

鋼材の焼入性評価炭素当量と熱影響部硬さ分布予測

Carbon Equivalent to Assess Hardenability of Steel and Prediction of HAZ Hardness Distribution

糟 谷 正^{*(1)}
Tadashi KASUYA

橋 場 裕 治^{*(2)}
Yuji HASHIBA

抄 録

鋼材焼入性炭素当量における旧 γ 粒の影響を考察することにより、溶接熱影響部の硬さ分布予測を試みた。400～490MPa級鋼では融合線から Ac_3 線の間の硬さ分布は既存の最高硬さ推定式に旧 γ 粒の影響を導入することで推定が可能であることを示した。ボロン添加された780MPa級鋼については、最高硬さ部分が融合線付近からずれる傾向があり、本推定式ではこの現象を説明できない。 Ac_1 線における硬さは積算可能なテンパーパラメーターを用いて評価ができる。

Abstract

A practical method to predict HAZ hardness distribution was studied by considering the effect of prior austenite grain sizes on hardenability and that of tempering. For 400 to 490MPa grade steels, hardness distribution between fusion and Ac_3 lines can be fairly well predicted by introducing the effect of grain sizes to the maximum HAZ hardness prediction method. For boron added 780MPa grade steel, since the maximum hardness is obtained at the area a little bit away from the fusion line, the present method cannot predict its HAZ hardness well. Hardness at Ac_1 line can be evaluated with the tempering parameter.

1. 緒 言

焼入性は重要な冶金概念であり、この概念を評価するために2種類の指標が提案されている。すなわち、理想臨界直径(あるいはそれを表現する焼入性倍数)¹⁾と炭素当量^{2,3)}である。

理想臨界直径とは、丸棒試験片を理想焼入れ(表面からの冷却能が無限大に対応)し、中心部分が焼入れられる最大直径である。中心部分が焼入れられたかどうかの判断は、その部分が50%以上マルテンサイト変態しているかどうか(場合によっては100%マルテンサイトを用いるときもある)で判断する。丸棒を焼入れするとき、その直径が大きければ大きいほど中心部分はマルテンサイト変態しにくいことは明らかである。すなわち、この直径が大きい材料ほどマルテンサイト変態を起こしやすいといえる。

焼入性を評価する炭素当量とは、100%マルテンサイトになる限界冷却時間を表す指標である。当初、この炭素当量は限界冷却時間ではなく限界冷却速度³⁾を表すのに用いられていたが、溶接熱影響部(HAZ)硬さ推定式に800℃から500℃になるまでの冷却時間が用いられたため⁴⁾、現在では限界冷却時間を表すのに用いられている。ある鋼材を溶接したとき、そのときの冷却時間がこの限界冷却時間より短い場合は、HAZ組織は100%マルテンサイトになる。これより長い場合は、HAZ組織はマルテンサイト以外の組織も含有する。すなわち、この限界冷却時間が長い鋼材はマルテンサイト変態を起

こしやすい鋼材といえる。

このように、理想臨界直径も炭素当量もマルテンサイト変態を起こしやすいかどうかの指標であり、冶金的概念は同じと考えられる。また、熱伝導解析を用いることによりこれらの相関も明らかにされている⁵⁾。

一方、これら2つの指標における違いとして、オーステナイト粒径の影響が考慮されているかどうかという点がある。理想臨界直径には、オーステナイト粒度の焼入性倍数が与えられているのに対し、炭素当量には一般に粒度(または粒径)の項は存在しない。理想臨界直径は主として鋼材の熱処理に、炭素当量は主としてHAZ評価に用いられている。しかし、HAZの焼入性がオーステナイト粒径に依存しないというわけではなく、実際、HAZの硬さ分布をみると、融合線から遠ざかるに従い、硬さが低減する傾向が認められる。

これまで、炭素当量にオーステナイト粒径の影響が考慮されてこなかった理由としては、HAZ特性で問題となる部分が融合線付近の粗粒域部分であり、炭素当量はここでの特性評価として導入されたため、最高加熱温度が溶接条件によらず鋼材溶融温度直下と、ほぼ一定と見なすことができたためであろう。鋼材熱処理では、最高加熱温度はその時の条件に依存するため、自然に粒径の影響を表現する焼入性倍数が導入されたものと考えられる。

そこで、本研究では、まず、炭素当量にオーステナイト粒径の影響を表現する項の導入を試みる。その方法は、Kirkaldyら⁶⁾が発表し

*⁽¹⁾ 鉄鋼研究所 接合研究センター 主幹研究員 工博
千葉県富津市新富20-1 〒293-8511 TEL:(0439)80-2298

*⁽²⁾ 鉄鋼研究所 接合研究センター 主任研究員

た変態生成物が得られ始める間での潜伏時間の推定式をもとに、そこから炭素当量を計算するという方法である。Kirkaldyらの潜伏時間推定式には粒度の影響が考慮されており、炭素当量に粒度の項を導入した場合のあるべき数式の形を議論する。次に、この知見を利用し、HAZの硬さ分布予測式の構築を試みる。HAZ内の硬さが分布を持つ理由として、HAZ各点でのオーステナイト粒径が異なることにより焼入性に差が生じるため、硬さ分布が発生しているものと考えられる。これは、逆に炭素当量にオーステナイト粒径の影響を導入できれば、硬さ分布の推定式を構築することができる可能性がある。

2. 炭素当量の導入

本章では、潜伏時間推定式から炭素当量を導入する方法について考察を加える。そのとき用いる考えは加算則⁷⁾である。加算則とは、まず、ある変態が発生するまでの潜伏期間 τ を仮定する。この τ は一般に温度に依存する。次に、実際の溶接時の冷却カーブを階段関数に分解し、あるステップでの滞留時間を dt とすると、潜伏期間は dt/τ 分だけ過ぎたと考える。この値を積算し 1 となるときに変態が開始すると考える。なお、この考えは、TTT図をCCT図に変換する場合に用いられることがある。この考えによれば、変態が開始しない条件は(1)式で表される。

$$\int_0^{t_e} \frac{dt}{\tau} \leq 1 \quad (1)$$

式(1)の左辺が1未満の状態では冷却が終了した場合は、ミクロ組織は100%マルテンサイトになる。これを利用すれば、左辺がちょうど1になる限界冷却時間が計算できる。積分は、溶接部の温度 T が Ae_3 温度になったときを $t=0$ とし、 T が M_s 温度になったときを $t=t_e$ とする。式(1)の値がちょうど1になる場合が、図1の冷却曲線、Cooling curve IIに対応する。図1はCCT図であり、この冷却曲線は、HAZ組織が100%マルテンサイトになる限界冷却時間に相当し、加算則の考えからは、式(1)が1になる冷却曲線である。すなわち、100%マルテンサイトになる限界冷却時間(図1における Δt_M) は、式(1)が1になる冷却曲線での800℃から500℃までの冷却時間と定義できる。潜伏時間 τ が、鋼材成分の関数として与えられている場合は、これを用いて式(1)から炭素当量を定義することができるであろう。さらには、 τ にオーステナイト粒の影響を導入できれば、炭素当量にこの影響を導入することもできると考えられる。

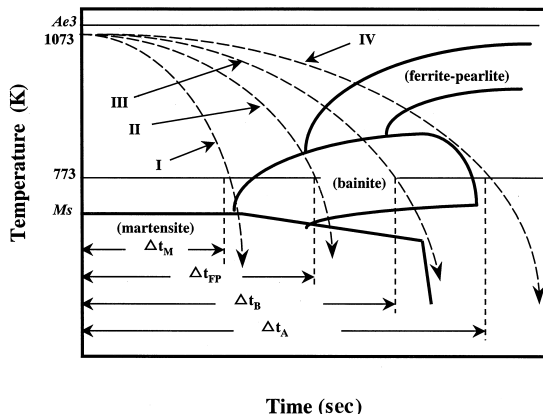


図1 CCT図における限界冷却曲線と限界冷却時間
Critical cooling curves and cooling times in the CCT diagram

次に、式(1)を実際に計算する方法について簡単に述べる。この計算目的は、 Δt_M を表す式が鋼材成分によってどのように表されるか、を調べることであるため、式(1)を以下のように変形する。すなわち、

$$\int_0^{t_e} \frac{dt}{\tau} = \int_{Ae_3}^{Ms} \frac{1}{\tau} \left(\frac{dT}{dT} \right) dT = 1, \quad \text{および} \quad \frac{dt}{dT} \approx \frac{\Delta t_M}{300} \quad (2)$$

を用いて、

$$\Delta t_M = \frac{300}{M_s} \int_{Ae_3}^{Ms} \frac{dT}{\tau} \quad (3)$$

と変形する。

さて、HAZの焼入性評価炭素当量は、これまで以下の式で定義されている。

$$\ln(\Delta t_M) = A \cdot CE_M + B \quad (4)$$

ここに、 A と B は定数であり、炭素当量 CE の添え字 M は、マルテンサイトを表現している。一方、式(3)より、以下の式が得られる。

$$\ln(\Delta t_M) = \ln(300) - \ln \left(\int_{Ae_3}^{Ms} \frac{dT}{\tau} \right) \quad (5)$$

式(4)と(5)を比較すると、式(5)の右辺第2項を各成分でテイラー展開したときの1次の項が炭素当量に対応することが理解できる。

この第2項をある成分に関してテイラー展開すると、その1次の係数(A_X)は、以下のように表現される。

$$\begin{aligned} A_X &= \frac{\partial}{\partial X} \left[\ln \left(\int_{Ae_3}^{Ms} \frac{dT}{\tau} \right) \right] \\ &= \frac{1}{\left(\int_{Ae_3}^{Ms} \frac{dT}{\tau} \right)} \left[- \int_{Ae_3}^{Ms} \frac{1}{\tau^2} \left(\frac{\partial \tau}{\partial X} \right) dT - \frac{1}{\tau_{Ae_3}} \frac{\partial Ae_3}{\partial X} + \frac{1}{\tau_{Ms}} \frac{\partial Ms}{\partial X} \right] \\ &= \frac{1}{M_s} \left[- \int_{Ae_3}^{Ms} \frac{1}{\tau^2} \left(\frac{\partial \tau}{\partial X} \right) dT \right] \end{aligned} \quad (6)$$

ここで、式変形中に出てくる記号は、 τ_{Ae_3} は $T=Ae_3$ での τ であり、また τ_{Ms} は $T=Ms$ での τ である。これら値は、 ∞ として式変形した。

式(6)を実行できたかすると、炭素当量は以下のように決定することができる。

$$\begin{aligned} \ln(\Delta t_M) &= \ln(300) - \{ A_C \cdot (C - C_0) + A_{Si} \cdot (Si - Si_0) + A_{Mn} \cdot (Mn - Mn_0) + \dots \} \\ &= C_0 - A_C \cdot CE_M \end{aligned} \quad (7)$$

ここに、

$$\begin{aligned} C_0 &= \ln(300) + A_C \cdot C_0 + A_{Si} \cdot Si_0 + A_{Mn} \cdot Mn_0 + \dots \\ CE_M &= C + \frac{A_{Si} Si}{A_C} + \frac{A_{Mn} Mn}{A_C} + \dots \end{aligned}$$

X_0 : テイラー展開したときの中心成分値。

である。式(7)の CE が炭素当量である。次章では、以上の計算方法を用いて、 CE_M を具体的に計算してみる。

3. 文献データを用いた炭素当量の計算

式(7)を用いて CE の計算をするためには、 τ 、 Ae_3 および Ms が与えられている必要がある。本研究では、以下の式を用いることとし

た^{6,8)}。

$$\tau = \frac{\exp(83500/RT)}{2^{N/8}(Ae_3 - T)^3} (60C + 90Si + 160Cr + 200Mo) \quad (8)$$

$$Ae_3 = 1185 - 203\sqrt{C} - 15.2Ni + 44.7Si + 104V + 31.5Mo + 13.1W - 30Mn - 11Cr - 20Cu + 700P + 400Al + 120As + 400Ti \quad (9)$$

$$Ms = 831 - 474C - 33Mn - 17Ni - 17Cr - 21Mo \quad (10)$$

上記温度の単位は[K]である。また、 N はASTNの粒度番号、 R は気体定数(8.31Jmol⁻¹K⁻¹)である。

次に、テイラー展開をどの点のまわりで行なうかであるが、これは、Kirkaldy⁹⁾が用いた鋼材の平均的成分値とした。すなわち、

$$C_0 = 0.46, \quad Si_0 = 0.23, \quad Mn_0 = 0.78, \quad Ni_0 = 0.27, \\ Cr_0 = 0.26, \quad Mo_0 = 0.10, \quad Cu_0 = 0.10 \quad (11)$$

を採用した。以上の値を用いると、式(6)の積分が実行できる。各係数を決定できると式(7)にしたがって炭素当量を計算することができる。計算結果から炭素当量は以下ようになった。

$$CE_{M\text{ cal}} = C + \frac{Si}{38} + \frac{Mn}{6.0} + \frac{Ni}{12} + \frac{Cr}{1.8} + \frac{Mo}{2.3} + \frac{Cu}{9.1} \quad (12)$$

表1に計算結果をまとめた。

式(12)には、オーステナイト粒径の項が導入されていない。しかし、式(8)には、 N に依存する形になっているため、式(12)に N の項として導入してみる。

N に対しても、式(6)を適用すると、その係数として、以下の式を得る。

$$A_N = \frac{\partial}{\partial N} \left[\ln \left(\int_{Ae_3}^{Ms} \frac{dT}{\tau} \right) \right] = \frac{\partial}{\partial N} [\ln(2^{N/8})] = \frac{\ln(2)}{8} \quad (13)$$

この値は、鋼材成分値と異なり、式(8)における N 依存性が、変数分離の形になっているため、テイラー展開を実施する点の値に依存しなかった。なお、炭素当量に導入する場合は、 A_c との比の値が問題になるため、以下の値になる。

$$A_N/A_c = -\frac{1}{35} \quad (14)$$

式(14)は、係数の値としてマイナスであり、式(12)と比べるとわかるように、符号が逆になった。これは、 N の増加とともに焼入性が減少することを意味するが、 N が大きいかということ、単位視野あたりの粒の数が多い、つまり細粒を意味し、細粒ほど焼入性が小さくなるというこれまでの知見と一致する。

表1 炭素当量における各元素の係数のまとめ
Summary of coefficients of alloy elements in carbon equivalent

Element	A_x	A_x/A_c	$CE(Bastien)$	$CE(Yurioka)$
		$CE_{cal}(Eq.(12))$	(Ref.(3))	(Ref.(9))
C	-3.02	1	1	1
Si	-0.08	1/38	-	1/24
Mn	-0.50	1/6.0	1/4.1	1/6.0
Ni	-0.25	1/12	1/7.9	1/12
Cr	-1.64	1/1.8	1/8.5	1/8.0
Mo	-1.30	1/2.3	1/6.5	1/4.0
Cu	-0.33	1/9.1	-	1/15
N ¹⁾	0.087	-1/35	-	-

¹⁾: ASTM grain number

表1には、参考のために、実験データより求めたHAZの焼入性炭素当量の係数⁹⁾も載せた。本結果とよく一致することが確かめられた。すなわち、この計算手法は妥当なものと判断することができる。

4. 硬さ分布推定式の基本的検討

前章により、加算則を用いてKirkaldyの潜伏時間推定式から計算された100%マルテンサイト限界冷却時間を表す炭素当量(焼入性炭素当量)は、実験データから求めた炭素当量とよく一致することが確かめられ、本研究の妥当性を確認することができた。そのため、この炭素当量にオーステナイト粒径の影響を導入した場合、式(14)からわかるように、炭素当量にASTM粒度番号の項が追加される形で導入すべきであることがわかった。すなわち、式(4)、(8)が互いに矛盾なく成立するためには、

$$CE_M \rightarrow CE_M - \frac{N}{35} \quad (15)$$

というおきかえをすればよい。しかし、式(15)のままでは、ASTM粒度番号そのものが変数となっているため利用しにくい。そこで、より利用しやすい形にするために、以下のように考えた。

まず、粒度番号を冷却曲線で代用できるように粒成長式を考える。

$$\frac{dg}{dt} = \frac{k}{g^m} \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (16)$$

ここに、 g [mm]は、粒径であり、 Q は粒成長における活性化エネルギー、 T [K]は絶対温度 [K]、 t [s]は時間、そして m と k は定数である。 N は1 mm²あたりの粒の数 n を用いて以下の式で定義される。

$$n = 8 \cdot 2^N = \frac{1}{\pi(g/3.552)^2} \quad (17)$$

なお、式(17)では、2次元での粒径は3次元での粒径 g を用いると $g/1.776$ と表されることを利用した。幸いなことに、式(16)は変数分離の形をしており、式(17)を利用し、式(16)を式(15)に代入すると、以下のようなになる。

$$CE_M \rightarrow CE_M + C_{M1} + C_{M2} \ln(I + C_{M3}), \\ I = \int \exp(-Q/RT) dt \quad (18)$$

上記積分 I は、AshbyとEasterling¹⁰⁾がHAZの粒成長を評価するために導入したのと同じであり、かれらはこの積分をkinetic strength of heat cyclesと呼んでいる。式(18)には、定数として、 C_{M1} 、 C_{M2} および C_{M3} を含んでいるが、これらは、 m 、 k 、 g_0 (初期粒径)および N の係数に依存する。これら値は、これまでの報告データを見ても必ずしも研究者間で一致しているというわけではない。例えば、Ion¹¹⁾は $m=1$ としているが、井川¹²⁾は $m=3$ を提案している。そこで、本研究では、式(18)の数学的形式を前提とし、式(18)に現れる定数は、実験データにあわせこむためのパラメータとして扱うこととした。また、融合線付近での式(18)は、従来の硬さ推定式と一致させる必要がある。

さらに、硬さ分布推定式を構築するためには、マルテンサイト組織だけでなく、ベイナイト、フェライト-パーライト組織も考慮する必要がある。そのため、図1のその他3つの限界冷却時間が必要となってくる(Δt_{FP} :フェライト-パーライト組織が初めて変態し始める冷却時間、 Δt_B :マルテンサイトが0%になる限界冷却時間、 Δt_A :フェライト-パーライトが100%になる限界冷却時間)。こ

れら限界冷却時間に対応する炭素当量も、式(18)にある3つの定数(添え字Mを、それぞれFP, B, Aと置き換えると、各限界冷却時間に対応する)を実験的に定めることによりオーステナイト粒径の影響を導入することができる。

ここで、各限界冷却時間を決定する前に、これら冷却時間が与えられたとき、各マイクロ組織の体積率がどのように表されるか検討する。各マイクロ組織の体積率、およびそのマイクロ組織の硬さをそれぞれ、 V_M (マルテンサイト体積率)、 H_M (100%マルテンサイトの硬さ)、 V_B (ベイナイト体積率)、 H_B (100%ベイナイトの硬さ)、 V_{FP} (フェライト-パーライト体積率)、 H_{FP} (100%フェライト-パーライトの硬さ)とすると、HAZの硬さ、 H_V は、以下の式で表される。

$$H_V = H_M \cdot V_M + H_B \cdot V_B + H_{FP} \cdot V_{FP} \quad (19)$$

これまで発表されてきた最高硬さ推定式にも体積率に対応する部分が含まれているが、著者らの経験ではそのなかでもYuriokaらの推定式⁹⁾が最も精度がよい。この推定式によると、マルテンサイトの体積率は、以下の式で推定できる。

$$V_M = 0.5 - 0.455 \cdot \arctan \left\{ 4 \frac{\log(\Delta t_{8/5} / \Delta t_M)}{\log(\Delta t_B / \Delta t_M)} - 2 \right\} \quad (20)$$

ここに、 $\Delta t_{8/5}$ は、実際の溶接条件から決定される冷却時間である。Yuriokaらの推定式は、ベイナイトとフェライト-パーライトそれぞれの体積率を分離してはいない。それは、推定式の目的が最高硬さであるため、マルテンサイト体積率を推定できれば十分な精度が得られるためであろう。

しかし、硬さ分布を推定する場合、オーステナイト粒径が小さい部分も存在し、それだけ焼入性が低くなるため、これら体積率も重要となる。そこで、フェライト-パーライト体積率に対しては、式(20)に類似する形で、以下の式で表現することとした。

$$V_{FP} = 0.5 + 0.455 \cdot \arctan \left\{ 4 \frac{\log(\Delta t_{8/5} / \Delta t_{FP})}{\log(\Delta t_A / \Delta t_{FP})} - 2 \right\} \quad (21)$$

これら体積率が求まると、ベイナイト体積率も下記式で求まる。

$$V_B = 1 - V_M - V_{FP} \quad (22)$$

以上より、4つの限界冷却時間(Δt_M , Δt_{FP} , Δt_B , Δt_A)が計算できると式(20)~(22)で各組織の体積率が求まり、かつ各組織の硬さ(H_M , H_B , H_{FP})がわかると式(19)からHAZの硬さが推定できることになる。

5. 実験結果および硬さ分布推定式の作成

5.1 実験方法および結果

ここでは、6種の鋼材を用意し、それらに対して溶接を行い、硬さ分布を測定した。鋼材の成分値を表2に、溶接条件を表3に示

表3 溶接条件
Welding conditions

Method	Current [A]	Voltage [V]	Speed [mm/s]	Heat input [J/mm]	No.
SMAW	150	27	4.75	852	I
SMAW	170	27	2.5	1836	II
SMAW	220	27	1.83	3240	III
SMAW	285	31	1.83	4819	IV
SAW	L	1060	36	8285	V
	T	850	40		

す。なお、鋼材Aは400MPa級鋼材で、鋼材B~Eは490MPa級、鋼材Fは780MPa級鋼材である。溶接条件は5種類あり、そのうち1つは2電極SAWであり、残りはSMAWである。SMAWの場合は、特に開先を設けずビードオンプレート溶接を実施したが、SAWについてはV開先加工をしてから溶接を実施した。溶接材料は、SMAWについては、AWSのA5.1 E7016溶材を、SAWについてはAWSのA5.23 F8A8-EG-G溶材を全鋼材に対して用いた。表2の鋼材を、表3の条件で溶接し、図2に示すLine 1に沿って硬さを測定した。図2のAc₁線、Ac₃線は、マイクロ組織観察をすることで決定した。なお硬さはピッカース硬さで荷重は5kgである。

図3から図8までは、各鋼材の各溶接条件に対する硬さ分布を示している。図中の●が測定結果である。これら結果からわかることは、HAZの最高硬さは、融合線近傍の、溶接ビード直下の部分に現れる傾向がある。これは、最高加熱温度がそれだけ高くなるため、オーステナイト粒の成長が促進され、その分焼入性が高められたためである。また、鋼材A, Bは普通圧延鋼材で特にHAZの軟化等の現象は見られなかった。そのため、これら2鋼材に対しては、硬さ分布はAc₃線まで測定した。一方、鋼材C~Fに対しては、HAZの軟

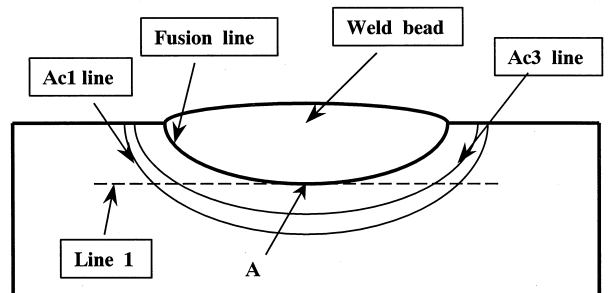


図2 硬さ分布測定位置
Schematic illustration of hardness distribution measurement

表2 試験に用いた鋼材の成分
Chemical compositions of tested steels

Steel	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	Cu	Nb	V	B	N	Hv ¹⁾	T _{Ac1} ²⁾	T _{Ac3} ³⁾
A	0.149	0.20	0.95	0.016	0.018	-	0.005	0.001	0.002	0.0001	0.0028	131	1011	1127
B	0.17	0.37	1.35	0.018	0.027	0.002	0.006	0.002	0.005	0.0003	0.0018	160	1006	1116
C	0.145	0.26	1.16	0.021	0.046	0.002	0.007	0.002	0.001	0.0002	0.004	163	991	1110
D	0.06	0.25	1.3	0.33	0.027	0.003	0.30	0.009	0.002	0.0003	0.0027	170	990	1139
E	0.149	0.21	1.11	0.021	0.023	0.002	0.008	0.007	0.001	0.0002	0.0014	165	984	1105
F	0.149	0.30	0.85	0.83	0.53	0.48	0.23	0.004	0.047	0.0021	0.0109	295	1029	1189

¹⁾: Hardness of the base metal (Vickers scale, 5 kg loading)

²⁾: Ac₁ temperature [K] using Eq.(9)

³⁾: Ac₃ temperature [K] using Eq.(A3)

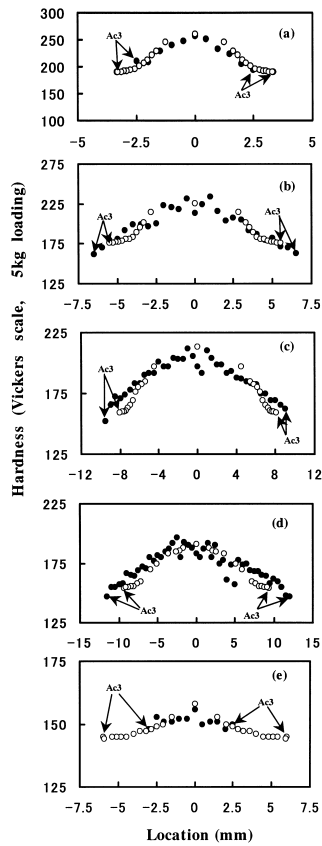


図3 鋼Aにおける硬さ分布の実測値(●)と推定値(○)
Experimental (●) and calculated (○) results of hardness distribution in Steel A

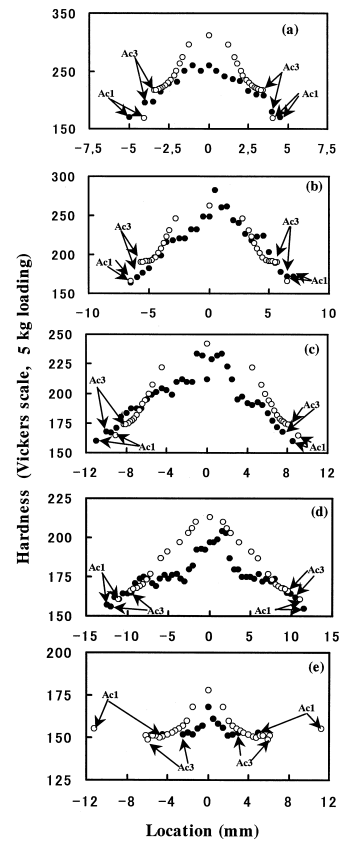


図5 鋼Cにおける硬さ分布の実測値(●)と推定値(○)
Experimental (●) and calculated (○) results of hardness distribution in Steel C

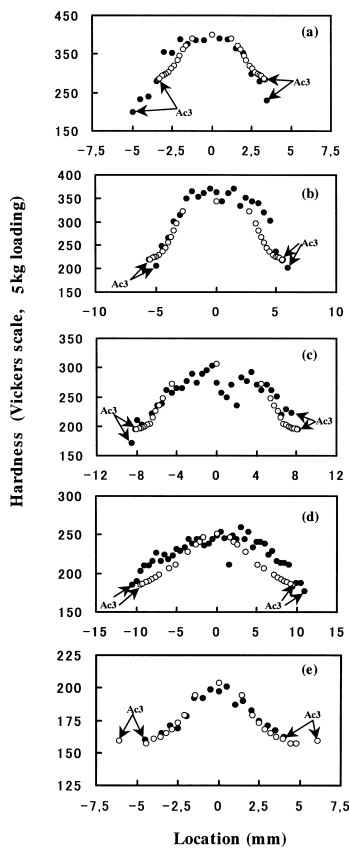


図4 鋼Bにおける硬さ分布の実測値(●)と推定値(○)
Experimental (●) and calculated (○) results of hardness distribution in Steel B

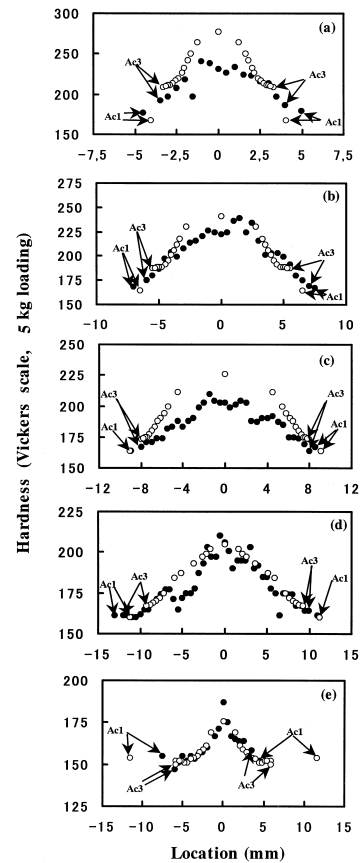


図6 鋼Dにおける硬さ分布の実測値(●)と推定値(○)
Experimental (●) and calculated (○) results of hardness distribution in Steel D

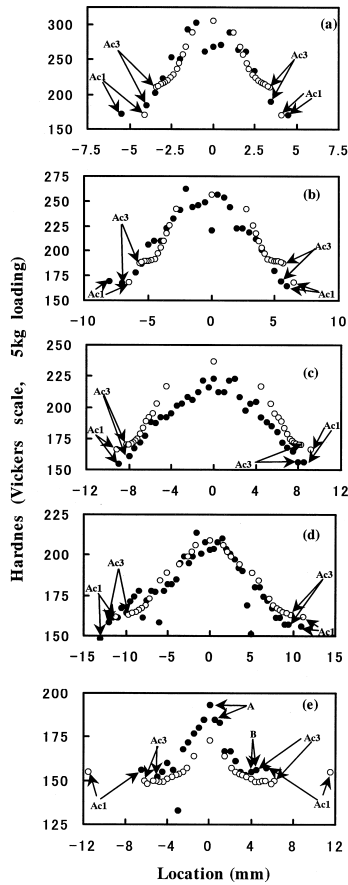


図7 鋼Eにおける硬さ分布の実測値(●)と推定値(○)
Experimental (●) and calculated (○) results of hardness distribution
in Steel E

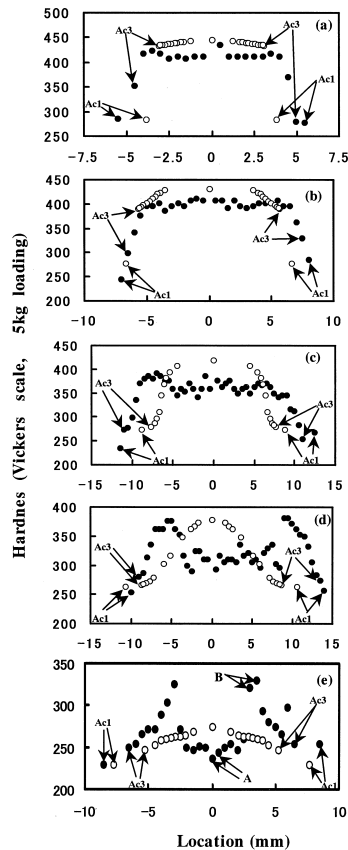


図8 鋼Fにおける硬さ分布の実測値(●)と推定値(○)
Experimental (●) and calculated (○) results of hardness distribution
in Steel F

化現象が観測され、硬さ分布もAc₁線まで実施した。

5.2 硬さ分布推定式の構築

4章で硬さ分布推定式の大まかな数式を決定したが、実際にそれを計算するためには、まだ鋼材組成の関数として表さなければならないパラメータがある。まず、式(18)に現れる積分であるが、これを実行するためのオーステナイト粒成長の活性化エネルギーは以下の値を採用した¹⁰⁾。

$$Q = 240000 \quad [\text{J/mol}] \quad (23)$$

次に、CE_Mにおける各元素の係数であるが、これは、Yriokaらの硬さ推定式にあわせることとした。

$$\ln(\Delta t_M) = 10.6CE_M - 4.8, \quad (24)$$

$$CE_M = C + \frac{Si}{24} + \frac{Mn}{6} + \frac{Cu}{15} + \frac{Ni}{12} + \frac{Mo}{4} + \frac{Cr(1 - 0.16\sqrt{Cr})}{8} + \Delta H + 0.00585 \cdot \ln(I')$$

$$I' = 2 \times 10^6 \{I + 1.25 \times 10^{-9}\},$$

$$\Delta H = \begin{cases} 0, & B \leq 0.0001 \\ 0.03f_N, & B = 0.0002 \\ 0.06f_N, & B = 0.0003 \\ 0.09f_N, & B \geq 0.0004 \end{cases}, \quad f_N = \frac{0.02 - N}{0.02},$$

式(24)について若干の説明を加えたい。式(24)では、CE_Mの積分の項(I')以外は、もともとの式とまったく同じである。本研究では、炭素当量にオーステナイト粒径の影響を導入することが目的であり、各合金元素の係数を再評価することが目的ではない。そのため、積分の項のみ新たに追加する形を採用した。なお、式(24)中の積分の項は、融合線における熱履歴で計算するときほとんど0になるようになっている。すなわち、融合線においては式(24)は、Yuriokaらの硬さ推定式と一致するように作成されたものである。また、I'の前の係数、0.00585は、後述するように、実験データに合うように決定されたものである。

Δt_M以外の限界冷却時間についても、これまでの知見を充分利用できる。Δt_Bについては、Yuriokaらの推定式をΔt_{FP}とΔt_AについてはBlondeauら¹³⁾の推定式を利用でき、式(24)と同様に、成分の影響を表す部分についてそのまま利用すると、以下のように表現できる。

$$\ln(\Delta t_B) = 6.2CE_B + 0.87, \quad (25)$$

$$CE_B = C + \frac{Mn}{3.6} + \frac{Cu}{20} + \frac{Ni}{9} + \frac{Cr}{5} + \frac{Mo}{4} + 0.00501 \cdot \ln(I'),$$

$$\ln(\Delta t_{FP}) = 8.74CE_{FP} - 0.19, \quad (26)$$

$$CE_{FP} = C + 0.28Mn + 0.053Ni + 0.36Cr + 0.42Mo + 0.0508 \cdot \ln(I'),$$

$$\ln(\Delta t_A) = 0.99CE_A + 4.5, \quad (27)$$

$$CE_A = C + 1.14Mn + 1.06Ni + 2.02Cr + 2.33Mo + 0.21 \cdot \ln(I'),$$

式(25)~(27)におけるI'は、式(24)のものと同じである。また、その係数も式(24)同様に、硬さ分布測定結果に合うように決定したものである。

各組織の硬さに関しても文献より、以下の式が利用できる。

$$H_M = 884C(1 - 0.3C^2) + 294 \quad (28)$$

$$H_B = 197CE_{II} + 117$$

$$CE_{II} = C + \frac{Si}{24} + \frac{Mn}{5} + \frac{Cu}{10} + \frac{Ni}{18} + \frac{Cr}{5} + \frac{Mo}{2.5} + \frac{V}{5} + \frac{Nb}{3} \quad (29)$$

$$H_{FP} = 90.9CE_{II} + 114 \quad (30)$$

式(28)、(29)はYuriokaら⁹⁾の結果から、式(30)はOkumuraら¹⁴⁾の結果から採用した。これらの値が計算できると、式(19)により硬さが計算できる。

以上のように、式(18)では実験データにあわせるべき3つのパラメーターを導入し、さらに、それらは4つの限界冷却時間に対して決定しなければならないため、見かけ上12個のパラメーターを決定することになるが、式(23)~(30)を見ればわかるように、実験データに合うように決定するパラメーターは全てオーステナイト粒径の影響の部分のみであることが分かる。その項も、融合線部分においては従来の硬さ推定式に一致させる必要があるため、パラメーターの決定に対してそれほど自由度はない。本研究において実験データの比較から決定したパラメーターは、式(24)~(27)の $\ln(I)$ の前の係数、すなわち4個のパラメーターのみであり、それ以外は、従来知見から決定されている。

5.3 FLからAc₃までの硬さ分布推定

5.2で、FLからAc₃の間の硬さ分布推定式について述べた。この計算には、Ac₃温度が必要となるが、これは文献⁹⁾より、以下の式を用いることとし、また、融合線は、最高加熱温度が1500℃であるところと定義した。なお、このときの温度の単位は[K]である。

$$\begin{aligned} \ln(Ac_3 - 273) = & 6.8165 - 0.47132C - 0.057321Mn + 0.066026Si \\ & - 0.050211Cr - 0.094455Ni + 0.10593Ti - 0.014847W + 2.0272N \\ & + 1.0536S - 0.12024SiC + 0.11629CrC - 0.30451MoMn \\ & + 0.68229MoSi - 0.21210MoCr + 0.12470NiC + 0.069960NiMn \\ & + 0.014003NiCr + 0.29225C^2 + 0.015660Mn^2 + 0.017315Cr^2 \\ & + 0.46894Mo^2 + 0.0027897Ni^2 \end{aligned} \quad (31)$$

実験データとの比較は、図3~8に示した。この場合、硬さ推定式のみならず、HAZ形状と熱履歴の推定も実施しなければならない。これは、Kasuyaら¹⁵⁾の溶接熱伝導解析解を用いて計算した。図3~8より、鋼Fをのぞけば、硬さ分布は実験データとよく一致している。一部Ac₃の位置がずれている場合が見られるが、その時でも硬さそのものの差は小さく、むしろ溶接熱伝導推定の精度の問題が出ているものと考えられる。この推定精度をさらに向上させれば、結果として硬さ分布の推定精度を高めることが可能であろうが、本研究の目的は、HAZ各点での硬さを推定する式の構築であるため、これ以上熱伝導には立ち入らなかった。

鋼Fについては、実験データを見ればわかるように、FLが最も硬い部分になっていない。むしろFLから少しはなれた部分が最も硬くなっている。一方、本研究の式(19)では、硬さ分布が発生する機構としてオーステナイト粒径の影響のみ導入しているため、このような現象は発生しない。本研究の考え方は、鋼A~Eに対しては適用できたが、鋼Fに対しては適用できないことになる。

鋼Fはボロン添加鋼であり、またボロンはよく知られているように鋼材の焼入性に大きな影響を及ぼす。本研究で用いている炭素当量にも式(24)からわかるように、ボロンに対してかなり大きな影響を持たせている。しかし、小関ら¹⁶⁾は、このボロンの影響が最も大きくなるのはFL部分ではなく最高加熱温度がもっと低いところであると報告している。その理由として、最高加熱温度がFLのように1400℃程度の場合、そこに存在する窒化物が分解しフリー窒素が発生し、これが冷却中にボロンと結合し焼入性を低減させてしまう点を指摘している。

一方、最高加熱温度がこの場合より低い部分では、窒化物が分解せずボロンはフリーボロンとして働くため焼入性増加に寄与する。図9は、鋼FをSAWで溶接したときの、FL部分(図9-(a))と最も硬くなった部分(図9-(b))のマイクロ組織を示している。(b)のほうが、

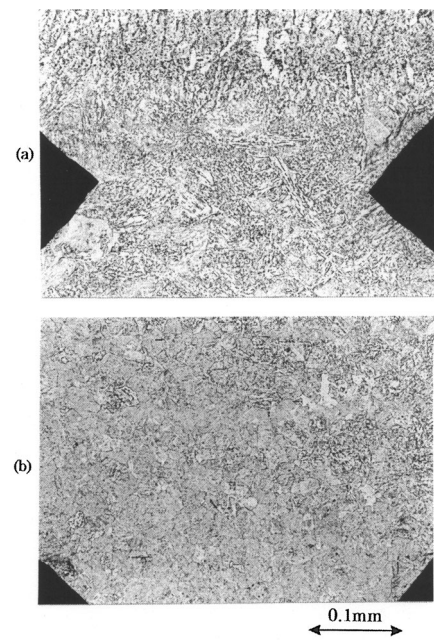


図9 鋼Fのサブマージーク溶接後のマイクロ組織(a:融合線近傍、b:最高硬さ測定位置)
Microstructures of Steel F after SAW(a: in the vicinity of fusion line, b: region of maximum hardness)

焼きが入った組織であり、必ずしもFLのほうが焼入れしやすいということではないことがわかる。本研究での硬さ推定式は、FLで従来知見に一致させるようにしており、かつ従来知見ではこのようなボロンの傾向を取り入れていないため鋼Fでは推定結果と実験データが一致しなかった。この点については、今後の研究課題である。

5.4 Ac₁での硬さ推定

Ac₁線上の硬さは、溶接熱により母材組織がテンパーされる現象と考えられるため、これまで述べてきた硬さ推定方法では推定できない。一般に、テンパーされたときの硬さ変化については、Okumuraら¹⁴⁾がSR後のHAZ硬さ推定式で用いているように、テンパーパラメーターで評価する方法が妥当である。しかし、テンパーパラメーターは保持温度と保持時間で計算されるため、溶接のような温度が時間変化する場合はそのまま利用できない。このような問題は、溶接以外にもテンパー処理前後の加熱・冷却過程の影響を評価するときに生じる。井上¹⁷⁾は、この問題を解決するために加算可能なパラメーターとして以下を導入した。

$$\begin{aligned} I_2 = & \log \left(\sum_i 10^{\lambda_i} \right), \quad (32) \\ \lambda_i = & \log(t) - \frac{Q_2}{2.3R} \frac{1}{T} + 50 \end{aligned}$$

式(32)は、溶接熱履歴を段階関数に分解し、各領域における λ_i を決定し I_2 を計算するものである。この段階関数の刻みを小さくしていくと式(32)は積分の形になり、

$$I_2 = 50 + \log \left[\int \exp(-Q_2/RT) dt \right] \quad (33)$$

と変形できる。つまり、式(18)に含まれると同じ形になる。但し、活性化エネルギー Q_2 は、井上¹⁷⁾が用いた平均値として以下を用いた。

$$Q_2 = 330000 \quad [\text{J/mol}] \quad (34)$$

計算には、Ac₁温度が必要であるが、これは文献⁹⁾より、以下の式を採用した。

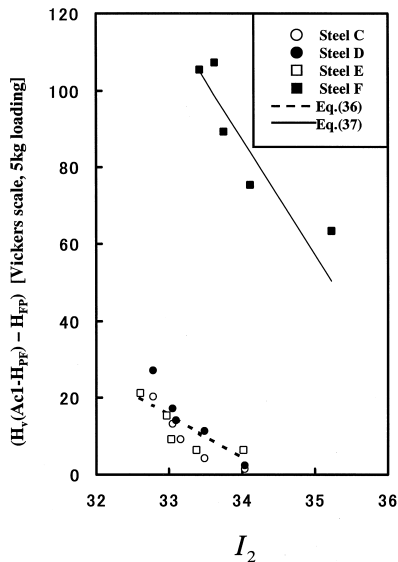


図10 Ac₁線における硬さ変化とI₂の関係
Relationship between hardness at Ac₁ line and I₂

$$\ln(Ac_1 - 273) = 6.5792 - 0.038058C + 0.052317Si + 0.011872Ni - 0.045575V + 0.18057Al + 0.011442W - 0.013403Cu + 5.5207B + 0.91209S - 1.1002P + 0.060014MnCr - 0.096628CrC + 0.050625CrSi + 0.39802MoC - 0.34782MoMn + 0.40986MoSi - 0.12959MoCr - 0.048128NiC - 0.01090Mn^2 - 0.03550Si^2 + 0.010207Cr^2 + 0.36074Mo^2 - 0.0030705Ni^2 \quad (35)$$

式(35)で、温度の単位は[K]である。Ac₁での硬さと式(33)を比較し、その相関をとると図10のように、鋼材ごとにほぼ直線の関係が得られた。これらを式に表すと以下ようになる。

$$H_V(Ac_1) - H_{FP} = -11.1 \times I_2 + 382 \quad (\text{鋼C, D, E}), \quad (36)$$

$$H_V(Ac_1) - H_{FP} = -30.16 \times I_2 + 1113 \quad (\text{鋼F}) \quad (37)$$

ここに、H_{FP}は、式(30)で与えられる。但し、上記2式は、I₂が大きくなると右辺がマイナスになる可能性があるが、このときは右辺を0と見なす。つまり、H_{FP}よりやわらかくならないと考える。なお、式(35)、(36)における右辺の係数は、鋼材毎によって異なると考えられるが、一般的な決定方法を確立するまでには至らなかった。しかし、図10から、Ac₁における硬さ推定として、I₂で溶接熱の影響を評価できることが示された点は大きな結論と考える。

6. 結 論

本研究では、焼入性指数である炭素当量の考察から始めて、

KirkaldyのTTT図に加算則を適用し、炭素当量にオーステナイト粒径の影響を導入する場合のような形式になるかを考察し、その後、HAZの硬さ分布推定式構築を試みた。得られた結果を以下に示す。

- 1) 炭素当量にオーステナイト粒径の影響を導入する場合は、従来炭素当量にオーステナイト粒度番号の1次の項を追加する形で導入できることがわかった。
- 2) 文献にあるTTT曲線から100%マルテンサイト限界冷却時間を表す炭素当量を計算、HAZ硬さ試験結果から決定された炭素当量とよい一致を示した。
- 3) 粒度番号の項を、溶接熱履歴から計算できる積分形におきかえ、かつ、これまでの硬さ推定式の知見にオーステナイト粒径の影響を導入することにより硬さ分布推定式を構築した。その結果、ボロン添加されていない鋼に対してはよい一致を示した。ボロン添加鋼では、最も硬くなる部分が融合線付近ではなく、本推定式とは一致しなかった。
- 4) 3)の結果は、融合線とAc₃の間の硬さ分布推定であるが、加算可能なテンパーパラメーターを用いればAc₁での硬さも推定できることを示した。

参考文献

- 1) Grossmann, M.A.: Metal Progress. 4, 373(1938)
- 2) Dearden, J., H.O' Niell: Trans. Inst. Weld. 3, 203(1940)
- 3) Bastien, P.G., Dollet, J., Maynier, Ph.: Metal Constr. British Welding J. 9(1970)
- 4) Beckert, M., Hoiz, R.: Schweibtechnik. 23, 344(1973)
- 5) Kasuya, T., Yurioka, N.: Weld. J., 72, 263s(1993)
- 6) Kirkaldy, J.S., Thomson, B.A., Baganies, E.A.: In Hardenability Concept with Application to Steel Edited by D.V.Doane, J.S.Kirkaldy, Warrendale PA, AIME, 1978, p.82-125
- 7) Scheil, E.: Arc. Eisenhüttenwesen. 12, 565(1935)
- 8) Seyffarth, P.: Schweib-ZTU-Schaubilder. VEB, Berlin, Verlag Technik, 1982
- 9) Yurioka, N., Okumura, M., Kasuya, T., Cotton, H.: Metal Constr. 19, 217R(1987)
- 10) Ashby, M., Easterling, K.: Acta metall. 30, 1969(1982)
- 11) Ion, J., Earsterling, K., Ashby, M.: Acta metall. 32, 1949(1984)
- 12) Ikawa, H., Oshige, H., Noi, S., Date, H., Uchikawa, K.: Trans. Japan Weld. Soc. 9, 47(1978)
- 13) Blondeau, R., Maynier, P., Dollet, J., Vieillard-Baron, B.: Heat Treatment' 76, London, Metals Soc., 1976, p.189.
- 14) Okumura, M., Yurioka, N., Kasuya, T., Cotton, H.: Int. Conf. Residual Stress and Stress Relieving, IIW, Sofia, Bulgaria, 1987, p.61
- 15) Kasuya, T., Yurioka, N.: Weld. J. 72, 107s(1993)
- 16) 小関, 関口, 田辺, 井上, 山戸: 溶接学会全国大会講演概要, 第38集, 1986, p.116
- 17) 井上: 鉄と鋼. 66(10), 1532(1980)