

418 インサート型溶接によるねずみ鋳鉄と球状黒鉛鋳鉄の強度特性

日大短大 正 柴田文男 日大院 学○佐藤直樹
 日大院、現トステム(株) 宮田知典 元日大短大 正 今井邦夫
 日大理工 正 高橋博正 日大理工 正 斎藤 篤

1. 緒言

近年、鋳鉄系材料の中でもねずみ鋳鉄および球状黒鉛鋳鉄の生産量は著しく多く、各種工業機械の主力材料として広く利用されている。一方、鋳鉄の溶融溶接については、これまで主に補修溶接などを対象としており、鋳鉄の溶接継手の強度が要求される組立溶接に関してはほとんど行われていない。鋳鉄には炭素が多量に含有されており、溶接中に溶接部は急冷され、白鉄化やマルテンサイト化による硬化と割れの発生、および溶接時のガスによるブローホールの発生などが著しく起こりやすく、それらが鋳鉄の溶接性を阻害する大きな原因となっている¹⁾。

そこで本報告では、上記の溶接欠陥の防止を目的として、I型突合せ面にSUS310Sインサート材を用いて電子ビーム溶接を行い、溶接継手の強度などについて二、三検討した。

2. 供試材料および実験方法

表1に母材およびインサート材の化学成分と機械的性質を示す。母材には、FC300相当のねずみ鋳鉄とFCD400相当の球状黒鉛鋳鉄を用いた。FC300の母材はパーライト組織である。FCD400の母材はブルスアイ組織で、そのパーライト率は36%、フェライト率は64%、黒鉛球状化率は92%、黒鉛平均粒径は36 μ m、黒鉛面積率は11%、黒鉛平均粒数は88n/mm²である。インサート材には、オーステナイト系ステンレス鋼SUS310Sを用いた。両母材の寸法は、t18 \times 100 \times 100mmとし、インサート材の寸法はt0.5 \times 18 \times 100mmとした。なお、母材にビーム偏向が生じないように、溶接前処理として脱磁を行った。溶接前処理後、図1に示すごとく両母材をI型に突合せて治具で軽く固定して2パス溶接を行った。溶接装置は、6kV級の高電圧高真空型電子ビーム溶接機(全真空型)を使用した。溶接条件は、真空度 1.33×10^{-2} Pa、ab値0.9、溶接入熱5100J/cmとした。溶接終了後、各試験片は溶接線に対して直角に、溶接部が試験片中央に位置するように採取した。材料試験として、ピッカース硬さ試験(硬さ記号:HV0.3)、引張試験(JIS4号)およびシャルピー衝撃試験(JIS4号、試験温度77~373K)を行った。なお、衝撃試験は各試験温度について2本ずつ行った。溶接部の組織観察は、ビード横断面を切断、研磨後、溶融凝固部は

クロム酸水溶液(10%)による電解腐食を行い、他の部分はナイトル(1%)で腐食し、光学顕微鏡で観察した。なお、継手の破面観察は走査型電子顕微鏡を用いた。また、EPMAによるビード横断面中央部の線分析および継手の破面の面分析を行った。

3. 実験結果

3.1 SUS310S溶接部のビード外観、マイクロ組織および硬さ分布

図2にSUS310S溶接部の表面および裏波ビード外観を示す。表面および裏波ビードには、いずれの場合も割れやピットなどは認められず、良好な溶接ビ

Table 1 Chemical compositions and mechanical properties of base metals and insert metal

Materials	Chemical composition (mass%)										Mechanical properties	
	C	Si	Mn	P	S	Mg	Ni	Cr	C. E.	T.S. (MPa)	El. (%)	
Base metal												
FC300	2.82	1.72	1.42	0.041	0.052	—	—	—	3.41	309	0.9	
FCD400	3.29	2.72	0.30	0.021	0.005	0.040	—	—	4.2	438	14	
Insert metal												
SUS310S	0.052	0.62	0.96	0.012	0.001	—	19.03	24.71	—	590	43	

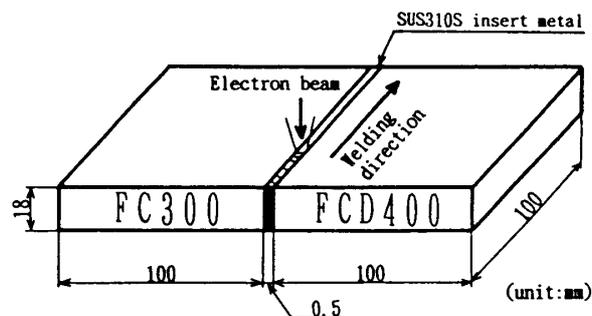


Fig. 1 Joint configuration with insert metal

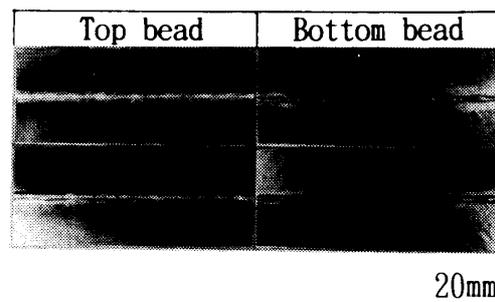


Fig. 2 Bead appearance of SUS310S insert-type welds

ードを示した。また、裏波ビードの幅は、表面ビードに比して狭く、クサビ型ビードを呈していた。

図3にSUS310S溶接部のマイクロ組織を示す。溶融凝固部はデンドライトを呈しているが、そのマイクロ組織を硬さから判断すると、オーステナイト組織になっていると考えられる。一方、両者の熱影響部には針状マルテンサイトとパーライトが認められた。

図4にSUS310S溶接部の硬さ分布を示す。溶融凝固部の硬さは189~263HV(9点)を示し、その平均硬さは219HVであり、両母材の硬さ(FC:190HV、FCD:233HV)のほぼ中間の値であった。一方、熱影響部の最高硬さは、FC300側で780HVで、FCD400側で820HVとなり著しく硬さの上昇が認められた。

3.2 SUS310S溶接継手の引張および衝撃特性

SUS310S溶接継手の平均引張強さは160MPaとなり、両母材に比して著しく低かった。この場合のFC300の母材に対する平均継手効率は52%であった。また、平均伸びは0.29%であった。なお、継手の破断は、最高硬さを示したFC300側の熱影響部であり、破面には欠陥などは認められなかった。したがって、熱影響部の硬化域が継手性能を著しく低下させる一因となっていると考えられる。

図5に母材およびSUS310S溶接部の衝撃値と試験温度との関係を示す。両母材の衝撃値は、試験温度153~373Kへ温度が上昇するにつれて増大する傾向を示した。SUS310S溶接部の衝撃値は、試験温度77~323Kでは1.88J/cm²とほぼ一定値を示した。また、衝撃値は試験温度が348~373Kへ上昇するにつれて増大し、最高衝撃値は試験温度373Kで2.50J/cm²を示した。SUS310S溶接部は、試験温度373~348Kに遷移温度があると思われるが、いずれの試験片にも延性破面は見られず脆性破面の様相を呈していた。なお、継手の破断は、引張試験とほぼ同様に、最高硬さを示したFC300側の熱影響部であった。

4. 結言

SUS310Sインサート型電子ビーム溶接したねずみ鋳鉄と球状黒鉛鋳鉄の継手強度などについて若干検討し、以下の結果を得た。

(1) 溶融凝固部はデンドライト組織を呈し、また両者の熱影響部には針状マルテンサイトとパーライトが認められた。

(2) 溶融凝固部の平均硬さは219HVを示し、両母材のほぼ中間の値であった。また、熱影響部の硬さはFC300側およびFCD400側では、いずれも著しい硬度上昇を示した。

(3) 溶接継手の平均引張強さは、160MPaを示し、その平均継手効率は52%と著しく低かった。また、平均伸びは0.29%であった。

(4) 溶接部の衝撃値は、両母材より著しく低かつ

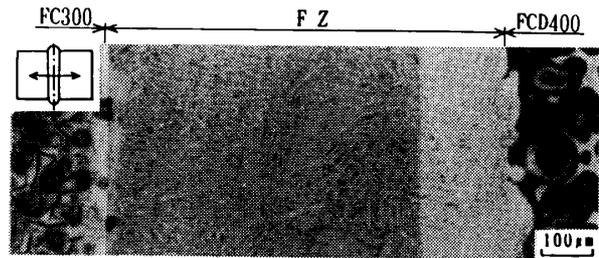


Fig. 3 Microstructure of SUS310S insert-type welds

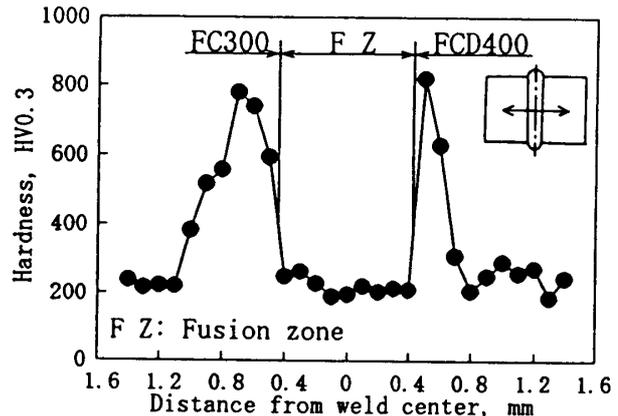


Fig. 4 Vickers hardness distribution of SUS310S insert-type welds

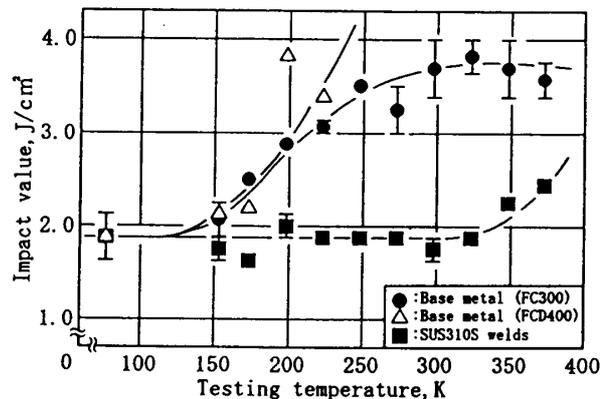


Fig. 5 Relation between impact value and testing temperature of base metals and SUS310S insert-type welds

た。なお、試験温度348Kにおいて衝撃値は若干上昇する傾向を示した。また、最高衝撃値は試験温度373Kの場合に2.50J/cm²であった。

謝辞

本研究の遂行に当たり、熱心に実験に御協力頂いた日本大学理工学部機械工学科の卒業研究生の山中克信君(現在日本精密(株))に深く感謝致します。

参考文献

- 1) 柴田、宮田、日本材料学会講演論文集 45、23 (1996)。