OUKA
The University of Osaka
Institutional Knowledge Archive

Title	HT80鋼の溶接部の靱性におよぼす島状マルテンサイト組織の影響に関する研究
Author(s)	米田, 理史
Citation	大阪大学, 1986, 博士論文
Version Type	VoR
URL	https://hdl.handle.net/11094/2251
rights	
Note	

The University of Osaka Institutional Knowledge Archive : OUKA

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

The University of Osaka

ＨＴ８０鋼の溶接部の靱性におよぼす島状マルテンサイト組織の影響に関する研究

昭和６０年１１月

米田理史

ＨＴ８０鋼の溶接部の靱性におよぼす島状マルテンサイト組織の影響に関する研究

昭和６０年１１月

米田理史

目　　次

緒　　論 …… 1

第１章　大入熱溶接HAZにおける組織と靱性 …… 8

第１節　緒　　言 …… 8

第２節　供試材料および実験方法 …… 8

第３節　大入熱溶接HAZにおける組織と靱性 …… 10

３－１　大入熱溶接HAZの靱性 …… 10

３－２　大入熱溶接HAZの組織変化 …… 11

３－３　大入熱溶接HAZにおける組織と靱性の対応 …… 17

第４節　結　　論 …… 21

第２章　溶接HAZにおける靱性支配因子の評価 …… 23

第１節　緒　　言 …… 23

第２節　供試材料および実験方法 …… 23

第３節　溶接HAZにおける組織と靱性 …… 25

３－１　光学顕微鏡組織と靱性 …… 25

３－２　旧オーステナイト粒径、フェライトラス巾および破面単位と靱性 …… 27

第４節　溶接HAZにおける靱性におよぼす島状マルテンサイト組織の影響 …… 30

第５節　結　　論 …… 36

第３章　溶接金属およびその溶接金属内HAZにおける組織と靱性 … 37

第１節　緒　　言 …… 37

第２節　溶接金属の組織と靱性におよぼす溶接入熱量の影響 …… 38

２－１　供試材料および実験方法 …… 38

２－２　溶接金属の組織と靱性におよぼす溶接入熱量の影響 …… 41

第3節　溶接金属の組織と靱性におよぼす再加熱の影響 …… 46
3－1　供試材料および実験方法 …… 46
3－2　溶接金属の靱性におよぼす再加熱の影響 …… 47
3－3　溶接金属の組織におよぼす再加熱の影響 …… 49
3－4　溶接金属および溶接金属内HAZの靱性劣化原因 …… 55
3－5　溶接入熱量の異なる溶接金属の靱性におよぼす再加熱の影響 …… 60
第4節　結　　論 …… 61

第4章　溶接HAZにおける靱性劣化におよぼす島状マルテンサイト組織の影響 …… 63
第1節　緒　　言 …… 63
第2節　供試材料および実験方法 …… 64
第3節　溶接HAZにおける靱性劣化におよぼす島状マルテンサイト組織の影響 …… 65
3－1　延性破壊およびへき開破壊におよぼす島状マルテンサイト組織の影響 …… 65
3－2　島状マルテンサイト組織の生成による靱性劣化原因についての考察 …… 76
第4節　結　　論 …… 80

第5章　大入熱溶接HAZにおける靱性改善に対する島状マルテンサイト組織の生成量低減の有効性 …… 82
第1節　緒　　言 …… 82
第2節　溶接HAZにおける島状マルテンサイト組織および靱性におよぼす連続冷却途中の恒温保持の影響 …… 83
2－1　供試材料および実験方法 …… 83
2－2　島状マルテンサイト組織におよぼす恒温保持の影響 … 84
2－3　靱性におよぼす恒温保持の影響 …… 86
第3節　溶接HAZにおける島状マルテンサイト組織の生成および靱性に対する低炭素化の影響 …… 88

3－1　供試材料および実験方法 …… 88
3－2　溶接HAZにおける島状マルテンサイト組織の生成
および靱性に対する低炭素化の影響 …… 89
第4節　溶接部の靱性値におよぼす島状マルテンサイト組織の
生成量の総括的検討 …… 95
第5節　結　　論 …… 97
第6章　総　　括 …… 99
謝　　辞 …… 103
参考文献 …… 104
本論文に関連した発表論文 …… 109

緒　　論

近年，構造物の大型化に伴い，長大橋，ペンストック，水圧鉄管および球形タンクなどに対して，使用鋼材重量の軽減および構造物の軽量化のため，80kgf／mm^{2}級高張力鋼（以下ＨＴ80鋼と記す）がますます使用される傾向にあり，鋼材の板厚の増大とともに大入熱溶接の適用が望まれている。

しかしながら，ＨＴ80鋼に大入熱溶接を実施した場合，ボンド部の靱性が著しく劣化することが知られている。[1] したがって，ＨＴ80鋼の溶接にあたってはボンド部の靱性確保のために，一般構造物においては溶接入熱量が板厚25mmの場合で45 kJ／cm[注1)]以下に制限されているのが実状であり，最近の溶接の高能率化に伴い，大入熱溶接部の靱性改善がいっそう重要視されている。

このため，従来からボンド部に代表される溶接熱影響部（以下ＨＡＺと記す）粗粒域の靱性を支配する冶金学的因子について数多くの研究がなされてきた。その結果，ＨＴ80鋼のＨＡＺ粗粒域の靱性は，溶接入熱量の増加に伴い主要組織がマルテンサイト→下部ベイナイト→上部ベイナイト（・ベイニティックフェライト）→フェライト・パーライトへと変化し，上部ベイナイト（・ベイニティックフェライト）組織が主体となる場合に著しく劣化することが示され，この靱性劣化は，旧オーステナイト粒の粗大化[1),3)]，上部ベイナイト組織の生成[1)]，フェライトラス巾の増大[1)]などの要因によるとされてきた。しかしながら，溶接入熱量が増加したときの旧オーステナイト粒の粗大化は，この場合の靱性劣化を説明し得るほど十分なものではないことも示され，[3)] 大入熱溶接ＨＡＺの靱性は，旧オーステナイト粒径より変態後に生成される組織形態との関係がより深いと考えられている。また，前述のごとく，溶接入熱量の増加に伴う

注１）　溶接入熱量が同一であっても板厚によって冷却速度が異なり、靱性値を基準とした場合、板厚によって溶接入熱量限界値が異なる。また、本論文では溶接部に形成される組織を取り扱うが、組織を議論する場合、溶接入熱量の絶対値そのものよりも 800 ℃から500℃の冷却時間（以下△t と記す）で表わすほうが連続冷却変態線図（以下ＣＣＴ図と記す）などからも理解しやすい。以下、本論文では溶接入熱量を板厚30mmを標準とした△tで表示することが多いが、上記の制限入熱量45kJ／cmを板厚30mmの△t に換算すると約30 sec に相当する。[2)]

靱性劣化について，定性的には組織形態が上部ベイナイト（・ベイニティックフェライト）組織を呈することで説明されるが，同じ上部ベイナイト（・ベイニティックフェライト）組織であっても鋼材の強度レベルあるいは化学組成によって劣化量が異なる[4]という現象に対しては，前述のような組織の分類だけでは十分な説明がなされ得ない。

したがって，最近では，ＨＡＺに現出する組織形態をさらに詳細に分類し，靱性との関連性が検討されはじめている。そのような組織形態の中で，ＨＡＺのごとき連続冷却変態時において，ベイニティックフェライトラス間に生成される島状マルテンサイト[注2)]組織の生成が，大入熱溶接ＨＡＺの靱性劣化原因の一つとして注目されている。[4) 6)]

島状マルテンサイト組織に関するこれまでの研究により，その組織的特徴[7) 8) 10) 13)~15)]および生成過程[4) 7) 8) 13) 15)]についてはかなり明らかにされている。また，島状マルテンサイトが存在する組織の引張強さおよび靱性を扱った報告も多数なされている。[1) 4)~7) 9)~11) 14)~52)] Table 1 にそれらの報告をまとめて示す。

これより，島状マルテンサイト組織の生成が靱性におよぼす影響については，影響がないとする報告も一例[14]あるが，大半の報告は靱性劣化の原因になるとしている。しかしながら，Table 1 の結果の評価の項にて「定性的」で示したごとく，大半は島状マルテンサイト組織の生成が靱性を劣化させるとする前提にたったものであり，それらの報告では靱性の劣化と島状マルテンサイト組織の生成という事象が独立的に述べられているにすぎない。一方，Table 1 の結果の評価の項にて「定量的」あるいは「半定量的」で示したごとく，島状マルテンサイト組織が靱性におよぼす影響を定量的に評価しようとする試みがなされている。それらの定量的に靱性を評価しようとした報告[4) 6) 36) 37)]では，島状マ

注２） 高炭素マルテンサイト、島状マルテンサイト[4)5)]、島状組織[6)]、High carbon martensite[7)]、Martensite－austenite constituent[8) 9)]、Island of martensite and／or austenite[10)]、Ｍ－Ａ microconstituent[11)]などと呼ばれているが、最近、㈳溶接学会溶接冶金研究委員会「低合金鋼溶接部のミクロ組織のターミノロジワーキンググループ」において、和文名では「島状マルテンサイト」および英文名では「M—A constituent」と正式に統一された。[12)] そこで、本論文においてもこれらの用語を使用することにした。

Table 1 Summary of data in reference to effect of M-A constituent on tensile strength, toughness and crack initiation and propagation

Steel type	Investigated region	Effect on -				Assessment of result	Ref. No.
		Tensile strength	Toughness	Crack initiation	Crack propagation		
HT50	HAZ	-*1	E*3	-	-	Qualitative	5
HT50	HAZ	-	E	Interface*4	-	Qualitative	19
HT50, HT80	HAZ	-	E	-	-	Semiquantitative	20
HT50-HT80	HAZ	-	E	-	-	Qualitative	21
HT50-HT100	HAZ	-	E	-	-	Quantitative	4
HT60	HAZ	-	E	-	-	Qualitative	22
HT60-HT80	HAZ	-	E	-	-	Qualitative	23
HT60-HT80	HAZ	-	E	Not certain	-	Qualitative	24
HT60-HT100	HAZ	-	E	-	-	Qualitative	25
HT80	HAZ	-	E	-	-	Qualitative	26
HT80	HAZ	S*2	No effect	-	-	Semiquantitative	14
HT80	HAZ	-	E	-	-	Qualitative	1
HT80	HAZ	-	E	-	-	Qualitative	27
HT80	HAZ	No effect	E	Not certain	Interface	Quantitative	6
HT80	HAZ	-	E	-	-	Qualitative	28
HT80	HAZ	-	E	-	-	Qualitative	29
HT80	HAZ	No effect	E	-	-	Semiquantitative	30
HT80	HAZ	-	E	-	-	Qualitative	31
HT80	HAZ	-	E	-	-	Qualitative	32
X70-X80	HAZ	-	E	-	-	Qualitative	33
TMCP ($50kgf/mm^2$)	HAZ	-	E	-	-	Semiquantitative	34
TMCP ($50kgf/mm^2$)	HAZ	-	E	-	-	Qualitative	35
TMCP ($50-60kgf/mm^2$)	HAZ	-	E	Itself*5	Interface	Quantitative	36
C-Si-Mn-Nb-Mo-B	HAZ	S	E	-	-	Quantitative	37
Experimental	HAZ	-	E	Itself	-	Semiquantitative	7
Experimental	-	S	-	-	-	Quantitative	38
Experimental	HAZ	S	-	-	-	Semiquantitative	15
Experimental	-	-	E	-	-	Qualitative	10
Experimental	-	S	-	-	-	Semiquantitative	39
Dual phase	-	-	-	Not certain	-	-	40
Dual phase	-	S	-	-	-	Quantitative	41
Dual phase	-	-	E	-	-	Semiquantitative	42
Dual phase	-	-	-	Itself	-	-	43
Dual phase	-	S	-	-	-	Quantitative	44
Dual phase	-	-	-	Itself	-	-	45
Dual phase	-	-	-	Itself and interface	-	-	46
HT50-HT60	WM	-	E	-	-	Qualitative	47
HT80	WM	-	E	-	-	Qualitative	48
C-Si-Mn-Nb	WM	-	E	-	-	Qualitative	49
C-Mn-Nb	WM	-	E	-	-	Qualitative	11
C-Si-Mn-V	WM	-	E	-	-	Qualitative	50
C-Si-Mn-Ni-Mo	WM	-	E	Not certain	-	Qualitative	51
C-Si-Mn-Mo	WM	S	E	-	-	Semiquantitative	52

*1 : No referred
*2 : Strengthening
*3 : Embrittlement
*4 : Cracking at interface between M-A constituent and ferrite matrix
*5 : Cracking in M-A constituent

ルテンサイト組織の生成量の増加により靱性が劣化するとされている。しかし，笠松ら[4]およびColdrenら[37]は，島状マルテンサイト組織の生成量を光学顕微鏡組織より測定しており，その場合には炭化物との区別が必ずしも明確でなく，その手法は定量化に適しているとはいいがたい。一方，井川ら[6]および中西ら[36]は，２段電解腐食[13]を行ない，走査型電子顕微鏡（以下ＳＥＭと記す）により島状マルテンサイト組織の生成量を測定し，靱性の評価を定量的に行なっている。しかしながら，彼らが研究対象としたのはボンド部に限られ，溶接部全体を統一的に扱ったものでなく，また，島状マルテンサイト組織の生成量が増加するとなぜ靱性が劣化するかという問題については定量的に明らかにしていない。

さらに，島状マルテンサイト組織が破壊の発生・伝播におよぼす影響についても，Table 1で示したごとく，破壊時，島状マルテンサイト組織自体にき裂が発生するとした報告[36)37)43)45)46)]あるいは島状マルテンサイト組織とフェライトマトリックスとの界面でき裂が発生・伝播するとした報告[6)7)19)46)]もなされているものの，いずれも定量的な検討はなされていない。

そこで，本論文においては，ＨＴ８０鋼を対象とし，まず，溶接部全域での靱性におよぼす島状マルテンサイト組織の影響を詳細に検討した。さらに，溶接部の破壊発生・伝播におよぼす島状マルテンサイト組織の影響についてフラクトグラフィ的観点より定量的な検討を行ない，島状マルテンサイト組織の生成が靱性を劣化させる原因について定量的な考察を加えることを目的とした。

一般に，大入熱溶接を実施した場合，ボンド部ばかりでなくＨＡＺ全域が徐冷されるが，大入熱溶接部の靱性改善には，ＨＡＺ全域での靱性についても検討しておく必要がある。しかしながら，従来，ＨＴ８０鋼について大入熱溶接ＨＡＺ全域にわたって靱性を検討した例はほとんどなく，その領域での靱性支配因子について，特に島状マルテンサイト組織に着目した検討も十分にはなされていない。

一方，大入熱溶接を実施した場合には，母板の溶接ＨＡＺばかりでなく，溶接金属も徐冷されることになり，靱性が劣化することが懸念される。これまで溶接金属の靱性については数多くの研究がなされ，その靱性は溶接金属の化学組成および組織に影響されることが明らかにされてきており[11)47)～72)]特に組織

を決定する因子についての研究がさかんに行なわれている。しかし，これらの研究はその大半がＨＴ５０鋼溶接金属およびＨＴ６０鋼溶接金属を対象としており，ＨＴ８０鋼溶接金属の組織と靱性を検討した例は少ない。[48)55)] これまで，ＨＴ５０鋼溶接金属およびＨＴ６０鋼溶接金属においては，均一微細アシキュラーフェライト組織にすることで高靱性が得られることが明らかにされてきた。[47)49)～52)56)～72)] ＨＴ８０鋼溶接金属においても，中西ら[48)]は通常シリコン量（0.21～0.32％）の場合，酸素量が約６００ppm付近で微細なフェライト組織となり高靱性が得られるとしており，また，寺嶋[55)]は酸素量が約２５０ppm付近でアシキュラーフェライト状組織となり高靱性が得られるとしている。ここで，最適靱性値の得られる酸素量が異なっているのは，溶接条件のみならず，彼らが扱っている溶接金属の化学組成の違いにより，光学顕微鏡組織がほぼ同一であってもその内部組織，例えば島状マルテンサイト組織に差が生じているためと考えられる。しかし，ＨＴ８０鋼溶接金属の靱性に対する島状マルテンサイト組織の影響については従来ほとんど明らかにされていない。さらに，HT80鋼溶接金属の靱性に対して溶接入熱量の影響を検討した例はこれまでほとんど見当たらない。

また，使用鋼板が厚板になれば，大入熱溶接でも片面一層で溶接ができるとは限らず，両面一層溶接あるいは多層溶接が適用される。このような場合，溶接金属内では後続パスにより再加熱される，いわゆる溶接金属内ＨＡＺ[注3)]が形成されるが，溶接金属部の靱性確保のためには，その領域での靱性を検討しておくことも重要となる。ＨＴ８０鋼溶接金属の場合の溶接金属内ＨＡＺの靱性について，寺嶋[55)]は後続パスにより最高加熱温度が７００°Cから９００°Cに再加熱された領域では，溶接のままより靱性（－15°Cでのシャルピー衝撃吸収エネルギー値，vE_{-15}，で比較している）が劣化すると報告している。しかしながら，たんに，靱性が劣化するとの指摘にとどまっており，詳しい検討は行なわれておらず，その靱性劣化原因についても明らかにされていない。また，溶接

注３） 本論文では、多層溶接時に溶接金属内で後続パスによって再加熱される場合に形成される溶接ＨＡＺを、特に溶接金属内ＨＡＺと呼ぶ。これに対し、母板で形成される溶接ＨＡＺを、たんに溶接HAZ（もしくは略してＨＡＺ）と呼ぶ。

金属内ＨＡＺの靱性に対する溶接入熱量の影響についての検討は，従来ほとんどなされていない。

以上のことから，本論文においては，ＨＴ８０鋼を対象とし，大入熱溶接部の靱性改善法についての基礎的知見を得るべく，大入熱溶接を実施した場合のＨＡＺ，溶接金属および溶接金属内ＨＡＺの靱性について，島状マルテンサイト組織に着目して詳細な検討を行ない，さらに，溶接部の破壊発生・伝播におよぼす島状マルテンサイト組織の影響および島状マルテンサイト組織の生成が靱性を劣化させる原因について，再現溶接熱サイクル試験を用い定量的に考察し，得られた結果の妥当性を実証的に検討することを目的とした。

本論文は次の６章より構成される。

第１章では，ＨＴ８０鋼の大入熱溶接ＨＡＺ全域での靱性について，冶金学的見地より，その領域での靱性支配因子，特に島状マルテンサイト組織に着目して検討した。

第２章では，第１章で得られた靱性支配因子としての島状マルテンサイト組織が靱性におよぼす影響をさらに詳細に検討するため，モデル実験を行なった。また，ＨＡＺの靱性に対する島状マルテンサイト組織および他の靱性支配因子の寄与度を求めることを試みた。

第３章では，ＨＴ８０鋼溶接金属の靱性におよぼす溶接入熱量の影響を組織面，特に島状マルテンサイト組織の観点から検討した。また，多層溶接時に形成される溶接金属内ＨＡＺの靱性について調べ，そこでの靱性におよぼす島状マルテンサイト組織の影響について検討した。さらに，溶接金属内ＨＡＺの靱性に対する溶接入熱量の影響についても検討した。

以上の実験結果から，ＨＴ８０鋼に大入熱溶接を実施した場合のＨＡＺ，溶接金属および溶接金属内ＨＡＺの靱性劣化の主原因として，島状マルテンサイト組織の生成が考えられた。

第４章では，大入熱溶接時の靱性劣化の最も著しかったＨＡＺ粗粒域について，破壊発生・伝播におよぼす島状マルテンサイト組織の影響をフラクトグラフィ的観点より定量的に検討し，島状マルテンサイト組織の生成が靱性を劣化させる原因について定量的な考察を加えた。その結果，島状マルテンサイト組

織の生成による靱性劣化は，島状マルテンサイト組織とフェライトマトリックスとの界面でへき開破壊が発生・伝播しやすいためであり，靱性改善には島状マルテンサイト組織とフェライトマトリックスとの界面の面積を減らすこと，すなわち，島状マルテンサイト組織の生成量の低減が有効であると考えられた。

第５章では，第４章で得られた知見をもとに，ＨＴ８０鋼の大入熱溶接HAZ粗粒域の靱性改善に対する島状マルテンサイト組織の生成量低減の有効性について実証的に検討した。さらに，本論文における溶接部の靱性値におよぼす島状マルテンサイト組織の生成量の総括的な評価を行なった。

第６章では，本論文で得られた主要な結論を総括した。

第1章　大入熱溶接ＨＡＺにおける組織と靱性

第1節　緒　　言

最近の溶接の高能率化に伴い，大入熱溶接の可能な鋼板の開発がいっそう重要視されている。しかしながら，ＨＴ８０鋼に大入熱溶接を実施した場合，ボンド部に代表されるＨＡＺ粗粒域の靱性が著しく劣化することがある。このＨＡＺ粗粒域での靱性劣化原因について従来より数多くの研究がなされ，靱性を支配する冶金学的因子として，旧オーステナイト粒の粗大化，[1)3)]上部ベイナイト（・ベイニティックフェライト）組織の生成，[1)]フェライトラス巾の増大[1)]などの要因が検討されてきた。しかしながら，緒論でも述べたように，これらの要因のみでは必ずしも大入熱溶接ＨＡＺの靱性劣化を十分説明できるまでにはいたっていない。そこで，最近，ＨＡＺのごとき連続冷却変態時において，ベイニティックフェライトラス間に生成される島状マルテンサイト組織の生成が，大入熱溶接ＨＡＺの靱性劣化原因の一つとして注目され，ＨＡＺ粗粒域の靱性には島状マルテンサイト組織の生成量が影響するとされている。[4)6)36)37)]

ところで，大入熱溶接を実施した場合，ボンド部ばかりでなくＨＡＺ全域が徐冷されるが，大入熱溶接部の靱性改善あるいは大入熱溶接用鋼板の開発のためには，ＨＡＺ全域での靱性についても検討しておく必要がある。しかしながら，従来，ＨＴ８０鋼について大入熱溶接ＨＡＺ全域にわたって靱性を検討した例はほとんどなく，その領域での靱性支配因子について，特に前述の島状マルテンサイト組織に着目した検討も十分にはなされていない。

そこで，ＨＴ８０鋼の大入熱溶接部の靱性改善法についての基礎的知見を得るべく，本章では，大入熱溶接ＨＡＺ全域での靱性について，冶金学的見地より，その領域での靱性支配因子，特に島状マルテンサイト組織に着目して検討した。

第2節　供試材料および実験方法

供試鋼はＨＴ８０鋼（板厚３０mm）であり，その化学組成をTable 1－1 に示す。

Table 1-1 Chemical composition of material used (wt.%)

C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	V	B	Ceq.
0.12	0.28	0.79	0.014	0.007	0.24	1.08	0.43	0.39	0.027	0.001	0.48

$$Ceq. = C + \frac{1}{6}Mn + \frac{1}{24}Si + \frac{1}{40}Ni + \frac{1}{5}Cr + \frac{1}{4}Mo + \frac{1}{14}V \quad (\%)$$

ＨＴ８０鋼の場合，溶接入熱量が６０ｋＪ／cm以上（板厚が２２～５０mmの範囲）になると，ボンド部の靱性が著しく劣化し，かつ，靱性の溶接入熱量依存性がかなり小さくなることが示されている。[73]そこで本章では，大入熱溶接を代表するものとして，板厚３０mmの鋼板に対し，溶接入熱量１２０ｋＪ／cm相当の再現溶接熱サイクルを付与した。まず，実際に１２０kJ／cmでサブマージアーク溶接（以下ＳＡＷと記す）した際のＨＡＺ各部の溶接熱サイクルを測定した。３５０ℓ×２５０ｗ×３０ｔmmの鋼板２枚を開先角度３０度のレ型開先にて突合せ，１パスのＳＡＷを行なった。溶接熱サイクルは垂直開先側のＨＡＺ各部でＰｔ－Ｐｔ・１３％RhおよびＣＡ熱電対を板厚中央部まで挿入，溶接し，測定した。その際，実測の△ｔは約１８０ secであった。

その後，上記供試鋼より１２×１２×１２０mmの再現溶接熱サイクル付加用試片を$\frac{1}{4}$ｔを中心に圧延方向に平行に切り出し，上記溶接時に実測した△ｔを１８０ secとした再現溶接熱サイクルを高周波誘導加熱装置にて付与した。最高加熱温度は５５０℃から１３５０℃の範囲で１００℃間隔とした。また，再現溶接熱サイクルを付与する際，加熱速度は全て同一とし，最高加熱温度に到達後直ちに冷却した。なお，最高加熱温度が７５０℃以下の試片については，最高加熱温度からの冷却時，最高加熱温度が８５０℃以上の試片の冷却曲線に一致するよう冷却させた。

これらの試片について，２mmＶノッチ標準シャルピー衝撃試験（以下シャルピー衝撃試験と記す）を行なった。組織観察は３％ピクラールおよび３％ナイタールで腐食後，光学顕微鏡および２段レプリカ法による透過型電子顕微鏡（日本電子製スーパースコープ，加速電圧３０ｋＶ，以下ＴＥＭと記す）により行な

った。

第3節　大入熱溶接ＨＡＺにおける組織と靱性

3－1　大入熱溶接ＨＡＺの靱性

Fig.1－1は母材および再現ＨＡＺ材のシャルピー衝撃試験における吸収エネルギー遷移曲線を示す。ここでは，最高加熱温度を吸収エネルギー遷移曲線の特徴から三つのグループに分け，それぞれのグループごとにまとめて示した。まず，Fig.1－1(a)に示す母材および最高加熱温度が650℃までのグループでは，靱性はきわめて良好であった。Fig.1－1(b)に示す最高加熱温度が750℃から1050℃までのグループでは，靱性は急激に劣化し，最高加熱温度の高いものほど劣化が著しかった。また，いずれも遷移領域の広い曲線となっており，最高加熱温度が750℃から950℃で，特に750℃で最大シャルピー吸収エネルギー（あるいは，シャルピー自己吸収エネルギー，以下vEshelfと記す）も低くなっていた。また，Fig.1－1(c)に示す最高加熱温度が1150℃以上のグループでは，最高加熱温度の高いものほど靱性劣化が大きくなっていた。

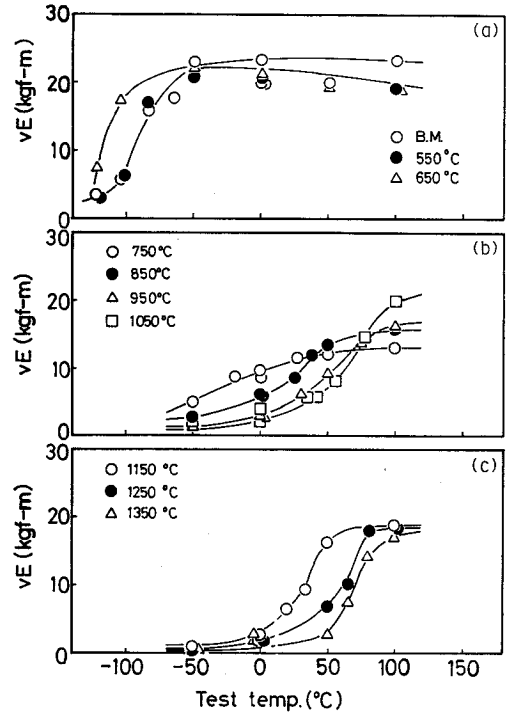


Fig.1-1 Charpy transition curves

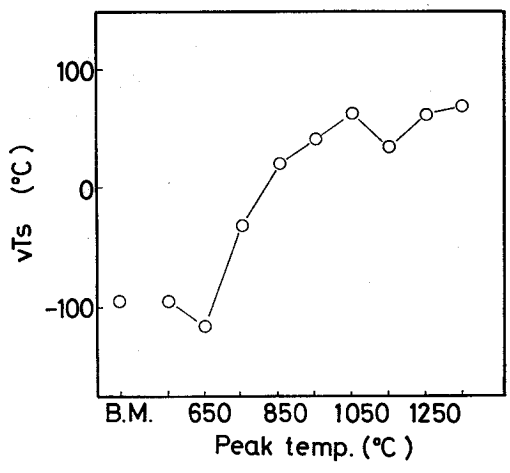


Fig.1-2 Effect of peak temperature on vTs

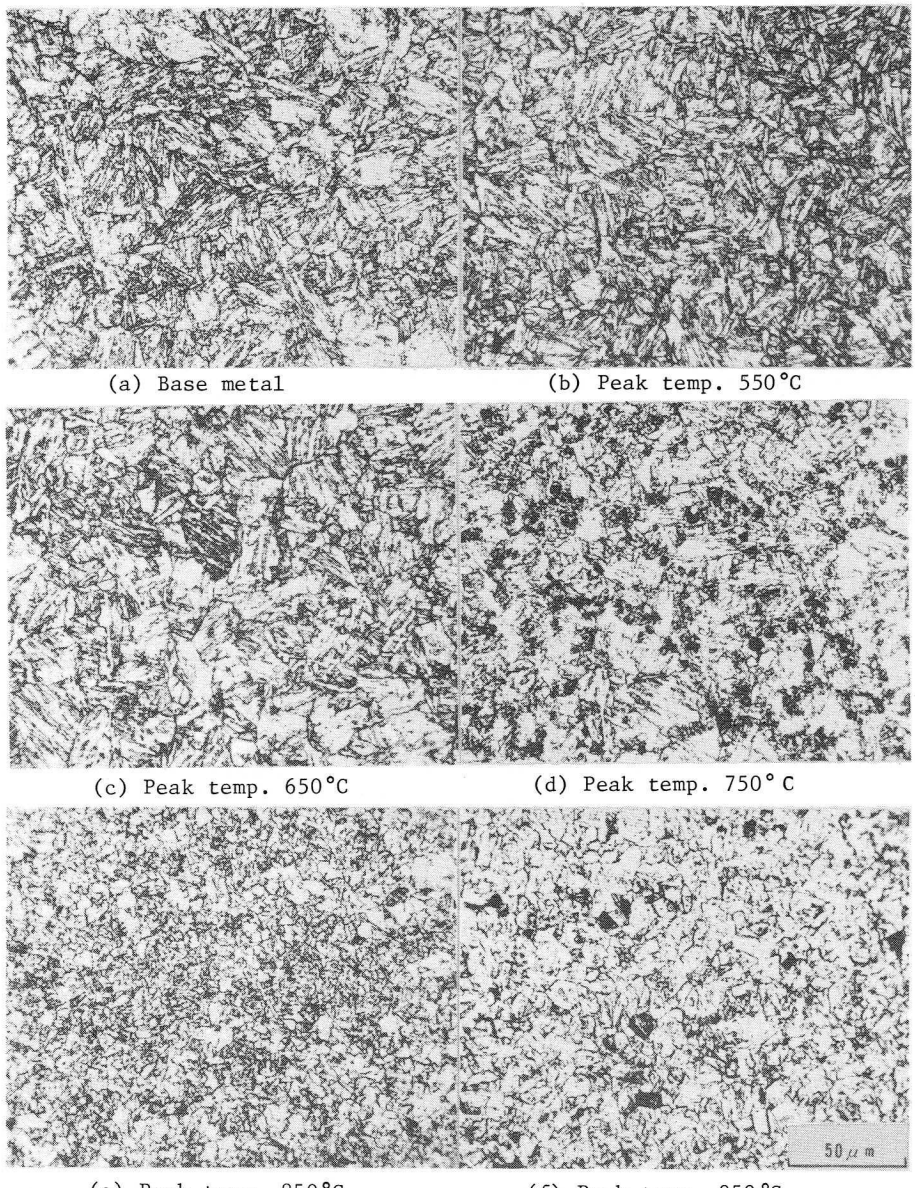
グループ別に靱性を評価すると以上のごとくであるが，Fig.1－2に最高加熱温度と破面遷移温度（以下vTsと記す）との関係を示す。最高加熱温度が750℃以上のＨＡＺ全域でvTsの著しい上昇がみられ，特に最高加熱温度が1350℃のボンド部相当ではvTsは約70℃にも達していた。また，最高加熱温度が850℃から1050℃の領域でも靱性劣化の生じているのが認められた。

このように，溶接入熱量120ｋJ／cmのＨＴ80鋼に対する制限入熱量以上の大入熱溶接ＨＡＺでは，最高加熱温度1350℃のボンド部相当はもちろんHAZ全域で靱性劣化が生じた。そこで，この靱性劣化原因について検討すべく，最高加熱温度によるＨＡＺの組織変化を観察した。

3－2　大入熱溶接ＨＡＺの組織変化

Fig.1－3は母材および再現ＨＡＺ材の光学顕微鏡組織を示す。また，Fig.1－4はレプリカ法によるＴＥＭ組織を示す。これらの組織は前項のシャルピー衝撃試験結果において示したように，最高加熱温度によって三つのグループに大別できる。つまり，母材とほとんど組織変化のない最高加熱温度がAc_1点（本供試鋼の場合，737℃）以下の650℃までのグループ，および最高加熱温度が750℃から1050℃までの旧オーステナイト粒径が母材と同等ないしは細粒化しているグループ，さらに最高加熱温度が1150℃以上の旧オーステナイト粒の著しい粗粒化の認められるグループに分類し得た。以下，組織変化の認められた最高加熱温度が750℃以上の場合について，組織の特徴を簡単に述べる。

Fig.1－3(d)に示す最高加熱温度が750℃の試片では，本供試鋼のAc_1点を越えているため旧オーステナイト粒界で濃く腐食される部分が生じていた。この部分は，Fig.1－4(c)のレプリカ組織で示すように，加熱時，部分オーステナイト化が生じた領域と考えられる。なお，レプリカ組織で腐食されずに凸部として観察されるのは島状マルテンサイト組織である。[4)14)] Fig.1－5は(a)に示す後述の2段電解腐食法によるＳＥＭ組織と，(b)に示すそこでのＥＰＭＡ(Electron Probe Micro Analyser)による炭素の線分析結果を示す。Fig.1－5(a)で白く浮き立って観察されるのは島状マルテンサイト組織であり，Fig.1－5(b)に示すようにそこで炭素の富化しているのが知られる。このように，この最

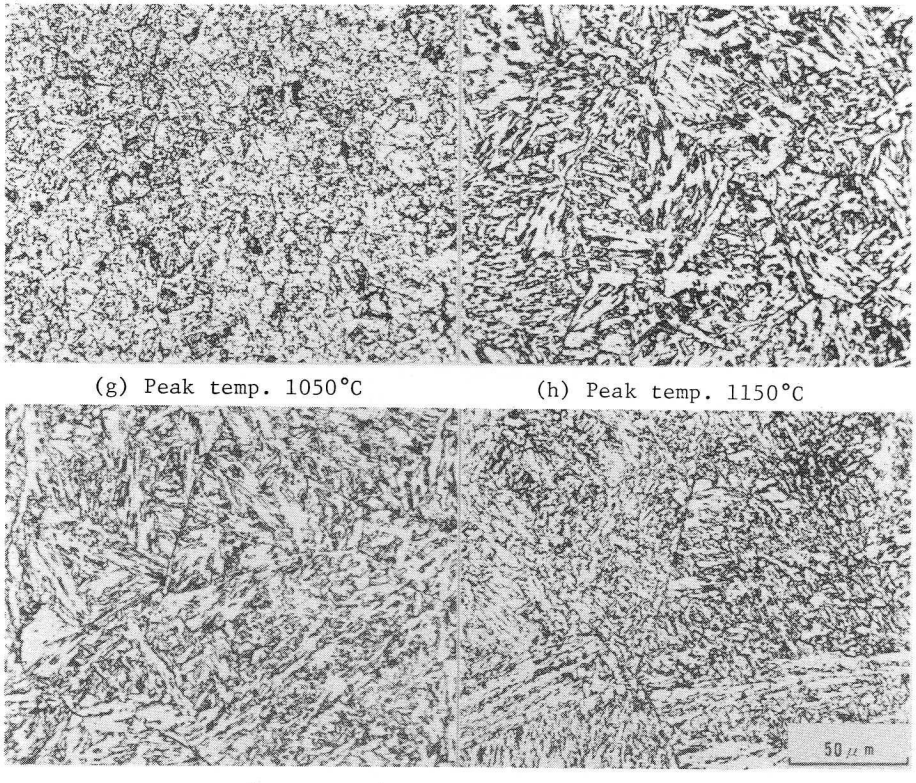


(a) Base metal (b) Peak temp. 550°C

(c) Peak temp. 650°C (d) Peak temp. 750°C

(e) Peak temp. 850°C (f) Peak temp. 950°C

Fig.1-3 Microstructures of base metal and thermal cycled specimens

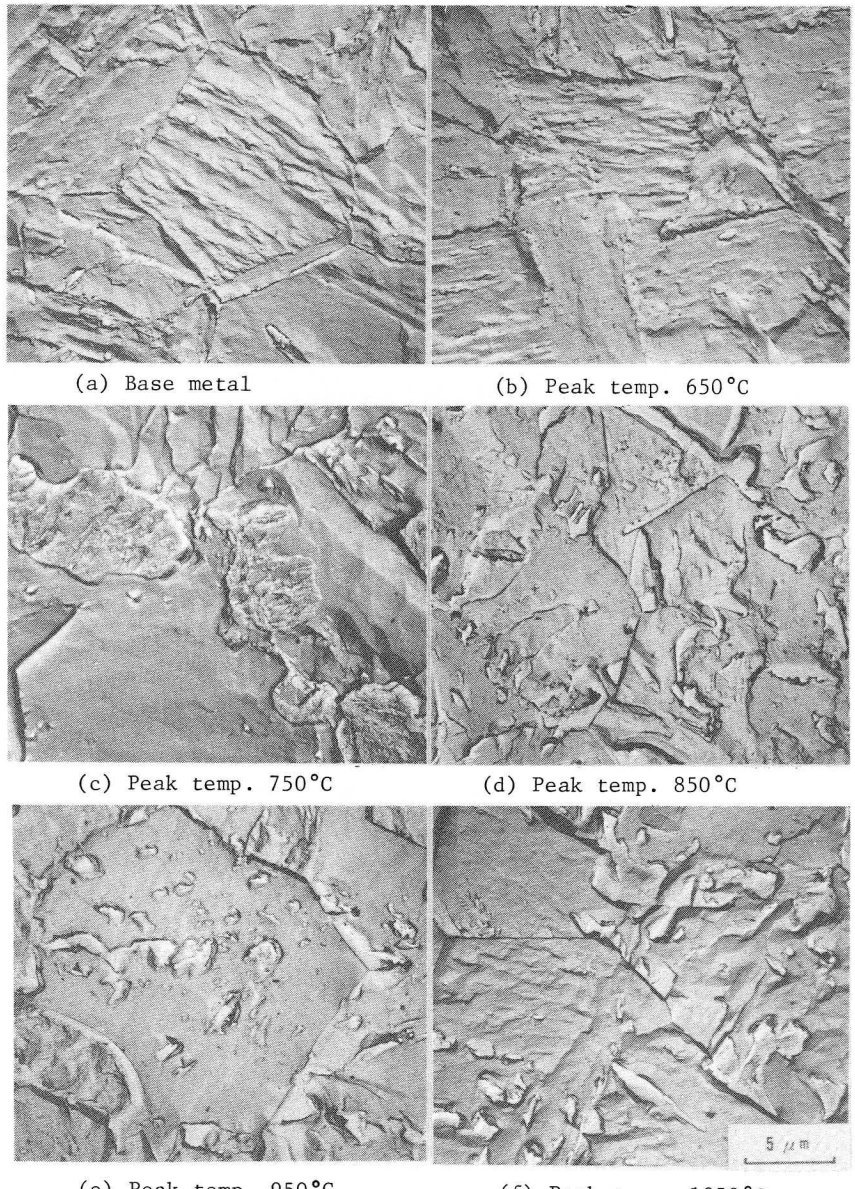


(g) Peak temp. 1050°C　　(h) Peak temp. 1150°C

(i) Peak temp. 1250°C　　(j) Peak temp. 1350°C

Fig.1-3 (Continued)

高加熱温度で認められる旧オーステナイト粒界で濃く腐食される領域は，加熱過程で部分オーステナイト化が生じた領域であり，溶質原子が富化しているため続く冷却過程で島状マルテンサイトへ変態した部分と考えられる。また，一部，島状マルテンサイト組織のフェライトと炭化物への分解も認められた。濃く腐食された部分は以上のごとくであるが，残りのオーステナイト化しなかった部分は母材に比べさらに焼もどしが進行していると考えられる。Fig.1－3(e)に示す最高加熱温度が850℃では，旧オーステナイト粒が著しく微細化されていた。また，Fig.1－4(d)に示すレプリカ組織では，微細な粒界付近に島状マルテンサイト組織の生成が認められた。Fig.1－3(f)に示す最高加熱温度が950℃では，Fig.1－3(e)に示した最高加熱温度が850℃に比べると，組織がやや粗くなっていた。また，Fig.1－4(e)に示すレプリカ組織で見られるよう

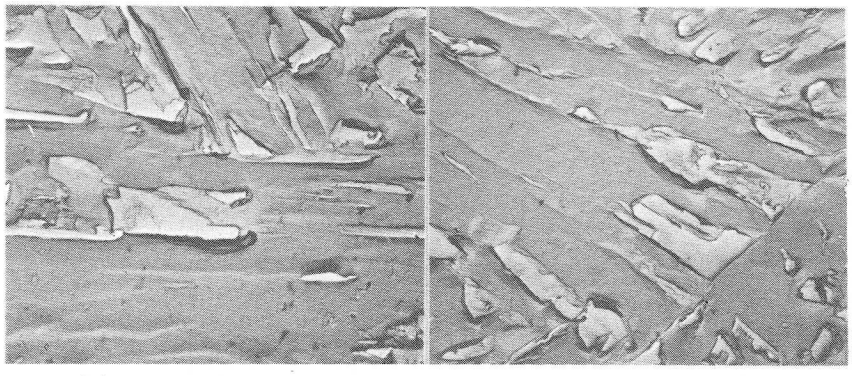


(a) Base metal (b) Peak temp. 650°C

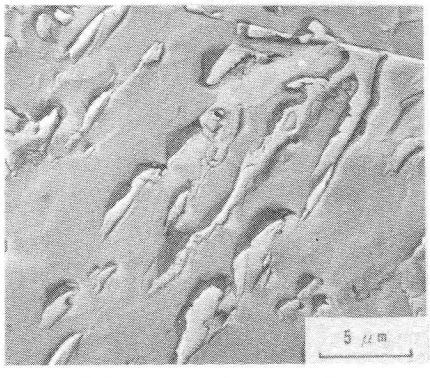
(c) Peak temp. 750°C (d) Peak temp. 850°C

(e) Peak temp. 950°C (f) Peak temp. 1050°C

Fig.1-4 Electron micrographs of base metal and thermal cycled specimens



(g) Peak temp. 1150°C　　(h) Peak temp. 1250°C



(i) Peak temp. 1350°C

Fig.1-4 (Continued)

に旧オーステナイト粒界および粒内でも島状マルテンサイト組織の生成が認められた。Fig.1－3(g)に示す最高加熱温度が1050°Cでは，旧オーステナイト粒径は母材のそれと同程度の大きさとなり，内部組織的にはベイナイト的なラス状の組織を呈し始めている領域も認められた。Fig.1－3(h)～(j)に示すように最高加熱温度が1150°C以上になると，最高加熱温度の上昇とともに著しいオーステナイト粒の成長が生じていた。組織はラス状のベイニティックフェライト組織を呈し，Fig.1－4(g)～(i)に示すレプリカ組織で見られるようにフェライトラス間に島状マルテンサイト組織の生成が認められた。また，フェライトラス巾は最高加熱温度によらずほぼ一定となっていた。

Fig.1－6はこのときの最高加熱温度による旧オーステナイト粒径(dr)の変化を示す。ここで，旧オーステナイト粒径の測定には，倍率50～600倍の

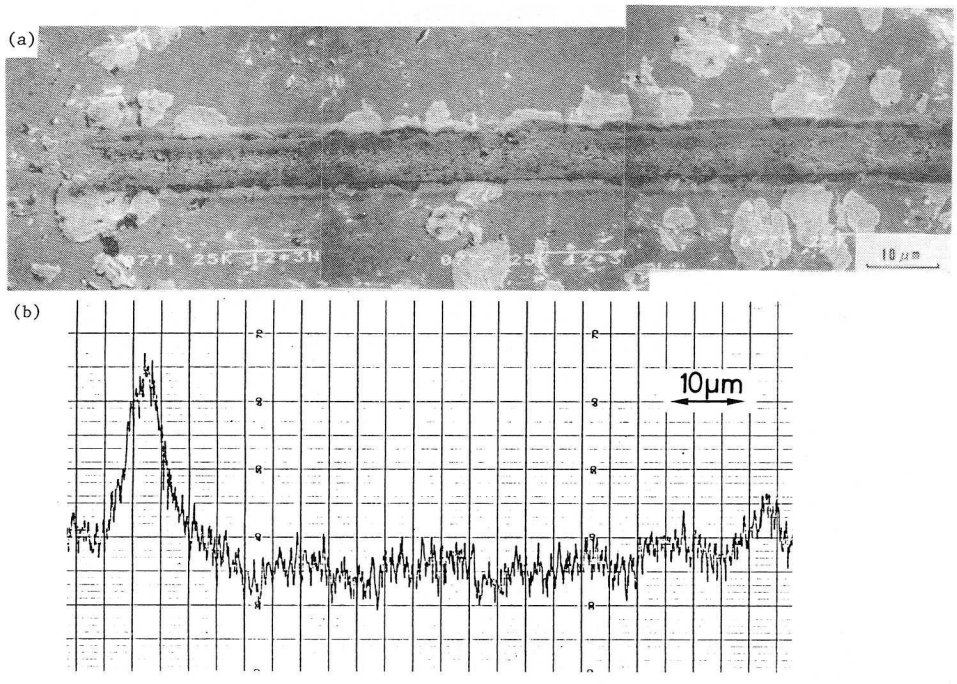


Fig.1-5 Scanning electron micrograph of partial austenized region (a) and result of carbon line analysis by EPMA (b)

光学顕微鏡組織を用い，リニアインターセプト法により，50～100個の測定値の平均を求めた。旧オーステナイト粒径は，最高加熱温度が750℃までは母材と変化なく，最高加熱温度が850℃から1050℃では，母材と同等ないし細粒化が生じていた。また，最高加熱温度が1150℃以上では最高加熱温度の上昇とともに著しい粗粒化が生じていた。

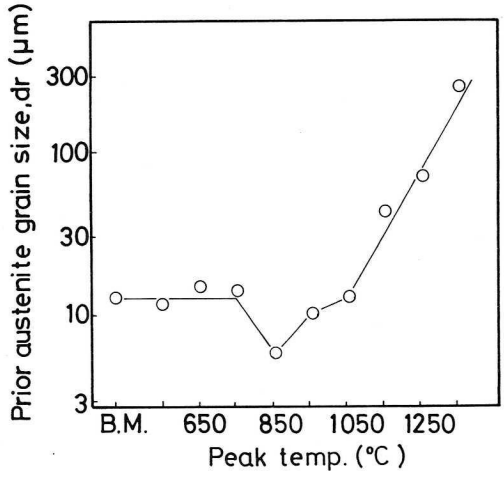


Fig.1-6 Effect of peak temperature on prior austenite grain size (dr)

以上の最高加熱温度による組織変化，旧オーステナイト粒径の変化および島状マルテンサイト組織の生成は前項の靱性変化に影響をおよぼしていると考えられる。そこで，大入熱溶接ＨＡＺの靱性におよぼす組織的な要因について検討した。

3－3　大入熱溶接ＨＡＺにおける組織と靱性の対応

3－1項において，大入熱溶接ＨＡＺでは，最高加熱温度が750℃以上のＨＡＺ全域で靱性劣化が生じ，特に最高加熱温度が1350℃のボンド部相当ではvTsは約70℃にも達することが明らかとなった。また，最高加熱温度が850℃から1050℃までの細粒域でも靱性劣化の生じているのが認められた。以下，大入熱溶接ＨＡＺの靱性支配因子について検討した。

従来，旧オーステナイト粒の粗大化は靱性劣化の一因であるとされてきた。[1)3)] Fig.1−7は大入熱溶接ＨＡＺの靱性におよぼす旧オーステナイト粒径の影響を示す。図中数字は最高加熱温度を表わす。最高加熱温度が850℃以上では，旧オーステナイト粒径の粗大化とともに靱性が若干劣化していた。また，この場合のvTsの旧オーステナイト粒径依存性は約3.2℃／ASTM GS No.であった。この値は，従来，旧オーステナイト粒とvTsとの間で知られている2～15℃／ASTM GS No.[1)74)～76)]と比べるとかなり小さい側に位置している。また，最高加熱温度が750℃から1050℃の場合，母材とほぼ同じ旧オーステナイト粒径でありながら靱性が大きく劣化しており，これらのことは，大入熱溶接Ｈ

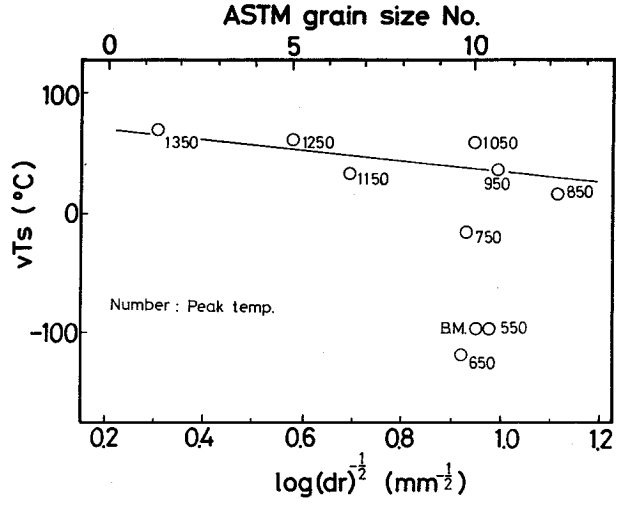


Fig.1-7 Effect of prior austenite grain size on vTs

ＡＺの靱性に対して，旧オーステナイト粒の粗大化は靱性劣化の一因となるものの，その影響は比較的小さいことを示唆していると考えられる。

そこで，靱性と良好な関係があるとされている破面単位(dc)について検討を行なった。Fig. 1－8は最高加熱温度による破面単位の変化を示す。ここで，破面単位の大きさは－196℃での試験で得られた破面上でティアリッジに囲まれたへき開ファセットの長径と短径の平均とした。[77] 図中には前述の旧オーステナイト粒径の変化もあわせて示した。破面単位は，旧オーステナイト粒径の最高加熱温度依存性と同様に，最高加熱温度が750℃までは母材と変化なく，最高加熱温度が850℃および950℃でいったん母材の値より小さくなり，その後，最高加熱温度の上昇とともに粗大化する傾向にあった。このように，本章で取り扱っている大入熱溶接ＨＡＺでは，破面単位と旧オーステナイト粒径には比較的良好な相関関係が存在することが認められた。Fig.1－9は旧オーステナイト粒径と破面単位の大きさの比の２乗，つまり，１個の破面単位中に何個の旧オーステナイト粒が含まれて

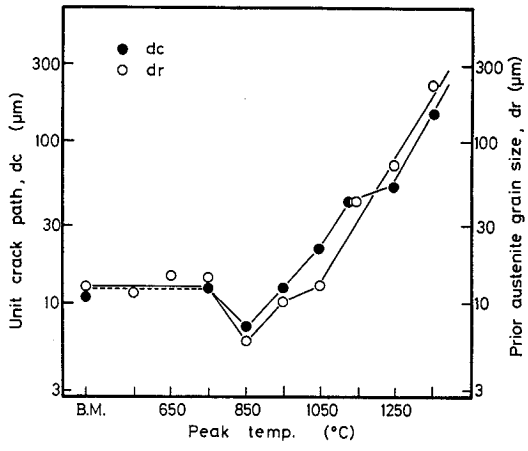


Fig.1-8 Effect of peak temperature on unit crack path (dc)

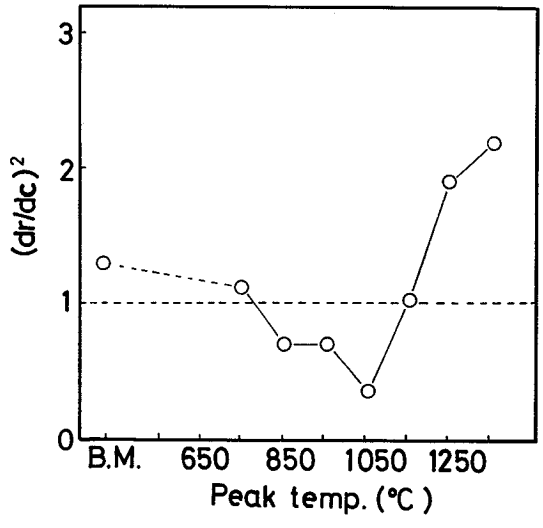


Fig.1-9 Relation between prior austenite grain size and unit crack path

いるかを示すパラメータ（dr／dc）^{2}と最高加熱温度の関係を示す。ここで，縦軸の値が1となるのは旧オーステナイト粒径と破面単位の大きさが等しいことを意味している。母材では大体旧オーステナイト粒がほぼ一つの破面単位を構成していることがわかる。最高加熱温度が850℃から1050℃までは旧オーステナイト粒より破面単位のほうが大きくなっていた。これは，最高加熱温度が850℃から1050℃までの組織では，細粒化しているにもかかわらず靱性劣化が生じ，1ないし2個程度の旧オーステナイト粒で一つの破面単位を構成しているものとして差支えないと思われ，この結果は，この最高加熱温度領域での細粒化の靱性改善に対する寄与はかなり小さいことを意味するものと考えられる。

Fig.1－10は 破面単位とvTsの関係を示す。図中数字は最高加熱温度を表わす。最高加熱温度が850℃以上では，Fig.1－7の旧オーステナイト粒径とvTsとの関係においてみられたごとく，最高加熱温度が高くなって破面単位が大きくなると靱性劣化も大きくなる傾向にあった。また，この場合のvTsの破面単位依存性は約4.8℃／$dc^{-\frac{1}{2}}$(mm) であり，この値は従来知られている10～25℃／$dc^{-\frac{1}{2}}$(mm)[1)4)74)75)78)]よりかなり小さい傾向を示した。一方，図中点線で示すように，最高加熱温度が1150℃以上のラス状の組織を呈するＨＡＺ粗粒域だけに限ってみると，vTsの破面単位依存性は約10℃／$dc^{-\frac{1}{2}}$(mm)となるが，それでも従来知られている値の最も小さい側に位置した。また，最高加熱温度が850℃から1050℃までの細粒域の靱性は，破面単位が母材とほぼ同じ大きさであるにもかかわらず著しく劣化していた。つまり，これらの結果は，大入熱

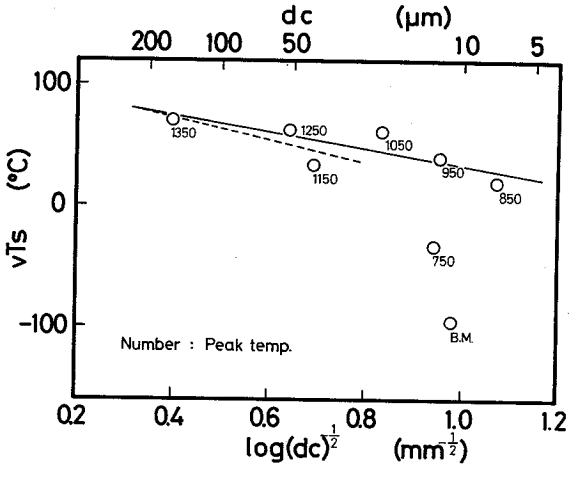


Fig.1-10 Relation between unit crack path and vTs

溶接ＨＡＺの靱性に対しては，旧オーステナイト粒径あるいは破面単位のごとき結晶粒度に関連する因子よりもその内部組織の検討がより重要であることを意味していると考えられる。

旧オーステナイト粒径以外の組織的な要因としてはフェライトラス巾[1]が考えられる。しかし，本実験においてはラス状の組織が明瞭となる最高加熱温度が1150℃以上で，フェライトラス巾は最高加熱温度によらずほぼ一定となっており，また，最高加熱温度が850℃から1050℃まではラス状の組織の認めがたい組織となっていた。したがって，本実験でのごとくHAZ全域での靱性劣化原因をフェライトラス巾に求めることはできないと考えられる。

一方，他の靱性劣化原因として，Fig.1－4に示したレプリカ組織において観察された島状マルテンサイト組織の生成が考えられる。Fig.1－11は3000倍のレプリカ組織よりポイントカウンティング法[79]にて求めた島状マルテンサイト組織の生成量を最高加熱温度に対して示したものである。島状マルテンサイト組織は最高加熱温度がAc1点以下の650℃までは認められなかったが，最高加熱温度が750℃になると約６％の生成が認められ，最高加熱温度の上昇とともにその生成量も漸増する傾向にあった。Fig.1－12は島状マルテンサイト組織の生成していなかった母材のvTsを基準として，各最高加熱温度でのvTsの差（△vTs）$_1$を島状マルテンサイト組織の生成量の差（△M－A）$_1$[注4)]で整理した結果を示す。図に示すごとく，島状マルテンサイト組織の生成量の差とvTsとの差には相関関係が認められ，島状マルテンサイト組織の生成量の増加に伴い靱

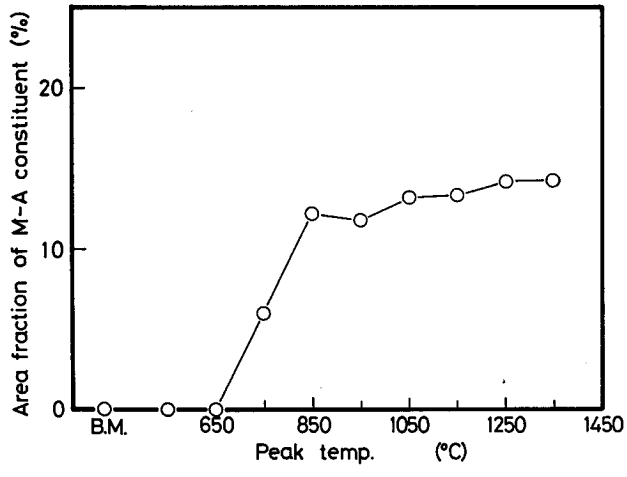


Fig.1-11 Effect of peak temperature on the area fraction of M-A constituent

性が劣化する傾向にあった。

以上のごとく，ＨＴ８０鋼の大入熱溶接ＨＡＺにおいては，最高加熱温度が1350℃のボンド部相当はもちろんＨＡＺ全域で靱性劣化が生じるが，その靱性劣化は主に島状マルテンサイト組織の生成によるものと考えられ，島状マルテンサイト組織の生成量の増加に伴い靱性が劣化する傾向が認められた。

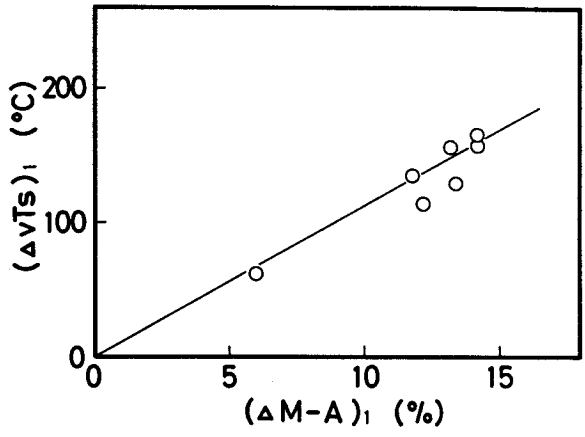


Fig.1-12 Effect of increasing in the area fraction of M-A constituent on increasing in vTs

第４節　結　　論

ＨＴ８０鋼の大入熱溶接部の靱性改善法についての基礎的知見を得るべく，まず本章では，大入熱溶接ＨＡＺ全域の組織と靱性について検討した。すなわち，ＨＴ８０鋼を溶接入熱量120ｋＪ／ｃｍで大入熱溶接した際に相当する再現ＨＡＺ全域の靱性について，冶金学的見地より，その領域での靱性支配因子，特に島状マルテンサイト組織に着目して検討した。得られた結果を要約すると以下のごとくである。

1）ＨＴ８０鋼の大入熱溶接ＨＡＺでは，最高加熱温度が1350℃のボンド部相当での靱性劣化が最も大きいものであったが，細粒域をも含めたＨＡＺ全域でも大きな靱性劣化が生じた。

2）大入熱溶接ＨＡＺでは，旧オーステナイト粒の粗大化とともに靱性が若干

注４）　本章では、各最高加熱温度での島状マルテンサイト組織の生成量と母材での島状マルテンサイト組織の生成量の差を（△M—A）$_1$と定義している。ただし、この場合、母材では島状マルテンサイト組織は生成していないため、（△M—A）$_1$は各最高加熱温度での島状マルテンサイト組織の生成量の絶対値となる。

劣化したが，靱性の旧オーステナイト粒径依存性は比較的小さいものであった。

3）最高加熱温度が850℃から1050℃の領域では，旧オーステナイト粒が細粒化されているにもかかわらず靱性が劣化しており，この最高加熱温度領域での細粒化の靱性改善に対する寄与はかなり小さいと考えられた。

4）大入熱溶接ＨＡＺでは，破面単位の粗大化とともに靱性が劣化したが，旧オーステナイト粒径の場合と同じく，靱性の破面単位依存性は小さいものであった。

5）以上のことは，大入熱溶接ＨＡＺの靱性に対しては，旧オーステナイト粒径や破面単位のごとき結晶粒度に関連する因子よりもその内部組織の形態がより重要であると考えられた。

6）大入熱溶接ＨＡＺ全域での靱性劣化は，主に島状マルテンサイト組織の生成によるものと考えられ，島状マルテンサイト組織の生成量の増加に伴い靱性が劣化する傾向が認められた。

第2章　溶接ＨＡＺにおける靱性支配因子の評価

第1節　緒　　言

前章において，ＨＴ８０鋼に大入熱溶接を実施した場合，ボンド部相当での靱性劣化が最も大きく，さらにＨＡＺ全域でも大きな靱性劣化が生じていることを明らかにした。また，その領域での冶金学的見地からの検討により，これらの靱性に対してはその内部組織としての島状マルテンサイト組織の影響が大きいことが示唆された。

そこで，本章においては，ＨＡＺの靱性におよぼす島状マルテンサイト組織の影響について詳細に検討を行なった。また，ＨＡＺの靱性に対する島状マルテンサイト組織および他の靱性支配因子の寄与度を求めることを試みた。

すなわち，ＨＡＺの靱性に影響する冶金学的因子をできるだけ単独に抽出することを目的に，モデル実験として，旧オーステナイト粒径を一定とし組織を変化させた実験，および組織を一定とし旧オーステナイト粒径を変化させた実験について，それぞれ組織と靱性との関係を検討した。この際，組織はＨＴ８０鋼の制限入熱内に相当する溶接入熱量から110ｋＪ／cm（板厚30 mmの場合）の大入熱溶接までの範囲とし，また，旧オーステナイト粒径は実際のＨＡＺ各部での旧オーステナイト粒径分布を想定して，前章での結果を参考に10~150 μmの範囲で変化させた。

第2節　供試材料および実験方法

供試鋼はＨＴ８０鋼（板厚36 mm，Ｍ鋼とする）であり，その化学組成をTable 2－1に示す。上記供試鋼より$\frac{1}{4}$ｔを中心に圧延方向に平行に12×12×70mmの再現溶接熱サイクル付加用試片を切り出し，高周波誘導加熱装置にて所定の

Table 2-1 Chemical composition of material used (wt.%)

Material	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	V	B	Ceq.
M	0.13	0.27	0.80	0.011	0.007	0.23	0.83	0.51	0.47	0.04	0.001	0.52

再現溶接熱サイクルを付与した。再現溶接熱サイクル条件は靱性に影響をおよぼす基本的な因子としての旧オーステナイト粒径と組織を種々変化させることを意図して，次のように設定した。

まず，旧オーステナイト粒径が一定で溶接入熱量の増加に伴うボンド部近傍の異なった組織を得るため，最高加熱温度を1350℃と一定とし，1350℃に到達後直ちに窒素ガスにて冷却した。△tはそれぞれ30 sec，50 sec，90 secおよび140 secと変化させた。その際，旧オーステナイト粒径を各冷却条件で一定とするため，加熱速度および最高加熱温度から1050℃までの冷却時間をいずれも一定とした。また，1050℃からはそれぞれの△tに応じてほぼ直線的に冷却した。これらの再現溶接熱サイクル条件は，板厚30 mmの鋼板にそれぞれ溶接入熱量を45 kJ／cm，55 kJ／cm，80 kJ／cmおよび110 kJ／cmでＳＡＷを行なった際のボンド部に相当する[2)]。

次いで，組織が一定で旧オーステナイト粒径のみを変化させるため，△tを90 secと一定とし，実際のＨＡＺ各部での旧オーステナイト粒径分布を想定して，最高加熱温度を1350℃，1200℃および1050℃と変化させた。この際の再現溶接熱サイクル付加方法は前述の方法と同様とした。

これらの試片について，シャルピー衝撃試験を行なった。組織観察は光学顕微鏡およびＴＥＭの両者で行なった。光学顕微鏡組織観察における腐食液は3％ナイタールを用いた。ＴＥＭ観察はＪＥＭ－７型（加速電圧100 kV）を使用し，薄膜にて行なった。薄膜作成時の電解条件は次に示すごとくとした。

電解液　：　無水クロム酸－酢酸－水
電　圧　：　２５Ｖ
電流密度　：　0.1～0.2 A／cm^2
液　温　：　２０℃

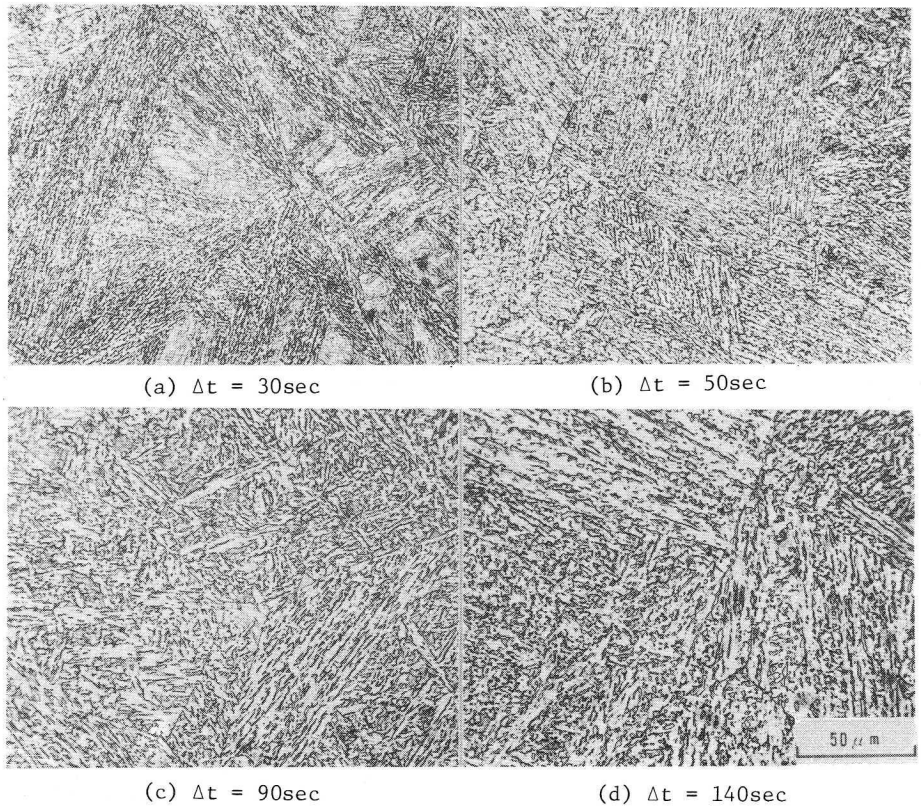
また，井川ら[13)]の２段電解腐食法により，ＳＥＭにて島状マルテンサイト組織の観察を行なった。島状マルテンサイト組織の生成量は，ＳＥＭにより倍率5000倍に拡大した組織より島状マルテンサイト組織領域をトレーシングペーパーに写しとり，エリアアナライザーにて面積率を測定し，10視野の平均でもって生成量とした。さらに，−196℃で得られたシャルピー衝撃試片の破面単位

を測定した。破面単位の大きさは，前章と同様，ティアリッジに囲まれたへき開ファセットの長径と短径の平均とし，約40～50個のへき開ファセットの平均値を求めた。旧オーステナイト粒径の測定は，ピクリン酸飽和水溶液＋表面活性剤＋塩化第二鉄溶液により旧オーステナイト粒界を現出させ，倍率100～600倍の光学顕微鏡組織を用い，リニアインターセプト法により行ない，約50～100個の測定値の平均とした。

第3節　溶接ＨＡＺにおける組織と靱性

3－1　光学顕微鏡組織と靱性

溶接入熱量の増加（ここでは△tの増加に対応する）に伴うボンド部近傍の組織変化をFig.2－1に示す。Fig.2－1(a)に示す△tが30secの場合，光学



(a) Δt = 30sec　　(b) Δt = 50sec

(c) Δt = 90sec　　(d) Δt = 140sec

Fig.2-1 Microstructures of thermal cycled specimens of Peak temp.1350°C

顕微鏡組織観察だけでは断定し得ないが，後述のFig.2－9に示すＴＥＭおよびＳＥＭによる組織観察から，下部ベイナイトおよび井川ら[13]によりＢＩⅢ型ベイナイトと分類されている下部ベイナイトとベイニティックフェライトの混合組織であった。Fig.2－1(b)に示す△ｔが50 secの場合，上部ベイナイトとベイニティックフェライトの混合組織であった。Fig.2－1(c)および(d)に示す△ｔが90 secおよび140 secの場合，ベイニティックフェライト組織であった。Fig.2－2はこれらの組織についてのvTsを示す。vTsは△ｔの増加に伴い上昇するが，△ｔが30 secから50 sec'への変化のように上部ベイナイトおよびベイニティックフェライト組織が主体となってくると靱性劣化が急激になり，これは従来知られている結果とも一致する傾向を示した。

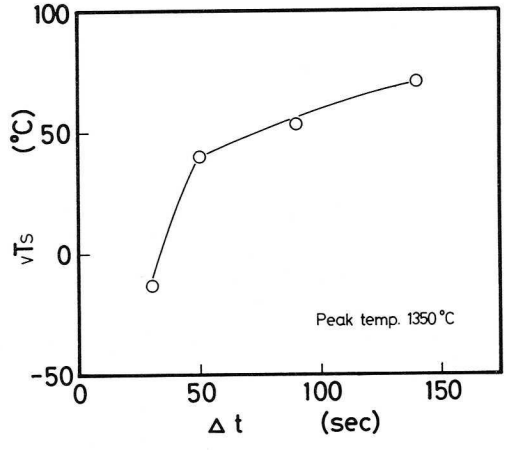
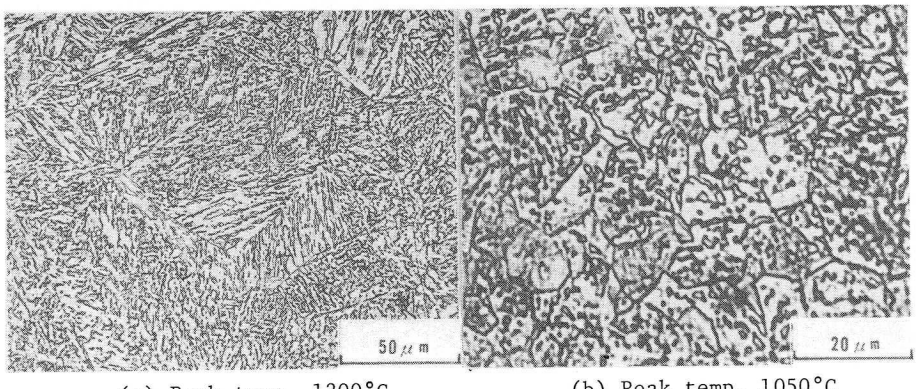


Fig.2-2 Effect of Δt on vTs at peak temp. 1350°C

Fig.2－3は旧オーステナイト粒径のみを変化させるため，△ｔを90 secと一定とし，最高加熱温度を変化させた場合の光学顕微鏡組織を示す。ただし，



(a) Peak temp. 1200°C　　(b) Peak temp. 1050°C

Fig.2-3 Microstructures of thermal cycled specimens with Δt=90sec

最高加熱温度が1350℃の試片についてはFig.2－1で示したため割愛した。Fig.2－3(a)に示す最高加熱温度が1200℃の場合，最高加熱温度が1350℃の場合と同じベイニティックフェライト組織であった。Fig.2－3(b)に示す最高加熱温度が1050℃の場合，旧オーステナイト粒が小さくなっているが，その内部組織の本質はベイニティックフェライト組織であった。つまり，△tを90secと一定とし，最高加熱温度を変えることによって，ほぼ同一の内部組織で旧オーステナイト粒径のみを変えることができたと考えられる。Fig.2－4はこのときの最高加熱温度による靱性変化を示す。最高加熱温度が高くなるにつれてvTsの上昇するのが認められ，これは前章の結果とも一致する傾向を示した。

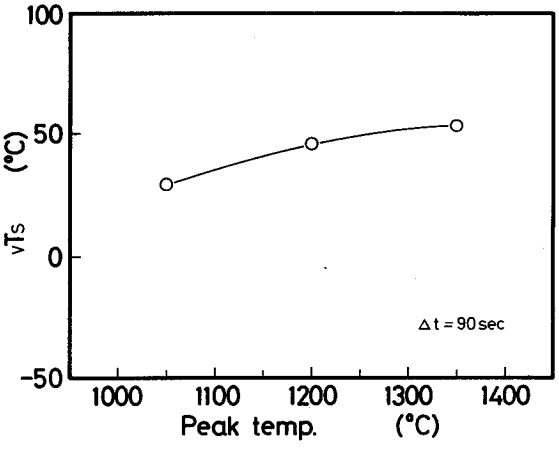


Fig.2-4 Effect of peak temperature on vTs with Δt=90sec

3－2　旧オーステナイト粒径，フェライトラス巾および破面単位と靱性

従来，旧オーステナイト粒の粗大化は靱性劣化原因の一つとされてきた。[1)3)] しかし，前章でも述べたごとく，大入熱溶接ＨＡＺの靱性の旧オーステナイト粒径依存性は約3.2℃／ASTM GS No.と比較的小さいものであった。本章ではこのことをさらに確かめるため，同一組織で旧オーステナイト粒径のみを変化させることを目的に，△tを90secと一定とし，最高加熱温度を変化させた場合の旧オーステナイト粒径とvTsとの関係を調べた。Fig.2－5はその結果を示す（後述のごとく，この場合，他の組織要因であるフェライトラス巾および島状マルテンサイト組織の生成量はほぼ一定であった）。旧オーステナイト粒径の粗大化とともに靱性の低下する傾向が認められ，vTsの旧オーステナイト粒径のみの依存性は約3.1℃／ASTM GS No.であった。これは前章の結果とほぼよい一致を示すが，従来知られている2～15℃／ASTM GS No.

[1)74)~76)] と比べるとかなり小さい側に位置していた。さらに，Fig.2－2において示したように，旧オーステナイト粒径を一定で組織のみを変えた場合にも著しい靱性変化が生じた点，およびFig.2－5で示した同一組織で旧オーステナイト粒径のみが変化した場合の靱性の変化量を考え合わせると，ＨＡＺの靱性に対して旧オーステナイト粒径の寄与度は比較的小さいものと考えられ，これは前章の結果とも一致するものであった。

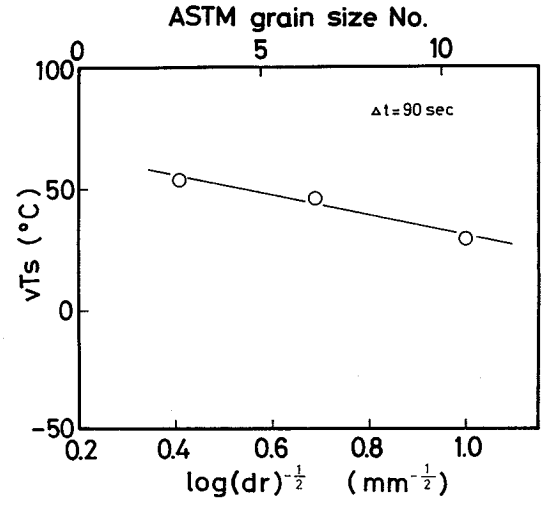


Fig.2-5 Effect of prior austenite grain size on vTs with Δt=90sec

次に，旧オーステナイト粒径を一定とし，組織を変化させた場合のボンド部近傍の靱性に対する破面単位の影響を検討した。まず，Fig.2－6は最高加熱温度を1350°Cで一定とした場合の△ｔに対する破面単位の変化を示す。図にはそのときのフェライトラス巾(l_F)の変化も併記した。

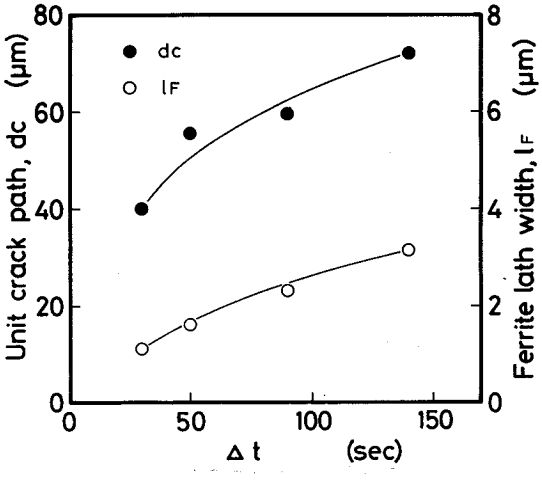


Fig.2-6 Effect of Δt on unit crack path and ferrite lath width (l_F)

ここで，フェライトラス巾としては，倍率1000倍の光学顕微鏡写真を用い，総長さ250 μm の線分と交差するベイニティックフェライトのフェライトラスの巾の平均値をとった。△ｔの増加に伴い破面単位およびフェライトラス巾とも大きくなり，本実験範囲内

では破面単位とフェライトラス巾には比較的よい対応関係が認められた。Fig.2－7は破面単位でvTsを整理したものである。図中白丸は最高加熱温度を1350℃で一定とし，△tを変えることにより旧オーステナイト粒径を一定で組織を変化させた場合の結果，および黒丸は△tを90secで一定とし，最高加熱温度を変えることにより同一組織で旧オーステナイト粒径を変化させた場合の結果を示す。なお，ここでは同一組織の場合について直線で結んでいる。vTsの破面単位依存性は，両者で組織が異なれば明らかに異なる傾向を示した。この場合，直線で示した同一組織下でのvTsの破面単位依存性は約10℃／$dc^{-\frac{1}{2}}$(mm)であった。これは，前章の最高加熱温度が1150℃以上のラス状の同一組織を呈する場合について得られた結果と同値であり，この値はHT80鋼のHAZにおいて内部組織が同一である場合のvTsの破面単位依存性を表わしていると考えられる。また，最高加熱温度を1350℃とし，△tを90secで冷却した試片を620℃で1hrの焼もどしを行なった場合の結果を白三角で図中に併記した。このように，焼もどしを行なっても破面単位にはほとんど変化が認められないにもかかわらずvTsで約45℃の改善が認められた。これらのことは破面単位にても靱性が包括的に説明できないことを示しており，前章でも述べたごとく，他の組織的な要因についても考慮する必要性があると考えられる。

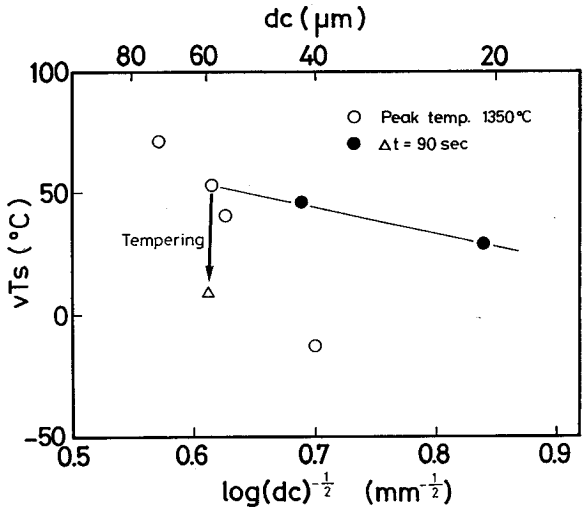


Fig.2-7 Relation between unit crack path and vTs

組織的な要因としては，前述の旧オーステナイト粒径の他にフェライトラス巾[1)]の影響が考えられる。Fig.2－8はフェライトラス巾とvTsの関係を示す。これより，白丸で示す旧オーステナイト粒径を一定で組織を変化させた場合，および黒丸で示す同一組織で旧オーステナイト粒径を変化させた場合とも，フェライトラス巾の増大につれてvTsの上昇する傾向が認められた。しかし,Fig.

2－7の破面単位とvTsの関係においても示したように，最高加熱温度を1350℃とし，△tを90 secで冷却した試片を620℃で1hrの焼もどしを行なった場合の結果を白三角で示すが，この場合にも焼もどしによりフェライトラス巾にほとんど変化が認められないにもかかわらずvTsで約45℃の改善が認められた。さらに，前章で示したごとく，最高加熱温度が850℃および950℃の場合のようにラス状の組織の認められない場合の靱性劣化原因をフェライトラス巾に求めることはできず，これらのことはフェライトラス巾にても靱性が統一的に説明できないことを示しており，さらに微細な内部組織変化を考慮する必要性があると考えられる。次節にてこの点について検討する。

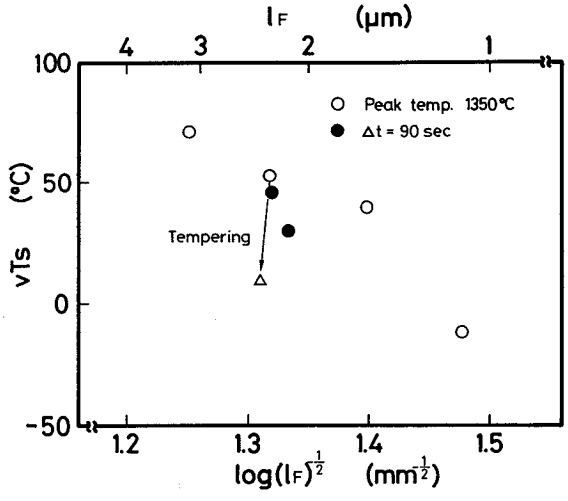


Fig.2-8 Relation between ferrite lath width and vTs

第4節　溶接ＨＡＺにおける靱性におよぼす島状マルテンサイト組織の影響

前節にて，ＨＡＺの靱性を考える上で微細組織変化を考慮する必要性があることが考えられた。そこで，薄膜によるＴＥＭ観察および2段電解腐食法によるＳＥＭ観察により微細組織変化を検討した。Fig.2－9，Fig.2－10およびFig.2－11は，靱性および光学顕微鏡組織変化の顕著な最高加熱温度が1350℃で，△tが30 sec，90 secおよび△tが90 secの試片を620℃で1hrの焼もどしを行なった試片のＴＥＭ組織およびＳＥＭ組織を示す。△tが30 secの場合，Fig. 2－9(a)で細い矢印で示す片状の析出物がフェライトラスの成長方向に一定の角度をもって観察された。この析出物はFig.2－9(b), (c), (d)および(e)において示すように，(b)で四角で囲んだ領域の制限視野電子線回折結果よりセメンタ

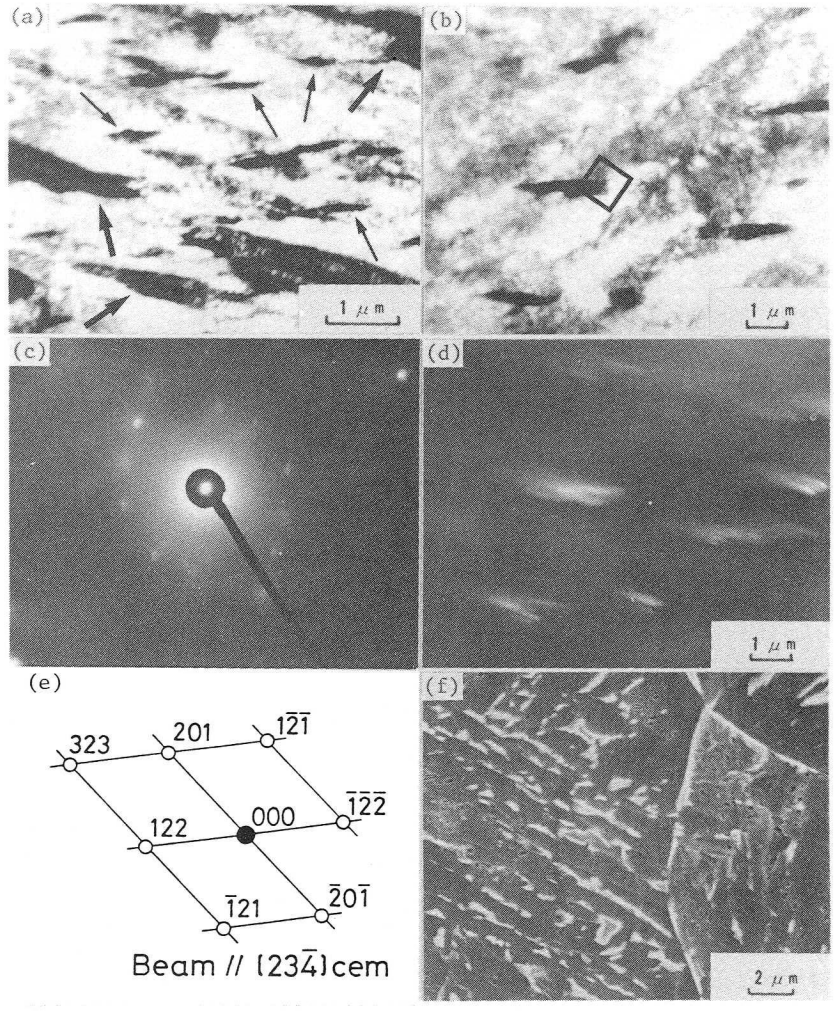


Fig.2-9 Electron microstructures of thermal cycled specimen with Δt=30sec of peak temp. 1350°C
(a) and (b) Bright field images, (c) Selected area diffraction pattern, (d) Dark field image using cementite reflection, (e) Schematic representation of (c) and (f) SEM microstructure

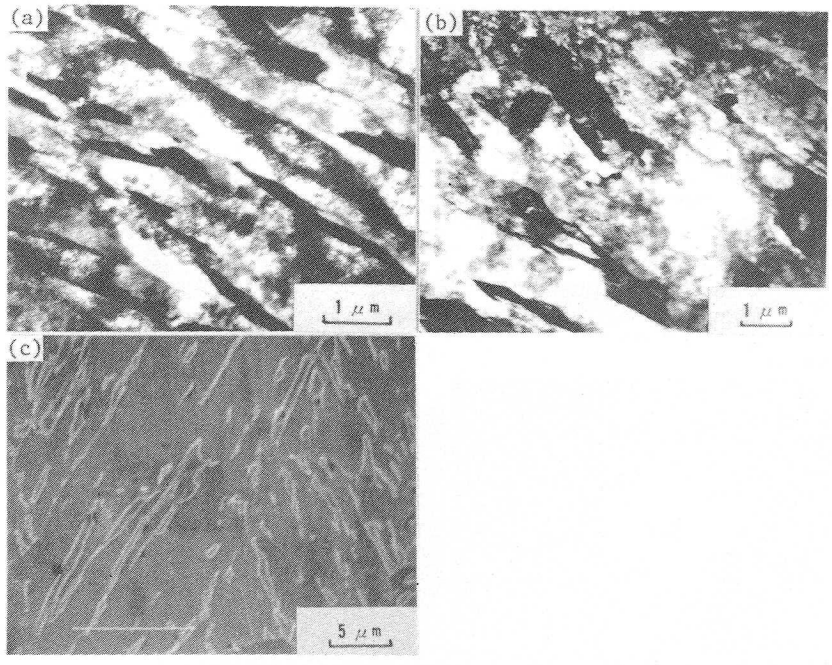


Fig.2-10 Electron microstructures of thermal cycled specimen with Δt=90sec of peak temp. 1350°C

イトであることが確認された。また，これとは別に，Fig.2－9(a)で太い矢印で示すフェライトラスの成長方向に平行にセメンタイトより大きい黒い部分が認められた。この黒い部分は，内部に転位密度の高いラス状のマルテンサイト組織および双晶が観察されたことより，未変態オーステナイトが冷却時に変態してできた島状マルテンサイト組織と思われる。なお，島状マルテンサイト組織中には残留オーステナイトも存在することが報告されている[7) 8) 10) 13) 15)]が，組織的には明確でなかった。Fig.2－9(f)はＳＥＭ組織を示すが，ＴＥＭ組織と同様に，白く浮き立って観察される島状マルテンサイト組織と黒く掘れ込んで観察される炭化物が認められた。

これより冷却時間が長くΔｔが90 secになると，Fig.2－10(a)および(b)に示すごとく，ほとんど炭化物析出の伴わないベイニティックフェライト組織が観察され，フェライトラス間に黒い島状の部分が認められた。この黒い部分は，

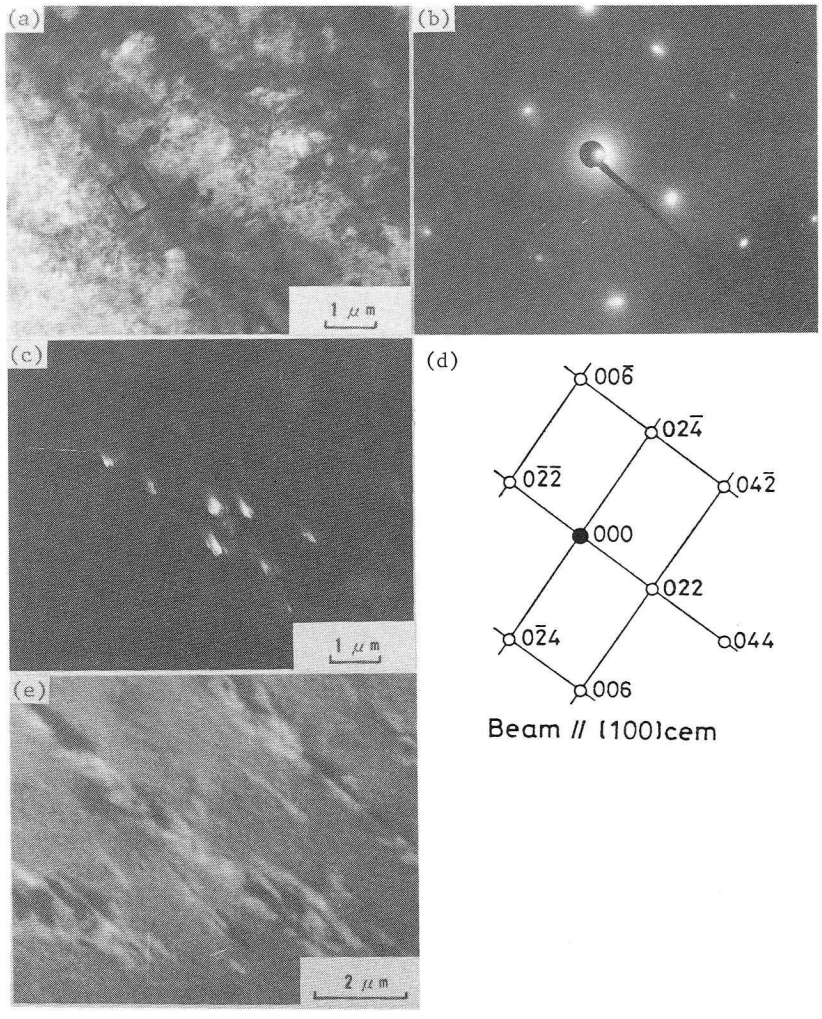


Fig.2-11 Electron microstructures of tempered specimen of Fig.2-10 at 620°C for 1hr
(a) Bright field image, (b) Selected area diffraction pattern, (c) Dark field image using cementite reflection, (d) Schematic representation of (b) and (e) SEM microstructure

Fig.2－9で示した△tが30 secの場合と同様，未変態オーステナイトが冷却時に変態してできた島状マルテンサイト組織と思われる。Fig.2－10(c)はSEM組織を示すが，TEM組織と同様黒く掘れ込んで見える炭化物はほとんどみられず，白く浮き立って見える島状マルテンサイト組織が主に観察された。

Fig. 2－11はFig. 2－10の熱サイクル条件の試片を620℃で1hr の焼もどしを行なった場合の結果を示す。Fig. 2－11(a)のTEM組織に示すように，もと島状マルテンサイト組織であったと思われる領域に微細な析出物が観察された。この析出物はFig.2－11(b),(c)および(d)に示すように,(a)で四角で囲んだ領域の制限視野電子線回折の結果セメンタイトであることが確認された。このように，連続冷却後焼もどしを行なうことによって，島状マルテンサイト組織がフェライトと炭化物に分解するのが観察され，Fig.2－11(e)に示すSEM組織の場合にも同様に分解が認められた。

以上のように，冷却時間の変化によってあるいは連続冷却後焼もどしを行なうことによって，微細組織としての島状マルテンサイト組織に大きな変化の生じるのが確認された。

そこで，この島状マルテンサイト組織の生成量の変化を求めた。Fig.2－12およびFig.2－13は,それぞれ最高加熱温度を1350℃と一定とし△tを変えた場合，および△tを90 secと一定とし最高加熱温度を変えた場合の島状マルテンサイト組織の生成量を示す。Fig. 2－12に示すように最高加熱温度が一定の場合，本実験範囲内では，△tが増加するにつれて島状マルテンサイト組織の生成量は増加していた。また，Fig.2－13に示すように△tが一定の場合,最高加熱温度が高くなるにつれ

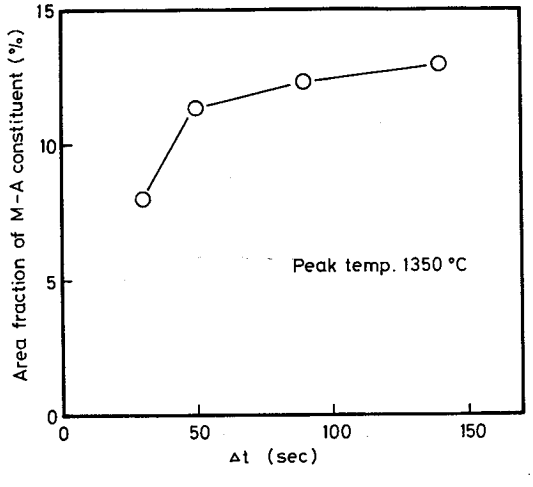


Fig.2-12 Effect of Δt on the area fraction of M-A constituent at peak temp. 1350°C

て島状マルテンサイト組織の生成量は若干増加するが，その変化量は小さかった。

前章で示したごとく，島状マルテンサイト組織の生成はＨＡＺの靱性劣化原因になると考えられた。そこで，島状マルテンサイト組織の生成量の変化とｖＴｓ変化を比較した。ここで，Ｆｉｇ.２－１２およびＦｉｇ.２－１３において島状マルテンサイト組織の生成量が最も少なく，かつＦｉｇ.２－２およびＦｉｇ.２－４において靱性が最も良好な最高加熱温度が１３５０℃で△ｔが３０ｓｅｃの試片を基準とし，それからの島状マルテンサイト組織の変化量（△Ｍ－Ａ）$_2$およびｖＴｓの変化量（△ｖＴｓ）$_2$を求めた。Ｆｉｇ.２－１４はその結果を示す。組織が変わっている場合および旧オーステナイト粒径が変化している場合とも，本実験範囲内では，島状マルテンサイト組織の変化量とｖＴｓの変化量とは良好な相関関係を示し，島状マルテンサイト組織の生成量の増加により靱性劣化が生じるのが認められた。また，このときのｖＴｓの島状マルテンサイト組織依存性は約１６℃

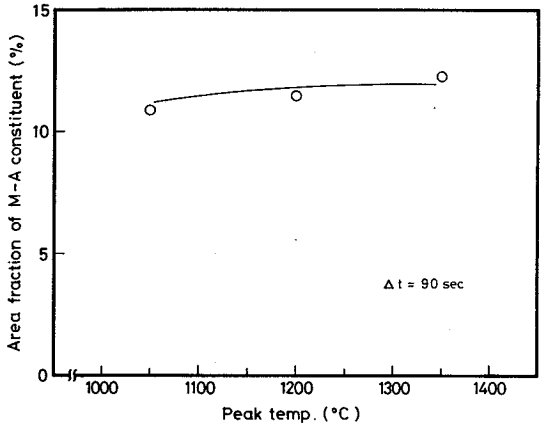


Fig.2-13 Effect of peak temperature on the area fraction of M-A constituent with Δt=90sec

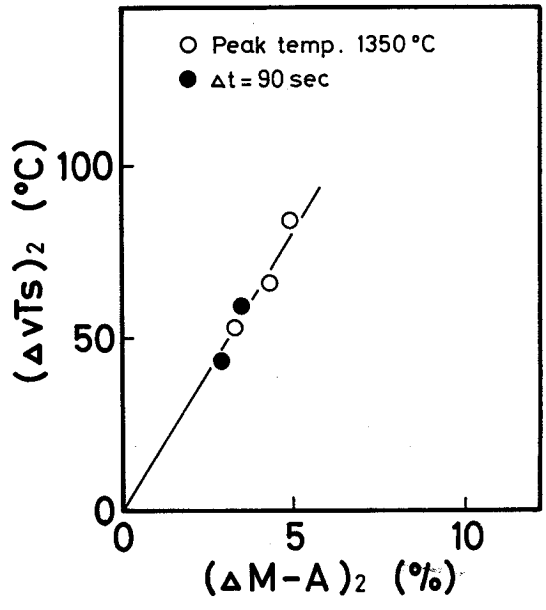


Fig.2-14 Effect of increasing in the area fraction of M-A constituent on increasing in vTs

／%M－Aであった。この値は笠松ら[4]によって報告された8℃／%M－A，TMCP（Thermo Mechanical Control Process）鋼に対して，秋山ら[34]によって報告された25.9℃／%M－A および中西ら[36]によって報告された約14℃／%M－Aと比較的よい一致を示している。

以上のことから，HT80鋼のHAZにおいて，靱性を支配する大きな要因は島状マルテンサイト組織の生成であると考えられ，本実験範囲内では，他の靱性支配因子である旧オーステナイト粒径あるいはフェライトラス巾の変化によらず，HAZの靱性は島状マルテンサイト組織の生成量により比較的合理的に説明しうると考えられる。

第5節　結　　論

本章では，HT80鋼のHAZの靱性におよぼす島状マルテンサイト組織の影響について詳細に検討を行なった。また，HAZの靱性に対する島状マルテンサイト組織および他の靱性支配因子の寄与度を求めることを試みた。得られた結果を要約すると以下のごとくである。

1）HAZの靱性に対して，他の靱性支配因子であるフェライトラス巾および島状マルテンサイト組織の生成量が一定の場合，旧オーステナイト粒径のみの寄与度は小さく，約3.1℃／ASTM GS No.であった。

2）HAZの靱性に対して，同一組織の場合，破面単位の依存性は約10℃／$dc^{-\frac{1}{2}}$(mm)であった。

3）HAZの靱性に対して，他の靱性支配因子である旧オーステナイト粒径あるいはフェライトラス巾の変化によらず，島状マルテンサイト組織はかなり大きい寄与度を示し，靱性の島状マルテンサイト組織依存性は約16℃／%M－Aであった。

4）HAZの靱性は島状マルテンサイト組織の生成量により比較的合理的に説明しうると考えられた。

第３章　溶接金属およびその溶接金属内ＨＡＺにおける組織と靱性

第１節　緒　　言

前章までにおいて，大入熱溶接を実施した場合のＨＡＺの靱性について冶金学的見地より検討し，島状マルテンサイト組織の生成が大入熱溶接ＨＡＺの靱性劣化の主原因と考えられることを明らかにした。

一方，大入熱溶接を実施した場合には，母板の溶接ＨＡＺばかりでなく，溶接金属も徐冷されることになり，靱性が劣化することが懸念される。これまで溶接金属の靱性については数多くの研究がなされ，その靱性は溶接金属の化学組成および組織に影響されることが明らかにされてきており，[11)47)～72)] 特に組織を決定する因子についての研究がさかんに行なわれている。しかし，これらの研究はその大半がＨＴ５０鋼溶接金属およびＨＴ６０鋼溶接金属を対象としており，ＨＴ８０鋼溶接金属の組織と靱性を検討した例は少ない。[48)55)] これまで，ＨＴ５０鋼溶接金属およびＨＴ６０鋼溶接金属においては，均一微細アシキュラーフェライト組織にすることで高靱性が得られることが明らかにされてきた。[47)49)～52)56)～72)] ＨＴ８０鋼溶接金属においても，中西ら[48)]は通常シリコン量（0.21～0.32％）の場合，酸素量が約600ppm付近で微細なフェライト組織となり高靱性が得られるとしており，また，寺嶋[55)]は酸素量が約250ppm付近でアシキュラーフェライト状組織となり高靱性が得られるとしている。ここで，最適靱性値の得られる酸素量が異なっているのは，溶接条件のみならず，彼らが扱っている溶接金属の化学組成の違いにより，光学顕微鏡組織がほぼ同一であってもその内部組織，例えば島状マルテンサイト組織に差が生じているためと考えられる。しかし，ＨＴ８０鋼溶接金属の靱性に対する島状マルテンサイト組織の影響については従来ほとんど明らかにされていない。さらに，ＨＴ80鋼溶接金属の靱性に対して溶接入熱量の影響を検討した例はこれまでほとんど見当たらない。

また，使用鋼板が厚板になれば，大入熱溶接でも片面一層で溶接ができるとは限らず，両面一層溶接あるいは多層溶接が適用される。このような場合，溶

接金属内では後続パスにより再加熱される溶接金属内ＨＡＺが形成されるが，溶接金属部の靱性確保のためには，その領域での靱性を検討しておくことも重要となる。この溶接金属内ＨＡＺの靱性について，寺嶋[55]は後続パスにより最高加熱温度が700℃から900℃に再加熱された領域では，溶接のままより靱性(－15℃でのシャルピー衝撃吸収エネルギー値，vE_{-15}，で比較している)が劣化すると報告している。しかしながら，たんに，靱性が劣化するとの指摘にとどまっており，詳しい検討は行なわれておらず，その靱性劣化原因についても明らかにされていない。また，溶接金属内ＨＡＺの靱性に対する溶接入熱量の影響についての検討は，従来ほとんどなされていない。

以上のことから，本章では，まず第２節において，ＨＴ８０鋼溶接金属の靱性におよぼす溶接入熱量の影響を組織面，特に島状マルテンサイト組織の観点から検討した。次いで第３節において，多層溶接時に形成される溶接金属内ＨＡＺの靱性について調べ，そこでの靱性におよぼす島状マルテンサイト組織の影響について検討した。さらに，溶接金属内ＨＡＺの靱性に対する溶接入熱量の影響についても検討した。

第２節　溶接金属の組織と靱性におよぼす溶接入熱量の影響

２－１　供試材料および実験方法

供試鋼はＨＴ８０鋼（板厚32mm，Ａ鋼とする）およびＳＭ５０鋼（板厚32mm，Ｂ鋼とする）であり，それらの化学組成をTable３－１に示す。ここで，ＳＭ５０鋼は，通常の８０kgf／mm^2級溶接金属より島状マルテンサイト組織の生成に対して影響の大きいとされる炭素[9]，シリコン[27]およびマンガン[34]量の多い溶接金属を得るため実験に供した。

Table 3-1 Chemical compositions of materials used (wt.%)

Materials	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	V	B	Ceq.
A*	0.12	0.25	0.95	0.020	0.005	0.31	0.79	0.45	0.39	0.043	0.0010	0.50
B**	0.17	0.35	1.44	0.024	0.012	0.22	0.10	0.02	Tr	0.003	0.0005	0.43

A : HT80, B : SM50

本節では，ＨＴ８０鋼溶接金属の靱性におよぼす溶接入熱量の影響を組織面，特に島状マルテンサイト組織の観点から検討するため，同一板厚鋼板に溶接入熱量を変えてＳＡＷを行なった。供試溶接ワイヤは4.8mmϕの市販HT８０鋼SAWワイヤであり，その化学組成をTable３－２に示す。供試溶接フラックスはSiO_2－CaO－MnO系の市販溶融型フラックスで，塩基度B_Lは－0.54のほぼ中性であった。その化学組成をTable３－３に示す。なお，溶接フラックスの塩基度表示については種々議論のあるところであるが，本論文では便宜上森式塩基度(B_L)表示を採用した。[80]

Table 3-2 Chemical composition of welding wire (wt.%)

C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo
0.11	0.17	2.20	0.011	0.009	0.03	0.50	0.81

Table 3-3 Chemical composition of welding flux (wt.%)

SiO_2	MnO	CaO	MgO	Al_2O_3	TiO_2	CaF_2	B_L
33	15	16	4	10	3	17	-0.54

溶接試片はFig.３－１に示すごとく600ℓ×220w×30tmmであり，開先角度６０度のＹ型開先を施し，溶接入熱量に応じてルート高さを24mmあるいは22mmとし突合せ溶接を行なった。溶接条件はTable３－４に示すごとくで，溶接入熱量を39kJ／cm（予熱なし，溶接W１とする），47kJ／cm（予熱120℃，溶接W２とする）および68kJ／cm（予熱200℃，溶接W３とする）の３種類とした。なお，溶接中，溶融池にW-W・26％Re熱電対を直接挿入し△tを測定した。その場合の△tは，それぞれW１は約30 sec，W２は約50 secおよびW３

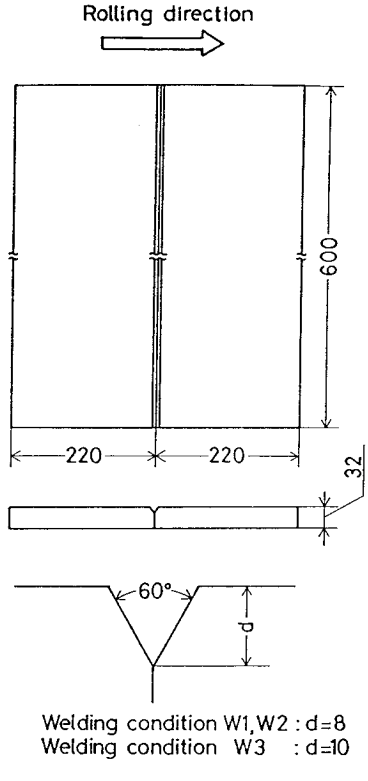


Fig.3-1 Details of weld preparation (unit: mm)

は約120 secであった。これらの△ｔは予熱を行なわない場合の溶接入熱量に換算すると，それぞれ39ｋＪ／cm，56ｋＪ／cmおよび100ｋＪ／cmに相当する[2]。Table3－5は得られた溶接金属の化学組成を示す。ここで，溶接金属の記号は，例えばＷＡ１はＡ鋼に溶接条件Ｗ１で溶接した際に得られた溶接金属であることを示す。以下同様の表示法とした。

Table 3-4 Welding conditions

Welding condition	W1	W2	W3
Welding current (A)	930	950	1060
Arc voltage (V)	31	34	35
Welding speed (cm/min)	45	41	33
Heat input (kJ/cm)	39	47	68
Preheat temperature (°C)	-	120	200
Measured Δt (sec)	30	50	120

Table 3-5 Chemical compositions of weld metals (wt.%, O and N: ppm)

Weld metals	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	V	Ti	Nb	B	O	N	Ceq.
WA1	0.09	0.28	1.43	0.015	0.008	0.23	0.47	0.43	0.53	0.029	0.011	0.012	0.0005	620	43	0.57
WA2	0.09	0.27	1.32	0.015	0.007	0.25	0.53	0.43	0.48	0.031	0.011	0.012	0.0005	560	42	0.54
WA3	0.09	0.28	1.32	0.015	0.007	0.25	0.54	0.42	0.48	0.032	0.011	0.011	0.0004	550	40	0.54
WB1	0.13	0.36	1.75	0.021	0.010	0.18	0.07	0.16	0.26	0.007	0.009	0.009	0.0003	550	54	0.54

溶接金属ＷＡシリーズにおいては，溶接入熱量によらず各合金元素量はほぼ一定で，通常の合金およびガス成分量の低炭素のＮｉ－Ｃｒ－Ｍｏ系溶接金属であった。また，ＳＭ５０鋼については溶接条件Ｗ１についてのみ溶接を行なったが，ＨＴ８０鋼系に比べ炭素，シリコンおよびマンガン量の多いのが特徴で他の合金元素量のかなり少ないＣ－Ｓｉ－Ｍｎ系溶接金属であった。しかし，炭素当量（Ceq.）から考えると，80 kgf／mm^{2}級溶接金属に相当するものと思われる。

以上の溶接金属からFig.3－2に実線で示す位置よりシャルピー衝撃試片を採取した。ノッチは溶接金属中央部にサイドノッチを付した。組織観察は光学顕微鏡，ＴＥＭおよびＳＥＭにより行なった。光学顕微鏡観察における腐食液

は３％ナイタールを用いた。ＴＥＭによる組織観察は薄膜にて行ない，薄膜作成時の電解条件は前章と同様とした。SEMによる島状マルテンサイト組織の観察は，前章の２段電解腐食法あるいは１段目の腐食液を過硫酸アンモニウム水溶液とした２段電解腐食法により行なった。島状マルテンサイト組織の生成量は，ＳＥＭにより倍率5000倍に拡大した組織上でポイントカウンティング法にて求め，５視野の平均とした。また，−196℃で得られたシャルピー衝撃破面の観察を行ない，破面単位の測定を行なった。方法は前章までと同様とした。

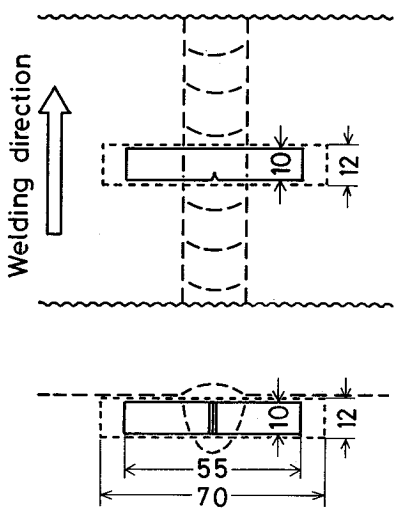


Fig.3-2 Details of specimen preparation (unit: mm)

２－２　溶接金属の組織と靱性におよぼす溶接入熱量の影響

前章までに示したように，ＨＴ８０鋼のＨＡＺにおいては溶接入熱量の増加とともに急激な靱性の劣化が生じた。溶接金属においても溶接入熱量の増加により靱性劣化が生じることが考えられる。Fig.３−３は溶接入熱量の増加による靱性の変化をvTsで示したものである。なお，横軸は溶接入熱量そのものではなく，溶接時に実測した△ｔで

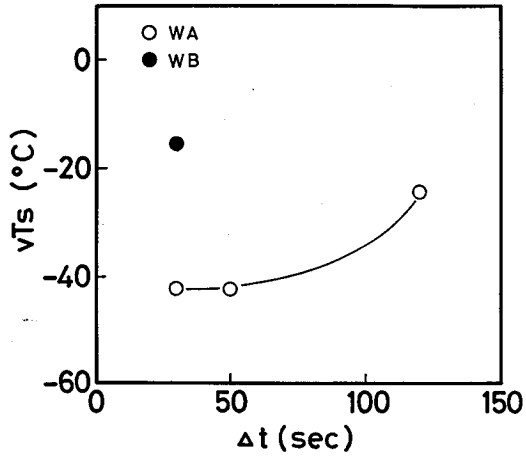
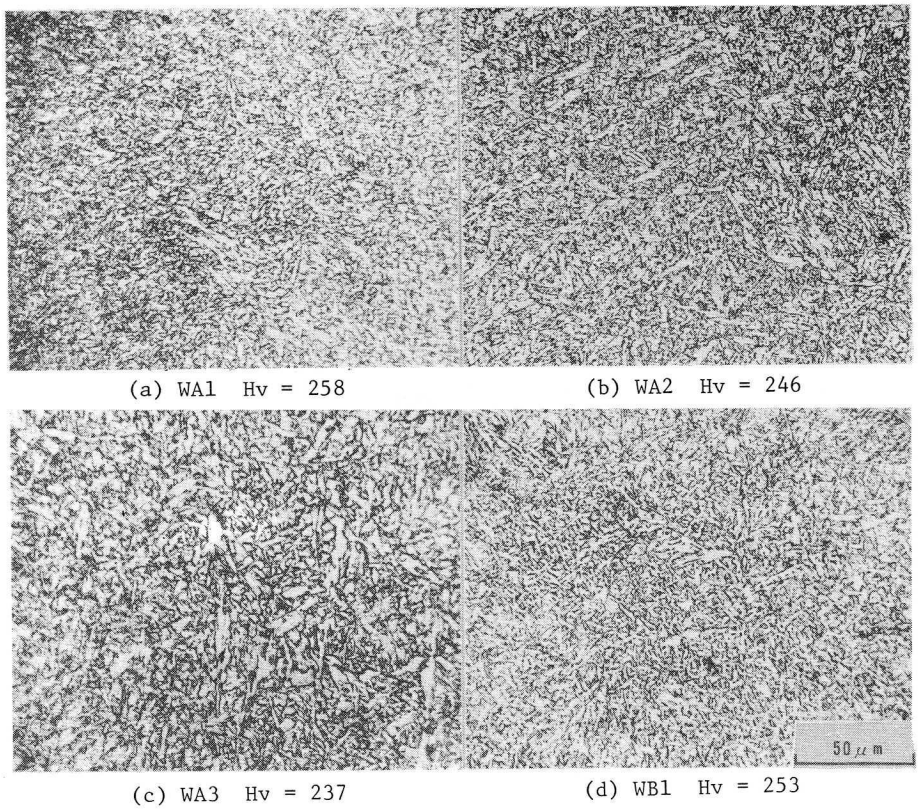


Fig.3-3 Effect of heat input represented by Δt on vTs

表示している。△ｔが30 secおよび50 secである溶接金属ＷＡ１およびWA２ではｖＴｓは−40℃以下で靱性は良好であった。溶接入熱量が増加して，△ｔが１２０ secの溶接金属ＷＡ３ではｖＴｓの上昇が認められたが，その値は−25℃であり，前章の同一溶接入熱量程度のＨＡＺの靱性値（Fig. 2−2 から読み取ったｖＴｓにして約66℃）と比べると明らかに靱性は良好であった。また，溶接金属ＷＢ１では，同じ溶接入熱量条件の溶接金属ＷＡ１に比べ靱性の劣化しているのが認められた。

しかしながら，ＨＴ８０鋼溶接金属において，溶接入熱量の増加による靱性の劣化はＨＡＺにおけるほど顕著なものでなく，劣化量はそれほど大きくなかった。

Ｆｉｇ.３−４はこのときの光学顕微鏡組織を示す。図中には荷重１ｋｇｆで測定



(a) WA1 Hv = 258　　(b) WA2 Hv = 246

(c) WA3 Hv = 237　　(d) WB1 Hv = 253

Fig.3-4 Microstructures of weld metals

したビッカース硬さも併記した。いずれの溶接金属においても粒界フェライトは認められなかった。また，Fig.3－4(a)および(b)に示す溶接金属ＷＡ１およびＷＡ２は，微細なアシキュラーフェライト組織であり，よく似た組織を呈していた。溶接入熱量が増加したFig.3－4(c)に示す溶接金属ＷＡ３では，微細なアシキュラーフェライト組織の若干の粒状化が認められ，全般に組織が粗くなる傾向にあった。一方，Fig.3－4(d)に示す溶接金属ＷＢ１は，同じ溶接入熱量条件の溶接金属ＷＡ１とほぼ同じ微細なアシキュラーフェライト組織を呈していた。

溶接金属ＷＡシリーズについては，以上のような組織変化により前項の靱性変化が生じたものと定性的には理解できる。しかしながら，溶接金属ＷＢ１は溶接金属ＷＡ１と光学顕微鏡的にはほぼ同じ組織でありながら靱性が劣化していた。

Fig.3－5は破面単位によりvTsを整理したものである。図中記号は溶接金属の種類を示す。溶接金属ＷＡ３では破面単位が溶接金属ＷＡ１およびＷＡ２より大きくなっているのが認められ，前述の組織観察結果とも一致していた。一方，溶接金属ＷＢ１では，溶接金属ＷＡ１と破面単位およびFig.3－4で示した光学顕微鏡組織ならびにビッカース硬さにはほとんど変化が認められないにもかかわらず靱性が劣化していた。この差は内部組織の違いに起因するものと考えられる。そこで，内部組織について検討した。

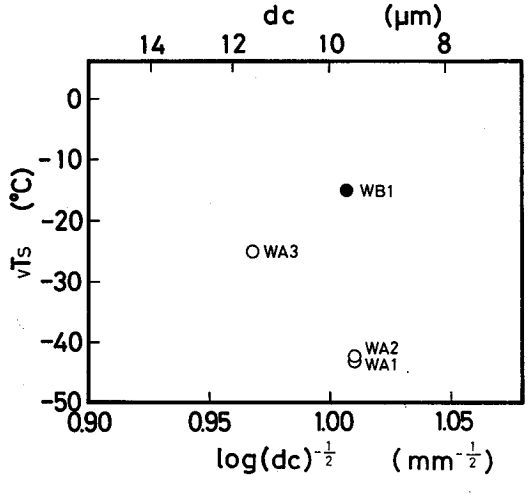


Fig.3-5 Relation between unit crack path and vTs

Fig.3－6は溶接金属ＷＡ２について，薄膜によるＴＥＭ組織を示す。微細なアシキュラーフェライト間に，細い矢印で示す介在物（酸化物と考えられる

が，同定できなかった）以外に，太い矢印で示す黒い島状の組織が認められる。この島状の組織は，内部に転位密度の高いラス状のマルテンサイト組織および双晶が観察されたことより，未変態オーステナイト組織が冷却時に変態してできた島状マルテンサイト組織と思われる。溶接入熱量あるいは化学組成が変化すると，溶接金属においてもH

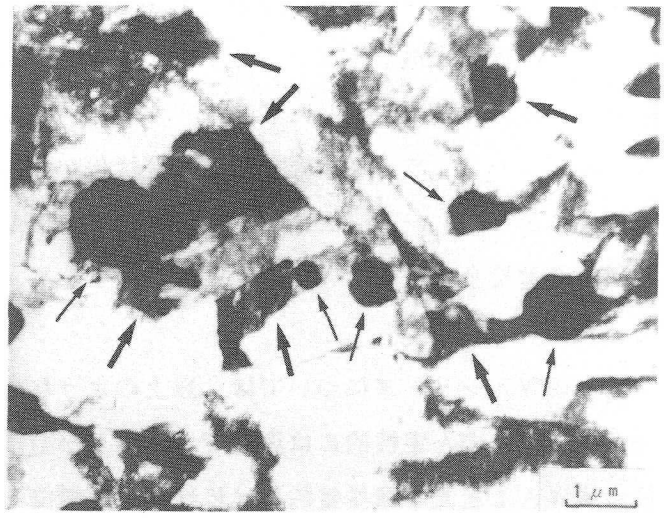
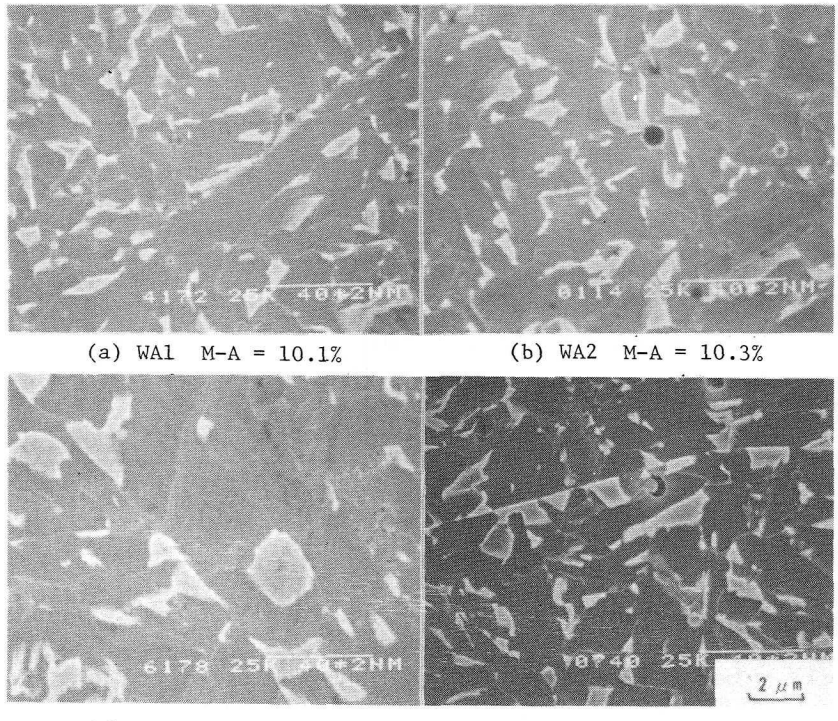


Fig.3-6 TEM microstructure of weld metal WA2



(a) WA1 M-A = 10.1%　(b) WA2 M-A = 10.3%

(c) WA3 M-A = 12.8%　(d) WB1 M-A = 16.0%

Fig.3-7 SEM microstructures of weld metals

ＡＺと同様，これら島状マルテンサイト組織に変化の生じることが考えられる。そこで，ＳＥＭにより島状マルテンサイト組織を観察した。Fig.3－7はその結果を示し，同時にその生成量も併記した。Fig.3－7(a)および(b)において示すように，溶接金属ＷＡ１およびＷＡ２においては島状マルテンサイト組織にほとんど変化は認められず，その生成量もよく似た値であった。Fig.3－7(c)に示すように，溶接入熱量が増加した溶接金属ＷＡ３では，マトリックス組織が若干大きくなる傾向が認められ，島状マルテンサイト組織の生成量もいくぶん増加していた。また，Fig.3－7(d)に示す溶接金属ＷＢ１では，Fig.3－4で示したほぼ同じ光学顕微鏡組織である溶接金属ＷＡ１に比べ，島状マルテンサイト組織の生成量が増加していた。

前章までのＨＡＺにおいては，島状マルテンサイト組織の生成が靱性劣化の主原因の一つと考えられた。そこで，本章の溶接金属においても，島状マルテンサイト組織の変化量とvTsの変化量との関係を調べた。Fig.3－8はその結果を示す。島状マルテンサイト組織の生成量の最も少ない溶接金属ＷＡ１の島状マルテンサイト組織の生成量および靱性値を基準として，横軸に島状マルテンサイト組織の変化量$(\triangle M-A)_3$をとり，縦軸にvTsの変化量$(\triangle vTs)_3$をとっている。図に示すように，島状マルテンサイト組織の生成量の増加によりvTsが上昇しており，溶接金属においても，島状マルテンサイト組織の生成は靱性劣化原因になると考えられる。なお，溶接金属ＷＡ３の靱性劣化に対しては，前述の破面単位に代表される組織の粗大化も影響していると考えられる。この点については第３節

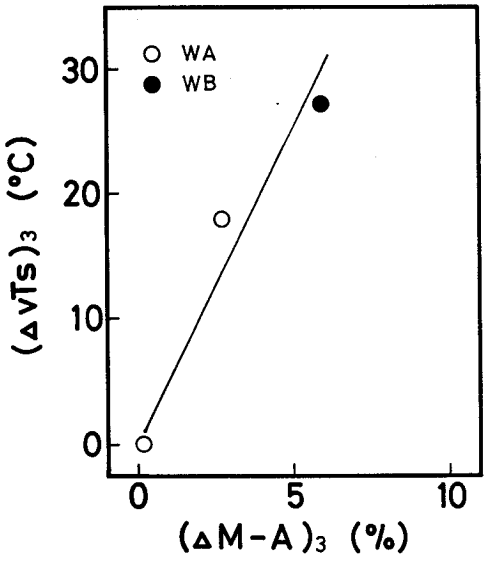


Fig.3-8 Effect of increasing in the area fraction of M-A constituent on increasing in vTs

で詳しく検討する。

第3節　溶接金属の組織と靱性におよぼす再加熱の影響

3－1　供試材料および実験方法

溶接金属の靱性におよぼす再加熱の影響を調べるため，第2節で得られた溶接金属ＷＡ1，ＷＡ2およびＷＡ3について，Fig.3－2に点線で示した位置より12×12×70mmの再現溶接熱サイクル付加用試片を切り出し，高周波誘導加熱装置により溶接のままの組織に再現溶接熱サイクルを付与した。再現溶接熱サイクルとしては，最高加熱温度を650℃，750℃，850℃，950℃，1150℃および1350℃とした1重熱サイクル,[注5)] さらに1次熱サイクルで最高加熱温度1350℃に加熱後2次熱サイクルで650℃，750℃，950℃および1150℃に加熱する2重熱サイクル，および1次熱サイクルで靱性劣化の生じた最高加熱温度950℃に加熱後2次熱サイクルで650℃および750℃に加熱する2重熱サイクルを付与した。これらの再現溶接熱サイクル付加条件をまとめてTable 3－6に示す。なお，溶接金属ＷＡ1およびＷＡ3については，このうち最高加熱温度が750℃，950℃および1350℃の1重熱サイクルのみについて検討した。再現溶接熱サイクル付与時の冷却条件は実際の溶接時に測定されたものと同一の，△tをそれぞれ溶接金属ＷＡ1に対しては30 sec，ＷＡ2に対しては50 secおよびＷＡ3に対しては

Table 3-6 Simulated weld thermal cycle conditions

Single thermal cycle	
Peak temp. (℃)	
650　750　850　950　1150　1350	
Double thermal cycle	
1st cycle peak temp. (℃)	+ 2nd cycle peak temp. (℃)
950	+ 650
	+ 750
1350	+ 650
	+ 750
	+ 950
	+ 1150

注5）本論文では，溶接金属に1回あるいは2回の再現溶接熱サイクルを付与する場合に，それぞれ1重熱サイクル付与あるいは2重熱サイクル付与と呼ぶ。また，2重熱サイクル付与時の1回目あるいは2回目の再現溶接熱サイクルを，それぞれ1次熱サイクルあるいは2次熱サイクルと呼ぶ。

120 secとした。なお，最高加熱温度が750℃以下の試片については，最高加熱温度からの冷却時，最高加熱温度が850℃以上の試片の冷却曲線に一致するよう冷却させた。

その後シャルピー衝撃試験に供した。ノッチはFig.3－2に実線で示したごとく溶接金属中央部にサイドノッチを付した。

組織観察は光学顕微鏡およびＳＥＭにより行なった。それらの腐食方法および島状マルテンサイト組織の生成量の測定方法は前項と同様とした。また，−196℃で得られた衝撃破面の観察を試片中央部にて行ない，破面単位の測定を行なった。測定方法は前章までと同様とした。

3－2　溶接金属の靱性におよぼす再加熱の影響

まず，溶接入熱量がＨＴ80鋼の制限入熱量の上限近傍の溶接金属ＷＡ２について再加熱の影響を検討した。

Fig.3－9は溶接のままに１重熱サイクルを付与した場合の靱性におよぼす最高加熱温度の影響を示す。図中には溶接のままの結果もあわせて示した。ここでは延性破壊時の最大シャルピー吸収エネルギーであるvE shelfおよび低温靱性を示すものとして−20℃での吸収エネルギー（以下vE_{-20}と記す）により比較した。また，Fig.3－10にこの場合のvTsと最高加熱温度との関係を示した。

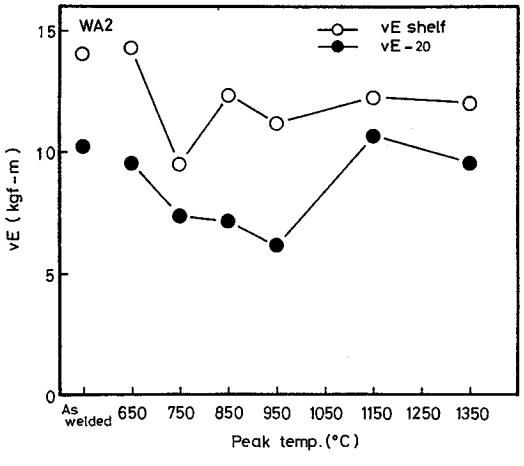


Fig.3-9 Effect of peak temperature on Charpy absorbed energy by single thermal cycle for weld metal WA2

Fig.3－9に示すように，溶接のままに１重熱サイクルを付与した場合，vE shelf は最高加熱温度が750℃以上の熱サイクル付与により低下し，特に最高

加熱温度が750℃の場合に低下が大きかった。vE_{-20}は最高加熱温度が750℃から950℃の熱サイクル付与により低下し，特に最高加熱温度が950℃の場合の低下が大きかった。また，Fig.3−10に示すように，最高加熱温度が750℃から950℃の領域でvTsの上昇が認められた。

次いで，2重熱サイクルを付与した場合について検討した。Fig.3−11は1次熱サイクルで最高加熱温度を1350℃とした場合，あるいは1重熱サイクル付与時に靱性劣化の生じた最高加熱温度を950℃とした場合について，それぞれ2次熱サイクル時に種々の最高加熱温度に加熱した場合の靱性を，Fig.3−9と同様vE shelfおよびvE_{-20}にて示したものである。図中には溶接のままおよび溶接のままに1次熱サイクルとして最高加熱温度1350℃あるいは950℃に加熱した場合の結果もあわせて示した。また，Fig.3−12はこの場合のvTsを2

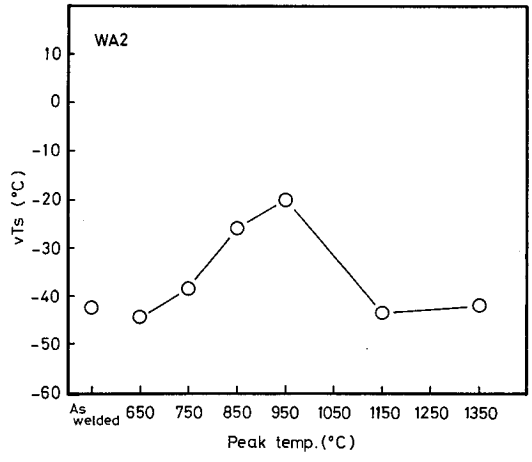


Fig.3-10 Effect of peak temperature on vTs by single thermal cycle for weld metal WA2

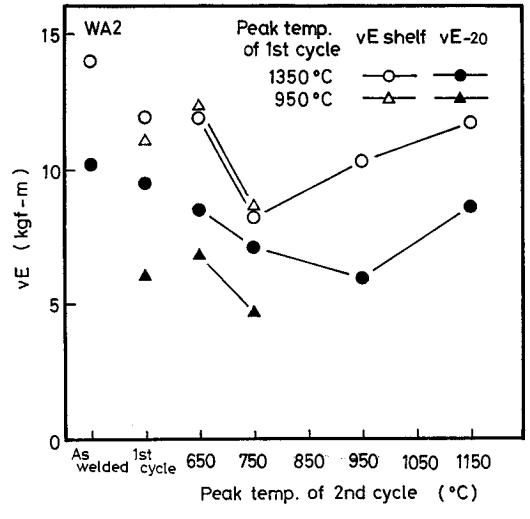


Fig.3-11 Effect of peak temperature on Charpy absorbed energy by double thermal cycle for weld metal WA2

次熱サイクル時の最高加熱温度に対して示す。1次熱サイクル時の最高加熱温度が1350℃の場合，靱性の最高加熱温度依存性は溶接のままに1重熱サイクルを付与した場合と同じ傾向を示した。つまり，最高加熱温度が750℃でのvE shelfの大きな低下，および最高加熱温度が750℃から950℃の領域でのvE_{-20}の低下が認められた。また，1重熱サイクル付与時に靱性劣化の生じた最高加熱温度が950℃に加熱後，2次熱サイクルで最高加熱温度750℃に加熱された場合の靱性劣化は大きく，vE_{-20}は溶接のままの値の約47%にまで低下した。また，Fig.3-12に示すごとく，1次熱サイクル時の最高加熱温度によらず，2次熱サイクルで最高加熱温度が750℃から950℃の領域に加熱された場合にもvTsの上昇が認められた。

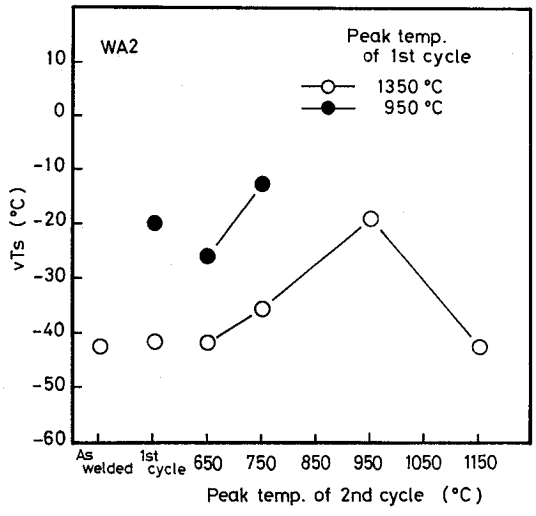


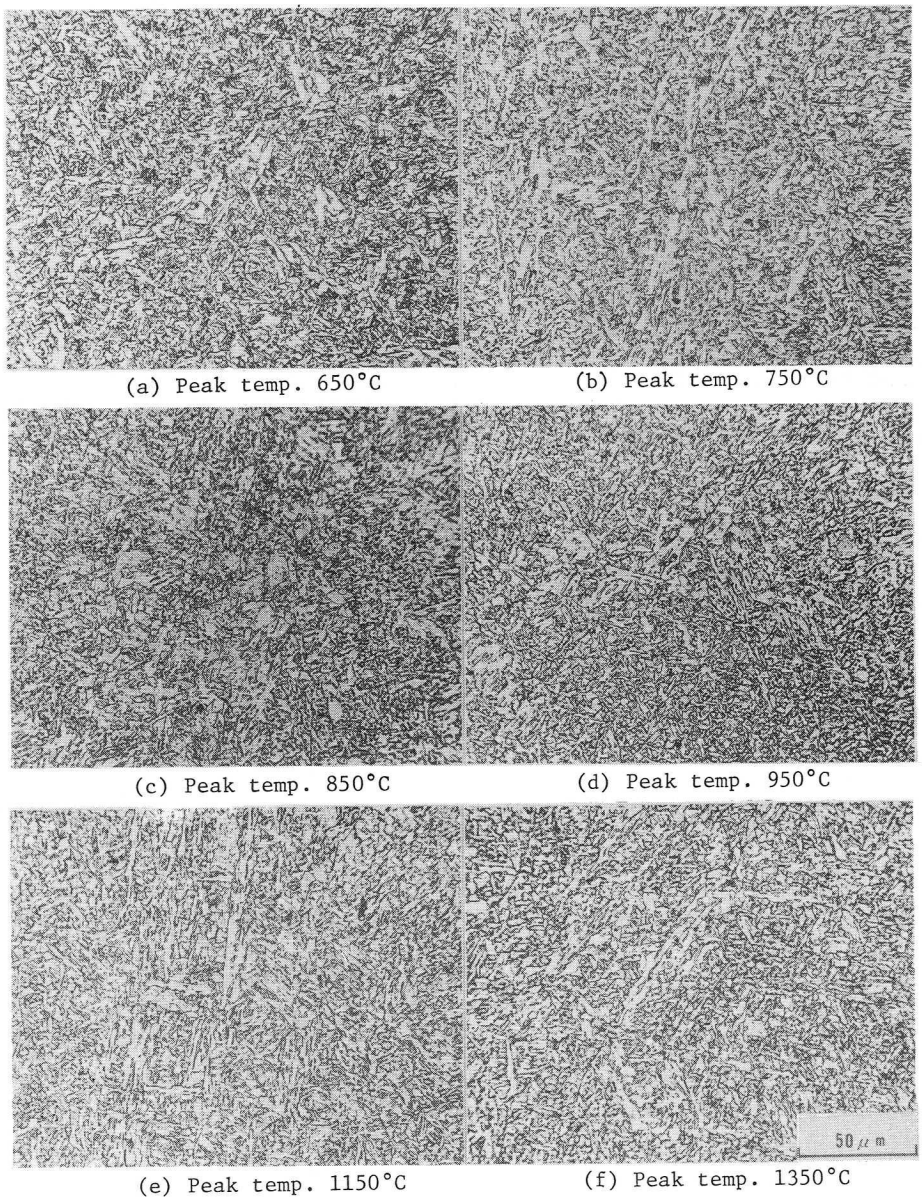
Fig.3-12 Effect of peak temperature on vTs by double thermal cycle for weld metal WA2

以上の再加熱による靱性変化を検討するため，組織観察を行なった。

3－3　溶接金属の組織におよぼす再加熱の影響

Fig.3-13，Fig.3-14およびFig.3-15は溶接金属WA2について溶接のままに1重あるいは2重熱サイクルを付与した場合の光学顕微鏡組織を示す。溶接のままの組織はすでにFig.3-4にて示した。Fig.3-13は溶接のままの組織に1重熱サイクルを付与した場合の組織変化を示す。Fig.3-13(a)に示すように最高加熱温度が650℃では，本溶接金属のA_{c1}点である737℃以下であるため，溶接のままとの相違はほとんど認められなかった。Fig.3-13(b)に示すように最高加熱温度が750℃になると，旧オーステナイト粒界で細かく

粒状に並んで腐食される組織が観察されるが，それ以外溶接のままとの大きな差異は認められなかった。Fig.3－13(c) およびFig.3－13(d) に示す最高加熱温度が850℃および950℃では，粒状化した組織が観察されるが，光学顕微鏡レベルでは溶接のままとそれほど大きな変化は認められなかった。Fig.

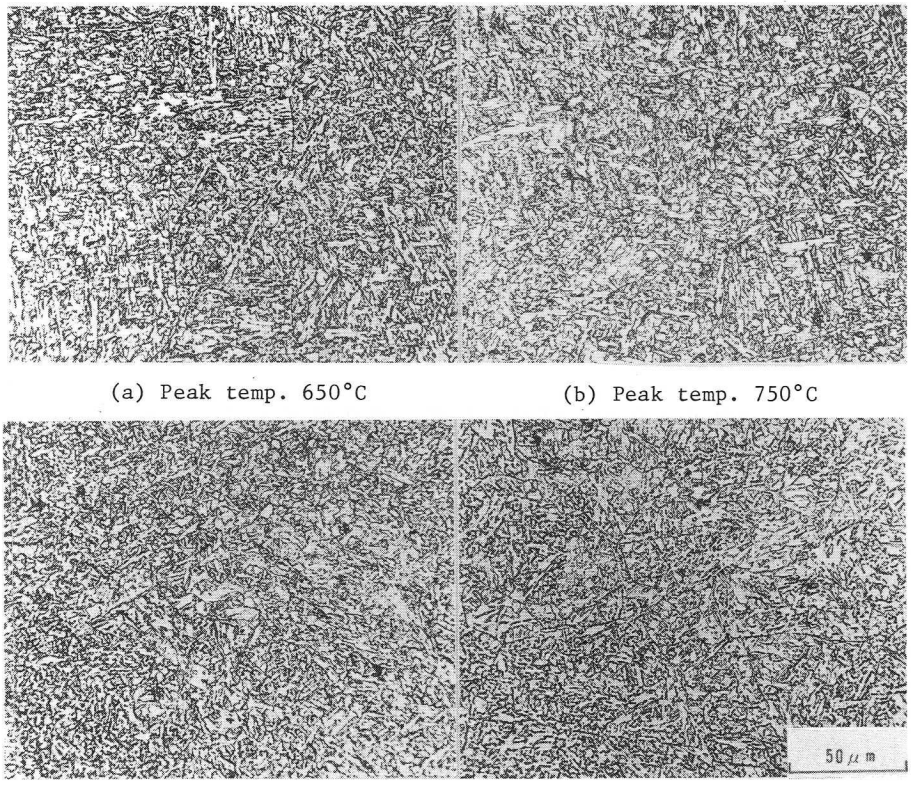


(a) Peak temp. 650°C　(b) Peak temp. 750°C

(c) Peak temp. 850°C　(d) Peak temp. 950°C

(e) Peak temp. 1150°C　(f) Peak temp. 1350°C

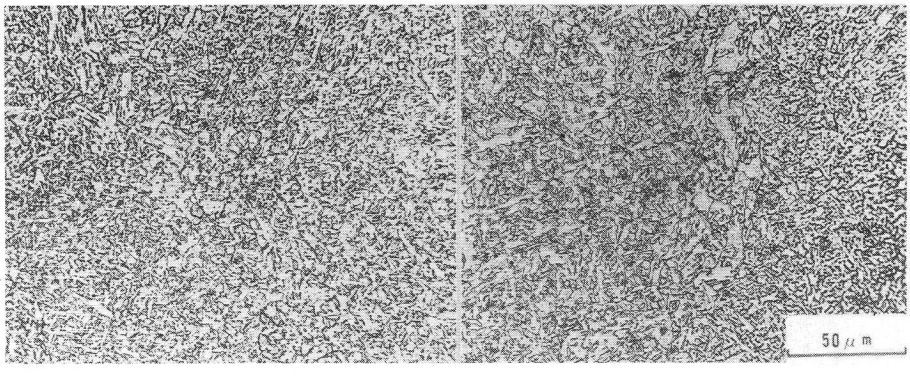
Fig.3-13 Microstructures of single thermal cycled weld metals for weld metal WA2



(a) Peak temp. 650°C (b) Peak temp. 750°C

(c) Peak temp. 950°C (d) Peak temp. 1150°C

Fig.3-14 Microstructures of double thermal cycled weld metals after reheating to 1350°C at the first thermal cycle for weld metal WA2



(a) Peak temp. 650°C (b) Peak temp. 750°C

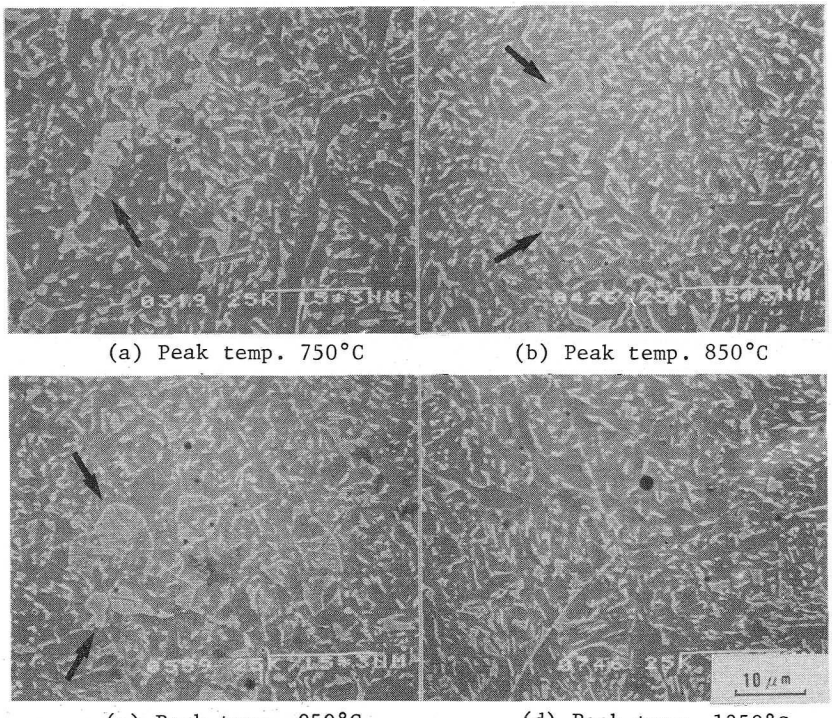
Fig.3-15 Microstructures of double thermal cycled weld metals after reheating to 950°C at the first thermal cycle for weld metal WA2

3-13(e)およびFig.3-13(f)に示す最高加熱温度が1150℃および1350℃では，溶接のままとの相違はほとんど認められなかった。また，最高加熱温度が1350℃になっても旧オーステナイト粒の粗大化は生じていなかった。

Fig.3-14は溶接のままに最高加熱温度が1350℃の1次熱サイクルを付与した後，さらに2次熱サイクルで各最高加熱温度に加熱した場合の光学顕微鏡組織を示す。この場合，組織的には溶接のままに1重熱サイクルを付与した場合と全く同じ最高加熱温度による変化を示した。また，Fig.3-15は最高加熱温度が950℃の1次熱サイクルを付与した後，2次熱サイクルで650℃および750℃に加熱した場合の光学顕微鏡組織を示す。1次熱サイクル時に粒状化した組織が形成され，それにFig.3-15(a)に示す最高加熱温度が650℃の2次熱サイクルを付与しても組織変化は認められなかった。一方，Fig.3-15(b)に示すように最高加熱温度が750℃の2次熱サイクル付与では，旧オーステナイト粒界で細かな粒状に腐食される組織が観察された。

以上の組織観察結果より，Fig.3-9からFig.3-12で示した靱性変化の生じるのは，最高加熱温度が750℃での旧オーステナイト粒界で細かい粒状の組織が認められる場合，あるいは最高加熱温度が850℃および950℃での粒状化した組織の認められる場合であった。しかし，光学顕微鏡レベルの倍率では，最高加熱温度が変化した場合の溶接のままとの相違を明確に観察することはできず，さらに，Fig.3-6で示した溶接のままで観察された島状マルテンサイト組織の変化についても明確にすることは困難であった。そこで，SEMにより島状マルテンサイト組織の変化を観察した。

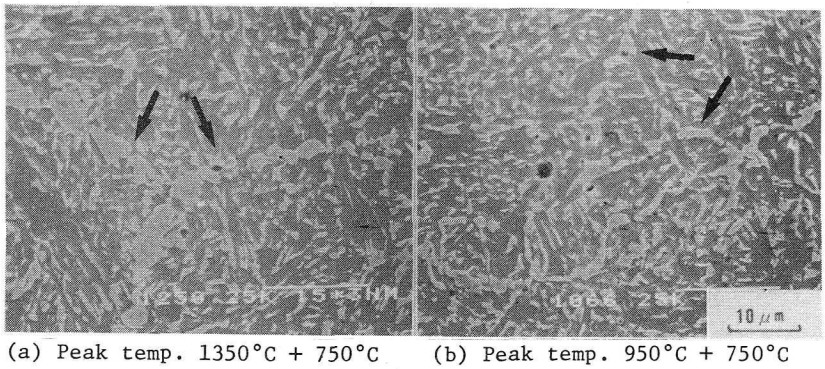
Fig.3-16およびFig.3-17は，それぞれ溶接のままに1重熱サイクルを付与した場合および2重熱サイクルを付与した場合について，代表的な最高加熱温度のSEM組織を示す。なお，溶接のままの組織はすでにFig.3-7(b)にて示した。まず，溶接のままの組織に1重熱サイクルを付与した場合，Fig.3-16(a)に示すように最高加熱温度が750℃では，旧オーステナイト粒界で部分オーステナイト化が始まっており，矢印で示すように旧オーステナイト粒界で島状マルテンサイト組織が鎖状に形成されるのが認められた。また，Fig.3-16(b)およびFig.3-16(c)に示すように，最高加熱温度が850℃および950



(a) Peak temp. 750°C (b) Peak temp. 850°C

(c) Peak temp. 950°C (d) Peak temp. 1350°C

Fig.3-16 SEM microstructures of single thermal cycled weld metals for weld metal WA2



(a) Peak temp. 1350°C + 750°C (b) Peak temp. 950°C + 750°C

Fig.3-17 SEM microstructures of double thermal cycled weld metals for weld metal WA2

℃の場合，矢印で示すように主に旧オーステナイト粒界で比較的大きな島状マルテンサイト組織が観察された。Fig.3－16(d)に示す最高加熱温度が1350℃になると，Fig.3－16(a), (b)および(c)で示した最高加熱温度が750℃，850℃および950℃の場合にみられたような大きな島状マルテンサイト組織は観察されず，Fig.3－7(b)で示した溶接のままと同様な細かい島状マルテンサイト組織が認められた。

Fig.3－17は，最高加熱温度が1350℃あるいは950℃の1次熱サイクル付与後，最高加熱温度が750℃の2次熱サイクルを付与した場合の島状マルテンサイト組織の観察結果である。Fig.3－17(a)に示すように1次熱サイクル時の最高加熱温度が1350℃の場合，最高加熱温度が750℃の2次熱サイクルを付与すると，旧オーステナイト粒界で部分オーステナイト化が生じ，Fig.3－16(a)で示したように溶接のままの組織への最高加熱温度が750℃の1次熱サイクル付与時と同様に，矢印で示すように旧オーステナイト粒界で島状マルテンサイト組織が鎖状に形成された。また，Fig.3－17(b)に示すように1次熱サイクル時の最高加熱温度が950℃の場合，最高加熱温度が750℃の2次熱サイクル付与により，矢印で示すように1次熱サイクル時に新たにオーステナイト化して生じた旧オーステナイト粒界でも部分オーステナイト化が生じ，それらが互いに鎖状に連なって複雑な組織を呈していた。

以上のように，溶接のままの組織に最高加熱温度の異なる1重あるいは2重熱サイクルを付与した場合，島状マルテンサイト組織には大きな変化が生じていた。このような再加熱による島状マルテンサイト組織の変化は，前項までのＨＡＺおよび溶接金属の溶接のままについての結果と同様，溶接金属内ＨＡＺの靱性変化にも影響することが考えられる。

そこで，再加熱による島状マルテンサイト組織の生成量の変化を検討した。Fig.3－18は溶接のまま，および溶接のままに1重あるいは2重熱サイクルを付与した場合の島状マルテンサイト組織の生成量の変化を最高加熱温度に対して示す。溶接のままでは島状マルテンサイト組織の生成量は約10.3％であった。これに最高加熱温度が750℃，850℃および950℃の熱サイクルを付与すると，溶接のままよりその生成量が増加した。この傾向は2重熱サイクルを付与

した場合も同様であった。

前節までにおいて，ＨＴ80鋼のＨＡＺおよび単層の溶接金属では，島状マルテンサイト組織の生成量の増加が靱性劣化原因の一つであることを明らかにした。本節の溶接金属内ＨＡＺにおいても，Fig. 3－18に示したように島状マルテンサイト組織の生成量は，最高加熱温度が750℃から950℃の領域で，溶接のままより増加しており，一方，Fig. 3－10およびFig.3－12に示したように上記の最高加熱温度域で，溶接のままより靱性劣化が生じていた。これらのことより，溶接金属内ＨＡＺにおいても，島状マルテンサイト組織の生成量の増加によりvTsが上昇し，島状マルテンサイト組織は溶接金属内ＨＡＺにおける靱性劣化原因になると考えられる。

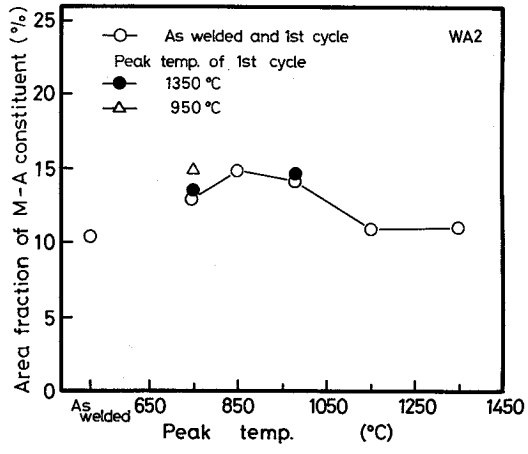


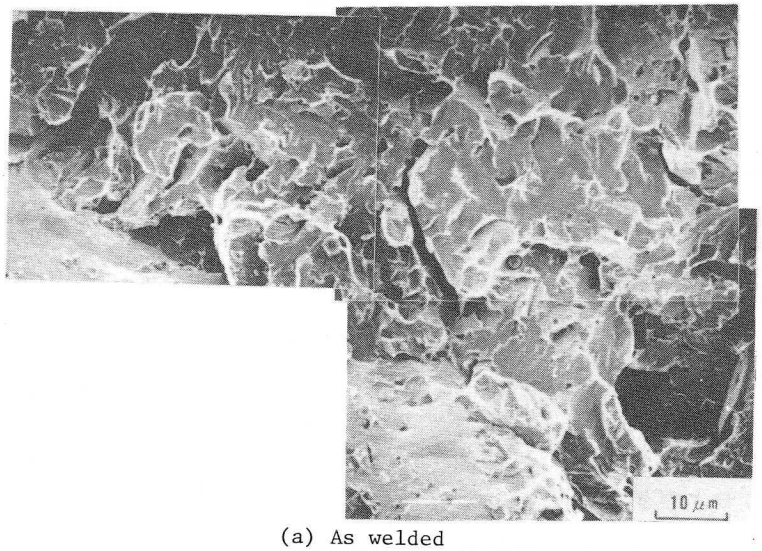
Fig.3-18 Effect of peak temperature on the area fraction of M-A constituent by reheating for weld metal WA2

しかし，最高加熱温度が850℃および950℃のように島状マルテンサイト組織の生成量の増加量とvTsの上昇量が必ずしも1対1に対応していない場合も認められた。この原因として，本章で取り扱っている溶接金属は微細なアシキュラーフェライト組織であり，その靱性には島状マルテンサイト組織の生成量ばかりでなく，例えばFig.3－13で示したような最高加熱温度が850℃および950℃で観察される粒状化した組織の存在も影響していることが考えられる。このような組織の変化は，一般に破面形態に反映されると考えられる。そこで，次項にて破面形態の変化を調べた。

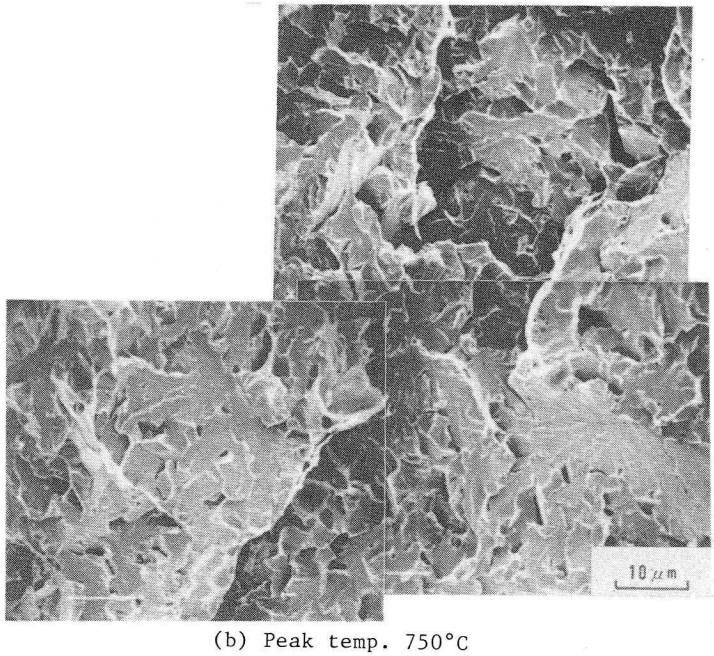
3－4　溶接金属および溶接金属内ＨＡＺの靱性劣化原因

Fig.3－19は溶接のまま，および1重熱サイクル時に最高加熱温度が750℃，

850℃および1350℃に再加熱された場合の破面形態を示す。まず，Fig.3－19(a)に示す溶接のままの場合，破面単位の小さなへき開あるいは擬へき開破面が支配的であった。Fig.3－19(b)に示すように最高加熱温度が750℃の場合，溶接のままに比べ，へき開破面の割合が増加する傾向が認められるが，破

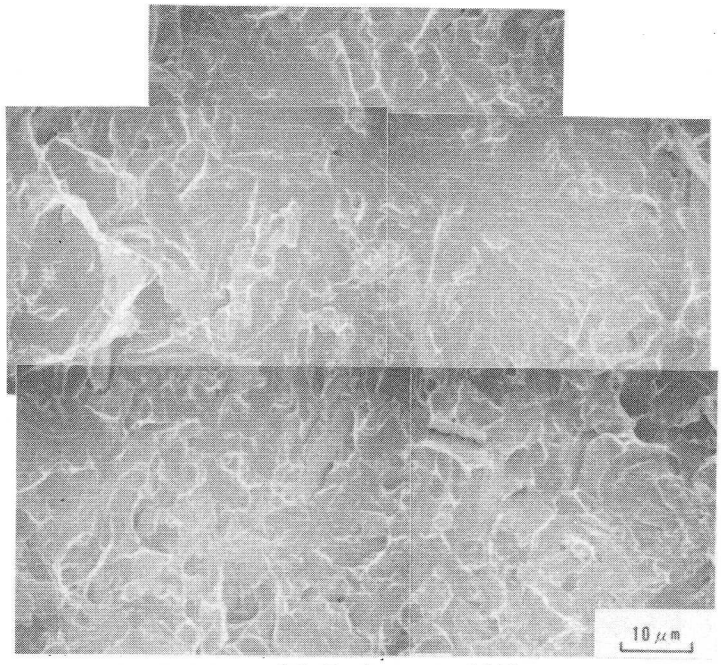


(a) As welded

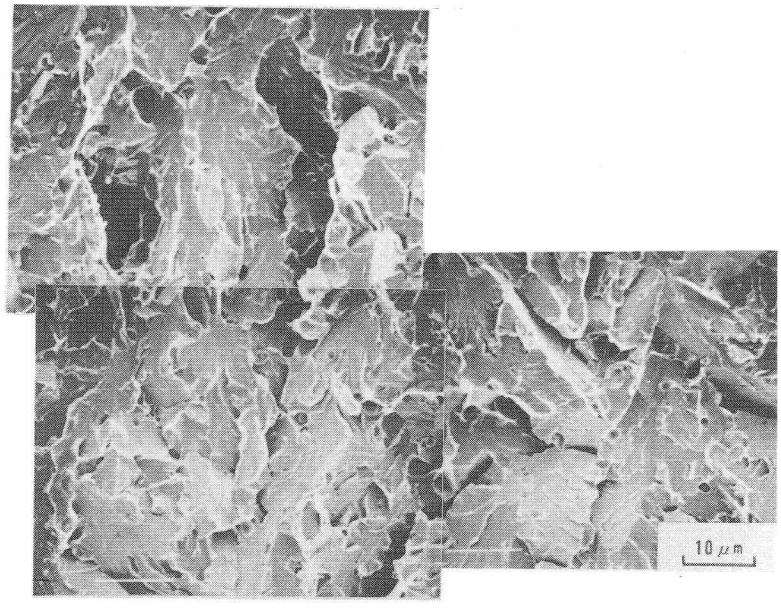


(b) Peak temp. 750°C

Fig.3-19 Fractographs of as welded specimen and single thermal cycled weld metals for weld metal WA2



(c) Peak temp. 850°C



(d) Peak temp. 1350°C

Fig.3-19 (Continued)

面単位にはほとんど変化は見られなかった。Fig.3－19(c)に示すように最高加熱温度が850°Cの場合，破面単位の比較的大きなへき開あるいは擬へき開破面の混在が認められた。Fig.3－19(d)に示すように最高加熱温度が1350°Cへ再加熱されると，溶接のままと同様な破面単位の小さなへき開あるいは擬へ

き開破面形態を示した。

以上のように，最高加熱温度により，破面形態，特に破面単位に変化が生じていた。Fig.3－20は破面単位でvTsを整理した結果である。図中数字は最高加熱温度を示し，2重熱サイクルを付与した場合の結果もまとめて示した。これより，溶接金属内ＨＡＺの靱性と破面単位とは比較的よい相関関係にあり，最高加熱温度が850℃および950℃の場合には，破面単位に若干の粗大化が認められ，靱性も劣化していた。Fig.3－21は，最高加熱温度が８５０℃の場合について，－１９６℃でのシャルピー衝撃試験後の破断経路を示す。き裂は矢印で示す領域を直線的に伝播しており，破面上で認められた比較的大きな破面単位はこの領域での破面に相当すると考え

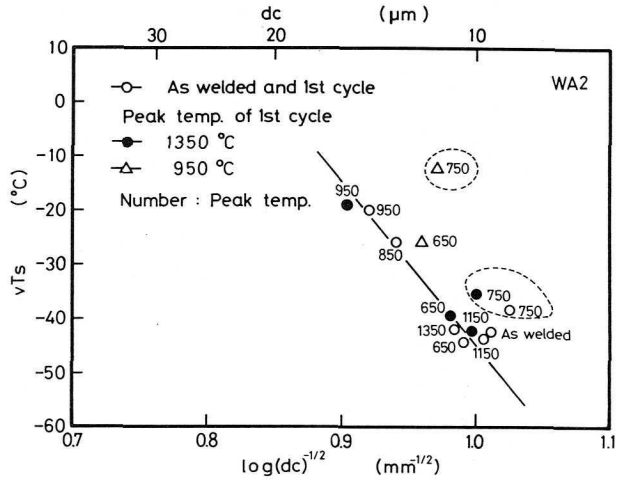


Fig.3-20 Relation between unit crack path and vTs for weld metal WA2

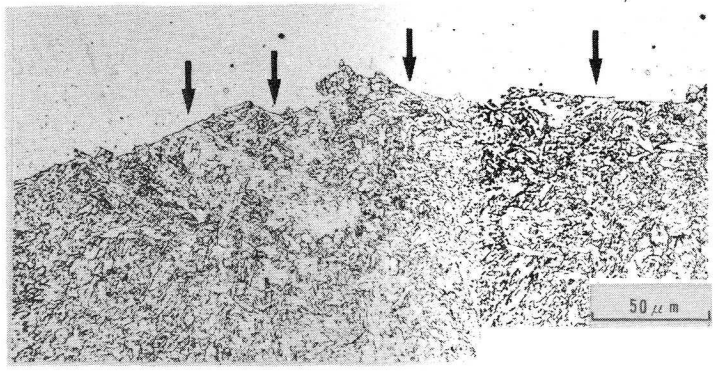


Fig.3-21 Fracture profile of weld metal reheated to 850°C by single thermal cycle for weld metal WA2

られる。このように，最高加熱温度が850℃および950℃での靱性劣化には，前述の島状マルテンサイト組織の生成量の増加ばかりでなく，破面単位に代表される組織の粗大化も関与していると考えられる。

一方，Fig.3－20中点線で囲んだ領域の最高加熱温度が750℃の場合には，vTsと破面単位との関係を示す直線より上方へずれる傾向が認められた。すなわち，最高加熱温度が750℃の場合は，破面単位から予想されるより靱性が劣化していることがわかる。この傾向は1次熱サイクルで最高加熱温度950℃に加熱後，2次熱サイクルで最高加熱温度750℃へ加熱された場合に特に顕著であった。このことから，最高加熱温度が750℃の場合の靱性劣化は組織の粗大化が原因でなく，主にFig.3－16(a)およびFig.3－17で示した旧オーステナイト粒界に形成される島状マルテンサイト組織の生成が原因と考えられる。

また，Fig.3－22は前節のFig.3－5に示した単層の溶接金属の結果もまとめて破面単位で整理して示したものである。溶接金属および溶接金属内ＨＡＺをまとめて示しても，前節で述べたように，溶接金属ＷＢ１は溶接金属ＷＡ１と比べて，

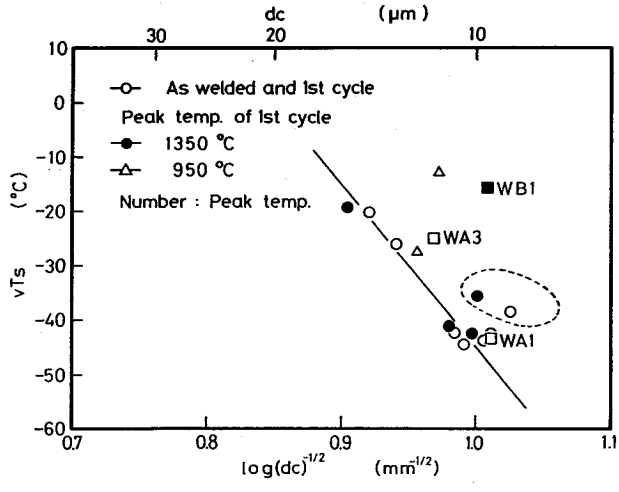


Fig.3-22 Relation between unit crack path and vTs

破面単位にほとんど変化は認められないにもかかわらず靱性が劣化していた。この場合，Fig.3－4でも示したように，溶接金属ＷＢ１は溶接金属ＷＡ１と光学顕微鏡組織的にはほぼ同じ組織であったことより，その主たる靱性劣化原因として島状マルテンサイト組織の生成が考えられた。そこで，溶接金属ＷＡ１のvTsおよび島状マルテンサイト組織の生成量を基準に，Fig.3－22において破面単位のほぼ同じ溶接金属ＷＢ１，および図中点線で囲んだ前述の溶接

金属ＷＡ２において１重熱サイクルで最高加熱温度750℃へ加熱された場合，さらに１次熱サイクルで最高加熱温度1350℃へ加熱後，２次熱サイクルで最高加熱温度750℃へ加熱された場合について，前述のFig.3－8，Fig.3−10，Fig.3−12およびFig.3−18より 溶接金属ＷＡ１とのvTsおよび島状マルテンサイト組織の生成量の差を求めた。その結果，溶接金属および溶接金属内ＨＡＺにおける靱性の島状マルテンサイト組織依存性は約２～４℃／％M−Aとなり，この値は第２章で得られた母板のＨＡＺでの値よりかなり小さかった。この原因として，本章で扱っている溶接金属の場合は，溶接金属内ＨＡＺも含めて，主要組織が微細なアシキュラーフェライト組織であることが考えられる。すなわち，このようなアシキュラーフェライト間は，小溝[63]が大傾角境界であることを報告しており，き裂伝播に対して抵抗性を有していると思われる。その結果，破面単位が母板のＨＡＺに比べ小さくなり，また，このような組織の細かさが靱性劣化に対する島状マルテンサイト組織の影響を減じたためと思われる。

いずれにしても，このように溶接金属および溶接金属内ＨＡＺの靱性に対しては，島状マルテンサイト組織の生成および組織の大きさが主に影響すると考えられる。

３－５　溶接入熱量の異なる溶接金属の靱性におよぼす再加熱の影響

本項では，溶接入熱量が異なる溶接金属について，溶接金属内ＨＡＺの靱性変化を検討した。

Fig.3−23は，前節で得られた溶接入熱量の異なる溶接金属ＷＡ１およびＷＡ３について，それぞれ溶接金属内ＨＡＺの靱性を最高加熱温度に対して示す。なお，溶接金属ＷＡ２については，既にFig.3−10にて示したため割愛した。いずれの溶接入熱量においても，最高加熱温度が750℃から950℃の間の領域で，また，溶接入熱量の大きい溶接金属ＷＡ３では最高加熱温度が1350℃でも若干，溶接のままより靱性が劣化しており，溶接入熱量の大きい溶接金属ＷＡ３での靱性が最も低い値を示した。

このように，溶接金属内ＨＡＺにおいても，溶接入熱量の増加により靱性劣

化が生じるのが認められた。しかし，溶接金属内ＨＡＺにおけるvTsの絶対値は，最も劣化している場合でも－10℃であり，ＨＴ８０鋼の大入熱溶接ＨＡＺ，特にＨＡＺ粗粒域の靱性劣化に比べ比較的小さかった。

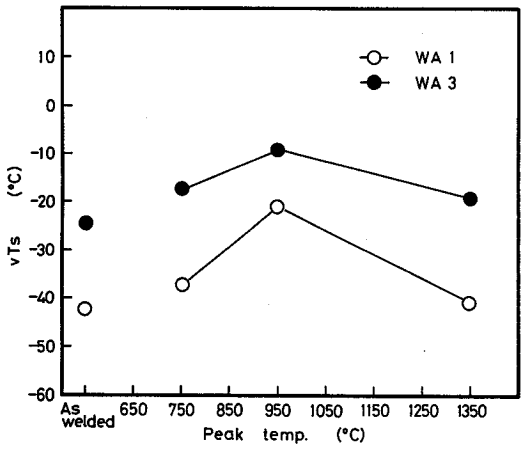


Fig.3-23 Effect of heat input on vTs of reheated zone of weld metal

第４節　結　　論

本章では，ＨＴ８０鋼溶接金属および多層溶接時に形成される溶接金属内ＨＡＺの組織と靱性について検討した。まず，第２節では，溶接金属の靱性におよぼす溶接入熱量の影響について組織面，特に島状マルテンサイト組織の観点から検討した。次いで第３節では，多層溶接時に形成される溶接金属内ＨＡＺの靱性について調べ，そこでの靱性におよぼす島状マルテンサイト組織の影響について検討した。さらに，溶接金属内ＨＡＺの靱性に対する溶接入熱量の影響についても検討した。得られた結果を要約すると以下のごとくである。

1）溶接金属においても，大入熱溶接時には靱性劣化が生じるが，その劣化量は母板のＨＡＺに比べると小さいものであった。

2）このような溶接入熱量の増加による靱性劣化には，島状マルテンサイト組織の生成および組織の粗大化が影響すると考えられた。

3）多層溶接時に形成される溶接金属内ＨＡＺの靱性は，溶接入熱量によらず，最高加熱温度が750℃から950℃の領域で溶接のままより劣化した。また，溶接入熱量の増加に伴い，その劣化量も大きくなる傾向にあった。

4）これら溶接金属内ＨＡＺでの，最高加熱温度が750℃から950℃の領域での靱性劣化にも，島状マルテンサイト組織の生成および組織の大きさが影響すると考えられた。

5）溶接金属および溶接金属内ＨＡＺにおける靱性の島状マルテンサイト組織依存性は約２～４°Ｃ／％Ｍ－Ａであり，母板のＨＡＺでの値に比べかなり小さい傾向を示した。

第4章　溶接ＨＡＺにおける靱性劣化におよぼす島状マルテンサイト組織の影響

第1節　緒　　言

前章までにおいて，ＨＴ80鋼に大入熱溶接を実施した場合のＨＡＺ，溶接金属および溶接金属内ＨＡＺにおける靱性劣化の主原因として，島状マルテンサイト組織の生成が考えられた。

このような島状マルテンサイト組織の生成による靱性劣化原因として，従来の靱性と島状マルテンサイト組織に関する報告では，緒論のTable 1 でも示したごとく，大半は島状マルテンサイト組織の生成が靱性を劣化させるとする前提にたったものであり，それらの報告では靱性の劣化と島状マルテンサイト組織の生成という事象が独立的に述べられているにすぎない。一方，島状マルテンサイト組織が靱性におよぼす影響を定量的に評価しようとする試みもなされている。それらの定量的に靱性を評価しようとした報告[4) 6) 36) 37)]では，島状マルテンサイト組織の生成量の増加により靱性が劣化するとされている。しかし，笠松ら[4)]およびColdrenら[37)]は，島状マルテンサイト組織の生成量を光学顕微鏡組織より測定しており，その場合には炭化物との区別が必ずしも明確でなく，その手法は定量化に適しているとはいいがたい。一方，井川ら[6)]および中西ら[36)]は，2段電解腐食を行ない，ＳＥＭにより島状マルテンサイト組織の生成量を測定し，靱性の評価を定量的に行なっている。しかしながら，島状マルテンサイト組織の生成量が増加するとなぜ靱性が劣化するかという問題については定量的に明らかにしていない。

また，島状マルテンサイト組織が破壊の発生・伝播におよぼす影響についても，緒論のTable 1 で示したごとく，破壊時，島状マルテンサイト組織自体にき裂が発生するとした報告[36) 37) 43) 45) 46)]あるいは島状マルテンサイト組織とフェライトマトリックスとの界面でき裂が発生・伝播するとした報告[6) 7) 19) 46)]もなされているものの，いずれも定量的な検討はなされていない。

そこで，本章では，島状マルテンサイト組織の生成による靱性劣化の最も著しかったＨＴ80鋼の大入熱溶接ＨＡＺ粗粒域について，破壊発生・伝播におよ

ぼす島状マルテンサイト組織の影響をフラクトグラフィ的観点より定量的に検討し，島状マルテンサイト組織の生成が靱性を劣化させる原因について定量的な考察を加えた。

第2節　供試材料および実験方法

供試鋼は第2章で使用したM鋼，およびN鋼（板厚 20 mm）のHT 80鋼2種類であり，その化学組成をTable 4－1に示す。なお，M鋼については第2章で示したため割愛した。実験はM鋼について引張試験，N鋼についてシャルピー衝撃試験および三点曲げ試験を実施したが，それぞれの実験に先立って，上記鋼板より引張試験およびシャルピー衝撃試験用には$\frac{1}{2}$ tを中心に12×12×70 mmの熱サイクル付加用試片を，さらに三点曲げ試験用には$\frac{1}{2}$ tを中心に12×22×100 mmの熱サイクル付加用試片を切り出し，Fig. 4－1に示す熱サイクルを付与した。熱サイクルはＨＡＺ粗粒域を想定して，旧オーステナイト粒径を調整するため1200°Cで9 min保持後，所定の冷却処理を行なった。冷却条件は島状マルテンサイト組織の生成量の多い組織となるよう△tを90 secとした。また，これと比較検討するため，△tを35 secとした試片も作成した。試片は冷却中，ベイニティックフェライトの成長による未変態オーステナイト中への炭素の濃化が完了する温度[13]よりいくぶん低い350°Cから氷水中に焼入れた。また，室温まで連続冷却させる処理も行なった。

Table 4-1 Chemical composition of material used (wt.%)

Material	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	V	Ti	Nb	B	Ceq.
N	0.09	0.23	0.90	0.007	0.003	0.26	0.03	0.62	0.40	0.03	0.01	0.01	0.0010	0.48

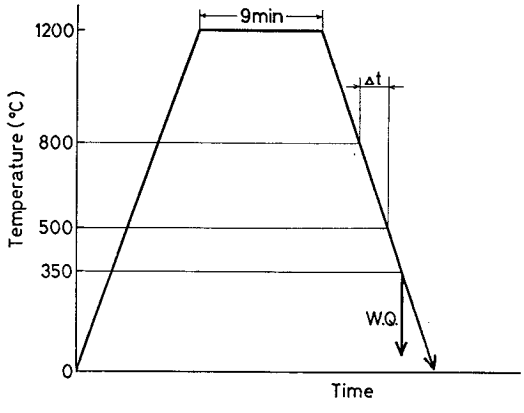


Fig.4-1 Simulated thermal cycles

引張試験は△tを90 secで冷却し，350℃から氷水中に焼入れた試片について実施した。

Fig．4－2(a)は小型板状引張試片の形状を示す。マトリックスの変形挙動が島状マルテンサイト組織の破壊挙動におよぼす影響を検討するため，試験前に試片表面を研磨し，3％ナイタールによる腐食を行なった後，引張試験を室温および－196 °C にて行なった。また，試験途中，種々の歪レベルで荷重を除荷し，ＳＥＭにより試片表面の島状マルテンサイト組織の変化を観察した。

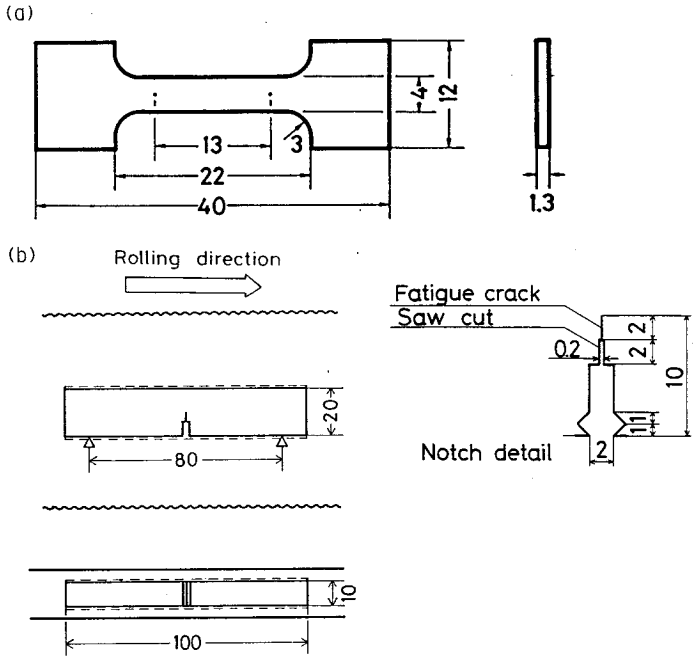


Fig.4-2 Dimensions of tensile test specimen (a) and three point bending test specimen (b) (unit: mm)

三点曲げ試片は10×20×100 mmとし，深さ8mmの機械切欠き先端から2mm長さの疲労き裂を導入し試験に供した。Fig．4－2(b)は三点曲げ試片の形状を示す。

組織観察は腐食液として5％ピクラールおよび3％ナイタールを用い光学顕微鏡にて行なった。また，島状マルテンサイト組織の観察および生成量の測定はＳＥＭにて行ない，その方法は第2章と同様とした。

第3節　溶接ＨＡＺにおける靱性劣化におよぼす島状マルテンサイト組織の影響

3－1　延性破壊およびへき開破壊におよぼす島状マルテンサイト組織の影響

Fig．4－3はM鋼について，△tを90 secで冷却し冷却途中350 °C から水

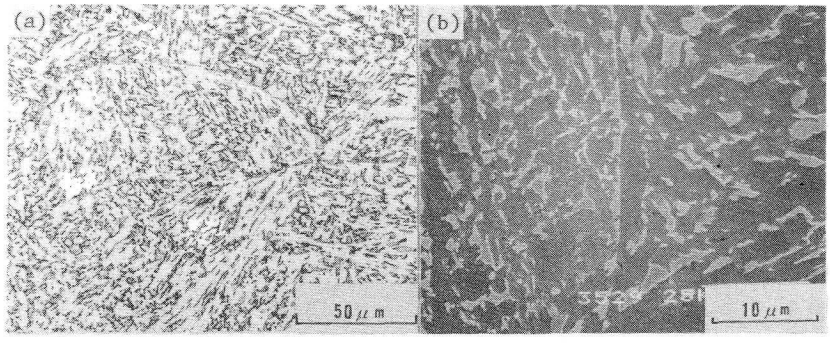


Fig.4-3 Microstructure (a) and SEM microstructure (b) of Steel M

焼入れした場合の光学顕微鏡およびＳＥＭによる組織を示す。Fig.４－3(a)に示す光学顕微鏡組織ではベイニティックフェライト組織を呈していた。Fig.４－3(b)に示すＳＥＭ組織ではフェライトラス間に白く浮き立って観察される島状マルテンサイト組織の生成が認められた。また，炭化物の析出は認められなかった。

Table ４－２は上記組織を有する試片の室温および－196 ℃での引張試験結果を示す。室温での結果に比べて，－196 ℃では0.２％降伏応力（$\sigma_{0.2}$），引張強さ（σ_u）ともに高く，伸び(δ)は顕著に低下していた。

Table 4-2 Tensile test results

Test temp.	$\sigma_{0.2}$ (kgf/mm^2)	σ_u (kgf/mm^2)	δ (%)
Room temp.	63	76	21.0
-196℃	93	102	2.8

次に，島状マルテンサイト組織が破壊発生・伝播におよぼす影響について検討した。

まず，室温での引張試験において，伸びが３％，８％および18％の時点でそれぞれ荷重を除荷し試片表面を観察した結果，ミクロクラックの発生は認められなかった。Fig.４－４は，試片が破断した際，ネッキングが生じていた領域の試片表面を観察した結果であり，(a)から(d)に塑性変形が大きくなる順に示す。

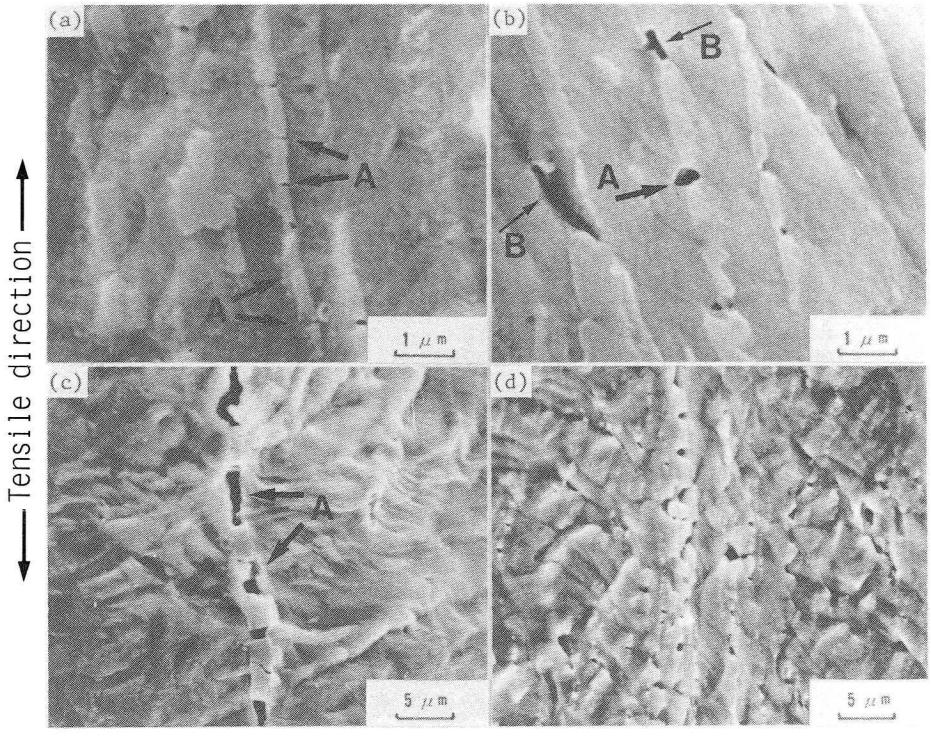


Fig.4-4 Microcracks observed on the metallographically etched surface of specimen tested at room temperature

引張方向は図に対し上下方向である。図に示すように，試片表面には多数のミクロクラックが認められた。ここで，ミクロクラックの形態には，(a)(b)および(c)中矢印Aで示す白く浮き立って観察される島状マルテンサイト組織自体が割れる場合，および(b)中矢印Bで示す島状マルテンサイト組織とフェライトマトリックスとの界面で分離の生じる場合の二つのタイプが観察された。そこで，ネッキングが生じていた領域で，倍率3000～5000倍で観察したすべてのミクロクラックについて，その形態が前述の島状マルテンサイト組織自体が割れる場合，あるいは島状マルテンサイト組織とフェライトマトリックスとの界面で分離の生じる場合のいずれのタイプに属するかを調べた。Table 4－3はその結果を示す。これより，延性破壊時において，ミクロクラックはその大半（72

Table 4-3 Sources of surface microcracks in tensile test

Total number of microcracks	Number of microcracks originating in M-A constituent	Number of microcracks originating at interface between M-A constituent and ferrite matrix
81 (100%)	58 (72%)	23 (28%)

%）が島状マルテンサイト組織自体が割れることにより生じる傾向が認められた。また，この島状マルテンサイト組織自体が割れる場合，Fig.4－4(a)から(d)へ塑性変形量の増加とともに，島状マルテンサイト組織に生じたミクロクラックがボイドに，さらには大きなボイドへと進展する傾向にあった。

Fig.4－5はマトリックスの変形挙動が島状マルテンサイト組織の破壊挙動におよぼす影響を示したものである。引張方向は図に対し上下方向である。Fig.4－5(a)に示すように，マトリックスの変形に伴うスリップバンドが島状マルテンサイト組織自体を破壊し，そこでミクロクラックが生じる場合と，Fig.4－5(b)に示すように，スリップバンドが島状マルテンサイト組織とフェライト

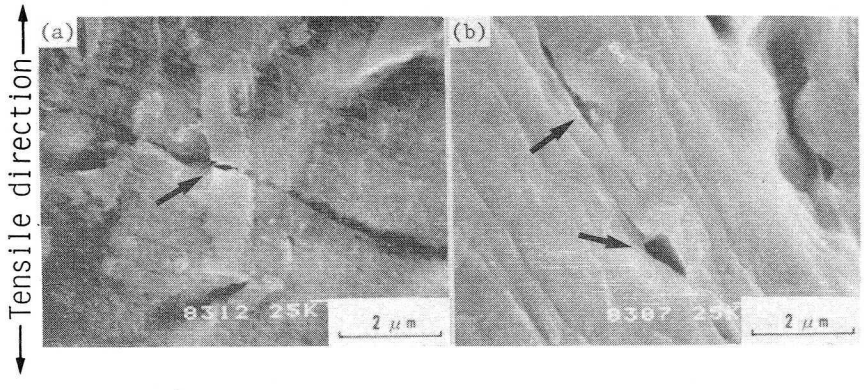


Fig.4-5 Relation between microcracks and slip bands

マトリックスとの界面に沿って進み，そこでミクロクラックが生じる場合が認められた。これらのミクロクラックの形態は，Fig.4－4のミクロクラックの形態とも対応するもので，それぞれ第2相前面へのすべり転位の堆積による応力集中の結果，[81)～83)] あるいは第2相の周囲での応力集中の結果[84)]生じたものと考えられる。

Fig.4－6は室温での引張試験で得られた破面形態を示す。いずれもディンプル破面を呈しているのが認められる。

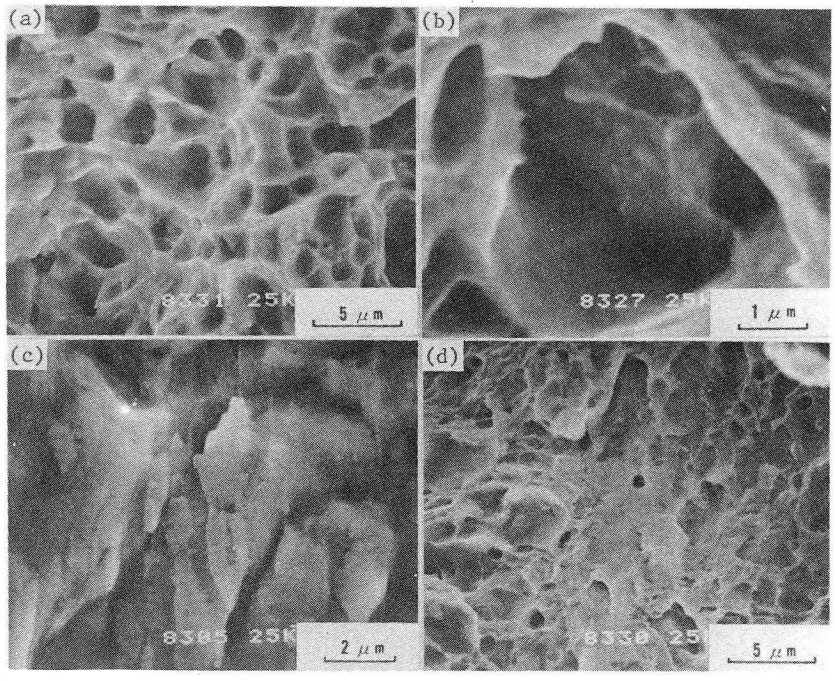


Fig.4-6 Fractographs of tensile specimen tested at room temperature

以上示したごとく，延性破壊時において，島状マルテンサイト組織の大半（72%）はそれ自体が割れることにより，あるいは一部（28%）島状マルテンサイト組織とフェライトマトリックスとの界面で分離が生じることによりディンプル破壊の核となりうると考えられる。

次に，Fig.4－7に－196 °Cで引張破壊させた試片の中央部付近で観察された典型的なへき開ファセットの一例を示す。ここで，Fig.4－7(a)，(b)および(c)は順に破面の拡大を示し，Fig.4－7(d)は(c)のマッチング破面観察結果を示す。Fig.4－7(a)，(b)および(c)において示すように，へき開ファセット中でリバーパターンは塊状の第2相から放射状に伸びており，へき開破壊がこの第2

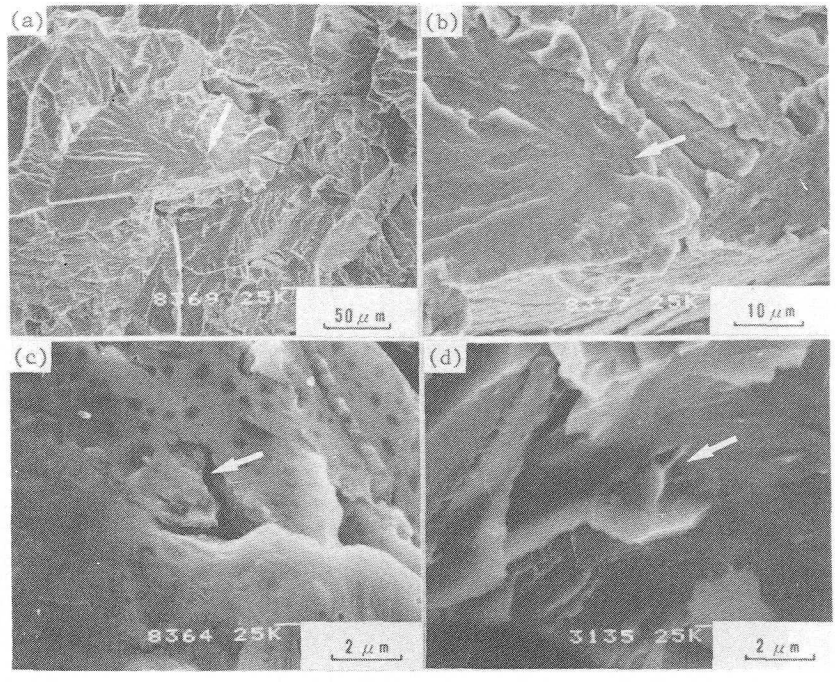
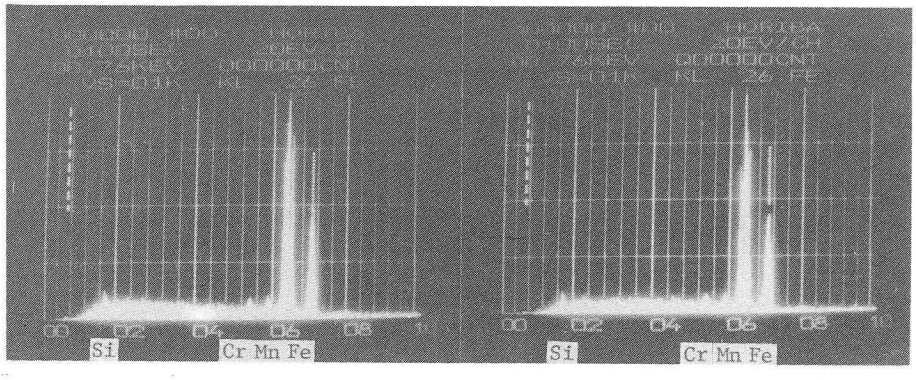


Fig.4-7 Fractographs of tensile specimen tested at -196°C

相を起点として発生しているのが認められた。この第2相は塊状で，その大きさは約3 μmであり，Fig.4－3(b)で観察された島状マルテンサイト組織の大きさとおよそ一致するものであった。また，Fig.4－8はＥＤＸにより第2相の元素分析を行なった結果を示すが，(a)に示す第2相と(b)に示すフェライトマトリックスの主要元素はほぼ同じ，つまり鉄とわずかなクロム，マンガンおよびシリコンであり，アルミニウムあるいは硫黄などの元素は認められなかった。この分析結果より，この第2相は非金属介在物ではないと思われる。一方，Fig.

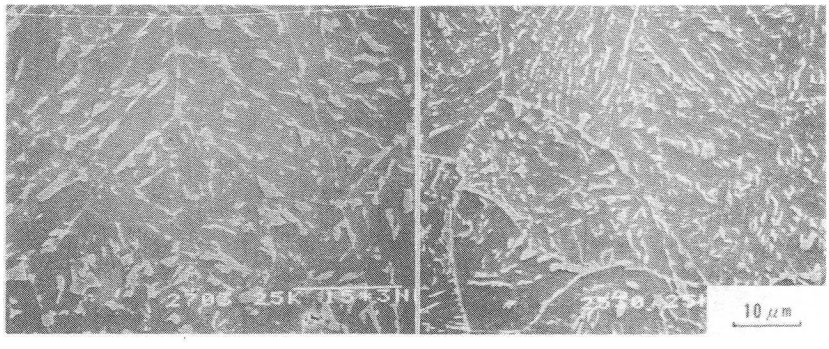


(a) Second phase　　(b) Matrix

Fig.4-8 Point analysis by EDX

4 － 3(b)に示したように，この組織中には炭化物が観察されない点および第2相の大きさより，この第2相は島状マルテンサイト組織であると考えられる。また，同様な例が破面中他にも認められることより，へき開破壊時においてもき裂が島状マルテンサイト組織から発生すると思われる。

この点をさらに確認するために，三点曲げ試験を行なった。実験にはN鋼を供した。Fig. 4 － 9 にN鋼を 1200 ℃に 9 min加熱後，△t を 90 sec および



(a) Δt = 90sec　　(b) Δt = 35sec

Fig.4-9 SEM microstructures of Steel N

35 secで冷却し，冷却途中 350 °Cから水焼入れした場合のＳＥＭ組織を示す。いずれの冷却条件の場合も炭化物の認められないベイニティックフェライト組織であった。これらの組織を有する試片について，0 °Cで三点曲げ試験を数回行ない，不安定破壊開始直前で荷重を除荷し，そのときのき裂発生サイトを観察

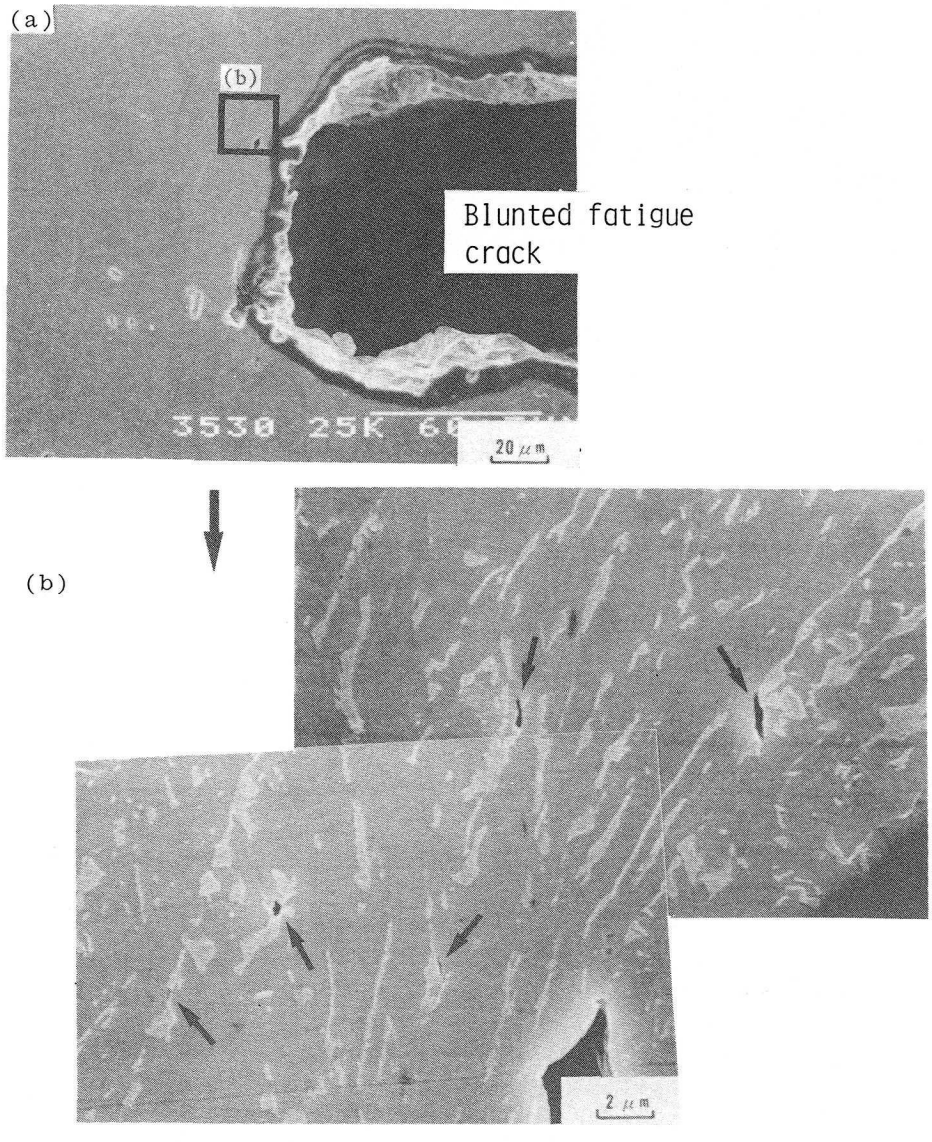


Fig.4-10 Microcracks observed near the blunted fatigue crack tip in three point bending test specimen with Δt=35sec

した。その結果の一例を△tが35 secの場合についてFig.4−10に示す。鈍化している疲労き裂の少し前方で，多数のミクロクラックが比較的多く島状マルテンサイト組織とフェライトマトリックスとの界面で，あるいは島状マルテンサイト組織自体に発生しているのが観察された。Table 4−4は，上記試片について，疲労き裂底近傍で倍率3000倍で観察したミクロクラックを，島状

Table 4-4 Sources of surface microcracks in three point bending test

Total number of microcracks	Number of microcracks originating in M-A constituent	Number of microcracks originating at interface between M-A constituent and ferrite matrix
26 (100%)	9 (35%)	17 (65%)

マルテンサイト組織自体に発生したもの，および島状マルテンサイト組織とフェライトマトリックスとの界面で発生したものに分類した結果を示す。ミクロクラックは，島状マルテンサイト組織とフェライトマトリックスとの界面でその65％が発生しており，島状マルテンサイト組織とフェライトマトリックスとの界面は，へき開破壊時にミクロクラックが比較的発生しやすい傾向が認められた。これは，へき開破壊時には，フェライトマトリックスが変形しがたいため，組織中に硬い第2相としての島状マルテンサイト組織が存在する場合，島状マルテンサイト組織とフェライトマトリックスとの界面で応力集中が生じやすい結果と考えられる。[84)]

また，このときの破面形態の一例を△tが35 secおよび90 secの場合について，それぞれFig.4−11およびFig.4−12に示す。いずれの場合も(a)から(b)，(c)の順に同一場所の拡大を示し，(d)は(c)のマッチング破面を示す。Fig.4−11およびFig.4−12において，最初のき裂発生はFig.4−10でも示したように疲労き裂先端から試片内部側で生じており，へき開ファセットの発生点には島状

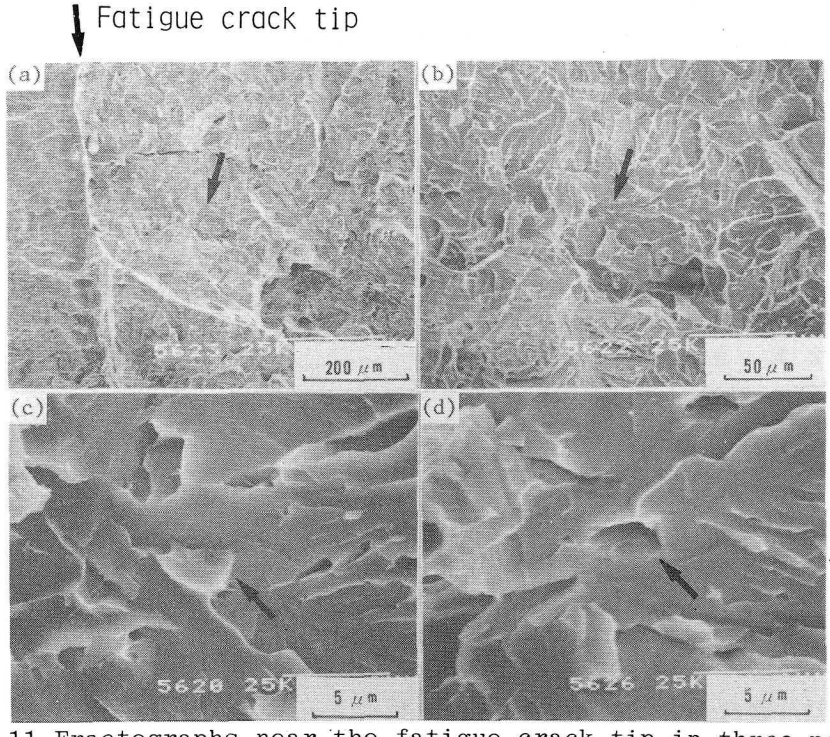


Fig.4-11 Fractographs near the fatigue crack tip in three point bending test with Δt=35sec

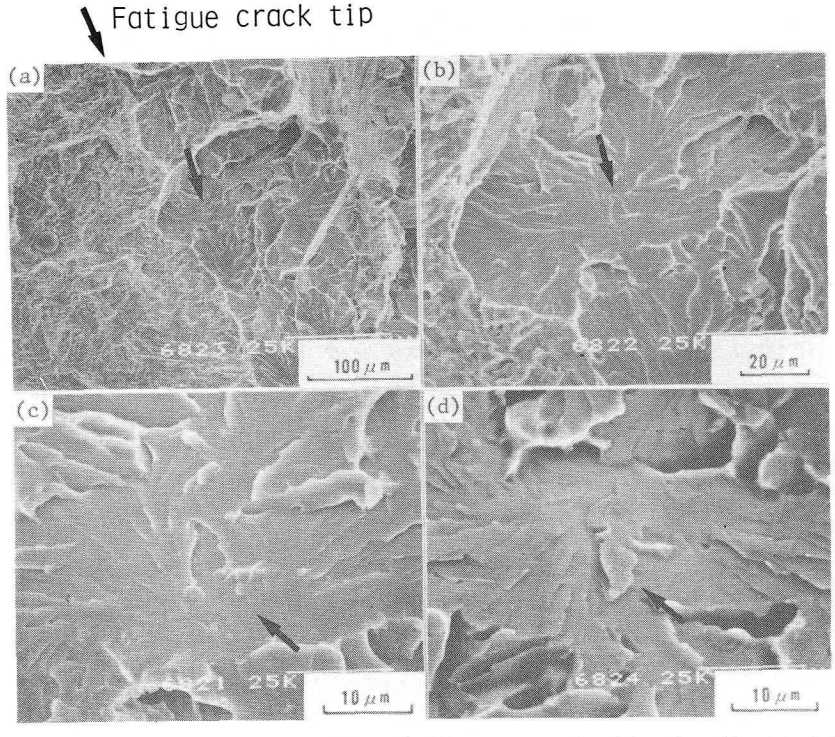


Fig.4-12 Fractographs near the fatigue crack tip in three point bending test with Δt=90sec

マルテンサイト組織と思われる第2相がそれぞれ認められた。

そこで，上記の試片について，観察したすべてのへき開ファセットに対して破壊の発生点に島状マルテンサイト組織と思われる第2相（もしくはその痕跡）が存在するファセットの割合を求めた。まず，三点曲げ試片の破面中央のノッチに対して垂直な線上で，疲労き裂先端近傍，試片中央部および疲労き裂と反対側の試片端部において，ほぼ同数のへき開ファセットが得られるよう，△tが35 secの試片についてはほぼ正確に200×200 μmの領域を倍率1000倍で，また，△tが90 secの試片についてはほぼ正確に400×400 μmの領域を倍率500倍で，ＳＥＭにより連続破面写真を撮影し，その後，個々のへき開ファセ

Table 4-5 Sources of cleavage fracture facets

Specimen	Δt=35sec		
Observed location	Near the fatigue crack tip	Center of specimen	Edge of opposite fatigue crack of specimen
Total number of cleavage fracture facets	97 (100%)	95 (100%)	95 (100%)
Number of fracture facets initiating at M-A constituent	66 (68%)	65 (68%)	64 (67%)
Origin of cleavage fracture facets not certain	31 (32%)	30 (32%)	31 (33%)
Specimen	Δt=90sec		
Observed location	Near the fatigue crack tip	Center of specimen	Edge of opposite fatigue crack of specimen
Total number of cleavage fracture facets	93 (100%)	94 (100%)	93 (100%)
Number of fracture facets initiating at M-A constituent	64 (69%)	67 (71%)	64 (69%)
Origin of cleavage fracture facets not certain	29 (31%)	27 (29%)	29 (31%)

ットについて破壊発生点をＳＥＭによりたんねんに観察した。そして，個々のへき開ファセットについて，破壊発生点に島状マルテンサイト組織と思われる第２相（もしくはその痕跡）が存在するもの，および島状マルテンサイト組織と思われる第２相（もしくはその痕跡）が存在しないかあるいはその存在を明確に断定できないものに分類した。Table ４－５はその結果を示す。

観察位置および△ｔにより，すべてのへき開ファセットに対して破壊発生点に島状マルテンサイト組織と思われる第２相（もしくはその痕跡）の存在する割合に顕著な差は認められないが，いずれの場合も，少なくとも70％近い割合でへき開ファセットの発生点に島状マルテンサイト組織と思われる第２相（もしくはその痕跡）が認められた。このように，島状マルテンサイトが存在する組織の場合には，そのへき開破壊の発生に島状マルテンサイト組織が大きく関与することが認められる。

以上の実験結果から，へき開破壊時においても，き裂が島状マルテンサイト組織から発生すると考えられ，その場合，Table ４－４に示したごとく，へき開破壊の核となるミクロクラックは島状マルテンサイト組織とフェライトマトリックスとの界面で比較的多く発生する傾向にあった。

３－２　島状マルテンサイト組織の生成による靱性劣化原因についての考察

前項において示したように，島状マルテンサイトの存在する組織の破壊に関して，延性破壊時には，Fig.４－４で示したように室温での引張試験において試片にネッキングが生じた領域で，試片表面に多数のミクロクラックが観察された。そして，ミクロクラックの形態には，大半の島状マルテンサイト組織自体が割れる場合，および一部島状マルテンサイト組織とフェライトマトリックスとの界面で分離の生じる場合の二つのタイプが観察された。Fig.４－13はシャルピー衝撃試片のノッチ底部のディンプル領域を２段電解腐食後，破面観察した結果の一例を示す。この場合の試験条件は，Ｎ鋼を用い 1200 °C で 9 min 加熱後△ｔを 90 secで室温まで連続冷却させ，試験温度 22 °C でシャルピー衝撃試験を行なったものである。ディンプル底に白く見える島状マルテンサイト組織が存在しているのが観察され，このことからも島状マルテンサイト組織が，

延性破壊時にき裂発生核となることが確認された。

一方，へき開破壊時において，Fig.4－7で示したように－196 ℃での引張試験時に，さらに，Fig.4－11およびFig.4－12で示したように0 ℃での三点曲げ試験時にも，へき開ファセットの発生点には島状マルテンサイト組織と思われる第2相が認められ，Table 4－4で示したように，き裂は島状マルテンサイト組織とフェライトマトリックスとの界面で比較的多く発生する傾向が認められた。また，Fig.4－14は三点曲げ試験でポップインが生じた場合に疲労き裂底近傍で認められた進展したき裂の一例を示す。この場合の試験条件は，N鋼を用い1200 ℃で9 min加熱

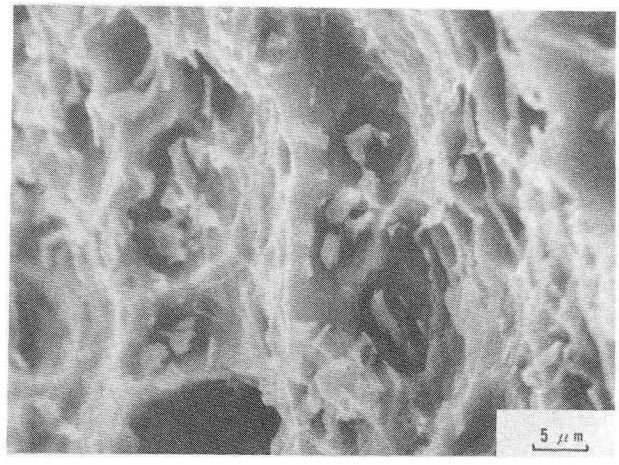


Fig.4-13 Dimple fracture with M-A constituent with Δt=90sec

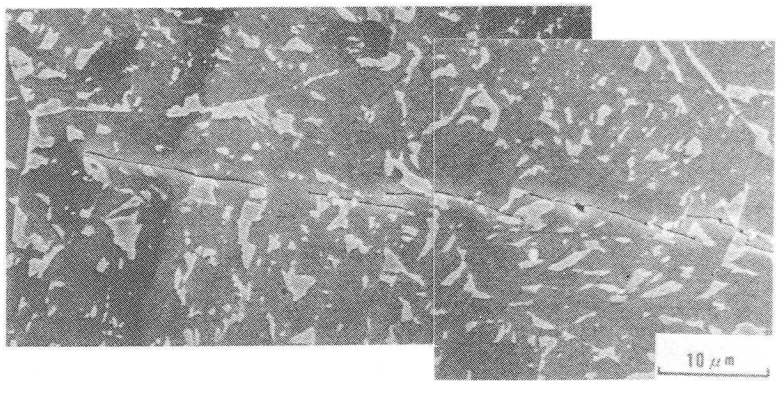


Fig.4-14 Microcracks developed in pop-in in three point bending test with Δt=90sec

後△ t を 90 sec で冷却し，350 ℃ から水焼入れした試片を，試験温度 0 ℃で三点曲げ試験したものである。き裂は基本的にはフェライトマトリックス中を伝播するが，き裂伝播におよぼす島状マルテンサイト組織の影響については，島状マルテンサイト組織中よりむしろ島状マルテンサイト組織とフェライトマトリックスとの界面を伝播する傾向の高いことが認められた。

そこで，き裂が島状マルテンサイト組織とフェライトマトリックスとの界面を伝播する割合を，脆性破面率が90％以上になるシャルピー衝撃試片を用い，2次クラックすべてに対してＳＥＭにより倍率 3000 倍で実測した。この場合の試験条件は，N鋼を 1200 ℃で 9 min加熱後，△t を 35 sec および 90 sec で室温まで連続冷却させたものである。Table 4－6 はその結果を示す。これより，△t が 90 secの場合のごとく，島状マルテンサイト組織の生成量の多い場合は，2次クラックが島状マルテンサイト組織とフェライトマトリックスとの界面を伝播する割合が高く，靱性も劣化しているのが認められた。これは，前述のように，組織中に硬い第2相としての島状マルテンサイト組織が存在する場合，島状マルテンサイト組織とフェライトマトリックスとの界面で応力集中が生じやすく，[84] き裂はこの応力集中場を容易に伝播しうるためと考えられる。

以上より，島状マルテンサイト組織の生成による靱性劣化原因としては，へき開破壊時のミクロクラックが，比較的多く（65％）島状マルテンサイト組織とフェライトマトリックスとの界面で，あるいは35％が島状マルテンサイト組織自体に発生し，その伝播過程においては，発生したミクロクラックが島状マルテンサイト組織とフェライトマトリックスとの界面を低応力で伝播しうるためと考えられる。また，島状マルテンサイト組織の生成量の増加による靱性劣化は，へき開破壊が発生・伝播しやすい島状マルテンサイト組織とフェライトマトリックスとの界面の面積が増加するためと考えられる。したがって，このことから，大入熱溶接ＨＡＺ粗粒域で顕著な島状マルテンサイト組織の生成による靱性劣化を改善するためには，へき開破壊が発生・伝播しやすい島状マルテンサイト組織とフェライトマトリックスとの界面の面積を減らすこと，すなわち，島状マルテンサイト組織の生成量の低減が有効と考えられる。そこで次章にて，この点について実証的に検討することにした。

Table 4-6 Fraction of secondary crack length along the interface between M-A constituent and ferrite matrix to total secondary crack length

		Secondary crack length (μm)	Length of interface between M-A constituent and ferrite matrix (μm)	Fraction of interface to secondary crack length (%)
Δt=35sec		39.5	10.1	25.6
		9.4	4.0	42.6
		30.3	10.1	33.3
		28.5	5.7	20.0
		11.8	2.6	22.0
		11.0	3.5	31.8
		23.3	4.0	17.2
		17.5	4.4	25.1
		38.2	6.1	16.0
		29.8	6.1	20.5
		17.5	5.3	30.3
		18.9	3.5	18.5
		6.6	0.9	13.6
		30.7	4.4	14.3
		40.8	10.5	25.7
		36.0	6.6	18.3
vTs (°C)	Area fraction of M-A constituent (%)	Total secondary crack length (μm)	Total length of interface (μm)	Fraction of total interface to total secondary crack length (%)
-15	10.2	389.8	87.8	22.5
		Secondary crack length (μm)	Length of interface between M-A constituent and ferrite matrix (μm)	Fraction of interface to secondary crack length (%)
Δt=90sec		36.0	14.5	40.3
		25.0	9.7	38.8
		18.0	6.6	36.7
		43.0	11.0	25.6
		21.1	6.6	31.3
		53.4	13.2	24.7
		30.7	9.5	31.0
		19.3	7.5	38.9
		29.4	7.9	26.9
		38.2	11.4	29.8
		14.9	3.5	23.5
		23.3	5.3	22.8
		13.2	5.7	43.2
		11.8	4.8	40.7
		30.7	10.1	32.9
		13.2	4.0	30.3
		48.3	13.2	27.3
		63.6	23.3	36.6
vTs (°C)	Area fraction of M-A constituent (%)	Total secondary crack length (μm)	Total length of interface (μm)	Fraction of total interface to total secondary crack length (%)
57	13.3	533.1	167.8	31.5

第4節　結　　論

前章までにおいて，HT80鋼の大入熱溶接部の靱性劣化の主原因として島状マルテンサイト組織の生成が考えられた。そこで本章では，島状マルテンサイト組織の生成による靱性劣化の著しいHT80鋼の大入熱溶接ＨＡＺ粗粒域について，島状マルテンサイト組織が破壊発生・伝播におよぼす影響をフラクトグラフィ的観点より定量的に検討し，さらに島状マルテンサイト組織の生成が靱性を劣化させる原因について定量的な考察を加えた。得られた結果を要約すると以下のごとくである。

1）延性破壊時において，フェライトマトリックスの変形により島状マルテンサイト組織とフェライトマトリックスとの界面で応力集中が生じ，そこで大半（72％）は島状マルテンサイト組織自体の割れにより，あるいは一部（28％）島状マルテンサイト組織とフェライトマトリックスとの界面での分離によるミクロクラックの発生が認められた。島状マルテンサイト組織自体が割れる場合，塑性変形量の増加とともに，ミクロクラックがボイドに，さらには大きなボイドへと進展する傾向にあった。

2）へき開破壊時において，へき開破壊の核となるミクロクラックが，比較的多く（65％）島状マルテンサイト組織とフェライトマトリックスとの界面で，あるいは35％が島状マルテンサイト組織自体に発生するのが観察された。その場合，少なくとも70％近い割合でへき開ファセットの発生点に島状マルテンサイト組織と思われる第2相（もしくはその痕跡）が認められた。

3）島状マルテンサイト組織の生成による靱性劣化原因としては，へき開破壊時に結論(2)のごとく発生したミクロクラックが，応力集中の生じやすい島状マルテンサイト組織とフェライトマトリックスとの界面を低応力で伝播しうるためと考えられた。

また，島状マルテンサイト組織の生成量の増加による靱性劣化は，へき開破壊が発生・伝播しやすい島状マルテンサイト組織とフェライトマトリックスとの界面の面積が増加するためと考えられた。

4）以上のことから，大入熱溶接ＨＡＺ粗粒域で顕著な島状マルテンサイト組織の生成による靱性劣化を改善するためには，へき開破壊の発生・伝播しやす

い島状マルテンサイト組織とフェライトマトリックスとの界面の面積を減らすこと，すなわち，島状マルテンサイト組織の生成量の低減が有効と考えられた。

第5章　大入熱溶接ＨＡＺにおける靱性改善に対する島状マルテンサイト組織の生成量低減の有効性

第1節　緒　　言

第3章までにおいて，HT80鋼に大入熱溶接を実施した場合，その溶接部，特にＨＡＺ粗粒域での靱性劣化が最も大きいものであり，その靱性劣化には島状マルテンサイト組織の生成が大きく関与していることを明らかにした。また，第4章では，島状マルテンサイト組織の生成による靱性劣化原因に対する考察から，大入熱溶接ＨＡＺ粗粒域の靱性改善には島状マルテンサイト組織の生成量の低減が有効と考えられた。

そこで本章では，大入熱溶接ＨＡＺ粗粒域の靱性改善に対する島状マルテンサイト組織の生成量低減の有効性について実証的に検討した。さらに，本論文における溶接部の靱性値におよぼす島状マルテンサイト組織の生成量の総括的な評価を行なった。

島状マルテンサイトの存在する組織を比較的低温で焼もどすと靱性が改善されることは知られているが，[6) 30)] 焼もどし時の時間経過に伴う島状マルテンサイト組織の変化および靱性変化との関係を検討した例はあまり見当たらない。そこで第2節において，連続冷却途中低温で恒温保持し，保持時間に伴う島状マルテンサイト組織の変化を調べ，そのときの靱性との関係を検討した。

また，従来，連続冷却のままで島状マルテンサイト組織の生成量の低減を目的として，低シリコン化が検討されている。[27)] しかし，過度の低シリコン化はセメンタイトの析出を促進し，靱性が劣化する場合があることも報告されている。[35)] 一方，島状マルテンサイト組織の生成に関しては種々な合金元素が関与するが，特に炭素の影響が大きいとされている。[9)] 従来より，HT60鋼以下の鋼板に対しては低炭素化が島状マルテンサイト組織の生成量の低減に有効であるとされている。[4)] HT80鋼については，須賀ら[32)]が0.08％Ｃまでの低炭素化により大入熱溶接ボンド部の靱性が改善しうるとしているが，その理由については何も言及していない。また，HT80鋼の大入熱溶接ＨＡＺ粗粒域における島状マルテンサイト組織の生成に対する低炭素化の影響を検討した報告は従来

全くなされていない。そこで第3節では，HT80鋼ＨＡＺ粗粒域の島状マルテンサイト組織の生成および靱性に対する低炭素化の影響について検討した。

さらに第4節では，本論文における溶接部の靱性値におよぼす島状マルテンサイト組織の生成量の総括的な評価を行なった。

第2節　溶接ＨＡＺにおける島状マルテンサイト組織および靱性におよぼす連続冷却途中の恒温保持の影響

2－1　供試材料および実験方法

供試鋼には前章のHT80N鋼を用い，上記鋼板より$\frac{1}{2}$tを中心に12×12×70 mmの熱サイクル付加用試片を切り出し，Fig. 5－1に示す熱サイクルを付与した。熱サイクルは大入熱溶接ＨＡＺ粗粒域を想定し，旧オーステナイト粒径を調整するため1200℃で9 min保持後，△tを90 secとした冷却を行なった。

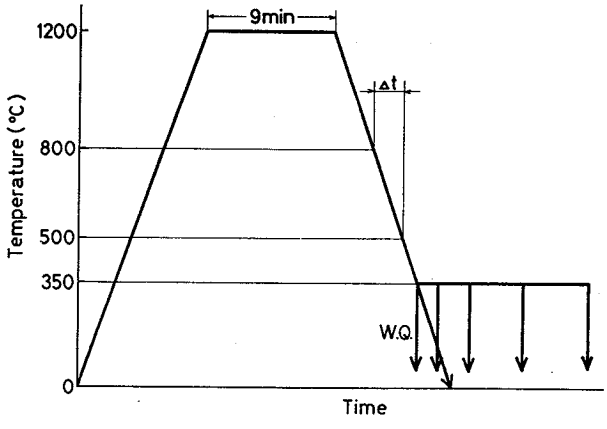
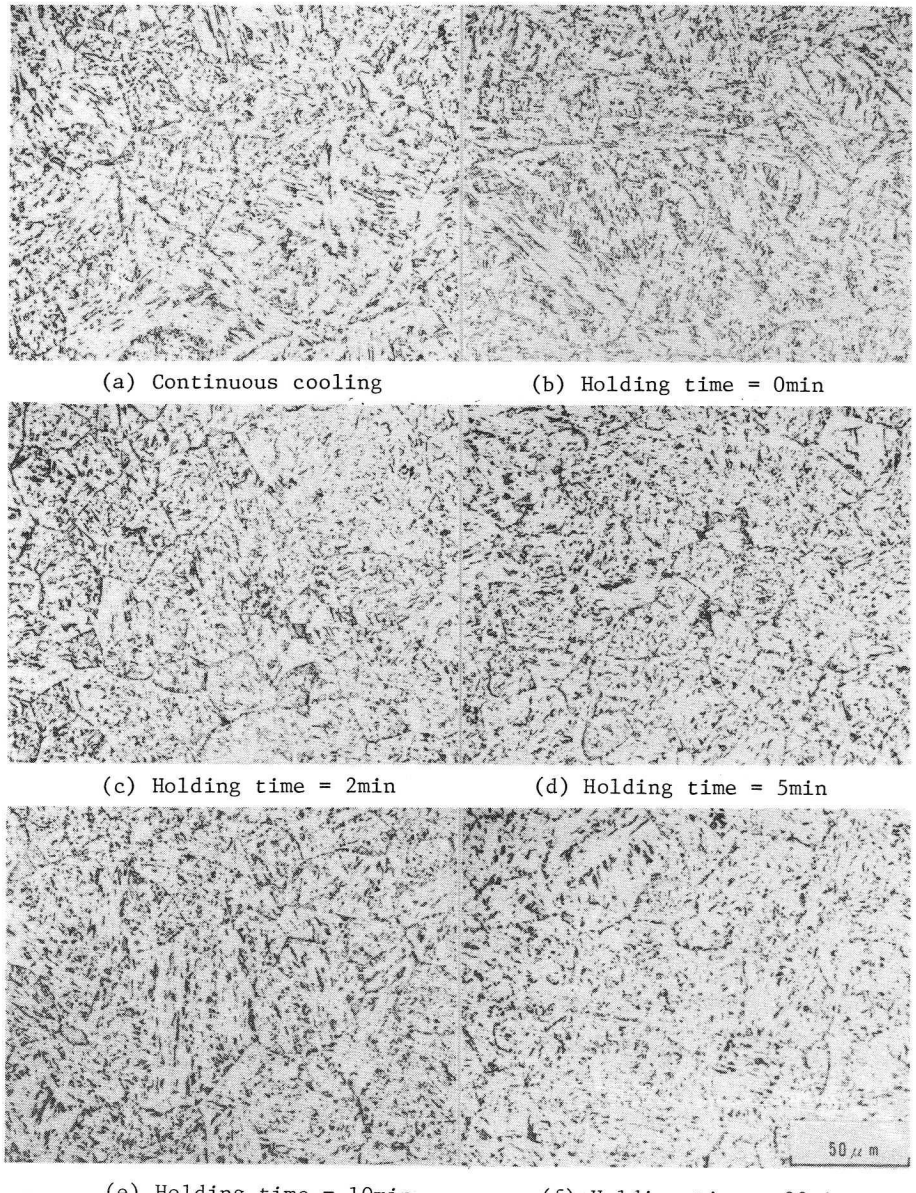


Fig.5-1 Simulated thermal cycles

この熱サイクルは30 mm厚鋼板を80 kJ／cmでＳＡＷを行なった際のＨＡＺ粗粒域に相当する。連続冷却途中の恒温保持が島状マルテンサイト組織の生成量および靱性におよぼす影響を検討するため，冷却途中350 ℃で種々の時間恒温保持後，氷水中に焼入れる処理を行なった。また，室温まで連続冷却させる試片も作成した。恒温保持は塩浴中で行ない，恒温保持時間は0 min（保持なし），2 min，5 min，10 minおよび20 minとした。塩浴には25％KNO_3＋30％KNO_2＋25％$NaNO_3$＋20％$NaNO_2$＋$Na_2CrO_7 \cdot 2H_2O$の組成のものを用いた。

得られた試片について，光学顕微鏡およびＳＥＭによる組織観察，シャルピー衝撃試験を行なった。これらの実験方法は前章と同様とした。

2－2　島状マルテンサイト組織におよぼす恒温保持の影響



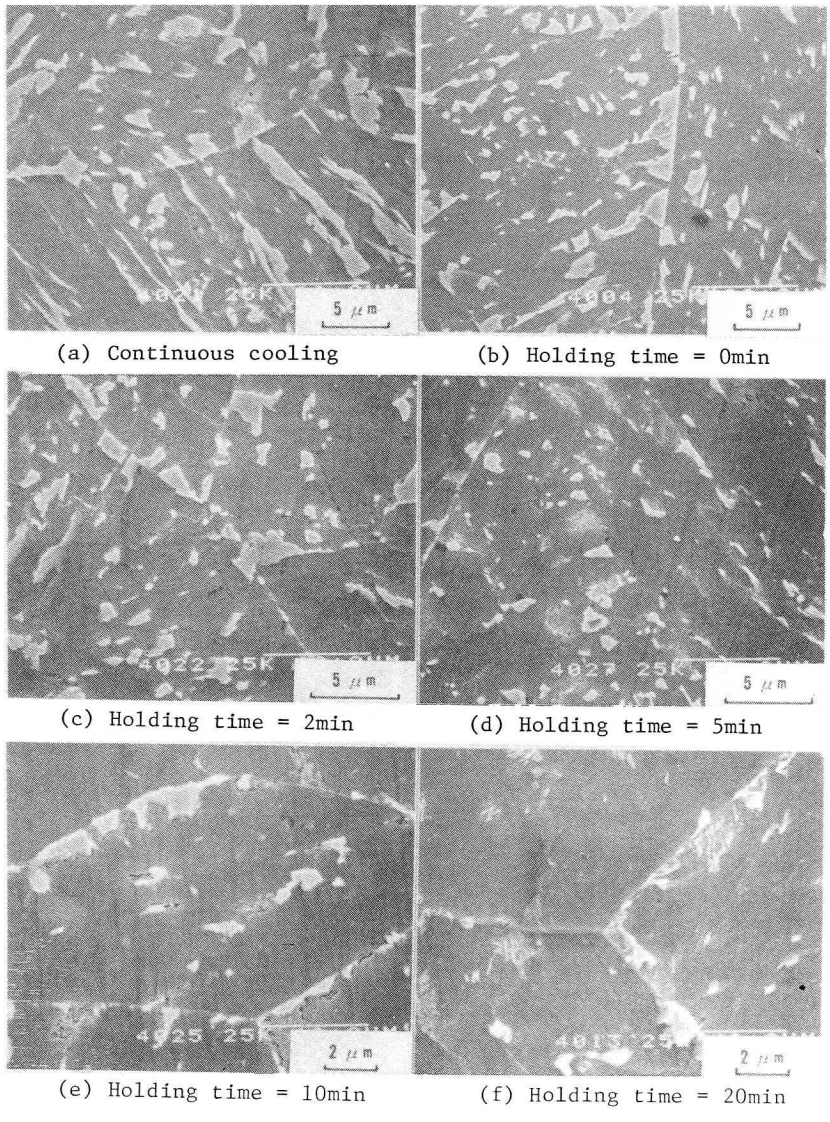
(a) Continuous cooling　(b) Holding time = 0min

(c) Holding time = 2min　(d) Holding time = 5min

(e) Holding time = 10min　(f) Holding time = 20min

Fig.5-2 Microstructural changes by holding time at 350°C

Fig. 5 － 2は恒温保持時間による光学顕微鏡組織の変化を示す。この場合，腐食液として5％ピクラールおよび3％ナイタールを用いているが，この腐食方法によれば白く見える部分がフェライト，薄く腐食される部分が島状マルテンサイト組織および黒く腐食される部分が炭化物と識別できる。図中，室温まで



(a) Continuous cooling　(b) Holding time = 0min

(c) Holding time = 2min　(d) Holding time = 5min

(e) Holding time = 10min　(f) Holding time = 20min

Fig.5-3 SEM microstructural changes by holding time at 350°C

連続冷却させた場合の組織もあわせて示した。連続冷却の場合，ベイニティックフェライト組織を呈していた。また，恒温保持時間によるマトリックス組織に変化は認められなかったが，恒温保持時間が長くなるにつれて，フェライトラス間で黒く腐食される炭化物が増加し，島状マルテンサイト組織が分解していくものと考えられる。Fig.5－3はＳＥＭによる島状マルテンサイト組織の観察結果を示す。恒温保持時間が長くなるにつれて，白く浮き立って観察される島状マルテンサイト組織が少なくなり，黒く掘れ込んで観察される炭化物がふえる傾向にあった。なお，島状マルテンサイト組織中には，ラス状のマルテンサイト，双晶を含むマルテンサイトおよび残留オーステナイトが存在することが知られている。[7) 8) 10) 13)～15)] 本実験では，連続冷却途中の恒温保持により上記の組織のうちいずれが優先的に変化するのかという点については明らかでないが，いずれにしても，350 ℃での恒温保持時間の増加とともに島状マルテンサイト組織がフェライトと炭化物に分解していくのが確認された。

Fig.5－4はこの350℃での恒温保持時間による島状マルテンサイト組織の生成量の変化を示す。図中には連続冷却した試片の結果も併記した。島状マルテンサイト組織の生成量は，前述のFig.5－2およびFig.5－3で示した光学顕微鏡およびＳＥＭによる組織観察結果からも予想されるごとく，350℃での恒温保持時間の増加とともに顕著に減少した。このように，連続冷却途中の恒温保持は，島状マルテンサイト組織の生成量の低減に効果的であると考えられる。

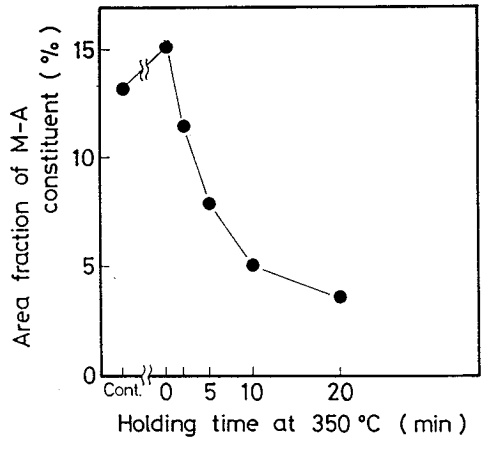


Fig.5-4 Effect of holding time at 350°C on the area fraction of M-A constituent

2－3　靱性におよぼす恒温保持の影響

前項で述べたごとく，連続冷却

途中の恒温保持により島状マルテンサイト組織の生成量は顕著に減少した。このような島状マルテンサイト組織の生成量の変化は，当然機械的性質および靱性にも影響をおよぼすことが考えられる。

Table 5-1 Changes of mechanical properties by holding time at 350°C

Holding time (min)	Hv (1kgf)	$\sigma_{0.2}$ (kgf/mm^2)	σ_u (kgf/mm^2)
Cont.	236	60.7	76.2
0	245	59.9	77.7
2	240	58.6	75.7
5	241	60.7	74.1
10	241	60.8	74.6
20	238	59.2	72.6

Table 5－1は恒温保持時間によるビッカース硬さ，0.2%降伏応力および引張強さの変化を示す。表中には連続冷却した試片の結果も併記した。恒温保持時間の増加とともに，ビッカース硬さおよび引張強さに若干の低下が認められるが，島状マルテンサイト組織の生成量が変化しても，組織の全体的な硬さや強度には顕著な影響をおよぼさないと考えられる。

一方，Fig. 5－5はこのときの恒温保持時間によるvTsの変化を示す。図中には連続冷却した試片の結果も併記した。連続冷却途中の恒温保持時間の増加とともに靱性が改善される傾向を示した。

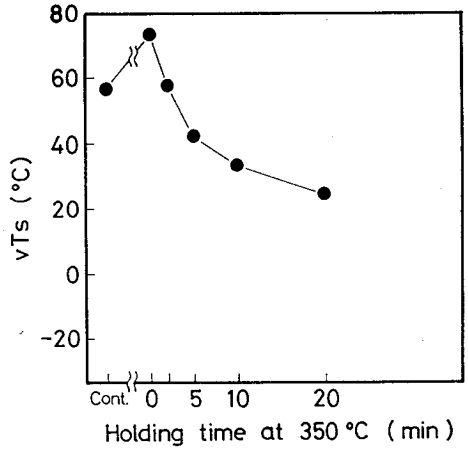


Fig.5-5 Effect of holding time at 350°C on vTs

次に，このvTsと前述の島状マルテンサイト組織の生成量との関係を検討した。Fig. 5－6はその結果を示す。島状マルテンサイト組織の分解による生成量の減少にほぼ比例して，vTsが改善される傾向が認められた。

以上のことから，HT80鋼の大入熱溶接ＨＡＺ粗粒域の靱性に対して，連続冷却途中低温（本実験の場合 350°C）で恒温保持し，島状マルテンサイト組織をフェライトと炭化物に分解させ，その生成量を低減させることは，靱性改善に有効であることが実証された。

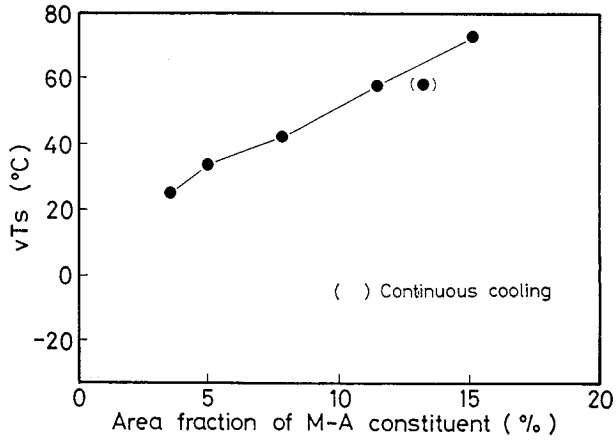


Fig.5-6 Relation between the area fraction of M-A constituent and vTs

第3節　溶接ＨＡＺにおける島状マルテンサイト組織の生成および靱性に対する低炭素化の影響

3－1　供試材料および実験方法

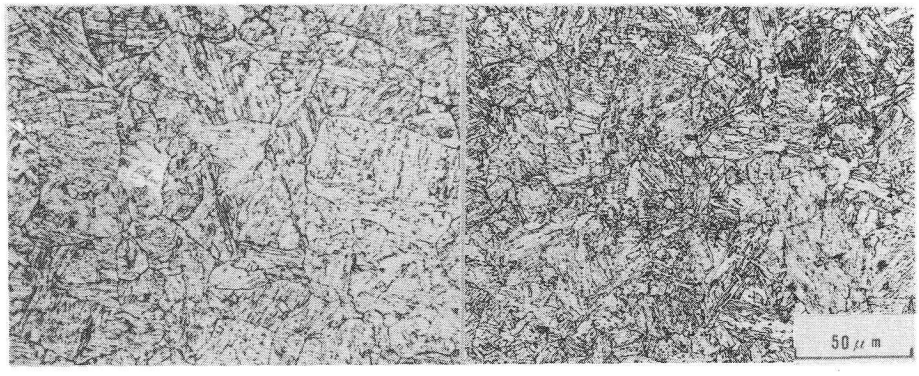
供試鋼には実験室溶製材の 0.06％Ｃの低炭素系（板厚 25 mm，Ｌ鋼とする）および第２章で使用した 0.13％Ｃの通常炭素系（Ｍ鋼）の炭素量の異なる２種類の調質型ＨＴ80鋼を用いた。Table 5－2 および Table 5－3 はそれぞれ化学組成および機械的性質を，また，Fig. 5－7 は母材の光学顕微鏡組織を示す。ただし，通常炭素系であるＭ鋼の化学組成は第２章で示したため，ここでは割愛した。Ｌ鋼はＭ鋼に比べ，炭素以外の合金元素はニッケルが若干低くなっている以外ほぼ同レベルであった。Table 5－3 に示すこれらの母材の機械的性

Table 5-2 Chemical composition of material used (wt.%)

Material	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	V	B	Ceq.
L	0.06	0.26	0.93	0.003	0.0010	0.25	0.59	0.53	0.33	0.051	0.0012	0.43

Table 5-3 Mechanical properties of materials used

Materials	$\sigma_{0.2}$ (kgf/mm^2)	σ_u (kgf/mm^2)	δ (%)
L	75.1	80.1	25.0
M	83.0	88.0	22.0



Steel L　　Steel M

Fig.5-7 Microstructures of materials used

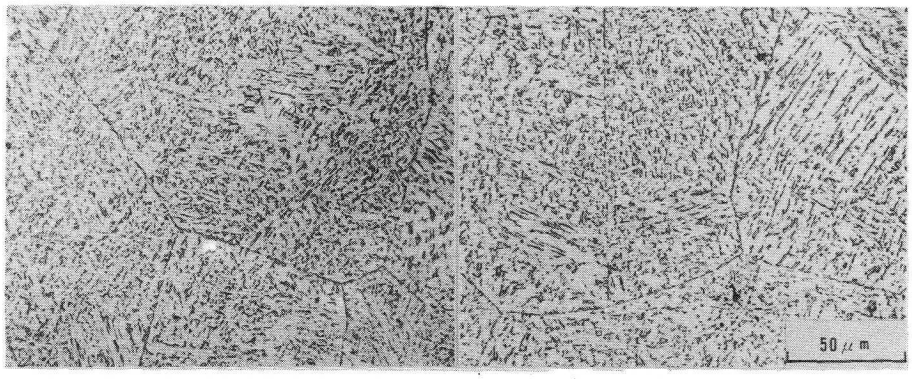
質は，L鋼で引張強さが若干低くなっているが，2鋼種ともHT80鋼の規格を満足していた。また，Fig.5－7に示すように，母材はいずれも焼もどし低炭素マルテンサイト組織を呈していた。

ＨＡＺの靱性は再現溶接熱サイクル試験により検討した。上記鋼材よりＬ鋼については$\frac{1}{2}$tを中心に，またM鋼については$\frac{1}{4}$tを中心に12×12×70 mmの再現溶接熱サイクル付加用試片を切り出し，高周波誘導加熱装置により1350 °Cに加熱後直ちに窒素ガスにて冷却した。その際，△tを30 secおよび90 secとした。これらの再現溶接熱サイクル付加方法は第2章と同様とした。また，上記の再現溶接熱サイクル条件は，30 mm厚鋼板をそれぞれ溶接入熱量を45ｋJ／cmおよび80ｋJ／cmでＳＡＷを行なった際のＨＡＺ粗粒域に相当する。

その後，光学顕微鏡組織観察およびＳＥＭによる島状マルテンサイト組織の観察を行なった。これらの実験方法は第2章と同様とした。また，靱性はシャルピー衝撃試験により評価した。

3－2　溶接ＨＡＺにおける島状マルテンサイト組織の生成および靱性に対する低炭素化の影響

Fig.5－8は低炭素系であるＬ鋼のＨＡＺ粗粒域の光学顕微鏡組織を示す。なお，通常炭素系であるM鋼については第2章で示したため割愛した。Fig.5－8に示すように，Ｌ鋼ではいずれの冷却条件においてもベイニティックフェライト組織



(a) Δt = 30sec　　(b) Δt = 90sec

Fig.5-8 Microstructures of thermal cycled specimens of Steel L

を呈していた。これは，低炭素化により焼入性が若干低下したためと思われる。

Fig. 5 － 9はＳＥＭ組織より測定した島状マルテンサイト組織の生成量を示す。低炭素系であるＬ鋼の場合，△ｔが増加しても，島状マルテンサイト組織の生成量変化は通常炭素系のＭ鋼に比べ比較的小さく，かつその生成量も少なかった。この理由として次のように考えられる。

島状マルテンサイト組織の生成に関して，これまで，島状マルテンサイト組織はCCT図上においてベイニティックフェライト組織が現われる冷却速度域でのみ観察され，この理由として，ベイニティックフェライトが成長するとき未変態オーステナイト中に排出されてできる炭素濃化と関係があると考えられてきた。[18] ベイニティックフェライトの成長に伴う未変態オーステナイト中への炭素の濃化は，ベイナイト変態開始温度Bs点(約600°C)近傍から生じ始め約

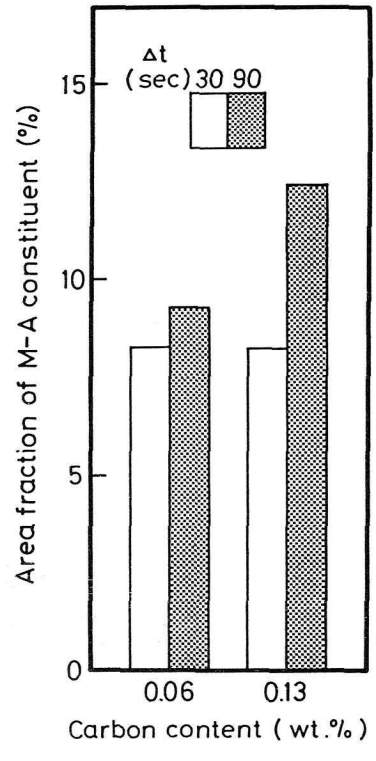


Fig.5-9 Relation between carbon content and the area fraction of M-A constituent

400℃まで進行し，最終的に未変態オーステナイト中の炭素濃度は0.5～1.2％になり，[8) 13) 37)]炭素が濃縮されたままMs点まで冷却され，そこで大部分が島状マルテンサイト組織に変態するとされている。したがって，島状マルテンサイト組織が生成するためには，ベイニティックフェライト変態の進行に伴う未変態オーステナイト中への炭素の濃化が生じる必要がある。Fig. 5－10(a)は，溶接部のごとき連続冷却時にベイニティックフェライト変態が進行する場合，温度T_1およびそれより冷却が進行した温度T_2での，ベイニティックフェライトの成長に伴うフェライト(α)／オーステナイト(γ)界面近傍の炭素の分布を模式的に示したものである。ここで，C'_α，C_αおよびC'_γ，C_γは，それぞれ温度T_1およびT_2でのフェライト／オーステナイト界面におけるベイニティックフェライトおよび未変態オーステナイトの炭素濃度を示す。また，Fig. 5－10(b)はA_1点以下に過冷却された場合のFe－C系状態図を示す。連続冷却時，Fig. 5－10(a)において，温度T_1から温度T_2へのベイニティックフェライトの成長に伴い，炭素の濃化した未変態オース

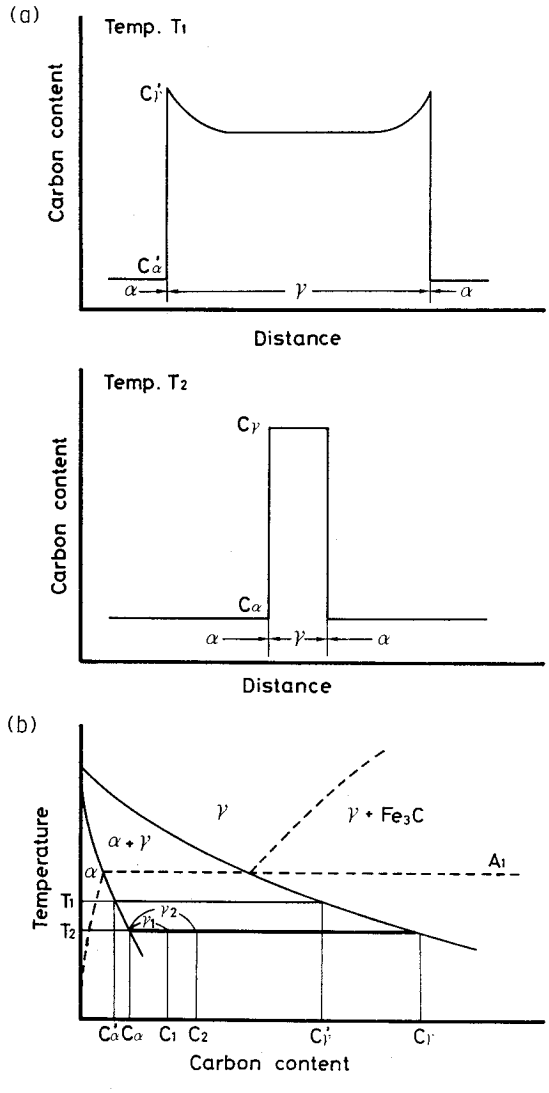


Fig.5-10 Schematic diagrams showing the carbon profile adjacent to ferrite/austenite interface (a) and Fe-C system phase diagram below A_1 point (b)

テナイトがフェライトラス間に形成される。このとき，未変態オーステナイト量は，Fig. 5 － 10(b)においてこの法則により推定可能である。いま炭素量が C_1 および C_2 について考えると，温度 T_2 でベイニティックフェライト変態が停止するとすると，そのときの未変態オーステナイト量は，未変態オーステナイト中の炭素濃度をほぼ一定と考えた場合，てこの法則によりそれぞれ γ_1 および γ_2 となり，低炭素量の C_1 の場合の方が少なくなることが予想される。ただし，溶接部のごとく連続冷却される場合には，温度の低下に伴うベイニティックフェライトおよび未変態オーステナイト中の炭素濃度の変化も考える必要がある。しかし，その場合でも最終的な未変態オーステナイト量は，過冷却された場合のFe－C系状態図においてこの法則により決定されると思われる。

すなわち，本実験供試鋼のL鋼のごとく他の合金元素がほぼ同じレベルの場合，低炭素化により，定性的には上記の理由でベイニティックフェライトラス間に形成される未変態オーステナイト量，つまり，島状マルテンサイト組織の生成量が少なくなったものと考えられる。

一方，△t が 30 sec の場合のごとく，冷却時間が短い場合，低炭素系のL鋼は，Fig. 5 － 8 に示したごとく，ベイニティックフェライト組織が主体であり，その結果，△t が 90 sec の場合と比べて島状マルテンサイト組織の生成量があまり変化しなかったものと考えられる。また，通常炭素系のM鋼では，Fig. 2 － 1 に示したごとく，△t が 30 sec では下部ベイナイトおよびＢⅠⅢとされる[13]下部ベイナイトとベイニティックフェライトの混合組織であり，その結果，△t が 90 sec の場合より島状マルテンサイト組織が少なくなったものと考えられる。

いずれにしても，HT 80鋼の大入熱溶接時のごときベイニティックフェライト組織が主体となる冷却条件では，低炭素化により島状マルテンサイト組織の生成量の低減が可能と思われる。

Fig. 5 － 11 および Fig. 5 － 12 は，それぞれ △t が 30 secおよび 90 sec について，シャルピー衝撃試験の吸収エネルギー遷移曲線を示すが，いずれの冷却条件においても低炭素系であるL鋼の吸収エネルギー値の高いのが認められ，溶接入熱量が 80 kJ／cm（板厚 30 mm）相当の △t が 90 secの場合にいっそう顕著なものとなっていた。Fig. 5 － 13 はこのときの vTsの変化を炭素量に対

して示す。vTsにおいても，△t が 90 secの場合，低炭素系のＬ鋼の靱性が良好である傾向が認められた。

一般に，HT80鋼の溶接部の靱性要求値として，シャルピー衝撃試験においては，厳しい側で0℃の吸収エネルギー（vE_0）が 47J（4.8 kgf－m）以上，およびvTsが0℃以下であることとされている。[85)] 本実験での低炭素系であるＬ鋼の場合，△t が 90 secでも Fig.5－12に示したように vE_0 は上記の靱性要求値を上回っている。一方，vTsについては靱性要求値より若干高い側にあるが，これはＬ鋼がHT80鋼としては若干ニッケル添加量が低い（0.59%Ni）ことにも起因していると考えられ，ニッケル添加量を若干上げることで解決可能と思われる。

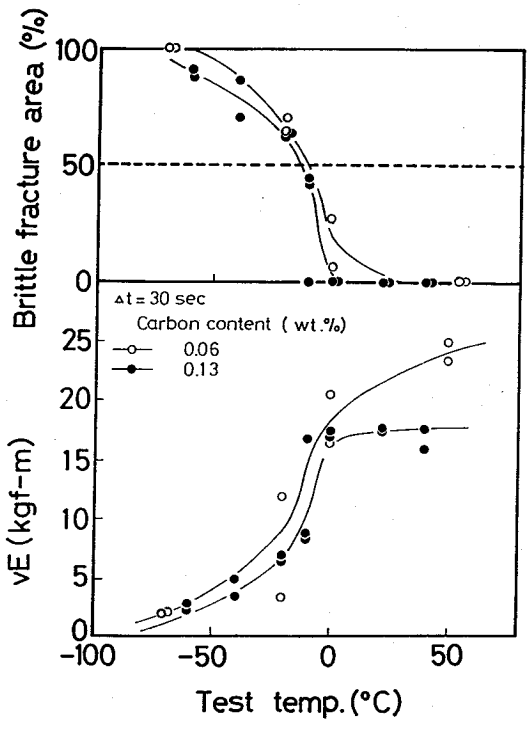


Fig.5-11 Charpy transition curves at Δt=30sec

いずれにしても，低炭素化を図ることにより，HT80鋼に課せられている制限入熱量の引き上げが可能になると思われ，本実験結果は大入熱溶接用HT80鋼の開発の一つの可能性を示すものと考えられる。

Fig.5－14は島状マルテンサイト組織の生成量とvTsとの関係を示す。図中の数字は△t を表わしている。Ｌ鋼およびM鋼のいずれにおいても，島状マルテンサイト組織の生成量の増加により vTsの上昇が認められ，HT80鋼の大入熱溶接ＨＡＺ粗粒域の靱性改善には低炭素化による島状マルテンサイト組織の生成量の低減が有効であることが実証された。

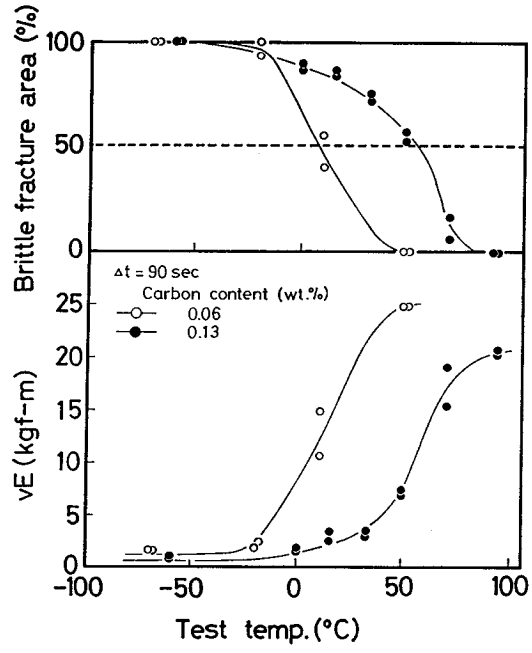


Fig.5-12 Charpy transition curves at Δt=90sec

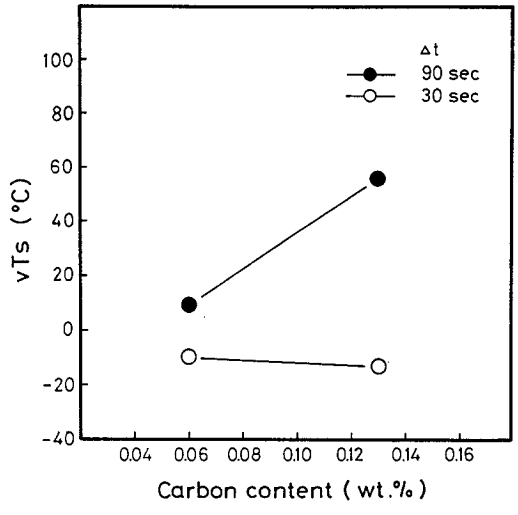


Fig.5-13 Relation between vTs and carbon content

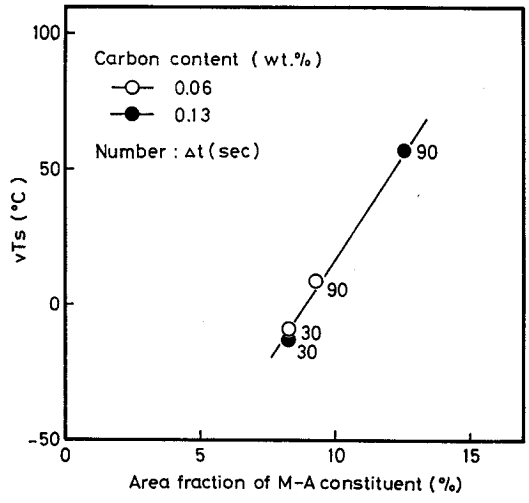


Fig.5-14 Relation between the area fraction of M-A constituent and vTs

第4節　溶接部の靱性値におよぼす島状マルテンサイト組織の生成量の総括的検討

第1章および第2章で示したごとく，HT80鋼の大入熱溶接ＨＡＺの靱性劣化は，主に島状マルテンサイト組織の生成によるものと考えられ，他の靱性支配因子である旧オーステナイト粒径あるいはフェライトラス巾の変化によらず，島状マルテンサイト組織の生成量の増加に伴い靱性が劣化することを明らかにした。また，第3章では，溶接金属および溶接金属内ＨＡＺにおいても，島状マルテンサイト組織の生成量の増加により靱性が劣化することを明らかにした。第4章では，島状マルテンサイト組織の生成が靱性を劣化させる原因について定量的な考察を加え，その生成量の低減が靱性改善に有効であると考えられることを示し，本章の前節までにおいて，その有効性を実証した。

本節では，本論文における溶接部の靱性値におよぼす島状マルテンサイト組織の生成量について総括的に評価することを試みた。Fig. 5－15はその結果を

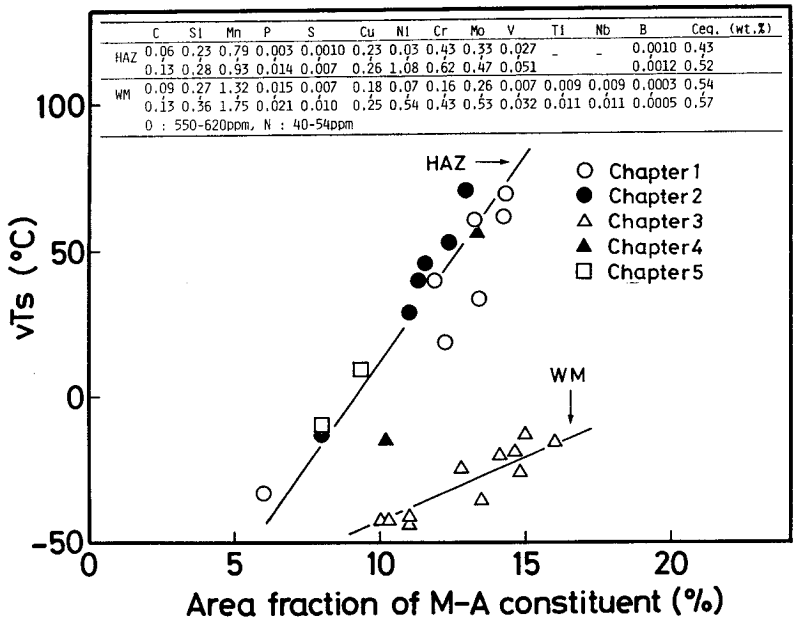


Fig.5-15 Summary of effect of the area fraction of M-A constituent on vTs in this thesis

示す。

これより，本実験範囲内の化学組成を有するHT80鋼に大入熱溶接を実施した場合のＨＡＺ，溶接金属および溶接金属内ＨＡＺにおいて，ＨＡＺ（図中ＨＡＺで表示）および溶接金属と溶接金属内ＨＡＺ（図中一括してＷＭで表示）で二つのグループに大別されるが，いずれにおいてもその化学組成および溶接入熱量によらず，島状マルテンサイト組織の生成量によりほぼ一義的にその靱性値が評価しうると考えられる。なお，ここで，ＨＡＺおよび溶接金属と溶接金属内ＨＡＺにおける靱性の島状マルテンサイト組織依存性が異なる理由については，既に第３章第３節において考察した。

また，Fig.５－15から大入熱溶接部全域を考えても，島状マルテンサイト組織の生成量の低減は，その靱性改善に有効であることが実証された。

第5節　結　　論

前章までの結果において，HT80鋼の大入熱溶接時に靱性劣化の著しいＨＡＺ粗粒域の靱性改善には，島状マルテンサイト組織の生成量の低減が有効であると考えられた。本章においては，大入熱溶接ＨＡＺ粗粒域の靱性に対する島状マルテンサイト組織の生成量低減の有効性について実証的に検討した。さらに，本論文における溶接部の靱性値におよぼす島状マルテンサイト組織の生成量の総括的な評価を行なった。まず，第2節において，連続冷却途中350℃で恒温保持を行ない，保持時間変化に伴う島状マルテンサイト組織の生成量の変化を調べ，靱性との関連性を検討した。次いで第3節では，HT80鋼の大入熱溶接ＨＡＺ粗粒域の島状マルテンサイト組織の生成および靱性に対する低炭素化の影響について検討した。第4節では，本論文における溶接部の靱性値におよぼす島状マルテンサイト組織の生成量について総括的に評価した。得られた結果を要約すると以下のごとくである。

1）連続冷却途中，350 ℃での恒温保持時間の増加に伴い，島状マルテンサイト組織はフェライトと炭化物へ分解し，その生成量も顕著に減少した。

2）この場合の靱性は，恒温保持時間の増加による島状マルテンサイト組織の分解により，その生成量の減少につれて改善される傾向にあり，連続冷却途中の恒温保持は靱性改善に有効であると考えられた。

3）HT80鋼のＨＡＺにおける島状マルテンサイト組織の生成量は，鋼板の炭素量により影響され，炭素量が0.06％および0.13％の場合，生成量は△tが30 secより90 secの長時間冷却側で低炭素系で少なく，靱性値も低炭素系で良好であった。

4）このように，連続冷却途中350 ℃で恒温保持することにより，あるいは低炭素化を図ることにより，島状マルテンサイト組織の生成量が減少し，それに伴い大入熱溶接ＨＡＺ粗粒域の靱性が改善されることが実証された。

5）本実験範囲内の化学組成を有するHT80鋼に大入熱溶接を実施した場合，ＨＡＺ，溶接金属および溶接金属内ＨＡＺにおける靱性値は，その化学組成および溶接入熱量によらず，島状マルテンサイト組織の生成量でほぼ一義的に評価しうると考えられた。

6) 大入熱溶接部全域においても，島状マルテンサイト組織の生成量の低減は，その靱性改善に有効であることが実証された。

第6章　総　　括

構造物の大型化に伴いHT80鋼がますます使用される傾向にあり，溶接の高能率化とともに，大入熱溶接部の靱性改善がいっそう重要視されている。本論文は，HT80鋼を対象とし，大入熱溶接部の靱性改善法についての基礎的知見を得るべく，大入熱溶接を実施した場合のＨＡＺ，溶接金属および溶接金属内ＨＡＺの靱性について，島状マルテンサイト組織に着目して詳細な検討を行ない，さらに，島状マルテンサイト組織が破壊発生・伝播におよぼす影響および島状マルテンサイト組織の生成による靱性劣化原因について，再現溶接熱サイクル試験を用い定量的に考察し，得られた結果の妥当性を実証的に検討することを目的としたものである。以下に主要な結論を総括して述べる。

第１章では，HT80鋼の大入熱溶接ＨＡＺ全域での靱性について，冶金学的見地より，その領域での靱性支配因子，特に島状マルテンサイト組織に着目して検討した。得られた結果を要約すると以下のごとくである。

1）大入熱溶接ＨＡＺでは，ボンド部相当での靱性劣化が最も大きいものであったが，細粒域をも含めたＨＡＺ全域でも大きな靱性劣化が生じた。

2）この場合，靱性の旧オーステナイト粒径および破面単位依存性は小さいものであり，大入熱溶接ＨＡＺの靱性に対しては，結晶粒度に関連する因子よりもその内部組織の形態がより重要であると考えられた。

3）大入熱溶接ＨＡＺ全域での靱性劣化は，主に島状マルテンサイト組織の生成によるものと考えられ，島状マルテンサイト組織の生成量の増加に伴い靱性が劣化する傾向が認められた。

第２章では，第１章で得られた靱性支配因子としての島状マルテンサイト組織が靱性におよぼす影響をさらに詳細に検討するため，モデル実験を行なった。また，ＨＡＺの靱性に対する島状マルテンサイト組織および他の靱性支配因子の寄与度を求めることを試みた。得られた結果を要約すると以下のごとくである。

1）ＨＡＺの靱性に対して，他の靱性支配因子であるフェライトラス巾および島状マルテンサイト組織の生成量が一定の場合，旧オーステナイト粒径のみの寄与度は小さく，約3.1 ℃／ASTM GS No.であった。

2） ＨＡＺの靱性に対して，同一組織の場合，破面単位の依存性は約 10 ℃／$d c^{-\frac{1}{2}}$（mm）であった。

3） ＨＡＺの靱性に対して，他の靱性支配因子である旧オーステナイト粒径あるいはフェライトラス巾の変化によらず，島状マルテンサイト組織はかなり大きい寄与度を示し，靱性の島状マルテンサイト組織依存性は約 16 ℃／％Ｍ－Ａであった。

4） ＨＡＺの靱性は島状マルテンサイト組織の生成量により比較的合理的に説明しうると考えられた。

第３章では，ＨＴ80鋼溶接金属の靱性におよぼす溶接入熱量の影響を組織面，特に島状マルテンサイト組織の観点から検討した。また，多層溶接時に形成される溶接金属内ＨＡＺの靱性について調べ，溶接金属内ＨＡＺの靱性におよぼす島状マルテンサイト組織の影響について検討した。さらに，溶接金属内ＨＡＺの靱性に対する溶接入熱量の影響についても検討した。得られた結果を要約すると以下のごとくである。

1） 溶接金属においても，大入熱溶接時には靱性劣化が生じるが，その劣化量は母板のＨＡＺに比べると小さいものであった。

2） 多層溶接時に形成される溶接金属内ＨＡＺの靱性は，溶接入熱量によらず，最高加熱温度が 750 ℃から 950 ℃の領域で溶接のままより劣化した。また，溶接入熱量の増加に伴い，その劣化量も大きくなる傾向を示した。

3） これらの大入熱溶接時の溶接金属の靱性劣化および溶接金属内ＨＡＺでの靱性劣化には，島状マルテンサイト組織の生成および組織の大きさが主に影響すると考えられた。このうち，靱性の島状マルテンサイト組織依存性は約２～４ ℃／％Ｍ－Ａであり，母板のＨＡＺでの値に比べかなり小さい傾向を示した。

以上のごとく，ＨＴ80鋼に大入熱溶接を実施した場合のＨＡＺ，溶接金属および溶接金属内ＨＡＺの靱性劣化原因として，島状マルテンサイト組織の生成が考えられた。そこで第４章では，大入熱溶接時の靱性劣化の最も著しかったＨＡＺ粗粒域について，破壊発生・伝播におよぼす島状マルテンサイト組織の影響をフラクトグラフィ的観点より定量的に検討し，島状マルテンサイト組織の

生成による靱性劣化原因について定量的な考察を加えた。得られた結果を要約すると以下のごとくである。

1）延性破壊およびへき開破壊時において，破壊発生核となるミクロクラックが，島状マルテンサイト組織自体に，あるいは島状マルテンサイト組織とフェライトマトリックスとの界面で発生し，延性破壊時にはその大半（72%）が島状マルテンサイト組織自体に，へき開破壊時には比較的多く（65%）界面で発生するのが認められた。

2）へき開破壊時には，少なくとも70%近い割合でへき開ファセットの発生点に島状マルテンサイト組織と思われる第2相（もしくはその痕跡）が認められた。

3）島状マルテンサイト組織の生成による靱性劣化原因としては，へき開破壊時に結論(1)のごとく発生したミクロクラックが，応力集中の生じやすい島状マルテンサイト組織とフェライトマトリックスとの界面を低応力で伝播しうるためと考えられた。

また，島状マルテンサイト組織の生成量の増加による靱性劣化は，へき開破壊が発生・伝播しやすい島状マルテンサイト組織とフェライトマトリックスとの界面の面積が増加するためと考えられた。

4）以上のことから，大入熱溶接ＨＡＺ粗粒域で顕著な島状マルテンサイト組織の生成による靱性劣化を改善するためには，へき開破壊の発生・伝播しやすい島状マルテンサイト組織とフェライトマトリックスとの界面の面積を減らすこと，すなわち，島状マルテンサイト組織の生成量の低減が有効であると考えられた。

第5章では，第4章で得られた知見をもとに，HT80鋼の大入熱溶接ＨＡＺ粗粒域の靱性改善に対する島状マルテンサイト組織の生成量低減の有効性について実証的に検討した。さらに，本論文における溶接部の靱性値におよぼす島状マルテンサイト組織の生成量の総括的な評価を行なった。得られた結果を要約すると以下のごとくである。

1）連続冷却途中，350 °C で恒温保持した場合，恒温保持時間の増加に伴い，島状マルテンサイト組織はフェライトと炭化物へ分解することにより生成量が

減少し，それとともに靱性が改善される傾向が認められた。

2） HT80鋼のＨＡＺにおける島状マルテンサイト組織の生成量は，鋼板の炭素量により影響され，炭素量が 0.06％および 0.13％の場合，生成量は△tが30 secより 90 secの長時間冷却側で低炭素系で少なく，靱性値も低炭素系で良好であった。

3） このように，連続冷却途中 350 ℃で恒温保持することにより，あるいは低炭素化を図ることにより，島状マルテンサイト組織の生成量が減少し，それに伴い大入熱溶接ＨＡＺ粗粒域の靱性が改善されることが実証された。

4） 本実験範囲内の化学組成を有するHT 80鋼に大入熱溶接を実施した場合，HAZ，溶接金属および溶接金属内ＨＡＺにおける靱性値は，その化学組成および溶接入熱量によらず，島状マルテンサイト組織の生成量でほぼ一義的に評価しうると考えられた。

5） 大入熱溶接部全域においても，島状マルテンサイト組織の生成量の低減は，その靱性改善に有効であることが実証された。

謝　　辞

本研究は，大阪大学工学部教授菊田米男博士の御指導と御教示を賜わって遂行し得たものである。

本論文をまとめるにあたり，大阪大学工学部教授中尾嘉邦博士および大阪大学溶接工学研究所教授松田福久博士から有益な御指導と御討論を賜わった。

また，大阪大学工学部助教授荒木孝雄博士には，研究の計画，実施全般にわたり，終始懇切な御助言と御討論をいただいた。さらに，溶接工学教室の諸先生から有益な御助言と御激励をいただいた。

実験の遂行にあたっては，多数の卒業生の方々の御協力をいただいた。

また，新日本製鉄㈱第2技術研究所，川崎製鉄㈱鉄鋼研究所，日本鋼管㈱中央研究所，㈱神戸製鋼所および住友金属工業㈱中央技術研究所の関係各位から多大の御援助をいただいた。

本論文を終えるにあたり，これらの方々に心から深い謝意を表する次第であります。

参　考　文　献

1）菊田米男，荒木孝雄，佐野精二郎，柳生俊二，石野良和：溶接学会誌，43（1974）1047

2）稲垣道夫，中村治方，岡田　明：溶接学会誌，34（1965）1064

3）井川　博，大重広明，野井伸悟，伊達洋彦，内川　啓：溶接学会誌，46（1977）636

4）笠松　裕，高嶋修嗣，細谷隆司：鉄と鋼，65（1979）1222

5）坪井潤一郎，平井征夫，落合憲一郎：溶接学会講演概要，19（1976）74

6）井川　博，大重広明，田上豊明：溶接学会誌，49（1980）532

7）H. Mimura, M. Iino, H. Haga, N. Nomura, K. Aoki and K. Aoki : Trans. JWS, 1（1970）28

8）V. Biss and R.L. Cryderman：Met. Trans., 2（1971）2267

9）中尾嘉邦：溶接学会誌，52（1983）235

10）P.L. Mangonon：Met. Trans. A, 7A（1976）1389

11）A.G. Glover, J.T. McGrath, M.J.Tinkler and G.C.Weatherly：Weld.J., 56（1977）267−s

12）溶接学会溶接冶金研究委員会編：溶接部組織写真集，黒木出版社（1984）

13）井川　博，大重広明，田上豊明：溶接学会誌，49（1980）467

14）寺沢　健，東山博吉，関野昌蔵：鋼の強靱性，（1971）103

15）Z. Bojarski and T. Bold：Acta Met., 22（1974）1223

16）佐藤　誠，山戸一成：溶接学会誌，50（1981）11

17）坪井潤一郎，平井征夫：溶接学会誌，50（1981）28

18）平井征夫：溶接学会誌，50（1981）37

19) 土師利昭，粟飯原周二：鉄と鋼，71（1985）S526

20) 平井征夫：大阪大学学位論文（1979）

21) W.F.Savage and W.A.Owczarski：Weld.J.，45（1966）55－s

22) 大谷泰夫，渡辺征一，川口喜昭，山口洋治：鉄と鋼，64（1978）2205

23) 西　茂，鈴木和久，下山仁一：三菱重工技報，1（1964）72

24) 大野恭秀，土生隆一，関野昌蔵：鉄と鋼，58（1972）306

25) 鈴木和久，下山仁一：三菱重工技報，3（1966）279

26) E.F.Nippes，W.F.Savage and R.J.Allio：Weld.J.，36（1957）531－s

27) 奥村敏恵，田中孝秀，伊藤慶典，梨和　甫：溶接学会誌，48（1979）542

28) 高祖正志，三浦　実，大森靖也：鉄と鋼，66（1980）S343

29) M.Koso，M.Miura and Y.Ohmori：Metals Tech.，8（1981）482

30) 小林　洋，梶　晴男，笠松　裕：溶接学会溶接冶金研究委員会資料，WM－829－81（1981）

31) 藤田春彦，神谷　修，田中　学：溶接学会誌，51（1982）915

32) 須賀正孝，作井　新，高橋和秀，渡辺　之：鉄と鋼，70（1984）S1385

33) 志賀千晃，波戸村太根生，志賀　厚，鎌田晃郎，大橋延夫：鉄と鋼，64（1978）A69

34) 秋山憲昭，岩井　清，高嶋修嗣，安部研吾，梶　晴男，叶野　元己：溶接学会溶接冶金研究委員会第100回記念シンポジウム，"TMCP鋼の溶接冶金"，（1985）93

35) 天野虔一，志賀千晃，田中智夫：溶接学会溶接冶金研究委員会第100回記念シンポジウム，"TMCP鋼の溶接冶金"，（1985）101

36) 中西睦夫，小溝裕一，深田康人：溶接学会溶接冶金研究委員会第100回記念シンポジウム，"TMCP鋼の溶接冶金"，(1985) 129

37) A.P. Coldren, R.L. Cryderman and M.Semchyshen : Symposium " Steel Strengthening Mechanisms ", Climax Moly. Co., (1969) 17

38) M.E. Bush and P.M. Kelly : Acta Met., 19 (1971) 1363

39) B.P.J. Sandvik and H.P. Nevalainen : Metals Tech., 8 (1981) 213

40) T. Kunio and H. Suzuki : Fracture, 2 (1977) 23

41) R.G. Davies : Met. Trans. A, 9A (1978) 451

42) J.Y. Koo and G. Thomas : Scr. Met., 13 (1979) 1141

43) J. Gerbase, J.D. Embury and R.M. Hobbs : Structure and Properties of Dual－Phase Steels, edited by R.A. Kot and J.W. Morris, The Metallurgical Society of AIME, New York, N.Y. (1979)118

44) G. Thomas and J.Y. Koo : Structure and Properties of Dual －Phase Steels, edited by R.A. Kot and J.W. Morris, The Metallurgical Society of AIME, New York, N.Y. (1979) 183

45) R. Stevenson : Formable HSLA and Dual－Phase Steels, edited by A.T. Davenport, The Metallurgical Society of AIME, New York, N.Y. (1979)99

46) X.J.He, N. Terao and A.Berghezan : Met. Sci., 18 (1984) 367

47) 伊藤慶典，中西睦夫，小溝裕一：溶接学会誌，47 (1978) 650

48) 中西睦夫，勝本憲夫，小溝裕一，田中聖晃：溶接学会誌，52 (1983) 125

49) J.G. Garland and P.R. Kirkwood : Met. Const., 7 (1975) 275 , 320

50) P.R. Kirkwood and J.G. Garland : Weld. & Met. Fab., 45 (1977) 17

51) A. J. Pacey and H.W. Kerr : Weld.& Met. Fab., 46 (1978) 613

52) D.J. Abson : Weld. Res. Int., 9 No. 5 (1979) 1

53) H.I. Aaronson : Decompcsition of Austenite by Diffusional Processes, edited by V.F. Zackay and H.I. Aaronson, N. Y., John Wiley and Sons (1962)

54) 伊藤慶典, 中西睦夫：溶接学会誌, 44 (1975) 728

55) 寺嶋久栄：東北大学学位論文 (1977)

56) E.Levine and D.C. Hill : Met.Trans. A, 8A (1977) 1453

57) 平 忠明, 平林清照, 大須賀立美, 五代友和：溶接学会誌, 46 (1977) 798

58) C.L. Choi and D.C. Hill : Weld. J., 57 (1978) 232−s

59) 北田豊文, 安部仲継, 宮田惣三郎：溶接学会誌, 48 (1979) 878

60) P.R. Kirkwood : Met. Const., 10 (1978) 260

61) 伊藤慶典, 中西睦夫, 小溝裕一：溶接学会溶接冶金研究委員会資料, WM−773−80 (1980)

62) 菊田米男, 荒木孝雄：溶接学会誌, 50 (1981) 19

63) 小溝裕一：大阪大学学位論文 (1982)

64) 本間弘之, 森 直道：溶接学会誌, 52 (1983) 218

65) G.M. Evans : Weld. J., 59 (1980) 67−s

66) D. J. Widgery : Weld.J., 55 (1976) 57−s

67) Y. Yoshino and R. D. Stout : Weld. J., 58 (1979) 59−s

68) S. S. Tuliani, A. I. Ceram and R. A. Farrar : Weld. & Met. Fab., 43 (1975) 553

69) R. A. Farrar and M. N. Watson : Met. Const., 11 (1979) 285

70) M. N. Watson, P. L. Harrison and R. A. Farrar : Weld. & Met. Fab., 49 (1981) 101

71) P. L. Harrison, M. N. Watson and R. A. Farrar : Weld. & Met. Fab., 49 (1981) 161

72) D. J. Abson and R. E. Dolby : Weld. Inst. Res. Bulletin, 21 (1980) 100

73) 尾崎圭三, 佐伯晃一 : 製鉄研究, No. 285 (1975) 10

74) 松田昭一, 井上 泰, 三村 宏, 岡村義弘 : 鋼の強靱性, (1971) 47

75) 邦武立郎, 寺崎富久長, 大森靖也, 大谷泰夫 : 鋼の強靱性, (1971) 85

76) J. M. Capus : J. Iron & Steel Inst., 200 (1962) 922

77) 中島宏興, 荒木 透, : 鉄と鋼, 58 (1972) 1993

78) 荒木 透, 中島宏興 : 鋼の強化組織と延性靱性, (1975) 215

79) 幸田成康 : 金属, 49 №1 (1979) 9

80) 中西睦夫 : 大阪大学学位論文 (1976)

81) C. J. Mc Mahon, Jr. and M. Cohen : Acta Met., 13 (1965) 591

82) J. T. Barnby : Acta Met., 15 (1967) 903

83) E. Smith and J. T. Barnby : Met. Sci., 1 (1967) 1

84) J. Gurland and N. M. Parikh : Fracture Ⅶ, edited by H. Liebowitz, Academic Press (1972) 841

85) 豊田政男 : 溶接学会誌, 54 (1985) 10

本論文に関連した発表論文

(1) "Study on Metallurgical Factors and Toughness in Structural Steel Welds", IIW Doc. Ⅱ-866-78 (1978)

(2) "A Study on Microstructure and Precipitate in HAZ and Reheated Zone of Weld Metal of Structural Steel", The Third International Symposium of the JWS, 3JWS-66 (1978) 451

(3) "The Reheated Zone Toughness of High-Strength Multipass Weld Metal", IIW Doc. IX-1162-80 (1980)

(4) "高強度溶接金属の再熱部じん性に及ぼす微視的組織の影響とその破面解析", 材料, 29-321 (1980) 556

(5) "溶接金属再加熱域の靱性に関する研究 (第1報) — Si-Mn系及び低合金系高強度溶接金属の再加熱域靱性の比較 — ", 溶接学会誌, 51-4 (1982) 359

(6) "The Controlling Factors of Reheated Zone Toughness for Si-Mn and High Strength Low Alloy Weld Metal on Multipass Welding", The Fourth International Symposium of the JWS, 4JWS-Ⅱ-29 (1982) 541

(7) "Micro-Fracture Behaviour Induced by M-A Constituent (Island Martensite) in Simulated Welding Heat Affected Zone of HT80 High Strength Low Alloyed Steel", Acta Met., 32-10 (1984) 1779

(8) "高張力鋼溶接部の破壊発生・伝ぱに及ぼす島状マルテンサイトの影響", 材料, 34-381 (1985) 638