

## 急凝固部における高温割れ予測シミュレーション

大阪大学・工・生産科学専攻 森 裕章

### 1. はじめに

科学技術立国を自負する我が国は、これまで数多くの技術を開発してきた。しかしながら、技術というものは現在の状態で恒久的に利用できるものではなく、様々な周辺技術の進歩やニーズの多様化とともに発展し続ける必要がある。我が国の経済発展を支える基盤技術ともいえる溶接技術においても同様であり、材料の開発が急速に進むなか、従来法の改良だけでなく新たな溶接方法が常に求められ続けている。溶接技術に関する開発動向としては、従来のアークプラズマを熱源とした溶接法から、レーザを用いた溶接法、すなわちレーザ溶接の実用化とさらなる応用分野の開拓が挙げられる。溶接時の熱源としてレーザを用いるメリットとしては、高いエネルギー密度を有することから、(1)同じ板厚の材料を溶接する場合、従来の溶接法よりも全投入熱量が低減し得るため、材料のダメージが小さい、(2)入熱量が小さいため、急凝固組織が得られ、組織の微細化が可能である、(3)単パスで深い溶込みが得られるため、高能率である、などが挙げられる。さらに、レーザの波長が $1\mu\text{m}$ 程度以下であれば、ファイバーでの伝送が可能となり、様々な溶接箇所に対してよりフレキシブルに対応できることも大きな特長である。以上のように、レーザ溶接法は次世代を担う溶接技術として重要な位置付けとなっており、その確立は21世紀における技術革新に対して必要不可欠なものと考えられる。

このような背景から、本研究では21世紀COEプログラム「構造・機能先進デザイン研究拠点の形成」の一翼を担うべく、本年より5ヶ年にわたって、種々の材料、とくに従来より主要構造材料となっている鉄鋼材料ではなく、ステンレス鋼やNi基超合金、結晶制御合金（超微細粒鋼を含む）あるいはさらなる先進材料を対象としてレーザ溶接法の確立、すなわちレーザ溶接時のプロセスパラメータの自動最適化といった技術の確立を目指している。

初年度は、レーザ溶接時の問題点として高温割れを取り上げ、その発生機構の解明と予測手法の確立を目的とした。その際、従来の溶接法においても困難とされる材料特性の予測と力学的特性の予測を理論的に予測する手法の開発を試みた。以下、本年度に行った研究の結果について述べる。

### 2. 本研究の目的と背景

近年、レーザの高出力化や発信器のコンパクト化、さらには短波長化によるファイバー伝送の実現等により、自動車業界を中心としてレーザ溶接の実施工への適用がさかんに検討されている。しかしながら、レーザ溶接時に高温割れやポロシティ等の溶接欠陥が発生することが実施工への適用に対して大きな障壁となっている。なかでも高温割れについてはその発生機構が概念的には理解されているものの、その定量的評価手法や、発生の予測手法が確立されていないのが現状である。本研究は、様々な材料に対してレーザ溶接を行った際の高温割れの発生をシミュレーションによって予測し、適切なレーザ溶接条件を提示するシステムを構築することを最終的な目標としている。

### 3. 研究手法とその特徴

これまでの研究では、溶接部の高温割れについて単に“割れる側(材料側あるいは冶金学的な側面)”から“割る側(力学的な側面)”からそれぞれ個別に取り扱われてきたが、本来これらが重畳することによって生じる現象である。すなわち、両面からアプローチしないかぎりには解き得ない問題である。本研究ではこの点に着目し、冶金学と力学の両方を同時に取り扱い、この高温割れの問題を解決することを試みる点に独創性があると考えられる。具体的には、材料学的側面からのアプローチとして凝固脆性温度域の形成を、力学的側面からは凝固過程で溶融凝固部に発生するひずみをそれぞれ理論解析により明らかにし、それらの相互関係を明らかにすることによって割れ発生の有無を評価することを試みる(図1参照)。レーザ溶接時の凝固脆性温度域は凝固速度や不純物元素の含有量によって変化し、ひずみ速度も凝固速度によって大きく変化することが予想され、これらを計算した結果求められる曲線が重なるか否かによって割れ感受性を判定し得ると考えられる。この高温割れ発生予測手法が確立した場合、高温割れを防止し得るレーザ溶接条件を施工試験することなく、短時間で算出・設定することが可能となり、レーザ溶接の実施工への適用が著しく加速されるものと考えられる。

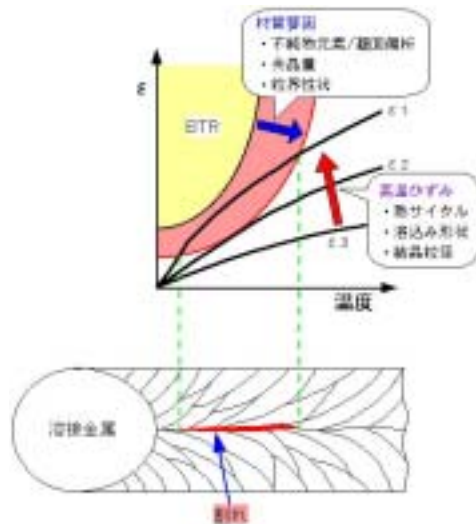


図1 溶接部(溶接金属中)の高温割れ発生機構の模式図

本研究では、レーザの照射により材料が溶融され凝固する際に生じる高温割れの発生機構を解明するとともに、その発生条件を凝固理論・凝固偏析理論と熱弾塑性解析を用いた理論解析により予測することによって、逆にその割れを防ぐ条件を同施工前に予知し、条件設定をより簡易かつ完全に行うことを目的とするものである。すなわち、従来個別に取り扱われてきた高温割れに対する冶金学的側面からと力学的側面からのアプローチを同時に取り扱い、高温割れ感受性という一つの指標を確立するものである。

#### 4. レーザ溶接部における高温割れの理論解析

レーザ溶接金属における高温割れの発生を予測することを目的として、割れる側の要因である材料自身の持つ割れ感受性と割る側の要因である凝固過程で溶接金属に負荷されるひずみを理論的に求め、それらの関係より高温割れの予測手法を確立することを試みた。

##### 4-1 供試材料および実験方法

今年度の研究では系ステンレス鋼 SUS316L のレーザ溶接部における高温割れ感受性に及ぼす不純物元素 P、S 量と凝固モードの影響を明らかにするために、不純物元素量 (P+S 量) を 2 水準、Cr/Ni 当量を 3 水準に変量させた 316L 型ステンレス鋼実験溶接材を供試材料として用いた。

レーザ溶接は定格出力 2kW の LD レーザ加工装置を用いて行った。レーザ溶接に際し、反射光による装置の損傷をさけるため、レーザヘッドを後退で 5° 傾け、焦点位置を試料表面に設定した。レーザ走行速度を 10~60mm/s まで 10mm/s ずつ変化させ、Ar をシールドガスとしてレーザビームと同軸上に流してレーザを照射した。

通常のアーク溶接時における凝固脆性温度域を求める方法として、トランス・バレストレイン試験を採用した。溶接条件を電流 150A、電圧 12V、溶接速度 10cm/min、アーク長 2mm で一定とし、付加ひずみ量を 0.25~0.8% まで変量した。試験終了後、光学顕微鏡を用いて割れを観察し、最大割れ長さを測定した。最大割れ長さを割れ発生温度域に換算し、割れ発生温度域と負荷ひずみ量の関係を整理して各鋼種の凝固脆性温度域を求めた。

##### 4-2 レーザ溶接部の高温割れ発生挙動

レーザ溶接部における溶込み形状は、いずれの鋼種においても熱伝導型の溶込みとなっていたが、P+S 量によって形状が大きく異なっており、P+S 量が少ない鋼ではビード幅が広く溶込みが浅いのに対して、P+S 量が多い鋼ではビード幅が狭く溶込みが深くなっていることがわかった。これは P および S 量の少ない鋼においては溶融金属の流れが中央から周辺部へと向かうのに対して、表面活性成分である P や S を多く含む鋼では周辺部から中央への流れに変化するため、溶込みが深くなったものと考えられた。レーザ溶接部の凝固組織はいずれの鋼種においても相のセル状あるいはセルラードライト状組織となっていたことから、凝固モードは初晶凝固の A モードとなっていることがわかった。

レーザ溶接部に発生した高温割れは発生位置によってビード中央の柱状晶会合部で発生した縦割れと柱状晶の成長方向に沿って発生した割れに大別された。いずれの割れも柱状晶または dendrite の成長方向に沿って伝播しており、その長さは数  $\mu\text{m}$  から数 100  $\mu\text{m}$  程度であった。また割れ破面を観察した結果、破面上には dendrite 状の組織が観察されるとともに、表面が滑らかであったことから、発生した割れは凝固割れであると判断された。

レーザ溶接部の高温割れ感受性を定量的に評価するため、各鋼種のレーザ溶接部において発生した割れの総割れ長さ測定し比較した結果、P+S 量の少ない鋼種には割れの発生が認められなかった。これに対して、P+S 量の多い鋼種では明確に割れの発生が確認され、レーザ走行速度の増加に伴い割れ長さが増加する傾向が認められた。この原因として、P+S 量が多い鋼種においては、P、S が凝固偏析し凝固共存温度範囲が拡大することによって割れ感受性が增大したことが推察された。

一方、発生する割れのタイプ別の挙動をみると、レーザ走

行速度の増加とともに、まず柱状晶の成長方向に沿った割れが発生し、さらにレーザ走行速度が増加するとビード中央に縦割れが発生することにより、柱状晶に沿った割れが減少する傾向を示した。最終的にレーザ走行速度を 60mm/s とした場合、いずれの鋼種においてもビード中央の縦割れがほぼ全てを占めるようになった。これはレーザ走行速度の増加に伴いビード中央の縦割れが発生することにより溶融部の応力が解放されたため、他の割れの発生が抑制されたものと推察された。

##### 4-3 レーザ溶接の凝固脆性温度域の推定

###### 4-3-1 アーク溶接時の凝固脆性温度域の測定

溶融凝固部の凝固割れ感受性に大きく影響を及ぼす材料側の因子として凝固脆性温度域があり、これを求めることは凝固割れ感受性を評価する上で重要である。しかしながら、レーザ溶接部のような急冷凝固部における凝固脆性温度域についての報告例はない。前述のとおり溶接時の凝固脆性温度域を求める方法として、トランス・バレストレイン試験が用いられている。しかしながら、レーザ溶接過程において同試験を実施するには凝固速度があまりに大きすぎるため、極めて困難である。そこで、本研究では図 2 に示すように、アーク溶接を用いたトランス・バレストレイン試験を実施して凝固脆性温度域を求め、レーザ溶接時の凝固開始と凝固完了の温度をそれぞれ理論解析により算出し、それらの結果に基づきレーザ溶接における凝固脆性温度域の推定を試みた。

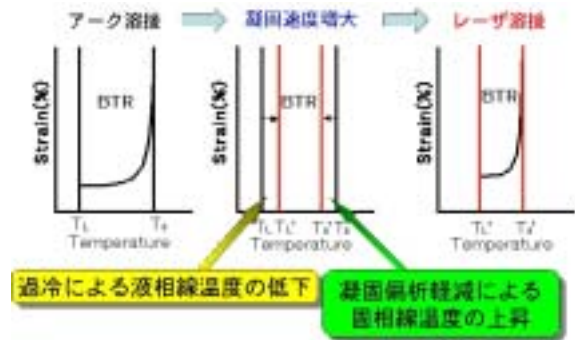


図 2 レーザ溶接部の凝固脆性温度域の推定方法

トランス・バレストレイン試験後の試験片外観および発生した割れを観察した結果、溶融池後縁部に 0.2~1mm 程度の微細な割れが発生していた。破面観察によりこれらの割れが凝固割れであることが確認された。最大割れ長さの測定結果を基に各鋼種の凝固脆性温度域を求めた結果、P+S 含有量によって 2 種類に大別され、P+S 量の少ない鋼の凝固脆性温度域は液相線温度 1688K から 1610K の範囲であるのに対して、P+S 量の多い鋼においては凝固脆性温度域が 1688K から 1582K へと広がっていることがわかった。またこの結果から、P+S 量の異なる鋼種によって凝固脆性温度域が 2 種類の曲線で近似が可能であると考えられたことから、理論解析の基礎データとしてこの近似した凝固脆性温度域を用いた。

###### 4-3-2 凝固開始温度の理論解析

ステンレス鋼は凝固過程において、冷却速度の変化に伴い様々な凝固形態を示すが、レーザ溶接のように冷却速度が非常に速い場合には、セルラードライトあるいはセル状組織となる。急冷凝固過程での dendrite の成長に関する理論モデルには、Kurz-Giovanola-Trivedi<sup>1)</sup>、Trivedi<sup>2)</sup> および Burden-Hunt<sup>3)</sup> などがある。いずれも dendrite 先端曲率半



径、デンドライト先端液相および固相の濃度、デンドライト先端液相の過冷度を結晶成長速度および材料特性の関数として与えられる。本研究では、ある冷却速度以上でマッシュ凝固の生成条件が与えられている Kurz-Giovanola-Trivedi モデル<sup>1)</sup> (以下、K-G-T モデルと記す) を用いて、デンドライト先端曲率半径と先端液相濃度を求めた。同モデルにおいて、デンドライト先端曲率半径  $R$  は次式で表される。

$$R = 2\pi \sqrt{\frac{\Gamma}{mC_0(1-K)\xi_c V} - \frac{D}{D[1-(1-K)lv(P)]} - G} \quad (1)$$

ただし、 $\Gamma$ : Gibbs-Thomson パラメータ、 $m$ : 凝固速度に依存した液相線勾配、 $C_0$ : 初期液相濃度、 $\xi_c$ : 安定化係数、 $V$ : デンドライト成長速度、 $D$ : 液相中の溶質拡散係数、 $lv(P)$ : Ivantsov 解、 $P$ : ペクレ数、 $G$ : デンドライト先端液相温度勾配である。また、 $K$  は分配係数で、凝固速度依存を考慮した Aziz の関係式<sup>4)</sup>を用いた。

レーザ処理時の凝固開始温度はデンドライト先端温度に相当すると考えられることから、福元らにより提案されている K-G-T モデルを多元系へと発展させた Fe-Cr-Ni の 3 元系モデル<sup>5)</sup>を用いて、デンドライト先端温度  $T^*$  を求めた。同温度は次式で表される。

$$T^* = T_L + \sum (m_{v,i} C_i^* - m_{o,i} C_{o,i}) - \frac{2\Gamma}{R} - \frac{V}{\mu} - \frac{GD}{V} \quad (2)$$

ただし、 $T_L$ : 液相線温度、 $m_{v,i}$ : 凝固速度に依存した液相線勾配、 $C_i^*$ : デンドライト先端液相濃度、 $G$ : 平均温度勾配、 $\mu$ : 界面形態係数である。

以上の理論モデルを用いてデンドライト先端温度を求めた結果、レーザ走行速度が 10mm/s の場合は 9.3K、50mm/s の場合は 11.5K の過冷が生じることがわかった。

#### 4-3-3 凝固終了温度の理論解析

急凝固過程における凝固終了温度の算出を目的として、松宮ら<sup>6)</sup>が提案した、デンドライト断面形状を六角形と仮定して、有限差分法を適用した理論モデルを、急凝固過程に応用して凝固偏析挙動の理論解析を行った。松宮らのモデルでは、固液界面の濃度から平衡状態図に基づいて求めた液相線温度が冷却過程の温度と一致した場合に固液界面の移動を行う。しかしながら、急凝固は非平衡状態であり、前述の固液界面の移動手法を用いることは不可能である。そこで、本研究では急凝固時のデンドライト成長速度を固液界面の移動速度とし、デンドライトの半径方向へ階段状に凝固が進行するものと仮定した。液相内における溶質濃度は完全に均一であると仮定した。また、固相における溶質濃度は、Fick の拡散理論に差分法を適用して濃度分布を求めた。デンドライトセル内では溶質元素の質量保存が成立するものとした。なお、本研究では含有量の多い P を対象とした。

固液界面における溶質の濃度分布は次式で表される。

$$C_j^s = KC_{j+1}^l \quad (3)$$

ここで、 $C_j^s$ : 固相中の溶質濃度、 $C_{j+1}^l$ : 液相中の溶質濃度である。分配係数  $K$  は急凝固であることを考慮して、前述の Aziz の式を用いた。

要素間の溶質の流量は Fick の第 1 法則に従うものとし、各要素における微小時間  $\Delta t$  後の溶質量変化  $\Delta C_i$  を次式により求

めた。

$$\Delta C_i = \frac{2D_s \Delta t}{\Delta x^2 (2i-1)} \{i(C_{i+1}^B - C_i^B) - (i-1)(C_i^B - C_{i-1}^B)\} \quad (4)$$

ここで、 $D_s$ : 固相内の溶質の拡散係数、 $C_i$ : 第  $i$  要素の溶質濃度、 $C_i^B$ : 第  $i$  要素における  $\Delta t$  前の溶質濃度、 $\Delta x$ : 1 要素の幅である。

レーザ溶接時の急凝固過程における P の凝固偏析量を計算した結果、凝固速度の増加とともに偏析量が減少していることがわかった。

また、これらの P の凝固偏析量の計算結果を基に、凝固終了温度を Thermo-Calc を用いて求めた結果、凝固速度の増加に伴う粒界偏析量の低下により、凝固完了温度が上昇する傾向が認められた。

#### 4-3-4 凝固脆性温度域の推定

トランス・バレストレイン試験により得られた同領域の実測結果と前述の凝固開始温度および凝固完了温度の計算結果を基に、レーザ溶接部における凝固脆性温度域を推定した結果を図 3 に示す。これらの結果より、TIG 溶接の場合に比べてレーザ溶接部の固液共存温度域は凝固完了温度が上昇するため狭くなることがわかる。また、レーザ走行速度の増加とともにその傾向はより顕著となることが判明した。

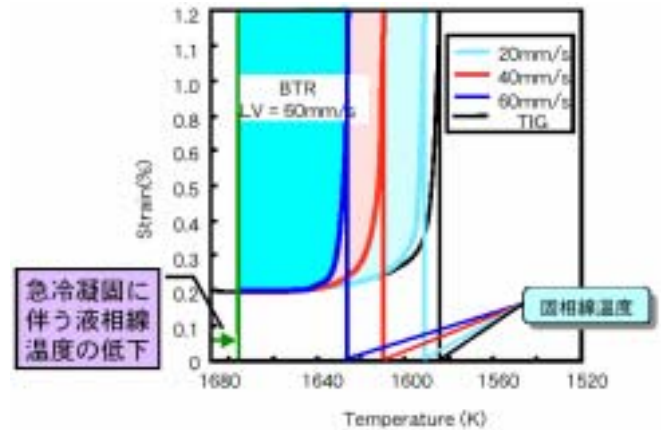


図 3 レーザ溶接部の凝固脆性温度域の推定結果

#### 4-4 有限要素法によるレーザ溶接部の熱弾塑性解析

レーザ溶接部における凝固割れ感受性を評価するためには、同処理部における凝固脆性温度域と同処理過程での溶融凝固部におけるひずみ挙動を比較する必要がある。しかしながら、レーザ溶接部におけるひずみ挙動を実験により測定することは困難である。そこで本研究では有限要素法による熱弾塑性解析によりレーザ溶接時の溶融凝固過程におけるひずみ挙動の算出を試みた。

レーザ溶接過程における同処理部近傍の熱弾塑性解析を溶接変形解析専用プログラム Quick Welder を用いて行った。溶接金属中の温度、ひずみ、応力を詳細に解析するために溶融部のメッシュを細かく分割した。熱源として LD レーザのエネルギー分布を基に半径 1.25mm の円状の熱源を与え、溶込み形状を実験結果とフィッティングさせた。また、レーザ走行速度を 20、40、60mm/s に変化させて計算を行った。

凝固開始から完了までにビード中央にレーザ走行方向に対して垂直方向に加わるひずみを解析するために、凝固開始温度におけるひずみを 0% とし、その時点での要素サイズを基準として凝固過程での全ひずみの変化を求めた。その結果を温度とひずみの関係で整理して図 4 に示す。この図よりレーザ

走行速度の増加に伴い付加される引張ひずみ量は大きくなり、凝固過程でのひずみの増加度（ひずみ速度）も大きくなることからわかる。

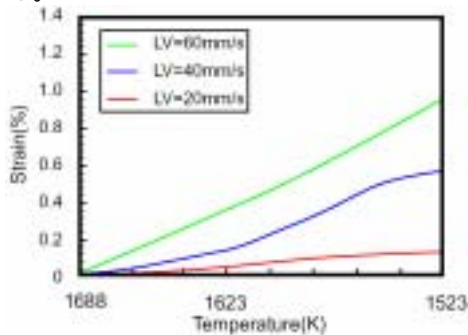


図4 レーザ溶接部中央の凝固過程におけるひずみ挙動

#### 4-5 レーザ溶接部の高温割れ感受性

SUS316L 鋼のレーザ溶接部における高温割れ発生機構の解明を目的として、前章までに求めたレーザ溶接時の凝固脆性温度域の推定結果と熱弾塑性解析による溶融処理部内のひずみ挙動の計算結果をもとに同処理部の割れ感受性について検討を行った。

前章までに求めた各レーザ溶接条件における溶融凝固部中央でのひずみ曲線とP量が0.02%、0.03%の鋼種における凝固脆性温度域の比較図をレーザ走行速度別にまとめて図5に示す。P量が0.03%、レーザ走行速度が60mm/sの条件においては凝固脆性温度域の臨界曲線とひずみ曲線が交わっている。熱弾塑性解析により求めたひずみ曲線は溶融凝固部中央の要素における計算結果であることから、前述の結果は溶融凝固部中央において割れが発生することを示唆している。実際にPを0.03%含む鋼種においてはレーザ走行速度が60mm/sの条件でビード中央に縦割れが発生していることから、本解析結果は実現象を理論的に裏付けるものといえる。

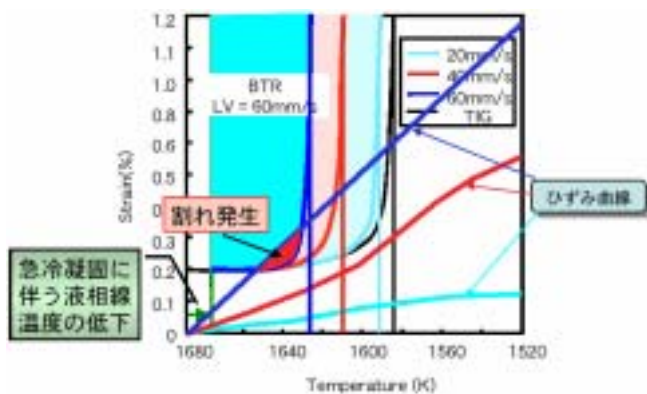


図5 レーザ溶接部の凝固脆性温度域とひずみ挙動の比較

#### 5. 終わりに

本研究は種々の材料に対するレーザ溶接施工性を施工前に予測し、予め高温割れが生じない条件を提示するための技術を開発する研究の一環として、今年度はSUS316L型オーステナイト系ステンレス鋼を対象として行った結果である。今年度は、オーステナイト系ステンレス鋼SUS316Lのレーザ溶接部における高温割れ発生機構を解明することを目的として、同溶接部における高温割れ感受性に及ぼすP、S量およびレーザ照射条件の影響について調査した。さらに同処理部における凝固脆性温度域と溶融凝固過程でのひずみ挙動を理論的に

解析し、割れ発生機構について考察を加えた。

以下に本研究で得られた結果を総括して述べる。

- (1) PとSの含有量が多い鋼種ではレーザ溶接部において多数の高温割れが発生することがわかった。また、発生した割れは、ビード中央部の柱状晶会合部における縦割れと柱状晶の成長方向に沿った割れに大別された。さらに、破面解析の結果、同割れは凝固割れであると判断された。
- (2) レーザ溶接において、レーザ走行速度の増加により割れ感受性も増加し、レーザ走行速度が低い条件では柱状晶の成長方向に沿った割れが多く発生し、レーザ走行速度が増加すると、ビード中央に縦割れが発生することがわかった。また、縦割れの増加に伴い柱状晶粒界に沿った割れが減少し、レーザ走行速度が60mm/sになるとほぼ全てがビード中央の縦割れとなることが明らかとなった。
- (3) レーザ溶接での固液共存温度範囲を凝固理論および凝固偏析理論に基づく数値解析により算出した結果、TIG溶接の場合に比べてレーザ溶接の固液共存温度範囲は減少することがわかった。また、レーザ走行速度の増加に伴い同温度範囲がより減少する傾向が認められた。
- (4) レーザ溶接部のひずみ挙動について有限要素法による熱弾塑性解析を行った結果、レーザ走行速度の増加に伴い付加される引張ひずみ量が大きくなり、凝固過程でのひずみの増加度も大きくなることが明らかとなった。
- (5) レーザ溶接部における凝固脆性温度域の推定結果と、同処理部中央でのひずみ挙動の熱弾塑性解析結果を比較した結果、P含有量の多い鋼種ではレーザ走行速度が60mm/sの条件で凝固割れが発生することが推察され、実験事実を理論的に裏付ける結果が得られた。

以上の今年度で得られた結果は、今後他の材料のレーザ溶接部における高温割れ発生挙動の予測に対して応用し得る可能性を示唆するものではあるものの、完全に理論解析のみで凝固脆性温度域の算定ができていないこと、凝固脆性温度域とひずみ挙動の解析を個別に見積もらなければならない、冶金学的解析と力学的解析の融合が未完であること、単一の高温割れ感受性評価パラメータが構築されていないため、同割れが抑制されるレーザ溶接条件を提示するのは現段階では困難であること、などの問題点がある。このことから、今後は前述の課題を克服すべく、新たな解析モデルや高温割れ評価パラメータの構築も視野に入れて、積極的に研究を進めていきたいと考えている。

#### 6. 文献

- 1) W.Kurz, B.Giovanola and R.Trivedi : Acta Metallurgica, 34-5 (1986) 823-830
- 2) R.Trivedi : Journal of Crystal Growth, 49(1980)219-230
- 3) M.H.Burden and J.D.Hunt : Journal of Crystal Growth, 22 (1974) 109-116
- 4) M.J.Aziz : Journal of Applied Physics, 53 (1982) 1158-1168
- 5) 松宮徹 : 日本金属学会会報, 31-1 (1992) 10-18
- 6) S.Fukumoto and W.Kurz : ISIJ International, 38-1 (1998) 71-77

