

討17 溶接熱影響部におけるオーステナイト結晶粒粗大化の定量的検討

大阪大学 工学部

井川 博
○大重 広明

1. 緒言

溶接熱影響部 (HAZ) における材質劣化は種々の冶金学的要因がからみ合った複雑な現象である。これらの要因のうち、結晶粒粗大化はじん性の劣化などに加かなりの影響を及ぼしていると考えられる。

従来、HAZの粗粒化は主として定性的に検討されてきた。しかしながら、HAZの材質劣化の程度の予測、適切な溶接条件の選択などのためには、この現象を定量的に明らかにする必要がある。よって、著者らはHAZにおける結晶粒粗大化について定量的な検討を加えることにより、溶接熱サイクル時のオーステナイト結晶粒粗大化過程ならびに溶接条件とHAZのオーステナイト結晶粒径との関係などを明らかにした。さらに、このような取り扱いの応用例についてもじやっかんの検討を加えた。

なお、以後オーステナイト結晶粒径を結晶粒径と略記する。

表1 供試鋼の化学組成 (wt%)

2. 供試材料ならびに実験方法

実験に用いた80ならびに100kg/mm²級低合金高張力鋼(それぞれHT80, HT100と記す)の化学組成を表1に示す。

Mark	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	V	B
HT80	0.10	0.25	0.87	0.004	0.003	0.23	1.04	0.51	0.37	0.03	0.001
HT100	0.12	0.47	1.18	0.015	0.009	0.15	0.95	0.59	0.36	0.05	—

恒温加熱ならびに熱サイクルは高周波誘導加熱により与えた。TIG溶接については溶加材を用いなしで2mm厚の板上にアークを走らせ、サブマージアーク溶接については12mm厚の板をI開先で突合せ溶接し、電子ビーム溶接については25mm厚の板上にビームを走らせた。それぞれの場合について、溶け込みがほぼ二次元的である範囲内で溶接入熱を変化させた。

マルテンサイト組織の旧オーステナイト粒界を現出させ、linear intercept法により結晶粒径を測定した。溶接後空冷のままではHAZがマルテンサイト組織にならない場合は溶接後試験板全体を水冷してHAZをマルテンサイト組織にした。なお、このような水冷処理は結晶粒径にほとんど影響を及ぼさない。

3. 恒温加熱過程の結晶粒成長

一例として、HT80を恒温加熱したときの結晶粒径の測定結果を図1に示す。図1より本供試材において、従来から主として実験的に求められている恒温加熱過程における結晶粒成長式(1)式が成り立ち、定数 α の値が4であることがわかる。

$$D^{\alpha} - D_0^{\alpha} = kt \quad (1)$$

(D : 結晶粒径 (mm), t : 加熱時間 (min), D_0 : $t=0$ における結晶粒径 (mm), α, k : 定数)

さらに、図2は数種の鋼についても $t=10$ secにおける(1)式の左辺の値の加熱温度依存性を調べた結果である。これより、(1)式の k は(2)式で与えられる。

$$k = k_0 \exp(-Q/RT) \quad (2)$$

(T : 加熱温度 (°K), k_0 : 定数 (mm²/min), Q : 拡散の活性化エネルギー (cal/g-atom), R : ガス定数)

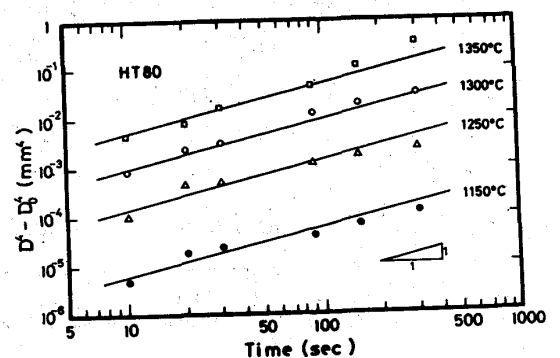


図1 恒温加熱過程の結晶粒成長

(1), (2)式より恒温加熱過程の結晶粒成長式は(3)式で与えられる。

$$D^a - D_0^a = k_0 t \cdot \exp(-Q/RT) \quad (3)$$

($a = 4$, $k_0 = 2.969 \times 10^{15} \text{ mm}^4/\text{min}$, $Q = 126,900 \text{ cal/g-atom}$)

4. 熱サイクル過程における結晶粒成長

いま、図3に示すように熱サイクルを階段状に細分し、おのこのステップにおいて(3)式を適用する。すなわち、

$$\text{温度 } T_1 \text{ において } D_1^a - D_0^a = k_0 \Delta t_1 \cdot \exp(-Q/RT_1)$$

$$\text{温度 } T_2 \text{ において } D_2^a - D_1^a = k_0 \Delta t_2 \cdot \exp(-Q/RT_2)$$

(D_1, D_2 : それぞれ図3のB, C点における結晶粒径)

このような各ステップにおける結晶粒成長を加え合わせるにより温度 T_i における結晶粒径 (D_{i-1}) は(4)式で与えられる。

$$D_{i-1}^a - D_0^a = k_0 \sum_{l=1}^{i-1} \Delta t_l \cdot \exp(-Q/RT_l) \quad (4)$$

なお、(4)式において、 $\sum \Delta t_l \cdot \exp(-Q/RT_l)$ の値は熱サイクルにより変化するので便宜上「熱サイクル項」と称する。

つぎに、(4)式の妥当性を検討する。図4は焼もどしマルテンサイト組織の試片に図中に示す加熱を与えたときの結晶粒径の実測値と(4)式による計算値との比較である。計算の初期条件としては、加熱途中において形成されたオーステナイト結晶粒がほぼ均一になったときの結晶粒径ならびに温度を用いている。図4によると、計算値と実測値とはかなりよく一致しており、このことから(4)式により熱サイクル過程の結晶粒成長が計算できることがわかる。

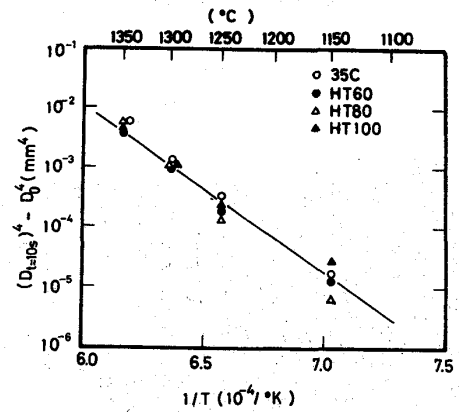


図2 結晶粒成長の温度依存性

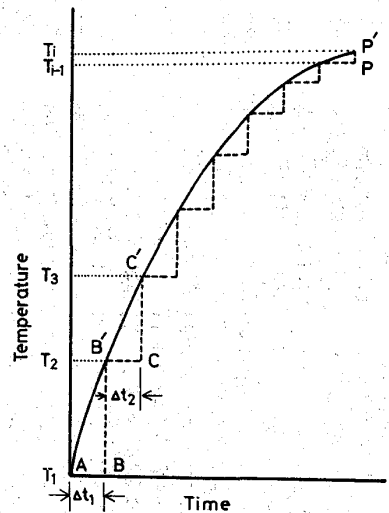


図3 模式熱サイクル

5. 溶接熱影響部における結晶粒成長現象

まず、(4)式の溶接熱サイクルへの適用について検討した。図5の計算値はサブマージーク溶接のHAZにおいて実測した溶接熱サイクルに(4)式を適用して計算した結晶粒径である。図によると、このような計算値は実測値とほぼ一致している。このことからHAZの結晶粒径も(4)式により計算できることが確認された。

つぎに、測定した溶接熱サイクルに(4)式を適用して計算した溶接熱サイクル過程における結晶粒の

成長過程の例を

図6に示す。図

によると、オ-

ステナイト結晶

粒は加熱過程の

約1100℃から急

激な成長を開始

し、ピーク温度

近傍での成長が

非常に著しい。

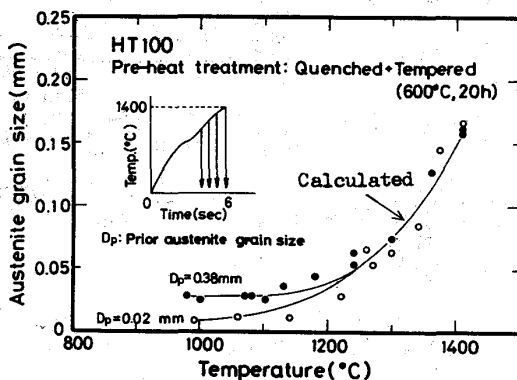


図4 加熱過程の結晶粒成長の計算

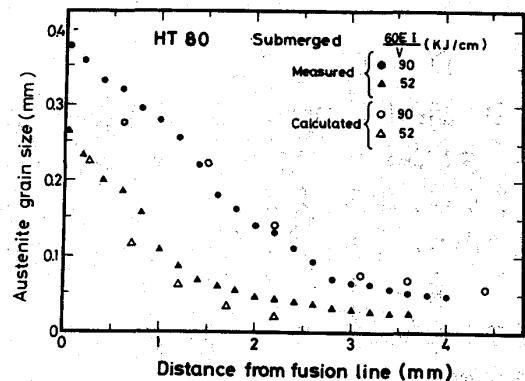


図5 HAZの結晶粒径の計算

冷却過程における成長は加熱過程ほど著しくはなく、温度低下とともに成長量は急激に減少する。このような結果をさらに定量的に検討すると、HAZ粗粒域においては、加熱過程の成長量は全成長量の約80%である。冷却過程では、ピーク温度の90~95%の温度まで降温すると結晶粒の成長はほぼ完了し、それ以後はほとんど成長しない。

6. 溶接入熱と溶接熱影響部の結晶粒径との関係

瞬間熱源(2次元ビードについて検討するので瞬間平面熱源)を仮定した溶接熱伝導式と結晶粒成長式(4)式とを組み合わせることにより溶接入熱とHAZの結晶粒径との関係を検討した。HT80をサブマージーク溶接した場合のHAZの結晶粒径について、溶接熱伝導式と結晶粒成長式とを組み合わせ計算値と実測値との比較を図7に示す。溶接熱伝導式を用いるにあたっては、いわゆる熱効率の値を二、三変化させているが、この場合はこの値を0.85にとると結晶粒径の計算値と実測値とはほぼ一致する。この値は熱効率というよりもむしろ溶接入熱を熱伝導式を用いる場合のそれに換算するための係数と考えることができるので、これを便宜上「換算係数」と称する。本実験結果によると、「換算係数」の値はサブマージーク溶接では上記のように0.85、TIG溶接では0.65、電子ビーム溶接では後述のように0.80であった。

つぎに、溶接熱伝導式を用いて溶接熱サイクルのピーク温度と「熱サイクル項」との関係と計算すると(5)式の関係が得られた。

$$\log \sum \Delta t_i \cdot \exp(-Q/RT_i) = \log E + 2 \log \eta' - B/T_m \quad (5)$$

(η' : 溶接入熱(cal/cm²), η' : 換算係数, T_m : 溶接熱サイクルのピーク温度(°K), E, B : 定数)

(5)式を

(3)式と比較すると、(5)式の右辺第2項は溶接熱サイクルをそのピーク温度における恒温加熱におきかえた場合の加熱時間に関する

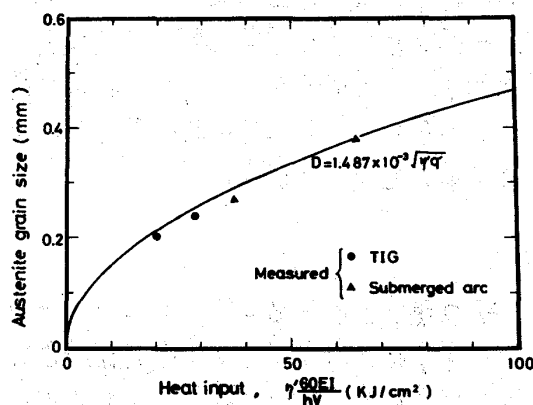


図9 溶接入熱とHAZの最大粒径との関係

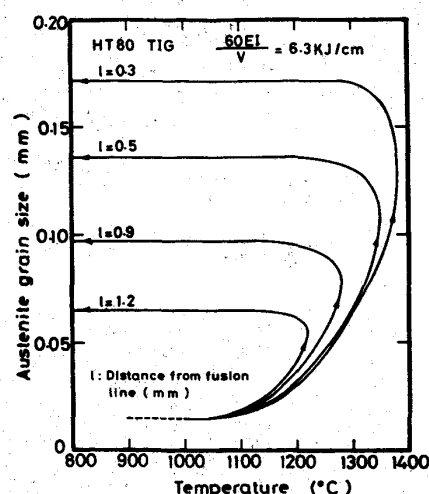


図6 溶接熱サイクル過程の結晶粒成長

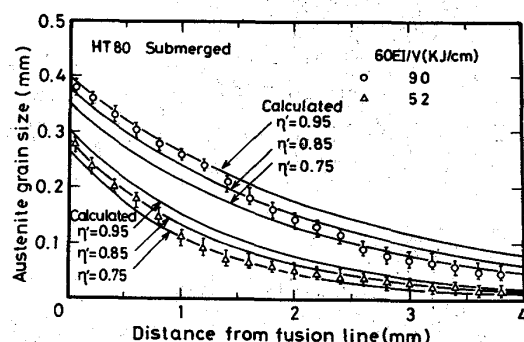


図7 熱伝導式を用いたHAZの結晶粒径の計算

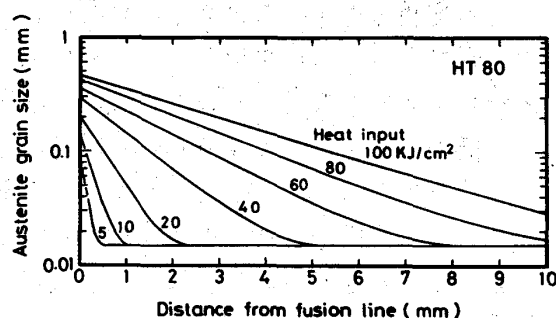


図8 溶接入熱とHAZの結晶粒径分布の関係

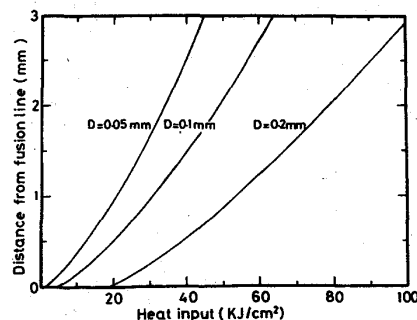


図10 溶接入熱と粗粒化域の幅との関係

量, B の値は結晶粒成長のみかけの活性化エネルギーに関する量である。(5)式において, T_m を溶接熱伝導式を用いて溶接入熱ならびに溶融線からの距離の関数として表わし, その結果を結晶粒成長式(4)式に代入することにより HAZ の結晶粒径 (mm) は (6) 式で与えられる。

$$\log(D^4 - D_0^4) = -92.64 + 2 \log \sqrt{\eta' g'} + \frac{1.291 \times 10^{-1}}{(\ell / \sqrt{\eta' g'}) + 1.587 \times 10^{-3}} \quad (6)$$

(g' : 溶接入熱 (J/cm^2), ℓ : 溶融線からの距離 (mm))

(6) 式における D_0 は通常の場合, 0.015 mm として計算できる。(6) 式の関係を図 8 に示す。

つぎに, HAZ の最大の結晶粒径は (6) 式において $\ell = 0$, $D_0 = 0$ とおくことにより, (7) 式で与えられる。

$$D_m = 1.487 \times 10^{-3} \sqrt{\eta' g'} \quad (7)$$

(D_m : HAZ の最大結晶粒径 (mm))

この関係を図 9 に示す。

さらに, 図 10 に一定結晶粒径以上となる領域を粗粒域と考えた場合の溶接入熱と粗粒域の幅との関係を (6) 式にもとづいて計算した結果を示す。

7. 応用例

HAZ のじん性には結晶粒径のほかにも組織などが影響を及ぼすが, ここでは因子を単純化するため, マルテンサイト組織の場合に限定して, HAZ のじん性を改善するための溶接条件を, これまでの結果にもとづいて検討した。図 11 に HT100 のマルテンサイト組織における旧オーステナイト結晶粒径と v_{Trs} との関係を示す。図 11 によると, 結晶粒径をたとえば 0.05 mm 以下にするとじん性はかなり改善される。(7) 式にもとづいて考えると, 通常のアーク溶接法では HAZ の最大結晶粒径をこの値以下にすることは非常に困難である。

よって, 電子ビーム溶接について検討した結果, $\eta' = 0.80$ にとると, (6) 式により HAZ の結晶粒径が計算できることがわかった。ただし, この場合は HAZ の最大の結晶粒径は $\ell = 0.02 \text{ mm}$ とおくことによりほぼ計算できる。よって, 図 12 に単位溶け込み深さあたりの溶接入熱とこの位置における結晶粒径との関係を (6) 式を用いて計算した結果を破線で示す。この関係を用いると, HAZ の最大の結晶粒径を 0.05 mm 以下にすることによりじん性の改善をはかるためには単位溶け込み深さあたりの溶接入熱が 2.6 KJ/cm^2 以下になるような溶接条件で溶接すればよいと考えられる。

8. 結言

本報告で用いたような取扱い方法は今後, HAZ の現象を定量化していくための一つの有用な方法であると考えられる。本実験では, 限られた条件での定量化を行なったが, 今後溶接方法, ビード形状などがさらに変化した場合や多重熱サイクルをうけた場合などについて検討する必要がある。また, 実際面への応用についてもさらに検討していく必要がある。

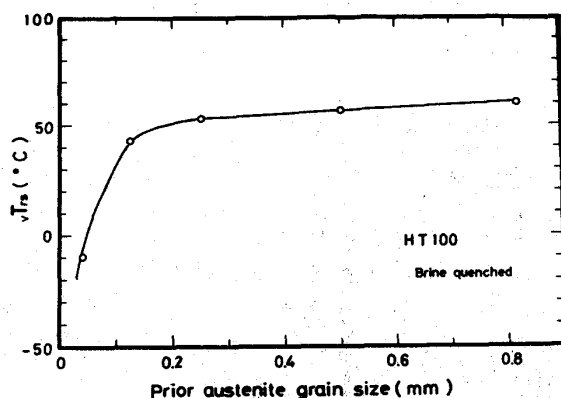


図 11 旧オーステナイト粒径と v_{Trs} との関係

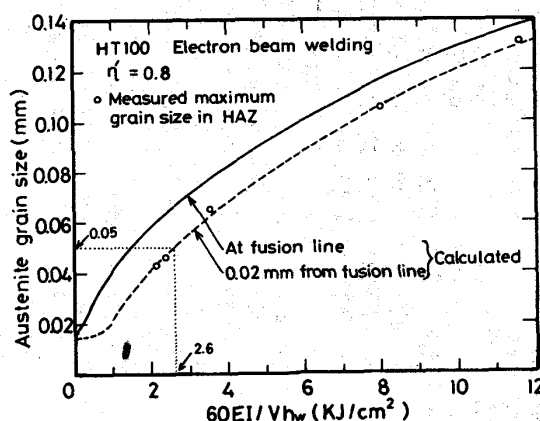


図 12 溶接入熱と HAZ の最大粒径との関係(電子ビーム溶接)