



Title	低炭素鋼レーザ溶接金属およびエレクトロスラグ溶接金属におけるアシキュラーフェライト組織の形成
Author(s)	木谷, 靖
Citation	大阪大学, 2010, 博士論文
Version Type	VoR
URL	https://hdl.handle.net/11094/932
rights	
Note	

The University of Osaka Institutional Knowledge Archive : OUKA

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

The University of Osaka

低炭素鋼レーザ溶接金属およびエレクトロスラグ溶接金属
におけるアシキュラーフェライト組織の形成

2010年1月

木 谷 靖

低炭素鋼レーザー溶接金属およびエレクトロスラグ溶接金属 におけるアシキュラーフェライト組織の形成

目 次

第1章 緒論	1
1. 1. 緒言	1
1. 2. レーザ溶接における溶接金属の高靱性化の課題と本研究の目的	4
1. 3. エレクトロスラグ溶接における溶接金属の高靱性化の課題と本研究の目的	5
1. 4. 溶接金属の組織微細化機構に関する従来の研究と本研究の目的	7
1. 5. 本研究の構成	7
第2章 レーザ溶接金属におけるアシキュラーフェライトの生成	11
2. 1. 緒言	11
2. 2. 供試材料および実験方法	12
2. 2. 1. 供試材料	12
2. 2. 2. レーザ溶接および組織観察方法	13
2. 2. 3. レーザ溶接金属の冷却速度測定方法	13
2. 3. 実験結果および考察	13
2. 3. 1. レーザ溶接部の冷却速度	13
2. 3. 2. 溶接金属組成と冷却速度による溶接金属の組織変化	19
2. 4. 結論	23
第3章 レーザ溶接における溶接金属組織微細化および高靱性化	25
3. 1. 緒言	25
3. 2. 供試材料および実験方法	26
3. 2. 1. 供試材料	26
3. 2. 2. レーザ溶接方法および試験方法	26
3. 3. 実験結果および考察	28

3. 3. 1.	シールドガスによる溶接金属中への酸素添加	28
3. 3. 2.	Ti 酸化物の導入によるアシキュラーフェライト生成	30
3. 3. 3.	B 添加による粒界フェライトの抑制および完全アシキュラーフェライト組織化	33
3. 3. 4.	組織微細化によるレーザ溶接金属の靱性向上効果	37
3. 4.	結論	39
第4章	エレクトロスラグ溶接における溶接金属組織微細化および高靱性化	40
4. 1.	緒言	40
4. 2.	供試材料および実験方法	41
4. 2. 1.	供試材料	41
4. 2. 2.	溶接方法および継手試験方法	42
4. 3.	実験結果および考察	45
4. 3. 1.	大入熱エレクトロスラグ溶接における溶接金属の熱サイクル	45
4. 3. 2.	溶接金属酸素量の調整によるアシキュラーフェライト組織生成—フラックスの塩基度の効果—	46
4. 3. 3.	溶接金属組織および靱性に及ぼす B 添加量の効果	48
4. 4.	結論	54
第5章	エレクトロスラグ溶接金属高靱性化技術の実施工適用	55
5. 1.	緒言	55
5. 1. 1.	高靱性エレクトロスラグ溶接金属の実施工適用に対する課題	55
5. 1. 2.	大入熱溶接における溶接金属からの B 拡散を利用したボンド部靱性向上	56
5. 2.	供試材料および実験方法	61
5. 2. 1.	供試材料	61
5. 2. 2.	溶接方法および継手試験方法	62
5. 3.	実験結果および考察	64
5. 3. 1.	エレクトロスラグ溶接金属における B 添加量および靱性の安定化	64
5. 3. 2.	エレクトロスラグ溶接金属からの B 拡散によるボンド部靱性向上効果	68
5. 4.	結論	70
第6章	アシキュラーフェライト組織の形成に及ぼす介在物分布および冷却速度の影響	72
6. 1.	緒言	72

6. 2.	供試材料および試験方法	73
6. 2. 1.	供試材料	73
6. 2. 2.	溶接金属中介在物分布の測定方法	76
6. 2. 3.	溶接金属試料の模擬熱サイクル試験方法	78
6. 3.	実験結果および考察	79
6. 3. 1.	溶接金属中の介在物分布状態	79
6. 3. 2.	アシキュラーフェライト生成に及ぼす冷却速度の影響	85
6. 3. 3.	冷却速度が異なる溶接金属中でのアシキュラーフェライト生成機構	92
6. 4.	結論	101
第7章 総括		103
謝 辞		107
<参考文献>		108
<本研究に関する発表論文など>		116

第1章 緒論

1. 1. 緒言

造船・建築・橋梁・重工などの各分野における鋼構造の製造において、鋼溶接部の強度、靱性などの特性を保証することは重要であるが、多くの場合は溶接によって鋼の特性は低下し、溶接部が構造物全体として最も特性保証が困難な部位となる。鋼材の靱性を向上させる手法としては、TMCP(Thermo-mechanical control process)のように鋼材の合金成分設計を最適化するとともに、圧延時の温度制御および圧延後の加速冷却によってマイクロ組織を微細化し、低合金で高強度かつ高靱性の鋼材を製造する技術が開発されてきた¹⁾⁻⁵⁾。これに対して溶接金属は、溶融・凝固した状態のまま、あるいは溶接後に熱処理のみを施した状態で特性を得る必要があり、鋼材のように圧延などの加工を利用した組織制御を行うことができない。そのため、溶融・凝固のままを高靱性化することを目的として、溶接金属中に酸化物系の介在物を分散させ、介在物を核とする針状のフェライト、いわゆるアシキュラーフェライトを生成させる検討が行われてきた。微細なアシキュラーフェライト主体の組織とすることにより、溶接金属は590 N/mm²以上の強度となることに加え、優れた低温靱性を示す。そのため、造船、建築、橋梁、ラインパイプなど多くの分野で溶接金属をアシキュラーフェライト組織化するための溶接方法および溶接材料が開発されてきた⁶⁾⁻⁸⁾。

溶接金属組織のアシキュラーフェライト化による高靱性化は、これまで重要鋼構造物の溶接に適用されてきたサブマージアーク溶接、ガスシールドアーク溶接、被覆アーク溶接などでは一般的に利用されており、これらの溶接方法では既に確立された技術であるといえる。溶接金属中のアシキュラーフェライトは、溶接金属が凝固後オーステナイト域から冷却される際に、酸化物系の介在物を核として放射状にフェライト変態が起こって形成される。このフェライト変態の核となる介在物については、Al₂O₃単体ではなく複合酸化物の形態のものが好適であり、特にTiを含む介在物の核生成能が高いといわれている^{9),11)}。また、溶接金属をアシキュラーフェライト主体の組織とするためには十分な数と密度の酸化物系介在物を生成する必要がある、そのため溶接金属中の酸素量を200~400 ppmの範囲とすることが適正であるといわれている¹²⁾⁻¹⁶⁾。さらに、溶接金属を介在物から核生成するアシキュラーフェライト主体とするには、旧オーステナイト粒界から生成する粗大な初析フェライトおよびフェライトサイドプレートを抑制することも重要である。この旧オーステナイト粒界での粗大組織の変態を抑制する手法としては、溶接金属中へのB添加が利用されている^{17),18)}。Bはオーステナイト粒界に偏析し粒界エネルギーを低下させることが知られており、旧オーステナイト粒界での変態が介在物を核とするアシキュラーフェライト生成よりも高温で起こることを防止し、溶接金属を微細なアシキュラーフェライト主体の組織とすることに寄

与する。

このような溶接金属中での酸素量と B 量の制御および介在物の分散は、サブマージアーク溶接においては溶接ワイヤとフラックスの組合せ、ガスシールドアーク溶接においては溶接ワイヤとシールドガスの組合せ、そして被覆アーク溶接においては被覆材によって実現されており、いわゆる Ti-B 系溶接材料の開発によって溶接金属のアシキュラーフェライト化および高靱性化が図られてきた。Fig.1-1 に各種溶接法の入熱および溶接金属酸素量の模式図を示す。溶接入熱 1~40 kJ/mm, 溶接金属酸素量 200~400 ppm の範囲にある被覆アーク溶接, ガスシールドアーク溶接, サブマージアーク溶接では, Ti-B 系溶接材料を使用した溶接金属のアシキュラーフェライト化技術は確立されているが, 低入熱・低酸素のレーザ溶接あるいは大入熱・低酸素のエレクトロスラグ溶接においては, これまで溶接金属をアシキュラーフェライト主体の組織として高靱性化を図る技術はほとんど検討されていない。Fig.1-2 に溶接金属の高靱性化についての考え方を示す。高靱性の溶接金属を得る方法としては, 溶接金属を下部ベイナイト主体の組織とする方法とアシキュラーフェライト主体の組織とする方法が考えられる。溶接金属を下部ベイナイト主体の組織とするには, 溶接金属に Ni などの合金元素を添加し焼入れ性を調整する必要がある,

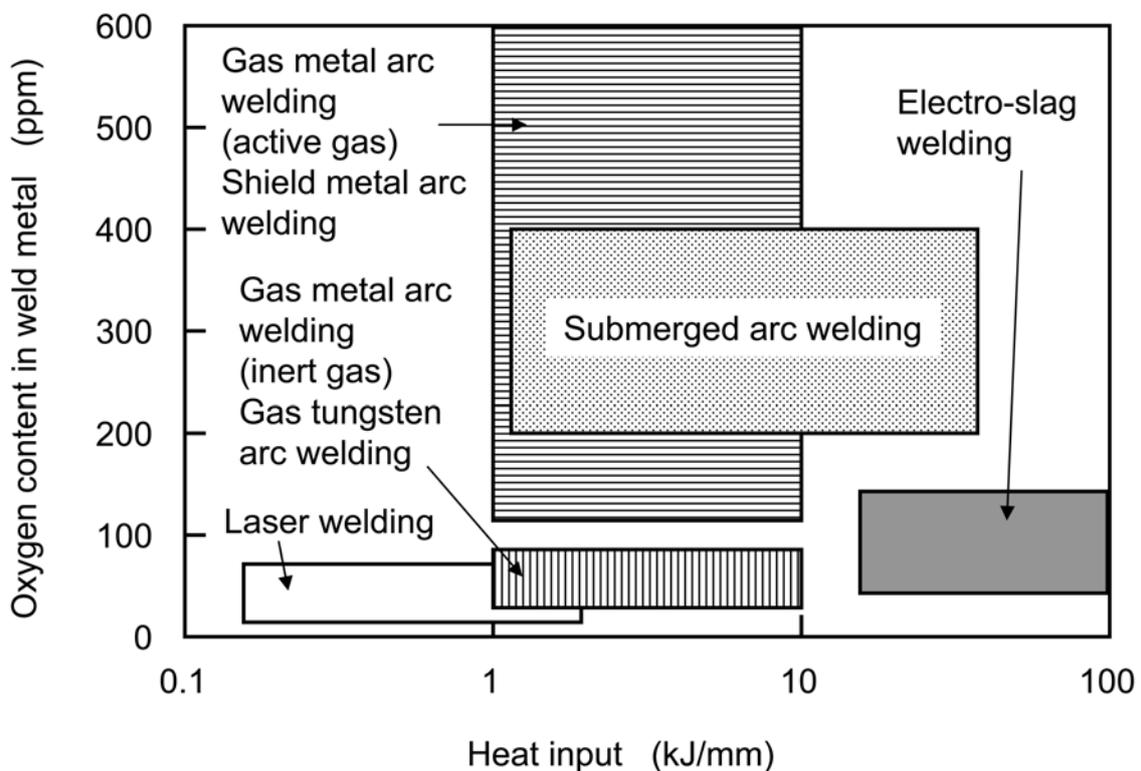


Fig. 1-1 Heat input and oxygen content of weld metals for various kinds of welding methods.

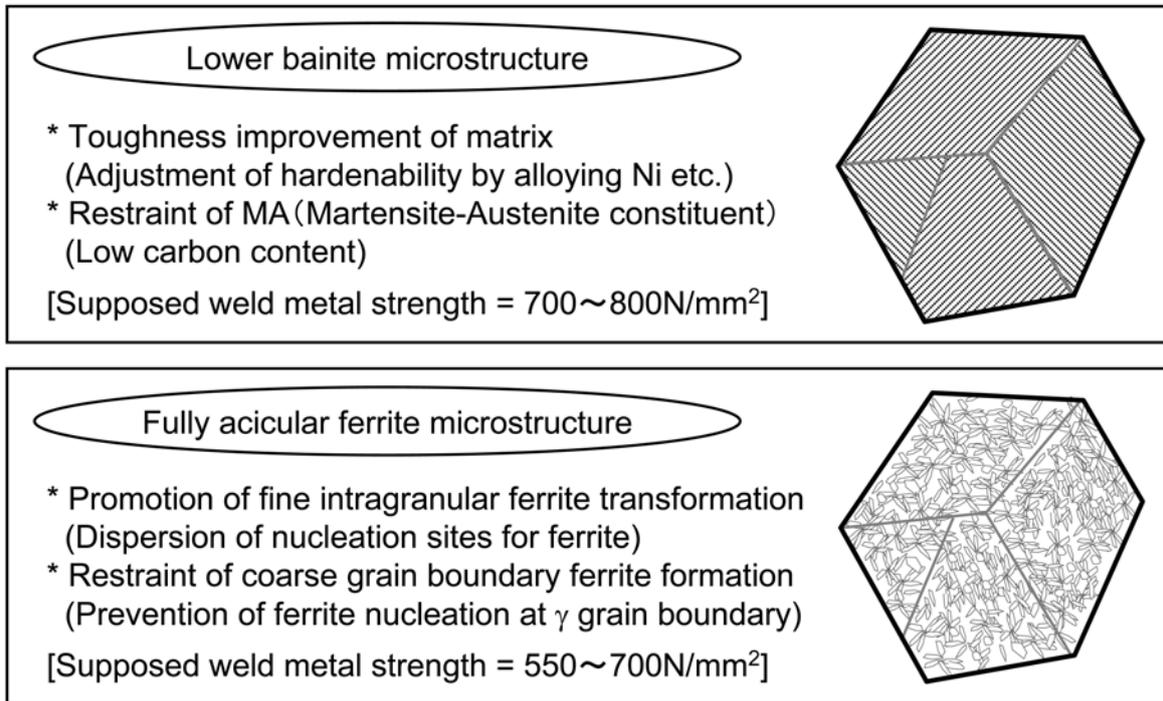


Fig. 1-2 Concepts of microstructure design for the high toughness weld metal.

同時にベイナイト変態時に硬質の島状マルテンサイト(MA : Martensite-Austenite constituent)が生成し靱性が低下することを避けるため、溶接金属のC含有量を低減する必要がある。一方、溶接金属をアシキュラーフェライト主体の組織とするには、フェライト生成核として有効に働く介在物を多数分散させると同時に、 γ 粒界での粗大な粒界フェライトあるいは上部ベイナイト生成を防止する必要がある。通常のアーク溶接に比べて低入熱となるレーザ溶接および大入熱となるエレクトロスラグ溶接においては、溶接金属の焼入れ性を調整して下部ベイナイト組織を得るために溶接金属中の合金元素添加量を大幅に増減することが必要になると想定されるため、介在物からのフェライト核生成を利用してアシキュラーフェライト組織を得る方法の方がより安定的に高靱性の溶接金属が得られると考えられる。また、下部ベイナイト主体の組織とした場合の溶接金属の引張強さはおよそ 700~800 N/mm²になると想定されるのに対して、アシキュラーフェライト主体の組織とした場合の溶接金属の引張強さは 550~700 N/mm²になると想定されるため、現状最も広く使用されている低炭素構造用鋼の引張強さの範囲が 400~590 N/mm²であることを考えると、母材と溶接金属の強度マッチングの観点からアシキュラーフェライト主体の溶接金属の汎用性が高いと判断される。

以上のことから、本研究では、溶接金属のアシキュラーフェライト化技術が未だ確立されていないレーザ溶接およびエレクトロスラグ溶接において、溶接金属のアシキュラーフェライト化に必

要な要件を明らかにし、広範囲の溶接入熱において溶接金属の組織微細化・高靱性を達成する手法を確立することを目的とする。本章では、レーザ溶接およびエレクトロスラグ溶接における溶接金属のアシキュラーフェライト化および高靱性化に関する課題を述べるとともに、本研究の目的を説明する。また、溶接金属のアシキュラーフェライト化すなわち組織微細化機構に関する従来の研究成果をレビューするとともに、本研究の目的を説明する。

1. 2. レーザ溶接における溶接金属の高靱性化の課題と本研究の目的

1970年代に1 kW以上の高出力のCO₂レーザ発振器が開発され、レンズあるいは放物面鏡などの集光光学系によって小径のスポットに集光することで、鉄鋼材料をはじめとする金属材料の溶接が可能となった。1980年以降、レーザ発振器の高出力化が進められ、出力50 kWのCO₂レーザが市販化されて板厚25 mmの鋼板の貫通溶接が可能となったことにより^{19),20)}、構造用厚鋼板の溶接方法として注目されるようになった。

レーザ溶接は、高エネルギー密度のレーザビームを熱源とするため、レーザ照射部にキーホールと呼ばれる空洞が形成され、アーク溶接などに比べて低入熱で深溶込みあるいは高速の溶接が可能となる。そのため、熱影響部幅、熱変形が小さい高品質の溶接継手が得られるという長所がある。しかしながら、レーザ溶接の現状は、自動車車体向けなど薄鋼板の溶接には広く適用されるようになった^{21),22)}ものの、造船、建築向けなど構造用厚鋼板の溶接への適用例は極めて少ない²³⁾⁻²⁵⁾。この厚鋼板へのレーザ溶接適用を阻害する要因としては、レーザ設備のコスト、溶接継手の精度管理などの問題に加えて、溶接部靱性など機械的特性の保証の問題を無視できない。現在使用されている鋼材のほとんどは、アーク溶接によって溶接施工されることを前提に成分設計されており、溶接金属の靱性も鋼材とアーク溶接用溶接材料の組合せによって保証されることが一般的である。つまり、構造用鋼の溶接金属の多くは、アーク溶接用のTi-B系溶接材料が、アーク溶接プロセスにおいて鋼板の希釈の影響を受けることを前提として、アシキュラーフェライト主体の微細組織を形成することで高靱性となるよう設計されている。これに対して、レーザ溶接では、冷却速度などがアーク溶接と大幅に異なるほか、多くの場合で溶接材料を使用しないこと、あるいはFig. 1-1に示したように溶接金属が鋼材と同じレベルの低酸素となることなどから、アーク溶接で確立された溶接金属のアシキュラーフェライト化技術が適用できず、レーザ溶接におけるアシキュラーフェライト化技術については、これまでほとんど関心が払われなかった。

そこで本研究では、レーザ溶接において、アーク溶接と同様に溶接金属をアシキュラーフェライト主体の微細組織とすることにより、高靱性化が図れないかを検討しようとした。レーザ溶接は、

ガスシールドアーク溶接やサブマージアーク溶接より低入熱であるため、まずレーザ溶接の冷却速度でアシキュラーフェライト生成が可能かどうかを見極める必要がある。次に、レーザ溶接において、溶接金属の酸素量を制御し、溶接金属中にアシキュラーフェライト生成に必要な酸化物系介在物を導入する手法を検討する必要がある。さらに、実際に溶接金属をアシキュラーフェライト主体の組織とし、その溶接金属の靱性を評価する必要がある。本研究では、これらの課題をレーザ溶接実験によって検証し、微細アシキュラーフェライト組織主体の溶接金属を得るためのレーザ溶接方法、溶接条件および溶接金属組成を明らかにし、得られた溶接金属の靱性を評価した。

1. 3. エレクトロスラグ溶接における溶接金属の高靱性化の課題と本研究の目的

高層ビルなどの鉄骨構造において、4 枚の厚鋼板を溶接によって角柱とするいわゆる四面ボックス柱が用いられる。Fig.1-3 に、ボックス柱の模式図とボックス柱の組立てに適用される大入熱溶接方法を示す。この四面ボックス柱の梁接合部には、補強のために内ダイアフラムが取り付けられるが、この溶接法として厚肉材を高能率で溶接できる立向きのエレクトロスラグ溶接が適用されている。内ダイアフラムの溶接では、非消耗ノズル式のエレクトロスラグ溶接において溶接ワイヤを揺動(オシレート)させることにより、板厚 60 mm 以上のダイアフラムを 100 kJ/mm 以上の大入熱で溶接を行うことが可能となる。

エレクトロスラグ溶接では、Fig.1-1 に示したように溶接金属の酸素量が低いため、従来、溶接金属の強度と靱性は、上部ベイナイト組織において低C化および靱性を劣化させないMn, Mo, Ni などの合金元素の添加により確保されてきた^{26)~28)}。しかしながら、近年、阪神・淡路大震災以降の耐震性要求の高まりに対し、高層ビルの一部の重要部位において大入熱溶接部の靱性要求が厳格化^{29)~31)}、従来の成分設計の溶接金属では靱性要求を満足することが困難となった。現状の高層ビルの鉄骨構造に使用される鋼材は、主に引張強さ 490~590 N/mm² 級であり、四面ボックス柱にはこれらの規格の鋼板の厚肉材が使用される。よって、エレクトロスラグ溶接の溶接金属をアシキュラーフェライト組織とすることで強度と高靱性の要求を満足することが可能であると考えられる。

そこで本研究では、エレクトロスラグ溶接において、アーク溶接と同様に溶接金属をアシキュラーフェライト主体の微細組織とし、高靱性化を図ることを目的とした。エレクトロスラグ溶接では、溶接金属がアーク溶接より低酸素となるため、アシキュラーフェライト生成に好適と考えられる酸素量(200~400 ppm)に溶接金属の酸素量を制御する手法を検討する必要がある。さらに、溶接入熱 100 kJ/mm という大入熱溶接条件において、実際に溶接金属が微細なアシキュラーフェラ

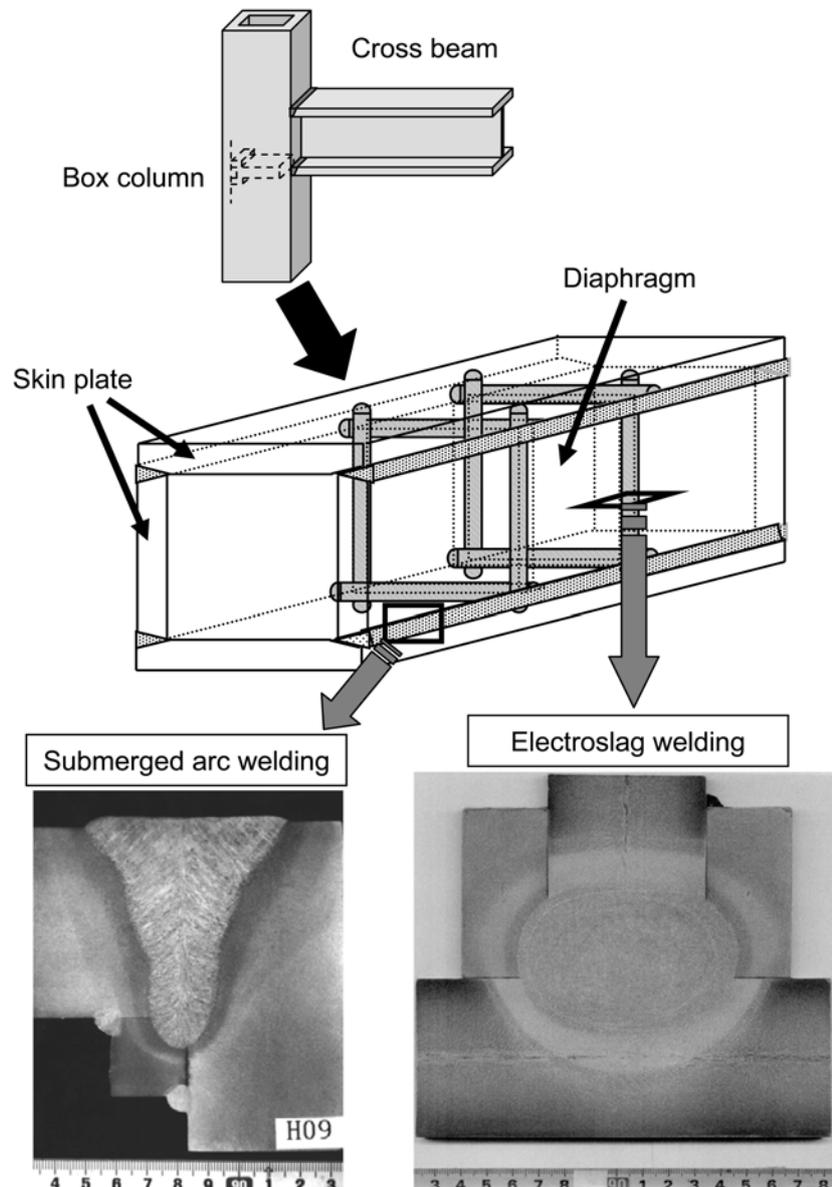


Fig. 1-3 Illustration of the box column and high heat input welding methods applied to building-up of the box column.

イト主体の組織となることを明らかにし、その溶接金属の靱性を評価する必要がある。本研究では、これらの課題をエレクトロスラグ溶接実験によって検証し、微細アシキュラーフェライト組織主体の溶接金属を得るためのエレクトロスラグ溶接方法、溶接条件および溶接金属組成を明らかにし、得られた溶接金属の靱性を評価した。

1. 4. 溶接金属の組織微細化機構に関する従来の研究と本研究の目的

1. 1節で述べたように、溶接金属中での介在物からの核生成によるアシキュラーフェライト組織の形成は、これまで主にサブマージアーク溶接、ガスシールドアーク溶接、被覆アーク溶接などで研究が行われてきた。その研究内容は、Ti を初めとする添加元素の適正添加、アシキュラーフェライト生成に有効な介在物の組成・形態など、ある特定のアーク溶接におけるアシキュラーフェライト生成のための必要条件あるいは生成機構を解明しようとするものがほとんどである。本研究では、従来から検討されてきた溶接法と比較して低入熱となるレーザ溶接および大入熱となるエレクトロスラグ溶接における溶接金属組織のアシキュラーフェライト化を検討するため、0.2~100 kJ/mm という広範囲の溶接入熱でのアシキュラーフェライト生成についてその必要条件を議論する必要がある。

そこで本研究では、レーザ溶接およびエレクトロスラグ溶接において、両者の溶接金属中で得られたアシキュラーフェライト組織の特徴を調査しその差異を明らかにするとともに、溶接入熱の相違によるアシキュラーフェライト生成機構の変化を把握することを目的とした。レーザ溶接およびエレクトロスラグ溶接によって得られた溶接金属を熱サイクル試験に供することにより、異なる溶接プロセスによる溶接金属における介在物からのアシキュラーフェライト生成機構を考察し、得られるアシキュラーフェライト組織の性質に及ぼす溶接入熱の影響を評価した。

1. 5. 本研究の構成

本研究では、前述したように、これまで溶接金属組織のアシキュラーフェライト化がほとんど検討されていなかったレーザ溶接およびエレクトロスラグ溶接において、溶接金属を微細なアシキュラーフェライト組織とすることにより高靱性化を図るとともに、入熱が大きく異なる溶接プロセスにおけるアシキュラーフェライト生成機構を明らかにすることを目的としている。この目的を達成する上で検討すべき主要因子の1つは冷却速度で、従来アシキュラーフェライト組織が利用されてきた溶接法と比較してレーザ溶接は格段に速い冷却速度となり、一方、エレクトロスラグ溶接は格段に遅い冷却速度となる。もう1つの主要因子は、溶接金属中の酸素量で、レーザ溶接およびエレクトロスラグ溶接の溶接金属は、ともにアシキュラーフェライト組織の生成に必要とされる酸素量よりもかなり低い酸素量となる。このため本研究では、レーザ溶接およびエレクトロスラグ溶接において、適正な酸素量の溶接金属を得る手法を提案し、アシキュラーフェライト組織主体の溶接金属とするために必要な Ti, B などの元素の適正添加範囲を明らかにする。また、得られたアシキュラーフェライト組織主体の溶接金属の靱性を評価し、微細アシキュラーフェライト組織化による靱性向上効果を検証する。さらに、低入熱のレーザ溶接および大入熱のエレクトロスラ

第1章 緒論

グ溶接のそれぞれの溶接金属中のアシキュラーフェライト組織の特徴を明らかにし、アシキュラーフェライト生成に及ぼす溶接入熱の影響を考察する。以上の狙いから、本論文の構成をFig.1-4に示すものとし、以下にこれに基づいて各章の要旨と章間の関連を説明する。

本論文は7章で構成される。この第1章は緒論であり、本研究の背景からレーザ溶接およびエレクトロスラグ溶接における溶接金属高靱性化の必要性を明確にし、これまでアシキュラーフェライト組織化を意図した合金設計がなされてこなかったレーザ溶接およびエレクトロスラグ溶接において、微細なアシキュラーフェライト主体の組織を得ることで高靱性化を実現することを提案した。また、入熱が大きく異なる溶接プロセスの溶接金属中に微細なアシキュラーフェライト主体の組織を形成するためには、アシキュラーフェライト生成に及ぼす影響因子として、新たに溶接入熱を考慮する必要があることを説明した。

第2章では、レーザ溶接金属におけるアシキュラーフェライト生成の予備検討として、予めアシキュラーフェライト組織としたサブマージアーク溶接金属にレーザ照射を行い、レーザ溶接の溶融・凝固・冷却サイクルにおいてもアシキュラーフェライトが生成されるか否かを調査する。レーザ溶接は一般的に低入熱・高冷却速度のプロセスであることは認知されているが、レーザ溶接金属の冷却速度は定量的に把握されていない。そこで、実際にレーザ溶接金属の冷却速度を測定し、レーザ溶接における溶接入熱と冷却速度の関係を明らかにする。さらに、溶接入熱、溶接金属組成と溶接金属マイクロ組織および硬さの関係を調査し、低入熱プロセスにおけるアシキュラーフェライト生成に適する溶接金属組成範囲を決定するための基礎データを採取する。

第3章では、板厚 6 mm の鋼板の貫通レーザ溶接を行い、実際のレーザ溶接プロセスでの溶接金属のアシキュラーフェライト化および高靱性化を検討する。レーザ溶接金属をアシキュラーフェライト生成に好適な酸素量とするために、ヘリウム-酸素混合シールドガスを使用した酸素量の制御を試み、一方、母材鋼中への Ti 添加によって、アシキュラーフェライトの生成核として好適な酸化物系介在物を溶接金属中に分散させる方法を検討する。また、レーザ溶接金属においても、旧オーステナイト粒界からのフェライトおよびベイナイト変態がアシキュラーフェライト主体組織の形成を阻害しないよう、B 添加による旧オーステナイト粒界での変態抑制効果の有無を調査する。さらに、得られたアシキュラーフェライト主体組織の溶接金属の靱性を評価し、微細アシキュラーフェライト組織化による高靱性化効果を検証する。

第4章では、ダイアフラム板厚 60 mm, 溶接入熱 100 kJ/mm のエレクトロスラグ溶接において、Ti, B 添加溶接ワイヤと塩基度を調整したフラックスを組合せることにより、アシキュラーフェライト生成に好適な酸化物系介在物を溶接金属中に分散させる方法を検討する。この方法によって、大入熱・低冷却速度となるエレクトロスラグ溶接においてもアシキュラーフェライト生成が可能であることを示す。さらに低冷却速度の条件でより深刻となる旧オーステナイト粒界での粗大フェラ

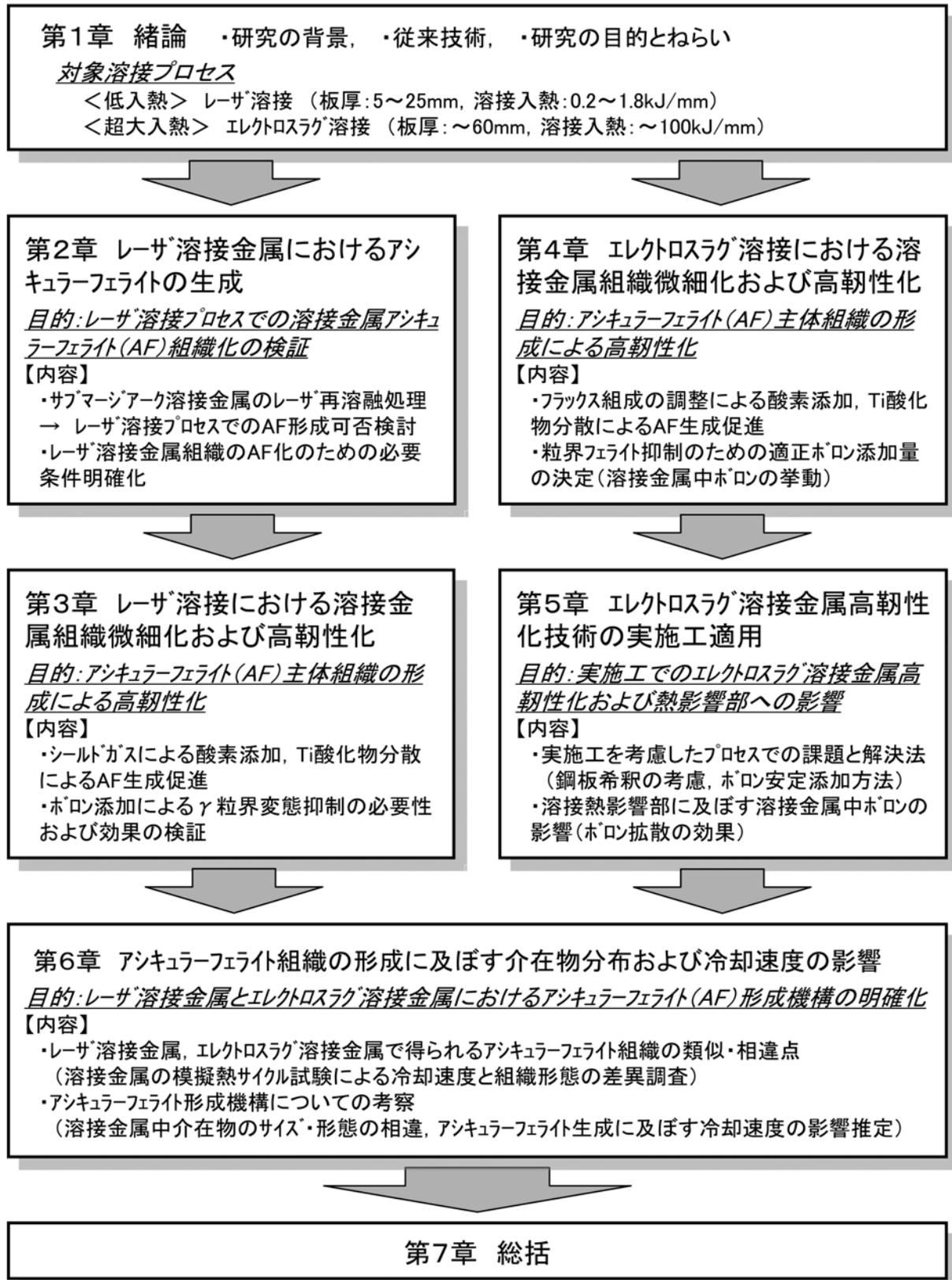


Fig. 1-4 Structure and characteristics of this dissertation.

第1章 緒論

イトおよびベイナイト変態を抑制し、高靱性のアシキュラーフェライト組織主体の溶接金属を得るための B 添加量適正範囲を明らかにする。

第5章では、第4章で検討したアシキュラーフェライト主体組織の溶接金属を得るエレクトロスラグ溶接方法において、実際の四面ボックス柱のスケールで高靱性の溶接金属が安定して得られる手法について検討する。具体的には、実用上の課題と考えられる鋼材希釈の影響および B 添加の安定化に対して有効な解決策を提案する。また、大入熱溶接における熱影響部の靱性劣化の問題に対して、高 B 含有溶接金属と熱影響部の相互作用を考慮した靱性向上手法を提案する。

第6章では、溶接入熱が大きく異なるレーザ溶接とエレクトロスラグ溶接において、それぞれの溶接方法で得られたアシキュラーフェライト組織の特徴を比較し、両者の類似点・相違点を明らかにすることで、従来ほとんど考慮されていなかった溶接入熱すなわち冷却速度の影響を考慮したアシキュラーフェライト生成機構を考察する。具体的には、レーザ溶接およびエレクトロスラグ溶接で得られた溶接金属に種々の冷却速度を有する模擬熱サイクルを付与し、熱サイクル付与後のアシキュラーフェライト生成状態を比較する。この比較結果から、それぞれの溶接金属における酸化物系介在物の形態とアシキュラーフェライト核生成の相関を整理することにより、異なるプロセスで得られた溶接金属において冷却速度がアシキュラーフェライト生成に及ぼす影響を考察する。これらの結果から、より微細なアシキュラーフェライト主体の組織とし、高靱性を得るために有利な溶接金属の構成要因を示す。

第7章は、本研究の総括であり、本論文の最後に第2章から第6章で得られた結論を要約する。

第2章 レーザ溶接金属におけるアシキュラーフェライトの生成

2. 1. 緒言

本章では、レーザ溶接金属におけるアシキュラーフェライト生成の予備検討として、低炭素鋼および予めアシキュラーフェライト主体の組織としたサブマージアーク溶接金属にレーザ照射を行い、アーク溶接よりも低入熱であるレーザ溶接の溶融・凝固・冷却サイクルにおけるアシキュラーフェライト生成挙動を調査し、アシキュラーフェライト生成に必要な溶接金属組成範囲を検証した結果を述べる。

レーザは産業界における 20 世紀最大の発明の1つであると言われており、1960 年に Maiman がルビーレーザの発振に成功して以来、50 年間で目覚ましい発展を遂げた。レーザの金属加工への適用の歴史は、1970 年代に出力 1 kW クラスの CO₂レーザが開発され、溶接・切断などが可能になってから 40 年足らずしか経過しておらず、アーク、プラズマなどの熱源と比べてその歴史は非常に新しい。現在は、高出力の加工用レーザとして、CO₂レーザ以外に Nd:YAG レーザ、Yb ファ이버レーザ、半導体レーザなどの種々のレーザが開発され、レーザの高出力化、高輝度化の進歩が著しい。

現在、レーザ溶接が適用されている分野は、自動車、電機機器など薄板構造の溶接が多く、造船、重工など厚板構造への適用は非常に限定的である。これは、厚板の溶接に適用可能な高出力レーザの設備コストが高いこと以外に、厚板構造の溶接で重要となる靱性、強度などの継手特性の研究開発が十分に行われていないことが障害となっているためである。レーザ溶接継手の特性については、これまでいくつかの報告がある³²⁾⁻³⁶⁾が、いずれも溶接部の硬さや継手強度などの機械的性質に関するもので、溶接金属の組織学的検討を系統的に行った例はほとんど見受けられない。

したがって、本章では、厚板のレーザ溶接を対象に、レーザ溶接金属組織に及ぼす冷却速度、合金元素量などの影響を調査し、レーザ溶接金属のマイクロ組織形成機構を検討した。特に、アーク溶接などに比べて低入熱・高冷却速度となるレーザ溶接において、靱性に優れた溶接金属が得られるアシキュラーフェライト組織を形成するための基礎検討として、種々のアシキュラーフェライト分率を有するサブマージアーク溶接金属にレーザ照射を行い、レーザ溶接の熱サイクル付与後のアシキュラーフェライト生成状態をサブマージアーク溶接と比較した。

2. 2. 供試材料および実験方法

2. 2. 1. 供試材料

Table 2-1 に示す化学組成の一般構造用圧延鋼板 (JIS G 3101 SS400 相当, 板厚 28 mm) を切断および切削加工によって幅 100 mm × 長さ 300 mm × 板厚 20 mm の形状に仕上げ, 鋼板中央長手方向にレーザを照射しメルトラン溶接を行った. また, レーザ照射試験用のサブマージアーク溶接金属は, 板厚 21 mm の鋼板に Y 開先加工を施した突合せ継手に, Mo-Ti-B 系の溶接ワイヤと熔融型フラックスを用いて溶接入熱 6.5 kJ/mm の条件で1パスサブマージアーク溶接を行

Table 2-1 Chemical composition of the steel used. (mass%)

C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	Ti	Al	Ceq*
0.13	0.15	1.17	0.015	0.004	0.01	0.02	0.02	0.001	0.001	0.026	0.330

$$*Ceq=C+Mn/6+(Cr+Mo+V)/5+(Ni+Cu)/15$$

Table 2-2 Chemical compositions of submerged arc weld metals for laser welding. (mass%)

Mark	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	Nb	V	Ti	Al	B	O	Ceq*
S1	0.036	0.23	1.04	0.011	0.002	0.16	0.13	0.02	0.002	-	-	0.007	0.011	0.0004	0.0308	0.233
S2	0.036	0.25	1.12	0.011	0.002	0.17	0.13	0.02	0.002	-	-	0.011	0.012	0.0006	0.0291	0.247
S3	0.036	0.32	1.32	0.010	0.002	0.17	0.14	0.01	0.001	-	-	0.020	0.015	0.0013	0.0260	0.279
S4	0.042	0.32	1.29	0.009	0.002	0.12	0.14	0.03	0.063	0.027	0.025	0.022	0.016	0.0012	0.0309	0.298
S5	0.059	0.33	1.61	0.021	0.003	0.05	0.01	0.03	0.179	0.017	0.039	0.023	0.011	0.0016	0.0210	0.381

$$*Ceq=C+Mn/6+(Cr+Mo+V)/5+(Ni+Cu)/15$$

い作製した. Table 2-2 に供試した5種類のサブマージアーク溶接金属の化学組成を示す. C, Mn, Cu, Ni, Mo, V などの合金元素添加量の異なる溶接ワイヤを使用することで, 炭素当量 Ceq (IIW の炭素当量式: $Ceq= C+Mn/6+(Cr+Mo+V)/5+(Ni+Cu)/15$) が異なる5種類の Ti-B 添加溶接金属を作製した. このサブマージアーク溶接面を, Fig.2-1 に示すように 1 mm 研削して平坦にし, 溶接金属を幅方向中心に配置して, 幅

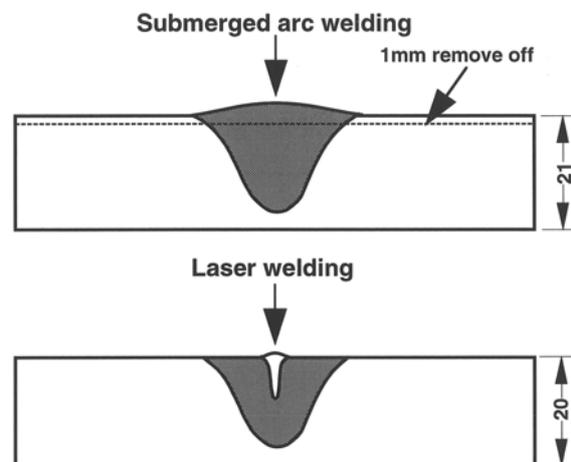


Fig. 2-1 Laser welding method on the submerged arc weld metal.

100 mm×長さ 300 mm×板厚 20 mm の形状に仕上げ、サブマージアーク溶接金属の中央部にレーザー照射によるメルトラン溶接を行った。

2. 2. 2. レーザ溶接および組織観察方法

レーザー照射によるメルトランは、定格出力 5.5 kW、低次マルチモードの CO₂レーザー発振器を使用して行った。レーザービームは焦点距離 254 mm の放物面鏡によって集光し、レーザー出力 5.5 kW、溶接速度 5~250 mm/s、焦点位置-1.5 mm(試験片表面より下側)、Ar シールドガス流量 0.33 L/s の条件で溶接を行った。溶接金属の組織は、ナイトールエッチングによって現出した組織を光学顕微鏡により観察した。溶接金属の硬さは、ビッカース硬度計により溶接金属中央部の硬さを 10 点測定し、その平均を取った。また、大出力レーザーによって厚板を溶接する場合の入熱レベルを把握し、その溶接金属の冷却速度および適正組成を推定する目的で、定格出力 45 kW の CO₂レーザー発振器を使用して、レーザー出力 45 kW、溶接速度 25 mm/s、He シールドガス流量 1.67 L/s の条件で板厚 25 mm の鋼板のメルトラン溶接を行った。Fig.2-2 に、レーザー出力 5.5 kW および 45 kW のレーザー溶接ビードの断面マクロ組織を示す。レーザー出力 5.5 kW、溶接速度 16.7 mm/s では溶込み深さは約 7 mm となり、レーザー出力 45 kW、溶接速度 25 mm/s では板厚 25 mm の鋼板を貫通溶接できることがわかる。

2. 2. 3. レーザ溶接金属の冷却速度測定方法

2. 2. 1項で示した SS400 相当鋼板の試験片のレーザー照射によるメルトラン溶接において、レーザービーム通過直後の熔融池に、線径 0.5 mm の W-5 %Re/W-26 %Re 熱電対を直接投入し、溶接金属の冷却サイクルをデジタルレコーダーに記録して測定した。冷却サイクルの測定は、レーザー出力 5.5 kW、溶接速度 5, 16.7, 83.3 mm/s の3条件で行い、単位溶接長あたりに照射されるレーザービームエネルギー(レーザー出力/溶接速度の値、以下レーザー溶接における溶接入熱とする)が異なる条件での冷却速度の変化を調査した。また、レーザー溶接とアーク溶接の冷却サイクルを比較するため、入熱条件を変えた TIG 溶接によるメルトラン溶接において、同様の手法で冷却サイクルを測定した。

2. 3. 実験結果および考察

2. 3. 1. レーザ溶接部の冷却速度

レーザー溶接部およびレーザー表面熔融処理部の冷却速度に関してはいくつかの報告があり、レ

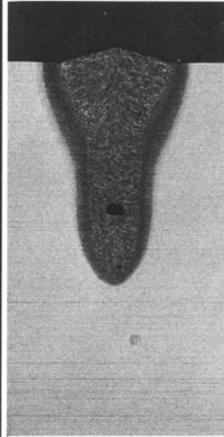
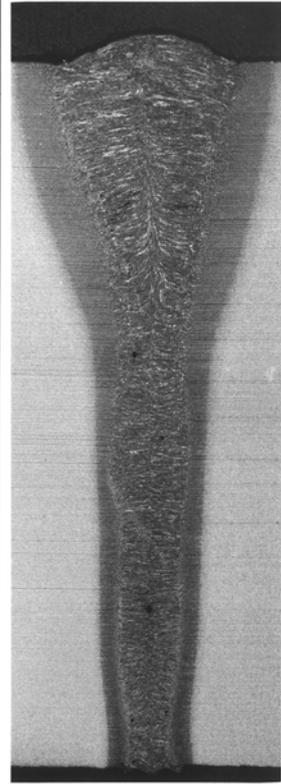
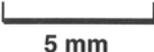
Rated power of CO ₂ laser welder	5.5 kW		45 kW
Welding laser power	5.5 kW	5.5 kW	45 kW
Welding speed	83.3 mm/s	16.7 mm/s	25 mm/s
Cross-sectional appearance of weld			
	 5 mm		

Fig. 2-2 Penetration depth of laser welds produced at laser power of 5.5 and 45 kW.

レーザー照射部の冷却速度は $10^3 \sim 10^5$ K/s という非常に大きな値となるとされている。しかしながらこれらのデータは、薄板の溶接ビードから数 mm 離れた熱影響部 (HAZ) の冷却サイクル実測結果^{37),38)}、あるいは溶接金属の凝固セルサイズからの推定値³⁹⁾⁻⁴²⁾であり、高出力レーザーによる厚板のレーザー溶接金属の冷却速度を実測した例はない。また、レーザー溶接における溶接条件や板厚などの因子と冷却速度の関係を系統的に調査した結果の報告例も見あたらない。レーザー溶接部の組織制御を金属組織学的観点から検討するには、レーザー溶接部の冷却特性を正確に把握することが重要となる。したがって、ここでは、厚板のレーザー溶接において、溶接金属の冷却サイクルを熱電対によって実測し、冷却特性の詳細を TIG 溶接と比較することによって特徴づけることを試みた。

第2章 レーザ溶接金属におけるアシキュラーフェライトの生成

Fig.2-3に、レーザ溶接金属の冷却サイクル測定結果の一例として、レーザ出力5.5 kW、溶接速度 83.3 mm/min の条件でのメルトラン溶接において記録された溶接金属熱サイクル曲線を示す。この例は、本実験における冷却サイクル測定の中で、最も溶接入熱が小さい(0.066 kJ/mm) 場合の結果であるが、1073 K から 773 K 間の平均冷却速度は約 1200 K/s であった。この冷却速度は、従来の報告例にある $10^3 \sim 10^5$ K/s という冷却速度とオーダーが一致しており、溶込み深さが小さい低入熱のレーザ溶接では、溶接金属の冷却速度は、薄板の溶接あるいはレーザ表面溶融処理と同程度となることが示された。

Fig.2-4 および Fig.2-5 に、レーザ出力 5.5 kW で溶接速度を変化させた場合の、溶接入熱と溶接金属の冷却速度および冷却時間(熱電対による実測値)との関係を、TIG 溶接のデータ(レーザ溶接と同様の測定方法による実測値)と比較して示す。Fig.2-4 の冷却速度は、1573~1273 K 間と 1073~773 K 間の平均冷却速度、Fig.2-5 の冷却時間は、1073~773 K 間の経過時間の実測値である。本実験のレーザ溶接では、溶接速度 16.7 mm/s で約 8 mm の溶込み深さが得ら

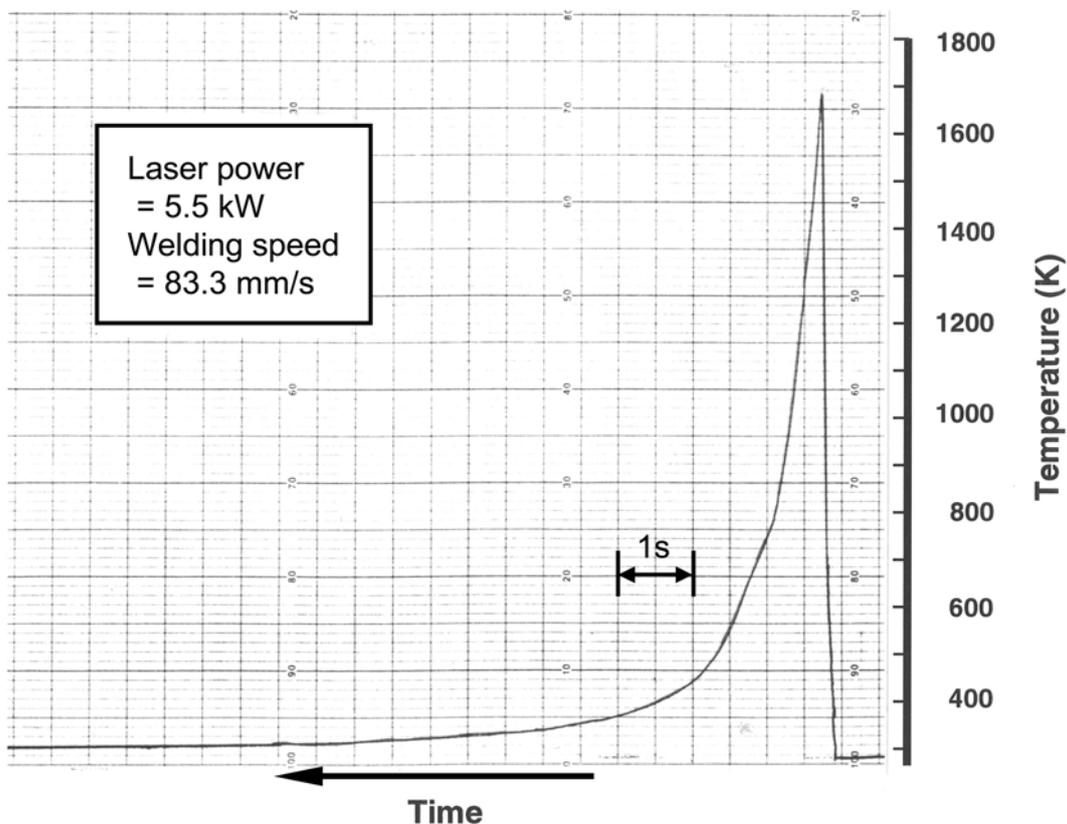


Fig. 2-3 Example of thermal cycle of the laser weld metal.
(Laser power = 5.5 kW, Welding speed = 83.3 mm/s)

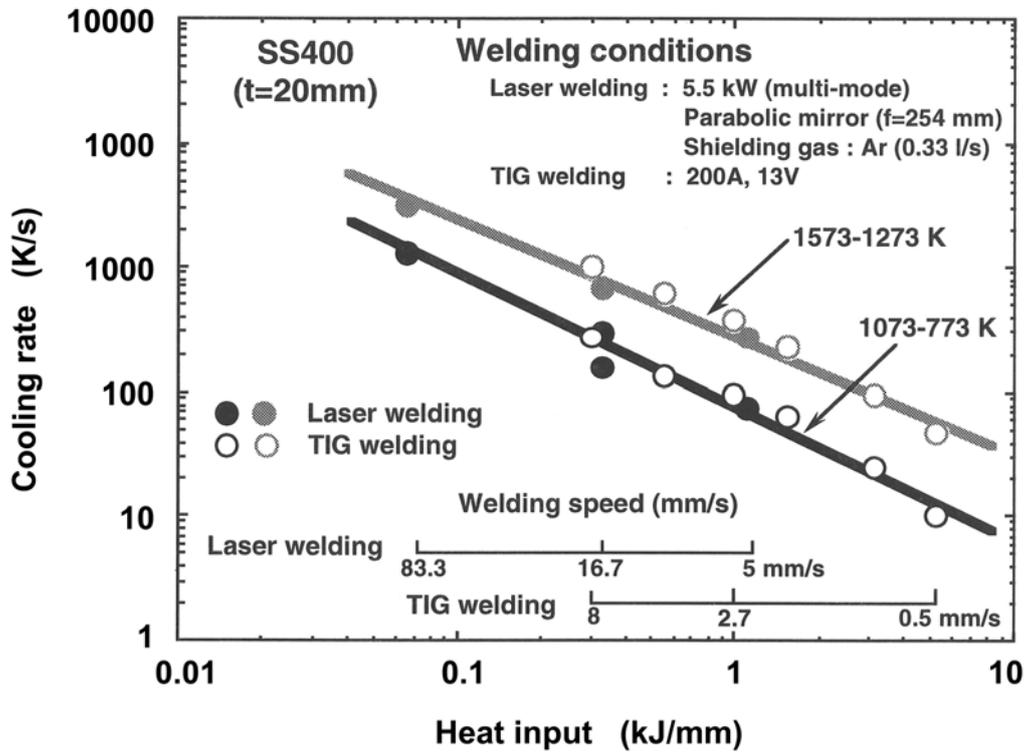


Fig. 2-4 Relation between heat input and cooling rate of weld metals.

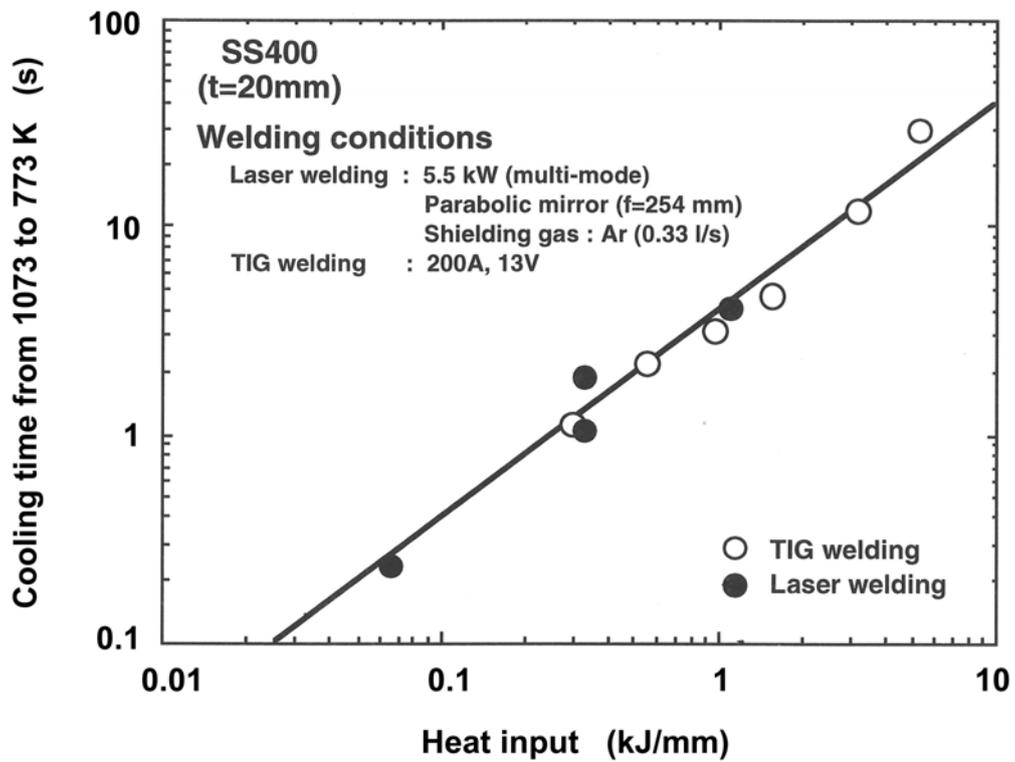


Fig. 2-5 Relation between heat input and cooling time from 1073 to 773 K of weld metals.

れ、1073 K から 773 K の冷却速度は 200 K/s 程度となるが、板厚 8 mm の1パス溶接をサブマージアーク溶接で行った場合、その冷却速度は 10 K/s 程度であり、レーザー溶接の冷却速度は 10 倍以上速いものとなる。このように冷却速度が速いレーザー溶接において、溶接金属組織を微細なアシキュラーフェライト組織とするには、旧 γ 粒内のフェライト生成核となる酸化物系介在物を分散させるとともに、マルテンサイト変態および上部ベイナイト変態を抑制できるような低合金の溶接金属設計が必要となることが想定される。

ここで、レーザー溶接金属の冷却特性について、熱伝導論的な考察を行う。移動点熱源における熱源通過後の溶接線上の温度上昇は、溶接速度が極端に小さくなければ瞬間線熱源による温度上昇で近似でき、照射レーザービームサイズが小さく比較的高速で行われるレーザー溶接にはこの近似が適用できると考えられる。Fig.2-6 のように、初期温度が θ_p (K) の板厚 h (mm) の無限板表面の X 軸上に単位長さあたり Q (J/mm) の瞬間線熱源が与えられたとき、時間 t (s) 後の任意の点 $P(y, z)$ における温度上昇、 $\theta - \theta_0$ は次式によって与えられる⁴³⁾。

$$\theta - \theta_0 = \frac{2Q}{4\pi\lambda t} \sum_{n=-\infty}^{+\infty} \exp\left\{-\frac{y^2 + (z \pm 2nh)^2}{4kt}\right\} \exp(-a^2t) + (\theta_p - \theta_0) \exp(-a^2t) \quad \dots\dots(2-1)$$

ただし、 θ : 点 $P(y, z)$ の温度 (K), θ_0 : 室温 (K), θ_p : 板初期温度 (K),
 $Q = q/v = 0.24\eta IV/v$ (J/mm), η : 溶接熱効率, I : アーク溶接の溶接電流 (A),
 V : アーク溶接の溶接電圧 (V), v : 溶接速度 (mm/s),
 λ : 熱伝導率 (J/mm \cdot s \cdot K), k : 熱拡散率 (mm²/s), $a^2 = 2\alpha/c\rho$ ($a = 0.002\text{s}^{-1}$),
 α : 熱伝達率 (J/mm² \cdot s \cdot K), c : 比熱 (J/g \cdot K), ρ : 密度 (g/mm³)
 板表裏面での熱反射を無視する場合, $n=0$
 板表裏面での熱放散を無視する場合, $a=0$

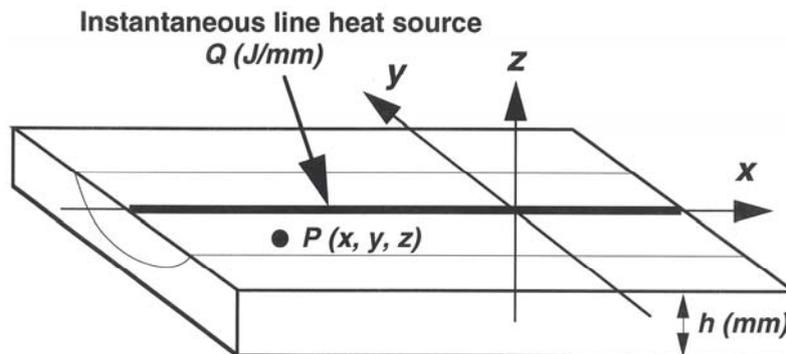


Fig. 2-6 Instantaneous line heat source on the steel plate.

板表裏面での熱反射および熱放散を無視できる場合の溶接線上 ($y = z = 0$) の温度上昇は,

$$\theta - \theta_p = \frac{2Q}{4\pi\lambda t} = \frac{q}{2\pi\lambda vt} \dots\dots\dots(2-2)$$

したがって, 温度 T_1 から T_2 までの冷却時間: t_{T_1/T_2} および冷却速度: CR_{T_1/T_2} は,

$$t_{T_1/T_2} = \frac{q}{2\pi\lambda v} \frac{T_1 - T_2}{(T_1 - \theta_p)(T_2 - \theta_p)} \dots\dots\dots(2-3)$$

$$CR_{T_1/T_2} = \frac{2\pi\lambda v}{q} (T_1 - \theta_p)(T_2 - \theta_p) \dots\dots\dots(2-4)$$

となる.

Fig.2-4 および Fig.2-5 では, レーザ溶接と TIG 溶接の冷却速度および冷却時間とも, 同じ線上にプロットされ, 熱伝導論的に良好な相関を示したと言える. また, レーザ溶接においても TIG 溶接などのアーク溶接と同様に, 照射エネルギーに応じた熱量が鋼板に投入され, マクロ的な観点では一般の熱伝導法則にしたがった冷却特性を示すものと考えられる. よって, Fig.2-4 および Fig.2-5 に示された溶接入熱と冷却速度および冷却時間の関係を, 一般的なレーザ溶接における溶接部の冷却速度および冷却時間の推定に適用するのは妥当であると考えられる. Fig.2-2 で示したレーザ出力 45 kW, 溶接速度 25 mm/s の板厚 25 mm の貫通溶接では, 溶接入熱 1.8 kJ/mm となり, 1073~773 K 間の冷却速度および冷却時間はそれぞれ約 40 K/s, 約 8 s と推定できる. この冷却速度および冷却時間は, 板厚 25 mm 程度の厚板を1パスで溶接するサブマージアーク溶接よりはかなり高速であるが, TIG 溶接あるいは多層溶接を行う低入熱のガスメタルアーク溶接などと同程度であり, 厚板の溶接の場合は, レーザ溶接であってもアーク溶接とかけ離れた冷却速度となるわけではないということが示された.

溶接部の熱伝導解析においては, 熱効率が重要な因子となる. Fig.2-4 および Fig.2-5 の結果では, レーザ溶接と TIG 溶接の溶接入熱と冷却速度および冷却時間の関係が同一線上にプロットされたことから, レーザ溶接と TIG 溶接の実効溶接入熱すなわち熱効率がほぼ同じであることが示唆された. レーザ溶接と TIG 溶接では, 熱源の大きさ・分布および溶込み形状が異なり, 投入したエネルギーが母材に吸収されるプロセスに差があると考えられるが, 本実験の実測データからは両者の熱効率は実質的に同じであると考えるのが妥当である. したがって, TIG 溶接の熱効率が一般的に 50~60 % であると言われていることから, レーザ溶接の熱効率もほぼ同じ 50~60 % と推定される.

材料の平滑固体表面に垂直に照射されたレーザビームは, フレネルの公式に基づく反射・吸収特性を示し, 波長が 10.6 μm の CO_2 レーザビームの場合, 吸収率は 10 % 未満と非常に低い. しかしながら, レーザビームの吸収は材料の表面状態によって変化し, 高温になるほど吸収率

は上昇し、表面が固体から熔融状態に移行すると吸収率はさらに上昇する。また、レーザ溶接においてレーザ照射部直下にキーホールが形成されると、キーホール内部でレーザビームの多重反射、いわゆる Wall focusing 効果が発生し、材料表面での吸収よりも吸収率が増加する。キーホール内部のレーザビームの多重反射では、キーホール内壁に対するレーザビーム入射角が小さくなるため、ブリュースター効果によって吸収率は上昇し⁴⁴⁾、キーホール溶接では結果的に吸収率が著しく上昇する。宮本ら⁴⁵⁾は、実際のレーザ溶接のキーホールを想定して Wall focusing 効果およびブリュースター効果を考慮したフレネル吸収率をシミュレートし、レーザ溶接におけるビーム吸収率は 50~60 %になると報告している。この結果は、Fig.2-4 および Fig.2-5 に示した溶接金属の冷却特性実測結果から推定されるレーザ溶接の熱効率と一致しており、本実験の測定および解析・考察が妥当なものであることの根拠となる。

2. 3. 2. 溶接金属組成と冷却速度による溶接金属の組織変化

Table 2-1 に示した SS400 相当の鋼板をレーザ照射によってメルトラン溶接し、溶接金属の硬さを測定した結果を Fig.2-7 に示す。Fig.2-7 では、溶接入熱と溶接金属の硬さとの関係を、TIG 溶接の試験結果と併せて示した。レーザ溶接金属の硬さと TIG 溶接金属の硬さはどちらも溶接入熱の低下に伴って上昇する傾向を示し、Fig.2-7 上で同一の曲線状にプロットされる。この曲線の形状は、鈴木がアーク溶接の冷却時間の対数と HAZ 最高硬さの関係を精度よく近似できるとした逆人口増加曲線(Backward logistic 曲線)⁴⁶⁾に類似しており、レーザ溶接における入熱と溶接金属の硬さが、アーク溶接の入熱と HAZ 最高硬さと同様の傾向となることが示唆された。レーザ溶接と TIG 溶接は、いずれも溶加材を使用しない溶接であり、本実験ではいずれの溶接でも Ar をシールドガスとして使用したため、溶接金属組成はほぼ元の鋼板と同じである。したがって、同じ溶接入熱であれば、溶接金属は、Fig.2-4 および Fig.2-5 に示したように同じ冷却速度となり、結果的に溶接金属の硬さも Fig.2-7 に示したとおりの挙動を示すと考えられる。

レーザ溶接金属の硬さに及ぼす化学組成の影響を調査するため、Table 2-2 に示した5種類のサブマージアーク溶接金属 S1~S5 をレーザ出力 5.5 kW、溶接速度 16.7 mm/s でメルトラン溶接し、溶接金属の硬さを測定した結果を Fig.2-8 に示す。Fig.2-8 では、レーザ溶接金属およびレーザ溶接前のサブマージアーク溶接金属において観察された、炭素当量 C_{eq} と硬さの関係が示されている。レーザ溶接およびサブマージアーク溶接の入熱は、それぞれ 0.33 kJ/mm および 6.52 kJ/mm であり、1073~773 K 間の冷却時間はそれぞれ 1.2 s および 50 s と推定される。冷却速度が大きいレーザ溶接の方が溶接金属の硬さは高いが、レーザ溶接、サブマージアーク溶接それぞれの溶接金属では、炭素当量 C_{eq} と溶接金属の硬さはほぼ一次関数の関係に

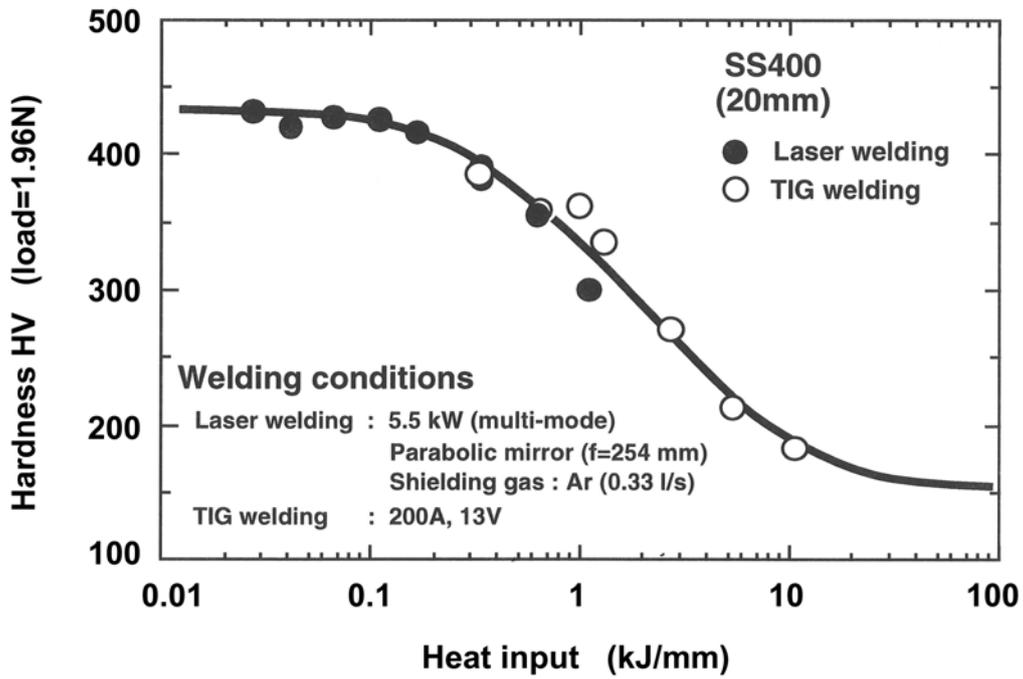


Fig. 2-7 Relation between heat input and hardness of weld metals.

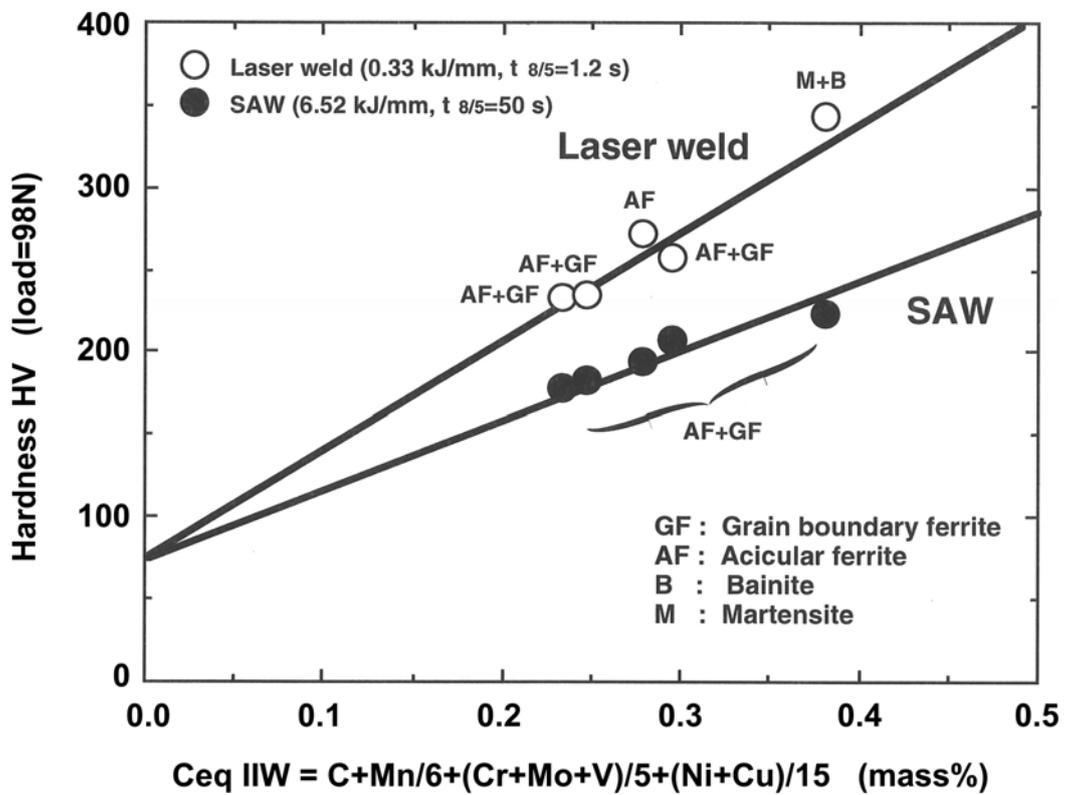


Fig. 2-8 Effect of carbon equivalent on hardness of laser and submerged arc weld metals.

ある。また、Fig.2-8 中には、それぞれの溶接金属のマイクロ組織観察によって判別した溶接金属組織の分類を併記したが、 $C_{eq} < 0.35 \text{ mass\%}$ 、 $HV < 300$ のレーザー溶接金属でアシキュラーフェライト組織が観察された。したがって、レーザー溶接においても、溶接金属に Ti, B, O を添加し、 C_{eq} を適正範囲に調整することで、靱性に優れた微細なアシキュラーフェライトを主体とする溶接金属組織が得られる可能性が示唆された。

Fig.2-9 に、異なる炭素当量 C_{eq} のレーザー溶接金属およびサブマージアーク溶接金属の組織を示す。レーザー溶接では、 $C_{eq} = 0.381 \text{ mass\%}$ の溶接金属でマルテンサイトとなり、 $C_{eq} \leq 0.298 \text{ mass\%}$ でアシキュラーフェライト組織が生成されている。溶接金属の一部に粒界フェライトもしくはフェライトサイドプレート様の組織が観察されるが、アシキュラーフェライト組織となっている部分をサブマージアーク溶接金属と比較すると、レーザー溶接金属のアシキュラーフェライトは非常に微細となっている。フェライトラスの平均幅を見ると、レーザー溶接金属のアシキュラーフェライトはサブマージアーク溶接金属のアシキュラーフェライトの $1/5 \sim 1/10$ となっており、低入熱・高冷速のレーザー溶接でサブマージアーク溶接よりも微細な組織が得られ、優れた靱性を有する溶接金属が得られる可能性が示唆された。

Ti, B, O を含有する溶接金属において、アシキュラーフェライト組織が生成されるための炭素当量範囲を把握するために、前述のレーザー溶接金属(溶接入熱 0.33 kJ/mm 、 $1073 \sim 773 \text{ K}$ 間の冷却時間 1.2 s)とサブマージアーク溶接金属(溶接入熱 6.5 kJ/mm 、 $1073 \sim 773 \text{ K}$ 間の推定冷却時間 50 s)の試験結果に加え、大入熱サブマージアーク溶接金属(溶接入熱 $27 \sim 84 \text{ kJ/mm}$ 、 $1073 \sim 773 \text{ K}$ 間の推定冷却時間 $304 \sim 1071 \text{ s}$)の文献データ⁴⁷⁾をまとめ、炭素当量および冷却時間と組織の関係を整理した。ここで引用した大入熱サブマージアーク溶接のデータは、建築分野における板厚 $40 \sim 80 \text{ mm}$ のボックス柱の角継手を、1パスで溶接した実験で得られたものである。Fig.2-10 に、Ti 濃度 = $0.004 \sim 0.023 \text{ mass\%}$ 、B 濃度 = $0.0004 \sim 0.0022 \text{ mass\%}$ 、O 濃度 = $0.0203 \sim 0.0309 \text{ mass\%}$ の範囲の溶接金属における、炭素当量および $1073 \sim 773 \text{ K}$ 間の冷却時間と組織の関係を示す。この結果から、高靱性化に有利なアシキュラーフェライト組織が生成される炭素当量範囲は、冷却速度が大きくなるほど低当量側に移行することがわかる。具体的には、Fig.2-2 に示したような 45 kW の高出力レーザーで板厚 25 mm の貫通溶接を行うような場合(溶接入熱 1.8 kJ/mm 、 $1073 \sim 773 \text{ K}$ 間の推定冷却時間 8 s)では、炭素当量を 0.35 mass\% 以下に、出力 5.5 kW 程度のレーザーで 10 mm 未満の板厚の溶接を行うような場合(溶接入熱 1.1 kJ/mm 以下、 $1073 \sim 773 \text{ K}$ 間の推定冷却時間 3.5 s 以下)では、炭素当量を 0.30 mass\% 以下に調整することによってアシキュラーフェライト組織を生成でき、高強度・高靱性の溶接金属を得ることが期待できる。

第2章 レーザ溶接金属におけるアシキュラーフェライトの生成

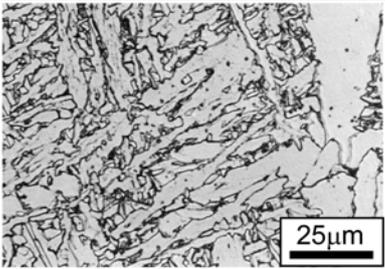
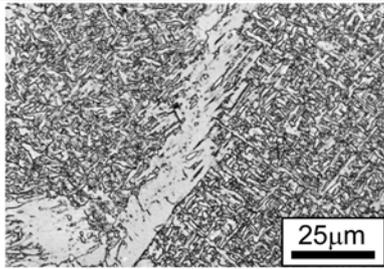
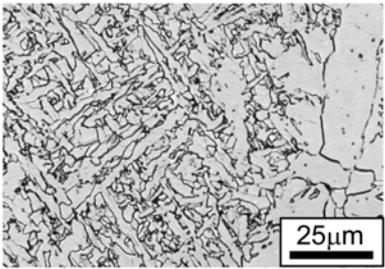
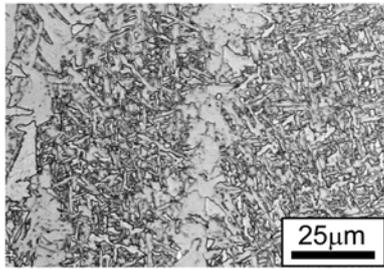
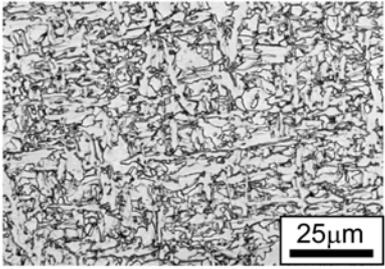
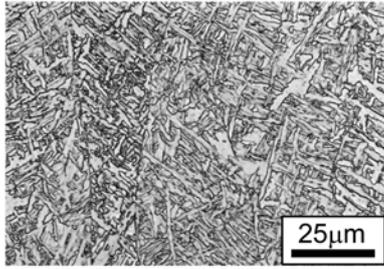
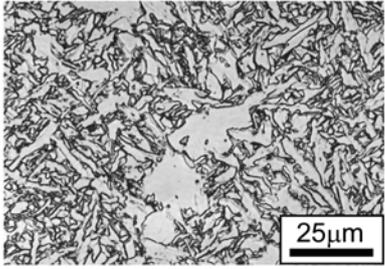
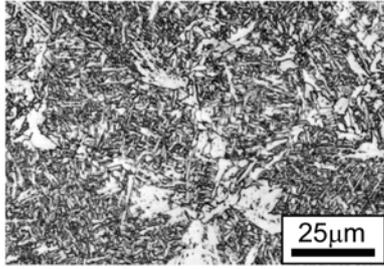
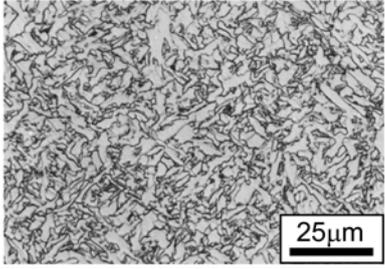
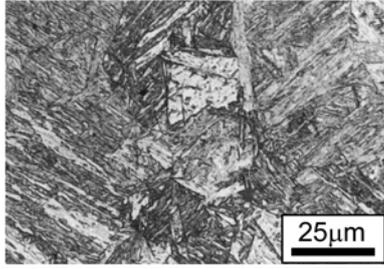
Ceq (mass%)	Submerged arc weld	Laser weld
0.233		
0.247		
0.278		
0.298		
0.381		

Fig. 2-9 Changes in microstructures of laser and submerged arc weld metals due to carbon equivalent.

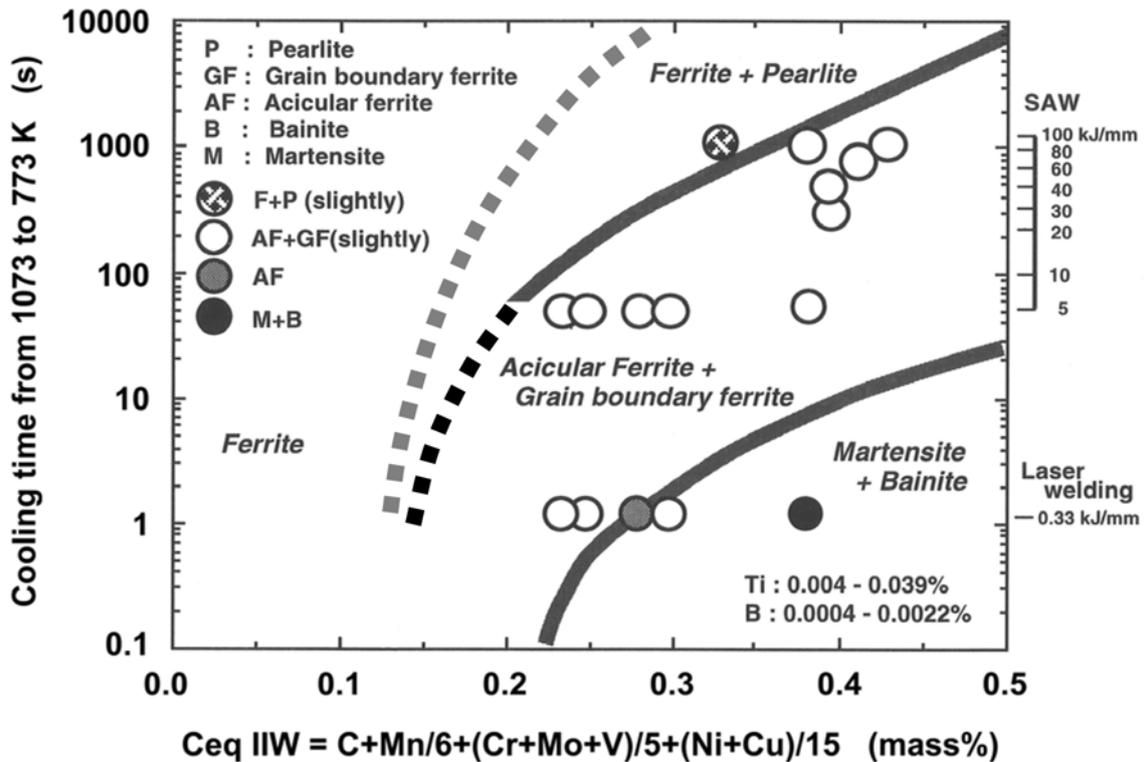


Fig. 2-10 Predictive microstructures of weld metals containing Ti, B and O with function of carbon equivalent and cooling time from 1073 to 773 K.

2. 4. 結論

厚鋼板のレーザー溶接金属を対象に、金属学的検討として、冷却速度、硬化特性および組織について調査した結果を以下にまとめる。

- 1) レーザ溶接金属の冷却サイクルを実測した結果、レーザー出力 5.5 kW、溶接速度 5～83.3 mm/s の条件で、1073～773 K 間の冷却速度および冷却時間は、約 70～1200 K/s、約 4.3～0.25 s であった。
- 2) レーザ溶接金属の冷却速度および冷却時間は、通常のアーク溶接の場合と同様に単位溶接長あたりの照射ビームエネルギー（溶接入熱）に対して良好な熱伝導論的相関を示した。この相関から、レーザー出力 45 kW、溶接速度 25 mm/s で板厚 25 mm の貫通溶接を行った場合の溶接金属の 1073～773 K 間の冷却速度および冷却時間は、約 35 K/s、約 8 s と推定された。
- 3) レーザ溶接における熱効率は、TIG アーク溶接とほぼ同じであり、50～60 %程度と推定された。

第2章 レーザ溶接金属におけるアシキュラーフェライトの生成

- 4) レーザ溶接金属の硬さは、TIG アーク溶接金属の硬さと同様に溶接入熱の対数に対して逆人口増加曲線 (Backward logistic 曲線) を示した。
- 5) レーザ溶接金属の硬さは、炭素当量 C_{eq} と一次関数の関係を示し、サブマージアーク溶接金属と比較して冷却速度が速いため硬化が大きかった。
- 6) 低入熱・高冷却速度のレーザ溶接においても、溶接金属に Ti, B, O を添加し、炭素当量を適正範囲に調整することによって、アシキュラーフェライト組織主体の溶接金属を得ることが可能であった。また、レーザ溶接金属中のアシキュラーフェライトは、サブマージアーク溶接金属のアシキュラーフェライトより微細で緻密となった。
- 7) Ti, B, O を含有する溶接金属において、アシキュラーフェライト組織が生成される炭素当量範囲は、冷却速度の増加によって低当量側に移行し、出力 5.5 kW 程度のレーザで 10 mm 未満の板厚の溶接を行うような場合 (溶接入熱 1.1 kJ/mm 以下, 1073~773 K 間の推定冷却時間 3.5 s 以下) では、0.30 mass%以下、45 kW の高出力レーザで板厚 25 mm の貫通溶接を行うような場合 (溶接入熱 1.8 kJ/mm, 1073~773 K 間の推定冷却時間 8 s) では、0.35 mass%以下と推定された。

第3章 レーザ溶接における溶接金属組織微細化および高靱性化

3. 1. 緒言

第2章では、サブマージアーク溶接金属にレーザ照射を行い、アシキュラーフェライトの生成に好適な酸素量でかつ適正な範囲の炭素当量となる溶接金属においては、レーザ溶接の熱サイクルでもアシキュラーフェライト主体組織の溶接金属が得られることを示した。この結果を受けて本章では、実際のレーザ溶接プロセスにおいて、アシキュラーフェライト主体の組織を得る手法を検討し、その効果を検証する。

一般にアシキュラーフェライト主体の溶接金属組織を得るには、例えば低温靱性が重視されるパイプライン用 UOE 鋼管のシーム溶接、LPG, LNG 船の板継ぎ溶接などでは、Ti, B を添加した溶接材料を使用するサブマージアーク溶接が適用されている⁴⁸⁾⁻⁵²⁾。これに対してレーザ溶接では、一部にフィラー材としてワイヤを供給する溶接方法が使用されているものの、溶接材料(ワイヤ, 溶加材)を使用しない方法が一般的であるため、サブマージアーク溶接のように溶接材料の組成によって積極的に溶接金属組成を調整する手法はあまり適用されていない。しかしながら、レーザ溶接においても、溶接金属組織をアシキュラーフェライト主体の組織とするためには、溶接金属中にアシキュラーフェライトの生成核となる酸化物系介在物を分散させることが必須であり、そのために溶接金属を適正酸素量とし、かつ溶接金属に Ti, B などの必要元素を添加する必要がある。

溶接材料を用いないレーザ溶接においては、Ti, B などの合金元素は、予め鋼板中に必要量を添加することで溶接金属中の含有量を調整することが可能である。しかし、溶接金属の酸素量については、一般的な鋼材の酸素量が数 10 ppm 程度であることを考えると、アシキュラーフェライト生成に好適とされる 200~300 ppm の酸素量とするには、レーザ溶接中に溶接金属に酸素を添加する手法が必要となる。そこで、レーザ溶接中に使用するシールドガスから酸素を添加しようとした。レーザ溶接においては、溶接金属の酸化を防止する目的で Ar, He などの不活性ガスをシールドガスとして使用することが多く、ガスシールドアーク溶接のように活性ガスを含む混合ガスをシールドガスとして使用する例はほとんどない。本研究では、酸素を含む混合ガスをシールドガスとして使用し、レーザ溶接中の溶融金属のガス吸収により溶接金属中に酸素を添加する方法を検討した。

以下に本章では、レーザ溶接における溶接金属の高靱性化を目的として、溶接金属組織の微細化すなわちアシキュラーフェライト化を行う手法として、Ti, B を適正量添加した鋼板と酸素混合シールドガスを組合せてレーザ溶接し、溶接金属中にアシキュラーフェライト生成核となる酸化物系介在物を多数分散させることを検討し、その有効性を確認した結果について述べる。

3. 2. 供試材料および実験方法

3. 2. 1. 供試材料

Table 3-1 に供試鋼板の化学組成を示す。鋼板はすべて真空溶解炉にて所定の組成の鋼塊に溶製した後、熱間圧延にて板厚 7 mm まで圧延し、さらに表裏面を機械加工によって研削して板厚 6 mm とした。鋼板の化学組成は、第2章で得られたレーザ溶接金属の炭素当量とマイクロ組織の関係から、低入熱のレーザ溶接においてマルテンサイト変態を防止しアシキュラーフェライト生成に適すると考えられる炭素当量範囲 ($C_{eq} \leq 0.30$ mass%) となるようにした。

溶接金属中でアシキュラーフェライト生成核として有効な酸化物を形成するために必要とされる Ti は鋼板中に予め添加することとし、Ti 添加の効果を調査するため Ti 量を Ti 無添加 (BP1:Ti=0.001 mass%), 0.012 mass%(BP2), 0.020 mass%(BP3, BP4, BP5)と変化させた。また、B は旧 γ 粒界に偏析し、粒界エネルギーを低下させることにより粒界フェライトの核生成を抑制する効果を有することが知られている^{11), 53)-56)}が、レーザ溶接においても溶接金属をアシキュラーフェライト主体の組織とするために同様の効果が必要か否かを明らかにするため、B 無添加 (BP1, BP2, BP3:B=0.0001 mass%)とB 添加 (BP4:B=0.0031 mass%, BP5:B=0.0058 mass%)の鋼板での比較を行った。

3. 2. 2. レーザ溶接方法および試験方法

Table 3-1 に示した5種の鋼板を、板厚 6 mm×幅 100 mm×長さ 300 mm に加工し、幅中央長手方向に低次マルチモードの CO₂レーザを照射して溶接長 300 mm の貫通メルトラン溶接を行った。Table 3-2 にレーザ溶接条件を示す。シールドガスは He および He-O₂ 混合ガスを用い、O₂ 混合比率を体積分率として 0~20 %の範囲で変化させ、シールドガス中の O₂ 混合比率と溶接

Table 3-1 Chemical compositions of steels used. (mass%)

Mark	C	Si	Mn	P	S	Ti	Al	B	O	Ceq*
BP1	0.05	0.53	0.86	0.004	0.005	0.001	0.023	0.0001	0.001	0.193
BP2	0.05	0.53	0.86	0.004	0.005	0.012	0.023	0.0001	0.001	0.193
BP3	0.05	0.27	1.10	0.001	0.001	0.020	0.017	0.0001	0.001	0.233
BP4	0.05	0.26	1.11	0.001	0.001	0.020	0.020	0.0031	0.001	0.235
BP5	0.04	0.26	1.10	0.001	0.001	0.020	0.028	0.0058	0.001	0.223

$$* C_{eq} = C + Mn/6 + (Cr + Mo + V)/5 + (Ni + Cu)/15$$

Table 3-2 Laser welding conditions.

Laser power (kW)	Welding speed (mm/s)	Shielding gas	
		O ₂ content (vol%)	Flow rate (l/s)
5.0	8.3 16.7	0	0.5
		5	
		12.5	
		20	

金属中の酸素量の関係を調査した。シールドガスは、Fig.3-1 に示すように鋼板表面から 8 mm の高さに配置した直径 4 mm のノズルから、レーザービームと同軸に 0.5 L/s の流量で流すようにした。

得られたレーザー溶接金属は、酸素量分析、マイクロ組織観察、介在物分析およびシャルピー衝撃試験に供した。レーザー溶接金属は幅が狭く通常の分析方法では正確な酸素量を測定するのが困難なため、Fig.3-2 に示すように、溶接金属と母材を含む 5 mm 角のブロック全体の酸素量をガスクロマトグラフィー法により分析し、母材の酸素量とブロック中の溶接金属体積分率から溶接金属中酸素量を求めた。溶接金属のマイクロ組織は、ナイタールエッチングにより現出した組織を光学顕微鏡によ

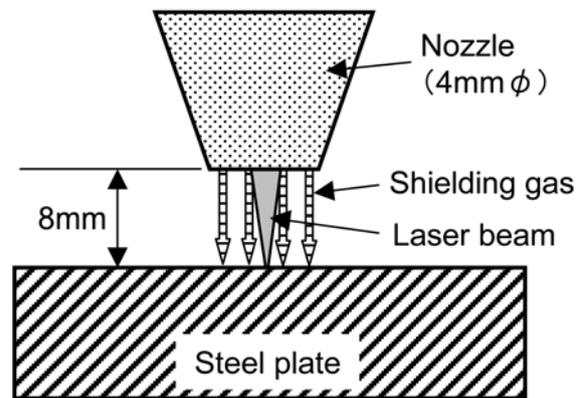


Fig. 3-1 Gas shielding condition.

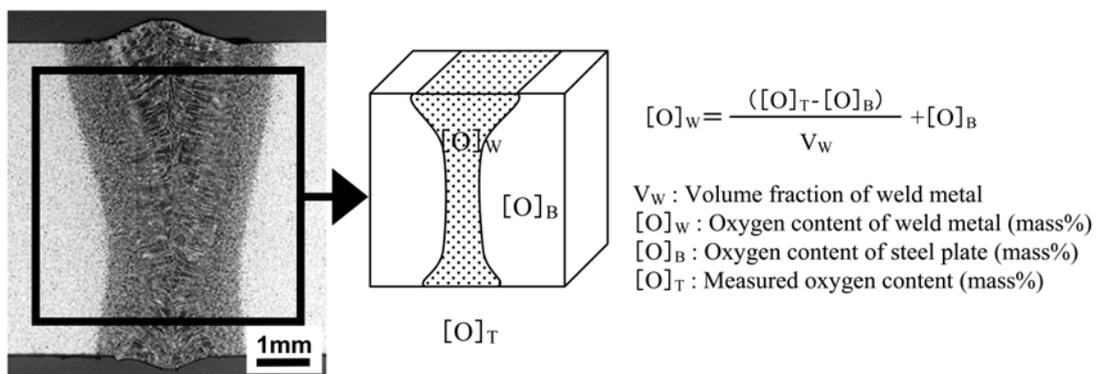


Fig. 3-2 Oxygen analysis method for laser weld metals.

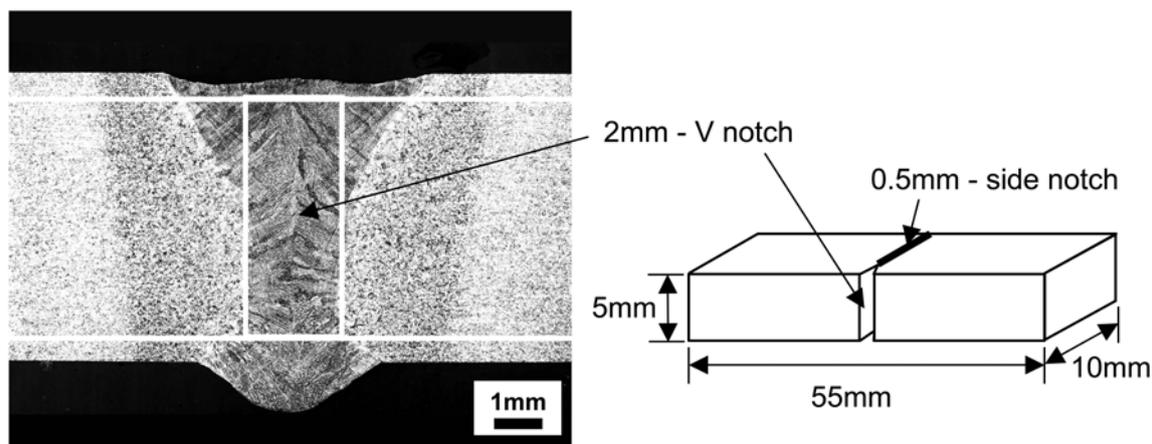


Fig. 3-3 Notch location and dimensions of the Charpy impact test specimen of the laser weld metal.

り観察した. シールドガスによって溶接金属に添加する酸素量および溶接金属マイクロ組織の均一性を確認するため, 溶接金属中酸素量の分析は, 溶接長 300 mm に対して溶接開始から 30 mm および 270 mm の位置の2ヶ所で行い, 組織観察は溶接開始位置から 30 mm, 150 mm および 270 mm の位置の3ヶ所で行った. 溶接金属中の介在物については, 走査型電子顕微鏡 (SEM) による観察およびエネルギー分散型 X 線分析装置 (EDX) による定性分析を行った. シャルピー衝撃試験は, Fig.3-3 に示すように, レーザ溶接金属中央に 2 mm-V ノッチを導入した JIS Z 2202 4 号相当のハーフサイズ試験片 (幅 5 mm) を使用して行った. なお, レーザ溶接金属は幅が狭く, 高硬度になると衝撃試験時の割れが母材側へ逸れる現象, すなわち FPD (Fracture Pass Deviation)^{57), 58)}が生じる恐れがあるため, 試験片の両側面に溶接金属に沿って 0.5 mm 深さのサイドノッチを加工し, 割れが溶接金属内を進展するようにした.

3. 3. 実験結果および考察

3. 3. 1. シールドガスによる溶接金属中への酸素添加

鋼板 BP1 を母材とし, レーザ出力 5.0 kW, 溶接速度 8.3 mm/s および 16.7 mm/s の2条件で O₂ 混合比率 0, 5, 20 vol% の3種のシールドガスを用いて貫通溶接を行ったレーザ溶接金属の酸素量を Fig.3-4 に示す. Fig.3-4 には, 溶接開始位置から 30 mm および 270 mm の2ヶ所の分析結果を併せて示した. この結果から, レーザ溶接においてシールドガスに O₂ を混合することで, 溶接金属中に酸素を添加することが可能であることがわかる. また, 溶接開始から 30 mm および 270 mm の位置での酸素量にほとんど差がないことから, 溶接長全体でほぼ一定の酸素量

となっていると考えられる。溶接金属中の酸素量は、シールドガス中の O_2 分率の増加に伴って増加し、また溶接速度が低速であるほど高くなった。 O_2 混合比率が最も高い He-20% O_2 のシールドガスを使用し、8.3 mm/s の溶接速度で溶接すると、溶接金属中の酸素量は 0.04 mass% まで増加し、サブマーシアーク溶接などでアシキュラーフェライト生成に好適とされる 0.02~0.03 mass% 以上の酸素⁴⁹⁾を添加することが可能であることが明らかになった。

Fig.3-5 に、酸素量が異なるレーザー溶接金属中の介在物を SEM により観察し、その数を計測した結果を示す。介在物数は、SEM により倍率 10000 倍で撮影した画像(約 $9.3 \times 7.0 \mu m^2$)を 200 視野観察し、球状の酸化物と判別できたものの数を単位面積当たりの密度として表した。Fig.3-5 には、比較として第2章 Table 2-2 に S4 として示したサブマーシアーク溶接金属(レーザーを照射しないサブマーシアーク溶接まま)で同様に計測した介在物数を併記した。この結果から、レーザー溶接金属において、酸素量の増加に伴って介在物数が増加し、酸素量 0.02 mass% 以上ではサブマーシアーク溶接金属よりも多くの介在物が存在することがわかる。したがって、レーザー溶接においても、酸素を混合したシールドガスを使用することにより、溶接金属の酸素量を増加させ、アシキュラーフェライトの生成核となり得る酸化物系介在物を溶接金属中に多数分散させることが可能であることが示された。

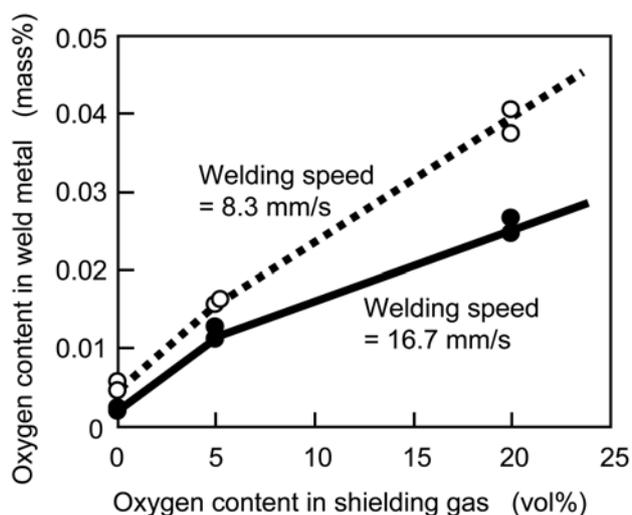


Fig. 3-4 Relation between oxygen content of weld metals and shielding gas composition.

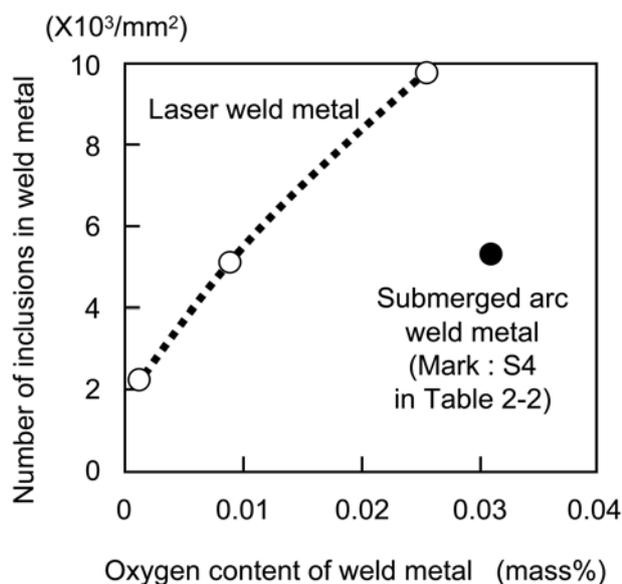


Fig. 3-5 Relationship between oxygen content of weld metals and number of inclusions in weld metals.

なお、 O_2 混合ガスをシールドガスとして使用した場合は、溶接ビード表面および周辺に酸化による変色が観察されたが、溶込み形状の変化およびスパッタやブローホールなどの溶接欠陥は観察されず、概ね良好な溶接ビードが得られ、実用上の問題はないと判断された。

3. 3. 2. Ti 酸化物の導入によるアシキュラーフェライト生成

2種類の鋼板BP1, BP2に、100% HeおよびHe-20% O_2 ガスをシールドガスとして、レーザー出力5.0 kW, 溶接速度8.3 mm/s で貫通溶接を行い、得られたレーザー溶接金属の光学顕微鏡組織を観察した結果をFig.3-6に示す。溶接金属のマイクロ組織は、いずれの溶接条件においても、溶接開始位置の30 mmから270 mmの範囲内において、溶接線方向および板厚方向のいずれの位置においてもほぼ均一であると見なせた。Fig.3-6では、溶接開始から150 mmの位置における板厚中央部のマイクロ組織を示す。100 %He シールドガスを用いた低酸素(O=0.0032, 0.0025 mass%)の溶接金属では、BP1とBP2のいずれの鋼板の溶接金属も同様のベイナイト組織を呈したのに対し、He-20% O_2 シールドガスを用いた酸素量0.035~0.038 mass%の溶接金属では、BP1とBP2の鋼板でマイクロ組織に差が生じた。Ti無添加のBP1鋼板の溶接金属では、低酸素の場合と同様にベイナイト組織となったが、Tiを添加したBP2鋼板の溶接金属では、 γ 粒内で生成した

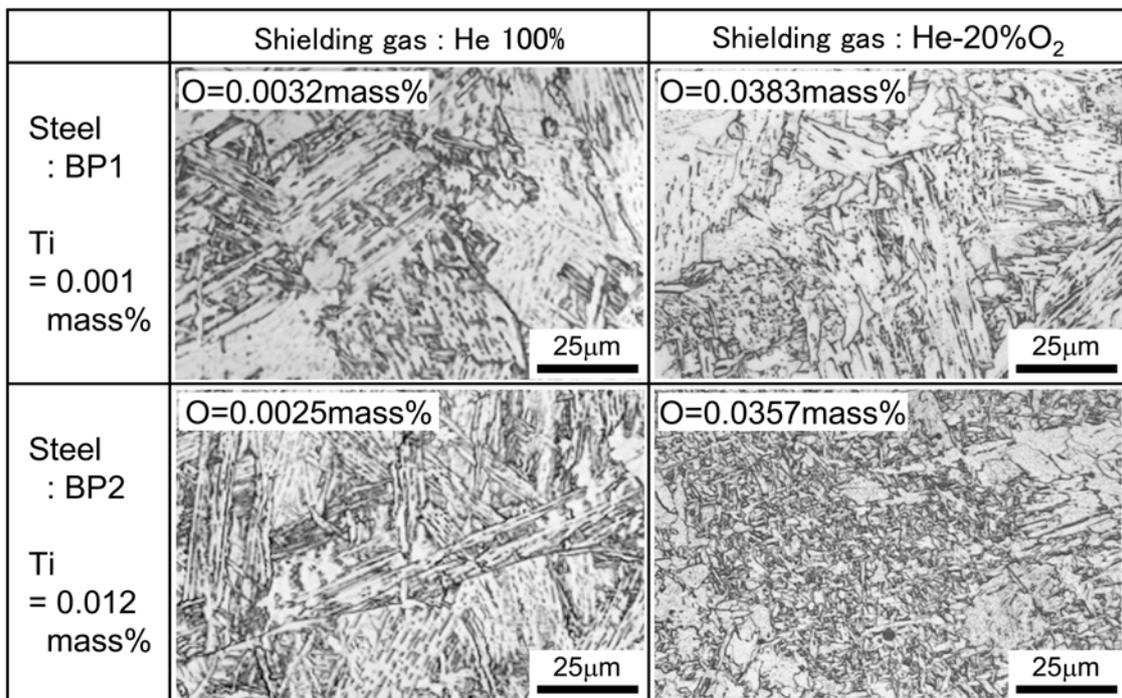


Fig. 3-6 Microstructures of laser weld metals.

と見られる微細なアシキュラーフェライト組織が観察された。Fig.3-7 に光学顕微鏡観察により分類した各溶接金属のマイクロ組織構成比率を示す。Fig.3-7 中に示した「GBF」、「UB」および「AF」はそれぞれ、旧 γ 粒界から生成した粒界フェライト (Grain boundary ferrite, 初析フェライトとも言う)、同じく旧 γ 粒界から生成した上部ベイナイト (Upper bainite, フェライトサイドプレートなどとも言う) および γ 粒内で核生成したアシキュラーフェライト (Acicular ferrite) を示す (以下本論文の図中では同じ略号を使用することとする)。BP2 鋼板を He-20 %O₂ シールドガスで溶接した場合にアシキュラーフェライト組織が増加することから、Ti を添加した溶接金属でアシキュラーフェライト組織が生成されやすく、また Ti を添加した場合にアシキュラーフェライトが生成される酸素量のしきい値は、0.01~0.035 mass%の間にあると考えられる。

Fig.3-8 に、He-20 %O₂ シールドガスを使用した溶接金属中に観察された介在物の SEM 観察および EDX 分析結果を示す。Fig.3-8 の SEM 像では、Ti 添加の有無によって黒色球状の介在物周囲のアシキュラーフェライト生成状態に差が観察され、Ti を添加した BP2 鋼板の溶接金属において、介在物から放射状にアシキュラーフェライトが生成している様子が見られた。SEM 像

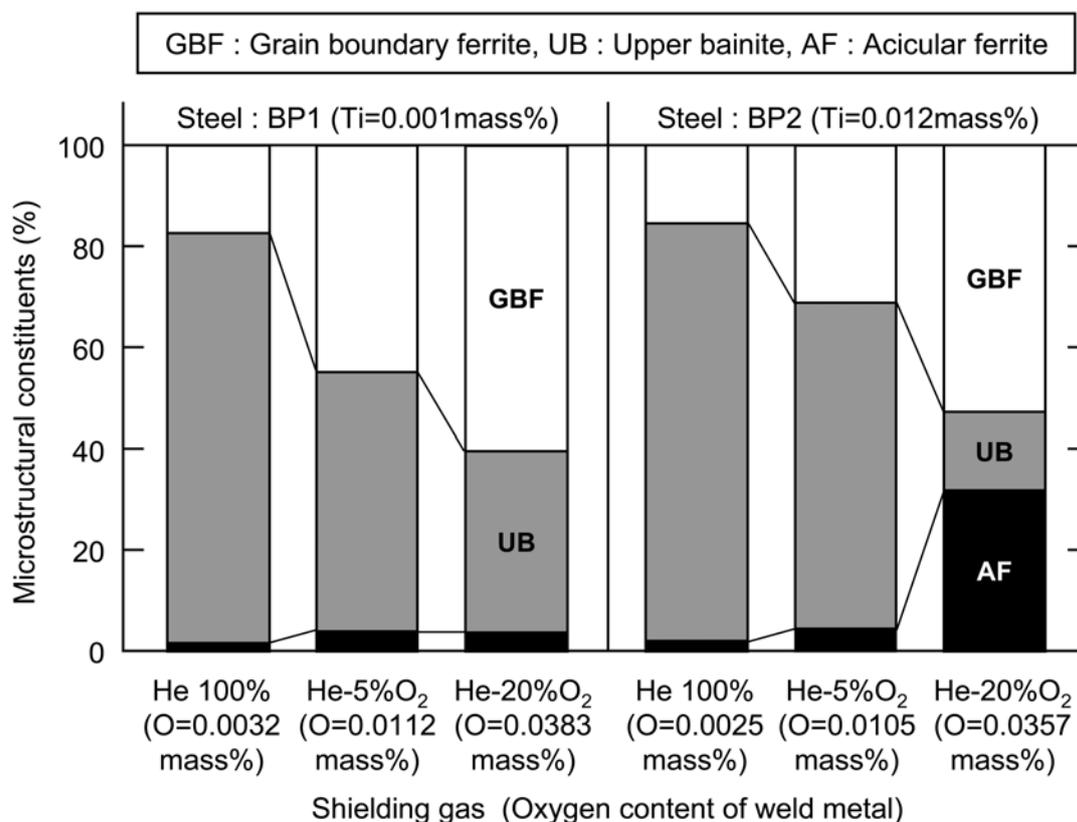


Fig. 3-7 Effect of shielding gas composition on microstructure constituent of weld metals.

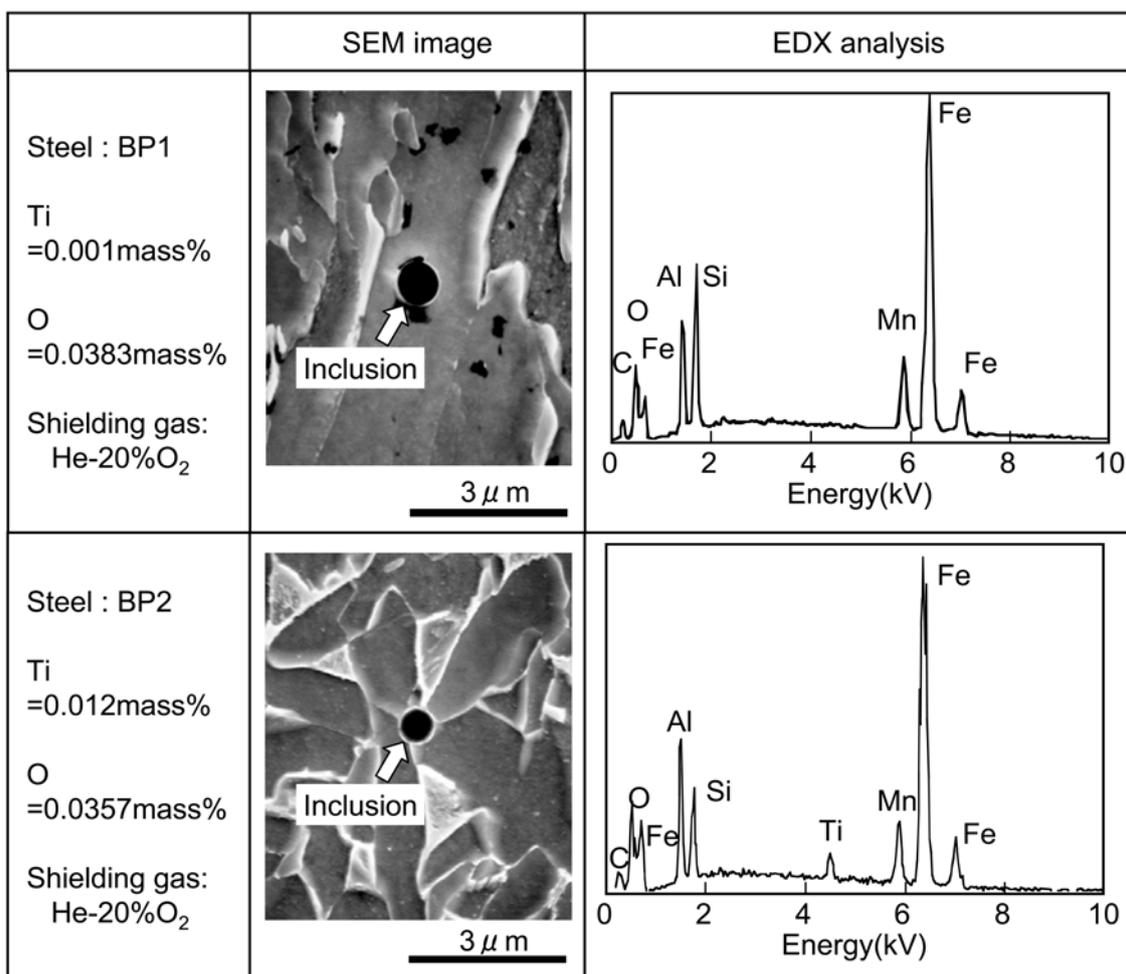


Fig. 3-8 SEM images and EDX spectra of the inclusions observed in weld metals.

で観察された介在物の EDX 分析結果では、Ti 無添加の溶接金属中に形成される介在物は、アシキュラーフェライトの生成核とはなりにくい Al-Si-Mn 系の酸化物^{10), 59)}であることが示された。一方、Ti を添加した溶接金属中に形成される介在物のスペクトル中には Ti のピークが検出され、アシキュラーフェライト生成核として効果的に機能するといわれている Ti を含む (Al-Si-Mn-Ti 系) 酸化物と見なすことができる。

以上のように、シールドガスからの酸素添加によって溶接金属中に酸素を添加し、Ti を含有する複合酸化物を多数分散させることによって、レーザー溶接においても溶接金属に微細なアシキュラーフェライト組織を形成することが可能であることがわかった。しかしながら、Fig.3-7 の溶接金属組織比率では、溶接金属中の酸素量の増加によって粒界フェライトが増加する傾向が認められ、溶接金属の靱性向上という観点においては靱性低下要因となる粒界フェライトの形成は

無視できない。Fig.3-9 に、酸素量が異なるレーザー溶接金属の Mn, Si 濃度の分析値から母材の Mn, Si 濃度を差し引いて、レーザー溶接による Mn, Si 濃度の低減量を求めた結果を示す。この結果から、溶接金属中への酸素添加によって脱酸元素である Mn, Si 濃度の低下が顕著となり、一部の Mn, Si が熔融金属中で酸化されてスラグ中に排出されたことが示唆される。レーザー溶接は高冷却速度のプロセスであるにもかかわらず Fig.3-7 に示すように酸素添加とともに溶接金属中の粒界フェライト組織の生成量が増加したのは、低炭素当量の鋼板を使用したことに加え、酸素添加によって焼入れ性を高める元素である Mn, Si が減少したことによるものと考えられる。

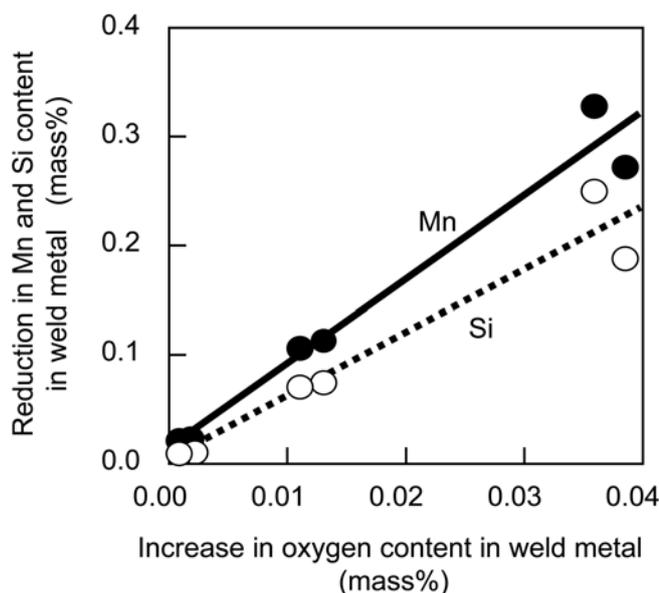


Fig. 3-9 Effect of oxygen addition on Mn and Si contents in weld metals.

3. 3. 3. B 添加による粒界フェライトの抑制および完全アシキュラーフェライト組織化

レーザー溶接金属の靱性向上のためには、サブマージアーク溶接金属などと同様に、粒界フェライトおよび上部ベイナイトの生成を抑制し、溶接金属全体を微細なアシキュラーフェライト組織とすることが有効と考えられる。粒界フェライトの抑制方法としては、合金元素添加による溶接金属の焼入れ性向上があり、特に本研究の場合、酸素添加の影響を避けるために酸素との親和力が低い Ni, Mo, Cr などの合金元素添加が効果的と考えられる。しかし、これらの合金元素の過剰添加はマルテンサイト組織を生成させることになり、冷却速度に合わせた合金元素添加量の調整が必要となる。すなわち、この方法では、レーザー溶接の出力・速度などの条件、鋼板板厚によって組成の異なる鋼板を使用するか、あるいは適宜フィラー材の組成を調整するなどの手立てが必要になり実用的ではない。そこで、ここでは、 γ 粒界への B の偏析による粒界フェライト生成抑制効果^{11), 53)-56)}を利用することを考えた。B の偏析によって安定化されていない γ 粒界は冷却過程の $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態の生成サイトとしての効果が高く、介在物から核生成するアシキュラーフェライトよりも高温で粒界フェライトを生成するため、粗大な粒界フェライトが優勢な溶接金属組織

を形成する。Bは γ 中を拡散して γ 粒界に偏析することで γ 粒界のエネルギーを低減させるとされ、粒界フェライトの生成を抑制する機能があるため、従来のアーク溶接金属でもアシキュラーフェライト主体の組織を得るために添加されることが多い。

Fig.3-10 および Fig.3-11 に、B 添加量3水準の鋼板および O_2 混合比率3水準のシールドガスを使用し、溶接速度 8.3 mm/s の条件で溶接を行って得られたレーザ溶接金属のマイクロ組織および各溶接金属の組織構成比率をそれぞれ示す。100 %He のシールドガスでは、溶接金属の酸素量は 0.0050 mass%未満となり、アシキュラーフェライトはほとんど生成されず、上部ベイナイト主体の組織となった。He-5 % O_2 、He-12.5 % O_2 のシールドガスでは、溶接金属の酸素量はそれぞれ 0.018~0.020 mass%、0.035~0.039 mass%となり、アシキュラーフェライト組織が形成されたが、B を添加しない場合には粒界フェライトおよび上部ベイナイトの形成も認められる。B 添加による粒界フェライトおよび上部ベイナイトの抑制効果は顕著であり、B 添加量の増加に伴って粒界フェライトおよび上部ベイナイトの割合が減少し、アシキュラーフェライトが組織全体に占める割合が上昇した。B 添加により粒界フェライトとともに上部ベイナイト組織も減少するのは、上部

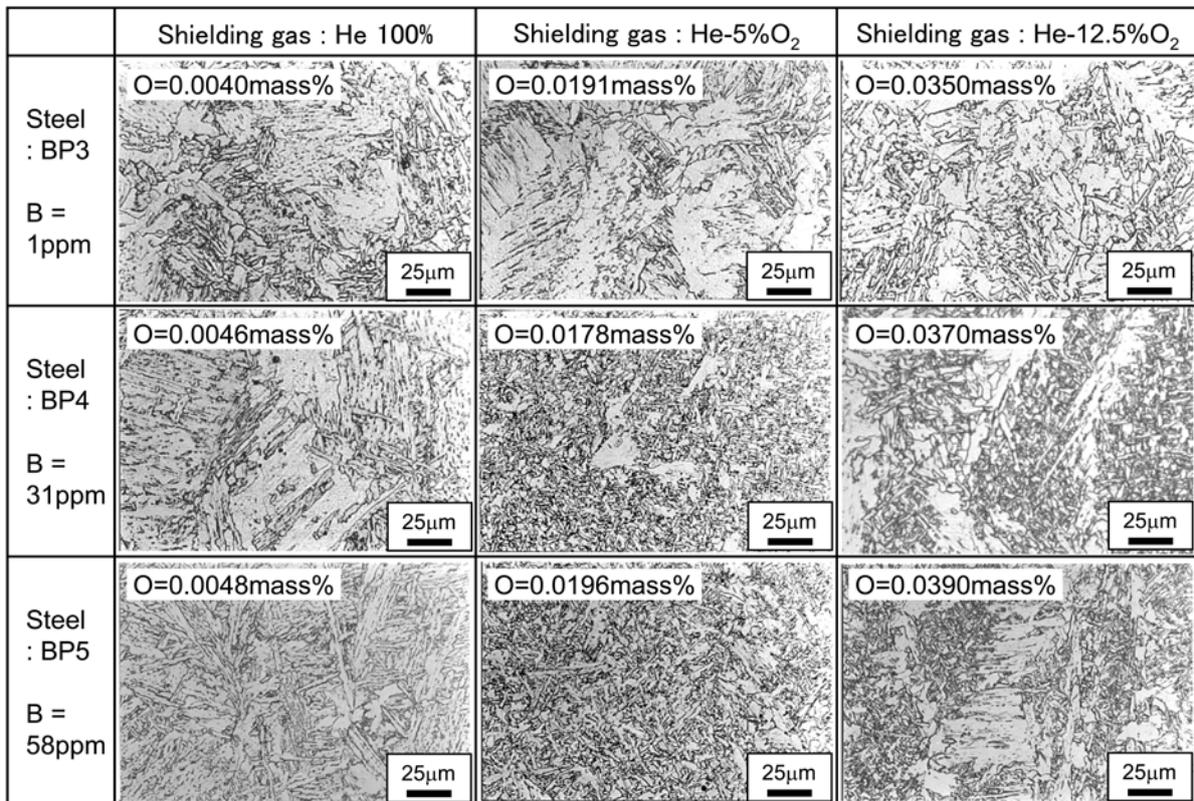


Fig. 3-10 Effects of oxygen and boron contents on microstructures of laser weld metals.

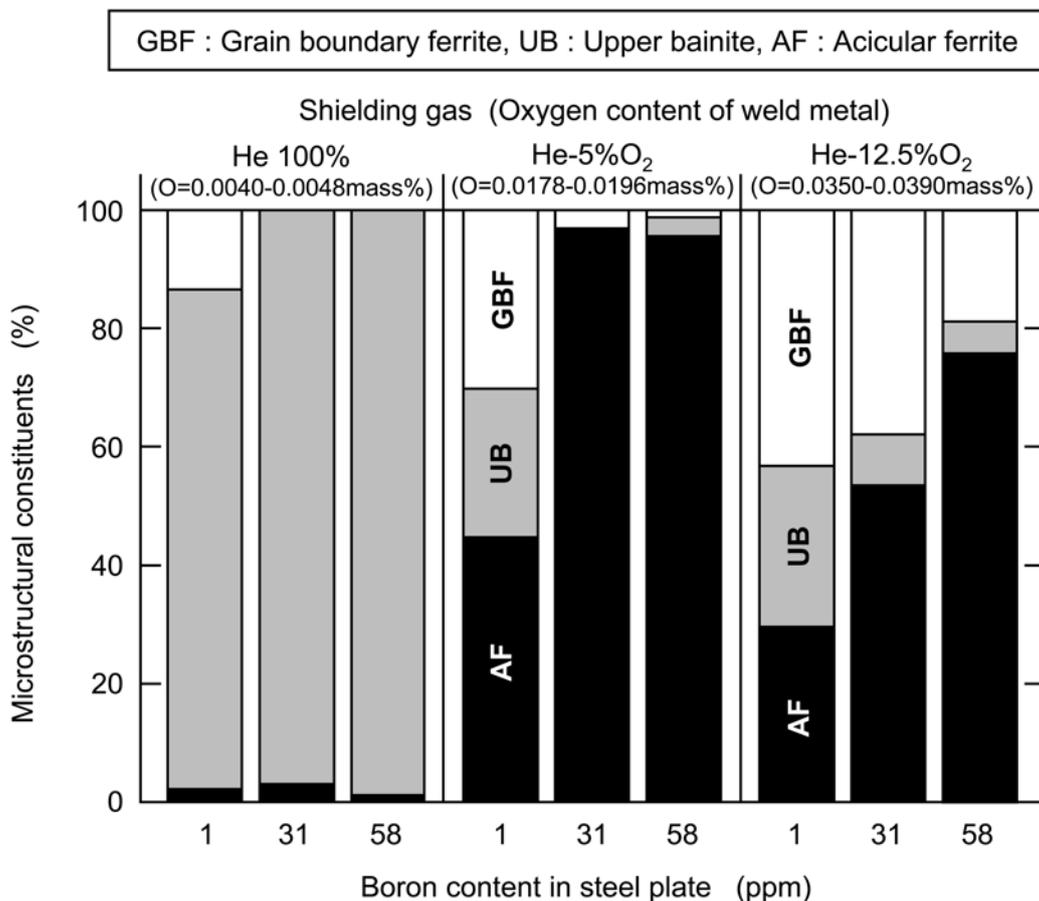


Fig. 3-11 Effects of oxygen and boron contents on microstructure constituents of laser weld metals.

ベイナイトが粒界フェライトと同様に旧 γ 粒界から核生成する(フェライトサイドプレート形態)ほか、粗大な粒界フェライトと γ の界面もベイナイト変態の生成核として作用するため、B 添加による旧 γ 粒界からの変態抑制効果と粒界フェライト生成の抑制の両方によってベイナイト変態の割合も減少したものと考えられる。また、He-5 %O₂シールドガスではB 添加によってほぼ完全なアシキュラーフェライト組織が得られたのに対し、He-12.5 %O₂シールドガスではB を添加しても組織全体の20~30%を占める粒界フェライトの生成を抑制できない。これは、過剰の酸素添加によってB の酸化が起こった結果として固溶B 濃度が低下し、旧 γ 粒界のB 濃度が粒界フェライトの生成を防止するのに十分な量に達しなかったためと考えられる。

以上のように、レーザ溶接金属に酸素を添加し微細なアシキュラーフェライト組織とするには、TiおよびBの両方の添加が効果的であることが明らかとなった。さらに、微細なアシキュラーフェライト主体の組織を得るには、酸素量およびB量をFig.3-11に示したように適正範囲に調整する

必要があることも明らかになった。アシキュラーフェライト生成に必要な Ti, B はともに酸素との親和力の強い元素であり、酸素量および B 量の適正範囲は、溶接金属中の酸化反応強く依存するものと考えられる。本研究で鋼板に添加している元素の中で酸素との親和力の強いものは、Si, Mn, Al, Ti, B であるが、それぞれの酸化物の生成自由エネルギーは、Fig.3-12 に示すように鋼

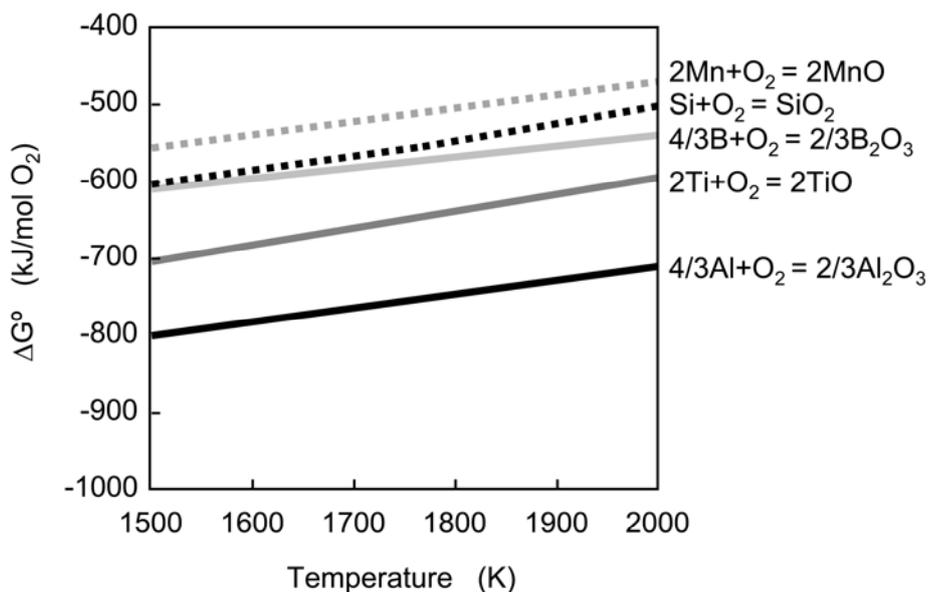


Fig. 3-12 Standard free energy of the formation of oxides expected to form in laser weld metals.

の融点付近の温度では $\text{Al}_2\text{O}_3 \rightarrow \text{TiO} \rightarrow \text{B}_2\text{O}_3 \rightarrow \text{SiO}_2 \rightarrow \text{MnO}$ の順で後になるほど大きくなる^{60), 61)}。よってこれらの中で最も酸化物を生成しやすいのは Al であり、それに続いて $\text{Ti} \rightarrow \text{B} \rightarrow \text{Si} \rightarrow \text{Mn}$ の順に酸化物を生成することになる。Fig.3-13 に溶接金属の Al と O の濃度比 Al/O とアシキュラーフェライト組織比率の関係を示す。Al/O > 1.13 の範囲、すなわち Al_2O_3 の化学量論的組成比と比べて Al が過剰となる範囲では、アシキュラーフェライトが生成されないことがわかる。この結果

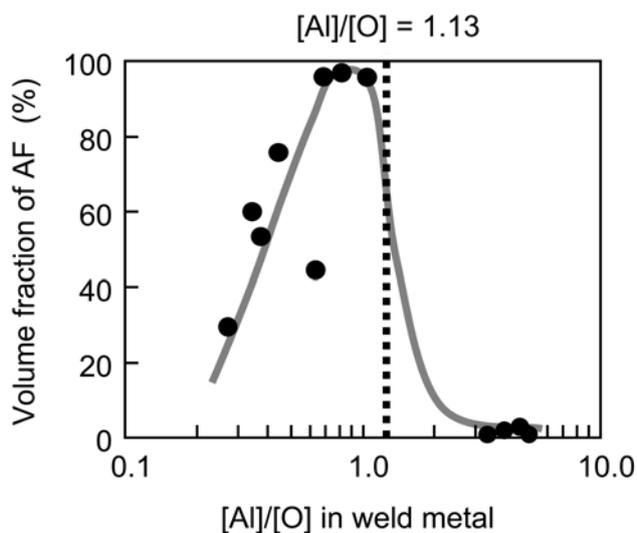


Fig. 3-13 Relation between ratio of Al content to O content and acicular ferrite volume fraction in weld metals.

は、溶接金属中の酸素がすべて Al と結合して Al_2O_3 を形成した場合は、アシキュラーフェライト生成核として好適な Ti を含む酸化物が形成されないためアシキュラーフェライト変態が起こらないということ、また Al_2O_3 がアシキュラーフェライトの生成核としてほとんど機能しないことを示唆している。一方、Fig.3-13 の $Al/O < 0.8$ の範囲内で認められるように、酸素濃度が過剰になってもアシキュラーフェライト組織比率が減少する。この一因として、酸化による固溶 B の減少が考えられる。溶接金属中の酸化反応は $Al \rightarrow Ti \rightarrow B$ の順に起こるため、Al や Ti の酸化物を形成した後も酸素が過剰に残ると B の酸化が進行し、粒界フェライト抑制に必要な B 量が不足することが考えられる。そこで、化学量論的固溶 B 量 B_F を次式で定義する。

$$B_F = \text{添加 B 総量} - 1/2.22(O - 0.89Al - 0.33Ti) \quad (\text{mass}\%) \quad \dots\dots\dots(3-1)$$

ここで、2.22, 0.89, 0.33 はそれぞれ、B, Al, Ti が O と結合して B_2O_3 , Al_2O_3 , TiO を形成した場合の O/B, O/Al, O/Ti 質量比である。すなわち、溶接金属中の Al および Ti が全量 Al_2O_3 , および TiO となった後に、余剰となった O が B と結合して B_2O_3 を形成し、固溶 B 量を低減すると考えた。固溶 B 量 B_F と粒界フェライト組織比率の関係を Fig.3-14 に示す。固溶 B 量が 0 以下、すなわち酸素が過剰となって粒界に偏析し得る B 量が非常に少なくなる領域で、粒界フェライトの形成を抑制できていないことが明らかである。

3. 3. 4. 組織微細化によるレーザ溶接金属の靱性向上効果

Fig.3-15 に本研究で得られたレーザ溶接金属のサイドノッチ付きハーフサイズシャルピー衝撃試験による靱性評価結果を示す。また、Fig.3-16 にこの靱性評価結果を溶接金属のアシキュラーフェライト組織比率と延性-脆性破面遷移温度 $vTrs$ の関係で整理した結果を示す。Fig.3-16 では、 $Al/O < 1.13$ となる溶接金属および(3-1)式で求められる固溶 B 量 > 0 mass% となる溶接金属のデータを区別してプロットしている。マイクロ組織と靱性の関係を見ると、アシキュラー

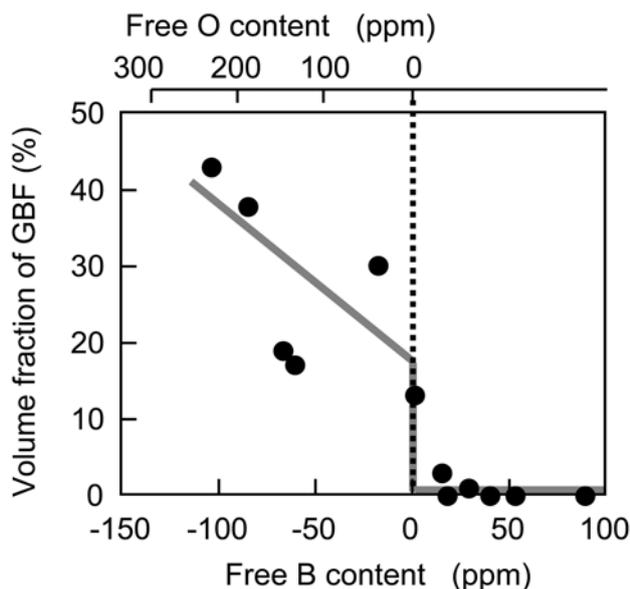


Fig. 3-14 Relation between estimated free boron content and grain boundary ferrite volume fraction in weld metals.

フェライト組織の比率が高いほど $vTrs$ が低く優れた靱性を示し、粒界フェライトおよび上部ベイナイト組織の比率が高いほど $vTrs$ が高く靱性劣化が顕著であることが明確に現れている。特に He-5 %O₂ シールドガスを使用し 0.0030 mass%程度の B を添加した溶接金属は、Al/O < 1.13, 固溶 B 量 > 0 mass%の範囲を満足しほぼ完全なアシキュラーフェライト主体の組織となったことにより、 $vTrs < -100$ °Cと極めて高い靱性を示す。すなわち、レーザ溶接金属においても微細なアシキュラーフェライト組織化により極めて高い靱性が得られることが明らかになった。第2

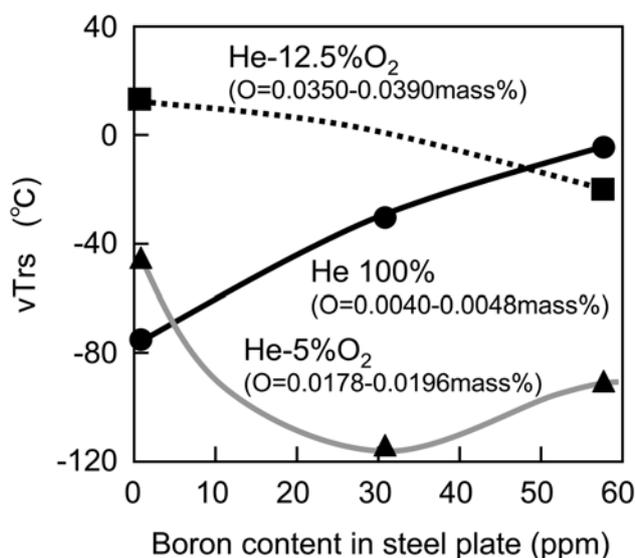


Fig. 3-15 Effects of shielding gas composition and boron content on toughness of laser weld metals.

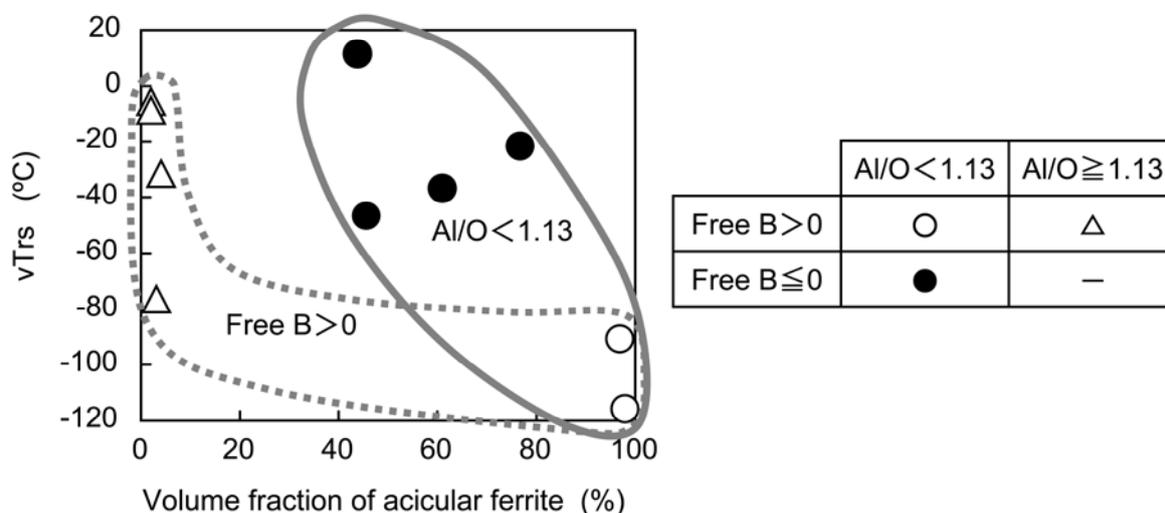


Fig. 3-16 Relation between acicular ferrite volume fraction and toughness for laser weld metals with various Al/O ratios and stoichiometrically free B amount.

章において、サブマージアーク溶接金属にレーザ照射を行うことで得られたレーザ溶接金属のアシキュラーフェライトは、サブマージアーク溶接金属よりも微細(フェライトラスの平均幅で 1/5 ~ 1/10)であることを示したが、本章では O₂ 混合シールドガスによるレーザ溶接という実用的な手法でも、同様の微細なアシキュラーフェライト組織主体の溶接金属が得られ、アーク溶接を上

回る優れた靱性の溶接金属が得られることを実証できた。

3. 4. 結論

レーザー溶接における溶接金属の高靱性化を目的として、Ti, B 添加鋼板と O₂ 混合シールドガス使用による溶接金属組織のアシキュラーフェライト化について検討を行った結果、以下のことが明らかになった。

- 1) レーザ溶接において、He に O₂ を混合したシールドガスを使用することで溶接金属への酸素の添加が可能であり、He-20 %O₂ のシールドガスによってアーク溶接と同レベルの 0.02~0.04 mass%程度の酸素量の溶接金属が得られた。
- 2) Ti を添加した鋼板に O₂ 混合シールドガスを使用してレーザー溶接を行い、溶接金属に酸素を添加すると、Ti を含む Al-Si-Mn-Ti 系の酸化物が多数形成され、酸化物を核としてアシキュラーフェライトが生成されることが明らかになった。
- 3) 溶接金属中に Ti および酸素とともに B を添加することで、粒界フェライトの生成が抑制され、アシキュラーフェライト主体の組織が得られた。特に、He-5 %O₂ シールドガスで、0.02 mass%の Ti, 0.0030 mass%以上の B を添加した鋼板を溶接すると、溶接金属はほぼ完全な微細アシキュラーフェライト組織となった。
- 4) アシキュラーフェライト生成を促進し、かつ粒界フェライト生成を抑制するには、Ti を含む酸化物の形成と旧 γ 粒界に偏析し得る固溶 B の存在が必要であり、これらを満足する成分設計の目安として、Ti系酸化物の形成に関しては $Al/O < 1.13$ 、固溶Bの存在に関しては $B > 1/2.22(O - 0.89Al - 0.33Ti)$ を満足することが必要であることが示された。
- 5) レーザ溶接金属を微細なアシキュラーフェライト主体の組織とすることで、延性-脆性破面遷移温度 $vTrs \leq -100$ °Cとなる優れた靱性の溶接金属が得られた。

第4章 エレクトロスラグ溶接における溶接金属組織微細化および高靱性化

4. 1. 緒言

第2章および第3章では、低入熱の溶接方法であるレーザ溶接において、溶接金属をアシキュラーフェライト組織化することによって高靱性化を図ることを検討した。本章および次の第5章では、大入熱の溶接方法であるエレクトロスラグ溶接を対象として、溶接金属のアシキュラーフェライト組織化および高靱性化の検討を行う。

近年、JR東京駅、名古屋駅周辺などの都市再開発事業の一環として超高層ビルが多数建築されるようになったが、これらの超高層ビルは、柱構造の大スパン化とともに商業スペース、オフィス、ホテルなどを重層化させ、建築構造が複雑化するという特徴がある。そのため、耐震部材周辺や建築構造が変化する階層では、地震発生時に柱材へ過大な引張力が作用するケースが想定される。このような鉄骨構造物では、阪神淡路大震災などで問題視された脆性破壊に対する対策として、柱-梁溶接部に加えて、柱材そのものの溶接接合部においても高靱性が要求されるようになった。高層建築物向けの四面ボックス柱には、板厚 40 mm を超える高強度・厚肉鋼板が使用されるため、製造効率の観点から大入熱のサブマージアーク溶接およびエレクトロスラグ溶接が用いられる。大入熱溶接部は、溶接金属および熱影響部のマイクロ組織が粗大化するため、靱性劣化が顕著であり、従来は $vE_0 \geq 27$ J ないし 47 J 程度の靱性要求が一般的であった。しかしながら、近年、このような大入熱溶接部においても先に述べた耐震性の観点から高靱性が要求されるようになり、溶接部の靱性要求値を $vE_0 \geq 70$ J とするケースが現れ、これに対して、大入熱溶接部の高靱性要求に対応できる鋼材および溶接材料が適用されてきている^{62), 63)}。

溶接金属の高靱性化については、微細なアシキュラーフェライト組織を形成する方法が、サブマージアーク溶接^{9), 10), 55), 64)-66)}、ガスマタルアーク溶接および被覆アーク溶接^{67), 68)}で一般的に適用されている。しかしながら、大入熱エレクトロスラグ溶接は立向きで極めて溶接速度が遅く(ダイアフラム 60 mm 厚, 100 kJ/mm の入熱条件で 0.2 mm/s 程度)、熔融メタル中での脱酸反応が促進されるため、溶接金属中の酸素量が低くなる傾向がある⁶⁹⁾。そのため、フェライト生成核となる酸化物系介在物が十分に分散されず、アシキュラーフェライト組織を得るのが困難であるというのが従来の認識であった。

本章では、これまでエレクトロスラグ溶接では利用されていなかった溶接金属のアシキュラーフェライト組織化を志向し、Ti-B 添加ワイヤと塩基度を調整したフラックスを用いることにより、溶接金属中の酸素量適正化によるアシキュラーフェライト生成促進、および B の有効添加による粗大粒界フェライト生成抑制を実現しようと試みた。

4. 2. 供試材料および実験方法

4. 2. 1. 供試材料

Table 4-1 に、溶接継手試験用母材として用いた鋼板の化学組成を示す. この供試鋼板は、TMCP (Thermo-Mechanical Control Process)⁷⁰⁾によって製造された板厚 60 mm, 引張り強さ 520 N/mm² 級の建築用高張力鋼板である.

Table 4-1 Chemical composition of the steel plate. (mass%)

C	Si	Mn	P	S	Ni	N
0.08	0.19	1.53	0.008	0.002	0.18	0.005

本研究では、エレクトロスラグ溶接としてボックス柱の溶接などに広く適用されている非消耗ノズル式エレクトロスラグ溶接での検討を行い、エレクトロスラグ溶接用材料として、Table 4-2 に示す WA~WF の6種類のワイヤ(線径 1.6 mm, ソリッドワイヤ)および Table 4-3 に示す FHB, FLB の2種類のフラックス(溶融型フラックス, 粒度:20×Dメッシュ)を使用した. 第3章でも述べたように、B は粒界エネルギーを低下させることによりフェライトの核生成を抑制する効果を有することが知られている^{11), 53)-56)}が、鋼中で N と結合して BN として析出するとその効果が失われる. 特にエレクトロスラグ溶接においては、当て板材やダイアフラムに N を多く含有する形鋼が使用され

Table 4-2 Chemical compositions of welding wires (mass%).
All of them were solid wires with diameters 1.6mm.

Mark	C	Si	Mn	P	S	Al	Mo	Ti	B	N
WA	0.05	0.24	1.87	0.009	0.003	0.03	0.58	0.20	0.016	0.002
WB	0.04	0.21	1.90	0.005	0.002	0.03	0.61	0.18	0.014	0.005
WC	0.05	0.22	1.90	0.006	0.003	0.03	0.59	0.20	0.015	0.005
WD	0.05	0.20	1.73	0.006	0.004	0.05	0.55	0.22	0.017	0.008
WE	0.05	0.20	1.70	0.006	0.005	0.05	0.54	0.21	0.014	0.008
WF	0.05	0.20	1.71	0.006	0.004	0.04	0.55	0.22	0.017	0.009

Table 4-3 Chemical compositions (mass%) and basicity of welding flux.

Mark	Total Fe	SiO ₂	MnO	TiO ₂	Al ₂ O ₃	CaO	MgO	B _L [*]
FHB	1.5	30.5	12.2	4.1	7.4	22.4	14.6	0.82
FLB	1.6	39.2	22.4	4.2	6.6	8.7	12.6	-0.37

$$*B_L = 6.05[\text{CaO}] - 6.31[\text{SiO}_2] - 4.97[\text{TiO}_2] - 0.2[\text{Al}_2\text{O}_3] + 4.8[\text{MnO}] + 4[\text{MgO}] + 3.4[\text{Fe}] \quad ([]: \text{mol}\%)$$

る場合があり、これら鋼材の希釈によって溶接金属のN量が増減することが懸念される。よってここでは、B および N の添加量を変化させることにより溶接金属中での B 添加の効果进行调查した。溶接フラックスは、サブマージアーク溶接においては、溶接中のスラゲーメタル反応によって低塩基度のフラックスほど溶接金属の酸素量が増加することが知られているが、エレクトロスラグ溶接におけるフラックスの作用については知見がない。本実験では、エレクトロスラグ溶接においてもフラックス塩基度が溶接金属中の酸素量および酸化物系介在物数に影響を及ぼすと考え、塩基度が異なる2種類のフラックスを使用し、それらによって得られた溶接金属の比較を行うこととした。

4. 2. 2. 溶接方法および継手試験方法

各溶接ワイヤおよびフラックスによる溶接金属の特性は、Fig.4-1に示す形状(溶接長は約600 mm)のエレクトロスラグ溶接継手を作製して評価した。Fig.4-1 の継手形状は、四面ボックス柱の一部を模擬したもので、スキンプレートに内ダイアフラムを開先間隔 25 mm で組合せ、開先部に 32 mm×65 mm のサイズのフラットバーを当て板材として合わせた形状である。スキンプレートおよびダイアフラムに相当する鋼板には、いずれも Table 4-1に示した鋼板を使用し、当て板材には JIS SN490B 規格のフラットバーを使用した。

試験用のエレクトロスラグ溶接継手はすべて Table 4-4 に示す溶接条件で作製した。本試験では、ダイアフラム板厚 60 mm の継手に対し、25 mm×60 mm の長方形の開先中を 28 mm の振幅で溶接ワイヤをオシレートし、0.20~0.24 mm/s の速度で上昇させた結果、溶接入熱実績は 85~100 kJ/mm の範囲になった。試験体のエレクトロスラグ溶接中の状況を Fig.4-2 に、溶接部

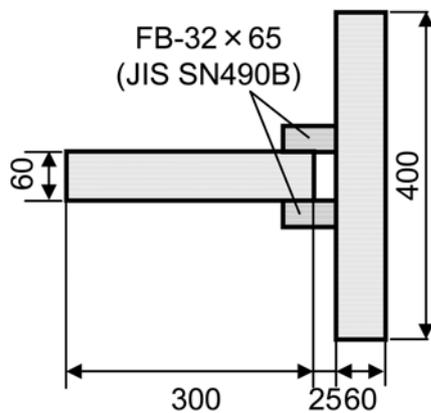


Table 4-4 Welding conditions.

Welding current	380 A
Welding voltage	53 V
Welding speed	0.20~0.24 mm/s
Heat input	85~100 kJ/mm
Wire oscillation width	28 mm

Fig. 4-1 Configuration of the welded joint.



Fig. 4-2 Setup for simulating electroslag welding of the diaphragm to the skin plate of the box column.

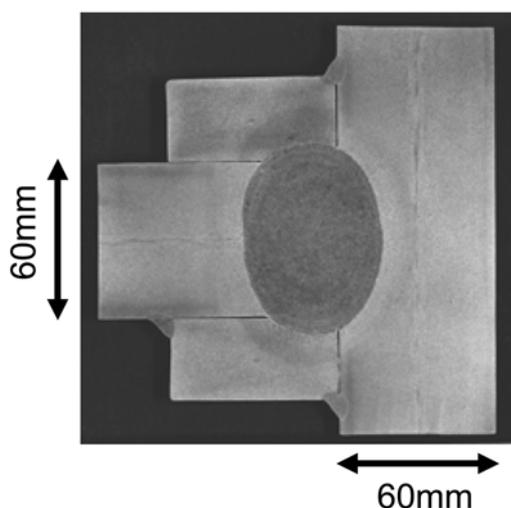


Fig. 4-3 Example of macrostructure of the welded joint.

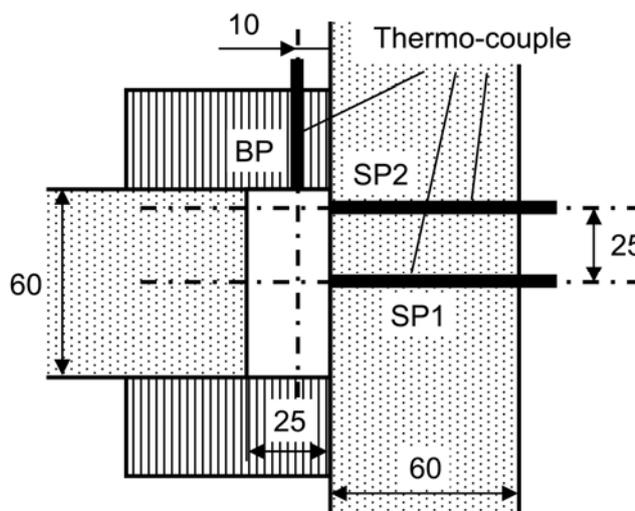


Fig. 4-4 Positions for temperature measurement of electroslag weld metals.

の断面マクロ組織の一例を Fig.4-3 に示す。

大入熱エレクトロスラグ溶接における溶接金属の熱サイクルを明らかにするため、線径 0.5 mm の W-5 %Re/W-26 %Re 熱電対を溶接中の熔融金属に直接挿入し、溶接金属の温度を計測した。熱電対はセラミック製の保護管で覆い、Fig.4-4 に示すように、溶接前に予めスキンプレートおよび当て板に加工した穴を通して開先内に熱電対先端が露出するように配置した。温度測定位置は、スキンプレート側ダイアフラム板厚中央相当箇所(SP1)、ダイアフラム板厚中央から 25 mm 離れた箇所(SP2)、および当て板側スキンプレートから 10 mm の箇所(BP)の3箇所とし、それぞ

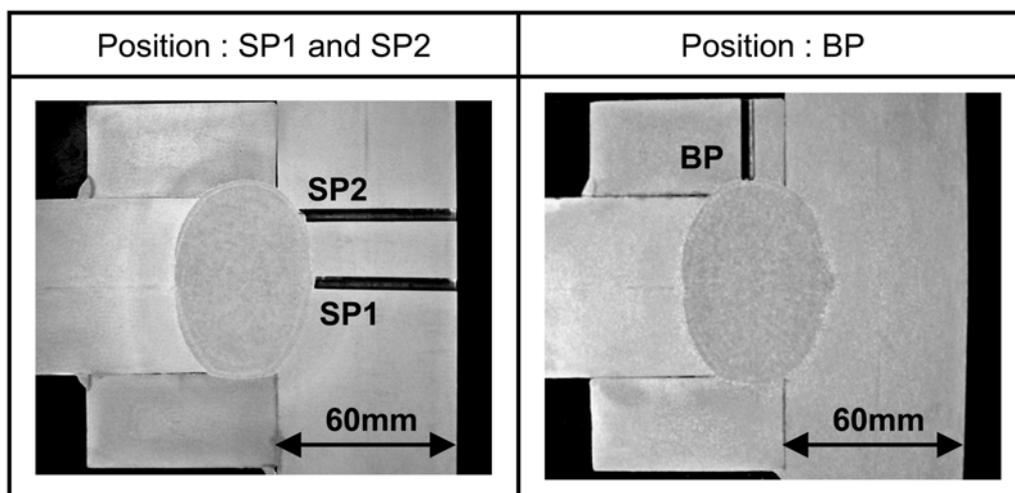


Fig. 4-5 Observation of thermo-couple positions after electroslag welding.

れ溶接長全長 600 mm に対して, 溶接開始から 100 mm, 300 mm, 500 mm の位置で測定した. Fig.4-5 に, 溶接後に熱電対取り付け部の断面を観察し, 熱電対挿入位置を確認した例を示す.

作製したエレクトロスラグ溶接金属の靱性は, JIS Z 2242 に規定されている 4 号試験片 (2mm-V ノッチシャルピー衝撃試験片) によって評価した. Fig.4-6 に示すように, ダイアフラム板厚を基準とし, 板厚中央部から試験片を採取し, 溶接金属中央部にノッチ加工を行った. シャルピー衝撃試験温度はすべて 0 °C とした. エレクトロスラグ溶接においては, 鋼材の希釈の変化によって溶接金属の化学組成が変動するため, 溶接金属の化学組成分析はシャルピー衝撃試験片を採取した断面で逐次行い, 溶接金属靱性と化学組成の関連が正確に把握できるようにした.

その他, 一部の溶接継手の溶接金属については, 光学顕微鏡による介在物数計測, 析出 (非固溶) B 量の分析, および二段電解エッチング組織の走査型電子顕微鏡 (SEM) 像による島状マルテンサイト (MA : Martensite-Austenite constituent) 観察を行い, 溶接金属特性の詳細を調査した. 溶接金属の析出 B 量は, 10 %アセチルアセトソー 1 %テトラメチルアンモニウムクロライド-メタノール電解液にて溶接金属中の介在物を残さとして抽出し, 残さ中の B を化学分析して求めた. また, さ

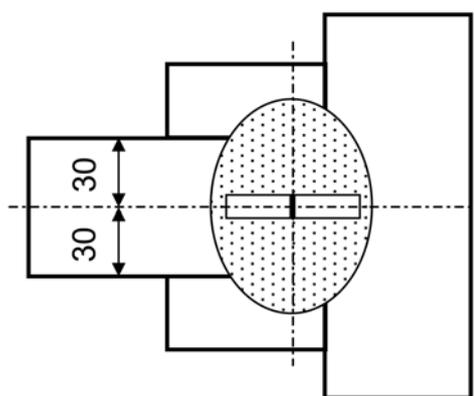


Fig. 4-6 Charpy impact test specimen. (Notch location : weld metal center)

らにその残さを 4 %サリチル酸-2 %塩化リチウム-メタノール溶液中に浸漬し分解することで析出 BN のみを抽出し、その抽出物の B および N を化学分析することで BN として析出した B 量および N 量を定量化した。

4. 3. 実験結果および考察

4. 3. 1. 大入熱エレクトロスラグ溶接における溶接金属の熱サイクル

Fig.4-7 に、溶接開始から 300 mm のスキンプレート側ダイアフラム板厚中央相当箇所(SP1)での溶接金属の温度測定結果を示す。この温度測定を行った継手の溶接入熱実績は 85 kJ/mm であった。Fig.4-7 に示したように大入熱エレクトロスラグ溶接における溶接金属の冷却速度は非常に遅く、この測定結果では、1073 K から 773 K までの冷却時間は 735 s (冷却速度は 0.41 K/s) となった。

Fig.4-8 に、スキンプレート側ダイアフラム板厚中央相当箇所(SP1)、ダイアフラム板厚中央から 20 mm 離れた箇所(SP2)、および当て板側スキンプレートから 10 mm の箇所(BP)の3箇所について、溶接開始から 100 mm, 300 mm, 500 mm の位置で溶接金属の温度を測定した結果から求めた 1073 K から 773 K までの冷却時間($\Delta t_{8/5}$)を示す。いずれの測定位置においても、溶接金属の冷却時間 $\Delta t_{8/5}$ は、溶接開始から 100 mm の位置と比べて 300 mm, 500 mm の位置の

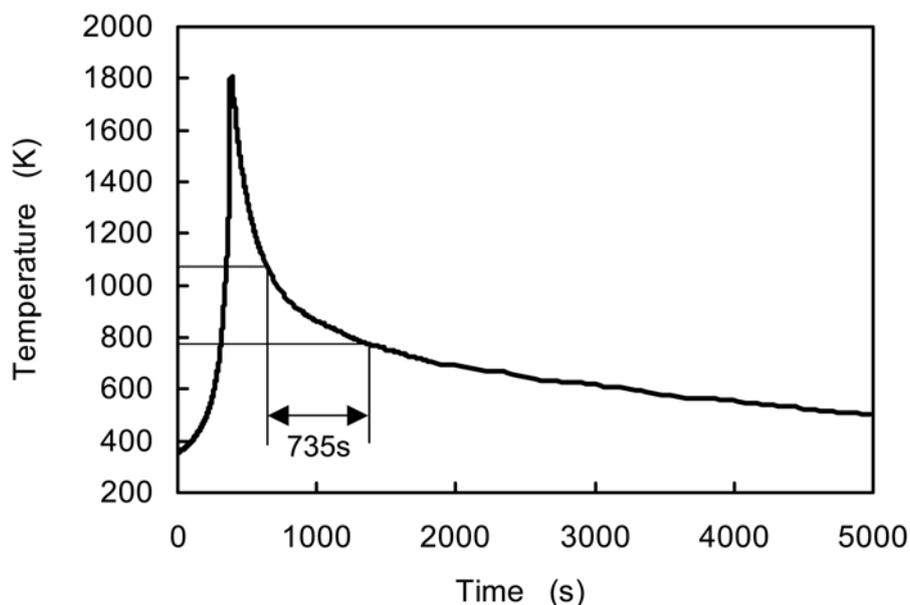


Fig. 4-7 Example of temperature measurement result of the electroslag weld metal.
(Position : SP1, Distance from welding start point = 300mm)

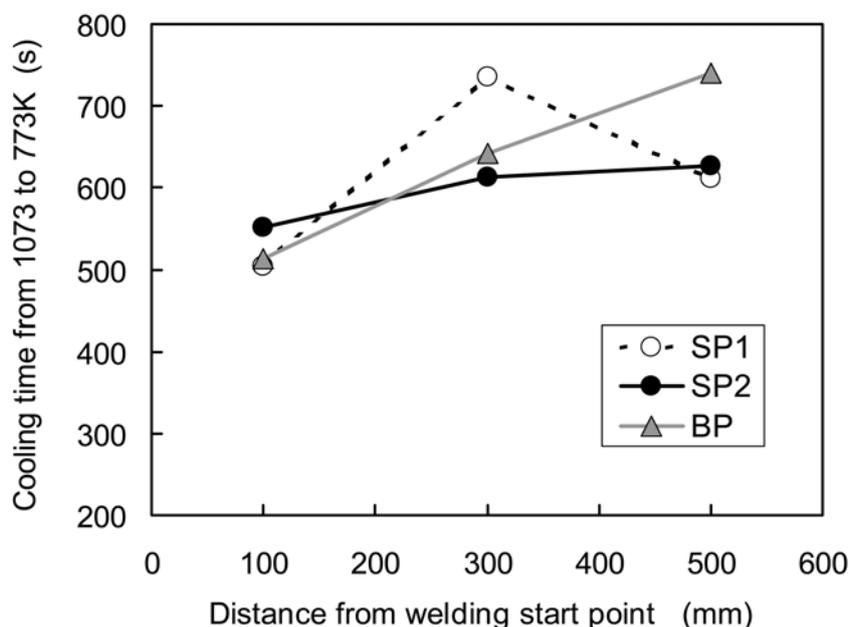


Fig. 4-8 Cooling time from 1073 to 773K of the weld metal during electroslag welding.

方が大きくなる傾向がある。これは、溶接の進行により継手全体の温度が上昇するためであると考えられる。溶接開始から300 mm以降では、温度測定結果に多少のばらつきはあるが、溶接金属の冷却時間 $\Delta t_{8/5}$ は610～740 s(冷却速度は0.41～0.49 s/K)となっており、大入熱エレクトロスラグ溶接金属の冷却速度は、サブマージアーク溶接、ガスシールドアーク溶接および被覆アーク溶接などのアーク溶接法によるものと比べて極めて遅いものであることがわかった。

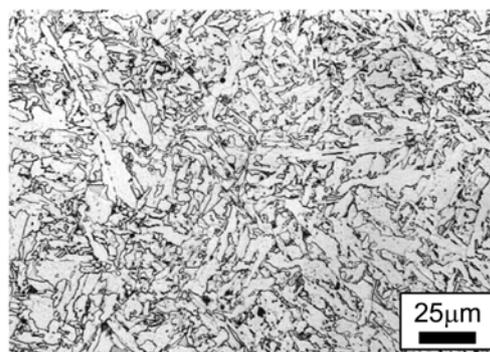
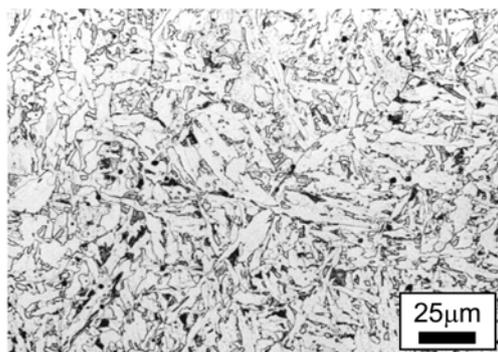
4. 3. 2. 溶接金属酸素量の調整によるアシキュラーフェライト組織生成—フラックスの塩基度の効果—

Table 4-5 および Fig.4-9 に、ワイヤ WC とフラックス FHB ($B_L=0.82$) および FLB ($B_L=-0.37$) を用いた2種類の溶接金属の化学組成とマイクロ組織を示す。高塩基度 ($B_L=0.82$) のフラックス FHB を用いた溶接金属に対し、低塩基度 ($B_L=-0.37$) のフラックス FLB を用いた溶接金属の方が高酸素 (0.0136 mass% に対して 0.0241 mass%) となった。Fig.4-9 のマイクロ組織の比較では、フラックス FHB を用いた酸素量 136 ppm の溶接金属組織が上部ベイナイト主体となり、シャルピー吸収エネルギーが $vE_0=57$ J であるのに対し、フラックス FLB を用いた酸素量 241 ppm の溶接金属組織は微細で緻密なアシキュラーフェライト主体となり、 $vE_0=123$ J と高い靱性を示した。

Fig.4-10 および Fig.4-11 に、フラックス塩基度と溶接金属酸素量の関係、および溶接金属酸素量と 2.5 mm 角内の領域中の介在物数(光学顕微鏡で認識できる粒径 1 μm 以上のサイズ)の

Table 4-5 Chemical compositions of weld metals. (mass%)

Mark	C	Si	Mn	P	S	Al	Ni	Mo	Ti	B	O
FHB	0.073	0.23	1.65	0.008	0.004	0.007	0.06	0.26	0.015	0.0040	0.0136
FLB	0.068	0.24	1.61	0.009	0.003	0.009	0.10	0.25	0.019	0.0036	0.0241



(a) Flux : FHB, O = 136 ppm, $vE_0 = 57$ J

(b) Flux : FLB, O = 241 ppm, $vE_0 = 123$ J

Fig. 4-9 Comparison between microstructures of weld metals with different oxygen contents.

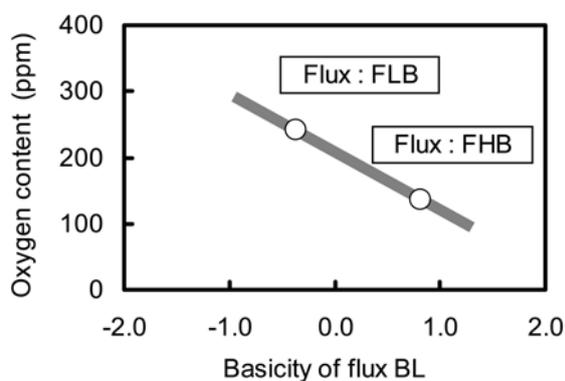


Fig. 4-10 Relationship between basicity of flux and oxygen content of weld metals.

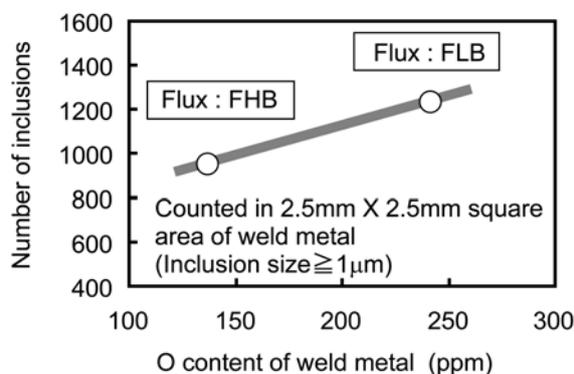


Fig. 4-11 Relationship between oxygen content and number of inclusions in weld metals.

関係を示す. 一般に, エレクトロスラグ溶接では溶接中に熔融金属の脱酸反応が促進されるため, 溶接金属中の酸素量は 150 ppm 以下になると言われている⁶³⁾. しかし, フラックス塩基度の調整により溶接金属酸素量は変化し, 塩基度を $B_L=0.82$ (FHB) から -0.37 (FLB) に下げることによって溶接金属中の酸素量を約 100 ppm, 介在物数を 20 %程度増加させることができた. このようなフラックス塩基度と溶接金属酸素量および酸化物系介在物の形成の関係は, サブマージア

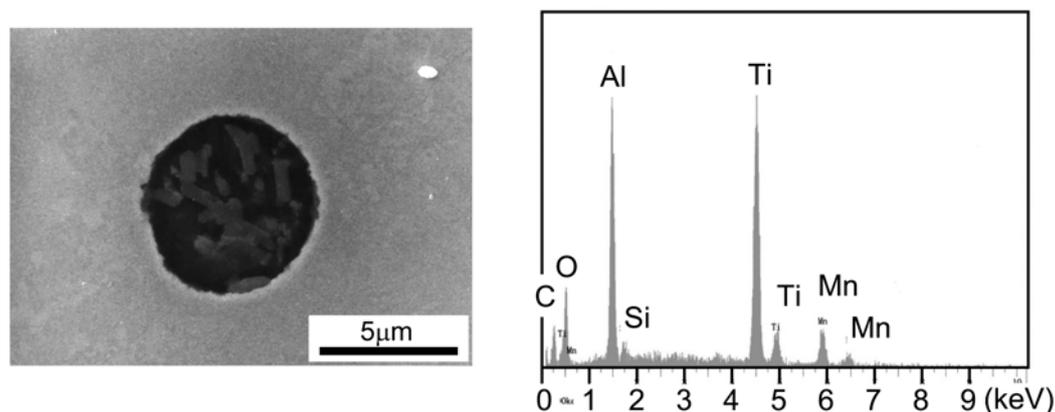


Fig. 4-12 SEM image and EDX spectrum of the inclusion observed in the weld metal.

ーク溶接では既知のものである⁶⁶⁾が、エレクトロスラグ溶接においても同様の結果となることがここで明らかになった。

Fig.4-12 に、フラックス FLB を用いた溶接金属中で観察された介在物の SEM 像と EDX 分析結果を示す。この介在物は Ti 含有率が高い複合酸化物であり、アシキュラーフェライト主体の組織となった溶接金属中には多数の Ti 含有酸化物が存在していることが示された。アシキュラーフェライトの生成核となる介在物の状態としては、サブマージアーク溶接金属において、 $MnAl_2O_4$ の周囲に TiO 層が形成された状態⁷¹⁾あるいは $(Mn,Ti)(Al,Ti)_2O_4$ のように Mn および Al の一部が Ti に置換された状態⁷²⁾、被覆アーク溶接金属において、TiMn シリケート中に TiO が含有された状態⁷³⁾など数々の報告がある。本実験では介在物の状態について詳細な解析は行っていないが、エレクトロスラグ溶接金属中にもこれらの報告と同様の Ti を含有する介在物が生成され、アシキュラーフェライトの生成核として作用したと考えられる。

以上の結果から、大入熱エレクトロスラグ溶接においても、高 Ti 含有ワイヤと低塩基度フラックスの組合せにより、サブマージアーク溶接などと同様に 250 ppm 程度の酸素量の溶接金属が得られ、アシキュラーフェライトの核生成に好適とされる Ti を含有する酸化物系介在物の分布量の増加によって組織の微細化および高靱性化が可能であることが明らかになった。

4. 3. 3. 溶接金属組織および靱性に及ぼす B 添加量の効果

Fig.4-13 に、WA～WF の6種類のワイヤと低塩基度フラックス FLB を用いた種々の溶接金属において、溶接金属中の B 量と N 量の比率(B/N)が溶接金属のシャルピー吸収エネルギーに及ぼす影響を示す。本実験で得られた溶接金属は、B 量=27～65 ppm, N 量=40～91 ppm,

B/N=0.48~1.18の範囲となった。また、Fig.4-14にFig.4-13中に(a), (b), (c)で示した3種類の溶接金属のマイクロ組織を示す。Fig.4-14の3種類の溶接金属の旧 γ 粒内の組織は、いずれもアシキラーフェライトとなっているが、シャルピー吸収エネルギーはB/N=0.5~0.8の範囲で $vE_0 \geq 100$ Jと高く、B/Nが低い場合および高い場合はともに靱性が低下した。B/N<0.5での靱性低下は、Fig.4-14(a)のマイクロ組織から明らかのように、旧 γ 粒界に粗大な粒界フェライトが生成したためである。これは、溶接金属中のBがBNとなり、旧 γ 粒界におけるフェライトの生成を抑制するために必要な固溶Bが不足したことが要因と考えられる。

Table 4-6に、B量が異なる3種の溶接金属の析出Bおよび析出N分析結果を示す。Table 4-6では、電解抽出によって得られた残さ全体のB分析値を析出(Insoluble)B量、BNのみを抽出した残さのBおよびN量をそれぞれBN状B量(B as BN)およびBN状N量(N as BN)として示した。Table 4-6の(a)では、総B量と析出B量およびBN状B量がほぼ等しく、溶接金属中のBがすべてBNとして析出し、Nは一部がBN以外の形態で存在していることが示された。(b)では、B、Nとも総添加量と析出量およびBN状態となっている量が等しく、溶接金属中のBとNがすべてBNとして析出していることが示された。また、(c)では、総N量とBN状N量が等しく、溶接金属中のNがすべてBNとして析出し、Bは一部が固溶状態で存在していることが示された。BとNのモル比が1:1となるB/Nは0.78であるので、Table 4-6の分析結果は、本実験で得られたエレクトロスラグ溶接金属においては、溶接金属中のBとNはほぼ全てBNとして析出し、

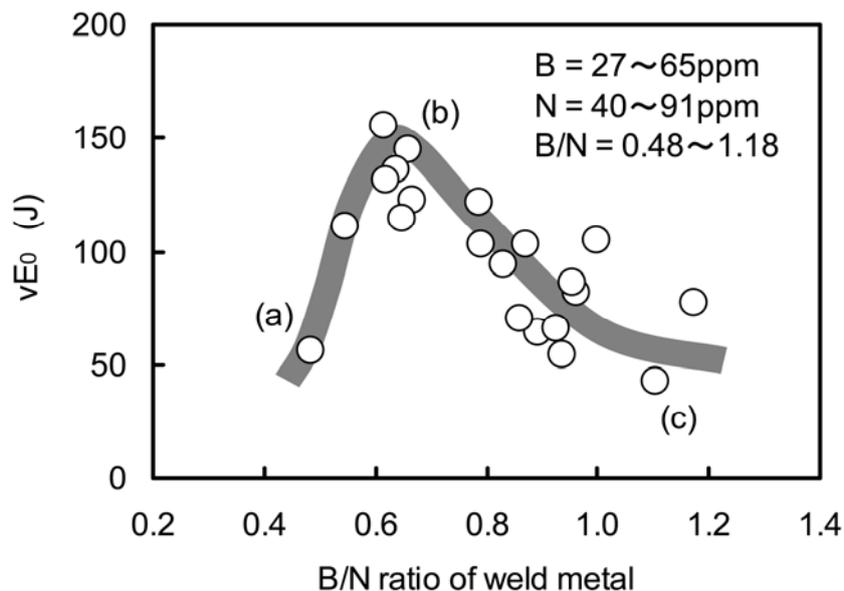
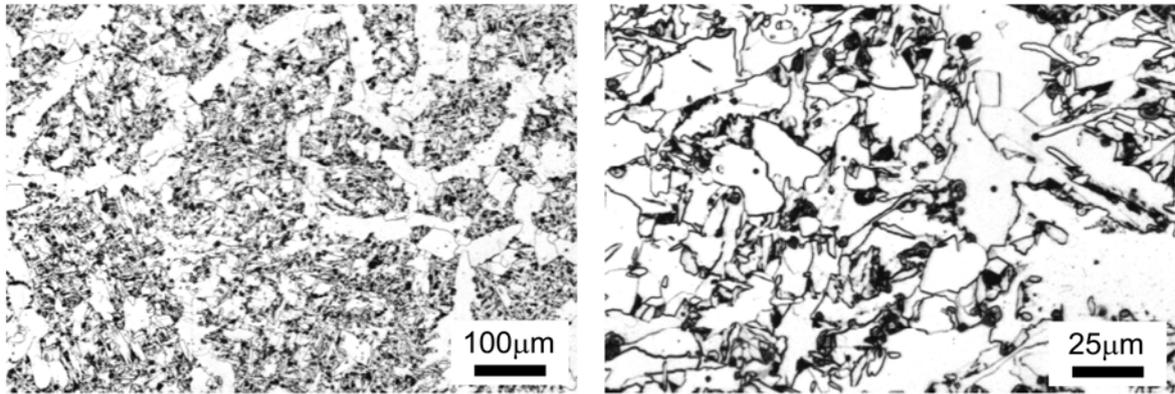
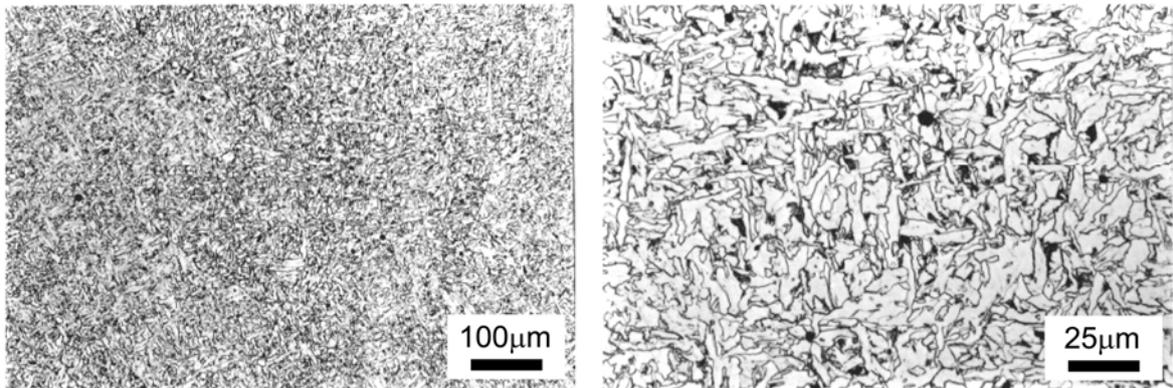


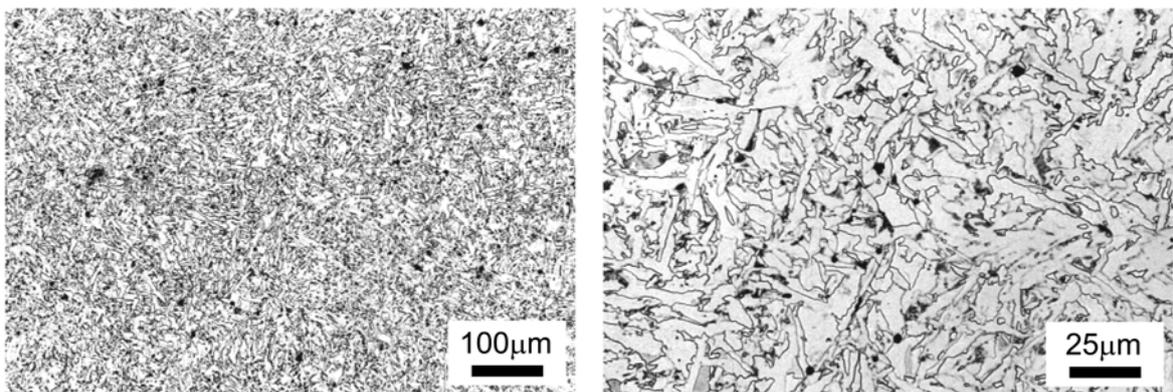
Fig. 4-13 Effect of B/N ratio on toughness of weld metals.



(a) $B/N = 0.48$, $vE_0 = 56 \text{ J}$, $HV = 180$



(b) $B/N = 0.67$, $vE_0 = 123 \text{ J}$, $HV = 209$



(c) $B/N = 1.10$, $vE_0 = 43 \text{ J}$, $HV = 215$

Fig. 4-14 Effect of B/N ratio on microstructure of weld metals.

Table 4-6 Insoluble boron and nitrogen analysis of weld metals.

	Total B (mass%)	Total N (mass%)	B/N	Insoluble B (mass%)	B as BN (mass%)	N as BN (mass%)
(a)	0.0036	0.0054	0.67	0.0037	0.0036	0.0046
(b)	0.0045	0.0056	0.80	0.0045	0.0044	0.0056
(c)	0.0051	0.0056	0.91	0.0044	0.0044	0.0056

化学量論的に過剰となった B または N が固溶状態で存在するということを意味する。

サブマージアーク溶接およびガスメタルアーク溶接では、溶接金属中の Ti, B は固溶状態以外に酸化物および窒化物の両方の形態で存在するとされている^{48), 52)}。また、第3章では、レーザ溶接金属において、酸素量が高い場合には B の酸化によって固溶 B が減少する機構を説明した。しかしながら、本実験のエレクトロスラグ溶接では、溶接金属中には B 酸化物は存在せず、また B が十分添加された状態では Ti 窒化物も存在せず、サブマージアーク溶接やガスメタルアーク溶接、さらにレーザ溶接とは異なる析出挙動を示した。この析出挙動の相違は、エレクトロスラグ溶接金属の凝固・冷却速度が極めて低いことによるものと考えられる。すなわち、本実験のエレクトロスラグ溶接は、立向きで溶接入熱が大きく溶接速度が 0.20~0.24 mm/s と非常に低いため、熔融金属中での酸化反応がより平衡状態近くまで進行し、また溶接ワイヤから添加した Ti, B などの脱酸元素が酸化物として熔融金属中で浮上し、スラグとして排出されやすくなると思われる。Table 4-7 に、溶接開始部から採取したスラグと、溶接長 600 mm の溶接が終了した場所から採取したスラグを分析した結果を示す。この分析結果から、長さ 600 mm の溶接を行った後のスラグでは、TiO₂ および B₂O₃ が増加し、溶接の進行によって溶接ワイヤから添加した Ti および B がスラグ中に酸化物として排出されたことがわかる。また、Ti と B では Ti の酸化力の方が強いいため、Ti が B よりも酸化物を形成しやすく、スラグとの平衡関係によって溶接金属中に溶解し得る濃度が低くなると考えられる。実際に、Table 4-2 に示したワイヤ中の Ti 量は 0.2 mass% 程度であるのに対して、Table 4-5 に示す溶接金属組成では Ti 量は 0.02mass% 未満となり、溶接金属中への Ti の歩留りは B に比べて低い。なお、溶接金属中に Ti 系酸化物は確認されたが、B 酸化物が存在しない(析出分析で BN 以外の B 析出物が検出されない)のは、Ti 系酸化物が高融点で

Table 4-7 Slag analysis at start and finish positions of welding.

Position	SiO ₂	MnO	TiO ₂	Al ₂ O ₃	CaO	MgO	B ₂ O ₃
Start of welding	33.3	22.4	4.6	6.2	7.9	11.4	0.13
After 600mm welding	25.9	21.4	15.9	9.1	7.4	10.4	0.51

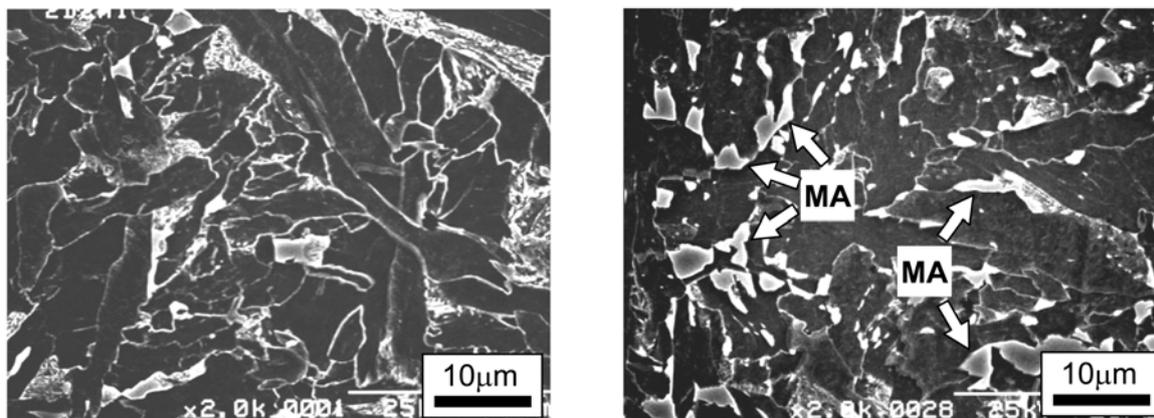
溶融金属中に酸化物として存在し、対流によって溶融金属中に分散されるのに対して、B 酸化物は低融点(例えば B_2O_3 の融点は $480\text{ }^\circ\text{C}$)で溶融金属中では液相となり、浮上してスラグとなりやすいためと考えられる。さらに、溶接金属凝固後の析出挙動については、サブマージアーク溶接などでは、凝固中のデンドライト間に Ti, B, N などの元素が偏析し、凝固後の急冷過程で非平衡的に窒化物が析出される機構が報告されている⁴⁸⁾が、本実験の大入熱エレクトロスラグ溶接では、凝固・冷却速度がサブマージアーク溶接などに比べて非常に小さいため、平衡に近い状態で析出が起り、鋼中の拡散速度が大きいBが優先的にNと反応してBNとして析出すると推定される。以上のことから、本実験のエレクトロスラグ溶接金属中でのBの挙動は、Nとの反応によるBN析出のみを考慮すれば良いと判断される。

Table 4-6 に示した溶接金属の析出Bの分析結果では、Bが化学量論的に過剰となる $B/N > 0.78$ でなければ固溶Bが存在しないことになるが、Fig.4-13では、 $B/N > 0.5$ の領域で溶接金属靱性が向上する。すなわち、計算上はNに対してBが不足している $0.5 < B/N < 0.78$ の範囲でも、固溶Bによる粒界フェライト抑制効果が得られたという結果になった。この矛盾に対して、溶接中のBおよびNの析出挙動として以下の機構が考えられる。鋼中(γ)でのB-Nの平衡定数Kは以下の(4-1)式で表され、

$$\log K = \log [\%B] [\%N] = -13568/T + 4.63 \quad (T:\text{温度(K)}) \quad \dots\dots\dots (4-1)^{74)}$$

例えば $B=0.0040\text{ mass\%}$, $N=0.0050\text{ mass\%}$ の場合、BN完全固溶温度は 1454 K となる。つまり、溶接後の冷却過程において、BNの析出は 1400 K 以上の高温で始まり、温度の低下とともにBNの析出量が増加し、一方BとNの固溶量は減少する。平衡状態では、固溶B量は(4-1)式にしたがって変化するが、溶接熱履歴のようにある程度冷却速度が高い場合は、平衡状態と比べてBNの析出量は少なく、それに対応して固溶B量が多くなる。したがって、化学量論的にB量がN量より低い場合でも、粒界フェライトの変態が始まる温度付近まで固溶Bは存在し得ると考えられる。よって、 $B/N < 0.78$ の溶接金属においても、粒界フェライト変態開始温度において旧 γ 粒界に数ppm程度の固溶Bが存在し、粒界フェライト抑制に有効に働いたと推定した。

一方、 $B/N=1.10$ の溶接金属では、 $B/N=0.67$ の溶接金属とマイクロ組織および硬さの差異がほとんどない(Fig.4-14 (b)と(c)の比較)にも関わらず靱性が低下する。Fig.4-14のマイクロ組織を詳細に観察すると、アシキュラーフェライト粒の間にフェライト以外の組織が観察され、Fig.4-14 (b)と(c)の比較において、この組織のエッチング状態がわずかに変化している様子が見られる。このアシキュラーフェライト粒間の組織の差は、固溶Bの増加によるものと考えられ、固溶Bが靱性低下要因として作用する機構としてこの組織の差に注目した。Fig.4-15に、 $B/N=0.67, 1.10$ の溶接金属の二段エッチング組織のSEM像を示す。Fig.4-15 (a)と(b)の比較では、 B/N 比が高い(b)のアシキュラーフェライト粒間に硬質の島状マルテンサイト(MA : Martensite - Austenite



(a) B/N = 0.67, vE₀ = 123 J
 ((b) in Fig. 4-13 and 4-14)

(b) B/N = 1.10, vE₀ = 43 J
 ((b) in Fig. 4-13 and 4-14)

Fig. 4-15 Observation of martensite-austenite constituent (MA) in weld metals by SEM.

Table 4-8 Comparison of martensite-austenite constituent (MA) amount between weld metals with low B/N and high B/N ratio.

	Total B (mass%)	Total N (mass%)	B/N	Soluble B (mass%)	vE ₀ (J)	Area fraction of MA (%)
(a)	0.0036	0.0054	0.67	0.0000	123	2.4
(b)	0.0053	0.0048	1.10	0.0016	43	6.2

constituent)が多く観察される。そこで、この MA 量の差を画像解析によって求めた結果を Table 4-8 に示す。固溶 B 量の増加によって MA 量が増加しており、B/N > 0.8 の領域での靱性低下は硬質の MA が増加したことによるものであると考えられる。すなわち、アシキュラーフェライト粒間のマイクロ組織が、固溶 B が無い場合はパーライトになるのに対し、固溶 B が過剰に存在する場合は B がアシキュラーフェライト粒の界面に偏析することでパーライト変態を抑制し、より低温で変態する MA の生成を助長する。この MA の増加によって B/N が高い溶接金属で靱性が低下すると推定された。

以上の結果から、大入熱エレクトロスラグ溶接金属において、旧 γ 粒界での粗大フェライト生成を抑制し、かつ島状マルテンサイトの生成による靱性低下を避けるための適正 B 添加範囲は、溶接金属の B/N 比を指標として、溶接金属中 B 量が 0.0027~0.0065 mass% の範囲において、 $0.5 \leq B/N \leq 0.8$ であるという結論が得られた。

4. 4. 結論

大入熱エレクトロスラグ溶接(非消耗ノズル式エレクトロスラグ溶接)における溶接金属の高靱性化を目的とし、Ti-B 添加溶接ワイヤと塩基度調整フラックスによる溶接金属のアシキュラーフェライト組織化について検討を行った結果、以下のことが明らかになった。

- 1) 溶接入熱 85 kJ/mm の大入熱エレクトロスラグ溶接において、溶接金属の冷却速度は極めて遅く、溶接金属に挿入した熱電対による実測値から、1073 K から 773 K までの冷却時間は 610 ~ 740 s (冷却速度は 0.41 ~ 0.49 s/K) となることが明らかになった。
- 2) 大入熱エレクトロスラグ溶接において、低塩基度のフラックスを使用することで溶接金属の酸素量を調整でき、アシキュラーフェライト生成に好適とされる 0.025 mass% 程度の酸素量の溶接金属が得られた。
- 3) Ti, B を添加したワイヤと低塩基度のフラックスの組合せにより、エレクトロスラグ溶接金属中に Ti を含有する酸化物系介在物を多数分散させ、旧 γ 粒界での粒界フェライト変態を抑制することが可能であり、介在物を核として生成するアシキュラーフェライト組織主体の溶接金属を得ることができた。
- 4) 大入熱エレクトロスラグ溶接において、溶接ワイヤから溶接金属中に添加した B は BN または固溶 B の状態で存在し、旧 γ 粒界での粒界フェライト生成を抑制するために必要な B 添加量は、0.0027 ~ 0.0065 mass% の範囲でかつ溶接金属中の含有量比 B/N を指標として $B/N > 0.5$ であることが示された。
- 5) アシキュラーフェライト組織とした大入熱エレクトロスラグ溶接金属は、B 添加量 $0.5 \leq B/N \leq 0.8$ の範囲において高靱性となり、溶接入熱 100 kJ/mm の超大入熱条件においても $vE_0 \geq 100$ J となる高靱性の溶接金属が得られた。
- 6) 大入熱エレクトロスラグ溶接金属において、 $B/N > 0.8$ となる過剰の B を添加すると、アシキュラーフェライト粒間に島状マルテンサイト(MA)が生成され、溶接金属靱性が低下した。

第5章 エレクトロスラグ溶接金属高靱性化技術の実施工適用

5. 1. 緒言

5. 1. 1. 高靱性エレクトロスラグ溶接金属の実施工適用に対する課題

第4章では、大入熱エレクトロスラグ溶接において、高 Ti-B 含有ワイヤと低塩基度フラックスとを組合せて使用し、溶接金属中の酸素量を制御するとともに B/N 比を適正範囲に調整することによって優れた靱性を有する溶接金属が得られるという結論を得た。実際の高層ビルディング用厚肉四面ボックスにおけるダイアフラムのエレクトロスラグ溶接では、溶接金属の靱性のみならず溶接熱影響部(HAZ)の靱性も重要であり、また 600~800 mm にわたる長い溶接長全体での靱性の安定性を保証する必要がある。

大入熱溶接における HAZ 靱性については、特に溶接金属の溶融線近傍いわゆるボンド部の靱性低下が深刻な問題であり、ボンド部の靱性低下抑制のために鋼材中に窒化物、酸化物などの微細粒子を分散させる手法が用いられる^{75), 76)}。これらの窒化物や酸化物は、溶接時に γ 粒の成長を抑制するピン止め効果を有し、ボンド部組織の粗大化を防止し靱性を改善する。著者らは、造船などの厚肉鋼板の立向き溶接に適用される大入熱エレクトロガスアーク溶接において、微細粒子の γ 粒成長ピン止め効果の利用に加え、溶接金属から拡散する B を利用したボンド部靱性の向上技術を開発した⁷⁷⁾。第4章で検討したエレクトロスラグ溶接は、エレクトロガスアーク溶接と同等以上の入熱の溶接であり、溶接金属の靱性向上のために B を添加するという共通点がある。したがって、エレクトロスラグ溶接においても、溶接金属からの B 拡散を利用したボンド部の靱性向上が可能であると考えられる。そこで本章では、第4章で高靱性の溶接金属が得られた溶接継手において、ボンド部の靱性評価を行い、エレクトロスラグ溶接においてもエレクトロガスアーク溶接と同様、溶接金属からの B 拡散による靱性向上機構が有効であるかどうかを検証することとした。

また、エレクトロスラグ溶接における溶接長全体の溶接金属靱性の安定性については、溶接長 600 mm の継手の種々の位置から試験片を採取し、溶接金属靱性の変化を調査することによって、溶接長全体で高靱性の溶接金属が得られる手法について検討した。特に第4章で、溶接中のスラグメタル反応の影響により溶接金属中への歩留まりが低いと言及した B について、溶接金属中の含有量の安定性を検証し、溶接金属中の B/N 比を常に適正範囲に制御するための実用上の手法を検討することとした。

5. 1. 2. 大入熱溶接における溶接金属からの B 拡散を利用したボンド部靱性向上

本項では、著者らが大入熱エレクトログラスアーク溶接において検討した、高 B 含有溶接金属からの B 拡散を利用したボンド部靱性向上技術について説明する。この技術は、ボンド部の γ 粒粗大化を抑制するピン止めサイトとして内部に TiN を分散させた鋼材⁷⁸⁾⁻⁸⁰⁾と高 B 含有溶接金属との組合せによって実現可能となるものである。

Fig.5-1 に示したエレクトログラスアーク溶接方法によって、Fig.5-2 に示した板厚 65 mm の TiN 添加鋼板(B 無添加)の V 開先突合せ継手を作製(溶接入熱 60 kJ/mm)し、溶融線周辺ボンド部の B 分布状態および靱性を調査した。これらの結果から、溶接金属からの B 拡散現象を解析し、B 拡散によるボンド部の B 濃度増加が靱性に及ぼす効果を検証した。

溶融線周辺の B 分布状態は、二次イオン質量分析装置(SIMS)による B 分布測定および放射線照射による α 線トラックエッチング観察により解析した。SIMS による B 分析は、Fig.5-3 に示すように、溶融線近傍の溶接金属から HAZ の領域において 200 μm 間隔で行い、各場所で 100 μm 角の領域をイオンビームによりスキャンした際の Fe に対する B の二次イオン検出強度比を積算して B 濃度を評価した。得られた分析結果を Fig.5-4 に示す。HAZ 部の B 濃度が溶融線から離れるにしたがって低下する、すなわち B を含まない鋼板の HAZ に B を含む溶接金属から B が拡散している様子が示された。B 濃度は溶融線から約 500 μm の位置で溶接金属の濃度の 1/10 程度となった。また、B 含有量 33 ppm と 10 ppm の溶接金属では、HAZ に拡散する B 濃度は B 含有量 33 ppm の溶接金属の方が高く、溶接金属の B 含有量が高いほど拡散する B 量が多いことがうかがえた。よって、30 ppm 以上の B を含有する溶接金属では、溶融線から 500 μm 程度離

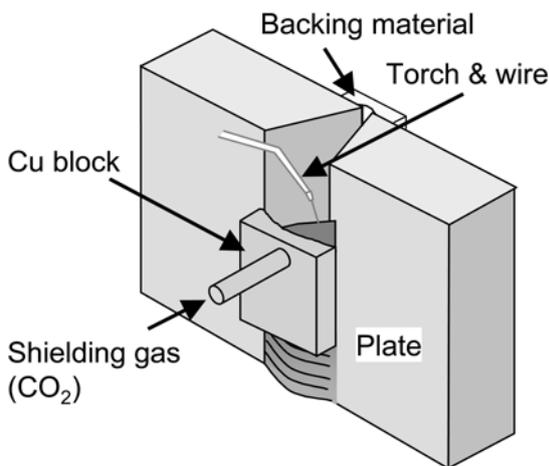


Fig. 5-1 Schematic illustration of electro gas arc welding (EGW).

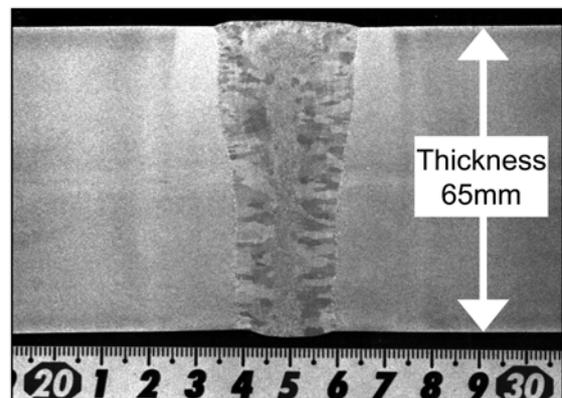


Fig. 5-2 Cross section of the EGW weld of steel plates 65mm thick produced at a weld heat input of 60 kJ/mm.

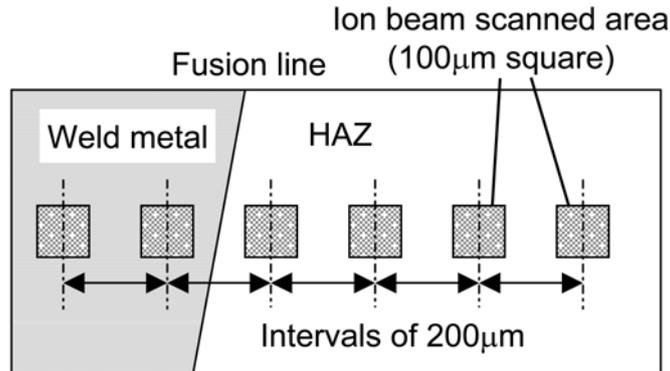


Fig. 5-3 Analysis method for boron distribution around fusion line using SIMS.

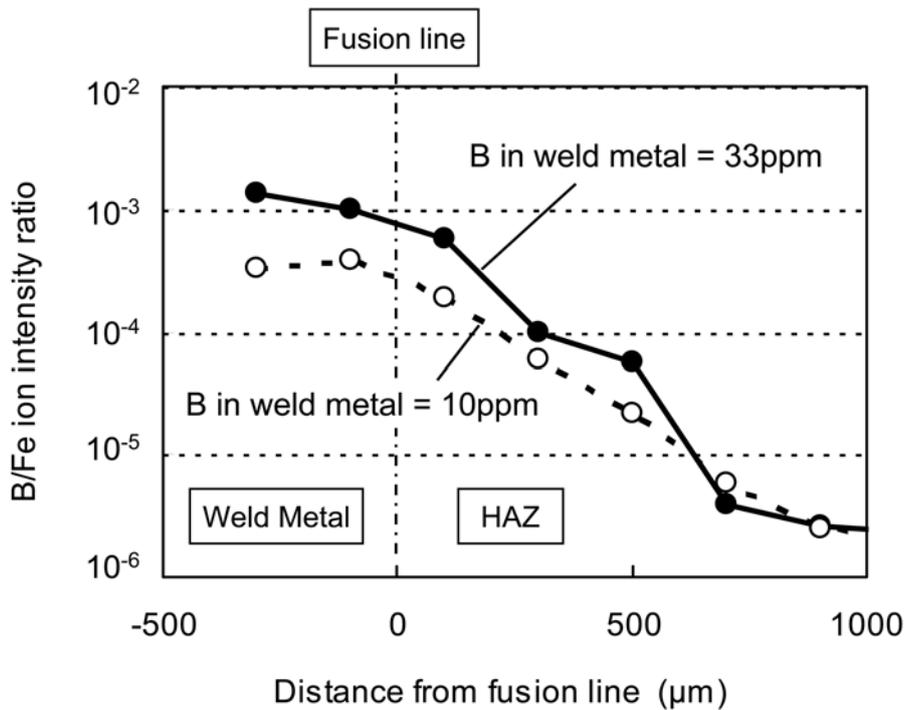


Fig. 5-4 Boron distribution around fusion line analyzed by SIMS.

れた HAZ に数 ppm 程度の B が拡散し得ることが推察された。さらに、Fig.5-5 に示した α 線トラックエッチング像では、溶融線から 400~500 μm の範囲で粒状に B が存在している状態が観察された。この粒状の B は B が析出物として BN の形態となったものであると推定され、溶接時の熱影響によって TiN が固溶して生じた N と溶接金属から拡散した B が結合したものであり、溶接熱サイクルの冷却途中に形成されたものであると考えられる。したがって、溶融線近傍 500

μm 以内の HAZ には冷却途中に溶接金属から拡散した固溶 B が存在し、固溶 B の旧 γ 粒界への偏析によって粒界フェライト、フェライトサイドプレートなどの低靱性の組織の生成が抑制される⁸¹⁾可能性が示された。

Fig.5-6 に溶接金属中 B 量が 11 ppm, 40 ppm である2種の溶接部の組織を示す。この組織の比較では、ボンド部粗粒域の旧 γ 粒界において、低 B の溶接金属(Fig.5-6 (a))では粗大な粒界フェライトが観察されるのに対し、高 B の溶接金属(Fig.5-6 (b))では粒界フェライト生成が抑制され、溶接金属からの B の拡散がボンド部組織の微細化に寄与している状態が示唆された。次に、B 量が異なる2種の溶接金属を有する溶接部において、Fig.5-7 に示

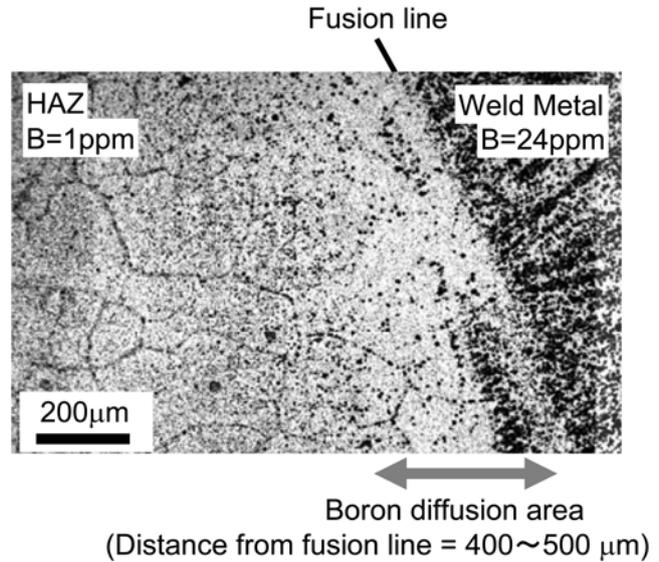
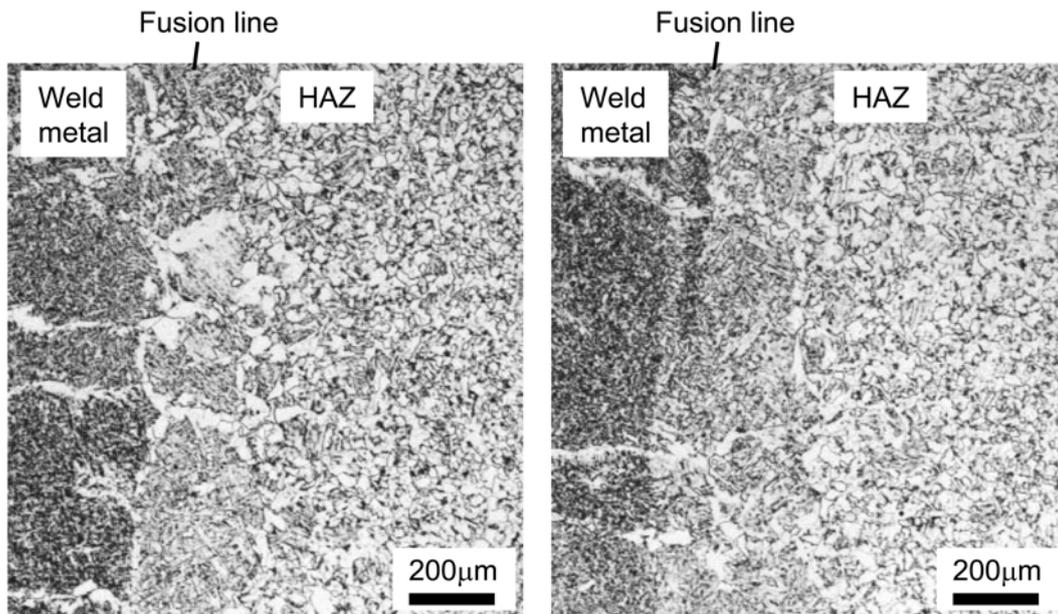


Fig. 5-5 Observation of boron distribution around fusion line by α-ray track etching method.



(a) B content of WM = 11 ppm

(b) B content of WM = 40 ppm

Fig. 5-6 Microstructures around fusion line of EGW welds.

した溶接金属中央および溶融線上にノッチを導入したシャルピー衝撃試験(試験温度 $-20\text{ }^{\circ}\text{C}$)を行った結果を Fig.5-8 に示す. シャルピー衝撃試験結果では, 2種の溶接金属の靱性に差はなかったが, ボンド部靱性は溶接金属中 B 量が高い方が安定して高い値となった. シャルピー衝撃試験で低エネルギー($vE_{20} \leq 50\text{ J}$)となった B 量が低い溶接金属のボンド部の破壊発生起点は, Fig.5-8 中の組織写真に示したように, 溶融線に隣接する HAZ の粗粒部であった. したが

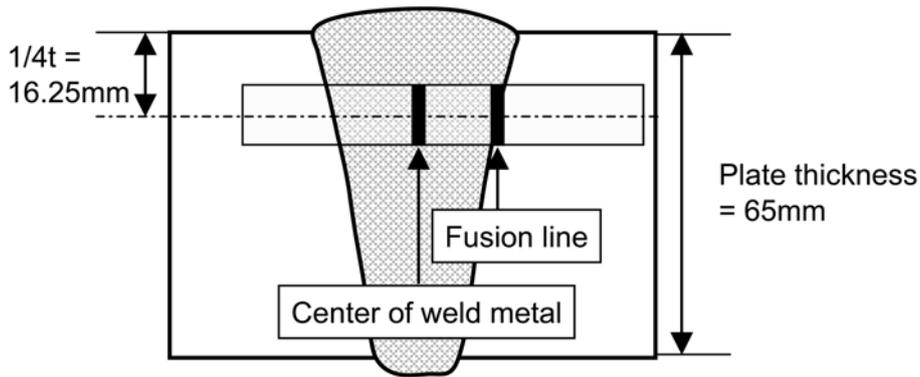


Fig. 5-7 Notch location of Charpy impact test of EGW welded joints.

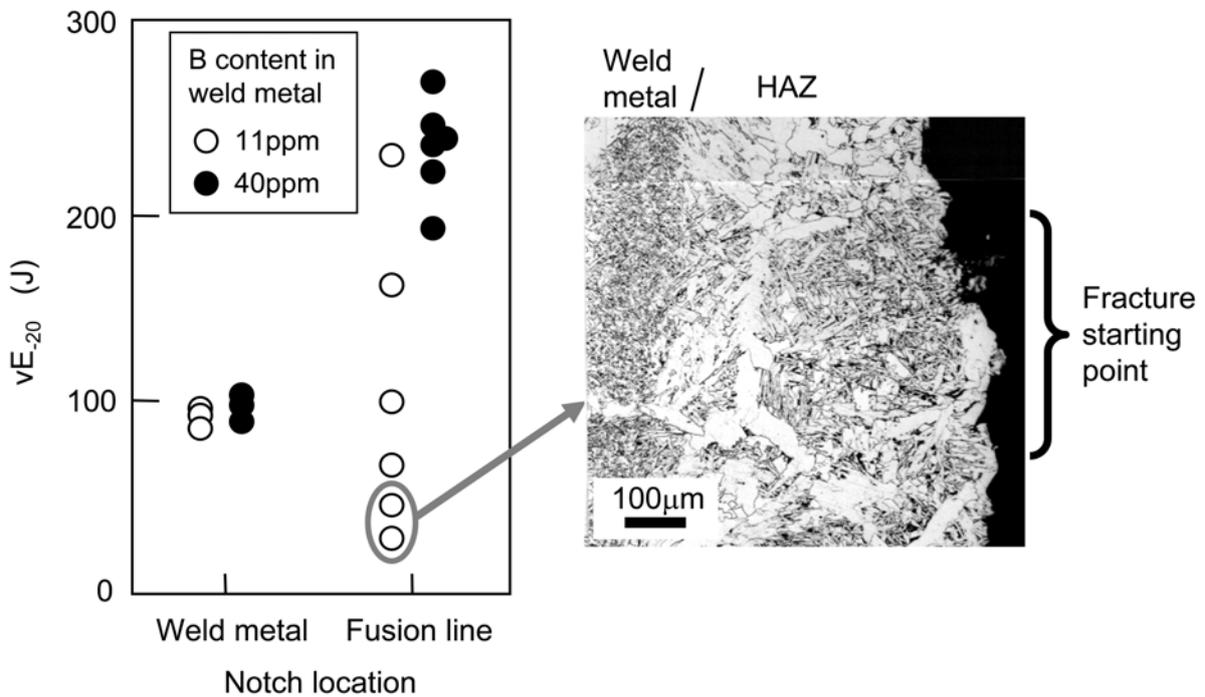


Fig. 5-8 Charpy impact test results of EGW joints.

って, Fig.5-8 の結果から, 高 B 含有量の溶接金属との組合せによってこの部位の靱性が向上されると推定された。

以上のように, 大入熱エレクトロガスアーク溶接において, 溶接金属から HAZ に B が拡散し, B 濃度の増加によってボンド部の組織が微細化され靱性が向上するという試験結果が得られた。以下にそのボンド部靱性向上について考察した機構を説明する。Fig.5-9 に高 B 含有溶接金属の溶融線近傍における析出物と B の挙動を模式的に示す。大入熱溶接部の溶融線近傍では, 1400 °C を超える高温に加熱された領域で鋼中に分散した TiN が固溶し, γ 粒が粗大化するとともに TiN 固溶にともなって固溶 N が増加する。この粗粒域では粗大化した γ 粒の粒界に粗大な粒界フェライトあるいはフェライトサイドプレート組織が発達し, また固溶 N の存在によって靱性低下が顕著となる。しかし, 溶接中の冷却・変態過程で溶接金属から HAZ に十分な量の B が拡散することによって, 「旧 γ 粒界での B 偏析による粗大粒界フェライトおよびフェライトサイドプレート生成抑制」と「BN 形成による固溶 N 低減および微細フェライト生成」の効果が得られ, HAZ 粗粒域の組織微細化および靱性向上が可能となる。すなわち, 高 B 含有溶接金属を TiN 添加鋼と組合せて溶接金属からの B 拡散を利用することにより, TiN 添加鋼のボンド部の靱性を向上

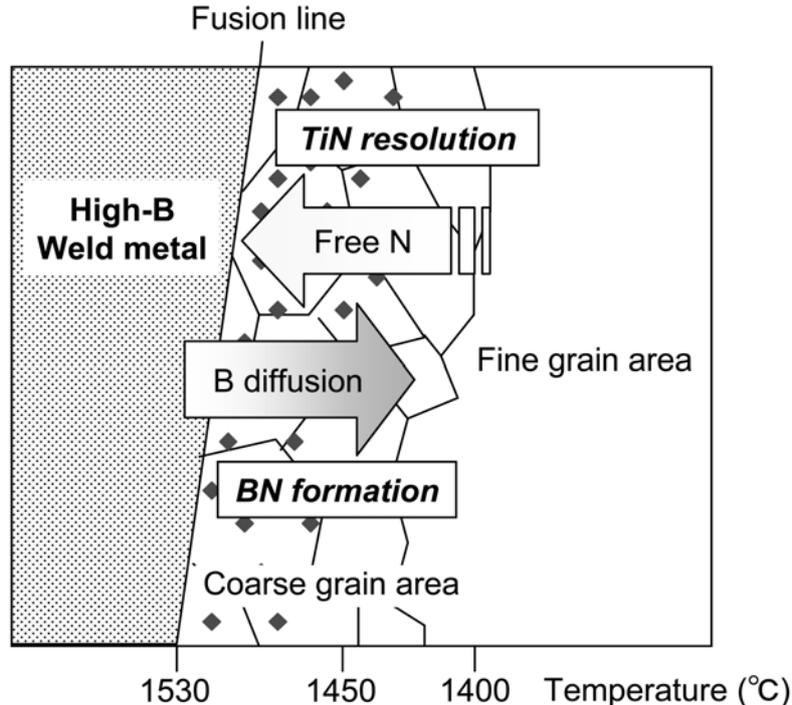


Fig. 5-9 Schematic illustration of TiN resolution and boron diffusion around fusion line of the high-boron containing weld metal.

させることが可能となる。溶接金属からの B 拡散を利用する利点は、TiN 固溶によってより多くの固溶 N が存在する溶融線近傍ほど拡散する B 量が多くなり、鋼中に過度の B 添加を行うことなく効果的にボンド部組織が制御できるという点にある。このような知見は、従来行われていた鋼板組成の適正化による HAZ 靱性向上技術とは異なるもので、溶接金属との組合せを利用することを提案した新たな HAZ 組織制御技術である。

5. 2. 供試材料および実験方法

5. 2. 1. 供試材料

エレクトロスラグ溶接における溶接金属靱性の安定性およびボンド部靱性の評価を行う継手は、第4章でアシキュラーフェライト組織化による高靱性化が達成できた溶接金属を有する継手とした。Table 5-1 にスキンプレートおよびダイアフラム相当として使用した鋼板の化学組成を示す。この鋼板は、大入熱溶接用として鋼中に TiN を分散させた板厚 60 mm の引張強さ 520 N/mm²級鋼板である。エレクトロスラグ溶接に使用した溶接材料は、Table 5-2 に示す2種の溶接ワイヤと Table 5-3 に示す低塩基度のフラックスであり、Table 5-2 のワイヤ WB と Table 5-3 のフラックスとの組合せは、第4章において溶接金属のアシキュラー組織化および高靱性化が確認された組合せである。Table 5-2 のワイヤ Conventional は、エレクトロスラグ溶接用として一般に

Table 5-1 Chemical composition of the steel plate. (mass%)

C	Si	Mn	P	S	Ni	Ti	N
0.08	0.19	1.53	0.008	0.002	0.18	0.01	0.005

Table 5-2 Chemical compositions of welding wires (mass%).
Both of them were solid wires with diameter 1.6mm.

Mark	C	Si	Mn	P	S	Al	Ni	Mo	Ti	B	N
WB	0.04	0.21	1.9	0.005	0.002	0.028	-	0.61	0.18	0.014	0.005
Conventional	0.05	0.29	1.4	0.006	0.003	0.003	0.87	0.44	0.03	-	0.002

Table 5-3 Chemical composition of the welding flux. (mass%)

Total Fe	SiO ₂	MnO	TiO ₂	Al ₂ O ₃	CaO	MgO	B ₂ O ₃	B _L *
1.6	39.2	22.4	4.2	6.6	8.7	12.6	0 - 1.3	-0.37

*B_L=6.05[CaO]-6.31[SiO₂]-4.97[TiO₂]-0.2[Al₂O₃]+4.8[MnO]+4[MgO]+3.4[Fe] ([]:mol%)

市販されているB無添加のワイヤで、ボンド部靱性の評価の際に溶接金属中のB量の影響を比較するために使用した。

5. 2. 2. 溶接方法および継手試験方法

試験用のエレクトロスラグ溶接継手は、Fig.5-10に示す形状で、溶接長は600 mmとした。スキンプレートおよびダイアフラムに相当する板厚60 mmの鋼板にはTable 5-1に示した大入熱溶接用鋼板を、当て板には32 mm×65 mmサイズの断面のJIS SN490B相当のフラットバーを使用した。溶接条件は、Table 5-4に示すとおりで、第4章と同じ条件とした。

溶接金属B量の変動を評価するため、ワイヤから添加するB量の歩留まりに着目し、溶接金属の希釈率を求めた。希釈率は、Fig.5-11に示すように、溶接部各位置での断面写真から全溶接金属断面積に占める鋼板溶融断面積(スキンプレート、ダイアフラム、当て板溶融断面積の和)を計算して求めた。溶接金属の靱性は、Fig.5-12に示す溶接金属中央部にノッチを導入した2 mm-V ノッチシャルピー衝撃試験片(JIS Z 2242の4号試験片)を加工し、試験温度0℃にて衝撃試験を行って評価した。溶接金属のB量およびB/N比と靱性の関係を正確に把握するため、Fig.5-12に示すように、シャルピー衝撃試験片と同じ断面から採取した試料を用いて溶接金属のB、N分析を行い、B量およびB/N比とシャルピー吸収エネルギーを対応させた。なお、これらの溶接金属の試験においては、試験位置による溶接金属の特性変化を把握するため、溶

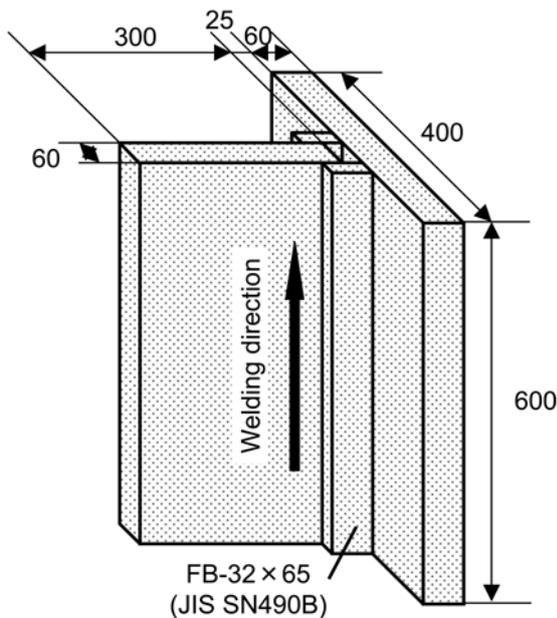


Table 5-4 Welding conditions.

Welding current	380 A
Welding voltage	53 V
Welding speed	0.20~0.23 mm/s
Heat input	90~100 kJ/mm
Wire oscillation width	28 mm

Fig. 5-10 Configuration of the welded joint.

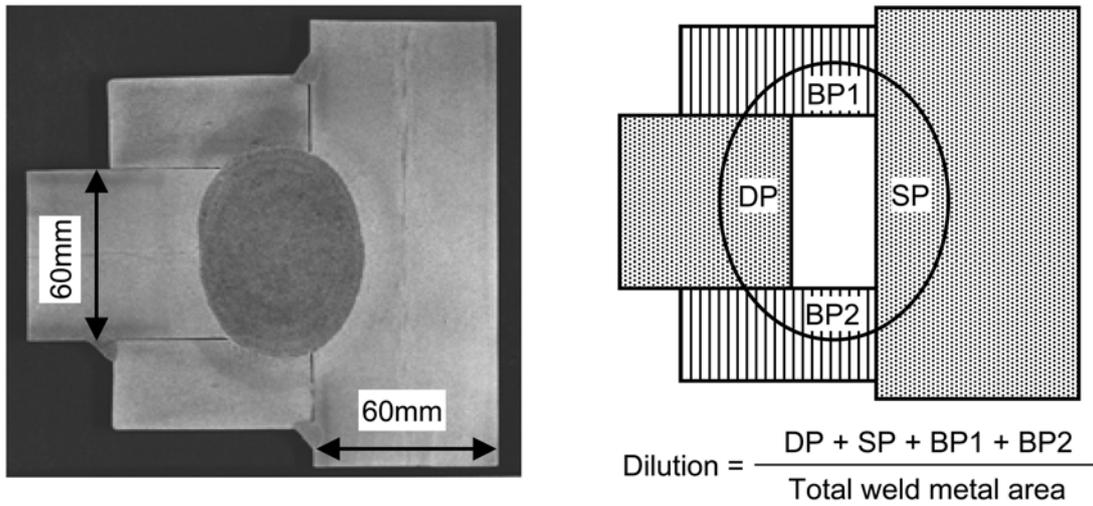


Fig. 5-11 Macrostructure of the welded joint and definition of dilution.

接開始位置からの距離を特定して試験片を採取するようにした。

エレクトロスラグ溶接部のボンド部靱性に及ぼす溶接金属からの B 拡散の影響については、Fig.5-13 に示すようにスキンプレート側溶融線上にノッチを導入したシャルピー衝撃試験片を加工し、試験温度 0 °C で衝撃試験を行うとともに、ナイトールエッチングにより現出したボンド部の組織を観察して評価した。

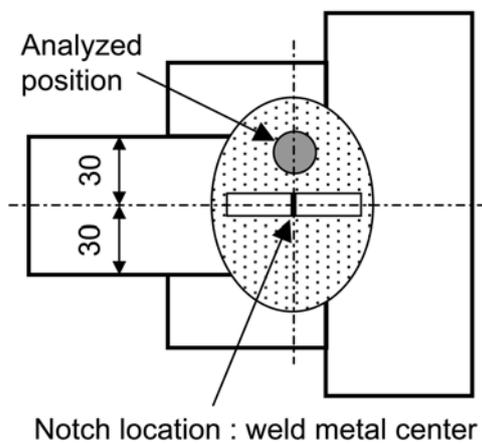


Fig. 5-12 Charpy impact test specimen and analyzed position of the weld metal.

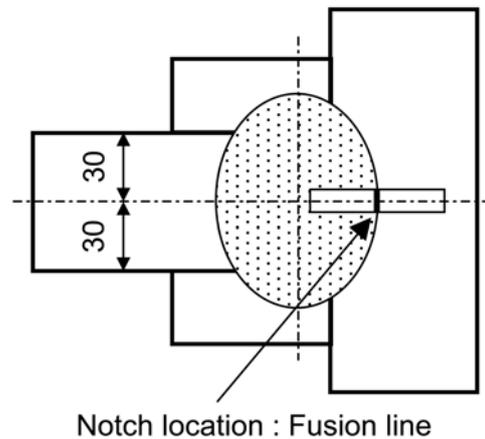


Fig. 5-13 Charpy impact test specimen of fusion line.

5. 3. 実験結果および考察

5. 3. 1. エレクトロスラグ溶接金属における B 添加量および靱性の安定化

Fig.5-14 に、Table 5-2 に示した溶接ワイヤ WB と Table 5-3 に示した溶接フラックスを使用し、作製した継手において、異なる位置から採取したシャルピー衝撃試験片によって溶接金属靱性を試験した結果を示す。溶接金属のシャルピー吸収エネルギーは、溶接開始位置から離れるにしたがって低下する傾向があり、溶接開始から 150 mm の位置においては $vE_0=130$ J 程度であったが、溶接開始から 300 mm 以降では $vE_0=60$ J 程度まで低下した。この継手では、溶接金属の B 量, N 量, B/N 比はそれぞれ、溶接開始から 100 mm 位置で B=37 ppm, N=57 ppm, B/N=0.65, 溶接開始から 500 mm 位置で B=51 ppm, N=55 ppm, B/N=0.93 となっており、溶接後半で溶接金属中の B 量が増加し第4章で結論として得られた適正範囲 ($0.5 \leq B/N \leq 0.8$) を外れたために溶接金属靱性が低下したと考えられる。

靱性低下の原因となったと考えられる溶接金属 B 量の変化をより詳細に検討するため、Fig.5-14 で溶接金属のシャルピー衝撃試験を行ったのと同じ継手において、溶接金属各位置の B 分析および析出 B 分析 (10 %アセチルアセトソー 1 %テトラメチルアンモニウムクロライドドーメタノール電解液による抽出残さ分析による) を行った結果を Fig.5-15 に示す。この結果から、溶接開始から溶接が進行するにしたがって溶接金属中の B 量が増加し、溶接開始から 300 mm 以

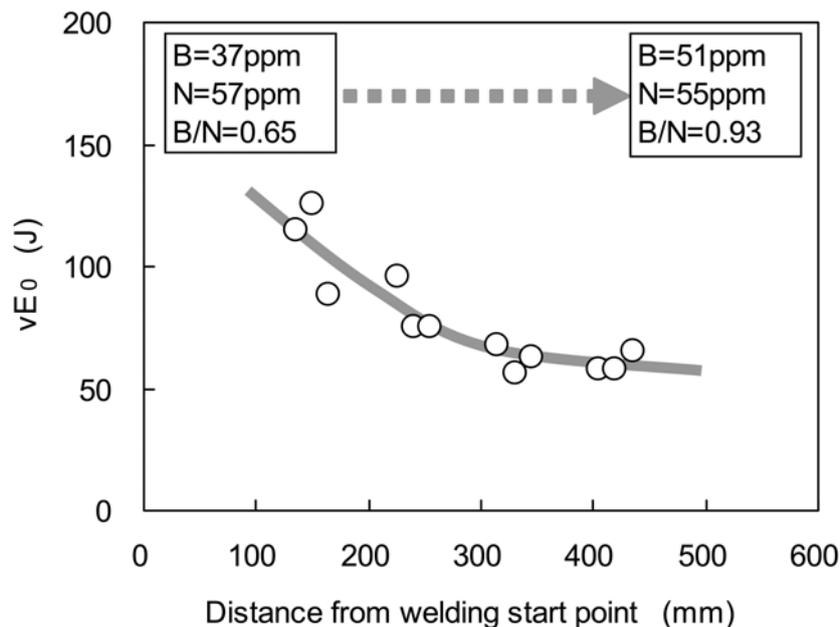


Fig. 5-14 Change of Charpy absorbed energy of the weld metal.

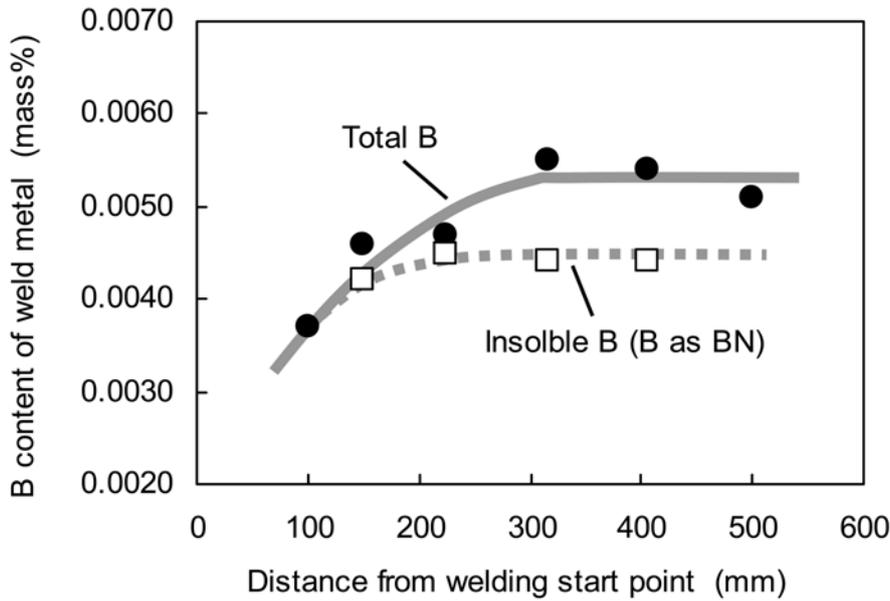


Fig. 5-15 Change of B content of the weld metal.

降ではほぼ一定(0.0050~0.0055 mass%)となることがわかる。析出 B 量は、溶接開始から 200 mm 以内では総 B 量との差が小さく、200 mm 以降約 0.0043 mass% で一定となり、溶接開始から 300 mm 以降では総 B 量より 0.0010 mass% 程度低い量となる。この総 B 量と析出 B 量の差 0.0010 mass% が固溶 B 量であり、溶接開始から 300 mm 以降の溶接金属靱性の低下は、4. 3. 3項で述べた固溶 B 量の増加による MA 生成に起因するものと推定される。

Table 5-5 に、Fig.5-14 および Fig.5-15 の試験を行った継手を溶接した際に、溶接開始部から採取したスラグと 600 mm 長さの溶接を行った後の溶接終了部から採取したスラグを分析した結果を示す。両者の分析結果を比較すると、溶接ワイヤから添加した Ti および B の一部がスラグ中に分配され、スラグ中の TiO_2 および B_2O_3 濃度が増加したことがわかる。このことから、溶接金属中の B 量が溶接後半に増加した理由として、Fig.5-16 に示した溶接中のスラグ金属反応による B の歩留まり変化が考えられる。溶接開始すぐの状態では、 B_2O_3 を含まないフラックスが溶融して形成されるスラグ中の B_2O_3 濃度が非常に低いため、ワイヤから添加される B が溶融金属中

Table 5-5 Slag analysis at start and finish positions of welding.

Position	SiO_2	MnO	TiO_2	Al_2O_3	CaO	MgO	B_2O_3
Start of welding	33.3	22.4	4.6	6.2	7.9	11.4	0.13
After 600mm welding	25.9	21.4	15.9	9.1	7.4	10.4	0.51

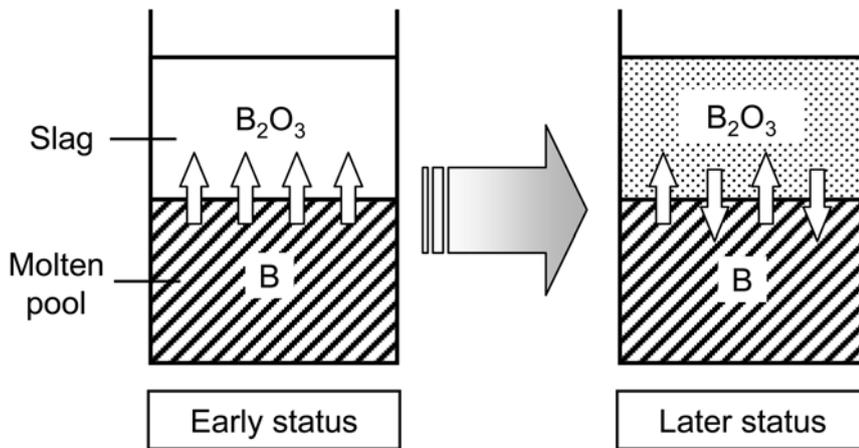


Fig. 5-16 Schematic illustration of B oxidation behavior at the interface between the slag and the molten pool.

で酸化してスラグ中に排出される反応が優先的に起こり、溶接金属中の B の歩留まりが低い状態となる。しかし、溶接が進行してスラグ中の B₂O₃ 濃度が増加するとともに、スラグ中の B₂O₃ と平衡する溶融金属中の B 濃度が増加するため、溶接後半ではワイヤから添加する B の溶接金属中での歩留まりが大きくなる。この B 量の増加が、溶接金属中 N 量とのバランスを変化させ、B/N 比が適正範囲から外れるために溶接後半に溶接金属靱性が低下するという傾向が生じると推定される。

溶接金属の靱性安定化には、溶接金属中の B 量の変化を抑制することが必要であり、Fig.5-16 に示したスラグメタル反応を溶接初期の段階から溶接後半と同じ状態にすることが有効であると考えられる。そこで、フラックスに B₂O₃ を添加し、溶接初期のスラグの B₂O₃ 濃度を変化させ、溶接金属中 B 量の安定性を調査した。Fig.5-17 に、フラックスに添加した B₂O₃ 量と溶接開始から 100 mm と 500 mm の位置における溶接金属の B 量の関係を示す。さらに、溶接金属中の B 量がワイヤから添加される B の歩留まりによって決定されることを明確に把握するため、各分析位置の溶接部断面観察を行い、Fig.5-11 に示した希釈率を求め、希釈率によって計算される溶接金属 B 量に対する実際の溶接金属中 B 量分析値の割合を B の歩留まりとして求めた。結果を Fig.5-18 に示す。Fig.5-18 では、フラックスへの B₂O₃ 添加によって溶接金属中の B の歩留まりが上昇することが明らかとなっており、0.7 mass%以上の B₂O₃ をフラックスに添加することにより、ワイヤから添加した B が希釈率どおり 100 %溶接金属中に歩留まり、さらに溶接開始から 100 mm と 500mm の B の歩留まりの差がなくなる、すなわち溶接位置による B 添加の歩留まり差がなくなるという結果が得られた。

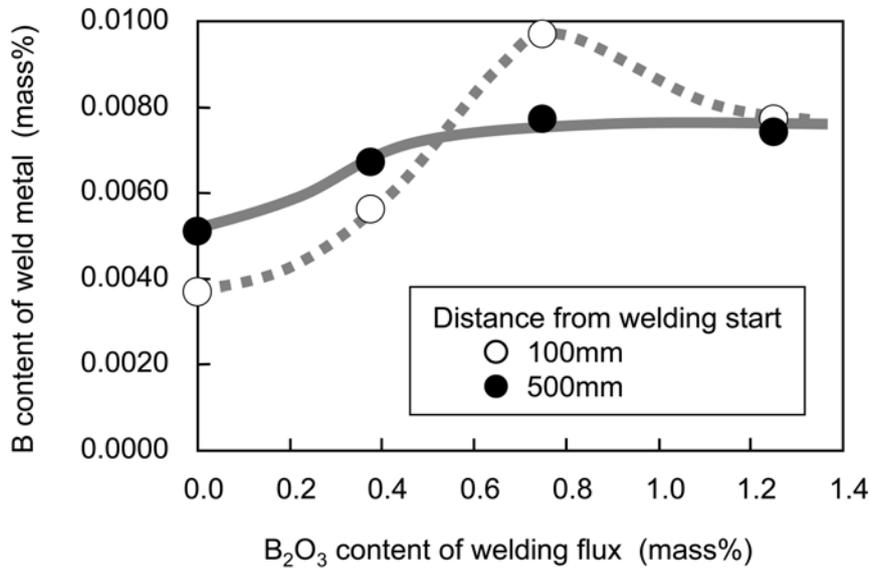


Fig. 5-17 Effect of B₂O₃ addition to the welding flux on B content of weld metals.

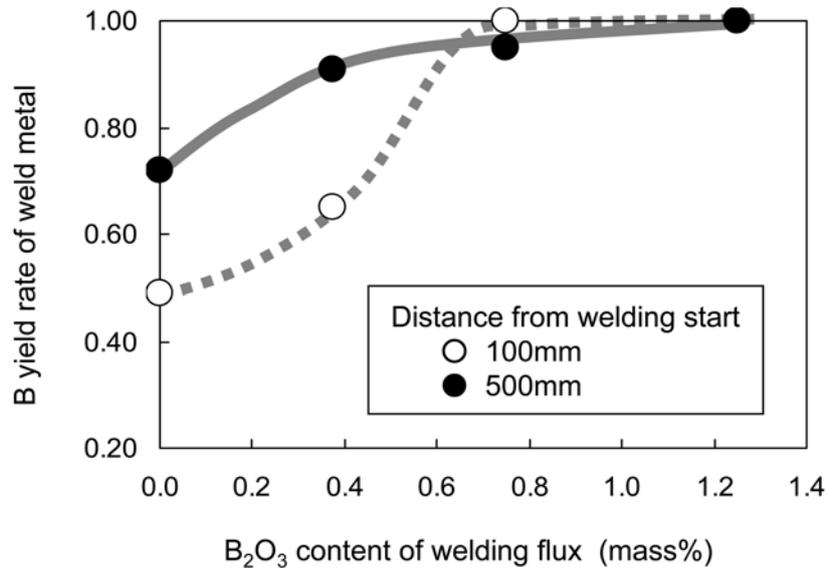


Fig. 5-18 Effect of B₂O₃ addition to the welding flux on B yield rate of weld metals.

以上のことから、高B添加ワイヤを使用してエレクトロスラグ溶接を行う場合、溶接金属のB量および靱性を安定化させるにはB₂O₃を添加したフラックスを使用することが有効であることが示唆された。この知見を活用し、Table 5-2に示したワイヤWBとTable 5-3に示したフラックスに1.3 mass%のB₂O₃添加したフラックスを使用して作製した継手において、Fig.5-14と同じ要領で溶接金属のシャルピー衝撃試験を行った結果をFig.5-19に示す。フラックスへのB₂O₃添加によって

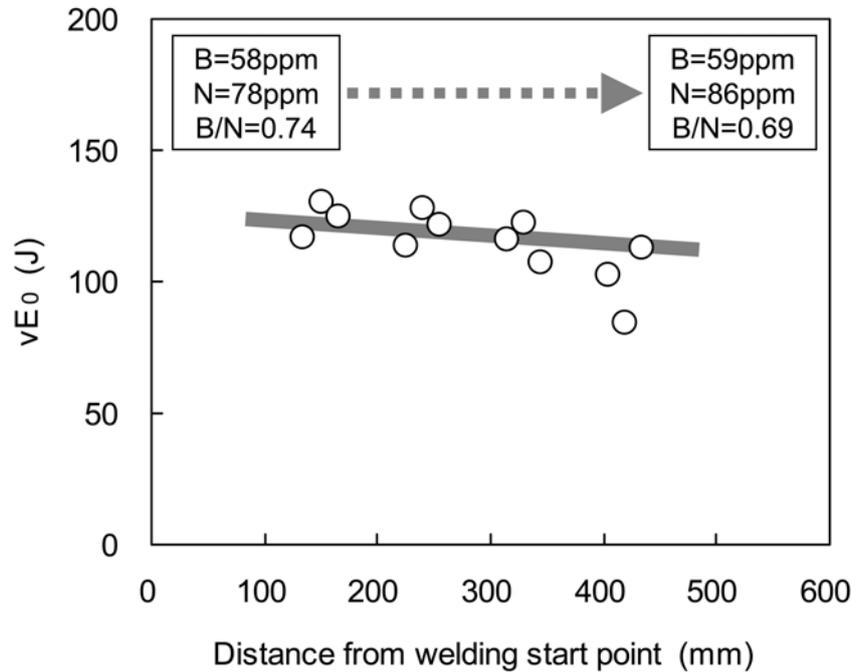
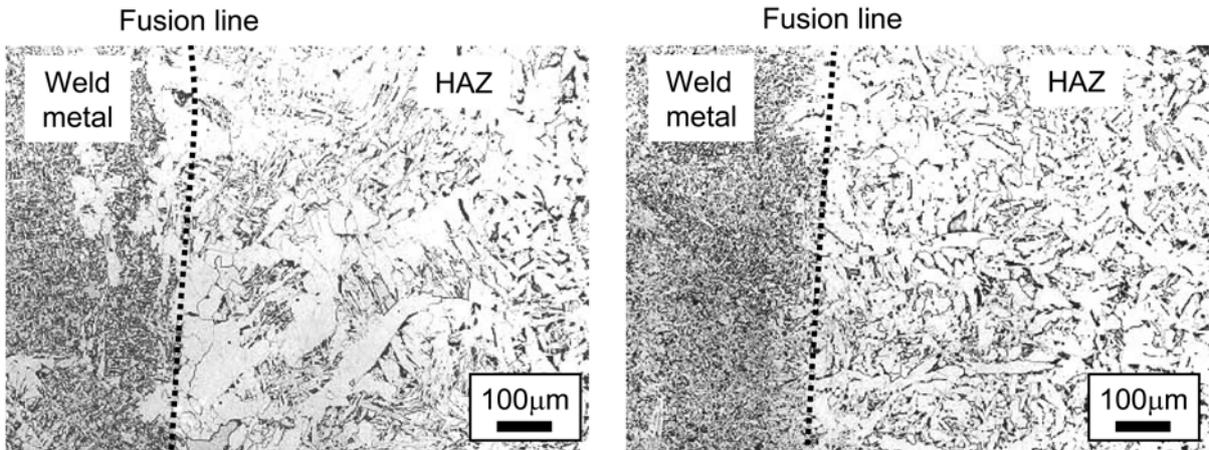


Fig. 5-19 Change of Charpy absorbed energy of the weld metal using the welding flux with 1.3 mass% of B₂O₃ addition.

溶接開始から終了までの溶接金属中のB量が安定化し、溶接金属のB/N比が一定かつ適正範囲内(0.5 ≤ B/N ≤ 0.8)に制御された結果、溶接長全体でほぼ vE₀ ≥ 100 Jとなる高靱性の溶接金属が得られた。

5. 3. 2. エレクトロスラグ溶接金属からのB拡散によるボンド部靱性向上効果

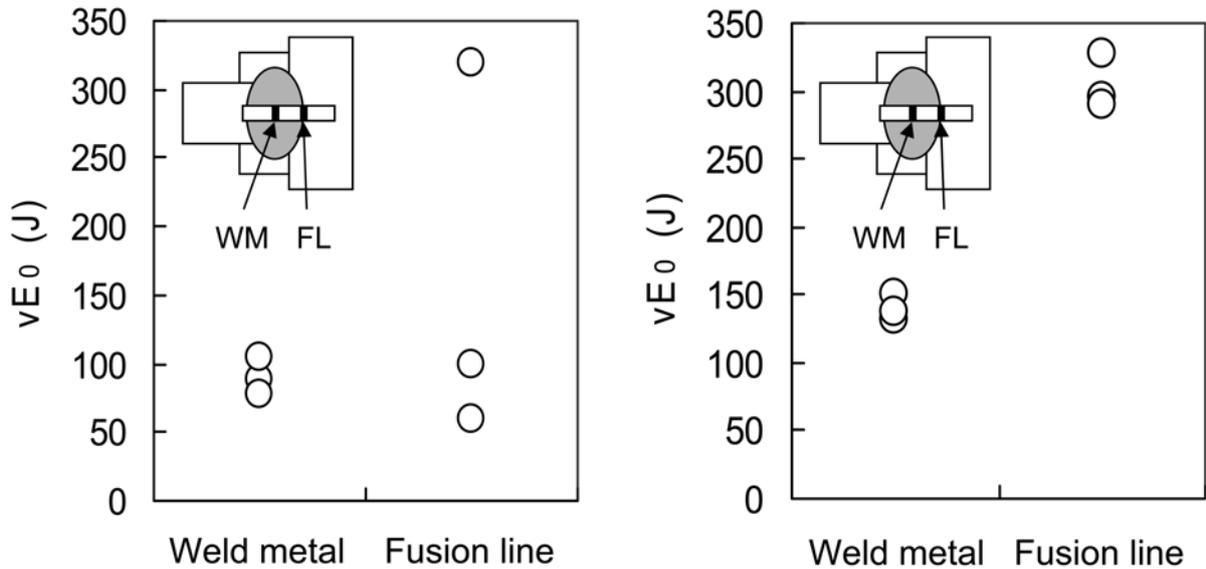
Fig.5-20 および Fig.5-21 にそれぞれ、Table 5-2 に示した2種のワイヤ(高B添加のWBとB無添加のConventional)とTable 5-3 に示したフラックスを使用して作製した溶接継手の、溶融線近傍の組織と溶接金属中央および溶融線上シャルピー衝撃試験結果を示す。Fig.5-20 の組織比較では、Bを含有しない溶接金属の溶融線近傍HAZ(Fig.5-20 (a))においては、旧γ粒界に粗大な粒界フェライトおよびフェライトサイドプレートが観察されるのに対して、Bを0.0040 mass%含有する溶接金属の溶融線近傍HAZ((Fig.5-20 (a))の旧γ粒界には粗大な組織が見られない。また、Fig.5-21 の溶接金属中央および溶融線上シャルピー衝撃試験結果の比較では、溶接金属中央、溶融線上ともBを含有しない溶接金属(Fig.5-21 (a))よりもBを0.0040 mass%含有する溶接金属(Fig.5-21 (b))の方が吸収エネルギーが高い。特に溶融線上シャルピー衝撃試験においてvE₀ < 100 Jとなる低値が発生するかどうかの差が大きい。Fig.5-21 (a) の溶融線上シャル



(a) B content of weld metal < 0.0001 mass%.
(Welding wire : Conventional)

(b) B content of weld metal = 0.0040 mass%.
(Welding wire : WB)

Fig. 5-20 Comparison of HAZ microstructures of the B free weld metal and the B containing weld metal.



(a) B content of weld metal < 0.0001 mass%.
(Welding wire : Conventional)

(b) B content of weld metal = 0.0040 mass%.
(Welding wire : WB)

Fig. 5-21 Effect of B in weld metals on toughness of weld metals and fusion lines.

ピー衝撃試験において $vE_0 < 100$ J となった試験片の破壊は、Fig.5-20 (a)で観察された溶融線近傍 HAZ 粗粒域の旧 γ 粒界の粗大な粒界フェライトあるいはフェライトサイドプレートが起点と

なったものと考えられ、高B添加溶接金属の使用によるボンド部靱性の向上は、溶接金属から拡散したBによって旧 γ 粒界の粗大組織生成が抑制された結果であると推定される。

以上の試験結果から、5. 1. 2項で説明した大入熱エレクトログラスアーク溶接における溶接金属からのB拡散によるボンド部組織の微細化および靱性の向上効果が、大入熱エレクトロスラグ溶接においても発現したことが明確化されたと考える。よって、本研究で確立した高Bのアシキュラーフェライト主体組織を有する高靱性溶接金属は、ボンド部靱性向上の観点からも有利であることが明らかとなり、四面ボックス柱の溶接実施工への適用に対して大きな優位性を有することが示唆された。

5. 4. 結論

高Ti-B含有ワイヤと低塩基度フラックスの組合せによってアシキュラーフェライト主体組織の溶接金属が得られた大入熱エレクトロスラグ溶接において、600 mmの溶接長全体の溶接金属のB添加量および靱性のばらつきを調査し、B添加量および靱性の安定性について検討を行った結果、以下のことが明らかになった。

- 1) 溶接中のスラグメタル反応によって、ワイヤから添加したBの溶接金属中への歩留まりが変化し、溶接初期ではBの歩留まりが低く、溶接が進行するにしたがってBの歩留まりが増加し、溶接開始から300 mm以降でBの歩留まりがほぼ100%となって安定した。
- 2) 溶接後半に溶接金属中へのBの歩留まりが増加することで、溶接金属中のB/N比が適正範囲($0.5 \leq B/N \leq 0.8$)から外れ、溶接金属靱性が低下する懸念があることが示された。
- 3) フラックスに B_2O_3 を添加することで溶接金属中Bの歩留まりを安定化させる効果があり、 B_2O_3 を0.7 mass%以上添加したフラックスを使用することで溶接開始からワイヤから溶接金属に添加するBの歩留まりをほぼ100%にすることが可能であり、溶接金属のB量および靱性が安定化した。

また、大入熱エレクトロスラグ溶接継手のボンド部組織の観察および靱性評価を行い、大入熱エレクトログラスアーク溶接と同様の溶接金属からのB拡散によるボンド部組織微細化および靱性向上効果を検証した結果、以下のことが明らかになった。

- 4) Bを0.0040 mass%含有した溶接金属のボンド部組織は、旧 γ 粒界での粗大フェライト生成が抑制され、溶融線上にノッチを導入したシャルピー衝撃試験の吸収エネルギーが向上した。
- 5) 大入熱エレクトロスラグ溶接においても溶接金属からのB拡散によるボンド部組織の微細化および靱性の向上効果が得られ、アシキュラーフェライト組織主体の高B含有高靱性溶接金属は、ボンド部靱性向上の観点からも有利であることが明らかとなった。

第5章 エレクトロスラグ溶接金属高靱性化技術の実施工適用

なお, 本研究で得られた高靱性のエレクトロスラグ溶接金属を実現する溶接材料(ワイヤおよびフラックス)は, 建築分野において大入熱溶接用高 HAZ 靱性鋼とともに製品化され, JR東京駅前新丸の内ビルディング(地下4階, 地上38階, 高さ198 m)などの超高層ビルディングの実施工に適用された⁸²⁾.

第6章 アシキュラーフェライト組織の形成に及ぼす介在物分布および冷却速度の影響

6. 1. 緒言

溶接金属組織のアシキュラーフェライト化に関して、第2章および第3章でレーザー溶接金属、第4章および第5章でエレクトロスラグ溶接金属についての検討を行い、それぞれの溶接金属においてアシキュラーフェライト主体の組織が得られる溶接施工方法、溶接条件および適正組成範囲を明らかにした。溶接金属を微細なアシキュラーフェライト主体の組織とすることで高靱性化が図れ、本研究の検討では、レーザー溶接およびエレクトロスラグ溶接において従来の方法よりも高靱性の溶接金属が得られる結果を示した。しかしながら、レーザー溶接とエレクトロスラグ溶接の溶接金属を比較すると、それぞれアシキュラーフェライト主体の組織とした場合の靱性レベルは、レーザー溶接で $vTrs = -120$ °C程度 (Fig.3-14) であるのに対して、エレクトロスラグ溶接では $vE_0 = 150$ J程度 (Fig.4-12)、すなわち $vTrs$ に換算すれば $-10 \sim -20$ °C相当と大きく異なっていた。また、得られたアシキュラーフェライト組織も、Fig.3-10とFig.4-13の比較でわかるように、レーザー溶接金属の方がエレクトロスラグ溶接金属に比べてより微細となった。このように、レーザー溶接とエレクトロスラグ溶接では、それぞれ最適と考えられる状態で溶接金属にアシキュラーフェライト組織を生成させても、得られるアシキュラーフェライト組織の形態および性質には大きな差が生じる。

溶接金属中のアシキュラーフェライトは、酸化物系介在物を核とした $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態によって形成されるため、アシキュラーフェライト組織の状態を決定する重要因子として、核となる介在物の分布状態、焼入れ性(化学組成)および冷却速度が挙げられる。これら因子の中で、焼入れ性については、鋼材および溶接材料の成分を変化させることで調整可能であるが、介在物の分布状態および冷却速度は、溶接方法によるところが大きく、本研究で検討したレーザー溶接とエレクトロスラグ溶接では大きな相違がある。よって、レーザー溶接金属とエレクトロスラグ溶接金属におけるアシキュラーフェライト組織の性質の差を理解するには、介在物の分布状態と冷却速度を考慮する必要がある。

溶接金属中の酸化物系介在物の生成には酸素量が大きく影響する。本研究のレーザー溶接金属とエレクトロスラグ溶接金属は、ともにアシキュラーフェライト組織生成に好適とされる酸素量とする検討を行った結果、0.02 mass%前後の酸素量で高靱性の溶接金属を得た。しかしながら、レーザー溶接とエレクトロスラグ溶接では、溶接金属への酸素添加方法および溶接金属の熔融温度、凝固速度などの過程が異なるため、溶接金属の酸素量が同程度であっても酸化物系介在物の分布状態には差があると考えられる。

第6章 アシキュラーフェライト組織の形成に及ぼす介在物分布および冷却速度の影響

また、冷却速度については、レーザ溶接とエレクトロスラグ溶接では溶接入熱が大きく異なるため、大きな差が生じる。本研究で実験を行ったレーザ溶接の入熱は 0.6 kJ/mm で、その溶接金属の冷却速度は Fig.2-4 から約 150 K/s と推定されるのに対して、エレクトロスラグ溶接の入熱は 100 kJ/mm で、Fig.4-7 の実測結果からその溶接金属の冷却速度は約 0.5 K/s であり、冷却速度の差は 300 倍にもなる。

以上のことから、本章では、レーザ溶接とエレクトロスラグ溶接で得られたアシキュラーフェライト組織の性質に差異が生じた理由を明らかにするため、それぞれの溶接金属について介在物分布状態を調査した。さらに両者に同じ模擬熱サイクルを付与し、組織変化を観察・比較することにより、それぞれの溶接金属におけるアシキュラーフェライト形成機構を考察し、より微細でかつ高靱性のアシキュラーフェライト組織を得るための指針を示すことを検討する。

6. 2. 供試材料および試験方法

6. 2. 1. 供試材料

模擬熱サイクルを付与する試料は、レーザ溶接金属およびエレクトロスラグ溶接金属から採取した。Table 6-1 および Fig.6-1 に、エレクトロスラグ溶接金属(記号 ESW)の化学組成および組織を示す。この溶接金属は、第4章においてアシキュラーフェライト主体の組織が得られた溶接金属で、鋼板、溶接ワイヤ、フラックス、溶接条件は、それぞれ Table 4-1, Table 4-2 の WB, Table 4-3 の FLB, Table 4-4 に示すとおりである。

レーザ溶接金属は、エレクトロスラグ溶接金属と同じ組成となるように、シールドガスから添加する酸素以外の成分が Table 6-1 のエレクトロスラグ溶接金属と同じ鋼板を用意し、レーザ照射によるメルトラン溶接を行って作製した。また、第3章でアシキュラーフェライトの生成に必須と判断した Ti について、Ti の有無による介在物分布およびアシキュラーフェライト生成状況の差を比較するため、Ti 無添加の鋼板を作製し同様にレーザ溶接を行った。Table 6-2 に Ti 添加レーザ溶接金属(記号 LBW-Ti add)および Ti 無添加レーザ溶接金属(記号 LBW-Ti less)の試料を作製するために作製した鋼板の化学組成を示す。鋼板は熱間圧延後、表裏面を機械研削し、板厚 6 mm×幅 170 mm×長さ 300 mm のサイズに仕上げた。レーザ溶接は、Table 6-3 に示す条

Table 6-1 Chemical composition of the electroslag weld metal.

Mark	C	Si	Mn	P	S	Al	Cu	Ni	Cr	Mo	Ti	B	O	N	Ceq*
ESW	0.075	0.25	1.69	0.008	0.004	0.010	0.15	0.07	0.06	0.26	0.019	0.0037	0.0202	0.0057	0.435

$$*Ceq = C + Mn/6 + (Cr + Mo + V)5 + (Ni + Cu)/15$$

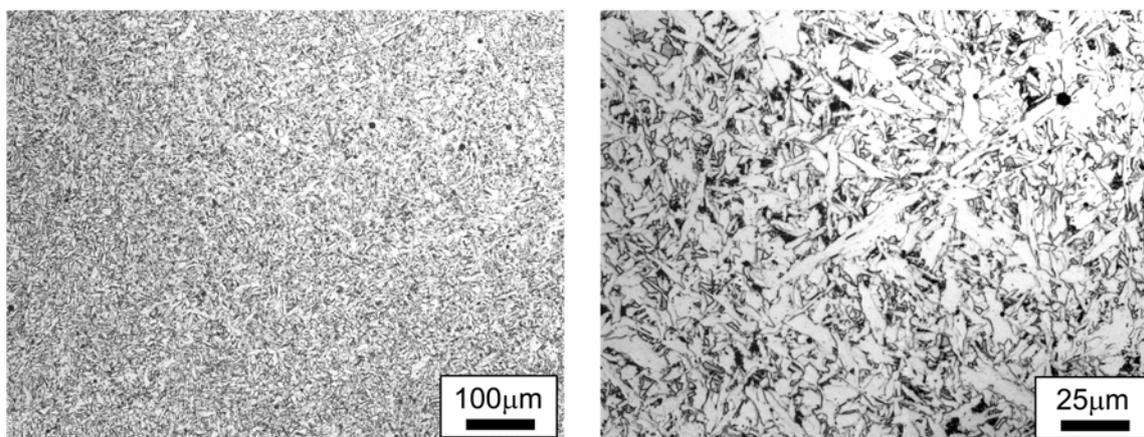


Fig. 6-1 Microstructure of the electroslag weld metal.

Table 6-2 Chemical compositions of steel plates for laser welding.

Mark	C	Si	Mn	P	S	Al	Cu	Ni	Cr	Mo	Ti	B	O	N	Ceq*
LBW-Ti add	0.079	0.27	1.72	0.007	0.002	0.009	0.15	0.10	0.05	0.26	0.016	0.0042	0.0010	0.0054	0.444
LBW-Ti less	0.10	0.26	1.72	0.005	0.002	0.009	0.15	0.10	0.06	0.26	0.001	0.0037	0.0010	0.0056	0.467

$$*Ceq = C + Mn/6 + (Cr + Mo + V)5 + (Ni + Cu)/15$$

Table 6-3 Laser welding conditions.

Laser power (kW)	Welding speed (mm/s)	Shielding gas (He-O ₂ mixture)	
		O ₂ content (vol%)	Flow rate (l/s)
5.0	8.3	5	0.5

件で行い、溶接長 300 mm の貫通溶接を行った。Fig.6-2 および Fig.6-3 に、レーザ溶接部の断面マクロ組織およびレーザ溶接金属のマイクロ組織を示す。Tiを添加したLBW-Ti addは、エレクトロスラグ溶接金属の組成に合わせて高めの炭素当量(Ceq=0.444 mass%)としたため、微細なアシキュラーフェライトに一部マルテンサイトが混合した組織を呈した。一方、Tiを添加していないLBW-Ti lessは、アシキュラーフェライトはほとんど観察されず、ほぼ全体が上部ベイナイト組織となった。レーザ溶接金属の酸素量、窒素量は、溶接後にFig.6-4に示す方法で分析を行った。レーザ溶接金属は幅が狭いため、レーザ溶接金属を含む5 mm角サイズのブロック全体を分析した分析値と、母材の酸素量、窒素量の分析値、および溶接金属の体積率から溶接金属の酸素量、窒素量を計算した。Table 6-4 にレーザ溶接金属の酸素量および窒素量を示す。酸素量は、エレクトロスラグ溶接金属より0.0020~0.0040 mass%程度低いが、アシキュラーフェライトの生成

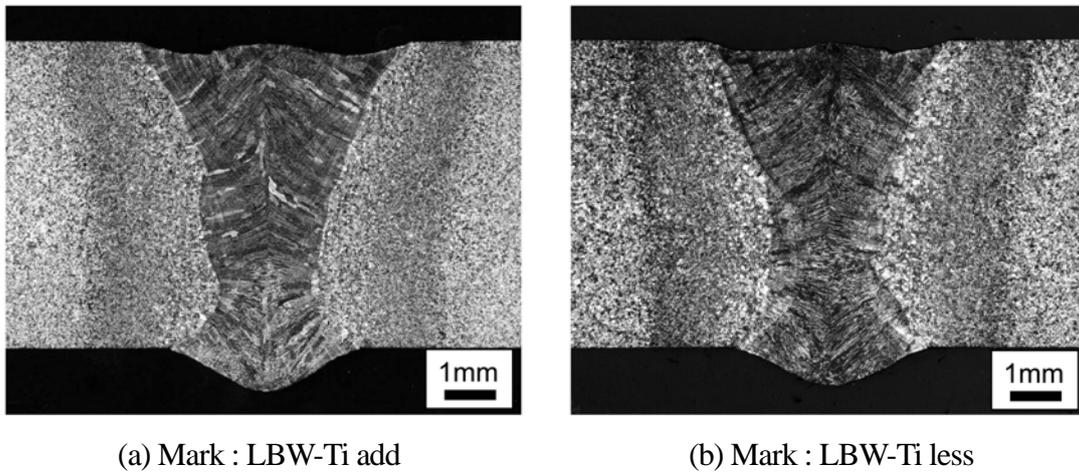


Fig. 6-2 Macrostructures of laser welds.

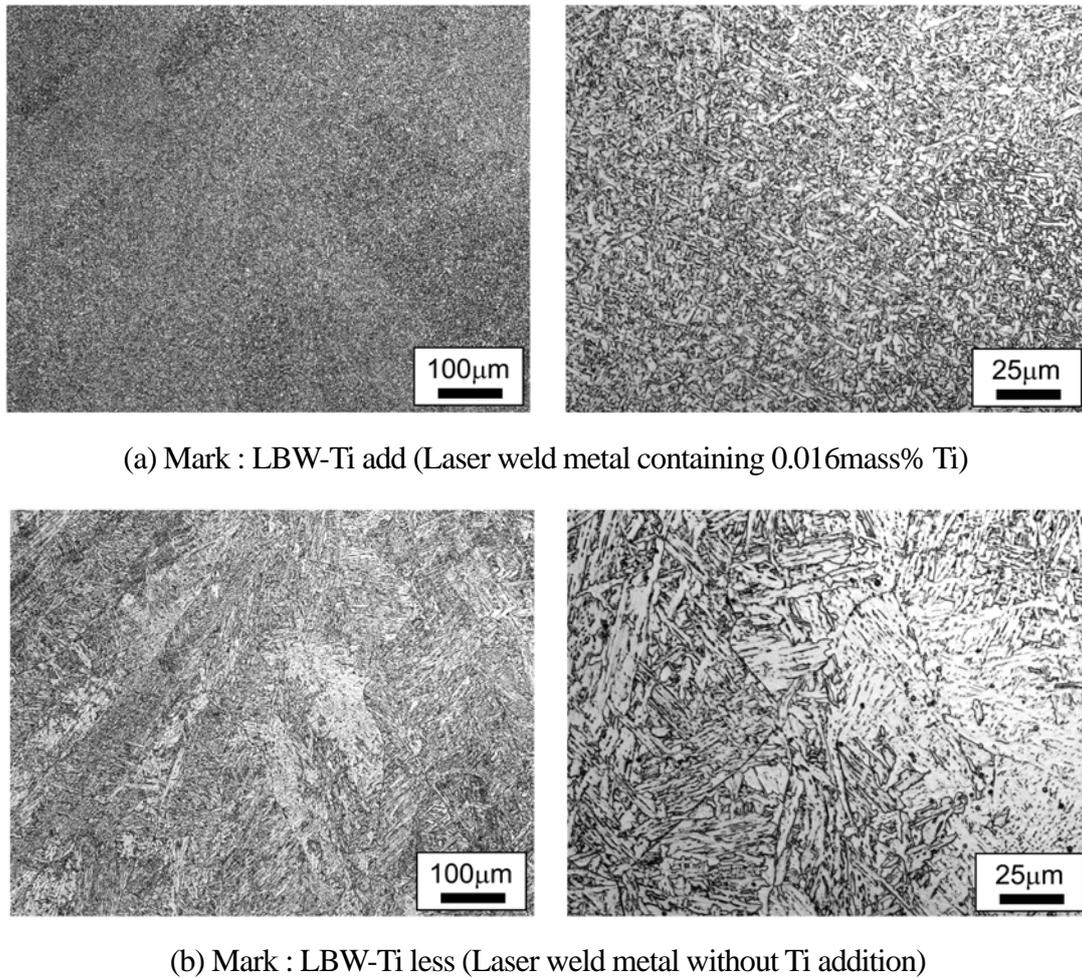
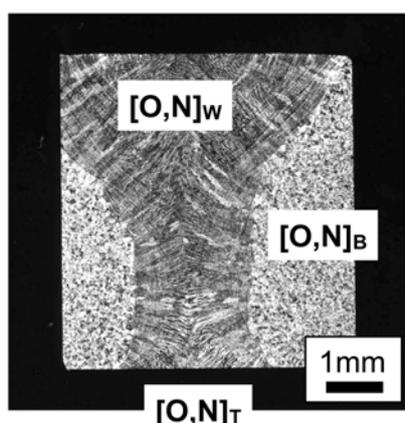


Fig. 6-3 Microstructures of laser weld metals.



$$[O,N]_w = \frac{([O,N]_T - [O,N]_B)}{V_w} + [O,N]_B$$

V_w : Volume fraction of weld metal
 $[O,N]_w$: Oxygen or nitrogen content of weld metal (mass%)
 $[O,N]_B$: Oxygen or nitrogen content of steel plate (mass%)
 $[O,N]_T$: Measured oxygen or nitrogen content (mass%)

Fig. 6-4 Analysis method of oxygen and nitrogen contents in laser weld metals.

Table 6-4 Oxygen and nitrogen contents of laser weld metals.

Mark	O content of weld metal (mass%)			N content of weld metal (mass%)		
	Start *	End **	Average	Start *	End **	Average
LBW-Ti add	0.0157	0.0168	0.0163	0.0123	0.0107	0.0115
LBW-Ti less	0.0185	0.0172	0.0179	0.0118	0.0096	0.0107

* "Start" means 30mm from welding start position

** "End" means 270mm from welding start position

は十分可能な量であった。一方、窒素量は、0.0100 mass%以上と母材よりも高い値となった。これは、レーザ溶接中に空気中の窒素が溶接金属に吸収されたためと考えられ、レーザ溶接中にシールドガスに覆われていない裏面から窒素が吸収されたと推定される。窒素は溶接金属中で B と結合して BN を形成し、B の旧 γ 粒界でのフェライト変態抑制効果を低減する。Fig.6-3 の溶接ままのマイクロ組織では、粗大な粒界フェライトが観察されておらず窒素量増加の影響が見られないが、模擬熱サイクル試験においてはこの窒素量の影響を考慮しておく必要がある。

6. 2. 2. 溶接金属中介在物分布の測定方法

エレクトロスラグ溶接金属中およびレーザ溶接金属中の介在物の観察および定性分析は、溶接ままの試料を用いて、走査型電子顕微鏡 (SEM) およびエネルギー分散型 X 線分析装置 (EDX) によって行った。溶接金属中の介在物の数およびサイズ分布は、Fig.6-5 に示すように、SEM 像を白黒二値化・反転処理した画像を画像解析して求めた。このような画像解析を $93 \mu\text{m} \times 70 \mu\text{m}$ サイズの視野で 10 視野ずつ繰り返し (総面積 0.0651 mm^2)、観察されたすべての介

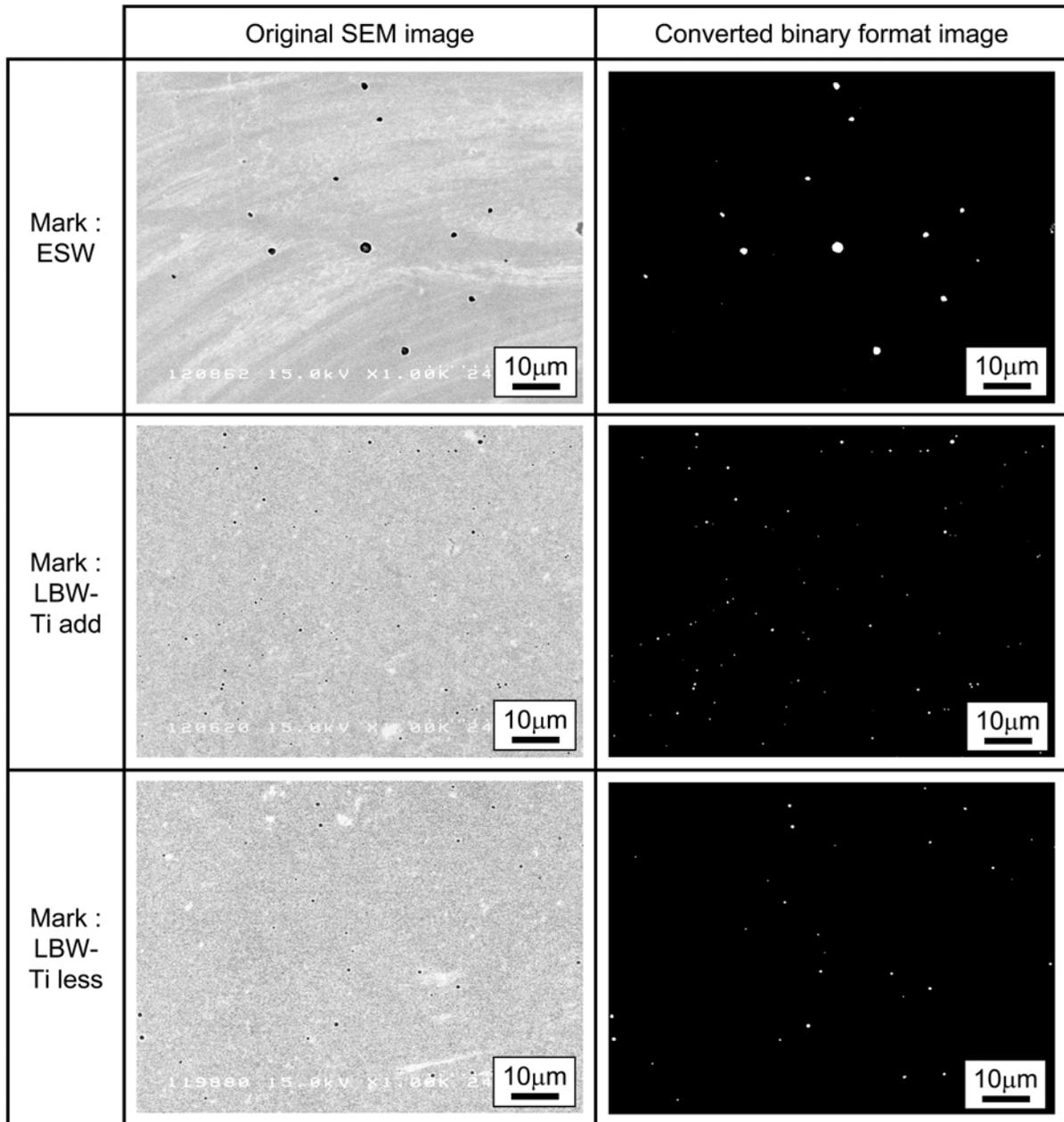


Fig. 6-5 Image conversion for analyzing inclusions in weld metals.

在物の数と個々の円相当径を記録した. なお, この解析手法では, SEM 像および画像解析ソフトの解像度の限界から, 0.1 μm 未満のサイズの介在物が解析できないため, 得られたデータの対象は 0.1 μm 以上のサイズの介在物に限られた.

6. 2. 3. 溶接金属試料の模擬熱サイクル試験方法

作製したエレクトロスラグ溶接金属(記号 ESW)およびレーザ溶接金属(記号 LBW-Ti add, LBW-Ti less)から, 熱サイクル試験用試料として, Fig.6-6 に示した 3 mm ϕ \times 10 mm の円柱形の試料を切り出し加工した. 熱サイクル試験は, 富士電波工機製 Formastor F 装置を使用している, 試料側面に熱電対を取り付けて試料温度をモニタリングしながら, 高周波誘導加熱と He ガス冷却によって所定の熱サイクルを付与した.

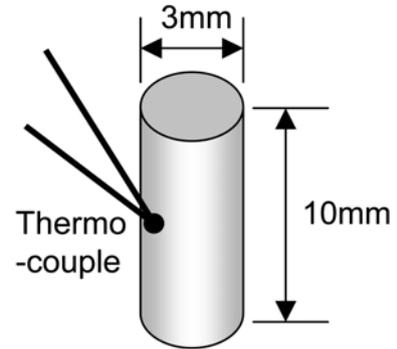


Fig. 6-6 Specimen for the thermal cycle test.

試料に付与した熱サイクルパターンは, Fig.6-7 および Fig.6-8 の2通りとした. Fig.6-7 は, いわゆる溶接用連続冷却変態(WCCT)熱サイクルで, 約 100 K/s の急速加熱後, 最高加熱温度 1623 K から種々の速度で冷却(0.15~30 K/s の範囲で8条件)し, 冷却速度の影響による組織変化を調査した. Fig.6-8 は, 最高加熱温度 1623 K から 6 K/s の一定速度で

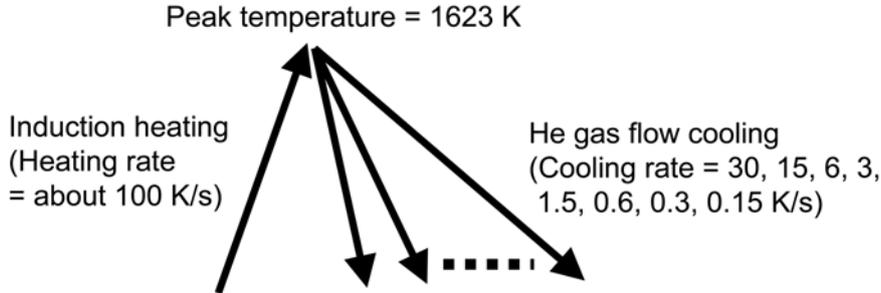


Fig. 6-7 Thermal cycle patterns to investigate the effect of cooling rate on the microstructure.

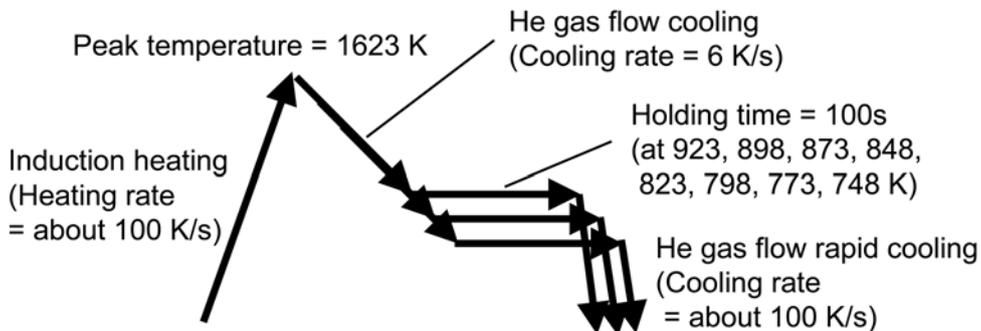


Fig. 6-8 Thermal cycle patterns to estimate the formation temperature of acicular ferrite.

の冷却途中において、フェライト変態が起こる前後の温度(748~923 Kの範囲で8条件)で100 s間保持し、アシキュラーフェライトが生成する温度を特定しようとしたものである。

熱サイクル付与後の試料は、中央部を切断・研磨し、ナイタールエッチングで現出した組織を光学顕微鏡で観察したほか、ビッカース硬さ試験機(荷重 49 N)によって5点の平均硬さを求めた。

6. 3. 実験結果および考察

6. 3. 1. 溶接金属中の介在物分布状態

Fig.6-9 に、エレクトロスラグ溶接金属およびレーザー溶接金属中で観察された粒径約 1 μm の介在物の SEM 像と EDX 分析結果を示す。Ti を含むエレクトロスラグ溶接金属(記号 ESW)とレーザー溶接金属(記号 LBW-Ti add)では、ともに介在物中に Ti が検出され、アシキュラーフェライト生成に好適な Ti 含有複合酸化物の形態であることが推定される。実際に、SEM 像では、介在物を中心として放射状にアシキュラーフェライトが生成されているのが観察され、特に LBW-Ti add で、介在物から 3~5 μm の長さの微細なアシキュラーフェライトが生成されている様子が明瞭である。Ti を含まないレーザー溶接金属(記号 LBW-Ti less)では、介在物中に Ti は検出されず、介在物はアシキュラーフェライト生成能が低いとされる Al-Si-Mn 系の複合酸化物の形態となっており、SEM 像でも介在物からのアシキュラーフェライト生成は観察されなかった。

Fig.6-10 に、SEM 像の画像解析によって求めた溶接金属中介在物の粒径分布を示す。画像解析によって計測できた 0.1 μm 以上のサイズの介在物数は、ESW, LBW-Ti add, LBW-Ti less のそれぞれの溶接金属で 1 mm^2 あたり 3702 個, 9708 個, 4977 個であった。それぞれの介在物粒径分布を比較すると、エレクトロスラグ溶接金属よりもレーザー溶接金属の方が介在物数が多く、特に粒径 0.6 μm 以下の小さな介在物の数が多いという傾向がある。溶接金属の酸素量分析値は、エレクトロスラグ溶接金属 0.0202 mass%に対して、レーザー溶接金属 0.0163 mass%(LBW-Ti add), 0.0179 mass%(LBW-Ti less)とレーザー溶接金属の方が低いことから、介在物全体の体積の総和はエレクトロスラグ溶接金属よりもレーザー溶接金属の方が小さいと考えられる。したがって、レーザー溶接金属中の介在物分布状態は、エレクトロスラグ溶接金属と比較して数が多いが個々の粒径・体積が小さいという状態となっている。また、同じレーザー溶接金属でも、LBW-Ti add と LBW-Ti less では介在物数が2倍程度異なっており、Ti の添加は介在物組成のみならず介在物の分布状態にも影響を及ぼし、0.4 μm 以下の小さなサイズの介在物を増加させる効果があることがわかった。

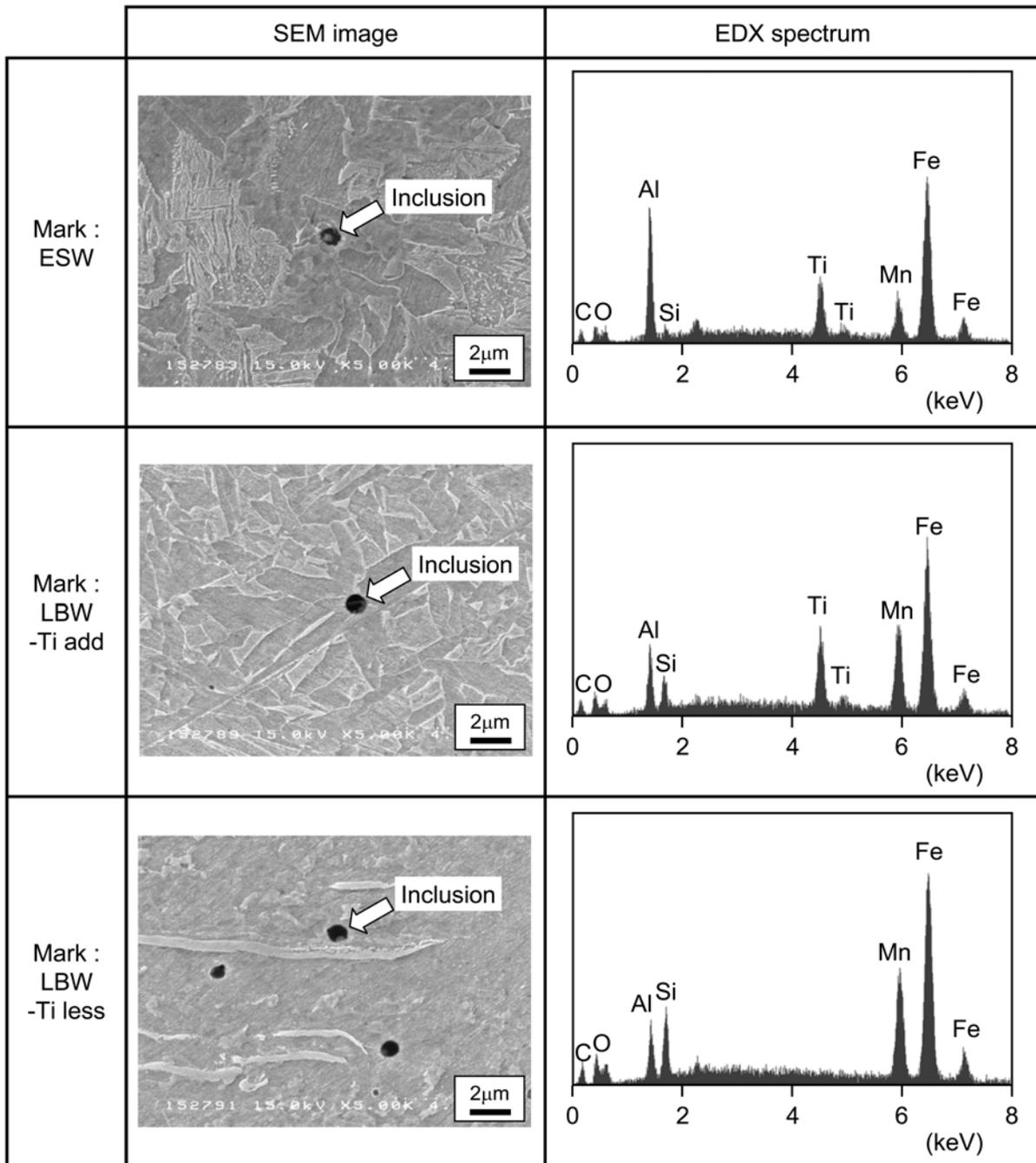
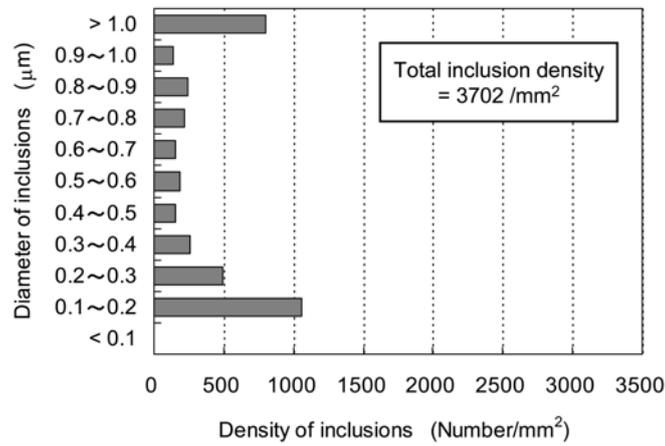
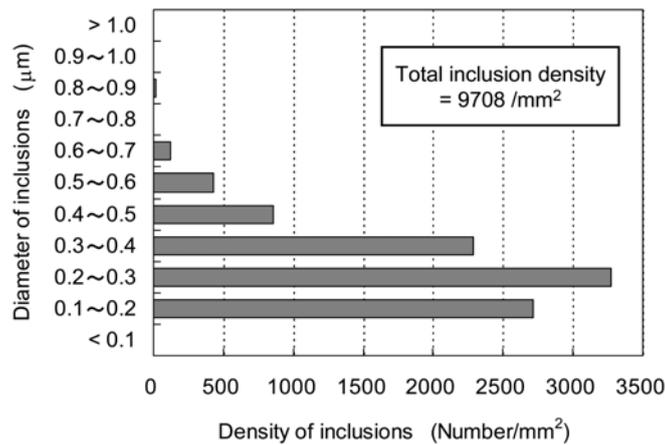


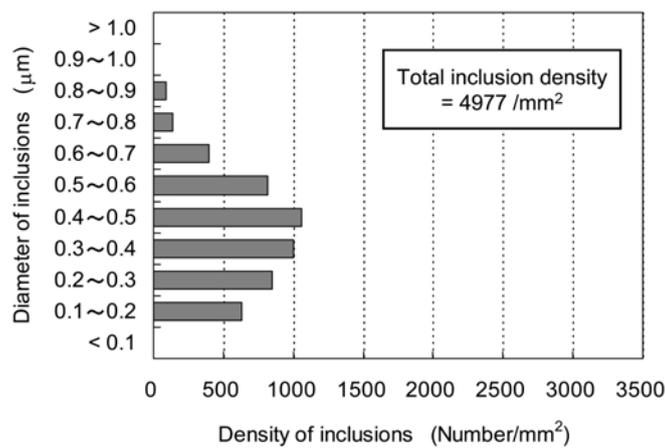
Fig. 6-9 SEM images and EDX spectra of inclusions observed in weld metals.



(a) Ti containing electroslag weld metal (ESW)



(b) Ti containing laser weld metal (LBW-Ti add)



(c) Ti free laser weld metal (LBW-Ti less)

Fig. 6-10 Number and size distribution of inclusions in weld metals.

第6章 アシキュラーフェライト組織の形成に及ぼす介在物分布および冷却速度の影響

次に、この介在物の粒径分布がアシキュラーフェライトの生成に及ぼす影響について考察する。Ricks ら^{83), 84)}は、球状介在物から球状のフェライトが核生成する場合の活性化エネルギーを計算し、均質核生成の場合の活性化エネルギーに対する比率として Fig.6-11 に示す結果を得た。この結果では、介在物からのフェライト核生成は γ 粒界からの核生成よりも活性化エネルギーは高いが、介在物サイズが大きいほど活性化エネルギーは低くなり、介在物の半径が $1\ \mu\text{m}$ を超えると核生成の活性化エネルギーが一定となっている。また、溶接金属中の介在物分布とアシキュラーフェライト生成の関係を調査した結果として、サブマージアーク溶接で平均 $0.8\ \mu\text{m}$ ⁸⁵⁾あるいは $0.4\sim 0.6\ \mu\text{m}$ 以上⁸⁶⁾、被覆アーク溶接で $0.45\ \mu\text{m}$ 以上⁸⁸⁾あるいは $0.3\sim 0.9\ \mu\text{m}$ ⁸⁷⁾のサイズの介在物がアシキュラーフェライト生成に寄与すると報告されている。これらの知見から、サイズが大きい介在物の方がアシキュラーフェライトを生成しやすく、従来アシキュラーフェライト組織化が図られてきたアーク溶接金属では、総じて $0.4\ \mu\text{m}$ 程度以上のサイズの介在物がアシキュラーフェライトの生成に有効であると判断されている。Fig.6-10の介在物粒径分布でTi添加のエレクトロスラグ溶接金属(記号 ESW)とレーザ溶接金属(記号 LBW-Ti add)を比較すると、ESWの方が介在物総数は少ないものの $0.7\ \mu\text{m}$ 以上のサイズの介在物が多いため、アシキュラーフェライトの生成には有利であると考えられる。しかしながら、実際の溶接金属では、レーザ溶接金属の方がはるかに微細で多数のアシキュラーフェライトが生成されており、レーザ溶接においては $0.4\ \mu\text{m}$ 未満の粒径の微小な介在物もアシキュラーフェライト生成に有効に働くと考えるのが妥当である。

そこで、介在物から生成するアシキュラーフェライトの密度・サイズについて、簡単なモデルで試算してみる。溶接金属中の介在物が互いに最も距離をおいて均等に配列するのは、Fig.6-12

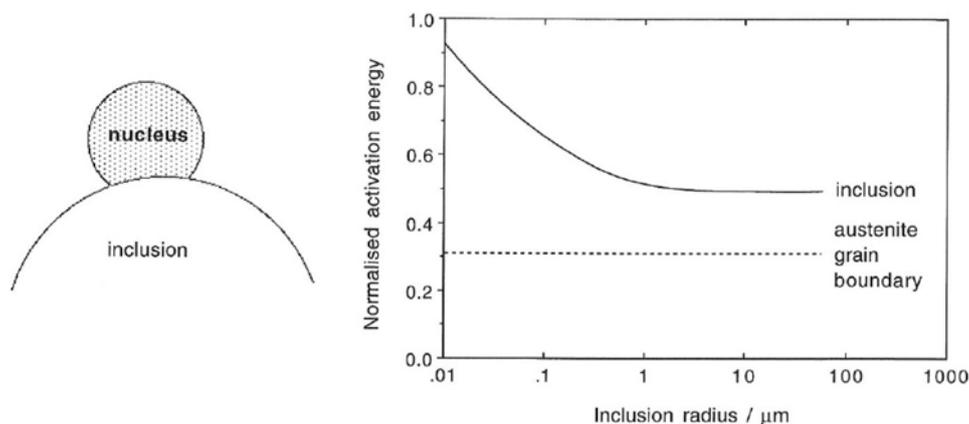


Fig. 6-11 Calculation result of activation energy for the formation of a truncated spherical nucleus on a spherical inclusion^{83), 84)}.

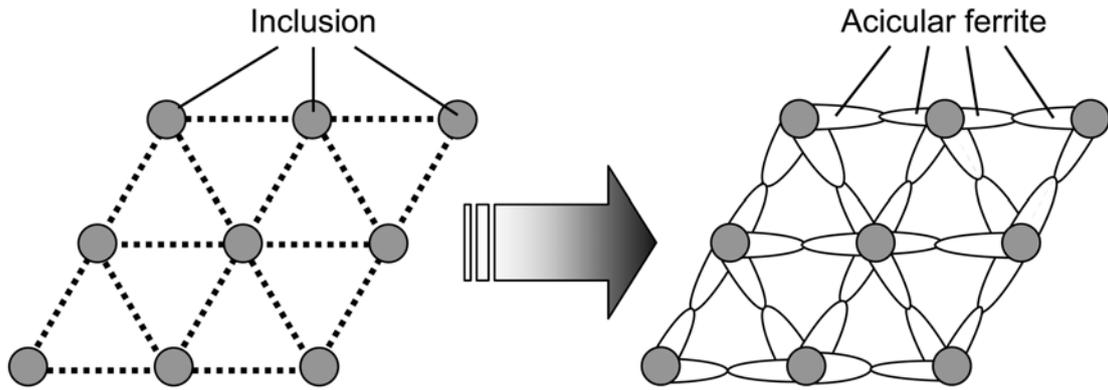


Fig. 6-12 Inclusions array to estimate the size of acicular ferrite from the mean distance between inclusions.

に示すように正三角形の各頂点に介在物が配置される場合である。村上らは、アシキュラーフェライトの核生成および長軸方向の成長はごく短時間で完了するとして変態モデルを検討している⁸⁸⁾。ここでもその考えを採用し、Fig.6-12に示したように、各介在物から生成したアシキュラーフェライトの長軸方向の成長が、隣接する介在物から生成したアシキュラーフェライトと衝突して停止すると仮定すると、介在物同士の間隔によってアシキュラーフェライトのサイズが決定されることになる。正三角形の頂点に介在物が配列する場合、1つの正三角形内には 1/2 個の介在物 (1/6 個が3つ) が含まれ、その場合の密度 ρ (/mm²) は以下の式で表される。

$$\rho = \frac{1/2}{S} = \frac{1/2}{\frac{\sqrt{3}}{4}a^2} = \frac{2\sqrt{3}}{3a^2} \dots\dots\dots(6-1)$$

ここで、 S : 配列する正三角形の面積 (mm²),
 a : 正三角形の辺の長さ=介在物間隔 (mm).

密度 ρ に Fig.6-10 で得られた介在物密度を代入して得られた介在物間隔を、Table 6-5 に示す。介在物間隔は、粒径 0.1 μm 以上のすべての介在物を配列した場合、ESW で 17.7 μm , LBW-Ti add で 10.9 μm となり、0.4 μm 以上の粒径の介在物のみを配列した場合、ESW で 24.7 μm ,

Table 6-5 Inclusion density and calculated distance between inclusions in weld metals.

Mark	Inclusion density (number/mm ²)		Distance among inclusions (μm)	
	Size $\geq 0.1\mu\text{m}$	Size $\geq 0.4\mu\text{m}$	Size $\geq 0.1\mu\text{m}$	Size $\geq 0.4\mu\text{m}$
ESW	3702	1890	17.7	24.7
LBW-Ti add	9708	1428	10.9	28.4

LBW-Ti add で $28.4 \mu\text{m}$ となる. この介在物間隔の半分がアシキュラーフェライト長さになると想定されるが, Fig.6-1 のマイクロ組織から, ESW の実際のアシキュラーフェライト長さは $10\sim 40 \mu\text{m}$ 程度と見られ, $0.4 \mu\text{m}$ 以上の介在物間隔に対して, その半分かそれ以上の長さのものが多い. 一方, Fig.6-3 (a) のマイクロ組織から, LBW-Ti add のアシキュラーフェライト長さは概ね $5 \mu\text{m}$ 以下であると見られ, すべての介在物を配列した場合の介在物間隔の半分と符合する. 以上のことから, エレクトロスラグ溶接ではすべての介在物のうち比較的サイズが大きいものからアシキュラーフェライトが生成するのに対して, レーザ溶接ではほぼすべての介在物からアシキュラーフェライトが生成するという状態であることが推察される.

ただし, Fig.6-12 に示したようなモデルでは, アシキュラーフェライト粒同士の間隔が大きいため, その体積割合がそれ以外の組織領域に比べて小さく, 実際の溶接金属で得られるように緻密なアシキュラーフェライトからなる組織の形成は期待できない. 特にアシキュラーフェライト長さが大きいエレクトロスラグ溶接金属では, Fig.4-15 の SEM 像で示したようなアシキュラーフェライト粒間のパーライトあるいは MA と見られる組織の面積が溶接金属全体の数%であるという事実との乖離が大きい. 溶接金属中ではアシキュラーフェライトの生成および成長は三次元的に起こるため, 平面的なモデルではアシキュラーフェライト組織の形成を十分に説明できないが, Fig.6-13 に示すように, 介在物から核生成したアシキュラーフェライトと未変態の γ との界面から二次的にアシキュラーフェライトが核生成する Sympathetic nucleation⁸⁹⁾ が起こると考えると, 実際の溶接金属に近い状態が推定できる. 寺崎らは, 溶接金属の組織形態変化のその場観察によって, 1073 K から 773 K の間の冷却時間が 153 s の条件において Sympathetic nucleation によってアシキュラーフェライトが生成されることを示している⁹⁰⁾. 本研究のエレクトロスラグ溶接金属は, 寺崎らの観察よりも低速で冷却されるため, Sympathetic nucleation によって介在物から核生成する数量以上のアシキュラーフェライトが生成され, 結果的に緻密なアシキュラーフェライト組織となっているものと考えられる.

なお, Ti 無添加のレーザ溶接金属 (記号 LBW-Ti less) については, LBW-Ti add よりも $0.5 \mu\text{m}$ 以上のサイズの介在物数が多いにも関わらず溶

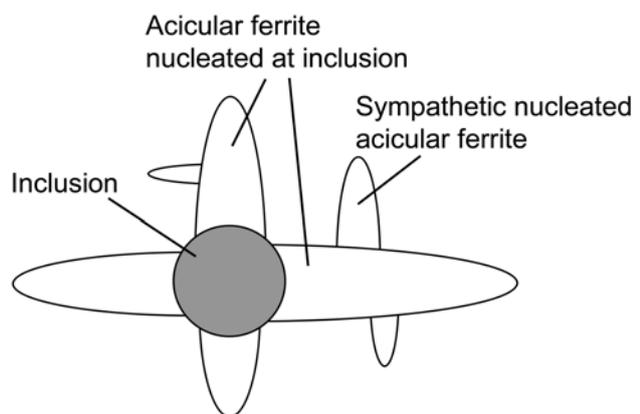


Fig. 6-13 Schematic illustration of sympathetic nucleation of acicular ferrite.

接金属中にアシキュラーフェライトはほとんど生成されておらず、Ti を含まない酸化物のアシキュラーフェライト生成能が極めて低いということが改めて確認された。

6. 3. 2. アシキュラーフェライト生成に及ぼす冷却速度の影響

Fig.6-14~Fig.6-16 に、エレクトロスラグ溶接金属(記号 ESW)および2種のレーザ溶接金属(記号 LBW-Ti add, LBW-Ti less)から採取した試料に、Fig.6-7 に示した WCCT 熱サイクルを付与した後のマイクロ組織を示す。図には試料硬さも併せて記す。

Fig.6-14 の Ti 添加エレクトロスラグ溶接金属組織では、冷却速度 30 K/s でアシキュラーフェライトとマルテンサイトの混合組織、冷却速度 15 K/s 以下でアシキュラーフェライト主体の組織となった。冷却速度 15 K/s では非常に微細なアシキュラーフェライト組織が得られ、冷却速度が低下するにしたがってアシキュラーフェライトが粗大になり、冷却速度 0.3 K/s 以下で上部ベイナイト主体の組織となる。実際のエレクトロスラグ溶接の冷却速度は 0.5 K/s 程度であり、Fig.6-3 の冷却速度 0.6 K/s の組織が Fig.6-1 の溶接ままの組織と類似していることから、この熱サイクル試験が実際の溶接金属の変態状況を精度よく模擬していると考えられる。すべての冷却速度において、旧 γ 粒界に粒界フェライトおよびフェライトサイドプレートは生成しておらず、B の粒界変態抑制効果が有効に働いていると考えられる。

Fig.6-15 の Ti 添加レーザ溶接金属組織では、冷却速度 30 K/s で微細なアシキュラーフェライト主体の組織となり、冷却速度 15 K/s 以下で冷却速度の低下とともにアシキュラーフェライトが粗大化することに加え、旧 γ 粒界に粗大な粒界フェライトが発達する。冷却速度 0.6 K/s では、組織全体に占める粒界フェライトの割合が高くなるが、 γ 粒内の組織もアシキュラーフェライトではなく上部ベイナイトになる。旧 γ 粒界で粒界フェライトが生成するのは、粒界での変態を抑制するための固溶 B が不足するためで、レーザ溶接金属中の N が 0.0115 mass%と高いことに起因する。実際のレーザ溶接の冷却速度は 150 K/s 程度と推定され、本熱サイクル試験で最も冷却速度が速い 30 K/s よりもさらに速い。Fig.6-3 (a)の溶接ままの組織では粒界フェライトは全く観察されず、熱サイクル試験の組織で冷却速度の低下に伴って粒界フェライト量が増加することから考えて、溶接金属中の B は冷却速度が速いほど N と結合しにくく、レーザ溶接の冷却速度では、N 量あるいは B/N 比に関係なく B が γ 粒界での変態抑制に有効に働くと推定される。

Fig.6-16 の Ti 無添加レーザ溶接金属組織では、冷却速度 30 K/s でマルテンサイトと上部ベイナイトの混合組織、冷却速度 15 K/s 以下で上部ベイナイト主体の組織となる。いずれの冷却速度においてもアシキュラーフェライトの生成は観察されず、Ti を含有しない介在物ではアシキュラーフェライトの核生成が起こらないことが示唆される。旧 γ 粒界での粒界フェライト生成につ

第6章 アシキュラーフェライト組織の形成に及ぼす介在物分布および冷却速度の影響

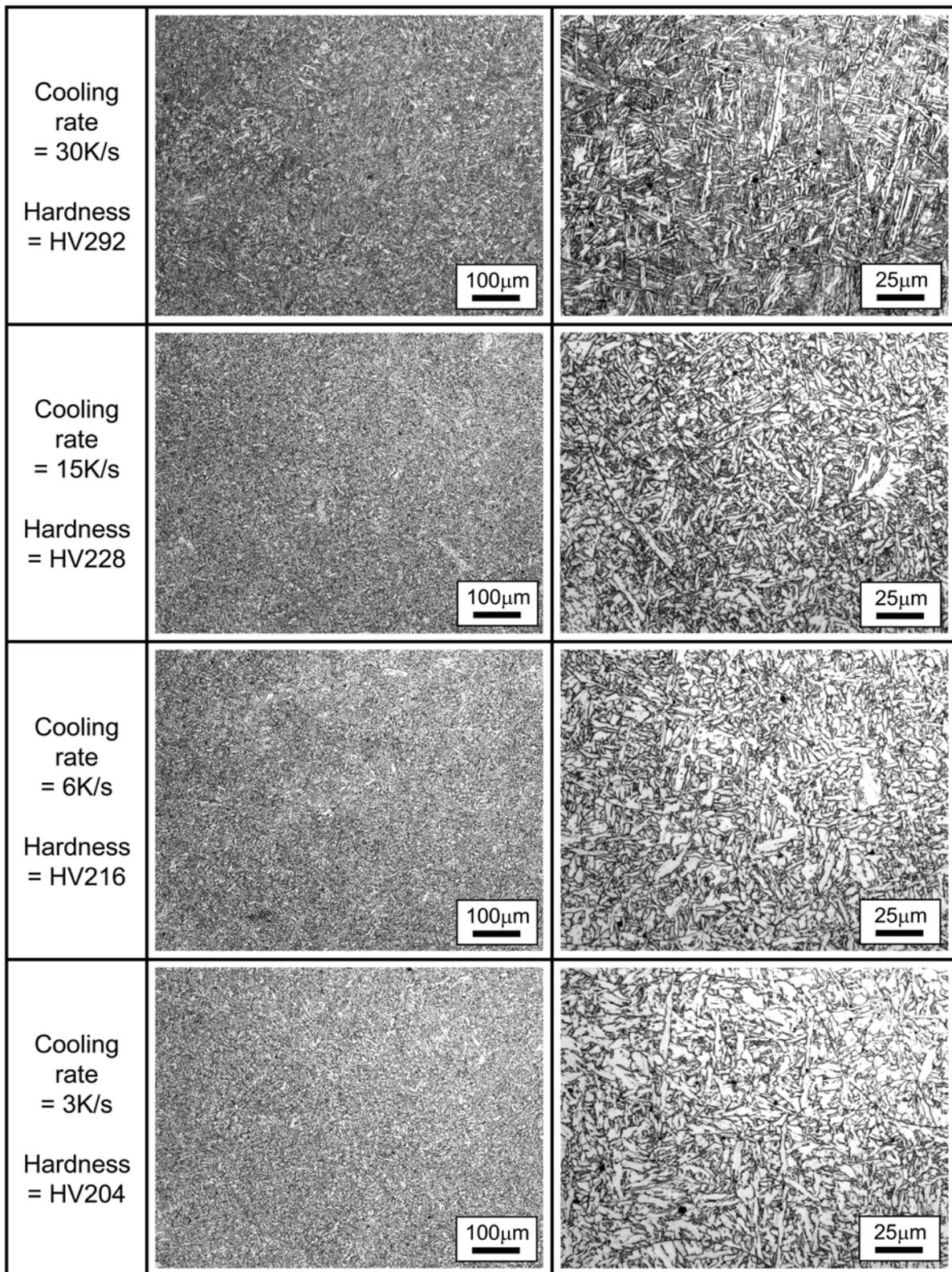


Fig. 6-14 Microstructures of Ti containing electroslog weld metals (ESW) after WCCT thermal cycles shown in Fig.6-7.

第6章 アシキュラーフェライト組織の形成に及ぼす介在物分布および冷却速度の影響

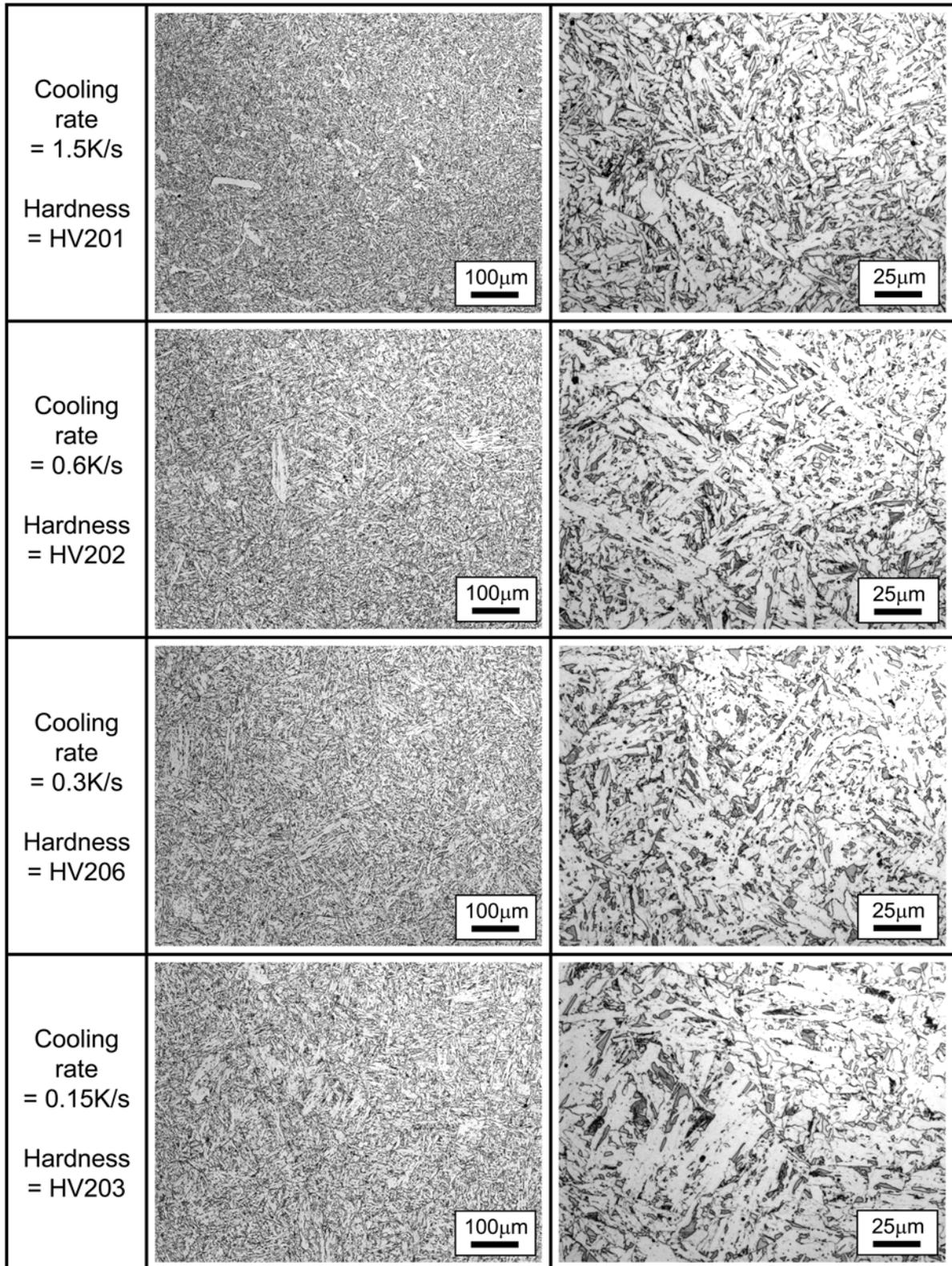


Fig. 6-14 Continued.

第6章 アシキュラーフェライト組織の形成に及ぼす介在物分布および冷却速度の影響

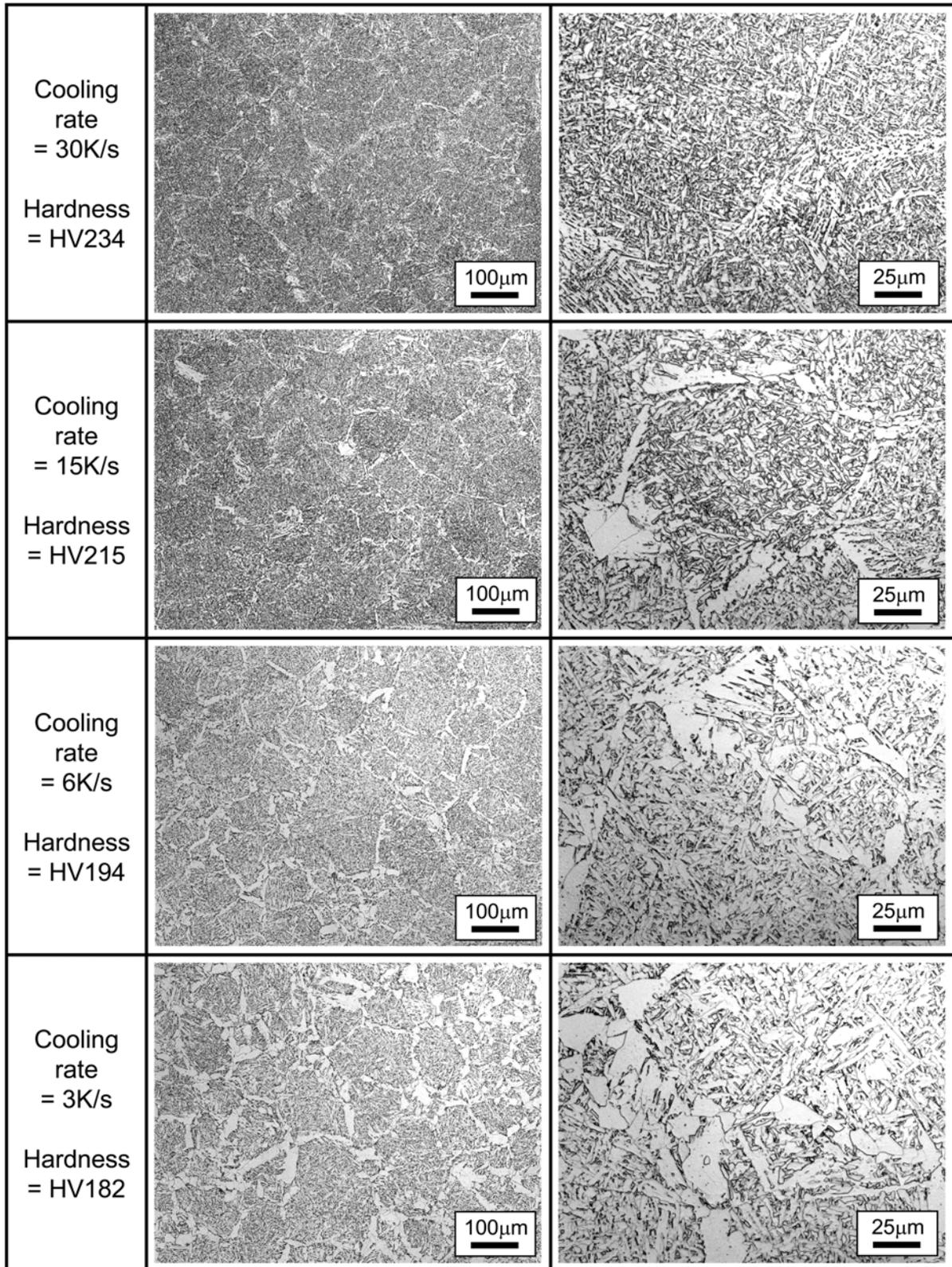


Fig. 6-15 Microstructures of Ti containing laser weld metals (LBW-Ti add) after WCCT thermal cycles shown in Fig.6-7.

第6章 アシキュラーフェライト組織の形成に及ぼす介在物分布および冷却速度の影響

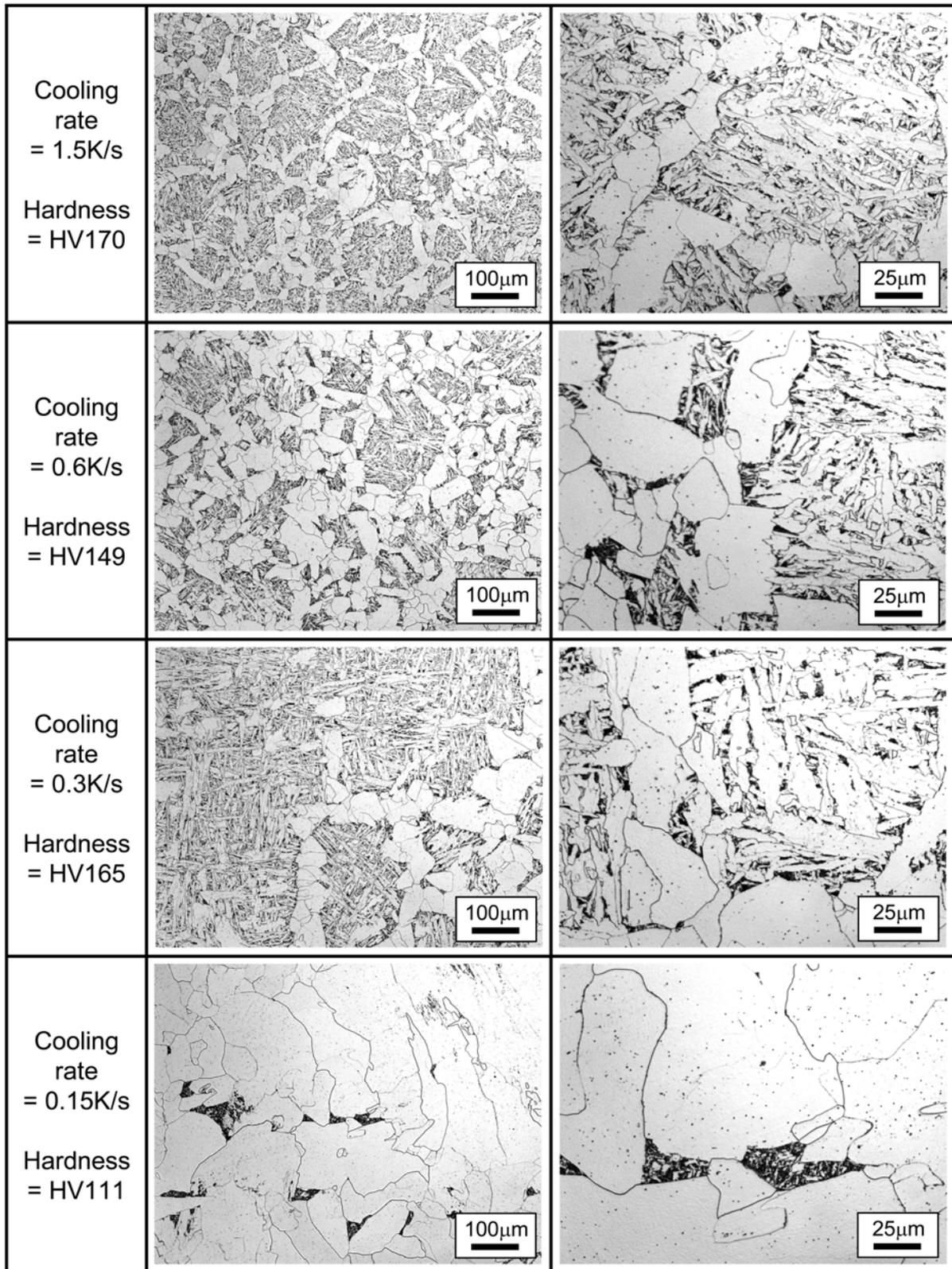


Fig. 6-15 Continued.

第6章 アシキユラーフェライト組織の形成に及ぼす介在物分布および冷却速度の影響

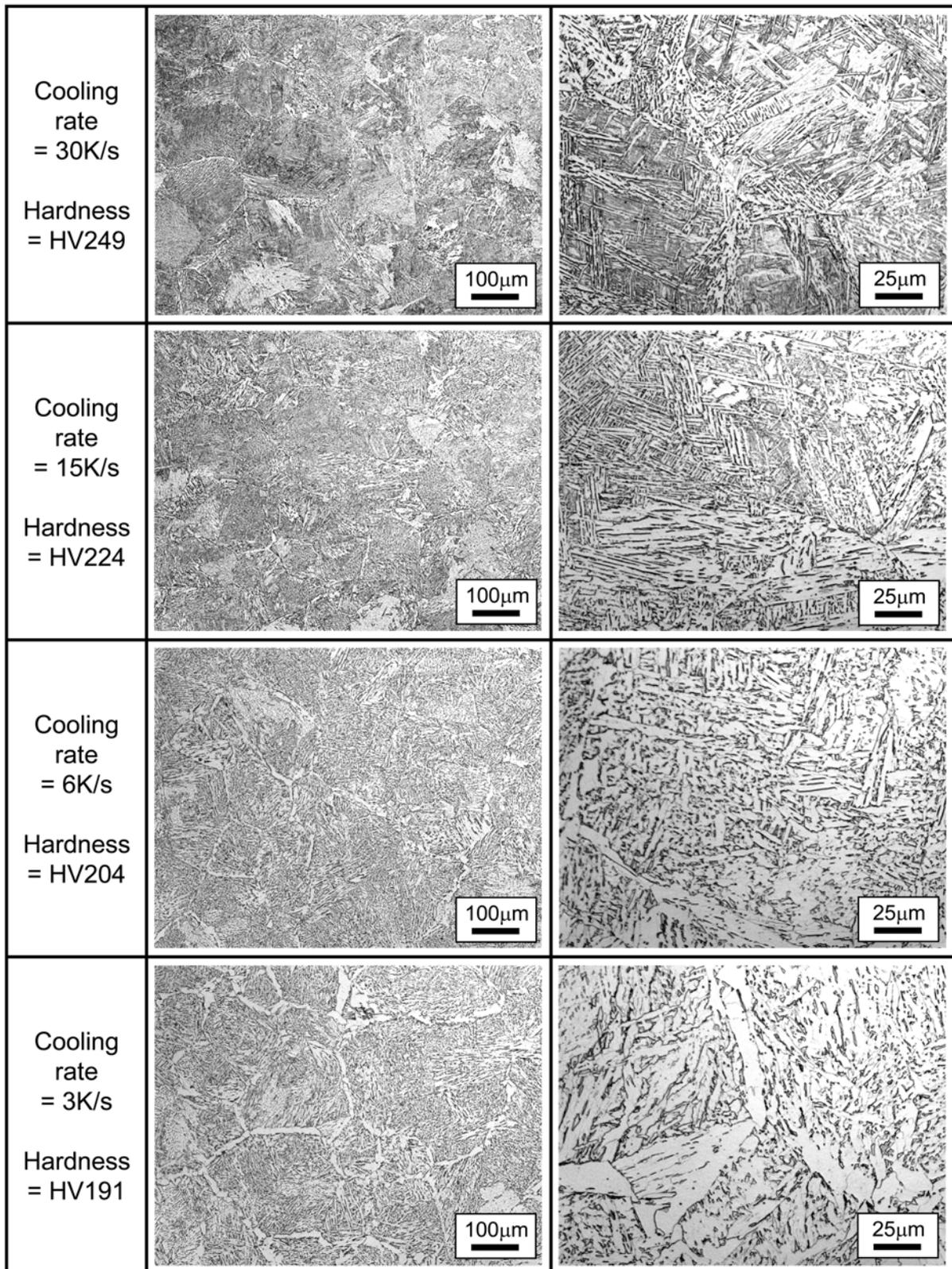


Fig. 6-16 Microstructures of Ti free laser weld metals (LBW-Ti less) after WCCT thermal cycles shown in Fig.6-7.

第6章 アシキュラーフェライト組織の形成に及ぼす介在物分布および冷却速度の影響

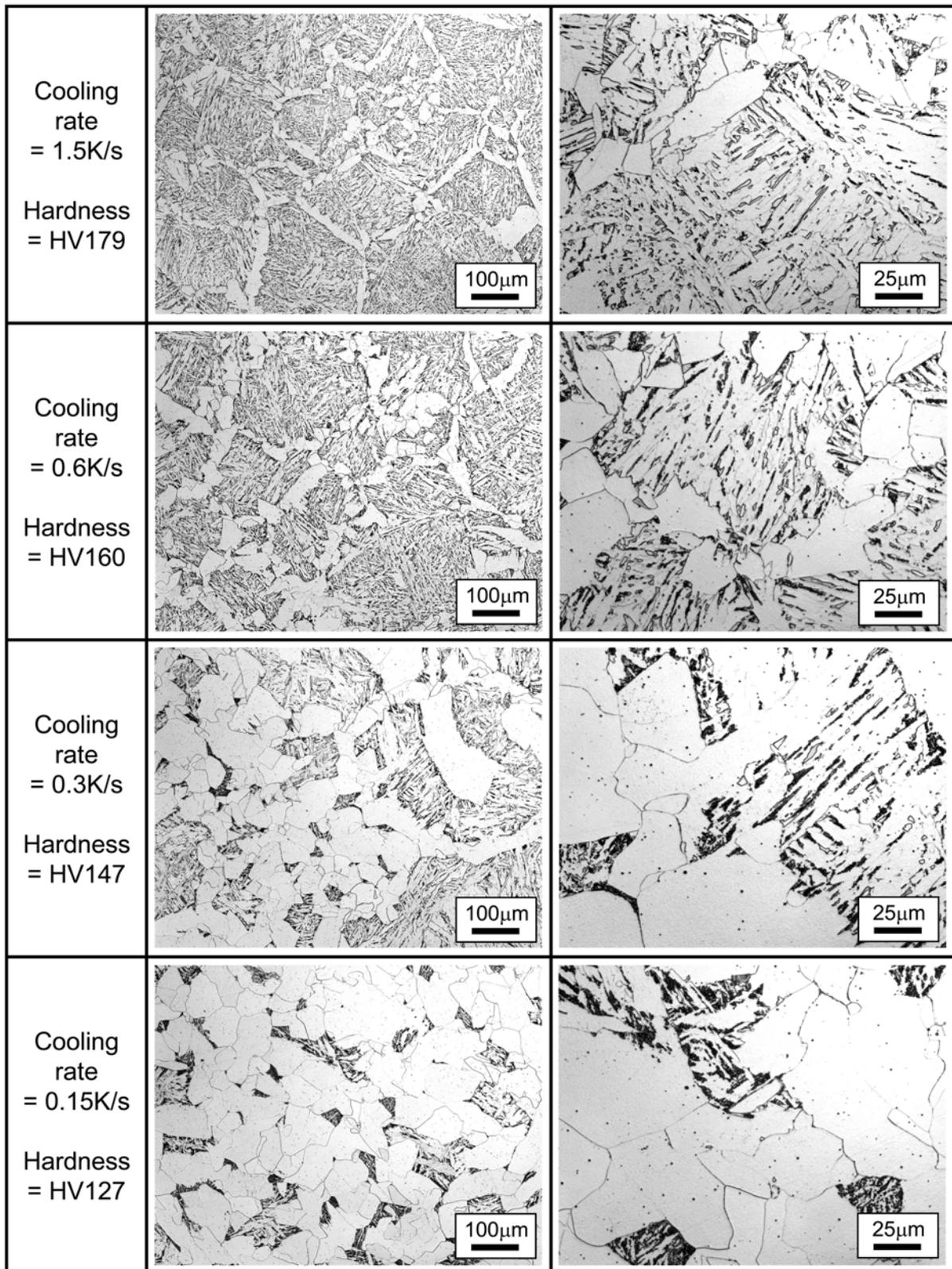


Fig. 6-16 Continued.

いては、Ti 添加レーザ溶接と同様の挙動を示し、B の効果は Ti 添加の有無によって変わらないと判断される。

アシキュラーフェライト生成に及ぼす冷却速度の影響については、Fig.6-14 の Ti 添加エレクトロスラグ溶接金属と Fig.6-15 の Ti 添加レーザ溶接金属の組織を比較することでよく理解できる。Ti 添加エレクトロスラグ溶接金属と Ti 添加レーザ溶接金属は、ともに Ti を含有する酸化物系介在物が分散されているが、Fig.6-10 の介在物粒径分布から、介在物総数は Ti 添加レーザ溶接金属の方が多いが、 $0.7\ \mu\text{m}$ 以上の比較的大きな介在物数は Ti 添加エレクトロスラグ溶接金属の方が多いという差がある。冷却速度が $15\ \text{K/s}$ 以上では、Ti 添加レーザ溶接金属の方が微細なアシキュラーフェライトが多く生成し、Ti 添加エレクトロスラグ溶接金属は一部がマルテンサイトとなる。Ti 添加エレクトロスラグ溶接金属と Ti 添加レーザ溶接金属の C 量および炭素当量はほぼ同じであるので、マルテンサイトの比率はより高温で変態するアシキュラーフェライトの生成量によると考えられ、高冷却速度の条件では Ti 添加レーザ溶接金属の方が多くのアシキュラーフェライトを生成することを意味する。一方、 $6\sim 0.6\ \text{K/s}$ の冷却速度では、Ti 添加レーザ溶接金属が上部ベイナイト主体の組織となるのに対して、Ti 添加エレクトロスラグ溶接金属は高冷却速度の条件ほど微細ではないもののアシキュラーフェライト主体の組織となる。つまり、低冷却速度の条件では、Ti 添加エレクトロスラグ溶接金属の方が Ti 添加レーザ溶接金属よりも多くのアシキュラーフェライトを生成する。

以上のことから、冷却速度が速い場合は、小さなサイズの介在物でもアシキュラーフェライトが生成され、微細な介在物が多く存在するレーザ溶接金属の方が微細なアシキュラーフェライト組織となるが、冷却速度が遅い場合は、比較的大きなサイズの介在物からのみアシキュラーフェライトが生成され、大きなサイズの介在物が多く分布するエレクトロスラグ溶接金属の方がアシキュラーフェライト主体の組織となりやすいという結論が得られる。

6. 3. 3. 冷却速度が異なる溶接金属中でのアシキュラーフェライト生成機構

Fig.6-17~Fig.6-19 に、Ti 添加エレクトロスラグ溶接金属(記号 ESW)、Ti 添加レーザ溶接金属(記号 LBW-Ti add)および Ti 無添加レーザ溶接金属(記号 LBW-Ti less)から採取した試料に、Fig.6-8 に示した熱サイクルを付与した後のマイクロ組織を示す。図には試料硬さも併せて記す。Fig.6-17 の Ti 添加エレクトロスラグ溶接金属、Fig.6-18 の Ti 添加レーザ溶接金属とも、保持温度 $898\ \text{K}$ 以下でアシキュラーフェライトが生成し、保持温度が低くなるにしたがってアシキュラーフェライト生成量が増加する様子が明瞭に現れている。Fig.6-14 および Fig.6-15 の連続冷却で同じ $6\ \text{K/s}$ の冷却速度で得られた組織とほぼ同じ組織となるのは、どちらも保持温度 $748\ \text{K}$ の条

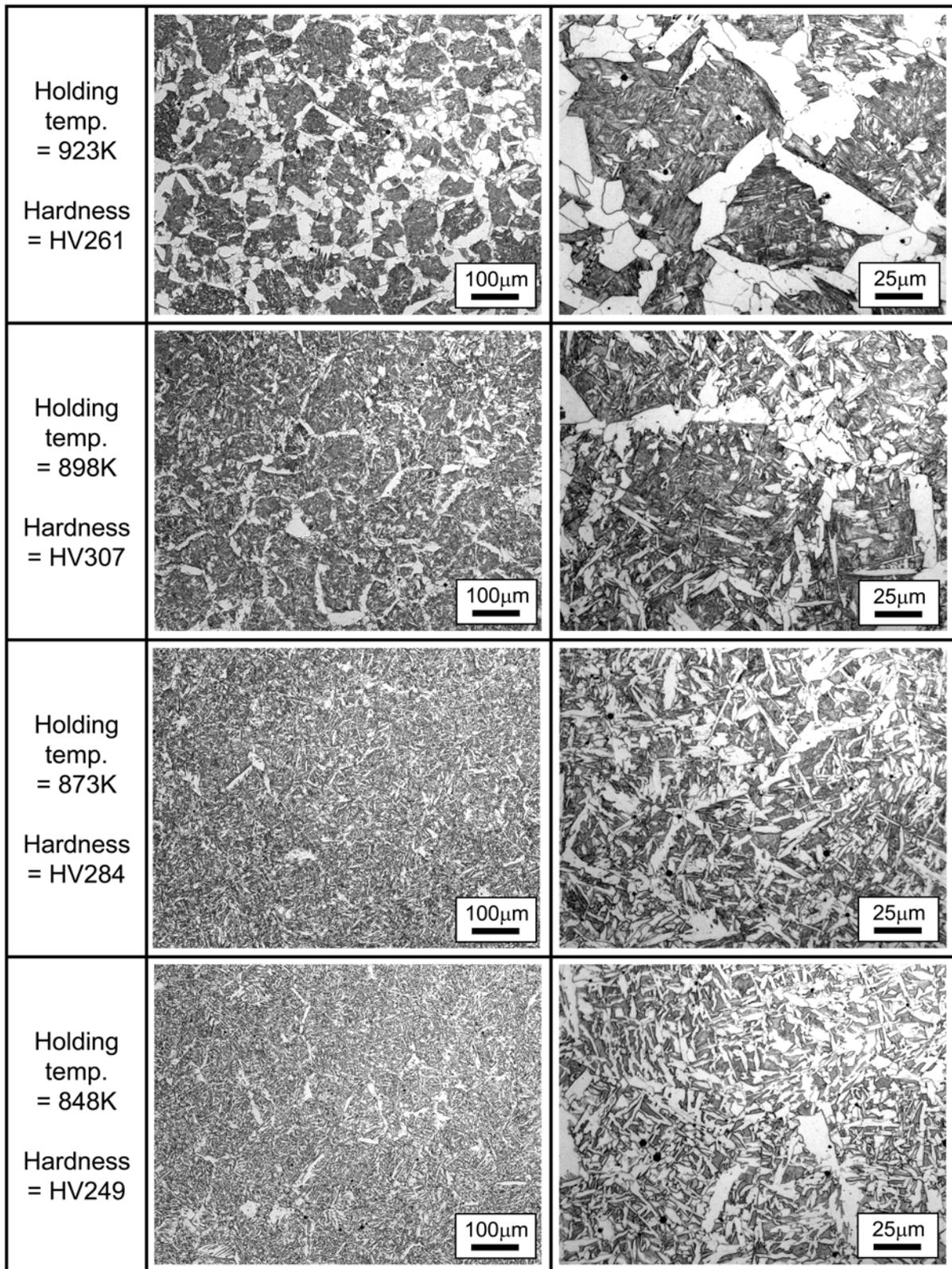


Fig. 6-17 Microstructures of Ti containing electroslag weld metals (ESW) after thermal cycles with holding time shown in Fig.6-8.

第6章 アシキユラーフェライト組織の形成に及ぼす介在物分布および冷却速度の影響

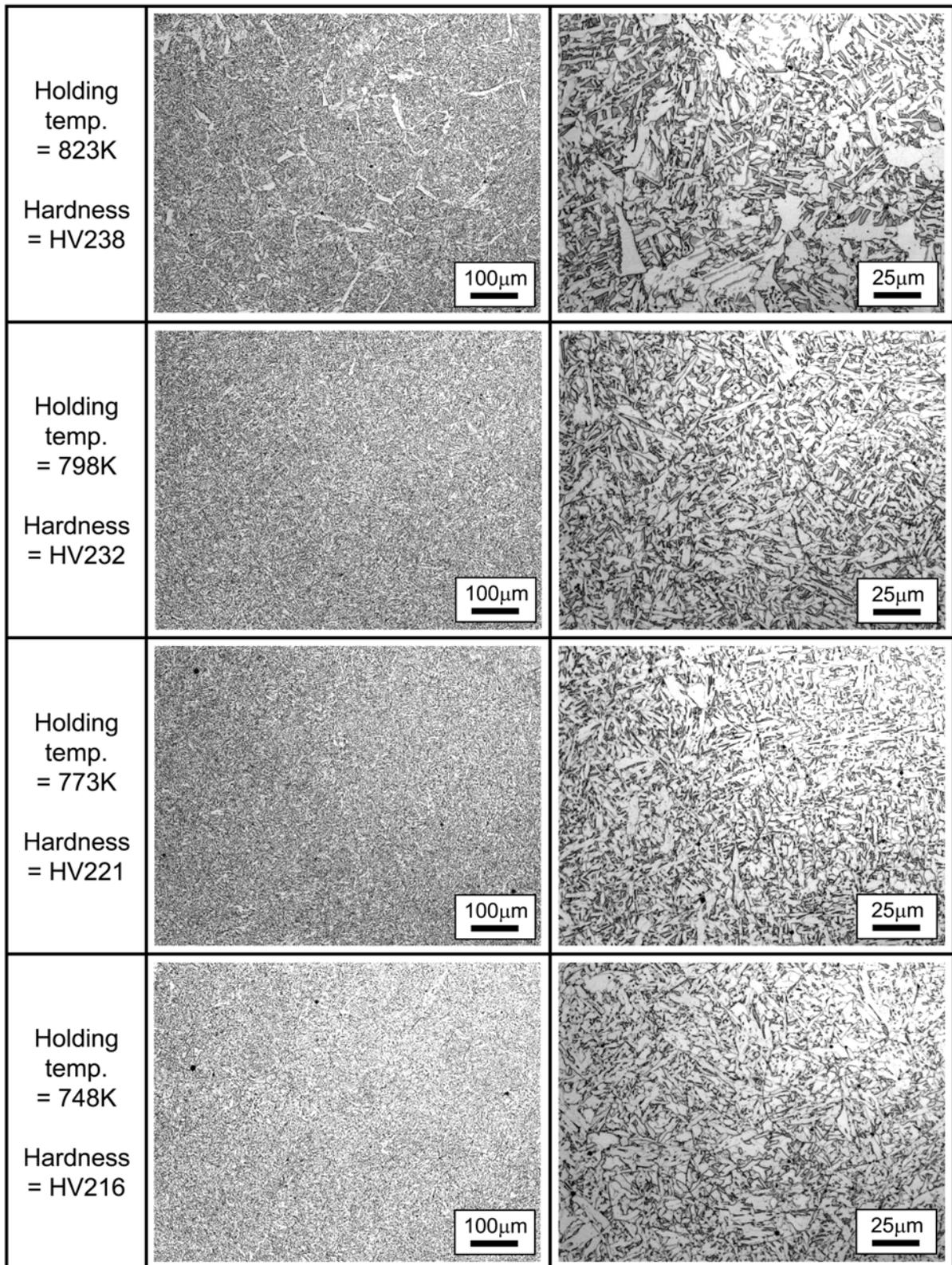


Fig. 6-17 Continued.

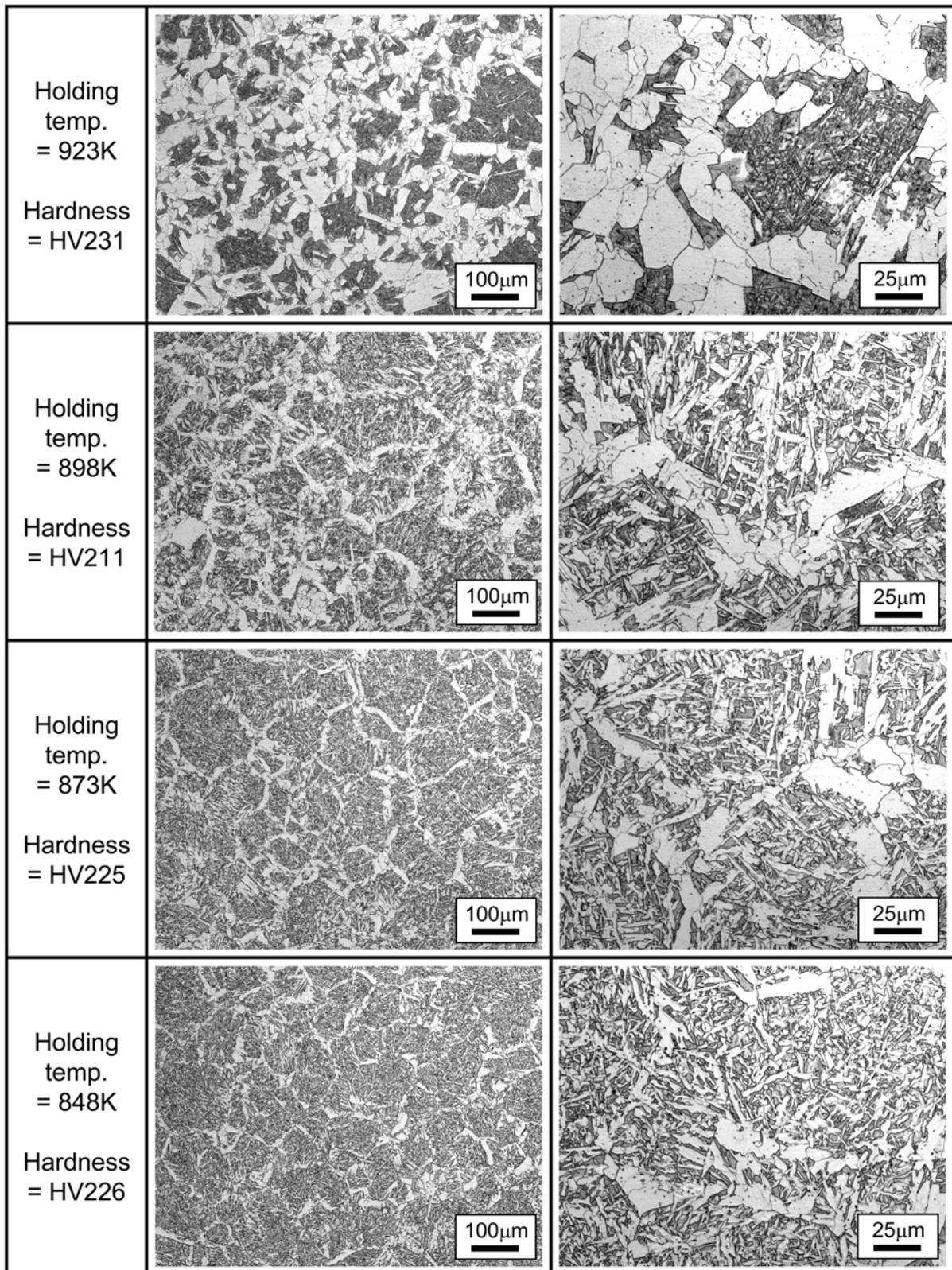


Fig. 6-18 Microstructures of Ti containing laser weld metals (LBW-Ti add) after thermal cycles with holding time shown in Fig.6-8.

第6章 アシキュラーフェライト組織の形成に及ぼす介在物分布および冷却速度の影響

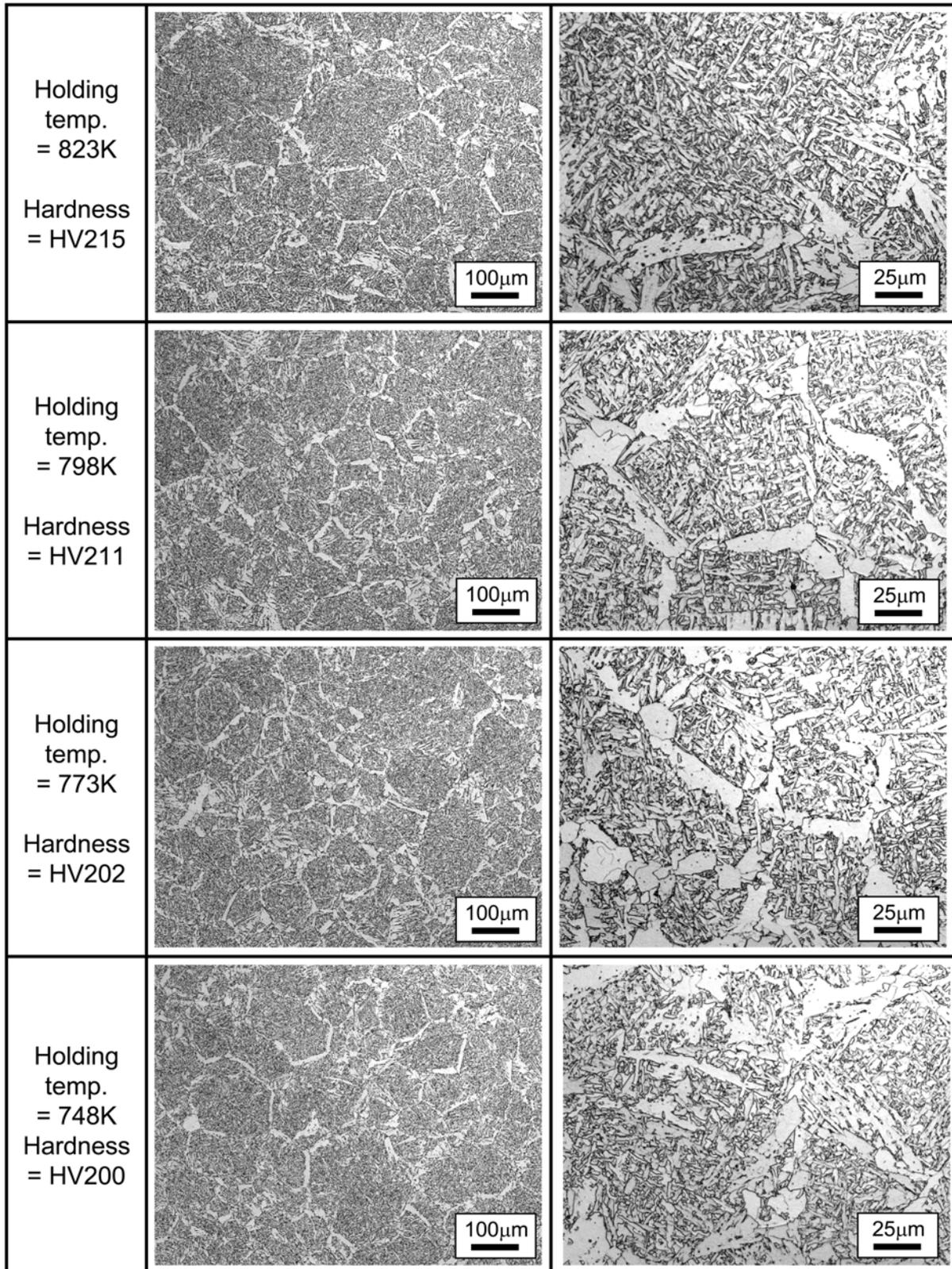


Fig. 6-18 Continued.

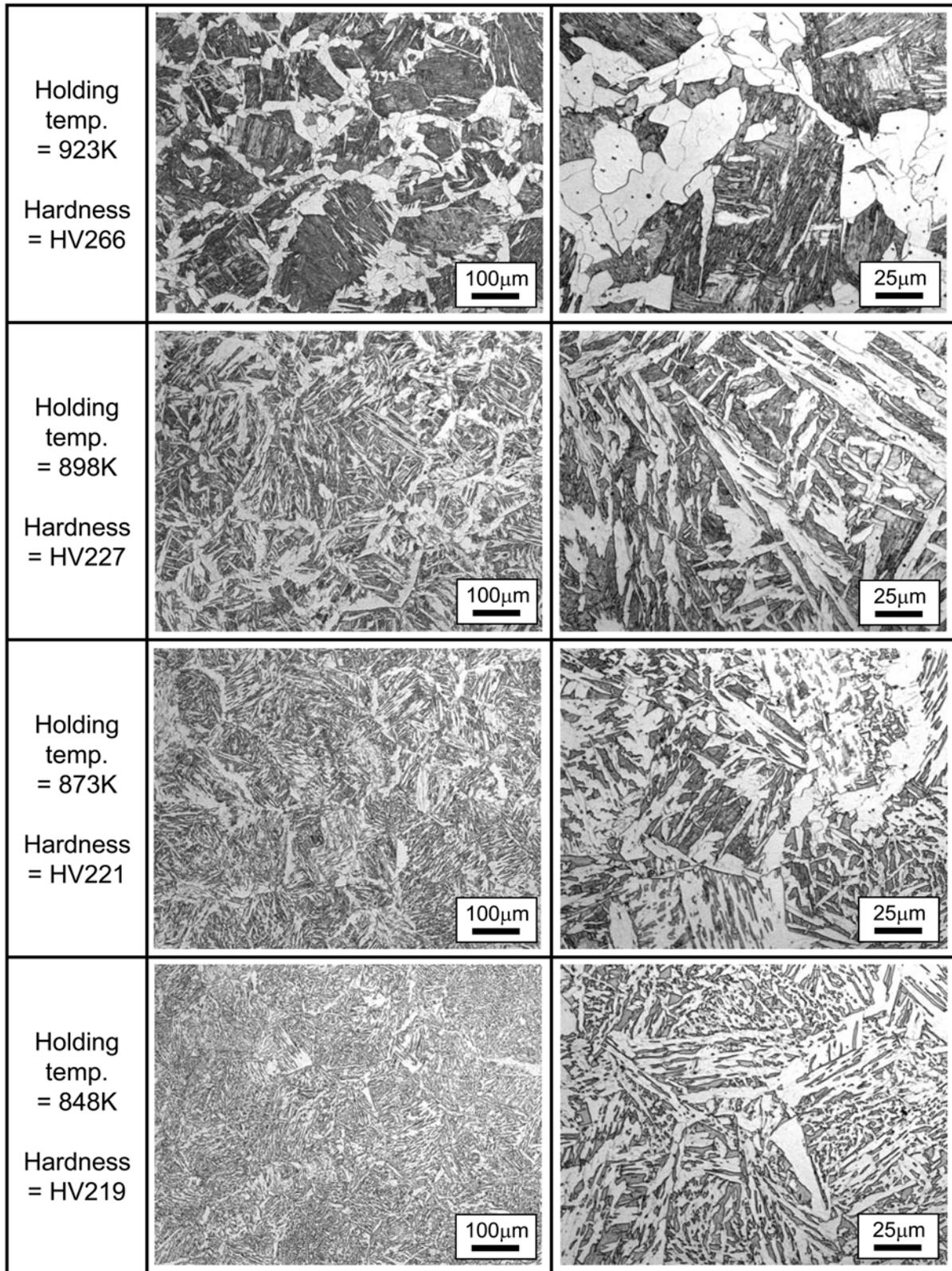


Fig. 6-19 Microstructures of Ti free laser weld metals (LBW-Ti less) after thermal cycles with holding time shown in Fig.6-8.

第6章 アシキュラーフェライト組織の形成に及ぼす介在物分布および冷却速度の影響

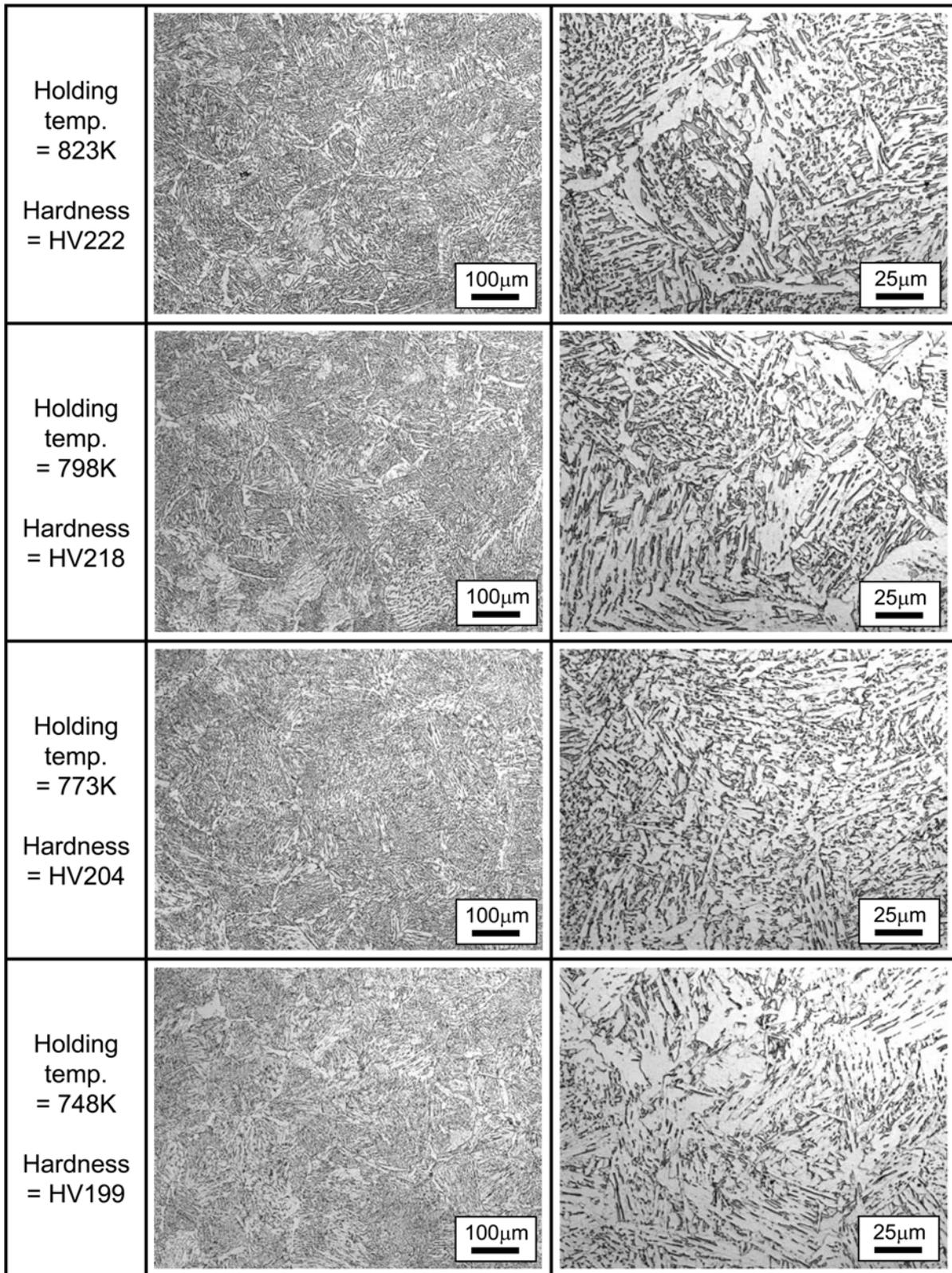


Fig. 6-19 Continued.

件であることから、アシキュラーフェライトの生成は 898 K から 748 K の間の冷却過程で逐次起きていることが推察される。Rees らは、 γ からの変態開始温度に対するアシキュラーフェライトおよびベイナイト核生成の駆動力を計算し、Fig.6-20 に示す結果を得ている⁹¹⁾。この結果では、変態開始温度が低いほど駆動力の絶対値が増加しており、低温で変態するほどアシキュラーフェライトが核生成しやすいことを意味する。すなわち、低温になるほどアシキュラーフェライト生成能が低いと考えられる小さなサイズの介在物からも核生成が起こりやすくなる。したがって、溶接後の連続冷却過程においては、 $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態が始まる温度域では比較的大きなサイズの介在物のみにアシキュラーフェライトが核生成し、温度が低下するにしたがって順次小さなサイズの介在物でもアシキュラーフェライトが核生成するようになり、結果としてアシキュラーフェライトを生成する介在物数が増加していくという機構が想定される。

一方、Fig.6-19 の Ti 無添加レーザー溶接金属では、Fig.6-16 の連続冷却と同様にいずれの保持温度においてもアシキュラーフェライトは生成されなかった。保持温度 923 K では、923 K に保持している間に生成したと考えられる粒界フェライトと、その後の急冷過程で生成したと考えられるマルテンサイトが混在した組織となっており、保持温度 898 K 以下で上部ベイナイト(フェライトサイドプレート)組織が生成した。上部ベイナイト組織の比率は、保持温度 898 K から 823 K の間で保持温度が低下するにしたがって増加し、保持温度 823 K 以下ではほぼ全体が上部ベイナイ

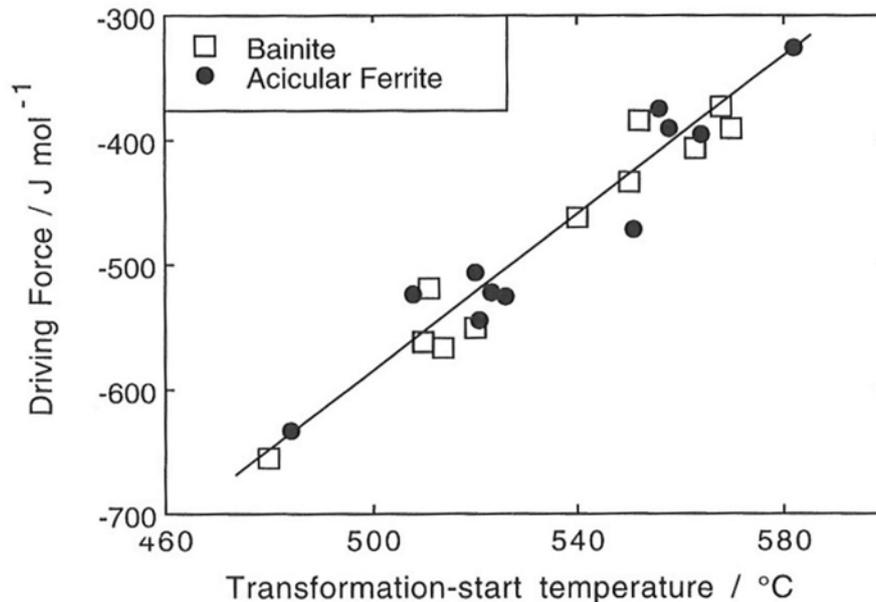


Fig. 6-20 Driving force available for the nucleation of bainite or acicular ferrite at the transformation start temperature⁹¹⁾.

ト組織となっていることから、上部ベイナイトの変態温度は 898～823 K の範囲にあり、変態開始温度はアシキュラーフェライトとほぼ同じであると推定される。

以上の結果に基づいて、冷却速度が異なるエレクトロスラグ溶接とレーザー溶接において、Ti および酸素を適正量添加した溶接金属中のアシキュラーフェライト生成機構を考察し、Fig.6-21 に模式的に示した。低冷却速度のエレクトロスラグ溶接においては、 γ 域から α 変態開始点 (Ar_3 点) 以下に冷却された時点 (Fig.6-21 中の E1) でアシキュラーフェライトの核生成が始まり、比較的大きな粒径の介在物からのみアシキュラーフェライトの核生成が起こる。その後冷却が進んでさらに低温になると、より小さなサイズの介在物でもアシキュラーフェライトの核生成が起こるようになるが、冷却速度が非常に遅いため、新たにアシキュラーフェライトの核生成が起こるよりも長軸方向の成長速度が速いアシキュラーフェライトの成長が優先する (Fig.6-21 中の E2)。Sympathetic nucleation によって介在物から核生成し成長したアシキュラーフェライトからも二次的にアシキュラーフェライトが生成するため、溶接金属はアシキュラーフェライト主体の組織とは

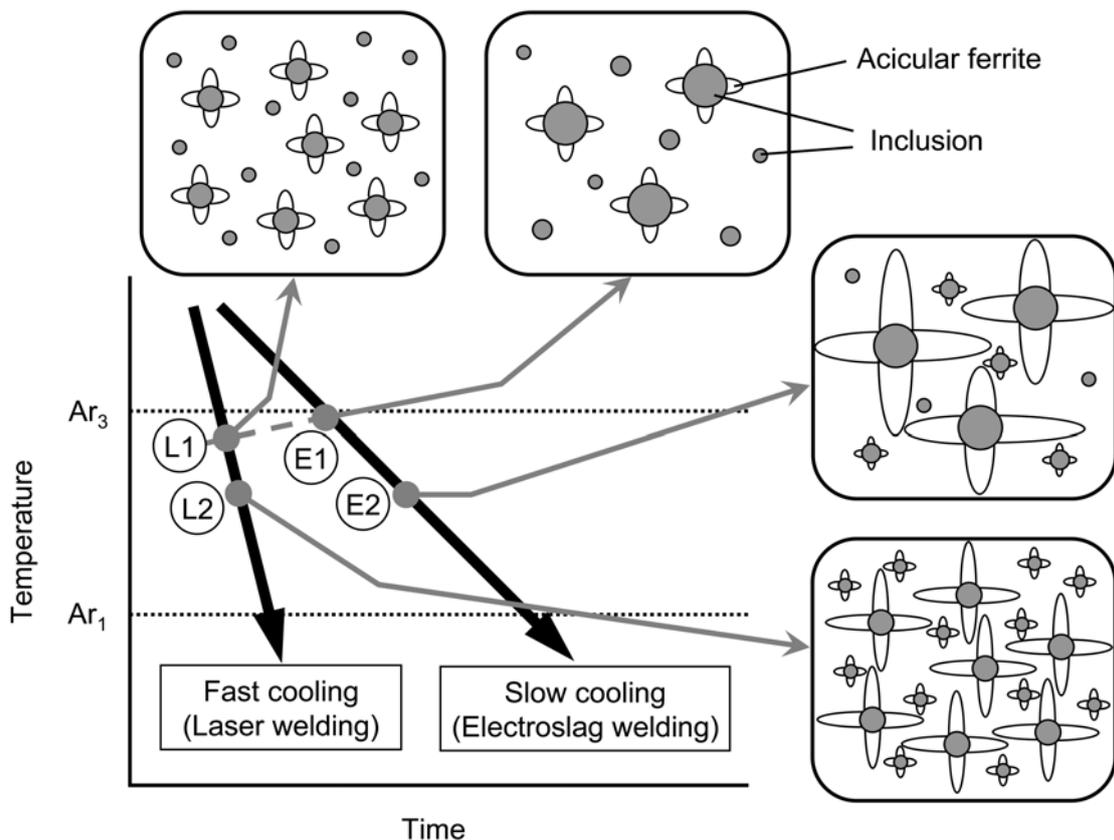


Fig. 6-21 Schematic illustration of acicular ferrite formation mechanism in different cooling rate.

なるが、比較的大きな粒径の介在物の間隔が広いので、アシキュラーフェライトのサイズは 10～数 10 μm 程度となると考えられる。一方、高冷却速度のレーザ溶接においては、エレクトロスラグ溶接よりも低温でアシキュラーフェライトの核生成が始まる (Fig.6-21 中の L1) ため、変態の駆動力が大きく、より小さな粒径の介在物からもアシキュラーフェライトの核生成が起こる。その後冷却が進むと、核生成したアシキュラーフェライトが成長すると同時に温度低下によって順次小径の介在物からの核生成が起こるようになる。この際、非常に速い冷却速度のため、核生成したアシキュラーフェライトの成長に比べて新たにアシキュラーフェライトを核生成する介在物の増加がより優勢となる (Fig.6-21 中の L2)。レーザ溶接金属は小径の介在物が多数分散しているため、結果的に非常に多量のアシキュラーフェライトが生成され、より微細で緻密なアシキュラーフェライト主体の組織が形成されると考えられる。

以上で得られた結果から、エレクトロスラグ溶接およびレーザ溶接において、より微細なアシキュラーフェライト組織を得るための指針として以下のことが挙げられる。

- ・ 冷却速度が非常に遅いエレクトロスラグ溶接金属では、アシキュラーフェライト生成能が高い介在物すなわちより大きなサイズの Ti 含有酸化物系介在物を多数分散させることが有利である。
- ・ 冷却速度が非常に速いレーザ溶接では、小さなサイズの介在物でもアシキュラーフェライトの核生成が起こるため、微細な Ti 含有酸化物系介在物をなるべく多く分散させることが有利である。

6. 4. 結論

エレクトロスラグ溶接金属およびレーザ溶接金属の介在物分布測定と模擬熱サイクル試験を行い、アシキュラーフェライト組織の形成に及ぼす介在物分布状態および冷却速度の影響を調査した結果、以下のことが明らかになった。

- 1) エレクトロスラグ溶接金属とレーザ溶接金属の介在物分布を比較すると、レーザ溶接金属の方が介在物数が多く、特に 0.4 μm 以下の小さなサイズの介在物が多く分布していた。一方エレクトロスラグ溶接金属は、0.7 μm 以上の大きなサイズの介在物が多く分布していた。
- 2) Ti を添加しないレーザ溶接金属においては、溶接ままおよび熱サイクル付与後のいずれの状態でもアシキュラーフェライトは生成しなかった。
- 3) エレクトロスラグ溶接金属中のアシキュラーフェライトは、冷却速度の低下にともなって粗大化したが、冷却速度 0.6 K/s までアシキュラーフェライト主体の組織となった。
- 4) レーザ溶接金属中のアシキュラーフェライトは、冷却速度 30 K/s 以上の高冷却速度条件で

第6章 アシキュラーフェライト組織の形成に及ぼす介在物分布および冷却速度の影響

は非常に微細となるが、6 K/s 以下の低冷却速度条件ではアシキュラーフェライトの生成が大幅に低減し上部ベイナイト主体の組織となった。

5) 冷却速度が速いほど変態開始温度が低下し、アシキュラーフェライトの核生成の駆動力が上昇するため、より小さなサイズの介在物からアシキュラーフェライトが核生成し、高冷却速度で微細な介在物が多く存在するレーザ溶接金属において、非常に微細で緻密なアシキュラーフェライト主体の組織が得られると考えられる。

第7章 総括

本研究では、構造用鋼の溶接金属の組織微細化による高靱性化を目的として、従来溶接金属をアシキュラーフェライト主体の組織とする検討が十分に行われていなかったレーザー溶接およびエレクトロスラグ溶接を対象として、アシキュラーフェライト主体の溶接金属を得る手法を確立し、異なる溶接プロセスにおけるアシキュラーフェライト生成機構について考察した。レーザー溶接およびエレクトロスラグ溶接は、これまで溶接金属のアシキュラーフェライト組織化が一般的に行われてきたサブマージアーク溶接、ガスシールドアーク溶接などのアーク溶接に比べて、溶接金属の酸素量が低く、アシキュラーフェライトの生成核となる酸化物系介在物が不足する。また、溶接入熱が大きく異なるため、溶接金属の冷却速度の差が大きい。そのため、レーザー溶接およびエレクトロスラグ溶接において、アシキュラーフェライトの生成に適する酸素量の溶接金属を得る手法を検討し、溶接金属をアシキュラーフェライト主体の組織とするための適正条件および組成範囲を明らかにした。さらに、両者の溶接金属中のアシキュラーフェライト生成状態を詳細に比較することで、アシキュラーフェライト生成に及ぼす介在物分布状態および冷却速度の影響を調査し、アシキュラーフェライト生成機構について考察した。

以下に各章で得られた結論の要約を順に述べる。

第1章では、本研究の目的、必要性と背景を説明し、レーザー溶接およびエレクトロスラグ溶接において微細なアシキュラーフェライト組織主体の溶接金属を得るために必要な課題を示した。

第2章では、厚鋼板のレーザー溶接を対象に、レーザー溶接金属のアシキュラーフェライト組織化の基礎的検討として、冷却速度、硬化特性および組織について調査した。以下に得られた主要な結果を要約する。

- 1) レーザ溶接金属の 1073~773 K 間の冷却速度は、レーザー出力 5.5 kW, 溶接速度 5~83.3 mm/s の条件における実測値で約 70~1200 K/s であり、また、レーザー出力 45 kW, 溶接速度 25 mm/s で板厚 25 mm の貫通溶接を行った場合の推定値で約 35 K/s となった。
- 2) レーザ溶接金属の硬さは、従来のアーク溶接の場合と同様に炭素当量 C_{eq} と一次関数の関係を示し、サブマージアーク溶接金属と比較して冷却速度が速いため硬化が大きかった。
- 3) サブマージアーク溶接金属へのレーザー照射によるメルトラン試験により、低入熱・高冷却速度のレーザー溶接においても、Ti, B, O を添加し、炭素当量を適正範囲に調整した溶接金属中にアシキュラーフェライト主体の組織が形成されることが明らかになった。また、レーザー溶接金属中のアシキュラーフェライトは、サブマージアーク溶接金属のアシキュラーフェライトより微細で緻

密となった。

4) Ti, B, O を含有するレーザ溶接金属において, アシキュラーフェライト組織が生成される炭素当量範囲は, 出力 5.5 kW 程度のレーザで 10 mm 未満の板厚の溶接を行うような場合には 0.30 mass%以下, 45 kW の高出力レーザで板厚 25 mm の貫通溶接を行うような場合には 0.35 mass%以下と推定された。

第3章では, 実際のレーザ溶接において, Ti, B 添加鋼板と He-O₂ 混合シールドガスを使用した溶接金属のアシキュラーフェライト組織化および高靱性化について検討を行った。以下に得られた主要な結果を要約する。

- 1) レーザ溶接において, He-O₂ 混合シールドガスを使用することで溶接金属への酸素の添加が可能であり, Ti を添加した鋼板のレーザ溶接金属において, Ti を含む Al-Si-Mn-Ti 系の酸化物が多数形成され, 酸化物を核としてアシキュラーフェライトが生成されることが明らかになった。
- 2) レーザ溶接金属中に Ti, O とともに B を添加することで粒界フェライトの生成が抑制され, アシキュラーフェライト主体の組織が得られた。特に, He-5 %O₂ シールドガスで 0.02 mass%の Ti, 0.0030 mass%以上の B を添加した鋼板を溶接すると, 溶接金属はほぼ完全な微細アシキュラーフェライト主体の組織となった。
- 3) アシキュラーフェライト主体の組織のレーザ溶接金属を得るには, 酸化反応を考慮した成分設計が必要であり, Al/O < 1.13 となる酸素量を添加して Ti 系酸化物を形成させ, かつ 1/2.22 (O - 0.89 Al - 0.33 Ti) 以上の B を添加して固溶 B を確保する必要がある。
- 4) レーザ溶接金属を微細なアシキュラーフェライト主体の組織とすることで, 延性-脆性破面遷移温度 $vTrs \leq -100^{\circ}\text{C}$ となる優れた靱性の溶接金属が得られた。

第4章では, 大入熱エレクトロスラグ溶接(非消耗ノズル式エレクトロスラグ溶接)における溶接金属のアシキュラーフェライト化および高靱性化を目的とし, Ti-B 添加溶接ワイヤと低塩基度フラックスによる溶接金属のアシキュラーフェライト組織化について検討を行った。以下に得られた主要な結果を要約する。

- 1) 溶接入熱 85 kJ/mm の大入熱エレクトロスラグ溶接において, 溶接金属の冷却速度は 0.41 ~ 0.49 s/K と極めて遅いことが明らかになった。
- 2) 大入熱エレクトロスラグ溶接において, 低塩基度のフラックスを使用することで 0.025 mass%程度の酸素量の溶接金属を得ることが可能であり, Ti, B を多量に添加したワイヤとの組合せによって溶接金属中に Ti を含有する酸化物系介在物が多数分散され, アシキュラーフェライト組織が生成された。

- 3) アシキュラーフェライト主体の組織となったエレクトロスラグ溶接金属は、B 添加量 $0.5 \leq B/N \leq 0.8$ の範囲において高靱性となり、溶接入熱 100kJ/mm の超大入熱条件においても $vE_0 \geq 100 \text{J}$ となる高靱性の溶接金属が得られた。
- 4) エレクトロスラグ溶接金属において、旧 γ 粒界での粒界フェライト生成を抑制するために必要な B 添加量は、溶接金属中 B/N を指標として $B/N > 0.5$ であった。また、 $B/N > 0.8$ となる過剰の B を添加すると、アシキュラーフェライト粒間に島状マルテンサイト(MA)が生成され、溶接金属の靱性が低下した。

第5章では、アシキュラーフェライト主体組織の溶接金属が得られた大入熱エレクトロスラグ溶接において、実施工への適用を考慮し、溶接長全体にわたる溶接金属中への B 添加量および溶接金属靱性の安定性について検討を行い、また溶接金属からの B 拡散によるボンド部靱性向上効果を検証した。以下に得られた主要な結果を要約する。

- 1) 溶接中のスラグメタル反応によって、ワイヤから添加した B の溶接金属中への歩留まりが変化し、溶接後半に溶接金属中への B の歩留まりが増加することで、溶接金属中の B/N 比が適正範囲 ($0.5 \leq B/N \leq 0.8$) から外れ、溶接金属靱性が低下する問題が明らかになった。
- 2) フラックスに予め B_2O_3 を添加することで溶接金属中の B の歩留まりを安定化させる効果があり、 B_2O_3 を 0.7 mass% 以上添加したフラックスを使用することで B の歩留まりがほぼ 100 % になり、溶接金属の B 量および靱性を安定化することが可能となった。
- 3) B を 0.0040 mass% 含有した溶接金属のボンド部組織は、旧 γ 粒界での粗大フェライト生成が抑制され、溶融線上にノッチを導入したシャルピー衝撃試験の吸収エネルギーが向上した。
- 4) 大入熱エレクトロスラグ溶接においても溶接金属からの B 拡散によるボンド部組織の微細化および靱性向上効果が得られ、高 B 含有高靱性溶接金属の優位性が明らかとなった。

第6章では、エレクトロスラグ溶接金属およびレーザ溶接金属の介在物分布測定と模擬熱サイクル試験を行い、アシキュラーフェライト組織の生成に及ぼす介在物分布状態および冷却速度の影響を調査し、アシキュラーフェライト生成機構の考察を行った。以下に得られた主要な結果を要約する。

- 1) レーザ溶接金属の方がエレクトロスラグ溶接金属より介在物数は多く、特に $0.4 \mu\text{m}$ 以下の小さなサイズの介在物が多く分布していた。一方、エレクトロスラグ溶接金属は、 $0.7 \mu\text{m}$ 以上の大きなサイズの介在物が多く分布していた。
- 2) Ti を添加しないレーザ溶接金属においては、溶接まもおよび熱サイクル付与後のいずれの状態でもアシキュラーフェライトは生成しなかった。

3) エレクトロスラグ溶接金属は、冷却速度の低下にともなってアシキュラーフェライトが粗大化した。冷却速度 0.6 K/s までアシキュラーフェライト主体の組織となった。一方、レーザ溶接金属は、冷却速度 30 K/s 以上の高冷却速度条件では非常に微細で緻密なアシキュラーフェライトが生成されるが、6 K/s 以下の低冷却速度条件ではアシキュラーフェライトの生成が大幅に低減し上部ベイナイト主体の組織となった。

4) 冷却速度が速いほどより小さなサイズの介在物からアシキュラーフェライトが核生成するため、冷却速度が非常に速く、微細な介在物が多く存在するレーザ溶接金属において、非常に微細で緻密なアシキュラーフェライト主体の組織が得られるという機構が推定された。

以上のように、本研究では、これまで溶接金属のアシキュラーフェライト組織化がほとんど検討されていなかったレーザ溶接およびエレクトロスラグ溶接において、アシキュラーフェライト主体の組織となる溶接金属が得られる手法を確立し、溶接金属の高靱性化を達成した。特に、エレクトロスラグ溶接においては、本研究で得られた成果により、高靱性の溶接金属が得られる大入熱溶接用溶接材料(ワイヤおよびフラックス)が大入熱溶接用高 HAZ 靱性鋼とともに実用化され、実際の超高層ビルディングの施工にも適用された。また、レーザ溶接金属およびエレクトロスラグ溶接金属のアシキュラーフェライト生成状態を比較検討することにより、介在物分布および冷却速度がアシキュラーフェライト生成に及ぼす影響を明らかにし、より微細で緻密な高靱性のアシキュラーフェライト主体の組織が形成される機構および指針を示した。

謝辞

謝 辞

本研究は、大阪大学大学院工学研究科マテリアル生産科学専攻(接合科学研究所)教授 池内建二博士のご指導により遂行し得たものであり、終始多大なるご教示、適切なお助言を賜りましたことを、心より深く感謝いたします。

また、本論文を執筆するにあたり、有益なお指導、ご助言を賜りました大阪大学大学院工学研究科マテリアル生産科学専攻(接合科学研究所)教授 小溝裕一博士、大阪大学大学院工学研究科マテリアル生産科学専攻教授 西本和俊博士ならびに廣瀬明夫博士に、心より感謝の意を表します。

本研究は、川崎製鉄株式会社(現JFEスチール株式会社) 技術研究所およびJFEスチール株式会社 スチール研究所にて主に遂行したものであり、本研究を論文としてまとめる機会を与えていただいたJFEスチール株式会社 スチール研究所 影近博前所長、関田貴司所長、廣畑和宏副所長ならびに津山青史副所長に、心より深く感謝いたします。

また、本研究の遂行および論文の執筆にあたり、終始有益なお指導、ご助言を賜りました、JFEスチール株式会社 スチール研究所 安田功一主席研究員ならびにJFEスチール株式会社 スチール研究所 接合・強度研究部 小野守章部長に、心より深く感謝いたします。

さらに、本研究に関する実験の実施にあたり、多大なるご協力を賜りました、JFEスチール株式会社 スチール研究所 接合・強度研究部 池田倫正主任研究員、大井健次主任研究員、沖田泰明主任研究員、棒鋼・線材研究部 一宮克行主任研究員をはじめ、関連部署の多数の研究員ならびに技術員の方々に、ここで心より御礼申し上げます。

<参考文献>

- 1) H. Tamehiro, T. Takeda, S. Matsuda, K. Yamamoto and N. Okumura : Effect of Accelerated Cooling after Controlled Rolling on the Hydrogen Induced Cracking Resistance of Line Pipe Steel, Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan, Vol.25, No.9 (1985), p.982-988.
- 2) 為広博, 村田正彦, 土生隆一, 南雲道彦:制御圧延-加速冷却鋼における Nb-B 複合添加の効果, 鉄と鋼, Vol.72, No.3 (1986), p.458-465.
- 3) 渡邊之:鉄鋼新素材, TMCP 鋼の適用分野, 溶接学会誌, Vol.55, No.1 (1986), p.49-55.
- 4) 森川博文, 森山康, 伊藤亀太郎:鉄鋼新素材, TMCP 鋼の冶金的特徴と母材特性, 溶接学会誌, Vol.55, No.2 (1986), p.83-90.
- 5) 百合岡信孝, TMCP 鋼の溶接, 溶接学会誌, Vol.61, No.4 (1992), p.288-304.
- 6) 堀籠健男, 常富栄一, 新名恭三, 永野恭一, 森直道, 加藤隆司:HT-50 鋼大入熱潜弧溶接用 Ti-B 系溶接材料の研究, 溶接学会誌, Vol.47, No.1 (1978), p.18-25.
- 7) C. L. Choi and D. C. Hill : A Study of Microstructural Progression in as-deposited weld metal, Welding Journal, Vol.57, No.8 (1978), p.232s-236s.
- 8) N. Abe, T. Kitada and S. Miyata : Effects of Alloying Elements on the Toughness and Microstructure of High Current Density Gas Shielded Arc Process Weld Metals, Transaction of Japan Welding Society, Vol.11, No.1 (1980), p.29-34.
- 9) J. M. Dowling, J. M. Corbett and H. W. Kerr : Inclusion phases and the nucleation of acicular ferrite in submerged arc welds in high strength low alloy steels, Metallurgical Transactions A, Vol.17, No.9 (1986), p.1611-1623.
- 10) A. R. Mills, J. A. Whiteman and G. Thewlis : Nature of Inclusions in Steel Weld Metals and Their Influence on Formation of Acicular Ferrite, Materials Science and Technology, Vol.3, No.12 (1987), p.1051-1061.
- 11) 渡邊之, 小嶋敏文:組織微細化におよぼす Ti および B の役割—大電流 MIG 溶接金属の靱性に関する研究(第 2 報)—, 溶接学会誌, Vol.50, No.7 (1981), p.702-709.
- 12) P. R. Kirkwood : Microstructural and Toughness Control in Low Carbon Weld Metals, Metal

参考文献

Construction, Vol.10, No.5, (1978) p.260-264.

13) T. H. North, H. B. Bell, A. Koukabi and I. Craig : Notch Toughness of Low Oxygen Content Submerged Arc Deposits, Welding Journal, Vol.58, No.12 (1979), p.343S-354S.

14) R. C. Cochrane and P. R. Kirkwood : The Effect of Oxygen on Weld Metal Microstructure, Trends in Steel and Consumables for Welding, Vol.1 (1979), p.103-121.

15) M. Ferrante and R. A. Farrar : The Role of Oxygen Rich Inclusions in Determining the Microstructure of Weld Metal Deposits, Journal of Materials Science, Vol.17, No.11 (1982), p.3293-3298.

16) D. J. Abson and N. Francis-Scrutton : Influence of Al, Ti, V and O on Acicular Ferrite Formation in TIG Weld Metal, Proceedings of 15th International Conference on Offshore Mechanics and Arctic Engineering, Vol.3 (1996), p.45-53,55.

17) 渡邊之, 小嶋敏文: 靱性におよぼす Ti, B および酸素の影響—大電流 MIG 溶接金属の靱性に関する研究(第1報)—, 溶接学会誌, Vol.49, No.11 (1980), p.772-780.

18) V. A. Ventrella, N. G. Alcantara, J. F. Dos Santos, M. Kocak and G. M. Evans : Microstructure of Ferritic Weld Metals Containing Titanium and Boron, Proceedings of 18th International Conference on Offshore Mechanics and Arctic Engineering, Vol.3 (1999), p.75-79.

19) J. C. Goussain and S. Vire : Prospects of Very High Power CO₂ Laser in Welding, Proceedings of SPIE - The International Society for Optical Engineering, Vol.2789 (1996), p.2-11.

20) 福田直晃, 近藤康夫, 松本敏史, 大森明, 荒田吉明: 50kWCO₂レーザー加工装置による溶接性能に関する研究, 溶接学会全国大会講演概要, No.59 (1996), p.84-85.

21) 夏見文章: レーザ結合素材による一体プレス部品生産技術の開発, 自動車技術会学術講演会前刷集, No.901 (1990), p.245-248.

22) 三瓶和久: 自動車部品へのレーザー加工の適用, レーザ加工学会誌, Vo.11, No.2 (2004), p.67-70.

23) J. K. Kristensen : Laser Welding in the Heavy Steel Industry, Welding Review International, Vol.15, No.1 (1996), p.30,32,34-35.

参考文献

- 24) 石原弘一: 欧州造船におけるレーザ溶接の現状, 溶接技術, Vol.47, No.2 (1999), p.108-110.
- 25) P. Denney : Lasers - The New Wave in Ship Construction, Welding Journal, Vol.80, No.3 (2001), p.47-50.
- 26) D. W. Yu, H. S. Ann, J. H. Devletian and W. E. Wood : The Influence of Low Alloy Filler Metal on Solidification and Ferrite Transformation in ESW, Advanced Welding Science and Technology (1996), p.267-272.
- 27) F. Matsuda, Y. Kikuchi, Z-D. Qian and S. Fujihira : Improvement of Toughness of Weld Metal by High Heat Input Electroslag Welding Process (Part 3), Transactions of JWRI, Vol.22, No.2 (1993), p.281-288.
- 28) S. Fujihira, A. Hatanaka, Y. Kikuchi and F. Matsuda : Toughness Characteristics and Its Improvement of Electroslag Weld Metal of Structural Steel Plate, ISIJ International, Vol.35, No.10 (1995), p.1239-1247.
- 29) 下川弘海, 伊木聡, 岡本晴仁, 栗原正好, 小嶋敏文: 4面ボックスコラム内ダイアフラムのエレクトロスラグ溶接部に要求される靱性に関する一考察, 月刊鉄構技術, Vol.15, No.174 (2002), p.38-42.
- 30) 香取修治, 横山幸夫, 木村達己, 木谷靖, 矢埜浩史, 藤沢清二, 稲田達夫: 超大入熱溶接用鋼板および溶接材料の衝撃性能確認試験, 月刊鉄構技術, Vol.16, No.176 (2003), p.25-31.
- 31) 志村保美: 建築鉄骨溶接の品質確保 - 建築鉄骨溶接部の材料面から見た品質確保, 溶接技術, Vol.51, No.8 (2003), p.104-108.
- 32) 木谷靖, 大井健次, 安田功一, 中野善文: 薄鋼板レーザ溶接継手の成形性に及ぼす溶接ビード性状の影響, 溶接学会全国大会講演概要, No.55 (1994), p.42-43.
- 33) 高隆夫, 山本剛: 鋼板のレーザ溶接部の硬度特性, 溶接学会全国大会講演概要, No.55 (1994), p.44-45.
- 34) 梅津享, 真保幸雄, 樺沢真事, 小野守章, 津山青史: 薄鋼板のレーザ溶接部硬さと組成の関係, 溶接学会全国大会講演概要, No.56 (1995), p.46-47.

参考文献

- 35) 清水弘之, 斉藤洋, 芳野文人:CO₂ レーザを用いた厚板の溶接(第1報)－添加元素の分布形態, 溶接学会全国大会講演概要, No.56 (1995), p.50-51.
- 36) 清水弘之, 斉藤洋, 芳野文人:CO₂ レーザを用いた厚板の溶接(第2報)－溶接部の機械的性質, 溶接学会全国大会講演概要, No.56 (1995), p.52-53.
- 37) C. Fung, K. Peng and J. Doong : Study of Surface Temperature on Laser Cutting and Welding Power Absorption, International Communications in Heat and Mass Transfer, Vol.17, No.2 (1990), p.147-154.
- 38) E. A. Metzbower : Laser Beam Welding - Thermal Profiles and HAZ Hardness, Welding Journal, Vol.69, No.7 (1990), p.272s-278s.
- 39) G. Morris : Rapid-solidification Phenomena, Metal Science, Vol.16, No.10 (1982), p.457-464.
- 40) S. Katayama and A. Matsunawa : Solidification Microstructure of Laser Welded Stainless Steels, Proceedings of ICALEO '84 - Materials Processing (1984), p.60-67.
- 41) 中尾嘉邦, 西本和俊, 張文平:凝固モードに対するレーザ急冷凝固処理の影響－ステンレス鋼のレーザ表面改質に関する研究(第1報), 溶接学会論文集, Vol.7, No.3 (1989), p.414-421.
- 42) I. Gilath, J. M. Signamarcheix and P. Bensussan : A Comparison of Methods for Estimating the Weld-melt Cooling Rate in Laser Welds, Journal of Materials Science, No.29 (1994), p.3358-3362.
- 43) T. Terasaki and T. G. Gooch : Prediction of Cooling Time for Ferrite-Austenite Transformation in Duplex Stainless Steel, ISIJ International, Vol.35, No.10 (1995), p.1272-1276.
- 44) E. Beyer, K. Behler and G. Herizger : Influence of Laser Beam Polarization in Welding, Proceedings of 5th International Conference on Lasers in Manufacturing (1998), p.223-240.
- 45) I. Miyamoto, H. Maruo and Y. Arata : Beam Absorption Mechanism in Laser Welding, SPIE Laser Processing : Fundamentals, Applications and Systems Engineering, No.668 (1986), p.11-18.
- 46) 鈴木春義:最高かたさの新しい推定式, 溶接学会論文集, Vol.4, No.1 (1986), p.90-95.
- 47) 早川直哉, 阪口修一, 安田功一, 中野善文:極厚銅板の大入熱 1 パスサブマージアーク溶接金属の靱性に及ぼす冷却速度と化学組成の影響, 溶接学会全国大会講演概要, No.61

参考文献

(1997), p.194-195.

48) 森直道, 本間弘之, 若林正邦, 大北茂, 齊藤昭治: Ti-B 系溶接金属の材質特性と靱性向上機構, 製鉄研究, No.307 (1982), p.104-116.

49) 中西睦夫, 小溝裕一: 低炭素鋼溶接金属の組織と靱性におよぼす酸素, 窒素の影響, 溶接学会誌, Vol.52, No.2 (1983), p.229-234.

50) 西山昇, 寺嶋久栄, P. H. M. Hart: サブマージアーク溶接金属の組織と靱性におよぼす鋼板中 Al の影響(第1報), 溶接学会論文集, Vol.2, No.3 (1984), p.533-539.

51) 西山昇, 寺嶋久栄: 50~60kgf/mm² 級高張力サブマージアーク溶接金属の組織とじん性におよぼす Ti および N の影響, 溶接学会論文集, Vol.2, No.3 (1984), p.547-553.

52) 渡邊之, 鈴木元昭, 小嶋敏文, 国定泰信: 溶接金属靱性改善—微量合金元素とガス成分の相乗効果—, 日本鋼管技報, No.112 (1986), p.9-14.

53) J. H. Develton and R. W. Heine : Effect of Boron Content on Carbon Steel Welds, Welding Journal, Vol.54, No.2 (1975), p.45s-53s.

54) D. W. Oh, D. L. Olsen and R. H. Frost : The Influence of Boron and Titanium on Low-Carbon Steel Weld Metal, Welding Journal, Vol.69, No.4 (1990), p.151s-158s.

55) M. L. E. Davis, R. J. Pargeter and N. Bailey : Effects of Titanium and Boron Additions to Submerged Arc Welding Fluxes, Metals Construction, Vol.15, No.6 (1983), p.338-344.

56) 森直道, 本間弘之, 大北茂, 若林正邦: Ti-B 系溶接金属における靱性向上機構, 溶接学会誌, Vol.50, No.2 (1981), p.174-181.

57) 山田智章, 青野考久, 大畑充, 望月正人, 豊田政男, 石川信行: 高強度鋼の高エネルギービーム溶接継手の破壊靱性, 溶接構造シンポジウム講演論文集, Vol.2002 (2002), p.227-230.

58) B. Bezensek and J. W. Hancock : Fracture Toughness and Crack Path Deviations in Laser Welded Joints, American Society of Mechanical Engineering Press - Vessels and Pipe Division, No.474 (2004), p.9-15.

59) O. Grong, A. O. Kluken, H. K. Nylund, A. L. Dons and J. Hjelen: Catalyst Effects in Heterogeneous Nucleation of Acicular Ferrite, Metallurgical and Materials Trans. A, No.26A

参考文献

(1995), p.525-534.

60) L. S. Darken and R. W. Gurry : Physical Chemistry of Metals (1953), McGraw-Hill Education.

61) G. V. Samsonov : Oxide Handbook (1973), IFI/Plenum.

62) 稲田達夫, 倉持貢, 原田三郎, 志村保美, 吉田譲: (仮称) 丸の内1丁目1街区C棟における高 HAZ 靱性鋼の適用について, 鉄構技術(STRUTECH), Vol.15, No.170 (2002), p.35-44.

63) 木村達己, 角博幸, 木谷靖: 溶接部靱性に優れた建築用高張力鋼板と溶接材料—大入熱溶接部の高品質化を実現する JFE EWEL 技術—, JFE技報, No.5 (2004), p.38-44.

64) D. J. Abson, R. E. Dolby and P. H. M. Hart : The Role of Nonmetallic Inclusion in Ferrite Nucleation in Carbon Steel Weld Metals, Trends on Steel Consumables of Welding, No.1 (1979), p.75-101.

65) S. Liu, and D. L. Olson : The Role of Inclusions in Controlling HSLA Steel Weld Microstructures, Welding Journal, Vol.65, No.6 (1986), p.139s-149s.

66) P. Kanjilal, S. K. Majumdar and T. K. Pal : Prediction of Acicular Ferrite from Ingredients in Submerged Arc Weld Metal of C-Mn Steel, ISIJ International, Vol.45, No.6 (2005), p.876-885.

67) J. R. Yang and H. K. D. H. Bhadeshia : Acicular Ferrite Transformation in Alloy-steel Weld Metals, Journal of Materials Science, Vol.26, No.3 (1991), p.839-845.

68) S. St-Laurent and G. L'Esperance : Effects of Chemistry, Density and Size Distribution of Inclusions on the Nucleation of Acicular Ferrite of C-Mn Steel Shielded-metal-arc-welding Weldments, Materials Science and Engineering A, Vol.A149, No.2 (1992), p.203-216.

69) 堀井行彦: 溶接部の組織と靱性, 第 128 回西山記念技術講座, No.128 (1989), p.37-76.

70) 小俣一夫, 吉村洋, 山本定弘: 高度な製造技術で応える高品質高性能厚鋼板, NKK 技報, No.179 (2002), p.57-62.

71) 山田和典, 寺崎秀紀, 小溝裕一: Ti-B 系低炭素鋼溶接金属の組織形成に関与した介在物の微視的観察, 鉄と鋼, Vol.95, No.1 (2009), p.65-70.

72) Y. Horii, K. Ichikawa, S. Ohkita, S. Funaki and N. Yurioka : Chemical Composition and Crystal

参考文献

Structure of Oxide Inclusions Promoting Acicular Ferrite Transformation in Low Alloy Submerged Arc Weld Metal, Quarterly Journal of Japan Welding Society, Vol.13, No.4 (1995), p.500-507.

73) Z. Si, Z. Wang, P. Liu and D. Yu : Effects of B and Ti on the Toughness of HSLA Steel Weld Metals, Chinese Journal of Metal Science and Technology, Vol.8, No.4 (1992), p.294-298.

74) R. W. Fountain and J. Chipman : Solubility and Precipitation of Boron Nitride in Iron-Boron Alloys, Transactions of the Metallurgical Society of AIME, No.224 (1962), p.599-605.

75) 中西睦夫, 小溝裕一, 瀬田一郎:窒化物及び酸化物分散による溶接ボンド部の靱性改善, 溶接学会誌, Vol.52, No.2 (1983), p.117-124.

76) 児島明彦, 清瀬明人, 皆川昌紀, 平野篤志, 吉井健一, 中島隆雄, 星野学, 上島良之:微細粒子による HAZ 組織微細化技術を適用した厚鋼板の開発, 材料とプロセス, Vol.16, No.2 (2003), p.360-363.

77) 木谷靖, 池田倫正, 一宮克之:溶接金属中の B を利用した大入熱溶接熱影響部の高靱性化, JFE 技報, No.18 (2007), 47-52.

78) 皆川章, 寺嶋久栄, 西山昇:溶接学会全国大会講演概要, 50kgf/mm² 級高張力鋼大入熱溶接ボンド部の低温靱性改善に関する一考察, No.37 (1985), p.214-215.

79) 弟子丸慎一, 平井征夫, 天野虔一, 上田修三, 上村尚志, 坪田一哉:氷海域海洋構造物向大入熱溶接用厚肉鋼板の製造, 川崎製鉄技報, Vol.18, No.4 (1986), p.295-300.

80) 鈴木伸一, 一宮克行, 秋田俊和:溶接熱影響部靱性に優れた造船用高張力鋼板—大入熱溶接部の高品質化を実現する JFE EWEL 技術—JFE 技報, No.5 (2004), p.19-24.

81) 土生隆一, 宮田政祐, 関野昌蔵, 合田進:Al-B-N 系低合金鋼の焼入性におよぼす B の効果, 鉄と鋼, Vol.60, No.10 (1974), p.1470-1482.

82) 石井匠, 藤沢清二, 大森章夫:超高層ビル向け建築構造用鋼材の概要と適用例, JFE 技報, No.21 (2008), p.1-7.

83) R. A. Ricks, P. R. Howell and G. S. Barritte : The Nature of Acicular Ferrite in HSLA Steel Weld Metals, Journal of Materials Science, Vol.17, No.3 (1982), p.732-740.

84) R. A. Ricks, G. S. Barritte and P. R. Howell : The Influence of Second Phase Particles on

参考文献

Diffusional Phase Transformations in Steels, Proceedings of International Conference on Solid – Solid Phase Transformations (1982), p.463–468.

85) A. Holy and J. Bosansky : Transmission Electron Microscopy of Oxidic Inclusions in Submerged Arc Weld Metals, Welding Research Abroad, Vol.37, No.5 (1991), p.40–44.

86) P. Krauklis, F. J. Barbaro and K. E. Esterling : Acicular Ferrite Formation at Inclusions in Low-Carbon Steels, Proceedings of the International Conference on Martensitic Transformations (1993), p.439–444.

87) Z. Zhang and R. A. Farrar : Role of Non-metallic Inclusions in Formation of Acicular Ferrite in Low Alloy Weld Metals, Materials Science and Technology, Vol.12, No.3 (1996), p.237–260.

88) 村上俊夫, 難波茂信, 武田裕之: 490MPa 級鋼溶接金属に形成されるアシキュラフェライト変態モデル, 神戸製鋼技報, Vol.54, No.2 (2004), p.11–14.

89) F. J. Barbaro, P. Krauklis and K. E. Easterling : Formation of Acicular Ferrite at Oxide Particles in Steels, Materials Science and Technology, Vol.5 (1989), p.1057–1068.

90) 寺崎秀紀, 山田知典, 小溝裕一: 溶接金属におけるアシキュラーフェライト生成・成長のその場観察, 鉄と鋼, Vol.93, No.1 (2007), p.27–32.

91) G. I. Rees and H. K. D. H. Bhadeshia : Thermodynamics of Acicular Ferrite Nucleation, Materials Science and Technology, Vol.10, No.5 (1994), p.353–358.

<本研究に関する発表論文など>

【投稿論文】

- (1) 安田功一, 木谷靖:厚板の CO₂ レーザ溶接金属の冶金学的性状, 溶接学会論文集, Vol.18, No.1 (2000), p.95-101.
- (2) Yasushi KITANI, Rinsei IKEDA, Koichi YASUDA, Kenji OI and Katsuyuki ICHIMIYA : Improvement of HAZ Toughness for High Heat Input Welding by Using Boron Diffusion from Weld Metal, Welding in the World, Vol.51, No.1/2 (2007), p.31-36.
- (3) Yasushi KITANI, Rinsei IKEDA, Moriaki ONO and Kenji IKEUCHI : Improvement of Weld Metal Toughness in High Heat Input Electro-slag Welding of Low Carbon Steel, Welding in the World, Vol.53, No.3/4 (2009), p.57-63.
- (4) 木谷靖, 沖田泰明, 池田倫正, 小野守章, 池内建二:低炭素鋼レーザ溶接金属の組織微細化による高靱性化, 溶接学会論文集, Vol.27, No.1 (2009), p.55-60.
- (5) 木谷靖, 池田倫正, 小野守章, 池内建二:低炭素鋼大入熱エレクトロスラグ溶接金属の高靱性化, 溶接学会論文集, Vol.27, No.3 (2009), p.240-246.

【技術資料】

- (1) 香取修治, 横山幸夫, 木村達己, 木谷靖, 矢埜浩史, 藤沢清二, 稲田達夫:超大入熱溶接用鋼板および溶接材料の衝撃性能確認試験, 鉄構技術, Vol.16, No.176 (2003), p.25-31.
- (2) 鈴木伸一, 大井健次, 一宮克行, 木谷靖, 村上善明:マイクロアロイング制御による大入熱溶接熱影響部靱性向上技術「JFE EWEL」および本技術を用いた厚鋼板の開発, までりあ, Vol.43, No.3 (2004), p.232-234. 【第 27 回日本金属学会技術開発賞受賞】

(3) 木村達己, 角博幸, 木谷靖:溶接部韌性に優れた建築用高張力鋼板と溶接材料—大入熱溶接部の高品質化を実現する JFE EWEL 技術—, JFE技報, No.5 (2004), p.38-44.

(4) 木谷靖, 池田倫正, 一宮克之:溶接金属中の B を利用した大入熱溶接熱影響部の高韌性化, JFE 技報, No.18 (2007), p.47-52.

(5) 木谷靖, 沖田泰明, 池田倫正, 小野守章:シールドガスからの酸素添加による炭素鋼レーザー溶接金属の韌性向上, レーザ加工学会論文集, No.70 (2008), p.165-172.

【口頭発表】

(1) 山岡弘人, 結城正弘, 土屋和之, 池田倫正, 木谷靖, 安田功一:SM490レーザー溶接部の特性と韌性評価—大出力 CO₂レーザーによる構造用鋼の溶接(第1報)—, 溶接学会全国大会講演概要, No.67 (2000), p.242-243.

(2) 池田倫正, 木谷靖, 安田功一, 山岡弘人, 結城正弘, 土屋和之:レーザー溶接部に及ぼす鋼板組成の影響—大出力 CO₂レーザーによる構造用鋼の溶接(第2報)—, 溶接学会全国大会講演概要, No.67 (2000), p.244-245.

(3) 木谷靖, 池田倫正, 大井健次, 一宮克行:大入熱溶接継手のボンド部韌性に及ぼす溶接金属中 B の影響, 溶接学会全国大会講演概要, No.72 (2003), p.108-109.

(4) 木谷靖, 池田倫正, 安田功一:大入熱エレクトロスラグ溶接金属の高韌性化(第1報)—エレクトロスラグ溶接金属のアシキュラーフェライト化—, 溶接学会全国大会講演概要, No.75 (2004), p.157-158.

(5) 木谷靖, 池田倫正, 安田功一:大入熱エレクトロスラグ溶接金属の高韌性化(第2報)—溶接金属組織および韌性に及ぼすボロン添加量の影響—, 溶接学会全国大会講演概要, No.75 (2004), p.159-160.

(6) 木谷靖, 池田倫正, 安田功一:大入熱エレクトロスラグ溶接金属の高韌性化(第3報)—エ

レクトロスラグ溶接金属へのボロン添加の安定化ー, 溶接学会全国大会講演概要, No.77 (2005), p.203-204.

【国際会議での発表】

(1) Yasushi KITANI, Rinsei IKEDA, Koichi YASUDA, Kenji OI and Katsuyuki ICHIMIYA : Improving HAZ Toughness of High Heat Input Welded Joints by Using Boron Diffusion from Weld Metal, Proceedings of the Finnish-German-Japanese Joint International Seminar on Mechanical and Metallurgical Approaches to New Joining Process, (2004), p.258-266.

(2) Yasushi Kitani, Rinsei Ikeda, Moriaki Ono and Kenji Ikeuchi : Development of High Toughness Weld Metal for High Heat Input Electro-slag Welding, Proceedings of Asia Steel 2009, S8-05 (2009), p.1-10.

【登録特許】

(1) 安田功一, 木谷靖, 大井健次: レーザ溶接方法, 特許第 3383444 号 (2003).

(2) 大井健次, 木谷靖, 星野俊幸, 安田功一: 溶接継手, 特許第 3722044 号 (2005).

(3) 大井健次, 木谷靖, 星野俊幸, 安田功一: 溶接継手, 特許第 3788340 号 (2006).

(4) 木谷靖, 池田倫正, 佐々仁孝, 大井健次: 大入熱エレクトロスラグ溶接方法, 特許第 3800330 号 (2006).

(5) 木谷靖, 池田倫正, 大井健次: 大入熱エレクトロスラグ溶接用ワイヤ, 特許第 3891039 号 (2006).