論 文

UDC 669.14.018.8 : 669.15'26-194.57 : 620.197.5 : 620.193 : 669.295

極低炭素・窒素 13Cr ステンレス鋼の耐食性に及ぼす Ti の影響*

山本章夫**・子安善郎**・泉 総一**・田代 清**

Effects of Ti Addition on the Corrosion Resistance of 13Cr Stainless Steels with Extremely Low Carbon and Nitrogen

Akio YAMAMOTO, *Yoshiro* KOYASU, *Soichi* IZUMI, and *Kiyoshi* TASHIRO

Synopsis:

The effects of Ti in 13Cr stainless steels containing only about 0.01% C and N upon the corrosion resistance and the properties of passivation and passive state, were investigated in comparison with the commercially produced AISI type 410 and 430 stainless steels.

The experimental results showed that, by the addition of about 0.3% Ti, 13Cr stainless steels containing about 0.01% C and N were superior to AISI type 430 stainless steel in general corrosion resistance. The improvement of corrosion resistance by the addition of Ti was attributable to the decrease of the critical anodic current density and to the shift of the potential to less noble direction. It was confirmed that this beneficial effect was brought by Ti as solid solution. With regard to the properties of passive film, it was concluded that the decrease of C and N to 0.01% level in ferritic stainless steels led to the increase of the quantity of coulomb for reduction of passive film and that the addition of Ti at solid solution state resulted in an improvement effect on the passive film in quality, consequently 13Cr stainless steels containing Ti and extremely low C and N showed higher stability in passivity than commercially melted AISI type 430 stainless steel.

1. 緒 言

13Cr, 17Cr ステンレス鋼は，使用する腐食環境はマイルドであるが表面の美麗さが要求される用途に向けられることが多い．従つて，これらの耐食特性としては，不働態化のしやすさ，不働態の安定度あるいは耐銹性といつた特性が重要な位置を占めるものと考えられる．

一方，13Cr, 17Cr ステンレス鋼をはじめとするフェライト系ステンレス鋼では，溶接部の加工性や機械的特性の向上を目的として C, N の低減が指向されており，最近の製鋼技術の進歩によつてその工業的規模での製造が可能になつてきた．しかし，フェライト系ステンレス鋼は C, N の低減化（低 C, N 化）によつて耐粒界腐食性が劣化する[1] ことが認められているため，低 C, N 化には Ti, Nb などの安定化元素[2]の添加が不可欠となつている．

ところが，フェライト系ステンレス鋼の耐食性に及ぼす Ti などの影響は耐粒界腐食性との関係で検討されることがほとんどで，その他には $Cr_{23}C_6$ タイプの炭化物減少に伴う耐孔食性の向上について研究した報告[3)4)] が見られる程度であり，いわゆる耐銹性や不働態特性に及ぼす影響について調査した研究は充分ではない．

本報では，Ti を添加した極低 C, N 13Cr ステンレス鋼の耐食性を通常成分を有する SUS410, SUS430 鋼と比較し，不働態特性に及ぼす極低 C, N 化および Ti 添加の影響を検討した．

2. 供試材および試験方法

供試材の化学組成を Table 1 に示した．極低 C, N 13Cr 鋼，Ti 添加極低 C, N 13Cr 鋼，Ti 添加極低 C, N17Cr 鋼（それぞれ，13CrLCN, 13CrLCN-Ti, 17CrLCN-Ti と略記）および比較材の SUS410, SUS430 鋼は，50T 転炉-RHOB 法にて出鋼し，実機通常工程にて厚さ 3 mm の熱延板にした．13CrLCN-Ti 鋼は，13

* 昭和 51 年 10 月本会講演大会にて発表 昭和 52 年 10 月 20 日受付 (Received Oct. 20, 1977)

** 新日本製鉄(株)室蘭製鉄所 (Muroran Works, Nippon Steel Corp., 12 Nakamachi Muroran 050)

Table 1. Chemical composition of specimen (wt%).

Alloys	C	N	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Al	O	Ti	sol-Ti*
13CrLCN	0.0091	0.0077	0.023	0.12	0.029	0.006	13.27	0.079	0.011	0.0074	tr	−0.083
13CrLCN-Ti	0.0098	0.0078	0.040	0.12	0.028	0.006	13.18	0.080	0.011	0.0069	0.322	0.237
SUS410	0.0530	0.0166	0.265	0.27	0.024	0.006	13.18	0.076	0.003	0.0094	tr	−0.290
17CrLCN-Ti	0.0080	0.0095	0.169	1.38	0.026	0.005	16.47	0.100	0.009	0.0083	0.204	0.120
SUS430	0.0490	0.0157	0.536	0.54	0.031	0.006	16.13	0.093	0.016	0.0070	tr	−0.269
V1-17	0.0060 ~ 0.0080	0.0069 ~ 0.0124	0.060 ~ 0.120	0.01 ~ 0.12	0.026 ~ 0.030	0.008 ~ 0.010	12.50 ~ 13.65	0.060 ~ 0.080	0.001 ~ 0.016	0.0160 ~ 0.0700	tr ~ 0.271	−0.170 ~ 0.163
V18-35	0.058 ~ 0.066	0.0220 ~ 0.0250	0.180 ~ 0.220	0.20 ~ 0.30	0.026 ~ 0.030	0.008 ~ 0.010	12.50 ~ 13.65	0.060 ~ 0.060	0.001 ~ 0.016	0.0080 ~ 0.0250	tr ~ 0.440	−0.367 ~ 0.076

* Calculated by next equation

$$(\text{sol. Ti}) = (\text{Ti}) - \frac{47.9}{12.0}(\text{C}) - \frac{47.9}{14.0}(\text{N}) - \frac{47.9}{32.1}(\text{S}) - \frac{47.9}{32.0}(\text{O})$$

CrLCN 鋼と同一の溶鋼に造塊時に Ti を約 0.3% 添加したものである．真空溶解による Ti 添加極低 C, N 13 Cr 鋼 (V1～V17) および Ti 添加通常 C, N 13Cr 鋼 (V18～V35) は，10 kg 鋼塊から実験室的に熱間鍛造，圧延してやはり厚さ 3 mm の熱延板にした．

試験には，これらの熱延板をすべて実験室的に 800°C ～8 h の粗焼鈍，ショット投射酸洗による脱スケール，冷延および 800°C ～10 min の最終焼鈍を行ない，厚さ 1.5 mm の冷延焼鈍板にして供試した．

一部の試験には，溶接時の熱影響を想定し，1 300°C ～10 min，水冷の高温加熱急冷処理をさらに施し供試した．

SUS410, SUS430 鋼は，通常 0.04% 以上の C を含有しているため 1 300°C に加熱すると一部にオーステナイト相が現われ冷却過程でマルテンサイト変態を起こす．ところが本試験で用いた極低 C, N 13Cr 鋼，17Cr 鋼などは 1 300°C 水冷によつても マルテンサイト相は全く認められずフェライト単相になつている点が特徴的である．

試験片の表面仕上げは，原則として #600 エメリー紙による湿式研摩を行なつたあと 30%HNO_3 水溶液 (R. T.) 中 1 min 間浸漬による不働態化処理仕上げで統一した．電気化学試験の場合は，さらに試験直前に 50% H_2SO_4 水溶液 (R. T.) 中に約 5 sec 浸漬，続いて 5% H_2SO_4 水溶液 (25°C) にて-0.7 V (vs. S. C. E.)-5 min 間の電気化学的還元処理を施した．

陽極および陰極分極特性は，15 min 間 N_2 ガスを通気して脱気した (N_2 飽和) 5%H_2SO_4 水溶液 (25°C) 中にて，50mV/min の走査速度で定電位的に測定した．

不働態安定度は，同じ 5%H_2SO_4 水溶液中での電位自然崩壊曲線から活性化するまでに要した時間を求めて比較した．一方，不働態崩壊に要する電気量は，7%Na_2SO_4 水溶液 (N_2 飽和，25°C) 中で定電流還元により測定した．この場合，還元電流は 13Cr 系の鋼種では 0.2 $\mu A/cm^2$，17Cr 系の鋼種では 1.0$\mu A/cm^2$ とした．

これらの測定に先立つ不働態化処理は，前述の還元処理後 5%H_2SO_4 水溶液 (N_2 飽和，25°C) 中にて 5 min 間陽極酸化する電気化学的方法で行なつた．また，不働態が崩壊して活性化したとみなす電位は，一律に −0.4 V (vs. S. C. E.) と仮定した．

以上の電気化学的測定には，北斗電工(株)製 HA-104 型ポテンショスタットを用いた．また，試験液の調製には特級試薬とイオン交換水を用い，電位の測定には飽和甘こう電極を使用した．

3. 試 験 結 果

3·1 耐酸限界と不働化のしやすさ

ステンレス鋼では，不働態化する環境が広い程すなわち耐酸限界が広い程耐食性が良好であるとみなされる．そこで，まず不働態化のしやすさについて耐酸限界と分極特性の両面から検討した．

3·1·1 耐酸限界

Fig. 1 は，各鋼種の HCl 沸騰溶液 (6 h) 中での重量減少量を HCl 濃度に対してプロットした図である．図では，重量減少量が 0.1 g/m²h 未満の場合は，不働態を維持していたものとみなして，一律に 0.1 g/m²h 未満の部分にプロットした．

Fig. 2 は，Fig. 1 から耐 HCl 限界を求めて示した図である．

13CrLCN 鋼と SUS410 鋼の耐酸限界はどちらも 0.03

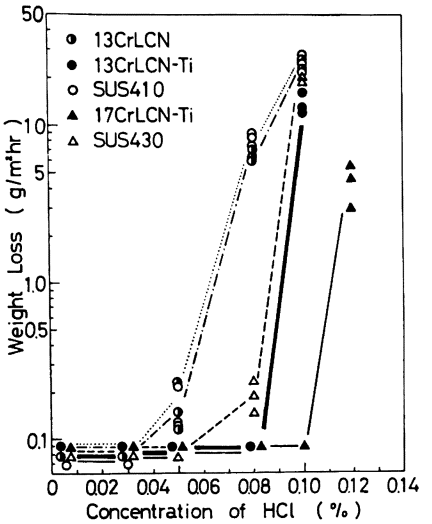

Fig. 1. Weight loss of specimen in various concentration of HCl solutions at boiling point for 6h.

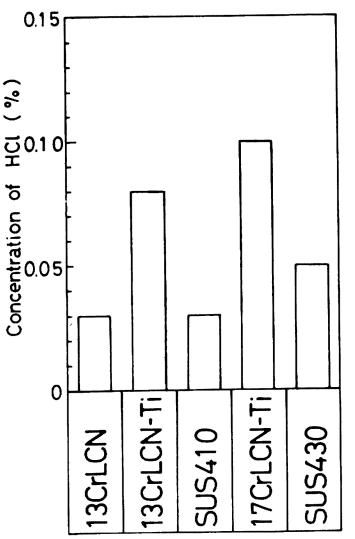

Fig. 2. Critical concentration of HCl for keeping the passive state at boiling point.

% で，両鋼の差は見られず極低 C，N 化の影響は明らかではない．しかし，13CrLCN-Ti 鋼の耐酸限界は 0.08% で Ti 添加によつて耐酸限界が広がることがわかる．17CrLCN-Ti 鋼も SUS430 鋼より耐酸限界が広くなつており，Ti 添加による同様の効果と思われる．

ところで，Fig. 2 によれば 13CrLCN-Ti 鋼は SUS 430 鋼より耐酸限界が広く，事実上 17Cr 鋼以上の耐食性を有する点が注目される．

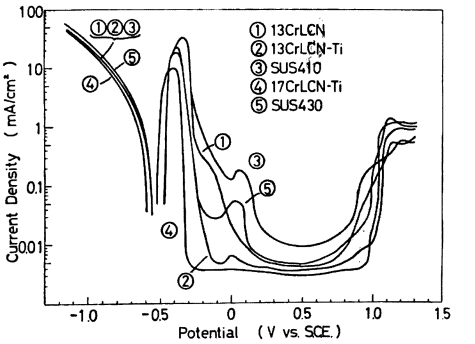

Fig. 3. Cathodic and anodic potentiostatic polarization curves in 5% H_2SO_4 (N_2 sat., 25°C) at a scanning rate of 50 mV/min.

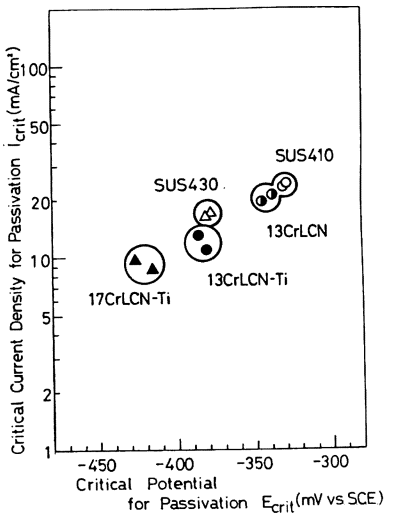

Fig. 4. Relationship between the critical current density and the critical potential for passivation from the anodic potentiostatic polarization curves in Fig. 3.

3·1·2 分極特性

Fig. 3 に各鋼種の 5%H_2SO_4 水溶液 (N_2 飽和，25 °C) 中における陽極および陰極分極曲線を示した．

自然電位 (E_{corr}) は，17CrLCN-Ti 鋼が約 −550mV (vs. S. C. E.) の他は，すべて −480〜−500mV (vs. S. C. E.) で鋼種間で大きな差は認められなかつた．また，陰極分極曲線も各鋼種で大きな差が認められず，カソード過電圧には差はないと考えられる．

Fig. 4 に各鋼種のアノード特性として陽極分極曲線における不働態化電流密度 (i_{crit}) および電位 (E_{crit}) の値をプロットしなおした．図から明らかなように，13CrLCN-Ti 鋼，17CrLCN-Ti 鋼の i_{crit}，E_{crit} の値は，

それぞれ 13CrLCN 鋼, SUS410 鋼あるいは SUS430 鋼の値より低電流卑側にあり，Fig. 2 の耐酸限界で示した各鋼種の耐食性の序列と一致している．この結果から，Ti 添加鋼の高耐食性は，i_{crit}，E_{crit} の低電流卑側へのシフトで表わされるアノード特性向上に起因しているものと推定される．

13CrLCN 鋼の i_{crit}，E_{crit} の値は SUS410 鋼よりわずかに低電流卑側の値を示しているが，Fig. 2 の耐酸限界では測定することができない程度の小さな差にすぎないものと思われる．

3·1·3　アノード特性に及ぼす Ti の影響

Fig. 3 に示したように，本試験鋼種はカソード特性に差が認められないことから Ti 添加の有無にかかわらず i_{crit}，E_{crit} のアノード特性から耐食性の評価ができることがわかつた．そこで，これらの特性値を用いて不働態化のしやすさに及ぼす Ti の影響を検討した．

Fig. 5 は，Ti 添加量を変えて真空溶解した極低C，N 13Cr 鋼について，また，Fig. 6 は同様の通常 C，N 13 Cr 鋼について，5%H_2SO_4 水溶液 (N_2 飽和, 25°C) 中での陽極分極曲線から求めた i_{crit} および E_{crit} の値と Ti 量との関係を示した図である．

i_{crit}，E_{crit} ともに，極低 C，N 13Cr 鋼では約 0.10 %，通常 C，N 13Cr 鋼では約 0.25% の Ti 添加量で低電流側あるいは卑側へのシフトがはじまる．さらに Ti 添加量が増加するとシフトは大きくなるが，それぞれ約 0.20%，0.35% 以上になるとシフト量が一定になつて止まる傾向が認められた．

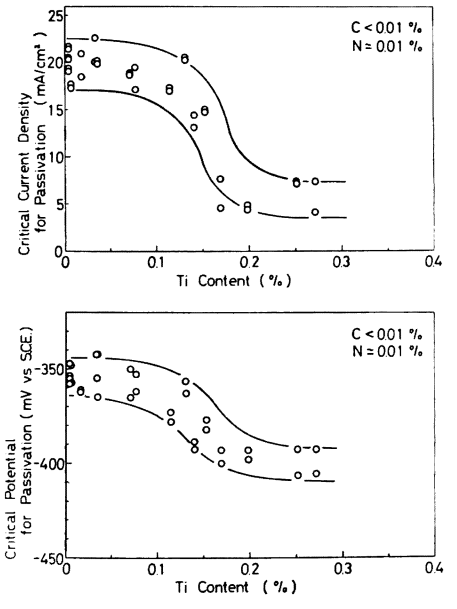

Fig. 5. Relationship between the critical current density or the critical potential for passivation from the anodic potentiostatic polarization curves, and Ti content in a series of extremely low C and N 13Cr stainless steels.

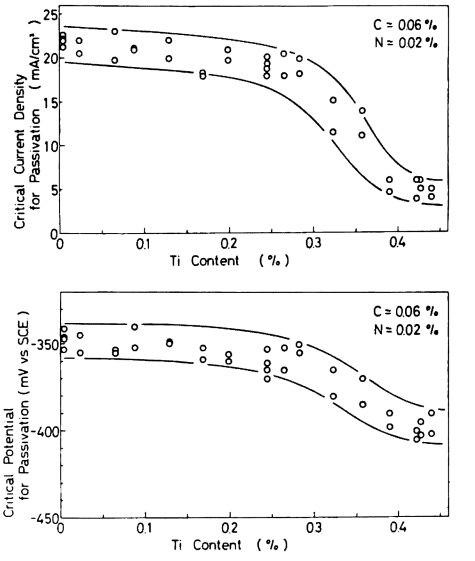

Fig. 6. Relationship between the critical current density or the critical potential for passivation from the anodic potentiostatic polarization curves, and Ti content in a series of ordinary C and N 13Cr stainless steels.

以上のように，一定量までは Ti 添加の効果が見られない点，またその量も C，N 含有量の違いで異なる点が注目されるが，これらについてあとで考察する．

3·2　不働態の安定度

通常ステレス鋼は不働態化する環境（いわゆる酸化雰囲気）で使用されるため，その環境の広さで耐食性が比較されることが多い．一方，不働態化したあとで一時的に活性溶解する環境にさらされても，不働態が安定で活性化するのに長時間を要するとすれば事実上耐食性が高いとみなすことができる[5]．そこで，不働態の安定度を指標として，耐食性に及ぼす Ti の影響を検討した．

3·2·1　不働態電位保持時間

Fig. 7 に，定電位陽極酸化による不働態化処理を施した試料の電位自然崩壊曲線の例を示した．電位の変動は，鋼種，不働態化処理電位にかかわらずほぼ相似の曲線を示し，いつたん +100～200mV (vs. S. C. E.) で緩慢になるが連続的に卑側にシフトして E_{corr} に達する．この時，活性態になる (−0.4V (vs. S. C. E.) と

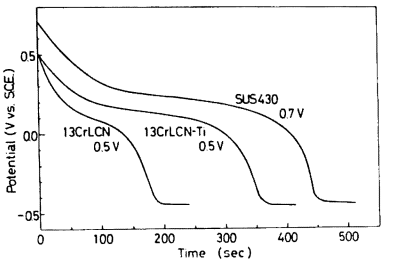

Fig. 7. Typical examples of the potential decay curves in 5% H_2SO_4 solution at 25°C, after the electrochemical passivation treatment at various potentials for 5 min in the same H_2SO_4 solutions.

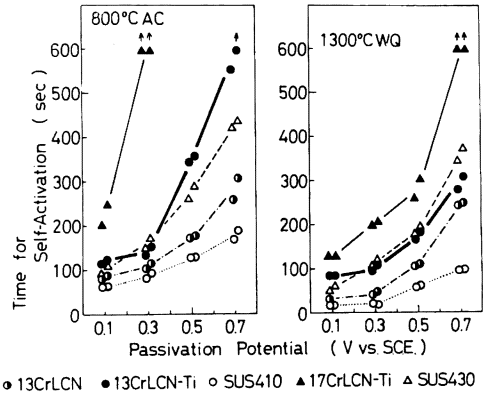

Fig. 8. The times for self-activation determined from the potential decay curves as the scale of the stability of passivity, against the passivation potential.

みなした) までの時間を不働態電位保持時間 τ とし，安定度の指標とした．

Fig. 8 は，各鋼種の不働態電位保持時間 τ を不働態化処理電位に対してプロットした図である．

13CrLCN-Ti 鋼は，13CrLCN 鋼や SUS410 鋼より不働態電位保持時間が長く不働態が安定していることから，Ti の添加は不働態の安定化に効果があることがわかる．ところで，13CrLCN 鋼も SUS410 鋼より不働態保持時間が伸びており，極低 C，N 化によつても不働態が安定化するものと思われる．一方，17CrLCN-Ti 鋼の安定度も SUS430 鋼より優れており，17Cr 鋼でも極低 C，N 化および Ti 添加の効果が認められている．

また，13CrLCN-Ti 鋼は極低 C，N 化の効果と Ti 添加の効果が重なり SUS430 鋼と同程度かそれ以上の不働態安定度を示していることが注目され，Fig. 4 に示したアノード特性だけでなく不働態安定度の点でも 17Cr 鋼と同レベルにあることがわかつた．

本試験には，溶接時の熱影響を想定して 1300°C の高温加熱急冷材も供試したが，これも冷延焼鈍材と同様の傾向を示している．全体として不働態電位保持時間が短かいのは，急冷のために種々の歪や析出物等が増加して不働態の安定度が低下したためと考えられ，実際の経験と良く一致している．ところで，Ti 無添加鋼の場合は高温加熱急冷処理によつて粒界に Cr 欠乏領域を生じていることが推定されるので不働態安定度も大きく劣化することが予想されたが，Fig. 8 によると不働態態電位保持時間の低下の程度は Ti 添加鋼の場合と大差がなく Cr 欠乏領域の影響は明らかではなかつた．

3·2·2　不働態の崩壊に要する電気量

不働態の崩壊は，不働態皮膜の還元によつて進行するものと考えられている．従つて，還元に要する電気量は不働態の安定度を決定する一要因とみなされるため，先に測定した不働態電位保持時間に対応して，種々の不働態の崩壊に要する電気量を定電流電解法により直接測定し比較した．

Fig. 9 に，定電流電解の際の電位変動曲線の例を示した．電位の変動は，13CrLCN-Ti，0.3V (vs. S. C. E.) 不働態化処理材を例にとると，−0.3V (vs. S. C. E.) 付近で緩慢になるが連続的に卑側にシフトしており，Fig. 7 の不働態電位自然崩壊曲線と同様に，鋼種，不働態化処理電位にかかわらず相似の形態を示している．

Fig. 10 は，各鋼種の不働態崩壊に要する電気量を不働態化処理電位に対してプロットした図である．13CrLCN-Ti 鋼の不働態崩壊には SUS410 鋼より大きな電気量が必要であるが，13CrLCN 鋼とは大差のない電気量で十分なことがわかる．これは，1300°C の高温加熱急冷材においても同様であり，不働態崩壊に要する電気

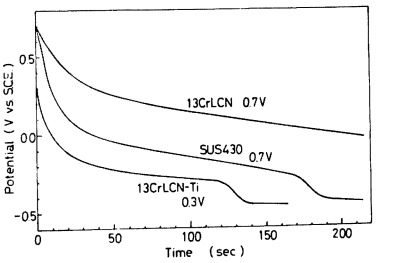

Fig. 9. Typical examples of the potential variation curves with the electrochemical reduction by constant current density in 7% Na_2SO_4 solution at 25°C, after the electrochemical passivation treatment at various potentials for 5 min in 5% H_2SO_4 at 25°C.

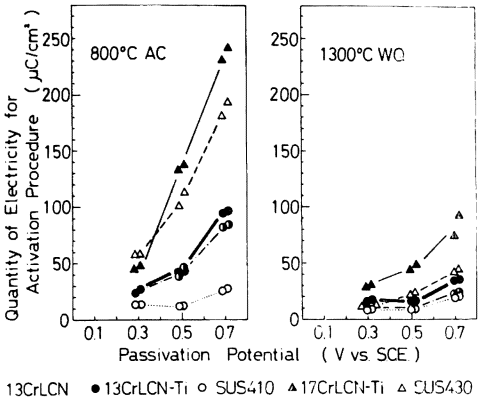

Fig. 10. The quantity of electricity for reduction of passivity against the passivation potential.

量は，極低 C, N 化によつて大きくなるが Ti の添加はほとんど影響がないものと思われる．17CrLCN-Ti 鋼の不働態崩壊に要する電気量は SUS430 鋼より大きな値を示しているが，13Cr 鋼の場合から類推すれば，これは Ti 添加の影響ではなく主として極低 C, N 化の影響と思われる．

4. 考　　察

4.1 アノード特性に及ぼす Ti の効果

以上の結果から，13Cr 鋼，17Cr 鋼の耐食性は Ti の添加によつて向上することが明らかとなつた．特に 13CrLCN-Ti 鋼は SUS430 鋼以上の耐食性を示す点は注目される．

Fig. 3 の分極曲線の結果から，Ti はカソード特性ではなくアノード特性に影響があること，また Fig. 4 に示したように，Ti によつて i_{crit}, E_{crit} の値が低電流卑側にシフトするため Fig. 2 にしたように耐酸限界が広がることが明らかとなつた．しかし，Fig. 5 および Fig. 6 に示したように，Ti の影響は添加量と比例せず，また効果の現われる最低の Ti 添加量は C, N 含有量によつて異なることもわかつた．

ところで，Ti は鋼中では C, N などと反応し炭窒化物などとして析出する．従つて，C, N 含有量によつて効果の現われる Ti 添加量が異なるのは，C, N などと反応して析出した Ti はアノード特性には直接影響がないためであると考えることができる．すなわち，極低 C, N 13Cr 鋼では約 0.1% で効果が現われるのに対して，通常 C, N 13Cr 鋼では約 0.25% の添加が必要な理由は，通常 C, N 鋼の方が炭窒化物などとして析出する Ti が極低 C, N 鋼より多いためであろうと考えることができる．

以上の考えに従い，C, N などと反応して析出した Ti を差し引いた固溶 Ti 量 (sol.Ti) で Fig. 5 および Fig. 6 を整理しなおした．sol.Ti は，析出物が TiC, TiN, TiS および TiO_2 としてのみ析出するもの，また C, N, S, O は優先的に Ti と反応するもの[6)7)] と仮定して次式により算出した．

$$[\mathrm{sol.\ Ti}]=[\mathrm{Ti}]-\frac{47.9}{12.0}[\mathrm{C}]-\frac{47.9}{14.0}[\mathrm{N}]-\frac{47.9}{32.1}[\mathrm{S}]-\frac{47.9}{32.0}[\mathrm{O}]$$

これにより求めた sol. Ti と i_{crit}, E_{crit} の関係を Fig. 11 に示した．C, N などの当量の和に満たない Ti 添加量の場合，計算上 sol. Ti はマイナスとなり数値として無意味になるが，Ti と C, N などとの相対的な関係を示す座標と考えることができるのでそのまま図に示した．

Fig. 11 には極低 C, N 鋼と通常 C, N 鋼をあわせてプロットしたが，図から明らかなように両鋼をまとめて

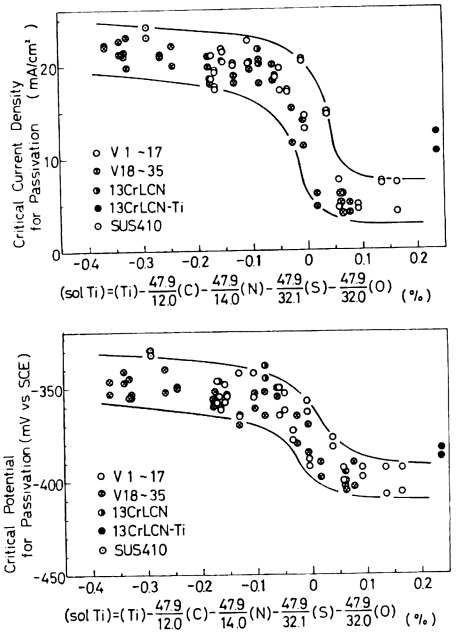

Fig. 11. Relationship between the critical current density or the critical potential for passivation from the anodic potentiostatic polarization curves, and the calculated value of Ti content at solid solution in a series of 13Cr stainless steels.

整理できることがわかつた．また，i_{crit}, E_{crit} のシフトは sol. Ti がわずかにマイナス側（約 −0.05%）から開始しているが，C, N, S, O は Ti 以外の元素とも反応している可能性も大きい[8]ことから，実際の sol.Ti は計算値より大きいことが考えられ，i_{crit}, E_{crit} のシフトは実際の sol. Ti の存在とともに開始しているものと解釈することができる．従つて，この結果からアノード特性に及ぼす Ti の効果は sol. Ti の効果であると考察することができる．

図中には実機の転炉溶製材である13CrLCN,13CrLCN-Ti および SUS410 の各鋼のデータも併記したが，真空溶解材のデータとは必ずしも一致せずやや高電流貴側の傾向を示した．この原因は不明ではあるが，実機材についても同様のシフトが見られると推定され，真空溶解材の場合と全く同様に解釈できるものと考えられる．

i_{crit}, E_{crit} の低電流卑側へのシフトは，sol. Ti で約 0.1% 以上ではほとんど一定になる傾向が認められることから，sol. Ti によるアノード特性の向上は約 0.1% で飽和するものと思われる．ところで，sol. Ti が約 0.23% と計算される 13CrLCN-Ti 鋼は SUS430 鋼より耐酸限界が広くなつており，また 0.23% の sol. Ti はその効果が飽和した領域にあると思われることと考えあわせると，13Cr 鋼において sol. Ti が少くとも 0.1% 以上含まれておれば耐酸限界は SUS430 鋼を上回るものと予想される．

4·2　不働態安定度に及ぼす Ti および極低 C,N 化の効果

Fig. 8 の結果によれば，極低 C, N 化と Ti 添加によつて不働態電位保持時間は伸びることが，一方 Fig. 10 によれば，極低 C, N 化によつて不働態崩壊に要する電気量は大きくなるが Ti 添加ではほとんど変化しないことがわかつた．このように，不働態電位保持時間は必ずしも不働態崩壊に要する電気量のみで決定されるものではないことが推定される．

Fig. 12 は，不働態電位保持時間と不働態崩壊に要する電気量の関係を示した図である．各鋼とも保持時間と電気量は比例関係にあると見ることができ，同一鋼種では不働態崩壊に要する電気量によつてのみ不働態電位保持時間が決定されるものと推定される．また，13CrLCN 鋼と SUS410 鋼は同一の比例関係にあるとみなせることから，極低 C, N 化によつては不働態皮膜に質的な変化は起きず単に不働態崩壊に要する電気量が増加するのみであること，その結果不働態電位保持時間が長くなることがわかつた．

これに対して，13CrLCN-Ti 鋼の関係は 13CrLCN 鋼や SUS410 鋼とは一致せず一定電気量あたりの保持時間が大きくなつていることがわかる．Fig. 12 の比例関係の傾きは，不働態の崩壊に対する不働態皮膜の抵抗力と解釈することができるが Ti 添加によつてこの抵抗力が大きくなるという不働態の質的な面での向上が起こり，その結果不働態の安定度が増したものと考えることができる．

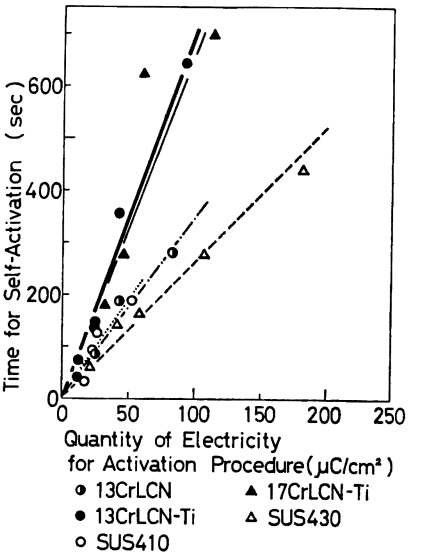

Fig. 12. Relationship between the time for self-activation as the scale of the stability of passivity, and the quantiy of electricity for reduction of passivity.

以上をまとめると，不働態皮膜の構造は極低 C, N 化によつては崩壊に要する電気量が増加する（電気的に厚くなる）という量的な面に効果が現われ，Ti 添加によつては電気量には大きな影響はないが不働態崩壊に対する抵抗力が大きくなるという質的な面に効果が現われるものと考察される．

17CrLCN-Ti 鋼の不働態電位保持時間と不働態崩壊に要する電気量との関係は，13CrLCN-Ti 鋼の関係とほぼ一致している．SUS430 鋼の場合も 13CrLCN 鋼，SUS410 鋼の比例関係とくらべると必ずしも良好とはいえないが同一関係に近いとみなすことができる．このことから，Cr 量の増加は不働態の抵抗力のような質的な面ではなく極低 C, N 化の効果と同様に不働態崩壊に要する電気量を増加させるという量的な面で効果があり，その結果不働態の安定度が増すものと考えられる．

5. ま　と　め

0.3%Ti 添加極低 C, N 13Cr 鋼を試験出鋼し，耐食

性に及ぼす Ti および極低 C, N 化の効果について，アノード特性および不働態特性の両面から主として電気化学的に検討した．次にその結果をまとめた．

1）Ti 添加極低 C, N 13Cr 鋼は，耐酸限界と不働態電位保持時間の点で SUS410 鋼より優れ SUS430 鋼に匹敵する耐食性を有していることがわかつた．

2）フェライト系ステンレス鋼は，Ti の添加によりカソード特性は影響を受けないがアノード特性である不働態化電流密度および電位が低電流卑側にシフトするため，不働態化が容易になり耐酸限界が拡大する．アノード特性の向上は固溶 Ti の効果と考えられる．

3）フェライト系ステンレス鋼は，極低 C，N 化と Ti の添加により不働態の安定度が向上する．極低 C，N 化による不働態の安定化は，不働態崩壊までに要する還元電気量の増加に起因し，また Ti による安定化は，不働態崩壊に対する抵抗力の増大で示される不働態皮膜の質的な向上に起因するものと考えられる．

文　献

1）岡崎　隆，三好正則，安保秀雄，平井　卓：鉄と鋼，63 (1977)，p. 631

2）*A.* Bäumel: Stahl u. Eisen, 84 (1964) 13, p. 798

3）*E. A.* Lizlovs and *A. P.* Bond: J. Electrochem. Soc., 116 (1969), p. 574

4）小林未子夫，藤山昭三，新谷与一郎，和田征也：日ス技報.，(1973)，No. 10，p. 1

5）*E. A.* Lizlovs: Corrosion, 22 (1966), p. 297

6）沢村　宏，盛　利貞：鉄と鋼，43 (1957)，p. 31

7）成田貴一，松本　洋：鉄と鋼，58 (1972)，p. 1330

8）*L.* Meyer, *F.* Heisterkamp, and *D.* Lauterborn: Processing and Properties of Low Carbon Steels, (1973), p. 297 [AIME]