

題・本 題

報告番号	※甲第	895	号
------	-----	-----	---

鋼材溶接部の割れ防止に関する研究

昭和 49 年 3 月

春 宗 名 沓

099
K1
-2

目 次

第1章 緒 論	1
1.1 溶接部の割れ発生要因および割れの分類	1
1.1.1 溶接部の割れ発生要因	1
1.1.2 溶接部の割れの分類	1
1.2 凝固割れの原因	2
1.3 熱影響部の割れ、—とくに高張力鋼の溶接について—	4
1.4 本論文の構成について	
第2章 フェライト鋼溶接金属の凝固割れ防止	5
2.1 緒 言	5
2.2 円周溝凝固割れ試験	6
2.3 凝固割れにおよぼすMn/S比の影響	6
2.4 凝固割れにおよぼすジルコニウム・チタンおよびマンガンの効果	8
2.4.1 粒状フェロアロイ散布による割れ試験	8
2.4.2 割れ防止に対する被包ガスの影響	10
2.4.3 ジルコニウム・チタンおよびマンガンを含む試作ワイヤによる割れ試験	13
2.4.4 ジルコニウム・チタンおよびマンガンを含む溶接金属の機械的性質	13
2.5 溶接金属の硫化物について	16
2.6 ま と め	20
第3章 オーステナイト鋼溶接金属の凝固割れ防止	21
3.1 緒 言	21
3.2 溶接金属の凝固割れ感受性との関係	22
3.2.1 試験材作成	22
3.2.2 小型円周溝凝固割れ試験	22
3.2.3 実験結果および考察	28
3.3 市販ステンレス鋼溶接ワイヤによる割れ試験	29

3.3.1	実験方法	29
3.3.2	凝固割れ試験結果	30
3.3.3	いおう・クロムおよびニッケルの分布状態	31
3.3.4	走査型電子顕微鏡による凝固割れ破面の観察結果	32
3.4	オーステナイト鋼溶接金属の凝固割れ感受性におよぼす ジルコニウム・チタンおよびマンガンの影響について	36
3.5	ま と め	38
第4章	高張力鋼溶接部の低温割れ防止のための溶接法の提案	39
	— サブ・ゼロ溶接法 —	
4.1	緒 言	39
4.2	サブ・ゼロ溶接法の提案	39
4.3	鋳込み材による予備実験	40
4.3.1	実験方法	40
4.3.2	サブ・ゼロ処理によるマルテンサイト変態におよぼす 化学組成の影響	41
4.3.3	時効の効果におよぼす化学組成の影響	43
4.4	溶接継手のサブ・ゼロ処理(局部冷却)方法	44
4.4.1	実験方法	44
4.4.2	実験結果	44
4.5	試作ワイヤによる高張力鋼(HF80鋼)のサブ・ゼロ溶接	46
4.5.1	実験方法	46
4.5.2	実験結果	49
4.6	サブ・ゼロ溶接法に適する溶接金属の化学組成の検討	51
4.6.1	実験方法	51
4.6.2	A成分系(Cr-Ni-2%Mo(0.05%C))の機械的性質	52
4.6.3	B成分系(13%Cr-Ni-2%Mo)の機械的性質	59
4.6.4	C成分系(14%Cr-Ni-2%Mo-Mn)の機械的性質	62
4.6.5	D成分系(13%Cr-8%Mn-Ni-1.6%Mo)の機械的性質	63
4.6.6	E成分系(14%Cr-9%Ni-(Mo, Cu, Co, Ti))の 機械的性質	64
4.6.7	各成分系試験材の機械的性質の比較検討	68

4.7	鑄込み試験材によるマルテンサイト変態特性の検討	69
4.7.1	実験方法	69
4.7.2	不安定オーステナイトの安定性(サブ・ゼロ処理時期の決定)	69
4.7.3	サブ・ゼロ処理時間	70
4.8	ま と め	71
第5章	サブ・ゼロ溶接法による9%ニッケル鋼の溶接	73
5.1	緒 言	73
5.2	MIG溶接による9%ニッケル鋼のサブ・ゼロ溶接法	73
5.2.1	実験方法	73
5.2.2	溶接継手の機械的性質	76
5.2.3	凝固割れ試験結果	81
5.2.4	サブ・ゼロ処理された溶接金属の靱性の改善	82
5.3	電子ビーム溶接による9%ニッケル鋼のサブ・ゼロ溶接法	85
5.3.1	インサート材の板厚の決定	85
5.3.2	電子ビーム溶接継手の機械的性質	89
5.3.3	電子ビーム溶接部の合金元素の分布状態	95
5.4	ま と め	99
第6章	サブ・ゼロ溶接法による遅れ破壊の防止	101
6.1	緒 言	101
6.2	実験方法	101
6.2.1	供試材料	101
6.2.2	TRC試験	101
6.2.3	走査型電子顕微鏡による破面観察	102
6.3	実験結果	103
6.3.1	被覆溶接棒によるHT75鋼およびHT100-A鋼溶接継手の 試験結果	103
6.3.2	HT100-B鋼サブ・ゼロ溶接継手のTRC試験結果	105
6.3.3	9%ニッケル鋼サブ・ゼロ溶接継手のTRC試験結果	109
6.4	擬へき開破面領域幅	112
6.5	ま と め	113

第7章 総括および結論	115
謝 辞	117
文 献	118

第1章 緒 論

1.1 節 溶接部の割れ発生要因および割れの分類

1.1.1 項 溶接部の割れ発生要因

溶接部の割れ発生の2つの大きな要因として力学的要因と冶金学的要因がある。具体的に述べれば、前者は歪あるいは応力であり、後者は主に溶接部の材料の延性低下である。力学的要因である歪には、溶接過程で室温に冷却するまでに生ずる収縮歪と溶接終了後の外力による歪、構造物使用中の変形、荷重などにより生ずる変形歪とがある。溶接部の割れはこの力学的要因と次に述べる冶金学的要因とが共に作用するときに生ずるものである。大きな歪がたとえ生じても、それに抗し得る十分な延性があれば割れは生じないものと考えられる。

冶金学的要因すなわち溶接部の延性低下は次のような場合に起りうる。

- (1) 低融点介在物により粒界に液相膜が生ずるとき

例 FeSの膜が鋼中に生ずる場合

- (2) 材料中に脆性膜が生ずるとき

例 非金属介在物の脆性膜が生ずるとき

(層状ケイ酸塩介在物)

- (3) 高温における脆性粒子の析出

例 炭窒化物の析出

- (4) 固相変態による脆化相の生成

例 熱影響部でのマルテンサイトの生成

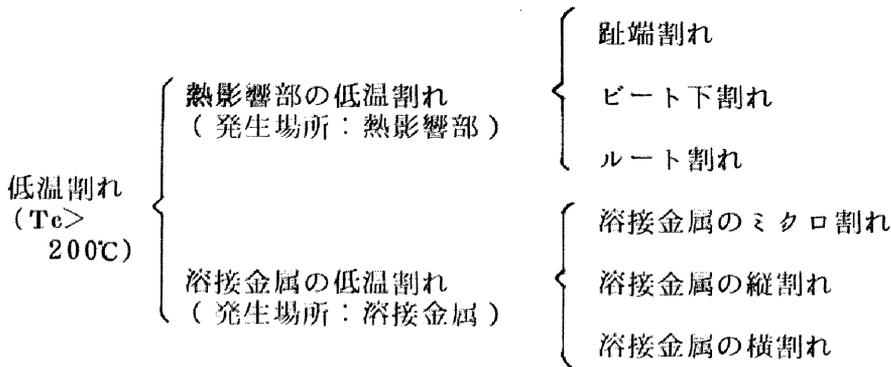
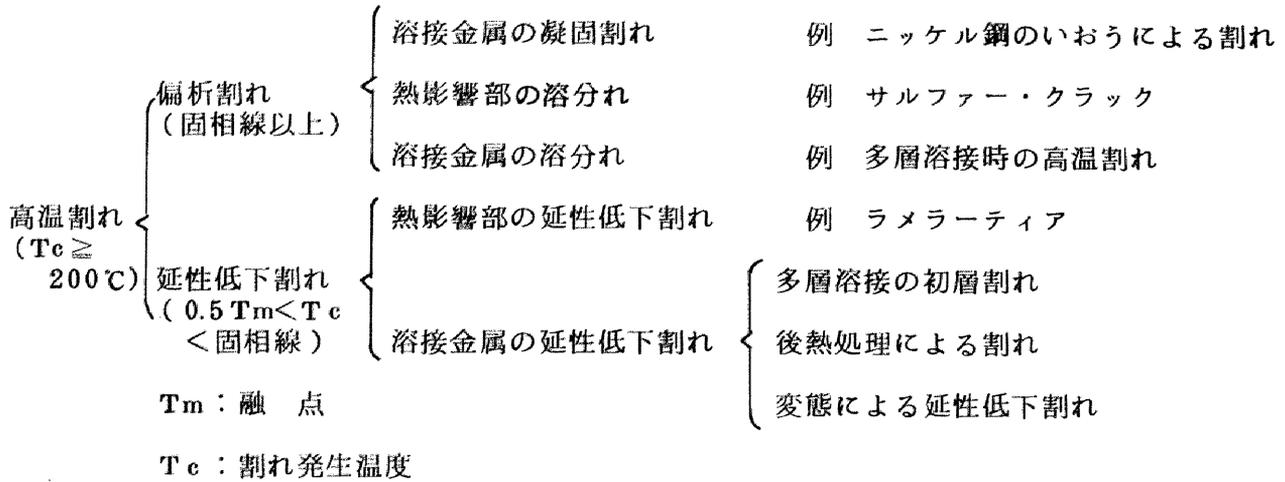
- (5) ガス成分による溶接部の脆化

例 溶接金属の高い水素含有

これらの冶金学的要因が力学的要因と結びついて次の項で示すような割れが生ずる。

1.1.2 項 溶接部の割れの分類

溶接部の割れには200℃以上で発生し、一般に酸化のために着色を呈する高温割れ(または熱間割れ)と、200℃以下で発生する低温割れがある。また発生場所によって分ければ、溶接金属割れと熱影響部割れがある。さらに高温割れと低温割れは次のように分類されている。



これらのうち低温割れはいずれも水素の影響が強く、水素の拡散をともなうので溶接直後に現われず、ある時間を経過した後発生するものが多い。そこで遅れ破壊と呼ばれている。溶接部の割れとして、他に応力腐食割れや水素アタックによる割れなど使用中に発生する割れもあるが、ここでは含めなかった。

1.2 節 凝固割れの原因

凝固割れに関しては昔から多くの研究がされており、その割れ発生機構については沢山の説がある。すなわち、Pollini らによって提唱された "Strain Theory"¹⁾、Pumphrey と Jennings らによって唱えられた "Shrinkage - Brittleness Theory"²⁾、Borland の "Generalized Theory"³⁻⁴⁾、Saveiko による "Liquid film theory"⁵⁾、C.S. Smith らによって唱えられた "液相の形状と分布による説"⁶⁾ などがある。いずれの説にしても溶接金属の凝固の最終段階の状態が凝固割れに重大であることを述べている。最終段階では初晶デンドライト同志が互に接触し合い、残留液体はデンドライト間にある。もし、この残留液体が低融点の組成をもつならば、デンドライトが発達し、収縮歪が増加したとき、この低融点のところは液相であるため結晶粒間の結合力がなく、き裂となり、割れが生ずる。

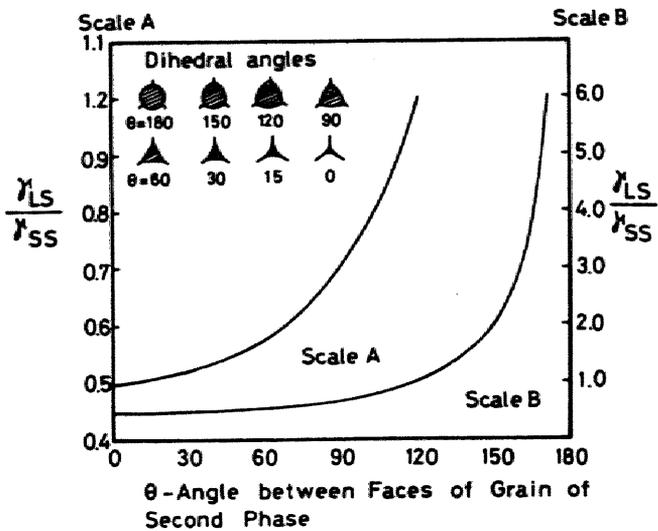


Fig. 1-1 Relationship between dihedral angle and ratio of interfacial energies after C.S. Smith

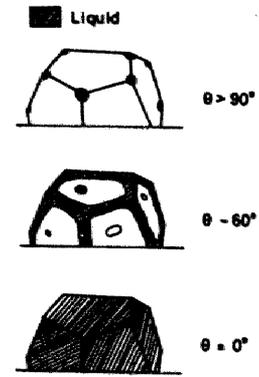


Fig. 1-2 Shapes of residual liquid and its dihedral angle

Fig. 1-1⁶⁾ は C.S. Smith の研究で、固体金属の結晶粒界に液相が存在するときの粒間のエネルギーに対する界面エネルギーの比と第 2 相の二面角との関係を示している。ここで二面角 τ を次のように定義すると粒界の平衡は次式によって与えられる。

$$\tau = \frac{\gamma_{LS}}{\gamma_{SS}} = \frac{1}{2 \cos \theta/2} \quad (1)$$

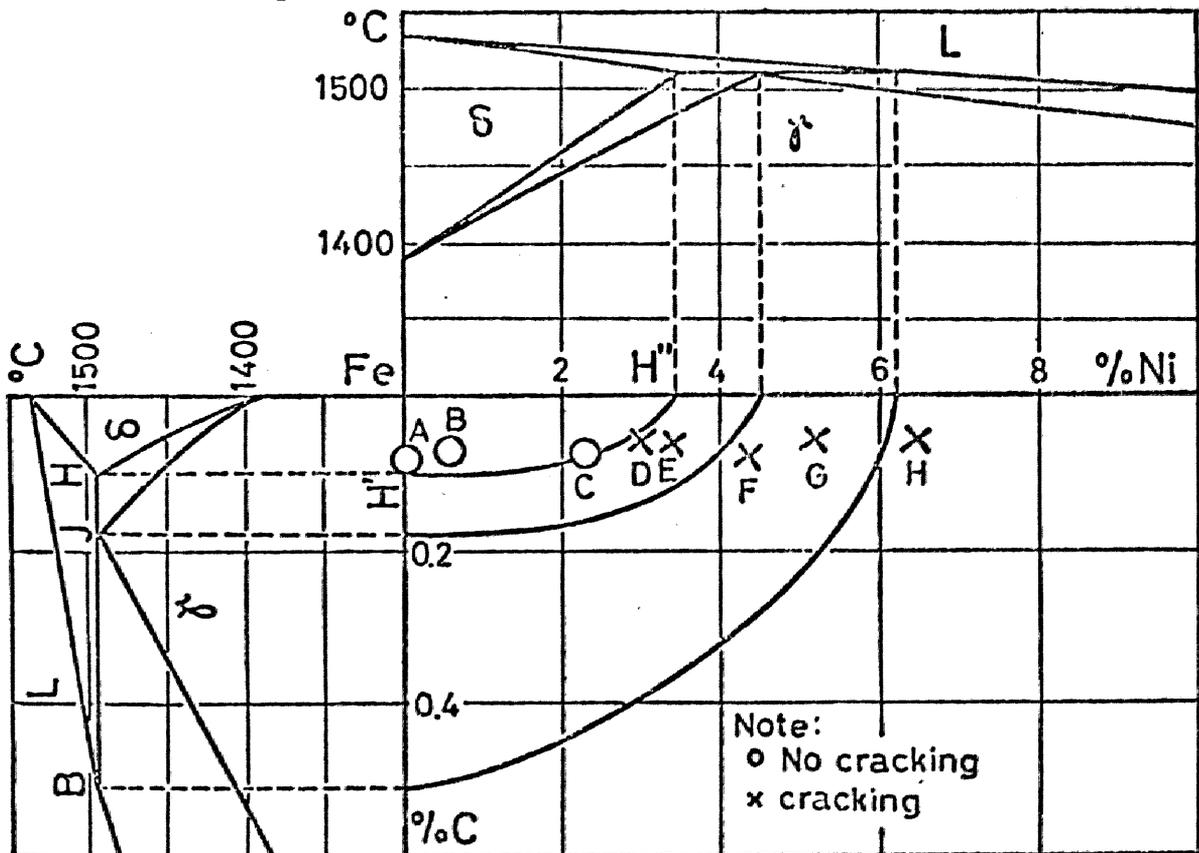


Fig. 1-3 Peritectic reaction of Fe-C-Ni ternary system (I. Masumoto)

ここで γ_{LS} は界面エネルギー、 γ_{SS} は粒界エネルギーである。 $\tau = 0.5$ の時 $\theta = 0$ となり、液体は連続フィルムを形成して割れやすくなる。また τ が大きいと粒端や隅に液相があつまり、割れにくくなる。この状態を Fig. 1-2 に示す。凝固最終段階での残留液相の組成により θ が大きく変わり、凝固割れ感受性を左右する。

この残留液相中へいおうおよびりんなどが濃縮されれば θ が小さくなり、凝固割れ感受性は増加する。

名古屋大学益本功教授らの研究によれば、鋼材溶接金属におけるこのいおうの偏析は炭素およびニッケル含量によって大きく左右されることが明らかにされた。⁷⁻¹⁰⁾ すなわち Fig. 1-3 において溶接金属の炭素およびニッケル含量が同図中 H' - H'' で示す曲線の範囲よりも多ければ、包晶反応を生ずるために、残留液相に炭素およびニッケル含量とともにいおうも濃縮される。このため H' - H'' 曲線より多い量の炭素およびニッケルを含有する溶接金属は凝固割れを生じ、少ない量の場合は割れなかった。よって溶接金属の凝固割れ防止は、これら残留液相の除去あるいは θ の大きな組成をもつ残留液相とすることにより可能となることが推論される。

1.3 節 熱影響部の低温割れ - とくに高張力鋼の溶接において -

低温割れで一般に問題となる趾端割れ、ビート下割れおよびルート割れは熱影響部に低温で発生し、これらの割れのほとんどは水素とマルテンサイト硬化組織のために発生することが多くの研究者により報告されている。¹¹⁻¹⁶⁾ とくに高張力鋼を溶接する場合にはこれらの割れは非常に問題となる。現在 100 ~ 120 °C に予熱することによりこれらの割れを防止している。

低温割れは、溶接時に過飽和に溶解した水素が、低温で応力などの作用あるいは単独で熱影響部に拡散し局部的に集積し、融合線に近い熱影響部をさらに脆化させるために生ずる。一般に f.c.c. 構造の金属は水素を十分固溶できるので、あまり低温割れを生じない。よって α 鉄は冷間割れを生じやすいが γ 鉄は割れを生じにくい。よって高張力鋼を γ 鉄 (f.c.c. 構造) の溶接棒で溶接すれば、低温割れを防ぐことができる。

第2章 フェライト鋼溶接金属の凝固割れ防止

2.1節 緒 言

普通、構造用鋼として使用されている鋼材は大部分がフェライト鋼であり、これらのうち、炭素あるいはニッケル含量の高い鋼を溶接した際に高温で溶接金属に割れを時々生ずる。この凝固割れの原因は凝固の最終段階でいおうやりんの低融点介在物が膜状に存在することと凝固時の熱収縮による応力であると多くの研究者により指摘されている。さらにいおうの偏析の機構に関する名古屋大学益本教授らの研究によれば、⁶⁾ 鉄のみで凝固が完了する際には、いおうの偏析がほとんど認められないのに対し、初晶として鉄を晶出した後、包晶反応 ($L + \delta \rightarrow \gamma$) により粒界の残液が δ 鉄の表面層の γ 鉄に囲まれながら凝固が完了する場合には凝固粒界にいおうがいちじるしく偏析し、3%以上のニッケル鋼溶接金属で0.01%程度のいおうが凝固割れの原因になり得る。

本研究は低温用鋼として使用されている2 $\frac{1}{2}$ %ニッケル鋼および3 $\frac{1}{2}$ %ニッケル鋼の溶接時に発生するいおうによる凝固割れを防止する方法について調べたものである。

鋼材のいおう含量を0.01%以下にすることは現在の製鋼法では必ずしも容易でなく、またそうするならば鋼材は高価なものとなる。また、割れを防止するためにニッケル含量を低下させることは、低温靱性を劣下させるため好ましくない場合がある。よって、このような鋼材の溶接時には包晶反応は避けられず、いおうの偏析による硫化物の形成は免れない。そこで本研究では凝固時のいおうの偏析により形成される硫化物の組成、形状を変化させることにより、すなわち、形成される硫化物の融点を高め、細かく分散して晶出させるか、あるいは球状の介在物にすることにより、凝固割れを防止する可能性について検討した。

金子らの研究¹⁷⁾によれば、鋼中の硫化物形成傾向は



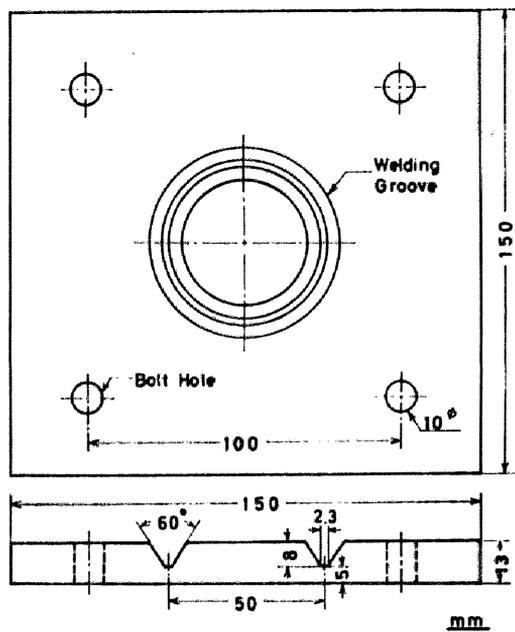
の順である。硫化物形成傾向がFeより高く、かつ、その硫化物の融点が鉄の融点よりも高く、分散型あるいは球状になる合金元素としてZr, Ti, Mnを選び、実験を試みた。古くからマンガンの添加が鋼材の凝固割れ防止に効果的であることは知られているが、¹⁸⁾しかし、ジルコニウムおよびチタンについては十分な検討がなされていない。

溶接金属の凝固割れ感受性は円固溝凝固割れ試験により評価した。まず、円固溝に粒状のフェロジルコニウム、フェロチタンあるいは金属マンガン散布し、2.5%および3.5%ニッケル鋼ワイヤでCO₂-O₂アーク溶接し、これら合金元素の添加量と割れ発生傾向との関係を調べた。さらに、これら合金元素を添加、含有せしめた試作溶接ワイヤによる円固溝割れ試験を行ない、ジルコニウムあるいはチタンを含まないワイヤによる試験結果と比較検討し、その効果を確かめた。

また、溶接金属の硫化物の形状、分布状況および組成を光学顕微鏡およびX線マイクロアナライザにより調べ、凝固時におけるいおうおよび合金元素の偏析挙動を推論した。

2.2 節 円周溝凝固割れ試験

本実験に用いた円周溝凝固割れ試験片は Fig 2-1 に示すように 150 × 150 × 13 mm の板の中央に開先角度 60° の V 型円周溝をつけたものである。この試験片を Photo・2-1 に示す溶接用回転治具の上のせ、円周溝内に粒状のフェロジルコニウム、フェロチタンまたは電解マンガンを種々の量添加し、試験片を拘束円板に 4 本のボルトで固定し溶接した。溶接はガス被包アーク溶接トーチを固定して、円周溶接ビードの周速が 400 mm/min になるように試験片を回転して行った。



Fig・2-1 Hot cracking test specimen

実験に用いた材料の化学組成を Table 2-1 に示す。母材としては、すでに凝固割れのおこりやすいことが確められている⁷⁾ 3.5%ニッケル鋼を用いた。

割れの検出は肉眼、浸透液検査およびX線検査により行ない、試験片またはX線フィルムに現われた割れの中心角を Fig・2-2 に示すように測定した。すなわち θ_0 はクレータ割れまたはクレータ部から発生し、クレータ以外の部分まで伝播している1つの割れの中心角を示している。また、 θ_{n1} 、 θ_{n2} はクレータ以外の割れで、クレータ部と不連続な割れのそれぞれの中心角を示している。

そして、これらの割れ角度の合計 θ_t ($\theta_t = \theta_0 + \theta_{n1} + \theta_{n2} + \dots$) を凝固割れ感受性を評価する値とした。また、顕微鏡観察試料および化学分析用試料は同図に示す位置から採取した。

2.3 節 凝固割れにおよぼす Mn/S 比の影響について

Table 2-1 に示す Mn/S 比の異なる 3 種の 2.5%ニッケル鋼線 A (Mn/S = 58)、B (Mn/S = 77) および C (Mn/S = 127) を電極ワイヤとして、3.5%ニッケル鋼板割れ試験片の CO₂-O₂ アーク溶接を行った。この場合の溶接条件はつぎのとおりである。

溶接電流	450 ~ 480 A	アーク電圧	36 V
溶接速度	400 mm/min	被包ガス	CO ₂ 15 + O ₂ 5 ℓ/min

Fig・2-3 は透過X線写真により検出した割れ角の総計 (= θ_t) と溶接ワイヤおよび溶接金

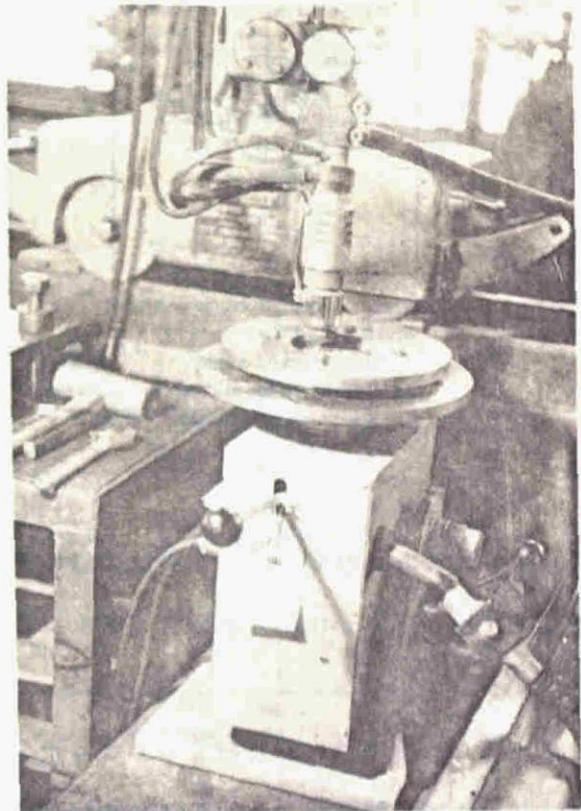
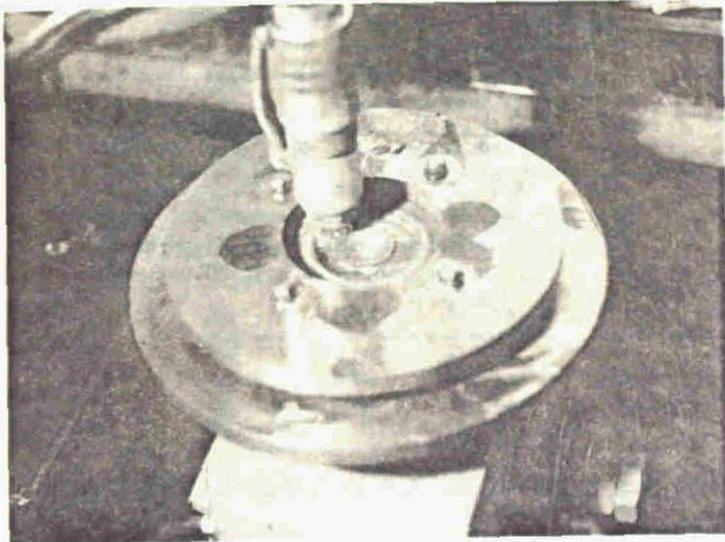


Photo. 2-1 Welding table for hot cracking test

Table 2-1 Chemical compositions of the materials used

Materials		Thickness or diameter, mm	Elements, %								Mn/S	Ti/S	
			C	Si	Mn	P	S	Ni	Ti	Zr			
Base metal	3.5% Ni steel	13	0.13	0.26	0.52	0.011	0.008	3.41	—	—	65	0	
Electrode wires	2.5% Ni steel	A	2.0	0.06	0.78	1.46	0.011	0.025	2.63	0.32	—	58	13
		B	1.6	0.06	0.77	1.31	0.005	0.017	2.63	0.12	—	77	7
		C	1.6	0.06	0.67	1.78	0.008	0.014	2.62	—	—	127	0
		3.5% Ni steel	2.0	0.07	0.76	1.42	0.012	0.025	3.63	0.31	—	57	12
Ferro- alloys	Fe-S		0.02	0.06	0.16	0.006	1.4	—	—	—			
	Fe-Ti		0.064	0.10	0.12	0.007	0.008	—	70.4	—			
	Fe-Zr		0.48	38.5	—	—	—	—	—	42.5			
Metallic Mn			—	—	99.9	—	—	—	—	—			

属のいおう含量と割れ角度との間に一定の傾向は認めがたく、同程度のいおう含量でも割れやすい場合と割れにくい場合とがあるようである。しかし、Mn/S比の増大とともに割れ角度は減少し、Mn/S = 60以上で割れは急激に減少しているが、0にはなっていない。なお、Table 2-1に

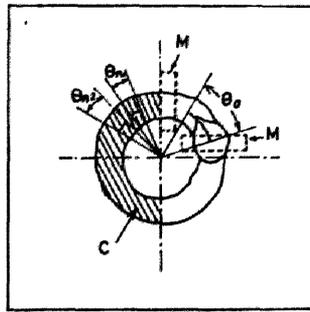


Fig. 2-2 Measurement of cracked angle;
 $\theta_t = \theta_0 + \theta_{a1} + \theta_{a2}$
 θ_t : total cracked angle
 M: Specimens for microscopic observation
 C: Specimen for chemical analysis

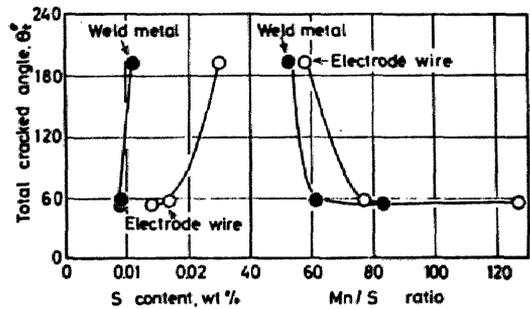


Fig. 2-3 Effects of sulphur content and Mn/S ratio of electrode wires and of weld metals on hot cracking of 3.5% Ni seetl-weld metal

示すようにAおよびBのワイヤには少量のチタンが含まれているが、この場合Mn/S比にくらべてTi/S比がはるかに小さいので、チタンの効果は認めがたい。

2.4節 凝固割れにおよぼすジルコニウム、チタンおよびマンガンの効果

2.4.1項 粒状フェロアロイ散布による割れ試験

Fig. 2-1に示す割れ試験片の溝に8~14メッシュの粒状のフェロジルコニウム、フェロチタンあるいは電解マンガンを溶接時の歩留および稀釈率を考慮して、溶接金属への添加量が0~4%になるように種々の量散布し、Table 2-1に示す3.5%Ni鋼ワイヤを用いて、CO₂-O₂アーク溶接によりビード溶着をした。これらフェロアロイの化学組成をTable 2-1に示した。ただし、使用した溶接ワイヤにはTable 2-1に示すように1.42%のマンガンが含まれていたため、溶接金属はいずれも0.4%以上のマンガンを含有している。さらに、電解鉄と硫化鉄から1.4%いおうを含有する鋼塊を高周波炉を用いて溶製し、これを8~14メッシュの粒に破碎した後合金元素とともに円周溝内に添加して同様の条件で溶接を行い、故意にいおう含量を多くした溶接金属についても実験を行った。溶接条件は前節の場合と同様である。

割れ試験の結果を総括してTable 2-2に示す。試片H1~H9はいおう含量約0.01%、H10~H19は約0.1%、H20~H29は約0.2%として、各合金元素を添加したものである。また試片H8、H4あるいはH19の場合のように透過X線写真で検出されるが、表面に現われない割れが認められたので、この章の以下の整理はすべてX線写真による割れ角度の総計により行った。

溶接金属の合金元素含量とX線による割れ角度との関係をFig. 2-4に示す。溶接金属のジルコニウム、チタンあるいはマンガンの添加により、割れ角度は減少の傾向を示している。そしてジルコニウムおよびチタンはマンガンよりも少量で割れ角度を減少させることができるようである。

Table. 2-2 Cracked angles of weld metals containing manganese, titanium and zirconium, which were added in the groove as ferro-alloy particles

Marks of test specimens	Sulphur, wt%	Added elements, wt%	Element Sulphur ratio	Cracked angle, deg.					
				Visual testing			X-ray testing		
				θ_0	θ_m	θ_f	θ_0	θ_m	θ_f
H1	0.009	Mn 0.46	51	94	20,7,8	129	108	7,14,23,5,10,7,24,9,28,11,23	269
H2	0.008	Mn 1.25	156	51		51	66		66
H3	0.010	Mn 1.95	195	0		0	0	28	28
H4	0.010	Mn 2.15	215	0		0	0	9	9
H5	0.008	Ti 0.49	61	60		60	69		69
H6	0.008	Ti 1.10	137	11	2,9	22	7		7
H7	0.008	Ti 1.61	201	0		0	0		0
H8	0.013	Zr 0.16	12	79	15,4,4,4,7,3,6,5,9,18	154	99	11,22,15,21	206
H9	0.013	Zr 0.93	72	42		42	86	25,13	86
H10	0.107	Mn 0.52	4.9	360		360	360		360
H11	0.090	Mn 1.16	12.9	125	37	162	209		209
H12	0.094	Mn 1.66	17.7	70	12,10,9	101	121	21,17,12,13	184
H13	0.101	Mn 2.33	23.1	35	12	47	55	13	68
H14	0.093	Ti 0.33	3.5	106	5,4,18,8	141	128	30,17,18	193
H15	0.104	Ti 0.78	7.5	60		60	66		66
H16	0.085	Ti 1.35	15.9	0		0	0		0
H17	0.094	Zr 0.21	2.2	180	10,41,18,7	256	360		360
H18	0.081	Zr 0.29	3.6	149	28,14,15	206	177	18,14,15	224
H19	0.093	Zr 1.62	17.4	0		0	4		4
H20	0.201	Mn 0.49	2.4	360		360	360		360
H21	0.206	Mn 1.22	5.9	196	27,12,5,7,5,6	258	360		360
H22	0.201	Mn 1.93	9.6	64	8,19,25	116	130	5,10,8	153
H23	0.170	Mn 2.34	13.8	101		101	114	5	119
H24	0.223	Ti 0.31	1.4	126	84,18,41	269	255	12,5	272
H25	0.156	Ti 0.61	3.9	86		86	149		149
H26	0.136	Ti 1.49	11.0	31		31	48		48
H27	0.202	Ti 0.18	0.9	167		167	360		360
H28	0.177	Ti 0.40	2.3	116	10,3	129	268	2,15	285
H29	0.188	Ti 1.60	8.5	6		6	11	17,8,5,4	46

θ_0 : Angle of a crack occurring in a crater and continuing to the outside of the crater
 θ_f : Angle of a crack occurring in the outside of a crater
 θ_m : Total cracked angle

Photo. 2-2 はチタンの有無による割れ試験結果の外観の一例を示したものである。チタンを含有しない場合は割れ角度は 260° であるが、チタンを 1.9% 含有するものはまったく割れていない。しかし、チタンが多量に添加されるとビード外観は悪くなる。同様に、ジルコニウムの場合も多量に添加すると、チタンの場合よりも一段とビード外観が悪くなっている。

さらに Fig. 2-5 はいおう含量を 0.081~0.107% および 0.186~0.228% とした場合の溶接金属の凝固割れ試験結果である。このようにいおう含量が高い場合にも、ジルコニウム、チタンおよびマンガンの増加とともに割れ角度は減少しており、マンガンよりもジルコニウムおよびチタンのほうが割れ防止効果が大であることを示している。すなわち、Fig. 2-5 の左図に示す約 0.1% いおう含量の溶接金属ではマンガンを 2.8% 添加しても割れを完全に防止できないが、チタンは 1.8%、ジルコニウムは 1.6% の添加により凝固割れは認められなくなっている。

ジルコニウムの硫化物形成傾向はチタンよりもやや大きいと報告されているが、¹⁷⁾ Fig. 2-5 によれば凝固割れ防止効果はチタンより小さいように見える。そこで一定量のいおうを硫化物と

して固定するのに必要なジルコニウムおよびチタンの量を比較するため、原子%比（合金元素の原子%といおうの原子%の比）と割れ角度との関係を Fig. 2-6 に 0.1 および 0.2% といおうの場合について示す。Fig. 2-6 において割れ角度が 60° になる原子%を比較すると次のとおりである。

Zr 原子% / S原子% = 2.5 ~ 4

Ti 原子% / S原子% = 4.5 ~ 8

Mn 原子% / S原子% = 8 ~ 20

これらの値から比較するとジルコニウムのほうがチタンより割れ防止に必要な原子%は小である。マンガンはこれらの元素にくらべて割れ防止にかなり多量を要し、しかも割れを完全に防止することはむづかしい。

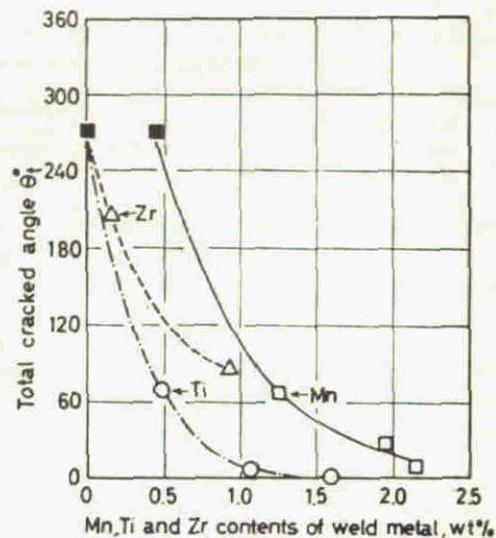


Fig. 2-4 Effects of alloying elements on hot cracking of weld metals containing 0.008~0.013% sulphur

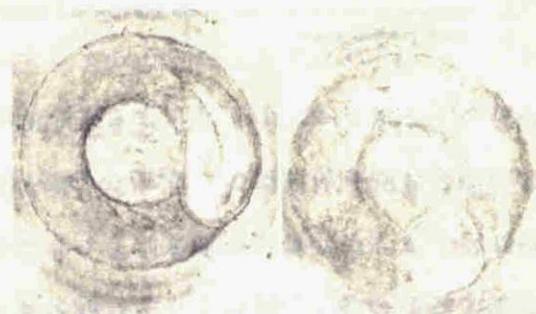
Remarks: Particles of metallic manganese, Fe-Ti or Fe-Zr alloy were added in groove of specimen. Weld metal without additive particles in groove is shown by ■, which contains 0.46% manganese.

2.4.2 項 割れ防止に対する被包ガスの影響

溶接金属の凝固割れ防止には前述した合金元素がいおうと有効に結合して、適当な硫化物をつくる必要があるが、マンガン、チタンおよびジルコニウムは、いずれもその酸化物の生成自由エネルギーが、窒化物、硫化物および炭化物に比べ、最も大で、窒化物、硫化物、炭化物の順である。17, 19~22)

Photo. 2-2

(a) 0% Ti, $\theta_1 = 260^\circ$ (b) 1.9% Ti, $\theta_1 = 0^\circ$
Hot cracking of weld metal of 3.5% Ni steel;



したがって、酸化性の溶接被包ガスはこの硫化物形成能力に大きく影響をおよぼす。Fig. 2-7 は円周溝内にフェロチタン粒を散布して溶接し、被包ガスとして、 $\text{CO}_2 + \text{O}_2$ を用いた場合と、Ar のみを用いた場合のチタンによる割れ防止効果の差を示している。Ar 雰囲気中ではチタンは酸化物あるいは炭化物としての消費がないため、いおうと十分に結合し、溶接金属のチタン含量 0.3% 付近で凝固割れはほとんど発生しなくなっている。これにくらべて、 $\text{CO}_2 + \text{O}_2$ 雰囲気中では、酸化物および炭化物が溶接金属中に

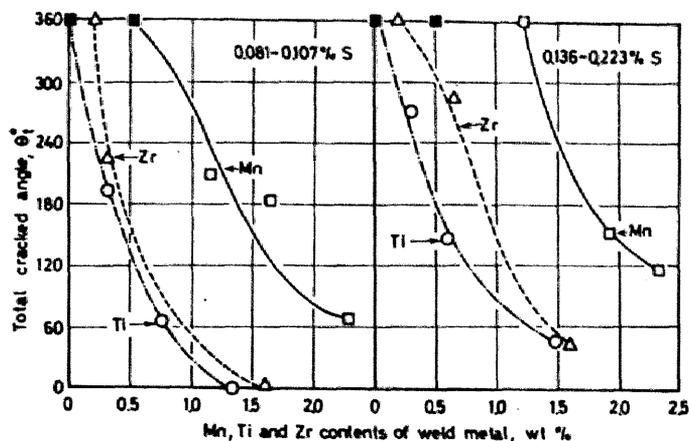


Fig. 2-5 Effects of alloying elements on hot cracking of weld metals containing about 0.1% and 0.2% sulphur

Remarks : Particles of metallic manganese, Fe-Ti or Fe-Zr alloy were added in groove of specimen. Weld metal without additive particles in groove are shown by ■, which contains about 0.5% manganese.

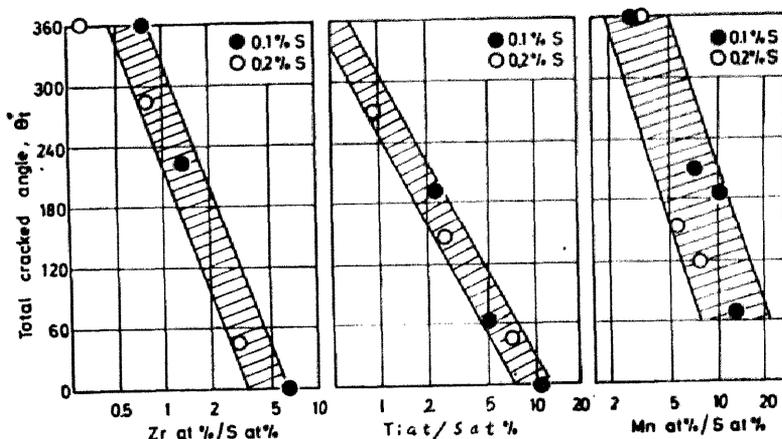


Fig. 2-6 Relation between atomic percent ratio (element at % / sulphur at %) and cracked angle

多量に形成するため、いおうと結合するチタンは少量であり、Ar の場合にくらべて、およそ4～5倍のチタンが割れ防止のために必要である。

Fig. 2-8はアルゴン、CO₂ およびCO₂+O₂の雰囲気中で得た割れ試験における溶接金属中の炭素含量におよぼすチタン添加の影響を示している。CO₂ 雰囲気あるいはCO₂+O₂ 雰囲気の場合はチタンの添加量が増加する程、溶接金属中の炭素含量が増加している。しかし、Ar 雰囲気の場合には、チタンの添加量が増加しても溶接金属中の炭素含量は変化していない。さらに、顕微鏡観察によってもCO₂ 雰囲気およびCO₂+O₂ 雰囲気ではチタンと炭素が結合して、溶接金属中

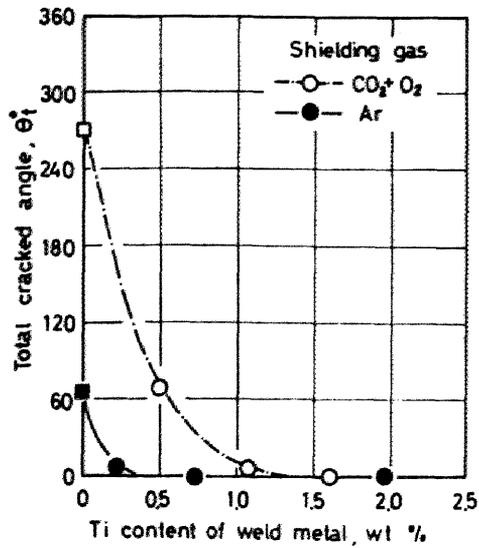


Fig. 2-7. Effect of shielding gas on hot cracking of weld metal containing 0.008~0.015% sulphur

に多くの炭化物が形成していることを確認した。しかし、Ar 雰囲気中では、母材およびワイヤからくる炭素とチタンが結合して、溶接金属中に微量のチタン炭化物を観察したが、チタン添加量を増しても、その増加は認められなかった。

このように被包ガス組成は凝固割れに対して合金元素の有効な添加という点から影響をおよぼす。

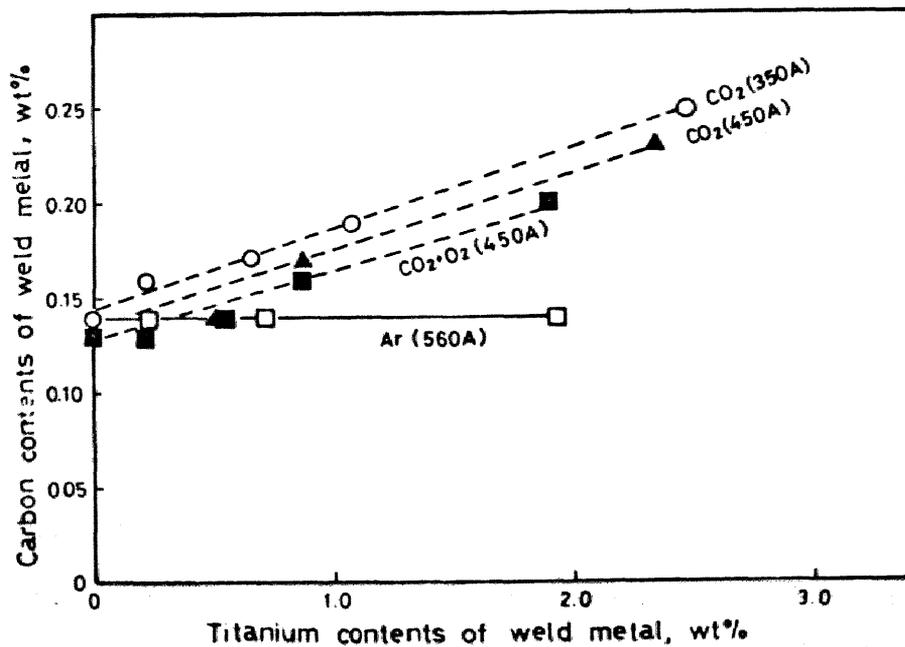


Fig. 2-8 Effect of shield gas on carbon contents of weld metals containing titanium

2.4.3 項 ジルコニウム、チタンおよびマンガンを含む試作溶接ワイヤによる割れ試験

以上の実験結果を考慮して、Table 2-8 に示すようなマンガン、チタンあるいはジルコニウムを種々の量添加し、いおうをはば一定量 0.03% 含む 3.5% ニッケル鋼溶接ワイヤを試作した。そしてこのワイヤにより上述と同様の円周溝溶着実験による割れ試験を行い、ワイヤ中の各合金元素の効果を調べた。

試作溶接ワイヤは高周波炉によりアルゴン気流中で溶解した約 3 kg の鋼塊を熱間鍛造で 20 mm φ の丸棒とし、さらに 850~950°C のスウェーリングで 7 mm φ の線材としたものを冷間で直接 2 mm まで線引きして作った。この試作ワイヤによる円周溝凝固割れ試験の溶接条件はつぎのとおりである。

溶接電流 480 A アーク電圧 85 V
 溶接速度 400 mm/min 被包ガス CO₂ 15 l/min + O₂ 5 l/min

Fig. 2-9 に割れ角度と溶接金属の合金元素含量との関係を示す。同図によれば、ワイヤの各合金元素の溶接中の消耗はいちじるしく、また、ワイヤの各元素含量の相違にかかわらず、溶接金属のそれぞれの元素含量はほぼ同じになっている。とくにチタンおよびジルコニウムの歩留りは少ない。しかし、前述の粒状フェロアロイを添加して実験した場合 (Fig. 2-4 参照) にくらべて、はるかに少量で割れ角度の顕著な減少が認められる。この場合も、マンガんにくらべて、チタンおよびジルコニウムの割れ防止効果が大きいことが確認された。

2.4.4 項 ジルコニウム、チタンおよびマンガンを含む溶接金属の機械的性質

溶接ワイヤにチタンおよびジルコニウムを凝固割れ防止のために添加すれば、同時に溶接金属の機械的性質に影響することが考えられる。²⁸⁾そこで、Table 2-1 の 3.5% ニッケル鋼ワイヤ

Table 2-8 Chemical compositions of the experimental electrode wires

Electrode Wires	Elements, %								Ti/S	Zr/S
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Ti	Zr		
M1	0.03	0.60	1.82	0.007	0.026	3.22	—	—	—	—
M2	0.03	0.60	2.18	0.007	0.035	3.42	—	—	—	—
M3	0.04	0.61	2.20	0.016	0.032	3.51	—	—	—	—
T1	0.02	0.64	1.10	0.004	0.030	3.51	0.60	—	20	—
T2	0.03	0.60	1.01	0.004	0.036	3.51	0.90	—	25	—
T3	0.02	0.77	1.27	0.004	0.033	3.51	1.12	—	34	—
Z1	0.01	0.36	0.97	0.004	0.032	3.60	—	0.15	—	5
Z2	0.05	0.64	1.26	0.019	0.029	3.56	—	0.35	—	12

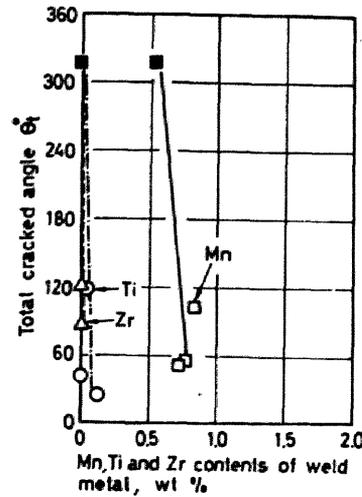


Fig. 2-9 Effects of alloying elements on hot cracking of weld metals containing 0.017~0.020 % sulphur
 Remark: Weld metals alloyed by titanium or zirconium contain also 0.4~0.6% manganese.

および Table 2-8 の M3、T1 ならびに Z2 試作ワイヤにより、3.5%ニッケル鋼板を Table 2-4 に示す溶接条件で多層溶接し、Fig. 2-10 に示す引張試験片および衝撃試験片を採取した。また比較のために母材からも同様な試験片を採取し、実験に供した。引張試験はインストロン万能試験機により荷重速度 0.1 cm/min で行った。V-ノッチシャルピー衝撃試験は 0°および 40°C で行った。

Table 2-4 Welding conditions of multi-pass welding

Welding process	CO ₂ O ₂ arc welding			
	3.5% Ni steel	M3	T1	Z2
Electrode wires	3.5% Ni steel	M3	T1	Z2
Welding current, A	320-350	320-350	300	425-450
Arc voltage, V	29	29	30	31
Open circuit voltage, V	32	32	32	36
Welding speed, cm/min	40	40	40	40
Number of passes	6	7	7	5
Shielding gas	CO ₂ 15 + O ₂ 5 l/min			

Table 2-5 は 4 種の溶接ワイヤ (3.5%ニッケル鋼線、マンガン添加鋼線 M3、チタン添加鋼線 T1、ジルコニウム添加鋼線 Z2) により得られた溶接金属の化学組成と機械的性質を示す。引張強さおよび降伏点はいずれの場合もあまり差はみとめられない。伸びは母材にくらべていずれ

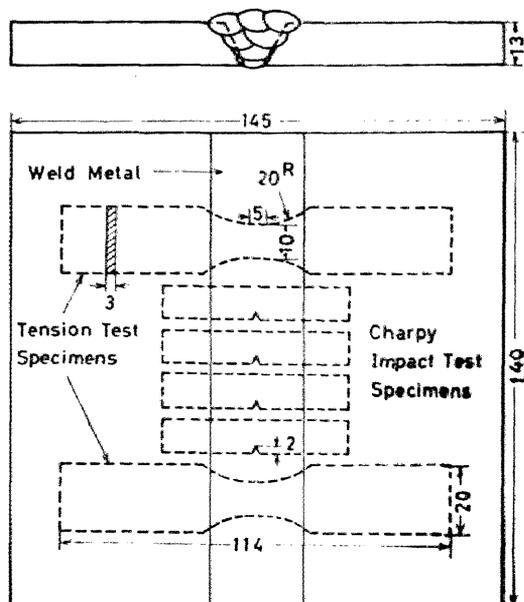


Fig. 2-10 Multi-pass welded plate and the location of test specimens

の溶接継手の値も小さいが、ふつうの3.5%Ni鋼ワイヤによる溶接金属にくらべ、マンガン、チタンあるいはジルコニウムをとくに添加したM3、T1およびZ2の値は大きくなっている。とくにチタン含有ワイヤによる溶接金属の伸びは88%の値を示している。

また、合金元素を添加せしめたワイヤによる溶接金属の衝撃値は、いずれも母材の $\frac{1}{2}$ 以下の値であるが、ふつうの3.5%Ni鋼ワイヤにくらべ、より高い値を示している。これらのうち、チタンを添加したものが最も高い値を示し、0°Cで10.6 Kg-m/cm²、-40°Cで6.7 Kg-m/cm²である。

Table 2-5 Chemical compositions and mechanical properties of weld metals obtained by experimental electrode wires

Electrode wires used	Elements, %								Yield strength, kg/mm ²	Tensile strength, kg/mm ²	Elongation, %	Charpy impact value (2mmV notch), kg-m/cm ²	
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Ti	Zr				-40°C	0°C
3.5 Ni	0.09	0.09	0.38	0.011	0.022	3.67	—	—	40.4	58.0	16	2.8	2.9
M3	0.10	0.11	0.68	0.008	0.024	3.40	—	—	39.9	56.2	29	6.0	8.9
T1	0.04	0.20	0.48	0.006	0.025	3.55	0.04	—	42.0	58.2	38	6.7	10.6
Z2	0.07	0.08	0.36	0.006	0.022	3.40	—	0.01	41.7	52.5	26	4.3	8.0
Base metal	0.13	0.26	0.52	0.011	0.008	3.41	—	—	41.8	56.2	53	22.0	22.3

2.5節 溶接金属中の硫化物について

0.16~0.2%いおうを含む溶接金属中の介在物をPhoto、2-3に示す。(a)は合金元素を添加しない場合に粒界に存在するフィルム状の介在物である。この介在物は溶接金属中のマンガン、チタンあるいはジルコニウムの添加により、それぞれPhoto、2-3(b)、(c)および(d)のように粒状の硫化物に変化する。

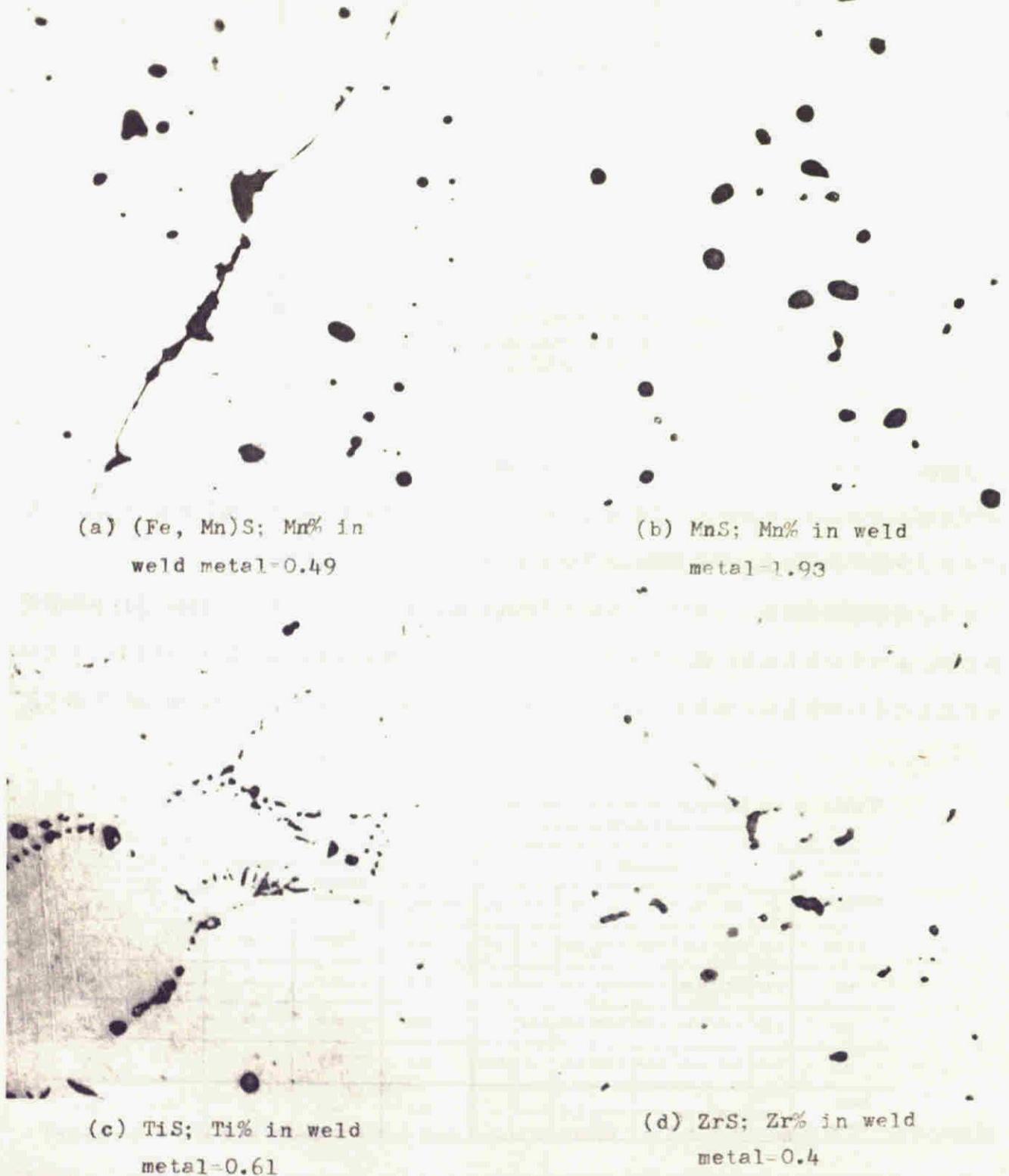
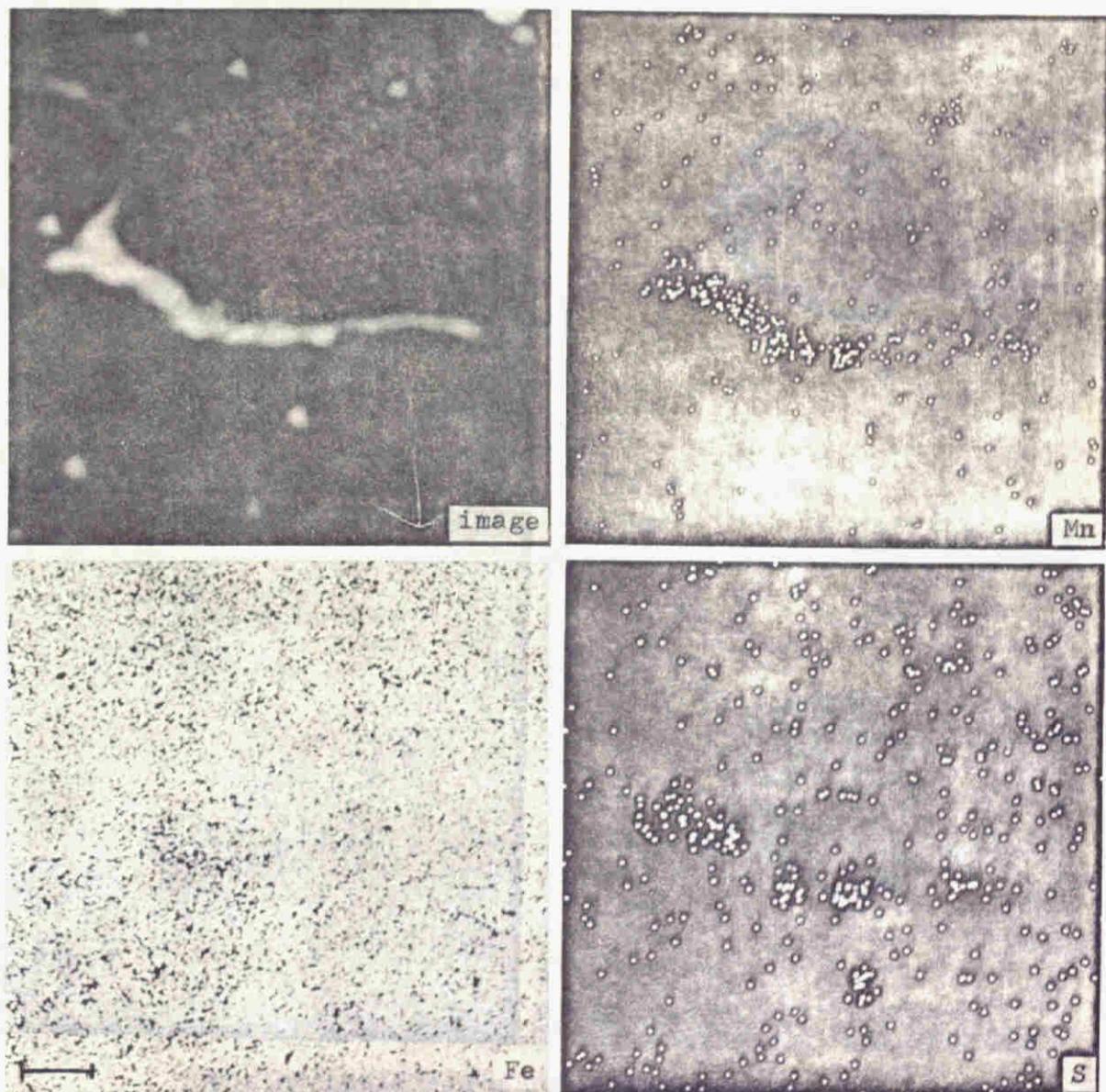


Photo.2-3 Sulfide inclusions in weld metals of 0.16~0.20%S; No etching, x1000

つぎに、これらの介在物をマイクロアナライザで分析した結果を Photos・2-4 および 5、また Figs・2-11 および 12 に示す。

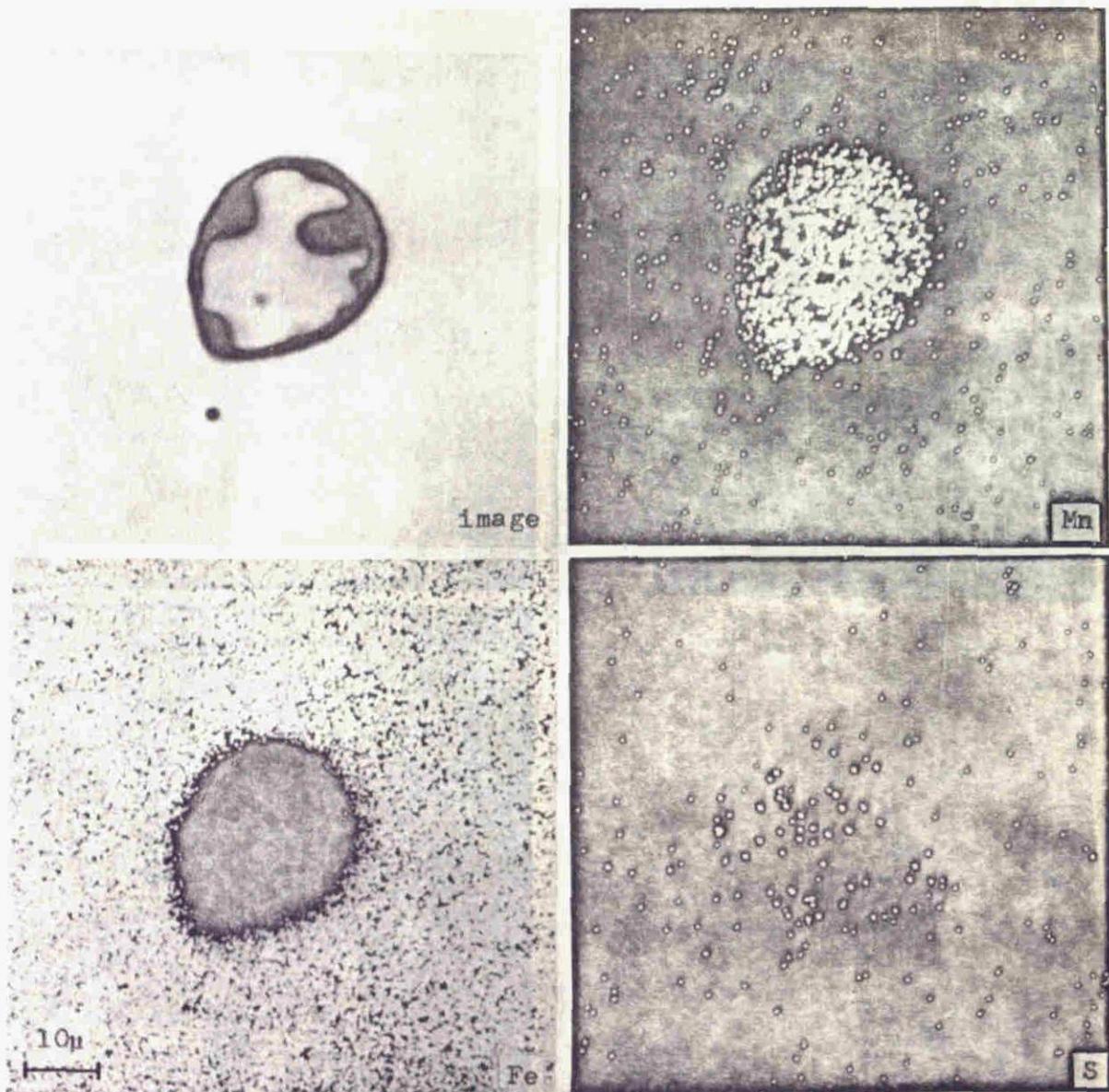
Photo・2-4 は Photo・2-3(a) のフィルム状介在物を全面走査により分析した結果である。この介在物は FeS に Mn が固溶した硫化物 (Fe, Mn) S と考えられる。さらに Photo・2-3(b) の介在物は Photo・2-5 で示すように MnS であることを認めた。また、Photo・2-3(c) および (d) に示す介在物は微細に分散しているため、全面走査による分析は困難であったので、線分析により分析した。

Fig・2-11 はチタンを含む溶接金属中の TiS と推定される介在物の線分析結果である。Fig・2-12 はジルコニウムといおうを含む溶接金属中の ZrS と推定される介在物の線分析結果である。



Photo・2-4 Scanning electron probe microanalyses of filmy iron rich sulfide inclusions

Photo・2-6は試作溶接ワイヤによる溶接金属中の介在物の分析状態を示す。この場合いおう含量が低いため(0.016~0.018%S)、上記のPhoto・2-2(0.16~0.2%S)にくらべて、硫化物は微細で量も少ない。Photo・2-6(a)は合金元素を添加しない3.5%Ni鋼ワイヤによる溶接金属のき裂先端部であり、き裂は粒界の硫化物フィルムに沿って伝播している。Photo・2-6(b)、(c)および(d)はそれぞれマンガン、チタンおよびジルコニウムを添加したワイヤによる溶接金属で、フィルム状の介在物は存在せず、粒状もしくは分散型の介在物のみが観察された。これらの介在物はきわめて微細であるため、マイクロアナライザによる分析は不可能であったが、Photo・2-2の観察結果をもとにして、形、色合いおよび分布状態などから推定すると、Photo・2-4



Photo・2-5 Scanning electron probe microanalyses of MnS inclusion

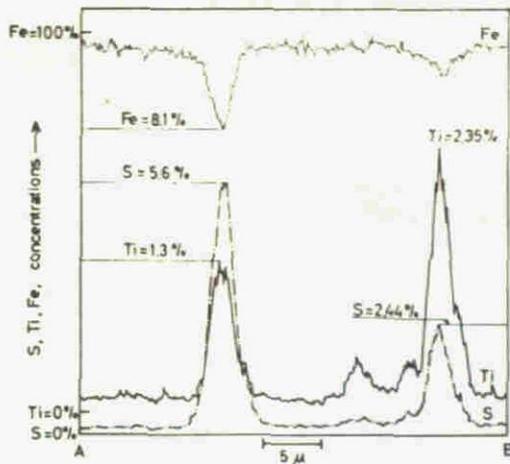


Fig. 2-11 Line traverse electron probe microanalysis of TiS inclusion; 1.49% Ti in weld metal

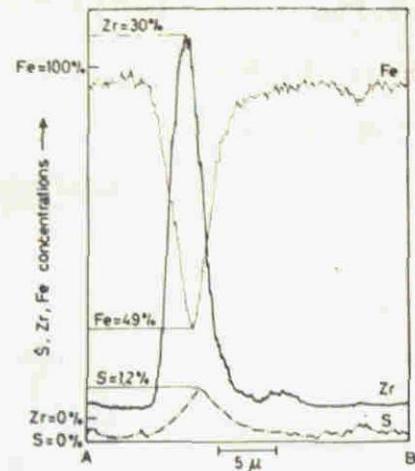


Fig. 2-12 Line traverse electron probe microanalysis of ZrS inclusion; 1.6% Zr in weld metal



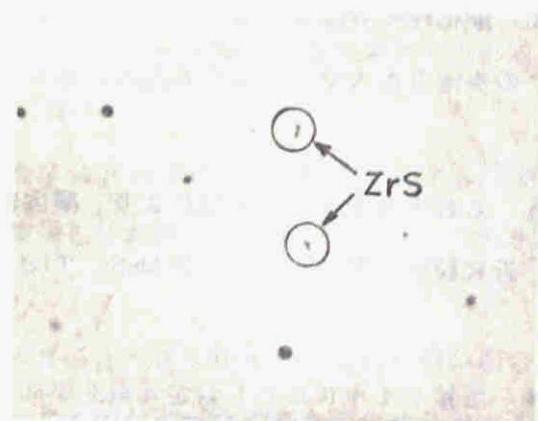
(a) (Fe, Mn)S; weld metal by 3.5% Ni steel electrode wire



(b) MnS; weld metal by M3 electrode wire



(c) TiS; weld metal by T3 electrode wire



(d) ZrS; weld metal by Z2 electrode wire

Photo. 2-6 Sulfide inclusions in weld metals of 0.016~0.018% sulphur; No etching, $\times 1000$

(b)はMnS、Photo・2-4(c)はTiS、Photo・2-4(d)はZrSと考えられる。また、Photo・2-7はPhoto・2-6(a)の場合のき裂発生部のマクロ写真である。割れはこのように柱状晶の粒界に沿って伝播している。

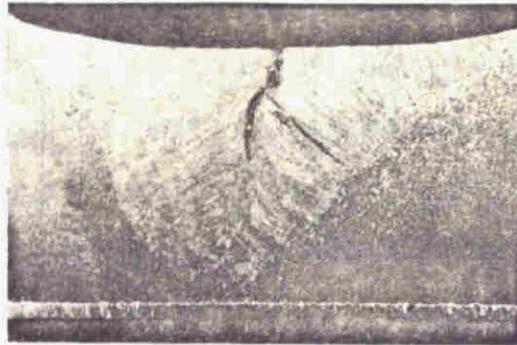


Photo-2-7 Macro-photograph of hot cracking; weld metal by 3.5% Ni steel electrode wire; $\times 3$

2.6節 ま と め

硫化物形成傾向の大きいジルコニウム、チタンおよびマンガンを、溶接金属に添加して、いおうによる凝固割れ感受性におよぼすこれら元素の影響をしらべた。これらの実験結果をまとめれば、つぎのとおりである。

1. 3.5%ニッケル鋼の凝固割れは柱状晶間に存在するいおう濃度の高い液相フィルムに起因する。このいおうによる凝固割れは溶接金属にジルコニウム、チタンあるいはマンガンを添加することにより減少する。ジルコニウムおよびチタンの添加はマンガンにくらべて、はるかに効果的である。
2. 酸化性の溶接雰囲気にくらべて、中性雰囲気中(例えばAr 雰囲気)ではこれら合金元素の歩留りが大で、少量の添加による効果が期待できる。
3. これら合金元素の添加により、凝固組織におけるフィルム状硫化物(Fe, Mn)Sは粒界付近に粒状に分散した硫化物MnS、TiSあるいはZrSに変化する。
4. 溶接ワイヤにこれら合金元素を添加した場合にも、1と同様の効果が認められた。
5. ジルコニウム、チタンおよびマンガンを少量添加した3.5%ニッケル鋼溶接金属の伸びおよび衝撃値は合金元素を添加しないものにくらべてより大きな値を示した。

第3章 オーステナイト鋼溶接金属の凝固割れ防止

3.1 節 緒 言

益本教授らはフェライト鋼溶接金属が包晶反応 ($L + \delta \rightarrow \gamma$) により、初晶 δ 鉄の表面に γ 鉄を形成しながら凝固が進行する場合には、 γ 鉄のいおう溶解度が小さいため、粒界残液にいおうが偏析し、凝固割れが生じやすいことを報じている。⁹⁾

そこで、この実験結果を参考に、オーステナイト鋼溶接金属の場合にも、溶接金属が γ 鉄で凝固するか、あるいは α 鉄で凝固するかという凝固様式が凝固割れにいかに関与するかを実験的に調べた。すなわち、本章ではオーステナイト鋼溶接金属の凝固様式と凝固割れ感受性との関係についての研究結果を述べる。

オーステナイト鋼の溶接金属中に一定量のフェライトが含まれていると、凝固割れが防止されることは従来からよく知られている。^{24~28)} しかし、何故このような少量のフェライト (α 鉄) が凝固割れ防止に有効であるかという点については、現在なお明解な根拠は見出しがたい。 α 鉄の生成による結晶粒の微細化効果 (粒界不純物の分散化)、 α 鉄が γ 鉄よりも有害元素 (いおう、りん、けい素、酸素など) を多量に固溶し得ることによる粒界での偏析の減少、 α 鉄が γ 鉄よりも熱膨脹係数が小さいことによる収縮応力の緩和および γ 鉄の粒界に比べて γ 鉄- α 鉄粒界は液相フィルムでぬれにくいこと、などの説明があるが、^{26, 29~31)} これらの実験的根拠は不十分のようである。

そこで、 δ -フェライト量と凝固様式の異なる試験材を作成するため、Cr-Ni 含量を異にする種々の鋼塊を溶製し、凝固割れ感受性を調べた。実験としてはまず、シェフラー組織図²⁴⁾ および Fe-Ni-Cr 3 元素状態図を参考にして、クロムおよびニッケル含量を変化させて、 δ -フェライト量と凝固様式は異なるがいおう量はほぼ一定の試験材を多数溶製し、これらから割れ試験片を作成した。そして、TIG 溶接による溶接金属の凝固割れ試験を行い、状態図から晶出相と割れ発生状況および偏析を調べることにより、凝固様式と凝固割れ感受性との関係および従来から言われている δ -フェライト量と凝固割れ感受性との関係について調べた。

また、3 種類の市販溶接ワイヤを用い、MIG 溶接により凝固時の晶出相を異にする溶接金属についても同様な実験を行い、TIG 溶接金属の実験結果と比較検討し、そして、オーステナイト鋼溶接金属の凝固割れを発生しない領域を提案した。

さらに、凝固割れに敏感な γ 鉄を晶出しながら凝固するオーステナイト鋼溶接金属の場合にも、前章で述べたごとく、適量のチタンあるいはジルコニウムの添加が凝固割れ防止に有効であることも確めた。

3.2 節 溶接金属の凝固様式と凝固割れ感受性との関係

3.2.1 項 試験材作成

Table 3-1 に示すように、クロムおよびニッケル含量を異にするシリーズのオーステナイト鋼各 1 kg を高波炉で溶解して試験材とした。試験材溶製に際しては、いおう含量を 0.13 ~ 0.16 % 一定とした。また、炭素含量は 0.06 ~ 0.08 % 一定になるように調整した。りん含量は 0.004 ~ 0.005 % におさえて、主としていおうによる凝固割れを調べた。

溶解は高周波炉により、アルゴン気流中で、ムライト系ルツボを用いて行い、マンガンおよびけい素で脱酸した後、所定量の合金を添加し、62 × 62 × 高さ 30 mm (肉厚 12 mm) の鋼製鋳型に鋳込んだ。

鋳込みのままの鋼塊試験材から Fig. 3-1 に示すような円周みぞをつけた割れ試験片を機械加工により作った。

Table 3-1 Chemical compositions, ferrite amounts and crack angles of the Ni-Cr steel weld metals

No.	Element, %							Cr eq	Ni eq	Ferrite %		Crack angle, deg.	
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni			fm	fs	X-ray	Visual
A1	0.06	0.28	0.83	0.004	0.142	15.95	13.74	16.37	15.96	0	0	333	100
A2	0.06	0.32	0.97	-	0.131	17.28	12.38	17.76	14.67	0	0	244	57
A3	0.07	0.37	1.02	-	0.149	18.39	11.47	18.95	14.08	0	0	85	11
A4	0.07	0.35	0.99	0.004	0.135	19.31	10.43	19.84	13.53	7	1	0	0
A5	0.06	0.38	1.00	-	0.154	20.32	9.54	20.89	11.84	12	9	0	0
A6	0.07	0.37	0.94	0.004	0.138	21.52	8.53	22.08	11.20	17	15	0	0
B1	0.06	0.46	1.07	0.004	0.135	20.60	15.99	21.29	18.41	0	0	163	27
B2	0.07	0.44	1.04	-	0.143	21.59	15.07	22.25	17.69	0	0	195	23
B3	0.07	0.31	0.82	-	0.156	22.46	13.96	22.93	16.47	0.4	2	76	11
B4	0.07	0.36	1.00	-	0.146	23.56	12.70	24.10	15.30	11	7	0	0
B5	0.06	0.42	1.03	-	0.153	24.59	11.88	25.22	14.20	21	14	0	0
B6	0.06	0.39	0.96	0.004	0.151	24.92	11.06	25.51	13.44	25	17	0	0
C1	0.07	0.41	0.90	0.004	0.160	24.94	20.09	25.56	22.64	0	0	360	91
C2	0.06	0.45	0.99	-	0.130	25.11	18.42	25.79	20.72	0	0	175	30
C3	0.07	0.49	0.93	-	0.153	26.30	16.93	27.04	19.22	6	6	126	19
C4	0.07	0.40	0.86	0.005	0.163	27.56	15.99	28.16	18.52	18	8	8	11
C5	0.07	0.45	1.13	-	0.153	28.37	16.86	29.05	19.53	20	8	8	0
C6	0.06	0.44	0.96	-	0.155	28.60	16.43	28.72	18.71	20	10	0	0
C7	0.07	0.46	1.10	-	0.146	29.47	15.87	30.16	18.22	25	15	0	0
C8	0.07	0.53	0.94	-	0.150	29.53	14.67	30.33	17.24	25	16	0	0
C9	0.08	0.57	0.99	-	0.141	31.29	13.36	32.15	16.26	40	30	0	0
C10	0.06	0.48	0.93	-	0.158	26.47	13.55	27.19	15.82	25	14	0	0
C11	0.06	0.49	0.99	-	0.155	27.29	12.16	28.01	14.46	30	20	0	0

Note fm: Ferrite amount measured by point counting method
fs: Ferrite amount estimated from Schaeffer diagram

3.2.2 項 小型円周溝凝固割れ試験

回転テーブル中央に割れ試験片を置き、試験材を回転しながら円周溝をTIG溶接で、充填ワイヤなしでなめた。溶接条件は次の通りである。

溶接電流 180A 溶接速度 200 mm/min

被包ガス Ar 15 l/min

そして形成されたビード外観について肉眼によ

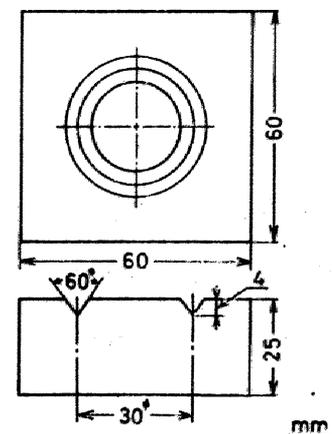


Fig. 3-1 Ni-Cr steel cast specimen for weld metal hot cracking test

る浸透液検査、X線検査および横断面の肉眼および顕微鏡観察により、溶接金属の凝固割れ発生状況を調べた。X線検査は割れを検出しやすくするため、ビード側の板表面からの厚さが7mmになるまで、ビードと関係ない母材を切削して行った。

なお、溶接金属のフェライト量を顕微鏡観察から点算法で実測した結果 (fm) およびシェフラー組織図から読みとった値 (fs) を比較して Table 3-1 に並記した。

3.2.3 項 実験結果および考察

各試験片についてX線および肉眼検査で割れ角度を測定した結果をまとめ Table 3-1 の右らんに示す。この表の割れ角度は、第2章の Fig.2-2 で示すように測定した全割れ角度 (θ_t) である。X線による割れ角度は外観によるそれよりも一般に大きく、表面から認められないビード内部の割れがしばしば観察された。そこで以下の実験結果はX線による観察結果をもとにしてのべる。

Fig.3-2 はこのようにしてX線検査で求めた割れの有無と化学組織との相関を示す。同図の a a' 曲線は Fe-Ni-Cr 3 元系状態図⁽³²⁾で、初品として α 鉄が晶出する範囲と γ 鉄が晶出する範囲との境界線であり、b b' 曲線および c c' 曲線は固相面の境界線であって、それぞれ Fig.3-3 の切断状態図 a、b および c 点に相当している。Fig.3-3 は 70% Fe、63.5% Fe および 54.5% Fe の切断状態図で、それぞれ Fig.3-2 に示す A、B および C シリーズの試験片の化学組成に相当している。

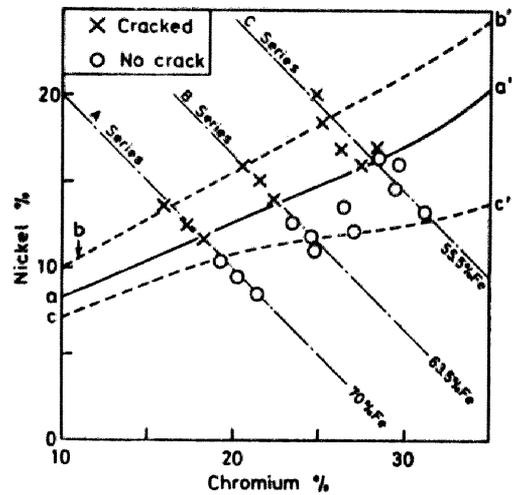


Fig. 3-2 Hot cracking test results of TIG welded bead plotted on the Fe-Ni-Cr phase diagram

Note; Line aa': boundary of liquidus surfaces of γ -iron (above) and α -iron (below)
Line bb' and cc' : boundaries of solidus surfaces;
See also the diagrams of cross-sections (Fig. 3-3)

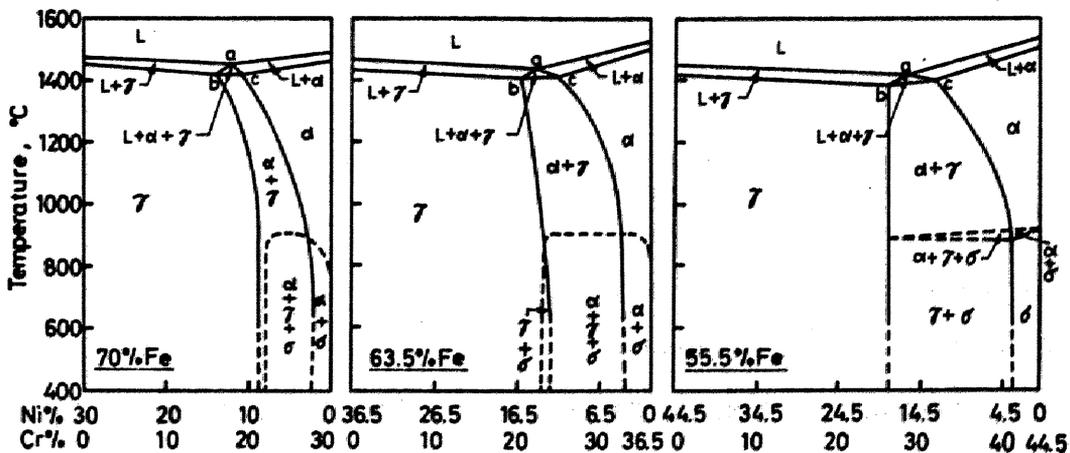


Fig. 3-3 Cross-sections of Fe-Ni-Cr ternary diagram at 70, 63.5 and 55.5% Fe

なお70% Feの状態図はSchafmeister³³⁾らによるものであるが、他はSchafmeister³³⁾らおよびPugh³⁴⁾らの3元系状態図をもとにして作図したものである。

Fig. 3-2によれば本実験の溶接金属が凝固割れを生ずるか否かの境界線はFe-Ni-Cr系状態図のa'線とよく対応しているようである。すなわち、a'線より上方の初晶として γ 鉄が晶出する界域では割れが発生しているのに対して、a'線より下方の初晶として α 線が晶出する界域では割れは発生していない。

また、界域a' b'は初晶として γ 鉄を晶出した後、 $L \rightarrow \alpha + \gamma$ の共晶反応で凝固を完了する界域であるが、この界域内の溶接金属のすべてに割れが発生している。したがって、初晶として γ 鉄を晶出した後、共晶反応により晶出する α 鉄は、a'線より下方の初晶として晶出する α 鉄にくらべて割れ防止効果が少ないようである。

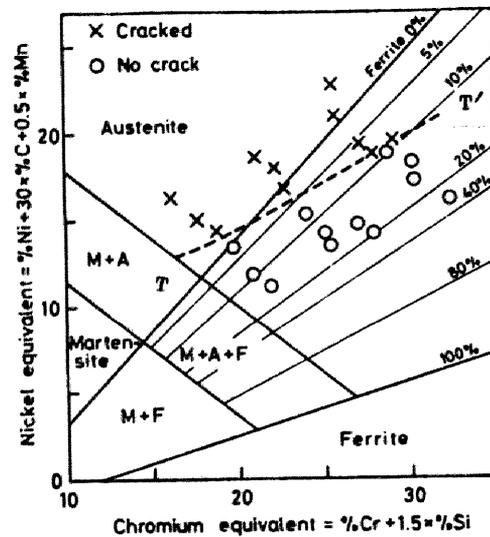


Fig. 3-4 Results of the hot cracking test plotted on the Schaeffler diagram; Dotted line shows the boundary of crack-and no crack fields.

Fig. 3-4は上記の割れ試験結果をシェフラー組織図上にプロットしたものである。この図において破線で示した割れるか否かの境界線(T T')は同図に示されている δ -フェライト量と直接関連していないように見られる。

Photo. 3-1は γ 鉄のみで凝固した溶接金属A1の割れの表面外観および断面マクロ写真を示す。割れは最終凝固部すなわちビード中央線に沿って生じている。また(b)から明らかなように、柱状晶に沿って生じている。

Fig. 3-5はTable 3-1のAシリーズの試験片の組成を70% Feの切断状態図上に示したものである。図中のフェライト量は顕微鏡観察により求めたものである。同図によれば、溶接金属A1は初晶として γ 鉄を晶出し、 γ 単相として凝固を終える。溶接金属A2は初晶として γ 鉄を、また

A 3 および A 4 は α 鉄を晶出した後、共晶反応により凝固を終える。また、溶接金属 A 5 および A 6 は初晶として α 鉄を晶出した後、 α 単相として凝固を終える。凝固後、A 2 ~ A 6 では温度降下とともに固相変態である $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態が起きるので、状態図どおりに変態が完了すれば、A 2 ~ A 5 は常温にて γ 単相になるはずである。しかし、溶接金属は急冷されるので、A 4 および A 5 では変態は完了せず、それぞれ 7 および 12 % の δ -フェライトが残留している。

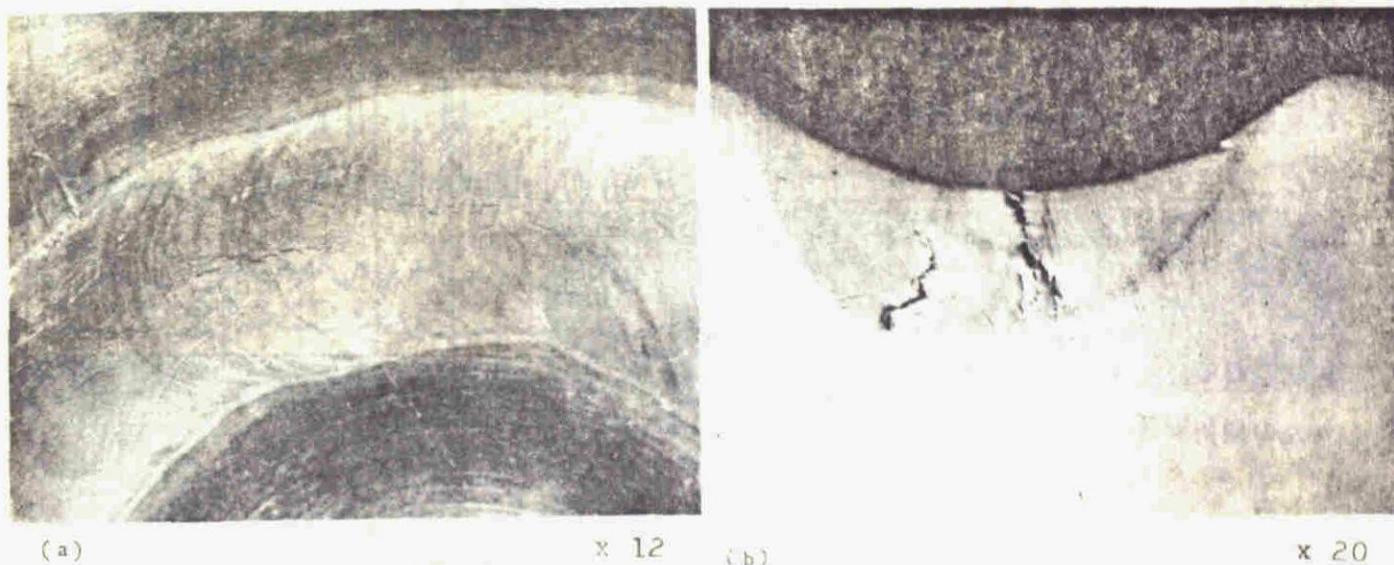


Photo. 3-1 Cracks in weld metal A1

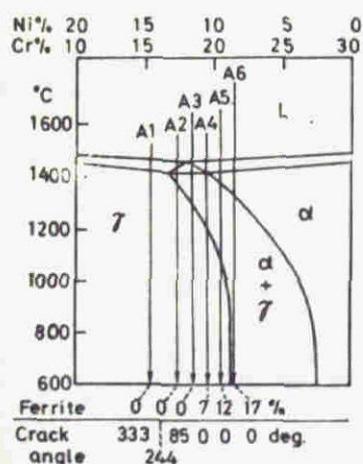


Fig. 3-5 A-series weld metals on the Fe-Ni-Cr diagram

Fig. 3-6は γ 鉄のみで凝固した溶接金属A1の顕微鏡組織およびX線マイクロアナライザにより線分析した諸元素の分布状況を示す。樹枝状品の粒界に沿って硫化物が連続的に配列しており、一部の粒界にき裂が見られる。き裂先端の粒界をさらに高倍率で観察すると薄膜が認められた。マイクロアナライザの分析結果では、粒界および割れの部分に、マンガンおよびクロムの偏析が見られる。しかし、けい素およびリンの偏析はほとんど認められない。

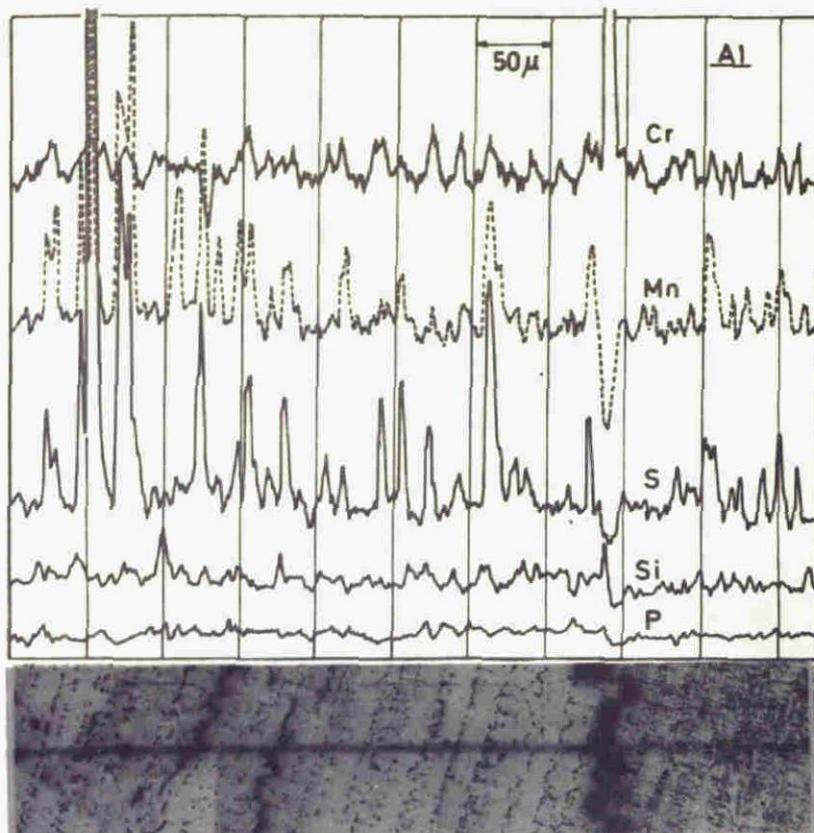


Fig. 3-6 Element distributions in weld metal A1

Fig. 3-7は初晶として α 鉄を晶出した後、共晶反応を経て凝固が完了し、常温では7%フェライトを含む溶接金属A4の顕微鏡組織とX線マイクロアナライザによるいおう、マンガン、クロムの分布状況を示す。溶接金属A1にくらべて、樹枝状晶は細くなっており、また、いおうおよびマンガンの偏析の程度も少なくなっている。

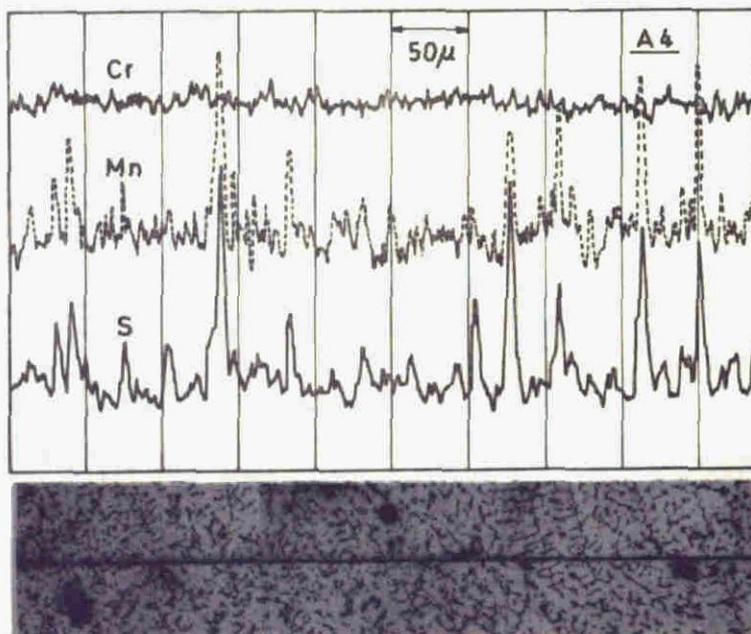


Fig. 3-7 Element distributions in weld metal A4

つぎにFig.3-8は α 鉄1相で凝固を完了し、常温で17%の δ -フェライトを含むA6の場合の結果で、白色部は固体の $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態により生成した γ 鉄、黒色は未変態の α 鉄である。この組織とX線マイクロアナライザによる結果とを対応して見ると、 γ 鉄にもいおう濃度の高い部分がみられる。この場合の γ 鉄は凝固の際に生成したものでなく、 α 鉄が固相変態により γ に変態したものであるから、同図の γ 鉄と α 鉄とのいおう濃度分布をもとにして、凝固時の挙動を推論することはできない。

Photo.3-2は溶接金属A6の非金属介在物の分布状況を示すもので、溶接金属A1に認められた膜状硫化物は観察されない。

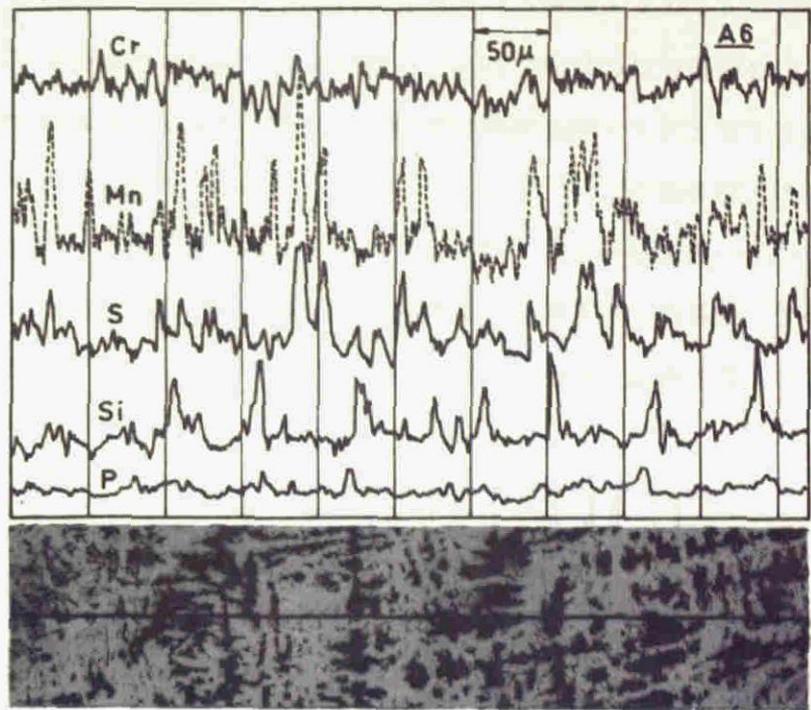


Fig.3-8 Element distributions in weld metal A6



Photo.3-2 Distribution of inclusions in weld metal A6 (etched by Vilella's reagent) $\times 500$

Fig.3-9~Fig.3-11はいおう、マンガンおよびけい素の分布状態をA1、A4およびA6の溶接金属について比較したものである。Fig.3-9に示すようにいおうの偏析は γ 鉄1相で凝固する溶接金属A1で最も顕著であり、 α 鉄を初晶として凝固する溶接金属A4およびA6では、これにくらべてはるかに少ない。

Fig.3-10のマンガンの偏析もいおうと同様の傾向を示している。Fig.3-11に示すけい素の場合には、 α 鉄1相で凝固し、後に $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態で2相となる溶接金属A6のほうが γ 鉄1相の溶

接金属A1よりも偏析がいちじるしいように見える。しかし、この場合けい素濃度が高くなっているのは樹枝状晶の粒界ではなく、凝固初期に晶出した樹枝状晶芯部である。これはけい素が900℃以下でほとんど γ 鉄に固溶しないため、 δ -フェライトの島に周囲から拡散しているために生じたものと思われる。

以上の実験結果から、初晶として α 鉄が晶出する場合には、いおうを α 鉄中に多量に固溶できるので、最終凝固部(粒界)に濃縮してフィルム状硫化物を作ることなく、一般に凝固割れが生じにくいものと推論される。

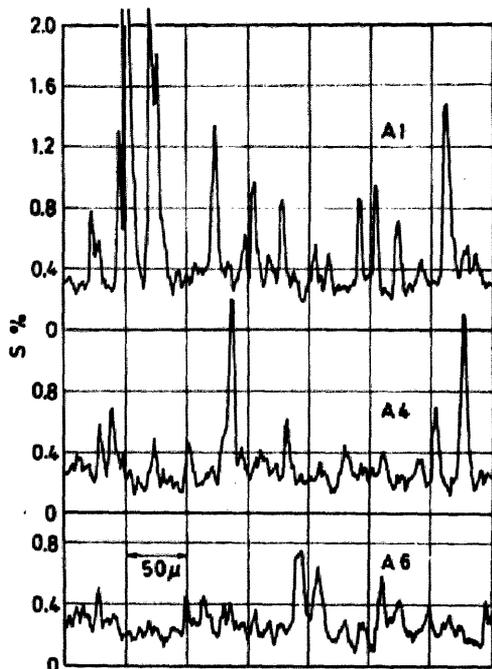


Fig. 8-9 Comparison of sulphur distributions of A-series weld metals

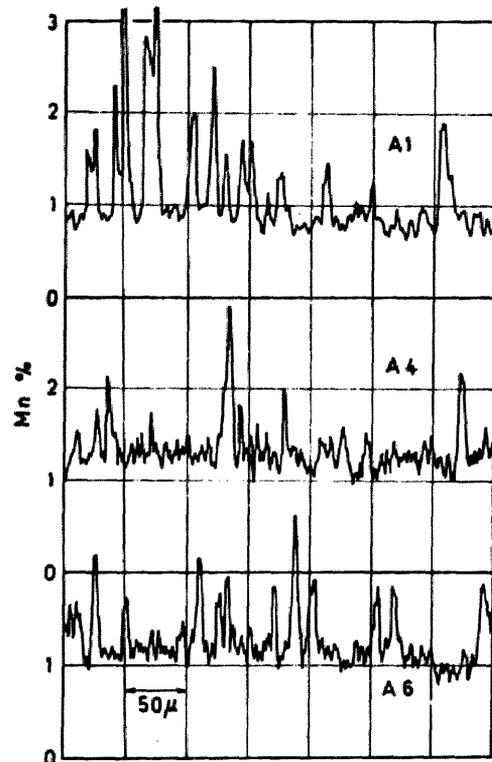


Fig. 8-10 Comparison of manganese distributions of A-series weld metals

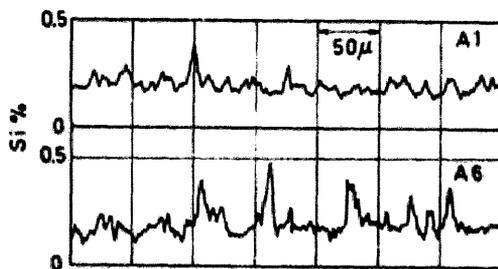


Fig. 8-11 Comparison of silicon distributions of A-series weld metals

3.3 節 市販ステンレス鋼溶接ワイヤによる割れ試験

3.3.1 項 実験方法

鋼塊試験材のTIG溶接による以上の実験結果をさらにMIG溶接で確かめるために、Table 3-2に示すいおう含量0.316%の快削ステンレス鋼からFig.3-12に示す形状の割れ試験片を作製し、円周みぞを同表に示す3種の市販溶接ワイヤ19Cr-9Ni系(W308)、18Cr-12Ni-2Mo系(W316)および25Cr-20Ni系(W310)で溶接し、凝固割れ感受性を前節と同様に割れ角度を測定することにより比較した。これらの溶接ワイヤの化学組織もTable 3-2に示す。また同時に、これらの化学組成をシェフラー組織図上にもプロットしてFig.3-13に示す。

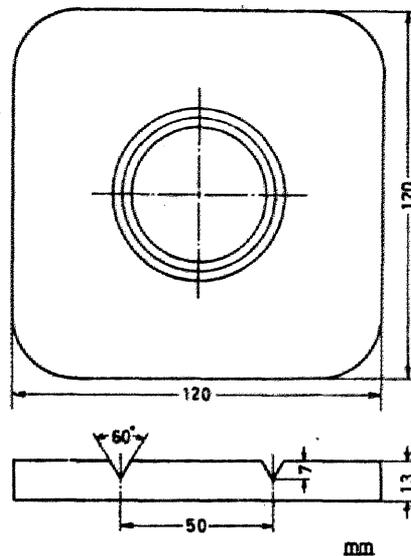


Fig. 3-12 High sulphur stainless steel specimen for weld metal hot cracking test

Table 3-2 Chemical compositions of the base metal and electrode wires

Materials	Element, %								
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Cu
Base metal	0.08	0.48	1.54	0.034	0.316	18.42	9.75	—	0.26
Electrode wires									
W308	0.08	0.59	1.08	0.038	0.009	18.85	9.19	0.33	0.14
W316	0.02	0.38	1.26	0.014	0.020	18.35	13.49	2.24	—
W310	0.10	0.10	1.61	0.027	0.009	25.71	21.11	—	—

Fig. 3-12の円周溝凝固割れ試験片は2章と同様に2枚の拘束円板の間にボルトで拘束し、モータで回転しつつ、MIG溶接で円周溝にビードを置いた。この場合の溶接条件はつぎのとおりである。

溶接電流 440 A アーク電圧 33 V

溶接速度 400 mm/min ガス流量 Ar 19 l/min + O₂ 1 l/min

溶接後、割れ角度およびフェライト量を測定した。また、溶接金属中のいおう、ニッケルおよびクロムの分布状態をマイクロアナライザによりしらべた。また、これら溶接金属の凝固割れ破面を走査型電子顕微鏡により観察した。

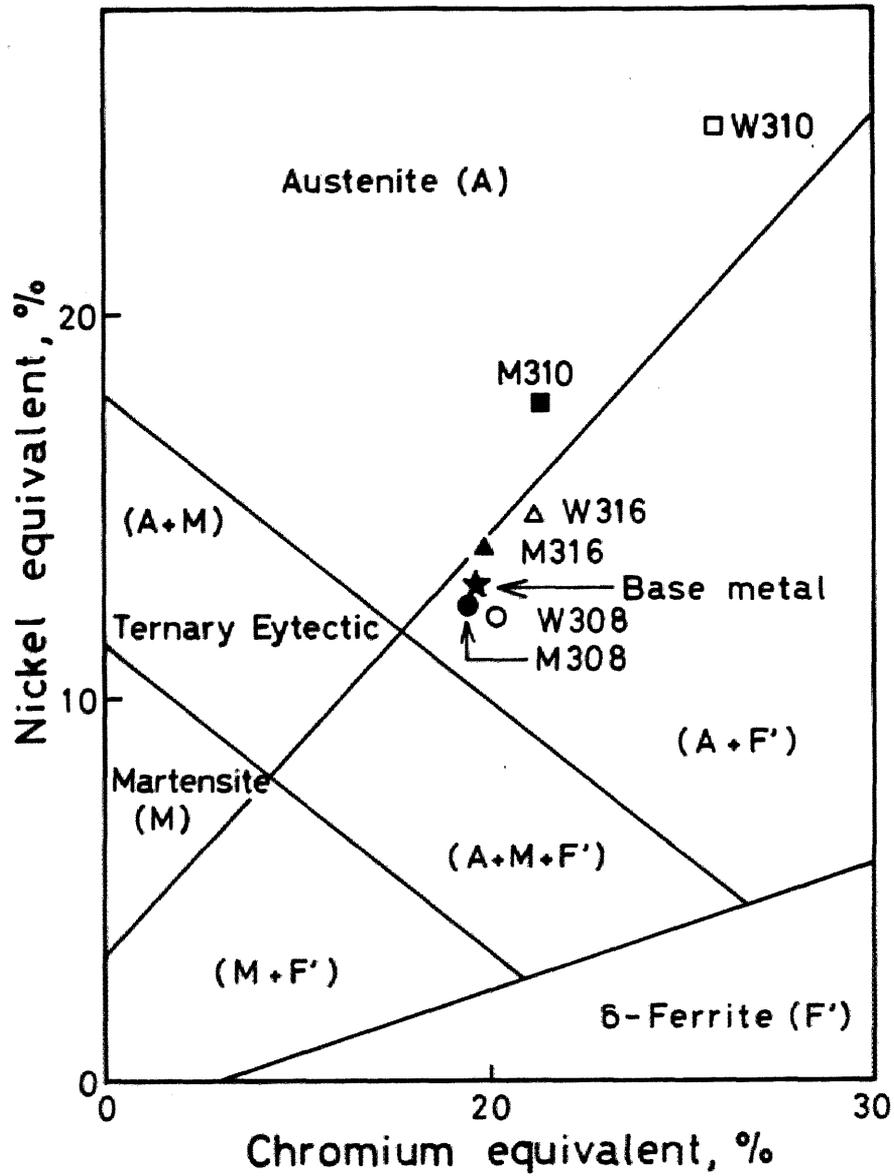


Fig. 3-18 Chemical compositions of base metal, electrode wires and weld metals on Schaeffler diagram

3.3.2 項 凝固割れ試験結果

得られた溶接金属の組成および実験結果を総括して Table 3-3 に示す。また Fig. 3-18 に溶接金属の化学組成がシェフラー組織図で示してある。M310、M316 および M308 はそれぞれ溶接ワイヤ W310、W316 および W308 によって得られた溶接金属を示す。

Table 3-3 Chemical compositions, ferrite amounts and crack angles of the weld metals by electrode wires W308, W316 and W310

Weld metals	Element, %								Cr eq	Ni eq	Ferrite %	Crack angle, deg.	Solidification process
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo					
M308	0.08	0.44	1.20	0.034	0.156	18.18	9.41	-	18.84	12.41	7	7	L→Primary δ
M316	0.06	0.32	1.17	0.026	0.178	18.16	11.52	1.19	19.83	13.91	1	45	L→Eutectic ($\delta+\gamma$)
M310	0.08	0.27	1.40	0.03	0.173	20.88	14.58	-	21.29	17.66	0	105	(L→Primary γ) L→Eutectic ($\delta+\gamma$)

Table 3-3 にはさらに各溶接金属の常温において観察されるフェライト量および凝固の過程が示してある。初晶として γ 鉄を晶出し、共晶反応を経て凝固を完了する溶接金属M310では割れ感受性はきわめて大きい、 α 鉄1相で凝固し、固体の $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態を生ずる溶接金属M308ではクレータ部にわずかに割れを生ずるにすぎない。これらの中間に当る溶接金属M316はほぼ共晶反応により凝固する組成に相当しており、割れ感受性もM310にくらべてかなり低い。Fig. 3-14はこれらの実験結果をFe-Ni-Cr 3元系状態図に示したもので、Fig. 3-2とほぼ同様の傾向を認めることができる。

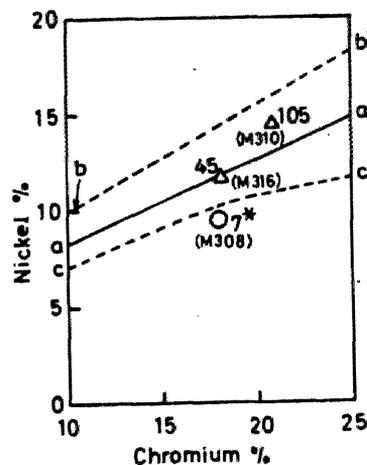


Fig. 3-14 Hot cracking test results of weld metals by MIG welding plotted on the Fe-Ni-Cr phase diagram
Note; attached figure shows crack angle of each weld metal: *crater crack

3.3.3 項 いおう、クロムおよびニッケルの分布状態

Fig. 3-15は溶接金属M310とM308について、樹枝状晶に直交する方向のいおう分布状態をマイクロアナライザにより調べた結果である。初晶として γ 鉄を晶出する溶接金属M310のほうが、 α 鉄1相で凝固する溶接金属M308よりもいおうの偏析が顕著である。この傾向はFig. 3-9と一致している。Fig. 3-16に示すクロムの場合には溶接金属M310で偏析がきわめていちじるしく、M308の場合には偏析はほとんど見られない。この傾向もFig. 3-6およびFig. 3-8と同様である。

また、Fig 3-16に示すニッケルの分布については、溶接金属M310とM308であまり差がないようである。

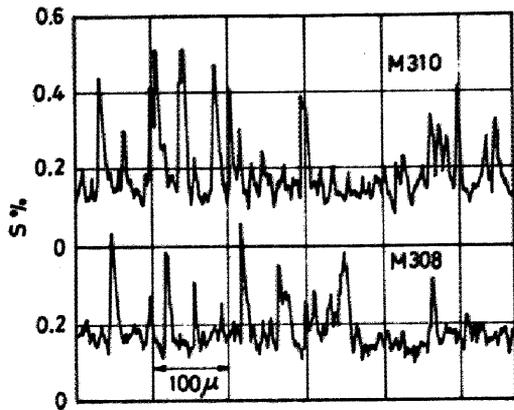


Fig. 3-15 Distributions of sulphur in weld metals M310 and M308

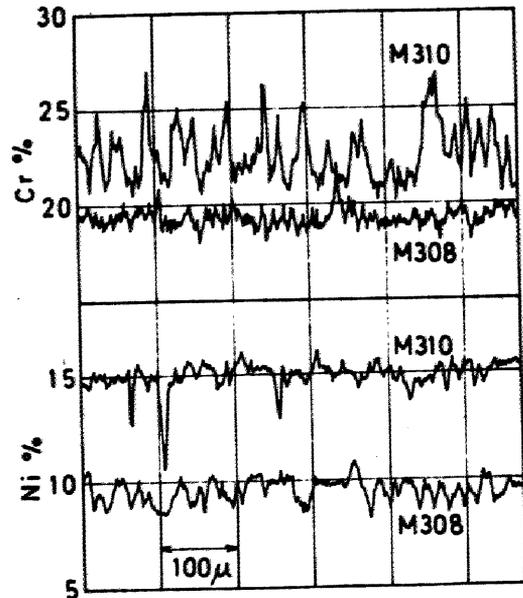


Fig. 3-16 Distributions of chromium and nickel in weld metals M310 and M308

3.3.4 項 走査型電子顕微鏡による凝固破面の観察結果

クレータ部の割れ破面を観察するために、溶接金属M310およびM308の割れを含む試料を切り出し、 -196°C で衝撃試験機により割れを伝播させ破断した。

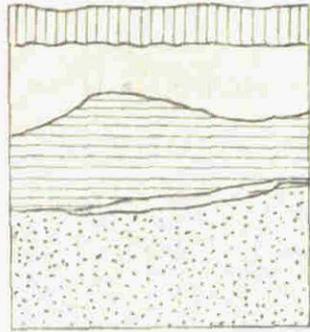
これら試料の破面を肉眼により観察すれば、M310は5種の破面領域に分けられる。すなわちビード表面側から最終凝固部 Zone A (黒色破面)、Zone B (黄色破面)、Zone C (青色破面)、Zone D (無色の破面)、および衝撃破面領域 Zone E (無色の破面=金属光沢)が観察される。また、M308は3種の破面領域に分けられる。すなわち、凝固割れ部の灰色の破面領域 Zone A および赤褐色の破面領域 Zone B と衝撃破面領域 Zone E である。

これらの破面を走査型電子顕微鏡により観察した結果を Photo 3-3 および 3-4 に示す。Photo 3-3 は溶接金属 M310 の観察結果である。a) はビード表面近くの凝固割れ破面であり、黒色に着色していることから凝固割れが高温で発生した部分と考えられる。これは典型的な樹枝状晶を示している。割れは樹枝状晶間で発生したと思われる。また b) は Zone B および Zone C で観察された組織である。これも樹枝状晶である。ところどころに介在物が観察される。c) は凝固割れの最先端の Zone D の破面を示す。かなり低い温度で破壊したため、無色であり、幾分塑性変形しているようである。この領域は凝固割れ先端部がき裂となって低温での熱応力によりき裂がさらに進展したところと考えられる。d) は凝固割れ先端部を衝撃荷重を与えてき裂を伝播せしめた部分 (Zone E) の破

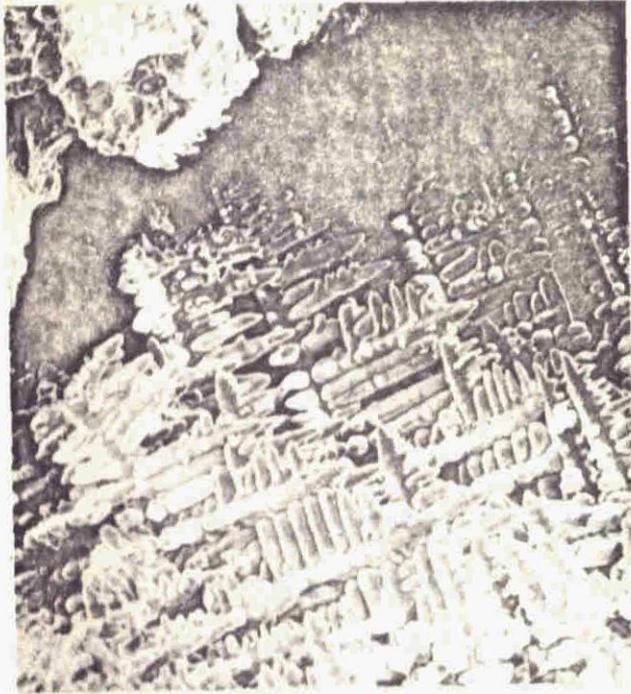
面を示す。細かいディンプルと大きなディンプルが観察される、大きなディンプル中には細長い大きな介在物が観察される。

次に溶接金属M308の場合の観察結果をPhoto 3-4に示す。a)はビード表面近くの凝固割れ破面領域Zone Aの組織を示す。M310と異なり、等軸晶に近い組織を示している。b)は割れ底部Zone Bの観察結果を示す。これはa)の組織とはほぼ同様である。c)は衝撃荷重により割れ先端を破断させたときの破面 (Zone E)を示す。これは細かいディンプル状破面であり、ディンプルの中に球状の介在物が沢山観察される。しかし、M310で観察された大きな細長い介在物は観察されない。これらの写真におけるM310とM308の相違は明らかに凝固様式による違いである。M310のような液相から初晶として γ 相を晶出する溶接金属では樹枝状晶に沿って凝固割れを生じやすい。

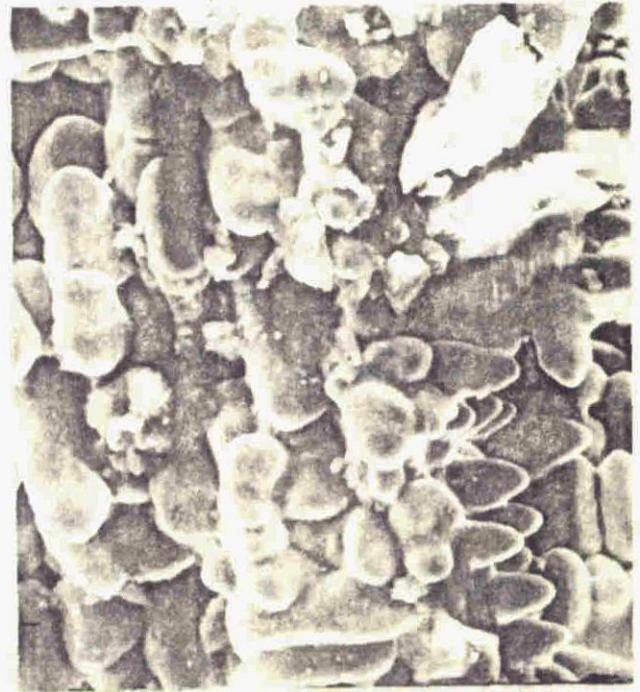
Sketch of
fracture
surface



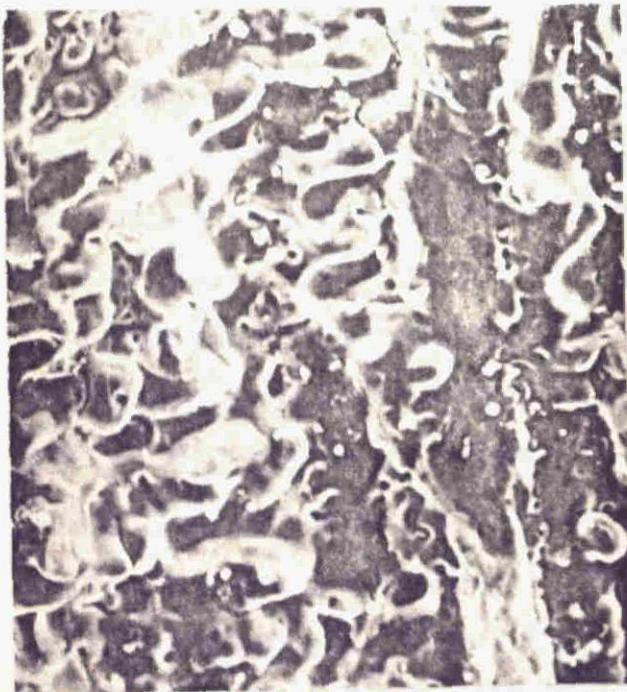
Zone	Type of fracture	color of surface
A	Solidification crack	Black
B	"	Blowh
C	"	Blue
D	"	Non-color
E	Crack by impact test	Non-color



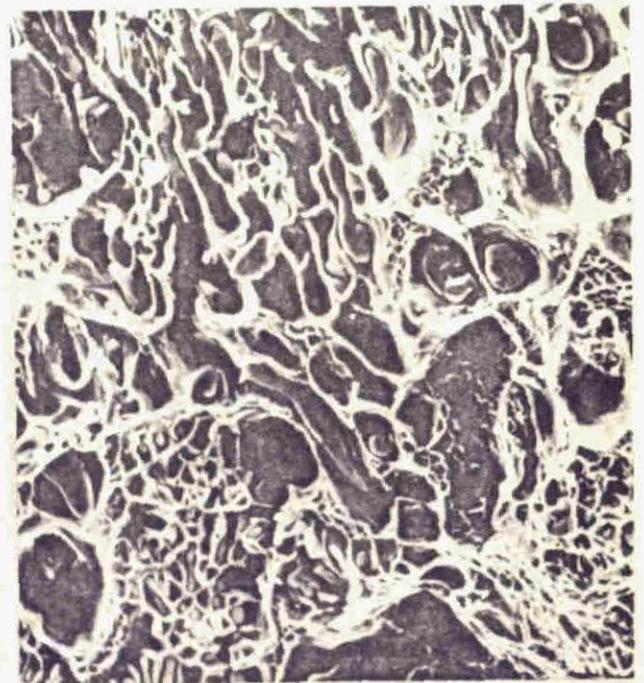
a) Zone A x 180



b) Zone C x 600



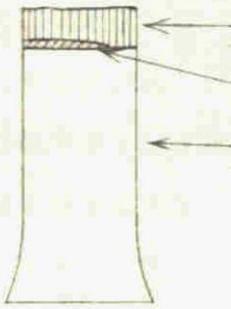
c) Zone D x 600



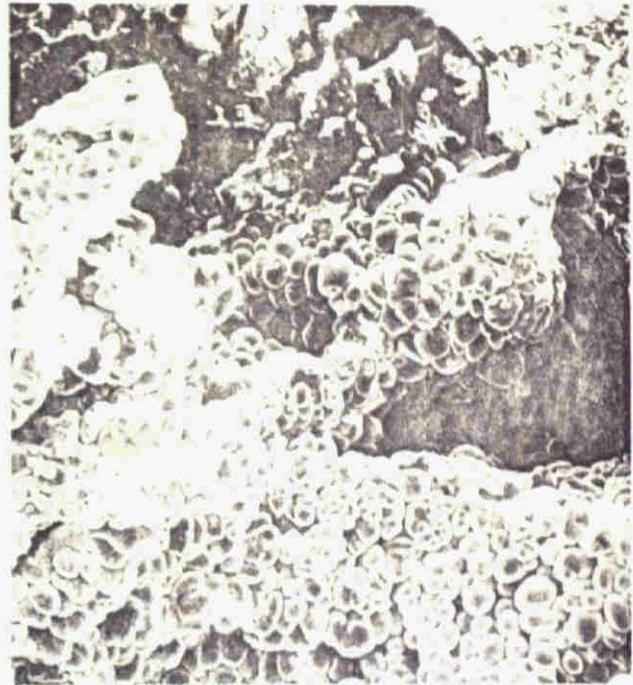
d) Zone E x 600

Photo-3-3 Fractographies of hot-cracked weld metal (M310)

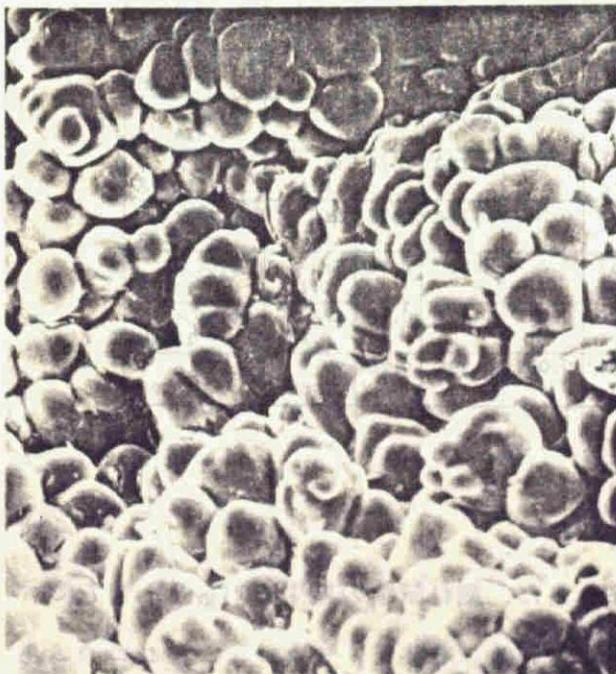
Sketch of fracture surface



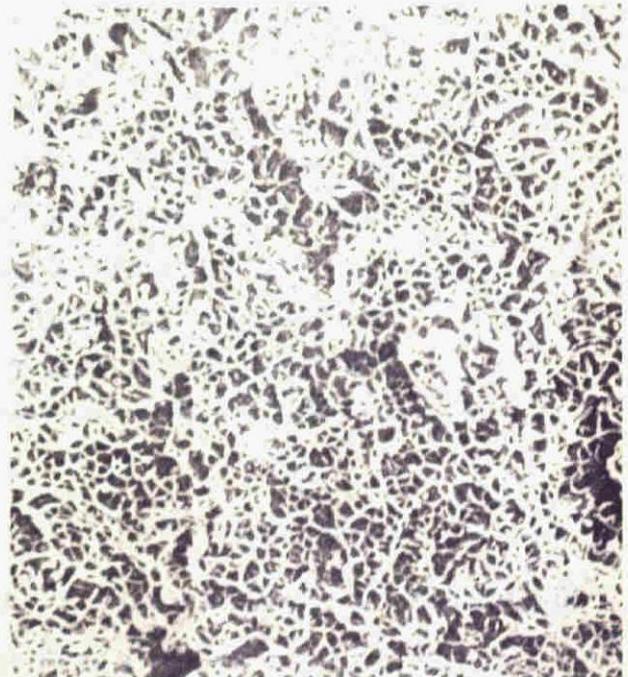
Zone	Type of fracture	Color of surface
A	Solidification crack	Gray
B	"	Red blown
C	Crack by impact test	Non - color



a) Zone A x 180



b) Zone B x 600



c) Zone C x 600

Photo. 3-4 - Fractographies of hot-cracked weld metal (MCO8)

3.4 節 オーステナイト鋼溶接金属の凝固割れ感受性におよぼすジルコニウム、チタンおよびマンガン添加の効果について

3.4.1 項 実験方法

オーステナイト鋼の凝固割れ感受性には凝固様式が重要な影響を有し、 γ 相を晶出しながら凝固するときには、割れ感受性がきわめて大きいことを前節で述べた。そこで、 γ 相で晶出するオーステナイト鋼の場合にも、第2章で述べた硫化物形成傾向の強いジルコニウム、チタンおよびマンガンの添加が溶接金属凝固割れ防止に効果があるか否かをしらべた。

母材としては Table 3-4 に示す高いおう快削ステンレス鋼を用い、溶接ワイヤは同表の W 316 を用いた。

本実験に用いた割れ試験片の形状は Fig.3-12 に示したものと同一である。試験片の円周溝内にフェロジルコニウム、フェロチタンおよび電解マンガンを 8~14 mesh にくだいたものを散布し、3.3.1 節の実験と同じ溶接条件で MIG 溶接をした。

Table 3-4 Chemical compositions of base metal, electrode wire (W316) and weld metals

Materials	Elements, wt%										Creq / Hreq	
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	P	S	Cu	Others		
Base metal	0.08	0.48	1.54	18.42	9.75	-	0.034	0.316	0.26			19.14 / 12.92
Electrode wire (W316)	0.02	0.38	1.26	18.35	13.49	2.24	0.014	0.020	-			21.16 / 14.72
Weld metals	ML0	0.06	0.32	1.17	18.16	11.52	1.19	0.026	0.178	0.17		19.81 / 13.91
	ML1	0.06	0.30	2.32	18.95	11.42	1.16	0.027	0.163	0.19		20.56 / 14.38
	ML2	0.08	0.39	3.46	17.86	10.66	1.37	0.026	0.192	0.19		19.82 / 14.79
	TL1	0.06	0.39	1.21	18.01	11.37	1.22	0.027	0.180	0.18	Ti 0.11	19.90 / 13.78
	TL2	0.05	0.40	1.21	18.09	11.52	1.19	0.026	0.182	0.17	Ti 0.45	19.98 / 13.63
	ZL1	0.06	0.50	1.22	18.02	11.25	1.17	0.027	0.180	0.18	Zr 0.11	19.94 / 13.66
	ZL2	0.06	1.00	1.24	18.88	11.32	1.21	0.027	0.170	0.18	Zr 0.18	20.59 / 13.74
	ZL3	0.07	1.33	1.36	17.89	11.00	1.24	0.023	0.194	0.18	Zr 0.80	21.13 / 13.78

3.4.2 項 割れ試験結果

得られた溶接金属の化学組成を Table 3-4 に示す。また、割れ試験の結果を Fig.3-17 に示す。合金元素を添加しない場合は 45° の割れ角度を示している。そして、チタン、ジルコニウムあるいはマンガンを添加した場合には、第2章の高いおう含量フェライト鋼溶接金属の割れ試験結果 (Fig2-5 参照) とほぼ同様の結果をえている。すなわち、硫化物形成傾向の高いこれら合金元素の添加量が増すほど、割れ感受性は減少している。とくにチタンおよびジルコニウムは割れ防

止にきわめて有効であり、溶接金属のチタン含量0.45%あるいはジルコニウム0.8%の添加により完全に割れは防止される。しかし、マンガンは多量に添加しても割れ角度は 0° になっていない。

以上のことにより、高いおう含量のオーステナイト鋼の凝固割れ防止に対して、ジルコニウム、チタンおよびマンガンが有効であり、とくに、チタンおよびジルコニウムの添加により完全に割れを防止し得ることを確めた。

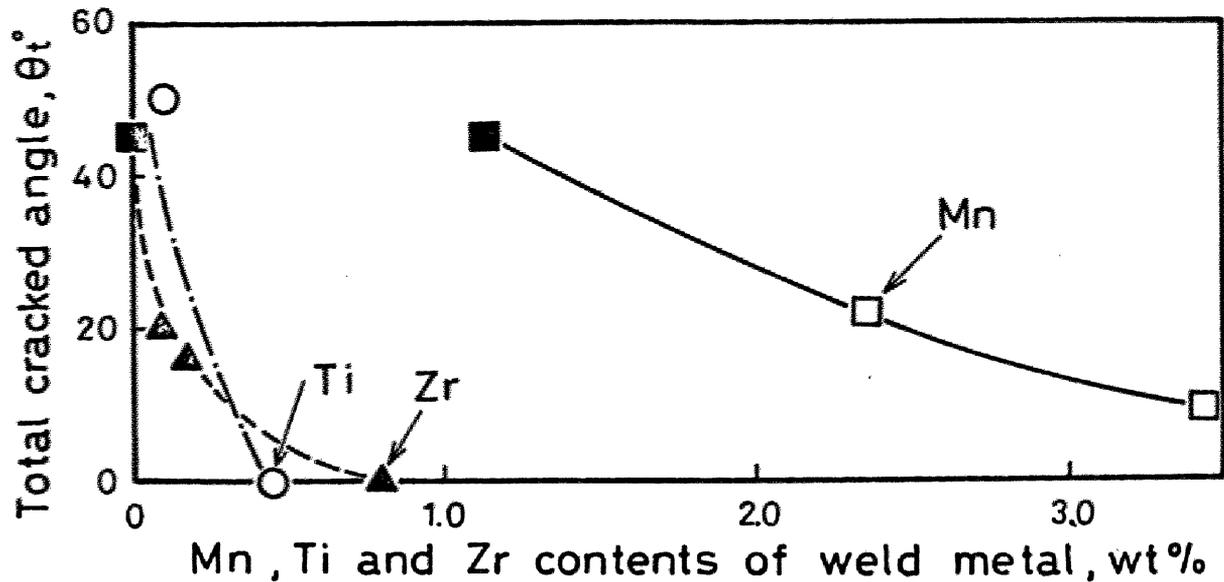


Fig. 3-17

3.5 節 ま と め

Fe-Ni-Cr 3 元系状態図で α 鉄を初晶として凝固する組成、共晶組成および γ 鉄を初晶として凝固する組成の各種のニッケル-クロム鋼の溶接金属について、凝固様式と凝固割れ感受性との関係についてしらべた結果、つぎのことを明らかにした。

1. 初晶として γ 鉄を晶出する溶接金属では割れ感受性が大きいが、初晶として α 鉄を晶出する場合には、0.15% のように高いおおう含量の場合であっても、割れ感受性は低く、本実験での割れを発生するか否かの境界線は γ 鉄と α 鉄との初晶面境界線にはほぼ一致している。
2. 初晶として α 鉄を晶出する組成範囲では初晶として γ 鉄を晶出する組成範囲にくらべて粒界でのいおうの偏析がきわめて少ない。このことは γ 鉄にくらべて α 鉄がいおうを多量に固溶して、凝固することに起因すると考えられる。
3. 初晶として γ 鉄を晶出する場合の凝固割れ破面は樹枝状晶の発達した組織が多く観察され、樹枝状晶間に大きな細長い介在物が存在する。また、 α 鉄を晶出する場合の割れ破面はむしろ等軸晶に近い組織を示している。
4. 高いおおう含量オーステナイト鋼溶接金属の凝固割れ防止に対して、チタンおよびジルコニウムの添加はきわめて有効である。
5. オーステナイト鋼溶接金属の凝固割れ感受性とシェフラー組織図の常温におけるフェライト量とは直接的な関係はないものと思われる。むしろ凝固様式が凝固割れ感受性を決める重要な因子である。

第4章 高張力鋼溶接部の低温割れ防止のための溶接法の提案

— サブ・ゼロ溶接法 —

4.1節 緒言

高張力鋼を溶接する際には、急冷による熱影響部の脆化と溶接金属の水素により低温割れが生じやすく、この割れ防止は、実際の溶接技術上最も注意すべき点である。この割れの防止には一般に低水素系の溶接棒を用い、十分な予熱が行なわれている。

しかし、予熱温度の管理、予熱の実施は必ずしも容易でなく、また予熱温度が高くなれば、溶接作業者に肉体的な困難を与える。

とくに、調質高張力鋼の場合には、大入熱で、高能率溶接を行ない、徐冷によって熱影響部の硬化をさければ、母材に軟化部が生じたり、また溶接金属の靱性が低下する。したがって、調質高張力鋼の溶接はきびしく入熱が制限されている³⁵⁾。しかも、母材強度に対応させて、溶接金属の強度が高くなる程、溶接金属の切欠靱性を母材と同程度にすることは困難である。すなわち、調質高張力鋼の溶接においては小入熱の急冷も大入熱の徐冷も有害であって、溶接施行はきわめてむずかしい。また、非能率的である。

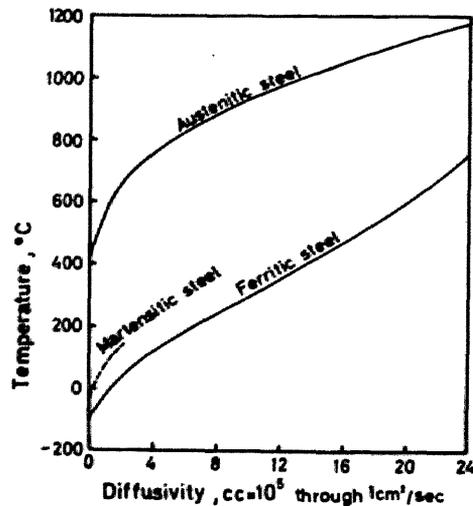
本研究の目的はこれらの問題を解決して、高能率溶接を可能にするため、延性の大きいオーステナイト鋼の充填材を用いて高張力鋼を高速自動溶接し、しかも、急冷による溶接部の低温割れ防止を可能にしようとしたものである。

4.2節 サブ・ゼロ溶接法の提案

フェライト鋼溶接熱影響部の低温割れには熱影響部のマルテンサイト化による硬化および溶接金属の水素が影響する。しかし、オーステナイト中の水素はフェライト中に比べ、その溶解度が大きく、拡散速度も Fig 4-1³⁶⁾に示すごとく遅い。また、20°Cにおける水素の拡散係数はフェライト中で $3 \times 10^{-7} \text{ cm}^2/\text{sec}$ 、オーステナイト中では $1.9 \times 10^{-11} \text{ cm}^2/\text{sec}$ と報告されている³⁷⁾。したがって、高張力鋼の溶接金属がオーステナイト鋼であれば、延性および変形能が大きく、溶接の際に発生する熱応力は緩和され、しかも、熱影響部に拡散して行く水素量は少ないので、急冷熱影響部の低温割れの危険性はさらに少なくなる。

しかしながら、オーステナイト溶接金属の耐力は低く、高張力鋼の溶接継手としては継手効率が不十分である。そこで溶接金属を不安定オーステナイトとして、溶接後、溶接金属を0°C以下に冷却(サブ・ゼロ処理)してマルテンサイト変態を行なわせ、さらに時効することにより、強さを高めるといふ溶接法(以後サブ・ゼロ溶接法と呼ぶ)を考え、この方法の可能性について研究を行なった。

Fig. 4-1 Rate of diffusion of hydrogen through steel at various temperatures. (C. L. M. Cottrell)



実験としてはまず鋳込み材のサブ・ゼロ処理および時効による予備実験からサブ・ゼロ処理効果の期待し得る化学組成を大略決定した。そして溶接継手を 0°C 以下に冷却する方法についても液体窒素およびドライアイスにより検討をした。つぎに2、3の溶接ワイヤを試作し、板厚 12 mm のHT80鋼を母材として、MIG溶接を行ない、溶接継手をサブ・ゼロ処理および時効をしたものの機械的性質をしらべ、上述のサブ・ゼロ溶接法が実際に適用可能か否かについて検討した。

そして、溶接後のサブ・ゼロ処理により、溶接金属のマルテンサイト変態により、強度を高めることは比較的容易であるが、溶接金属の十分な延性と高い靱性を得ることができなかつたので、さらに各種のニッケル・クロム高合金鋼を溶製し、鋼鑄型に鋳込むことにより擬似溶接継手をつくり、その機械的性質をしらべ、強度、延性および靱性の高い最適化学組成を検討した。

最後に、溶接後のサブ・ゼロ処理の具体的な実施方法の指針のため、サブ・ゼロ処理時期および時間について検討を加えた。

4.3 節 鋳込み材による予備実験

4.3.1 項 実験方法

サブ・ゼロ処理(深冷処理)ステンレス鋼の研究を参考にして、³⁸⁾クロム当量を 17.5% に一定とし、ニッケル含量を変化させた6種のステンレス鋼を真空溶解炉で 600 g ずつ溶解し、内径 $20\text{ mm}\phi$ 、高さ 180 mm の金型に鋳込んだ。これら6種類の鋳込み材の化学組成をTable 4-1に示す。また、Fig 4-2はそれらの化学組成をシェフラー組織図に示したものである。

これらの鋳込み材を約 10 mm の厚みに輪切りにし、それらをさらに4等分し、小試験片とした。各試験片を -30° 、 -50° 、 -85° 、 -110° および -196°C に1時間保持して、サブ・ゼロ処理をした。 -30° 、 -50° 、 -85° および -110°C の温度保持は、魔法ビン中でエチルアルコールに液体窒素を注入した冷却剤により、 -196°C は液体窒素のみの冷却剤により行なった。

Table 4-1 Chemical compositions of cast specimens

Specimen	Elements, wt%							Creq.	Nieq.	Hv (as cast)
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Cu			
MV 13	0.02	0.47	1.09	15.18	9.66	1.65	1.38	17.53	10.81	138
MV 14	0.03	0.47	1.24	15.25	8.76	1.71	1.29	17.66	10.28	142
MV 15	0.03	0.47	1.19	15.22	7.68	1.86	1.36	17.78	9.18	156
MV 16	0.03	0.48	1.23	15.26	6.90	1.76	1.36	17.53	8.42	250
MV 17	0.02	0.48	0.66	15.26	5.85	1.76	1.09	17.54	6.78	293
MV 18	0.02	0.48	0.66	15.38	4.67	1.69	1.15	17.79	5.58	284

さらに、 -50°C に1時間サブ・ゼロ処理した試験片を 450°C および 500°C にそれぞれ10分、20分、および40分真空焼鈍炉で加熱保持し、空冷した。そして、この時効によるピッカース硬度の変化をしらべた。

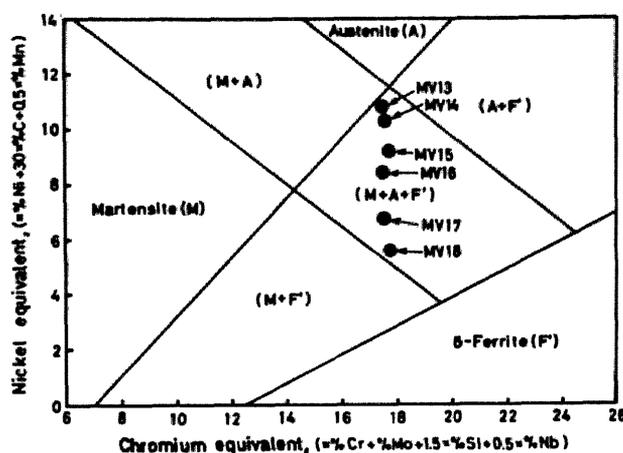


Fig. 4-2 Chemical positions of cast specimens in Schaeffler diagram

4.3.2 項 サブ・ゼロ処理によるマルテンサイト変態におよぼす化学組成の影響

鑄込み材を -196°C の温度までエチルアルコールと液体窒素を用いて冷却した場合の各試験片のピッカース硬度変化をFig. 4-3に示す。MV 13とMV 14は -196°C まで冷却しても硬度変化がほとんどなく、 -196°C 付近までマルテンサイト変態が生じないことを示している。MV 15は -30°C の冷却で硬度が上昇し、冷却温度の低下と共に一様に硬度が上昇している。したがって M_s 点(=マルテンサイト変態開始温度)は -30°C 以上にあるものと思われる。

また、MV 16は鑄込みのままですでに硬度はMV 13、MV 14およびMV 15にくらべてかなり高く、 -30°C 以下に冷却しても硬度の上昇は認められない。したがって、この試験片は -30°C ではほぼ変態を完了したものと思われる。このような組成の鋼の M_s 点と M_f 点(=マルテンサイト変態終了温度)との温度差は深冷処理ステンレス鋼の研究結果から推測すると $140\sim 150^{\circ}$ である。よって、MV 16の M_f 点がFig. 4-3で硬度の上昇が認められなくなった -30°C とすれば、 M_s 点はおよそ $110^{\circ}\text{C}\sim 120^{\circ}\text{C}$ にあるものと思われる。

MV 17およびMV 18は室温ですでに変態を完了しており、 M_s 点は 150°C 以上であろうと思

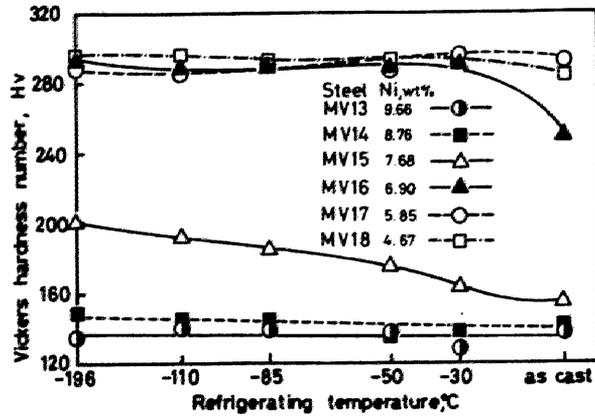


Fig. 4-3 Change of hardness of cast specimens due to refrigeration

われる。

Fig. 4-4は以上の結果をもとにして、鋳込みのままとサブ・ゼロ処理後との硬度をニッケル当量に対してプロットしたものである。鋳込みのままのもの -196°C にサブ・ゼロ処理したものと -196°C にサブ・ゼロ処理することによりマルテンサイト変態をおこすニッケル当量はおよそ8~10%の範囲にあり、これ以上あるいはこれ以下のニッケル当量の場合はサブ・ゼロ処理による硬度変化は認められず、サブ・ゼロ処理の効果は期待されない。

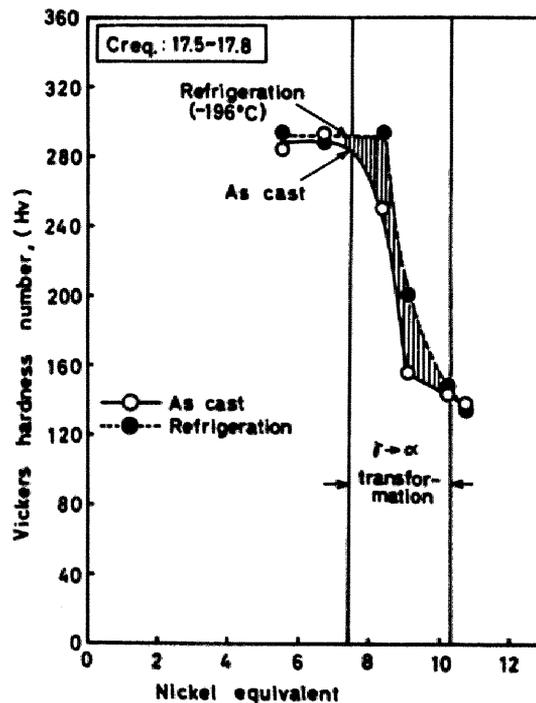
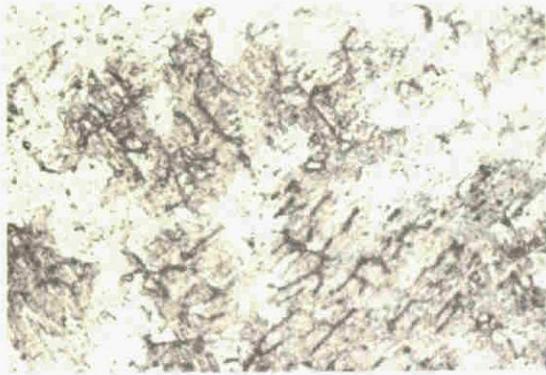
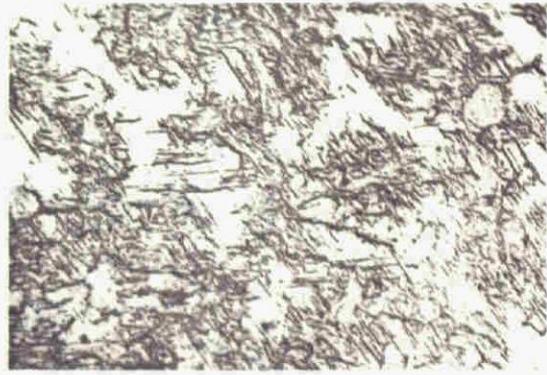


Fig. 4-4 Relation of nickel equivalent and increment of hardness of specimens by refrigeration at -196°C

Photo 4-1はMV 15およびMV 16の鑄込みのままおよびサブ、ゼロ処理したものの顕微鏡組織を示す。サブ・ゼロ処理された試料はマルテンサイトがより多く現われている。



(a)MV 15 as cast



(b)MV 15 refrigeration (-196°C)



(c)MV 16 at cast



(d)MV 16 refrigeration

Photo 4-1 Microstructures of cast specimens before and after refrigeration $\times 400$

4.3.3 項 時効の効果におよぼす化学組成の影響

つぎに、 -50°C に1時間サブ・ゼロ処理した試料について種々の条件で時効した場合のビッカース硬度の変化を測定した。Fig.4-5はこのビッカース硬度の変化を示す。横軸には温度と時間を含むパラメータである Larson-Miller 指数³⁹⁾ $R = T(20 + \log t) \times 10^{-8}$ 、ここでTは加熱温度($^{\circ}\text{K}$)、tは加熱時間(hour)、がとってある。

地がオーステナイトであるMV 13およびMV 14は時効による硬度の上昇が認められない。これに対し、サブ・ゼロ処理によりマルテンサイト変態を生じたMV 15およびMV 16は $R = 14$ 付近から、さらにいちじるしく硬度の上昇が認められる。また、 δ -フェライトを多く含むマルテンサイト組織のMV 15およびMV 18も時効による硬度上昇が認められる。

以上の結果より、サブ・ゼロ処理および時効の効果を示す化学組成としてはMV 15ないしMV 16に相当するものが適当であると考えられる。これらの試料は鑄込みのままのビッカース

硬度 156 および 250 から、サブ・ゼロ処理後時効を行なうことにより 250 および 398 にすることが出来る。

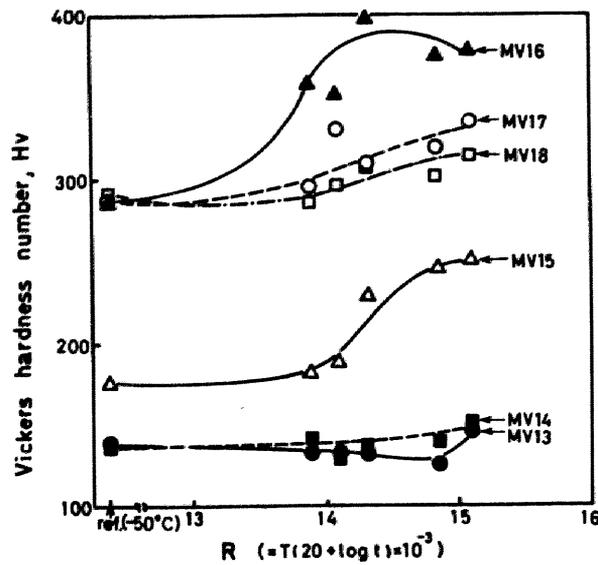


Fig. 4-5 Effect of aging on the hardness of cast specimens refrigerated at -50°C

4.4 節 溶接継手のサブ・ゼロ処理（局部冷却）方法

4.4.1 項 実験方法

本溶接法では継手の強度を得るために、溶接後、溶接継手を 0°C 以下に冷却する必要がある。しかし、溶接物全体を 0°C 以下に冷却することは必ずしも容易ではない。そこで、溶接継手のみを冷却する方法について実験を行なった。板厚 $3.2 \sim 25 \text{ mm}$ 、大きさ $500 \times 800 \text{ mm}$ の鋼板を Fig. 4-6 に示す(a)、(b)および(c)の3つの冷却方法で冷却し、裏面の到達温度と時間との関係をしらべた。Fig. 4-6(a)は固形のドライアイスで 40 、 80 および 160 mm の幅に切り、冷却すべき部分に載せたものである。裏面の到達温度の測定は裏面の中央に銅-コンスタンタン熱電対を接着して測定した。また、Fig. 4-6(b)はFig. 4-6(a)と同様、冷却すべき幅を 160 mm とし、その部分をゴム粘土で囲い、メチルアルコールと粒状ドライアイスとの冷却剤を充したものである。同図の冷却剤としてメチルアルコールとドライアイスの代わりに、液体窒素を用いても実験を行なった場合を Fig. 4-6(c)として示してある。この場合も鋼板裏面の到達温度は上述のごとく熱電対で測定した。

4.4.2 項 実験結果

Fig. 4-7 は固形ドライアイスを用いて板厚 3.2 mm および 25 mm の鋼板をサブ・ゼロ処理した場合の裏面到達温度を時間に対してプロットしたものである。冷却幅（すなわち載せたドライアイスの幅）が大きくなる程、板厚 3.2 mm および 25 mm のいずれの場合も裏面到達温度が低くなっている。また板厚が厚くなる程、冷却速度がおそく裏面到達温度も高い。

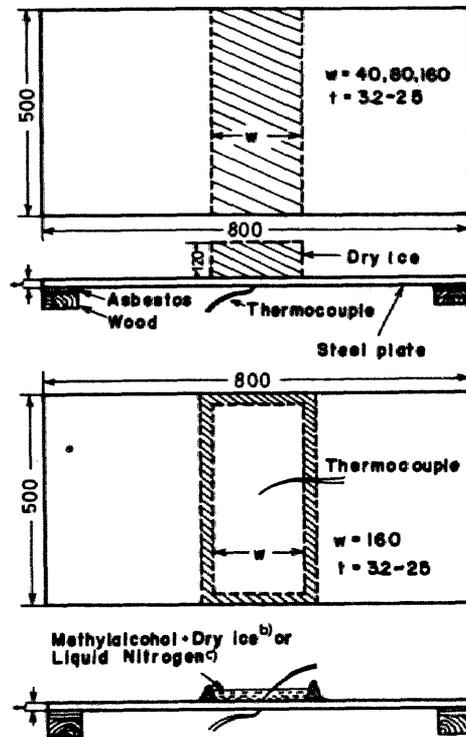


Fig. 4-6 Refrigerating methods, unit: mm

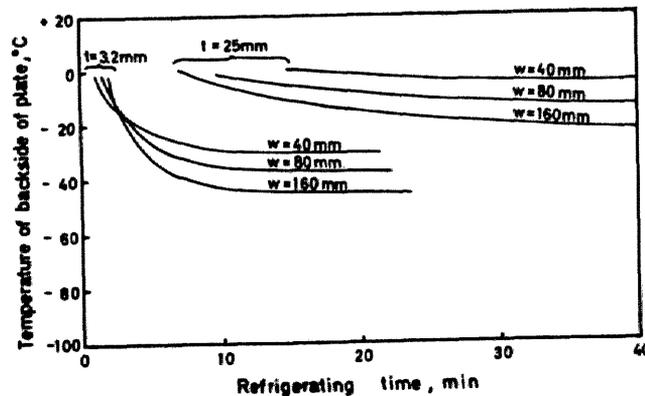


Fig. 4-7 Effects of refrigerating width and plate thickness on refrigerating temperature (coolant: dry ice)

Fig. 4-8 は Fig. 6 (b) および (c) に示したメチルアルコールとドライアイスの冷却剤および液体窒素による冷却実験結果を示す。Fig. 4-7 の固形ドライアイス幅 160 mm で最低の冷却温度が得られた場合も比較のため示している。板厚 25 mm の鋼板を 15 kg のドライアイスのみにより冷却した実験結果 (実線 a)) とメチルアルコールとドライアイスにより冷却した実験結果 (実線 (b)、(c) および (d)) とを比較すると、メチルアルコールとドライアイスによる冷却法のほうが冷却速度が大きく、最低温度が低い。また、冷却曲線 (b)、(c) および (d) の実線を比較すれば、投入するドライアイスの量が多い程、ドライアイスの気化により奪われる熱量が多いため、最低到達温度が低いことがわかる。

本実験によれば板厚が 25 mm の鋼板をサブ、ゼロ処理する場合、固形ドライアイスのみを用い

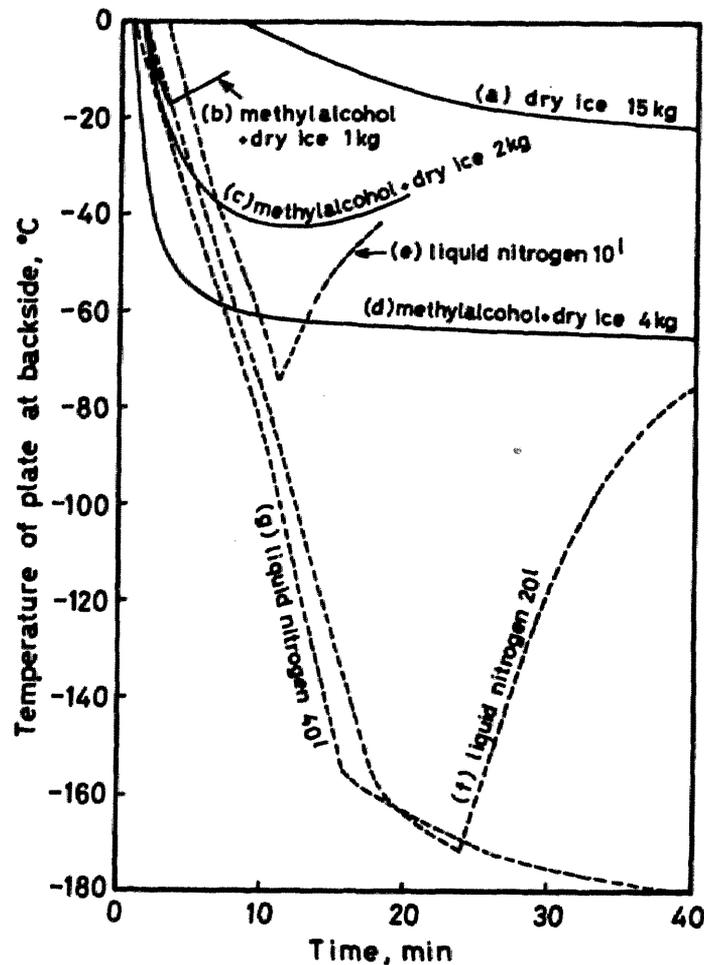


Fig. 4-8 Effects of coolants on refrigerating temperature (refrigerating width:160mm)

ると最低到達温度は -2.8°C であったが、メチルアルコールとドライアイス(粒状)を用いると -6.5°C になる。さらに、液体窒素を連続的に冷却部に流した場合の結果を(e)、(f)および(g)の点線で示す。(e)は 10 l 、(f)は 20 l および(g)は 40 l を流した場合で、それぞれ液体窒素が蒸発してから再び温度が上昇しているが、液体窒素による温度低下はほぼ直線的で約 20 分 で -160°C 、 40 分 後には -180°C に達した。

以上の実験結果より、板厚 2.5 mm 鋼板溶接継手の局所的なサブ・ゼロ処理は十分可能と考えられる。

4.5 節 試作ワイヤによる高張力鋼(H T 8 0 鋼)のサブ・ゼロ溶接

4.5.1 項 実験方法

前節までの実験結果をもとにして 80 キロ 級高張力鋼のサブ・ゼロ溶接法を行ない、その溶接継手の機械的性質を調べた。4-3 節の結果を考慮して組成を決定した溶接ワイヤを試作し、市販の H T 8 0 鋼を母材として、M I G 溶接した。溶接後 1 時間 以内に溶接継手を局所的にサブ・ゼロ処理して、溶接金属の機械的性質を調べサブ・ゼロ処理温度および時効の効果を検討した。

本実験に用いた試作ワイヤは高周波炉により大気溶解し、4 kgのインゴットを作り、これを熱間(1100℃以上)で直径18 mmの丸棒に鍛造後、さらに熱間(850℃以上)でスウェージングして、直径7 mmの線材としたものを用いた。これを溶体化処理後酸洗し、市販減摩剤を塗布しながら冷間にて線引きし、14回の工程で最終的に直径2.0 mmの溶接ワイヤとした。この試作ワイヤの化学組成をTable 4-2に示す。また、用いた80 kg/mm²級高張力鋼の化学組成も同表に示す。

Table 4-2 Chemical compositions of base metal, electrode wire and weld metals

Materials	Elements, wt%								C _{req}	Ni _{eq}
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Co	Cu		
Basemetal	0.16	0.31	0.99	0.55	1.08	0.73	0.30	0.05	1.74	6.38
Electrode	0.03	0.87	1.79	21.14	9.73	3.15	2.85	1.60	25.59	11.53
Weld A	0.12	0.47	1.23	11.57	6.23	1.94	1.68	1.01	14.22	10.45
Weld B	0.12	0.47	1.23	12.14	6.25	2.02	1.83	0.96	14.87	10.47
Weld C	0.11	0.47	1.29	12.11	6.48	2.02	1.68	1.02	14.84	10.43
Weld D	0.12	0.45	1.20	11.14	5.98	1.91	1.83	0.95	13.83	10.18
Weld E	0.12	0.44	1.31	11.13	5.87	1.39	1.80	1.01	13.72	9.53

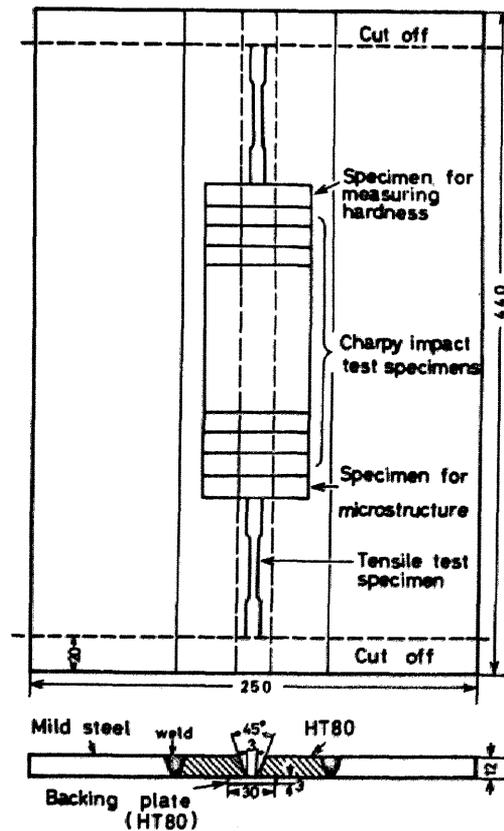


Fig. 4-9 Test plate locations of specimens, unit: mm

十分な大きさのHT80母材が得られなかったため、HT80高張力鋼板をFig.4-9のように軟鋼板と溶接して十分な大きさとしたものを45°V開先、ルート間隙3 mmとして突合せ、MIG

溶接した。溶接条件は次の通りである。

溶接電流	420 ~ 440 A	溶接電圧	28 ~ 29 V
溶接速度	200 mm/min	被包ガス	Ar 20 l/min + CO ₂ 5 l/min

同一条件で5枚の鋼板を溶接し、Table 4-2に示す化学組成の溶接金属A、B、C、DおよびEを得た。Fig. 4-10はそれらの組成をシエフラー組織図に示したものである。化学組成はいずれもほぼ同じで不安定オーステナイトの界域にある。

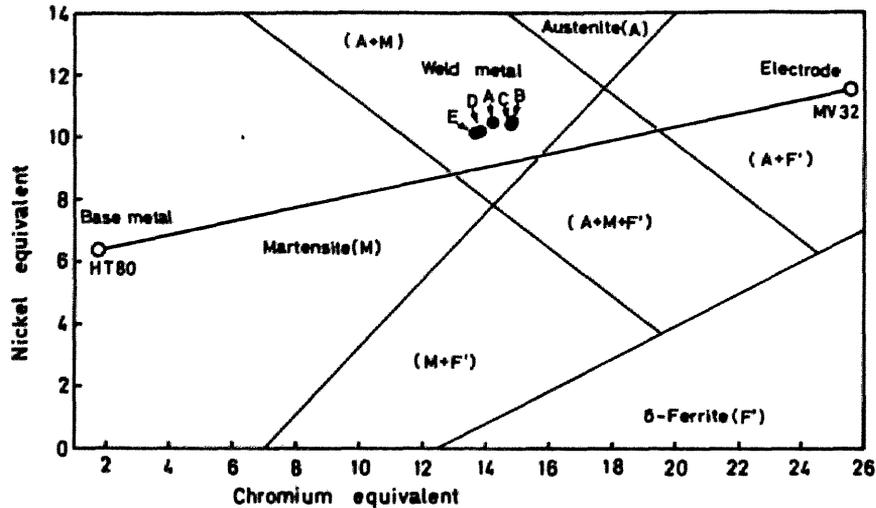


Fig. 4-10 Chemical compositions of base metal, electrode wire and weld metals in Schaeffler diagram

溶接継手Aは溶接のままとし、Bは-20℃、Cは-50℃、Dは-72℃にそれぞれ1時間メチルアルコールと粒状ドライアイスによりサブ・ゼロ処理をした。また、溶接継手Eは時効の影響を調べるために、-72℃に1時間サブ・ゼロ処理後、350℃、450℃および550℃にそれぞれ1時間加熱保持し、空冷した。これらの溶接継手からFig. 4-9に示す位置から各試験片を採取し、Fig. 4-11およびFig. 4-12に示す形状に機械加工した。シャルピー衝撃試験片のVノッチは同図に示すように溶接金属とボンド部につけ、これらの切欠靱性を調べた。

また、これら溶接継手の硬度分布も測定した。

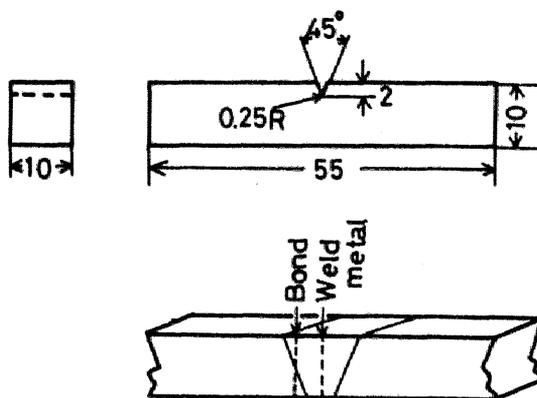


Fig. 4-11 V-notch Charpy impact test specimen
top: shape of specimen
bottom: position of notch is shown by dotted line

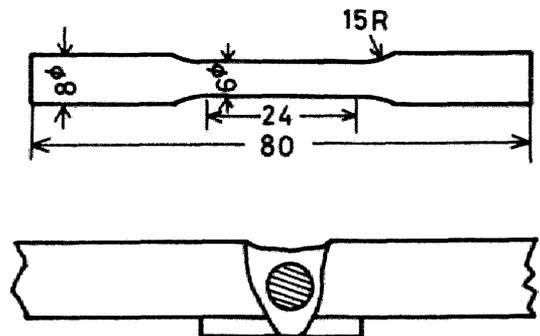


Fig. 4-12 Tensile specimen of weld metal
top: shape of specimen
bottom: position of specimen in weld metal

4.5.2 項 実験結果

Fig. 4-13は80キロ級高張力鋼(HT80:板厚12mm)をTable4-2に示す試作溶接ワイヤでMIG溶接し、サブ・ゼロ処理した場合の溶接金属の引張試験結果を示す。同図のAは溶接のまま、B、CおよびDはそれぞれ-20℃、-50℃および-72℃にサブ・ゼロ処理した溶接金属の常温での応力-歪曲線を示す。また、Fig. 4-14はこの全溶着金属引張試験の結果をサブ・ゼロ処理温度で整理したものである。サブ・ゼロ処理により引張強さに大きな変化はみられないが、0.2%耐力はサブ・ゼロ処理温度が低下する程増加し、-72℃に1時間サブ・ゼロ処理をした溶接継手Dでは80 kg/mm²の値を示した。しかしながら、伸びはサブ・ゼロ処理温度の低下により減少の傾向を示した。なお、溶接継手は溶接後透過X線検査を行ない、溶接部の断面マクロについても調べたが割れは一切認められなかった。

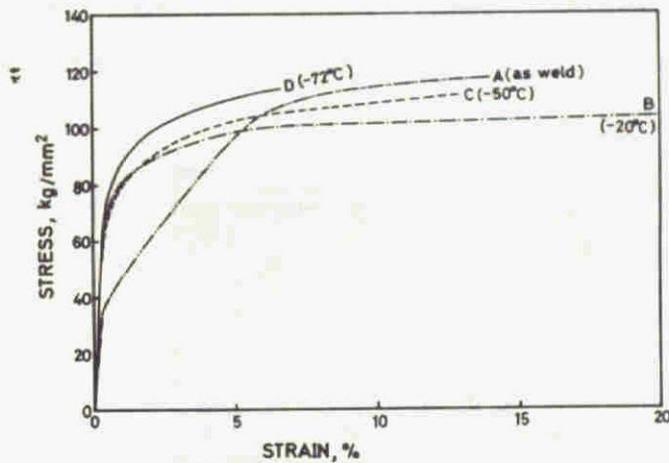


Fig. 4-13 Stress-strain curve of weld metals before and after refrigeration at various temperatures (HT-80 steel welded joint with the experimental electrode wire)

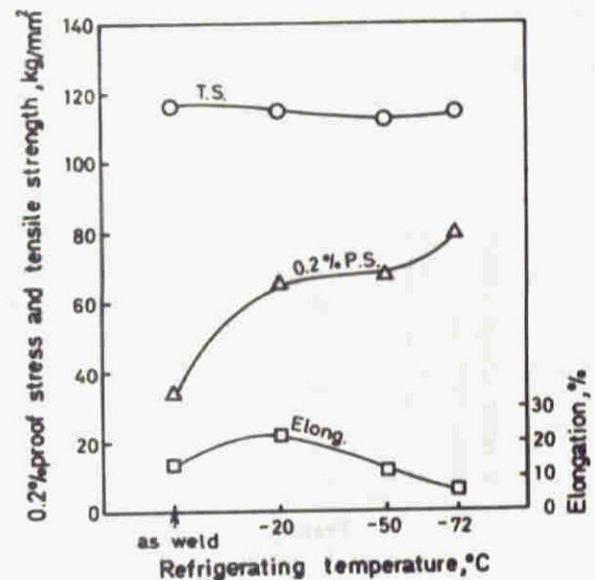
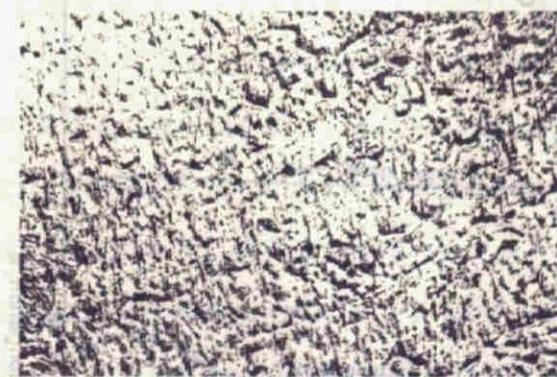


Fig. 4-14 Effect of refrigerating temperature on mechanical properties of weld metals

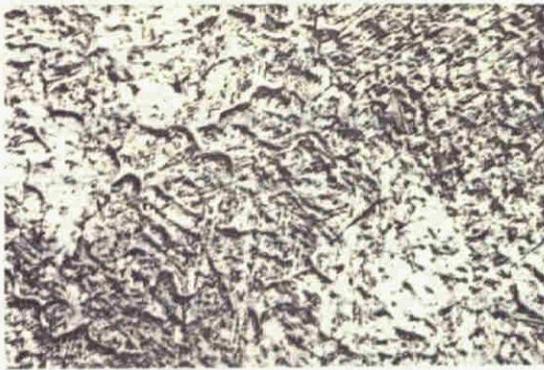
Photo. 4-2はこれら溶接金属の顕微鏡組織を示す。溶接のままではマルテンサイトの量は少ないが、サブ・ゼロ処理をしたものは顕著にマルテンサイトが現われている。また、いずれの溶接金属も少量の δ -フェライトを含んでいる。



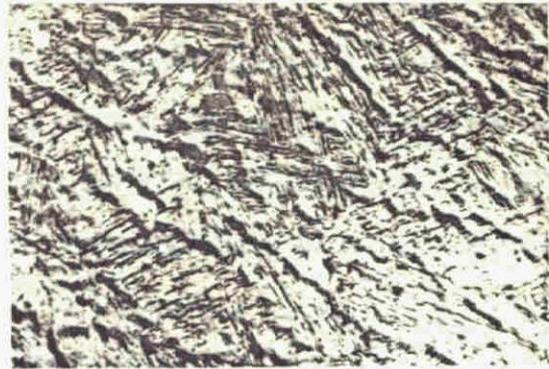
(a) as weld



(b) refrigeration (-20°C)



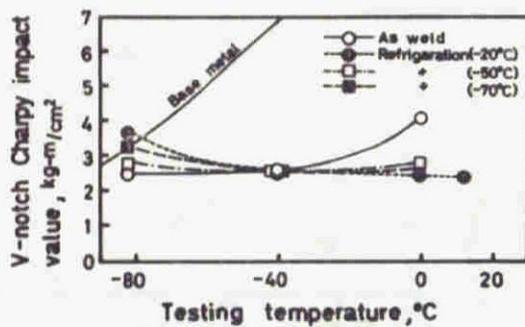
(c) refrigeration (-50°C)



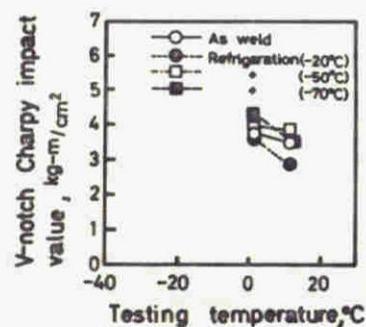
(d) refrigeration (-72°C)

Photo.4-2 Microstructures of weld metals × 400

さらに、シャルピー衝撃試験の結果をFig.4-15に示す。Fig.4-15(a)は溶接金属の衝撃値を示すが、0°Cと-80°Cの衝撃値にはあまり差はなく、 2.4 kg-m/cm^2 以上である。また、Fig.4-15(b)はボンド部の衝撃値である。0°CでFig.4-15(a)および(b)を比較すれば、ボンド部のサブ・ゼロ処理後の衝撃値は溶接金属の値よりやや高い。Fig.4-15(a)、(b)何れの場合も、サブ・ゼロ処理温度による衝撃値の差はわずかである。



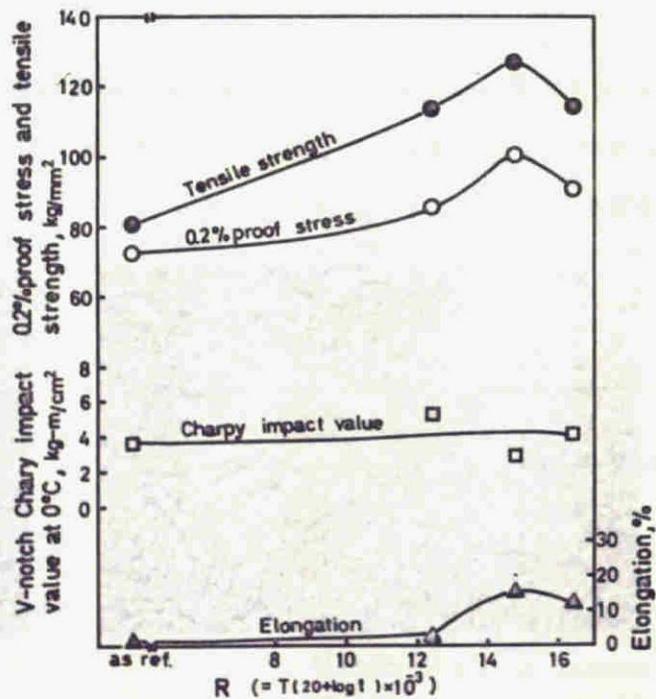
(a) V-notch in weld metal



(b) V-notch in bond

Fig.4-15 Results of V-notch Charpy impact test

Fig.4-16 Effects of aging on the mechanical properties of weld metals (refrigeration: $-72^\circ\text{C} \times 1 \text{ hr}$)



次に -72°C で1時間サブ・ゼロ処理し、 350°C 、 450°C および 550°C にそれぞれ1時間加熱保持し、空冷した溶接継手Eについて、その機械的性質をしらべた結果をFig.4-16に示す。この継手は -72°C のサブ・ゼロ処理により、伸びが非常に低くなっているが、時効することにより、0.2%耐力、引張強さおよび伸びが増加している。このことはサブ・ゼロ処理により生じたマルテンサイトが加熱により焼戻され伸びを増し、時効により強度が増加したためと考えられる。しかし、衝撃値についてはほとんど変化を認めがたい。

つぎに、この溶接継手のビードに直角方向の硬度分布を測定した。このビッカース硬度分布をFig.4-17に示す。溶接のままでは溶接金属のビッカース硬度は $300\sim 320$ であるが、サブ・ゼロ処理温度が低い程、継手の硬度は高くなり、 -72°C にサブ・ゼロ処理したものでは $400\sim 420$ に増加している。また、熱影響部の軟化はわずかである。

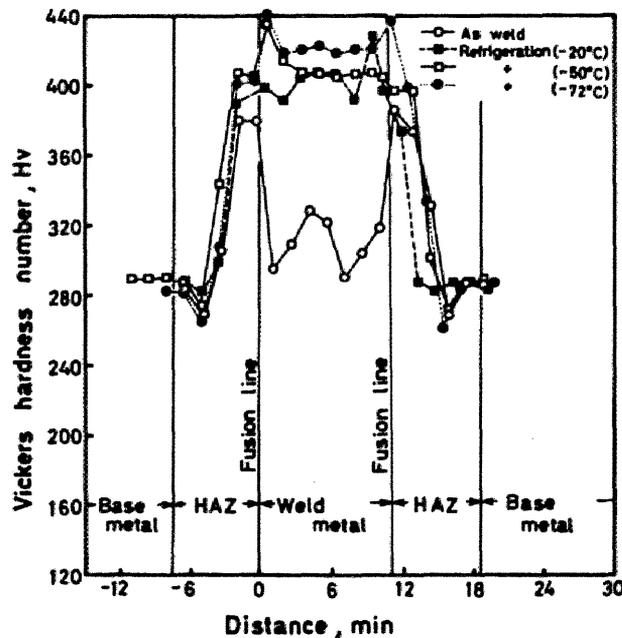


Fig.4-17 Distribution of hardness in welded joints

4.6 節 サブ・ゼロ溶接法に適する溶接金属の化学組成の検討

4.6.1 項 実験方法

本実験ではサブ・ゼロ処理により適当な強度と十分な延性および靱性を与える溶接金属を得る目的で、Ni-Cr 高合金鋼を基本として、サブ・ゼロ処理によりマルテンサイト変態を生じやすい5つの成分系の合金鋼を選び、鑄込みのまま、サブ・ゼロ処理およびサブ・ゼロ処理後時効したものについて機械的性質と組成との関係を系統的にしらべた。

実験としてはまず、高周波炉を用い、アルゴン気流中で $600\sim 1500\text{g}$ の試料を溶解し、Fig.4-18に示す形状の銅鑄型に高さ 25mm の押湯をつけて鑄込み、各組成の試験材を溶製した。1つの組成につき 600g 溶解した場合は同一組成の4本の試験材を得、 900g で6本、 1500g

で9～10本の試験材を得た。供試試験材の組成は次の5種の成分である。

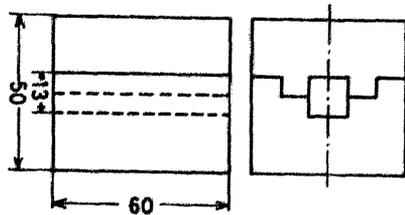


Fig. 4-18 Copper mold unit: mm

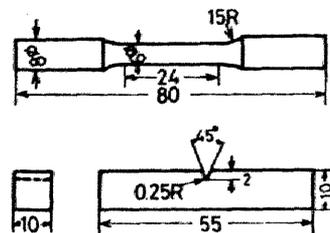


Fig. 4-19 Shapes of test specimens, unit :mm

A成分系： Cr-Ni-2%Mo系(0.05% C)で、クロムとニッケル含量を広範囲に変化した系

B成分系： 1.8%Cr-Ni-2%Mo系で、炭素とニッケル含量を変化した系

C成分系： 1.4%Cr-Ni-2%Mo-Mn系(0.04% C)で、マンガンとニッケル含量を変化した系

D成分系： 1.8%Cr-8%Mn-Ni-1.6%Mo系で炭素とニッケル含量を変化した系

E成分系： 1.4%Cr-9%Ni系を基本組成とし、モリブデン、銅、コバルトおよびチタンをそれぞれ添加した系

これら試験材のサブ・ゼロ処理は約 -72°C に保持したドライアイスとメチルアルコールとの混合液中に1時間浸漬して行なった。また、サブ・ゼロ処理後の時効は 450°C に1時間大型抵抗加熱炉により加熱保持し、空冷することにより行なった。

これらの試験材をそれぞれFig.4-19に示す形状の引張および衝撃試験片に機械加工した。引張試験はインストロン万能試験機により標点間距離を20mmとして行なった。また、これらNi-Cr高合金鋼では降伏点が現われないので、0.2%耐力を測定した。シャルピー衝撃試験での試験温度はA成分系、B成分系、D成分系およびE成分系では -50°C とし、C成分系については 0°C および -80°C とした。

また、サブ・ゼロ処理による組織変化を光学顕微鏡およびピッカース硬度測定により調べた。化学分析用試料は引張試験片のつかみ部分より旋盤により採取した。

4.6.2項 A成分系(Cr-Ni-2%Mo(0.05% C))の機械的性質

δ -フェライトが生じない不安定オーステナイトの範囲から δ -フェライトが約50%生ずるオーステナイト・マルテンサイトの範囲まで、広い組成範囲のNi-Cr-2%Mo系合金鋼試験材について実験を行なった。これら試験材の組成はほぼ一定の0.05% C、0.4% Si、1.0% Mn および2% Moとして、ニッケル含量と、クロム含量を種々変えた。これらA成分系の試験材の化学組成をシェフラー組織図上にプロットし、Fig.4-20に示す。またTable 4-3はこれら成分系

試験材の化学組成および鑄込みのまま、およびサブ・ゼロ処理後の機械的性質を総括して表わしたものである。

Fig. 4-21 はこれら試験材の組成をニッケル当量 ($Nieq = \%Ni + 0.5 \times \%Mn + 30 \times \%C$) とクロム当量 ($Creq = \%Cr + 1.5 \times \%Si + \%Mo$) とで表わし、鑄込みのままとサブ・ゼ

Table 4-3 Chemical compositions and mechanical properties of cast specimens (A: Cr-Ni-2% Mo (0.05% C))

Casts	Elements, wt%						Creq/Nieq	Heat treatment	Mechanical properties				Hv*
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo			$\sigma_{0.2}$ kg/mm ²	σ_B kg/mm ²	$\delta, \%$ %	vE (-50°C) kg-m/cm ²	
1	0.04	0.23	0.92	11.10	5.83	2.20	13.64/7.49	as cast	82.6	84.0	3.2	4.5	346
								as ref.	75.0	78.2	3.6	4.2	346
2	0.04	0.22	0.96	11.78	6.47	2.12	14.2/8.15	as cast	68.1	68.1	2.1	5.6	336
								as ref.	75.5	75.5	2.2	4.7	338
3	0.04	0.19	0.84	12.12	6.83	2.06	14.47/8.45	as cast	77.6	86.5	2.5	5.2	343
								as ref.	93.5	93.5	5.6	5.3	344
4	0.05	0.28	1.06	13.29	7.86	2.10	15.81/9.89	as cast	45.2	70.1	4.2	7.2	287
								as ref.	71.1	84.2	3.2	5.5	349
5	0.05	0.28	0.96	13.81	8.38	2.18	16.41/10.36	as cast	24.5	82.2	13.9	8.3	165
								as ref.	61.4	84.5	7.3	5.0	320
6	0.05	0.25	0.86	14.14	9.00	2.48	17.47/10.93	as cast	19.4	73.8	22.8	10.7	149
								as ref.	30.5	70.1	16.1	12.8	172
7	0.04	0.27	1.32	12.87	5.53	2.10	15.38/7.49	as cast	58.3	58.3	2.2	3.8	338
								as ref.	59.0	59.0	2.0	3.3	341
8	0.04	0.23	1.18	13.14	6.08	2.10	15.59/7.87	as cast	66.0	66.0	1.2	3.7	337
								as ref.	59.0	59.0	2.0	3.9	331
9	0.05	0.20	1.08	13.28	6.93	2.07	15.75/8.97	as cast	68.7	78.6	2.4	5.0	309
								as ref.	77.9	77.9	2.6	4.2	330
10	0.03	0.26	0.96	13.72	7.57	2.04	16.15/8.95	as cast	66.2	87.5	5.9	7.0	305
								as ref.	78.1	85.1	2.7	5.8	340
11	0.04	0.25	0.89	14.25	8.19	2.01	16.64/9.84	as cast	31.7	90.1	18.3	8.7	223
								as ref.	60.1	97.1	8.9	6.7	304
12	0.04	0.22	0.68	14.28	8.80	1.98	16.59/10.34	as cast	20.1	85.0	26.6	11.8	150
								as ref.	36.1	88.5	22.0	6.7	226
13	0.04	0.23	1.01	13.11	5.18	2.07	15.53/6.89	as cast	65.1	65.1	2.2	3.8	355
								as ref.	59.4	59.7	1.9	2.9	361
14	0.04	0.28	0.96	13.44	5.86	2.04	15.90/7.49	as cast	73.2	73.2	2.2	5.3	351
								as ref.	52.6	58.2	2.2	4.3	350
15	0.04	0.22	0.83	13.47	6.38	1.98	15.78/8.00	as cast	62.2	83.5	2.6	5.1	335
								as ref.	79.2	79.2	2.5	3.4	356
16	0.04	0.29	1.00	14.70	6.96	2.04	17.17/8.66	as cast	61.0	75.6	4.9	5.7	307
								as ref.	83.0	84.7	2.9	5.1	351
17	0.05	0.28	0.94	15.39	7.94	2.01	17.82/9.91	as cast	32.0	83.6	9.8	7.2	214
								as ref.	59.1	90.7	5.9	6.3	288
18	0.04	0.28	0.86	15.42	7.94	1.98	17.83/9.57	as cast	24.3	83.1	17.6	10.9	179
								as ref.	40.3	91.6	17.8	8.2	253
19	0.04	0.40	1.32	13.06	4.73	2.07	15.76/6.59	as cast	70.4	70.4	2.2	2.3	353
								as ref.	58.2	58.2	2.1	2.2	352
20	0.04	0.31	1.09	13.71	5.25	2.04	16.22/6.99	as cast	74.7	74.7	2.1	3.3	348
								as ref.	71.0	71.0	1.6	3.7	350
21	0.04	0.26	0.85	13.95	5.96	2.01	16.35/7.59	as cast	74.7	80.0	2.4	4.8	348
								as ref.	77.6	87.9	2.6	3.6	351
22	0.02	0.27	0.78	15.25	6.63	2.04	17.69/7.62	as cast	65.6	65.6	4.6	2.9	309
								as ref.	66.2	69.7	5.7	4.5	320
23	0.02	0.22	0.74	15.32	7.22	2.04	17.69/8.19	as cast	58.5	77.1	5.5	3.7	283
								as ref.	71.0	89.0	7.0	3.2	311
24	0.02	0.20	0.69	15.54	7.49	1.98	17.82/8.44	as cast	75.1	77.3	5.6	5.7	287
								as ref.	85.1	85.1	5.9	4.6	311
25	0.04	0.28	1.14	13.61	3.84	2.01	16.04/5.61	as cast	55.8	82.2	2.0	1.0	310
								as ref.	64.1	64.1	1.4	1.0	320
26	0.04	0.27	1.12	14.71	4.30	1.98	17.10/6.06	as cast	51.5	69.5	1.2	1.0	317
								as ref.	68.3	68.3	1.7	1.1	327
27	0.05	0.26	1.00	15.02	74.9	1.98	17.77/6.79	as cast	79.6	85.2	3.7	1.7	337
								as ref.	73.0	73.7	3.0	1.0	352
28	0.04	0.25	1.19	16.59	5.70	2.06	19.51/7.50	as cast	35.3	83.3	9.9	5.0	271
								as ref.	83.7	91.0	4.8	2.7	334
29	0.05	0.33	1.07	17.53	6.15	2.04	20.06/8.19	as cast	27.6	61.6	11.8	9.4	214
								as ref.	49.8	72.8	8.7	8.2	262
30	0.04	0.34	0.99	17.83	6.60	2.04	20.40/8.30	as cast	26.0	74.0	18.1	11.7	200
								as ref.	37.9	71.7	13.5	10.7	240
31	0.04	0.28	1.18	15.38	2.95	2.42	18.04/4.74	as cast	40.2	51.3	4.1	1.0	197
								as ref.	43.3	50.2	3.7	1.0	220
32	0.04	0.26	1.10	15.80	3.45	2.20	18.39/5.20	as cast	38.7	55.5	5.4	1.5	217
								as ref.	46.2	55.2	4.1	1.0	250
33	0.04	0.27	0.98	16.04	3.87	2.16	18.60/5.56	as cast	29.8	58.8	6.4	1.0	227
								as ref.	44.9	57.8	4.1	1.2	256
34	0.04	0.27	1.04	17.74	4.63	2.08	20.22/6.15	as cast	43.1	57.1	4.1	4.0	226
								as ref.	48.3	55.7	13.0	4.5	243
35	0.04	0.25	0.92	18.03	5.05	2.08	20.49/6.71	as cast	45.4	60.1	16.5	5.2	240
								as ref.	44.0	58.1	10.9	5.7	240

36	0.04	0.27	0.82	18.51	5.52	2.08	20.99/7.13	as cast	37.7	58.0	12.6	7.8	212
								as ref.	41.6	58.6	11.7	9.7	238
43	0.04	0.26	1.12	10.56	6.57	2.13	13.08/8.33	as cast	93.2	93.2	3.4	5.1	244
								as ref.	68.0	69.6	2.6	5.2	320
44	0.04	0.24	1.02	11.08	7.22	2.10	13.54/8.93	as cast	71.7	73.5	3.7	5.2	335
								as ref.	79.3	80.3	3.1	4.3	337
45	0.04	0.22	0.89	11.40	7.78	2.10	13.83/9.43	as cast	66.0	73.1	2.8	4.1	330
								as ref.	69.6	69.6	2.2	4.5	344
46	0.04	0.30	1.16	12.76	8.83	2.10	15.31/10.61	as cast	36.6	88.8	11.8	5.8	243
								as ref.	66.0	88.0	6.1	4.3	337
47	0.05	0.29	1.09	13.12	9.39	2.07	15.62/11.44	as cast	20.2	85.5	21.4	15.6	201
								as ref.	45.9	84.3	11.4	9.8	281
48	0.04	0.27	1.01	13.82	9.72	2.04	16.27/11.43	as cast	20.4	76.0	33.1	16.0	170
								as ref.	22.9	79.5	25.2	13.7	254
49	0.05	0.37	1.44	12.48	9.36	1.88	14.92/11.58	as cast	18.1	83.1	24.3	10.2	126
								as ref.	49.0	92.0	12.3	6.8	286
63	0.06	0.32	1.26	11.65	9.48	1.82	13.95/11.91	as cast	21.2	79.5	10.7	8.4	167
								as ref.	60.8	91.0	8.2	—	220
								aging	68.7	104.0	19.4	—	—
64	0.06	0.34	1.14	11.17	9.91	2.04	13.72/12.28	as cast	35.1	87.2	13.3	6.7	185
								as ref.	70.6	90.6	7.0	—	328
								aging	73.0	1002.	14.2	—	—
65	0.06	0.21	0.79	10.58	10.3	1.96	12.86/12.48	as cast	44.2	86.2	11.1	4.9	256
								as ref.	70.0	84.2	4.6	—	333
								aging	84.0	89.6	18.0	—	—
66	0.07	0.16	0.72	10.09	10.4	1.92	12.50/12.87	as cast	53.2	73.5	11.2	4.5	268
								as ref.	77.8	90.1	4.5	—	332
								aging	81.0	102.0	26.6	—	—

Hv*: Vickers hardness Number

ロ処理したものととのビッカース硬度差をシェフラー組織図に図示したものである。各点に示した数字が鋳込み材にくらべて、 -72°C のサブ・ゼロ処理により増加したビッカース硬度の値である。マイナスで示された値はサブ・ゼロ処理したものが鋳込みのままのものにくらべて硬度が低くなったことを示す。点線で示す範囲内は -72°C のサブ・ゼロ処理により、比較的マルテンサイト変態を生じやすく、50以上の硬度上昇が期待できる組成範囲である。

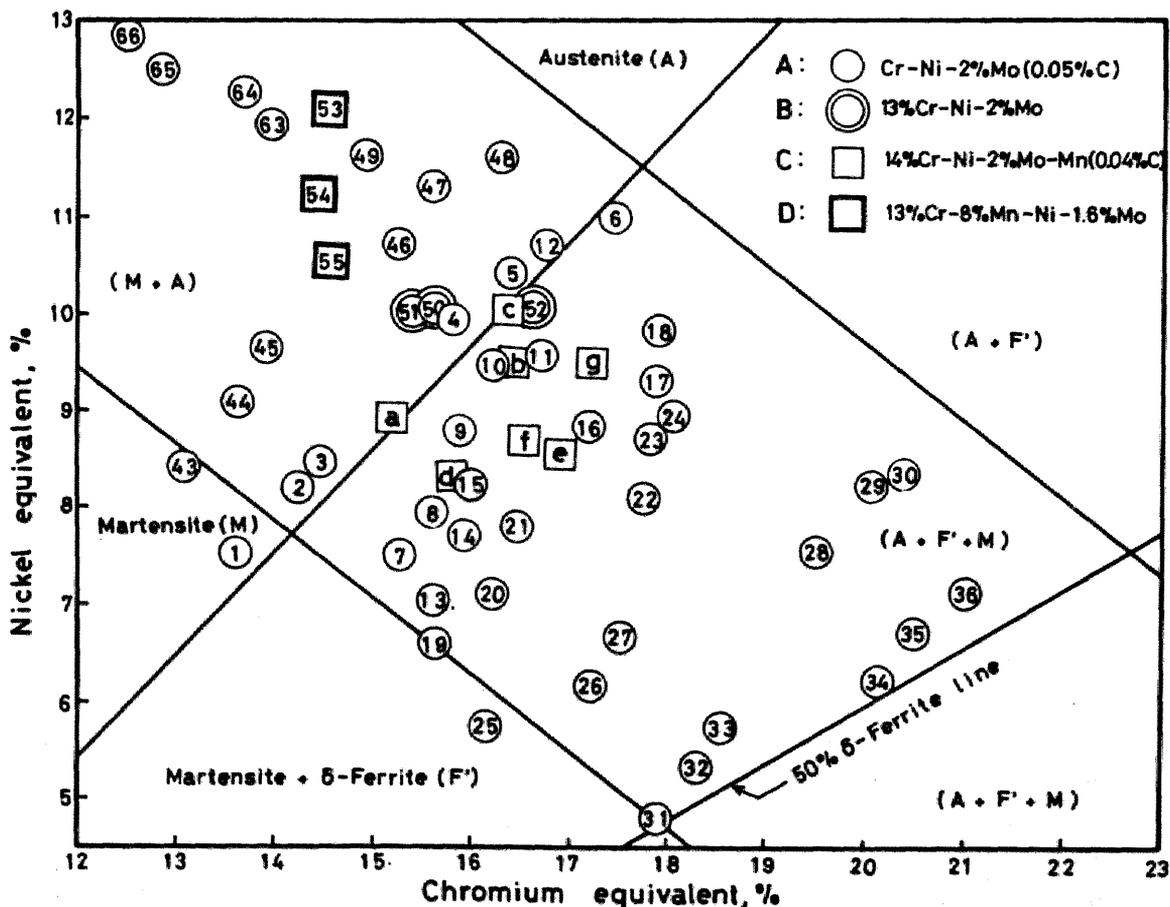


Fig. 4-20 Chemical compositions of cast steel specimens on Schaeffler's diagram

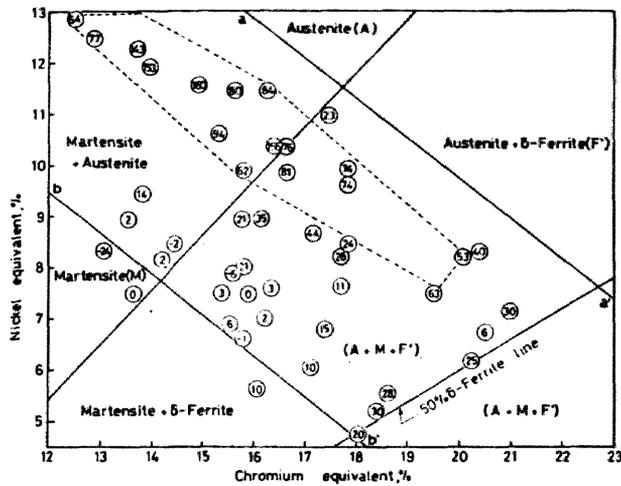


Fig. 4-21 Increases of Vickers hardness of cast specimens (A: Cr-Ni-2%Mo(0.05%C)), refrigerated at -72°C

つぎに、これら試験材を -72°C に1時間サブ・ゼロ処理したものの機械的性質をFig. 4-22、-23、-24および-25に示す。

Fig. 4-22は伸びの値を示している。図中点線で結んだ範囲は7%以上の伸びを示す範囲である。全体的に見ると伸びは低く、最高25である。破断はほとんどくびれを生じないで起っている。

Fig. 4-23は0.2%耐力を示す。マルテンサイト領域に近くなると0.2%耐力は高くなり、オーステナイトあるいは δ -フェライトの領域近くでは低い値を示している。点線でかこんだ範囲はサブ・ゼロ処理により、おおむね0.2%耐力が 60 kg/mm^2 以上となる組成範囲を示す。

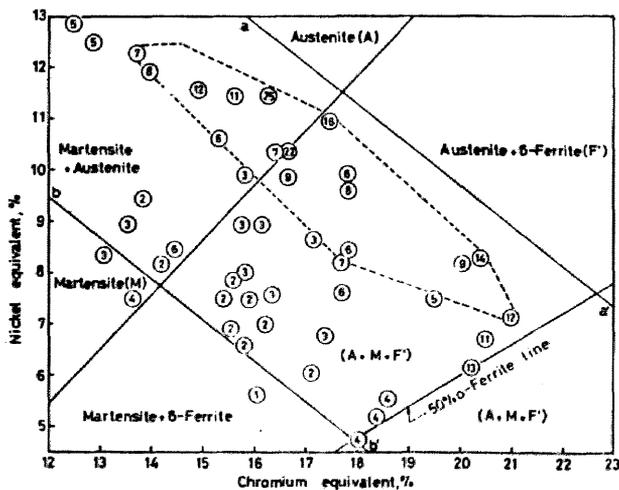


Fig. 4-22 Elongations of cast specimens (A: Cr-Ni-2%Mo(0.05%C)), refrigerated at -72°C , in %

Fig. 4-24は引張強さを示す。点線の範囲は引張強さ 80 kg/mm^2 以上が得られる組成範囲を示し、Fig. 4-21の点線で示す範囲、すなわち、サブ・ゼロ処理により硬度変化大で、マルテンサイト変態を生じやすい領域にはほぼ相当している。マルテンサイト100%の領域よりもむしろこの範囲が最も引張強さが高いようである。

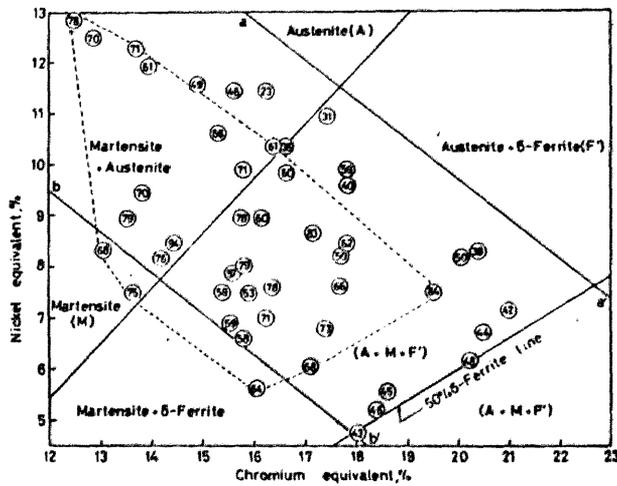


Fig. 4-23 0.2% proof stresses of cast specimens (A: Cr-Ni-2%Mo(0.05%C)), refrigerated at -72°C , in kg/mm^2

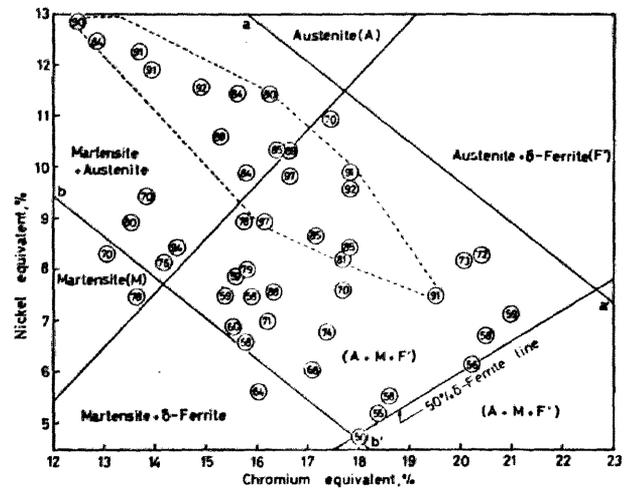


Fig. 4-24 Tensile strengths of cast specimens (A: Cr-Ni-2%Mo), refrigerated at -72°C , in kg/mm^2

つぎに、 -50°C でのシャルピー衝撃値をFig. 4-25に示す。点線で示す範囲はほぼマルテンサイト変態を起した範囲に相当するが、この範囲のものは、 $5\text{ kg}\cdot\text{m}/\text{cm}^2$ 以上の衝撃値を示す。

以上の機械的性質の各範囲をまとめて、Fig. 4-26に図示した。図中斜線で示す範囲は0.2%耐力 $60\text{ kg}/\text{mm}^2$ 以上、引張強さ $80\text{ kg}/\text{mm}^2$ 以上、伸び7%以上および -50°C のシャルピー衝撃値 $5\text{ kg}\cdot\text{m}/\text{cm}^2$ 以上の値を示す範囲である。この範囲はサブ・ゼロ処理により耐力の増加と共にある程度の延性および靱性が期待される。

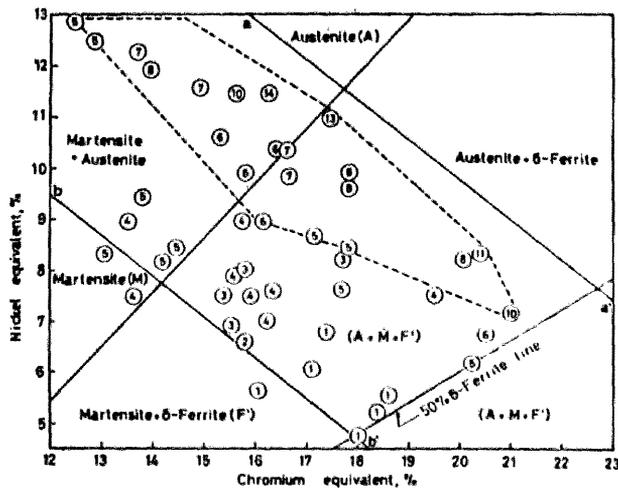


Fig. 4-25 Charpy impact values of cast specimens (A: Cr-Ni-2%Mo), refrigerated at -72°C , in $\text{kg}\cdot\text{m}/\text{cm}^2$

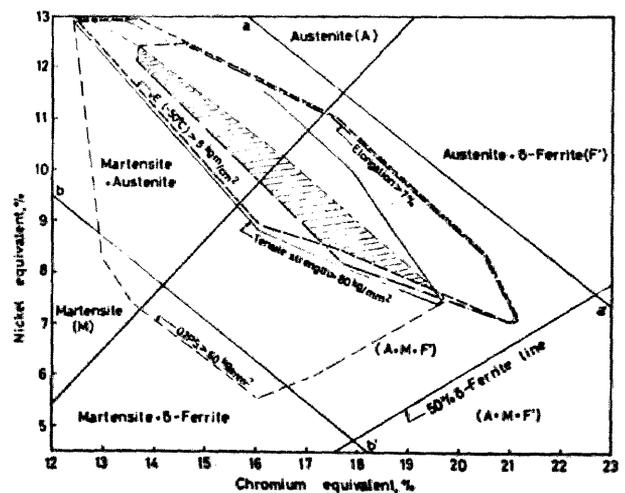


Fig. 4-26 Areas of chemical composition show good mechanical properties of cast specimens (A: Cr-Ni-2%Mo(0.05%)), refrigerated at -72°C

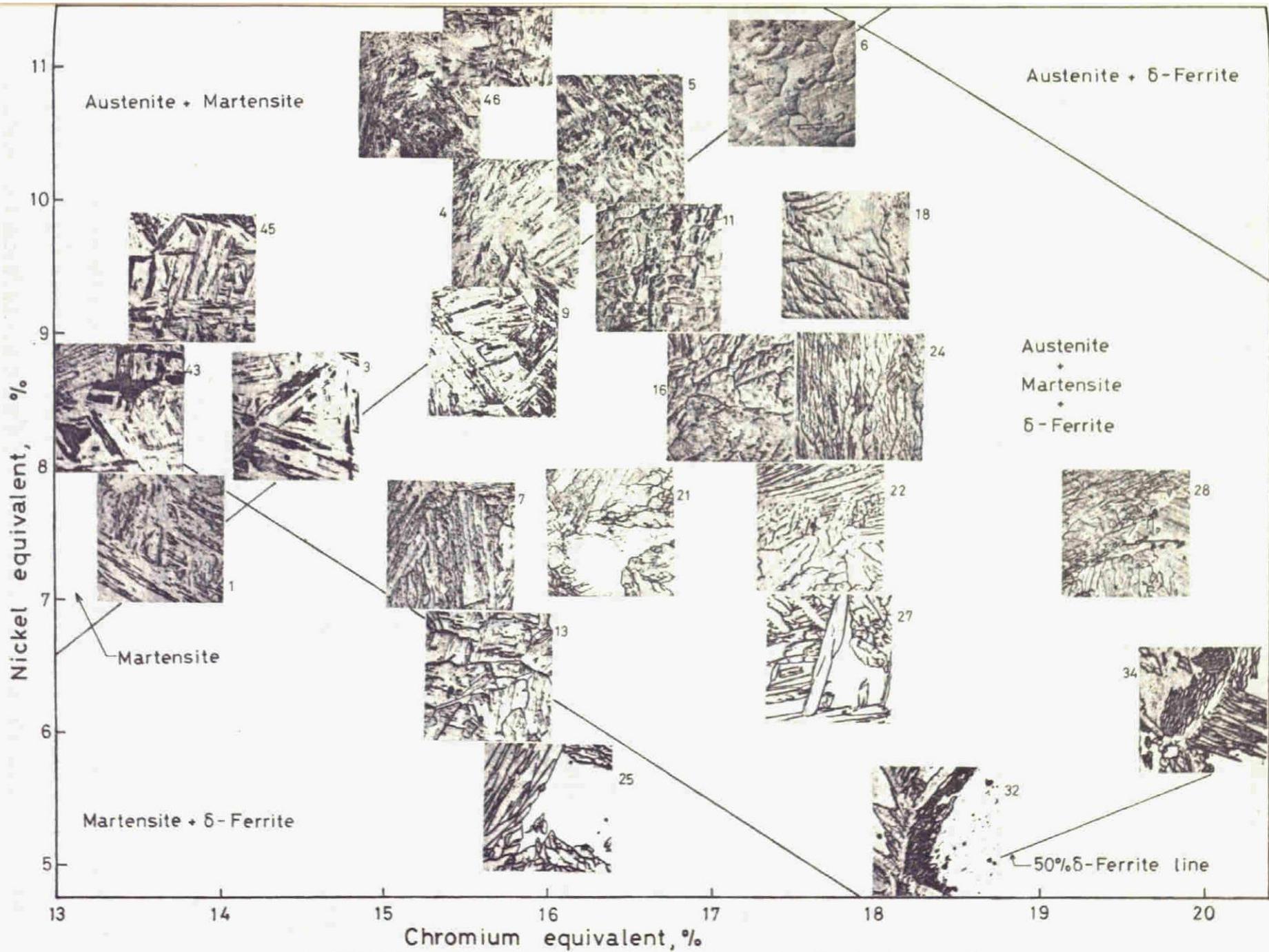


Fig. 4-27 Microstructures of refrigerated weld metals on schaeffler's diagram x 400

また、これら試験材のうち、サブ・ゼロ処理をしたものについて、顕微鏡組織をFig.4-27に示す。得られる組織はほぼシェフラーの組織図に相当している。同図中の数字はその組織を示した鑄込み材の番号(Table 4-3 に示した鑄込み材番号)である。ここで1、3、43および45で示す冷却時に得られたマルテンサイトと、4、5、11、46および47で示すサブ・ゼロ処理により得られたマルテンサイトを比較すると、前者は大きな針状あるいは板状のマルテンサイトである。このため、冷却時に得られるマルテンサイトよりもサブ・ゼロ処理により得られるマルテンサイトのほうがより強度と靱性が高いものと考えられる。

さらに、Table 4-3の試験材63、64、65および66 について時効の機械的性質におよぼす影響を調べた。

その結果をFig.4-28に示す。同図は各処理による機械的性質の変化を試験材のクロム含量との関係としてまとめてある。時効により伸びは鑄込みおよびサブ・ゼロ処理のままのものにくらべて上昇し、0.2%耐力も鑄込みのままでは21~53 kg/mm²、サブ・ゼロ処理したものは、61~78 kg/mm² から、時効によりさらに68~84 kg/mm² に増加している。引張強さもほぼ同様の傾向で、時効により100~104 kg/mm² の値を示している。これは4-3節の実験結果(Fig.4-4 および Fig.4-5 参照)とほぼ一致する。同図によれば、クロム量の増加と共に、耐力は減少の傾向を示し、時効により伸びもやや減少の傾向にあるが、引張強さは大差ないようである。また、サブ・ゼロ処理をした試験片の-50℃でのシャルピー衝撃値はTable 4-3の63、64、65 および66の行に示すごとく、クロム含量が増す程増加している。

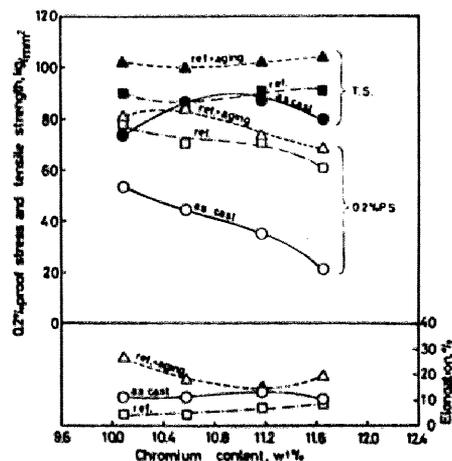


Fig. 4-28 Effects of Cr content on the mechanical properties of cast specimens (A: Cr-Ni-2%Mo(0.05%C)),

さらに、Fig.4-29は試験材63の化学組成にはほぼ等しい組成の試験材63(同図中に化学組成を示す)による低温シャルピー衝撃試験結果を示す。鑄込みのままのものは低温になる程衝撃値は低下の傾向を示しているが、サブ・ゼロ処理または時効したものは温度に対する変化が少なく、

-196℃においてもほぼ 3.5 kg-m/cm^2 以上の値を示している。

サブ・ゼロ処理後時効すると強度のみならず延性を向上するのに効果があるようである。

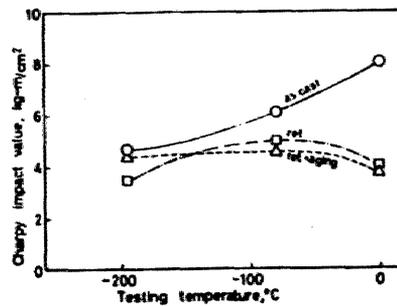


Fig.11 Charpy impact value of cast 63' (A series)

Fig. 4-29 Charpy impact values of cast 63' (A series) containing 0.05% C, 0.21% Si, 1.22% Mn, 11.73% Cr, 9.46% Ni and 2.0% Mo

4.6.3 項 B成分系 (13% Cr - Ni - 2% Mo) の機械的性質

B成分系はクロム当量15.5%、ニッケル当量10%の組成になるように、ニッケル含量を調整して、炭素量を0.02~0.05%の範囲で変えたものである。これら試験材の化学組成と機械的性質をTable 4-4に示す。また、この化学組成をシェフラー組織図上にプロットしてFig. 4-20に示してある。

Table 4-4 Chemical compositions and mechanical properties of cast specimens (B: 13% Cr-Ni-2% Mo)

Casts	Elements, wt%						Creq/Nieq	Heat treatment	Mechanical properties				Hv*
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo			$\sigma_{0.2}$ kg/mm ²	σ_B kg/mm ²	$\delta, \%$	vE_{-50} (-50°C) kg-m/cm ²	
50	0.05	0.17	0.62	13.50	8.19	1.88	15.64/10.00	as cast refrigeration	26.2	76.0	6.2	5.3	160
									75.0	88.7	5.0	4.6	
51	0.04	0.12	0.62	13.22	8.51	2.00	15.40/9.97	as cast refrigeration	23.0	88.9	12.8	5.0	186
									59.3	79.5	3.8	3.9	
52	0.02	0.16	0.36	14.42	9.25	2.00	16.66/10.03	as cast refrigeration	25.2	71.9	22.0	5.3	245
									38.4	85.0	22.4	6.6	

Hv*: Vickers Hardness Number

Fig. 4-30はこの系列の試験片の炭素含量と機械的性質との関係を示している。伸びは鑄込みのままおよびサブ・ゼロ処理したもの、いずれも炭素含量の減少とともに増加している。0.2%耐力は鑄込みのままでは炭素含量に関係なく、いずれもほぼ 25 kg/mm^2 であるが、サブ・ゼロ処理をしたものは炭素含量の増加とともに 38 kg/mm^2 から 75 kg/mm^2 に増加している。しかし引張強さは炭素量にあまり関係なく、鑄込みのままでは $72 \sim 89 \text{ kg/mm}^2$ 、サブ・ゼロ処理したもので $80 \sim 89 \text{ kg/mm}^2$ であり大差なかった。

また、-50℃でのシャルピー衝撃値はTable 4-4に示すごとく、鑄込みのままでも、サブ・ゼロ処理したもので炭素含量の増加とともに低下し、鑄込みのままの試験片の方がいく分高めで

あった。

以上B成分系についての実験結果によれば、鑄込みのままおよびサブ・ゼロ処理何れの場合でも炭素含量が低い程、伸びおよび衝撃値は増大するが、サブ・ゼロ処理による耐力の増加は炭素含量が高い程、大きい。しかし、引張強さにおよぼす0.02～0.05% Cの炭素含量の影響およびサブ・ゼロ処理の効果は小で、いずれの場合もほぼ80 kg/mm²であった。

これらの試験材の顕微鏡組織をPhoto. 4-3に示す。a)、c)およびe)は鑄込みのままの組織であって、マルテンサイトはほとんどない。しかし、-72℃のサブ・ゼロ処理によりb)、d)およびf)に示すように、炭素含量の増加と共にマルテンサイトが多く観察される。Fig. 4-80において炭素含量と共にサブ・ゼロ処理したものの0.2%耐力が増加したことはこのマルテンサイトの増加と関係づけられる。

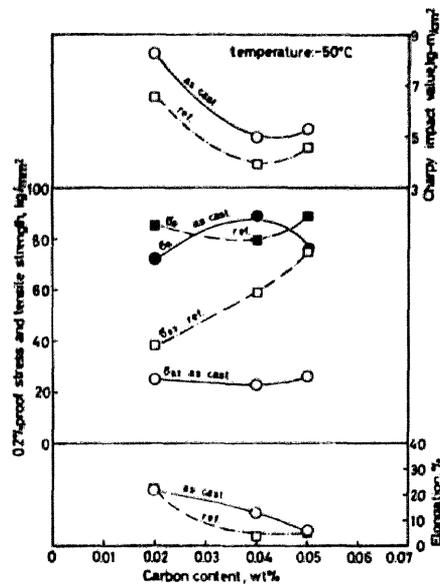


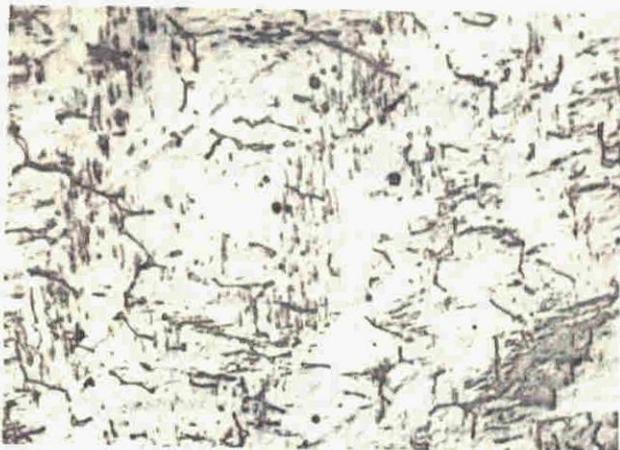
Fig. 4-80 Mechanical properties of cast specimens (B: 13%Cr-Ni-2%Mo)



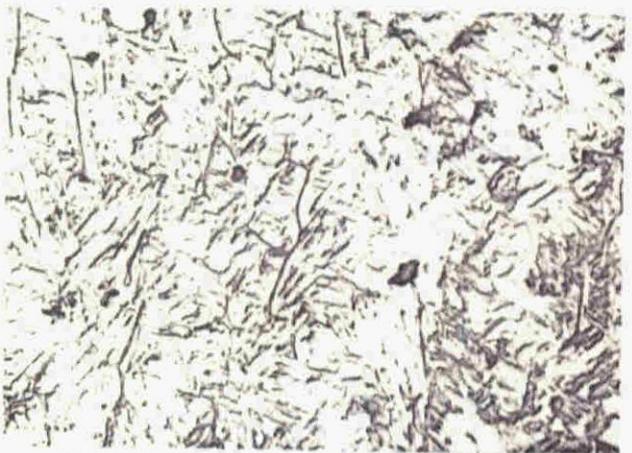
a) 0.02%C as cast



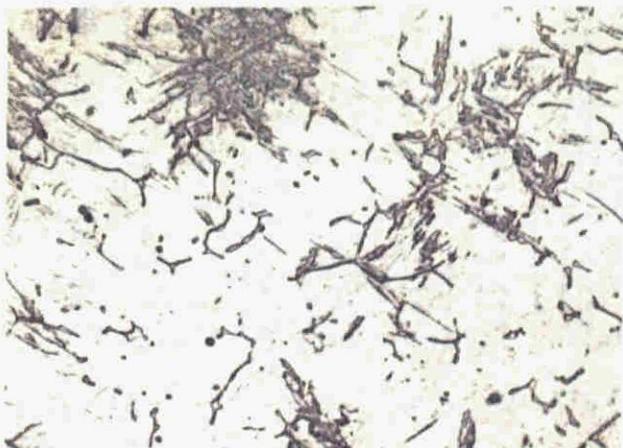
b) 0.02%C refrigeration at -72°C



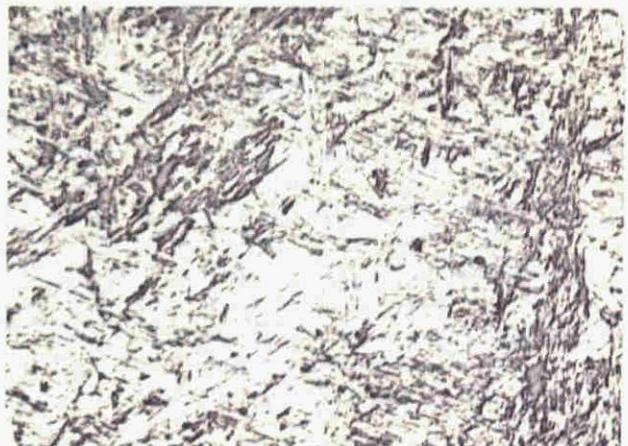
c) 0.04%C as cast



d) 0.04%C refrigeration at -72°C



e) 0.05%C as cast



f) 0.05%C refrigeration at -72°C

Photo - 4 - 3 Microstructures of cast specimens
(B: 13%Cr-Ni-2%Mo), $\times 500$

4.6.4 項 C成分系 (14%Cr-Ni-2%Mo-Mn) の機械的性質

C成分系は14%Cr-Ni-2%Mo-Mn系でニッケルを約4~9%マンガンで置換したものである。炭素は0.04%とし、クロム当量16%ニッケル当量9.5%の組成になるように、1%のニッケル減少に対して2%のマンガンを添加して、マンガン含量を変化した。Table 4-5 は得られた試験片の化学組成と鑄込みのままおよびサブ・ゼロ処理したものの機械的性質を示す。同表の硬さの欄で見れば、この系の合金では鑄込みのままとサブ・ゼロ処理したもののビッカース硬度の差はおおよそ50~100である。

Fig. 4-81 はこれらC成分系の試験材の引張試験結果をマンガン含量に対してプロットしたものである。引張強さおよび0.2%耐力はマンガン含量の増加と共に、サブ・ゼロ処理の有無にかかわらず減少する傾向にあり、伸びは逆に増加する傾向にある。また、サブ・ゼロ処理したものおよび時効したものは鑄込みのままのものにくらべて、引張強さおよび0.2%耐力はより高く、伸びが低くなっている。0.2%耐力は鑄込みのままで24~47 kg/mm²であるが、サブ・ゼロ処理により41~88 kg/mm²、さらに時効により48~97 kg/mm²に増加している。

Table 4-5 Chemical composition and mechanical properties of cast specimens (C: 14%Cr-Ni-2%Mo (0.04%C))

Casts	Elements, wt%						Treatment	Tensile properties,			Impact value, kg-m/cm ²		C _{req} /Ni _{eq}	Hv*
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo		σ _{0.2} kg/mm ²	σ _B kg/mm ²	δ, %	0°C	-90°C		
a	0.04	0.30	3.90	12.84	5.68	1.91	as cast	47	98.4	8.3	10.7	6.6	15.20/8.83	271
							-72°C Ref.	83.1	95.2	3.8	7.7	6.0		
							Ref. + Aging	97.4	102.1	4.0	6.6	6.0		
b	0.04	0.38	6.74	13.07	4.84	1.87	as cast	27.2	78.7	16.5	15.2	9.7	16.41/9.44	236
							-72°C Ref.	48.3	84.7	10.8	9.8	9.1		
							Ref. + Aging	59.7	81.0	9.8	9.3	9.0		
c	0.04	0.40	9.21	13.99	4.17	1.83	as cast	26.8	74.4	28.0	12.3	9.6	16.42/9.98	192
							-72°C Ref.	47.8	85.0		10.7	10.7		
							Ref. + Aging	48.2	75.0		10.6	11.4		
d	0.04	0.27	6.21	13.34	3.97	1.98	as cast	25.6	98.5	6.7	10.3	6.6	15.72/8.28	298
							-72°C Ref.	74.4	93.0	3.8	7.4	5.3		
							Ref. + Aging	81.1	93.2	5.3	6.8	5.7		
e	0.04	0.26	8.79	14.58	2.89	1.95	as cast	33.6	64.4	13.2	13.2	3.2	16.91/8.49	206
							-72°C Ref.	40.6	65.7	10.4	10.1	2.7		
							Ref. + Aging	57.3	65.7	10.9	11.1	2.4		
f	0.04	0.36	6.26	14.15	4.30	1.86	as cast	23.9	81.6	9.6	12.8	6.6	16.55/8.63	199
							-72°C Ref.	67.1	87.2	7.0	8.4	5.8		
							Ref. + Aging	64.1	84.7	4.2	7.5	5.7		

Hv*: Vickers Hardness Number

Fig. 4-28に示したA成分系の試験材63、64、65および66の場合には、時効により伸びが铸込みのままおよびサブ・ゼロ処理だけのものにくらべて増加したが、C成分系では逆の傾向を示している。この理由についてはさらに検討を要するものと思われる。

Fig. 4-32は0℃および-80℃でのVノッチシャルピー衝撃試験結果を示す。マンガン含量の増加とともに衝撃値は増加の傾向にあり、とくにMn = 7%で急に高くなっている。0℃における铸込みのままの衝撃値は全体的に高いが、-80℃においてはサブ・ゼロ処理および時効したものとほぼ同程度である、これらの処理試験材の衝撃値は試験温度により大きい差は認められない。

同図に示すMn = 8.79%の場合の異常に低い-80℃での値は、Table 4-5の試験材eによるものである。この試験材のニッケル含量は2.89%で他の試験材がほぼ4%以上であるのにくらべ、1%以上も低い。このため低温靱性のいちじるしい低下があったものと考えられる。

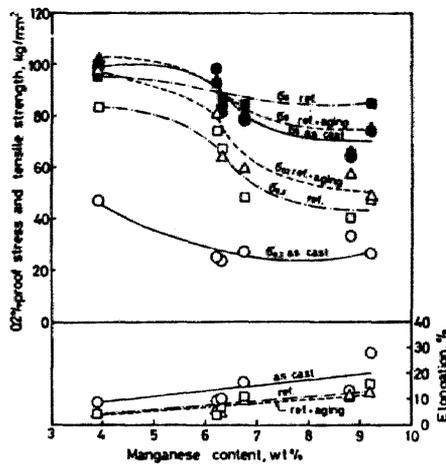


Fig. 4-31 Tensile properties of cast specimens (C: 14%Cr-Ni-2%Mo).

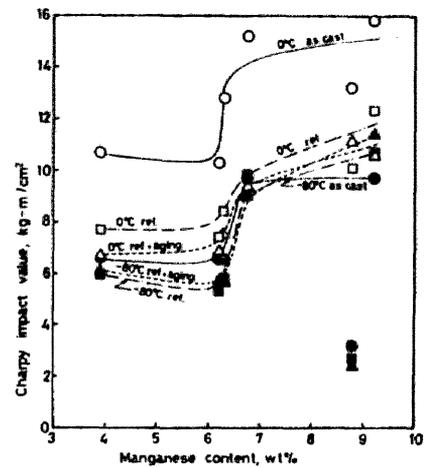


Fig. 4-32 Effects of Mn contents, refrigeration and aging on impact values of cast specimens (C: 14%Cr-Ni-2%Mo(0.04C%))

4.6.5 項 D成分系 (13%Cr - 8%Mn - Ni - 1.6%Mo) の機械的性質

D成分系は13%Cr - 8%Mn - Ni - 1.6%Mo系で、ニッケル含量を3.9%~6.9%、炭素含量を0.02~0.07%に変化させ、上述と同様の実験を行なった。Table 4-6はこれらD成分系の試験材の化学組成および機械的性質を示す。また、Fig. 4-20にはこれら試験材の化学組成をジェフラー組織図上にプロットして示してある。いずれの試験材も不安定オーステナイト域にある。よって、铸込みのままとサブ・ゼロ処理したもののビッカース硬度の差はTable 4-6に示すごとく61~131あり、サブ・ゼロ処理によるマルテンサイト変態を起していることがわかる。

Fig. 4-33はD成分系の試験片の炭素含量と機械的性質との関係を示す。ほぼB成分系 (Fig. 4-30参照)と同様の傾向を示す。伸びは炭素含量の低い程増加している。0.02% Cの試験片はサブ・ゼロ処理したのもでも46%の伸びを示したが、0.07% Cの試験片の伸びは12%に減少している。また、0.2%耐力は铸込みのままで16~21 kg/mm²から、サブ・ゼロ処理

Table 4-6 Chemical compositions and mechanical properties of cast specimens
(D: 13% Cr-8%Mn-Ni-1.6%Mn)

Casts	Elements, wt%						C _{req} /Ni _{eq}	Heat treatment	Mechanical properties				Hv*
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo			σ _{0.2} kg/mm ²	σ _B kg/mm ²	δ, %	vE, (-50°C) kg-m/cm ²	
53	0.02	0.21	8.95	12.64	6.93	1.64	14.60/12.01	as cast refrigeration	17.6 21.7	62.9 61.4	54.0 46.0	17.5 19.0	155 230
54	0.05	0.13	7.93	12.60	5.66	1.68	14.48/11.13	as cast refrigeration	16.4 42.1	62.2 62.1	17.4 8.2	13.2 9.1	153 284
55	0.07	0.20	8.95	12.69	3.92	1.60	14.59/10.45	as cast refrigeration	21.1 27.2	64.5 74.5	19.4 12.3	14.4 12.5	174 235

Hv* : Vickers Hardness Number

により 22 ~ 42 kg/mm² に増加した。0.05% C の試験片のサブ・ゼロ処理による 0.2% 耐力の増加は約 25 kg/mm² であったが、0.02% C の試験片では、硬度の増加が認められたにもかかわらず 0.2% 耐力の増加はほとんど認められなかった。

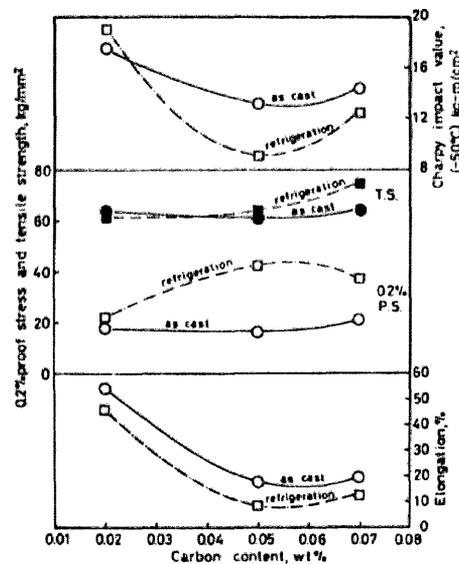


Fig. 4-3 Mechanical properties of cast specimens
(D: 13%Cr-8%Mn-Ni-16%Mo)

引張強さの炭素含量による増加はわずかであり、またサブ・ゼロ処理による引張強さの増加も、炭素含量が高い場合にはわずか認められる程度である。

-50°C のシャルピー衝撃値はいずれも高い値を示したが、炭素含量の増加とともに減少の傾向が見られる。また、サブ・ゼロ処理により衝撃値は、鋳込みのままより低くなる傾向にある。

以上のように、高マンガン系(約 8% Mn)では、靱性はかなり高い値を示すが、引張強さおよび 0.2% 耐力はサブ・ゼロ処理により、それぞれ 60 kg/mm² および 40 kg/mm² 程度である。

4.6.6 項 E成分系(14%Cr-9%Ni-(Mo, Cu, Co, Ti))の機械的性質

E成分系は 14%Cr-9%Ni を基本組成として、合金元素としてモリブデン、銅、コバルトあるいはチタンを 0 ~ 3.0% の範囲で種々の量添加したものである。この E成分系はさらに 5つ

Table 4-7 Chemical compositions and mechanical properties of cast specimens
(E: 14%Cr-9%Ni)

Cast specimens		Elements, wt%						C _{req} /Ni _{eq}	Heat treatment	Mechanical properties				Hv*	
Series	No.	C	Si	Mn	Cr	Ni	others			$\sigma_0.2$, kg/mm ²	σ_B , kg/mm ²	$\delta, \%$	vE ₁ , (-50°C) kg-m/cm ²		
E ₀	71	0.05	0.18	1.24	14.78	9.12	—	15.05/11.25	as cast as ref. ref. + aging	16.4 40.5 47.1	81.0 87.2 77.3	42.7 16.0 13.0	6.3 4.5 4.7	169 197 261	
	E ₁ (Mo added)	72	0.04	0.15	1.11	13.14	8.97	0.60 Mo	13.97/10.73	as cast as ref. ref. + aging	47.7 64.5 76.9	92.5 98.1 91.2	15.6 9.3 5.7	4.4 3.6 4.0	255 303 316
		73	0.04	0.12	1.05	12.26	8.80	1.44 Mo	13.90/10.53	as cast as ref. ref. + aging	48.7 76.8 77.8	92.4 89.7 94.9	10.4 6.4 6.4	5.1 4.1 4.1	278 314 321
74		0.04	0.14	1.18	12.22	8.97	1.88 Mo	14.31/10.76	as cast as ref. ref. + aging	49.0 68.0 78.9	75.5 92.8 97.4	8.5 7.4 12.3	5.1 3.5 3.7	262 315 323	
E ₂ (Cu added)	75	0.04	0.17	1.07	14.20	8.80	0.53 Cu	14.45/10.64	as cast as ref. ref. + aging	16.8 66.3 62.7	82.0 96.5 97.7	20.6 10.0 11.9	4.3 2.3 2.6	156 301 313	
	76	0.04	0.18	1.13	14.51	8.80	0.64 Cu	14.78/10.47	as cast as ref. ref. + aging	17.1 51.5 62.9	79.5 91.7 81.6	24.4 11.2 6.3	4.3 2.9 2.4	154 281 293	
	77	0.04	0.11	0.97	12.65	8.67	1.78 Cu	12.82/10.36	as cast as ref. ref. + aging	43.6 64.5 72.7	86.1 88.3 84.6	11.5 8.4 3.5	2.9 3.5 3.5	260 290 309	
	78	0.05	0.16	1.99	14.53	8.71	2.78 Cu	13.64/9.39	as cast as ref. ref. + aging	48.0 — 79.0	73.1 — 88.6	5.3 — 4.2	3.5 3.1 1.9	262 296 329	
E ₃ (Co added)	79	0.05	0.15	1.09	14.53	8.71	0.60 Co	14.76/10.76	as cast as ref. ref. + aging	29.4 73.0 76.5	75.5 99.0 93.7	9.2 7.2 5.2	3.2 3.2 2.3	178 327 342	
	80	0.05	0.17	1.16	14.42	8.41	1.05 Co	14.67/10.49	as cast as ref. ref. + aging	32.0 74.7 86.2	93.2 98.1 92.2	17.1 8.6 6.7	2.9 3.5 2.0	240 320 331	
	81	0.06	0.20	1.14	14.02	8.05	2.00 Co	14.32/10.42	as cast as ref. ref. + aging	34.6 83.1 82.5	59.7 92.2 93.6	5.0 11.0 3.8	4.1 3.1 2.2	269 332 344	
	82	0.05	0.18	1.17	14.01	7.17	2.90 Co	14.22/9.26	as cast as ref. ref. + aging	64.3 72.5 88.5	89.0 82.3 102.0	7.4 3.2 6.5	4.7 4.2 2.9	291 330 352	
E ₄ (Ti added)	83	0.05	0.13	1.04	13.98	9.04	0.02 Ti	14.24/11.06	as cast as ref. ref. + aging	27.9 68.1 81.2	93.0 90.8 103.0	25.9 5.5 8.0	4.3 3.2 3.2	193 312 319	
	84	0.05	0.21	1.22	14.16	8.84	0.11 Ti	14.86/10.96	as cast as ref. ref. + aging	26.1 71.6 81.7	77.2 83.6 90.5	9.5 3.6 3.0	2.9 1.9 1.7	234 320 326	
	85	0.05	0.21	1.24	13.16	9.00	0.30 Ti	14.52/11.12	as cast as ref. ref. + aging	56.2 78.9 80.2	69.0 81.5 84.4	6.7 3.1 3.2	4.3 3.6 2.8	271 301 320	
	86	0.04	0.20	1.20	11.86	8.94	0.34 Ti	13.35/10.74	as cast as ref. ref. + aging	61.7 70.5 68.1	70.9 70.6 66.1	3.8 2.5 5.0	2.7 2.4 2.4	269 305 335	

Hv*: Vickers Hardness Number

の系に分けた。

E₀系: 合金元素を添加しない基本組成、 14Cr-9Ni

E₁系: 14%Cr-9%Ni-Mo系

E₂系： 14%Cr - 9%Ni - Cu系

E₃系： 14%Cr - 9%Ni - Co系

E₄系： 14%Cr - 9%Ni - Ti系

これら試験片の化学組成および機械的性質をTable 4-7に示す。基本系E₀は0.05% C、0.18% Si、1.24% Mn、14.78% Crおよび9.12% Niであり、E₁からE₄までの系でこれらの元素は次の範囲にある。

C : 0.04 ~ 0.06

Si : 0.11 ~ 0.21

Mn : 0.97 ~ 1.99

Cr : 12.22 ~ 14.78

Ni : 7.17 ~ 9.12

E₁成分系の機械的性質とモリブデン含量との関係をFig. 4-84に示す。 鑄込みのままの試験片の伸びはモリブデン含量の増加とともに減少しているが、サブ・ゼロ処理後時効したものの伸びは、ほぼ10%でモリブデン含量による変化はほとんどない。0.2%耐力はモリブデンの添加により増加しているが、その効果はモリブデン0.6%で飽和している。サブ・ゼロ処理および時効により約80 kg/mm^2 の耐力の上昇が期待され、80 kg/mm^2 に近い値を示している。しかし、引張強さについてはモリブデン含量およびサブ・ゼロ処理ならびに時効の効果はわずかである。シャルピー衝撃値とモリブデン含量との関係には明確な傾向は認められない。いずれのモリブデン含量においてもサブ・ゼロ処理により衝撃値はやや低下している。

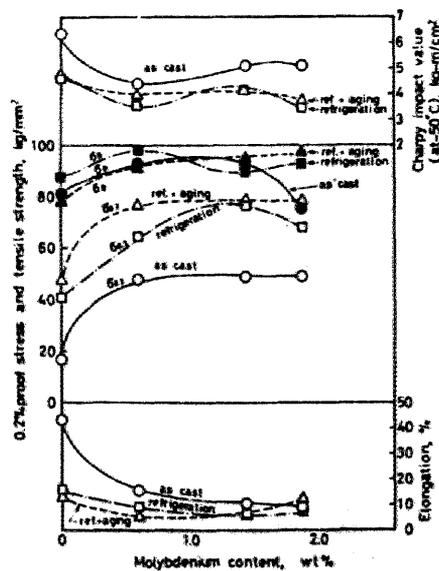


Fig. 4-84 Mechanical properties of cast specimens (E: 14%Cr-9%Ni-Mo)

Fig. 4-35はE₂成分系の機械的性質と銅含量との関係を示す。銅含量の増加と共に、何れの状態の試験片も伸びおよび靱性は減少し、0.2%耐力は増加している。サブ・ゼロ処理および時効により伸びおよび靱性は鋳込み材のものにくらべて低くなる傾向を示している。しかし、引張強さはモリブデンの場合と同様に、各試験片すべてはほぼ一定の値を示し、サブ・ゼロ処理の効果は小さい。

つぎに、E₃成分系の機械的性質とコバルト含量との関係をFig. 4-36に示す。コバルトを含むこの系の試験片の伸びはいずれの試験片についてもかなり小さく、また各処理による差も少ない。0.2%耐力は鋳込みのままではコバルト含量の増加と共に徐々に上昇しているが、サブ・ゼロ処理および時効したものでは、0.6%コバルト含量の添加でその効果はいちじるしく、これ以上のコバルト含量の増加の効果はわずかであるが鋳込みのままにくらべて、最大54 kg/mm²増加し、約80 kg/mm²の値を示している。

引張強さにおよぼすコバルト含量の影響およびサブ・ゼロ処理および時効の効果は他の元素同様わずかである。

一方、衝撃値はコバルト含量1%近くまでその増加とともに低下し、それ以上ではあまり変化がみられない。サブ・ゼロ処理後時効した場合には衝撃値は最も低くなっている。

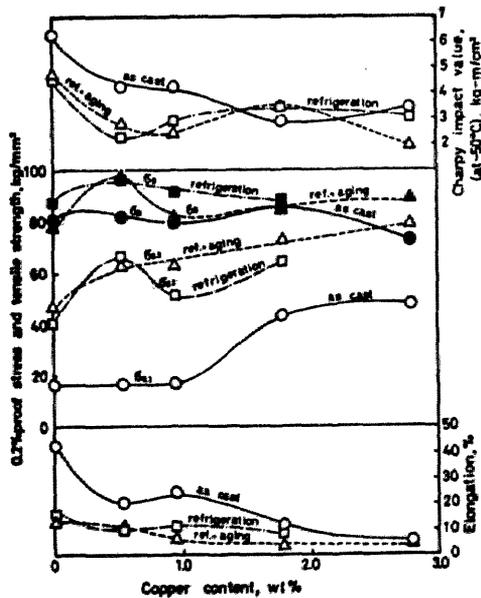


Fig. 4-35 Mechanical properties of specimens (E₂: 14%Cr-9%Ni-Cu)

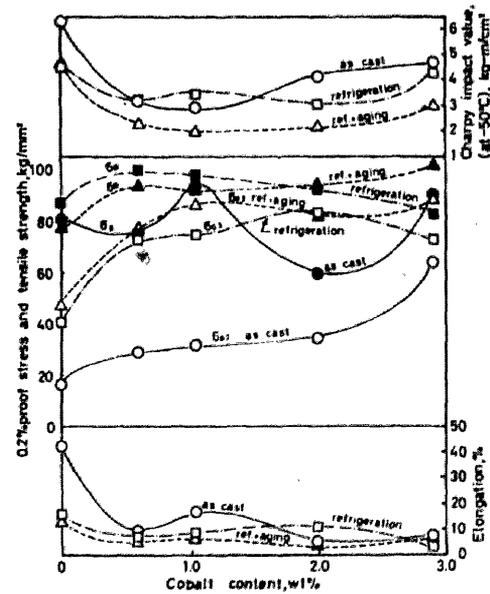


Fig. 4-36 Mechanical properties of cast specimens (E₃: 14%Cr-9%Ni-Co)

つぎに、E₄成分系の試験片の機械的性質とチタン含量との関係をFig. 4-37に示す。チタン含量のわずかな添加により伸びはいちじるしく減少し、0.2%耐力はいちじるしく増加している。0.02%チタンを含む試験片はサブ・ゼロ処理により0.2%耐力をいちじるしく上昇させるが、これともなつて伸びの低下はいちじるしい。0.02%以上のチタン含量の増加は、鋳込みのままでは耐力をいちじるしく増加させるが、サブ・ゼロ処理の場合には、その増加の傾向はわずかである。

引張強さはすべての状態の試験片についてチタン含量0.02%でやや上昇し、それ以上のチタン含量の増加では減少の傾向が見られる。また、サブ・ゼロ処理の効果もわずかである。

衝撃値はサブ・ゼロ処理および時効により鑄込みのままより低くなっている。これはPhoto. 4-4に示す膜状の介在物が粒界に存在するためであると考えられる。

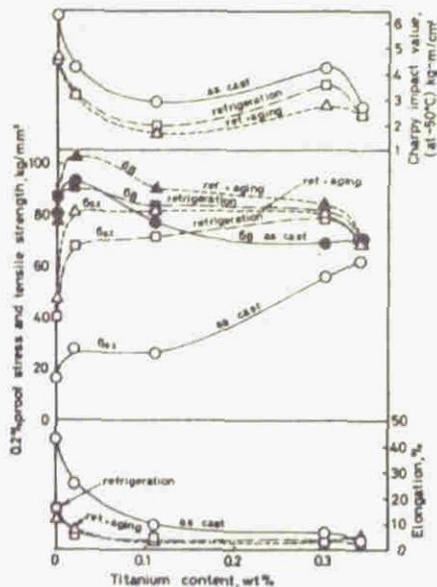


Fig. 4-37 Mechanical properties of cast specimens (E₄: 14%Cr-9%Ni-Ti)

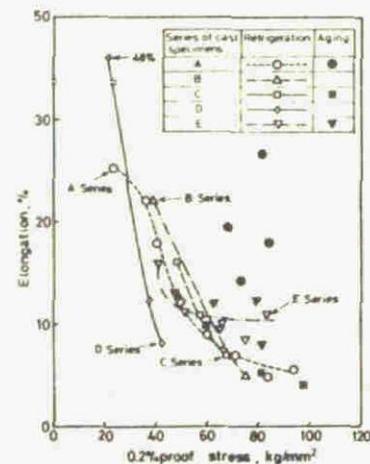


Fig. 4-38 Relation between elongation and 0.2% proof stress of cast specimens, refrigerated at -72°C or aged at 450°C after refrigeration. Where E series include E₀, E₁, E₂ and E₃ series.

4.6.7 項 各成分系試験材の機械的性質の比較検討

以上、A～E成分系の試験材について機械的性質を調べてきたが、これらのうちで比較的良好なる伸びを示した試験片の0.2%耐力と伸びとの関係をFig. 4-38に示す。白印はサブ・ゼロ処理したもの、黒印はサブ・ゼロ処理後時効をしたものである。0.2%耐力が 60 kg/mm^2 以上で10%以上の伸びを示す系はサブ・ゼロ処理したE成分系およびサブ・ゼロ処理後時効したA成分系である。このうちでもとくに、A成分系のサブ・ゼロ処理後時効したものは、0.2%耐力 81 kg/mm^2 引張強さ 102 kg/mm^2 であり、伸びは26.6%を示した。この機械的性質ならば、高張力鋼の溶接継手強度を十分満足しうるものと考えられる。

E成分系については、E₁系のMoを添加したものは、とくに、靱性が他の成分系に比べて高く、さらに検討の価値があるものと思われる。



Photo. 4-4 Microstructure of cast specimen containing 0.11% Ti $\times 400$

4.7 節 鑄込み試験材によるマルテンサイト変態特性の検討

4.7.1 項 実験方法

本研究の高張力鋼のサブ・ゼロ溶接法では、溶接継手を0℃以下の温度に冷却して、マルテンサイト変態を生じさせ強度を高めるが、このサブ・ゼロ処理を効果的にしかも実用的に行なうには、溶接後サブ・ゼロ処理の有効な時期および時間を具体的に指示しておく必要がある。すなわち、室温で得られた不安定オーステナイトは時間とともに安定化する⁴⁰⁻⁴²⁾ので、溶接後あまり長く放置するとサブ・ゼロ処理によるマルテンサイト変態が生じにくくなることが考えられる。また、このようなFe-Ni、Fe-Ni-Mn系の鋼のマルテンサイト変態は恒温変態する部分があり、変態にどの程度時間を要するか知っておく必要がある。そこでTable 4-8 に示す化学組成の高ニッケル、クロム合金鋼を高周波炉で前項(4-5-1項参照)と同様に溶製した。鑄込みはFig 4-18に示す形状の銅鑄型に行なった。

Table 4-8. Chemical compositions of cast steels used to evaluate Martensitic transformation by refrigeration

Cast steels	Elements, wt %							C _{req} / N _{req}
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Cu	
70	0.05	0.31	1.26	12.90	8.78	2.01	--	15.38/10.91
71	0.06	0.26	1.25	12.43	8.24	1.24	0.16	14.06/10.67

まず、不安定オーステナイトの安定性を調べるため、Table 4-8 に示す試験材70を溶製し、鑄込みからサブ・ゼロ処理するまでの時間を5、20、40、80、160、320、640、1280、2560および7200分間と変えて、10本の試験材を-76℃で1時間サブ・ゼロ処理した。サブ・ゼロ処理後、鑄込み材から10×12×12mmの小片を切り出し、硬度測定試料とした。これらのピッカース硬度を測定し、サブ・ゼロ処理をしなかった鑄込みのままの試料の硬度と比較し、マルテンサイト変態の進行度を推測した。

つぎに、サブ・ゼロ処理の時間とマルテンサイト変態の関係を調べるため、上述の実験と同様に試験材71を溶製し、8本の試験片を得た。この試験片すべてを鑄込み後1時間放置し、その後、予め定めた時間、メチルアルコールとドライアイスで冷却剤とした-76℃の魔法びんに浸漬保持した。その後、10×12×12mmの大きさの小片を切りとり、硬度測定を行なった。

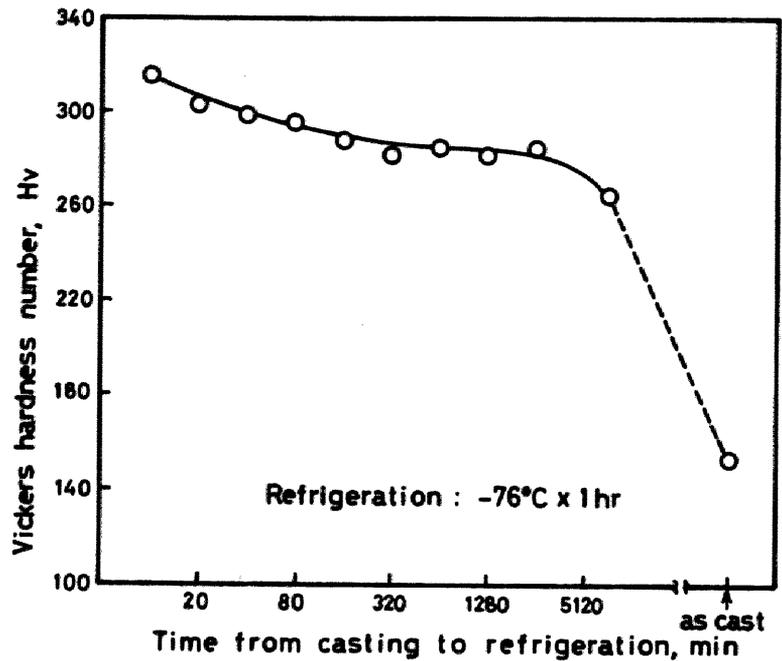
4.7.2 項 不安定オーステナイトの安定性(サブ・ゼロ処理時期の決定)

試験材70の鑄込みからサブ・ゼロ処理までの放置時間と硬度の関係をFig.4-89に示す。溶接後5分後にサブ・ゼロ処理したものは316の硬度であるが放置時間の増加とともに得られる

硬度は減少し、ほぼ100分後には約290、5日後の7200分後には265となっている。しかし、5日後でも不安定オーステナイトは十分安定化されないため、铸込みのままのものにくらべて、サブ・ゼロ処理によりおよそ110の硬度の上昇が認められる。

このことより、溶接後、サブ・ゼロ処理はできるだけ早い時期に行なうことが望ましいが、5日程度経過後も十分マルテンサイト変態が生じ、サブ・ゼロ処理効果が期待できる。

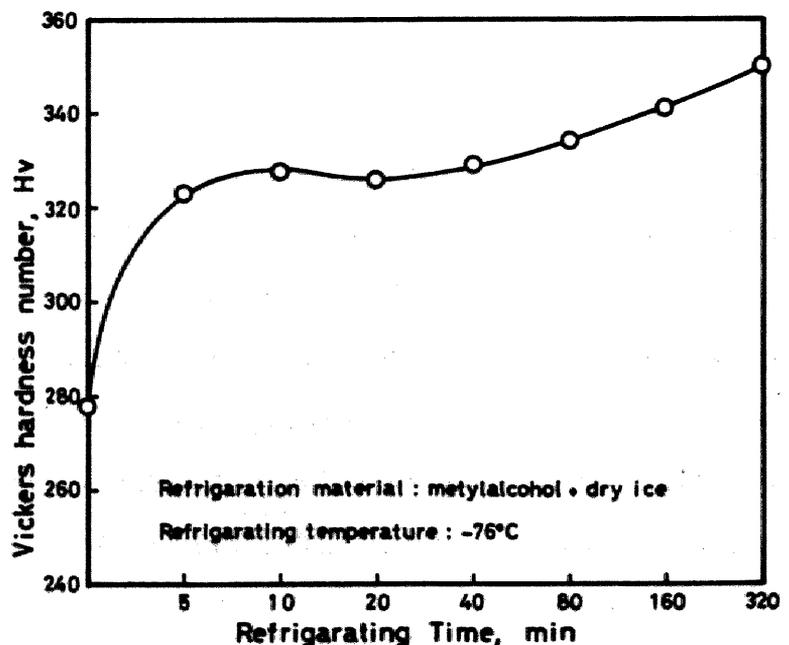
Fig. 4-89 Effect of time from casting to refrigeration on martensitic transformation



4.7.8 項 サブ・ゼロ処理時間

つぎに、試験材71のサブ・ゼロ処理時間（サブ・ゼロ処理温度での保持時間）とビッカース硬度との関係をFig. 4-40に示す。サブ・ゼロ処理開始から5分で急激に硬度が上昇し5分～20分ではあまり変化ない。しかし、40分間以上の保持により再び硬度の上昇がみとめられる。したがって、サブ・ゼロ処理は10分程度ではほぼ完了すると考えられる。

Fig. 4-40 Effect of refrigerating time on martensitic transformation



4.8節 ま と め

以上、高張力鋼を低温割れなく高能率に溶接するために、溶接金属を溶接のままでオーステナイト組織とし、その後溶接継手をサブ・ゼロ処理することによりマルテンサイト化し、さらに時効することにより、溶接金属の強度を高める方法について研究を行なった。この研究結果をまとめると次のようである。

1. 鋳込み材のサブ・ゼロ処理により組成を検討した結果、溶接金属の基本組成として、クロム当量が17.5～17.8%、ニッケル当量8～10%を選び、サブ・ゼロ処理および時効することにより著しい硬度上昇を得ることができることを確めた。
2. メチルアルコールと細粒のドライアイスとの混合冷却剤および液体窒素により溶接継手の局部的冷却は可能であることを確めた。
3. 80キロ級高張力鋼を試作鋼線により溶接し、溶接継手を -50°C に1時間サブ・ゼロ処理したものは0.2%耐力 68 kg/mm^2 、引張強さ 113 kg/mm^2 、伸び12%を示し、シャルピー衝撃値は 0°C および -80°C でともに 2.8 kg-m/cm^2 であった。
4. サブ・ゼロ処理によって得られるマルテンサイトは普通の急冷マルテンサイトに比べ針状あるいは板状組織が小さく、伸びもより大である。
5. クロム当量14、ニッケル当量11.9の試験材63(A成分系)はサブ・ゼロ処理のままで、0.2%耐力 60.8 kg/mm^2 、引張強さ 91.0 kg/mm^2 、伸び8.2%、 -50°C でのシャルピー衝撃値 8.4 kg-m/cm^2 の値を示した。また、同じA成分系の試験材66($\text{C}_{\text{req}} = 12.5$ 、 $\text{Ni}_{\text{eq}} = 12.9$)はサブ・ゼロ処理後時効することにより、0.2%耐力 81.0 kg/mm^2 、引張強さ 102.0 kg/mm^2 、伸び26.6%、シャルピー衝撃値 4.5 kg-m/cm^2 の値を与えた。
6. サブ・ゼロ溶接の溶接金属組成としてA成分系(Cr-Ni-2%Mo)、あるいはE成分系(14%Cr-9%Ni-Mo)が適当と考えられる。
7. サブ・ゼロ処理は溶接後できるだけ早く行なうことが望ましいが、5日程度経過後も、その効果は十分期待できる。また、サブ・ゼロ処理は10分間でほぼ完了する。

第5章 サブ・ゼロ溶接法による9%ニッケル鋼の溶接

5.1節 緒言

第4章においてサブ・ゼロ溶接法の実用化のために、種々の基礎的な実験を行い、その可能性について検討した。この章では本法をより実用化の段階にまで研究を進める意味で、現在低温用鋼として用いられている9%ニッケル鋼を選んでその適用の可否をしらべてみた。

LNG貯蔵タンクあるいはLNGタンカー・塔載タンク用の鋼材である9%ニッケル鋼は -196°C の極低温において高い靱性を示し、強度も高い材料である。しかし、この鋼を溶接して、母材と同程度の靱性および高い強度を溶接継手において得ることは必ずしも容易ではない。現在では、オーステナイト系であるインコネル系(およそ70~75% Ni)の溶接棒が主として用いられているが、溶接部の強度は0.2%耐力がおよそ 46 kg/mm^2 で引張強さは 70 kg/mm^2 であって母材にくらべいく分低い。また、ニッケル含量が高く、棒のコストが高いこと。クレータ部に凝固割れを生じやすいことなどにより、まだ十分適用されるに至っていない。また、熱影響部に低温割れを生ずることもある。これらの問題点の解決法として、サブ・ゼロ溶接すれば、低ニッケル溶接ワイヤで溶接でき、低温割れを防止し、十分高い溶接部の耐力が得られる。

そこで、実験としては第3章で求めた凝固割れの生じにくい範囲(初晶として α 鉄が晶出して凝固する範囲、Fig. 3-4参照)で、しかもサブ・ゼロ処理が期待できることがわかった範囲(Fig. 4-21で示す点線内の範囲)に溶接金属の化学組成が得られるような溶接ワイヤを試作し、MIG溶接により、サブ・ゼロ処理の効果をしらべた。

また、最近注目されつつある電子ビーム溶接によっても、これと同じ考え方でインサート材を作成し、溶接後、サブ・ゼロ処理した溶接部の機械的性質を調べた。

5.2節 MIG溶接による9% Ni鋼のサブ・ゼロ溶接法

5.2.1項 実験方法

板厚14 mmの9% Ni鋼を母材として、試作溶接ワイヤ(径20 mm ϕ)により、MIG溶接し、その後溶接継手を -72°C にサブ・ゼロ処理あるいはサブ・ゼロ処理後 450°C で時効をした。これらの母材、試作溶接ワイヤおよび得られた溶接金属の化学組成をTable 5-1およびFig. 5-1に示す。得られる溶接金属は不安定オーステナイトになるよう調整した。

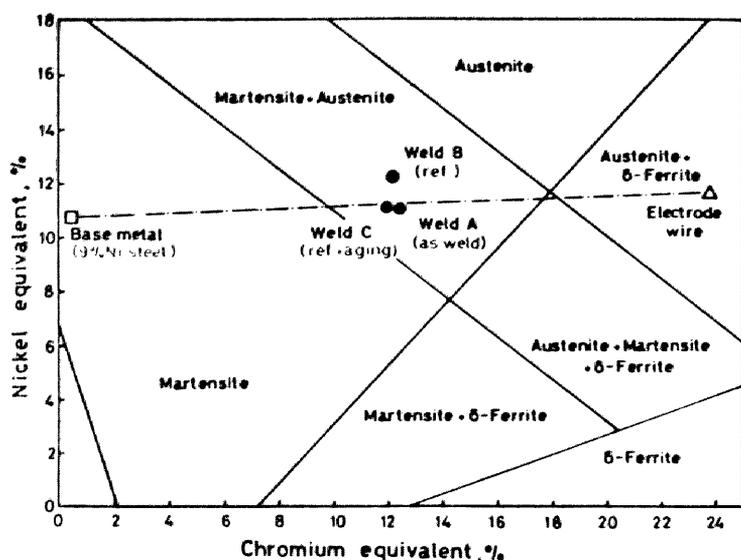


Fig. 5-1 Chemical compositions of 9%Ni steel, electrode wire and weld metals on Schaeffler's diagram

Table 5-1 Chemical compositions of 9%Ni steel, electrode wire and weld metals (MIG process)

Materials	Elements, wt %								C _{req} /Ni _{eq}
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	P	S	
Base metal	0.06	0.29	0.57	---	8.63	---	0.007	0.008	0.44/10.72
Electrode	0.008	0.21	1.46	19.87	10.69	3.56	---	---	23.75/11.65
Weld A (as weld)	0.06	0.13	0.84	10.84	8.81	1.40	0.009	0.005	12.44/11.03
Weld B (ref.)	0.07	0.09	0.95	10.64	9.65	1.40	0.011	0.005	12.18/12.23
Weld C (ref. aging)	0.07	0.13	0.88	10.23	8.53	1.38	0.011	0.005	11.96/11.07

母材鋼板は Fig. 5-2 に示す形状に機械加工して溶接した。溶接には、バック材として市販の KL-1 フラックスバック材を用い、Table 5-2 に示す溶接条件で溶接した。同じ条件で溶接して得られた 3 枚の継手のうち、継手 A は溶接のままとし、継手 B および C はメチルアルコールと粒状ドライアイスを用いて冷却剤として、およそ -72℃ に 1 時間サブ・ゼロ処理した。

Fig. 5-3 は鋼板を片面からドライアイスとメチルアルコールによりサブ・ゼロ処理したときの

鋼板の温度（表面および裏面）と冷却時間の関係を示す。裏面の温度も冷却を開始してからおよそ 10 分で -72°C に達している。また、表面は -79°C にまで達している。

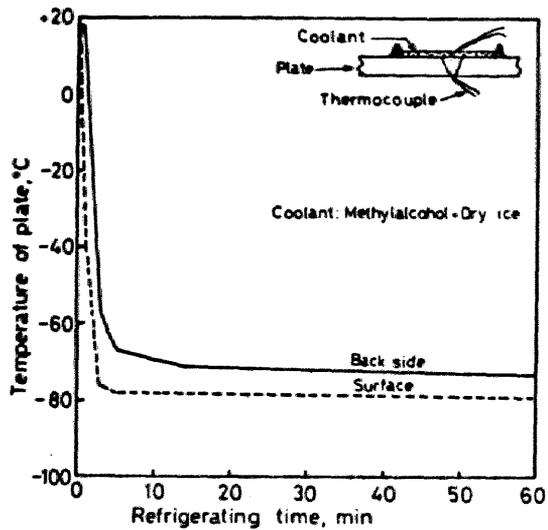


Fig. 5-3 Refrigeration curve of welded plate by methylalcohol and dry ice

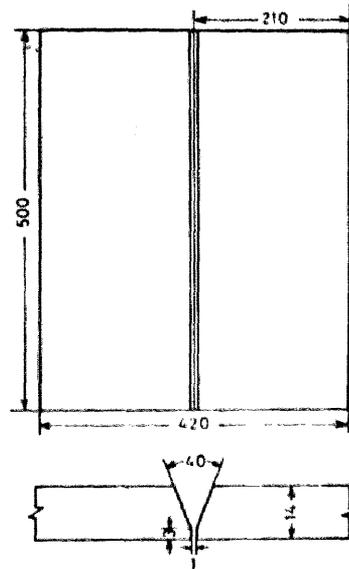
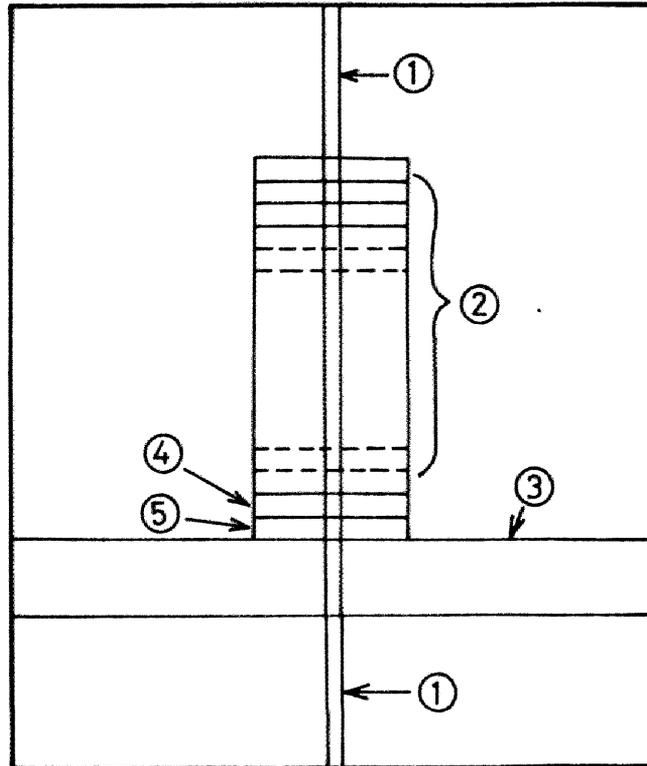


Fig. 5-2 Test piece and its edge preparation for evaluation of mechanical properties of welded joint

Table. 5-2 Welding condition for MIG process

Parameters	A	B	C
Welding current(A)	500	500	475-500
Arc voltage (V)	34	32	32
Traveling speed(cm/min)	30	30	28-30
Shielding gas (l/min)	Ar 20 - CO ₂ 5		
Root gap (mm)	1.0	1.0	1.0
Treatments	as weld	refrige- ration	ref.-aging

継手Cはこのようなサブ・ゼロ処理後、さらに大型電気抵抗炉で、450℃ 1時間保持した後、放冷することにより時効処理を行った。これらの継手から、各種試験片をFig. 5-4に示す位置から切り出した。



- 1) Tensile test specimen of weld metal
- 2) Charpy impact test specimen
- 3) Tensile test specimen of welded joint
- 4) Specimen for microphotograph
- 5) Specimen for measuring hardness

Fig. 5-4 Location of test specimens

つぎに、本実験に用いた電極ワイヤによる9% Ni 鋼溶接金属の凝固割れ感受性を調べるため、第2章で行った円周溝凝固割れ試験も行った。Fig. 2-1に示す形状の試験片を試作ワイヤによりMIG溶接した。溶接条件は上述の実験とはほぼ同じであるが、入熱量を変えるため、溶接速度を300 および260mm/min とした。割れ角度の測定は第2章に記述した通りである。

5.2.2 項 溶接継手の機械的性質

9%ニッケル鋼をMIG溶接し、サブ・ゼロ処理および時効をした場合の機械的性質について以下述べる。Fig. 5-5は全溶着金属引張試験片(同図中にその形状を示す)をインストロン万

能試験機により $0.1\text{cm}/\text{min}$ の荷重速度で引張試験したときの応力-歪曲線を示す。溶接のままの試験片は、 0.2% 耐力が低い、引張強さは $90\text{kg}/\text{mm}^2$ に達した。これは、溶接金属の組成が不安定オーステナイト組織のため、常温での引張試験中に加工硬化と塑性変形によるマルテンサイト変態により、強度が上昇したものと考えられる。また、サブ・ゼロ処理したものはサブ・ゼロ処理の段階でマルテンサイトが生じ、 0.2% 耐力が $84\text{kg}/\text{mm}^2$ に増加している。しかし引張強さは溶接のままのものにくらべてあまり大きな差はない。さらに時効を行ったものは 0.2% 耐力が $88\text{kg}/\text{mm}^2$ に達し、引張強さも $102\text{kg}/\text{mm}^2$ になった。また、これら試験片の伸びはいずれも 18% 以上である。

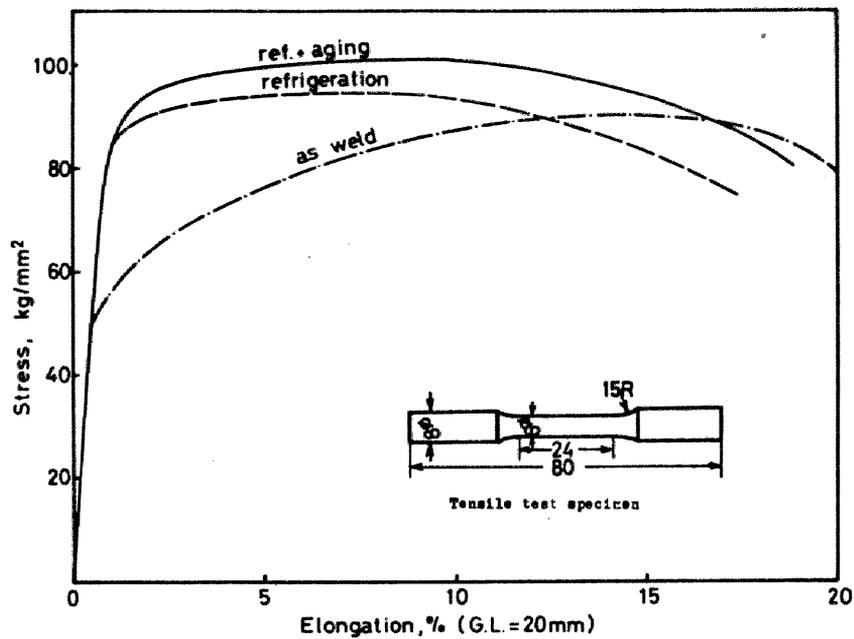


Fig. 5-5 Stress-strain curve of all-weld-metals

つぎに、溶接部のシャルピー衝撃試験結果を Fig. 5-6 に示す。母材および熱影響部に比べ、溶接金属およびボンド部の衝撃値はきわめて低く、この点は本法の適用における重大な欠点であり、サブ・ゼロ処理および時効により、さらに衝撃値が低下している。溶接のままで溶接金属は $4\text{kg}\cdot\text{m}/\text{cm}^2$ 以上の衝撃値である。

Fig. 5-7 は溶接部の硬度分布を示す。熱影響部の幅はほぼ 7mm で、その硬度は 370 くらいまで増加している。溶接金属の硬度は溶接のままで $250\sim 280$ であり、サブ・ゼロ処理により、 $340\sim 370$ の範囲まで、 100 くらい増加している。さらに時効することにより硬度は増加し、 $370\sim 390$ になっている。この硬度の増加と衝撃値の低下は対応しているようである。

これらの結果から溶接金属の機械的性質を比較し Table 5-3 に示す。ここで 9% ニッケル鋼溶接部に対する要求値 ($\sigma_{0.2} \geq 46\text{kg}/\text{mm}^2$, $\sigma_B = 70.8\text{kg}/\text{mm}^2$, $vE(-196^\circ\text{C}) = 3.5\text{kg}\cdot\text{m}$) を満

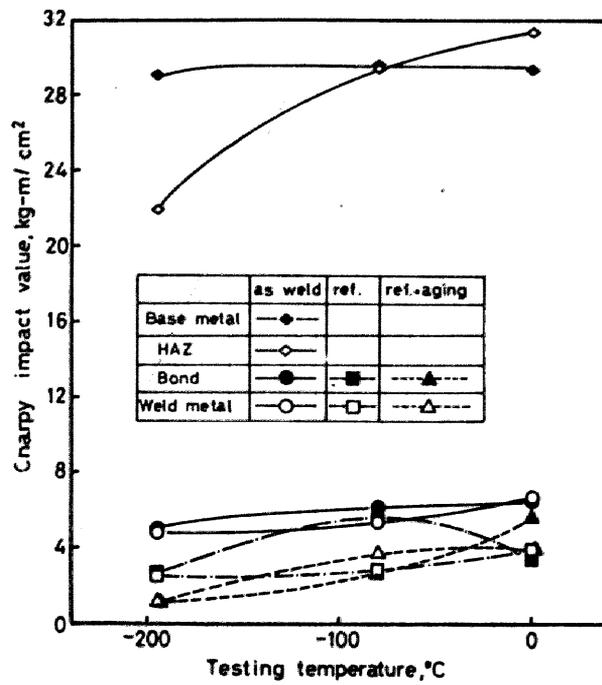
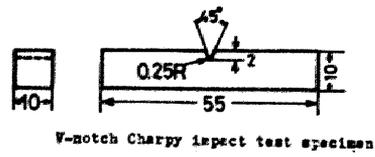


Fig. 5-6 Result of Charpy impact test

足できるものは溶接のままの継手のみである。サブ・ゼロ処理および時効したものは強度は十分であるが、 -196°C での衝撃値が十分でない。

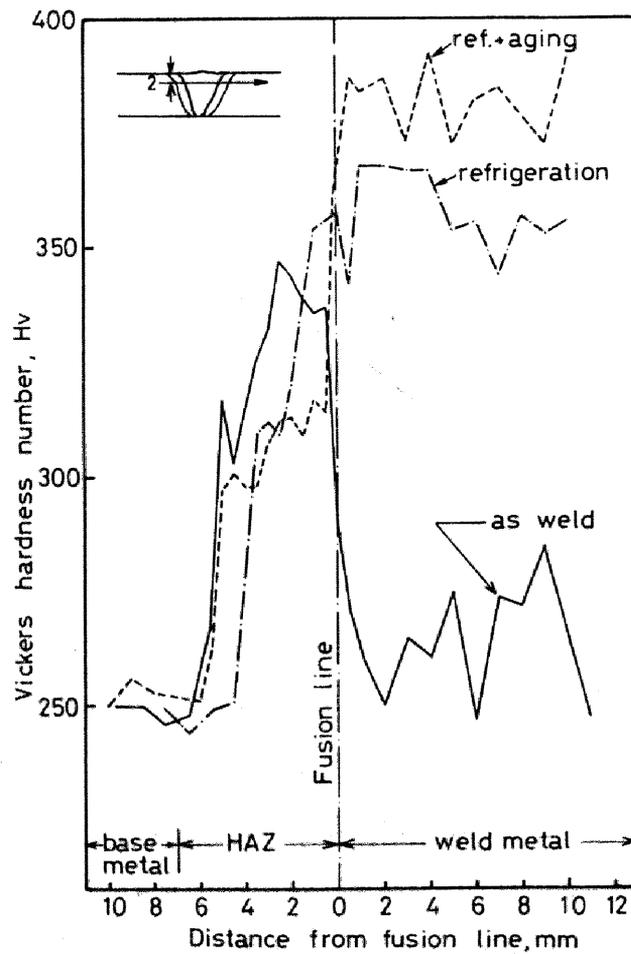


Fig. 5-7 Distributions of Vickers hardness in welds

Table 5-3 Mechanical properties of base metal (9%Ni steel) and weld metals

Materials	0.2%P _{0.2} S _{0.2} kg/mm ²	T.S. kg/mm ²	Elong. %	Red. in area, %	Charpy impact value kg-m/cm ²			Hv
					0 °C	-80 °C	-196 °C	
Base metal	68.2	74.7	30.2	77.1	29.4	29.7	29.1	250
Weld A (as weld)	54.2	90.3	24.0	49.8	6.6	5.4	4.8	260
Weld B (ref.)	83.8	95.7	18.7	41.2	4.0	2.8	2.5	357
Weld C (ref.+aging)	86.2	101.5	20.6	54.3	3.8	3.8	1.2	381

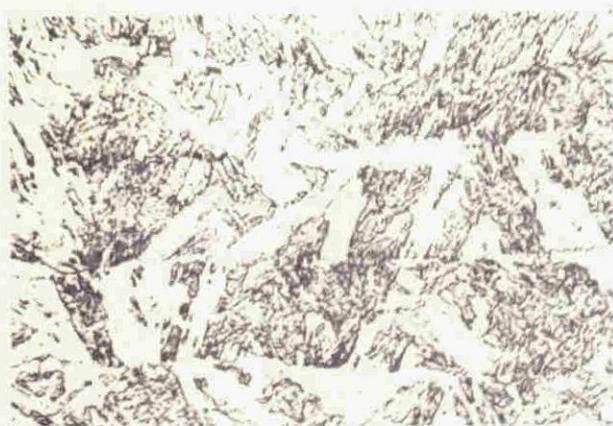
Photo. 5-1 は溶接金属の顕微鏡写真を示す。Weld A は溶接のままのものであるが、セルデンドライト状組織で、セル壁には溶質が排出されて、溶質濃度が高く、残留オーステナイトが沢山存在している。また、セルの内部にはマルテンサイトが生じている。サブ・ゼロ処理をした Weld B では残留不安定オーステナイトがマルテンサイトに変態し、残留オーステナイトが少なくなっている。このため、強度の増加に反し、靱性は低下したと思われる。



weld A (as weld)



weld B (refrigeration)



weld C (ref. + aging)

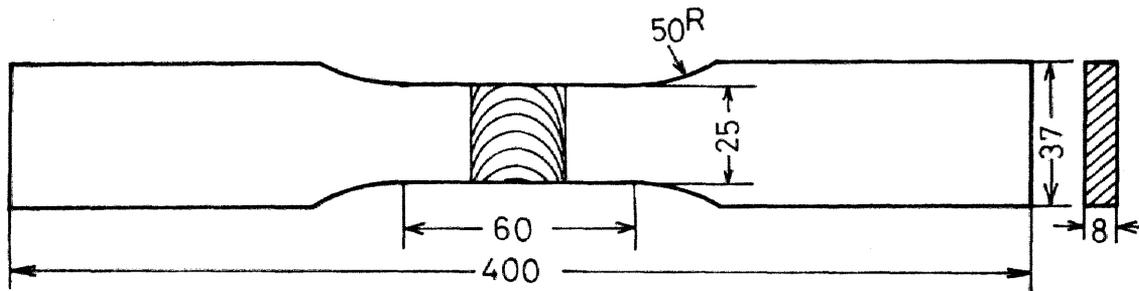
Photo. 5-1 Microstructures of weld metals
Etchant ; ferrochloride x 400

つぎに溶接継手の引張試験結果を Table 5-4 に示す。試験片の形状は同表下部に示してある。破断位置はすべて母材側であった。溶接のままのものは溶接金属で一時降伏を示すが、溶接金属の引張強さが母材より高いために母材部分が降伏し、破断した。

溶接金属の引張試験ではいずれの試験片についても 18 % 以上の伸びが得られたので、溶接のままの試験片で型曲げ表曲げ試験（曲げ直径 38 mm）を行った結果、180°の曲げ角度に対して割れは生じなかった。

Table 5-4 Tensile properties of welded joints

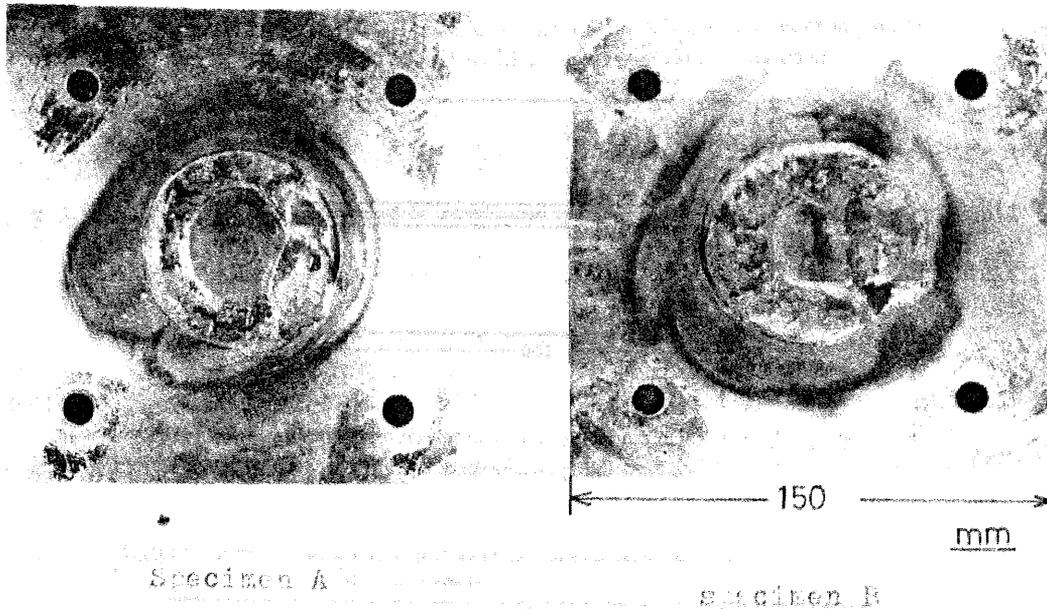
Weldments	0.2%P.S. kg/mm ²	T.S. kg/mm ²	Elong. %	Position of Failure
Weld A (as weld)	69.6	74.2	17.9	base metal
Weld B (ref.)	67.9	72.7	20.0	base metal
Weld C (ref.+aging)	71.1	75.4	16.1	base metal



5.2.3 項 凝固割れ試験結果

9%ニッケル鋼を20Cr-10Ni鋼系溶接ワイヤで溶接する方法では、得られる溶接金属は不安定オーステナイト組成であるので、第3章で述べたごとく、凝固割れの可能性が疑われる。

Fig. 5-8は9%ニッケル鋼を20Cr-10Ni鋼系ワイヤでMIG溶接した場合の円周溝凝固割れ試験の結果を示す。溶接速度が260mm/minおよび300mm/minのいずれの場合もクレータ内に凝固割れを生じている。入熱量の多い溶接速度260mm/minの場合のほうが割れ角度が大きい。これは稀釈率が増し、より割れ易い領域に近づいたことによると思われる。



Specimens	Cracked angle, θ°						Travel speed mm/min
	Visual observation			X-ray non-destructive testing			
	θ_0	θ_n	θ_t	θ_0	θ_n	θ_t	
Specimen A	33	0	33	36	10	36	300
Specimen B	31	0	31	37	23	38	260

Fig. 5-8 Result of hot cracking test of 9%Ni steel
Note: θ_0, θ_n and θ_t are explained in Fig. 2-2

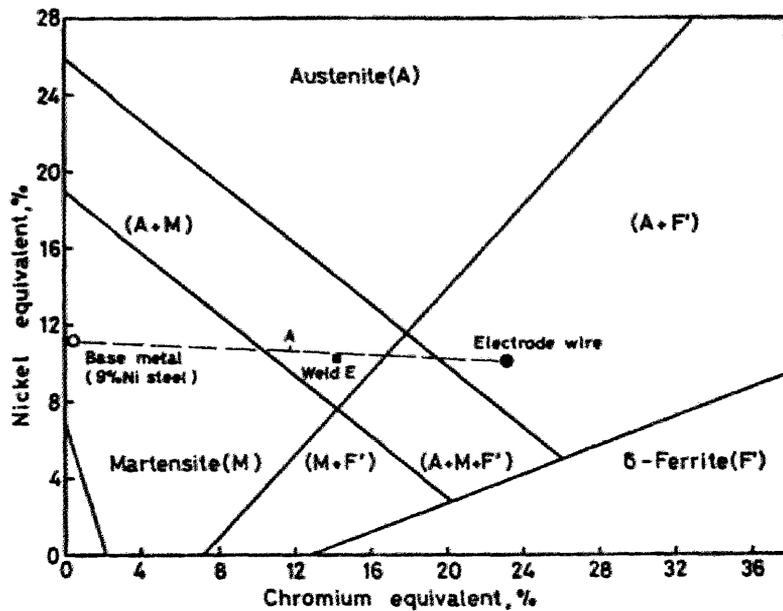


Fig. 5-10 Chemical compositions of 9%Ni steel electrode wire (No.378) and weld E on Schaeffler's diagram

Table 5-6 はこの実験結果を示す。表中、"A.D."で示す欄は基本組成のN.A.記号のものにさらに添加した合金元素の量を示す。ニッケル、マンガンおよび銅の添加はFig. 5-11に示すように0.2%耐力を低下させる。これはこれら合金元素がオーステナイトフォーマであることより、溶接金属の化学組成がよりオーステナイト安定の領域に移動し、残留オーステナイトが増加したことによると思われる。すなわち、Fig. 5-10において、合金元素を添加しないものの化学組成はWeld Eで示すところにあるが、ニッケル、マンガンおよび銅の添加により、

Table 5-6 Mechanical properties of refrigerated welds, which contain some alloying elements.

Specimens No.	A.D.*	0.2% proof stress, kg/mm ²	Tensile strength, kg/mm ²	Elongation, % (G.L.=20 mm)	Absorbed energy, kg-m		Vickers hardness number
					0°C	-196°C	
E	N.A.**	79.2	115.9	7.5	2.68	2.22	340
EN1	Ni 1.10	26.8	79.3	55.0	5.54	2.68	190
EN2	Ni 2.02	29.2	60.4	67.0	10.14	5.00	166
EN3	Ni 2.26	23.6	53.3	75.0	11.86	4.12	156
EM1	Mn 1.06	48.0	113.8	19.0	4.20	2.74	269
EM2	Mn 2.14	30.7	95.3	37.5	5.31	5.07	275
EM3	Mn 3.62	26.8	80.3	47.0	8.11	3.78	193
ECR1	Cr 0.63	81.1	105.1	11.5	3.05	2.04	320
ECR2	Cr 0.78	77.5	104.6	22.0	4.75	2.23	290
ECR3	Cr 2.14	77.6	104.7	22.5	5.66	2.62	286
ECU1	Cu 0.70	72.1	113.3	15.5	5.86	2.64	226
ECU2	Cu 1.27	60.8	75.6	14.5	6.63	2.97	194
ECU3	Cu 2.22	58.6	75.3	29.0	7.69	2.93	185
ECO1	Co 0.74	74.0	121.5	8.0	2.68	2.36	377
ECO2	Co 1.20	70.5	117.4	10.0	2.79	2.16	377
ECO3	Co 1.96	80.7	112.7	17.5	4.51	2.70	295
ET1	Ti 0.37	82.5	112.5	4.0	3.54	1.88	362
ET2	Ti 0.38	86.3	114.4	8.0	3.32	1.92	368
ET3	Ti 0.50	87.3	113.5	7.0	2.17	0.80	362

Note: * A.D. Added contents of alloying elements in wt %

** N.A. No addition, chemical composition of this weld metal is as follows;

C Si Mn N Cr Mo
0.07 0.18 1.21 7.65 12.68 2.11

この点よりも図の上方へ化学組成が移動し、オーステナイト領域に近づく。よってサブ・ゼロ処理により十分な変態が起らず、0.2%耐力の増加が認められないものである。

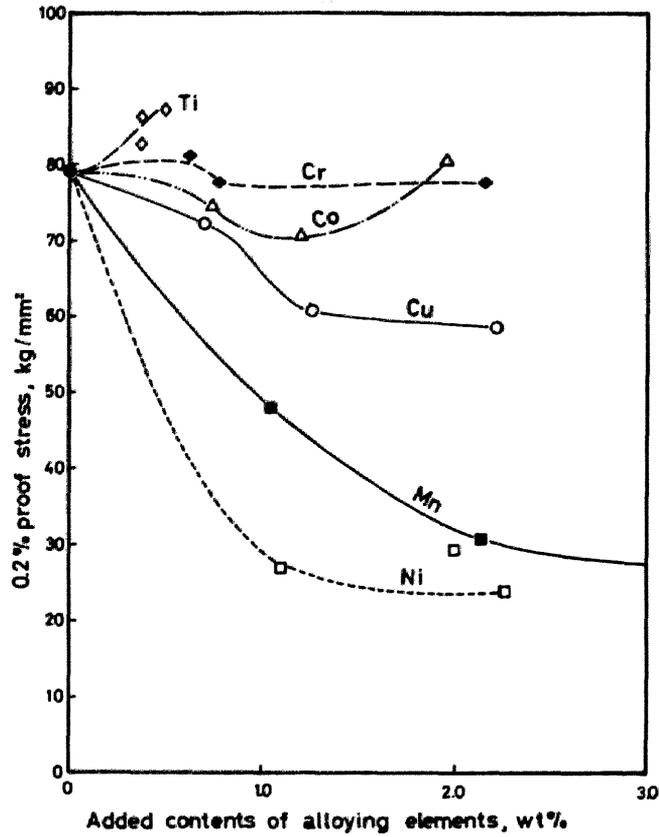


Fig. 5-11 Effect of various alloying elements on 0.2% proof stress of refrigerated weld metal of Ni-Cr-Mo system

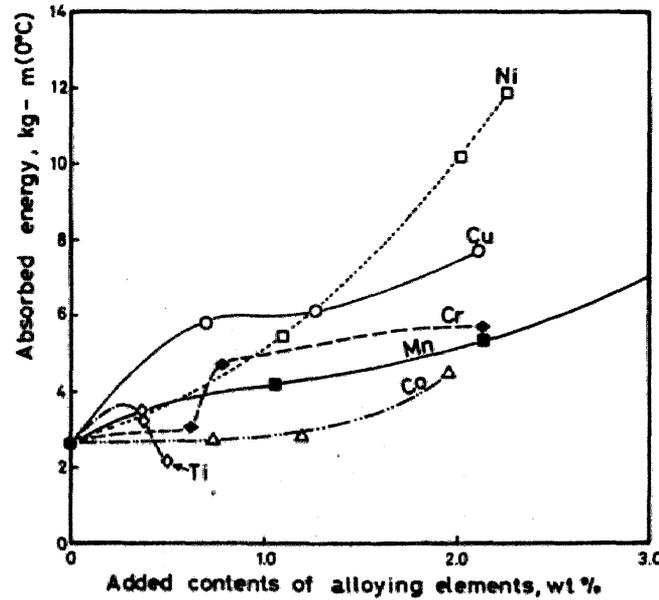


Fig. 5-12 Effect of various alloying elements on absorbed energy at 0°C of refrigerated weld metal of Ni-Cr-Mo system

Fig. 5-12はサブ・ゼロ処理したものの0℃でのシャルピー衝撃試験結果を示している。ニッケル、銅、クロム、マンガンの添加によりかなり吸収エネルギーは増加している。しかし、-196℃での吸収エネルギーはFig. 5-13に示すように少しの増加は認められるが、0℃の場合程顕著ではない。この結果より、ニッケル、マンガンおよび銅の添加により、-196℃の吸収エネルギーを3 kg-m以上にすることが可能であることがわかる。しかし、Ni および Mn の添加の場合にはサブ・ゼロ処理による強度の向上はあまり期待されない。

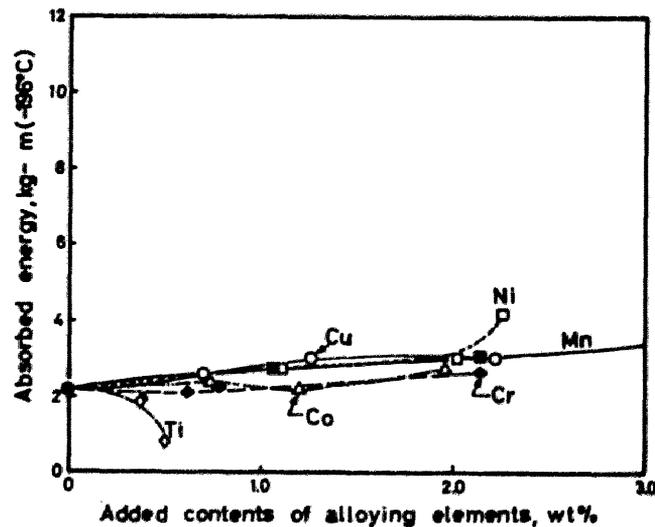


Fig. 5-13 Effect of various alloying elements on absorbed energy at -196°C of refrigerated weld metal of Ni-Cr-Mo system

5.3節 電子ビーム溶接による9%ニッケル鋼のサブ・ゼロ溶接法

板厚が厚い場合に本法を適用し、MIG溶接により均一な化学組成の溶接金属を得ることはかなりむずかしい。電子ビーム溶接の場合にはかなりの深溶込みが期待でき、しかも1パスであるため、その溶接金属の化学組成はほぼ均一である。そこで、電子ビーム溶接による9%ニッケル鋼のサブ・ゼロ溶接法について検討してみた。用いた電子ビーム溶接機は高電圧(150KV)タイプの出力6KWのものである。

5.3.1項 インサート材の厚さの決定

まず、インサート材の厚みを種々(0mm、0.3mm、0.4mm、0.6mm、0.8mm)変えて、母材との融合によってもサブ・ゼロ処理の効果の期待できる溶接金属の組成が得られるインサートの厚みを求めた。供試母材およびインサート材(Inconel 600)の化学組成をTable 5-7に示す。インサート材は100×40mmの大きさにしたものを、50×100×40mmの大きさの試験片2枚ではさみ、両端を仮付けすることにより固定した。溶接はTable 5-8に示す溶接条件でもってI型突合せ一層溶接を行った。溶接後、液体窒素により継手を-196℃に20分間保持した。得られた溶接金属の化学組成もTable 5-7に示す。この分析値はマイクロアナライザにより線分析したときの平均値である。

Table 5-7 Chemical compositions of base metal, insert metal and weld metals for electron beam welding

Materials	Elements, wt%					Cr _{eq} /Ni _{eq}	
	C	Si	Mn	Cr	Ni		
Base metal	0.06	0.26	0.57	0.05	9.25	0.44/11.34	
Insert metal	0.05	0.07	0.31	15.52	75.92	15.6/75.96	
Weld metals	Weld 0	0.040	0.07	0.40	0.10	9.5	0.21/10.9
	Weld 1	0.025	0.07	0.40	2.35	18.2	2.46/19.15
	Weld 2	0.038	0.07	0.40	2.65	20.8	2.76/22.14
	Weld 3	0.026	0.07	0.40	3.30	24.0	3.41/24.99
	Weld 4	0.018	0.07	0.40	4.85	31.0	4.96/31.74

Table 5-8 Welding condition of electron beam welding

Beam voltage	150 KV
Beam current	40 mA
Travel speed	100 mm/min
Visual focal dist.	305 mm
Work distance	150 mm
Gas pressure	5×10^{-4} Torr

また、この化学組成をシェフラーの組織図上にプロットしたものが、Fig. 5-14 である。インサート材の厚みが 0 mm、すなわち、インサート材なしの場合 (Weld 0)、溶接金属 Weld 0 の組成はほぼ母材と同じところにある。インサート材の厚みが 0.3 mm および 0.4 mm では、溶接金属の組成は Fig. 5-14 の Weld 1 および Weld 2 で示す不安定オーステナイトの領域にある。インサート材の厚みが 0.6 mm 以上では、得られる溶接金属の化学組成は完全オーステナイト領域にある。

Fig. 5-15 はこれら溶接金属のビッカース硬度を示す。インサート材の厚みが 0.6 mm 以上では Fig. 5-14 に示したごとく、溶接金属が完全オーステナイト組織であるためサブ・ゼロ処理による硬度差は認められず、値も低い。インサートの厚さが 0.3 および 0.4 mm の場合にはサブ・ゼロ処理により硬度上昇が認められ、その値も完全オーステナイトに比べはるかに高い。

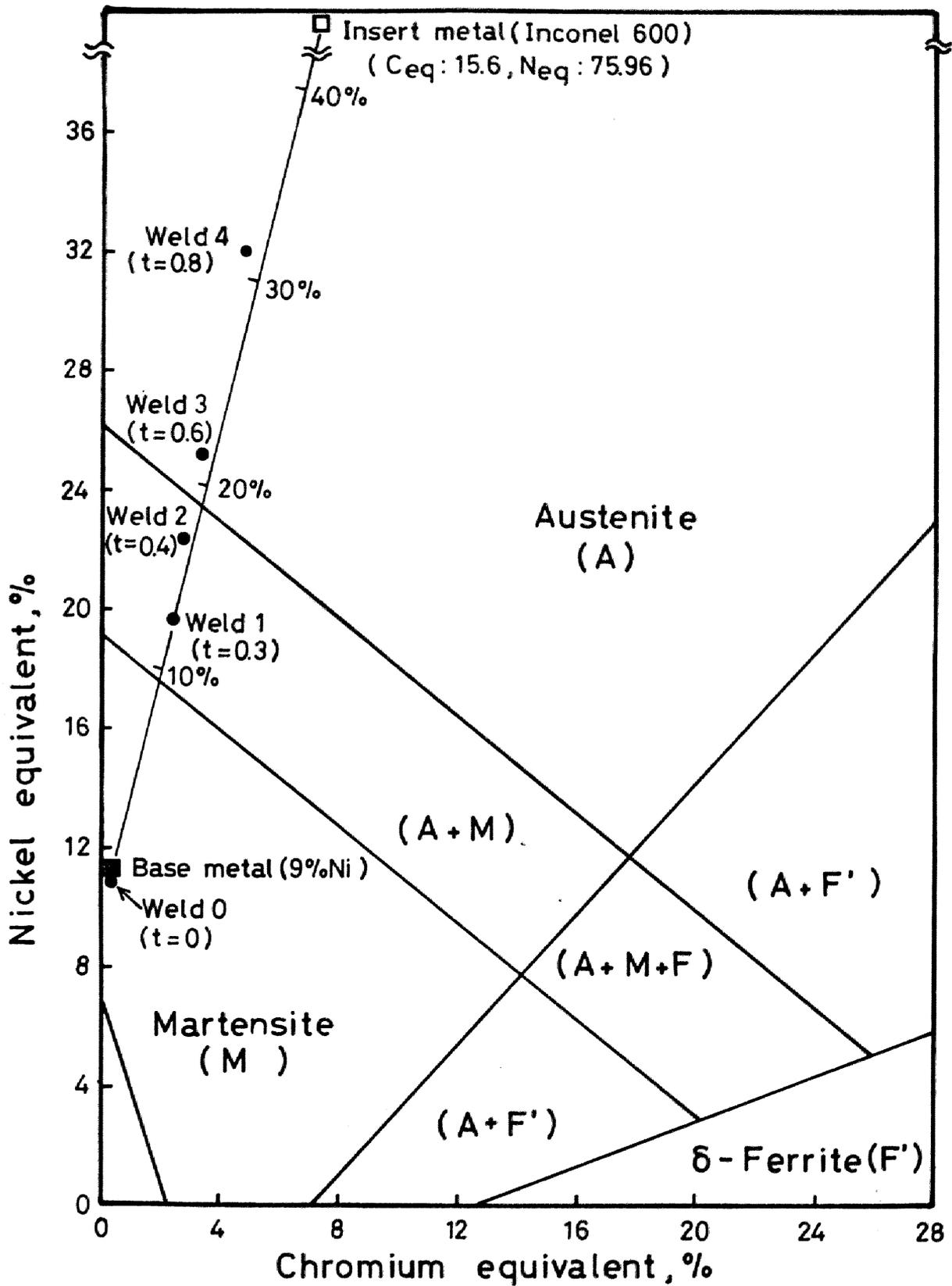


Fig. 5-14 Chemical composition of 9%Ni steel, inconel 600 (Insert metal) and metals obtained by electron beam welding

Fig. 5-16 は溶接継手の引張試験結果を示す。引張試験片の形状は同図中に示してある。インサート材の板厚が 0.4 mm までは母材側で破断したが、0.6 および 0.8 mm の場合は溶接金属側で破断した。引張強さはサブ・ゼロ処理したものとししないものとで大差はないが、0.2% 耐力はインサート材の厚みにより変化している。0.4 mm インサート溶接金属の 0.2% 耐力は溶接のままで 48 kg/mm² から、サブ・ゼロ処理により 65 kg/mm² に上昇している。また、サブ・ゼロ処理後の伸びも 20% 前後であり、十分な延性を示している。

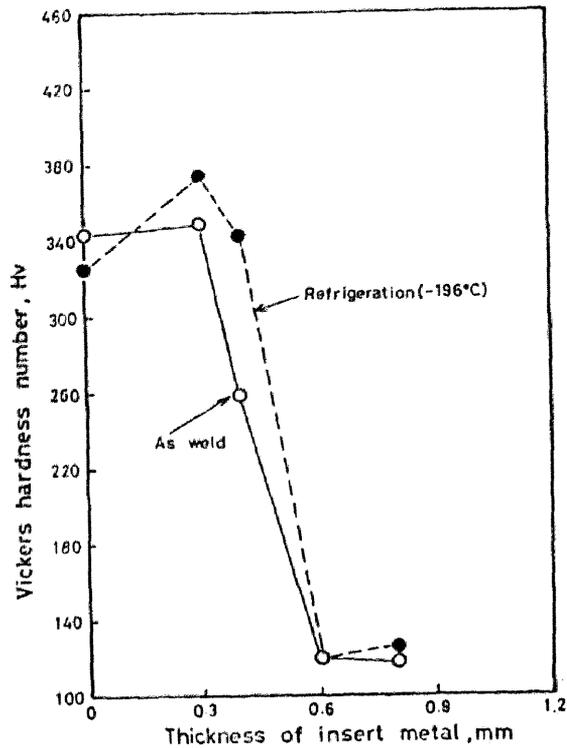


Fig. 5-15 Relation between Vickers hardness of weld metals and thickness of insert metal

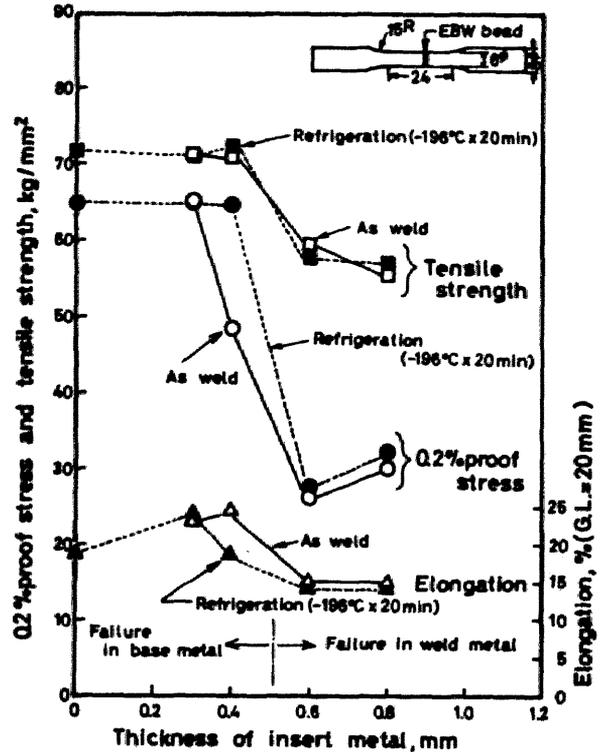


Fig. 5-16 Effect of thickness of insert metal on tensile properties of weld metals, Insert metal: Inconel 600

つぎに、Fig. 5-17 はこれら溶接金属の -196°C でのシャルピー衝撃試験による吸収エネルギーを示す。サブ・ゼロ処理によりマルテンサイト変態を起したインサート材の厚み 0.8 および 0.4 mm の溶接金属はそれぞれ 7 kg-m および 5 kg-m の値を示し、いずれもインサート材がない場合よりも高い値を示した。

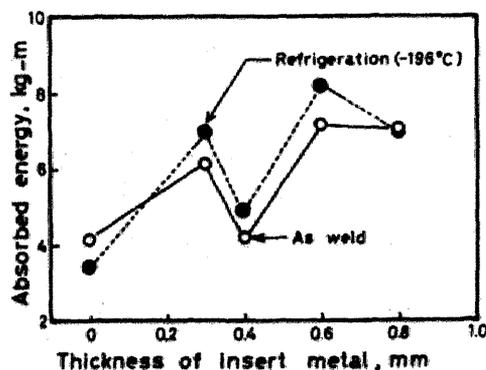


Fig. 5-17 Effect of thickness of insert metal on absorbed energy at -196°C of weld metals

以上の実験結果より9%ニッケル鋼に0.3~0.4mmのインコネル600をインサート材として電子ビーム溶接し、サブ・ゼロ処理をすれば、十分高い強度と、十分な延性および低温靱性を得ることができることが推論される。

5.3.2項 電子ビーム溶接継手の機械的性質

前項にて、電子ビーム溶接の場合のインコネル600インサート材の厚みが0.3~0.4mmと決まったので、これらの厚みのインサート材を用いて、溶接継手性能試験を行った。母材およびインサート材は前項と同じである(Table 5-7 参照)。試験片は200×150×40mmの大きさで、厚さ0.3および0.4mm、200×40mmのインサート材をI型突合せの開先内にはさんで1パス溶接を行った。溶接条件も前項の実験とまったく同じである。インサートを用いない場合および0.3ならびに0.4mmのインサートを用いた場合、それぞれ2枚ずつ溶接し、一方を溶接のままとし、他方を-196℃に20分間液体窒素で冷却した。インサート材を用いない場合も比較のために行った。

Photo. 5-2 は得られた溶接ビードのマクロ断面を示している。この電子ビーム溶接機の容

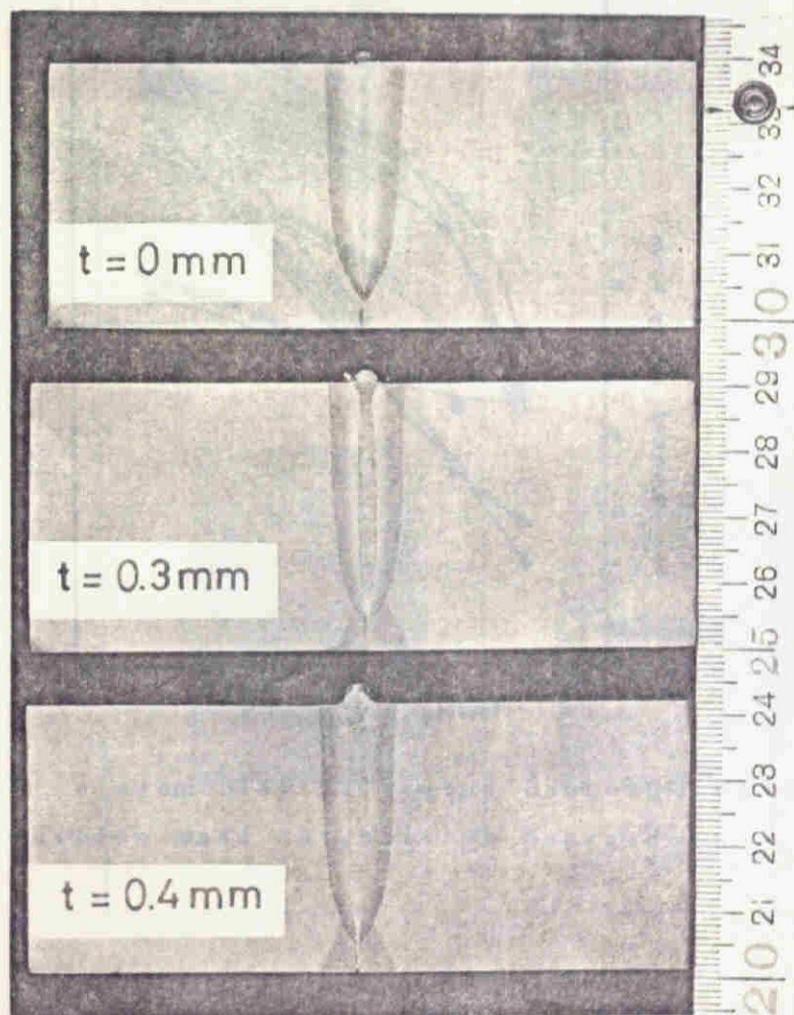


Photo. 5-2 Macro-photographs of welds by Electron beam welding,
t=Thickness of insert

量が小さいのでルート部は溶込んでいない。よって機械的性能は完全融合部から採取した試験片について行った。

引張試験を行った結果、すべての試験片が母材部で破断し、およそ 66 kg/mm^2 の0.2%耐力と 72.8 kg/mm^2 の引張強さを示した。また伸びも24%であった。これらの値は9%ニッケル鋼母材に相当する値である。

Fig. 5-18は電子ビーム溶接によって得られた溶接金属の吸収エネルギーを示す。インサート材を用いない場合は、溶接のままおよびサブ・ゼロ処理を行ったものいずれも温度の低下とともに急げきに吸収エネルギーが低下している。 -196°C で溶接のままのものは 2.7 kg-m の値を示した。しかし、インサート材の板厚が0.3mmおよび0.4mmの場合は、 -196°C での吸収エネルギーはほぼ7~9 kg-mで、あまり急激な低下は認められない。このように9%ニッケル鋼にインコネル600のインサート材を用いて電子ビーム溶接し、サブ・ゼロ処理を行えば、MIG溶接の場合と違って、低温で十分高い靱性を得ることができる。

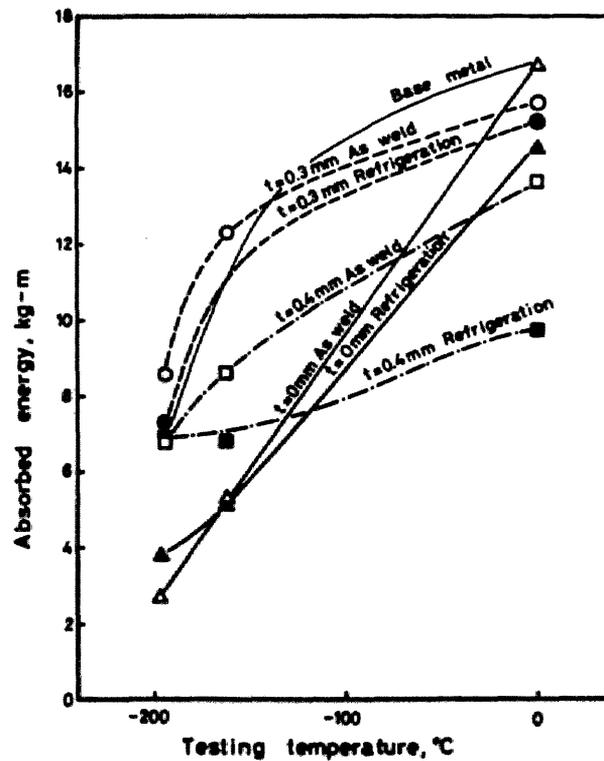


Fig.5-18 Absorbed energy of weld metals obtained by electron beam welding

Photo. 5-3 はシャルピー衝撃試験片の破面の1例を示す。インサート材を用いない場合、0℃では延性破面であるが、-196℃では結晶状破面(キラキラした)である。しかし、インサート材の板厚0.4mmの場合は-196℃においても結晶状破面を示さず、むしろ延性破面に近い破面を提している。

つぎに側曲げ試験の結果をPhoto. 5-4 に示す。ルート部に融合不良のあった試験片以外はすべて曲げ角度180°で無欠陥であった。

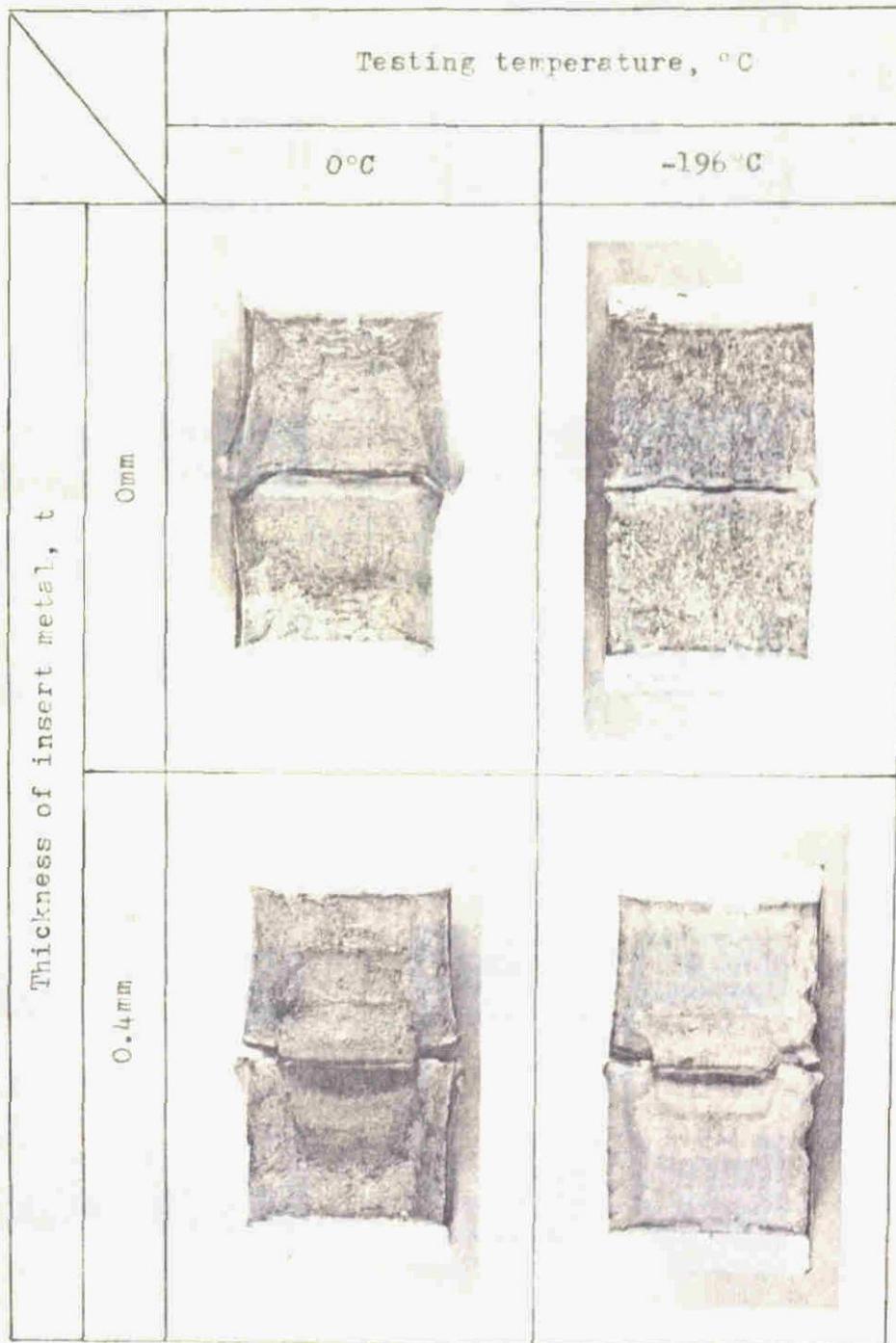


Photo. 5-3 Fracture surfaces of V-notch Charpy impact test specimens

x 2.7

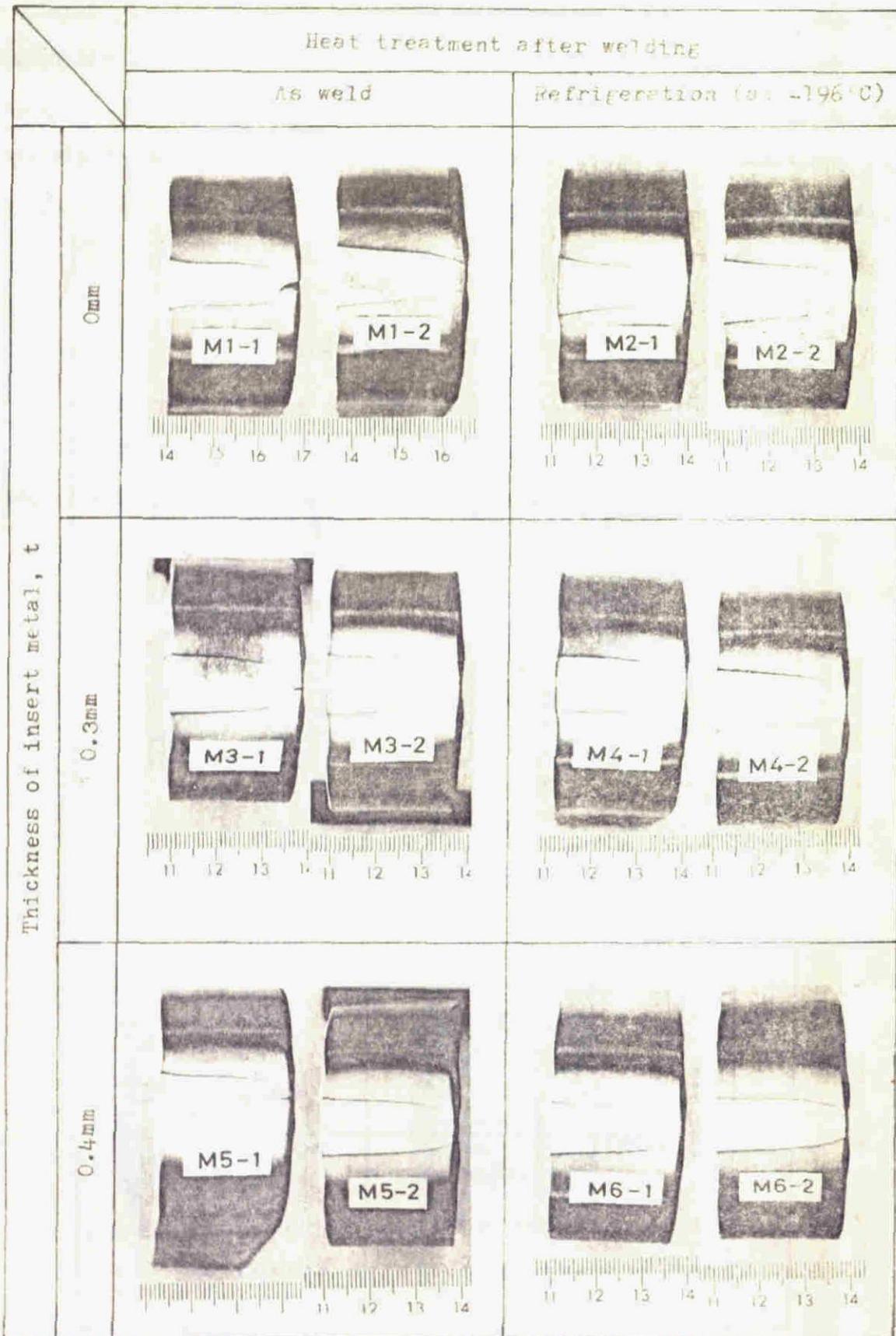


Photo.5-4 Band test specimens

また、Fig. 5-19は溶接部の硬度分布を示す。0.4 mm インサート材溶接金属の硬さはサブ・ゼロ処理により上昇している。またインサート材の板厚が増加すると熱影響部の幅が減少する傾向がみられる。

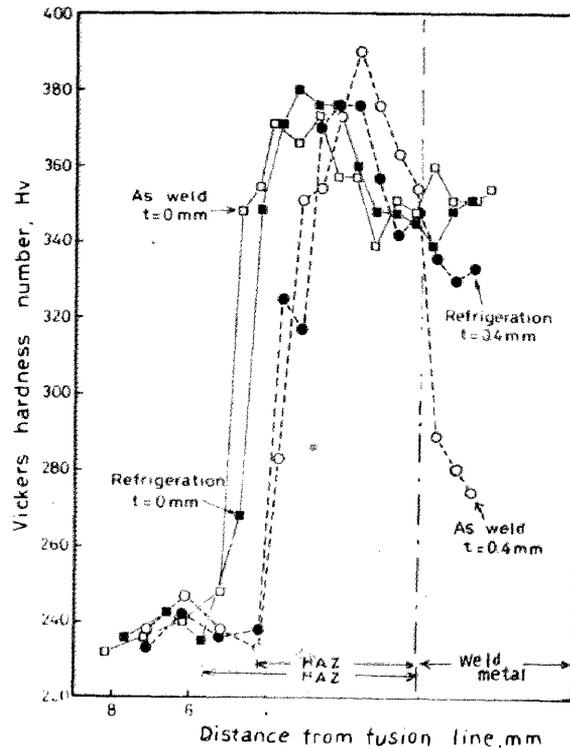
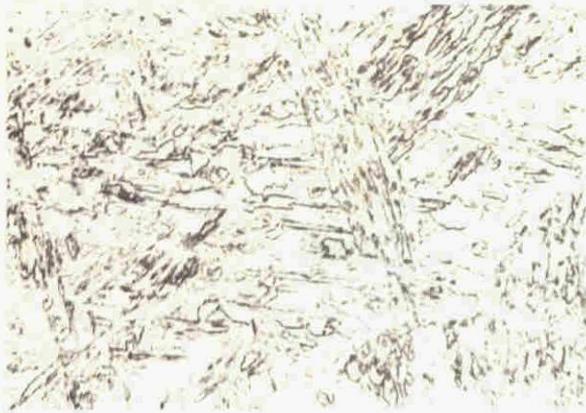
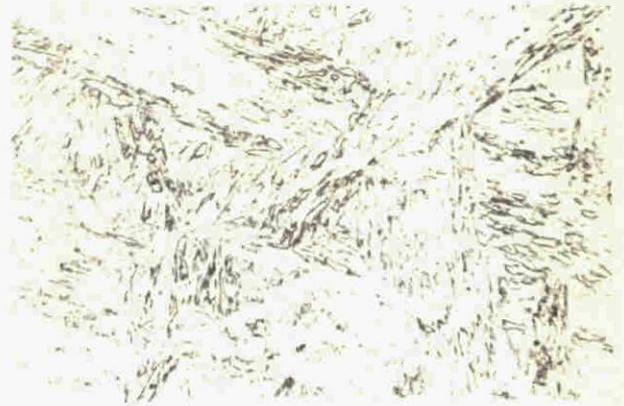


Fig. 5-19 Distributions of Vickers hardness in welds, in case of Electron beam welding

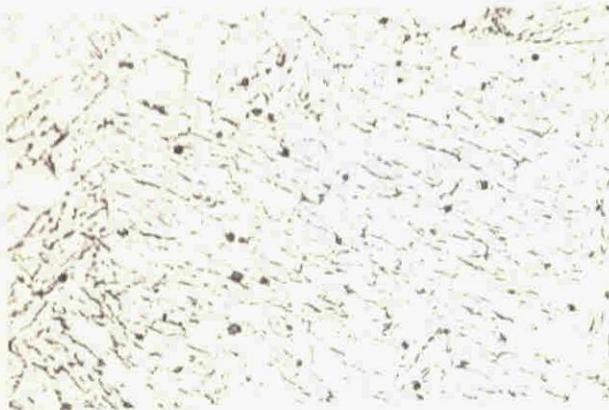
Photo. 5-5 は電子ビーム溶接金属の顕微鏡組織を示す。インサート材を用いない場合は a) および b) で示すごとく、生ずるマルテンサイト組織がインサート材を用いた場合 c) d) e) および f) に比べて大きい。しかも、マルテンサイトの針状が互に 60° に交わっている。インサート材の板厚 0.3 mm および 0.4 mm の場合は生ずるマルテンサイトはより小さく、 60° よりもむしろ直角に交わっている針状組織が多くみられる (d) 参照)。また、インサート材の板厚が大きくなると、c) および f) でわかるように、マトリックス中にオーステナイトの島が沢山点在するようになる。このオーステナイトの量が増加すれば強度は低下する。



a) $t = 0\text{mm}$, As weld



b) $t = 0\text{mm}$, Refrigeration



c) $t = 0.3\text{mm}$, AE weld



d) $t = 0.3\text{mm}$, Refrigeration



e) $t = 0.4\text{mm}$, As weld



f) $t = 0.4\text{mm}$, Refrigeration

Photo.5-5 Microstructures of weld metals deposited by electron beam welding

5.3.3 項 電子ビーム溶接部の合金元素の分布状態

5.3.1 項でインサート材の板厚を種々変えて溶接金属の組成を変化させたが、この場合の溶接金属およびボンド部の合金元素の分布状態をマイクロアナライザによりしらべた。線分析はボンドに直角な方向に行った。

Fig. 5-20 はインサート材を用いない場合の元素の分布状態を示す。母材部で1ヶ所クロム含量の高いところが観察されるが、他はかなり均一に分布しているようである。また、Fig. 5-21、-22、および-23 はインサート材の板厚がそれぞれ0.3 mm、0.4 mmおよび0.6 mmの場合の元素の分布状態を示す。インコネル600 をインサート材として用いたため、インサート材が厚くなる程、溶接金属のニッケルおよびクロム含量は増加している。今これらを整理しなおして、Fig. 5-24 および-25 にニッケルとクロム含量のインサート材の板厚による変化を示す。ニッケルもクロムもインサート材の板厚に対してほぼ直線的に増加している。また、溶接金属中の分布状態はほぼ均一で、大きな偏析はみられなかった。

しかし、酸素含量は母材と溶接金属はいずれの場合もほぼ同程度である。また、マンガンおよびケイ素も酸素と同様の傾向を示している。

他の元素は母材、ボンド、溶接金属で著しい変化はなく、ただ炭素含量のみはインサート材が0.03% Cであるため、母材よりやや低くなっている。

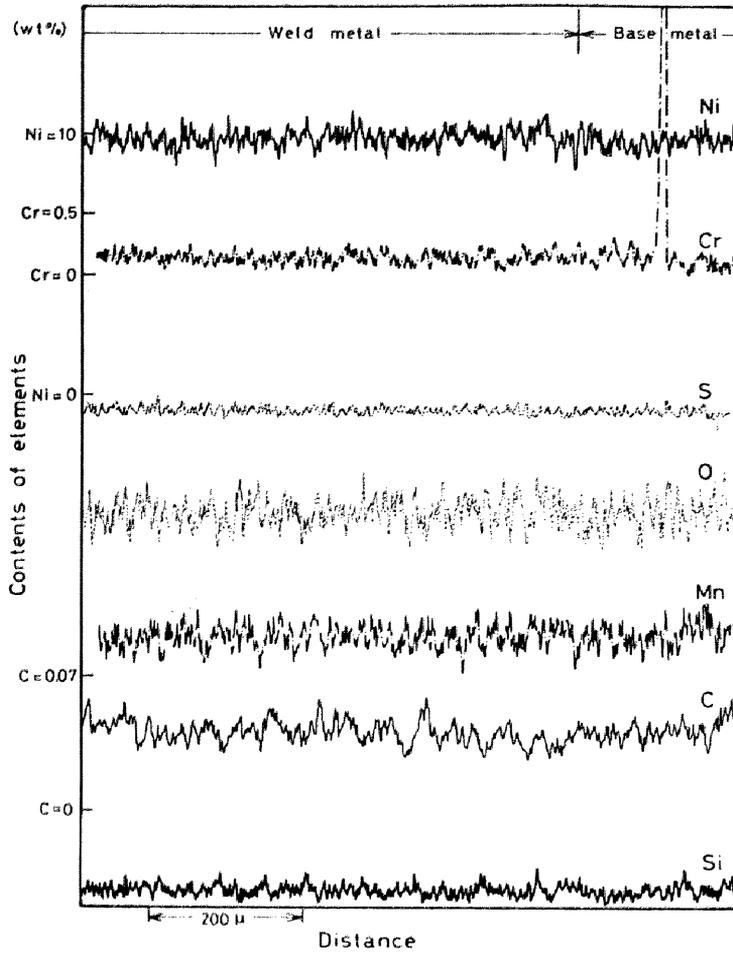


Fig. 5-20 Distributions of elements in weld 0 (Without insert metal)

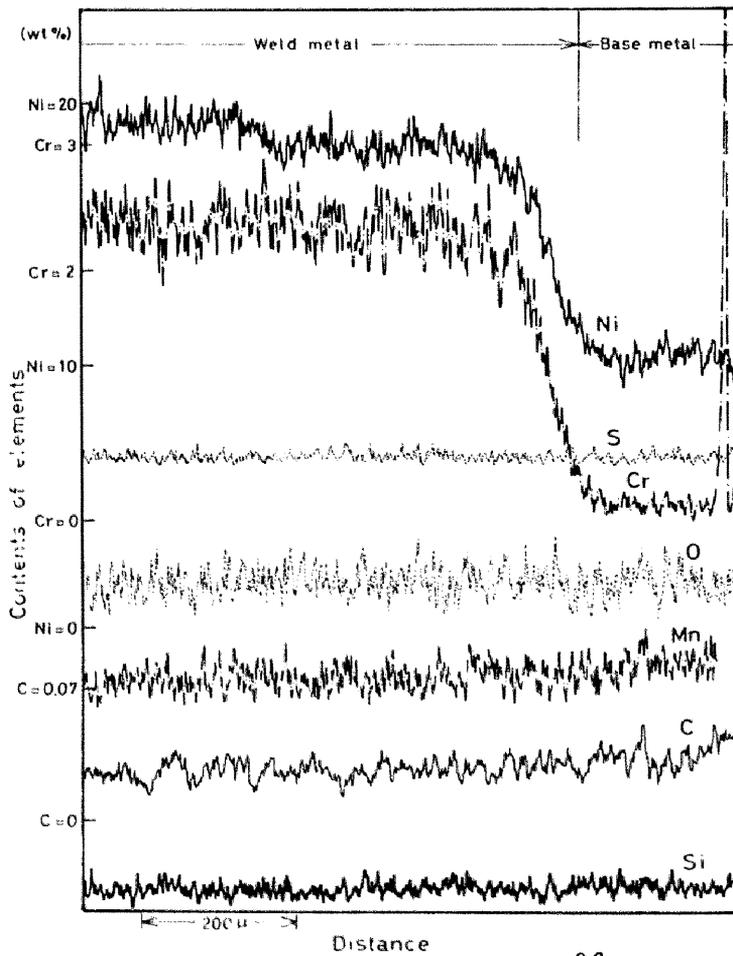


Fig. 5-21 Distribution of elements in Weld I (thickness of insert metal=0.33mm)

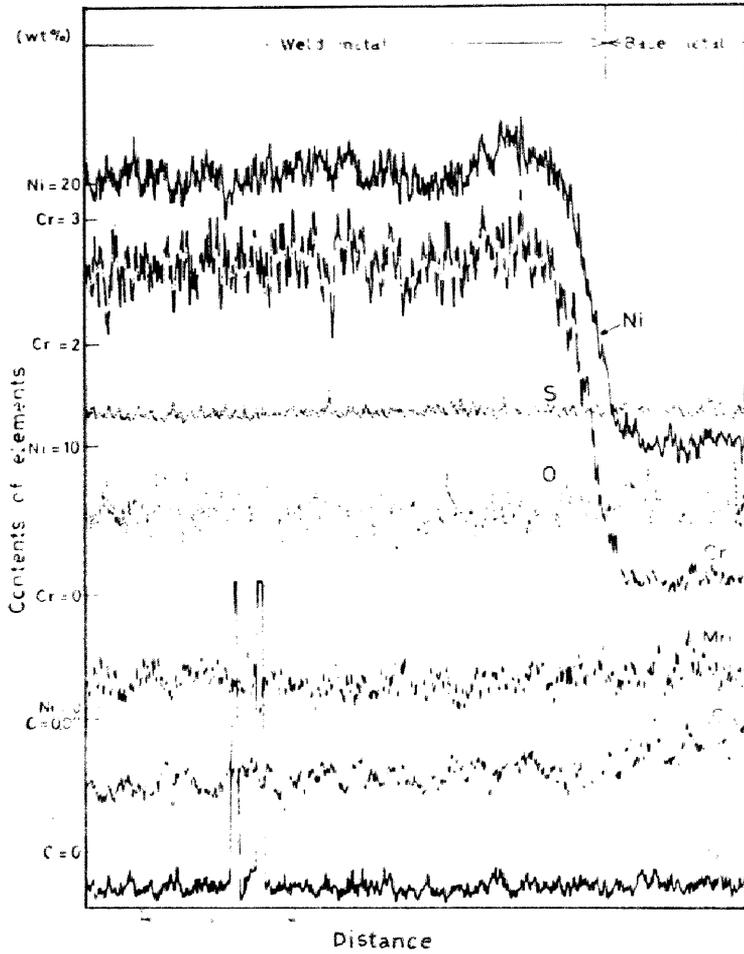


Fig. 5-22 Distribution of elements in weld 2 (thickness of insert metal = 0.44 mm)

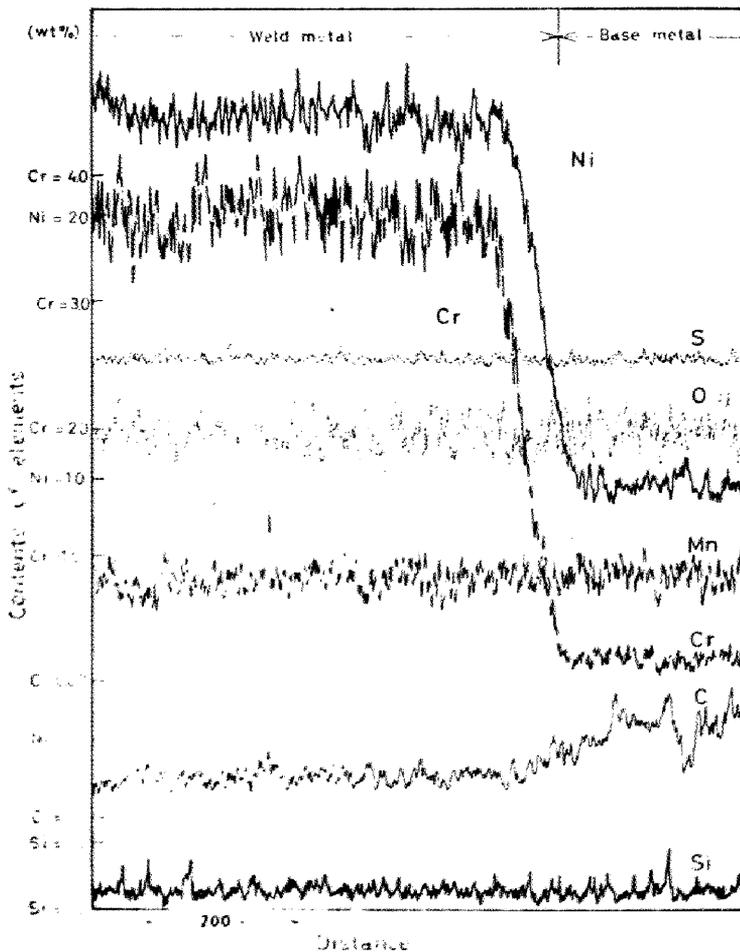


Fig. 5-23 Distribution of elements in weld 3 (thickness of insert metal = 0.66 mm)

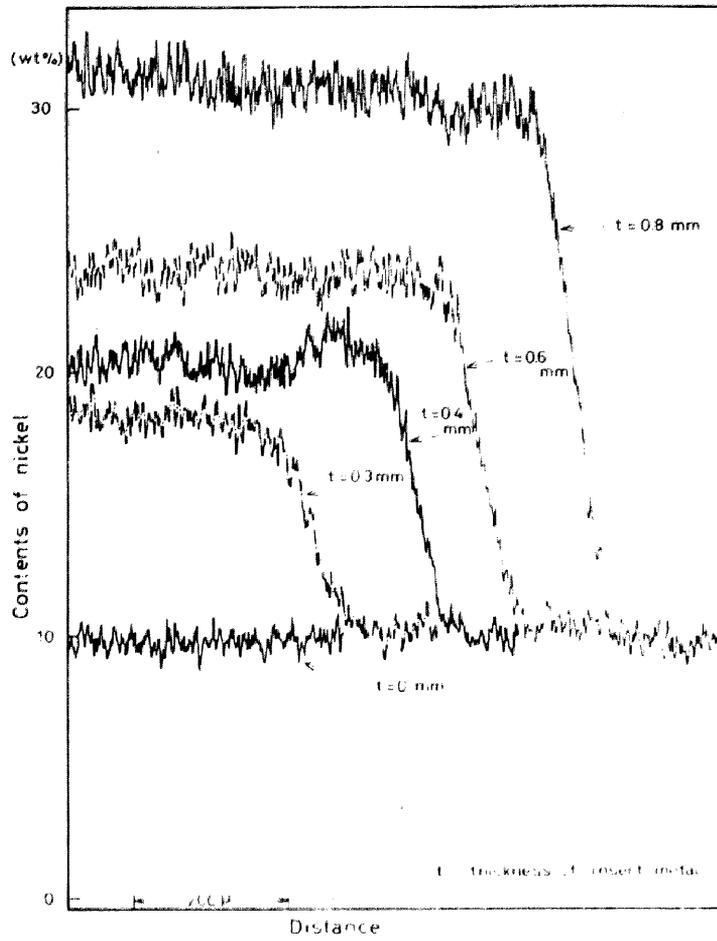


Fig. 5-24 Comparison of nickel distributions in welds, deposited with various thickness of insert metal

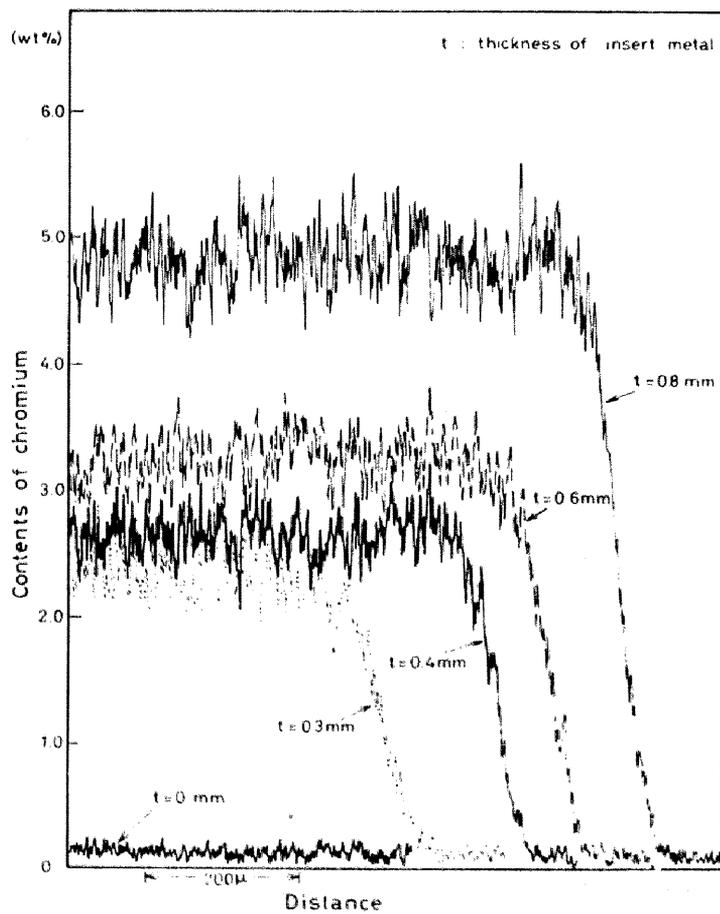


Fig. 5-25 Comparison of chromium distribution in welds, deposited with various thickness of insert metal

5.- 4 ま と め

9%ニッケル鋼のサブ・ゼロ溶接を行い、その適用性の有無について検討した結果をまとめると次のとおりである。

1. 9%ニッケル鋼を20Cr-10Ni系溶接ワイヤでMIG溶接した場合、溶接後サブ・ゼロ処理および時効をした継手は $84\text{kg}/\text{mm}^2$ 以上の02%耐力および18%以上の伸びを示すが、 -196°C でのシャルピー衝撃値は $2.5\text{kg}\cdot\text{m}/\text{cm}^2$ 以下である。
2. 9%ニッケル鋼を20Cr-9Ni系溶接ワイヤでMIG溶接すれば、溶接のままで引張強さ $90\text{kg}/\text{mm}^2$ 、伸び24%、 -196°C でのシャルピー衝撃値 $4.8\text{kg}/\text{cm}^2$ の継手が得られる。
3. 溶接金属にニッケル、銅およびマンガンを添加することは、サブ・ゼロ処理後の低温靱性に効果的であるが、ただし、ニッケルおよびマンガンは02%耐力を低下させる。
4. 板厚40mmの9%ニッケル鋼を0.3~0.4mmの板厚のインコネル600をインサート材として用い、電子ビーム溶接し、サブ・ゼロ処理を行えば、母材以上の耐力と引張強さが得られ、低温での靱性もあまり低下しない。 -196°C でほぼ $7\sim 9\text{kg}\cdot\text{m}$ である。
5. 電子ビーム溶接金属は、ほぼ均一な化学組成を有する。

第6章 サブ・ゼロ溶接法による遅れ破壊の防止

6.1節 緒言

サブ・ゼロ溶接法は溶接金属を最初オーステナイト鋼とするもので、熱影響部の低温割れ感受性を緩和する筈である。そこで本章では、高張力鋼HT75鋼、HT100鋼および9%ニッケル鋼を母材として、サブ・ゼロ溶接した場合の低温割れ感受性をTRC (Tensile Restrain Cracking)^{49.50)}試験により実験的にしらべ、定量的に評価した。すなわちTRC破断面を走査型電子顕微鏡で観察し、ルート部近傍の擬へき開破面の幅により割れ感受性を評価した。

6.2節 実験方法

6.2.1項 供試材料

本実験に用いた母材は、板厚40mmの高張力鋼HT75鋼、HT100-A鋼(約1%の銅を含有)HT100-B鋼および低温用9%Ni鋼である。これらはいずれも溶接熱影響部に遅れ割れを生じやすい材料である。また溶接材料としては、HT75鋼およびHT100-A鋼に対し、それぞれ被覆溶接棒DEおよびENを用いた。またHT100-B鋼および9%ニッケル鋼に対しては試作の溶接ワイヤNo.373(1.6mmφ)を用いサブ・ゼロ処理を行った。これら供試材料の化学組成を表6-1に示す。

Table.6-1 Chemical compositions of base metals and electrodes, used for TRC test

Materials		Elements, wt %									
		C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V	Cu
Base metals	HT 75	0.12	0.28	0.55	0.012	0.005	2.89	0.75	0.40	--	--
	HT100-B	0.09	0.25	0.46	0.007	0.007	4.91	0.65	0.53	0.003	--
	HT100-A	0.11	0.31	0.80	0.007	0.005	5.30	0.06	0.56	0.10	1.14
	9% Ni	0.07	0.25	0.56	0.008	0.004	8.80	--	--	--	--
All weld metal by each coated electrode	DE(4.2φ)	0.05	0.36	0.95	0.008	0.010	2.75	0.55	--	--	--
	EN(4.2φ)	0.05	0.42	1.03	0.009	0.010	3.01	0.53	0.89	--	--
Electrode wire	NO.373 (1.6φ)	0.046	0.14	1.60	0.003	0.013	8.58	19.52	3.34	--	--

6.2.2項 TRC試験

TRC試験は鋼溶接部の遅れ破壊を評価するには最も適した試験の1つである。本試験には容量100トンのTRC試験機を用いた。試験片はFig.6-1に示すように、突合せ、開先はy型

とし、2 mmのルート・ギャップがある。この開先の1端から溶接し、他端で終わる。溶接終了後ただちに所定の拘束引張応力を溶接ビードに対して直角に負荷する。HT100-B鋼および9%ニッケル鋼は次の溶接条件で溶接を行った。

溶接電流 300 A アーク電圧 27.5 V
 溶接速度 400 mm/min 被包ガス Ar 12.5 l/min + He 12.5 l/min

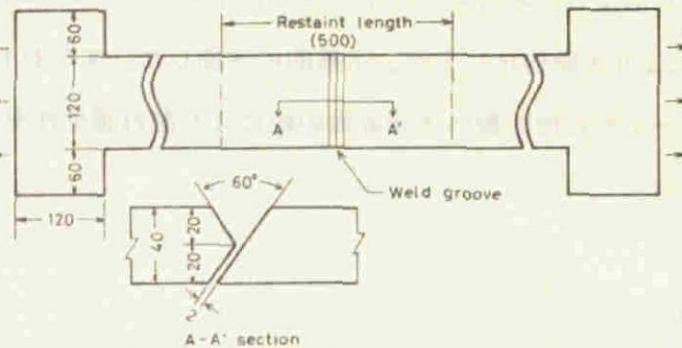


Fig. 6-1 TRC test specimen

なおこれらのサブ・ゼロ溶接の場合にはすべて予熱なしで溶接した。溶接部のサブ・ゼロ処理はメチルアルコールとドライアイスにより行った。溶接直後、HT100-B鋼には 30 kg/mm^2 、9%ニッケル鋼に対しては 40 kg/mm^2 の拘束応力を与える。1時間経過したときに、冷却剤により溶接ビードを局部的におよそ -72 で冷却し、1時間保持した。サブ・ゼロ処理が終ると冷却剤を溶接部から除去し、所定の拘束応力を負荷した。そして、き裂発生および破断までの時間を測定した。photo. 6-1はその破断面の1例である。

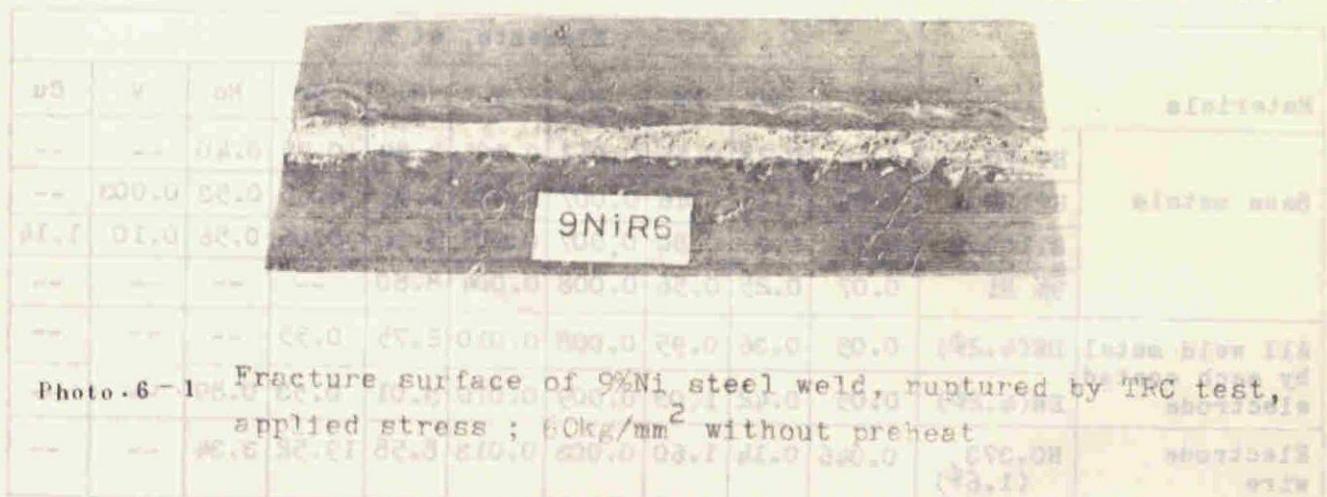


Photo. 6-1 Fracture surface of 9%Ni steel weld, ruptured by TRC test, applied stress; 60 kg/mm^2 without preheat

6.2.3 項 走査型電子顕微鏡による破面観察

TRC試験による破断面を汚さないように注意して切断し、クレータ部を含むおよそ $12 \times 14 \times 20 \text{ mm}$ の大きさの小片を走査型電子顕微鏡により観察した。観察は加速電圧25KV、ビーム電流 $600 \mu\text{A}$ 、倍率112~11200倍の範囲で行った。なお、試料は観察直前にアセトン中に浸漬させて、表面の汚れを取り除いた。

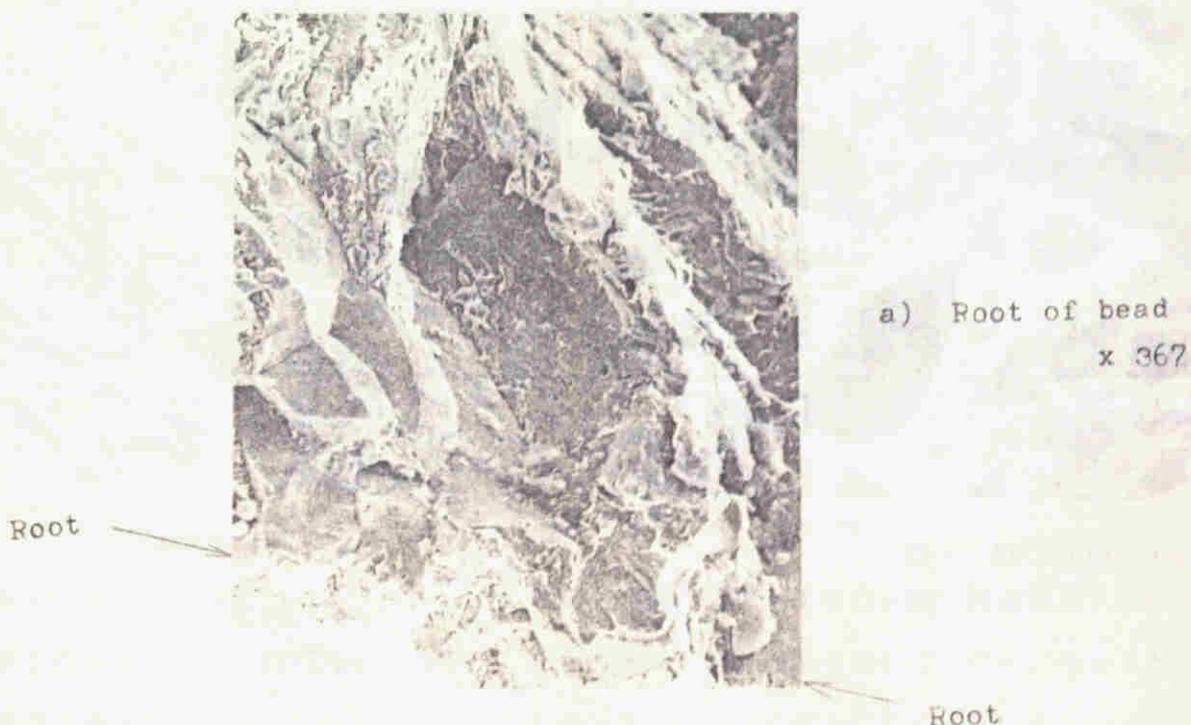
6.3.節 実験結果

6.3.1項 被覆溶接棒によるHT75鋼およびHT100-A鋼溶接継手のTRC試験結果

本実験に用いた鋼材のうちもっとも遅れ破壊の生じやすいHT100-A鋼を50℃に予熱して、被覆溶接棒ENで溶接した継手のTRCの試験結果は、 11 kg/mm^2 の拘束応力で70分間後破断した。この破面を走査型電子顕微鏡で観察した結果をPhoto. 6-2に示す。a)はルート部の破面で粒界割れが観察される。また同時に擬へき開破面も観察される。b)はビード中央部の粒界割れ破面を示す。この鋼の溶接継手は大部分このような粒界割れにより破断している。c)はビード表面近くの破面であるが、ここでも粒界割れと擬へき開破面が観察される。ディンプル状破面はところどころで少し観察される程度であった。Photo. 6-2(b)からわかるように、粒界割れ破面には、hair lineあるいはmicro void^{51~53)}が多数観察される。これは水素による脆性破壊であることを示しているものである。

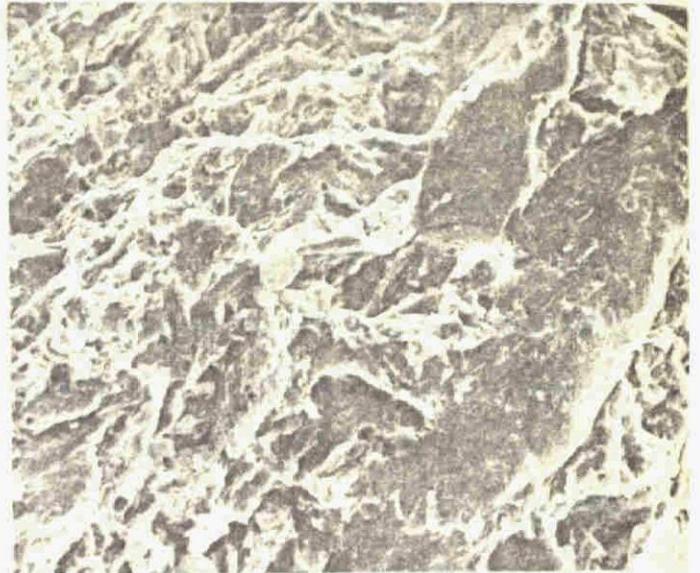
つぎに、被覆溶接棒DEを用い、予熱なしでHT75鋼を溶接した場合のTRC試験結果は 60 kg/mm^2 の拘束応力で、48分後に破断した。この破面をPhoto. 6-3に示す。同写真a)のルート部は明らかに、擬へき開破面である。この擬へき開破面はほぼルートより4.0mmのところまで続いて観察された。4.0mm以上ではc)およびd)に示すようなディンプル状の延性破面となる。しかしながら、HT100-A鋼溶接継手破面に観察された粒界割れは観察されなかった。

常温破断において、粒界割れ破面あるいは擬へき開破面がルート部近傍に観察されることは、この部分が水素などにより他の部分にくらべて脆化しているためと考えられる。これはルート部が他の部分にくらべて冷却速度が速く、かつ、この領域は応力集中が生じ、水素が応力の作用により一層拡散しやすく⁵⁴⁾、より脆化したものと考えられる。



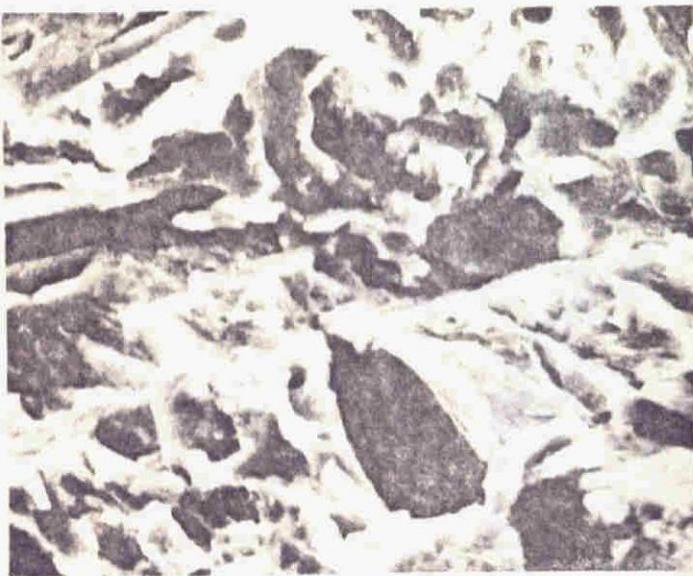


b) Centre of bead x 1120

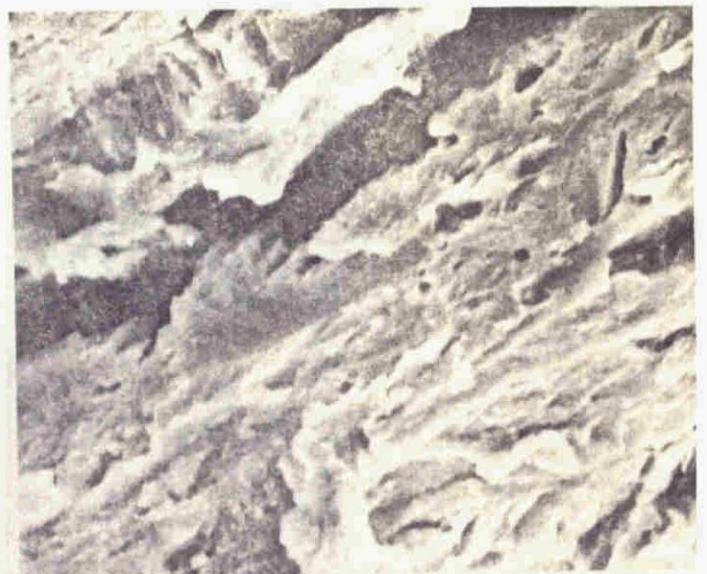


c) Surface of bead x 1120

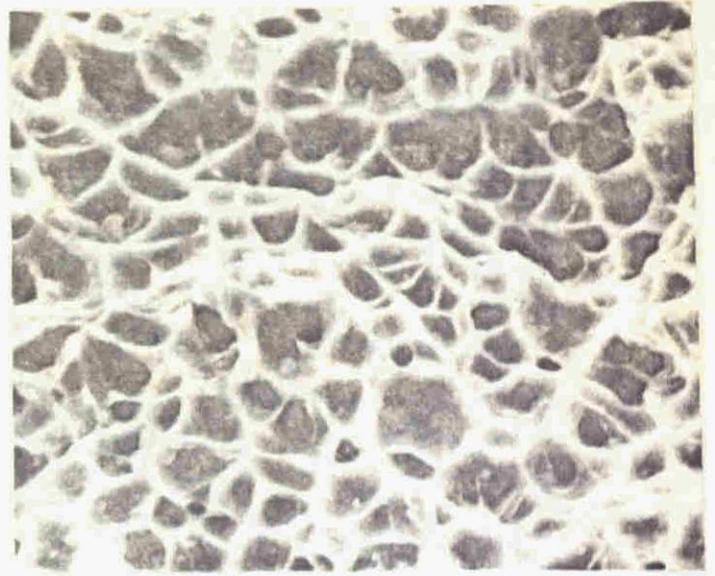
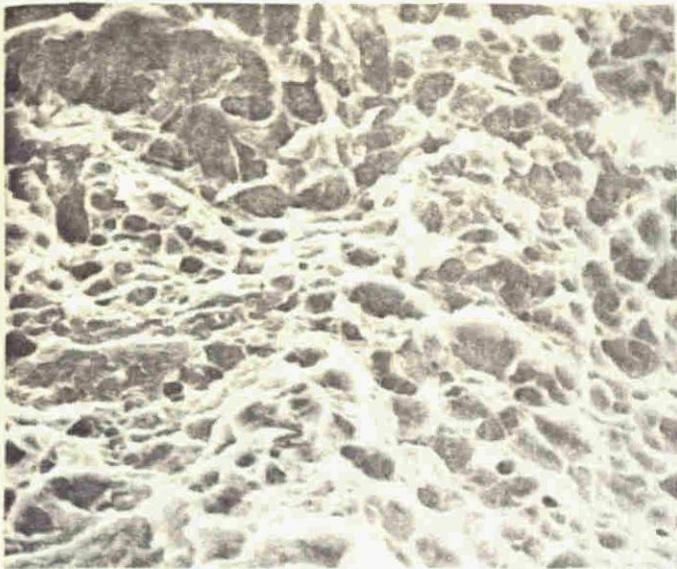
Photo.6-2 Fractographies of TPC test fracture surface of HT100-A steel
weld by coated electrode EN, applied stress ; 11kg/mm^2
preheat temperature ; 50°C



a) Root of bead



b) 1.5mm from root



c) 5.0mm from root

d) 7.0mm from root

Photo. 6-3 TRC test fracture surfaces of HT75 steel weld by coated electrode DE, applied stress : 60 kg/mm^2 without preheat

6.3.2項 HT100-B鋼サブ・ゼロ溶接継手のTRC試験結果

x 3670

HT100-B鋼を予熱なしで試作No.373ワイヤで溶接し、TRC試験した場合の結果をFig.6-2に示す。溶接のままの下限界応力は 35 kg/mm^2 であるが、溶接直後 30 kg/mm^2 の拘束応力を1時間負荷し、それから1時間サブ・ゼロ処理した後、さらに所定の拘束応力を加えたものは下限界応力 60 kg/mm^2 に上昇している。

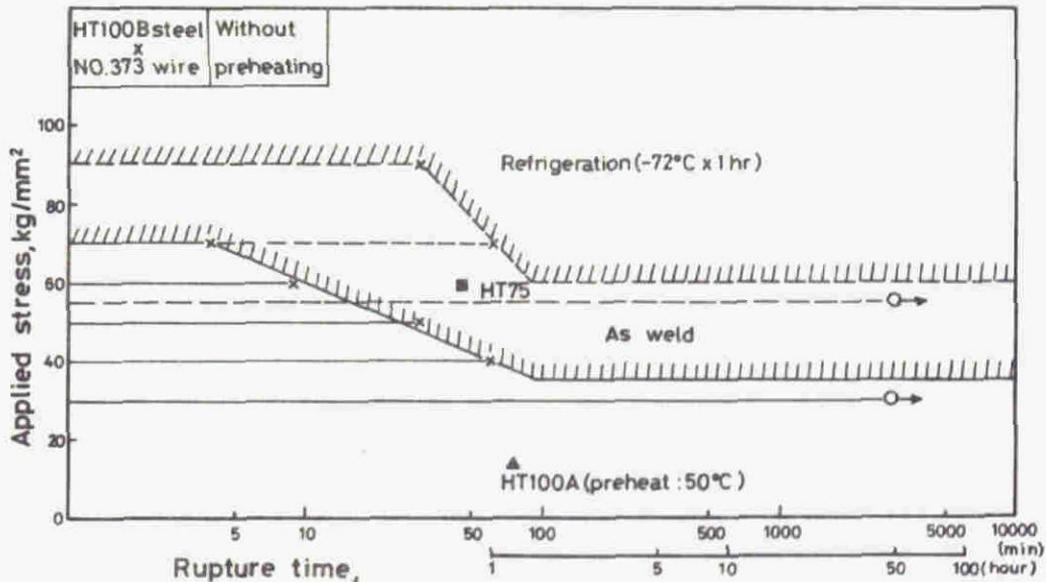


Fig. 6-2 Result of TRC test of HT100-B steel weld

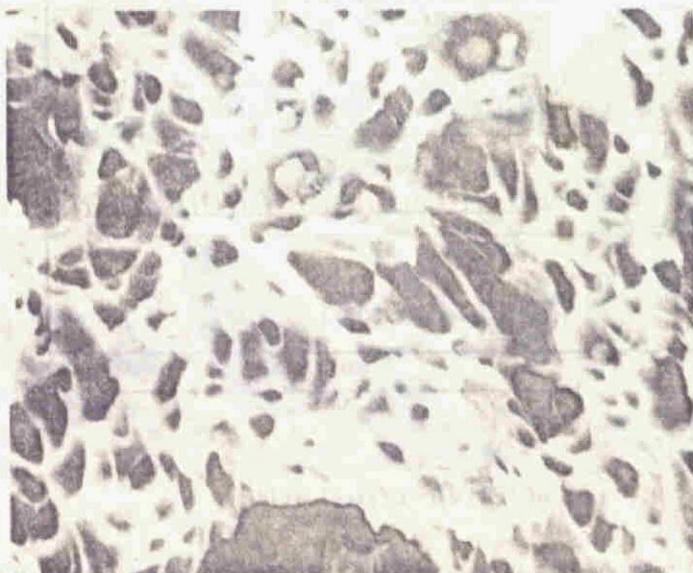
Photo. 6-4は溶接のままのHT100-B鋼溶接継手TRC試験で拘束応力 70 kg/mm^2 で破断した破面である。同写真a)のルート部近傍は擬へき開破面を呈しているが、ちょうどルートより 3.5 mm 中に入ったところでc)に示すディンプル状の延性破面に変わっている。



a) Root of bead



b) 1:12mm from root



c) 3.5mm from root

Photo. 6-4

TRC test fracture surfaces of HT100-B steel weld by MIG
welding with electrode wire no. 373, applied stress ; 70kg/mm^2

x 3670

またPhoto. 6-5は同じく溶接のままのもので、拘束応力 40 kg/mm^2 ではば50分間で破断したものである。この場合、同写真a)、b)、c)に示すごとくルート部より6.0mmまで擬へき開破面であり、それ以上にはd)のディンプル状の延性破面である。

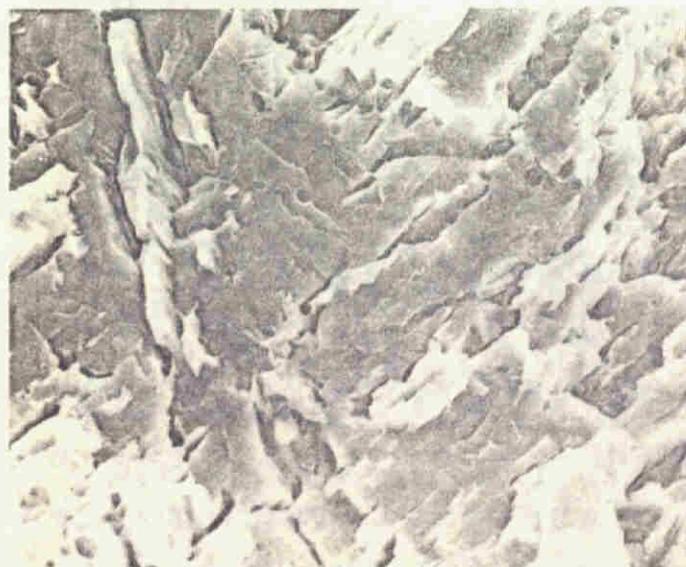
以上の実験結果から、拘束応力が低く、破断までの時間が長くなる程、擬へき開破面の領域が広がっている。これは水素の拡散が低応力で長時間になる程、水素による脆化が広範囲に広がるためと考えられる。



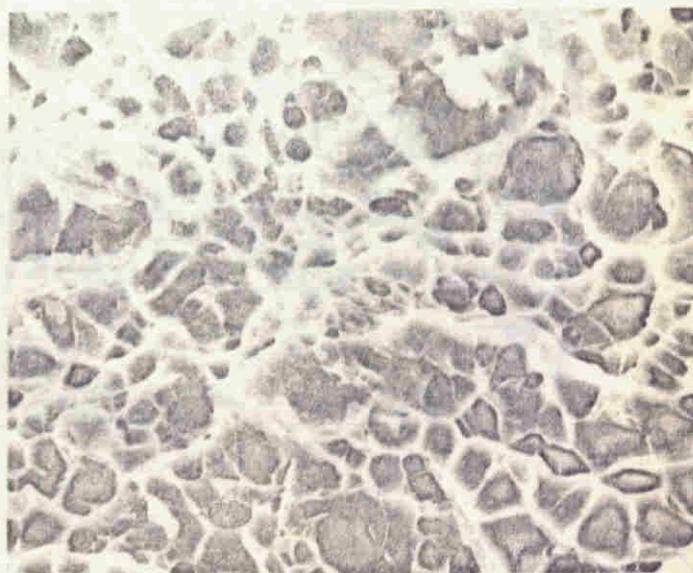
a) Root of bead x 367



b) Root of bead x 3670



c) 5.0mm from root x 3670



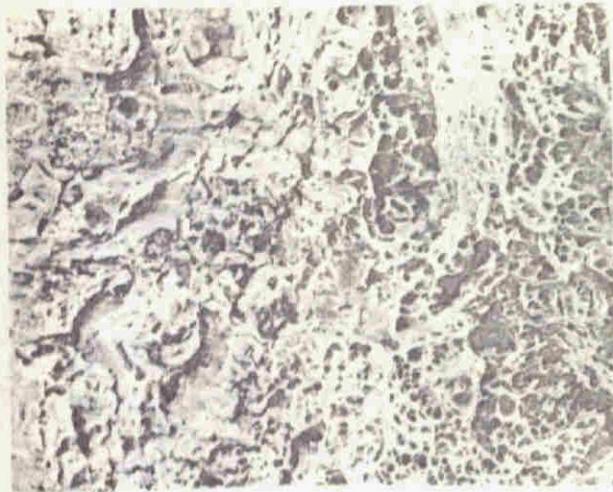
d) 7.0mm from root x 3670

Photo. 6-5

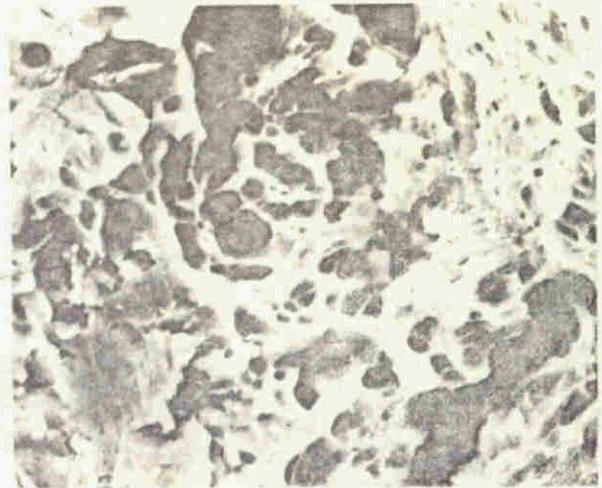
TRC test fracture surfaces of HT100-**B** steel weld by MIG welding with electrode wire No.373, applied stress ; 40 kg/mm^2

つぎに、サブ・ゼロ処理をした場合の破面観察結果をPhoto. 6-6に示す。この場合には、同写真a)に示すごとくルート部にも延性破面が認められ、擬へき開破面は観察されなかった。

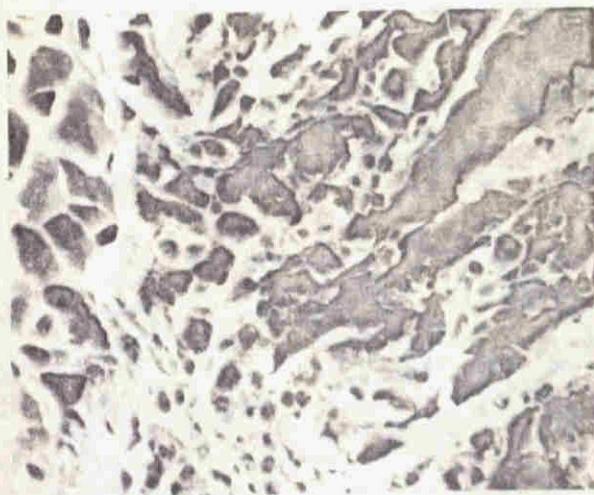
以上の実験結果からサブ・ゼロ溶接では、遅れ破壊に対して割れ感受性はかなり低く、予熱の必要がないものと思われる。



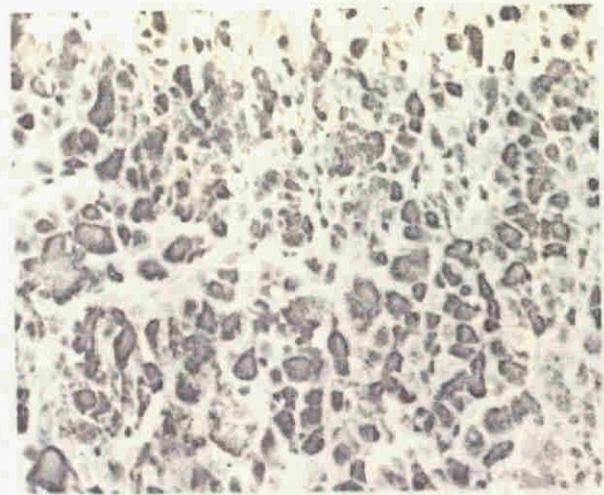
a) Root of head x 1120



b) Root of head x 2670



c) 0.1mm from root x 3670



d) 1.0mm from root x 3670

Photo. 6-6

TFC test fracture surfaces of HT100-B steel weld by Sub-zero welding, applied stress : 90kg/mm^2

6.3.3 項 9%ニッケル鋼サブ・ゼロ溶接継手のTRC試験結果

9%ニッケル鋼を予熱なしで試作No.373ワイヤで溶接し、TRC試験した結果もFig.6-3に示す。溶接のままの下限界応力が 55 kg/mm^2 に対し、サブ・ゼロ処理したものは下限界応力が 85 kg/mm^2 である。遅れ破壊に対する感受性は前述したHT100-A鋼の場合にくらべて非常に低い。すなわちサブ・ゼロ処理したものは遅れ破壊でなく、材料本来の強度で破断しているようである。

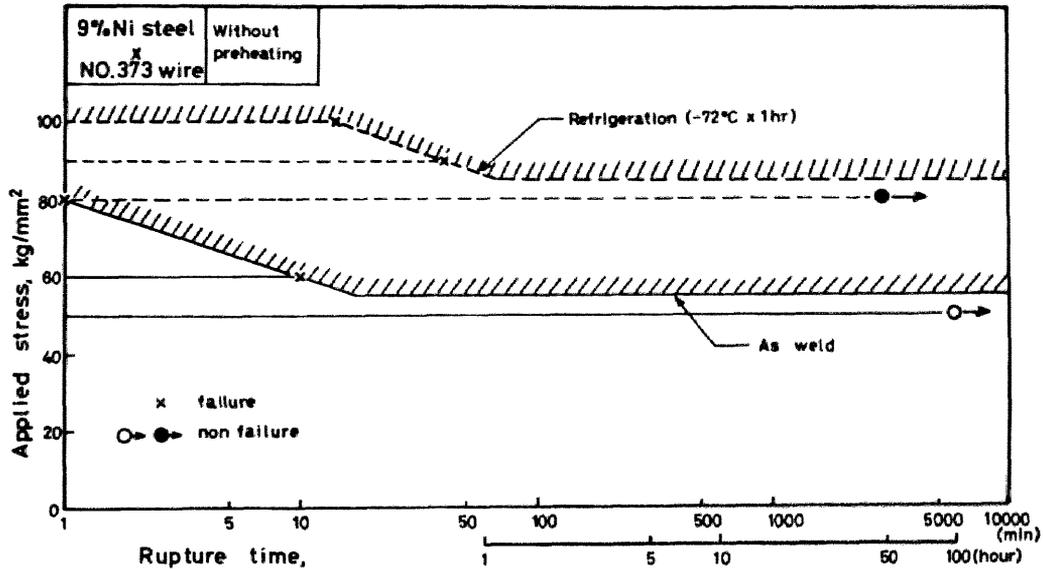
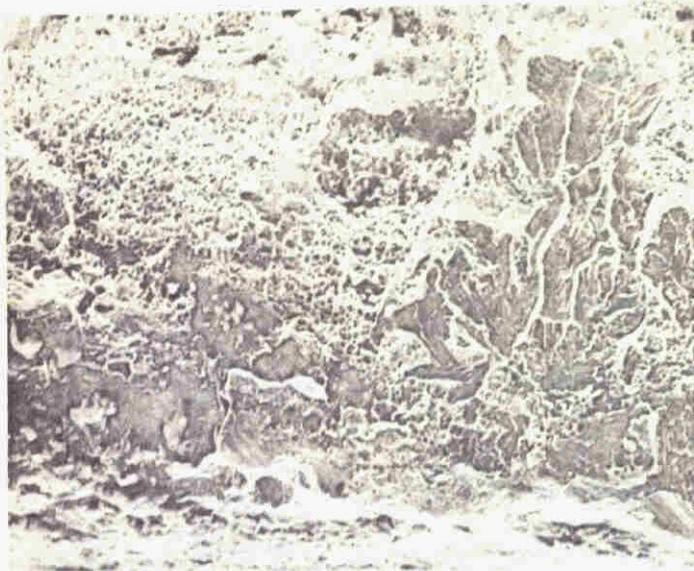


Fig. 6-3 Result of TRC test of 9%Ni steel

Photo. 6-7は溶接のままのTRC試験破断面である。これは拘束応力 80 kg/mm^2 の場合で、a)、b)およびc)に示すごとく、ルート部近傍には擬へき開破面とディンプル状延性破面が混在している。しかし、それも約 200μ の範囲内のみであって、他はすべて延性破面であった。

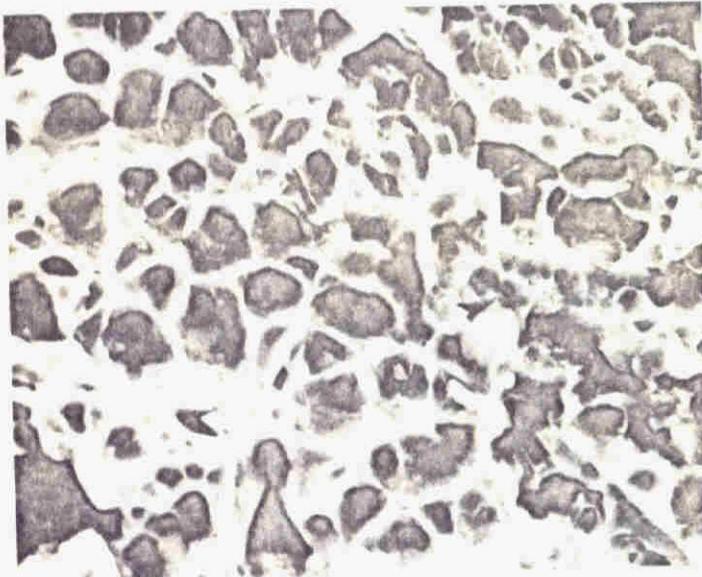
Photo. 6-8はサブ・ゼロ処理をした場合のTRC試験破面である。同写真a)、b)およびc)に示すごとく、ルート部は完全に延性破面であって擬へき開破面は観察されなかった。よって、この場合には水素による影響はほとんどないと考えられる。



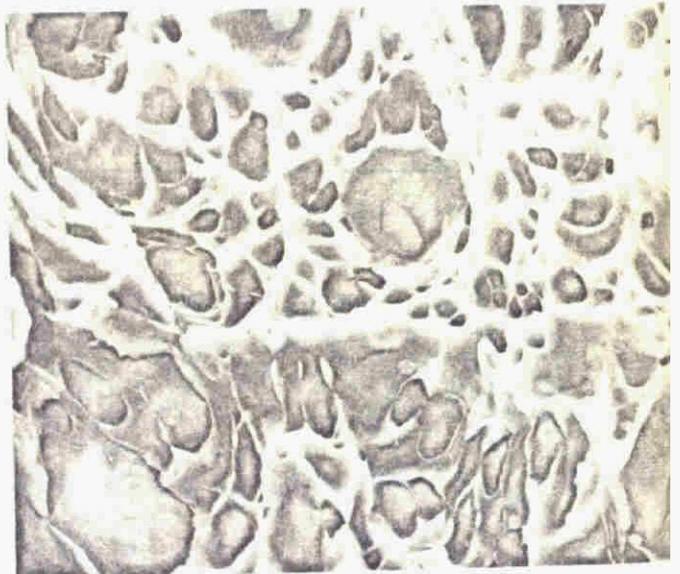
a) Root x 367



b) Root x 3670



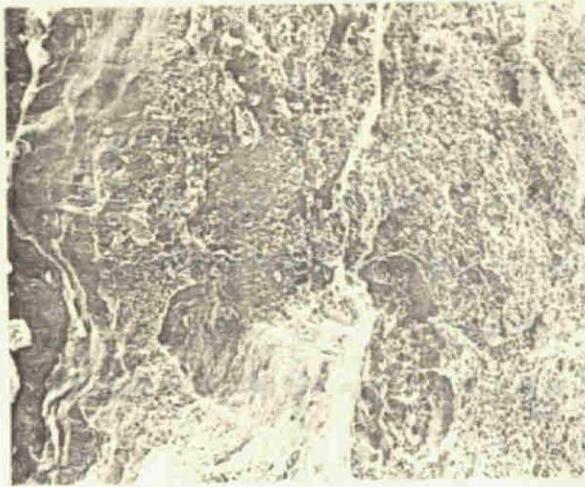
c) Root x 3670



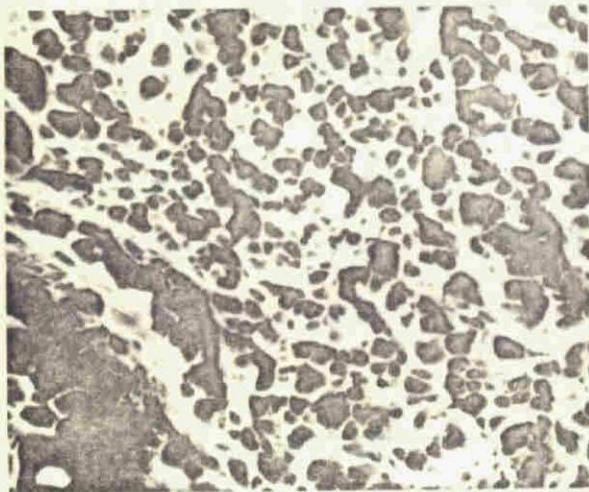
d) 3.0mm from root x 3670

Photo. 6-7

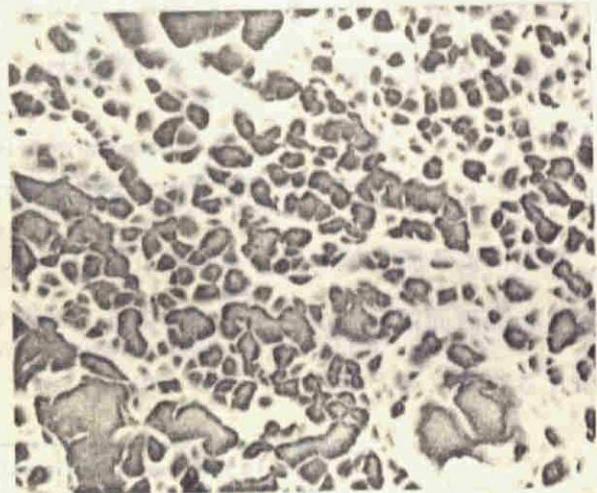
TPC test fracture surfaces of 9%Ni steel weld by MIG
welding with electrode wire No.373, applied stress ; 80kg/mm^2



a) Root x 367



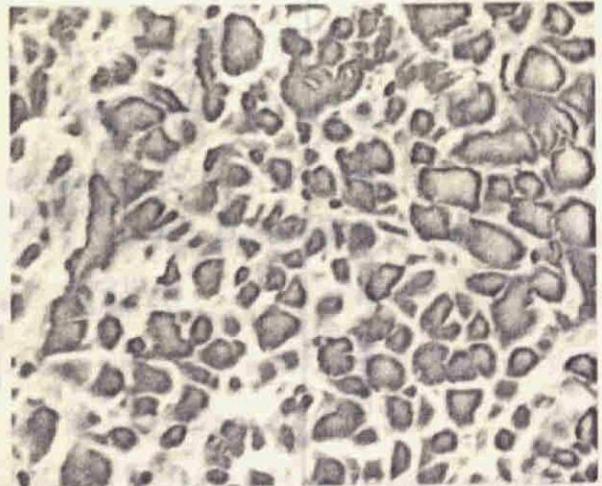
d) 3.0mm from root x 3670



e) 0.5mm from root x 3670



b) Root x 3670



c) Root x 3670

Photo. 6-8

TRC test fracture surfaces of 9%Ni steel weld by Sub-zero welding, applied stress ; 90kg/mm^2

6.4 節 擬へき開破面領域幅

拘束応力とTRC試験破面ルート部の擬へき開領域幅との関係をFig. 6-4に示す。拘束応力が低くなる程、いずれの場合も擬へき開領域が広がっている。HT100-Bおよび9%ニッケル鋼の場合はHT100-AおよびHT75鋼の被覆アーク溶接継手に比べ、同じ応力で拘束破断しても擬へき開領域幅が小さく、また擬へき開領域巾は母材および溶接後の処理によって異なり、サブ・ゼロ処理した方は高応力で破断しても擬へき開領域はいちじるしく狭くなっている。とくに、サブ・ゼロ処理した場合には拘束破断応力 100 kg/mm^2 (9%Ni鋼)および 90 kg/mm^2 (HT100-B鋼)においても全破面延性破面であった。

また、Fig. 6-5はこの擬へき開領域幅と破断時間との関係を示す。破断時間が長くなる程、この領域幅が増大している。この図においても同じ応力で拘束破断しても鋼種、溶接法により擬へき開領域幅が異なり、また、サブ・ゼロ処理によって擬へき開破面領域幅がさらに狭くなることが認められる。

Fig. 6-4およびFig. 6-5の結果は低応力でTRC試験片が破断する程、長時間を要し、水素による脆化域が広がるものと思われる。また、サブ・ゼロ処理により拘束破断応力が増加し擬へき開破面領域幅が小さくなるのは、低温でマルテンサイト変態を行わせるため、水素の拡散が阻止されるためと考えられる。

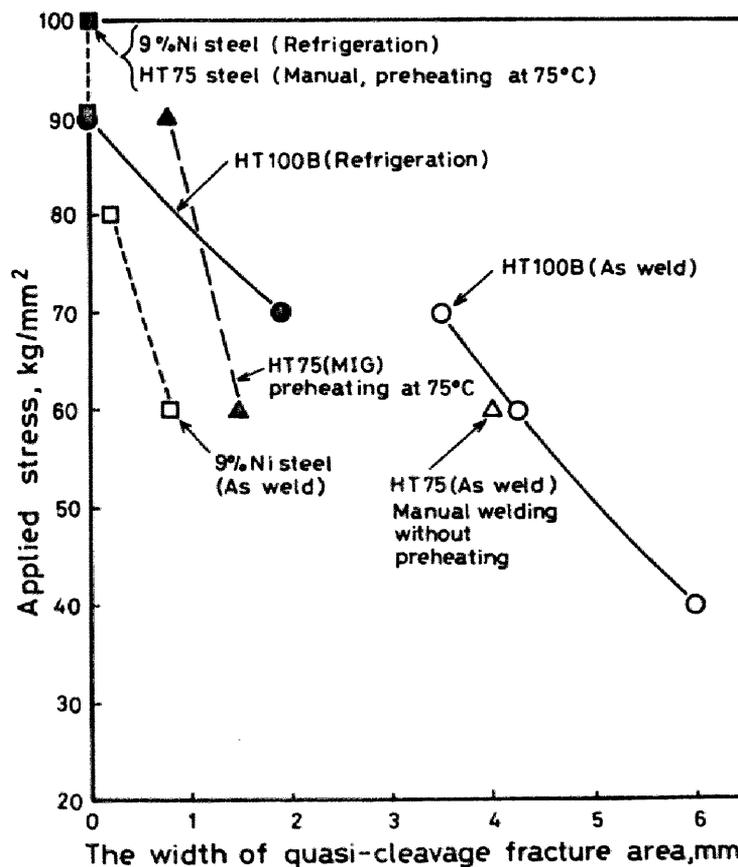


Fig. 6-4 Relation between applied stress and the width of quasi-cleavage fracture zone

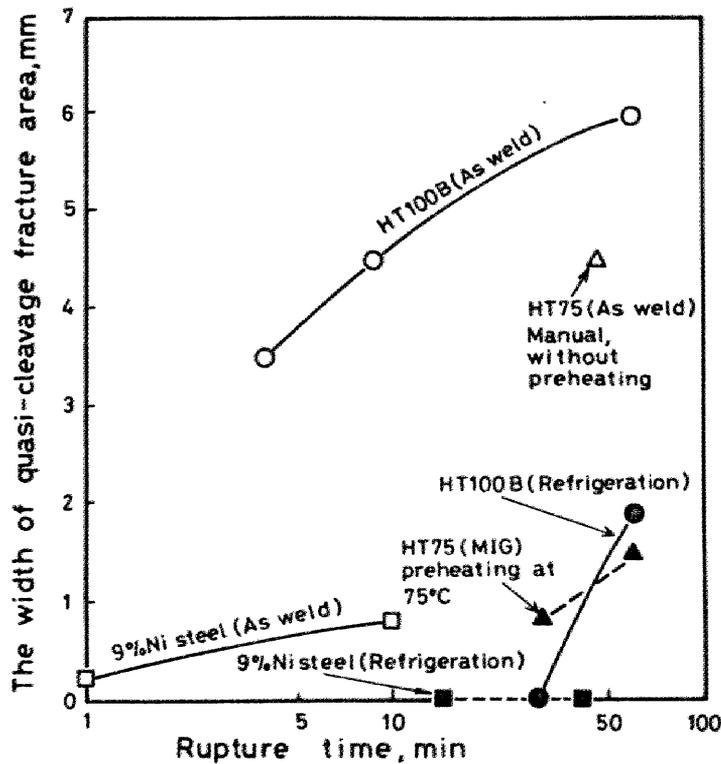


Fig. 6-5 Relation between rupture time and the width of quasi-cleavage fracture zone

6.5 節 ま と め

HT75およびHT100-A鋼の被覆アーク溶接継手とHT100-Bおよび9%ニッケル鋼のサブ・ゼロ溶接継手の低温割れ（遅れ破壊）をTRC試験によりしらべ比較した。そして破面を走査型電子顕微鏡により観察し、ルート部の擬へき開破面領域の幅が低温割れ感受性を評価する目安になることを認めた。以下得られた結果を要約すれば、次のとおりである。

1. 遅れ破壊に対する割れ感受性の高い鋼のTRC試験破断溶接継手のルート部には、粒界割れあるいは擬へき開破面が観察される。
2. サブ・ゼロ溶接されたHT100-B鋼および9%ニッケル鋼のTRC試験における下限界応力は溶接のままのものにくらべて25～30 kg/mm² 増加した。
3. 9%ニッケル鋼をサブ・ゼロ溶接した場合のTRC試験片破面は全面延性破面であり、遅れ破壊に対する割れ感受性は非常に低い。
4. ルート部に観察される擬へき開破面領域の幅は拘束破断応力が低くなり、破断時間が長くなる程、広くなる。またこの幅は遅れ割れ感受性を評価する目安となり得る。

第7章 総括および結論

本研究は鋼材溶接部に発生する割れを分類し、その原因を金属学的に検討し、フェライト鋼およびオーステナイト鋼溶接金属に高温で発生する凝固割れを防止する金属学的方法と、高張力鋼溶接熱影響部に低温で発生するおくれ割れを防止する新しい溶接法とを提案したものである。

まず、本研究の凝固割れに関する実験結果を総括すれば次の通りである。

- 1) 3.5%ニッケル鋼溶接金属の凝固割れは柱状品の粒界に生成するいおう濃度の高い液相フィルムに起因する。このいおうによる凝固割れは溶接金属にジルコニウム、チタンあるいはマンガンを追加することにより減少する。とくに、ジルコニウムおよびチタンの添加はマンガンにくらべて、はるかに効果的である。
- 2) これら合金元素の添加により、凝固組織におけるフィルム状硫化物(Fe, Mn)Sは粒界付近に粒状に分散した硫化物MnS、TiS、およびZrSに変化する。
- 3) オーステナイト鋼溶接金属において、初晶として γ 鉄を晶出する溶接金属では割れ感受性が大きい、初晶として α 鉄を晶出する場合には、0.15%いおう含量であっても割れ感受性は低く、凝固割れを発生するか否かの境界線は γ 鉄と α 鉄との初晶面境界線にはほぼ一致する。
- 4) 初晶として α 鉄を晶出するオーステナイト鋼溶接金属の粒界におけるいおうのマイクロ偏析はきわめて少ない。
- 5) 初晶として γ 鉄を晶出するオーステナイト鋼溶接金属の凝固割れ破面には樹枝状品の発達した組織が観察され、破面および粒界にいちじるしいいおうのマイクロ偏析が認められた。
- 6) 高いいおう含量オーステナイト鋼溶接金属の凝固割れ防止にも、チタンおよびジルコニウムの添加はきわめて有効である。
- 7) オーステナイト鋼溶接金属の凝固割れ感受性とシェフラー組織図の常温におけるフェライト量とは直接的な関係はないものと思われる。むしろ、凝固様式が凝固割れ感受性を決める重要な因子である。

さらに高張力鋼溶接継手の低温割れ防止のため、不安定オーステナイト溶接金属で溶接し、これを0℃以下の温度に冷却して、耐力を上げるサブ・ゼロ溶接法を提案した。これに関する研究結果を総括すれば次の通りである。

- 1) メチルアルコールと細粒ドライアイスにより、また液体窒素により溶接継手の局部的冷却は可能である。
- 2) 80キロ級高張力鋼のサブ・ゼロ溶接金属は、0.2%耐力 68 kg/mm^2 、引張強さ 113 kg/mm^2 、伸び12%、シャルピー衝撃値は0℃および-80℃でともに 2.8 kg-m/cm^2 の

値を示した。

- 3) サブ・ゼロ処理は溶接後5日間位経過して行っても、十分効果を期待し得る。また、サブ・ゼロ処理は冷却剤として十分なメチルアルコールと細粒ドライアイスを用いれば10分程度で完了する。
- 4) 9%Ni鋼を20Cr-10Ni系溶接ワイヤでMIG溶接した溶接部には十分な強度と伸びが得られるが、サブ・ゼロ処理および時効により衝撃値の低下がいちじるしい。
- 5) 板厚4.0mmの9%ニッケル鋼を0.3~0.4mm厚さのインコネル600インサート材として電子ビーム溶接し、サブ・ゼロ処理を行えば、溶接金属の靱性は-196℃でも十分高く、7~9kg-mであり、また強さおよび延性も十分満足できる値が得られる。
- 6) 高張力鋼溶接継手のTRC試験破断面の走査型電顕観察によりルート部に、水素による脆化を推論させる粒界割れあるいは擬へき開破面を認めた。
- 7) ルート部に観察される擬へき開破面領域の幅は拘束破断応力が低く、破断時間が長くなる程広くなる。また、この幅は遅れ破壊に対する材料の割れ感受性を評価する値となり得る。
- 8) 9%ニッケル鋼をサブ・ゼロ溶接した継手のTRC試験破面には、擬へき開あるいは粒界破面は観察されず、全面延性破面であり、遅れ破壊に対する割れ感受性は非常に低い。

謝

辞

この論文を結ぶにあたり、本研究の方向づけ、遂行ならびに論文作成において、絶えず暖かいご指導とご鞭撻を賜りました名古屋大学工学部教授益本功博士に心から厚くお礼申し上げます。

また、凝固割れに関する研究において、常に暖かいご指導とご協力を賜りました同大学工学部の玉置維昭助教授はじめ、実験についてご協力いただいた益本研究室の皆様方ならびに卒業研究として協力していただいた関谷正昭君に厚くお礼申し上げます。

さらに材料の提供、加工など種々のご便宜を頂きました大同製鋼株式会社、東亜精機株式会社、昭和炭酸株式会社、川崎重工業株式会社および担当の方々に対して心から感謝の意を表します。

参 考 文 献

- 1) W.S.Pellini ; Strain Theory of Hot Tearing,
Foundary, Vol. 80 (1952), No. 11, P. 125-133
- 2) W.I.Pumphrey and P.H.Jennings ; A Consideration of
the Nature of Brittleness at Temperatures Above the
Solidus in Castings and Welds in Aluminium Alloys,
Jour. of the Inst. of Metals, Vol. 75 (1948), P. 235-256
- 3) J.C.Borland ; Suggested Explanation of Hot Cracking
in Mild and Low Alloy Steel Welds,
Brit. Welding Jour. Vol. 8 (1961), No. 11, P. 526-540
- 4) J.C.Borland ; Generalized Theory of Super-Solidus
Cracking in Welds (and Castings),
Brit. Welding Jour., Vol. 7 (1960), No. 8, P. 508-512
- 5) V.N.Saveiko ; Lit. Proiz., Vol. 8 (1960) P. 33
- 6) C.S.Smith ; Grains, Phases and Intephases: An Interpretation of Microstructure,
Trans. AIME, Vol. 175 (1960), No. 8, P. 15-52
- 7) 関口、益本、今井 ; 低温用鋼のCO₂-O₂アーク溶接について(第1報)-溶接熱間
割れ-
溶接学会誌, Vol. 35 (1966), No. 10, P. 1025-1032
- 8) I.Masumoto, K.Imai, K.Matsuda ; Effects of Several
Elements of Bare Electrode Steel Wire for gas Shielded Metal Arc Welding,
Memories of Faculty of Engineering, Nagoya University, Vol. 19 (1967), No. 2, P. 270-279
- 9) 益本、今井 ; 溶接鋼の高温割れについて,
溶接学会誌, Vol. 39 (1970), No. 6, P. 565-575
- 10) I.Masumoto, K.Tamaki, M.Kutsuna ; Cracking in Steel
Weld Metal,
Pre-Prints of the First International Symposium
of the Japan Welding Society, Nov. 1971, Tokyo, No. 2,

- 11) S. A. Herres ; Practical Importance of Hydrogen in Metal-Arc Welding of Steel,
Trans. of the A.S.M., Vol. 39(1947), P. 162-192
- 12) C. L. M. Cottrell ; Hydrogen-Barrier to Welding Progress,
Brit. Welding J. Vol. 1(1954) No. 4, P. 167-176
- 13) K. Winterton ; Mechanism of Microcracking in Mild-Steel Welding,
Welding J., Vol. 36(1957), No. 10, P. 449s-455s
- 14) P. G. Bastien ; Hydrogen in Welding,
Brit. Welding J., Vol. 6(1960), No. 9, P. 546-559
- 15) 小林、滝本 ; ビード下割れにおよぼす外力の影響
溶接学会誌, Vol. 29(1960), No. 9, P. 668-669
- 16) 小林卓郎、青島勇 ; 高張力鋼溶接熱影響部の変態特性と遅れ割れ,
溶接学会誌, Vol. 39(1970) No. 12, P. 1322-1330
- 17) 金子、西沢、玉置 ; 鋼中における合金元素の硫化物形成傾向,
日本金属学会誌, Vol. 27(1963), No. 7, P. 299-304
- 18) 伊藤慶典 ; Cr-Ni オーステナイト溶接金属内のSにおよぼすMnの影響,
溶接学会誌, Vol. 30(1961), No. 7, P. 464-470
- 19) J. F. Elliott, M. Gleiser ; Thermochemistry for Steelmaking,
Vol. I, American Iron and Steel Inst., 1960, P. 147,
160, 214 and 258
- 20) 斉藤利生 ; 鋼中のTiとSとの関係,
鉄と鋼, Vol. 39(1953), No. 1, P. 29-36
- 21) 斉藤利生 ; 低炭素-3%Ni鋼に及ぼすTiの影響,
鉄と鋼, Vol. 39(1953), No. 1, P. 37-44
- 22) 斉藤利生 ; 鋼中の硫化チタンの形態,
鉄と鋼, Vol. 47(1961), No. 5, P. 707-714
- 23) W. Dahl, H. Hengstenberg, C. Daren ; Verhalten der Verschiedenen Sulfidformen bei der Verformung und ihr

influb auf die mechanischen Eigenschaften,

Stahl und Eisen, Vol. 86(1966), №13, P. 796-817

- 24) M. C. T. Bystam ; Some aspects of stainless alloy metallurgy and their application to welding problems,
Brit. Welding J., Vol. 3(1956), №2, P. 41-46
- 25) A. Gueussier, R. Castro ; Etude experimentale des criques de solidification dans les aciers, influence des impuretes,
Revue de Metallurgie, Vol. 57(1960), №2, P. 117-134
- 26) F. C. Hull ; Effect of Delta Ferrite on the Hot Cracking of stainless Steel,
Welding Jour., Vol. 46(1967), №9, P. 399s-409s
- 27) H. Hoffmeister ; Kristallseigerung und Deltaferritbildung in austenitischen Schweissgut,
Schweissen und Schneiden, Vol. 25(1973), №5, P. 164-166
- 28) K.-A. Ebert ; Beeinflussung der Schweissicherheit bei austenitischen Chrom-Nickel-Stahlen durch den Ferritgehalt,
Schweissen und Schneiden, Vol. 20(1968), №2, P. 64-71
- 29) E. Kauhausen, H. A. Vogel ; Successful Manufacture and Use of All-Austenitic Welding Electrodes,
Metal Progress, Vol. 67(1955), №1, P. 129-136
- 30) J. C. Borland, R. N. Younger ; Some Aspects of Cracking in Welded Cr-Ni Austenitic Steels,
Brit. Welding Jour., Vol. 7(1960), №1, P. 22-59
- 31) 田村 ; オーステナイトステンレス鋼の溶接割れ,
溶接学会誌, Vol. 41(1972), №2, P. 127-147
- 32) C. H. M. Jenkins, E. H. Bucknall, C. R. Austin, G. A. Mellor ; The Constitution of the Alloys of Nickel, Chromium and Iron,
J. Iron and Steel Inst., Vol. 136(1937), №11, P. 187-222

- 33) P. Schafmeister, R. Ergang ; Das Zustandssaubild Eisen-Nickel-Chrom unter besonderer Berücksichtigung des nach dauerglühungen auftretenden sproden Gefügebestand-teils ,
Arch. Eisenhüttenwesen. , Vol. 12 (1939), №9, P. 459-464
- 34) J. W. Pugh, J. D. Nisbet ; A Study of the Iron-Chromium-Nickel Ternary System,
Trans. AIME, Vol. 788 (1950), №2, P. 268-276
- 35) 鈴木春義 ; 海洋水中用材料とその溶接上の問題点
昭和47年度阪大溶接工学研究所研究集会講演資料
- 36) C. L. M. Cottrell ; Hydrogen-Barrier to Welding Progress,
Brit. Welding Jour. , Vol. 1 (1954), №4, P. 167-176
- 37) J. D. Hobson ; The Diffusion of Hydrogen in Steel at Temperatures of -79°C to 200°C ,
J. of Iron and Steel Inst. , Vol. 189 (1958), №8, P. 315-321
- 38) K. J. Irvine, D. T. Llewellyn, F. B. Pickering ; Controlled transformation Stainless Steels ,
J. of Iron and Steel Inst. , Vol. 192 (1959), №7, P. 218-238
- 39) F. R. Larson, J. Miller ; A Time-Temperature Relationship for Rupture and Creep Stresses ,
Trans. of ASME, Vol. 74 (1952), №7, P. 765-775
- 40) C. B. Post, W. S. Eberly ; Stability of Austenite in Stainless Steels ,
Trans. of The A. S. M. , Vol. 39 (1947), P. 868-890
- 41) 泉山昌夫 ; Ms点以上におけるオーステナイトの安定化について ,
日本金属学会誌, Vol. 24 (1960), №1, P. 58-62
- 42) 泉山昌夫 ; オーステナイトの安定化の反応速度について ,
日本金属学会誌, Vol. 24 (1960), №3, P. 175-178
- 43) A. Cowan, G. D. Fearnhough, R. W. Nichols ; The Behavior of 9% Nickel Steel in a Reactor Environment ,

- 44) 薄田、安藤、辻 ; 低温用9%Ni鋼板の特性。
三菱重工技報, Vol. 3 (1966) №4, P. 64-75
- 45) 杉山 ; 9%Ni鋼溶接のABC (その1)
神鋼溶接棒だより, Vol. 45 (1972) P. 32-41
- 46) R. Thomas, G. Krauss ; Cyclic Martensitic Transformation and the Structure of a Commercial 18Cr-8Ni Stainless Steel,
Trans. of The Met. Soc. of AIME, Vol. 239 (1967), №8, P. 1136-1142
- 47) B. G. Koepke, R. P. Jewett, W. T. Chandler, T. E. Scott ; Effects of Initial Microstructure and shock Method on the Shock-Induced Transformation Strengthening of Carbon steels,
Metallurgical Transactions, Vol. 2 (1971), №8 P. 2043-2049
- 48) 田村今男 ; 低温用鋼中のオーステナイトの変態とTRIP現象,
「残留オーステナイトの挙動と功罪」シンポジウム予稿, 1972. 日本金属学会第3総合分科
- 49) 鈴木、稲垣、中村 ; 引張拘束割れ試験 (TRC試験) による高張力鋼溶接部のルート割れにおよぼす拘束外力の影響について,
溶接学会誌, Vol. 32 (1963), №1, P. 44-55
- 50) 中村、稲垣、三谷 ; 100キロ高張力鋼の多層溶接継手の割れ試験結果
溶接学会誌, Vol. 37 (1968), №11, P. 1247-1259
- 51) F. Potthoff ; Das Bild des wasserstoffinduzierten Bruches,
Schweissen und Schneiden, Vol. 24 (1972), №6, P. 207-210
- 52) V. Jurgens, J. Ruge ; Das wasserstoff induzierte Bruch,
Schweissen und Schneiden, Vol. 23 (1971), №3, P. 87-90
- 53) H. Hieber und F. Erdmann-Jesnitzer ; Fleckenbildung und Kinetik der Spaltrissbildung durch Wasserstoff in unlegierten Kohlenstoffarmen Stählen,
Schweissen und Schneiden, Vol. 24 (1972), №1, P. 1-5

- 54) A. R. Troiano ; The Role of Hydrogen and Interstitials
in the Mechanical Behavior of Metals,
Trans. of A. S. M., Vol. 52 (1960), P. 54-80