

論 文

UDC 669.14.018.292 : 621.791.053 : 620.184/.186

SM50 鋼溶接熱影響部の金属組織学的検討と
最高到達温度の推定春日井孝昌*・岡田 明*・稲垣 道夫*²Metallographical Study and Estimation of Maximum Temperatures
in Weld Heat-affected Zone for Steel SM50

Takayoshi KASUGAI, Akira OKADA, and Michio INAGAKI

Synopsis :

Metallographic changes in the weld heat-affected zone (HAZ) for the ferritic and pearlitic steel such as Steel SM50 were investigated, and a maximum temperature at any portion of the HAZ was estimated from the relation between microstructural changes and the theoretical formula for one dimensional thermal conduction. Results are as follows;

(1) The observation of the fusion line was facilitated through the application of an interference microscope to the weld zone etched with the saturated picric acid solution containing an anion activator.

(2) The massive ferrite at the portion heated to 950°C in the synthetic HAZ with a cooling time from A_3 to 500°C of about 0.8~4 sec, was not the ferrite retained in the base metal, but the ferrite grown from the austenite due to heating.

(3) The boundary between the HAZ and the unaffected zone of the base metal was clarified by the observation of macro- and microstructures.

(4) The maximum temperature at any portion of the HAZ was estimated by using an equation introduced from the formula for one dimensional thermal condition due to the instantaneous plane heat source and the metallographic techniques as mentioned above in (1) and (3).

1. 緒 言

鋼材の溶接熱影響部は溶接熱サイクルの A_{c1} 温度から溶融温度直下にいたる種々の温度に加熱された領域をいい、この溶接熱影響部は溶接施工条件によつて種々の加熱冷却過程をたどる。これに伴い溶接熱影響部の組織は種々変化し、とくにボンド部近傍では溶接低温割れの一因ともなりまた継手の強度や切り欠きじん性などの使用性能に影響をおよぼす。とくにボンド部近傍の溶接熱影響部は組織学的研究が古くから行われており、組織変化および硬さは最高加熱温度 1350°C の溶接用 SH-CCT 図により推定できる。一方、ボンド部近傍以外の溶接熱影響部ではボンド部近傍よりも溶接低温割れあるいは切り欠きじん性の低下などに関して問題が少なく、これまで組織変化に関する研究はあまり行われていないようである。しかしボンド部付近以外の溶接熱影響部はラメラテアの伝ば挙動に関連²⁾して組織変化と最高到達

温度についてなお検討すべき課題である。

本研究は、母材の組織がフェライトとパーライトからなる SM50 鋼のボンド部、950°C に加熱された再現溶接熱影響部および溶接熱影響部と母材原質部境界を金属組織学的に検討し、さらにボンド部および溶接熱影響部と母材原質部境界の位置から一次元熱伝導理論によつて溶接熱影響部の各位置における最高到達温度を簡便に推定する方法を検討した。

2. 実 験 方 法

SM50 鋼の化学成分および引張性質を Table 1 に示す。溶接方法はアークの比較的安定しているティグ溶接法を用い、170 mm × 200 mm の試験板上に Table 2 に示す 3 溶接条件でそれぞれ溶接ビードを置いた。

950°C に加熱された再現溶接熱影響部の組織変化は、最高加熱温度 950°C の溶接用 SH-CCT 図を作成して調べた。溶接熱サイクルは高周波加熱式溶接熱サイクル

昭和 54 年 10 月本会講演大会にて発表 昭和 55 年 12 月 19 日受付 (Received Dec. 19, 1980)

* 金属材料技術研究所 (National Research Institute for Metals, 2-3-12 Nakameguro Meguro-ku 152)

*² 金属材料技術研究所 工博 (National Research Institute for Metals)

Table 1. Chemical composition and mechanical properties of base metals.

Steel	Chemical composition (%)						Mechanical properties		
	C	Si	Mn	P	S	V	Y. S. (kg/mm ²)	T. S. (kg/mm ²)	Elong. (%)
SM50A	0.17	0.34	1.31	0.027	0.027	—	33	51	30
SM50B	0.14	0.32	1.32	0.018	0.007	0.003	36	51	30

Table 2. Welding conditions.

Gus tungsten arc welding (TIG)	Low heat input	Middle heat input	High heat input
Arc voltage (V)	11	12	12
Welding current (A)	100	280	280
Welding speed (cm/min)	15	10	5
Heat input(J/cm)	4 400	20 160	40 320
Electrode	5% Th-W, 3.2mm ϕ		
Arc length	3 mm		

再現装置により再現した。試験片は 950°C に加熱(500→950°C, 約 1.5~2 s)後, 直ちに種々の冷却時間で冷却した。冷却時の熱サイクルは各種溶接法および溶接条件で得られたボンド部近傍のものであり, これら溶接熱サイクルの 950°C 以下の冷却曲線を再現した。冷却時間のきわめて短い場合には 950°C に加熱後 CO₂ ガスで急冷した。

組織観察には, 通常の金属顕微鏡, 干渉顕微鏡およびレプリカ法による 50 kV 電子顕微鏡を用いた。

3. 実験結果および考察

3.1 溶接ボンド部

従来, 軟鋼および低合金高張力鋼の組織観察用腐食液には, ナイタルあるいはピクリルが用いられている。しかしこれらの腐食液では真のボンド部が現れるのでなく, 見かけ上のボンド部が現れると報告されており³⁾, SAVAGE らによつて真のボンド部観察用の腐食液が種々報告されている⁴⁾。本研究ではこれらの腐食液を用いて真のボンド部の観察を試みたが, ボンド部を明確に腐食することができなかつた。そこで種々検討した結果, 陰イオン界面性剤入り飽和ピクリン酸水溶液で腐食を行い, 干渉顕微鏡で観察する方法がもつとも良好であつた。Photo. 1 (a)はこの方法による SM50B 鋼中入熱溶接部であり, (b)は著者らが一般組織観察用に使用しているピクリン酸-硝酸アルコール溶液で腐食し, (a)と同じ場所を金属顕微鏡で写真撮影したものである。なお

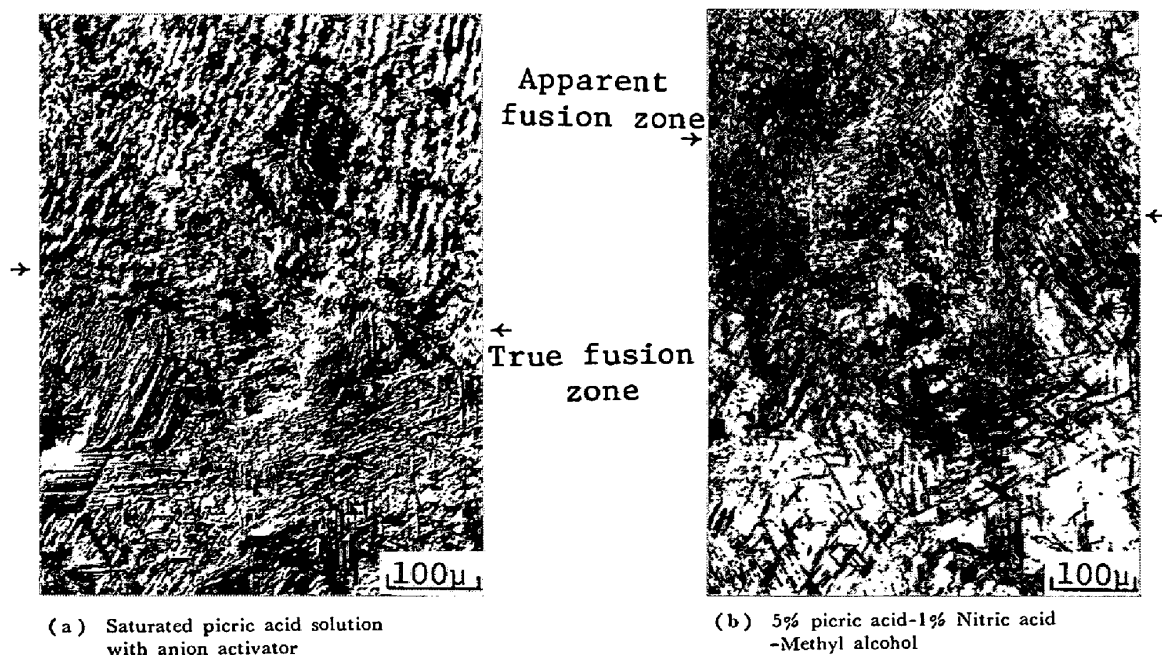


Photo. 1. Comparison of two etching methods used to reveal fusion boundary for middle heat input welding of Steel SM50B.

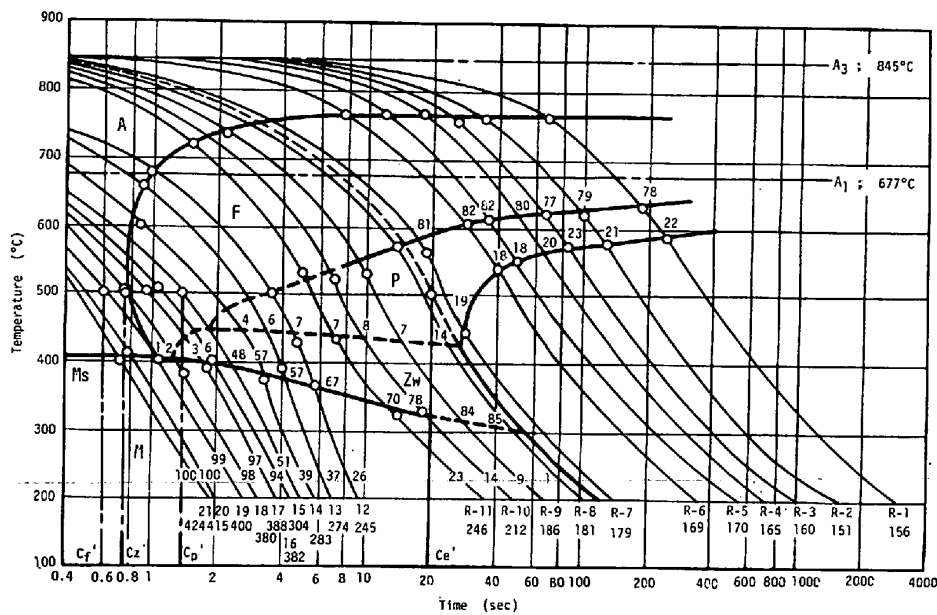


Fig. 1. SH-CCT diagram for Steel SM50A (Max. heat. temp.: 950°C)

Photo. 1 (a)および(b)は写真の上下をそろえて示し、真のボンド部は見かけのボンド部よりも約 100 μ 以上母材原質部側であった。この方法によるボンド部の観察は SS 材および SM 材ともに良好な結果を得ており、HT-80 鋼でもかなり良好であった。

3.2 950°C に加熱された再現溶接熱影響部の組織変化

Fig. 1 は SM50A 鋼の最高加熱温度 950°C の溶接用 SH-CCT 図を示す。フェライト変態域はかなり高温短時間側から存在しており、 $A_3 \rightarrow 500^\circ\text{C}$ の冷却時間が約 3.5 s より長い冷却の場合にはフェライト変態開始温度が約 700°C 以上であった。Photo. 2 は種々の冷却時間で冷却した試験片の組織を示す。冷却時間の長い場合には R-8 ($A_3 \rightarrow 500^\circ\text{C}$: 18 s) に示すように塊状フェライトが多数成長したが、冷却時間が短くなると R-11 (5.8 s) のように塊状フェライトが減少した。しかし、冷却時間がさらに短い 12 (3.5 s) では塊状フェライトが R-11 よりも増加した。この塊状フェライトは加熱前のフェライトが残留しているように思われたが、もつとも冷却時間の短い 21 (0.5 s) ではほぼ 100% マルテンサイト組織であり、12 の塊状フェライトはオーステナイトから成長したものであると考えられる。また 12 のような塊状フェライトは SM50A 鋼の場合 $A_3 \rightarrow 500^\circ\text{C}$: 約 0.8 ~ 4 s の冷却時間範囲で観察された。

一方、加熱温度がほぼ同じでも鋼材をオーステナイト化するために最高加熱温度で試験片を温度保持する熱処理時の熱履歴の場合には、冷却時間が短くなるほど塊状フェライトが減少し、SM50A 鋼の再現溶接熱影響部のような短い冷却時間範囲で塊状フェライトが観察される

現象は見られない⁶⁾。この原因としておもに炭素の挙動が考えられる。熱処理用の熱履歴の場合、炭素が最高加熱温度で温度保持いわゆるオーステナイト化の段階において試験片中でほぼ均一に分布する。したがって冷却時間が長いとフェライトは塊状へ成長し、冷却時間が短くなるほどフェライトは塊状へ成長しにくくなる。また、再現溶接熱影響部でも冷却時間の長い場合にはフェライト変態が始まる以前に炭素はほぼ均一に分布して熱処理の場合と類似した経過をたどると思われる。しかし冷却時間が短くなり、SM50A 鋼で $A_3 \rightarrow 300^\circ\text{C}$: 約 4 s 以下となるような場合には炭素が均一に分布せず、炭素量の不均一なオーステナイトの状態ではフェライト変態が始まるものと考えられる。すなわち、加熱前にフェライトの部分には炭素量の少ないオーステナイトであり、冷却時間が短くともフェライト変態しやすく、フェライトは塊状に成長したと考えられる。

3.3 溶接熱影響部と母材原質部との境界

Photo. 3 は SM50B 鋼大入熱溶接部のマクロ組織を示す。この写真において熱電対さう孔先端やや下部に見られる黒いバンドは、実物ではうすくエッチングされ、写真では黒く見られる。この黒いバンドの幅は、入熱量の大きいほど広く、いずれの入熱量のものでも一般に白いバンドの熱影響部幅の約 20% であった。ただし、光学顕微鏡によるミクロ観察ではこの黒いバンド内のパーライト組織はいずれの入熱量の場合でも母材原質部のパーライトとほとんど同じであった。そこでさらに溶接熱影響部と母材原質部付近を電子顕微鏡により詳細に調べた。Photo. 4 は中入熱溶接熱影響部および母材原質部を

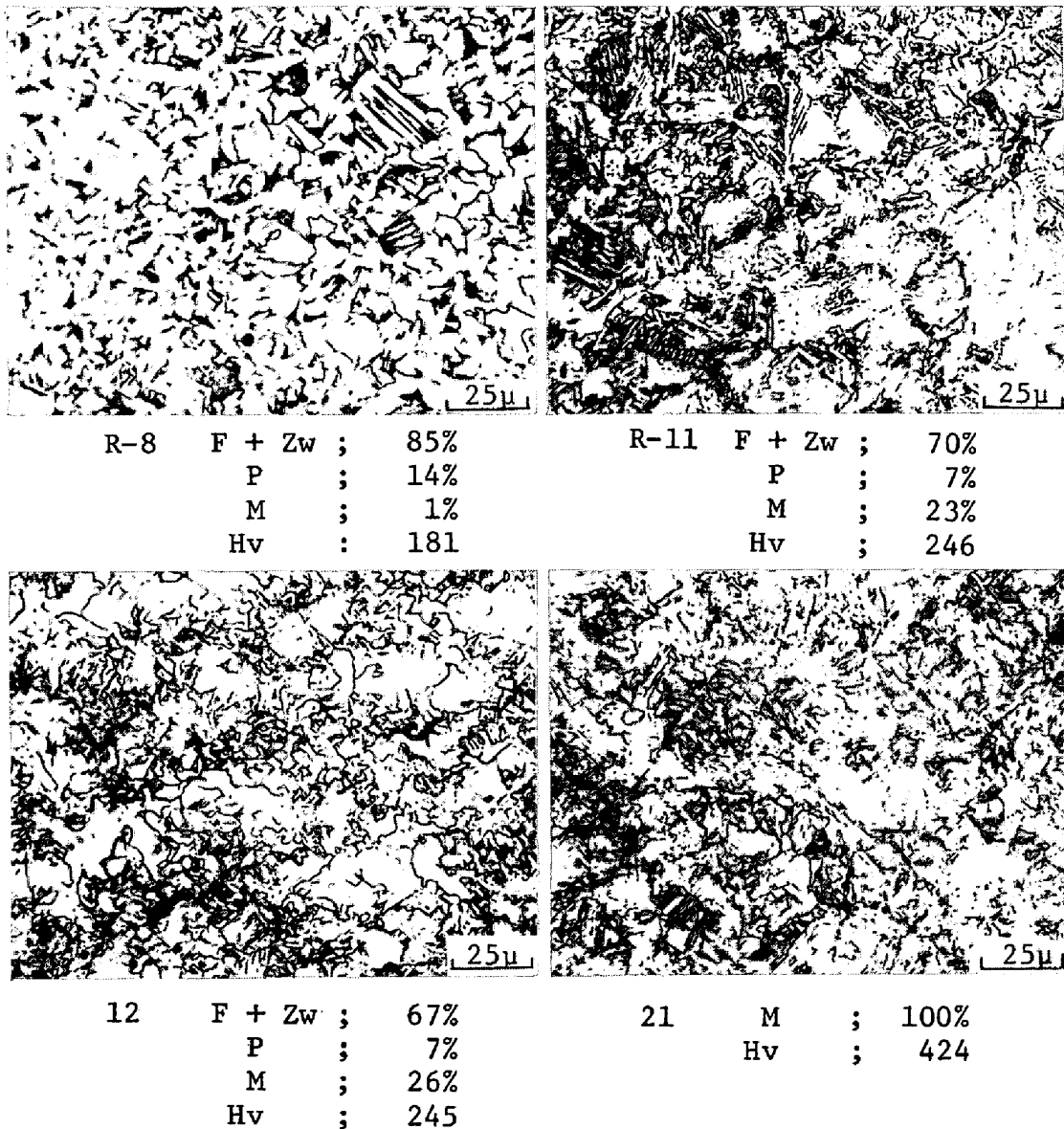


Photo. 2. Microstructures of specimens cooled with various cooling time for Steel SM50A (Max. heat. temp.: 950°C)

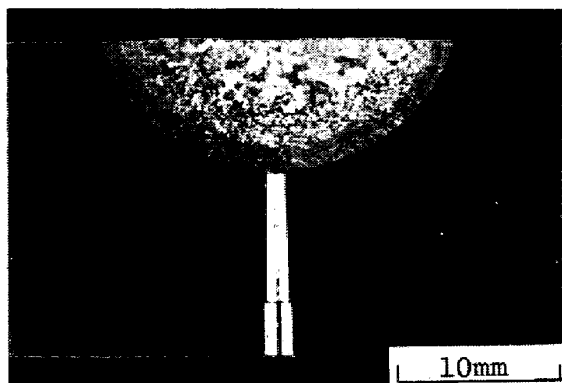


Photo. 3. Macrostructure of high heat input welding for Steel SM50B.

示す。(a)は低倍率(×70)のものであり、(a)の写真で熱影響部と明確に判断された部分を拡大(×280)して(b)に示す。上述の黒いバンドの部分(c)に示す。ここに見られるパーライトは母材原質部のパーライト(d)と同じであるが、(c)のパーライトを電子顕微鏡によりさらに拡大(×3500)すると(e)のようになり、母材原質部のパーライト(f)と異なる様相を示していた。(e)は母材原質部のパーライトが溶接熱サイクルによって一部オーステナイト化し、冷却途中で低温変態生成物が生じたものと考えられる。したがって、溶接部のマクロ組織の白いバンドと黒いバンドの部分は溶接熱サイクルによつて組織変化を生じた領域であり、母材原質部と黒いバンド部との境界が Ac_1 温度に加熱された部分で

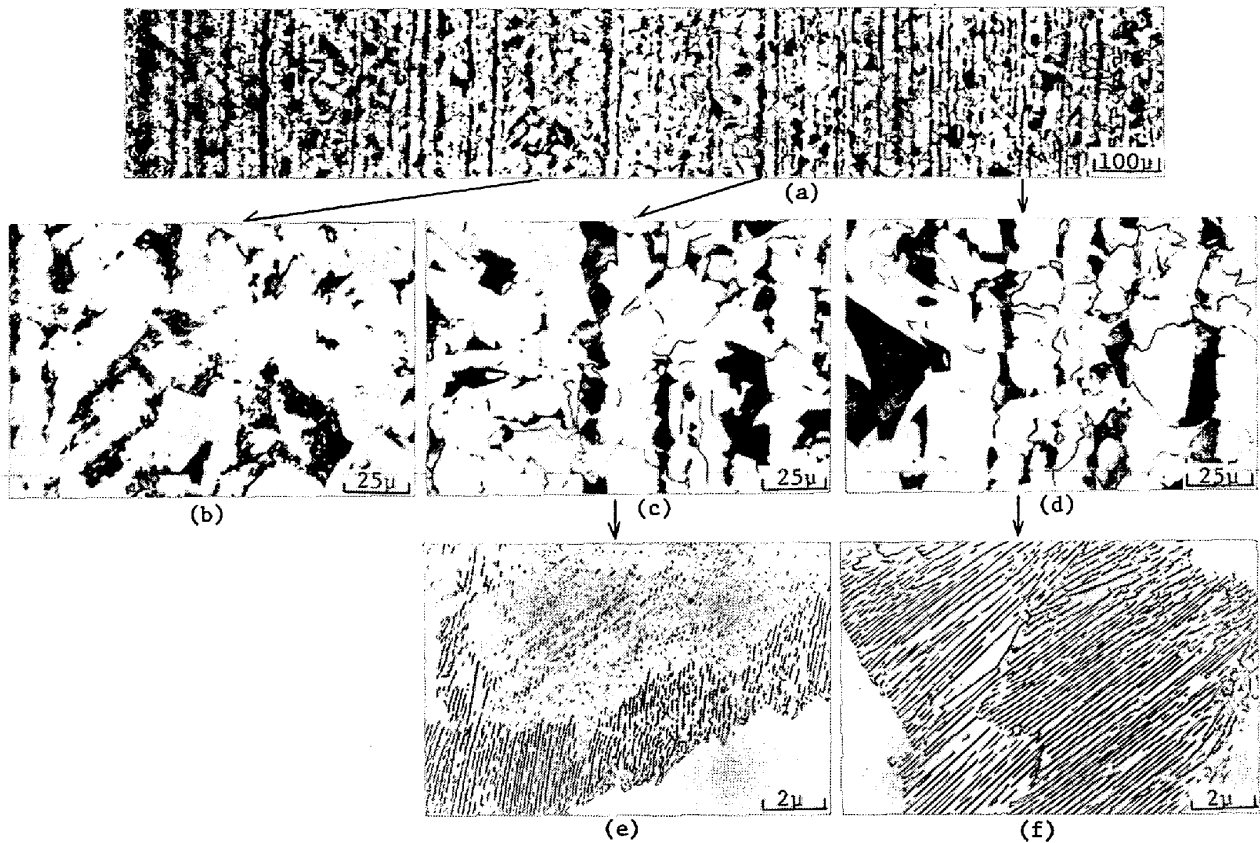


Photo. 4. Microstructures of HAZ and base metal for middle heat input welding of Steel SM50B.

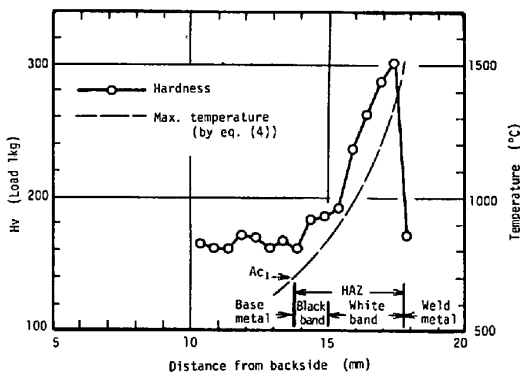


Fig. 2. Hardness at HAZ in middle heat input welding for Steel SM50B.

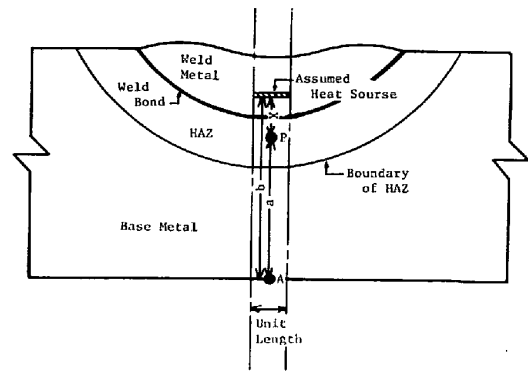


Fig. 3. Heat-affected zone heated by instantaneous plane heat source.

あると考えられる。

溶接部のピッカース硬さ（荷重1 kg）を測定した結果を Fig. 2 に示す。これには後述(4)式から求めた溶接熱影響部の最高到達温度をも併記した、これらによると、硬さは A_{c1} 温度以上に加熱された部分から徐々に増加した。硬さの増加のゆるやかな部分はマクロ組織の黒いバンドに相当する部分であり、この部分の硬さは母材原質部よりも明らかに高くなり始めている。また白いバンドと黒いバンドとの境いの最高到達温度は約 800°C であつた。

なお、SM50B 鋼の A_{c1} 温度については熱膨張法により加熱速度範囲を $3^{\circ}\text{C}/\text{min}\sim 125^{\circ}\text{C}/\text{s}$ に変化させて測定した結果、 A_{c1} 温度は加熱速度にかかわらず 701°C の一定値が得られた。

3.4 溶接熱影響部の最高到達温度の推定

Fig. 3 において、溶接部を熱源とし、この熱源のごく近傍すなわち溶接熱影響部の温度上昇を検討するものとする、熱の流れは近似的に一次元と見なすことができる。溶接熱影響部の任意の位置 P 点の最高到達温度は瞬間面熱源の一次元熱伝導理論から(1)式のように示され

る⁶⁾.

$$T_{\max} - T_0 = \frac{Q}{v \cdot c \cdot \rho \cdot X \cdot \sqrt{2\pi e}} \dots\dots\dots (1)$$

ここで

T_{\max} : 溶接熱影響部の任意の位置 P 点における最高到達温度 (°C)

T_0 : 鋼板の初期温度 (°C)

Q : 単位時間あたり瞬間面熱源から与えられる熱量 (cal/s·cm)

v : 溶接速度 (cm/s)

c : 鋼板の比熱 (cal/g·°C)

ρ : 鋼板の密度 (g/cm³)

X : 熱伝導理論による面熱源位置から溶接熱影響部の任意の位置 P 点までの距離 (cm)

(1)式では、溶接条件および母材が決まれば Q , v , c および ρ を定数と見なすことができ、

$$K = \frac{Q}{v \cdot c \cdot \rho \cdot \sqrt{2\pi e}} \dots\dots\dots (2)$$

とすると(1)式は

$$T_{\max} - T_0 = \frac{K}{X} \dots\dots\dots (3)$$

と表される。 X は瞬間面熱源から P 点までの距離であるが、ここでは溶接金属全体を熱源としており、溶接金属のどの位置を実質上の熱源位置とするかが問題である。

この実質上の熱源位置を求めるために、すでに明らかにされているボンド部の温度すなわち鋼板の溶融温度 (T_{MP}) と溶接熱影響部と母材原質部との境界の温度 (T_{Ac1}) を利用し、溶接熱影響部の各位置を表示するための基準点として鋼板の裏面(A)を選ぶと、 Fig. 3 で $X = b - a$ であるから(3)式は

$$T_{\max} - T_0 = \frac{K}{b - a} \dots\dots\dots (4)$$

のようになる。ここで P 点をボンド上に選ぶと

$$T_{MP} - T_0 = \frac{K}{b - a_{MP}} \dots\dots\dots (5)$$

a_{MP} : 鋼板裏面からボンド部までの距離 (cm)

また P 点を溶接熱影響部と母材原質部との境界にとると

$$T_{Ac1} - T_0 = \frac{K}{b - a_{Ac1}} \dots\dots\dots (6)$$

a_{Ac1} : 鋼板裏面からこの境界線までの距離 (cm)

となる。(5)式および(6)式の連立方程式から K および b を求めれば溶接熱影響部の任意の位置 P 点における最高到達温度 T_{\max} は A 点と P 点との距離 a を測定すれば(4)式から計算することができる。本研究では SM50B 鋼溶接ボンド部の温度を 1500°C, A_{C1} 温度は実測結果から 701°C とした。鋼板裏面からボンド部までの距離

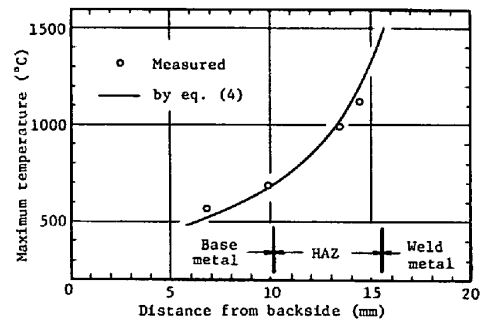


Fig. 4. Maximum temperature at HAZ in high heat input welding.

は 3.1 項で述べた方法により求め、鋼板裏面から溶接熱影響部と母材原質部との境界については 3.3 項で述べたように溶接熱影響部の黒いバンドと母材原質部との境界を実体顕微鏡を用いて測定した。溶接熱影響部の最高到達温度の計算結果と熱電対による実測結果を比較して Fig. 4 に示す。両者は溶接熱影響部の領域でよい一致を示した。

この溶接熱影響部の最高到達温度を推定する方法は、溶接金属の溶け込み形状が平滑な半円または半楕円をもつような一次元的熱伝導として近似される場合に適用できるものと考えられる。この方法の便利なことは、溶接入熱量が未知であっても溶接部のマクロ組織からボンド部と溶接熱影響部境界の位置を測定することにより、最高到達温度を容易に推定することができることである。

4. 結 論

SM50 鋼の溶接熱影響部を金属組織学的に検討するとともに、溶接熱影響部の領域を明確にし、これを用いて溶接熱影響部各位置の最高到達温度を簡単に推定する方法を提案した。その結果を要約すると次のとおりである。

1) 溶接ボンド部の溶融線の観察には界面活性剤入り飽和ピクリン酸水溶液で腐食し、干渉顕微鏡を用いる方法が良好であった。

2) 冷却時間が短い最高加熱温度が 950°C の再現溶接熱影響部 ($A_3 \rightarrow 500^\circ\text{C}$ の冷却時間が約 0.8~4 s) には塊状フェライトが観察された。この塊状フェライトは母材のフェライトが残留したものでなく、完全にオーステナイト化したあと、オーステナイトから新たに析出成長したフェライトであった。この塊状フェライト生成の原因は、再現溶接熱サイクルが急熱急冷であり、炭素の拡散が不十分であったことによるものと考えられる。

3) 溶接熱影響部と母材原質部との境界の A_{C1} 温度に加熱された位置はマクロ組織では黒いバンドの外測であった。

4) 溶接熱影響部の最高到達温度は、瞬間面熱源の一次元熱伝導理論を適用し、ボンド部および溶接熱影響部と母材原質部境界の温度を導入することにより、溶接入熱量が未知の場合であつても溶接ボンドと溶接熱影響部境界との位置から溶接熱影響部の各位置の最高到達温度を簡便にしかも比較的良好に推定することができた。

5) 上記 4) による推定は溶接金属の溶け込み形状が円滑な半円または半楕円をもつような場合に適用される。

本研究の遂行にあたり、実験に協力された名古屋市工業研究所山崎実氏および当時芝浦工業大学学生北本倫夫君に深く感謝します。

文 献

- 1) 稲垣道夫: 金属材料技術研究所報告, 3(1960), p. 24
- 2) たとえば
稲垣道夫: 溶接学会誌, 47(1978), p. 6
- 3) W. F. SAVAGE and E. S. SZEKERES: *Welding J.*, 46(1967), p. 94s
- 4) W. F. SAVAGE, E. F. NIPPES, and E. S. SZEKERES: *Welding J.*, 55(1976), p. 260s
- 5) たとえば
Fundamental Research Labo. R and D Bureau, Nippon Steel Co.: "Continuous Cooling Transformation Diagram" (1972), p. 12
F. WEVER, A. ROSE, W. STRARSBURG, and L. RADEMACHER: "Atlas zur Wärmebehandlung der Stähle" (1954)
など
- 6) 川下研介: "熱伝導論", (1943) [河出書房]