鋳 鋼 の 溶 接*

安 藤

見**

Welding of Steel Casting*

by Akira Ando**

1. は じ め に

鋳鋼材に関する我国の規格は表-1, 表-2, 表-3, 表-4, 表-5に示すものがその代表的なものである。表-1は炭素鋼鋳鋼品に関する JIS 規格であり, 表-2は同じく構造用合金鋼鋳鋼品, 表-3はステンレス鋼鋳鋼品, 表-4は耐熱鋼鋳鋼品, 表-5は高マンガ鋼鋳鋼品の JIS 規格である。この他種々の商品名あるいは外国規格にしたがって各種の鋳鋼品が市場に提供されている。

鋳鋼品の溶接性は第一義的には, その化学成分によって判断して誤らないと筆者は考えている。それぞれの合金元素の含有量と等価の圧延鋼材に対する溶接技術を駆使して溶接を実施することでまず一応は満足すべき結果が得られるであろう。

しかし, 鋳鋼品は一般にいて, 圧延鋼材あるいは鍛鋼材にくらべて気泡・ひけ巣・砂きずなどの種々の鋳造欠陥を含む傾向があるところは否めない点であって, 安全率を大きく取ることが常識である。この点についてはまた根拠のあるところであって, 一説によれば構造用炭素鋼鋳鋼品における上述のごとき鋳造欠陥が, その疲れ強さに与える影響は苛酷であって, 鋳鋼品における疲労設計では疲れ強度 10 kg/mm^2 を限度とすべきであるとわかれており, 筆者の経験からもまったく同感である。

このような理由により, 鋳鋼構造物と圧延鋼材による構造物とを比較すると, 一般にその断面は前者の方が大であるので, これに溶接を行なうときは冷却速度が大となることを覚悟せねばならぬ。したがって予熱はじゅう分広範囲に徹底して実施することが望ましい。

表-1の SC 42, SC 46 などは, その規格強度から見て, 普通には C 量は 0.25% 以下であると見なしてよいから, 化学成分的には溶接性良好であり, 熟練した溶接技

倆をもって溶接欠陥を発生せしめないよう溶接を行なえば満足すべき結果が期待されるが, 断面肉厚が 25 mm を超えるものについては, さらに低水素系溶接棒を使用することが望ましい。筆者の経験では肉厚約 100 mm の SC 46 をイルミナイト系溶接棒で溶接して(層間温度 $50 \sim 100^\circ\text{C}$) 熱影響部および溶接金属に水素割れを生ぜしめたことがあった。

上記以外の鋳鋼品については, その化学成分を勘査して溶接材料の選定と溶接前の予熱, 溶接後の後熱を行なうべきである。

筆者は SC 55 の大形鋳鋼品の溶接補修(欠陥の肉盛補修)に際して 200°C の予熱と 600°C の応力除去焼なまし(応力除去そのものよりも, むしろ熱影響部の軟化改質を目的として)が必要と考えている。

先程述べたように鋳鋼品には宿命的な鋳造欠陥を内蔵する傾向がある。この問題に関連して, 最近良く使用される遠心鋳造管の溶接に当って留意すべき点は全肉厚中内面寄りの $10 \sim 30\%$ は, 誇張して表現すれば, 静止鋳造品の押湯部分に相当するのであって, 鋳造上の諸欠陥がこの部分に集中しているということである。遠心鋳造管は普通鋼でも, また合金鋼でも盛に利用される機会が多いが, その溶接に当っては上記の事柄に留意し, たとえば突合せ継手に対しては図-1のごとき施工が行なわれる。鋳造管の製造者側も上記の部分はまったく余肉と考えており, 強度上の設計寸法はこの余肉を省いて考慮されるのが一般である。

鋳鋼品の一部を機械加工したのち, 構造部材として使用する場合, 機械切削面に上述の鋳造欠陥が表われることがよくあるが, その場合には溶接による肉盛補修がよく行なわれる。筆者の経験では鋳鋼品の重大な破損事故が上記のような溶接補修工事がじゅう分な技術管理のもとに行なわれなかったために発生する場合がおうおうにしてある。

鋳鋼品に対して適用される溶接工事は上記のような諸欠陥の肉盛補修溶接以外に, 最近では構造物の一部材と

* 原稿受付 昭和44年1月7日

** 正 員 日立造船技術研究所 Member, Technical Research Laboratory Hitachi Shipbuilding Engineering Co., Ltd.

表-2 構造用合金鋼鑄鋼品 (JIS G 5111)

種 類		記号	化 学 成 分 %							引 張 試 験				カタサ試験	曲 ゲ 試 験	
			C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	降 伏 点 kg/mm ²	引張強サ kg/mm ²	伸 % ビ	絞 % リ	カタサHB	曲ゲ角度	内側半径
低 マ ン ガ ン 鋼 鋳 鋼 品	1種	SCA1	0.20～ 0.30	0.50 以下	1.00～ 1.60	0.030 以下	0.030 以下	—	—	30以上	55以上	20以上	35以上	156以上	—	—
	2種	SCA2	0.25～ 0.35	0.50 以下	1.00～ 1.60	0.030 以下	0.030 以下	—	—	40以上	60以上	20以上	35以上	170以上	—	—
	3種	SCA3	0.30～ 0.40	0.50 以下	1.00～ 1.60	0.030 以下	0.030 以下	—	—	40以上	65以上	15以上	30以上	183以上	—	—
マ ン ガ ン ク ロ ム 鋼 鋳 鋼 品	1種	SCA21	0.25～ 0.35	0.50 以下	1.20～ 1.60	0.030 以下	0.030 以下	0.40～ 0.80	—	40以上	65以上	20以上	35以上	179以上	—	—
	2種	SCA22	0.30～ 0.40	0.50 以下	1.20～ 1.60	0.030 以下	0.030 以下	0.40～ 0.80	—	45以上	70以上	15以上	30以上	201以上	—	—
	3種	SCA23	0.35～ 0.45	0.50 以下	1.20～ 1.60	0.030 以下	0.030 以下	0.40～ 0.80	—	50以上	75以上	15以上	30以上	212以上	—	—
シリコンマンガン鋼 鋳 鋼 品	1種	SCA31	0.25～ 0.35	0.50～ 0.80	0.90～ 1.20	0.030 以下	0.030 以下	—	—	45以上	65以上	15以上	35以上	183以上	—	—
モリブデン鋼 鋳 鋼 品	1種	SCA41	0.25 以下	0.50 以下	0.50～ 0.80	0.030 以下	0.030 以下	—	0.45～ 0.65	25以上	45以上	25以上	40以上	—	90°	25mm
クロムモリブデン鋼 鋳 鋼 品	1種	SCA51	0.20 以下	0.50 以下	0.50～ 0.80	0.030 以下	0.030 以下	1.00～ 1.50	0.45～ 0.65	30以上	50以上	20以上	35以上	—	90°	25mm
	2種	SCA52	0.20 以下	0.50 以下	0.40～ 0.70	0.030 以下	0.030 以下	4.00～ 6.50	0.45～ 0.65	40以上	60以上	18以上	35以上	—	—	—

表-3 ステンレス鋼鑄鋼品 (JIS G 5121)

種 類	記 号	化 学 成 分 %										熱 処 理 ℃		引 張 試 験					カタサ HB
		C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Cu	焼 入	焼モドン	降伏点 kg/mm ²	引張強サ kg/mm ²	伸 ビ %	絞 リ %			
クロムス テンレス 鋼鑄鋼品	1 種	SCS 1	0.15 以下	1.50 以下	1.00 以下	0.050 以下	0.040 以下	0.60 以下	11.50~ 14.00	—	—	950~980 油冷または空冷	680~740 急 冷	35以上	55以上	20以上	40以上	163~229	
	2 種	SCS 2	0.16~ 0.24	1.50 以下	1.00 以下	0.050 以下	0.040 以下	0.60 以下	11.50~ 14.00	—	—	950~980 油冷または空冷	680~740 急 冷	40以上	60以上	18以上	35以上	183~241	
クロムニ ッケルス テンレス 鋼鑄鋼品	1 種	SCS11	0.10 以下	1.50 以下	1.00 以下	0.050 以下	0.040 以下	5.00~ 7.00	23.00~ 27.00	1.50~ 2.50	—	約 950 急 冷	—	—	60以上	10以上	—	183~241	
	2 種	SCS12	0.20 以下	1.50 以下	2.00 以下	0.050 以下	0.040 以下	8.00~ 11.00	18.00~ 21.00	—	—	約1100 急 冷	—	—	45以上	30以上	—	123~183	
	3 種	SCS13	0.08 以下	1.50 以下	2.00 以下	0.050 以下	0.040 以下	8.00~ 11.00	18.00~ 21.00	—	—	約1100 急 冷	—	—	45以上	30以上	—	123~183	
	4 種	SCS14	0.08 以下	1.50 以下	2.00 以下	0.050 以下	0.040 以下	10.00~ 14.00	17.00~ 20.00	2.00~ 3.00	—	約1100 急 冷	—	—	45以上	30以上	—	123~183	
	5 種	SCS15	0.08 以下	1.50 以下	2.00 以下	0.050 以下	0.040 以下	10.00~ 14.00	17.00~ 20.00	1.75~ 2.75	1.00~ 2.50	約1100 急 冷	—	—	45以上	30以上	—	123~183	
	6 種	SCS16	0.08 以下	1.50 以下	2.00 以下	0.050 以下	0.040 以下	12.00~ 16.00	17.00~ 20.00	2.00~ 3.00	—	約1100 急 冷	—	—	40以上	35以上	—	118以上	
	7 種	SCS17	0.20 以下	2.00 以下	1.50 以下	0.050 以下	0.040 以下	12.00~ 15.00	22.00~ 26.00	—	—	約1100 急 冷	—	—	45以上	30以上	—	123以上	
	8 種	SCS18	0.20 以下	2.00 以下	2.00 以下	0.050 以下	0.040 以下	19.00~ 22.00	23.00~ 27.00	—	—	約1100 急 冷	—	—	45以上	30以上	—	123以上	

表一 炭素鋼鋳鋼品 (JIS G 5101)

種 類	記 号	引 張 試 験				曲 ゲ 試 験	
		引張強サ kg/mm ²	降 伏 点 kg/mm ²	伸 び %	絞 り %	曲ゲ角度	内側半径 mm
1 種	SC 37	37以上	18以上	26以上	35以上	120°	25
2 種	SC 42	42以上	21以上	24以上	35以上	120°	25
3 種	SC 46	46以上	23以上	22以上	30以上	90°	25
4 種	SC 49	49以上	25以上	20以上	25以上	90°	25
5 種	SC 55	55以上	28以上	15以上	—	—	—

表一 4 耐熱鋼鋳鋼品 (JIS G 5122)

種 類		記 号	化 学 成 分 %							焼ナマシ ℃	引 張 試 験	
			C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr		引張強サ kg/mm ²	伸 び %
高クロム耐 熱鋼鋳鋼品	1種	SCH 1	0.20～ 0.40	1.50～ 3.00	1.00 以下	0.050 以下	0.040 以下	1.00 以下	12.00～ 15.00	800～900 徐 冷	50以上	—
	2種	SCH 2	0.50 以下	2.00 以下	1.00 以下	0.050 以下	0.040 以下	—	25.00～ 28.00	800～900 徐 冷	35以上	—
高クロムニ ッケル耐熱 鋼鋳鋼品	1種	SCH11	0.10～ 0.30	2.00 以下	1.00 以下	0.050 以下	0.040 以下	4.00～ 6.00	24.00～ 28.00	—	60以上	—
	2種	SCH12	0.20～ 0.40	2.00 以下	2.00 以下	0.050 以下	0.040 以下	8.00～ 12.00	18.00～ 23.00	—	50以上	25以上
	3種	SCH13	0.20～ 0.50	2.00 以下	2.00 以下	0.050 以下	0.040 以下	11.00～ 14.00	24.00～ 28.00	—	50以上	10以上
	4種	SCH14	0.20～ 0.60	2.00 以下	2.00 以下	0.050 以下	0.040 以下	18.00～ 22.00	24.00～ 28.00	—	45以上	10以上
	5種	SCH15	0.35～ 0.75	2.50 以下	2.00 以下	0.050 以下	0.040 以下	33.00～ 37.00	13.00～ 17.00	—	40以上	4以上

表一 5 高マンガン鋼鋳鋼品 (JIS G 5131)

種 類		記 号	化 学 成 分 %					熱処理 °C 焼 入	引 張 試 験		カタサ 試 験	曲 ゲ 試 験	
			C	Si	Mn	P	S		引張強サ kg/mm ²	伸 び %	カタサ HB	曲ゲ角度	内側半径
高マンガン鋼 鋳 鋼 品	1 種	SCMnH ₁	0.90~ 1.30	—	11.00 以下	0.100 以下	0.050 以下	約1000 水 冷	—	—	170~223	150°	25mm
	2 種	SCMnH ₂	0.90~ 1.20	0.40 以下	11.00~ 14.00	0.070 以下	0.040 以下	約1000 水 冷	75以上	35以上	170~223	180°	25mm

図一 1 遠心鋳造管の突合せ溶接継手

して、他部材と溶接によって結合されて使用されることも多く、あるいはまた構造物がますます大容量化するにつれて、その一部材として使用される鋳鋼品の単重があまりに巨大となるため、分割鋳造したのち溶接によって接合して一体化するという工法も採用されるようになった。

溶接技術が進歩し、その信頼度が高まるにつれて鋳鋼材が溶接される機会がしだいに増大しつつある今日、本

稿が諸覧の御参考になれば幸甚である。

2. 鋳鋼溶接部の脆化域

筆者は大形の船用鋳鋼品（船体構造用鋳鋼品）に対する溶接工作上の問題点について、運輸省から昭和33年度試験研究補助金の交附を受け、東京大学木原博教授、大阪大学渡辺正紀教授の御指導のもとに研究を進め、次の諸点を明らかにした¹⁾。

1) C, S, P などの溶接上有害な元素の偏析は押湯の下に生ずるが、偏析の著しい部分においても、これらの元素の個々の含有量は極端に大きいものではない。したがって偏析部における溶接熱影響部硬化性、溶接われ感受性は偏析部以外の正常部とくらべていちじるしく劣るということはない。

2) 溶接脆化域がいちじるしく脆性的となり、溶接継手曲げ試験において脆化域にてきれつが発生する。

ここにいう脆化域とは「溶接熱によって最高加熱温度が A_1 変態点以下の高温に達することによって、顕微鏡組織の上では母材原質部と変化しないにもかかわらず、機械的性質の上で脆化を示す領域」である。

上述の第2)項は、従来圧延鋼材の溶接継手について知られている現象とくらべるとかなり特異な現象であって普通圧延鋼材の溶接継手曲げ試験においては溶接金属または熱影響部硬化域においてきれつが発生することはあっても、このような脆化域で割れが発生したという報告はないようである。上述の大形鋳鋼の溶接継手曲げ試験においてはきわめて小さな曲げ角度で、熱影響部のすぐ外側、すなわち脆化域でもろい状況で破断しているが、一方同じ条件で母材の曲げ試験をした結果は完全に 180° 曲がることを確認した。

一方、戦後国内外で建造された 20,000 t 級および 10,000 t 級の貨物船の逆 C 型もしくは逆 G 型船尾骨材において図-2 に示す位置にしばしばきれつが発生して、入渠の上補修工事を行なったが、筆者の取扱った件数だけでも昭和31~32年の2年間に6隻6件を数え、うち2隻は国内で建造され、残る4隻は国外で建造されたものであった。きれつの発生した部分は船尾骨材の特に肉厚の大なる部分であって、10,000 t 級貨物船では巾約 450 mm、厚さ約 300 mm の中実断面を有している。このきれつの補修のために、きれつ部分をはつり取って肉盛溶接したところ、補修溶接ビードに隣接した脆化域に相当する位置に溶接ビードの方向とほぼ平行に新たにきれつが発生し、再度このきれつをはつり取って溶接を行なうと、再びその溶接ビードの脆化域に相当する位置にきれつが発生するというをたびたび経験した。すなわちこのように脆化域に相当する位置にきれつが連続して発生する事例は前記6隻中5隻5例をかぞえており、鋳鋼製船尾骨材の補修溶接においては、ほとんど必然的に脆化域にきれつが発生する傾向があるものと見なされた。

図-2 鋳鋼製船尾骨材におけるきれつ発生位置

前述の実験結果において溶接継手の脆化域がきわめて脆性的であるという事実と、補修溶接に際して脆化域で頻繁にきれつが発生した事実とから、大形鋳鋼の溶接においては脆化域の挙動に特に注目する必要があることが痛感された。

その後筆者が表-6 に示す化学成分の鋳鋼材を試験材として、板厚 110 mm の突合せ溶接実験を行なったところ、図-3 に示すように、ルート部分の脆化域に微細な溶接割れが発生しているのを発見した。この割れの一部の顕微鏡組織を図-4 に示す。この写真において、

表-6 試験材の化学成分

その1. 取鍋分析値 (%)

C	Si	Mn	P	S
0.20	0.31	0.73	0.014	0.016

その2. 成品分析値 (%)

C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Cu	Al
0.21	0.27	0.74	0.017	0.012	0.070	0.085	0.177	0.012

図-3 溶接継手横断面の肉眼組織

図-4 フェライト粒内におけるわれと双晶帯 ($\times 400 \times \frac{1}{2}$)

左下隅から右上隅にはほぼ一直線に伸びている黒線がきれつであり、詳細に見ると左下隅では黒色の塊状のパーライト粒との粒界に達し、右上隅では隣接したフェライト粒との粒界に達しており、このきれつの中央部には右下隅から左上隅の方向に伸びた細長い別のフェライト粒が存在しているのが認められ、きれつはこのフェライト粒をも貫通している。きれつは主として、写真中の大部分を占めるもっとも白いフェライト粒に生じているのであり、この結晶粒には2方向の双晶帯が生じている。これらの双晶帯ときれつとについては次のような方向性が認められる。

① 2種類の方向に伸びる双晶帯のなす角度は約55°である。

② きれつと双晶帯のなす角度は約25~30°である。

これらの方向性を総括して考察すると、このきれつが体心立方格子の{100}面における脆性へき開破壊であることを示している。

そして、このへき開脆性きれつは次の機構によって溶接中に発生したものであると考えられた。

① ルート層付近の溶接に際して、変態点直下の高温にまで昇温し急冷された部分はその熱履歴により、いわゆる脆化域として脆性的なものに変質した。

② かくして形成されたルート層付近の脆化域はその後の累層にともなう熱応力によって脆性へき開破壊した。

すなわち、大形鋳鋼の脆化域は溶接による熱応力だけで脆性のきれつを生ずるほどに脆性的になると考えられる。

以上のように大形鋳鋼の溶接に当っては、著しく脆性的な脆化域が出現するという点に注目し、その後、次に示す各項目について一連の研究を行なった²⁾。

- (1) 溶接熱量の影響
- (2) 素材の肉厚の影響
- (3) 素材のフェライト結晶粒度の影響
- (4) 脆化域における脆化の度合と降伏点の上昇との関連性
- (5) 脆化域のX線回折および電子顕微鏡観察による脆化機構の探究

これらの項目のうち(1)と(2)とは要するに脆化域における溶接熱サイクルの冷却速度に影響を及ぼす因子であって、脆化域の脆化の度合と、300°Cにおける冷却速度との間には、図-5に示す相関性が存在することを見出した。

すなわち、脆化の度合(ここでは衝撃試験における母材の遷移温度にくらべて脆化域の遷移温度がいかに上昇しているかという、遷移温度上昇量で示した)は冷却速度が大なるほど大となり、また同じ冷却速度では最高

加熱温度が高いほど大となることがわかる。

次に(3)項については同一鋳鋼品から切り出した試験材に各種の熱処理を施すことによって、そのフェライト粒度に変化を与えるという方法を取った。このようにして結晶粒度を変えた試験材について溶接実験を行ない、脆化域と素材のフェライト粒度との関係を求めた結果が図-6である。図-6の横軸は素材のフェライト粒度の対数であり、縦軸はそれぞれの脆化域の衝撃試験における遷移温度の逆数である。図-6に示されるように、脆化域においても母材原質部と同様に、結晶粒径 d と遷移温度 T_c との間には、Stroh が明らかにした³⁾

$$1/T_c = \alpha \ln d + \beta \quad \dots \dots \dots (1)$$

なる関係が成立し、しかも α の値は母材原質部と脆化域とは変化せず、 β の値のみが変化することによって遷移温度に変化が生ずることがわかる。そして母材のフェ

図-5 各最高加熱温度に対応する冷却速度と遷移温度上昇量との関係

図-6 各熱処理材の溶接脆化域における結晶粒度と遷移温度との関係

ライト結晶粒径が大なるほど脆化域の遷移温度上昇量が大きくなる, いいかえれば脆化の度合は大なることを明らかにした。

図-7 は筆者がかって調査した船体用舵骨材 (鋳鋼品) の顕微鏡組織であるが, きわめて粗大粒である。一般に大形鋳鋼品では, 図-7 のようにその結晶粒がきわめて粗大であると考えるべきであり, したがってその溶接脆化域は細粒の圧延材にくらべて, いちじるしい脆化傾向を有すると考えられる。

図-7 船体用舵骨材の組織 $\times 100 \times \frac{1}{2}$

さらに, (4) 項については, 脆化域からマイクロ引張試験片を採取して, 脆化域の降伏点の挙動を解析して, 脆化域における降伏点も, 母材原質部の降伏点と同様

$$\sigma_y = \sigma_i + k_y d^{-1/2} \dots \dots \dots (2)$$

が成立することを明らかにし, 次いで母材原質部ならびに脆化域の遷移温度は, σ_i (運動転位に対する friction stress) とフェライト結晶粒径とに支配され,

$$1/T_c = c_1 - c_2 \ln \sigma_i d^{1/2} \dots \dots \dots (3)$$

なる相関関係が図-8 に示すごとく成立することを確かめた。

(3) 式における σ_i の変化は X 線回折および電子顕微鏡観察の結果, 図-9 に示すような転位のセルストラクチャーが 300°C 程度の高温塑性歪によって高速に生成されることによるものであり, 溶接熱サイクルの冷却過程において熱塑性歪の量の大小に関連し, その量が大きなるほど σ_i は大となり T_c は高値を取ることを意味している。

以上を総括して大形鋳鋼では第一には宿命的に溶接すべき箇所の質量が大であるため, 冷却速度が大となり, ひいては熱塑性歪量が大きなることと, 第二には, そのフェライト結晶粒径が大であることが相まって, 著しい脆化域が生成されるのであって, このような大形鋳鋼の溶接に当っては本節の冒頭に述べたような脆化域で発生するわれについてじゅう分の処置を取らねばならない。

図-8 各試験板の母材原質部, 脆化域の遷移温度と friction stress および結晶粒径との関係

図-9 フェライト粒に見られたセルストラクチャー $\times 10,000$

3. 鋳鋼溶接部の脆化域防止対策

前節で述べたように大形鋳鋼の溶接に当っては, いちじるしい脆化域の生成防止が, 看過し得ない重大な要件であるが, この脆化域の生成は冷却速度のコントロールによって防止できる。

大形鋳鋼の組立溶接に際して最近盛んに利用されているエレクトロスラグ溶接は溶接熱量がきわめて大であることから, 当然冷却速度が小となり, したがって熱歪量は小となり前述のごとき脆化域の生成防止に対してきわめて有効である。

筆者は嘗って大熱量溶接の一方法としてテルミット溶接について検討した。図-10はその継手の外観である。

この継手について熱影響部、脆化域の各位置から衝撃試験片を採取して、遷移温度の分布状況を調査した結果が図-11である。この図に見られるように、テルミット溶接継手では脆化域は出現しない。また熱影響部は母材原質部よりもかえって靱性に富んでいる。これはその顕微鏡組織が母材原質部よりも微細化されることによるものである。図-12、図-13はそれぞれ母材原質部および熱影響部（ボンドから5mmの位置）の顕微鏡組織であるので比較されたい。また図-14はテルミット溶接継手について行なった曲げ試験であって180°完全に曲がっている。図-15は筆者が以前に舵骨材について手溶接で突合せ溶接を行なって曲げ試験した結果であって、この場合はわずかの曲げ角度で脆化域を通して破断してしまった。図-14、図-15を比較すれば大形鋳鋼といえども大熱量溶接を行なえば、脆化域の出現を抑制できることが納得されよう。

図-10 テルミット溶接継手外観

図-11 テルミット溶接継手近傍の遷移温度の分布状況

図-12 母材原質部の顕微鏡組織
×100× $\frac{1}{2}$

図-13 溶込線から5mmの位置の組織
×100× $\frac{1}{2}$

図-14 テルミット溶接継手の曲げ試験片曲がり状況

図-15 手溶接継手の曲げ試験における脆化域を通るわれの状況

上記のように、たとえ大形鋳鋼といえども、これを他部材と突合せ溶接しようとする場合には、施工に当って、慎重な計画と厳密な管理が行なわれるであろうが、

鋳鋼品の表面にあらわれた鋳造欠陥の補修溶接工事には管理が徹底しない面が多いようである。しかし脆化域の出現という点では、実は大質量の鋳鋼に少量の溶接金属を置く、この補修溶接の場合の方が問題である。

粗大結晶粒の大形鋳鋼において、いちじるしく脆性的な脆化域の出現を抑制するための冷却速度の調節に、予熱がどのように効果的であるかについても検討を加えた。すなわち板厚 110 mm の鋳鋼試験材の表面に図-16に示すような溝をほり、その溝の中を手溶接によって肉盛溶接を行なったが、溶接に当っての予熱温度を種々変化させて、脆化域の冷却速度を計測するとともに、図-16に示すように脆化域にノッチを設けた衝撃試験片により、予熱温度と冷却速度と脆化域の脆性との相関性を調査した。その結果が図-17である。予熱温度の上昇にともなって、脆化域の遷移温度上昇量は漸減し、予熱なしでは遷移温度上昇量は約 80°C であるが、150°C 予熱では約 40°C の上昇に留まり、250°C 予熱では約 20°C となる。大形鋳鋼の遷移温度 (Tr_{15}) は約 20°C 前後であるとする、少なくとも 200°C 程度の予熱が望ましいと筆者は考えている。

補修溶接は本来きわめて局所的な溶接であるだけに、つつい安易な施工に流れ勝ちであるが、この時にこそじゅう分な予熱と慎重な施工が望まれる。

4. お わ り に

最近では、超大形鋳鋼品を数箇に分割製造した後、エレクトロスラグ溶接法で組立てる方策が盛んに実用さ

図-17 脆化域 (最高加熱温度 600°C) の遷移温度上昇量と予熱層間温度との関係

れるようになって来ており、たとえば仕上り 105 t の鋳鋼製 (SF 55) シリンダーの製造に当って、3 分割の素材を円周方向のエレクトロスラグ溶接で結合したもの (溶接部寸法: 外径 2,500 mm, 肉厚 380 mm) や、じゅうらい全鋳鋼製 (SF 45) であったラダーストック (船体の舵棒) を鋳鋼・鋳鋼の利点を生かして形状の複雑な彎曲部を鋳鋼品 (SC 42) に置きかえ、これと棒状の鋳鋼とをエレクトロスラグ溶接で接合したもの (軸径は仕上り 355 mmφ) などがある。また我国最大の鋳放し 280 t のロールスタンドの製作に当り、分割鋳造 (SC 42) した後エレクトロスラグ溶接により一体化した報告もある。このロールスタンドの概略図と完成状態の写真とをそれぞれ図-18、図-19に示す。

今後鋳鋼品は上記のような溶接との組合わせで発展していくことが予想され、種々の応用面が開かれていくものと期待される。また溶接方法も、板状電極によるエレクトロスラグ溶接などと、さらに進展していくであろう。

図-19 ロールスタンドの鋳放し(エレクトロスラグ溶接完了)完成状態

しかし本文中で再三述べたように、鋳鋼の溶接におい

てもっとも看過されているところは、手直しに利用される溶接の技術管理の問題であると筆者は思う。

この補修溶接を溶接技術にじゅう分るい溶接技術者の管理の下に置くことが必要であり、かくすることにより、鋳鋼技術と溶接技術が相互に協力して、よりよき鋳鋼製品が期待されるものと思う。

参 考 文 献

- 1) 中井, 安藤, 山根: 日立造船技報, Vol. 22, No. 4 (1961)
- 2) M. Watanabe and A. Ando; Tech. Rep. Osaka University, Vol. 18, No. 807, 6B (1968)
- 3) A.N. Stroh: Proc. Roy. Soc., A223, (1954)

マサチューセッツ工科大学船舶工学科 夏 季 講 習 会 案 内

今般米国マサチューセッツ工科大学(M.I.T.)船舶工学科 A.H. Keil 主任教授より、学会長宛に下記のような造船および海洋工学と溶接に関する夏季講習会の案内がまいりましたので、ふるって参加下さいますようお願い致します。

Computer Applications in Nava Architecture & Ocean Engineering

Monday, July 28, through Friday, August 8, 1969

The objective of this course is to illustrate good and bad practices in numerical analysis and programming techniques by specific examples applicable to the fields of Naval Architecture and Ocean Engineering. The course is designed for engineers and engineering managers with no programming experience beyond a one-week Fortran course or equivalent. The Program will involve actual problem solving on a computer.

The program is under the direction of Professors J.E. Kerwin and D.E. Cummings of the Department of Naval Architecture and Marine Engineering at M.I.T.

Planning and Control of Ship Production Processes

Monday, August 11, through August 15, 1969

Effective Ship Production Process Control requires extensive material, production, and erection flow and related manloading planning, supported by real time process control. This program is designed to discuss the techniques, use, and potentials of network theory, decision networks, decision theory, sequential process control, and numerical control methods to the problems of ship production process planning and control including the derivation of shipyard resource allocation, ship production facility layout, and production process design. Prof. E.G. Frankel of the M.I. T. Department of Naval Architecture and Marine Engineering will be in charge.

Welding Fabrication in Shipbuilding and Ocean Engineering

Monday, August 18, through Friday, August 22, 1969

This program will deal with the technical problems unique to welding fabrication of mrine vehicles and ocean-engineering structure. The program is designed for engineers who are concerned with a range of problems related to welding fabrication.

Subjects planned to be covered include (1) present and future marine vehicles and Ocean-engineering structures, (2) materials to be used for these structures (3) welding processes, (4) welding of high-strength steels, aluminum alloys, and titanium alloys, (5) residual stress, distortion, and stress relieving, (6) strength of welded structures, and (7) economics and production control.

Lectures will be given by the members of the M.I.T. Depatment of Naval Architecture and Marine Engineering and selected guest speakers from the Government and industry under the general direction of Professor Koichi Masubuchi.

For further information, please write to:

Director of the Summer Session
Room E19-356
M.I.T.
Cambridge, Massachusetts 02139