

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 一溶接熱伝導解析と領対焼入性指数の統合化による評価の提案-

平成8年5月



TÉ



## 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-

谷

Æ

B 1/2
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
1.1.2 本研究の重点
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
1.2.2 HAZの焼入性に関するこれまでの研究と問題点・・・・・・
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・・
1.3 本研究の目的 ・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・
1. 4 本論文の構成 ・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・
第2章 Newtonの冷却則を用いた溶接熱伝導解析 ・・・・・・・・・・・・・・・・・
2. 1 緒言
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 ・・・・・
2.2.2 溶接熱伝導モデルの設定 ・・・・・・・・・・・・・・・・
<ol> <li>2.3 大板における溶接熱源による熱伝導解析 (Model I) ······</li> </ol>
2. 3. 1 Model  の解の導出 ·····
2.3.2 Model  の妥当性の検証(大入熱溶接への適用)・・・・・・・
<ol> <li>3.3 HAZの組織、硬さに必要な冷却時間(Δt 8/5)の推定</li> </ol>
の応用 ・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・
2. 4 小形試験体における溶接熱伝導解 (Model II) ······
<ol> <li>2.4.1 解の導出</li> </ol>
2.4.2 Model   の妥当性の検証(均熱予熱をした小形試験体にお
ける t <sub>100</sub> の計算)・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・
2.5 大板局部予熱時の熱伝導解(Mode     )・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・
2.5.2 同部 才熟を行ったとさの 熟伝導計算(tioo および 予熱中の 温度公本の計算に、素材 パローの計算)
温度万仲の訂昇と、
<ol> <li>2.0 № 円</li> <li>44 Δ 2 ·····</li> </ol>
A 2 - 1 (2-44)式の導出 ·····
- 1 -

第	3	章		炭	素	当	量	8	焼	λ	性	倍	数	0	関	係		• •	• •	• •	•••	•••	•••	• •		• • •			• • •			65	
	3		1		緒	言	•	•••	• •	•••	•••	• •	• •	• •	• •	• •	• •	• •	• •	• •	• •	• •	• •	• •		• •	• • •	• • •	•••		• • • •	65	
	3		2		焼	λ	性	指	数	Ø	定	性	的	検	討	•	• •	• •	• •	• •	• •	• •	• •	•••		• •		•••	•••			66	
		3		2		1		焼	入	性	指	数	Ø	特	徴	•	• •	• •	• •	• •	•••	• •	• •	• • •		• •		• • •	• • •			66	
			(	1	)		焼	入	性	倍	数	•	• •	• •	•••	• •	• •	• •	• •	• •	•••	• •	• •	• • •		• •	• • •	•••	•••		• • • •	66	
			(	2	)		炭	素	当	量		• •	• •	• •		• •	• •	• •	• •	• •	• •	• •	• •	• • •								69	
		З		2		2		=	0	Ø	焼	λ	性	指	数	に	存	在	す	3	相	違	点	•				• •				71	
			(	1	)		焼	λ	n	組	織	Ø	定	義	•	• •	• •	• •	• •	• •	• •	•••	• •	• • •				• •				71	
			(	2	)		オ	-	ス	テ	+	1	1	化	条	件	•	• •	• •	• •	• •	• •	• •	• • •		• •		• •	• • •			72	
		3		2		3		焼	λ	性	指	数	Ø	定	性	的	比	較	•	• •	• •	• •	• •			• •		• •	• • •	• • •		72	
		3		2		4		課	題	Ø	明	確	化	•		•••		• •	• •	• •	•••	•••	• •	•••		• •			• • •	• • •		74	
	3		3		炭	素	当	量	٤	焼	λ	性	倍	数		• •		• •		• •		• •	• •	• • •		• •				• • •		74	
		З	,	3		1		理	想	焼	λ	n	時	Ø	熱	伝	導	解	析	٤	炭	素	当:	量	を仏	反定	EL	た	焼	入性	Ł倍娄	女	
							Ø	導	出		• •	• •		• •		• •.	• •	• •	• •	• •	• •	• •	• •	• • •								75	
			(	1	)		理	想	焼	入	n	時	D	熱	伝	導	解	析	•	• •	• •	• •	• •	•••		• •						75	
			(	2	)		炭	素	当	量	を	仮	定	L	た	焼	Л	性	倍	数	Ø	導	出	• •		• •						77	
		3		3		2		焼	入	性	倍	数	を	用	5	た	炭	素	当	量	Ø	計	算	• •								79	
		3		3		3		В	D	焼	λ	性	倍	数	を	用	5	た	等	価	С	量	0	計	算							85	
	З		4		焼	λ	性	要	因	Ø	冶	金	的	考	察			• •	• •	• •		• •	• •	• • •		• •		• •	• • •	• • •		87	
		3		4		1		合	金	元	素	Ø	焼	入	性	•	• •	• •	• •	• •	•••	• •	•••	• • •		•••		• •	• • •	• •		87	
		З		4		2		В	Ø	焼	2	性				•••	• •	• •	• •	• •	• •	• •	•••	• • •		• •				•••		88	
		3		4		3		焼	λ	性	倍	数	を	用	1	た	旧	r	粒	Ø	影	響	D	導	λ	• •						89	
	3		5		結	言		• •			• •	• •		• •	•••	•••			• •	• •	• •	• •	•••			•••		•••		• • •		91	
1	補	A	3	•	• •	• •	•••	• •	• •	•••	•••	• •	• •	• •	• •	•••		• •	• •	• •	• •	• •	• • •			• •		• •		•••		92	
		A	3	-	1		(3	- 8	) 코	t o	) 導	算出	4	• •		• •	• •	• •	• •	• •	• •	• •	•••	•••	• • •	• •		• •		• • •	• • • •	92	
		A	3	-	2		(3	-1	5)	式	Ø	導	出		• •	• •	• •	• •	•••	• •	• •		• • •			•••			• • •	•••		93	
		A	3	-	3		50	% -	7.1	, 7	->	· +	+ 1	ł	1		平伯	西す	1 %	5 均	も入	し世	上炭	素	当	量(	СЕн	ARDI	EN'	0	導出	94	
		A	3	-	4		CE	(Ma	yni	ier	)	Ø	導	出		•••	• •		• •		• •	• •	•••			• •				• •		95	
第	4	章		水	素	量	お	よ	び	冷	却	時	間	に	基	づ	<	溶	接	熱	影	響	部分	低法	温書	割れ	ı 感	受	性言	平佃	面の書	Ŧ	
			本	的	考	察		• •	•••		•••		• •	• •		• •	• •	• •	• •	• •		• •	• • •			• •		• •		• • •		96	
	4		1		緒	言		• •	• •	• •	• •	• •		•••	• •	•••		• •	• •		• •	•••	•••			• •		• •		•••		96	
	4		2		代	表	的	予	熱	温	度	推	定	方	法	٤	そ	Ø	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
<ul><li>(2) 対数的影響の妥当性の証明 ····································</li></ul>	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 A 4 ·····	126
A 4 - 1 CEN チャート方式 ······	126
A 4 - 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
<ul><li>(1) 外気温度の影響 ······</li></ul>	135
(2) C u 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	)	0	CL	析	fН	鋼	0	低	温	割	h	感	受	性		•••	•••	• •	• •	•••	•••			•••	• •	• •	•••	• •	148
	(3	)	4	大会	に温	唐	EE	С	u	析	出	鋼	を	考	慮	L	た	低	温	割	n	感	受	性	評	価	方	法	•	148
5.	4	結言	liun	•••	•••	•••	••••						•••		•••	•••	•••	•••	•••	•••	•••	•••	•••		•••	•••	•••	•••		151
第6章	総	活	•••	•••	•••	• •			• • •	•••			• •		•••	•••	•••			•••	•••		•••	•••	•••			•••		153
参考文	献		•••	•••		• •	•••			• •					•••					• •				•••	•••		•••		•••	159
謝辞·				•••	•••	•••	•••							•••										• •		•••	• •		•••	167
本研究	に関	する	5 3	ŧ₹		大命	τ.		• • •										• •										•••	168

Т	:温度 [℃]
$T_{\infty}$	: 外気温度(第
θ	$:=T-T_{\infty}$
Tp	: 予熱温度
ρ	:密度 [kg/
Cp	:比熱 [J/
х,у, г	:固定座標 [
х,у, §	: 移動座標
λ	: 熱伝導率
к	: 熱拡散係数
α	:表面熱放散係
h	$=\alpha/\lambda$
Vs	:溶接速度
t	:時間 [s]
t1、τ、τ'	:時間 [s]
tp	: 予熱完了時間
а	: 板厚 [mm]
b	:小形試験体 0
С	:小形試験体(
d	:熱源の深さ
$K_0$	: 0次変形Bess
Q	:瞬間熱源の熱
q w	:溶接入力
q <sub>h</sub>	:予熱パワー
b <sub>w</sub>	:予熱幅の半分
l	:瞬間熱源の違
<i>l</i> 1	:瞬間熱源の違
12	:瞬間熱源の
L	: 瞬間線熱源(
77	:熱効率
∆ t s∕5	:800℃から50
t 100	:凝固から100

Nomenclature

第2章)または溶液温度(第3章) [℃] [0] [°C] /mm³] kg℃] [mm] {x:板厚方向、y:板幅方向、z:溶接線方向}  $[mm] \{ \xi = z - V_s \cdot t \}$ [J/°Cmms] [mm²/s] 係数 [J/℃mm<sup>2</sup>s] 1/mm] [mm/s] {積分パラメーター} 間 [S] の幅 [mm] の長さ [mm] [mm] sel関数 熱量 [J] [J/s] [J/mm²s] 分 [mm] 辺の長さの半分 [mm] {x方向} 辺の長さの半分 [mm] {y方向} 長さの半分 [mm] {z方向} の長さの半分 [mm] {z方向} 00℃までの冷却時間 [s] 0℃までの冷却時間 [s]

- V -

$D_{I}$	:理想臨界直径 [mm]
fx (	: 成分Xの焼入性倍数
V <sub>1</sub>	: 100%マルテンサイトを与える700℃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。)
$\Delta t_m$	:100%マルテンサイトを与える限界Δt 8/5
ro	: 丸棒試験片半径 [mm]
C, S i , ,	: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%)
Jo	: 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 { $J_{\Box}(j_n)=0$ }
Ax	: $f_x$ の一次の項の係数 { $f_x=1+A_x \cdot X$ }
Bx	: <i>l n</i> (Δ <i>t m</i> ) を成分XでTaylor展開したときのXの係数
	$l n (\Delta t m) = B_0 + \sum B_X (X - X_0) + O((X - X_0)^2)$
Cx	: 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]
Qa	: γ 粒成長活性化エネルギー [J/mol]
R	:気体定数 [J/mol·K]
Pa	:オーステナイト化パラメーター
GN	:旧 r 粒の粒度番号
Ter	:割れ防止に必要な最低予熱温度 [℃]
(t 100) cr	:割れ防止に必要な最短 t ioo [s]
Ha	: ガスクロ法で測定した溶着金属100g当たりの
	0℃1気圧での水素量 [mQ/100g]
H <sub>a</sub> '	:グリセリン法で測定した溶着金属100g当たりの
	0℃1気圧での水素量 [ml/100g]
R <sub>F</sub>	: 拘束度 [kgf/mm <sup>2</sup> ]
Н	:水素濃度 [mQ / mm <sup>3</sup> ]
H <sub>R</sub>	:残留水素濃度 [m2/mm <sup>3</sup> ]
Ho	:初期水素量 [ml/100g]
Θ	$: = H / H_{\odot}$
D	:鋼中の水素拡散係数 [mm²/s]
$F_T$	: 熱因子 [mm <sup>2</sup> ]

第	1	音早			緒	ふ語							
1.		1			本	研	究	n	背	景	٤	重	Ř
1.		1		1		溶	接	熱	影	響	部	冶	AF
	わ	から	玉	の	鉄	鋼	に	お	け	3	技	術	12
開	発	な	Ľ	D	分	野	で	Ł	世	界	を	IJ	-
お	け	3	経	営	環	境	の	厳	L	さ	か	5	,
3.	0	-	方	•	鋼	材	0	発	展	に	お	5	70
欠	で	あ	5	•	2	n	ま	で	に	Ð	鋼	0	科
0	鉄	鋼	業	は	•	<b>今</b>	後	と	Ð	冶	金	現	4mi
深	8	T	5	<	社	会	的	責	務	を	負	7	-
	冶	金	に	対	す	3	理	解	が	重	要	で	TO
築	•	車	両	な	ど	構	造	物	0	多	<	に	禾
5	ħ	5	構	造	物	を	組	み	立	T	る	と	Dit.
さ	6	E	•	構	造	物	の	-	部	に	欠	陥	t
を	与	え	る	が	•	欠	陥	が	発	生	す	3	fi
部	で	あ	3	0	L	た	が	2	て	•	構	造	4
て	L	ま	う	と	5	7	T	Ð	過	言	で	は	7
	5	0	よ	う	に	•	信	頼	性	の	高	5	7ª
す	る	27	と	E	他	ta	6	な	5	た	め	•	74
Ł	怠	3	5	と	は	で	き	ts	5	0	そ	L	-
性	を	満	た	す	2	と	に	•	よ	5	多	<	(
靸	性	0	問	題	は	最	重	要	課	題	に	位	-
	そ	n	で	は	•	今	H	ま	で	確	立	さ	TA
め	3	た	め	に	は		ま	ず	何	を	な	す	
を	行	う	必	要	カ	あ	5	0	で	あ	3	う	7
51	<	11	と	を	第	; —	・に	考	え	•	そ	5	7
う	に	考	え	る	と	•	4	最	3	必	要	5	
特	性	.,	あ	3	4	は	最	先	端	の	ブ	0	
知	5	n	, 7	5	た	:材	彩	お	よ	U	現	象	2 (
ま	た	.,	٢٦	n	カ	将	来	50	)体	系	: 12	K	
	落	接	熱	影	舞	部部	5 (		下	Η	A	Z	
理	2	: L	. 7	そ	1	しを	: 用	11	17	説	明	す	-
た	×,	DE		経	影	的	1 /3	: 7	テ	n	18	> 指	1

#### 点

#### 金研究の現状と課題

は世界の最先端であり、その技術を基礎に新規鋼材 ードしている立場にある。しかし、現在の鉄鋼業に 、溶接治金研究も同様に厳しい環境下におかれてい て、その加工性、特に溶接の観点からの検討は不可 溶接冶金研究が精力的になされてきた。そして日本 象に関し、継続的な研究を遂行しより一層の理解を ている。

ある理由の一つとしては、鋼材が、船舶、橋梁、建 利用されているという社会的背景がある。そして、 き、溶接は最も重要な利用加工技術の一つといえる。 が存在する場合、構造物全体の信頼性に多大な影響 危険性が最も高い部分は、いうまでもなく溶接継手 物全体としての信頼性は溶接部の信頼性で決定され ない。

溶接継手を得ることは、構造物全体の信頼性を確保 溶接部の冶金現象への理解を深める努力はいささか て、現在の鋼材開発は、母材部分以上に溶接部の特 の努力がはらわれており、特に、溶接割れと溶接部 置づけられている。

れた溶接冶金研究のレベル維持および向上を押し進 べきであろうか。あるいは、何に主眼をおいた研究 か。今後は、これまでの研究を一般化、体系化して から新しい展開を求めることが必要である。このよ されている重要テーマは、最先端の材料開発や材料 セスにおける冶金現象などとともに、従来よりよく の、基礎的、理論的理解をさらに深めることであり、 もつながる。

という)の冶金現象は複雑で、単純な法則を基礎原 ることは難しい。そのため、これら現象を表現する 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<sub>1</sub>)ある いはD<sub>1</sub>を表す焼入性倍数を用いて表現され<sup>32)</sup>、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<sup>31)</sup>。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HA7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、 基礎的理解が不充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、この問題はまだ明らかにされ 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Rosenthal<sup>1)</sup>や田中<sup>3)</sup>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充分であり、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℃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<sup>68),74),97),107)</sup>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 題を簡単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<sup>3)</sup>は、Newtonの冷却則を厳密

に適用している。もし、tiooを田中の解で推定する場合、そのとき用いるべき表 面熱放散係数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<sup>10),11)</sup>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場合が多い、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くかつ見通し 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<sub>8/5</sub>)で表している<sup>38)-45)</sup>。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 ( $D_1$ )<sup>32),33)</sup>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、 $D_1$ 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、D1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

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、ミ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<sup>69)-79)</sup>、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<sup>59)-79)</sup>。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

- 5 -

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11₩-1X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(t100)を決定<sup>70),71)</sup>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 t100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 充分な点が多い。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、理論的解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 j は次式のように温度勾配に比例し、その比例定数入は熱伝導率と呼ば れている。

 $\vec{j} = -\lambda \cdot \nabla T$ (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。

$\partial T = w \nabla Z(T)$	$\left(\nabla^2 - \partial^2 + \partial^2 + \partial^2\right)$	(1-2)
at - ~ (1)	$\left( \sqrt{-\frac{1}{\partial x^2} + \frac{1}{\partial y^2} + \frac{1}{\partial z^2}} \right)$	

 $(\lambda = \rho c_{\rho} \kappa \rho$ :密度、 $c_{\rho}$ :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。

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<sup>1),2)</sup>と田中の研究<sup>3)</sup>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に依存する。

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 $\alpha$  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 $\rightarrow$ ∞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<sup>3)</sup>、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っ 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かっているが、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(1100)に大きく依存することが指摘されるようになった<sup>68),70)</sup>。 そのため、溶接熱伝導解析も、このtipoを推定することを課題に取り上げるよう

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

- 7 -

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<sup>69),74)</sup>、最近では寺崎ら<sup>109)</sup> 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様に 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様に働く 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HAZの最高硬さが、800℃か ら500℃までの冷却時間、Δt в/5を用いて作成されると<sup>38)</sup>、Δt в/5の推定とい う課題も取り組みはじめられた(7).28).29)。この冷却時間は、1100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<sup>29)</sup>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 △ t # / 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Δt g/s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、Rykalin<sup>12)</sup>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、Rosenthal<sup>2</sup>は、

(1-3)

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

という熱伝導方程式の解を求めているが、 $T-T_{\infty}=T'\exp(-\alpha't)$ 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、t100を予熱温度決定のパラメー ター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、Tsai<sup>9</sup>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HAZ特性を調べるためには、これまで以上にHAZ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。HAZ形状を計算し、HAZ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、 充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 3.

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<sup>1),2)</sup>、田中<sup>3)</sup>はNewton冷却則、安藤<sup>22)-27)</sup>、 佐藤<sup>69),74)</sup>、寺崎ら<sup>17)</sup>は表面断熱解にexp(-α'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<sup>69),74)</sup>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<sup>29)</sup>は、t100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a'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 t100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Grossmann<sup>32)</sup>が提唱した理想臨界直径( $D_1$ )、 そしてDI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に用 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 <sup>31)</sup>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Mavnierら<sup>34</sup>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、現在実用的に充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。

 $D_l = D_{10} \cdot f_c \cdot f_{si} \cdot f_{Mn} \cdots$ めた。

 $f_{c} = \sqrt{C}$ 

 $f_x = 1 + A_x \cdot X$  (Axは定数, XはX成分の重量%)

$$P_a = \left(\frac{1}{T} - \frac{2.3}{Q_a}\right)$$

ここに、V1は[K/h]の単位を持ち、Pa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。

炭素当量を用いた。

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

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

(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、同じ治 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

Grossmannらによると、理想臨界直径、Diは、以下のように表される。

(1-4)

ここに、D10は旧オーステナイト粒度の関数、fx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

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

 $\frac{3R}{\log(t)}^{-1}$ 

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<sup>38)</sup>がHAZ最高硬さを溶接熱伝導により決定される △ t<sub>ℓ<5</sub>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<sup>35),36)</sup>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

(1 - 7)

Index		V <sub>M</sub> (%) *
	$CE_{HARDEN} = C + \frac{Si}{24} + \frac{Mn}{6} + \frac{Cu}{15} + \frac{Ni}{12} + \frac{Mo}{4} + \frac{Cr(1 - 0.16\sqrt{Cr})}{8} + \Delta H$	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
Carbon	$CE(\widehat{\oplus}\pi) = C + \frac{Mn}{4.5} + \frac{Cu}{3.2} + \frac{Ni}{17} + \frac{Cr}{9.3} + \frac{Cr}{2.3} + 14.5B$	50
Squibalent	$CE(\Rightarrow i = C + \frac{Mn}{3} + \frac{Cu}{4} + \frac{Ni}{8} + \frac{Cr}{10} + \frac{Mo}{3} + 5B$	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
	$D_{I} (Hollomon) = D_{I0} \cdot \sqrt{C} \cdot (1+0.64Si) \cdot (1+4.1Mn) \cdot (1+2.33Cr)$ $\cdot (1+0.52Ni) \cdot (1+3.14Mo) \cdot (1+0.27Cu)$	50
	$D_{I}(Craft) = D_{I0} \cdot \sqrt{C} \cdot (1+0.67Si) \cdot (1+4.8Mn) \cdot (1+2.16Cr)$	50
Aultiplying	$\cdot (1+0.74Ni) \cdot (1+2.53Mo)$ D <sub>1</sub> (Kramer) = D <sub>10</sub> · $\sqrt{C} \cdot (1+0.55Si) \cdot (1+1.2Mn) \cdot (1+1.73Cr)$	50
Factor	$\cdot (1+0.42Ni) \cdot (1+1.78Mo) \cdot (1+0.45Cu)$ $D_{I} (Hodge) = D_{I0} \cdot \sqrt{C} \cdot (1+1.25Si) \cdot (1+0.3Ni) \cdot (1+5.0Mo)$	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

Table 1-1 Hardenability Indexes

\*: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は、逆に、もし明らかな関係 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、明白な関係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

きており、このようなこれまでの経験も見直す必要があろう。 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。68),112)を用いた方法、百合 岡らのCEN-t100方法<sup>71)</sup>(後にCEN チャート方法に変更<sup>46)</sup>)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<sup>70)</sup>に取り入られてお り、さらには、このとき発表された炭素当量PemはJIS G3106の付属書やAWS規格に も採用されている。また、CEN-t 100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<sup>106)</sup>。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)、Pcm およびCEN である。

 $CE(IIW) = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cu + Ni}{15} + \frac{Cr}{15}$  $P_{cm} = C + \frac{Si}{30} + \frac{Mn + Cu + Cr}{20} + \frac{Ni}{60}$  $CEN = C + A(C) \cdot \left\{ \frac{Si}{24} + \frac{Mn}{6} + \frac{Cu}{15} + \right\}$  $A(C) = 0.75 \pm 0.25 tanh \{20(C-0.12)\}$ 

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。Pemは、1968年に伊藤、別所112)が発表した炭素当量で

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

+Mo+V	
5	(1-8)
$\frac{1}{10} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{10} + 5B$	(1-9)
$-\frac{Ni}{20} + \frac{Cr + Mo + Nb + V}{5} + 5B$	(1-10)

Group	Carbon Equivalent
A	$CE (11W) = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cu + Ni}{15} + \frac{Cr + Mo + V}{5}$ $CE (WES) = C + \frac{Si}{24} + \frac{Mn}{6} + \frac{Ni}{40} + \frac{Cr}{5} + \frac{Mo}{4} + \frac{V}{14}$ $CE (Stout 11) = C + \frac{Mo}{6} + \frac{Cu}{40} + \frac{Ni}{20} + \frac{Cr}{10} + \frac{Mo}{10}$
В	$P_{cm} = C + \frac{Si}{30} + \frac{Mn + Cu + Cr}{20} + \frac{Ni}{60} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{10} + 5B$ $CE (Graville) = C + \frac{Mn}{16} - \frac{Ni}{50} + \frac{Cr}{23} + \frac{Mo}{7} + \frac{Nb}{8} + \frac{V}{9}$ $CE (Duren) = C + \frac{Si}{25} + \frac{Mn}{16} + \frac{Cu}{16} + \frac{Ni}{60} + \frac{Cr}{20} + \frac{Mo}{40} + \frac{V}{15}$
С	$CE(Stout \ 1) = 1000 \cdot C \cdot \left\{ \frac{Mn}{6} + \frac{Cr + Mo}{10} + \frac{Ni}{20} + \frac{Cu}{40} \right\}$ $CEN = C + A(C) \cdot \left\{ \frac{Si}{24} + \frac{Mn}{6} + \frac{Cu}{15} + \frac{Ni}{20} + \frac{Cr + Mo + Nb + V}{5} + 5B \right\}$ $A(C) = 0.75 + 0.25 \cdot tanh\{20(C - 0.12)\}$

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

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Pcmに、Cが高い 場合はCE(11W)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-D1.1<sup>77)</sup>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Pcmを、Zone 11ではCE(11W)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(11W)に、 Cが低い場合はPomになるようにし、適用範囲を広げている。すなわち、CEN は CE(11W)とPcm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。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<sub>F</sub>)を用いる形に修正された。拘束度は、渡辺ら<sup>86)</sup>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



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-5135<sup>76)</sup>、AWS-D1.1<sup>77)</sup>、JSSC方式<sup>70)</sup>、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。

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

-15-

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

(Ha: 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。

(1 - 11)

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

$$P_{W} = P_{cm} + \frac{H_{d}'}{60} + \frac{R_{F}}{40000}$$
(1-12)

(Ha':グリセリン法による水素量)

そしてPw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tionが計算 される。予熱温度は、t100をこの限界t100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CENt<sub>100</sub>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<sub>100</sub>)。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お 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tioo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、

平均拡散距離 =  $\sqrt{2Dt}$  (一次元) (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<sub>100</sub>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。

熱因子 =  $\sum D(t_i) \Delta t_i$ (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、 $\Delta t_i$ を短くすれば  $D(t_i)$  は定数と見なせる。(1-14)式はMcParlan、Graville<sup>96)</sup>により導入され、そ の後寺崎ら<sup>97)-99)</sup>により詳しい計算が行われた。なお、熱因子は (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Pem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Pcm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

Method Carbon equivalent		Hydrogen effect	Restraint level	
BS-5135	CE(11W)	Linear grouping	Ordinary	
AWS-D1.1 Pcm		Logarithmic	High, Medium, Low	
JSSC Pcm		Linear Restraint intensi		
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Pcを提唱した伊藤ら<sup>68)</sup>は、その後、水素量の範囲を広げた場 合、Ha'/60の代わりに0.093·log(Ha')を用いた方が良いと報告している<sup>94)</sup>。また、 AWS-D1.1、CEN チャート方式、鈴木<sup>80)</sup>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Ha'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

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

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、
しいの
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、t100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<sub>100</sub>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<sub>100</sub>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 放散が大きくなりも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t100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、(tioo)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、このような外気温度の影響は考慮されていない。JSSC方式で は、外気温度の影響は
しゅ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。

#### 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 の治金現象は本質的に同じものあるため、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充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充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(外気温度の影響、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

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充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。

(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



- 20 -

ある△tB/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解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解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れ 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 tion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。

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△t 8/5、t100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D1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、D1 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 timo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。

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Δt<sub>8/5</sub>、あるいは 100℃までの冷却時間t<sub>100</sub>)の推定<sup>17),28),29),69),74),109),110</sub>)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<sup>1),2)</sup>と田中<sup>3)</sup>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。</sup>

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∆t<sub>8/5</sub>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∆t<sub>8/5</sub>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<sup>4)-9)</sup>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<sub>100</sub>は<sup>68)</sup>、HAZ低温割れを評価するときに重要な冷却時間である。t<sub>100</sub>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<sup>96)-98)</sup>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こと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 1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 II1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 tioo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jは温度勾配に比例するというFourierの仮定である。 $\lambda$ 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。

 $j = -\lambda \cdot \operatorname{arad}(T)$  $\rho c_{o}(\partial T / \partial t)$  はバランスしていなければならない。

$$div(\vec{j}) + \rho c_{P} \frac{\partial T}{\partial t} = 0$$

(2-1式)、(2-2)式より

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

である。

$$\lambda \frac{\partial T}{\partial x_n} = -\alpha \left( T - T_{\infty} \right)$$

ここに、T<sub>∞</sub>は、板表面に接している外部の温度で、x<sub>n</sub>は板表面に垂直方向の座標 である。

 $\alpha = 0 となり、 (2-4) 式は$ 

 $\frac{\partial T}{\partial T} = 0$ (2-5)ar. 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

(2-1)

ρを密度、C。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div(j)と、温度変化により生じた単位時間当たりの熱量変化

(2-2)

ここで、 $\kappa = \lambda / \rho c_{\rho}$ 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<sub>p</sub>、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

(2-4)

(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

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Tu、TLとする。このとき対称性から、

$-\partial T_L$	(2-6
$x_n = \partial x_n$	

が成り立つ。したがって、次式が成り立つ。

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

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<sub>u</sub>+T<sub>L</sub>)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、板表面の存在を考える必要がな 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、
t100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 3.

(2-8)

(2-9)

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

(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-a'(T-T<sub>∞</sub>)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、 $T-T_{\infty}=T'exp(-\alpha')$ 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(-a')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。

 $\left(\Theta\right)_{t=0} = f(x) g_{1}(y) g_{2}(z)$ 

方程式を解く時よく用いられる変数分離法を用いる18)。 (2 - 10) $\theta = T - T_{\infty} = X(x) Y(y) Z(x) \Psi(t)$ とおき、(2-3)式へ代入すると、  $\frac{1}{\Psi}\frac{d\Psi}{dt} = \kappa \left(\frac{1}{X}\frac{d^2X}{dx^2} + \frac{1}{Y}\frac{d^2Y}{dy^2} + \frac{1}{Z}\frac{d^2Z}{dz^2}\right)$ (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。  $\frac{1}{V}\frac{d^2X}{dx^2} = -\frac{u^2}{a^2}, \quad \frac{1}{V}\frac{d^2Y}{dy^2} = -v^2, \quad \frac{1}{Z}\frac{d^2Z}{dz^2} = -w^2$ 

$$\frac{1}{\Psi}\frac{d\Psi}{dt} = -\kappa \left(\frac{u^2}{a^2} + v^2 + w^2\right)$$

$$X(x) = A_x \cdot \sin\left(\frac{u}{a}x\right) + B_x \cdot \cos\left(\frac{u}{a}x\right) + B_y \cdot \cos\left(\frac{u}{a}x\right) + B_y \cdot \cos\left(\frac{u}{a}x\right) + B_y \cdot \cos\left(\frac{u}{a}x\right) + B_z \cdot \sin\left(\frac{u}{a}x\right) + B_z \cdot \cos\left(\frac{u}{a}x\right) + B_z \cdot \cos\left(\frac{u}$$



培界条件(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

(2 - 12)



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 し、し、し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ため、以下のようになる。

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

(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、

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

$$tan(u_n) = \frac{2ahu_n}{u_n^2 - a^2h^2}$$
(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,,,) An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  $A_{v}$ 、 $B_{v}$ はvの関数、 $A_{z}$ 、 $B_{z}$ はv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、g1(y)、g2(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Ay、Azは対称 性から

$$A_{y} = A_{z} = 0$$

J -00

(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。

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

$$(2-18)$$

$$(2-18)$$

$$\begin{split} & \int_{-\infty}^{\infty} B_{x}(w) \cos(wx) dw = g_{x}(x) \\ & (2-18) \operatorname{gz} \xi \operatorname{gz} \xi \operatorname{gz} (2-18) \operatorname{gz} \xi \operatorname{gz} \xi \operatorname{gz} (1-18) \operatorname{gz} \xi \operatorname{gz} \xi \operatorname{gz} (1-18) \operatorname{gz} \xi \operatorname{gz} \xi \operatorname{gz} \xi \operatorname{gz} (1-18) \operatorname{gz} \xi \operatorname{gz} \operatorname{gz} \xi \operatorname{gz} \operatorname$$

- 30 -

は、

関数

執量

20), 式を

- 31 -

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 ターを導入している。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≠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に特に重要である。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える影響が大きい300℃~100℃付近の熱履歴あるいは t 100を推定する必要がある<sup>68)-71).74)</sup>。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





- 33 -

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

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。の間に、外面より単位時間単位面積当たりqn(本章ではqn 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、板幅は無限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 △ 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t100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 [とModel ]]」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 |)

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 1の解を導出する。Model 1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 ならない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 1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 していため熱源が板内部にも分布していると考えなければならない、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

- 34 -

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 1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℃から 500℃までの冷却時間、Δt в/sの精度よい推定を行う。ここでは、Δt в/sにおけ る熱源位置の影響をModel [を用いて考察し、△t s/s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 |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、

 $l \rightarrow 0, l_1 \rightarrow 0, l_2 \rightarrow 0$ という極限操作を(2-22)式にほどこすと

$$A_{n} \rightarrow \frac{2u_{n}^{2}}{(u_{n}^{2}+a^{2}h^{2})a+2a^{2}h}\frac{d}{\rho}$$
$$B_{\nu}(v) \rightarrow \frac{1}{2\pi}$$
$$B_{z}(w) \rightarrow \frac{1}{2\pi}$$
となる。 (2-25) 式を (2-19) 式に

 $\cos(vy)\exp(-\kappa tv^2) dv=$ 

を利用し、λ=ρcpκ を考慮すると、

$$\theta = \frac{Q}{2\pi a\lambda t} \sum_{n=1}^{\infty} A_n \left\{ \cos\left(\frac{u_n}{a}x\right) \right\}$$
$$A_n = \frac{u_n^2}{u_n^2 + 2ah + a^2h^2} \left\{ \cos\left(\frac{u_n}{a}d\right) \right\}$$

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t1秒経過したものとし、そ

(2 - 24)

 $\frac{Q}{\cdot c_{\mathcal{P}}} \left\{ \cos\left(\frac{u_n}{a}d\right) + \frac{ah}{u_n} \sin\left(\frac{u_n}{a}d\right) \right\}$ 

(2 - 25)

こ代入し、以下の積分公式

$$=\sqrt{\frac{\pi}{\kappa t}}\exp\left(-\frac{y^2}{4\kappa t}\right)$$

(2 - 26)

 $+\frac{ah}{u_n}\sin\left(\frac{u_n}{a}x\right)\left\{\exp\left(-\frac{y^2+z^2}{4\kappa t}-\frac{u_n^2}{a^2}\kappa t\right)\right\}$ 

 $+\frac{ah}{u_n}\sin\left(\frac{u_n}{a}d\right)$ (2 - 27)





の時点において熱源がC点に存在するとする。速度をV。とすると、AC間の距離 はVs・t1 である。熱源進行方向をz軸とし、また、z軸と同じ方向にを軸をとり、 を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、 を座標を移動座標と呼ぶ。このとき、 ミ=2-Vs・t1の関係がある。 2=0 を熱源 がスタートした点に、 ミ=0を現在熱源が存在する点と定義する。

温度が知りたい点をDとする(ここの§座標を§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 <ti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 <t1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=t1 になっているため、B点に与えられた熱源はt=t1 より前の、t=で に与え られたとする。このとき、t=t1 ではすでに(t1-T) 秒経過していることになる。 また、点Bからは、温度が知りたい点Dは、Z座標方向に(ミ+Vs(t1-で))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=を+Vs(t1-て)と 考えれば(2-27)式が利用できる。 q wを単位時間当たりに与えられる熱量(単位: [J/s])とすると、点Bにはqw·dての熱量が与えられるため、t=t1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 d は、

$$\begin{aligned} q \theta &= \frac{q_w \cdot d\tau}{2\pi a\lambda (t_1 - \tau)} \sum_{n=1}^{\infty} A_n \left\{ \cos\left(\frac{u_n}{a}x\right) + \frac{ah}{u_n} \sin\left(\frac{u_n}{a}x\right) \right\} \end{aligned}$$
(2-28)  
$$\cdot exp \left( -\frac{y^2 + \left\{ \xi + V_s\left(t_1 - \tau\right) \right\}^2}{4\kappa (t_1 - \tau)} - \frac{u_n^2}{a^2} \kappa (t_1 - \tau) \right) \end{aligned}$$
  
So よって、(2-28)式をてで0からt\_1まで積分すればよい。このとき、  
 $\tau' = t_1 - \tau$ (2-29)

となる

と変数変換すると、

$$\Theta = \frac{q_w}{2\pi a\lambda} \sum_{n=1}^{\infty} A_n \left\{ \cos\left(\frac{u_n}{a}x\right) + \frac{ah}{u_n} \sin\left(\frac{u_n}{a}x\right) \right\}$$

$$\cdot \int_0^{t_1} \exp\left(-\frac{y^2 + \{\xi + V_s \tau'\}^2}{4\kappa \tau'} - \frac{u_n^2}{a^2} \kappa \tau'\right) \frac{d\tau'}{\tau'}$$
(2-30)

(2-30)式において、 $r = \sqrt{y^2 + \xi^2}$ 、 $\beta = \frac{1}{4\kappa \tau}$ とし、かつ準定常状態を考えるた

めti→∞とすると、

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

$$= \frac{q_w}{\pi a\lambda} \sum_{n=1}^{\infty} A_n \left\{ \cos\left(\frac{u_n}{a}x\right) + \frac{ah}{u_n} \sin\left(\frac{u_n}{a}x\right) \right\}$$

$$\cdot exp\left(-\frac{V_s \xi}{2\kappa}\right) \cdot K_0 \left(r\sqrt{\frac{u_n^2}{a^2} + \frac{V_s^2}{4\kappa^2}}\right)$$

$$\left[ \hbar \hbar \xi L, A_n = \frac{u_n^2}{u_n^2 + a^2h^2 + 2ah} \left\{ \cos\left(\frac{u_n}{a}d\right) + \frac{ah}{u_n} \sin\left(\frac{u_n}{a}d\right) \right\}, \ tan(u_n) = \frac{2ahu_n}{u_n^2 - a^2h^2} \right]$$

$$\left[ \hbar h \xi L + \frac{u_n^2}{u_n^2 + a^2h^2 + 2ah} \left\{ \cos\left(\frac{u_n}{a}d\right) + \frac{ah}{u_n} \sin\left(\frac{u_n}{a}d\right) \right\}, \ tan(u_n) = \frac{2ahu_n}{u_n^2 - a^2h^2} \right]$$

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KoはO 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、Anは

$$A_n = \frac{u_n^2}{u_n^2 + 2ah + a^2h^2}$$

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ので<sup>3)</sup>、(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 [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

(2 - 32)

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 [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 2=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、

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

(2 - 33)

$$A_{n (Model 1)} = \frac{u_n^2}{u_n^2 + 2ah + a^2h^2} \left\{ \cos\left(\frac{u_n}{a}d\right) + \frac{ah}{u_n} \sin\left(\frac{u_n}{a}d\right) \right\}$$
$$tan (u_n) = \frac{2ahu_n}{u_n^2 - a^2h^2}, \quad r = \sqrt{y^2 + (z - V_s \cdot t)^2}$$

となる。ここで、係数Anを新たにAn(Model 1)と記述した。

2.3.2 Model |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。3線、A。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 T1 1200 T2 1050	38 42 48	6.33	24.6	35
EGW	640	37	1.22	19.4	25
	120	24	3.58	0.8	9,16,20
SMAW	170	25	2.5	1.7	9,16,20
	285	29	1.83	4.5	9,16,20

Method	λ (J/℃mm·s)	<i>к</i> (пп²/s)	α (J/℃mm <sup>2</sup> s) (×10 <sup>-</sup> 5)	7)	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

#### · Table 2-2 Thermal properties used in this study

- 39 -



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。3線、A。1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℃、A。3温 度、A。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 110

Fig. 2-6は、Fig. 2-5の熱源を用いて計算した融合線、A。3線、A。1線と Fig.2-4のそれらを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、 入やκは計算値が実験データに会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を 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T able 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℃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、Table2-2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のは、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 1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(Δt в/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℃から 500℃までの冷却時間(Δt 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

calculation - - -- experiment 1: fusion line 2:Ac3 3:Ac1

calculation experiment 1: fusion line 2:Ac3 3:Ac1







Δ t<sub>8/5</sub>の計算は、既に奥村<sup>111)</sup>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、Δ t<sub>8/5</sub>がどのように 影響を受けるかを調べる。さらに、奥村がΔ t<sub>8/5</sub>を計算したときの入熱量の範囲 は6.0kJ/nn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Δt 8/5を読みとると、ほとんど同じである。 また、このΔt 8/5は、Fig.2-7に示す熱履歴より読みとったΔt 8/5ともほとんど 同じであることがわかる。これは、Δt 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

- 45 -





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 s/s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 s/sにおける熱源分布の影響は±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±10%の誤差内で $\Delta$ t s/s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 s/s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

た場合の式であり、次式で  

$$\theta = 2 (T_p - T_\infty) \sum_{n=1}^{\infty} A_n \left\{ \cos\left(\frac{u}{u}\right) - \frac{1}{u_n} - \frac{u}{u_n} \right\}$$
  
ただし、  
 $A_n = \frac{u_n^2}{u_n^2 + 2ah + a^2h^2}$ 

熱し

次に、Δt 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、△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以下の場合は、λ=0.025J/mmKs、κ=4.2mm<sup>2</sup>/sと定 めれば△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<sup>111</sup>。しか し、これら値のうち、入については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、入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/πaλ である。このため、λが10%大きくなることは、qw、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 るように入を決定したとすると、入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、入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くなるが、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入と、6.0kJ/mm以下の入熱量範囲より決め たん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、  $\lambda$ 、  $\kappa$  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、  $\lambda$  および  $\kappa$  を次のように定めた。  $\lambda=0.02633+2.82\times10^{-4}\cdot\eta\cdot E$  [J/mmKs]  $\kappa=4.0+1.23\times10^{-2}\cdot\eta\cdot E$  [mm<sup>2</sup>/s] (2-35)

示す式である。

 $\frac{u_n}{a}x\Big) + \frac{ah}{u_n}\sin\left(\frac{u_n}{a}x\right)\Big\}$   $\frac{ah}{a^2}\left(\cos\left(u_n\right) - 1\right)\Big]\exp\left(-\frac{u_n^2}{a^2}\kappa t\right)$ 

 $\tan(u_n) = \frac{2\alpha n u_n}{u_n^2 - a^2 h^2}$ 

- 47 -

(2 - 34)









ここに、 n は熱効率、 E は溶接入熱量 (kJ/mm) である。 (2-35)式は、 2. 3. 2項で用いた入、K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より入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)式では入は qw/πaλ の形で熱伝導 に寄与しているため、入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)式で定められる入、 κを用い田中の式 ((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 △ 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 a 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)式の入、 κは2.3.2.節で用いた入、 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、△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 ||) 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 t100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ず、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。

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

$$\cdot \sum_{m=1}^{\infty} B_m \left\{ \cos\left(\frac{v_m}{b}y\right) + \frac{bh}{v_m} \sin\left(\frac{v_m}{b}y\right) \right\} \exp\left(-\frac{v_m^2}{b^2} \kappa t\right)$$
(2-36)

$$\cdot \sum_{s=1}^{\infty} C_s \left\{ \cos\left(\frac{w_s}{c}z\right) + \frac{ch}{w_s} \sin\left(\frac{w_s}{c}z\right) \right\} \exp\left(-\frac{w_s^2}{c^2} \kappa t\right)$$

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

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An、 Bm、C。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(21)×(21)×(212)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/{pcp(21)(211)(212)}であり、直方体外は0である。これは、初期条件として、

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

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

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

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Anについては両者は一致し、Bn、Csについては、基本モデルのAnに 対する初期条件でQ/(pcp)=1と考え、さらに、a=b、l=l1、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(2-3)7)式のCsに関する式に一致する。したがって、(2-23)式のAnを参照すれば直ち に以下のように求まる。

$$A_{n} = \frac{2u_{n}^{2}}{(u_{n}^{2} + a^{2}h^{2})a + 2a^{2}h} \frac{Q}{l \cdot \rho \cdot c_{p}} \frac{a}{u_{n}} sin\left(\frac{u_{n}}{a}l\right) \cdot \left\{cos\left(\frac{u_{n}}{a}d\right) + \frac{ah}{u_{n}}sin\left(\frac{u_{n}}{a}d\right)\right\}$$

$$B_{m} = \frac{2v_{m}^{2}}{(v_{m}^{2} + b^{2}h^{2})b + 2b^{2}h} \frac{1}{l_{1}} \frac{b}{v_{m}} sin\left(\frac{v_{m}}{b}l_{1}\right) \cdot \left\{cos\left(\frac{v_{m}}{2}\right) + \frac{bh}{v_{m}}sin\left(\frac{v_{m}}{2}\right)\right\}$$

$$C_{s} = \frac{2w_{s}^{2}}{(w_{s}^{2} + c^{2}h^{2})c + 2c^{2}h} \frac{1}{l_{2}} \frac{c}{w_{s}} sin\left(\frac{w_{s}}{c}l_{2}\right) \cdot \left\{cos\left(\frac{w_{s}}{2}\right) + \frac{ch}{w_{s}}sin\left(\frac{w_{s}}{2}\right)\right\}$$
(2-38)

ここで、l2を溶接ビード長さの半分と考えl2=Lとおき、また、l、l1は線熱源と いう仮定よりl→0、l1→0とすると、Model IIの瞬間線熱源の解が得られる。これ ら操作を行った後のAn、Bm、Csを新たにAn(Model II)1、Bm(model II)1、

$$\begin{aligned} \mathcal{G}_{(Model \ II)} &= \sum_{n=1}^{\infty} A_n (Model \ II) : \left\{ \cos\left(\frac{u_n}{a}x\right) + \frac{ah}{u_n} \sin\left(\frac{u_n}{a}x\right) \right\} \exp\left(-\frac{u_n^2}{a^2} \kappa t\right) \\ &\cdot \sum_{m=1}^{\infty} B_m (Model \ II) : \left\{ \cos\left(\frac{v_m}{b}y\right) + \frac{bh}{v_m} \sin\left(\frac{v_m}{b}y\right) \right\} \exp\left(-\frac{v_m^2}{b^2} \kappa t\right) \end{aligned} \tag{2-39} \\ &\cdot \sum_{s=1}^{\infty} C_s (Model \ II) : \left\{ \cos\left(\frac{w_s}{c}z\right) + \frac{ch}{w_s} \sin\left(\frac{w_s}{c}z\right) \right\} \exp\left(-\frac{w_s^2}{c^2} \kappa t\right) \\ &A_n (Model \ II) : 1 = \frac{2u_n^2}{u_n^2 + a^2h^2 + 2ah} \frac{Q}{a \cdot \rho \cdot c_p} \cdot \left\{ \cos\left(\frac{u_n}{a}d\right) + \frac{ah}{u_n} \sin\left(\frac{u_n}{a}d\right) \right\} \\ &\geq t^2 \ U, \qquad B_m (Model \ II) : 1 = \frac{2v_m^2}{v_m^2 + b^2h^2 + 2ah} \frac{1}{b} \cdot \left\{ \cos\left(\frac{v_m}{2}\right) + \frac{bh}{v_m} \sin\left(\frac{v_m}{2}\right) \right\} \\ &C_s (Model \ II) : 1 = \frac{2w_s}{w_s^2 + c^2h^2 + 2ch} \frac{1}{b} \sin\left(\frac{w_s}{c}L\right) \cdot \left\{ \cos\left(\frac{w_s}{2}\right) + \frac{ch}{w_s} \sin\left(\frac{w_s}{2}\right) \right\} \\ &tan(u_n) = \frac{2ahu_n}{u_n^2 - a^2h^2}, \quad tan(v_m) = \frac{2bhv_m}{v_m^2 - b^2h^2}, \quad tan(w_s) = \frac{2chw_s}{w_s^2 - c^2h^2} \end{aligned}$$

$$\begin{aligned} &(Model III) = \sum_{n=1}^{\infty} A_n (Model III) : \left\{ \cos\left(\frac{u_n}{a}x\right) + \frac{dh}{u_n} \sin\left(\frac{u_n}{a}x\right) \right\} exp\left(-\frac{u_n^2}{a^2} \kappa t\right) \\ &\cdot \sum_{m=1}^{\infty} B_m (Model III) : \left\{ \cos\left(\frac{v_m}{b}y\right) + \frac{bh}{v_m} \sin\left(\frac{v_m}{b}y\right) \right\} exp\left(-\frac{v_m^2}{b^2} \kappa t\right) \\ &\quad (2-39) \\ &\cdot \sum_{s=1}^{\infty} C_s (Model III) : \left\{ \cos\left(\frac{w_s}{c}z\right) + \frac{ch}{w_s} \sin\left(\frac{w_s}{c}z\right) \right\} exp\left(-\frac{w_s^2}{c^2} \kappa t\right) \\ &\quad A_n (Model III) : = \frac{2u_n^2}{u_n^2 + a^2h^2 + 2ah} \frac{Q}{a \cdot \rho \cdot c_p} \cdot \left\{ \cos\left(\frac{u_n}{a}d\right) + \frac{ah}{u_n} \sin\left(\frac{u_n}{a}d\right) \right\} \\ &\quad \mathcal{K}^{\mathcal{E}} \cup \mathcal{K} \\ &\quad B_m (Model III) : = \frac{2v_m^2}{v_n^2 + b^2h^2 + 2bh} \frac{1}{b} \cdot \left\{ \cos\left(\frac{v_m}{2}\right) + \frac{bh}{v_m} \sin\left(\frac{v_m}{2}\right) \right\} \\ &\quad C_s (Model III) : = \frac{2w_s}{w_s^2 + c^2h^2 + 2ch} \frac{1}{L} \sin\left(\frac{w_s}{c}L\right) \cdot \left\{ \cos\left(\frac{w_s}{2}\right) + \frac{ch}{w_s} \sin\left(\frac{w_s}{2}\right) \right\} \\ &\quad tan(u_n) = \frac{2ahu_n}{u_n^2 - a^2h^2}, \quad tan(v_m) = \frac{2bhv_m}{v_m^2 - b^2h^2}, \quad tan(w_s) = \frac{2chw_s}{w_s^2 - c^2h^2} \end{aligned}$$

$$t_{111} = \sum_{n=1}^{\infty} A_n (Model III) = \left\{ \cos\left(\frac{u_n}{a}x\right) + \frac{ah}{u_n} \sin\left(\frac{u_n}{a}x\right) \right\} \exp\left(-\frac{u_n^2}{a^2} \kappa t\right)$$

$$= \int_{-\infty}^{\infty} B_n (Model III) = \left\{ \cos\left(\frac{v_m}{b}y\right) + \frac{bh}{v_m} \sin\left(\frac{v_m}{b}y\right) \right\} \exp\left(-\frac{v_m^2}{b^2} \kappa t\right)$$

$$= \int_{-\infty}^{\infty} C_s (Model III) = \left\{ \cos\left(\frac{w_s}{c}z\right) + \frac{ch}{w_s} \sin\left(\frac{w_s}{c}z\right) \right\} \exp\left(-\frac{w_s^2}{c^2} \kappa t\right)$$

$$= \int_{-\infty}^{\infty} A_n (Model III) = \frac{2u_n^2}{u_n^2 + a^2h^2 + 2ah} \frac{Q}{a \cdot \rho \cdot c_p} \cdot \left\{ \cos\left(\frac{u_n}{a}d\right) + \frac{ah}{u_n} \sin\left(\frac{u_n}{a}d\right) \right\}$$

$$= \int_{-\infty}^{\infty} B_n (Model III) = \frac{2v_m^2}{v_m^2 + a^2h^2 + 2ah} \frac{1}{b} \cdot \left\{ \cos\left(\frac{v_m}{2}\right) + \frac{bh}{v_m} \sin\left(\frac{v_m}{2}\right) \right\}$$

$$= \int_{-\infty}^{\infty} (Model III) = \frac{2w_s}{v_s^2 + c^2h^2 + 2ch} \frac{1}{b} \sin\left(\frac{w_s}{c}L\right) \cdot \left\{ \cos\left(\frac{w_s}{2}\right) + \frac{ch}{w_s} \sin\left(\frac{w_s}{2}\right) \right\}$$

$$= \int_{-\infty}^{\infty} (Model III) = \frac{2u_n^2}{w_s^2 + c^2h^2 + 2ch} \frac{1}{b} \sin\left(\frac{w_s}{c}L\right) \cdot \left\{ \cos\left(\frac{w_s}{2}\right) + \frac{ch}{w_s} \sin\left(\frac{w_s}{2}\right) \right\}$$

$$= \int_{-\infty}^{\infty} (Model III) = \frac{2u_n^2}{w_s^2 + c^2h^2 + 2ch} \frac{1}{b} \sin\left(\frac{w_s}{c}L\right) \cdot \left\{ \cos\left(\frac{w_s}{2}\right) + \frac{ch}{w_s} \sin\left(\frac{w_s}{2}\right) \right\}$$

$$= \int_{-\infty}^{\infty} (Model III) = \frac{2u_n^2}{w_s^2 + c^2h^2 + 2ch} \frac{1}{b} \sin\left(\frac{w_s}{c}L\right) \cdot \left\{ \cos\left(\frac{w_s}{2}\right) + \frac{ch}{w_s} \sin\left(\frac{w_s}{2}\right) \right\}$$

$$= \int_{-\infty}^{\infty} (Model III) = \frac{2u_n^2}{w_s^2 + c^2h^2 + 2ch} \frac{1}{b} \sin\left(\frac{w_s}{c}L\right) \cdot \left\{ \cos\left(\frac{w_s}{2}\right) + \frac{ch}{w_s} \sin\left(\frac{w_s}{2}\right) \right\}$$

$$= \int_{-\infty}^{\infty} (Model III) = \frac{2u_n^2}{w_s^2 + c^2h^2 + 2ch} \frac{1}{b} \sin\left(\frac{w_s}{c}L\right) \cdot \left\{ \cos\left(\frac{w_s}{2}\right) + \frac{ch}{w_s} \sin\left(\frac{w_s}{2}\right) \right\}$$

$$\begin{split} & \sum_{n=1}^{\infty} A_{n \, (Model \ II) \ 1} \left\{ \cos\left(\frac{u_{n}}{a}x\right) + \frac{ah}{u_{n}} \sin\left(\frac{u_{n}}{a}x\right) \right\} \exp\left(-\frac{u_{n}^{2}}{a^{2}} \kappa t\right) \\ & (Model \ II) \ 1 \left\{ \cos\left(\frac{v_{m}}{b}y\right) + \frac{bh}{v_{m}} \sin\left(\frac{v_{m}}{b}y\right) \right\} \exp\left(-\frac{v_{m}^{2}}{b^{2}} \kappa t\right) \\ & (Model \ II) \ 1 \left\{ \cos\left(\frac{w_{s}}{c}z\right) + \frac{ch}{w_{s}} \sin\left(\frac{w_{s}}{c}z\right) \right\} \exp\left(-\frac{w_{s}^{2}}{c^{2}} \kappa t\right) \\ & n \, (Model \ II) \ 1 = \frac{2u_{n}^{2}}{u_{n}^{2} + a^{2}h^{2} + 2ah} \frac{Q}{a \cdot \rho \cdot c_{p}} \cdot \left\{ \cos\left(\frac{u_{n}}{a}d\right) + \frac{ah}{u_{n}} \sin\left(\frac{u_{n}}{a}d\right) \right\} \\ & m \, (Model \ II) \ 1 = \frac{2v_{m}^{2}}{v_{m}^{2} + a^{2}h^{2} + 2ah} \frac{1}{b} \cdot \left\{ \cos\left(\frac{v_{m}}{2}\right) + \frac{bh}{v_{m}} \sin\left(\frac{v_{m}}{2}\right) \right\} \\ & m \, (Model \ II) \ 1 = \frac{2v_{m}^{2}}{v_{m}^{2} + b^{2}h^{2} + 2bh} \frac{1}{b} \cdot \left\{ \cos\left(\frac{v_{m}}{2}\right) + \frac{bh}{v_{m}} \sin\left(\frac{v_{m}}{2}\right) \right\} \\ & s \, (Model \ II) \ 1 = \frac{2w_{s}}{w_{s}^{2} + c^{2}h^{2} + 2ch} \frac{1}{L} \sin\left(\frac{w_{s}}{c}L\right) \cdot \left\{ \cos\left(\frac{w_{s}}{2}\right) + \frac{ch}{w_{s}} \sin\left(\frac{w_{s}}{2}\right) \right\} \\ & tan (u_{n}) = \frac{2ahu_{n}}{u_{n}^{2} - a^{2}h^{2}}, \quad tan (v_{m}) = \frac{2bhv_{m}}{v_{m}^{2} - b^{2}h^{2}}, \quad tan (w_{s}) = \frac{2chw_{s}}{w_{s}^{2} - c^{2}h^{2}} \end{split}$$

となる。

(2 - 37)

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<sub>p</sub>と  
すると、試験体の温度上昇は(T<sub>p</sub>-T<sub>w</sub>) であるため、初期条件としては、  
$$\sum_{n=1}^{\infty} A_n \left\{ \cos\left(\frac{u_n}{a}x\right) + \frac{ah}{u_n} \sin\left(\frac{u_n}{a}x\right) \right\} = (T_p - T_w) \quad \text{for } 0 < x < a$$
$$\sum_{m=1}^{\infty} B_m \left\{ \cos\left(\frac{v_m}{b}y\right) + \frac{bh}{v_m} \sin\left(\frac{v_m}{b}y\right) \right\} = 1 \quad \text{for } 0 < y < b$$
$$\sum_{s=1}^{\infty} C_s \left\{ \cos\left(\frac{w_s}{c}z\right) + \frac{ch}{w_s} \sin\left(\frac{w_s}{c}z\right) \right\} = 1 \quad \text{for } 0 < z < c$$

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An、Bm、Csを求めることができる。例えば、(2-40)式のAnについては、 (2-22)式でd=a/2、l=a/2、Q/{ $\rho c_{\rho}(2l)$ }=T<sub>p</sub>-T<sub>o</sub>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

$$A_{n} = \frac{2u_{n}^{2}}{(u_{n}^{2} + a^{2}h^{2})a + 2a^{2}h} \cdot 2(T_{p} - T_{\infty}) \frac{a}{u_{n}} \sin\left(\frac{u_{n}}{2}\right) \cdot \left\{\cos\left(\frac{u_{n}}{2}\right) + \frac{ah}{u_{n}}\sin\left(\frac{u_{n}}{2}\right)\right\}$$
(2-41)  

$$\geq t_{n} \leq \ldots \leq \infty,$$

 $2\sin\left(\frac{u_n}{2}\right)\left\{\cos\left(\frac{u_n}{2}\right) + \frac{ah}{u_n}\sin\left(\frac{u_n}{2}\right)\right\}$ 

すなわち、Model IIにおける瞬間線熱源の解を

$$\left.\right) = 2sin\left(\frac{u_n}{2}\right)cos\left(\frac{u_n}{2}\right) + 2\frac{ah}{u_n}sin^2\left(\frac{u_n}{2}\right)$$

$$= sin\left(u_n\right) - \frac{ah}{u_n}\{cos\left(u_n\right) - 1\}$$

$$(2-42)$$

- 51 -

を考慮すると、(2-41)式は、

$$A_{n} = \frac{u_{n}^{2}}{u_{n}^{2} + a^{2}h^{2} + 2ah} \cdot 2(T_{p} - T_{\infty}) \left\{ \frac{\sin(u_{n})}{u_{n}} - \frac{ah}{u_{n}^{2}} (\cos(u_{n}) - 1) \right\}$$
(2-43)

となる。この $A_n$ はCarslawらが<sup>18)</sup>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  $\theta_{(Model 11)2}$ とし、 $A_n \in A_n (Model 11)2$ などとおくと、

$$\Theta_{(Model II)2} = \sum_{n=1}^{\infty} A_{n(Model II)2} \left\{ \cos\left(\frac{u_n}{a}x\right) + \frac{ah}{u_n} \sin\left(\frac{u_n}{a}x\right) \right\} \exp\left(-\frac{u_n^2}{a^2} \kappa t\right)$$

$$\cdot \sum_{m=1}^{\infty} B_{m(Model II)2} \left\{ \cos\left(\frac{v_m}{b}y\right) + \frac{bh}{v_m} \sin\left(\frac{v_m}{b}y\right) \right\} \exp\left(-\frac{v_m^2}{b^2} \kappa t\right)$$

$$\cdot \sum_{s=1}^{\infty} C_{s(Model II)2} \left\{ \cos\left(\frac{w_s}{c}z\right) + \frac{ch}{w_s} \sin\left(\frac{w_s}{c}z\right) \right\} \exp\left(-\frac{w_s^2}{c^2} \kappa t\right)$$

$$(2-44)$$

$$A_n(Model II)_2 = \frac{2ah}{u_n^2 + a^2h^2 + 2ah} (T_p - T_\infty) \{1 + (-1)^{n+1}\}$$

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

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

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

となる。

以上、Model IIの解を導出した。Model IIの解は(2-39)式のの(Model II)1と (2-44)式のの(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、

 $-c^2h^2$ 

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

を用い、t100の計算や熱履歴の計算を行えばよい。

### 2.4.2 Model ||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<sub>100</sub>の推定を行う。その とき用いる入、 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で、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、t100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

	Tabl	е	2-3	Test	con
--	------	---	-----	------	-----

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

kJ/mmから3.2kJ/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き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。t100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t100を測定した。 t100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とおいて計算した。このようにして、実測したt100と計

ditions for t 100 measurements





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<sub>100</sub>の実測値と計算値がよく一致することがわかった。 λ=0.0543 [J/Kmms] (2-46)

Fig. 2-12は、外気温度を20℃に設定し、入熱量が1.8kJ/nmと3.2kJ/nm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/nmの場合に おける実測データ、△は1.8kJ/nm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/nmの入熱量の場合のt 100を計算した結 果、破線は1.8kJ/nm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℃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、 $\alpha$ の板厚依存性<sup>29),69),74)</sup>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 ためで、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、本項で決定した入、 $\kappa$ 、 $\alpha$ 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 |||)

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。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<sub>100</sub>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、熱定数入、κ、αは、2.4節で1100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tioo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 111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。

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

$$\cdot \int_{-\infty}^{\infty} B_{\nu}(v) \cos(vy) \exp\left(-v^2 \kappa t\right) dv$$
(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2bw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<21、-bw<y<bw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、

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

$$\int_{-\infty}^{\infty} B_{\nu}(v) \cos(vy) dv = \frac{1}{2b_{\omega}}$$
(2-48)

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Anは、(2-23) 式で、d=1 とおけばよいことがわかる。B,(v) については、L1=b,とおけばよい。 したがって、

$$A_{n} = \frac{2u_{n}^{2}}{(u_{n}^{2} + a^{2}h^{2})a + 2a^{2}h} \frac{Q}{l \cdot \rho \cdot c_{p}} \frac{a}{u_{n}} \sin\left(\frac{u_{n}}{a}l\right) \cdot \left\{\cos\left(\frac{u_{n}}{a}l\right) + \frac{ah}{u_{n}}\sin\left(\frac{u_{n}}{a}l\right)\right\}$$
(2-49)  
$$B_{y}(v) = \frac{1}{2\pi h_{w}v} \sin\left(vh_{w}\right)$$

となる。特に、上式で1→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

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

 $ttil. A_n = \frac{u_n}{u_n^2 + a^2h^2 + 2ah}$ 

$$\Theta_{(Model III)} = \frac{2 q_n}{\pi a \lambda} \sum_{n=1}^{\infty} A_{n(Model III)} \left\{ \cos\left(\frac{u_n}{a}x\right) + \frac{ah}{u_n} \sin\left(\frac{u_n}{a}x\right) \right\}$$

$$\cdot \int_{-\infty}^{\infty} \frac{\sin(v \, b_w) \cos(vy)}{v \, (u_n^2 / a^2 + v^2)} \left[ 1 - \exp\left\{-\kappa t \left(\frac{u_n^2}{a^2} + v^2\right) \right\} \right] dv$$

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

となる。これがModel 111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<sub>e</sub>-T<sub>e</sub>) になるまで行われる。このときの時間をt。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-qhの熱量を幅2b。に加え、加熱 中の予熱パワータル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

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

 $\theta = \theta_{(Model I)}(t) + \theta_{(Model III)}(t+t_p) - \theta_{(Model III)}(t)$ (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toを決め、(2-53)式を用 いてtimeを計算する例を示す。この結果をModel IIで計算したtime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tion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

$$\frac{Q}{a \cdot p \cdot c_{p}}$$

となる。この式は、t=0で表面に(-bu<x<bu)熱量Qが与えられたときの解で ある。予熱が0<t<で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 $2b_wq_hdt$ 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<sub>w</sub>g<sub>n</sub>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)、 でを再びt に置き換えると、

(Model III) (t)

(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、

(2-50)

(2-51)

定することができる。なお、(2-53)式は、本章では t100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、△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(tioo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tiooを、Model IとModel IIIの線形結合、(2-53)式を用いて計 算する。t<sub>100</sub>の計算には、ある予熱温度にまで達する時間t<sub>0</sub>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to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。と定めた。これは、





予熱温度を開先中心で計測する場合に対応する。toが定まると、Model 1と Model IIIの線形結合である(2-53)式を用いてt100を計算することができる。 Fig. 2-14は、t100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gnとして、0.05J/mm<sup>2</sup>s、

0.25J/mm<sup>2</sup>sを、予熱半幅b<sub>w</sub>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、 qn=0.25J/mm<sup>2</sup>s 、一点破線は qn=0.05J/mm<sup>2</sup>s の場合に対応 する。図より、予熱パワー qn が高いほど同じ予熱温度でも t100 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 11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



preheating is 100mm.

(b)  $q_{\rm h} = 0.25 \text{ J/mm}^2 \text{s}$ 

Fig. 2-15 Temperature distribution at 200 °C preheating of point P calculated by Model III. The half width of
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 部分が多きためである。

次に、溶接前の板内部の温度分布をModel 111の解(2-51)式を用いて計算する。 Fig. 2-15は、板厚a が30mmで、子熱パワーgn が0.05J/mm<sup>2</sup>s、0.25J/mm<sup>2</sup>sの場合の 予熱温度が200℃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℃ 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℃であるというこ とで、それ以外の部分の温度が200℃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 qn 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充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 にすればgh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。

$$\frac{T - T_{\infty}}{q_h} = \frac{2}{\pi a \lambda} \sum_{n=1}^{\infty} A_n (Model III) \left\{ \cos\left(\frac{u_n}{a}x\right) + \frac{ah}{u_n} \sin\left(\frac{u_n}{a}x\right) \right\}$$
(2-54)

$$\cdot \int_{-\infty}^{\infty} \frac{\sin(vb_w)\cos(vy)}{v(u_n^2/a^2+v^2)} \left[1-\exp\left\{-\kappa t\left(\frac{u_n^2}{a^2}+v^2\right)\right\}\right] dv$$

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。を実際に測定することにより qn を決定することができる。Fig. 2-16は、板厚3 Ommで、予熱半幅 (bw) 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bw=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℃の温度上昇が測定されたとする。bw=100、t=200よ り、Fig. 2-16から、(To-To)/qn=1500 を得る。この場合、75℃の温度上昇があ ったため(Tp-T∞)=75を代入し、qn=0.05[J/mm<sup>2</sup>s]となる。150℃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、 $q_h = 0.1[J/mm^2s]$ 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。



# 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。

Fig. 2-16 A chart to estimate power of preheat

- 61 -

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。3変態温度線、 A。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△t 8/5は、熱源分布を変化させても±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△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一層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 tioo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 t100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t100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。

(A2 - 1)

(A2 - 2)

### 補A2

A2-1 (2-44)式の導出 (2-43)式より、  $A_{n} = \frac{u_{n}^{2}}{u_{n}^{2} + a^{2}h^{2} + 2ah} \cdot 2(T_{P} - T_{\infty}) \left\{ \frac{\sin(u_{n})}{u_{n}} - \frac{ah}{u_{n}^{2}} (\cos(u_{n}) - 1) \right\}$  $=\frac{u_{n}^{2}}{u_{n}^{2}+a^{2}h^{2}+2ah}\cdot 2(T_{p}-T_{\infty})\left[\frac{\cos(u_{n})}{u_{n}}\left\{\tan(u_{n})-\frac{ah}{u_{n}}\right\}+\frac{ah}{u_{n}^{2}}\right]$ ここで、  $\tan(u_n) - \frac{ah}{u_n} = \frac{2ahu_n}{u_n^2 - a^2h^2} - \frac{ah}{u_n} = \frac{ah}{u_n} \frac{u_n^2 + a^2h^2}{u_n^2 - a^2h^2}$ 

より、

$$\begin{split} A_{n} &= \frac{u_{n}^{2}}{u_{n}^{2} + d^{2}h^{2} + 2dh} \cdot 2(T_{p} - T_{n}) \left[ \frac{\cos(u_{n})}{u_{n}} \frac{dh}{u_{n}^{2} - d^{2}h^{2}} + \frac{dh}{u_{n}^{2}} \right] \\ &= \frac{u_{n}^{2}}{u_{n}^{2} + d^{2}h^{2} + 2dh} \cdot 2(T_{p} - T_{n}) \frac{dh}{u_{n}^{2}} \left[ \cos(u_{n}) \frac{u_{n}^{2} + d^{2}h^{2}}{u_{n}^{2} - d^{2}h^{2}} + 1 \right] \\ &\geq k \alpha \delta_{n} \ \& k \in \ \cos(u_{n}) \ o \ d \& \& \& \& \delta_{n} \\ &1 + tan^{2}(u_{n}) = \frac{1}{\cos^{2}(u_{n})} \\ &= \frac{1}{\cos^{2}(u_{n})} = 1 + \frac{4d^{2}h^{2}u_{n}^{2}}{(u_{n}^{2} - d^{2}h^{2})^{2}} = \frac{(u_{n}^{2} + d^{2}h^{2})^{2}}{(u_{n}^{2} - d^{2}h^{2})^{2}} \\ &\geq k \alpha \delta_{n} \ b + tan^{2}(u_{n}) = \frac{1}{(u_{n}^{2} - d^{2}h^{2})^{2}} = \frac{(u_{n}^{2} + d^{2}h^{2})^{2}}{(u_{n}^{2} - d^{2}h^{2})^{2}} \\ &\geq k \alpha \delta_{n} \ b + tan^{2}(u_{n}) = \frac{1}{4d^{2}h^{2}u_{n}^{2}} = \frac{(u_{n}^{2} + d^{2}h^{2})^{2}}{(u_{n}^{2} - d^{2}h^{2})^{2}} \\ &\geq k \alpha \delta_{n} \ b + tan^{2}(u_{n}) = \frac{1}{(u_{n}^{2} - d^{2}h^{2})^{2}} = \frac{(u_{n}^{2} + d^{2}h^{2})^{2}}{(u_{n}^{2} - d^{2}h^{2})^{2}} \\ &\geq k \alpha \delta_{n} \ b + tan^{2}(u_{n}) = \frac{1}{(u_{n}^{2} - d^{2}h^{2})^{2}} = \frac{(u_{n}^{2} + d^{2}h^{2})^{2}}{(u_{n}^{2} - d^{2}h^{2})^{2}} \\ &\geq k \alpha \delta_{n} \ b + tan^{2}(u_{n}) = \frac{1}{4d^{2}h^{2}u_{n}^{2}} = \frac{1}{2}\cos(u_{n}) \\ &\geq k \alpha \delta_{n} \ b + tan^{2}(u_{n}) = \frac{1}{(u_{n}^{2} - d^{2}h^{2})^{2}} = \frac{(u_{n}^{2} + d^{2}h^{2})^{2}}{(u_{n}^{2} - d^{2}h^{2})^{2}} \\ &\geq k \alpha \delta_{n} \ b + tan^{2}(u_{n}) = \frac{1}{x^{2} - d^{2}h^{2}} = \frac{1}{x^{2}}\cos(u_{n}) \\ &\geq k \delta_{n} \ b + tan^{2}(u_{n}) = \frac{1}{x^{2} - d^{2}h^{2}} = \frac{1}{x^{2} - d^{2}h^{2}}} \ (h \in U \setminus U \land h = 0.1 \ n = \frac{1}{2} n \delta_{n} \ h \leq u_{n} \\ &= \frac{2dhx}{x^{2} - d^{2}h^{2}}} \ n \geq d \beta = \frac{1}{x^{2} - d^{2}h^{2}} \ n \geq d \beta = \frac{1}{x^{2} - d^{2}h^{2}} \ d \beta = \frac{1}{x^{2} - d^{2}h^{2}} \ d \beta = \frac{1}{x^{2} - d^{2}h^{2}}} \ n \geq \frac{1}{x^{2} - d^{2}h^{2}} \ n \geq \frac{1}{x^{2} - d^$$

- 62 -

(A2 - 4)

(A2 - 3)

(A2 - 6)

(A2 - 5)

かがわからな する必要があ x) および、

y = tan(x)

 $y = \frac{x^2 - a^2 h^2}{x^2 + a^2 h^2}$ ,

(A2 - 7)

ればならない。 (A2 - 8)

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

$$= \frac{2ah}{u_{n}^{2} + a^{2}h^{2} + 2ah} \cdot (T_{p} - T_{\infty}) \left[ (-1)^{n+1} + 1 \right]$$
(A2-9)

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。



- 64 -

A2-Eq. of Roots -Fig. A2-

9

# 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D1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 (D1と呼ばれる) に<sup>32),33)</sup>始まる。D<sub>1</sub>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、キとし て焼入れ焼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」を確保することが必要不 可欠である。





- 66 -

Di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。Di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Diは大きくなるはずである。このような理由から D<sub>1</sub>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。 Di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D1が計算されている。 Grossmannによると、DIは、旧Y粒の関数であるDIOに、各成分の焼入性倍数を 乗じる、以下の式で計算できる。

 $D_i = D_{10} f_c \cdot f_{si} \cdot f_{Mn} \cdots$  $f_c = \sqrt{C}$  for C only

 $f_x = 1 + A_x \cdot X$  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、D1はそれら関 数の積となっている。また、fx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fx(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、ということを表現するためfc(C=0)=0になるような関数が選択され ている。(3-1)式よりD1は次式の形で表される。

 $D_{I} = D_{IO}\sqrt{C} (1 + A_{Si} \cdot Si) (1 + A_{Mn} \cdot Mn) (1 + A_{Cr} \cdot Cr) \cdot \cdot \cdot$ (3-2) $= D_{IO}\sqrt{C} \{1 + A_{Si} \cdot Si + A_{Mn} \cdot Mn + A_{Cr} \cdot Cr + \cdots \}$ +  $(A_{si} \cdot A_{Mn} \cdot Si \cdot Mn + A_{Mn} \cdot A_{cr} \cdot Mn \cdot Cr + \cdots)$ + . . . . }

(3-1)

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

	abl	е	3-1	Har	denabi	ili	ty	Indexes
--	-----	---	-----	-----	--------	-----	----	---------

	V <sub>M</sub> (%) *
$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
$CE(\text{给木}) = C + \frac{Mn}{4.5} + \frac{Cu}{3.2} + \frac{Ni}{17} + \frac{Cr}{9.3} + \frac{Cr}{2.3} + 14.5B$	50
$CE(\Rightarrow b) = C + \frac{Mn}{3} + \frac{Cu}{4} + \frac{Ni}{8} + \frac{Cr}{10} + \frac{Mo}{3} + 5B$	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
$D_{i}$ (Hot lomon) = $D_{i0} \cdot \sqrt{C} \cdot (1+0.64Si) \cdot (1+4.1Mn) \cdot (1+2.336)$	50
$\cdot (1+0.52Ni) \cdot (1+3.14Mo) \cdot (1+0.27Cu)$ $D_{I}(Craft) = D_{I0} \cdot \sqrt{C} \cdot (1+0.67Si) \cdot (1+4.8Mn) \cdot (1+2.16Cr)$	50
$\cdot (1+0.74Ni) \cdot (1+2.53Mo)$ $D_{I} (Kramer) = D_{I0} \cdot \sqrt{C} \cdot (1+0.55Si) \cdot (1+1.2Mn) \cdot (1+1.73Cr)$	50
$\cdot (1+0.42Ni) \cdot (1+1.78Mo) \cdot (1+0.45Cu)$ $D_{I} (Hodge) = D_{IO} \cdot \sqrt{C} \cdot (1+1.25Si) \cdot (1+0.3Ni) \cdot (1+5.0Mo)$	50
$D_{I}$ (Grossmann) = $D_{I0} \cdot \sqrt{C} \cdot (1+0.85Si) \cdot (1+3.3Mn) \cdot (1+2.3C)$	50
	$\begin{split} CE_{HARDEN} = C + \frac{Si}{24} + \frac{Mn}{6} + \frac{Cu}{15} + \frac{Ni}{12} + \frac{Mo}{4} + \frac{Cr(1-0.16\sqrt{Cr})}{8} + \\ CE_{HARDEN}' = C + \frac{Si}{38} + \frac{Mn}{4.8} + \frac{Cu}{16.5} + \frac{Ni}{10.7} + \frac{Cr}{6.5} + \frac{Mo}{4} + \frac{\Delta H}{1.6} \\ CE( ( + + + + + + + + + + + + + + + + + +$

\*: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Dr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》Ax·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%以上添加した場合では、 1+AMn·Mn≈AMn·Mn が成立するが、この場合は、明らかにD1は鋼材成分の一次式で は表すことができない。また、1<Ax·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、 D1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<sup>30)</sup>、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<sup>31)</sup>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<sub>1</sub> (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。

$$tzt \in L, \quad P_a = \left(\frac{1}{T} - \frac{2.3R}{Q_a}\right) da$$

ここに、Qaは活性化エネルギー、Rは気体定数、また、Pa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(V1)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<sup>106)</sup>、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Δt g/5 (800℃から500℃までの冷却時間)の

 $ln(V_1) = 9.81 - (4.26C + 1.05Mn + 0.54Ni + 0.5Cr + 0.66Mo + 0.0019P_o)$ (3-3)og(t)<sup>-1</sup>

- 69 -



## 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 <sup>45)</sup>は、100%マルテンサイトになる最大Δt<sub>B/5</sub>、Δt<sub>m</sub>を次式で表し た。

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

$$CE_{HARDEN} = C + \frac{Si}{24} + \frac{Mn}{6} + \frac{Cu}{15} + \frac{Ni}{12} + \frac{Mo}{4} + \frac{Cr}{8} + \Delta H$$
(3-4)

1987年の論文では(3-4)式の炭素当量はCEr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CEHARDENという表現方法<sup>93)</sup>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CEHARDENの 線形性が実験的に確かめられている。すなわち、Δtm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Δtm は冷却速度V1 に換算できるた め ( $V_1$ =3600·300/ $\Delta t_m$ )、 $V_1$ 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HAΖ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、D1 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 "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  $D_1 \otimes \Delta t_m$  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<sup>31)</sup>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場合が多い。いいかえると、 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場合が多い。 実際、(3-4)式のムtm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場 合が多く、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、D1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HAΖ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、

- 70 -

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D1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D1を求め、それらを比較している。この研究により、各D1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D1とΔtm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D10には旧 r 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、HAΖ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 Pa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D1には旧 r 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、すなわち旧ア粒の違い 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 粒度にかかわりなくその影響を決定 できることになる。これらのことにより、D1とΔtm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<sub>HARDEN</sub>' 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Ax)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、Ax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 の元素と異なってるのがわかる。(3-4)式でCEHARDENの△H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 <sub>B</sub>	1.50	1.76	2.9	3.2	1.5	1.8	2.65

△H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f8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とき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fBの例を示す。通常Mn、Siなどは添 加するにしたが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。fB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、AH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fB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<sub>1</sub>)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 ( $V_1$ ) や限界冷却時間 ( $\Delta t_m$ ) 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△t<sub>8/5</sub>が決まる。この直径がD1に等しいとき、中心部の△t<sub>8/5</sub>は  $\Delta t_{\pi}$ になる。この事実より $D_{i}$ と $\Delta t_{\pi}$ 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D1とΔtm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、 $D_1 \ge \Delta t_m$ 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D1と△tmも関係を求 める。D1や△tm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、

- 74 -

D<sub>1</sub>とΔt<sub>n</sub>の相関が求まれば、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D1とΔtmの関係を用い、 V1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、D1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 最大となるときの焼入性倍数をfs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



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

## (b) Temperature distribution of ideal quenching

- 75 -

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℃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。

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

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になる。

$$\theta = \theta_0$$
 (0≤r0) (3-6)  
低界条件は、Newtonの冷却則を満たすとして、以下のようにたろ

$$\chi \left(\frac{\partial \theta}{\partial r}\right)_{r=r_0} = -\alpha \,\theta \tag{3-7}$$

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)、<br />
θは以下のようになる。

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

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

 $\beta_n J_1(\beta_n r_0) = h \cdot J_0(\beta_n r_0) \quad (n=1,2,3,...)$ (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α→∞、すなわちh→∞ 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→∞ で(3-9)式を満たすためには、

 $J_{0}(\beta_{n}r_{0})=0$  (n=1,2,3,,,) (3-10)

でなければならない。0次Bessel関数の根をjnとおくと、これは、

$$\beta_n = \frac{J_n}{r_0} \tag{3-11}$$

となる。また、このときのθは、(3-8)式より(h→∞ として)、

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

となる。

Di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で、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

- 76 -

$$\theta = 2\theta_0 \sum_{n=1}^{\infty} \frac{1}{j_n} \frac{1}{J_{\perp}(j_n)} exp\left(-\kappa t\right)$$

となる。(3-13)式より、半径r<sub>0</sub>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r₀と中心部のΔtev5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 0=500°C と 0=800°C になるときの時刻をそれぞれ tonn, tann とおくと

 $\Delta t_{8/5} = t_{500} - t_{800}$ 

となる。よって、(3-13)式は、 $r_0=D_1/2$ の場合を考えると、 $D_1 \ge \Delta t_m$ の関係を 与える式と考えることもできる。(3-13)式は、D1と△tmの関係はまだ明確では ないが、(3-13)式よりD1とムtmの関係式として次式が導出される(導出は補A 3参照)。

$$\frac{\partial \ln(\Delta t_m)}{\partial X} = 2 \frac{\partial \ln(D_I)}{\partial X}$$

ここに、Xは、C、Si、Mnなどの成分値である。(3-15)式は、 $D_1 \ge \Delta t_m$ 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△tmとD1を表現するために導入されたものであるため、 △ t<sub>m</sub> とD<sub>1</sub>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、△tm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Di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、△t<sub>m</sub>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、

f (x1.x

$$\begin{aligned} x_{2}, x_{3}, \dots, x_{n} &= f(a_{1}, a_{2}, a_{3}, \dots, a_{n}) + (x_{1} - a_{1}) \frac{\partial f(a_{1}, a_{2}, a_{3}, \dots, a_{n})}{\partial x_{1}} \\ &+ (x_{2} - a_{2}) \frac{\partial f(a_{1}, a_{2}, a_{3}, \dots, a_{n})}{\partial x_{2}} + \dots + (x_{n} - a_{n}) \frac{\partial f(a_{1}, a_{2}, a_{3}, \dots, a_{n})}{\partial x_{n}} \\ &+ \sum_{m=2}^{\infty} \frac{1}{m!} \left\{ (x_{1} - a_{1}) \frac{\partial}{\partial x_{1}} + (x_{2} - a_{2}) \frac{\partial}{\partial x_{2}} + \dots + (x_{n} - a_{n}) \frac{\partial}{\partial x_{n}} \right\}^{m} f(a_{1}, a_{2}, a_{3}, \dots, a_{n}) \end{aligned}$$

 $ln\{\Delta t_{m}(C, Si, Mn, ...)\} = ln\{\Delta t_{m}(C_{0}, Si_{0}, Mn_{0}, ...)\} + B_{C}(C-C_{0})$  $+B_{Si}(Si-Si_0)+B_{Mn}(Mn-Mn_0)+\cdots$ 

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、

r.2

(3 - 13)

(3-14)

(3 - 15)

(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 $\Delta t_m$ ではなく、 $\Delta t_m$ の対数であることから、(3-16)式を参照すると、 (3 - 17)

- 77 -

本節では、Δtm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、DI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 Bx (X=C, Si, Mn, ,, ) は、

$$B_{\times} = \left(\frac{\partial \ln\left(\Delta t_{m}\right)}{\partial X}\right)_{C=C_{0}, Si=Si_{0}, Mn=Mn_{0}, ,,}$$

$$(3-18)$$

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、

$$\left(\frac{\partial^{2}ln\left(\Delta t_{m}\right)}{\partial X_{i}\partial X_{j}}\right)_{C=C_{0},Si=Si_{0},Mn=Mn_{0},,,}=0$$
(3-19)

ということを意味する。

一方、D<sub>1</sub>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、D1そのものを展開するのではなく、ln(D1)を展開 することを考える。それは、ln(D1)のTaylor展開における一次の項の係数は  $\partial ln(D_1)/\partial X$ 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 $\Delta t_{m}$ の関係の考 察が容易になるためである。 ln(D<sub>1</sub>)をTaylor展開すると

 $\ln(D_{I}) = [\ln(D_{I})]_{C=C_{0}, Si=Si_{0}, I} + \left[\frac{\partial \ln(D_{I})}{\partial C}\right]_{C=C_{0}, Si=Si_{0}, I}$  $(C - C_0) + \cdots$ (3 - 20)+ (二次以上の項)

$$=B_{0} + \frac{B_{c}}{2}C + \frac{B_{si}}{2}Si + \frac{B_{Mn}}{2}Mn + \cdots + (二次以上の項)$$

(3-20)式には、(3-15)式を利用して、ln(△tm)を展開したときの係数Bx ((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(D1)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D1とムtmの関係、(3-15)式を導出できたからにほかならない。(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。

$$D_{i} = \exp(B_{0}) \exp\left(\frac{B_{c}}{2}C\right) \exp\left(\frac{B_{si}}{2}Si\right) \exp\left(\frac{B_{Mn}}{2}Mn\right) \cdots$$
(3-21)

$$\equiv D_{10} \cdot f_{c} \cdot f_{si} \cdot f_{Mn} \cdots$$

すなわち、D1は、各成分単独の関数fxの積で表されなければならない。これは、 D1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(Δtm) 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 $D_1 \ge \Delta t_{\pi}$ の関係式(3-15)式より導き出されているため、

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△t<sub>n</sub>の対数が表されるという 前提から、D1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、

$$ln (\Delta t_m) = B_C \left( C + \frac{B_{Si}}{B_C} Si \frac{B_{Mn}}{B_C} Mn \cdots - (B_C C_0 + B_{Si} Si_0 + B_{Mn} Mn_0) \right)$$

となる。よって、焼入性倍数より計算される炭素当量CEcal.は、

$$CE_{cal.} = C + \frac{B_{Si}}{B_c} Si + \frac{B_{Mn}}{B_c} Mn + \cdots$$

で定義できる。そのため、成分Xの係数Bx(X=C,Si,..)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

$$B_{X} = \left(\frac{\partial \ln(\Delta t_{m})}{\partial X}\right)_{C=C_{0}, Si=Si_{0}, Mn=M}$$
$$= 2\left(\frac{\partial \ln(D_{1})}{\partial X}\right)_{C=C_{0}, Si=Si_{0}, Mn=M}$$
$$= 2\left(\frac{\partial \ln(f_{X})}{\partial X}\right)_{X=X_{0}}$$

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Co、Sio、Moo、、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

$$C_p = \frac{C}{6} + 0.25$$

というC。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(Δtm)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

- 79 -

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、D1とΔtmの関 係式、(3-15)式を利用することができない。そのため、ln(Δtm)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 - 22) $+ln(\Delta t_m(C_0, Si_0, Mn_0, ...))$ 

+...)

(3 - 23)

(3 - 24)

Mno ...

mo, .,

(3 - 25)

点(Co.Sio,Mno..)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。CEHARDEN を決定したときの成分範囲の平均値は

 $C_0 = 0.12\%, Si_0 = 0.6\%, Mn_0 = 1.0\%, Cu_0 = 0.4\%,$  (3-26)

 $Ni_0 = 2.5\%$ ,  $Mo_0 = 0.5\%$ ,  $Cr_0 = 0.5\%$ 

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Bc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、VC という関数を用いている。 (3-23)式より、

$$B_{c} = 2 \left( \frac{\partial \ln(\sqrt{C})}{\partial C} \right)_{C = C_{0}} = \frac{1}{C_{0}} = 8.3$$
(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

		Exp	erimental co	efficient r	reported in	the literatur	res
<i>B</i> <sub>C</sub> (1.0) *	CE <sub>HARDEN</sub> (1.0)	CE <sub>HARDEN</sub> ' (0.5)	CE (Arata) (1.0)	CE(寺崎) (1.0)	CE(鈴木) (0.5)	CE(Maynier) (1.0)	Average
8.3	10.6	8.4	13.6	5.8	4.8	9.8	8.8

Table 3-3 Carbon coefficient in the Taylor series

\*: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<sup>48)</sup>の報告では、D<sub>1</sub>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(CEHARDEN' については補A3参照)。Table 3-3から、Bc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(Cxとする)を計算してみる。これは、 (3-23)式より

 $C_{x} = \frac{B_{x}}{B_{c}} = \frac{B_{x}}{8.3} = \frac{1}{4.15} \left( \frac{\partial \ln(f_{x})}{\partial X} \right)_{X=X_{0}} = \frac{A_{x}}{4.2(1+A_{x}X_{0})}$ (3 - 28)で計算できる。Ax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<sup>51)-55)</sup>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、CEHARDEN~ 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、(CEex)ave や(CEcal)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に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CEHARDENを決定するときに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(CEex)aveの 値を、縦軸には(CEcal)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、(CEex)ave とCEHARDEN、(CEex)ave とCE(鈴木)の相

Tabl	0	2.	-1	
Idu	1e	0	-4	

Coefficients in the carbon equivalent

Element	Exper	imental coeff	ficients	reported	d in the	literature	25	Calcu	ilated co	efficien	its from	multiplying	factors
	CEHARDEN	CEHARDEN'	Arata	寺崎	鈴木	Maynier	(CEex) ave	Hollomon	Craft	Kramer	Hodge	Grossmann	(CEcal) ave
Si Mn Cr Ni Mo Cu	1/24 1/6 1/8 1/12 1/4 1/15	1/38 1/4.8 1/6.5 1/10.7 1/4 1/16.5	1/14 1/19 1/19 1/37 1/9.1	- 1/3 1/10 1/8 1/3 1/4	- 1/4.5 1/9.3 1/17 - 1/3.2	1/4.1 1/8.5 1/7.9 1/6.5	1/21.5 1/4.9 1/9.1 1/11.7 1/4.6 1/5.8	1/9.1 1/5.2 1/3.9 1/18.6 1/3.4 1/17.2	1/8.8 1/5.1 1/4.0 1/16.2 1/3.2	1/10. 2 1/7. 7 1/4. 5 1/20. 5 1/4. 5 1/11. 0	1/5.9 - 1/24.5 1/2.9	1/7.5 1/5.5 1/3.9 1/22.2 1/3.4	1/8.0 1/5.7 1/4.1 1/20.0 1/3.4 1/13.4

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

Steel	C	Si	Mn	Cu	Ni	Cr	Мо	(CEcal) ave	(CEex) ave	CEHARDEN	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

1

000 000											
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
A537C1.2	. 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
Ducol	. 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

- 83 -



- 84 -



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<sub>cal</sub>) 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<sub>ex</sub>) 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 В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*<sup>g</sup>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 $f_g$ 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ったためである。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

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<sub>HARDEN</sub>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<sup>45)</sup>。

$$\Delta H = \begin{bmatrix} 0 & B \le 1 ppm \\ 0.03 & B = 2 ppm \\ 0.06 & B = 3 ppm \\ 0.09 & B \ge 4 ppm \end{bmatrix}$$

れるBについて検討を加える。

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≦4ppm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CBは

$$C_B = \frac{0.09}{0.0004} = 225$$

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が理解できる。 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Grossmanngaが報告した<sup>113)</sup>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 $\Delta H$ と同じ特徴を持っている。

(3 - 29)

(3 - 30)



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

通常Bの焼入性倍数f<sub>B</sub>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fBの値をまとめている52).55) -60)。それでは、これらfs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あろうか。これは、(3-29)のような △H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<sub>B</sub>より等価なC量を求める問題でもある。本項では、f<sub>B</sub>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、fBをBの関数とみなし、それをfB(B)と表記する。 fB(B)が最大になったときの値が通常のfBである。このとき、

(3 - 31) $f_{B}(B) = 1 + A_{B} \cdot B \qquad (0 \le B \le B_{MAX})$ とおく。ここで、BMAXは、fB(B)が最大、すなわちfBになる値で、BをBMAX以 上添加してもf<sub>B</sub>(B)の値は変化しない。なお、(3-31)式のAB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△Hの最大値 △HMAX 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<sub>MAX</sub> は以下のように考えることでf<sub>B</sub>から計算できる。

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

 $ln\left(\frac{\Delta t_{m} (B=B_{MAX})}{\Delta t_{m} (B=0)}\right) = 10.6\Delta H_{MAX}$ 

(3 - 32)

となる。一方、(3-15)式より

 $\frac{\partial \ln \left(\Delta t_{\pi}\right)}{\partial B} = 2 \frac{\partial \ln \left(D_{I}\right)}{\partial B} = 2$ となる。(3-33)式の両辺をB に関し0≤B≤BMAX の間で積分すると、  $\int^{B_{MAX}} \frac{\partial \ln (\Delta t_m)}{\partial dB} = \ln \left( \frac{\Delta t_m}{\Delta t} \right)$ 0B  $\Delta t_{\pi}$  $= 2\ln\left(\frac{f_B}{f_B} \left(B=B_{MA}\right) + \frac{g_B}{g_B}\right)$  $=2ln(f_{R})$ 

となる。すなわち、(3-32)、(3-33)両式より

$$\Delta H_{MAX} = \frac{1}{5.3} ln(f_B)$$

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ABの値を知らなくともAHMAX を計算できることがわかる。 fB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<sub>B</sub>より、(3-35)式を用いて△HMAX 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 AHMAX も載せた。Table 3-6より、 $f_B$ より計算された $\Delta H_{MAX}$ は、溶接HAZ最高硬さ試験より求めた △H<sub>MAX</sub> 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さえるためであり、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 $\Delta H_{MAX}$ が、硬さ 試験より実験的に決定した ΔH<sub>MAX</sub> 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	$3-6 \Delta H_{MA}$	x calc	ulated fro	m f <sub>B</sub>				_	
Reference	Grossmann	Craft	Kapadia	Melly	Habu	Tanaka	Nakasato	Ueno <sup>1)</sup>	Yurioka <sup>2)</sup>
$\Delta H_{MAX}$	0.077	0.107	0.2	0.219	0.077	0.111	0. 183	0.278	0.09

1):Experimental data from Jomminy 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

$$\frac{\partial \ln\left(f_{B}\left(B\right)\right)}{\partial B} \tag{3-33}$$

$$\frac{B=B_{MAX})}{(B=0)} = 2 \int_{0}^{B_{MAX}} \frac{\partial \ln (f_B(B))}{\partial B} dB \qquad (3-34)$$

(3 - 35)

鋼材中の合金元素が焼入性におよぼす機構としては、A。3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、Ae3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。Cェや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。3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、(CEcal)ave と(CEex)ave の値によい相関 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、Aea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。3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。3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ることができる。。

#### 3.4.2 Bの焼入性

Bの焼入性倍数から $\Delta H_{MAX}$ 、すなわち等価C量を計算すると、 $CE_{HARDEN}$ の △HMAX 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、HA Z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、 ƒ в 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の偏析しているア粒界が、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ー 試験ではア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ー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℃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 ( $\Delta H_{MAX}$ ) や焼入性倍数 ( $f_B$ ) は、  $\Pi \gamma$  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、 $\Delta H_{MAX}$ がHAZと同じ0.09%であるという実験結果は、 $f_B$ や $\Delta H_{MAX}$ 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ABや、Fig. 3-3のようにBの効果が最大になる添加量BMAX に影響をおよぼ すが、その効果の最大値、すなわちf B やΔHMAX 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 ア 粒度に影響され るということは、Bと旧r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。

旧r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fax が実験的に求められている。例えば、森<sup>63)</sup>によれば、

 $f_{GN} = exp(-A_{GN} \cdot GN)$  ( $t_2 t_2 t_3 A_{GN} = 0.816, 5 \le GN \le 8$ ) (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。3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、1~10-3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'Neill<sup>30)</sup>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 r 粒の影響はあまり考慮されていない。Maynierら<sup>34)</sup>の式(3-3)は、旧 r 粒の影 響をオーステナイト化パラメーターPa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Pa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Paを計算

3.4.3 焼入性倍数を用いた旧 γ 粒の影響の導入

- 89 -

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、Pa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、

$$C_{GN} = \frac{1}{4.15} \frac{\partial \ln(f_{GN})}{\partial GN} = -\frac{A_{GN}}{4.15}$$
(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、これに旧ア粒度の 影響を導入した炭素当量をCE'とおくと、(3-37)式より

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

となる。ここに、GNoはHAZにおける融合線近傍の旧 γ 粒度番号である。GN が GNo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Aoa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、

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

とおける。n=2 は、Ashbyら<sup>14)</sup>が用いた式であり、n=4 は1kawaら<sup>64)-66)</sup>が用い た式である。Gooch<sup>112</sup>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<sup>2</sup>に存在する γ粒の数Nが決定される。 NとGNの関係は、

 $N=2^{GN+3}=8\cdot 2^{GN}$ 

(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 r 粒度の影響を導入することができ る。(3-39)式は、MaynierらのPa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、fox 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に適用するときは、Y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CoN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fgN ((3-36)式)より決定したCGN の値とは 異なるものと考えられる。しかし、炭素当量に旧 r 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。

 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 D1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 & 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で、HAΖの場合、融点直下まで加熱され r 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 r 粒の焼入性に与える影響はD1 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 に旧ア粒の項を導入することが可能である。そして、ア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ため、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

A	3-1 (3-8)式の導出18)	
	熱伝導方程式(3-5)式において、	
	$\theta = T(t) \Phi(r)$	(A3-1)
と	おき、(3-5)式へ代入すると、	
	$\frac{dT}{dt} + \beta^2 \kappa T = 0$	(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	)
	$T = exp(-\beta^2 \kappa t)$	(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、	
	$\theta = A \cdot J_0(\beta r) \exp(-\beta^2 \kappa t)$	(A3-4)
(A)	3-4) 式を境界条件(3-7) 式に代入し、h=α/λを用いると、	
	$\left(\frac{\partial \theta}{\partial r}\right)_{r=r_{0}} = \left(exp\left(-\beta^{2}\kappa t\right)\frac{\partial J_{0}(\beta r)}{\partial r}\right)_{r=r_{0}}$	(A3-5)
	$= \left(-\beta \exp\left(-\beta^{2}\kappa t\right) J_{1}\left(\beta r\right)\right)_{r=r_{0}}$	
	$= \left(-h \cdot exp\left(-\beta^{2}\kappa t\right) J_{0}\left(\beta r\right)\right)_{r=r_{0}}$	

となる。以上により、

$$\beta \cdot J_{1}(\beta r_{0}) = h \cdot J_{0}(\beta r_{0})$$
(A3-6)  
(A3-6)を満たすβは無限にあり、小さい方から $\beta_{1}$ 、 $\beta_{2}$ 、、 $\beta_{n}$ 、とすれば、  
 $\beta_{n}J_{1}(\beta_{n}r_{0}) = h \cdot J_{0}(\beta_{n}r_{0})$  (n=1,2,3,,,) (A3-7)  
となる。以上より、

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

- 92 -

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

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

ここで、(A3-9)式にt=0を代入し、両辺にr·J<sub>0</sub>(*B*mr)(m=1,2,3,,,)を乗じ、 Lommelの積分公式を用いてO≤r≤roで積分する。m≠nのときは、

$$\int_{0}^{r_{0}} r \cdot J_{0}(\beta_{m}r) \cdot J_{0}(\beta_{n}r) dr$$

$$= \left[\frac{r}{\beta_{m}^{2} - \beta_{n}^{2}} \{\beta_{m} \cdot J_{1}(\beta_{m}r) \cdot J_{0}(\beta_{n}r) - \beta_{n} \cdot J_{1}(\beta_{n}r) \cdot J_{0}(\beta_{m}r)\}\right]_{0}^{r_{0}}$$

$$= 0$$

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

$$\int_{0}^{r_{0}} r \cdot J_{0} (\beta_{n}r)^{2} dr = \left[ \frac{r^{2}}{2} \{ J_{0} (\beta_{n}r)^{2} + J_{1} (\beta_{n}r)^{2} \} \right]_{0}^{r_{0}}$$

$$= \frac{r_{0}^{2}}{2} \{ J_{0} (\beta_{n}r_{0})^{2} + J_{1} (\beta_{n}r_{0})^{2} \}$$
(A3-11)

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

$$\int_{0}^{r_{0}} r \cdot J_{0} (\beta_{n}r)^{2} dr = \left[ \frac{r^{2}}{2} \{ J_{0} (\beta_{n}r)^{2} + J_{1} (\beta_{n}r)^{2} \} \right]_{0}^{r_{0}}$$

$$= \frac{r_{0}^{2}}{2} \{ J_{0} (\beta_{n}r_{0})^{2} + J_{1} (\beta_{n}r_{0})^{2} \}$$
(A3-11)

$$\int_{0}^{r_{0}} r \cdot J_{0}(\beta_{n}r) dr = \left[\frac{r}{\beta_{n}} J_{1}(\beta_{n}r)\right]_{0}^{r_{0}} = \frac{r_{0}}{\beta_{n}} J_{1}(\beta_{n}r_{0})$$
(A3-12)

$$A_n \int_0^{r_0} r \cdot J_0 (\beta_n r)^2 dr = \theta_0 \int_0^{r_0} r \cdot J$$

$$A_{n} = \frac{2J_{1}(\beta_{n}r_{0})}{\beta_{n}r_{0}\{J_{0}(\beta_{n}r_{0})^{2} + J_{1}(\beta_{n}r_{0})^{2}\}}\theta_{0}$$
(A3-14)

$$=\frac{2\theta_{0}}{r_{0}}\frac{h^{2}}{\beta_{n}(\beta_{n}^{2}+h^{2})J_{1}(\beta_{n}r_{0})}$$

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℃までの冷却時間ムt<sub>m</sub>は、(3-13)式において、 0=800℃および  $\theta = 500^{\circ}$ 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、

$$500 = 2\theta \sum_{n=1}^{\infty} \frac{1}{j_n} \frac{1}{J_1(j_n)} exp\left(-\kappa\right)$$

(A3 - 9)

(A3 - 10)

(A3 - 13)

 $O(\beta_n r) dr$ 

(A3 - 15) $t_{500}\frac{j_n^2}{r_0^2}\right)$ 

- 93 -

となる。ただし、限界冷却時間を考えているためro=D1/2の関係がある。ここで、 (A3-15) 式を成分X で微分すると、ro、t500 以外は定数であることから、

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

同様に、(A3-12)式に、 0=800、 t=t 800 を代入し、

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

を得る。(A3-17)式、(A3-18)式より

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

を得る。したがって、

$$\frac{\partial \ln(\Delta t_{m})}{\partial X} = \frac{\partial \ln(t_{500} - t_{800})}{\partial X} = \frac{1}{t_{500} - t_{800}} \frac{\partial (t_{500} - t_{800})}{\partial X}$$

$$= \frac{1}{t_{500} - t_{800}} \left( \frac{\partial t_{500}}{\partial X} - \frac{\partial t_{800}}{\partial X} \right)$$

$$= \frac{1}{t_{500} - t_{800}} \left( \frac{2 t_{500}}{r_{0}} \frac{\partial r_{0}}{\partial X} - \frac{2 t_{800}}{\sigma X} \frac{\partial r_{0}}{\partial X} \right)$$

$$= \frac{2}{r_{0}} \frac{\partial r_{0}}{\partial X} = 2 \frac{\partial \ln(r_{0})}{\partial X}$$
(A3-19)

となり、(A3-19)式にro=D1/2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CEHARDEN'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 $\Delta t_m$ 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CEHARDEN'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△t。とすると、50%マルテンサイトを与える限界冷却時間  $\Delta t_{50}$  は、

 $\Delta t_{50} = \sqrt{\Delta t_m} \cdot \Delta t_b$ 

(A3 - 20)

とより求めることができる。Δtmは(3-4)式で、Δtbは以下の式で表される。  $\Delta t_{b} = exp(6.2CE_{111} - 0.74)$ (A3 - 21)

$$CE_{111} = C + \frac{Mn}{3.6} + \frac{Cu}{20} + \frac{Ni}{9} + \frac{Cr}{5} + \frac{Mo}{4}$$

(3-4)式、(A3-21)式を(A3-20)式に代入すると、

 $\Delta t_{50} = exp(5.3CE_{HARDEN} + 3.1CE_{III} - 2.03)$  $=exp(8.4CE_{HARDEN}'-2.03)$ Ci Mm

$$CE_{HARDEN}' = C + \frac{31}{38} + \frac{M1}{4.8} + \frac{C}{16.5}$$
を得る。

A3-4 CE(Maynier)の導出 Maynierら<sup>34)</sup>の式、(3-3)式に、

$$V_1 = 3600 \cdot \frac{300}{\Delta t_{8/5}}$$

$$CE(Maynier) = C + \frac{Mn}{4.1} + \frac{Ni}{7.1}$$

を得る。

.

(A3-22)

$$\frac{Ni}{5} + \frac{Ni}{10.7} + \frac{Cr}{6.5} + \frac{Mo}{4} + \frac{\Delta H}{1.6}$$

(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、  $ln(\Delta t_m) = 9.8CE(Maynier) + 0.00421 \cdot P_a - 8.70$ (A3-24)

 $\frac{1}{.9} + \frac{Cr}{8.5} + \frac{Mo}{6.5}$ 

# 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充分な予熱温度(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-5135<sup>76)</sup>、AWS-D1.1<sup>77)</sup>、JSSC方式<sup>70)</sup>、CEN チャート方式<sup>46),106)</sup>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[IW(国際溶接学会)の第1[委員会や第1X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 tioo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
t100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 法の確立を目指すが、そのためにも水素量やもいの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 tioo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、水素量の影響ともいのの 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-5135<sup>76)</sup>、AWS-D1.1<sup>77)</sup>、 JSSC方式<sup>70)</sup>、CEN チャート方式<sup>46)</sup>を採用し、その特徴を述べる。

4.2.1 炭素当量

げられる。

 $CE(11W) = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cu + Ni}{15} + \frac{Cr + Mo + V}{5}$ 

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

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、

(4 - 1)

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

- 97 -

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<sub>HARDEN</sub>((3-4)式)<sup>45),93)</sup>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-D1.1<sup>77</sup>とJSSC方式<sup>70</sup>では、P<sub>cm</sub><sup>68</sup>と呼ばれる以下の炭素当量を採 用している。

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

CE(11W)とPcm を比較すると、Pcm 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、Pcm はCEHARDEN と異 なり、Pcm 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Pcm 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Pcmのように合金元素の係数がCE(11W)より小さくなってくる。 Pcmに関するこのような議論<sup>111)</sup>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(11W)とPem 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<sup>71)</sup>。

 $CEN = C + A(C) \cdot \left\{ \frac{Si}{24} + \frac{Mn}{6} + \frac{Cu}{15} + \frac{Ni}{20} + \frac{Cr + Mo + V + Nb}{5} + 5B \right\}$ (4-3)  $A(C) = 0.75 + 0.25t anh \left\{ 20(C - 0.12) \right\}$ 

- 98 -

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Pem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)、Pem 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<sub>F</sub>*) 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<sup>56)</sup>、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5md/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(5md/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3md/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2md/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

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

では、水素量が5ml/100gから2ml/100gへ変化することは、Pcm 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

#### (4-4)

- 99 -

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tion((tion)er) を推定する。予熱温度は、 t100がこの推定値(t100)。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、わざわざもいのを用いる必要は 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 t100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t100 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も表面熱放散のためtioo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。そのためも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 3

### 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、 Pemに、Cが高い場合はCE(11W)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<sup>68)</sup>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 ーターとする方式に変更58)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<sup>69)、74)</sup>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
tiooをパラメーターとし 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
t100
があまり長くならないような場合でも
適用可能なのかどうかという問 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 t100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tico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 v 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。

1~13)

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) ガスバーナー予熱と均熱予熱の場合を比較し、t100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、JISZ3118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t100の有効性を調査するために行った。鋼材E、

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.

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(Tor)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丁。。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t100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 のたとき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。

steels	
tested	
of	
compositions	
Chemical	
4-1	
Table	

-	aule 4		o I III a III	al cum	In rend	10 010	narcar	ane	01						
Steel	Symbol	C	Si	Mn	Ρ	S	Cu	Ni	Cr	Mo	٨	В	CE (IIW)	Pcm	C
TS400	A	. 116	. 22	1.18	. 022	. 0028	. 009	. 02	.019	-)	1	1	. 318	. 184	. 2
TS490	В	.174	. 40	1.38	. 017	. 0045	. 009	. 02	. 023	1	1	1	. 411	. 258	4
TS590	C	.173	. 29	1.30	.018	. 0057	.007	1	. 018	ſ	. 054	. 0001	. 404	. 255	4.
TS780	D	. 131	. 24	0.80	.006	. 0035	. 21	. 80	.51	. 466	. 032	. 0009	. 534	. 267	. 4
TS490	E	. 18	. 40	1.46	.024	. 005	. 008	. 02	. 022	1	1	1	. 430	. 268	. 4
TS590	Ē	. 15	. 30	1.28	.021	. 006	. 008	1	. 018	1	. 049	1	. 377	. 231	. 3
TS780	9	11.	. 24	1.01	. 008	. 002	. 25	1.29	.57	. 51	. 039	. 0011	. 605	. 274	. 4

30 55 55 55 55 55 55 55 55 55 55 52

No.	Steel (Symbol)	Thickness (mm)	Carbon CE(11W) (%)	Equival P <sub>cm</sub> (%)	ent CEN (%)	Heat Input (kJ/mm)	Electrode (AWS code)	Hydrogen <sup>1)</sup> (m2/100g)	Purpose of tests
1 2 3	A	25	0.318	0.184	0.270	1.7	E7016-G E7016-X E7010-G	5 13 40	
4 5 6 7	В	20	0.411	0.258	0.414	1.7	ER70S-G E7016-G E7016-X E7010-G	1 5 13 40	2)
8 9	С	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	
16 17	Е	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	4)
20 21 22	G	100 50 100	0.605	0.274	0.452	1.7	E7016-G	5	

Table 4-2 Cold cracking test conditions

measured by gaschromatographic method according to JIS Z3118
 to examine the effect of diffusible hydrogen content
 to examine the effect of heat input
 to examine the effect of cooling time (t100) by reducing thickness of a plate

4mm





- 105 -

4mm





(b)

(a)

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



-106 -

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 (Tor)を示している。Table 4-3から、水素量や減厚の影響がTor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。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 t100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-5135<sup>76)</sup>、AWS-D1.1 77)、JSSC方式<sup>70)</sup>、CEN チャート方式<sup>46)</sup>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ーの計算について

-107 -

ests	
t	
cracking	
weld	
groove	
y	
of	_
Results	

Critical	eneat lemp	20 20 75	20 100 125 150	100 125	20 100 175	100	150	175 100	150 50	125 125 > 175
-	225 FT				0					
	200		0		0			0	0	
	175		00	00	00		0	0	0	0
	150		00	00	0.9	0	0	0.2	0	000
ratio	125		0 0.1	00	0 0.1 1.0	0	0.5	1.0 0	0.4	00
acking	100	0	0 0.4 0.6	0.1.0	0 0.2 1.0	0	0.8	1.0	1.0	0.1
Cr	75	000	0.1 1.0 0.6	0.8	0 0.1 0.8	0.2		0.1	1.0	0.6
	50*	000.2	0 0.2 1.0	1.0	0.2	0.7		0.3	1.0 0	
	20	00.5	0 1.0		0			0.4	0.1	
Hydrogen	(mt/100g)	5 13 40	1 5 13 40	13 40	1 5 13	5	13	13 13	13 13	IJ
Thickness	(mm)	25	20	25	40	40	10	25 10	25 10	100 50
Steel	(Symbol)	A	B	C	D	D	D	ц	ſŦ.	5
No.		321	1000	86	10 13 3	14	15	16	81	100

In



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(( $t_{100}$ )。)を推定するため、4.3.1項の実験結果から( $t_{100}$ )。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 $H_a$ 、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<sup>71),93)</sup>。

$$H_{d}' = \frac{H_{d} - 2.19}{1.27} \tag{4-5}$$

$$R_{F} = 71 \cdot r_{f} \cdot \left\{ \arctan\left(0.017a\right) - \left(\frac{a}{400}\right)^{2} \right\}$$
(4-6)

(4-6)式で、a は板厚で、またr<sub>f</sub>=69 とおくと、y 形溶接割れ試験のR<sub>F</sub>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<sub>F</sub>を計算した結果を、 Yuriokaら<sup>71)</sup>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<sub>W</sub>、すな わち

$$P_{W} = P_{cm} + \frac{H_{d}'}{60} + \frac{R_{F}}{40000}$$
(4-7)

を計算し、限界冷却時間(t<sub>100</sub>)。<sub>r</sub>を定める。(t<sub>100</sub>)。<sub>r</sub>はJSSC方式では、グラフ 化されているが(Fig. 4A-5参照)、Suzuki<sup>80)</sup>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。

 $(t_{100})_{cr} = 105000 (P_w - 0.276)^2$  (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(Tor)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、前項で求まった限界予熱温度か ら決定される、100℃までの限界冷却時間((t100)or)も載せている。この値は、 Tor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Tor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

0.	Steel	Thickness	Hydrogen	Experi	ments		Pr	ediction	IS <sup>1)</sup>
	(Symbol)	(mm)	(ml/100g)	T°.r (°C)	(t <sub>100</sub> ) cr (s)	BS-5135 (°C)	AWS-D1.1 (°C)	JSSC (s)	CEN-chart (°C)
1 2 3 3	A	25	5 13 40	20 20 75	>50 >50 350	20 20 20	20 85 116	1021 21541	20 (20) <sup>2</sup> 20 (20) 61 (20)
100	B	20	1 5 13 40	20 100 125 150	>90 800 1118 1371	20 20 20 20	20 116 138 149	4 362 2813 28177	$\begin{array}{c} 20(20) \\ 80(22) \\ 132(74) \\ 153(95) \end{array}$
86	C	25	13 40	100	904 1400	20 20	138 149	3020 28823	137(87) 155(105)
111	D	40	- 1 5 13 13	20 100 175	>50 745 1880 2350	125 125 125 175	129 149 149 149	234 567 1045 4403	20(20) 125(114) 156(145) 156(145) 184(173)
14	D	40	5	100	1160	20	149	1045	121(110)
16	E	25 10	13 13 13	175	1800	20 20	138 104	3463 2471	152(102) 102(52)
80	F	25 10	13 13	150	1512 390	20 20	116 66	2257 1472	112(62) 41(20)
20	Ð	100 50	5	125	1650 1533 >671	175 175 175	149 149 140	2506 1493 2506	183 (133) 168 (118) 183 (133)

JSSC predicts (tion welding conditions. practical predict T Predict T 1 and CEN-chart r the brackets are D1. in :BS-5135, AWS-Temperatures 5







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±25℃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(1100)。を対数プロットして いるが、ここでは、実験による(t100)erと推定による(t100)er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℃高くなっても、1100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、Tor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Tor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℃であり、ほとんどの場合が±25℃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℃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



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

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。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い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。v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40mQ/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1mg/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 ているためで、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。よは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<sub>100</sub>)。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<sub>100</sub>)。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Pw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、1 6~19) 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 tiooは、1400sにも満たない。このことは、 (t<sub>100</sub>)。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(time)。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。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(t100)。rが4403sと長いが、板厚が40mmであるため、250℃子熱で割れを防ぐ 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、限界予熱温度丁。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、予熱温度を上げてもtimがあまり長くはならないが、Pwの値によっては、 (1,100)。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で、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
time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一予熱の場合、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、t100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 t100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い一致を示していることからも判断することができる。

2) 限界冷却時間(t<sub>100</sub>)。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<sub>100</sub>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Pwの値に よっては、(1100)。が250℃予熱を行ったときの1100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、 パラメーターとしても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 tioo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 t100が75mmの場合の限界冷却時間(t100)。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 t100をパラメータ ー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、t100をパラメーターとする方 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、t100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ーとして採用しているため、
tinc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t100に対し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」の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 不充分である。本節では、水素量とtim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。

 $F = CE + f(H_d)$ 

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 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ェとする。このとき、低温割れ が発生するかどうかは、残留水素濃度HR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BR、縦軸にGL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GLとHRの 関係は、鋼材組成、すなわち炭素当量に依存する。Haは、溶接金属中の拡散性水 素量Haに比例する量であるため、HRとσLの関係はHaとσLの関係と考えることも



(4 - 9)



## $\rightarrow$ HR

Fig.4-5 Relation between local residual stress and diffusible hydrogen content できる。ここで、σιは、炭素当量が一定ならば

 $\sigma_L = f(H_R)$ 

(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,HR)で表現すると、

 $\sigma_L = f(H_R) + g(CE, H_R) \tag{4-11}$ 

となる。 $g(CE, H_R)$ は、炭素当量CEが変化したとき、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が変化し たとき σ<sub>L</sub>-H<sub>R</sub>曲線も変化するが、その変化量は、(4-11)式における g(CE, H<sub>R</sub>)の変 化量 $\Delta g (\Delta CE, H_R)$ に等しい。残留応力 $\sigma_L$ が一定という条件では(4-11)式は、

 $f(H_R) + g(CE, H_R) = -c$ (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HR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、

 $CE + f'(H_R) = - \varepsilon \tag{4-13}$ 

となる。g(CE,HR)がCEのみの関数であるということは、CEが変化したときのGL- $H_R$ 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<sub>1</sub>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。HRとσLの関係はHaとσL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(Ha) 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充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(11W)、AWS-D1.1とJSSC方式ではCEがPem、CENチャート方式ではCEが CEN に対応する。また、 $f(B_a)$  が $B_a$ の定数倍なら水素量の影響は線形的で、 f(Ha) がlog(Ha)の定数倍なら水素量の影響は対数的である、ということを意味す 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(Hd)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っ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、

∂H = div (Dgrad(H))

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の形になっていない。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Laとする。 Θ=H/H₀とおけば、(4-14)式は、以下のようになる。

 $\frac{\partial \Theta}{\partial t} = div \left( Dgrad(\Theta) \right)$ 

(4-15)式の解を⊖(x, y, z, t)とおくと、  $H = H_{\Box} \cdot \Theta(x, y, z, t)$ 

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Hgと記述する。 予熱を行うことは、このHRを低減することに他ならない。HRは(4-16)式で t=t100を代入すると得られる。すなわち

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

(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<sub>R</sub>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で、本 論文ではt=t100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 tso 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 t100)でHR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<sup>96)</sup>が初めて用い、寺崎ら<sup>97),98)</sup>が詳しい計算を行った熱因子、  $\Sigma D \triangle t$ 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 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 (m2/100g)	Critical Preheat Temperature (℃)	Critical Cooling Time (t <sub>100</sub> )
1	(Ceq) 1	2	50	(t <sub>100</sub> ) <sub>a</sub>
1	(Ceq) 1	4	100	(t 100) b
2	(Ceq) <sub>2</sub>	5	50	(t 100) a
2	(Ceq) <sub>2</sub>	10	?	?

(4 - 15)

#### (4 - 16)

#### (4 - 17)

量を(Ceq)」とし、鋼材2の炭素当量を(Ceq)。とおいた。さらに、鋼材1では水素量 2ml/100gおよび4ml/100g、鋼材2では水素量5ml/100gおよび10ml/100g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℃、100℃ となったとし、そのときの100℃までの冷却時間はそれそれ(t100)a、(t100)bであ ったとする。また、鋼材2において、水素量5ml/100gの場合で限界予熱温度が50℃ であったとする。このとき、鋼材2を10ml/100g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

$H_{R}(\mathfrak{m}h1) = 2 \cdot \Theta(x, y, z, (t_{100})_{a}) = 4 \cdot \Theta(x, y, z, (t_{100})_{b})$	(4-18)
$H_R(\mathfrak{s}(100, z, y, z, (t_{100})_a))$	(4-19)
となる。(4-18)式、(4-19)式より	

 $H_R(\mathfrak{s}(\mathfrak{s}(\mathbf{x}, y, z, (t_{100}))))$ 

(4-20)

となる。(4-20)式から、鋼材2を水素量10ml/100gで溶接した場合の、限界冷却時 間(t<sub>100</sub>)。rは(t<sub>100</sub>)。であることがわかった。(t<sub>100</sub>)。は100℃予熱をした場合の t100であることから、鋼材2においては、10ml/100gの水素量で溶接した場合、 100℃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(Ha)=A·log(Ha)となる。ここに、Aは 定数である。限界予熱温度が50℃予熱の場合、すなわち、鋼材1を水素量 2ml/100gで溶接した場合と、鋼材2を水素量5ml/100g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。

 $(Ceq)_1 + A \cdot log(2) = (Ceq)_2 + A \cdot log(5)$  (for 50°C) (4-21) 100℃予熱の場合も同様に、

 $(Ceq)_1 + A \cdot log(4) = (Ceq)_2 + A \cdot log(10)$  (for  $100^{\circ}C$ ) (4-22) が成り立たたなければならない。(4-21)式、(4-22)式より

 $(Ceq)_1 - (Ceq)_2 = A \cdot log(5/2) = A \cdot log(10/4)$ (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(Ha)=B·Haとなる。ここ に、B は定数である。限界予熱温度50℃、100℃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、

$(Ceq)_1 + B \cdot 2 = (Ceq)_2 + B \cdot 5$	(for 50℃)	(4-24)
$(Ceq)_1 + B \cdot 4 = (Ceq)_2 + B \cdot 10$	(for 100°C)	(4-25)
が成り立たなければならない。(	4-24)式、(4-25)式から	
$(Ceq)_1 - (Ceq)_2 = B \cdot 3$		(4-26)

 $(Ceq)_{1} - (Ceq)_{2} = B \cdot 6$ 

4.5.2 冷却時間 t100の有効性

前節では、冷却時間tiooをパラメーターとするJSSC方式の推定は、薄板の場合、 予熱温度を上げても t 100 があまり長くならないため、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、 tion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tinoの適用限界について考察する必要が生じてきた。 (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 σL と残留水素濃度Hg 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、 (4 - 28)H=0

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 11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 $\alpha$ 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、

 $tan(u_n) = tan(v_m) = tan(w_s) = 0$ 

 $\therefore u_n = n\pi, v_n = m\pi, v_s = s\pi$  (n, m, となる。またh→∞ であるため、

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

などの極限操作を行い、また、Q/pcpを初期水素量Ho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、

(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(Ha)は、log(Ha)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。

	(4-29)
, s=1,2,3,, )	(4-30)



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

$$H(x, y, z, t) = \frac{8H_0}{\pi^3 \cdot l_1^2 \cdot l} \sum_{n=1}^{\infty} \frac{1}{n} sin\left(\frac{n\pi}{2}\right) sin\left(\frac{n\pi}{a} \cdot l_1\right) exp\left(-F_T \frac{n^2 \pi^2}{a^2}\right) sin\left(\frac{n\pi}{a} \cdot x\right)$$

$$\times \sum_{m=1}^{\infty} \frac{1}{m} sin\left(\frac{m\pi}{2}\right) sin\left(\frac{m\pi}{a} \cdot l_1\right) exp\left(-F_T \frac{m^2 \pi^2}{b^2}\right) sin\left(\frac{m\pi}{b} \cdot y\right)$$

$$\times \sum_{s=1}^{\infty} \frac{1}{s} sin\left(\frac{s\pi}{2}\right) sin\left(\frac{s\pi}{a} \cdot l_1\right) exp\left(-F_T \frac{s^2 \pi^2}{c^2}\right) sin\left(\frac{s\pi}{c} \cdot z\right)$$

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ため、D·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Frと表示した。

Fig. 4-7は、横軸にTF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=150mm、c=200mmとおいた。また、しは、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。1 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Fr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、Frと相関の強いt100にも言えることで、この影響を考慮せず(t100)。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)に比べて低くなりはじめるのは、Frが2.5mm<sup>2</sup>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、 Frの値を具体的に計算してみる。Fr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<sup>97),98)</sup>はF<sub>T</sub>を計算するときに Johnson、Hill<sup>102)</sup>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3×10<sup>-5</sup>mm<sup>2</sup>/sとなる。一方、奥村ら<sup>49),111)</sup>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~ 4×10<sup>-4</sup>mm<sup>2</sup>/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くるのがわかる。そこで、熱因子Fr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、20 0℃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、

 $D=7.5 \times 10^{-2} exp\left(-\frac{1220}{T+273}\right) \quad (\geq 200^{\circ}C), \quad [mm^2/s]$ (T:温度[℃]) (4-33)  $D=5.54 \times exp\left(-\frac{3225}{T+273}\right)$ (<200°C), [mm²/s]

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Frを計算したものである。Fr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Frは10mm板厚では7.5mm<sup>2</sup>/s以下の範囲、40mm板厚では17 mm<sup>2</sup>/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





-124 -





# 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Fr = 7.5mm<sup>2</sup>/sの場合と40mm板厚でF<sub>T</sub>=16mm<sup>2</sup>/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Fr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<sub>100</sub>やF<sub>T</sub>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以上の場合では、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t100をパラメータ ー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1,00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形容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

# $\rightarrow$ Preheat temperature ( <sup>0</sup>C)

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 tioo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) ガスバー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、t100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1~40m2/100g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<sub>100</sub>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(1,00)。」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 ACEN 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(11W)の値によって異なってくることが読み取れる。この理由は、 CE(IIW)は焼入性炭素当量(第3章におけるCEHARDEN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(11W)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のミクロ組 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、v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、

- 鋼材組成よりCENおよびCE(IIW)を計算する。
- 2) 水素量より∆CEN を読みとる(Fig. A4-2)。
- 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。
- 界予熱温度推定値である。
- 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)」を持つ鋼材を、水素量Boの条件と水素量をわずかに変 化させた水素量H<sub>0</sub>+ΔH<sub>0</sub>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Boから△Bo だけ変化したとき、割れ 防止限界予熱温度T。は(T。)。から(T。)。へ、限界冷却時間は(1100)。から (1100) 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 (HR)1、(HR)2とすると、(4-17)式より、

 $(H_R)_1 = H_0 \cdot \Theta(x, y, z, (t_{100})_a)$ (A4 - 2) $(H_{\mathcal{R}})_{\mathcal{P}} = (H_0 + \Delta H_0) \cdot \Theta (x, y, z, (t_{100})_{\mathcal{P}})$ となる。(A4-1)式、(A4-2)式とも炭素当量が(Ceq)」の鋼材に対する限界残留水素

5) Fig. A4-1で、 横軸の値が 4) の値 (CEN + Σ Δ 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

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

(A4 - 1)



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





welding prectice

-128 -



量であるためこれらは等しいはずである。すなわち

$(H_R)_1 = (H_R)_2$	(A4-3)
$H_0 + \Delta H_0 \subseteq \Theta(x, y, z, (t_{100})_a)$	(A4-4)
$H_{\Theta} = \Theta(\mathbf{r}, \mathbf{v}, \mathbf{z}, (\mathbf{f}, \mathbf{v}_{\Theta}))$	

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)。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Ln'から△Ln'変化させると、限界予熱温度が(Ter)。から(Ter)。へ、 限界冷却時間が(1,100)。から(1,100)。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 <sub>o</sub>	(T c r) a	(t 100) a
2	(Ceq) 1	$H_0 + \Delta H_0$	(T cr) b	(t 100) b
3	(Ceq) <sub>2</sub>	H <sub>o</sub> '	(T c r) a	(t 100) a
4	(Ceq) 2	$H_0' + \Delta H_0'$	(T c r) 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(Tor)。、(Tor)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。

$\frac{H_0' + \Delta H_0'}{H_0'} = \frac{\Theta(x, y, z, (t_{100})_a)}{\Theta(x, y, z, (t_{100})_b)}$	(A4-5)
(A4-4)式、(A4-5)式より	
$\frac{\Delta H_0}{H_0} = \frac{\Delta H_0'}{H_0'}$	(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。

	$(Ceq)_1 + f$	$(\mathrm{H}_{\mathrm{O}}) = (Ce)$	$q)_2 + f(H_0')$		for	(T c r ) a	(A4-7)
	$(Ceq)_1 + f$	$(H_0 + \Delta H_0)$	$) = (Ceq)_2 + f$	$(H_0' + \Delta H_0')$	for	(T or) b	(A4-8)
1	C. ΔHo	を微小量	としたが、	(A4-6)式よ	り Δ Но' ч	も微小量であ	るため、
f	$H_0 + \Delta H_0) \neq$	AHoで展	開するなど	LT.			

$$f (H_{0} + \Delta H_{0}) = f (H_{0}) + \left(\frac{d f (H)}{dH}\right)_{H=H_{0}} \Delta H_{0}$$
(A4-9)

 $f(H_0' + \triangle H_0') = f(H_0') + \left(\frac{df(H)}{dH}\right)_{H=H_0} \cdot \triangle H_0'$ 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、 (A4 - 11) $\left(\frac{df(H)}{dH}\right)_{H=H_{0}} \cdot \Delta H_{0} = \left(\frac{df(H)}{dH}\right)_{H=H_{0}}, \cdot \Delta H_{0},$ が得られる。(A4-11)式に(A4-6)式を代入して (A4 - 12) $\left(\frac{df(H)}{dH}\right)_{H=H_0} \cdot H_0 = \left(\frac{df(H)}{dH}\right)_{H=H_0}, \cdot H_0,$ 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)」と(Ceq)。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HoやHo'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。 (A4 - 13)

 $\mathbb{H} \cdot \left(\frac{df(\mathbb{H})}{d\mathbb{H}}\right) = C_1 \quad (C_1 : \mathbf{\widehat{c}} \mathbf{\widehat{x}})$ 

(A4-13)式より、

# $d f (H) = C_1 \cdot \frac{dH}{H}$

(A4 - 15)(C2:定数)  $\therefore f(H) = C_1 \cdot ln(H) + C_2$ (A4-15)式で、定数項C2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(Ha)は、ln(Ha)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、△Ho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<sub>0</sub>+ΔH<sub>0</sub>~H<sub>0</sub>+2ΔH<sub>0</sub>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 ƒ(Ha) は対数関数であることが導かれる。したがって、Ho~Ho+2△Hoの水素量範 囲でf(Ha) 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(Ha)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。

(A4 - 10)

(A4 - 14)
## 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形容接割れ試験 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t100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、水素量は対数的影響であること、冷却時間 ting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考慮する必要がなく、板厚20mm におけるt100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),106)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、± 25℃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、t100をパラメータ ー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<sub>100</sub>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きている現状を考えると、溶接構造物が 0℃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<sup>70)</sup>のように100℃までの冷却時間(t<sub>100</sub>)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
timeを通して影響することになってい るが、
t<sub>100</sub>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-5135<sup>76)</sup>、AWS-D1.1<sup>77)</sup>、CEN チャート方式<sup>46)</sup>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<sup>105)</sup>。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(11W)やPem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<sup>104)</sup>。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(11W)、 Pcm、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(11W)は焼入性を評価する炭素当 量に近い。また、Pcm 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のミ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ることができる。さらに、 CENは、CE(11W)とPcm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℃、-10℃、-30℃ 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℃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 3.

## 5.2 低温割れ試験および結果

5.2.1 低温割れ試験

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℃、 -10℃、-30℃の三つを選択し、かつ、水素量も変化させる。

2) C u 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℃、5m2/100gとする。

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

Steel S TS400																
TS400	ymbol	C	Si	Mn	Ρ	S	Cu	Ni	Cr	Mo	Nb	٨	В	CE (11W)	Pom	CEN
	A	.116	. 22	1.18	. 022	. 0028	. 009	. 02	. 019	1	I	1	T	. 318	. 184	.270
TS490	В	.174	. 40	1.38	. 017	. 0045	. 009	. 02	. 023	1	ï	L	Ŧ	.411	. 258	. 414
rS590	C	.173	. 29	1.30	. 018	. 0057	.007	1	. 018	1	1	. 054	. 0001	. 404	. 255	. 405
TS490	Η	.074	. 28	1.47	. 003	.001	. 22	. 23	1	1	.010	1	1	. 349	. 172	. 236
TS490	I	.070	.27	1.38	. 004	.002	.30	. 38	. 026	. 003	. 007	. 001	. 0001	. 351	.171	. 231
TS780	ſ	. 045	. 29	1.34	. 005	. 002	1.05	.94	1	. 47	600.	. 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	1	. 039	. 0018	. 539	. 270	. 450
TS780	N	.12	. 28	1.00	. 008	.002	. 35	1.30	. 55	. 50	t	. 040	. 0016	.615	. 291	. 490

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(Tor)を示し ている。なお、割れ率と丁。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Tor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、丁。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。よれ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。が増加 した。このように、外気温度が低下すると丁。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。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℃

-134 -

-135 -

No.	Steel (Symbol)	Thickness (mm)	Carbon CE(11W) (%)	Equival P <sub>cm</sub> (%)	ent CEN (%)	Heat Input (kJ/mm)	Ambient <sup>1)</sup> Temperature (°C)	Electrode (AWS code)	Hydrogen <sup>2)</sup> (ml/100g)	Purpose of tests					
23 24 25		95	0.210	0 104	0.970	1.7	-10	E7016-G E7016-X E7010-G	5 13 40						
26 27 28	A	20	0.318	0. 184	0.270	1.7	-30	E7016-G E7016-X E7010-G	5 13 40						
29 30 31	p	20	0 411	0 050	0 414	1.7	-10	E7016-G E7016-X E7010-G	5 13 40						
32 33 34	В	20	0.411	0.258	0.414	1.7	-30	E7016-G E7016-X E7010-G	5 13 40	0)					
35 36	0	05	0.405.0	0.055	0.404	1.7	-10	E7016-X E7010-G	13 40	3)					
37 38	L	25	0.405	0.255		0.404	0.404	0.404	0.404	0.404	0.404	1.7	-30	E7016-X E7010-G	13 40
39							20								
40	H	50	0.349	0.172	0.236	1.7	-10	E7016-G	5						
41							-30								
42							20								
43	Ι	38	0.351	0.171	0.231	1.7	-10	E7016-G	5						
44							-30								

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

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 Equi CE(11W) Pc (%) (	ivalent m CEN (%) (%)	Heat Input (kJ/mm)	Ambient Temperature (℃)	Electrode (AWS code)	Hydrogen* (ml/100g)
45	J	38	0.504 0.2	226 0.285	1.7	20	E7016-G	5
46	K	38	0.579 0.2	249 0.339	1.7	20	E7016-G	5
47	L	38	0.551 0.2	0. 325	1.7	20	E7016-G	5
48	М	36	0.539 0.2	270 0.450	1.7	20	E7016-G	5
49	N	38 <sup>2)</sup>	0.615 0.2	291 0.490	1.7	20	E7016-G	5

1 137 1

1):measured by gas chromatographic method 2):Original thickness is 115mm.

No.	Steel	Ambient	Hydrogen			Cr	acking	rati	0						Critical
	(Symbol)	(°C)	(ml/100g)	RT*	20	50	75	100	125	150	175	200	225	250	(°C)
23 24 25		-10	5 13 40	0	0 0.2 1.0	0 0 0.7	0 0 0.3	0 0	0						-10 50 100
26 27 28	A	-30	5 13 , 40	0. 1 0. 6	0 0.1	0 0 0.3	0 0 0.2	0.1	0.1	0	0	0			20 50 150
29 30 31	D	-10	5 13 40		0.6	0.3	0.1	0 0.4 0.6	0 0 1.0	0	0 0	0			100 125 150
32 33 34	В	-30	5 13 40				0.3	0.1 0.1	0.2 0.1	0 0.1 1.0	0 0 0.8	0 1.0	0	0	150 175 225
35 36	C	-10	13 40					0.7	0.2	0 0.5	0 0	0	0		150 175
37 38	L	-30	13 40						1.0	0.5	0 0.5	0 1.0	0 0.4	0	175 250
39		20	5		1.0	0.1	0								75
40	H	-10	5		0.6	0	0								50
41		-30	5		1.0	1.0	0.6	0	0						100
42		20	5		0.4	0	0								50
43	1	-10	5		0.1	0	0	0							50
44		-30	5		0.5	0.1	0	0	0						75

Table 5-3 Results of y groove weld cracking tests

\*:Room temperature

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

No.	Steel	Ambient	Hydrogen			Crac	cking	ratio			•			Critical Prohoat Tomp
	(Symbol)	Temp. (°C)	(ml/100g)	20	50	75	100	125	150	175	200	225	250	(°C)
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	М	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

- 139

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。を予測すると予熱フリーという結果を得る。

Table 5-4には、Torと予熱温度がTorの場合のtiooすなわち(tioo)orを示した。(tioo)or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(tioo)or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13 m2/100gで溶接した場合、外気温度が20℃から-10℃まで変化する と(tioo)orが2倍になることがわかる。

Fig.5-1は、Table 5-4の(t<sub>100</sub>)。。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<sub>100</sub>)。。をプロットした図である。Fig.5-1では、(t<sub>100</sub>)。。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<sub>100</sub>)。。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<sub>100</sub>)。。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) C u 析出鋼の割れ感受性

Table 5-3における鋼材J~NのT。を、各炭素当量(CE(11W)<sup>73)</sup>、Pcm<sup>68)</sup>、CEN <sup>71)</sup>)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を〇で、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(11W)、Pcm、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。より低いT。を示していることがわかる。なお、 Pcm 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、ほぼ直線上にのる、すなわち炭素当量とT。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(11W)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。が50℃となってしまったが、HA Z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。

		-30 (40mL)
t 100	00 (S)	-30 (13mL)
critical	tical t <sub>1</sub>	-30 (5ml)
cure and	and cri	-10 (40mL)
temperat	Ire (°C)	-10 (13mL)
preheat	cemperatu	-10 (5ml)
critical	preheat t	20 (40ml)
re on (	tical 1	20 (13m£)
temperatu	Cri	20 (5ml) <sup>1)</sup>
ambient	ent	CEN (%)
ect of	Equival	P <sub>cm</sub> (%)
-4 Effe	Carbon I	CE (11W) (%)
Table 5-	Thickness	(mm)
	Steel	(1000060)

-	-	-		
150 {1438	225 {1894	250 {2380		
50 {160}	175 {1522}	175 {1684}		
20 {86}	150 {1309}		100 {751}	75 {261}
100 {700}	150 {1309}	175 {1770}		
50 {116}	125 {845}	150 {1447}		
-10 {50}	100 {600}		50 {63}	50 {76}
75 {365}	150 {1336}	125 {1126}		
20 {70}	125	100 {790}		
20 {70} <sup>20</sup>	100 {788}		75 {122}	50 {77}
0.270	0.414	0.404	0.236	0.231
0.184	0.258	0. 255	0.172	0.171
0.318	0.411	0.405	0.349	0.351
25	20	25	50	38
А	В	C	Н	Ι

100g deposited weld experimental Tcr's. the e hydrogen contents [s] calculated from diffusible trooer's are 00 brackets brackets in Numbers 5

-141 -



- 142 --

- 143 -





Fig.5-2 Critical preheat temperatures of steels J to N (O:Cu precipitation steel, O: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、Torが異なるのは、第4章 で考察した四方式の中ではJSSC方式<sup>70)</sup>のみである。これは、冷却時間 ting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<sub>100</sub>)。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きるこ とはできない。これは、第4章のFig. 4-5で、σLとHR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 (1100)。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。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 5.

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、D1値あるいは焼入性倍数32),33)を確保しなければ



and tempered steels

Fig. 5-3 Critical preheat temperature of quench

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(11W)は焼入れ性炭素当量 CEHARDEN 93)とほぼ同等であると言える。また、すでに述べたように、Pom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丁。の増加をもたらす。 この従来鋼における強度増加が丁。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(11W)やPcm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<sup>104)</sup>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%に押さえ、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。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。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Tor(試験No.23~44)と 修正CEN チャート方式の予測 T。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Torを、縦軸に予測Tor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℃の範囲内でほぼT。r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。が50℃と、20℃におけるそれより



Fig. 5-4 Relationship between experimental Tcr and predicted Tcr by CEN chart method

低いこと、外気温度が低くなるとT。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 3.

Fig. 5-5は、外気温度-10℃における実測T。」と修正CENチャート方式を用いた予 測丁。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±25℃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。F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℃における丁。,を評価できるものと考えられる。-30℃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±25℃の範 囲内に存在していることがわかった。これは、-30℃の場合においても修正CENチ ャート方式で予測した丁。。を、適切量だけシフトすれば-30℃における丁。。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℃、-30℃におけるT。 、を予測できるものと考えられる。

CEN チャート方式<sup>46)</sup>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、

$\Delta CEN = 0.02$	for	−10 °C	(5-1)
$\Delta CEN = 0.08$	for	−30 °C	(5-2)

と定めればよいことがわかる。

#### (2) C u 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、

(5-3)△CEN=-0.03 for Cu析出鋼

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 Tcr and predicted Tcr by CEN chart method

 $\rightarrow$  Experimental Tcr ( <sup>0</sup>C)

Fig. 5-6 Relationship between experimental Tcr and predicted Tcr by CEN chart method



Fig. 5–7 Flow chart to predict critical preheat temperature by the method proposed in the present study

-150 -



### Fig. 5-8 Relationship between experimental Tcr and predicted Tcr by the present method

する割れ防止限界予熱温度T。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。」と実測T。」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。よは、ほぼ±25℃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℃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

 $\rightarrow$  Experimental Tcr ( <sup>0</sup>C)

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±25℃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充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
- 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

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 ところに存在する場合の解を求めた。この解をの(Model I) とおくと、これは次式 で表される。

$$\theta_{(Model I)} = \frac{q_w}{\pi a \lambda} \sum_{n=1}^{\infty} A_{n(Model I)} \left\{ \cos\left(\frac{u_n}{a}x\right) + \frac{ah}{u_n} \sin\left(\frac{u_n}{a}x\right) \right\}$$

$$exp\left(-\frac{V_s(z-V_s \cdot t)}{2\kappa}\right) \cdot K_0 \left(r\sqrt{\frac{u_n^2}{a^2} + \frac{V_s^2}{4\kappa^2}}\right)$$

$$f_{z}f_{z}t$$

$$A_{n(Model I)} = \frac{u_n^2}{u_n^2 + 2ah + a^2h^2} \left\{ \cos\left(\frac{u_n}{a}d\right) + \frac{ah}{u_n} \sin\left(\frac{u_n}{a}d\right) \right\}$$

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

(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Δt 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。

 $\lambda = 0.02633 + 2.82 \times 10^{-4} \cdot \tau \cdot E \quad [J/mmKs]$ 

 $\kappa = 4.0 + 1.23 \times 10^{-2} \cdot \eta \cdot E \quad [mn^2/s]$ 

(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。

$$\begin{aligned} \theta_{\text{(Model II)}} &= \sum_{n=1}^{\infty} A_{n \text{(Model II)}} \left\{ \cos\left(\frac{u_{n}}{a}x\right) + \frac{ah}{u_{n}} \sin\left(\frac{u_{n}}{a}x\right) \right\} \exp\left(-\frac{u_{n}^{2}}{a^{2}} \kappa t\right) \\ &\cdot \sum_{m=1}^{\infty} B_{m \text{(Model II)}} \left\{ \cos\left(\frac{v_{m}}{b}y\right) + \frac{bh}{v_{m}} \sin\left(\frac{v_{m}}{b}y\right) \right\} \exp\left(-\frac{v_{m}^{2}}{b^{2}} \kappa t\right) \\ &\cdot \sum_{s=1}^{\infty} C_{s \text{(Model II)}} \left\{ \cos\left(\frac{w_{s}}{c}z\right) + \frac{ch}{w_{s}} \sin\left(\frac{w_{s}}{c}z\right) \right\} \exp\left(-\frac{w_{s}^{2}}{c^{2}} \kappa t\right) \\ &t \neq t \\ & \lambda_{n \text{(Model II)}} \left\{ \cos\left(\frac{w_{s}}{c}z\right) + \frac{ch}{w_{s}} \sin\left(\frac{w_{s}}{c}z\right) \right\} \exp\left(-\frac{u_{n}^{2}}{c^{2}} \kappa t\right) \\ &= B_{m \text{(Model II)}} \left\{ \cos\left(\frac{w_{s}}{c}z\right) + \frac{ch}{w_{s}} \sin\left(\frac{w_{s}}{c}z\right) \right\} \exp\left(-\frac{u_{n}^{2}}{c^{2}} \kappa t\right) \\ &B_{m \text{(Model II)}} \left\{ \cos\left(\frac{w_{s}}{c}z\right) + \frac{ch}{w_{s}} \sin\left(\frac{w_{n}}{a}d\right) + \frac{ah}{u_{n}} \sin\left(\frac{u_{n}}{a}d\right) \right\} \\ &B_{m \text{(Model II)}} \left\{ \cos\left(\frac{w_{s}}{c}z\right) + \frac{ch}{v_{s}} \sin\left(\frac{w_{n}}{a}d\right) \right\} \\ &C_{s \text{(Model II)}} \left\{ \frac{2v_{m}^{2}}{v_{m}^{2} + b^{2}h^{2} + 2bh} \frac{1}{b} \cdot \left\{ \cos\left(\frac{w_{n}}{2}\right) + \frac{bh}{v_{m}} \sin\left(\frac{w_{n}}{2}\right) \right\} \\ &C_{s \text{(Model II)}} \left\{ \frac{2w_{s}}{w_{s}^{2} + c^{2}h^{2} + 2ch} \frac{1}{L} \sin\left(\frac{w_{s}}{c}L\right) \cdot \left\{ \cos\left(\frac{w_{s}}{2}\right) + \frac{ch}{w_{s}} \sin\left(\frac{w_{s}}{2}\right) \right\} \\ &tan(u_{n}) = \frac{2ahu_{n}}{u_{n}^{2} - a^{2}h^{2}}, \quad tan(v_{m}) = \frac{2bhv_{m}}{v_{m}^{2} - b^{2}h^{2}}, \quad tan(w_{s}) = \frac{2chw_{s}}{w_{s}^{2} - c^{2}h^{2}} \end{aligned}$$

O (Mod. . 5

ただ

$$\begin{split} u_{1112} &= \sum_{n=1}^{\infty} A_n (\text{Model } 11)_2 \Big\{ \cos \Big( \frac{u_n}{a} x \Big) + \frac{dh}{u_n} \sin \Big( \frac{u_n}{a} x \Big) \Big\} \exp \Big( - \frac{u_n^2}{a^2} \kappa t \Big) \\ &= \sum_{n=1}^{\infty} B_n (\text{Model } 11)_2 \Big\{ \cos \Big( \frac{v_n}{b} y \Big) + \frac{bh}{v_n} \sin \Big( \frac{v_n}{b} y \Big) \Big\} \exp \Big( - \frac{v_n^2}{b^2} \kappa t \Big) \\ &= \sum_{n=1}^{\infty} C_n (\text{Model } 11)_2 \Big\{ \cos \Big( \frac{w_n}{c} z \Big) + \frac{ch}{w_n} \sin \Big( \frac{w_n}{c} z \Big) \Big\} \exp \Big( - \frac{w_n^2}{c^2} \kappa t \Big) \\ &= A_n (\text{Model } 11)_2 = \frac{2ah}{u_n^2 + a^2h^2 + 2ah} (T_p - T_\infty) \{1 + (-1)^{n+1}\} \\ &= B_n (\text{Model } 11)_2 = \frac{2bh}{v_n^2 + b^2h^2 + 2bh} \{1 + (-1)^{n+1}\} \\ &= C_n (\text{Model } 11)_2 = \frac{2ch}{w_n^2 + c^2h^2 + 2ch} \{1 + (-1)^{n+1}\} \\ &= tan(u_n) = \frac{2ahu_n}{u_n^2 - a^2h^2}, \quad tan(v_n) = \frac{2bhv_n}{v_n^2 - b^2h^2}, \quad tan(w_n) = \frac{2chw_n}{w_n^2 - c^2h^2} \end{split}$$

$$e_{l \ II} = \sum_{n=1}^{\infty} A_n (Model \ II) \ge \left\{ \cos\left(\frac{u_n}{a}x\right) + \frac{ah}{u_n} \sin\left(\frac{u_n}{a}x\right) \right\} \exp\left(-\frac{u_n^2}{a^2} \kappa t\right)$$

$$\sum_{n=1}^{\infty} B_n (Model \ II) \ge \left\{ \cos\left(\frac{v_m}{b}y\right) + \frac{bh}{v_m} \sin\left(\frac{v_m}{b}y\right) \right\} \exp\left(-\frac{v_m^2}{b^2} \kappa t\right)$$

$$\sum_{n=1}^{\infty} C_n (Model \ II) \ge \left\{ \cos\left(\frac{w_n}{c}z\right) + \frac{ch}{w_n} \sin\left(\frac{w_n}{c}z\right) \right\} \exp\left(-\frac{w_n^2}{c^2} \kappa t\right)$$

$$A_n (Model \ II) \ge \frac{2ah}{u_n^2 + a^2h^2 + 2ah} (T_p - T_m) \{1 + (-1)^{n+1}\}$$

$$B_m (Model \ II) \ge \frac{2bh}{v_m^2 + b^2h^2 + 2bh} \{1 + (-1)^{n+1}\}$$

$$C_n (Model \ II) \ge \frac{2ch}{w_n^2 + c^2h^2 + 2ch} \{1 + (-1)^{n+1}\}$$

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

$$\sum_{n=1}^{\infty} A_{n (Model \ II) 2} \left\{ \cos\left(\frac{u_{n}}{a}x\right) + \frac{ah}{u_{n}} \sin\left(\frac{u_{n}}{a}x\right) \right\} \exp\left(-\frac{u_{n}^{2}}{a^{2}} \kappa t\right)$$

$$= (Model \ II) 2 \left\{ \cos\left(\frac{v_{m}}{b}y\right) + \frac{bh}{v_{m}} \sin\left(\frac{v_{m}}{b}y\right) \right\} \exp\left(-\frac{v_{m}^{2}}{b^{2}} \kappa t\right)$$

$$= (Model \ II) 2 \left\{ \cos\left(\frac{w_{s}}{c}z\right) + \frac{ch}{w_{s}} \sin\left(\frac{w_{s}}{c}z\right) \right\} \exp\left(-\frac{w_{s}^{2}}{c^{2}} \kappa t\right)$$

$$= A_{n (Model \ II) 2} = \frac{2ah}{u_{n}^{2} + a^{2}h^{2} + 2ah} (T_{p} - T_{\infty}) \{1 + (-1)^{n+1}\}$$

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

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

$$= an(u_{n}) = \frac{2ahu_{n}}{u_{n}^{2} - a^{2}h^{2}}, \quad tan(v_{m}) = \frac{2bhv_{m}}{v_{m}^{2} - b^{2}h^{2}}, \quad tan(w_{s}) = \frac{2chw_{s}}{w_{s}^{2} - c^{2}h}$$

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t100と実測データはよく一致した。

 $\lambda = 0.0543$  [J/Kmms]  $\lceil mm^2/s \rceil$  $\kappa = 12.0$  $\alpha = 2.09 \times 10^{-5} [J/Kmm^2s]$ 

た局部予熱の場合のモデルで、その解は次式で表される。

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

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

-154 -

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

(7) Model IとModel IIIを線形結合させ、局部予熱時のtiooを計算すると、 同じ予熱温度でも予熱パワーが異なるとtioo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

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 ことができることがわかる。各元素の係数をCxとすると、

Ax  $C_x = \frac{1}{4 \cdot 2(1 + A_x X_0)}$ 

となる。ここに、Xoは以下の値である。

 $Si_0 = 0.6\%$ ,  $Mn_0 = 1.0\%$ ,  $Cu_0 = 0.4\%$ .

 $Ni_0 = 2.5\%$ ,  $Mo_0 = 0.5\%$ ,  $Cr_0 = 0.5\%$ 

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fB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<sub>MAX</sub> 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、チョから計算した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 r 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ΗΑΖ各点における旧γ粒度を決定する必要があり、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t100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、y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ると、 CENチャート方式の推定精度が最もよかった。冷却時間time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(t100)crに一致するt100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t100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、 その分予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に 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time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

- and cutting, W.J., Vo.21(1941), No.5, pp220s-234s
- pp347-359
- 396s-400s
- W.J., Vol. 35(1958), pp210s-215s

- No. 6, pp165s-170s

- beam welding, W.J., Vol.65(1986), No.7, pp167s-174s
- processing, J.A.P., Vol.51(1980), No.2, pp941-947
- Metall., Vol. 32(1984), No. 11, pp1949-1962 16) C.Henwood, M.Bibby, J.Goldak and D.Watt:Coupled transient heat

1) D. Rosenthal: Mathematical theory of heat distribution during welding 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、

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

6) C. M. Adams Jr. : Cooling rates and peak temperatures in fusion welding. 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),

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 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 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 socond report on diagrams of microstructure and hardness for heat affected zones in welds. Acta

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、下降の過渡的変化(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、下降の過渡的変化(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、pp 811-816
- 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

- -545

- Schweibtechnik, Vol. 23(1973), No. 8, pp344-346
- Association
- Nelsingor, Denmark, 1984, p381
- (1985), No.6, pp363-366
- steel, 1984, IIW Doc. IX-1351-85
- Vol.6(1988), No.1, pp139-143
- -223R

33) M. A. Grossmann, M. Asimov and S. F. Urban: Hardenability, its relation to quenching and some quantitative data. Hradenability 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

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 kohlenstoffasequivalent und voraussimmung des harte in der warmeeinfluszsone von schwebungen. 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

40) T. Terasaki, T. Akiyama and M. Serino: Chemical compositions and welding procedure to avoid cold cracking, Proc. Int. Conf. Joining of Metals,

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

43) H. Suziki: A new formula for estimating HAZ maximum hardness in welded 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、 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

- 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:Hradenability 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: A1-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

- (1988), No. 5, p910-917
- Vol. 74(1988), No. 6, pp1073-1080
- pp177-182
- Vol.9(1978), No.1, pp41-46
- 58

- 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

- 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
- C-Mn microalloyed steels, 1971
- conditions to avoid cold cracking by means of the CRM model. IIW Doc. IX-1334-84. 1984

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

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、

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、

64) H. Ikawa, H. Oshige, S. Noi and K. Kanda: Calculation of grain size in weld heat affected zone using heat conduction equation. Trans. JWS.

65) H. Ikawa, H. Oshige, S. Noi. 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-

67) M.W. Mallet and R.J. Rieppel: Arc atmoshperes and underbead cracking, W.J., Vol.25(1946), No.11, pp748s-759s

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) JSSC極厚高張力鋼研究班:斜めy開先拘束割れ試験片の極厚板への適用 に関する検討、JSSC、Vol.41(1975)、No.114、p24-28

73) IIW Doc. IIS/IIW-382-71. Guide to the weldable of C-Mn steels and 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

- 76) BS 5135: Specification for process of arc welding of carbon and carbon manganese steels, 1987, Britishi 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. Deforny: Methods for optimizing the preheat temperature in welding, Weld. World. Vol. 26(1988), No. 9/10, pp216-230
- 79) H. Suzuki, N. Yurioka nad 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

-164 -

- p217-249
- 溶接学会誌、Vol. 45(1976)、No. 12、pp1029-1036
- in welding of steel. IIW Doc. IX-1553-89
- Vol. 55(1976), No. 4, pp95s-102s

- Vol. 67(1981), No. 16, pp2715-2723

- Metall, Trans., Vol.11A(1980), No.6, pp861-890
- Trans. AIME, Vol. 218(1960), pp1104-1112
- Vol. 56(1977), No. 6, pp179s-185s
- 開発、鋼構造論文集、Vol.1(1994)、No.1、pp53-62
- -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

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, p 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、 95) N. Yurioka: A review of numerical analyses on the hydroge diffusion 96) M. McParlan and B. A. Graville: Hydrogen cracking in weld metals. W. J., 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、p1171-1178 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、 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. 102) E.W. Johnson and M.L. Hill: The diffusivity of hydrogen in alpha iron. 103) 内木、岡林、粂: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., 105) 岡村、糟谷、山場、田中、為広: C u 析出強化型予熱低減HT780鋼の 106) 百合岡: TMCP鋼の溶接、溶接学会誌、Vol.61(1992)、No.4、pp288

-165 -

- 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

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。

まとめたもであり、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

## 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 LIW Doc. IX-1554-89
- 2) 鋼材溶接性に及ぼす外気温度の影響 糟谷 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 糟谷 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、糟谷 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、糟谷 正、山場 良太、田中 陸人、為広 博 日本鋼構造協会論文集、Vo.1(1994)、No.1
- 8) 予熱低減型HT780鋼 糟谷 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
- cracking under varying ambient temperature Tadashi KASUYA and Nobutaka YURIOKA ISIJ International, Vol. 35(1995), No. 10, p1183
- 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 井上 肇、糟谷 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 糟谷 正、百合岡 信孝、奥村 誠 新日鐵技報、No.355(1995)、p6
- selecting necessary preheat temperature of steel welding Nippon Steel Technical Report, No. 65(1995), p7
- 16) 低温割れの発生機構と防止対策 糖谷 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、

11) Determination of necessary preheat temperature to avoid cold 12) A chart method to determine necessary preheat in steel welding 岡村 義弘、田中 睦人、奥島 基裕、山場 良太、為広 博、 15) Methods for predicting maximum hardness of heat affected zone and Tadashi KASUYA, Nobutaka YURIOKA and Makoto OKUMURA

