果の妥当性を検証するため、溶接ビード表面中央の組織を観察した。その例をFig. 23に示す。組織観察の結果、デンドライト二次アーム間隔は約7.11 μm であった。そこで、実測された Line 1 上の冷却速度を基に Fig. 19 に示す冷却速度とデンドライト二次アーム間隔の関係式より、デンドライト二次アーム間隔を計算したところ、7.59 μm となり、アーク溶接中の line 1 上の冷却速度から計算したデンドライト二次アーム間隔と実測したデンドライト二次アーム間隔がよく一致しており、アーク溶接中においても適切な処理を施すことにより、二色放射温度計測法により二次元温度計測が可能であることが示唆された。

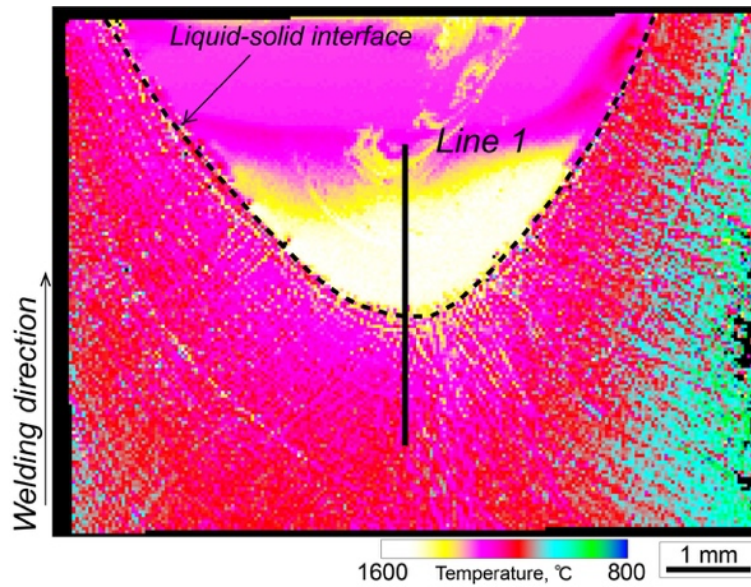


(a) Radiation intensity including arc light and only arc light.

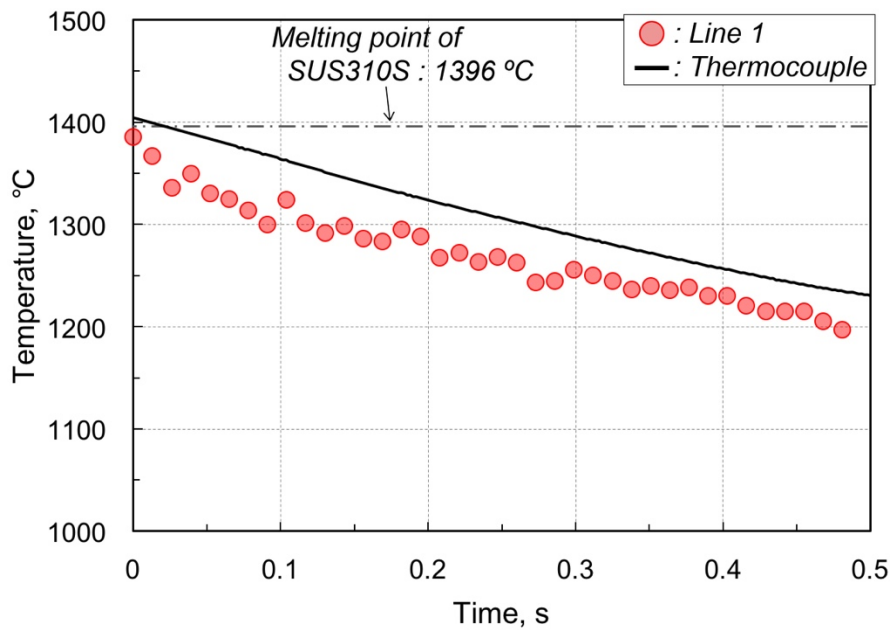


(b) Effect of arc light and reflection of arc light on weld bead surface.

Fig. 21 Radiation intensity on line 1 shown in Fig. 20.



(a) 2D temperature distribution calculated from right image shown in Fig. 21.



(b) Temperature distribution on line 1.

Fig. 22 Temperature around weld pool backward during arc welding.



Fig. 23 Microstructure on weld bead surface during arc welding.

4. 結言

高速度ビデオカメラを用いた二色放射温度計測により、レーザー溶接およびアーク溶接における溶融池後端の二次元温度分布を取得した。純 Ni による温度分布の検証、計測波長の組合せ、凝固理論等から得られる温度分布について調査した。以下に、本研究において得られた知見を記す。

- 1) 2 台の高速度ビデオカメラを用いて純 Ni のレーザー溶接中の溶融池周辺の温度分布を取得した。可視化動画から判別した固液界面の温度は、純 Ni の融点 $1453\text{ }^{\circ}\text{C}$ と一致していた。
- 2) 純 Ni を用いて高周波誘導加熱装置により、二色放射温度計測された温度と熱電対の温度を比較した。 $1000\sim 1450\text{ }^{\circ}\text{C}$ の範囲で比較したが、両温度は良く一致した。
- 3) 二色放射温度計測において得られる温度分布のばらつきは、計測波長の組合せにより変化する。本研究では、計測波長を近接して選択する場合に比べて、計測波長差を大きくすることで温度分布のばらつきは小さくなった。
- 4) 二色放射温度計測では近接した 2 波長を選択する必要があるが、温度計測に使用するバンドパスフィルターは、センサーの性能(感度, Bit 数等)も考慮せねばならず、必ずしも狭い半値幅, 高い透過率である必要はない。
- 5) 冷却速度とデンドライト二次アーム間隔の関係から、溶接ビード中央の柱状晶会合部でのデンドライト二次アーム間隔は、同じく溶接ビード中央の冷却速度の $-1/3$ 乗に比例する結果となり、二色放射温度計測により得られる温度分布の妥当性が示唆された。
- 6) 二色放射温度計測によりアーク溶接中の二次元温度分布の取得を試みた。温度計測は、アーク光およびアークの反射光を除去することで行った。得られた温度分布は、熱電対により得られた温度履歴とよく一致した。また冷却速度とデンドライト二次アーム間隔がレーザー溶接で得られた凝固理論式とよく一致していたことなどからも、二色放射温度計測によりアーク溶接中の正確な温度計測が可能であることがわかった。

付録 B 溶材供給式 Trans-Varestraint 試験法の基礎的検討

1. 緒言

オーステナイト系ステンレス鋼の溶接では溶接部に発生する凝固割れが問題となる。その中でも、凝固初期からオーステナイト単相で凝固する完全オーステナイト系ステンレス鋼 SUS310S は凝固割れ感受性が高いとされ、これまでに多く議論されている⁹⁵⁻¹⁰⁴。凝固割れは、凝固末期において不純物元素が濃化した低融点融液と、その凝固部に生じる凝固収縮ひずみの両方が作用することで発生する。これまでの研究から、凝固割れが P, S の影響を強く受けること、またレーザ溶接の様な高速溶接条件においては溶接部中央に向かって成長した柱状晶の会合部での残留液膜の影響を受けることなどが報告されている。その凝固割れ感受性の評価方法として、従来より、自拘束型の溶接割れ試験や Varestraint 試験, Fish-born 試験, Holdcroft 試験などが使用されている(第1章 参照)。最近では、その場観察法と U 型高速治具を組合せたその場観察 U 型高温割れ試験などが新たに提案されている¹⁰⁰。それらの研究結果の中で、溶接金属組織を微細等軸晶化することで凝固割れ発生を抑制できるといった効果が報告されており(第 1 章参照)、溶接金属組織を微細化することによるその抑制効果が認められている。しかし、上述した試験方法は、自拘束型試験以外は、メルトラン溶接を用いた評価手法であり、実際の溶接中の現象とは異なる。そこで、Trans-Varestraint 試験に対して実溶接を適用した溶材供給式 Trans-Varestraint 試験を検討し、ホットワイヤ TIG 溶接により溶接金属中に形成される微細粒組織が高温割れ性に与える影響について調査することを目的として基礎的検討を行った結果について記す。

Trans-Varestraint 試験へワイヤ送給を適用することは、異材溶接金属部評価が容易になる、実溶接中の溶融池内における溶融池の対流、形状および冷却過程を再現できるなど、これまでになく実溶接中の割れ感受性が評価されることとなる。本項では、SUS310S を用いて溶材供給式 Trans-Varestraint 試験を実施した。溶接法には、ワイヤを溶接方向前方から送給する通常の TIG 溶接ならびにホットワイヤ TIG 溶接を用いた。ワイヤ送給装置を Trans-Varestraint 試験機へ同期した後、溶材供給式 Trans-Varestraint 試験を実施し、溶融池周辺に発生した凝固割れを観察した。さらに溶材供給式 Trans-Varestraint 試験が確立された場合、これまでの知見との関連性に興味を持たれるであろう。そこで、従来から用いられているメルトラン溶接による Trans-Varestraint 試験とも比較した。

2. 供試材料および実験方法

2.1 供試材料および試験片形状

母材には完全オーステナイト系ステンレス鋼である SUS310S を、添加ワイヤには JIS Z3321 YS310S(φ 1.2 mm)をそれぞれ使用した. その化学組成を Table 2.1 に示す. 溶材供給式 Trans-Varestraint 試験で使用した試験片を Fig. 2.1 に示す. 溶材を供給するため, 試験片には開先加工を施した. 試験方法は, Trans-Varestraint 試験に基づくため, 溶接終了時のひずみ負荷の際に熔融池後端が試験片中央となるように, 開先は試験片中央より 9 mm 前方まで加工している. 開先形状は, U 開先としており, 1 パス溶接できる開先とした.

Table 2.1 Chemical compositions of base material and filler wire (mass%).

Material	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Cu	Fe
SUS310S	0.05	0.68	1.04	0.020	<0.001	19.63	25.13	-	-	Bal.
YS310S	0.05	0.48	1.59	0.022	0.001	21.12	26.18	0.08	0.10	Bal.

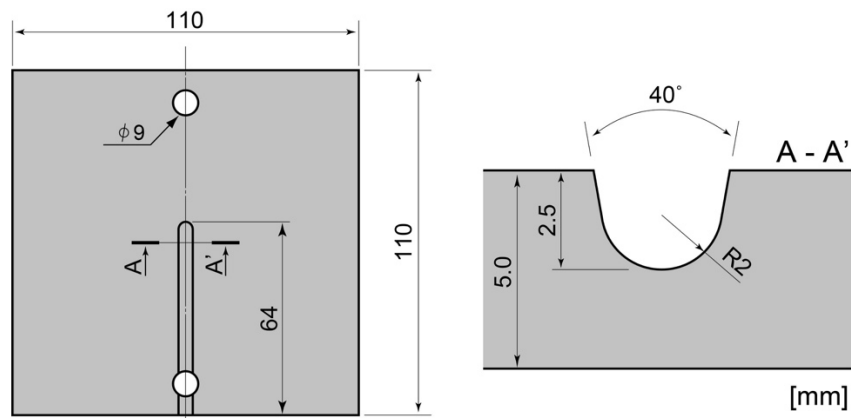
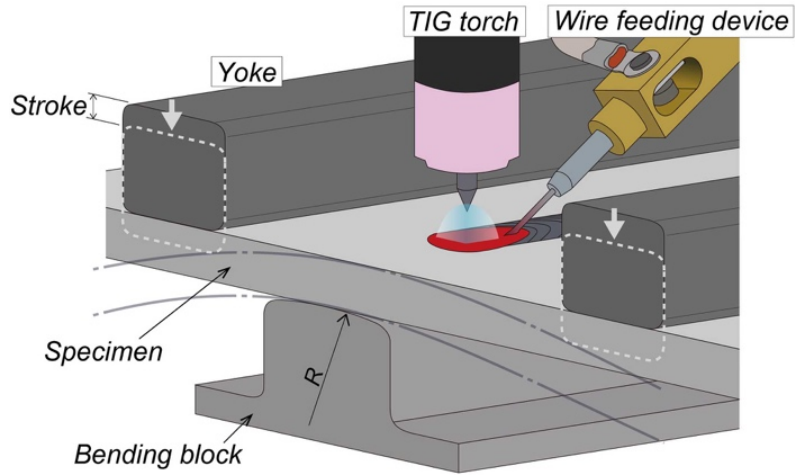


Fig. 2.1 Schematic illustration for trans-varestraint test.

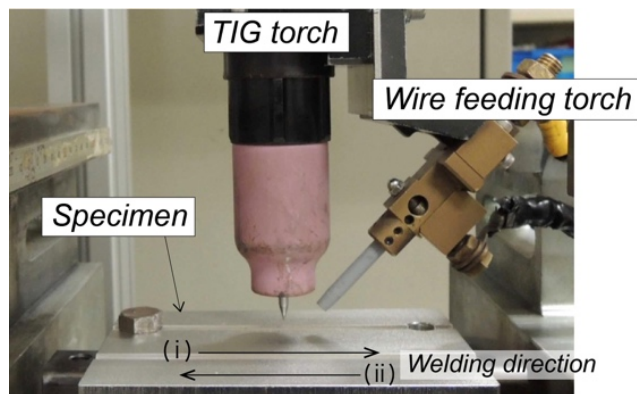
2.2 溶材供給式 Trans-Varestraint 試験方法

溶材供給式 Trans-Varestraint 試験装置を Fig. 2.2 に示す. Fig. 2.2 (a)は模式図, (b)は実際の試験片周辺の写真である. 溶材供給式 Trans-Varestraint 試験装置は, TIG 溶接システム, ヨークおよびベンディングブロックにより構成される(通常ではワイヤ送給しないためワイヤ送給装置はない). Fig. 2.2 (b)にみられるように, 予め開先加工された試験片は, 溶接部がベンディングブロックの中央となるように両端をボルトで固定される. 溶接を開始し, 溶融池後端が試験片の中央に到達すると同時に溶接が停止し, ある曲率をもつベンディングブロックを支点にヨークが落下することで, 溶接部へと瞬間的に, 強制的なひずみを負荷し, 高温割れを発生させる. 溶接部に負荷されるひずみ値は, ストローク量とベンディングブロック上面の曲率半径により決まるが, 本実験で使用したベンディングブロックの曲率半径とひずみゲージにより計測された曲げ負荷時の試験片中央におけるひずみ値については Table 2.2 に示す通りである.

溶接は Fig. 2.2 (b)に記しているように, 前後に溶接が可能となっており, 通常の TIG 溶接では (i)で示した写真右方向へ, ホットワイヤ TIG 溶接では(ii)で示した写真左方向へと溶接を行った. Trans-Varestraint 試験では溶融池周辺に発生した割れを観察するため, 溶融池へと送給されるワイヤの除去が必要となる. ワイヤの除去は, TIG 溶接ではワイヤ送給装置の逆送設定, ホットワイヤ TIG 溶接ではワイヤ電流を用いたワイヤ溶断によるものとした. その詳細に関しては以下のである. Trans-Varestraint 試験では, 溶接終了つまりアーク消弧とほぼ同時にヨークが落下する. 本研究で使用した Trans-Varestraint 試験機においては, 高速度ビデオカメラで確認したところその差は最大でも 0.005 s であった. 溶材供給式 Trans-Varestraint 試験ではワイヤ送給装置を外部装置として付け加えることでワイヤの送給を可能としており, ワイヤの送給はアーク消弧と同時に停止するように設定されている. しかしながら, ワイヤ送給停止から逆送までは機械的に行われるため, 溶融池からワイヤを除去するためには多少の時間を必要とする. 高速度ビデオカメラによると, ワイヤ逆送までの時間は約 0.22 s であった. Trans-Varestraint 試験では瞬間的なひずみを負荷することで割れを発生させるため, ワイヤ除去には十分な配慮が必要である. TIG 溶接の場合には, ワイヤが溶接方向前方から送給されることから, 溶融池後端の割れ発生部への影響は少ないと考えられるため, 多少除去に時間を要するが逆送設定により除去を試みた. 一方で, ワイヤを後方から送給するホットワイヤ TIG 溶接ではワイヤ除去の遅延が, 溶融池後端の割れ発生部に影響を与えると考えられるため, アーク消弧と同時にワイヤ送給を停止するが, ワイヤ電流を流し続けることで, ワイヤを溶融池から溶断させ, 除去することとした.



(a) Schematic illustration of trans-varestraint test.



(b) Actual image of experiment.

Fig. 2.2 Wire feeding type trans-varestraint test.

Table 2.2 Loading conditions of trans-varestraint test for 5(t) mm.

Specimen thickness, mm	5			
Radius of bending block, mm	400	200	125	70
Augmented strain, %	0.8	1.9	2.8	4.3

2.3 溶接条件

Trans-Varestraint 試験時の溶接条件を Table 2.3 に示す. Table 2.3 (a)は TIG 溶接, (b)はホットワイヤ TIG 溶接条件である. それぞれの条件におけるワイヤ供給状態を Fig. 2.3 に模式図として示している. Fig. 2.3 (a)に示すように, TIG 溶接では溶接方向前方からワイヤを送給した. ホットワイヤ TIG 溶接では, (b)に示すように, ワイヤは後方より溶融池へと送給した. 両条件におけるワイヤ供給位置は, 溶接方向を基準として電極直下を原点とみなし溶接方向後方側を正とした.

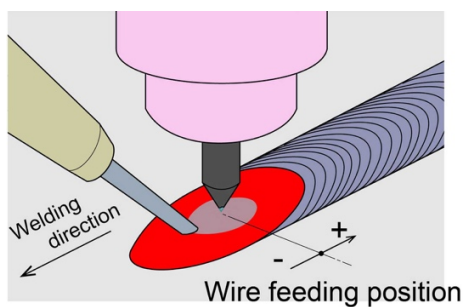
Table 2.3 Welding conditions of trans-varestraint test.

(a) GTAW conditions.

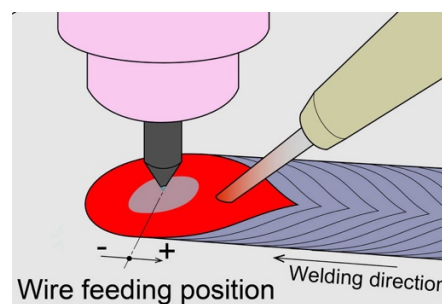
Welding speed, m/min	0.1
Arc current, A	130
Arc length, mm	2.5
Wire feeding speed, m/min	0.76
Wire feeding position, mm	-2
Wire feeding angle, deg.	45
Shielding gas(Ar), l/min	20

(b) Hot-wire GTAW conditions.

Welding speed, m/min	0.5
Arc current, A	250
Arc length, mm	3
Wire feeding speed, m/min	3.8
Wire feeding position, mm	+3
Wire feeding angle, deg.	45
Power supply distance, mm	57
Wire current, A	97
Pulse of wire current, Hz	100
Duty, %	30
Shielding gas(Ar), l/min	20



(a) GTAW situation.



(b) Hot-wire GTAW situation.

Fig. 2.3 Schematic illustration of wire feeding situations.

2.4 評価方法

Trans-Varestraint 試験では、溶接終了と同時に溶融池周辺にひずみを強制的に負荷するため、溶融池周辺に高温割れが発生する。Trans-Varestraint 試験で評価されている溶接割れは主に凝固割れ、延性低下割れが挙げられるが、ここでは SUS310S において問題となる凝固割れを取り扱うこととした。

Trans-Varestraint 試験後は、溶融池界面に発生した凝固割れを走査型電子顕微鏡 (SEM) により観察した。観察結果から、凝固割れの数、最大長さならびに総割れ長さを測定した。通常では、その凝固割れの最大長さから溶接部の温度履歴を用いて凝固脆性温度領域 (BTR) を算出することで、凝固割れ感受性を議論するが、本項では溶材供給式 Trans-Varestraint 試験方法の基礎的検討にとどまることから、ひずみ値と割れ数、割れ長さの関係のみを用いて試験方法の妥当性を検証した。なお、本付録における SUS310S 溶接金属部の組織現出は、耐水研磨紙により研磨後、ダイヤモンドペーストならびに酸化マグネシウム粉末を用いて琢磨され鏡面仕上げした後、10%シュウ酸水溶液により電解腐食した。

3. 溶材供給式 Trans-Varestraint 試験結果

3.1 溶融池周辺の凝固割れ分布

SUS310S の TIG 溶接に対して溶材供給式 Trans-Varestraint 試験を行った結果を Fig. 2.4 に示す。図は、各ひずみ値において得られたひずみ負荷後の試験片中央の溶融池周辺の溶接ビード外観を示している。これらはワイヤ送給により開先を溶接しているが、溶接終了と同時にワイヤを溶融池から逆送し除去しているため、溶融池にワイヤはみられない。

Trans-Varestraint 試験後の溶接部断面の例として、負荷ひずみ値 2.8% で得られた溶接金属断面写真を Fig. 2.5 に示す。図には、溶接金属界面を破線で示している。ワイヤ送給により開先溶接されているが、余盛がなく溶接部表面の高さが母材表面と一様であることがわかる。これより、溶接金属に負荷されるひずみが、従来のメルトラン溶接による Trans-Varestraint 試験と同じように溶接金属部へ負荷されていると推測できる。

Fig. 2.4 に示したひずみ負荷後の溶融境界に発生した割れを観察した結果を Fig. 2.6 に示す。Fig. 2.6 (a), (b), (c), (d) のそれぞれはひずみ値 0.8, 1.9, 2.8, 4.3% の結果である。図中には、ひずみ負荷直前の溶融池界面を破線で、凝固割れ発生位置を矢印で割れ番号とともに示している。図より凝固割れが溶融境界全体に発生していることがわかり、またその数はひずみ値が高くなるほど増加している。また、ひずみ値ごとの溶融境界は、それぞれで多少乱れているが、どのひずみ値においても比較的円形状を示している。なお、Fig. 2.4, 2.6 において、溶融池内部にクレータ割れが発生していることがわかるが、本研究では評価対象外にあたるため議論しない。

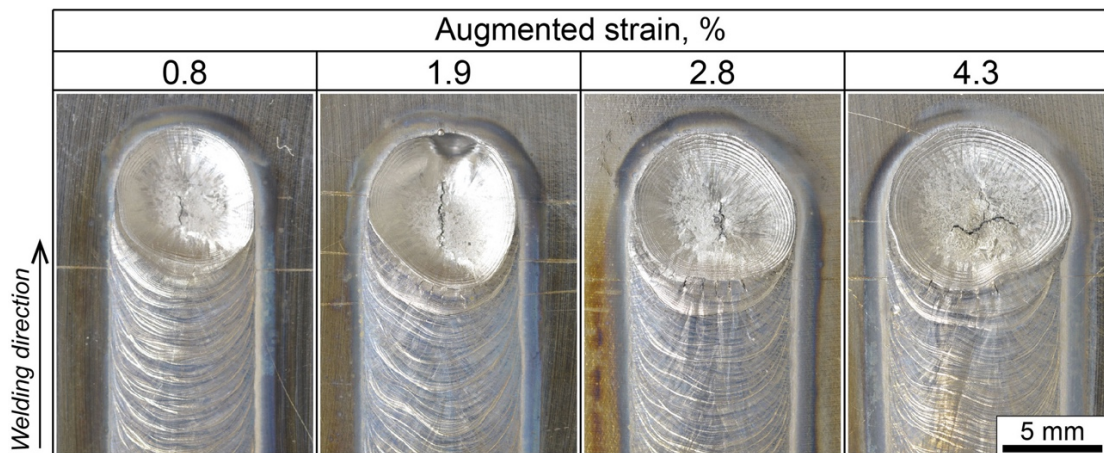


Fig. 2.4 Appearance of weld bead after trans-varestraint test.

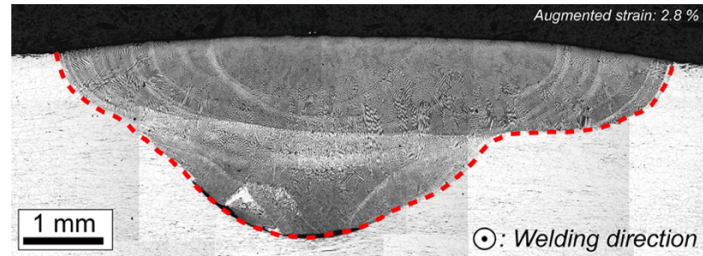
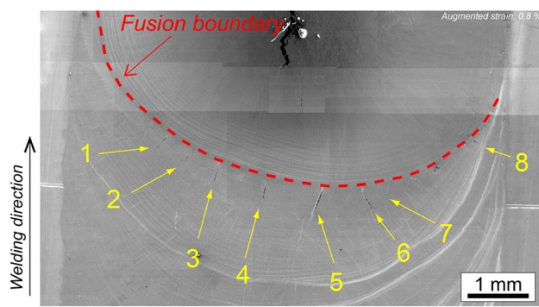
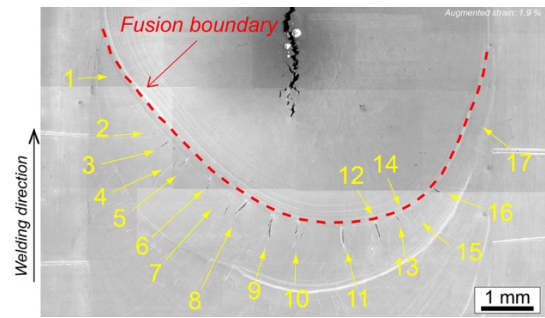


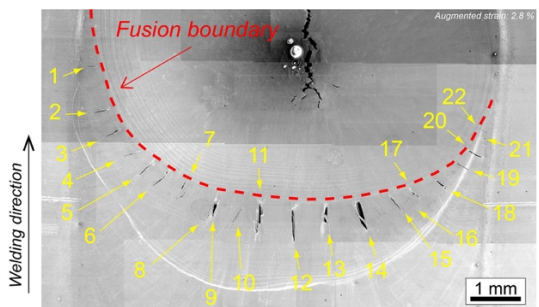
Fig. 2.5 Cross-section of weld bead after Trans-varestraint test under augmented strain 2.8 %.



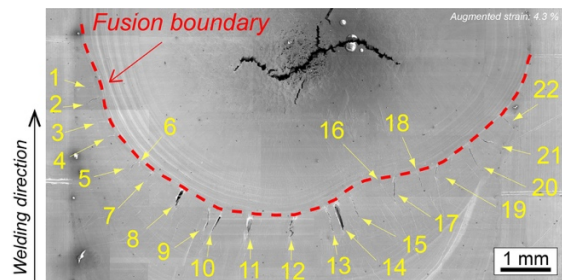
(a) Augmented strain: 0.8 %.



(b) Augmented strain: 1.9 %.



(c) Augmented strain: 2.8 %.



(d) Augmented strain: 4.3 %.

Fig. 2.6 SEM images around weld pool backward after trans-varestraint test.

3.2 負荷ひずみ値と凝固割れ数, 長さの関係

ひずみ負荷により溶融池周辺に発生した凝固割れ分布を Fig. 2.7 に示す. Fig. 2.7 (a), (b), (c), (d)のそれぞれはひずみ値 0.8, 1.9, 2.8, 4.3 %の凝固割れ分布図である. 図の横軸は, Fig. 2.6 中に示す凝固割れ番号, 縦軸は同じく Fig. 2.6 に破線で示した溶融境界からの距離である. 図中には凝固割れ長さを赤帯で示している. どのひずみ値においても, 凝固割れは溶融境界線から一定の距離を持ち発生している. これは, 溶融境界近傍で開口した割れに溶融池から溶融液が流入することによるヒーリングによるものと考えられる. 各ひずみ値における最大凝固割れ発生位置は溶接金属中央において発生しており, 最大凝固割れはひずみ値 0.8, 1.9, 2.8, 4.3 %のそれぞれで No. 5, 9, 12, 14 であった. ひずみ値と割れ長さ, 割れ数の関係を Fig. 2.8 に示す. 図より, ひずみ値が増加するにつれて凝固割れ数ならびに総凝固割れ長さ, 最大凝固割れ長さが増加する傾向にあるが, 負荷ひずみ値が約 3.0 %からは飽和する傾向にあった.

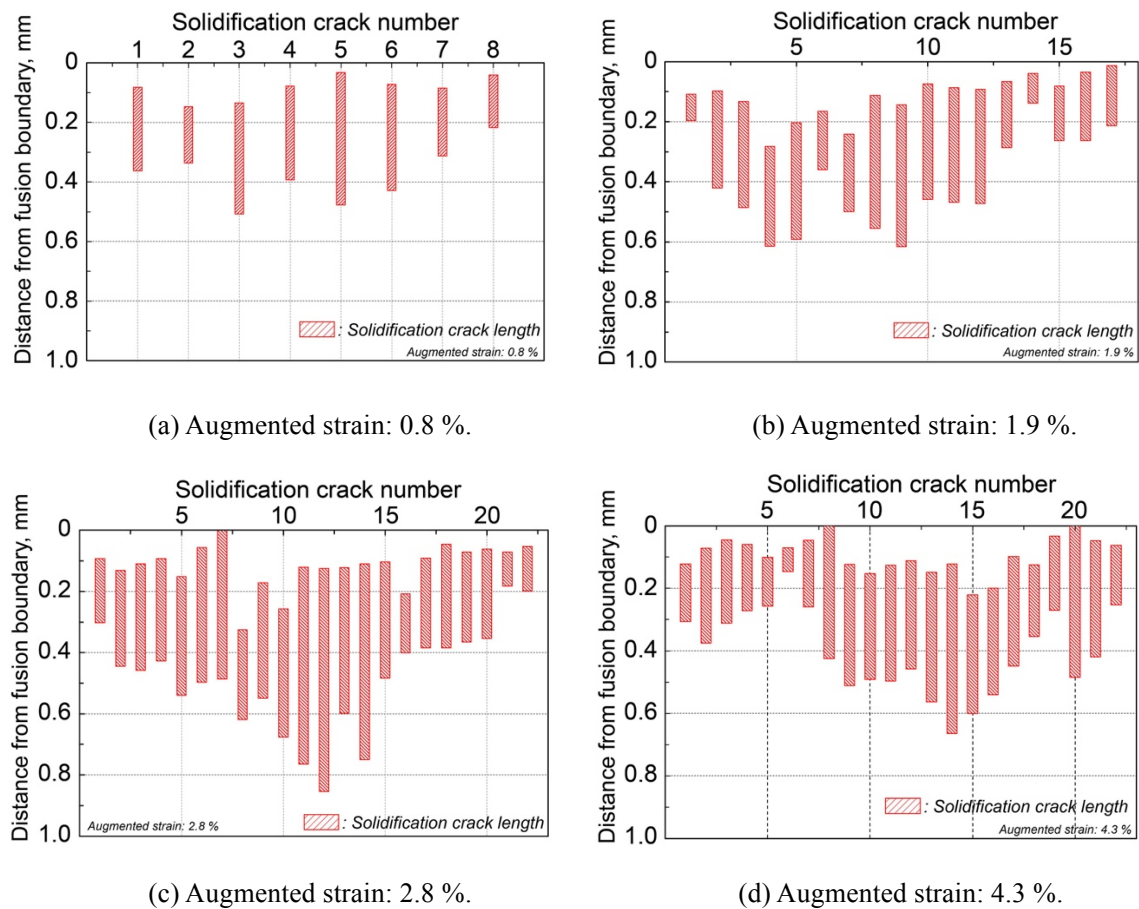


Fig. 2.7 Solidification cracking distributions at each strain.

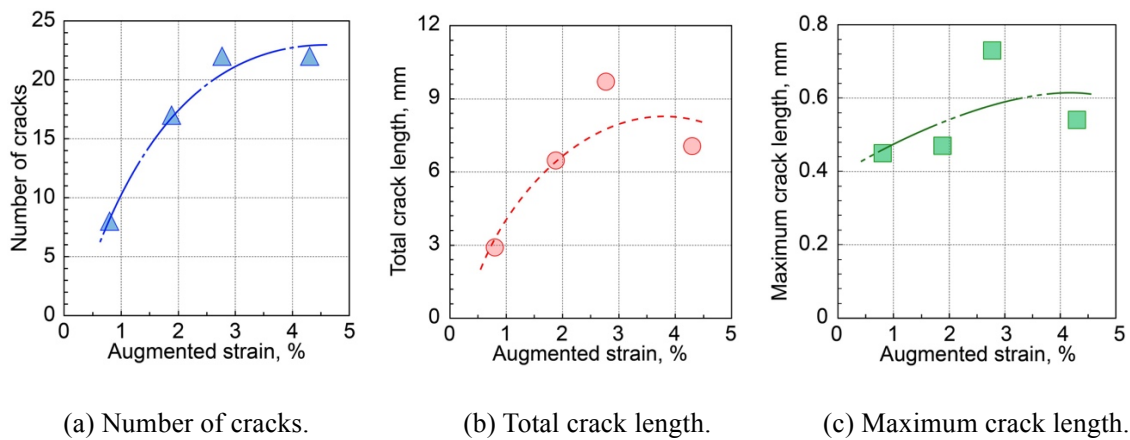


Fig. 2.8 Relationship between augmented strain and number and length of solidification crack.

3.3 Trans-Varestraint 試験との比較

これまでに実溶接を模擬した溶材供給式 Trans-Varestraint 試験を実施した。その結果は、従来と同様に、ひずみ値の増加とともに凝固割れ数およびその長さが増加していたことから、従来と同様に溶材供給式 Trans-Varestraint 試験により凝固割れ感受性の調査が可能であることが示唆された。しかしながら、実溶接中の凝固割れ感受性と従来法のメルトラン溶接による凝固割れ感受性に対する解釈については不明である。そこで、メルトラン溶接により Trans-Varestraint 試験を実施し、前述した溶材供給式 Trans-Varestraint 試験と比較した。

溶材供給式 Trans-Varestraint 試験に用いた溶接条件により予め溶接した溶接金属部をアーク電流 130 A、溶接速度 0.1 m/min、アーク長 2 mm の条件でメルトラン溶接し、Trans-Varestraint 試験を行った結果を Fig. 2.9 に示す。Fig. 2.9 (a)は負荷ひずみ値 2.8 %で得られた溶融池周辺の凝固割れ観察画像であり、図中には溶融境界を破線で、溶融池周辺に発生した凝固割れを矢印で番号とともに示している。Fig. 2.9 (b)には、溶融池周辺の凝固割れ分布を示している。Fig. 2.9 (b)から、Fig. 2.6, 2.7 に示した溶材供給式 Trans-Varestraint 試験結果に比して、凝固割れが溶融境界線から発生している。その凝固割れ数は 25、総凝固割れ長さは 7.65 mm、最大凝固割れ長さは 0.59 mm であり、溶材供給式 Trans-Varestraint 試験結果とあまり大差ない結果である。このことは、溶材供給式 Trans-Varestraint 試験により、溶材を供給する実際の溶接における溶接金属の凝固割れ感受性を評価できていると考えられ、今後様々な溶接材料の凝固割れ感受性を評価するのに有用であると考えられる。

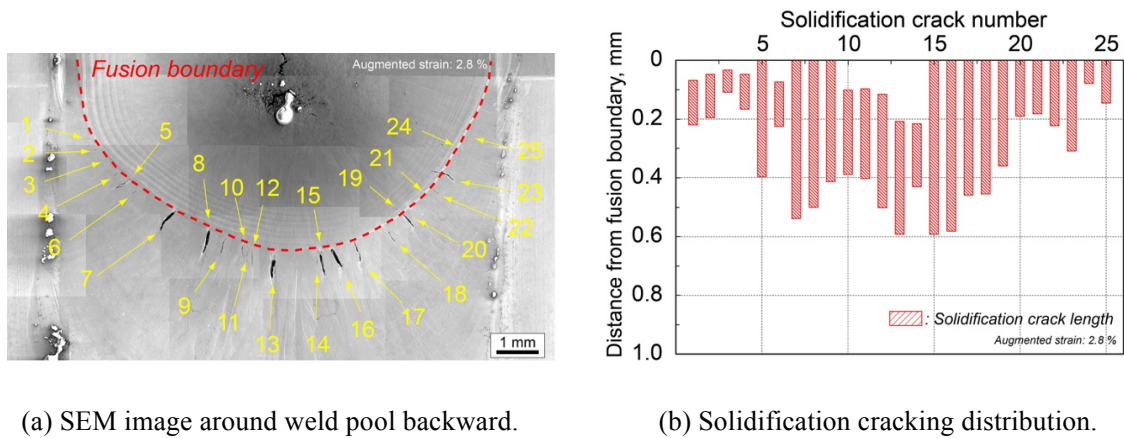


Fig. 2.9 Result of trans-varestraint test by arc welding on weld bead.

4. ホットワイヤ TIG 溶接への適用

ホットワイヤ TIG 溶接を溶材供給式 Trans-Varestraint 試験に適用し負荷ひずみ値 2.8% で得られた溶接部外観を Fig. 2.10 に示す. 前述までの TIG 溶接とはワイヤの除去方法が異なるが, 溶融池後端を乱さずに Trans-Varestraint 試験ができていることがわかる.

Fig. 2.10 に示す溶材供給式 Trans-Varestraint 試験後の溶接部断面を Fig. 2.11 に示す. 図には, 溶接金属と母材境界を破線で示している. ホットワイヤ TIG 溶接により開先を溶接されているが, Fig. 2.5 に示した結果と同様に, 余盛がなく溶接部表面の高さが母材表面とほぼ一様であり, 従来のメルトランによる Trans-Varestraint 試験と同様にひずみが負荷されていると考えられる.

Fig. 2.10 に示したひずみ負荷後の溶融池周辺に発生した凝固割れを SEM により観察した結果を Fig. 2.12 に示す. Fig. 2.12 (a) は, 溶融池後端に発生した割れ観察時の SEM 画像である. 図には, 溶融境界を破線で示し, 溶融境界に沿って発生した凝固割れを番号とともに示している. Fig. 2.12 (a) より, 溶融池形状が涙滴状であり, ひずみ負荷方向に対して平行に発生した凝固割れがみられる. Fig. 2.12 (b) には, 各凝固割れの長さを溶融境界からの距離とともに示した凝固割れ分布を示している. 図より, 溶接金属中央のみならず溶融境界に沿って全体的に大きな凝固割れが発生していることがわかる. 最大凝固割れは, Fig. 2.12 (a) に示した凝固割れ番号 19 であった. また, ホットワイヤ TIG 溶接においても溶材供給式 Trans-Varestraint 試験が可能であることがわかる.

Fig. 2.10 の溶接部外観および Fig. 2.12 (a)の SEM 観察から、溶融池を乱さずにワイヤ後方供給であるホットワイヤ TIG 溶接による溶材供給式 Trans-Varestraint 試験を実施できたと考えられるが、Fig. 2.12 (a)に見られるように、ひずみ負荷方向に対して平行に凝固割れが発生していた。そして最大の凝固割れは、溶接部中央の溶融境界後端とは別に溶融境界から溶接ビード幅方向に発生していた。これは、レーザ溶接を用いた Trans-Varestraint 試験でもみられる現象である^{99,102-104}。この原因としては、溶接金属部の柱状晶成長方向によるものと考えられ、Trans-Varestraint 試験に用いた溶接条件が涙滴状の溶融池を形成しやすい条件であったことに大きく起因すると考えられる。前述の Fig. 2.6, 2.9 で示した TIG 溶接およびメルトラン溶接のような溶接速度が遅い条件においては形成されにくい溶融池形状であるが、ホットワイヤ TIG 溶接のような比較的速い溶接速度においては、レーザ溶接と同様、溶融池形状に依存するような凝固割れが発生することが示唆された。

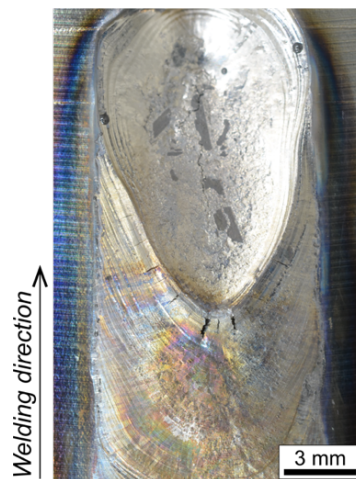


Fig. 2.10 Appearance of weld bead after trans-varestraint test by hot-wire GTA welding.

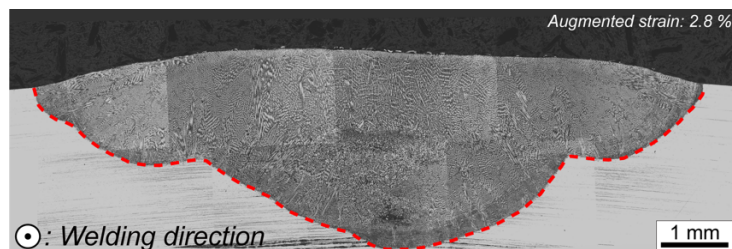
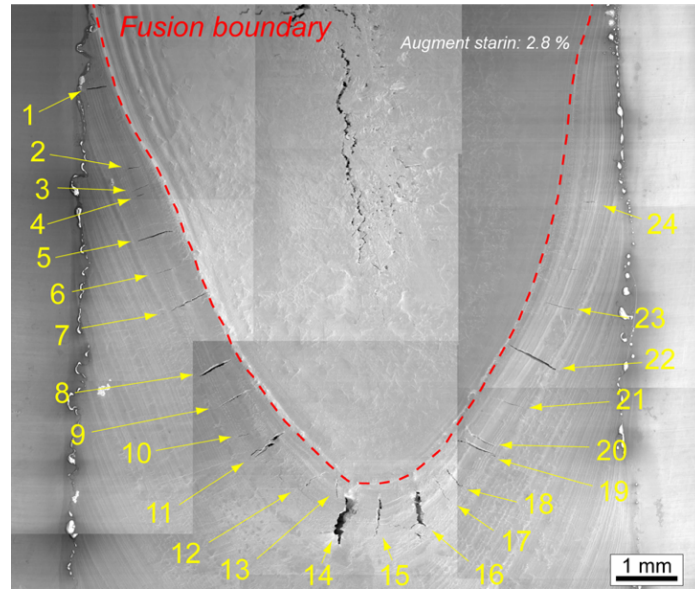
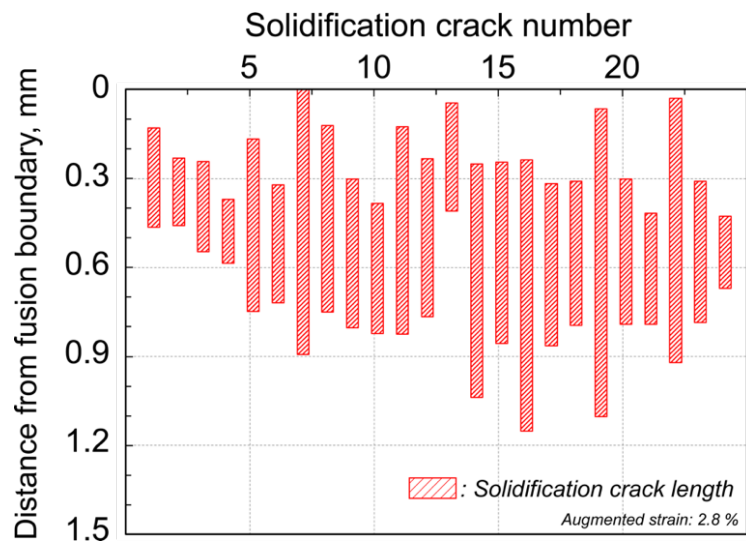


Fig. 2.11 Cross-section of weld bead by hot-wire GTAW after Trans-varestraint test under augmented strain 2.8 %.



(a) SEM image around weld pool backward.



(b) Solidification cracking distribution.

Fig. 2.12 Result of trans-varestraint test by hot-wire GTA welding under augmented strain 2.8 %.

5. 結言

高温割れ感受性評価方法の一つである Trans-Varestraint 試験へワイヤ送給を適用し、実溶接を模擬して、SUS310S の凝固割れ感受性を調査した。溶材供給式 Trans-Varestraint 試験の基礎的検討として、TIG 溶接、ホットワイヤ TIG 溶接中の凝固割れ発生状態を観察し、従来のメルTRAN 溶接と比較した。以下に、本研究により得られた知見をまとめる。

- 1) TIG 溶接を用いて Trans-Varestraint 試験を実施した。溶融池からのワイヤ除去はワイヤ送給装置の逆送設定により行った。本研究で使用したワイヤ送給装置は溶接終了から逆送が開始するまで約 0.22 s の遅延があるが、溶接部の外観から溶融池内の乱れはなく安定した試験が行えたと考えられる。
- 2) TIG 溶接において発生する凝固割れの数、長さは、ひずみ値の増大とともに増加する傾向にあった。その凝固割れ数および長さは、負荷ひずみ値が約 3.0 % を超えるとほぼ飽和した。
- 3) TIG 溶接により形成された同一組成の溶接部をメルTRAN 溶接により Trans-Varestraint 試験を行い、TIG 溶接による結果と比較した。割れ数および割れ長さに大きな差はみられなかった。
- 4) ホットワイヤ TIG 溶接を用いて Trans-Varestraint 試験を実施した。ワイヤ除去方法は、TIG 溶接とは異なり、ワイヤ電流によるワイヤの溶断とした。懸念された凝固割れが発生する溶融池後端における溶接部の乱れはなく、安定した試験が行えた。
- 5) 本研究で使用したホットワイヤ TIG 溶接の場合には溶融池が涙滴状になり、レーザ溶接の場合と同様、凝固割れがひずみ負荷方向に対して平行に発生していた。

参考文献

- 1) T. Fukui: Effects of Small Amounts of Additional Elements on Hot-cracking of Aluminum Alloys, *Journal of The Japan Institute of Light Metals*, 18(1968), 320-331
- 2) F. Matsuda, K. Nakata, K. Tsukamoto and K. Arai: Effect of Additional Element on Weld Solidification Crack Susceptibility of Al-Zn-Mg Alloy (Report II), *Transactions of JWRI*, 12(1983), 253-262
- 3) H. Yunjia, R.H. Frost D.L. Olson and G.R. Edwards: Grain Refinement of Aluminum Weld Metal, *Welding Journal*, July(1989), 280-289
- 4) G.D. Janaki Ram, T.K. Mitra, V. Shankar and S. Sundaresan: Microstructural refinement through inoculation of type 7020 Al-Zn-Mg alloy welds and its effect on hot cracking and tensile properties, *Journal of Materials Processing Technology*, 142(2003), 174-181
- 5) P. Schempp, C.E. Cross, R. Hacker, A. Pittner and M. Rethmeier: Influence of grain size on mechanical properties of aluminium GTA weld metal, *weld world*, 57(2013), 293-304
- 6) P. Schempp, C.E. Cross, A. Pittner, G. Oder, R.S. Neumann, H. Roosh, I. Dorfel, W. Osterle and M. Rethmeier: Grain Morphology Dependent upon Alloy Composition and Grain Refiner Content, *Welding Journal*, 93(2014), 53-59
- 7) J.M. Sawhill, JR, and A.P. Bond: Ductility and Toughness of Stainless Steel Welds, *Welding Journal*, February(1976), 33-41
- 8) J.C. Villafuerte, E. Pardo and H.W. Kerr: The Effect of Alloy Composition and Welding Conditions on Columnar-Equiaxed Transitions in Ferritic Stainless steel Gas-Tungsten Arc Welds, *Metallurgical Transactions A*, 21(1990), 2009-2019
- 9) Y. Nakao, K. Nishimoto, S. Noi, H. Tsukahara and Y. Hara: Mechanism of Grain Refining in the Overlay Weld Metal deposited with Zirconium Containing Low Chromium type Steel Filler Metal, *Quarterly Journal of The Japan Welding Society*, 10(1992), 113-119
- 10) T. Mohandas, G. Madhusudhan Reddy and Mohammad Naveed: A comparative evaluation of gas tungsten and shielded metal arc welds of a “ferritic” stainless steel, *Journal of Materials Processing Technology*, 94(1999), 133-140
- 11) M.O.H. Amuda and S. Mridha: Comparative evaluation of grain refinement in AISI 430 FSS welds by elemental metal powder addition and cryogenic cooling, *Materials and Design*, 35(2012), 609-618
- 12) G. Mallaiah, A. Kumar, P. Ravinder Reddy and G. Madhusudhan Reddy: Influence of grain refining elements on mechanical properties of AISI 430 ferritic stainless steel weldments- Taguchi approach, *Materials and Design*, 36(2012), 443-450
- 13) V. Villaret, F. Deschaux-Beaume, C. Bordreuil, S. Rouquette and C. Chovet: Influence of filler wire composition on weld microstructures of a 444 ferritic stainless steel grade, *Journal of Materials Processing Technology*, 213(2013), 1538-1547

- 14) G. Mallaiah, A. Kumar, P. Ravinder Reddy and G. Madhusudhan Reddy: Effect of copper and aluminium addition on mechanical properties and corrosion behavior of AISI 430 ferritic stainless steel gas tungsten arc welds, *Journal of Materials Research and Technology*, 3(2013), 238-249
- 15) G. Mallaiah, P. Ravinder Reddy and A. Kumar: Influence of titanium addition on mechanical properties, residual stresses and corrosion behaviour of AISI 430 grade ferritic stainless steel GTA welds, *Procedia Materials Science*, 6(2014), 1740-1751
- 16) M. Akita, Y. Uematsu, T. Kakiuchi, M. Nakajima, Y. Agata and K. Takino: Joint microstructures, mechanical properties and fatigue behavior of ferritic stainless steel SUS430 welds with different filler metals, 34(2016), 167-174
- 17) W.A. Petersen: Fine grained Weld Structures, *Welding Journal*, February(1973), 74-80
- 18) F. Matsuda, H. Nakagawa, K. Nakata and R. Ayani: Effect of Electromagnetic Stirring on Weld Solidification Structure of Aluminum Alloys (Report I), *Transactions of JWRI*, 7(1978), 111-127
- 19) F. Matsuda, K. Nakata, Y. Miyanaga, T. Kayano and K. Tsukamoto: Effect of Electromagnetic stirring on Weld Solidification Structure of Aluminum Alloys (Report II), 7(1978), 181-193
- 20) B.P. Pearce and H.W. Kerr: Grain Refinement in Magnetically Stirred GTA Welds of Aluminum Alloys, *Metallurgical Transactions B*, 12(1981), 479-486
- 21) F. Matsuda, K. Nakata, K. Tsukamoto and T. Uchiyama: Effect of Additional Element on Weld Solidification Crack Susceptibility of Al-Zn-Mg Alloy (Report III), *Transactions of JWRI*, 13(1984), 57-66
- 22) T. Omae, I. Wakamoto and M. Nagareda: Study of High Quality Welding Process by Magnetic Stirring, *Quarterly Journal of The Japan Welding Society*, 3(1985), 117-123
- 23) T. Watanabe, H. Nakamura and K. Ei: Grain Refinement by TIG Welding with Electromagnetic stirring, *Quarterly Journal of The Japan Welding Society*, 6(1988), 132-138
- 24) M. Malinowski-Brodnicka, G. den Ouden and W.J.P. Vink: Effect of Electromagnetic Stirring on GTA Welds in Austenitic Stainless Steel, *Welding Journal*, February(1990), 52-59
- 25) F. Matsuda, M. Ushio, K. Nakata and Y. Miyanaga: Effect of Current Pulsation on Weld Solidification Structure of Aluminum Alloys, *Transactions of JWRI*, 7(1978), 287-289
- 26) N. Karunakaran and V. Balasubramanian: Effect of pulsed current on temperature distribution, weld bead profiles and characteristics of gas tungsten arc welded aluminum alloy joints, *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 21(2011), 278-286
- 27) T. Watanabe, H. Nakamura and K. Ei: Grain Refinement by Pulsed TIG Welding, *Quarterly Journal of The Japan Welding Society*, 5(1987), 16-21
- 28) I. Masumoto, T. Shinoda and Y. Ueno: Effect of Pulse Welding Current on Solidification Cracking in Austenitic Stainless Steel Weld Metal, *Quarterly Journal of The Japan Welding Society*, 7(1989), 245-249

- 29) S. Kou and Y. Le: Grain Structure and Solidification Cracking in Oscillated Arc Welds of 5052 Aluminum Alloy, *Metallurgical Transactions A*, 16(1985), 1345-1352
- 30) S.R. Koteswara Rao, G. Madhusudhana Reddy, M. Kamaraj and K. Prasad Rao: Grain Refinement through arc manipulation techniques in Al-Cu alloy GTA welds, *Materials Science and Engineering A*, 404(2005), 227-234
- 31) T. Watanabe, S. Ookaera, S. Seki, A. Yanagisawa and S. Konuma: The Effect of Ultrasonic Vibration on The Mechanical Properties of Austenitic Stainless Steel Weld, *Quarterly Journal of The Japan Welding Society*, 21(2003), 249-255
- 32) T. Watanabe, M. Shiroki, A. Yanagisawa and T. Sasaki: Improvement of mechanical properties of ferritic stainless steel weld metal by ultrasonic vibration, *Journal of Materials Processing Technology*, 210(2010), 1646-1651
- 33) Y. Arata, F. Matsuda, S. Mukae and M. Katoh: Effect of Weld Solidification Mode on Tensile Properties of Aluminum Weld Metal, *Transactions of JWRI*, 2(1973), 184-190
- 34) K. Minoda and H. Nagaoka: Effect of Heat Input on Mechanical Properties of 5083-O Welds under High Current MIG Process, *Quarterly Journal of The Japan Welding Society*, 45(1976), 61-68
- 35) V. Villaret, F. Deschaux-Beaume, C. Bordreuil, G. Fras, C. Chovet, B. Petit and L. Faivre: Characterization of Gas Metal Arc Welding welds obtained with new high Cr-Mo ferritic stainless steel filler wires, *Materials and Design*, 51(2013), 474-483
- 36) Y. Kikuta and S. Ochiai: Mechanical and Metallurgical Properties of Welds in 19Cr Ferritic Stainless Steel, *Quarterly Journal of The Japan Welding Society*, 49(1980), 248-254 (In Japanese)
- 37) S. Kou and Y. Le: Nucleation Mechanisms and Grain Refining of Weld Metal, *Welding Journal*, December(1986), 305-313
- 38) M. Hayashi, S. Sugimura, T. Sanpei and Y. Ishii: Propagation Characteristics of Ultrasonic Longitudinal Wave in Austenitic Stainless Steel Casting, *JHPI*, 22(1984), 239-245 (In Japanese)
- 39) S. Nishikawa, T. Furukawa, I. Komura and Y. Horii: The Influence of Structures of Nickel Base Alloy Weld Metals on Flaw Detectability by Ultrasonic Test, *Quarterly Journal of The Japan Welding Society*, 25(2007), 179-186 (In Japanese)
- 40) A.F. Manz: Consumable Electrode Arcless Electric Working, U.S.Patent No.3, 122, 629(Feb. 1964)
- 41) J.F. Saenger, A.F. Manz: High Deposition Gas Tungsten Arc Welding, *Welding Journal*, 47(1968), 386-393
- 42) R.H. Phillips and E.A. Metzbower: Laser Beam Welding of HY80 and HY100 Steels Using Hot Welding Wire Addition, *Welding Journal*, June(1992), 201-208
- 43) K. Hori, H. Watanabe, T. Myoga and K. Kusano: Development of Hot Wire TIG Welding Methods Using Pulsed Current to Heat Filler Wire, *Quarterly Journal of the Japan Welding Society*, 21(2003), 362-373

- 44) A. Mathieu, S. Pontevicci, J. Viala, E. Cicala, S. Mattei and D. Grevey: Laser Brazing of a steel/aluminium assembly with hot filler wire (88%Al, 12%Si), *Materials Science and Engineering A*, 435-436(2006), 19-28
- 45) K. Shinozaki, M. Yamamoto, Y. Nagamitsu, T. Uchida, K. Mitsuhashi, T. Nagashima, T. Kanazawa and H. Arashin: Melting Phenomenon during Ultra-High-Speed GTA Welding Method using Pulse-heated Hot-wire, *Quarterly Journal of the Japan Welding Society*, 27(2009), 22-26
- 46) M. Yamamoto, K. Shinozaki, K. Kadoi, D. Fujita, T. Inoue, M. Fukahori and Y. Kitahara: Development of Hot-wire Laser Welding Method for Lap Joint of Steel Sheet with Wide Gap, *Quarterly Journal of the Japan Welding Society*, 29(2011), 58-61
- 47) K. Kadoi, K. Shinozaki, M. Yamamoto, K. Owaki, K. Inose and D. Takayanagi: Development of High-efficiency/High-quality Hot-wire Laser Fillet Welding Process, *Quarterly Journal of the Japan Welding Society*, 29(2011), 62-65
- 48) R. Phaonaim, M. Yamamoto, K. Shinozaki, M. Yamamoto and K. Kadoi: Development of Heat Source Model for Narrow-gap Hot-wire Laser Welding, *Quarterly Journal of The Japan Welding Society*, 31(2013), 82-85
- 49) T. Tsuyama, K. Nakai, M. Akiyama, B. Takayama, T. Sakamoto and S. Kobayashi: Effects of Microstructure on Mechanical Property in Weld Metal Formed with the Hot-Wire Method Applying Ordinal CO₂ Gas Shielded Arc Welding Method, *Tetsu-to-Hagane*, 99(2013), 36-42
- 50) S. Liu, W. Liu, M. Harooni, J. Ma and R. Kovacevic: Real-time monitoring of laser hot-wire cladding of Inconel 625, *Optics and Laser Technology*, 62(2014), 124-134
- 51) E. Warinsiriruk, K. Hashida, M. Yamamoto, K. Shinozaki, K. Kadoi, T. Tanino, H. Yajima, T. Fukui, S. Nakayama, T. Nose, S. Tsuchiya, H. Watanabe and T. Kanazawa: Welding Phenomena during Vertical Welding on Thick Steel Plate using Hot-wire Laser Welding Method, *Quarterly Journal of the Japan Welding Society*, 33(2015), 143-147
- 52) D. Okita, T. Kado, M. Yamamoto, K. Shinozaki and K. Kadoi: Weld Defect Prevention for Fillet Welded Joints on Steel Plates Coated with Shop Primer using Hot-wire Laser Welding, *Quarterly Journal of the Japan Welding Society*, 33(2015), 98-101
- 53) M. Todo, K. Shinozaki, M. Yamamoto, K. Kadoi, M. Yamamoto, R. Phaonaim and T. Okagaito: Hot-wire Laser Welding Process Using Laser Diode for Large-Diameter Pipe with Narrow Gap Joint, *Quarterly Journal of the Japan Welding Society*, 33(2015), 107-110
- 54) P. Wen, Z. Feng and S. Zheng: Formation quality optimization of laser hot wire cladding for repairing martensite precipitation hardening stainless steel, *Optics and Laser Technology*, 65(2015), 180-188
- 55) P. Wen, Z. Cai, Z. Feng and G. Wang: Microstructure and mechanical properties of hot wire laser clad layers for repairing precipitation hardening martensitic stainless steel, *Optics and Laser Technology*, 75(2015), 207-213
- 56) P. Wen, J. Shan, S. Zheng and G. Wang: Control of wire transfer behaviors in hot wire laser welding, *Int J Adv Manuf Technol*, 83(2016), 2091-2100

- 57) S. Yamashita, A. Fujinaga, M. Yamamoto, K. Shinozaki, K. Kadoi, K. Mitsui and H. Usui: In-situ Temperature measurement using Monochrome High-speed Sensors during Laser Welding, Quarterly Journal of The Japan Welding Society, 31(2013), 78-81
- 58) S. Yamashita, M. Yamamoto, K. Shinozaki, K. Kadoi, K. Mitsui and H. Usui: In-situ Temperature Measurement using a Multi-sensor Camera during Laser Welding, Quarterly Journal of The Japan Welding Society, 33(2015), 93-97
- 59) D. Wang, K. Kadoi, K. Shinozaki and M. Yamamoto: Evaluation of Solidification Cracking Susceptibility for Austenitic Stainless Steel during Laser Trans-Varestraint Test Using Two-dimensional Temperature Measurement, ISIJ International, Advance Publication by J-STAGE, DOI: 10.2355/isijinternational.ISIJINT-2016-302
- 60) H. Tamura, T. Watanabe: The mechanism of grain boundary liquation cracking of Type 310 and 304 steels, Quarterly Journal of the Japan Welding Society, 41(1972), 1094-1108 (In Japanese)
- 61) H. Tamura, T. Watanabe: The mechanism of grain-boundary liquation cracking of Type 347 and Type 321 steels, Quarterly Journal of the Japan Welding Society, 42(1973), 489-499 (In Japanese)
- 62) H. Tamura, T. Watanabe: Mechanisms of grain-boundary liquation cracking in weld heat-affected zone of high strength steel (1st Report), Quarterly Journal of the Japan Welding Society, 42(1973), 966-977 (In Japanese)
- 63) H. Tamura, T. Watanabe: Mechanisms of Grain-boundary Liquation Cracking in Weld Heat-Affected zone of High Strength Steel (2nd Report), Quarterly Journal of the Japan Welding Society, 43(1974), 377-386 (In Japanese)
- 64) Y. Saito, T. Sakai, K. Takeda and K. Kato: Deformation and Recrystallization Behavior of Austenitic Stainless Steel in High Speed Hot Rolling, 73(1987), 1146-1153 (In Japanese)
- 65) H. Sumitomo: Investigation of the Development of Cold-rolling and Annealing Textures in SUS304 Austenitic Stainless Steel, 77(1991), 558-565 (In Japanese)
- 66) M. Qian and J.C. Lippold: The effect of rejuvenation heat treatments on the repair weldability of wrought Alloy 718, Materials Science and Engineering A, 340(2003), 225-231
- 67) M. Qian and J.C. Lippold: Investigation of grain refinement during a rejuvenation heat treatment of wrought Alloy 718, Materials Science and Engineering A, 456(2007), 147-155
- 68) JOHN W. CAHN: The Impurity-Drag Effect in Grain Boundary Motion, Acta Metallurgica, 10(1962), 789-798
- 69) K. Lucke and H. P. Stuwe: On The Theory of Impurity Controlled Grain Boundary Motion, Acta Metallurgica, 19(1971), 1087-1099
- 70) S. Takada: Thermometry by Infrared Radiation, Oyobuturi, 38(1969), 537-545
- 71) J. Ohno: Temperature Dependence of Spectral Emissivity for Fe and Related Transition Metals, Transaction of The Society of Instrument and Control Engineering, 14(1978), 283-290
- 72) T. Iuchi: A Method for Simultaneous Measurement of Both Temperature and Emissivity and Its Applications to Steel Process, Tetsu-to-Hagane, (1979), 97-106 (In Japanese)

- 73) 菱刈 功: 金属酸化膜による放射率のふるまい, 計測と制御, 21(1982), 1055-1057
- 74) M. Mizuno and M. Utsuno: Emissivities of Metals for the Purpose of Radiation Thermometry, *Denki-seiko*, 57(1986), 95-103
- 75) T. Ohji: Infrared Temperature Sensing of Arc Welding Process, *Journal of The Japan Welding Society*, 61(1992), 92-97
- 76) T. Ohji, N. Yoshioka, T. Shiwaku and A. Ohkubo: Temperature measurement by UV thermal radiation, *Quarterly Journal of The Japan Welding Society*, 12(1994), 368-373
- 77) T. Sato, A. Ohkubo, T. Ohji and Y. Hirata: Temperature Measurement by UV Thermal Radiation, *Quarterly Journal of The Japan Welding Society*, 15(1997), 64-69
- 78) D. Farson, R. Richardson and X. Li: Infrared Measurement of Base Metal Temperature in Gas Tungsten Arc Welding, *Welding Journal*, 77(1998), 396-401
- 79) T. Okagaito, T. Ohji and F. Miyasaka: The Effect of Sulfur Content on Temperature Field of Weld Pool, *Quarterly Journal of The Japan Welding Society*, 23(2005), 536-540
- 80) R.-S. Huang, L.-M. Liu and G. Song: Infrared temperature measurement and interference analysis of magnesium alloys in hybrid laser-TIG welding process, *Materials Science and Engineering A*, 447(2007), 239-243
- 81) Y. Ueno, S. Ishii and Z. Yamanaka: Measurement of Weld Metal Temperature with an Immersion-type Optical-fiber Radiation Thermometer without Correcting Emissivity, *Journal of The Japan Welding Society*, 81(2012), 577-581
- 82) M. Watari: A New Algorithm of Two-Color Radiation Pyrometry Considering the Dependence of Emissivity on Wavelength, *Transaction of The Society of Instrument and Control Engineering*, 27(1991), 477-479
- 83) Y. Okamoto, T. Ishii, F. Kaminaga, K. Saito and T. Kurokawa: Characteristics of Radiation Temperature and Radiosity Coefficient by Means of Infrared Radiometer, *Transaction of The JSME*, 57(1991), 4260-4265
- 84) J. Yamada, T. Murase and Y. Kurosaki: Thermal Imaging System Applying Two-Color Thermometry, *Transaction of The JSME*, 67(2001), 1027-1034
- 85) Y. Hirata, M. Onda, H. Nagaki and T. Ohji: In-situ Measurement of Metal Drop Temperature in GMA Short-Circuiting Welding, *Journal of High Temperature Society*, 30(2004), 140-147
- 86) K. Yamasaki, E. Yamamoto, K. Suzuki, F. Koshiishi, K. Waki, S. Tashiro, M. Tanaka and K. Nakata: The Measurement of Metal Droplet Temperature in GMA Welding by Infrared Two-Color Pyrometry, *Quarterly Journal of The Japan Welding Society*, 26(2008), 214-219
- 87) K. Yamasaki, E. Yamamoto, K. Suzuki, F. Koshiishi, S. Miyazako, S. Tashiro, M. Tanaka and K. Nakata: The Surface Temperature Measurement of Weld Pool by Infrared Two-Color Pyrometry, *Quarterly Journal of The Japan Welding Society*, 27(2009), 34-40
- 88) S. Matsuzaki, M. Sugiura, M. Itoh, K. Kakiuchi and Y. Matsuoka: Development of Two-Color Thermometer Using a Color CCD camera and Measurement Technology of Tuyere and Raceway of Blast Furnace, *Tetsu-to-Hagane*, 99(2013), 338-345

- 89) Kramida, A., Ralchenko, Yu., Reader, J., and NIST ASD Team (2015). *NIST Atomic Spectra Database* (ver. 5.3), [Online]. Available: <http://physics.nist.gov/asd> [2016, December 14]. National Institute of Standards and Technology, Gaithersburg, MD.
- 90) S. Kou and Y. Le: The Effect of Quenching on the Solidification Structure and Transformation Behavior of Stainless Steel Welds, *Metallurgical Transaction A*, 13(1982), 1141-1152
- 91) W. Kurz and D.J. Fisher: *FUNDAMENTALS OF SOLIDIFICATION*, Trans Tech Publications, (1984), 88-92
- 92) T. Zacharia, S.A. David, J.M. Vitek and T. Debroy: Heat Transfer during Nd: Yag Pulsed Laser Welding and Its Effect on Solidification Structure of Austenitic Stainless Steels, *Metallurgical Transactions A*, 20(1989), 957-967
- 93) T. Mamiya, Y. Ogasawara, S. Sato, T. Suzuki and A. Yoshinari: Cooling Rate Dependence of Secondary Dendrite Arm Spacing in Nickel-Based Super Alloys, *J. Japan Inst. Metals*, 61(1997), 781-782 (In Japanese)
- 94) Sindo Kou: *Welding Metallurgy*(Second Edition), A John Willy and Sons, Inc., Publication, (2003), 163-166
- 95) 片山: 完全オーステナイト系ステンレス鋼 SUS310S の溶接凝固割れの改善に関する基礎的研究, 大阪大学博士論文, 1981, <http://hdl.handle.net/11094/2149>
- 96) T. Ogawa and E. Tsunetomi: Hot Cracking Susceptibility of Austenitic Stainless steels, *Welding Journal*, March(1982), 82s-93s
- 97) K. Shinozaki, M. Yamamoto, P. Wen and T. Tamura: Prediction of Occurrence of Solidification Cracking in Weld Metal, *Journal of The Japan Welding Society*, 77(2008), 20-25 (In Japanese)
- 98) K. Saida, H. Matsushita, K. Nishimoto, K. Kiuchi and J. Nakayama: Quantitative Influence of Minor and Impurity Elements on HotCracking Susceptibility of Extra High-Purity Type 310 Stainless Steel, *Quarterly Journal of The Japan Welding Society*, 31(2013), 56-65 (In Japanese)
- 99) K. Saida, Y. Nishijima, H. Ogiwara and K. Nishimoto: Prediction of Solidification Cracking in Laser Welds of Type 310 Stainless Steels, *Quarterly Journal of The Japan Welding Society*, 31(2013), 157-166 (In Japanese)
- 100) K. Kadoi, A. Fujinaga, M. Yamamoto and K. Shinozaki: The effect of welding conditions on solidification cracking susceptibility of type 310S stainless steel during laser welding using an in-situ observation technique, *Weld World*, 57(2013), 383-390
- 101) T. Ogura, S. Ichikawa and K. Saida: Theoretical Approach to Influence of Nitrogen on Solidification Cracking Susceptibility of Austenitic Stainless Steels, *Quarterly Journal of The Japan Welding Society*, 34(2016), 189-196 (In Japanese)
- 102) D. Wang, S. Sakoda, K. Kadoi, K. Shinozaki and M. Yamamoto: Investigation of Evaluation Method for Hot Cracking Susceptibility of 310S Stainless Steel during Laser Welding using Trans-Varestraint test, *Quarterly Journal of The Japan Welding Society*, 33(2015), 39s-43s

- 103) D. Wang, S. Sakoda, K. Kadoi, K. Shinozaki and M. Yamamoto: Evaluation of Solidification Cracking Susceptibility for Austenitic Stainless Steel during Laser Trans-Varestraint Test Using Two-dimensional Temperature Measurement, ISIJ International, 56(2016), 2022-2028
- 104) D. Wang, K. Kadoi and K. Shinozaki: Prediction of Residual Liquid Distribution of Austenitic Stainless Steel during Laser Beam Welding sing Multi-Phase Field Modeling, ISIJ International, 57(2017), 139-147

謝辞

本研究は、広島大学工学研究科材料接合工学研究室において実施した研究の成果をまとめたものであり、本研究の遂行ならびに本論文を完成させるにあたり、終始懇切なご指導とご助言を賜りました広島大学 篠崎賢二教授に深甚なる謝意を表すとともに厚く御礼申し上げます。

本研究を遂行するにあたり、篠崎賢二教授と同じく、ご指導ならびにご助言を賜りました広島大学 山本元道准教授、門井浩太助教（現在、大阪大学接合科学研究所 准教授）に心から謝意を表すとともに、本論文に対して有益なるご助言、ご校閲を賜りました広島大学 菅田淳教授、佐々木元教授、松木一弘教授に厚く御礼申し上げます。

また、本研究を遂行するにあたり、多くの実験機器ならびに実験機会を提供して頂いた株式会社三井フォトンクス 三井健司氏、代表取締役 白井寛之氏（株式会社ノビテック 兼任）に心より感謝の意を表します。さらに、研究活動で使用した試験片や治具などの実験装置の作製は、広島大学ものづくりプラザで行われたものであり、多くの職員の方々にご協力頂きました。特に、林祐太氏には研究を遂行する上で多大なご理解とご協力を頂きましたこと心より感謝の意を表します。

本研究室の学生、特に卒業研究、修士論文として著者とともに熱心に研究に取り組んだ学生に厚く感謝を申し上げます。

最後に、広島大学での研究ならびにこれまで修学の機会を頂き、終始小生を支えて頂いた両親、姉、妹に謹んで深謝致します。