

論 文

UDC 669.15'295-194 : 621.791.05 : 546.821'17 : 669.295 : 669.786 :
669.112.227 : 621.791.753.5 : 539.5550 kg/mm² 級高張力鋼板の大入熱溶接熱影響部の
靱性におよぼす Ti および N 量の影響*

笠松 裕**・高嶋 修嗣***・細谷隆司***

Effect of Titanium and Nitrogen on Toughness of Heat-Affected Zone
of Steel Plate with Tensile Strength of 50 kg/mm² in High Heat Input
Welding

Yutaka KASAMATSU, Syuzi TAKASHIMA, and Takashi HOSOYA

Synopsis:

A study has been made of the effect of titanium and nitrogen on heat-affected zone (HAZ) toughness in one-sided submerged arc welding by using 30 mm thick steel plate with tensile strength of 50 kg/mm². The distribution of TiN particles in the steel plates and welding thermal cycle specimens simulated the HAZ, was observed in relation to the toughness.

The HAZ toughness exhibits the highest value at approximately 0.015% titanium, which also gives the finest distribution of TiN particles in the HAZ regardless nitrogen content. The optimum nitrogen content for the toughness is about 0.0050%, although the number of TiN particles increases with increasing nitrogen. The degradation of the toughness in the range of more than about 0.0050% nitrogen can be explained by the increase of free nitrogen harmful to toughness. By means of controlling the amounts of titanium and nitrogen in the optimum range, the fine distribution of TiN particles can be attained, which enables the production of steel plates for high heat input welding in conventional steel making process without special precaution.

1. 結 言

船舶、橋梁をはじめとする各種の溶接鋼構造物には、その大型化に伴い、溶接工数の節減という観点から、大入熱溶接が可能な鋼板が強く要望されてきている。このような鋼板は、構造物の安全性を保障する上で、溶接熱影響部 (HAZ) での靱性が十分であることが、必要不可欠である。一般に、オーステナイト結晶粒の粗大化^{1,2)}あるいは上部ベーナイトの生成は^{3,4,5)}、鋼の靱性を著しく劣化させることが知られており、これらが大入熱溶接で特に問題となる HAZ の脆化の主要因と考えられている。

HAZ の靱性に関する研究は、以前からも各国で積極的に行われており、たとえばソ連では早くも 1950 年代に、エレクトロスラグ溶接の HAZ 靱性改善に Ti 添加が有効であることを見出している⁶⁾。またわが国では、田村が 1960 年代のはじめに、Ti の少量添加が HAZ の結晶粒粗大化防止に非常に効果的であることを示し⁷⁾、

大入熱溶接 HAZ の靱性向上に対し、具体的指針を与えた。

TiN は、HAZ のような高温オーステナイト中でも安定な析出物であるが、析出粒子による結晶粒界ピンギングに関する ZENER の理論⁸⁾から明らかのように、HAZ の結晶粒粗大化抑制に Ti を利用するためには、TiN をいかに数多く微細に析出させるかということが肝要である。

最近実用化された大入熱溶接用鋼板では、このような観点から、鋼塊凝固冷却時の冷却速度を調整したり、また圧延加熱温度を制御することにより、細かい TiN の分布を得る方法が探究された^{9,10)}。

一方、析出核生成理論¹¹⁾によれば、析出粒子の分散状態は溶質原子の濃度によつても左右されると考えられるが、従来この観点に立つ報告は見られない。本研究では、この点に着目し、50 kg/mm² 級高張力鋼において、大入熱溶接 HAZ の靱性と関連させて、TiN の分散状態におよぼす Ti および N 量の影響を詳細に調査した。その結果、これら両元素の含有量を最適値とすることにより、

* 昭和 51 年 10 月本会講演大会にて発表 昭和 53 年 10 月 16 日受付 (Received Oct. 16, 1978)

** (株)神戸製鋼所加古川製鉄所 工博 (Kakogawa Works, Kobe Steel, Ltd.)

*** (株)神戸製鋼所加古川製鉄所 (Kakogawa Works, Kobe Steel, Ltd., 1 Kanazawa-cho Kakogawa 675-01)

Table 1. Chemical compositions of test plates (wt. %).

Steel	C	Si	Mn	P	S	Al	Ti	N	Ti/N	Type
A	0.13	0.35	1.46	0.011	0.005	0.033	0.008	0.0030	2.6	Low N N≈0.0035%
B	0.12	0.34	1.47	0.013	0.006	0.038	0.013	0.0030	4.3	
C	0.12	0.36	1.42	0.015	0.007	0.035	0.015	0.0042	3.6	
D	0.12	0.33	1.45	0.011	0.005	0.031	0.022	0.0039	5.6	
E	0.14	0.38	1.38	0.013	0.007	0.030	0.025	0.0036	6.9	
F	0.14	0.36	1.41	0.012	0.006	0.031	0.009	0.0054	1.7	High N N≈0.0060%
G	0.13	0.32	1.44	0.013	0.006	0.035	0.013	0.0052	2.5	
H	0.12	0.35	1.48	0.013	0.006	0.036	0.018	0.0055	3.3	
I	0.12	0.37	1.48	0.012	0.005	0.034	0.022	0.0069	3.2	
J	0.13	0.36	1.45	0.011	0.005	0.036	0.025	0.0060	4.2	
K	0.13	0.32	1.44	0.014	0.007	0.033	0.010	0.0062	1.6	Ti:0.010 ~0.016%
L	0.14	0.34	1.47	0.013	0.006	0.037	0.012	0.0048	2.5	
M	0.13	0.37	1.44	0.014	0.006	0.034	0.013	0.0046	2.8	N:0.0036 ~0.0068%
N	0.12	0.35	1.45	0.012	0.007	0.034	0.015	0.0068	2.2	
O	0.13	0.35	1.42	0.013	0.005	0.033	0.015	0.0058	2.6	
P	0.12	0.34	1.46	0.013	0.006	0.032	0.016	0.0036	4.4	

造塊以後の工程に特別な制約を設けなくても、品質の良好な大入熱溶接用鋼板を工業的に容易に製造しうることが、明らかにされた。

2. 実験方法

2.1 供試鋼

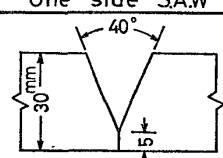
供試鋼の化学組成を Table 1 に示す。供試鋼は、C: 0.13%, Si: 0.35%, Mn: 1.45% を基本組成とし、Ti および N 量を変化させた板厚 30 mm の 50 kg/mm² 級高張力鋼板である。

A~E 鋼は目標 N 量を 0.0035%, F~J 鋼は 0.0060% とし、それぞれ Ti 量を 0.008~0.025% の範囲に変化させたものである。本研究では、以後 A~E 鋼を低 N 材、F~J 鋼を高 N 材と称する。また、K~P 鋼は Ti 量を 0.010~0.016% とほぼ一定にし、N 量を 0.0036~0.0068% の範囲で変化させたものである。いずれの供試鋼も、240 t 転炉で溶製し、30 t 鋼塊とした後、工業的に通常行われている分塊および圧延条件で製造した。分塊および圧延時の加熱条件はそれぞれ 1280°C で 12 時間および 1250°C で 5 時間である。

2.2 HAZ のシャルピー衝撃試験と組織観察

まず、Table 1 に示した化学組成を有する圧延のままの鋼板を入熱量 150kJ/cm で片面一層サブマージアーク法により溶接した。溶接条件の詳細を Table 2 に示す。溶接方向は鋼板の圧延方向に対して直角である。このようにして作製した溶接継手の板厚中央部より、2 mm V ノッチシャルピー試験片を採取し、ボンド(50% 溶接

Table 2. Welding condition.

Welding method	One side SAW		
Groove figure			
Wire	US-43		
Flux	PFI-55		
Electrode	1st	2nd	3rd
Dia. of wire (mm)	4.8	6.4	6.4
Current (A)	1400	1,150	1350
Voltage (V)	28	40	52
Speed (cm/min)	63		
Heat input (kJ/cm)	150		

金属+50%HAZ)における 0°C の吸収エネルギー ($\sqrt{E_0}$) を求め、靱性を評価した。また、HAZ の組織を 3% ナイタルで現出させ、板厚中心におけるボンド部近傍を光学顕微鏡にて観察した。

2.3 溶接熱サイクル再現試験

実際に溶接した鋼板では、HAZ における TiN の析出状態を定量的に把握することは困難である。そこで各供試鋼を 16 ϕ × 55 l mm に加工した試験片に、高周波加熱により、Fig. 1 に示すような、HAZ を模擬した熱サイクルを付与した。この熱サイクル条件は板厚 30 mm の鋼板を溶接入熱 150kJ/cm で溶接した継手のボンド部近傍の熱履歴に相当する。

2.4 TiN 粒子の観察

Table 1 に示す鋼について、鋼板のままおよび熱サイ

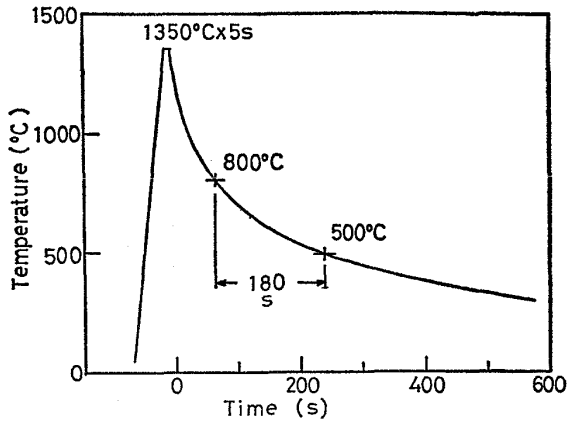


Fig. 1. Condition of welding thermal cycle.

クルを付与した状態での TiN 粒子の分布状態を、抽出レプリカを作成し電子顕微鏡によつて観察した。その際には、5~30 個所の視野にわたつて、写真撮影を行い、40 000 倍の拡大写真から TiN 粒子の寸法を測定した。TiN 粒子は後に示すように立方体状に析出しているので、それらの稜長さを 100~300 個測定し、その平均値を TiN 粒子寸法とした。

2.5 電解抽出残渣中の Ti 量 (Insol Ti 量)

Table 1 に示す鋼について、鋼板のままおよび熱サイクルを付与した状態での TiN 粒子の析出量を以下の方法で調べた。各々の供試鋼を 10% アセチルアセトン+1% テトラメチルアンモニウムクロライドのメタノール溶液中で電解し、その際の抽出残渣中に含まれる Ti 量が TiN として析出した Ti 量にほぼ比例するものと仮定して、その量を吸光光度法により測定した。

3. 実験結果

3.1 ボンド部の靱性と鋼中の Ti および N 量との関係

Table 2 に示した条件で溶接した各供試鋼板のボンド部の $\sqrt{E_0}$ と鋼中の Ti 量との関係を Fig. 2 に示す。この図から明らかのように、Ti 量の増加に伴つて、 $\sqrt{E_0}$ は増大し、約 0.015% で最大値を示した後、減少する傾向を示している。Fig. 3 には同様に $\sqrt{E_0}$ と N 量との関係を示す。 $\sqrt{E_0}$ は約 0.0050% の N 量で最大となっている。すなわち、ボンド部の靱性向上に対しては、鋼中の Ti および N 量に最適値が存在することが明らかである。

3.2 ボンド部の顕微鏡組織

Photo. 1 には N 量を約 0.005% と一定にし、Ti 量を変化させた鋼板のボンド部近傍の顕微鏡組織を示す。この場合、0.013% Ti の G 鋼がもつとも微細なフェライト+パーライト組織を呈しており、これより Ti 量が少ない F 鋼あるいはより多い J 鋼では粗大なベイナイト組織となつている。これらの結果と Fig. 2 との対比から、

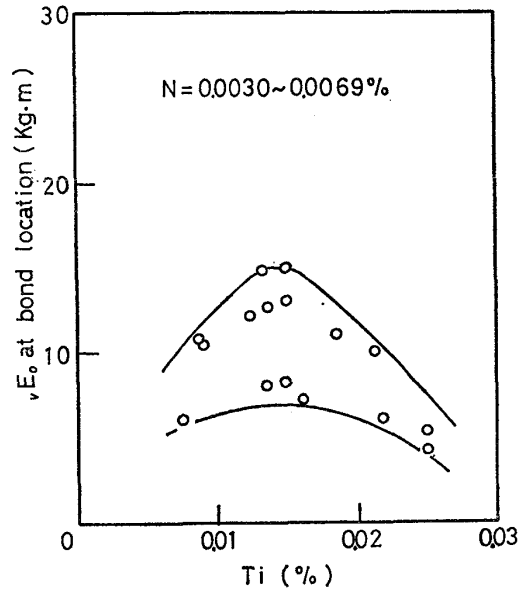


Fig. 2. Effect of Ti content on impact value $\sqrt{E_0}$ at bond location of one-sided submerged arc welded joint.

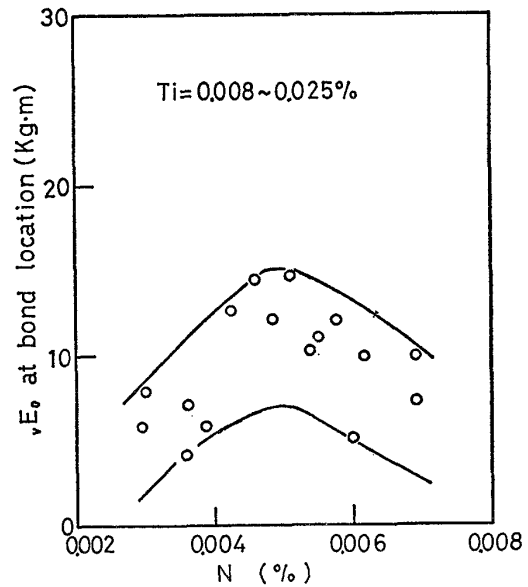


Fig. 3. Effect of N content on impact value $\sqrt{E_0}$ at bond location of one-sided submerged arc welded joint.

ボンド部の $\sqrt{E_0}$ は組織が微細なフェライト+パーライトとなる場合に最大となることが明らかである。

Photo. 2 は Ti 量を 0.013% と一定にした場合の N 量の増加に伴うボンド部近傍の組織変化を示す。この場合には N 量とともに、組織はフェライト+パーライトの量が増加し、しかも微細化されている。しかし、Fig. 3 との比較から明らかのように、Ti 量を変化させた場合は異なり、 $\sqrt{E_0}$ はフェライト+パーライトの量の増加および微細化とともに単純に上昇していない。言い換えれば、微細なフェライト+パーライト組織となつても、必

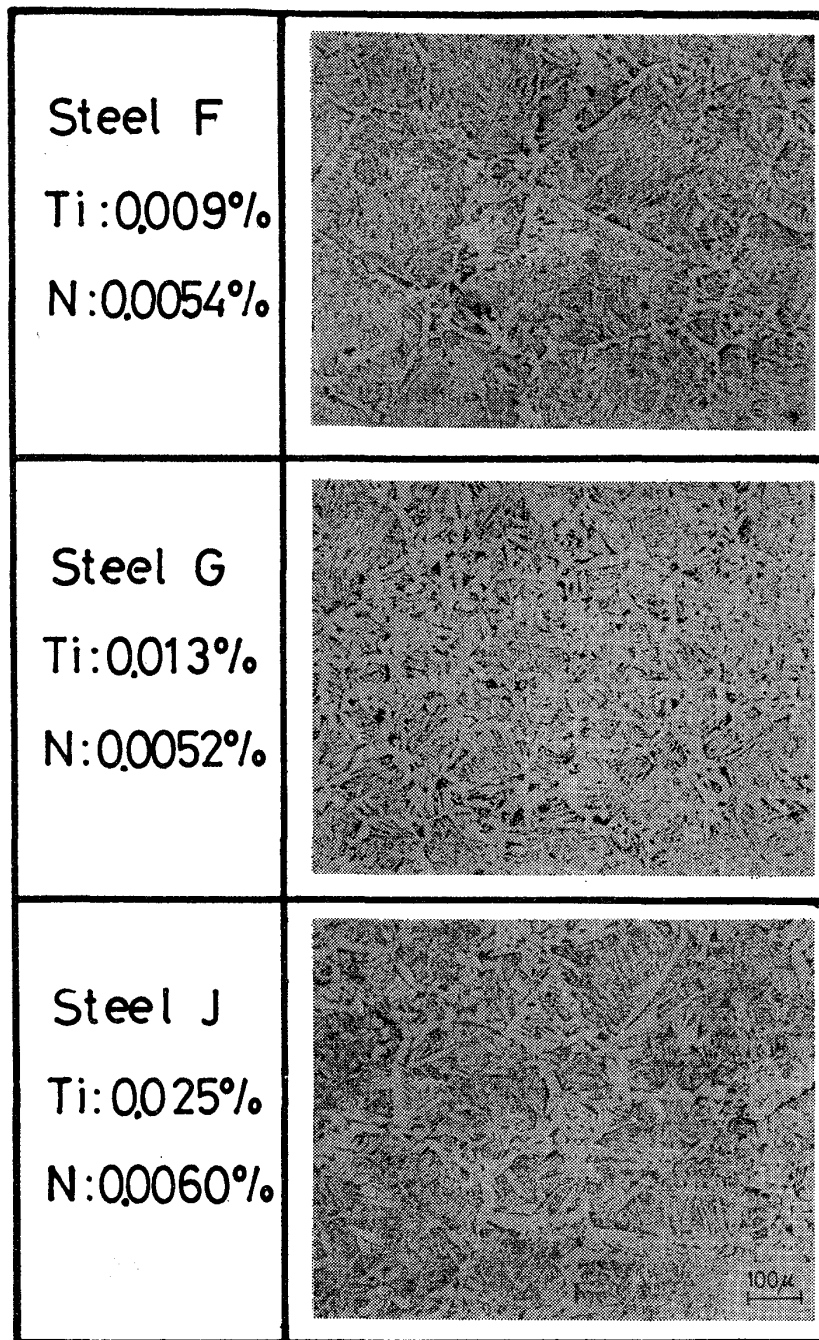


Photo. 1. Effect of Ti content on microstructure of HAZ near the bond.

ずしも良好な靱性が得られるわけではなく、組織以外の要因も関与していることを示唆している。

3.3 鋼板における TiN の析出粒子の分布状態

Ti および N 量の異なる鋼板における析出粒子およびその電子線回折図形を Photo. 3 に示す。立方体状に析出したこれらの析出粒子の格子定数は、電子線回折により測定した結果、 4.23\AA 前後の値が得られた。TiN の格子定数は 4.234\AA ⁹⁾ であり、したがって、これらの析出粒子は TiN と判断される。ところで、Photo. 3 から明らかのように、TiN 粒子の析出状態は Ti および N 量

によつて、いちじるしく変化している。すなわち、Ti 量が多いほど、また N 量が少ないほど、TiN 粒子が粗大化し、粒子数が減少する傾向がみられる。Fig. 4 は B 鋼および E 鋼について、TiN 粒子の寸法と数の関係をヒストグラムとして示したものである。Ti 量の多い E 鋼の方が、寸法の大きな TiN 粒子の数が多くなっていることが明らかである。Fig. 5 はこのようなヒストグラムから TiN 粒子寸法を求め、Ti 量との関係を示したものである。TiN 平均粒子寸法 (l_m) は低 N 材および高 N 材、いずれにおいても、Ti 量とともに増加しており、それら

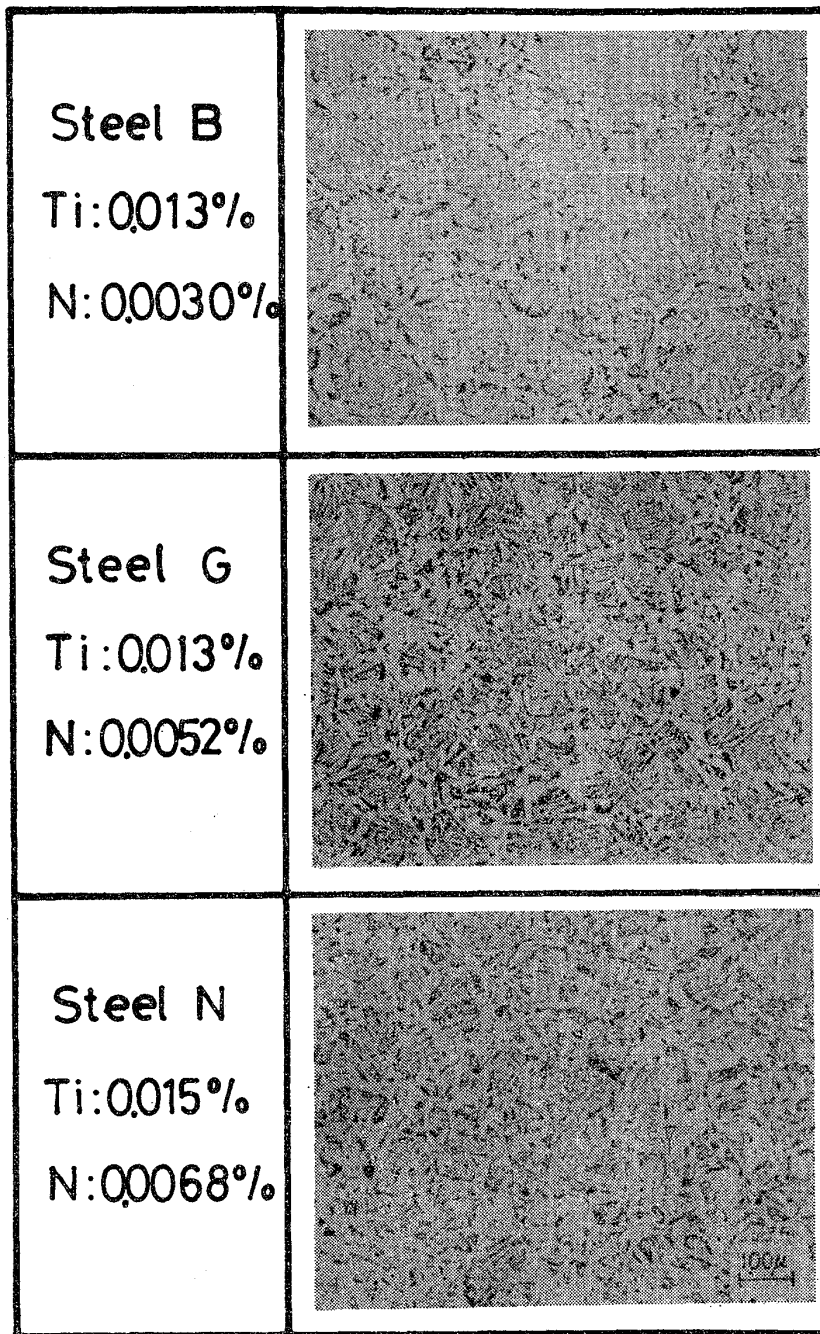


Photo. 2. Effect of N content on microstructure of HAZ near the bond.

の関係を本実験の Ti 量範囲で直線近似すると、最小二乗法により次式を得る。すなわち、高N材では、

$$l_M(\mu) = 3.39\text{Ti} - 0.005 \quad \dots\dots\dots(1)$$

また、低N材では

$$l_M(\mu) = 6.63\text{Ti} - 0.031 \quad \dots\dots\dots(2)$$

ただし、Ti : Ti 量 (wt. %)

Ti 量に対する l_M の増加率は低N材の方が大きく、本研究の Ti 量の範囲では低N材の TiN 粒子寸法は高N材のそれに比べ、大きくなっている。

3.4 熱サイクル付与後の TiN 粒子の分布状態

前節では鋼板での TiN の析出状態を調べたが、ここでは溶接熱サイクルを付与した場合の TiN 粒子の析出状態について述べる。Fig. 6はB鋼とE鋼について溶接熱サイクル後の TiN 粒子の寸法と数との関係を示すヒストグラムである。鋼板の場合と同様、Ti 量が多いE鋼の方が寸法の大きな TiN 粒子の数が多い。しかし、Fig. 4との比較から明らかなように、溶接熱サイクルの付与によつて TiN の分布状態は著しく変化する。また、その変化は Ti 量によつて異なり、TiN の粒子寸法

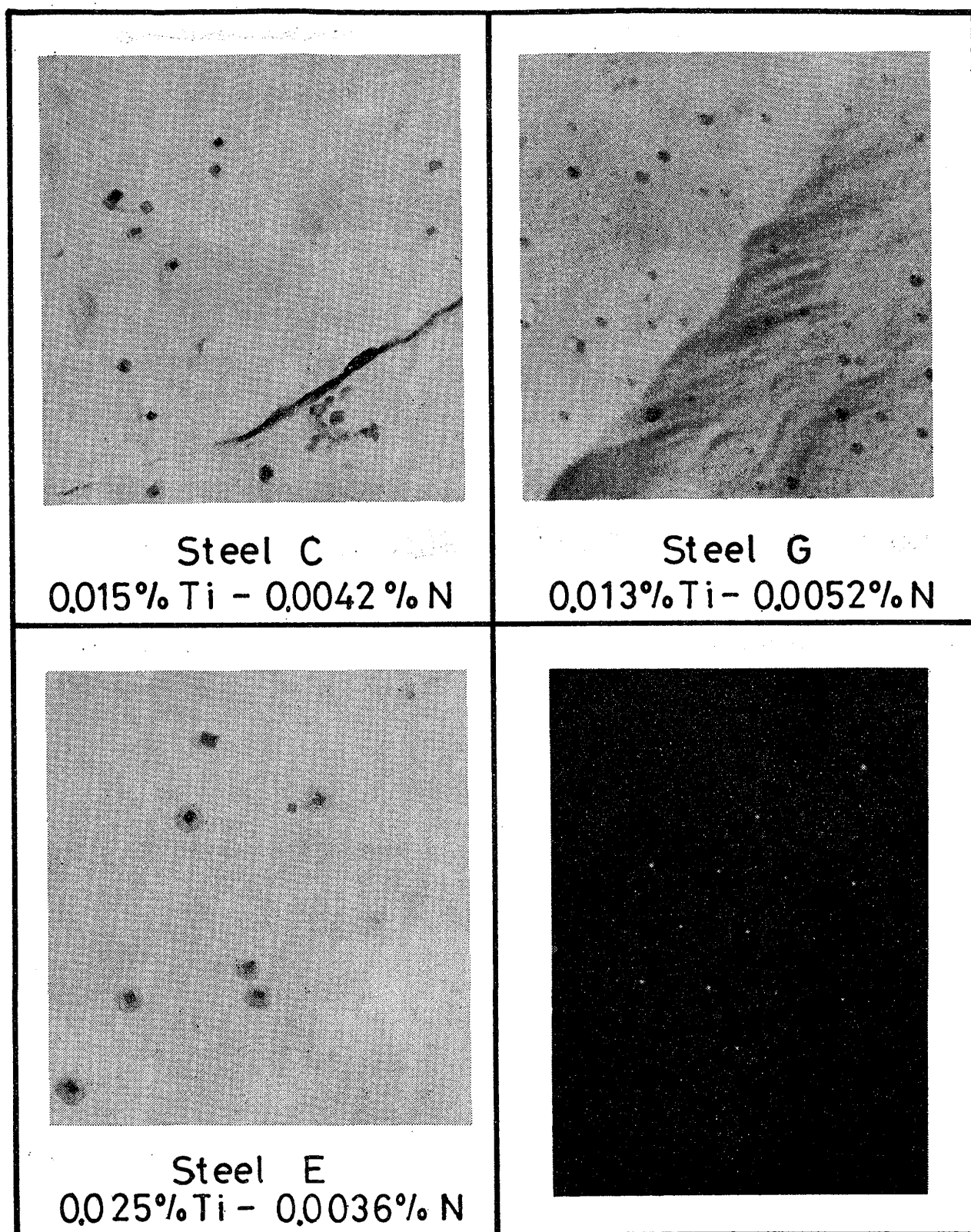


Photo. 3. The images by carbon extraction replicas and the diffraction pattern of TiN particles.

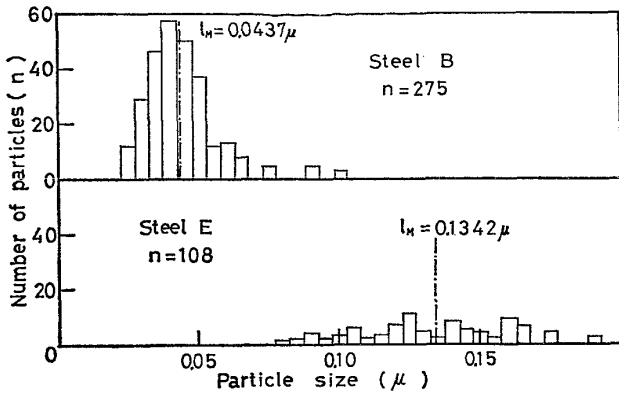


Fig. 4. Distribution of TiN particles in steel plates.

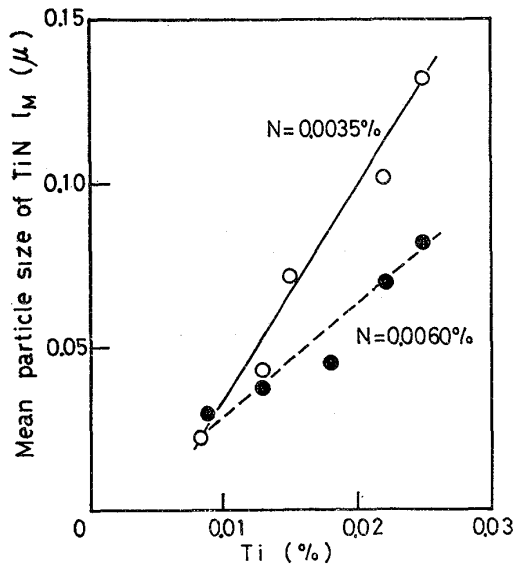


Fig. 5. Effect of Ti and N contents on mean particle size of TiN in steel plate.

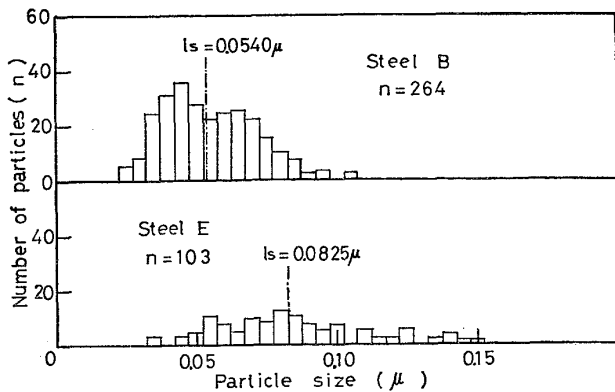


Fig. 6. Distribution of TiN particles in welding thermal cycle specimens.

は鋼板のままの場合に比べ、E鋼では減少するがB鋼では増大している。Fig. 7はこのようなヒストグラムから求めた熱サイクル付与後のTiN粒子の平均寸法(l_s)とTiとの関係を示す。 l_s は鋼板の場合と同様Ti量と

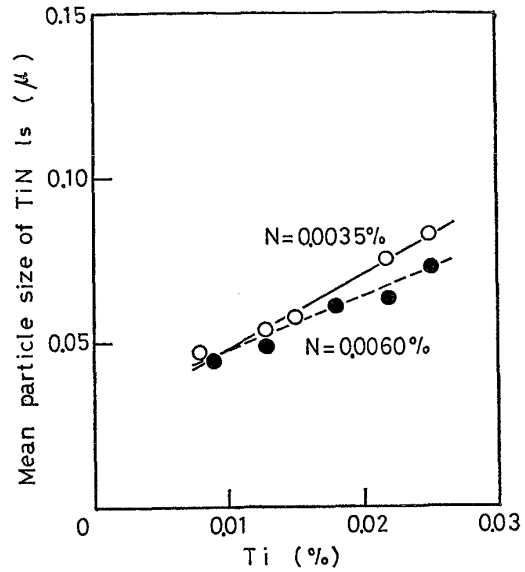


Fig. 7. Effect of Ti and N contents on mean particle size of TiN in welding thermal cycle specimens.

ともに直線的に増加しており、それらの関係は最小二乗法により、次式で与えられる。すなわち、高N材では、

$$l_s(\mu) = 1.67Ti + 0.030 \dots \dots \dots (3)$$

また、低N材では、

$$l_s(\mu) = 2.07Ti + 0.032 \dots \dots \dots (4)$$

となる。低N材と高N材の l_s の差は小さく、また、Ti量に対する l_s の増加率は鋼板のままの場合に比べ、著しく減少しており、低Ti側ではTiNの粒子寸法は鋼板のままのそれに比べて大きくなるが、高Ti側では逆に小さくなっている。すなわち、この現象は鋼板の状態でTiNの寸法が大きい場合には熱サイクルの付与によってTiN粒子は溶体化して、小さくなるが、鋼板でのそれが小さい場合にはTiNは溶体化して消滅するものと、成長するものがあることを示している。

以上のように、鋼板の状態および再現熱サイクル付与後のTiN粒子の寸法はTiおよびN量によって著しく変化するのである。

3.5 鋼板および熱サイクル付与後のTiN析出量

鋼板および再現熱サイクル付与後のInsol. Ti量と鋼板中のTi量との関係をFig. 8に示す。鋼板の状態でのInsol. Ti量は添加したTi量とはほぼ45°の直線関係にあり、これは鋼板のままの状態ではほとんどすべてのTiがTiN粒子として析出していることを意味する。いつぼう、熱サイクルを付与した場合にはInsol. Tiは鋼板のままのそれより減少しており、TiNが一部溶解していることがわかる。

さて、Insol. Tiを測定すれば、(5)および(6)式に

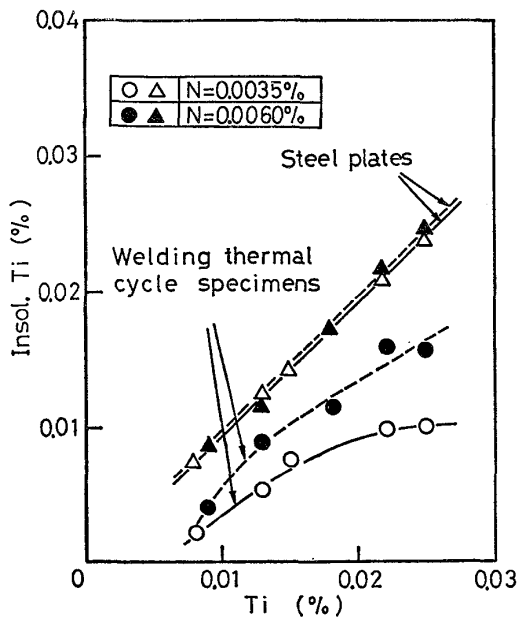


Fig. 8. Relationship between Ti and Insol. Ti contents.

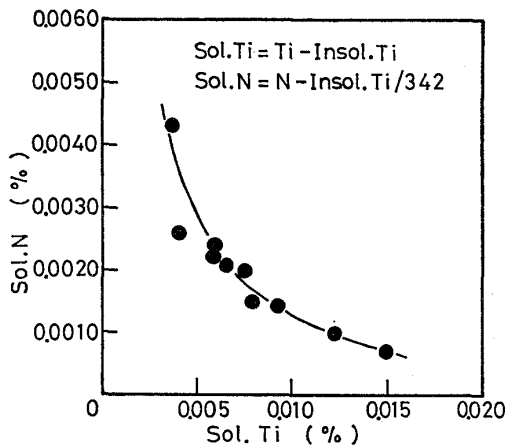


Fig. 9. Relationship between Sol. Ti and Sol. N contents in welding thermal cycle specimen.

よつて、鋼中に固溶している Ti (Sol. Ti) および N (Sol. N) 量を求めることができる。

$$\text{Sol. Ti} = \text{Ti} - \text{Insol. Ti} \dots \dots \dots (5)$$

$$\text{Sol. N} = \text{N} - \text{Insol. Ti} / 3.42 \dots \dots \dots (6)$$

ただし、Ti : Ti 量 (wt. %)

N : N 量 (wt. %)

Fig. 9 は熱サイクルを付与した各供試鋼における Sol. Ti と Sol. N との関係を示したものである。Sol. Ti と Sol. N とは逆比例の関係にあることが示唆されており、それらの積を求めると、含有する Ti および N 量にかわりなく、約 1.25×10^{-5} とほぼ一定の値を示すことが判明した。これは成田が求めた溶解度積¹²⁾ とほぼ一致する。すなわち、1350°C ではわずか 5 秒間という短い加

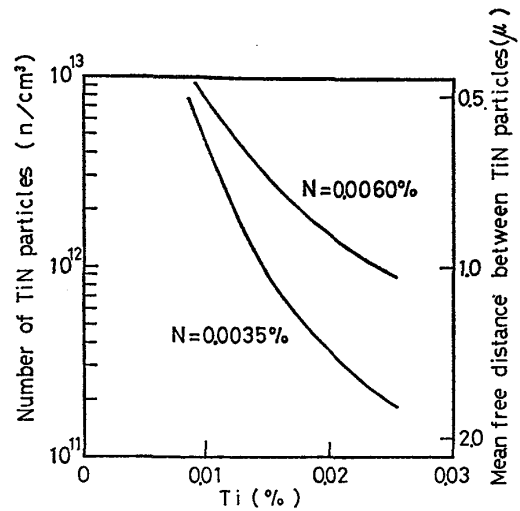


Fig. 10. Relationship between Ti content and number of TiN particles in steel plate.

熱時間であつても、TiN の析出量は平衡状態でのそれにはほぼ等しくなるのである。TiN 粒子の寸法はおよそ 0.1 μ 程度であるのに対して、1350°C で 5 秒間の Ti 原子の拡散距離はおよそ 1 μ にも達する¹³⁾。析出物の溶体化は溶質原子の拡散のみを考慮すればよい¹⁴⁾ ところから、このような溶接熱サイクルを付与した場合には TiN は容易に溶体化し、平衡状態に達しうるものと考えられる。

4. 考 察

4.1 TiN 粒子数と Ti および N 量との関係

TiN 粒子の数はその平均寸法 l_M あるいは l_s と Insol. Ti 量がわかれば、(7)式を用いて求めることが可能である。

$$n = \frac{\text{析出粒子の体積分率}}{\text{析出粒子の平均体積}} = \frac{1.29 P_2 \text{ Insol. Ti}}{100 P_1 l^3} \dots \dots \dots (7)$$

ここで、

n : 1 cm³ 当たりの TiN 粒子数

P_1 : TiN の密度¹⁵⁾ (5.42)

P_2 : Fe の密度 (7.85)

l : TiN 粒子の平均寸法 (l_M, l_s)

なお、本式の係数 1.29 は TiN の分子量 (61.9) を Ti の原子量 (47.9) で除した値であり、 $1.29 \times \text{Insol. Ti}$ は TiN の析出量を意味することになる。

まず鋼板における TiN 粒子数を求めてみる。この場合には、Insol. Ti 量は含有している Ti 量に等しい (Fig. 9)。また TiN 粒子の平均寸法 (l_M) は (1) および (2) 式で与えられる。従つて、鋼板での TiN 粒子

数 n_M は Ti 量の関数として次式で与えられる。すなわち、高N材では

$$n_M = \frac{1.29P_2Ti}{100P_1\{3.39Ti - 0.005\} \times 10^{-4}} \dots\dots (8)$$

また、低N材では

$$n_M = \frac{1.29P_2Ti}{100P_1\{6.63Ti - 0.031\} \times 10^{-4}} \dots\dots (9)$$

となる。(8)および(9)式を図で示せば Fig. 10 となる。これから明らかなように、鋼板での TiN 粒子数は高N材および低N材のいずれも Ti 量が少ないほど多く、Ti 量の増加とともに急激に減少している。また高N材の TiN 粒子数は低N材のそれより多く、特に高 Ti 側でこれらの差が大きくなっている。なお、この図の右縦軸には TiN 粒子間の平均距離も示してあり、それと Ti 量との関係も同時に知ることが可能である。当然のことながら、粒子間隔は粒子数が多くなるほど減少することになる。

同様に、熱サイクル付与後の TiN 粒子数を求めてみる。この場合には、固溶Nおよび Ti は(10)式の溶解度積に従うことが示された。(Fig. 9).

$$[Ti] \cdot [N] = (Ti - Insol. Ti)(N - Insol. Ti/3.42) = 1.25 \times 10^{-5} \dots\dots (10)$$

また、TiN 粒子寸法は (3) および (4) 式で与えられている。(3), (4), (7) および (10) 式より、TiN 粒子数 n_s を Ti 量の関数として示せば次式のとおりとなる。すなわち高N材では、

$$n_s = \frac{1.29P_2(A - \sqrt{A^2 - 4B/3.42})}{6.84P_1\{(1.67Ti + 0.030) \times 10^{-4}\}^3} \dots\dots (11)$$

また、低N材では

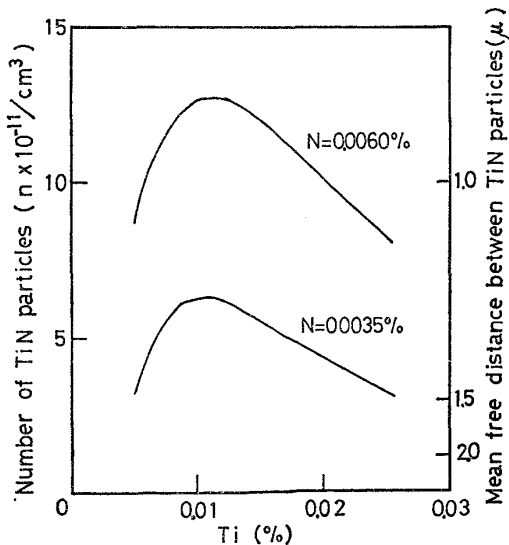


Fig. 11. Relationship between Ti content and number of TiN particles in welding thermal cycle specimen.

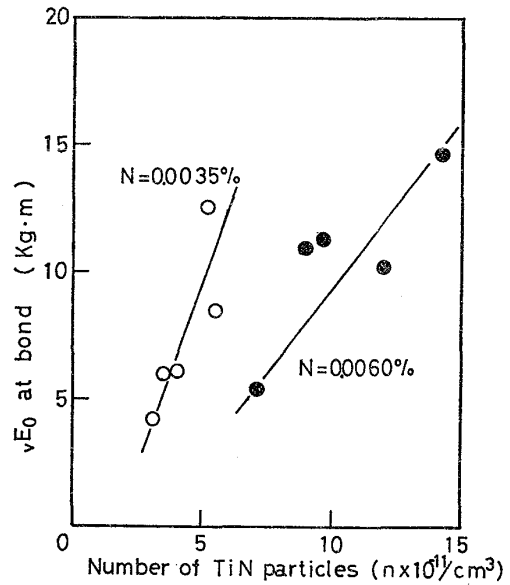


Fig. 12. Relationship between number of TiN particles and $\sqrt{E_0}$ at bond.

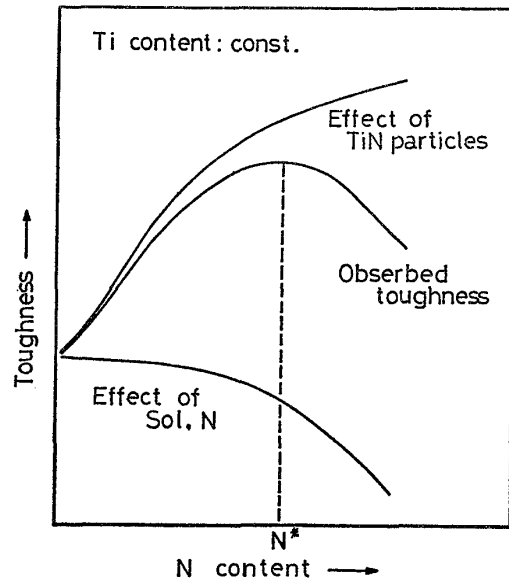


Fig. 13. Schematic diagram of effect of TiN particles and Sol. N on HAZ toughness (N^* shows the optimum nitrogen content).

$$n_s = \frac{1.29P_2(A - \sqrt{A^2 - 4B/3.42})}{6.84P_1\{(2.07Ti + 0.032) \times 10^{-4}\}^3} \dots\dots (12)$$

となる、ただし、 $A = Ti/3.42 - N$

$$B = Ti \cdot N - 1.25 \times 10^{-5}$$

(11) および (12) 式を図示すれば、Fig. 11 となる。この図にも粒子間距離と Ti 量との関係を示してある。この図から明らかなように、熱サイクル付与後の TiN 粒子数は Ti 量に対して単調には変化しておらず、Ti 量 0.011% で最大値をとっている。この Ti 量は大入熱溶接継手のボンド部の靱性をもつとも改善されるそれとは

ば一致しており、注目に値する。また、Fig. 10 との比較から、鋼板での TiN の粒子数が多くても熱サイクル付与後のそれが必ずしも増加するわけではないことが明らかであり、きわめて興味深い。

4.2 HAZ における最良の靱性を得るための Ti および N 量

HAZ の靱性は 0.015% の Ti 量でもつとも改善されること、また、この Ti 量が再現熱サイクルを付与した試料の TiN 粒子数を最大とする量とほぼ一致することが明らかとなった。(Fig. 2 および Fig. 11) このことは TiN 粒子数と靱性とが互いに密接な関係を有することを示唆している。そこで、再現熱サイクルを付与した試料の TiN 粒子数と σE_0 との関係調べた。Fig. 12 はその結果を示す。 σE_0 は TiN 粒子数とともに直線的に増加している。すなわち、HAZ の靱性はそこに存在する TiN 粒子数によつて支配されることが明らかとなった。

ところで Fig. 12 は、同一の TiN 粒子数では低 N 材の方が靱性はすぐれていることを示している。これは、固溶 N が鋼の靱性を著しく劣化させること¹⁶⁾ から考えて、HAZ では TiN が一部溶解するため、固溶 N が増加し、それによつて高 N 材の靱性が劣化したものと考えられる。しかし、Fig. 2 に示したように、HAZ の靱性は N 量の増加とともに劣化するわけではなく、N 量約 0.0050% で最大となることが示されている。これは以下のように考えられる。Fig. 11 に示したように、TiN 粒子の数は N 量とともに増加する。したがつて、この意味では N 量の増加は靱性を改善することになる。すなわち、HAZ では、N 量の増加は TiN 粒子数を増加させ、靱性を向上させるが、そのいつぼうでは固溶 N の増加によつて靱性が劣化することも考慮しなければならない。この様子を模式的に示したのが Fig. 13 である。このように、大入熱溶接継手の HAZ において実測される靱性は TiN および固溶 N による、相反する効果を加えたものとなる。その結果、HAZ の靱性は N 量とともに単調な変化を示さず、N 量が N* (Fig. 13) においてもつともすぐれた値を示すことになるものと考えられる。

5. 結 言

通常の造塊、分塊および圧延方法で製造した板厚 30 mm の 50kg/mm² 級鋼板を用い、片面一層サブマージーク溶接継手の HAZ の靱性におよぼす Ti および N 量の影響を調査した。また、鋼板および HAZ を模擬し

た再現熱サイクル試験片における TiN の分布状態を HAZ の靱性と関連させて観察した。その結果を要約すると以下のとおりである。

1) HAZ の靱性は Ti 量約 0.015% で最もすぐれた値を示し、この場合、HAZ における TiN は N 量にかかわらず最も微細になつている。

2) N 量が増すにしたがつて、TiN の数は増加するが、HAZ の靱性に対する最適 N 量は約 0.0050% である。

3) N 量約 0.0050% 以上での靱性劣化は、靱性に有害な固溶 N の増加によつて説明される。

以上のことから、最適範囲への Ti および N 量の調整によつて、TiN の微細析出が可能となり、通常の製造工程において、大入熱溶接用鋼板を容易に製造することが可能であるといえる。

終りに、本研究を行うにあたり、有益な助言をたまわつた(株)神戸製鋼所高砂事業所木下修司博士に厚くお礼申し上げます。また、TiN の電子顕微鏡観察にあたり、ご助力いただいた同中央研究所近藤亘生氏に深く感謝します。

文 献

- 1) 菊田米男, 荒木孝雄, 佐藤精二郎, 柳生俊二, 石野良和: 溶接学会誌, 43 (1974), p. 1047
- 2) 井川 博, 大重広明: 溶接学会誌, 46(1977), p. 230
- 3) E. F. NIPPES, W. F. SAVAGE, and R. J. ALLIO: Welding J. 36 (1957) 513 S
- 4) 鈴木春義, 田村 博: 溶接学会誌, 29(1960), p. 21
- 5) 佐藤 誠, 川原英志: 溶接学会誌, 40(1971), p. 320
- 6) S. A. OSTROVSKAYA: Automatic Welding, (1958) 12, p. 3
- 7) 田村 博: 溶接学会誌, 35 (1966)
- 8) C. ZENER: Trans. AIME, 175 (1948), p. 45
- 9) KANAZAWA, SAITO, NAKASHIMA, YAMATO, OKAMOTO, KANAYA, and TANABE: U.S. Patent 3773500 (1973), Nov. 20.
- 10) 金沢正午, 中島 明, 岡本健太郎, 金谷 研: 鉄と鋼, 61 (1975), 11, p. 65
- 11) H. K. HARDY and T. J. HEAL: Progress in Metal Physics, 5 (1954) p. 143
- 12) 成田貴一: 日本化学雑誌, 77 (1956), p. 1536
- 13) W. ヒュームロザリー: 鉄鋼物性工学入門 (平野賢一訳), (1968), p. 280 [共立出版]
- 14) H. I. AARONSON: Phase Transformations(1968) p. 313(ASM)
- 15) 成田貴一: 鉄と鋼, 52 (1966), 7, p. 62
- 16) B. MINTZ: JISI, 6 (1973) p. 433