



Title	溶接熱影響部の低温割れ感受性評価に関する研究 : 溶接熱伝導解析と鋼材焼入性指数の統合化による評価の提案
Author(s)	糟谷, 正
Citation	大阪大学, 1996, 博士論文
Version Type	VoR
URL	https://doi.org/10.11501/3119637
rights	
Note	

The University of Osaka Institutional Knowledge Archive : OUKA

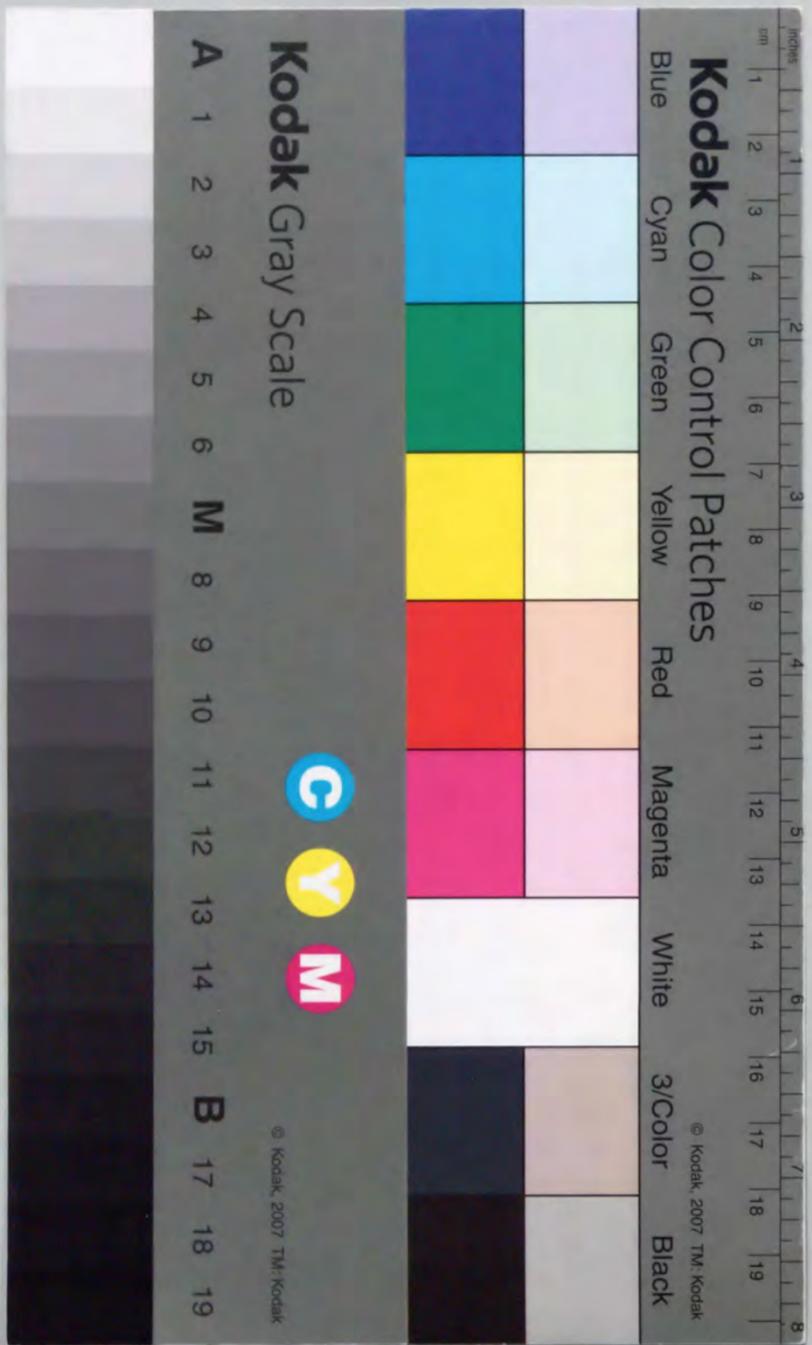
<https://ir.library.osaka-u.ac.jp/>

The University of Osaka

溶接熱影響部の低温割れ感受性評価に関する研究
—溶接熱伝導解析と鋼材焼入性指数の統合化による評価の提案—

平成8年5月

糟谷正



溶接熱影響部の低温割れ感受性評価に関する研究

—溶接熱伝導解析と鋼材焼入性指数の統合化による評価の提案—

糟 谷 正

目次

第1章 緒論	1
1.1 本研究の背景と重点	1
1.1.1 溶接熱影響部冶金研究の現状と課題	1
1.1.2 本研究の重点	3
1.2 従来の研究およびその問題点	6
1.2.1 溶接熱伝導に関するこれまでの研究と問題点	6
1.2.2 HAZの焼入性に関するこれまでの研究と問題点	10
1.2.3 HAZの低温割れ評価に関するこれまでの研究と問題点	13
1.3 本研究の目的	18
1.4 本論文の構成	22
第2章 Newtonの冷却則を用いた溶接熱伝導解析	25
2.1 緒言	25
2.2 溶接熱伝導のモデル化	27
2.2.1 溶接熱伝導の基本考察と基本モデルの設定	27
2.2.2 溶接熱伝導モデルの設定	32
2.3 大板における溶接熱源による熱伝導解析 (Model I)	34
2.3.1 Model Iの解の導出	35
2.3.2 Model Iの妥当性の検証 (大入熱溶接への適用)	38
2.3.3 HAZの組織、硬さに必要な冷却時間 ($\Delta t_{B/5}$) の推定への応用	42
2.4 小形試験体における溶接熱伝導解 (Model II)	49
2.4.1 解の導出	49
2.4.2 Model IIの妥当性の検証 (均熱予熱をした小形試験体における t_{100} の計算)	52
2.5 大板局部予熱時の熱伝導解 (Model III)	55
2.5.1 解の導出	56
2.5.2 局部予熱を行ったときの熱伝導計算 (t_{100} および予熱中の温度分布の計算と、予熱パワーの計算)	58
2.6 結言	61
補A2	62
A2-1 (2-44)式の導出	62

第3章 炭素当量と焼入性倍数の関係	65
3.1 緒言	65
3.2 焼入性指数の定性的検討	66
3.2.1 焼入性指数の特徴	66
(1) 焼入性倍数	66
(2) 炭素当量	69
3.2.2 二つの焼入性指数に存在する相違点	71
(1) 焼入れ組織の定義	71
(2) オーステナイト化条件	72
3.2.3 焼入性指数の定性的比較	72
3.2.4 課題の明確化	74
3.3 炭素当量と焼入性倍数	74
3.3.1 理想焼入れ時の熱伝導解析と炭素当量を仮定した焼入性倍数の導出	75
(1) 理想焼入れ時の熱伝導解析	75
(2) 炭素当量を仮定した焼入性倍数の導出	77
3.3.2 焼入性倍数を用いた炭素当量の計算	79
3.3.3 Bの焼入性倍数を用いた等価C量の計算	85
3.4 焼入性要因の冶金的考察	87
3.4.1 合金元素の焼入性	87
3.4.2 Bの焼入性	88
3.4.3 焼入性倍数を用いた旧 γ 粒の影響の導入	89
3.5 結言	91
補A3	92
A3-1 (3-8)式の導出	92
A3-2 (3-15)式の導出	93
A3-3 50%マルテンサイトを評価する焼入性炭素当量 CE_{HARDEN} 'の導出	94
A3-4 $CE(Maynier)$ の導出	95
第4章 水素量および冷却時間に基づく溶接熱影響部低温割れ感受性評価の基本的考察	96
4.1 緒言	96
4.2 代表的予熱温度推定方法とその特徴	97
4.2.1 炭素当量	97

4.2.2 拘束度	99
4.2.3 水素量	99
4.2.4 冷却時間	100
4.2.5 低温割れ感受性評価方法における課題の明確化	100
4.3 低温割れ試験方法	101
4.4 試験結果および従来評価方法との比較	103
4.4.1 低温割れ試験結果	103
4.4.2 従来の予熱温度推定方法との比較	107
(1) 予熱温度推定に必要なパラメーターの計算について	107
(2) 推定値と低温割れ試験結果との比較	110
(3) CENチャート方式の修正	115
4.5 水素量と冷却時間 t_{100} に関する基本考察	116
4.5.1 水素量の影響	116
(1) 割れ指数について	117
(2) 対数的影響の妥当性の証明	118
4.5.2 冷却時間 t_{100} の有効性	121
(1) 残留水素を計算するための水素拡散モデル	121
(2) 冷却時間 t_{100} の適用範囲	122
4.6 結言	125
補A4	126
A4-1 CENチャート方式	126
A4-2 水素量の対数的影響の証明	127
第5章 外気温度とCu析出鋼を考慮した低温割れ感受性評価方法の提案	132
5.1 緒言	132
5.2 低温割れ試験および結果	133
5.2.1 低温割れ試験	133
5.2.2 試験結果	135
(1) 外気温度の影響	135
(2) Cu析出鋼の割れ感受性	140
5.3 外気温度とCu析出鋼の割れ感受性を考慮した評価方法の提案	144
5.3.1 外気温度の影響の考察	144
5.3.2 Cu析出鋼の低温割れ感受性に関する考察	144
5.3.3 新しい要因の限界予熱温度推定方法への導入	147
(1) 外気温度の影響	147

(2) Cu析出鋼の低温割れ感受性	148
(3) 外気温度とCu析出鋼を考慮した低温割れ感受性評価方法	148
5. 4 結言	151
第6章 総括	153
参考文献	159
謝辞	167
本研究に関する発表論文	168

Nomenclature

T	: 温度 [°C]
T_{∞}	: 外気温度 (第2章) または溶液温度 (第3章) [°C]
θ	: $=T-T_{\infty}$ [°C]
T_p	: 予熱温度 [°C]
ρ	: 密度 [kg/mm ³]
c_p	: 比熱 [J/kg°C]
x, y, z	: 固定座標 [mm] { x :板厚方向、 y :板幅方向、 z :溶接線方向}
x, y, ξ	: 移動座標 [mm] { $\xi=z-V_s \cdot t$ }
λ	: 熱伝導率 [J/°Cmm ² s]
κ	: 熱拡散係数 [mm ² /s]
α	: 表面熱放散係数 [J/°Cmm ² s]
h	: $=\alpha/\lambda$ [1/mm]
V_s	: 溶接速度 [mm/s]
t	: 時間 [s]
t_1, τ, τ'	: 時間 [s] {積分パラメーター}
t_p	: 予熱完了時間 [s]
a	: 板厚 [mm]
b	: 小形試験体の幅 [mm]
c	: 小形試験体の長さ [mm]
d	: 熱源の深さ [mm]
K_0	: 0次変形Bessel関数
Q	: 瞬間熱源の熱量 [J]
q_w	: 溶接入力 [J/s]
q_h	: 予熱パワー [J/mm ² s]
b_w	: 予熱幅の半分 [mm]
l	: 瞬間熱源の辺の長さの半分 [mm] { x 方向}
l_1	: 瞬間熱源の辺の長さの半分 [mm] { y 方向}
l_2	: 瞬間熱源の長さの半分 [mm] { z 方向}
L	: 瞬間線熱源の長さの半分 [mm] { z 方向}
η	: 熱効率
$\Delta t_{8/5}$: 800°Cから500°Cまでの冷却時間 [s]
t_{100}	: 凝固から100°Cまでの冷却時間 [s]

D_I	: 理想臨界直径 [mm]
f_x	: 成分Xの焼入性倍数
V_i	: 100%マルテンサイトを与える700°Cにおける限界冷却時間 [K/h] (注:文献に従い、時間の単位はhourとした。)
Δt_m	: 100%マルテンサイトを与える限界 $\Delta t_{8/5}$
r_0	: 丸棒試験片半径 [mm]
C、Si、	: カーボン、シリコンなどの略称
C、Si、	: カーボン、シリコンなどの成分値 (重量%)
J_0	: 0次Bessel関数
J_1	: 1次Bessel関数
j_n	: 0次Bessel関数のn番目の根 $\{J_0(j_n)=0\}$
A_x	: f_x の一次の項の係数 $\{f_x=1+A_x \cdot X\}$
B_x	: $\ln(\Delta t_m)$ を成分XでTaylor展開したときのXの係数 $\ln(\Delta t_m)=B_0 + \sum B_x(X-X_0) + O[(X-X_0)^2]$
C_x	: 焼入性倍数から炭素当量を計算したときの成分Xの係数
g	: γ 粒半径 [mm]
Q_a	: γ 粒成長活性化エネルギー [J/mol]
R	: 気体定数 [J/mol·K]
P_a	: オーステナイト化パラメーター
GN	: 旧 γ 粒の粒度番号
T_{cr}	: 割れ防止に必要な最低予熱温度 [°C]
$(t_{100})_{cr}$: 割れ防止に必要な最短 t_{100} [s]
H_a	: ガスクロ法で測定した溶着金属100g当たりの 0°C1気圧での水素量 [ml/100g]
H_a'	: グリセリン法で測定した溶着金属100g当たりの 0°C1気圧での水素量 [ml/100g]
R_F	: 拘束度 [kgf/mm ²]
H	: 水素濃度 [ml/mm ³]
H_R	: 残留水素濃度 [ml/mm ³]
H_0	: 初期水素量 [ml/100g]
Θ	: $=H/H_0$
D	: 鋼中の水素拡散係数 [mm ² /s]
F_T	: 熱因子 [mm ²]

第1章 緒論

1.1 本研究の背景と重点

1.1.1 溶接熱影響部冶金研究の現状と課題

わが国の鉄鋼における技術は世界の最先端であり、その技術を基礎に新規鋼材開発などの分野でも世界をリードしている立場にある。しかし、現在の鉄鋼業における経営環境の厳しさから、溶接冶金研究も同様に厳しい環境下におかれている。一方、鋼材の発展において、その加工性、特に溶接の観点からの検討は不可欠であり、これまでも鋼の溶接冶金研究が精力的になされてきた。そして日本の鉄鋼業は、今後とも冶金現象に関し、継続的な研究を遂行しより一層の理解を深めていく社会的責務を負っている。

冶金に対する理解が重要である理由の一つとしては、鋼材が、船舶、橋梁、建築、車両など構造物の多くに利用されているという社会的背景がある。そして、これら構造物を組み立てるとき、溶接は最も重要な利用加工技術の一つといえる。さらに、構造物の一部に欠陥が存在する場合、構造物全体の信頼性に多大な影響を与えるが、欠陥が発生する危険性が最も高い部分は、いうまでもなく溶接継手部である。したがって、構造物全体としての信頼性は溶接部の信頼性で決定されてしまうといっても過言ではない。

このように、信頼性の高い溶接継手を得ることは、構造物全体の信頼性を確保することに他ならないため、溶接部の冶金現象への理解を深める努力はいささかも怠ることはできない。そして、現在の鋼材開発は、母材部分以上に溶接部の特性を満たすことに、より多くの努力がはらわれており、特に、溶接割れと溶接部靱性の問題は最重要課題に位置づけられている。

それでは、今日まで確立された溶接冶金研究のレベル維持および向上を押し進めるためには、まず何をなすべきであろうか。あるいは、何に主眼をおいた研究を行う必要があるのだろうか。今後は、これまでの研究を一般化、体系化していくことを第一に考え、そこから新しい展開を求めることが必要である。このように考えると、今最も必要とされている重要テーマは、最先端の材料開発や材料特性、あるいは最先端のプロセスにおける冶金現象などとともに、従来よりよく知られていた材料および現象の、基礎的、理論的理解をさらに深めることであり、また、これが将来の体系化にもつながる。

溶接熱影響部(以下HAZという)の冶金現象は複雑で、単純な法則を基礎原理としてそれをを用いて説明することは難しい。そのため、これら現象を表現するために、経験的なモデルや指標を導入することは現実的な方法である。しかし、

このような方法が現実的選択にならざるを得ないという点を認めるとしても、それぞれがある範囲に限定されたモデルや指標である場合が多く、冶金概念が同じであっても相関が明らかにされていないなどの問題も存在する。例えば、鋼材の焼入性という概念は、鋼材を製造する段階においては、理想臨界直径 (D_I) あるいは D_I を表す焼入性倍数を用いて表現され³²⁾、HAZでは鋼材組成の一次式である炭素当量で表現されている³¹⁾。いずれも鋼材の成分設計においては最重要指数と考えられている。しかし、これら同じ冶金概念を表す二つの指数の相関は、現在のところ全く明らかにされていない。

このような、モデルや指標の相関を明らかにすることは、それらに対する理解を深めるという意味からも、また両者がともに正しい記述方法であるのかという指摘に対する解答を得るという意味からも非常に重要なことである。さらに、このような問題は、現在用いられているモデルや指標を、より一般的あるいは普遍的なものにするためにも必要なことである。すなわち、鋼材の製造上の冶金現象とHAZの冶金現象を一つのモデルや指標で論じることにつながる。

また、溶接構造物の信頼性を決定する最も重要な課題の一つであるHAZ低温割れ感受性については、これまでの評価方法が割れを防止する必要最低温度を推定するということを目的としているにもかかわらず、例えば、溶接金属中の拡散性水素量の影響の評価が各評価方法によって異なるなどの問題が現在もなお存在する。しかも、これら影響の扱い方に対する論理的説明が未だになされていない。すなわち、HAZ低温割れ感受性評価方法に対しても、適用が限定されている、基礎的理解が不十分であるという問題が今日もなお存在する。さらに、このようなすでに知られている要因に対する基本的理解を深めるという問題に加え、鋼材の使用環境が厳しくなっているという背景から、溶接時の環境の影響、具体的には低温下で溶接を行ったときのHAZ割れ感受性評価という課題も重要になってきた。これは、従来評価方法では考慮されていなかった影響である。従来評価方法では外気温度が氷点下の場合は考慮しておらず、この問題はまた明らかにされていない。

一方、溶接部の熱伝導は、溶接継手の特性を決定づける要因であるため、HAZの冶金現象を正確に把握するためには溶接熱伝導に対しても精度よく解析しなければならない。現在、有限要素法に代表される数値計算の発達のため複雑な形状や熱伝導率などの物性値の温度依存性も考慮できるようになっている。それに対し、熱伝導方程式を解析的に解く手法は、簡単な場合にしか解が得られないという問題があるものの、現象を理解しやすくするという利点がある。解析的手法についてはRosenthal¹⁾や田中³⁾の解が代表的であるが、これらは大板を溶接した場合の解析であり、HAZ低温割れ感受性などの継手特性を評価するために

は、局部予熱や小形試験体などに対する熱伝導解析も必要である。これらの問題に対しても従来より解析が行われてきたが、同一条件のもと、例えば同一境界条件を用いて各問題を包括的に解析した例はなく、個々の熱伝導モデルが限定されたものであるという問題は未解決のままであるといわざるを得ない。

このように、HAZ低温割れ感受性を正しく理解かつ評価するためには、その評価に必要な溶接部の熱伝導解析や鋼材の焼入性指数に対する基礎的理解を深めるとともに、これら理解のもと、水素量など低温割れ特有の要因の基礎理解をも深めていくことが不可欠である。そして、溶接熱伝導モデルや焼入性指数をより一般化されたものにし、これら知見を適用することにより、HAZ低温割れ感受性を正しく評価できるようにすることが溶接構造物の信頼性を確保することにつながる。

1. 1. 2 本研究の重点

本研究では、すでに述べた現状をふまえ、溶接部の熱伝導解析、焼入性、低温割れ感受性を課題として取り上げた。なお、鋼材材質の範囲としてはフェライト系鋼材に限った。これらの課題は、多くの研究者により研究成果発表が行われてきたテーマであるが、必ずしも一般的な評価ができるような体系化はなされていない。工学的、産業的には、これらの課題の重要性は変わらないものの、現在研究活動としてはあまり行われていない。これは、例えば低温割れが問題となりやすいHT780鋼までの鋼材に対しては、その現象がかなりの部分明らかにされてきたと判断する研究者が多くなってきたからであろう。しかし、本研究で取り上げたように、その基礎的把握がまだ不十分であり、必ずしも一般化されていない。

溶接部熱伝導の特徴は、溶接特有の集中熱源により、急熱急冷過程が不可避となる点にある。いうまでもなく、溶接部の熱伝導は、溶接条件、板厚、予熱などに大きく依存し、たとえ同じ材料を用いても、これらによって溶接部特性は大きく影響される。そのため、溶接熱伝導解析はつねに重要な課題となっていた。

溶接熱伝導解析においては、溶接特有の非定常問題から、問題を単純化する場合が多い。例えば、表面熱放散に対してNewtonの冷却則を常に厳密に適用しているわけではない^{1), 2), 4) - 9), 22) - 27)}。低温割れを評価するときによく用いられる100°Cまでの冷却時間、 t_{100} は、表面断熱の場合の解に $\exp(-\alpha' t)$ を乗じた式で推定する場合^{68), 74), 97), 107)}が多かった(なお、Newtonの冷却則における表面熱放散係数 α と区別するため、この場合における表面熱放散係数を α' とした)。この理由は、表面断熱と仮定することで、鏡像法を用いることが可能となり、問題を単純化することができるからである。このとき、表面効果は板全体に平均的に働くことから、係数 α' は表面効果の平均値を代表していると考えられる。一方、従来解で最も汎用性の高い解と考えられる田中の解³⁾は、Newtonの冷却則を厳密

に適用している。もし、 t_{100} を田中の解で推定する場合、そのとき用いるべき表面熱放射係数 α とこれまで多くの労力をはらい決定してきた α' が、必ずしも一致するという保障はない。それは、解を導き出したときの用いられた条件が異なるからである。このような場合ではそれぞれの分野における熱伝導解析を簡単に比較することができず、また一方の成果を他方に利用することが難しくなることを意味する。Fourierの時代にその基礎が確立された熱伝導の分野においても、まだ限定されたモデルを用いているのが現状である。

以上のことから、熱伝導を包括的に議論するために、またより精度よい熱履歴推定が必要となっているという実用的な要求のためには、熱伝導方程式までさかのぼり、より正確な境界条件、初期条件を用いた熱伝導をまず解析する必要がある。溶接熱伝導の課題として取り上げるべきものは、溶接熱そのものの熱伝導と、予熱の熱伝導があるが、本研究では、これら二つの熱伝導を課題として取り上げた。本研究では、熱伝導解析のうち、解析解の手法に重点をおいている。解析解は、FEMやFDM^{10), 11)}に代表される数値解析に比べ、簡単な場合にしか適用できない、熱伝導率などの物性値は定数と仮定するケースが多い、などの問題がある。しかし、その一方で、解析解は、熱伝導現象をより理解しやすかつ見通しのよいものにさせるという利点があり、この手法に重点をおいた。

次に、本研究で取り組んだ二つめの課題は焼入性指数についてである。焼入性は、鋼材が焼入れられたとき、あるいは溶接されたとき、いかにマルテンサイトに変態しやすいかを表現したものである。溶接の分野では、溶接金属に隣接しているいわゆる融合線近傍が100%マルテンサイト組織になる最大冷却時間(800℃から500℃までの冷却時間、 $\Delta t_{8/5}$)で表している³⁸⁾⁻⁴⁵⁾。この冷却時間は鋼材固有の値であり、実験的には鋼材成分の一次式すなわち炭素当量で表されることがわかっている。一方、焼入性は鋼材熱処理の分野でも重要な指数であり、古くから理想臨界直径(D_I)^{32), 33)}で評価されてきた。これは、丸棒試験片を理想焼入れ、すなわち、冷却能が無限大である理想的な溶液に焼入れたときの、試験片中心部分のマルテンサイトが50%以上になる最大直径をさす。これも、鋼材固有の値で、 D_I は個々の成分単独の関数の積すなわち焼入性倍数で表されることが実験的にわかっている。

すでに述べたように、現在の鋼材開発は母材特性のみならず溶接部特性もその要求値を満足させるために多大な努力がはらわれている。そして、これら特性を満足させるような成分設計を行うとき、最も重要な指数はこれら焼入性指数である。炭素当量と焼入性倍数という二つの指数は、冶金的には同じ概念を表している。しかし、これら指数は溶接、鋼材熱処理という異なった分野で独立して用いられているのが現状で、その相関についてはまだ明らかにされていない。このよ

うな、鋼材成分設計における最重要指数の相関がまだ明らかにされていないという事実は、これら指数が焼入性を評価する指数として妥当な選択であったかどうかという問題を提起している。これら指数の重要性を考慮すると、互いの相関を明らかにすることによりその妥当性を確認する必要があると重要であり、本研究では、この課題に取り組んでいる。さらに、互いの相関を明らかにすることは、これら指数をより普遍的な指数にするという意味を持つ。すなわち、 D_I は鋼材熱処理、炭素当量はHAZというようなこれまで限定されて用いられてきた指数の適用範囲制限をなくすことを意味し、工学的に重要な課題といえる。

本研究で取り上げた課題、溶接熱伝導解析と焼入性指数は、以前より広く注目されてきた課題である。しかし、これらに用いられているモデルや指数は、限定されたものが多く一般化しなければならない部分も多々あり、本研究で取り上げた理由もそこにある。さらに、これらの課題の重要な適用例として、鋼材HAZの低温割れ感受性評価があるが、本研究におけるこれら課題に対する成果は低温割れ感受性への適用に限定されるものではなく、HAZ任意点の溶接熱履歴の推定など、新鋼材開発への利用が可能であるなど、発展性をねらったものである。

さらに、本研究で取り上げた三つめの課題は低温割れ感受性評価である。低温割れ感受性は、構造物の信頼性確保という観点から最優先で検討しなければならない項目である。溶接熱影響部の低温割れ感受性は、焼入性に強く依存する。これは、マイクロ組織的にはマルテンサイトが最も低温割れを起こしやすいことからくる。したがって、焼入性指数の一つ炭素当量が低温割れ感受性の指数としても用いられる。これまで多くの低温割れ感受性評価方法、すなわち低温割れを防ぐために必要な予熱温度を決定する方法が報告されており⁶⁹⁾⁻⁷⁹⁾、鋼材組成の影響は全て炭素当量で記述されているが、それはこのような理由による。

溶接低温割れには、鋼材組成、拡散性水素量、入熱量、拘束度など、種々の要因が存在し、低温割れを防ぐには、これら要因を全て考慮した上でどのような方法が適切かを検討しなければならない。このうち、鋼材や溶材などの材料を選択する方法は、溶接部に要求される他の特性を満足させる必要があるため、必ずしも低温割れ防止という観点からのみ選択できるという保障はない。したがって、低温割れを防ぐ方法としては、溶接条件や予熱温度の選択、特に予熱温度を適切に選択するという問題に帰着する。そのため、低温割れ評価方法としてこれまで報告されてきた多くは、この予熱温度を決定する方法となっている⁶⁹⁾⁻⁷⁹⁾。そして、低温割れという現象の複雑さから、ほとんどが実験データを基本とした決定方法を採用している。

これら低温割れ評価方法は、その適用範囲の違いもさることながら、各要因の扱い方が同一ではないという本質的な差が存在する。そのなかで現在最も重要視

されているのが水素量の影響をどう記述するかという課題である。これは、ISO規格に関連して、現在IIW-IX委員会などで盛んに議論されている。さらに予熱温度を決定する方法として、予熱温度そのものを直接決定したり^{46), 76), 77)}、溶接終了後100℃まで冷却する時間 (t_{100}) を決定^{70), 71)} するなど、決定方法の違いも存在する。これまでの低温割れ評価に関する研究は、このような決定方法の間にある本質的な差を、より基本的な立場から解析を加えるということに対しては、充分には行われていなかった。

一方、低温割れを防止する予熱温度を決定するという問題は、実用上重要な課題である。そこで本研究では、従来のHAZ低温割れ防止予熱温度推定方法を比較検討し、そこに存在する問題点をまず明確にする。そして、低温割れの基本要因である水素量の影響と冷却時間 t_{100} の有効性について基礎的解析を加える。これら要因は以前より研究課題として取り上げられてきたが、その基礎的考察は不十分な点が多い。例えば、先ほど述べた水素量の影響については、実験的に検討が加えられているものの、理論的説明はなされていない。さらに、鋼材の使用環境が従来推定方法が確立された時期に比べ厳しくなっていることから、0℃以下における低温割れ感受性も課題として取り上げる。また、最近開発されたCu析出硬化を利用した鋼材の割れ感受性についても取り上げた。

1. 2 従来の研究およびその問題点

1. 2. 1 溶接熱伝導に関するこれまでの研究と問題点

ここで取り上げる溶接熱伝導における従来の研究とは、狭義の意味での鋼材の溶接性、すなわちHAZの硬さ、HAZの低温割れ感受性を評価するために必要な熱伝導解析であり、溶融池における熱伝導などは含まない。

熱伝導に関する研究は非常に古く、19世紀の初頭には、Fourierによってその数学的理論は完成されていた。Fourierによれば、単位時間当たり単位面積を通り抜ける熱量 \vec{j} は次式のように温度勾配に比例し、その比例定数 λ は熱伝導率と呼ばれている。

$$\vec{j} = -\lambda \cdot \nabla T \quad (1-1)$$

熱の湧き出しが無い場合は、良く知られている次式の熱伝導方程式が導かれる。

$$\frac{\partial T}{\partial t} = \kappa \nabla^2(T) \quad \left(\nabla^2 = \frac{\partial^2}{\partial x^2} + \frac{\partial^2}{\partial y^2} + \frac{\partial^2}{\partial z^2} \right) \quad (1-2)$$

$$(\lambda = \rho c_p \kappa \quad \rho : \text{密度}, c_p : \text{比熱})$$

熱伝導方程式は、このように偏微分方程式であるため、その解を求めるためには、初期条件と境界条件が必要となる。このとき、どのような条件を用いて熱伝導方

程式を求めたかによって、その解の汎用性が決定される。溶接は、熱源の集中と熱源の移動という難しさのため、これら境界条件、初期条件に汎用性を持たせすぎると、解が求まらないという難点を抱えている。

ここで、溶接熱伝導問題を、溶接入熱による熱伝導と、予熱による熱伝導に分けて、従来の研究とその問題点を述べる。

溶接部の熱伝導は、溶着金属や母材組織変化、さらには熱歪、残留応力などの問題を解決するための基礎となるものである。溶接入熱による熱伝導解析は、Rosenthalの研究^{1), 2)}と田中の研究³⁾に始まるといってよい。これら二人の解は、現在でも利用されている^{4), 9), 14), 15)} 汎用性の高い解である。なお、これら式の適用範囲は、導出された時に用いた仮定に依存し、実際の溶接部の解析に適用可能かどうかは、これら式の基礎となっている仮定が、適用しようとしている溶接に対し妥当かどうか依存する。

Rosenthalは、板表面から熱が放散しない、すなわち断熱であると仮定した。Rosenthalの式は、板が非常に薄い薄板用、板が半無限に厚い厚板用の二つの公式が有名であるが、鏡像法を用いて、有限板厚に対する解もただちに求めることができる。なお、熱源は、表面に存在する移動点熱源を仮定している。

田中の式は、この有限板厚のRosenthalの式に対し、表面からの熱放散の影響 (Newtonの冷却則を採用) を考慮できるようにしたものである。従って、表面熱放散係数 α を $\alpha \rightarrow 0$ とすれば、断熱を仮定した有限板厚のRosenthalの式に帰する。さらに、板厚 $\rightarrow 0$ 、板厚 $\rightarrow \infty$ などの極限操作を行うと、Rosenthalの二公式が求まる。すなわち、田中の式はRosenthalの式を含んでいることになり³⁾、より適用範囲が広い。したがって、田中の式を利用している限りにおいては、Rosenthalの式を特に意識する必要はない。ただ、この式の発表が昭和18年という戦時中であつたため、外国ではほとんど知られていないようである。なお、田中の式も、表面に存在する移動点熱源を仮定している。

Rosenthalや田中の研究は、溶接ビードが充分長い、いわゆる準定常状態を取り扱ったものである。これに対し、溶接アークスタート部分やクレーター部分、あるいはビード長さが短い仮付け溶接などの場合は必ずしも準定常状態に達しているとは言えない。このような非定常熱伝導問題をあつかった研究例として、仲ら¹⁹⁾、増淵ら²⁰⁾の研究がある。その後、安藤ら²¹⁾⁻²⁷⁾も非定常問題を扱っており増淵らより制限された条件のもとであつているが、最終解が既知関数で表されることを示している。

1970年代になってくると、溶接熱影響部に生じる低温割れが溶接後100℃まで冷却する時間 (t_{100}) に大きく依存することが指摘されるようになった^{68), 70)}。そのため、溶接熱伝導解析も、この t_{100} を推定することを課題に取り上げるよう

になってきた^{69), 74), 109), 110)}。この場合、板表面からの熱放散、および後に述べる予熱の問題は不可避である一方、溶接アーク通過後、時間が充分たっているため、溶接入熱の熱伝導に対し特に移動熱源を用いなくても精度よく推定できるという特徴がある。これらの解析例として、佐藤ら^{69), 74)}、最近では寺崎ら¹⁰⁹⁾の研究があるが、基本的には、安藤²²⁾が議論した方法を基礎にしている。これらは、表面断熱を仮定して、かつ溶接前の加熱はある予熱幅内では板内部に一樣に加熱されるとして解をまず求め、その解に $\exp(-\alpha' t)$ などの指数関数を乗じて表面熱放散の影響を考慮できるようにするという方法である。これらは、板厚方向に温度勾配が小さい場合や、板厚が小さく表面熱放散効果が板内部に一樣に働くと仮定できる場合にしか適用できず、一般性に欠ける方法である。

低温割れ感受性と同様に非常に重要な指標であるH A Zの最高硬さが、800℃から500℃までの冷却時間、 $\Delta t_{8/5}$ を用いて作成されると³⁸⁾、 $\Delta t_{8/5}$ の推定という課題も取り組みはじめられた^{17), 28), 29)}。この冷却時間は、 t_{100} と異なり溶接アークがまだ充分離れていないため、移動熱源を利用した解析が試みられた。百合岡ら²⁹⁾は、田中の式と均熱予熱をした場合の式を線形結合させた式で $\Delta t_{8/5}$ を推定し、実測値とよく合うことを示した。その後、寺崎らは瞬間熱源を用いた式でもある範囲内では $\Delta t_{8/5}$ を精度よく推定できると報告した。

外国の溶接熱伝導の研究については、その基礎はRosenthalの研究にあるといえる。その後、Rykalin¹²⁾は、表面を断熱とした場合における瞬間線熱源、瞬間面熱源や、移動点熱源、移動線熱源に対し、多くの計算を行っている。表面熱放散については、 $\exp(-\alpha' t)$ の因子を乗じる形に帰着される。実際、Rosenthal²⁾は、

$$\frac{\partial T}{\partial t} = \kappa \nabla^2(T) - \alpha'(T - T_0) \quad (1-3)$$

という熱伝導方程式の解を求めているが、 $T - T_0 = T' \exp(-\alpha' t)$ と変数変換すれば、 T' は(1-2)式を満たす。しかし、国内のように、 t_{100} を予熱温度決定のパラメータに利用するということが少なかったためか、表面熱放散を扱った研究は国内より少ないようである。また、熱源を分布させた場合についての熱伝導解析例としては、Eagar、Tsai⁹⁾の研究があるが、これは表面断熱で、かつ板厚が無限大の場合に対する解析である。外国の研究における溶接熱伝導解析では、表面熱放散に対し、Newtonの冷却則を厳密に適用した例はあまり見あたらない。

以上のように、従来の研究においては、準定常状態における溶接熱伝導解析に関する限り、現在においても田中の解が最も汎用性を持った解であることが理解できる。しかし、田中の解は熱源が板表面を移動している場合に対する解であるため、大入熱溶接の場合のように、溶け込みが深く熱源が板内部にも存在すると考えられる場合には、その適用に限界があるといわざるを得ない。例えば、片面

1層SAWやESW、EGWなどのように裏面まで溶け込んでいる場合や、UO鋼管のシーム溶接部などのように溶け込み深さが板厚の半分以上の場合などは、熱源が板表面に存在すると仮定した田中の式では適用に限界があった。特に、1000℃以上の高温域での熱履歴は熱源分布に大きく依存するため、ここでの熱履歴推定精度を向上させるためには、板内部に熱源を分布させる必要がある。熱源を板内部にまで分布させたEagarらの解も、表面熱放散を無視しているという問題のみならず、板厚を無限大としているため溶け込みが深く板裏面の影響が無視できないような溶接には適用できない。現在では、低温靱性が要求される鋼材に対してさえ、溶接効率向上の理由から大入熱溶接の適用というニーズが大きい。このような場合のH A Z特性を調べるためには、これまで以上にH A Z各点における熱履歴の推定精度を上げる必要があるが、現在の田中の解は、熱源が板表面を移動しているという条件にしか適用できないため、これら要求に応えることができない。H A Z形状を計算し、H A Z各点の熱履歴の推定精度を向上させるためには、田中の解が持つ一般性を失うことなく、かつ熱源が板内部にある場合に対しても適用できる解析を行う必要があるが、この場合に対する解析は現在まで全く試みられていない。

次に、予熱による熱伝導について述べる。予熱は、低温割れを防ぐ有効な手段である。溶接部の重要な特性である低温割れに関しては、TMCP鋼の開発以来、昔に比べるとそれほど大きな問題を起こすケースはなくなってきた。しかし、TMCP鋼といえども炭素当量を無制限に低減できるものではなく、低温割れの危険性は常に存在することを忘れてはならない。予熱に関する熱伝導解析は、熱伝導方程式が持つ線形性から、溶接熱伝導から独立させて解析することが可能である。そして、独立に解析して求めた解を線形結合させれば、それが最終的な解となる。しかし両方の解が妥当なものでなければ、最終解も妥当性を持たなくなることは自明である。このため、これまで行ってきた予熱に関する熱伝導解析に対しても、十分に一般性を持ったものであるかを検討する必要がでてきた。現在、溶接構造用鋼の使用板厚範囲が拡大されつつあり、板厚100mm超の鋼材も要求されるに至っている。実際の溶接施工では、板の表面から加熱される場合がほとんどであるが、このことは、板が厚くなるにしたがって、板厚方向の温度勾配が大きくなることを意味する。そして、板表面から熱が投与されるという、予熱の条件を忠実に再現した熱伝導解析をしなければならない。以上のように、予熱における従来の熱伝導解析も、溶接熱伝導解析同様、鋼材開発の現状や使用環境を考えると、解の導出に用いた仮定を、より汎用性のあるものにしなければならない時期にきている。

さらに、各熱伝導解における解析の前提条件の違いについて述べる。これまで

の解析解では、Rosenthalは表面断熱^{17), 23)}、田中³³⁾はNewton冷却則、安藤^{22), 27)}、佐藤^{69), 74)}、寺崎ら¹⁷⁾は表面断熱解に $\exp(-\alpha' t)$ を乗じた解、など、解析の前提が共通でないという問題が存在する。例えば、佐藤ら^{69), 74)}は、 α' を試験体の表面積と体積の比に比例する形で定めた。大板の場合は、この比は板厚の逆数になる。また、百合岡ら²⁹⁾は、 t_{100} を、佐藤らと同様の方法で推定しているが、そのときの表面熱放散係数 α' を板厚に反比例する形で定めた。これらは、板厚が2倍になれば熱容量も2倍になるが、表面積はそのままなので、平均的な表面熱放散効果は1/2になる、すなわち板厚に反比例するという考えからすると充分妥当性を持った結果である。表面熱放散が、板厚に依存することはありえないが、解析の前提条件からするとむしろ当然な結果である。しかし、この α' を、Newtonの冷却則を厳密に適用した田中の解には適用できない。逆に、例えば、田中の解で t_{100} を推定するための α を実験データより決定しても、この α を佐藤、寺崎らの α' には適用できない。このような現象が生じる理由は、モデルそのものが限定された範囲で適用されているという事実からくるものである。このような問題を解決するためには、これら熱伝導問題を同じ条件下で解析する、すなわち包括的に解析する必要があり、またこのことは、より体系化を目指すことでもある。

1. 2. 2 HAZの焼入性に関するこれまでの研究と問題点

鋼材熱処理の焼入性は、1938年のGrossmann³²⁾が提唱した理想臨界直径(D_I)、そして D_I を計算するために導入した焼入性倍数にその歴史が始まる。焼入性という概念は、鋼材がマルテンサイト組織に変態しやすいかどうかを評価する尺度であり、鋼材の熱処理、例えば焼入れ焼戻し鋼を製造する際、あるいは鋼材の高強度化高靱化のために熱処理をする際に、板厚中心部までに焼きが入る(マルテンサイト組織になる)かどうかを評価する、あるいは鋼材組成を決定するとき用いられる。

溶接においても、溶接熱における急冷のため、HAZの組織は焼入性と強く関係している。しかし、HAZの焼入性は炭素当量という鋼材組成の一次式が用いられている。現在HAZで用いられている焼入性の尺度である炭素当量は1940年に発表されたが、当初はHAZ硬さを評価する指標として導入された³⁰⁾。炭素当量が、焼入性の指数となることを初めて実験的に導いたのは、1970年のBastienら³¹⁾の論文である。このとき、Bastienらは、100%マルテンサイトの限界冷却速度を鋼材組成の一次式で表されることを実験的に示した。Bastienらの研究は、その後Maynierら³⁴⁾により発展された。これらの成果は、HAZの硬さ推定式に反映されてくる。HAZの硬さ推定式は、現在実用的に十分な精度を持った推定式が作成されるに至ったが、焼入性と硬さを炭素当量で表現するという基本概念は全く変わっていない。

Grossmannらによると、理想臨界直径、 D_I は、以下のように表される。

$$D_I = D_{I0} \cdot f_c \cdot f_{Si} \cdot f_{Mn} \dots \quad (1-4)$$

ここに、 D_{I0} は旧オーステナイト粒度の関数、 f_x はX成分の成分値の関数で、 f_x を特にX成分の焼入性倍数と呼ぶ。Grossmannは f_x を以下のように実験的に求めた。

$$f_c = \sqrt{C} \\ f_x = 1 + A_x \cdot X \quad (A_x \text{は定数, } X \text{はX成分の重量\%}) \quad (1-5)$$

一方、Bastienらは、100%マルテンサイトの限界冷却速度を以下のように表した。

$$\ln(V_1) = 9.81 - (4.26C + 1.05Mn + 0.54Ni + 0.5Cr + 0.66Mo + 0.0019P_a) \quad (1-6)$$

$$\text{ただし, } P_a = \left(\frac{1}{T} - \frac{2.3R}{Q_a} \log(t) \right)^{-1}$$

ここに、 V_1 は[K/h]の単位を持ち、 P_a は旧オーステナイト粒の影響を表すパラメーターである。これら二つの研究後、多くの報告がなされているが、基本的概念は上記二つの式に尽きると言って過言ではなく、その後の研究は主として式そのものの精度向上や適用範囲拡大が目的であった。

HAZにおける焼入性炭素当量は、主としてHAZ最高硬さを推定するために用いらてきた。Beckertら³⁸⁾がHAZ最高硬さを溶接熱伝導により決定される $\Delta t_{8/5}$ の関数として推定できるようにしてから、多くのHAZ最高硬さ推定式が発表された。Beckertらの推定式には、焼入性炭素当量という概念がまだ盛り込まれていなかったが、Arataら^{35), 36)}の推定式でこの概念を用いるようになり、その後の推定式には焼入性炭素当量が導入される。例えば、Yuriokaら⁴⁵⁾は以下の炭素当量を用いた。

$$\ln(\Delta t_m) = 10.6CE_{HARDEN} - 4.8 \quad (1-7)$$

$$CE_{HARDEN} = C + \frac{Si}{24} + \frac{Mn}{6} + \frac{Cu}{15} + \frac{Ni}{12} + \frac{Mo}{4} + \frac{Cr}{8} + \Delta H$$

(ΔH : Bなど微量元素の影響)

寺崎ら⁴⁰⁾、鈴木ら⁴³⁾も同様に焼入性炭素当量を用いた推定式を作成している。これら炭素当量をTable 1-1にまとめた。焼入性倍数についても、これまでの実験データをもとに多くの研究がなされている。Table 1-1には、これまで発表されてきた焼入性倍数⁵¹⁾⁻⁵⁵⁾も示した。

これまでは、実験的に妥当性がかなり広い成分範囲について成り立っていることから、溶接の分野では炭素当量を、鋼材製造側では焼入性倍数が用いられてきており、両者とも鋼材の成分設計に重要な役割を果たしている。しかし、同じ冶金概念であり、かつその適用先が同じ素材、すなわち鋼材であるにも関わらずこれら二つの指数の関係を議論した報告は全くと言っていいほど無いのが現状であ

Table 1-1 Hardenability Indexes

Index		$V_M(\%)^*$
Carbon Equivalent	$CE_{HARDEN} = C + \frac{Si}{24} + \frac{Mn}{6} + \frac{Cu}{15} + \frac{Ni}{12} + \frac{Mo}{4} + \frac{Cr(1-0.16\sqrt{Cr})}{8} + \Delta H$	100
	$CE_{HARDEN}' = C + \frac{Si}{38} + \frac{Mn}{4.8} + \frac{Cu}{16.5} + \frac{Ni}{10.7} + \frac{Cr}{6.5} + \frac{Mo}{4} + \frac{\Delta H}{1.6}$	50
	$CE(\text{鈴木}) = C + \frac{Mn}{4.5} + \frac{Cu}{3.2} + \frac{Ni}{17} + \frac{Cr}{9.3} + \frac{Cr}{2.3} + 14.5B$	50
	$CE(\text{寺崎}) = C + \frac{Mn}{3} + \frac{Cu}{4} + \frac{Ni}{8} + \frac{Cr}{10} + \frac{Mo}{3} + 5B$	100
	$CE(\text{Arata}) = C + \frac{Si}{14} + \frac{Mn}{19} + \frac{Ni}{37} + \frac{Cr}{19} + \frac{Mo}{9.1} - \frac{V}{49} + \frac{B}{0.31}$	100
	$CE(\text{Maynier}) = C + \frac{Mn}{4.1} + \frac{Ni}{7.9} + \frac{Cr}{8.5} + \frac{Mo}{6.5}$	100
Multiplying Factor	$D_I(\text{Holomon}) = D_{I0} \cdot \sqrt{C} \cdot (1+0.64Si) \cdot (1+4.1Mn) \cdot (1+2.33Cr) \cdot (1+0.52Ni) \cdot (1+3.14Mo) \cdot (1+0.27Cu)$	50
	$D_I(\text{Craft}) = D_{I0} \cdot \sqrt{C} \cdot (1+0.67Si) \cdot (1+4.8Mn) \cdot (1+2.16Cr) \cdot (1+0.74Ni) \cdot (1+2.53Mo)$	50
	$D_I(\text{Kramer}) = D_{I0} \cdot \sqrt{C} \cdot (1+0.55Si) \cdot (1+1.2Mn) \cdot (1+1.73Cr) \cdot (1+0.42Ni) \cdot (1+1.78Mo) \cdot (1+0.45Cu)$	50
	$D_I(\text{Hodge}) = D_{I0} \cdot \sqrt{C} \cdot (1+1.25Si) \cdot (1+0.3Ni) \cdot (1+5.0Mo)$	50
	$D_I(\text{Grossmann}) = D_{I0} \cdot \sqrt{C} \cdot (1+0.85Si) \cdot (1+3.3Mn) \cdot (1+2.3Cr) \cdot (1+0.36Ni) \cdot (1+3.2Mo)$	50

*:martensite volume fraction

る。鋼材の成分設計における重要な、しかも冶金的に同じ概念を表現している二つの指数の相関が明らかにされていないという現実、逆に、もし明らかな相関が存在しないと証明されたときのことを考えると、その重大さが認識できる。もし、明白な相関が存在しないことが証明されたならば、少なくとも一方が、場合によっては両者が、焼入性を表す指標として適切であるのかどうか見直しを迫ら

れることになる。しかも、これまでこれら指数を用いて多くの鋼材が開発されてきており、このようなこれまでの経験も見直す必要がある。

以上のことを考えると、これらの相関を明らかにすることは単に二つの指数をより普遍的なものにする以上に重要な課題であることがわかる。

1. 2. 3 HAZの低温割れ評価に関するこれまでの研究と問題点

低温割れは、溶接構造物の信頼性に多大な影響を及ぼすため、その発生を防止するためには予熱温度をいくらにすればよいかという問題は、非常に重要な課題である。主な研究例をここで挙げると、伊藤らの P_{cm} ⁹⁸⁾、¹¹²⁾を用いた方法、百合岡らのCEN-t₁₀₀方法⁷¹⁾ (後にCENチャート方法に変更⁴⁶⁾) などがあり、また、溶接部の残留水素を評価する方法として佐藤、寺崎ら⁸¹⁾、⁹⁷⁾、⁹⁸⁾の熱因子を用いた方法などがある。伊藤らの方法は、JSSC溶接研究班の方式⁷⁰⁾に取り入れられており、さらには、このとき発表された炭素当量 P_{cm} はJIS G3106の付属書やAWS規格にも採用されている。また、CEN-t₁₀₀方法で発表された炭素当量CENはカナダ工業規格に採用されている。

低温割れは多くの要因を含んでいるため、これまで行われてきた低温割れに関する研究は、どの要因を研究対象にしているかという観点から分類できるものと考えられる。

鋼材組成の影響に関するものとしては、炭素当量をどのように表現するかという問題に帰する。これまで多くの炭素当量が報告されたが、低温割れを評価する代表的炭素当量を三つのグループにわけたものがTable 1-2である¹⁰⁶⁾。Table 1-2におけるグループAは、例えばMnの係数が1/6というように、合金元素の影響を大きく評価するのが特徴である。グループBは、グループAと比較すると明白なように、Mn以下合金元素の係数が小さい、すなわちCの影響を大きく評価するのが特徴である。グループCは、合金元素の係数がCの関数として与えられているのが特徴である。各グループにおける代表的炭素当量は以下に記するCE(IIW)、 P_{cm} およびCENである。

$$CE(IIW) = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cu+Ni}{15} + \frac{Cr+Mo+V}{5} \quad (1-8)$$

$$P_{cm} = C + \frac{Si}{30} + \frac{Mn+Cu+Cr}{20} + \frac{Ni}{60} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{10} + 5B \quad (1-9)$$

$$CEN = C + A(C) \cdot \left\{ \frac{Si}{24} + \frac{Mn}{6} + \frac{Cu}{15} + \frac{Ni}{20} + \frac{Cr+Mo+Nb+V}{5} + 5B \right\} \quad (1-10)$$

$$A(C) = 0.75 + 0.25 \tanh\{20(C-0.12)\}$$

CE(IIW)は、初めて炭素当量という概念を発表したDearden、O'Neillの炭素当量を修正してできあがった。 P_{cm} は、1968年に伊藤、別所¹¹²⁾が発表した炭素当量で

Table 1-2 Carbon Equivalents to assess cold cracking susceptibility at HAZ

Group	Carbon Equivalent
A	$CE(IIW) = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cu+Ni}{15} + \frac{Cr+Mo+V}{5}$ $CE(WES) = C + \frac{Si}{24} + \frac{Mn}{6} + \frac{Ni}{40} + \frac{Cr}{5} + \frac{Mo}{4} + \frac{V}{14}$ $CE(Stout II) = C + \frac{Mo}{6} + \frac{Cu}{40} + \frac{Ni}{20} + \frac{Cr}{10} + \frac{Mo}{10}$
B	$P_{cm} = C + \frac{Si}{30} + \frac{Mn+Cu+Cr}{20} + \frac{Ni}{60} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{10} + 5B$ $CE(Graville) = C + \frac{Mn}{16} + \frac{Ni}{50} + \frac{Cr}{23} + \frac{Mo}{7} + \frac{Nb}{8} + \frac{V}{9}$ $CE(Duren) = C + \frac{Si}{25} + \frac{Mn}{16} + \frac{Cu}{16} + \frac{Ni}{60} + \frac{Cr}{20} + \frac{Mo}{40} + \frac{V}{15}$
C	$CE(Stout I) = 1000 \cdot C \cdot \left\{ \frac{Mn}{6} + \frac{Cr+Mo}{10} + \frac{Ni}{20} + \frac{Cu}{40} \right\}$ $CEN = C + A(C) \cdot \left\{ \frac{Si}{24} + \frac{Mn}{6} + \frac{Cu}{15} + \frac{Ni}{20} + \frac{Cr+Mo+Nb+V}{5} + 5B \right\}$ $A(C) = 0.75 + 0.25 \cdot \tanh\{20(C - 0.12)\}$

ある。CENは、合金元素の係数をCの関数とし、Cが低い場合は P_{cm} に、Cが高い場合は $CE(IIW)$ に近くなるように設定している。上記炭素当量からわかることは、鋼材の成分の影響度が各炭素当量により異なってくることである。これに対しては、適用成分範囲の違いという説明がなされている。例えば、AWS-D1.1⁷⁷⁾ではFig.1-1のようにCにより用いる炭素当量を変えている。Zone Iでは P_{cm} を、Zone IIでは $CE(IIW)$ を用いるように薦めている。これは、適正炭素当量をC量によって変えることを意味する。CENはこのような背景を考慮しCが高い場合は $CE(IIW)$ に、Cが低い場合は P_{cm} になるようにし、適用範囲を広げている。すなわち、CENは $CE(IIW)$ と P_{cm} を結合させてできた炭素当量である。

一方、応力要因については、当初伊藤らの P_c には、板厚そのものが応力要因の代表として導入されていたが、その後佐藤らによって板厚の代わりに拘束度 (R_F) を用いる形に修正された。拘束度は、渡辺ら⁸⁶⁾が提唱して以来、実験的にも解析的にも研究がなされ、低温割れに及ぼす要因としての役割がかなり明確に

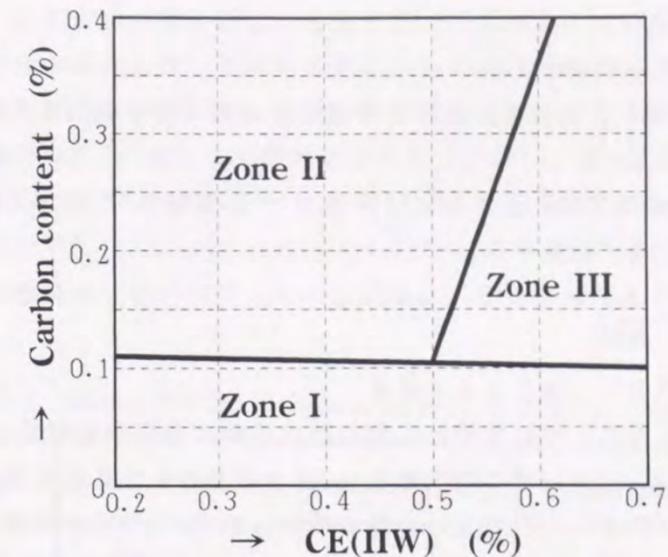


Fig.1-1 Zone classification of steels to determine necessary preheat temperature according to AWS-D1.1

なった。この拘束度の概念は、百合岡らがCEN-t₁₀₀方法を開発する際にも利用されている。

さらに、水素量の影響についても、多くの研究がなされている。古くはMalletら⁶⁷⁾が見いだしたビード下割れの報告があり、さらに、その後、溶接部の水素拡散の解析等多くの取り組みがなされてきた。後に示す(1-11)、(1-12)式などの割れ指数パラメーターには水素量の項が含まれており、炭素当量や、拘束度などと影響の大きさを比較できるようになっている。

低温割れを防止するために必要な予熱温度は、これら鋼材組成、応力、水素量の要因を何らかの形で評価できる方法でなければならない。個々の要因を単独に評価するのではなく、同時に評価しなければならず、そのために、予熱温度評価方法は、基本的には実験データを基礎とした形にならざるを得ない。そのなかで、よく言及される方法としては、BS-5135⁷⁶⁾、AWS-D1.1⁷⁷⁾、JSSC方式⁷⁸⁾、CENチャート方式⁴⁶⁾などがある。

BS-5135は、溶接入熱量を横軸に、combined thicknessを縦軸にとり、各炭素当量 ($CE(IIW)$ を採用) ごとに、必要予熱温度を決定できるグラフを用意している。そして、どのグラフを用いるかは、炭素当量だけでなく、水素量にも依存する形を採用している。その水素量の影響は、先にも述べたように線形スケールを採用しているのが特徴である。

AWD-D1.1は、以下のパラメーターをまず計算する。

$$SI = 12P_{cm} + \log(H_a) \quad (1-11)$$

(H_a : IIW法による水素量)

そして、SIの値に従い、拘束度、板厚を考慮しながら必要予熱温度を決める表を提供している。

JSSC溶接研究班の方式は、基本的には伊藤ら⁶⁸⁾、佐藤ら⁶⁹⁾の方式を採用しており、以下の P_w をまず計算する。

$$P_w = P_{cm} + \frac{H_a'}{60} + \frac{R_F}{40000} \quad (1-12)$$

(H_a' : グリセリン法による水素量)

そして P_w が決定すると、それを用いて割れ防止可能な必要冷却時間 t_{100} が計算される。予熱温度は、 t_{100} をこの限界 t_{100} 以上になるように定める必要がある。

最近開発されたCENチャート方式は、基本的にはBS-5135方式と同様である。この方法は、水素量、入熱量などの各影響を炭素当量CENの増減に換算し、この方法が標準条件として採用している条件に対応する炭素当量を計算し、この炭素当量から予熱温度をチャートを用いて決定する方法である。この方法は、以前はCEN- t_{100} 方式と呼ばれていたものであり、JSSC方式同様低温割れを防ぐ限界冷却時間($t_{100})_{cr}$ を推定する方法であったが、後に現在の方法に修正された。CENチャート方式は、BS-5135やAWS-D1.1同様、特に冷却時間をパラメーターに採用してはならず、予熱温度を直接推定する方法である。

JSSC方式に用いられている冷却時間 t_{100} は、溶接部の残留水素との相関が強いことから採用されたが、この残留水素をさらに精度よく評価する指数として熱因子が取り上げられた。熱因子は、水素が固体中をどの程度まで拡散するかを評価する指数である。拡散係数が定数ならば、通常の拡散理論より、平均拡散距離は、

$$\text{平均拡散距離} = \sqrt{2Dt} \quad (\text{一次元}) \quad (1-13)$$

となるため、 \sqrt{Dt} または単に Dt を採用し、 t に水素が拡散する時間、例えば t_{100} を代入した値を指数として用いればよい。しかし、実際は拡散係数 D は温度の関数であるため(1-13)式を単純には用いることができない。そこで考えられたのが、熱因子と呼ばれる以下の指数である。

$$\text{熱因子} = \sum D(t_i) \Delta t_i \quad (1-14)$$

$D(t_i)$ は、時間 $t_i \sim t_{i+1}$ ($\Delta t_i = t_i - t_{i+1}$)の拡散係数で、 Δt_i を短くすれば $D(t_i)$ は定数と見なせる。(1-14)式はMcParlan、Graville⁹⁶⁾により導入され、その後寺崎ら⁹⁷⁾⁻⁹⁹⁾により詳しい計算が行われた。なお、熱因子は $\int Ddt$ のように、積分の形で与えられるものであるが、本論文では、寺崎らの表現形式にしたがった。

ここで、各推定方法間に存在する違いおよび問題点について述べる。

各推定方法が採用している炭素当量については、前述のように、適用範囲の違いによる説明がなされている。最近の新開発鋼材は、Cを低く抑える場合が多いが、この場合は P_{cm} が適切な炭素当量となる。ただし、適用範囲をあまり考慮せずに P_{cm} を用いる場合も多々あるため、CENのような適用範囲が広い炭素当量の提唱につながった⁷¹⁾。

水素量の影響は、(1-11)式、(1-12)式を比べると明瞭であるように、その影響

Table 1-3 Characteristics of methods to predict critical preheat temperatures

Method	Carbon equivalent	Hydrogen effect	Restraint level
BS-5135	CE(IIW)	Linear grouping	Ordinary
AWS-D1.1	P_{cm}	Logarithmic	High, Medium, Low
JSSC	P_{cm}	Linear	Restraint intensity
CEN chart	CEN	Logarithmic	Ordinary, Repair, y-groove

を線形で記述する場合と、対数で記述する場合に大別される。Table 1-3に、各推定方法の特徴をまとめた。水素量の影響を対数で記述するか、線形で記述するかという問題は現在IIWの第IX委員会や第II委員会で盛んに議論されている。過去の研究からすると、実験的には対数表示の方が良く合うとする結果が多い。JSSC方法の基礎となった P_c を提唱した伊藤ら⁶⁸⁾は、その後、水素量の範囲を広げた場合、 $H_a'/60$ の代わりに $0.093 \cdot \log(H_a')$ を用いた方が良いと報告している⁹⁴⁾。また、AWS-D1.1、CENチャート方式、鈴木⁸⁰⁾などの報告でも基本的には水素の影響を対数表示している。これら表現の仕方の違いは、炭素当量のように適用範囲の違いによる説明ができる可能性がある。実際、JSSC方式では H_a' の適用範囲に限界を設けている。それでもまだ大きな議論がなされている理由としては、BS-5135というヨーロッパ各国の規格に大きな影響を与えている英国の規格が以前より線形スケールを用いているという背景があると考えられる。しかも、BS-5135では、水素量を四つのscaleに分け、どのような水素レベルでもこれら四つのscaleに分類できる、すなわち水素量の影響に関し適用範囲の限界を設けていない。このような背景から、この問題に関しては、未だに結論が得られていない。この背景には、水

素量の影響に対する記述方式が実験的にしか議論されておらず、線形または対数のどちらが適切な記述なのかという理論的説明が未だになされていないという現状があると考えられる。

上記水素量に関する違いのほか、各推定方法間には、予熱温度を直接推定するか、 t_{100} という冷却時間を推定するかという違いも存在する。予熱温度を推定する方法で問題ない場合は、特に熱伝導計算を行う必要がなく、こちらの方が実用的に便利な方法である。しかし、予熱温度を推定する方法は、均熱予熱を仮定しており、局所予熱の場合には適用できない。JSSC方式では、 t_{100} を正確に把握していれば、局所予熱や均熱予熱などを特に考慮する必要はなく、そのため、 t_{100} を用いる方法がより汎用性があるように思える。しかし、 t_{100} を採用する方法にも問題が存在する。それは、板が薄くなると予熱温度を高くしても表面熱放散が大きくなり t_{100} を充分長くできない場合があるからである。このため、(1-13)式の値によっては、薄板の場合、割れ防止に必要な t_{100} が得られず、後熱をしなければならなくなるというこれまでの経験に合わない予測を下す可能性がある。そのため、予熱温度そのものを推定する方法と、 $(t_{100})_{cr}$ を推定する方法にもそれぞれ適用限界があると考えられる。

予熱温度または冷却時間を推定するこれら推定方法では、溶接を行う環境としては、通常の、すなわち20℃付近の環境を仮定している。一方、鋼材の使用環境は厳しくなる一方で、特に低温環境下において使用される機会が増大してきた。このような場合で、溶接構造物の補修溶接などを行う場合は、氷点下、場合によっては-10℃以下の条件下で溶接をしなければならない。これまでの割れ防止予熱温度推定方法は、このような外気温の影響は考慮されていない。JSSC方式では、外気温の影響は t_{100} に与える影響しか考慮されないが、このような低温環境下で溶接した場合の割れ防止予熱温度がこれら推定方法で予測可能かどうかを調べた研究はなく、課題に残されたままである。

以上のように、低温割れ評価に関するこれまでの研究では、各要因の把握方法が必ずしも一致せず、しかも一致しない理由に対する解析などがあまり行われていないという問題が存在し、鋼材使用状況によっては対応できない場合も生じつつあるのが現状である。

1. 3 本研究の目的

1. 1節でも指摘したように、今なお最も重要な課題の一つとして位置付けられるものは、溶接構造物の信頼性に最も大きな影響を与える溶接低温割れに対する基礎的理解を深めることにある。このためには、HAZにおける熱伝導解析や、低温割れ感受性と強い相関があると考えられている焼入性指数に対する基礎理論

も深めていかなければならない。本来、溶接熱影響部であれ鋼材製造であれ、その冶金現象は本質的に同じものがあるため、これらの特性は同一のモデルや指標で記述できてしかるべきである。実際、両者にはFig. 1-2のように多くの共通点があり、焼入性指数のように、両者に対し個別にしか適用できないモデルなり指数が現在も用いられているということは、その背景の解明が不十分であることを意味する。また、低温割れ感受性のように、溶接特有の問題に対しても基本要因の扱い方が異なる評価方法が複数提唱されているという現実には、その基本要因の基礎背景が充分把握されていないことを意味している。

このような基本的理解が不十分のままでの継手信頼性の確保は難しい。

Fig. 1-3は、本研究における溶接継手の信頼性を低温割れ防止に主眼をおいて確保するための手法を示している。継手としての信頼性を確保するためには、HAZ低温割れを正しく評価しなければならない。そのために、低温割れ感受性における、従来知見（従来評価方法や既知の割れ要因）に対し理解を深めるとともに、新しい要因（外気温の影響、新開発鋼(Cu析出鋼)）の評価も進めて評価の一般化を図る必要がある。そして、これらを行うためにはHAZの熱伝導解析が不可欠であり、また鋼材の焼入性に対する深い理解が必要となってくる。

本研究では、溶接熱伝導、焼入性指数、HAZ低温割れ感受性を課題として取り上げているが、これら課題に対する基礎理論や背景の理解を深めることが目的である。これは、将来、鋼材製造から溶接継手作製まで、一連のモデルで説明できるようにするために必要な課題でもある。そのため、溶接熱伝導と焼入性指数に関しては、冶金学への適用という、より発展性を持たせるため低温割れへの適用に限定させることなく議論を進めていく。

次に、本研究の目的と重点を各課題ごとにより詳しく述べる。

本研究では、その重点項目として、

- (1) 溶接継手を評価するために不可欠なHAZの熱伝導解析
- (2) 鋼材やHAZにおける最も重要な特性である焼入性を表す指標の二つと、
- (3) 上記二つの解析の統合化によるHAZ低温割れ感受性評価のあり方の三つを取り上げる。

熱伝導解析では、溶接熱影響部の特性を解析するに十分な精度を実現するために、熱伝導方程式および境界条件という熱伝導解析の基本にまでさかのぼり、従来の熱伝導解析に修正を加え、さらに汎用性を高めた解析解を得ることを目的としている。例えば、溶接熱による熱伝導解析については、最も汎用性の高い田中の解が持つ一般性を失うことなく、溶接熱影響部の各点の熱履歴を精度よく推定するため、熱源が板内部に存在する場合に対しても適用できる解の導出を行う。

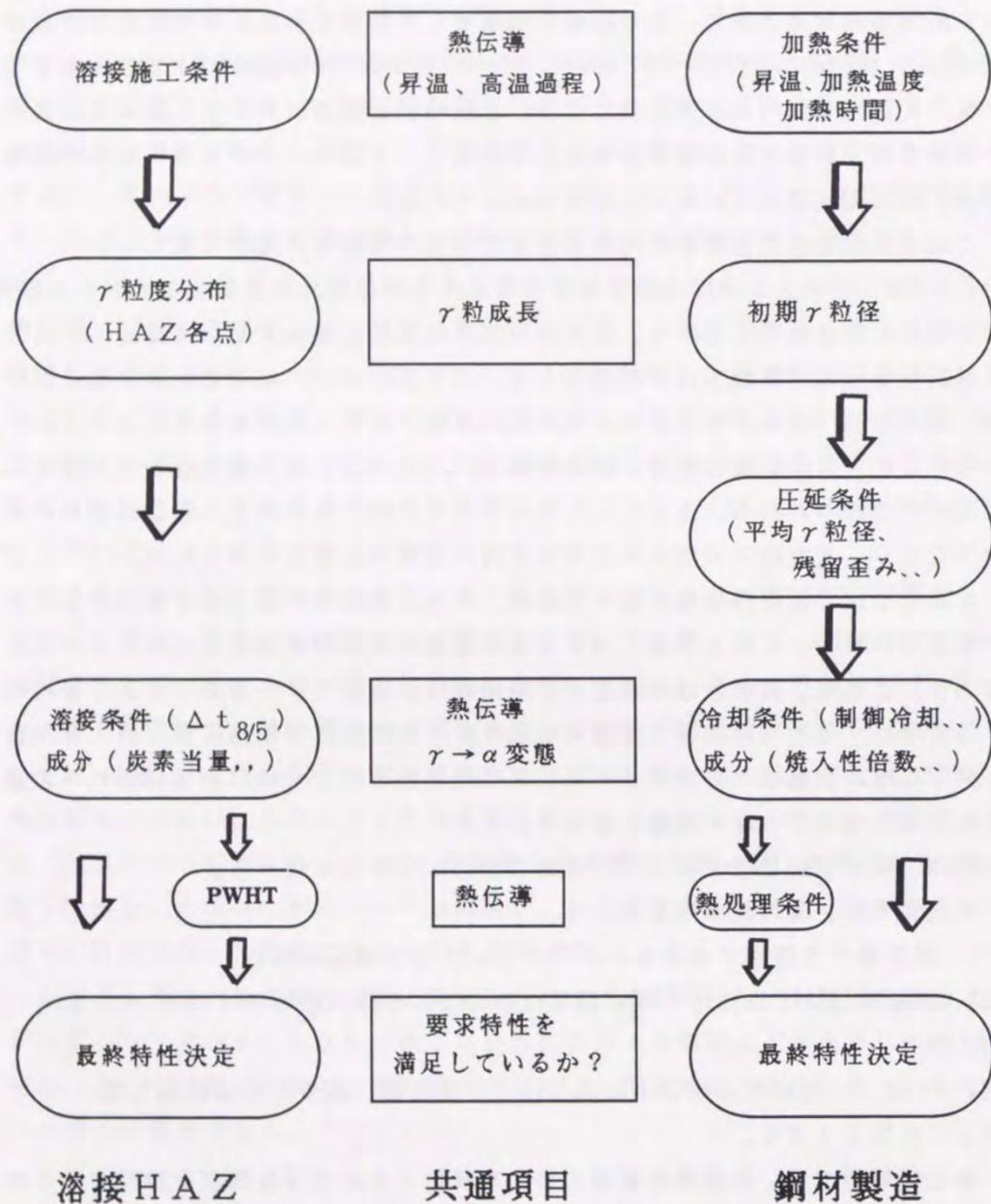


Fig.1-2 Metallurgy of weld HAZ and steel manufacturing process

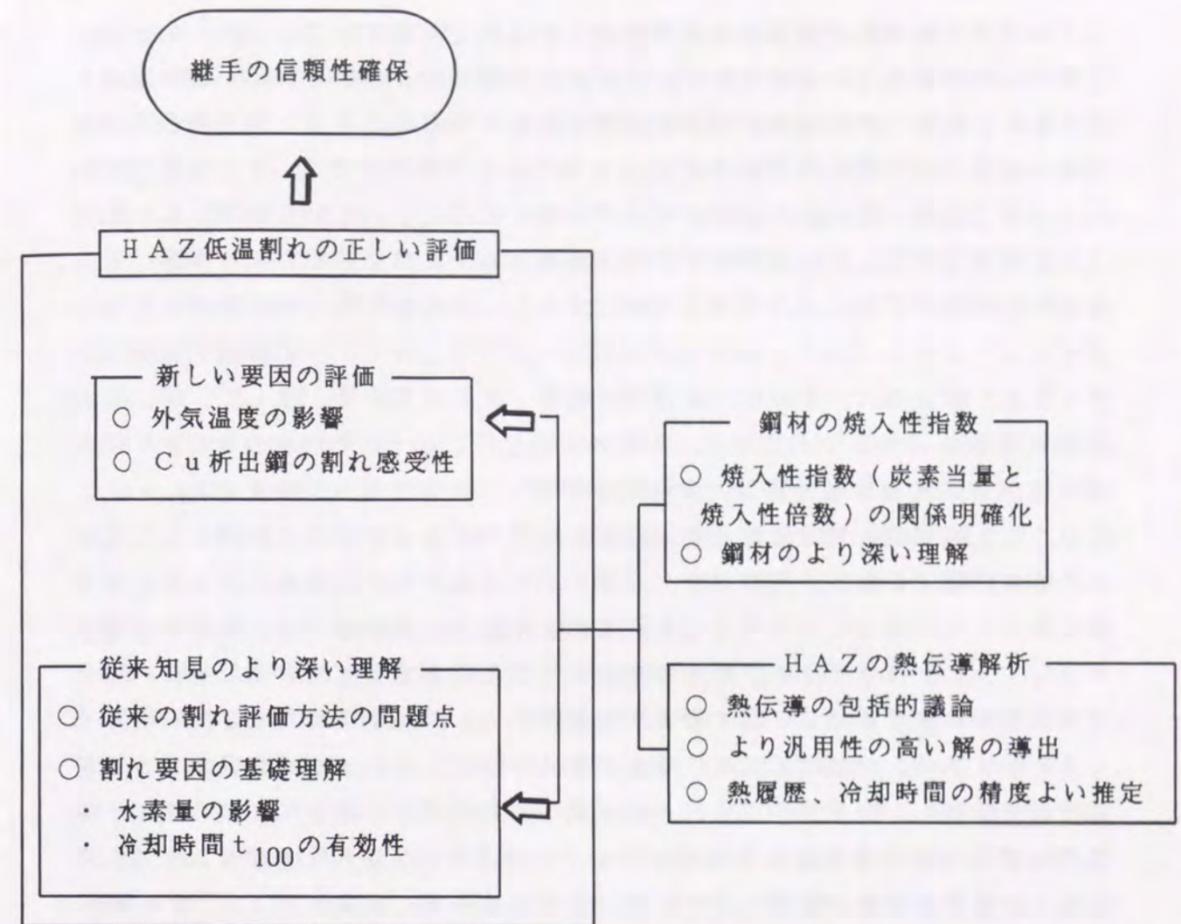


Fig.1-3 Methodology of this study to assess weld joint reliability

また、予熱による熱伝導では、予熱そのものが板表面より加熱されるという条件を再現できる解の導出を行う。本論文においては、これら熱伝導を包括的に解析するために、最初に溶接熱伝導における基本モデルを設定し、このモデルの解から溶接熱や予熱の熱伝導モデルを導き出す方法を採用している。本論文では、同じ境界条件を用いて各モデルの解を導出することに重点をおいており、これにより、個々のモデルによって用いた仮定が異なるため互いの比較や互いの結果を利用しあうことができない、などの問題はなくなる。さらに、各モデルの実用性を検証するため、実際の溶接HAZ形状を再現し、溶接熱履歴と実測値を比較し、溶接熱伝導解の妥当性を実証するとともに、低温割れ挙動に関係する冷却時間である Δt_{8/5} や t₁₀₀ の精度よい推定を図る。

焼入性指数については、1.1節で述べたように、炭素当量と焼入性倍数とい

う二つの異なる指数が溶接冶金と鋼材冶金でそれぞれ独自に用いられ、しかも同じ素材に適用されているにもかかわらずその相関が全く解析されていない現状を踏まえ、これら二つの指数の相関を説明することを目的とする。鋼材冶金と溶接冶金は本質的には同じ学問体系でとらえることができるはずで、また将来はそうあるべきである。そのためには、それぞれ個々に用いられている指数、しかも同じ冶金概念を表現している指数の相関を説明することは必要不可欠な課題である。さらに、本論文では、その相関を明確にすることはそれぞれの指数の妥当性を立証することでもあるため、鋼材の成分設計におけるこれら二つの指数の重要性を考えると、最優先に取り組むべき課題であるとしてとらえている。そして、単にその相関を明らかにするだけでなく、具体的な値としての一致を確かめるため、焼入性倍数から炭素当量を計算し、実験的に決定した炭素当量と比較をする。

さらに、低温割れ感受性評価の問題は、本質的には水素脆性の問題としてとらえるべき問題であるが、現在は1. 2節で述べたように、低温割れ防止という溶接に限定した問題としてとらえても、これまでの方法の間ですでに多くの相違点が存在するのが現状である。低温割れという同じ現象を扱っているにもかかわらず相違点が存在するのは、基本要因の本質的あるいは基礎的理解の不充分さからくるものである。本論文ではこの事実にかんがみて、これまで報告されてきた評価方法を比較し、熱伝導や焼入性指数に関する解析結果を統合的に取り入れ、低温割れ要因に対する各評価方法間に存在する相違点と問題点をまず検討する。そして、低温割れ特有の要因のうち、特に水素量の影響と冷却時間 t_{100} の有効性の解析に重点をおく。

本論文では、このようなすでに知られている低温割れ要因のほか、今まであまり認識されてこなかった外気温度の影響を調査することにも重点をおく。この背景には、鋼材そのものが厳しい環境下で使用されており、特に氷点下で使用されている溶接構造物を補修溶接する場合、その使用環境下で溶接しなければならないことを考えると、外気温度の影響は重大な要因であるとの認識がある。本論文では、低温割れにおけるこれら要因の検討結果を割れ防止予熱温度推定方法に導入し、最近開発されたCu析出型HT780鋼も含め、推定精度の高い方法を作成し溶接継手の信頼性を向上させることを最後の目的としている。

1. 4 本論文の構成

本論文は、Fig. 1-4に示すように6章から構成される。

第1章は緒論であり、本研究を着手するに至った背景及びこれまでの研究について述べるとともに、その問題点を明確にし本研究の目的を明らかにしている。

第2章では、溶接部特性評価の基礎となる溶接熱伝導について論じる。熱伝導

方程式の解を求めるにあたり、これまで以上に汎用性を持たせた場合について、しかも溶接熱源の熱伝導から予熱の問題まで包括的に論じる。この章では、具体的なモデルとして、大板における溶接の熱伝導モデル（板内部に存在する移動点熱源：Model I）、割れ試験体における t_{100} 計算モデル（均熱予熱：Model II）、大板における局部予熱モデル（予熱パワー、予熱幅を考慮可能：Model III）という三つのケースを考え、これらモデルに対する解が得られることを示す。また、HAZ形状再現や、熱履歴再現、さらには $\Delta t_{8/5}$ 、 t_{100} などの冷却時間の精度よい推定法を確立している。

第3章では、鋼材の焼入性指数、炭素当量と焼入性倍数について論じる。ここではまず D_I を決めるときの、理想焼入れされた丸棒試験片の熱伝導解を求める。これを基に、100%マルテンサイト限界冷却時間が炭素当量で表されるとき、 D_I 値がどう表現されるべきかを論じ、炭素当量と焼入性倍数の関係を導き出し、焼入性指数としての妥当性を実証していく。そして、焼入性倍数から炭素当量を計算し、実験で定めた炭素当量との比較検討を行う。

第4章および第5章では、HAZの低温割れ感受性評価について論じる。

第4章では、すでに知られている評価方法や割れ要因に対する基本考察を行う。まず、これまでに確立された低温割れ防止限界予熱温度推定方法を比較検討し、評価方法間に存在する相違点や問題点を抽出し、その中で、特に水素量の影響の記述方法、冷却時間 t_{100} の有効性について実験的かつ論理的に考察していく。

第5章では、従来のHAZ低温割れ防止評価方法が考慮していない新しい割れ要因として、外気温度の影響、特に低温側における影響について検討する。加えて、これら評価方法が確立された後に開発された鋼材、Cu析出型HT780鋼の割れ感受性を調べ、従来鋼と比較する。第5章では、第4章で得られた結論も含め、低温割れ防止予熱温度にこれら結果を導入し、より適用範囲の広い推定方法を確立する。

第6章では、本研究で得られた主な成果を総括する。

溶接熱影響部の低温割れ感受性評価に関する研究
 -溶接熱伝導解析と鋼材焼入性指数の統合化による評価の提案-

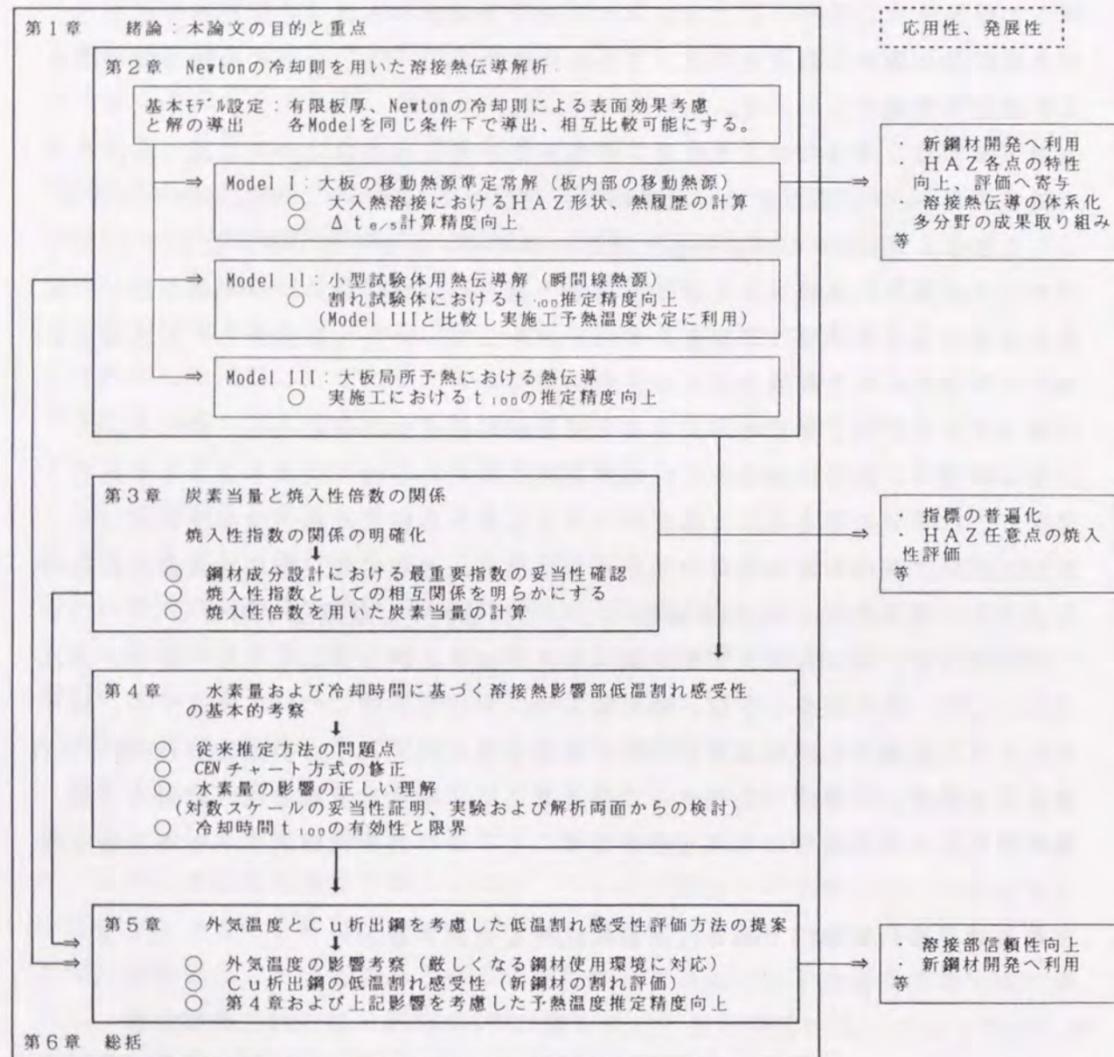


Fig.1-4 Structure of this research issues

第2章 Newtonの冷却則を用いた溶接熱伝導解析

2.1 緒言

本章では溶接熱影響部の冶金現象を把握するために必要な熱伝導解析を目的とし、溶融池内における熱伝導は取り扱わないこととする。

溶接熱影響部（HAZ）における冶金現象は、その熱伝導に強く依存する。そのため、溶接部の熱伝導解析はHAZの冶金を理解する上で必要不可欠である。

HAZの熱履歴や冷却時間（800℃から500℃までの冷却時間 $\Delta t_{8/5}$ 、あるいは100℃までの冷却時間 t_{100} ）の推定^{17), 28), 29), 69), 74), 109), 110)}については、第1章で述べたように、これまで多くの研究が報告されている。これらの研究で、溶接熱による熱伝導解析に関するものでは、Rosenthal^{1), 2)}と田中³⁾の解が代表的である。特に田中の解は、Rosenthalの解を含んでいるため、この解を用いる限りにおいてはRosenthalの解を特に意識する必要はない。

HAZの重要な冶金特性であるHAZ最高硬さ評価には、冷却時間 $\Delta t_{8/5}$ が溶接熱履歴の代表値として採用されている。そのため、HAZ最高硬さを評価するためにはまず $\Delta t_{8/5}$ を評価する必要がある。これまでの研究では、国内では田中の解を用いた計算例が報告されているが、外国ではRosenthalの研究を基礎とした計算例⁴⁾⁻⁹⁾が多い。田中の論文が発表されたのは昭和18年で、かつ日本語での発表であったため、田中の式は外国ではあまり知られていない。

もう一つの冷却時間 t_{100} は⁹⁸⁾、HAZ低温割れを評価するとき重要な冷却時間である。 t_{100} が低温割れを防ぐための必要予熱温度を決定する手段に使用されてから、この冷却時間を推定する解析がさかんに行われた。この解は、熱因子⁹⁶⁾⁻⁹⁸⁾を計算するときにも用いることができる。

これら従来における研究の成果は、まず、現在の溶接冶金研究が必要としている精度や適用範囲に充分応えることができるかどうかを考えなければならない。鋼材に求められる特性は、厳しくなることがあってもゆるめられることはなく、今後もこの傾向は続くものと考えられ、溶接冶金学もこのような厳しい要求に応えなければならない。そして、そのために必要な溶接熱伝導解析にも、より高い汎用性が要求されている。現在においては、鋼材に対する要求が厳しく、より高強度鋼材に対する需要や、溶接施工効率向上を目指した大入熱溶接の適用への需要もまた増加する傾向にある。しかも、HAZ最高硬さ、耐低温割れ特性、HAZ靱性等多くの特性が要求されている現状を考慮すると、HAZ各点の熱履歴をより精度よく推定する必要がある。特に、溶け込み深さが板厚と同程度になる大入熱溶接の場合も考慮すると、田中の解のように、表面に熱源が存在すると

仮定した解析では適用に限界が生じる。予熱温度を決定するための熱伝導についても、板厚方向の温度分布を無視したり、表面熱放散効果として板内部から均一に熱が放散するとするこれまでの解では、板厚100mmまたはそれ以上の鋼材に対しては精度上問題がある。

これら、溶接部の熱伝導解析を精度よく行うことは、鋼材HAZの特性を向上させるために必要不可欠であることはいうまでもない。本章では、このような実用的な観点から溶接熱履歴の精度よい推定を試みるのが第一の目的である。一方、これまでそれぞれ独自に求められていた溶接熱による熱伝導解と予熱熱伝導の解を同じ仮定のもとで、解の導出を試みる。これまで、溶接熱による熱伝導と予熱の熱伝導はそれぞれ独自の仮定のもとで解が導かれてきた場合が多かったのは、必要とする熱履歴または冷却時間に合わせた単純化が行われてきたためであるが、そのため、各モデルの成果を互いに適用できないなどの不都合が生じる場合もあった。本章では溶接および予熱の熱伝導を包括的に論じ、この分野における体系化をさらに押し進めることを第二の目的とする。

本章では、上記二つの目的のため、まず、以下の四つのモデルを設定する。

- (1) 基本モデル：有限体積をもつ瞬間熱源の非定常解
- (2) Model I：有限板厚をもつ大板における移動点熱源の準定常解
- (3) Model II：小形試験体における瞬間線熱源の非定常解
- (4) Model III：大板における局部予熱の非定常解

(1)の基本モデルは、本章で熱伝導解析を行うための基本であり、解析精度を向上させるため、境界条件としてNewtonの冷却則を適用する。(2)~(4)の三つのモデルは、溶接部の冶金特性を解析するために必要な、従来解より厳密なモデルである。Model Iは、田中の解を点熱源が板内部に存在する場合にも適用できるよう修正したもので、これにより大入熱溶接などの溶け込みが深い溶接の熱伝導解析も可能となる。Model IIは、Y形溶接割れ試験体のような小形試験体における冷却時間 t_{100} の推定を行うためのもので、有限サイズの試験体に瞬間線熱源を与えた場合の非定常解であり、これにより割れ試験を行ったときの冷却時間 t_{100} の精度よい推定が可能となる。Model IIIは、実際の溶接施工で用いられる局部予熱をモデル化したものである。このモデルにより、溶接前の板内部の温度分布を計算でき、かつModel Iと線形結合することにより、局部予熱を行ったときの溶接熱伝導解析が可能となる。さらに、Model IIで計算した冷却時間 t_{100} と比較することにより、小形試験体における試験条件と実際の溶接施工条件を比較検討することが可能となる。

次に、本章では、基本モデルに対する解を求め、この解を用いて、(2)~(4)の三つのモデルの解を導出する。これにより、各モデルは全て同じ境界条件を用い

て導出されることになり、モデル間の比較などが容易となる。次に、大入熱溶接におけるHAZ形状や熱履歴の計算、小形試験体における冷却時間 t_{100} の計算を行い、実測データと比較し、各モデルの妥当性を検証する。

2.2 溶接熱伝導のモデル化

2.2.1 溶接熱伝導の基本考察と基本モデルの設定

熱伝導方程式の基礎はFourierの時代にすでに築かれている。ここでの基本的な概念は、熱流 \vec{j} は温度勾配に比例するというFourierの仮定である。 λ を熱伝導率、 T を温度とすると、Fourierの仮定は以下の式となる。

$$\vec{j} = -\lambda \cdot \text{grad}(T) \quad (2-1)$$

ρ を密度、 c_p を比熱とし、熱のわきだし等がない場合は、単位体積単位時間当たり流出する熱量 $\text{div}(\vec{j})$ と、温度変化により生じた単位時間当たりの熱量変化 $\rho c_p (\partial T / \partial t)$ はバランスしていなければならない。

$$\text{div}(\vec{j}) + \rho c_p \frac{\partial T}{\partial t} = 0 \quad (2-2)$$

(2-1式)、(2-2式より

$$\frac{\partial T}{\partial t} = \kappa \nabla^2 T \quad \left(\nabla^2 = \frac{\partial^2}{\partial x^2} + \frac{\partial^2}{\partial y^2} + \frac{\partial^2}{\partial z^2} \right) \quad (2-3)$$

ここで、 $\kappa = \lambda / \rho c_p$ は熱拡散係数である。(2-3)式はいわゆる熱伝導方程式で、 λ 、 ρ 、 c_p 、 κ は定数と仮定した。熱伝導解析とは、与えられた条件(境界条件、初期条件)のもとで(2-3)式という偏微分方程式の解を導出することに帰着される。この与えられた条件のうち、初期条件は、溶接熱あるいは予熱を考える場合などで異なってくるが、境界条件、すなわち板表面で満たすべき条件は同じである。熱伝導における境界条件として用いられる式は、Newtonの冷却則と呼ばれる次式である。

$$\lambda \frac{\partial T}{\partial x_n} = -\alpha (T - T_\infty) \quad (2-4)$$

ここに、 T_∞ は、板表面に接している外部の温度で、 x_n は板表面に垂直方向の座標である。

(2-4)式は、板表面からの熱流(すなわち表面熱放散) $\lambda (\partial T / \partial x_n)$ は、外部温度と表面温度の差に比例することを意味している。板表面が断熱である場合は $\alpha = 0$ となり、(2-4)式は

$$\frac{\partial T}{\partial x_n} = 0 \quad (2-5)$$

となる。(2-5)式より、表面断熱の場合は鏡像法を用いることが可能となる。すな

わち、ある面に対して互いに対称な位置に熱源を配置し、それぞれの熱源による温度場を T_u 、 T_L とする。このとき対称性から、

$$\frac{\partial T_u}{\partial x_n} = -\frac{\partial T_L}{\partial x_n} \quad (2-6)$$

が成り立つ。したがって、次式が成り立つ。

$$\frac{\partial (T_u + T_L)}{\partial x_n} = 0 \quad (2-7)$$

これは(2-5)式、すなわち表面断熱の条件を満たす。すなわち、互いに対称な熱源による温度場($T_u + T_L$)は、板表面が断熱という境界条件を満たす。いいかえると、互いに対称な位置に熱源を配置することにより、板表面の存在を考慮の必要がなくなる。現実には、板表面からの熱放散があるため断熱条件では誤差が大きくなる。特に、 t_{100} などを求める場合は板表面からの熱放散を必ず考慮する必要がある。この場合、(2-4)式の冷却則ではなく、以下の簡便式が用いられる場合²⁾がある。

$$\frac{\partial T}{\partial t} = \kappa \nabla^2 T - \alpha' (T - T_\infty) \quad (2-8)$$

(2-8)式右辺の第二項 $\alpha' (T - T_\infty)$ が表面熱放散を表す項である。なお、Newtonの冷却則((2-4)式)における α と区別するため、(2-8)式では表面熱放散係数を α' とおいた。(2-8)式は、熱伝導方程式に表面熱放散項を導入したものである。(2-8)式では、座標値によらず表面熱放散の影響として $-\alpha' (T - T_\infty)$ が熱伝導方程式に加えられているため、被溶接板内部全体で表面熱放散の影響は同じであることになる。このため、(2-8)式は、板が厚く、表面熱放散の影響により板厚方向への温度勾配が発生する場合は正しくない。なお、(2-8)式は、 $T - T_\infty = T' \exp(-\alpha' t)$ と変換すると T' は(2-3)式を満たす。したがって、(2-8)式の解を求めるときは、(2-3)式の解を鏡像法などを用いて求め、その解に $\exp(-\alpha' t)$ を乗じて最終解とする方法がよく採用される^{69), 74), 97), 107)}。

実際の溶接では、厚板から薄板まで考えなければならず、しかも溶接方法としてSAW、SMAWやESW、EGWなどがあり、これらの表面効果が大きく異なることから熱履歴を精度よく推定するためには表面熱放散は(2-4)式を用いる必要がある。この場合、鏡像法を用いることができなくなり解析を複雑にするという問題が生じる。しかし、2.1節で述べたように、現在の鋼材に対する要求を考えると、(2-4)式を適用した解析が必要となる。

本章では、初期条件として以下のような形で表される場合を考える。

$$(\theta)_{t=0} = f(x) g_1(y) g_2(z) \quad (2-9)$$

境界条件(2-4)式、初期条件(2-9)式は、共に変数分離の形であるため、偏微分方程式を解く時よく用いられる変数分離法を用いる¹⁸⁾。

$$\theta = T - T_\infty = X(x) Y(y) Z(z) \Psi(t) \quad (2-10)$$

とおき、(2-3)式へ代入すると、

$$\frac{1}{\Psi} \frac{d\Psi}{dt} = \kappa \left(\frac{1}{X} \frac{d^2 X}{dx^2} + \frac{1}{Y} \frac{d^2 Y}{dy^2} + \frac{1}{Z} \frac{d^2 Z}{dz^2} \right) \quad (2-11)$$

(2-11)式の各項は、 x 、 y 、 z 、 t という独立変数の関数であるため、(2-11)式が成り立つためには、各項が定数でなければならない。よって、次式が成り立つ。

$$\begin{aligned} \frac{1}{X} \frac{d^2 X}{dx^2} &= -\frac{u^2}{a^2}, & \frac{1}{Y} \frac{d^2 Y}{dy^2} &= -v^2, & \frac{1}{Z} \frac{d^2 Z}{dz^2} &= -w^2 \\ \frac{1}{\Psi} \frac{d\Psi}{dt} &= -\kappa \left(\frac{u^2}{a^2} + v^2 + w^2 \right) \end{aligned} \quad (2-12)$$

よって、

$$\begin{aligned} X(x) &= A_x \cdot \sin\left(\frac{u}{a}x\right) + B_x \cdot \cos\left(\frac{u}{a}x\right) \\ Y(y) &= A_y \cdot \sin(vy) + B_y \cdot \cos(vy) \\ Z(z) &= A_z \cdot \sin(wz) + B_z \cdot \cos(wz) \\ \Psi(t) &= \exp\left\{-\left(\frac{u^2}{a^2} + v^2 + w^2\right)\kappa t\right\} \end{aligned} \quad (2-13)$$

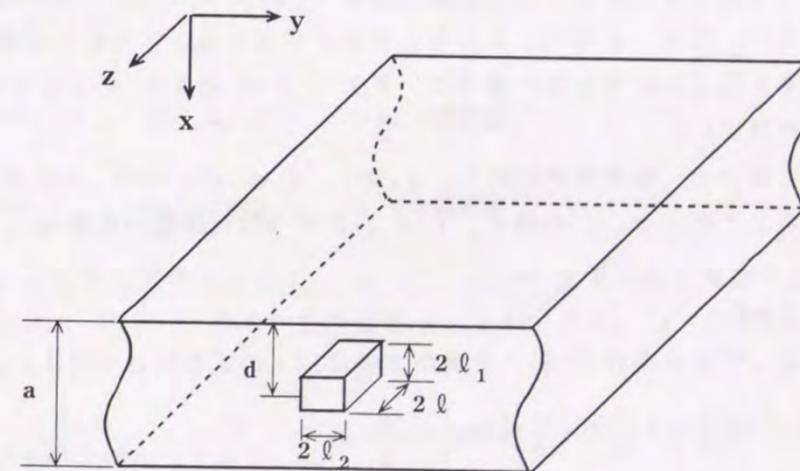


Fig.2-1 Coordinates and heat source for heat conduction analysis

となる。ここで、Fig. 2-1のような、有限板厚 a の板内部に（深さ d ）、一辺が l 、 l_1 、 l_2 の直方体の熱源を $t=0$ の時に与えた場合を考える。 x 方向を板厚方向と考え、 $x=0$ 、 $x=a$ で定義される面を板表面とする。このとき、(2-4)式は、 $X(x)$ についてのみ考えればよいから、以下のようなになる。

$$\lambda \left(\frac{\partial X}{\partial x} \right)_{x=0} = \alpha X, \quad \lambda \left(\frac{\partial X}{\partial x} \right)_{x=a} = -\alpha X \quad (2-14)$$

(2-13)式の $X(x)$ は、(2-14)式を満足しなければならない。よって、

$$X(x) = A_n \left\{ \cos \left(\frac{u_n}{a} x \right) + \frac{a \cdot h}{u_n} \sin \left(\frac{u_n}{a} x \right) \right\} \quad (2-15)$$

$$\tan(u_n) = \frac{2ahu_n}{u_n^2 - a^2h^2} \quad (2-16)$$

u_n は、(2-16)式の n 番目の根である。また、 $h = \alpha / \lambda$ とおいた。一般に、各 n に対し ($n=1, 2, 3, \dots$) A_n の値は初期条件により決定する必要がある。また、 y 方向、 z 方向には表面がない、すなわち板幅、板長さが無限と仮定すると、(2-13)式の A_y 、 B_y は v の関数、 A_z 、 B_z は w の関数となる。

溶接における初期条件としては、 y 方向、 z 方向に対して対称な条件のみ考慮すれば充分と考える。その理由としては、 y 方向、すなわち溶接線直角方向においては、大板の場合溶接ビードが板の中央線上におかれているという仮定は一般性を失わない。また、移動熱源の場合は準定常状態の解を最終的に求めるため、板長さは無限大と仮定し、有限板サイズにおける瞬間熱源の場合は、熱源が z 方向に対し対称な位置に存在すると仮定するため、 z 方向に対して対称性を導入しても問題ない。なお、 y 方向、 z 方向に表面が存在する、すなわち板幅や板長さが有限と考えなければならない場合は、 $Y(y)$ 、 $Z(z)$ は $X(x)$ のような形の関数に置き換えればよい。

以上の考察から、初期条件に対し、 $g_1(y)$ 、 $g_2(z)$ は、 $y=0$ 、 $z=0$ について対称と考えることとする。この場合、 $Y(y)$ 、 $Z(z)$ の \sin 関数の係数 A_y 、 A_z は対称性から

$$A_y = A_z = 0 \quad (2-17)$$

となる。よって初期条件(2-9)式を満たす解は以下の式を満たせばよい。

$$\sum_{n=1}^{\infty} A_n \left\{ \cos \left(\frac{u_n}{a} x \right) + \frac{ah}{u_n} \sin \left(\frac{u_n}{a} x \right) \right\} = f(x) \quad (2-18)$$

$$\int_{-\infty}^{\infty} B_y(v) \cos(vy) dv = g_1(y)$$

$$\int_{-\infty}^{\infty} B_z(w) \cos(wz) dw = g_2(z)$$

(2-18)式を満たす A_n ($n=1, 2, 3, \dots$)、 $B_y(v)$ 、 $B_z(w)$ が求まると、(2-3)式の解は、

$$\theta = \sum_{n=1}^{\infty} A_n \left\{ \cos \left(\frac{u_n}{a} x \right) + \frac{ah}{u_n} \sin \left(\frac{u_n}{a} x \right) \right\} \exp \left(-\frac{u_n^2}{a^2} \kappa t \right) \cdot \int_{-\infty}^{\infty} B_y(v) \cos(vy) \exp(-v^2 \kappa t) dv \cdot \int_{-\infty}^{\infty} B_z(w) \cos(wz) \exp(-w^2 \kappa t) dw \quad (2-19)$$

で与えられる。(2-19)式の A_n は、 $\cos \left(\frac{u_n}{a} x \right) + \frac{ah}{u_n} \sin \left(\frac{u_n}{a} x \right)$ の直交性および三角関数が完全系であることから、次のように定まる¹⁸⁾。

$$A_n = \frac{2u_n^2}{(u_n^2 + a^2h^2)a + 2a^2h} \int_0^a \left\{ \cos \left(\frac{u_n}{a} x \right) + \frac{ah}{u_n} \sin \left(\frac{u_n}{a} x \right) \right\} f(x) dx \quad (2-20)$$

ここで、特に $f(x)$ 、 $g_1(y)$ 、 $g_2(z)$ を、Fig. 2-1のように、ある直方体内に熱量 Q が与えられた場合を考える。このとき、初期温度すなわち初期条件は、

$$\theta_0 = \frac{Q}{\rho c_p (2l) (2l_1) (2l_2)}, \quad \text{for } d-l < x < d+l, -l_1 < y < l_1, -l_2 < z < l_2$$

$$\theta_0 = 0, \quad \text{for 其他領域} \quad (2-21)$$

となる。これは、

$$f(x) = \frac{Q}{\rho c_p (2l)} [d-l < x < d+l], \quad 0 \text{ [其他領域]} \quad (2-22)$$

$$g_1(y) = \frac{1}{2l_1} [-l_1 < y < l_1], \quad 0 \text{ [其他領域]}$$

$$g_2(z) = \frac{1}{2l_2} [-l_2 < z < l_2], \quad 0 \text{ [其他領域]}$$

と定めたことと同じである。 $f(x)$ 、 $g_1(y)$ 、 $g_2(z)$ を具体的に定めると(2-20)、(2-18)式の A_n 、 $B_y(v)$ 、 $B_z(w)$ を決定することができる。(2-20)式に(2-22)式を代入すると

$$A_n = \frac{2u_n^2}{(u_n^2 + a^2h^2)a + 2a^2h} \frac{Q}{l \cdot \rho \cdot c_p} \frac{a}{u_n} \sin \left(\frac{u_n}{a} l \right) \cdot \left\{ \cos \left(\frac{u_n}{a} d \right) + \frac{ah}{u_n} \sin \left(\frac{u_n}{a} d \right) \right\} \quad (2-23)$$

$$B_y(v) = \frac{1}{2\pi l_1 v} \sin(vl_1)$$

$$B_z(w) = \frac{1}{2\pi l_2 w} \sin(wl_2)$$

となる。(2-23)式を(2-19)式に代入すれば、初期条件(2-21)式で与えられる熱伝導方程式の解が得られる。

本章では、Fig. 2-1で定める熱伝導モデルを基本モデルと呼ぶ。その解は、(2-19)式、(2-23)式で与えられる。基本モデルと呼ぶ理由は、2. 2. 2項で定める三つの溶接熱伝導モデルは、すべて(2-19)式、(2-23)式を用いて導出することが可能であること、さらに、例えば、高周波を用いた予熱など加熱面より内側に熱源があると考えられるような、本章であつかわない熱伝導問題も(2-19)式、(2-23)式を用いて解析することが可能であるからである。2. 2. 2項で定める各モデルの解の導出は2. 3節以降に詳しく述べる。

2. 2. 2 溶接熱伝導モデルの設定

2. 2. 1項で設定した基本モデルには、表面熱放散にNewtonの冷却則を適用し、板厚が有限で、かつ熱源の位置を板厚方向に対しては深さ d というパラメータを導入している。そして、基本モデルを用いて導出される解には、すべてこれら基本モデルと同じ特徴をもたせることが可能である。本項では、本論文における低温割れ感受性評価に、かつ溶接部の冶金特性の解析に必要な三つのモデルを導入する。

まず、溶接熱源による熱伝導解析として、2. 1節でも述べたように、HAZの形状が計算できるように、板内部に熱源が存在するモデルを導入する。この解析は、田中が用いた表面移動熱源という仮定に対し、熱源深さ d を任意にとれるように一般化したものである。熱源には移動点熱源を考え、準定常状態の解を導出する。この場合、板の幅が無限大と仮定しているため、点熱源の板幅方向の座標 y が $y \neq 0$ の場合でも、 y 方向の座標を平行移動することにより解析が可能となる。この考えは z 方向に対しても用いることができる。本章ではこれをModel Iと定義する。

次に導入するモデルは、小形試験体用モデルである。このモデルの必要性は、低温割れ感受性を評価するとき特に重要である。一般に、実施工の割れ防止予熱温度を決定する場合、 y 形溶接割れ試験などの小形試験体の試験結果を参照して行われる。したがって、 y 形溶接割れ試験における必要予熱温度を推定することは、実用的に非常に重要な問題であり、この問題は本論文第4章および第5章で詳しく論じている。 y 形溶接割れ試験結果から、実施工の予熱温度を決定するためには、両者の熱伝導が比較できなければならない。この目的のためには、溶接部の水素拡散にあたる影響が大きい $300^{\circ}\text{C} \sim 100^{\circ}\text{C}$ 付近の熱履歴あるいは t_{100} を推定する必要がある^{(68)-(71), (74)}。そこで、小形試験体用モデルとして、有限板厚、有限板幅、有限板長さの試験体に有限長さの瞬間線熱源を投与したときの熱伝導解析を行う。また、予熱については、均熱予熱の場合をあつかう。本

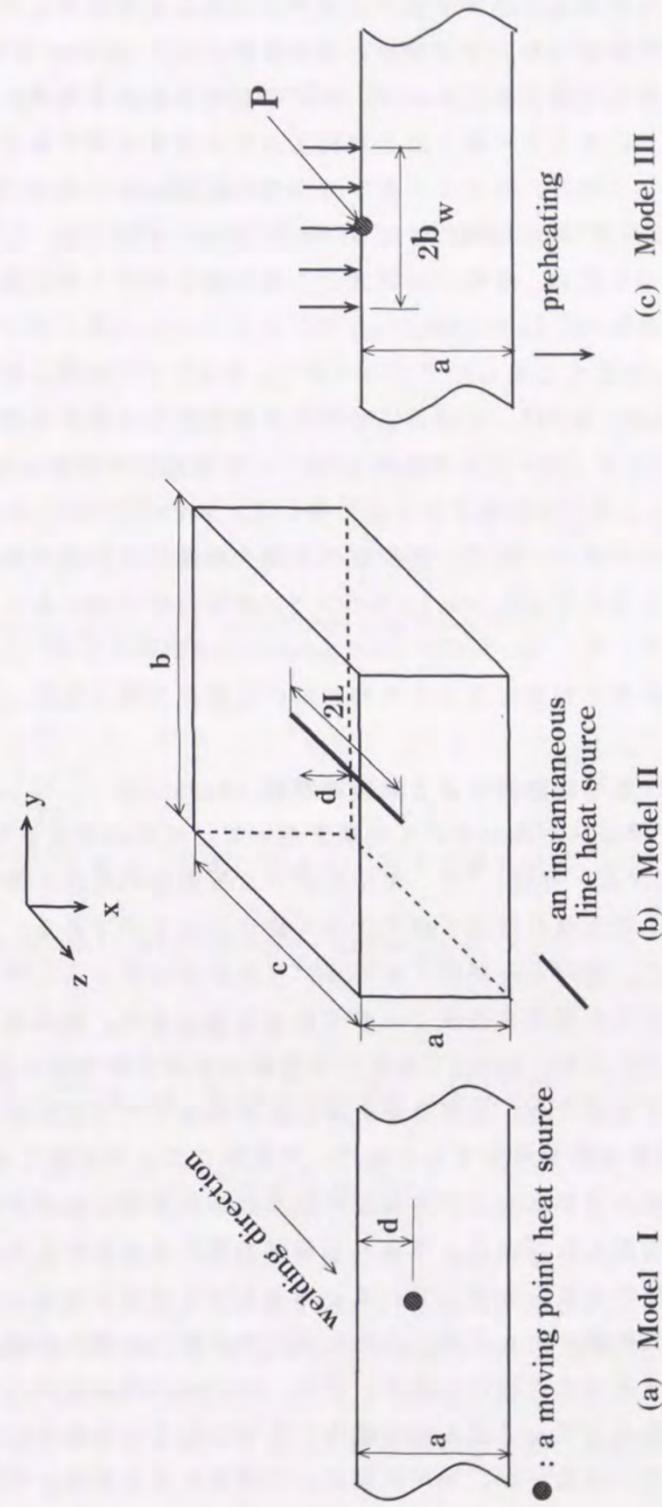


Fig. 2-2 Models for weld heat conduction problem studied in the present work

章ではこれをModel IIと定義する。Model Iと異なりModel IIでは、移動熱源を考慮していない。その理由は、低温割れ感受性を評価するためには、溶接終了後比較的時間が経過した熱履歴が必要であるからで、そのときは熱が充分拡散していると考えられるため熱源の移動や形状はあまり問題にならない。

本章における三番目の熱伝導モデルは、局所予熱を解析するためのモデルである。これは、実施工における予熱方法を解析するためのモデルである。板厚を有限とし、予熱幅 $2b_0$ の間に、外面より単位時間単位面積当たり q_h （本章では q_h を予熱パワーと呼ぶ）の熱が連続的に投与される場合を考察する。なお、実施工の場合を想定しているため、板幅は無量大とした二次元モデルを設定した。本章では、このモデルをModel IIIと定義する。

Fig. 2-2には、これまで定義した三つのモデル、Model I、Model II、Model IIIが表示されている。Model IはHAZの形状や熱履歴を計算するとき、そして $\Delta t_{8/5}$ を計算するときに用いる。Model IIは、Y形溶接割れ試験体のような小形試験体における t_{100} などを計算するときに用いる。Model IIIは、局所予熱を解析するときの用いられるが、特に、溶接前の予熱の段階ではModel IIIのみで、予熱終了後溶接開始してからはModel IとModel IIIを線形結合させることにより解析することができる。そして、Model IIと（Model I+Model III）の計算結果を比較すれば小形試験体と実溶接施工の冷却時間の比較が可能となる。

2.3 大板における溶接熱源による熱伝導解析 (Model I)

本節では、前節で得られた基本モデルの解を用いて、田中の解を修正した、Model Iの解を導出する。Model Iは、田中が用いた板表面の移動点熱源という仮定を、熱源の深さ d を任意に設定できるように修正したものである。このため、大入熱溶接のように、溶け込みが深く板内部にも熱源が存在すると考えなければならぬ場合に対しても解析を行うことが可能となる。また、熱伝導方程式の線形性を利用することにより、Model Iを用いて移動点熱源を板内部に任意に分布させた場合の解析もできるため、分布熱源を用いた解析を行うことも可能となる。

次に、Model Iの妥当性を検証するために、代表的な大入熱溶接である片面一層SAWとEGWのHAZ形状および熱履歴の計算値を実測値と比較する。これら二つの溶接方法を選択した理由は、両者とも溶接金属が板表面から裏面にまで達していたため熱源が板内部にも分布していると考えなければならぬ、かつ両者における表面熱放散の影響が大きく異なるため表面熱放散の影響を考慮した解析を行う必要がある、などの点が挙げられる。なお、Newtonの冷却則は、SAWやEGWのような表面がフラックスや水冷銅板でおおわれている場合に対して必ずしも適用できるわけではないが、実用的観点より表面熱放散係数 α の値を適当に

選択することにより、これら溶接方法に対する熱伝導解析が可能となることを示す。これらの点を同時に考慮できる解析解は、本節で導出するModel Iのみである。

本節の最後では、HAZの組織や硬さを評価するときに用いられる800°Cから500°Cまでの冷却時間、 $\Delta t_{8/5}$ の精度よい推定を行う。ここでは、 $\Delta t_{8/5}$ における熱源位置の影響をModel Iを用いて考察し、 $\Delta t_{8/5}$ を精度よく推定するための熱定数に関する考察も行う。

2.3.1 Model Iの解の導出

Model Iでは、溶接開始後充分時間がたった時刻における準定常解を求める。解の導出方法は田中の方法と同様な方法を用い、まず、瞬間点熱源に対する解を求め、次にその解を重ね合わせの原理を用いて時刻 t について積分して準定常解を求めるという二段階で行う。

まず、瞬間点熱源に対する解を求める。これは、Fig. 2-1の場合で特に熱源が点熱源の場合の解を求めることである。点熱源であるため、

$$l \rightarrow 0, l_1 \rightarrow 0, l_2 \rightarrow 0 \quad (2-24)$$

という極限操作を(2-22)式にほどこすと

$$\begin{aligned} A_n &\rightarrow \frac{2u_n^2}{(u_n^2+a^2h^2)a+2a^2h} \frac{Q}{\rho \cdot c_p} \left\{ \cos\left(\frac{u_n}{a}d\right) + \frac{ah}{u_n} \sin\left(\frac{u_n}{a}d\right) \right\} \\ B_y(v) &\rightarrow \frac{1}{2\pi} \\ B_z(w) &\rightarrow \frac{1}{2\pi} \end{aligned} \quad (2-25)$$

となる。(2-25)式を(2-19)式に代入し、以下の積分公式

$$\int_{-\infty}^{\infty} \cos(vy) \exp(-\kappa tv^2) dv = \sqrt{\frac{\pi}{\kappa t}} \exp\left(-\frac{y^2}{4\kappa t}\right) \quad (2-26)$$

を利用し、 $\lambda = \rho c_p \kappa$ を考慮すると、

$$\begin{aligned} \theta &= \frac{Q}{2\pi a \lambda t} \sum_{n=1}^{\infty} A_n \left\{ \cos\left(\frac{u_n}{a}x\right) + \frac{ah}{u_n} \sin\left(\frac{u_n}{a}x\right) \right\} \exp\left(-\frac{y^2+z^2}{4\kappa t} - \frac{u_n^2}{a^2} \kappa t\right) \\ A_n &= \frac{u_n^2}{u_n^2+2ah+a^2h^2} \left\{ \cos\left(\frac{u_n}{a}d\right) + \frac{ah}{u_n} \sin\left(\frac{u_n}{a}d\right) \right\} \end{aligned} \quad (2-27)$$

が得られる。(2-27)式が、瞬間点熱源に対する解となる。

溶接は、熱源が一定速度で移動するという特徴があるが、これは熱伝導方程式(2-3)式の線形性を利用し、重ね合わせの原理を用いて求める。

まず、Fig. 2-3の場合を考える。Fig. 2-3では、熱源がスタートした点をA、そのときの時間を $t=0$ とする。そして、溶接開始終了後 t_1 秒経過したものとし、そ

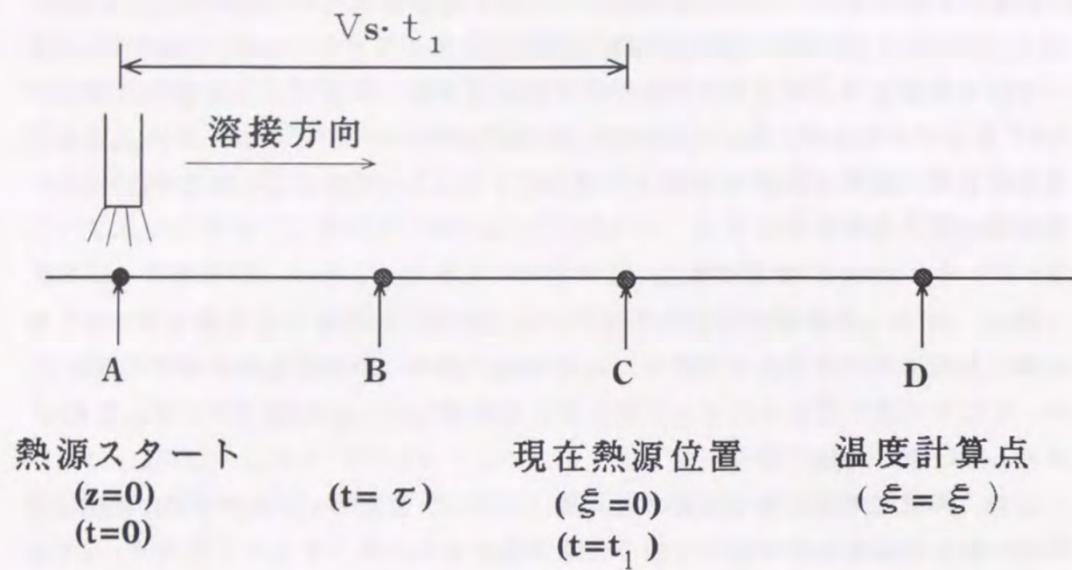


Fig. 2-3 Travelling point heat source with constant speed

の時点において熱源がC点に存在するとする。速度を V_s とすると、AC間の距離は $V_s \cdot t_1$ である。熱源進行方向をz軸とし、また、z軸と同じ方向に ξ 軸をとり、 ξ 軸は移動点熱源と同じ速度でz軸方向に移動しているとする。z座標を固定座標、 ξ 座標を移動座標と呼ぶ。このとき、 $\xi = z - V_s \cdot t_1$ の関係がある。 $z=0$ を熱源がスタートした点に、 $\xi=0$ を現在熱源が存在する点と定義する。

温度を知りたい点をDとする（ここの ξ 座標を ξ とする）と、ここの温度はFig. 2-3においてA~C間に与えられた熱源（または $0 < t < t_1$ に与えられた熱源）によるD点の温度上昇の和を求めればよい。ここで、(2-27)式は $z=0$ の場所に、 $t=0$ の時に熱源が与えられたときの式であり、このままでは、 $z=0$ すなわち点Aに与えられた熱源のみにしか適用できない。そのため、 $0 < t < t_1$ の場合については、以下のように考える。例えば、B点に与えられた熱源を考えてみよう。時刻は $t=t_1$ になっているため、B点に与えられた熱源は $t=t_1$ より前の、 $t=\tau$ に与えられたとする。このとき、 $t=t_1$ ではすでに $(t_1-\tau)$ 秒経過していることになる。また、点Bからは、温度を知りたい点Dは、z座標方向に $(\xi + V_s(t_1-\tau))$ だけ離れているため点Bに与えられた熱源から見ると点Dのz座標は $z = \xi + V_s(t_1-\tau)$ と考えれば(2-27)式が利用できる。 q_w を単位時間あたりに与えられる熱量（単位：[J/s]）とすると、点Bには $q_w \cdot d\tau$ の熱量が与えられるため、 $t=t_1$ における点Bに与えられた熱量による点Dの温度上昇 $d\theta$ は、

$$d\theta = \frac{q_w \cdot d\tau}{2\pi a \lambda (t_1 - \tau)} \sum_{n=1}^{\infty} A_n \left\{ \cos\left(\frac{u_n}{a} x\right) + \frac{ah}{u_n} \sin\left(\frac{u_n}{a} x\right) \right\} \cdot \exp\left(-\frac{y^2 + \{\xi + V_s(t_1 - \tau)\}^2}{4\kappa(t_1 - \tau)} - \frac{u_n^2}{a^2} \kappa(t_1 - \tau)\right) \quad (2-28)$$

となる。よって、(2-28)式を τ で0から t_1 まで積分すればよい。このとき、

$$\tau' = t_1 - \tau \quad (2-29)$$

と変数変換すると、

$$\theta = \frac{q_w}{2\pi a \lambda} \sum_{n=1}^{\infty} A_n \left\{ \cos\left(\frac{u_n}{a} x\right) + \frac{ah}{u_n} \sin\left(\frac{u_n}{a} x\right) \right\} \cdot \int_0^{t_1} \exp\left(-\frac{y^2 + \{\xi + V_s \tau'\}^2}{4\kappa \tau'} - \frac{u_n^2}{a^2} \kappa \tau'\right) \frac{d\tau'}{\tau'} \quad (2-30)$$

(2-30)式において、 $r = \sqrt{y^2 + \xi^2}$ 、 $\beta = \frac{r^2}{4\kappa \tau'}$ とし、かつ準定常状態を考えるため $t_1 \rightarrow \infty$ とすると、

$$\begin{aligned} \theta &= \frac{q_w}{2\pi a \lambda} \sum_{n=1}^{\infty} A_n \left\{ \cos\left(\frac{u_n}{a} x\right) + \frac{ah}{u_n} \sin\left(\frac{u_n}{a} x\right) \right\} \exp\left(-\frac{V_s \xi}{2\kappa}\right) \\ &\quad \int_0^{\infty} \exp\left[-\beta - \frac{1}{4\beta} \left(\frac{r^2}{a^2} \left(u_n^2 + \frac{a^2 V_s^2}{4\kappa^2}\right)\right)\right] \frac{d\beta}{\beta} \\ &= \frac{q_w}{\pi a \lambda} \sum_{n=1}^{\infty} A_n \left\{ \cos\left(\frac{u_n}{a} x\right) + \frac{ah}{u_n} \sin\left(\frac{u_n}{a} x\right) \right\} \cdot \exp\left(-\frac{V_s \xi}{2\kappa}\right) \cdot K_0\left(r \sqrt{\frac{u_n^2}{a^2} + \frac{V_s^2}{4\kappa^2}}\right) \end{aligned} \quad (2-31)$$

$$\left[\text{ただし、} A_n = \frac{u_n^2}{u_n^2 + a^2 h^2 + 2ah} \left\{ \cos\left(\frac{u_n}{a} d\right) + \frac{ah}{u_n} \sin\left(\frac{u_n}{a} d\right) \right\}, \tan(u_n) = \frac{2ahu_n}{u_n^2 - a^2 h^2} \right]$$

となる。(2-31)式が、Model Iに対する解析解である。(2-31)式において K_0 は0次の第二種変形Bessel関数である。(2-31)式において、特に熱源が板表面に存在する場合は $d=0$ となり、このとき、 A_n は

$$A_n = \frac{u_n^2}{u_n^2 + 2ah + a^2 h^2} \quad (2-32)$$

となる。このとき(2-31)式は田中の式に一致する。また、田中は、彼の解からRosenthalの解を導出できることを証明している³⁾、(2-31)式は田中の解、Rosenthalの解の全てを含んでいることがわかる。

本章では、(2-31)式を再び固定座標に書き直した式をModel Iの解と呼ぶことにする。田中の式やRosenthalの式はいずれも移動座標で記述されているため、比較のためには(2-31)式の方がわかりやすい。しかし、Model II、Model IIIでは固定

座標を採用しているためこれらと比較しやすくすることから、固定座標でModel Iを記述し直すこととする。ただし、(2-31)式を導出するときには、固定座標系で $z=0$ を溶接スタート点としたが、(2-31)式はすでに準定常解であるため、準定常になった後のある点を $z=0$ とすることにする。この $z=0$ の点は、溶接観測者がある点に注目している点であり、その点を溶接熱源が通過した時を $t=0$ と定義する。このとき、Model Iの解は、

$$\theta_{(Model\ I)} = \frac{q_w}{\pi a \lambda} \sum_{n=1}^{\infty} A_n (Model\ I) \left\{ \cos\left(\frac{u_n}{a}x\right) + \frac{ah}{u_n} \sin\left(\frac{u_n}{a}x\right) \right\} \exp\left(-\frac{V_s(z-V_s \cdot t)}{2\kappa}\right) \cdot K_0\left(r\sqrt{\frac{u_n^2}{a^2} + \frac{V_s^2}{4\kappa^2}}\right) \quad (2-33)$$

$$\text{ただし、} A_n (Model\ I) = \frac{u_n^2}{u_n^2 + 2ah + a^2h^2} \left\{ \cos\left(\frac{u_n}{a}d\right) + \frac{ah}{u_n} \sin\left(\frac{u_n}{a}d\right) \right\}$$

$$\tan(u_n) = \frac{2ahu_n}{u_n^2 - a^2h^2}, \quad r = \sqrt{y^2 + (z - V_s \cdot t)^2}$$

となる。ここで、係数 A_n を新たに $A_n (Model\ I)$ と記述した。

2. 3. 2 Model Iの妥当性の検証（大入熱溶接への適用）

2. 2. 1項で導入された(2-31)式は、熱源が板内部で移動する場合でも適用が可能であり、HAZ形状や熱履歴を精度よく推定できるものと期待される。ここでは、代表的な大入熱溶接である片面一層SAWとEGWを取り上げ、これら二つの溶接方法に対し、HAZ形状や熱履歴が推定できるかを検討する。片面一層SAWとEGWという溶接方法を取り上げた理由の一つは、両者は、溶け込みが板表面から裏面まで広がっていること、すなわち熱源が板内部まで分布していることである。また、もう一つの理由は、SAWではフラックスにより表面がほぼ断熱されているのに対し、EGWでは水冷銅板で溶接部を積極的に冷却しているというように、両者の表面熱放散効果が極端に異なるためである。これら二点を考慮するために、熱源を板内部に分布させ、かつ表面熱放散係数 α の値を計算値と実験値が一致するように決定する。

Table 2-1に、SAWとEGWの溶接条件を示す。熱履歴は、試験体裏面よりドリルで直径2mmの穴をあけ、白金-白金ロジウム（13R、直径0.2mm）の熱電対をその穴の中に挿入し、熱電対先端をパーカッションで試験体に取り付けることにより測定した。ドリル先端は、板厚中央部になるように加工した。また、同じ試験体から試験片を採取して組織観察をすることにより、融合線、 $A_{0.3}$ 線、 $A_{0.1}$ 線を決定した。Fig. 2-4は、このような組織観察により決定したHAZの形状である。

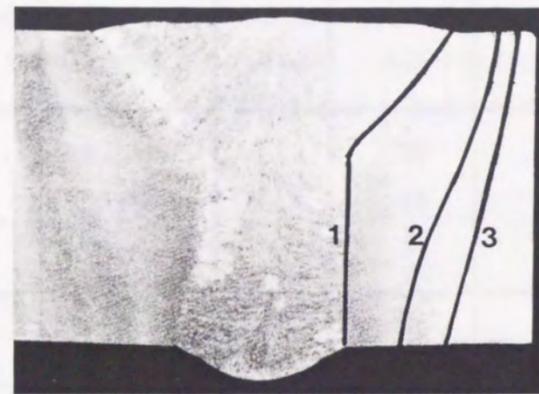
次に、熱源を板内部に分布させ、Fig. 2-4に示されたHAZ形状になるような方

Table 2-1 Welding conditions of SAW, EGW and SMAW

Method	Current (A)	Voltage (V)	Speed (mm/s)	Heat input (kJ/mm)	Thickness (mm)
SAW	L 1450	38	6.33	24.6	35
	T1 1200	42			
	T2 1050	48			
EGW	640	37	1.22	19.4	25
SMAW	120	24	3.58	0.8	9, 16, 20
	170	25	2.5	1.7	9, 16, 20
	285	29	1.83	4.5	9, 16, 20

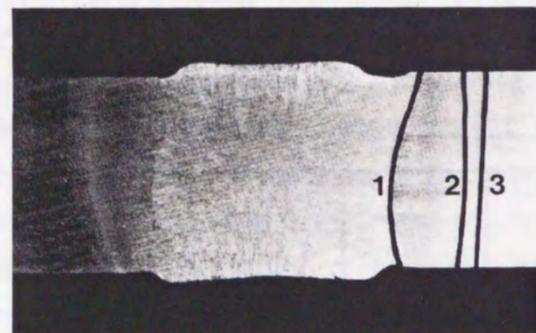
Table 2-2 Thermal properties used in this study

Method	λ (J/°Cmm·s)	κ (mm²/s)	α (J/°Cmm²s) ($\times 10^{-5}$)	η	Fig.s
SAW	0.0376	4.1	1.09	1	2-6, 7, 8, 10
EGW	0.0309	4.2	15.5	0.8	2-6, 7
SMAW	see Eq. (2-35)		7.52	0.8	2-11, 12
SMAW	0.0543	12.0	2.09	0.8	2-13, 14, 17
-	0.0543	12.0	2.09	-	2-15, 16



10mm

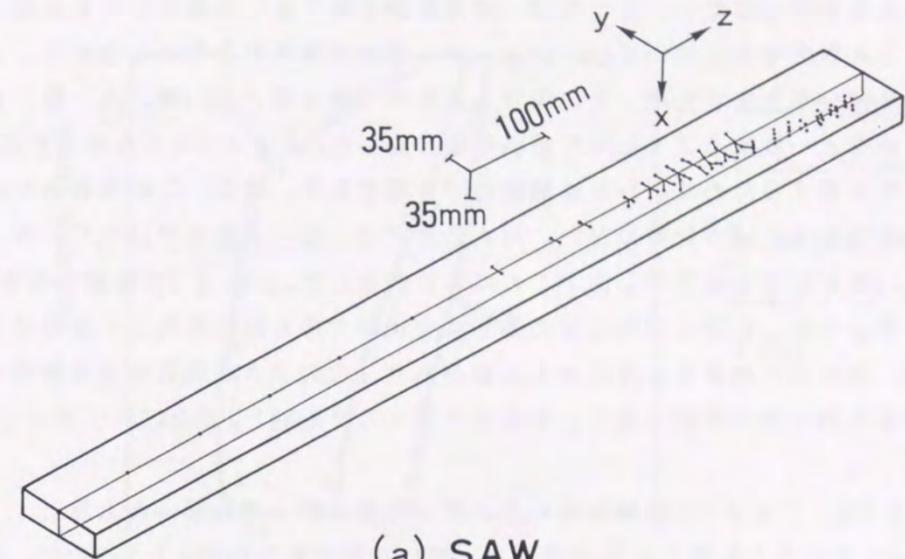
(a) SAW



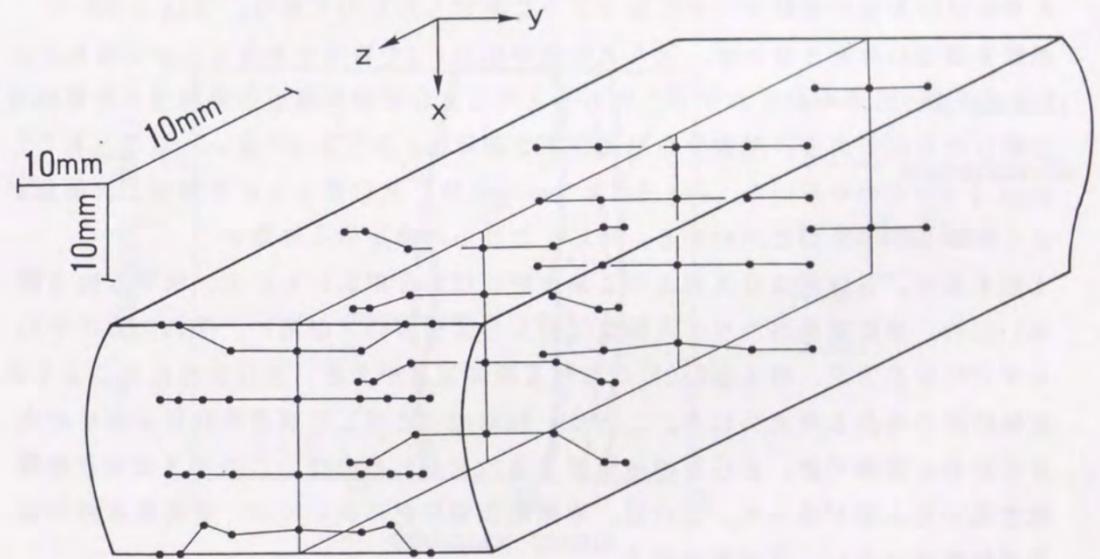
10mm

(b) EGW

Fig.2-4 Macro specimens of SAW and EGW
(line 1:fusion line, line 2: A_{c3} temperature, line 3: A_{c1} temperature)



(a) SAW



(b) EGW

Fig.2-5 Distributions of point heat sources to analyze SAW and EGW
(a:SAW b:EGW)

法について検討した。熱源の分布を決定する方法は、現在においては特に有効な方法があるわけではない。ここでは、試行錯誤を繰り返し熱源の分布を決定した。なお、SAWの場合においては、クレーター部分の形状を参考にしながら、ある程度の熱源分布をまず定め、その後HAZ形状（融合線、 A_{c3} 線、 A_{c1} 線）が組織観察結果と一致するように試行錯誤を繰り返した。Fig. 2-5はSAWとEGWのHAZを再現するために用いた点熱源の分布図である。なお、この熱源分布が唯一の分布であるという保障はない。HAZ形状は、ピーク温度が 1500°C 、 A_{c3} 温度、 A_{c1} 温度になる点を探し出すことにより決定した。Fig. 2-5の熱源分布を見るとわかるように、計算で求めたHAZ形状を実験で得られたそれと一致させるためには、板内部に熱源を分布させる必要があり、このような熱源分布を解析するには従来の解では不可能であり、本研究で導入したModel Iでなければ解析できない。

Fig. 2-6は、Fig. 2-5の熱源を用いて計算した融合線、 A_{c3} 線、 A_{c1} 線とFig. 2-4のそれらと比較したものである。用いた熱定数をTable 2-2に示す。本章における熱伝導モデルは、 γ から α に変態するときの変態潜熱を無視しており、 λ や κ は計算値が実験データに合うように決定したものである。Fig. 2-5から、熱源を適切に分布させれば、HAZ形状がModel Iで再現できることが示された。Fig. 2-7は、板厚中央におけるこれらSAWとEGWの熱履歴の実測値と計算値と比較したものである。熱源分布および熱定数はFig. 2-5, 2-6で用いたものと同じTable 2-2のものを用いた。Fig. 2-7より、SAW、EGWともに実測値と計算値がよく一致していることがわかる。特に、これらの溶接の入熱量を比較すると、EGWはSAWより入熱量的には約2割低いものの、板厚は約3割低いため、単位板厚当たりの入熱量はむしろEGWの方が高い。それにもかかわらずEGWの方が、例えば 650°C における冷却速度が大きいのは水冷銅板による表面熱放散の効果と考えられる。これは、Table 2-2に示した表面熱放散係数 α の大きさからも理解でき、EGWの熱履歴を合わせるためには、このような大きな係数を用いる必要があった。これは、溶接熱伝導解析においては、表面熱放散の効果が無視できないことを意味する。

以上のように、大入熱溶接で、しかも表面熱放散が大きく異なる二つの溶接方法、片面一層SAWとEGWに対し、HAZ形状、熱履歴をModel Iで解析できることを示した。これは、Model Iの妥当性を示すものである。このような解析は、点熱源が板内部に存在する場合の解析を行うことにより可能となる。

2. 3. 3 HAZの組織、硬さに必要な冷却時間 ($\Delta t_{8/5}$) の推定への応用

本項では、HAZの組織や硬さを評価する時に重要な冷却時間である 800°C から 500°C までの冷却時間 ($\Delta t_{8/5}$) を精度よく推定することを目的とする。

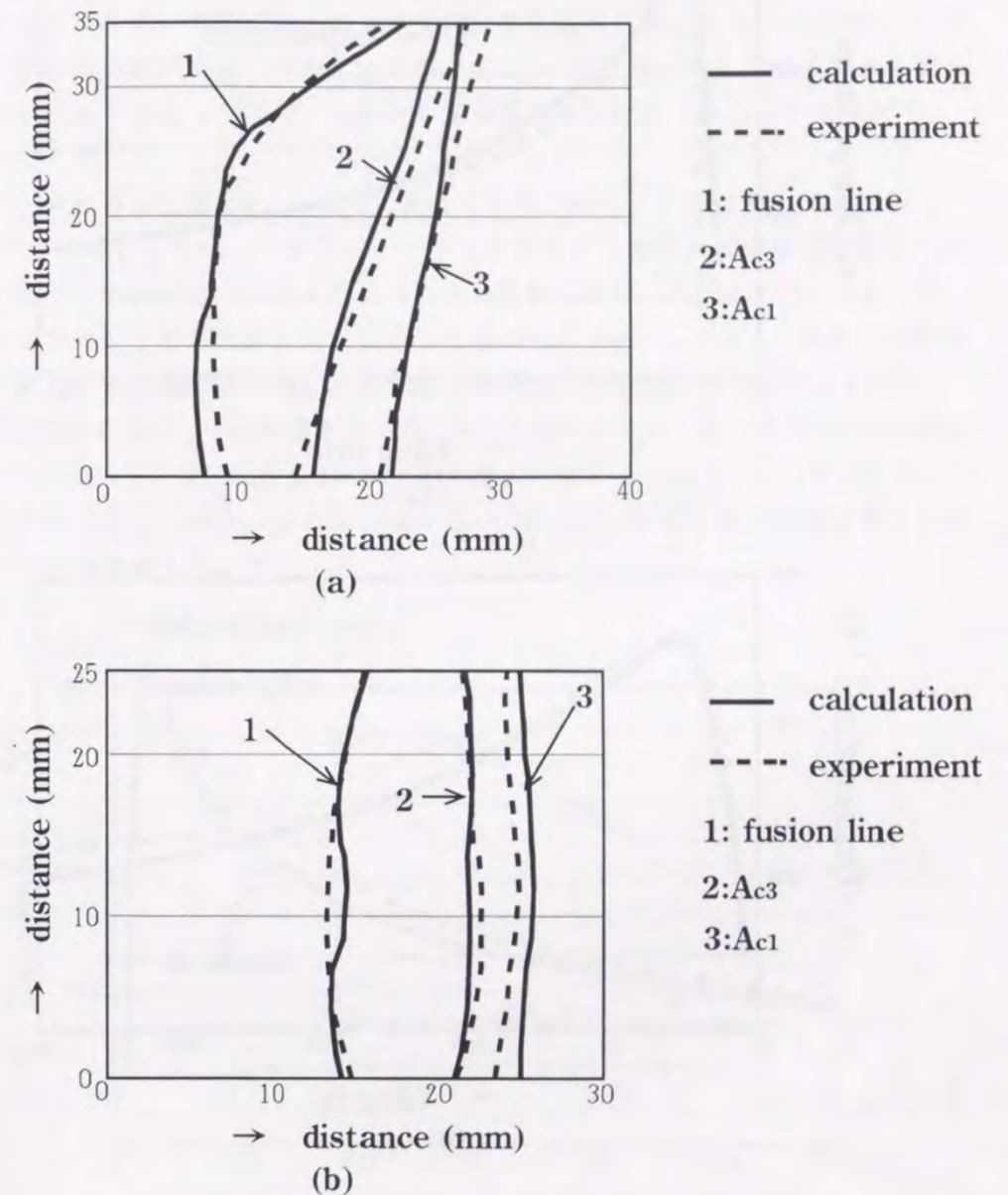


Fig. 2-6 Results of HAZ simulation of SAW and EGW using point heat sources shown in Fig. 2-5
(a) SAW (b) EGW

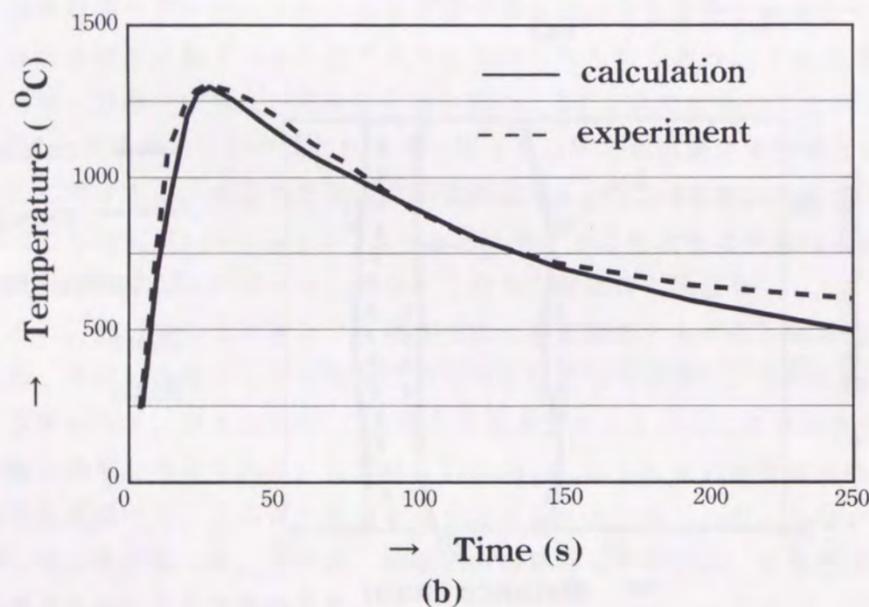
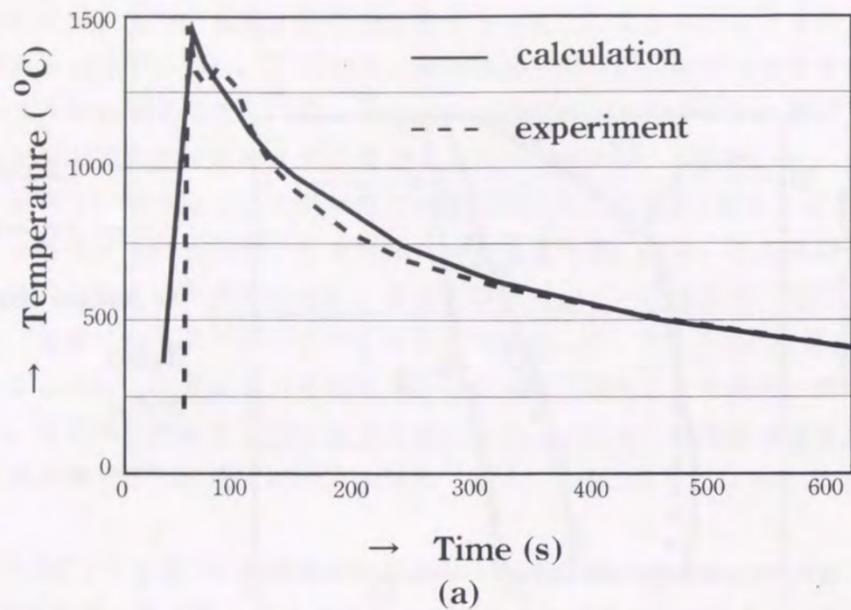


Fig.2-7 Comparison of calculations for thermal histories of SAW and EGW with experiments
(a: SAW, b: EGW)

$\Delta t_{8/5}$ の計算は、既に奥村¹¹⁾が田中の式を用いて行っているが、本項でこれを計算する理由は、まず、田中の式では調べることができなかった熱源分布の影響を調べる点にある。そのため、初めに熱源分布を変化させ、 $\Delta t_{8/5}$ がどのように影響を受けるかを調べる。さらに、奥村が $\Delta t_{8/5}$ を計算したときの入熱量の範囲は6.0kJ/mm以下であったため、入熱量の適用範囲を広げても精度よい推定が行えるようにする。

まず、点熱源の位置がTable 2-1にあるSAWの条件、すなわち入熱量が24.6 kJ/mmで、速度が6.33mm/sの条件で、一つの点熱源が板表面と板中央で移動している場合について熱履歴の計算を行った。用いた熱定数は、Table 2-2にある、2.3. 2項で片面1層SAWに用いたものと同じものである。Fig.2-8はその計算結果で、図より明らかなように、熱源位置が熱履歴に影響を及ぼすことがわかる。しかし、Fig.2-8の二つの熱履歴より $\Delta t_{8/5}$ を読みとると、ほとんど同じである。また、この $\Delta t_{8/5}$ は、Fig.2-7に示す熱履歴より読みとった $\Delta t_{8/5}$ ともほとんど同じであることがわかる。これは、 $\Delta t_{8/5}$ に関しては熱源分布の影響をあまり受けないことを意味している。

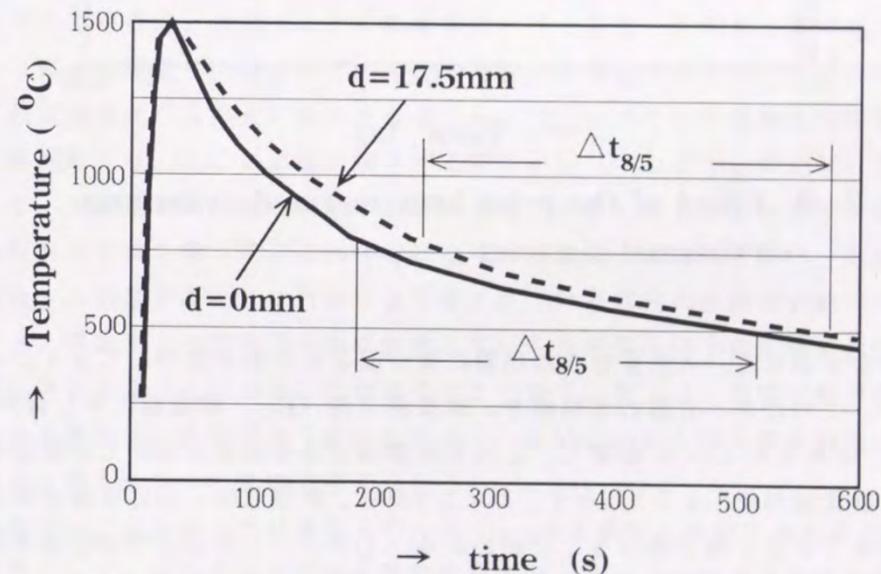


Fig.2-8 Effect of the location of a point heat source on thermal history

次に、溶接条件として入熱量7.75kJ/mm、板厚25mm、溶接速度8.3mm/secを採用し、ビード直下の熱履歴を計算する。このとき、3mm間隔で直線状に配置されてい

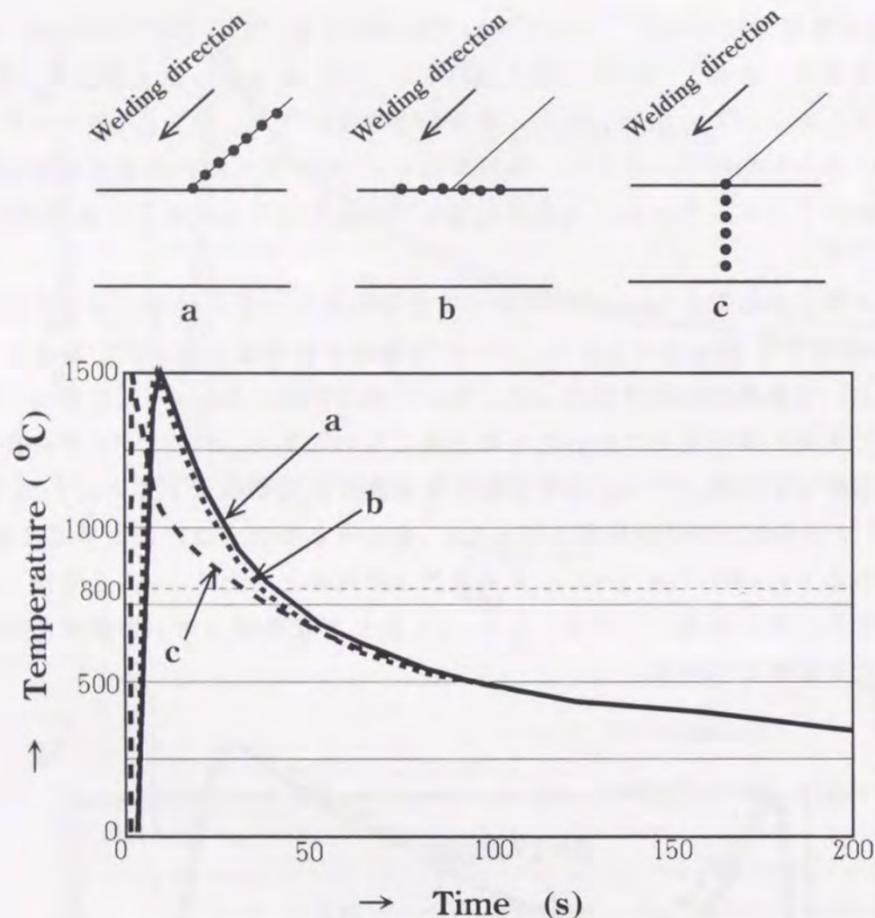


Fig.2-9 Effect of the point heat source distributions on thermal histories

る点熱源を6個考え、入熱量を各点熱源に等分配させた場合について $\Delta t_{8/5}$ の計算を行う。このとき、6個の点熱源を、溶接線方向(a)、溶接線に対し直角な方向(b)、板厚方向(c)に配置し、これら三種類の分布熱源を用いて熱履歴を計算した。計算結果をFig.2-9に示す。Fig.2-9から、熱履歴は、特に板厚方向に配置した場合で大きく他と異なることがわかる。しかし、これら三つの分布を用いた計算結果では、 $\Delta t_{8/5}$ における熱源分布の影響は $\pm 10\%$ の範囲内で一致している。これは、熱源分布を考慮しなくとも $\pm 10\%$ の誤差内で $\Delta t_{8/5}$ を推定することができることを示している。以上の知見より、本項では、 $\Delta t_{8/5}$ の推定は田中の解、すなわちModel Iにおいて移動点熱源が板表面に存在するモデルを用いて行うことにする。予熱を行った場合については、奥村はCarslawらの式を田中の解に加え考察しており、本項でも同じ方法で計算する。Carslawらの式は、大板を均熱予

熱した場合の式であり、次式で示す式である。

$$\theta = 2(T_p - T_\infty) \sum_{n=1}^{\infty} A_n \left\{ \cos\left(\frac{u_n}{a}x\right) + \frac{ah}{u_n} \sin\left(\frac{u_n}{a}x\right) \right\} \cdot \left\{ \frac{\sin(u_n)}{u_n} - \frac{ah}{u_n^2} (\cos(u_n) - 1) \right\} \exp\left(-\frac{u_n^2}{a^2} \kappa t\right) \quad (2-34)$$

$$\text{ただし、} A_n = \frac{u_n^2}{u_n^2 + 2ah + a^2h^2}, \quad \tan(u_n) = \frac{2ahu_n}{u_n^2 - a^2h^2}$$

次に、 $\Delta t_{8/5}$ の推定に使うべき熱定数について考察を加える。熱伝導率や熱拡散係数は温度に依存するが、本章では定数と見なして解析を行っている。そのため、これら熱定数は、実測データに合うように決定した。本項では、 $\Delta t_{8/5}$ を1.0kJ/mmから2.3.2項で取り扱った大入熱溶接まで推定できるような熱定数を決定する。入熱量が6.0kJ/mm以下の場合には、 $\lambda = 0.025 \text{ J/mmKs}$ 、 $\kappa = 4.2 \text{ mm}^2/\text{s}$ と定めれば $\Delta t_{8/5}$ は精度よく推定できることが、従来知見より理解できる¹¹⁾。しかし、これら値のうち、 λ については2.3.2項で用いた値と一致しない。(2-33)式からわかるように、 λ の値に強く影響される部分は、右辺の比例定数にあたる $q_w/\pi a \lambda$ である。このため、 λ が10%大きくなることは、 q_w 、すなわち実効入熱量が10%低くなることと同等である。このため、もし、熱効率が入熱量に依存する場合は、本章のように熱効率を一定と仮定し実測値と計算値が一致するように λ を決定したとすると、 λ は入熱量に依存する値をもつことになる。また、表面熱放散が入熱量に依存する場合も、本章のように表面熱放散係数を一定とした解析では、 λ は入熱量に依存する結果になってしまう。例えば、SAWにおいて、入熱量が高くなると熱が伝導する範囲が広がるが、フラックスは必ずしも板表面全体を覆っているわけではなく、溶接条件によらず大体一定幅と考えられる。入熱量が高く、フラックスで覆われている部分の外側まで熱が伝導していくと、板表面より大気中へ熱が放散していくため見かけ上表面熱放散係数は入熱量に依存することになる。このようなことから、2.3.2項で取り扱ったような大入熱溶接の実験値から決定した λ と、6.0kJ/mm以下の入熱量範囲より決めた λ が一致しなかったものと考えられる。

本項では、以上のような背景より、 $\Delta t_{8/5}$ を広範囲に推定するための実用的な対応策として、熱効率や表面熱放散係数を溶接方法のみで決まる定数と仮定し、 λ 、 κ を入熱量に依存する形で定め、奥村が推定した入熱量の範囲から、2.3.2項にある大入熱溶接の範囲まで $\Delta t_{8/5}$ を推定できるようにした。このとき、 λ および κ を次のように定めた。

$$\begin{aligned} \lambda &= 0.02633 + 2.82 \times 10^{-4} \cdot \eta \cdot E \quad [\text{J/mmKs}] \\ \kappa &= 4.0 + 1.23 \times 10^{-2} \cdot \eta \cdot E \quad [\text{mm}^2/\text{s}] \end{aligned} \quad (2-35)$$

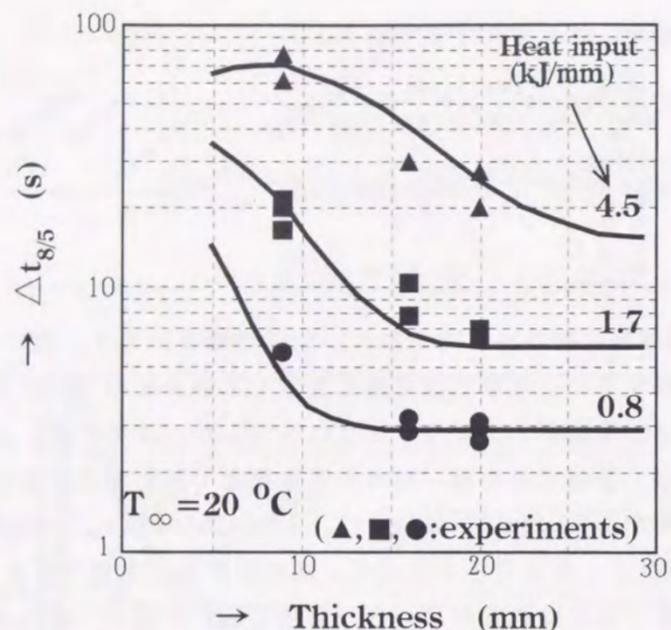


Fig. 2-10 $\Delta t_{8/5}$'s of experiments and calculations for SMAW without preheat

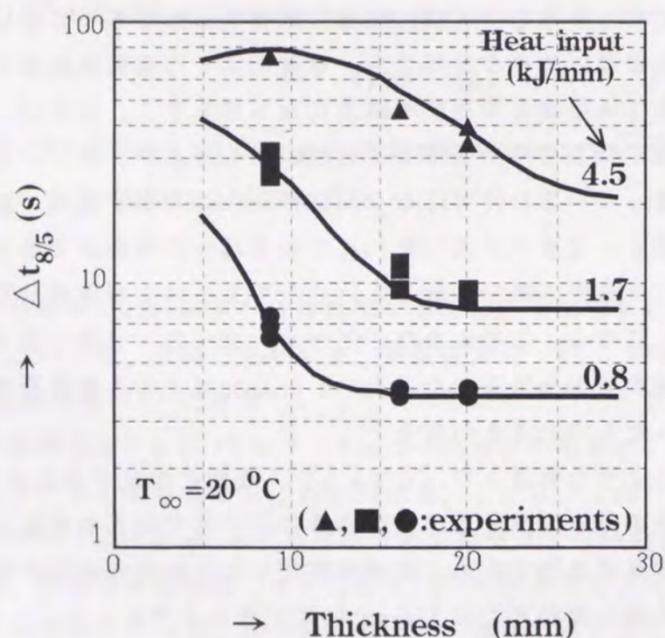


Fig. 2-11 $\Delta t_{8/5}$'s of experiments and calculations for SMAW with 100 °C preheating

ここに、 η は熱効率、 E は溶接入熱量 (kJ/mm) である。(2-35)式は、2. 3. 2項で用いた λ 、 κ の値と奥村が用いたそれらの値を、実効入熱量を変数としてで線形で表現したものである。(2-35)式では、 κ より λ の方が入熱量依存性が大きい。すでに述べたようにModel Iの解(2-33)式では λ は $q_w/\pi a \lambda$ の形で熱伝導に寄与しているため、 λ の入熱量依存性は熱効率の溶接条件依存性が大きな原因と考えられる。Fig. 2-10, 2-11は(2-35)式で定められる λ 、 κ を用いた中の式((2-33)式に $d=0$ を代入した式)に(2-34)式を加えた式を用いて計算した $\Delta t_{8/5}$ と実測データを比較したものである。実測データとしては、奥村が計算値と比較したデータそのものを採用した。計算に用いた表面熱放散係数 α をTable 2-2に示した。Fig. 2-10, 2-11より、計算値と実測値はよく一致することが理解できる。(2-35)式の λ 、 κ は2. 3. 2. 節で用いた λ 、 κ と同等な値であるため、入熱量が20kJ/mm以上の溶接条件に対しても適用できる。すなわち、 $\Delta t_{8/5}$ を、1.0kJ/mmから20kJ/mmの範囲で推定できるようになった。

2. 4 小形試験体における溶接熱伝導解 (Model II)

本節では、2. 2節で得られた基本モデルの解を用いて、y形溶接割れ試験などの小形試験体における熱伝導解析モデルであるModel IIの解を導出する。Model IIでは、Fig. 2-2に示すように、有限サイズの試験体に瞬間線熱源を与えた場合を取り扱う。また、予熱を行う場合については、低温割れ試験では試験体が小さく均熱予熱を行うのが容易であり、さらに本論文の第4章、第5章でも低温割れ試験では均熱予熱を採用しているため、Model IIでは均一に予熱を行う場合を取り扱う。

次に、y形溶接割れ試験体における冷却時間 t_{100} を計算し、実測値と比較することによりModel IIの妥当性を検証する。

2. 4. 1 解の導出

Model IIでは、二つの熱伝導解が必要になる。一つは、溶接ビードに与えられた熱量(瞬間線熱源)による熱伝導解であり、もう一つは試験体全体を均熱に予熱した場合の熱伝導解である。いずれも、各モデルを同じ条件から導出するという本論文の基本思想にしたがい、基本式(2-19)式、(2-23)式からこれら解を導出する。

初めに、瞬間線熱源の解を求める。Model IIは、板厚のみならず、板幅、板長さも有限であることを考慮しなければならない。そのため、基本式(2-19)式は、以下のように書き改めなければならない。

$$\theta = \sum_{n=1}^{\infty} A_n \left\{ \cos\left(\frac{u_n}{a}x\right) + \frac{ah}{u_n} \sin\left(\frac{u_n}{a}x\right) \right\} \exp\left(-\frac{u_n^2}{a^2}\kappa t\right) \\ \cdot \sum_{m=1}^{\infty} B_m \left\{ \cos\left(\frac{v_m}{b}y\right) + \frac{bh}{v_m} \sin\left(\frac{v_m}{b}y\right) \right\} \exp\left(-\frac{v_m^2}{b^2}\kappa t\right) \\ \cdot \sum_{s=1}^{\infty} C_s \left\{ \cos\left(\frac{w_s}{c}z\right) + \frac{ch}{w_s} \sin\left(\frac{w_s}{c}z\right) \right\} \exp\left(-\frac{w_s^2}{c^2}\kappa t\right) \quad (2-36)$$

$$\text{ただし、} \tan(u_n) = \frac{2ahu_n}{u_n^2 - a^2h^2}, \quad \tan(v_m) = \frac{2bhv_m}{v_m^2 - b^2h^2}, \quad \tan(w_s) = \frac{2chw_s}{w_s^2 - c^2h^2}$$

ここに、 a 、 b 、 c はそれぞれ試験体の板厚、板幅、板長さであり、係数 A_n 、 B_m 、 C_s は初期条件より決定される。

瞬間線熱源の解を求めるため、初めに体積が $(2l) \times (2l_1) \times (2l_2)$ の直方体に熱量 Q が与えられた場合を考える。このとき、直方体内の温度は $Q / \{\rho c_p (2l)(2l_1)(2l_2)\}$ であり、直方体外は0である。これは、初期条件として、

$$\sum_{n=1}^{\infty} A_n \left\{ \cos\left(\frac{u_n}{a}x\right) + \frac{ah}{u_n} \sin\left(\frac{u_n}{a}x\right) \right\} = \frac{Q}{\rho c_p (2l)} \quad \text{for } d-l < x < d+l \\ (2-37)$$

$$\sum_{m=1}^{\infty} B_m \left\{ \cos\left(\frac{v_m}{b}y\right) + \frac{bh}{v_m} \sin\left(\frac{v_m}{b}y\right) \right\} = \frac{1}{2l_1} \quad \text{for } \frac{b}{2} - l_1 < y < \frac{b}{2} + l_1$$

$$\sum_{s=1}^{\infty} C_s \left\{ \cos\left(\frac{w_s}{c}z\right) + \frac{ch}{w_s} \sin\left(\frac{w_s}{c}z\right) \right\} = \frac{1}{2l_2} \quad \text{for } \frac{c}{2} - l_2 < z < \frac{c}{2} + l_2$$

とおいた場合に等しい。(2-37)式と基本モデルの初期条件(2-18)式、(2-22)式を比べると A_n については両者は一致し、 B_m 、 C_s については、基本モデルの A_n に対する初期条件で $Q / (\rho c_p) = 1$ と考え、さらに、 $a=b$ 、 $l=l_1$ 、 $d=b/2$ 、を代入すると(2-37)式の B_m に関する式に、また、 $a=c$ 、 $l=l_2$ 、 $d=c/2$ を代入すると(2-37)式の C_s に関する式に一致する。したがって、(2-23)式の A_n を参照すれば直ちに以下のように求まる。

$$A_n = \frac{2u_n^2}{(u_n^2 + a^2h^2)a + 2a^2h} \frac{Q}{l \cdot \rho \cdot c_p} \frac{a}{u_n} \sin\left(\frac{u_n}{a}l\right) \cdot \left\{ \cos\left(\frac{u_n}{a}d\right) + \frac{ah}{u_n} \sin\left(\frac{u_n}{a}d\right) \right\} \\ B_m = \frac{2v_m^2}{(v_m^2 + b^2h^2)b + 2b^2h} \frac{1}{l_1} \frac{b}{v_m} \sin\left(\frac{v_m}{b}l_1\right) \cdot \left\{ \cos\left(\frac{v_m}{b}\frac{b}{2}\right) + \frac{bh}{v_m} \sin\left(\frac{v_m}{b}\frac{b}{2}\right) \right\} \\ C_s = \frac{2w_s^2}{(w_s^2 + c^2h^2)c + 2c^2h} \frac{1}{l_2} \frac{c}{w_s} \sin\left(\frac{w_s}{c}l_2\right) \cdot \left\{ \cos\left(\frac{w_s}{c}\frac{c}{2}\right) + \frac{ch}{w_s} \sin\left(\frac{w_s}{c}\frac{c}{2}\right) \right\} \quad (2-38)$$

ここで、 l_2 を溶接ビード長さの半分と考え $l_2 = l$ とおき、また、 l 、 l_1 は線熱源という仮定より $l \rightarrow 0$ 、 $l_1 \rightarrow 0$ とすると、Model IIの瞬間線熱源の解が得られる。これから操作を行った後の A_n 、 B_m 、 C_s を新たに $A_n(\text{Model II})_1$ 、 $B_m(\text{Model II})_1$ 、

$C_s(\text{Model II})_1$ とおくことにする。すなわち、Model IIにおける瞬間線熱源の解を $\theta(\text{Model II})_1$ とおくと、

$$\theta(\text{Model II})_1 = \sum_{n=1}^{\infty} A_n(\text{Model II})_1 \left\{ \cos\left(\frac{u_n}{a}x\right) + \frac{ah}{u_n} \sin\left(\frac{u_n}{a}x\right) \right\} \exp\left(-\frac{u_n^2}{a^2}\kappa t\right) \\ \cdot \sum_{m=1}^{\infty} B_m(\text{Model II})_1 \left\{ \cos\left(\frac{v_m}{b}y\right) + \frac{bh}{v_m} \sin\left(\frac{v_m}{b}y\right) \right\} \exp\left(-\frac{v_m^2}{b^2}\kappa t\right) \\ \cdot \sum_{s=1}^{\infty} C_s(\text{Model II})_1 \left\{ \cos\left(\frac{w_s}{c}z\right) + \frac{ch}{w_s} \sin\left(\frac{w_s}{c}z\right) \right\} \exp\left(-\frac{w_s^2}{c^2}\kappa t\right) \quad (2-39)$$

$$A_n(\text{Model II})_1 = \frac{2u_n^2}{u_n^2 + a^2h^2 + 2ah} \frac{Q}{a \cdot \rho \cdot c_p} \cdot \left\{ \cos\left(\frac{u_n}{a}d\right) + \frac{ah}{u_n} \sin\left(\frac{u_n}{a}d\right) \right\}$$

$$\text{ただし、} B_m(\text{Model II})_1 = \frac{2v_m^2}{v_m^2 + b^2h^2 + 2bh} \frac{1}{b} \cdot \left\{ \cos\left(\frac{v_m}{b}\frac{b}{2}\right) + \frac{bh}{v_m} \sin\left(\frac{v_m}{b}\frac{b}{2}\right) \right\}$$

$$C_s(\text{Model II})_1 = \frac{2w_s^2}{w_s^2 + c^2h^2 + 2ch} \frac{1}{L} \sin\left(\frac{w_s}{c}L\right) \cdot \left\{ \cos\left(\frac{w_s}{c}\frac{c}{2}\right) + \frac{ch}{w_s} \sin\left(\frac{w_s}{c}\frac{c}{2}\right) \right\}$$

$$\tan(u_n) = \frac{2ahu_n}{u_n^2 - a^2h^2}, \quad \tan(v_m) = \frac{2bhv_m}{v_m^2 - b^2h^2}, \quad \tan(w_s) = \frac{2chw_s}{w_s^2 - c^2h^2}$$

となる。

次に、小形試験体を均熱に予熱した場合の熱伝導解を求める。予熱温度を T_p とすると、試験体の温度上昇は $(T_p - T_\infty)$ であるため、初期条件としては、

$$\sum_{n=1}^{\infty} A_n \left\{ \cos\left(\frac{u_n}{a}x\right) + \frac{ah}{u_n} \sin\left(\frac{u_n}{a}x\right) \right\} = (T_p - T_\infty) \quad \text{for } 0 < x < a \\ \sum_{m=1}^{\infty} B_m \left\{ \cos\left(\frac{v_m}{b}y\right) + \frac{bh}{v_m} \sin\left(\frac{v_m}{b}y\right) \right\} = 1 \quad \text{for } 0 < y < b \quad (2-40)$$

$$\sum_{s=1}^{\infty} C_s \left\{ \cos\left(\frac{w_s}{c}z\right) + \frac{ch}{w_s} \sin\left(\frac{w_s}{c}z\right) \right\} = 1 \quad \text{for } 0 < z < c$$

とおけばよい。基本式モデルの初期条件(2-18)式、(2-22)式と(2-40)式を比較すれば A_n 、 B_m 、 C_s を求めることができる。例えば、(2-40)式の A_n については、(2-22)式で $d=a/2$ 、 $l=a/2$ 、 $Q / \{\rho c_p (2l)\} = T_p - T_\infty$ とおき、(2-18)式に代入すれば(2-40)式の第一式と等しくなる。したがって、(2-23)式より

$$A_n = \frac{2u_n^2}{(u_n^2 + a^2h^2)a + 2a^2h} \cdot 2(T_p - T_\infty) \frac{a}{u_n} \sin\left(\frac{u_n}{a}\frac{a}{2}\right) \cdot \left\{ \cos\left(\frac{u_n}{a}\frac{a}{2}\right) + \frac{ah}{u_n} \sin\left(\frac{u_n}{a}\frac{a}{2}\right) \right\} \quad (2-41)$$

となる。ここで、

$$2 \sin\left(\frac{u_n}{2}\right) \left\{ \cos\left(\frac{u_n}{2}\right) + \frac{ah}{u_n} \sin\left(\frac{u_n}{2}\right) \right\} = 2 \sin\left(\frac{u_n}{2}\right) \cos\left(\frac{u_n}{2}\right) + 2 \frac{ah}{u_n} \sin^2\left(\frac{u_n}{2}\right) \\ = \sin(u_n) - \frac{ah}{u_n} \{\cos(u_n) - 1\} \quad (2-42)$$

を考慮すると、(2-41)式は、

$$A_n = \frac{u_n^2}{u_n^2 + a^2 h^2 + 2ah} \cdot 2(T_p - T_\infty) \left\{ \frac{\sin(u_n)}{u_n} - \frac{ah}{u_n^2} (\cos(u_n) - 1) \right\} \quad (2-43)$$

となる。この A_n は Carslaw らが¹⁹⁾ 求めた (2-34) 式の各項の係数に一致する。これは、 A_n を決定する初期条件である (2-40) 式の第一式が Carslaw らが用いた初期条件と一致したためであるが、本項では (2-41) 式をさらに簡便な形に変形する (補 A 2 参照)。以上の結果より、小形試験体の均熱予熱したときの解を

$\theta_{(Model II)2}$ とし、 A_n を $A_{n(Model II)2}$ などとおくと、

$$\begin{aligned} \theta_{(Model II)2} = & \sum_{n=1}^{\infty} A_{n(Model II)2} \left\{ \cos\left(\frac{u_n}{a}x\right) + \frac{ah}{u_n} \sin\left(\frac{u_n}{a}x\right) \right\} \exp\left(-\frac{u_n^2}{a^2} \kappa t\right) \\ & \cdot \sum_{m=1}^{\infty} B_{m(Model II)2} \left\{ \cos\left(\frac{v_m}{b}y\right) + \frac{bh}{v_m} \sin\left(\frac{v_m}{b}y\right) \right\} \exp\left(-\frac{v_m^2}{b^2} \kappa t\right) \\ & \cdot \sum_{s=1}^{\infty} C_{s(Model II)2} \left\{ \cos\left(\frac{w_s}{c}z\right) + \frac{ch}{w_s} \sin\left(\frac{w_s}{c}z\right) \right\} \exp\left(-\frac{w_s^2}{c^2} \kappa t\right) \end{aligned} \quad (2-44)$$

ただし、 $A_{n(Model II)2} = \frac{2ah}{u_n^2 + a^2 h^2 + 2ah} (T_p - T_\infty) \{1 + (-1)^{n+1}\}$

$$B_{m(Model II)2} = \frac{2bh}{v_m^2 + b^2 h^2 + 2bh} \{1 + (-1)^{m+1}\}$$

$$C_{s(Model II)2} = \frac{2ch}{w_s^2 + c^2 h^2 + 2ch} \{1 + (-1)^{s+1}\}$$

$$\tan(u_n) = \frac{2ahu_n}{u_n^2 - a^2 h^2}, \quad \tan(v_m) = \frac{2bhv_m}{v_m^2 - b^2 h^2}, \quad \tan(w_s) = \frac{2chw_s}{w_s^2 - c^2 h^2}$$

となる。

以上、Model II の解を導出した。Model II の解は (2-39) 式の $\theta_{(Model II)1}$ と (2-44) 式の $\theta_{(Model II)2}$ の二つである。熱伝導方程式は線形であるため、均熱予熱を行った後溶接をする場合の熱伝導解はこれら二つの線形結合、すなわち、

$$\theta = \theta_{(Model II)1} + \theta_{(Model II)2} \quad (2-45)$$

を用い、 t_{100} の計算や熱履歴の計算を行えばよい。

2. 4. 2 Model II の妥当性の検証 (均熱予熱した小形試験体における t_{100} の計算)

ここでは、Model II の妥当性の検証をするために、鋼材の低温割れ感受性を調べるときによく用いられる y 形溶接割れ試験体における t_{100} の推定を行う。そのとき用いる λ 、 κ 、 α のような計算に必要な熱定数は必ずしも 2. 3 節で用いた値と一致するとは限らない。それは、2. 3 節における、熱履歴推定や冷却時間

推定は主として 500℃ 以上の温度域であるため、 λ 、 κ 、 α が本来温度に依存する値を持つことを考えれば、推定しようとする温度域が異なる場合、それら値も異なってくるのは当然と考えられる。したがって、 λ 、 κ 、 α は、実験データに合うように決定する必要がある。本項では、このように決定した一組の λ 、 κ 、 α を用いることにより、予熱温度、入熱量、さらには外気温度を変化させて場合でも、 t_{100} を精度よく推定できることを確認することで Model II の妥当性を検証していく。

実験に用いた溶接条件、試験体サイズを Table 2-3 に示す。入熱量は、1.0

Table 2-3 Test conditions for t_{100} measurements

Method	Heat input (kJ/mm)	Test piece size (mm × mm × mm)	Bead length (mm)	Ambient Temperature (℃)
SMAW	1.8, 3.2	36 × 150 × 200	80	20
SMAW	1.0	14.5 × 150 × 200	125	-30

kJ/mm から 3.2 kJ/mm の範囲で選定した。これは、2. 3. 2 項で取り扱ったような大入熱溶接は、低温割れ試験条件に用いられることはほとんどなく、また低温割れの危険性が高いのは比較的入熱量の低い場合であるためである。外気温度は、20℃ と -30℃ の二つの条件を採用した。-30℃ という低温環境を採用したのは、鋼材の使用環境が厳しくなっている現状を考慮したためである。さらに、外気温度が -30℃ の場合では、試験片サイズと溶接ビード長さを外気温度 20℃ の場合と異なるようにし、これらの影響を調べることができるようにした。予熱は、電気炉を用いて行った。すなわち電気炉をある一定温度に設定し、約 1 日間、試験体をその中に保持して、試験体の均熱予熱を達成させた。このときの試験体温度が予熱温度である。 t_{100} は、CA 熱電対を用いて測定した。測定位置は、試験体ビード中央部である。試験体は、電気炉から取り出されると直ちに溶接される。そして、あらかじめ試験体に取り付けられていた CA 熱電対により t_{100} を測定した。

t_{100} の計算は、Model II において瞬間線熱源の位置を試験体表面、すなわち (2-39) 式において、 $d=0$ において計算した。このようにして、実測した t_{100} と計

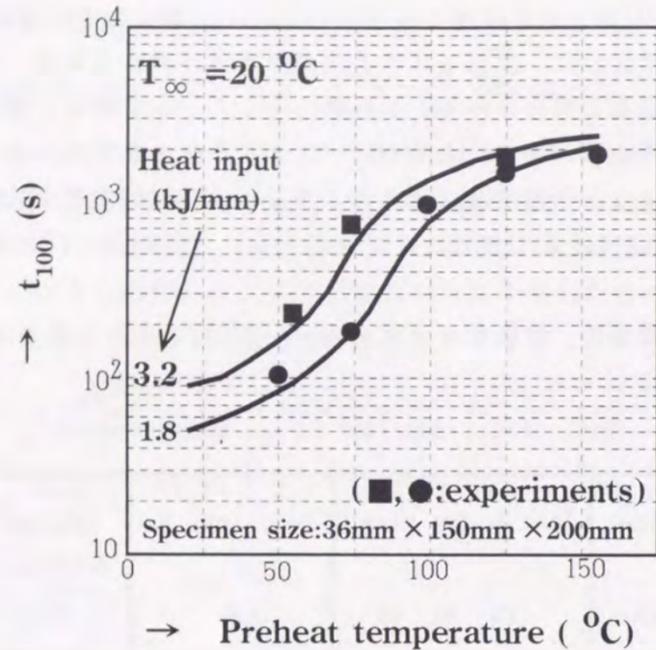


Fig. 2-12 Comparison of calculations and experimental t_{100} 's for 20 °C ambient temperature

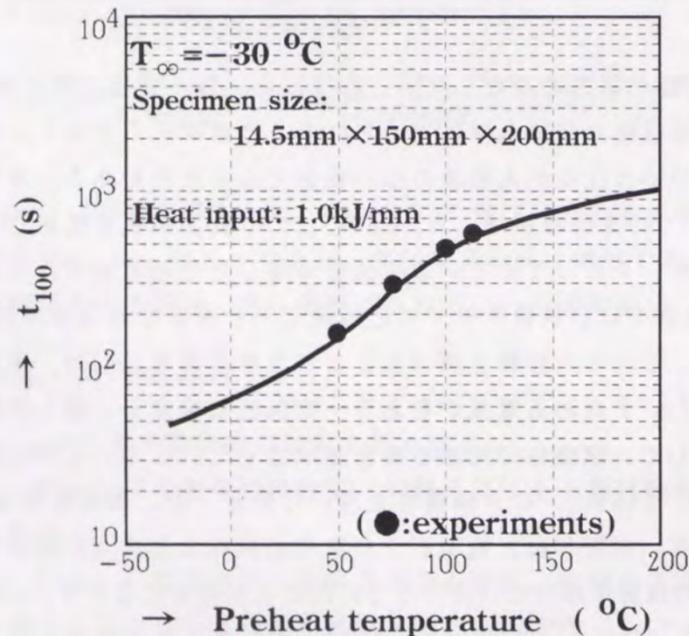


Fig. 2-13 Comparison of calculations and experimental t_{100} 's for -30 °C ambient temperature

算結果が一致するように試行錯誤法で λ 、 κ 、 α を定めた。その結果、 λ 、 κ 、 α は、以下の値を用いると t_{100} の実測値と計算値がよく一致することがわかった。

$$\begin{aligned} \lambda &= 0.0543 \quad [J/Kms] \\ \kappa &= 12.0 \quad [mm^2/s] \\ \alpha &= 2.09 \times 10^{-5} \quad [J/Kmm^2s] \end{aligned} \quad (2-46)$$

Fig. 2-12は、外気温度を20°Cに設定し、入熱量が1.8kJ/mmと3.2kJ/mmの場合の t_{100} の実測値と計算値を比較したものである。図中○は入熱量3.2kJ/mmの場合における実測データ、△は1.8kJ/mmの場合における実測データである。また、実線はModel IIで(2-46)式の値を用いて3.2kJ/mmの入熱量の場合の t_{100} を計算した結果、破線は1.8kJ/mmの場合の計算結果である。図より、 t_{100} がModel IIで充分推定可能であることがわかる。Fig. 2-13は、外気温度が-30°Cの場合における実測値と計算値の比較を示している。図より、外気温度、入熱量、ビード長さがFig. 2-13の場合と異なる場合でも、(2-46)式を用いることによりModel IIで t_{100} を充分精度よく推定できることがわかった。

Fig. 2-12の場合とFig. 2-13の場合では試験片の板厚が異なっているが、これまでの t_{100} 推定式で見られる場合があった、 α の板厚依存性^{29)・69)・74)}は(2-46)式にはない。これは、表面熱放散効果に対し、Newtonの冷却則を厳密に適用したため、この理由により、(2-46)式は他の板厚にも適用できることがわかる。また、(2-46)式の値は、同じ温度域ならば本章の他のモデルにも用いることができる。その理由は、各モデルは全て同じ条件下、すなわち基本モデルから導出されているからである。そのため、本項で決定した λ 、 κ 、 α を用いれば、Model Iを使用して大板の場合における t_{100} を計算できる。さらに、後に示すModel IIIとModel Iを用いれば局所予熱されたときの t_{100} を計算することも可能である。

2. 5 大板局部予熱時の熱伝導解 (Model III)

本節では、実際の溶接施工で行われる局部予熱時の熱伝導解析を行う。そのために、2. 2節で設定したModel IIIの解を基本モデルの解より導出する。Model IIIは、Fig. 2-2に示されているように、開先に沿って予熱幅 $2b_0$ の範囲に、板表面より熱を連続的に投与する場合のモデルである。したがって、Model IIIは予熱をガスバーナーや電気ヒーターで行う場合を取り扱っており、高周波を用いた予熱など板内部でも発熱していると考えられる場合は取り扱っていない。ただし、2. 2節の基本モデルを用いれば、板内部発熱のある場合の解析も可能である。

次に、Model IIIとModel Iを線形結合させて、局部予熱を行ったときのHAZ低温割れ評価に用いられる冷却時間 t_{100} を、溶接入熱量や予熱パワーを変化させ

計算する。このとき、熱定数 λ 、 κ 、 α は、2.4節で t_{100} を精度よく推定できるように決定した(2-46)式の値を用いる。Model I~IIIは、すべて2.2節の基本モデルより導出されているため、(2-46)式の熱定数を用いればModel IとModel IIIの線形結合で、局部予熱時の t_{100} を精度よく推定できると考えられる。

さらに、局部予熱の特徴である溶接開始前の板内部の不均一温度分布を調べ、この不均一温度分布を決める予熱パワーの決定方法について考察する。

2.5.1 解の導出

ここではModel IIIの解を基本式(2-19)、(2-23)式より導出する。なお、Model IIIは、Model I、Model IIと異なり、開先に沿って予熱が行われるとしているため、二次元モデルとなる。そのため、(2-19)式は以下のような形となる。

$$\theta = \sum_{n=1}^{\infty} A_n \left\{ \cos\left(\frac{u_n}{a}x\right) + \frac{ah}{u_n} \sin\left(\frac{u_n}{a}x\right) \right\} \exp\left(-\frac{u_n^2}{a^2}\kappa t\right) \cdot \int_{-\infty}^{\infty} B_y(v) \cos(vy) \exp(-v^2\kappa t) dv \quad (2-47)$$

Model IIIは、単位開先長さ(または単位溶接線長さ)当たり、幅 $2b_w$ に熱量 Q を $t=0$ の時の投与したときの熱伝導解を求め、それを時間 t に関して積分することにより最終解を決定する。初めに、熱量 Q を $0 < x < 2l$ 、 $-b_w < y < b_w$ に与えたときの熱伝導の初期条件は、 Q により直方体内で $Q/(\rho c_p(2b_w)(2l))$ の温度上昇があるため、

$$\sum_{n=1}^{\infty} A_n \left\{ \cos\left(\frac{u_n}{a}x\right) + \frac{ah}{u_n} \sin\left(\frac{u_n}{a}x\right) \right\} = \frac{Q}{\rho c_p(2l)} \quad (2-48)$$

$$\int_{-\infty}^{\infty} B_y(v) \cos(vy) dv = \frac{1}{2b_w}$$

とおくことができる。(2-48)式と(2-18)式、(2-22)式を比較すれば A_n は、(2-23)式で、 $d=l$ とおけばよいことがわかる。 $B_y(v)$ については、 $l_1=b_w$ とおけばよい。したがって、

$$A_n = \frac{2u_n^2}{(u_n^2+a^2h^2)a+2a^2h} \frac{Q}{l \cdot \rho \cdot c_p} \frac{a}{u_n} \sin\left(\frac{u_n}{a}l\right) \cdot \left\{ \cos\left(\frac{u_n}{a}l\right) + \frac{ah}{u_n} \sin\left(\frac{u_n}{a}l\right) \right\} \quad (2-49)$$

$$B_y(v) = \frac{1}{2\pi b_w v} \sin(vb_w)$$

となる。特に、上式で $l \rightarrow 0$ という極限操作を行うと、表面より熱が入る、すなわち予熱を行う場合に対応する。よって、 $t=0$ に、熱量 Q が表面に与えられたときの解は、(2-48)式、(2-49)式より

$$\theta = \sum_{n=1}^{\infty} A_n \left\{ \cos\left(\frac{u_n}{a}x\right) + \frac{ah}{u_n} \sin\left(\frac{u_n}{a}x\right) \right\} \exp\left(-\frac{u_n^2}{a^2}\kappa t\right) \cdot \int_{-\infty}^{\infty} \frac{1}{2\pi b_w} \frac{\sin(vb_w)}{v} \cos(vy) \exp(-v^2\kappa t) dv \quad (2-50)$$

$$\text{ただし、} A_n = \frac{2u_n^2}{u_n^2+a^2h^2+2ah} \frac{Q}{a \cdot \rho \cdot c_p}$$

となる。この式は、 $t=0$ で表面に $(-b_w < x < b_w)$ 熱量 Q が与えられたときの解である。予熱が $0 < t < \tau$ まで行われたときは、単位時間単位面積に与えられる熱量を q_h とおくと、 dt 時間には $2b_w q_h dt$ の熱量が与えられる。この熱量による時刻 t の温度上昇 $d\theta$ は、(2-50)式の Q に $2b_w q_h dt$ を代入すればよい。これを、 $0 < t < \tau$ で積分し(v と t の積分順序を変更し)、 τ を再び t に置き換えると、

$$\theta_{(Model III)} = \frac{2q_h}{\pi a \lambda} \sum_{n=1}^{\infty} A_{n(Model III)} \left\{ \cos\left(\frac{u_n}{a}x\right) + \frac{ah}{u_n} \sin\left(\frac{u_n}{a}x\right) \right\} \cdot \int_{-\infty}^{\infty} \frac{\sin(vb_w) \cos(vy)}{v(u_n^2/a^2+v^2)} \left[1 - \exp\left\{-\kappa t \left(\frac{u_n^2}{a^2}+v^2\right)\right\} \right] dv \quad (2-51)$$

$$\text{ただし、} A_{n(Model III)} = \frac{u_n^2}{u_n^2+a^2h^2+2ah}, \quad \tan(u_n) = \frac{2ahu_n}{u_n^2-a^2h^2}$$

となる。これがModel IIIの解である。予熱は、ある温度測定点の温度があらかじめ定められた温度になるまで行われる。すなわち、(2-51)式の左辺が $(T_p - T_w)$ になるまで行われる。このときの時間を t_p とおく。このとき、予熱をやめるとすると、これは、単位時間当たり単位面積当たり $-q_h$ の熱量を幅 $2b_w$ に加え、加熱中の予熱パワー q_h と相殺させることを意味する。予熱をやめたときの時刻を新たに $t=0$ と定義し直すと(Model IIに対応させるため)、 $t > 0$ では

$$\theta = \theta_{(Model III)}(t+t_p) - \theta_{(Model III)}(t) \quad (2-52)$$

となる。通常予熱が完了すると直ちに溶接が行われるため、このときの熱伝導は、

$$\theta = \theta_{(Model I)}(t) + \theta_{(Model III)}(t+t_p) - \theta_{(Model III)}(t) \quad (2-53)$$

となる。(2-53)式は、Model IとModel IIIの線形結合であり、これは熱伝導方程式の線形性よりくるものである。次項では、(2-51)式で t_p を決め、(2-53)式を用いて t_{100} を計算する例を示す。この結果をModel IIで計算した t_{100} と比較することにより、HAZ低温割れ試験と実施工における t_{100} を比較できるため、低温割れ試験で採用した溶接条件、予熱温度より、実施工の溶接条件、予熱温度を決

定することができる。なお、(2-53)式は、本章では t_{100} の計算に主として用いられるが、Model IIと異なり、移動溶接熱源を用いているため、 $\Delta t_{8/5}$ やさらに高温の熱履歴の計算にも適用することができる。

2. 5. 2 局部予熱を行ったときの熱伝導計算 (t_{100} および予熱中の温度分布の計算と、予熱パワーの決定)

本項では、まず、2. 4 節で決定した熱定数 λ 、 κ 、 α ((2-46)式) を用いて局部予熱の場合の t_{100} を、Model IとModel IIIの線形結合、(2-53)式を用いて計算する。 t_{100} の計算には、ある予熱温度にまで達する時間 t_p を求める必要がある。これは、Model IIIの解、(2-51)式を用いて計算する。すなわち、(2-51)式で、あらかじめ定めた予熱温度になるまでの時間を求め、それを t_p と定める。本項では、開先中心部分の表面温度が予熱温度に達したときの時間を t_p と定めた。これは、

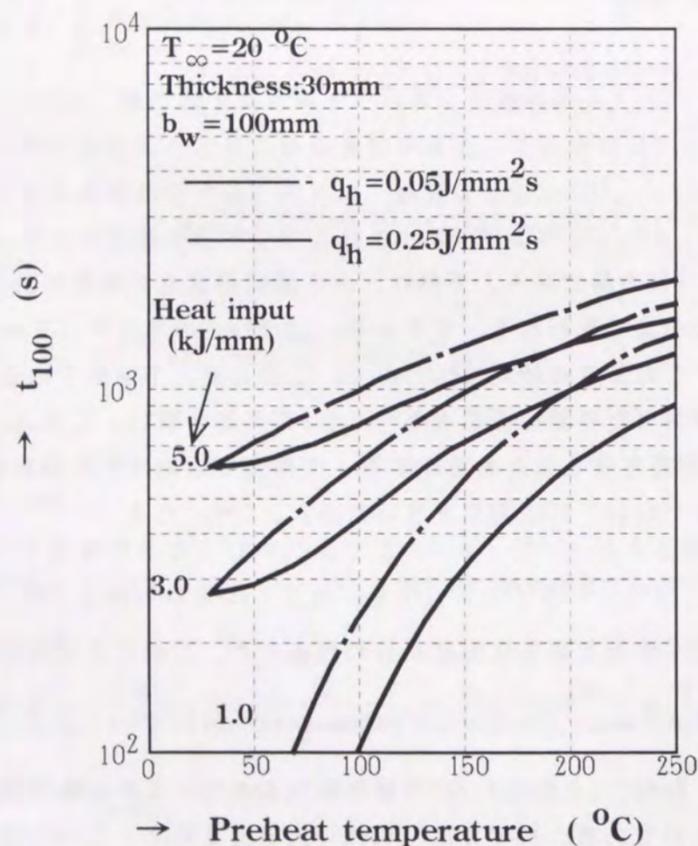


Fig. 2-14 Calculational results of t_{100} of actual welding by the linear combination of Model I and Model III

予熱温度を開先中心で計測する場合に対応する。 t_p が定まると、Model IとModel IIIの線形結合である(2-53)式を用いて t_{100} を計算することができる。

Fig. 2-14は、 t_{100} の計算例を示している。この計算では、入熱量 E として、1.0kJ/mm、3.0kJ/mm、5.0kJ/mmを、予熱パワー q_h として、 $0.05 \text{ J/mm}^2\text{s}$ 、 $0.25 \text{ J/mm}^2\text{s}$ を、予熱半幅 b_w として、100mmを採用した。板厚 a は30mmとした。Fig. 2-14中の実線は、 $q_h = 0.25 \text{ J/mm}^2\text{s}$ 、一点破線は $q_h = 0.05 \text{ J/mm}^2\text{s}$ の場合に対応する。図より、予熱パワー q_h が高いほど同じ予熱温度でも t_{100} が短くなる傾向にあることがわかる。この傾向は、均熱予熱を取り扱ったModel IIの場合では見られなかった。この理由は、溶接前における板内部の不均一温度分布が原因で、予熱パワーが高い場合、加熱表面近傍で急激に温度が上昇するため、表面温度が

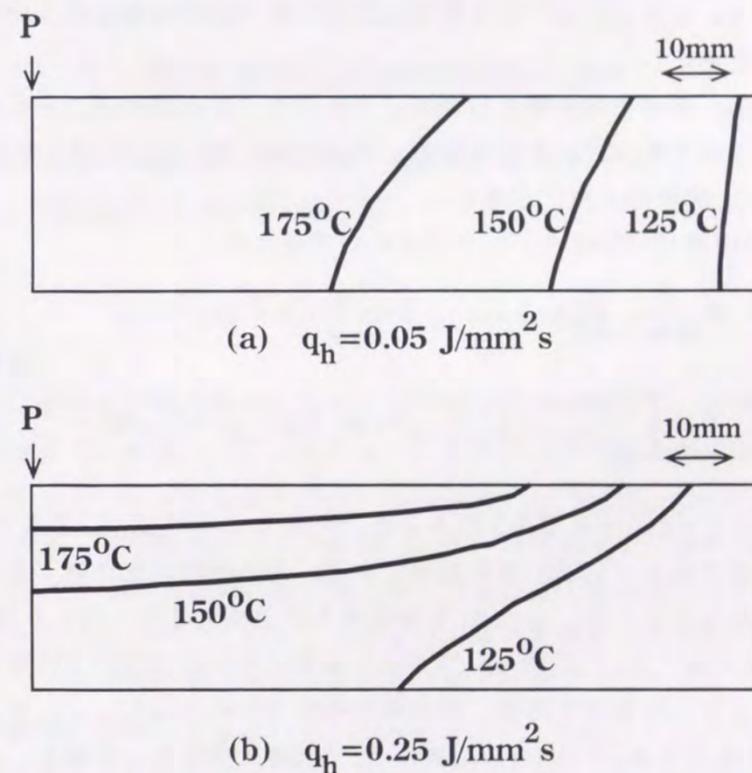


Fig. 2-15 Temperature distribution at 200°C preheating of point P calculated by Model III. The half width of preheating is 100mm.

すぐに予熱温度に達してしまい、板内部ではまだ低い温度範囲にとどまっている部分が多いためである。

次に、溶接前の板内部の温度分布をModel IIIの解(2-51)式を用いて計算する。Fig.2-15は、板厚 a が30mmで、予熱パワー q_h が $0.05\text{J/mm}^2\text{s}$ 、 $0.25\text{J/mm}^2\text{s}$ の場合の予熱温度が 200°C になったときの板内部の温度分布を示している。予熱温度 200°C というのは、開先中心すなわち $y=0$ (図中P点)での温度が 200°C であるということで、それ以外の部分の温度が 200°C に達しているという保障はない。Fig.2-15が示しているように、板表面(加熱面)の温度は高いものの、内部ではまだ予熱温度に達していない部分があり、しかもそれは、予熱パワー q_h が高いほどその傾向が強い。このことは、例えば、予熱をガスバーナーで強力に行うのか、電気ヒーターでゆっくり行うのかにより、冷却時間が異なってくることを意味する。そのため、加熱方法によっては、予熱温度が同じでも十分な冷却時間が確保できない危険性がある。このことは、第4章および第5章で述べる低温割れ感受性を考える上で重要である。

このように、局所予熱を考える場合、予熱パワーを考慮することは必要不可欠であるが、この予熱パワーを実測することは非常に難しい。しかし、以下のようになれば q_h を間接的に決定できる。

Model IIIの解(2-51)式を、以下のように変形する。

$$\frac{T-T_\infty}{q_h} = \frac{2}{\pi a \lambda} \sum_{n=1}^{\infty} A_{n(\text{Model III})} \left\{ \cos\left(\frac{u_n}{a}x\right) + \frac{ah}{u_n} \sin\left(\frac{u_n}{a}x\right) \right\} \int_{-\infty}^{\infty} \frac{\sin(vb_w)\cos(vy)}{v(u_n^2/a^2+v^2)} \left[1 - \exp\left\{-\kappa t \left(\frac{u_n^2}{a^2} + v^2\right)\right\} \right] dv \quad (2-54)$$

ここに、 $\theta=(T-T_\infty)$ なる関係を代入した。(2-54)式の右辺は、予熱パワー q_h に依存しない値である。(2-54)式を利用すれば、ある予熱温度に達するまでの時間 t_p を実際に測定することにより q_h を決定することができる。Fig.2-16は、板厚30mmで、予熱半幅(b_w)が100mmと250mmの場合における(2-54)式の値を時刻 t に対してプロットしたものである。加熱開始時刻は $t=0$ とした。ここで、予熱半幅が100mm、すなわち $b_w=100$ の加熱条件で、200秒加熱を行った場合、被加熱板の表面温度が加熱部中央で 75°C の温度上昇が測定されたとする。 $b_w=100$ 、 $t=200$ より、Fig.2-16から、 $(T_p-T_\infty)/q_h=1500$ を得る。この場合、 75°C の温度上昇があったため $(T_p-T_\infty)=75$ を代入し、 $q_h=0.05[\text{J/mm}^2\text{s}]$ となる。 150°C の温度上昇という測定値が得られた場合は、 $(T_p-T_\infty)=150$ となるため、 $q_h=0.1[\text{J/mm}^2\text{s}]$ を得る。以上のことから、Fig.2-16は予熱パワーを決定するチャートであることがわかる。

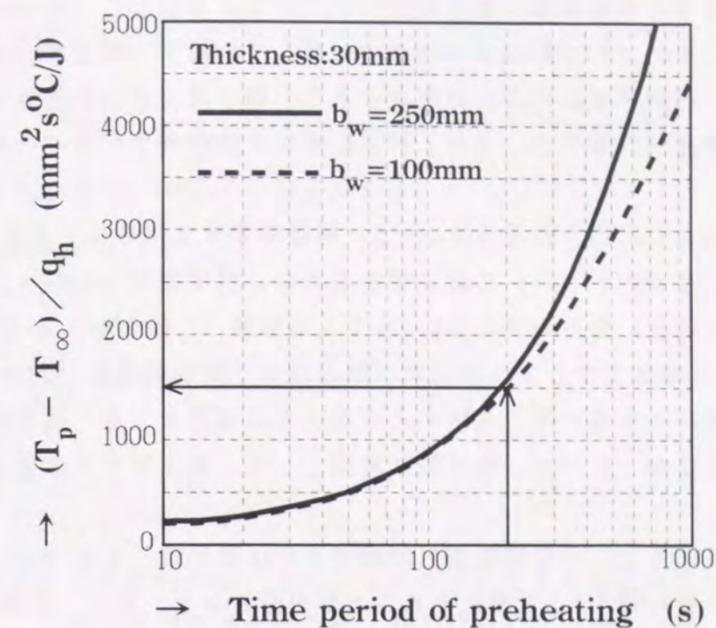


Fig.2-16 A chart to estimate power of preheat calculated by Model III

2.6 結言

本章では、溶接熱伝導解析を包括的に論じることを目的とし、溶接熱伝導解析における基本モデルを設定しその解を求め、それを三つの溶接熱伝導モデルに適用し、それらモデルに対する解を得た。これら解、(2-33)式、(2-39)式、(2-44)式、(2-51)式は、全て基本モデルの解(2-19)式、(2-23)式より導き出された解である。これにより、溶接熱源による熱伝導、予熱による熱伝導などが同じ条件下で導出されたことにより、ある一つのモデルを用いた解析成果を他のモデルに直接利用することが可能となった。本章で得られた結果を以下に示す。

1) 溶接熱伝導解析を行うための三つのモデル、Model I~IIIを導入し、各モデルの解を基本モデルの解を用いて導出した。Model Iは、有限板厚における板内部に存在する準定常移動点熱源モデル、Model IIは、鋼材HAZの低温割れ評価試験体、すなわち小形試験体の瞬間線熱源モデル、Model IIIは、局部予熱時の熱伝導モデルである。各モデルは全て表面熱放散効果を考慮している。また、Model Iは田中の式やRosenthalの式を含んでおり、汎用性が高まるように改良された解である。

2) 板内部に存在する移動熱源の解析を行うことができるModel Iの解を用いると、片面1層SAWのような熱源が板内部の分布している大入熱溶接の熱伝導解析も可能である。点熱源を板内部に分布させると、融合線、 A_{c3} 変態温度線、 A_{c1} 変態温度線や熱履歴が計算でき、また、計算結果は実験データと良く一致させることができた。

3) 硬さ推定式によく用いられる $\Delta t_{8/5}$ は、熱源分布を変化させても $\pm 10\%$ の範囲内で一致することがわかった。この知見をもとに、田中の式(Model Iで点熱源を板表面においた場合)を用いて $\Delta t_{8/5}$ を小入熱溶接(1.0kJ/mm)から大入熱溶接(20kJ/mm)まで推定できるような熱定数(熱伝導率、熱拡散係数)を定めた。このとき、小入熱溶接から片面1層SAWのような大入熱溶接までを一組の熱定数で精度よく推定できなかったため、実用的な対策として、熱定数を入熱量の一次式で表した。

4) Model IIを用いると、 y 形溶接割れ試験などの小形試験片における、低温割れ評価に重要な冷却時間 t_{100} を推定することが可能となる。また、計算結果は、実験データと良く一致することを確かめた。

5) 本章で導入したModel IIIの解を用いると、実施工で用いられる大板の局部予熱を行ったときの熱伝導を解析することができる。また、Model IとModel IIIを線形結合することにより、実施工における低温割れ評価に重要な t_{100} を計算できる。さらに、同じ予熱温度でも予熱パワーが異なると t_{100} も異なるが、これは、溶接前における板内部の不均一な温度分布から生じる。現実に予熱パワーを具体的に決定することは難しいが、Model IIIを用いると予熱時の温度上昇からこれを推定することができる。

補A2

A2-1 (2-44)式の導出

(2-43)式より、

$$A_n = \frac{u_n^2}{u_n^2 + a^2 h^2 + 2ah} \cdot 2(T_p - T_\infty) \left\{ \frac{\sin(u_n)}{u_n} - \frac{ah}{u_n^2} (\cos(u_n) - 1) \right\} \quad (A2-1)$$

$$= \frac{u_n^2}{u_n^2 + a^2 h^2 + 2ah} \cdot 2(T_p - T_\infty) \left[\frac{\cos(u_n)}{u_n} \left\{ \tan(u_n) - \frac{ah}{u_n} \right\} + \frac{ah}{u_n^2} \right]$$

ここで、

$$\tan(u_n) - \frac{ah}{u_n} = \frac{2ahu_n}{u_n^2 - a^2 h^2} - \frac{ah}{u_n} = \frac{ah}{u_n} \frac{u_n^2 + a^2 h^2}{u_n^2 - a^2 h^2} \quad (A2-2)$$

より、

$$A_n = \frac{u_n^2}{u_n^2 + a^2 h^2 + 2ah} \cdot 2(T_p - T_\infty) \left[\frac{\cos(u_n)}{u_n} \frac{ah}{u_n} \frac{u_n^2 + a^2 h^2}{u_n^2 - a^2 h^2} + \frac{ah}{u_n^2} \right] \quad (A2-3)$$

$$= \frac{u_n^2}{u_n^2 + a^2 h^2 + 2ah} \cdot 2(T_p - T_\infty) \frac{ah}{u_n^2} \left[\cos(u_n) \frac{u_n^2 + a^2 h^2}{u_n^2 - a^2 h^2} + 1 \right]$$

となる。次に、 $\cos(u_n)$ の値を求める。

$$1 + \tan^2(u_n) = \frac{1}{\cos^2(u_n)} \quad (A2-4)$$

より、

$$\frac{1}{\cos^2(u_n)} = 1 + \frac{4a^2 h^2 u_n^2}{(u_n^2 - a^2 h^2)^2} = \frac{(u_n^2 + a^2 h^2)^2}{(u_n^2 - a^2 h^2)^2} \quad (A2-5)$$

となる。したがって、

$$\frac{u_n^2 - a^2 h^2}{u_n^2 + a^2 h^2} = \pm \cos(u_n) \quad (A2-6)$$

を得る。(A2-6)式では、まだ、 \pm の符号のどちらを採用すればよいかかわからないが、これを決定するためには、 u_n が(2-15)式を満たすことを考慮する必要がある。

Fig. A2-1は、 $y = \frac{x^2 - a^2 h^2}{x^2 + a^2 h^2}$ (ただし、 $a \cdot h = 0.1$ の場合)、 $y = \pm \cos(x)$ および、

$y = \tan(x)$ 、 $y = \frac{2ahx}{x^2 - a^2 h^2}$ をグラフにしたものである。(2-15)式の解は $y = \tan(x)$ 、

$y = \frac{2ahx}{x^2 - a^2 h^2}$ の交点で与えられるが、この交点で(A2-6)式、すなわち、 $y = \frac{x^2 - a^2 h^2}{x^2 + a^2 h^2}$ 、

$y = \pm \cos(x)$ の交点でもある点は、Fig. A2-1より、

$$\begin{aligned} ah < u_n < \frac{\pi}{2} \quad \text{では、} \quad \cos(u_n) > 0 \quad \text{のとき} \\ \pi < u_n < \frac{3}{2}\pi \quad \text{では、} \quad \cos(u_n) < 0 \quad \text{のとき} \\ \frac{4}{2} < u_n < \frac{5}{2}\pi \quad \text{では、} \quad \cos(u_n) > 0 \quad \text{のとき} \end{aligned} \quad (A2-7)$$

となる。よって、(A2-6)式は、正しくは、次式のように記述しなければならない。

$$\cos(u_n) = (-1)^{n+1} \frac{u_n^2 - a^2 h^2}{u_n^2 + a^2 h^2} \quad (A2-8)$$

(A2-8)式を、(A2-3)式へ代入すると、

$$A_n = \frac{u_n^2}{u_n^2 + a^2 h^2 + 2ah} \cdot 2(T_p - T_\infty) \frac{ah}{u_n^2} \left[(-1)^{n+1} \frac{u_n^2 - a^2 h^2}{u_n^2 + a^2 h^2} \frac{u_n^2 + a^2 h^2}{u_n^2 - a^2 h^2} + 1 \right] \quad (\text{A2-9})$$

$$= \frac{2ah}{u_n^2 + a^2 h^2 + 2ah} \cdot (T_p - T_\infty) \left[(-1)^{n+1} + 1 \right]$$

となる。(A2-9)式は、(2-44)式における A_n と同じである。 B_m 、 C_s も同様に計算でき、最終的には(2-44)式が得られる。

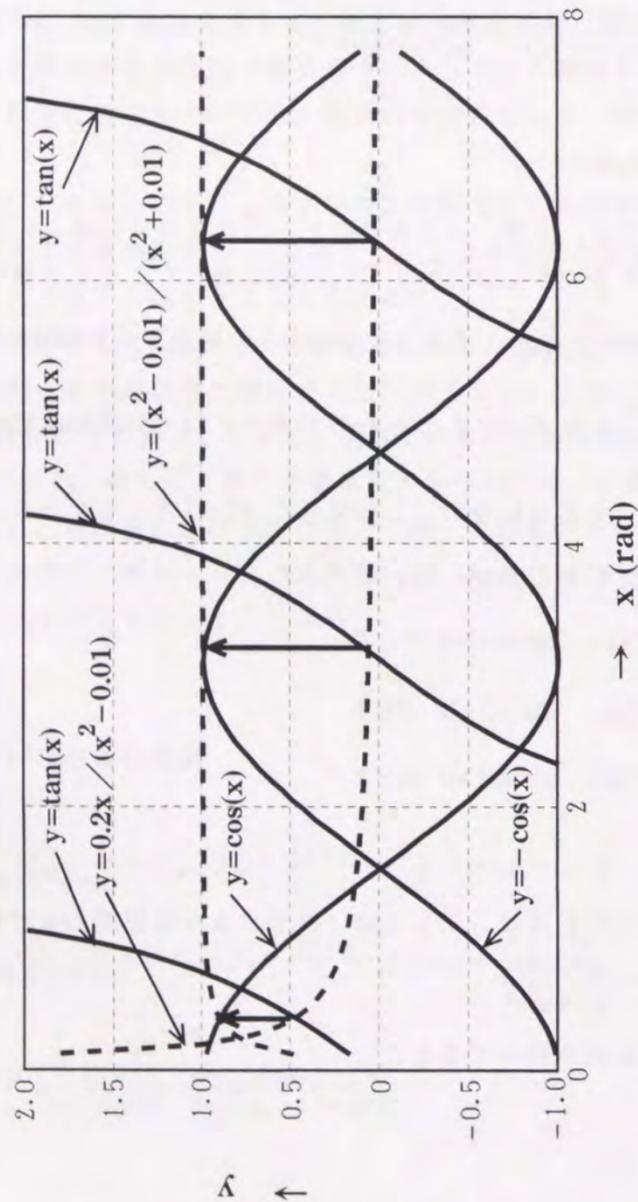


Fig. A2-1 Roots of Eq. A2-6

第3章 炭素当量と焼入性倍数の関係

3.1 緒言

本章では、鋼材の焼入性指数である炭素当量と焼入性倍数についての検討を行う。これまでは、焼入性指数は鋼材成分設計における最重要指数であるにもかかわらず、これら指数として、鋼材製造時では焼入性倍数が、溶接時には炭素当量が独立に用いられてきた。

焼入性はマルテンサイトに変態しやすいという冶金概念を表すが、このような鋼材の指数が、鋼材製造と溶接熱影響部という違いがあるものの、これまでその相関が明らかにされてこなかったということは、不思議とも言える。これら二つの指数は、同じ冶金概念を表しており、かつ適用する材料も同じ鋼であるにもかかわらず、その定量的相関は未だ明らかにされていない。もし、一方を仮定して、例えば炭素当量を用いることが正しいと仮定して、理想臨界直径、すなわち D_i が焼入性倍数のような形で表されることができないと理論的に証明された場合、大きな矛盾を含むことになる。焼入性という最も重要な概念を表現している焼入性倍数と炭素当量に相関がないとすれば、少なくとも一方は修正を迫られるはずである。あるいは、両者がはたして妥当な表現方法であったのかどうかという問題が生じてくる。これまで長年鋼材の成分設計はこの二つの指標が採用されてきており、また、これら指標のもと膨大な経験が蓄積されてきているが、もしこれら二つの指標に相関がなければ、これまでの知見に対する信頼性にも問題が生じてこよう。

炭素当量と焼入性倍数に関する研究において、第1章でも述べたとおりこれらの相関を課題に取り上げた論文はない。このことは、未だに焼入性評価に関しては、溶接冶金と鋼材冶金は独立に進められていることを意味し、それぞれが限定された指標であることを示している。

本章では、このような背景から、また、鋼材に対する基礎的理解を深めるため、第4章および第5章でのHAZ低温割れの検討に先立って、炭素当量と焼入性倍数の相関の理論的解析を試みる。そのために、まず焼入性倍数と炭素当量の定性的な検討を加える。これら焼入性指数には、表現形式のみならず、例えば焼入れ組織の定義に違いがあるなどの相違点が存在し、このような相違点が、表現形式が異なる理由になり得るのかどうかの検討を加えていく。次に、この定性的検討結果から、二つの焼入性指数の相関を明確にするには理想焼入れ時の熱伝導解析までさかのぼる必要があると判断し、この熱伝導解析を行うとともに、炭素当量を仮定すると焼入性倍数が導出できることを示す。さらに、この結果を用い、各

元素の焼入性倍数を用いて炭素当量を計算し、実験的に決定された炭素当量と比較する。本章の最後では、これまで行った解析結果を基に、焼入性要因の冶金的な考察を加える。

3. 2 焼入性指数の定性的検討

本節では、焼入性倍数と炭素当量の定性的な比較を行い、問題を整理することにより解決すべき課題を明らかにしていく。

3. 2. 1 焼入性指数の特徴

(1) 焼入性倍数

焼入性とは、鋼材がいかにマルテンサイトに変態しやすいかを表現する指標である。鋼材の焼入性指数は、Grossmannが提唱した理想臨界直径 (D_I と呼ばれる) に³²⁾・³³⁾始まる。 D_I は、鋼材を焼入れ焼き戻しなどの熱処理を行う際にはなくてはならない指数であり、発表後50年以上経た現在でも鋼材成分設計における最重要指数に位置づけられている。例えば、現在の780MPa級の高張力鋼は、主として焼入れ焼き戻し工程で製造される、いわゆる焼入れ強化型の鋼材である。このような場合、強度を確保するためには、焼入性すなわち D_I を確保することが必要不可欠である。

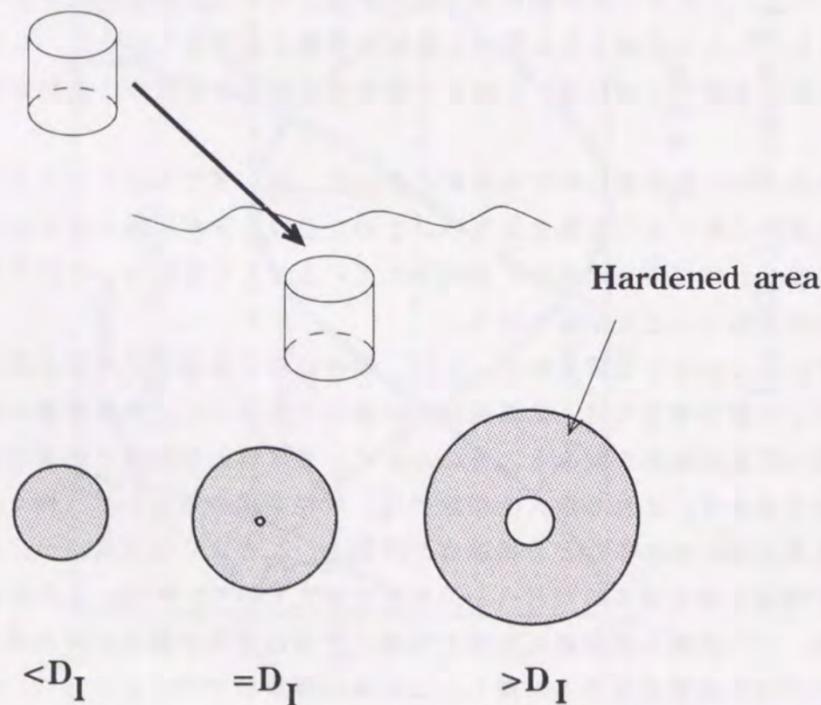


Fig. 3-1 Concept of ideal critical diameter

D_I とは、ある鋼材を丸棒試験片に加工して、それを冷却能が無限大の溶液に焼入れを行ったとき、丸棒試験片の中心部分に焼きが入る最大直径のことをいう。Fig. 3-1に、三種の半径を持つ丸棒試験片を理想焼入れしたときの焼入れられた領域を表す図を示している。試験片の半径 r が充分小さいと試験片は全て焼入れられる。逆に試験片の半径 r が充分大きいと中心部分に焼きが入らなくなる。したがって、試験片に中心部分が焼入れ組織になる最大の半径または直径が存在することがわかる。 D_I とは、このときの直径をいう。もし、鋼材がマルテンサイトになりやすい鋼材ならば、この D_I は大きくなるはずである。このような理由から D_I が鋼材の焼入性指数に採用されてきた。中心部のみ問題とするのは、冷却速度が試験片中心で最も遅いからで、中心部が焼入れられれば試験片全体が焼入れられるためである。また、冷却能が無限大の溶液とは、試験片を焼入れると直ちに試験片表面の温度が溶液の温度になりその後試験片表面はその温度に保持できる溶液のことをさす。実際の溶液にこのような能力を持つ溶液はなく、理想的条件下での焼入れにより決定される臨界直径であるため理想臨界直径 (Ideal Critical Diameter) と呼ばれている。

D_I は、Grossmannが用いた焼入性倍数という鋼材各成分単独の関数の積で表現でき、現在もこの焼入性倍数⁵¹⁾・⁶³⁾を用いて D_I が計算されている。Grossmannによると、 D_I は、旧 γ 粒の関数である D_{I0} に、各成分の焼入性倍数を乗じる、以下の式で計算できる。

$$D_I = D_{I0} f_C \cdot f_{Si} \cdot f_{Mn} \cdots \quad (3-1)$$

$$f_C = \sqrt{C} \quad \text{for C only}$$

$$f_X = 1 + A_X \cdot X \quad \text{for other element X}$$

(3-1)式からわかるように、各焼入性倍数は各成分単独の関数で、 D_I はそれら関数の積となっている。また、 f_X は、C以外は成分Xの一次式で表されており、その定数項は1である。この理由は、成分Xを添加しない場合は成分Xの影響を考慮しない場合に一致する、すなわち $f_X(X=0)=1$ でなければならないことからくる。ただし、Cの場合は、他の元素を添加してもCが無添加では鋼材を焼入れることはできない、ということを表示するため $f_C(C=0)=0$ になるような関数が選択されている。(3-1)式より D_I は次式の形で表される。

$$D_I = D_{I0} \sqrt{C} (1 + A_{Si} \cdot Si) (1 + A_{Mn} \cdot Mn) (1 + A_{Cr} \cdot Cr) \cdots \quad (3-2)$$

$$= D_{I0} \sqrt{C} \{ 1 + A_{Si} \cdot Si + A_{Mn} \cdot Mn + A_{Cr} \cdot Cr + \cdots$$

$$+ (A_{Si} \cdot A_{Mn} \cdot Si \cdot Mn + A_{Mn} \cdot A_{Cr} \cdot Mn \cdot Cr + \cdots)$$

$$+ \cdots \}$$

C以外の各元素の添加量が少なく、 $1 \gg A_X \cdot X$ なる条件が成立する場合は、(3-2)式

Table 3-1 Hardenability Indexes

Index		V _M (%)*
Carbon Equivalent	$CE_{HARDEN} = C + \frac{Si}{24} + \frac{Mn}{6} + \frac{Cu}{15} + \frac{Ni}{12} + \frac{Mo}{4} + \frac{Cr(1-0.16\sqrt{Cr})}{8}$	100
	$CE_{HARDEN}' = C + \frac{Si}{38} + \frac{Mn}{4.8} + \frac{Cu}{16.5} + \frac{Ni}{10.7} + \frac{Cr}{6.5} + \frac{Mo}{4} + \frac{\Delta H}{1.6}$	50
	$CE(鈴木) = C + \frac{Mn}{4.5} + \frac{Cu}{3.2} + \frac{Ni}{17} + \frac{Cr}{9.3} + \frac{Cr}{2.3} + 14.5B$	50
	$CE(寺崎) = C + \frac{Mn}{3} + \frac{Cu}{4} + \frac{Ni}{8} + \frac{Cr}{10} + \frac{Mo}{3} + 5B$	100
	$CE(Arata) = C + \frac{Si}{14} + \frac{Mn}{19} + \frac{Ni}{37} + \frac{Cr}{19} + \frac{Mo}{9.1} - \frac{V}{49} + \frac{B}{0.31}$	100
	$CE(Maynier) = C + \frac{Mn}{4.1} + \frac{Ni}{7.9} + \frac{Cr}{8.5} + \frac{Mo}{6.5}$	100
Multiplying Factor	$D_I(Hollomon) = D_{I0} \cdot \sqrt{C} \cdot (1+0.64Si) \cdot (1+4.1Mn) \cdot (1+2.33Cr) \cdot (1+0.52Ni) \cdot (1+3.14Mo) \cdot (1+0.27Cu)$	50
	$D_I(Craft) = D_{I0} \cdot \sqrt{C} \cdot (1+0.67Si) \cdot (1+4.8Mn) \cdot (1+2.16Cr) \cdot (1+0.74Ni) \cdot (1+2.53Mo)$	50
	$D_I(Kramer) = D_{I0} \cdot \sqrt{C} \cdot (1+0.55Si) \cdot (1+1.2Mn) \cdot (1+1.73Cr) \cdot (1+0.42Ni) \cdot (1+1.78Mo) \cdot (1+0.45Cu)$	50
	$D_I(Hodge) = D_{I0} \cdot \sqrt{C} \cdot (1+1.25Si) \cdot (1+0.3Ni) \cdot (1+5.0Mo)$	50
	$D_I(Grossmann) = D_{I0} \cdot \sqrt{C} \cdot (1+0.85Si) \cdot (1+3.3Mn) \cdot (1+2.3Cr) \cdot (1+0.36Ni) \cdot (1+3.2Mo)$	50

*: martensite volume fraction

における二次以上の項を無視することができるため D_I は各成分の一次式で計算できることになる。しかし、(3-1)式が適用できる成分範囲すべてにおいて必ずしも $1 \gg A_X \cdot X$ が成立するとは限らない。Table 3-1に示す焼入性倍数で、Hollomonが発表したものを例に取り上げると、Mnを1.5%以上添加した場合には、 $1 + A_{Mn} \cdot Mn \approx A_{Mn} \cdot Mn$ が成立するが、この場合は、明らかに D_I は鋼材成分の一次式では表すことができない。また、 $1 < A_X \cdot X$ なる条件が成立する場合は、(3-2)式で二次以上の項が一次の項や定数項より大きくなるが、この条件が成立する成分範囲は、 $Mn > 0.24\%$ 、 $Cr > 0.43\%$ 、 $Mo > 0.32\%$ であり、これら成分範囲は焼入性倍数の適用範囲であるとともに、このような鋼材は特殊な鋼材ではなく780MPa級の調質高張力鋼など、従来鋼でこの成分範囲にある鋼材が多く存在する。したがって、 D_I は鋼材成分値の一次式で表現することはできないことがわかる。

(2) 炭素当量

同じ鋼材でも、溶接により熱影響を受けた、いわゆるHAZにも焼入れ組織が生成する。HAZは、母材部分と異なり、特性劣化を起こしやすい部分であり、構造物全体の信頼性を決定してしまうともいえる。そのため、HAZの焼入性も鋼材製造時における焼入性同様重要な指標となっている。特に、これまでは、最高加熱温度が1400℃以上の、溶接金属に隣接している融合線近傍に問題が発生しやすいため、HAZの焼入性といえば、融合線近傍の焼入性のことをさす場合がほとんどである。HAZの焼入性は、現在炭素当量を用いて評価されている。炭素当量は1940年Deaden、O'Niellが提唱して以来³⁰⁾、溶接部における多くの特性、例えば、強度、最高硬さ、低温割れ感受性などに用いられてきた^{35)-45)、68)-83)}。特にBastienら³¹⁾の研究から、炭素当量は焼入性指数になることが実験的に確かめられた。Bastienらは、100%マルテンサイト組織が得られる700℃における冷却速度 V_1 (K/hour) を焼入性指数として選択した。この実験式は、のちMaynierら³⁴⁾により修正が加えられ、以下の形になった。

$$\ln(V_1) = 9.81 - (4.26C + 1.05Mn + 0.54Ni + 0.5Cr + 0.66Mo + 0.0019P_2) \quad (3-3)$$

$$\text{ただし、} P_2 = \left(\frac{1}{T} - \frac{2.3R}{Q_a} \log(t) \right)^{-1}$$

ここに、 Q_a は活性化エネルギー、 R は気体定数、また、 P_2 はオーステナイト化パラメーターと呼ばれるものである。(3-3)式は $\ln(V_1)$ が鋼材成分の一次式で表される、すなわち炭素当量で表されることを意味している。(3-3)式からわかるように、HAZの場合は、冷却時間や冷却速度でその鋼材の焼入性を比較している。Fig. 3-2はHAZ最高硬さ曲線の一例であるが¹⁰⁶⁾、溶接部がマルテンサイトになりやすい場合、図中の硬さ曲線が右側、すなわち長時間側にシフトする。特に、Fig. 3-2の点Mは、この点より長い $\Delta t_{8/5}$ (800℃から500℃までの冷却時間) の

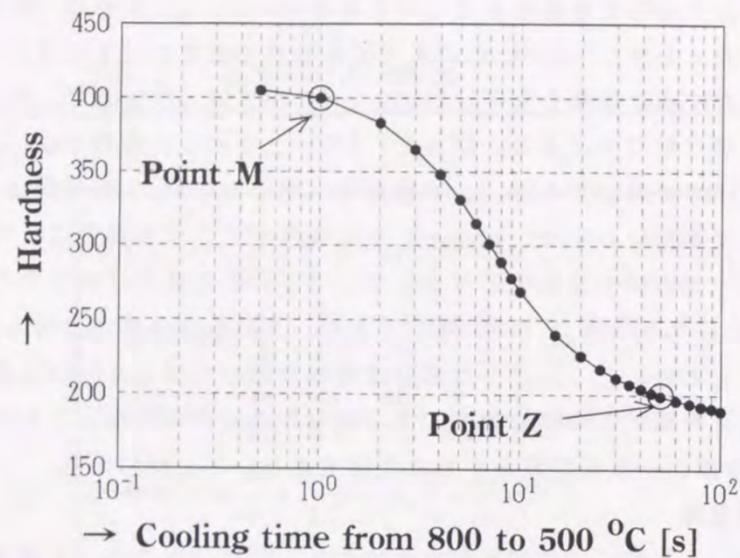


Fig.3-2 Maximum hardness curve and critical point for hardenability

場合、100%マルテンサイトが得られないことを示す点である。この点Mが(3-3)式のように鋼材組成の一次式すなわち炭素当量で表されるということは、炭素当量は明らかにHAZの焼入性指数であることを意味する。HAZの最高硬さは重要な特性であるため、推定式の作成が多くの研究者によって行われた^{36)~45)}。その中で、炭素当量を焼入性指数として用いている式もある。例えば、1987年、Yuriokaら⁴⁵⁾は、100%マルテンサイトになる最大 $\Delta t_{B/5}$ 、 Δt_m を次式で表した。

$$\ln(\Delta t_m) = 10.6CE_{HARDEN} - 4.8 \quad (3-4)$$

$$CE_{HARDEN} = C + \frac{Si}{24} + \frac{Mn}{6} + \frac{Cu}{15} + \frac{Ni}{12} + \frac{Mo}{4} + \frac{Cr}{8} + \Delta H$$

1987年の論文では(3-4)式の炭素当量は CE_i と表現されていたが、焼入性という点を強調するため、1991年に CE_{HARDEN} という表現方法⁹³⁾が採用されている。(3-4)式にある炭素当量は、 $C < 0.3\%$ 、 $Si < 1.2\%$ 、 $Mn < 2.0\%$ 、 $Cu < 0.8\%$ 、 $Ni < 5.0\%$ 、 $Cr < 1.0\%$ 、 $Mo < 2.0\%$ の範囲にある鋼材に対して適用可能で、その範囲で CE_{HARDEN} の線形性が実験的に確かめられている。すなわち、 Δt_m は、炭素当量を用いて表現できることを意味している。さらに、冷却時間 Δt_m は冷却速度 V_i に換算できるため($V_i = 3600 \cdot 300 / \Delta t_m$)、 V_i も炭素当量を用いて表現できることがわかる。なお、これらHAZ最高硬さ推定式は、ビードオンプレート溶接を行ったときの試験結果より作成されたものである。多層溶接においては最終パスの融合線部分におい

て最高硬さが決定される。本章では、多層溶接の場合は、最終パス融合線部分の議論を行う。

3.2.2 二つの焼入性指数に存在する相違点

前項では、二つの焼入性指数について述べてきたが、 D_i が鋼材の各成分単独の関数の積、すなわち焼入性倍数を用いて表され、 Δt_m が鋼材の各成分の一次式、すなわち炭素当量を用いて表されることがわかった。これら指数は、直径と冷却時間という違いはあるものの、マルテンサイトに変態しやすい鋼材は明らかに D_i や Δt_m が大きいまたは長いため、両者は焼入性指数として特に不適切なものではないと考えられる。しかし、両者を鋼材組成の関数として表現すると(3-1)式と(3-3)式のように、表現方法が異なるという実験結果が得られていることもわかった。このように、表現方法が異なるため互いの相関は必ずしも明確ではない。この相関の理論的解析は次節で行うが、それに先立ち、焼入性倍数と炭素当量の決定するときに用いた条件の相違点が、表現形式が異なる理由になり得るのかというを検討する。

(1) 焼入れ組織の定義

まず、焼入れ組織の定義に関する違いについて検討する。HAZの焼入性を初めて表したのはBastienら³¹⁾であり、彼らは、100%マルテンサイトになる限界冷却速度を鋼材成分の一次式を用いて記述した。このため、Bastienらの定義では、焼入れられた組織とは100%マルテンサイトになった組織である。HAZにおいては、焼入性組織を100%マルテンサイト組織で定義するケースが多い。いしかえると、100%マルテンサイトになる限界冷却時間を与える炭素当量を求めるケースが多い。実際、(3-4)式の Δt_m は、100%マルテンサイト組織に対する限界冷却時間である。この理由は、HAZの焼入性を問題としている融合線近傍は、加熱温度が1400℃以上と高く、旧 γ 粒の成長が進み著しく焼入性が高められているためである。そのため、HAZの融合線近傍では、50%以上のマルテンサイト組織が得られるケースが多く、100%マルテンサイト組織で焼入れ組織を定義した方が、鋼材組成の影響をより適切に記述できる。

一方、 D_i を決定する時も、焼入れられた組織を定義する必要があるが、これはマルテンサイトが50%以上の組織として定義している。HAZと異なり、マルテンサイトが50%以上の組織で定義している理由として、鋼材熱処理におけるオーステナイト化条件が、例えば900℃30分のように、最高加熱温度が低いことが挙げられる。この場合、 γ 粒の成長がHAZほど促進されず、同じ鋼材組成ならば焼入性はHAZより低くなる。そのため、焼入れ組織をマルテンサイトが50%以上の組織で定義しても、鋼材組成の影響をよく記述できたため、この定義が採用されたものと考えられる。これに対し、例えば、マルテンサイトが60%以上の組織、

マルテンサイトが80%以上の組織などを焼入れられた組織と定義し、それぞれに対し D_i を定義することも可能である。実際、Hodgeら⁴⁸⁾は、これらの焼入れ組織の定義のもとで D_i を求め、それらを比較している。この研究により、各 D_i の比は、鋼材組成が同じならばほぼ一定であることがわかった。このことから、また(3-1)式より、焼入れ組織の定義にあまり影響されずに焼入性倍数決定できることがわかる。したがって、焼入れ組織の定義の違いは D_i と Δt_m の表現形式が異なる理由にはなり得ないことがわかった。

(2) オーステナイト化条件

次に、オーステナイト化条件の違いについて検討する。熱処理などで鋼材を焼入れするときは、鋼材の加熱温度はせいぜい900℃程度である。この場合、オーステナイト粒度は加熱温度に依存する。オーステナイト粒度は焼入性に影響するため(3-1)式の D_{i0} には旧 γ 粒度の項が導入されている。ただし、焼入性倍数そのものは旧 γ 粒には依存していない。一方、HAZでは(3-4)式のように旧 γ 粒度の影響が導入されていない場合が多い。(3-3)式ではオーステナイト化パラメーター P_a があるため、この項で旧 γ 粒の影響を考察できるが、各成分値の係数は旧 γ 粒には依存していない。HAZ最高硬さ推定式の多くが旧 γ 粒の効果は考慮していない理由は、次のように考えられる。HAZ内で最も硬くなる部分はいうまでもなく旧 γ 粒が最も大きい、すなわち最も焼入性が高い融合線近傍である。オーステナイト粒がどの程度成長するかは、最高加熱温度と保持時間でほぼ決定されるが、HAZのボンド部では、オーステナイト結晶粒を決定するのは、温度が1400℃以上になるごく限られた時間範囲であり、しかもこの条件は試験条件にあまり依存しないため、実用的にはHAZ最高硬さ推定式には旧 γ 粒度の影響が考慮されなかった、いかえれば一定と見なされてきたものと考えられる。それに対し、熱処理における鋼材焼入れの場合は、最高加熱温度や保持時間は研究者において任意に選択できるため D_i には旧 γ 粒の影響が以前より取り入れられてきたものと考えられる。このように、オーステナイト化条件の違い、すなわち旧 γ 粒の違いは、それを定数と見なせるか、変数と見るべきかの違いがあるだけで、炭素当量の各成分の係数そのものが、あるいは焼入性倍数そのものが旧 γ 粒に依存するわけではないことがわかる(ただし、Bの焼入性は旧 γ 粒度に依存する可能性があり、この点については、他の元素と区別して解析を行う。)。したがって、焼入性に対する鋼材組成の影響を調べると、旧 γ 粒度にかかわらずその影響を決定できることになる。これらのことにより、 D_i と Δt_m の表現形式が(3-1)式や(3-3)式のように異なる理由にはなり得ないことがわかった。

3. 2. 3 焼入性指数の定性的比較

本項では、実際の炭素当量と焼入性倍数で各成分の影響を比較してみる。

Table 3-1に、これまで報告されてきた焼入性倍数^{51)~55)}と炭素当量^{34), 36), 40), 43), 45)}をまとめた(CE_{HARDEN} と $CE_{Maynier}$)に関しては補A3参照)。これらを比較すると各元素の焼入性における働きの大きさを比較することができる。焼入性倍数における各元素の係数((3-1)式における A_x)が大きい元素、例えば、Mn、Mo、Crなどは炭素当量における係数も大きい。逆に、 A_x が小さいSi、Ni、Cuなどでは炭素当量における係数も小さい。すなわち、各元素の焼入性に及ぼす影響は、炭素当量、焼入性倍数を比較するとその大小関係がわかり、しかもおおむね一致していることがわかる。

炭素当量と焼入性倍数を比較すると、Bの焼入性に関してはその取扱い方が他の元素と異なっているのがわかる。(3-4)式で CE_{HARDEN} の ΔH はBなどの微量元素の効果を表している。 ΔH は、Fig. 3-3に示すように^{45), 47), 106)}、極少ないB添加で

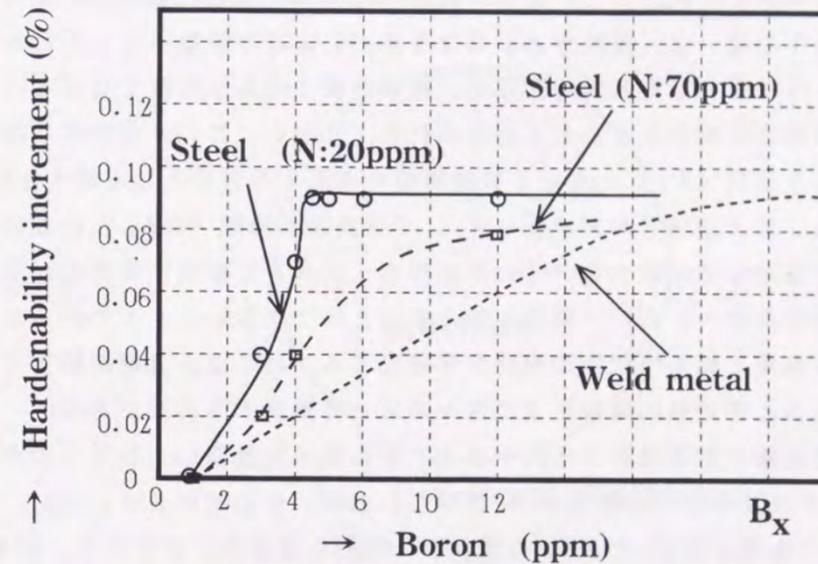


Fig. 3-3 Effect of boron contents on HAZ hardenability

Table 3-2 f_B reported in the literatures

Reference	Grossmann	Craft	Kapadia	Melly	Habu	Tanaka	Nakasato
f_B	1.50	1.76	2.9	3.2	1.5	1.8	2.65

ΔH または焼入性を上げることがわかっている。Bの焼入性倍数 f_B も^{52), 55)-60)}、他の焼入性倍数と異なり、その効果が最大となる時の値として定められる。Table 3-2には、文献に報告されている f_B の例を示す。通常 Mn、Si などは添加するにしがたい焼入性が高まるが、Bの場合少量の添加で焼入性が高まりその後効果は一定となってくる。 f_B は通常そのときの焼入性倍数を示し、Bの関数の形とはなっていない。実際、 ΔH もある程度のBを添加するとそれ以上は焼入性効果は一定になる形となっており、 ΔH と f_B は定性的には同じ傾向を持っている。

このように、炭素当量と焼入性倍数を比較すると、各元素の特徴には同様な傾向が認められる。これは、どちらも焼入性という同じ冶金概念を表現したものであるためである。しかし、このような議論は、あくまで定性的なものであり、互いの関係を明確にすることはできない。

3. 2. 4 課題の明確化

本節で行ったこれまでの検討より、焼入れ組織の定義など炭素当量と焼入性倍数における前提条件の違いは、表現形式が異なる理由にはなり得ないことがわかった。一方、焼入性に対する各元素の影響は、炭素当量と焼入性倍数で比べると各元素の特徴に同様な傾向があることも認められた。しかし、これまでの定性的検討では、理想臨界直径 (D_i) における成分影響を表現する方法として焼入性倍数を採用する方法、および限界冷却速度 (V_i) や限界冷却時間 (Δt_m) の成分影響を表現する方法として炭素当量 (または成分の一次式) を採用する方法が互いに矛盾しない方法なのか、という疑問に答えることはできないこともわかった。したがって、炭素当量と焼入性倍数の相関を明確にするためには、丸棒試験片を理想溶液に焼入れるときの熱伝導解析までさかのぼって議論する必要がある。

ある直径の丸棒試験片を理想焼き入れすると、中心部の熱履歴によりそこでの冷却時間 $\Delta t_{8/5}$ が決まる。この直径が D_i に等しいとき、中心部の $\Delta t_{8/5}$ は Δt_m になる。この事実より D_i と Δt_m の関係が一義的に定まる。すなわち、炭素当量と焼入性倍数の定量的相関を明確にするには、この D_i と Δt_m の熱伝導論で決定される関係を用いなければならない。

この方針に従い、次節より理想焼入れ時の熱伝導解析を行い、 D_i と Δt_m の関係を導出し、この結果を用いて焼入性倍数と炭素当量の相関を明らかにしていく。

3. 3 炭素当量と焼入性倍数

本節では、炭素当量と焼入性倍数の定量的な関係を求める。前節で行った定性的な検討ではその関係を明らかにすることはできなかった。そのため、丸棒試験片を焼き入れしたときの熱伝導解析までさかのぼり、まず D_i と Δt_m も関係を求める。 D_i や Δt_m が焼入性倍数と炭素当量を用いて表現されている事実より、

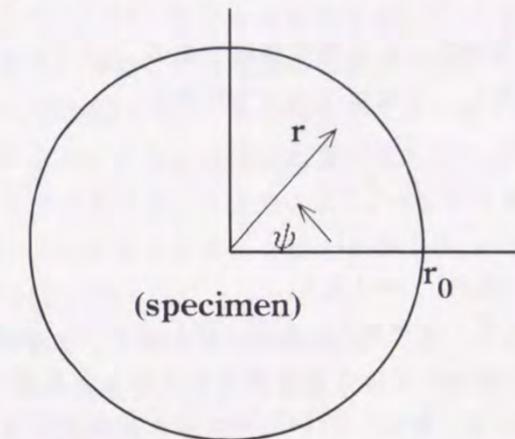
D_i と Δt_m の相関が求めれば、焼入性倍数と炭素当量の相関も明らかにすることができるはずである。本節では、熱伝導論より求めた D_i と Δt_m の関係を用い、 V_i が炭素当量を用いて表現できる、すなわち(3-4)式のような表現形式が正しいと仮定して、 D_i が鋼材組成を用いてどのような形で表現されなければならないのかを明らかにする。

本節の後半では、焼入性倍数と炭素当量の関係式を用いて、文献にある焼入性倍数から炭素当量を計算で求め、実験的に決定した炭素当量と比較する。ただし、Bの焼入性に関しては、C、Si、Mnなどの焼入性倍数と異なり、Bの効果が最大となる時の焼入性倍数を f_B としているため、Bに関する計算は、他の元素と分けて行う。

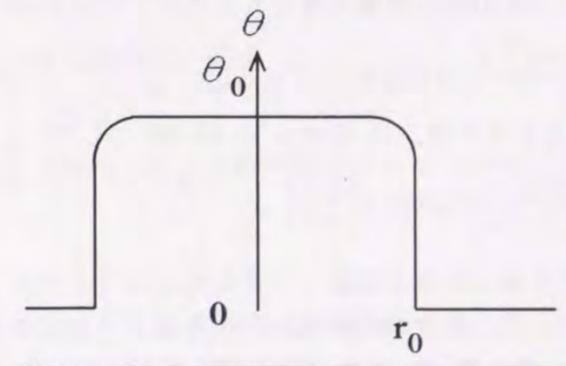
3. 3. 1 理想焼入れ時の熱伝導解析と炭素当量を仮定した焼入性倍数の導出

(1) 理想焼入れ時の熱伝導解析

炭素当量と焼入性倍数を定量的に比較するためには、理想焼き入れしたときの



(a) Cylindrical coordinates



(b) Temperature distribution of ideal quenching

Fig. 3-4 Coordinates used in this chapter and temperature distribution of ideal quenching

熱伝導解析が欠かせない。理想焼入れとは、冷却能が無限大の溶液に丸棒試験片を焼入れることである。これは、Newtonの冷却則において表面熱放散係数 α を無限大と考えた場合に対応する。Fig. 3-4は、本章で採用した座標系（円柱座標）と、理想焼入れした後の、試験片内の温度分布を示している。試験片の表面では温度が 0°C に保持されている。試験片の対称性より、熱伝導方程式は、以下のように書くことができる。

$$\frac{\partial \theta}{\partial t} = \kappa \nabla^2 \theta \quad \left(\nabla^2 = \frac{\partial^2}{\partial r^2} + \frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r}, \quad \theta = T - T_\infty \right) \quad (3-5)$$

ここに、 κ は熱拡散係数、 T_∞ は溶液の温度である。初期条件は、焼入れ前では試験片は一様に加熱されるので以下のようなになる。

$$\theta = \theta_0 \quad (0 \leq r < r_0) \quad (3-6)$$

境界条件は、Newtonの冷却則を満たすとして、以下のようなになる。

$$\lambda \left(\frac{\partial \theta}{\partial r} \right)_{r=r_0} = -\alpha \theta \quad (3-7)$$

ここに、 α は表面熱放散係数、 λ は熱伝導率である。(3-5)、(3-6)、(3-7)式より(式の導出は補A3参照)、 θ は以下のようなになる。

$$\theta = \frac{2\theta_0}{r_0} \sum_{n=1}^{\infty} \frac{h^2}{\beta_n(\beta_n^2 + h^2)} \frac{J_0(\beta_n r)}{J_1(\beta_n r_0)} \exp(-\beta_n^2 \kappa t) \quad (3-8)$$

ここに、 $h = \alpha/\lambda$ であり、また β_n は、

$$\beta_n J_1(\beta_n r_0) = h \cdot J_0(\beta_n r_0) \quad (n=1, 2, 3, \dots) \quad (3-9)$$

を満たす n 番目の根である。理想焼入れを考えているので、冷却能は無限大となる。

これは $\alpha \rightarrow \infty$ 、すなわち $h \rightarrow \infty$ という極限操作を行うことを意味する。(3-9)式の

左辺は有限の値であるため、 $h \rightarrow \infty$ で(3-9)式を満たすためには、

$$J_0(\beta_n r_0) = 0 \quad (n=1, 2, 3, \dots) \quad (3-10)$$

でなければならない。0次Bessel関数の根を j_n とおくと、これは、

$$\beta_n = \frac{j_n}{r_0} \quad (3-11)$$

となる。また、このときの θ は、(3-8)式より($h \rightarrow \infty$ として)、

$$\theta = 2\theta_0 \sum_{n=1}^{\infty} \frac{1}{j_n} \frac{J_0(j_n r/r_0)}{J_1(j_n)} \exp\left(-\kappa t \frac{j_n^2}{r_0^2}\right) \quad (3-12)$$

となる。

D_i は、丸棒試験片の中心部分が焼き入れられるかどうかで決定される。それは、中心部分の冷却速度が最も遅いため、ここが焼き入れられれば、試験片全体が焼き入れられるからである。よって、中心部分の温度のみ注目すればよい。

(3-12)式に $r=0$ を代入し

$$\theta = 2\theta_0 \sum_{n=1}^{\infty} \frac{1}{j_n} \frac{1}{J_1(j_n)} \exp\left(-\kappa t \frac{j_n^2}{r_0^2}\right) \quad (3-13)$$

となる。(3-13)式より、半径 r_0 と中心部の熱履歴の関係が決定されるが、これはさらに、半径 r_0 と中心部の $\Delta t_{8/5}$ の関係を決定する式でもある。例えば、(3-13)式で決定される熱履歴より $\theta=500^\circ\text{C}$ と $\theta=800^\circ\text{C}$ になるときの時刻をそれぞれ t_{500} 、 t_{800} とおくと

$$\Delta t_{8/5} = t_{500} - t_{800} \quad (3-14)$$

となる。よって、(3-13)式は、 $r_0 = D_i/2$ の場合を考えると、 D_i と Δt_m の関係を与える式と考えることもできる。(3-13)式は、 D_i と Δt_m の関係はまだ明確ではないが、(3-13)式より D_i と Δt_m の関係式として次式が導出される(導出は補A3参照)。

$$\frac{\partial \ln(\Delta t_m)}{\partial X} = 2 \frac{\partial \ln(D_i)}{\partial X} \quad (3-15)$$

ここに、 X は、C、Si、Mnなどの成分値である。(3-15)式は、 D_i と Δt_m の関係を与える式であり、本節における解析の基礎をなすものである。炭素当量と焼入性倍数は、それぞれ Δt_m と D_i を表現するために導入されたものであるため、 Δt_m と D_i の関係を明らかにすれば炭素当量と焼入性倍数の関係も明らかにすることができるものと期待される。次より、 Δt_m が炭素当量で、すなわち(3-4)式の形で表現できるという仮定をおき、このとき D_i がどのような形で表現されなければならないかを考察していく。

(2) 炭素当量を仮定した焼入性倍数の導出

まず、 Δt_m は、鋼材各成分の関数であるため、これをTaylor展開することを考える。多変数のTaylor展開は、

$$\begin{aligned} f(x_1, x_2, x_3, \dots, x_n) = & f(a_1, a_2, a_3, \dots, a_n) + (x_1 - a_1) \frac{\partial f(a_1, a_2, a_3, \dots, a_n)}{\partial x_1} \\ & + (x_2 - a_2) \frac{\partial f(a_1, a_2, a_3, \dots, a_n)}{\partial x_2} + \dots + (x_n - a_n) \frac{\partial f(a_1, a_2, a_3, \dots, a_n)}{\partial x_n} \\ & + \sum_{m=2}^{\infty} \frac{1}{m!} \left\{ (x_1 - a_1) \frac{\partial}{\partial x_1} + (x_2 - a_2) \frac{\partial}{\partial x_2} + \dots + (x_n - a_n) \frac{\partial}{\partial x_n} \right\}^m f(a_1, a_2, a_3, \dots, a_n) \end{aligned} \quad (3-16)$$

で表される。(3-4)式からわかるように、実際に炭素当量を用いて表されるのは限界冷却時間 Δt_m ではなく、 Δt_m の対数であることから、(3-16)式を参照すると、

$$\begin{aligned} \ln[\Delta t_m(C, Si, Mn, \dots)] = & \ln[\Delta t_m(C_0, Si_0, Mn_0, \dots)] + B_C(C - C_0) \\ & + B_{Si}(Si - Si_0) + B_{Mn}(Mn - Mn_0) + \dots \end{aligned} \quad (3-17)$$

となる。ここで、多変数Taylor展開における二次以上の項を0とおいた。これは、

本節では、 Δt_m が炭素当量を用いて表現できる、すなわち(3-4)式の表現が正しいと仮定して、 D_i の表現形式を検討するのが目的であるからである。もし、二次以上の項が0とならなければ、(3-4)式と(3-17)式は両立しない。(3-17)式の各係数 B_x ($X=C, Si, Mn, \dots$) は、

$$B_x = \left(\frac{\partial \ln(\Delta t_m)}{\partial X} \right)_{C=C_0, Si=Si_0, Mn=Mn_0, \dots} \quad (3-18)$$

により決定できる。また、二次以上の項が0であるということは、

$$\left(\frac{\partial^2 \ln(\Delta t_m)}{\partial X_i \partial X_j} \right)_{C=C_0, Si=Si_0, Mn=Mn_0, \dots} = 0 \quad (3-19)$$

ということの意味する。

一方、 D_i も鋼材各成分の関数であるため、各成分を変数としてTaylor展開することが可能である。このとき、 D_i そのものを展開するのではなく、 $\ln(D_i)$ を展開することを考える。それは、 $\ln(D_i)$ のTaylor展開における一次の項の係数は $\partial \ln(D_i) / \partial X$ より計算できるが、この値は(3-15)式を用いて $\ln(\Delta t_m)$ をTaylor展開したときの各項の係数と関係付けることができるため、 D_i と Δt_m の関係の考察が容易になるためである。 $\ln(D_i)$ をTaylor展開すると

$$\begin{aligned} \ln(D_i) &= [\ln(D_i)]_{C=C_0, Si=Si_0, \dots} + \left[\frac{\partial \ln(D_i)}{\partial C} \right]_{C=C_0, Si=Si_0, \dots} (C-C_0) + \dots \\ &\quad + (\text{二次以上の項}) \quad (3-20) \\ &= B_0 + \frac{B_C}{2} C + \frac{B_{Si}}{2} Si + \frac{B_{Mn}}{2} Mn + \dots \\ &\quad + (\text{二次以上の項}) \end{aligned}$$

(3-20)式には、(3-15)式を利用して、 $\ln(\Delta t_m)$ を展開したときの係数 B_x ((3-18)式) を代入している。さらに、(3-15)式、(3-19)式より、(3-20)式における二次以上の項は0になることがわかる。すなわち、 $\ln(D_i)$ を展開すると定数項と一次の項しか残らないことを意味する。このような結果が得られるは、熱伝導解析により D_i と Δt_m の関係、(3-15)式を導出できたからにはかならない。(3-20)式において二次以上の項を0とおくと次式が成立する。

$$D_i = \exp(B_0) \exp\left(\frac{B_C}{2} C\right) \exp\left(\frac{B_{Si}}{2} Si\right) \exp\left(\frac{B_{Mn}}{2} Mn\right) \dots \quad (3-21)$$

$$\equiv D_{i0} \cdot f_C \cdot f_{Si} \cdot f_{Mn} \dots$$

すなわち、 D_i は、各成分単独の関数 f_x の積で表されなければならない。これは、 D_i が焼入性倍数で表される、というこれまでの実験結果と一致する。(3-21)式は、 $\ln(\Delta t_m)$ が鋼材組成の一次式、すなわち炭素当量で表現できるという(3-17)式と、熱伝導解析より得られた D_i と Δt_m の関係式(3-15)式より導き出されているため、

炭素当量と焼入性倍数が焼入性指数として互いに矛盾のない指数であることが明らかになった。なお、熱伝導解析を行わない定性的な考察では、 D_i と Δt_m の関係式、(3-15)式を利用することができない。そのため、 $\ln(\Delta t_m)$ を展開したときの二次以上の項が0になることから(3-20)式における二次以上の項が0になるという結果を得ることができず、(3-21)式の結論には達しないことがわかる。

3.3.2 焼入性倍数を用いた炭素当量の計算

3.3.1項では、炭素当量により限界冷却時間 Δt_m の対数が表されるという前提から、 D_i が焼入性倍数で表されることが熱伝導解析を用いて明らかにすることができた。ここでは、3.3.1項での解析を利用し、Table 3-1にまとめている焼入性倍数から炭素当量を計算してみる。そして、硬さ試験などから実験的に定められた炭素当量と比較を行う。(3-17)式を変形すると、

$$\begin{aligned} \ln(\Delta t_m) &= B_C \left(C + \frac{B_{Si}}{B_C} Si + \frac{B_{Mn}}{B_C} Mn + \dots \right) + \ln(\Delta t_m(C_0, Si_0, Mn_0, \dots)) \\ &\quad - (B_C C_0 + B_{Si} Si_0 + B_{Mn} Mn_0 + \dots) \quad (3-22) \end{aligned}$$

となる。よって、焼入性倍数より計算される炭素当量 $CE_{cat.}$ は、

$$CE_{cat.} = C + \frac{B_{Si}}{B_C} Si + \frac{B_{Mn}}{B_C} Mn + \dots \quad (3-23)$$

で定義できる。そのため、成分 X の係数 B_x ($X=C, Si, \dots$) を計算すれば炭素当量が決定できる。これは、(3-15)式、(3-18)式より

$$\begin{aligned} B_x &= \left(\frac{\partial \ln(\Delta t_m)}{\partial X} \right)_{C=C_0, Si=Si_0, Mn=Mn_0, \dots} \\ &= 2 \left(\frac{\partial \ln(D_i)}{\partial X} \right)_{C=C_0, Si=Si_0, Mn=Mn_0, \dots} \\ &= 2 \left(\frac{\partial \ln(f_x)}{\partial X} \right)_{X=X_0} \quad (3-24) \end{aligned}$$

となり、成分 X の焼入性倍数がわかれば計算できる。次に、Taylor展開をどの点で行うかであるが、これは C_0 、 Si_0 、 Mn_0 、の値をどうとるかという問題と同じである。実際の硬さ試験結果では、炭素当量が成分の一次式になるのはある成分範囲に限られることがわかっている。例えば、 C については $C > 0.3\%$ の範囲では

$$C_p = \frac{C}{6} + 0.25 \quad (3-25)$$

という C_p を導入しなければ実験データを説明できない⁴⁵⁾。これは、(3-17)式において、二次以上の項を無視することができないことを示す。本章では、 $\ln(\Delta t_m)$ が鋼材組成の一次式で表されることを前提としているため、二次以上の項が無視できない場合は解析の範囲外となる。よって、各成分は、(3-17)式で、二次以上の項が無視できる範囲に限定する必要がある。以上のことから、Taylor展開を行う

点 (C_0, Si_0, Mn_0, \dots) は、炭素当量を決定したときに用いた鋼材成分の平均値とするのが妥当である。 CE_{HARDEN} を決定したときの成分範囲の平均値は

$$C_0=0.12\%, Si_0=0.6\%, Mn_0=1.0\%, Cu_0=0.4\%, \\ Ni_0=2.5\%, Mo_0=0.5\%, Cr_0=0.5\% \quad (3-26)$$

であるため、この点を中心に展開することとした⁴⁵⁾。

初めに、Cの係数 B_C を計算する。これは、炭素当量の係数でもある。Cの焼入性倍数は、他の合金元素の焼入性倍数と異なり、 \sqrt{C} という関数を用いている。(3-23)式より、

$$B_C = 2 \left(\frac{\partial \ln(\sqrt{C})}{\partial C} \right)_{C=C_0} = \frac{1}{C_0} = 8.3 \quad (3-27)$$

となる。Table 3-3には、計算で求めたCの係数（炭素当量の係数）と実験データ

Table 3-3 Carbon coefficient in the Taylor series

B_C	Experimental coefficient reported in the literatures						Average
	CE_{HARDEN}	CE_{HARDEN}'	CE(Arata)	CE(寺崎)	CE(鈴木)	CE(Maynier)	
(1.0)*	(1.0)	(0.5)	(1.0)	(1.0)	(0.5)	(1.0)	
8.3	10.6	8.4	13.6	5.8	4.8	9.8	8.8

*: martensite volume fraction

を比較したものである。焼入性倍数はマルテンサイトが50%以上の組織を焼入れ組織として定義することにより決定されているのに対し、炭素当量は100%マルテンサイト組織を焼入れ組織として定義する場合が多い。すでに述べたようにHodgeら⁴⁸⁾の報告では、 D_i をマルテンサイト組織率の異なる定義で決定してもそれらは互いに定数倍の関係があることが示されている。この報告が正しいと、焼入性倍数は100%マルテンサイト組織を基礎にしてもマルテンサイトが50%以上の組織を基礎にしても同じになるはずであるが、Table 3-3では、マルテンサイトが50%以上の組織を焼入れ組織と定義した場合、すなわち50%マルテンサイト組織を与える限界冷却時間を計算する式における炭素当量の係数も示した (CE_{HARDEN}' については補A3参照)。Table 3-3から、 B_C の計算値と実測値は一部に不一致が認められるが、実験的に求めた値の平均値は8.8であるのに対し、計算値は8.3と基本的にはよく一致していることが理解できる。

次に、炭素当量中の各合金元素の係数 (C_x とする) を計算してみる。これは、(3-23)式より

$$C_x = \frac{B_x}{B_C} = \frac{B_x}{8.3} = \frac{1}{4.15} \left(\frac{\partial \ln(f_x)}{\partial X} \right)_{X=X_0} = \frac{A_x}{4.2(1+A_x X_0)} \quad (3-28)$$

で計算できる。 A_x は、元素Xの焼入性倍数より求めることができる。これは、これまでの文献に多く報告されており、Table 3-1よりこれらの値が求まる。Table 3-1は、文献に報告されている焼入性倍数を示しているが、一部文献では(3-1)式のように式の形で表さず、グラフで表示しているものもある。そこで、本節では、グラフで表示されている場合は、そのデータをもとに、(3-1)式の形に焼入性倍数を表示しなおした。Table 3-1は、このようにして定めた焼入性倍数^{51)~55)}も示されている。Table 3-1の焼入性倍数を用いて、(3-28)式より各合金元素の炭素当量中の係数を計算した結果をTable 3-4に示す。Table 3-4では、実験データより決定された炭素当量の各成分の係数も表示している。Table 3-3同様、焼入性倍数はマルテンサイトが50%以上の組織を焼入れ組織と定義して求めているが、炭素当量は50%マルテンサイト、100%マルテンサイトそれぞれを表示する炭素当量を用いた。Table 3-4を用いると、焼入性倍数より計算された各元素の係数と、実験より決定された係数を比較することができる。

まず、Mn、Moについては、両者はよく一致していると判断できる。特に、MnとMoは強い焼入れ元素であり、炭素当量におけるそれら係数も比較的大きく、実験的に求めたそれらの係数もよく一致していることが認められる。一方、Si、Cu、Crについては、一致する場合もあれば、そうでない場合もあり、平均的にはあまり一致しない。ただ、Si、Cuについては、 $CE_{HARDEN} \sim CE(Maynier)$ という実験的に求めた炭素当量の間でそれらを比較してもばらつきが大きいのが特徴である。このため、Table 3-4に現れた各元素の係数の不一致も、実際の鋼材組成から計算された炭素当量の値に対してはそれほど大きな誤差を生じない可能性もある。このことを確認するために、実験的に求めた各元素の係数と焼入性倍数より計算した各元素の係数それぞれの平均を計算し、これら値より実際の鋼材組成を用いて炭素当量を計算してみた。各元素の係数の平均値を用いた炭素当量を、ここで、 $(CE_{ex})_{ave}$ や $(CE_{cal})_{ave}$ などと表示することにする。Table 3-5に、炭素当量を計算するとき用いた鋼材組成の値を示す。Table 3-5に示す鋼材は、(3-4)式の CE_{HARDEN} を決定するとき用いられた鋼材のうち、各組成の影響が線形であることが確認された成分範囲のものである。Fig. 3-5(a)は、このようにして計算された炭素当量の相関を示している。すなわち、横軸は $(CE_{ex})_{ave}$ の値を、縦軸には $(CE_{cal})_{ave}$ の値をプロットしている。これら炭素当量の相関が良好であるかどうかを判断するために、 $(CE_{ex})_{ave}$ と CE_{HARDEN} 、 $(CE_{ex})_{ave}$ と $CE(鈴木)$ の相

Table 3-4 Coefficients in the carbon equivalent

Element	Experimental coefficients reported in the literatures							Calculated coefficients from multiplying factors					
	CE_{HARDEN}	CE_{HARDEN}'	Arata	寺崎	鈴木	Maynier	$(CE_{ex})_{ave}$	Hollomon	Craft	Kramer	Hodge	Grossmann	$(CE_{cal})_{ave}$
Si	1/24	1/38	1/14	-	-	-	1/21.5	1/9.1	1/8.8	1/10.2	1/5.9	1/7.5	1/8.0
Mn	1/6	1/4.8	1/19	1/3	1/4.5	1/4.1	1/4.9	1/5.2	1/5.1	1/7.7	-	1/5.5	1/5.7
Cr	1/8	1/6.5	1/19	1/10	1/9.3	1/8.5	1/9.1	1/3.9	1/4.0	1/4.5	-	1/3.9	1/4.1
Ni	1/12	1/10.7	1/37	1/8	1/17	1/7.9	1/11.7	1/18.6	1/16.2	1/20.5	1/24.5	1/22.2	1/20.0
Mo	1/4	1/4	1/9.1	1/3	-	1/6.5	1/4.6	1/3.4	1/3.2	1/4.5	1/2.9	1/3.4	1/3.4
Cu	1/15	1/16.5	-	1/4	1/3.2	-	1/5.8	1/17.2	-	1/11.0	-	-	1/13.4

Table 3-5 Chemical compositions of steels to compare carbon equivalents

Steel	C	Si	Mn	Cu	Ni	Cr	Mo	$(CE_{cal})_{ave}$	$(CE_{ex})_{ave}$	CE_{HARDEN}	CE(鈴木)
SM53	.161	.40	1.42	.01	.01	.015	-	0.464	0.474	0.418	0.482
SM50C	.149	.25	1.33	.012	.013	.010	-	0.417	0.437	0.384	0.450
SM50B	.166	.35	1.47	-	.016	.020	-	0.473	0.486	0.429	0.496
BS50D	.173	.45	1.48	-	.011	.012	-	0.492	0.499	0.441	0.504
SM41	.135	.22	0.97	-	.020	-	-	0.332	0.344	0.306	0.351
50D:CLC	.137	.21	1.09	.018	.013	.022	-	0.361	0.376	0.332	0.388
50D:CLC-B	.089	.27	1.51	-	-	-	-	0.387	0.410	0.352	0.425
WT60	.141	.30	1.33	.011	-	.014	-	0.416	0.430	0.378	0.441
WT60CF	.065	.28	1.38	.029	-	.205	.212	0.456	0.431	0.387	0.495
WT80	.130	.29	0.88	.224	.809	.535	.465	0.646	0.592	0.554	0.703
WT80C	.112	.24	0.87	.233	.015	.851	.329	0.619	0.508	0.472	0.614
A516Gr. 70	.234	.21	1.19	.018	.020	.026	-	0.477	0.495	0.447	0.508
A537Cl. 2	.142	.41	1.44	-	.201	.023	-	0.461	0.475	0.419	0.476
A633C	.099	.35	1.46	.147	.165	.021	-	0.333	0.366	0.293	0.391
A299	.248	.28	1.36	.135	.154	.227	.135	0.634	0.630	0.570	0.685
SB49	.240	.29	0.87	-	.126	.115	-	0.463	0.455	0.422	0.453
SB49M	.144	.17	0.71	.119	.056	.062	.562	0.481	0.453	0.430	0.593
DuCo1	.155	.24	1.32	.066	.529	.504	.244	0.643	0.602	0.557	0.660
A203D	.105	.24	0.56	-	3.328	.035	-	0.408	0.520	0.490	0.429
Cu-Ni	.084	.19	1.44	.860	.740	-	-	0.461	0.599	0.451	0.716

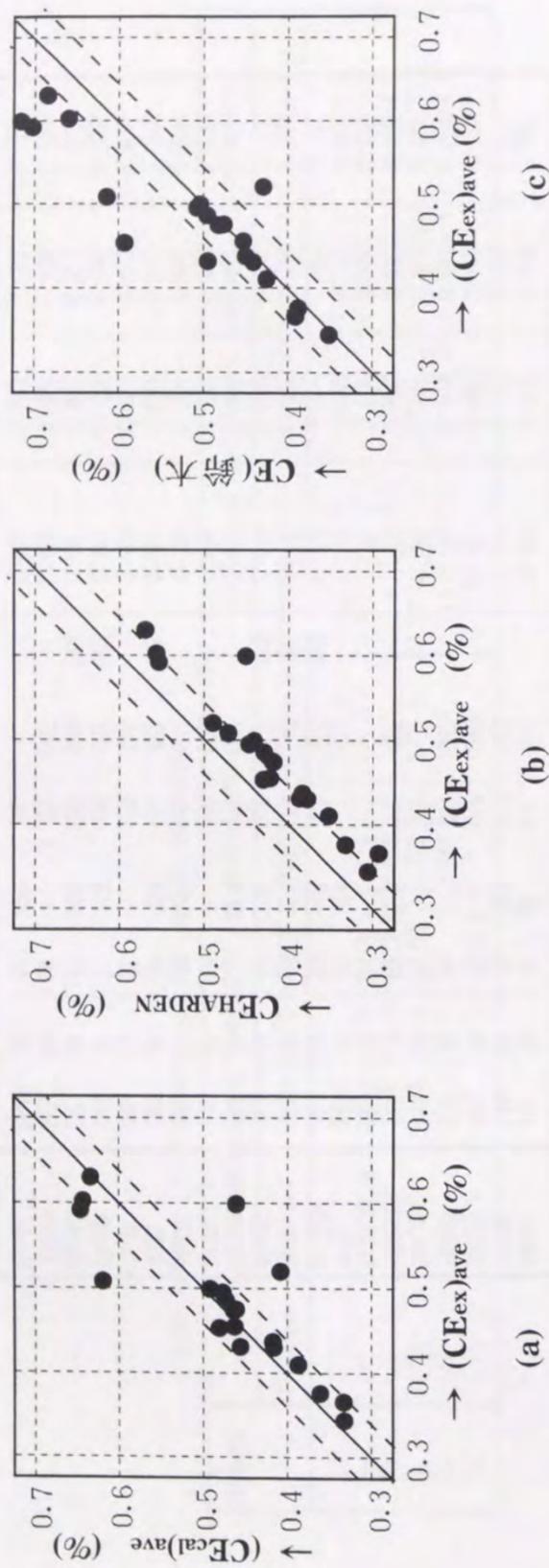


Fig. 3-5 Comparison of carbon equivalents for hardenability

関を示した、Fig.3-5(b)、Fig.3-5(c)と比較する。なお、Fig.3-5(a)~(c)の破線で囲まれた範囲は、それぞれの炭素当量が ± 0.03 の誤差で一致する範囲である。Fig.3-5の三つの図より、焼入性倍数より計算された平均的炭素当量、 $(CE_{cal})_{ave}$ は、実験的に決定された炭素当量とその平均炭素当量 $(CE_{ex})_{ave}$ 間に存在する相関と、同等な相関があることがわかる。このことにより、焼入性倍数から計算される炭素当量は、実際の鋼材組成の範囲においては、実験的に決定された炭素当量とよく一致していることが確かめられた。

3. 3. 3 Bの焼入性倍数を用いた等価C量の計算

3. 3. 2項では、3. 3. 1項で得られた結果を利用して、焼入性炭素当量を焼入性倍数より計算し、実験的に求めた焼入性炭素当量と比較した。ただし、Bの焼入性に関しては比較しなかった。これは、Bの焼入性倍数 f_B が他の元素の焼入性倍数と異なり、その効果が最大となったときの値を f_B と定めており、C、Si、Mnなどの元素と同一な解析を行うことができなかつたためである。ここでは、鋼材の焼入性にとって、微量の添加で大きな影響を及ぼす元素として知られるBについて検討を加える。

Bが鋼材の焼入性に対し大きな影響を与えることは以前より知られていた。HAZの焼入性に対しては、例えば CE_{HARDEN} には ΔH というBの焼入性を表す項があり、この ΔH は、以下の式で表現されている⁴⁵⁾。

$$\Delta H = \begin{cases} 0 & B \leq 1\text{ppm} \\ 0.03 & B = 2\text{ppm} \\ 0.06 & B = 3\text{ppm} \\ 0.09 & B \geq 4\text{ppm} \end{cases} \quad (3-29)$$

ただし、(3-29)式はBと結合しやすいNが20ppm程度の鋼材に対する値である。(3-29)式は、ごく少量、例えば4ppmの添加がCに換算して0.09%に対応することを意味する。もし、 $B \leq 4\text{ppm}$ の範囲に限定して、Bの焼入性効果を炭素当量中にBの一次の項で導入するとすると、その係数 C_B は

$$C_B = \frac{0.09}{0.0004} = 225 \quad (3-30)$$

となる。他の元素の係数と比べると、Bの係数がいかに大きいか理解できる。一方、(3-29)式からわかるようにBの効果はある程度添加するとそれ以上は焼入性に影響しない。

炭素当量よりBの焼入性を検討すると、以上のような特徴があるが焼入性倍数においても同様な特徴がある。Fig.3-6はGrossmannが報告した¹¹³⁾Bの焼入性倍数を示している。横軸は、全B添加量である。Fig.3-6より、少量のB添加が f_B を急激に増大させ、その後ほぼ一定になることが認められる。これは(3-29)式の ΔH と同じ特徴を持っている。

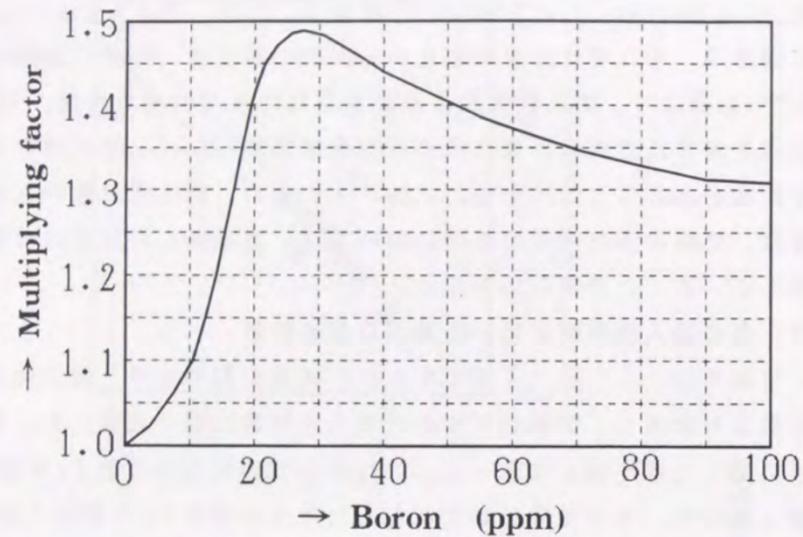


Fig. 3-6 Multiplying factor of Boron (from ref.33)

通常Bの焼入性倍数 f_B は、Bの焼入性効果が最大になったときの焼入性倍数の値を示す。Table 3-2には、これまで報告された f_B の値をまとめている^{52), 55), 60)}。それでは、これら f_B の値を用いて炭素当量にBの影響を表す項を導入するとしたら、それはどのような値になるのでしょうか。これは、(3-29)のような ΔH の最大値を求めることでもあり、Bの影響をCに換算することでもあるため、 f_B より等価なC量を求める問題でもある。本項では、 f_B より等価C量を計算して、HAZ最高硬さ試験結果から得られた値と比較検討を行う。

解析における便宜上、 f_B をBの関数とみなし、それを $f_B(B)$ と表記する。

$f_B(B)$ が最大になったときの値が通常の f_B である。このとき、

$$f_B(B) = 1 + A_B \cdot B \quad (0 \leq B \leq B_{MAX}) \quad (3-31)$$

とおく。ここで、 B_{MAX} は、 $f_B(B)$ が最大、すなわち f_B になる値で、Bを B_{MAX} 以上添加しても $f_B(B)$ の値は変化しない。なお、(3-31)式の A_B の値を特に定めなくとも等価C量を計算できることが後にわかる。(3-4)式における ΔH の最大値 ΔH_{MAX} は、Bの焼入性をCに換算した値、すなわち等価C量と考えることができるが、この ΔH_{MAX} は以下のように考えることで f_B から計算できる。

B無添加の場合の Δt_m を $\Delta t_m(B=0)$ とし、Bを B_{MAX} 添加したときの Δt_m を $\Delta t_m(B=B_{MAX})$ とおくと、(3-4)式より

$$\ln \left(\frac{\Delta t_m(B=B_{MAX})}{\Delta t_m(B=0)} \right) = 10.6 \Delta H_{MAX} \quad (3-32)$$

となる。一方、(3-15)式より

$$\frac{\partial \ln(\Delta t_m)}{\partial B} = 2 \frac{\partial \ln(D_T)}{\partial B} = 2 \frac{\partial \ln(f_B(B))}{\partial B} \quad (3-33)$$

となる。(3-33)式の両辺をBに関し $0 \leq B \leq B_{MAX}$ の間で積分すると、

$$\begin{aligned} \int_0^{B_{MAX}} \frac{\partial \ln(\Delta t_m)}{\partial B} dB &= \ln \left(\frac{\Delta t_m(B=B_{MAX})}{\Delta t_m(B=0)} \right) = 2 \int_0^{B_{MAX}} \frac{\partial \ln(f_B(B))}{\partial B} dB \\ &= 2 \ln \left(\frac{f_B(B=B_{MAX})}{f_B(B=0)} \right) \\ &= 2 \ln(f_B) \end{aligned} \quad (3-34)$$

となる。すなわち、(3-32)、(3-33)両式より

$$\Delta H_{MAX} = \frac{1}{5.3} \ln(f_B) \quad (3-35)$$

となる。(3-35)式より、 f_B が与えられれば、それに対応する ΔH_{MAX} は直ちに計算できる。また、特に A_B の値を知らなくとも ΔH_{MAX} を計算できることがわかる。

f_B は、これまで文献などに報告されており、代表的なものをTable 3-2にまとめた。これら f_B より、(3-35)式を用いて ΔH_{MAX} すなわち等価C量を計算すると、Table 3-6のようになる。Table 3-6には、実験で求めた ΔH_{MAX} も載せた。Table 3-6より、 f_B より計算された ΔH_{MAX} は、溶接HAZ最高硬さ試験より求めた ΔH_{MAX} より大きな値になる傾向にあることが理解できる。Bの焼入性効果が大きいのは、 γ 粒界に偏析し初析フェライトの生成を押しやるためであり、したがって f_B は旧 γ 粒度に依存するものと考えられる。 f_B より計算した ΔH_{MAX} が、硬さ試験より実験的に決定した ΔH_{MAX} より大きくなる傾向があるのは、旧 γ 粒の影響が関係していると考えられる。

Table 3-6 ΔH_{MAX} calculated from f_B

Reference	Grossmann	Craft	Kapadia	Melly	Habu	Tanaka	Nakasato	Ueno ¹⁾	Yurioka ²⁾
ΔH_{MAX}	0.077	0.107	0.2	0.219	0.077	0.111	0.183	0.278	0.09

1): Experimental data from Jominy test

2): Experimental data from HAZ maximum hardness test

3.4 焼入性要因の冶金的考察

3.4.1 合金元素の焼入性

鋼材中の合金元素が焼入性におよぼす機構としては、 A_{e3} 変態温度に影響をおよぼす効果と、Cの拡散を抑制する効果とに分けることができる。Niなどのオーステナイトフォーマーは、 A_{e3} 温度を下げることにより鋼材の焼入性を上げる

働きをする。それに対し、Cr、Moなどのフェライトフォーマーは、Cの拡散を抑制することにより鋼材の焼入性を上げる。CrやMoがNiやCuに比べて大きな係数である理由は、Cの拡散を抑制する効果が大きいためと考えられる。Moと同等の係数を持つMnは、 $A_{\alpha\beta}$ 温度を下げる働きとCの拡散を抑制する働きの両方が寄与しているものと考えられる。

焼入性倍数より炭素当量を決定し、各元素の係数を実験的に定めた炭素当量のそれらと比較すると、焼入性に強い影響を及ぼすMn、Moではよく一致したが、Si、Cuなどはあまり一致しなかった。しかし、Fig. 3-5(a)~(c)に見られるように、SiやCuの係数が一致しなくとも、 $(CE_{cat})_{ave}$ と $(CE_{ex})_{ave}$ の値により相関が認められた。したがって、実際の鋼材成分では、SiやCuの係数がTable 3-4に見られる程度の不一致は炭素当量の値にはそれほど影響を与えないことがわかった。SiやCuのような元素の係数をより正確に決定するためには、これら元素の影響のみを調べられるような成分系の鋼材を試作して新たに実験を行うという方法が第一に考えられる。また、すでに述べたように、添加元素が焼入性に影響する機構として、 $A_{\alpha\beta}$ 変態温度におよぼす効果とCの拡散におよぼす効果に分けられることから、これら効果に与える添加元素の影響を調べる方法が第二の方法として考えられる。この第二の方法は、 $A_{\alpha\beta}$ 変態温度が焼入性におよぼす影響を定量的に記述する必要があるため、今後研究を進めていくべき課題であるが、 $A_{\alpha\beta}$ 変態温度は熱力学データより計算することができるため、より基本原理より焼入性を考察することができるなどの利点があり、今後はこのような方向の研究が重要となってくるものと考えられる。

3. 4. 2 Bの焼入性

Bの焼入性倍数から ΔH_{MAX} 、すなわち等価C量を計算すると、 CE_{HARDEN} の ΔH_{MAX} より大きな値になる傾向が認められた。Bの焼入性は、良く知られているように、旧 γ 粒界に偏析し、Cの拡散を抑制することによる。鋼が γ から α に変態するためには、Cが γ/α 境界から γ へ拡散しなければならないが、初析フェライトがでる旧 γ 粒界に偏析するBは、少ない添加量でCの拡散を効率的に抑制してしまうため、少ない添加量で大きな焼入性が得られる。一方、BはOやNと結合しやすいため、Bの焼入性はこれら元素に強く依存することが知られている。しかし、OやNが多い溶接金属の焼入性を調べても⁴⁷⁾、Fig. 3-3のように、HAZ同様その最大値はCに換算し0.09%程度であることが報告されている。すなわち、溶接熱を受ける材料が、OやNの少ない鋼材であろうと、それらが多い溶接金属であろうと、Bの焼入性の最大値が0.09%Cになることを意味している。前節では、 f_B から計算される等価C量は、0.09%より高くなる傾向にあることがわかった。

この理由は、次のように考えることができる。Bの偏析している γ 粒界が、粒成長が促進されるHAZ（融合線近傍）では少なく、加熱温度が低いジョミニ試験では γ 粒が小さく粒界が多いため、Bが粒界全てに偏析した場合は、B添加前に比べ焼入性増加分はジョミニ試験の場合の方が大きくなると考えられる。Bと結合しやすいOやNが多い溶接金属でも溶接熱にさらされる場合では、加熱温度が1500°C付近まで上昇し γ 粒成長が促進されるため、HAZと同等の焼入性増加(0.09%C)が得られたものと考えられる。このことは、焼入性におけるBの影響が最大となるときの等価C量(ΔH_{MAX})や焼入性倍数(f_B)は、旧 γ 粒度の関数であることを意味する。しかし、溶接金属がその後の溶接熱にさらされる場合でも、 ΔH_{MAX} がHAZと同じ0.09%であるという実験結果は、 f_B や ΔH_{MAX} がOやNの値に依存しないことを示している。OやNは、例えば、(3-31)式における係数 A_B や、Fig. 3-3のようにBの効果が最大になる添加量 B_{MAX} に影響をおよぼすが、その効果の最大値、すなわち f_B や ΔH_{MAX} には影響を与えないことがわかる。

BがOやNと結合しやすいため、Bの焼入性については必ずしも本章で仮定しているBの一次式（炭素当量が鋼材組成の一次式で表される）になるわけではないが、粒界に偏析するのは固溶Bであるため、(3-31)式を固溶Bと考えることにより、この問題を回避することが可能である。しかし、Bが旧 γ 粒度に影響されるということは、Bと旧 γ 粒度の影響を独立して解析することは不可能であることを意味する。Table 3-6の不一致は、このような理由により生じた。

3. 4. 3 焼入性倍数を用いた旧 γ 粒の影響の導入

旧 γ 粒の粒度は、それ自体で焼入性に強い影響を及ぼすことが知られている。この影響を表現するために、焼入性倍数として、旧 γ 粒度を変数とした焼入性倍数 f_{GN} が実験的に求められている。例えば、森⁶³⁾によれば、

$$f_{GN} = \exp(-A_{GN} \cdot GN) \quad (\text{ただし、} A_{GN} = 0.816, 5 \leq GN \leq 8) \quad (3-36)$$

という形で表されている。ここに、GNは、旧 γ 粒度番号である。GNは、HAZの融合線近傍でGN=-1~0程度、 $A_{\alpha\beta}$ 直上加熱でGN=7~8程度になると考えると、これら値を形式的に(3-36)式に代入すると、 $1 \sim 10^{-3}$ の値をとり得ることになり、旧 γ 粒の影響はきわめて大きいことがわかる。

一方、HAZにおいては、これまで用いられてきた炭素当量には、旧 γ 粒の影響を表す項を含んでいないのが通常であった。実際、Deaden、O'Neill³⁰⁾以来、ほとんどの炭素当量は、鋼材組成の関数としてのみ表現³⁵⁾⁻⁴⁵⁾されているだけで旧 γ 粒の影響はあまり考慮されていない。Maynierら³⁴⁾の式(3-3)は、旧 γ 粒の影響をオーステナイト化パラメーター P_0 で表現した。(3-3)式は、炭素当量に旧 γ 粒の項を導入した数少ない例の一つといえる。この P_0 を溶接の場合に適用するためには、溶接熱履歴より、等価保持温度、等価滞留時間を決定しなければ P_0 を計算

することはできない。鋼材を熱処理する場合は、保持温度、保持時間を決定することは特に難しいことではない。溶接の場合、温度履歴より等価保持温度、等価滞留時間を決定することは簡単ではなく、 P_0 は溶接の問題に適用しやすい形にはなっていない。

ここで、(3-36)を用いて旧 γ 粒度の影響を炭素当量へ導入してみる。これは、(3-28)式に(3-36)式を代入すると、

$$C_{GN} = \frac{1}{4.15} \frac{\partial \ln(f_{GN})}{\partial GN} = -\frac{A_{GN}}{4.15} \quad (3-37)$$

よって、 CE を通常のHAZ焼入性を評価する炭素当量として、これに旧 γ 粒度の影響を導入した炭素当量を CE' とおくと、(3-37)式より

$$CE' = CE - C_{GN}(GN - GN_0) \quad (3-38)$$

となる。ここに、 GN_0 はHAZにおける融合線近傍の旧 γ 粒度番号である。 GN が GN_0 に等しくない融合線より離れている部分、例えば、ピーク温度が A_0 温度直上の部分では(3-38)式の右辺第二項が大きく影響してくる。しかし、その部分での GN を決定するためには γ 粒の成長を記述する式が必要である。 g を γ 粒半径とすると、

$$\frac{dg}{dt} = \frac{k}{g^{n-1}} \exp\left(-\frac{Q_g}{R(T+273)}\right) \quad (3-39)$$

とおける。 $n=2$ は、Ashbyら¹⁴⁾が用いた式であり、 $n=4$ はIkawaら⁶⁴⁾⁻⁶⁶⁾が用いた式である。Gooch¹¹²⁾は、純鉄の場合は $n=2$ が、実際の商用鋼では $n=4$ がよく合うと報告している。(3-39)式は、変数分離形であり、HAZ各点の熱履歴がわかれば計算できる形となっており、第2章の知見を用いれば(3-39)式より γ 粒の半径 g が求まる。 g が決定されると、視野 1mm^2 に存在する γ 粒の数 N が決定される。 N と GN の関係は、

$$N = 2^{GN+3} = 8 \cdot 2^{GN} \quad (3-40)$$

であるため、(3-40)式より GN が計算できる。結局、(3-39)式より GN が計算できる。 GN が決まれば、(3-38)式より、炭素当量に旧 γ 粒度の影響を導入することができる。(3-39)式は、Maynierらの P_0 のような、等価保持温度、等価保持時間を決定する必要がないため、HAZに対しては適用しやすい。

このように、前節の知見を利用し、 f_{GN} より炭素当量に旧 γ 粒の項を導入でき、 γ 粒の成長を記述する(3-39)式を用いれば、その値も計算できることがわかった。しかし、HAZは、温度勾配が大きいという特徴がある。例えば、融合線近傍では γ 粒成長が促進されるが、粒成長が進むと、温度勾配が大きいため(3-39)式の温度 T は、粒成長を開始した部分とは異なった温度と考えなければならない。すなわち、(3-39)式の温度 T は、HAZに適用するときには、 γ 粒径 g の関数と見な

さなければならない。そのため、HAZでは(3-39)式は変数分離形にならなくなり、 g を求める計算は複雑になる。したがって、(3-39)式で T を融合線の値として g を計算し、(3-38)式に代入し、比例定数 C_{GN} をHAZ各点の焼入性を表すように実験的に定めると、焼入性倍数 f_{GN} ((3-36)式)より決定した C_{GN} の値とは異なるものと考えられる。しかし、炭素当量に旧 γ 粒の項を導入できれば、融合線近傍以外の、HAZ各点における焼入性を評価することができ、HAZ最高硬さ推定式をHAZ各点の硬さ推定式に修正する、などの発展性が期待される。

3.5 結言

本章では、鋼材の成分設計における最重要指数である炭素当量と焼入性倍数の関係を熱伝導解析より明らかにした。これにより、焼入性倍数と炭素当量を定量的に比較することも可能となった。本章で得られた結論を以下にまとめる。

1) 二つの焼入性指数、炭素当量と焼入性倍数の関係は、熱伝導解析を用いて明らかにすることができる。この結果、炭素当量が鋼材組成の一次式で表されることができる場合、理想臨界直径 D_i は、焼入性倍数を用いて表現可能であることを導いた。このことにより、鋼材の焼入性を評価する指数として独自に導入され、またこれまで独立に用いられてきた炭素当量と焼入性倍数は、本質的には同等であることが明らかにされた。

2) 焼入性倍数が与えられれば、炭素当量を具体的に(3-28)式を計算することにより求めることができる。焼入性倍数より計算された炭素当量と実験的に決定された炭素当量を比較すると、Mn、Moの係数は良い一致が得られたが、Si、Cu、Crについては、一致する場合もあればそうでない場合もあった。また、Cの係数すなわち炭素当量の係数は良い一致が見られた。なお、実際の鋼材組成より炭素当量の値を具体的に計算すると、実験的に定められた炭素当量と焼入性倍数より決定された炭素当量にはよい相関があることが確かめられた。

3) 微量の添加で焼入性を上げることで知られるBについては、その効果が最大となったときの焼入性増加分をBの焼入性倍数 f_B よりCに換算し、その値と実験データを比較した。その結果、HAZ硬さ試験結果より決定したCの換算量は、 f_B から計算したそれより低くなる傾向が認められた。これは、Bの焼入性効果が旧 γ 粒に偏析することによるため、HAZの場合、融点直下まで加熱され γ 粒が粗大化し、Bが偏析する粒界がそれだけ少ないからであると考えられる。

4) 旧 γ 粒の焼入性に与える影響は D_i では以前より考慮されていたが、炭素当量には考慮されていない場合が多い。旧 γ 粒の焼入性倍数を用いて、炭素当量に旧 γ 粒の項を導入することが可能である。そして、 γ 粒の成長を記述する式が与えられるとそれから旧 γ 粒度が決定できるため、この項の値を計算することが

できる。しかし、HAZでは温度勾配が大きいので、実際の γ 粒度は計算で求めた値と異なる可能性があり、HAZにおける旧 γ 粒の焼入性への影響は、焼入性倍数から計算されるものと異なるものと考えられる。

補A3

A3-1 (3-8)式の導出^{1B)}

熱伝導方程式(3-5)式において、

$$\theta = T(t)\Phi(r) \quad (A3-1)$$

とおき、(3-5)式へ代入すると、

$$\frac{dT}{dt} + \beta^2 \kappa T = 0 \quad (A3-2)$$

$$\frac{d^2\Phi}{dr^2} + \frac{1}{r} \frac{d\Phi}{dr} + \beta^2 \Phi = 0$$

を得る。(A3-2)式の第2式は0次のBesselの微分方程式であり、これより

$$T = \exp(-\beta^2 \kappa t) \quad (A3-3)$$

$$\Phi = A \cdot J_0(\beta r) + B \cdot N_0(\beta r)$$

となる。ここに、A、Bは定数である。 $r=0$ で θ が発散しないためには $B=0$ でなければならない。よって、

$$\theta = A \cdot J_0(\beta r) \exp(-\beta^2 \kappa t) \quad (A3-4)$$

(A3-4)式を境界条件(3-7)式に代入し、 $h=\alpha/\lambda$ を用いると、

$$\begin{aligned} \left(\frac{\partial \theta}{\partial r}\right)_{r=r_0} &= \left(\exp(-\beta^2 \kappa t) \frac{\partial J_0(\beta r)}{\partial r}\right)_{r=r_0} \\ &= \left(-\beta \exp(-\beta^2 \kappa t) J_1(\beta r)\right)_{r=r_0} \\ &= \left(-h \cdot \exp(-\beta^2 \kappa t) J_0(\beta r)\right)_{r=r_0} \end{aligned} \quad (A3-5)$$

となる。以上により、

$$\beta \cdot J_1(\beta r_0) = h \cdot J_0(\beta r_0) \quad (A3-6)$$

(A3-6)を満たす β は無限にあり、小さい方から $\beta_1, \beta_2, \dots, \beta_n, \dots$ とすれば、

$$\beta_n J_1(\beta_n r_0) = h \cdot J_0(\beta_n r_0) \quad (n=1, 2, 3, \dots) \quad (A3-7)$$

となる。以上より、

$$\theta = \sum_{n=1}^{\infty} A_n \cdot J_0(\beta_n r) \exp(-\beta_n^2 \kappa t) \quad (A3-8)$$

A_n は初期条件(3-6)式より求める。(A3-8)式を、(3-6)式へ代入し、

$$\sum_{n=1}^{\infty} A_n \cdot J_0(\beta_n r) \exp(-\beta_n^2 \kappa t) = \theta_0 \quad (A3-9)$$

ここで、(A3-9)式に $t=0$ を代入し、両辺に $r \cdot J_0(\beta_m r)$ ($m=1, 2, 3, \dots$)を乗じ、Lommelの積分公式を用いて $0 \leq r \leq r_0$ で積分する。 $m \neq n$ のときは、

$$\begin{aligned} &\int_0^{r_0} r \cdot J_0(\beta_m r) \cdot J_0(\beta_n r) dr \\ &= \left[\frac{r}{\beta_m^2 - \beta_n^2} \{ \beta_m \cdot J_1(\beta_m r) \cdot J_0(\beta_n r) - \beta_n \cdot J_1(\beta_n r) \cdot J_0(\beta_m r) \} \right]_0^{r_0} \\ &= 0 \end{aligned} \quad (A3-10)$$

となる。(A3-10)式では、(A3-7)式を用いている。 $m=n$ のとき、

$$\begin{aligned} \int_0^{r_0} r \cdot J_0(\beta_n r)^2 dr &= \left[\frac{r^2}{2} \{ J_0(\beta_n r)^2 + J_1(\beta_n r)^2 \} \right]_0^{r_0} \\ &= \frac{r_0^2}{2} \{ J_0(\beta_n r_0)^2 + J_1(\beta_n r_0)^2 \} \end{aligned} \quad (A3-11)$$

であり、また、

$$\int_0^{r_0} r \cdot J_0(\beta_n r) dr = \left[\frac{r}{\beta_n} J_1(\beta_n r) \right]_0^{r_0} = \frac{r_0}{\beta_n} J_1(\beta_n r_0) \quad (A3-12)$$

であるから、

$$A_n \int_0^{r_0} r \cdot J_0(\beta_n r)^2 dr = \theta_0 \int_0^{r_0} r \cdot J_0(\beta_n r) dr \quad (A3-13)$$

となる。よって、 A_n は、

$$\begin{aligned} A_n &= \frac{2J_1(\beta_n r_0)}{\beta_n r_0 \{ J_0(\beta_n r_0)^2 + J_1(\beta_n r_0)^2 \}} \theta_0 \\ &= \frac{2\theta_0}{r_0} \frac{h^2}{\beta_n (\beta_n^2 + h^2) J_1(\beta_n r_0)} \end{aligned} \quad (A3-14)$$

となる。(A3-14)式を(A3-8)式に代入すると(3-8)式になる。

A3-2 (3-15)式の導出

800℃から500℃までの冷却時間 Δt_m は、(3-13)式において、 $\theta=800^\circ\text{C}$ および $\theta=500^\circ\text{C}$ を与える時刻 t_{800} 、 t_{500} の差、すなわち $\Delta t_m = t_{500} - t_{800}$ である。ここで、(3-13)式より、

$$500 = 2\theta_0 \sum_{n=1}^{\infty} \frac{1}{j_n} \frac{1}{J_1(j_n)} \exp\left(-\kappa t_{500} \frac{j_n^2}{r_0^2}\right) \quad (A3-15)$$

となる。ただし、限界冷却時間を考えているため $r_0 = D_i/2$ の関係がある。ここで、(A3-15)式を成分 X で微分すると、 r_0 、 t_{500} 以外は定数であることから、

$$\left\{ \frac{\partial t_{500}}{\partial X} - \frac{2}{r_0} t_{500} \frac{\partial r_0}{\partial X} \right\} \sum_{n=1}^{\infty} \frac{1}{j_n} \frac{1}{J_1(j_n)} \exp\left(-\kappa t_{500} \frac{j_n^2}{r_0^2}\right) = 0 \quad (\text{A3-16})$$

同様に、(A3-12)式に、 $\theta = 800$ 、 $t = t_{800}$ を代入し、

$$\left\{ \frac{\partial t_{800}}{\partial X} - \frac{2}{r_0} t_{800} \frac{\partial r_0}{\partial X} \right\} \sum_{n=1}^{\infty} \frac{1}{j_n} \frac{1}{J_1(j_n)} \exp\left(-\kappa t_{800} \frac{j_n^2}{r_0^2}\right) = 0 \quad (\text{A3-17})$$

を得る。(A3-17)式、(A3-18)式より

$$\frac{\partial t_{500}}{\partial X} - \frac{2t_{500}}{r_0} \frac{\partial r_0}{\partial X} = 0, \quad \frac{\partial t_{800}}{\partial X} - \frac{2t_{800}}{r_0} \frac{\partial r_0}{\partial X} = 0 \quad (\text{A3-18})$$

を得る。したがって、

$$\begin{aligned} \frac{\partial \ln(\Delta t_m)}{\partial X} &= \frac{\partial \ln(t_{500} - t_{800})}{\partial X} = \frac{1}{t_{500} - t_{800}} \frac{\partial (t_{500} - t_{800})}{\partial X} \\ &= \frac{1}{t_{500} - t_{800}} \left(\frac{\partial t_{500}}{\partial X} - \frac{\partial t_{800}}{\partial X} \right) \\ &= \frac{1}{t_{500} - t_{800}} \left(\frac{2t_{500}}{r_0} \frac{\partial r_0}{\partial X} - \frac{2t_{800}}{r_0} \frac{\partial r_0}{\partial X} \right) \\ &= \frac{2}{r_0} \frac{\partial r_0}{\partial X} = 2 \frac{\partial \ln(r_0)}{\partial X} \end{aligned} \quad (\text{A3-19})$$

となり、(A3-19)式に $r_0 = D_i/2$ を代入すると(3-15)式が得られる。

A3-3 50% マルテンサイトを評価する焼入性炭素当量 $CE_{HARDEN'}$ の導出

焼入性炭素当量 CE_{HARDEN} は100%マルテンサイトの限界冷却時間 Δt_m を与える炭素当量であるが、これを用いて50%マルテンサイトの限界冷却時間を与える炭素当量 $CE_{HARDEN'}$ を決定することができる。文献(45)より、0%マルテンサイトを与える限界冷却時間を Δt_b とすると、50%マルテンサイトを与える限界冷却時間 Δt_{50} は、

$$\Delta t_{50} = \sqrt{\Delta t_m \cdot \Delta t_b} \quad (\text{A3-20})$$

とより求めることができる。 Δt_m は(3-4)式で、 Δt_b は以下の式で表される。

$$\Delta t_b = \exp(6.2CE_{III} - 0.74) \quad (\text{A3-21})$$

$$CE_{III} = C + \frac{Mn}{3.6} + \frac{Cu}{20} + \frac{Ni}{9} + \frac{Cr}{5} + \frac{Mo}{4}$$

(3-4)式、(A3-21)式を(A3-20)式に代入すると、

$$\begin{aligned} \Delta t_{50} &= \exp(5.3CE_{HARDEN} + 3.1CE_{III} - 2.03) \\ &= \exp(8.4CE_{HARDEN'} - 2.03) \end{aligned} \quad (\text{A3-22})$$

$$CE_{HARDEN'} = C + \frac{Si}{38} + \frac{Mn}{4.8} + \frac{Cu}{16.5} + \frac{Ni}{10.7} + \frac{Cr}{6.5} + \frac{Mo}{4} + \frac{\Delta H}{1.6}$$

を得る。

A3-4 CE(Maynier) の導出

Maynierら⁽³⁴⁾の式、(3-3)式に、

$$V_1 = 3600 \cdot \frac{300}{\Delta t_{8/5}} \quad (\text{A3-23})$$

を代入する。このとき、常用対数と自然対数の関係に注意すれば、

$$\ln(\Delta t_m) = 9.8CE(\text{Maynier}) + 0.00421 \cdot P_a - 8.70 \quad (\text{A3-24})$$

$$CE(\text{Maynier}) = C + \frac{Mn}{4.1} + \frac{Ni}{7.9} + \frac{Cr}{8.5} + \frac{Mo}{6.5}$$

を得る。

第4章 水素量および冷却時間に基づく溶接熱影響部低温割れ感受性評価の 基本的考察

4.1 緒言

溶接熱影響部 (HAZ) に生じる低温割れは、水素が原因となる水素割れの一種である。HAZに低温割れが発生すると構造物全体の信頼性に重大な影響を及ぼすため、鋼材の溶接施工にあたって、まずこの低温割れを防ぐことを第一に考えて、溶接条件や予熱温度を選択しなければならない⁶⁷⁾⁻⁹²⁾。

低温割れを防ぐ方法として最もよく用いられる方法の一つに、溶接前に鋼材を予熱しておくという方法がある。これは、水素の拡散係数が温度に依存し、かつ高温域では拡散係数が大きいこと¹⁰⁰⁾⁻¹⁰¹⁾に基づく方法である。このため、溶接部を高温に保持する時間が長いほど水素の拡散が促進され、低温割れの原因となる残留水素が低減される。

溶接部の残留水素をどの程度まで抑えれば割れを防ぐことが可能となるかは、現状では必ずしも明確にされたとはいえない⁹³⁾。限界残留水素は、HAZの組成・組織や残留応力・残留歪などにも依存すると考えられるため、これらの影響も理解した上で限界残留水素を明確にすることは、今後とも重要な課題である。しかし、実用的には低温割れを発生させない残留水素を予測できなくとも、割れを発生させない予熱温度を予測できれば充分であるため、HAZ低温割れ感受性評価方法は、すべてこの割れを防止する必要かつ十分な予熱温度 (限界予熱温度) を予測する、という方法を採用している^{46), 68)-80)}。

HAZ低温割れの要因としては、第1章でも述べたように、水素量とともに、鋼材組成、残留応力など多くの要因が存在し、しかもこれらを全て考慮した上で限界予熱温度を推定する必要があることから、予測方法は実験結果をもとにした経験則にならざるを得ない。現在用いられている代表的な予熱温度推定式としては、BS-5135⁷⁶⁾、AWS-D1.1⁷⁷⁾、JSSC方式⁷⁰⁾、CENチャート方式^{46), 108)}などがある。これら推定方法は、基本的には実験結果をもとにした経験則といえるもので、鋼材組成、拘束度、水素量などを基本要因として採用している。しかし、同じ低温割れを評価していながら、低温割れ要因の扱い方に相違点が見られる。その代表的なものとして、水素量が低温割れ感受性に及ぼす影響の記述方法がある。BS-5135およびJSSC方式は線形で記述し、AWS-D1.1およびCENチャート方式は対数で記述している。線形で記述しているという意味は、水素量が例えば3ml/100gから4ml/100gへ増加したことによる割れ感受性変化または限界予熱温度変化は、水素量が5ml/100gから6ml/100gへ増加したことによるそれら変化に等しくなること

を意味する。一方、対数表示が正しいとすると、水素量が3ml/100gから6ml/100gへ増加することによる割れ感受性変化は、水素量が5ml/100gから10ml/100gへ増加する場合と等しくなる。現在IIW (国際溶接学会) の第II委員会や第IX委員会では、この水素量を対数スケールで記述するか、線形スケールで記述するかという議論を盛んに行っている。これは、水素量が溶接材料に依存する割合が大きいいため、溶接材料の規格に直結する問題でもあるからである。

本章では、これまでの低温割れ防止方法に見られる相違点のうち、特に水素量の影響と冷却時間 t_{100} の有効性を取り上げ、実験的かつ理論的検討を加える。水素量や t_{100} は、HAZ低温割れ評価に必要な要因であり、従来方法で相違点が認められるということは、これら要因に対する理解が不足していることを意味する。本章では、これら要因を正しく理解することは低温割れ評価を正しく行うために不可欠であると判断し、これら要因の基本的検討を行う。また、第5章で、外気温度の影響など、従来評価方法で考慮されていない要因も含めた低温割れ評価方法の確立を目指す、そのためにも水素量や t_{100} などの重要要因の基本的検討が必要である。

本章では、まず、各評価方法の特徴について考察を加え、水素量の影響と冷却時間 t_{100} に関する問題点を明確にする。次に、これら要因を実験的に検討するため、鋼材の低温割れ感受性を、Y形溶接割れ試験を用いて調べ、実験結果と推定結果の比較検討を行う。さらに、この検討結果をふまえ、水素量の影響と t_{100} の適用限界について論理的な考察を加える。これら要因に対し、実験的検討は従来評価方法を確立するときにもある程度行われてきたが、理論的な考察は行われていない。現在においても、水素量のような低温割れ要因に関する議論が行われているのは、論理的な考察をなされていないのがその一因と考えられる。このような議論を終結させるために、本章では、実験的検討に加え論理的検討を加える。

4.2 代表的な予熱温度推定方法とその特徴

本節では、代表的な予熱温度推定方法として、BS-5135⁷⁶⁾、AWS-D1.1⁷⁷⁾、JSSC方式⁷⁰⁾、CENチャート方式⁴⁶⁾を採用し、その特徴を述べる。

4.2.1 炭素当量

各推定方法における相違点の一つとして、鋼材組成の影響を表す炭素当量が挙げられる。

BS-5135は、英国規格であり、ここで採用されている炭素当量は、

$$CE (IIW) = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cu+Ni}{15} + \frac{Cr+Mo+V}{5} \quad (4-1)$$

というIIWの炭素当量⁷³⁾である。炭素当量は第3章でも取り上げたように、鋼材

焼入性指数でもある。溶接熱影響部 (HAZ) に低温割れが生じる理由として、HAZに生じる硬化組織が挙げられる。特に、低温割れが問題となる低入熱量の場合は、マルテンサイト体積率が高くなり、低温割れ感受性が増加する。マルテンサイトは低温割れ感受性が高いと考えられているため、マルテンサイト体積率を決定する焼入性と低温割れ感受性は相関が高いことが理解できる。第3章における焼入性炭素当量 CE_{HARDEN} ((3-4)式)^{45), 93)}と $CE(IIW)$ ((4-1)式)を比較すると、合金元素の係数が似ていることが理解できる。BS-5135では $CE(IIW)$ をHAZの低温割れ感受性を評価するために用いているが、これが焼入性炭素当量に類似しているのは偶然ではなく、このような背景があるからである。

一方、AWS-D1.1⁷⁷⁾とJSSC方式⁷⁰⁾では、 P_{cm} ⁶⁸⁾と呼ばれる以下の炭素当量を採用している。

$$P_{cm} = C + \frac{Si}{30} + \frac{Mn+Cu+Cr}{20} + \frac{Ni}{60} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{10} + 5B \quad (4-2)$$

$CE(IIW)$ と P_{cm} を比較すると、 P_{cm} は合金元素の係数が小さく決定されている、すなわちCの働きを大きく評価する炭素当量といえる。明らかに、 P_{cm} は CE_{HARDEN} と異なり、 P_{cm} は必ずしもHAZの焼入性指標とは言えない。しかし、それにもかかわらずAWS-D1.1とJSSC方式が P_{cm} を採用している理由としては、Cを低く抑えて合金元素を比較的多く添加している高張力鋼などの低温割れ感受性をよく評価できるからと考えられる。高張力鋼、特に780MPa級の高張力鋼は焼入性が高く、多少溶接入熱量を変化させたとしてもHAZのマルテンサイト率はあまり変化しない。すなわちほぼ100%のマルテンサイト組織となっている。この場合、合金元素を変化させ焼入性を変えたとしてもHAZ組織にはあまり影響しないことになる。一方、マルテンサイト組織の硬さそのものは主としてCのみで決定される。おなじ組織率（この場合はマルテンサイト組織）である場合は硬い組織の方が割れ感受性が高くなるため、割れ感受性に与える影響としては、合金元素よりCの役割が大きくなる、すなわち P_{cm} のように合金元素の係数が $CE(IIW)$ より小さくなってくる。 P_{cm} に関するこのような議論¹¹¹⁾は、入熱量を低く抑えられるラインパイプ鋼の現地溶接などにも当てはまる。

このように、 $CE(IIW)$ と P_{cm} はそれぞれ特徴があり、その特徴を理解した上で低温割れ感受性を評価する炭素当量を選択すればよいが、このような特徴を考えずに、常に利用できる炭素当量があれば実用上便利である。そこで考えられたのがCENという以下の炭素当量である⁷¹⁾。

$$CEN = C + A(C) \cdot \left\{ \frac{Si}{24} + \frac{Mn}{6} + \frac{Cu}{15} + \frac{Ni}{20} + \frac{Cr+Mo+V+Nb}{5} + 5B \right\} \quad (4-3)$$

$$A(C) = 0.75 + 0.25 \tanh \{ 20(C - 0.12) \}$$

CENは、合金元素の係数をCの関数として与えているが、Cが高くなるとCENは $CE(IIW)$ に、Cが低くなるとCENは P_{cm} に似た炭素当量になるように $A(C)$ が決められている。一般に、780MPa級高張力鋼などの調質高張力鋼のように合金元素を添加する場合は、Cはそれほど高くない。逆にCを多く添加している鋼材で合金元素を多くすることは少ない。以上のことから、CENは、Cの関数を係数とすることにより $CE(IIW)$ 、 P_{cm} それぞれの特徴を取り込むことに成功している。これら三つの炭素当量の中では、CENが最も新しい。

4.2.2 拘束度

溶接部は溶接終了後の冷却過程で熱収縮するが、溶接部の周囲よりこの熱収縮が拘束されると残留応力が発生し、拘束が大きいと、それだけ低温割れ発生の危険性が増大する。この拘束という観点からこれまでの推定方法を見てみると、BS-5135以外は拘束を考慮することができる。特に、JSSC方式では拘束度(R_F)を直接用いている。拘束度とは、開先を1mm縮めるのに必要な、溶接長1mm当たりの力のことであり、渡辺らが提唱して以来⁸⁶⁾、低温割れ感受性の応力要因を考察するためには欠かせないものとなっている。BS-5135で拘束度を考慮していない理由は、BS-5135では実施工溶接、すなわち拘束があまり強くない場合のみ扱っているからで、拘束が低温割れ要因になり得ないという主張をしているわけではない。なお、BS-5135では、補修溶接の場合の予熱温度を決定することはできず、Y形溶接割れ試験とBS-5135の推定結果を直接比較することはできない。

4.2.3 水素量

水素量の影響については、線形スケールを採用しているもの(BS-5135、JSSC方式)と対数スケールを採用しているもの(AWS-D1.1、CENチャート方式)に分けられる。480MPa級鋼材に用いられている低水素系溶接棒は、特に高湿度の環境でない場合はIIW法で5ml/100g程度の水素量である。これは、BS-5135の水素スケールにおいてScale D (5ml/100g以下)に属する。580MPa級またはそれ以上の鋼材については、溶接棒はいわゆる極低水素系溶接棒であり、水素量は3ml/100g程度である。さらに水素量を低減させた超低水素系では2ml/100g程度まで水素量を抑えている。これら水素レベルはBS-5135では全てScale Dに属するが、一方、例えばAWS-D1.1で採用している以下の指数

$$SI = 12P_{cm} + \log(H_d) \quad (4-4)$$

では、水素量が5ml/100gから2ml/100gへ変化することは、 P_{cm} で0.033%変化することに等しく、無視できない大きな値である。水素量の影響を対数スケールで記述するか線形スケールで記述するかという問題は、このように低水素の範囲になると大きな差となってくる。現在では、780MPa級およびそれ以上の高張力鋼の溶接は特に目新しいことではなくなっている。その一方で、溶接施工の労力削減の

ため、予熱温度を低減する要望は大きく、溶接材料の低水素化は今後も開発が続いていく課題である。したがって、対数スケール、線形スケールの問題は非常に重要な問題になっている。

4. 2. 4 冷却時間

従来の推定方法を比較すると、JSSC方式を除き、残り三方式は予熱温度を直接推定する。JSSC方式だけは、割れを防止するための必要最短 t_{100} ($(t_{100})_{cr}$) を推定する。予熱温度は、 t_{100} がこの推定値 $(t_{100})_{cr}$ より長くなるようにする。予熱温度を直接推定し、それで充分である場合は、わざわざ t_{100} を用いる必要はない。しかし、実施工では局部予熱が行われるため、予熱温度を決定するために t_{100} を用いる必要に迫られる場合がある。したがって、JSSC方式のような t_{100} を用いる方法は実施工の予熱温度を決定する上で必要である。しかし、第2章の知見を利用すると、板が薄くなると予熱温度を上げて表面熱放散のため t_{100} はあまり長くはならないことがわかる。この場合、板を薄くしていくと実際より高い予熱温度、場合によっては後熱が必要というような推定をしてしまう危険性がある。そのため t_{100} を用いて予熱温度を推定する方法にも限界があると考えられる。

4. 2. 5 低温割れ感受性評価方法における課題の明確化

以上、本節では、BS-5135、AWS-D1.1、JSSC方式、CENチャート方式の特徴を比較検討してきたが、これら低温割れ評価方法にはいくつかの相違点が見受けられることがわかった。炭素当量に関する相違点については、鋼材の成分範囲、特にCの値によって、適切な炭素当量が異なるという説明が可能である。AWS-D1.1では、Cの範囲によってはCE(IIW)を使う場合もある。また、CENは、Cが低い場合は、 P_{cm} に、Cが高い場合はCE(IIW)に類似するように作成されている。一方、水素量の影響に関する相違点については、なぜそのような相違点が存在するのか、またどちらが正しいのか、という問題は必ずしも明確にはなっていない。限界予熱温度を直接推定するのか、限界冷却時間を推定するのかという相違点は、実施工における局所予熱の場合を考慮しているかどうかという問題で説明できる。実際、JSSC方式の基礎となった伊藤らの研究⁶⁹⁾は、初め予熱温度を直接推定する方法であったが¹¹²⁾、実施工における予熱温度も決定できるように、冷却時間をパラメータとする方式に変更⁶⁹⁾された。このとき、伊藤らは、溶接部の熱履歴を実測して冷却時間を推定する方法を作成したが、その後佐藤ら^{69)、74)}は局所予熱を行った場合の冷却時間を計算している。しかし、冷却時間 t_{100} をパラメータとして予熱温度を決定する方法が、板が薄く表面熱放散の効果により、予熱温度を上げても t_{100} があまり長くないような場合でも適用可能なかどうかという問題は残る。

以上の、従来評価方法を比較した結果をふまえ、本章では、低温割れ感受性における水素量の影響と、冷却時間 t_{100} の適用限界を取り上げ、次節以降で、この二つの要因に対し、実験的および論理的検討を加える。

4. 3 低温割れ試験方法

4. 2節で指摘した、HAZ低温割れ感受性における水素量の影響と t_{100} の有効性を調べるため、以下に述べる方法で鋼材の割れ感受性を調査した。

鋼材は、Table 4-1に示す鋼材AからGまでの、引張強度が400MPa級から780MPa級の7鋼種である。鋼材Aは400MPa級鋼材であり、鋼材B、Eは490MPa級鋼材、鋼材C、Fは580MPa級、鋼材D、Gは780MPa級鋼材である。本節では、低温割れ試験方法として、JIS Z3158に記載されているY形溶接割れ試験を採用した。

Table 4-2は、Table 4-1にある鋼材でY形溶接割れ試験を行ったときの試験条件を示している。Table 4-2に示す試験の目的は、以下のように分類できる。

- 1) 水素量の異なる溶接材料、溶接方法を採用し、この影響を調べる(試験No. 1~13)。
- 2) 入熱量の影響を調べる(試験No. 12、14)。
- 3) 板厚を変化させ、冷却時間 t_{100} の有効性を調べる(試験No. 13、15~21)。
- 4) ガスパナー予熱と均熱予熱の場合を比較し、 t_{100} の有効性を調べる(試験No. 20、22)。

試験No. 1~13は、水素量を変化させて低温割れ感受性を調べるのが目的である。試験に用いた溶接材料をAWS規格にしたがってTable 4-1に示した。E7016-G、E11016-Gは、低水素系溶接棒、E7010-Gはセルロース系溶接棒であり、E7016-Xは、E7016-Gをベースに水素量を高めになるように作製した試作溶接棒である。また、ER70S-Gは、CO₂溶接用ワイヤである。試験溶接は、温度20℃、相対湿度60%に保持された恒温恒湿室内で行った。試験溶接に先立ち、JIS Z3118に記載されているガスクロマトグラフ法による拡散性水素量の測定を各溶接材料に対して行った。Table 4-2には、その結果も示した。ガスシールド溶接を用いた試験No. 4、11は、拡散性水素量が1ml/100gと最も低い。次いで、低水素系溶接棒E11016-Gで3ml/100g、E7016-Gで5ml/100g、試作溶接棒であるE7016-Xでは13ml/100gであった。セルロース系溶接棒E7010-Gを用いた場合は、拡散性水素量が40ml/100gと最も高い。試験No. 1~14までは、このようにして水素量を1ml/100gから40ml/100gまで変化させることにより、その影響を調べられるようにした。なお、水素量の範囲1~40ml/100gというのは、水中溶接などの特殊な場合を除き、ほとんどの溶接材料、溶接方法における水素量を網羅している。

試験No. 15~22では、冷却時間 t_{100} の有効性を調査するために行った。鋼材E、

Table 4-1 Chemical compositions of tested steels

Steel	Symbol	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	V	B	CE(11W)	P _{cm}	CEN
TS400	A	.116	.22	1.18	.022	.0028	.009	.02	.019	-	-	-	.318	.184	.270
TS490	B	.174	.40	1.38	.017	.0045	.009	.02	.023	-	-	-	.411	.258	.414
TS590	C	.173	.29	1.30	.018	.0057	.007	-	.018	-	.054	.0001	.404	.255	.405
TS780	D	.131	.24	0.80	.006	.0035	.21	.80	.51	.466	.032	.0009	.534	.267	.455
TS490	E	.18	.40	1.46	.024	.005	.008	.02	.022	-	-	-	.430	.268	.435
TS590	F	.15	.30	1.28	.021	.006	.008	-	.018	-	.049	-	.377	.231	.363
TS780	G	.11	.24	1.01	.008	.002	.25	1.29	.57	.51	.039	.0011	.605	.274	.452

鋼材Fに対しE7016-Gで低温割れ試験を行い、さらに板厚を10mmまで減厚した試験体についても行った。鋼材Dに対しても、試験No.15で、10mm板厚の場合の試験を行った。鋼材Gについては、板厚100mmの試験体(試験No.20)と、50mmまで減厚した試験体(試験No.21)についてE7016-G溶接棒を用いて低温割れ試験を行った。鋼材Gの試験No.22は、予熱条件の影響を見るために行った試験で、この試験のみ加熱はガスバーナーを用いる。

割れ試験は、予熱なし、50℃予熱、75℃予熱、100℃予熱・・・と、25℃刻みで予熱された試験体をあらかじめ準備し、Table 4-2にある試験条件にて行った。予熱は、あらかじめ予熱温度にセットされた電気炉に試験体を約1日間保持し、試験体が確実に均熱予熱されるようにした。ただし、試験No.22のみ、ガスバーナーで加熱し、表面温度が150℃になったとき直ちに試験を開始した。これは、予熱方法の違いを見るためである。繰り返し数は、各予熱温度に対し二体である。

試験溶接終了後二日間気温20℃、相対湿度60%に保持された恒温恒湿室内に試験体を放置し、その後各試験体より断面マクロを五個採取して割れの発生有無を調べた。割れ観察は、光学顕微鏡を用いて行い、各予熱温度に対し割れ発生率を定めた。JISでは、ビード高さに対する割れ高さの平均値で定義されているが、ここでは簡単のため、全断面マクロ数に対する割れ発生断面マクロ数の比として計算した。割れ防止限界予熱温度(T_{cr})は、割れ率が0になる最低予熱温度として定義されるが、上記いずれの割れ率で T_{cr} を決定しても同じ結果になる。

4.4 試験結果および従来評価方法との比較

本節では、従来の低温割れ感受性評価方法に見受けられる相違点として水素量の影響と冷却時間 t_{100} に着目し、試験結果と割れ感受性評価方法の推定結果を比較することにより、これら二つの低温割れ要因を実験的検討を加える。

4.4.1 低温割れ試験結果

Fig. 4-1は、HAZ割れが発生した断面マクロ試験片の写真である。Fig. 4-1(a)は、板厚を10mmまで減厚した鋼材Dを、75℃予熱し溶接棒E7016-Xで溶接したときの断面マクロ試験片の写真であり、Fig. 4-1(b)は、40mm板厚の鋼材Dを、100℃予熱し溶接棒E7016-Xで溶接したときの断面マクロ試験片の写真である。Fig. 4-2は、Fig. 4-1に示す試験片の、低温割れが発生した部分のミクロ写真である。Fig. 4-1、Fig. 4-2より、割れは一部溶接金属に割れが伝播する場合もあるが、HAZルート部の応力集中部から割れが発生していることがわかる。各試験片より採取した断面マクロはすべて顕微鏡で割れ観察を行った。その結果、本試験では、割れが発生した部分はすべて、Fig. 4-1、Fig. 4-2のように、溶接部HAZであることを確認した。

Table 4-2 Cold cracking test conditions

No.	Steel (Symbol)	Thickness (mm)	Carbon Equivalent			Heat Input (kJ/mm)	Electrode (AWS code)	Hydrogen ¹⁾ (ml/100g)	Purpose of tests	
			CE(IIW) (%)	P _{cm} (%)	CEN (%)					
1 2 3	A	25	0.318	0.184	0.270	1.7	E7016-G E7016-X E7010-G	5 13 40	2)	
4 5 6 7	B	20	0.411	0.258	0.414	1.7	ER70S-G E7016-G E7016-X E7010-G	1 5 13 40		
8 9	C	25	0.405	0.255	0.404	1.7	E7016-X E7010-G	13 40		
10 11 12 13	D	40	0.534	0.267	0.455	1.7	ER70S-G E11016-G E7016-G E7016-X	1 3 5 13		
14	D	40	0.318	0.184	0.270	3.2	E7016-G	5		3)
15	D	10	0.534	0.267	0.455	1.7	E7016-X	13		4)
16 17	E	25 10	0.430	0.268	0.435	1.7	E7016-X E7016-X	13 13		
18 19	F	25 10	0.377	0.231	0.363	1.7	E7016-X E7016-X	13 13		
20 21 22	G	100 50 100	0.605	0.274	0.452	1.7	E7016-G	5		

1): measured by gaschromatographic method according to JIS Z3118

2): to examine the effect of diffusible hydrogen content

3): to examine the effect of heat input

4): to examine the effect of cooling time (t_{100}) by reducing thickness of a plate

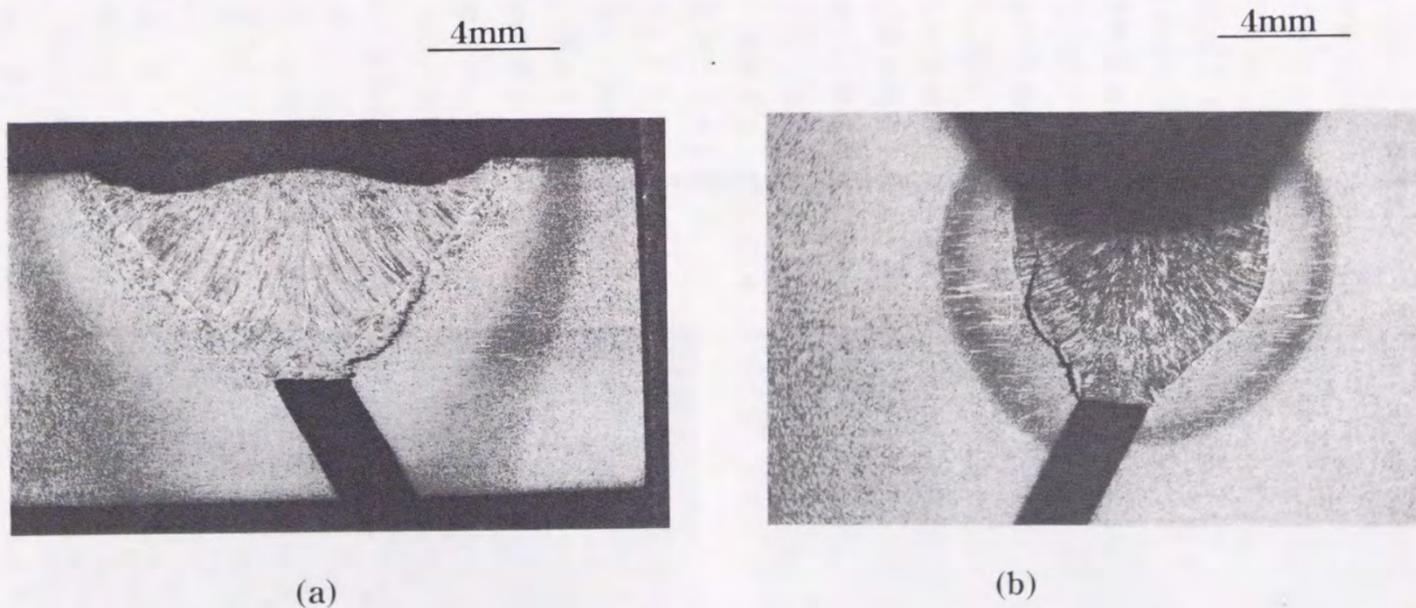
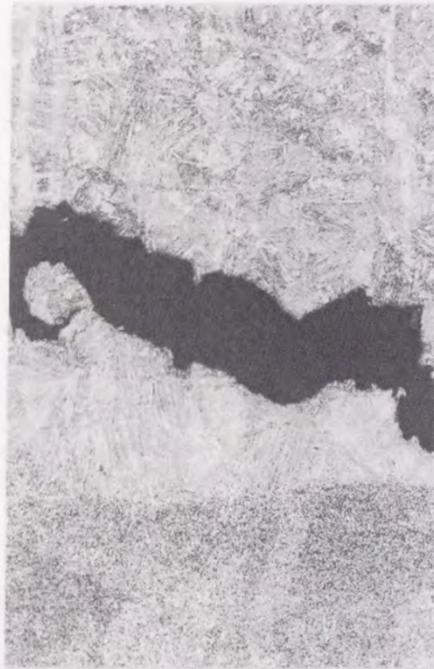


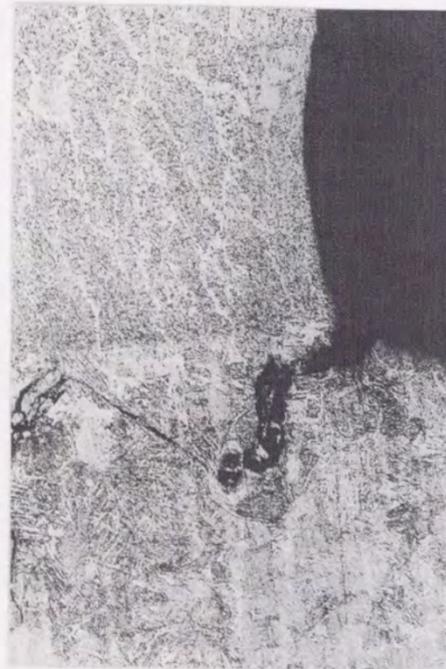
Fig.4-1 Cold cracks at weld root (Steel D, a;10mm b;40mm thickness)

0.2mm



(b)

0.2mm



(a)

Fig. 4-2 Micro structure at weld root (Steel D, a; 10mm b; 40mm thickness)

Table 4-3は、Table 4-2の条件で試験を行ったときの試験結果、すなわち各予熱温度における割れ率と、割れ率が0になる最低予熱温度、すなわち限界予熱温度 (T_{cr}) を示している。Table 4-3から、水素量や減厚の影響が T_{cr} に大きく影響していることが読み取れる。試験No. 1~3、4~7、10~13を比較すると、拡散性水素量が低くなるほど T_{cr} が低くなる、すなわち低い予熱温度でHAZ低温割れを防止できることがわかる。この傾向は鋼材組成によらず、鋼材A~D全てに対して認められた。特に、試験No. 4と7、および試験No. 10と13を比較すると、予熱温度が100℃以上も異なり、水素量を1ml/100gにした場合は、炭素当量が比較的高い鋼材Dにおいても予熱無しで割れを防ぐことができる。Fig. 4-3は、水素量の影響と限界予熱温度の関係を示した図である。水素量の影響については、4. 1節、4. 2節でも述べたように、対数スケールで記述すべきか、線形スケールで記述すべきかという議論がなされているため、Fig. 4-3(a)では、横軸に水素量を対数プロットし、Fig. 4-3(b)では線形プロットした。Fig. 4-3からわかるように、線形プロットした場合は、低水素側における限界予熱温度が、高水素側から外挿した値より低くなる傾向がある。それに対し、対数プロットした場合は、水素量と限界予熱温度が、直線関係にあることがわかる。このことより、水素量の影響は、対数スケールで記述する方が、線形スケールで記述するより適切であることがわかる。また、水素量を、例えば1ml/100g低減する効果は、低水素量側の方が、その効果が大きいことがわかる。

Table 4-3より、板厚を10mmまで減厚した場合、限界予熱温度は低くなることがわかる。10mmまで減厚した場合の影響は、鋼材D、E、Fで調べたが(試験No. 15~19)、限界予熱温度は三鋼材すべての場合で低減された。鋼材Gでは、100mm板厚を50mm板厚まで減厚した場合を比較している(試験No. 20、21)。両者とも均熱予熱の場合は、125℃予熱で割れが停止している。

ガスバーナー予熱を行った場合(試験No. 22)と、均熱予熱を行った場合(試験No. 20)を比較すると、均熱予熱を行った場合では限界予熱温度が125℃であったのに対し、ガスバーナー予熱を行った場合では150℃予熱でも割れ防止は不可能であった。これは、表面が150℃に加熱されたとしても、内部まで熱が伝わっておらず、結果として冷却時間 t_{100} が125℃均熱予熱の場合より短かったものと考えられる。

4. 4. 2 従来の予熱温度推定方法との比較

本項では、4. 2節で比較した予熱温度推定方法であるBS-5135⁷⁶⁾、AWS-D1.1⁷⁷⁾、JSSC方式⁷⁸⁾、CENチャート方式⁴⁶⁾を用いた割れ防止限界予熱温度推定結果と、4. 3. 1項で得られたY形溶接割れ試験結果を比較する。

(1) 予熱温度推定に必要なパラメータの計算について

Table 4-3 Results of y groove weld cracking tests

No.	Steel (Symbol)	Thickness (mm)	Hydrogen (mℓ/100g)	Cracking ratio								Critical Preheat Temp. (°C)		
				20	50*	75	100	125	150	175	200		225	
1	A	25	5	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	20
2			13	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	20
3			40	0.5	0.2	0	0	0	0	0	0	0	0	0
4	B	20	1	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	20
5			5	0.2	0.1	0	0	0	0	0	0	0	0	100
6			13	1.0	1.0	1.0	0.4	0	0	0	0	0	0	125
7			40	1.0	1.0	0.6	0.6	0.1	0	0	0	0	0	150
8	C	25	13	1.0	0.8	0	0	0	0	0	0	0	0	100
9			40	1.0	1.0	1.0	1.0	0	0	0	0	0	0	125
10	D	40	1	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	20
11			3	0.2	0.1	0	0	0	0	0	0	0	0	100
12			5	0.8	0.8	0.2	0.2	0.1	0	0	0	0	0	150
13	13	1.0	1.0	1.0	1.0	1.0	0.9	0	0	0	0	0	175	
14	D	40	5	0.7	0.2	0	0	0	0	0	0	0	100	
15	D	10	13	0.8	0.8	0.5	0	0	0	0	0	0	150	
16	E	25	13	0.4	0.3	0.1	1.0	1.0	0.2	0	0	0	0	175
17			10	1.0	1.0	1.0	1.0	0	0	0	0	0	0	100
18	F	25	13	1.0	1.0	1.0	1.0	0.4	0	0	0	0	0	150
19			10	0.1	0	0	0	0	0	0	0	0	0	50
20	G	100	5	0.6	0.6	0.1	0	0	0	0	0	0	0	125
21			50	0.7	0.7	0.1	0	0	0	0	0	0	0	125
22			100	0.8	0.8	0.1	0	0	0	0	0	0	0	≥ 175

*: Preheat temperature (°C)

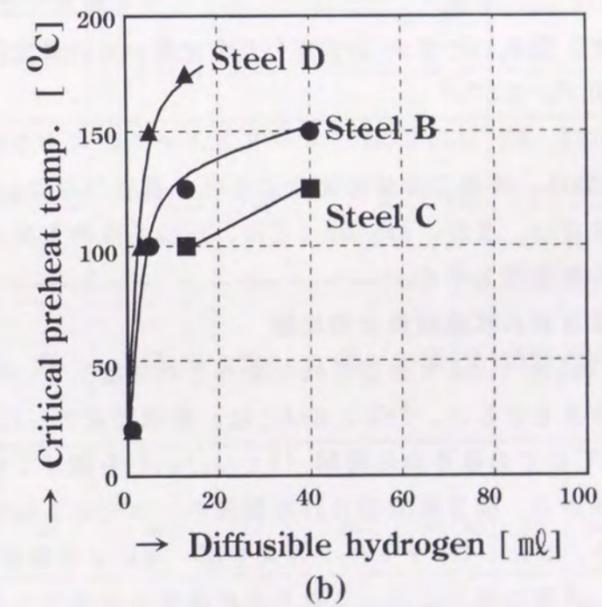
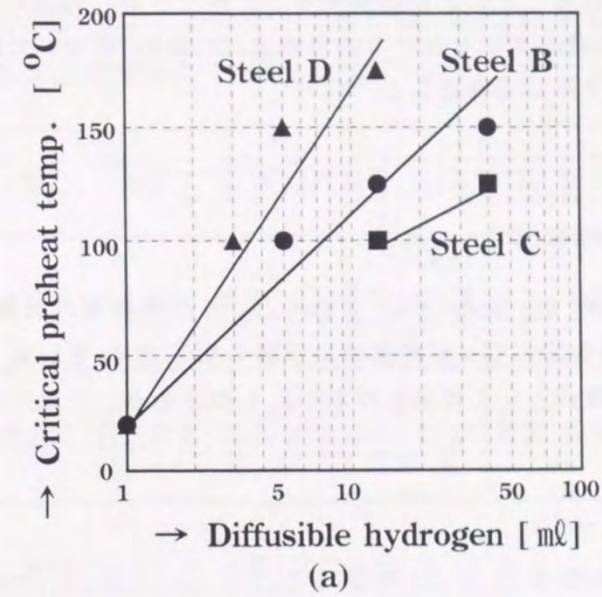


Fig. 4-3 Effect of diffusible hydrogen on critical preheat temperature

本項で選択した予熱温度推定方法のうち、BS-5135、AWS-D1.1、CENチャート方式は、予熱温度を直接推定するが、JSSC方式は限界冷却時間 $((t_{100})_{cr})$ を推定するため、4.3.1項の実験結果から $(t_{100})_{cr}$ を求める必要があるが、これは、第2章の知見を用いることにより計算することができる。JSSC方式は、その他にも拘束度 R_F 、水素量がグリセリン方法で測定した値 H_d' を用いているが、これらは、以下の換算式を用いて計算した^{71), 93)}。

$$H_d' = \frac{H_d - 2.19}{1.27} \quad (4-5)$$

$$R_F = 71 \cdot r_f \cdot \left\{ \arctan(0.017a) - \left(\frac{a}{400} \right)^2 \right\} \quad (4-6)$$

(4-6)式で、 a は板厚で、また $r_f=69$ とおくと、 y 形溶接割れ試験の R_F が求まる。(4-6)式は、FEMを用いて y 形溶接割れ試験の拘束度 R_F を計算した結果を、Yuriokaら⁷¹⁾が回帰式として表現しなおしたものである。これら値より P_w 、すなわち

$$P_w = P_{cm} + \frac{H_d'}{60} + \frac{R_F}{40000} \quad (4-7)$$

を計算し、限界冷却時間 $(t_{100})_{cr}$ を定める。 $(t_{100})_{cr}$ はJSSC方式では、グラフ化されているが(Fig. 4A-5参照)、Suzuki⁹³⁾は、これを簡単な式で計算できるようにした。本項では、Suzukiの作成した以下の式を用いて計算を行う。

$$(t_{100})_{cr} = 105000(P_w - 0.276)^2 \quad (4-8)$$

これらの式を用いれば、BS-5135~CENチャート方式全てに対する推定値を計算できる。なお、BS-5135は、実施工溶接の場合における推定しか行わないため、直接比較することはできない。また、AWS-D1.1では、三つある拘束度のうち、高拘束の場合に対する値を推定値とする。

(2) 推定値と低温割れ試験結果との比較

Table 4-4には、Table 4-3より決定された限界予熱温度 (T_{cr}) および各推定方法を用いた推定結果を示した。Table 4-4には、前項で求めた限界予熱温度から決定される、100℃までの限界冷却時間 $((t_{100})_{cr})$ も載せている。この値は、 T_{cr} および溶接条件から、第2章で得られた結果の一つであるModel IIを用いて計算したものである。また、CENチャート方式では、単に y 形溶接割れ試験における T_{cr} のみならず、通常の施工における限界予熱温度も推定できるためその値もTable 4-4に載せた。これは、BS-5135が実施工溶接の場合に対する推定しかできず、本章で用いた y 形溶接割れ試験結果と直接比較ができないため、CENチャート方式の推定結果を参考値とするためである。

Fig. 4-4は、横軸にTable 4-4の試験結果を、縦軸に各低温割れ評価方法の推定

Table 4-4 Comparison between experimental results and predictions

No.	Steel (Symbol)	Thickness (mm)	Hydrogen (ml/100g)	Experiments		Predictions ¹⁾			
				T_{cr} (°C)	$(t_{100})_{cr}$ (s)	BS-5135 (°C)	AWS-D1.1 (°C)	JSSC (s)	CEN-chart (°C)
1	A	25	5	20	>50	20	20	4	20(20) ²⁾
2			13	20	>50	85	1021	20(20)	20(20)
3			40	75	350	116	21541	61(20)	61(20)
4	B	20	1	20	>90	20	20	4	20(20)
5			5	100	800	116	362	80(22)	80(22)
6			13	125	1118	138	2813	132(74)	132(74)
7			40	150	1371	149	28177	153(95)	153(95)
8	C	25	13	100	904	20	138	3020	137(87)
9			40	125	1400	20	149	28823	155(105)
10	D	40	1	20	>50	125	129	234	20(20)
11			3	100	745	125	149	567	125(114)
12			5	150	1880	125	149	1045	156(145)
13			13	175	2350	175	149	4403	184(173)
14	D	40	5	100	1160	20	149	1045	121(110)
15			13	150	983	20	104	2471	114(64)
16	E	25	13	175	1800	20	138	3463	152(102)
17			13	100	715	20	104	2471	102(52)
18	F	25	13	150	1512	20	116	2257	112(62)
19			13	50	390	20	66	1472	41(20)
20	G	100	5	125	1650	175	149	2506	183(133)
21			125	1533	175	149	1493	168(118)	
22			175	>671	175	149	2506	183(133)	

1): BS-5135, AWS-D1.1 and CEN-chart predict T_{cr} , while JSSC predicts $(t_{100})_{cr}$
 2): Temperatures in the brackets are T_{cr} for practical welding conditions.

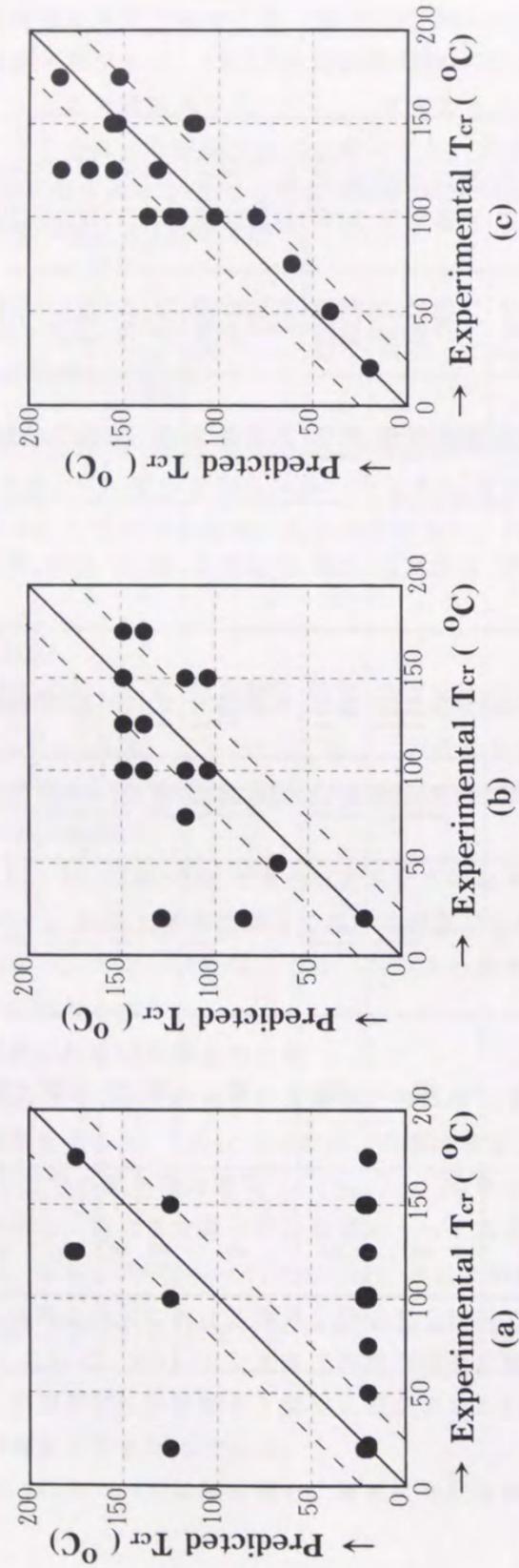


Fig.4-4 Comparison of experimental results and predicted results

(a):BS-5135, (b):AWS-D1.1, (c):CEN chart

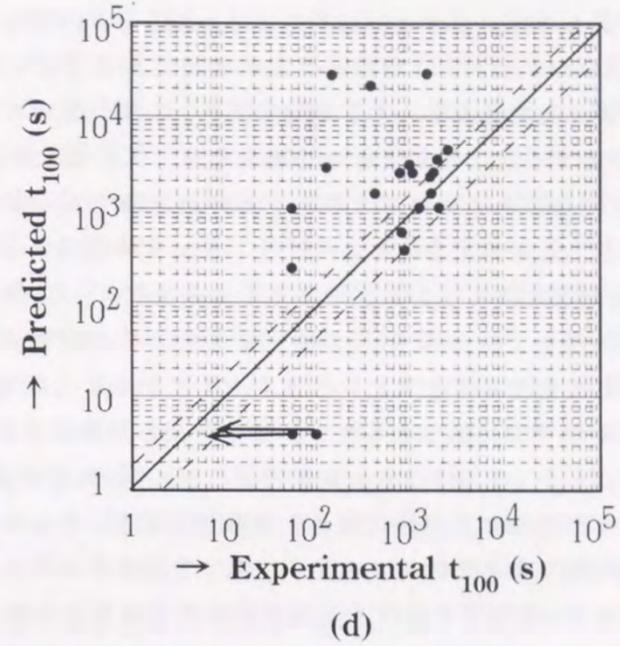


Fig.4-4 Comparison of experimental results and predicted results (continued)
(d):JSSC method

結果をプロットしたものである。なお、Fig.4-4(a)~(c)において、二本の点線で囲まれている範囲は、実験結果と推定結果の差が $\pm 25^\circ\text{C}$ 以下におさまっていることを意味する。また、Fig.4-4(d)は、限界冷却時間(t_{100})_{cr}を対数プロットしているが、ここでは、実験による(t_{100})_{cr}と推定による(t_{100})_{cr}が0.5~2倍の誤差内で一致している範囲を点線で示した。これは、第2章のFig.2-13、Fig.2-14などを参照すると、予熱温度が 25°C 高くなっても、 t_{100} はせいぜい2倍程度しか長くならないという判断からくるものである。Fig.4-4(a)は、縦軸にBS-5135の推定結果を、Fig.4-4(b)は縦軸にAWS-D1.1の推定結果を、Fig.4-4(c)は、縦軸にCENチャート方式の推定結果をプロットしている。Table 4-4およびFig.4-4(a)~(c)より、 T_{cr} を直接推定する三つの推定方法では、CENチャート方式が最も精度良く T_{cr} を推定していることがわかる。CENチャート方式では、例えば、板厚を50mm未満に限定した場合(試験No.1~19)、推定値と実験値が最も大きく異なったのは試験No.18の 38°C であり、ほとんどの場合が $\pm 25^\circ\text{C}$ 以内の差にとどまっている。それに対し、AWS-D1.1では、例えば、試験No.10のように、推定結果と実測値が 100°C 以上はなれていたり、あるいは、水素量の影響について、鋼材B(試験No.4~7)のように実験値を良く推定する場合もあれば、鋼材D(試験No.10~13)の

ように、実験値をあまり推定できない場合もある。AWS-D1.1では、(4-4)式で決定されるSIの値を、8つのグループに分類して T_{cr} を推定する方法を採用しているが、このグループ分けが充分ではないため、鋼材Bのように良く推定できる場合もあれば、鋼材Dのようにあまりよく推定できない場合も生じてくると考えられる。

BS-5135は実施工における予熱温度を推定する評価方法であるため、本章における実験結果と必ずしも比較はできない。しかし、Fig. 4-4(a)から、前項の試験結果とBS-5135の推定結果の間により相関があるとは考えにくい。例えば、鋼材Bで水素量を変化させた場合でも、BS-5135の推定結果ではその影響が反映されておらず、すべて予熱無しで溶接ができるという推定をしている。Y形溶接割れ試験は、実施工より厳しい条件での試験であるため、推定結果と実験結果が一致しないことは特に問題ない。しかし、鋼材Bを水素量40ml/100gの条件で溶接した試験No.7の場合のように、Y形溶接割れ試験で限界予熱温度が150℃である場合でも実施工で予熱無しで溶接可能であるとは考えにくい。なお、CENチャート方式では、試験No.7の場合の推定結果は153℃であり、実施工の限界予熱温度は95℃と推定している。また、鋼材Dについては、水素量1ml/100gで試験した試験No.10では、予熱無しで割れは発生しなかった。しかし、同じ鋼材Dで水素量5ml/100gで試験を行った試験No.12では、150℃予熱をしなければ割れを防ぐことができない。BS-5135による推定結果では水素量1ml/100gでも5ml/100gでも限界予熱温度は125℃であるが、これはBS-5135では水素量1ml/100gでも5ml/100gでも同じ水素スケールに分類されているため、このため、水素量を1ml/100gから5ml/100gに変化させたときの影響は推定結果に反映されない。

入熱量の影響を見た試験No.12、14では、BS-5135の場合、入熱量を1.7kJ/mmから3.2kJ/mmまで増加させることにより T_{cr} は125℃から予熱なしになると推定している。実験データからは、3.2kJ/mmの場合でも100℃予熱が必要であり、BS-5135では、入熱量の影響が、過大に評価される傾向にあることがわかる。また、AWS-D1.1では入熱量を考慮していないため、両者に対して同一の推定結果を与えている。CENチャート方式では、入熱量の影響を良く説明していることがわかる。

Fig. 4-4(d)は、JSSC方式による推定結果と実験結果の比較を示している。JSSC方式は、他の三方式と異なり限界冷却時間 $(t_{100})_{cr}$ を推定する。Table 4-4とFig. 4-4(d)を用いてJSSC方式と実験値を比較すると、特に水素量40ml/100g(試験No.3、7、9)で実験値と大きく異なり、 $(t_{100})_{cr}$ の推定値が非常に長い値になっていることがわかる。この傾向は、鋼材にはよらない。また、水素量13ml/100g(試験No.2、6、8、13、15~19)でも、推定値の方が実測値より長くなる傾向にある。すなわち、JSSC方式は、高水素量側で問題が生じる傾向にある。一方、水素量5ml/100gの場合(試験No.1、5、12、14)は、実測値と推定値は良く一致して

いる。JSSC方式で水素量13、40ml/100gが実測値に比べ非常に長い推定結果となった理由としては、(4-7)式という水素量の影響を線形記述している P_w を採用しているためと考えられる。次に、板厚を10mmまで減厚した場合(試験No.13、15、16~19)について考察すると、大きな問題が存在することがわかる。例えば、板厚10mmのY形溶接割れ試験では、250℃予熱をしても、表面熱放散の効果が大きいため、100℃までの冷却時間 t_{100} は、1400sにも満たない。このことは、 $(t_{100})_{cr}$ が1400s以上の場合は、直後熱を行わなければ割れが防げないことを意味しているが、板厚10mmの試験No.15、17、19の推定 $(t_{100})_{cr}$ は全て1400s以上、すなわちJSSC方式は直後熱を要求していることになる。実験結果は、 T_{cr} がそれぞれ150℃、100℃、50℃であった。一方、試験No.15と板厚のみ異なる試験No.13では $(t_{100})_{cr}$ が4403sと長い。板厚が40mmであるため、250℃予熱で割れを防ぐことが可能である、という推定結果になっている。このように、JSSC方式では、板厚が低くなると限界予熱温度が高くなるという推定を生じる傾向があることを示している。他の三方式では、限界予熱温度 T_{cr} を直接推定しているためこのような現象は生じない。この問題は、板が薄くなった場合、表面熱放散の影響のため、予熱温度を上げてても t_{100} があまり長くはならないが、 P_w の値によっては、 $(t_{100})_{cr}$ の予測値が長くなり、予熱温度に計算し直すと、実際より高い予熱温度になる場合もあるため、水素量の線形記述や用いた炭素当量などの問題ではなく、冷却時間 t_{100} を用いる方法の特有な問題と考えることができる。一方、鋼材D(試験No.20~22)に対して、ガスバーナー加熱による不均予熱の場合、均熱の場合より50℃以上高い予熱温度が割れ防止のために必要であるという実験結果が得られているが、 t_{100} をもちいてこの現象を説明することができる。したがって、冷却時間 t_{100} は、薄板の場合でその適用に問題があるものと考えられる。

(3) CENチャート方式の修正

前項の実験結果と四つの予熱温度推定方法の推定結果を比較することにより得られたことをまとめる。

1) 水素量の影響は、対数スケールで記述する方が線形スケールで記述するより適切である。これは、Fig. 4-3のように、水素量とY形溶接割れ試験結果を比較することにより判断することができる。また、対数スケールを採用しているCENチャート方式やAWS-D1.1の推定結果が、線形スケールを採用しているBS-5135やJSSC方式の推定結果より、水素量を変化させたときの実験データとより一致を示していることから判断することができる。

2) 限界冷却時間 $(t_{100})_{cr}$ を予測するJSSC方式は、板厚が薄い場合、板厚が厚い場合より高い限界予熱温度を推定する場合がある。板が薄くなると熱伝導における表面熱放散効果により予熱温度を高く設定しても冷却時間 t_{100} があまり長く

ならないという特徴がある。しかし、JSSC方式では、(4-7)式における P_w の値によっては、 $(t_{100})_{cr}$ が250℃予熱を行ったときの t_{100} より長くなり、実際の限界予熱温度より高い限界予熱温度を推定する場合がある。このため、板が薄い場合、パラメータとして t_{100} を用いるのは、適用上問題があるものと考えられる。

3) 板厚を50mm以下に限定した場合、限界予熱温度を最もよく推定できた評価方法はCENチャート方式であった。これを用いると、限界予熱温度はほぼ±25℃の誤差範囲内で推定が可能である。

板厚が100mm以上の場合の限界予熱温度については、CENチャート方式に次のような修正を加えることで推定が可能となる。

CENチャート方式では板厚が75mmを上回る場合は、限界予熱温度は板厚に依存しない(Fig.A4-1参照)。これは、75mm以上ではy形溶接割れ試験体の拘束度はほぼ一定であると考えていることからくる。しかし、板厚が75mm以上の範囲でも冷却時間 t_{100} の板厚依存性は存在する。この板厚依存性を導入するため、CENチャート方式の適用を板厚75mm以下と限定し、板厚が75mmを上回る場合は、冷却時間 t_{100} が75mmの場合の限界冷却時間 $(t_{100})_{cr}$ になるような予熱温度を推定値として採用することにする。これは、板厚が75mm以上では冷却時間 t_{100} をパラメータとして用いることを意味する。この方法を用いると、100mm板厚の鋼材G(試験No.20)の推定値は160℃となる。この修正を採用しない場合は、実験値との差は50℃以上あるのに対し、修正後は実験値との差は35℃にまで縮小する。

以上、本項では、水素量の影響が対数的である、 t_{100} をパラメータとする方法では板が薄い場合には問題がある、CENチャート方式を修正すれば板厚100mmまでの限界予熱温度を推定することが可能である、などの結論を得た。しかし、本項では、水素量の影響がなぜ対数的なのか、という問題は明らかになっていない。また、 t_{100} の適用限界があることがわかったにもかかわらず、CENチャート方式を修正するときこれをパラメータとして採用しているため、 t_{100} の適用限界とその理由について明らかにする必要がある。次節では、これら低温割れ要因に対する論理的考察を加える。

4.5 水素量と冷却時間 t_{100} に関する基本的考察

前節では、水素量の影響と冷却時間 t_{100} に対する実験的検討を行い、水素量の影響は対数的である、冷却時間 t_{100} は薄板の場合適用上問題がある、など結論を得ることができた。しかし、前節の検討のみでは、これら要因の本質的理解は不十分である。本節では、水素量と t_{100} に対し、より基本的考察を加えることを目的とする。

4.5.1 水素量の影響

本項では、低温割れ感受性に対する水素の影響を、水素拡散の観点から解析を試みる。

(1) 割れ指数について

前節において実験結果と比較した四つの低温割れ評価方法では、(4-4)式や(4-7)式のように、炭素当量と水素量の項を加え合わせた、いわゆる割れ指数 F で予熱温度が決定されると考えていることがわかる。

$$F = CE + f(H_d) \quad (4-9)$$

なお、本項では、水素量の影響を考察しているため、(4-9)式においては、炭素当量と水素量以外の低温割れ要因は一定と仮定している。BS-5135やCENチャート方式においても、水素量に応じて炭素当量を増減させたりしているため、JSSC方式やAWS-D1.1のように割れ指数そのものを計算する必要はないが、(4-9)式のように、炭素当量の水素量の影響を加えて限界予熱温度を決定していることがわかる。

(4-9)式の意味するところは次のように考えることができる。

低温割れが発生する部分の局所的な残留応力を σ_L とする。このとき、低温割れが発生するかどうかは、残留水素濃度 H_R に依存する。Fig.4-5はこの関係を示した図である。Fig.4-5は、横軸に H_R 、縦軸に σ_L をプロットした図であり、図中の曲線は低温割れ発生領域と割れなし領域の境界線を意味する。境界線上の σ_L と H_R の関係は、鋼材組成、すなわち炭素当量に依存する。 H_R は、溶接金属中の拡散性水素量 H_d に比例する量であるため、 H_R と σ_L の関係は H_d と σ_L の関係と考えることも

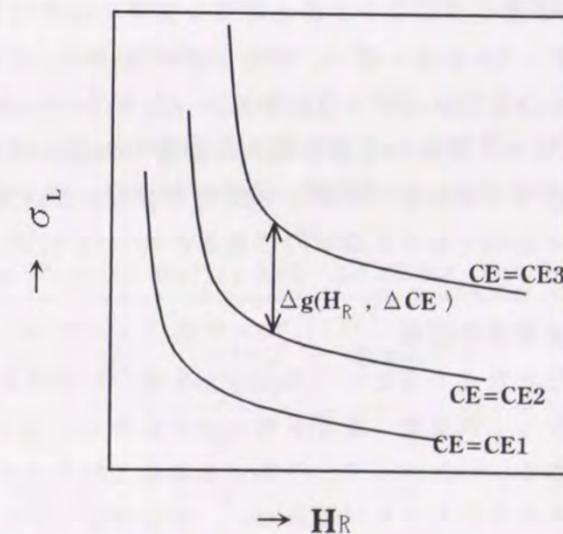


Fig.4-5 Relation between local residual stress and diffusible hydrogen content

できる。ここで、 σ_L は、炭素当量が一定ならば

$$\sigma_L = f(H_R) \quad (4-10)$$

と表現することができる。炭素当量CEの依存性も考慮する場合は、この効果を $g(CE, H_R)$ で表現すると、

$$\sigma_L = f(H_R) + g(CE, H_R) \quad (4-11)$$

となる。 $g(CE, H_R)$ は、炭素当量CEが変化するとき、Fig. 4-5における $\sigma_L - H_R$ 曲線の変化量を表す関数であると考えることができる。すなわち、炭素当量CEが変化するとき $\sigma_L - H_R$ 曲線も変化するが、その変化量は、(4-11)式における $g(CE, H_R)$ の変化量 $\Delta g(\Delta CE, H_R)$ に等しい。残留応力 σ_L が一定という条件では(4-11)式は、

$$f(H_R) + g(CE, H_R) = \text{一定} \quad (4-12)$$

となる。もし、(4-12)式の左辺第二項がCEのみの関数であるならば、(4-12)式の左辺は、より単純なCEと H_R の関数の一次結合に表現しなおすことができる。すなわち、

$$CE + f'(H_R) = \text{一定} \quad (4-13)$$

となる。 $g(CE, H_R)$ がCEのみの関数であるということは、CEが変化するときの $\sigma_L - H_R$ 曲線の変化量が H_R に依存しないため、Fig. 4-5において、 $CE = CE_1$ の場合における $\sigma_L - H_R$ 曲線を平行移動すれば $CE = CE_2$ の場合における $\sigma_L - H_R$ 曲線になることを意味する。 H_R と σ_L の関係は H_d と σ_L の関係と考えることもできるため、(4-13)式の第二項をあらためて $f(H_d)$ とおき、(4-13)式の左辺を割れ指数 F と考えれば(4-9)式となる。前節の四つの低温割れ評価方法は、(4-9)式で表される割れ指数で実用上充分と判断しているものと考えられる。また、実験結果と比較した前節の結論から、CENチャート方式で限界予熱温度を実用上十分な精度で推定できることがわかっているため、本項では、(4-9)式を用いて解析を進めていく。なお、BS-5135では、CEが CE_{IIW} 、AWS-D1.1とJSSC方式ではCEが P_{cm} 、CENチャート方式ではCEがCENに対応する。また、 $f(H_d)$ が H_d の定数倍なら水素量の影響は線形的で、 $f(H_d)$ が $\log(H_d)$ の定数倍なら水素量の影響は対数的である、ということの意味するため、水素量の影響が対数的であるか線形的であるかは、(4-9)式における $f(H_d)$ を調べなければならない。

(2) 対数的影響の妥当性の証明

予熱を行って低温割れを防止するという考えは、水素の拡散係数が大きい100℃以上の高温に溶接部を保持して溶接部の温度が割れ発生温度域になる前に水素量を低減するという考えである。したがって、予熱と水素量の関係を考えるためには、水素拡散に対する解析から行わなければならない。水素濃度を H とすると、拡散方程式は、

$$\frac{\partial H}{\partial t} = \text{div}(D \text{grad}(H)) \quad (4-14)$$

で表される。 D は水素の拡散係数で、温度に依存し、温度は場所に依存するため右辺はラプラシアン形になっていない。溶接金属中に、溶接材料、湿度等で決定される水素量が溶接直後に投与されたとし、そのときの水素量を H_0 とする。

$\Theta = H/H_0$ とおけば、(4-14)式は、以下ようになる。

$$\frac{\partial \Theta}{\partial t} = \text{div}(D \text{grad}(\Theta)) \quad (4-15)$$

(4-15)式の解を $\Theta(x, y, z, t)$ とおくと、

$$H = H_0 \cdot \Theta(x, y, z, t) \quad (4-16)$$

となる。溶接部が100℃以下になったときの水素濃度を残留水素濃度 H_R と記述する。予熱を行うことは、この H_R を低減することに他ならない。 H_R は(4-16)式で $t = t_{100}$ を代入すると得られる。すなわち

$$H_R = H_0 \cdot \Theta(x, y, z, t_{100}) \quad (4-17)$$

(4-17)式において、座標 (x, y, z) は、割れが発生するルート部の座標である。また $t = t_{100}$ のときの H を H_R とここで定義した。これは、JSSC方式などこれまで低温割れ感受性を評価する方式で主としてこの冷却時間が用いられているため、本論文では $t = t_{100}$ の時の H を残留水素としているが、以降の議論は必ずしも100℃にこだわる必要はなく、例えば80℃までの冷却時間 t_{80} などを用いても同様な議論が可能となる。ここでの議論における重要な仮定は、ある冷却時間(例えば t_{100})で H_R が決定されるという仮定である。同じ理由により、冷却時間ではなくMacParlenら⁹⁶⁾が初めて用い、寺崎ら^{97), 98)}が詳しい計算を行った熱因子、 $\sum D \Delta t$ を用いても同様な議論が可能である。

ここで、Table 4-5に示す、ある条件下で割れ試験を行った場合の四つのケースを考える。すなわち、炭素当量が異なる二つの鋼材、鋼材1および鋼材2に対し、二種類の水素量を持つ溶接材料で割れ試験を行った場合を考える。鋼材1の炭素当

Table 4-5 Case Study to analyze hydrogen effect on cold cracking

Steel Number	Carbon Equivalent	Hydrogen Content (ml/100g)	Critical Preheat Temperature (°C)	Critical Cooling Time (t_{100})
1	$(Ceq)_1$	2	50	$(t_{100})_a$
1	$(Ceq)_1$	4	100	$(t_{100})_b$
2	$(Ceq)_2$	5	50	$(t_{100})_a$
2	$(Ceq)_2$	10	?	?

量を $(Ceq)_1$ とし、鋼材2の炭素当量を $(Ceq)_2$ とおいた。さらに、鋼材1では水素量 $2\text{ml}/100\text{g}$ および $4\text{ml}/100\text{g}$ 、鋼材2では水素量 $5\text{ml}/100\text{g}$ および $10\text{ml}/100\text{g}$ で割れ試験を行ったとする。なお、ここでも、拘束度など他の要因は全て一定として考察からは除いている。鋼材1において、割れ防止限界予熱温度がそれぞれ 50°C 、 100°C となったとし、そのときの 100°C までの冷却時間はそれぞれ $(t_{100})_a$ 、 $(t_{100})_b$ であったとする。また、鋼材2において、水素量 $5\text{ml}/100\text{g}$ の場合で限界予熱温度が 50°C であったとする。このとき、鋼材2を $10\text{ml}/100\text{g}$ の水素量で割れ試験を行った場合、限界予熱温度はいくらになるであろうか。(4-17)式より、割れが発生しない限界残留水素濃度は、各鋼材に対し

$$H_R(\text{鋼材1}) = 2 \cdot \Theta(x, y, z, (t_{100})_a) = 4 \cdot \Theta(x, y, z, (t_{100})_b) \quad (4-18)$$

$$H_R(\text{鋼材2}) = 5 \cdot \Theta(x, y, z, (t_{100})_a) \quad (4-19)$$

となる。(4-18)式、(4-19)式より

$$H_R(\text{鋼材2}) = 10 \cdot \Theta(x, y, z, (t_{100})_b) \quad (4-20)$$

となる。(4-20)式から、鋼材2を水素量 $10\text{ml}/100\text{g}$ で溶接した場合の、限界冷却時間 $(t_{100})_c$ は $(t_{100})_b$ であることがわかった。 $(t_{100})_b$ は 100°C 予熱をした場合の t_{100} であることから、鋼材2においては、 $10\text{ml}/100\text{g}$ の水素量で溶接した場合、 100°C 予熱を行えば割れが防げることを意味する。次に、この結果を用いて(4-9)式の割れ指数 F を、水素量が対数記述される場合と線形記述される場合とで比較してみる。対数記述されると仮定すると、 $f(H_d) = A \cdot \log(H_d)$ となる。ここに、 A は定数である。限界予熱温度が 50°C 予熱の場合、すなわち、鋼材1を水素量 $2\text{ml}/100\text{g}$ で溶接した場合と、鋼材2を水素量 $5\text{ml}/100\text{g}$ で溶接した場合では、(4-9)式の F は同じ値となるため、次式が成り立つ。

$$(Ceq)_1 + A \cdot \log(2) = (Ceq)_2 + A \cdot \log(5) \quad (\text{for } 50^\circ\text{C}) \quad (4-21)$$

100°C 予熱の場合も同様に、

$$(Ceq)_1 + A \cdot \log(4) = (Ceq)_2 + A \cdot \log(10) \quad (\text{for } 100^\circ\text{C}) \quad (4-22)$$

が成り立たなければならない。(4-21)式、(4-22)式より

$$(Ceq)_1 - (Ceq)_2 = A \cdot \log(5/2) = A \cdot \log(10/4) \quad (4-23)$$

が得られる。すなわち、水素量の影響を対数記述することに関して特に矛盾が生じないことがわかった。線形記述されると仮定すると、 $f(H_d) = B \cdot H_d$ となる。ここに、 B は定数である。限界予熱温度 50°C 、 100°C それぞれの場合に対し、(4-9)式の F は同じ値となる。したがって、

$$(Ceq)_1 + B \cdot 2 = (Ceq)_2 + B \cdot 5 \quad (\text{for } 50^\circ\text{C}) \quad (4-24)$$

$$(Ceq)_1 + B \cdot 4 = (Ceq)_2 + B \cdot 10 \quad (\text{for } 100^\circ\text{C}) \quad (4-25)$$

が成り立たなければならない。(4-24)式、(4-25)式から

$$(Ceq)_1 - (Ceq)_2 = B \cdot 3 \quad (4-26)$$

$$(Ceq)_1 - (Ceq)_2 = B \cdot 6 \quad (4-27)$$

が得られるが、(4-26)式、(4-27)式は互いに矛盾している。すなわち、線形記述を仮定すると矛盾する結果が得られることがわかった。この結果から、水素量の影響は、線形記述より対数記述の方がより妥当であることが明らかになった。

以上得られた結論は、水素拡散における、水素濃度に対する線形性((4-16)式)に起因することがわかる。また、上記議論では対数記述と線形記述の比較のみ検討しているが、(4-9)式の $f(H_d)$ は、 $\log(H_d)$ の定数倍という関数形であることを証明することが可能である(補A4-2参照)。したがって、低温割れ感受性評価方法では、水素量の影響は対数的に記述すべきであることがわかる。

4.5.2 冷却時間 t_{100} の有効性

前節では、冷却時間 t_{100} をパラメーターとするJSSC方式の推定は、薄板の場合、予熱温度を上げて t_{100} があまり長くないため、不必要に高い予熱温度を推定する傾向があることを指摘した。一方、推定精度のよかったCENチャート方式においては、板厚 100mm の場合、 t_{100} をパラメーターとして導入することにより、推定精度を上げることが可能であることがわかった。これらのことより、冷却時間 t_{100} の適用限界について考察する必要性が生じてきた。

(1) 残留水素を計算するための水素拡散モデル

4.5.1項では、残留応力 σ_L と残留水素濃度 H_R で決まる曲線で、割れ発生領域と割れなし領域の境界線が決定されるとした。本項では、残留水素濃度を以下に示す簡単なモデルで計算し、板厚の影響を調べてみる。Fig.4-6は、 y 形溶接割れ試験体に溶接ビードを試験体中心部分においたときの水素拡散モデルを示している。なお、このモデルでは開先の影響を無視している。このときの境界条件は、

$$H=0 \quad (4-28)$$

となる。すなわち、表面まで拡散してきた水素は、直ちに外へ放出するとする。Fig.4-6に対する(4-14)式の解は、第2章で議論したModel IIの解のもととなった、(2-37)式、(2-38)式を用いることにより導くことができる。境界条件(4-28)式は、Newtonの冷却則で、表面熱放散係数 α が無限大(したがって、 $h = \alpha/\lambda$ が無限大)となった場合に対応する。よって、

$$\tan(u_n) = \tan(v_m) = \tan(w_s) = 0 \quad (4-29)$$

$$\therefore u_n = n\pi, v_m = m\pi, w_s = s\pi \quad (n, m, s = 1, 2, 3, \dots) \quad (4-30)$$

となる。また $h \rightarrow \infty$ であるため、

$$\cos\left(\frac{u_n}{a}d\right) + \frac{a \cdot h}{u_n} \sin\left(\frac{u_n}{a}d\right) \rightarrow \frac{a \cdot h}{u_n} \sin\left(\frac{u_n}{a}d\right) \quad (4-31)$$

などの極限操作を行い、また、 $Q/\rho c_p$ を初期水素量 H_0 とみなすと、水素拡散モデルFig.4-6の解が直ちに求まる。すなわち、

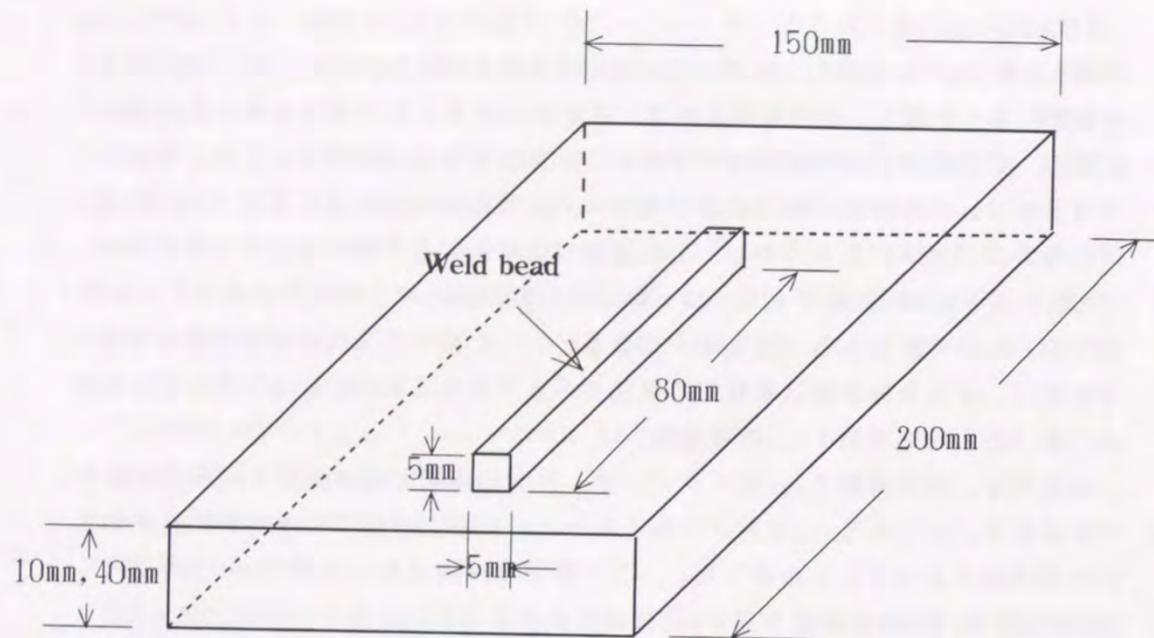


Fig.4-6 Model for analyzing residual hydrogen at weld root
(Hydrogen is initially distributed in weld bead)

$$\begin{aligned}
 H(x, y, z, t) = & \frac{8H_0}{\pi^3 \cdot l_1^2 \cdot l} \sum_{n=1}^{\infty} \frac{1}{n} \sin\left(\frac{n\pi}{2}\right) \sin\left(\frac{n\pi}{a} l_1\right) \exp\left(-F_T \frac{n^2 \pi^2}{a^2}\right) \sin\left(\frac{n\pi}{a} x\right) \\
 & \times \sum_{m=1}^{\infty} \frac{1}{m} \sin\left(\frac{m\pi}{2}\right) \sin\left(\frac{m\pi}{a} l_1\right) \exp\left(-F_T \frac{m^2 \pi^2}{b^2}\right) \sin\left(\frac{m\pi}{b} y\right) \\
 & \times \sum_{s=1}^{\infty} \frac{1}{s} \sin\left(\frac{s\pi}{2}\right) \sin\left(\frac{s\pi}{a} l\right) \exp\left(-F_T \frac{s^2 \pi^2}{c^2}\right) \sin\left(\frac{s\pi}{c} z\right)
 \end{aligned} \quad (4-32)$$

となる。なお、(2-37)式では熱拡散係数が κ と表記されているが、水素の拡散係数 D は温度依存が大きいので、 $D \cdot t$ にあたる部分を熱因子(第1章、(1-14)式)に置き換えている。(4-32)式では、熱因子を F_T と表示した。

Fig.4-7は、横軸に F_T をとり、縦軸に $t=0$ の水素濃度との比をプロットした図である。計算した座標は、 $x=\frac{a}{2}+l_1$ 、 $y=\frac{b}{2}+l_1$ 、 $z=\frac{c}{2}$ であり、y形溶接割れ試験体を考えているため、 $b=150\text{mm}$ 、 $c=200\text{mm}$ とおいた。また、 l_1 は、溶接ビード幅の半分であるが、溶接ビードは5mmあると仮定し、2.5mmとした。 l は溶接ビード長さの半分であるがこれは40mmとおいた。

(2) 冷却時間 t_{100} の適用範囲

Fig.4-7より、板が薄くなると、例えば、10mm板厚の場合や7.5mm板厚の場合で

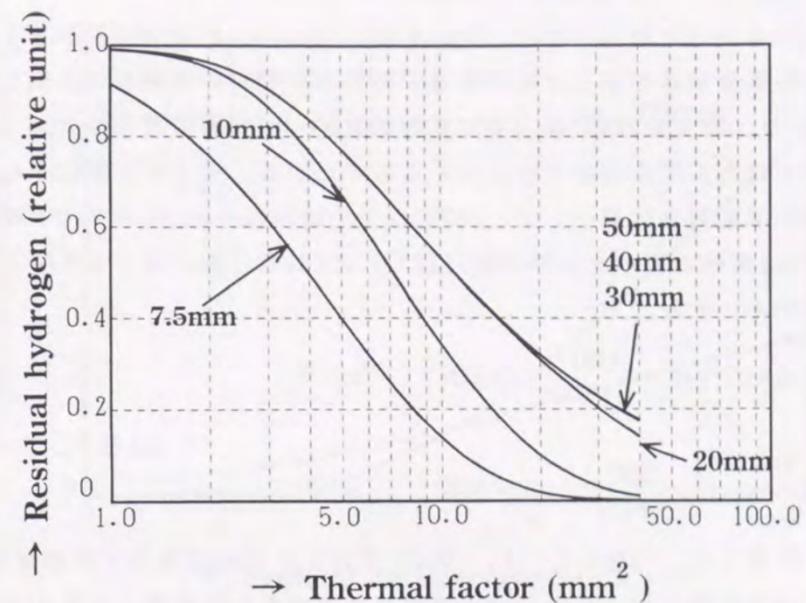


Fig.4-7 Residual hydrogen at weld root with varying thermal factor and plate thickness

は、熱因子が同じでも20mm板厚やそれ以上の板厚の場合より水素濃度が低くなっていることがわかる。これは、表面からの水素放出に起因するものである。この影響は、板が厚くなるほど小さくなる。逆に、板厚が20mm以上では、板厚の影響は小さいことがわかる。Fig.4-7より、同じ熱因子でも、板厚が異なると残留水素が異なると判断でき、特に、薄板ほど残留水素が低くなる傾向にあるため、薄板の場合は熱因子 F_T は小さくても残留水素を低減することができることになる。これは、 F_T と相関の強い t_{100} にも言えることで、この影響を考慮せず $(t_{100})_0$ を決定すると非現実的な予熱温度を推定してしまうことになりかねない。

Fig.4-7からは、前節で問題視した10mm板厚の場合で、残留水素が他の板厚の場合(特に20mm以上)に比べて低くなり始めるのは、 F_T が 2.5mm^2 以上からであることがわかる。そこで、板厚10mmおよび40mmのy形溶接割れ試験の場合において、 F_T の値を具体的に計算してみる。 F_T の値を計算するためには、熱履歴と水素の拡散係数が必要であるが、熱履歴に関しては第2章の結論を利用すると直ちに得られる。水素の拡散係数については、以前寺崎ら^{97),98)}は F_T を計算するときJohnson、Hill¹⁰²⁾の実験データを用いていたが、このデータでは室温(30℃)の値は $3 \times 10^{-5} \text{mm}^2/\text{s}$ となる。一方、奥村ら^{49),111)}は種々の再現熱サイクル材と母材における水素拡散係数を測定したが、それによると再現熱サイクル材では $1 \sim 4 \times 10^{-4} \text{mm}^2/\text{s}$ と約1桁大きい値を示している。なお、この差は、温度が高くなる

に従い小さくなると考えられる。Fig. 4-8は、Volks, Alfeld¹⁰⁰⁾がまとめた水素拡散係数の温度依存性を示した図である。図には、奥村の実験値の範囲も示した。Fig. 4-8より、温度が200℃以上では拡散係数Dのデータのばらつきが小さいが、それ以下ではだんだん大きくなっていくのがわかる。そこで、熱因子 F_T を計算するための水素拡散係数Dとして、200℃以上ではFig. 4-8のデータの平均値を、200℃以下では奥村のデータの平均値(30℃)と200℃におけるデータを直線補間した値を用いる。すなわち、

$$D = 7.5 \times 10^{-2} \exp\left(-\frac{1220}{T+273}\right) \quad (\geq 200^\circ\text{C}), \quad [\text{mm}^2/\text{s}]$$

$$D = 5.54 \times \exp\left(-\frac{3225}{T+273}\right) \quad (< 200^\circ\text{C}), \quad [\text{mm}^2/\text{s}]$$

(T : 温度 [°C]) (4-33)

を用いて計算した。Fig. 4-9には、10mm板厚および40mm板厚のy形溶接割れ試験片に1.7kJ/mmの溶接を行ったときの予熱温度に対する F_T を計算したものである。 F_T の計算は500℃から100℃の温度範囲で行った。予熱は、均熱予熱の場合を考えた。Fig. 4-9より、熱因子 F_T は10mm板厚では7.5mm²/s以下の範囲、40mm板厚では17mm²/s以下の範囲にあり、この値はFig. 4-7からわかるように、水素拡散における

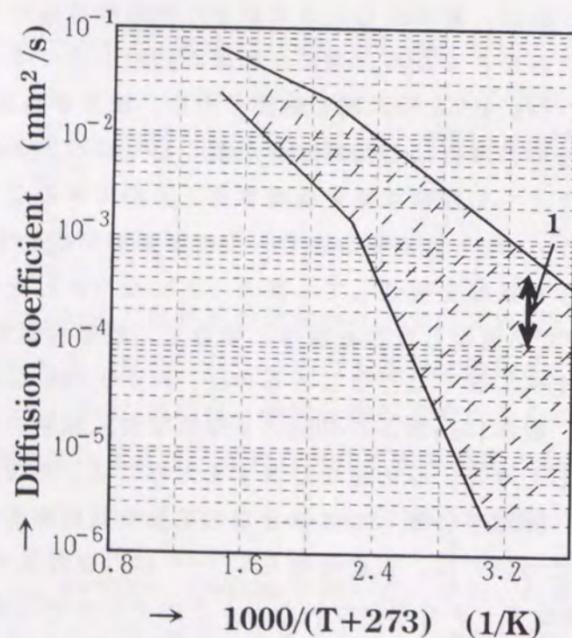


Fig. 4-8 Diffusion coefficient of hydrogen in steel
(1: experimental data from ref.111)

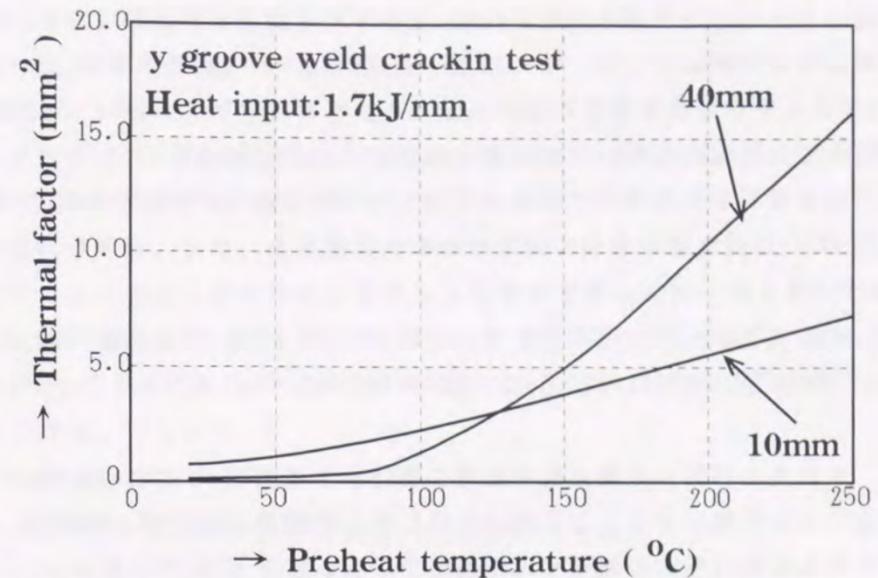


Fig. 4-9 Thermal factor and preheat temperature of y groove weld cracking test with 10mm and 40mm thickness
(Heat input is 1.7kJ/mm)

表面効果が顕著になる範囲にある。予熱温度が共に250℃であり10mm板厚で $F_T = 7.5\text{mm}^2/\text{s}$ の場合と40mm板厚で $F_T = 16\text{mm}^2/\text{s}$ の場合、Fig. 4-7より相対残留水素量は共に約0.4であり、熱因子 F_T が2倍の差があってもこのモデルにおいては残留水素量は同じ程度まで低減されていることがわかる。

このように、板が薄くなると、板表面から水素放出の効果が無視できなくなり、 t_{100} や F_T を板厚が異なる場合に対して適用することが難しくなることがわかる。また、Fig. 4-7から、板厚が20mm以上の場合は、水素拡散における表面効果をあまり考慮しなくてもよいこともわかった。したがって、前節で、CENチャート方式を100mm板厚まで適用できるように板厚75mm以上の範囲に対し t_{100} をパラメータとして導入する方法は、問題のない方法であることも確認することができた。

以上の検討結果から、前節でCENチャート方式に修正を加えた方法が最も妥当な予熱温度推定方法であると結論することができる。

4.6 結言

本章では、HAZ低温割れ感受性を種々の鋼材、溶接条件にて調べ、これまで報告されている割れ防止予熱温度推定方法の推定結果と比較検討した。そして、低温割れ要因のうち、特に、水素量の影響および冷却時間 t_{100} の有効性という観点から議論を進めてきた。本章で得られた結果を以下に示す。

1) y形溶接割れ試験を用いて得られた割れ防止限界予熱温度を用いて、こ

れまで報告されてきた予熱温度推定方法 (BS-5135、AWS-D1.1、JSSC方式、CENチャート方式) を比較検討した。その結果、板厚50mm以下で均熱予熱を行った場合では、CENチャート方式が最も精度が良かった。冷却時間 t_{100} を用いる方法は、薄板の場合で非現実的な高い予熱温度を推定する傾向にある。

2) ガスパナーを用いた不均一予熱を行った場合などの実験結果を説明するためには、 t_{100} などの冷却時間を用いる必要がある。また、板厚が50mmを越える場合はCENチャート方式の推定精度があまり良くなかった。

3) 水素量を変化させ限界予熱温度を調べると、水素量1~40ml/100gの範囲において、水素量の影響は対数記述の方が線形記述より適切であることがわかった。

4) 水素量の影響が対数記述できることは、単に実験データからのみではなく、理論的にも証明できることを明らかにした。対数記述ができる理由は、水素濃度に対する拡散方程式の線形性に起因している。

5) 冷却時間 t_{100} は、異なる板厚に対してはその適用に注意が必要である。その理由は、水素拡散における表面効果が薄板の場合顕著になってくるからであり、特に、板厚が10mmではこの影響が大きくなる。逆に20mm以上の板厚では、この影響を考慮する必要はない。

6) CENチャート方式に修正を加えることで、板厚が100mmの予熱温度も推定が可能となる。これは、CENチャート方式を板厚が75mm以下に場合に限定し、それ以上の板厚の場合に対しては、冷却時間 t_{100} が75mm板厚の場合における限界冷却時間 (t_{100})_{cr} に等しくなる予熱温度をその板厚における限界予熱温度とする方法である。

補A4

A4-1 CENチャート方式

CENチャート方式は、初めにy形溶接割れ試験を行ったときの割れ防止限界予熱温度を決定する。このとき標準条件として、水素量5ml/100g (ガスクロ法による測定)、入熱量1.7kJ/mmを採用している。このときの板厚ごとの割れ防止限界予熱温度と炭素当量CENの関係を実験的に定めたのがFig. A4-1である。CENチャート方式では、Fig. A4-1をマスターカーブと呼んでいる。板厚ごとに限界予熱温度を決定しているのは、板厚が異なると拘束度も異なってくるという判断によるものである。

次に、水素量と入熱量が標準条件と異なる場合、その影響を炭素当量の増減に換算するチャートを与えている。これらが、Fig. A4-2とFig. A4-3である。

Fig. A4-2は、水素量の影響を炭素当量の増減 ΔCEN に換算しているが、横軸の水素量の目盛りは対数目盛りであることから、CENチャート方式は水素量の影響を対数で記述していることが理解できる。Fig. A4-3は、入熱量の影響であるが、この影響は炭素当量 $CE(IW)$ の値によって異なってくるのが読み取れる。この理由は、 $CE(IW)$ は焼入性炭素当量 (第3章における CE_{HARDEN} など) とほぼ同等であることから採用されている。また、入熱量の影響は、 $CE(IW)$ が高い場合ほど ΔCEN の入熱量依存性は小さく設定されている。これは、焼入性が高い場合、HAZのマイクロ組織は焼入性が低い場合ほど影響を受けにくいという判断からくるものである。

以上のチャートより、y形溶接割れ試験における割れ防止限界予熱温度の推定が可能となる。すなわち、

- 1) 鋼材組成よりCENおよび $CE(IW)$ を計算する。
- 2) 水素量より ΔCEN を読みとる (Fig. A4-2)。
- 3) 入熱量より ΔCEN を読みとる (Fig. A4-3)。
- 4) 1)~3)の結果を合計する。
- 5) Fig. A4-1で、横軸の値が4)の値 ($CEN + \sum \Delta CEN$) になる場合の限界予熱温度を読みとる。この値が、y形溶接割れ試験を行った場合の割れ防止限界予熱温度推定値である。
- 6) 実際の溶接施工では、y形溶接割れ試験に比べ拘束度が低いため、予熱温度はさらに低くてよい。どの程度低くできるかは、Fig. A4-4を用いる。Fig. A4-4では、実施工溶接と補修溶接で、採用可能な予熱温度が異なることを意味しているが、これは、補修溶接の場合の方が拘束度が高いという判断からくるものである。

A4-2 水素量の対数的影響の証明

ここでは、Table A4-1にある二つのケース、ケース1とケース2を考える。すなわち、同じ炭素当量 $(Ceq)_1$ を持つ鋼材を、水素量 H_0 の条件と水素量をわずかに変化した水素量 $H_0 + \Delta H_0$ の二条件で低温割れ試験を行った場合、どのような結論が得られるのか考察する。このとき、水素量が H_0 から ΔH_0 だけ変化したとき、割れ防止限界予熱温度 T_{cr} は $(T_{cr})_a$ から $(T_{cr})_b$ へ、限界冷却時間は $(t_{100})_a$ から $(t_{100})_b$ へ変化したとする。このときの残留水素量は限界予熱温度に対する残留水素量であるため、限界残留水素量と考えることができる。それをそれぞれ $(H_R)_1$ 、 $(H_R)_2$ とすると、(4-17)式より、

$$(H_R)_1 = H_0 \cdot \Theta(x, y, z, (t_{100})_a) \quad (A4-1)$$

$$(H_R)_2 = (H_0 + \Delta H_0) \cdot \Theta(x, y, z, (t_{100})_b) \quad (A4-2)$$

となる。(A4-1)式、(A4-2)式とも炭素当量が $(Ceq)_1$ の鋼材に対する限界残留水素

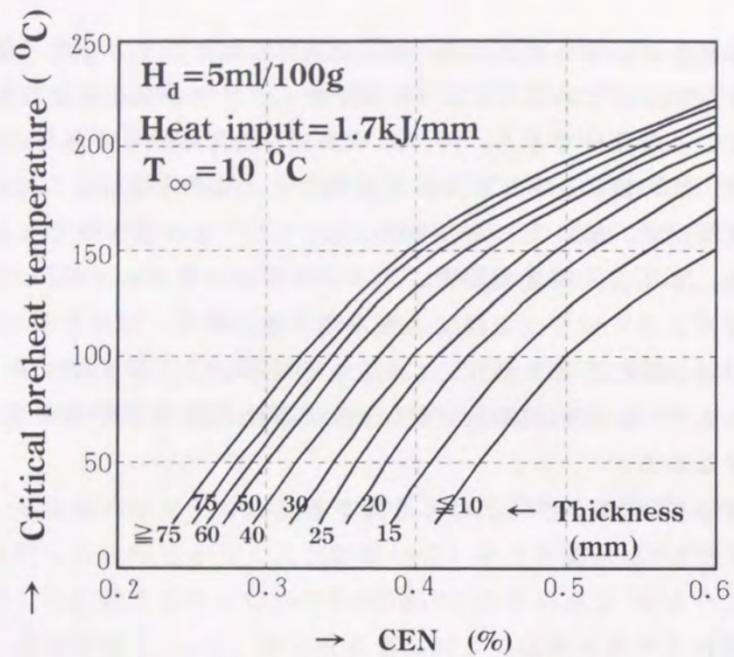


Fig. A4-1 Master curve of CEN chart method
(Critical preheat temperature of y groove
weld cracking tests)

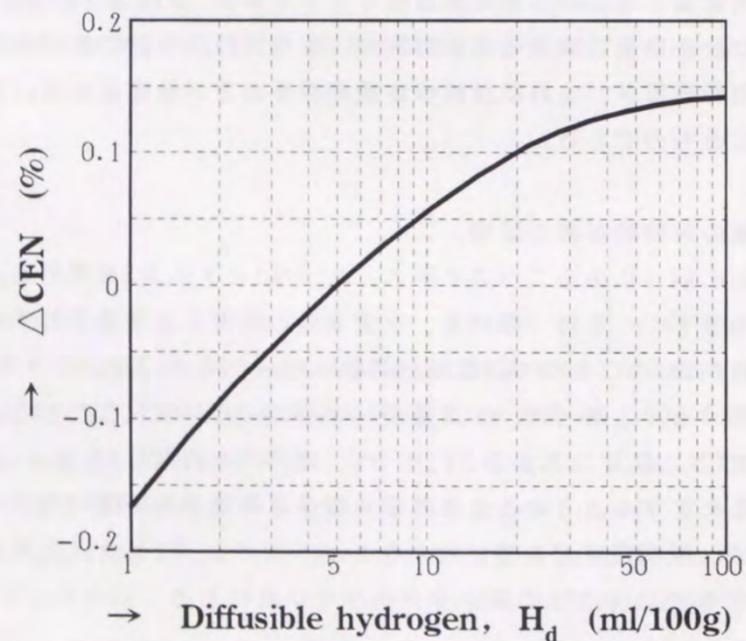


Fig. A4-2 CEN correction depending on weld metal
hydrogen measured by gas chromatographic
method

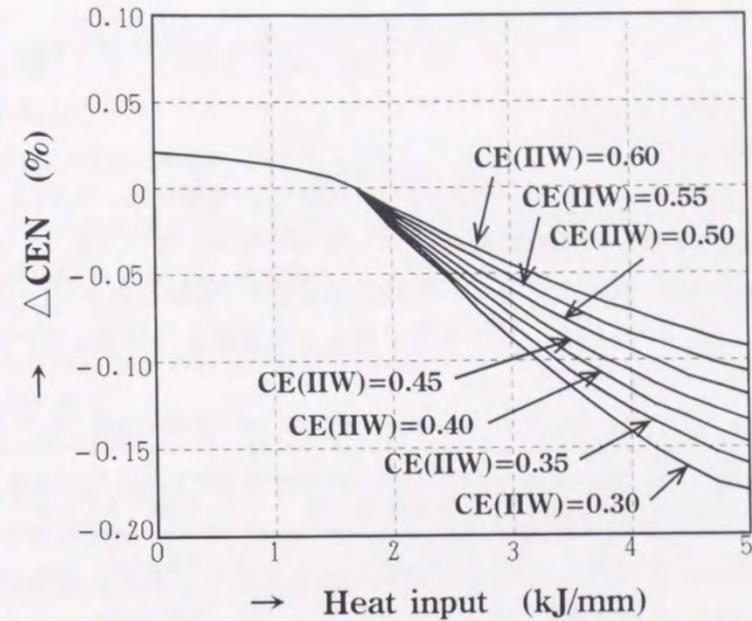


Fig. A4-3 CEN correction depending on weld heat input
and CE(IIW)

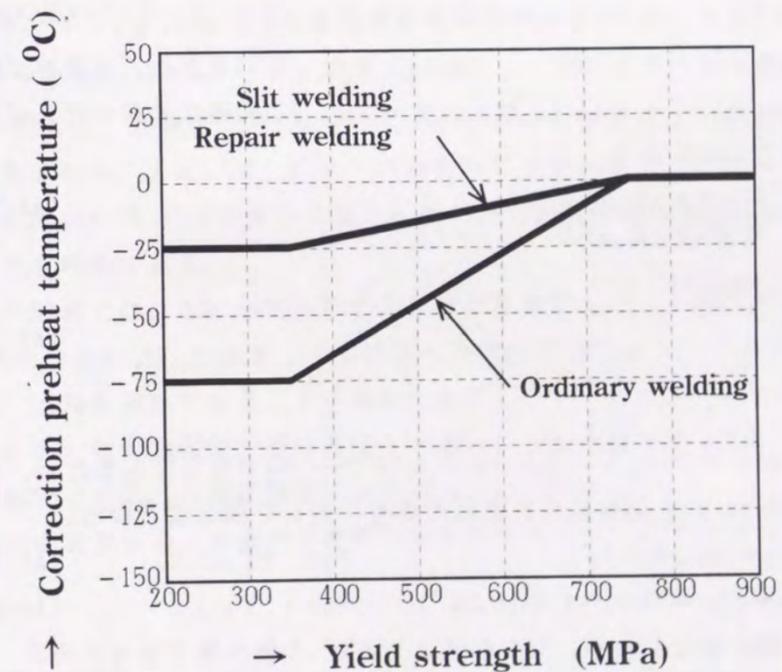


Fig. A4-4 Correction of necessary preheat temperature for
welding practice

量であるためこれらは等しいはずである。すなわち

$$(H_R)_1 = (H_R)_2 \quad (A4-3)$$

$$\therefore \frac{H_0 + \Delta H_0}{H_0} = \frac{\Theta(x, y, z, (t_{100})_a)}{\Theta(x, y, z, (t_{100})_b)} \quad (A4-4)$$

次に、Table A4-1の2ケース、ケース3とケース4について考える。これは、炭素当量が $(Ceq)_2$ の鋼材を用いて割れ試験を行った場合である。ケース3、ケース4は、水素量を H_0' から $\Delta H_0'$ 変化させると、限界予熱温度が $(T_{cr})_a$ から $(T_{cr})_b$ へ、限界冷却時間が $(t_{100})_a$ から $(t_{100})_b$ へ変化することを意味している。ケース1と

Table A4-1 Case Study to analyze hydrogen effect on cold cracking

Case Number	Carbon Equivalent	Hydrogen Content	Critical Preheat Temperature	Critical Cooling Time (t_{100})
1	$(Ceq)_1$	H_0	$(T_{cr})_a$	$(t_{100})_a$
2	$(Ceq)_1$	$H_0 + \Delta H_0$	$(T_{cr})_b$	$(t_{100})_b$
3	$(Ceq)_2$	H_0'	$(T_{cr})_a$	$(t_{100})_a$
4	$(Ceq)_2$	$H_0' + \Delta H_0'$	$(T_{cr})_b$	$(t_{100})_b$

ケース3、ケース2とケース4はそれぞれ限界予熱温度が $(T_{cr})_a$ 、 $(T_{cr})_b$ と同じであるが、炭素当量がそれぞれ $(Ceq)_1$ 、 $(Ceq)_2$ と異なっているため、水素量が異なった値となっている。ケース3、4に対し、ケース1、2と同様な考察を行えば以下の式が成り立つことがわかる。

$$\frac{H_0' + \Delta H_0'}{H_0'} = \frac{\Theta(x, y, z, (t_{100})_a)}{\Theta(x, y, z, (t_{100})_b)} \quad (A4-5)$$

(A4-4)式、(A4-5)式より

$$\frac{\Delta H_0}{H_0} = \frac{\Delta H_0'}{H_0'} \quad (A4-6)$$

が成り立つ。

限界予熱温度がケース1とケース3、ケース2とケース4で同じであるため、割れ指数 F 、すなわち(4-9)式の値はそれぞれの場合に対して同じ値となる。

$$(Ceq)_1 + f(H_0) = (Ceq)_2 + f(H_0') \quad \text{for } (T_{cr})_a \quad (A4-7)$$

$$(Ceq)_1 + f(H_0 + \Delta H_0) = (Ceq)_2 + f(H_0' + \Delta H_0') \quad \text{for } (T_{cr})_b \quad (A4-8)$$

ここで、 ΔH_0 を微小量としたが、(A4-6)式より $\Delta H_0'$ も微小量であるため、 $f(H_0 + \Delta H_0)$ を ΔH_0 で展開するなどして、

$$f(H_0 + \Delta H_0) = f(H_0) + \left(\frac{df(H)}{dH} \right)_{H=H_0} \cdot \Delta H_0 \quad (A4-9)$$

$$f(H_0' + \Delta H_0') = f(H_0') + \left(\frac{df(H)}{dH} \right)_{H=H_0'} \cdot \Delta H_0' \quad (A4-10)$$

となる。(A4-9)式、(A4-10)式を(A4-7)式、(A4-8)式に代入し整理すると、

$$\left(\frac{df(H)}{dH} \right)_{H=H_0} \cdot \Delta H_0 = \left(\frac{df(H)}{dH} \right)_{H=H_0'} \cdot \Delta H_0' \quad (A4-11)$$

が得られる。(A4-11)式に(A4-6)式を代入して

$$\left(\frac{df(H)}{dH} \right)_{H=H_0} \cdot H_0 = \left(\frac{df(H)}{dH} \right)_{H=H_0'} \cdot H_0' \quad (A4-12)$$

が成り立つ。(A4-12)式では、 CE が $(Ceq)_1$ と $(Ceq)_2$ の場合に対する関係式であるが、例えば CE が $(Ceq)_1$ と $(Ceq)_3$ に対しても同様な議論を行うことができ、(A4-12)式と同様な結論を得ることができる。 CE の値は任意にとることができるので、(A4-12)式は、任意の H_0 や H_0' に対して成立することがわかる。すなわち、次式が成り立つ。

$$H \cdot \left(\frac{df(H)}{dH} \right) = C_1 \quad (C_1: \text{定数}) \quad (A4-13)$$

(A4-13)式より、

$$df(H) = C_1 \cdot \frac{dH}{H} \quad (A4-14)$$

$$\therefore f(H) = C_1 \cdot \ln(H) + C_2 \quad (C_2: \text{定数}) \quad (A4-15)$$

(A4-15)式で、定数項 C_2 は、(4-9)式の F における定数項として削除することが可能であるため、 $f(H_a)$ は、 $\ln(H_a)$ の定数倍で表されることがわかった。

なお、(A4-15)式が任意の水素量 H について成立することは、次のように説明することも可能である。

(A4-9)式では、 ΔH_0 が微小量である場合を考察しているが、考えている範囲を $H_0 + \Delta H_0 \sim H_0 + 2\Delta H_0$ に変更しても同様な考察が可能であり、この水素量範囲でも $f(H_a)$ は対数関数であることが導かれる。したがって、 $H_0 \sim H_0 + 2\Delta H_0$ の水素量範囲で $f(H_a)$ は対数関数でなければならない。これを繰り返していくと、任意の水素量範囲で $f(H_a)$ は対数関数で表されることがわかる。

以上の考察から、水素量の影響が対数的であることを証明することができた。

第5章 外気温度とCu析出鋼を考慮した低温割れ感受性評価方法の提案

5.1 緒言

第4章では、これまでに報告されている予熱温度推定方法とy形溶接割れ試験結果を比較検討し、従来の推定方法に存在する問題点として、水素量の影響、冷却時間 t_{100} の適用限界という、すでに知られていた割れ要因の基礎検討に重点をおいた。その結果、水素量是对数的影響であること、冷却時間 t_{100} は、薄板では水素拡散における表面放出の効果のため、適用に限界があることがわかった。また、板厚が20mm以上では、この表面放出の効果を検討する必要がなく、板厚20mmにおける t_{100} の有効性を確認した。

第4章の結論によれば、CENチャート方式^{46)・100)}は、均熱予熱で、かつ板厚50mm以下という条件では、限界予熱温度の推定精度が最も良く、多くの場合、 $\pm 25^\circ\text{C}$ の範囲内で推定が可能であることがわかる。この推定精度は実用上問題ない範囲である。しかし、板厚が100mmの場合には、実際より高い予熱温度を推定する傾向が認められたため、第4章では、75mm以上の板厚に対し、 t_{100} をパラメータとして導入する修正方法を提唱した。この修正方法により、100mm板厚までの限界予熱温度を推定することができる。不均一予熱あるいは局部予熱の場合では、 t_{100} を均一予熱の場合と同等以上にするという方法を適用することにより、実施工で用いられる局部加熱の場合の予熱温度の推定が可能となる。このため、現在考えられている要因(成分または炭素当量、水素量、入熱量、板厚)の範囲内では、この修正CENチャート方式で十分精度良くy形溶接割れ試験における限界予熱温度を推定できることがわかる。

一方、鋼材の使用環境が厳しくなっている現状を考えると、溶接構造物が 0°C 以下の環境で補修溶接を行わなければならない場合も多々有り得るようになってきた。現在の予熱温度推定方法は、外気温度を本質的要因としては扱っていない。JSSC方式⁷⁰⁾のように 100°C までの冷却時間(t_{100})を用いて最終的な予熱温度を決定する方式では、外気温度はこの t_{100} を通して影響することになっているが、 t_{100} さえ正確に把握していれば外気温度は考慮しなくてよい形となっている。BS-5135⁷⁶⁾、AWS-D1.1⁷⁷⁾、CENチャート方式⁴⁶⁾では、外気温度が変化しても予測結果には全く影響しない形となっている。しかし、このような判断は、低温環境下での割れ試験を行った結果からなされたものではなく、外気温度の問題を明らかにすることは重要な問題である。

さらに、従来方式が確立された後も、鋼材の材質的な面からの進展が進んだ。これまでHT780鋼の製造プロセスは焼入れ焼戻しであったが、最近1%Cuを添加

した析出効果を利用したHT780鋼が開発された¹⁰⁵⁾。Cuの析出硬化を利用した鋼材は、古くはA710鋼があり、当時からA710鋼がCE(IIW)や P_{cm} での評価より優れた耐低温割れ感受性があることが指摘されていた¹⁰⁴⁾。Cu析出型HT780鋼は、A710鋼で用いているCu析出硬化を780MPa級鋼材に適用したものである。この鋼材は、析出硬化という、従来の780MPa級高張力鋼である焼入れ焼戻し鋼と異なる冶金現象を利用している。一方、これまでの低温割れを評価する炭素当量であるCE(IIW)、 P_{cm} 、CENは必ずしも析出硬化鋼材の低温割れ試験結果をも考慮して決められたわけではない。第4章、第2節で述べたように、CE(IIW)は焼入性を評価する炭素当量に近い。また、 P_{cm} は必ずしも焼入性炭素当量とは言えないが、これは高張力鋼のHAZのマイクロ組織が主にマルテンサイトになり、かつ、マルテンサイトの硬さが主としてCのみで決定されるためであると考えられることができる。さらに、CENは、CE(IIW)と P_{cm} を結合させた形の炭素当量であるため、これら三つの炭素当量は、基本的には焼入性が最も低温割れ感受性を評価するのに適した指標であると考えていることがわかる。これは、従来の高張力鋼が焼入れ強化型鋼材であることを反映しているものと考えられることができる。このことは、Cu析出強化型鋼材が従来炭素当量で評価できるとは限らないことを意味している。

本章では、このような背景から、低温割れ感受性における外気温度の影響とCu析出鋼の割れ感受性を調べることを目的とする。

本章では、前章で用いたy形溶接割れ試験を用い、気温を 20°C 、 -10°C 、 -30°C の三種類を選択し、この環境下における鋼材の低温割れ感受性を調べる。なお、一部鋼材に対しては、 20°C における低温割れ感受性は第4章の実験結果を参照する。さらに、従来型鋼材である、焼入れ焼戻し鋼と比較しながらCu析出鋼の割れ感受性を調査する。本章の最後では、これらの結果を、第4章で得た修正CENチャート方式に導入し、より広範囲に適用できる低温割れ感受性評価方法を提案する。

5.2 低温割れ試験および結果

5.2.1 低温割れ試験

Table 5-1に本章で行う低温割れ試験に用いた鋼材の化学成分を示した。低温割れ試験としては、第4章と同様y形溶接割れ試験方法を用いた。

本節における低温割れ試験は、大きく以下の目的に分類することができる。

- 1) 外気温度の影響を調べる(試験No.23~44)。このとき、外気温度は 20°C 、 -10°C 、 -30°C の三つを選択し、かつ、水素量も変化させる。
- 2) Cu析出鋼の低温割れ感受性を調べる(試験No.45~49)。このときの外気温度と水素量は、それぞれ 20°C 、5ml/100gとする。

Table 5-1 Chemical compositions of tested steels (wt%)

Steel	Symbol	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	Nb	V	B	CE(IIW)	P _{cm}	CEN
TS400	A	.116	.22	1.18	.022	.0028	.009	.02	.019	-	-	-	-	.318	.184	.270
TS490	B	.174	.40	1.38	.017	.0045	.009	.02	.023	-	-	-	-	.411	.258	.414
TS590	C	.173	.29	1.30	.018	.0057	.007	-	.018	-	-	.054	.0001	.404	.255	.405
TS490	H	.074	.28	1.47	.003	.001	.22	.23	-	-	.010	-	-	.349	.172	.236
TS490	I	.070	.27	1.38	.004	.002	.30	.38	.026	.003	.007	.001	.0001	.351	.171	.231
TS780	J	.045	.29	1.34	.005	.002	1.05	.94	-	.47	.009	.047	.0001	.504	.226	.285
TS780	K	.06	.26	1.34	.007	.002	.97	1.03	.46	.31	.009	.041	.0001	.579	.250	.339
*	L	.06	.25	1.36	.008	.001	.52	1.01	.46	.31	.011	.040	.0004	.551	.229	.325
TS780	M	.125	.26	0.80	.007	.0035	.21	.86	.52	.49	-	.039	.0018	.539	.270	.450
TS780	N	.12	.28	1.00	.008	.002	.35	1.30	.55	.50	-	.040	.0016	.615	.291	.490

*:A laboratory melt steel

鋼材A~C、H、Iまでの五種の鋼材は、低温割れ感受性における外気温度の影響を調べる試験に用いたものである。そのうち、鋼材A~Cまでは、第4章で用いたTable 4-1にある鋼材A~Cの三鋼種と同じである。Table 5-2は、低温割れ試験条件を示している。外気温度は20℃、-10℃、-30℃の三種類選択した。鋼材A~Cの20℃におけるデータは第4章の結果を利用するためここでは省略している。そして、鋼材A~Cに対しては、水素量も第4章と同じレベルでの試験を行う。鋼材H、Iは5ml/100gの水素量で試験を行った。低温割れ試験は、各外気温度に設定した恒温恒湿室内にて行った。試験終了後、外気温度20℃の場合は二日間、-10℃の場合は三日間、-30℃の場合は四日間その温度で保持し、その後各試験体より断面マクロ五個採取し割れ発生の有無を観察した。予熱方法は、第4章と同様な均熱予熱方法で実行している。さらに、外気温度が-30℃の場合は、実験装置の都合上、自動溶接機の使用が不可能であったため、マニュアルで溶接を実行した。したがって、-30℃の場合は、溶接ビード長は他と異なり、80mmではなく125mmであった。

Table 5-1の鋼材J~Nの五種の鋼材は、Cu析出鋼と非Cu析出鋼を比較するための鋼材である。鋼材J~Nのうち、J、KはCu析出型鋼材であるが、成分的に多少差があり鋼材KはCrが約0.5%ほど添加されている。鋼材Lは、成分的には鋼材Kに比べてCuを半分、すなわち0.5%にしているが、代わりに焼入性に強く影響するBを4ppm添加した試作鋼材である。鋼材M、Nは焼入れ強化型の鋼材である。

全断面マクロ試験片は、第4章同様、顕微鏡にて割れ観察を行った。その結果、鋼材Jを除き、全て割れはHAZに発生していることを確認した。鋼材Jは、唯一溶接金属に一断面に割れが発生していたが、HAZには全く発生していなかった。

5.2.2 試験結果

Table 5-3は各試験条件における割れ率と割れ防止限界予熱温度(T_{cr})を示している。なお、割れ率と T_{cr} の定義は第4章と同じである。

(1) 外気温度の影響

Table 5-3より、外気温度が T_{cr} に強く影響を及ぼしていることが認められる。外気温度が20℃から-10℃、-30℃と低下するに従い、 T_{cr} が増加する傾向にある。例えば、鋼材Aで水素量40ml/100gで試験した場合、20℃と-30℃の場合で限界予熱温度 T_{cr} は75℃から150℃へ変化、すなわち75℃異なっている。鋼材Bでは水素量5ml/100gの場合、100℃から150℃へ変化、すなわち50℃異なっている。鋼材Cで水素量40ml/100gの場合では、125℃から250℃へ変化、すなわち125℃も T_{cr} が増加した。このように、外気温度が低下すると T_{cr} が増加する傾向は鋼材や水素量にかかわらず、本章におけるほとんどの試験条件で認められた。本章の結果のうち、唯一鋼材Hについて、外気温度20℃と-10℃で、 T_{cr} が-10℃の方が低いという逆転現象が生じているが、これは、試験体に付着した油脂分等、何らかの外乱が20℃

Table 5-2 Test conditions of y groove weld cracking tests

No.	Steel (Symbol)	Thickness (mm)	Carbon Equivalent			Heat Input (kJ/mm)	Ambient ¹⁾ Temperature (°C)	Electrode (AWS code)	Hydrogen ²⁾ (mL/100g)	Purpose of tests						
			CE (IIW) (%)	P _{cm} (%)	CEN (%)											
23	A	25	0.318	0.184	0.270	1.7	-10	E7016-G	5	3)						
24								E7016-X	13							
25								E7010-G	40							
26								E7016-G	5							
27								E7016-X	13							
28								E7010-G	40							
29	B	20	0.411	0.258	0.414	1.7	-10	E7016-G	5							
30								E7016-X	13							
31								E7010-G	40							
32								E7016-G	5							
33								E7016-X	13							
34								E7010-G	40							
35	C	25	0.405	0.255	0.404	1.7	-10	E7016-X	13							
36								E7010-G	40							
37								E7016-X	13							
38								E7010-G	40							
39								H	50	0.349	0.172	0.236	1.7	20	E7016-G	5
40														-10		
41	-30															
42	I	38	0.351	0.171	0.231	1.7	20	E7016-G	5							
43							-10									
44							-30									

1): tests of 20 °C ambient temperature for steels A, B and C were conducted in Chapter 4.

2): measured by gas chromatographic method

3): to examine the effect of ambient temperatures

Table 5-2 Test conditions of y groove weld cracking tests (Continued)

No.	Steel (Symbol)	Thickness (mm)	Carbon Equivalent			Heat Input (kJ/mm)	Ambient Temperature (°C)	Electrode (AWS code)	Hydrogen [*] (mL/100g)
			CE (IIW) (%)	P _{cm} (%)	CEN (%)				
45	J	38	0.504	0.226	0.285	1.7	20	E7016-G	5
46	K	38	0.579	0.249	0.339	1.7	20	E7016-G	5
47	L	38	0.551	0.229	0.325	1.7	20	E7016-G	5
48	M	36	0.539	0.270	0.450	1.7	20	E7016-G	5
49	N	38 ²⁾	0.615	0.291	0.490	1.7	20	E7016-G	5

1): measured by gas chromatographic method

2): Original thickness is 115mm.

Table 5-3 Results of y groove weld cracking tests

No.	Steel (Symbol)	Ambient Temp. (°C)	Hydrogen (mL/100g)	Cracking ratio											Critical Preheat Temp. (°C)	
				RT*	20	50	75	100	125	150	175	200	225	250		
23	A	-10	5	0	0	0	0									-10
24			13	0.2	0	0	0									50
25			40	1.0	0.7	0.3	0	0								100
26		-30	5	0.1	0	0	0									20
27			13	0.6	0.1	0	0									50
28			40		0.3	0.2	0.1	0.1	0	0	0	0				150
29	B	-10	5		0.6	0.3	0.1	0	0							100
30			13			1.0	0.4	0	0	0	0					125
31			40				0.6	1.0	0	0	0	0				150
32		-30	5				0.3	0.1	0.2	0	0					150
33			13					0.1	0.1	0.1	0	0				175
34			40							1.0	0.8	1.0	0	0		225
35	C	-10	13					0.7	0.2	0	0					150
36			40						1.0	0.5	0	0	0			175
37		-30	13						1.0	0.5	0	0	0			175
38			40								0.5	1.0	0.4	0		250
39	H	20	5		1.0	0.1	0									75
40		-10	5		0.6	0	0									50
41		-30	5		1.0	1.0	0.6	0	0							100
42	I	20	5		0.4	0	0									50
43		-10	5		0.1	0	0	0								50
44		-30	5		0.5	0.1	0	0	0							75

*: Room temperature

Table 5-3 Results of y groove weld cracking tests (Continued)

No.	Steel (Symbol)	Ambient Temp. (°C)	Hydrogen (mL/100g)	Cracking ratio										Critical Preheat Temp. (°C)		
				20	50	75	100	125	150	175	200	225	250			
45	J	20	5	0.1*	0	0										50
46	K	20	5	0.6	0	0										50
47	L	20	5	0.4	0.5	0	0									75
48	M	20	5		1.0	1.0	0.2	0	0							125
49	N	20	5				0.8	0.3	0	0						150

*: Weld Metal Crack and no HAZ crack

の場合に導入されたものと推定される。なお、修正CENチャート方式で鋼材Hの20℃の場合の T_{cr} を予測すると予熱フリーという結果を得る。

Table 5-4には、 T_{cr} と予熱温度が T_{cr} の場合の t_{100} すなわち $(t_{100})_{cr}$ を示した。 $(t_{100})_{cr}$ は、第2章で得られた知見を用いて、計算した値である。外気温度の影響を $(t_{100})_{cr}$ で調べても、割れ感受性に影響をおよぼしていることがわかる。鋼材Cを水素量13ml/100gで溶接した場合、外気温度が20℃から-10℃まで変化すると $(t_{100})_{cr}$ が2倍になることがわかる。

Fig. 5-1は、Table 5-4の $(t_{100})_{cr}$ を水素量ごとに、横軸に炭素当量CENを、縦軸に限界冷却時間 $(t_{100})_{cr}$ をプロットした図である。Fig. 5-1では、 $(t_{100})_{cr}$ は対数プロットしている。Fig. 5-1より、水素量にかかわらず、割れ防止限界冷却時間 $(t_{100})_{cr}$ は、外気温度が低くなると、長くなる傾向があることがわかる。限界冷却時間 $(t_{100})_{cr}$ は、熱伝導における外気温度の影響を考慮した上で得られた値であるため、外気温度がHAZ低温割れ感受性に影響を与えていることは明らかである。しかも、Table 5-4やFig. 5-1より、鋼材や水素量にかかわらずその影響が認められるため、外気温度は、低温割れ感受性における基本要因と考えることができる。

(2) Cu析出鋼の割れ感受性

Table 5-3における鋼材J~Nの T_{cr} を、各炭素当量 ($CE(IIW)^{73}$)、 P_{cm}^{68})、 CEN^{71})でプロットしたものがFig. 5-2である。Fig. 5-2では、Cu析出鋼の鋼材J、Kを○で、他を●で表示した。Fig. 5-2より、これまで用いられてきた代表的炭素当量 $CE(IIW)$ 、 P_{cm} 、 CEN のいずれの場合でも、Cu析出鋼は他の鋼材と比べ、その炭素当量から推定される T_{cr} より低い T_{cr} を示していることがわかる。なお、 P_{cm} および CEN で整理したFig. 5-2(b)、(c)は、非Cu析出鋼(図中の●)だけを見ると、ほぼ直線上にのり、すなわち炭素当量と T_{cr} がよい関係にあることがわかる。すなわち、この二つの炭素当量は非Cu析出鋼の低温割れ感受性をよく評価できることを示している。それに対し、 $CE(IIW)$ は、非Cu析出鋼の範囲に限定しても、ばらつきが大きいことが認められた。また、鋼材Jは、溶接金属に予熱なしの条件で割れが一断面のみ発見されたため T_{cr} が50℃となってしまったが、HAZ割れという観点からは、予熱無しで割れが停止したものと考えることができる。この点を考慮すると、Cu析出鋼が従来炭素当量で評価した場合より優れた耐低温割れ感受性を持っていることを意味する。

以上、Table 5-3、Table 5-4、Fig. 5-1、Fig. 5-2より外気温度が低温割れ感受性における基本要因であること、Cu析出鋼が従来鋼以上の耐低温割れ感受性を持っていることがわかった。

Table 5-4 Effect of ambient temperature on critical preheat temperature and critical t_{100}

Steel (Symbol)	Thickness (mm)	Carbon Equivalent		Critical preheat temperature (°C) and critical t_{100} (s)									
		$CE(IIW)$ (%)	P_{cm} (%)	CEN (%)	-10 (5ml)	-10 (13ml)	-10 (40ml)	-30 (5ml)	-30 (13ml)	-30 (40ml)			
A	25	0.318	0.184	0.270	20 (5ml) ¹⁾	20 (13ml)	20 (40ml)	-10 (5ml)	-10 (13ml)	-10 (40ml)	-30 (5ml)	-30 (13ml)	-30 (40ml)
					{70}	{70}	{365}	{50}	{116}	{700}	{86}	{160}	{1438}
B	20	0.411	0.258	0.414	100 (788)	125 (1107)	150 (1336)	100 (600)	125 (845)	150 (1309)	150 (1309)	175 (1522)	225 (1894)
C	25	0.405	0.255	0.404	100 (790)	125 (1126)		150 (1447)	175 (1770)		175 (1684)	250 (2380)	
H	50	0.349	0.172	0.236	75 (122)			50 (63)			100 (751)		
I	38	0.351	0.171	0.231	50 (77)			50 (76)			75 (261)		

1): Numbers in brackets {} are diffusible hydrogen contents per 100g deposited weld metal measured by gas chromatographic method.
2): Numbers in brackets {} are t_{100cr} 's [s] calculated from the experimental T_{cr} 's.

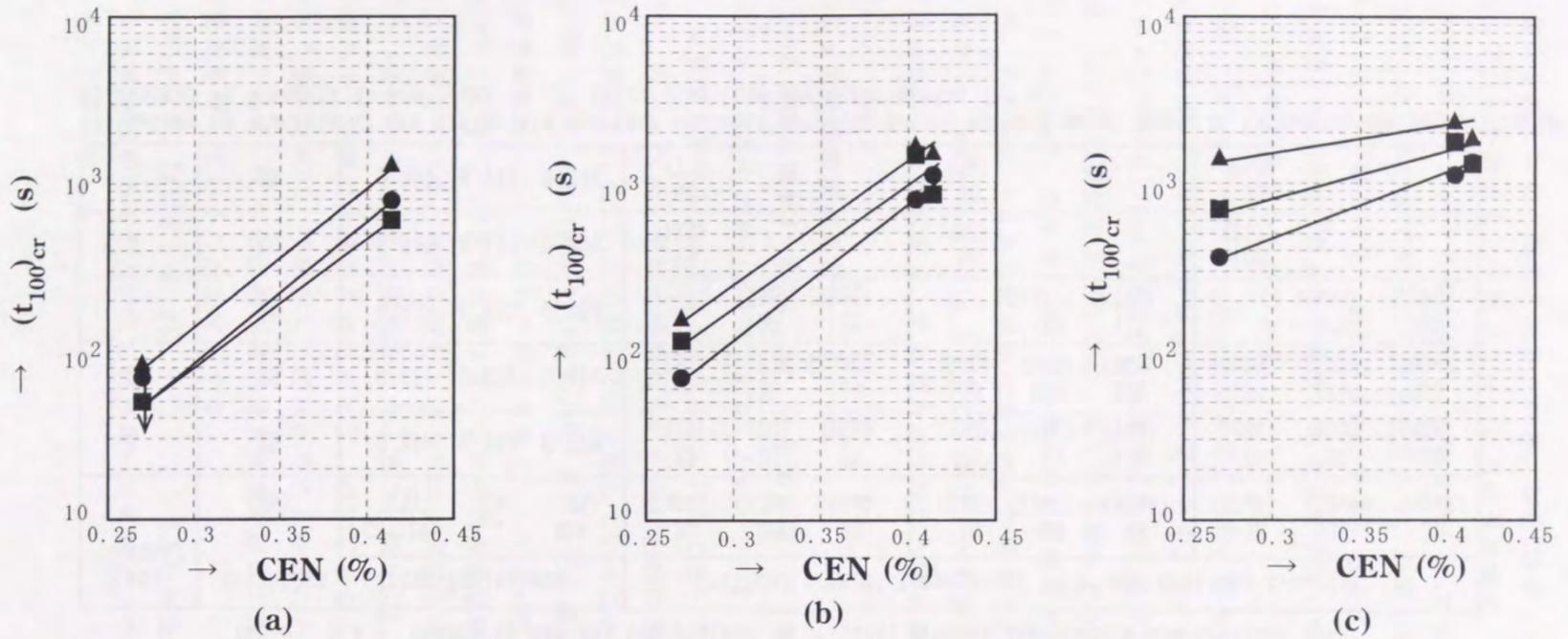


Fig.5-1 Effect of the ambient temperature on critical cooling time, $(t_{100})_{cr}$
diffusible hydrogen:(a) 5 ml/100g, (b) 13 ml/100g, (c) 40 ml/100g
●:20 °C, ■:-10 °C, ▲:-30 °C

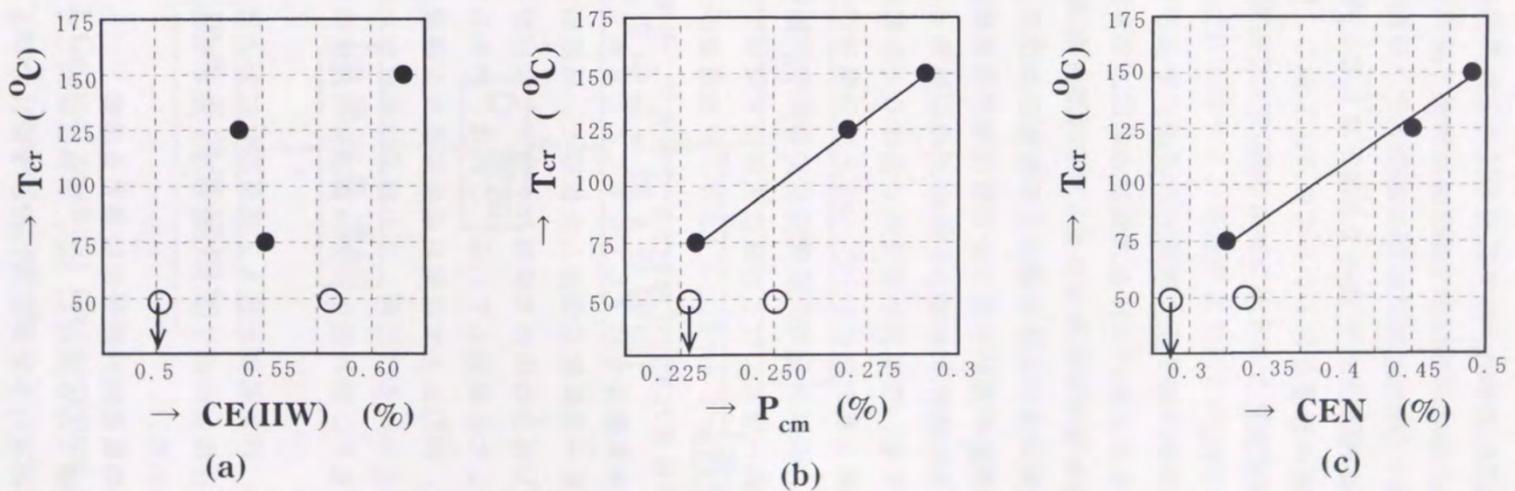


Fig.5-2 Critical preheat temperatures of steels J to N
(○:Cu precipitation steel, ●:non Cu precipitation steel)

5. 3 外気温度とCu析出鋼の割れ感受性を考慮した評価方法の提案

5. 3. 1 外気温度の影響の考察

5. 2節で明らかにされたように、外気温度がHAZ低温割れ感受性における基本要因であることがわかった。これまで低温割れ評価方法では、外気温度を基本要因として扱っていない。外気温度が異なる場合、 T_{0r} が異なるのは、第4章で考察した四方式の中ではJSSC方式⁷⁰⁾のみである。これは、冷却時間 t_{100} は表面熱放散を通して外気温度に影響されるからである。しかし、Fig.5-1より、 $(t_{100})_{cr}$ そのものも外気温度に依存するため、JSSC方式でも前節で得られた結果を説明するまでには至らない。

外気温度が、HAZ低温割れ感受性に影響をおよぼす理由として、鋼板そのものの最終到達温度が異なる点が挙げられる。残留水素は、水素拡散、特に拡散係数の大きい100℃以上の温度域ではほぼ決定され、その水素がHAZに残ったまま鋼板は、外気温度と同じ温度にまで到達する。この温度における、割れ発生限界水素濃度と比べ、残留水素濃度が高いか低いかで割れ発生の有無が決定される。割れ発生限界水素濃度が温度に依存する場合、たとえ冷却時間 t_{100} における外気温度の影響を把握したとしても、低温割れ感受性におけるその影響をとらえることはできない。これは、第4章のFig.4-5で、 σ_L と H_R の関係がそのときの温度に依存することを意味する。割れ発生限界水素濃度の温度依存性は、低温割れの発生機構そのものによるため、現状ではこの温度依存性を説明することは事実上不可能と考える。しかし、Table 5-4やFig.5-1より、外気温度が低くなるに従い $(t_{100})_{cr}$ を長くしなければ割れを防げないという事実は、外気温度が低下するに従い、割れ発生限界残留水素濃度も低下してくることを意味している。

内木ら¹⁰³⁾は、試験体を一定温度に保持した状態で、低温割れ発生の有無を調べたが、これによると80℃以上の保持では割れが発生しないが、それ以下の低温での保持では割れが発生したと報告している。これは、内木らが行った試験条件における残留水素濃度は、80℃以上では割れ発生限界水素濃度より低く、80℃以下では高かったものと考えられる。当時、この結果は低温割れ発生温度領域という観点からとらえられており、割れ発生限界水素濃度の温度依存性という認識はあまりなかった。

以上の考察からすると、外気温度がHAZ低温割れにおよぼす影響は、割れ発生限界水素濃度の温度依存性に起因するものであり、基本要因の一つにとらえるべきものであることがわかる。

5. 3. 2 Cu析出鋼の低温割れ感受性に関する考察

5. 2節で、Cu析出鋼である鋼材J、Nは、予熱温度50℃で低温割れが止まっており、炭素当量から予測される耐低温割れ性より優れていることがわかった。

Fig.5-2は、Cu析出鋼と従来鋼を比較したもので、試験条件は鋼材組成を除きほぼ同一である。Cu析出鋼の鋼材J、Kは明らかに、他の鋼材の T_{0r} より低予熱温度側に位置しているのが認められる。Cu析出鋼は、このように、高強度でかつ予熱温度を低くできる、すなわち予熱低減型高張力鋼であることがわかる。Cu析出鋼の強度、靱性などの諸特性に関しては、岡村らの論文¹⁰⁵⁾に詳しく、ここではその詳細を述べることは省略し、低温割れ感受性の観点からのみ考察していく。

鋼材J、Kは、強度が780MPa級の鋼材であるが、通常この程度の強度をもつ鋼材は、V形溶接割れ試験を行うと、予熱温度を100~150℃程度にしなければ割れが防止できない。鋼材J、Kの限界予熱温度が低くなる理由について、同程度の強度をもつ従来鋼材M、Nと比較しながら検討していく。

まず、従来型の調質高張力鋼において、強度増加が必然的に割れ防止限界予熱温度増加をもたらした理由について考察する。従来高張力鋼板は、焼入れ焼戻し鋼すなわち焼入れ強化型の鋼板であった。このため、強度を増加させるためには焼入性を上げる必要があり、 D_I 値あるいは焼入性倍数^{32)、33)}を確保しなければ

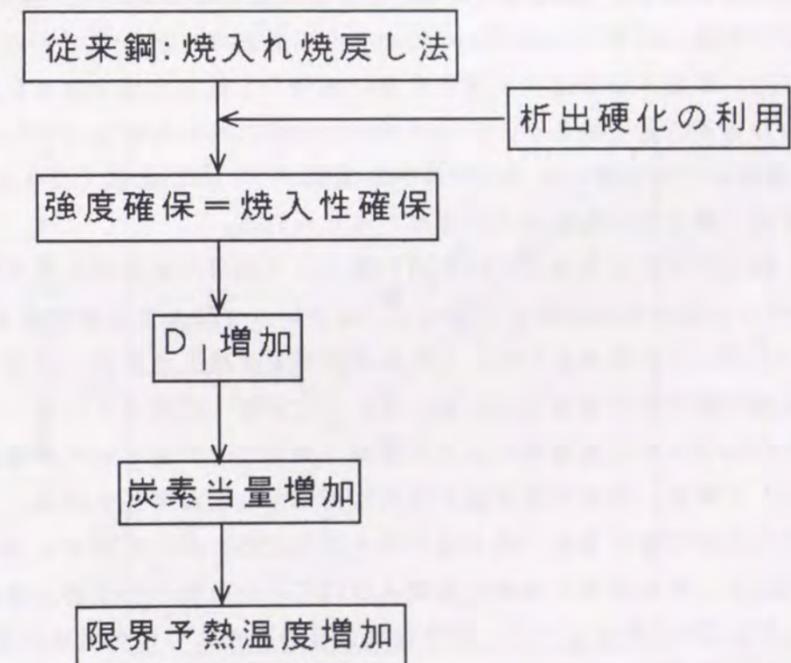


Fig.5-3 Critical preheat temperature of quench and tempered steels

ならない。これは、第3章の結論に従うと、必然的に焼入性炭素当量の増加を伴う。焼入性炭素当量と低温割れ感受性炭素当量とは必ずしも一致するものではないが、相関が強いと考えることはできる。事実、 $CE(IIW)$ は焼入れ性炭素当量 $CE_{HARDEN}^{(9)}$ とほぼ同等であると言える。また、すでに述べたように、 P_{cm} やCENも基本的には焼入性が低温割れ感受性を評価するのに適した指標であると考えている。したがって、従来鋼においては、強度増加は低温割れ感受性炭素当量を増加させることを意味し、これは、低温割れ防止限界予熱温度 T_{cr} の増加をもたらす。この従来鋼における強度増加が T_{cr} の増加をもたらす理由をフローチャートで示すとFig.5-3の様になる。Fig.5-3の様に、従来鋼、すなわち焼入れ強化鋼では、限界予熱温度の増加を押さえつつ強度確保実現することは難しいことであった。焼入れ強化鋼で、これを達成させるためには、製造条件上の制約が生じ、板厚によっては中心部分の焼入れが不十分になり、強度確保が難しくなるなどの問題が予想される。

それに対し、鋼材J、KのCu析出鋼は、鋼板強度の確保を、焼入れ強化に加え他の冶金現象を利用する、具体的にはCuの析出を利用するという発想に基づいている。これは、Fig.5-3において、強度増加を焼入性に加え析出硬化を利用しようという発想である。Table 5-1より、Cu析出型の鋼材J、Kは、鋼材M、Nに比べ、CおよびBを低く抑えていることがわかる。CとBは、第3章でも述べたように、焼入性に強い影響をおよぼす及ぼす元素であり、これら元素を低く抑えることは焼入性を抑えることであるが、Cuの析出硬化がこれをおぎなっている。鋼材J、Kが同じ強度レベルの鋼材M、Nの限界予熱温度より50℃以上低くなっているのは、焼入性を低く抑えているのがその理由と考えられる。

一方、同じ1%Cu添加しているA710鋼という鋼材の低温割れ感受性が、 $CE(IIW)$ や P_{cm} の値からの評価より優れているというこれまでの研究成果⁽¹⁰⁾が報告されているが、この理由として、これら炭素当量は焼入性を表しており析出型鋼材の低温割れ感受性を考慮していないという点が第一に考えられる。それに加え、析出したCuの水素拡散現象に与える影響、例えば、析出Cuが水素のトラップサイトとして働き、拡散性水素量が低減される、などが考えられる。

以上のことを考慮すると、焼入性を抑え析出硬化を用いた鋼材J、Kの限界予熱温度が50℃と、従来の焼入れ強化型鋼より50℃以上限界予熱温度が低減されていること、Fig.5-2にあるように、従来炭素当量の評価より耐低温割れ感受性が優れているという前節の試験結果は、Cu析出鋼特有の現象と考えられる。特に、鋼材Kと鋼材Lを比較すると、Cuを半分の0.5%に抑え、代わりにBを4ppm添加した鋼材Lの方が限界予熱温度が25℃高かった。Bは、第3章でも議論したように、少量の添加で焼入性を大きく上げる元素である。この理由から、見かけの炭素当

量が鋼材Kより低い鋼材Lの方が T_{cr} が高かったものと考えられる。

5.3.3 新しい要因の限界予熱温度推定方法への導入

これまでの実験結果より、外気温度が低温割れ感受性における基本要因であり、また、Cu析出鋼が、これまでの炭素当量から評価される割れ感受性より優れた耐割れ性を有することがわかった。ここでは、これら今まで考慮されてこなかった要因を、従来の評価方法に導入し、外気温度の影響やCu析出鋼に対しても適用できる評価方法に修正していく。

(1) 外気温度の影響

外気温度の影響を低温割れ評価方法に導入するため、まず、第4章で導入した、修正CENチャート方式と、各外気温度における T_{cr} を比較してみる。

Fig.5-4は、外気温度20℃という条件で行った試験の T_{cr} （試験No.23~44）と修正CENチャート方式の予測 T_{cr} を示した図である。なお、鋼材A~Cの20℃におけるデータは第4章の値である。Fig.5-4は、横軸に実測 T_{cr} を、縦軸に予測 T_{cr} をプロットした。これら二つが一致すれば、図中の点は $y=x$ の線上にのる。Fig.5-4より、各点は、ほとんど±25℃の範囲内（図中2つの破線で囲まれた範囲内）に存在することがわかり、修正CENチャート方式は±25℃の範囲内ではほぼ T_{cr} を推定することが可能であることがわかる。鋼材Hのみ、推定値と実測値が50℃以上異なっている。しかし、-10℃における鋼材Hの T_{cr} が50℃と、20℃におけるそれより

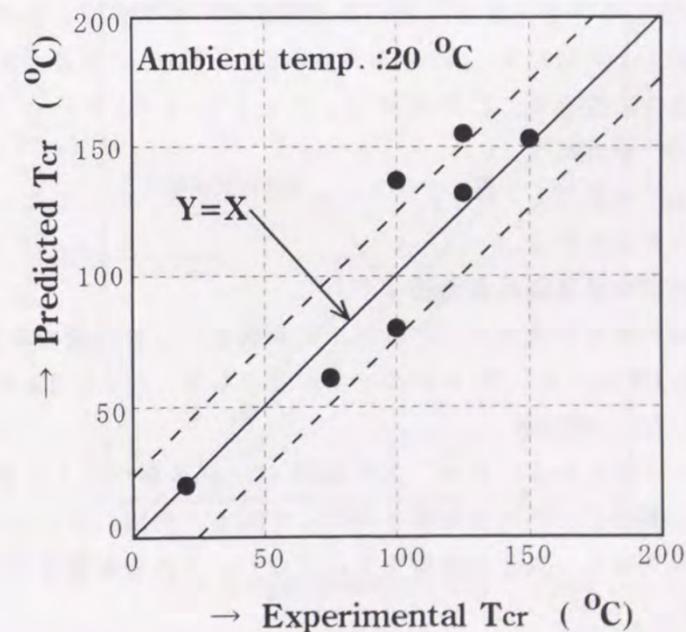


Fig.5-4 Relationship between experimental T_{cr} and predicted T_{cr} by CEN chart method

低いこと、外気温度が低くなると T_{cr} が上昇するという傾向が他の全ての鋼材に見られることを考慮すると、実測値は何らかの外乱が入り込んだものと考えられる。

Fig. 5-5は、外気温度 -10°C における実測 T_{cr} と修正CENチャート方式を用いた予測 T_{cr} の関係である。前述のように修正CENチャート方式は外気温度の影響を考慮できないため、Fig. 5-5は各点が $y=x$ を中心に分布していないことを示している。しかし、 $y=x-10$ の線を中心に $\pm 25^{\circ}\text{C}$ の範囲内に各点がほぼ存在しており、このことにより、外気温度が同一ならば、炭素当量や水素量などこれまでの低温割れ要因が定まると限界予熱温度を決定することが可能であることがわかる。また、このことにより、修正CENチャート方式で推定した T_{cr} を何らかの方法で適切量をシフトさせるようにすれば、 -10°C における T_{cr} を評価できるものと考えられる。 -30°C に対しても同様なグラフを描くとFig. 5-6のようになる。この場合も、各点は $y=x$ の線を中心に分布をしているわけではないが、 $y=x-50$ の線を中心に $\pm 25^{\circ}\text{C}$ の範囲内に存在していることがわかった。これは、 -30°C の場合においても修正CENチャート方式で予測した T_{cr} を、適切量だけシフトすれば -30°C における T_{cr} も評価できるものと考えられる。すなわち、Fig. 5-5、5-6より、外気温度の変化に応じて、何らかの修正を修正CENチャート方式に加えれば、 -10°C 、 -30°C における T_{cr} を予測できるものと考えられる。

CENチャート方式⁴⁾は、低温割れ感受性の基本要因の影響を全て炭素当量CENの増減、 ΔCEN に換算する方法を採用している。そこで、外気温度の影響に対してもこの方法を適用する。すなわち、 ΔCEN をFig. 5-5、5-6における各点が $y=x$ の線を中心に分布するように定める。この ΔCEN は、Fig. 5-5、5-6より、

$$\Delta\text{CEN}=0.02 \text{ for } -10^{\circ}\text{C} \quad (5-1)$$

$$\Delta\text{CEN}=0.08 \text{ for } -30^{\circ}\text{C} \quad (5-2)$$

と定めればよいことがわかる。

(2) Cu析出鋼の低温割れ感受性

次にCu析出鋼の場合であるが、これは、従来鋼とCu析出鋼の限界予熱温度を比較したFig. 5-2を用いる。CENからのシフト量として、Fig. 5-2より ΔCEN を、

$$\Delta\text{CEN}=-0.03 \text{ for Cu析出鋼} \quad (5-3)$$

と定めればよいことがわかる。なお、上記 ΔCEN は、従来鋼が焼入れ強化型であるのに対しCu析出鋼はCuの析出効果も利用している、析出したCuが水素のトラップサイトとして働く、などの影響を含んでおり、これら影響を分離するまでには至っていない。

(3) 外気温度とCu析出鋼を考慮した低温割れ評価方法

以上の知見を、第4章で導入した修正CENチャート方式に導入する。本章で提案

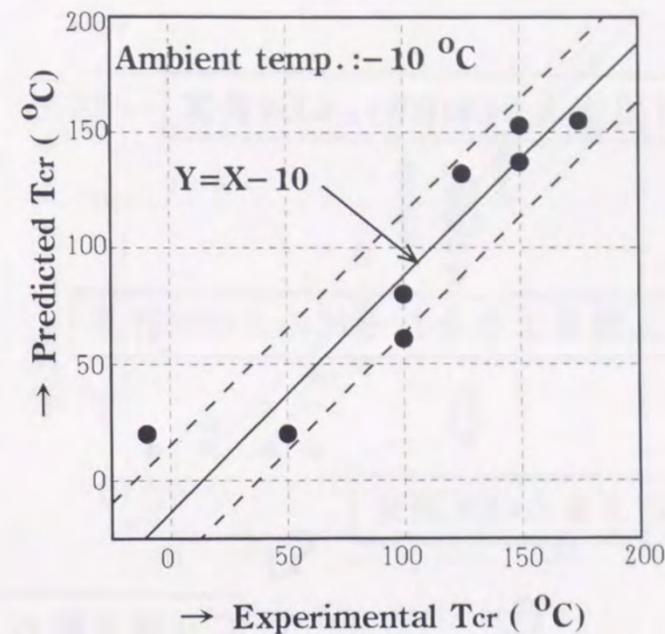


Fig. 5-5 Relationship between experimental T_{cr} and predicted T_{cr} by CEN chart method

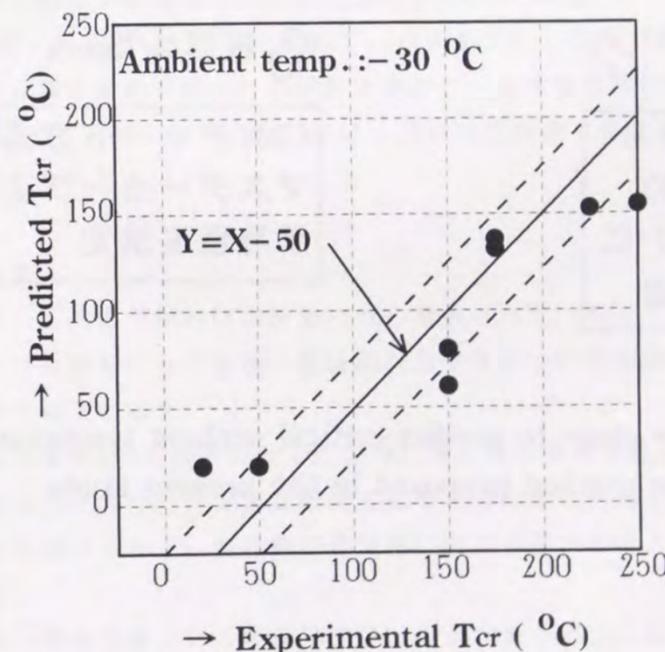


Fig. 5-6 Relationship between experimental T_{cr} and predicted T_{cr} by CEN chart method

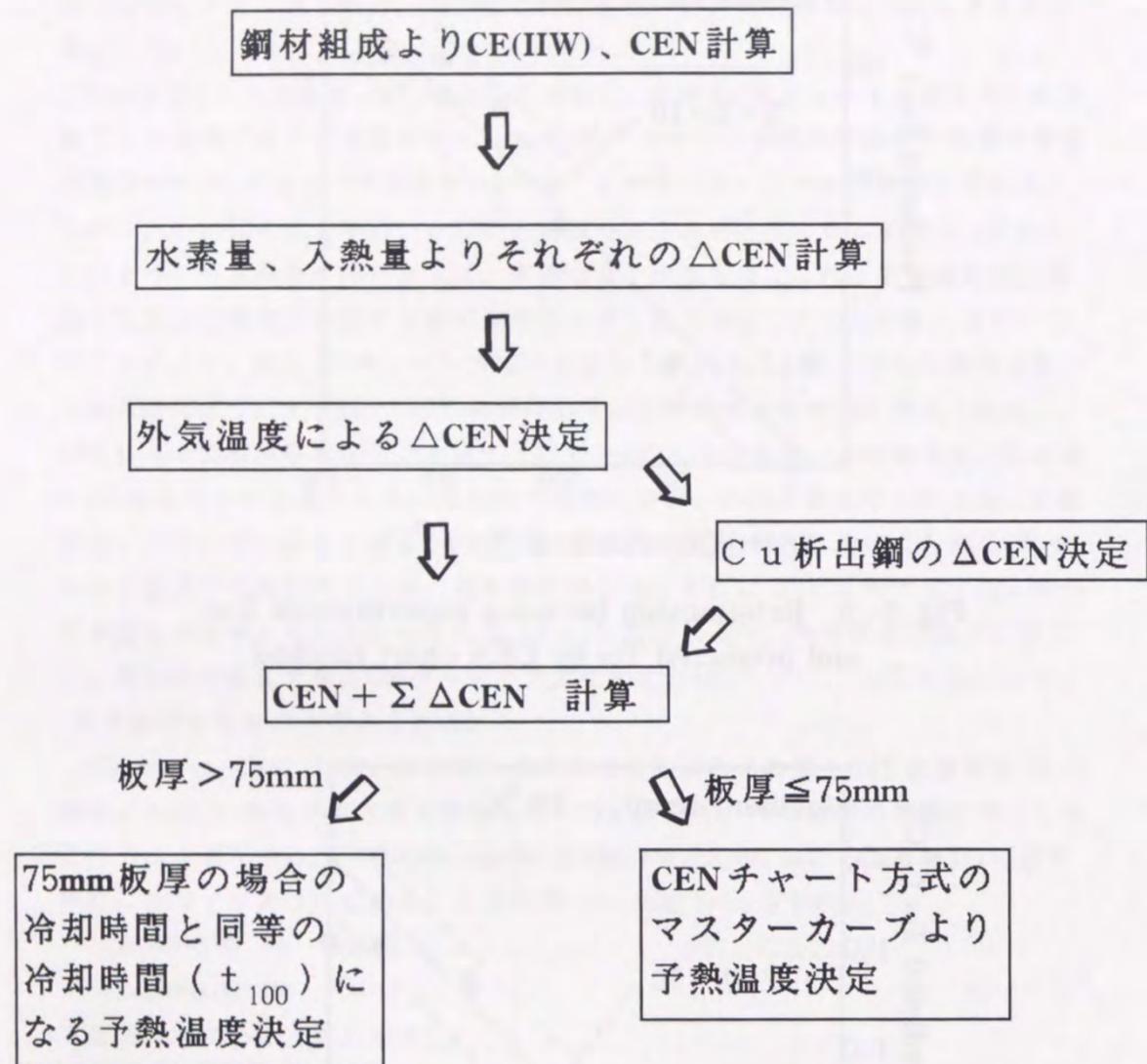


Fig. 5-7 Flow chart to predict critical preheat temperature by the method proposed in the present study

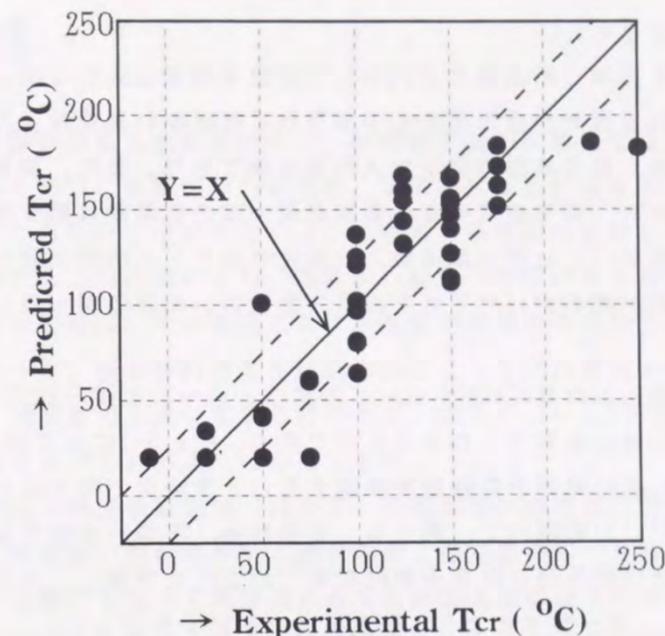


Fig. 5-8 Relationship between experimental T_{cr} and predicted T_{cr} by the present method

する割れ防止限界予熱温度 T_{cr} の決定方法を Fig. 5-7 に示す。Fig. 5-8 には、この Fig. 5-7 に従って予測した T_{cr} と実測 T_{cr} の関係を示した図である。実測データとしては、第 4 章と本章で得られた均熱予熱のデータを全て用いた。Fig. 5-8 より、Fig. 5-7 に従って予測した T_{cr} は、ほぼ $\pm 25^{\circ}\text{C}$ の範囲内で実測データと一致していることが認められる。

5. 4 結言

本章では、これまで割れ防止評価に対し考慮されていなかった要因である、外気温度および新鋼材 Cu 析出鋼の低温割れ感受性について実験的に検証した。得られた結果を以下に示す。

1) 外気温度が 0°C 以下になった場合、割れ防止限界予熱温度は 20°C の場合に比べ高くなる。これは、外気温度が低くなることにより冷却が速くなるという影響だけでは説明がつかず、低温割れ感受性における基本要因としてとらえるべき要因である。

2) 同一外気温度という条件下では、炭素当量など、これまでの低温割れ基本要因が定まると決定することが可能である。また、外気温度の影響は、鋼板の最終到達温度における割れ発生限界水素濃度の温度依存性が起因となっているも

のと考えることができる。

3) 1%Cuを添加し析出硬化を利用して強度を確保したCu析出鋼は、その組成より計算される炭素当量の値から予測される低温割れ感受性より優れた耐割れ性を有している。従来高張力鋼は焼入れ強化鋼であり、また、炭素当量は焼入性指数でもあるため、従来炭素当量は従来高張力鋼の低温割れ感受性を良く評価することができるが、Cu析出鋼は焼入れ強化に加えCuの析出硬化を利用しているため、Cu析出鋼の割れ感受性と炭素当量を用いた評価が一致しなかったものと考えられる。

4) 第4章で導入した修正CENチャート方式に、1)~3)で得られたこれまで考慮されていなかった要因を取り入れることができる。Fig.5-7に示されたフローチャートに従い、割れ防止限界予熱温度を推定すると、本論文で得られた実験データのほとんどと $\pm 25^{\circ}\text{C}$ の範囲内で一致する。局所加熱、不均一加熱する場合は、均熱予熱された場合の割れ防止限界予熱温度をこの方式で予測し、その後100℃までの冷却時間 t_{100} が一致するように予熱温度を決定すればよい。

第6章 総括

溶接熱影響部の低温割れ感受性は、溶接構造物の信頼性を確保する上で、最も重要な課題の一つに位置づけられるが、低温割れ要因に対する基本的理解は、これまで必ずしも充分とは言えなかった。従来の低温割れを防止する必要最低予熱温度を予測する方法においても、低温割れ要因の評価が各予測方法の間で異なっているという事実は、その要因に対する基礎的理解の不十分さからくるものである。このような、低温割れ感受性評価方法によって割れ要因の評価が異なるという問題は、水素量の記述に関する問題など、最近のIIW（国際溶接学会）における議論にも取り上げられるようになってきた。

本研究では、溶接熱影響部（HAZ）の低温割れ感受性評価を行うために必要不可欠な、溶接部の熱伝導解析と鋼材の焼入性指数の二つを課題に取り上げ、これらに対する解析をHAZ低温割れ感受性評価方法に統合化することにより、溶接継手の信頼性を向上させることを主目的とした。本研究では、未だ達成されていなかった、以下の点、すなわち、

- 1) 溶接部の熱伝導を包括的に論じる
- 2) 鋼材の焼入性指数である炭素当量と焼入性倍数の関係を明らかにする
- 3) 上記二つの解析と、水素量の影響など低温割れ特有の要因の基本的な解析を行う

に着目し、これらの解析結果を用いて、より広範囲に適用可能な低温割れ感受性評価方法の提案を図った。

以下に、本研究で得られた主な結論を総括して述べる。

第1章においては、本研究に着手した背景を論じ、本研究の目的と重点を明らかにした。

第2章では、溶接継手の特性評価に必要な不可欠な溶接部の熱伝導解析において、これまでの熱伝導解は、解の導出に用いた仮定が異なるため各熱伝導解を比較したり互いに成果を利用することが難しい点、解の導出に用いた仮定がその解の適用範囲を制限する場合があるなどの点に着目し、溶接熱伝導解析を包括的に論じ、より汎用性のある解を求めることに主眼をおいている。ここでは、まず基本モデルを設定し、これより溶接部の熱伝導解析をするために必要なモデルの解を導出することを図り、以下の結果を得た。

- (1) Model Iとして、田中の解を改良した、移動熱源を板表面から、深さ d の

ところに存在する場合の解を求めた。この解を $\theta_{(Model\ I)}$ とおくと、これは次式で表される。

$$\theta_{(Model\ I)} = \frac{q_w}{\pi a \lambda} \sum_{n=1}^{\infty} A_{n(Model\ I)} \left\{ \cos\left(\frac{u_n}{a}x\right) + \frac{ah}{u_n} \sin\left(\frac{u_n}{a}x\right) \right\} \exp\left(-\frac{V_s(z-V_s \cdot t)}{2\kappa}\right) \cdot K_0\left(r\sqrt{\frac{u_n^2}{a^2} + \frac{V_s^2}{4\kappa^2}}\right)$$

$$\text{ただし、 } A_{n(Model\ I)} = \frac{u_n^2}{u_n^2 + 2ah + a^2h^2} \left\{ \cos\left(\frac{u_n}{a}d\right) + \frac{ah}{u_n} \sin\left(\frac{u_n}{a}d\right) \right\}$$

$$\tan(u_n) = \frac{2ahu_n}{u_n^2 - a^2h^2}, \quad r = \sqrt{y^2 + (z - V_s \cdot t)^2}$$

(2) Model Iを用いると、片面1層SAWなどのような溶接ビードが表面から裏面に達している、すなわち熱源が板内部に存在すると考えなければならない第入熱溶接の解析を行うことができる。点熱源を板内部に分布させ、HAZの形状や熱履歴が実測データとよく一致することを確認した。

(3) HAZ硬さ推定式などに必要な $\Delta t_{8/5}$ を精度よく推定できるように熱伝導率 λ と熱拡散係数 κ を入熱量の関数として次式のように求めた。

$$\lambda = 0.02633 + 2.82 \times 10^{-4} \cdot \eta \cdot E \quad [J/mmKs]$$

$$\kappa = 4.0 + 1.23 \times 10^{-2} \cdot \eta \cdot E \quad [mm^2/s]$$

(4) Model IIは、割れ試験における t_{100} を計算するモデルで、有限の大きさの試験体に瞬間線熱源を与えたときのモデルである。この解は、次式で表される。

$$\theta_{(Model\ II)} = \sum_{n=1}^{\infty} A_{n(Model\ II)} \left\{ \cos\left(\frac{u_n}{a}x\right) + \frac{ah}{u_n} \sin\left(\frac{u_n}{a}x\right) \right\} \exp\left(-\frac{u_n^2}{a^2} \kappa t\right) \\ \cdot \sum_{m=1}^{\infty} B_{m(Model\ II)} \left\{ \cos\left(\frac{v_m}{b}y\right) + \frac{bh}{v_m} \sin\left(\frac{v_m}{b}y\right) \right\} \exp\left(-\frac{v_m^2}{b^2} \kappa t\right) \\ \cdot \sum_{s=1}^{\infty} C_{s(Model\ II)} \left\{ \cos\left(\frac{w_s}{c}z\right) + \frac{ch}{w_s} \sin\left(\frac{w_s}{c}z\right) \right\} \exp\left(-\frac{w_s^2}{c^2} \kappa t\right)$$

$$\text{ただし、 } A_{n(Model\ II)} = \frac{2u_n^2}{u_n^2 + a^2h^2 + 2ah} \frac{Q}{a \cdot \rho \cdot c_p} \cdot \left\{ \cos\left(\frac{u_n}{a}d\right) + \frac{ah}{u_n} \sin\left(\frac{u_n}{a}d\right) \right\}$$

$$B_{m(Model\ II)} = \frac{2v_m^2}{v_m^2 + b^2h^2 + 2bh} \frac{1}{b} \cdot \left\{ \cos\left(\frac{v_m}{b}d\right) + \frac{bh}{v_m} \sin\left(\frac{v_m}{b}d\right) \right\}$$

$$C_{s(Model\ II)} = \frac{2w_s}{w_s^2 + c^2h^2 + 2ch} \frac{1}{L} \sin\left(\frac{w_s}{c}L\right) \cdot \left\{ \cos\left(\frac{w_s}{c}d\right) + \frac{ch}{w_s} \sin\left(\frac{w_s}{c}d\right) \right\}$$

$$\tan(u_n) = \frac{2ahu_n}{u_n^2 - a^2h^2}, \quad \tan(v_m) = \frac{2bhv_m}{v_m^2 - b^2h^2}, \quad \tan(w_s) = \frac{2chw_s}{w_s^2 - c^2h^2}$$

$$\theta_{(Model\ III)} = \sum_{n=1}^{\infty} A_{n(Model\ III)} \left\{ \cos\left(\frac{u_n}{a}x\right) + \frac{ah}{u_n} \sin\left(\frac{u_n}{a}x\right) \right\} \exp\left(-\frac{u_n^2}{a^2} \kappa t\right) \\ \cdot \sum_{m=1}^{\infty} B_{m(Model\ III)} \left\{ \cos\left(\frac{v_m}{b}y\right) + \frac{bh}{v_m} \sin\left(\frac{v_m}{b}y\right) \right\} \exp\left(-\frac{v_m^2}{b^2} \kappa t\right) \\ \cdot \sum_{s=1}^{\infty} C_{s(Model\ III)} \left\{ \cos\left(\frac{w_s}{c}z\right) + \frac{ch}{w_s} \sin\left(\frac{w_s}{c}z\right) \right\} \exp\left(-\frac{w_s^2}{c^2} \kappa t\right)$$

$$A_{n(Model\ III)} = \frac{2ah}{u_n^2 + a^2h^2 + 2ah} (T_p - T_\infty) \{1 + (-1)^{n+1}\}$$

ただし、

$$B_{m(Model\ III)} = \frac{2bh}{v_m^2 + b^2h^2 + 2bh} \{1 + (-1)^{m+1}\}$$

$$C_{s(Model\ III)} = \frac{2ch}{w_s^2 + c^2h^2 + 2ch} \{1 + (-1)^{s+1}\}$$

$$\tan(u_n) = \frac{2ahu_n}{u_n^2 - a^2h^2}, \quad \tan(v_m) = \frac{2bhv_m}{v_m^2 - b^2h^2}, \quad \tan(w_s) = \frac{2chw_s}{w_s^2 - c^2h^2}$$

上式の第一式は瞬間線熱源の解、第二式は均熱予熱の解であり、均熱予熱後溶接を行う場合はこれら二つの解を線形結合させればよい。

(5) 外気温度、試験体サイズ、入熱量、ビード長さが異なっても、Model IIを用いて次式の物性値を用いて計算した t_{100} と実測データはよく一致した。

$$\lambda = 0.0543 \quad [J/Kmms]$$

$$\kappa = 12.0 \quad [mm^2/s]$$

$$\alpha = 2.09 \times 10^{-5} \quad [J/Kmm^2s]$$

(6) Model IIIは、実施工度行われるガスバーナーや電気ヒーターなどを用いた局部予熱の場合のモデルで、その解は次式で表される。

$$\theta_{(Model\ III)} = \frac{2q_h}{\pi a \lambda} \sum_{n=1}^{\infty} A_{n(Model\ III)} \left\{ \cos\left(\frac{u_n}{a}x\right) + \frac{ah}{u_n} \sin\left(\frac{u_n}{a}x\right) \right\} \\ \cdot \int_{-\infty}^{\infty} \frac{\sin(vb_w) \cos(vy)}{v(u_n^2/a^2 + v^2)} \left[1 - \exp\left\{-\kappa t \left(\frac{u_n^2}{a^2} + v^2\right)\right\} \right] dv$$

$$\text{ただし、 } A_{n(Model\ III)} = \frac{u_n^2}{u_n^2 + a^2h^2 + 2ah}, \quad \tan(u_n) = \frac{2ahu_n}{u_n^2 - a^2h^2}$$

(7) Model IとModel IIIを線形結合させ、局部予熱時の t_{100} を計算すると、同じ予熱温度でも予熱パワーが異なると t_{100} が異なることがわかる。これは、溶接前の板内部の温度不均一が原因である。この予熱パワーの値は、加熱時の温度上昇より推定することができる。

第3章では、鋼材の成分設計における最も重要な指標である焼入性倍数と炭素

当量の定量的相関がまだ明らかにされていない点に着目し、これら指数をより普遍的なものにするため、この相関を検討し、以下の諸点を明らかにした。

(1) 丸棒試験片を理想焼き入れしたときの熱伝導解析より、炭素当量から理想臨界直径が焼入性倍数で表されることが証明された。この結果により、これら二つの指数は同等であることが明らかとなった。

(2) (1)で求めた関係を用いると、焼入性倍数から炭素当量を次式で計算することができる。各元素の係数を C_x とすると、

$$C_x = \frac{A_x}{4.2(1+A_x X_0)}$$

となる。ここに、 X_0 は以下の値である。

$$\begin{aligned} Si_0 &= 0.6\%, Mn_0 = 1.0\%, Cu_0 = 0.4\%, \\ Ni_0 &= 2.5\%, Mo_0 = 0.5\%, Cr_0 = 0.5\% \end{aligned}$$

この炭素当量と、実験的に求めた炭素当量と比較すると、Mn、Moの係数はよく一致したが、Si、Cuなどは一致する場合もあればそうでない場合もあった。しかし、炭素当量の値を実際の鋼材成分を用いて計算すると、焼入性倍数から決定した炭素当量と実験的に決めた炭素当量はよく一致していることがわかった。

(3) 微量の添加で焼入性を上げるBについては、その効果が最大となったときの焼入れ性増加分をBの焼入性倍数 f_B をもちいてCに換算することができる。(1)の結果より、これを ΔH_{MAX} とおくと、これは次式で計算できる。

$$\Delta H_{MAX} = \frac{1}{5.3} \ln(f_B)$$

その値をHAZ最高硬さ試験データから決定した値とすると、 f_B から計算したC量は、実験データの値より高くなる傾向が認められた。この結果は、HAZと鋼材熱処理における旧 γ 粒度の違いからくるものと考えられる。

(4) 旧 γ 粒の焼入性に与える影響は、焼入性倍数では以前より考慮されていたが、炭素当量ではほとんど考慮されていない。(1)で求めた結果を利用すると、旧 γ 粒の焼入性倍数を用いて、炭素当量に旧 γ 粒の項を導入することができる。しかし、この結果はHAZ各点における旧 γ 粒度を決定する必要がある。また、HAZの温度勾配を考慮すると、 γ 粒成長式より γ 粒度を決定するには複雑な計算を必要とするなど、今後解決していくべき点も残っている。

第4章は、これまでの低温割れ評価方法に存在する割れ要因の評価の違いに着目し、水素量と冷却時間 t_{100} に関して実験、理論両面から検討し、以下の諸点を明らかにした。

(1) 400MPa~780MPa級鋼材を用い、 γ 形溶接割れ試験でそれら鋼材の割れ感

受性をしらべ、BS-5135、AWS-D1.1、JSSC方式、CENチャート方式の推定結果と比較検討した。その結果、板厚が50mm以下で、均熱予熱を行った場合に限り、CENチャート方式の推定精度が最もよかった。冷却時間 t_{100} を用いる方法は、薄板の場合、実際より高い予熱温度を推定する傾向がある。

(2) 水素量を変化させて割れ防止限界予熱温度を調べると、水素量が1~40ml/100gの範囲において、水素量の影響は対数的であることが実験的に確かめられた。

(3) CENチャート方式に対し、板厚が75mmを上回る場合は、板厚75mmにおける限界冷却時間 $(t_{100})_c$ に一致する t_{100} を与える予熱温度をその板厚に対する限界予熱温度とする、という修正を加えることで板厚100mmまで適用ができる。

(4) 水素量の影響が対数的である理由は、水素拡散の観点から理論的な説明が可能であり、水素濃度に対する拡散方程式の線形性が起因していることを明らかにした。

(5) 冷却時間 t_{100} を用いる方法が薄板の場合で問題を起こす理由は、水素拡散における表面放出効果を考慮していないからである。この効果は、板厚が10mmで顕著になるが、板厚が20mm以上では、特に考慮する必要はないことがわかった。

第5章では、従来評価方法が確立された時期に比べ鋼材の使用環境が厳しくなっている事実をふまえ、従来評価方法で考慮されてこなかった要因として、外気温度に着目し、この影響について検討を加えた。また、新開発鋼としてCu析出鋼を取り上げ、この低温割れ感受性についても検討を加え、以下の諸点を明らかにした。

(1) 外気温度が0℃以下になった場合、割れ防止限界予熱温度は20℃の場合に比べて高くなる。外気温度が低くなると、溶接部のそれだけ速く冷却されるため、その分子熱温度を高く設定しなければならないが、外気温度の影響は冷却時間を与える影響だけでは説明がつかず、低温割れ感受性における基本要因としてとらえるべき要因である。

(2) 同一外気温度という条件下では、炭素当量や水素量など、これまで知られている低温割れ要因が決定すると、限界予熱温度が決定することがわかった。

(3) 1%Cuを添加し析出硬化を利用して強度を確保したCu析出鋼は、その組成より計算される炭素当量の値を用いて予測した低温割れ感受性より優れた耐割れ性を有している。この理由は、従来高張力鋼は焼入れ強化鋼であり、かつ従来炭素当量は、低温割れ感受性を評価する指標として焼入性を採用しているためと考えられる。

(4) (1)~(3)で得られた結果を、第4章で修正したCENチャート方式に取り入れ、外気温度に影響やCu析出鋼の割れ感受性も評価できる、より汎用性の高い

低温割れ感受性評価方法を提案した。この方法は、均熱予熱の場合における割れ防止限界予熱温度を推定するが、局部予熱の場合は、均熱予熱された場合の限界予熱温度をこの方法で推定し、その後、均熱予熱の場合の t_{100} と局部予熱の場合の t_{100} が一致するように局部予熱時の予熱温度を決定すればよい。

以上、本論文で提案した低温割れ評価方法により、溶接熱影響部の低温割れ感受性を、外気温度の影響やCu析出鋼などの新鋼材も含め評価できるようになった。また、実施工において行われる局部予熱の場合も本論文で求めた溶接熱伝導モデルの解を用いることにより、割れ防止限界予熱温度を精度よく決定することが可能となった。これにより、溶接構造物の信頼性向上に寄与することができるものと考えられる。

第6章では、各章の結果のうち主なものを総括した。

参考文献

- 1) D. Rosenthal: Mathematical theory of heat distribution during welding and cutting, W. J., Vo. 21(1941), No. 5, pp220s-234s
- 2) D. Rosenthal: The theory of moving sources of heat and its application to metal treatment, Trans. AIME Vol. 43(1946), No. 11, pp849-866
- 3) 田中: 移動熱源による熱伝導について、溶接学会誌、Vol. 13(1943)、No. 9、pp347-359
- 4) A. Wells: Heat flow in welding, W. J., Vol. 31(1952), No. 9, pp263s-267s
- 5) R. Grosh and E. Trabant: Arc welding temperature, W. J., Vol. 35(1956), pp 396s-400s
- 6) C. M. Adams Jr.: Cooling rates and peak temperatures in fusion welding, W. J., Vol. 35(1958), pp210s-215s
- 7) N. Cristinsen, V. Davies and K. Gjermundsen: Distribution of temperatures in arc welding, British W. J., Vol. 12(1965), No. 2, pp54-75
- 8) A. C. Nunes Jr.: An extended Rosenthal weld model, W. J., Vol. 62(1983), No. 6, pp165s-170s
- 9) T. Eagar and N. Tsai: Temperature field produced by travelling distributed heat sources, W. J., Vol. 62(1983), No. 12, pp346s-355s
- 10) J. Goldak, A. Chakravari and M. Bibby: A new finite element model for welding heat sources, Metall. Trans., Vol. 15B(1984), No. 2, pp299-305
- 11) M. Davis, P. Kapadia and J. Dowden: Modelling the fluid flow in laser beam welding, W. J., Vol. 65(1986), No. 7, pp167s-174s
- 12) N. H. Rykalin and A. I. Beketov: Calculating the thermal cycle in the heat affected zone from the two dimensional outline of the molten pool, Welding Production, Vol. 14(1967), No. 9, pp42-47
- 13) J. Mazumder and W. M. Steen: Heat transfer model for CW laser material processing, J. A. P., Vol. 51(1980), No. 2, pp941-947
- 14) M. F. Ashby and K. E. Easterling: A first report on diagrams for grain growth in welds, Acta Metall., Vol. 30(1982), No. 11, pp1969-1978
- 15) J. C. Ion, K. E. Easterling, M. F. Ashby: A second report on diagrams of microstructure and hardness for heat affected zones in welds, Acta Metall., Vol. 32(1984), No. 11, pp1949-1962
- 16) C. Henwood, M. Bibby, J. Goldak and D. Watt: Coupled transient heat

- transfer microstructure weld computation(Part B), Acta Metall., Vol.36(1988), No.11, pp3037-3046
- 17) 寺崎、秋山、石本、森:冷却時間 $t_{8/5}$ の推定式の提案、溶接学会論文集、Vol.6(1988)、No.2、pp301-305
- 18) H.S.Carslaw and J.C.Jaeger:Conduction of heat in solid, Oxford University Press, 1959
- 19) 仲、増淵:溶接される板の温度分布に関する研究(第1報)、溶接学会誌、Vol.16(1947)、No.7、pp281-290
- 20) 増淵、楠田:溶接される板の温度分布に関する研究、溶接学会誌、Vol.22(1953)、No.5、pp148-151
- 21) 佐藤:移動熱源による熱伝導の特性に関する覚え書、溶接学会誌、Vol.36(1967)、No.2、pp154-159
- 22) 安藤:静止熱源による母材の温度上昇・冷却、溶接学会誌、Vol.39(1970)、No.1、pp9-30
- 23) 安藤、奥田:移動熱源による薄板の温度上昇の準定常状態における等温線とその考察、溶接学会誌、Vol.39(1970)、No.2、pp94-102
- 24) 安藤:移動熱源による薄板の過渡温度上昇の計算式について、溶接学会誌、Vol.39(1970)、No.3、pp167-174
- 25) 安藤:移動熱源による薄板の温度上昇、下降の過渡的变化(第1報)、溶接学会誌、Vol.39(1970)、No.6、pp548-555
- 26) 安藤:移動熱源による薄板の温度上昇、下降の過渡的变化(第2報)、溶接学会誌、Vol.40(1971)、No.10、pp1001-1015
- 27) 安藤:移動熱源による厚い母材の温度上昇の理論式、溶接学会誌、Vol.45(1976)、No.4、pp316-321
- 28) 稲垣、村松、藤城、小笠、小坂:局部ガス予熱とアーク予熱による低温度域までの冷却時間の推定とその考察、溶接学会誌、Vol.47(1978)、No.12、pp811-816
- 29) 溶接ノート、1980、新日鐵(株)
- 30) J.Dearden and H.O'Niell:A guide to the selection and welding of low alloy structural steels, Trans. Inst. Weld., Vol.3(1940), pp203-214
- 31) P.G.Bastien, J.Dollet and Ph.Maynier:Prediction of the structure and mechanical properties in the heat affected zone of high yield weldable steels, Meta Constr. and British W. J., 1970, No.1, pp9-14
- 32) M.A.Grossmann:Hardenability as it affects heat treated part. Metal Progress, Vol.4(1938), p373

- 33) M.A.Grossmann, M.Asimov and S.F.Urban:Hardenability, its relation to quenching and some quantitative data, Hardenability of Alloy Steels, ASM International, Materials Park, Ohio, 1939, pp.124-197
- 34) P.Maynier, B.Jaungman and J.Dollet:Creusot/Loir system for the prediction of the mechanical properties of low alloy steel products, Hardenability concept with application to steel, D.V.Doane and J.S.Kirkaldy ed., Warrendale, Pa, Metallurgical Soc. of AIME, pp518-545
- 35) Y.Arata and K.Nishiguti, T.Ohji N.Kohsai and M.Tomei:Weldability concept of hardness prediction, IIW Doc. IV-263-72
- 36) Y.Arata, K.Nishiguchi, T.Ohji and N.Kohsai:Weldability concept on hardness prediction, Trans. JWRI, Vol.8(1979), No.1, pp43-52
- 37) K.Lorenz and C.Duren:C-equivalent for evaluation of weldability of large diameter pipe lines, IIW Doc. IX-B-11-82
- 38) M.Beckert and R.Holz:Anwendung des kohlenstoffäquivalent und voraussimmung des harte in der warmeeinfluszone von schwebungen, Schweibtechnik, Vol.23(1973), No.8, pp344-346
- 39) N.Yurioka, S.Ohshita and H.Tamehiro:Study on carbon equivalents to asses cold cracking tendency and hardness in steel welding, Proc. Conf. Pipeline Welding in the '80s, Melbourne, Australian Welding Research Association
- 40) T.Terasaki, T.Akiyama and M.Serino:Chemical compositions and welding procedure to avoid cold cracking, Proc. Int. Conf. Joining of Metals, Nelsingor, Denmark, 1984, p381
- 41) C.L.M.Cottrel:Hardness equivalent may lead to a more critical measure of weldability, Metal Constr., Vol.16(1984), No.12, p740-744
- 42) P.Boothby:Predicting hardness in steel's HAZs, Metal Constr., Vol.17(1985), No.6, pp363-366
- 43) H.Suzuki:A new formula for estimating HAZ maximum hardness in welded steel, 1984, IIW Doc. IX-1351-85
- 44) 寺崎、野村、北田:熱影響部の最高硬さの予測式の提案、溶接学会論文集、Vol.6(1988)、No.1、pp139-143
- 45) N.Yurioka, M.Okumura, T.Kasuya and H.J.U.Cotton:Prediction of HAZ hardness of transformable steels, Metal Constr., Vol.19(1987), pp217R-223R

- 46) N.Yurioka:Weldability of modern high strength steels. First US-Japan Symp., Advances in welding metallurgy, 1990, AWS, Miami, Fla, 51-64
- 47) N.Yurioka, Y.Horii, M.Wakabayashi, H.Masui, H.Tamehiro and T.Kimura:Heat affected zone hardness of SAW weld metals, IIW Doc. IX-1524-88
- 48) J.M.Hodge and M.A.Orehoski:Relation between hardenability and percentage of martensite in some low alloy steels, Trans. AIME, Vol.167(1946), pp627-642
- 49) 奥村、糟谷、百合岡、永野:鋼材清浄度の溶接性に及ぼす影響、溶接学会論文集、Vol.6(1988)、No.1、pp144-150
- 50) K.Yamamoto, S.Matsuda, T.Haze, R.Chijiiwa and H.Mimura:A newly development Ti-oxide bearing steel having high HAZ toughness, ASTM STP 1042, 1989, pp266-284
- 51) J.H.Hollomon, and L.D.Jaffe:The hardenability concept, Trans. AIME, Vol.167(1946), pp601-616
- 52) W.Craft and J.L.Lamont:Effect of some elements on hardenability, Trans. AIME, Vol.158(1944), pp157-167
- 53) I.R.Kramer, S.Siegel and J.G.Brooks:Factors for the calculation of hardenability, Trans. AIME, Vol.167(1946), pp670-397
- 54) J.M.Hodge and M.A.Orehoski:Hardenability effects in relation to the percentage of martensite, Trans. AIME, Vol.167(1946), pp502-512
- 55) M.A.Grossmann:Hardenability calculated from chemical composition, Trans. AIME, Vol.150(1942), pp227-255
- 56) B.M.Kapadia, R.M.Brown and W.H.Murphy:The influence of nitrogen, titanium and zirconium on the boron hardenability effect in constructional alloy steels, Trans. AIME, Vol.242(1968), pp1689-1694
- 57) G.F.Melloy, D.R.Slimmon, and P.P.Podgursky:Optimizing the boron effect, Metall. Trans., Vol.4(1973), pp2279-2289
- 58) 土生、宮田、関野、合田:Al-B-N系低合金鋼の焼入性におよぼすBの効果、鉄と鋼、Vol.60(1974)、No.10、pp1470-1482
- 59) 田中、磯川、渡辺、福井:0.4%C-1.5%Mn-B鋼の諸特性に及ぼすB量の影響、鉄と鋼、Vol.64(1978)、No.3、s452
- 60) F.Nakasato and T.Takahashi:Effects of boron, titanium and nitrogen on the hardenability of boron treated steels for heavy machinery, Met. Techno., Vol.6(1979), No.3, pp102-105

- 61) 上野、伊藤:鋼の焼入性改善に寄与する最適ボロン量、鉄と鋼、Vol.74(1988)、No.5、p910-917
- 62) 上野、伊藤:Grossmannの式に代わる鋼の焼入性の新しい予測式、鉄と鋼、Vol.74(1988)、No.6、pp1073-1080
- 63) 森崇:パソコンを利用した焼入性計算、熱処理、Vol.28(1988)、No.3、pp177-182
- 64) H.Ikawa, H.Oshige, S.Noii and K.Kanda:Calculation of grain size in weld heat affected zone using heat conduction equation, Trans. JWS, Vol.9(1978), No.1, pp41-46
- 65) H.Ikawa, H.Oshige, S.Noii, H.Date and K.Uchikawa:Relation between welding conditions and grain size in weld heat affected zone, Trans. JWS, Vol.9(1978), No.1, 47-51
- 66) H.Ikawa and H.Oshige:Application of grain growth equation to the selection of welding conditions, Trans. JWS, Vol.9(1978), No.1, pp52-58
- 67) M.W.Mallet and R.J.Rieppel:Arc atmospheres and underbead cracking, W.J., Vol.25(1946), No.11, pp748s-759s
- 68) 伊藤、別所:高張力鋼の溶接割れ感受性指数について(第2報)、溶接学会誌、Vol.39(1969)、No.10、p1134-1144
- 69) 佐藤、松井、伊藤、別所:鋼構造物の溶接割れ防止のための適正予熱条件の選定に関する研究(第2報)、溶接学会誌、Vol.41(1979)、No.1、pp34-46
- 70) J S S C 極厚高張力鋼研究班:斜めγ開先拘束割れ試験片の極厚板への適用に関する検討、J S S C、Vol.41(1975)、No.114、p24-28
- 71) N.Yurioka, H.Suzuki, S.Ohshita and S.Saito:Determination of necessary preheat temperature in steel welding, W.J., Vol.62(1983), No.6, pp147s-153s
- 72) 鈴木、奥村:新しい割れ指数PHAによる冷間割れの解析、溶接学会論文集、Vol.2(1984)、No.1、p26-32
- 73) IIW Doc. IIS/IIW-382-71, Guide to the weldable of C-Mn steels and C-Mn microalloyed steels, 1971
- 74) 佐藤、松井、伊藤、別所:鋼構造物の溶接割れ防止のための適正予熱条件の選定に関する研究、溶接学会誌、Vol.40(1971)、No.11、p1117-1127
- 75) A.Bragard, J.Defourney and F.Marquet:Determination of the welding conditions to avoid cold cracking by means of the CRM model, IIW Doc. IX-1334-84, 1984

- 76) BS 5135:Specification for process of arc welding of carbon and carbon manganese steels, 1987, British Standard Institution
- 77) AWS-D1.1-90-Appendix XI:Guideline on alternative methods for determining preheat, 1990, American Welding Society
- 78) R.Gaillard, S.Debietz, M.Hubert and J.Defornny:Methods for optimizing the preheat temperature in welding, *Weld. World*, Vol.26(1988), No.9/10, pp216-230
- 79) H.Suzuki, N.Yurioka and M.Okumura:A new cracking parameter for welded steels considering local accumulation of hydrogen, *Trans. JWS*, Vol.13(1982), No.1, pp3-12
- 80) H.Suzuki:Cold cracking and its prevention in steel welding, *IIW Doc. IX-1074-78*, 1978
- 81) 佐藤、寺崎、大熊：インプラント試験による鋼の低温割れの限界応力と残留水素濃度の関係、*溶接学会誌*、Vol.48(1979)、No.4、p248-252
- 82) V.Pavasker and J.S.Kirkaldy:Assesing cold cracking susceptibility in low alloy steel welds, *Scand. J. Metall.*, Vol.11(1982), pp256-262
- 83) R.A.Karppi, J.Ruusila, M.Toyoda, K.Sato and K.Vartiainen:Predicting safe welding conditions with hydrogen cracking parameters, *Scandinavian J. of Metallurgy*, Vol.13(1984), pp66-74
- 84) 渡辺、佐藤、松井：溶接継手のルート割れにおよぼす外的拘束の影響、*溶接学会誌*、Vol.33(1967)、No.6、p446-457
- 85) 佐藤、松井：溶接継手の拘束応力とこれにともなう溶接割れの研究、*溶接学会誌*、Vol.36(1967)、No.10、p1096-1109
- 86) 渡辺、佐藤：溶接割れ試験体の拘束係数と拘束力について、*溶接学会誌*、Vol.33(1964)、No.7、p513-523
- 87) 佐々木、渡辺、桐原、小沼、妹島：高張力鋼溶接部のルート割れにおよぼす拘束度の影響、*溶接学会誌*、Vol.43(1974)、No.1、p3-11
- 88) 佐藤、寺崎：ルート部の応力集中率におよぼす開先形状、板厚、のど厚、ルート角度の影響、*溶接学会誌*、Vol.48(1979)、No.5、p298-303
- 89) 田中、北田：すみ肉溶接割れに関する研究、*溶接学会誌*、Vol.41(1972)、No.8、pp915-924
- 90) 菊田、荒木、広瀬、牧野：溶接低温割れにおよぼす非金属介在物の影響（第1報）、*溶接学会論文集*、Vol.3(1985)、No.2、pp379-385
- 91) 菊田、荒木、広瀬、松田：溶接低温割れにおよぼす非金属介在物の影響（第2報）、*溶接学会論文集*、Vol.3(1985)、No.2、pp385-392

- 92) 菊田、荒木、広瀬、松田：溶接低温割れにおよぼす非金属介在物の影響（第3報）、*溶接学会論文集*、Vol.3(1985)、No.3、pp490-497
- 93) N.Yurioka and H.Suzuki:Hydrogen assisted cracking in C-Mn and low alloy steel weldments, *Int. Materials Reviews*, Vol.35(1990), No.4, pp217-249
- 94) 伊藤、池田、中西：インプラント試験による溶接割れ評価に関する研究、*溶接学会誌*、Vol.45(1976)、No.12、pp1029-1036
- 95) N.Yurioka:A review of numerical analyses on the hydrogen diffusion in welding of steel, *IIW Doc. IX-1553-89*
- 96) M.McParlan and B.A.Graville:Hydrogen cracking in weld metals, *W.J.*, Vol.55(1976), No.4, pp95s-102s
- 97) 寺崎、原沢、坂口、坂下、佐藤：厚板溶接部の水素濃度に関する熱因子におよぼす溶接諸条件の影響、*溶接学会誌*、Vol.50(1981)、No.12、pp1171-1178
- 98) 寺崎：溶接部の低温割れに関する熱因子および硬度の推定式の検討、*鉄と鋼*、Vol.67(1981)、No.16、pp2715-2723
- 99) 寺崎、原沢、坂下、佐藤：多層溶接継手の水素濃度分布におよぼす溶接諸条件の影響（第2報）、*溶接学会誌*、Vol.51(1982)、No.10、pp860-867
- 100) J.Volkl and G.Alefeld:Hydrogen in Metal, *Topics in applied physics*, G.Alefeld and J.Volkl, eds., Vol.28, pp321-348
- 101) J.P.Hirth:Effects of hydrogen on the properties of iron and steel, *Metall. Trans.*, Vol.11A(1980), No.6, pp861-890
- 102) E.W.Johnson and M.L.Hill:The diffusivity of hydrogen in alpha iron, *Trans. AIME*, Vol.218(1960), pp1104-1112
- 103) 内木、岡林、糸：低合金鋼の溶接割れにおよぼす予・後熱の効果に関する研究（第1報）、*溶接学会誌*、Vol.43(1974)、No.7、p714-725
- 104) J.Gordine:Weldability of a Ni-Cu-Cb linepipe steel, *W.J.*, Vol.56(1977), No.6, pp179s-185s
- 105) 岡村、糟谷、山場、田中、為広：Cu析出強化型予熱低減HT780鋼の開発、*鋼構造論文集*、Vol.1(1994)、No.1、pp53-62
- 106) 百合岡：TMCP鋼の溶接、*溶接学会誌*、Vol.61(1992)、No.4、pp288-304
- 107) 渡辺、佐藤：溶接力学とその応用、朝倉書店、1965
- 108) 川下：熱伝導論、オーム社、1966
- 109) 寺崎、石本：局部予熱施工における熱サイクルの予測式について、*溶接学会論文集*、Vol.9(1991)、No.3、pp446-451

- 110) 百合岡、鈴木、奥村、大下、斉藤：鋼の溶接硬化性および低温割れ感受性を評価する炭素当量、製鉄研究、Vol.307(1982)、pp117-128
- 111) 奥村：構造用鋼の溶接熱影響部における硬化性および低温割れ感受性に及ぼす鋼材組成の影響、大阪大学工学部学位論文、1990
- 111) Gooch: Grain size and morphology in nickel-chromium alloy weld metal, Proceeding of TWI Open Seminar, Oct. 1993, Tokyo
- 112) 伊藤、別所：高張力鋼の溶接割れ感受製指示数について、溶接学会誌、Vol.37(1968)、No.9、pp983-991
- 113) M.A.Grossmann: Hardenability calculated from chemical composition, Trans. AIME, Vol.150(1942), p.242

謝 辞

本論文の作成にあたり、終始懇切丁寧な御指導ならびに御教示を賜った大阪大学工学部生産加工工学科 教授 豊田 政男博士に厚くお礼を申し上げます。

また、本論文をまとめるにあたり、大阪大学工学部生産加工工学科 教授 小林 紘二郎博士、同教授 黄地 尚義博士、同教授 座古 勝博士、および同教授 西本 和俊博士の諸先生方から有益な御教示と御討論を頂きました。ここに、各先生方に厚くお礼を申し上げます。

本論文は、著者が新日本製鐵(株)接合研究C研究センターにて行った研究をまとめたものであり、これらの研究遂行にあたり、多くの方々の御協力を頂きました。

新日本製鐵(株)フェロー 百合岡 信孝博士、接合研究C研究センター主幹研究員 奥村 誠博士および接合研究C研究センター元主幹研究員(現 (財)発電設備技術検査協会) 堀井 行彦博士には、本研究の遂行と論文作成を積極的に薦めて頂き、深い御理解と御指導を頂きました。また、接合研究C研究センター所長藤 雅雄氏および同主幹研究員 大北 茂氏には、本論文の作成機会を与えていただき、特別の御配慮を頂くと共に、絶えず激励して頂きました。これら諸氏に心より感謝の意を表します。本研究の過程において、常に御助言と御高配を賜りました接合研究C研究センター主任研究員 小山 邦夫氏、同主任研究員 品田 功一氏に心から感謝の意を表します。

この他、種々御援助を下さった関係各位のみなさま方に深く感謝いたします。

本研究に関する発表論文

- 1) Analysis of three dimensional heat conduction in welding by dispersed point heat sources
Tadashi KASUYA and Nobutaka YURIOKA
IIW Doc. IX-1554-89
- 2) 鋼材溶接性に及ぼす外気温度の影響
槽谷 正、百合岡 信孝
溶接学会論文集、Vol.9(1991)、No.2、p252
- 3) 分布熱源を用いた溶接熱履歴および熱影響部形状の推定
槽谷 正
日本鉄鋼協会 特定基礎研究会 応力下における腐食評価部会
シンポジウム「湿潤硫化水素環境における鉄鋼材料の割れ感受性評価」
1991、東京、p21
- 4) Prediction of welding thermal history by a comprehensive solution
T.Kasuya and N.Yurioka
Welding Journal, Vol.72(1993), No.3, p107s
- 5) Carbon equivalent and multiplying factor for hardenability of steel
T.Kasuya and N.Yurioka
Welding Journal, Vol.72(1993), No.6, p263s
- 6) Cu析出型HT80鋼の溶接性について
百合岡 信孝、槽谷 正、小山 邦夫、堀井 行彦、山場 良太、
為広 博
溶接構造シンポジウム'93、
「大型構造物および複合材料利用技術の将来展望」
1993、大阪、p87
- 7) Cu析出強化型予熱低減HT780鋼の開発
岡村 義弘、槽谷 正、山場 良太、田中 陸人、為広 博
日本鋼構造協会論文集、Vol.1(1994)、No.1
- 8) 予熱低減型HT780鋼
槽谷 正
溶接技術、Vol.42(1994)、No.2、p147
- 9) A chart method to determine necessary preheat in steel welding
N.Yurioka and T.Kasuya
IIW Doc. II-1230-94, IIW Doc. IX-1740-94

- 10) A chart method to determine necessary preheat temperature in steel welding
N.Yurioka and T.Kasuya
溶接学会論文集、Vo.13(1995)、No.3、p347
- 11) Determination of necessary preheat temperature to avoid cold cracking under varying ambient temperature
Tadashi KASUYA and Nobutaka YURIOKA
ISIJ International, Vol.35(1995), No.10, p1183
- 12) A chart method to determine necessary preheat in steel welding
N.Yurioka and T.Kasuya
Welding in the World, Vol.35(1995), No.5, p327
- 13) Cu析出強化型予熱低減HT780鋼の開発
岡村 義弘、田中 陸人、奥島 基裕、山場 良太、為広 博、
井上 肇、槽谷 正、瀬戸 厚司
新日鐵技報、No.356(1995)、p62
- 14) 鋼の溶接熱影響部硬さの予測と必要予熱温度の選定方法
槽谷 正、百合岡 信孝、奥村 誠
新日鐵技報、No.355(1995)、p6
- 15) Methods for predicting maximum hardness of heat affected zone and selecting necessary preheat temperature of steel welding
Tadashi KASUYA, Nobutaka YURIOKA and Makoto OKUMURA
Nippon Steel Technical Report, No.65(1995), p7
- 16) 低温割れの発生機構と防止対策
槽谷 正
第21回実用溶接講座 「溶接部の損傷防止に役立つ技術の急所
-溶接部の割れの発生要因と防止対策-」
1995、川崎、

