



Title	自動車用差動装置に適用する鋳鉄と炭素鋼のレーザ溶接性と継手強度の評価
Author(s)	西本, 大地
Citation	大阪大学, 2026, 博士論文
Version Type	VoR
URL	https://doi.org/10.18910/105469
rights	
Note	

The University of Osaka Institutional Knowledge Archive : OUKA

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

The University of Osaka

博士学位論文

自動車用差動装置に適用する鋳鉄と炭素鋼の
レーザー溶接性と継手強度の評価

西 本 大 地

2 0 2 5 年 1 2 月

大阪大学大学院工学研究科

1. 序論
 1. 1. 近年の自動車業界の動向
 1. 2. 電気自動車の技術的課題
 1. 3. 自動車用差動装置の構造
 1. 4. 鋳鉄の溶接について
 1. 5. レーザ溶接について
 1. 6. 自動車用差動装置の溶接
 1. 7. 本研究の目的
 1. 8. 本論文の構成
2. 鋳鉄と炭素鋼および Ni 溶接ワイヤの材料特性
 2. 1. 材料の選定
 2. 2. 母材の化学組成
 2. 3. 固相線温度と液相線温度
 2. 4. 固相状態での物性値測定
 - (1) 密度
 - (2) 比熱
 - (3) 熱拡散率
 2. 5. 液相状態での物性値測定
 - (1) 密度
 - (2) 表面張力
 - (3) 粘度
 2. 6. 機械強度と硬さ
 - (1) 引張強度
 - (2) 硬さ
 2. 7. 母材の材料特性についての総括
3. 鋳鉄と炭素鋼のレーザ溶接性評価
 3. 1. 溶接実験の概要
 3. 2. 溶接条件による割れ防止と溶接部形状の適正化
 3. 3. 溶融池の観察と熱履歴の分析
 - (1) 冷却速度
 - (2) 溶融断面とミクロ組織
 - (3) 元素分布
 - (4) 凝固割れリスクの調査
 - (5) Ni 溶接ワイヤ偏心の影響

- 3. 4. 硬さ分布および拡散性水素
 - (1) 硬さ
 - (2) 拡散性水素
- 3. 5. 溶接実験についての総括

- 4. 溶接金属の特性と継手の強度評価
 - 4. 1. 希釈を考慮した溶接部合金の製作
 - 4. 2. 溶接金属の材料特性
 - 4. 2. 1. 固相線温度と液相線温度
 - 4. 2. 2. 固相状態での物性値測定
 - (1) 密度
 - (2) 比熱
 - 4. 2. 3. 液相状態での物性値測定
 - (1) 密度
 - (2) 表面張力
 - (3) 粘度
 - 4. 2. 4. 機械強度と硬さ
 - (1) 引張強度
 - (2) 硬さ
 - 4. 3. 微小引張試験による溶接部の強度評価
 - 4. 4. 溶接継手の強度評価についての総括

- 5. 残留応力の評価
 - (1) コンタ法による残留応力評価
 - (2) 熱弾塑性解析による残留応力評価

6. 総括

参考文献

研究業績

謝辞

1. 序論

1. 1. 近年の自動車業界の動向

近年、自動車業界は地球温暖化問題への対応や変化するエネルギー政策の中で大きな転換期にある。特に内燃機関を中心として発達してきた従来のガソリン車やディーゼル車から、プラグインハイブリッド自動車（PHEV）をはじめバッテリー電気自動車（BEV）等への電動化が著しく進展している。特にバッテリー電気自動車は、充電したエネルギーを高効率に走行エネルギーに変換できることがメリットとして挙げられる。一般的なガソリン車のエネルギー変換効率が30%であるのに対し、バッテリー電気自動車は90%以上の変換効率を誇り、この変換効率の高さが環境負荷の低いモビリティと言われる所以である。また走行中に二酸化炭素を排出しない、将来的な石油枯渇のリスクを避ける等、クリーンな移動手段として世界中で注目され、各国政府の補助金や厳しい排ガス規制の影響も受けながらバッテリー電気自動車は急速に普及が進んできた。Fig. 1-1 は年度別の日本における電気自動車およびプラグインハイブリッド車保有台数の推移である¹⁾。2020 年度以降、電気自動車はプラグインハイブリッド車に差を付けながらその台数を着実に伸ばし続けており、今後もさらなる電気自動車の普及が期待されている。

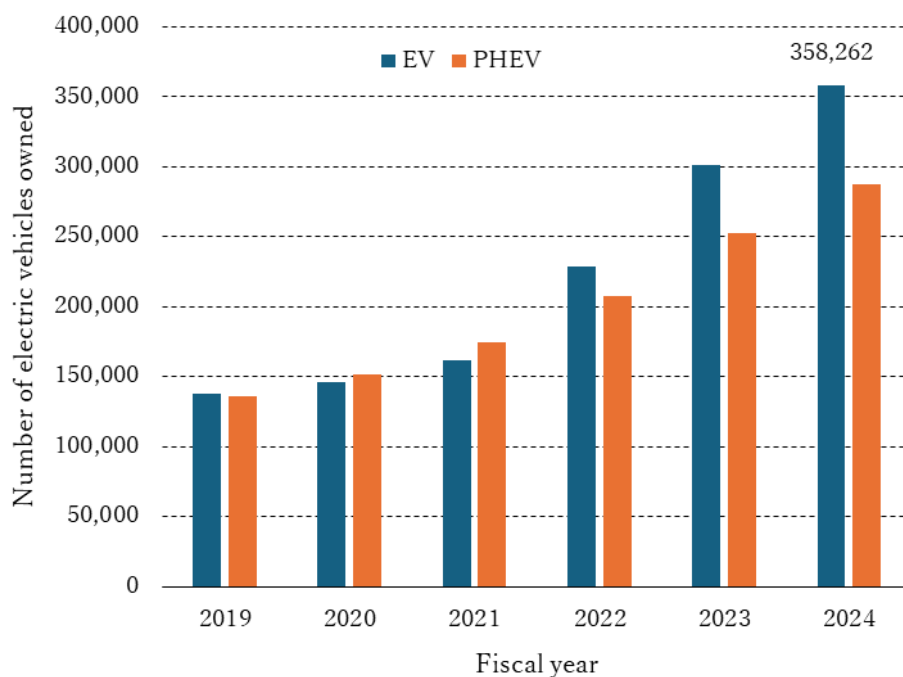


Fig. 1-1 Ownership statistics of EV and PHEV in Japan [1-1].

自動車メーカー各社は世界的な EV 推進政策や CO₂ 排出削減目標および消費者ニーズに応えるべく、電気自動車の開発を行ってきた。しかし 100 年以上の歴史を持つガソリン車を電気自動車で置き換えるには依然として様々な技術的課題が残っている。

1. 2. 電気自動車の技術的課題

先に述べたエネルギー変換効率の高さを特徴としながらも、電気自動車はその普及とともにエネルギー保存の要であるバッテリー容量とその重量が根本的な課題として表面化してきた。現在主流であるリチウムイオンバッテリーは、重量あたりのエネルギー密度が高く見積もっても約 300 Wh/kg であり²⁾、キログラムあたりの熱量に換算すると $300 \text{ Wh/kg} \times 3.6 \div 1000 \approx 1.08 \text{ MJ/kg}$ にとどまる。これはレギュラーガソリンの真発熱量 $44.3 \text{ TJ/Gg} (= \text{MJ/kg})$ ³⁾ の 40 分の 1 以下である。先に述べたエネルギー変換効率の差を考慮しても航続距離は依然としてガソリン車が優勢となり (Fig.1-2)、充電時間の問題も併せて長距離移動に採用されるには一定の課題が残っている。またバッテリー電気自動車はガソリン車と同等の航続距離を確保するためにバッテリー容量を大型化する傾向にあるが⁴⁾、これに依存して車両重量は増加し結局は航続距離延長の足枷となってしまう。これらの課題を解決するバッテリーの開発も当然推進されているが⁵⁾、ブレイクスルーとなるような技術革新には未だ至っていない様である。

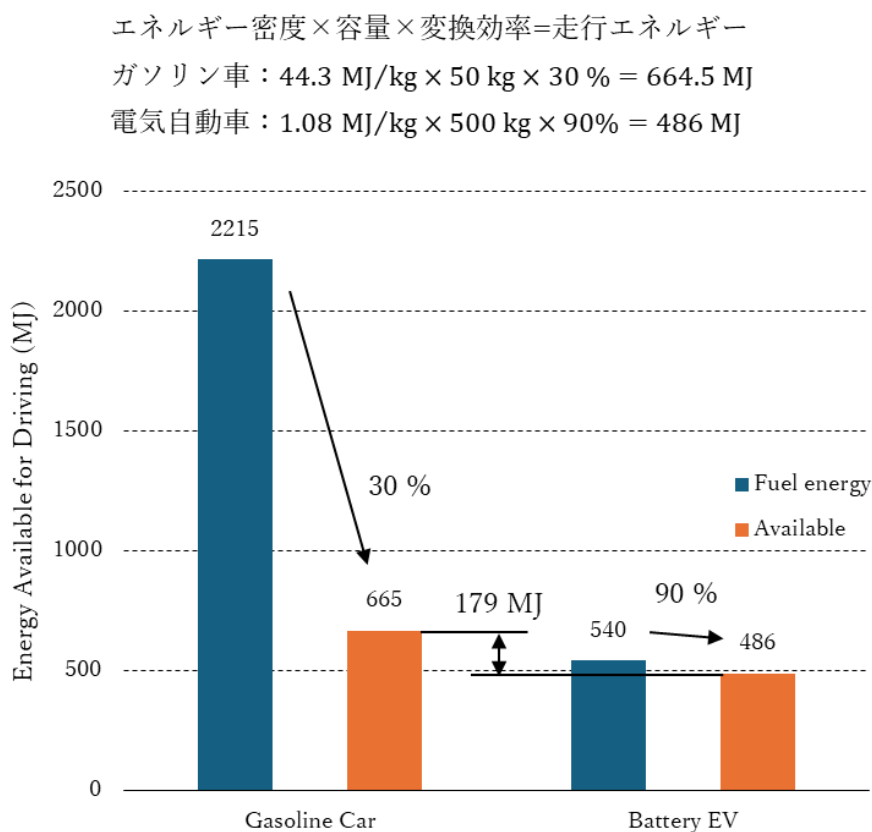


Fig. 1-2 Energy that vehicle can hold.

バッテリーによる重量増を相殺するために、車両側では各種部品の軽量化が要求される。またバッテリー搭載スペースを確保するためには他部品の小型化が必要であり、車両トータルでの小型軽量化への取り組みが急務である。自動車部品の小型軽量化はガソリン車の低燃費化にも有効であり、自動車業界各所での技術トレンドである^{6) 7) 8)}。

軽量化技術の一つである異種材料を組み合わせた「マルチマテリアル化」では高強度鋼板・アルミニウム合金や CFRP などと組み合わせ、構造設計における薄肉化や形状設計が追求され、小型軽量化に取り組まれている。このような取り組みは主にフレームやボディにおける取り組みや研究が目立つが、複数の重量部品を抱えるパワートレイン系においても小型軽量化技術が導入されており、歯車の波板加工による薄肉軽量化⁹⁾ やシャフト部品の中空化¹⁰⁾、ボルト接合部の溶接化¹¹⁾ などの手法が開発されている。

1. 3. 自動車用差動装置の構造

差動装置（ディファレンシャルギヤ）は、駆動輪へ動力を伝達する最後の歯車部品であり、同時に駆動輪の回転差を吸収する機能を持つ。曲線走行や旋回時には内側のタイヤと外側のタイヤで回転差が生じ、この回転差を吸収しなければタイヤのスリップや著しい摩耗につながる。

自動車の差動装置は主にこの差動機構を生み出すピニオンギヤおよびサイドギヤと、それを支持するディファレンシャルケースから構成される。Fig. 1-3 に差動装置の構成と動力伝達方向を示す。駆動源からの回転動力はリングギヤからディファレンシャルケースに伝わり、ピニオンギヤを回転させる。左右で回転差が無いとき、ピニオンギヤは両側のサイドギヤを等しく回転させ、結果的に両方の駆動輪を同じ速度で回転させる。左右に回転差がある場合はピニオンギヤが回転しながらサイドギヤを左右異なる速さで回転させ、動力を分配しながら伝達することができる。これにより曲線走行や旋回時に回転差を吸収しながら駆動力を分配し、両方のタイヤを異なる早さで駆動させることができる。Fig. 1-3 の様な機構は「オープンデフ」と呼ばれる一般的なものである。この機構では片輪が路面をとらえていない場合にはピニオンギヤが回転する事で抵抗の無い側のサイドギヤのみを駆動させてしまい走行することができない。そのほか様々な理由からこの差動機構を部分的に制限する LSD (Limited Slip Differential) 等も存在するが、本研究で一般的に差動装置と述べる場合にはこのオープンデフ方式を指す。

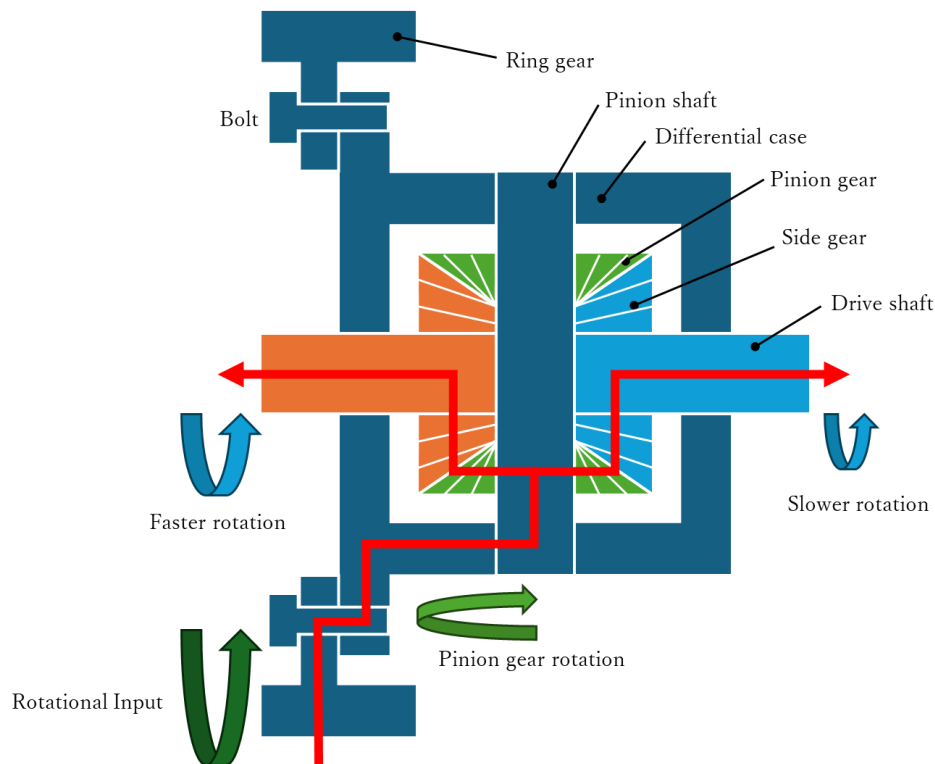


Fig. 1-3 Structure of differential gear (same color parts move together).

差動ギヤを支持しながら動力伝達を行うディファレンシャルケースは、自動車用歯車を構成する部品の中でも特に大型で耐力が必要な部品である。ディファレンシャルケースはその大きさと差動ギヤを格納する中空構造から、鋳鉄で製作されることが多い。しかし歯車部品を鋳鉄で製作することは強度上難しく、炭素鋼製のリングギヤとディファレンシャルケースは別体で製作し、接合する方法が長く採用されてきた。ここで鋳鉄と炭素鋼の接合方法として多く採用されてきたのはボルト締結であり、ネジ穴の切削加工や複数のボルト締めなど複雑な工程を多く有する。また伝達トルクの増大に伴ってボルト本数を増やし、その結果ボルト重量が嵩むことで差動装置の重量は大きくなる傾向にあった。

しかし近年の動向として電動化にともなう高トルク化や、先に述べた小型軽量化の要求によりボルト締結に必要なスペースが失われつつある。Fig. 1-4 に示す様に差動装置で最大径をとるリングギヤは、その小型化要求から小径にする必要がある。一方でより大きなトルクを伝達するためにピニオンギヤおよびサイドギヤが大型化し、それを擁するディファレンシャルケースも大型化する。両者のサイズ変化に伴いボルト締結に使用できるスペースが失われ、必然的にボルトを廃した溶接構造を選択せざるを得なくなる状況が発生する。

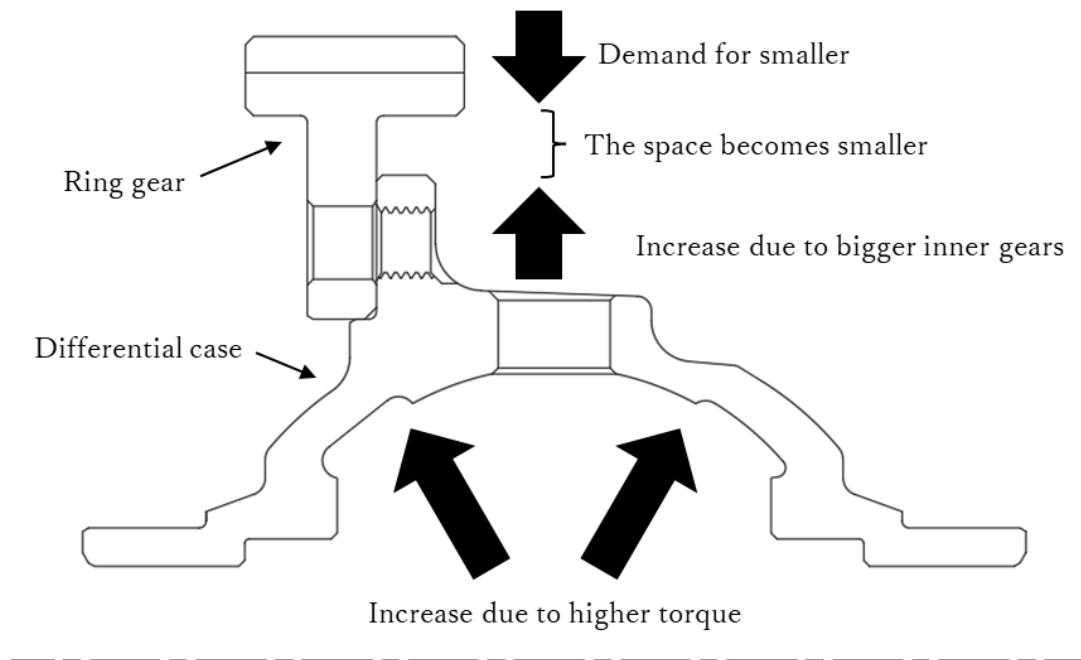


Fig. 1-4 Narrowing of bolt fastening space.

1. 4. 鋳鉄の溶接について

鋳鉄は一般に約 2%以上の C の他に Si, Mn, P, S を含 Fe-C 系合金である。鋳鉄は溶接等により熔融状態から急冷されると、C がセメンタイトとして析出し白銹という非常に硬くて脆い組織を生成する。その他に、含有する C が溶接中に酸化することで CO や CO₂ となることでブローホールを生じさせたり、鋳鉄自身の低延性により母材に割れが生じたりする等、極めて溶接性の悪い材料である¹²⁾。鋳鉄を溶接する場合には Ni 系溶接棒が有効であることが長く知られており¹³⁾、現在まで Ni 系溶接材料を用いた工法が多く研究されている^{14) 15) 16) 17)}。しかし鋳鉄の溶接は熱影響部の脆化やチルの生成、拡散性水素による遅れ割れなど多数の課題があり^{18) 19)}、未だ鋳鉄への溶接適用と安定した品質提供は依然として技術的難易度が高いのが現状である。近年はレーザー溶接等のより低入熱な溶接法が確立されているが、Ni 系溶接材料とレーザー溶接を組み合わせた研究報告は未だに少ない^{20) 21)}。

1. 5. レーザ溶接について

溶接の種類として長くガス溶接やアーク溶接が台頭してきたが、近年はレーザー技術の急速な発展に伴いレーザー溶接もかなり普及してきた。レーザーの歴史はルビーによる固体レーザーの発振を起点とされることが多く、その 65 年の歴史は工業技術としては短い方である。しかしレーザー発振の理論提唱までさかのぼるとその基点は 1910 年台までさかのぼる。1913 年に N. Bohr が提唱した原子模型によって、電子の遷移によるスペクトル発光が説明され

た²²⁾。これにより水素原子のスペクトルが説明されたが、A. Einstein はここから 1916 年に光の吸収と放出から誘導放出の理論を発見した²³⁾。この誘導放出の理論は P. A. M. Dirac により 1927 年に厳密化される²⁴⁾ も実験での成功には工業的進歩を要し、27 年後の 1954 年、C. H. Townes らによって初めてメーザ(MASER: Microwave Amplification by Stimulated Emission of Radiation)が発振される²⁵⁾。しかしメーザは極低温装置や強磁気が必要であり、その普及はメーザの GHz 級の発振周波数が必要とされる天文・通信分野が主で、産業用途への展開は少ない。1958 年に同氏はより短い波長への展開、「光メーザ」を考察し²⁶⁾、1960 年にはついに T. H. Maiman によりルビー (Cr ドープ Al₂O₃) による誘導放出、レーザー (LASER: Light Amplification by Stimulated Emission of Radiation) の発振に成功²⁷⁾した。その後は He-Ne レーザなどのガスレーザーが開発され²⁸⁾、1964 年には CO₂ レーザが登場する。CO₂ レーザは自動車業界でも使用されはじめ²⁹⁾、レーザー溶接は産業界でも一般的な工法となった。しかし CO₂ レーザの波長 10.6 μ m は溶融前の材料表面に対して高い反射率を示し、材料の溶解まで時間を要する。さらに Fig.1-5 に示すようにレーザー光の吸収率は温度上昇とともに、特に溶融後は飛躍的に増大する³⁰⁾。この吸収率の差により溶融後の急激な温度上昇が生じ溶融池の乱れやスパッタの原因にもなる。加えて CO₂ レーザビームの伝送には鏡を必要とし、その光学系の複雑さや装置そのものの大きさ等、一定の課題を残していた。

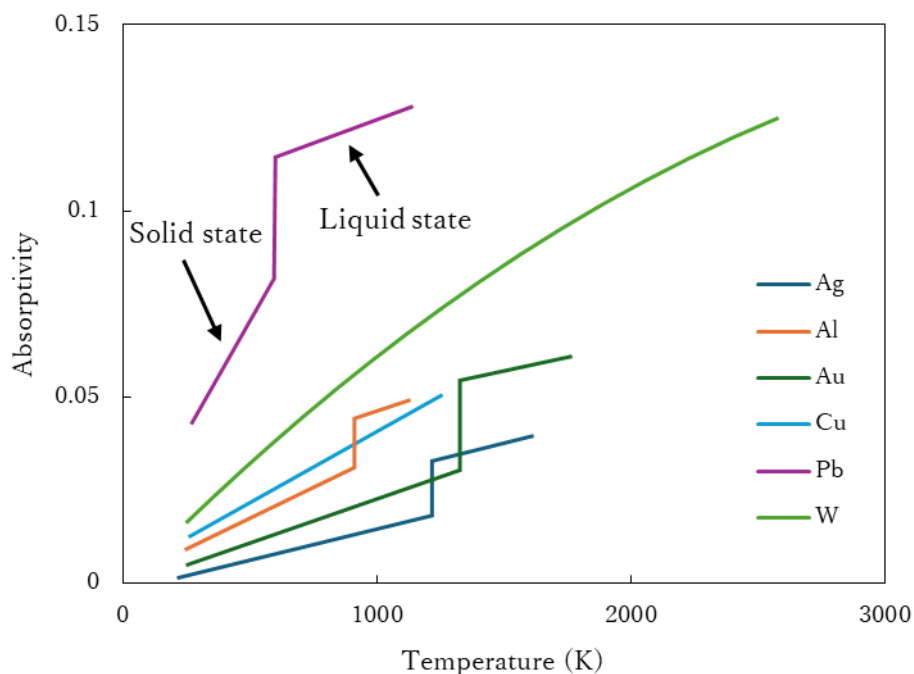


Fig. 1-5 Changes of absorptivity with temperature³⁰⁾ .

固体レーザーは気体レーザーよりも前に実現し、短波長のレーザーを発振していたが、産業用途に適用するにあたっては高出力化が必要であった。しかし固体レーザーの高出力化にはレーザー媒質の発熱課題が伴う。レーザー媒質の発熱は屈折率の変化、熱レンズ効果によるビーム品質の低下を引き起こし^{3 1)}、レーザー媒質の効率的な冷却が高品質なレーザー発振の重要な要素となる。光ファイバー内にレーザー媒質を含ませたファイバーレーザーは、熱課題に対しその表面積の多さで放熱性を得ることによって高出力化に対応してきた。しかし溶接や切断を目的としたさらなる高出力化にはファイバーの大径化（面積スケーリング）^{3 2)}が伴い、前述の放熱性が失われるため高出力化は冷却性能の向上を必要とする。より直接的な冷却構造を持つ発振方法としてディスクレーザーがある。ディスクレーザーは薄いディスク上にしたレーザー媒質の片面をヒートシンクに接着することで、広い面積で熱交換を行うアクティブミラー方式を採用できる^{3 3)}。これにより励起光の強度はそのままレーザー媒質への照射面積を大きくすることで、熱レンズ効果をほとんど変化させることなくレーザー出力を増大することができる^{3 4)}。従来は産業分野でも CO₂ レーザーが多く採用されてきたが、現在はファイバーレーザー、ディスクレーザーそれぞれを用いた発振器が数多く製品化・採用されている。

1. 6. 自動車用差動装置の溶接

差動装置における鋳鉄と炭素鋼の溶接は少なからず採用されてきた過去を持つ。Fig. 1-6 に示すような FR 駆動（Front engine Rear drive）用の差動装置ではリングギヤはハイポイドギヤが採用され、このような差動装置では差動装置の回転軸に対し直角に溶接を行う（以降横打ちという）場合が多い。このとき溶接時の凝固収縮はリングギヤとディファレンシャルケースの圧入方向に働き、自由に収縮させることで残留応力を低減し、割れを防ぐことができる^{3 5)}。しかし 1. 1 および 1. 2 節で述べたような電気自動車は駆動輪直上にモーターを有し、軸に対して平行に動力伝達を行う。このような伝達方向では、差動装置は Fig. 1-7 に示すようなヘリカルギヤを有するリングギヤとディファレンシャルギヤで構成されるようになる。このとき、差動装置の回転軸に対し平行に溶接を行う（以降縦打ちという）レイアウトとなり、溶接時の凝固収縮は吸収されず高い残留応力を残す構造となってしまう。鋳鉄を含む溶接部に高応力部を残してしまうと 1. 4 節で述べたような拡散性水素の影響が表れやすく、溶接後から数日経過してから割れが発生する遅れ割れ（低温割れ）が発生しやすく、磁気探傷や超音波探傷などの検査工程が必要となる。

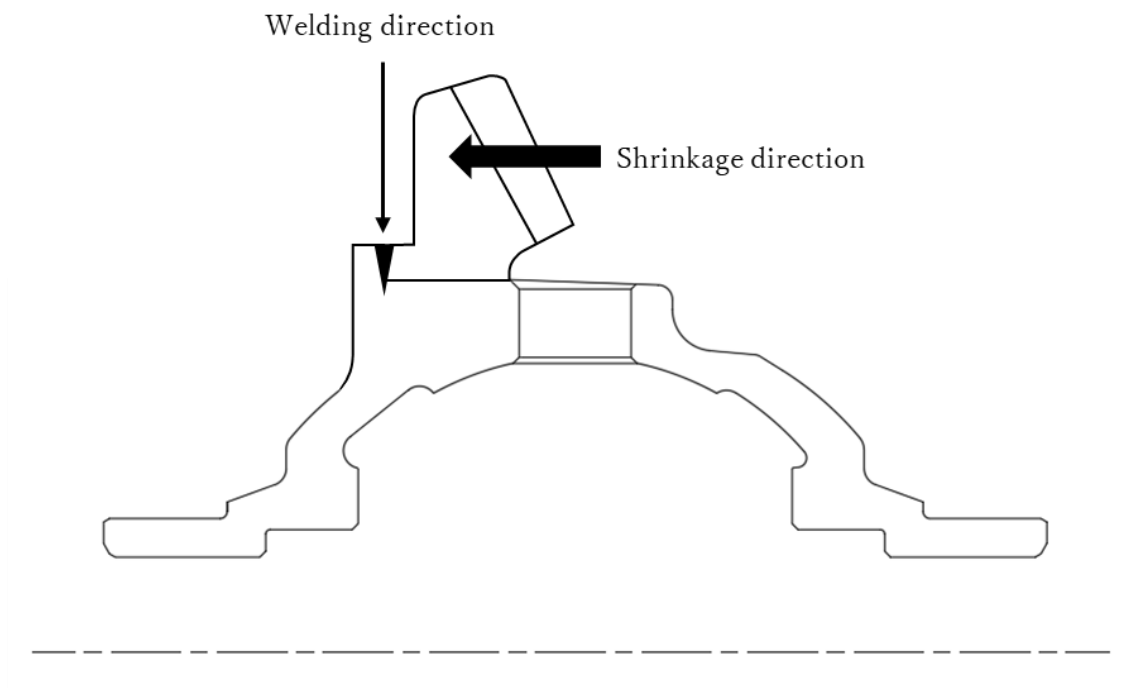


Fig. 1-6 Perpendicular welding direction to the axis and shrinkage direction.

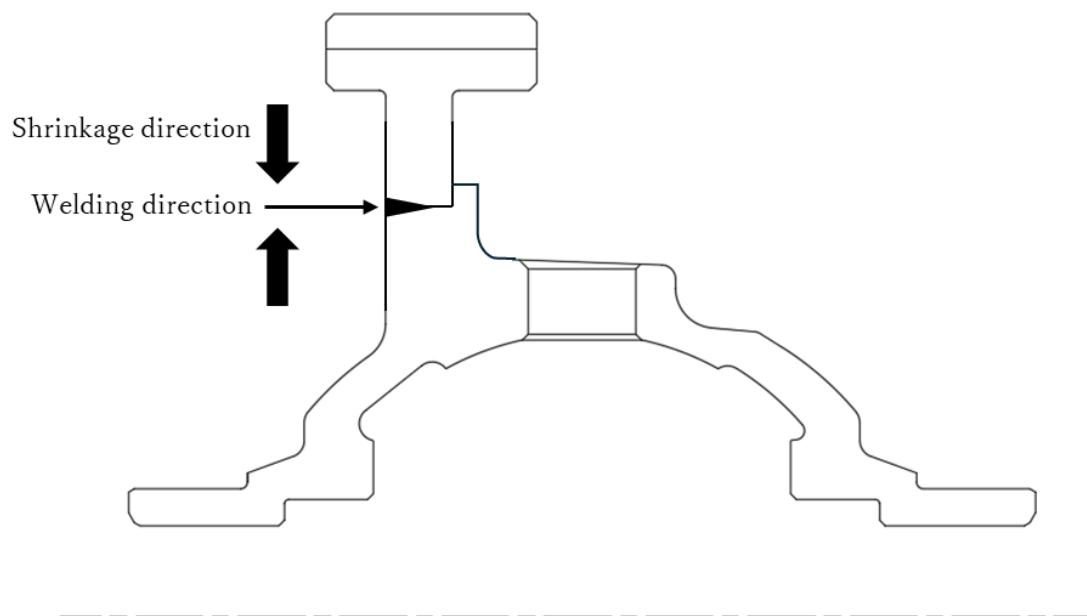


Fig. 1-7 Parallel welding to the axis direction and shrinkage direction.

1. 7. 本研究の目的

電気自動車の普及と発展に必要な航続距離問題の解決には、バッテリーの技術革新のみならず車両トータルでの軽量化およびバッテリー搭載スペースの確保のための部品小型化が必要であることを述べてきた。車体やフレーム材などにおけるマルチマテリアル化とそれに伴う接合技術の研究開発については数多く報告されているが、パワートレイン系における小型軽量化についてはその技術報告は少なく、さらに電気自動車特有の高トルク要求と相まって差動装置にはボルト締結が採用できなくなることが考えられる。この課題を解決する手法としてリングギヤとディファレンシャルケースを溶接する手法が考えられるが、ディファレンシャルケースは鋳鉄を材料とすることが多く溶接工法の適用は技術的難易度が高い。また鋳鉄の溶接のために Ni 系溶接材料とレーザ溶接を組み合わせた研究は非常に少なく、特にその溶融-凝固プロセスには未知の部分が多く存在し、経験的知見に基づく部分が多い。

本研究では電気自動車への適用を主目的とした、ヘリカルギヤを有する自動車用差動装置において、ディファレンシャルケース（鋳鉄）とリングギヤ（炭素鋼）の溶接について調査を行う。特に Ni 系溶接材料としてワイヤ材を使用し、レーザ溶接を行ったときの溶接性とその継手強度評価について報告する。また材料特性や溶接後に得られる溶接金属の特性について詳細に調査し、溶融-凝固メカニズムについて考察を行う。

1. 8. 本論文の構成

1 章では自動車業界における電気自動車の抱える課題と研究目的について述べてきた。2 章では本研究の溶接実験に向けた材料選定と、選定した材料の物理物性について調査し、その溶接性について考察する。3 章では選定した材料を様々な条件で溶接し、溶接条件を決定した後、得られた実験材の品質と溶接現象の調査結果について報告する。4 章では溶接後に得られる溶接金属の組成を模擬した合金を使用し、その特性を調査するとともに、溶融-凝固プロセスについて考察する。また実際の溶接部から試験片を切り出して微小引張試験を行い、これまで得られた機械特性と併せてその継手強度を評価する。5 章ではコンタ法による残留応力測定と、2 章および 4 章で得られた貴重な物理物性を使用した熱弾塑性解析による残留応力シミュレーションを行い、機械特性と残留応力の面から本研究で得られた継手構造の成立性について評価する。6 章を最終章とし、結論として本研究の総括を記述する。

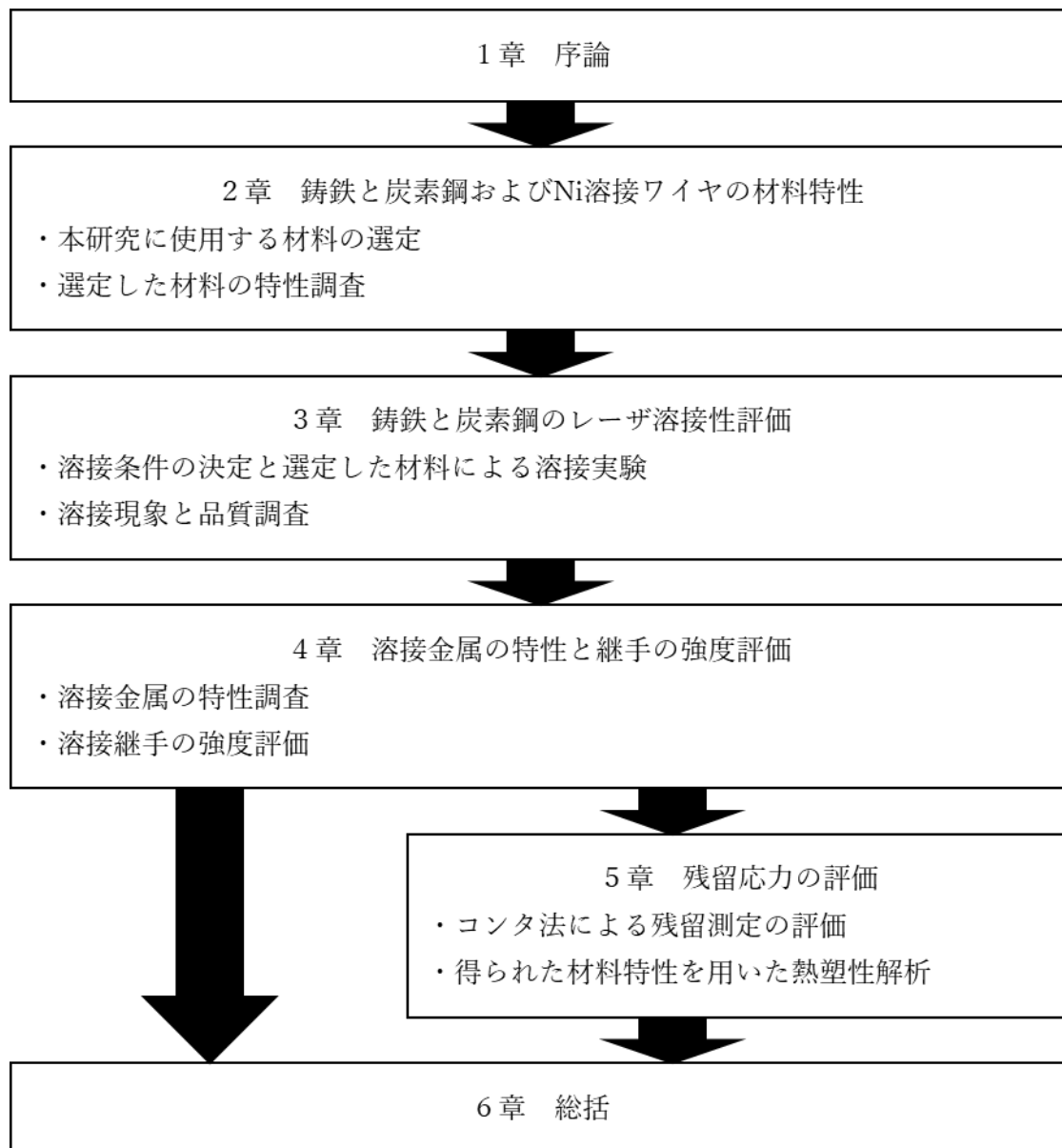


Fig. 1-8 Flow chart of this dissertation.

2. 鋳鉄と炭素鋼および Ni 溶接ワイヤの材料特性

2. 1. 材料の選定

自動車用差動装置を鋳鉄と炭素鋼から構成するにあたり，母材は鋳鉄が最弱となることが容易に想定できる．鋳鉄はその高い C% による熱影響部の硬化および脆化と，溶接ひずみによる残留応力を受けるために，引張強度は低い方が溶接に有利であるが，電気自動車特有の高トルク性に耐えるにあたっては相当な高強度・高延性な鋳鉄が必要となる．Fig. 2-1 に日本市場で代表的な電気自動車の最大モータトルク（カタログ値）^{36) 37) 38)} に，減速比を 9：1 と仮定したときの差動装置にかかる想定最大トルクを示す．大型・高級車種では想定最大トルクが 3,420 Nm におよび，電気自動車の差動装置に用いる鋳鉄はこの使用に耐えられる材料を選定することが望ましい．

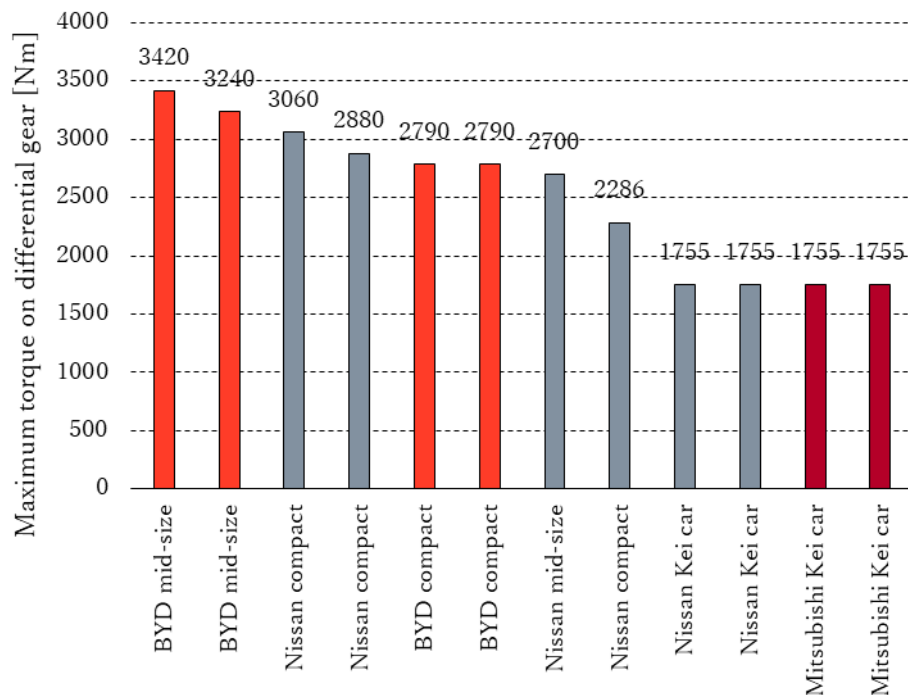


Fig. 2-1 Torque on final gear in some BEV in Japanese market.

ここでファイナルギヤ溶接部にかかる最大トルクから材料に必要な機械強度を簡易的に計算する．直径 d の丸棒にかかる最大トルクが T_{max} のとき，材料に必要な許容せん断応力 τ_{max} は

$$\tau_{max} = \frac{T_{max}}{Z_p} = \frac{T_{max}}{\pi(D^4 - d^4)/16D} \quad (2-1)$$

で表される．ここで Z_p ：極断面係数（中空円断面のとき $Z_p = \pi(D^4 - d^4)/16D$ ， D は外径， d は内径）である．溶接貫通部には熱拡散の観点から空隙部を設けているため³⁹⁾，空隙部を考慮して溶接継手部分で得られる平行部を溶接中心から ± 1 mm に設定する（このとき溶接金属による余盛と形状による応力集中は簡易計算のため考慮しない）．車両に搭載する減速装置の容積から溶接寸法を直径 112 mm と定めたとき， $D = 114$ ， $d = 112$ となるから，式（2-1）より τ_{max} は

$$\tau_{max} = \frac{3420 \times 1000}{(\pi \times (114^4 - 112^4))/(16 \times 114)} \approx 88.306 \text{ [MPa]}$$

と計算できる．ここでミーゼス説によると，許容せん断応力 τ_{max} は式（2-2）の関係で引張強度 σ_{max} に換算できる．

$$\sigma_{max} = \sqrt{3} \times \tau_{max} \quad (2-2)$$

一般に自動車に用いられる安全率 $FS = 1.6$ に対し，電気自動車の低回転高トルクおよび衝撃トルクを考慮して 2 倍にした安全率 $FS = 3.2$ を採用すると，材料に必要な引張強度は

$$\sigma_{max} = \sqrt{3} \times \tau_{max} \times FS = \sqrt{3} \times 88.306 \times 3.2 = 489 \text{ [MPa]}$$

と見積もることができる．ここで得られた値はあくまで簡易計算であり実際の強度計算にはケース部の複雑形状を考慮した数値解析が必要である．

簡易計算の結果から鋳鉄材料には目安として $\sigma_{max} = 489$ MPa以上を満足する材料を選定する必要がある．引張強度と延性を規定する材料としては FCD500 や FCD600 系があげられるが，Fig. 2-1 に挙げた車両はあくまで一例であり，簡易計算のためマージンも必要である．よって本研究で使用する鋳鉄材料は FCD600-3 相当の球状黒鉛鋳鉄とした．

炭素鋼は歯車を構成する部品であるため，歯車表面の磨滅を防ぎつつ歯の折損を防ぐには，熱処理工程による表面硬度制御が必要である．前述の高トルク性に耐えうる歯車を限られた車載スペースで確保するために，炭素鋼は焼入れ性が規定されており，生材で高じん性を得られるマンガンクロム鋼を採用した．

Ni 溶接ワイヤは入手性を考慮したうえで，Ni リッチかつ異材溶接用として市販されている，JIS Z3334（ニッケル及びニッケル合金溶加棒）に定義される Ni6082 に対応した製品を選定した．

Fig. 2-2 に鋳鉄と炭素鋼のナイトルエッチングした組織写真を示す。鋳鉄はパーライト地にフェライトに囲まれた球状黒鉛を示す，典型的なブルズアイ組織が見られる。炭素鋼は油冷焼入れにより得られた均一なマルテンサイト組織となっているが，焼戻しにより微量のセメンタイトが析出していることで，マルテンサイト単相に比べ暗い色を示している。

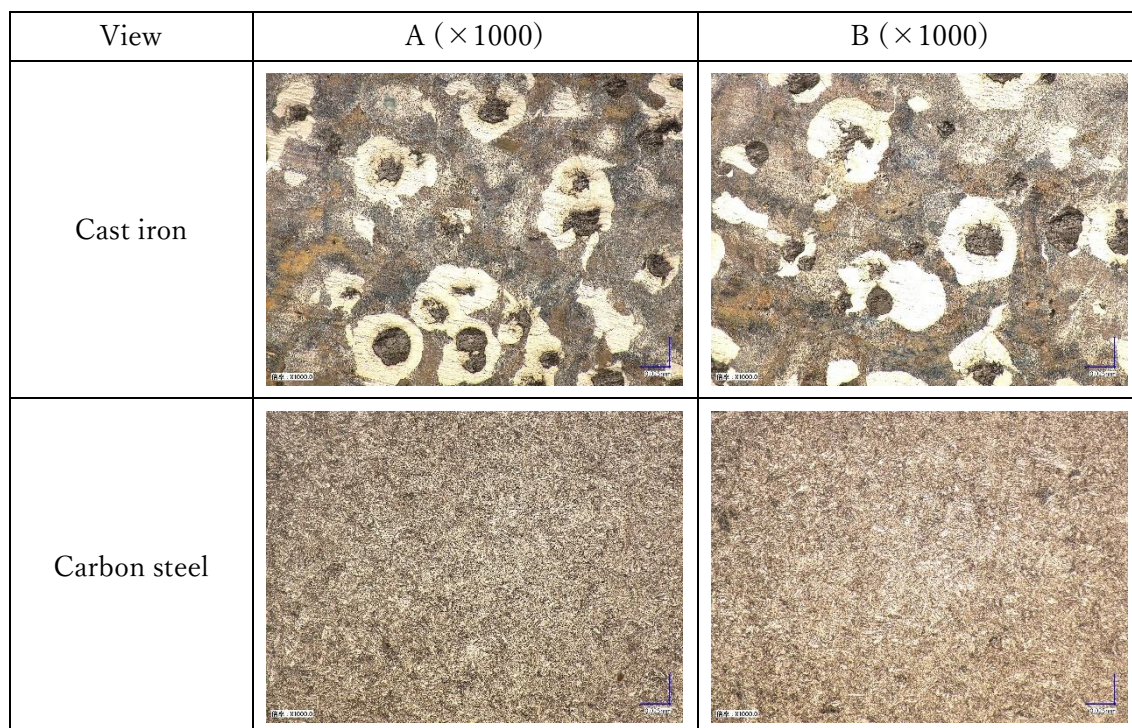


Fig. 2-2 Microstructure of cast iron and carbon steel.

2. 2. 母材の化学組成

実験に使用する母材の組成規格および実績値を Table 2-1 に示す。鋳鉄の炭素 (C) はおよそ 3.6wt.%でありケイ素 (Si) 2.4 wt.%と併せて一般的な含有量である。引張強度 600 MPa を達成するためのパーライト面積率は主にマンガン (Mn) と銅 (Cu) で制御されている。Cu は Mn と共存することでパーライトを安定化させる⁴⁰⁾が，Cu は球状化を阻害する効果もある⁴¹⁾ため比較的低い値で上限が設けられている。その他，伸びを低下させるリン (P)⁴²⁾，黒鉛の球状化を阻害する硫黄 (S)，スズ (Sn) は不純物として⁴³⁾⁴⁴⁾ 上限規格が設けられている。炭素鋼は C: 0.27 wt.%で Mn とクロム (Cr) の添加されており焼入れ性が高められていることがわかる。そのほかに S が下限値を持つが，これは被削性を高めるための含有であり，その他の Si, P, ニッケル (Ni), Cu は不純物として⁴⁵⁾の上限規格である。アルミ (Al) についても，脱酸の目的で添加されることがあるが，熱処理時および溶接時に窒化アルミ (AlN) となることで種々の悪影響を及ぼす⁴⁶⁾ためにここでは不純物とし

て上限が設けられている。その他チタン (Ti) は焼入れ性を低下させるため特に厳しい上限が設けられている。Ni 溶接ワイヤはニッケル (Ni) 下限 67 % に対し 70 % 以上で含有されている。Ni のほか Cr, Mn およびニオブ (Nb) が添加されている。Cr は球状黒鉛鑄鉄の急冷における Ms 温度低下とパーライト変態促進の効果を及ぼし⁴⁷⁾, Mn から前記の通りパーライト安定化作用が得られる。Nb もパーライト変態促進の効果を示す⁴⁸⁾ が、熱影響部およびオーステナイトの微細化⁴⁹⁾ により継手構造全体の強度向上がより期待される。

Table 2-1 Chemical content of base materials (wt.%).

	Cast iron			Carbon steel			Ni wire		
	Min.	Act.	Max.	Min.	Act.	Max.	Min.	Act.	Max.
C	3.4	3.68	3.8	0.23	0.27	0.31	-	0.038	0.10
Al	-	-	-	-	0.02	0.05	-	-	-
Si	2.0	2.25	2.8	-	0.21	0.40	-	0.12	0.5
P	-	0.03	0.05	-	0.013	0.025	-	0.003	0.02
S	-	0.0042	0.02	0.020	0.030	0.040	-	0.001	0.015
Ti	-	-	-	-	<0.01	0.01	-	0.35	0.7
Cr	-	-	-	1.00	1.21	1.40	18.0	20.24	22.0
Mn	0.4	0.52	0.9	1.10	1.21	1.40	2.5	2.89	3.5
Fe	(Balance)			(Balance)			-	1.34	3.0
Ni	-	-	-	-	0.09	0.30	67.0	72.52	-
Cu	-	0.55	0.65	-	0.18	0.40	-	0.005	0.5
Nb	-	-	-	-	-	-	2.0	2.29	3.0
Sn	-	0.017	0.05	-	-	-	-	-	-

本研究は実生産での溶接性を評価するため、実験に使用した材料の他に同一材種の別ロットについても組成を確認し、その傾向を確認した。Fig. 2-3 に鑄鉄 8 ロットの各元素含有量を示す。C wt.%はおおむね中央値 3.6 wt.%で推移している。Si は下限寄りに推移しており、Cu の上限寄りと併せて考察するとフェライト・パーライト率の調整が行われているのが伺える。Mn は中央付近で安定しており、スクラップ材が安定して要求されているようである。同じく炭素鋼 8 ロットの各元素含有量を Fig. 2-4 に示す。C wt.%は 0.01%の幅で安定しており、不純物元素少ない高品質な材料である。Cr は Mn より下限が低く設定されているがどちらもほぼ同程度を含有するように調整されている様である。Ni 溶接ワイヤは 1 ロットの生産量が多く、2 ロットのみ得ることができたが、その含有量は非常に安定しており変化はほとんどなかったため割愛する。

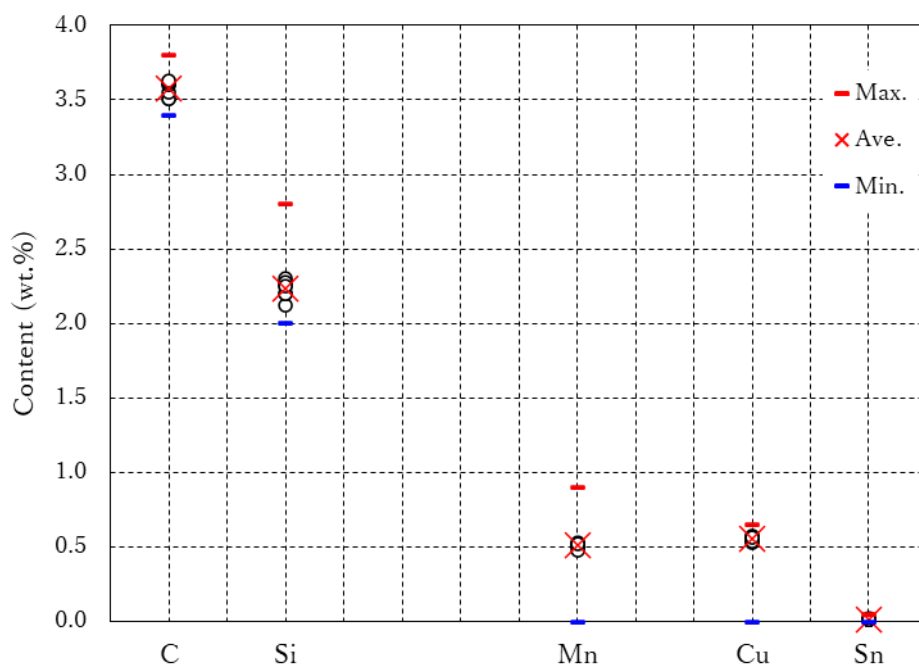


Fig. 2-3 Variation in element content of cast iron.

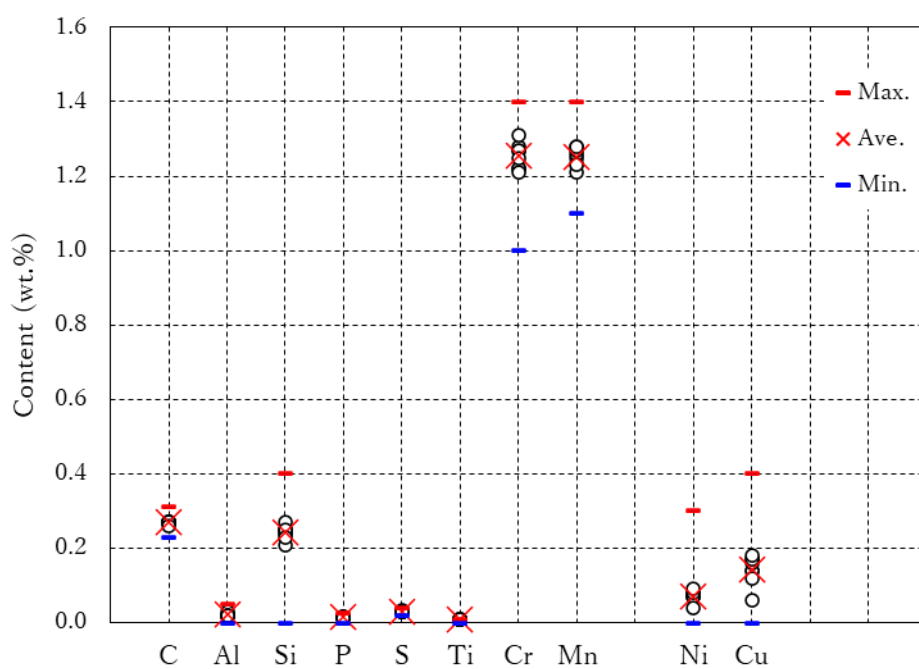


Fig. 2-4 Variation in element content of carbon steel.

2. 3. 固相線温度と液相線温度

固相線温度と液相線温度の把握は溶接プロセスの理解および品質管理に重要である。特に異種金属どうしの溶接では、材料ごとに熱特性が大きく異なり、溶融-凝固のプロセスを複雑化させる。また母材の異なる固相線・液相線温度により、溶接部全体では固液共存領域が広くなることが考えられる。低融点側では溶接金属中に飽和した不純物元素が粒界に偏析し、じん性の低下を招くことも知られている⁵⁰⁾。本研究では TG-DTA 分析（示差熱重量分析）により母材の正確な固相線・液相線温度を分析することとした。

固相線・液相線温度の分析に用いたそれぞれの TG-DTA 曲線を Fig. 2-5 ~ Fig. 2-7 に示す。固相線・液相線温度は炭素鋼-Ni 溶接ワイヤ-鋳鉄の順に高く、炭素鋼側から鋳鉄側へ凝固過程が進行し、鋳鉄側で凝固の最終段階を迎えることが推測できる。凝固時には不純物元素の偏析によるじん性低下や、凝固中の割れ（高温割れ）のリスクが高くなることが考えられることから⁵¹⁾、溶接後は特に鋳鉄側で品質確認を慎重に行う必要がある。固液共存領域の広さは Ni 溶接ワイヤ-鋳鉄-炭素鋼の順に広くそれぞれ 37.2 °C, 117.4 °C および 125.9 °C となった。

Fig. 2-8 に Fe-C 二元系平衡状態図⁵²⁾ と分析で得られた固相線温度・液相線温度をプロットしたものを示す。炭素鋼の液相線温度はほぼ δ 固溶体が晶出し始める温度曲線上にある。固相線温度は γ 固溶体の晶出が完了する温度曲線よりも低い値を示しているが、Si, S, Mn, Cr, Ni など安定化元素を多く含むことが原因と推測でき、これは固液共存領域の拡大にも影響する。鋳鉄では C 濃度が既にオーステナイトの固溶限界を超えており、固相線温度はほぼ黒鉛共晶温度 (1,153 °C) と同等の温度を示す結果となった。

DTA 曲線からは固相線温度・液相線温度以外の相変態点も確認できる。鋳鉄では 727°C の A_1 変態点と 770°C 付近のキュリー一点が確認できる。炭素鋼では A_3 変態点も含めた 3 つの変曲点が確認できるが、他元素系のために変態点がシフトしており判別が難しい。そのため、組成から A_1 変態点および A_3 変態点を予測して 3 つの変曲点を見極めることとした。組成から各変態温度を計算する手法は様々な方法が議論されているが^{53) 54)}、今も Andrews のもの⁵⁴⁾ が多く引用されているためこれを使用した。Andrews によると A_1 変態点および A_3 変態点は合金組成から式 (2-3) および (2-4) で計算できる。

$$Ac_1 = 723 - 10.7Mn - 16.9Ni + 29.1Si + 16.9Cr + 290As + 6.38W \text{ (°C)} \quad (2-3)$$

$$Ac_3 = 910 - 203\sqrt{C} - 15.2Ni + 44.7Si + 104V + 31.5Mo + 13.1W \text{ (°C)} \quad (2-4)$$

ここで、 Ac_1 ：加熱時の A_1 変態温度 ($\alpha\text{-Fe} + \text{Fe}_3\text{C} \rightarrow \alpha\text{-Fe} + \gamma\text{-Fe}$)、 Ac_3 ：加熱時の A_3 変態温度 ($\alpha\text{-Fe} + \gamma\text{-Fe} \rightarrow \gamma\text{-Fe}$) であり、元素含有量の単位は wt.% である。式 (2-3) と式 (2-4) を用いて、本研究で用いた炭素鋼の各温度は以下のように計算できる。

$$A_{C1(\text{Carbon steel})} = 723 - 10.7 \times 1.21 - 16.9 \times 0.09 + 29.1 \times 0.21 + 16.9 \times 1.21 \approx 735 \text{ }^{\circ}\text{C}$$

$$A_{C3(\text{Carbon steel})} = 910 - 203 \times \sqrt{0.27} - 15.2 \times 0.09 + 44.7 \times 0.21 \approx 813 \text{ }^{\circ}\text{C}$$

この結果を考慮して Fig. 2-6 の DTA 曲線を確認すると, A_1 変態点はわずかだがほぼ計算通りの位置で DTA 曲線の変曲点を確認できる. よって炭素鋼においても 770°C 付近のキュリ一点を持つことが確認できた.

Ni 溶接ワイヤでは主成分が Cr : 20.24 wt.% および Ni : 72.52 wt.% であることから, Fig. 2-9 に示す Cr-Ni 二元系平衡状態図^{5) 5)} と比較を行った. 固相線温度は, ほぼ Cr-Ni 共晶温度を示しているが, 二元系での共晶域が Ni : 30 ~ 47 wt.% 程度のところで見られるのに対し, 他元素系により共晶温度まで固相線温度が低下していると考えられる. 37.2°C という固液共存領域の狭さも図中右側の Cr 含有量が少ない側で示す狭い固液共存領域と, 多元素による液相線温度低下によって説明できる.

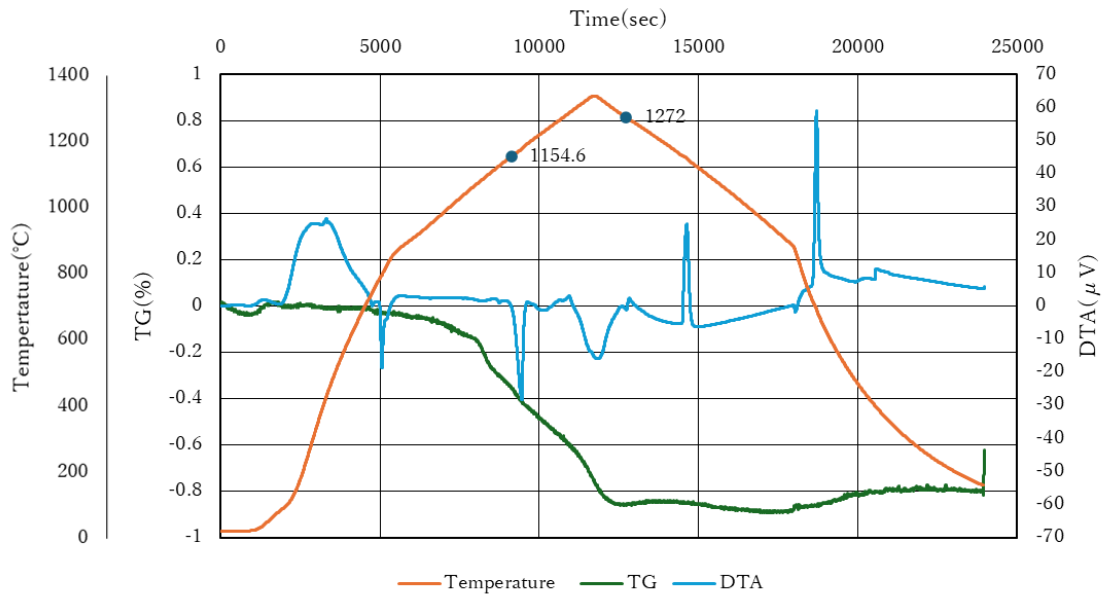


Fig. 2-5 TG-DTA analysis of cast iron.

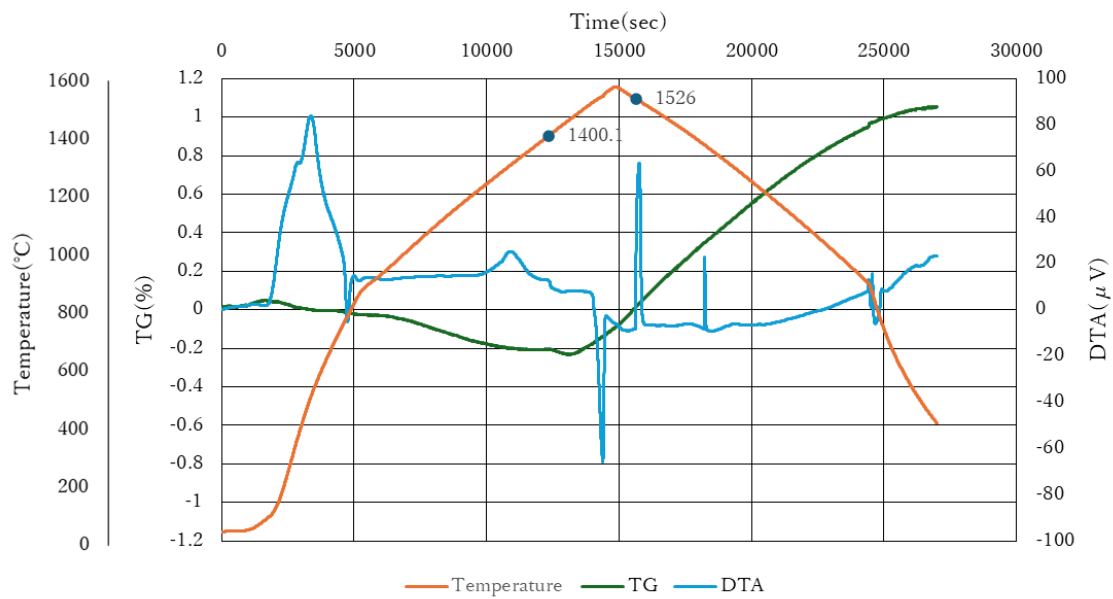


Fig. 2-6 TG-DTA analysis of carbon steel.

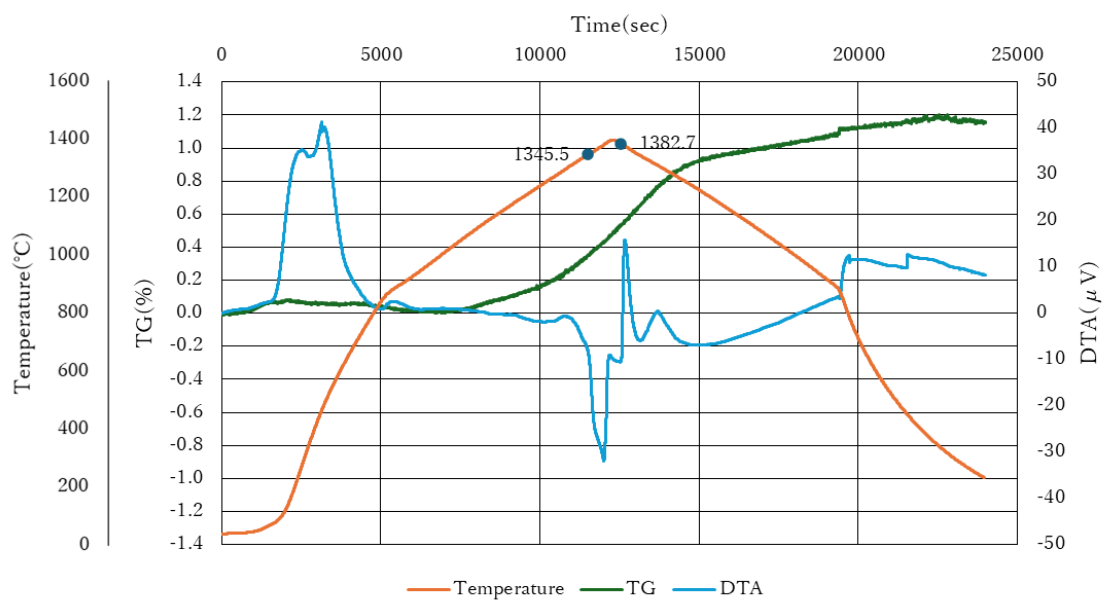


Fig. 2-7 TG-DTA analysis of Ni alloy.

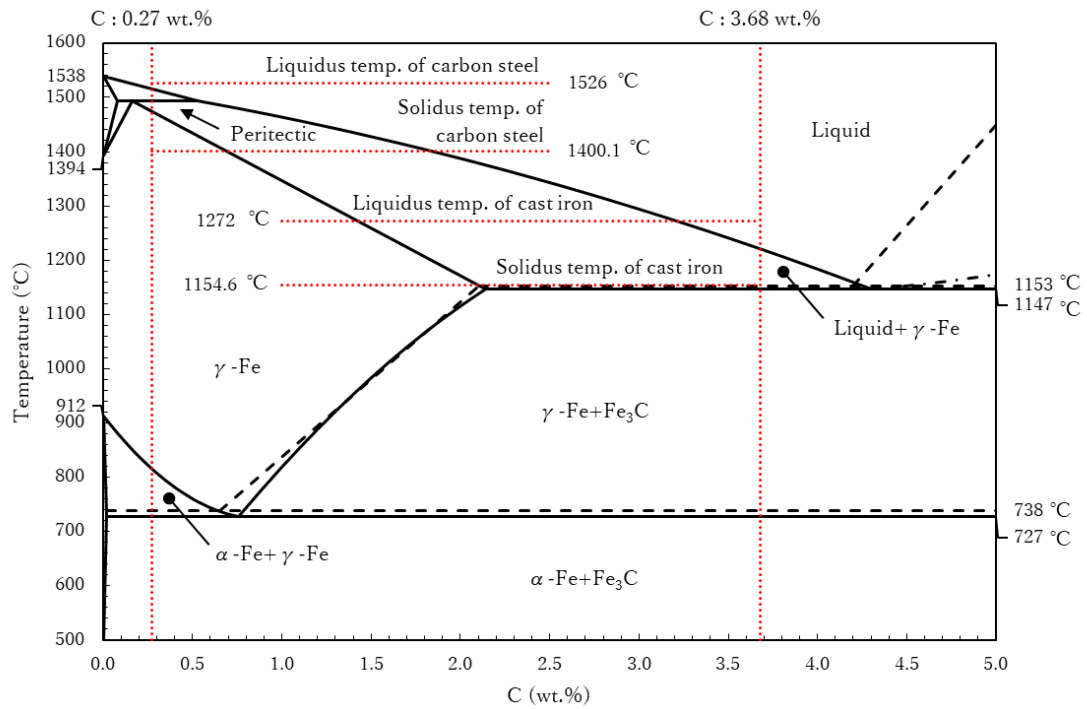


Fig. 2-8 Fe-C Phase diagram and parameters of cast iron and carbon steel

Dashed line: stable equilibrium; Solid line: metastable equilibrium.

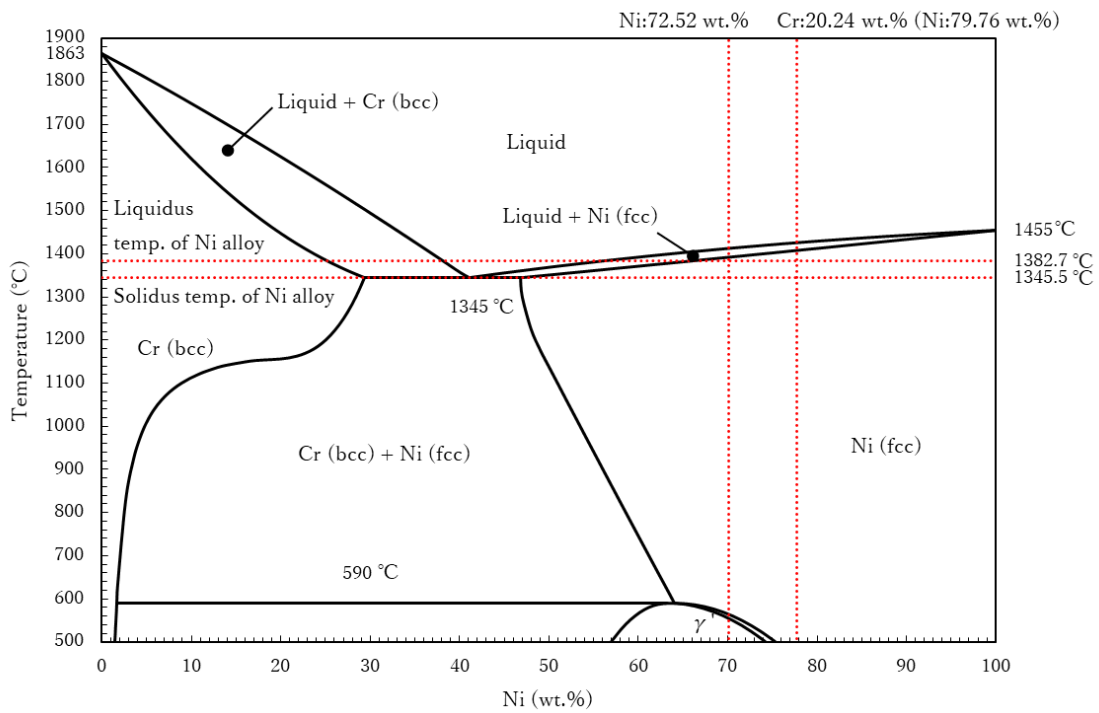


Fig. 2-9 Cr-Ni Phase diagram and parameter of Ni alloy.

以上により実験に用いる材料の固相線温度および液相線温度は適切に測定でき、数値を得ることができたと判断する。Table 2-2 に本節で得られた実験材料の固相線温度・液相線温度をまとめて示す。以降の物性値測定で用いる各温度はここで得られた数値を使用する。

Table 2-2 Solidus temperature and liquidus temperature of experimental materials.

Material	solidus temp.	liquidus temp.
Cast iron	1,154.6 °C	1,272.0 °C
Carbon steel	1,400.1 °C	1,526.0 °C
Ni alloy	1,345.5 °C	1,382.7 °C

2. 4. 固相状態での物性値測定

(1) 密度

溶接材料の体積変化は熱ひずみや凝固収縮・膨張に影響し、溶接後の残留応力予測にも重要な物理特性である。本研究では溶融-かく拌-凝固サイクルの理解および数値解析を視野に入れ、温度依存する密度の測定を行った。

固相状態での密度は 20°Cでの液中秤量法と押し棒式による熱膨張測定の結果を使用し、等方性材料として算出した。Table 2-3 に使用する実験材料 3 種の、液中秤量法による密度測定結果を示す。実験材料 3 種では Ni 溶接ワイヤが最も密度が高く、次いで炭素鋼、鋳鉄の順となった。

Table 2-3 Density of base material at 20°C.

Material	Density(g/cm ³)
Carbon steel	7.80
Cast iron	7.15
Ni alloy	8.34

次に各材料の押し棒式による線膨張係数の測定結果を Fig. 2-10 に示す。炭素鋼および鋳鉄では A1 変態点におけるオーステナイト化が観察でき 727°C付近で変曲点が見られた。炭素鋼では A1 変態点において、bcc から fcc への結晶構造変化による一時的な収縮の後、より大きい線膨張率の変化を示した。これは fcc 構造で原子間距離がより密になったことにより、原子振動による熱膨張への影響が大きくなったことが表れている。鋳鉄では fcc 構造が発生した直後から C が侵入し、線膨張率の変化が大きくなっている^{5 6)}。C の侵入が完了すると、760~810°Cの間では bcc から fcc への変態による収縮と、C が固溶したことによる線膨張率変化の増大がおおよそ釣り合い、鋳鉄全体での線膨張率の変化は横ばいとなっている。変態完了後は、C が固溶した結晶構造による線膨張率の増加のみが現れ、変態直前と同じ傾きが示され、結果的に他 2 種よりも大きい線膨張率の増加となる。860°C以降は Ni 合金の

線膨張率を超え、母材 3 種の中で最大の線膨張率を示した。

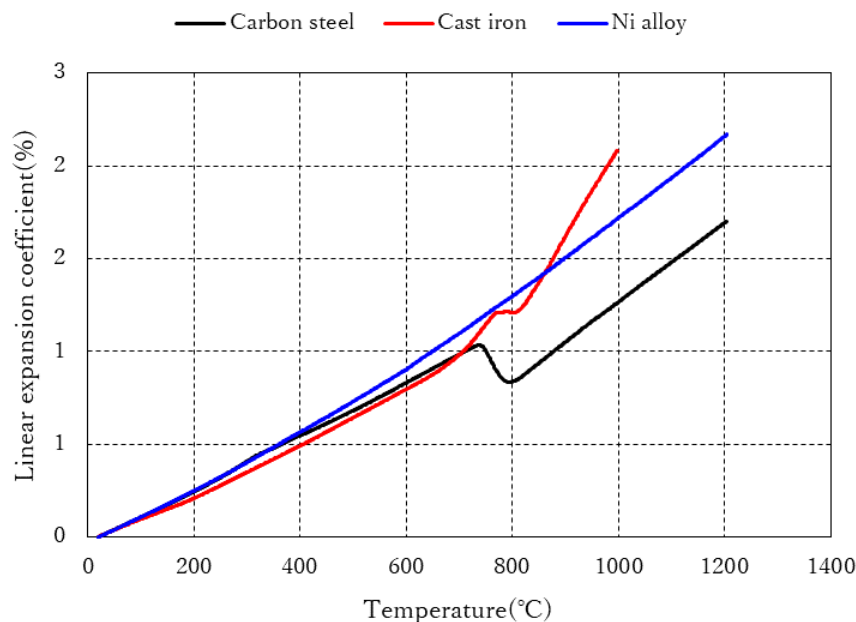


Fig. 2-10 Linear expansion coefficient of base materials

実験材料における熱膨張は、金属の多結晶構造から等方的な熱膨張挙動を示すと考えられる。特に本研究は溶接深さが 3.5mm 程度の微小領域における研究であり、材料の熱膨張を等方的であると仮定して問題ないと判断する。熱膨張において等方性を示すと仮定すると、液中秤量法で得た 20°C における密度 $\rho(20^\circ\text{C})$ (g/cm^3) と温度依存する線膨張率の測定結果 $\alpha_l(T)$ (%) を使用し、温度依存する密度 $\rho(T)$ (g/cm^3) は式 (2-5) で算出することができる。

$$\rho(T) = \frac{\rho(20^\circ\text{C})}{(1 + \alpha_l(T)/100)^3} \quad (2-5)$$

式 (2-5) を用いて算出した実験材料の密度-温度グラフを Fig. 2-11 に示す。実験材料の中では Ni 溶接ワイヤが最も高密度であり、次いで炭素鋼、鋳鉄の結果となった。変化の傾向としては線膨張率と同様であり、考察は割愛する。

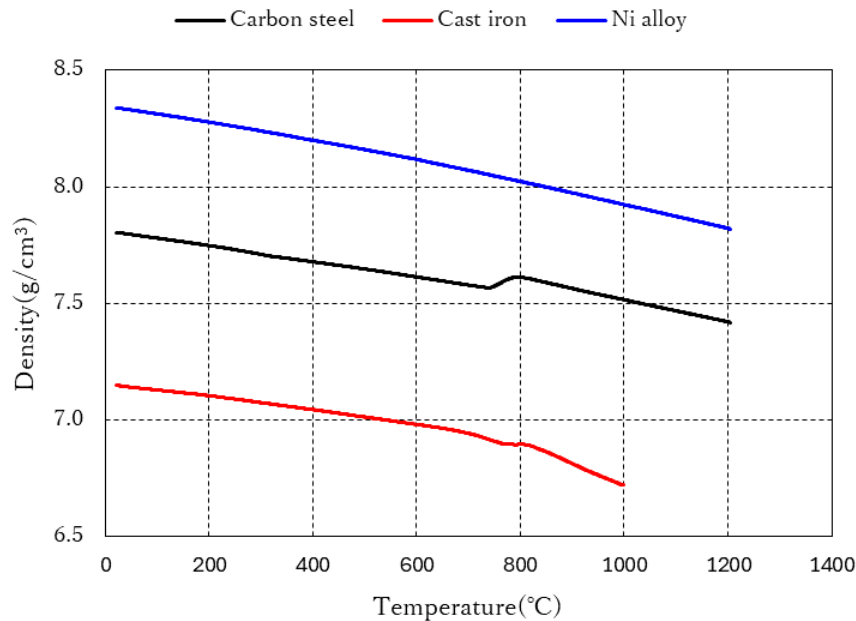


Fig. 2-11 Density of 3 base materials at solid state

(2) 比熱

溶接材料の比熱は、溶接現象、特に熱影響部と凝固後の熱拡散の把握に重要な物性である。特に熱サイクルの急冷過程はHAZの硬化を招き、鋳鉄側ではチルの生成など品質上問題のある組織生成を引き起こす。また本研究の様な異材溶接では、左右の異なる熱拡散により溶融形状や湯流れも不均一になり、Ni溶接ワイヤを含む溶接金属のかく拌性に影響を及ぼすことも考えられる。比熱測定はDSC (Differential Scanning Calorimeter)で行い、各材料から150mg程度の試料を切り出して測定した。昇温速度は10°C/min、測定雰囲気はアルゴンガス (Ar) である。

Fig. 2-12に実験材料3種の比熱測定結果を示す。鋳鉄では770°C付近のキュリー点に向かうとみられるピークが見られるが、 A_1 変態点については観察できず、キュリーのピークに埋もれていると推察する。800°C以降のピークについてはパーライト→オーステナイト変態 (α -Fe + $Fe_3C \rightarrow \alpha$ -Fe + γ -Fe) およびフェライト→オーステナイト変態 (α -Fe + γ -Fe $\rightarrow \gamma$ -Fe) である⁵⁷⁾。炭素鋼では770°Cでのキュリー点が顕著に見られたが、その他の変態点については観察できず、1,200°Cまでは緩やかな上昇を示した。この曲線の傾向は純粋な炭素鋼の特徴⁵⁸⁾とほぼ同じである。Ni合金では特徴的なピークや変化点は見られず、540°Cから640°C付近で若干の相転移とみられる変曲点が存在する以外は緩やかな上昇を示した。

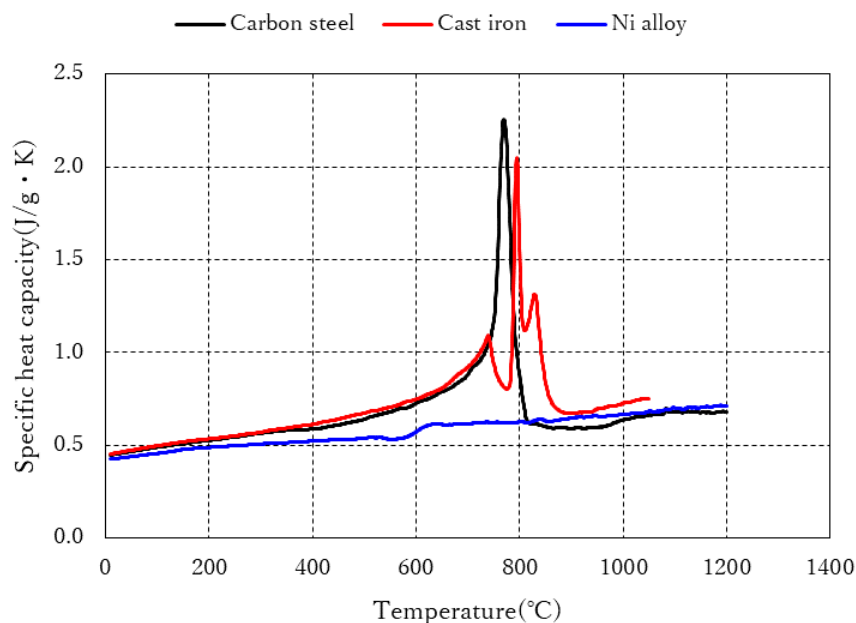


Fig. 2-12 Specific heat capacity of base metals.

(3) 熱拡散率

レーザフラッシュ法により測定した熱拡散率を Table 2-4 に示す。鋳鉄は炭素鋼より比較的低い値を示すが、これは基地中に不連続に分布する球状黒鉛による熱拡散率の低下である⁵⁹⁾。これにより鋳鉄側ではより狭い範囲で高温にさらされることで焼入れが起きやすいことが予想できる。また炭素鋼側では比較的広範囲に熱影響部が広がるが、焼入れの影響は鋳鉄より小さく、また到達する温度帯によっては部分的な焼き戻しも起こることが考えられる。これらの現象は3章の硬さ測定によって実際に確認することができた。

Table 2-4 Thermal diffusivity of base metals.

Temperature (°C)	Thermal diffusivity (cm ² /s)	
	Cast iron	Carbon steel
20	-	0.090
25	0.078	-
400	0.068	-
500	-	0.065
800	0.053	-
1000	-	0.057
1050	0.049	-

2. 5. 液相状態での物性値測定

液相状態での物性値測定では，溶融金属の高い反応性が測定の課題となる．しかしレーザ溶接ではキーホールを生成することから，溶融-かく拌のプロセスを理解するためには沸点近い温度まで測定できることが望ましい⁶⁰⁾．以上の理由から，容器を使用しての測定手法は坩堝の選定段階で困難を極め，特に溶接に関わるデータとして測定されることは稀である．溶融金属の高温での物理値測定は，航空宇宙産業での研究が多く，微小重力下，無重力下での無容器プロセッシングによる測定手法が開発されている⁶¹⁾．無容器プロセッシングを地上で実現するためには試料を浮遊させ，かつ浮遊位置の正確な制御が必要である．これを達成するために様々な浮遊手法が研究されている^{62) 63) 64) 65) 66)}が，今回は浮遊と加熱を独立して制御できること，浮遊した試料の変形が小さく，真球に近い液滴形状を得られること，広い視野で多角的に観察できることから，静電浮遊法（ELF: Electrostatic Levitation Furnace）による物理物性測定を採用した．静電浮遊炉については JAXA 石川研究室のものを使用させていただいた．

Fig. 2-13 に静電浮遊機構の概略を示す．試料は直径約 2mm，重量は 20mg 前後である．正に帯電させた試料を電極間に配し，上電極を負の電圧に印加することで試料を浮上させる．試料は溶融領域の高温で浮遊するため，熱電子放出により正の帯電を維持することができる．試料の上下位置は常時検出し，試料が電極間で浮遊を維持できる様に上電極の電圧を制御する⁶⁷⁾．制御周波数は試料の固有振動数と共振することで表面張力と粘度の測定に影響を及ぼすため，600Hz と 480Hz から固有振動数を避けて選択した．

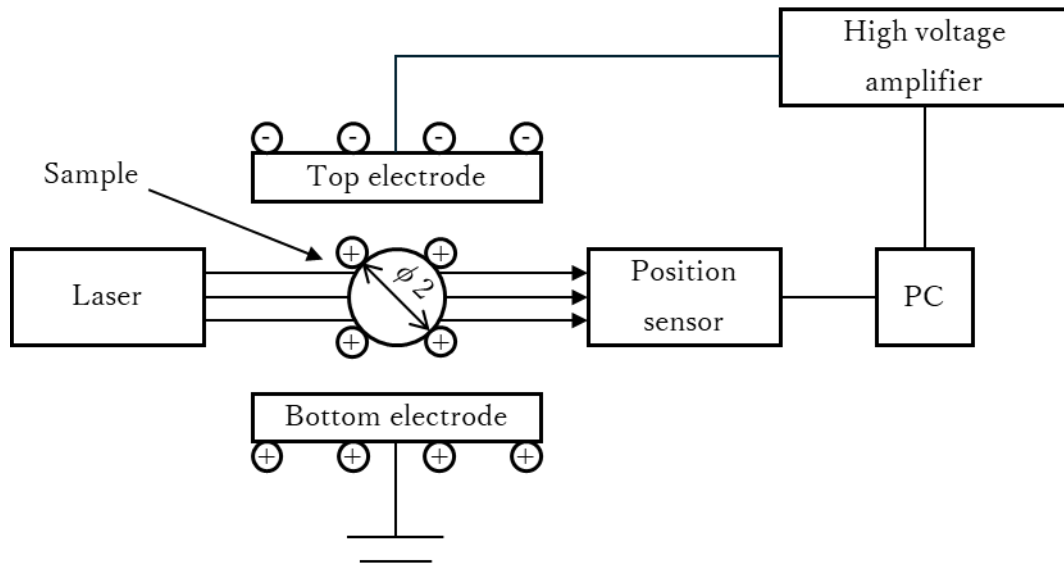


Fig. 2-13 Outline of electrostatic levitation.

Fig. 2-14 に静電浮遊炉を上から見たときの、上下電極以外の機器配置を示す。試料の位置は He-Ne レーザを光源として、試料の影として検出する。浮遊中は 2 組の横電極で水平方向の位置を制御する。試料の加熱には CO₂ レーザを用い、レーザ光による試料の横移動を相殺するために 3 方向から等配して照射する。溶融した試料は熱源レーザからのトルクにより回転をはじめますが、ランダムな回転は正確な測定に支障をきたすため、鉛直方向の回転を付与するコイルを 4 個配し、試料の回転制御を行う。密度の測定には CCD カメラの映像から画像解析を行い、各温度域での体積を計測する。表面張力と粘度の測定には下電極を印加して振動させた試料の固有振動数と減衰時間を、スリット付きのフォトディテクターを用いた振動センサで計測した。

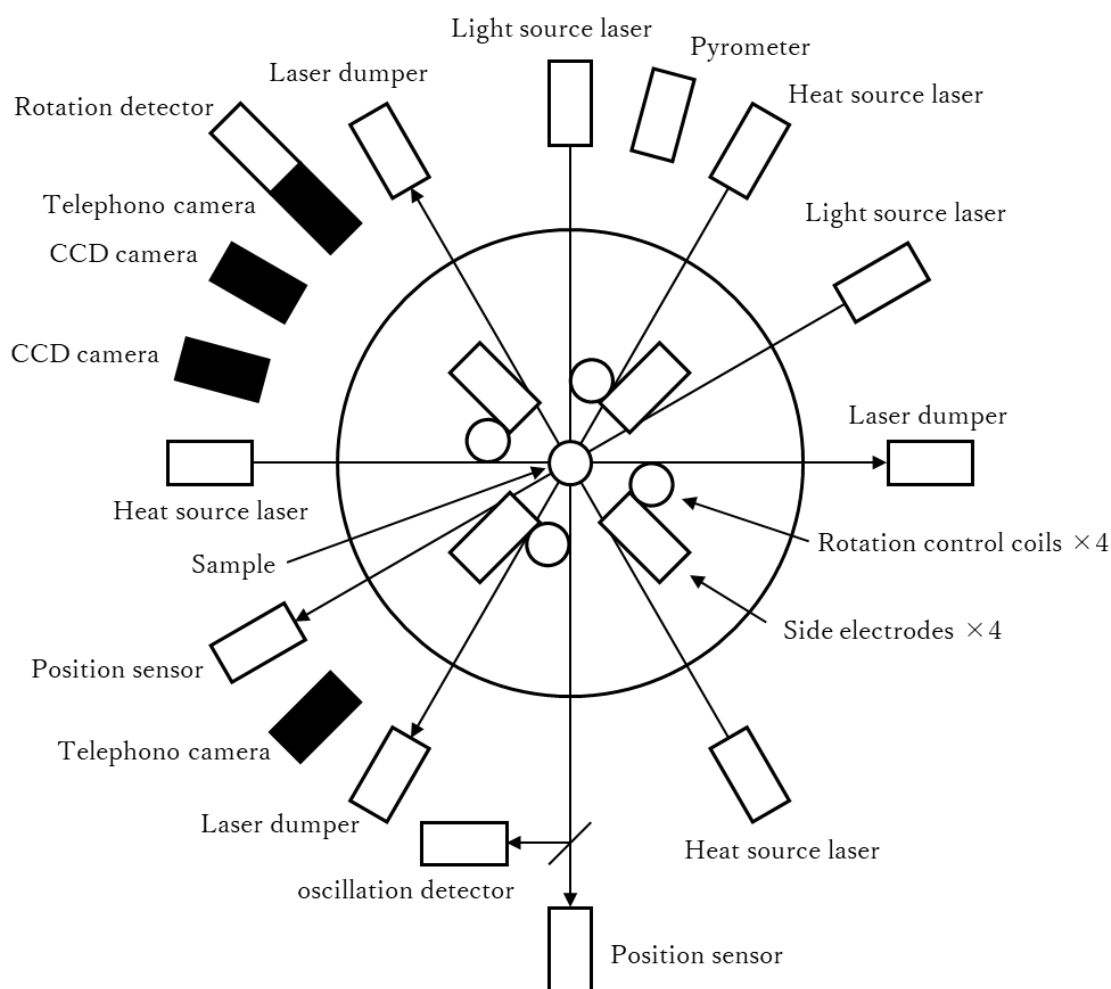


Fig. 2-14 Outline of observation system.

(1) 密度

密度 ρ は体積 V と重量 m の式 (2-6) で表される。体積は CCD カメラの画像から浮遊試料の影を計測し、体積を算出する。画像での計測には溶融試料からの発光が誤差影響と

なるため、光源には紫外線を使用し、紫外領域での撮影を行う。試料の重量は実験後に電子天秤で測定した値を用いた。

$$\rho = \frac{m}{V} \quad (2-6)$$

Fig. 2-15 に母材 3 種の密度測定の結果を示す。無容器プロセッシングの特性上、容器からの核生成が無いいため過冷却となっており、固相線温度以下の領域まで測定ができている。Ni 合金、炭素鋼、鋳鉄の順で高い値を示し、従来の二元系、三元系合金の報告^{68) 69) 70)}と同様に温度上昇と共に直線的な減少となった。それぞれ複数回測定した結果から、線形近似した直線を破線で示し、それぞれの近似直線は式 (2-7)、(2-8) および (2-9) の様に表せる。

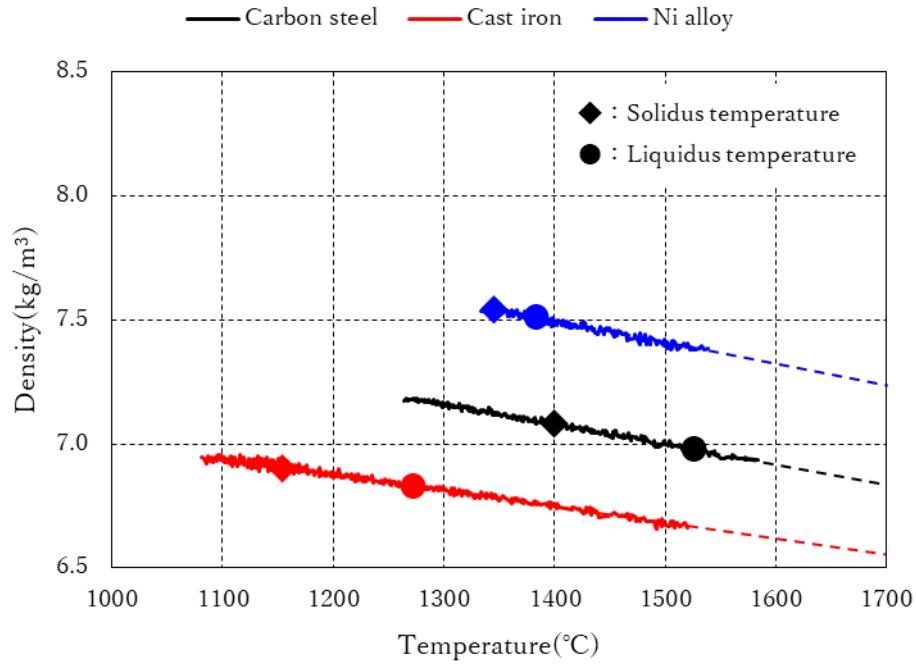


Fig. 2-15 Density of base materials.

$$\rho_{(Cast\ iron)} = -0.643T + 7649 \ [kg/m^3] \quad (2-7)$$

$$\rho_{(Carbon\ steel)} = -0.807T + 8209 \ [kg/m^3] \quad (2-8)$$

$$\rho_{(Ni\ alloy)} = -0.862T + 8701 \ [kg/m^3] \quad (2-9)$$

Fig. 2-16 に固相状態時の密度，液相状態時の密度を同時にプロットして示す．固相線温度から液相線温度の間については各温度上での値どうしを破線で結んだ．固相状態時の密度は測定最高温度から固相線温度までを式（2-10），（2-11）および（2-12）に示す温度区間において線形近似し，得られた式からグラフを延長した．液相状態時の密度は式（2-7），（2-8）および（2-9）で示している．固相線温度と液相線温度の間での急激な密度変化は，凝固収縮，膨張を示しており，炭素鋼と Ni 合金では凝固収縮，鋳鉄のみ凝固膨張を示した．鋳鉄の凝固膨張は黒鉛の晶出・成長によるものであり，一般的に知られている現象である^{71) 72) 73)}．

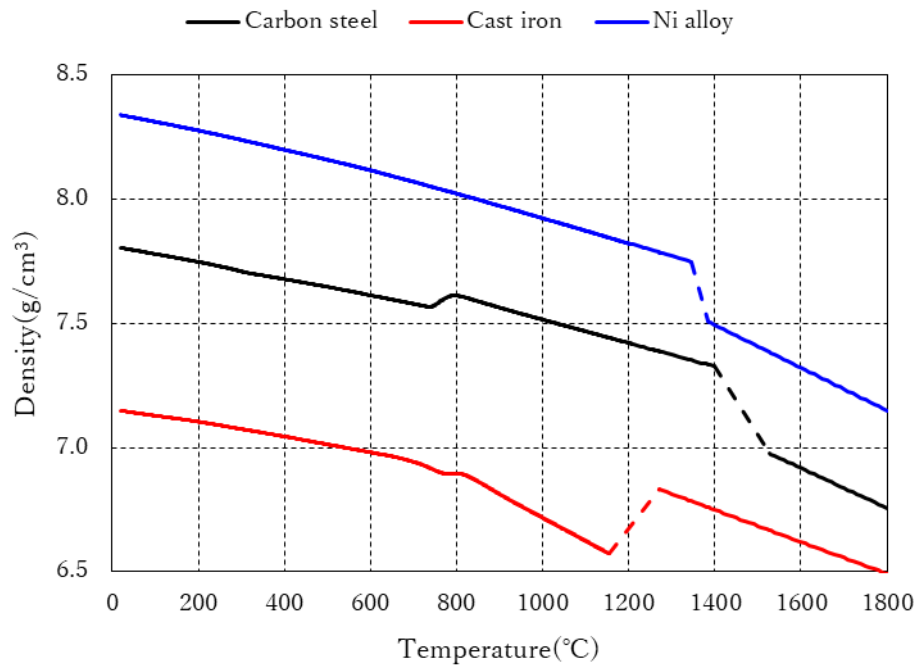


Fig. 2-16 Calculated density of base materials.

$$\rho_{\text{Cast iron}(T=900\sim1000)} = -0.938T + 7656 \text{ [kg/m}^3\text{]} \quad (2-10)$$

$$\rho_{\text{Carbon steel}(T=1000\sim1200)} = -0.470T + 7985 \text{ [kg/m}^3\text{]} \quad (2-11)$$

$$\rho_{\text{Ni alloy}(T=1000\sim1200)} = -0.509T + 8433 \text{ [kg/m}^3\text{]} \quad (2-12)$$

固相線温度及び液相線温度での密度が求められたので，それぞれの値を用いて凝固収縮・膨張率を計算することができる．溶接材料の凝固収縮・膨張率は溶接後の残留応力予測に非常に重要な指標となる．式（2-13）を用いて母材3種の凝固収縮率Sを求め，計算した結果を Table 2-5 に示す．液相線・固相線上の密度測定は前述のような無容器プロセス

グが必要となり、本研究での実測値を用いた凝固収縮・膨張率は貴重なデータである。鋳鉄は凝固膨張を示し、S は負の値を取るが、炭素鋼の凝固収縮率はそれを上回り、溶接継手全体としては引張応力が残ることが推測できる。

$$S(\%) = \frac{(\rho_{Solidus} - \rho_{Liquidus})}{\rho_{Solidus}} \times 100 \quad (2-13)$$

Table 2-5 Solidification shrinkage percentage of base materials.

Material	$\rho_{Solidus}$	$\rho_{Liquidus}$	S
Cast iron	6.572 g/cm ³	6.831 g/cm ³	-3.79%
Carbon steel	7.327 g/cm ³	6.977 g/cm ³	5.01%
Ni alloy	7.748 g/cm ³	7.508 g/cm ³	3.19%

(2) 表面張力

溶接中の溶融金属はマランゴニ対流やキーホールによる圧力差によりかく拌される⁷⁴⁾ 7
5). 溶融金属の表面張力は、溶接中の溶融池の挙動を把握・予測するために重要な指標となる。本研究で実施した静電浮遊法では、浮遊溶融している試料を振動させることで、温度依存する表面張力を測定することができる。

Rayleigh によると n 次振動モードのとき、固有角速度 ω_n は式(2-14)で表される⁷
6). 試料を下電極の電圧制御により n=2 のモードで振動・共振させ、液滴振動を計測する。n=2 のとき、式(2-14)は表面張力 γ を表す式(2-15)に変換できる。体積 V は前項と同じ手法で計測し、密度 ρ も前項で求めた値を使用する。

$$\omega_n = n(n-1)(n+2) \frac{\gamma}{\rho r_0^3} \quad (2-14)$$

$$\gamma = \frac{3\rho V}{32\pi} \omega_2^3 \quad (2-15)$$

Fig. 2-17 に鋳鉄、炭素鋼、Ni 合金の表面張力測定の結果を示す。炭素鋼は 1,350~1,600°C、鋳鉄は 1,200~1,450°C、Ni 合金は 1,300~1,500°C の範囲で測定結果を得られた。いずれも正の温度依存性を示した後、負の関係に転じる傾向があり、これは日比谷と小澤によりブーメラン型温度依存性として報告されている⁷⁷⁾。低温側では温度上昇と共に酸素が吸着することにより、表面張力は純粋状態よりも低い値で温度上昇とともに低下の傾向を示す⁷⁸⁾が、高温では酸素吸着よりも早く脱離が進むため、純粋状態の表面張力へ移行する現象を示している。酸素脱離完了後はそのまま純粋状態の表面張力として線形を示すことが推定される

が、二元系以上の多成分系合金における表面張力の測定は実績が無く、今回の測定範囲では判断が難しい。

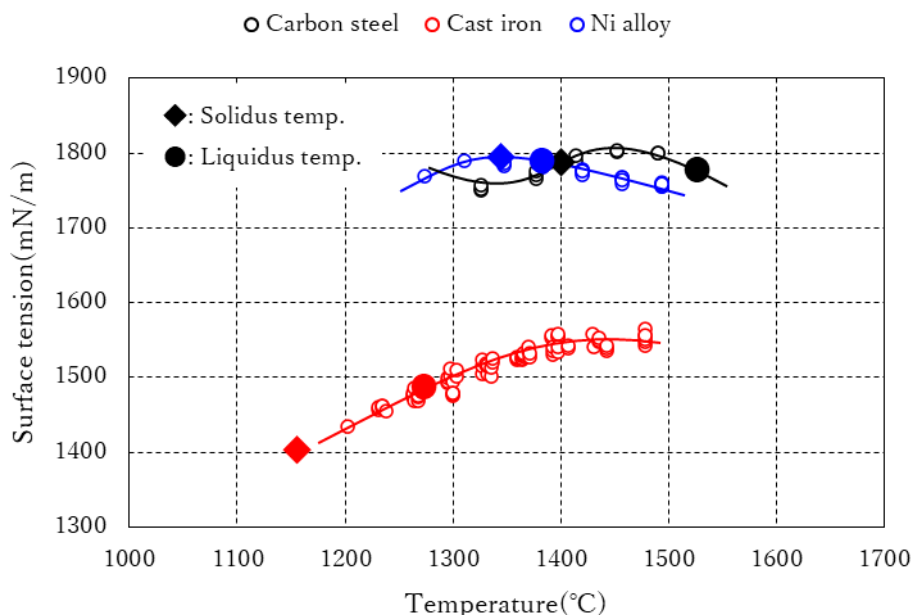


Fig. 2-17 Surface tension of 3 base materials.

(3) 粘度

溶融金属の粘度は、溶接中のかく拌現象を解析するにあたって特に重要なパラメータである。特に本研究の様な異材種による溶接では各材料のかく拌状況が溶接後の品質に直結し、特に Ni 溶接ワイヤのかく拌状況は内部に残留する応力に大きく影響する。

静電浮遊法では浮遊溶融している試料を振動させた後、その減衰時間を計測することで粘度を測定することができる。n 次振動モードのときの液滴の減衰時間 τ_n は式(2-16)で表される⁷⁹⁾。前項と同様に下電極の電圧制御により $n=2$ で共振させ、加振終了からの減衰時間を計測する。 $n=2$ のとき、式(2-16)は粘度 η を表す式(2-17)に変換でき、体積 V は前項と同じ手法で計測する。密度 ρ も同様に算出済みの値を使用する。

$$\tau_n = \frac{\rho r_0^2}{\eta(n-1)(2n+1)} \quad (2-16)$$

$$\eta = \frac{\rho^3}{5} \sqrt{\frac{3V}{4\pi}} \frac{1}{\tau_2} \quad (2-17)$$

Fig. 2-18 に鋳鉄，炭素鋼，Ni 合金の粘度測定の結果を示す．炭素鋼は 1,350~1,600°C，鋳鉄は 1,200~1,450°C，Ni 合金は 1,300~1,500°C の範囲でそれぞれ測定結果を得られ，いずれも温度上昇と共に減少している．無容器プロセスの特性上，融点以下の値についても測定できており，200°C 以上の区間で変化の大きい領域が測定された．1/2~1/4 ほどの変化にも関わらず，アレニウスプロットで $R^2 = 0.8$ 以上の非常に強い相関が得られた．それぞれのアレニウスプロットを Fig. 2-19 に示し，近似式を式 (2-18)，(2-19)，および (2-20) に示す．近似式から式 (2-21)，(2-22)，(2-23) の式に変換したものは Fig. 2-18 にも示している．溶接母材となる 3 材種では高温側では Ni 合金が最も低く，低温側では鋳鉄が最も低い値を示した．鋳鉄は固相線温度が他 2 材と比較して低いことが，低温側での低粘性の要因と推察できる．高温側の粘度の並びは純粋な粘度の差を表している．

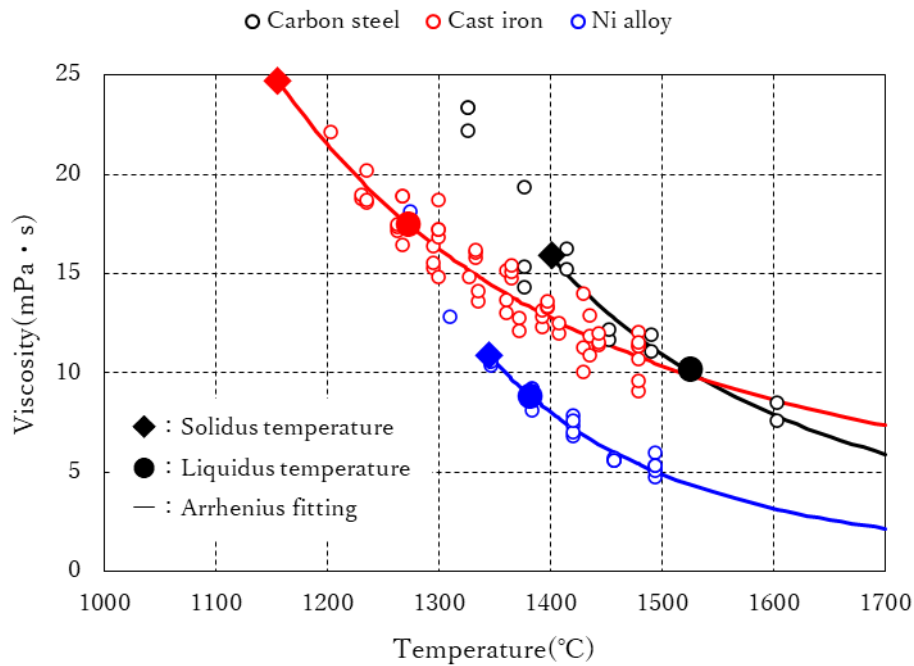


Fig. 2-18 Viscosity of dummy weld metals at liquid state.

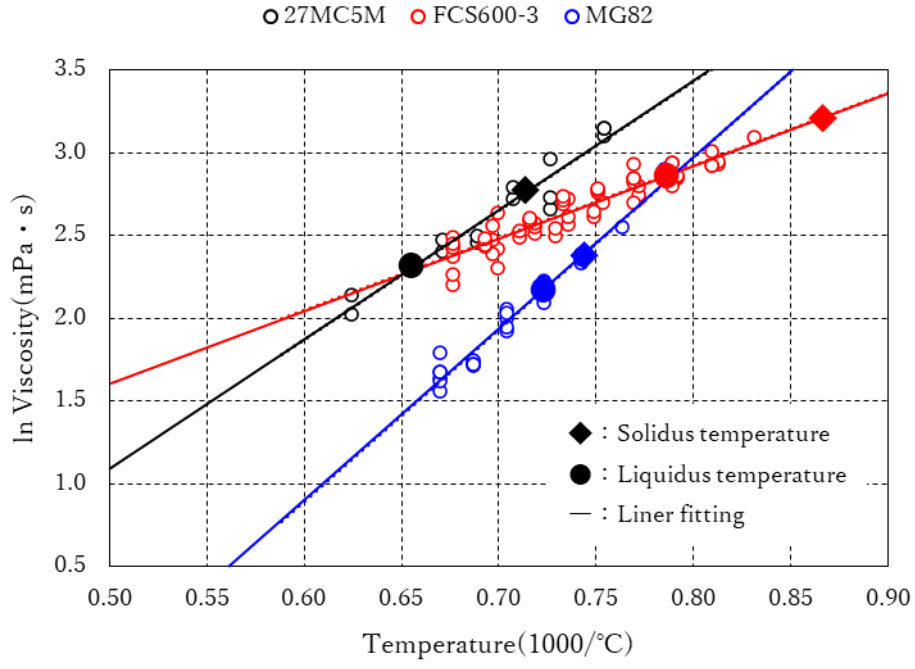


Fig. 2-19 Arrhenius plot of viscosity for 3 base materials.

$$\ln \eta_{Cast\ iron} = -0.577 + \frac{4374}{T} \quad (R^2 = 0.873) \quad (2-18)$$

$$\ln \eta_{Carbon\ steel} = -2.817 + \frac{7814}{T} \quad (R^2 = 0.9342) \quad (2-19)$$

$$\ln \eta_{Ni\ alloy} = -5.330 + \frac{10378}{T} \quad (R^2 = 0.9658) \quad (2-20)$$

$$\eta_{Cast\ iron} = \exp\left(-0.577 + \frac{4374}{T}\right) \quad (2-21)$$

$$\eta_{Carbon\ steel} = \exp\left(-2.817 + \frac{7814}{T}\right) \quad (2-22)$$

$$\eta_{Ni\ alloy} = \exp\left(-5.330 + \frac{10378}{T}\right) \quad (2-23)$$

2. 6. 機械強度と硬さ

(1) 引張強度

材料の溶接性を評価するにあたり、機械特性を把握することは必要不可欠である。溶接前の機械特性に対し、溶接後にどのように変化したかはその材料が溶接に適した材料であるかを検討する重要な要素の一つである。また前述の凝固膨張・収縮によって生じる残留応力に対し、熱影響のない母材領域ではその変形に対する追従性が溶接継手構造の残留応力形成に影響を及ぼす。特に母材の降伏点や伸び、ヤング率といった特性が残留応力形成には影響しやすい。そこで本研究で使用する鋳鉄と炭素鋼について、溶接直前の状態、特に炭素鋼については鍛造、加工後に浸炭窒化処理を行ったものについて、溶接部近傍から試験片を切り出し、引張試験を行った。Fig. 2-20 に引張試験で使用した試験片の図面を示す。寸法は JIS Z2241:2022（金属材料引張試験法）に定義される 14A 号試験片に対応する。試験機はインストロン製 5982 万能試験機を使用し、引張速度 $5\mu\text{m/s}$ で 0.1s 毎に荷重をサンプリングする。

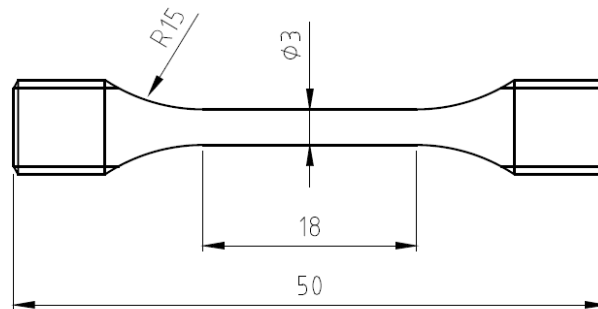


Fig. 2-20 Drawing of tensile test specimen.

Fig. 2-21 に鋳鉄 n3, Fig. 2-22 に炭素鋼 n3 の引張試験における公称応力-伸び線図を示す。公称応力は試験前の標線内における断面積を用いて換算し、伸びは試験機の変位で示している。比例限後にみられる変曲点はひずみ計を取り外すために試験を中断しているために生じている。ひずみ計を取り外した後、破断まで試験を継続した。鋳鉄、炭素鋼とも降伏点は見られず、典型的な鋳鉄および鍛造材料の応力-伸び線図を示した。鋳鉄はほぼ最大応力点で破断しており、パーライト地の影響がよく見られる。炭素鋼は典型的な鍛造材料の応力-伸び線図を示し鍛造および熱処理による結晶粒微細化の効果が伺える。

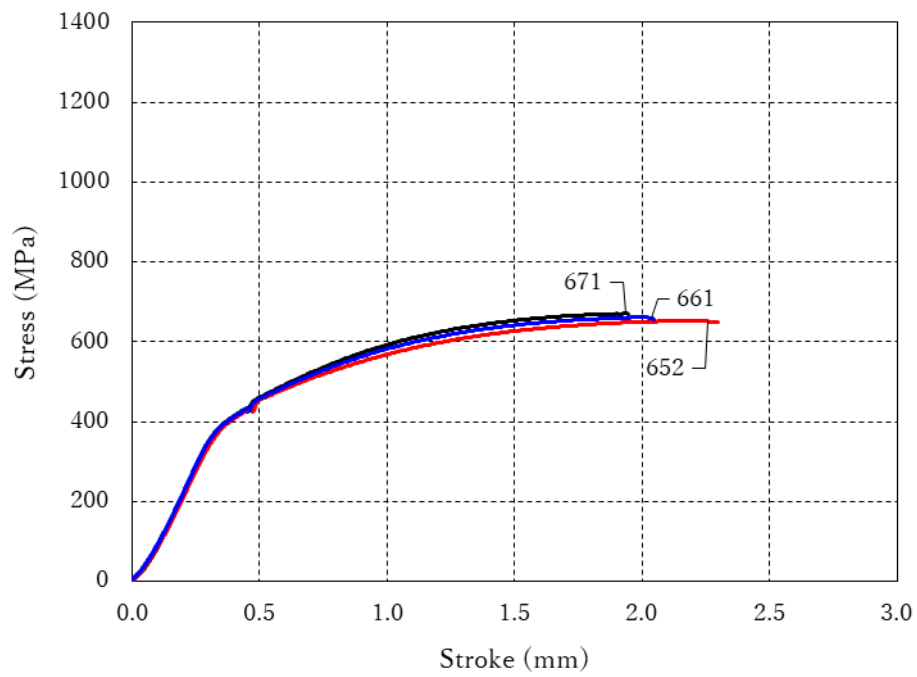


Fig. 2-21 Stress-Stroke diagram of cast iron.

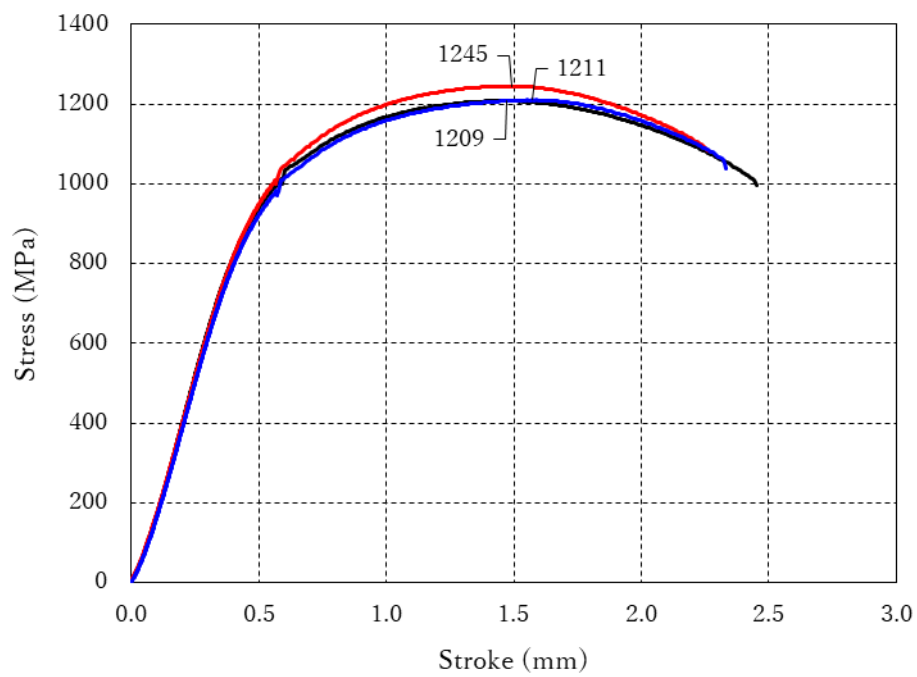


Fig. 2-22 Stress-Stroke diagram of carbon steel.

Table 2-6 にそれぞれ 3 回行った引張試験の結果から得た 0.2%耐力： $\sigma_{0.2}$ ，引張強度： σ_B ，破断後伸び： ε ，ヤング率： E を示す．鋳鉄はすべての試験で引張強度規格 $\sigma_B \geq 600\text{MPa}$ を達成し，平均で $\sigma_B = 662\text{MPa}$ となった．伸び ε は 6.7%から 7.4%と若干の幅があるが，強度規格 $\varepsilon \geq 3\%$ を十分に満足している．溶接継手構造の成立性としては，この引張強度以上を達成することが一つの目安となる．炭素鋼は平均引張強度 $\sigma_B = 1222\text{MPa}$ ，伸び ε は平均で 11.8%となり，歯車部品に適した高強度・高じん性の材料である．

Table 2-6 Result of tensile test for base materials.

Material		n1	n2	n3	Ave.
Cast iron	$\sigma_B(\text{MPa})$	671	652	661	662
	$\sigma_{0.2}(\text{MPa})$	395	390	392	392
	$\varepsilon (\%)$	6.7	7.4	6.7	6.9
	$E(\text{GPa})$	162	152	162	159
Carbon steel	$\sigma_B(\text{MPa})$	1209	1245	1211	1222
	$\sigma_{0.2}(\text{MPa})$	796	817	796	803
	$\varepsilon (\%)$	13.1	11.1	11.3	11.8
	$E(\text{GPa})$	191	199	199	196

(2) 硬さ

Fig. 2-23 に鋳鉄の硬さ測定を行った結果のヒストグラムを示す．球状黒鉛全体を測定した点は著しく低い値を示し 100 Hv 以下の点も見られる一方で，全パーライト部を測定した場合は 400 Hv を超え，鋳鉄特有の組織ごとの硬度差が顕著にみられる．実験材料の鋳鉄はフェライトとパーライトからなるブルズアイ組織であり，この硬さの分布とおおよそ一致する．溶接熱サイクルが及ぶ熱影響部では高 C%の鋳鉄を急冷することでマルテンサイト化，またはレデブライトを生じ著しい脆化を起こす可能性が考えられる．特に溶接金属との界面で球状黒鉛が核となる場合には黒鉛の周りをレデブライトが取り囲み，脆化組織が集中することで割れを生じる，または機械強度が低下する現象も懸念される⁸⁰⁾．

Fig. 2-24 に炭素鋼の硬さ測定を行った結果のヒストグラムを示す．溶接開先部においては浸炭部分を除去しており熱処理工程により硬化した部分は見られない．著しい硬化は示さず延性のすぐれた材料であるが，鋳鉄と比べれば硬度は高く，溶接中の熱サイクルによりどれだけ硬化を示すか，鋳鉄側熱影響部と比較して硬さがどのような変化を示すかが評価のポイントとなる．特にマルテンサイトは部分的な溶融により Ni 溶接ワイヤから押しのけられた C がオーステナイト中に固溶し C 濃度を増すことで，急冷後のマルテンサイトはより顕著な硬化を示す可能性がある．これは冷却サイクル中の A_1 変態点以下の保持時間（ $\equiv$ 溶接速度）に依存して変化することも予想される．なお鋳鉄と同様に溶接速度との関係については 3．4 節で，溶接後の熱影響部の硬さ測定は 4．2．4 節で行う．

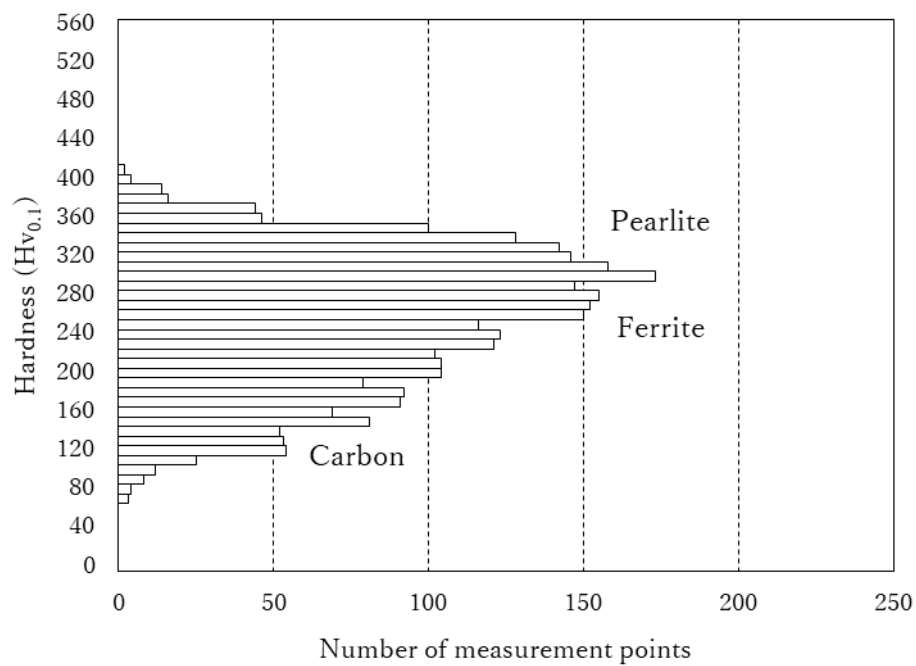


Fig. 2-23 Histogram of cast iron's hardness.

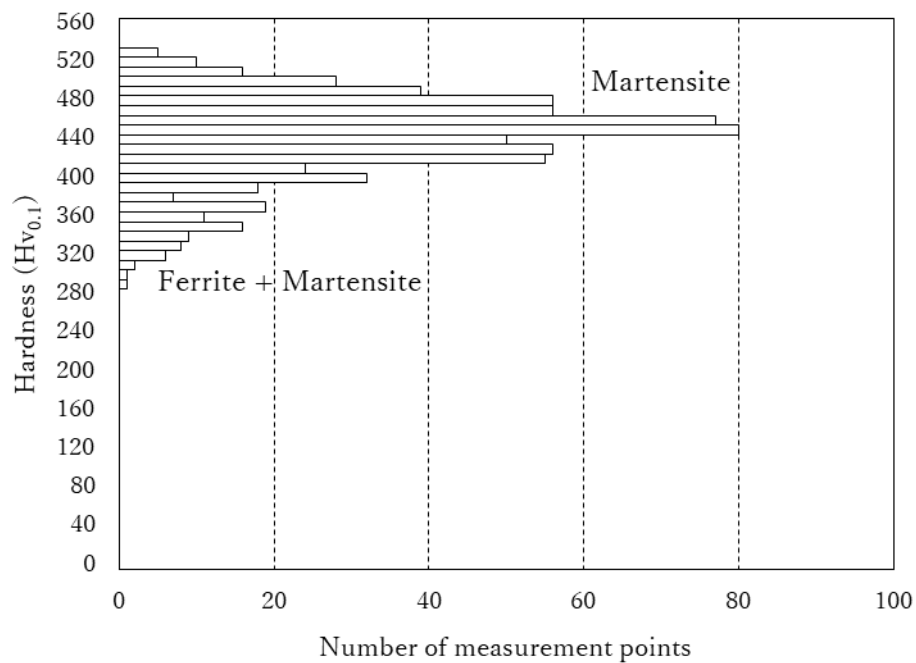


Fig. 2-24 Histogram of carbon steel's hardness.

2. 7. 母材の材料特性についての総括

レーザ溶接を使用した鋳鉄と炭素鋼から構成される差動装置について、特に電気自動車に適用される場合を考慮して材料の選定を行い、それぞれの材料特性を細かく調査した。本研究では FCD600-3 相当の球状黒鉛鋳鉄を採用し、フィラー材には JIS Z3334 (ニッケル及びニッケル合金溶加棒) に定義される Ni6082 に対応した製品を使用する。また炭素鋼は歯車を構成する材料であり、高い焼入れ性とじん性が求められるため、マンガンクロム鋼を採用し、溶接部のみ熱処理後の浸炭層を除去したものを使用する。

引張強度は炭素鋼で 1,200MPa を超えるのに対し、鋳鉄は 660MPa 前後であり、設計上は鋳鉄強度を考慮する必要があることを改めて確認した。また溶接継手構造の成立性はこの強度以上を得ることが 1 つの目標となる。

鋳鉄では典型的なブルズアイ組織が確認でき、硬さはパーライト>フェライト>黒鉛の順に高い。鋳鉄は元々溶接に向かない材料であるが、溶接性の評価にあたっては 2. 3 節で分かった最も凝固点が低いことに起因する高 C %材料の急冷に起因する脆性組織の生成がポイントとなる。Ni 溶接ワイヤは単体で最も融点が高く、溶接熱源のエネルギーを多く吸収することが推測される。溶融後は最も低い粘度を示し、溶接金属中のかく拌、Ni の拡散が期待される。炭素鋼は最も凝固点が高いため、溶接サイクル中の最初に凝固し、単体での急冷は考慮しなくて良さそうである。ただし焼き戻しされているマルテンサイトが A_1 変態点を越えた熱サイクルにさらされることでどの程度の焼入れ硬化を示すかが溶接性の評価ポイントとなる。なお溶接後にできる溶接金属の物理特性については 4 章で詳しく調査および考察を行う。

3. 鋳鉄と炭素鋼のレーザー溶接性評価

3. 1. 溶接実験の概要

Fig. 3-1 にレーザー溶接実験の概要を示す。レーザーは直上から開先中心に照射し、Ni 溶接ワイヤを溶接方向前方から 45 度の角度で送給する。シールドガスには窒素ガスを 20 L/min で使用し、溶接方向後方からヒュームを吸引する。溶接中は試験材料が回転し、レーザーおよび Ni 溶接ワイヤは固定されている。なお溶接速度は溶接径におけるレーザーの走行速度で換算、表記する。レーザー発振には 1. 5 節で述べたディスクレーザを採用しているトルンプ製 TruDisk 6001 を使用し、 $\phi 0.4\text{mm}$ の光ファイバーで伝送する。レーザーヘッドは同社製 D70 を使用し、焦点距離 200mm のレンズで集光する。貫通溶接を設計要件としているため、焦点位置は溶接最下部で固定し、レーザーパワーは 2,510W とした。

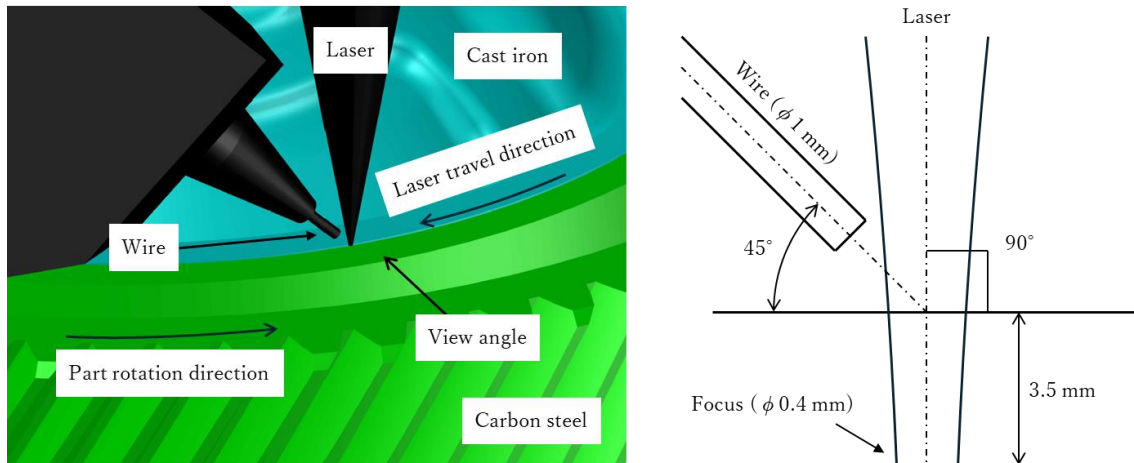


Fig. 3-1 Schematic diagram of the welding experiment.

3. 2. 溶接条件による割れ防止と溶接部形状の適正化

材料の溶接性を評価するにあたり、まずは割れを生じない条件で溶接を行う必要がある。特に低温割れは溶接後数時間から数日後に割れが顕出するため、溶接直後の割れ確認だけでは溶接条件を決定できず、またその潜伏期間は溶接部の残留応力や、溶接中に取りこんだ、または溶接前から含有していた拡散性水素の量に依る⁸⁾¹⁾。本研究における「溶接後に割れを生じない」は JIS Z3118: 2022 (鋼溶接部の拡散性水素測定方法) を参考に、「溶接後 72 時間経過してから行う超音波探傷検査において割れが発生しない」ことを条件とし、溶接条件の策定を行った。

まずは溶け込み量の規模感と感度を把握するために、開先および Ni 溶接ワイヤを用いず、溶接速度 1.5 m/min および 3.0 m/min で溶接を行った。Fig. 3-2 にその溶融断面の形状を示す。どちらも全破断には至らなかったが、1.5 m/min の条件では溶接金属部の表面で亀裂

が見られた。これはフィラーワイヤを用いないことで低じん性な溶接金属が、凝固収縮を吸収しきれずに生じた高温割れ（凝固割れ）と推定する。3.0 m/min の条件では2倍の溶接速度により溶接金属部が細くなり、凝固収縮量が小さかったことが割れを生じなかった一因と考えられる。ここで 1.5 m/min の Ni 溶接ワイヤを用いない条件は割れを生じていないが、微小引張試験の結果から溶接金属部に顕著な脆化を生じ、引張強度が鋳鉄以下となっているため、溶接継手構造として成立していないことがわかった（詳細は4.3節で説明する）。

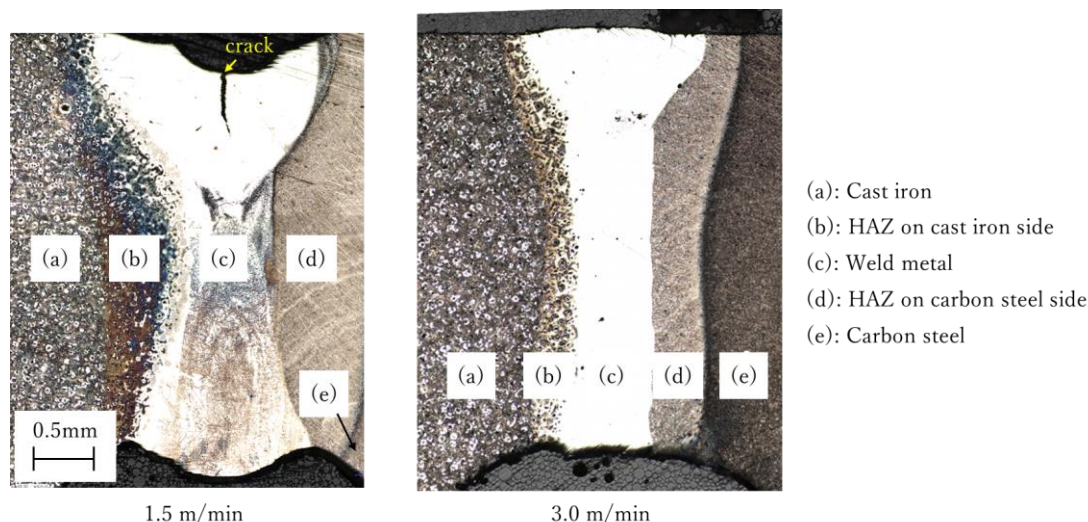


Fig. 3-2 Cross section of welded joint without filler wire.

上記の結果から 3.0 m/min の条件では Ni 溶接ワイヤを添加したときに貫通溶接を達成できる余力が無いと推測したため、溶接速度を落とし、1.0 m/min および 1.5 m/min の2条件で溶接を行った。Ni 溶接ワイヤの送給速度は 2.6 m/min である。Fig. 3-3 に溶接後の溶融断面形状を示す。いずれも貫通溶接を達成し、特に溶接速度 1.5 m/min, Ni 溶接ワイヤ送給速度 2.6 m/min の条件ではレーザ溶接特有の細い溶融形状が得られている。溶接速度 1.0 m/min, Ni 溶接ワイヤ送給速度 2.6 m/min の条件では、溶接直後の超音波探傷検査では割れは見られなかったものの、72 時間後の再検査で割れを生じていた。溶接直後には割れが見られなかったことと、熱影響部で割れを生じていることから、この割れは低温割れ（遅れ割れ）と判断する。これまでの4条件の中で最も太い溶接金属部を持ち、継続的な応力負荷を拡散性水素の多い鋳鉄側にかけ続けたことで、拡散性水素の応力部位への集中により割れを生じたものと考えられる。観察断面では溶接下部から割れを生じている様に見えるが、これは溶接金属上部で比較的に溶融幅が大きいことで収縮量の不均一を生じ、V 字方向の曲げを生じていることが原因と推定できる。以上の結果から Ni 溶接ワイヤ送給速度 2.6 m/min のとき、溶接速度 1.0 m/min では過大入熱、溶接速度 1.5 m/min ではほぼ適切な入熱量であると目安をつけ、それぞれの速さを段階的に変化させて最終的な溶接条件決定にむけた検証を行った。

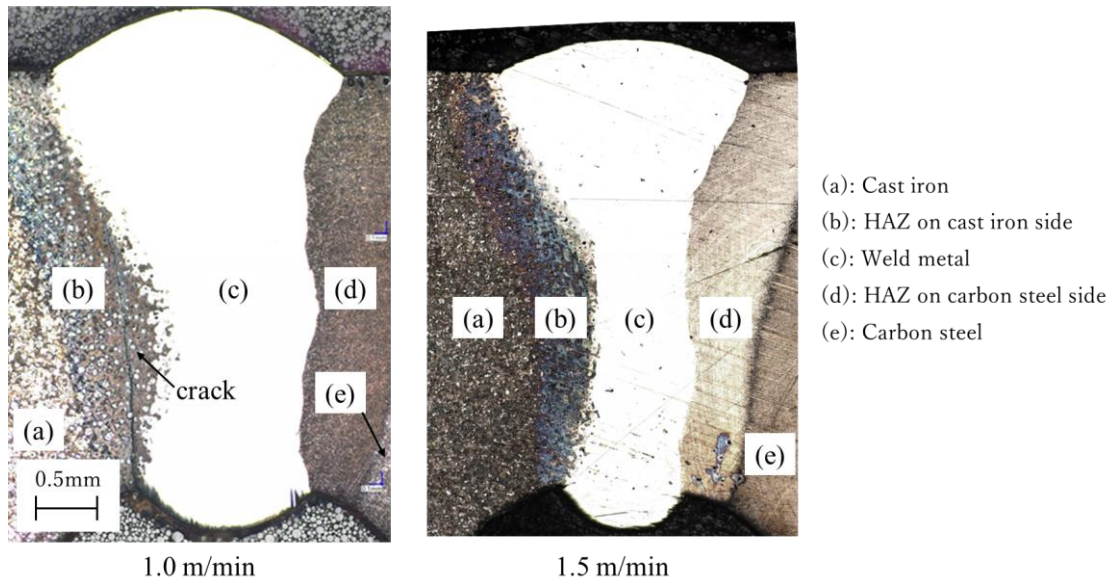


Fig. 3-3 Cross section of welded joint with filler wire fed by 2.6 m/min.

Table 3-1 にそれぞれの速度を変化させたときの 72 時間以内の割れ有無（割れありは図中：×）と、溶融断面における貫通未達または接合長さ不足（不適合は図中：△）の調査結果を示す。ここで示した割れ有りの条件はすべて遅れ割れであり、溶接速度を V_w (m/min), 送給速度を V_f (m/min) としたときに

$$V_f = -2.676V_w + 5.908 \text{ m/min}$$

を境に割れを生じた ($R^2 = 0.981$)。一方で貫通未達（表中右上側の△）は

$$V_f = 0.624V_w^2 - 3.260V_w + 6.433 \text{ m/min}$$

を境に発生した ($R^2 = 0.988$)。なお表中右下の△5 点が接合長さ不足であり、開先に対し Ni 溶接ワイヤが不足することで溶融断面形状の上部に凹みを生じている（例：Fig. 3-4）。この結果から溶接速度 1.5 m/min, Ni 溶接ワイヤ送給速度 2.6 m/min は割れと貫通未達のほぼ中間に位置しており、実生産におけるばらつきも考慮できる、ロバスト性のある条件であると考えられる。なお割れと貫通未達の境界の幅は溶接速度 2.2 m/min の条件が最もその間隔が大きい。溶接速度が速くなることで Ni 溶接ワイヤの送給終了時のワイヤ挙動が不安定となり、安定した実験が行えなかった。

Table 3-1 Welding condition and quality of cross section shape.

		Welding speed (m/min)										
		1.0	1.1	1.2	1.3	1.4	1.5	1.6	1.7	1.8	1.9	2.0
Wire feeding speed (m/min)	3.8	△	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
	3.6	○	△	-	-	-	-	-	-	-	-	-
	3.4	○	○	△	-	-	-	-	-	-	-	-
	3.2	×	○	○	△	-	-	-	-	-	-	-
	3.0	-	×	○	○	△	△	-	-	-	-	-
	2.8	-	-	×	○	○	○	△	-	-	-	-
	2.6	×	×	×	○	○	○	○	△	△	△	△
	2.4	-	-	-	×	○	○	○	○	○	△	△
	2.2	-	-	-	-	×	○	○	○	○	○	○
	2.0	-	-	-	-	-	×	○	○	○	○	○
	1.8	-	-	-	-	-	×	○	○	○	○	△
	1.6	-	-	-	-	-	-	×	△	△	△	△

○: OK, △: NOK (Shallow depth or thin joint area), ×: NOK (Cracked)

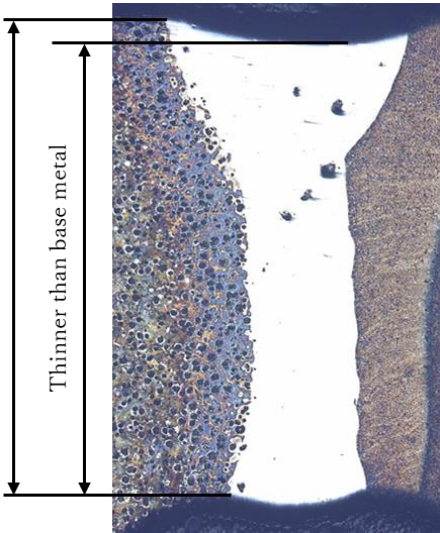
Welding speed	1.8 m/min	2.0 m/min
Feeding speed	1.6 m/min	1.6 m/min
Shape of welded area		

Fig. 3-4 Example of thin joint area.

Fig. 3-5 に遅れ割れの挙動を示した条件における破断面写真を示す。割れは写真下側から進展し、表面まで到達していないが、強制破壊により破面を取り出している。破断箇所は鋳鉄側 HAZ であり、球状黒鉛と黒鉛が脱落した後が明瞭に確認できる。破面全体は粒界および擬へき開破面を示し、破面観察からも水素が原因の遅れ割れであることが確認できる。

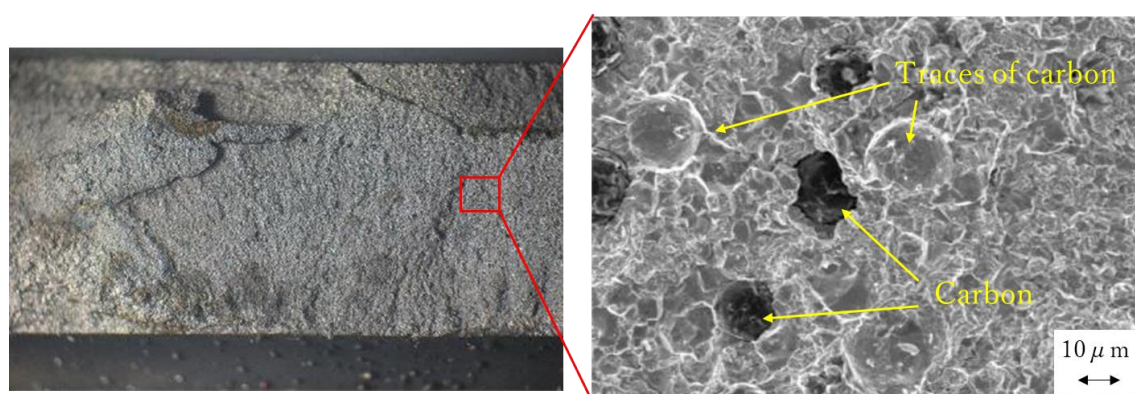


Fig. 3-5 Fracture surface of delayed crack.

次に実験した各条件から抜粋して、溶融断面において縦横 3.2 mm の範囲で 0.2 mm ピッチの硬さ分布測定を行った。測定例として溶接速度 1.5 m/min, Ni 溶接ワイヤ送給速度 2.6 m/min における硬さ分布のカラーマッピングを Fig. 3-6 に示す。なお同条件で複数回測定した結果を基にした考察は次節で行う。カラーマッピングから鋳鉄側母材、鋳鉄側 HAZ、溶接金属部、炭素鋼側 HAZ、炭素鋼母材の各相が明瞭に分かれている。硬さは鋳鉄側 HAZ が最も硬く、次いで炭素鋼側 HAZ、炭素鋼母材、溶接金属部、鋳鉄母材の順となった。なお鋳鉄母材と鋳鉄側 HAZ では黒鉛やレデブライトにより部分的な低硬度や高硬度を示している。鋳鉄側 HAZ は溶接金属との境界面で最も高い硬度を示し、最大で 1000 Hv 近い硬度を示している。この測定点ではレデブライトなどの共晶セメンタイトとみられる。炭素鋼母材では HAZ との境界面が 350 Hv 程度となり、溶接前より低い硬度を示した。これは A_1 変態点以下の高温保持によってマルテンサイトがフェライトとセメンタイトに分解されたものである。

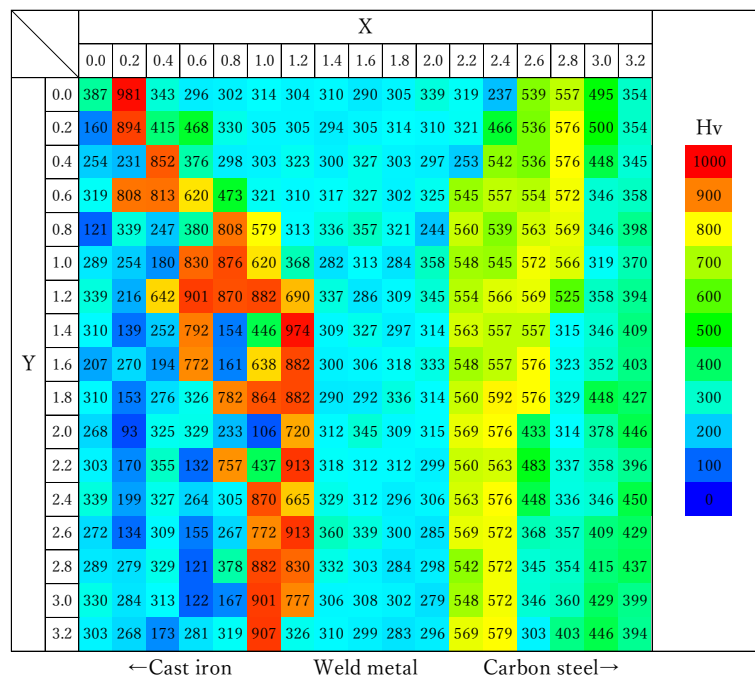


Fig. 3-6 Hardness distribution on cross section of welded joint.

Fig. 3-7 に測定した硬さ分布から、Ni ワイヤ送給速度 2.6 m/min のときの各相ごとの硬さ分布を分類したグラフを示す。なお铸铁側の HAZ に含まれる球状黒鉛部を測定した点は除外している。両側の HAZ で溶接速度が速くなるとともに硬さが増しており、急冷によるマルテンサイト化が視覚的に見て取れる。特に铸铁側 HAZ では溶接速度 1.5 m/min 以上から平均硬さが頭打ちになっており、ここが CCT 図上の上部臨界冷却速度であると考えられる。その後冷却速度が速くなるにつれて最大硬さが減少している様に見えるのはセメンタイトの減少であると推測する。一般的に急冷によるレデブライト生成が铸铁の溶接で問題視されるが、極めて速い冷却速度ではセメンタイトの晶出すらも発生せず全マルテンサイト化が期待される。一方で溶接速度 1.2 m/min 付近での最大硬さ現象は残留オーステナイトであると考えられ、これは使用中や低温時のマルテンサイト変態により製品強度を低下させる可能性がある。部分的に 1,000 Hv を超える点が見られるのは完全なレデブライト部分を測定したものである。溶接金属部では溶接速度 1.5 m/min を境に硬さが増加し始めている。これは Ni 溶接ワイヤの添加量が相対的に減少していることが関連していると考えられる。この溶接速度 1.5 m/min より遅い領域で Ni は過飽和（後述、Fig. 3-19 (a)より Ni: 12 wt%以上）であり、Ni 溶接ワイヤ添加の効果はこれ以上得られないものと考えられる。これより速い領域では溶接速度が速くなるにしたがって硬さは上昇し、Ni 溶接ワイヤの到達できない溶接下部で特に硬い傾向が見られた。最大硬さが溶接速度 1.7 m/min 以降の領域で低下を示すのは前述のセメンタイトが晶出できないほどの冷却速度に晒されているものと推測する。

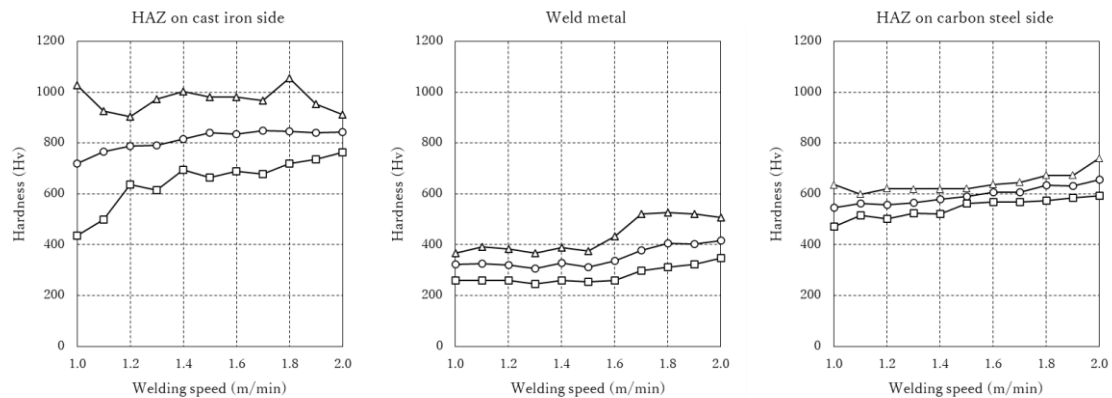


Fig. 3-7 Hardness change of each phase by welding speed (feeding speed 2.6 m/min).

○: Average hardness, △: Maximum hardness, □: Minimum hardness.

次に、同様の手法で溶接速度を 1.5 m/min に固定し、Ni 溶接ワイヤ送給速度を変化させたときの硬さ変化を Fig. 3-8 に示す。両側の HAZ では、緩やかではあるが Ni 溶接ワイヤの送給速度が速くなるほど (=送給量が多くなるほど) 硬さが上昇している。これは送給量増加に伴い溶融池の冷却が起こり、結果的に溶接部の冷却速度を上昇させているためである。鑄鉄側 HAZ で見られる送給速度 1.8 m/min 付近での硬度低下は Fig. 3-7 と同様、残留オーステナイトの発生領域とみられる。溶接金属部では Ni 溶接ワイヤの送給量が減少しても硬さが変わらなかったが、送給速度 2.6 m/min 以下の領域で、Ni 溶接ワイヤ送給量は Fig. 3-7 で硬さが増大し始めた量より少ないため、冷却速度および溶融池内のかく拌によって未だ低い硬度を保っていると推測できる。送給速度 2.8 m/min では溶接上部から下部にかけて硬さが増大している傾向が見られたため、2.6 m/min 以下の領域の時と反対に冷却速度の増大と溶融池内のかく拌不足が発生し始めていると考えられる。以上二方向の条件振りによる傾向からも、溶接速度 1.5 m/min、送給速度 2.6 m/min は Ni 溶接ワイヤの効果を効率的に得られつつ、ばらつきによるロバスト性の高い溶接条件であると考え、本研究で主に使用する溶接条件として採用した。

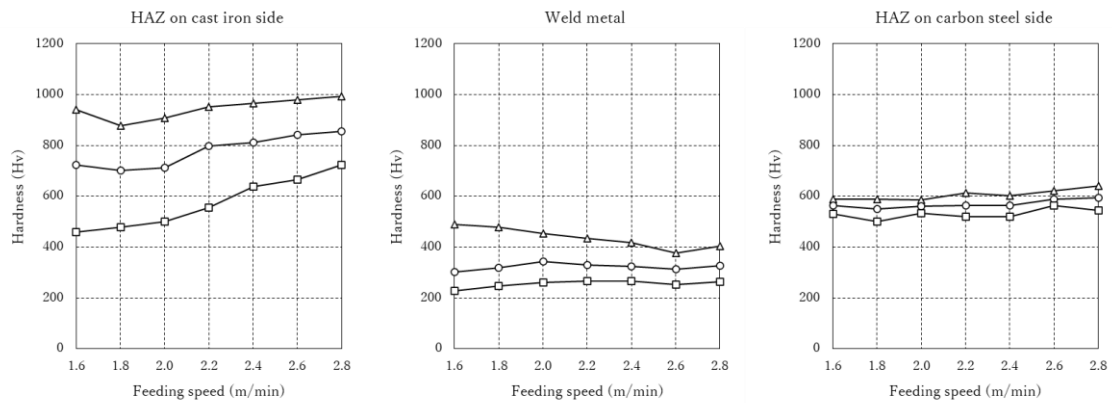


Fig. 3-8 Hardness change of each phase by feeding speed (welding speed fixed at 1.5 m/min).

○: Average hardness, △: Maximum hardness, □: Minimum hardness.

Fig. 3-9 に採用した条件での溶接中の様子を写した映像の一部を示す。撮影には Vision Research 製 VEO 610L を使用した。映像から、選定した条件において Ni 溶接ワイヤは安定して供給できており、ビードの乱れないことが確認できた。

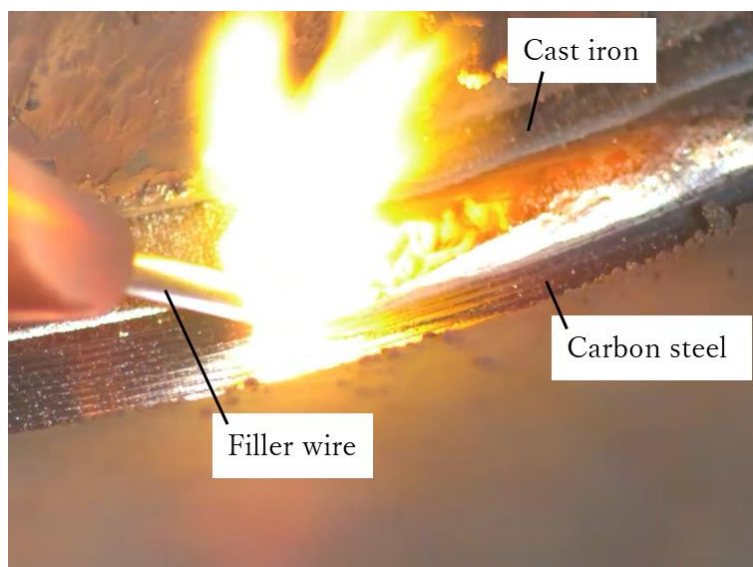


Fig. 3-9 Appearance during welding.

Fig. 3-10 に溶接後の外観写真を示す。溶接ビード表面では亀裂は確認できず、アンダーカットや余盛不足なども見られない。3. 3 節冒頭で確認した溶接中の様子の通り、安定した熔融池による溶接ができている。また熔融断面の観察ではブローホールが確認できなかったが、表面でもピットは見られず、貫通溶接により铸铁中の炭素と反応した CO ガスは溶接上下部から適切に排出できている様である。

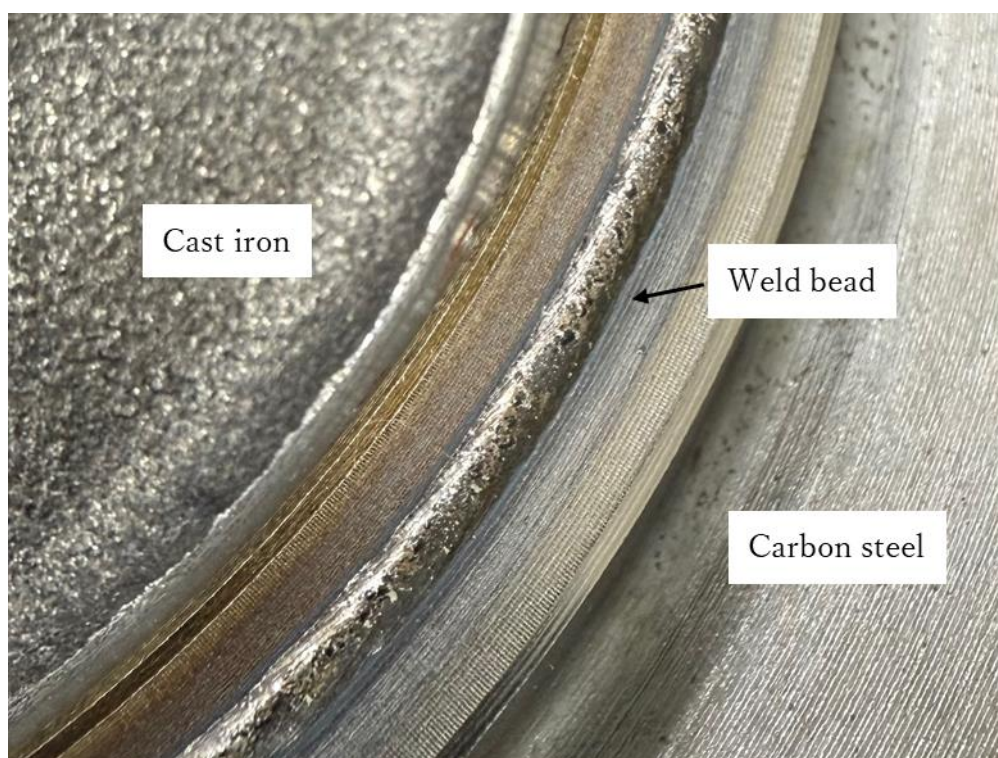


Fig. 3-10 Appearance of weld bead.

3. 3. 溶融池の観察と熱履歴の分析

(1) 冷却速度

溶接工程において冷却速度はその組織変化，熱応力の把握につながる重要なパラメータである．特に本研究で使用する材料は鋳鉄と炭素鋼どちらも溶接材料としては高 C%であり， A_1 変態点を超える急冷サイクルにより熱影響部の脆化を引き起こす可能性がある．溶接部の組織観察や成分調査を行う前に，レーザ溶接中の冷却速度の規模を把握するため溶融池表面における温度測定を行った．温度測定にはフォトニックス製 X6901sc 赤外線ハイスピードカメラを使用し，撮影中のスケールと溶接速度 1.5m/min から経過時間を算出して冷却速度とした．得られた赤外線映像の一部を Fig. 3-11 に，得られた温度勾配を Fig. 3-12 に示す．表面の凝固はレーザ通過の直後に完了していることが伺え，その後の冷却速度は $-944\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ にもおよぶ．この値はあくまでも溶融池表面でのものであるが，冷却速度の規模感を把握するにあたっては重要な指標となる．

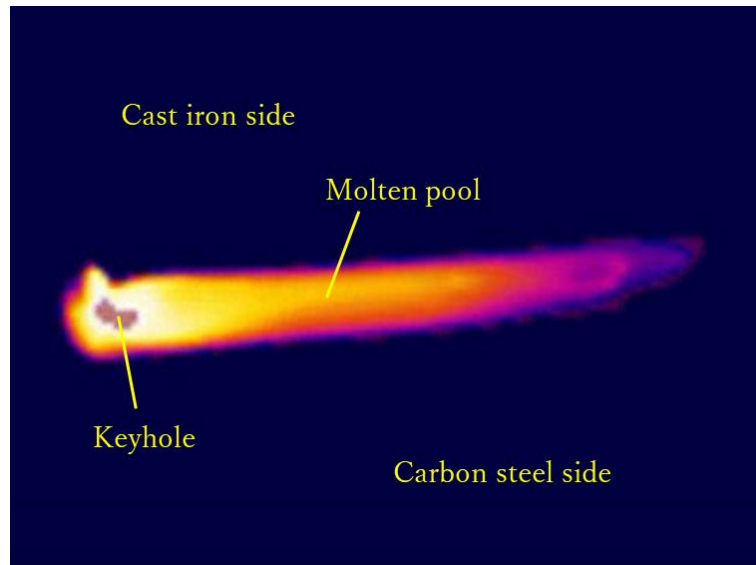


Fig. 3-11 Picture taken by infrared camera.

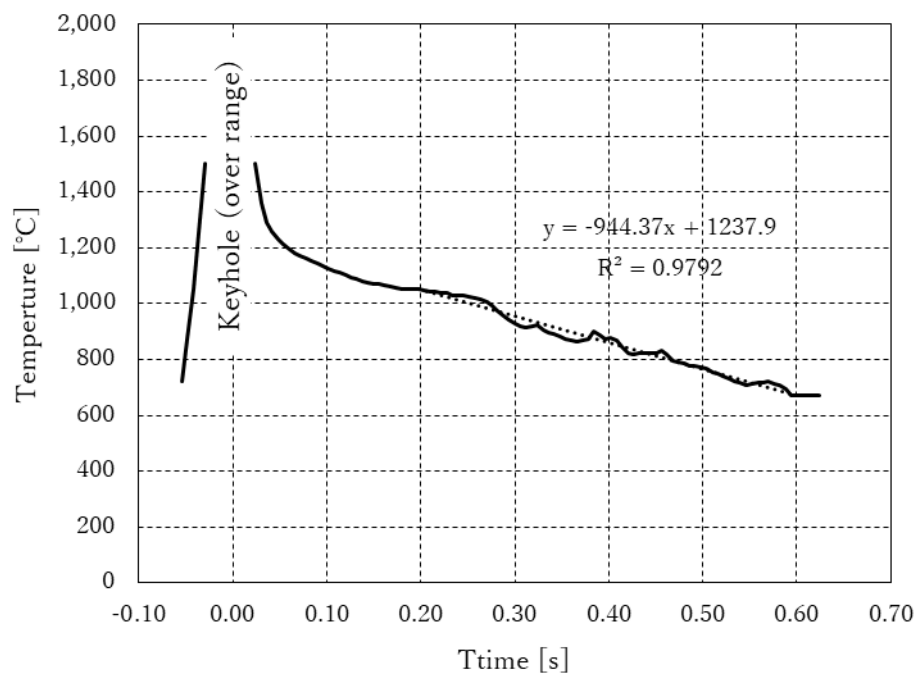


Fig. 3-12 Cooling rate of molten pool.

(2) 溶融断面とマイクロ組織

Fig. 3-13 に得られた溶接継手の断面形状を示す. 溶融池表面部分が最大幅となり 2.16 mm 程度となった. 最細部は中央付近で 0.68 mm 程度となったが下半分はほぼ均一な溶融幅が得られている. 貫通溶接を達成しつつレーザ溶接特有の細い溶融形状が得られ, 入熱は最低限に抑えられていると考えられる. 熱影響部は左右で最大 0.80 mm 程度となったが, 炭素鋼が鋳鉄よりも熱拡散率が高いことにより熱影響部の幅が比較的大きく見える. 中央付近で熱影響部の幅が最大を取るのとは上下端と比べて材料表面への熱伝達が少ないためであり, 上下端では中央部よりもさらに急冷サイクルにさらされていると考えられる.

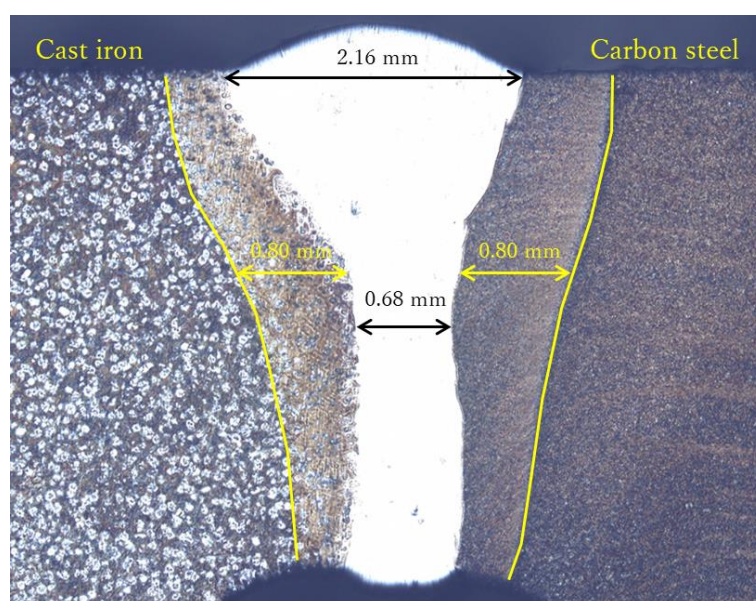


Fig. 3-13 Cross section of welded joint.

Fig. 3-14 に溶接継手部の各相におけるマイクロ組織写真を示す. 鋳鉄側 HAZ では球状黒鉛の周りにあったフェライトがマルテンサイトへ変化している様子がわかる. 球状黒鉛鋳鉄の凝固過程において, フェライトは球状黒鉛から離れた部分にまず形成されるとされている^{8,2)}が, 熱影響部においては溶融に至っていないことから, 昇温過程で黒鉛外周からオーステナイトが成長し, 急冷によりマルテンサイトへ変態したと考えられる. その他基地中のパーライトもオーステナイトに変化しており, Acm 線を超える熱サイクルにさらされたことがわかる. 一方で母材側ではパーライトの生存が確認でき, ここが Acm 線まで温度上昇した境界であることが伺える. 溶接金属側では一部でオーステナイトが見られ, 溶接金属側から Ni が拡散していることもわかる. 溶接金属相ではごく薄くではあるが微細なデンドライト組織が見え, その方向は無秩序に見えるが, 全体としては溶接金属下部からの凝固を示している. 一部では遊離した黒鉛も見られ, 溶融池表面に浮遊せずに凝固していることからその冷却速度の速さが伺える. 炭素鋼側 HAZ では組織形態だけでは変化がわかりにくい

が、母材よりも色は明るくなっている。焼戻しにより析出していたセメンタイトが改めてマルテンサイトに固溶され、全マルテンサイトになっていると考えられる。

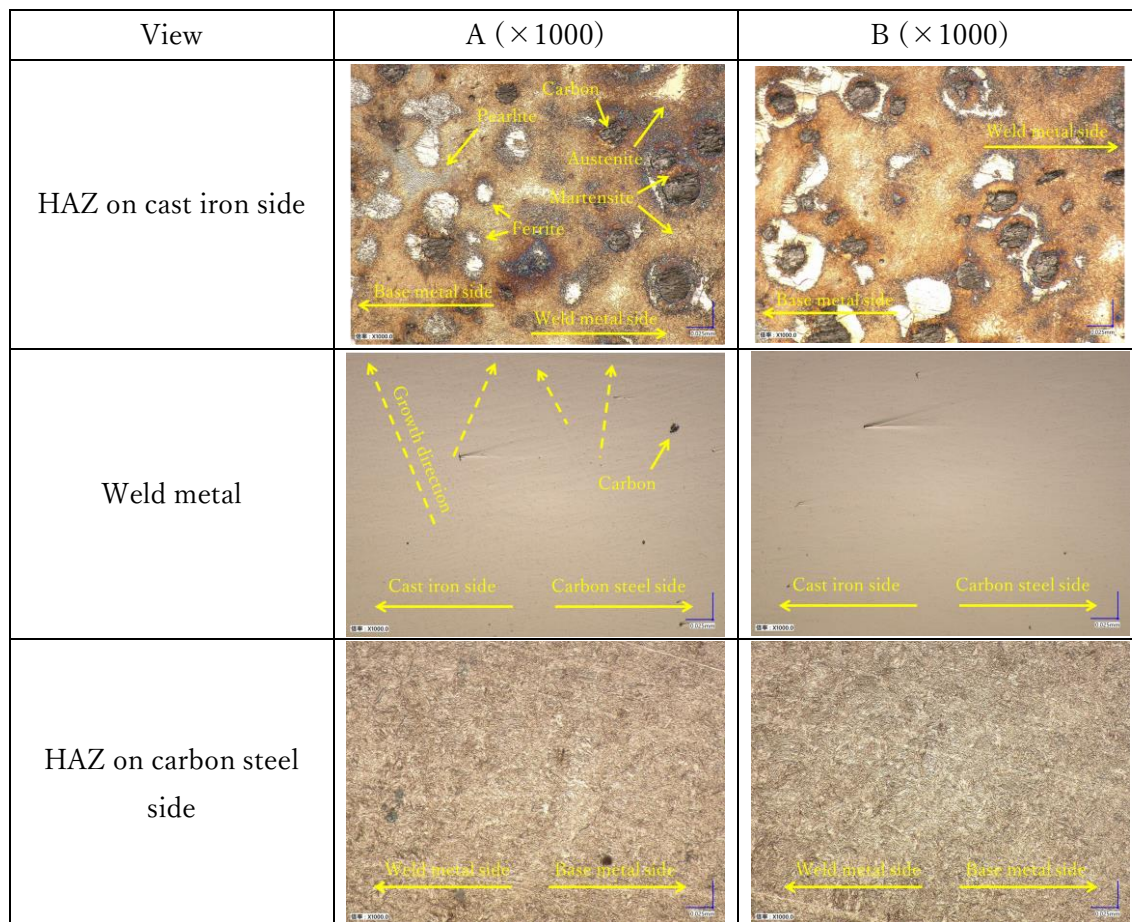


Fig. 3-14 Microstructure of each phase.

Fig. 3-15 に鑄鉄側 HAZ と溶接金属の界面のミクロ組織写真を示す。前述の鑄鉄側 HAZ で見られたフェライトは完全に消失してマルテンサイト地になっており、 A_1 変態温度以上に長時間さらされていることが伺える。また Ni の拡散によるオーステナイト生成がより顕著にみられる。オーステナイト領域内にはレデブライトが見られ、黒鉛の周りを取り囲むような特徴的な配置も見られる。この配置は複数の研究で報告されている^{83) 84)} が、その発生メカニズムについてはあまり議論されていない。黒鉛の周りはレデブライトが隣接しているものとマルテンサイトが隣接しているものが見られ、この特徴は先に挙げた報告にそれぞれみられる。特に熱影響部では黒鉛は溶出・晶出したものとは考えられないため、黒鉛を核にした組織形成がなされることが考えられる。Fig. 3-14 の鑄鉄側 HAZ では昇温中に黒鉛の周りのフェライトを溶解しながらオーステナイトが成長し、冷却後にマルテンサイトとなる様子が見られた。溶接金属近傍ではここに Ni 拡散のオーステナイト安定化作用がより強く現れるため、オーステナイトも黒鉛を中心に分布している様子が見て取れる。この周囲で

見られる黒鉛の分布やマルテンサイト地からも、ここで見られるレデブライトは完全な溶解を経ずに生成しているため、一般的に呼称されるチルとは異なる。このレデブライト（セメントイト）は A_1 変態点でオーステナイトから晶出したものであり、パーライトと似た層状の構造を持つと推測される。そのため未溶解領域に見られるレデブライトはチルのような脆性を示さず、継手構造としての成立性が伺える。引張強度の検証については4章で行う。オーステナイト地の中でも黒鉛の周りでマルテンサイトが見られるのは黒鉛による冷却効果と考察する。基地中に独立した黒鉛は必ず周囲からの二次的な熱サイクルにより昇温される。黒鉛の昇温が追い付かないままレーザ通過後は冷却過程に入り、黒鉛が周囲より低い温度になることで黒鉛周辺はより急冷にさらされ、セメントイトを晶出せずマルテンサイトとなる。この黒鉛による熱拡散率の低下は2.4節で得た鋳鉄と炭素鋼の熱拡散率差にも見られる。

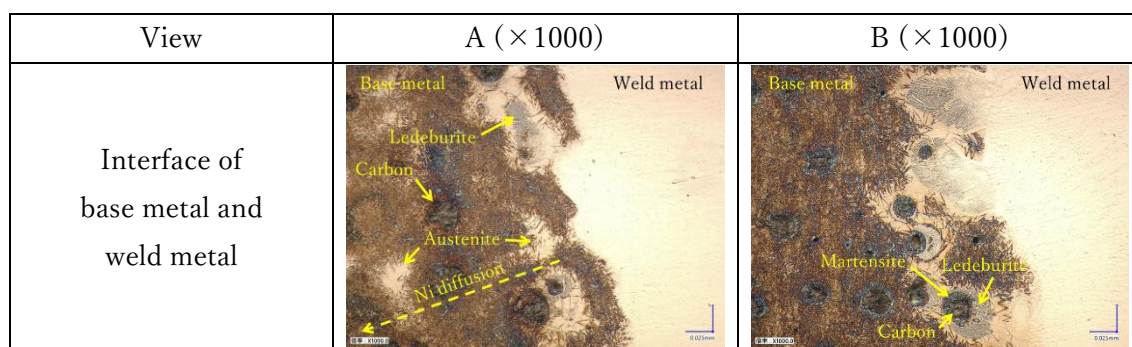


Fig. 3-15 Microstructure of base metal and weld metal interface.

Fig. 3-16 に溶接金属部のミクロ組織 SEM 画像を示す⁸⁵⁾。Fig. 3-14 よりもデンドライトの成長方向が明瞭にみられる。溶接金属内部の凝固方向は鋳鉄と炭素鋼の両壁面を核として成長し、溶接金属中心に到達する。特徴的な上部を大きく溶融したワインカップ形状は Ni 溶接ワイヤの送給に起因する。溶融池上部からの投入により不均一な溶接金属中の Ni 分布は上部対流と下部対流の境界を明瞭にし、その結果 Fig. 3-16 中(e)に見られるような境界線を生成する。2.3節でわかったように、Ni 溶接ワイヤは鋳鉄よりも融点が高い。このことから、溶融池に Ni 溶接ワイヤが投入されたときに溶接金属はその熱を奪われ、溶融形状に大きく影響を与えることが推測される。

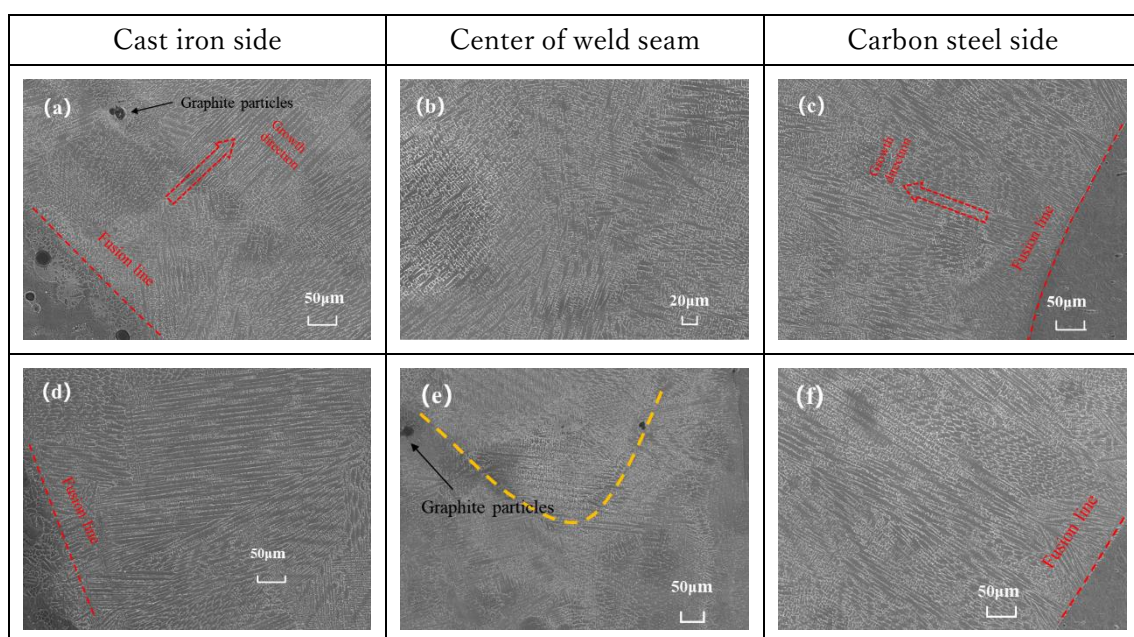


Fig. 3-16 SEM image of microstructure ^{8 5)} .

(3) 元素分布

溶接金属中の元素分布状況を把握するため、はじめに電子プローブマイクロアナライザー (Electron Probe Micro Analyzer: EPMA) による分析を行った。得られた結果を Fig. 3-17 に示す。図は Ni 溶接ワイヤを基準とした比較測定であり、溶接金属内部の元素不均一を視覚的に示したものである。分析の結果 Ni 溶接ワイヤ由来の元素は溶接金属上部に滞留しており、溶融池内の対流や凝固プロセスによる偏りが示唆された。

この不均一性を詳細に評価するため、続けてエネルギー分散型 X 線分光法 (Energy dispersive X-ray spectroscopy: EDS) による溶接金属部中央付近の元素分布調査を行った。Fig. 3-18 にその結果を示す^{8 5)}。Fig. 3-16 と同じ境界線に沿って Fe は下部に押しのけられ、代わりに Ni 溶接ワイヤから添加された Ni および Cr が多く分布している。Nb についても Ni, Cr と同じ傾向が若干ではあるが見られ、Ni 溶接ワイヤの偏ったかく拌および拡散現象が伺える。

Fig. 3-19 に溶接金属部の上・中・下各部で EDS により測定した C, Cr, Ni, Fe の含有量を示す。デンドライト内部では Ni が 31.32 wt.% から 12.07 wt.% に減少し、中間から下部 (細い溶融幅の部分) からはより顕著に低下している。Fe および C は Ni 到達の不足に比例して増加しており、溶融池上部から下部まで拡散する Ni はわずかであることが伺える。粒界における分布では傾向こそ同じだが C と Cr の含有量が多い。これは Ni によるオーステナイト安定化作用を受けながらも C の最大溶解量を越えて偏析したものと考えられ、Cr についても固溶できない分が粒界に偏析していると推測できる。

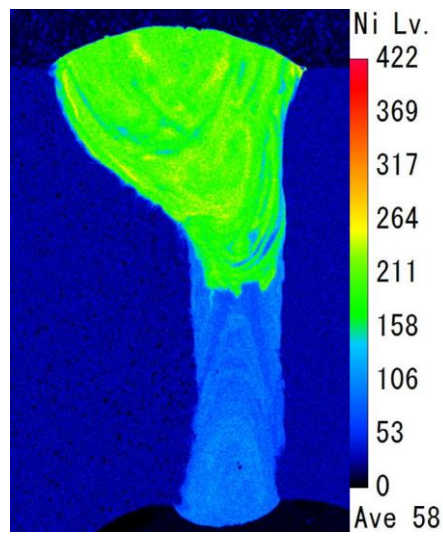


Fig. 3-17 Segregation of elements throughout the weld metal.

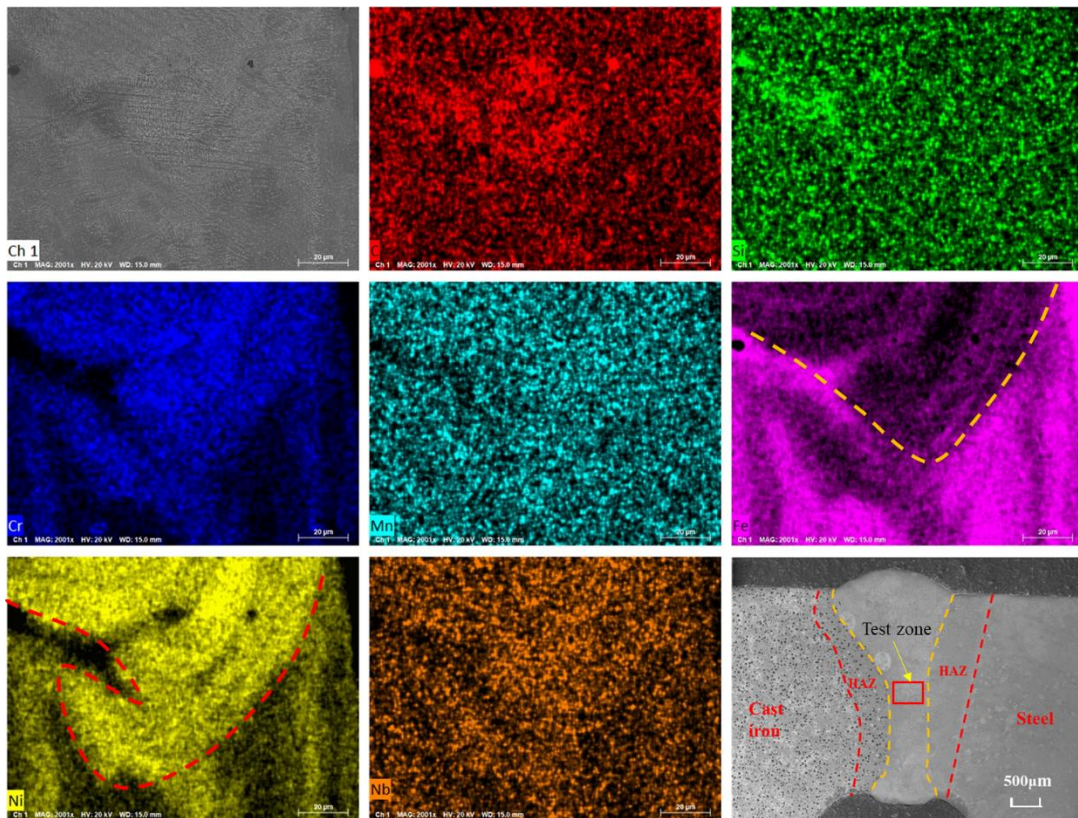


Fig. 3-18 Element distribution of weld metal at middle^{8 5)}.

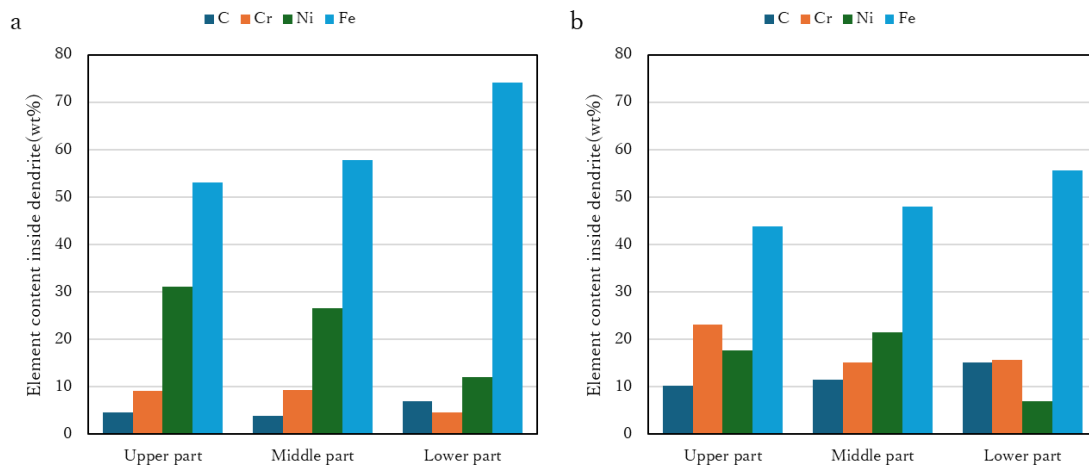


Fig. 3-19 Element content of weld metal.
a: inside the dendrite, b: at the grain boundary.

(4) 凝固割れリスクの調査

粒界への元素偏析は凝固割れの原因となる。3. 2節で見られたような凝固割れは溶接金属の中央部で見られた。これにより Ni 溶接ワイヤの有無にかかわらず凝固割れリスクは溶接金属中央部に存在すると推測される。Fig. 3-20 に凝固割れ部の破面を示す。破面には丸みを帯びた粒界が見られ、凝固最終段階における比較的低温での割れであることがわかる。

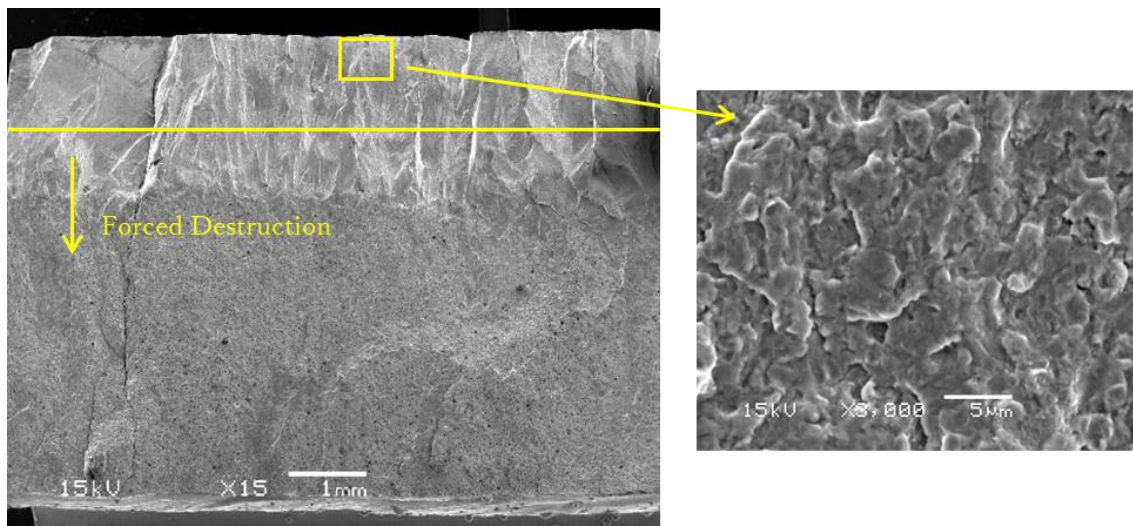


Fig. 3-20 Fracture surface of solidification cracking.

凝固割れの要因となる要素には、前述したような偏析に加えて、結晶粒径の大きさがある。選定した条件においても凝固割れリスクが存在するか確かめるために、偏析に加えて溶接金属部での EBSD (Electron BackScatter Diffraction) 分析による IPF (Inverse Pole Figure) マッピングと結晶粒径の調査を行った。調査結果を Fig. 3-21 に示す。溶融中の溶接金属部は両壁面を核として垂直に成長を始めた様子が見られる。また本研究では溶接前の予熱を行っておらず、室温にある母材との大きな温度差により両壁面の結晶粒は微細である。特に溶接下部の溶接金属が細い領域では微細化領域が集中しており、溶接中心部との粒径差が粒径分布グラフで視覚的に確認できる。両壁面から成長を進めた結晶粒は溶接金属中心部付近まで進行し、中心部には比較的大きな結晶粒が集中している。両壁面における母材との温度差に対し、中心部では熱損失が少なく高温に保持されることで大きな結晶粒が成長することが伺える。この大きな結晶粒の粒界に前述の偏析を起こすことで、凝固割れは溶接金属中央部で発生するリスクが高い。特に断面形状から溶接上部で凝固収縮量が大きく、凝固段階から引張応力が大きくなることで、凝固最終段階における溶接上部での凝固割れを説明できる。このような凝固割れには、Ni 溶接ワイヤによる凝固収縮量の抑制が有効であるが、Ni によるインバー特性を得るためには今の条件よりはるかに多くの Ni 溶接ワイヤ送給が必要となる。溶接金属上部での凝固割れに対しては、前述の Ni 分布が溶接上部に偏ることが有効に影響している可能性も充分考えられる。

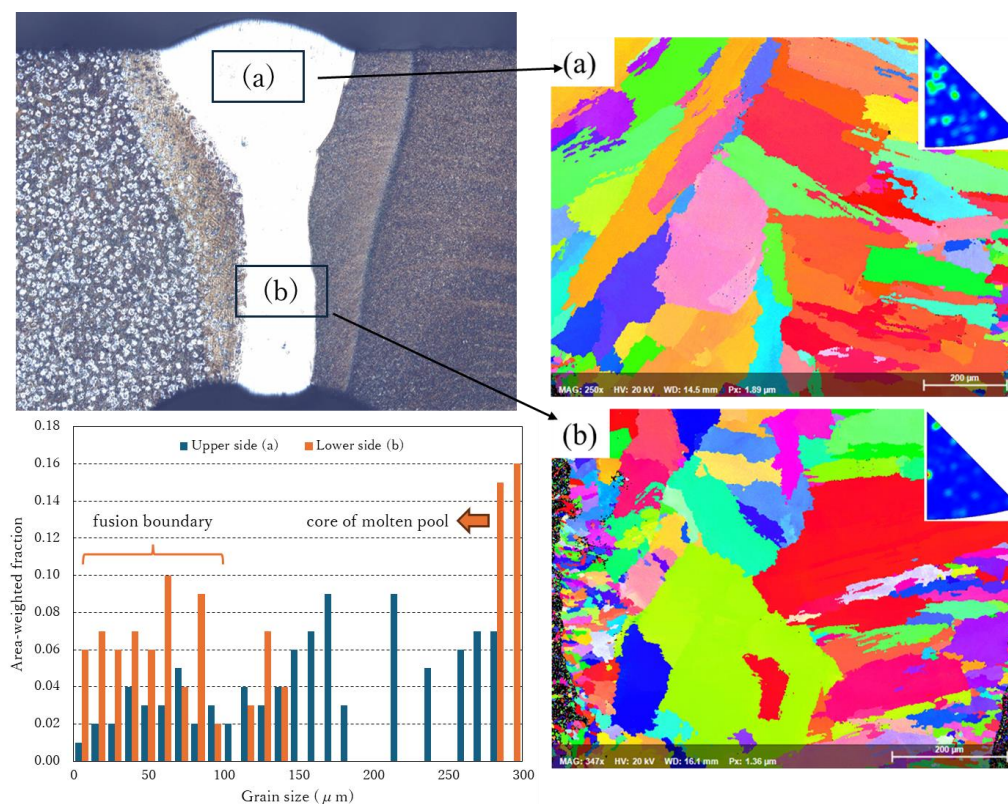


Fig. 3-21 IPF map and comparison of grain size by EBSD.

(5) Ni 溶接ワイヤ偏心の影響

これまでの結果から Ni 溶接ワイヤによって溶接金属上部の独特な形状が形成され、内部の対流にも影響を及ぼすことがわかった。このことから Ni 溶接ワイヤの物理的な位置によって溶融断面の形状が変化する可能性が考えられる。Ni 溶接ワイヤの開先中心に対する位置変化によって溶融断面の形状がどのように変化するかを把握するために以下の条件で追加実験を行った。Fig. 3-23 に溶接時の Ni 溶接ワイヤとレーザおよび開先中心の位置関係を示す。図中の偏心量 x を溶接半径方向を正とし、開先中心から Ni 溶接ワイヤ中心までの距離として定義する。 x を正常な溶接ができる範囲で変化させ、溶接後に得られる断面形状を評価する。溶接後の断面形状は溶接中心からビード内径までの距離 (Fig. 3-23 中 a) を定義し x と a の関係について調査した。

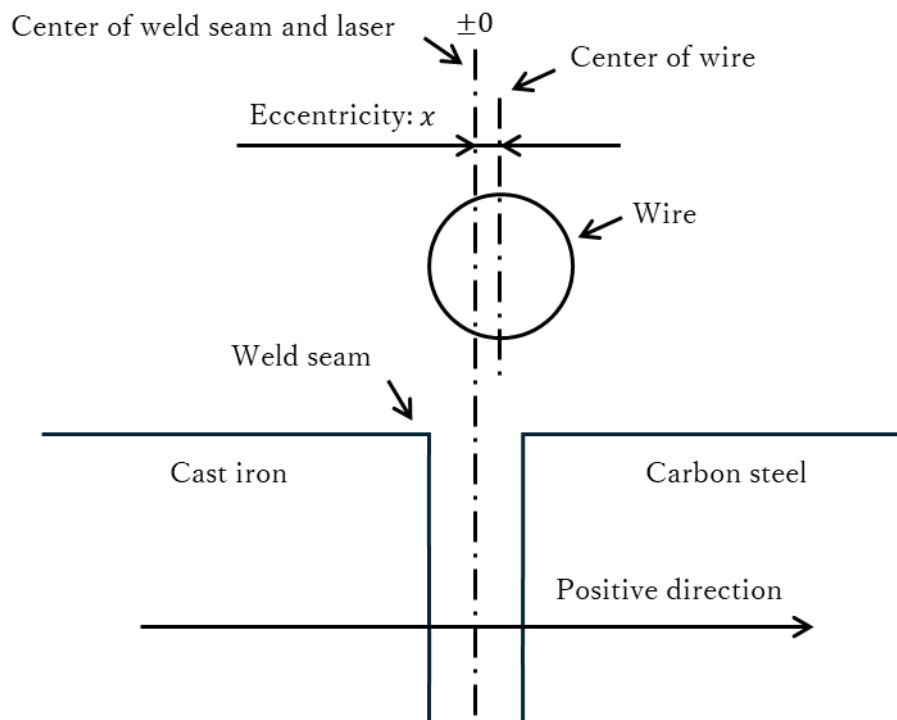


Fig. 3-22 Positional relationship between wire and weld seam.

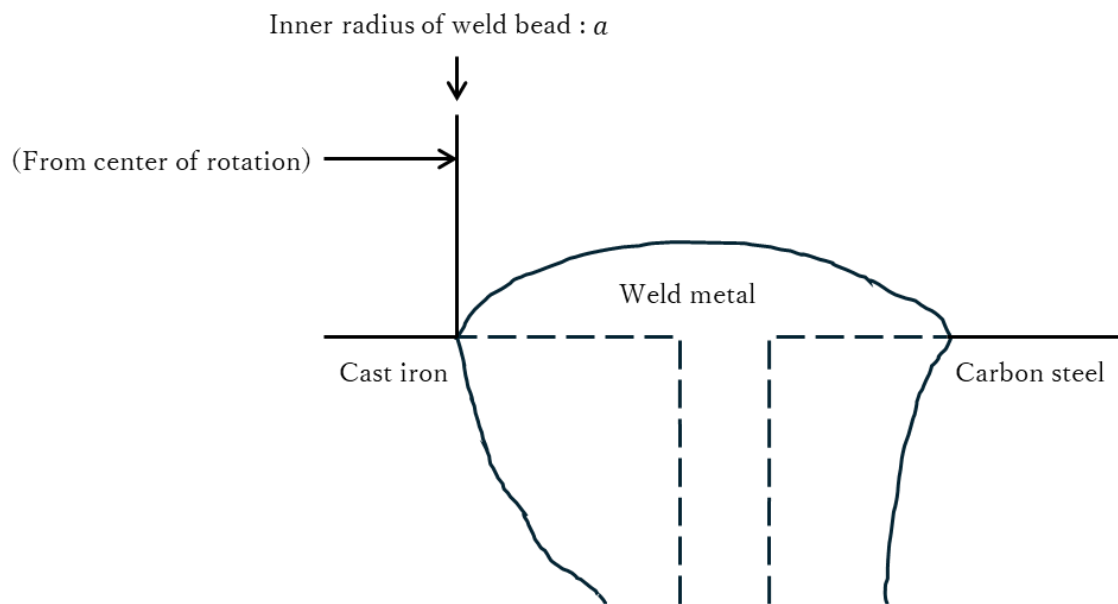


Fig. 3-23 Definition of weld bead inner diameter "a".

実験の結果を Fig. 3-24 および Fig. 3-25 に示す. Ni 溶接ワイヤを開先およびレーザ中心から偏心させると, 溶接金属上部の溶融断面形状が変化することがわかった. その関係性は Ni 溶接ワイヤを炭素鋼側 (x を正の方向) へ偏心させると, 溶融形状は内径寄りに傾き, 溶接中心からビード内径までの距離 a は減少した. また逆に Ni 溶接ワイヤを鋳鉄側 (x を負の方向) へ偏心させると, 溶融断面形状は外径寄りに傾き, a は増加した. その関係性は Fig. 3-25 の線形近似から $a = -4.20x + 55.18 \text{ [mm]} (R^2 = 0.93)$ となり, Ni 溶接ワイヤの位置変化に対して 4.2 倍の感度で溶融断面形状が変化することがわかった. また Ni 溶接ワイヤを鋳鉄側に偏心させる量は $x = -0.01$ 程度が限界であり, これ以上の偏心では Ni 溶接ワイヤが溶融池からはじかれ, 適正なビードが得られなかった. 反対に炭素鋼側に偏心させる場合は最大で $x = 0.13$ まで溶接が可能であった.

x	0.09	0.04	-0.01
a	54.78	54.97	55.13
Cross-sectional shape of welded metal			

Fig. 3-24 Changes in the cross-sectional shape of weld metal by wire shift.

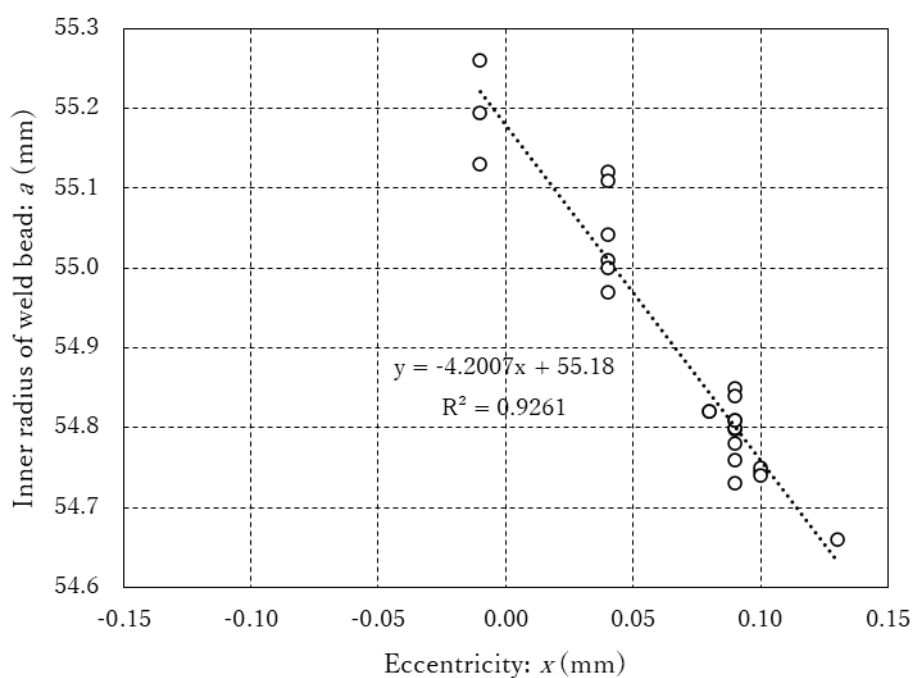


Fig. 3-25 The relationship between x and a .

Ni 溶接ワイヤの偏心している側に対して反対側が大きく溶融する理由について、凝固過程からその考察を行った。凝固の過程を示した図を Fig. 3-26 に示す。まず 2. 3 節でわかったように、本研究で使用している鋳鉄と炭素鋼には約 250°C の凝固点差があり、投入する Ni 溶接ワイヤも鋳鉄より 200°C 近く高い融点を持つ。Ni 溶接ワイヤを炭素鋼側に偏心させたとき、溶融中の溶接金属は Ni 溶接ワイヤにより熱を奪われ早い段階で炭素鋼側を凝固さ

せる。その後は2.5節でわかった鑄鉄側の低い表面張力により鑄鉄側へ向けたマランゴニ対流だけが生き残り、鑄鉄側を大きく溶融させる。レーザ通過後は本節で見られたデンドライトの成長方向を根拠に、下部から上部に向けて凝固していくことで左右不均一な溶融断面形状が得られる。一方でNi溶接ワイヤを炭素鋼側へ偏心させたとき、鑄鉄側を早く凝固させる効果を得るよりも炭素鋼側が元々早く凝固する。このためにNi溶接ワイヤは鑄鉄側へ大きく偏心させることができないが、溶融形状としてはそれぞれの方向へ偏らせることができる。

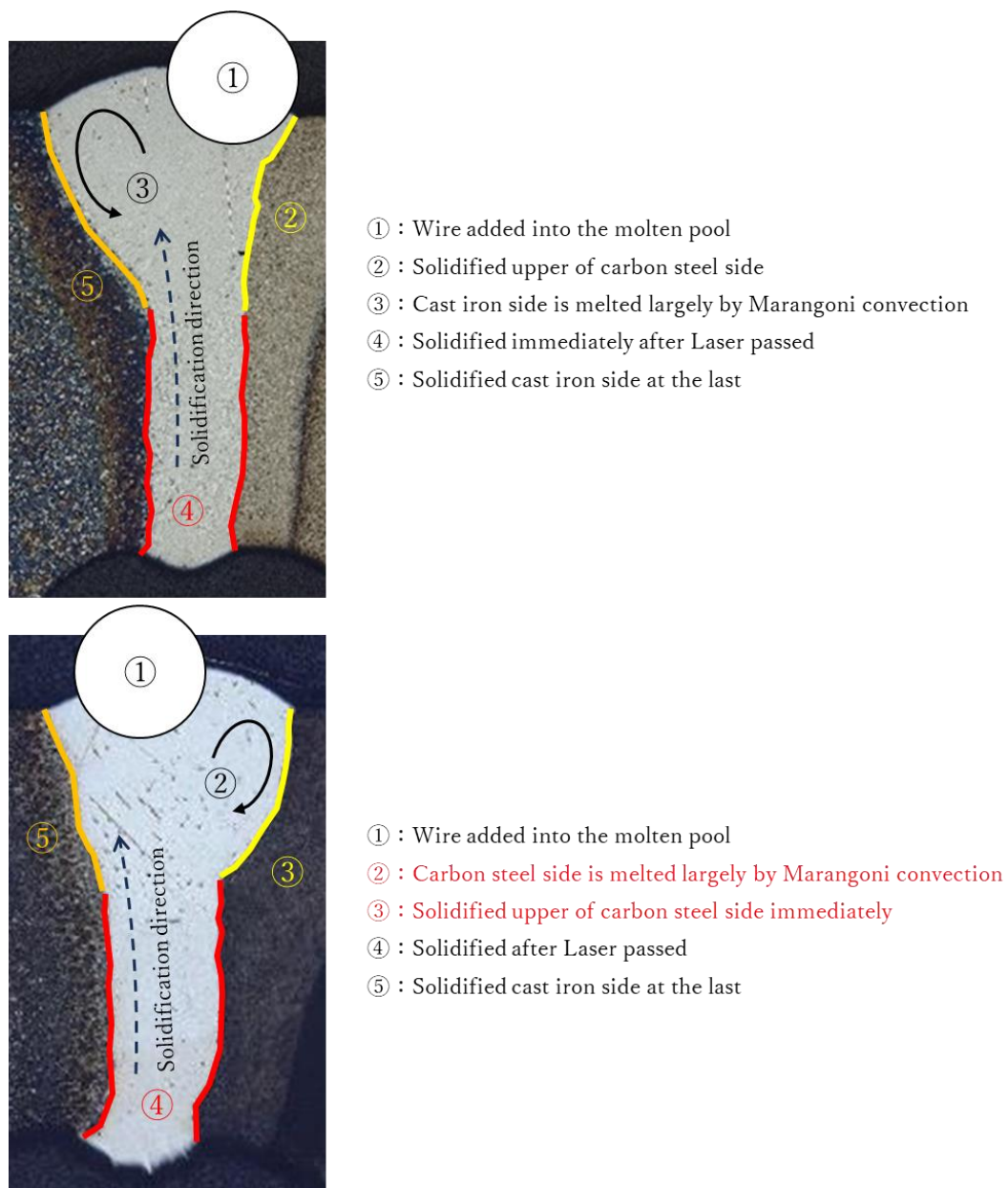


Fig. 3-26 Generation mechanism of biased melt cross-sectional shape.

Ni 溶接ワイヤの位置に対する 4.2 倍の溶融断面形状の変化感度を考慮すると、Ni 溶接ワイヤの狙い位置によって特定の溶融断面形状を目指すのは非常に難しい。しかし前述の凝固メカニズムを考慮すると、Ni 溶接ワイヤを添加する目的の一つである鑄鉄側での白銹化防止は、鑄鉄側へのマランゴニ対流が多く発生する鑄鉄側の溶融を大きくする（=Ni 溶接ワイヤを炭素鋼側へ偏心させる）方がより効果的に発揮できそうである。また Ni 溶接ワイヤを鑄鉄側へ偏心させられる量は少ないため、安定した溶接を行えるのは炭素鋼側へ偏心させた状態である。以上の理由から本研究で主として取り扱う溶融断面は Ni 溶接ワイヤを炭素鋼側へ偏心させ、鑄鉄側を大きく溶融した断面とした。

3. 4. 硬さ分布および拡散性水素

(1) 硬さ測定

溶接部から得た硬さ分布を Fig. 3-27 に示し、相ごとの硬さを Fig. 3-28 に示す。鑄鉄側の HAZ は各相で最も高い硬度を示し、最大硬さは 1,056 Hv となった。これは溶接金属相との界面に生じたセメンタイト又は白銹を測定したものであると考えられる。1,000 Hv を超えた鑄鉄側 HAZ の測定点は n3 の 83 点中 2 点のみであるが、白銹が溶融境界面で帯状に集積すると割れや強度低下につながる恐れがある。その他は前節で調査した様にマルテンサイト地とオーステナイト中で黒鉛を取り囲むレデブライトからなり、700 ~ 900 Hv におよぶ硬度を示している。なお鑄鉄側 HAZ 中には晶出した黒鉛も含まれるが、ここでは黒鉛の硬さ（90 ~ 150 Hv）は除外している。溶接金属相における硬さ測定では 230 ~ 400 Hv を示した。前節の調査から元素分布の不均一による硬度差が心配されたが溶接金属中の上下部分で顕著な硬度差は見られなかった。炭素鋼側の HAZ では比較的均質な硬さを示し、溶接熱サイクルにより再結晶されたマルテンサイトと、溶融界面からの熱伝達により冷却サイクルが延長され部分的にベイナイトが生じていると考えられる。

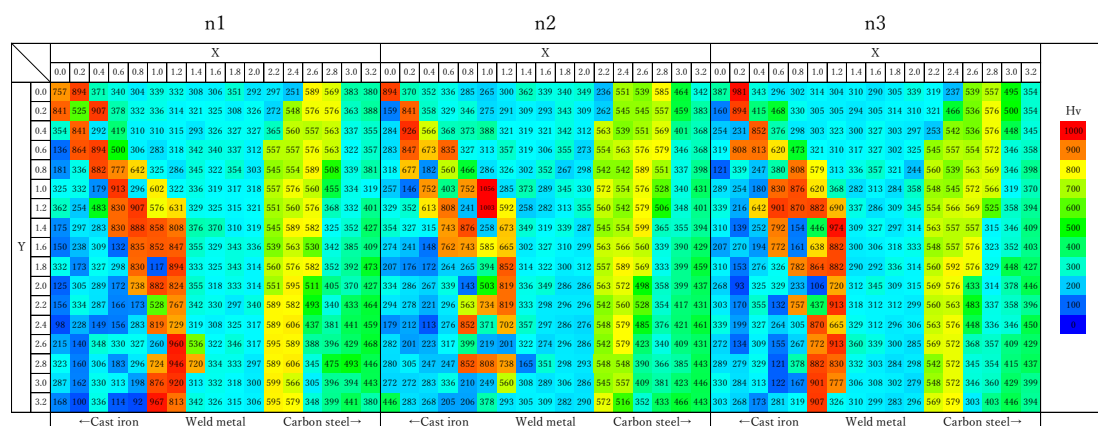


Fig. 3-27 Hardness distribution at Experimental conditions.

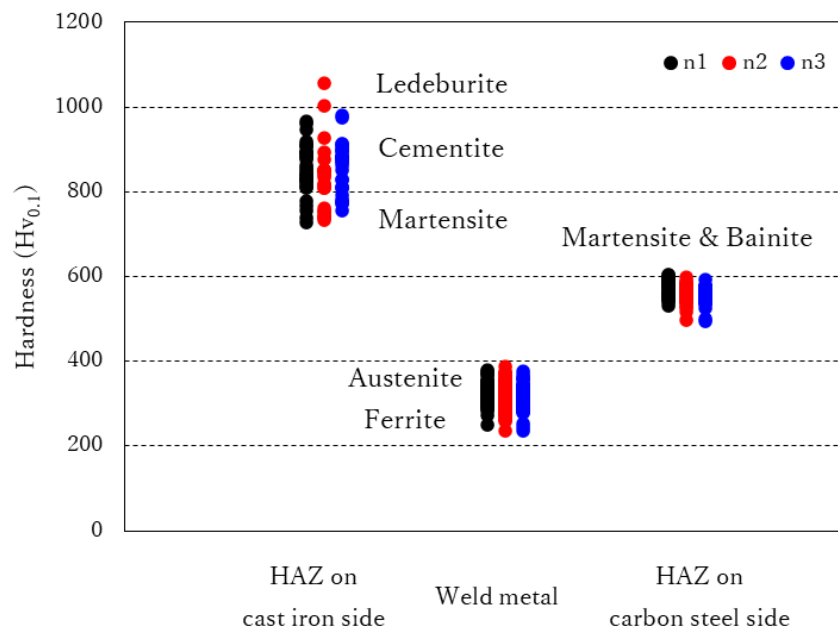


Fig. 3-28 Hardness of each phase.

(2) 拡散性水素

溶接において拡散性水素による遅れ割れ（低温割れ）が課題となることはよく知られている⁸⁶⁾。特に本研究では溶接速度を遅くした条件において、溶接直後には割れが見られず72時間後の再検査で割れが検出されるという拡散性水素による遅れ割れと考えられる現象が見られた。先に述べたように溶接後の水素測定は一般的に72時間（3日）以上経過してからの結果で評価することが推奨されており、水素放出の時間依存性の研究なども行われている⁸⁷⁾が、単純突合せであったり、単一粗材であったりする場合がほとんどである。本研究では実験材料から溶接部周辺を微小に切り出し、ガスクロマトグラフにより数日経過したその瞬時に保持されている拡散性水素の測定を行った。

測定片は実験材料1つにつき1片を測定直前に切り出す。これは溶接後の応力状態が水素の放出に影響を与えると考えられるためである⁸⁸⁾。実験材料からの切り出しは時間を要し、JIS Z3118: 2022に定義されるような溶接直後の水素量測定は出来ないが、本研究では経過日数との関係調査を優先した。測定条件は200°C/hで400°Cまで昇温後、水素を放出しきるまで400°Cで保持した。測定した結果をFig. 3-29に示す。切り出しを正確に行えなかったため両母材を含む量が変化していることが、データのばらつきに影響を与えていると考えられるが、傾向として、溶接後数日間は急速に放出が進み、10日以降は緩やかな放出挙動を示しているように見える。最長で49日経過後の水素量は0.451 wt.ppmであり、およそ0.5 wt.ppm付近が最終的な安定域であるようである。拡散性水素の放出挙動はもちろん材料の保管温度にも影響するため、一概に日数を定義することはできないが、少なくとも72時間後はまだ拡散性水素の安定には達していないものと考えられる。

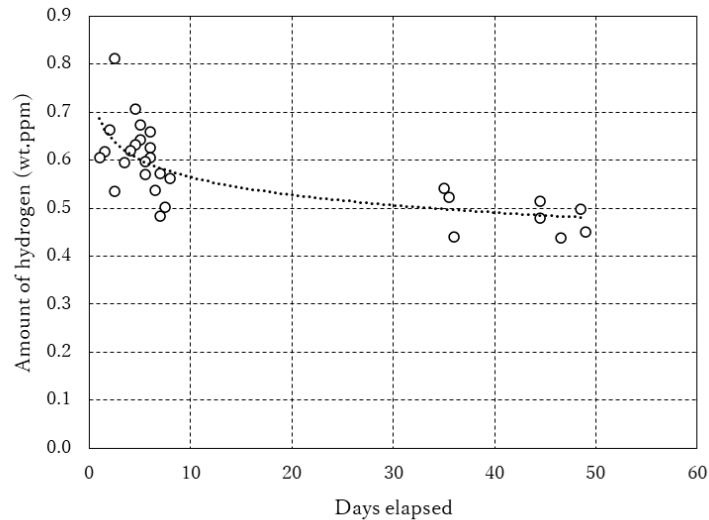


Fig. 3-29 Time dependence of diffusible hydrogen.

3. 5. 溶接実験についての総括

鋳鉄と炭素鋼を使用した自動車用差動装置について実際に Ni 溶接ワイヤを用いたレーザー溶接を行い、最適条件について検討した。72 時間後の超音波探傷検査で割れないことを条件のひとつとし、最終的に溶接速度 1.5 m/min, Ni 溶接ワイヤ送給速度 2.6 m/min を本研究で取り扱う基本条件として採用した。決定した条件で得られた溶接ビードから溶接は安定して行っており、ハイスピードカメラの映像からもその様子が確認できた。

硬さ測定では鋳鉄側 HAZ で 1000 Hv 近くを示し、主に共晶セメンタイト（レデブライト）が確認された。炭素鋼側 HAZ では溶接後 350 Hv 程度への低下を示し、マルテンサイトの分解が示唆される。溶接金属部は 230 ~ 400 Hv 程度で均質な硬度分布を示し、溶接速度と Ni 溶接ワイヤ送給速度との関係からその供給量の最適領域についても考察した。溶接後、鋳鉄側 HAZ では球状黒鉛周辺のフェライトがマルテンサイトに変化しており、オーステナイトの存在により Ni の拡散も確認できる。溶接金属中の組織観察および元素分析では、Ni 溶接ワイヤ投入による溶融池の温度分布や凝固挙動の変化、上下で異なる対流パターンについても確認できた。

Ni 溶接ワイヤの位置偏心については、ワイヤが炭素鋼側に偏ると溶融断面形状は鋳鉄寄り、鋳鉄側に偏るとその反対に傾く。偏心位置と断面形状は線形関係にあり、偏心量の約 4 倍の感度を持つ。鋳鉄側への偏心はワイヤが溶融池から弾かれることに制限され、炭素鋼側への偏心は比較的許容される。この現象からも凝固点や融点差、マランゴニ対流の変化が伺える。

拡散性水素の調査では溶接後数日間急速に放出し、その後緩やかになる傾向が確認できたが、最終的に約 0.5 wt.ppm 程度の水素を残して安定した。このことから 72 時間後でも水素とそれに伴う応力状態は完全な安定には至っていない可能性が示唆された。

4. 溶接金属の特性と継手の強度評価

4. 1. 希釈を考慮した溶接部合金の製作

溶接後に得られる溶接金属部は非常に小さい。前章で決定した溶接条件により得られる溶接金属部の断面形状寸法は表面で幅2mm程度, 中央部および下端で幅1mm程度であり, また鋳鉄側, 炭素鋼側それぞれの熱影響部を含まずに溶接金属部のみを切り出すのは困難である。加えて溶融形状は溶接方向に絶えず微小に変化しており三次元的な溶接金属部の境界を把握しながらの加工は不可能といって差し支えない。本研究では微小な溶接金属部の熱物性および機械特性を評価するために溶接条件と溶接部断面形状から各母材の溶融量を計算し, 溶接部を模擬した合金を作製した。

実験で得られた鋳鉄側を大きく溶融して溶接したものの断面を代表断面とし, 溶融断面を測定すると 4.395 mm^2 であった。この中で, 溶接前の開先形状より増加している面積は以下の3つである。

表面の余盛部分の断面積	: 0.386 mm^2
溶接前に開先だった部分の断面積	: 0.804 mm^2
裏面の余盛部分の断面積	: 0.160 mm^2

本研究で採用した溶接条件では, 溶接速度 1.5 m/min に対して $\phi 1\text{mm}$ の Ni 溶接ワイヤを 2.6 m/min で送給している。このために溶融断面では $2.6/1.5 \times 0.5^2 \times \pi \doteq 1.361\text{mm}^2$ の Ni 溶接ワイヤが投入されているはずである。上記3つの断面積の合計は Ni 溶接ワイヤの投入により増加したはずだが, その面積は 1.350 mm^2 である。このことから溶接後の蒸発による損失は1%以下であると考えられる。また蒸発が起こったとしても, 両母材からも等しく損失が起こるため, 今回は蒸発による損失は無いものと仮定し, 溶融断面上での割合から各溶融量を計算した。

前述の開先形状の空隙の断面積を考慮したとき, 両母材の溶融断面積を測定すると

鋳鉄側の溶融面積	: 1.814 mm^2
炭素鋼側の溶融面積	: 0.855 mm^2

となる。これらの結果から溶融断面上の各母材の割合を算出すると鋳鉄: 45.1%, 炭素鋼: 21.3%, Ni 溶接ワイヤ 33.6%となる。なお3. 3. 節でわかったように, 溶接部断面形状は Ni 溶接ワイヤの送給位置によって変化する。よってこの計算結果を, 鋳鉄側を大きく溶融した時として, 鋳鉄と炭素鋼の割合が等しいもの (鋳鉄: 33.2%, 炭素鋼 33.2%), 鋳鉄と炭素鋼の値を入れ替えたもの (鋳鉄: 21.3%, 炭素鋼: 45.1%) の合金もそれぞれ製作した。

上記手順により計算した溶接金属部の組成を Table 4-1 に示す。Ni 溶接ワイヤを炭素鋼側にシフトし铸铁側を大きく溶融したものを Dummy weld metal A, レーザと同一線上に配したものを Dummy weld metal B, 铸铁側にシフトし炭素鋼側を大きく溶融したものを Dummy weld metal C とする。

Table 4-1 Cross-sectional shape of welded metal and calculated material composition.

	Dummy weld metal A	Dummy weld metal B	Dummy weld metal C
Example for cross-sectional shape of welded metal			
Material	Composition (wt.%)		
C	1.73	1.32	0.92
Al	-	0.01	0.01
Si	1.10	0.86	0.61
P	0.02	0.02	0.01
S	0.01	0.01	0.01
Ti	0.12	0.12	0.12
Cr	7.06	7.20	7.35
Mn	1.46	1.55	1.63
Fe	(Balance)	(Balance)	(Balance)
Ni	24.39	24.40	24.41
Cu	0.29	0.24	0.20
Nb	0.77	0.77	0.77
Sn	0.01	0.01	0.00

Fig. 4-1 に製作した Dummy weld metal A ~ C のインゴット外観を示す．製作した合金は Table 4-2 に示す成分分析法により出来栄を確認した．



Fig. 4-1 Ingot of dummy weld metals
Left: A, Center: B, Right: C.

Table 4-2 Method of elemental analysis.

Elements	Method
Si, Mn, P, Cu, Nb, Ti, Sn	Inductively Coupled Plasma Atomic Emission Spectroscopy (ICP-AES)
C, S	Infrared absorption method after combustion
Cr	Titration method
Al	Atomic Absorption Spectrometry (AAS)

成分分析の結果と目標値との差異を Table 4-3 に示す．すべての合金でおよそ目標通りの組成を得ることができた．熱特性の調査に用いる材料はこの時点で切り出し，各種調査を開始した．

Table 4-3 Actual material composition of dummy weld metals.

Material	Composition (wt.%)					
	Dummy weld metal A		Dummy weld metal B		Dummy weld metal C	
	Act.	Diff.	Act.	Diff.	Act.	Diff.
C	1.74	+0.01	1.34	+0.02	0.92	±0
Al	0.004	±0	0.012	+0.005	0.012	+0.003
Si	1.09	-0.01	0.82	-0.04	0.58	-0.03
P	0.017	±0	0.016	+0.001	0.007	-0.006
S	0.007	-0.002	0.007	-0.005	0.008	-0.007
Ti	0.11	-0.01	0.13	+0.01	0.13	+0.01
Cr	7.34	+0.28	7.51	+0.31	7.69	+0.34
Mn	1.50	+0.04	1.58	+0.03	1.67	+0.04
Cu	0.29	±0	0.24	±0	0.19	-0.01
Nb	0.80	+0.03	0.80	+0.03	0.80	+0.03
Sn	0.012	+0.004	0.011	+0.005	<0.001	-

機械特性の調査には鑄造の熱サイクルではなく、改めて溶接時の急冷サイクルを再現した熱サイクルを付与する必要がある。製作した合金を約 10mm 角の棒状に加工し、1,150℃まで加熱し水冷することで、溶接時の急冷を再現した熱サイクルを付与した。

熱サイクルを付与した後の合金をナイタルエッチングした組織写真を Fig. 4-2 に示す。全体として Ni によるオーステナイト地を示すが、C%の違いにより細部で異なる組織構造が見られる。Dummy weld metal では壁面を核とした、3. 3 節で見られたような明確なデンドライト組織を見ることはできないが、オーステナイト粒界における炭素偏析が確認できる。Dummy weld metal A (C: 1.74%)では高い C%からその様子が明瞭に確認できる。後の 4. 2. 4 節で測定された部分的な高硬度部はこの炭素偏析部分で測定された。Dummy weld metal B (C: 1.34%)では C%の低下に伴い偏析箇所が減少し、硬さ測定で偏析箇所のみを測定することはできなかった。Dummy weld metal C (C: 0.92%)ではさらに偏析箇所が減少し、オーステナイト地が連続したように見える部分もある。炭素偏析の密度が高い順 (Dummy weld metal A から C の順) に強い磁性も見られたため、硬さの上昇と併せて偏析箇所では Cr により球状化した微細なセメンタイトが発生していると考えられる。写真中に明瞭に見える黒および薄い斑点は空孔であり、引張試験の際には破断の起点となる事が懸念される。

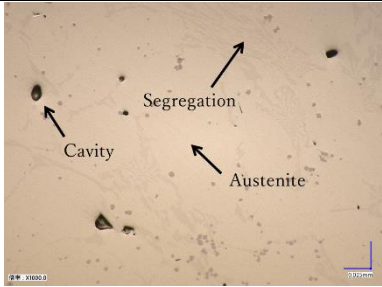
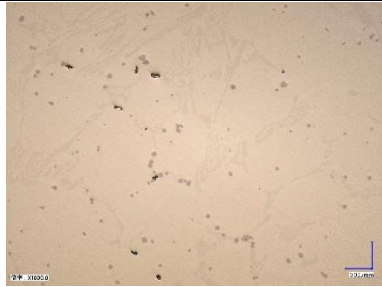
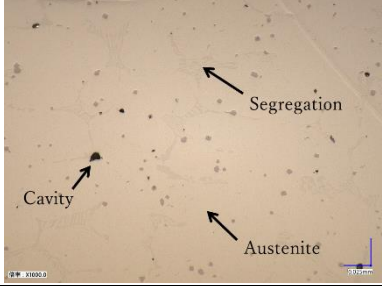
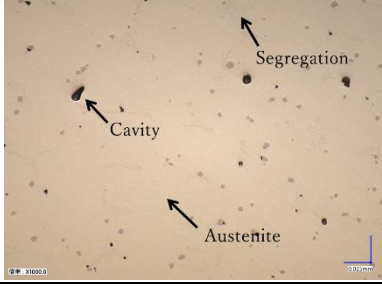
View	A (×1000)	B (×1000)
Dummy weld metal A (C: 1.74 %)		
Dummy weld metal B (C: 1.34 %)		
Dummy weld metal C (C: 0.92 %)		

Fig. 4-2 Microstructure of dummy weld metals.

4. 2. 溶接金属の材料特性

4. 2. 1. 固相線温度と液相線温度

作製した合金についてそれぞれ2. 3. 節と同じ手法で固相線温度と液相線温度を分析した. 得られた TG-DTA 曲線を Fig. 4-3 ~ Fig. 4-5 に示す. TG 曲線は分析中を通して, Weld metal A ~ C のすべてで 1%以内の減少を示し, 特に固相線温度以上で顕著なことから低融点元素の揮散や蒸発が起こっていると考えられる.

3 種の Dummy weld metal の主な差異は鑄鉄と炭素鋼の溶融割合による C 濃度の変化である. 分析の結果, 固相線温度と液相線温度は C%が多いほどが低下する傾向が見られ, Fe-C 二元系平衡状態図と比較 (Fig. 4-6) しても, 固相線温度と液相線温度の減少傾向はおおよそ C%の増加によるものと推測できる.

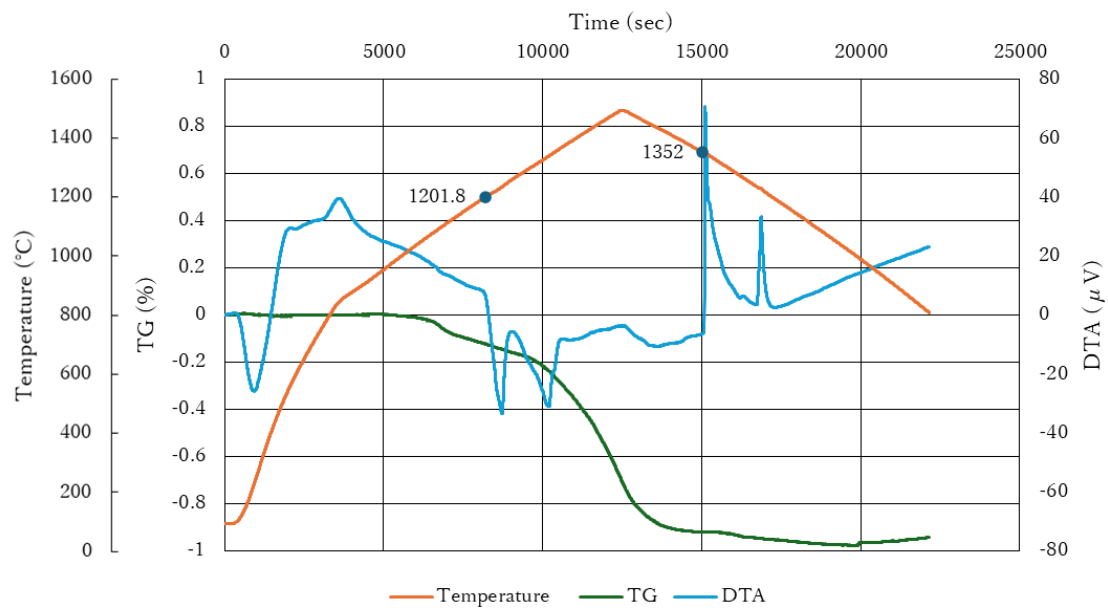


Fig. 4-3 TG-DTA analysis of dummy weld metal A (C: 1.74%).

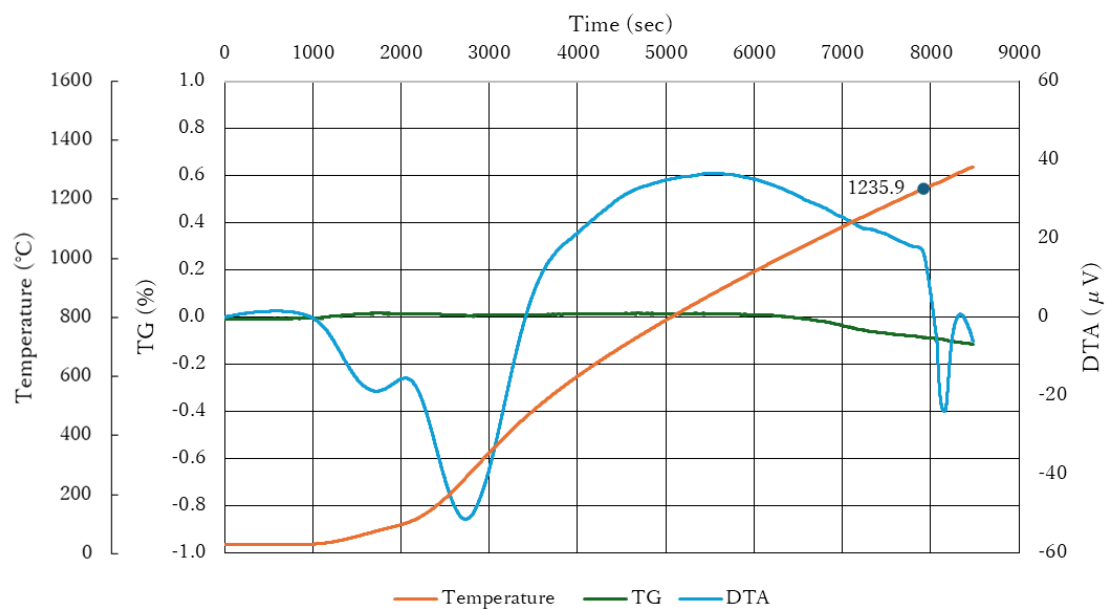


Fig. 4-4 TG-DTA analysis of dummy weld metal B.

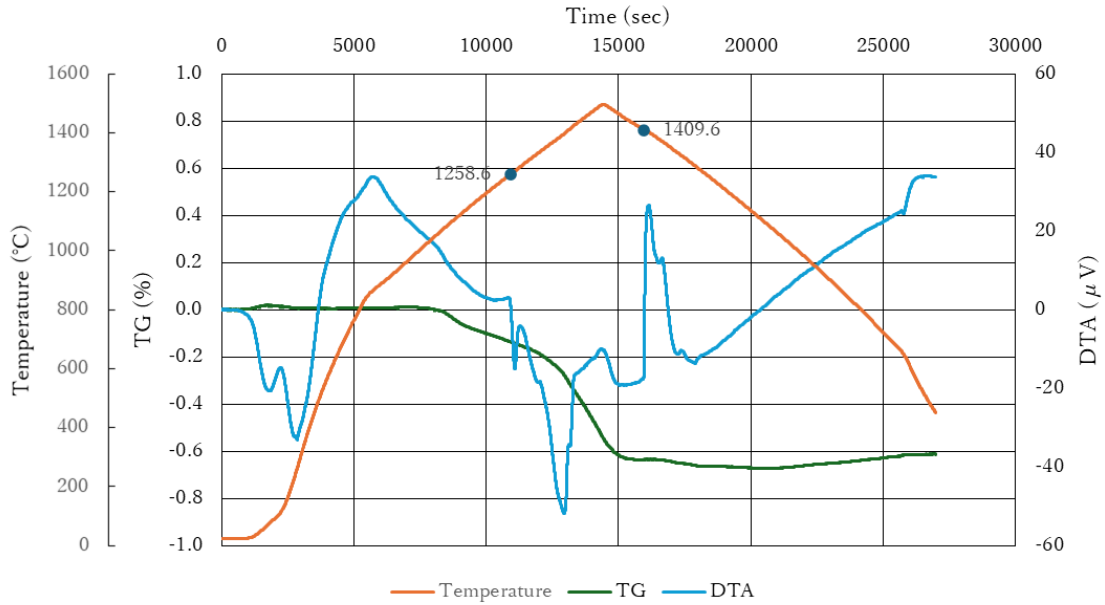


Fig. 4-5 TG-DTA analysis of dummy weld metal C (C: 0.92 %).

ここで Dummy weld metal B を初めに測定したために液相線温度が分析できていないが、文献および得られた他の実測点から温度・液相線温度の関係から推測を行った。

Jablonka によると、 γ -Fe の C%と液相線温度の関係は式（4-1）で表される⁸⁾⁹⁾。

$$C = \frac{1525 - T'_{liquidus}}{56.0198} - \frac{1.1284 \times 10^{-3} (T'_{liquidus} - 1525)^2}{56.0198} \quad (4-1)$$

ここで C：炭素量(wt.%), $T'_{liquidus}$ ： γ -Fe の液相線温度(°C)である。式（4-1）を用いて Dummy weld metal A (C: 0.92 wt.%)と C (C: 1.74 wt.%)の場合の $T'_{liquidus}$ を計算すると

$$\begin{aligned} 0.92 &= \frac{1525 - T'_{liquidus}(A)}{56.0198} - \frac{1.1284 \times 10^{-3} (T'_{liquidus}(A) - 1525)^2}{56.0198} \\ T'_{liquidus}(A) &\approx 1470.055 \text{ } ^\circ\text{C} \\ 1.74 &= \frac{1525 - T'_{liquidus}(C)}{56.0198} - \frac{1.1284 \times 10^{-3} (T'_{liquidus}(C) - 1525)^2}{56.0198} \\ T'_{liquidus}(C) &\approx 1413.496 \text{ } ^\circ\text{C} \end{aligned}$$

となる。ここで $T'_{liquidus}$ と実測による $T_{liquidus}$ の差を考慮すると、それぞれ Dummy weld metal A: 61.496, C: 60.455 であるから、B の場合を平均値 60.976 で計算すると

$$1.34 = \frac{1525 - T'_{liquidus}(B)}{56.0198} - \frac{1.1284 \times 10^{-3} (T'_{liquidus}(B) - 1525)^2}{56.0198}$$

$$T'_{liquidus}(B) \approx 1442.197 \text{ }^{\circ}\text{C}$$

$$T_{liquidus}(B) = 1442.197 - 60.976 = 1381.221 \text{ }^{\circ}\text{C}$$

と計算できる．このとき，Dummy weld metal B の固液共存領域は約 145℃となる．

一方で Dummy weld metal A と C の固液共存領域が 150.2 ℃と 151 ℃であることから，この幅と C%の関係を線形で

$$T_{solid-liquid} \approx -0.976C + 151.898 \text{ }^{\circ}\text{C} \quad (4-2)$$

と予測できる．ここで $T_{solid-liquid}$ ：固液共存領域の幅(℃)，C：炭素量(wt.%)である．式(4-2) から Dummy weld metal B (C: 1.34 wt.%)の固液共存領域を計算すると

$$T_{solid-liquid}(\text{Dummy weld metal B}) \approx -0.976 \times 1.34 + 151.898 = 150.590 \text{ }^{\circ}\text{C}$$

となる．取得済みの固相線温度 $T_{liquidus}(\text{Dummy weld metal B})$ から液相線温度を計算すると

$$T_{liquidus}(\text{Dummy weld metal B}) = T_{solidus} + T_{solid-liquid}$$

$$\approx 1258.6 + 150.590 = 1386.490 \text{ }^{\circ}\text{C}$$

が得られる．

得られた2値を比較すると式(4-1)を用いた場合は固液共存領域が Dummy weld metal B のときに他の2種よりも値が小さくなる．また式(4-1)は単純な Fe-C 二元系のときの関数である．式(4-2)は実測値5点を用いて計算した予測であり，固液共存領域も液相線温度も C%の増加に伴った単調減少を維持できる．以上の点から Dummy weld metal B 液相線温度は式(4-2)による予測値を採用し， $T_{liquidus}(\text{Dummy weld metal B}) = 1,386.5 \text{ }^{\circ}\text{C}$ とする．

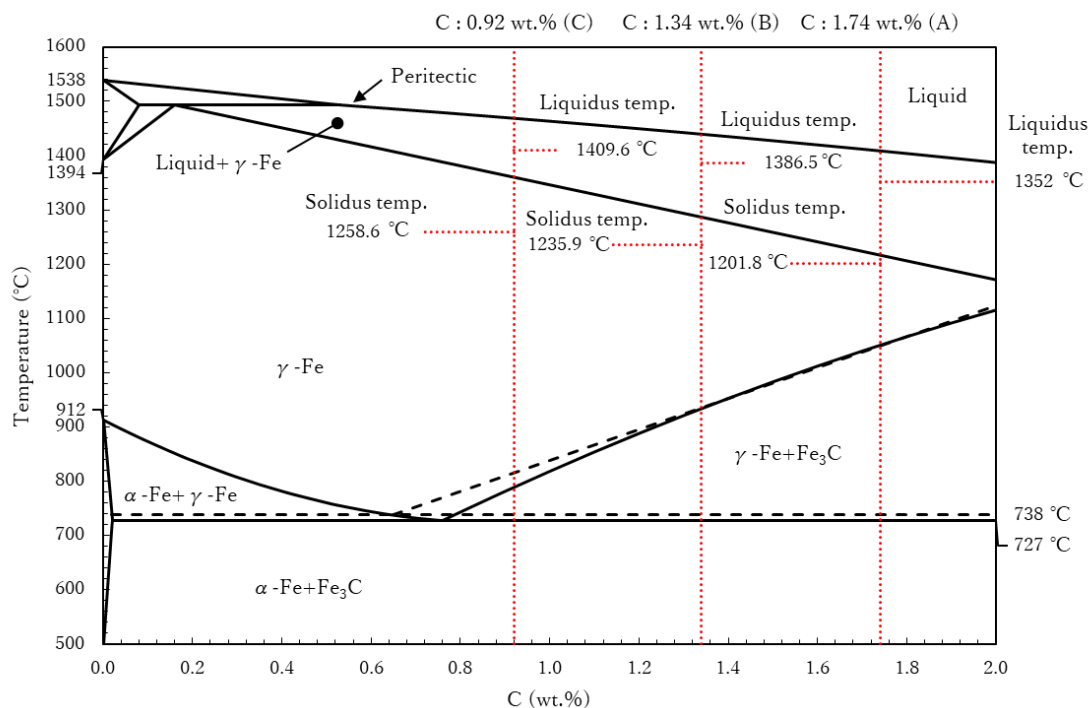


Fig. 4-6 Fe-C Phase diagram and parameters of dummy weld metal A to C.

以下，Table 4-4 に本節で得られた，溶接金属を模擬した合金の固相線温度・液相線温度をまとめて示す．計算により得られた Dummy weld metal B の液相線温度は括弧書きとしているが，以降の物性値測定で用いる各温度はここで得られた数値を使用する．

Table 4-4 Solidus temperature and liquidus temperature of dummy weld metals.

Material	solidus temp.	liquidus temp.
A (C: 1.74 wt.%)	1,201.8 °C	1,352.0 °C
B (C: 1.34 wt.%)	1,235.9 °C	(1,386.5 °C)
C (C: 0.92 wt.%)	1,258.6 °C	1,409.6 °C

4. 2. 2. 固相状態での物性値測定

(1) 密度

溶接部を模擬した合金 (Dummy weld metal) において，2. 4. 節と同じ手法で固相状態での密度測定を行った．Table 4-5 に液中秤量法による密度測定の結果を示す．B-C-A の順に大きいですが，明瞭な差異は見られなかった．組織観察時に見られた A→C にかけてのフェライトの減少を考慮すると，密度は C% の減少に伴って微増すると推測できるため，この範囲の C% の変化は密度変化に影響を及ぼさないようである．

Table 4-5 Density of dummy weld metal at 20°C.

Material	Density(g/cm ³)
Dummy weld metal A (C: 1.74wt.%)	7.84
Dummy weld metal B (C: 1.34wt.%)	7.89
Dummy weld metal C (C: 0.92wt.%)	7.85

次に Dummy weld metal A ~ C の押し棒式による線膨張係数の測定結果を Fig. 4-7 に、2. 4 節と同じ手法で算出した密度-温度グラフを Fig. 4-8 に示す。こちらも大きな傾向変化は見られないが、A₁ 変態点付近では 2. 4 節の鑄鉄の例で述べた炭素の侵入による影響がわずかにみられる。Dummy weld metal はオーステナイト地であり、変態点付近の変曲点は部分的に存在するフェライトが fcc へ変態し、そこに偏析している C の侵入によって線膨張率が増大することで、釣り合いにより横ばいとなる区間が発生する。変態前後でもオーステナイト地であることは変わらず、線膨張率の変化もほとんど見られない。この結果からも、温度依存する Dummy weld metal A ~ C の密度は、この組成変化の領域ではほとんど影響を与えないことがわかる。

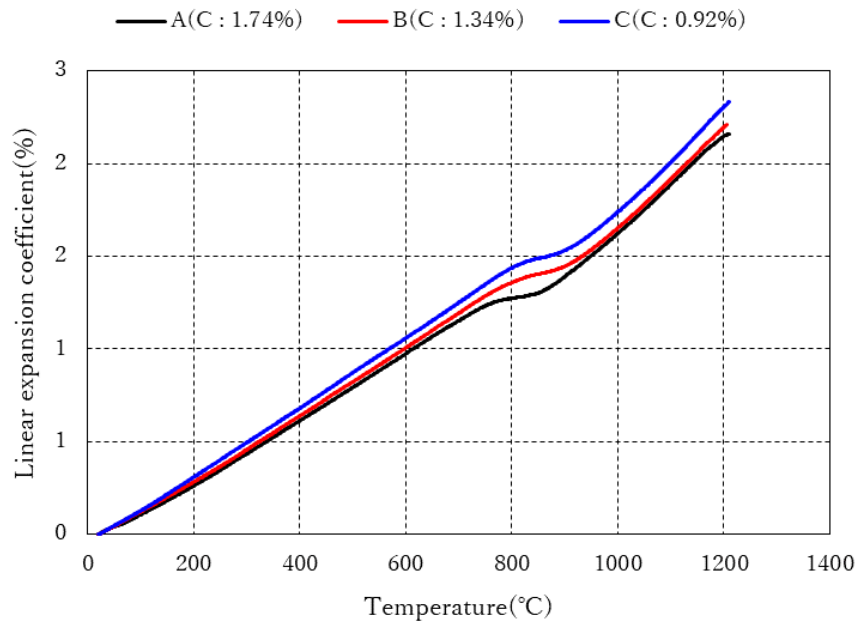


Fig. 4-7 Linear expansion coefficient of Dummy weld metals

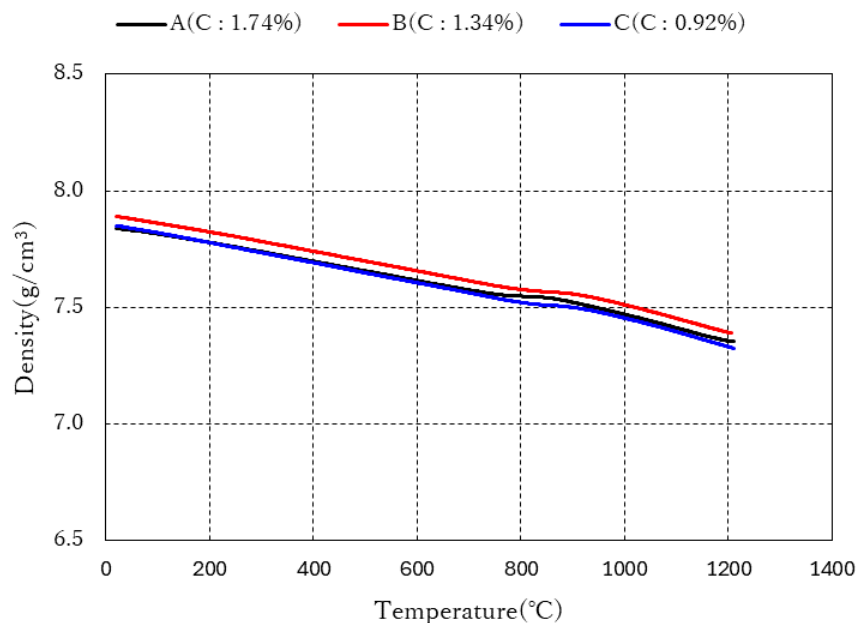


Fig.4-8 Density of 3 dummy weld metals at solid state

(2) 比熱

Dummy weld metal の比熱についても 2. 4 節と同じ手法で測定を行った。測定結果を Fig. 4-9 に示す。Dummy weld metal の比熱では母材の時のような変態時に極端なピークを示しておらず、密度グラフ上の変曲点とほぼ同じ温度帯で若干の低下を示し、C%の多い順に早く生じている。TG-DTA 分析ではこの温度領域で TG 曲線が変化しないまま DTA 曲線で発熱が見られ、粒界に存在するセメンタイトが全オーステナイトに変化している様子であると推測できる。この温度域に Acm 線が存在すると考えられるが、二元系平衡状態図のときとは C%との相関が逆であり、Ni を初め複数の元素による複雑な変態挙動が伺える。

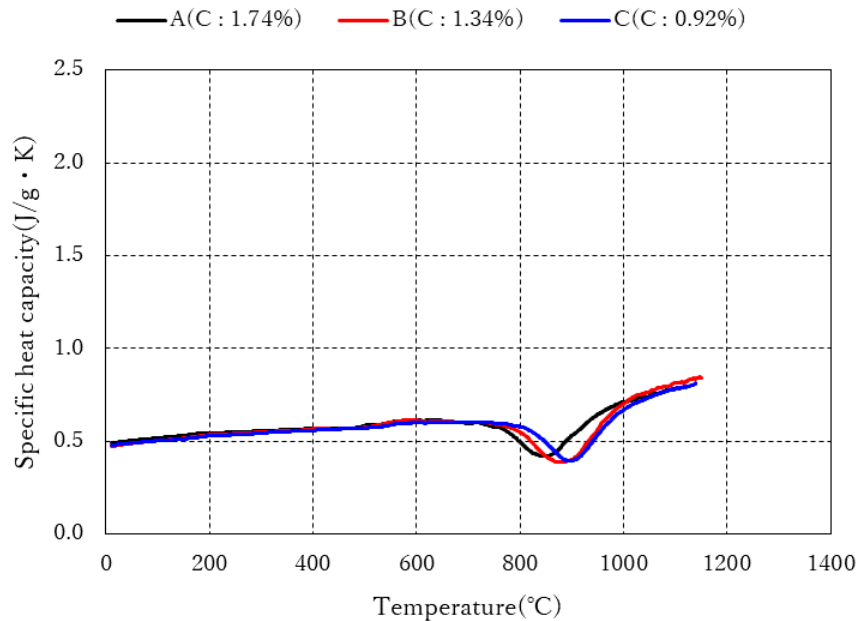


Fig. 4-9 Specific heat capacity of dummy weld metals

4. 2. 3. 液相状態での物性値測定

(1) 密度

液相状態における物性値測定についても 2. 5 節と同じ手法でそれぞれ行った。密度測定結果を Fig. 4-10 に示す。固相状態のときと同様に 3 種の間で密度差はほとんど見られず、若干の傾き減少を示すのみであった。それぞれ $R^2=0.9$ 以上の決定係数で式 (4-3), (4-4), (4-5) の様に線形で近似できる。

固相状態の時の密度と同時にプロットしたものを Fig. 4-11 に示す。母材のときと同様に固相状態における測定最高温度から固相線温度までは式 (4-6), (4-7), (4-8) の温度区間において線形近似して延長している。傾向差はほとんど見られないが、固相状態時および液相状態時それぞれで、固相線温度・液相線温度以外は母材の炭素鋼とほぼ同じ値をとる。炭素鋼の C: 0.27% から Dummy weld metal A の C: 1.74% まででほとんど密度差を示さない一方で、鋳鉄の C: 3.7% で極端に低い密度を示す様子から、密度は単純な炭素含有量ではなく存在状態によって変化していることがわかる。これにより溶接部および鋳鉄と溶接金属の界面では球状黒鉛の部分的な溶出が起ることで密度が増大 (= 収縮) することが理解できる。2. 5 節の結果から鋳鉄単体では凝固膨張を示すが、球状黒鉛周辺では部分的な収縮が起る可能性があり、凝固プロセス中の残留応力形成をより複雑化させるものと考えられる。

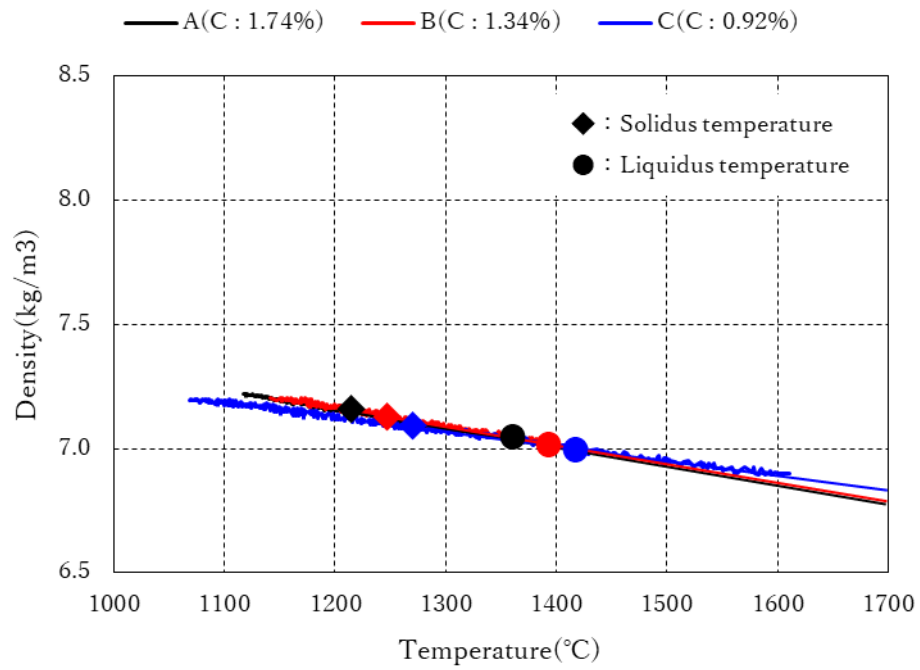


Fig. 4-10 Density of dummy weld metals.

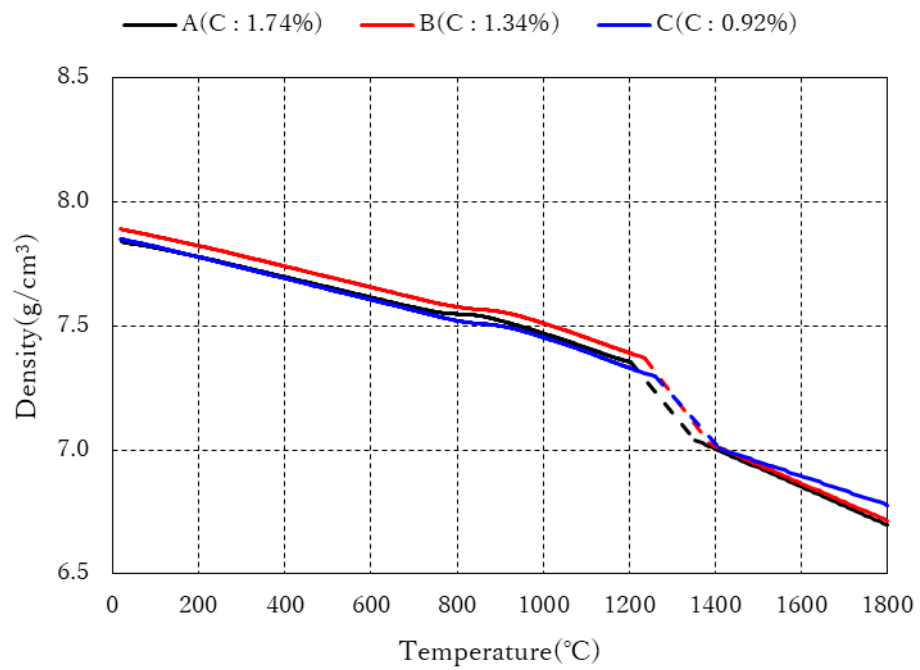


Fig. 4-11 Calculated density of dummy weld metals.

$$\rho_A = -0.767T + 8079 [kg/m^3] \quad (4-3)$$

$$\rho_B = -0.753T + 8069 [kg/m^3] \quad (4-4)$$

$$\rho_C = -0.584T + 7829 [kg/m^3] \quad (4-5)$$

$$\rho_{A(T=1000\sim1200)} = -0.582T + 8053 [kg/m^3] \quad (4-6)$$

$$\rho_{B(T=1000\sim1200)} = -0.603T + 8116 [kg/m^3] \quad (4-7)$$

$$\rho_{C(T=1000\sim1200)} = -0.624T + 8081 [kg/m^3] \quad (4-8)$$

Dummy weld metal 3 種についても固相線温度と液相線温度での密度が求められたので、母材と同じく凝固収縮率 S を求める。計算した結果を Table 4-6 に示す。密度と同じくおおむね炭素鋼と同じであり、4%台の凝固収縮率を示す。この結果より炭素鋼と溶接金属では凝固収縮、鋳鉄のみ凝固膨張を示し、かつ前述の鋳鉄における複雑な収縮機構が考えられ、鋳鉄内部では残留応力上、非常に不利な状況に置かれることが推測される。

Table 4-6 Solidification shrinkage percentage of dummy weld metals.

Material	$\rho_{Solidus}$	$\rho_{Liquidus}$	S
Dummy weld metal A (C: 1.74%)	7.353 g/cm ³	7.041 g/cm ³	4.42 %
Dummy weld metal B (C: 1.34%)	7.370 g/cm ³	7.026 g/cm ³	4.90 %
Dummy weld metal C (C: 0.92%)	7.295 g/cm ³	7.005 g/cm ³	4.13 %

(2) 表面張力

表面張力についても 2. 5 節と同じ手法で測定した。その結果を Fig. 4-12 に示す。測定できた範囲はほぼ過冷却域で、液相線温度以下の部分や固相線温度以下の部分も多い。Dummy weld metal C のみ高温域まで測定ができ、A と B についてもわずかな傾向差から、C%が低下するとともに表面張力は緩やかな減少を示す様に見える。母材のときは酸素吸着の影響から低温側で正の温度依存を示してから反転する様子が確認できたが、Dummy weld metal では測定領域で既に酸素離脱の途中であり、以降の純粋状態となる負の温度依存へ向けて効果している様子が見られた。この温度域での酸素離脱は母材の Ni 溶接ワイヤの傾向と酷似しており、Ni の耐酸化効果が伺える。

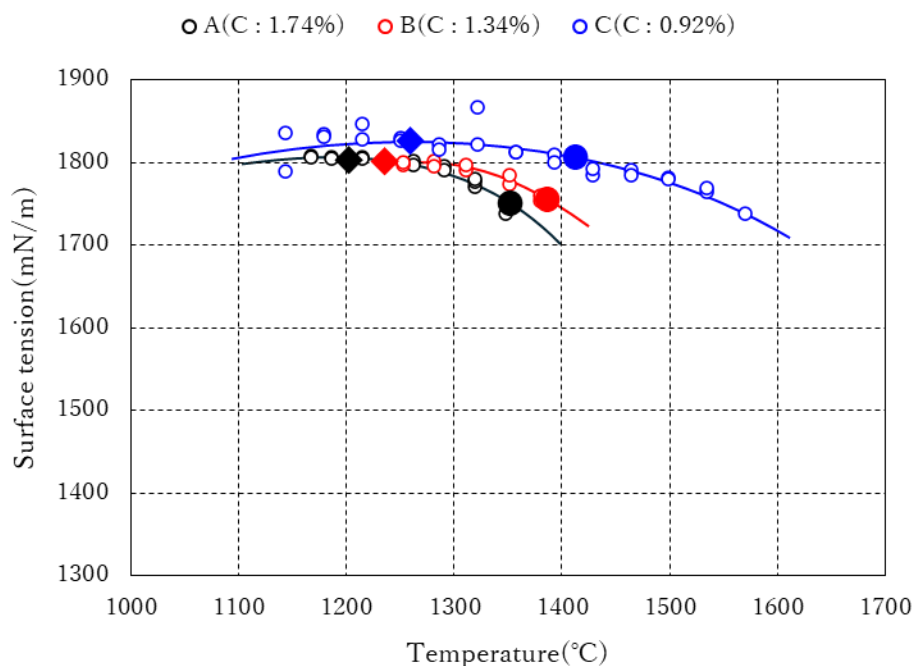


Fig. 4-12 Surface tension measurement result for 3 dummy weld metals.

(3) 粘度

次に同じく 2. 5 節の手法で測定した粘度測定の結果を Fig. 4-13 に示す. ここでの近似式は Fig. 4-14 のアレニウスプロットで得た近似式 (4-9), (4-10), (4-11) を式 (4-12), (4-13), (4-14) に変換したものである. Dummy weld metal B のみやや高い値を示すが, これまでの傾向と組成を考慮すると有意な差ではないと判断する. つまり C%の差, Ni 溶接ワイヤの位置によっては溶接金属の粘度は変化せず, 溶融断面形状の変化や凝固メカニズムの変化はすべて熱拡散や対流変化のみによって生じることがわかる. 各材料と比較すると溶接金属は Ni 溶接ワイヤとほぼ同じ傾向を示し, 鋳鉄と炭素鋼に対して低粘度であり, 分布の偏りがありながらも Ni 溶接ワイヤを含む各元素を溶接金属下部までかく拌できている一因であると考えられる.

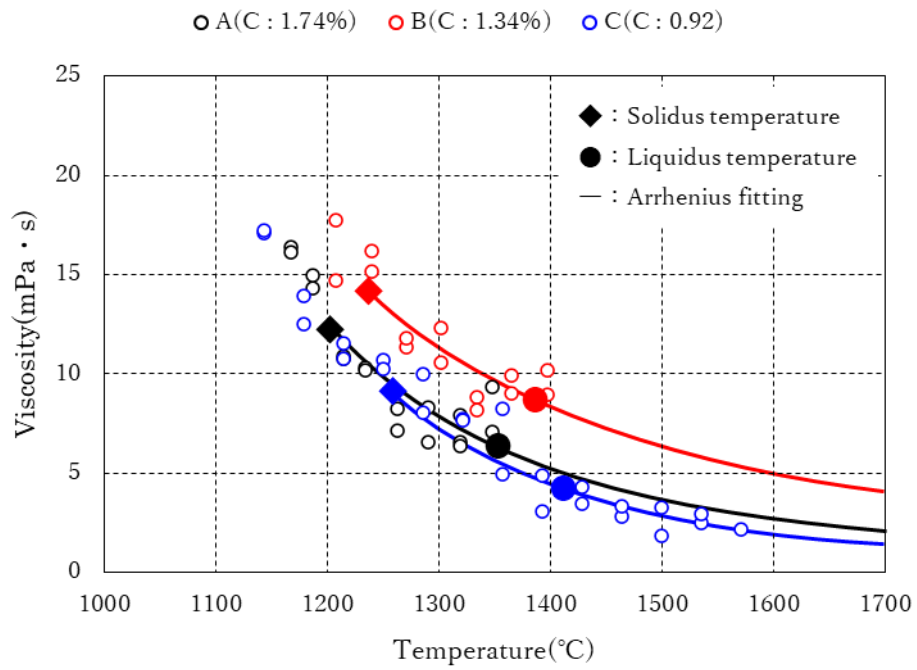


Fig. 4-13 Viscosity of dummy weld metals at liquid state.

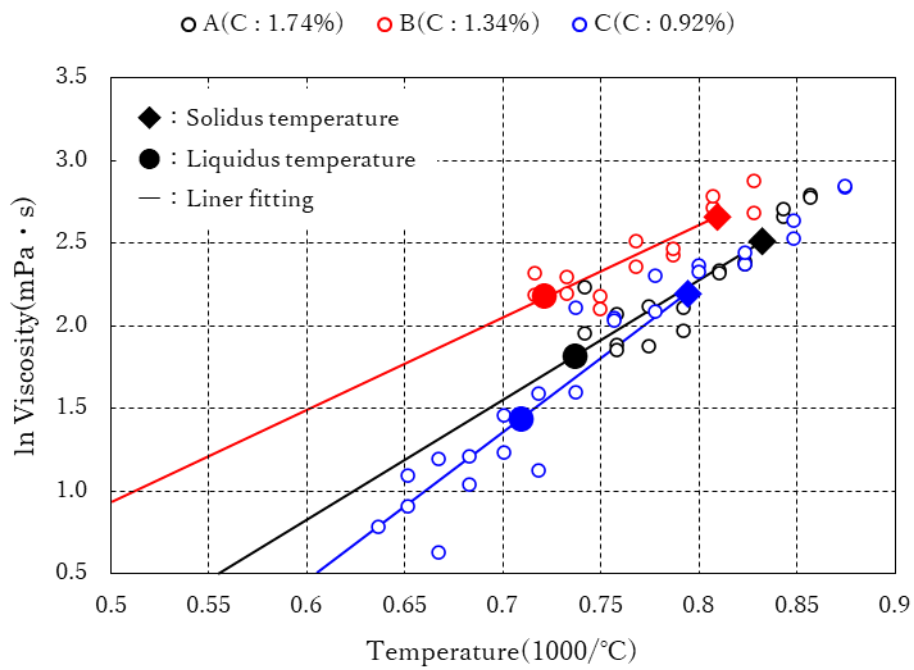


Fig. 4-14 Arrhenius plot of viscosity for 3 Dummy weld metals.

$$\ln \eta_A = -3.516 + \frac{7245}{T} \quad (4-9)$$

$$\ln \eta_B = -1.886 + \frac{5618}{T} \quad (4-10)$$

$$\ln \eta_C = -4.915 + \frac{8962}{T} \quad (4-11)$$

$$\eta_A = \exp\left(-3.516 + \frac{7245}{T}\right) \quad (4-12)$$

$$\eta_B = \exp\left(-1.886 + \frac{5618}{T}\right) \quad (4-13)$$

$$\eta_C = \exp\left(-4.915 + \frac{8962}{T}\right) \quad (4-14)$$

4. 2. 4. 機械強度と硬さ

(1) 引張強度

溶接部を模擬した合金の引張強度を評価することで、異材接合の成立性（≡母材の強度以上となるか）を確認することができる。製作した合金から各3回ずつ引張試験を行い、その機械強度について調査した。

試験片は4. 1. 節で観察したように空孔が多く、標点外での破断が多くなった。Fig. 4-15～Fig. 4-17にそれぞれの応力-変位線図を示す。標点内での破断は実線で示し、標点外での破断は点線で参考を示す。標点内で破断した引張試験において、Dummy weld metal A～Cで引張強度の差異は見られず、おおむね600MPa以上を示した。引張強度の面では鑄鉄の強度規格以上（600MPa）以上となり、本実験材料での異材接合の成立性が伺える。伸びは傾向としてC%の減少に伴い大幅に良化し、機械強度の面ではC%が少ない（≡Ni溶接ワイヤを鑄鉄側にシフトさせ、炭素鋼側を大きく溶融させる）方が有利に思われる。各試験で得られた引張強度をTable 4-7にまとめ、試験後に得た突合せ伸びの平均値を含めた比較をFig. 4-18に示す。4. 1. 節での観察結果と併せると第二相（オーステナイト地におけるフェライト）の減少と球状セメンタイトの密度低下により伸びが良化していくと考えられる。

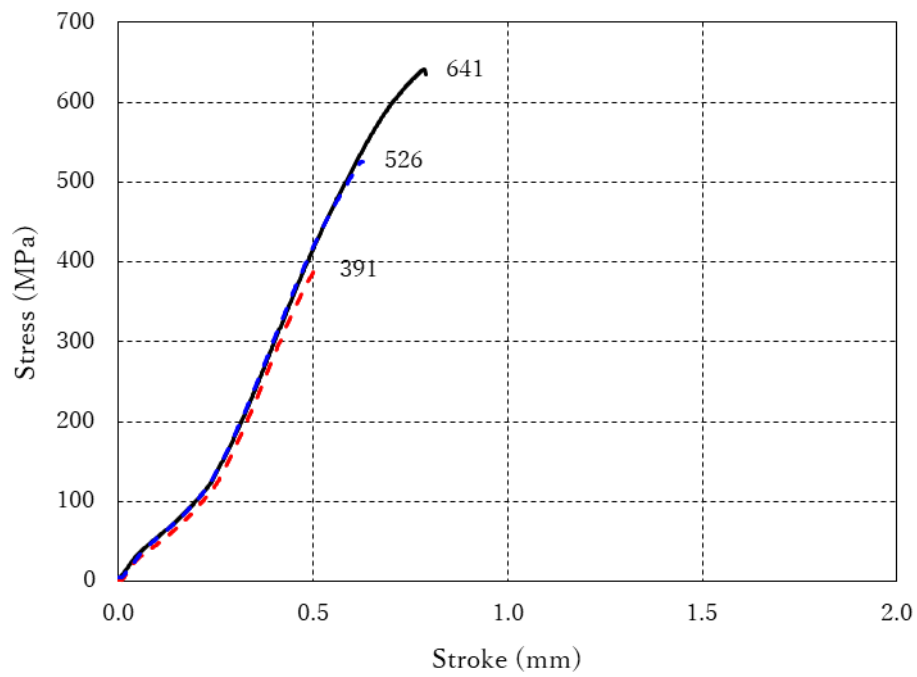


Fig. 4-15 Stress Stroke diagram of Dummy weld metal A
Black: n1, Red: n2, Blue: n3 (n2 and n3 break outside the gauge).

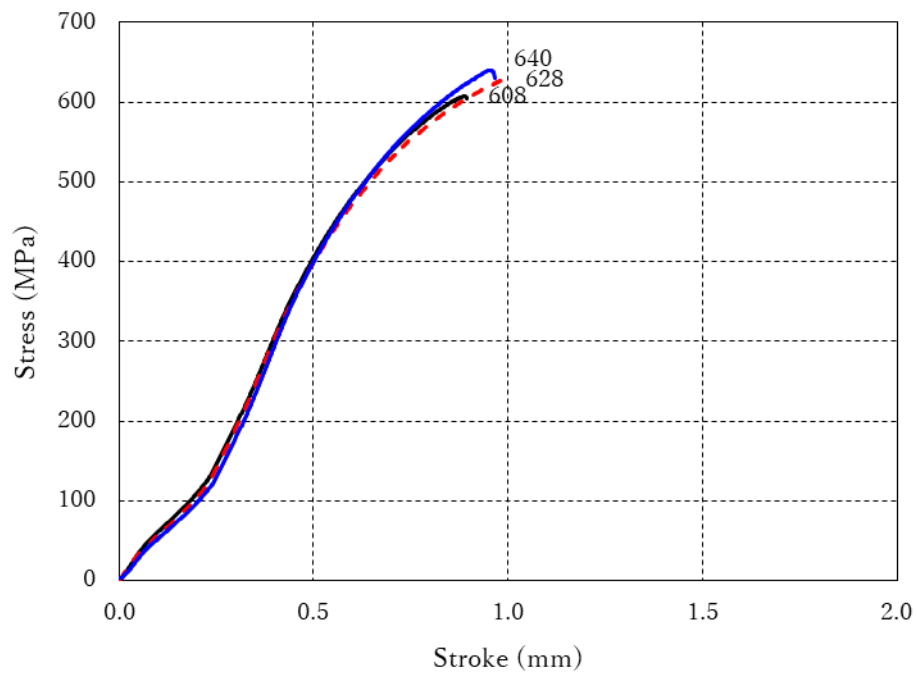


Fig. 4-16 Stress Stroke diagram of Dummy weld metal B
Black: n1, Red: n2, Blue: n3 (n2 breaks outside the gauge).

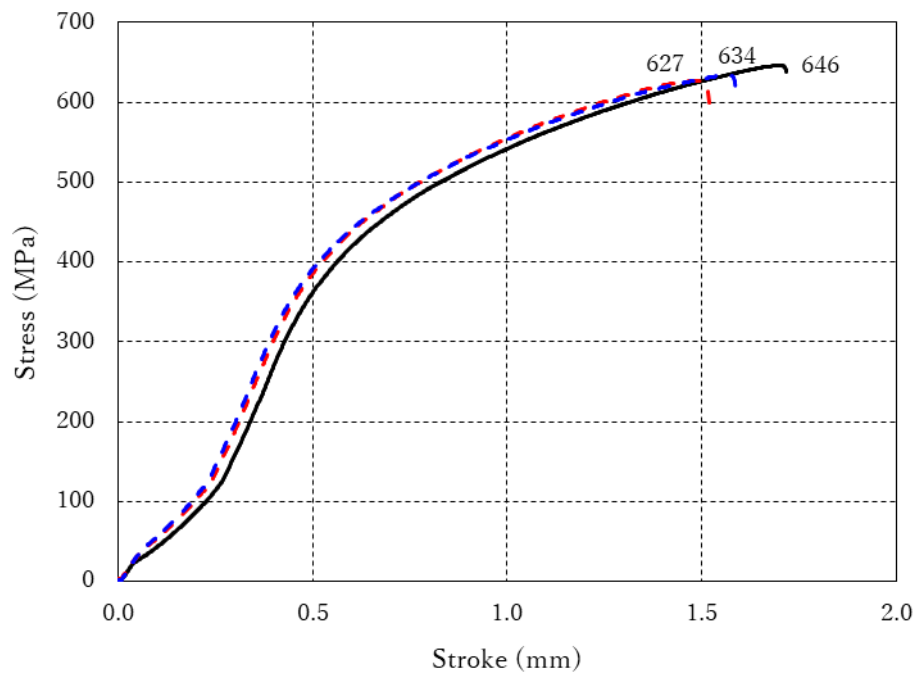


Fig. 4-17 Stress Stroke diagram of Dummy weld metal C
Black: n1, Red: n2, Blue: n3 (n2 and n3 break outside the gauge).

Table 4-7 Tensile strength of Dummy weld metals.

Material	Tensile strength (MPa)		
	n1 (black)	n2 (red)	n3 (blue)
Dummy weld metal A (C: 1.74%)	641	(391)	(526)
Dummy weld metal B (C: 1.34%)	608	(628)	640
Dummy weld metal C (C: 0.92%)	646	(627)	(634)

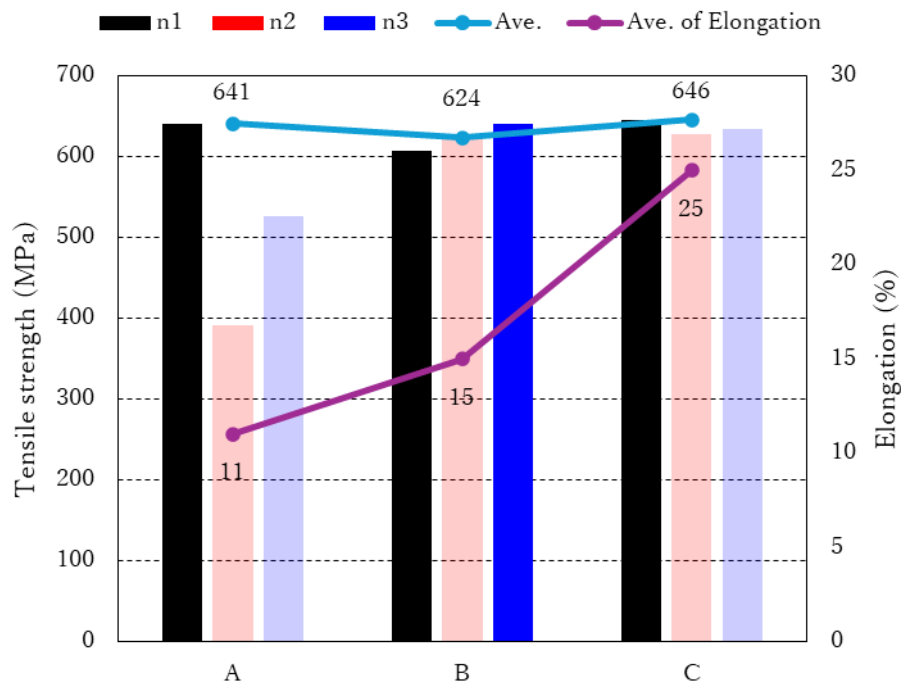


Fig. 4-18 Tensile strength and elongation comparison of dummy weld metals.

(2) 硬さ

Fig. 4-19 に Dummy weld metal A ~ C のマイクロビッカース硬さ測定結果を示す。引張試験と同様，C%の減少に伴う炭素偏析の密度低下により硬さが低下している。200 ~ 400 Hv の硬さは3章で行った溶接部における硬さ分布と一致した。実際の溶接金属相における硬さ測定では230 ~ 400 Hv を示し（3. 4節参照），溶融部断面形状と硬さのレンジから Dummy weld metal A が最も近い組成であることが示唆される。

C%の多い Dummy weld metal A ではオーステナイト地と炭素偏析部の硬度差が顕著に表れ，偏析部は250 Hv 程度の硬さを示す。Dummy weld metal B ではオーステナイト地の硬さはほとんど変わらないが，偏析層の減少に伴い，偏析部の硬さが低下し，二相間の顕著な硬度差が見られなくなっている。Dummy weld metal C では偏析部の硬さは測定できず，C 固溶量減少により低下したオーステナイト地の硬さのみが示された。

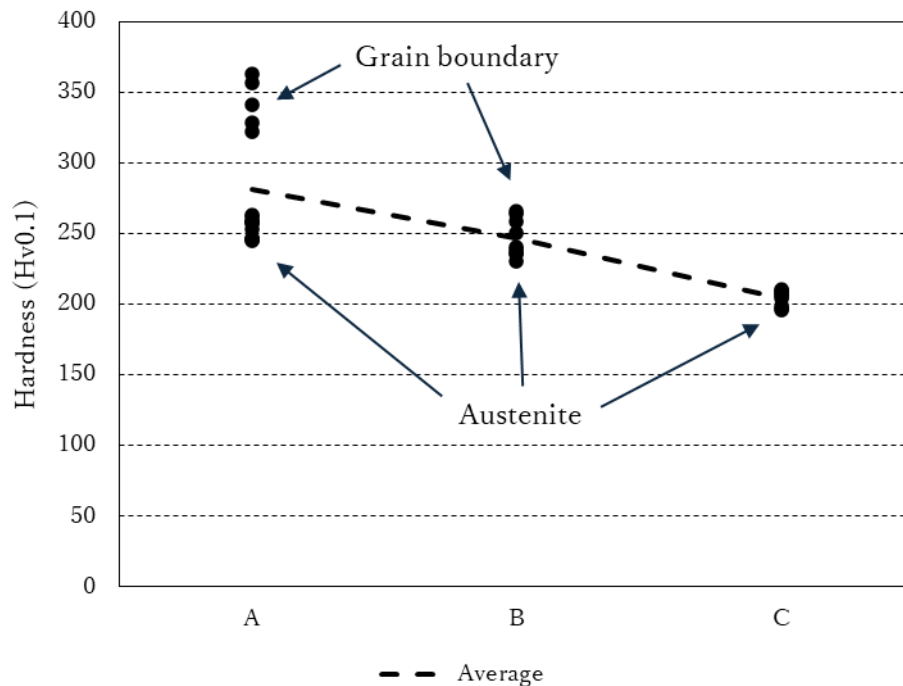


Fig. 4-19 Micro-hardness of dummy weld metals.

硬さの観点から，Dummy weld metal の評価によると鑄鉄側の溶融量を減らすことで溶接金属部の硬度をさらに低下させ，じん性を維持できる可能性があるが，3章で得た安定した溶接が可能な範囲であれば，溶接金属部で割れを生じるような溶接金属部にはなり得ないことがわかる．また Ni 溶接ワイヤを用いない場合においても，溶接金属部の硬さは炭素鋼側 HAZ と同程度であり，溶接金属部の割れを防ぐ目的であれば多少の Ni 溶接ワイヤが含まれていれば十分である．この点から溶接金属部よりも，最も硬度が高くじん性の低下する鑄鉄側 HAZ およびその溶接金属部との境界面での強度低下，割れを考慮することが重要である．

4. 3. 微小引張試験による溶接部の強度評価

本研究で取り扱う溶接部は高さ 3.5mm，幅 2mm 以下と非常に小さく，通常の引張試験を行うのは難しい．一方で溶接継手の機械強度を評価するにあたり，組成を模擬した合金の評価だけではその信頼性に乏しい．そのうえ 4. 1 節での模擬合金の組織観察では多数の空洞が見られ，事実として試験片の標線内での破断は 9 回中 4 回のみであり機械強度の正確性には疑問が残る．この課題を解決するため，本研究では大阪大学接合科学研究所が所有する微小引張試験装置を用いて，実際の溶接継手から切り出した試験片で引張試験を行った．微小引張試験装置の外観を Fig. 4-20 に，試験片の寸法を Fig. 4-21 に示す．

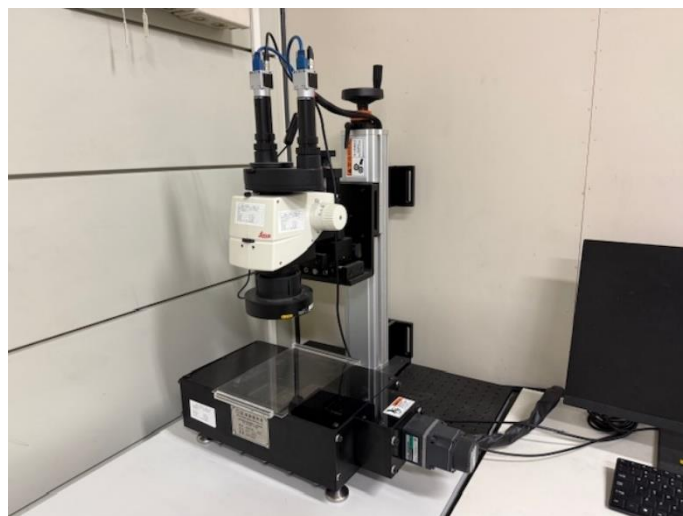


Fig. 4-20 Micro tensile testing machine.

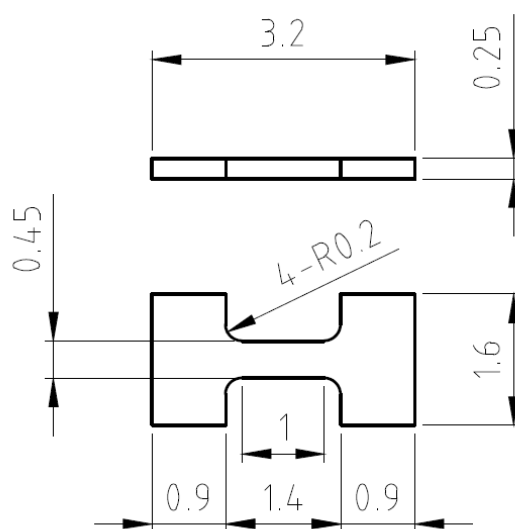


Fig. 4-21 Drawing of specimen for micro tensile test.

微小引張試験の有効性については箕島らによって確認されている⁹⁰⁾が、当時比較に用いられた材料は低炭素オーステナイト系ステンレス鋼であった。溶接継手全体では特に鋳鉄で結晶粒径が大きく、試験片の小ささが引張試験へ影響を及ぼすことが懸念される。そこで本研究への微小引張試験適用のため、鋳鉄を比較材料とした有効性の検証を改めて行う事にした。

微小引張試験では試験片そのもののひずみを直接測定することが難しいため、試験片の R 部の変位量を FEM 解析により求め、チャック間距離を補正して公称ひずみを得ている。しかし本研究の様な未知の溶接金属では FEM 解析に必要なヤング率やポアソン比などの物

理特性を予め知ることは難しい。また 4. 2. 節でわかったように、Ni 溶接ワイヤの位置が変化することによる溶接金属の組成変化によって伸びが大きく変化し、特にヤング率は FEM 解析に影響を及ぼすには十分な変化を示すと考えられる。加えて佐藤らの調査^{9 1)}によると長方形断面をもつ試験片による引張試験では、標点距離と試験片断面積の比が大きいほど伸びは短くなることが示されており、微小引張試験によって伸びを得ることは非常に難しいと思われる。以上のような理由から、本研究では微小引張試験による評価は引張強度の比較検証を主目的と置くことにする。

Fig. 4-22 に 2. 6. 節で得た鋳鉄の引張強度と、微小引張試験によって得た引張強度の比較を示す。微小引張試験の方が最大で 8%ほど低い値となっているが、通常の引張試験でも 3%の差があり、ばらつきの範囲内であると解釈する。また微小引張試験 n2 中の誤差は 1%であり、この結果から特に結晶粒径の大きい鋳鉄においても微小引張試験が有効であると判断した。

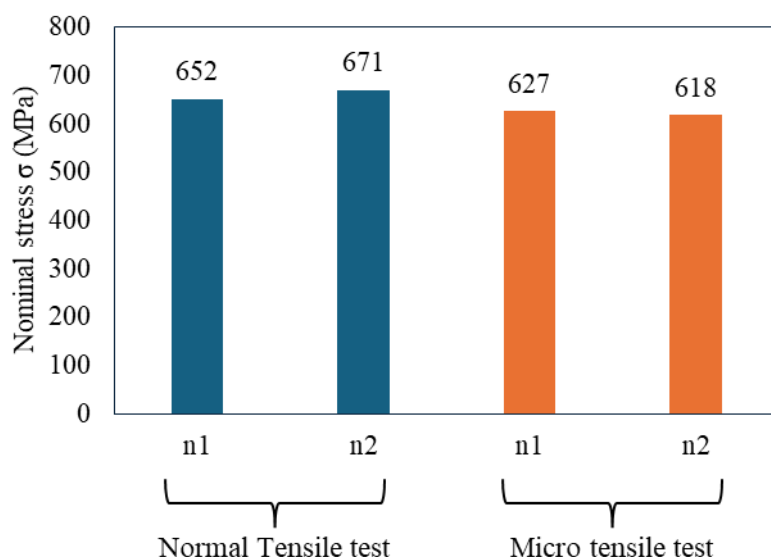


Fig. 4-22 Comparison of normal tensile test and micro tensile test on cast iron.

前述の結果を踏まえて、実際の溶接継手から切り出した溶接金属部の微小引張試験の結果を Fig. 4-23 に、4. 2 節で得た Dummy weld metal A ~ C の引張強度との比較を Fig. 4-24 に示す。改めて述べておくと、Dummy weld metal での引張試験 9 回中、5 回の試験で標線外での破断となっているが、標線内で破断した試験の結果から推察すると Dummy weld metal A ~ C で引張強度に有意差は見られなかった。また溶接実験により得られた試験材料は、溶融断面の形状と硬さの分布から Dummy weld metal A が最も近いと考えられるのであった。微小引張試験による引張強度は 150MPa 近く大きい結果となった。Fig. 4-24 で微小引張試験による溶接金属の引張強度を、特に Dummy weld metal A の結果と比較すると、微小引張試験の結果は 25%大きく、800MPa 近い結果となった。3. 3 節における溶

融断面の観察時に Dummy weld metal の様な空孔は確認できておらず、また微小引張試験の破断面部分 (Fig. 4-25) および公称応力-変位線図から微小引張試験は適切に完了していると考えられ、微小引張試験で得られた結果が溶接金属部の本来の引張強度であると判断でき、その引張強度を 799MPa と結論づける。ただし Dummy weld metal の引張試験による結果は、標線内で破断した結果どうしのばらつきの小ささから、Dummy weld metal A ~ C で見られた C%の差による伸びの傾向は確かに存在すると考える。

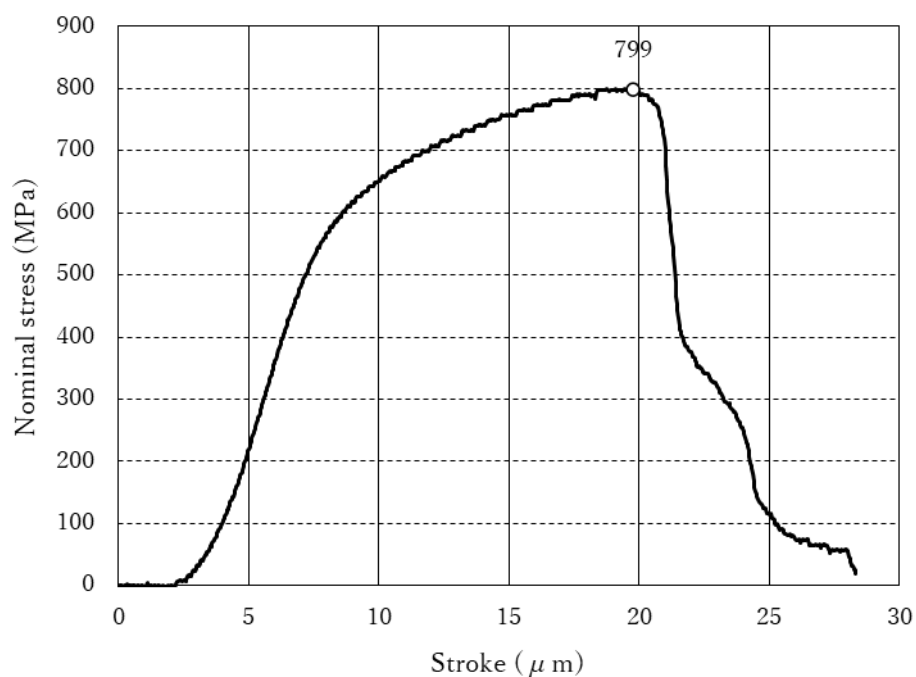


Fig. 4-23 Stress – Stroke graph of micro tensile test (right).

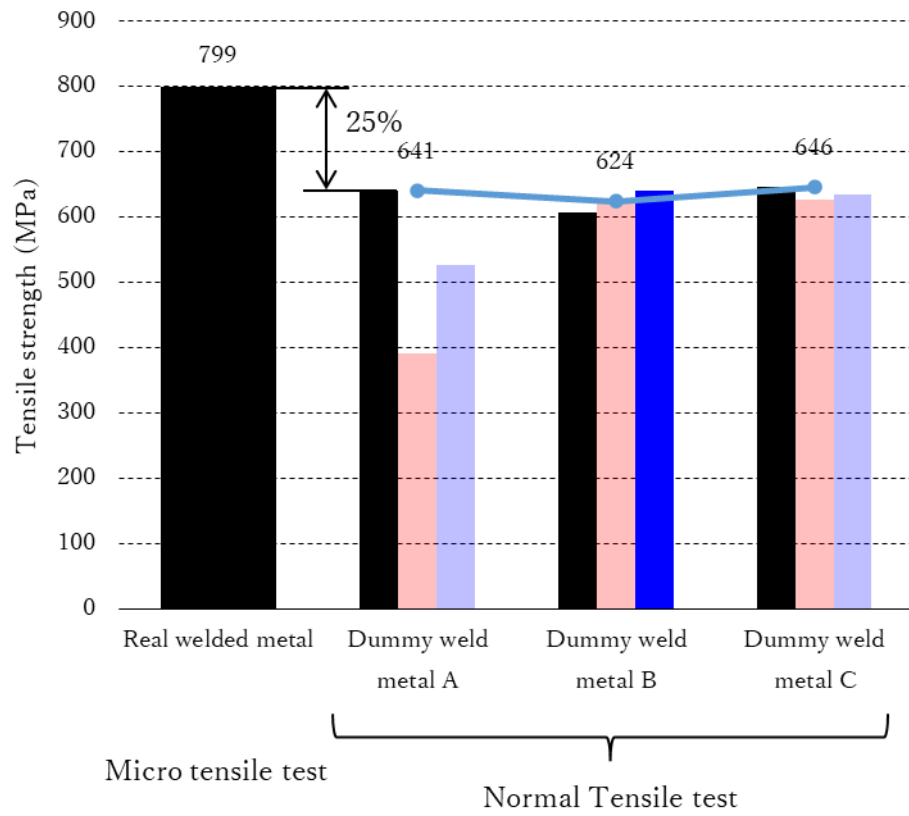


Fig. 4-24 Comparison of real weld metal and dummy weld metal.

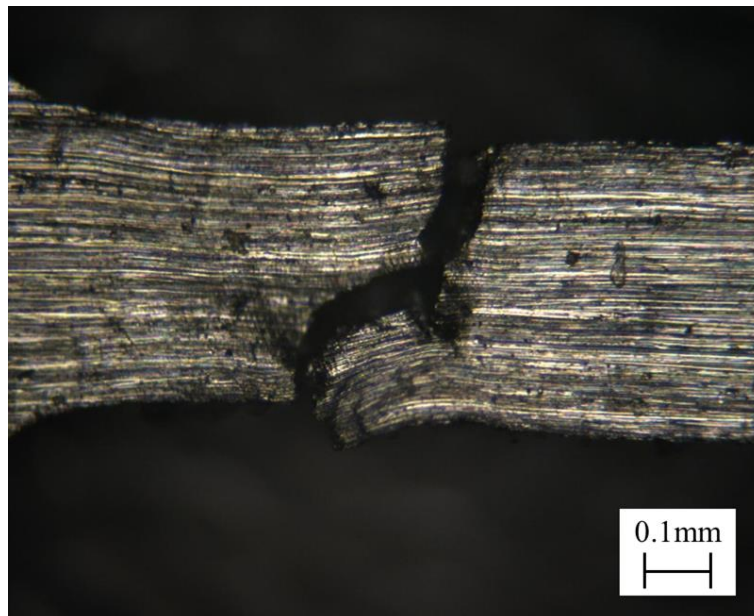


Fig. 4-25 The fracture location on the specimen of real weld metal.

本研究で主に観察された溶接割れは 3. 2 節の別条件で見られた鑄鉄側 HAZ での低温割れであった。また硬さ分布測定でも最大硬さは常に鑄鉄側 HAZ の領域で観察されたため、依然として最も割れが発生する可能性が高いのは鑄鉄側 HAZ である。溶接継手の成立性評価には鑄鉄側 HAZ の引張強度も評価することが望ましいため、炭素鋼側を含めた両側の HAZ でも微小引張試験を行った。

Fig. 4-26 に鑄鉄側 HAZ と炭素鋼側 HAZ の応力-変位線図と、Fig. 4-27 に各相における引張強度の比較を示す。鑄鉄側 HAZ ではストロークが 40% 低下し、引張強度は 11% の増加にとどまる著しい脆化を示した。この結果は 3. 3 節で確認したフェライトの消失とマルテンサイト化した組織、および部分的なレデブライトの生成と一致する。炭素鋼側では母材の微小引張試験を行っていないためストロークの比較はできないが、引張強度は 33% 低下しており、鍛造時に強化された引張強度が A_1 変態点を越えた熱サイクルによりリセットされたものであると推測される。本研究における材料選定および溶接条件では両母材からの HAZ 部での増減を通じて、鑄鉄側から炭素鋼側にかけて引張強度は段階的に上昇していくことがわかった。これにより鑄鉄の材料強度規格に準じて強度設計されている場合は十分な継手強度を得られることがわかる。また引張強度の面では前節の Ni 溶接ワイヤの位置変化に伴う溶接金属の C% 変化を考慮しても、引張強度自体は変化せず、継手強度自体は安定して得られることがわかった。

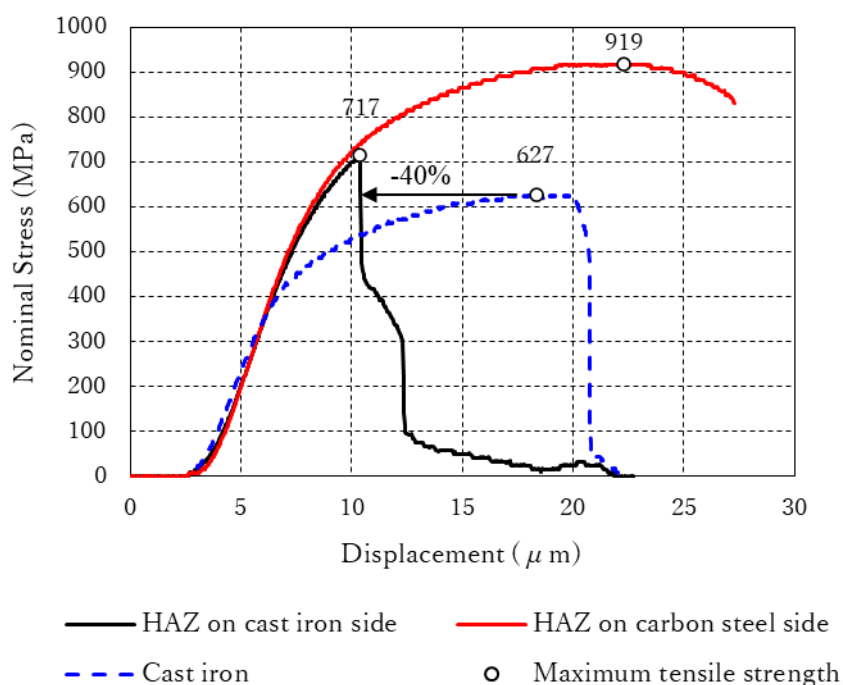


Fig. 4-26 Stress Stroke diagram on HAZ of both sides.

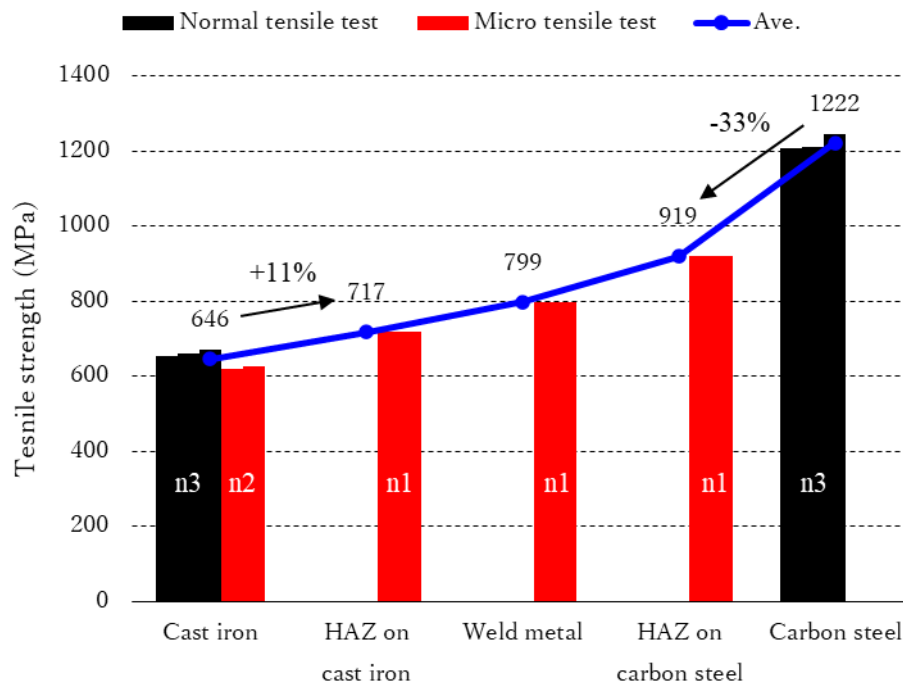


Fig. 4-27 Comparison of tensile strength in each phase.

ここで、3. 2節で述べたNi溶接ワイヤを用いず、溶接速度 3.0 m/min で溶接したときに割れが発生していなかったが、引張強度上この溶接継手は成立しないことについて調査結果を記述する。

Fig. 4-28 はNi溶接ワイヤ無し、溶接速度 3.0 m/min の溶融断面における硬さ分布カラーマッピングである。3. 2節で測定したNi溶接ワイヤを使用した場合の硬さ分布と比較して溶融部の硬さは3倍近く、マルテンサイト化によりほぼ铸铁側 HAZ と同等の硬さを示している。ここでのマルテンサイトは典型的なレンズマルテンサイトであり (Fig. 4-29), 周囲の残留オーステナイトで低硬度部が測定されている。ここで見られる残留オーステナイト中のレンズマルテンサイトもサブゼロ処理により成長する可能性があり^{9,2)}この時点で自動車部品として実使用上の課題が残る。

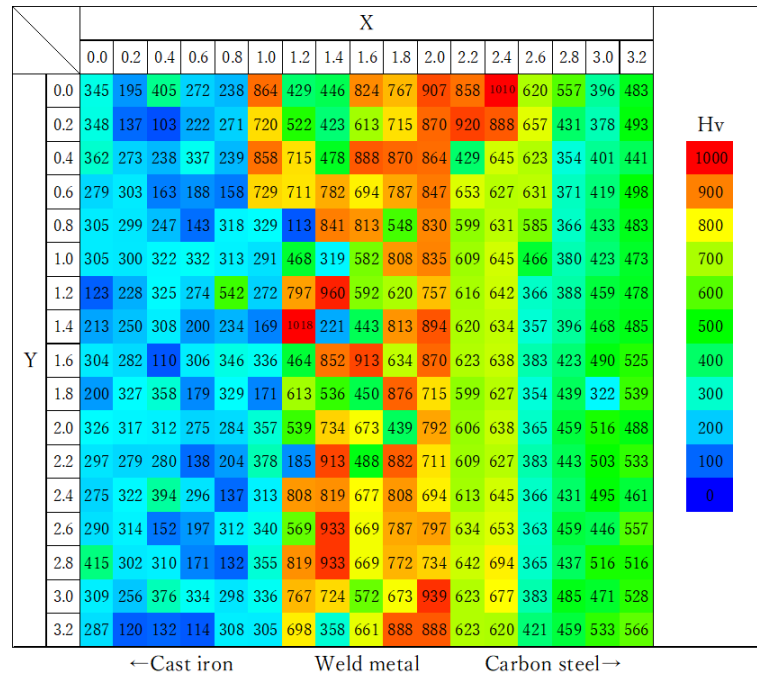


Fig. 4-28 Hardness distribution of welded joint
(without wire and welding speed 3.0 m/min).

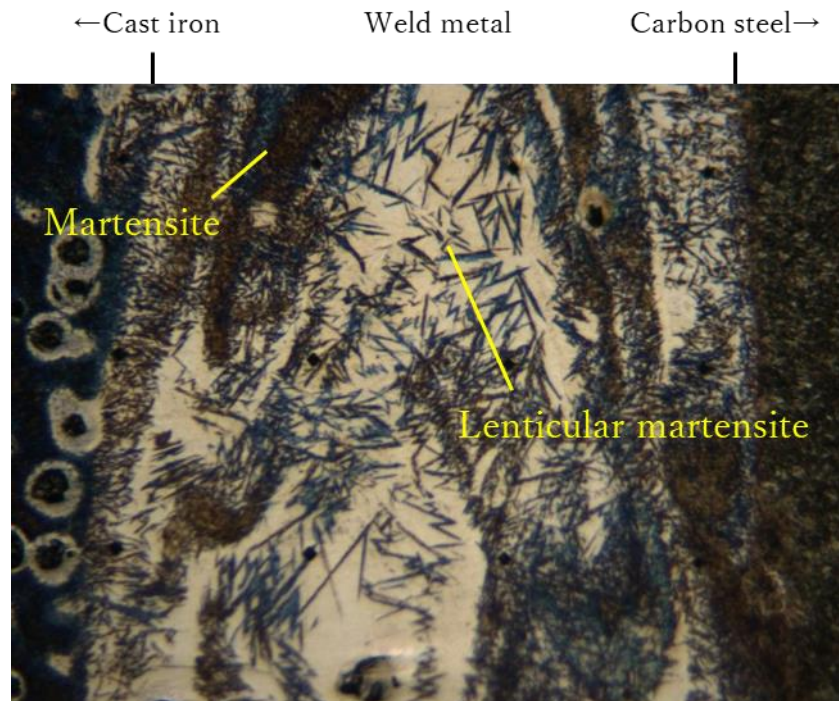


Fig. 4-29 Lenticular martensite in weld metal.

次にワイヤを用いない条件での微小引張試験の結果を Fig. 4-30 に示す。その引張強度は総じて鑄鉄の強度規格 600 MPa 以下であり、母材より低い値を示す。加えてその応力変位線図の形状と Fig. 4-31 に示す破断の様子からオーステナイト粒界に生成したレンズマルテンサイトにより、降伏点を示さず著しい脆化を示していることがわかる。

以上のような残留オーステナイト中のレンズマルテンサイト組織、極端な脆化および引張強度の低下から、本研究で使用した鑄鉄と炭素鋼を使用して Ni 溶接ワイヤを用いずに溶接したとき、溶接後および 72 時間後まで割れを生じていなくともその溶接継手構造は成立しえないことがわかった。またこのような組織形態は溶接後の焼き戻し熱処理を施しても靱性のある組織には改質されず、工法そのものが不成立であると考えられる。

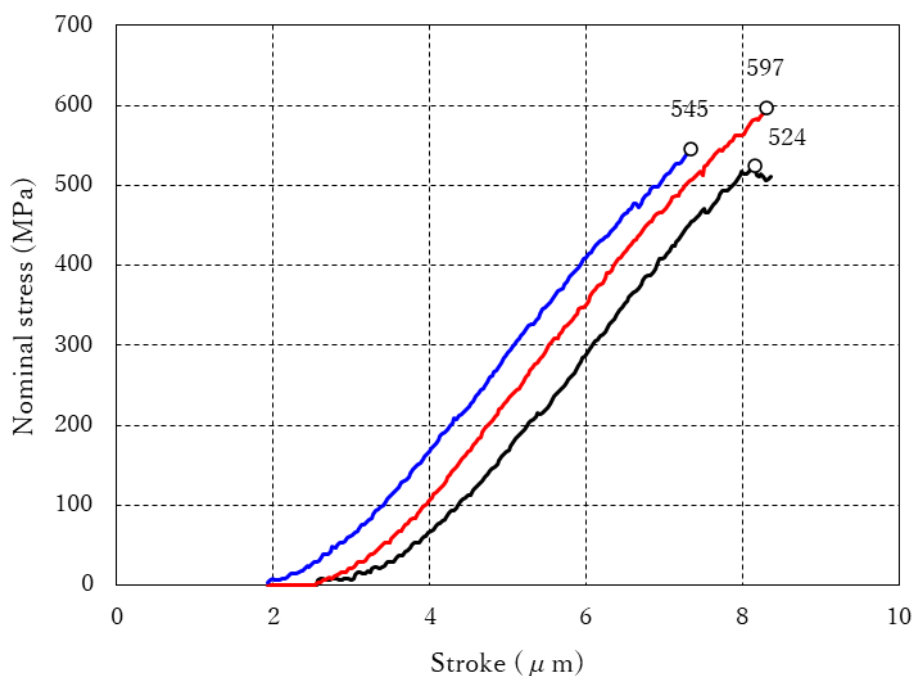


Fig. 4-30. Stress Stroke diagram on weld metal of without wire.

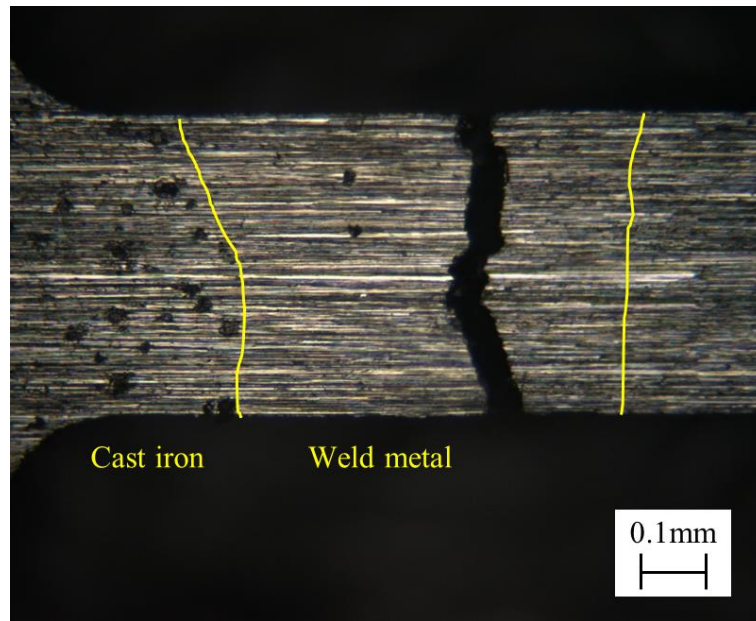


Fig. 4-31 The fracture location on the specimen of without wire.

4. 4. 溶接継手の強度評価についての総括

球状黒鉛鋳鉄の溶接可能性，レーザ溶接の適用，溶接材料としての評価等，個別にはこれまで多くの論文で議論されてきたが，本研究ではそれらを統合し実生産を視野に入れた溶接継手の成立性として評価を行った．特に 3. 3 節で示した Ni 溶接ワイヤの位置変化に伴う溶融断面形状の変化を考慮した特性の調査は本研究が初めてである．

Ni 溶接ワイヤの位置によって変化する溶融断面形状を 3 形状定義し，その組成を模擬した合金を製作することで様々な物理特性の調査を行い貴重なデータを得ることができた．Dummy weld metal の物理特性調査では 2 章での材料特性調査の結果と併せることで溶接部の凝固プロセスをより明確に理解することができる．溶接部の凝固順序は炭素鋼，溶接金属，鋳鉄の順であり，Ni 溶接ワイヤの位置変化で溶接金属部の液相線・固相線温度は 50℃ 程度変化することまでわかった．この融点変化は 3. 3 節で検証した溶融断面における凝固プロセスが変化することで，鋳鉄単体で溶融-凝固する領域が増減し，最終的にチル化する可能性のある領域が変化する現象をより裏付ける結果となった．溶接部の融点順序を考慮すると，溶接金属部が凝固しはじめた後，依然として鋳鉄単体で溶融する領域が存在することとなる．この領域でレーザ溶接特有の急冷サイクルが付与されると，Ni 溶接ワイヤをどれだけ多く使用してもチル化は防ぐことができない．むしろ溶接金属中の Ni 溶接ワイヤの割合が増えることで，溶接金属と鋳鉄の凝固点差が広がり，鋳鉄単体の溶融領域を増大させることでチル層を拡大する恐れがある．また鋳鉄の凝固膨張が 2. 5 節の調査結果でも確認でき，鋳鉄のみで溶融する領域が増大すると鋳鉄の膨張により圧縮応力が付与され，継手構造内の応力バランスが複雑化する．このような応力分布中では少量の白鉄であっても鋳鉄内での収縮量差を生じ^{9,3)} 割れにつながる恐れがある．一方で 3. 2 節の調査結果から Ni

溶接ワイヤの送給量ではほとんど溶接金属部の硬さが変化しない。このことから、溶接金属部での割れは多少の Ni 溶接ワイヤが含まれていれば良く、それよりも鋳鉄側の高硬度化およびチルの生成に注意を払うべきである。

その他に溶融断面形状の変化による物理特性の変化はそれほど多くは見られなかったが、引張強度や硬さの測定ではそれぞれ大きな変化を確認することができた。引張強度はほとんど変化しないものの、伸びは炭素鋼側を大きく溶融する方が鋳鉄側を大きく溶融する場合に比べて倍以上改善し、硬さについても炭素含有量の減少に伴って炭素偏析が少なくなり減少する様子が確認できた。これらの機械特性傾向からは炭素鋼側を大きく溶融した方が溶接継手強度を向上させるように思えるが、先に述べたチル化領域の増大が致命的となり、鋳鉄側の溶融を大きくする方が重要であると考えられる。

引張強度の調査では微小引張試験により継手構造の各相の機械強度を比較することで、本研究により得た溶接継手構造の成立性を入念に調査した。レーザ溶接継手の引張強度については今までに多くの論文等で議論されてきたが、継手構造全体の引張試験を行うものがほとんどであり、熱影響部単体の引張強度については調査結果がほとんど無い。本章での調査では引張強度は鋳鉄母材から炭素鋼母材にかけて、段階的に上昇し、材料規格上最も引張強度が低い鋳鉄を下回らないことから、本研究による溶接継手構造の成立性が確認できた。ただし炭素鋼側の熱影響部ではレーザ溶接による熱サイクルにより鍛造材料の引張強度が低下する現象が観測された。一般に鋳鉄を含む異材溶接では、鋳鉄側の溶接性の悪さ、HAZ 部の脆化が多く論じられるが、鍛造材料を用いる場合は熱サイクル付与による強度低下をおよぼす。今後さらなる差動装置の小型軽量化を進めていくにあたり、歯車加工部位と溶接箇所が近接すると、この現象が歯車強度の低下を及ぼす可能性があり、適用には本研究と同等の網羅的な調査と設計考慮が必要である。

5. 残留応力の評価

(1) コンタ法による残留応力測定

深さ 3.5mm に対し幅 2mm 以下の微小領域において、穿孔法や X 線回折法による残留応力測定は難しい。本研究では 2 章および 4 章で溶接母材にとどまらず溶接金属部、および熱影響部にいたるまで力学特性を網羅的に調査した。本研究では溶接後の残留応力把握のため Fig. 5-1 に示すモデルと得られた力学特性を使用してコンタ法による測定を行った。

Fig. 5-2 に溶接部断面で行ったコンタ法による残留応力測定の結果を示す。傾向として残留応力は溶接金属の炭素鋼側で高い引張応力を示し、冷却過程での炭素鋼側における凝固収縮の影響が伺える。铸铁側は凝固膨張を示すが、炭素鋼側および溶接金属の凝固収縮により圧縮応力には至らないが比較的低い応力分布を示している。

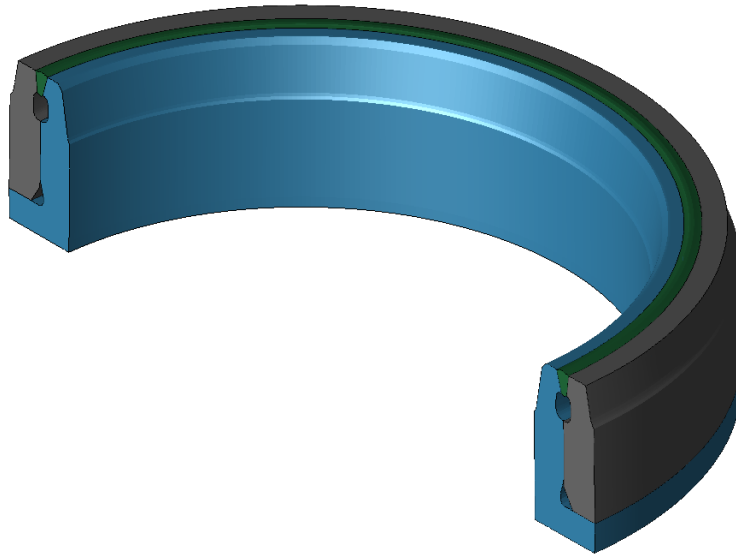


Fig. 5-1 Computational model of the contour method.

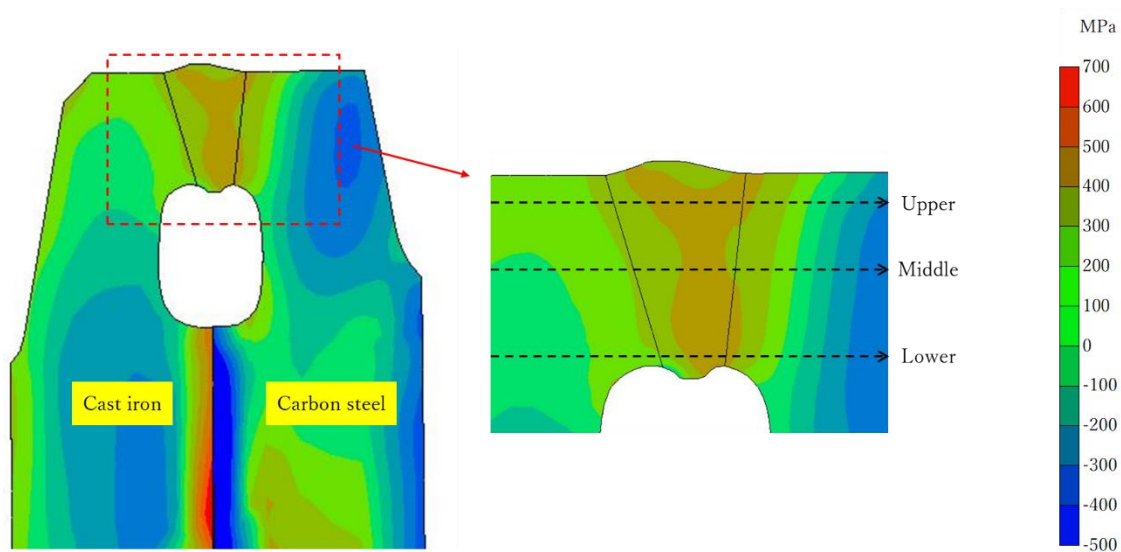


Fig. 5-2 Residual stress of welded joint area by contour method.

Fig. 5-3 に Fig. 5-1 中の Upper, Middle および Lower の線上における残留応力分布のグラフを示す. 最大引張応力は炭素鋼寄りの溶接金属内で 357MPa 程度であった. 3. 2 節の実験で溶接速度が 13%程度下がると低温割れを生じていたことと, 2. 6 節における引張試験の結果を考慮すると, コンタ法による残留応力測定の結果はかなり低めの値であるとみられる. コンタ法は切断面の表面起伏を用いて測定を行う手法であり, 本研究で取り扱ったような円形の溶接では, 測定面の切り出し時点で Fig. 5-1 上の周方向にも変形を生じ, ある程度の残留応力が開放されてしまっていることが考えられる. 表面起伏以外の変形成分を考慮すればより正確な測定ができる可能性があるが, 今回はその結果を得るまでには至らなかった.

円周溶接の断面における微小な残留応力分布は, 切断を伴う時点でコンタ法の適用が現段階では難しいことがわかった. しかし切断を伴わない, 非破壊による手法で微小領域での残留応力測定を行うことはほぼ不可能である. そこで本研究の 3 章および 4 章で得た熱物性値を用いて熱弾塑性解析を行い, 非破壊時の残留応力予測を行った. 熱弾塑性解析ではレーザーによるキーホール挙動から熔融池の対流まで考慮した高度な計算を行っている^{9,4)}.

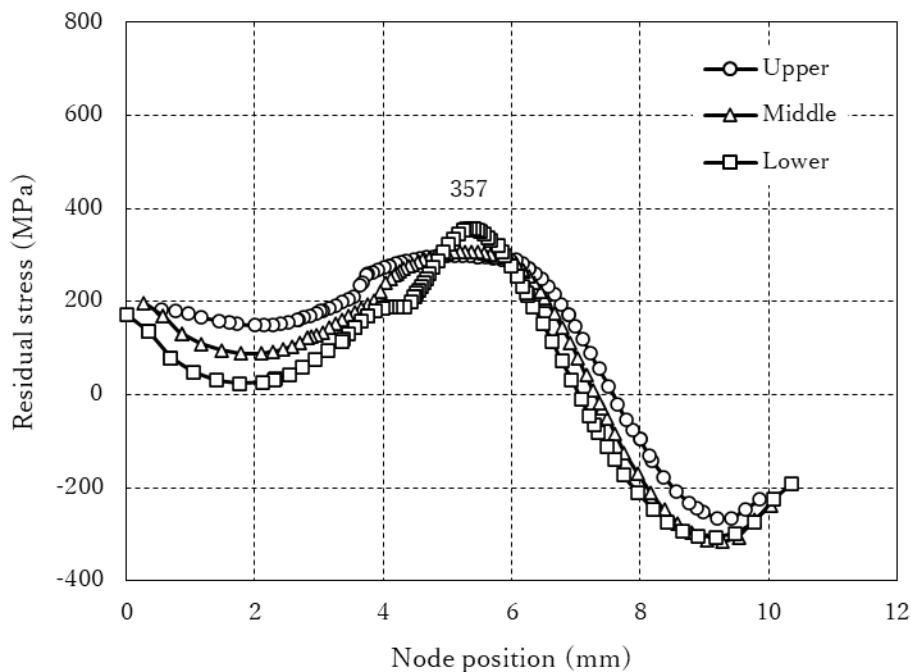


Fig. 5-3 Residual stress of welded joint area by contour method (graph).

(2) 熱弾塑性解析による残留応力評価

Fig. 5-4 に熱弾塑性解析に使用したモデルと、Fig. 5-5 に解析により得た溶接線方向（周方向）の残留応力分布予測を示す。最大応力はコンタ法より 2 倍近い値を示し、わずかな溶接速度低下で遅れ割れを生じたことを考慮すれば、より現実的な残留応力値が得られたと推定できる。炭素鋼側の方が応力が大きい傾向は変わらないが、最大応力は溶接内部により集中し、高応力部位は鑄鉄側 HAZ にまでおよんでいる。溶接金属表面および裏面では比較的応力は低く、溶融・凝固時の三次元的な収縮が最も残留応力に寄与していることが伺える。

Fig. 5-6 にコンタ法のとくと同様に Fig. 5-3 中の Upper, Middle および Lower の 3 つの線上における残留応力分布のグラフを示す。最大応力は炭素鋼側 HAZ の中央部分に分布し、723MPa にもおよぶ。しかし 4. 3 節の微小引張試験の結果から炭素鋼側 HAZ の機械強度はその延性も併せてこの残留応力には十分耐えうると考えられ、事実として本研究中では炭素鋼側 HAZ にでの割れを経験していない。むしろ鑄鉄側 HAZ における 677MPa が課題であり、同じく 4. 3 節の結果からその引張強度は最大残留応力を 6%上回っているが、材料差による強度変化と HAZ 部で伸びが低下していた事実を考慮すると、本研究で取り扱った溶接条件は溶接割れが起こる境界付近に位置すると考えられる。本研究では周方向の応力に対する割れ（縦割れ）も経験していないが、この応力分布は割れ作用の他に拡散性水素の挙動にも影響し、特に鑄鉄側 HAZ の脆化と割れにはこの周方向に応力の高さが間接的に影響すると考えられる。

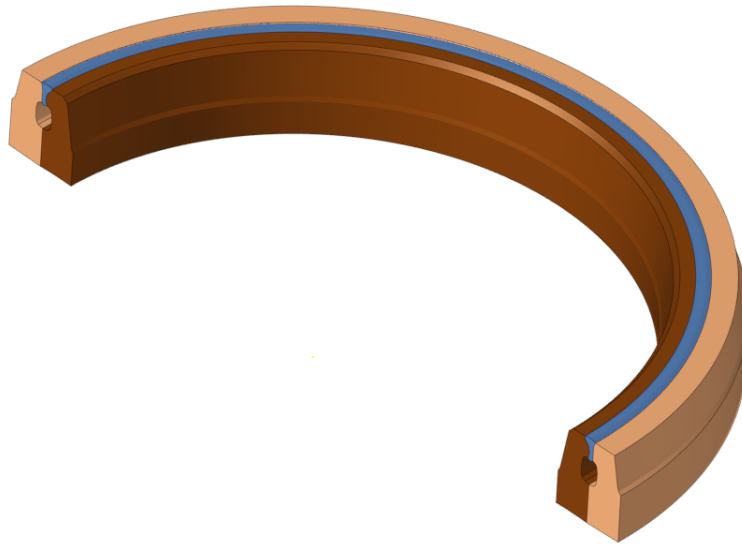


Fig. 5-4 Computational model of thermo-elastoplastic calculation.

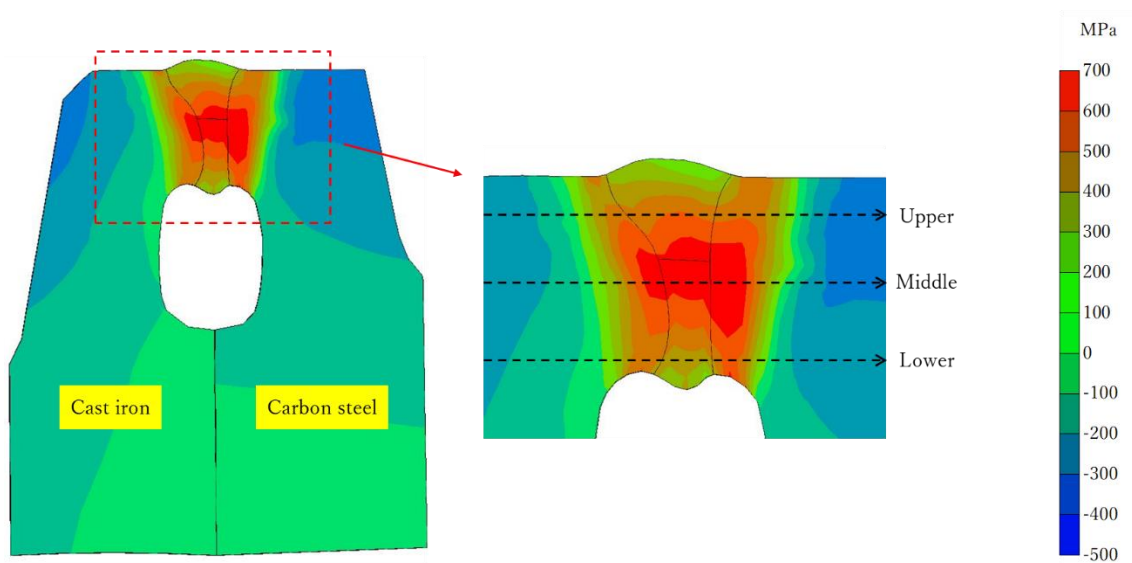


Fig. 5-5 Residual stress of circumferential direction at welded joint area by thermo-elastoplastic calculation.

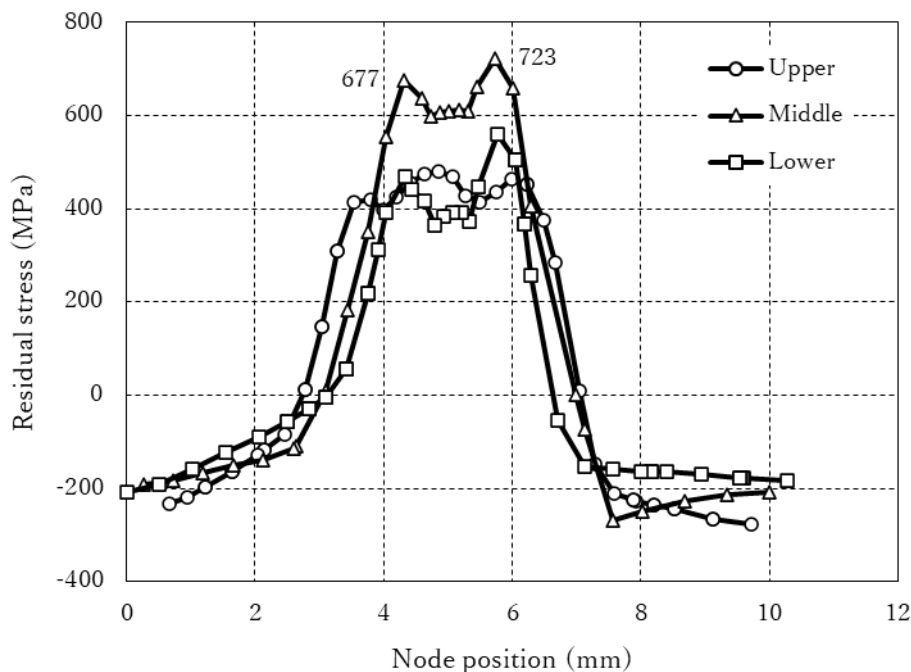


Fig. 5-6 Residual stress of circumferential direction at welded joint area by thermo-elastoplastic calculation (graph).

Fig. 5-7 には同じモデルで径方向の残留応力分布予測を示す。溶接深さ方向中心部では周方向と同じく引張応力がかかり、一方で上下端では圧縮が見られた。特に上面では 283 MPa の引張から -150 MPa の圧縮まで変化し、周方向の応力変化ほどではないが急峻な応力変化が見られる。両母材の高強度に対し溶接金属部の柔軟な伸びに収縮が作用することで、溶接金属表層では圧縮応力が現れている。これにより本研究で選定した条件においては、溶接部の両表面および応力集中部で圧縮残留応力となり、表面割れを生じる可能性が低い。3. 3 節で考察したビード表面での凝固割れリスクに対しても、選定した条件で割れが生じなかったのは、この応力バランスが貢献していると考えられるが、中心部の引張応力との均衡により成り立つ繊細な継手構造であることには他ならない。本研究で見られた割れ方向に対する残留応力は 4. 3 節で得た機械強度よりも充分低いことがわかったが、それでも近傍の溶接条件（溶接速度が遅い、Ni ワイヤ送給速度が遅い）においてすぐに割れを生じるのは、径方向の応力バランス変化も影響するが、遅れ割れの傾向を考慮すると周方向の残留応力に起因する水素拡散が大きく影響していると考えられる。3. 2 節では拡散性水素による低温割れを考慮して 72 時間後の超音波探傷検査を行ったが、この時間には周方向の残留応力が作用する水素拡散と一時的なクリープ変形とそれによる残留応力低下も発生している可能性がある⁹⁵⁾。溶接後の数十時間は拡散性水素の放出・高応力部での析出、クリープ変形による応力低下がそれぞれ均衡するまで進行していくため、実生産における溶接後の再検査時間の設定には十分な検討が必要であると考えられる。

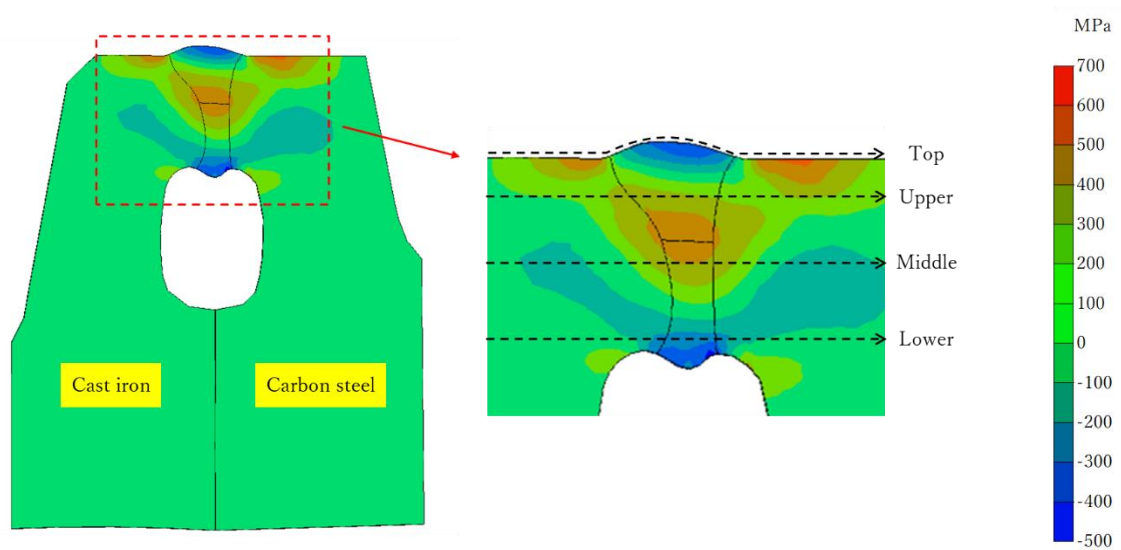


Fig. 5-7 Residual stress of radial direction at welded joint area by thermo-elastoplastic calculation.

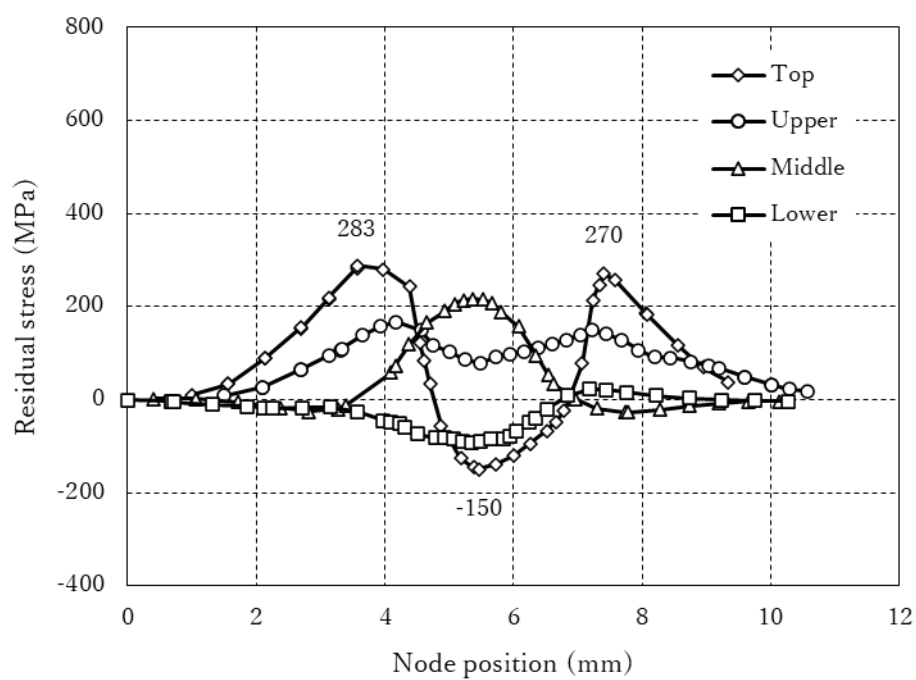


Fig. 5-8 Residual stress of radial direction at welded joint area by thermo-elastoplastic calculation (graph).

6. 総括

本研究では鋳鉄と炭素鋼の溶接による差動装置の製造方法について、Ni 溶接ワイヤを用いたレーザ溶接の適用開発と調査を行った。この成果はパワートレインの小型化と電気自動車の高トルク化の両方に対応する。Ni 溶接ワイヤの送給量と位置、および溶接速度からレーザ溶接条件を最適化し、母材と溶接金属の物理物性からその溶融-凝固メカニズムを解明した。また引張試験および微小引張試験の結果から溶接継手各相の強度を定量的に評価することに成功し、この結果はコンタ法および熱弾塑性解析による残留応力評価の結果と照合することで凝固後の水素拡散、クリープ変形を経た安定状態までの変化を予測した。本研究ではNi 溶接ワイヤの有無についても調査を行い、割れを起こさずとも継手の不成立が発生しうることについても説明し、総合して鋳鉄を含む異材レーザ溶接技術の信頼性向上に寄与する成果を得ることができた。

1 章では自動車業界の動向から課題、そして本研究の意義と目的について述べた。バッテリー電気自動車 (BEV) が急速に普及しているが、バッテリー容量に起因する航続距離の制限である。これを解決すべく自動車における小型化・軽量化技術の要求が高く、様々な研究が報告されているが、パワートレイン系における報告は少なく、ディファレンシャルケースとリングギヤのボルト締結を溶接に置き換える技術についてはさらに報告例が少ない。しかし今後の更なる小型化要求と高トルク化に伴い、ボルト締結を採用できない状況が生じうる。鋳鉄の溶接は急冷による組織不良や割れ等の課題が多く溶接性が極めて悪い。Ni 系溶接材料を用いて溶接されることが多いが、熱影響部の脆化や低温割れなどの課題は完全には解決できない。近年はレーザ溶接による低入熱な溶接手法が普及しているが、Ni 系溶接材料とレーザ溶接を組み合わせた鋳鉄の溶接技術は依然報告が少なく、その溶融-凝固プロセスにも未知の部分が多い。そこで本研究では電気自動車に多いヘリカルギヤを用いた差動装置の構造で、縦打ち溶接による溶接性の評価と継手構造の強度評価を主目的とし、材料特性や溶接金属の調査から溶融-凝固メカニズムの解明を目指した。

2 章では本研究で使用する材料の選定と各種物理物性を調査して溶接性について考察した。鋳鉄材料の選定には電気自動車の高トルク性を考慮して必要な強度を見積もり、FCD600-3 相当の球状黒鉛鋳鉄を選定した。また炭素鋼には焼入れ性と高じん性を有するマンガンクロム鋼を採用し、Ni 系溶接ワイヤには Ni6082 相当の市販品を使用する。鋳鉄では典型的なブルズアイ組織が見られ、炭素鋼は均一なマルテンサイト組織を持つ。Ni 溶接ワイヤは70%以上のNiを有しオーステナイト安定化が期待できる。選定した材料の固相線・液相線温度は炭素鋼、Ni 溶接ワイヤ、鋳鉄の順に高く、鋳鉄側で凝固が完了することがわかる。密度を初め様々な熱物性測定を実施し、液相状態においても静電浮遊炉を使用し無容器プロセッシングによる測定を行った。これにより残留応力予測に重要な指標となる

凝固膨張・収縮量についても把握することができた。機械的特性では、引張試験と硬さ測定を行い、溶接継手構造の成立性を評価する基準を決定した。

3章からは実際にレーザ溶接を行い、溶接条件検討から行った。溶接後 72 時間以内に割れが確認されるかどうかを一つの指標とし、溶接速度と Ni 溶接ワイヤ送給速度の組み合わせを検証した。その結果、溶接速度 1.5 m/min, Ni 溶接ワイヤ送給速度 2.6 m/min を選択し、溶接現象の調査と評価を行った。硬さ分布の測定では铸铁側 HAZ が最大硬度 1000Hv を超える測定点を持ち、これは組織観察と併せてレデブライトの析出が確認された。炭素鋼側 HAZ ではマルテンサイトの分解により硬度低下を示した。溶接金属部では顕著な硬化は示さず、Ni 元素分布の不均一性は硬さに顕著な影響を及ぼしていなかった。溶接速度上昇に伴う HAZ 硬さは明瞭に増加し、特に铸铁側 HAZ は 1.5m/min 付近で硬度の頭打ちが見られ、臨界冷却速度に相当する熱サイクルの存在が示された。また Ni 溶接ワイヤの位置が偏心することで溶融断面形状が変化する現象について調査し、溶接金属内部の流動現象や凝固過程の変化について考察した。

4章では3章の Ni 溶接ワイヤの位置変化の影響を調査するため溶接部を模擬した合金を三種製作し、その物理物性について2章と同じ手法で測定を行った。組織観察では炭素含有量の違いにより偏析の程度が異り、偏析部で高硬度が示された。固液線・液相線温度では炭素量の増加に伴いそれぞれ低下する傾向がみられた。熱物性測定では固相線・液相線温度以外に特に顕著な差異は見られず、引張強度についても同様であったが、伸びは炭素含有量の減少に伴い改善したが、凝固点の変化から伸びを大きくできる炭素鋼側を大きく溶融する条件は望ましくない。微小引張試験では実際の溶接部において引張強度を評価し、铸铁側 HAZ の脆化と炭素鋼側 HAZ の引張強度低下を数値で確認することができた。なお Ni 溶接ワイヤを用いない場合の溶接では、たとえ溶接後に割れが確認できなくても、残留オーステナイト粒界のマルテンサイト析出により著しい脆化と引張強度低下を示し、継手構造として不成立であることを確認した。

5章ではコンタ法による残留応力測定と熱弾塑性解析による本来の残留応力予測から継手構造の評価を行った。コンタ法による測定では炭素鋼側の溶接金属部で周方向に最大約 357 MPa の応力が確認でき、凝固収縮および铸铁側の凝固膨張から推測した傾向と一致したが、全体的に低めの応力分布であった。切り出し時の応力開放により 3 次元的な残留応力の測定は難しいと考え、2章および4章で得た熱物性値を用いた熱弾塑性解析から残留応力予測を行った。周方向成分の最大残留応力はコンタ法の約 2 倍を示し、炭素鋼側 HAZ の中央で 723 MPa, 铸铁側 HAZ で 677 MPa におよぶ高応力が明らかになった。4章の微小引張試験結果と照合すると、炭素鋼側 HAZ では十分な強度と延性を持つ一方で、铸铁側 HAZ は引張強度が残留応力をわずかに上回るのみとなった。特に铸铁側 HAZ では延性の

低下が確認されており割れリスクが依然として高い。径方向成分の残留応力は両表面と応力集中部で圧縮残留応力であり、本研究で選定した条件は表面割れを生じる可能性を低く抑えられている。しかし溶接後再検査までの 72 時間の間、主に周方向成分の残留応力による拡散性水素の放出とクリープ変形による応力緩和が進行するため、再検査までの時間設定には慎重な検討が必要であると結論した。

本研究により Ni 溶接ワイヤの位置による溶融断面形状と凝固プロセスの変化を初めて詳細に調査し、その重要性について確認した。溶接金属中の炭素濃度変化はその凝固点を変化させ、鋳鉄単体で溶融-凝固する領域を増減させることでチル層の発生に大きく影響する。また凝固プロセスの変化は Ni 溶接ワイヤ成分をどちらにより対流させるかを変化させ、鋳鉄内部への拡散と組織安定化に影響する。本研究の最も重要な結論は、短サイクルで大量生産を行う自動車部品製造の中で、Ni 溶接ワイヤを用いた鋳鉄のレーザ溶接を行うとき、Ni 溶接ワイヤの位置管理が生産管理上非常に重要となることである。

参考文献

- 1) 一般社団法人次世代自動車振興センター
<https://www.cev-pc.or.jp/tokei/koufu.html> (閲覧日：2025 年 11 月 28 日)
- 2) 国立研究開発法人科学技術振興機構，低炭素社会戦略センター：蓄電池システム
(Vol. 9) -次世代電極活物質を用いたリチウムイオン電池の製造コスト試算-, p6
(2021).
<https://www.jst.go.jp/lcs/pdf/fy2020-pp-08.pdf>
- 3) S. Eggleston, L. Buendia, K. Miwa, T. Ngara, K. Tanabe : 2006 IPCC Guidelines
for National Greenhouse Gas Inventories, Vol. 2, p1-18 (2006).
https://www.ipcc-nggip.iges.or.jp/public/2006gl/pdf/2_Volume2/V2_0_Cover.pdf
- 4) 櫻井健夫：自動車の電動化とアルミ化技術の変貌，軽金属，72 巻，12 号，p713-716
(2022).
<https://doi.org/10.2464/jilm.72.713>
- 5) 井上元：電気自動車用リチウムイオン電池の進化，精密工学会誌，88 巻，4 号，
p301-304 (2022).
<https://doi.org/10.2493/jjspe.88.301>
- 6) 中田一博：マルチマテリアル化における接合技術と異種材料接合の展開，表面技術，
72 巻，12 号，p642-648 (2021).
<https://doi.org/10.4139/sfj.72.642>
- 7) 櫻井健夫：自動車軽量化技術の 10 年-まとめと将来技術-，軽金属，71 巻，12 号，
p569-573 (2021).
<https://doi.org/10.2464/jilm.71.569>
- 8) 嬉野欣成：マルチマテリアル化による自動車の軽量化と接合技術，表面技術，73 巻，
8 号，p380-383 (2022).
<https://doi.org/10.4139/sfj.73.380>
- 9) F. Severin : Lightweight Forging, Industrierverband Massivumformung, p33
(2014).
ISBN: 9783928726344
- 10) 小坂田宏造：グローバル市場における軽量化技術とその動向，ぶらすとす，2 巻，22
号，p627-628 (2019).
https://doi.org/10.32277/plastos.2.22_627
- 11) Markus Reiterer, Heinz Klampfl, Heinz Klampfl : Laser welding of Differential Housings
to Ring Gears at Magna Powertrain, 日本機械学会 2017 年度年次大会講演論文集，
F111004.
<https://doi.org/10.1299/jsmemecj.2017.F111004>

- 12) 溶接学会：溶接・接合技術，産報出版，p200-202（2015）.
ISBN:9784883180165
- 13) 本間正雄，和田次康，山谷勝惟：鑄鉄および球状黒鉛鑄鉄の溶接（第1報），溶接学会誌，29巻，10号，p812-818（1960）.
<https://doi.org/10.2207/qjaws1943.29.812>
- 14) 田村博，加藤昇：鑄鉄の溶接法最近の進歩，鉄と鋼，73巻，6号，p596-608（1987）.
https://doi.org/10.2355/tetsutohagane1955.73.6_596
- 15) 趙天波，前田幸樹，小野昇造：球状黒鉛鑄鉄溶接部の機械的特性に及ぼすNi合金溶接材料中の合金元素の影響，溶接学会2023年度秋季全国大会講演概要，p132-133.
https://doi.org/10.14920/jwstaikai.2023f.0_132
- 16) M. Pouranvari：On the weldability of grey cast iron using nickel based filler metal, Materials & Design, Vol. 31, Issue 7, p3253-3258（2010）.
<https://doi.org/10.1016/j.matdes.2010.02.034>
- 17) M. Pascual, J. Cembrero, F. Salas, M. Pascual Martínez：Analysis of the weldability of ductile iron, Materials Letters, Vol. 62, Issue 8-9, p1359-1362（2008）.
<https://doi.org/10.1016/j.matlet.2007.08.070>
- 18) 大井利継，藤岡稔：鑄鉄のガス溶接における溶接割れとその防止について，鑄物，51巻，4号，p206-211（1979）.
https://doi.org/10.11279/imono.51.4_206
- 19) 鈴木春義，百合岡信孝：溶接部の水素による遅れ割れ，鉄と鋼，67巻，10号，p1657-1669（1981）.
https://doi.org/10.2355/tetsutohagane1955.67.10_1657
- 20) J. Yu, T. Jung, S. Kim, S. Rhee：Laser welding of cast iron and carburized steel for differential gear, Journal of Mechanical Science and Technology, Vol. 25, p2887-2893（2011）.
<https://doi.org/10.1007/s12206-011-0809-x>
- 21) A. Funar, H. Matsuyama, E. Shiotani：自動車用パワートレイン部品の異種材料のレーザー溶接，溶接学会2019年度春季全国大会講演概要，p30-31.
https://doi.org/10.14920/jwstaikai.2019s.0_30
- 22) N. Bohr：On the Constitution of Atoms and Molecules, Philosophical Magazine, Series 6, Vol. 26, Issue 151, p1-25（1913）.
<https://doi.org/10.1080/14786441308634955>

- 23) A. Einstein : Zur Quantentheorie der Strahlung. Physik. Zeitschrift, Vol. 18, p121-128 (1917).
- 24) Paul Adrien Maurice Dirac : The quantum theory of dispersion, Proceedings of the Royal Society A, Vol. 114, Issue 769, pp710-728 (1927).
<https://doi.org/10.1098/rspa.1927.0071>
- 25) J. P. Gordon, H. J. Zeiger, C. H. Townes : Molecular Microwave Oscillator and New Hyperfine Structure in the Microwave Spectrum of NH₃, Physical Review, Vol. 95, Issue 1, p282-284 (1954).
<https://doi.org/10.1103/PhysRev.95.282>
- 26) A. L. Schawlow, C. H. Townes : Infrared and Optical Masers, Physical Review, Vol. 112, Issue 6, p1940-1949 (1958).
<https://doi.org/10.1103/PhysRev.112.1940>
- 27) T. H. Maiman : Stimulated Optical Radiation in Ruby, Nature, Vol. 187, Issue 8-6, p493-494 (1960).
<https://doi.org/10.1038/187493a0>
- 28) Mario Bertolotti : The history of the laser, Institute of Physics Publishing, p256-263 (2005).
ISBN: 0750309113
- 29) C. A. Forbis-Parrott : Laser beam welding is ready to go to work at Cadillac, Welding Journal, Vol. 70, Issue 7, p37-42 (1991).
- 30) A.M. Prokhorov, V.I. Konov, I Ursu, N Mihailescu : Laser heating of metals, CRC Press, p36 (1990).
ISBN: 075030040X
- 31) 北島将太郎 : 高出力固体レーザー及び最新動向, プラズマ・核融合学会誌, 97 巻, 7 号, p388-395 (2021).
https://www.jspf.or.jp/Journal/PDF_JSPF/jspf2021_07/jspf2021_07-388.pdf
- 32) 西澤典彦 : ファイバーレーザーの進展と応用, 光学, 42 巻, 9 号, p438-445 (2013).
<https://annex.jsap.or.jp/photonics/kogaku/public/42-09-sougouhoukoku.pdf>
- 33) W. Koechner : Solid-State Laser Engineering, Springer, p460-473 (2006).
ISBN: 9781441921178
- 34) 中村強 : トルンブにおける大出力ディスクレーザ-ディスクレーザの開発の変遷-, レーザ加工学会誌, 26 巻, 3 号, p8-12 (2019).
https://doi.org/10.34592/jlps.26.3_8

- 35) 日産自動車株式会社：ビーム溶接部材およびこれを備えた差動装置，特開 2011-169444 (2011).
- 36) BYD JAPAN 株式会社
<https://byd.co.jp/> (閲覧日：2025 年 11 月 28 日)
- 37) 日産自動車株式会社
<https://history.nissan.co.jp/> (閲覧日：2025 年 11 月 28 日)
- 38) 三菱自動車工業株式会社
<https://www.mitsubishi-motors.co.jp/> (閲覧日：2025 年 11 月 28 日)
- 39) ジャトコ株式会社：溶接構造および溶接方法，特開 2016-215223 (2016).
- 40) 井ノ山直哉，川瀬欣也，山本悟，川野豊：鑄鉄における店化元素のパーライト安定化特性について，鑄物，62 巻，7 号，p510-516 (1990).
https://doi.org/10.11279/imon.62.7_510
- 41) 堀江皓：鑄鉄の黒鉛球状化に及ぼす銅の阻害作用について，鑄物，45 巻，8 号，p681-689 (1973).
https://doi.org/10.11279/imon.45.8_681
- 42) 小綿利憲，堀江皓，平塚貞人：高マンガン鋼スクラップをリサイクルした球状黒鉛鑄鉄の機械的性質，鑄造工学，79 巻，8 号，p481-486 (2007).
<https://doi.org/10.11279/jfes.79.481>
- 43) 谷村熙，松田公扶，和栗真次郎：鑄鉄の脱酸，脱硫処理と黒鉛球状化の関係，鑄物，33 巻，5 号，p327-335 (1961).
https://doi.org/10.11279/imon.33.5_327
- 44) 堀江皓：鑄鉄の黒鉛球状化阻害元素の分類，鑄物，49 巻，7 号，p393-399 (1977).
https://doi.org/10.11279/imon.49.7_393
- 45) 祐谷将人：機械構造用鋼とその熱処理，ぷらすとす，4 巻，38 号，p80-83 (2021).
https://doi.org/10.32277/plastos.4.38_80
- 46) 長谷部茂雄：低炭素鋼の高温延性および溶接割れにおよぼす窒化アルミの影響，鉄と鋼，48 巻，12 号，p1575-1581 (1962).
https://doi.org/10.2355/tetsutohagane1955.48.12_1575
- 47) 沼田幸展，柴田隼人，西山博輝，中田毅，春日井孝昌，加藤弘之：低合金球状黒鉛鑄鉄の連続冷却変態挙動及び熱処理特性に及ぼすクロムの影響，鑄造工学，79 巻，7 号，p367-373 (2007).
<https://doi.org/10.11279/jfes.79.367>
- 48) X. Chen, J. Xu, H. Hu, H. Mohrbacher, M. Kang, W. Zhang, A. Guo, Q. Zhai : Effects of niobium addition on microstructure and tensile behavior of as-cast ductile iron, Materials Science and Engineering: A, Vol. 688, p416-428 (2017).
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.01.032>

- 49) 迎静雄, 加藤光昭, 西尾一政: 鋼溶接部の結晶粒微細化におよぼす Ti および Nb の影響について, 溶接学会誌, 48 巻, 5 号, p266-271 (1979).
<https://doi.org/10.2207/qjws1943.48.266>
- 50) 門井浩太, 井上裕滋: 溶接過程での状態変化の理解と溶接金属部の特性制御, スマートプロセス学会誌, 10 巻, 1 号, p26-31 (2021).
<https://doi.org/10.7791/jspmee.10.26>
- 51) 細井宏一, 原則行: 溶接割れについて, 溶接学会誌, 78 巻, 6 号, p555-561 (2009).
<https://doi.org/10.2207/jjws.78.555>
- 52) A. Jablonka, K. Harste, K. Schwerdtfeger: Thermomechanical Properties of Iron and Iron-Carbon Alloys: Density and Thermal Contraction, Steel Research, Vol. 62, Issue 1, p24-33 (1991).
<https://doi.org/10.1002/srin.199101722>
- 53) J. Trzaska: Calculation of Critical Temperatures by Empirical Formulae, Archives of Metallurgy and Materials, Vol. 61, No. 2B, p981-986 (2016).
<https://doi.org/10.1515/amm-2016-0167>
- 54) K. W. Andrews: Empirical Formulae for the Calculation of Some Transformation Temperatures, Journal of the iron and steel institute, Vol. 203, Part 7, p721-727 (1965).
- 55) H. Okamoto: Cr-Ni (Chromium-Nickel), Journal of Phase Equilibria, Vol. 18, p221 (1997).
<https://doi.org/10.1007/BF02665713>
- 56) 長岡金吾, 萩原巖: 鋳鉄の熱膨張曲線に関する理論的解析, 鉄と鋼, 53 巻, 2 号, p131-146 (1967).
https://doi.org/10.2355/tetsutohagane1955.53.2_131
- 57) R. Ivanova, W. Sha, S. Malinov: Differential Scanning Calorimetry and Microscopy Study of Transformations in Ductile Cast Irons: Part II. Continuous Cooling, ISIJ International, Vol. 44, Issue 5, p896-904 (2004).
<https://doi.org/10.1088/1757-899X/22/1/012019>
- 58) J. M. Franssen, P. V. Real: Fire Design of Steel Structures, Ernst & Sohn, p320 (2012).
<https://doi.org/10.1002/9783433601570>
- 59) 佐々木真敏, 谷口浩平, 吉田千里, 坂本敏正: 片状, CV 及び球状黒鉛鋳鉄の熱拡散率, 鋳物, 55 巻, 4 号, p219-224 (1983).
https://doi.org/10.11279/imono.55.4_219

- 60) Y Matsuihiro, Y Inaba, T Ohji : Mathematical modelling of laser welding with a keyhole: Modelling of laser welding (Part 1), *Welding International*, Vol. 8, Issue 4, p286-291 (1994).
<https://doi.org/10.1080/09507119409548591>
- 61) H. Oda, C. Koyama, M. Ohshio, H. Saruwatari, T. Ishikawa : Density of Molten Zirconium-Oxygen System Measured with an Electrostatic Levitation Furnace in the International Space Station, *International Journal of Microgravity Science and Application*, Vol. 37, Issue 3, 370302 (2020).
<https://doi.org/10.15011/ijmsa.37.3.370302>
- 62) J. Brillo, I. Egly : Density Determination of Liquid Copper, Nickel, and Their Alloys, *International Journal of Thermophysics*, Vol. 24, No. 7, p1155-1170 (2003).
<https://doi.org/10.1023/A:1025021521945>
- 63) D. Langstaff, M. Gunn, G. N. Greaves, A. Marsing, F. Kargl : Aerodynamic levitator furnace for measuring thermophysical properties of refractory liquids, *Review of Scientific Instruments*, Vol. 84, No. 12, 124901 (2013).
<https://doi.org/10.1063/1.4832115>
- 64) S. V. Ushakov, J. Niessen, D. G. Quirinale, R. Prieler, A. Navrotsky, R. Telle : Measurements of Density of Liquid Oxides with an Aero-Acoustic Levitator, *Materials*, Vol. 14, Issue 4, 822 (2021).
<https://doi.org/10.3390/ma14040822>
- 65) W. K. Rhim, S. K. Chung, D. Barber, K. F. Man, G. Gutt, A. Rulison, R. E. Spjut : An electrostatic levitator for high - temperature containerless materials processing in 1 – g, *Review of Scientific Instruments*, Vol. 64, Issue 10, p2961-2970 (1993).
<https://doi.org/10.1063/1.1144475>
- 66) T. Ishikawa, J. T. Okada, P. F. Paradis, Y. Watanabe : Thermophysical Property Measurements of High Temperature Melts Using an Electrostatic Levitation Method, *Japanese Journal of Applied Physics*, Vol. 50, No. 11S, 11RD03 (2011).
<https://doi.org/10.1143/JJAP.50.11RD03>
- 67) 石川毅彦, Paul-Francois Paradis, 依田真一 : 地上用静電浮遊炉の開発, *日本マイクログラビティ応用学会誌*, 18 巻, 2 号, p106-115 (2001).
<https://doi.org/10.15011/jasma.18.2.106>
- 68) A. Sharan, T. Nagasaka, A. W. Cramb : Densities of liquid Fe-Ni and Fe-Cr alloys, *Metallurgical and Materials Transactions B*, Vol. 25, p939-942 (1994).
<https://doi.org/10.1007/BF02662777>

- 69) H. Kobatake, J. Brillo : Density and viscosity of ternary Cr-Fe-Ni liquid alloys, Journal of Materials Science, Vol. 48, Issue 19, p6818-6824 (2013).
<https://doi.org/10.1007/s10853-013-7487-2>
- 70) H. Kobatake, J. Brillo : Density and thermal expansion of Cr-Fe, Fe-Ni, and Cr-Ni binary liquid alloys, Journal of Materials Science, Vol. 48, Issue 14, p4934-4941 (2013).
<https://doi.org/10.1007/s10853-013-7274-0>
- 71) 李起高, 加山延太郎 : 鑄鉄凝固時の膨張圧力, 鑄物, 47 巻, 8 号, p549-554 (1975).
https://doi.org/10.11279/imono.47.8_549
- 72) 高森晋, 新山英輔 : 球状黒鉛鑄鉄鑄物の凝固進行と膨張, 鑄物, 64 巻, 5 号, p338-343 (1992).
https://doi.org/10.11279/imono.64.5_338
- 73) 香川明男, 中村尚人, 木口昭二, 長田雅史 : 鑄鉄凝固時の体積変化と凝固膨張圧, 鑄物, 67 巻, 2 号, p112-117 (1995).
https://doi.org/10.11279/imono.67.2_112
- 74) T. Fuhrich, P. Berger, H. Hügel : Marangoni effect in laser deep penetration welding of steel, Journal of Laser Applications, Vol. 13, Issue 5, p178-186 (2001).
<https://doi.org/10.2351/1.1404412>
- 75) 田代真一, 田中学 : 高輝度 X 線透過型溶接接合機構 4 次元可視化システム, 溶接学会誌, 82 巻, 7 号, p505-508 (2013).
<https://doi.org/10.2207/jjws.82.505>
- 76) J. W. Strutt (Baron Rayleigh) : On the capillary phenomena of jets, Proceedings of the Royal Society of London, Vol. 29, Issue 196-199, p71-97 (1879).
<https://doi.org/10.1098/rspl.1879.0015>
- 77) T. Hibiya, S. Ozawa : Effect of oxygen partial pressure on the marangoni flow of molten metals, Crystal Research and Technology, Vol. 48, Issue 4, p208-213 (2013).
<https://doi.org/10.1002/crat.201200514>
- 78) E. Ricci, E. Arato, A. Passerone, P. Costa : Oxygen tensioactivity on liquid-metal drops, Advances in Colloid and Interface Science, Vol. 117, Issue 1-3, p15-32 (2005).
<https://doi.org/10.1016/j.cis.2005.05.007>
- 79) J. W. Strutt (Baron Rayleigh) : On the capillary phenomena of jets, Proceedings of the Royal Society of London, Vol. 29, Issue 196-199, p71-97 (1879).

- 80) 藤井信之, 高橋潤也, 鈴木仁, 安田克彦: 各種溶接法による鑄鉄/軟鋼溶接部の強度特性の比較, 溶接学会論文集, 23 巻, 2 号, p302-310 (2005).
<https://doi.org/10.2207/qjjws.23.302>
- 81) 大西巖, 菊田米男, 荒木孝雄, 中谷兼武, 藤井俊英: 鋼のおくれ破壊におよぼす鋼中の水素拡散の影響 (第 1 報), 溶接学会誌, 38 巻, 9 号, p1043-1050 (1969).
https://doi.org/10.2207/qjjws1943.38.9_1043
- 82) 張博, 山本悟, 川野豊, 尾崎良平: 球状黒鉛鑄鉄の凝固過程について, 日本金属学会誌, 41 巻, 10 号, p1025-1032 (1977).
https://doi.org/10.2320/jinstmet1952.41.10_1025
- 83) F. Otsubo, K. Fukumatsu: Microstructure and Mechanical Properties of YAG Laser Welded Spheroidal Graphite Cast Iron, Materials Transactions, Vol. 65, Issue 6, p665-671 (2024).
<https://doi.org/10.2320/matertrans.F-M2024807>
- 84) 柴田公博: 球状黒鉛鑄鉄と低合金鋼のレーザ接合に関する研究, 公益財団法人天田財団助成研究成果報告書, Vol. 25, p161-165 (2012).
https://www.amada-f.or.jp/r_report2/kr/25/AF-2009205.pdf
- 85) R. Geng, N. Ma, D. Nishimoto, R. Zhang, F. Lu, Z. Li: Microstructure, element distribution and interfacial properties of laser welded iron-nickel-steel dissimilar joints, Journal of Materials Research and Technology, Vol. 37, p2463-2473 (2025).
<https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2025.06.152>
- 86) 鈴木春義, 百合岡信孝: 溶接部の水素による遅れ割れ, 鉄と鋼, 67 巻, 10 号, p1657-1669 (1981).
https://doi.org/10.2355/tetsutohagane1955.67.10_1657
- 87) 宮崎康信, 巽雄二郎, 泰山正則: レーザ溶接部に残存する水素濃度の時間依存性, 溶接学会 2020 年度秋季全国大会講演概要, p254-255.
https://doi.org/10.14920/jwstaikai.2020f.0_254
- 88) 羽木秀樹, 林安德, 大谷南海男: 水素吸収に伴う電解鉄のクリープ変形, 日本金属学会誌, 44 巻, 12 号, p1440-1447 (1980).
https://doi.org/10.2320/jinstmet1952.44.12_1440
- 89) A. Jablonka, K. Harste, K. Schwerdtfeger: Thermomechanical Properties of Iron and Iron-Carbon Alloys: Density and Thermal Contraction, Steel Research, Vol. 62, Issue 1, p24-33 (1991).
<https://doi.org/10.1002/srin.199101722>

- 90) 箕島弘二, 米田敬詞, 米津明生, 崎原雅之, 黒田浩一: 微小引張試験を用いた局所機械的特性評価法の開発と塑性加工材への適用, 日本機械学会論文集 A 編, 76 巻, 764 号, p493-499 (2010).
<https://doi.org/10.1299/kikaia.76.493>
- 91) 佐藤四郎: 引張試験片の寸法と形状について, 軽金属, 24 巻, 11 号, p508-521 (1974).
https://doi.org/10.2464/jilm.24.11_508
- 92) T. Kakeshita, K. Shimizu, T. Maki, I. Tamura: Growth behavior of lenticular and thin plate martensites in ferrous alloys and steels, Scripta Metallurgica, Vol. 14, Issue 10, p1067-1070 (1980).
[https://doi.org/10.1016/0036-9748\(80\)90207-0](https://doi.org/10.1016/0036-9748(80)90207-0)
- 93) 仁熊賢次, 副島一雄: 現代溶接技術大系第 25 巻, 産報出版, p101 (1980).
- 94) R. Zhang, D. Nishimoto, N. Ma, F. Lu, T. Suga, T. Tabuchi, S. Shimada: Numerical Modelling of Laser Welding Pool Thermal-Dynamics and Dissimilar Materials Mixing of Cast Iron, Carbon-Steel and Nickel-Alloy Wire for Weld Crack Prevention, Journal of Manufacturing Processes, Vol. 156, Part B, p398-410 (2025).
<https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2025.11.054>
- 95) 南雲道彦: 水素が関与する破壊の特徴, 材料と環境, 56 巻, 4 号, p132-147 (2007).
<https://doi.org/10.3323/jcorr.56.132>

研究業績

投稿論文

- [1] R. Geng, N. Ma, **D. Nishimoto**, R. Zhang, F. Lu, Z. Li : Microstructure, element distribution and interfacial properties of laser welded iron–nickel–steel dissimilar joints, Journal of Materials Research and Technology, Vol. 37, p2463-2473 (2025).
<https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2025.06.152>
- [2] **西本大地**, 張人之, 石川毅彦, 渡邊勇基, 麻寧緒, 島田秀一：鑄鉄・炭素鋼・Ni 合金と異材溶接金属の融体における物理物性の測定, 材料 (2025 年 9 月 22 日採択済).
- [3] **西本大地**, 張人之, 麻寧緒, 島田秀一：鑄鉄と炭素鋼のレーザ溶接における割れ防止と継手の強度評価, 自動車技術会論文集 (2025 年 11 月 27 日採択済).

学会発表

- [1] **西本大地**, 津田翔太, 田淵隆行, 島田秀一, 鈴木健史, 張人之, 王倩, 檜崎邦男, 麻寧緒, 菅哲男：Ni 合金ワイヤを用いた鑄鉄と炭素鋼のレーザ溶接部における Ni 分布状況の調査, 溶接学会 2023 年度秋季全国大会講演概要, p60-61.
https://doi.org/10.14920/jwstaikai.2023f.0_60
- [2] 張人之, 王倩, 檜崎邦男, 菅哲男, 麻寧緒, **西本大地**, 津田翔太, 田淵隆行, 島田秀一, 鈴木健史：Ni 合金ワイヤを用いた炭素鋼と鑄鉄のレーザ溶接温度場解析モデリング, 溶接学会 2023 年度秋季全国大会講演概要, p58-59.
https://doi.org/10.14920/jwstaikai.2023f.0_58
- [3] **西本大地**, 張人之, 石川毅彦, 麻寧緒, 島田秀一：融体の鑄鉄・鋼材・Ni 合金における密度・表面張力・粘性係数の高精度測定, 溶接学会 2025 年度春季全国大会講演概要, p70-71.
https://doi.org/10.14920/jwstaikai.2025s.0_70

謝辞

本研究を遂行するにあたりご指導，ご助言を賜りました指導教員，大阪大学 麻寧緒教授に心からの感謝と敬意を表します。教授には学位取得にあたり多大なサポートもいただきました。改めて御礼申し上げます。また学位審査にあたり副査をご担当いただきました大阪大学 大沢直樹教授，辰巳晃准教授に深く感謝を申し上げます。

宇宙航空研究開発機構 石川毅彦教授および渡邊勇基氏には静電浮遊炉の使用および測定をご快諾いただき，多大なご協力を賜りました。ここに厚く御礼申し上げます。

本研究は大阪大学接合科学研究所とジャトコ株式会社の共同研究により飛躍的に進捗しました。研究指揮により多くの貢献をいただきました大阪大学 菅哲男招聘教授ならびにジャトコ株式会社 島田秀一エキスパートリーダーに感謝と敬意を表します。また共同研究から共に学位取得に取り組み，多くの協力と激励をくださったパートナー，張人之氏に心から感謝いたします。

実験試料の準備，作製にはジャトコ株式会社製造課 平河内拓也工長，品質保証課 堀紘章工長，伊藤嘉浩リーダーに多大なご協力をいただきました。深く感謝を申し上げます。同社 鈴木義友博士，杉本正毅氏，田中毅部長，栗林将司主管，鈴木健史エキスパートリーダー，田淵隆行プロフェッショナルリーダー，田村清人課長，宮田俊郎課長，保坂克征プロフェッショナルスタッフ，山本昌樹総括，新舟孝光総括，津田翔太氏と他皆様には日々の業務だけでなく研究遂行にあたり多くのご協力を賜りました。ここに御礼申し上げます。また佐藤朋由社長，吉野智昭専務執行役員，秋山佳信常務執行役員，井上智昭常務執行役員には貴重なご助言および叱咤激励をいただき，心からの感謝を申し上げます。そして博士課程への挑戦にあたり熱心な応援をくださり，志半ばに亡くなられた故 有安健部長には深く感謝を申し上げますとともに，心よりご冥福をお祈りいたします。

麻研究室の赤路三紀秘書，菊地路子秘書，廣瀬江利秘書には，良き研究環境のご提供および学位申請書類の作成に多大なるご協力をいただき，深く御礼申し上げます。

最後に，学位取得にあたり全面的な協力と励ましをしてくれた両親に，心から感謝いたします。