に実線で示している。図の縦軸は溶接部の単位のだ断面積当りの強度を示している。また●印は実験結果を示している。本実験は溶接長 100 mm までしか行なっておらず、本実験の範囲では継手ののだ断面平均強度は溶接長の影響をうけないが、溶接長が 100 mm 以上になると継手強度は溶接長とともに減少していくものと推定される。

6. 結 言

本研究は剪断力を受ける溶接継手の低温における破壊様相と継手強度について検討したものであり、本報告では第 1 報で示した破壊様相のうち主として工業的に問題となる B-Type 破壊について継手強度におよぼす溶接部寸法の影響を調べた。

得られた結果の要点を次に示す。

1) 継手の破壊発生までの剪断変位量 (限界剪断変位

Fig. 10 Effect of weld length on the fracture strength of welded joint

量)は溶接部ののだ厚、溶接長の影響を受けない。従ってのだ厚、溶接長が変化してもこのような継手の破壊発生は温度により定まる限界剪断変位量で予測することが可能である (Fig. 4 参照)。

2) 剪断力を受ける溶接継手の荷重-剪断変位を求める理論式を誘導した。そしてこの式を用いて計算した荷重-剪断変位の関係は溶接部が降伏して後破壊にいたるまでの広い範囲で実験値とかなりよく一致している (Fig. 6, Fig. 7 参照)。

3) B-Type 破壊をする場合の継手強度を理論的に求めた。その値は実験値とよい一致をみた。一般に継手ののだ断面平均強度は温度の低下とともにやや増加し、のだ厚の増加とともに減少する傾向を示す (Fig. 8, Fig. 9 参照)。また溶接長が 100 mm より短い場合は、継手ののだ断面平均強度は溶接長の影響をほとんど受けないが、溶接長 100 mm 以上になると溶接長とともに強度は減少するものと推定される (Fig. 10 参照)。

本実験の実施に当り御援助いただいた ㈱ 川崎重工業 須清修三、山川武人両氏に深く感謝致します。また (6) 式の誘導にあたって有益な御助言を賜った姫路工業大学 菅原一夫教授に深く感謝致します。

参 考 文 献

- 1) 瀬尾, 須清, 山川, 平野, 佐藤: “剪断力を受ける溶接継手の低温における強度 (第 1 報)” 本誌 50-4 (1981) 367-372
- 2) 田中, 米谷, 布村: 金属の機械的性質共立出版 (1967)
- 3) 例えば渡辺, 佐藤: 溶接力学とその応用朝倉書店 (1965) p. 525
- 4) H. W. Troelsch: Distribution of Shear in Welded Connection, Proc. of American Society of Civil Engineer, Nov. 1932

Nb 含有オーステナイトステンレス鋼の溶接高温割れ感受性*

小川 忠雄**, 財前 孝***, 常富 栄一**

Hot Cracking Susceptibility of Niobium-containing Austenitic Stainless Steel Welds*

by Tadao Ogawa**, Takashi Zaizen*** Eiichi Tsunetomi**

Hot cracking of Nb-containing austenitic stainless steel was studied.
The following results were obtained;

*原稿受付 昭和55年 9月18日 (昭和54年度秋季全国大会にて発表)

**正 員 新日本製鉄(株)製品技術研究所 Member, Nippon Steel Corp. Products R & D Labs.

***非 会 員 新日本製鉄(株)製品技術研究所 Nippon Steel Corp. Products R & D Labs.

- Hot cracking susceptibility of Nb-containing material increases detrimentally in both fully γ -phase and $(\gamma + \alpha)$ -phase weld metal when Nb content exceeds about 0.40 %.
- C improves hot cracking resistance in case of high Nb content (0.78 %), but indicates hardly noticeable effect when the Nb content is low (0.26 %).

The effect of N on hot cracking is not so significant within the range of 0.015 % to 0.12 %.

- Increase of hot cracking susceptibility is due to the segregation of Nb, C and N at grain boundaries, which was found on the crack fracture surfaces in the welds by Auger Electron Spectroscopy.

Based on these results, 40 mm thick plate of modified low-C, type 347 stainless steel was made and welded by GTAW, SMAW and SAW. Microcrack resistance of these welds proved to be quite satisfactory.

1. 緒 言

最近、オーステナイトステンレス鋼のクロム炭化物 Cr_{23}C_6 析出に起因する Cr 欠乏層による“鋭敏化”は C 量を 0.010 % 以下に抑えても起りうるが、現在の工業的に可能な低 C 化がおよそ 0.010 % であることからこれにさらに Nb を添加してこの微量 C の安定化を行うと極めて優れた耐鋭敏化特性の得られることが報告されている¹⁾。一方、従来から Nb 安定型の 347 系ステンレス鋼は溶接性と厚材の溶接性に難点があるとされている。その一つは溶接高温割れ感受性が高いことである。割れは溶接金属のみならず熱影響部にも起るのが特徴である²⁾⁵⁾。そこで、ステンレス鋼溶接部の特性向上研究の一環としてオーステナイトステンレス鋼の溶接割れ性におよぼす Nb および C, N の影響に関し以下の

点について検討を進めた。

- Nb の影響を定量化し、割れ性増加を示す臨界 Nb 量

- Nb との関連における C, N の割れ性への影響

- 改良型低 C347 鋼厚板材の優れた耐割れ性

- 臨界量を境とした低 Nb および高 Nb 含有鋼の割れ断面、破面について割れの原因とみられる Nb (C, N) を観察し高温割れ機構とともにその他の割れとの関連

2. 供試材と実験方法

Table 1, Table 2 は主な供試材の化学成分である。10 kg 溶解材は実験室にて鍛造・圧延し、1050℃, 30分保持の固溶化熱処理を行なった後に実験に供した。また、改良型低 C347 鋼 STEEL-A, 40 mm 厚板材は通常の工業生産と同じ製造工程で作られた。溶接割れ性の評価は主に Vareststraint 試験 (Longe-type) によった²⁾。使用板厚は 5.0 mm, 溶接は GTAW; 70A-16V-7.5 cm/min, Ar 10 l/min とした。試験片は 10 kg 溶解材については 6.5 mm 板から一板, 15 mm, 40 mm 板材については中心部から一ないし二枚を切出した。試験時の割れは熔融金属, 熱影響部および両者にまたがって発生するが, またがった割れは融合線を境にして分けて測定した。

40 mm 厚板材の突合せ溶接は GTAW, SMAW, SAW で行ない, 入熱はそれぞれ 15, 12, 36 kJ/cm とした。これら溶接部の耐ミクロ割れ性は継手側曲げ試験によって

Table 2 Chemical composition of commercials, modified low-C type 347 stainless steel and its welding materials (wt %)

	plate & wire	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Nb	N	Note
SUS304	15mm	0.05	0.75	0.94	0.026	0.007	18.3	9.4	—	0.016	
# 316	15mm	0.07	0.66	1.01	0.020	0.006	16.7	12.4	Mo 2.38	—	Fig.12
# 316L	15mm	0.02	0.76	1.04	0.020	0.006	17.5	14.8	Mo 2.33	—	
# 310S	15mm	0.053	0.65	1.00	0.026	0.004	25.1	19.9	—	0.017	
# 310S	15mm	0.053	0.65	1.00	0.026	0.004	25.1	19.9	—	0.017	
STEEL-A	40mm	0.014	0.30	1.64	0.012	0.005	18.44	9.25	0.26	0.062	
GTAW wire	1.2 ϕ	0.011	0.23	1.22	0.008	0.005	20.24	10.28	0.32	0.017	Table3
SMAW rod	3.2 ϕ	0.003	0.14	1.89	0.008	0.005	19.47	9.72	0.48	0.010	
SAW wire	4.0 ϕ	0.008	0.13	1.93	0.008	0.005	19.37	9.60	0.45	0.026	
SAW wire	4.0 ϕ	0.008	0.13	1.93	0.008	0.005	19.37	9.60	0.45	0.026	

Table 1 Chemical composition of laboratory heats (10kg melt) with variable niobium content C: $\times 10^{-4}$, S, P: $\times 10^{-3}$, (wt %)

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Nb	N	δF	note
NB 1	120	0.19	1.35	2	12	23.31	21.93	—	nil	nil	Fig.1
NB 2	130	0.18	1.47	2	13	24.43	23.04	0.15	nil	nil	
NB 3	150	0.19	1.46	3	13	24.34	22.89	0.24	nil	nil	
NB 4	170	0.19	1.46	2	13	24.53	22.93	0.31	nil	nil	
NB 5	130	0.22	1.49	3	13	23.65	22.51	0.41	nil	nil	
NB 6	120	0.20	1.40	2	13	22.27	22.41	0.52	nil	nil	
NB 7	150	0.21	1.50	3	13	24.35	22.99	0.73	nil	nil	
NB 8	160	0.19	1.43	3	12	24.15	22.69	0.94	nil	nil	
NB13	140	0.17	1.51	2	14	24.41	22.86	0.26	353	nil	Fig.2
NB14	390	0.19	1.51	3	12	24.01	22.66	0.25	416	nil	
NB15	460	0.19	1.49	3	13	24.13	22.68	0.27	448	nil	
NB16	990	0.18	1.47	3	12	24.13	22.79	0.27	393	nil	
NB17	1280	0.17	1.47	3	12	24.38	22.95	0.27	376	nil	
NB18	180	0.17	1.48	3	12	24.16	22.72	0.75	397	nil	
NB19	330	0.17	1.44	3	12	23.90	22.45	0.76	390	nil	
NB20	480	0.21	1.49	3	12	24.51	22.96	0.80	340	nil	
NB21	880	0.19	1.50	2	12	24.16	23.05	0.78	319	nil	Fig.3
NB22	1120	0.20	1.46	3	12	24.17	22.66	0.77	406	nil	
NB23	150	0.19	1.45	5	4	21.05	22.51	0.25	247	nil	
NB24	150	0.20	1.47	5	4	20.81	22.33	0.25	379	nil	
NB25	160	0.19	1.48	5	4	20.99	22.26	0.24	506	nil	
NB26	190	0.19	1.54	5	4	21.13	22.40	0.24	722	nil	
NB27	200	0.19	1.47	5	4	20.93	22.52	0.24	983	nil	
NB28	250	0.19	1.44	5	4	20.97	22.46	0.25	1320	nil	
7B6	54	0.18	1.48	5	3	18.77	9.69	0.26	237	4.1	Fig.4 & Fig.5
7B7	49	0.18	1.47	4	3	18.61	9.72	0.53	218	4.6	
7B8	58	0.19	1.49	4	2	18.67	9.76	0.78	221	4.7	
7B9	54	0.18	1.43	5	3	18.57	9.63	1.18	243	4.0	
K11	150	0.35	1.61	8	4	18.0	9.9	0.29	220	4.5	
K12	150	0.34	1.61	4	4	17.6	10.0	0.29	490	3.5	
K13	140	0.33	1.62	3	4	17.9	9.8	0.29	480	3.0	
K14	140	0.32	1.72	3	4	17.8	9.4	0.29	500	3.3	
K15	160	0.34	1.76	24	8	17.9	9.9	0.28	450	3.2	Fig.4 & Fig.5
K16	140	0.35	1.67	27	7	17.7	9.7	0.28	470	3.0	
K17	140	0.33	1.73	26	7	17.9	9.5	0.30	460	4.0	
7B1	200	0.20	1.56	5	3	18.46	10.00	0.23	223	2.7	
7B2	180	0.20	1.47	4	3	18.68	10.02	0.25	315	3.0	
7B3	240	0.20	1.48	4	3	18.81	9.35	0.25	461	3.2	
7B4	220	0.20	1.52	5	3	18.88	9.31	0.25	932	2.3	
7B5	280	0.20	1.46	5	3	20.22	9.28	0.25	1330	3.4	

評価した。

溶接部の割れおよび割れ破面観察は実体顕微鏡, 浸透探傷試験, 光学顕微鏡, SEM, AES (Micro-Auger Electron Spectroscopy) によって行なった。破面観察には Varestraint 試験片の割れ部をあらかじめ液体窒素中で破断したものを使用した。溶接部の δ フェライトはフェライトスコープによる測定値で示した。

3. 実験結果

3.1 溶接割れ性におよぼす Nb の影響

割れ性におよぼす Nb の影響をみるにあたって溶接金属が完全 γ 相になる場合と $(\gamma + \alpha)$ 相になる場合とに分けて検討した。これは割れ性におよぼす δ フェライト (α 相) の効果が非常に大きい⁹⁾ ことから δ フェライト共存の場合にはその量も含めて状態を揃えた方が他の元素の影響を把握しやすくなるためである。

3.1.1 完全 γ 相溶接金属の場合

Fig. 1 は Nb の影響をみた Varestraint 試験結果である。溶接金属についてみると Nb 量 0.30% を境としてそれを越えると割れが非常に大きくなる。同じ傾向は熱影響部にも認められ, Nb 量 0.40% 付近以上で割れが顕著になる。Fig. 2 は Nb 量が 0.78% と 0.26% の場合についての C の影響をみたものである。0.78% の場合は影響が大きく, C 量を 0.10% に増加すると割れは大きく低下する。0.26% Nb の場合は C の影響は余り認められない。Fig. 3 は 0.25% Nb 材での N の影響をみたもので

Fig. 1 Effect of Nb on hot cracking susceptibility of fully austenitic stainless steel

ある。図中に, 860℃×17時間の Nb (C, N) 析出処理を行なったものの結果も示した。N が 0.02~0.13% の範囲では N 量の多少, 熱処理の有無で有意差は認めにくい。また, 高 Nb 材 (0.75%), 0.04~0.15% N の範囲での検討でも割れ性には大きな変化は認められなかった。

3.1.2 $(\gamma + \alpha)$ 相溶接金属の場合

δ フェライトの割れ抑止効果が大きいことから, 通常, 溶接金属には数%の量が確保される。しかし, このような場合でも, その含有量と共に他の成分の影響は無視で

Fig. 2 Effect of Carbon on hot cracking susceptibility of fully austenitic Nb-containing stainless steel

Fig. 3 Effect of N on hot cracking susceptibility in fully austenitic Nb-containing stainless steel

きない。Fig. 4 は低 C 材で 4~5% の δ フェライトを含む溶接部における Nb の影響をみたものである。Fig. 1 と異なり低付加歪では材料間に差を認めにくい、付加歪 5.0% では明らかに差が現れ、0.45% Nb 付近を越えると割れが大巾に増加する。同じく 4~5% の δ フェライトを含む低 Nb 材 (0.25%, 0.30%) について N および P の影響をみたのが Fig. 5 と Fig. 6 である。Fig. 5 から N 量 0.02~0.13% の範囲で割れは N 増加と共に大きくなるようであるが、僅かなものである。Fig. 6 では 0.025% の P 量の多いものの割れが大きい。

3.1.3 割れ破面の観察

Fig. 7 は完全 γ 系で 0.73% および 0.24% Nb 含有鋼の Vareststraint 試験片割れ破面である。破面はセル状凝固粒界ないしオーステナイト結晶粒界からなっているが、0.73% Nb 材の破面には所々に島状に凹凸の多い面を持った残留物、析出物のようなものが多数認められる (Fig. 7 (d), (e), (f))。まず、溶接金属破面のなめらかな面からなるセル界面上で AES 分析を行なった。結果の一部 0.73% Nb 材の例を Fig. 8 に示す。測定位置は Fig. 7 (f) のほぼ中央である。Ar スパッタリングによって破面表面ガス層および汚れが除かれ各元素のオーグ電子強度が明確になるが、スパッタリングを続けると Nb, N および C などの強度は消えるか非常に小さくなる。これら元素がセル界面上でミクロ偏析を起していることを示している。0.24% Nb 材ではこのような Nb,

N の偏析は認められない。同様なことは熱影響部割れ破面のなめらかな部分でも観察された。つぎに、島状の凹凸の多い面を持った残留物、析出物の AES 分析を行なった。Fig. 9 が 0.73% Nb 材 (Fig. 7 (f), (e)) の結果の例である。なめらかなセル界面上に Nb の偏析が認められなくなる程度まで充分の Ar スパッタリングを行なった後でも Fig. 9 のような高い Nb と N の強度を示す。かなりの Nb ないし Nb (C, N) が含まれるといえる。0.24% Nb 材の破面にはこのようなものは観察され

Fig. 4 Influence of Nb on hot cracking susceptibility of low-C, Nb-containing stainless steel with $(\gamma+\alpha)$ weld metal

Fig. 5 Influence of N on hot cracking susceptibility of low-C, Nb-containing stainless steel with $(\gamma+\alpha)$ weld metal

Fig. 6 Influence of P and N on hot cracking susceptibility in low-C, Nb-containing stainless steel welds

Fig. 7 Fracture surface of hot cracking in fully austenitic low-C, Nb-containing stainless steel by Varestraint Test

Fig. 8 Segregation of Nb by AES on solidification crack surface of dendritic cell in high Nb-containing stainless steel weld metal (Center part of Fig. 7(f))

ない。AES によると Fig. 7 (b) の破面にみられる B, C は Mn-Cr 系酸化物を主とする介在物, 小石状の A, D は一部 Nb を含む硫化物である。

Fig. 10 は 0.73% Nb 材の Varestraint 試験片割れ近傍の組織である。a) の溶接金属割れ先端, b) の熱影響部粒界ないし粒界に連なる粒内に共晶状の組織が認められる。このような組織の SEM 像とその AES が Fig. 11 である。Nb, C, N の高い強度が認められ主に Nb(C, N) からなる物質といえる。析出物近傍の地の分析では Nb, N の強度はほとんど認められず C のそれかなり小さい。

3.2 改良型低 C347 鋼 40 mm 厚板の耐溶接割れ性

以上の結果から Nb を臨界量 (～0.40%) 以下に抑え, 不純物 P を低く制御し, かつ溶接部に若干の δ フェライトを含むようにすれば極めて優れた耐割れ性を有する低 C347 ステンレス鋼の開発が可能であることが示された。このような考えのもとに

Table 2 の化学成分の STEEL-A, 40 mm 厚板が製造された。STEEL-A は C を 0.014% と低く抑え, かつ地の強度を高めるため N 添加が行なわれている。

3.2.1 耐高温割れおよび耐マイクロ割れ性

低 C, 347 鋼 STEEL-A, 40 mm 厚板から採取した試験片の Varestraint 試験の結果を Fig. 12 に示す。市販の SUS304, 316, 316 L の結果も同時に示した。STEEL-A の割れはほぼ SUS304 と同等で極めて優れた耐割れ性を有している。Table 3 は同様な考えのもとに作られた共金系溶接材料を用いた 40 mm 厚板の突合せ GTAW, SMAW および SAW 溶接部の継手側曲げ試験の結果である。溶接ワイヤの化学成分は Table 2 に示した。いずれの溶接部も割れは全く認められない。特に, SAW 溶接は 36 kJ/cm とやや大入熱条件とし, かつビード長さ約 600 mm の 40 mm 厚板溶接部 15 組の試験体から側曲げ試験片 114 個を採取し試験した。この際, 母材の固溶化熱処理温度を 3 水準に変えたが影響はみられなかった。GTAW, SMAW, SAW 溶接の溶接金属自体の耐割れ性を定量化するために 40 mm 厚板各溶接部から全溶接金属よりなる試験片を採取し, GTAW 再溶融による Varestraint 試験を実施した。SAW 溶接金属の結果を Fig. 12 に加えて示した。再溶融金属の割れが STEEL-A よりやや大きい, 再溶融による熱影響部割れと合せると大差ではない。他の溶接法によるものについてもほぼ同様な結果が得られた。

Fig. 9 AES analysis on hot cracking surface of high Nb-containing austenitic stainless steel

Fig. 10 The precipitation of eutectic structure in weld metal and HAZ of fully austenitic high Nb-containing stainless steel

3.2.2 溶接部のマイクロ観察

Fig. 13 に STEEL-A, SAW 溶接部の組織を示す。溶接部の δ フェライトは 8~9 %であり、融合線近傍母材側に粒界液化により生成した δ フェライトが認められる。実験室材で行なったと同じく STEEL-A の Vareststraint 割れ破面で AES 分析を行なった。溶接金属部の結果が Fig. 14 である。Nb, N の粒界偏析は認められない。同様な結果は熱影響部割れ破面でも確認された。

4. 結果の検討

4.1 Nb, P, S, C, N と割れ現象

完全 γ 相, ($\gamma + \alpha$) 相いずれの溶接金属においても Nb 量によって割れ性が大きく変化し, それぞれ, およそ 0.30% および 0.45% を境としてそれ以上で割れが大きくなる (Fig. 1, Fig. 4). 特に, 完全 γ 相では Nb 添加の影響が強く Vareststraint 試験の 1.2% 付加歪ですでに特性の劣下が起る. ($\gamma + \alpha$) 相では δ フェライトの効果が大きく付加歪 1.2% では割れが発生せず材料間の差がみられない. 付加歪 2.4%, さらに 5.0% になると Nb 添加の影響が顕著になる. いずれにしても, Nb を 1.2% 程度まで添加する場合, 割れ性が大巾に増加する臨界 Nb 量が存在し, それが 0.30~0.45% であるといえる. Fig. 1, Fig. 4 の供試材は耐割れ性に悪影響を与えるとされる不純物 P, S を極力低下しているが, このような臨界量を越えるとそれら低減された不純物とは関係なくほぼ Nb 量のみに依存して割れが増加する。

P, S の影響については従来から多数の報告^{3,4,7)} がある. 筆者らの検討でも割れ性を高めるといって両者は独立に同じ程度の影響を持つとみられる精錬技術の一つである MSR 処理法⁸⁾ により極低 P (<0.002), 極低 S (<0.002) とした材料の Vareststraint 試験結果を Fig. 15 に示す. 成分系は SUS310S であり, 商用材および通常大気溶解低 P, 低 S 材の結果も同時に示す. MSR 処理材は極めて優れた耐割れ性を示し, Fig. 12 の SUS304 のそれにほぼ近い特性といえる. δ フェライトが共存すると P, S の影響は識別しにくくなるが, 無視はできない⁶⁾ (Fig. 5).

0.78% 程度の高 Nb 含有鋼の場合, 0.10% を越える C の増加は割れ性を改善するといわれている⁹⁾ が, Vareststraint 試験でも同様な結果が確認された. 割れ粒界に多量の共晶炭化物が網目状にできて割れを "healing" するためとも云われているが, 詳しいことはわかっていな

Fig. 11 AES analysis on the precipitates of eutectic structure and the matrix in HAZ about 40 μ far from fusion line in fully austenitic high Nb-containing stainless steel welds

い。今日、一部耐熱鋼としての用途を除けば、一般オーステナイトステンレス鋼は耐鋭敏化特性を改善するために低C化の方向にある。低C化は材料の強度低下を起す。多くの場合、それを補償するためにNが添加される。割れ性へのNの影響はあるとしても僅かなものである (Fig. 3, Fig. 5)。Nが0.062%添加された STEEL-A 厚板の優れた耐割れ特性からみてもその影響は大きなものではない。Nb 含有ステンレス鋼の割れ性が大きいことの原因として従来から Nb (C, N) との関連が報告されている。本報告においても破面、組織観察からそれ

が強く裏付けられた。溶接割れに關与する Nb (C, N) の量、分布、形態は臨界 Nb 量付近で大きく変化するものと考えられる。一方、強度改善のために添加されるNは多くが固溶状態で存在し、割れ性には直接影響を与えないものと思われる。高 Nb 材において C 増加が改善効果を持つのに對して、N にはそのような効果が認められないことの理由はよくわからない。N と Nb との affinity (親和力) が C 程大きくないことが考えられる。なお、添加される C, N によって本来 ($\gamma + \delta$) 相で溶接凝固終了すべきものが γ 単一相凝固に変る場合は割れ性は材料の成分系に準じて明らかに大きくなる¹⁰⁾。

4.2 Nb と溶接割れ機構

高 Nb 材割れ破面のなめらかな面 (残留物、析出物のない所) は溶接金属、熱影響部いずれにおいても Nb, N および C の粒界偏析が顕著に認められる。Nb (C,

Fig. 12 Varestraint test results of commercial plates, STEEL-A and its weld metal by SAW

Table 3 Result of side bend test for welded joints of STEEL-A

Welding Procedure	Solution Heat Treatment of Base Metal (°C)	Welding Condition			Number of Specimen	Crack & Fissure of Joint	
		Diameter of Wire & Electrode (mm)	Heat Input (kJ/cm)	Current-Voltage-Speed (A-V-cm/min)		Heat Affected Zone	Weld Metal
GTAW	1000	1.2	15	250-15-15	6	nil	nil
SMAW	1000	3.2	12	110-24-13	6	nil	nil
SAW	1000	4.0	25 flux NBS-4	1-35-35	34	nil	nil
	1050			500	50	nil	nil
	1100			600	30	nil	nil

Note

40t Plate ASME SEC IX 1977 QW-462-2(a)

flux NBS-4: CaF₂-CaO

Bending Direction

Bending Radius

Fig. 13 Microstructure of welded joint of STEEL-A (40 mm thick plate) by SAW

Fig. 14 AES analysis on solidification crack surface in Vareststraint cracking of modified low-C, type 347 stainless steels, STEEL-A

N) が一部存在するのは確かといえ、破面全面が薄く膜状に覆われているものとみられる。低 Nb 材では Nb の粒界偏析は認められない。Nb 含有鋼の溶接金属割れの原因として Ni, Si, P それぞれと Nb との低融点化合物が考えられている。Si については古くから Nb との関係が検討されている³⁾。しかし、Fig. 8, Fig. 9 では Si, P の強度ピークは観察されず、主に Nb-C film⁶⁾に相当すると思われる Nb 偏析のみが顕著である。熱影響部割れでは高 Nb 材、低 Nb 材とも破面 Fig. 7 (a), (b), (d), (e) に step 状、波形状をした smooth な面が観察されるが、これは粒界液化が原因の Liquid film^{11,13)} による割れといえる。波形状の step は凝固過程で自由面が高温にさらされるため生成する thermal faceting⁴⁾ であると思われるが、必ずしも熱影響部割れ破面に限られず、倍率を高めると溶接金属割れ破面にも認められる (Fig. 7 (f))。Liquid film の原因は、高 Nb 材では凹凸の島状の Nb 化合物と γ 鉄の共晶¹²⁾、低 Nb 材では小石状の硫化物と γ 鉄の低融点化合物ないしそれら化合物の共晶などが考えられる。Fig. 10 (b) の組織は Nb 化合物の共晶反応により粒内から粒界に流れ出た Liquid film の痕跡とみられる。低 Nb 材ではこのような粒界析出物が非常に少ない。

Nb 含有 347 型ステンレス鋼はかつて米国で多用され溶接割れの多発という苦い経験を有する^{3,5)}。割れは施工時の高温割れ、SR 処理時の割れ、高温使用中の割れである。溶接金属が主になるものと熱影響部が主になる

Fig. 15 Effect of P and S on hot cracking susceptibility of fully austenitic stainless steels

ものに分けられるが, それぞれ何らかの形で Nb (C, N) が関連しているとされる⁹⁾. Vareststraint 試験から臨界 Nb 量の存在が見い出され, それに対応して Nb (C, N) の量, 分布, 形態が大きく変るとみられることはさきにふれた. 特に量については, 本報告の Nb 上限値 1.18% より多い 2.0% 程度添加すると必ずしも高い割れ性を示さないこと¹⁴⁾ および高 Nb 材での C の改善効果などを合せ考え, 割れを激しく助長する反応生成物に材料固有の量的範囲が存在するようにも思われる. その場合 0.30~0.45% Nb はこの範囲の臨界下限に相当する. いずれにしても, この値以下に Nb を制御すれば溶接時 Nb の大きな粒界偏析を起さずに C 安定化が可能であることが示された. Fig. 3 の低 Nb 材では Nb (C, N) 析出処理を行なっても割れに変化は認められない. STEEL-A の割れ破面でも Nb, N の粒界偏析はみられない (Fig. 14). このような Nb の制御は Nb (C, N) の“粒界析出”に関わるとされる SR 割れ, 使用中割れに対しても同じく優れた効果を発揮するものと期待される.

5. 結 言

(1) 割れ性への Nb の影響は大きく, Nb が臨界的な量 0.30~0.45% を越えると耐割れ性が大巾に劣下する.

(2) 高 Nb (0.78%) 材では C は割れ性を改善し 0.10% 付近で効果が顕著になる. 低 Nb (0.26%) 材では影響がみられない. N 添加で ($\gamma + \delta$) 凝固が γ 凝固に変るといった凝固形態の変化がない限り N の影響は余り認められない.

(3) 高 Nb 材の割れ破面は主に強い Nb 偏析がみられるなめらかなセル界面, 粒界面からなっているが, 所所に島状の粗い面をした Nb 化合物の固まりがみられる. 割れの原因とみられる Nb-C film, Liquid film はこの島状の Nb 化合物と γ 鉄の反応に関わるものと考えられる. 低 Nb 材では Nb の粒界偏析, 島状の Nb 化合物は観察されない.

(4) 以上の結果をもとにした改良型低 C347 鋼 40mm

厚板材は溶接時も粒界への Nb 偏析が起らず, 優れた耐割れ特性を有することが明らかにされた.

参 考 文 献

- 1) S. Abe and T. Ogawa, "A Modified Type 347 Stainless Steel For Nuclear Power Applications", *Metal Progress*, Sept. 1979, 61-65
- 2) W.F. Savage and C.D. Lundin, "The Vareststraint Test", *Weld. J.*, 44 (10), 1965, Research Suppl. 433S-442S
- 3) J.C. Borland and R.N. Younger, "Some Aspects of Cracking in Welded Cr-Ni Austenitic Steels", *British Weld. J.*, Jan. 1960, 22-59
- 4) B. Hemsworth, T. Boniszewski and N.F. Eator, "Classification and Definition of High Temperature Welding Cracks in Alloys", *Metal Const. and Brit. Weld. J.*, 2, 1969, 5S-16S
- 5) L.K. Poole, "The Incidence of Cracking in Welding Type 347 Steels", *Weld. J.*, 32 (8), 1953, Research Suppl., 403S/412S
- 6) J.A. Brooks and F.J. Lambert JR., "The Effect of Phosphorus, Sulphur and Ferrite Content on Weld Cracking of Type 309 Stainless Steel", *Weld. J.*, (5), 1978, Research Suppl., 139S-143S
- 7) Y. Arata, F. Matsuda, H. Nakagawa and S. Katayama, "Solidification Crack Susceptibility in Weld Metals of fully Austenitic Stainless Steels (Rep. IV)", *Trans. JWRI*, 2, (7), 1978, 21-24
- 8) Y. Nakamura and S. Abe, "The Manufacture and Characteristics of Ultra-High Purity Austenitic Stainless Steels by the MSR Process", No. 10, Nov., 1977, *Nippon Steel Technical Report Oversea*, 114-119
- 9) C.D. Lundin, W.T. Delog and D.F. Spond, "Ferrite Fissuring Relationship in Austenitic Stainless Steel Weld Metals", *Weld. J. Research. Suppl.*, 54, 1975, 241S-246S
- 10) 小川, 村田, 青木, 常富 "オーステナイトステンレス鋼の溶接高温割れ感受性", 溶接学会全国大会講演概要, 第20集, 80-81 (1977年4月)
- 11) M.J. Honeycombe, T.G. Gooch., "Microcracking in fully Austenitic Stainless Steel Weld Metal", *Metal Const. & Brit. Weld. J.*, Sept., 1970, 375-380
- 12) 田村, 渡辺 "オーステナイトステンレス鋼熱影響部における結晶粒界挙動に関する研究 (第2報)", 本誌, 42 (1973), 489-499
- 13) C.D. Lundin and D.F. Spond, "The Nature and Morphology of Fissures in Austenitic Stainless Steel Weld Metals", *Weld. J.*, 11(1976), 356S-367S
- 14) E.P. Sadowski, "Modification of Cast 25Cr-20Ni for Improved Crack Resistance", 53, 1974, 49S-58S