

低炭素鋼板の溶接熱影響部の 変態挙動に及ぼす加熱・冷却速度の影響

金築 裕*・勝亦 正昭*²

Effects of Heating and Cooling Rate on Transformation Behaviors
in Weld Heat Affected Zone of Low Carbon Steel

Yutaka KANETSUKI and Masaaki KATSUMATA

Synopsis : Effects of welding thermal cycle pattern and microstructure of a low carbon base steel on transformation behavior of heat affected zone (HAZ) were investigated in order to know the relationship between microstructure and the deterioration in toughness of HAZ of high heat input welding.

Thermal dilatation and microstructural observations showed that the reverse transformation from ferrite to austenite and from austenite to δ -ferrite occurred displacively at rapid heating. A_{c1} temperature was decreased by heating rate of 200°C/s in TMCP steel, but it was not decreased in normalized steel. This meant that reaustenitization was accelerated in non-equilibrium microstructure. Austenite and δ -ferrite transformed displacively were characterized by inner stress and substructure with defects, which promote the formation of grain boundary ferrite (GBF) and acicular ferrite (AF) in cooling. Slow cooling in stable austenite region above 900°C caused the relaxation of inner stress and the restoration of substructure, which were followed by the retardation of the formation of GBF and AF. GBF related to the precipitation of pearlite bordering on GBF. It was already reported by authors that the lowering toughness of HAZ was attributed by the precipitation of degenerate pearlite.

These results indicate that it is important to simulate thermal cycle accurately in order to evaluate toughness of HAZ of high heat input welding.

Key words : low carbon steel ; high heat input welding ; heat affected zone ; welding thermal cycle ; rapid heating ; grain boundary ferrite ; acicular ferrite ; pearlite ; displacively inverse transformation.

1. 緒言

サブマージアーク溶接, エレクトロスラグ溶接などは大入熱溶接法として, 施工能率の改善に有効である。しかし, 入熱量の増大に伴って溶接熱影響部(以下HAZと記す)の靱性が劣化する問題を有している¹⁾。大入熱化によるHAZ靱性劣化の原因としては, 融点直下の高温域でのオーステナイト粒の著しい成長による変態後のマイクロ組織の粗大化があり, これまで, 微細析出物を利用したオーステナイトの粗大化防止, 酸化物を核とするフェライト変態を利用した組織微細化の試みがなされてきた^{2,3)}。しかし, 大入熱化による熱サイクルの変化と変態組織の関係についての検討は十分とはいえない。

著者らは大入熱溶接の一つである2電極サブマージアーク溶接法による突合せ溶接時の熱サイクルを実測し, その結果に基づいて, 組織を再現することにより, 熱サイクル中の冷却パターンがHAZの靱性劣化に関係していることを明らかにした⁴⁾。すなわち, 大入熱化によりHAZの平均冷却

速度は小さくなるが, A_1 変態点の近くの温度で冷却速度は大きく変化し, A_1 付近以上で急冷, それ以下で徐冷の2段階冷却となることがわかった。また, 変態組織を観察した結果, この熱履歴が原因でわずかな疑似パーライトが生成し, これが靱性劣化を引き起こしていると推測した。

本研究では, 加熱段階を含めた溶接熱サイクルが変態挙動に及ぼす影響を詳細に検討した。

2. 実験方法

供試鋼はTable 1に化学成分を示すTMCP(Thermo-Mechanical Control Process)処理された微細フェライト・パーライト組織の14mm厚材である。

溶接熱サイクルによる変態挙動及び組織変化の検討には,

Table 1. Chemical compositions of steel used (mass%).

C	Si	Mn	P	S	Al	Ti	N
0.07	0.26	1.39	0.006	0.001	0.019	0.021	0.0040

平成9年7月18日受付 平成9年9月10日受理 (Received on July 18, 1997; Accepted on Sep. 10, 1997)

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

* 2 (株)神戸製鋼所加古川製鉄所 (Kakogawa Works, Kobe Steel, Ltd., 2222-1 Ikeda Onoe-cho Kakogawa 675)

急速加熱が可能なフォーマスター試験機を用いた。試験片形状は直径3mm、長さ10mmで、測温は試料中心部に取付けた熱電対により行った。熱サイクルは高周波加熱コイルにより、最高加熱温度を1350°C(一部1420°C)、加熱速度を0.15~200°C/s、高温域(900°C以上)の冷却速度を10~80°C/s、変態域(900°C以下)の冷却速度を0.5~6°C/sに変化させた。溶接時の加熱速度は約500°C/sとなるが、試験機の都合で200°C/sまでとした。

溶接熱サイクル時の連続冷却変態曲線SH(Synthetic Heat-affected zone)-CCT図⁵⁾は、加熱速度200°C/s(試験機の最高加熱速度)、加熱温度・時間1350°C・5s、900°Cまでの冷却速度80°C/s⁴⁾とし、900°Cからの冷却速度を0.5~80°C/sに変化させ、作成した。比較のため加熱速度のみを20°C/sとしたもの及び通常の熱処理用CCT図(試験条件は加熱速度:20°C/s、最高加熱温度:950°C、保持時間:10minとした)も作成した。

組織観察はナイタール腐食後、光学顕微鏡、走査型電子顕微鏡(以下SEMと記す)、透過型電子顕微鏡(以下TEMと記す)により行った。観察位置は試料中心部で、試験片内の組織のばらつきは認められなかった。

3. 実験結果

3.1 変態組織に及ぼす2段冷却時の冷却速度の影響

Fig. 1 に変態組織に及ぼす熱サイクルパターンの影響を検討した結果を示す。高温域(900°C以上)の冷却速度を10°C/sと80°C/sに、変態域(900°C以下)の冷却速度を3°C/s~6°C/sに変化させた場合、組織変化の大きな特徴は高温域の冷却速度が80°C/sと速い場合、変態域の冷却速度が6°C/s及び3°C/sの場合いずれにも粒界での初析フェライト(以下GBF: Grain Boundary Ferriteと記す)が発達することで

ある。一方、高温域の冷却速度が10°C/sと遅い場合、GBFはほとんど観察されない。

3.2 溶接用SH-CCT図と熱処理用CCT図の比較

2段冷却時の変態挙動をより詳細に知るためにSH-CCT図を作成した。Fig. 2 に本供試鋼のSH-CCT図(A)と比較のために作成した熱処理用CCT図(B)を示す。Fig. 2 から熱処理用CCTでベイナイト変態(図中のB領域)が起こる冷却速度(10~80°C/s)の範囲で、SH-CCT図の変態開始温度は熱処理用CCT図の変態開始温度より上昇することがわかる。

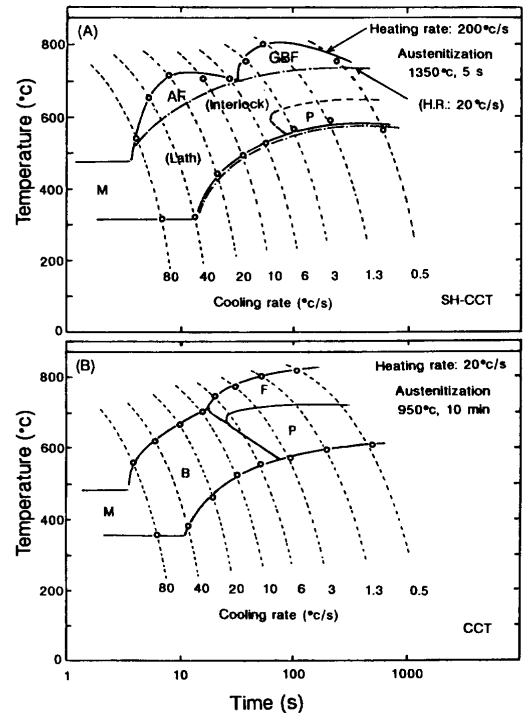


Fig. 2. SH(synthetic heat-affected zone)-CCT(A) and conventional CCT(B) diagrams of steel used. Cooling rate from 1350°C to 900°C in SH-CCT diagram: 80°C/s.

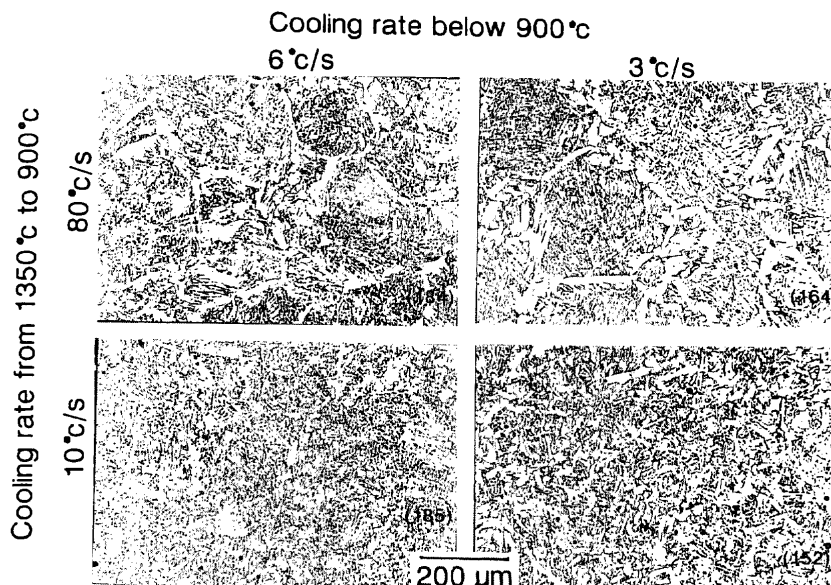


Fig. 1. Optical micrographs showing the effect of cooling pattern on formation of grain boundary ferrite.

SH-CCT図中には、加熱速度のみを $20^{\circ}\text{C}/\text{s}$ と遅くした場合の変態開始と終了の温度を一点鎖線で示しているが、変態開始温度は加熱速度が $200^{\circ}\text{C}/\text{s}$ の場合と比べ低下しており、明瞭なGBFの析出は認められなくなる。加熱速度が $20^{\circ}\text{C}/\text{s}$ の場合のSH-CCT図と熱処理用CCT図の変態開始温度を比較すると、結晶粒径の影響を知ることができる。従来から知られているように、変態開始温度は結晶粒径が大きい方が低下している。これらの結果から、SH-CCTの変態挙動には結晶粒径に加えて、加熱速度が重要な因子であることがわかる。

Fig. 3はSH-CCT図の種々の冷却速度に対応する組織を光顕およびTEMで観察した結果を示している。冷却速度が $6^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以下においてはGBFが観察されるが、 $20^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上ではGBFは観察されない。 $3^{\circ}\text{C}/\text{s}$ のTEM観察結果に示すように、GBFに隣接してパーライトが観察され、パーライトの析出はGBFの反応と関連していることが示唆される。GBF以外の主な組織はアシキュラー・フェライト(以下AFと記す)である。AFの形態は冷却速度によって変化し、 $6^{\circ}\text{C}/\text{s}$ では典型的な組木状(interlocking type)に、冷却速度が $20^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上ではラス状(lath type)に変化する。また、全体に認められる微細な分散相はTEM観察によると、島状マルテンサイトである。

Fig. 2 (A)中に示したPは加熱速度が $200^{\circ}\text{C}/\text{s}$ の場合のパーライトの析出領域を組織観察結果から予測して記入したものである。GBFが析出する冷却速度範囲で、パーライトの析出が観察されることがわかる。

3.3 アシキュラー・フェライト組織に及ぼす加熱速度の影響

前節の結果から、AFの形態は冷却速度によって変化することがわかった。また、変態は加熱速度の影響も受ける

ことがわかった。そこで、AF組織に及ぼす加熱速度の影響を調査した。Fig. 4は加熱速度の影響を明確にするため、最高加熱温度に到達後直ちに $6^{\circ}\text{C}/\text{s}$ で冷却を行い、光顕、SEM観察した結果である。最高加熱温度は 1420°C で、加熱速度は $100, 50, 5^{\circ}\text{C}/\text{s}$ である。写真中の()内の数字はビッカース硬度(試験荷重 9.8N)を示す。加熱速度によりAFの形態、硬さはいずれも大きく変化している。加熱速度が大きいほど、AF組織は比較的長く、直線的で、明瞭な輪郭となり、硬さも大きくなる。

3.4 逆変態挙動に及ぼす加熱速度の影響

加熱速度により変態後の組織、硬さが変化するのは、変態前のオーステナイト状態が加熱速度により変化していると考えられる。そこで、フェライトからオーステナイトへの逆変態挙動をフォーマスター試験の熱膨張曲線から検討した。加熱速度は $5^{\circ}\text{C}/\text{s}$ の徐加熱と $200^{\circ}\text{C}/\text{s}$ の急速加熱とを比較した。

Fig. 5は得られた加熱時の熱膨張-温度曲線である。実線はTMCP処理された供試材から直接採取された試験片の結果を示す。 $5^{\circ}\text{C}/\text{s}$ の場合、 A_{c1} は 710°C 、 A_{c3} は 870°C また δ -フェライトへの変態点 A_{c4} は 1420°C であり、Fe-C 2元状態図の平衡状態の A_1 723°C 、 A_3 880°C 及び A_4 1440°C に近い値が得られた。一方、 $200^{\circ}\text{C}/\text{s}$ の場合、フェライトからオーステナイトへの変態は徐加熱ほど明瞭な形の変態収縮を起こさないが、 A_{c1} 、 A_{c3} 点を直線から偏倚する温度として求めると、徐加熱に比べ A_{c1} 点は 50°C 低温側に、 A_{c3} 点は 50°C 高温側に移動している。また、 A_{c4} も 40°C 低温側に移動した。オーステナイトへの変態による収縮量は加熱速度が増大すると減少した。

図中の破線はTMCP組織の供試鋼を 950°C 、10minのオーステナイト化の後に、 $0.5^{\circ}\text{C}/\text{s}$ で冷却し、組織をフェライト・

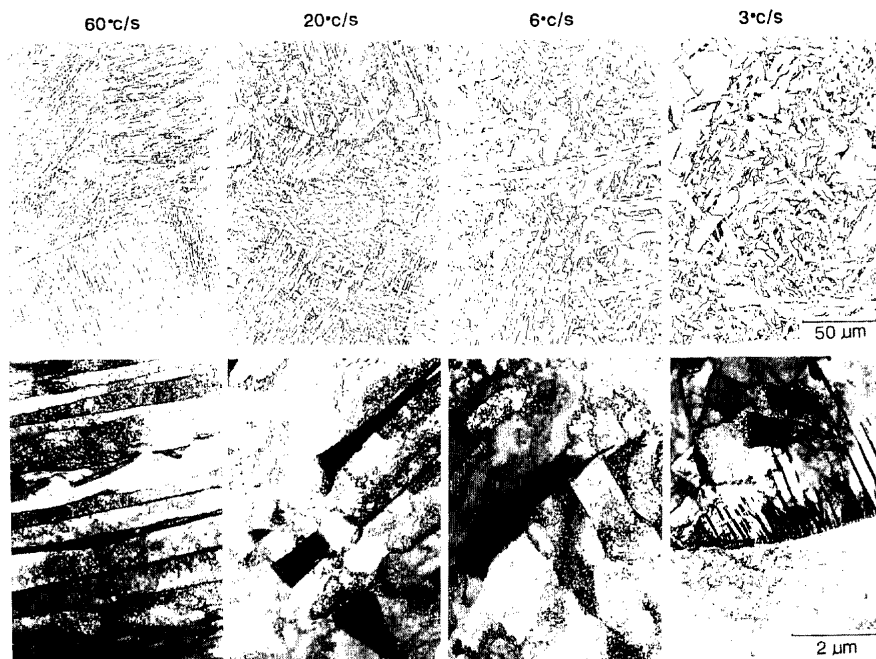


Fig. 3. Optical and TEM micrographs at various cooling rate in SH-CCT diagram.

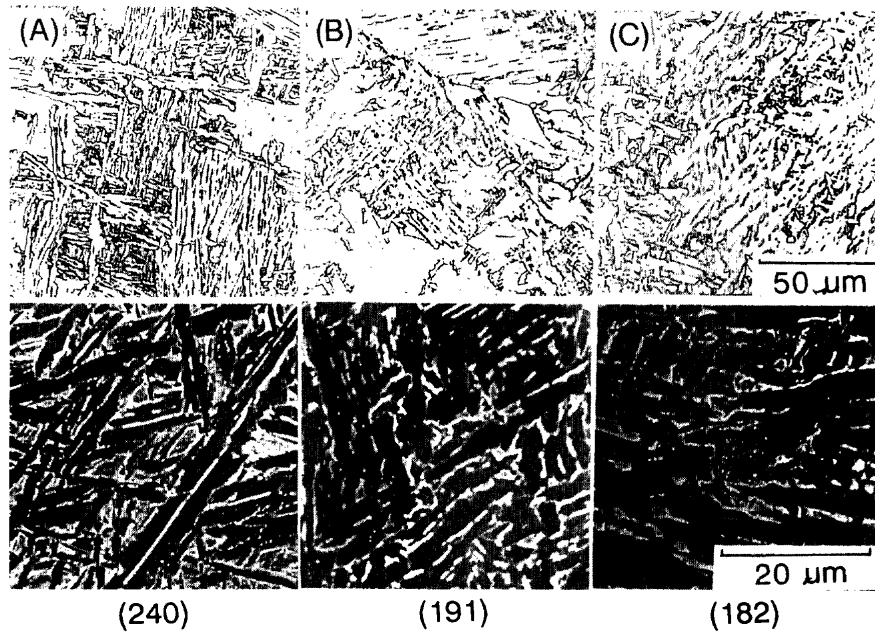


Fig. 4. Optical and SEM micrographs showing the effect of heating rate on the morphology of acicular ferrite transformed at 6°C/s. Heating rate : (A) 100°C/s, (b) 50°C/s, (C) 5°C/s. Figure in () : Vickers hardness.

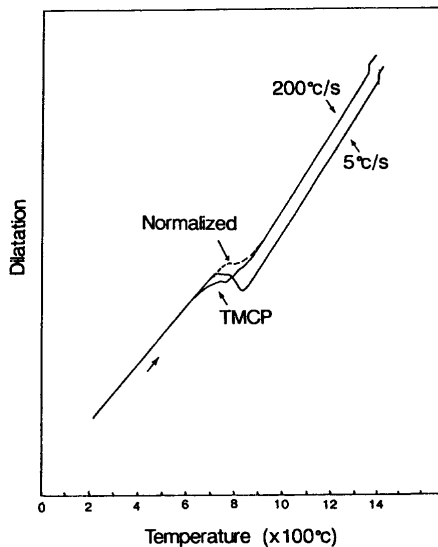


Fig. 5. Dilatation curves of rapid and slow heating in TMCP and normalized steels.

パーライト標準組織とした後に200°C/sで加熱した場合の測定結果を示す。標準組織の A_{c1} 、 A_{c3} は、それぞれ、740°C、920°Cとなり、TMCP組織と比べ A_{c1} は80°C高温側に移り、 A_{c3} は変化しなかった。 A_{c1} は前組織によって大きく変化することがわかる。一方、 A_{c4} およびオーステナイト変態時の収縮量については前組織の影響が見られなかった。

そこで、逆変態途中の種々の温度からヘリウムガスの吹き付けによる急冷(約150°C/s)を行い、組織を凍結し、加熱速度、前組織による逆変態中の組織変化を調査した。観察した組織のSEM写真をFig. 6に示す。5°C/sで加熱した場合、パーライト相のセメントイトの分断、球状化がまず起こり、フェライト/パーライト界面からオーステナイト粒が生成、成長する通常の拡散型の逆変態挙動が確認された。

また、オーステナイト/フェライト界面は比較的滑らかである。一方、200°C/sで急速加熱した場合、700°Cから急冷すると、TMCP組織ではパーライト部がオーステナイト化しているが、標準組織ではパーライトのままである。800、870°Cからの急冷で、両組織ともオーステナイト化が進行しており、界面は針状を呈していることがわかる。すなわち、急速加熱の場合、前組織がTMCP組織及び標準組織のいずれにおいてもパーライト相がセメントイトの球状化を経ないで、直接オーステナイト化した後、針状にフェライト粒内に成長していることが推測される。

Fig. 7はTMCP処理ままの供試鋼を急速加熱し、各温度から急冷した場合の組織をTEMで観察した結果である。針状のマルテンサイト組織がフェライト中に伸びていることが分かる。この針状のマルテンサイトは逆変態で生成したオーステナイトがその後の冷却でマルテンサイトとなったものである。

4. 考察

前章で述べたように、変態以前の履歴がHAZの特徴的な組織形成に重要な役割を果たしていることがわかった。本章では、まず、加熱過程における逆変態挙動、次いで、冷却過程における組織形成に関する考察を行う。

4・1 逆変態挙動に及ぼす加熱速度の影響

通常の徐加熱時の逆変態はセメントイト/フェライト界面でオーステナイト粒が形成され、それらが成長することにより進行し、オーステナイト/フェライト界面は滑らかである。しかし、加熱速度が速い場合、Fig. 6, 7の組織観察の結果は拡散型ではなく剪断型の逆変態が起こることを示唆

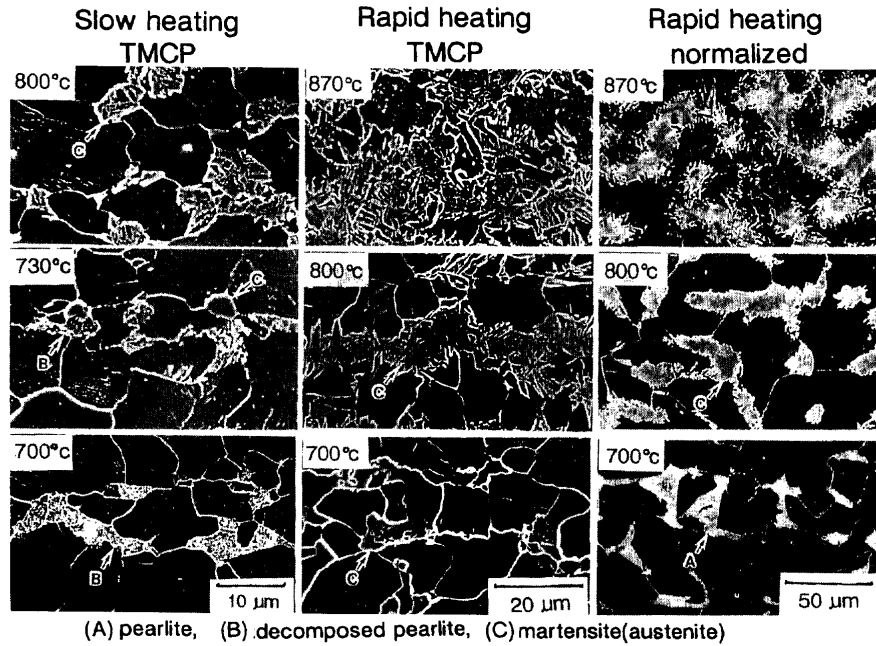


Fig. 6. SEM micrographs showing the re-austenitization behavior of rapid and slow heating in TMCP and normalized steels observed after quenching at various temperatures.

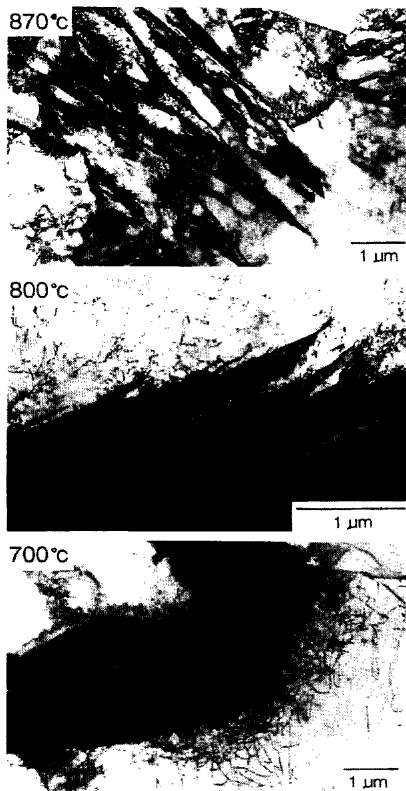


Fig. 7. TEM micrographs showing the re-austenitization behavior of rapid heating of TMCP steel observed after quenching at various temperatures.

している。急速加熱による収縮量の減少もこの変態機構の変化の結果と理解される。

逆変態の機構については、例えば、純鉄のウィスカーでは加熱速度が速くなると剪断機構に変化することが報告されている^{6,7)}。一方、鋼において、逆変態挙動は炭素量、前

組織の影響を受け⁸⁻¹⁰⁾、例えば、球状炭化物は剪断型変態の抵抗になるが¹¹⁾、パーライトはオーステナイト化時に炭素のマクロ的な組成変化が不要なため、剪断型逆変態を起こしやすい¹²⁾ことが知られている。

A_{c1} 、 A_{c3} の加熱速度による変化に関しては、焼鈍によるフェライト-パーライト組織や焼鈍または焼入れ-焼戻しによるフェライト-球状炭化物組織においては、 A_{c1} 、 A_{c3} ともに加熱速度の増加とともに上昇することが知られている⁸⁻¹⁰⁾。また、加熱速度が約 $100^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上となると無拡散型の逆変態が起こることが知られている^{9,10)}。本研究においても、標準組織の場合、加熱速度の上昇により A_{c1} 、 A_{c3} は上昇した。

一方、TMCP組織では標準組織に比べ A_{c1} が低下し、逆変態が促進されることがわかった。両組織はいずれもフェライト・パーライト組織であるが、フェライトとパーライトの構成比はTMCP組織と標準組織では異なり、パーライト量の面積率の測定結果はそれぞれ18%及び9%であり、TMCP組織のパーライト量は平衡状態の約2倍となっている。TMCP組織は非平衡な組織となっているため、変態による内部応力が残っていると考えられる。これを急速加熱した場合、加熱中に内部応力が解放されず、剪断型の逆変態を促進したと考えられる。また、フェライトとパーライトの熱膨張率は、それぞれ、 $0.06\%/\text{C}$ で $14.2 \times 10^{-6}/\text{K}$ 、 $0.80\%/\text{C}$ で $13.6 \times 10^{-6}/\text{K}$ と異なる。したがって、熱膨張差により発生する熱応力が、急速加熱では加熱中に緩和されず、この熱応力も剪断型逆変態の駆動力として働く可能性が考えられる。しかし、 A_{c3} は従来報告と同様に加熱速度の増加とともに上昇するので、非平衡組織の剪断型逆変態挙動に関しては、詳細な検討が今後必要である。

Fig. 8は加熱速度と A_{c4} との関係を示したものである。

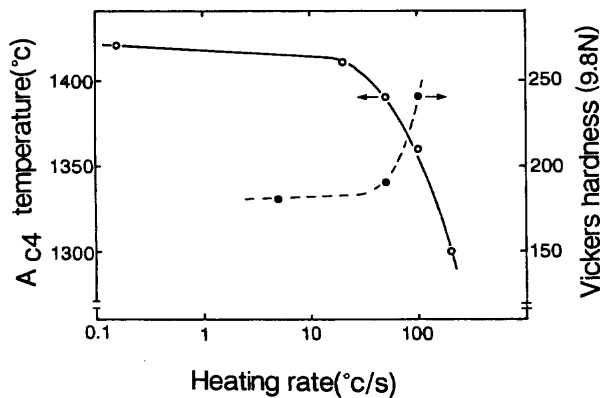


Fig. 8. Effect of heating rate on A_{c4} temperature and Vickers hardness cooled at 6°C/s without holding time at 1420°C .

Fig. 5～7に示したように、加熱速度が増すと A_{c1} は低下し、剪断的逆変態が起こるが、 A_{c4} も約 10°C/s 以上の加熱速度から大きく低下する。この結果はオーステナイトから δ -フェライトへの逆変態も剪断的に起こっていることを示唆している。その結果、HAZにおいては剪断的逆変態で形成されたオーステナイトまたは δ -フェライトから冷却中の変態が起こることとなる。また、Fig. 8中には加熱速度とFig. 4で示した冷却後のビッカース硬さとの関係も示してあるが、加熱速度とともにビッカース硬さは増大し、冷却後の組織は加熱時の逆変態挙動の影響を受けることが予想される。

4.2 粒界フェライトとアシキュラーフェライトの析出

Fig. 2 (A)に示したように、加熱速度が 200°C から 20°C へ減少すると、GBFは形成されない。これは、急速加熱時の剪断型逆変態により形成されたオーステナイトあるいは δ -フェライト中の内部応力や下部組織が変態を促進するためと考えられる。Klukenらの溶接金属による研究^{13,14)}では δ -フェライトからオーステナイトへの変態はKSもしくはNW関係で起こることが報告されている。 A_{c4} 以上に加熱されるHAZも同じ機構が働いていると考えられるので、 δ -フェライト中の内部応力や下部組織はオーステナイトへ受け継がれると考えられる。一方、Fig. 1に示したように、急速加熱しても、 900°C までの冷却を徐冷すると、GBFは形成されない。これは、高温域を徐冷すると内部応力の緩和や下部組織の回復が起こり、GBFの析出が抑制されたためと考えられる。

Fig. 2, 3に示したように、GBFが析出する冷却速度で、パーライトの析出が観察される。これはGBFの析出により、フェライト/オーステナイト界面近傍に炭素が濃縮した結果と考えられる。AFの析出ではGBFに比べ変態温度が低く、炭素の濃縮が十分に起こらないため、パーライトの析出が起こらないと考えられる。前報⁴⁾で報告したように(疑似)パーライトの析出は脆性破壊の起点となり¹⁵⁾、シャルピー衝撃遷移温度を高温側に移動させるが、これにはGBFの析出

が重要な役割を果たしている。

AFに関しては溶接金属の基本的な組織であり、溶接金属での研究が多い。溶接金属は溶湯から凝固した δ -フェライトがオーステナイトを経てフェライト変態する。Ricksら¹⁶⁾はAFの変態は、共鳴核形成(Sympathetic nucleation)¹⁷⁾によって起こることを指摘している。共鳴核形成ではフェライト/オーステナイト界面エネルギーが重要な要素であるため、加熱時の剪断型逆変態で形成されるオーステナイト中の下部組織がAFの形成を促進すると推察される。Fig. 2 (A)に示したように、加熱速度が 20°C から 200°C へ増加するとAFの変態開始温度が上昇する原因はここにあると考えられる。加熱速度、冷却速度によってAFの形態が変化することからも、詳細は不明であるが、オーステナイト中の下部組織がAFの形態に影響していると考えられる。

5. 結言

溶接熱サイクルにより形成される組織を、加熱速度及び高温域の冷却速度に着目して調査した結果、溶接時の加熱速度に対応する速度領域で剪断機構と推定される逆変態が起こることがわかった。剪断型逆変態により形成され内部応力や下部組織を含むオーステナイトは、GBFやAFへの変態を促進することがわかった。高温域の冷却速度は内部応力の解放や下部組織の回復の過程に関与し、徐冷によりGBFやAFへの変態は抑制される。GBFの生成は隣接する領域にパーライトを析出しやすい状況を作り出し、HAZ靱性を劣化させる。本研究から、HAZ靱性の評価には、熱サイクルの忠実な再現が必要であることがわかった。

文 献

- 1) 熊倉 靖, 貝原正一郎: 溶接学会誌, **58** (1989), 115.
- 2) 関野昌蔵: 第36・37回西山記念技術講座, 日本鉄鋼協会編, 東京, (1975), 151.
- 3) H.Homma, S.Ohkita, S.Matsuda and K.Yamamoto: Weld. J., **66** (1987), 301-s.
- 4) 金楽 裕, 池田英次, 勝亦正昭: 鉄と鋼, **84** (1998), 131.
- 5) 春日井孝昌, 稲垣道夫: 溶接学会誌, **43** (1974), 1004.
- 6) R.P.Zerwekh and C.M.Wayman: Acta Metall., **13** (1965), 99.
- 7) L.Kaufman and M.Cohen: Progress in Metal Physics, Vol.7, ed. by B.Chalmers and R.King, Pergamon Press, London, (1958), 165.
- 8) W.J.Feuerstein and W.K.Smith: Trans. ASM, **46** (1954), 1270.
- 9) K.J.Albutt and S.Garber: J. Iron Steel Inst., **204** (1966), 1217.
- 10) 井田信洋, 横田清義, 三輪敬之: 日本金属学会誌, **39** (1975), 255.
- 11) M.L.Bernshtein, L.M.Kaputkins and O.Yu.Tikhomirova: Steel USSR, **20** (1990), 454.
- 12) I.V.Lyasotskiy and D.V.Shtanski: Phys. Met. Metallogr., **71** (1991), 116.
- 13) A.O.Kluken, O.Grong and G.Rorvik: Metall. Trans.A, **21A** (1990), 2047.
- 14) A.O.Kluken, O.Grong and J.Hjelen: Metall. Trans.A, **22A** (1991), 657.
- 15) 松田昭一, 関口昭一, 影山英明: 鉄と鋼, **64** (1978), 1209.
- 16) R.A.Ricks, P.R.Howell and G.S.Barritte: J. Mater. Sci., **17** (1982), 732.
- 17) H.I.Aaronson and C.Wells: J.Met., **8** (1956), 1216.