安定形オーステナイトステンレス鋼における 炭化物の挙動とナイフラインアタック現象(1)*

井川 博** 新 成夫** 中尾嘉邦** 西本和俊***

Study on Behaviour of Carbides and Knife Line Attack Phenomenon in Stabilized Austenitic Stainless Steels (Report 1)*

by Hiroshi Ikawa**, Shigeo Shin**, Yoshikuni Nakao**
and Kazutoshi Nishimoto***

It is important to make clear how the carbides in austenitic stainless steels behave during heat treatment and especially during welding, because in these steels the behaviour of carbides heavily affects the corrosion resisting property and the other mechanical properties.

It is main purpose to investigate fully the behaviour of carbides in stabilized austenitic stainless steels in the case of both time and temperature varying simultaneously such as weld thermal cycles.

On the other hand, knife line attack phenomenon neighbouring region to weld interface is the serious problem for these steels. Though this phenomenon is explained to be related to the behaviour of carbides in these steels, the detail in the mechanism of this phenomenon is yet unclear. Therefore, it is also the purpose of this study to make clear the mechanism and the cause of knife line attack.

In this report, it was carried out to investigate the influence of welding conditions and heat treatment conditions after welding on knife line attack and then to examine the change of corrosion resisting property in HAZ electrochemically.

The experimental results obtained in this study are as follows;

- (1) Corrosion rate at attacked region was little influenced by welding heat inputs, whereas much influenced by sensitizing time at 650°C.
- (2) The corrosion rate increased with sensitizing time up to 50 h.
However, in the case of sensitizing time being over 50 h, the corrosion rate decreased with sensitizing time.
- (3) Corrosion resisting property in HAZ was closely related to the anodic current density at 900 mV (vs S.C.E.) which was the corrosion potential in Huey test.

1. 緒 言

SUS 304 に代表されるオーステナイトステンレス鋼の使用上の問題点の一つである粒界腐食を防止するために開発された SUS 321 および SUS 347 は、近年化工機あるいは原子力関係などの構造物に多用される傾向にある。これらの鋼種においては鋼中の C を Cr よりも強力な炭化物形成元素である Ti や Nb により MC 形炭化物として固定して耐粒界腐食性能の向上を計っている。

しかし、これらの鋼種は溶接を行なった場合、その熱履歴によって溶接熱影響部(以下 HAZ と略記する)に

おいて鋼中の MC 形炭化物が固溶し安定化効果が減少もしくは消滅してしまう可能性がある。すなわち MC 形炭化物の固溶した HAZ においては SUS 304 と同様に粒界腐食に対する危険性が考えられる。

また耐食性のほかに炭化物の析出挙動ならびに析出状態がこの種ステンレス鋼の機械的性質を左右することはよく知られているとおりである。

すなわち、これらの鋼種においても炭化物の挙動がその製品価値を決定するほどの重要な因子となっている。

ところでオーステナイトステンレス鋼中の炭化物の挙動については従来数多くの研究がなされているが、その大部分は恒温下におけるものであり、しかも現象を定性的に取扱っているにすぎない。

溶接過程のように温度が時間とともに変化する熱サイクル過程における炭化物の挙動を定量的に取扱った研究

*原稿受付 昭和50年2月3日(昭和48年度春季全国大会にて発表)

**正 員 大阪大学工学部 Member, Faculty of Engineering, Osaka Univ.

***学生員 大阪大学大学院 Student Member, Faculty of Engineering Osaka Univ.

はほとんど報告されておらず溶接部における炭化物の挙動に関しては不明な点が多くみられる。

以上の観点より本研究では安定形オーステナイトステンレス鋼における炭化物の挙動を温度が時間とともに変化する場合について検討することを主目的とした。

一方安定形オーステナイトステンレス鋼の溶接部においてナイフラインアタック現象と呼ばれる HAZ の耐食性が低下する現象があり, 従来の研究によると炭化物の挙動と密接な関連があるといわれている。

この現象はこれらの鋼種の重大な欠点でありこの現象による構造物の破壊例もいくつか報告されている。

しかしながらこの現象に関する研究は非常に数少ないのが現状であって, たとえば Fontana¹⁾ は溶接部の組織を恒温処理材から類推し, この領域でのクロム炭化物の析出が原因であろうと予想している。また VL Cihal²⁾ は同じくクロム炭化物の析出が原因であるとしながらも α 相の析出もこの現象の原因となるかもしれぬと推察しているにすぎない。すなわち, いずれの場合も類推, 予想の域を出ず, この現象の原因ならびに機構については不明な点が多い。

そこで本研究では, 炭化物の挙動を検討する一環として, 安定形オーステナイトステンレス鋼における炭化物の挙動と関連の深いと思われるナイフラインアタック現象の原因ならびに機構についても詳細な検討を加えることにした。

本報告では, その第一歩としてナイフラインアタック現象におよぼす溶接条件, 溶接後の熱処理条件の影響を明らかにするとともに HAZ における耐食性の変化について電気化学的検討を行なうことにした。

2. 供試材料ならびに実験方法

2.1 供試材料

本実験で用いた材料は市販の SUS 321 および SUS 347 で, その化学組成を Table 1 に示す。

Table 1 Chemical compositions of materials (%)

	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Ti	Nb + Ta
SUS 321	0.04	0.75	1.10	0.022	0.015	9.20	17.46	—	0.42	—
SUS 347	0.05	0.68	1.46	0.024	0.004	9.97	17.79	—	—	0.74

各試料は実験に先だち MC 形炭化物を十分析出させて初期条件をそろえるため, MC 形炭化物がもっとも析出しやすい 880°C で標準熱処理時間である板厚 25 mm あたり 2h の安定化熱処理を行なった。以下この材料を St 材とよぶ。

2.2 溶接条件

溶接を行なった試験板形状は 16×100×150 mm および 28×100×150 mm である。前者に対しては 10,000 および 20,000 joule/cm の溶接入熱で, D347 被覆アーク棒を用い, 自動溶接法により, また後者に対しては, 40,000 および 70,000 joule/cm の溶接入熱で, SUS 347 用のワイヤを溶加材としてサブマージアーク溶接法により, それぞれシングルビードをおいた。

2.3 ヒューイテスト

本実験では JIS で定める方法に準じたヒューイテストによる腐食試験を行なった。すなわち, 沸とう硝酸 (65%) 中で 48 h 浸漬する操作を 5 回繰返し, 各操作ごとに重量の減少を測定する方法である。ヒューイテストを採用したのはナイフラインアタック現象が強い酸性の腐食環境下たとえば熱濃硝酸中で顕著にあらわれるといわれていること^{1,2)}と, 耐食性を定量的に評価しうるためである。

ヒューイテスト用試片は JIS の溶接部の腐食試験の規格に準じて, Fig. 1 に示すような形状で中央に溶接部を含むように加工した。

Fig. 1 Specimen for Huey test

ナイフラインアタック感受性を定量的に評価するため次のようなパラメータを採用した。すなわち, 同一形状の溶接部を含む試片ならびに溶接部を含まない試片に鋭敏化処理をほどこし, ヒューイテストによってそれぞれの腐食減量を測定した。そして, この両者の差をナイフラインアタック現象による腐食減量とした。ついで, その差をナイフラインアタックをうけた領域の表面積で除し, 得られた値をナイフラインアタック感受性を評価するパラメータとした。

2.4 陽極分極曲線の測定

HAZ 各領域および母材の陽極分極曲線の測定はポテンシオスタットを用いた定電位法で行なった。試料露出面積は 4 cm², 試験溶液は 65% 硝酸, 電位の送り速度は 125 mV/min とした。

また, 参照電極には飽和カロメル電極を, 対極には白金電極を用いた。Fig. 2 にその装置の概略図を示す。

なお, HAZ の各領域に対応する試料は高周波誘導加熱装置により溶接熱サイクルを再現させ作成した。

Fig. 2 Schematic diagram of apparatus used for measurement of polarization curve

3. ナイフラインアタック現象の特徴

Photo. 1 は 40,000 joule/cm の入熱で溶接した SUS 321 を 650°C で 50 h 鋭敏化処理を行ない、65% 沸とう硝酸中で 144 h 浸漬した場合に、溶接部に発生したナイフラインアタックを受けた領域のビードに直角断面の光学組織である。Photo. 1 にみられるように溶融境界線に沿う HAZ に腐食溝が認められる。この腐食溝の幅は約 1600 μ あり、粗粒化域よりさらに母材側におよんでいることがわかる。しかし、粗粒化域において浸食の程度がとくにいちじるしいといえる。

Photo. 2 は SUS 321 においてナイフラインアタックにより形成された腐食溝の底部の表面を走査形電顕によって観察した結果である。写真にみられるように、この領域では結晶粒界が選択的に腐食されており、粒界腐食の様相を呈している。このことから溶融境界線近傍にできた腐食溝は主に結晶粒の脱落により形成されたものと予想される。

一方、ナイフラインアタック現象は溶接後の熱処理条件を変えた場合、外観的には次のような変化がみられる。

Photo. 3 は SUS 321 を 20,000 joule/cm の入熱で溶接した試料およびその後 650°C で 10 h, 50 h, 500 h

Photo. 1 Appearance of knife line attacked region in SUS 321 welded joint

鋭敏化処理し、ヒューイテストを行なった各試料のナイフラインアタックの様子を示したものであり、それぞれの写真の横にアタックによる腐食溝の形態を併記した。この写真にみられるように、As welded の状態ではほとんど腐食されず、鋭敏化処理時間が 10h, と長くなるほど鋭く腐食されることがわかる。しかし、さらに長時間の 50 h の試料ではかえって腐食溝が浅くなっていることがわかる。しかし、さらに長時間の 500h の試料ではかえって腐食溝が浅くなっていることがわかる。

Photo. 4 は SUS 321 を 20,000 joule/cm の入熱で溶接した後、880°C で 2 h 安定化熱処理を行ない、さらに 10h 鋭敏化処理を行なった試料におけるナイフラインアタックの様子を示したものである。この写真にみられるようにほとんど腐食溝はなく、溶接後安定化熱処理を行なうことによってナイフラインアタックが軽減されることがわかる。

Photo. 2 Scanning microstructures of surface of HAZ near to weld interface in SUS 321, sensitized at 650°C for 50 h

Photo. 3 Appearances of knife line attacked region in SUS 321 welded joint
* Sensitizing time at 650°C

Photo. 4 Appearance of knife line attacked region in SUS 321 welded joint, sensitized at 650°C for 10 h after stabilizing after stabilizing at 880°C for 2 h

以上のようにナイフラインアタック現象は溶接後の熱処理に大いに影響をうけることは明らかである。

4. ナイフラインアタック現象に影響をおよぼす要因

前述のようにナイフラインアタック現象は溶接後の熱処理によって非常に影響をうける現象である。

また同時に、この現象は溶接を行なうことによって生じる現象であるから溶接過程での HAZ における材質の変化が原因となっていることは明白である。

そこで、ここではナイフラインアタック現象の機構を究明する一環として、この現象に影響を与える種々の因子について詳細な検討を行なうことにした。

溶接過程においては溶接入熱を、また、溶接後の熱処理過程については鋭敏化処理条件ならびに安定化熱処理条件を因子として取り上げることとした。

4.1 溶接入熱

ナイフラインアタック現象におよぼす溶接入熱の影響を検討するため、入熱を10,000, 20,000, 40,000および

70,000 joule/cm と4段階に変化させて溶接し、それぞれの試験片についてヒューイテストを実施した。

鋭敏化処理条件としては JIS で定められた標準条件である 650°C×2h を採用した。

その結果、ナイフラインアタック感受性と溶接入熱の間には Fig. 3 にみられるような関係がえられた。縦軸のナイフラインアタック感受性は前述のようにナイフラインアタックをうけた領域の耐食性を表わしている。

このグラフにみるように、ナイフラインアタック感受性は溶接入熱が増加してもほとんど変化せずかえってじやっかん低下する傾向がある。

Fig. 3 Effect of welding heat input on knife line attack phenomenon

Fig. 4 Schematic appearances of specimens after Huey test

この理由として Fig. 4 に模式的に示すように腐食溝の形態が 10,000 joule/cm の入熱では狭くて深いものであるが、入熱が 70,000joule/cm となると幅は広がるが母材側に向うほどあさくなり溶接入熱の増加とともに溶融境界線近傍の深く浸食されている領域が拡大していかないことがあげられる。この原因を考察するため、ナイフラインアタックによる腐食溝の幅の変化の様子を溶接入熱を変化させて検討した。その結果を Fig. 5 に示す。なお図中の数字は腐食溝の母材側の端における最高到達温度の計算値を示している。

Fig. 5 にみられるように溶接入熱の増加に伴ってアタックによる腐食溝の幅加するがその母材側の端における最高到達温度も上昇していることがわかる。

この現象は入熱の増加によって HAZ の耐食性が改善される傾向があることを示しており、このことから大入熱溶接の場合に腐食溝が浅くなる事実が理解できる。

Fig. 5 Relation between welding heat input and the average width of knife line attacked region

4.2 鋭敏化処理条件

10,000 および 20,000 joule/cm の溶接入熱で溶接した試料を用いてナイフラインアタック現象におよぼす鋭敏化処理条件の影響を検討した。

鋭敏化処理は 650°C で熱処理時間を 1 h から 500 h まで 5 段階に変化させて行なった。溶接入熱として 10,000 および 20,000 joule/cm を選定したのは、一般に行なわれている手溶接条件の上限と下限を想定したものである。また、鋭敏化処理温度を 650°C 一定としたのはナイフラインアタック現象がこの温度でもっとも顕著に生ずるためである。

Fig. 6, Fig. 7 はそれぞれ SUS 321 および SUS 347 についてナイフラインアタック感受性におよぼす鋭敏化処理時間の影響を表わしたものである。

両グラフにみるように、As welded 状態の SUS 321 および SUS 347 がナイフラインアタック感受性は非常に低く、ナイフラインアタックをほとんどうけないことがわかる。鋭敏化処理時間が長くなるにしたがってナイフラインアタック感受性が増して行くが、両鋼種ともに約 50 h をピークにその後逆に減少しはじめ、500 h では SUS 321 においては 2 h の場合と同様な値までになる。

一方 SUS 347 においても SUS 321 ほどではないがピーク値に比べかなり減少した値を示すようになる。このように鋭敏化処理時間を長くするとある時間をピークに耐食性がかえって改善される現象は SUS 304 の粒界腐食現象においてもみられる。したがってナイフラインアタック現象もこの種の腐食と本質的に変わらないものに推察される。

Fig. 6 および Fig. 7 中の写真は 20,000 joule/cm で溶接した試料の溶接境界線近傍の HAZ における抽出レプリカによる電顕組織である。

As welded 状態の SUS 321 では結晶粒界および粒

Fig. 6 Effect of sensitizing time at 650°C on knife line attack phenomenon in SUS 321

Fig. 7 Effect of sensitizing time at 650°C on knife line attack phenomenon in SUS 347

内ともに析出物はほとんどみられないが、50 h の鋭敏化処理を行なうと、結晶粒界に微細な炭化物と思われる析出物が多数析出しているのがみられ、500 h の場合になると、この析出物はやや成長し粒内にもごく微細な析出物が多数析出しているのがみられる。

SUS 347 では As welded 状態において結晶粒界のところどころに不定形な炭化物らしき析出物がみられるが、その量もごくわずかであり、また粒内にはほとんど析出物はみられない。しかし、50 h 鋭敏化処理を行なった場合結晶粒界に SUS 321 の場合にくらべやや大形の炭化物らしい析出物が連続して析出しているのがみられる。また、500 h の場合では粒界の析出物にはあまり変化はないが粒内に微細な炭化物が多数析出しているのがみられる。以上のようにナイフラインアタック現象は HAZ の組織変化（とくに結晶粒界の析出物）と密接な関連があることが推察されるが、これについての詳細な検討は次報において行なう予定である。

一方、SUS 321 と SUS 347 におけるナイフラインアタック感受性を比較した場合、前者のほうがはるかにその値が大きくナイフラインアタックをうけやすいこと

から, この両鋼種では機構的に異なっていたところがあることも推定される。このことについても検討を行なう予定である。

4.3 安定化熱処理

前節で述べたようにナイフラインアタック現象がSUS 304 における粒界腐食と類似の現象とすると, この現象の防止のためには溶接後の安定化熱処理が有効と予想される。そこで 10,000 および 20,000 joule/cm の入熱で溶接後 MC 形炭化物がもっとも早く析出し安定化効果が得られる 880°C で 2h の安定化熱処理を行ない, その後 10h 鋭敏化処理を行なった試料についてヒューイテストを実施した。

Table 2 にはこの結果と As welded 状態および安定化熱処理を行わずに 10h 鋭敏化処理を行なった試料についてのヒューイテスト結果も併記した。

Table 2 Effect of heat treatment at 880°C after welding on knife line attack phenomenon

Material		SUS 321		SUS 347	
Heat input (joule/cm)		10,000	20,000	10,000	20,000
Corrosion rate (g/h·cm ²)	880°C×2h+650°C×10h (×10 ⁻³)	3.19	2.26	0.09	0.05
	650°C×10h (×10 ⁻³)	13.30	6.63	0.82	0.41
	As welded (×10 ⁻³)	1.02	0.98	0.04	0.03

Table 2 にみられるように, 安定化熱処理を行なった SUS 347 は行なわない場合に比べてかなり腐食減量が減少し, As welded の試料とほぼ同様の耐食性を有するようになり, この熱処理の耐食性改善策としての有効性がうかがわれる。

一方, SUS 321 では安定化熱処理を行なった場合, 行なわない試料よりかなり腐食減量は減少するのがみられるが, As welded の試料よりも高い値を示している。このことから SUS 321 においては安定化熱処理が完全な対策ではないことがわかる。

Photo. 5 および Photo. 6 はそれぞれ SUS 321 および SUS 347 を溶接後, 鋭敏化処理に先立って安定化熱処理をほどこした試料の溶融境界線近傍の HAZ の組織を抽出レプリカに観察した結果である。これからの写真にみられるように, 両鋼種ともに安定化熱処理を行なった試料で結晶粒内に多数の析出物が析出しているのがみられる。一方, 結晶粒界にも析出物がみられるがはその量あまり多くない。

このように, 安定化熱処理による耐食性の回復は析出物の析出状態と関連していることが予想される。このこ

Photo. 5 Electron microstructure of HAZ near to weld interface in SUS 321, sensitized at 650°C for 10 h after stabilizing at 880°C for 2 h

Photo. 6 Electron microstructure of HAZ near to weld interface in SUS 347, sensitized at 650°C for 10 h after stabilizing at 880°C for 2 h

とについての詳細な検討は次報で行なう。

5. ナイフラインアタックをうける領域の電気化学的性質

本実験では, ナイフラインアタック現象を評価するため, この現象がもっとも顕著に現われるヒューイテストを採用している。

しかし, 一般には腐食現象は電気化学的な現象であり, ナイフラインアタック現象を起こす領域ではなんらかの電気化学的性質の変化が生じていることが予想される。そこで, ナイフラインアタック現象をさらに深く検討するため HAZ の耐食性を電気化学的な面から考察を行なうことにした。

ヒューイテストのような酸性水溶液中での金属の腐食現象は金属表面にアノード部が存在し, アノード部から金属イオンの溶出が起こり腐食が進行する。同時にカソード部において酸化剤の還元が起こる。その結果, 系全体としてはアノード部に流れるアノード電流とカソード部に流れるカソード電流の等しくなる電位で腐食が進行する。このときの電位は腐食電位と呼ばれている。ところでアノード電流は単位時間に金属表面から溶出する金

属イオンの量にそのイオンの持つ電荷を乗じた値であるので金属の腐食速度に比例していることになる。一般の金属の腐食現象は厳密には必ずしもこの両者は1対1の対応はしていないが、あらい近似では耐食性はアノード電流値によって評価できるといわれている。したがって腐食反応を電気化学的に理解するためにはアノード電流と電位の関係すなわち陽極分極曲線と腐食電位を測定する必要がある。このような考え方からヒューイテストにおける SUS 321 および SUS 347 の自然腐食電位の測定を行なった。測定に用いた試料は SUS 321 および SUS 347 の母材に相当する St 材と最高到達温度 1300°C および 1200°C の溶接熱サイクルを再現させた後 650°C で 50 h の鋭敏化処理をほどこした試料で、後二者はそれぞれナイフラインアタックをうける領域の組織に対応するようにした。

Fig. 8 にみるように、各試料間の腐食電位の間にはほとんど差がみられず、120 min で約 900 mV (v.s S.C.E.) に漸近することがわかる。この値はヒューイテストの腐食電位としては他の研究報告とほぼ同じ値であり、妥当な値と思われる。

Fig. 8 Corrosion potentials in SUS 321 and SUS 347

つぎに、母材に相当するとナイフラインアタックをうける領域に対応した試料について 65% 硝酸中で陽極分極曲線の測定を行なった。

Fig. 9 および Fig. 10 はそれぞれ SUS 321, SUS 347 の各試料についての陽極分極曲線の測定結果を示す。Fig. 9 および Fig. 10 で注目されるのは両鋼種ともに陽極分極曲線上の 2 次不動態域に相当すると思われる領域 (矢印) で HAZ の組織を再現後、鋭敏化処理をした試料では母材にくらべ陽極分極電流密度が増加していることである。

ヒューイテストにおける腐食電位である 900 mV はちょうどこの領域に存在する。このことから HAZ の耐食性はヒューイテストの腐食電位である 900 mV における陽極電流密度によって特徴づけられることがわかる。

すなわち、ヒューイテストにおける耐食性の低下は 65

Fig. 9 Anode polarization curve of HAZ and base metal of SUS 321

Fig. 10 Anode polarization curve of HAZ and base metal of SUS 347

%硝酸中で測定した陽極分極曲線上の 900 mV における陽極電流密度の上昇となって現われることが判明した。

そこで、このことを確認するため、実際のヒューイテスト結果と 900 mV における陽極電流密度の間の対応関係について検討を行なった。試料は SUS 321 および SUS 347 の両鋼種について、1,300°C で 1 h 熱処理後鋭敏化処理時間を 2 h, 5 h, 10 h および 50 h と種々変化させることにより耐食性に差異をつけたものを用いた。これらの試料についてヒューイテストおよび 65% 硝酸中の陽極分極曲線上の 900 mV での陽極電流密度を行なった。Fig. 11 にこの結果を示す。このようにヒューイテストにおける腐食減量と陽極電流密度との間には相関関係の存在することが確認された。

Fig. 11 Relation between the result of Huey test and the anode current density at 900 mV (vs S.C.E.) in 65% H₄O aqueous solution

すなわち, このことは HAZ のナイフラインアタック感受性を陽極電流密度により評価しうる可能性をしめしている。そこで HAZ のナイフラインアタック感受性を電気化学的な観点から考察することにする。

ヒューイテスト中におけるカソード反応は次式で示される。

ヒューイテストにおける腐食電位である 900 mV で上記反応は定常的に起こり, このときの金属表面からの金属イオンの溶出量と陽極分極曲線における陽極電流とはほぼ対応しているものと考えられる。

いま, 1cm² の金属表面を考えたとき SUS 321 の母材と再現 HAZ 材との陽極電流差は 0.05 mA である。ナイフラインアタック現象は HAZ の結晶粒界の近傍がはげしく腐食される現象であることから, 結晶粒界近傍から M²⁺ が多量に生成されていると推察される。

したがって, 再現 HAZ 材の陽極電流の増加分 0.05mA は主として結晶粒界近傍の原子の溶出によりもたらされたと判断される。いま結晶粒界近傍で腐食される領域の幅を約 20μ とすると, 再現 HAZ 材の 1cm² の表面に占める腐食される領域の面積は約 1/100 cm² となる。故に結晶粒界近傍で腐食される領域の陽極電流密度は約 5 mA/cm²h となり, この値は母材のそれ, すなわち 0.05 mA/cm² にくらべ約 100 倍にもなる。

SUS 347 についても同様な考察可能である。

以上のことから陽極電流密度と耐食性との間に密接な関係があるとするならばナイフラインアタックをうける HAZ の結晶粒界近傍のヒューイテストにおける耐食性

は母材のそれにくらべいじりしく低下していることを電気化学的な立場からうらづけすることができる。

6. 結 論

本実験でナイフラインアタック現象におよぼす溶接条件および溶接後の熱処理の影響ならびに HAZ の耐食性を電気化学的な面より検討した結果次のような結論を得た。

- 1) ナイフラインアタック現象におよぼす溶接入熱の影響を検討した結果, 溶接入熱が 10,000 joule/cm から 70,000 joule/cm と増加してもナイフラインアタック感受性はほとんど変化せずかえってじゃっかん低下することがわかった。
- 2) ナイフラインアタック現象におよぼす溶接後の鋭敏化処理条件の影響を検討した結果, 鋭敏化処理時間を長くするにしたがいナイフラインアタックによる腐食減量は増加するが約 50 h をピークにその後減少する現象が認められた。
- 3) 溶接後の 880°C での安定化熱処理は SUS 347 ではナイフラインアタック現象を防ぐ有効な改善策となるが, SUS 321 ではその効果が完全でないことが判明した。
- 4) ナイフラインアタックをうける HAZ の耐食性は 65% 硝酸中での陽極分極曲線上での 900 mV における陽極電流密度と密接な関係があることが明らかとなった。

謝 辞

本研究を遂行するにあたり, 実験材料について多大のご援助を頼った日本金属工業株式会社ならびに日本冶金工業株式会社に対し厚くお礼申し上げます。また熱心に実験に協力された富士明良, 中浜修平両工学士に心から感謝の意を表します。

文 献

- 1) M.L. Eontana et al., "The mechanism of Knife-line attack in welded type 347 stainless steel", Corrosion, 272-12 (1951), 441-449
- 2) VL. CIHAL, "MEZIKRYSTALOVA KOROZE KOROZIVJDORNYOH OCEI" (ステンレス鋼の粒界腐食, 日通通信社135-141)
- 3) T.G. Gooch et al., "Weld decay AISI 304 stainless steel", Welding Journal, 30-11 (1971), 366-369
- 4) E.C. Bain et al., "The nature and prevention of intergranular corrosion in austenitic stainless steels", Trans. A.S.S.T., 1933 June, 481-509
- 5) L.K. Singhal and J.W. Martin "Precipitation process in Austenite Stainless Steels Containing Titanium", J.I.S.I., 205-9 (1967), 947-952