

ねずみ鑄鉄とマルエージング鋼積層造形体の 鑄ぐるみ接合部の組織及び機械的性質*

高川貫仁**、黒須信吾***、岩清水康二***、園田哲也***、池浩之***

ねずみ鑄鉄とマルエージング鋼積層造形体の鑄ぐるみ基礎技術の確立を目的に、鑄ぐるみ接合部の組織及び機械的性質を調べた。その結果、接合界面近傍の鑄鉄の黒鉛組織はD型黒鉛であり、これは冷却速度の影響と考えられた。また、基地組織は、パーライト、マルテンサイト及びオースフェライトになっており、マルテンサイト及びオースフェライトの生成要因は、マルエージング鋼由来のNiの拡散の影響と考える。引張試験の結果、鑄鉄母材で破断し、引張強さは262 N/mm²でありJIS規格を満足する値であった。

キーワード：ねずみ鑄鉄、金属積層造形、鑄ぐるみ

Microstructure and Mechanical Properties of Cast-in Bonding between Gray Cast Iron and Additive-manufactured Maraging Steel Objects

TAKAGAWA Takahito, KUROSU Shingo, IWASHIMIZU Koji,
SONODA Testuya, IKE Hiroyuki

Key words: gray cast iron, additive-manufacturing, cast-in bonding

1 緒言

近年、低炭素社会の実現に向けて機械部品の軽量化や高機能化、多機能化が求められている。鑄鉄部品においても同様の要求が高まっており、大幅な特性向上には高機能部品や異種材料との複合化が有効な手法となる。一方、金属積層造形は、複雑形状の造形が得意であるが、大型化が難しいという課題がある。鑄造の鑄ぐるみ技術を活用して金属積層造形体と鑄鉄を複合化できれば、鑄鉄材料の大幅な付加価値の向上に寄与できるとともに、金属積層造形体の大型化という課題を補うことができる。

前報¹⁾では、ねずみ鑄鉄とマルエージング鋼積層造形体の鑄ぐるみ基礎技術の確立を目的に、接合性に及ぼす鑄鉄の注湯温度及び体積比、積層造形体形状の影響について調べ、接合性は溶湯温度が高いほど向上し、また積層造形体の形状を溶湯の流れを乱さない形状にすることで向上することが分かった。本研究では、接合界面近傍の組織観察を行い、マル

エージング鋼成分の拡散に伴う鑄鉄基地組織の変化について調査及び考察するとともに、機械的性質について評価した。

2 実験方法

2-1 鑄ぐるまれる試料の形状及び材質

鑄ぐるまれる試料には、マルエージング鋼積層造形体と炭素鋼(S45C)の2種類を用いた。積層造形粉末及び条件は前報¹⁾と同様であり、平均粒径(D50)35 μmのマルエージング鋼粉末を粉体床型レーザー照射式の金属粉末積層造形装置(TRAFAM, 要素技術研究機)により造形した。マルエージング鋼積層造形体及び炭素鋼(S45C)の固体発光分光分析による成分分析結果を表1に示す。積層造形体は18%Niマルエージング鋼であり、Cは0.01 mass%以下と低く、時効硬化元素としてMoを5 mass%、その他Ti及びAlを含有している。また析出強化相の析出促進作用としてCoも9 mass%含有している。炭素

* 令和6年度技術シーズ創生・発展研究事業(発展研究)

** 素形材プロセス技術部(現・DX推進特命部)

*** 素形材プロセス技術部

鋼 (S45C) は C、Si 及び Mn 以外の合金元素はほとんど含有しておらず、マルエージング鋼積層造形体を鑄ぐるみした試料との組織を比較するために実験に用いた。なお、18%Ni マルエージング鋼の融点は 1427 ~ 1454°C²⁾、S45C の液相線温度 T_L ³⁾ は計算上 1487°C である。

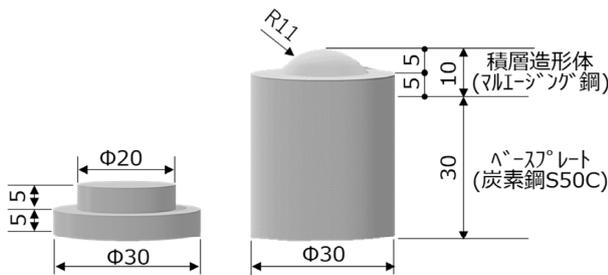
鑄ぐるまれる試料の形状及び寸法を図 1 に示す。図 1 (a) は異なる径の円柱を 2 段重ねた凸型形状であり、接合界面の組織観察用に用いた。図 1 (b) は引張試験用であり、前報の結果より凸型の上段を半球状にした方が接合性は向上したことから、上段を半球状にし、下段は引張試験時のつかみ部分を確保するために高さを 35 mm とした。ただし積層造形で造形した部分は上から 10 mm までの部分であり、下の 30 mm の部分は積層造形のベースプレート (炭素鋼 (S50C)) である。

2-2 鑄ぐるみ実験方法

鑄ぐるみの鑄造方案の概略図を図 2 に示す。図 2 (a) は組織観察用、図 2 (b) は引張試験用の試料を鑄

表 1 マルエージング鋼積層造形体及び炭素鋼 (S45C) の固体発光分光分析による成分分析結果 (mass%)

試料名	C	Si	Mn	Ni	Co	Mo	Ti	Al	Fe
マルエージング鋼積層造形体	0.01	0.05	0.05	17.6	9.0	4.9	0.8	0.2	残
炭素鋼 (S45C)	0.44	0.12	0.70	0.03	-	0.01	0.01	-	残



(a) 組織観察用 (b) 引張試験用

図 1 鑄ぐるまれる試料の形状及び寸法 (mm)

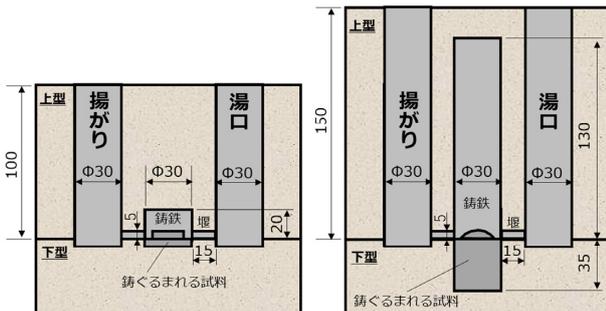


図 2 鑄ぐるみの鑄造方案概略図

ぐるむ鑄造方案である。いずれも、鑄ぐるまれる試料の下段を砂型に埋めて設置し、砂型から突出する上段が鑄鉄溶湯に鑄ぐるまれる。堰は板形状で、長さ 15 mm、幅 10 mm、高さ 5 mm である。鑄ぐるみ試料の鑄鉄部分の高さは、組織観察用は 20 mm、引張試験用は試験時のつかみ部分を確保するために 130 mm とした。鑄ぐるみ試料における鑄鉄と積層造形体の体積比は組織観察用では約 2.5、引張試験用では約 3.6 である。また、鑄ぐるまれる試料と接触した冷えた溶湯を吐き出すとともに、接触時間を長くするため、湯口の反対側に湯口と同じサイズの揚がりを設置した。

実験では、予め積層造形体を設置した CO₂ 鑄型に、高周波溶解炉で溶解した FC250 相当のねずみ鑄鉄溶湯を 1350°C ~ 1500°C で注湯し鑄ぐるみを行った。鑄鉄溶湯には注湯直前に Ba 系接種剤を 0.3 mass% 湯面添加した。鑄鉄の固体発光分光分析による成分分析結果を表 2 に示す。

組織観察用試料については試料中心を垂直方向に切断し、接合部断面の組織観察、マイクロビッカース硬さ試験及び SEM-EDS による元素分析を行った。基地組織の観察のための腐食液には 3 vol% ナイタルを用いた。マイクロビッカース硬さ試験の試験荷重は 100 g とした。引張試験用試料については、図 3 に示す引張試験片形状に加工し引張試験に供した。引張試験後、接合部断面の組織観察を行った。

表 2 ねずみ鑄鉄の固体発光分光分析による成分分析結果 (mass%)

C	Si	Mn	P	S	Fe
3.1	1.9	0.8	0.04	0.07	残

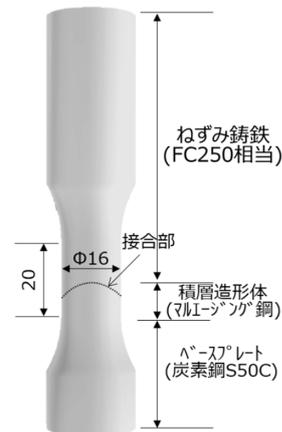


図 3 引張試験片の形状及び寸法

3 結果及び考察

3-1 鑄ぐるみ接合界面近傍の組織観察結果

図 4 にマルエージング鋼積層造形体を鑄ぐるみした試料の湯口側における接合界面近傍の組織写真を示す。黒鉛組織はいずれの温度においても D 型と呼ばれる共晶状黒鉛を呈していたが、温度によって形状が少し異なっていた。すなわち、1350°C 及び 1420°C では微細な黒鉛だけであったが、1500°C では若干長く成長した黒鉛も観察された。D 型黒鉛になる主な要因は冷却速度が速いためであり、過冷却により黒鉛が十分に成長できないまま共晶凝固するため、黒鉛は微細で初晶オーステナイト・デンドライトが目立った組織になる。過冷が小さい場合、黒鉛は十分に成長し長く伸びた A 型黒鉛になる。機械鑄物部品の製造においては、同じ CE 値（炭素当量）であっても D 型黒鉛周辺の基地組織はフェライトになりやすいことから強度が低くなりやすく、A 型黒鉛がねずみ鑄鉄では最も望ましい黒鉛組織とされている⁴⁾⁵⁾。本実験において D 型黒鉛となった原因は、鑄鉄溶湯が常温の積層造形体と接触するこ

とにより冷却速度が速くなったためである。注湯温度が最も高い 1500°C では積層造形体の温度も上昇し、鑄鉄溶湯の冷却速度も若干遅くなり長い黒鉛も観察された。また、この冷却速度は初晶オーステナイト・デンドライトのサイズにも影響し、注湯温度が高くなるに従いデンドライトも大きく成長した。

図 5 にマルエージング鋼積層造形体を鑄ぐるみした試料の中央部及び湯口側における接合界面近傍のナイタールで腐食させた組織写真を示す。中央部の界面近傍の鑄鉄側の基地組織は、注湯温度 1350°C 及び 1420°C ではパーライトであり、1500°C では界面から鑄鉄側に向かって細かい針状のマルテンサイト、マルテンサイト及びオースフェライトの混合組織であった。これに対して、湯口側の基地組織は、いずれの注湯温度においても界面にはマルテンサイト、次いでマルテンサイト及びオースフェライトの混合組織であった。また界面における帯状のパーライトやマルテンサイト部分には黒鉛組織は観察されなかった。

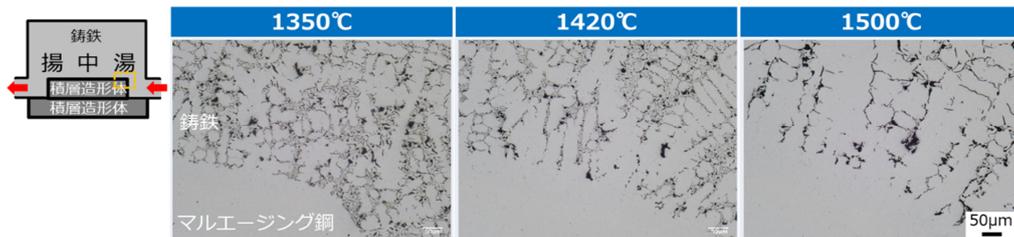


図 4 マルエージング鋼積層造形体を鑄ぐるみした試料の中央部及び湯口側における接合界面近傍の組織写真

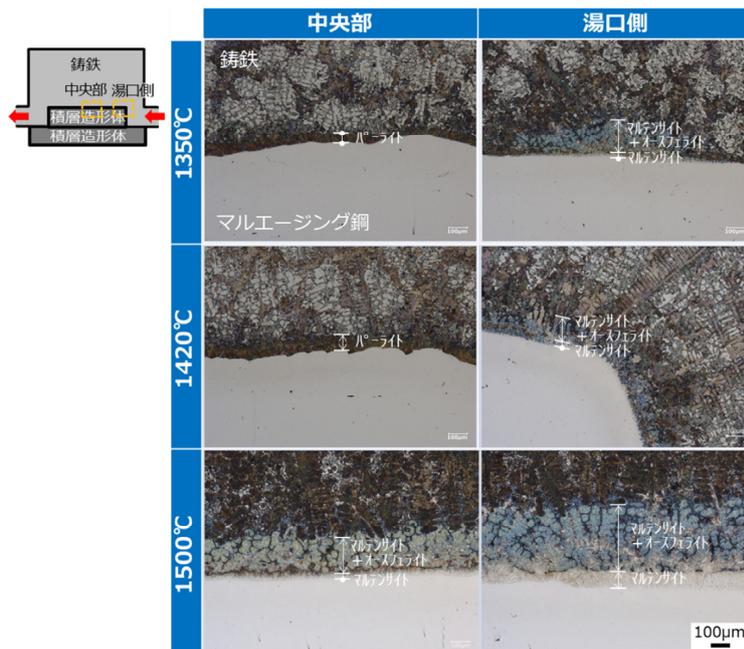


図 5 マルエージング鋼積層造形体を鑄ぐるみした試料の中央部及び湯口側における接合界面近傍の組織写真 (ナイタール腐食)

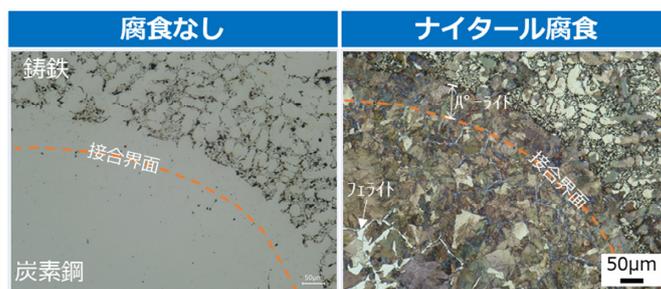


図6 炭素鋼を鑄ぐるみした試料の湯口側における接合界面近傍の組織写真（注湯温度 1420°C）

次に炭素鋼 (S45C) を注湯温度 1420°C で鑄ぐるみした試料の湯口側の接合界面近傍の組織写真を図6に示す。接合界面近傍の鑄鉄の黒鉛組織はD型黒鉛であり、これはマルエージング鋼積層造形体を鑄ぐるみした試料と同様に、冷却速度が速いことが原因と考えられる。基地組織はパーライトであり、接合界面に沿って帯状に観察され、またその帯状のパーライト部分には黒鉛は観察されなかった。炭素鋼の組織は接合界面から離れた場所では白いフェライトが観察されるが、界面近傍では全てパーライトとなっていた。これは鑄鉄中のCが炭素鋼側に拡散し、共析点（約0.8 mass% C）以上に浸炭され、鑄鉄側はC含有量が減少することにより黒鉛が晶出しなかったと考えられる。拡散接合は固相接合の場合に用いられるが、鑄ぐるみによる接合も拡散が支配的であるため、以降、鑄ぐるみ界面組織では、拡散と呼ぶこととする⁶⁾。

3-2 鑄ぐるみ接合界面近傍の元素分析及び硬さ試験結果

マルエージング鋼積層造形体を鑄ぐるみした試料の接合界面近傍の鑄鉄側の基地組織は「パーライト」及び「マルテンサイト及びオースフェライトの混合組織」の2パターンであった。そこで、基地組織が2パターン生じる要因を調べるために、それぞれの組織について元素分析を行った。また基地組織の機械的性質を調べるためにマイクロビッカース硬さ試験を行なった。その結果を図7及び図8に示す。また比較として炭素鋼の結果を図9に示す。なお、組織写真において黄色い点線で示した線上を硬さ試験及び元素分析を行った。

図7より、パーライト部分の硬さは300～390 HVであり、また鑄鉄側へのNiの拡散は確認され

なかった。一方、マルテンサイト及びオースフェライトの混合組織部分は、図8より硬さは300～650 HVと硬く、特に接合界面付近では組織観察結果からもマルテンサイトが主な組織になっていることが分かる。Ni含有量は接合界面では約7 mass%、界面から0.12 mm離れた場所でも3 mass%でありNiは広範囲に拡散していた。

炭素鋼を鑄ぐるみした界面近傍のパーライト部分の硬さは図9より300～390 HVでありマルエージング鋼積層造形体を鑄ぐるみした場合のパーライト部分の硬さとほぼ同じであった。

Niは鑄鉄の基地組織に影響を与える元素であり、4 mass%以下ではパーライト、ソルバイト及びオースフェライト、4～8 mass%でマルテンサイトが混在し、さらに14 mass%以上でオーステナイトが晶出するようになり、20 mass%以上で全オーステナイトになる³⁾⁷⁾。本実験においても、マルテンサイトが主の部分のNi含有量は7mass%であり、オースフェライトが主である部分のNi含有量は2～3%であった。このことから、マルエージング鋼積層造形体を鑄ぐるみした鑄鉄側の基地組織がマルテンサイト及びオースフェライトになった原因は積層造形体由来のNiの拡散によるものと考えられる。一方、パーライト部分はNiの拡散は確認されず、また炭素鋼を鑄ぐるみした試料もパーライトであり且つ鑄鉄側には黒鉛組織が観察されなかったことから、鑄鉄側から炭素鋼側にCが拡散しパーライトになったものと考えられる。

Niの拡散が進むに従い基地組織がパーライトからオースフェライト、マルテンサイトへと変化することから、基地組織からNiの拡散の度合い、つまり接合の度合いを知ることができる。

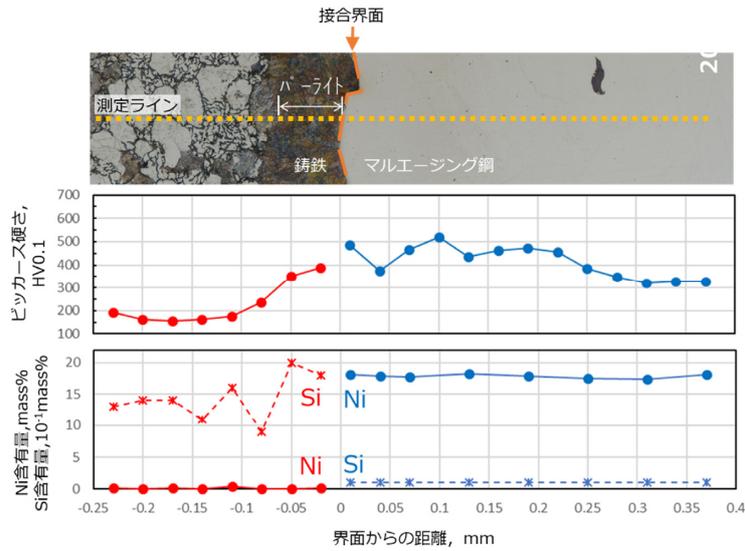


図 7 マルエージング鋼積層造形体を铸ぐるみした試料の接合界面におけるパーライト部近傍の元素分析及びマイクロビッカース硬さ試験結果 (注湯温度 1420°C)

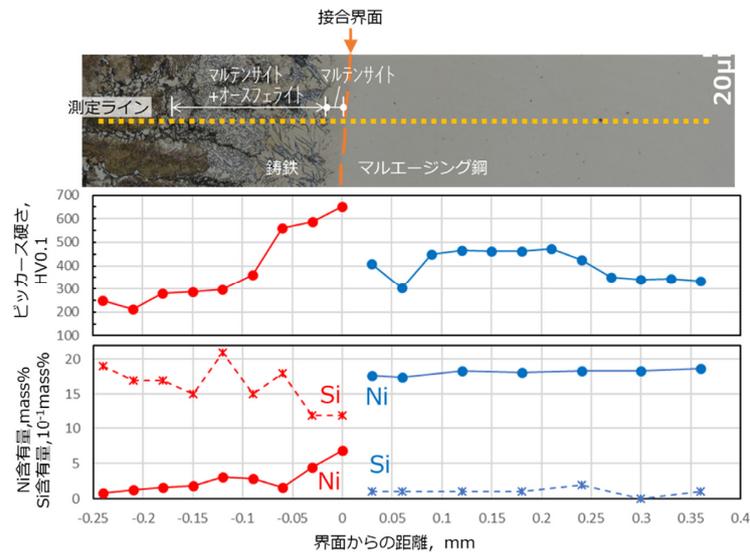


図 8 マルエージング鋼積層造形体を铸ぐるみした試料の接合界面におけるマルテンサイト及びオースフェライト部近傍の元素分析及びマイクロビッカース硬さ試験結果 (注湯温度 1420°C)

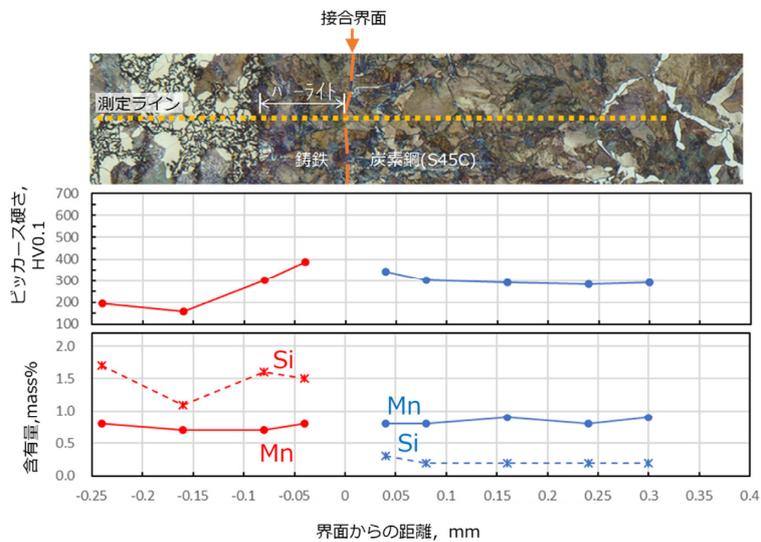


図 9 炭素鋼を铸ぐるみした試料の接合界面近傍の元素分析及びマイクロビッカース硬さ試験結果 (注湯温度 1420°C)

3-3 鋳ぐるみ材料の引張試験結果

マルエージング鋼積層造形体を注湯温度 1420°C において鋳ぐるみした試料の引張試験結果を表 3 に示す。破断は鋳鉄母材で生じ、接合部は鋳鉄母材以上の接合強さであった。引張強さは 262 N/mm² であり、目標材質 FC250 の JIS 規格 (引張強さ 250 N/mm² 以上) を満足する値であった。

図 10 に接合部近傍の組織写真を示す。黒鉛組織は D 型黒鉛であり、基地組織は中央部では接合界面から鋳鉄側に向かってマルテンサイト、オースフェライト、肩部ではパーライトも観察された。また肩部において接合界面から約 50 μm 以上離れた鋳鉄組織には遊離セメントイトが観察された。これは鋳ぐるまれる試料の体積が組織観察用試料に比較して増えたことにより注湯時の溶湯の冷却速度がより速くなったためと考えられる。

接合部近傍の黒鉛組織は D 型黒鉛であったが引張試験では接合界面では破断しなかった。これは基地組織がオースフェライトなどの硬い組織であったためと考えられる。ただし D 型黒鉛や遊離セメントイトの存在は靱性を損ない健全な組織とは言えないため、実用化の際は鋳造方案や接種などにより遊離セメントイトを晶出させない必要がある。

4 結 言

マルエージング鋼積層造形体を FC250 相当のねずみ鋳鉄で鋳ぐるみ、接合界面近傍の組織観察、元素分析及び引張試験等を行った。結果、以下のことが分かった。

- (1) 接合界面近傍の鋳鉄の黒鉛組織は D 型黒鉛であった。
- (2) 合界面近傍の鋳鉄側の基地組織は、パーライト、オースフェライト及びマルテンサイトであった。
- (3) パーライト部分からは Ni は検出されず、マルテンサイト及びオースフェライトの混合組織部分からは Ni の拡散が確認された。
- (4) 引張試験の結果、破断は鋳鉄母材で生じ、引張強さは 262 N/mm² であり、JIS 規格を満足する値であった。

表 3 鋳ぐるみ試料の引張試験結果

試料名	直径 (mm)	引張強さ (N/mm ²)
鋳ぐるみ材 (注湯温度1420°C)	16.0	262
本実験のFC250相当材	20.0	273
FC250 (JIS G 5501) 規格値	20.0	250以上

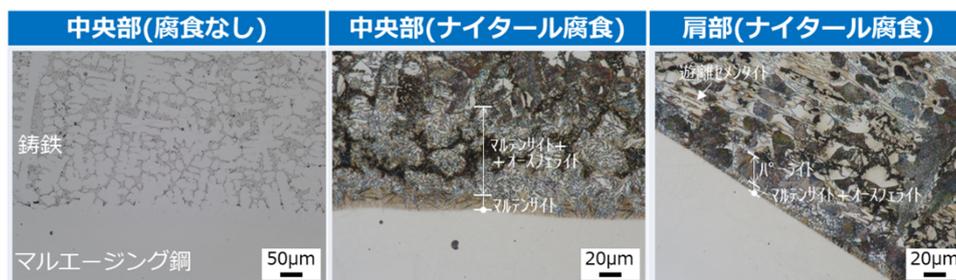


図 10 マルエージング鋼積層造形体を鋳ぐるみした試料の接合界面におけるパーライト部近傍の元素分析及びマイクロピッカース硬さ試験結果 (注湯温度 1420°C)

謝 辞

本研究を遂行するにあたり、岩手大学大学院総合科学研究科の高島将大氏に多大な協力を頂きました。心から感謝申し上げます。

文 献

- 1) 高川貫仁, 黒須信吾, 園田哲也, 岩清水康二: ねずみ鋳鉄によるマルエージング鋼積層造形体の鋳ぐるみの接合性評価, 岩手県工業技術センター研究報告, 27, p.28-33 (2025)
- 2) 大和久重雄: マルエージング鋼, 日本金属学会会報, 3, p.719-728 (1964)
- 3) 社団法人日本鋳物協会 編: 鋳物便覧 改訂 3 版, 丸善 (1973)
- 4) 中江秀雄: 新版 鋳造工学, 産業図書 (2016)
- 5) 鋳鉄の生産技術教本編集部会 編: 鋳鉄の生産技術, 素形材センター (1993)
- 6) 堀川紀孝, 加野潤二, 伊藤高志, 野口徹: 一端面を接合面とする鋳鉄による軟鋼の鋳ぐるみ接合, 鋳造工学, 74, p.229-234 (2002)
- 7) 鋳造技術講座編集委員会 編: 特殊鋳鉄鋳物, 日刊工業新聞社 (1967)