



鑄鉄の溶接法最近の進歩

田 村 博*・加 藤 昇*²

A Modern Progress in Welding Methods of Cast Iron

Hiroshi TAMURA and Noboru KATOH

1. 緒 言

鑄鉄は、鑄造成形性、被削性、振動吸収性、耐摩耗性などの多くの優れた特性があるため、工作機械をはじめ各種産業機械、内燃機関などに広く使われている。一方工業技術の近代化に伴い、各種機械・構造物に溶接が全面的に利用されるようになり、溶接しやすいことが工業材料の不可欠な条件になりつつある。

しかし鑄鉄には冒頭に挙げた数多くの特性を示すに必要な多量の炭素が含まれている。そのため砂型鑄造時より遙かに急速な凝固冷却を伴う溶接加工では、いわゆる白鑄鉄化およびマルテンサイト化による硬化と割れ、ブローホールによる機械的性質の低下などが起こりやすく¹⁾、鑄鉄への溶接の活用が著しく狭まれている。

これまでのところ、最も信頼性が高い方法は、酸素アセチレン炎を利用したガス溶接法であるが、まだ十分とはいえず、依然として補修や肉盛への利用が主で、本格的な組立溶接には至っていない。

日本溶接協会特殊材料溶接研究委員会鑄物小委員会(田村博主査)では、鑄鉄の溶接の信頼性を高めるため、長年研究活動が行われている²⁾³⁾。表1は、同小委員会が実施した補修溶接についてのアンケートの一部⁴⁾で、補修溶接に対して要求される事項を高点順に並べてある。強度を重要視する鑄鉄構造部分には、補修が全く認められていないにもかかわらず、母材と同程度の強度へ

表 1 鑄鉄の補修溶接で要求される事項

項 目	得点	%
1 母材並の強度	79	28
2 極力低い予熱	66	23
3 被削性	44	16
4 色 調	29	10
5 耐割れ性	21	8
6 母材と同じ摩耗度	14	5
7 低価格	11	4
8 その他	18	6

の願望が大きいことは、鑄鉄溶接の実状を垣間見る感がある。

このように、鑄鉄の溶接は技術的に未完成といえるが、最近国内では前述の溶接協会のほか、日本鑄物協会鑄鉄の溶接研究部会(松田公扶 部会長)の共同研究⁵⁾などの組織的な活動が活発に行われた。また国際溶接学会(IIW)では、第IX委員会(溶接性)における議題に鑄鉄の溶接を積極的に採り上げるべきとの勧告が行われている⁶⁾。

これらの動きに刺激されてか、最近は内外における鑄鉄の溶接に関する研究も増加の傾向にあり、その内容も能率的な半自動、自動、さらには種々の新しい熱源を利用した溶接や、固相接合、溶射などにも及んでいる。

以下これら各種溶接法の最近の開発研究を紹介するが、その前に鑄鉄の溶接上の問題点に簡単に触れる。

2. 溶接における問題点

前述したように、鑄鉄の溶接では多量に存在する炭素のために、溶接時の急速凝固によつて溶接部に白鑄鉄が生成し、これが異常硬化と溶接割れの主因になる。従つてこの白鑄鉄の生成をいかに防止するかが、鑄鉄の溶接における最大の問題となる。

鑄鉄の溶接部は、鋼同様に溶接金属(完全混合域+不完全混合域)、溶接境界および熱影響部(部分溶融域+真熱影響部)に分けて考えられている⁷⁾。鑄鉄系溶接棒による共金溶接では、溶接金属は急冷により初晶セメントタイト及び共晶レデブライトを生じる。

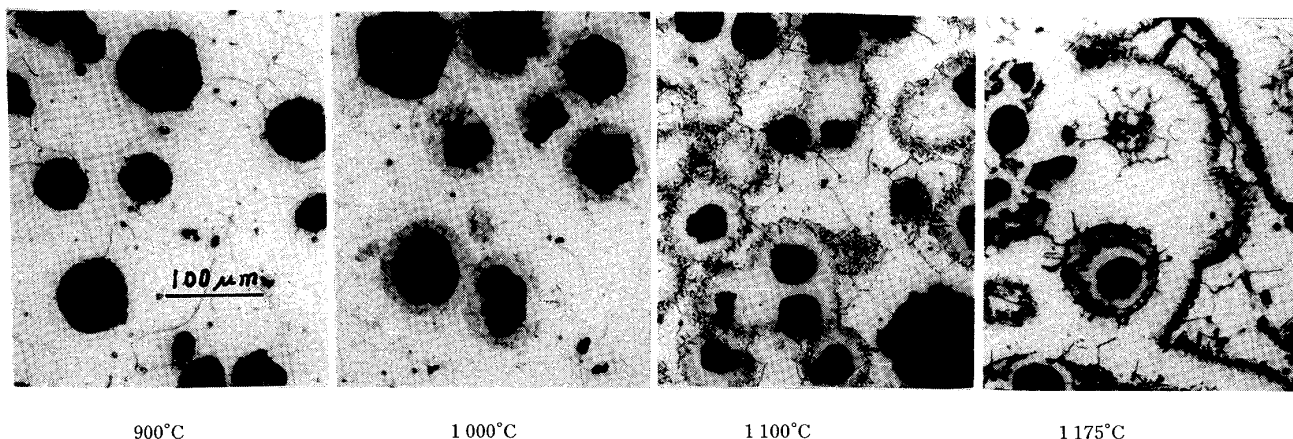
Ni系などの溶接棒を用いた場合は、溶接金属の完全混合域は鑄鉄母材によつて稀釈されるが、その硬化に対しては、とくに問題はない。しかし溶接棒の融点が鑄鉄母材より高いため、溶接金属が凝固後も母材の溶融は進行し、明瞭なレデブライト層が形成される。ISHIDA⁸⁾のプラズマアーク溶接部についての結果では、このレデブ

昭和 61 年 4 月 2 日受付 (Received Apr. 2, 1986) (依頼解説)

* 東京工業大学工学部教授 工博(現: 日本大学工学部) (Faculty of Engineering, Tokyo Institute of Technology, Now College of Engineering, Nihon University, 1 Aza-Nakagawara Tokusada Tamura-cho Koriyama 963)

*² 東京工業大学工学部助手 工博 (Faculty of Engineering, Tokyo Institute of Technology)

Key words: cast iron; weldability; ledeburite; cracking; repair welding; new process.


 写真1 球状黒鉛鋳鉄熱影響部の各最高加熱温度と組織の変化⁹⁾

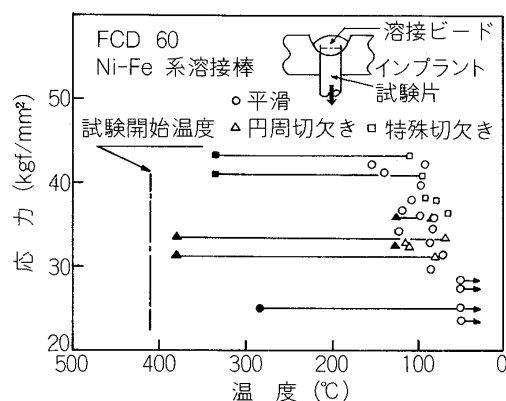
ライト層の厚さは、溶加メタルが Ni で約 0.17 mm, Ni-Fe で約 0.12 mm, Fe で約 0.24 mm 程度と測定されている。

また溶接熱影響部では、とくに高温に加熱された所で遊離黒鉛粒界及び共晶黒鉛周辺に部分溶融が起こり、白鋳鉄が生成することがある。写真1は、著者らが球状黒鉛鋳鉄 (FCD45) に、溶接熱影響部に相当する熱サイクルを高周波コイルで与えた時の組織を示したものである⁹⁾。加熱時のピーク温度の上昇とともに、黒鉛周辺における炭素の母地への拡散幅がマルテンサイトやパーライト層として広がっている。そして鋳鉄の共晶温度をこえる 1175°C では、明瞭な部分溶融が観察されている。なお、溶接熱サイクルにおける球状黒鉛周辺の炭素拡散は、白鋳鉄やマルテンサイト生成と関連して極めて重要であり、井川¹⁰⁾により現象論的に取り扱われている。

その他、部分溶融を起こさない真熱影響部も、急冷されればベイナイトやマルテンサイトが生成するので、溶接割れやぜい化の原因になる。

以上のように、鋳鉄の溶接では溶接棒や溶接時の冷却条件等によつて、種々の過程で白鋳鉄やマルテンサイトが生成し、これに溶接熱応力が重畳して溶接割れの原因になる。共金溶接の場合は、溶接金属中に生成する白鋳鉄の量によつては、平板にシングルビートを置いた程度でも、冷却中の収縮応力の増大する約 200~300°C 程度の温度で発生するような、極めて起こりやすいものである¹¹⁾。

また最近糸村ら⁷⁾は、球状黒鉛鋳鉄を Ni-Fe 系溶接棒でアーク溶接した場合の溶接割れをインプラント試験[†]と呼ぶ拘束割れ試験で系統的に調べている。図1にその結果から負荷応力と破断温度の関係を示した。これによると、約 410°C から負荷を開始して、100~200°C


 図1 応力と破断温度 (溶接入熱 21 kJ/cm)⁷⁾

程度で破断している。また破断箇所は不完全混合域のレデブライト組織、または部分溶融域に隣接するマルテンサイト組織である。なお考察によれば、この割れは水素割れでなく、一種の焼割れとのことである。

溶接用鋼の開発は、溶接構造物の今日の発展を築いた。鋳鉄の組立溶接化のためには、溶接用鋳鉄の出現が待たれるが、現実にはなかなか困難なことである。一方既存の材料としては、球状黒鉛鋳鉄は、普通鋳鉄より溶接しやすく、鋼に近い優れた機械的性質を示すものとして、最近における溶接研究の主流となつている。

ただし、球状黒鉛鋳鉄の場合は、その溶接熱影響部のじん性や延性が母材程度を必要とするという、普通鋳鉄にはない性能が重要になる。その例として、溶接後の応力除去焼なまし、または多層溶接のような再熱の際に、熱影響部の炭化物やマルテンサイトが微細な二次黒鉛として分布し、伸びやじん性を低下させることが問題となる¹²⁾。この二次黒鉛は、レデブライトやマルテンサイトを少なくするほど減少するから、溶接の際の予熱温度を高くしておくことが、この点でも重要になる¹³⁾。

さて現在のところ、鋳鉄の溶接には酸素アセチレンに

† 鋼の溶接熱影響部の水素による遅れ割れを調べるためフランスの GRANJON が考案した簡便な方法で、図中に示すように丸棒試験片を板に挿入した形で溶接ビードを置いた後、引張荷重を加える。

よるガス溶接と、被覆アーク溶接が最も広く行われている。

ガス溶接法は鋳鉄系溶接棒により鋳鉄組成の溶接金属を得る、いわゆる共金溶接を基本とする。従つて溶接金属の白鋳鉄化を防止するため、母材全体を $500\sim 600^{\circ}\text{C}$ あるいはそれ以上の高温に予熱し、溶接作業中もその温度を保ちながら、大きな溶融池を形成するなどして、極力溶接部を徐冷する。このような高温予熱によれば、白鋳化は十分に防げるが、被溶接物が大型のものでは予熱が困難になり、不均一に加熱された場合は熱応力が発生して変形や割れを起こすおそれがある。

ガス溶接は現状では補修溶接として最も信頼性があり、溶接技術自体もそれほど高度のものを必要としない。また、とくに強じん性に優れた球状黒鉛鋳鉄の溶接にも十分用いることができる。しかし、高温予熱技術、とくに被溶接物の形状が複雑な場合は、作業者の経験に頼る面が大きく、また高熱作業環境の点でも問題がある。なお、高温予熱に伴う熱変形で、形状寸法が変化し、補修後の再組立てが不可能になるなどの欠点もある。

被覆アーク溶接は、以上のガス溶接の欠点を補う有力な方法である。しかし、鋳鉄系溶接棒による共金溶接の場合は、能率面では幾分向上するが、白鋳鉄化防止のためガス溶接と同様の高温予熱が必要である。また炭化物形成を防ぐため、黒鉛化促進剤を添加するなど溶接棒の改良も種々行われているが、予熱温度の低下までには至らず、依然としてその使用は極めて限られている。

一方 Ni 系あるいは Ni-Fe 系溶接棒を用いる場合は、予熱なしでも溶接金属は硬化せず、比較的延性に富むため、高温予熱の困難な大型鋳物の補修にも適した方法として、現在広く用いられている。ただし、溶接棒が高価な上に色調が異なるという欠点がある。

また溶接金属は Ni あるいは Ni-Fe 系といつても、前述したように溶接境界付近の白鋳鉄やマルテンサイトの生成を防ぐことはできない。従つてこの種の溶接法としては、できる限りの小入熱でこの硬化幅を狭くし、ま

たビードを短く置き、ピーニングにより熱収縮を和らげるなど作業者に高度の熟練が要求される。なお、予熱温度を低くすることは、小入熱溶接の効果を高めるが、低い予熱は、その温度に下がるまでの待ち時間が長くなり、作業能率が低下するので、普通は 350°C 程度までの予熱が行われている。

要するに、現在用いられている溶接法は、いずれも生産技術として活用するには満足するものではなく、できれば組立溶接や鋼との異材溶接の可能な信頼性のある高能率の溶接法の開発が強く望まれる。

次に最近における各種溶接法の開発状況について述べる。

3. 各種溶接法の開発状況

3.1 ガス溶接法

鋳鉄のガス溶接は、被覆アーク溶接と比べて、それほど高い熟練度が要求されず、前述のように共金による補修溶接としての用途が広い。数年前さきの鋳物小委員会では、わが国の鋳物溶接技術の水準把握の目的で、ガス溶接とアーク溶接について共同研究が行われた²⁾。FC25 と FCD45 の 2 種の鋳鉄材から作成された AWS 型に準じた試験片 (図 2) を用い、各社が選んだ溶接棒と溶接技法によつて溶接された試験板が種々比較検討されている。

使用溶接棒はすべて鋳鉄組成で、高炭素高シリコンのものが多く、予熱温度は $600\sim 800^{\circ}\text{C}$ と高く、溶接部は十分徐冷されたため、レデブライトやマルテンサイトは見られず、X 線と透過探傷試験で割れは検出されていない。また被削性試験ではバイトの逃げもなく、ほぼ満足に溶接が行われている。図 3 は溶接部の横引張試験結果で、ほぼ母材並の強度が得られている。

しかしガス溶接では予熱温度をできるだけ下げたいという要望が非常に強い。大井¹⁴⁾ は、高炭素過共晶組成

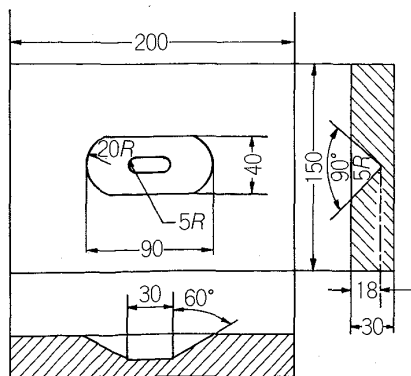


図2 溶接試験片形状

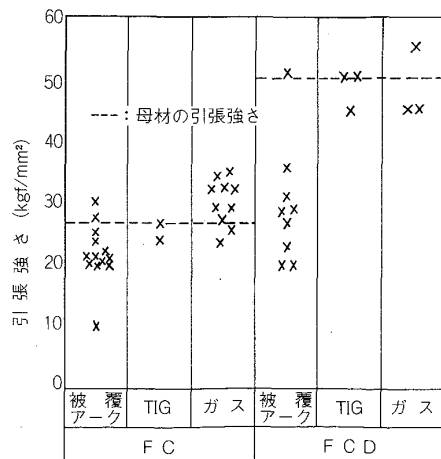


図3 溶接部の引張強さ

表 2 試作した溶接棒の化学組成例 (%)¹⁴⁾

		C	Si	CEs*	Mn	P	S	Mg
生砂型鋳込材	3% Si 溶接棒	4.14	3.04	5.10	0.13	0.040	0.010	0.030
	4% Si 溶接棒	3.72	4.11	5.01	0.13	0.040	0.010	0.032
	5% Si 溶接棒	3.50	5.04	5.08	0.14	0.040	0.008	0.030
鋼製金型鋳込み材		3.37~3.85	4.41~4.58	4.76~5.26	0.13	0.040	0.006~0.012	0.024~0.033

*; CEs = %C + 0.31%Si

の球状黒鉛鋳鉄溶湯における初晶黒鉛の核生成と成長をコントロールすることによつて、準安定系共晶凝固を阻止するというユニークなガス溶接技術確立している。表 2 は用いられた溶接棒組成の例である。この溶接では、黒鉛粒数が著しく多い ($1 \sim 1.5 \times 10^3$ 個/mm² 以上) 球状黒鉛鋳鉄溶接棒を用い、黒鉛液相線以下の温度域で急速に溶解して溶湯中に黒鉛粒を残しておけば、これが凝固時に黒鉛核として働くから、高温予熱しない急速凝固でもレデブライトが生成しにくい。溶接のままで引張強さ 72 kgf/mm²、切欠きなしシャルピー値 8~12 kg-m と、母材に匹敵する良好な結果が得られている。

鯉淵ら¹⁵⁾ は、溶接が比較的困難な 2.4% Ni 合金チルド鋳鉄のガス溶接で、合金溶接棒を用い 400°C 程度の予熱で約 30 mm 盛金したのち、400°C の炉中で引き続き一定時間放置後空冷すれば、硬さも低く割れのない溶接金属が得られることを報告している。これはベイナイト変態が約 180°C で終了したため、われわれが提案した超塑性による収縮応力低減効果 (後述) が現れたものと述べている。

以上は鋳鉄同志の溶接であるが、今後は工作機械の摺動部など一部を鋳鉄とした鋼構造のような鋼との異材溶接の必要性が強まることが予想される。大井¹⁶⁾ は、球状黒鉛鋳鉄と鋼との溶接における問題点として、融点異なるため溶接部が必要以上過熱されることと、鋼中には球状化阻害元素である O や S が多く含まれることなどのため、残留 Mg が酸化して健全な球状化黒鉛組織が得られず、白鋳鉄化しやすいことを挙げている。このため軟鋼にあらかじめ FCD 系溶接棒で盛金を行つてから突き合せガス溶接する方法を採用して、割れがなく強度も 40~50 kgf/mm² 程度で、組織的にも満足な溶接部を得ている。

3.2 被覆アーク溶接

鋳鉄のアーク溶接は、ガス溶接より熱源としてエネルギー集中性が大きく効率が良く、予熱温度が下がる可能性が高いので、さきのアンケート結果⁴⁾でも補修溶接の約 70% を占めている。被覆アーク溶接では合金溶接棒による高温予熱溶接と、Ni 系溶接棒による低温予熱溶接があるが、後者が広く使われている。また Ni 系には純 Ni と Ni-Fe 系がある。図 4 はその選択理由についてのアンケート結果⁴⁾で、純 Ni 系 (DFC Ni) は溶接性、Ni-Fe 系 (DFC NiFe) は強度に主眼が置かれていることが知られる。

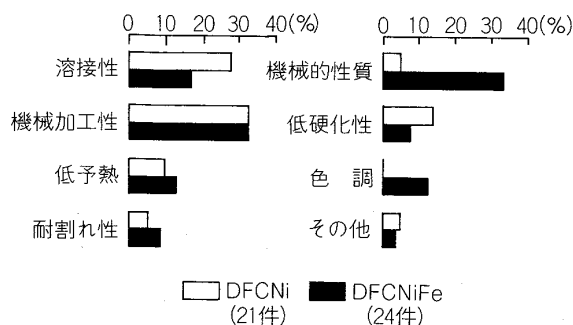
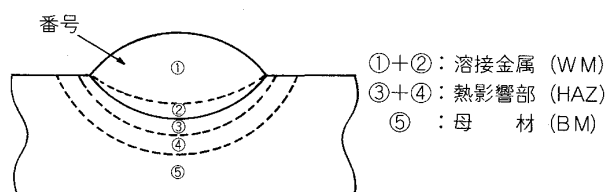


図 4 アーク溶接棒選択の理由

組織 位置	大 ← 冷却速度 → 小					
	A	B	C	D	E	F
①	γ+G	γ+G	γ+G	γ+G	γ+G	γ+G
②	L	L	L	L	L	L
③	M+G	Zw+M+G	T+Zw+M+G	T+Zw+G	T+G	FP+G
④	FP+G	FP+G	FP+G	FP+G	FP+G	P+G
⑤	P+G	P+G	P+G	P+G	P+G	P+G



γ: オーステナイト L: レデブライト M: マルテンサイト
 G: 黒鉛 FP: 微細なパーライト T: トルースタイト
 P: パーライト S: ソルバイト C: セメンタイト
 Zw: ベイナイト

 図 5 アーク溶接部の組織分類 (DFC Ni 及び DFC NiFe)²⁾

前述の鋳物小委員会の共同研究²⁾では、ガス溶接と並んでアーク溶接が実施されている。その結果はさきの図 3 でも見られるとおり溶接部の引張強さが母材の 40~70% 程度で、FC、FCD 材ともかなりの割れが生じている。種々の予熱温度を用いた結果をもとに、アーク溶接部の組織と冷却速度の関係をまとめたものが図 5 である。割れ発生に最も重要な ②+③ の溶接境界付近の組織に注目すると、FC 25、FCD 45 とともにアーク溶接では 550°C 程度までの高温予熱を行つても、レデブライトの晶出を阻止することが困難なことが分かる。また硬いま

ルテンサイトやベイナイト組織は、 400°C 以上の高温予熱、または 550°C 以上の後熱によりソルバイト化することによって除くことができる。

低温予熱溶接では、溶接金属が凝固すると同時に熱間でハンマーによつて繰り返し錘打ちする、いわゆるピーニングが割れ防止のため効果的である。上述した共同研究²⁾で発生した割れの原因の一つにはこのピーニング条件の不適當なことが挙げられた。

そこで、小委員会ではこの点を明確にするため、さらに予熱温度とピーニング条件の種々の組合せについて、引張試験や割れの検査のほか溶接部の残留応力と変形などを詳しく調べている³⁾。その結果、効果的なピーニング条件が明らかになり、適正なピーニングを行えば、FC 25 では Ni-Fe 系溶接棒で 350°C 予熱、一方 FCD 45 では同様に 100°C 予熱すれば被覆アーク溶接における欠陥を少なくすることができることが確かめられている。

図 6 はその際変形測定に用いられた試験法と、その測定結果である³⁾。この変形量は残留応力の大きさとも関係があり、この測定方法はピーニングによる残留応力の緩和効果、換言すると溶接結果を判定する簡便な方法としても利用されている¹⁷⁾。

新しいアーク溶接の研究として、著者ら¹⁸⁾は変態超塑性現象を利用して溶接割れを防止する方法を討みている。この考え方としては、溶接時の冷却過程における変態を低温で起こさせることによつて、その際生じる収縮応力をいわゆる変態超塑性により効果的に緩和するというものである。

図 7 はこれを模式的に示したもので、曲線 (a) は一般鑄鉄組成、(b) は低温変態する鑄鉄組成の収縮応力曲線をそれぞれ示している。一般鑄鉄組成のものは、高温の P_s で変態するため、変態膨張および変態超塑性現象によつて一時的な応力低下が見られるが、その後収縮応力は増加し、破断に至る。一方 (b) では M_s 点でマ

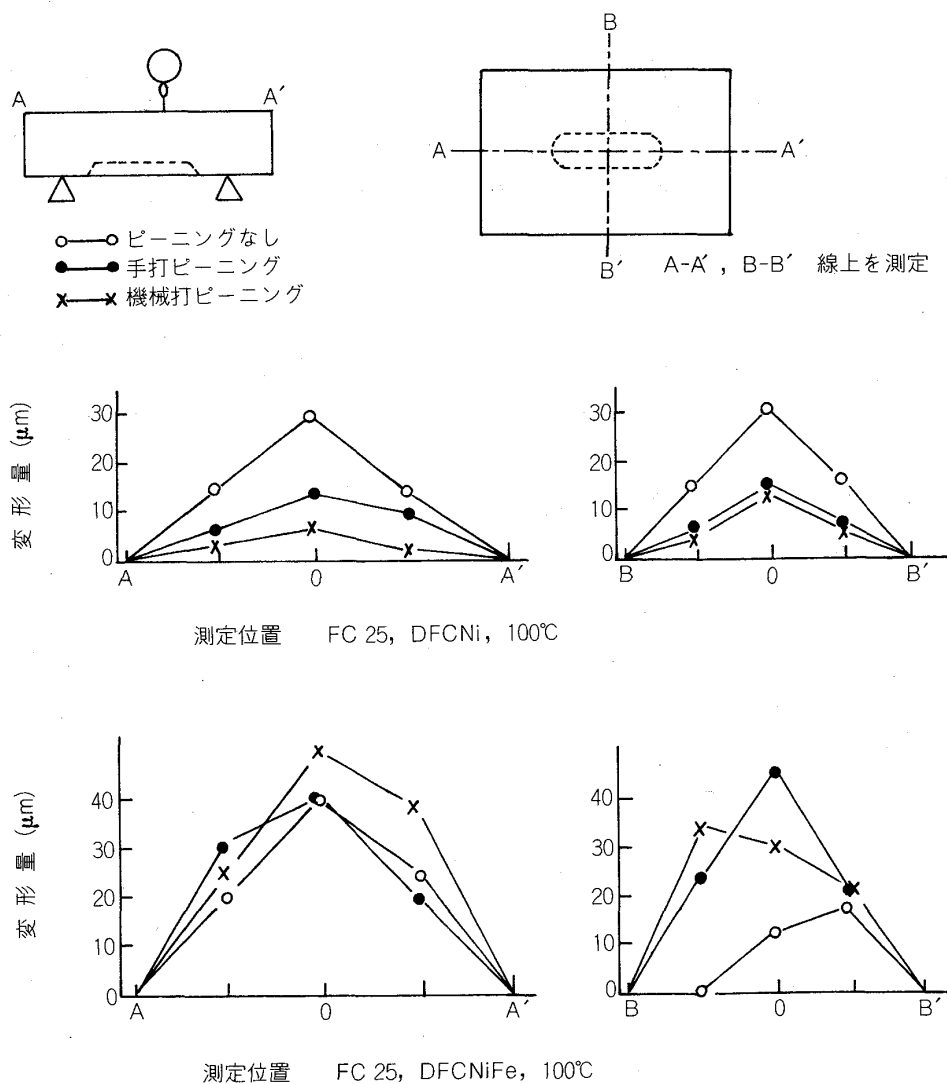
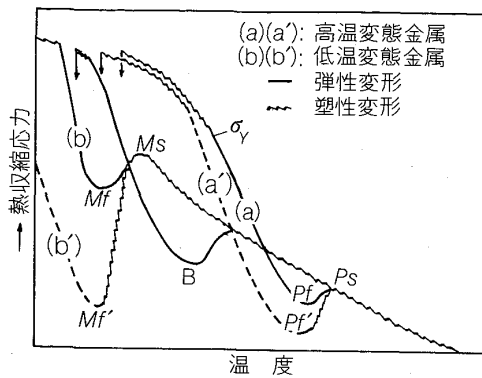


図 6 溶接試験片の変形³⁾



σ_y : 降伏点 M: マルテンサイト B: バイナイト P: パーライト
 s: 開始 f: 終了

図7 高温から冷却途上の温度と収縮応力の模式図¹⁸⁾

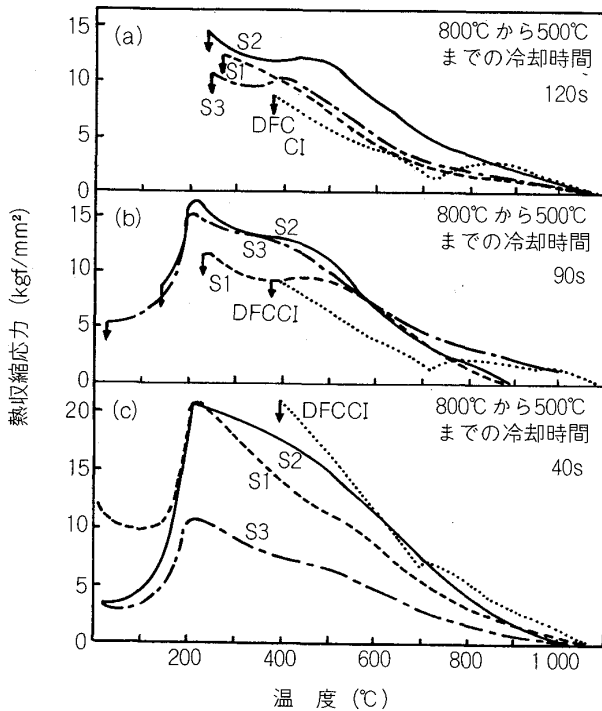


図8 各種被覆アーク溶接における冷却時の温度と収縮応力の関係¹⁸⁾

ルテンサイト変態による膨張と超塑性変形が同時に起こって応力は著しく緩和され、 M_f 点で応力値は極小となるが、以後は再び収縮応力が増加しても、その熱収縮量が小さいため割れは生じにくい。

以上の考え方はいろいろの溶接法における割れの防止に適用できる。被覆アーク溶接では Ni, Mo を添加し、それに黒鉛化促進のため C, Si を比較的多量に加えた溶接棒3種を作成して、ミーハナイト鑄鉄母材について拘束溶接割れ試験を行つている。図8はその際に温度と収縮応力の変化を測定したものである¹⁸⁾。冷却速度が大きいほどマルテンサイト変態が低温まで遅滞するため、応力緩和が大きくなり、割れは発生しない。

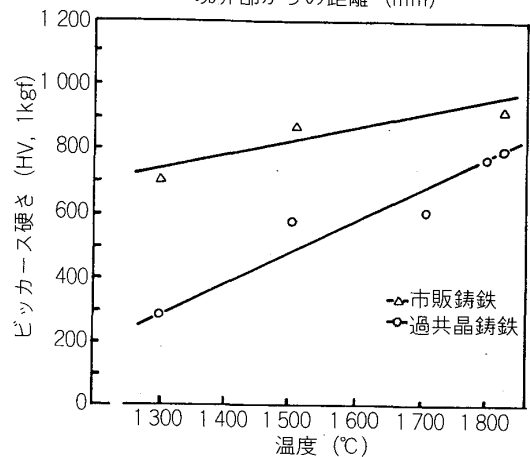
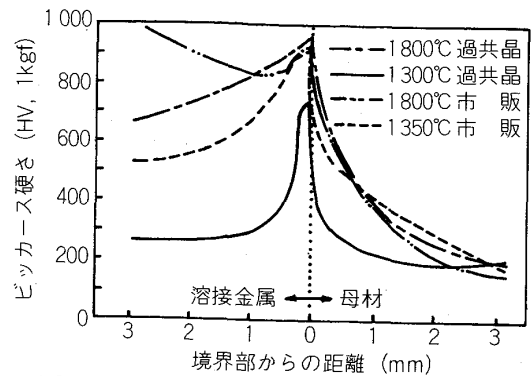


図9 溶融池温度と硬さ¹⁹⁾

著者ら¹⁹⁾ はまた、鑄鉄の共金溶接棒を使つた予熱なしの溶接を行うため、アークの磁気振動効果を利用した新しい被覆アーク溶接法を始めている。これはさきに、大井¹⁴⁾ がガス溶接について開発した表2と同じ過共晶成分の被覆アーク溶接棒により、その溶融池の温度を液相線温度より下げることによって、融液中での黒鉛溶解量を押さえ、急冷しても溶接金属の黒鉛化が進みやすいようにして白銹化を防止するものである。

図9は測定した溶融池のピーク温度と溶接金属の硬さの関係を示したものである¹⁹⁾。すなわち、磁界を加えてアークを前後に振動させることによって溶融池の温度は下がるから、過共晶鑄鉄溶接棒ではレデライトの生成が完全に阻止されて、硬さは低下する。また溶融池温度を低くしたものは、熱影響部の硬化幅も減少する。またこの場合、溶接境界付近に生じる硬化層は、後で示す極小入熱法を用いて、開先を純 Ni 棒で2~3層ほどあらかじめ盛金する、いわゆるバタリングしておくことで防げるから、その上で本法を適用すれば、予熱を行わなくても、硬化部のない溶接を行うことができる(図10)¹⁹⁾。

なおその他、白銹化防止のための黒鉛化促進剤を加えた被覆アーク溶接棒による研究は、これまでも数多く発表されている²⁰⁾²¹⁾。最近川原²²⁾ は、鑄鉄心線に Si 3.5% とさらに Al を添加した新しい溶接棒を使つて、

溶接金属に生じるレデブリイトを押さえて、微細な球状黒鉛を晶出させることに成功し、比較的急冷に耐える共金溶接棒の可能性を示している。

3.3 ガスシールドアーク溶接

各種シールドガスを用いた半自動および自動溶接が、内外において鋳鉄の溶接に試みられている。このうち、わが国ではティグ溶接が最も実用化が進み、前述の鋳物小委員会の共同研究²⁾でも、被覆アーク溶接より信頼性の高い結果が得られている。

川原ら²³⁾は、従来のガス溶接と似た熱の与え方でティグ溶接することにより、ガス溶接では困難な比較的深い開先にも適用が可能であり、さらにガス溶接の溶接作業時間を大幅に短縮できるとして、早くからこの方法を推奨している。すなわち、普通鋳鉄母材の表面をガス炎で急速に予加熱しておき、過共晶組成のワイヤを使つて 800~900°C 程度のパス間温度でティグ溶接するもので、

高度の熟練も要らず、ブローホール発生も少なく能率の良い溶接が可能である。

また、川原ら²¹⁾は、鋳造で用いられる接種剤添加の効果をティグ溶接にも適用を試みている。すなわち、溶接棒には普通鋳鉄組成と Al 含有鋳鉄組成のものに、それぞれ黒鉛球状化処理剤を添加したものと、しないものを作成し、その溶接棒に Fe-Si, Ca-Si などの各種接種剤を塗布して用いた。

図11 は普通鋳鉄母材上に 500°C 予熱で溶接ビードを置き、溶接部の硬さ測定を行つた結果である。接種剤を加えたことにより、レデブリイトの生成はほとんど見られず、フェライト+パーライト地に微細な共晶状黒鉛の析出した組織となっており、予熱温度低下に対する接種剤添加の効果が十分認められている。

なおティグ溶接における予熱を、上述したガス炎の代わり直接ティグによるアーク熱を用いれば、いつそう溶接しやすくなる²⁾。

またミグ溶接では、大西²⁴⁾が全自動方式を球状黒鉛鋳鉄に適用して好結果を得ている。なおワイヤには溶接割れの防止のための約 3% 程度の Nb, Mo と、ビード表面の酸化防止のため、Mn を 2~3.5% に増加し、さらに微量の Al または Ti を添加した Ni-Fe 系ワイヤ (Ni>55%) が用いられている。

一方一般鋼材の半自動溶接に最近急速に需要が増している複合ワイヤによる CO₂ アーク溶接が鋳鉄へも種々適用が試みられている。芦田ら²⁵⁾は、Ca-Si を加えて溶接金属が球状黒鉛鋳鉄になる CO₂ 用フラックス入りワイヤを作り、鋳鉄管の溶接に用いている。初層をフィラメタルなしでプラズマ溶接し、280°C 予熱で溶接後、

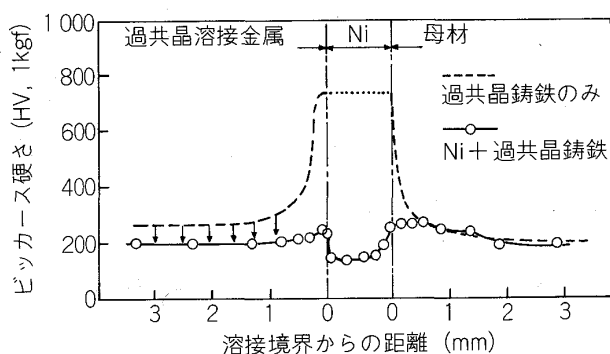
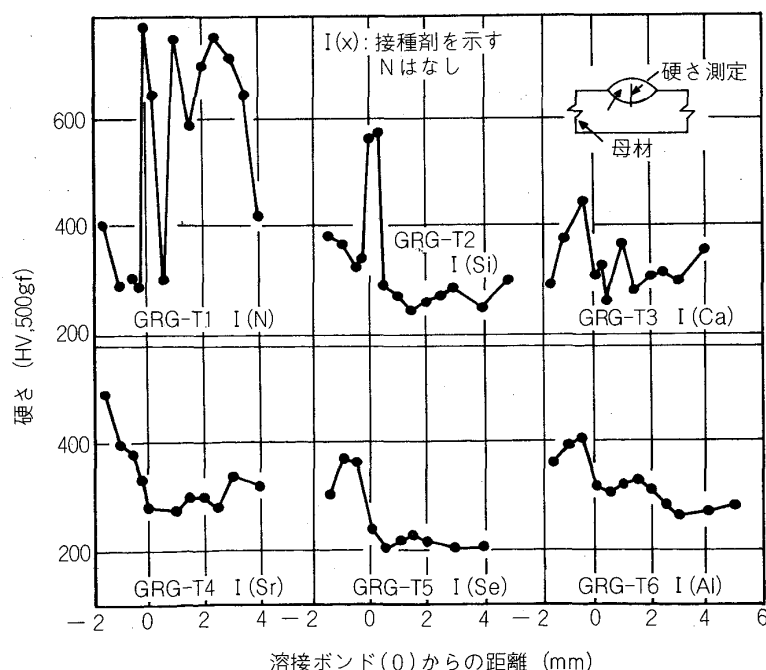


図 10 Ni パタリング上に溶接した時の硬さ分布¹⁹⁾



(0)の右側が溶接金属、左が熱影響部
図 11 ねずみ鋳鉄のティグ溶接部の硬さ分布と接種剤の効果²¹⁾

フェライト化焼鈍を行う。各層に生じたセメンタイトを次層溶接で分解させるために、溶着手順には特別な注意が払われている。

BISHEL²⁶⁾ は、高速自動溶接向と謳ったフラックス入りワイヤ Ni-ROD FC55 (インコ社の商品名) を CO₂ アーク溶接などに用いた結果を報告している。溶接金属組成は、だいたい 50%Ni, 49%Fe, 1%C になるようにワイヤが作られており、ノンガス、CO₂、CO₂+Ar シールドやサブマージアーク溶接としても使える。予熱は球状黒鉛鋳鉄の場合は必ずしも要らないが、ねずみ鋳鉄では少なくとも 400°F (205°C)、できれば 600°F (315°C) 以上が望ましいとのことである。

インコ社では、最近純 Ni や Ni-Fe 系の Ni の代替として、Mn を加えた Ni-Fe-Mn 系溶加材 Ni-ROD FC44 を、球状黒鉛鋳鉄の CO₂ アーク溶接はじめ各種溶接用として発表している²⁷⁾。これは Ni-ROD44 と呼ばれるもので、凝固温度と熱膨張係数が母材とほぼ等しいため溶接応力軽減に有利な特性などにより、予熱や後熱なしに球状黒鉛鋳鉄の溶接が可能とのことである。市販の各種シールドガスを用いた場合の溶接継手の横引張試験では、引張強さはいずれもほぼ母材並 (約 48 kgf/mm²) であるが、伸びは 2~5% と低い (母材 13%)。

鋳鉄の溶接法としては、できる限り小入熱で溶接して、母材の溶融を少なくし、かつ熱影響部の硬化幅を狭くする小入熱溶接が低温予熱溶接に用いられている。短絡移行 GMA 溶接は小入熱溶接である点でこの目的に適しているといえる。さきに KOTECKI ら²⁸⁾ は、約 0.6 mm 径の Ni ワイヤなどを使つて開先に短絡移行方式でバタリング後、銅溶加材で被覆アーク溶接や CO₂ 溶接する方法を紹介しているが、融合不良や炭化物生成などが見られている。

著者ら²⁹⁾ は、これと異なる方法として、0.6 mm の極細ワイヤとパルスミグ電源を用いた極小入熱溶接を行い、溶接境界部の馴じみも良く、炭化物などの硬化部がほとんどない溶接熱影響部を得ている。さきに述べたように、Ni 系溶接棒による低温溶接では、薄い幅ではあるが白鋳鉄化しやすい不完全混合域が生じるが、さらに

溶接入熱を下げることであれば、この溶融域の幅も熱影響部の幅と共にいっそう狭くすることができる。

ここでパルスアーク溶接とは、パルス状の電流をアークに供給する特殊な溶接電源を用い、溶滴を細粒化 (スプレイ移行と称する) しにくい小電流範囲においても溶滴のスプレイ化により、安定移行が行えるもので、Ar または Ar+CO₂ ガスシールドによる薄板溶接に用いられている。使用したパルスミグ溶接用電源のブロックダイアグラムと、その電流波形を図12に示した²⁹⁾。なお通常のパルスミグ溶接では、回路に L2 の入った (イ) の+側電源を用いてパルスのピークを幾分ならかにしているが、本溶接では L2 を通さない (ロ) 側の+電源を用いている。これによつて実効電流値が 50A という通常は溶接不可能な小電流でも瞬時電流値は 350A 程度と高くなり、小入熱溶接を可能にしている。

以上のパルスミグ溶接法を鋳鉄に適用した一例として、球状黒鉛鋳鉄 (FCD45) に 0.6 mm 径 Ni ワイヤで 2 層溶接した時の組織と硬さを図13に示した。本パルスミグ溶接法では、溶込みはほとんどなく、熱影響部の幅も 0.5 mm 以内と狭く、急冷で生じた溶接境界付近のマルテンサイトは第2層の溶接熱によつて焼もどされたため、著しく軟化されている。

ここで本溶接法は、溶接境界付近における鋳鉄母材の溶融を極力少なくし、かつ熱影響部の幅を狭くして溶接ボンド部の硬化を防ぐことが主目的であるから 2 層以後はパルスミグ法でなく通常 Ni 棒による低温予熱溶接、あるいは先にのべた磁気振動法による共金溶接や軟鋼溶接棒を利用して能率向上を計ると共に、硬化部のない溶接部を得ることができた。

なお、最終層までを本パルスミグ法で溶接した場合は、1 層ごとの溶着量が小さいので熱応力の発生が少なくなり、多層溶接後の変形および残留応力も極めて小さいことが確かめられている³⁾。図14に溶接による角変形測定結果を示した。9%Ni ワイヤでとくに変形量が少ないのは、低温域での変態膨張および変態超塑性による応力緩和の効果が現れたものである。このようにパルスミグ法による極小入熱溶接では、低温予熱溶接で不可欠な各パ

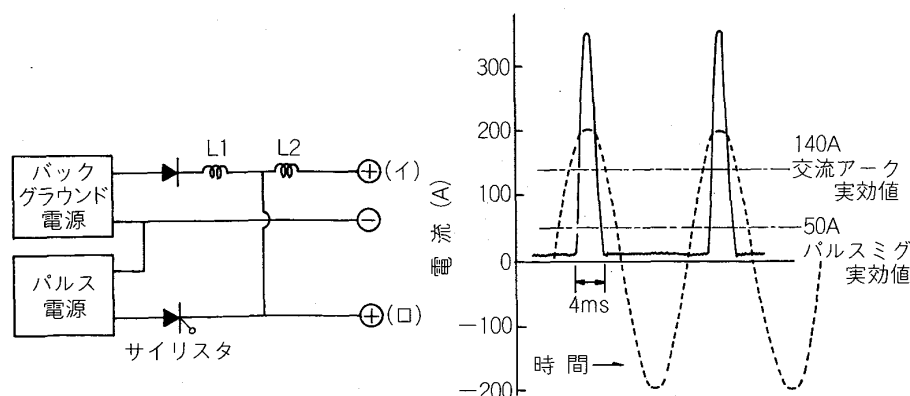
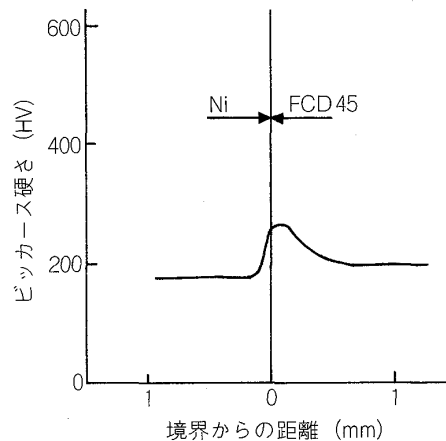
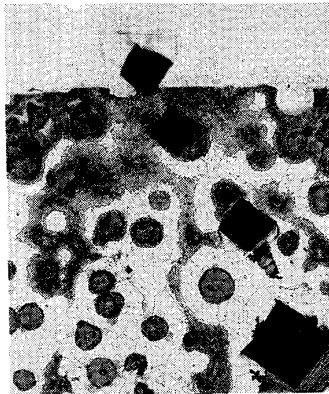


図12 パルス溶接電源のブロックダイアグラムと電流波形²⁹⁾



母材: FCD 45 2パス溶接
図 13 小入熱溶接法による溶接部の組織と硬さ分布²⁹⁾

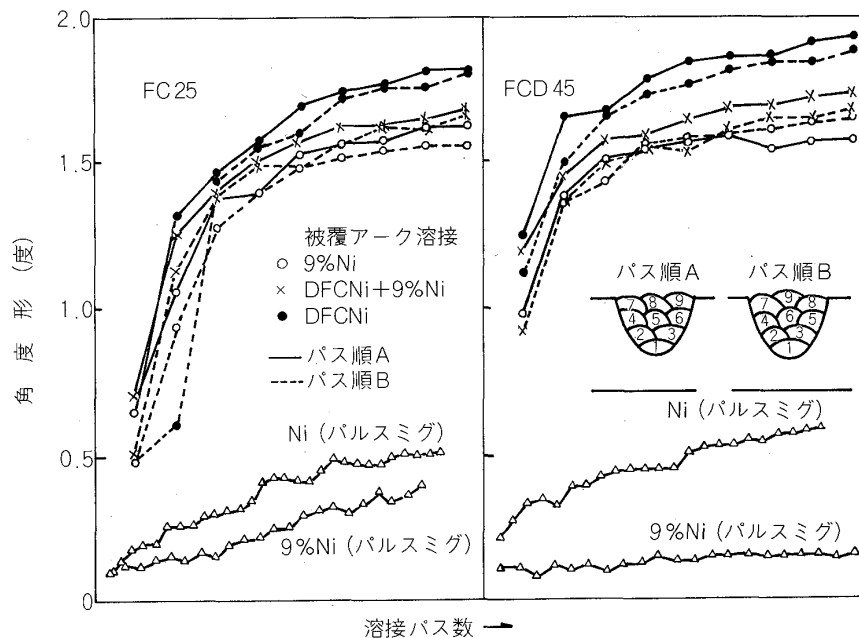


図 14 溶接法と角変形³⁾

スごとのピーニングを行わなくても、熱収縮割れの心配はない。

3.4 サブマージアーク溶接

サブマージアーク溶接は、これまで述べた溶接に比べて大入熱溶接であるから、高能率であるとともに高温予熱溶接における同様の徐冷効果による硬化層生成の防止が期待される。サブマージアーク溶接では、溶接ワイヤと共に、溶接フラックスの機能が重要となる。

さきに関口ら³⁰⁾は、溶接する铸铁母材局部を、CおよびSiCを70%程度と、酸化物や炭酸塩などを含んだフラックスで覆い、その中に普通鋼ワイヤまたは2.5~3%Si鋼ワイヤを送給して溶接するICSA法(Insulated Carbon Shielded Arc Welding Processの略)を開発している。この方法によれば、300~400°C程度の予熱で白铸铁層のほとんどない普通铸铁(FC20)の溶接ができたと述べられている。

最近 DAVILA ら³¹⁾は、球状黒鉛铸铁のサブマージアーク溶接の研究を行ってきた。この方法では、ワイヤには通常の低炭素鋼ワイヤが用いられるため、専ら商用溶接フラックスの中に、Fe-Si (6~18%)と黒鉛(0~15%)の各組合せのほかCa, Mg, およびCeの黒鉛球状化元素を加えたものの溶接部の諸性質が調べられている。その結果溶接金属の黒鉛化は、フラックス中のSi, Caおよび黒鉛添加量とともに進行している。ただし黒鉛量が15%を超えると、溶接アークが不安定となり、ビード形状が悪くなる。

予熱は溶接部の硬さ低下のほかに、黒鉛粒を増し、黒鉛形態の改善にも効果がある。DAVILAはこの研究から適正なフラックス組成として6%Fe-Si, 15%黒鉛および0.20%Mg, 0.12%Ce, 0.024%Ca(いずれも鉄合金で添加), また溶接入熱21kJ/cm, 予熱温度650°Cを溶接条件に示している³¹⁾。

一方オーステナイト系溶接金属を得るためのサブマージアーク溶接には、インコ社は前述の溶接ワイヤ Ni-RODFC44 と Incoflux6 の組合せを推しており、SELF ら³²⁾ は同じく Ni の代替に Cu を加えた Fe-Mn-Ni-Cu-C 溶加材についての検討結果を報告している。

3.5 エレクトロスラグ溶接

溶融スラグのジュール熱を利用する立向自動溶接としてのエレクトロスラグ溶接は、従来から厚物の溶接に適することが知られている。また、これが鑄鉄の溶接に利用された場合は、予熱効果や、大入熱による徐冷効果によるいつその好結果が期待される。

さきに著者ら³³⁾ は、鑄鉄のエレクトロスラグ溶接用ワイヤとフラックスの開発研究を行つている。その結果、鋼帯に白鑄鉄粉末などの炭素源と、Fe-Si などの黒鉛化促進剤を入れてパイプ状にした充填ワイヤを中空の黒鉛ノズルと組み合わせ、これに試作フラックスを使つて肉厚 40 mm のミーハナイト鑄鉄の突合せ溶接を行い、硬化部のない溶接部を得ている。図15に本黒鉛ノズル式エレクトロスラグ溶接法の概略図を、同じく図16には各種溶接ワイヤを使つてエレクトロスラグ溶接した場合の溶接部硬さ分布を示した。

このように黒鉛ノズル式エレクトロスラグ溶接は、試験溶接では一応の成功を収めたが、数mに及ぶ大型鑄造品の補修溶接のような熱容量ならびに拘束の大きい溶接では、この程度大きい入熱量でも熱収縮割れを防ぐことができなかった。そのため本溶接においても先ほど被覆アーク溶接の項で述べた変態超塑性による応力緩和効果の適用が必要となる。

ただし本法では被覆アーク溶接における急冷効果が期待できないので、徐冷の場合にも変態超塑性の効果が示されるような必要化学成分の検討が、CCT 図作成と拘束割れ試験などによつて基本的に行われている¹⁸⁾。こ

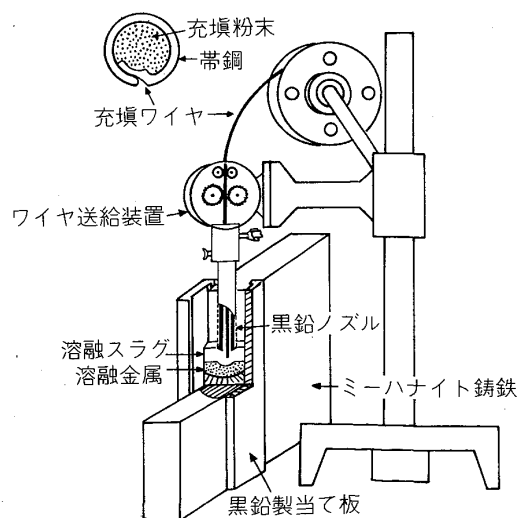


図 15 黒鉛ノズル式エレクトロスラグ溶接法³³⁾

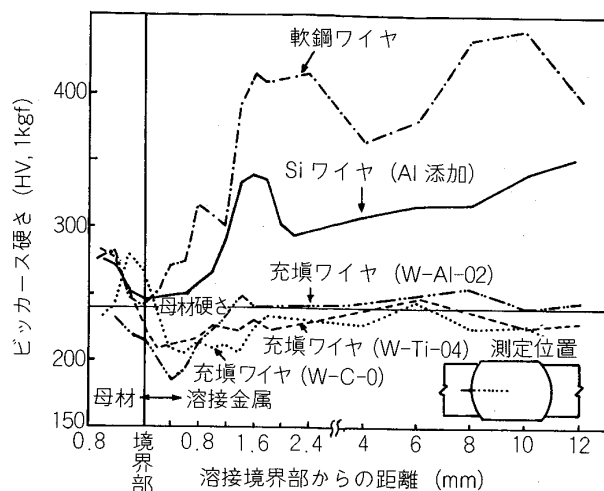


図 16 各種溶接ワイヤを用いたエレクトロスラグ溶接部の硬さ分布³³⁾

れらの結果、アーク溶接の場合の所要合金成分量よりやや多目の 1% Mn, 1~4% Ni, 1~1.5% Mo 程度の溶接金属になるような充填ワイヤを用いれば、実際の補修溶接にも利用できる見通しを得ることができた。

3.6 電子ビーム溶接

電子ビーム溶接は高エネルギー密度溶接として、最近はいつそうパワーアップされ、超厚板の溶接として用途が拡大しているが、一方ではこれを鑄鉄の溶接にも利用するため種々検討が行われている。

安藤ら³⁴⁾ は、最大出力 6 kW, 高真空 (1×10^{-4} Torr) 電子ビーム溶接機により、強じん鑄鉄 (準球状黒鉛鑄鉄) を 0.4~0.6 mm 厚 SUS 304 ステンレス鋼薄板をインサートメタルに使用して、ビームを 2~3 回パスさせることによつてポロシティの少ない良好な継手を得たことを報告している。

また安藤ら³⁵⁾ は、50 kgf/mm² 級球状黒鉛鑄鉄を用い、この溶接における割れやポロシティと溶接諸条件の関係を詳細に検討している。その結果、母材の前処理焼ならし、250°C 程度の予熱、ビーム電流の増加、溶接速度の低下などがポロシティを減少させることが示されている。

さらに安藤ら³⁶⁾ は、FCD50 (18 mm 厚) を使つて、チャンパー真空度ならびに拘束の影響について検討を行つている。高真空 (10^{-5} Torr) の場合は、溶融池からのガス放出によつて真空度が低下し、それがポロシティの形状や量にも影響を及ぼしている。また鑄放し材は、拘束した状態で溶接した場合、ともするとビード表面に横割れを生じることがあり、そのため前処理した焼ならし材に比べて継手効率が低下している。なお、連続鑄造した球状黒鉛鑄鉄についても実験を行つている³⁷⁾ が、Fe-Ni または SUS 304 インサート材の適用によつて良好な溶接部が得られている。

3.7 肉盛・溶射

鑄鉄製品への肉盛は、小欠陥の補修などに主としてガス溶接が用いられている。肉盛にはそのほか耐食、耐熱および耐摩耗性などの必要な性能を与える目的のものが、米国ではサブマージアーク溶接が鑄鉄の肉盛クラッドに用いられている。またチェコでは、鑄鉄ロールのエレクトロスラグ溶接も行われている³⁸⁾。わが国では、特殊な方法として、直接溶湯を注ぎ込んで鑄鉄肉盛ロールを製作する連続鑄かけ肉盛溶接法が、山本³⁹⁾により以前発表されたことがある。また、チルド鑄鉄ロールに自溶 Ni 合金を、ろう接とかティグ溶接で盛込んだ結果も報告されている⁴⁰⁾。

肉盛の簡単な方法として、最近溶射が広く行われている。しかし鑄鉄への溶射は、一般に白鉄化による剥離などが問題になる。井川⁴¹⁾は球状黒鉛鑄鉄に、自溶合金として鋼に対して好結果を得ているステライト及び Ni 合金を、ガス炎で溶射した時の問題点を明らかにしている。すなわち、融点の高いステライトでは境界にレデブライトが生じ、後熱しても完全には消失していない。しかしその生成幅は小さくできる ($<0.05\text{ mm}$) し、剥離強度も従来の金属溶射より高く、実用上支障ないとのことである。

この自溶 Ni 合金による溶射は、前述した鑄物協会の研究⁵⁾でも、鑄鉄の補修溶接として米国の商品名“ユータロイ法”が比較検討されている。この方法では、ボンドに近い溶着金属内に Fe-Ni マルテンサイトを生じるが、その防止策さえ行えばガス溶接より低い予熱 ($300\sim 500^{\circ}\text{C}$) で、熟練なしで行えるので、小欠陥の補修にはきわめて適していると結論されている。

なお最近 FC-25 などを対象に、レーザーによる表面硬化法の鑄鉄への適用が検討されている⁴²⁾。白鉄化防止のためには予熱が必要であるが、熱ひずみも少なく熱源のコントロールが容易なので、各種機械部品の局部表面硬化法として適している。

3.8 固相溶接

固相溶接は、溶融を伴わない接合法である長所を利用して、近年拡散溶接を中心に難溶接材料に積極的に応用されており、鑄鉄の接合も種々検討が行われている。

高瀬⁴³⁾は、動的超塑性 (または変態超塑性) を拡散溶接に利用して、FC25 及び FCD45 丸棒 ($90\times 16\text{ mm}$) の接合条件を検討している。すなわち、大気中で直接通電により、変態点の上下約 50°C に 1~4 回の繰返し熱サイクルと $0.5\sim 1.5\text{ kgf/mm}^2$ 程度の加圧力が加えられている。

接合部には共晶セメントが完全に消失しており、しかも片状黒鉛は境界を自由に横切るほど超塑性流動が発生したことが示されている。なお高瀬⁴⁴⁾は、鋼との異材接合結果についても述べている。

迎⁴⁵⁾は、最近球状黒鉛鑄鉄同志および鋼との拡散

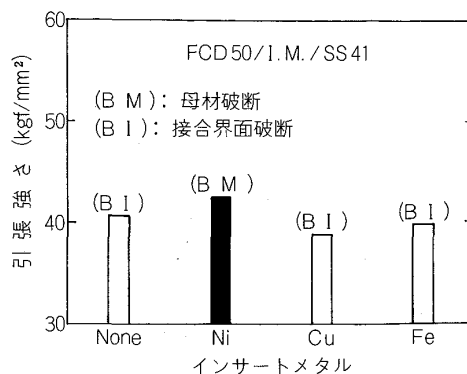


図 17 鑄鉄と SS 41 の固相接合強さに及ぼすインサートメタルの効果⁴⁵⁾

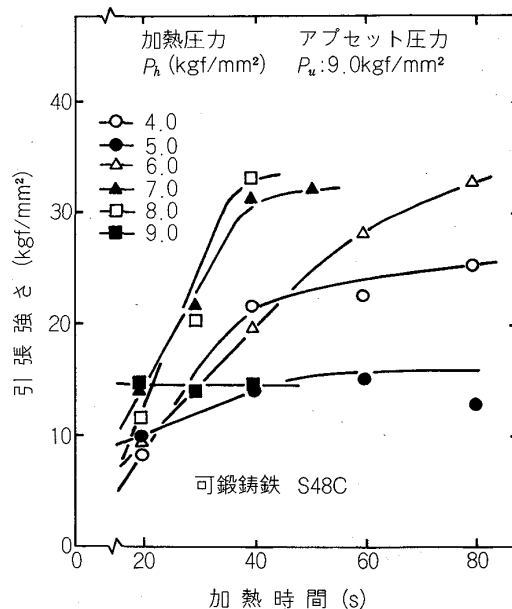
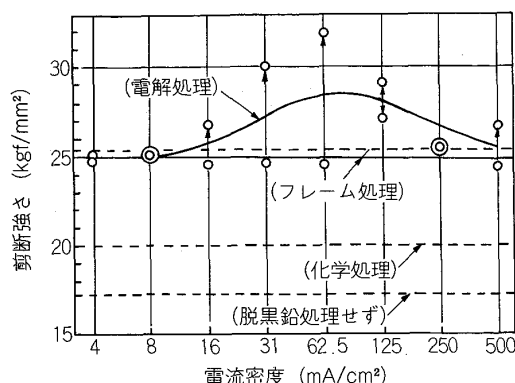


図 18 可鍛鑄鉄と鋼の摩擦圧接継手の引張強さと加熱時間⁴⁶⁾

溶接における、インサートメタルの効果について報告している。鑄鉄同志であれば、直接接合が可能であるが、軟鋼との異材溶接の場合は、種々のインサートメタル中、Ni のみが母材破断となつている。図17はその結果を示す。EPMA による接合界面の元素分布状態を調べたところでは、Ni 箔を用いた時が最もよく鑄鉄および鋼中に拡散が進んでおり、良い接合を裏付けている。

固相溶接としては摩擦溶接も行われている。蓮井⁴⁶⁾は、黒心可鍛鑄鉄と S48C 炭素鋼 (12 mm 径) に摩擦圧接を行い、適正な接合条件を求めている。ばりを削除した圧接継手の引張強さと加熱時間 T_h の関係を、加熱圧力 P_h をパラメーターとして図18に示した。この結果では、 $P_h=6\sim 8\text{ kgf/mm}^2$ で長時間加熱することにより鑄鉄母材並みの接合強度が得られているが、 $P_h=9\text{ kgf/mm}^2$ ではかえって強度が不十分となつている。


 図 19 鑄鉄のろう継手強度に及ぼす表面処理の効果⁵¹⁾

組織観察の結果、圧接部で引張破断した試験片では、界面付近の黒鉛が溶融せずに甚だしく微細化、あるいは偏平化した状態で残っており、これらが低強度の原因になっている。

また球状黒鉛鑄鉄管と STPG35 鋼管 (いずれも肉厚 5 mm, 外径 96 mm) に摩擦圧接を適用した田中⁴⁷⁾の結果では、適正な接合条件として加熱圧力 4 kgf/mm², 加熱時間 15~20 s, アプセット圧力 8 kgf/mm², アプセット時間 10 s と求められている。

RICHTER ら⁴⁸⁾は、構造用鋼と球状黒鉛鑄鉄の摩擦溶接が困難な理由の一つとして、摩擦過程で生じる接合面の黒鉛フィルムが潤滑剤作用をして接合を妨げることを指摘している。従つてこのフィルム状黒鉛を完全に鋼中に溶解することにより、この材料の組合せでの接合が可能であると述べている。

その他抵抗溶接として球状黒鉛鑄鉄のアプセット溶接も行われたが、溶接部の破面はフラットで結果はよくない⁴⁹⁾。一方小笠原⁵⁰⁾は、特殊なプロジェクション溶接により、鑄鉄板 (FC20, FCD40, 10 mm 厚) に鋼 (S15C, SCr21) 製円板の接合を試みている。この溶接ではセメントタイト化する溶融部を面外へ押し出すことと、マルテンサイト化する熱影響部幅を短時間通電によつて、できる限り狭くすることが配慮されている。なお溶接部の強度は、熱処理せずに母材と同等の値が得られている。

3.9 ろう接

ろう接は、母材を溶かさずに接合できるため、古くから鑄鉄同志または異材との機械部品の組立溶接に用いられている。補修目的に対してはむしろトービンプロンズなどを溶接棒に使つたガスブレイズ溶接 (青銅溶接法ともいう) が知られている。

鑄鉄の共晶成分合金によるろう材には主として銀ろうと黄銅ろうがあり、BAg-1 のほか Ni 入りの BAg-3, BAg-4 などがよく用いられる。先の鑄物協会の研究⁵⁾では、高価な Ag ろうに代わる Cu-Mn 合金ろうや、有害な Cd の入らない Ag ろうなどが検討され、その実用

性が確かめられている。

鑄鉄のろう接では、急熱急冷と不均一加熱による割れが問題になることがある。また表面に黒鉛や砂かみが露出していると、ろうのぬれ性が著しく低下することがある。片状黒鉛の場合にはとくにその影響が大きいので、強力な継手を得るためには塩浴中での電解処理による表面の脱黒鉛化が必須になる。図 19 にはその処理効果の例を示した⁵¹⁾。なお鑄鉄のはんだ付では、鑄鉄表面に Cu, Ni などをあらかじめ被覆することがよく行われている。

4. 結 言

極めて困難なことが知られている鑄鉄の溶接が、長年の努力によつて、現在ようやくここに紹介した程度にまで進歩した。いまだ理想にはほど遠いが、将来の発展的要素が多く芽生えているように感じられる。何分にも最近脚光を浴びている新素材とは無縁の鑄鉄が対象では、その溶接研究を続けるにもいろいろ障害があると思われるが、是非今後もこれらの技術を押し進めて、実用の域まで達成して欲しい。

なお、日本溶接協会では、先の鑄物小委員会で長い間続けられてきた研究活動実績を集約する形で、本年度はじめて鑄鉄のガス溶接⁵²⁾ならびにアーク溶接作業標準⁵³⁾が制定された。従来経験的な慣習に強く依存していた鑄鉄溶接技術に確固としたよりどころを示すものとして誠に意義深い。

終わりに、本文に多く引用させていただいた委員会活動にご参加の各委員、ならびに論文の著者各位に対して深甚なる謝意を表する。

文 献

- 1) 田村 博: 溶接学会誌, **38** (1969), p. 117
- 2) 日本溶接協会特殊材料溶接研究委員会鑄物小委員会研究報告書 (JWES-SM-8001) (昭和 55 年 9 月)
- 3) 日本溶接協会特殊材料溶接研究委員会鑄物小委員会第 2 次研究報告書 (JWES-SM-8002) (昭和 58 年 11 月)
- 4) 日本溶接協会特殊材料溶接研究委員会鑄物小委員会鑄鉄補修溶接の問題点に関するアンケート (昭和 50 年 3 月)
- 5) 日本鑄物協会鑄鉄の溶接研究部会報告, (昭和 52 年 8 月)
- 6) IIW Doc. IX-921-75 (1975)
- 7) 糸村昌祐, 平敷兼貴, 松田福久: 溶接学会論文集 3 (1985) p. 789
- 8) T. ISHIDA: Welding J., **64** (1985), p. 232-s
- 9) 田村 博, 加藤 昇, 渡辺 誠: 溶接学会講演概要第 25 集 (1979), p. 90
- 10) 井川 博, 新 成夫, 中尾嘉邦, 西本和俊: 溶接学会誌, **44** (1975), p. 229
- 11) 田村 博, 加藤 昇: 日本溶接協会特殊材料溶接研究委員会資料 (SW-41-14) (1965)
- 12) R. C. VOIGT and C. R. LOFER: Welding J., **62** (1983), p. 82-s
- 13) D. R. ASKELAND and N. BIREN: Welding J., **58** (1979), p. 337-s

- 14) 大井利継: 大阪大学博士論文 (昭和 58 年 4 月)
- 15) 鯉渕正夫, 横田武男, 宮田 徹: 溶接学会講演概要第 17 集 (1975), p. 370
- 16) 大井利継: 溶接協会第 27 回鋳物小委員会資料 (昭和 54 年 7 月)
- 17) SWSM 202-1986 鋳鉄の補修肉盛溶接技術認定における試験方法及び判定基準
- 18) 加藤 昇, 田村 博, 真木成美, 鈴木雅史, 熊谷良平: 溶接学会誌 47 (1978), p. 821
- 19) 加藤 昇, 芝崎信明, 中村直樹, 田村 博, 大井利継: 溶接学会全国大会講演概要第 35 集 (1984), p. 150
- 20) 横田清義, 石井英雄: 溶接学会誌, 31 (1962), p. 33
- 21) 川原正弘, 高橋幾久雄, 赤沢唯一: 溶接学会講演概要第 23 集 (1978), p. 70
- 22) 川原正弘: 溶接協会第 42 回鋳物小委員会資料 SWC-135-85 (昭和 60 年 5 月)
- 23) 川原正弘, 太田久昭, 高橋幾久雄: 溶接学会講演概要第 5 集 (1969), p. 245
- 24) 大西 晃: クボタ技報 5-2 (1980), p. 100
- 25) 芦田敏行, 野見山光民: 溶接学会講演概要第 16 集 (1975), p. 74
- 26) R. A. BISHEL: *Welding J.*, 52 (1973), p. 372
- 27) T. J. KELLEY, R. A. BISHEL and R. K. WILSON: *Welding J.*, 64 (1985), p. 79-s
- 28) D. J. KOTECKI, N. R. BRATON and C. R. LOPER, Jr.: *Trans. A. F. S.*, 75 (1967), p. 721
- 29) 加藤 昇, 新原民男, 中村直樹, 田村 博: 溶接学会講演概要第 35 集 (1984), p. 152
- 30) 関口春次郎, 杉岡 勲: 溶接学会誌, 33 (1964), p. 144
- 31) M. A. DAVILA, D. L. OLSON and T. A. FREESE: *Trans. A. F. S.*, 85 (1977), p. 79
- 32) J. A. SELF, S. A. ABDULGADER and D. L. DLSON: *Welding J.*, 64 (1985), p. 322-s
- 33) 石井勇五郎, 田村 博, 加藤 昇, 手塚佑司, 村瀬光一, 森下和浩: 溶接学会誌, 39 (1970), p. 185
- 34) 安藤精一, 朝比奈敏勝, 平野勝己: 溶接学会講演概要, 第 14 集 (1974), p. 144
- 35) 安藤精一, 大久保通則: 溶接学会論文集 2 (1984), p. 308
- 36) 安藤精一, 大久保通則, 府川宜史: 溶接学会講演概要, 第 30 集 (1982), p. 16
- 37) 安藤精一, 大久保通則, 府川宜史: 溶接学会講演概要, 第 33 集 (1983), p. 72
- 38) L. LAKATO: *Schweisstechnik*, 8 (1967), p. 89
- 39) 山本秀祐: 溶接学会講演概要第 6 集 (1970), p. 85
- 40) 鯉渕正夫, 横田武男, 大川雅夫: 溶接学会講演概要第 7 集 (1970), p. 211
- 41) 井川 博, 新 成夫, 杉野元旦子, 高橋浩三, 馬野信次, 堀内秀夫: 溶接学会講演概要第 6 集 (1970), p. 83
- 42) 大前 堯, 吉田康之, 広実常登: 溶接学会講演概要第 33 集 (1983), p. 30
- 43) 高橋誠次, 押田良機: 鋳物, 48 (1976), p. 273
- 44) 高瀬誠次, 押田良機: 鋳物, 48 (1976), p. 349
- 45) 迎 静雄, 西尾一政, 馬場 仁, 末永 允, 石原安興: 溶接学会論文集 4 (1986), p. 66
- 46) 蓮井 淳, 小川正幸, 岡田健次: 溶接学会誌, 46 (1977), p. 258
- 47) 田中彰夫: 溶接学会冶金研資料 WM-374-71
- 48) H. RICHTER and A. PALZKILL: *Schweissen u. Schneiden*, 37 (1985), p. 60
- 49) 中島洋一: 溶接学会講演概要 24 (1979), p. 266
- 50) 小笠原幸生, 小川正広, 宮治正広: 溶接学会講演概要 14 (1974), p. 198
- 51) S. M. RIAD and A. EL-NAGGAR: *Welding J.*, 60 (1981), p. 22
- 52) WES 7602-1986 鋼鉄のガス溶接作業標準並びに解説
- 53) WES 7603-1986 鋳鉄の被覆アーク溶接作業標準並びに解説