

討17

669.15'26-194.57: 621.791.05: 539.55: 620.196.2

極低C, N, フェライト系ステンレス鋼溶接部の靱性および粒界腐食性

川崎製鉄 技術研究所 吉岡啓一 岡裕 ○木下昇  
竹田元彦 小野 寛 大橋延夫

1. 緒言

近年, 極低C, N, フェライト系ステンレス鋼の靱性および耐食性に関する研究が活発に行なわれており<sup>1-3)</sup>, 新しいいくつかの高Cr-Mo鋼が開発されている<sup>4,5)</sup>. 他方, VOD法を改良して従来特殊精錬法に依っていた極低C, N域にまで脱炭脱窒できる技術も開発されつつある<sup>6)</sup>. そこで, 極低C, N, フェライト系ステンレス鋼の基本的な開発指針を得るべく, 17% Cr鋼および25~29% Cr-Mo鋼の主として溶接部について, 靱性および粒界腐食性におよぼすC, N含有量および安定化元素添加の影響を調べ, 現行技術で到達可能な極限までC, Nを低減した鋼での性質上の問題点を整理した.

2. 実験方法

真空高周波炉で溶製した30kg鋼塊を2mmおよび0.8mm厚に圧延した冷延焼鈍板と商用の電炉-VOD炉の7t鋼塊を圧延した3mm熱延焼鈍板(17Cr鋼)および2mm冷延焼鈍板(26Cr-1Mo鋼)を用いた. 表1に供試材の化学組成範囲を示す. これらの材料について主にTIG溶接部の靱性と粒界腐食性をシャルピー試験および硫酸-硫酸銅試験でそれぞれ調べ, 一部の材料については熱処理した板でも試験した.

表1. 供試材の化学組成(wt%)

	靱性	C	N	Cr	Ni	Mo	Ti	Nb	Al
熱延焼鈍板	17Cr	0.0010 ~0.0065	0.0030 ~0.016	16~17	<0.1	<0.1	0~0.4	0~0.4	0.001 ~0.8
	25Cr 3Mo	0.002 ~0.013	0.0032 ~0.0105	24~26	0~4	~3.0	0~0.3	0~0.3	0.01 ~0.05
	29Cr 2Mo	0.002 ~0.007	0.003 ~0.0208	28~30	0~4	~2.0	<0.001	<0.001	0.01 ~0.1
	29Cr 4Mo	0.003 ~0.010	0.0042 ~0.0103	28~30	0~4	~4.0	0~0.3	0~0.3	0.01 ~0.05
冷延焼鈍板	17Cr	0.0010~ 0.0083	0.0027 ~0.0120	16~17	<0.1	<0.1	<0.001	<0.001	<0.01
	26Cr 1Mo	0.0022	0.0055	25.90	<0.1	1.2	<0.001	0, 0.16	0.06

溶接は, 2mm板については1.6mmφ, 3mm板については2.4mmφの2%トリウム・タングステン電極を用い, トーチのAr流量を15l/min, 裏面のAr流量を2mm板では7~10l/min, 3mm板では15l/minにして, 板の圧延方向に平行に突合せなめづけ溶接したが, 26Cr-1Mo鋼では裏面のArシールドなしの場合についても実験した. なお, 溶接時の入熱は, 2mm板では3.4~4.4 KJ/cm, 3mm板では約7.5 KJ/cmであった. シャルピー試験では, 2mmV切欠を溶着鋼断面の中心に刻み, 1試験温度あたり3~5本の試片を溶接のままの状態試験しエネルギー遷移曲線を求めた. 粒界腐食性は試片を沸騰硫酸-硫酸銅試験液に浸漬(JIS G 0575(1970))したのち, 溶接試片にあっては主として曲げ軸が溶接線に平行であるように, 板試片では圧延方向に直角にそれぞれ1t半径のU字曲げを行ない, 倍率10のルーペで曲げ面を観察し割れの有無で判定した.

3. 実験結果

3.1 17Cr鋼の靱性および粒界腐食性

(C+N)量が異なる3種類の17Cr鋼3mm板溶着鋼の遷移曲線を図1に示す. (C+N)量が0.0203%の鋼では明りょうな吸収エネルギーの遷移は起らず, 吸収エネルギーは温度とともに漸増する. しかし, 室温近傍にあっても吸収エネルギー値の変動が大きいの. (C+N)量が低くなるにつれ遷移温度域はせまくなりかつ低温側に移行するが, 0.0043%(C+N)鋼でも遷移域では同一温度において完全な脆性破壊をするものと延性破壊をするものとに分かれるという不安定さが残存する. 図2は3mm厚の17Cr鋼熱延焼鈍板(Si 0.3%, Mn 0.6%)の溶着鋼における

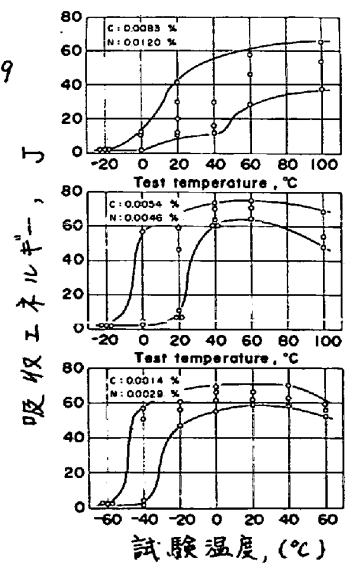


図1. 17Cr商用鋼板の溶接部の靱性におよぼすC, Nの影響

エネルギー遷移温度の(C+N)量依存性を示したものである。遷移温度を下げるためには(C+N)量を0.010%以下に低減することが効果的である。C 0.0023%, N 0.0035%の17Cr鋼3mm熱延焼鈍板を1200℃から急冷および徐冷したときの遷移曲線を図3に示す。急冷処理すると、遷移が-35℃近傍の比較的狭い温度域で急峻に起っているが、Cr炭素化合物が十分に析出する処理をうけると、吸収エネルギーは明りような遷移を示さなくなり、約100℃以上でない延性破壊しない。このように、17Cr鋼の溶接部の靱性は(C+N)量を0.010%以下に低減することにより著しく改善されるが、Crの炭素化合物が析出するような熱履歴をうける場合にはその効果が著しく削減される。

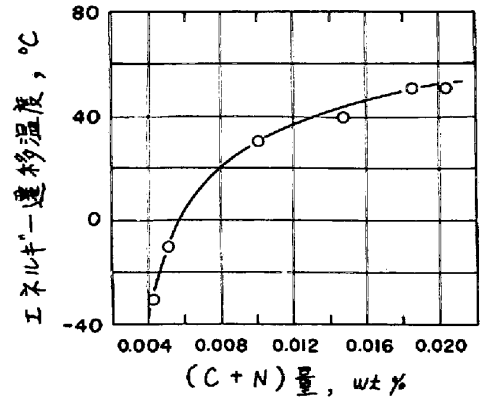


図2. 17Cr商用鋼板の溶接部の延性～脆性遷移温度と(C+N)量との関係

他方、17Cr鋼では(C+N)量が0.0043%でもTIG溶接部は粒界腐食する。つぎに、0.010~0.015%のN, 0.3%のAlを含有する0.8mm厚の17Cr鋼板を種々の温度に15min保持して空冷したときの粒界腐食感受性と、C量との関係を図4に示す。C量が減少するにつれ粒界腐食鋭敏化温度は高くなるが、0.0010% C鋼でも1200℃に加熱、空冷されると粒界腐食する。しかしながら同鋼の0.8mm鋼板のTIG溶接部は粒界腐食しなかった。

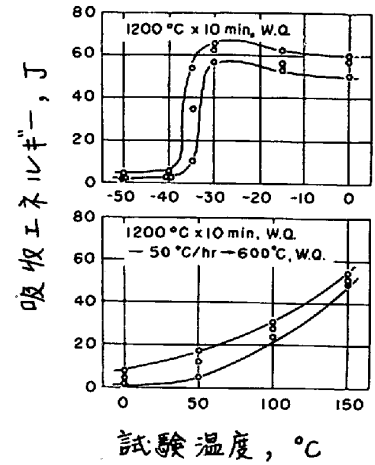


図3. 17Cr鋼板の靱性におよぼす冷却速度の影響

図5に(C+N)約0.007%の17Cr鋼にTiもしくはNbを、また(C+N)約0.020%の同鋼にTiとそれぞれ添加したときの、2mm冷延焼鈍板溶着鋼のエネルギー遷移温度を示す。(C+N)約0.020%の鋼ではTi添加により遷移温度は下がるが、0℃以下にまでは改善されず(C+N)約0.007%の鋼のそれにおよばない。一方、(C+N)量が0.007%の鋼では、約0.2%までのTiあるいはNb添加は靱性に悪影響しないが、それ以上では添加していない鋼の場合より遷移温度は上昇する。17Cr鋼で良好な靱性と粒界腐食抵抗性を有する溶接部を得るには、C, N量をそれらの合計で約0.01%以下に低減し、TiもしくはNbを靱性が阻害されない範囲で添加することが望ましいことがわかる。この場合、靱性を低下させない程度の少量のTiもしくはNbで溶接部の粒界腐食性が解消されるかどうか重要な問題となる。種々の(C+N)量とTi

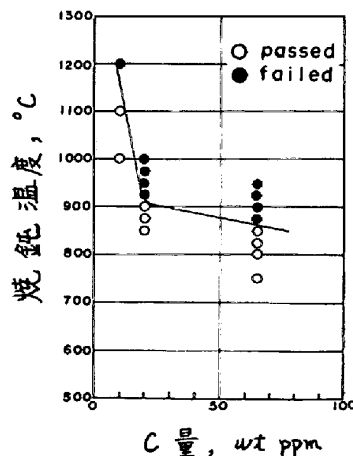


図4. 0.3% Al含有17Cr鋼の粒界腐食鋭敏化温度におよぼすC量の影響

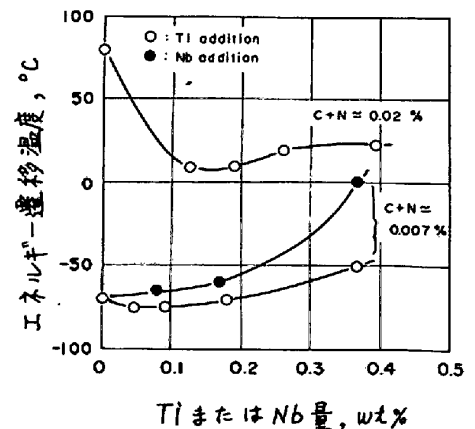


図5. 極低C, N 17Cr鋼の溶接部の延性～脆性遷移温度におよぼすTiとNbの影響

量を組合せ含有する17Cr鋼の2mm板TIG溶接部の粒界腐食性を試験した結果は図6のようである。

(C+N) 約 0.01% 以下の 17Cr 鋼では、約 0.05% の Ti を添加することにより粒界腐食を起こさなくなっている。

### 3.2 高 Cr-Mo 鋼の靱性および粒界腐食性

高 Cr 鋼においても、溶接部の靱性は C, N の影響を大きく受ける。図 7 に (C+N) 量が異なる 29Cr-2Mo 鋼の 2mm 板 TIG 溶着鋼の遷移曲線を示す。(C+N) 量が 0.009% では遷移温度は -30℃ にあるが、0.027% になると吸収エネルギーは明りような遷移を示さず、常温以上においても吸収エネルギーのばらつきが大きく不安定な靱性を呈する。

図 8 は 25Cr-3Mo 鋼 2mm 板溶着鋼の遷移曲線である。安定化元素を含まない鋼では狭い温度範囲で延性～脆性への遷移が起こり、遷移温度も 0℃ 以下にあるのに対し、Nb を 0.3% 含有した鋼では遷移温度域が高温側に広がり、脆性をまったく呈さなくなるのは室温以上である。Ti は Nb よりも靱性をより低下させている。

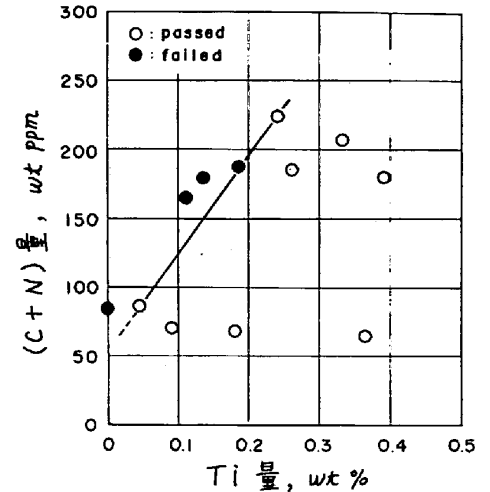


図 6. 17Cr 鋼の溶接部の粒界腐食性におよぼす (C+N) 量と Ti 量との関係

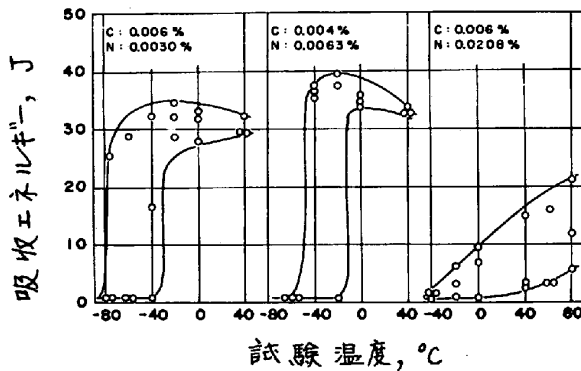


図 7. 29Cr-2Mo 鋼板の溶接部の靱性におよぼす (C+N) 量の影響

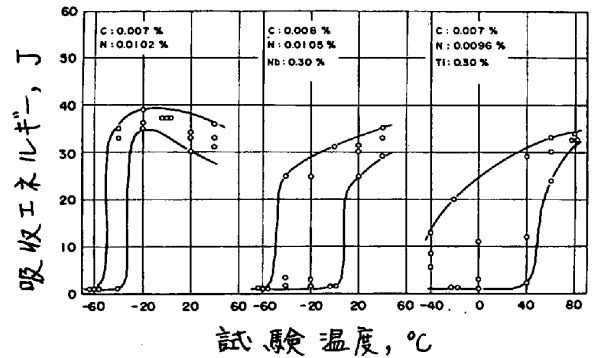


図 8. 25Cr-3Mo 鋼板の溶接部の靱性におよぼす Ti と Nb の影響

Cr 含有量が高くなるにつれて、溶接部が粒界腐食しなくなる (C+N) 量の上限值は高くなり、安定化元素を添加しなくても粒界腐食しない鋼を工業的規模で溶製しうる可能性がある。図 9 は 25% 以上の Cr を有する Cr-Mo 鋼 2mm 板 TIG 溶接部の粒界腐食性と (C+N) 量との関係を示したものであり、いずれも (C+N) が約 0.015% 以下になれば感受性がなくなるのがわかる。

高 Cr 鋼にあつては、靱性および耐粒界腐食の両面から鋼中 (C+N) 量を約 0.015% 以下に低減することがまず肝要である。しかし、さらに靱性の向上をはかるには Ni の添加が有効である。図 10 は 29Cr-2Mo 鋼溶接部について Ni の靱性向上効果を調べた結果である。Ni を 4% 添加した場合には (C+N) 量が 0.025% であっても -80℃ にまで遷移温度が低下し、しかも遷移温度域はせまくなって不安定な靱性が著しく改善される。しかし、Ni を少量 (約 0.5% 以上) でも添加すると塩化マグネシウム溶液中での応力腐食割れを起こしやすくする欠

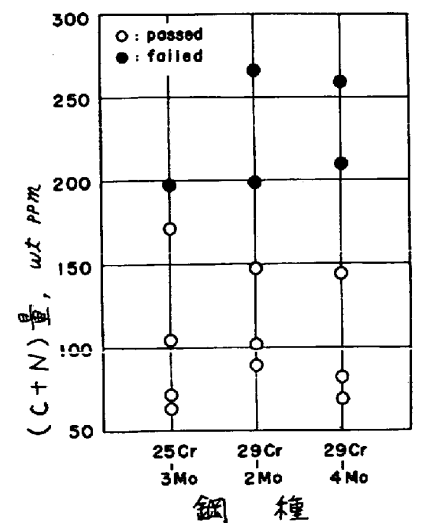


図 9. 高 Cr 鋼の溶接部の粒界腐食性と (C+N) 量との関係

点

点が生ずるので用途をせばめるおそれがある。

さて、図11はVOD炉で精錬した約0.0025% C、約0.006% Nの26Cr-1Mo鋼2mm板の溶着鋼の遷移曲線である。溶着時の雰囲気十分に保護的である場合には少量(0.16%)のNb添加は溶着部の靱性を阻害していない。しかし、トーチ側のみArガスシールドした場合には、Nbを含有する鋼は遷移温度域が著しく高温側に広がり、約60°Cでないとい延性破壊しない。他方、Nbを含有しない鋼では吸収エネルギーの急激な遷移は起らないものの、靱性は温度とともに安定して漸増し、室温近傍ではほぼ実用的な靱性を呈する。さるに図11に示した遷移曲線を有するNb非含有鋼の溶着部は写真1に示すように硫酸-硫酸銅試験で粒界腐食せず、したがって同鋼は現行の溶着技術で作られた高Crフェライト系ステンレス鋼の中では実用に供しやすい水準にあるといえる。

4. 結言

小型真空高周波炉および商用の改良VOD炉で溶製した17% Cr鋼および25~29% Cr-Mo鋼を用いて、主として溶着部の靱性および粒界腐食性におよぼす極低域のC, N含有量および安定化元素添加の影響を実験し、現行技術で到達可能な極限までC, Nを低減した鋼での性質上の問題点を整理した。

(1) 17% Cr鋼では、(C+N)量を約0.004%に低減すると溶着鋼の靱性は著しく改善されるが粒界腐食性は消滅しない。靱性および耐粒界腐食性を兼備させるには、(C+N)量を0.010%以下の可能な低値まで減少させ、かつ0.2%までのTiもしくはNbを添加することが望ましい。

(2) 25%以上のCrを含有するCr-Mo鋼では、(C+N)量を0.015%以下に低減することにより溶着部は粒界腐食性を示さなくなる。またこの値以下でも(C+N)量を低減させるほど靱性が向上する。靱性はNi添加によっても改善されるが、耐応力腐食割れ性を低下させる害がある。

文献

- 1) G. Lennartz and H. Kiesheyer : DEW-Techn. Ber., 11(1971) S.230
- 2) M. A. Streicher : Corrosion, 30(1974) 3, 77
- 3) K. E. Dorsch : Welding J., 50(1971) 410-5
- 4) W. A. Matejka : Proc. of ASTM Symposium on "New Higher Cr Ferritic Stainless Steels" Dec. 6, 1973, Bal Harbour, Florida
- 5) 森村利男 : 特殊鋼, 21(1972) 10, 35
- 6) 岩岡昭=他 : 鉄と鋼, 63(1977) 2, 77-A1

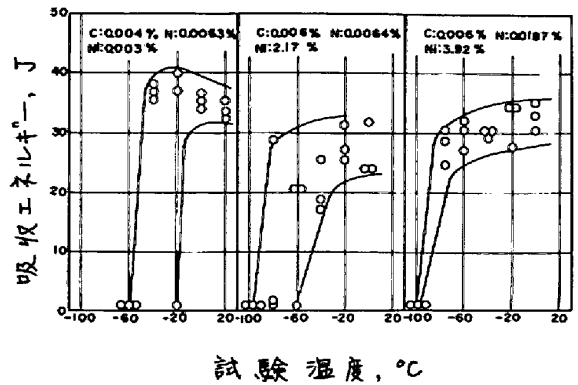


図10. 29Cr-2Mo鋼板の溶着部の靱性におよぼすNi量の影響

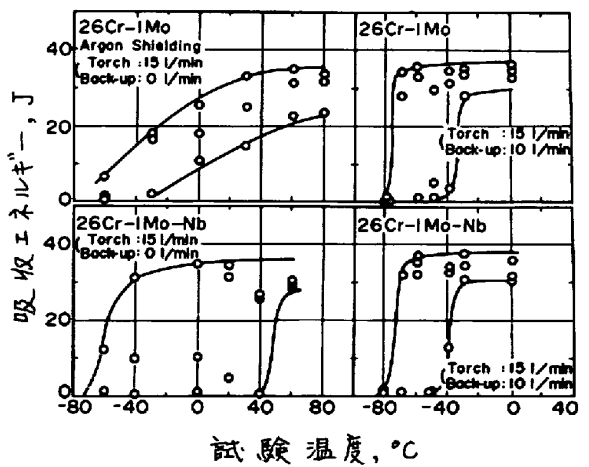


図11. 26Cr-1Mo商用鋼板の溶着部の靱性におよぼすNbと溶着雰囲気の影響

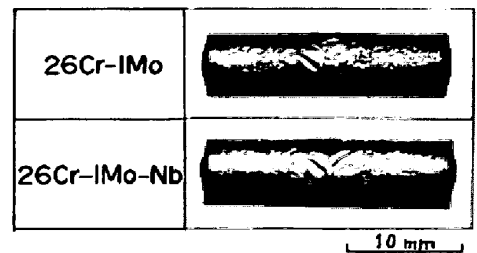


写真1. 26Cr-1Mo商用鋼板の溶着部の硫酸-硫酸銅試験後の曲げ面。裏面Arシールドなし