

鋳鉄の溶接における予熱効果に関する研究

宮腰 康樹, 中嶋 快雄, 高橋 英徳, 板橋 孝至, 戸羽 篤也, 安田 星季

A study on the effect of pre-heating in the welding of cast iron

Yasuki MIYAKOSHI, Yoshio NAKAJIMA, Hidenori TAKAHASHI,
Koji ITABASHI, Atsuya TOBA, Seiki YASUDA

抄 録

鋳鉄の溶接において割れの原因となる硬質層を生じさせない溶接技術の確立を目的に、適正な予熱温度の検討とビードオンプレート実験による予熱の効果の検証を行った。その結果、母材の組織変化を生じさせない予熱は、500℃より低い加熱温度に留めておくのが望ましいことがわかった。ビードオンプレート実験では、予熱により硬質層形成要因の一つであるチル組織の形成は抑制できたが、もう一つの要因であるマルテンサイトあるいはベイナイトの形成はニッケル系溶接棒を用いる限り、完全に抑制するのが困難であった。

キーワード：片状黒鉛鋳鉄，溶接，ニッケル系溶接棒，セメントタイト，マルテンサイト

1. はじめに

鋳鉄の溶接に関する研究は多くの研究者により古くから行われており、一般的には溶接が困難であるとされてきた¹⁻⁴⁾。その理由として、鋳鉄は鋼に比べ炭素量が多く、溶接後の急冷により硬質層を形成しやすいためである。硬質層は2つの形態にわけることができ、炭化鉄(Fe₃C, セメントタイト)を主体としたチル組織(急冷凝固組織)及びマルテンサイトを主体とした焼入組織で構成される。これら組織は硬くて脆いため、溶接後の割れ発生や機械加工を困難にする要因となっている。

一方、エンジンや電動機など大型の産業機械には鋳鉄が多く利用されている。また大型の金型も鋳鉄で作られている場合が多い。これらの補修において溶接は欠くことのできない要素技術であり、現在もお信頼性の高い溶接技術の確立が要望されている。

前述の2つの形態を有する硬質層は、ともに溶接後の急冷によって生じるため、硬質層の抑制には予熱が有効とされてきた^{5,6)}。しかし実際の現場では、過度の予熱による寸法や材質の変化を恐れて積極的な予熱が行われていないため、多くの鋳鉄製品に対し十分な溶接が行われていないのが現状である。

本研究では、割れの原因となる硬質層を生じさせない溶接技術の確立を目指すもので、ここでは適正な予熱温度に関する

検討とビードオンプレート実験による予熱の効果について報告する。

2. 実験方法

2.1 鋳鉄母材の加熱実験

鋳鉄の溶接における母材の変形や変質をできる限り抑制できる予熱温度の限界を検討するため、鋳鉄単体に対する加熱実験を行った。

供試材料には、縦50×横150×高さ14mmの片状黒鉛鋳鉄(FC250相当品)を用い、精密な寸法測定を行うために全面平面研削仕上げしたものを用意した。これをシリコニット電気炉内で、150~500℃の所定温度に加熱保持して試料を作製した。この際、昇温速度5℃/min、保持時間60min、加熱保持後は炉冷と設定し、加熱冷却条件を統一した。加熱試験前後の試料は2次元画像測定機による寸法測定及び金属顕微鏡による断面組織観察を行った。2次元画像測定機の測定精度は、 $\pm\{5+0.08\times\text{試料寸法(mm)}\}\mu\text{m}$ である。組織観察用試料は、3μmまでのバフ研磨で鏡面仕上げしたのち、3vol%ナイタルでエッチングした。

2.2 ビードオンプレート実験

片状黒鉛鋳鉄(FC250相当品)の板材(70×50×15mm)を用意しビードオンプレート実験を行った。溶接材には鋳鉄用被覆アーク溶接棒として市販されているニッケル(Ni)系溶接棒(JIS Z3252 DFCNi相当品, ㈱神戸製鋼所製CIA-1)を用いた。一般に鋳鉄の溶接へNi系溶接棒が用いられる理由は、

事業名：経常研究

課題名：鉄系鋳物製品の溶接に関する研究

①Niは炭素(C)をほとんど固溶せず黒鉛化を促進し、炭化物をつくらないため硬くならないこと、②Niの硬さが比較的低いため溶接で生じる熱応力の緩和効果が期待できること、の主に2つである。表1に溶接材料の化学成分を示す。溶接条件は、棒径 ϕ 4.0mm、溶接電流135Aと統一し、予熱温度を100~400 $^{\circ}$ Cと変化させて実験を行った。溶接ビードは単層盛りを基本としたが、3層盛りも実験に加えた。3層盛りは、1層目のビードを形成した後、速やかにスラグを除去し、試料が冷える前に2層目を形成し、同様に3層目も形成した。本実験においては、全ての条件で試料に割れが認められなかったため、割れ防止効果があるとされているピーニング処理は行わなかった。

溶接後の試料は溶接ビードと垂直な断面組織について、マイクロビッカース硬さ計による硬さ分布測定、金属顕微鏡による組織観察、電子線微小分析装置(EDS)による成分分析を行った。組織観察用試料は、3 μ mまでのバフ研磨で鏡面仕上げしたのち、3vol%ナイトルでエッチングした。

表1 溶接材料の化学成分

鋳鉄用溶接棒	化学成分(mass%)						
	Ni	C	Si	Mn	P	S	Fe
JIS Z3252 DFCNi相当	Bal.	0.99	0.11	0.57	0.002	0.001	1.71

3. 結果及び考察

3.1 適正予熱温度の検討

3.1.1 寸法変化

図1に加熱温度と加熱試験前後の寸法差との関係を、図2に加熱温度と寸法変化率との関係を示す。図中のプロットは、縦、横、高さの3方向について測定した値である。もとの寸法が最も大きい横方向のデータに着目すると、加熱試験前後の寸法差は、150~400 $^{\circ}$ Cの加熱ではプラス側の値を示し、500 $^{\circ}$ Cではマイナス側の値を示している。すなわち400 $^{\circ}$ C以下の加熱では膨張し、500 $^{\circ}$ Cでは収縮する傾向となっている。ただし横方向の寸法(150mm)に対する測定装置の保証精度は $\pm 17\mu$ mであり、膨張側の多くの測定値はこの値より小さいことから400 $^{\circ}$ C以下のデータはほとんど変化していないと解釈することもできる。また仮にわずかな膨張が生じていたとしても、加熱前後の変化率は極めて小さいため、溶接部の性状に悪影響を及ぼすとは考えがたい。500 $^{\circ}$ Cで収縮側に転じた理由については、後述の3.1.3項で述べる。縦及び高さ方向の測定値も横方向の測定値とはほぼ同様の傾向となっている。

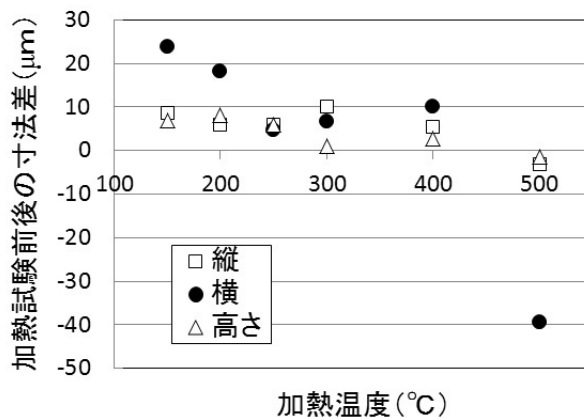


図1 加熱温度と加熱試験前後の寸法差との関係

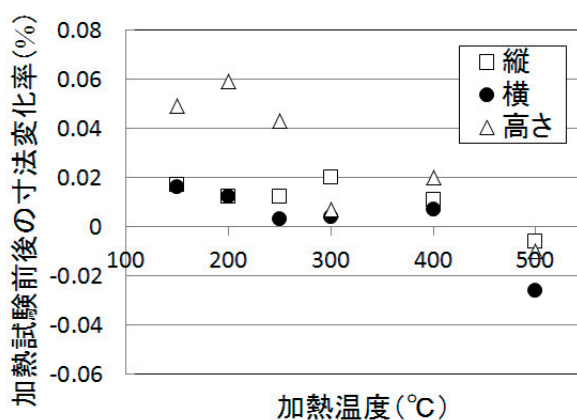


図2 加熱温度と寸法変化率との関係

3.1.2 組織変化

図3に加熱温度の違いによる各試料の断面組織を示す。加熱前の組織は、100~200 μ mオーダーの黒色に観察される片状黒鉛が均一に分散しており、マトリックスの大部分は灰色に観察されるパーライトが大部分を占めている。黒鉛の周りには白色のフェライトも存在している。加熱温度400 $^{\circ}$ Cまでは、加熱前とほぼ同様の組織を呈している。加熱温度500 $^{\circ}$ Cでは、黒鉛が300 μ m以上に粗大化し黒鉛の周りのフェライトが占める割合も大きくなっている。

図4に加熱温度とフェライト占有率との関係を示す。フェライト占有率は、100倍の視野で同じ試料について3視野撮影し、画像処理によりフェライトの占める面積率を各々求めた値の平均値である。図4より、フェライト占有率は加熱温度400 $^{\circ}$ Cまで16%前後のほぼ一定の値を示しているが、加熱温度500 $^{\circ}$ Cで約30%に増加している。この理由は、500 $^{\circ}$ Cの加熱及びその後の炉冷によりパーライト中のCが黒鉛の形成に費やされ、結果として黒鉛の粗大化とフェライト量の増加につながったものと考えられる。ここで3.1.1項で述べた500 $^{\circ}$ Cの試料が収縮側に転じた理由を、パーライトとフェライトの密度と関連させて考察する。組成が純鉄に近いフェライトは7.86 g/cm³、炭化物であるセメンタイトは7.68 g/cm³であ

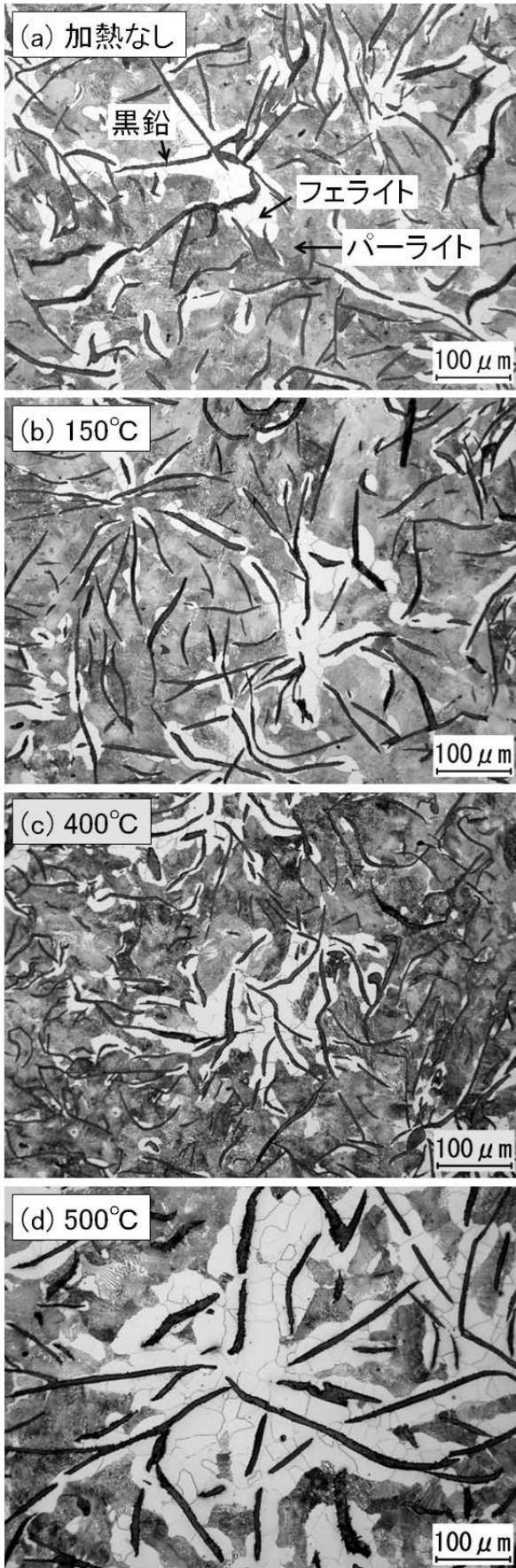


図3 加熱温度の違いによる各試料の断面組織

る。パーライトは、フェライトとセメントライトとの混合組織であるためフェライト単体より密度が小さいと考える。鑄鉄のマトリックスのみに着目して考えると、500°Cの試料は、パーライトの一部がフェライトに変化したため全体的な密度が大きくなる方向に変化し、体積は減少側に変化したと推定される。一方、黒鉛の粗大化は、黒鉛の密度が約2.26g/cm³前後であるため鑄鉄全体の密度を小さくする側に変化させ、膨張側に作用すると考える。本実験では、黒鉛の粗大化による膨張側の挙動よりフェライト占有率増加による収縮側の挙動の方が影響が大きかったため、試料全体としては収縮の挙動を示したと推察する。一般に鑄鉄は、800°C前後の変態点付近まで加熱されると鑄鉄の成長現象が生じ体積が膨張することが知られている⁷⁻⁹⁾。鑄鉄の成長は447°Cより高い温度で生じるとの報告もある⁷⁾。本実験では500°Cで収縮し、一般的に言われている‘鑄鉄の成長’とは逆の結果となっている。この理由として、鑄鉄は同じ組成であっても黒鉛形状、黒鉛粒数、冷却速度などの違いでマトリックスがフェライト化したりパーライト化したりと複雑な変化を示す特異な材料であることに起因すると考える。加熱保持時間や加熱保持後の冷却速度など実験条件が変われば、今回の試料も一般的な鑄鉄の成長挙動を示す可能性があったと思われる。

いずれにしても鑄鉄の溶接における予熱を考える際、何らかの組織変化を生じる可能性が高い高温側の加熱を避け、500°Cより低い加熱温度に留めておくのが望ましいと考える。

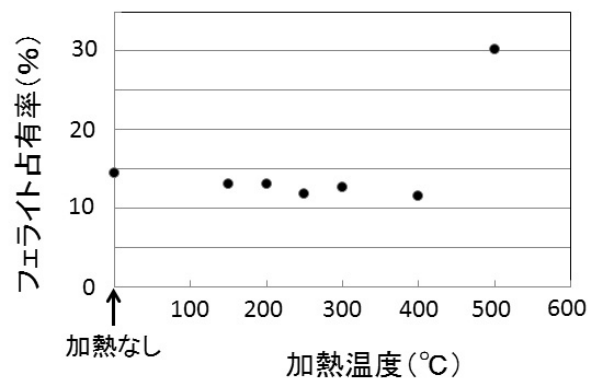


図4 加熱温度とフェライト占有率との関係

3.2 ビードオンプレート実験結果

3.2.1 マクロ断面組織

図5に、ビードオンプレート試料の代表的なマクロ断面組織を示す。

予熱なしの試料はビード幅約8.7mmなのに対し、予熱を行うことでビード幅が大きくなり予熱温度400°Cでは約18mmのビード幅であった。これらの試料は、予熱なしにおいても割れが観察されなかった。今回実験で用いた試料形状は比較的小さく、溶接による熱応力の発生が小さかったため割れを生じるまでには至らなかったと推測される。

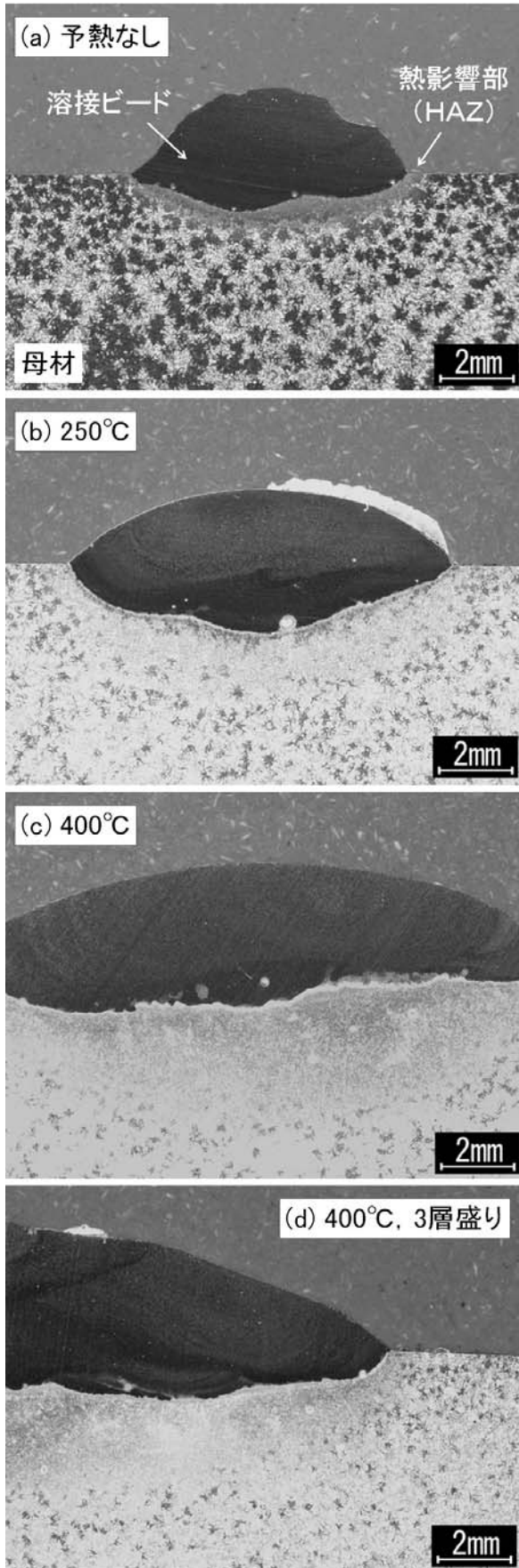


図5 ビードオンプレート試料の代表的なマクロ断面組織

3.2.2 硬さ分布

図6に溶接部近傍の硬さ分布を示す。硬さ分布は、マクロ断面で示したビード頂点の法線方向にビード頂点から母材内部に向けてマトリックスについて測定した。試験荷重はマトリックスの組織変化に合わせ0.49~1.96Nの範囲で適宜変化させ、保持時間は15sと統一した。

予熱なし試料の熱影響部(以下、HAZと称す)は約700~800HVと極めて高い値を示しているが、予熱温度の上昇とともに硬さは低下する傾向を示し、予熱温度400°Cでは約400~500HVとなっている。しかし400~500HVの硬さは、溶接後の機械加工が困難で良好な溶接部とは言いがたい。さらに熱的に有利な予熱温度を400°Cとし3層盛りした試料のHAZは、ほとんどの領域が400HV以下となっている。しかしこの試料においても、ビードとHAZとの界面近傍には500HV前後の硬さの高い領域が形成されている。HAZの幅は予熱温度が高いほど大きくなっている。

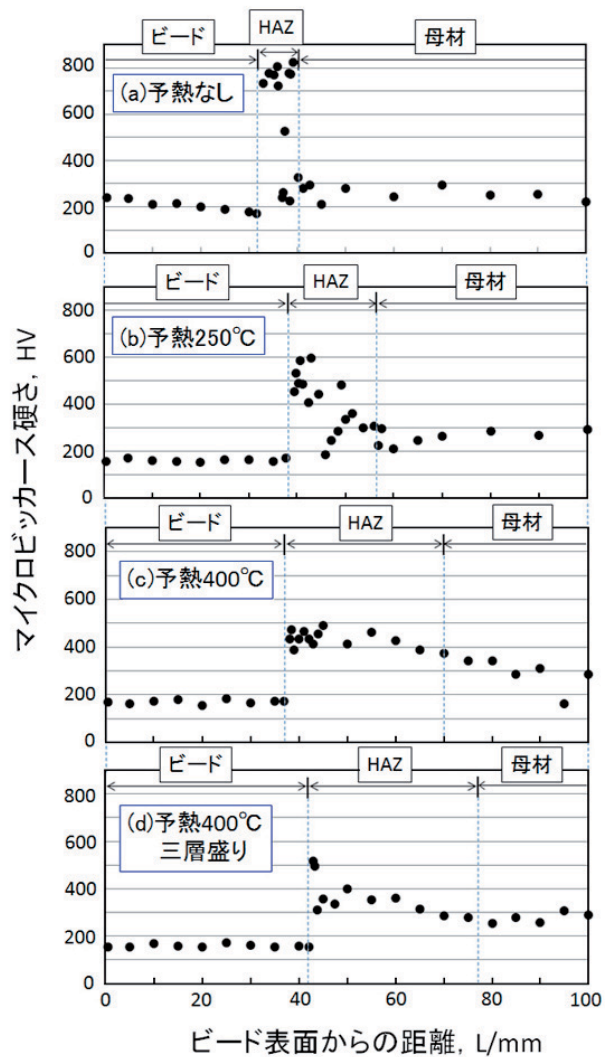


図6 溶接部近傍の硬さ分布

3.2.3 溶接部近傍のミクロ断面組織

図7に、溶接部近傍のミクロ断面組織を示す。予熱なし試料のビードとHAZとの界面近傍には、鑄鉄の急凝固組織（チル組織）にみられる樹枝状のセメントタイトと鋼の焼入れによって得られる笹の葉状のマルテンサイトが観察される。後者のマルテンサイトはHAZの広い範囲に観察された。予熱温度250℃の試料には樹枝状のセメントタイトが観察されず、微細な黒鉛が晶出している。予熱温度100～200℃の試料でも同様の状態であった。したがって100℃以上の予熱を行うと溶接時の急冷がかなり抑制され、チル組織の形成が抑制されることがわかった。一方で、笹の葉状及び針状のマルテンサイトは予熱温度400℃の試料でも観察され、この部分を定性分析したところNiがわずかに検出された。3層盛り試料の断面にマルテンサイトは観察されないが、緻密でエッチングされやすいマルテンサイトと類似形状の組織がビードと隣接するHAZに観察される。硬さ試験の結果と併せて推測すると、マルテンサイトと類似の組織はベイナイトあるいはトルースタイトと考えられる。この部分における定性分析結果でも、少量のNiが存在していた。

表2に、溶接終了時の代表的な母材表面温度を示す。母材表面温度は、溶接終了後、速やかにビードの側面から約15 mmの位置を表面温度計で測定した値である。表に示した試料はすべて予熱温度250℃以上の試料であり、溶接終了時の母材温度はすべて400℃以上となっている。一般的な鋼のマルテンサイト変態開始温度(Ms点)は250℃前後であり、表に示した試料は理論上マルテンサイト変態が起こらないと推測される。しかし、実際にはすべての試料において溶接部近傍に500HV以上の硬い組織が形成されていた。その原因として、溶接棒のNi成分が起因していると考えられる。鑄鉄は、Niを4～8 mass%含有すると鑄放しでマトリックスがマルテンサイトあるいはベイナイトになることが報告されている¹⁰⁾。溶接部近傍においてもミクロ的にNi濃度が4～8 mass%となる部分が生じ、この領域にマルテンサイトやベイナイトが形成されたと考える。したがってNi系溶接棒を使用する限り、冷却速度の制御では硬質層の形成を完全に抑制するのは困難であることがわかった。

表2 溶接終了時の代表的な母材表面温度

試料		溶接終了時の母材表面温度(℃)		
予熱温度	ビード	1層目	2層目	3層目
250℃	単	425	—	—
300℃	単	590	—	—
400℃	単	560	—	—
250℃	3層	400	530	589
300℃	3層	410	573	607
400℃	3層	518	628	646

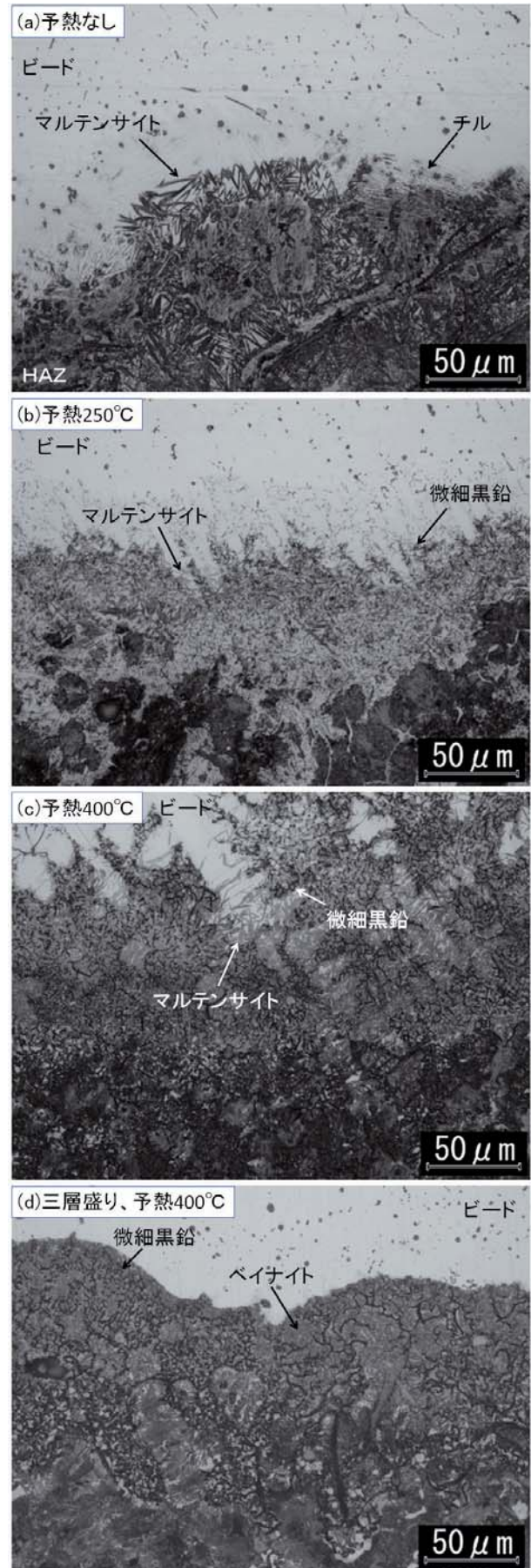


図7 溶接部近傍の断面組織

4. まとめ

鑄鉄母材単体の加熱実験及びビードオンプレート実験により以下の知見を得た。

- 1) 母材の組織変化を生じさせない予熱は、500℃より低い加熱温度に留めておくのが望ましい。
- 2) 予熱によりチル組織の形成は抑制できる。
- 3) Ni系溶接棒を使用する限り、冷却速度の制御(予熱)でマルテンサイトあるいはベイナイトの形成を完全に抑制するのは困難である。

今後、Ni以外の材料を用いた新しい溶接棒の開発により、硬質層の形成を完全に抑制できる溶接技術の確立を目指す予定である。

謝辞

本研究を遂行するにあたり、各種実験に多大な御協力を頂いた有限会社北海道ハードフェーシングに感謝の意を表します。

引用文献

- 1) 田村 博・加藤 昇：鑄鉄の溶接法最近の進歩，鉄と鋼，Vol.73 No.6, pp.12-24, (1987)
- 2) 糸村昌祐・平敷兼貴ら：球状黒鉛鑄鉄の再現溶接熱影響部組織と溶接部強度，溶接学会論文集，Vol.6 No.3, pp.94-99, (1988)
- 3) 鶴田 明監修：溶接の現場技術，東京電機大学，pp.276-279, (1967)
- 4) 日本鑄物協会：鑄物便覧，丸善，pp.529-533, (1986)
- 5) 川島真一・半田正敏ほか：鑄鉄の被覆アーク溶接における溶接条件と溶接部の諸性質，鑄物，Vol.66 No.6, pp.443-448, (1994)
- 6) 水木 徹・菅野利猛ほか：鑄鉄溶接部のチルに及ぼす溶接条件の影響，鑄造工学，Vol.78 No.3, pp.119-125, (2006)
- 7) 日本鑄造協会編：鑄鉄鑄物製造現場のQ&A，日本鑄造協会，pp.22, (2013)
- 8) 萩原 巖・高橋忠義：鑄鉄の寸法変化に対する直接変態と間接変態の相違について，北海道大学工学部研究報告書，pp71-76, (1961)
- 9) 高橋忠義：鋼心鑄鉄の成長試験：鑄鉄の成長に関する研究，北海道大学工学部研究報告書，pp77-83, (1961)
- 10) 日本鑄物協会：鑄物便覧，丸善，pp.698-699, (1986)