含 AlN 鋼の溶接性に関する研究 (第2報)*

(炭素鋼の連続冷却変態におよぼす AlN の影響)

岡田 実** 新 成夫*** 中尾嘉邦*** 三沢博士***

Study on the Weldability of Aluminum Nitride Bearing Steel (Report 2)*

—Effect of AlN on the Continuous-Cooling Transformation of Carbon Steel—

By Minoru Okada,** Shigeo Shin,*** Yoshikuni Nakao***

and Hiroshi Misawa***

Abstract

In the previous work, it was concluded that the microstructures of AlN bearing low carbon steel (AN-1) were almost similar to those of aluminum killed low carbon steel (AN-1C) after various weld thermal cycles (max. heating temp.: 1350°C).

AN-1 and AN-1C being affected by various weld thermal cycles (max. heating temp.: 1150°C), the microstructures of AN-1 were ferrite + pearlite, but those of AN-1C were mainly intermediate.

These results indicate that AlN will probably affect the transformation process of carbon steel.

In this study, continuous cooling transformation diagrams of AN-1 and AN-1C were made using a particular equipment applying magnetic analysis and the effect of AlN on the continuous cooling transformation of carbon steel was investigated.

Also the effect of AlN on the Ar_3 transformation of carbon steel was researched.

The results obtained in this study are summarized as follows.:

(1) AN-1 and AN-1C being rapidly heated to 1350°C and cooled under various conditions, the difference between C.C.T. diagram of AN-1 and that of AN-1C was little.

(2) AN-1 and AN-1C being rapidly heated to 1200°C and cooled under various conditions, the critical cooling times of AN-1 to nucleate intermediate structure, ferrite and pearlite were shorter than those of AN-1C and respectively 0.42, 0.86 and 3 sec.

(3) After heat-treated at 1350°C for 10 min, quenched to 730°C and held at 730°C, the Ar_3 transformation velocity of AN-1 was almost the same as that of AN-1C.

(4) After heat-treated at 1200°C for 10 min, quenched to 730°C and held at 730°C, the Ar_3 transformation velocity of AN-1 was larger than that of AN-1C for about 9 sec after the beginning of Ar_3 transformation.

Especially, the Ar_3 transformation velocity of AN-1 was 2~2.5 times larger than that of AN-1C for several initial seconds after the beginning of Ar_3 transformation.

1. 緒 言

前報において、含 AlN 低炭素鋼が最高加熱温度 1350°C の溶接熱サイクルをうけた場合には、ほぼ同一化学組成を有するアルミキルド鋼と機械的性質はあまりかわらないが、最高加熱温度が 1150°C の場合には、AlN は大部分微細な状態で残存しており、そのため含 AlN 低炭素鋼の方が衝撃性質や延性がすぐれていることを報告した¹⁾。

含 AlN 低炭素鋼は 1150°C に加熱されても微細なフェライト + パーライト組織であるのにくらべ、アルミキルド鋼のミクロ組織は中間段階組織が多い。

このようなミクロ組織の相異は主として AlN に起因していると思われる。

本報では鋼の連続冷却変態に AlN がいかなる影響をおよぼすかを研究し、あわせて二、三の条件の C.C.T. 図を作成した。

用いた C.C.T. 図作成装置は当研究室で開発したもので^{2,3)}、磁気分析の原理を応用したものである。

2. 供 試 材 料

本研究で用いた含 AlN 低炭素鋼 (AN-1) およびその

* 原稿受付 昭和41年6月9日

**名 誉 員 大阪大学工学部, Honorary Member, Faculty of Engineering, Osaka University

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

Table 1 Ae_1 , Ae_3 transformation temperatures and chemical compositions of materials

Material	Composition (%)	C	Si	Mn	P	S	Cu	Cr	Ni	Mo	V	Ti	sol. Al	tot. N	AlN	Ae_1 temp. (°C)	Ae_3 temp. (°C)
AN-1		0.13	0.31	0.77	0.016	0.008	0.17	—	0.05	0.01	Tr.	Tr.	0.05	0.0216	0.0565	690	845
AN-1C		0.13	0.32	0.67	0.014	0.015	0.15	0.04	0.04	0.01	—	—	0.05	—	0.0136	681	837

比較材 (AN-1C) の化学組成を Table 1 に示す。

同表には佐藤式熱膨脹計によって得た AN-1 および AN-1C の Ae_1 ならびに Ae_3 変態温度を併記した。

比較材は AlN 以外の成分を含 AlN 低炭素鋼とほぼ同じにしたアルミキルド鋼で、30 kg 鋼塊に溶製後 1000 × 150 × 25.4 mm に圧延したものである。

上記供試材にいずれも 930°C, 1 h, W.Q. + 650°C, 1.5 h, A.C. の焼入れ焼もどし処理をほどこした。

3. 磁気分析法による C.C.T.

図作成方法

3. 1 磁気分析装置

本研究で用いた磁気分析装置の概略図を Fig. 1 に示す。

外側に 1 次コイルがまた内側に 2 次コイルが巻かれている。2 次コイルは 2 つにわかれていて、そのおのおのの巻数は同じであるが巻き方が反対方向になっている。

この装置の回路図を示したのが Fig. 2 である。

Fig. 2 において AB コイルは 1 次コイル、CD および EF コイルは 2 次コイルである。

1 次コイルに発生する磁束 Φ_1 は $\Phi_1 = L_1 i_1 = BS_1$ で表えられる。

Fig. 1 Schematic diagram of the particular equipment applying magnetic analysis (magnetic analyzer)

Fig. 2 Circuit diagram of magnetic analyzer

L_1 : 1 次コイルの自己インダクタンス

i_1 : 1 次電流 S_1 : 1 次コイルの断面積

B : 磁束密度

一方 2 次コイルに生ずる誘導起電力 e_2 は $e_2 = -n_2 \frac{d\Phi_2}{dt}$ で示される。 $\Phi_2 = L_2 i_2 = BS_2$ であるから $e_2 = -n_2 L_2 \frac{di_2}{dt} = -n_2 S_2 \frac{dB}{dt}$ である。

n_2 : 単位長さあたりの 2 次コイルの巻数

Φ_2 : 2 次コイルを通る磁束

L_2 : 2 次コイルの自己インダクタンス

i_2 : 2 次電流 S_2 : 2 次コイルの断面積

いまコイルの全断面積を S_0 とし強磁性体試料の断面積を S とする。

CD コイル内に強磁性体試料を入れると、コイル CD に発生する誘導起電力 e_{CD} は次式で表えられる。

$$e_{CD} = -n_2 \left\{ (S_0 - S) \frac{dB_a}{dt} + S \frac{dB_m}{dt} \right\}$$

B_a : 空気中の磁束密度

B_m : 強磁性体試料中の磁束密度

一方 EF コイルに発生する誘導起電力 e_{EF} は強磁性体試料がコイル内がないので、 $e_{EF} = -n_2 \left\{ (S_0 - S) \frac{dB_a}{dt} + S \frac{dB_m}{dt} \right\}$ で示される。ここで $(S_0 - S) \gg S$ とすると $e_{EF} \approx -n_2 (S_0 - S) \frac{dB_a}{dt}$

CD コイルと EF コイルは巻き数が同じでたがいに反対方向に巻かれているため、CD コイルおよび EF コイルに発生する誘導起電力は反対方向である。

したがって CF 端子間に発生する起電力を e_{CF} とすると e_{CF} は次式で表えられる。

$$e_{CF} = e_{CD} - e_{EF} \approx -n_2 S \frac{dB_m}{dt}$$

強磁性体の断面積 S がコイルの全断面積 S_0 にくらべてはるかに小さい場合には、CF 端子間に発生する誘導起電力は強磁性体の磁束密度 $B_m = \mu_m H_0$ (μ_m : 強磁性体の導磁率, H_0 : 外部磁場の強さ) に対応したものになる。また CD コイルおよび EF コイル内に強磁性体がない場合には CF 端子間に発生する起電力は零である。

この磁気分析装置の一次コイルに生ずる磁場の強さは 200 ガウスである。

3. 2 C.C.T. 図作成装置

Fig. 3 はこの磁気分析の原理を利用した C.C.T. 図作成装置の概略図である。

Fig. 3 Apparatus for constitution of continuous cooling transformation diagram

熱電対により支持されている試験片をアルゴン気流中でオーステナイト化させた後ただちに磁気分析装置内へ導入する。

磁気分析装置の2次側および試験片にパーカッション溶接された Pt-Rh 熱電対はともに直記式電磁オシログラフに接続されているので試験片の温度変化と変態による2次側の起電力変化を同時に記録することができる。

試験片の酸化防止のために石英管の頂部よりアルゴンを流しているが、このアルゴンの流量を変えて種々の冷却条件を得た。

しかしアルゴン流量を変えただけでは広範な冷却速度が得られなかったので冷却速度をさらに遅くするためには非磁性のニクロム線を特別な方法*で巻いた炉を磁気分析装置の水冷却銅パイプ内に挿入し、炉の温度をスライダックで適当に調節して遅い冷却速度を得た。

これに反し急冷は次のようにして行なった。すなわち Fig. 3 に示した試験片加熱炉と磁気分析装置との位置を上下逆にして、焼入油を入れた石英管を Fig. 4 に示す

Fig. 4 Location of quartz tube

* ニクロム線中を流れる電流による磁場が相殺されるような巻き方。

ように磁気分析装置内に挿入する。そして試験片を試験片加熱炉で加熱したのち、この焼入油中に投入して急冷した。

3. 3 変態の開始および終了点

ここで変態の開始および終了温度は次のようにして決定した。

一例として亜共析鋼の austenite → ferrite, pearlite 変態を想定する。

Fig. 5 は磁気分析曲線の模式図である。

Fig. 5 Schematic diagram of magnetic analysis curve

Fig. 5 において試験片の温度が Ae_3 点に達したときを時間軸の原点とする。

試験片が austenite 状態にある場合には、austenite は常磁性体であるので磁気分析装置の2次側に誘起される起電力はほとんど零 V である。

すなわち Fig. 5 に示すように磁気分析曲線は直線である。

時間 t_1 に達し試験片の温度が T_1 になると、austenite から ferrite (A_2 点以下の ferrite) が生成され2次側には起電力が誘起される。したがって磁気分析曲線は Fig. 5 に示すようにあるひろがりをもってくる。

試験片の温度が T_2 (冷却時間 t_2) になると残留している austenite から pearlite が生成されはじめる。

pearlite 中の cementite はこのような温度では磁気変態点以上であるから常磁性体であるが、ferrite は強磁性体であるため磁気分析曲線上に屈曲点があられる。

さらに試験片の温度が T_3 まで低下して pearlite 変態が終れば磁気分析曲線の勾配はほぼ一定となる。

このような温度をもって変態終了温度とした。

以上は冷却速度のおそい場合についてであるが、冷却速度が速くなって bainite 変態, martensite 変態がおこる場合でも bainite, martensite が強磁性体であるため磁気分析曲線上には屈曲点があられる。

したがってこの磁気分析曲線を解析するほかに組織検査や熱分析などを行なうことによって、変態の開始および終了温度ならびにその変態の種類を正確に決めることができる。

Photo. 1 Typical example of magnetic analysis curve

しかし ferrite 変態が磁気変態点 (768°C) 以上でおこる場合には、この温度で生成された ferrite は常磁性体であるから磁気分析装置ではこれを検出することはできない。得られた磁気分析曲線の 1 例を Photo. 1 に示す。

3. 4 試験片の形状、寸法

試験片の形状、寸法は試験片の反磁場係数や温度分布ならびに磁気分析装置の形状、寸法などを考慮して決まなければならない。

種々の予備実験の結果から試験片の径を 1.4 mm 一定とした場合について、試験片の長さや磁気分析装置の 2 次側起電力に比例した量との関係を示すと Fig. 6 のようである。

Fig. 6 Effect of test piece length/test piece dia. on E (amount proportional to secondary induced electromotive force of magnetic analyzer)

この結果によると試験片の長さや径の比が 10 以下の場合には、発生する 2 次側起電力はきわめて小さいことがわかる。これは試験片に発生する反磁場が大きいためである。

いま 1 次コイルによりあたえられる外部磁場を H_{ex} とし、反磁場を H_d とすると、有効磁場 H_{eff} は次式であたえられる。

$$H_{eff} = H_{ex} - H_d$$

反磁場 H_d は試験片の形状により変化するが、半径 a 、

長さ c の回転楕円体では H_d は次式で示される⁴⁾。

$$H_d = LI \quad [L = \frac{4\pi}{m^2}(\log 2m - 1)], \quad m = c/a$$

L : 反磁場係数

I : 磁化の強さ

$$\therefore H_{eff} = H_{ex} - LI$$

したがって m の値が小さくなるにつれ反磁場は大きくなる。

反磁場を小さくするには、同一径に対して長さを増せばよいがあまり試験片が長すぎると試験片の一部が磁気分析装置の他方のコイル内に入りこむおそれがある。また試験片が長いと長さ方向の温度分布が不均一になり、変態温度を正確に測定することが困難となる。

これらのことならびに冷却速度を速くする必要性などを考慮して、本研究では 1.5 mm ϕ × 30 mm の試験片を用いた。

なおこの大きさの試験片を 1350°C に加熱するのに約 20 sec 要した。

3. 5 本装置の恒温変態への応用

Ar₃ 変態の速さその他におよぼす AlN の影響をみるため、AN-1 および AN-1C の Ar₃ 変態過程を磁気分析法によって検討した。

実験装置は Fig. 3 に示す C.C.T. 図作成装置の試片加熱炉と磁気分析装置とを上下逆に配置したものである。

この場合磁気分析装置内には鉛浴が挿入されている。試験片をオーステナイト化させた後ただちに鉛浴中に投入すると、austenite から ferrite が生成されはじめる。

磁気分析装置の 2 次側には前述の原理によって起電力が誘起される。この変化を電磁オシログラフで記録することにより Ar₃ 変態の過程を追跡することができる。

本実験では供試材の炭素含有量は約 0.1% であるので、700°C 以下の温度では Ar₃ 変態がきわめて速く、その過程を追跡することが困難であったため、Ar₃ 変態の進行

状態を比較的容易に観察しうる温度として 730°C を選定し、鉛浴をこの温度に保持した。

4. 実験結果ならびに考察

4.1 連続冷却変態におよぼす AlN の影響

Fig. 7 および 8 は最高加熱温度 1350°C, 保持時間 0 sec の場合の供試材 AN-1 ならびに AN-1 C の C.C.T. 図である。Fig. 7 において F, P, Zw および M はそれ

Fig. 7 Continuous cooling transformation diagram of AN-1 Max. heating temp.: 1350°C

Fig. 8 Continuous cooling transformation diagram of AN-1C Max. heating temp.: 1350°C

Fig. 9 Comparison between C.C.T. diagram of AN-1 and that of AN-1C Max. heating temp.: 1350°C

ぞれ ferrite, pearlite, 中間段階組織および martensite を示す。

BC, DE, GBDH および IGJ 線はそれぞれ ferrite, pearlite, 中間段階組織ならびに martensite の各変態開始線で KL および NO 線はそれぞれ変態終了線である。

冷却曲線番号の下に示した数値は各冷却条件における試験片のビッカースかたさ (荷重 200 g) である。

Fig. 7 および Fig. 8 から AN-1 および AN-1C の ferrite, pearlite および中間段階組織生成臨界冷却時間を求めると Table 2 のようである。Fig. 9 は Fig. 7 と Fig. 8 の比較図である。これらの Table 2 および Fig. 9 をみるに最高加熱温度 1350°C の場合、AN-1 の C.C.T. 図と AN-1C のそれとのあいだにはあまり差異は認められなかった。

Table 2 Various critical cooling times (A_{e3} temp. to 500°C) of AN-1 and AN-1C Max. heating temp.: 1350°C

Material	C_z' (Sec)	C_f' (Sec)	C_p' (Sec)
AN-1	0.48	1.3	3.5
AN-1C	0.52	1.1	4

C_z' : Critical cooling time to nucleate intermediate structure

C_f' : Critical cooling time to nucleate ferrite

C_p' : Critical cooling time to nucleate pearlite

前報にも報告したように¹⁾, 最高加熱温度 1350°C の熱サイクルをうけたときには、含 AlN 鋼の特徴すなわち AlN による austenite 結晶粒粗大化阻止効果や変態の核生成作用などの諸効果が失われ、そのために上述の結果のように AN-1 と AN-1C の C.C.T. 図にはいちじるしい差異が認められないのであろう。

Photo. 2 は AN-1 のミクロ組織で A_{e3} 温度から 500°C までの冷却時間が 185 sec の場合には ferrite + pearlite であるが、7 sec 程度となると大部分が中間段階組織となる。

冷却時間がさらに短くなって約 0.9 sec になれば、ferrite および pearlite は生成されないで中間段階組織のほかには martensite がみられるようになる。

Photo. 3 に AN-1C のミクロ組織を示すが、 A_{e3} 温度から 500°C までの冷却時間が 136 sec の場合には ferrite + pearlite, 5.5 sec のときは ferrite + pearlite + 中間段階組織, 約 1 sec のときには martensite + 中間段階組織である。

Photo. 2 および Photo. 3 から明らかなようにミクロ組織も AN-1 と AN-1C とではあまり差はない。

Fig. 10 および 11 は最高加熱温度 1200°C, 保持時間

Photo. 2 Microstructures of AN-1 cooled with various cooling rates
Max. heating temp. : 1350°C

×400×1/2

(Note)

Mark	Cooling time from A_{e3} temp. to 500°C (Sec)	Vickers hardness (Load: 200 g)	Phase
(a)	185	171	F+P
(b)	7	251	F+P+Zw
(c)	0.85	381	Zw+M

Photo. 3 Microstructures of AN-1C cooled with various cooling rates
Max. heating temp.: 1350°C

×400×1/2

(Note)

Mark	Cooling time from A_{e3} temp. to 500°C (Sec)	Vickers hardness (Load: 200 g)	Phase
(a)	136	181	F+P
(b)	5.5	225	F+P+Zw
(c)	1.2	368	Zw+M

Fig. 10 Continuous cooling transformation diagram of AN-1 Max. heating temp.: 1200°C

0 sec の場合の AN-1 ならびに AN-1C の C.C.T. 図である。

Fig. 12 は両者の比較図である。

Table 3 は ferrite, pearlite および中間段階組織生

Fig. 11 Continuous cooling transformation diagram of AN-1C Max. heating temp. : 1200°C

成臨界冷却時間である。

これらの結果より明らかなように AN-1 の C.C.T. 図は AN-1C にくらべ短時間側に移行していることがわかる。

初析 ferrite 生成温度は, 同一冷却条件では AN-1 の方が AN-1C にくらべて一般に高くなっている. とくに冷却速度の速いところでその傾向がいちじるしい. (この原因は微細に析出している AlN にあるが, AlN が

Ar₃ 変態におよぼす影響については後述する.)
しかし初析 ferrite 生成線と交わるような冷却条件で冷却した場合, 中間段階組織が生成される温度は逆に AN-1C の方が AN-1 にくらべて高くなっている.
これはこのような冷却条件では, AN-1 の方が AN-1C にくらべ生成される ferrite の量が多くなるためで, 残存している austenite の炭素濃度は AN-1 の方が AN-1C よりも高くなり, AN-1 の中間段階組織の生成温度が低くなるものと思われる.

Photo. 4 および 5 に 1200°C に急熱後各種冷却条件

Fig. 12 Comparison between C.C.T. diagram of AN-1 and that of AN-1C Max. heating temp.: 1200°C

Table 3 Various critical cooling times (Ae₃ temp. to 500°C) of AN-1 and AN-1C Mxa. heating temp.: 1200°C

Material	C _z ' (Sec)	C _f ' (Sec)	C _p ' (Sec)
AN-1	0.42	0.86	3
AN-1C	0.62	1.4	4

Photo. 4 Microstructures of AN-1 cooled with various cooling rates Max. heating temp.: 1200°C

×400×1/2

(Note)

Mark	Cooling time from Ae ₃ temp. to 500°C (Sec)	Vickers hardness (Load: 200 g)	Phase
(a)	30	180	F+P
(b)	4.4	226	F+P+Zw
(c)	1.4	311	F+Zw+M

Photo. 5 Microstructures of AN-1C cooled with various cooling rates Max. heating temp.: 1200°C

×400×1/2

(Note)

Mark	Cooling time from Ae ₃ temp. to 500°C (Sec)	Vickers hardness (Load: 200 g)	Phase
(a)	70	208	F+P
(b)	6.8	212	F+P+Zw
(c)	2.6	296	F+Zw+M

で冷却された AN-1 ならびに AN-1C のマイクロ組織を示す。

これらの組織よりあきかなように Photo. 4a は Photo. 5a にまた 4b は 5b に、4c は 5c にそれぞれ対応しており、このような組織を呈した試片のかたさもあまり変わらない。

しかし A_{e3} 温度から 500°C までの冷却時間は Photo. 5a の組織となるような場合には 70 sec を要したのにくらべ、Photo. 4a のものでは 30 sec である。

以下同様に 4b および 5b ではそれぞれ 4.4 sec および 6.8 sec、4c ならびに 5c ではそれぞれ 1.4 sec と 2.6 sec である。すなわち一般に AN-1 の方が AN-1C にくらべ速い冷却速度で冷却されても AN-1 のマイクロ組織は AN-1C とそれほどかわらないといえる。

4. 2 Ar_3 変態過程におよぼす AIN の影響

Fig. 13 は $1.5\text{ mm}\phi \times 30\text{ mm}$ の試験片を 1200°C で 10 min 加熱後 730°C の鉛浴中に投入し、 Ar_3 変態過程を磁気分析装置で求めた結果である。

Fig. 13 の横軸は Ar_3 変態開始後の経過時間を、縦軸には Ar_3 変態量に比例した磁気分析装置の 2 次側の起電力をとったもので、AN-1 は AN-1C にくらべ Ar_3 変態量は多くなっている。

Ar_3 変態後 730°C で 30 sec 保持し塩水冷却した AN

Fig. 13 Relation between hold time at 730°C and E (correspond to the amount of ferrite)
Max. heating temp.: 1200°C

E: The amount proportional to secondary induced electromotive force of magnetic analyzer

(a) AN-1

(b) AN-1C

Photo. 6 Microstructures of AN-1 and AN-1C

Heat treatment: $1200^{\circ}\text{C} \times 10\text{ min} \rightarrow 730^{\circ}\text{C} \times 30\text{ sec}$, Brine Quenched

$\times 100 \times 1/2$

-1 および AN-1C のマイクロ組織を Photo. 6a および 6b に示す。

これらの組織中黒色部分は martensite である。したがってこの部分は塩水冷却前 austenite はであったといえる。両者の組織を比較するに AN-1 の方が AN-1C にくらべ ferrite の量が多く、 Ar_3 変態が速く起っていることを示している。

Fig. 14 は Fig. 13 の恒温変態曲線の勾配を求めたものである。横軸に Ar_3 変態開始後の経過時間を、縦軸には磁気分析装置の 2 次側の起電力変化率すなわち Ar_3 変態速度をとったものである。

Fig. 14 Relation between hold time at 730°C and dE/dt (correspond to Ar_3 transformation velocity)
Max. heating temp.: 1200°C

これによると AN-1 は AN-1C にくらべ Ar_3 変態開始後約 9 sec までは Ar_3 変態速度が大きいことがわかる。

とくに Ar_3 変態開始後数秒間は AN-1 の変態速度は AN-1C のその約 2~2.5 倍である。

1200°C で 5 min 加熱後水冷した場合の AN-1 および AN-1C のマイクロ組織を Photo. 7 に示す。

これらの写真より明らかなように AN-1C は AN-1 にくらべオーステナイト結晶粒はいちじるしく粗大化しており、ASTM 結晶粒度 No. 約 3 である。

AN-1 は、 1200°C で 30 min 加熱後でも約 0.03% の AIN が残存しており¹⁾、このため 1200°C で加熱しても

AN-1

AN-1C

Photo. 7 Microstructures of AN-1 and AN-1C

×100×1/2

Heat treatment: 1200°C×5 min, Water Quenched

結晶粒界の移動が阻止され、ほとんど結晶粒の粗大化をきたさない。また残存した AlN は 730°C で恒温変態させたときに, austenite から ferrite が生成される際の ferrite の核として作用するものと思われる。

したがって AN-1 は AN-1C にくらべ初析 ferrite の生成場所である austenite 結晶粒界密度が大きく, さらに AlN が ferrite 核として働くため, Ar₃ 変態の変態核生成段階における変態速度が大きいのではないかと考えられる。

Fig. 15 は 1350°C で 10 min 加熱後, 730°C に保持した場合の AN-1 および AN-1C の Ar₃ 変態速度と Ar₃ 変態開始後の経過時間との関係を示したものである。

Fig. 15 Relation between hold time at 730°C and dE/dt (correspond to Ar₃ transformation velocity)

Max. heating temp.: 1350°C

同図をみるに AN-1 と AN-1C とにおいて Fig. 14 でみられたような差異は認められなかった。これは前述のように 1350°C で 10 min 加熱されることにより AN-1 の AlN が matrix 中に固溶してしまうためであろう。

5. 総 括

磁気分析装置を用いて得られた本研究結果を総括すると次のようである。

1) 最高加熱温度 1350°C の C.C.T. 図は含 AlN 低炭素鋼とその比較材であるアルミキルド低炭素鋼とはほとんど差はない。

2) 最高加熱温度 1200°C の C.C.T. 図では, 含 AlN 低炭素鋼の方がその比較材にくらべて少し短時間側に移行しており, ferrite, pearlite および中間段階組織の臨界冷却時間はそれぞれ 0.86, 3 および 0.42 sec である。

3) 1350°C で 10 min 加熱後 730°C に保持した場合, Ar₃ 変態速度は含 AlN 低炭素鋼とその比較材とは差異はなかった。

4) 1200°C で 10 min 加熱後 730°C に保持した場合, 変態開始後約 9 sec までは含 AlN 低炭素鋼の Ar₃ 変態速度はアルミキルド低炭素鋼にくらべて大きかった。とくに変態開始後数秒間は AN-1 は AN-1C の 2 ~ 2.5 倍の変態速度を有している。

本研究は各種の含 AlN 鋼の溶接性を冶金的な面より研究するため行なった実験の一部である。

実験材料, 装置その他の面で種々御協力賜った大阪大学 荒田吉明教授, 石川島播磨KK, 住友金属工業KKおよび三菱重工業KKに深く感謝致します。

終りに終始熱心に実験された大学院学生大重広明氏に謝意を表します。

参 考 文 献

- 1) 岡田, 新, 中尾, 三沢: “含 AlN 鋼の溶接性に関する研究 (第1報)” 溶接学会誌, 投稿中
- 2) M. Okada and Y. Arata: “On the Change of Properties of Carbon Steel during Tempering (First Report)” Technology reports of the Osaka University, vol. 2, No. 48, 1952, p. 223
- 3) M. Okada and Y. Arata: “On the Graphitization of Weld Heat Affected Zone in Carbon Steel” Technology reports of the Osaka University, vol. 3, No. 84, 1953, p. 311
- 4) 茅: “強磁性” 岩波全書 (158), 1962