

第193研究部会  
新製造法による50キロ級高張力鋼の  
有効利用に関する研究  
報告書

---

昭和58年3月

社団法人

日本造船研究協会

非水冷型の新制御圧延型（新CR型）50キロ級高張力鋼板を対象に、母材および溶接継手部の破壊靭性を中心とした強度特性を把握した。また、水冷型・非水冷型の新CR型50キロ級高張力鋼板と従来圧延型50キロ級高張力鋼板を対象に、耐溶接割れ特性を把握した。

# はしがき

本報告書は、日本船舶振興会の昭和57年度補助事業として、日本造船研究協会第193研究部会において実施した「新製造法による50キロ級高張力鋼の有効利用に関する研究」の成果をとりまとめたものである。

## 第193研究部会委員名簿

(敬称略、五十音順)

部会長	金沢 武	(長崎総合科学大学)					
幹事	矢島 浩	(三菱重工業)	安田 健二	(日本海事協会)			
	山田 桑太郎	(川崎重工業)					
委員	青木 真一	(川崎製鉄)	奥井 信之	(石川島播磨重工業)			
	井上 武彦	(日立造船)	加藤 和夫	(神戸製鋼所)			
	加藤 宣弘	(日本海事協会)	岸本 宏次	(三井造船)			
	佐伯 迪昭	(住友金属工業)	杉山 忠男	(日本钢管)			
	須沢 良一	(川崎重工業)	高島 弘教	(新日本製鉄)			
	辻 勇	(九州大学)	豊貞 雅宏	(日立造船)			
	永井 明	(日立造船)	西浦 慶爾	(住友重機械工業)			
	仁藤 弘	(三菱重工業)	服部 堅一	(住友重機械工業)			
	原沢 秀明	(日本钢管)	深川 宗光	(石川島播磨重工業)			
	福原 幸雄	(神戸製鋼所)	藤田 譲	(東京大学)			
	伏見 彬	(三菱重工業)	町田 進	(東京大学)			
	前中 浩	(船舶技術研究所)	森山 康	(新日本製鉄)			
	渡辺 勉	(日本钢管)	吉識 恒夫	(三井造船)			

## 第1分科会委員名簿

(敬称略、五十音順)

主査	町田 進	(東京大学)					
幹事	岸本 宏次	(三井造船)	高島 弘教	(新日本製鉄)			
	豊貞 雅宏	(日立造船)	深川 宗光	(石川島播磨重工業)			
	矢島 浩	(三菱重工業)	安田 健二	(日本海事協会)			
委員	山田 桑太郎	(川崎重工業)					
	井野 幸男	(日本海事協会)	岩城 秀夫	(日本海事協会)			
	榎並 穎一	(川崎製鉄)	阪井 大輔	(三菱重工業)			
	住友 芳夫	(住友金属工業)	高嶋 修嗣	(神戸製鋼所)			
	立石 勝	(日立造船)	西浦 慶爾	(住友重機械工業)			
	原沢 秀明	(日本钢管)	前中 浩	(船舶技術研究所)			
	松村 裕之	(川崎重工業)	松本 宏之	(石川島播磨重工業)			
的場	正明	(三菱重工業)	渡辺 之	(日本钢管)			

## 第 2 分 科 会 委 員 名 簿

(敬称略、五十音順)

主　　査	辻　　勇	(九 州 大 学)				
	奥 井 信 之	(石川島播磨重工業)	岸 本 昌 法	(三 井 造 船)		
	須 沢 良 一	(川 崎 重 工 業)	永 井 明	(日 立 造 船)		
	西 浦 寂 爾	(住 友 重 機 械 工 業)	仁 藤 弘	(三 菱 重 工 業)		
	原 沢 秀 明	(日 本 鋼 管)	安 田 健 二	(日 本 海 事 協 会)		
	楠 原 祐 司	(川 崎 製 鉄)	桑 山 則 男	(住 金 溶 接 棒)		
委 員	谷 垣 尚	(日 鉄 溶 接 工 業)	中 島 清	(神 戸 製 鋼 所)		
	中 西 隆 夫	(住 友 金 屬 工 業)	百 合 岡 信 孝	(新 日 本 製 鉄)		
	渡 辺 之	(日 本 鋼 管)				

## 目 次

1. まえがき .....	1
2. 研究の目的と背景 .....	2
3. 本年度研究の概要 .....	11
4. 母材特性についての共同実験結果及び考察 .....	14
4.1 共同実験の概要 .....	14
4.2 化学成分 .....	19
4.3 強度特性 .....	19
4.4 シャルピー特性 .....	19
4.5.1 破壊強度特性(COD値) .....	28
4.5.2 " (Kc値) .....	33
4.5.3 " (Kca値) .....	39
4.5.4 " (NDT) .....	44
4.6 加工特性(歪時効シャルピー) .....	45
4.7 板厚方向特性 .....	48
4.8 総合評価 .....	53
5. 溶接継手特性についての共同実験結果及び考察 .....	55
5.1 共同実験の概要 .....	55
5.2 化学成分組織調査及び硬さ測定 .....	62
5.3 引張強度特性 .....	63
5.4 曲げ特性 .....	64
5.5 Vノッチシャルピー衝撃特性 .....	76
5.6.1 破壊強度特性(COD値) .....	86
5.6.2 " (Kc値) .....	95
5.7 総合評価 .....	103
6. 溶接割れ試験結果及び考察 .....	104
6.1 共同試験の目的とその概要 .....	104
6.2 供試鋼材 .....	104
6.3 供試溶接棒 .....	104
6.4 斜めY型割れ試験 .....	108
6.5 すみ肉拘束割れ試験 .....	113
6.6 H型拘束割れ試験 .....	128
6.7 窓型拘束割れ試験 .....	135
6.8 溶接部の最高硬さ試験 .....	139
6.9 溶接ビートの曲げ試験 .....	142
6.10 総合評価 .....	146
7. 線状加熱加工特性についての調査結果及び考察 .....	147
7.1 調査の目的 .....	147

7.2 調査結果	147
7.3 考察	163
7.4 まとめ	163
8. まとめ	164
附録	
I 供試用鋼板の基本特性一覧	166
II セパレーションの発生機構	169

## 1. まえがき

日本造船研究協会第193研究部会は、「新製造法による50キロ級高張力鋼板の有効利用に関する研究」をテーマとして、昭和57年9月に発足したものである。

この研究部会の目的は、新製造法で製造された鋼材をいかにして造船所にとって工作面等で有効に利用できるかについての基礎的検討資料を得ることを目的としている。

本研究部会には本委員会の他に、第1分科会および第2分科会を設置し、

本委員会は、共通課題についての検討を、

第1分科会は母材および溶接継手についての基本的特性の把握を、

第2分科会は主として耐溶接割れ特性についての把握を、

それぞれ研究担当として、活発に活動している。

本報告書は第193研究部会の昭和57年度、即ち第1年度分の研究結果をとりまとめたものである。

## 2. 研究の目的と背景

### 2.1 船体構造での高張力鋼材使用の現状

昭和40年頃より、船体の大型化とともに、油槽船あるいは鉱石運搬船の船体構造の一部にHT材が採用されてきた。採用箇所としては、船体構造で縦強度上曲げ応力の高い構造部材すなわち上甲板、舷側厚板、船底外板、縦隔壁の上下部およびハッチコーミング材などであった。

この場合のHT材の使用率は、230型（23万DWT）の油槽船で大体25%まで、220型の鉱石、兼用船では大体10%までであった。

HT材の種類は、規則では降伏点が $32\text{ kgf/mm}^2$ （以下HT32）いうと $36\text{ kgf/mm}^2$ （以下HT36）級の2種類が規定されている。我国では主として工作上及び設計上の理由から、HT32材がもっぱら採用されてきた。

最近、船舶の燃料費軽減等の理由による省エネルギー対策の一つとして、船体の軽量化を図るため船体構造のHT化が見直され、HT材使用範囲の拡大と、HT32材に加えてHT36材の採用が図られつつある。最近の船体構造でのHT材の採用例を図2.1.1に示す。同図に示したごとくHT材は従来の範囲に加えて、側外板、縦横隔壁、内底板およびそれらの内構造材などの局部強度部材にも採用されつつあり、さらに上甲板、底部外板などの個所には、従来のHT32材にかわってHT36材が採用される傾向にある。

従来HT材では強度を上げるために炭素当量（Ceq.）が軟鋼より高くなってしまっており、このため金属組織上、熱サイクルに対して軟鋼より敏感となり、低入熱溶接時の熱影響部（HAZ）の硬化割れや大入熱溶接におけるHAZ部の脆化が問題となっていた。

国内の造船所では被覆アーク溶接CO<sub>2</sub>半自動溶接、サブマージアーク両面溶接、エレクトロスラグ溶接、エレクトロガス溶接などが用いられている。これらの溶接法の入熱量を、板厚との関係において図2.1.2に示す。低入熱溶接法としては被覆アーク溶接が、また大入熱溶接法としてはエレクトロスラグ溶接、エレクトロガス溶接が代表的な溶接法であることがわかる。

低入熱の被覆アーク溶接においては、割れ防止のため次のようないくつかの施工法がとられてきた。

- (1) HT材の最大Ceq.を抑える（Ceq.  $\leq 0.41$ ）
- (2) 寒冷時の予熱の施工
- (3) 低水素溶接棒の使用と吸湿量の制限
- (4) ショートビードの制限（50mm以上）

大入熱溶接法においては、外板の横縫継手には100KJoule/cm以上の溶接を制限し、エレクトロスラグ溶接、エレクトロガス溶接などの適用制限あるいは片面溶接の多層化などが行なわれてきた。

船体建造工程では、溶接のほかに加工工程において線状加熱がおこなわれることがあるが、これについても最高加熱温度と水冷開始温度の制限が行なわれている。

上述のようにHT材の施工は溶接材料の選定及び施工条件が複雑であり、軟鋼に比較して多くの手数を要する。このため高度成長期の多量建造時には、HT材の採用範囲の拡大は建造工程上好ましいこととは言えなかった。最近のような安定成長期においては、手数の増加は必ずしも建造工程上の阻害要因とはならず、また全般的に造船所の建造時の管理密度が増大したことによって、船体構造へのHT材の採用範囲の拡大を可能としたと言える。

すなわち、船体構造でのHT化率の増大は、主として管理技術上の要因から可能となったものであり、反面からいえば、現状では製鋼技術上の進歩が造船の工作技術の合理化に積極的に活用されるまでに至っていないと言える。

次に船体のHT化の第二の傾向はHT36材の採用である。これには製鋼・圧延技術の進歩により、HT36材に対しても、HT32材の施工法を基本的に変えることなく適用し得るようになったことが大きく関与している。

NKをはじめとする各船級協会は、HT材としてHT32材のほかにHT36材を規定している。HT36材ではCeq.をあまり増大させずに強度をあげるために、Nb等の微量元素を添加することが多く、欧州の造船所では以前から採用している。

しかし、Nbを添加するとその添加量にもよるが、溶接入熱によって脆化する傾向がみられるため、大入熱溶接法を多用するわが国の造船所では不適であるとされてあまり採用されなかつた。

最近になり、新制御圧延法などの新製造法の発展や、さらにはNbあるいはVなどの元素の金属組織に与える影響がより定量的に把握されるようになって、Ceq.を抑制し、しかもHAZの脆化も従来のHT36材より改善された新HT36材が、我国の製鉄メーカーにより提供されるようになった。

## 2.2 船体用高張力鋼の製造法の発展

各船級協会の規則によれば、船体用鋼材に対しては脱酸法、化学成分、圧延法と熱処理法が規定されている。圧延法と熱処理法については、圧延のまま、焼きならし及び従来の制御圧延が規定されている。

圧延のままあるいは焼きならしは、軟鋼材にも適用されるが、HT材の場合、その強度アップの分だけ、合金元素が増大する。いいかえればCeq.が増大して溶接性が低下する。この溶接性の劣化は、強度の高いHT36材においてより顕著であり、この問題を解決する方法として、従来から化学成分としてNbを添加することや従来方式の制御圧延を適用することなどが行なわれている。前述のように、ヨーロッパにおいてはこのようなHT材が船体構造に実用化されてきた。しかしNbの添加によって、HAZ及び溶接金属の韌性が特に大入熱溶接時に劣化する傾向がみられ従来の制御圧延材は、焼きならし材に比較して韌性と材質の均一性において劣ることが問題視されていた。

一方、最近製鋼および圧延技術が進歩し、鋼材中の不純物元素であるP、Sなどをより低いレベルに抑えることが可能になってきた。それにより同じCeq.の鋼材であっても従来の鋼材より韌性と強度を同時に高めることができるようになった。これが新制御圧延法（この呼び名はまだ決っていないがここでは新制御圧延法と呼ぶ）と呼ばれるもので、最近実用化されるようになったものである。

図2.2.1に従来の圧延法と最近の新制御圧延法を模式図で示す。

従来の制御圧延法により製造された鋼板は韌性と材質の均一性に難があるため、E級鋼や板厚の厚いD級鋼には適用されておらず、また規則上でも焼きならしによるものしか認められていなかった。最近の新制御圧延法は高韌性が均一に確保できることが可能となり、焼きならしにかわるものとしてE級鋼などの高グレード鋼への適用がはかられている。

新制御圧延は製鉄各社で独自に開発実用化され、またさらに開発が進められている段階である。各社それぞれの方法ごとに製造名が付けられているが、これらの製造法を大きく分類するとType I, II及びIIIの3種類になる。

Type Iは2相域圧延を行うものである。この方法による鋼材は非常に韌性はすぐれているがシャルピー試験などにおいて、いわゆるSEPARATION現象が生じる傾向にある。2相域圧延でも条件を変えることによりSEPARATION現象の少ない鋼材ができるようになった。SEPARATIONが有害であるか否かは別として、最近では、造船用の鋼材はSEPARATIONの少ない条件で製造されるようになっている。

Type IIは、この現象の防止と材質の均一化をさらに改善することをねらってAr<sub>3</sub>変態点直上で圧延を終える製造方式である。

Type IIIは、Ar<sub>3</sub>変態点の直上あるいは直下において制御圧延後、加速冷却を行うものである。制御圧延の効果と加速冷却による組織制御の効果の両方をねらっている。

Type I及びIIは船体用鋼材として一部の造船所で既に使用されているが、Type IIIは最近開発されたため、その使用実績はまだ少ないが、これから実用化が期待されている。

新制御圧延材の性能上の特長は、一言でいえば、 $C_{eq.}$  を低く抑えられるため、その分だけ溶接性が改善されることにある。また、高韌性な性質が得られることから、従来のE級鋼の焼ならし工程を省略でき、さらに高韌性の特質を活かして、微量元素の添加や組織制御により、大入熱溶接に対してもHAZ韌性を確保し得る鋼材を提供し得るなどの特長を有している。

表2.2.1に新制御圧延材の性能上の特徴を従来型鋼と比較して示す。また軟鋼材、HT32材及びHT36材の各製造法についての $C_{eq.}$  の範囲を図2.2.2に示す。従来法を基準にとれば、新制御圧延のType I及びType IIで、 $C_{eq.}$  の0.03～0.04%の低減が可能であり、さらにType IIでは、板厚、鋼種等により異なるが、大体0.10～0.11%の低減が見込まれることがわかる。

$C_{eq.}$  は、その鋼材の溶接性、特に割れ感受性と密接な関係があることが知られており、図2.2.3に示すように、 $C_{eq.}$  が増大するとともに割れ感受性が増加する。この割れ感受性はy形スリット割れ試験の結果によるものであり評価としては実際の施工条件より厳しい割れ感受性を示している。実際の施工時においてHT材の溶接割れが問題になるのは、上甲板と縦通部材の上向きすみ肉溶接あるいは船側外板の水平突合せ溶接などである。この再現性試験を $C_{eq.}$  との関係で行なったデータは極めて少ないが、溶接施工委員会で公表されたデータを図2.2.3にプロットすると、 $C_{eq.}$  が0.41%以下であれば、割れの発生率はy形割れ試験より低く、寒冷時を除いて割れが防止できるのではないかと考えられる。 $C_{eq.}$  が0.34%以下になれば、図2.2.2にも示したように軟鋼材と同等であり厳しい割れ試験であるy形割れ試験でも割れは発生しない。

以上の事実を考えれば、HT32材にType I又はType IIの新制御圧延法を適用した場合、従来のHT32材よりも $C_{eq.}$  の低減分だけ割れ感受性が改善されることになるので、現在のHT材の施工基準に決められている溶接材料、予熱、ショートピート制限などの施工条件を見直す必要がある。また、HT36材に同様にType I又はType IIの方法を適用すれば、 $C_{eq.}$  は従来のHT32材と同等になることから、従来のHT32材の施工条件を適用できることになる。さらに新制御圧延の特質をいかせば従来のHT32材より優れたHT36材の製造も可能であり、この点も考慮して施工条件の見直しが必要であろう。

次に大入熱溶接の適用性については、新制御圧延材の方が、従来のHT材に比べて $C_{eq.}$  が低い分だけ韌性が良くなり有利であると見える。各鋼種の溶接部のBOND及びHAZは、入熱が増大するに従いシャルピー吸収エネルギーが低下する傾向にある。新制御圧延材は従来型鋼材に比較して、同じ要求吸収エネルギー値に対して許容入熱量は大きい。さらに耐入熱性を改善するために微量元素の添加や組織制御を行なえば、より許容入熱量を増加し得る。

Type IIの鋼材は、一般には $C_{eq.}$  はType I、Type IIより低い。HT32材及びHT36材でも $C_{eq.}$  はほぼ軟鋼なみとなるものもあり、母材に関する溶接性は全く軟鋼なみとみなせる。Type IIの鋼材は、急速冷却による組織制御効果によって強度を確保しているため、大入熱溶接を適用すると、軟化層があらわれるものもあるので、この点についての評価をする必要があろう。

なお、HT60材などの焼き入れ、焼もどし材についても、同様な現象があらわれることは以前から知られている。HAZの軟化域が狭ければ、標準試験片による継手強度は若干低い値を示しても、広巾の試験では継手の強度は上昇するので、実際の構造物では実用上問題にならないのではないかとの報告がある。船体構造の溶接継手として軟化域の影響が解明され、HT36材に対して軟鋼と同様な溶接施工が可能となれば、Type IIの実用化は造船所にとって大きな魅力である。

また、新制御圧延材の破壊韌性は、従来型鋼材に比較して優れており、特にType I及びIIの鋼材では、脆性亀裂伝播停止特性が極めて良好である。このため脆性亀裂のARRESTER部材としての適用性に大きな期待が寄せられている。

なお、脆性亀裂停止特性については、新制御圧延特有のSEPARATIONの生成との関係があるとの報告もある

り、この点に関してはより詳細な評価が望まれるところである。

### 2.3 検討課題

新制御圧延材は、鋼板の製造の基本系である化学成分、圧延法、熱処理などを大幅に変革して、優れた溶接性と韌性を得ようとするものである。この特質を余裕として従来のHT材の施工法をそのまま適用するのではなく、この特質を施工面あるいは破壊強度の安全性の面に積極的に活用していくかなければならない。そのためには検討しなければならない課題が多く残されている。これらの課題は表2.3.1にまとめて示す。

本研究部会は各課題を検討調査し、その中で生じる問題点を解決することにより次のような新HT材の有効な利用技術を確立するための基礎的検討資料を得ることを目的としている。

#### (1) 新鋼材の材質に適合した新しい施工法

- a 予熱無し施工法の確立
- b 大入熱高能率施工法の確立
- c 非低水素系溶接棒とくに水平すみ肉溶接棒の実用化

#### (2) 新鋼材と新施工法を用いた船体構造の破壊に対する安全性評価法の確立とその安全性の確立

- a 溶接部のBONDとHAZの破壊特性の把握と要求CRITERIAの設定
- b 高韌性母材と通常の韌性の溶接部よりなる継手の破壊に対する安全性評価法の確立

#### (3) 新鋼材と新施工法の規格体系の整備

- a 新鋼材の製造法、化学成分系の整理
- b 新施工基準の策定
- c 要求強度・韌性値の設定

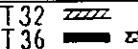
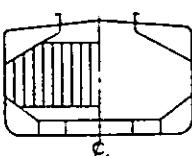
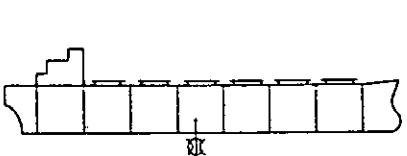
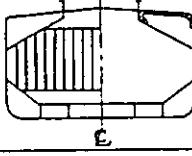
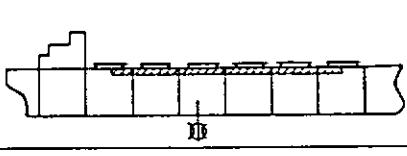
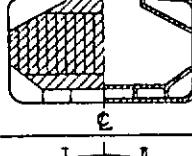
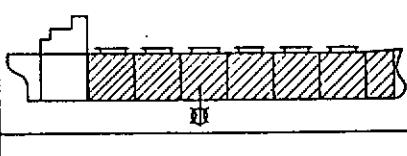
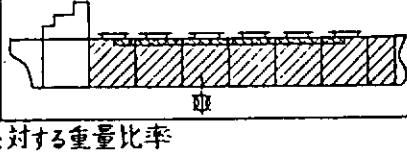
### 2.4 研究体制

新制御圧延材に関する研究は、製鉄所のPROCESS INNOVATIONに呼応して造船所のPROCESS INNOVATIONを図ろうとするものであり、本研究の成果は今後の船体構造のHT化、あるいは、工作法の合理化などにも大きくかかわる問題であるといえる。

研究期間としては、昭和57年度と昭和58年度の2年間が予定されている。研究の流れは、図2.4.1のようになるが、この中で本委員会は共通課題についての検討ととりまとめを行い、専門別に分科会を設け、破壊特性と安全性評価については第1分科会が、溶接性については第2分科会が調査研究と実験にあたる予定である。

各製鉄所では新鋼材の開発研究により、すでに多くのデーターが集積されていること、さらに、一部の造船所において施工実験と性能実験が行われ、ある程度のデーターが蓄積されていることから、上記共同研究の効率化のためには、各社の協力を得て関連データーを集めることにしている。

本研究部会の共同実験は、集約データーを補完する意味で行ない、両者のデーターを委員会においてとりまとめて評価することになっている。

		鋼材配置 [HT32  HT36  ]		使用鋼材の種類と比率(%)				
		Midship Section	側外板	軟鋼	HT32	HT36	合計	
全て軟鋼材					100	0	0	100
軟鋼 + HT32	第1 ステップ				90 (93)	7 (7)	0 (0)	97 (100)
軟鋼 + HT32	第2 ステップ				41 (45)	50 (55)	0 (0)	91* (100)
軟鋼+HT32+HT36					41 (47)	41 (47)	6 (6)	88* (100)

\* : 全て軟鋼材を使用した場合に対する重量比率

図 2.1.1 船体構造での高張力鋼材の採用例

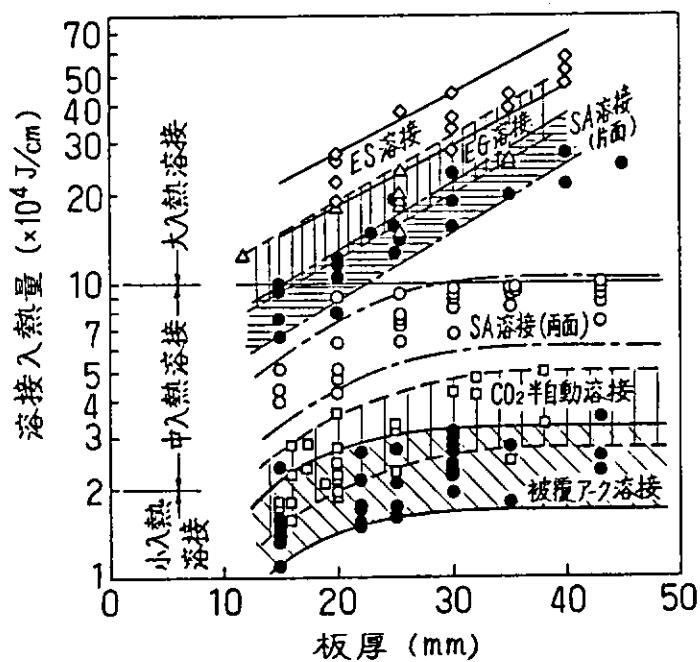


図 2.1.2 溶接法別入熱量（標準）と板厚との関係

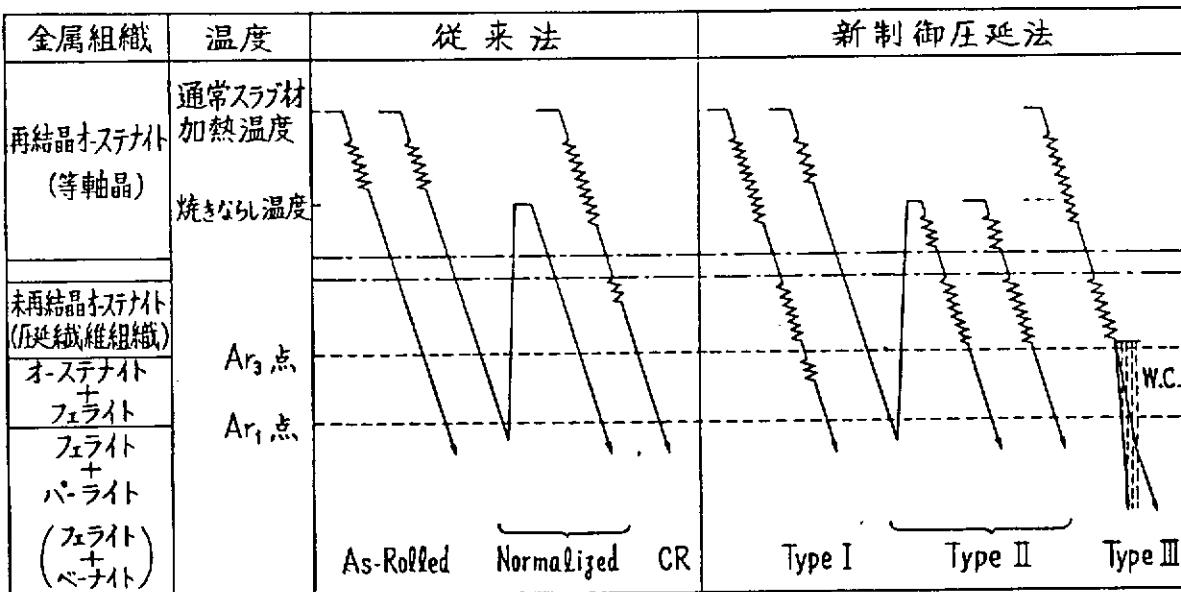


図 2.2.1 船体用・構造用高張力鋼板の製造法の模式図

表 2.2.1 従来型鋼と新制御圧延鋼の性能上の特徴

区分	製造法	鋼材 グレード	降伏点 (kgf/mm <sup>2</sup> )	化学成分系	炭素当量	溶接性		靭性	備考
						耐割れ性	耐大入熱性		
従来型	As Roll (圧延のまま)	A	32	Si - Mn	0.37~0.41	標準	標準	難	
			36	Si - Mn	0.37~0.43	難	標準	難 (薄板A級鋼)	
	CR (制御圧延)	D	32	Si - Mn	0.37~0.41	標準	標準		
			36	Si - Mn -Nb or V	0.38~0.43	難	やや難	やや難	
	Norma. (焼きならし)	D(厚板) E	32	Si - Mn	0.37~0.41	標準	標準	良好	
			36	Si - Mn -Nb or V	0.38~0.44	難	やや難	良好 (大入熱による問題)	
新制御 圧延型	Type I と Type II	A D E	32	Si - Mn	0.30~0.37	良好	標準	良好	
			36	Si - Mn -V or Nb	0.34~0.41	標準	やや難	良好	V, Nbの溶接 金属への影響
	Type III	A D E	32	Si - Mn	0.21~0.31	良好	やや難	良好	HAZ:軟化層が 生ずる場合もある
			36	Si - Mn	0.24~0.36	良好	やや難	良好	
	Type I, II の 耐大入熱型	A D E	32	Si - Mn - Ti - Ca, B	0.33~0.37	良好	良好	良好	メカニカル添加元素 の種類が異なる

- 注1) 実船材の例“溶接施工管理標準”p.137  
 注2) 鋼材専門委員会 K-3-4 “50#HTの溶接割れについて”  
 注3) 昭和44年頃 船体材の上向すみ肉継手、水平突合せ継手に割れが発見され、それ以降造船各社ではHT材のCeq. ≤ 0.41を抑えた材料を用いている。

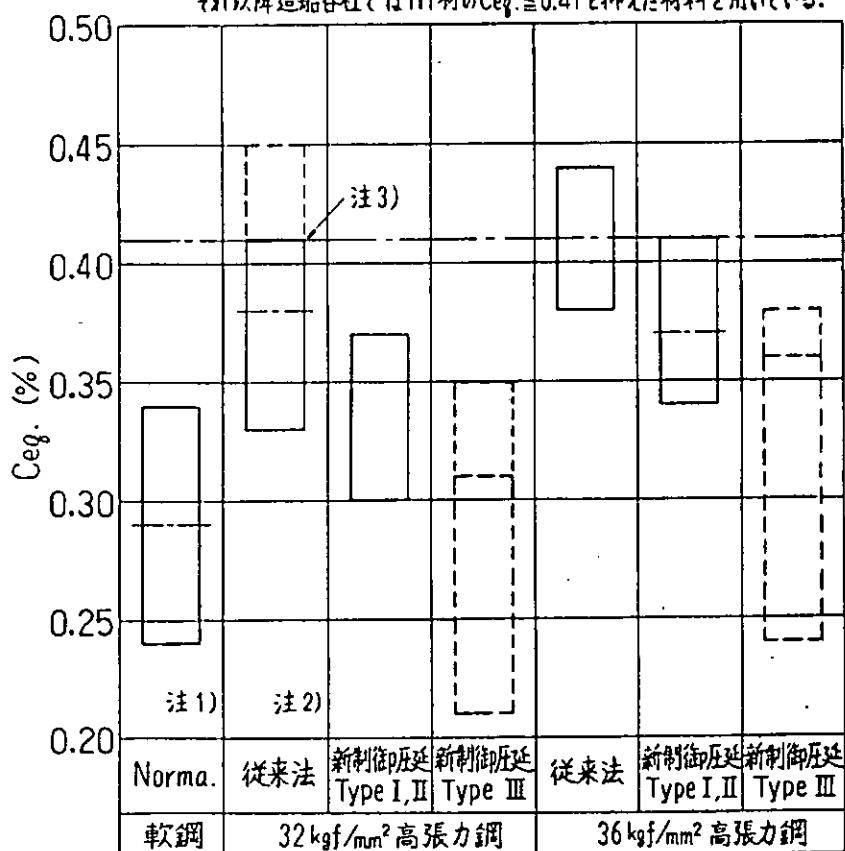


図 2.2.2 高張力鋼材の製造法による Ceq. の範囲

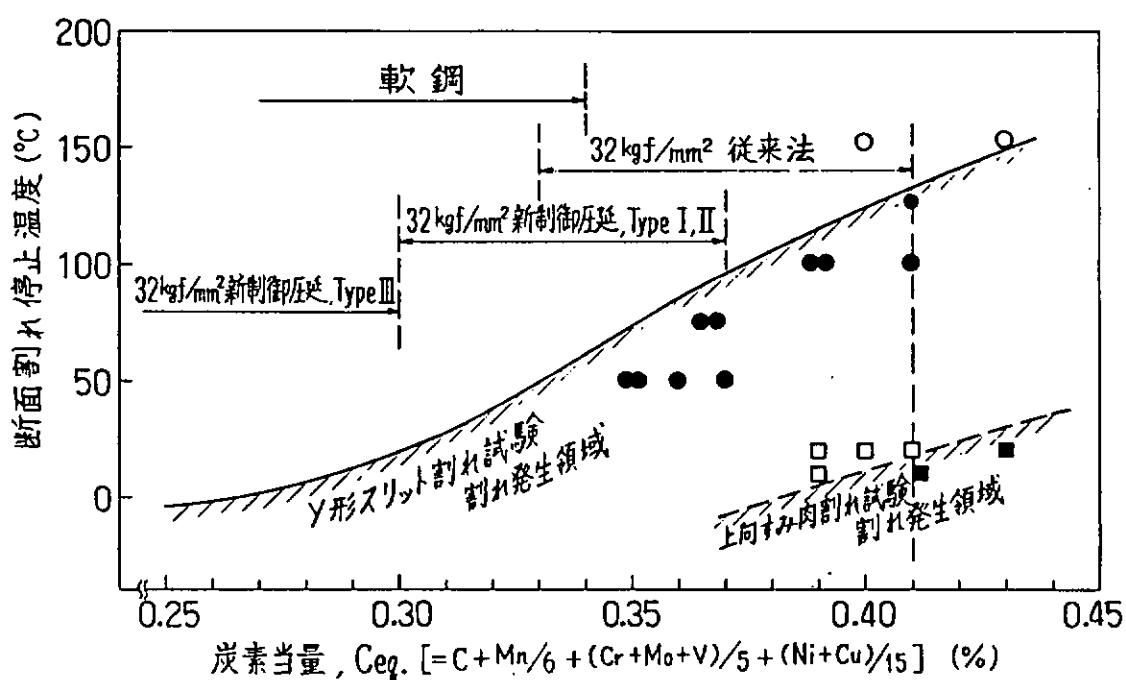


図 2.2.3 船体構造用高張力鋼板の断面割れ停止温度と Ceq. との関係

表 2.3.1 新制御圧延材の検討課題

区分	課題	鋼種別課題			備考
		Type I Type II	大入熱用 Type I, II	Type III	
基本性能 (母材)	—	製造法, 化学成分, 組織, 硬化性, CCT曲線, 機械的性質, 切欠靱性を明らかにする。	○	○	○
加工性	冷間曲げ加工	冷間曲げによる延性の低下と靱性の低下を明らかにする。	○	○	○
	線状加熱	線状加熱による靱性の劣化を調べ, 加熱条件を明らかにする。	○	○	○
溶接性	割れ感受性 (母材)	低入熱溶接時の割れ感受性を明らかにする。 (被覆アーク溶接, CO <sub>2</sub> 溶接)	○	○	○
	割れ感受性 (溶材)	従来型の溶材(低水素系)と非低水素系溶材について割れ感受性を調べる。	○	○	○
加工・溶接の基本条件	耐大入熱溶接性	大入熱溶接(100kJ/cm以上)の継手におけるBONDと母材の切欠靱性を調べ, 許容入熱量の範囲を明らかにする。	○	○	○
	基本条件	加工, 溶接の基本条件を上記の試験調査結果より策定する。	○	○	○
破壊特性	基本継手性能	上記の条件の代表的な条件で施工し, NKの溶接法承認試験に準じた方法で性能を確保する。	○	○	○
	BOND, HAZの破壊特性	大入熱溶接部のBOND, HAZの脆性破壊の発生特性を明らかにする。	○	○	○
	溶接金属の破壊特性	非低水素系溶接部の破壊の発生特性を明らかにする。	○	○	○
高靱性母材と低靱性溶接部の破壊特性	高靱性母材と低靱性溶接部の破壊特性	母材, 溶接部について破壊の発生・伝播・停止の特性を明らかにする。	○	○	○
	基準類	新しい材料系にふさわしい材料規格, 施工標準, 性能基準の案を作成する。	○	○	○

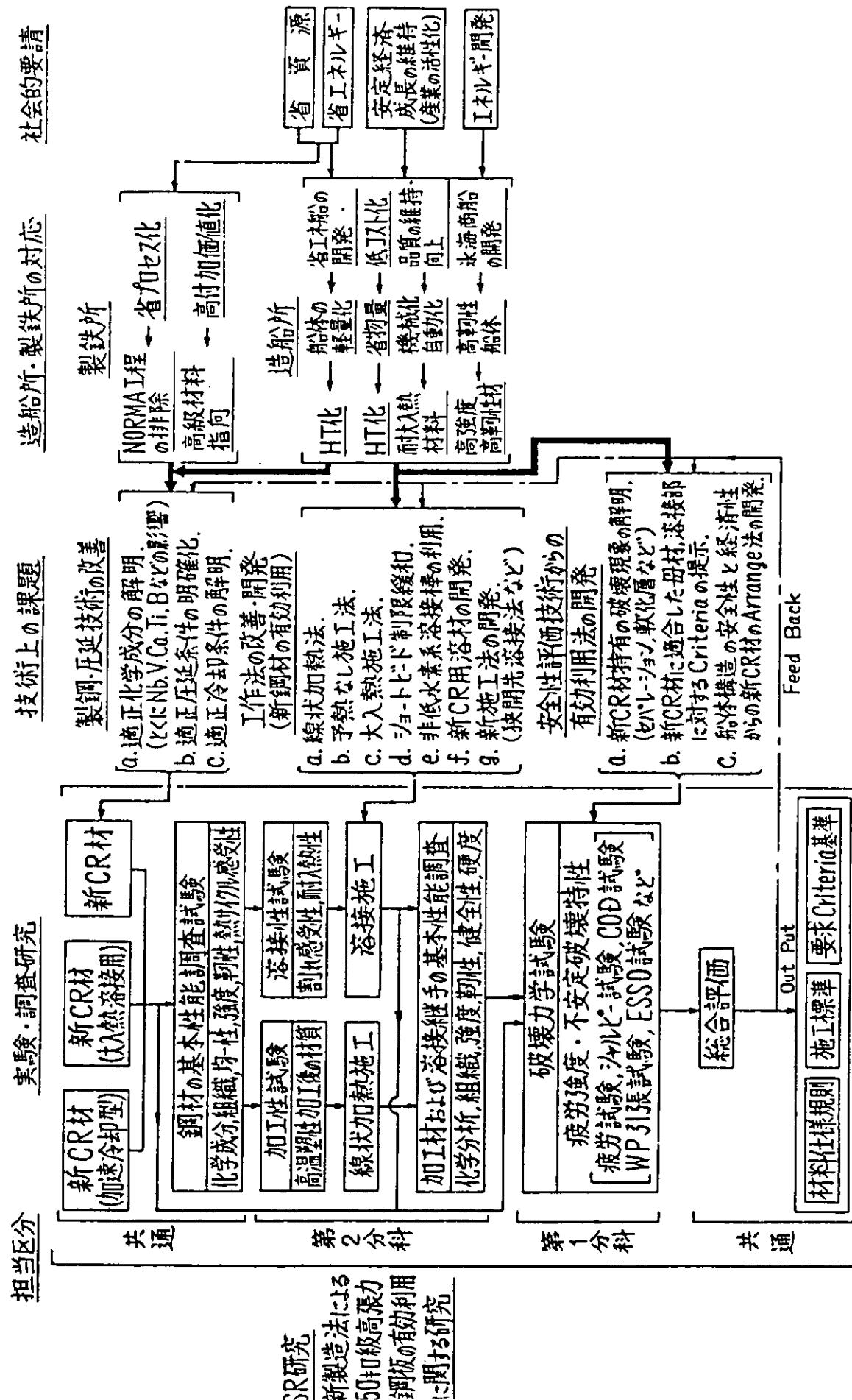


図 2.4.1 新制御干舷型船体構造用高張力鋼板に関する研究の流れとその背景

### 3. 本 年 度 研 究 の 概 要

非水冷型の新制御圧延型（新CR型）50キロ級高張力鋼板を対象に、母材および溶接継手部の破壊靱性を中心とした強度特性を把握した。また、水冷型・非水冷型の新CR型50キロ級高張力鋼板と従来圧延型50キロ級高張力鋼板を対象に、耐溶接割れ特性を把握した。

すなわち、第1分科会（4章、5章にその結果を示す）では、板厚35mmの非水冷型の新CR型降伏点 $36 \text{ kgf/mm}^2$ 級50キロ級高張力鋼E級鋼板（KE36鋼板）〔大入熱溶接非対策の一般鋼板6チャージ（内1チャージは従来圧延型焼きならし処理鋼板）と、大入熱溶接対策鋼板5チャージ〕を供試して、母材および溶接継手部の各種破壊強度特性を把握した。実施した試験内容ならびに試験分担を、表3.1に示す。

一方、第2分科会（6章、7章にその結果を示す）では、板厚25mmの水冷型の新CR型と従来圧延型降伏点 $32 \text{ kgf/mm}^2$ 級および $36 \text{ kgf/mm}^2$ 級50キロ級高張力鋼A級鋼板（K32A鋼板チャージ、K36A鋼板4チャージ）を供試して、耐溶接割れ特性に及ぼす炭素当量の影響など（含溶接棒の水素量など）を把握した。実施した試験内容ならびに試験分担を表3.2に示す。さらに、第2分科会では、線状加熱加工に関する調査・調査結果の整理・検討も実施した。

表 3.1 SR 193 “新製造法による 50 キロ級高張力鋼板の有効利用に関する研究”第 1 分科会

第 1 年次（昭和 57 年度）試験内容ならびに試験分担

鋼種		新製造法による 50 キロ級高張力鋼 (KE36, 板厚 35mm)						従来鋼(ルア処理鋼) (KE36, 板厚 35mm)	
供試鋼		A	B	C	D	E	F	G	
試験内容	分担内容	試験片製作 試験実施場所	試験片製作 試験実施場所	試験片製作 試験実施場所	試験片製作 試験実施場所	試験片製作 試験実施場所	試験片製作 試験実施場所	試験片製作 試験実施場所	
化字成分	ナラフ分析	17-入							
引張試験 (L,T,Z)	L,T,Z:各 7木	21本							
V-J フルピッケル試験 (L,T,Z)	L,T,Z:各 10本	100本							
母材 C/D 曲げ試験 (L,T,Z)	L,T,Z:各 10本	30本							
拘束物取扱厚さ通れ試験比較	L: 4枚	4枚							
ESSO / 二重引張試験	L: 4枚	4枚							
拘束成形ESSO / 二重引張試験	L: 3枚	3枚							
落重試験	L: 10本	10本							
拘束型特別V-J フルピッケル衝撃試験	T:55, HAZ:65, J:33	20本							
試験総手 (万円)		FAB (100kg/m <sup>2</sup> )	FCB (250kg/m <sup>2</sup> )	SAW (100kg/m <sup>2</sup> )	FCB (250kg/m <sup>2</sup> )	SAW (100kg/m <sup>2</sup> )	FCB (250kg/m <sup>2</sup> )	SAW (100kg/m <sup>2</sup> )	FAB (100kg/m <sup>2</sup> )
R.O. R.O.		鉄鋼製作 場所	鉄鋼製作 場所	鉄鋼製作 場所	鉄鋼製作 場所	鉄鋼製作 場所	鉄鋼製作 場所	鉄鋼製作 場所	鉄鋼製作 場所
試験内容									
組立溶着熱分布測定, Deposition 70℃ 加工効率	1組								
純引張試験, 開口引張試験 純着熱引張試験	全温:各 3木	6本							
純着熱引張試験	丸棒試験片	3本							
曲げ試験 (側曲げ試験)	2木	石捲	石捲	日立	日立	鋼管	鋼管	川重	住重
V-J フルピッケル衝撃試験	Depo, Fusion Line M11, 35mm: 40木	石捲	石捲	日立	日立	鋼管	鋼管	川重	住重
C/D 曲げ試験	6木	A	B	C	D	E	E	東大	東大
拘束引張試験大引張試験	Fusion Line HAZ HAZ	6木	東大 石捲 三井	東大 日立 三井	東大 钢管 三井	東大 钢管 三井	東大 钢管 三井	川重 钢管 三井	川重 钢管 三井

表 3.2 S R 193 “新製造法による 50 キロ級高張力鋼板の有効利用に関する研究” 第 2 分科会

第 1 年次（昭和 57 年度）試験内容ならびに試験分担

試験項目	試験目的	試験要領 新製造法 水冷	鋼種(板厚) W 26	K32A (25mm)	K36A (25mm)	K36A (25mm)	K32A (25mm)	K36A (25mm)	K36A (25mm)	試験様 試験担当	溶接棒 提供会社
			符号 $C_{eq.}$	W 30	A34	R38	A38	R42			
			0.26	0.30	0.34	0.38	0.38	0.42			
1.供試溶接棒の化学成分、機械的性質とシャルビ衝撃値 [NK溶着金属試験による]	供試溶接棒の諸性質を明確にしておく。	溶接棒の[H]: 5.15, 25 CC/100g 試験内容 引張試験片: 各 2 本 曲げ試験片: 表 1 本, 裏 1 本 シャルビー: -20, -10, 0, 10, 20 °C 化学成分: C, Mn, Si, P, S 水素試験: 各 4 個	—	—	—	—	—	—	住重	溶接棒 川鉄 神鋼 住金 B 沖工	溶接棒 X-力 X-力 KJG4 社
2.斜め Y 型溶接割れ試験 [JIS Z 3158] [にもじづく]	溶接棒の水素量と HAZ の低温割れ特性の関係を調査する。	試験温度: 0, 20, 50, 75, 100 °C 溶接棒の[H]: 5.15, 25 CC/100g	○	○	○	○	○	○	石播	石播	K 鍛勢 4 中
3.ねじ肉拘束割れ試験 [水平拘束 1 パス]	溶接棒の水素量と HAZ ならびに溶着金属の低温割れ特性の関係を調査する。	試験温度: 0, 25 °C 拘束状態: 1 溶接棒の[H]: 5.15, 25 CC/100g パス数: 1 温度 [H] 検返し $2 \times 3 \times 2 = 12$ PC/鋼	○	○	○	○	○	○	鋼管	住重	L 水平拘束 5 中
3'ねじ肉拘束割れ試験 [上向ねじ肉多パス]	溶接棒の水素量と HAZ ならびに溶着金属の低温割れ特性の関係を調査する。	試験温度: 25, 50 °C 拘束状態: 1 溶接棒の[H]: 5.15, 25 CC/100g パス数: 多パス 温度 [H] 検返し $2 \times 3 \times 1 = 6$ PC/鋼	○	○	○	○	○	○	鋼管	鋼管	L 鍛勢 4 中
4.H 型拘束割れ試験	溶接棒の水素量と低温割れと拘束度、予熱温度との関係で明らかにする。	試験温度: 0, RT, 50, 75, 100 °C 拘束状態 (K): 500, 1000, 2000 N/mm² 溶接棒の[H]: 5.15, 25 CC/100g パス数: 1 パス 温度 [H] (K) 検返し $3 \times 3 \times 3 \times 1 = 27$ PC/鋼	○	○	○	○	○	○	三井	三菱 日立	S 鍛勢 4 中
5.窓枠拘束割れ試験	溶接棒の水素量と低温割れと拘束度、予熱温度との関係で明らかにする。	試験温度: RT 拘束状態: 1 溶接棒の[H]: 5.15, 25 CC/100g パス数: 多層盛 温度 [H] (K) 検返し $1 \times 3 \times 1 \times 1 = 3$ PC/鋼	○	—	○	—	—	○	三井	川重	N 鍛勢 4 中
6.溶接部の最高硬さ試験 [JIS Z 3101] [にもじづく]	予熱温度およびビード長さと HAZ の最高硬さの関係を調査する。	試験温度: 0, RT, 75 °C ビード長さ: 10, 30, 50, 125 mm 溶接棒の[H]: 5 CC/100g 温度 ビード長 $3 \times 4 = 12$ PC/鋼	○	○	○	○	○	○	日立	三井	N 鍛勢 4 中
7.溶接ビードの曲げ試験 [JIS Z 3161] [にもじづく]	上記最高硬さ試験の補足試験として、水素量を変えた場合の溶接部の延性(ミクロ割れの存在の有無を含む)を調査する。	試験温度: 0, RT, 75 °C ビード長さ: 10, 30, 50, 125 mm 溶接棒の[H]: 5.15, 25 CC/100g 温度 ビード長 $3 \times 4 \times 3 \times 2 = 72$ PC/鋼	○	○	○	○	○	○	三菱	三井	N 鍛勢 4 中
試験板切断配布	——	——	—	—	—	—	—	—	川重		

とりまとめ担当: 川重・坂出

## 4. 母材特性についての共同実験結果及び考察

### 4.1 共同実験の概要

鉄鋼5社で各々2チャージ(内1チャージは大入熱溶接非対策の一般鋼板、他1チャージは大入熱溶接対策鋼板)が製造された、非水冷型の新CR型50キロ級高張力鋼板(KE36鋼板、板厚35mm)を供試した。また、比較のために、従来圧延型焼きならし処理鋼板(KE36鋼板、板厚35mm)が1チャージ供試された。

供試鋼板符号、実施した試験内容および試験分担などを、表4.1.1に示す。さらに、各試験項目別の試験内容を、表4.1.2および図4.1.1～図4.1.5などに示す。なお、大形混成ESSO／二重引張試験結果は、第2年次(昭和58年度)報告書にて報告する予定である。

また、試験結果の整理に当って、大入熱溶接非対策の一般新CR型鋼板、大入熱溶接対策新CR型鋼板、あるいは従来圧延型焼きならし処理鋼板などについては、それぞれ下記の略号を使用した。

名 称		略号
供試 鋼板	大入熱溶接非対策 新CR型鋼板	Thermo-Mechanical Controlled Rolling Process Steel TM
	大入熱溶接対策 新CR型鋼板	High Heat-Input Weldable Thermo-Mechanical Controlled Rolling Process Steel TM(H)
	従来圧延型焼きならし 処理鋼板	Normalized Steel N
比較 鋼板	新CR型鋼板	Thermo-Mechanical Controlled Rolling Process Steel [TM]
	従来圧延型鋼板	Conventional Process Steel CP

表 4.1.1 母材特性試験内容一覧

鋼種	新規法による50号級高張力鋼 (KE36, 板厚35mm)						従来鋼(川子丸鋼) (KE36, 板厚35mm)
	A	B	C	D	E	G	
試験方法	一般鋼 (熱間圧延)	丸棒鋼 (熱間圧延)	一般鋼 (熱間圧延)	一般鋼 (熱間圧延)	一般鋼 (熱間圧延)	一般鋼 (熱間圧延)	-
供試鋼	A (36E35A)	J (36E35J)	B (36E35B)	L (36E35L)	C (36E35C)	H (36E35H)	F (36E35F)
供試鋼(試験片)符号	(36E35A)	(36E35J)	(36E35B)	(36E35L)	(36E35C)	(36E35H)	(36E35F)
試験内容	試験片製作および試験実施場所						
化学成分	ナラフ分析 引張試験(L,T,Z)	L,T: 67本 V,I,T: 11本 C,D曲げ試験(L,T,Z)	L,T: 67本 V,I,T: 10本 C,D: 61本 冲击試験(L,T,Z)	L: 4枚 ESSO/二重引張試験 丸孔ESSO/重深爪試験 落重試験 加熱	A ESSO/二重引張試験 丸孔ESSO/重深爪試験 落重試験 加熱	B C C D D E E E	G

表 4.1.2 母材特性試験項目および試験内容

試験項目	試験内容	備考
母 材 特 性	化学成分	チェック分析、5元素以外も意識的に入れた元素は全て分析する。
	引張試験(L,T,Z)	L,T: NK U14A号; Z: SR193-I-12による; 各7本供試する。L,T,Z方向試験片共、室温～-196°Cの7温度(室温, -40°C, -80°C, -120°C, -150°C, -170°C, -196°C)で試験実施。 降伏応力、引張強さ、伸び、絞りを計測する。
	V-ノッチシャルピー衝撃試験(L,T,Z)	L,T: $\frac{1}{2}t$ 部表層部; Z: EBWにより補助材を供試鋼板表面に溶接、ノッチ位置は $\frac{1}{2}t$ 部、亀裂進展はし方向; 各20本で吸収エネルギー～温度、脆性破面率～温度遷移曲線を求める。
	COD曲げ試験(L,T,Z)	L,T方向、およびEBWにより補助材を供試鋼板表面に溶接、ノッチ位置は $\frac{1}{2}t$ 部、亀裂進展はし方向; 各々10本供試し、室温～-196°Cの適当な温度で、限界COD( $\delta_c$ )値と温度との関係を求める。
	中央切欠(板厚貫通) 大形引張試験	L方向より、幅400mmの中央切欠(板厚貫通)付標準型試験片を4枚製作し、4温度で各1枚供試する。 破壊応力値、K <sub>c</sub> 値、限界COD( $\delta_c$ )値と温度との関係を求める。
	ESSO/二重引張試験	L方向より、幅400mmの標準型ESSO試験片、または伝播部幅500mmの標準型二重引張試験片を4枚製作し、供試する。試験は全て温度勾配型で実施する。 K <sub>ca</sub> 値と温度との関係を求める。なお、可能なら、亀裂速度の変化や荷重低下も計測する。
加工性	大形混成ESSO/二重引張試験	L方向より、幅2000mmの混成型ESSO試験片、または伝播部幅2000mmの混成型二重引張試験片を3枚製作し、供試する。試験に先立ち $\sigma_{net} = 35 \text{ kg/mm}^2$ 程度の予荷重を与える。 試験条件は温度平坦型とし、亀裂速度の変化、荷重低下も測定する。なお、試験条件は温度を一定とし、応力を3条件変える。
	落重試験	L方向より、タイプ1型(25.4t × 89W × 356L)試験片を10本採取、製作し、ASTM E208(1975)に従って試験を実施する。 NDT 温度を求める。
	歪時効V-ノッチシャルピー衝撃試験	T方向より、平行部幅130mmの平板引張試験片を製作し、室温にて5%の引張り歪を与え、250°C × 30分間の時効処理後、板厚中央( $\frac{1}{2}t$ )部より標準V-ノッチシャルピー衝撃試験片を20本採取し、供試する。 吸収エネルギー～温度、脆性破面率～温度遷移曲線を求める。

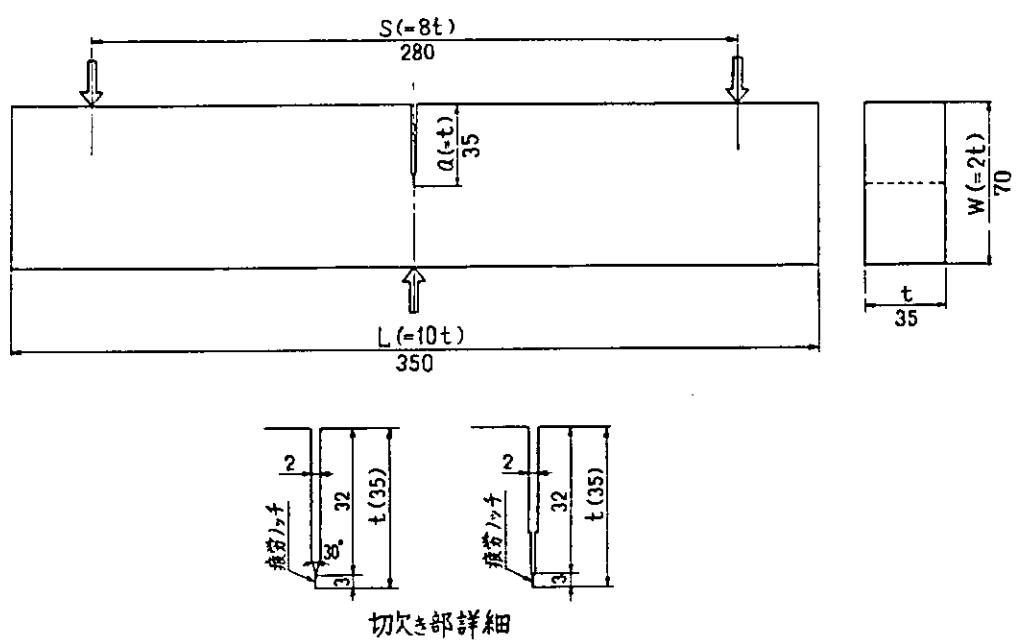


図 4.1.1 COD 曲げ試験片形状

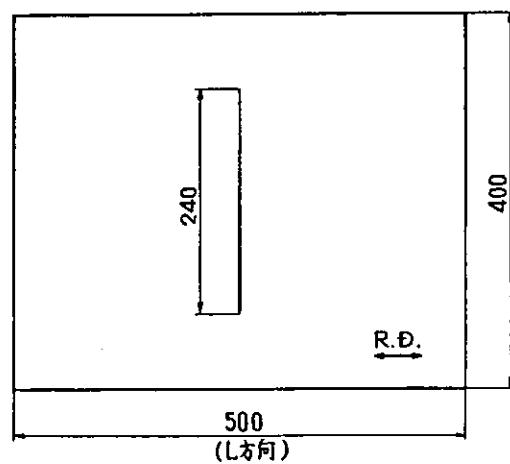
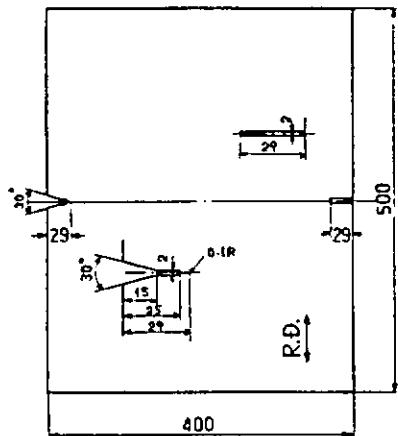
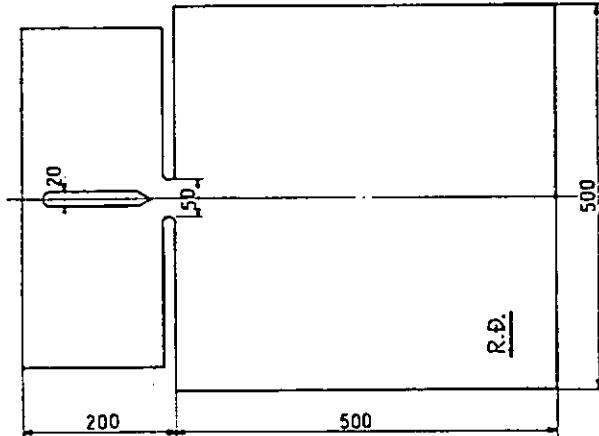


図 4.1.2 中央切欠(板厚貫通)大形引張試験片形状



ESSO試験片形状



二重引張試験片形状

図 4.1.3 E S S O / 二重引張試験片形状

両面多層盛CO<sub>2</sub>アーチ溶接条件の例

ワイヤ	段数	電流(A)	電圧(V)	速度(cm/min)	溶接条件	
					MG-50 (1.6mm <sup>2</sup> )	YM-26 (1.6mm <sup>2</sup> )
	1	220	23	25		
または	2~3	330	27	25		
	4~	330	29	25		

図 4.1.4 大形混成 E S S O / 二重引張試験片形状

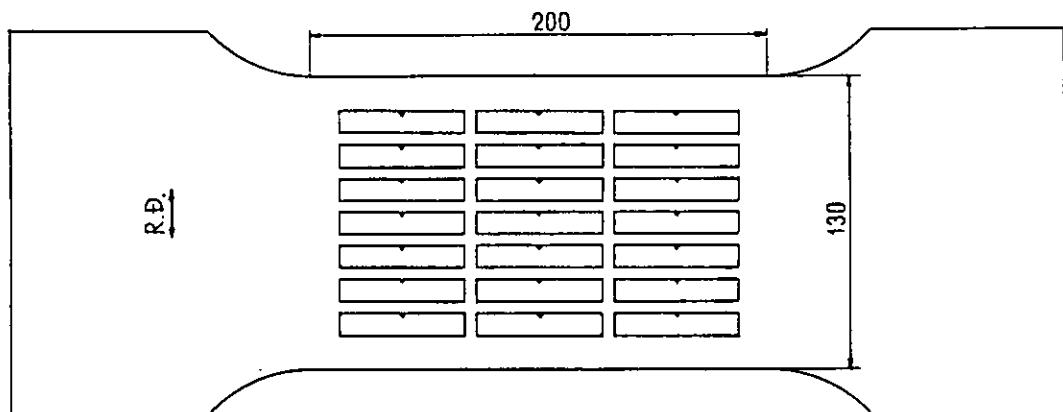
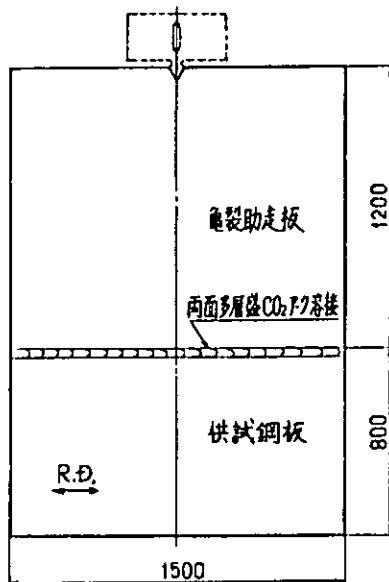


図 4.1.5 歪時効V - ノッチシャルピー衝撃試験片採取要領

## 4.2 化学成分

KE 3 6, 板厚 3.5 mm の各供試材 (3 6 E 3 5 A ~ 3 6 E 3 5 L) の化学分析結果を付録 1 の表 1.2 に示す。表中 3 6 E 3 5 K は従来の製造法による焼ならし材であり、他は全て新制御圧延によって製造されたものである（付録 1 の表 1.1 参照）。このうち 3 6 E 3 5 F ~ 3 6 E 3 5 H, 3 6 E 3 5 J, 3 6 E 3 5 L については大入熱対策鋼であり、大入熱非対策鋼に比較して、C 量が低く、特に Ti 等の添加が顕著である。また従来鋼の 3 6 E 3 5 K については新制御圧延材が一般に C 量を低く押えているのにに対して C 量が高い。

一方、各供試材の炭素当量 ( $C_{eq}$ ) と、溶接割れ感受性組成 ( $P_{cm}$ ) の関係をみると、図 4.2.1 に示すように、本供試材に関する限り  $C_{eq}$  が高い程  $P_{cm}$  も高いというかなり良好な相関がみられる。

また図より、従来の焼ならし材、新制御圧延による大入熱非対策、大入熱対策鋼の順に  $C_{eq}$  及び  $P_{cm}$  の値は低下する傾向にあり、当然のことながら溶接性もこの順に改善されていることが予想される。

## 4.3 強度特性

常温での引張試験結果については付録 1 の表 1.3 に示すとおり、特に引張強さに関して 3 6 E 3 5 A を除く新制御圧延材はいずれも N K 規格 KE 3 6 の最低要求値直上に偏る傾向が見られる点が特徴的である。

次に、低温引張試験によって得られた降伏点 ( $\sigma_y$ )、引張強さ ( $\sigma_u$ ) と温度の関係の例を図 4.3.1 に示す。図より強度は温度の低下と共に上昇する。このように  $\sigma_y$ ,  $\sigma_u$  を対数にとり、絶対温度  $T_K$  の逆  $1/T_K$  でプロットすると  $\sigma_y$ ,  $\sigma_u$  は温度に対して次式のような直線関係で近似できる。

$$\begin{aligned}\sigma_y &= A \exp \left( \frac{B}{T_K} \right) \\ &= \sigma_{yo} \exp \beta \left( \frac{1}{T_K} - \frac{1}{293} \right) \quad (4.3.1)\end{aligned}$$

( $\sigma_{yo}$  : 20 °C での  $\sigma_y$ )

$$\begin{aligned}\sigma_u &= A' \exp \left( \frac{B'}{T_K} \right) \\ &= \sigma_{uo} \exp \alpha \left( \frac{1}{T_K} - \frac{1}{293} \right) \quad (4.3.2)\end{aligned}$$

( $\sigma_{uo}$  : 20 °C での  $\sigma_u$ )

上式において  $\sigma_{yo}$ ,  $\sigma_{uo}$  は 20 °C の値としたが、実際には室温あるいは 15 °C での実験値を 20 °C での値と倣することにする。

そこで各供試材の引張試験結果を最小自乗法により (4.3.1), (4.3.2) 式にあてはめて得られた結果をまとめたものが表 4.3.1 である。

従って同表より、各供試材について任意の温度で降伏点及び引張強さが計算できる。

また  $\beta$  と  $\sigma_{yo}$  の相関について日本鉄鋼協会、“データシートシリーズ 4”では軟鋼から高張力鋼まで広範囲な降伏点を有する鋼材に対する  $\beta$  と  $\sigma_{yo}$  の相関を求めた表 4.3.1 のデータをプロットして図示したものが図 4.3.2 である。今回のデータは KE 3 6 K に限定されているため、新たに  $\beta$  と  $\sigma_{yo}$  の相関式は得られないが、バラツキはあるもののプロット点は日本鉄鋼協会の提案式に乗っている。

## 4.4 シャルピー特性

付録 1 の表 1.3 に各供試材の基本特性を示す。表中エネルギー遷移温度  $vT_{RE}$  については、エネルギー遷移曲線の上限値の  $1/2$  のエネルギーでの温度と、実験点で 100 % 延性破面を示す時のエネルギーの  $1/2$  での温度から求めた両方の値を示しており、同表において空欄の部分はエネルギー遷移曲線の上限値が得られてないため  $vT_{RE}$  が求められない。

かつたものである。

試験は各供試材の板表面から 1 mm と板厚中央から採取した試験片を用いて、それぞれ L, T, Z 方向について各温度で行なっており、それらの結果をまとめて図示したものが図 4.4.1(a)~(e) である。図は各温度で行なった 3 個の実験結果の脆性破面率と吸収エネルギーの平均カーブであり、図中、矢印と共に示す英文字は各供試材を表わしている。図より判ることは新制御圧延材は従来の焼戻し材に比較して、破面遷移曲線及びエネルギー遷移曲線共に立上がりが急であり、吸収エネルギーの上限値も高いことが特徴的である。

また新制御圧延材は従来の焼ならし材に比べ、規格要求値よりもはるかに高い値を示しており韌性も優れている。

次に吸収エネルギーに対する製造法あるいは採取位置の影響を示したものが図 4.4.2(a)~(c) である。図中のプロット点の数字は各温度で行なった 3 個の平均値の数を示している。

まず製造法の違いによる影響についてみると、L, T, Z の 3 方向共に従来の焼ならし材新制御圧延材の大入熱非対策、大入熱対策の順に韌性が向上している。

また採取位置に関しては L, T 方向について板厚中央より板表面下 1 mm から採取したものの韌性が優れている。

次に付録 1 の表 1.3 に示した  $vT_{RE}$  と破面遷移温度  $vT_{RS}$  から両者の相関を示したものが図 4.4.3(a), (b) である。

図よりエネルギー遷移曲線の上限値の  $\frac{1}{2}$  より求めた  $vT_{RE}$  と 100 % 延性破面を示す時の  $\frac{1}{2}$  エネルギーでの温度から求めた  $vT_{RE}$  の両者共に  $vT_{RS}$  に対して 1 : 1 の良好な相関がみられるが、本実験に関する限り、L, T 方向について新制御圧延材では  $vT_{RS}$  に対して  $vT_{RE}$  がやや高温側に分布しており、従来の焼ならし材ではその逆の傾向となっている。

また新制御圧延材の  $vT_{RE}$  と  $vT_{RS}$  が従来の焼ならし材に比較して非常に優れていることが分かる。

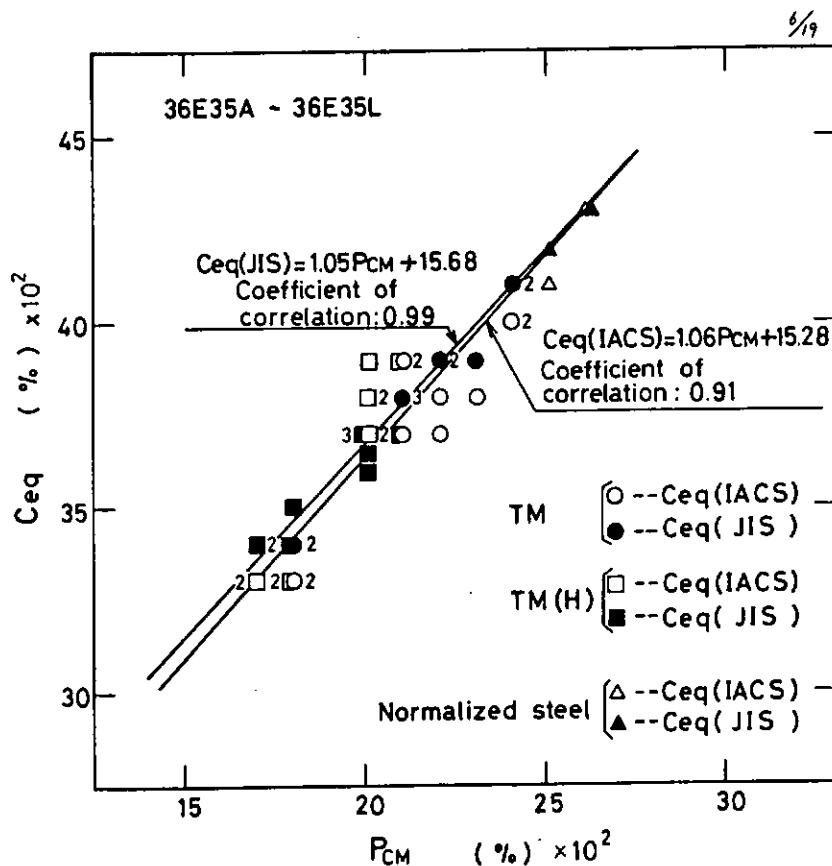


Fig. 4.2.1 Relation between carbon equivalent ( $C_{eq}$ ) and chemical composition for cold cracking susceptibility of steel plates ( $P_{CM}$ )

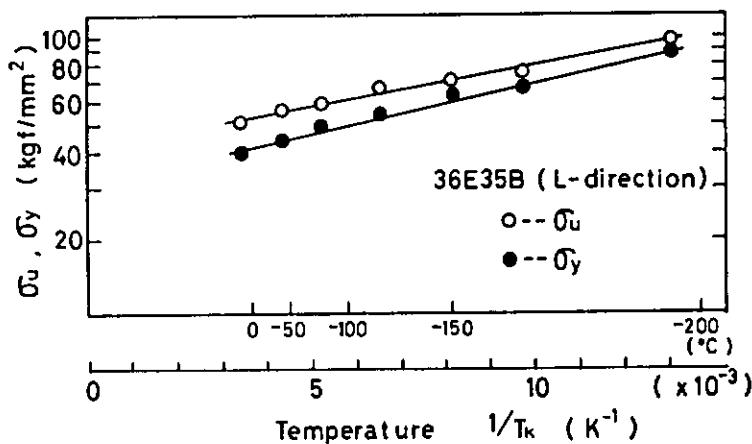


Fig. 4.3.1 Tensile strength ( $\sigma_u$ ) and yield point ( $\sigma_y$ ) at each temperature for tensile test

Table. 4.3.1  $\sigma_{uo}$  (Tensile strength at room temperature) and  $\alpha$ ,  
 $\sigma_{yo}$  (Yield point at room temperature) and  $\beta$   
 for tensile test of low temperature

Plate No.	Direction	$\sigma_{uo}$ (kgf/mm <sup>2</sup> )	$\alpha$ (K)	$\sigma_{yo}$ (kgf/mm <sup>2</sup> )	$\beta$ (K)
36E35A	L	57.2	76.1	43.3	131.4
	T	56.9	64.8	45.8	76.0
	Z	55.1	54.5	45.8	92.9
36E35B	L	51.0	67.6	39.8	85.2
	T	52.3	66.6	41.2	83.8
	Z	50.7	69.0	38.8	88.8
36E35C	L	51.0	56.0	39.8	80.8
	T	52.2	54.9	40.4	81.3
	Z	52.0	61.5	39.5	91.7
36E35D	L	51.0	62.0	38.0	90.2
	T	52.0	59.0	39.0	85.4
	Z	51.0	61.0	37.1	93.0
36E35E	L	53.7	57.5	39.8	90.2
	T	53.4	61.1	36.7	106.6
	Z	52.8	70.0	39.3	117.0
36E35F	L	50.5	62.8	41.4	83.6
	T	52.6	62.3	42.7	87.1
	Z	54.0	68.8	43.5	97.2
36E35G	L	51.0	61.6	37.0	90.7
	T	52.0	63.5	38.0	90.9
	Z	51.9	60.3	36.8	93.4
36E35H	L	51.3	57.1	41.2	78.0
	T	52.3	57.3	42.1	77.8
	Z	52.4	63.6	41.3	89.0
36E35J	L	52.1	66.1	40.4	80.1
	T	52.5	84.0	40.7	143.5
	Z	51.6	61.6	43.2	90.0
36E35K	L	56.9	55.7	38.8	89.3
	T	57.2	78.3	40.7	91.6
	Z	56.9	54.6	41.1	81.1
36E35L	L	52.0	61.7	42.1	72.6
	T	53.8	60.9	44.1	67.9
	Z	52.4	62.1	41.9	76.4

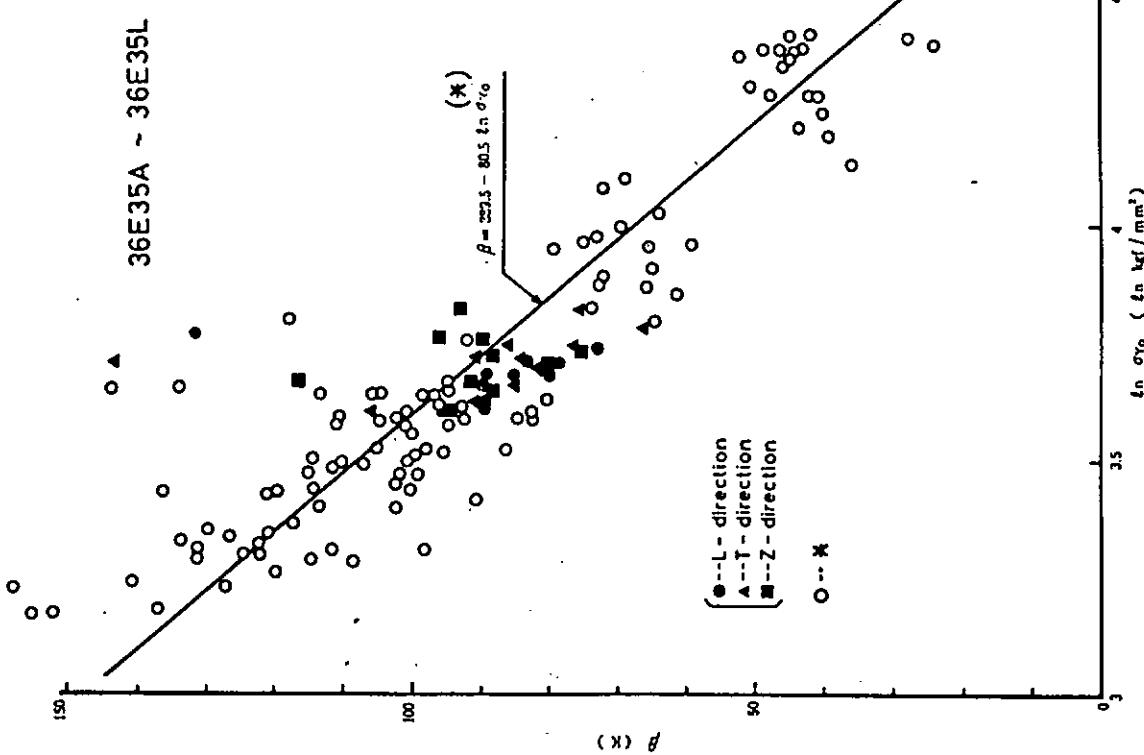


Fig. 4.3.2

Correlation between  $B$  and  $y_0$  for tensile test of low temperature  
 (\*) : The Iron and Steel Institute of Japan, "Date Sheet Series 4",  
 (1982), P80)

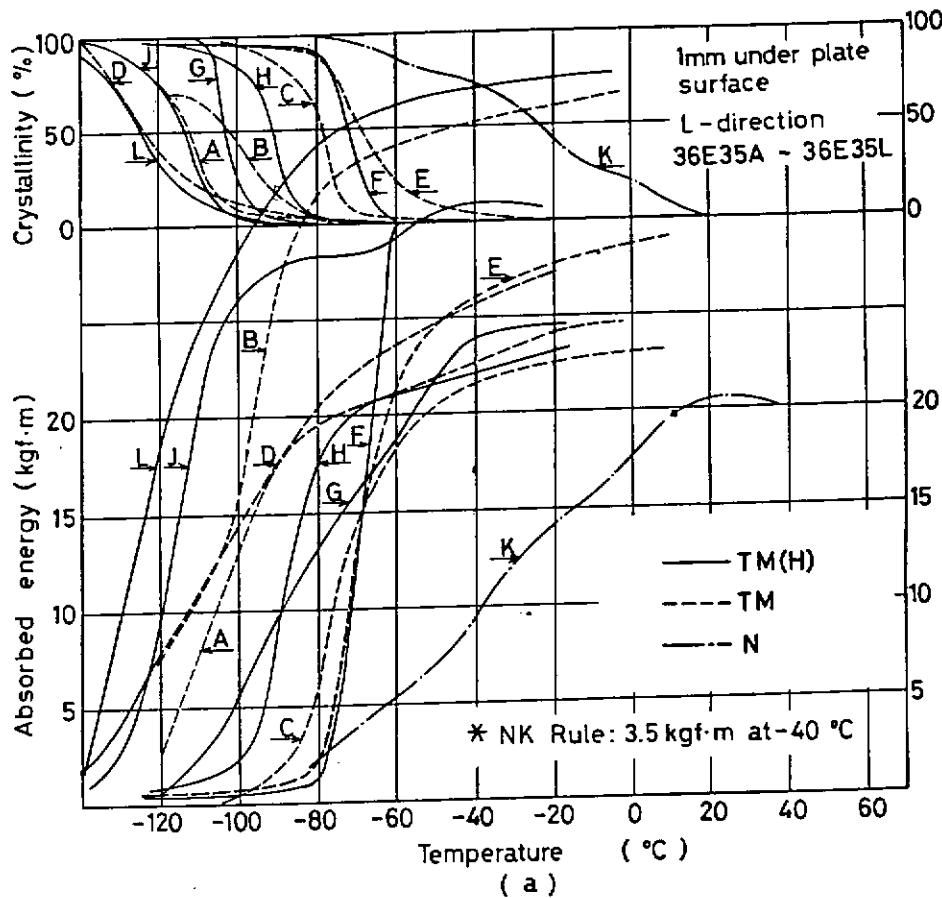


Fig. 4.4.1(a) Relation between crystallinity and absorbed energy at each temperature for V-Charpy impact test of test plates

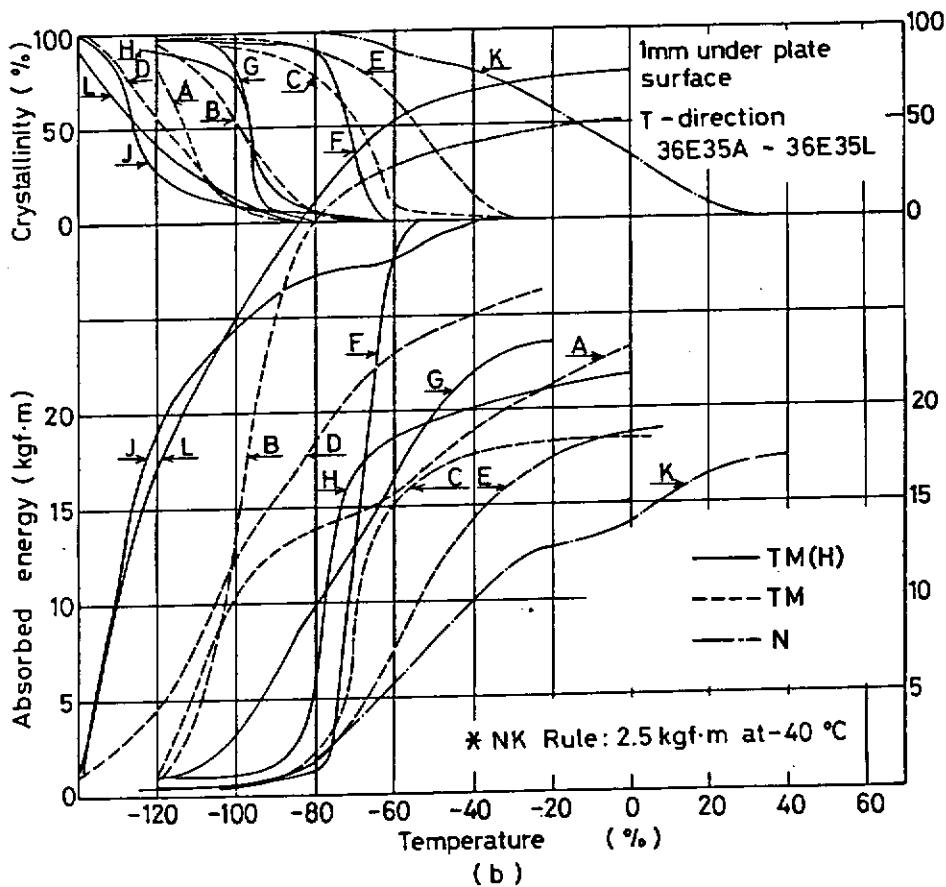


Fig. 4.4.1(b) Relation between crystallinity and absorbed energy at each temperature for V-Charpy impact test of test plates

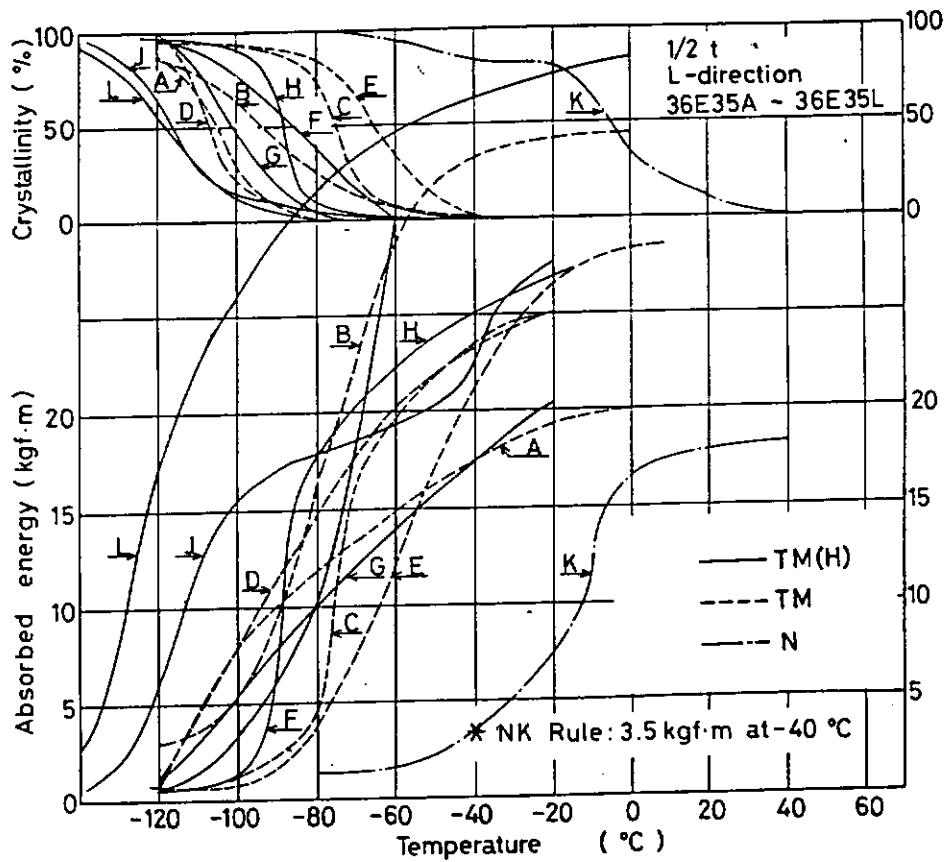


Fig. 4.4.1(c) Relation between crystallinity and absorbed energy at each temperature for V-Charpy impact test of test plates

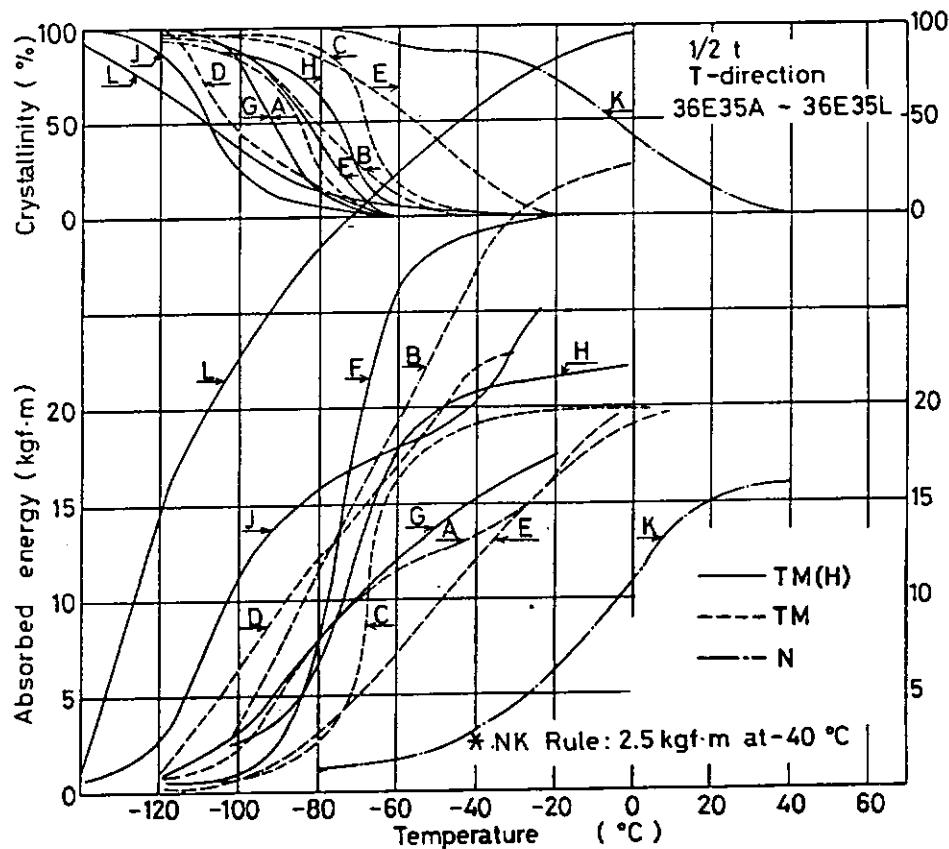


Fig. 4.4.1(d) Relation between crystallinity and absorbed energy at each temperature for V-Charpy impact test of test plates

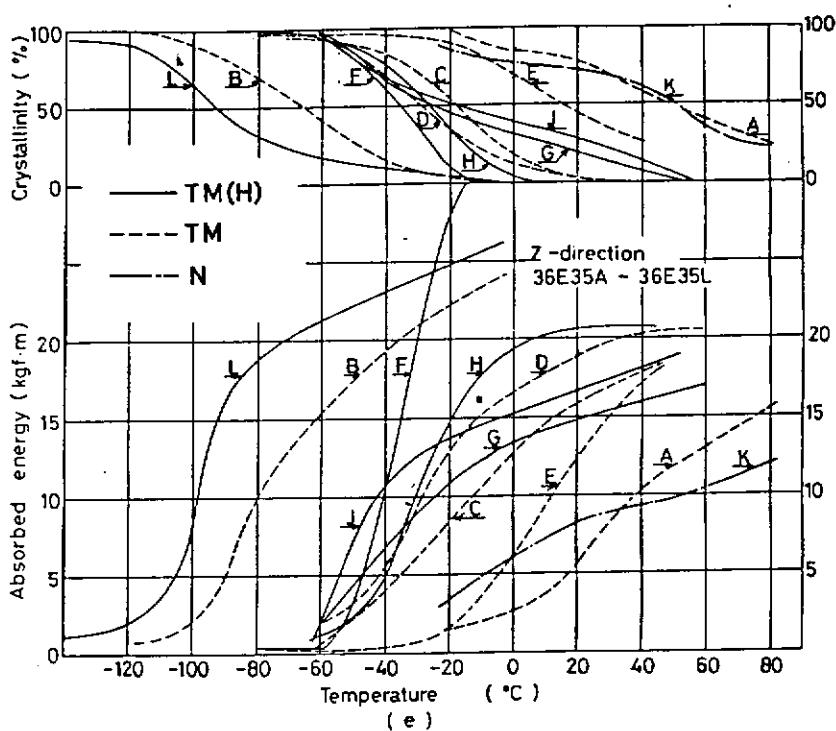


Fig. 4.4.1(e) Relation between crystallinity and absorbed energy at each temperature for V-Charpy impact test of test plates

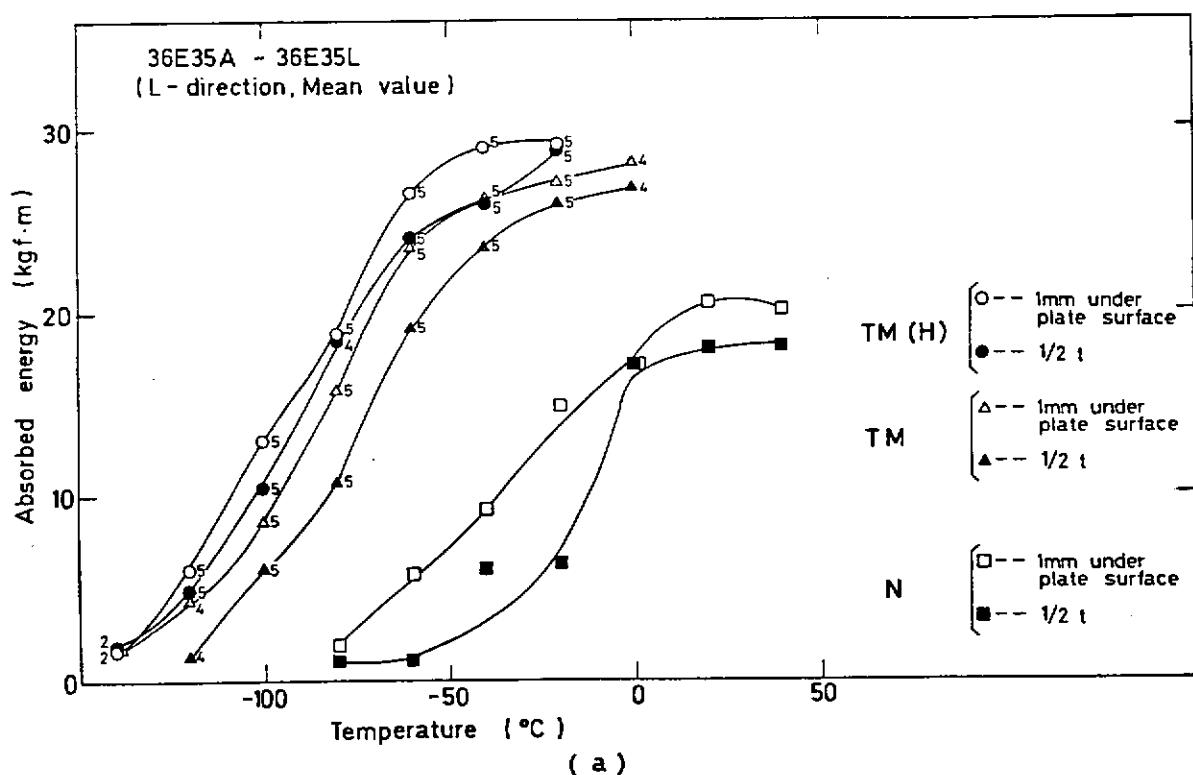


Fig. 4.4.2(a) Effect of heat treatment and position of sampling for V-Charpy impact test of mother plates

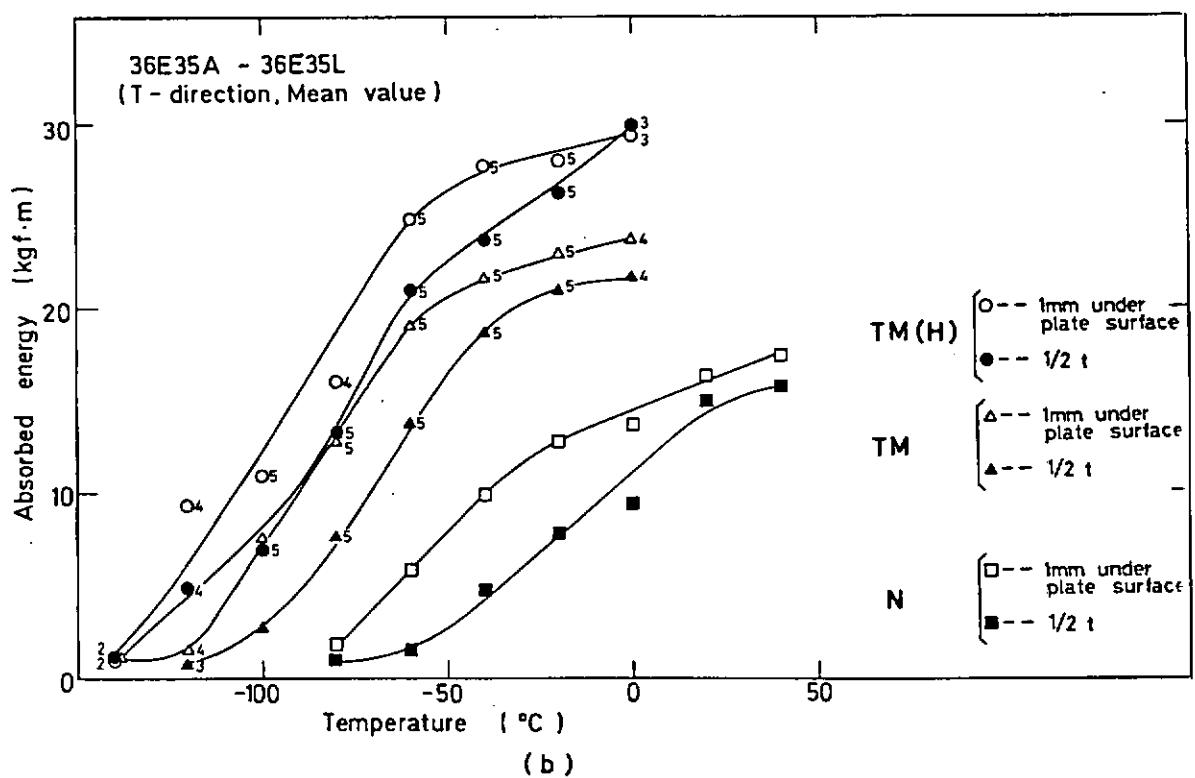


Fig. 4.4.2(b) Effect of heat treatment and position of sampling for V-Charpy impact test of mother plates

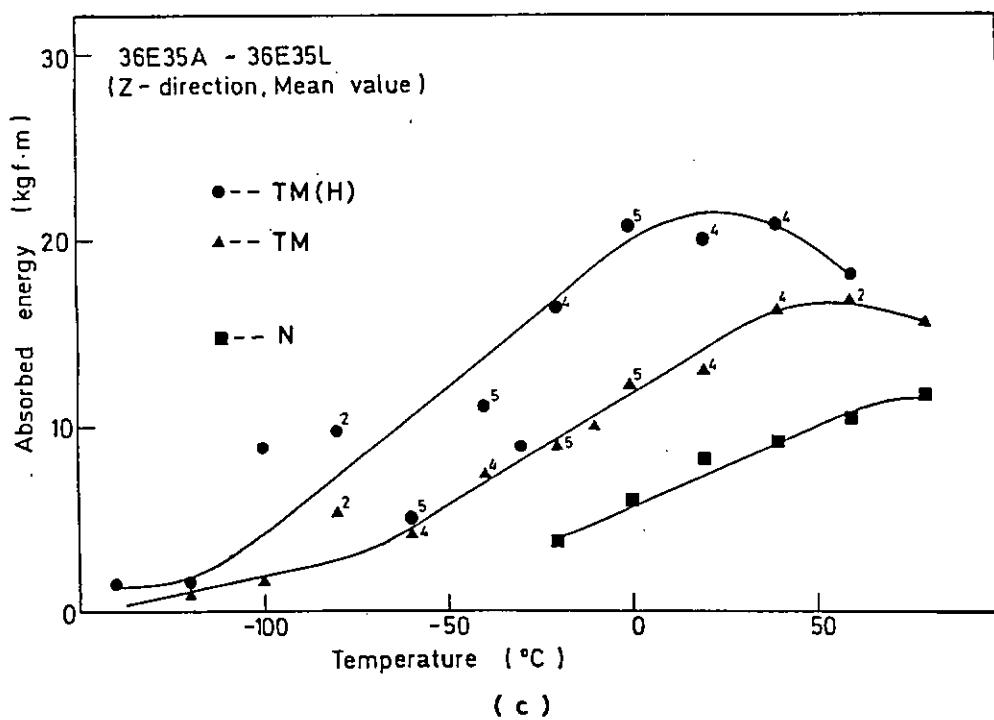


Fig. 4.4.2(c) Effect of heat treatment and position of sampling for V-Charpy impact test of mother plates

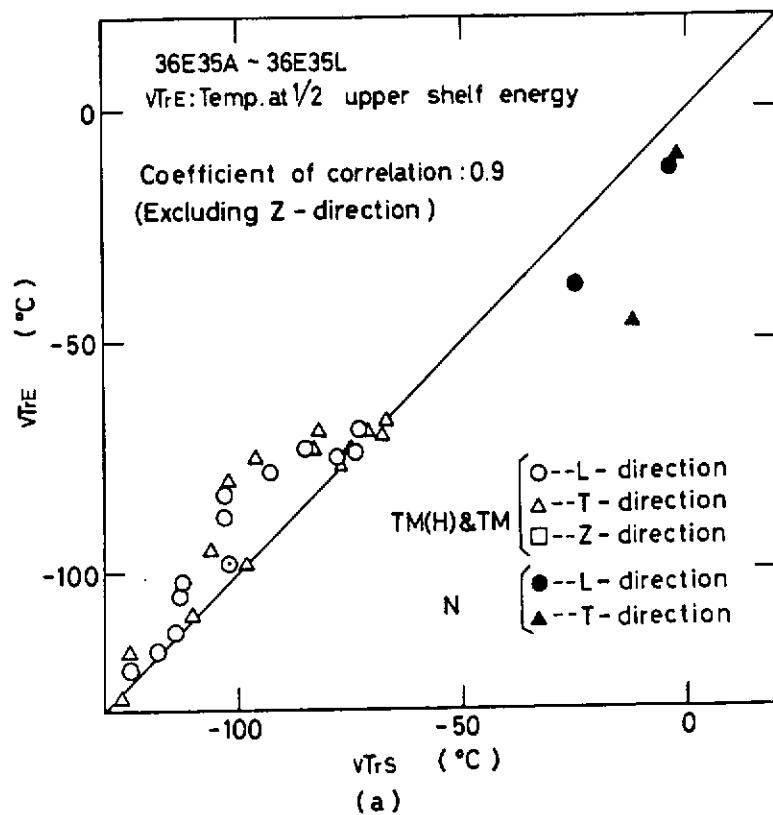


Fig. 4.4.3(a) Correlation between  $v_{TRE}$  and  $v_{Trs}$  for V-Charpy impact test of test plates

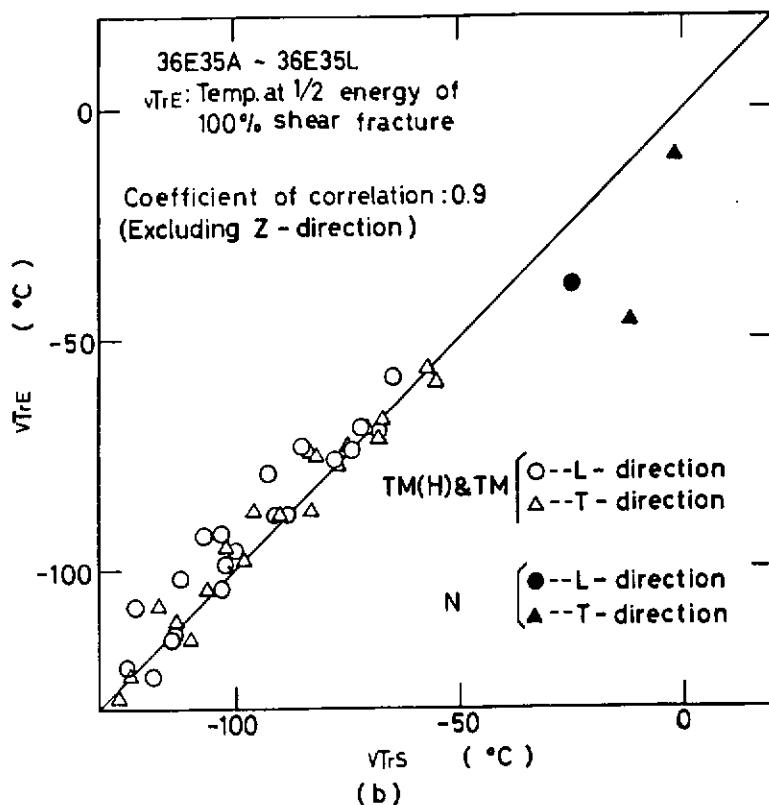


Fig. 4.4.3(b) Correlation between  $v_{TRE}$  and  $v_{Trs}$  for V-Charpy impact test of test plates

#### 4.5.1 破壊強度特性 ( COD 値 )

新制御圧延、熱加工処理 Type II で製造された KE 3 6 の母材の COD 試験結果を図 4.5.1.1 ~ 図 4.5.1.6 に示す。

図 4.5.1.1 および図 4.5.1.2 は非大入熱対策鋼の L, T 方向の限界 COD 値をまとめたものである。本結果より L, T 方向の限界 COD 値はほぼ同じ領域にばらついており、L, T 方向の差はないと考えてよい。また図中には従来製造法 (ノルマ) による KE 3 6 の限界 COD 値を比較のため示した。この鋼材は従来鋼の平均的な破壊靭性値を示す鋼材として作製されたものである。この従来鋼と比べると 50 °C 程度遷移が低下しており、熱加工処理 Type II 材の破壊靭性値が良好であることがわかる。

図 4.5.1.3 は上記鋼材の板厚方向 (Z 方向) の限界 COD 値を示したものである。図中には L, T 方向の限界 COD 値 (図 4.5.1.1 および図 4.5.1.2) を点線で示す。

したが、B 鋼を除き Z 方向の限界 COD 値は L, T 方向よりも低下しており、約 30 °C 高温側に遷移温度が上昇していることがわかる。表 4.5.1.1 には L, T 方向のシャルビ試験で得られた最大セバレーション指數 S I max を示す。非大入熱対策鋼についてみると、E 鋼を除けば、B 鋼の S I max は他のものに比して小さいことがわかる。また E 鋼の L, T 方向の限界 COD 値は図 4.5.1.1 ~ 2 をみてわかるように Type II 材の下限に位置する。したがって E 鋼は L, T 方向の限界 COD 値が小さいために、Z 方向での限界 COD 値の

表 4.5.1.1 シャルビ試験における S I max (L, T 方向)

鋼材	鋼材記号	最大セバレーション指數 S I max			
		表面下 1 mm		$\frac{1}{2} t$	
		L 方向	T 方向	L 方向	T 方向
非大入熱対策鋼	A	0.24	0.23	0.23	0.17
	B	0.042	0.033	0.021	0.033
	C	0.113	0.100	0.029	0.050
	D	0.123	0.119	0.121	0.140
	E	0.04	0.05	0.03	0.06
大入熱対策鋼	F	0.05	0.04	0.07	0.06
	G	0.121	0.139	0.127	0.146
	H	0.075	0.058	0.067	0.021
	J	0.03	0.07	0.11	0.13
	L	0.013	0.021	0.017	0.029

L, T 方向からの低下がそれ程大とならないために S I max が小さくなっているものと考えられる。(比較鋼のノルマ材では S I max は 0 である。) このことから B 鋼では S I max が小さいために Z 方向の限界 COD 値が、L, T 方向とほとんど変わらない結果となっているものと推定される。すなわち S I max は L, T 方向と Z 方向の限界 COD 値の有異差を示す有力な指標になり得ることがわかる。

図 4.5.1.4 ~ 6 には大入熱対策鋼の Type II 材の限界 COD 値を、それぞれ L, T, Z 方向について示してある。非大入熱対策鋼での上記の結果が、そのまま大入熱対策鋼にもあてはまる。そして図 4.5.1.4 に比較のため非大入熱対策鋼の L, T 方向の限界 COD 値の範囲を示したが、それより約 10 °C 遷移温度が低下しており、大入熱対策のための微量元素の添加が母材の限界 COD 値の向上にも少し寄与していることがわかる。

つぎにシャルビ試験と限界 COD 値の相関について調査した。鉄鋼協会データシート部会破壊靭性分科会での軟鋼～HT 80 についての上記相関を調べた結果によると

$$\left. \begin{aligned} \delta c(T) &= 0.02 vE(T + \Delta T) \\ \Delta T &= 133 - 1.23 \sigma_{y0} - 6\sqrt{t} \end{aligned} \right\} \quad (4.5.1.1)$$

ただし  $\delta c(T)$  : T °C における限界 COD 値

$vE(T + \Delta T)$  : T + ΔT °C におけるシャルビー値

$\sigma_{y0}$  : 室温降伏点 (kgf/mm²)

t : 板厚 (mm)

(4.5.1.1) 式の相関は  $\delta c$  値およびシャルビー値を絶対温度表示の逆数、すなわちアレニウス型で表わして求められたものである。したがって相関を求めるためには両者をアレニウス型に表示して示した後、その相関を求めなければならない。

そこでアレニウス型に表示して(4.5.1.1)式により、 $\delta_c$  値の推定値と実験値との関係を調べた。その結果を図4.5.1.7に示す。本結果からも一部をのぞいてZ方向は従来の相関(4.5.1.1)式で推定できることがわかるが、L-T方向は明らかに(4.5.1.1)式による相関では非安全側の推定をすることになる。そこでシャルピー値から推定する $\delta_c$  値が0.2 mmになる付近についての平均値を求めて、相関を求める。

$$\left. \begin{array}{l} \delta_c(T) = 0.004 vE(T + \Delta T) \\ \Delta T = 133 - 1.23 \sigma_y o - 6\sqrt{t} \end{array} \right\} \quad (4.5.1.2)$$

となった。それを図中に実線で示してある。そしではらつきは約3倍の範囲にあることがわかる。すなわちType II材は一般的にはL-T方向はシャルピー値の改善程には $\delta_c$  値の改善ははかられていないことになっていることがわかる。これまでのType II材の実験からは従来鋼に比してアレスト性能が非常に改善されており、発生特性の改善はアレスト性能のそれ程でもない。一方シャルピー試験は発生と伝播の両エネルギーを含んだ量を与える。したがってこれまでの相関からはずれた発生特性である $\delta_c$  値とシャルピーの相関では、(4.5.1.2)式に示すような結果が生じるのは当然であると考えられる。

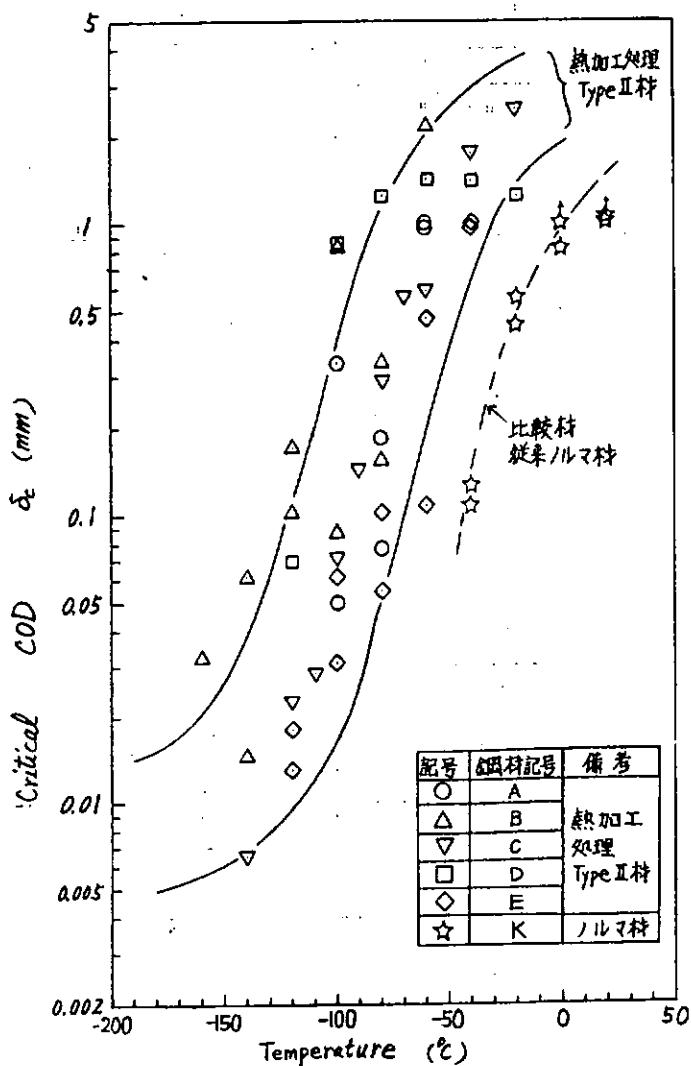


図4.5.1.1 热加工処理Type IIによるKE 36母材T方向の限界COD値  
(板厚35mm)

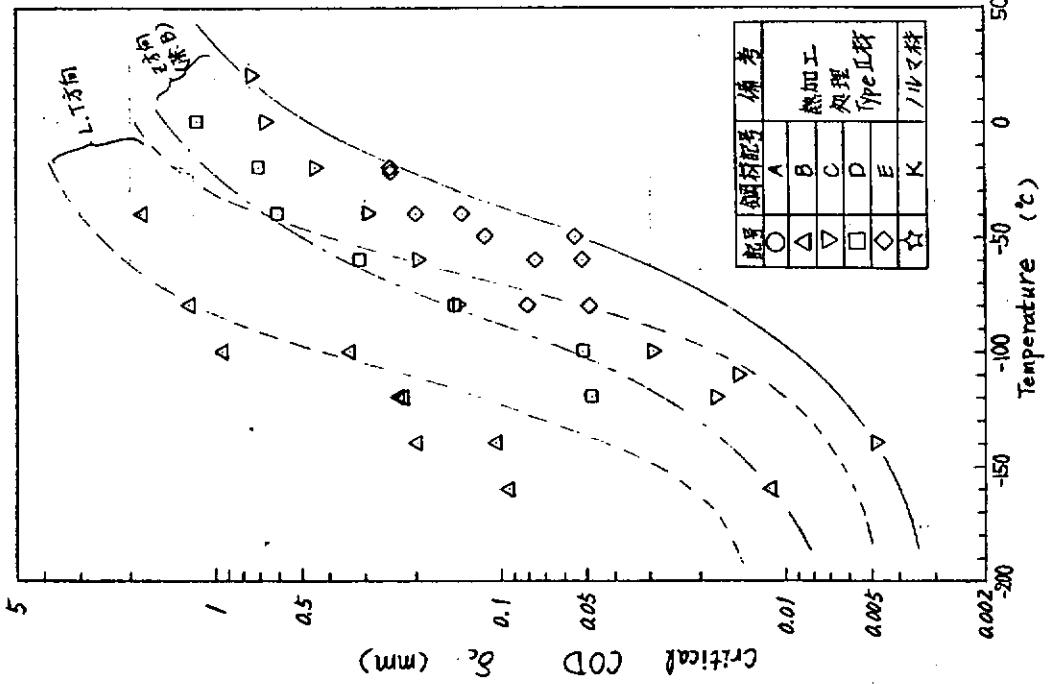


図 4.5.1.3 热加工处理Type IIによるKE 3 6母材Z方向の限界COD値  
COD値(板厚3.5mm)

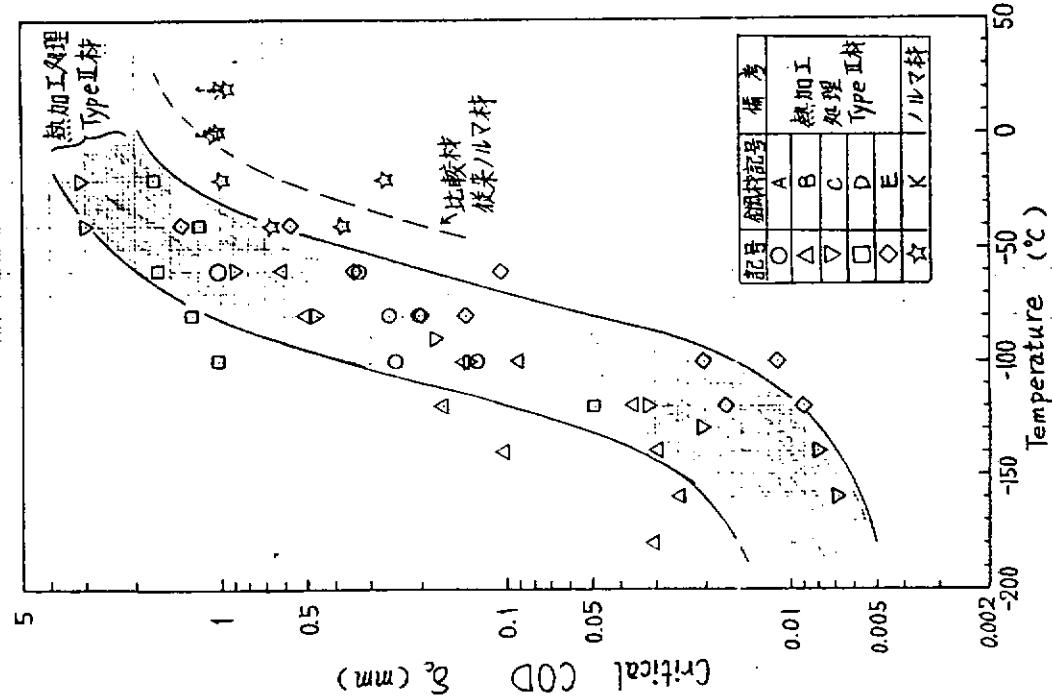


図 4.5.1.2 热加工处理Type IIによるKE 3 6母材L方向の限界COD値  
(板厚3.5mm)

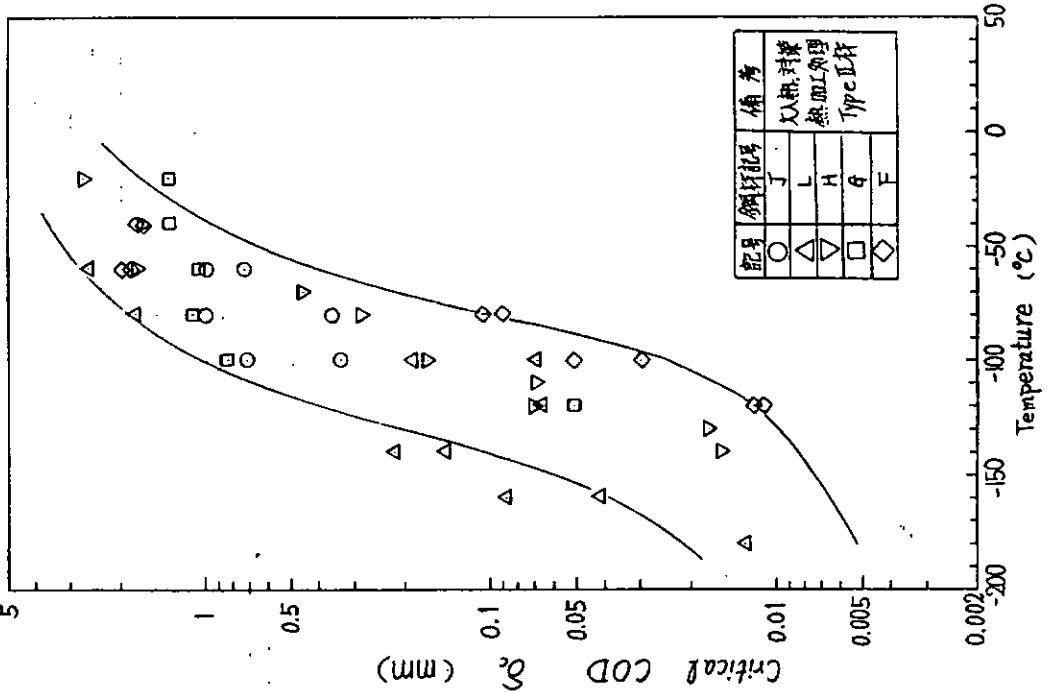


図 4.5.1.4 热加工処理 Type II による大入熱対策 KE 36 鋼母材 L 方向の限界 COD 値 (板厚 3.5 mm)

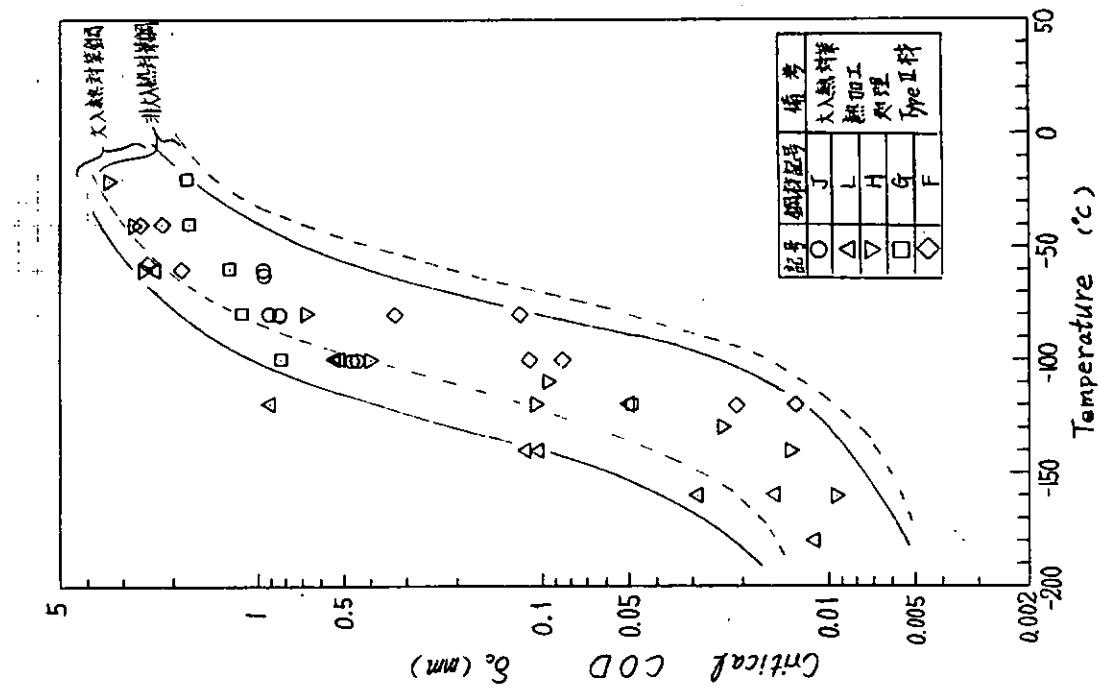


図 4.5.1.5 热加工処理 Type II による大入熱対策 KE 36 鋼母材 T 方向の限界 COD 値 (板厚 3.5 mm)

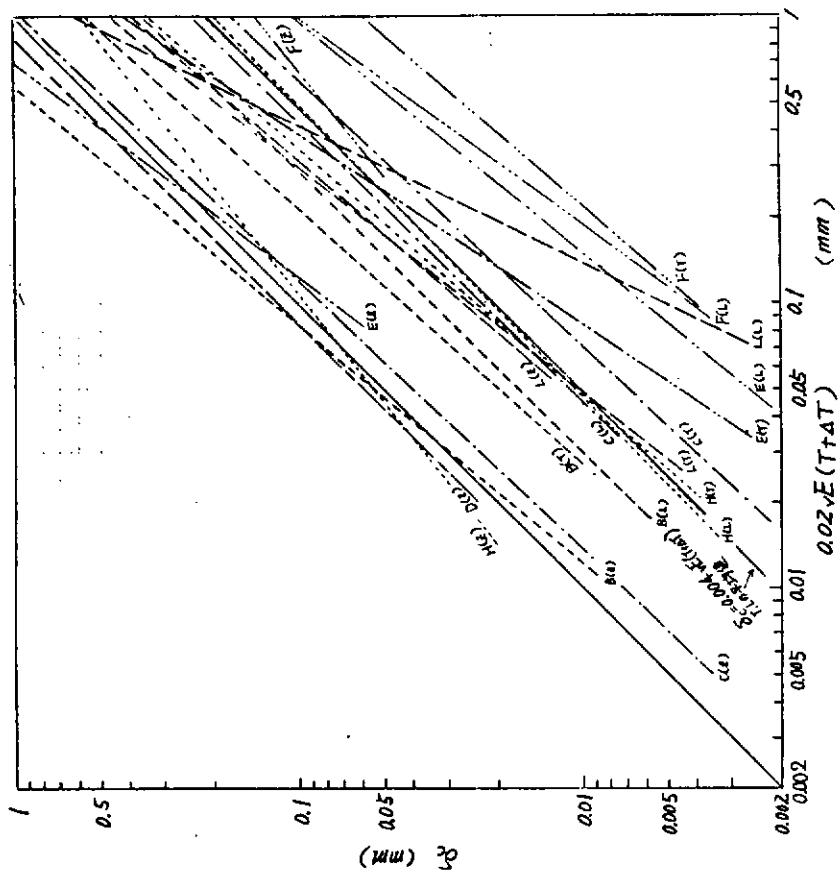


図 4.5.1.7 热加工處理 KE 3 6 鋼のシャルビ一値と  $\delta c$  値との関係

$\delta c(T) = 0.004 \sqrt{E} (T + \Delta T)$   
 $\Delta T = 133 - 1.23 \sigma_{y0} - 6\sqrt{t}$   
 } L, T 方向

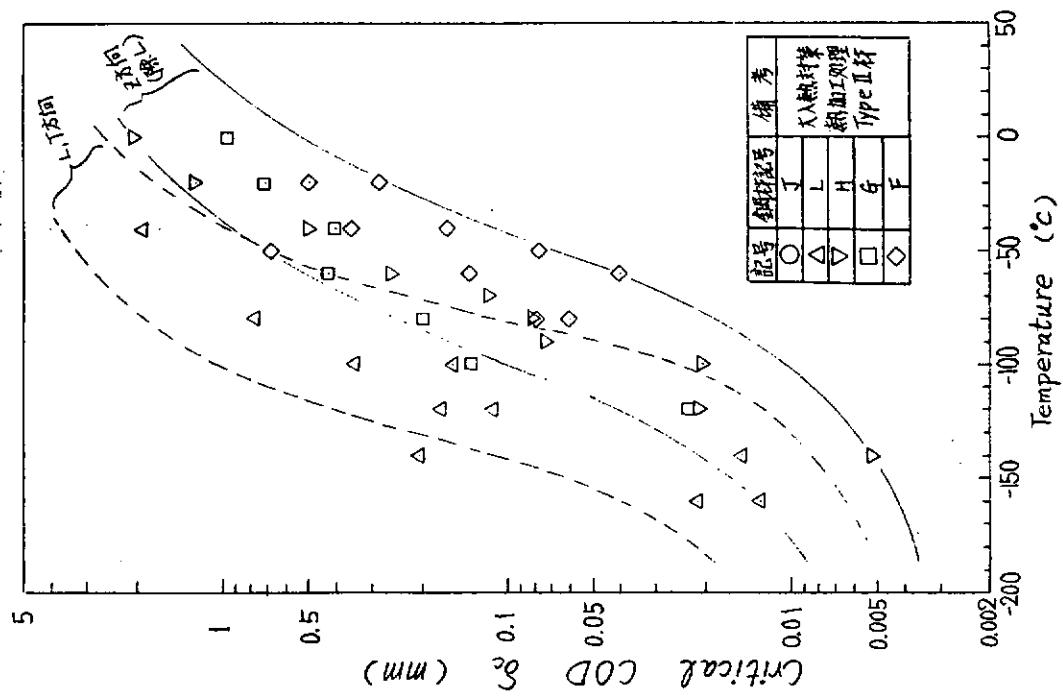


図 4.5.1.6 热加工處理 Type II による大入熱対策 KE 3 6 鋼母材 Z  
方向の限界 COD 値 (板厚 3 5 mm)

#### 4.5.2 破壊強度特性 (Kc 値)

圧延平行 (L) 方向から採取した、幅 (2B) 400mm, 切欠き長さ (2a) 240mm (切欠き先端は幅 0.1mm の Saw Cut) の中央切欠 (板厚貫通) 大形引張試験片を供試し、破壊韌性値 (Kc 値) と温度、限界 COD ( $\delta_c$  値) と温度との関係を求めた。

表 4.5.2.1 および表 4.5.2.2 に試験結果の一覧を示す。また、図 4.5.2.1 に Kc 値と温度との関係を、図 4.5.2.2 に  $\delta_c$  値と温度との関係を示す。

ここで、Kc 値および  $\delta_c$  値は次式で算出した。

$$K_c = \sigma g \sqrt{\pi a} \cdot \sqrt{\frac{2B}{\pi a} \tan \frac{\pi a}{2B}} \quad (\text{kgf} \sqrt{\text{mm}/\text{mm}^2}) \quad \dots \dots \dots \quad (4.5.2.1)$$

ただし、 $\sigma g$  : グロス応力 ( $\text{kgf}/\text{mm}^2$ )

2B : 試験片幅 (mm)

2a : 切欠き長さ (mm)

$$\left. \begin{aligned} \delta_c &= V_c \cdot \frac{V(y=a)}{V(y=y_0)} \\ V(y_0) &= \frac{8B\sigma_{yt}}{\pi^2 E} \sin \alpha \int_{Y/2}^{\pi/2} \frac{\cos \chi}{\sqrt{1 - \sin^2 \alpha \cdot \sin^2 \chi}} \cdot \ln \left| \frac{\sin(\chi + \psi)}{\sin(\chi - \psi)} \right| d\chi \end{aligned} \right\} \dots \dots \dots \quad (4.5.2.2)$$

ただし、 $\sin Y = \sin \left( \frac{\pi y_0}{2B} \right) / \sin \alpha$

$$\sin \chi = \sin \left( \frac{\pi y}{2B} \right) / \sin \alpha$$

$$\sin \psi = \sin \left( \frac{\pi a}{2B} \right) / \sin \alpha$$

$$\sin \alpha = \sin \left( \frac{\pi a}{2B} \right) / \cos \left( \frac{\pi \sigma g}{20yt} \right)$$

a : 切欠き先端位置の座標点 (切欠き中心を原点とする) (mm)

$y_0$  : 開口変位の計測位置の座標点 (切欠き中心を原点とする) (mm)

E : ヤング率 ( $\text{kgf}/\text{mm}^2$ )

$\sigma_{yt}$  : 試験温度での降伏点 ( $\text{kgf}/\text{mm}^2$ )

図 4.5.2.1 および図 4.5.2.2 に示すように、新CR型鋼板では、大入熱溶接非対策鋼板 [TM (Steel A, B, C, D, E)] に、大入熱溶接対策鋼板 [TM (H) (Steel F, G, H, J, L)] より、破壊韌性が若干劣るものもあった。また、新CR型鋼板は、供試した従来圧延型鋼板 [N (Steel K)] より優れた破壊韌性を示している。さらに、図 4.5.2.3 に、供試新CR型鋼板のKc 値と、従来圧延型降伏点 32 kgf/mm<sup>2</sup> 級 50 キロ級高張力鋼板 [CP (DH32, EH32)] のKc 値<sup>1)</sup>との比較を、また図 4.5.2.4 に、供試新CR型鋼板の  $\delta_c$  値と従来圧延型降伏点 32 kgf/mm<sup>2</sup> 級 50 キロ級高張力鋼板 [CP (KD32)] の  $\delta_c$  値<sup>2), 3)</sup>との比較を示す。これらの図から明らかなように、供試新CR型鋼板の破壊韌性は、従来圧延型鋼板 (DH32, EH32) とはほぼ同等か若干優れているといえる。

図 4.5.2.5 に、V-ノッチシャルピー衝撃試験結果の 50% 脆性破面遷移温度 (vTrs) と、中央切欠 (板厚貫通) 大形引張試験結果の応力場  $\frac{1}{2}\sigma_{yo}$  ( $\sigma_{yo}$ : 公称降伏点) における許容亀裂長さ (2a) 80mm に対する脆性破壊発生限界温度 ( $\sigma = \frac{1}{2}\sigma_{yo}$  [ $T_i$ ]  $a = 40$ )<sup>1)</sup>との関係を示す。同図内には、従来圧延型降伏点 32 kgf/mm<sup>2</sup> 級 50 キロ級高張力鋼板 (DH32, EH32)<sup>1)</sup>の結果も示してある。

一方、 $vTrs$  と  $\sigma = \frac{1}{2}\sigma_{yo}$  [ $T_i$ ]  $a = 40$  との相関式として、(4.5.2.3) 式、(4.5.2.4) 式が導かれている。<sup>4)</sup>

### 新C R型鋼板 ( [ TM ] )

$$vTrs = 2.67 \quad \sigma = \frac{1}{2} \sigma_{yo} [Ti]_{a=40} + (293 \pm 40) (\text{°C}) \quad (4.5.2.3)$$

### 従来圧延型鋼板 ( CP )

$$vTrs = 2.67 \quad \sigma = \frac{1}{2} \sigma_{yo} [Ti]_{a=40} + (358 \pm 40) (\text{°C}) \quad (4.5.2.4)$$

図 4.5.2.5 中に、( 4.5.2.3 )式と( 4.5.2.4 )式の範囲を示したが、上記試験結果は、それぞれ 2 ~ 3 点を除いて、( 4.5.2.4 )式を満足している。

また、日本溶接協会鉄鋼部会技術委員会 B E 委員会<sup>5)</sup>では、従来圧延型鋼板の  $vTrs$  と  $\sigma = \frac{1}{2} \sigma_{yo} [Ti]_{a=40}$  との間に、次の相関式を導いている。

$$\sigma = \frac{1}{2} \sigma_{yo} [Ti]_{a=40} = (0.00321 \sigma_{yo} + 0.391) vTrs + 2.74 \sqrt{t} + 4.96 (\text{K}) \quad (4.5.2.5)$$

さらに、新 C R型鋼板に対しては、矢島<sup>4)</sup>によって次の相関式が導かれている。

$$\sigma = \frac{1}{2} \sigma_{yo} [Ti]_{a=40} = (0.00321 \sigma_{yo} + 0.391) vTrs + 2.74 \sqrt{t} + 17.3 (\text{K}) \quad (4.5.2.6)$$

図 4.5.2.6 に、供試鋼板の中央切欠（板厚貫通）大形引張試験結果から求めた  $\sigma = \frac{1}{2} \sigma_{yo} [Ti]_{a=40}$ （実測）と、 $vTrs$  から( 4.5.2.5 )式および( 4.5.2.6 )式を用いて推定した  $\sigma = \frac{1}{2} \sigma_{yo} [Ti]_{a=40}$ （推定値）との関係を示す。同図より明らかなどく、推定値は、( 4.5.2.5 )式を用いた場合実測値より低温側の値になり、( 4.5.2.6 )式を用いた場合実測値より高温側の値になっている。

### 参考文献

- 1) 日本鉄鋼協会、"データシートシリーズ4、構造用鋼板の破壊靭性値"（昭57.1.1）
- 2) 日本造船研究協会第147研究部会、"船体用高張力鋼板大入熱溶接継手の脆性破壊強度評価に関する研究報告書"、研究資料No208（昭49.3）、研究資料No229（昭50.3）、研究資料No244（昭51.3）
- 3) 日本造船研究協会第153研究部会、"巨大タンカー用厚鋼板大入熱溶接継手の脆性破壊強度および疲労強度に関する研究報告書"、研究資料No249（昭51.3）
- 4) 永元、牛島、川村、矢島、多田、"新制御圧延型50キロ級高張力鋼板の破壊靭性とその評価"、日本造船学会論文集第152号（昭58.1）
- 5) 日本溶接協会鉄鋼部会技術委員会 B E 委員会、"溶接構造用鋼板のボンド脆化に関する研究"（昭50.7）

表 4.5.2.1 中央切欠(板厚貫通)大形引張試験結果

Steel	Specimen Size			Testing Temp.		Fracture Strength			Yield Strength $\sigma_{YT}$	Kc	$\delta_c$ (mm)		
	Width 2B (mm)	Thick. t (mm)	Crack Length 2a (mm)	T (°C)	$10^3$ $\frac{Tk}{K^{-1}}$	P (tonf)	$\sigma_g$ (kg/mm <sup>2</sup> )	$\sigma_n$ (kg/mm <sup>2</sup> )	$\sigma_{YT}$ (kg/mm <sup>2</sup> )		$\delta_{c1}$	$\delta_{c2}$	$\delta_{cAve.}$
A	400	34.9	241	-144	7.75	161	11.5	28.9	70.5	271	0.052	0.052	0.052
	400	34.8	241	-134	7.19	215	15.4	38.6	68.0	362	0.134	0.124	0.129
	400	34.9	241	-161	8.93	54	3.9	9.7	75.2	92	0.012	0.011	0.012
	400	34.9	240	-154	8.40	81	5.8	14.5	73.2	136	0.014	0.012	0.013
B	400	35.1	240	-100	5.78	303	21.6	53.9	51.3	506	2.628	2.164	2.396
	400	35.1	239	-142	7.63	181	12.9	32.2	58.8	302	0.066	0.061	0.064
	400	35.1	239	-160	8.85	171	12.2	30.3	64.2	285	0.055	0.046	0.051
	400	35.0	240	-172	9.90	161	11.5	28.8	69.4	270	0.046	0.033	0.040
C	400	35.7	240	-100	5.78	293	20.5	51.4	48.8	481	0.909	0.773	0.841
	400	35.7	240	-120	6.54	254	17.8	44.5	52.1	418	0.150	0.143	0.147
	400	35.7	240	-140	7.52	106	7.4	18.6	56.8	174	0.048	0.046	0.047
	400	35.7	240	-160	8.85	71	5.0	12.4	63.6	117	0.011	0.011	0.011
D	400	34.9	240	-100	5.78	308	22.1	55.2	48.7	518	0.854	0.812	0.833
	400	34.8	240	-140	7.52	310	22.3	55.7	57.9	522	0.287	0.281	0.284
	400	34.8	240	-155	8.47	177	12.7	31.8	61.5	298	0.087	0.065	0.076
	400	34.8	240	-170	9.71	108	7.8	19.4	70.0	182	0.011	0.010	0.010
E	400	35.0	240	-80	5.18	253	18.1	45.2	50.7	424	—	—	0.21
	400	35.0	240	-100	5.78	223	15.9	39.7	54.0	373	—	—	0.14
	400	35.0	240	-120	6.54	163	11.6	29.1	57.5	273	—	—	0.067
	400	35.0	240	-140	7.52	100	7.1	17.8	61.0	167	—	—	0.023
K	400	34.7	240	-66	4.83	260	18.7	46.6	47.6	438	0.608	0.532	0.570
	400	34.7	240	-121	6.58	71	5.1	12.8	56.8	120	0.021	0.016	0.019
	400	34.7	240	-103	5.88	164	11.8	29.5	53.5	277	0.092	0.092	0.092
	400	34.7	241	-141	7.58	88	6.3	15.9	60.6	148	0.024	0.024	0.024

表 4.5.2.2 中央切欠(板厚貫通)大形引張試験結果

Steel	Specimen Size			Testing Temp.		Fracture Strength			Yield Strength $\sigma_{YT}$	Kc	$\delta_c$ (mm)		
	Width 2B (mm)	Thick. t (mm)	Crack Length 2a (mm)	T (°C)	$10^3$ $\frac{Tk}{K^{-1}}$	P (tonf)	$\sigma_g$ (kg/mm <sup>2</sup> )	$\sigma_n$ (kg/mm <sup>2</sup> )	$\sigma_{YT}$ (kg/mm <sup>2</sup> )		$\frac{kg/mm}{mm^2}$	$\delta_{c1}$	$\delta_{c2}$
F	400	34.8	239	-80	5.18	301	21.6	53.8	52.6	506	—	—	1.75
	400	34.8	240	-100	5.78	320	23.0	57.3	56.2	539	—	—	0.346
	400	34.5	239	-120	6.54	230	16.7	41.4	60.0	390	—	—	0.133
	400	34.6	240	-140	7.52	179	12.9	32.4	64.0	304	—	—	0.075
G	400	35.0	240	-100	5.78	284	20.3	50.8	47.7	477	0.872	0.695	0.784
	400	34.9	240	-140	7.52	248	17.8	44.4	55.1	417	0.179	0.159	0.169
	400	34.9	240	-155	8.47	115	8.2	20.6	58.5	193	0.038	0.023	0.030
	400	35.0	240	-169	9.62	110	7.9	19.7	68.0	185	0.018	0.011	0.015
H	400	35.4	240	-100	5.78	300	21.2	53.0	51.4	497	3.32	2.92	3.12
	400	35.4	240	-120	6.54	322	22.7	56.8	55.0	533	0.780	0.565	0.673
	400	35.3	240	-140	7.52	147	10.4	26.0	58.8	244	0.064	0.057	0.061
	400	35.4	240	-160	8.85	97	6.9	17.1	64.4	162	0.028	0.028	0.028
J	400	34.7	240	-149	8.06	207	14.9	37.1	65.0	349	0.120	0.099	0.110
	400	34.7	240	-163	9.09	155	11.2	27.9	68.5	263	0.072	0.068	0.070
	400	34.8	240	-140	7.52	206	14.8	37.1	63.0	347	0.128	0.107	0.118
	400	34.7	240	-177	10.42	78	5.6	14.0	72.6	131	0.018	0.016	0.017
L	400	35.0	239	-140	7.52	285	20.4	50.6	58.0	477	0.35	0.33	0.34
	400	35.0	240	-160	8.85	260	18.6	46.4	62.4	436	0.19	0.18	0.19
	400	35.0	240	-170	9.71	140	10.0	25.1	67.4	235	0.037	0.030	0.034
	400	35.0	239	-183	11.11	81	5.76	14.4	73.5	135	0.010	0.010	0.010

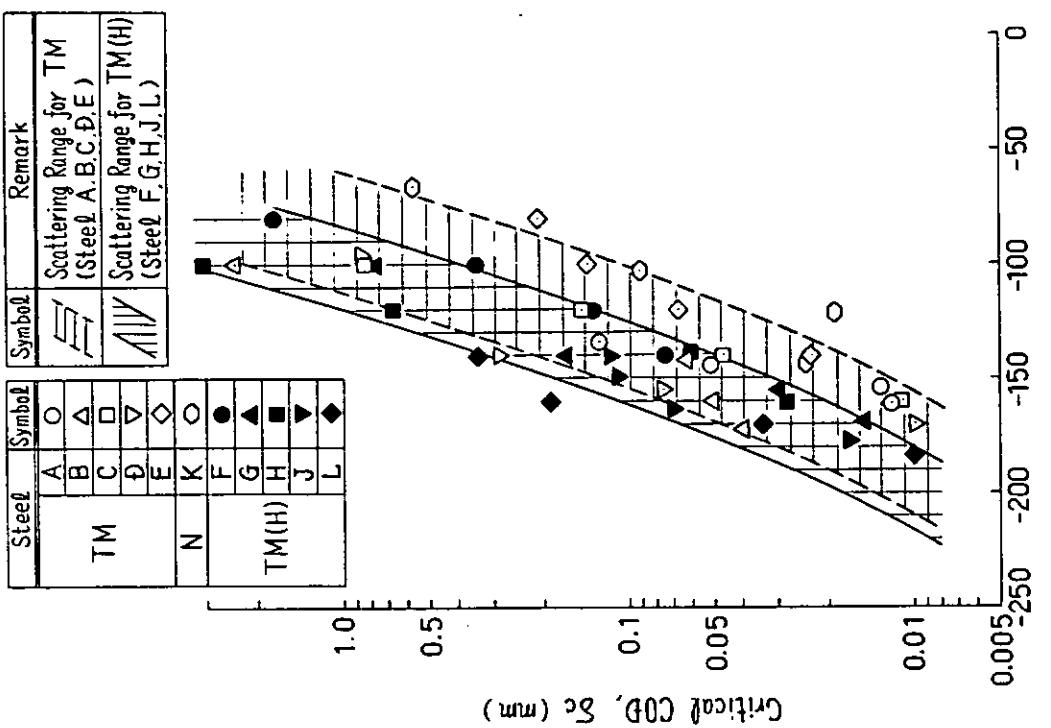


図 4.5.2.2 中央切欠（板厚貫通）大形引張試験結果  
( $\delta_c$  と  $T$  の関係)

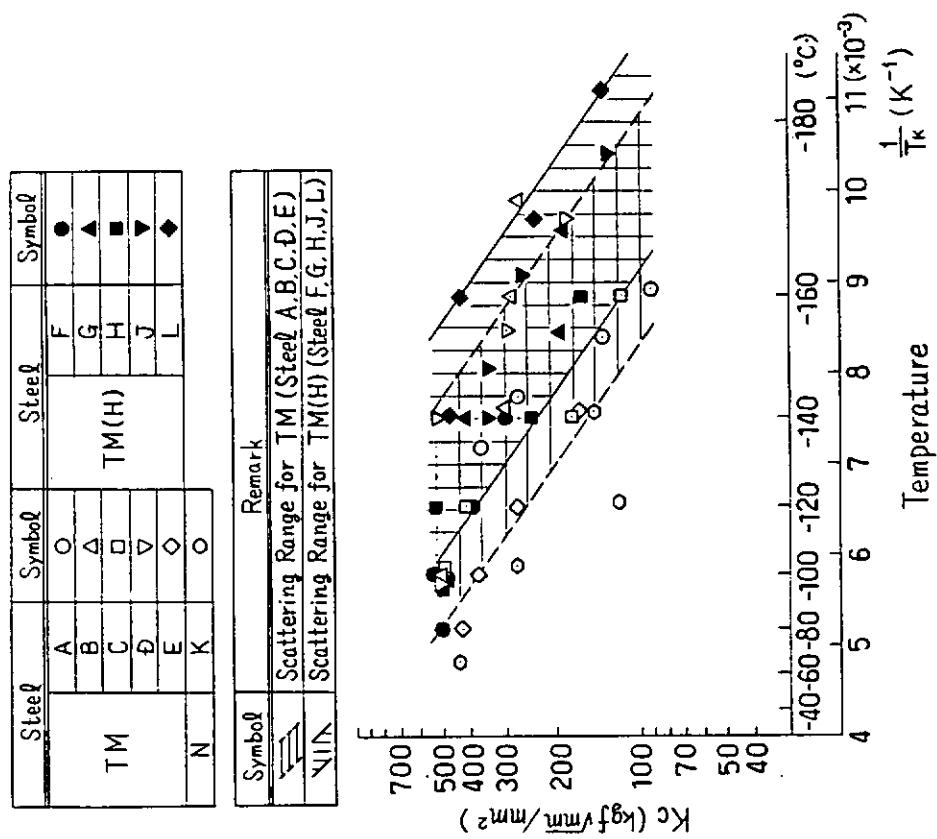


図 4.5.2.1 中央切欠（板厚貫通）大形引張試験結果  
( $K_c$  と  $1/T_k$  の関係)

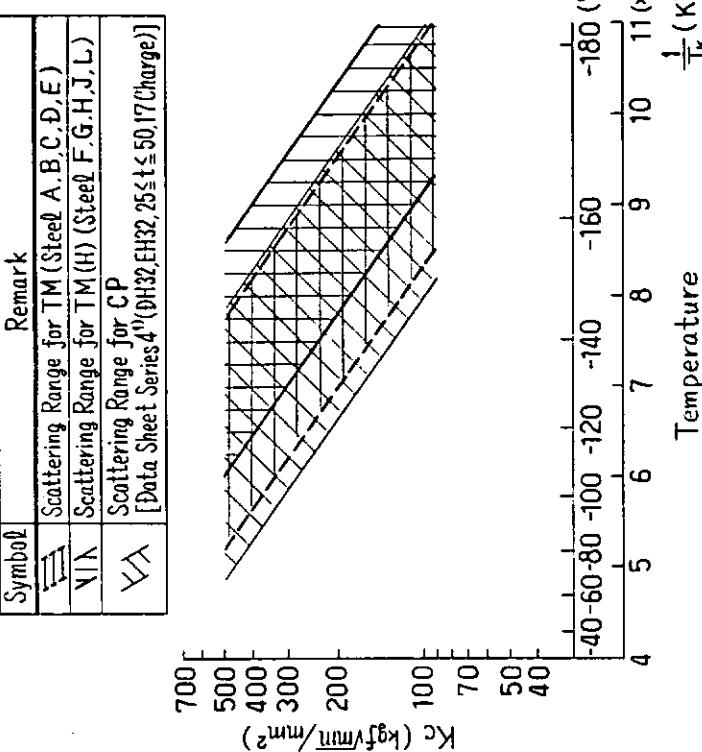


図 4.5.2.3 中央切欠（板厚貫通）大形引張試験結果の比較  
( $K_c$  の比較)

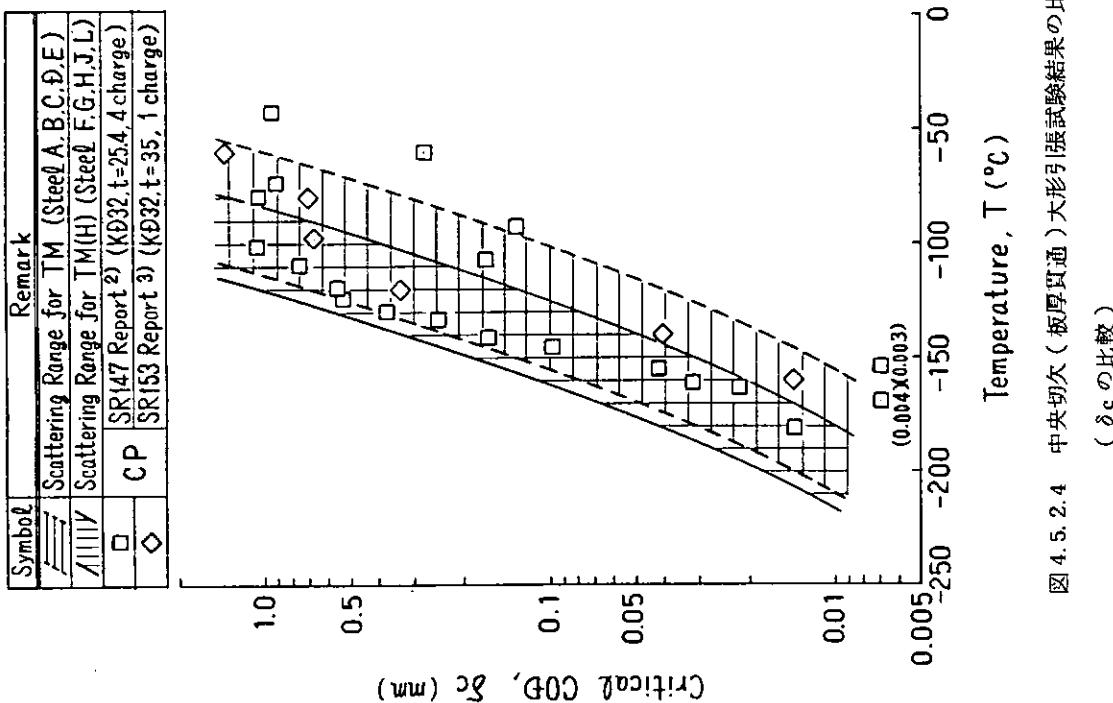


図 4.5.2.4 中央切欠（板厚貫通）大形引張試験結果の比較  
( $\delta_c$  の比較)

Symbol	Remark
O	TM (Steel A, B, C, D, E)
△	TM(H) (Steel F, G, H, J, L)
○	N (Steel K)
◇	CP [Data Sheet Series 4''] (DH32, EH32, 25 ≤ t ≤ 50)]
▨	Scattering Range for CP [J.S.N.A.J. Vol.1524 (KA32, KD32, KE32, 25 ≤ t ≤ 50)]
▨	Scattering Range for TM [J.S.N.A.J. Vol.1524 (KA32, KD32, KE32, KE36, 25 ≤ t ≤ 40)]

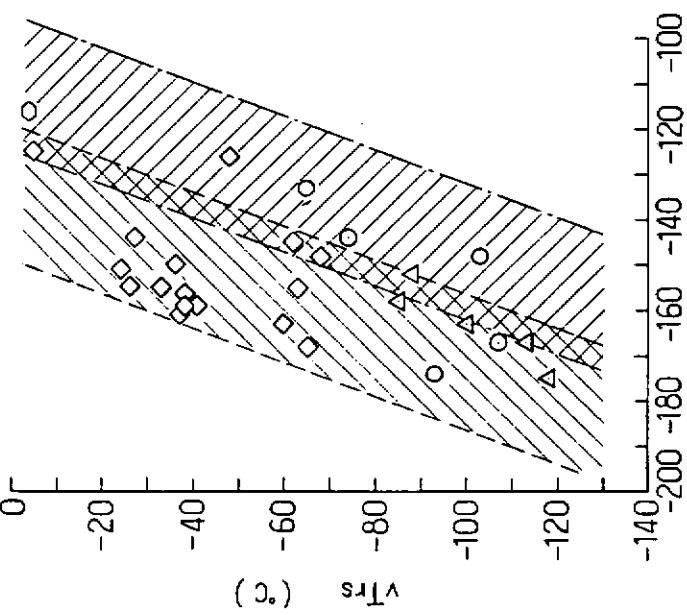


図 4.5.2.5  $\sigma$  と脆性破壊発生限界温度 ( $\sigma = \frac{1}{2} \sigma_{y0} [Ti]_{a=40}$ ) の関係

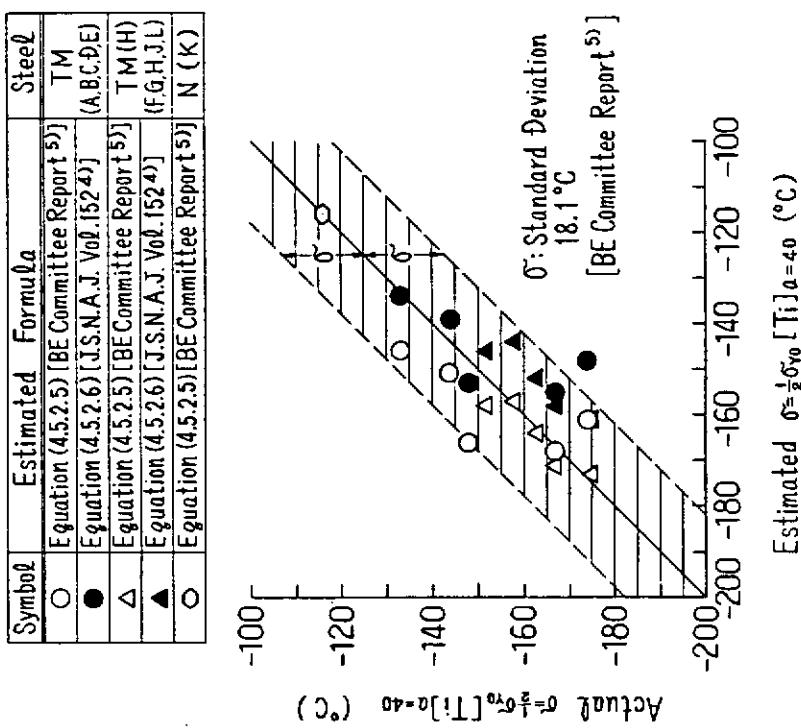


図 4.5.2.6 脆性破壊発生限界温度 ( $\sigma = \frac{1}{2} \sigma_{y0} [Ti]_{a=40}$ ) の実測値と  
推定値との関係

#### 4.5.3 破壊強度特性 (Kca値)

圧延平行 (L) 方向から採取した、幅 (B) 400mm の標準型 ESSO 試験片、あるいは幅 (B) 500mm の標準型二重引張試験片を供試し、温度勾配型の脆性亀裂伝播停止試験を実施して、脆性亀裂伝播抵抗値 (Kca 値) と温度との関係を求めた。

表 4.5.3.1 および表 4.5.3.2 に試験結果の一覧を示す。また、図 4.5.3.1 に Kca 値 と温度との関係を示す。

ここで、Kca 値 は次式で算出した。

$$K_{ca} = \sigma_g \sqrt{\pi a} \cdot \sqrt{\frac{2B}{\pi a} \tan \frac{\pi a}{2B}} \quad (\text{kgf} \sqrt{\text{mm}/\text{mm}^2}) \quad \dots \quad (4.5.3.1)$$

ただし、 $\sigma_g$  : 負荷応力 (グロス応力) ( $\text{kgf}/\text{mm}^2$ )

B : 試験片幅 (mm)

a : 停止亀裂長さ (mm)

図 4.5.3.1 に示すように、新CR型鋼板では、大入熱溶接対策鋼板 (TM(H) (Steel F, G, H, J, L)) の一部に、大入熱溶接非対策鋼板 (TM(Steel A, B, C, D, E)) より若干脆性亀裂伝播停止特性の優れたものがあった。また、新CR型鋼板は、供試した従来圧延型鋼板 (N(Steel K)) より優れた脆性亀裂伝播停止特性を示している。さらに、図 4.5.3.2 に、供試新CR型鋼板と従来圧延型降伏点 32 kgf/mm<sup>2</sup> 級 50 キロ級高張力鋼板 (CP(KD32, KE32))<sup>1)</sup>とのKca 値 の比較を示す。同図から明らかなように、供試新CR型鋼板の脆性亀裂伝播停止特性は非常に優れているといえる。

図 4.5.3.3 に、V-ノッチシャルピー衝撃試験結果の 50% 脆性破面遷移温度 (vTrs) と、 $T_{at K_{ca}} = 400$  および  $T_{at K_{ca}} = 400$  および  $T_{at K_{ca}} = 600$  との関係を示す。 $T_{at K_{ca}} = 400$  あるいは  $T_{at K_{ca}} = 600$  とは、ESSO 試験および二重引張試験の結果を板厚 30mm に対する Kca 値 と温度との関係に補正して求めた、Kca 値 が 400 kgf  $\sqrt{\text{mm}/\text{mm}^2}$  あるいは 600 kgf  $\sqrt{\text{mm}/\text{mm}^2}$  を示す温度である。

ここで、温度 T (K) における任意の板厚 (t) での Kca 値 [Kca(t, T)] と基準板厚 30mm での Kca 値 [Kca(30, T)] との関係は次式で求めた。

$$K_{ca}(30, T) = \frac{K_{ca}(t)}{f(t)} \exp \left( \frac{-T_{o}(t)}{T_{K}} \right) \quad (\text{kgf} \sqrt{\text{mm}/\text{mm}^2}) \quad \dots \quad (4.5.3.2)$$

ただし、f(t) : 板厚効果係数

$$f(t) = \begin{cases} 1 - 0.05(t - 30) & : t \leq 35 \text{ mm} \\ \frac{54}{65} - \frac{3}{1300} t & : 35 \text{ mm} < t \leq 100 \text{ mm} \end{cases}$$

Ko(t), To(t) : 任意の板厚での材料定数

図 4.5.3.3 中には、従来圧延型降伏点 32 kgf/mm<sup>2</sup> 級 50 キロ級高張力鋼板 (AH32, DH32, EH32)<sup>3)</sup> の結果も合わせて示してある。同図から明らかにとく、供試新CR型鋼板と従来圧延型鋼板とは、ほぼ同一の相関性を満足するようである。

一方、板厚 30mm の新CR型鋼板あるいは従来圧延型鋼板に対する vTrs と  $T_{at K_{ca}} = 600$  との相関式が導かれている。<sup>1)</sup>

$$vTrs = 1.41 (T_{at K_{ca}} = 600) - (41 \pm 27.5) (\text{°C}) \quad (4.5.3.3)$$

図 4.5.3.3 中に (4.5.3.3) 式の範囲を示したが、上記のデータは (4.5.3.3) 式をほぼ満足しているといえる。また、板厚 30mm に対する vTrs と  $T_{at K_{ca}} = 400$  との相関式として、(4.5.3.4) 式が導かれ (図 4.5.3.3 参照)。

$$vTrs = 1.41 (T_{at K_{ca}} = 400) - (11 \pm 27.5) (\text{°C}) \quad (4.5.3.4)$$

日本溶接協会規格WES 3003<sup>2)</sup>では、従来圧延型鋼板のvTrsとKca値との相関式として次式を提案している。

$$\frac{K_{ca}}{\sqrt{\pi}} = \left\{ \begin{array}{l} 260 \cdot f(t) \cdot \exp \left\{ 3100 \left( \frac{1}{vTrs + 291} - \frac{1}{T + 273} \right) \right\} \\ : -18^{\circ}\text{C} \leq vTrs \\ \\ (310 + 2.75 vTrs) \cdot f(t) \cdot \exp \left\{ (3505 + 25.5 vTrs) \right. \\ \left. \left( \frac{1}{vTrs + 291} - \frac{1}{T + 273} \right) \right\} : -58^{\circ}\text{C} \leq vTrs < -18^{\circ}\text{C} \\ \\ 150 \cdot f(t) \cdot \exp \left\{ (2986 + 136 vTrs) \right. \\ \left. \left( \frac{1}{1.13 vTrs + 299} - \frac{1}{T + 273} \right) \right\} : vTrs < -58^{\circ}\text{C} \end{array} \right\} \quad (4.5.3.5)$$

ただし、T : 温度 (°C)

f(t) : 板厚効果係数

$$f(t) = \begin{cases} 1 - 0.05(t - 30) : t \leq 35 \text{ mm} \\ \frac{54}{65} - \frac{3}{1300}t : 35 \text{ mm} < t \leq 100 \text{ mm} \end{cases}$$

また、日本鉄鋼協会データシートシリーズ4<sup>3)</sup>では、従来圧延型鋼板のvTrsとKca値との相関式として次式を導いている。

$$K_{ca} = 1548.8 \cdot \exp \left\{ 10(3.488 + 0.0069 vTrs + 0.0055 t) \right. \\ \left. \cdot \left( 0.00327 - \frac{1}{T + 273} \right) \right\} \quad (4.5.3.6)$$

図4.5.3.4は、ESSO詳験結果および二重引張試験結果から求めた  $T_{at Kca} = 600$  (実測値)と、(4.5.3.5)式および(4.5.3.6)式によって求めた  $T_{at Kca} = 600$  (推定値)との関係を示す。同図から明らかなるべく、新CR型鋼板でも、(4.5.3.5)式あるいは(4.5.3.6)式を用いて、vTrsからKca値を推定することが可能である。

#### 参考文献

- 1) 水元、牛島、川村、矢島、多田、"新制御圧延型50キロ級高張力鋼板の破壊靱性とその評価", 日本造船学会論文集第152号(昭58.1)
- 2) 日本溶接協会規格 "低温構造用鋼板判定基準(WES 3003(旧WES 136-1973))"
- 3) 日本鉄鋼協会、"データシートシリーズ4、構造用鋼板の破壊靱性値", (昭57.11)

表 4.5.3.1 ESSO / 二重引張試験結果

Steel	Specimen	Thickness <i>t</i> (mm)	Width <i>B</i> (mm)	Applied Stress $\sigma_g$ (kgf/mm <sup>2</sup> )	Arrested Crack Length <i>a</i> (mm)	K <sub>ca</sub> (M <sup>1.5</sup> N/mm <sup>2</sup> )	T (°C)	$\frac{10^3}{T_K}$ (K <sup>-1</sup> )	Arrested Temperature	
									Specimen Size	Steel Thickness <i>t</i> (mm)
A	35.0	400	21.0	160	507	-53	4.55	34.6	500	6.7
	34.9	400	10.0	196	279	-55	4.59	34.7	500	10.0
	34.9	400	21.0	138	460	-56	4.61	34.7	500	13.3
B	34.9	400	30.0	188	810	-37	4.24	34.8	500	26.7
	35.3	500	26.9	265	892	-10	3.80	34.9	400	30.0
	35.2	500	17.9	315	698	-13	3.85	35.0	400	25.0
C	35.3	499	9.1	280	317	-35	4.20	34.9	400	10.0
	35.4	499	6.6	165	158	-57	4.62	34.9	400	7.5
	35.7	500	22.0	263	725	-39	4.27	35.1	500	22.0
D	35.5	500	18.0	218	514	-42	4.33	35.1	500	18.0
	35.7	500	10.0	128	206	-72	4.98	35.1	500	10.0
	35.6	500	7.0	56	93	-84	5.29	35.1	500	7.0
E	34.8	400	20.0	207	581	-54	4.57	34.7	400	10.0
	34.9	400	10.0	299	437	-62	4.74	34.8	400	21.0
	34.9	400	5.0	253	175	-74	5.03	34.8	400	14.0
F	34.9	400	3.0	300	132	-80	5.18	34.8	401	6.0
	34.9	500	6.7	246	209	-30	4.12	35.2	500	17.9
	34.9	500	10.0	256	323	-24	4.02	35.0	500	27.1
G	35.0	500	13.3	288	475	-11	3.82	35.0	500	9.0
	34.7	400	21.0	188	566	0	3.66	35.1	498	16.0
	34.7	400	6.4	263	235	-11	3.82	35.1	467	-45
H	34.7	400	11.0	189	298	-16	3.89	35.0	500	825
	34.7	400	15.9	200	451	-2	3.69	35.0	500	1075
	34.7	400	21.0	188	566	0	3.66	35.0	500	-17
I	34.7	400	6.4	263	235	-11	3.82	35.1	467	3.91
	34.7	400	11.0	189	298	-16	3.89	35.0	500	-80
	34.7	400	15.9	200	451	-2	3.69	35.0	500	281
J	34.7	400	21.0	188	566	0	3.66	35.1	467	5.18
	34.7	400	6.4	263	235	-11	3.82	35.1	467	-45
	34.7	400	11.0	189	298	-16	3.89	35.1	467	4.39

表 4.5.3.2 ESSO / 二重引張試験結果

Steel	Specimen	Thickness <i>t</i> (mm)	Width <i>B</i> (mm)	Applied Stress $\sigma_g$ (kgf/mm <sup>2</sup> )	Arrested Crack Length <i>a</i> (mm)	K <sub>ca</sub> (M <sup>1.5</sup> N/mm <sup>2</sup> )	T (°C)	$\frac{10^3}{T_K}$ (K <sup>-1</sup> )	Arrested Temperature	
									Specimen Size	Steel Thickness <i>t</i> (mm)
F	34.7	400	10.0	196	279	-55	4.59	34.7	500	10.0
	34.7	400	11.0	189	298	-16	3.89	34.7	500	14.4
	34.7	400	15.9	200	451	-2	3.69	34.7	500	221
G	34.7	400	21.0	188	566	0	3.66	34.7	500	324
	34.7	400	6.4	263	235	-11	3.82	34.7	500	388
	34.7	400	11.0	189	298	-16	3.89	34.7	500	137
H	34.7	400	15.9	200	451	-2	3.69	34.7	500	-78
	34.7	400	21.0	188	566	0	3.66	34.7	500	5.13
	34.7	400	6.4	263	235	-11	3.82	34.7	500	4.65
I	34.7	400	11.0	189	298	-16	3.89	34.7	500	-58
	34.7	400	15.9	200	451	-2	3.69	34.7	500	-36
	34.7	400	21.0	188	566	0	3.66	34.7	500	4.22

Steel	Symbol	Steel	Symbol
A	O	F	●
B	△	G	▲
C	□	H	■
D	▽	J	▼
E	◊	L	◆
N	K	O	○

TM (H)      TM (H) (Steel A,B,C,D,E)  
 TM (H)      TM (H) (Steel F,G,H,J,L)

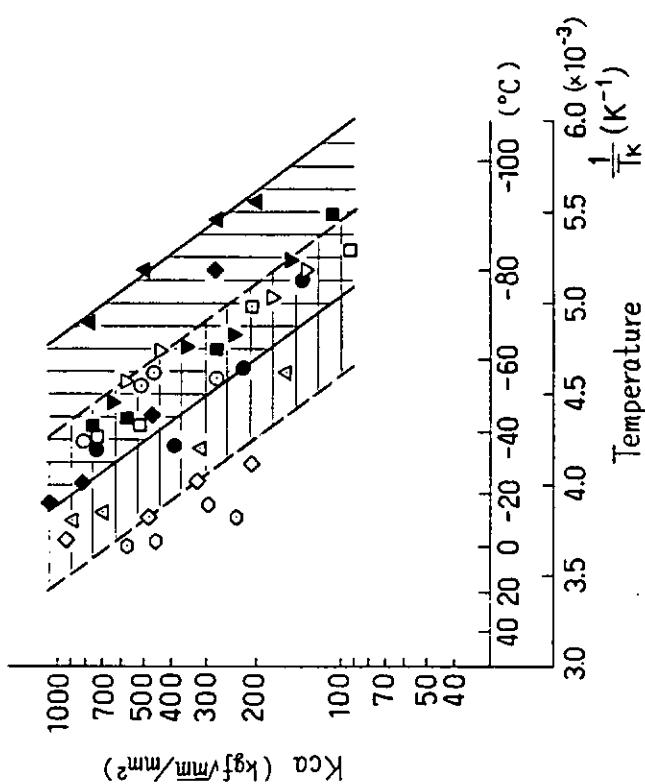


図 4.5.3.1 ESSO/二重引張試験結果  
 (Kca と  $\frac{1}{T_K}$  の関係)

Steel	Symbol	Steel	Symbol	Remark
A	O	F	●	Scattering Range for TM (Steel A,B,C,D,E)
B	△	G	▲	
C	□	H	■	Scattering Range for TM (H) (Steel F,G,H,J,L)
D	▽	J	▼	
E	◊	L	◆	Scattering Range for CP [J.S.N.A.J. Vol.152 'KB32, t=30,5,t=30,8 Charge']
N	K	O	○	

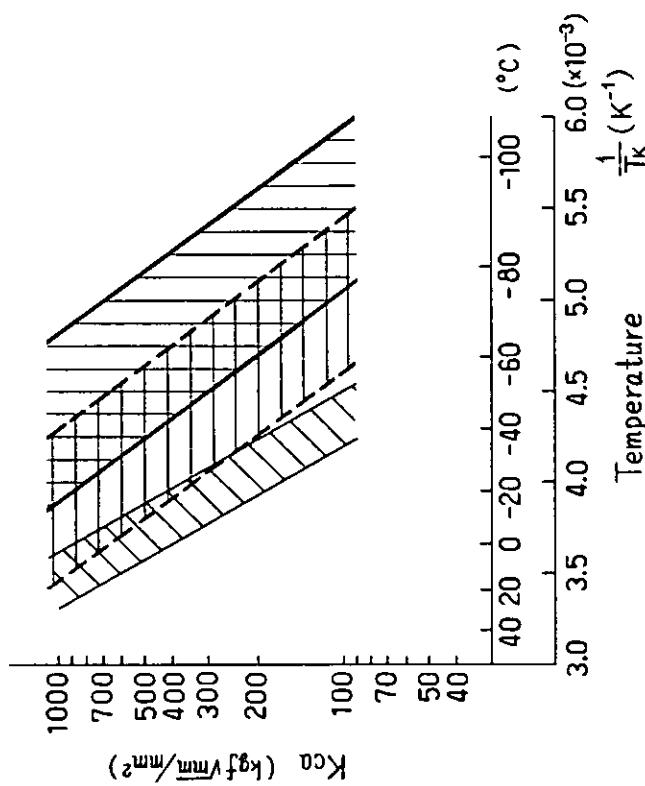


図 4.5.3.2 ESSO/二重引張試験結果の比較  
 (Kca と  $\frac{1}{T_K}$  との関係)

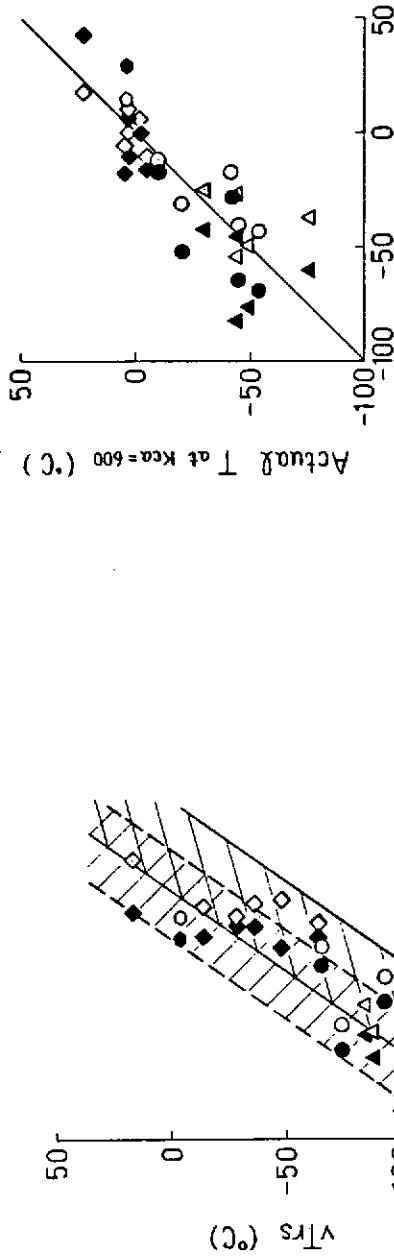
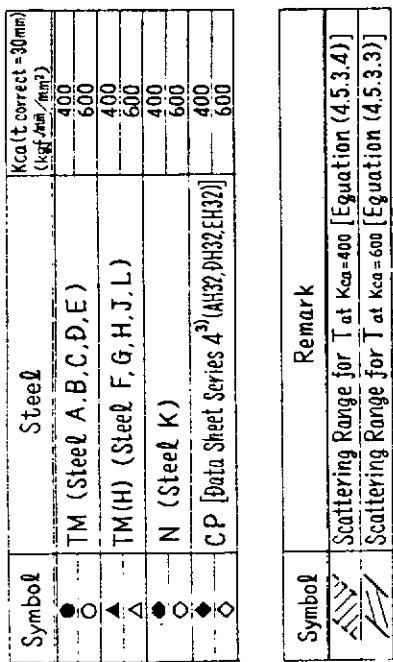


図 4.5.3.3  $vT_{rs}$  と脆性亜裂伝播停止温度との関係  
(板厚 30 mm)

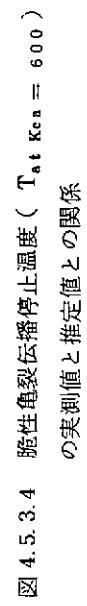


図 4.5.3.4 脆性亜裂伝播停止温度 ( $T_{at Kca = 600}$ )  
の実測値と推定値との関係

#### 4.5.4 破壊強度特性 (NDT)

クラックスター溶接ビード方向が供試鋼板の圧延方向と一致するように (L方向から) 採取したタイプ1型 (25.4t × 8.9w × 356L) 試験片を供試して、NRL落重試験を行ない、NDT温度を求めた。なお、試験片採取要領、試験片形状・寸法、試験方法およびNDT温度の評価は、ASTM E 208 (1975)<sup>1)</sup>に準じた。

表4.5.4.1に試験結果を示す。また、図4.5.4.1に、NDT温度とV-ノッチシャルピー衝撃試験結果の50%脆性破面遷移温度 (vTrs)との関係を示す。同図内には、日本鉄鋼協会データシートシリーズ4<sup>2)</sup>で導かれている。従来圧延型鋼板 (CP) のNDT温度とvTrsとの相関式、および従来圧延型降伏点32kgf/mm<sup>2</sup>級および36kgf/mm<sup>2</sup>級50キロ級高張力鋼板 (EH32, EH36) のNDT温度の平均値も合わせて示してある。同図から明らかなるごとく、供試新CR型鋼板のNDT温度は、従来圧延型鋼板 (EH32, EH36) の平均的なNDT温度より低温である。また、供試新CR型鋼板のNDT温度とvTrsとの間にも、上述の従来圧延型鋼板での相関性と同様な関係が認められる。

#### 参考文献

- 1) ASTM, "Standard Method for Conducting Drop-Weight Test to Determine N.I.L - Ductility Transition Temperature of Ferritic Steel", E 208-1975
- 2) 日本鉄鋼協会“データシートシリーズ4、構造用鋼板の破壊非性値”(昭57.1.1)

表4.5.4.1 落重試験結果

Steel	Test Condition				NDT Temperature (°C)	vTrs (°C)
	Specimen	Direction	Energy (kgf·m)	Welding Rod		
A	P1 [ASTM E208 (1975)]	L	111	NRL-Y	-70	-103
B				NRL-S	-45	-93
C				NRL-S	-60	-74
D				Murex Hardex N	-90	-107
E				NRL-S	-45	-65
K				NRL-Y	-35	-4
F				NRL-S	-55	-85
G				Murex Hardex N	-90	-100
H				NRL-S	-60	-88
J				NRL-Y	-90	-113
L				NRL-S	-65	-118

Note) vTrs: L-Direction, 1/2t Location

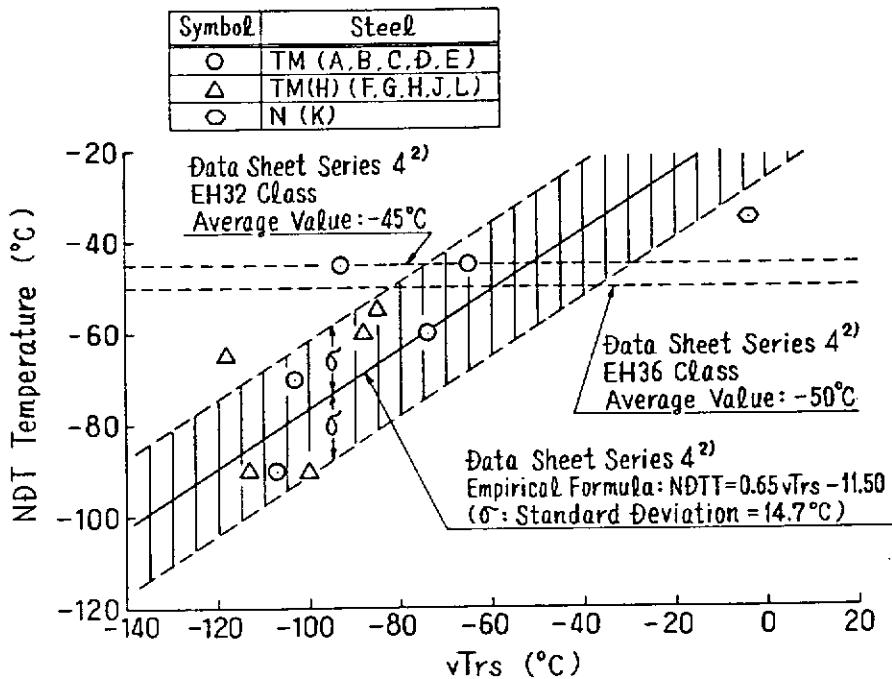


図 4.5.4.1 NDT 温度と vTrs との関係

#### 4.6 加工特性（歪時効シャルピー）

供試鋼板について、室温にて 5 % の引張歪を付加し、250 °C × 30 分間の時効処理を施した後、圧延直角方向 (T 方向) の板厚中央部 ( $\frac{1}{2} t$ ) より 2 mm V ノッチ標準シャルピー衝撃試験片を採取し、靱性変化に及ぼす歪時効の影響を調査した。

表 4.6.1 は、5 % 歪時効後のシャルピー試験結果について遷移温度 ( $vTrs$ ,  $vTre$ )、吸収エネルギー ( $vE_{40}$ ) およびセパレーション指数 ( $SI_{max}$ ) をまとめて示したものである。比較のために同表には、加工前の母材の結果をも示している。いずれの供試鋼板についても 5 % 歪時効することによって靱性が低下していることがわかる。

図 4.6.1 は、5 % 歪時効後の  $vTrs$  および  $vTre$  と加工前のそれを比較したものである。一部に加工前後によつてほとんど変化しない材料もあるが、平均で約 20 °C 程度、遷移温度は高温側に移行している。

図 4.6.2 および図 4.6.3 は、5 % 歪加工前後の吸収エネルギーおよび吸収エネルギーの差を示したものである。加工前の吸収エネルギーが高い領域 (Upper Shelf) で、加工前と同等以上の吸収エネルギーを示しているものもあるが、最大 13 kg·m 程度の吸収エネルギーの変化がみられる。この吸収エネルギーの変化量は、遷移領域である -40 °C ~ -80 °C の範囲で大きくなっている。

Table 4.6.1 Test Results of Strain Aging Treatment Material

Steels	Process	Strain Aging Treatment (C-t/2)				Base Metal (C-t/2)				Ceq. (%)
		v E-40 (kg-m)	v Ts (°C)	v Tg (°C)	S <sub>lmax</sub> (1/mm)	v E-40 (kg-m)	v Ts (°C)	v Tg (°C)	S <sub>lmax</sub> (1/mm)	
36E35 A	TM Steel	9.1	-55	-47	0.22 (-20°C)	13.7	-83	-67	0.22 (-80°C)	0.40
36E35 B		16.2	-58	-48	0.038 (-20°C)	27.5	-82	-69	0.075 (-80°C)	0.37
36E35 C		20.3	-57	-58	0.125 (-20°C)	18.7	-67	-67	0.063 (-80°C)	0.33
36E35 D		17.2	-85	-72	-	22.1	-102	-80	0.150 (-80°C)	0.39
36E35 E		4.6	-34	-32	0.150 (-60°C)	12.0	-57	-48	0.080 (-60°C)	0.38
36E35 F	TM(H) Steel	24.6	-70	-63	0.08 (-40°C)	28.2	-83	-73	0.100 (-80°C)	0.33
36E35 G		17.0	-80	-65	-	15.8	-90	-77	0.156 (-90°C)	0.37
36E35 H		18.7	-68	-63	0.138 (-60°C)	20.8	-75	-73	0.050 (-80°C)	0.33
36E35 L		27.2	-89	-85	0.038 (-40°C)	35.2	-110	-109	0.050 (-120°C)	0.39
36E35 J		14.7	-111	-100	0.250 (-60°C)	19.3	-106	-95	0.180 (-60°C)	0.38
36E35 K	Norma	1.1	+10	+5	0	4.8	-2	-10	0	0.43

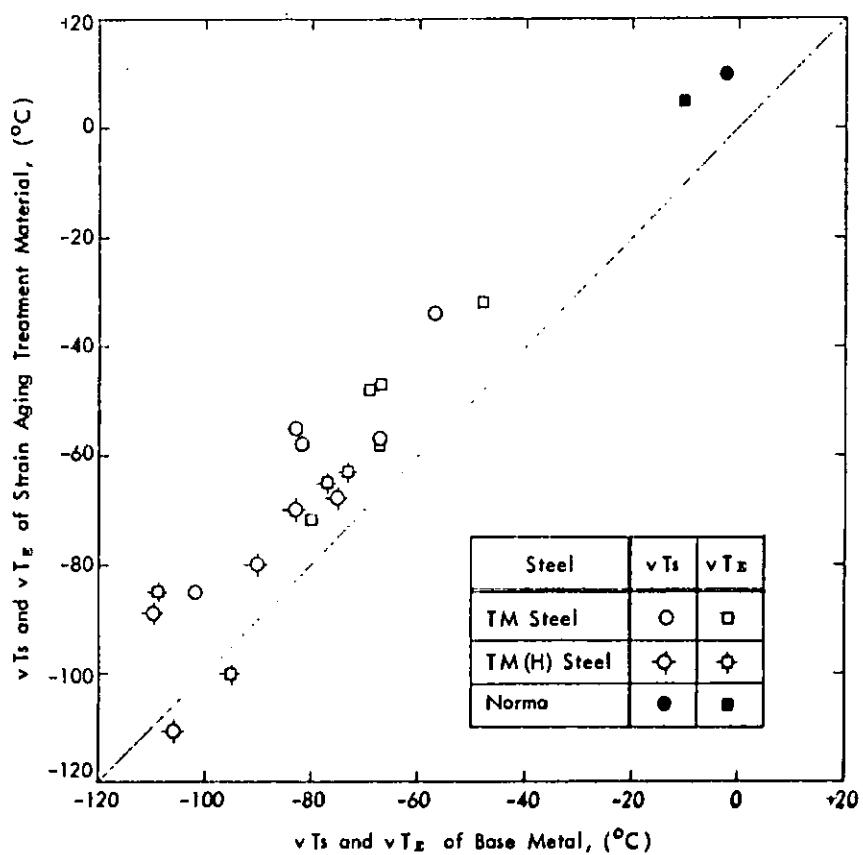


Fig. 4.6.1 Comparison of Transition Temperature of Strain Aging Treatment Material with Base Metal

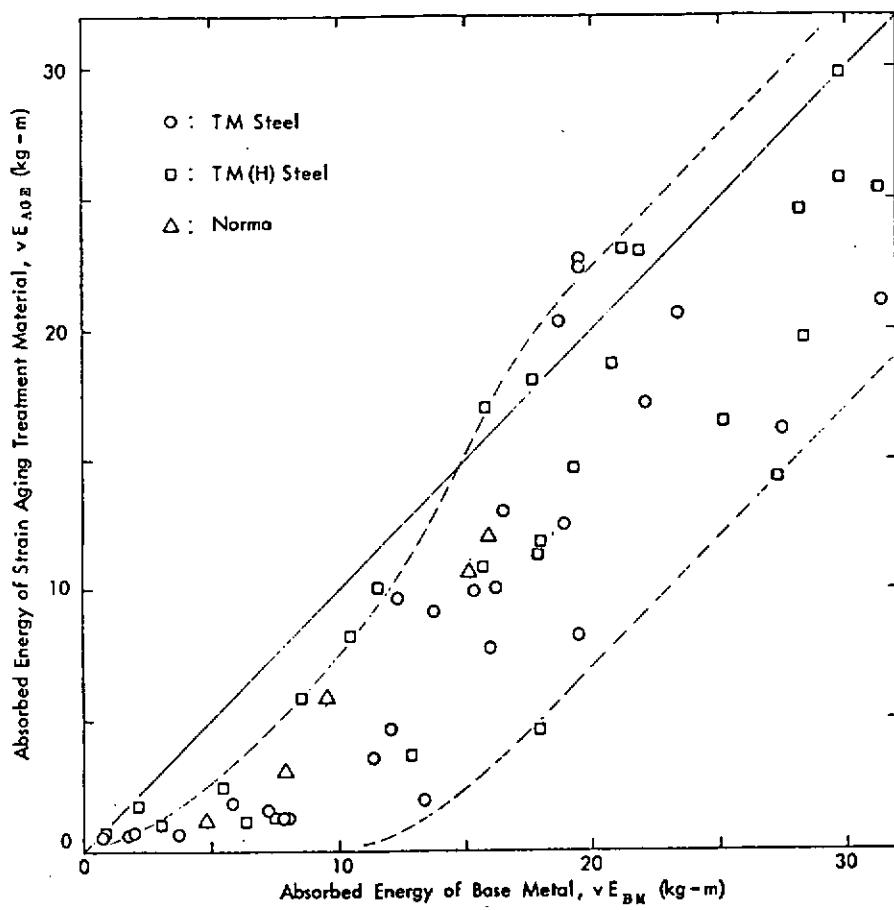


Fig. 4.6.2 Comparison of Absorbed Energy of Strain Aging Treatment Material with Base Metal

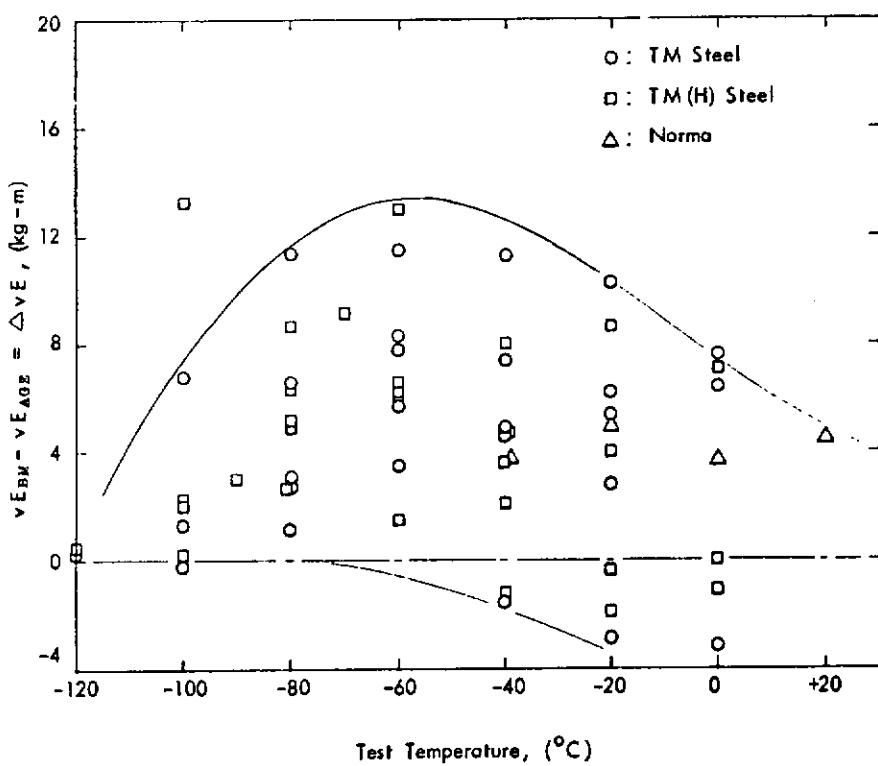


Fig. 4.6.3 Difference between Absorbed Energy in Z-direction and in L-direction

## 4.7 板厚方向特性

供試鋼板について、板厚方向の特性を調査するために引張強度試験、2mmVノッチ標準シャルピー衝撃試験およびCOD試験を行なった。本節では、これらの試験結果と、圧延方向(L方向)および圧延直角方向(T方向)の特性との比較を行なった。

### 4.7.1 強度特性

図4.7.1は、強度特性のうち降伏応力 $\sigma_y$ 、引張強さ $\sigma_u$ および伸びE<sub>L</sub>について、L方向のそれと板厚方向のそれを比較したものである。降伏応力および引張強さについては、ほとんど差異がなく、しかもバラツキも少なく、降伏応力については、37～46kg/mm<sup>2</sup>、引張強さについては51～57kg/mm<sup>2</sup>の範囲にある。伸びについては、板厚方向のそれは1.9～4.5%の範囲にあり、L方向の2.9～3.6%に比べてバラツキが大きい。しかし、平均値としては、両者はほぼ同じ程度である。

図4.7.2は、板厚方向の絞りと供試鋼板のS量との関係を示したものである。図中には、従来得られたデータの領域を斜線で示してある。S量の増加とともに絞りは減少する傾向を示しており、今回の試験結果はこの領域内の非常に高い所にあることがわかる。

図4.7.3は、板厚方向の絞りの温度に対する変化状況とL方向のそれとの比較を行ったものである。ノルマ材の絞りが新制御圧延材と比較して若干低い値を示しているが、-170℃までの温度領域では、ほとんど変化がなく-196℃で極端に低い値となっている。この傾向は、供試鋼板すべてについて同様である。L方向の絞りとの比較(R.A.(Z)/R.A.(L))については、板厚方向のそれが若干低い値(0.8～1.0倍)を示しており、この値は-170℃の温度領域まではほぼ一定の値を示している。

### 4.7.2 シャルピー特性

表4.7.1は、L方向およびT方向のシャルピー特性と板厚方向のシャルピー特性との比較を行ったものであり、L方向、T方向からの遷移温度v<sub>TRE</sub>、v<sub>TRc</sub>および吸収エネルギーv<sub>E-40</sub>の差をとったものである。板厚方向の靱性値はいずれの供試材においても、L方向、T方向より低いことを示している。

図4.7.4および図4.7.5は、L方向、T方向の遷移温度および吸収エネルギーv<sub>ET</sub>と板厚方向との比較を行ったものである。遷移温度については、最大80℃程度板厚方向のそれが高温側にあることがわかる。また吸収エネルギーについても、板厚方向吸収エネルギーが最大30kg·mもの差があり、v<sub>E-40</sub>についてみても、8～20kg·m程度、L、T方向に比べて低いことを示している。

### 4.7.3 破壊強度特性(COD)

図4.7.6は、L、T方向のδ<sub>c</sub>値と板厚方向のδ<sub>c</sub>値との比較を行ったものである。一部にL、T方向のδ<sub>c</sub>値と同等以上の値を示しているものもあるが、全体的に板厚方向のδ<sub>c</sub>値が低く、L、T方向のそれの0.05倍程度(δ<sub>c</sub>(ST)=0.05、δ<sub>c</sub>(LT))まで低下していることを示している。

図4.7.7は、板厚方向COD試験結果から求められたδ<sub>c</sub>値(T)を基に、△Tだけシフトした温度におけるシャルピー値を遷移曲線から読みとてv<sub>E</sub>(T+△T)を求め、δ<sub>c</sub>値と吸収エネルギーv<sub>E</sub>の関係を示したものである。ここで、温度シフト量△Tは△T=133-1.23σ<sub>y0</sub>-6√tである。板厚方向のδ<sub>c</sub>と吸収エネルギーの関係は、従来データで求められていたδ<sub>c</sub>(T)=0.02v<sub>E</sub>(T+△T)の関係にはほぼ一致するようである。

Table 4.7.1 Charpy Test Results in Z-direction

Steels	Process	Difference between Transition Temp. in Z-direction and in L-, T-direction					
		L-direction			T-direction		
		$\Delta vT_s$ (°C)	$\Delta vT_z$ (°C)	$\Delta vE_{-40}$ (kg-m)	$\Delta vT_s$ (°C)	$\Delta vT_z$ (°C)	$\Delta vE_{-40}$ (kg-m)
36E35 A	TM Steel	26	5	13.2	15	-4	7.4
36E35 B		57	57	19.2	50	50	14.5
36E35 C		77	58	18.0	72	53	16.8
36E35 D		79	-	20.8	71	-	11.6
36E35 E							
36E35 F	TM(H) Steel	51	38	19.1	49	38	18.1
36E35 G		75	48	9.4	65	47	8.7
36E35 H		62	57*	20.4	49	43	16.3
36E35 I		26	22	15.2	18	14	13.5
36E35 J							
36E35 K	Normal						

\* In-valid

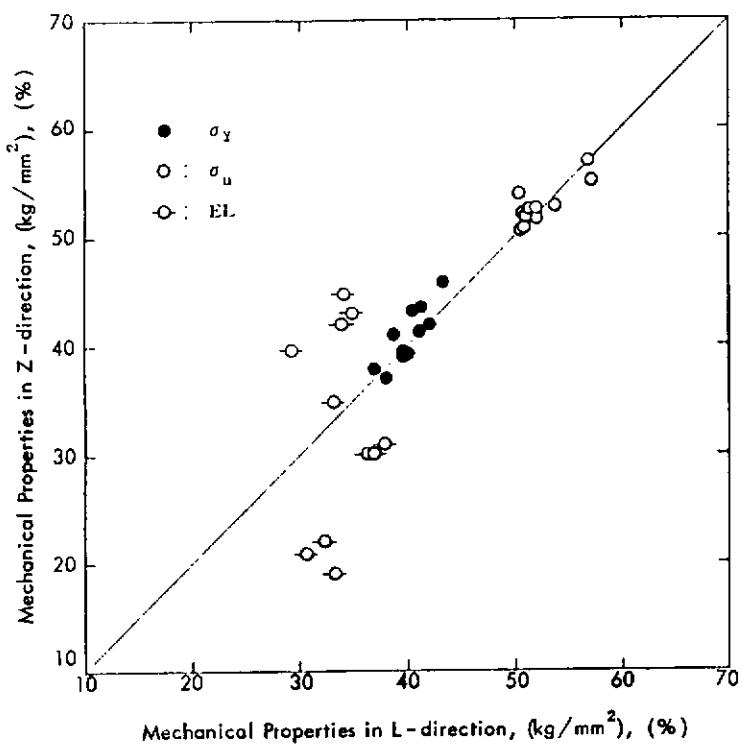


Fig. 4.7.1 Comparison of Mechanical Properties in  
Z-direction with in L-direction

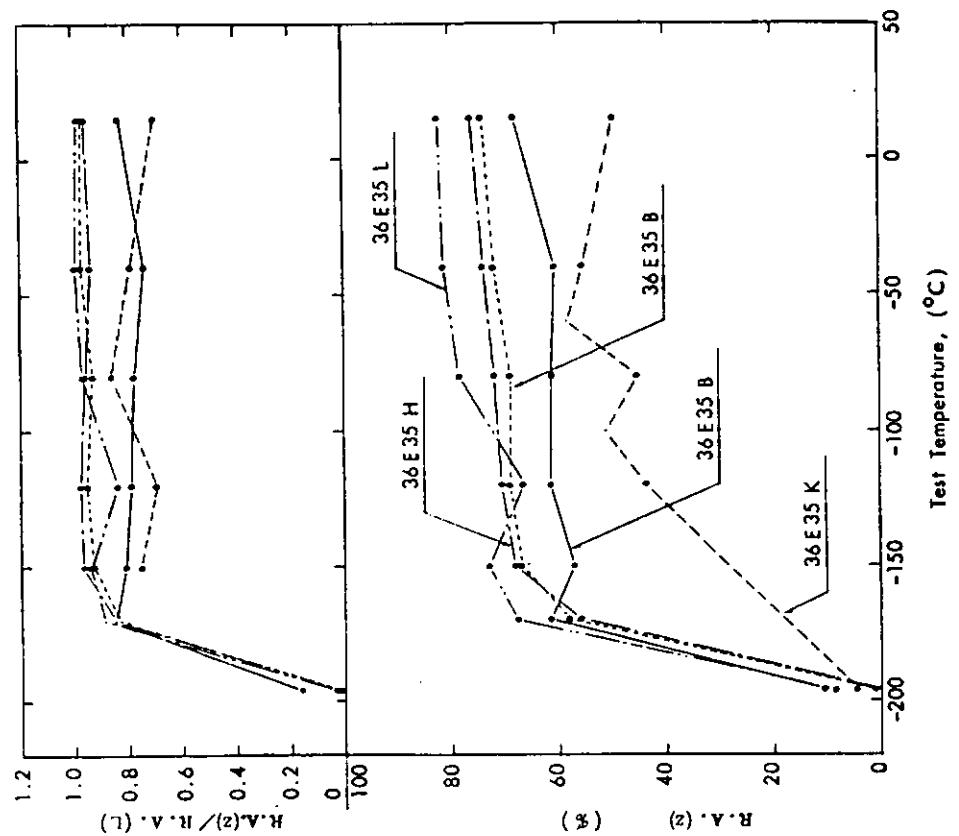


Fig. 4.7.3 Comparison of R. A. (Z) in Z-direction with  
R. A. (L) in L-direction in Typical Test Steels

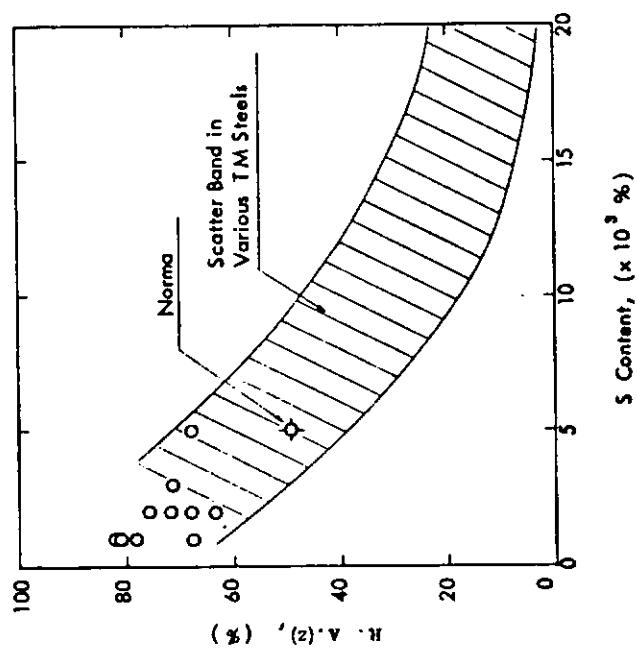


Fig. 4.7.2 Relation between R. A. (Z) and S Content

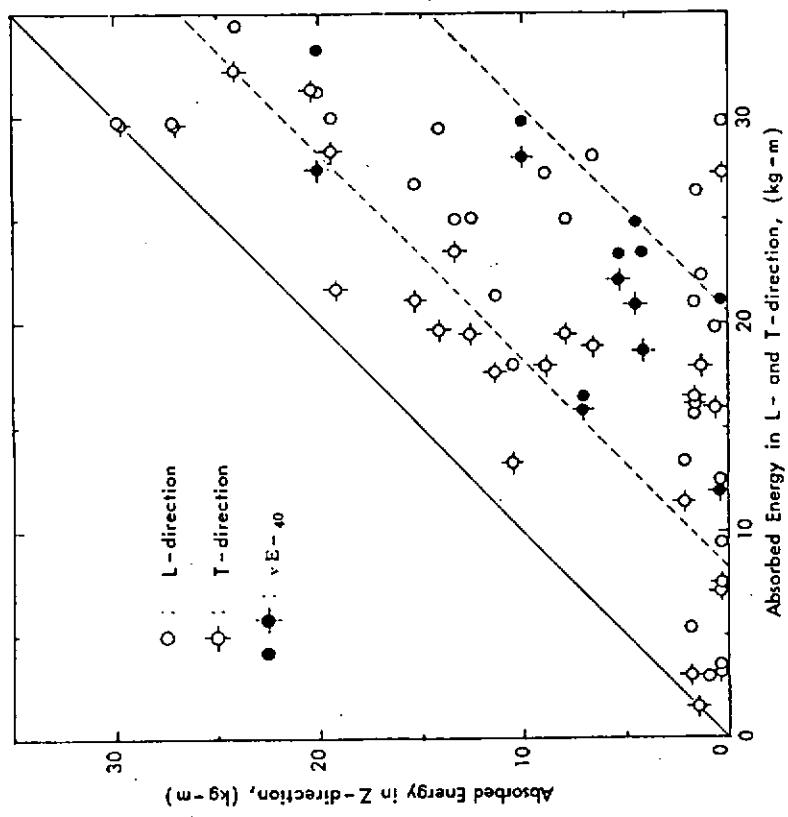


Fig. 4.7.5 Comparison of Absorbed Energy in Z-direction with in L- and T-direction

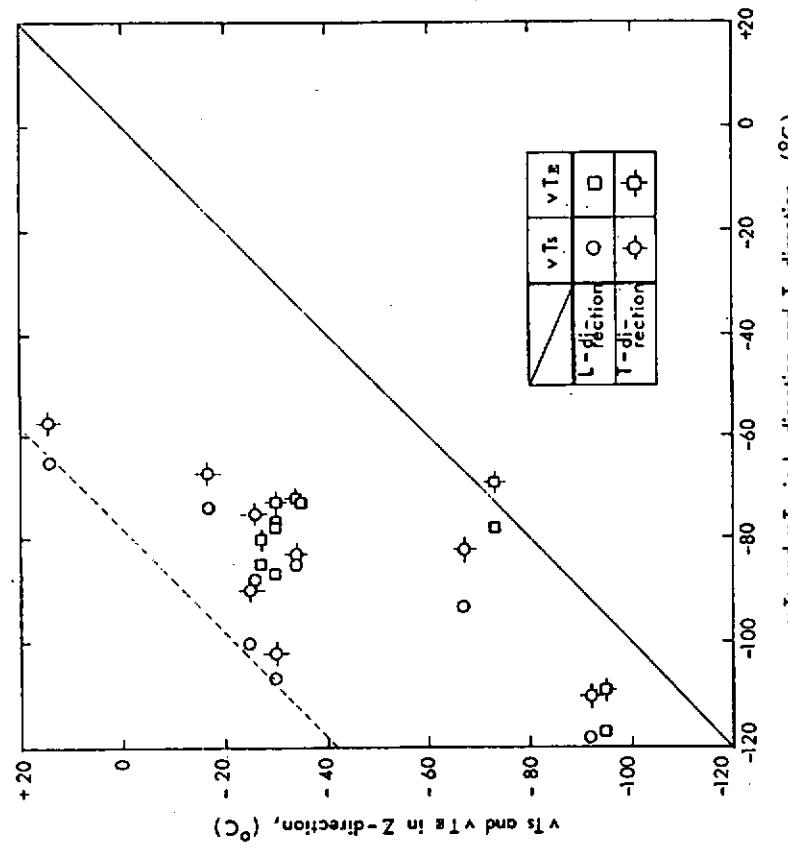


Fig. 4.7.4 Comparison of Transition Temperature in Z-direction with in L- and T-direction

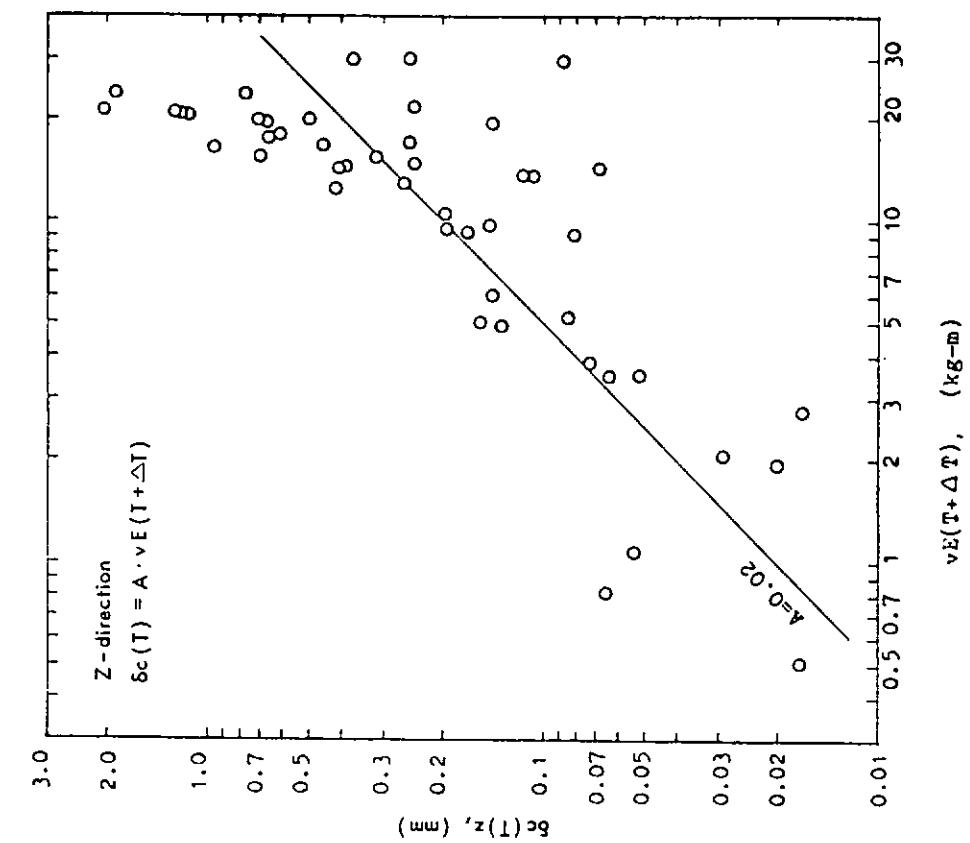


Fig. 4.7.7 Relation between  $\delta c(T)$  and  $vE(T + \Delta T)$  in Z-direction

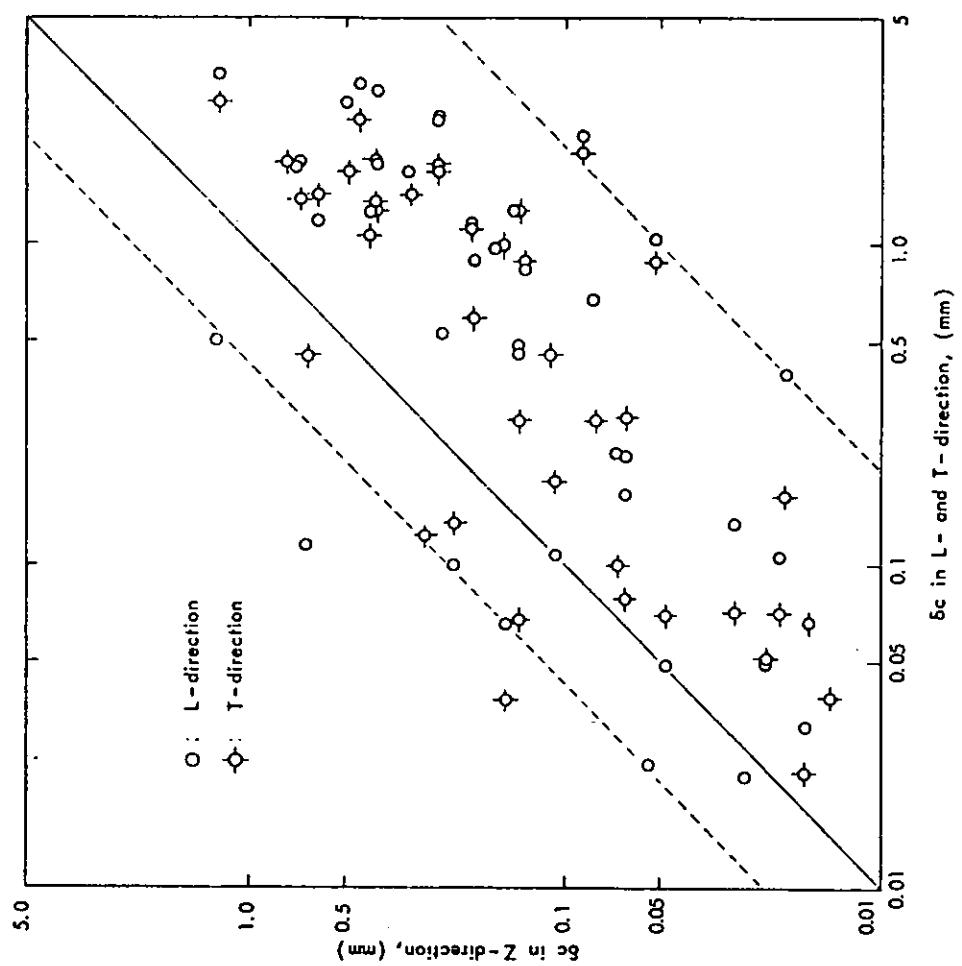


Fig. 4.7.6 Comparison of Critical COD in Z-direction with in L- and T-direction

#### 4.8 総合評価

非水冷型の新制御圧延型（新CR型）50キロ級高張力鋼板（KE36鋼板、板厚35mm）10チャージ（内5チャージは大入熱溶接非対策鋼板、他5チャージは大入熱溶接対策鋼板）と、従来圧延型焼きならし処理鋼板（KE36鋼板、大入熱溶接非対策鋼板、板厚35mm）1チャージを供試し、各種破壊強度特性を把握した。

概略下記の結果が得られた。

- ① 供試鋼板では、従来圧延型焼きならし処理鋼板、新CR型大入熱溶接非対策鋼板、新CR型大入熱溶接対策鋼板の順に、 $C_{eq}$  及び  $P_{cm}$  の値は低下している。
- ② 供試新CR型鋼板では、V-ノッチシャルピー衝撃試験結果の破面遷移曲線及びエネルギー遷移曲線の立上がりが急であり、吸収エネルギーの上限値も高いことが特徴的である。また、供試新CR型鋼板の  $vT_{re}$  と  $vTrs$  は、従来圧延型焼きならし処理鋼板に比較して非常に優れている。
- ③ 供試新CR型鋼板の限界COD値は、L, T方向の差もほとんどなく、従来圧延型焼きならし処理鋼板よりかなり優れている。また、Z方向の限界COD値の遷移温度は、L, T方向より約30°C高温側に移動している。さらに、大入熱溶接対策鋼板は、非対策鋼板より若干優れた限界COD値を示している。
- ④ 供試新CR鋼板のV-ノッチシャルピー吸収エネルギーと限界COD値との相関は、以下の如くである。

$$L, T \text{ 方向} : \delta c(T) = 0.004 vE(T + \Delta T)$$

$$\Delta T = 133 - 1.23 \sigma_{yo} - 6\sqrt{t}$$

$$Z \text{ 方向} : \delta c(T) = 0.02 vE(T + \Delta T) \quad \} (\text{従来式})$$

$$\Delta T = 133 - 1.23 \sigma_{yo} - 6\sqrt{t}$$

- ⑤ 供試新CR型鋼板の破壊靱性値（Kc値）は、従来圧延型鋼板（DH32鋼板、EH32鋼板）のKc値とはほぼ同等か若干優れている。また、大入熱溶接非対策鋼板には、大入熱溶接対策鋼板よりKc値が若干劣るものもあった。
- ⑥ 供試新CR型鋼板のV-ノッチシャルピー衝撃試験結果の  $vTrs$  と、中央切欠（板厚貫通）大形引張試験結果の脆性破壊発生限界温度（ $\sigma = \frac{1}{2} \sigma_{yo} [T_i]_{a=40}$ ）との相関は、下式を満足している。

$$vTrs = 2.67 \sigma_{yo} [T_i]_{a=40} + (293 \pm 40) (\text{°C})$$

$$\sigma = \frac{1}{2} \sigma_{yo} [T_i]_{a=40} = (0.00321 \sigma_{yo} + 0.391) vTrs + 2.74 \sqrt{t} + 17.3 (\text{K})$$

- ⑦ 供試新CR型鋼板の脆性亀裂伝播抵抗値（Kca値）は、従来圧延型鋼板（KD32鋼板、KE32鋼板）のKca値より非常に優れている。また、大入熱溶接対策鋼板の一部に、非対策鋼板よりKca値が若干優れたものがあった。

- ⑧ 供試新CR型鋼板の  $vTrs$  と、標準型ESSO試験結果および二重引張試験結果の  $T_{at Kca} = 400$ ,  $T_{at Kca} = 600$  との相関は、下式を満足した。

$$vTrs = 1.41 (T_{at Kca} = 400) - (11 \pm 2.75) (\text{°C})$$

$$vTrs = 1.41 (T_{at Kca} = 600) - (41 \pm 2.75) (\text{°C})$$

さらに、 $vTrs$  と Kca 値との相関は、従来の式（(4.5.3.5)式および(4.5.3.6)式）を満足している。

- ⑨ 供試新CR型鋼板のNDT温度は、従来圧延型鋼板（EH32鋼板、EH36鋼板）の平均的なNDT温度より低温である。また、NDT温度と  $vTrs$  との相関は、従来圧延型鋼板での相関式（下式）を満足している。

$$NDTT = 0.65 vTrs - 11.50 (\text{°C})$$

- ⑩ 供試新CR型鋼板では、5%歪時効処理によって、 $vTrs$ ,  $vT_{re}$  共に、約20°C程度高温側に移行する。また最大13kgf·m 程度の吸収エネルギーの低下がみられた。
- ⑪ 供試新CR型鋼板の板厚方向（Z方向）特性は、概略下記の如くであった。

- (i) Z方向の降伏点、引張強さ及び伸びは、L方向とはほとんど差はない。ただし、Z方向の伸びは、L方向に比べてバラツキが大きかった。
- (ii) S量の増加とともにZ方向の絞りは減少し、従来圧延型鋼板での傾向とはほぼ一致している。
- (iii) Z方向の絞りは、L方向の絞りより若干低い値(0.8~1.0倍)を示している。また、この値は-170°C位までほぼ一定であり、-196°Cになると極端に低い値になっている。
- (iv) Z方向のシャルピー特性は、L方向、T方向より低い値を示している。vTrs及びvTreで最大80°C程度高温側に移行している。また、8~20kgf·m程度の吸収エネルギーの低下がみられた。
- (v) Z方向の限界COD値は、L方向、T方向より低い値を示している。L方向、T方向の0.05倍程度まで低下しているものもあった。

## 5. 溶接継手特性についての共同実験結果及び考察

### 5.1 共同実験の概要

供試された非水冷型の新C R型 50キロ級高張力鋼板（KE 36鋼板、板厚35mm）の内、大入熱溶接非対策の一般鋼板（5チャージ）については、目標入熱量100KJ/cm程度のS A W継手ならびにF A B継手を検討対象にした。また、大入熱溶接対策鋼板（5チャージ）については、目標入熱量250KJ/cm程度のF C B継手を検討対象にした。さらに、比較のために供試した従来圧延型焼きならし処理（大入熱溶接非対策）鋼板（1チャージ）については、目標入熱量100KJ/cm程度のF A B継手を検討対象にした。

供試継手符号、実施した試験内容および試験分担などを、表5.1.1に示す。さらに、各試験項目別の試験内容を、表5.1.2および図5.1.1～図5.1.7などに示す。

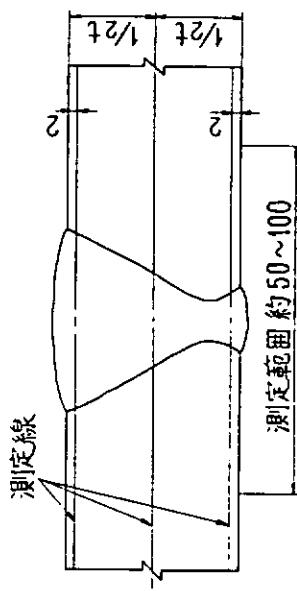
なお、これら供試継手の溶接条件を表5.1.3に一覧する。

表 5.1.1 溶接継手特性試験内容一覧

鋼種		新製造法による50キロ級高張力鋼 (KE36, 板厚35mm)						従来鋼(ルマ処理鋼) (KE36, 板厚35mm)				
鉄道車両	供試鋼	A 一般鋼 (熱処理鋼)	B 一般鋼 (熱処理鋼)	C 一般鋼 (熱処理鋼)	D 一般鋼 (熱処理鋼)	E 一般鋼 (熱処理鋼)	F 一般鋼 (熱処理鋼)	G 一般鋼 (熱処理鋼)				
供試継手(L方向)	R.D. R.O.	FAB (100J/cm程度) 試験片 製作 場所 溶接 方法 支承 部材	FCB (250J/cm程度) 試験片 製作 場所 溶接 方法 支承 部材	SAW (100J/cm程度) 試験片 製作 場所 溶接 方法 支承 部材	FAB (100J/cm程度) 試験片 製作 場所 溶接 方法 支承 部材	FCB (250J/cm程度) 試験片 製作 場所 溶接 方法 支承 部材	SAW (100J/cm程度) 試験片 製作 場所 溶接 方法 支承 部材	FCB (250J/cm程度) 試験片 製作 場所 溶接 方法 支承 部材	FCB (100J/cm程度) 試験片 製作 場所 溶接 方法 支承 部材			
試験内容		鉄道車両 用試験片 製作 場所 溶接 方法 支承 部材										
供試継手(試験片)符号		A FAB	JFCB	BSAW	LFCB	CFAB	HFCB	DSAW	GFCB	ESAW	FFCB	KFCB
接合強度測定 溶接部引張試験 室温:8.3本	1組											
接合影響部引張試験 室温:8.3本	6本	石捲	石捲	日立	日立	三井	三井	川重	川重	川重	住重	
接合影響部引張試験 V-Jチャップ溶接試験 溶接部引張試験 室温:8.3本	3本											
V-Jチャップ溶接試験 溶接部引張試験 室温:8.3本	2本	石捲	石捲	日立	日立	三井	三井	川重	川重	川重	住重	
V-Jチャップ溶接試験 溶接部引張試験 室温:8.3本	120本											
Depo 溶接継手 特性		A	A	B	B	C	D	E	E	E	住重	
Depo 溶接継手 特性	6本	東大 石捲	東大 石捲	東大 石捲	東大 石捲	東大 鋼管	東大 鋼管	東大 鋼管	東大 鋼管	東大 鋼管	東大	
Fusion Line 溶接継手 特性	6本	HAZ	HAZ	日立	日立	三美	三美	三美	三美	三美	住重	
CO2溶接継手 特性	4枚	三美	三美	三美								
中央部溶接継手 特性												

表 5.1.2 溶接継手特性試験項目および試験内容

試験項目	試験内容	備考
溶接継手特性	母材, 溶接金属中央, Fusion Line, HAZ 1mm, HAZ 3mm, HAZ 5mm の $\frac{1}{2}t$ 部または $\frac{1}{4}t$ 部についての光学顕微鏡写真(100倍), およびマクロ写真撮影。表面下 2mm, $\frac{1}{2}t$ 部, 裏面下 2mm の位置についてビッカース硬度分布測定。Depo の化学成分を分析する。	図5.1.1参照 図5.1.2参照
	継手引張試験, Depo 引張試験 継手引張: NK U2A号; Depo 引張: NKU14A号; 各々 3 本製作し, 全て室温で供試する。	
	熱影響部引張試験 熱影響部より, 継手平行方向: 3mm の丸棒引張試験片を板厚中央( $\frac{1}{2}t$ )部より 3 本採取し, 全て室温で供試する。	図5.1.3参照
	曲げ試験(側曲げ試験) 供試継手部より, NK B-2号試験片を 2 本製作し, 室温で供試する。	
	V-ノッチシャルピー衝撃試験 試験片採取位置: FCB, FAB: 表側表面下 1mm SAW: 最終層側表面下 1mm ノッチ位置: Depo 中央, Fusion Line, HAZ 1mm, HAZ 3mm, HAZ 5mm, HAZ 7mm 各ノッチ位置の試験片を 20 本製作, 供試し, 吸収エネルギー～温度, 脆性破面率～温度遷移曲線を求める。	図5.1.4参照
	COD 曲げ試験 供試継手の Depo 中央, Fusion Line, HAZ 部にノッチ加工(詳細は図5.1.5参照)した試験片を各々 6 本製作し, 室温～−196°C の適当な温度で供試する。なお, 疲労ノッチ導入前に, プラテン加工(図5.1.6参照)を行なう。限界 COD( $\delta_c$ ) 値と温度との関係を求める。	図5.1.5参照 図5.1.6参照
中央切欠(板厚貫通) 大形引張試験	供試継手部より, 幅 400 mm の中央切欠(板厚貫通)付標準型試験片を 4 枚製作し, 4 温度で各 1 枚供試する。 なお, 切欠き位置は供試溶接継手の Fusion Line(図5.1.7参照)とする。 破壊応力値, $K_c$ 値, 限界 COD( $\delta_c$ ) 値と温度との関係を求める。	図5.1.7参照



※ 測定間隔は 1 mm、ただし Fusion Line を基準に測定する。測定荷重は 10 kg とする。

図 5.1.2 ビックカース硬度分布測定要領

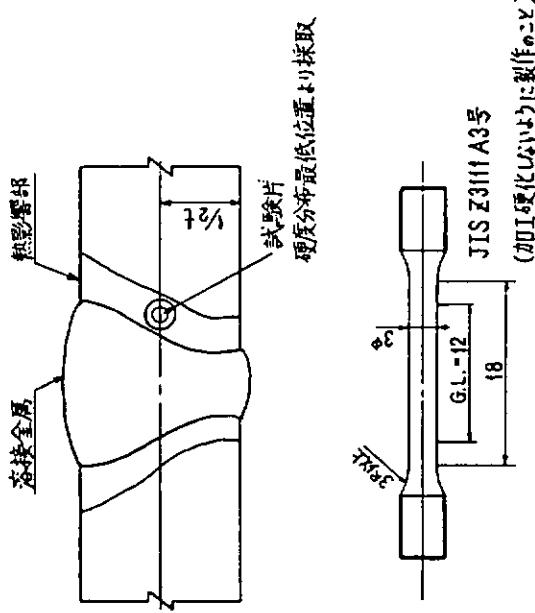


図 5.1.3 热影響部引張試験片採取要領・形状

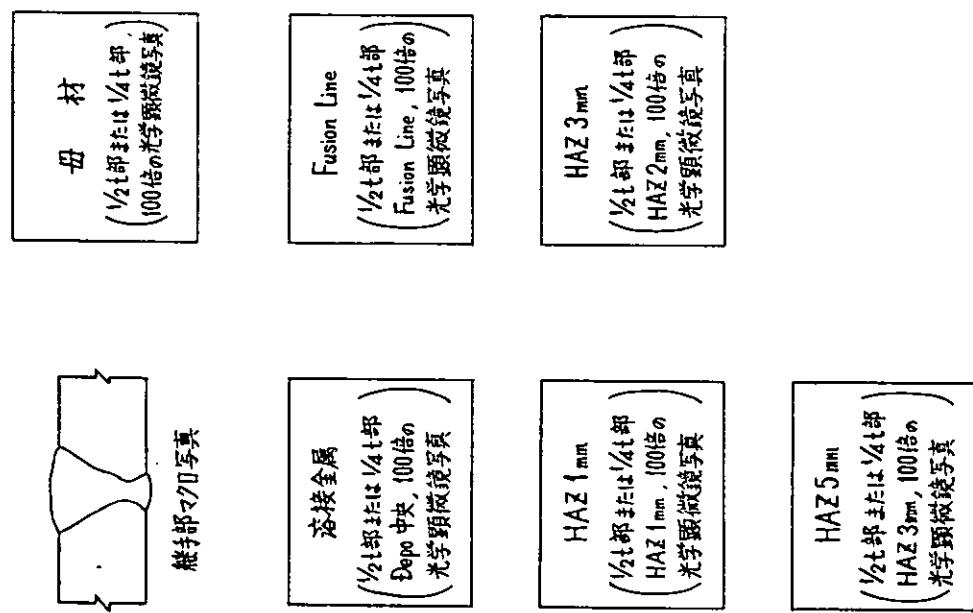


図 5.1.1 組織調査要領

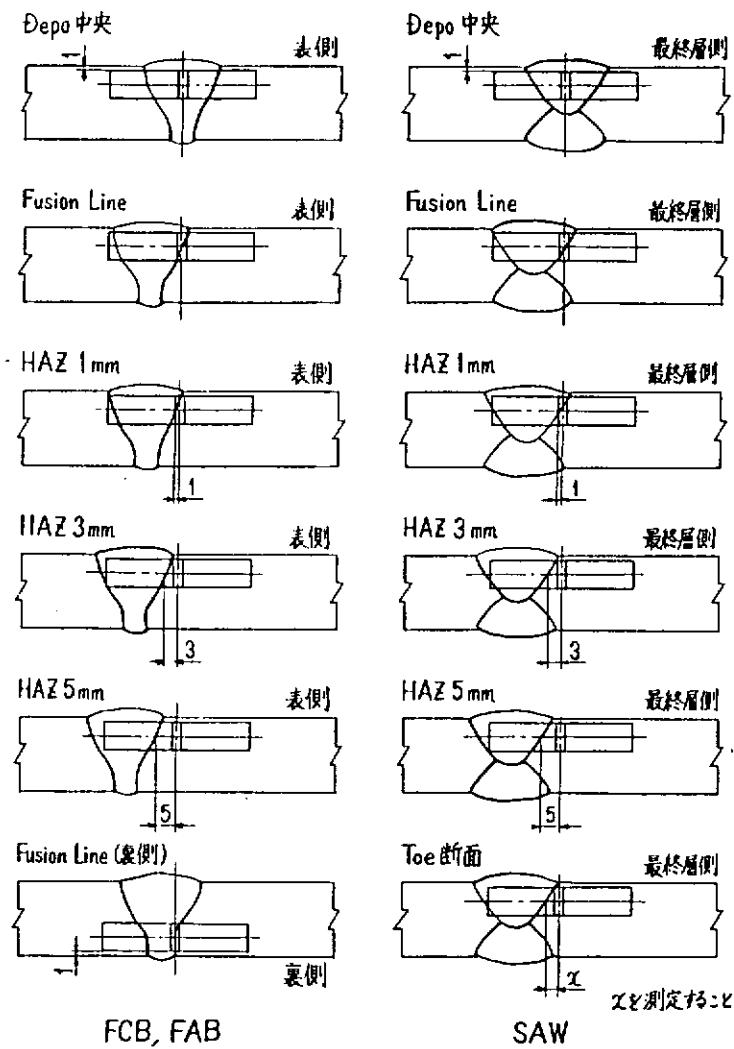


図 5.1.4 V - ノッチシャルピー衝撃試験片採取要領

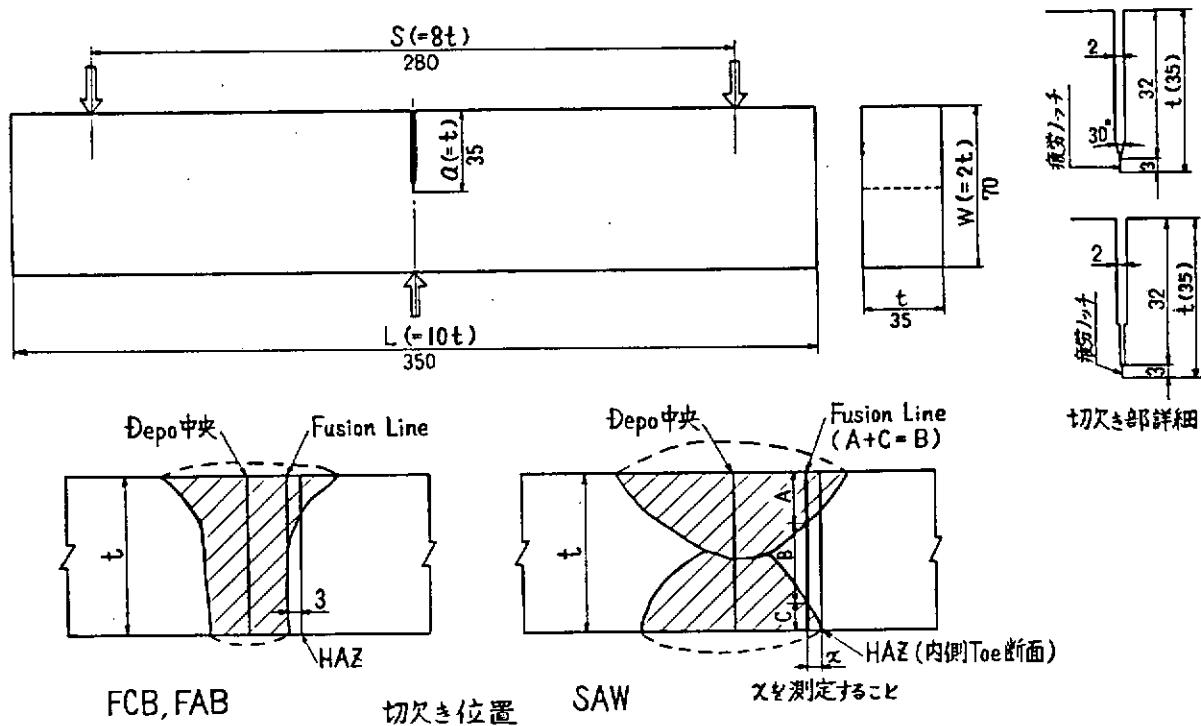
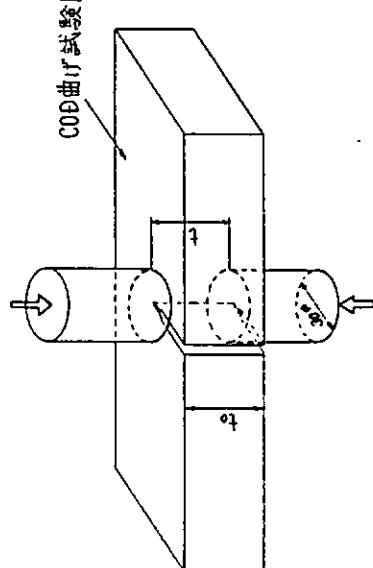


図 5.1.5 COD 曲げ試験片形状

溶接継手のDepo中央, Fusion Line, HAZ部にノッチ加工するCOD曲げ試験片では、疲労ノッチ導入前に、疲労ノッチを一様に入れるために下図に示すブランン加工を行なう。



上図に示すように、試験片加工後、切欠き先端を中心にして300mmφのブランンで圧縮塑性歪は0.3～0.5%を目標とする。

圧縮塑性歪( $\epsilon$ )は以下の定義による

$$\epsilon = \frac{t_0 - t}{t_0} \times 100$$

$t_0$  : 初期(加工前)の板厚(mm)

$t$  : ブランン加工後の圧痕部間の板厚(mm)

なお、ブランン加工に際しては所定の荷重を保持する。所定の荷重は、最初の1本で負荷荷重と圧縮塑性歪( $\epsilon$ )との関係を求める、段階的に負荷荷重を増して、0.3～0.5%程度となる荷重を決める(70ton程度と思われる)。

図 5.1.6 ブランン加工要領(溶接継手部のCOD曲げ試験片)

図 5.1.7 中央切欠(板厚貫通)大形引張試験片形状

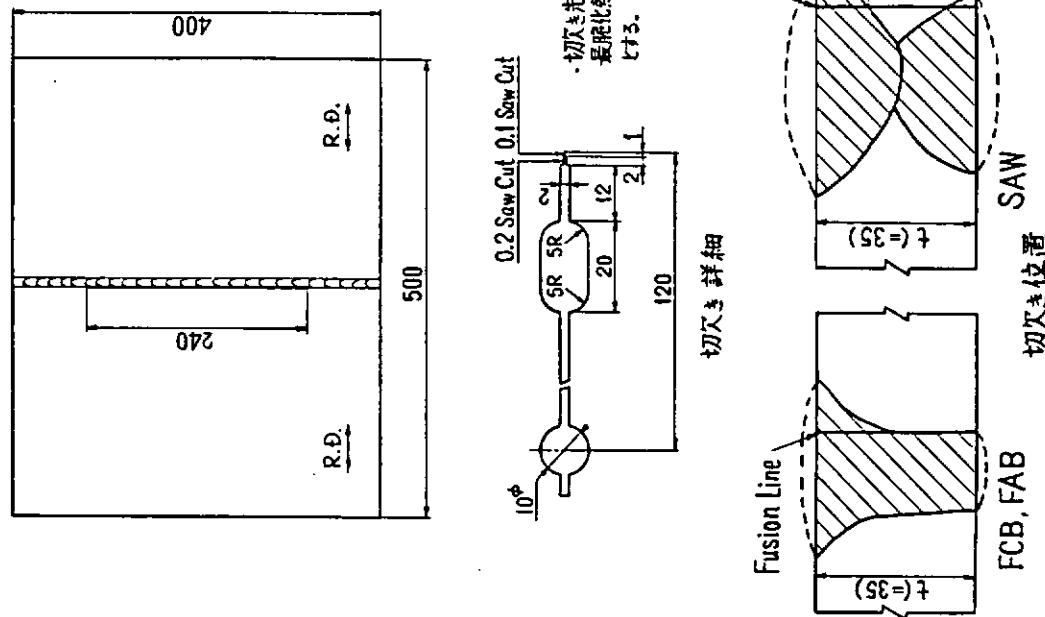
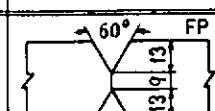
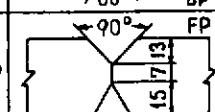
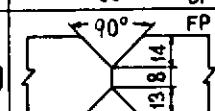
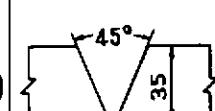
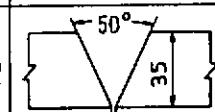
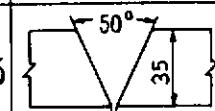
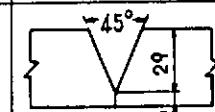
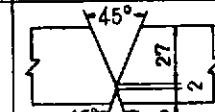
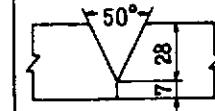
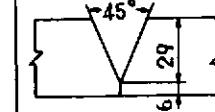


表 5.1.3 溶接条件

Welding Method (Specimen Code)	Wire and Flux	Layer and Electrode	Electrode Interval (mm)	Welding Current (A)	Arc Voltage (V)	Travel Speed (cm/min)	Heat Input (kJ/cm)	Edge Preparation	
SAW (BSAW)	US-43 L:4.8° T:6.4°	BP FP	100	1200	34	45	113		
				1100	40		130		
	PFH-55	L T	100	1200	34	40	131		
				1100	42				
SAW (DSAW)	US-43 4.8°	BP FP	—	950	35	23	87		
				950	40	23	99		
	PFH-55	1 2		950	35	23	87		
				950	40	23	99		
SAW (ESAW)	US-43 6.4°	BP FP	—	950	35	20	100		
				950	37	21	100		
	PFH-55	2.3 5.6		950	35	20	100		
				950	37	21	100		
FAB (AFAB)	US-43 L,T:4.8°	1 2	70	1050	33	30	119		
		T		650	38				
		—		750	36	33	104		
	PFI-52 RR-2	2 3	50	750	40				
		T		750	38	30	117		
		—		750	40				
FAB (CFAB)	US-43 L,T:4.8°	1	70	1000	35	30	119		
		T		650	38				
	PFI-52 RR-2	2,3		750	36	30	108		
		T		750	36				
FAB (KFAB)	US-43 L,T:4.8°	1	70	950	35	30	116		
		T		650	38				
	PFI-52 RR-2	2,3		750	35	30	105		
		T		750	35				
FCB (FFCB)	US-43 L,T <sub>1</sub> :4.8° T <sub>2</sub> :6.4°	L	50	1450	34				
		T <sub>1</sub>		1200	40				
		T <sub>2</sub>		1200	50				
FCB (GFCB)	US-43 L,T:4.8°	L	100	1350	34				
		T		1050	45				
	PFI-50 PFI-50R	—							
FCB (HFCB)	US-43 L,T <sub>1</sub> :4.8° T <sub>2</sub> :6.4°	L	35	1450	33				
		T <sub>1</sub>		1000	40				
		T <sub>2</sub>		1380	46				
FCB (JFCB)	US-43 L,T <sub>1</sub> :4.8° T <sub>1</sub> ,T <sub>2</sub> :6.4°	L	65	1450	33				
		T <sub>1</sub>		1350	40				
		T <sub>2</sub>		1150	45				
FCB (LFCB)	US-43 L,T <sub>1</sub> :4.8° T <sub>2</sub> :6.4°	L	30	1450	33				
		T <sub>1</sub>		1250	42				
		T <sub>2</sub>		1200	48				

## 5.2 化学成分、組織調査及び硬さ測定

### 5.2.1 目的

新制御圧延鋼及び従来鋼(焼ならし材)に溶接入熱量の異なる各種溶接法を適用し、その溶接継手部の材質変化を把握する基礎データとするために、溶接金属部の化学成分、継手各部の組織調査及び硬さ分布を調べた。

### 5.2.2 試験内容

溶接金属部の化学成分分析は5元素以外に、金属組織の改善、機械的性質の向上等を目的に意識的に添加された元素、及び酸素、窒素を含め、16元素について実施した。

組織は溶接継手部横断面に対し、マクロ及びミクロ的な検討を行った。またミクロ組織は表面側より板厚の $\frac{1}{4}$ (8~9mm)の部分を中心に、光学顕微鏡により倍率100倍で観察した。

硬さ分布はピッカース硬さ計(荷重10kgf)を用い、溶接継手部横断面における、板厚中央部及び表裏西側より各々2mmの位置3ヶ所について測定した。

### 5.2.3 試験結果及び考察

溶接金属部の化学成分分析結果をTable 5.2.1 及びFig 5.2.1 に示す。化学成分は母材製造法、溶接法、溶接入熱量の相違による大きな変動は示していない。一般に溶接金属の切欠じん性を向上させるには、結晶粒、組織の微細化、酸素含有量の低減の2つを考慮する必要がある。今回は結晶粒、組織の微細化を計るために、微細粒フェライト組織形成を促進するTi, Bが添加されていると思われる。一方、酸素含有量については、含有量が低い程、良好な切欠じん性を示すが、著しく低下させると(約200ppm以下)、逆に切欠じん性が低下することがサブマージアーケ溶接金属について報告されている。今回の実験では220~320ppm程度の酸素含有量を各溶接金属とも示し、酸素含有量低減を考慮した溶接材料が用いられたと考えられる。

溶接継手部の代表的なマクロ組織をPhoto 5.2.1 に示す。全試験片とも溶接欠陥、異常組織は認められず、良好な結果が得られている。溶接熱影響部(HAZ)の巾は板厚中央部について見ると、SAWで約5mm、FABで約7mm、FCBにおいては12~15mm程度と溶接入熱量の増加に伴なって増している。

Photo 5.2.1 に応じた各ミクロ組織をPhoto 5.2.2 に示す。母材組織を見ると、新制御圧延材は焼ならし材に比較して、伸長かつ微細化されたフェライトとバーライトの混合組織を有しており、特に大入熱対策鋼では36E, 35G, Fのように組織の微細化が著しい。溶接金属部については、全試験片とも粗大なフェライト組織やラス状組織は認められず、比較的微細なフェライト組織で良好なものである。溶融線近傍のHAZ(溶融線より1mm離れた部分)では各鋼種、溶接法ともに結晶粒が粗大化し、塊状または棒状に成長した初析フェライトとそれを囲むように中間段階組織が形成されている。そして溶接入熱量の多いFCB溶接部程、粗大化傾向が著しい。さらに溶融線より3~5mm程度離れた箇所でも結晶粒の成長が見られるが、その度合は一般通常材に比らべ同等もしくはやや小さいのではないかと思われる。

溶接継手部の硬さ測定結果をTable 5.2.2, Fig 5.2.2 に示す。各継手部とも溶接金属または溶融線近傍で最も高い値(母材と比較してHV20~50程度高い)を示す。また、SAW, FABのHAZについては溶融線から離れるに従って、軟さは順次低下し、5mm程度離れると母材と同一硬さになる。この様な硬さ分布は新制御圧延材(大入熱非対策鋼)と従来鋼(焼ならし鋼)において両者で明確な差異は認められない。一方、新制御圧延材(大入熱対策鋼)をFCBで溶接した、HAZでは母材よりも軟化(HV10~20の低下)した部分が裏面ルート部で生じている。

母材炭素当量(Ceq)と各溶接継手部における熱影響部最高硬さの関係をFig 5.2.3 に示す。HAZ最高硬さは溶接入熱量に余り影響を受けず、Ceqの増加と共に増す傾向あり、Ceqの高い従来鋼(焼ならし材)が新制御圧延材よりもHAZの硬化が進んでいる。このことから、Ceqの低い新制御圧延材はHAZの硬化防止には有効であ

ろう。

Fig 5.2.4 は後述する溶接継手部の各種引張試験結果と硬さ測定結果の関係を示したものである。図に示す硬さは、試片採取位置（溶接金属及びHAZ引張試験）、破断位置（溶接継手引張試験）での平均値である。各引張試験で得られた引張強さと降伏応力は試験片形状、採取位置による差異がなく、硬さの増加と共に、各値はほぼ直線的に増加している。なお図中に示した破線はJIS, Z, 8.413の引張強さと硬さの換算表から求めた近似値であるが、溶接金属部の引張強さがこの値よりもやや低めである。このずれは溶接金属部が凝固組織であるためと思われる。しかし、Fig 5.2.4 の結果より硬さ測定値から機械的強さの概略的な類推が可能ではないかと考える。

## 5.3 引張強度特性

### 5.3.1 目的

新制御圧延材（大入熱対策鋼及び非対策鋼）と焼ならし材（従来鋼）に対し、溶接入熱量の異なる各種溶接法を適用し、得られた各溶接継手部の引張強度特性を調べようとするものである。

### 5.3.2 試験内容

各溶接継手部より溶接金属部、熱影響部及び溶接継手部引張試験片を採取し、試験に供した。

溶接金属引張試験は各溶接金属部中央より、NK-U14号試験片を3本採取し、降伏応力、引張強さ、伸び及び絞りを計測した。なお試験は室温で実施した。

熱影響部引張試験は硬さ測定結果に基づき、板厚中央の熱影響部で最も低い硬さを示した部分よりJIS, Z 3111A3号試験片を3本採取し、室温で試験を行った。測定値は降伏応力、引張強さ、伸び及絞りである。

溶接継手部引張試験は、NK-UZA号試験片を各3本用い、室温における引張強さを測定した。

### 5.3.3 試験結果及び考察

溶接金属引張試験結果をTable 5.3.1及びFig 5.3.1に示す。降伏応力、引張強さ及び絞りに関しては溶接入熱量の増加に伴ないやや減少する傾向にある。しかし各試験片とも日本海事協会の規定値を一二の例を除き、十分に満足する値が示されている。また供試母材における機械的性質が若干異なることを考慮し、母材の各降伏応力、引張強さ、伸び及び絞りの値を基準に、引張試験で得られた各値の比を図中に表示した。これによると降伏応力の比( $R_y$ )は溶接入熱量が増すに従って低下するが、最大入熱量である275KJ/cmにおいても100%以上の値を示し、母材より高い降伏応力が得られている。さらに引張強さでの比( $R_u$ )については入熱量に余り影響されず120%程度の一定値である。また伸びが( $R_e$ )及び絞り( $R_r$ )に関しては、母材に比較し低い値( $R_e$ で30~35%,  $R_r$ 20%程度の低下)であるが、入熱量の変化によりその値は大きく変動していない。

熱影響部引張試験結果をTable 5.3.2, Fig 5.3.2に示す。降伏応力、引張強さの各測定値そのものは、溶接入熱量の増加に伴ないやや低下する傾向を示すが、絞り及び伸びについては入熱量に余り影響されずほぼ一定の値が得られている。また各測定値を母材の各値と比較すると、先ず降伏応力における比( $R_y$ )は溶接入熱量の増加と共に減少する傾向を示し、入熱量270~275KJ/cmのFCBでは母材より20~25%程度低い値になっている。次に引張強さ( $R_u$ )に関しては大入熱溶接時に微少な低下(5%程度)が認められるものの、 $R_y$ 程明瞭な減少は生じていない。なお伸び( $R_e$ )、絞り( $R_r$ )については溶接入熱量に余り関係なく、母材と同程度の値となっている。一方、新制御圧延材と焼ならし材等の鋼種の差異により、熱影響部引張強度特性に明確な差が生じているとは思われない。

溶接継手部引張試験結果をTable 5.3.3及びFig 5.3.3に示す。全試験片とも日本海事協会の規定値(50kgf/mm<sup>2</sup>以上)を十分に満たす引張強さが得られている。引張強さそのものは入熱量が増すに従って、低下するよう見えるが、母材引張強さのばらつきを勘案したR1(溶接継手部と母材引張強さの比)で整理すると、R1は

溶接入熱量及び鋼種に左右されず母材以上(5~10%向上)のほぼ一定値を示した。

大入熱量溶接継手部のHAZは母材及び溶接金属部の引張強さは低い値となっているが、溶接継手部引張試験ではその破断位置はすべて母材であった。一般に軟質部を有する継手部において、継手の引張強さを軟質部の厚さが小さければ、軟質部の塑性変形が強度の高い部分で拘束され、軟質部の強さが上昇することが知られている。今回も軟質部に相当する熱影響部が強度の高い溶接金属と母材に拘束を受け、溶接継手部引張試験では上記の様な結果になったと考えられる。

## 5.4 曲げ特性

### 5.4.1 目的

各種溶接継手部の健全性を評価するために側曲げ試験を実施した。

### 5.4.2 試験内容

溶接継手部よりNK-B 2号試験片を各2本採取し、試験に供した。試験は内側曲げ半径18mmの押型で、ローラまたは型曲げ試験で180度曲げることとした。

### 5.4.3 試験結果及び考察

試験結果をTable 5.4.1及びPhoto 5.4.1に示す。結果はすべて良好で、日本海事協会の判定規準を十分に満足させるものであった。なお、一試験片(36E, 35A)で、試験外表面に、溶接部より離れた母材の一部に長さ1.8mmの割れが認められたが、発生位置及び割れ長さから考えて問題はない。

Table 5.2.1 Chemical Compositions of Deposited Metal

Steel	Welding Process	Heat Input (kj/cm)	(wt. %)															
			C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	Ti	V	Nb	B	Al	N	O
36E35D	SAW	87	0.09	0.45	1.33	.016	.005	0.15	0.08	0.05	0.26	.017	.021	.005	.0044	.008	—	—
36E35E	SAW	100	0.12	0.35	1.25	.017	.006	0.035	0.03	0.02	0.13	.055	.016	<.01	.003	.011	.0038	.0303
36E35B	SAW	130	0.09	0.29	1.44	.014	.001	0.04	0.03	0.025	0.14	.026	.00	.06	.00	.008	<.002	.029
36E35A	FAB	110	0.094	0.71	0.94	.018	.010	0.05	0.041	0.045	0.24	.037	.025	.013	.006	.013	.004	.032
36E35C	FAB	112	0.08	0.75	1.08	.016	.008	0.05	0.04	0.04	0.29	.026	.015	.006	.0048	.027	.004	.0267
36E35K	FAB	116	0.081	0.59	0.94	.016	.001	0.05	0.04	0.02	0.24	<.01	.02	.03	.004	.003	.005	.028
36E35G	FCB	224	0.10	0.48	1.47	.010	.004	0.11	0.11	0.02	0.19	.015	.027	.004	.0039	.006	.0047	.0228
36E35J	FCB	230	0.12	0.24	1.21	.019	.009	0.14	0.017	0.025	0.20	.015	.025	<.01	.006	.016	.005	.028
36E35F	FCB	237	0.10	0.31	1.10	.017	.006	0.040	0.02	0.02	0.19	.055	.005	<.01	.002	.008	.0054	.0293
36E35L	FCB	270	0.10	0.32	1.51	.009	.001	0.14	0.23	0.023	0.16	.026	.00	.06	.00	.008	<.002	.030
36E35H	FCB	275	0.11	0.32	1.22	.017	.007	0.03	0.03	0.02	0.21	.011	.004	tr.	.0027	.023	.0050	.0297

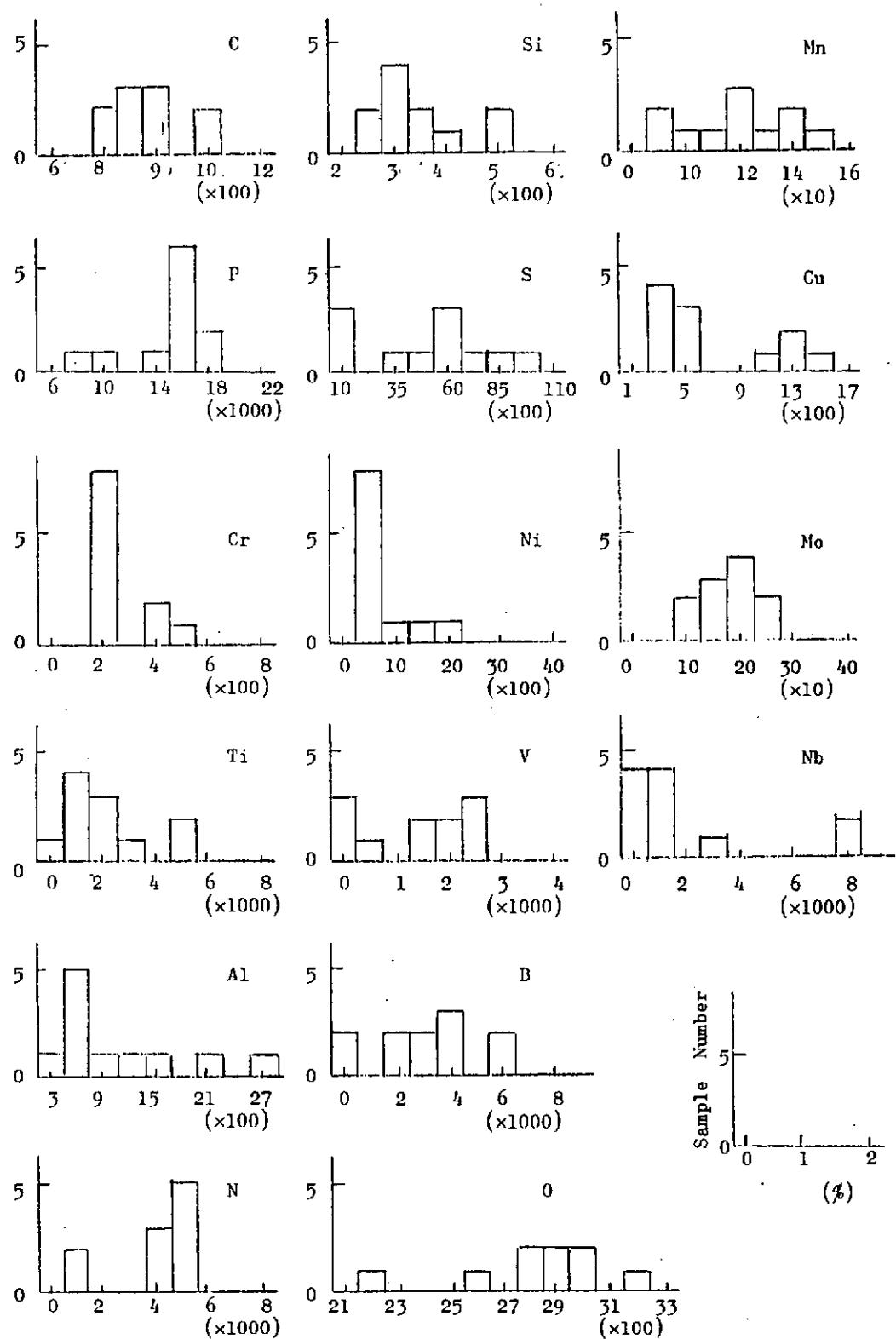
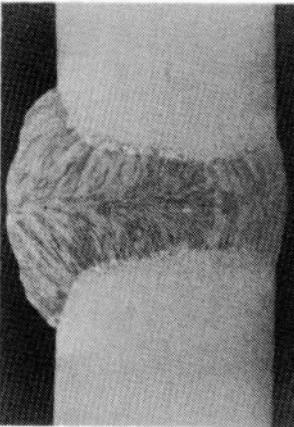
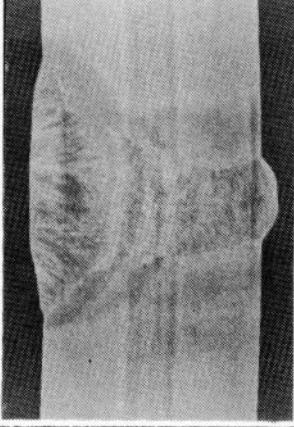
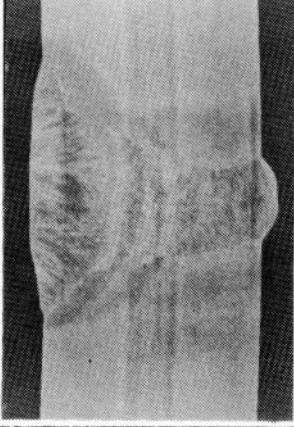
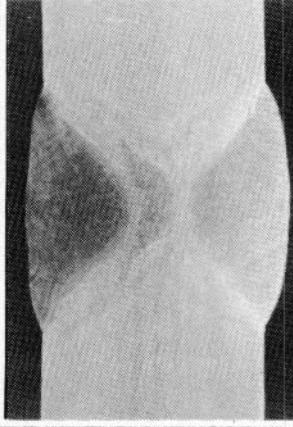
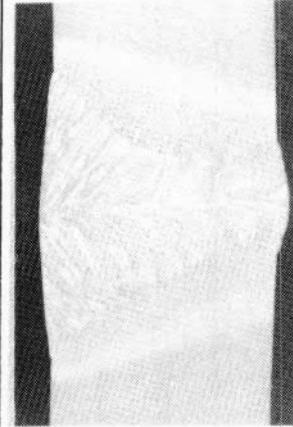
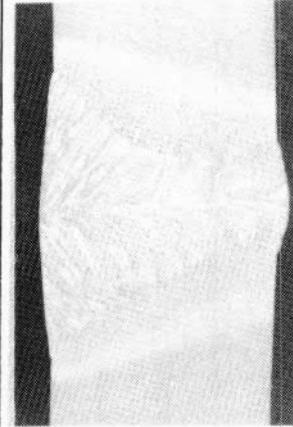


Fig. 5.2.1 Chemical Composition of Deposited Metal

Item		Macro - Structure		Item		Macro - Structure	
Steel Plate	36E35D * TM		Steel Plate	36E35G ** TM(H)		Welding Process	FCB
Welding Process	SAW		Heat Input (kJ/cm)	224		Heat Input (kJ/cm)	224
Heat Input (kJ/cm)	87		Steel Plate	36E35A TM		Welding Process	FCB
Steel Plate	36E35A TM		Heat Input (kJ/cm)	237		Welding Process	FCB
Welding Process	FAB		Heat Input (kJ/cm)	110		Heat Input (kJ/cm)	110
Heat Input (kJ/cm)	110		Steel Plate	36E35K Normalized		Welding Process	FCB
Steel Plate	36E35K Normalized		Heat Input (kJ/cm)	116		Heat Input (kJ/cm)	275
Welding Process	FAB		Heat Input (kJ/cm)	116		Heat Input (kJ/cm)	275

\* TM  
\*\* TM(H)

Thermo-Mechanical Controlled Rolling Process Steel  
High Heat-Input Weldable Thermo-Mechanical Controlled Rolling Process Steel

20 mm

Photo. 5.2.1 Micro-Structure of Welded Joint

Item	Center of Deposited Metal	HAZ (1mm from Fusion Line)	HAZ (3mm from Fusion Line)	Base Metal
Steel Plate ( TM * )				
Welding Process SAW				
Heat Input (kJ/cm)	87			
Steel Plate ( TM )				
Welding Process FAB				
Heat Input (kJ/cm)	110			
Steel Plate ( ** N )				
Welding Process FAB				
Heat Input (kJ/cm)	116			

\*

Thermo-Mechanical Controlled Rolling Process Steel

\*\* Normalized Steel

250 μm

Photo. 5.2.2 Micro-Structure of Welded Joint

Item	Center of Deposited Metal	HAZ (1mm from Fusion Line)	HAZ (3mm from Fusion Line)	Base Metal
Steel Plate (TM(H) <sup>*</sup> )				
Welding Process	FCB			
Heat Input (kJ/cm)	224			
Steel Plate (TM(H))				
Welding Process	FCB			
Heat Input (kJ/cm)	237			
Steel Plate (TM(H))				
Welding Process	FCB			
Heat Input (kJ/cm)	275			

250 μm

TM(H)<sup>\*</sup> High Heat-Input Weldable Thermo-Mechanical Controlled Rolling Process Steel

Photo. 5.2.2 Micro-Structure of Welded Joint

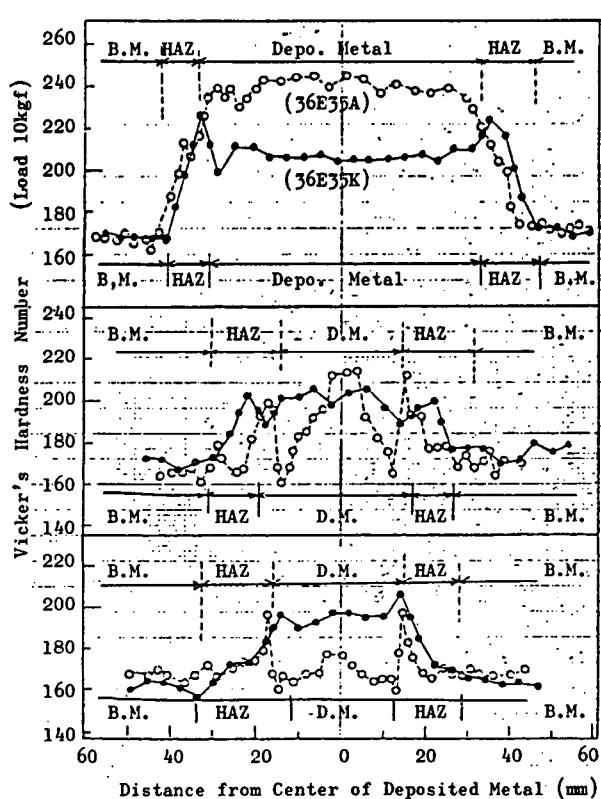
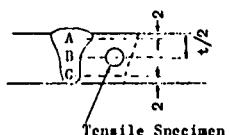
Table. 5.2.2 Hardness Distribution of Welded Joint

Steel Plate	Welding Process	Heat Input (kj/cm)	Depo. Metal	Fusion Line	HAZ			Base Metal
					Max.	Min.	Tensile	
36E35D ( TM )	SAW	87	A	212	193	198	165	156
			B	188	177	184	160	155
			C	207	180	198	165	165
36E35E ( TM )	SAW	100	A	234	206	208	196	210
			B	190	191	175	166	167
			C	220	185	185	175	174
36E35B ( TM )	SAW	130	A	197	190	185	151	166
			B	155	174	171	150	163
			C	190	176	172	159	175
36E35A ( TM )	FAB	110	A	240	220	220	172	172
			B	212	163	212	168	171
			C	177	178	196	166	167
36E35C ( TM )	FAB	112	A	225	237	180	157	165
			B	187	163	161	145	152
			C	195	173	165	144	158
36E35K ( N ) <sup>**</sup>	FAB	116	A	204	215	223	172	162
			B	204	194	199	176	167
			C	196	200	192	168	162
36E35G ( TM(II) ) <sup>***</sup>	FCB	224	A	204	198	192	158	163
			B	203	191	175	140	150
			C	200	160	154	151	165
36E35J ( TM(II) )	FCB	230	A	198	195	202	156	159
			B	182	190	193	152	152
			C	187	192	192	158	154
36E35F ( TM(II) )	FCB	237	A	192	192	201	151	161
			B	198	204	206	160	159
			C	200	188	211	162	168
36E35L ( TM(II) )	FCB	270	A	205	200	188	155	162
			B	202	195	174	152	152
			C	201	177	160	153	167
36E35H ( TM(II) )	FCB	275	A	198	198	182	159	175
			B	195	191	188	151	162
			C	186	160	169	146	168

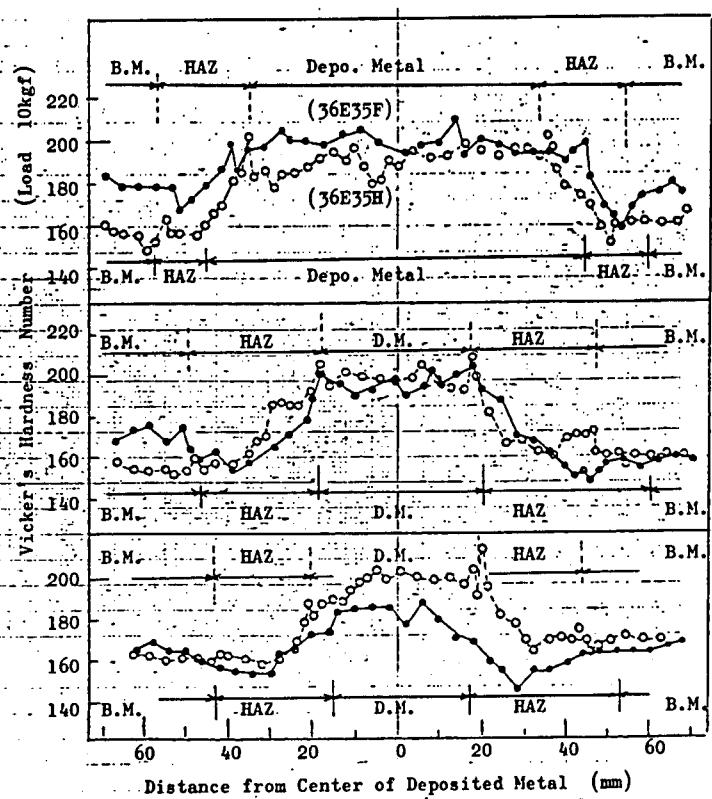
TM<sup>\*</sup> Thermo-Mechanical Controlled Rolling Process Steel

N<sup>\*\*</sup> Normalized Steel

TM(II)<sup>\*\*\*</sup> High Heat-Input Weldable Thermo-Mechanical Controlled Rolling Process Steel



(a) FAB 36E35A & 36E35K



(b) FCB 36E35F & 36E35H

Fig. 5.2.2 Hardness Distribution of Welded Joint

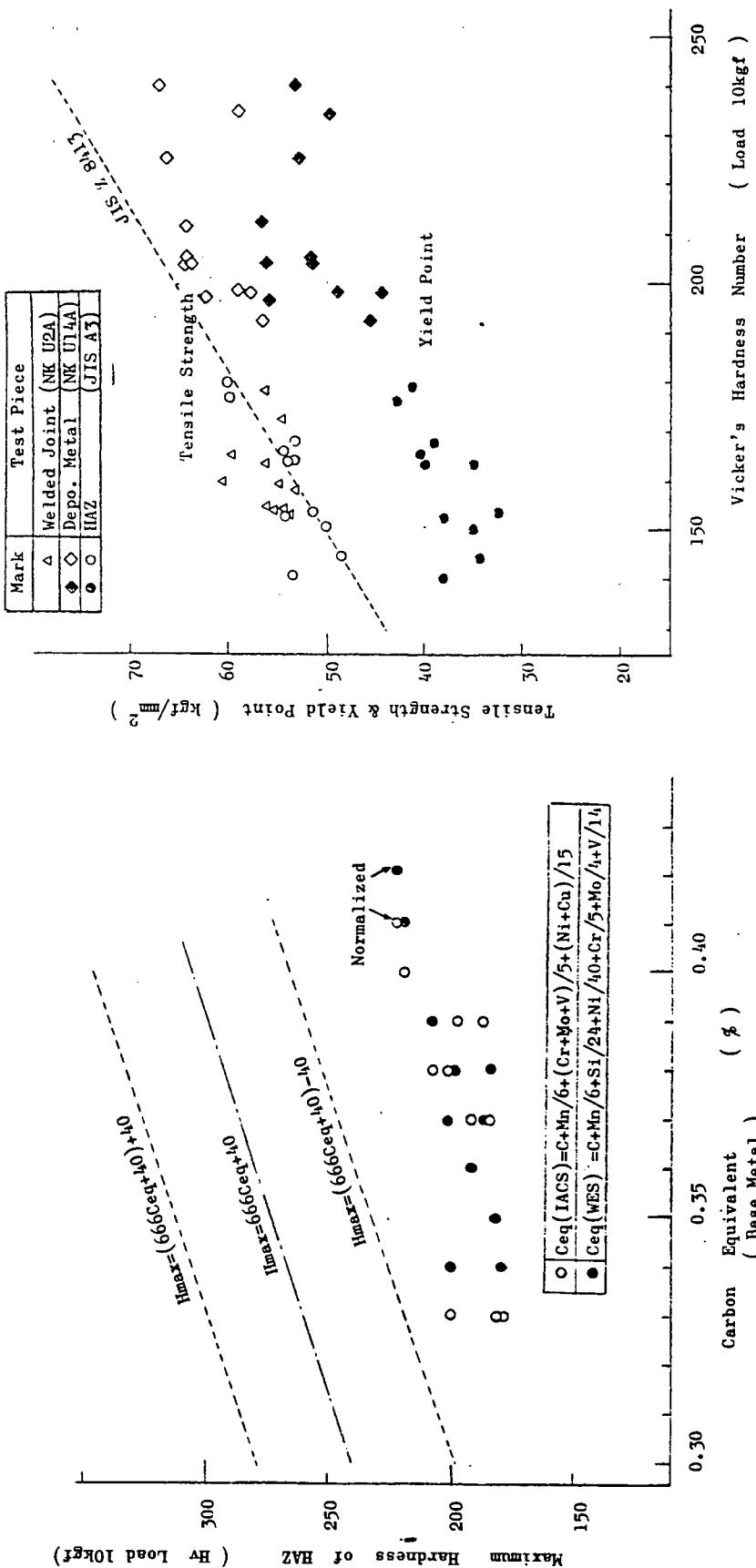


Fig. 5.2.3 Relation between Carbon Equivalent and Maximum Hardness of HAZ

Fig. 5.2.4 Relation between Vicke's Hardness Number and Mechanical Properties

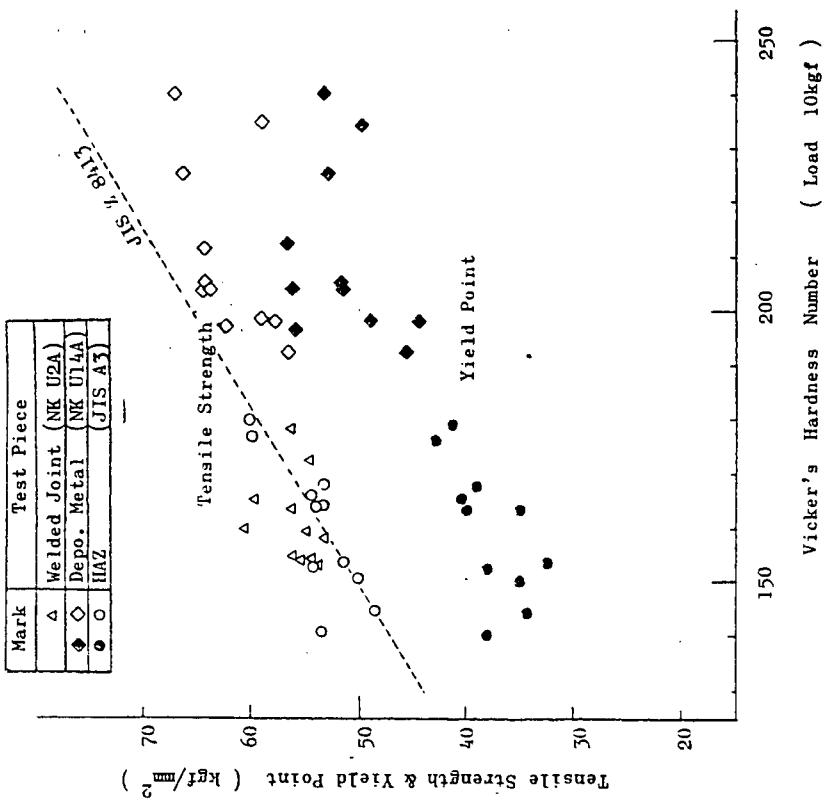


Table 5.3.1 Tensile Test Results of Deposited Metal

Steel Plate	Welding Process	Heat Input (kj/cm)	Yield Point (kgf/mm <sup>2</sup> )	Tensile Strength (kgf/mm <sup>2</sup> )	Elongation (%)	Reduction Area (%)	Ratio Ry & Rr (%)	Ratio Re & Rr (%)	Area (%)	Reduction (%)	Elongation (%)	Yield Point (kgf/mm <sup>2</sup> )	Tensile Strength (kgf/mm <sup>2</sup> )	Ratio Ry & Rr (%)	Ratio Re & Rr (%)	Area (%)
36E35D	TM*	SAW	87	56.8	62.4	26	73									
36E35E	TM	SAW	100	50.6	59.1	18.7	71.4									
36E35B	TM	SAW	130	56.5	62.4	23.0	68.2									
36E35A	TM	FAB	110	53.8	67.5	22.9	63.1									
36E35C	TM	FAB	112	53.2	66.7	24.7	64.6									
36E35K	N**	FAB	116	56.6	64.1	25.5	68.2									
36E35G	TM(H)***	FCB	224	51.8	63.7	25	65									
36E35J	TM(H)	FCB	230	49.2	59.1	23.4	63.9									
36E35F	TM(H)	FCB	237	46.2	57.0	23.7	49.3									
36E35L	TM(H)	FCB	270	51.9	64.3	22.4	65.6									
36E35H	TM(H)	FCB	275	44.7	58.2	24.6	65.5									

\* TM, Thermo-Mechanical Controlled Rolling Process  
 \*\* Normalized Steel  
 \*\*\* High Heat-Input Weldable Thermo-Mechanical Controlled Rolling Process Steel

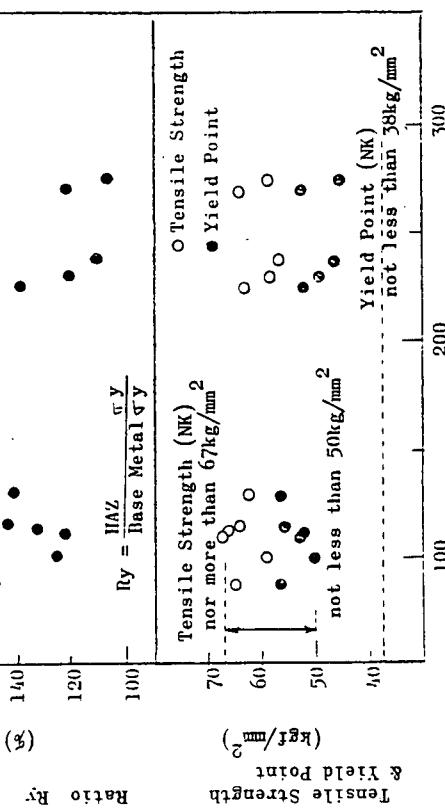
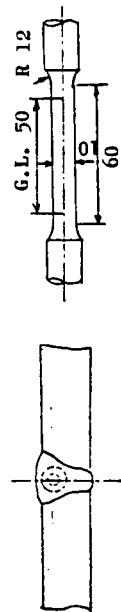


Fig. 5.3.1 Mechanical Properties of Deposited Metal



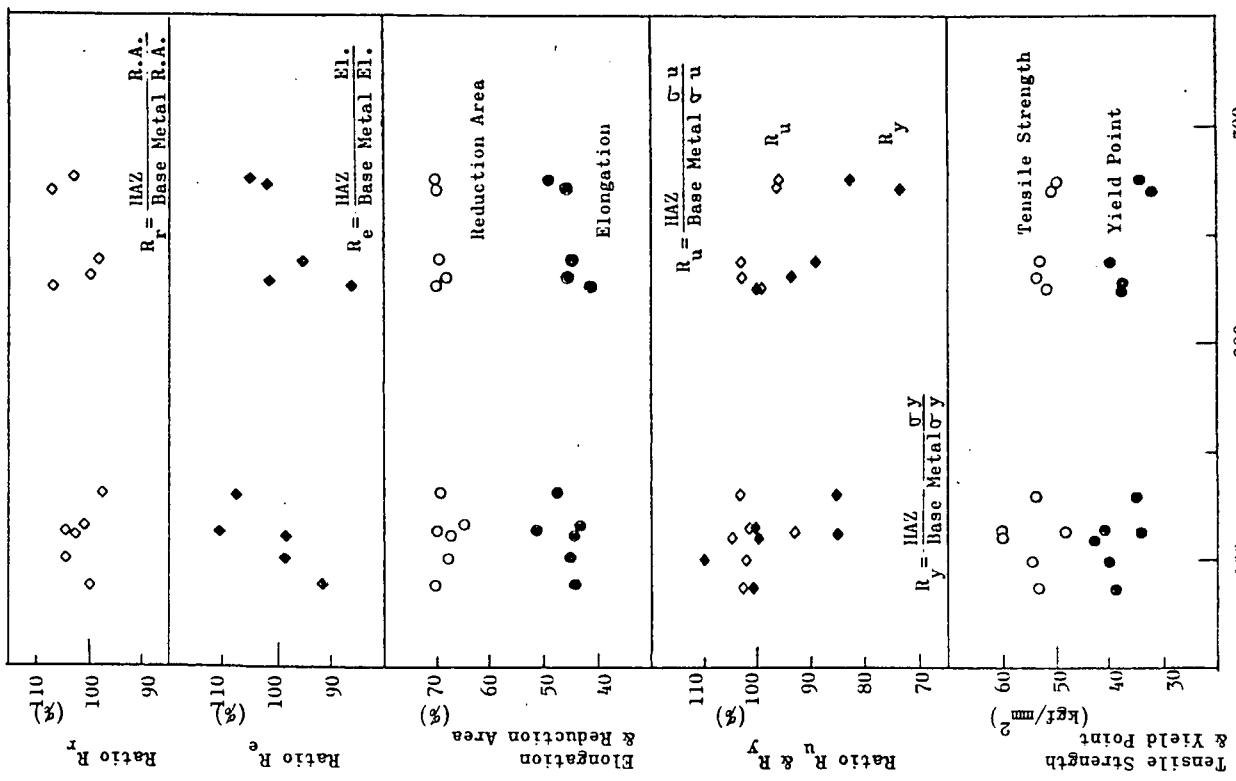


Fig. 5.3.2 Mechanical Properties of HAZ

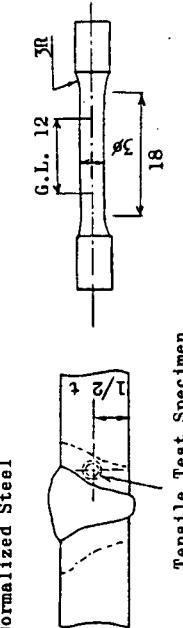
Table 5.3.2 Tensile Test Results of Heat-Affected Zone

Steel Plate	Welding Process	Heat Input (kj/cm)	Yield Point (kgf/mm²)	Tensile Strength (kgf/mm²)	Elongation (%)	Reduction Area (%)
36E35D	TM*	SAW	87	39.2	55.4	28
36E35E	TM	SAW	100	40.5	54.5	30.8
36E35B	TM	SAW	130	35.1	53.9	34.9
36E35A	TM	FAB	110	43.1	60.0	28.8
36E35C	TM	FAB	112	34.3	48.5	43.6
36E35K	N**	FAB	116	41.2	60.1	27.2
36E35G	TM(H)***	FCB	224	58.1	51.8	23
36E35J	TM(H)	FCB	230	38.0	54.1	31.5
36E35F	TM(H)	FCB	237	39.8	53.3	30.0
36E35L	TM(H)	FCB	270	52.4	51.6	32.4
36E35H	TM(H)	FCB	275	35.0	50.1	38.1

TM\* Thermo-Mechanical Controlled Rolling Process Steel

TM(H)\*\*\* High Heat-Input Weldable Thermo-Mechanical Controlled Rolling Process Steel

N\*\* Normalized Steel



Tensile Test Specimen

Table. 5.3.3 Tensile Test Results of Welded Joints

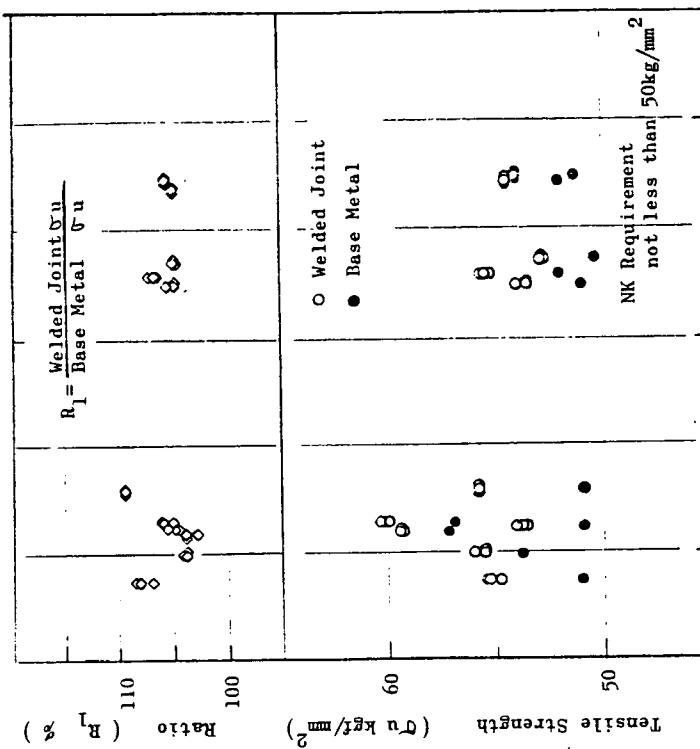
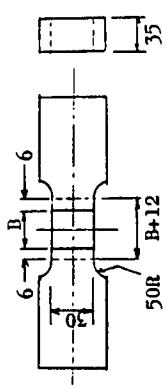


Fig. 5.3.3 Mechanical Properties of Welded Joint

Steel Plate	Welding Process	Heat Input (kj/cm)	Tensile Strength (kgf/mm²)	Location of Rupture	
				Base Metal	Base Metal
36E35D	TM*	SAW	87	54.7	Av.
36E35E	TM	SAW	100	55.2	55.1
36E35B	TM	SAW	130	55.6	Av.
36E35A	TM	FAB	110	55.8	55.8
36E35C	TM	FAB	112	59.5	Av.
36E35K	N**	FAB	116	59.2	59.4
36E35G	TM(H)**	FUB	224	53.6	Av.
36E35J	TM(H)	FCB	230	54.1	53.8
36E35F	TM(H)	FCB	237	55.7	Av.
36E35L	TM(H)	FCB	270	55.5	55.5
36E35H	TM(H)	FCB	275	52.9	Av.

\* TM: Thermo-Mechanical Controlled Rolling Steel    N: Normalized Steel  
\*\* TM(H): High Heat-Input Weldable Thermo-Mechanical Controlled Rolling Steel



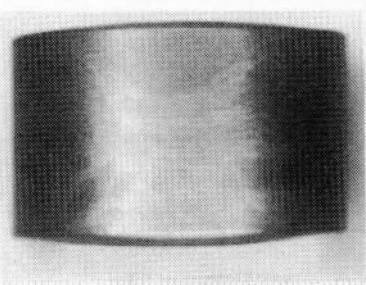
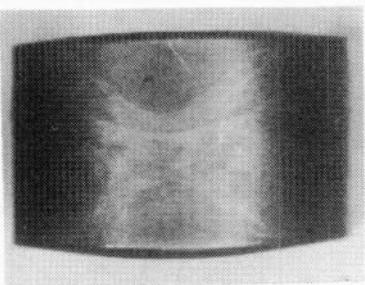
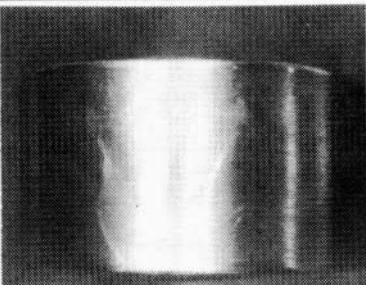
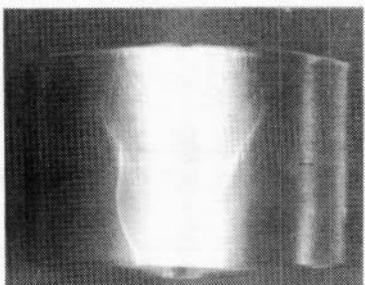
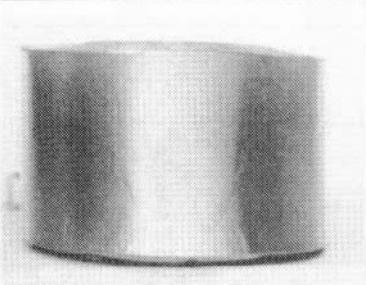
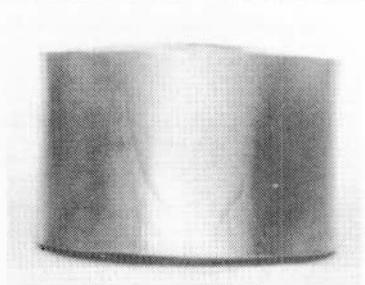
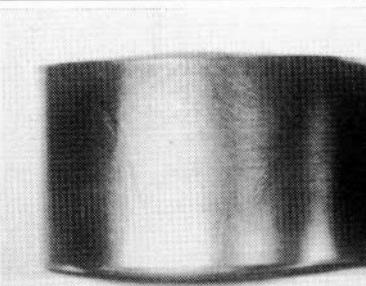
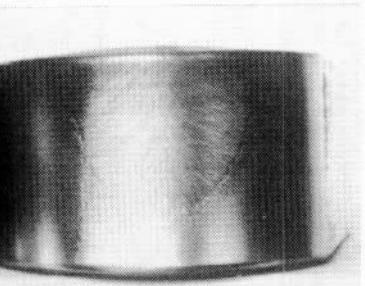
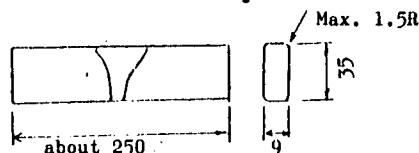
Item		Appearance of Side Bend Test Specimen	
Steel Plate	36E35D (35mm) TM		
Welding process	SAW		
Heat Input (kj/cm)	87		
Steel Plate	36E35A (35mm) TM		
Welding Process	FAB		
Heat Input (kj/cm)	110		
Steel Plate	36E35G (35mm) TM(H)		
Welding Process	FCB		
Heat Input (kj/cm)	224		
Steel Plate	36E35H (35mm) TM(H)		
Welding process	FCB		
Heat Input (kj/cm)	275		

Photo. 5.4.1 Appearance of Side Bend Specimen

Table. 5.4.1 Side Bend Test Results of Welded Joint

Steel Plate		Welding Process	Heat Input (kJ/cm)	Method of Bend Test (Radius - 18mm)	Defect Length on the Surface of Bend Piece	
36E35D	TM*	SAW	87	Guided Bend	0 mm	0 mm
36E35E	TM	SAW	100	Roller Bend	0 mm	0 mm
36E35B	TM	SAW	130	Roller Bend	0 mm	0 mm
36E35A	TM	FAB	110	Guided Bend	0 mm	1.8mm
36E35C	TM	FAB	112	Guided Bend	0 mm	0 mm
36E35K	N**	FAB	116	Roller Bend	0 mm	0 mm
36E35G	TM(H)**	FCB	224	Roller Bend	0 mm	0 mm
36E35J	TM(H)	FCB	230	Guided Bend	0 mm	0 mm
36E35F	TM(H)	FCB	237	Guided Bend	0 mm	0 mm
36E35L	TM(H)	FCB	270	Roller Bend	0 mm	0 mm
36E35H	TM(H)	FCB	275	Guided Bend	0 mm	0 mm

\* TM Thermo-Mechanical Controlled Rolling Process Steel    N Normalized Steel  
 \*\* TM(H) High Heat-Input Weldable Thermo-Mechanical Controlled Rolling Process Steel



## 5.5 Vノッチシャルピー衝撃特性

### 5.5.1 目的

供試鋼板について、入熱を変化した大入熱溶接継手部のV-ノッチシャルピー試験を実施し、吸収エネルギー～温度、脆性破面率～温度遷移曲線から $-20^{\circ}\text{C}$ の吸収エネルギー値( $vE_{(-\infty)}$ )および破面遷移温度( $vT_{rs}$ )を求め、新制御圧延鋼の大入熱溶接時のシャルピー衝撃特性および溶接部低温靶性に関する基礎データを得ることを目的とした。

### 5.5.2 試験内容

試験は、5.1項にもその詳細を示したように、大入熱非対策の新制御圧延鋼(以下“TM鋼”と略す)に対しては、目標入熱を $100\text{KJ/cm}$ とした両面開先のサブマージンアーク溶接(3鋼種)およびFAB片面溶接(2鋼種)を実施し、併せて比較のためNormalized処理の従来鋼(以下“N鋼”と略す)のFAB片面溶接(1鋼種)も実施した。大入熱対策の新制御圧延鋼(以下“TM(H)鋼”と略す)に対しては、目標入熱 $250\text{KJ/cm}$ としたFCB片面溶接(5鋼種)を実施した。

また、一部の鋼種に対しては、入熱を変化した継手を製作し、新制御圧延鋼の入熱限界を検討するとともに、一部のデータについては鋼材の炭素当量との関係からの整理を試みた。

V-ノッチシャルピー試験はFig 5.5.1に示す採取要領およびノッチ加工要領によった。採取位置は原則として日本海事協会の鋼船規則集にしたがっており、表層約 $1\text{mm}$ において、ノッチ位置としては溶接金属中央、ボンドボンドから $1\text{mm}$ 、ボンドから $3\text{mm}$ 、ボンドから $5\text{mm}$ の熱影響部である。母材は4.4節のデータを流用した。

上記試験位置に加えて、COD試験など他の破壊靶性試験との対応を検討することを目的として、FCBおよびFAB溶接継手に対してはルートボンドを、SAWに対してはトウをも調査した。

なお、継手の溶接線方向は母材の圧延方向に直角であり、採取されたシャルピー試験片のノッチ位置の方向はいわゆるL方向である。

### 5.5.3 試験結果及び考察

#### 5.5.3.1 各供試鋼板溶接継手のシャルピー衝撃特性

各溶接継手から採取した試験片による試験結果の吸収エネルギー～温度ならびに脆性破面率～温度遷移曲線をFig 5.5.2 (a)～(c)に示す。(a)はサブマージンアーク溶接(SAW)によるTM鋼3種のノッチ位置毎の遷移曲線であり、(b)はFAB片面溶接(FAB)によるTM鋼2種とN鋼1種の各ノッチ位置に対する遷移曲線であり、さらに(c)はFCB片面溶接(FCB)によるTM(H)鋼5種の遷移曲線である。

これら遷移曲線によるシャルピー衝撃試験結果を評価するために、ここでは $-20^{\circ}\text{C}$ における吸収エネルギー値( $vE_{(-\infty)}$ )および破面遷移温度( $vT_{rs}$ )を尺度とすることとした。Fig 5.5.3 (a)および(b)にはこれら特性値( $vE_{(-\infty)}$ および $vT_{rs}$ )の各ノッチ位置における変化を溶接方法別に示した。

以上のV-ノッチシャルピー試験の結果、概略次の点が明らかとなった。

- (1) 各溶接継手とも、全般的な傾向として、母材に比べて継手の切欠衝撃特性は劣化しているが、Fig 5.5.3 (a)において船級規格値として、WM, Bond, HAZ 1, HAZ 3, およびHAZ 5のノッチ位置における $-20^{\circ}\text{C}$ での吸収エネルギー値( $vE_{(-\infty)}$ )を $3.5\text{kgf-m}$ とすると、すべての継手は満足すべき値となっている。すなわちTM鋼(含N鋼)では $100\text{KJ/cm}$ 程度(実験では最終パス $99\sim131\text{KJ/cm}$ )の入熱に対して満足しており、TM(H)鋼では $250\text{KJ/cm}$ 程度(実験では $224\sim270\text{KJ/cm}$ )の入熱に対して満足している。
- (2) 各継手のシャルピー衝撃特性の劣化の程度は、供試鋼板の種類により大きく相違しており、一概に溶接方法別あるいは溶接入熱別に評価できないようであり、また母材の特性値が良くても必ずしも継手部の特性値が良

いとは限らない。Fig 5.5.3 (b)において

- (1) SAW法によるTM鋼3種の場合、鋼種Bは母材( $vT_{rs} = -102^\circ\text{C}$ )に比べて継手部はほとんど劣化していない(HAZ 3mmの $vT_{rs} = -78^\circ\text{C}$ )が、他の鋼種(DおよびE)は母材( $vT_{rs} = -122^\circ\text{C}$ および $-68^\circ\text{C}$ )に比べて継手部はBondからHAZ 5mmの広い範囲にわたって大きく劣化している(DではHAZ 1mmの $vT_{rs} = -10^\circ\text{C}$ 、EではHAZ 5mmの $vT_{rs} = -13^\circ\text{C}$ )。また鋼種Dは母材の特性値が最も優れているにもかかわらず、継手部はもっとも劣化している。
- (2) FAB法によるTM鋼2種(AおよびC)とN鋼1種(K)の場合、N鋼は母材の特性値が良くない( $vT_{rs} = -25^\circ\text{C}$ )こともあるが、継手部のHAZ 3mmはかなり劣化している( $vT_{rs} > +20^\circ\text{C}$ )。これに対してTM鋼(AおよびC)はSAW法の鋼種DおよびEと同様の傾向、すなわちAおよびCにおいては母材( $vT_{rs} = -112^\circ\text{C}$ および $-78^\circ\text{C}$ )に比べて継手部に大きな劣化がみられる(AではHAZ 1mmの $vT_{rs} = -19^\circ\text{C}$ 、CではBondの $vT_{rs} = -33^\circ\text{C}$ )。しかし両者ともN鋼よりも優れているといえる。
- (3) FCB法によるTM(H)鋼5種(F, G, H, JおよびL)の場合も鋼種による差がみられるが、全体的な傾向として、母材の特性値( $vT_{rs} = -73^\circ\text{C} \sim -124^\circ\text{C}$ )に比べて継手部の劣化は大きくなっている( $vT_{rs} = +1^\circ\text{C} \sim -20^\circ\text{C}$ )。他の特長として、Fig 5.5.3 (a)の右の図をみると、鋼種JおよびFは母材の吸収エネルギー値が高いにもかかわらず( $vE_{(-20)} = 3.05 \text{ kgf-m}$ および $2.98 \text{ kgf-m}$ )継手部の値は低く(JではHAZ 1mmの $vE_{(-20)} = 5.8 \text{ kgf-m}$ 、FではHAZ 1mmの $vE_{(-20)} = 4.2 \text{ kgf-m}$ )、これに対して鋼種GおよびHは逆に母材の吸収エネルギー値がやや低いにもかかわらず( $vE_{(-20)} = 2.47 \text{ kgf-m}$ および $2.31 \text{ kgf-m}$ )、継手部の劣化の程度は小さいといえる。(GではBondの $vE_{(-20)} = 1.32 \text{ kgf-m}$ 、HではHAZ 1mmの $vE_{(-20)} = 1.05 \text{ kgf-m}$ )。鋼種Lにおいては、母材の吸収エネルギー値は最も高いが( $vE_{(-20)} = 3.76 \text{ kgf-m}$ )、継手部では、HAZ 1mmの吸収エネルギー値がやや低いといえる( $vE_{(-20)} = 8.4 \text{ kgf-m}$ )。また継手ノッチ位置から劣化の範囲をみると、概ねBondあるいはHAZ 1mmであると考えられるが、鋼種JはHAZ 3mmも劣化の範囲にあると思われる。
- (4) 今回、他の破壊靶性試験との対応を検討するため、FAB法およびFCB法に対してはRoot Bondを、SAW法ではToeを併せて調査した。Toeは問題のない値を示したが、Root Bondはかなり劣化した値を示した。(FAB法の場合、 $vT_{rs} = -9^\circ\text{C} \sim +20^\circ\text{C}$ 以上、FCB法の場合 $vT_{rs} = -23^\circ\text{C} \sim +20^\circ\text{C}$ 以上)。これは片面溶接というマクロ断面形状の特性上、表層部は融合線が板面に対して直角でなくBond部のノッチが溶接金属とHAZを含んでいるのに対して、ルート部は融合線が板面に対してほぼ直角となっており、Root Bond部のノッチがもっとも靶性の劣化していると思われるHAZ粗粒部には合致したためと考えられる。
- (5) 溶接金属のシャルピー衝撃特性は、全般的には母材よりも劣化しており、継手部のBondからHAZ 5mmの劣化とほぼ同程度かそれ以上の値を示している。
- (6) 新制御圧延鋼の継手部シャルピー破面には母材ほどセパレーションがみられず、今回の試験ではごく一部に見られたに過ぎなかった。Table 5.5.1 にて唯一の例としてTM鋼(鋼種C)のHAZ 5mmのシャルピー試験の破断面を示す。

### 5.3.2 鋼材の炭素当量と継手のシャルピー衝撃特性との関係

各溶接継手においてシャルピー衝撃特性がもっとも劣化していた、BondおよびHAZ 1mmに着目してFig 5.5.4 (a)および(b)に、これらノッチ位置における $vE_{(-20)}$ および $vT_{rs}$ と鋼材の炭素当量、溶接方法(溶接

入熱)の関係を示す。TM鋼およびN鋼FAB継手においては3鋼種(Ceq : 0.328~0.42%)の入熱がほぼ同程度であり(最終バスの入熱105~117KJ/cm),炭素当量が低い場合に衝撃特性が向上していることが明らかである。

TM鋼のSAW継手においては、3鋼種の炭素当量の差は小さいものの(Ceq : 0.370~0.388%),低炭素当量鋼材の衝撃特性が優れているようである。しかしこの場合、低炭素当量鋼材の方が入熱量は大きい(最終バスの入熱131~99KJ/cm)。低入熱ほど衝撃特性が劣化しているように見受けられるが、鋼材の炭素当量以外の化学成分あるいは積層方法などの影響を考慮する必要があると考えられる。

TM(H)鋼のFCB継手においては、5鋼種の炭素当量に相違が大きく(Ceq : 0.330~0.385%),かつ入熱量の差も大であった(入熱: 224~275KJ/cm)。しかし、各供試鋼材の大入熱対策が異なるためか、シャルピー衝撃特性は炭素当量あるいは入熱の増減には無関係である。

Fig 5.5.5 (a)および(b)には、TM鋼およびN鋼の溶接継手のシャルピー衝撃特性(Bond, HA Z 1mmのvE(-20)およびvTrs)と鋼材の炭素当量の関係を示す。図から明らかなように、炭素当量の低減による衝撃特性の向上がみられる。

### 5.5.3.3 溶接入熱と継手のシャルピー衝撃特性の関係

一部の新制御圧延鋼に対して、シャルピー衝撃特性における溶接入熱の影響を検討した。Fig 5.5.6 (a)および(b)に、各継手における溶接入熱とBond部のvE(-20)およびvTrsの関係を示す。一部HAZ 1mmも試験したがBondより衝撃特性が優れていたため図では省略した。供試鋼は、TM鋼としては鋼種AおよびCに加えて、参考のための低炭素当量の鋼種A'であり、TM(H)鋼としては鋼種JおよびHである。溶接方法はFAB(3ラン, および2ラン)およびFCBにより入熱を変化させている。

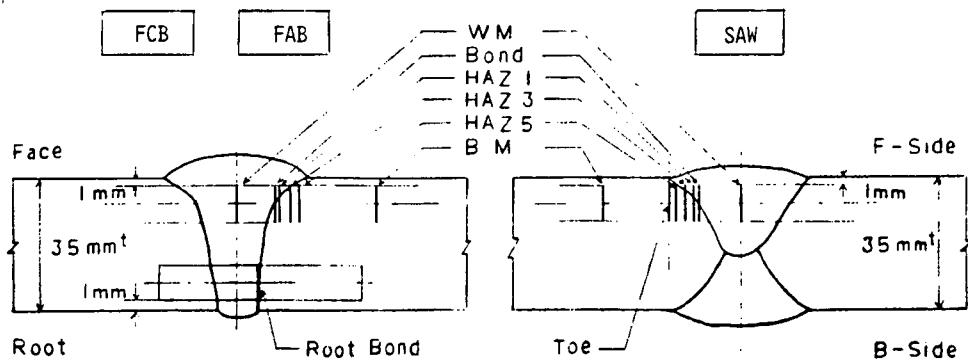
全般的な傾向として入熱の増大により衝撃特性は低下する。TM鋼では従来のNormalized処理された鋼材では上限とされていた100KJ/cmを越える大入熱溶接を行っても規格値を十分に確保できることが明らかである。170KJ/cm(FAB 2ラン)程度の入熱ではTM(H)鋼との顕著な差はみられない。250KJ/cm(FCB)程度になるとTM(H)鋼との差がみられ衝撃特性は低下しているが、この場合でも規格値は満足している。

TM(H)鋼では、入熱の増大による衝撃特性の劣化が小さい。入熱170KJ/cm程度まではTM鋼との顕著な差はなく、250KJ/cm程度まではTM鋼との顕著な差はなく、250KJ/cm程度の大入熱になると差がみられ、これがTM(H)鋼の溶接入熱に対する特性と思われる。

### 5.5.4 まとめ

新制御圧延鋼の大入熱溶接における継手のシャルピー衝撃特性に関して、次の点が明らかとなった。

- (1) TM鋼継手は、従来のNormalized処理されたE36鋼では上限とされていた100KJ/cmを越える大入熱溶接を適用しても十分に規格値(vE(-20) ≥ 3.5 kgf-m)を満足する。170KJ/cm程度の入熱ではTM(H)鋼継手との顕著な差はない。
- (2) TM(H)鋼継手は250KJ/cm程度の大入熱溶接においても十分な値を示す。またこの程度の大入熱になるとTM鋼継手に較べて高い値を示す。
- (3) 鋼材の低炭素当量化は、TM鋼(含N鋼)継手においてその効果がみられる。しかし、TM(H)鋼継手では各供試鋼の大入熱対策が相違するため、炭素当量のみでは整理できない。



**Notch Position**

WM : Weld metal center  
 Bond : Fusion line  
 HAZ 1 : HAZ 1mm from Bond  
 HAZ 3 : HAZ 3mm from Bond  
 HAZ 5 : HAZ 5mm from Bond  
 Root Bond : Fusion line in root specimen  
 Toe : Beneath toe  
 BM : Base metal

Fig. 5.5.1 Notch position in Charpy specimen for welded joints

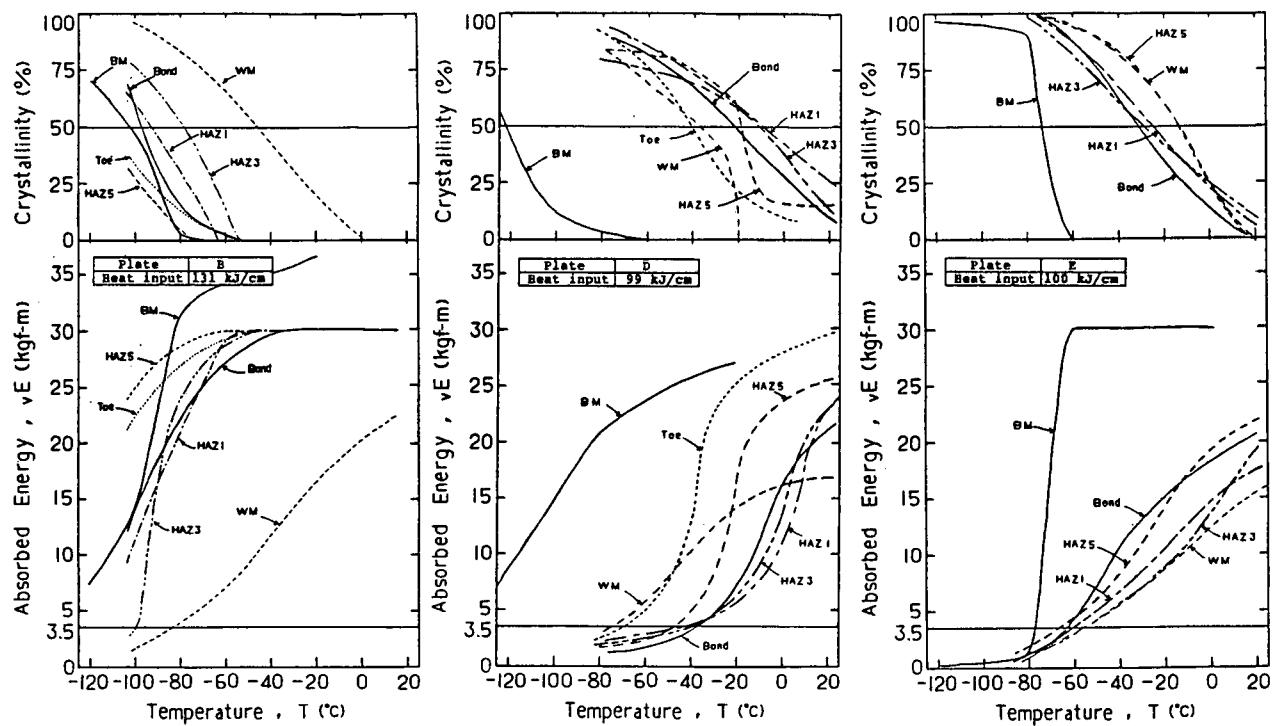


Fig. 5.5.2(a) Charpy transition curve for each notch position  
(TM plate welded by SAW procedure)

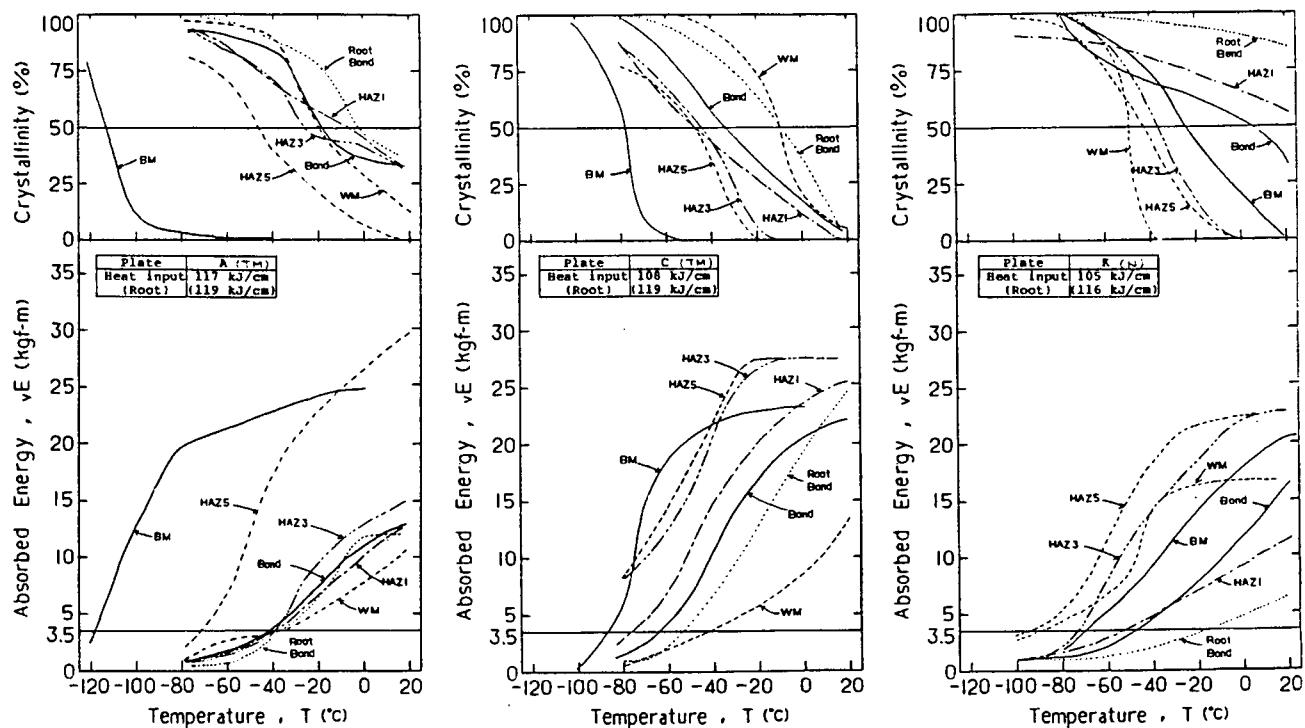


Fig. 5.5.2(b) Charpy transition curve for each notch position

(TM plate and N plate welded by FAB procedure)

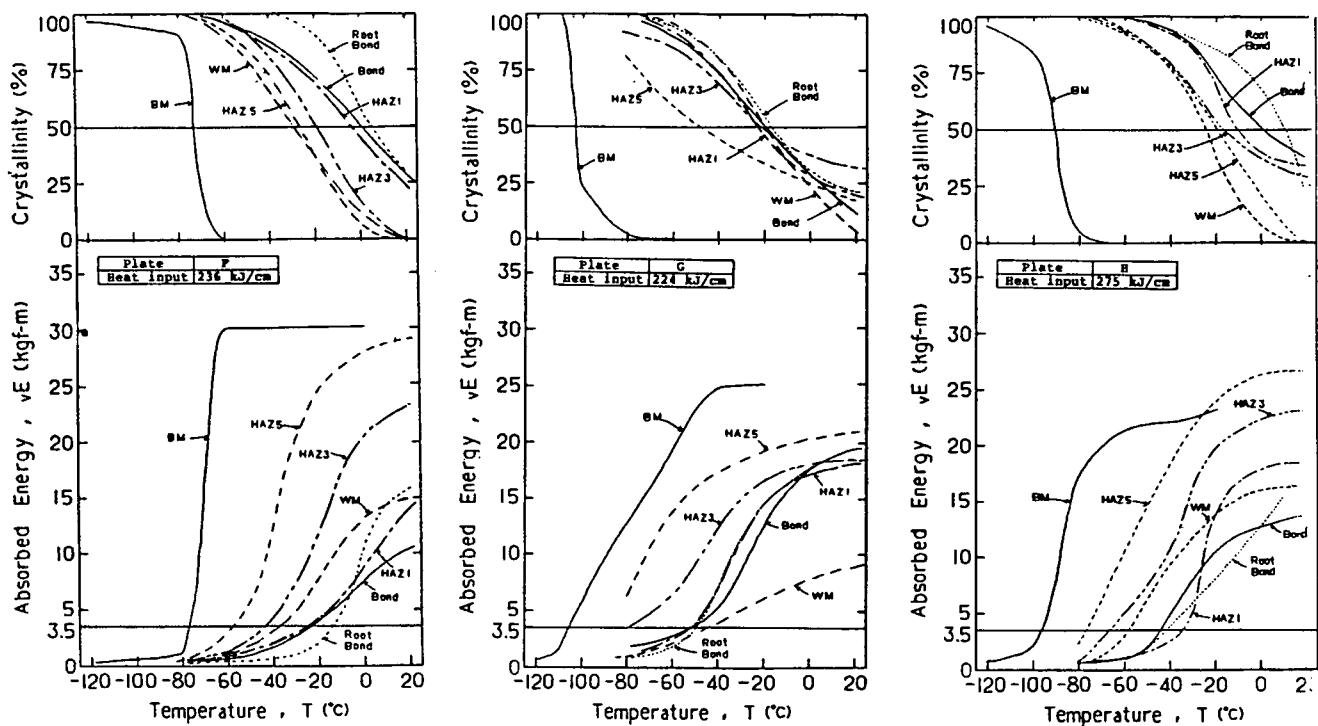


Fig. 5.5.2(c) Charpy transition curve for each notch position

(TM(H) plate welded by FCB procedure)

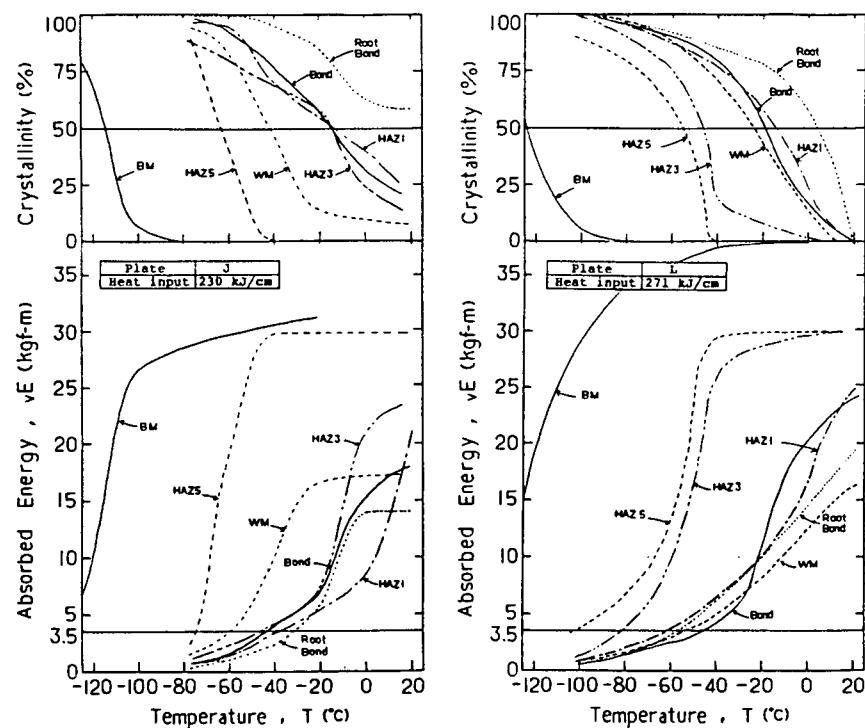


Fig. 5.5.2(c) --- continued

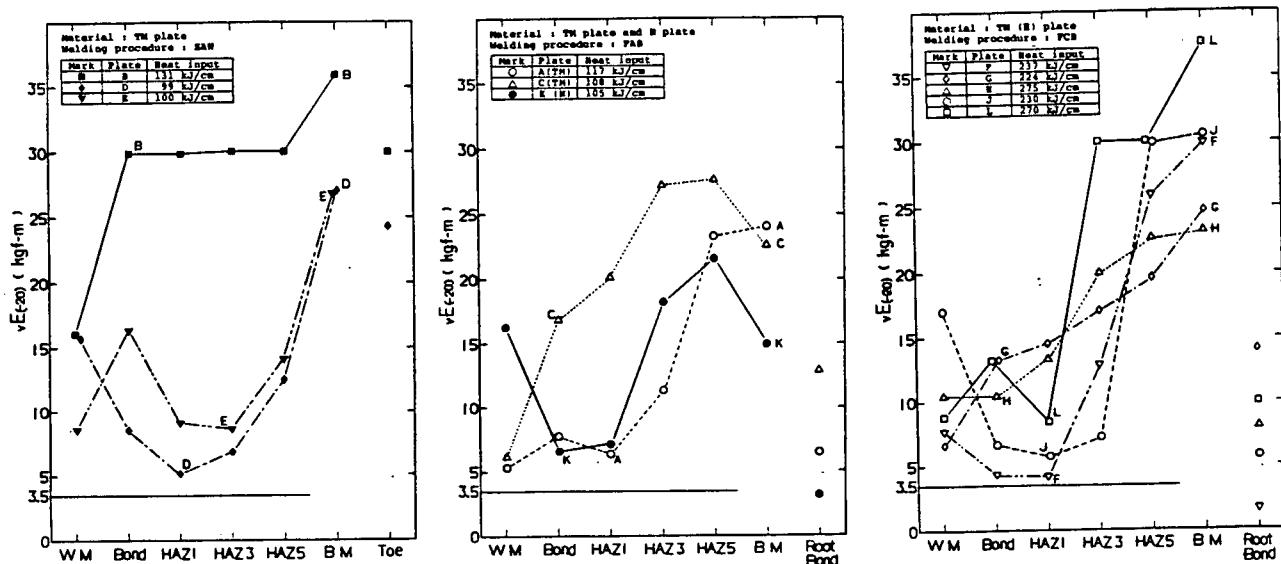


Fig. 5.5.3(a) Charpy absorbed energy at  $-20^{\circ}\text{C}$  ( $vE(-20)$ ) vs. notch position for each welding procedure

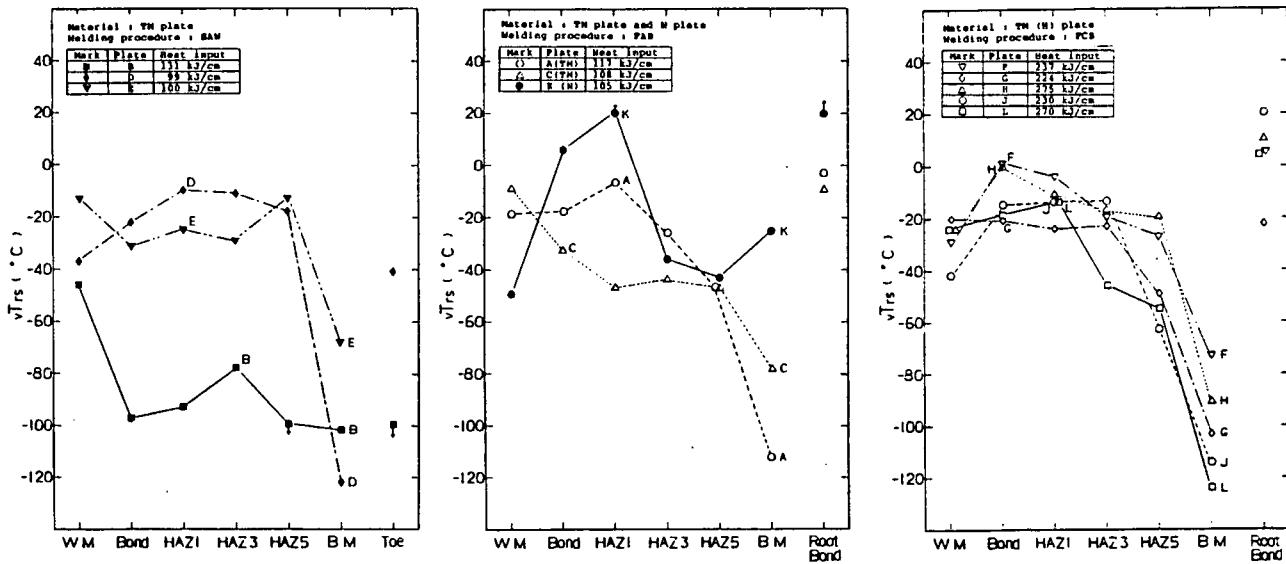


Fig. 5.5.3(b) 50% crystallinity transition temperature ( $v_{Trs}$ ) vs. notch position for each welding procedure

Table 5.5.1 Typical separation in Charpy specimen (Notch position : HAZ 5)

Testing Temp. (°c)	-80	-60	-40	-20	0	20
Fracture Appearance						
Separation Index	0	0.07	0.03	0.03	0	0
	0.11	0	0	0	0	0
	0.06	0.03	0	0.04	0	0

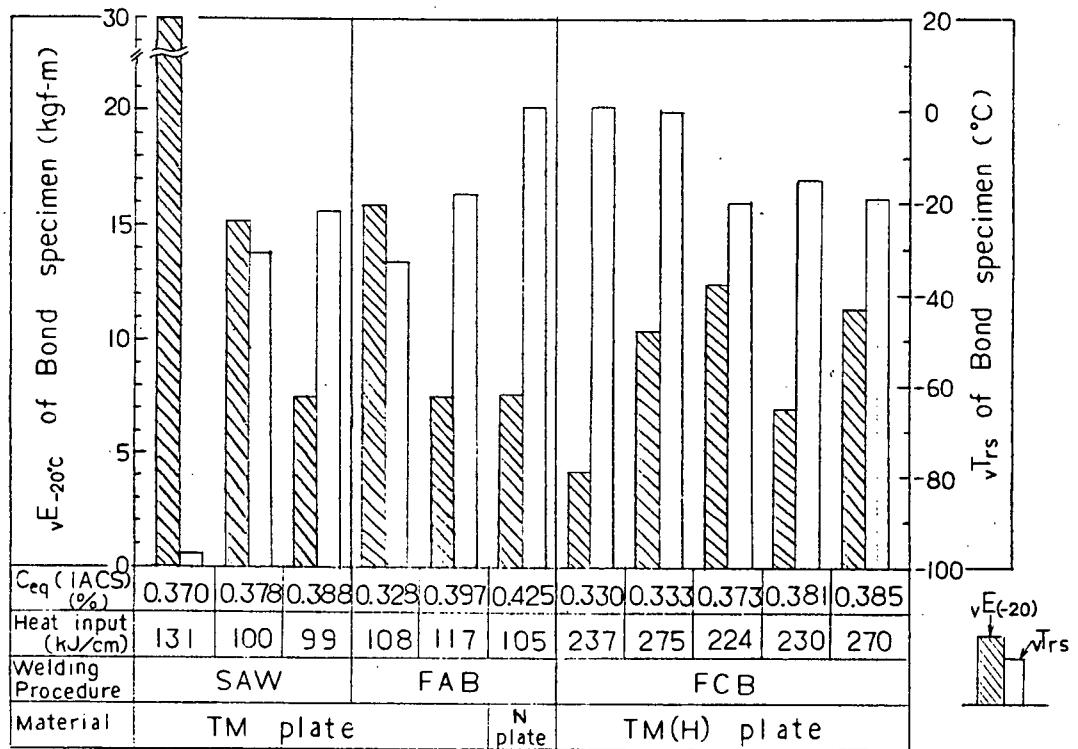


Fig. 5.5.4(a)  $vE_{(-20)}$  and  $vTrs$  at Bond for each welded joint

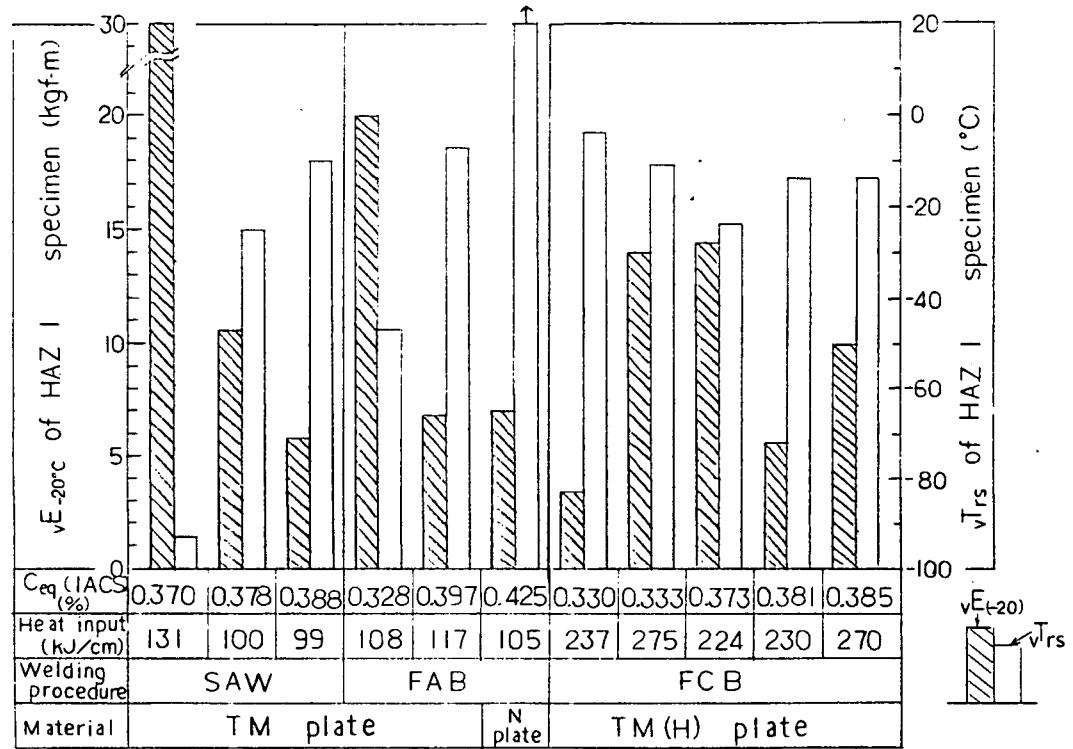


Fig. 5.5.4(b)  $vE_{(-20)}$  and  $vTrs$  at HAZ I for each welded joint

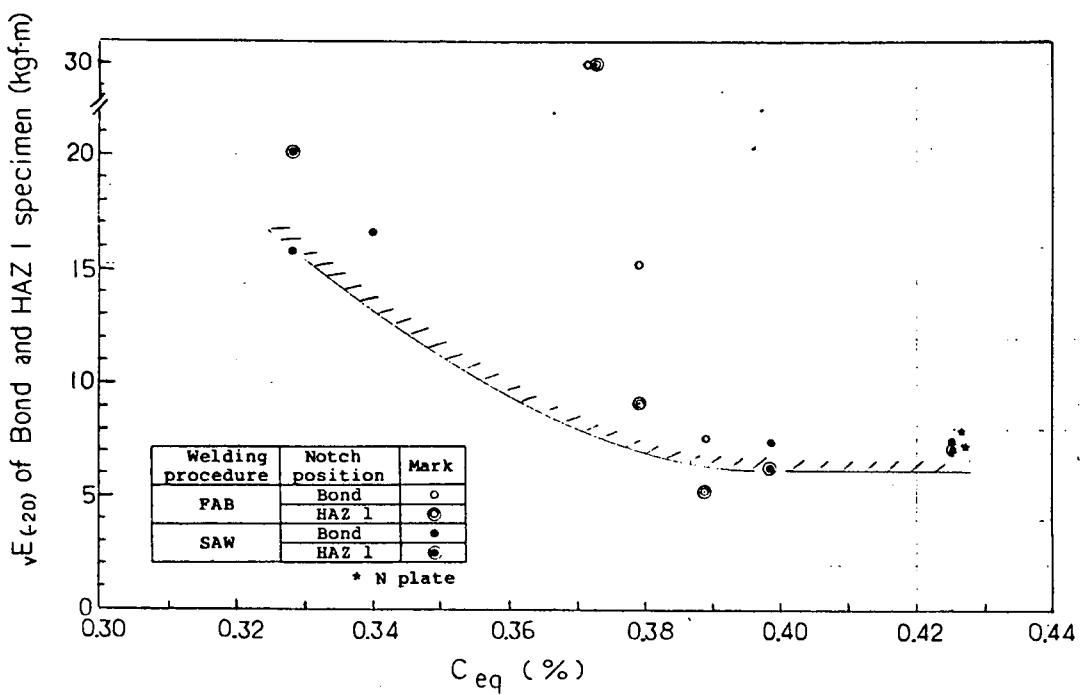


Fig. 5.5.5(a)  $C_{eq}$  vs. Charpy absorbed energy ( $vE_{(-20)}$ ) at Bond and HAZ 1 in welded joints of TM plate and N plate

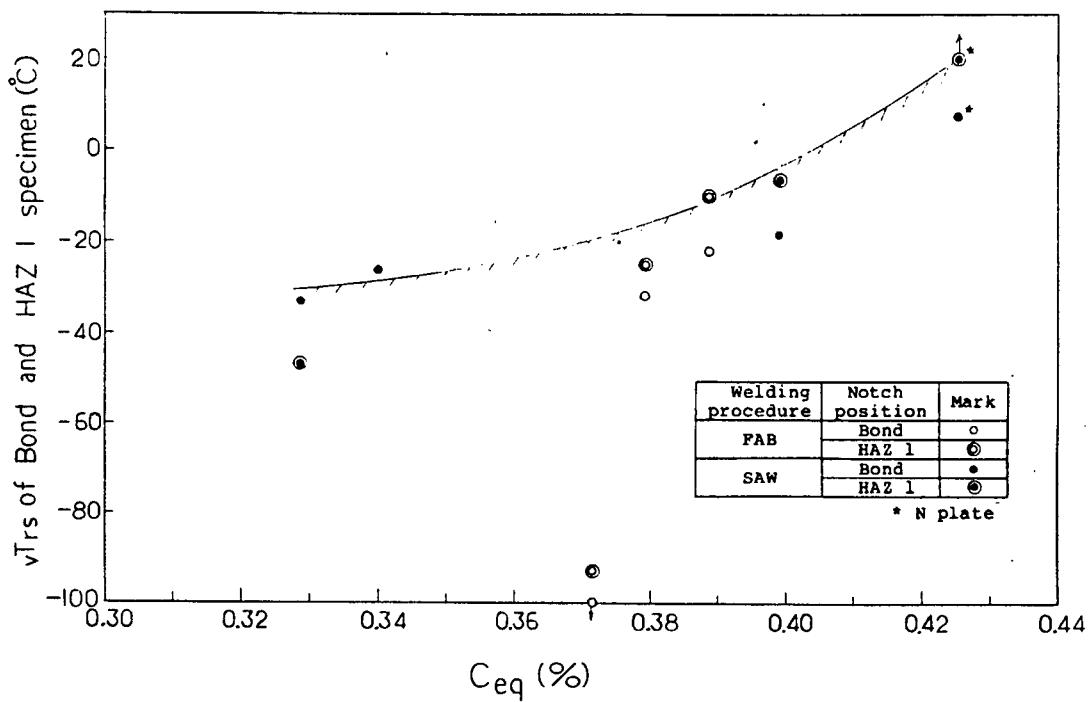


Fig. 5.5.5(b)  $C_{eq}$  vs. 50% crystallinity transition temperature ( $vTrs$ ) at Bond and HAZ 1 in welded joints of TM plate and N plate

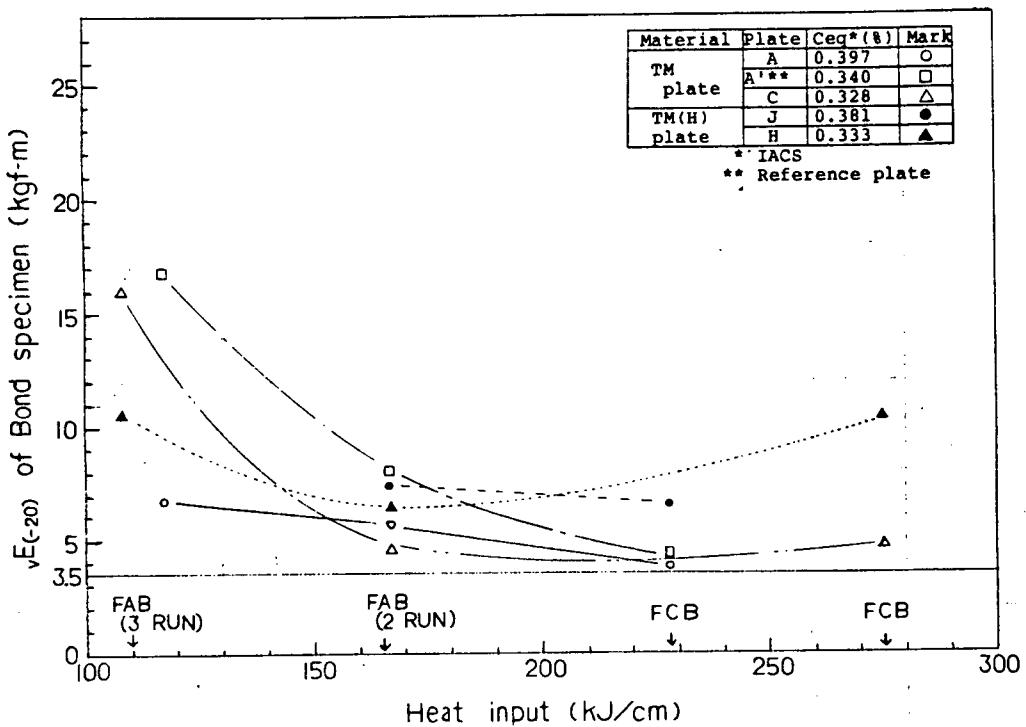


Fig. 5.5.6(a) Heat input vs.  $\sqrt{E}(-20)$  at Bond in high heat welded joints of TM and TM(H) plate

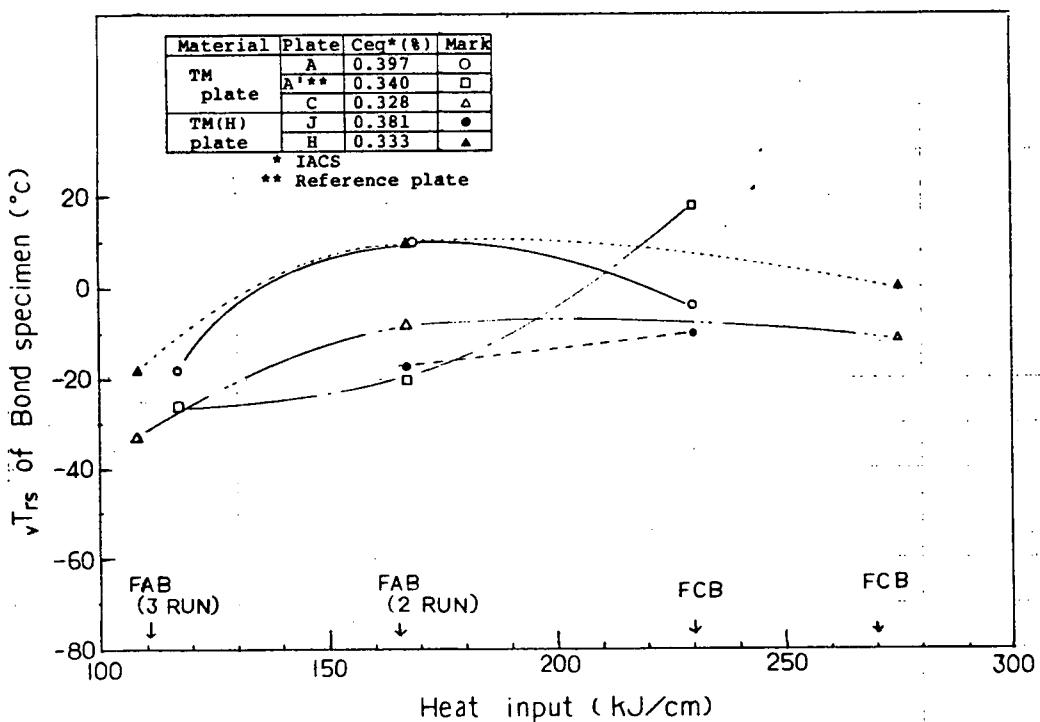


Fig. 5.5.6(b) Heat input vs.  $\sqrt{T}_{rs}$  at Bond in high heat input welded joints of TM and TM(H) plate

### 5.6.1 破壊強度特性 (COD値)

供試溶接継手について、COD曲げ試験を実施し、溶接金属、ボンド、熱影響部HAZの限界亀裂開口変位 $\delta_c$ を求め、新CR型鋼板(熱加工処理TypeⅡ材)の大入熱溶接時の破壊強度特性及びVシャルピー吸収エネルギーと限界亀裂開口変位との相関性を明らかにした。

各供試溶接継手から図5.1.5に示したCOD曲げ試験片を採取し、図5.1.6に示した要領によりプラテン加工後、疲労亀裂をBS5762 COD試験法<sup>1)</sup>に準じて導入した。疲労亀裂は図5.1.5に示した各位置(溶接金属中央、ボンド、HAZ)に導入した。なお、HAZ部試験片の場合は、プラテン加工をしなくとも、BS5762 COD試験法での疲労亀裂の諸規定を満足した。

試験は、BS5762 COD試験法に準じて行い限界亀裂開口変位 $\delta_c$ はBS5762 COD試験法での計算式を用いて計算した。

大入熱溶接非対策新CR型鋼板(A, B, C, D, E)のSAW継手(鋼板B, D, E)及びFAB継手(鋼板A, C)のCOD曲げ試験結果を図5.6.1.1(溶接金属), 図5.6.1.2(ボンド), 図5.6.1.3(HAZ)に示す。また各図中には、従来圧延型焼きならし処理鋼板(K)のFAB継手の結果も比較のために示した。個々の継手により限界亀裂開口変位の温度特性は若干異なるが、溶接法別に見てみると次のようになる。溶接金属の限界亀裂開口変位はそれぞれの溶接材料が同じことから、鋼板等にあまり左右されず、ほぼ等しい値となっている。しかし、ボンドの限界亀裂開口変位は、FAB継手とSAW継手で、また新CR型鋼板と従来圧延型焼きならし処理鋼板で異っている。前者の違いは、図5.1.5から明らかなように、FAB継手とSAW継手で疲労亀裂先端とFusion Lineとの関係が異なり、SAW継手の場合Fusion Lineそのものよりも溶接金属とHAZとの平均的な値が得られたために生じたものと思われる。後者から一般に新CR型鋼板は従来圧延型焼きならし処理鋼板よりも-50°Cより高温側でボンド韌性が良いことがわかる。また、熱影響部も新CR型鋼板の方が従来圧延型焼きならし処理鋼板よりも-20°Cより高温側で韌性がよいようである。

大入熱溶接対策新CR型鋼板(F, G, H, J, L)のFCB継手のCOD曲げ試験結果を図5.6.1.4～図5.6.1.6に示す。また、図5.6.1.7(溶接金属), 図5.6.1.8(ボンド)に、このFCB継手の限界亀裂開口変位と本実験での大入熱溶接非対策新CR型鋼板のFAB継手の限界亀裂開口変位及び従来圧延型鋼板KD32(大入熱溶接非対策鋼板、板厚3.5mm)のエレクトロガス溶接継手<sup>2)</sup>(入熱量245～258KJ/cm)と従来圧延型鋼板HT50(大入熱溶接対策鋼板、板厚2.54mm)のエレクトロガス溶接継手<sup>3)</sup>(入熱量167～183KJ/cm)の限界亀裂開口変位(Available COD値<sup>4)</sup>)と比較した結果を示す。FCB継手の溶接金属の限界亀裂開口変位は、FAB継手のそれとはほぼ同程度であり、エレクトロガス継手のそれよりも-20°Cより高温側で若干優れている。FCB継手のボンドの限界亀裂開口変位は、FAB継手やエレクトロガス継手のそれらとはほぼ同程度であることがわかる。以上からFCB継手の韌性は、FAB継手や従来圧延型鋼板のエレクトロガス継手とはほぼ同程度であることがわかる。ただし、-20°Cより高温側ではFAB継手やFCB継手は、従来圧延型鋼板のエレクトロガス継手よりも、その溶接金属の韌性は若干よいようである。

次に、限界亀裂開口変位とVシャルピー吸収エネルギーとの相関性について調べた結果を示す。

鉄鋼協会データシート部会破壊韌性分科会で軟鋼からHT80鋼までについて調べた結果、限界亀裂開口変位 $\delta_c$ (T)とVシャルピー吸収エネルギー $vE(T + \Delta T)$ との相関式を、(5.6.1.1)式のように提案している。

$$\delta_c(T) = 0.02 vE(T + \Delta T) \quad \left. \right\} \dots\dots\dots (5.6.1.1)$$

$$\Delta T = 133 - 1.23 \sigma_y - 6 \sqrt{t}$$

ここで、 $\delta_c(T)$  ; T°Cにおける限界亀裂開口変位(mm)

$vE(T + \Delta T)$  ; T+ΔT°CにおけるVシャルピー吸収エネルギー(kgf-m)

$\sigma_{yo}$  ; 室温での降伏点 ( kgf/mm<sup>2</sup> )

t ; 板厚 ( mm )

ここで、( 5.6.1.1 )式の相関は、限界亀裂開口変位及びVシャルピー吸収エネルギーをアレニウス型で整理した結果を用いて求められていることから、本実験結果も同様にアレニウス型で整理し、これらの相関を調べた。図 5.6.1.9～図 5.6.1.13 にその結果を示す。なお、 $\sigma_{yo}$  値としては、溶接金属の場合、Depo 引張試験での降伏点を熱影響部の場合、熱影響部引張試験での降伏点を、ボンド、ルートボンドの場合、Depo 引張試験での降伏点と熱影響部引張試験での降伏点の算術平均をそれぞれ用いた。図 5.6.1.9～図 5.6.1.12 で明らかのように、溶接金属や HA Z 3 mm での相関性 ( 特に SAW 継手 ) はあまりよくないが、ボンド特にルートボンドでの相関性はよいようである。このことは、COD 曲げ試験片の切欠き先端位置とシャルピー衝撃試験片のそれとの関係や溶接金属内及びボンドや熱影響部各部分の局所的な靱性分布が大きくこの相関々係に関与していることを示している。図 5.6.1.13 は図 5.6.1.9～図 5.6.1.12 をまとめて示したものである。この図からわかるように ( 5.6.1.1 ) 式よりもむしろ ( 5.6.1.2 ) 式の方が、溶接継手の限界亀裂開口変位と V シャルピー吸収エネルギーとのより平均的な相関々係を示していると考えられる。

$$\delta_c(T) = 0.01 \nu E ( T + \Delta T ) \\ \Delta T = 133 - 1.23 \sigma_{yo} - 6 \sqrt{t} \quad \} \cdots \cdots \cdots \quad ( 5.6.1.2 )$$

#### 参考文献

- 1) BS 5762 : 1979 「Methods for Crack opening displacement ( COD ) testing」
- 2) 日本造船研究協会 第 153 研究部会報告書  
「巨大タンカー用厚鋼板大入熱溶接継手の脆性破壊強度及び疲労強度に関する研究」 昭和 51 年 3 月
- 3) 日本造船研究協会 第 147 研究部会報告書  
「船体用高張力鋼板大入熱溶接継手の脆性破壊強度評価に関する研究」 昭和 51 年 3 月
- 4) 豊貞雅宏：曲げ COD 試験片における Notch Acuity 効果の定量化に関する一提案、日本造船学会論文集 第 143 号 ( 1978 ) P 455

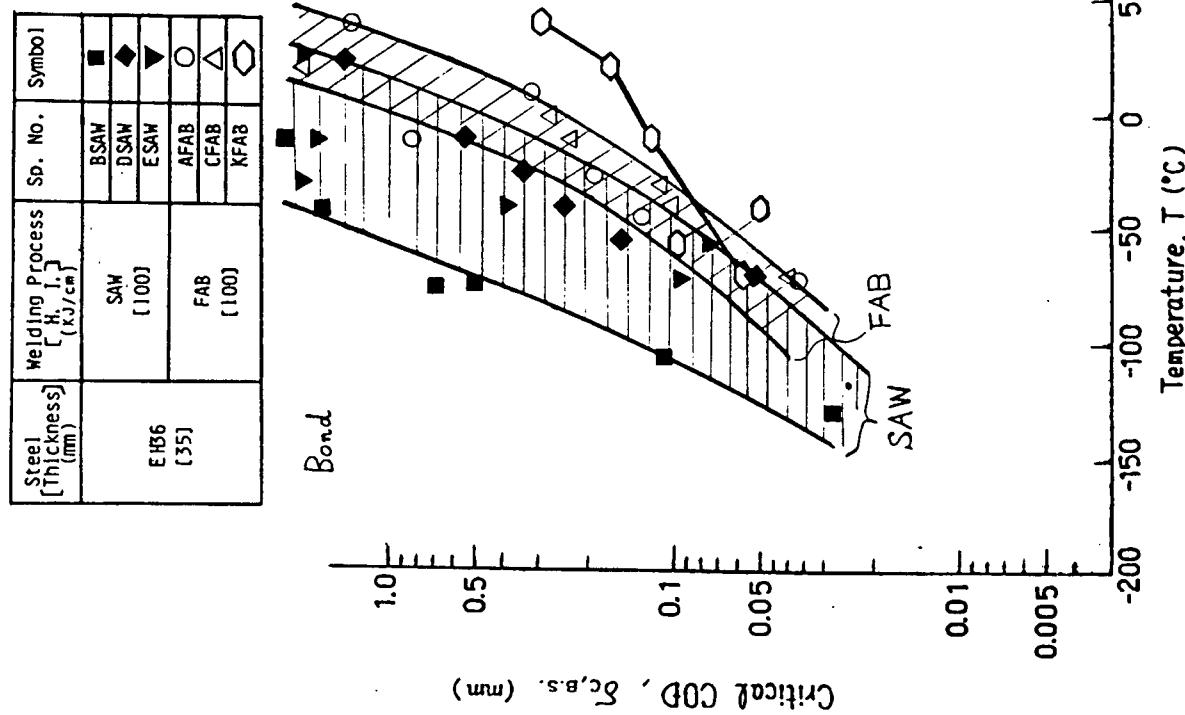
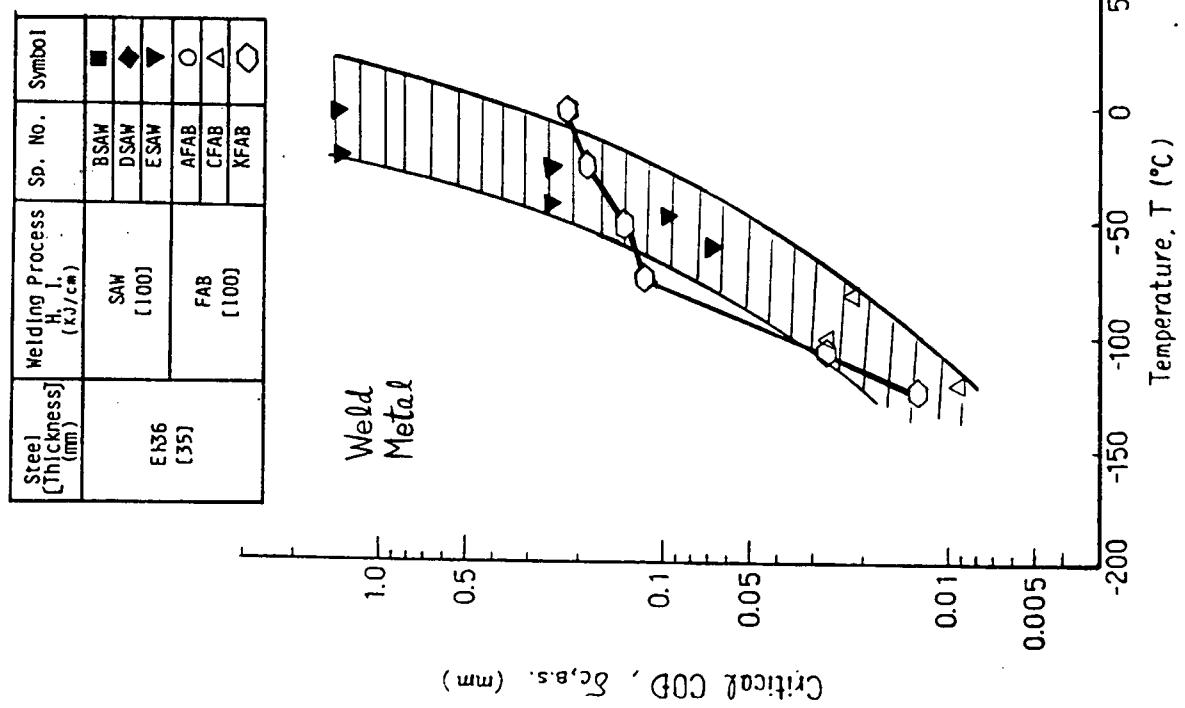


Fig. 5.6.1.1 Result of COD test of welded joints (SAW, FAB) (Weld Metal)

Fig. 5.6.1.2 Result of COD test of welded joints (SAW, FAB) (Bond)

Steel Thickness [mm]	Welding Process $H_i$ [kJ/cm]	Sp. No.	Symbol
E 36 [35]	SAW [100]	BSAW	■
	DSAW	D SAW	◆
	ESAW	E SAW	▼
	FAB	A FAB	○
	FAB	C FAB	△
	FAB	K FAB	◇

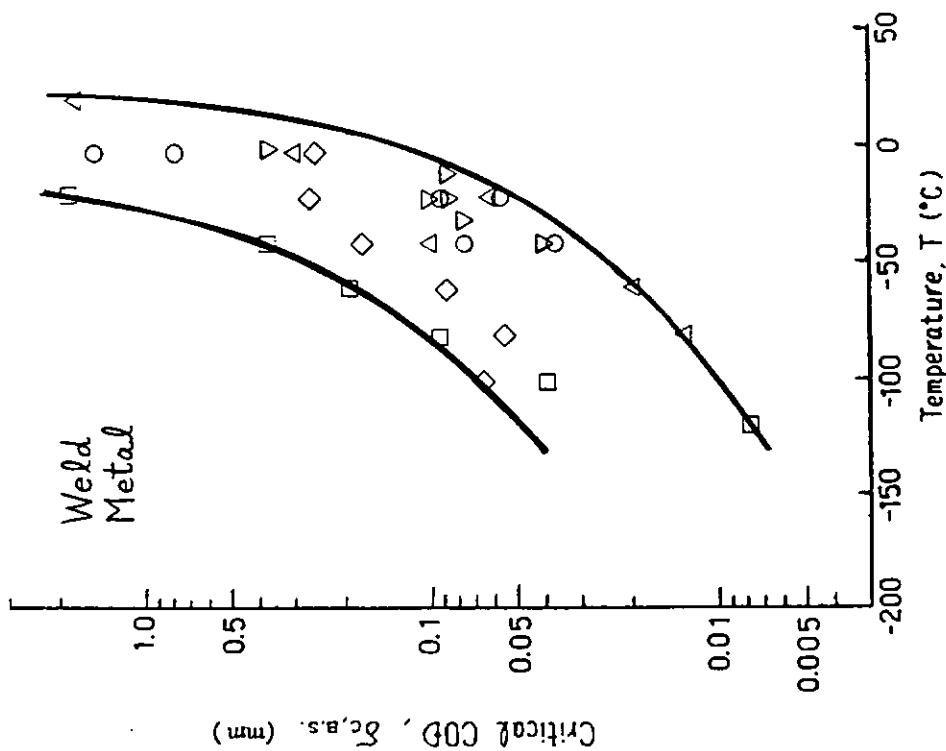


Fig. 5.6.1.4 Result of COD test of welded joints (FCB) (Weld Metal)

Steel Thickness [mm]	Welding Process	Sp. No.	Symbol
E 36 [35]	SAW [100]	BSAW	■
	DSAW	D SAW	◆
	ESAW	E SAW	▼
	FAB	A FAB	○
	FAB	C FAB	△
	FAB	K FAB	◇

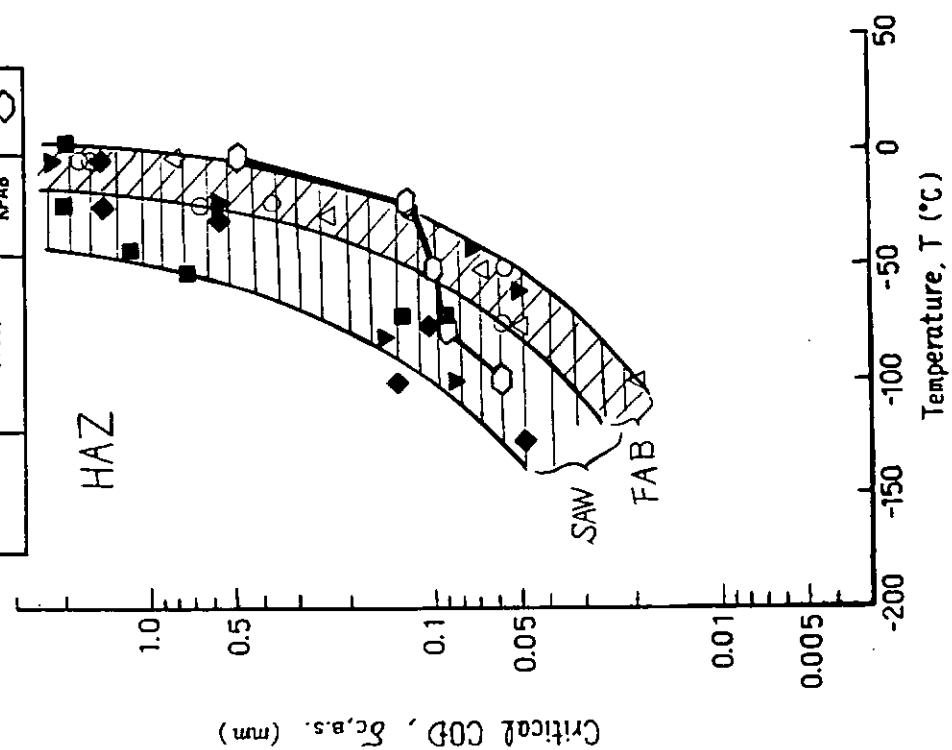


Fig. 5.6.1.3 Result of COD of welded joints (SAW, FAB) (HAZ)

Steel [thickness] (mm)	Welding Process [H. <sub>c</sub> , (kJ/cm)]	Sp. No.	Symbol
EH36 [35]	FCB [250]	JFCB	○
		LFCB	□
		HFCB	△
		GFCB	◇
		FFCB	▽

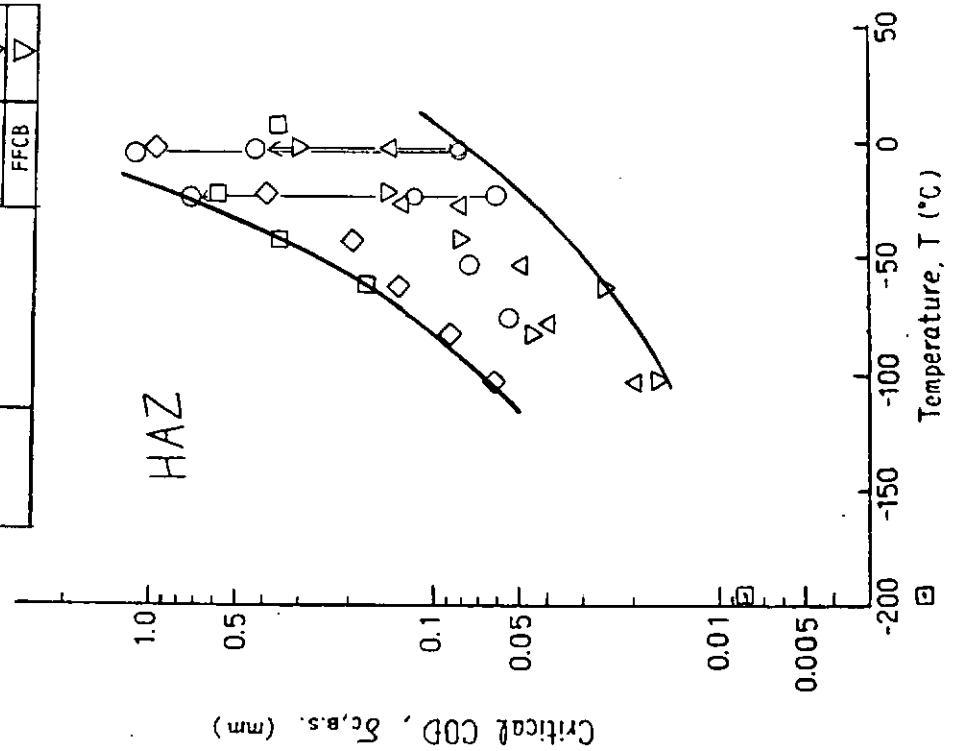


Fig. 5.6.1.6 Result of COD test welded joints (SAW, FAB) (HAZ)

Steel [thickness] (mm)	Welding Process [H. <sub>c</sub> , (kJ/cm)]	Sp. No.	Symbol
EH36 [35]	FCB [250]	JFCB	○
		LFCB	□
		HFCB	△
		GFCB	◇
		FFCB	▽

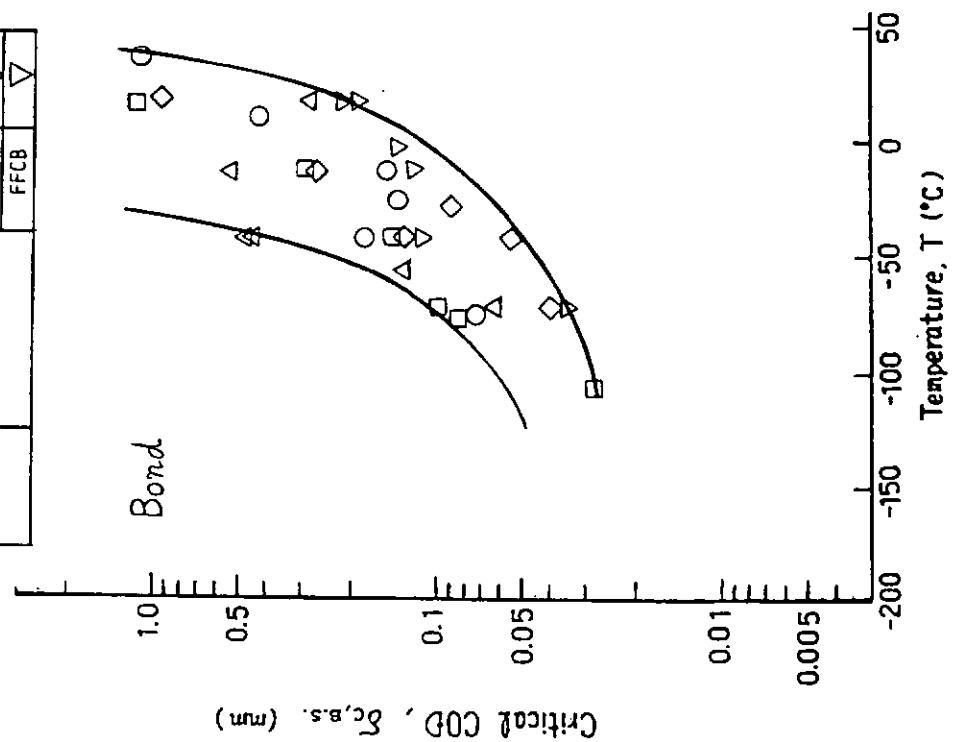


Fig. 5.6.1.5 Result of COD test of welded joints (SAW, FAB) (Bond)

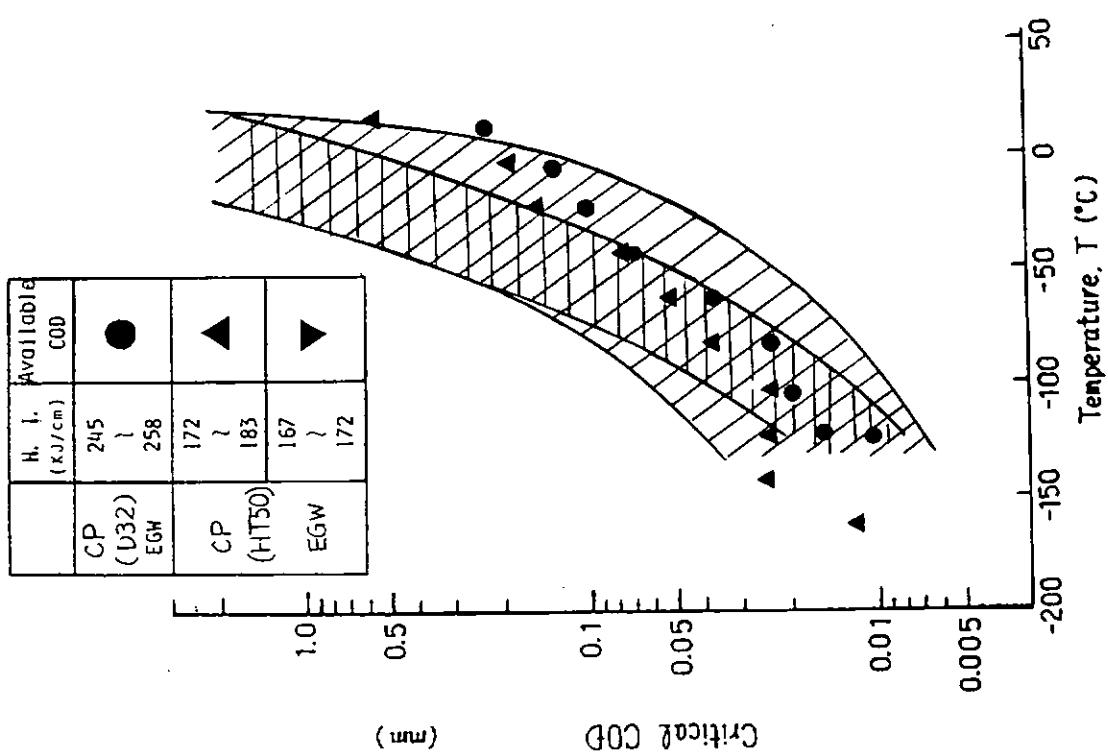


Fig. 5.6.1.7 Comparison of critical crack opening displacement among FAB, FCB and EG 2), 3) Welded joints (Weld Metal)

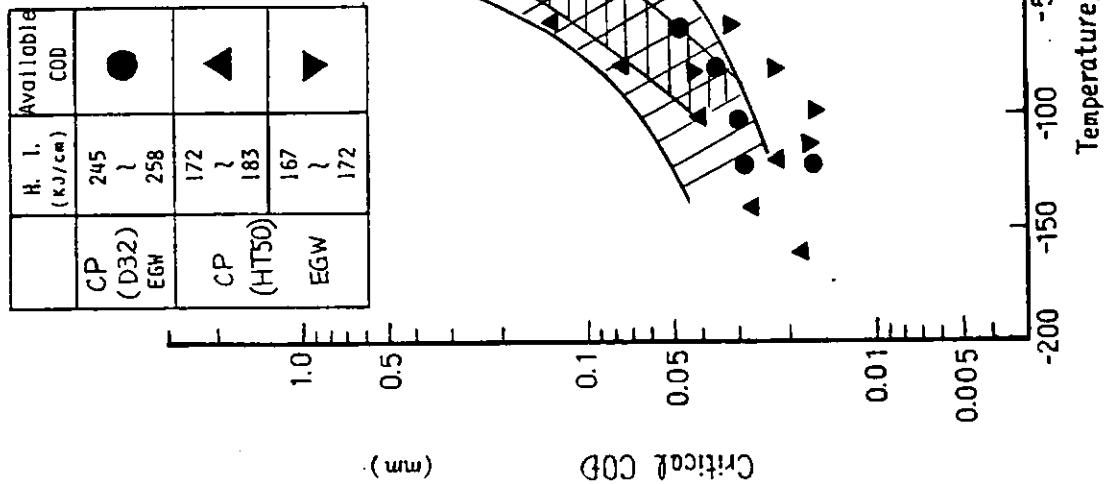


Fig. 5.6.1.8 Comparison of critical crack opening displacement among FAB, FCB and EG 2), 3) welded joints (Bond)

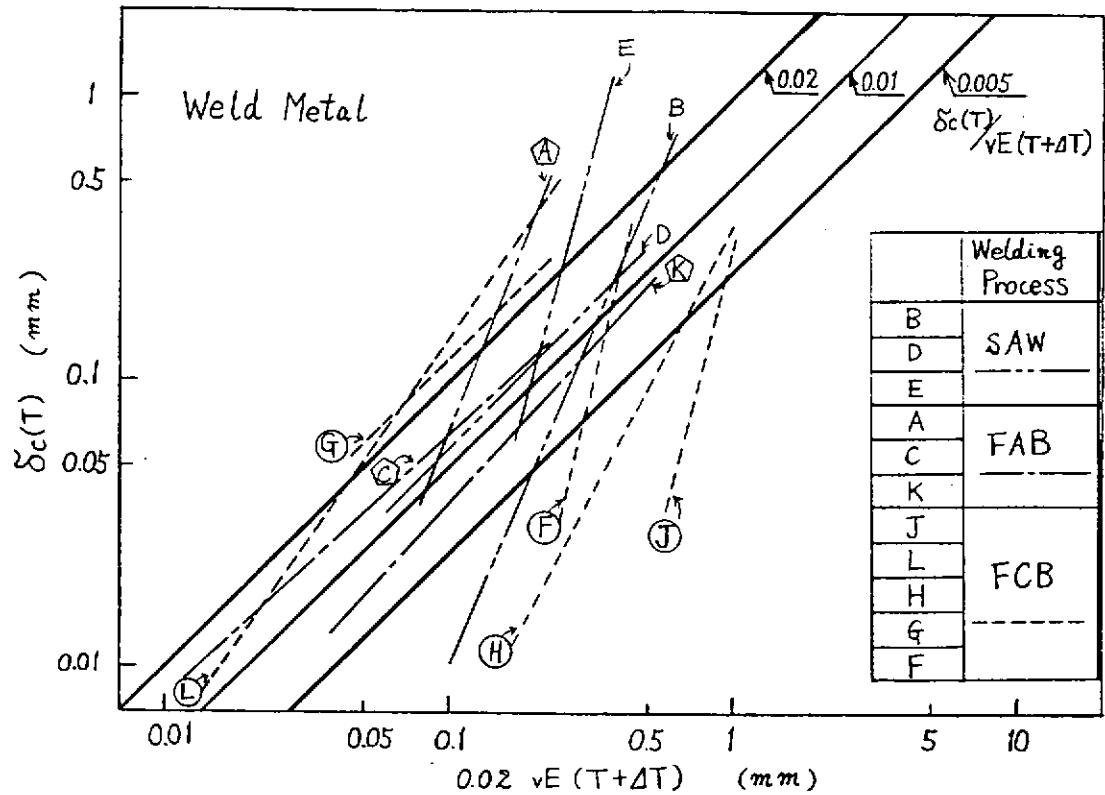


Fig. 5.6.1.9 Relationship between critical crack opening displacement  $\delta_c(T)$  and charpy absorbed energy  $vE(T + \Delta T)$  (Weld Metal)

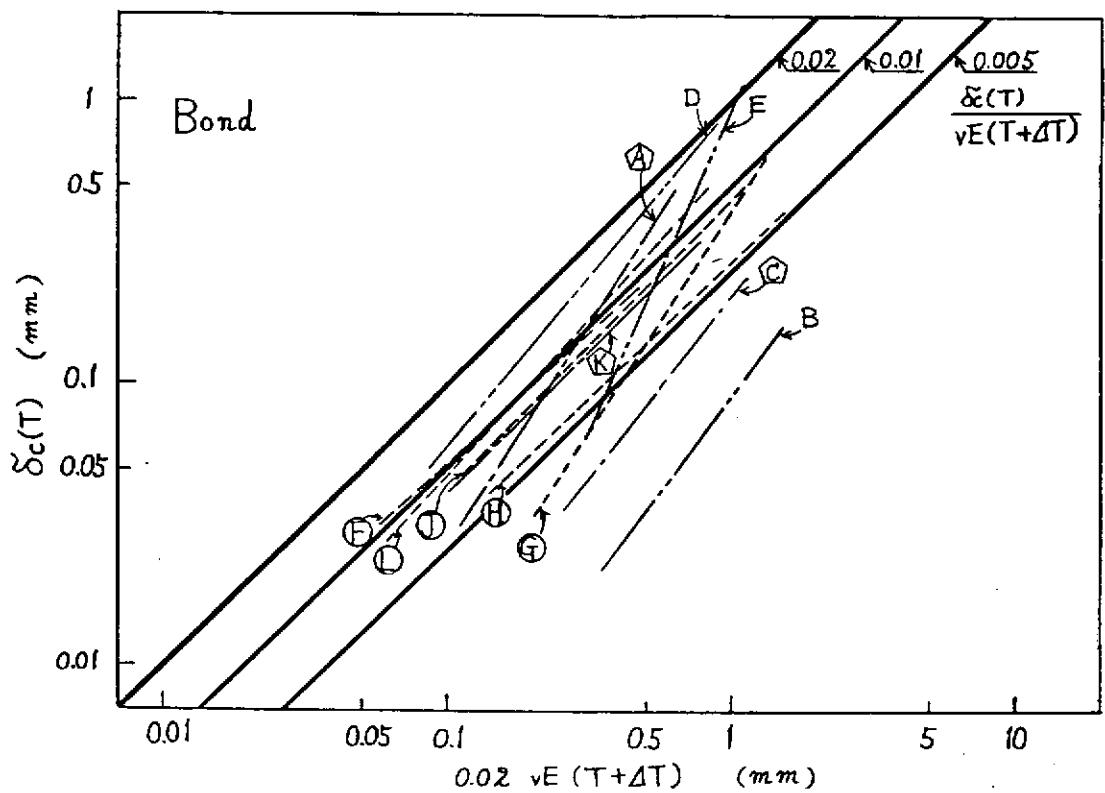


Fig. 5.6.1.10 Relationship between critical crack opening displacement  $\delta_c(T)$  and charpy absorbed energy  $vE(T + \Delta T)$  (Bond)

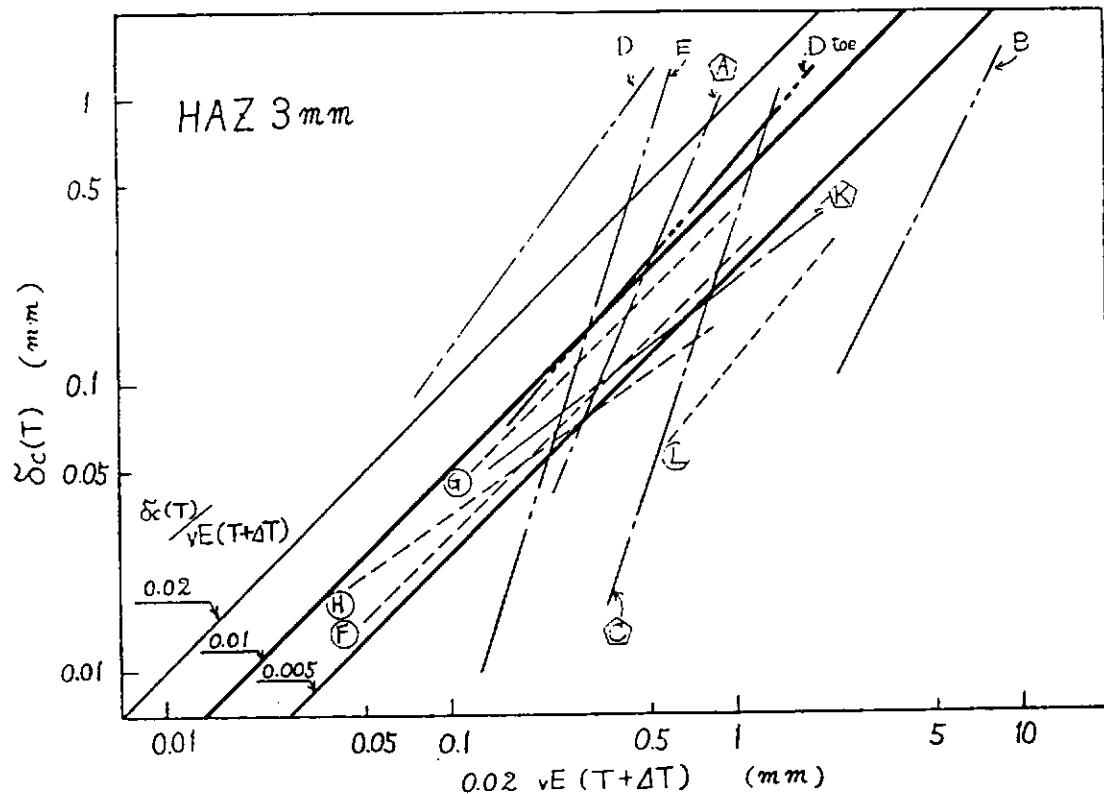


Fig. 5.6.1.1.1 Relationship between critical crack  
Opening displacement  $\delta_c(T)$  and  
charpy absorbed energy  $vE(T + \Delta T)$  (HAZ 3 mm)

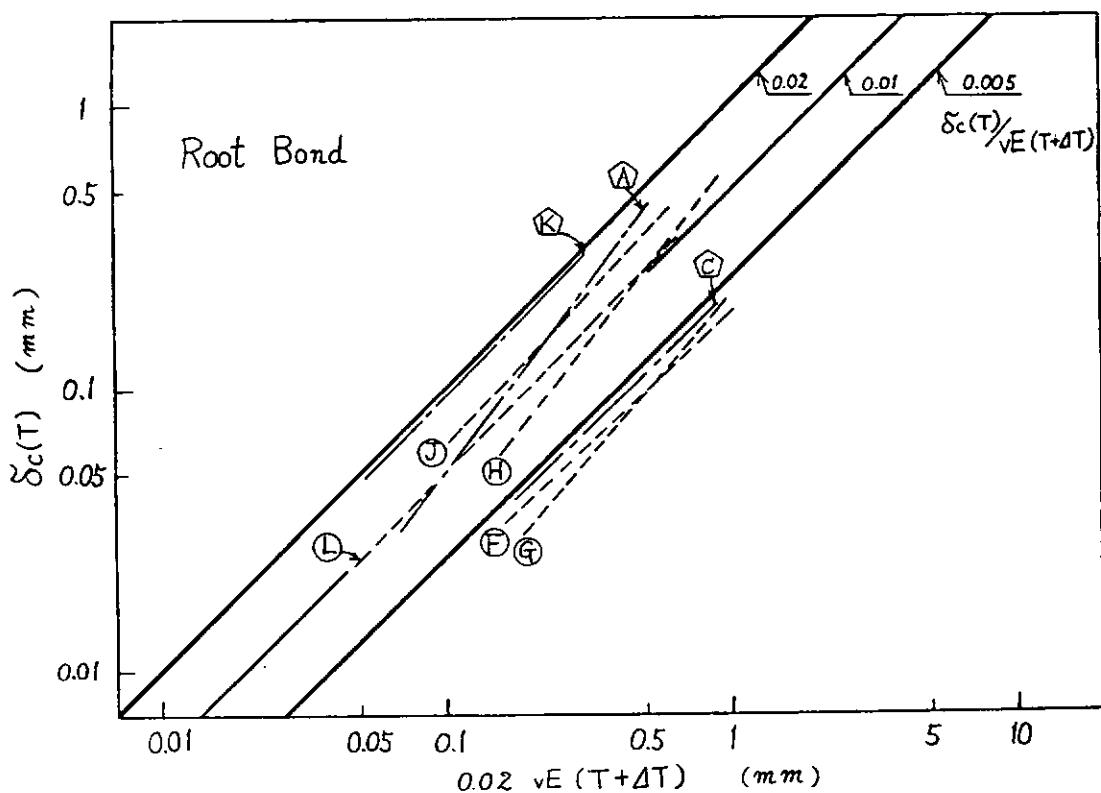


Fig. 5.6.1.1.2 Relationship between critical crack  
Opening displacement  $\delta_c(T)$  and  
charpy absorbed energy  $vE(T + \Delta T)$  (Root Bond)

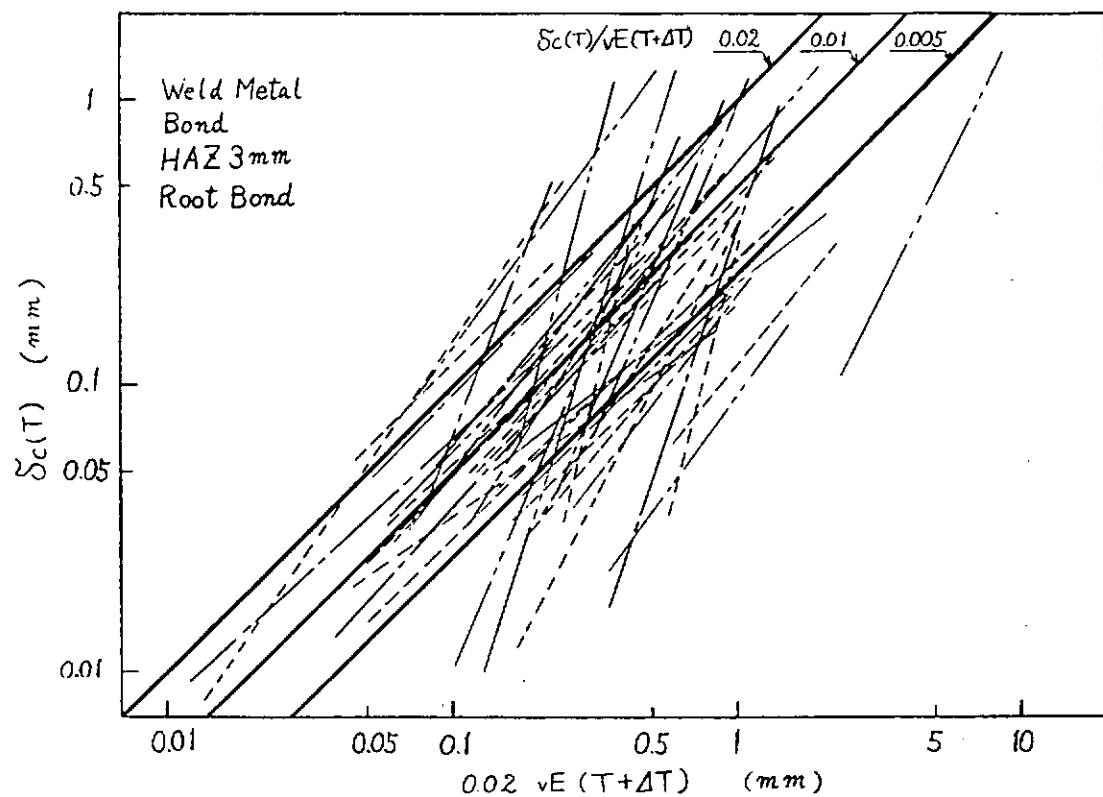


Fig. 5.6.1.1.3 Relationship between critical crack  
Opening displacement  $\delta_c(T)$  and  
charpy absorbed energy  $vE(T+\Delta T)$   
(Total date)

## 5.6.2 破壊強度特性 (Kc 値)

供試溶接継手部より、幅(2B)400mm, 切欠き長さ(2a)240mm(切欠き先端は幅0.1mmのSaw Cut)の中央切欠(板厚貫通)大形引張試験片(切欠き位置はFusion Line)を採取し、溶接継手Fusion Line部の破壊非性値(Kc値)と温度、限界COD値( $\delta_c$ 値)と温度との関係を求めた。

表5.6.2.1および表5.6.2.2に試験結果の一覧を示す。ここで、Kc値は先に述べた(4.5.2.1)式を用いて、また、 $\delta_c$ 値は(4.5.2.2)式を用いて算出した。ただし、(4.5.2.2)式を用いて $\delta_c$ 値を算出するに当り、試験温度での降伏点( $\sigma_{yt}$ )の値は、母材の値を用いた。図5.6.2.1に大入熱溶接非対策鋼板(TM, N)のSAW継手(Steel B, D, E)およびFAB継手(Steel A, C, K)のKc値と温度との関係を、また、図5.6.2.2に大入熱溶接対策鋼板(TM(H))のFCB継手(Steel F, G, H, J, L)のKc値と温度との関係を示す。さらに、図5.6.2.3に大入熱溶接非対策鋼板(TM, N)のSAW継手(Steel B, D, E)およびFAB継手(Steel A, C, K)の $\delta_c$ 値と温度との関係を、また、図5.6.2.4に大入熱溶接対策鋼板(TM(H))のFCB継手(Steel F, G, H, J, L)の $\delta_c$ 値と温度との関係を示す。

図5.6.2.1～図5.6.2.4から明らかなどとく、大入熱溶接非対策鋼板FAB継手(H.I.約100KJ/cm)と、大入熱溶接対策鋼板FCB継手(H.I.約250KJ/cm)の破壊非性値はほぼ等しい。また、大入熱溶接対策鋼板SAW継手(H.I.約100KJ/cm)の破壊非性値は、同鋼板FAB継手および大入熱溶接対策鋼板FCB継手より優れている。

図5.6.2.5および図5.6.2.6に、供試新CR型鋼板溶接継手部のKc値および $\delta_c$ 値と、従来圧延型鋼板(CP(KD32))のエレクトロガス溶接(EGW)継手部<sup>1), 2)</sup>および3電極片面1層サブマージアーク溶接(FB法)(3-E1.SAW(FB))継手部<sup>1)</sup>のKc値および $\delta_c$ 値との比較を示す。これらの図から明らかなように、供試新CR型鋼板FAB継手部および継手部の破壊非性は、従来圧延型鋼板のEGW継手部および3-E1.SAW(FB)継手部の破壊非性とはほぼ等しい。

図5.6.2.7および図5.6.2.8に、母材の破壊非性値(Kc値、 $\delta_c$ 値)と各溶接継手部の破壊非性値との比較を示す。図5.6.2.7から各鋼板および各溶接継手部のバラツキ範囲より  $\sigma = \frac{1}{2} \sigma_{yo} [Ti]_{a=40}$  ( $\sigma_{yo}$ : 母材の公称降伏点)の平均値、すなわちKc値が約200kgf/mm<sup>2</sup>を示す温度の平均値を求め下表に示す。

鋼種	母材の $\sigma = \frac{1}{2} \sigma_{yo} [Ti]_{a=40}$ (°C)	溶接法	Fusion Line の $\sigma = \frac{1}{2} \sigma_{yo} [Ti]_{a=40}$ (°C)	Fusion Line と母材の $\sigma = \frac{1}{2} \sigma_{yo} [Ti]_{a=40}$ の差 (°C)
大入熱溶接 非対策鋼 TM (A,B,C,D,E)	-149	SAW (B,D,E)	-98	51
		FAB (A,C,K)	-67	82
大入熱溶接 対策鋼 TM(H) (F,G,H,J,L)	-160	FCB	-67	93

図5.6.2.9に溶接継手Fusion Line部のvTrsと  $\sigma = \frac{1}{2} \sigma_{yo} [Ti]_{a=40}$  との関係を示す。同図内には従来圧延型降伏点32kgf/mm<sup>2</sup>級50キロ級高張力鋼板(KD32)EGW・3-E1.SAW(FB)継手部の結果<sup>1), 2)</sup>も合わせて示してある。供試新CR型鋼板溶接継手部と従来圧延型鋼板溶接継手部とはほぼ同一相関性を満足するようである。

溶接継手部の  $vTrs$  と  $\sigma = \frac{1}{2} \sigma_{yo} [Ti]_{a=40}$  との間には次の関係式が得られる。

$$vTrs = 2.67 \sigma = \frac{1}{2} \sigma_{yo} [Ti]_{a=40} + (19.2 \pm 4.5) (\text{℃}) \quad (5.6.2.1)$$

日本溶接協会鉄鋼部会技術委員会 BE 委員会<sup>3)</sup>では、従来圧延型鋼板溶接継手部の  $vTrs$  と  $\sigma = \frac{1}{2} \sigma_{yo} [Ti]_{a=40}$  の間に、次の相関式を導いている。

$$\sigma = \frac{1}{2} \sigma_{yo} [Ti]_{a=40} = (0.00321 \sigma_{yo} + 0.391) vTrs + 2.74 \sqrt{t} + 4.96 (\text{K}) \quad (5.6.2.2)$$

さらに、新CR型鋼板 ([TM]) 溶接継手部に対しては、矢置ら<sup>4)</sup>によって次の相関式が導かれている。

$$\sigma = \frac{1}{2} \sigma_{yo} [Ti]_{a=40} = (0.00321 \sigma_{yo} + 0.391) vTrs + 2.74 \sqrt{t} + 5.61 (\text{K}) \quad (5.6.2.3)$$

図 5.6.2.1 0 に、供試新CR型鋼板各溶接継手 Fusion Line 部の中央切欠（板厚貫通）大形引張試験結果から求めた  $\sigma = \frac{1}{2} \sigma_{yo} [Ti]_{a=40}$  （実測値）と、各溶接継手 Fusion Line 部の  $vTrs$  から (5.6.2.2) 式および (5.6.2.3) 式を用いて推定した  $\sigma = \frac{1}{2} \sigma_{yo} [Ti]_{a=40}$  （推定値）との関係を示す。同図より明らかなるごとく、(5.6.2.3) 式を用いた推定値は、実測値とよく一致している。

#### 参考文献

- 1) 日本造船研究協会第 147 研究部会、"船体用高張力鋼板大入熱溶接継手の脆性破壊強度評価に関する研究報告書"、研究資料 No 208 (昭 49.3), 研究資料 No 229 (昭 50.3), 研究資料 No 244 (昭 51.3)
- 2) 日本造船研究協会第 153 研究部会、"巨大タンカー用厚鋼板大入熱溶接継手の脆性破壊強度および疲労強度に関する研究報告書"、研究資料 No 249 (昭 51.3)
- 3) 日本溶接協会鉄鋼部会技術委員会 BE 委員会、"溶接構造用鋼板のボンド脆化に関する研究" (昭 50.7)
- 4) 永元、牛島、川村、矢島、多田、"新制御圧延型 50 キロ級高張力鋼板の破壊非性とその評価"、日本造船学会論文集第 152 号 (昭 58.1)

表 5.6.2.1 焊接継手部 (Fusion Line) の  
中央切欠 (板厚貫通) 大形引張試験結果

表 5.6.2.2 焊接継手部 (Fusion Line) の  
中央切欠 (板厚貫通) 大形引張試験結果

Specimen	Size	Testing Temp.	Fracture Strength	Yield Strength	K <sub>C</sub>	$\delta_{C}$ (mm)	Remark	Specimen Size				Testing Temp.	Fracture Strength	Yield Strength	K <sub>C</sub>	$\delta_{C}$ (mm)												
								Code	Width (mm)	Crack Length (mm)	$T$ (°C)	$P$ (kgf)	$\sigma_y$ (kgf/mm <sup>2</sup> )	$\sigma_n$ (kgf/mm <sup>2</sup> )	$\sigma_{UT}$ (kgf/mm <sup>2</sup> )	$\delta_{C_1}$	$\delta_{C_2}$	$\delta_{C_{ave}}$										
AFA	400	34.9	239	-21	3.97	212	15.2	46.8	316	0.170	0.159	0.165	Pop-in	400	35.0	239	-19	3.94	213	15.2	37.8	44.4	35.6	0.326	0.331			
AFA	400	34.8	240	-40	4.29	135	9.7	24.2	228	0.067	0.062	0.065	Pop-in	400	34.7	241	-38	4.26	179	12.9	32.4	46.5	30.4	0.186	0.160	0.170		
AFA	400	34.8	292	-40	4.29	138	9.9	36.7	295	0.184	0.168	0.176	Fracture	JFCB	400	34.9	240	-60	4.69	126	9.0	22.6	49.5	21.2	0.088	0.057	0.063	
AFA	400	34.9	240	-62	4.74	142	10.2	25.4	53.0	2.99	0.071	0.066	0.069	Pop-in	400	34.8	241	-80	5.18	40	2.9	7.2	52.6	68	0.004	0.011	0.003	
AFA	400	34.9	240	-80	5.18	109	7.8	19.5	56.4	183	0.035	0.034	0.035	Pop-in	GFCB	399	35.0	240	-263	9.8	70	20.6	182	0.033	0.027	0.030	Fracture	
AFA	399	35.4	240	-60	4.69	284	20.1	50.5	46.4	472	1.4	1.28	1.35	F.C.L. 0.5mm	400	34.9	240	-60	4.69	167	120	29.9	42.0	28.1	0.124	0.124		
AFA	400	35.4	240	-80	5.18	249	17.6	44.0	48.9	41.3	0.486	0.356	0.421	Pop-in	400	34.9	240	-80	5.18	144	10.3	25.8	44.0	24.2	0.100	0.093	0.097	
BSAW	400	35.4	241	-121	6.58	101	7.1	17.9	54.5	168	0.031	0.024	0.028	Pop-in	GFCB	399	35.0	240	-102	5.85	-28	2.0	5.0	48.0	47	0.002	0.002	0.002
CFAB	400	35.5	240	-43	3.70	7.6	2.0	7.6	71	0.094	0.094	0.094	Pop-in	HFCB	399	35.7	240	-283	5.9	59	4.2	14.5	120	0.037	0.033	0.035		
CFAB	400	35.5	240	-142	7.63	46	3.2	9.8	86	0.031	0.027	0.029	Fracture	400	34.9	240	-60	4.69	167	120	29.9	42.0	28.1	0.124	0.124			
CFAB	400	35.5	240	-20	3.95	294	20.7	51.8	41.4	436	4.02	4.02	4.02	F.C.L. 10mm	400	35.0	239	-120	6.54	27	1.9	4.8	51.4	45	0.002	0.002	0.002	
CFAB	400	35.8	240	-40	4.29	214	4.9	37.4	42.5	35.1	0.250	0.249	0.250	Pop-in	400	35.0	279	-120	6.54	44	3.1	10.4	88	0.025	0.023	0.024		
CFAB	400	35.5	240	-60	4.69	133	9.4	23.4	44.2	220	0.084	0.069	0.077	Pop-in	399	35.8	240	-20	3.95	270	18.9	47.4	43.2	44.4	1.39	1.39	F.C.L. 0.5mm	
CFAB	400	35.8	240	-80	5.18	40	2.8	7.0	46.5	66	0.001	0.001	0.001	Pop-in	HFCB	399	35.7	240	-40	4.29	136	9.5	24.0	44.5	22.4	0.086	0.076	0.081
CFAB	400	35.8	272	-80	5.18	94	6.6	20.5	46.5	177	0.025	0.015	0.020	Fracture	HFCB	400	35.7	240	-61	4.72	209	14.6	36.6	46.5	34.3	0.250	0.216	0.233
CFAB	400	35.0	240	-38	4.26	241	11.7	23.0	40.6	40.4	0.407	0.376	0.392	Pop-in	400	35.6	240	-82	5.24	102	7.2	17.9	48.6	0.037	0.035	0.036		
DSAW	399	35.1	240	-77	5.10	134	9.6	24.0	44.6	225	0.075	0.064	0.070	Pop-in	400	35.0	240	-20	3.95	224	16.0	40.0	44.5	37.5	0.466	0.448	0.457	
DSAW	400	35.1	239	-100	5.78	101	7.3	18.4	48.7	172	0.032	0.031	0.032	Pop-in	JFCB	400	35.1	240	-60	4.69	123	8.8	21.9	49.5	20.6	0.065	0.057	0.061
DSAW	400	34.8	240	-60	4.69	271	19.5	48.7	47.6	457	0.812	0.796	0.804	F.C.L. 0.3mm	JFCB	400	34.9	240	-81	5.21	113	8.1	20.2	52.5	1.90	0.045	0.043	0.044
ESAW	400	35.0	241	-80	5.18	212	15.1	38.1	50.7	357	0.214	0.209	0.212	Pop-in	400	34.9	240	-104	5.92	81	5.8	14.5	56.2	1.36	0.020	0.018	0.019	
ESAW	400	35.0	240	-102	5.85	139	9.9	24.8	54.2	233	0.062	0.062	0.062	Pop-in	400	35.3	240	-1	3.68	242	17.1	42.8	43.5	40.2	0.974	0.875	0.925	
KFAB	400	35.4	239	-120	6.54	16	1.1	5.75	26	0.001	0.001	0.001	Pop-in	400	35.0	240	-20	3.95	174	12.4	31.1	44.8	29.2	0.169	0.150	0.160		
KFAB	400	35.4	271	-120	6.54	44	3.1	10.3	87	0.028	0.005	0.017	Fracture	LFCB	400	35.4	240	-41	4.31	136	9.6	24.0	46.4	34	0.456	0.219	0.337	
KFAB	400	35.7	240	-40	4.29	100	7.0	17.5	44.0	246	0.186	0.150	0.168	Pop-in	400	34.8	240	-60	4.69	143	10.3	30.2	48.0	16.0	0.027	0.023	0.025	
KFAB	400	35.2	240	-60	4.69	82	5.8	4.6	46.6	137	0.023	0.017	0.020	Pop-in	400	35.2	240	-264	4.31	267	0.224	0.079	0.152	267	0.224	0.079	0.152	

Remarks  
G<sub>UT</sub> : Base Metal's Value  
F.C.L. : Fibrous Crack Length

Remarks  
 $\delta_{C_1}$  : Base Metal's Value  
 $\delta_{C_2}$  : Fibrous Crack Length

Steel	Welding Method [Heat Input] (kJ/cm)	Code	Symbol	Remark
TM	SAW [87~130]	BSAW	▲	
	DSAW	▼		
	ESAW	◆		Scattering Range for SAW
	FAB [110~116]	AFAB	○	
N	FAB	CFAB	□	Scattering Range for FAB
	N	KFAB	○	

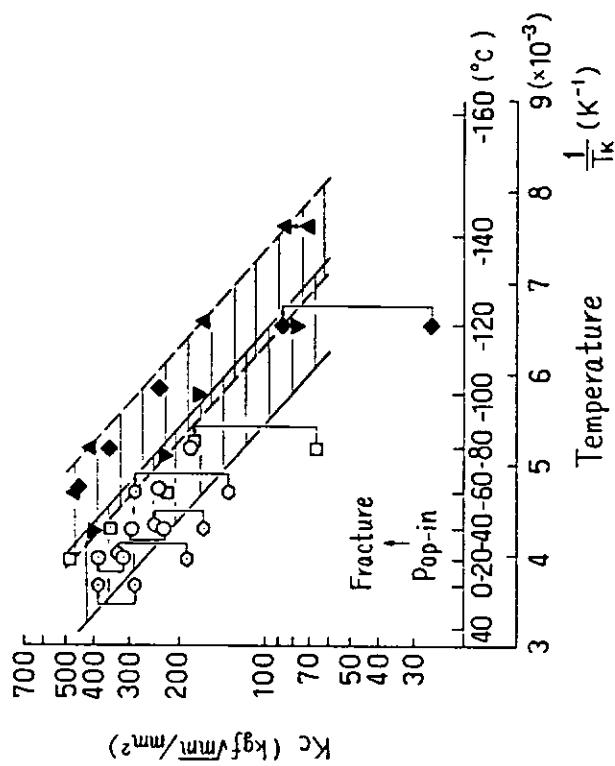


図 5.6.2.1 溶接継手部 (Fusion Line) の中央切欠  
(板厚貫通) 大形引張試験結果 ( $K_c$  と  $1/T_k$  との関係)

Steel	Welding Method [Heat Input] (kJ/cm)	Code	Symbol	Remark
TM(H)	FCB [224~275]	FFCB	○	
	GFCB	△		
	HFCB	□		
	JFCB	▽		
	LFCB	◊		Scattering Range for FCB

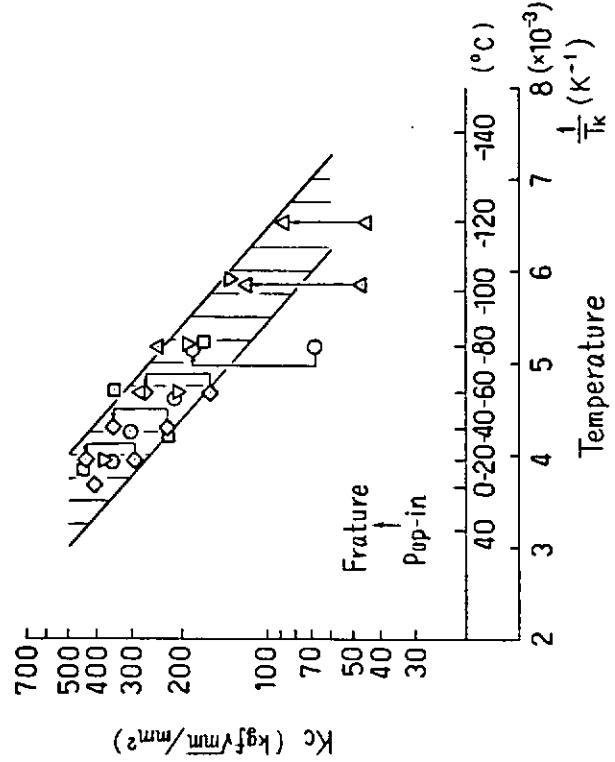


図 5.6.2.2 熱接継手部 (Fusion Line) の中央切欠  
(板厚貫通) 大形引張試験結果 ( $K_c$  と  $1/T_k$  との関係)

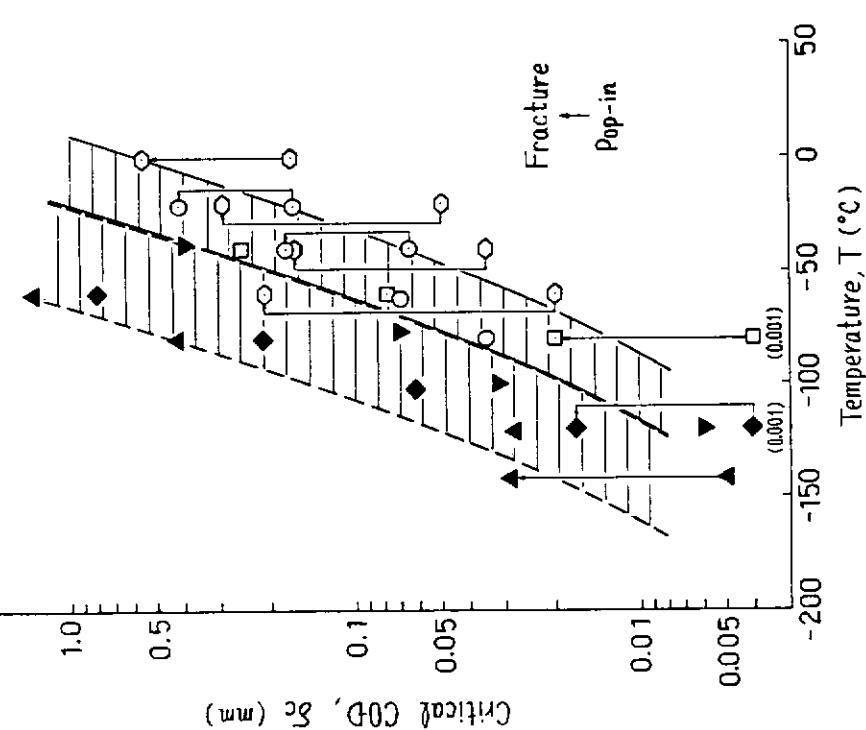
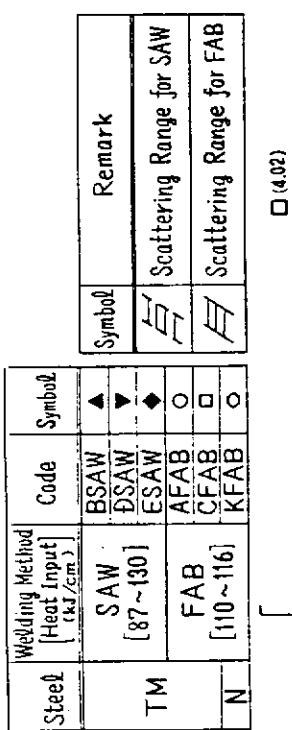


図 5.6.2.3 溶接継手部 (Fusion Line) の中央切欠  
(板厚貫通) 大形引張試験結果 (  $\delta_c$  と  $T$  との関係 )

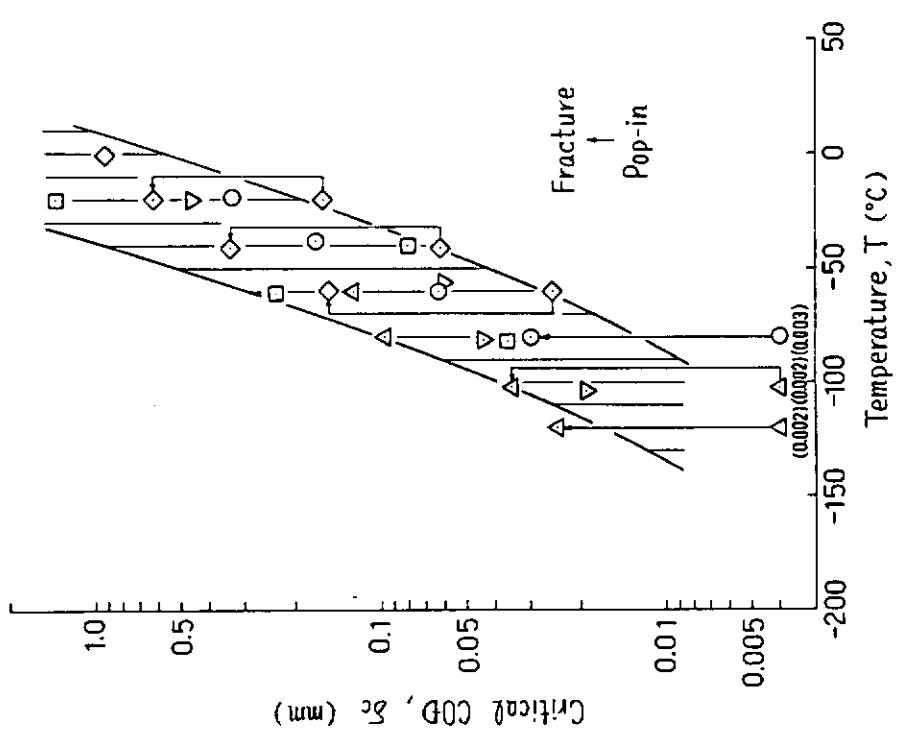
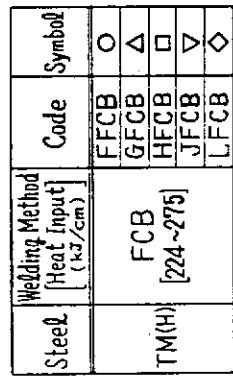


図 5.6.2.4 組接継手部 (Fusion Line) の中央切欠  
(板厚貫通) 大形引張試験結果 (  $\delta_c$  と  $T$  との関係 )

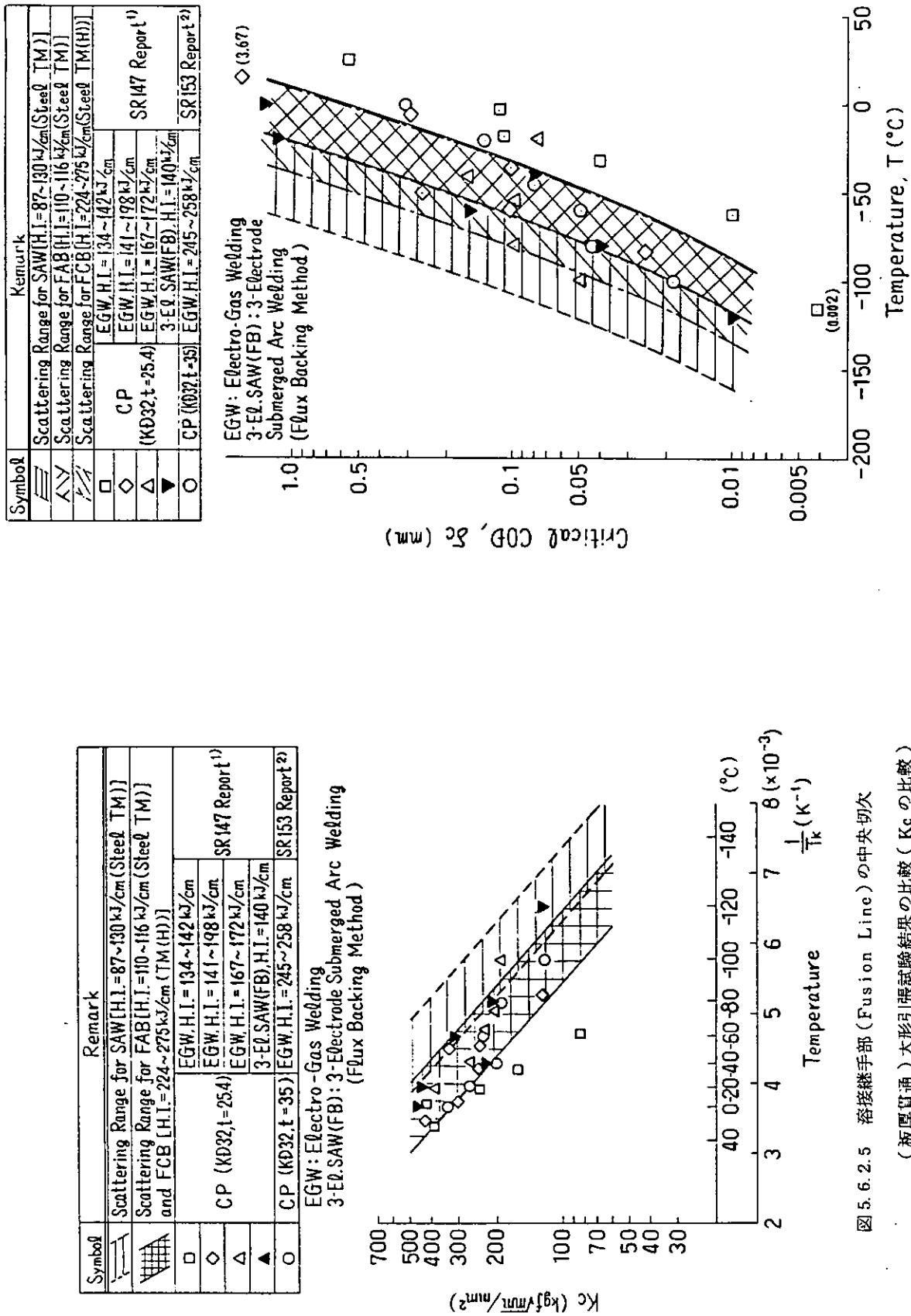


図 5.6.2.5 溶接継手部 (Fusion Line) の中央切欠  
(板厚貫通) 大形引張試験結果の比較 (Kc の比較)

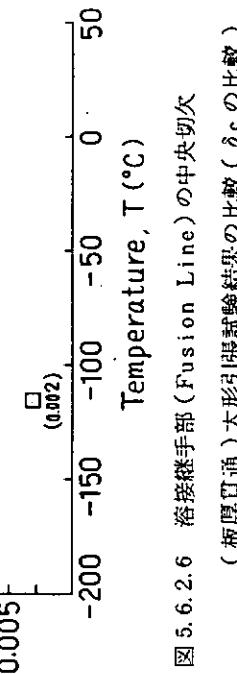


図 5.6.2.6 溶接継手部 (Fusion Line) の中央切欠  
(板厚貫通) 大形引張試験結果の比較 (δc の比較)

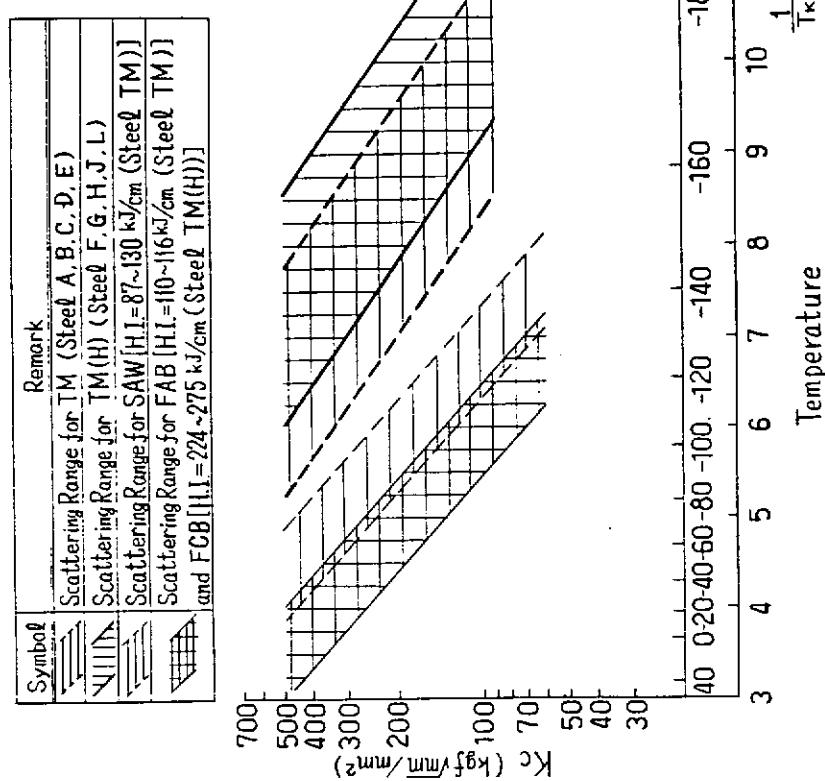
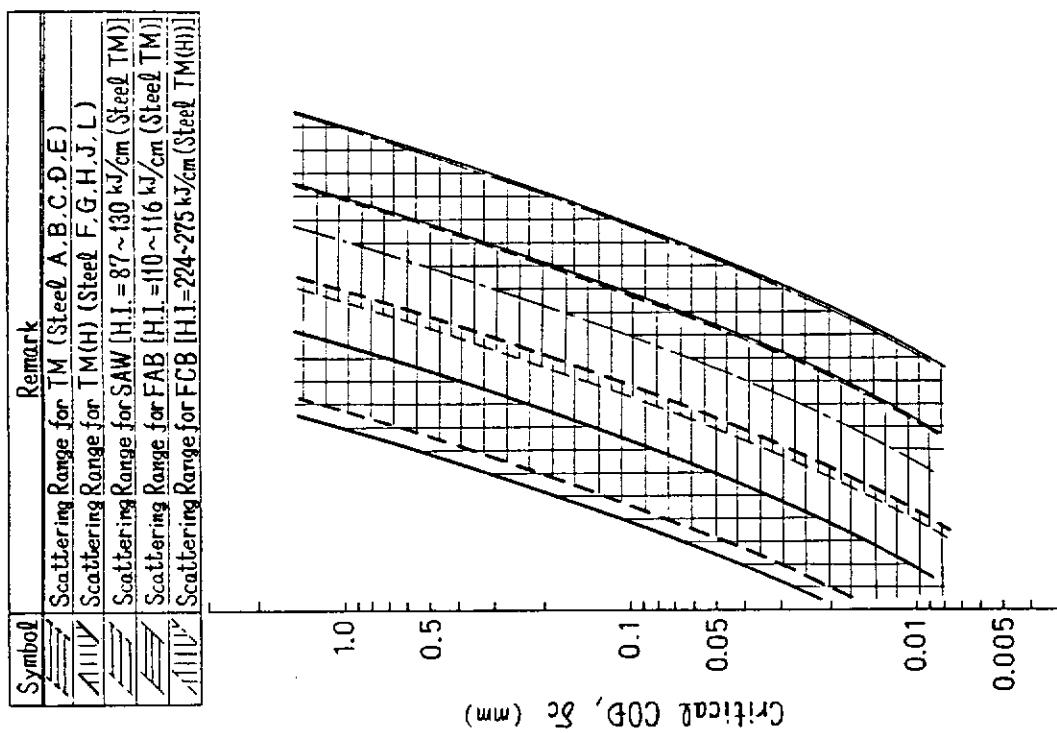


図 5.6.2.7 母材および溶接継手部 (Fusion Line) の中央切欠  
(板厚貫通) 大形引張試験結果の比較 (K<sub>c</sub> の比較)

図 5.6.2.8 母材および溶接継手部 (Fusion Line) の中央切欠  
(板厚貫通) 大形引張試験結果の比較 (δ<sub>c</sub> の比較)

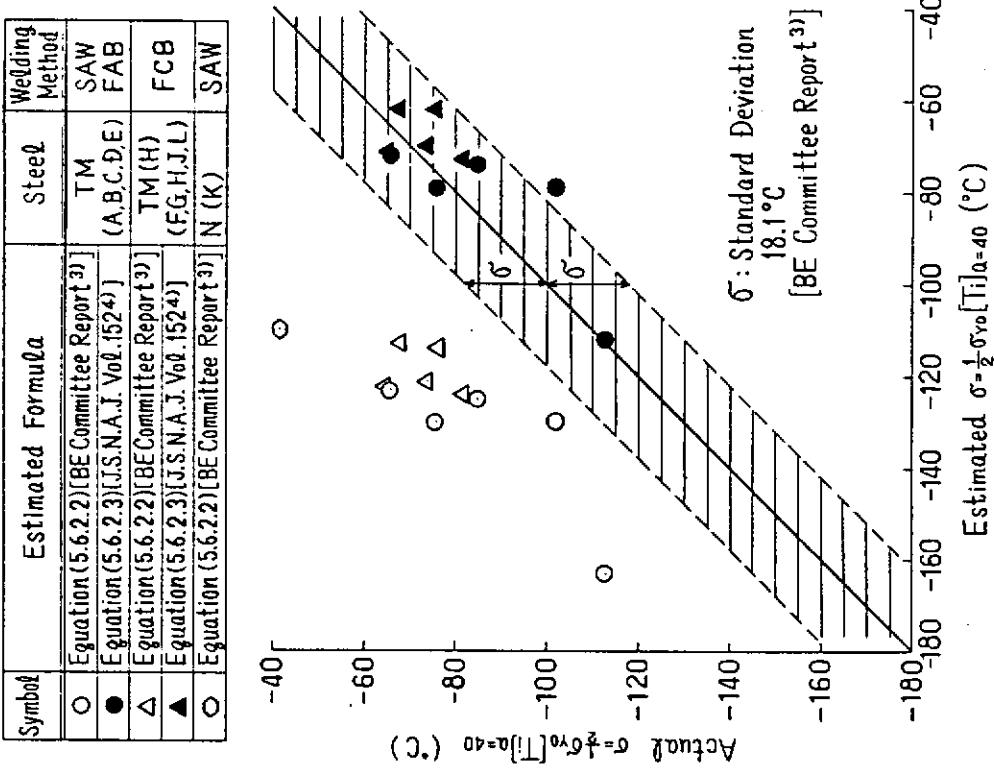
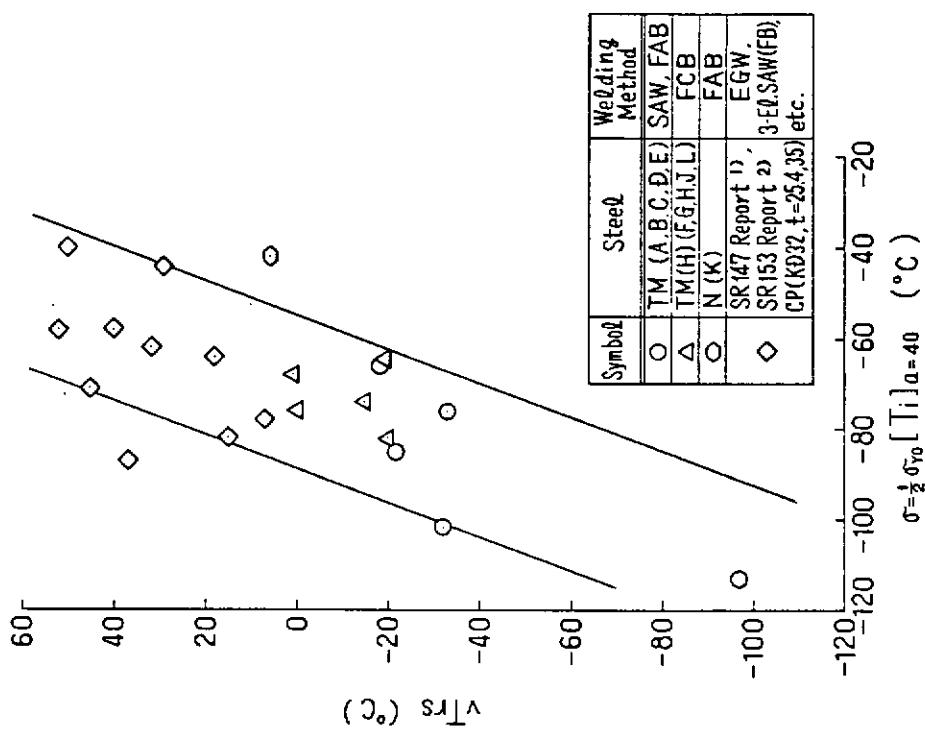


図 5.6.2.9 溶接継手部 (Fusion Line) の  $v_{Trs}$  と  
脆性破壊発生限界温度  $\sigma = \frac{1}{2} \sigma_{y_0} [T_i]_{a=40}$  の関係

$$\sigma = \frac{1}{2} \sigma_{y_0} [T_i]_{a=40}$$

図 5.6.2.10 溶接継手部 (Fusion Line) の脆性破壊発生限界温度

## 5.7 総合評価

供試された非水冷型の新CR型50キロ級高張力鋼板(KE36鋼板, 板厚35mm)の内、大入熱溶接対策鋼板5チャージについては、目標入熱量100KJ/cm程度のSAW継手ならびにFAB継手を、また、大入熱溶接対策鋼板5チャージについては、目標入熱量250KJ/cm程度のFCB継手を供試し、それら溶接継手部の各種破壊強度特性を把握した。なお、比較のために供試した従来圧延型焼きならし処理(大入熱溶接非対策)鋼板(KE36鋼板板厚35mm, 1チャージ)については、目標入熱量100KJ/cm程度のFAB継手を供試した。

概略下記の結果が得られた。

- ① 板厚中央部での熱影響部の幅は、SAW継手で約5mm, FAB継手で約7mm, FCB継手で約12~15mm程度である。また、熱影響部での結晶粗大化領域は、従来鋼に比較してやや小さいようである。
- ② 溶接入熱量が大きいFCB継手においては、母材硬さよりも若干低い( $H_{V10kgf}$ で10~20程度)熱影響部が存在する。また、母材の炭素当量の増加と共に、熱影響部の最高硬さも高くなるが、その硬化の程度はわずかである。さらに、熱影響部最高硬さは、溶接入熱量に余り影響を受けない。
- ③ 热影響部引張試験結果の降伏点、引張強さ、伸び及び絞りは、溶接入熱量に関係なくほぼ一定である。また、熱影響部降伏点と母材降伏点との比は、溶接入熱量の増加と共に著しく減少するが、引張強さ、伸び、絞りの比は、ほとんど変化していない。
- ④ 溶接継手引張試験結果は、全てNK規格値を十分満足していた。しかし、引張強さは、溶接入熱量の増加により低下している。
- ⑤ 供試した全溶接継手部において、V-ノッチシャルピー吸収エネルギーは、NK規格値を満足している。また、全ての溶接継手部において、ボンド近傍の熱影響部の吸収エネルギーは低下している。しかも、ボンド及びHAZ 1mmのV-ノッチシャルピー特性は、母材のCeq. が低いとよいようである。
- ⑥ 大入熱溶接対策新CR型鋼板では、各チャージ毎に大入熱対策が相違するため、継手部のV-ノッチシャルピー特性に及ぼすCeq. の影響は明らかでない。
- ⑦ 供試大入熱溶接対策鋼板FCB継手の限界COD値は、供試大入熱溶接非対策鋼板FAB継手や従来圧延型鋼板のエレクトロガス継手の限界COD値とほぼ同程度である。
- ⑧ 供試溶接継手部の限界COD値とV-ノッチシャルピー吸収エネルギーとの相関は、下式を満足する。

$$\delta_c(T) = 0.01vE(T + \Delta T)$$
$$\Delta T = 133 - 1.23\sigma_y - 6\sqrt{t}$$

- ⑨ 供試新CR型大入熱溶接非対策鋼板FAB継手と、大入熱溶接対策鋼板FCB継手のFusion Line部の破壊韌性値(Kc値)はほぼ等しい。また、供試大入熱溶接非対策鋼板SAW継手のKc値は、上記FAB継手、FCB継手より優れている。
- ⑩ 供試新CR型鋼板FAB継手部およびFCB継手部のKc値は、従来圧延型鋼板のエレクトロガス溶接継手部および3電極片面一層SAW継手部のKc値とはほぼ等しい。
- ⑪ 供試新CR型鋼板各溶接継手Fusion Line部の中央切欠(板厚貫通)大型引張試験結果の脆性破壊発生限界温度( $\sigma = \frac{1}{2}\sigma_y [T_i]_{a=40}$ )と、V-ノッチシャルピー衝撃試験結果のvTrsとの相関は、下式を満足している。

$$\sigma = \frac{1}{2}\sigma_y [T_i]_{a=40} = (0.00321\sigma_y + 0.391)vTrs + 2.74\sqrt{t} + 56.1(K)$$

## 6. 溶接割れ試験結果及び考察

### 6.1 共同実験の目的とその概要

最近における製鋼技術の著しい進歩によって、炭素当量が低いにもかかわらず、従来鋼と同等の強度を有し、かつすぐれた韌性を有する鋼材が製造されるようになった。

このことは、一般的には溶接性の改善につながることが予想されている。すなわち、低水素系溶接棒の使用、ショートピードの制限、予熱施工など、従来鋼に必要とされてきた制約が大巾に緩和、あるいは、解消されるのではないかと期待される。

しかしながら、従来鋼と比べ合金成分系の変化や特殊な圧延効果のために、溶接継手に、今までとはちがった性質が出ることなども知られており、実船適用にあたっては、溶接材料との組合せを考慮に入れた総合的な耐割れ性確認実験を行なう必要がある。

そこで、本年度は作業性の改善を目的として、種々の水素量の溶接棒を試作し、これらの溶接棒を用いて溶接熱影響部における硬化性、耐割れ性を調べる実験研究を行なった。

その実験項目の概要はTable.6.1.2 のように決めた。

### 6.2 供 試 鋼 板

供試鋼板は、最近の船体用として一般的に使用されており、かつ、比較的厚板である25mmのA級鋼とした。炭素当量は、0.30から0.42の間で、4レベルを選び、それぞれの炭素当量レベルで、もつとも適当な製造法を採用している。規格強度は、原則として、溶接割れ性がより高いと予想されるK36Aとし、比較のためにK32Aレベルの炭素当量0.26と、0.38の2鋼種を追加した。

供試鋼材の鋼種、製造法、化学成分および機械的性質をTable.6.2.1 に一括して示す。

### 6.3 供 試 溶 接 棒

溶接棒は、全姿勢、水平すみ肉姿勢の2種類について、拡散性水素量で5, 15, 25cc/100gの3レベルのものを試作して用いた。25cc/100g レベルは一般的に良好な作業性を得ることのできる水素量の下限値であると想定している。強度はNK規格のKMW52、またはKMW53に相当するものとした。

被覆系統は、あえてCaO, MgO 素に限定せず、また溶着金属の成分系は特別に規定しなかった。したがって、この種の溶接棒については、まだ造船所ならびに、溶接棒メーカーの十分な合意がえられておらず、試作した溶接棒の強度・成分系などには相当のバラツキがある。

供試溶接棒の性能をTable.6.3.1 に示す。

Table. 6.1.1 Summary of Testing Items

Test Items	Content of Tests	Steel Plates t=25mm (Intended Ceq. and Mill Process)					
		W26	W30	A34	R38	A38	R42
Basic Properties of filler metal	Electrodes (H) cc/100g : 5,15,25 Various tests by NK rules Chemical analysis Diffusible hydrogen content Tensile Test Bend Test Charpy V-notch test	—	—	—	—	—	—
Y-slit cracking test	Electrodes (H) cc/100g : 5,15,25 Test method JIS Z 3158 Test temp. (°C) 0, RT, 50, 75, 100	○	○	○	○	○	○
Fillet Weld cracking test  ( Single pass horizontal fillet weld )	Electrodes (H) cc/100g : 5,15,25 Test method T-type restraint fillet joint Test temp. (°C) 0, RT	○	○	○	○	○	○
Fillet weld cracking test  ( Multi pass over-head fillet weld )	Electrodes (H) cc/100g : 5,15,25 Test method T-type restraint fillet joint Test temp. (°C) 25, 50	○	○	○	○	○	○
H-type cracking test	Electrodes (H) cc/100g : 5,15,25 Test method H-type restraint joint Restraint level (kgf/mm·mm) 500, 1000, 2000 Test temp. (°C) 0, RT, 50, 75, 100	○	○	○	○	○	○
Window type restraint cracking test	Electrodes (H) cc/100g : 5,15,25 Test Method Window type restraint joint Test temp.(°C) RT	○	—	○	—	—	○
Maximum hardness test of weld zone	Electrodes (H) cc/100g : 5 Test method JIS Z 3101 Weld bead length(mm) 10, 30, 50, 125 Test temp.(°C) 0, RT, 75	○	○	○	○	○	○
Bend cracking test	Electrodes (H) cc/100g : 5,15,25 Test method JIS Z 3161 Weld bead length(mm) 10, 30, 50, 125 Test temp.(°C) 0, RT, 75	○	○	○	○	○	○

Table. 6.1.2 Symbols of Tested steel Plates and Eleetrodes

Steel Plates

Symbol	Intended Ceq. (%)	Process	Grade	Plate Thick. (mm)
M26	0.26	TM	K32A	25
M30	0.30	TM	K36A	25
A34	0.34	TM	K36A	25
R38	0.38	CP	K32A	25
A38	0.38	TM	K36A	25
R42	0.42	CP	K36A	25

Electrodes

Type of Electrode	Intended Level of Hydrogen (cc/100g)	Symbols of Electrodes (Four Manufacturers)			
All Position	5	KAO	LAO	SAO	NAO
	15	KA1	LA1	SA1	NA1
	25	KA2	LA2	SA2	NA2
H-Fillet	5	KFO	LF0	SF0	NFO
	15	KF1	LF1	SF1	NF1
	25	KF2	LF2	SF2	NF2

Table. 6.2.1 Chemical Composition and Mechanical Properties of Test Plates

Symbol	Steel Grade	Mill Process	Chemical Composition (%)												Mechanical Properties								
			C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	Wb	V	T.ALT.TI	T.B	T.R	T.O	Ceq <sup>a</sup>	Y.P	T.S	EL	vEo	
M26	K32A	TM	Ladle	5.20	73.26	5.1	2.2	2.2	Tr	—	—	32	—	—	—	—	—	28	34	49	26	—	
			Check	4.908.2	73.316.9	5.3.8	1.6	1.3	Tr	Tr	3	35	Tr	<1	33	28	27.8						
M30	K36A	TM	Ladle	8.24	128.8	1.1	2.1	2.1	—	—	—	Tr	65	—	—	—	—	—	30	38.9	50.6	20	36.2
			Check	10.123.8	131.1.9.7	2.2.9	1.2	1.3	Tr	Tr	2	71	4	1	18	31	32.5						
A34	K36A	TM	Ladle	10.30	137.39	2.1	1.1	2.2	Tr	20	Tr	25	—	—	—	—	—	—	33	43	54	25	24.9
			Check	11.330.6	130.922.1	2.2.6	0.7	1.6	Tr	18	4	26	10	2	43	26	33.7						
R38	K32A	CP	Ladle	12.36	146.15	2.1	1.1	2.2	2.1	3	30	—	—	—	—	—	—	—	37	39	54	27	18.4
			Check	13.837.2	143.517.8	3.3.4	1.1	1.3	Tr	2	4	27	Tr	<1	43	11	38.4						
A38	K36A	TM	Ladle	14.29	138.19	2	—	—	—	—	—	40	—	—	—	—	—	—	37	40.6	52.8	31	27.1
			Check	14.829.3	141.917.7	3.3	2.9	0.8	1.4	Tr	Tr	5	40	2	<1	29	24	39.1					
R42	K36A	CP	Ladle	14.14	157.20	4.1	2	—	—	—	—	60	36	—	—	—	—	43	40.0	55.7	28	30.4	
			Check	14.943.0	158.921.4	4.2.6	1.3	1.5	Tr	Tr	54	36	Tr	3	18	30	43.0						

Note TM : Thermo-Mechanical Controlled Rolling Process Steel  
 CP : Conventional Process Steel

$$C_{eq} = C + \frac{Mn}{6} + \frac{(Cr+Mo+V)}{5} + \frac{(Ni+Cu)}{15}$$

Table. 6.3.1 Chemical Composition and Mechanical Properties of Electrodes

Symbol	Dia. of Electrode (mm)	Diffusible Hydrogen (cc/100g)	Grade (WIS 3 3212 or 3214 or)	Chemical Composition of Deposited Metal (%)							Tensile Test of Deposited Metal			Charpy Impact Test of Deposited Metal (kgf-m)				
				C	Si	Mn	P	S	Mo	Ni	Y.P (kgf/mm <sup>2</sup> )	T.S (kgf/mm <sup>2</sup> )	EL (%)	-20°C	-10°C	0°C	10°C	20°C
KA0	4.0	4.8	D5016	6	50	89	7	10			51.3	57.5	33	17.5	19.0	20.5	21.3	22.1
	5.0	4.9	"	6	49	99	8	11			49.1	55.8	33	18.5	19.3	20.0	20.5	21.3
KA1	4.0	16.2	D5003	7	18	55	10	15			49.5	53.1	27	8.3	11.9	11.8	12.6	13.2
	5.0	15.7	"	7	17	51	10	13			48.3	51.9	28	7.3	11.1	11.9	12.3	12.9
KA2	4.0	24.3	D5001	8	14	53	11	16			44.0	50.3	31	6.3	7.0	8.4	9.3	9.6
	5.0	25.1	"	10	16	57	12	13			44.1	50.5	31	7.2	7.9	9.3	9.5	9.7
LA0	4.0	3.9	D5016	8	59	90	16	5			46.6	55.9	33	14.7	23.3	23.4	24.2	24.1
	5.0	5.4	"	9	64	96	15	7			48.6	58.5	30	15.1	17.7	19.8	20.4	22.5
LA1	4.0	15.5	D5000	7	9	22	15	8	20	155	44.2	53.4	27	8.3	8.3	8.8	8.6	8.6
	5.0	15.7	"	8	9	23	13	11	19	140	43.8	52.4	26	9.0	9.1	8.9	9.4	9.5
LA2	4.0	29.3	DW5001B	10	13	62	16	8	9	33	44.6	53.0	32	10.4	10.8	11.2	11.1	11.2
	5.0	28.2	"	10	14	58	17	10	8	30	45.3	53.3	29	9.5	10.4	10.6	10.4	9.7
SA0	4.0	4.3	D5016	8	53	112	17	7			52.1	57.3	32	18.2	19.3	19.2	21.4	20.6
	5.0	4.3	"	8	54	110	18	7			53.1	59.7	30	12.2	12.2	16.2	17.9	18.9
SA1	4.0	13.8	D5001	9	12	75	19	12	20		51.7	54.4	27	9.1	8.9	9.6	9.2	9.8
	5.0	12.6	"	7	11	70	20	13	23		48.3	53.6	28	7.1	7.7	8.9	9.5	9.0
SA2	4.0	25.2	D5001	9	14	76	18	12	22		50.5	55.2	26	9.7	8.4	9.1	9.2	10.3
	5.0	24.2	"	8	10	79	17	11	20		47.5	53.6	27	7.9	7.0	8.6	9.5	8.9
NA0	4.0	4.3	D5016	7	31	84	11	5			45.6	51.3	30	19.5	19.3	22.2	22.0	23.1
	5.0	4.1	"	8	29	83	11	6			45.4	52.0	30	18.5	19.5	20.3	23.2	22.7
NA1	4.0	16.1	D5003	9	16	54	19	8	13	67	47.5	53.2	26	6.2	8.9	8.9	10.4	10.3
	5.0	16.2	"	9	17	54	17	10	19	63	48.9	54.5	28	9.9	9.2	9.7	10.5	10.6
NA2	4.0	27.5	D5003	9	20	60	19	8	12	67	48.5	52.8	27	9.7	10.3	10.6	11.2	11.5
	5.0	30.1	"	9	18	57	16	10	19	64	49.0	53.1	29	10.6	10.6	11.0	11.3	10.9
KF0	4.0	4.8	D5026	6	25	101	15	11			49.2	54.8	33	13.5	14.2	15.3	15.9	16.1
	5.0	4.1	"	7	25	98	14	12			49.3	54.2	32	12.9	14.3	15.8	15.7	15.7
KF1	4.0	14.9	D5000	7	11	37	11	9	38		47.6	55.3	29	7.2	7.3	8.9	9.3	9.9
	5.0	14.3	"	6	9	35	13	11	37		48.4	53.7	27	7.0	7.2	8.6	10.0	10.9
KF2	4.0	24.5	D5000	6	23	86	14	11			52.0	55.3	29	7.3	8.5	9.1	9.5	10.2
	5.0	23.9	"	6	28	89	15	11			50.5	55.2	29	7.2	8.7	9.4	9.7	10.5
LF0	4.0	5.6	D5026	9	34	83	17	7			47.6	56.0	31	9.5	14.3	18.1	20.5	19.5
	5.0	5.6	"	9	40	93	16	4			48.4	56.7	30	8.9	10.2	15.2	16.8	17.0
LF1	4.0	16.1	D5000	8	7	21	15	6	23	182	44.2	52.8	27	9.1	8.6	9.1	9.0	8.8
	5.0	16.5	"	10	8	23	14	6	28	223	45.5	53.6	27	8.4	8.3	8.5	8.5	8.7
LF2	4.0	26.9	D5003	7	27	95	18	8			44.7	52.7	28	10.1	11.2	12.8	13.1	14.2
	5.0	27.6	"	7	37	118	18	5			48.2	56.3	26	5.3	6.2	7.9	9.4	10.1
SF0	4.0	4.1	D5016	8	38	156	22	10			54.9	59.0	29	8.6	10.3	12.1	13.9	14.5
	5.0	4.5	"	7	32	144	21	11			54.7	59.9	28	7.2	8.7	10.6	13.1	14.1
SF1	4.0	14.7	D5000	8	20	66	18	11	21		51.2	56.5	26	7.8	10.5	10.2	11.8	11.6
	5.0	15.3	"	9	23	74	20	10	18		51.2	56.6	27	7.1	7.6	8.8	10.7	10.7
SF2	4.0	24.7	D5000	7	23	77	18	12	16		51.5	57.1	26	8.4	8.0	8.7	10.4	11.0
	5.0	27.0	"	8	30	72	21	10	15		53.8	57.6	28	7.0	8.7	9.3	9.8	10.4
WF0	4.0	4.0	D5026	6	17	88	19	10			46.0	51.3	32	7.5	8.2	10.9	12.1	14.3
	5.0	4.1	"	6	16	72	19	11			43.8	51.3	29	5.4	6.2	7.4	8.1	10.2
WF1	4.0	13.9	D5000	8	8	30	20	12	56		45.3	51.7	28	5.6	6.1	7.2	8.6	9.5
	5.0	13.2	"	9	6	31	18	11	58		47.0	51.5	29	6.3	7.9	8.2	8.6	9.9
WF2	4.0	23.5	D5000	7	33	72	18	12			48.4	51.9	29	6.5	7.6	8.3	8.9	10.1
	5.0	24.1	"	7	36	74	17	9										

## 6.4 斜めY形溶接割れ試験

### 6.4.1 供試材料

Table. 6.4.1に供試材料を示す。鋼板の製造方法は新CR法(空冷, 水冷), 従来法(Asrolled材)でありCeq.は0.26~0.42(目標値)に変化させた板厚:25mmのA級鋼である。Ceq.は主にIACS値で示した。

Table. 6.4.2に供試溶接棒を示す。拡散性水素量レベルは5, 15, 25cc/100gの3通りに変化させた。成分はSi-Mn系であるが, 強度は水素量が多い溶接棒程低く設定している。

### 6.4.2 試験方法

試験方法はFig. 6.4.1に示す。入熱は17KJ/cmであり, 溶接雰囲気は気温:0°C, 相対湿度:60%(試験片温度:0°C)および20°C, 60%(試験片温度:20~100°C)とした。試験結果の整理には断面割れ率を用いた。

### 6.4.3 試験結果と考察

#### 1) 割れの様相

典型的な割れの例をPhoto. 6.4.1に示す。本試験では一般にHAZに割れが生じやすいが, KA1, KA2溶接棒では溶接金属割れが多くみられた。

そのため, 破面観察も行ったが両溶接棒ともに擬へき開割れであり, 割れがルートから生じていることや17KJ/cmという小入熱溶接であること, 予熱により割れを防止できること等から, 拡散性水素の作用による低温割れと判断された。

#### 2) 鋼板のCeq.溶接棒の種類と割れ発生との関係

各鋼種における割れ試験結果(予熱温度と断面割れ率との関係)をFig. 6.4.2に示す。図中には割れの位置(HAZ, 溶接金属)も併せて示した。割れ率は予熱温度の増加によって減少している。

Fig. 6.4.3に中央断面ルート近傍のHAZおよび溶接金属における硬さの最高値とCeq(WES)との関係を示す。HAZのHvmaxはCeqの増加に伴って溶接棒の種類に無関係に増加したが, 溶接金属の硬さはCeqに無関係に強度レベルと同じくKA1>KA1>KA2溶接棒の順であった。なお, JISの換算によれば, 各溶接金属の強度はKA0:71kgf/mm<sup>2</sup>, KA1:63kgf/mm<sup>2</sup>, KA2:57kgf/mm<sup>2</sup>程度となる。

- (i) Ceqの低いW26材では, KA0溶接棒に割れはみられなかったが, 非低水素系KA1, KA2溶接棒は溶接金属強度が低いにもかかわらず溶接金属割れが生じた。Ceqの低い本鋼種ではHAZの硬化が少ないために相対的に溶接金属の割れ感受性がHAZのそれを上まわったためと考えられる。
- (ii) Ceqの増加に伴ないW30材を含めてKA0溶接棒で割れが発生し, ほとんどHAZ割れであった。KA1 KA2溶接棒でも, Ceqが高くHAZが硬化しやすい鋼材ではHAZ割れが増した。
- (iii) Ceqが低い鋼材では水素量がKA2, KA1, KA0溶接棒と減少するのに従って割れ率も低かったが, Ceqが高い鋼材(Ceq≥0.38)では水素量が少ないKA0溶接棒の方が水素量の多いKA1, KA2溶接棒より割れ率が高かった。その理由は, Ceqが高くHAZが硬化しやすい鋼材ではKA0溶接棒で割れが生じるのに十分な水素レベルに達していると推察されるほか, KA1, KA2溶接棒では溶接金属の強度を低く抑えられた効果が生じたためと考えられる。

#### 3) 割れ防止予熱温度

斜めY形溶接割れ試験に代表される割れ感受性を評価するために多くのParameterが提案されているが,

Fig. 6.4.4にCeq IACSとルート割れ防止予熱温度(T<sub>0</sub>)との関係を示す。割れがHAZに生じたKA0溶接棒(H:5cc/100g)では, Ceqの増加に伴なってT<sub>0</sub>も上昇した。

KA1溶接棒(H:15cc/100g), KA2溶接棒(H:25cc/100g)では, Ceqが高い領域

Table. 6.3.1 Chemical Composition and Mechanical Properties of Electrodes

Symbol	Dia. of Electrode (mm)	Diffusible Hydrogen (cc/100g)	Grade (JIS 2 3212 or 3214 or)	Chemical Composition of Deposited Metal (%)							Tensile Test of Deposited Metal			Charpy Impact Test of Deposited Metal (kgf-m)				
				C	Si	Mn	P	S	Mo	Ni	Y.P (kgf/mm <sup>2</sup> )	T.S (kgf/mm <sup>2</sup> )	EL (%)	-20°C	-10°C	0°C	10°C	20°C
KA0	4.0	4.8	D5016	6	50	89	7	10			51.3	57.5	33	17.5	19.0	20.5	21.3	22.1
	5.0	4.9	"	6	49	99	8	11			49.1	55.8	33	18.5	19.3	20.0	20.5	21.3
KA1	4.0	16.2	D5003	7	18	55	10	15			49.5	53.1	27	8.0	11.8	11.8	12.6	13.2
	5.0	15.7	"	7	17	51	10	13			48.3	51.9	28	7.3	11.1	11.9	12.3	12.9
KA2	4.0	24.3	D5001	8	14	53	11	16			44.0	50.3	31	6.3	7.8	8.4	9.3	9.6
	5.0	25.1	"	10	16	57	12	13			44.1	50.5	31	7.2	7.9	9.3	9.5	9.7
LA0	4.0	3.9	D5016	8	59	90	16	5			46.6	55.9	33	14.7	23.3	23.4	24.2	24.1
	5.0	5.4	"	9	64	96	15	7			46.6	58.5	30	15.1	17.7	19.8	20.4	22.5
LA1	4.0	15.5	D5000	7	9	22	15	8	20	155	44.2	53.4	27	8.3	8.3	8.8	8.6	8.6
	5.0	15.7	"	8	9	23	13	11	19	140	43.8	52.4	26	9.0	9.1	8.9	9.4	9.5
LA2	4.0	29.3	DW5001B	10	13	62	16	8	9	33	44.6	53.0	32	10.4	10.8	11.2	11.1	11.2
	5.0	28.2	"	10	14	58	17	10	8	30	45.3	53.3	29	9.5	10.4	10.6	10.4	9.7
SA0	4.0	4.3	D5016	8	53	112	17	7			52.1	57.3	32	18.2	19.3	19.2	21.4	20.6
	5.0	4.3	"	8	51	110	18	7			53.1	59.7	30	12.2	12.2	16.2	17.9	18.9
SA1	4.0	13.8	D5001	9	12	75	19	12	20		51.7	54.4	27	9.1	8.9	9.6	9.2	9.8
	5.0	12.6	"	7	11	70	20	13	23		48.3	53.6	28	7.1	7.7	8.9	9.5	9.0
SA2	4.0	25.2	D5001	9	14	76	18	12	22		50.5	55.2	26	8.7	8.4	9.1	9.2	10.1
	5.0	24.2	"	8	10	79	17	11	20		47.5	53.6	27	7.9	7.0	8.6	9.5	8.9
NA0	4.0	4.3	D5016	7	31	84	11	5			45.6	51.3	30	19.5	19.3	22.2	22.0	23.1
	5.0	4.1	"	8	29	83	11	6			45.4	52.0	30	18.5	19.5	20.3	23.2	22.7
NA1	4.0	16.1	D5003	9	16	54	19	8	13	67	47.5	53.2	26	6.2	8.9	8.9	10.4	10.3
	5.0	16.2	"	9	17	54	17	10	19	63	48.9	54.5	28	9.9	9.2	9.7	10.5	10.6
NA2	4.0	27.5	D5003	9	20	60	19	8	12	67	48.5	52.8	27	9.7	10.3	10.6	11.2	11.5
	5.0	30.1	"	9	18	57	16	10	19	64	49.0	53.1	29	10.6	10.6	11.0	11.3	10.9
KF0	4.0	4.8	D5026	6	25	101	15	11			49.2	54.8	33	13.5	14.2	15.3	15.9	16.1
	5.0	4.1	"	7	25	98	14	12			49.3	54.2	32	12.9	14.3	15.8	15.7	15.7
KF1	4.0	14.9	D5000	7	11	37	11	9	38		47.6	55.3	29	7.2	7.3	8.9	9.3	9.9
	5.0	14.3	"	6	9	35	13	11	37		48.4	53.7	27	7.0	7.2	8.6	10.0	10.9
KF2	4.0	24.5	D5000	6	23	86	14	11			52.0	55.3	29	7.3	8.5	9.1	9.5	10.2
	5.0	23.9	"	6	28	89	15	11			50.5	55.2	29	7.2	8.7	9.4	9.7	10.5
LF0	4.0	5.6	D5026	9	34	83	17	7			47.6	56.0	31	9.5	14.3	18.1	20.5	19.5
	5.0	5.6	"	9	40	93	16	4			48.4	56.7	30	8.9	10.2	15.2	16.8	17.0
LF1	4.0	16.1	D5000	8	7	21	15	8	23	182	44.2	52.8	27	9.1	8.6	9.1	9.0	8.8
	5.0	16.5	"	10	8	23	14	6	28	223	45.5	53.6	27	8.4	8.3	8.5	8.5	8.7
LF2	4.0	26.9	D5003	7	27	95	18	8			44.7	52.7	28	10.1	11.2	12.8	13.1	14.2
	5.0	27.6	"	7	37	118	18	5			48.2	56.3	26	5.3	6.2	7.9	9.4	10.1
SF0	4.0	4.1	D5016	8	38	156	22	10			54.9	59.0	29	8.6	10.3	12.1	13.9	14.5
	5.0	4.5	"	7	32	144	21	11			54.7	59.9	28	7.2	8.7	10.6	13.1	14.1
SF1	4.0	14.7	D5000	8	20	66	18	11	21		51.2	56.5	26	7.8	10.5	10.2	11.8	11.6
	5.0	15.3	"	9	23	74	20	10	18		51.2	56.6	27	7.1	7.6	8.8	10.7	10.7
SF2	4.0	24.7	D5000	7	23	77	18	12	16		51.5	57.1	26	8.4	8.0	8.7	10.4	11.0
	5.0	27.0	"	8	30	72	21	10	15		53.8	57.6	28	7.0	8.7	9.3	9.8	10.4
WF0	4.0	4.0	D5026	6	17	88	19	10			48.2	52.7	32	8.4	9.8	12.2	13.4	15.1
	5.0	4.1	"	6	16	72	19	11			46.0	51.3	32	7.5	8.2	10.9	12.4	14.3
WF1	4.0	13.9	D5000	8	8	30	20	12	56		43.8	51.3	29	5.4	6.2	7.4	8.1	10.2
	5.0	13.2	"	9	6	31	18	11	58		45.3	51.7	28	5.6	6.1	7.2	8.6	9.5
WF2	4.0	23.5	D5000	7	33	72	18	12			47.0	51.5	29	6.3	7.9	8.2	8.6	9.9
	5.0	24.1	"	7	36	74	17	9			48.4	51.9	29	6.5	7.6	8.3	8.9	10.1

## 6.4 斜めY形溶接割れ試験

### 6.4.1 供試材料

Table. 6.4.1に供試材料を示す。鋼板の製造方法は新CR法(空冷, 水冷), 従来法(Asrolled材)であり, Ceq. は0.26~0.42(目標値)に変化させた板厚: 25mmのA級鋼である。Ceq. は主にIACS値で示した。

Table. 6.4.2に供試溶接棒を示す。拡散性水素量レベルは5, 15, 25cc/100gの3とおりに変化させた。成分はSi-Mn系であるが, 強度は水素量が多い溶接棒程低く設定している。

### 6.4.2 試験方法

試験方法はFig. 6.4.1に示す。入熱は17KJ/cmであり, 溶接雰囲気は気温: 0°C, 相対湿度: 60% (試験片温度: 0°C) および20°C, 60% (試験片温度: 20~100°C)とした。試験結果の整理には断面割れ率を用いた。

### 6.4.3 試験結果と考察

#### 1) 割れの様相

典型的な割れの例をPhoto. 6.4.1に示す。本試験では一般にHAZに割れが生じやすいが, KA1, KA2溶接棒では溶接金属割れが多くみられた。

そのため, 破面観察も行ったが両溶接棒とともに擦へき開割れであり, 割れがルートから生じていることや17KJ/cmという小入熱溶接であること, 予熱により割れを防止できること等から, 拡散性水素の作用による低温割れと判断された。

#### 2) 鋼板のCeq. 溶接棒の種類と割れ発生との関係

各鋼種における割れ試験結果(予熱温度と断面割れ率との関係)をFig. 6.4.2に示す。図中には割れの位置(HAZ, 溶接金属)も併せて示した。割れ率は予熱温度の増加によって減少している。

Fig. 6.4.3に中央断面ルート近傍のHAZおよび溶接金属における硬さの最高値とCeq (WES)との関係を示す。HAZのHvmaxはCeqの増加に伴って溶接棒の種類に無関係に増加したが, 溶接金属の硬さはCeqに無関係に強度レベルと同じくKA1>KA1>KA2溶接棒の順であった。なお, JISの換算によれば, 各溶接金属の強度はKA0: 71kgf/mm<sup>2</sup>, KA1: 63kgf/mm<sup>2</sup>, KA2: 57kgf/mm<sup>2</sup>程度となる。

(i) Ceqの低いW26材では, KA0溶接棒に割れはみられなかったが, 非低水素系KA1, KA2溶接棒は溶接金属強度が低いにもかかわらず溶接金属割れが生じた。Ceqの低い本鋼種ではHAZの硬化が少ないために相対的に溶接金属の割れ感受性がHAZのそれを上まわったためと考えられる。

(ii) Ceqの増加に伴ないW30材を含めてKA0溶接棒で割れが発生し, ほとんどHAZ割れであった。KA1 KA2溶接棒でも, Ceqが高くHAZが硬化しやすい鋼材ではHAZ割れが増した。

(iii) Ceqが低い鋼材では水素量がKA2, KA1, KA0溶接棒と減少するのに従って割れ率も低かったが, Ceqが高い鋼材(Ceq≤0.38)では水素量が少ないKA0溶接棒の方が水素量の多いKA1, KA2溶接棒より割れ率が高かった。その理由は, Ceqが高くHAZが硬化しやすい鋼材ではKA0溶接棒で割れが生じるのに十分な水素レベルに達していると推察されるほか, KA1, KA2溶接棒では溶接金属の強度を低く抑えられた効果が生じたためと考えられる。

#### 3) 割れ防止予熱温度

斜めY形溶接割れ試験に代表される割れ感受性を評価するために多くのParameterが提案されているが,

Fig. 6.4.4にCeq IACSとルート割れ防止予熱温度(T<sub>0</sub>)との関係を示す。割れがHAZに生じたKA0溶接棒(H: 5cc/100g)では, Ceqの増加に伴ってT<sub>0</sub>も上昇した。

KA1溶接棒(H: 15cc/100g), KA2溶接棒(H: 25cc/100g)では, Ceqが高い領域

ではH A Zに割れが生じたためにCeqを低減するとToも低下した。しかし、低Ceq材では溶接金属に割れが生じたため、Ceqに無関係にToは一定であった。また、両者の比較では、水素量の多いK A 2溶接棒の方が強度レベルは低いがToは高かった。

低水素系溶接棒(KAO)と非低水素溶接棒(KA1, KA2)との比較では、25cc/100gと極端に水素量の多いKA2溶接棒は最も高いToを要したが、 $C_{eq} \leq 0.34$ の鋼材と水素量:15cc/100gで強度レベルを下げたKA1溶接棒が組合せでは低水素系溶接棒よりToは低かった。

#### 4) 新CR(TM)材の割れ感受性と施工条件について

斜めY形溶接割れ試験は拘束度が板厚の約70倍と非常に厳しい条件下における初層ルート割れ試験であり、多層溶接を行う場合の割れ防止予熱温度は初層溶接のままと比較して50°C以上低いとの報告がある。<sup>1)</sup>

また、拘束度が割れ発生に及ぼす影響について多くの研究が行われているが<sup>2),3)</sup>、拘束度:K=70t kgf/mm・mmに対してK=40tでは板厚:25mmの初層ルート割れ防止予熱温度は30°C程度低下する。

造船の溶接施工において大きな割合を占めるすみ肉溶接については次項以下に試験を行っているが、斜めy形溶接割れ試験において75°C以下のToが得られる鋼材では実積を含めて予熱なしの施工を行っても実用上問題ないと判断される。従来材との比較では、Ceqを低減した新CR type(TM)HT50の割れ感受性はCeqの高い従来材に比べて低かった。

#### 6.4.4 まとめ

1) 一般低水素溶接棒を用いた斜めy形溶接割れ試験では、Ceqが0.3%を越えると室温で割れが生じ、割れ防止にはさらに水素量を減少させる必要があった。しかし、実船の施工条件の選定に際して本試験の限界予熱レベルが75°C程度ならば予熱なしの施工が可能と考えられる。

従来材との比較では、Ceqを低減した新CR type(TM)HT50はCeqの高い従来材に比べて割れ感受性は低下していた。

2) 溶接金属の強度を抑えた非低水素溶接棒を一般的なCeqの鋼材に用いると、15cc/100g程度の拡散性水素量ならば強度の高い一般低水素系溶接棒と比較してルート割れ防止予熱温度は同等かそれ以下であった。

3) Ceqを低く抑えた鋼材では一般低水素溶接棒では予熱なしで割れが生じなかつたが、非低水素系溶接棒では強度を抑えてても溶接金属に割れが生じた。したがって、仮付溶接等を考慮すると、非低水素系溶接棒の適用に際しては溶接金属の割れ感受性の検討の余地が残されていると判断された。

#### 参考文献

- 1) 矢竹、百合岡、片岡、常富：“鋼材の溶接遅れ割れの研究(第2報)”，溶接学会誌、Vol 49, No.7 (1980), P 64-69
- 2) 鈴木：“新しい割れ指数P<sub>H</sub>によるルート割れの解析”，溶接学会誌、Vol 49, No.11 (1980), P 17-21
- 3) 佐藤、松井、伊藤、別所：“鋼構造物の溶接割れ防止のための適正、予熱条件の選定に関する研究(第2報)”，溶接学会誌、Vol 41, No.1 (1972), P 34-46

Table. 6.4.1 Test materials

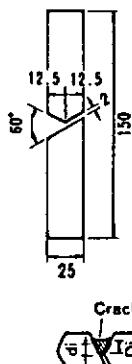
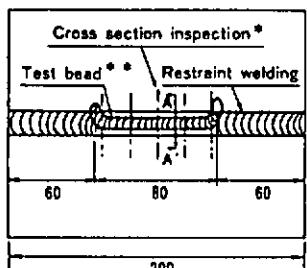
Electrode	Grade	Dia. (mm)	Diffusible hydrogen * (ml/100 g)		Tensile strength * (kgf/mm <sup>2</sup> )
			Aimed	Measured	
KA 0	D5016	4	5	4.8	57.5
KA 1	D5003	4	15	16.2	53.1
KA 2	D5001	4	25	24.8	50.3

\* : JIS method

Table. 6.4.2 Test electrodes

Test steel	Grade	Process	Thickness (mm)	Ceq(IACS)		Ceq(WES)	P <sub>cm</sub>
				Ladle	Check	Check	Check
W26	K32A	TM (Water cooling)	25	0.278	0.278	0.282	0.195
W30	K36A	TM (Water cooling)	25	0.295	0.325	0.332	0.179
A34	K36A	TM (Air cooling)	25	0.334	0.337	0.348	0.192
A38	K36A	TM (Air cooling)	25	0.370	0.391	0.400	0.231
R38	K32A	As rolled	25	0.370	0.384	0.396	0.225
R42	K36A	As rolled	25	0.425	0.430	0.439	0.252

AA' section  
(Test groove)



Heat input(kJ/cm)	17				
Preheat temp(°C)	0	20	50	75	100
Atmosphere temp (°C)	0	20			
Humidity (%)	60	60			

Fig. 6.4.1 Method of JIS y-groove cracking test

Location of cracking	HAZ			Weld metal		
	KA 0	KA 1	KA 2			
Electrode						
Macro structure						

Photo. 6.4.1 Example cracks in JIS y-groove cracking test

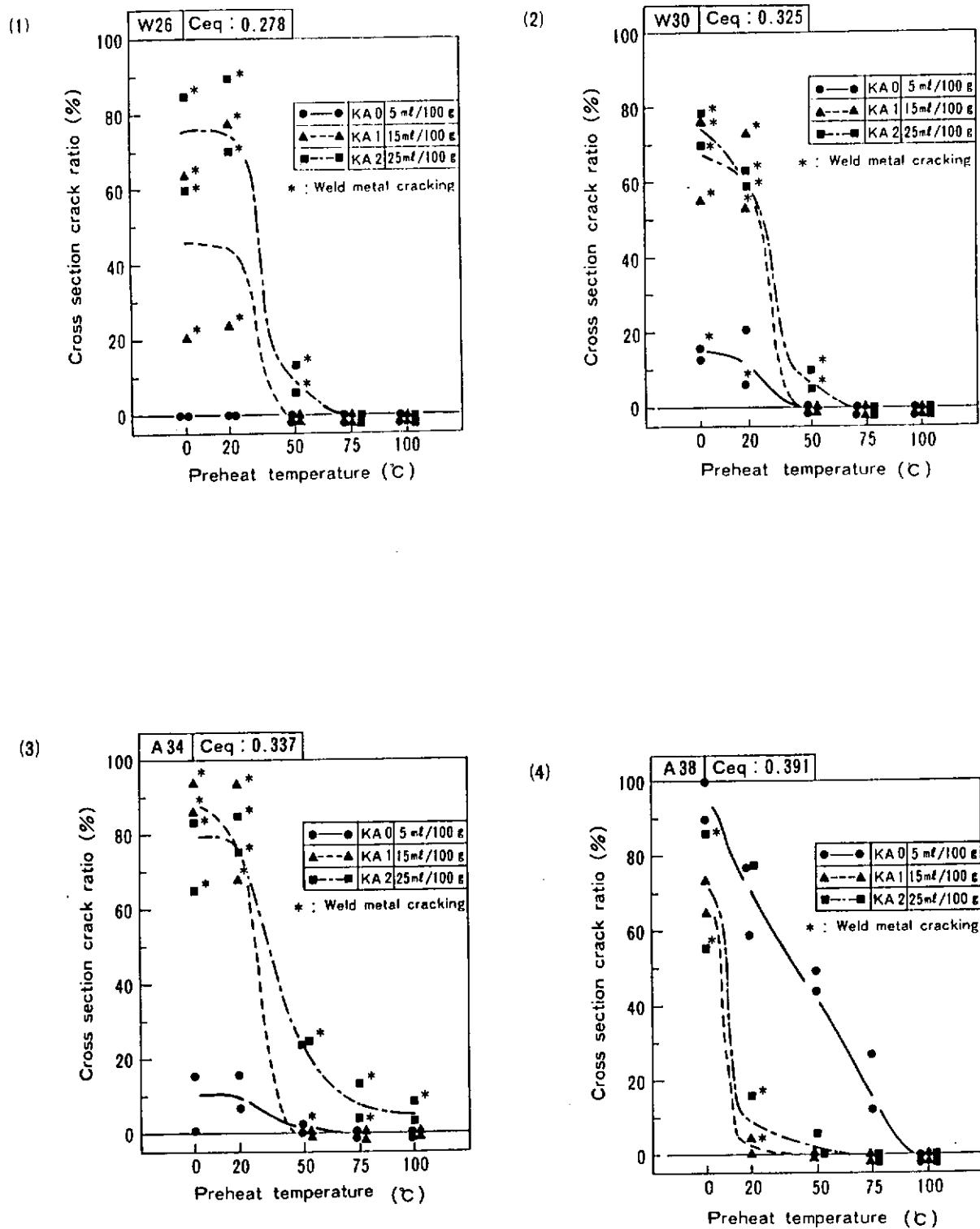


Fig. 6.4.2 Result of JIS y-groove cracking test

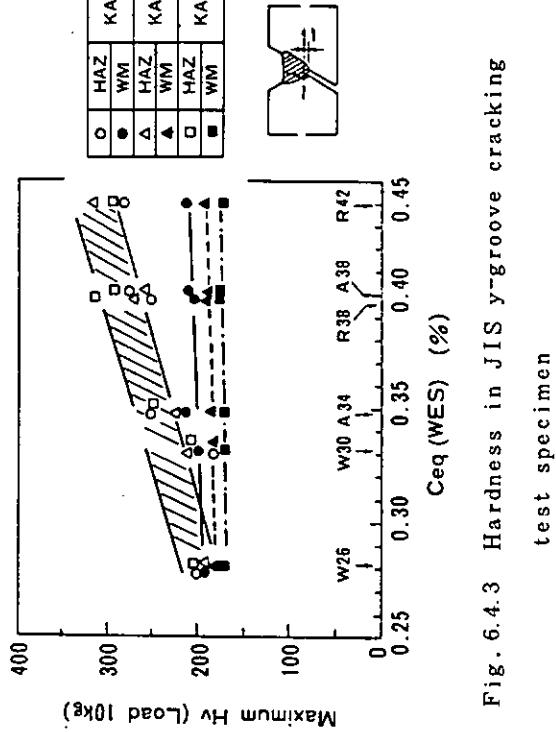
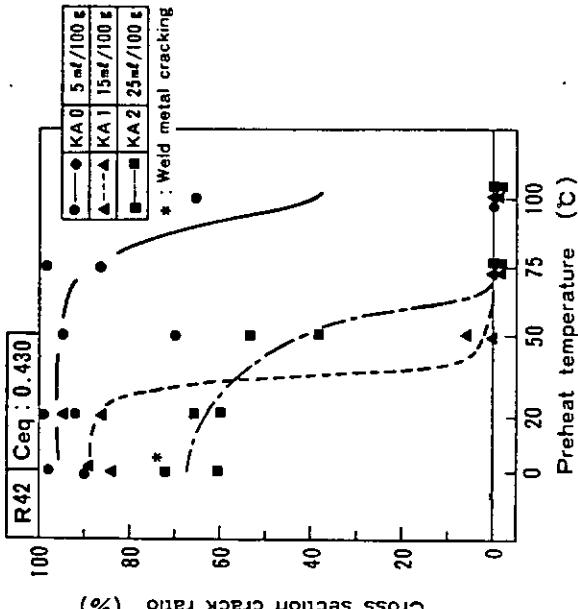
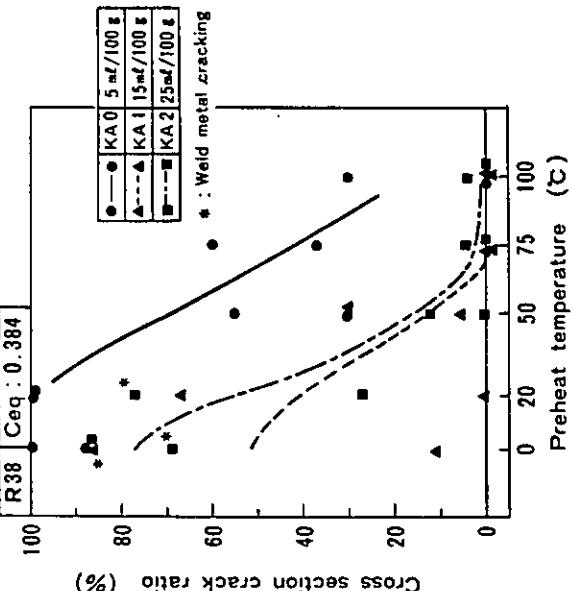


Fig. 6.4.3 Hardness in JIS y-groove cracking test specimen

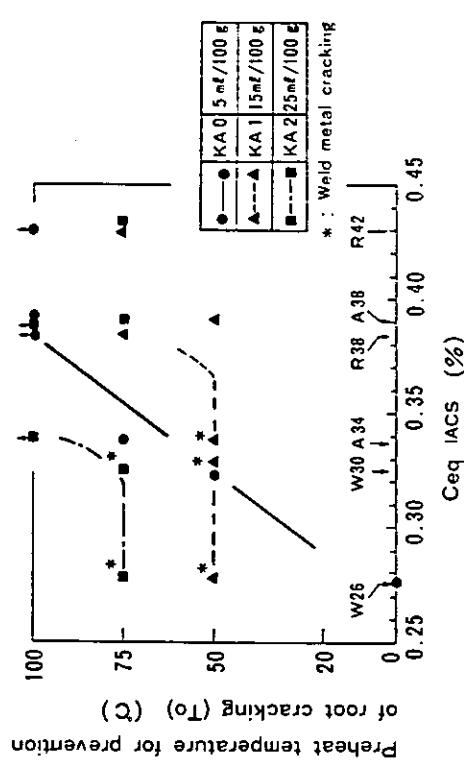


Fig. 6.4.4 Relationship between Ceq and preheat temperature for prevention of root cracking in JIS y-groove cracking test

## 6.5 すみ肉拘束割れ試験

### 6.5.1 供試材料および試験方法

供試鋼板について、1バス水平すみ肉および1バスの上向きすみ肉溶接継手の溶接割れ感受性を検討するため、大型のすみ肉拘束割れ試験を実施した。

供試鋼板は、Table. 6.5.1(a)に示す本分科会供試の炭素当量（IACS式）を公称0.26から0.42%に変化させた板厚25mmのK32AおよびK36A鋼である。供試溶接棒は、Table. 6.5.1(b)に示すように、水平すみ肉溶接割れ試験にはすみ肉専用棒を、上向きすみ肉溶接割れ試験には全姿勢棒を使用した。それぞれの溶接棒に対して溶着金属の拡散性水素量を5, 15および25cc/100gの3レベル変化して試験した。

拘束割れ試験体の形状は水平すみ肉、上向きすみ肉、ともに同一であり、Fig. 6.5.1にその寸法と拘束状態を示す。拘束溶接はCO<sub>2</sub>溶接か被覆アーク溶接として脚長は10mmの全周とした。今回の実験ではとくに割れ感受性を高めるためにgapを1mm設けた。但し、350mmの試験溶接全長に渡ってgap 1mmを保持することは溶接金属の収縮により困難であり、実際には中央付近はgap 0mmとなっていた。

試験要領は、まず予熱バス間温度については、予熱なしあるいはそれ以上の予熱の場合は25°Cの恒温室にて試験し、25°Cより低い温度では雰囲気を所定の温度に冷却して試験した。多バス溶接ではバス間温度は原則として予熱温度に等しくしたが、予熱なし(25°C)は30°Cとした。また試験溶接時間の短縮をはかるために溶接部が100°C以下に達すると強制空冷した。予熱はガスバーナーで行ない、予熱温度チェックは試験板の水平保持材(Flange)中央の溶接部より75mm離れた位置で3点を計測した。またバス間温度チェック位置は試験溶接長の中央部デボとした。

試験溶接はTable. 6.5.1(b)に示すように、Back側、Final側ともに、水平すみ肉の場合はそれぞれ1バスであり、上向すみ肉の場合はそれぞれ4バスの多バスである。両試験法とともにBack側溶接完了し完全に冷却した後にFinal側を溶接した。

溶接条件は、水平すみ肉1バス溶接試験の場合、棒径5mmにて運棒比を1.2程度とした。溶接入熱は約17kJ/cmであった。上向すみ肉多バス溶接試験の場合、棒径4mmにて目標脚長を12mmとした。溶接入熱は1(あるいは7)バス目が高く約24kJ/cm, 2(あるいは6)バス目と最終バスの4(あるいは8)バス目が低く約13kJ/cmであった。

割れの検査は試験溶接終了後、48時間以上経過した後に、まず浸透探傷試験にて表面割れを検査した。割れの認められた場合、(表面割れ率)=(表面割れ長さ)/(試験溶接長)×100(%)として表示し、割れ発生位置をスケッチするとともに写真撮影した。次にクレータを除いて試験溶接長を5断面等分(約8.5mm)に切断し、5横断面について断面割れを検査した。また、表面割れ位置と上記検査断面位置が一致しない場合は追加して断面検査した。割れの検査は試片研磨後~7倍に拡大して調べ、割れ形状、寸法をスケッチするとともに、すべての断面についてマクロ写真を撮影した。

割れ発生の有無の判定は、表面割れについては断面割れの対応が認められたものを割れとし、断面割れについては割れ長さが0.5mm以上のものを割れとして、HAZ部の割れと溶接金属部の割れを区別した。

割れ感受性と硬さの関係を検討するため、各試験条件中の試験溶接中央部のマクロ断面に対して、ピッカース硬さ(荷重10kgf)を測定した。測定は割れ発生感受性の高いフランジおよびウエブそれぞれのトウ部およびルート部であり、HAZ最高硬さを求ることを目的として硬度分布図(HAZ 0.5mmピッチ)を作成した。

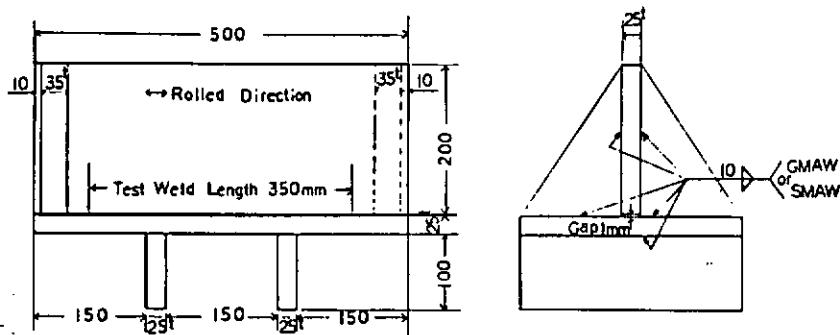


Fig. 6.5.1 Dimensions of fillet weld restraint cracking test plate  
(dimensions in mm)

Table. 6.5.1(a) Tested plates for fillet weld restraint cracking test

Mark	Nominal Ceq. (%)	Manufacturing process	Steel grade	Plate thick.(mm)
W26	0.26	TM (Water cool)	K32A	25
W30	0.30	TM (Water cool)	K36A	
A34	0.34	TM (Air cool)	K36A	
R38	0.38	CP (as Rolled)	K32A	
A38	0.38	TM (Air cool)	K36A	
R42	0.42	CP (as Rolled)	K36A	

TM: Thermo-Mechanical Controlled Rolling Process

CP: Conventional Process

Table. 6.5.1(b) Tested electrodes and testing conditions

Mark	Nominal hydrogen level (cc/100g)	Applied restraint cracking test	Deposition sequence	Welding condition					
				Electrode dia. (mm)	Pass NO.	Welding current (A)	Arc voltage (V)	Travel speed (cpm)	Heat input (KJ/cm)
SL	5	Horizontal position (one pass)	B-side F-side Web	5	1			19.5	13.7
SM			Flange		2	230	28	1	1
SH	25	Overhead position (multi-pass)		4	1	140	20	7.8	21.5
ML			Flange		4	1	1	1	1
MM	15	Overhead position (multi-pass)	6 7 8 9 10 11 12 13 14 15	4	5	185	23	8.5	25.7
MH			Web		2	140	20	12.5	11.3
			F-side B-side		6	145	23	15.5	16.0
					3	140	20	7.8	20.0
					6	1	1	1	1
					7	145	23	8.4	25.5
					4	130	20	13.1	9.8
					6	1	1	1	1
					8	140	22	16.2	16.1

## 6.5.2 水平すみ肉拘束割れ試験結果と考察

### (1) 発生した割れの種類の代表例

Fig. 6.5.2 に発生した割れの代表例を示す。ウェブ側又はフランジ側だけの割れとともに、ウェブ側、フランジ側両方に割れが生じているものもある。

### (2) 試験結果

Table. 6.5.2 に試験結果を一覧表にして示す。

### (3) 硬度測定結果

Fig. 6.5.3(A)～(C)に鋼種別、予熱温度別の HAZ 最高硬さを示す。

### (4) まとめ

水平すみ肉拘束割れ試験の結果によれば、表面割れあるいは断面割れが生じた鋼種は R 3 8 と R 4 2 のみであり、W 2 6, W 3 0, A 3 4, A 3 8 には試験温度、使用溶接棒の種類にかかわらず、表面割れ、断面割れとも生じていない。R 3 8 に発生した割れは、溶接棒 L F 2 ( 2 5 cc / 1 0 0 % ) のものであり、R 4 2 に発生した割れは、発生傾向としては、溶接棒の類により大きな差はなかったが、割れ長さでみると、L F 2 を使用した場合が最も長くなっている。溶接棒の水素量が影響しているものと考えられる。試験温度（予熱温度）の影響は表面割れについて明瞭であり、R 4 2 において室温では生じなかった割れが 0 °C では発生している。また断面割れをみても試験温度 0 °C の方が割れ長さが長くなっていることで、温度の影響があらわれているものと思われる。発生した割れは一部のものを除き、ほとんど全てが HAZ 割れであり、母材熱影響部の硬化の影響が大きいと考えられる。このことは熱影響部の硬度測定結果からも明らかである。今回の試験条件範囲とその結果から判断すると、母材鋼材の炭素当量が低ければ、試験温度が 0 °C で、溶接棒の水素量が 2 5 cc / 1 0 0 % でも割れは発生しないものと考えられる。

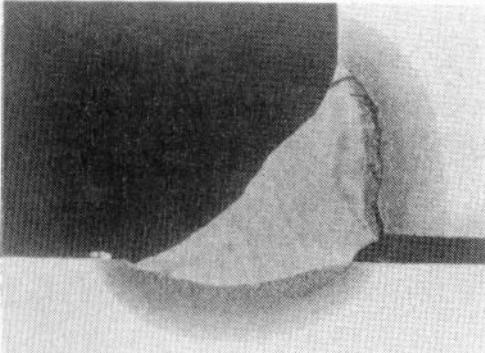
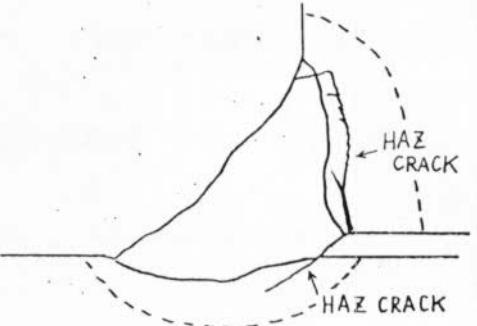
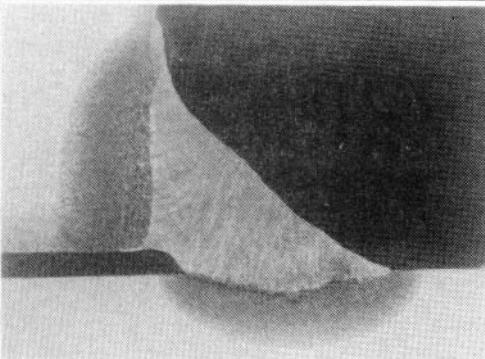
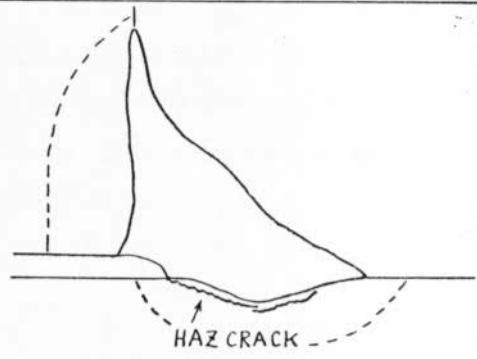
1					
	TEST PIECE No.	FF00	ELECTRODE No.	LF-O.	Root HAZ Crack at Web and Flange
2	BASE METAL No.	R 42	PREHEAT TEMP. (°C)	0	
	TEST PIECE No.	FF00	ELECTRODE No.	LF-O	Root HAZ Crack at Flange
	BASE METAL No.	R 42	PREHEAT TEMP. (°C)	0	

Fig. 6.5.2 Typical Cracks in Horizontal Position Fillet Weld  
Restraint Cracking Test

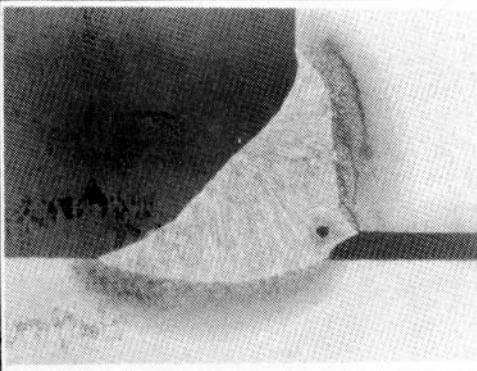
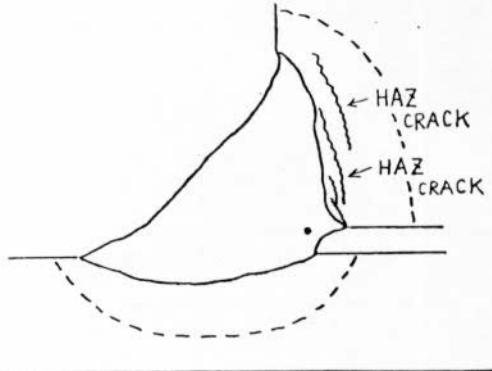
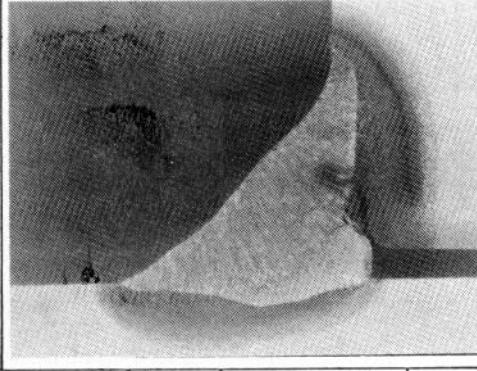
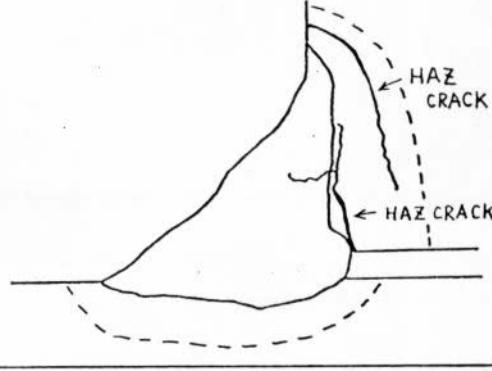
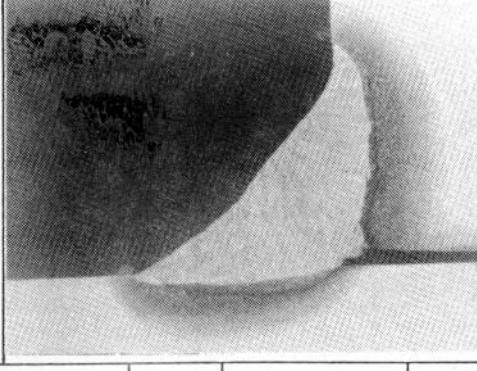
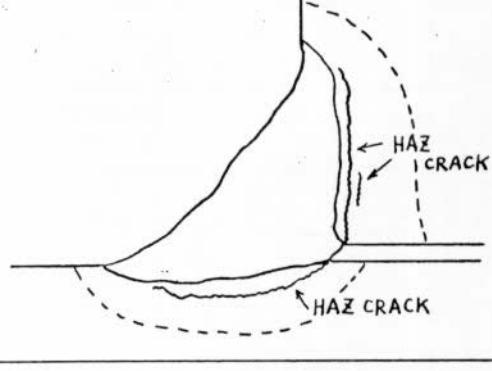
(3)			
TEST PIECE No.		FF10	ELECTRODE No.
BASE METAL No.		R 42	PREHEAT TEMP. (°C)
(4)			
TEST PIECE No.		FF20	ELECTRODE No.
BASE METAL No.		R 42	PREHEAT TEMP. (°C)
(5)			
TEST PIECE No.		FF20	ELECTRODE No.
BASE METAL No.		R 42	PREHEAT TEMP. (°C)

Fig. 6.5.2 Typical Cracks in Horizontal Position Fillet Weld  
Restraint Cracking Test (Continued)

Table. 6.5.2 Summarized Result for Horizontal Position  
Fillet Weld Restraint Cracking Test

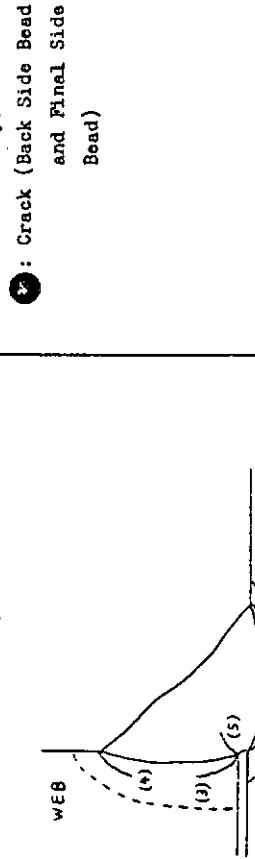
Table . 6.5.2 Summarized Result for Horizontal Position  
Fillet Weld Restraint Cracking Test (Continued)

STEEL No.	KIND OF CRACK	ELECTRODE, PREHEAT TEMPERATURE			STEEL No.	KIND OF CRACK	ELECTRODE, PREHEAT TEMPERATURE		
		LF-0 (sec)	LF-1 (15sec)	LF-2 (25sec)			LF-0 (sec)	LF-1 (15sec)	LF-2 (25sec)
W 26	Surface Crack	○	○	○	A 38	Surface Crack	○	○	○
	Root Crack at Flange	○	○	○		Root Crack at Flange	○	○	○
	Toe Crack at Flange	○	○	○		Toe Crack at Flange	○	○	○
	Root Crack at Web	○	○	○		Root Crack at Web	○	○	○
	Toe Crack at Web	○	○	○		Toe Crack at Web	○	○	○
	Deposited Metal Crack	○	○	○		Deposited Metal Crack	○	○	○
	Surface Crack	○	○	○		Surface Crack	○	○	○
	Root Crack at Flange	○	○	○		Root Crack at Flange	●	●	●
	Toe Crack at Flange	○	○	○		Toe Crack at Flange	○	○	○
	Root Crack at Web	○	○	○		Root Crack at Web	○	○	○
W 30	Toe Crack at Web	○	○	○		Toe Crack at Web	○	○	○
	Deposited Metal Crack	○	○	○		Deposited Metal Crack	○	○	○
	Surface Crack	○	○	○		Surface Crack	○	○	○
	Root Crack at Flange	○	○	○		Root Crack at Flange	●	●	●
	Toe Crack at Flange	○	○	○		Toe Crack at Flange	○	○	○
	Root Crack at Web	○	○	○		Root Crack at Web	○	○	○
	Toe Crack at Web	○	○	○		Toe Crack at Web	○	○	○
	Deposited Metal Crack	○	○	○		Deposited Metal Crack	○	○	○
	Surface Crack	○	○	○		Surface Crack	○	○	○
	Root Crack at Flange	○	○	○		Root Crack at Flange	○	○	○
A 34	Toe Crack at Flange	○	○	○		Toe Crack at Flange	○	○	○
	Root Crack at Web	○	○	○		Root Crack at Web	○	○	○
	Toe Crack at Web	○	○	○		Toe Crack at Web	○	○	○
	Deposited Metal Crack	○	○	○		Deposited Metal Crack	○	○	○
	Surface Crack	○	○	○		Surface Crack	○	○	○
	Root Crack at Flange	○	○	○		Root Crack at Flange	●	●	●
	Toe Crack at Flange	○	○	○		Toe Crack at Flange	○	○	○
	Root Crack at Web	○	○	○		Root Crack at Web	○	○	○
	Toe Crack at Web	○	○	○		Toe Crack at Web	○	○	○
	Deposited Metal Crack	○	○	○		Deposited Metal Crack	○	○	○
R 38	Surface Crack	○	○	○		Surface Crack	○	○	○
	Root Crack at Flange	○	○	○		Root Crack at Flange	●	●	●
	Toe Crack at Flange	○	○	○		Toe Crack at Flange	○	○	○
	Root Crack at Web	○	○	○		Root Crack at Web	○	○	○
	Toe Crack at Web	○	○	○		Toe Crack at Web	○	○	○
	Deposited Metal Crack	○	○	○		Deposited Metal Crack	○	○	○
	Surface Crack	○	○	○		Surface Crack	○	○	○
	Root Crack at Flange	○	○	○		Root Crack at Flange	○	○	○
	Toe Crack at Flange	○	○	○		Toe Crack at Flange	○	○	○
	Root Crack at Web	○	○	○		Root Crack at Web	○	○	○

(Note) Variety of Crack

(Explanatory Note)

- (1) Root Crack at Flange
- (2) Toe Crack at Flange
- (3) Root Crack at Web
- (4) Toe Crack at Web
- (5) Deposited Metal Crack



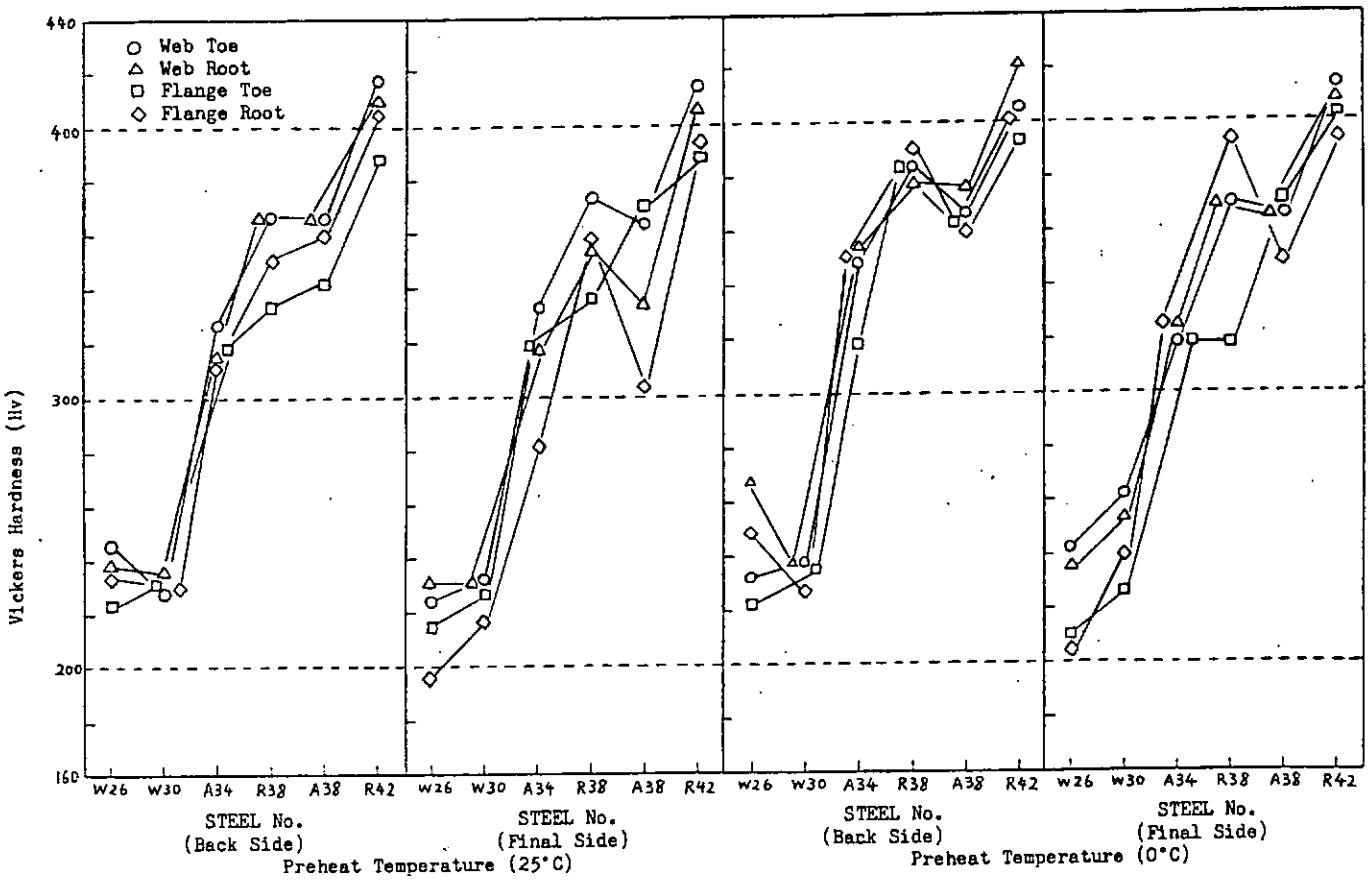


Fig. 6.5.3(a) Hardness Test Results for Horizontal Position Fillet Weld Restraint Cracking Test Maximum Hardness in HAZ (Electrode No. LF-0)

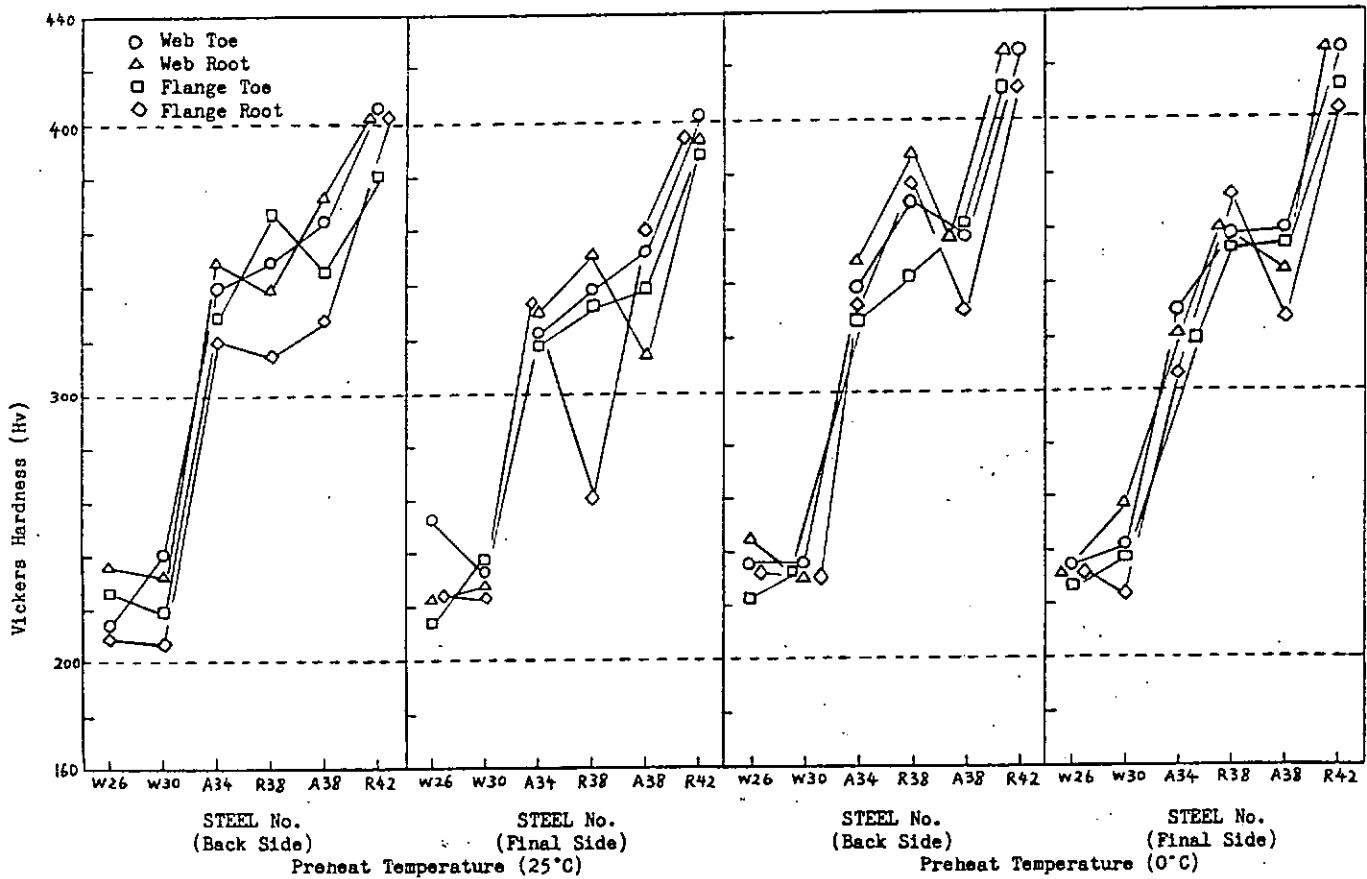


Fig. 6.5.3(b) Hardness Test Results for Horizontal Position Fillet Weld Restraint Cracking Test Maximum Hardness in HAZ (Electrode No. LF-1)

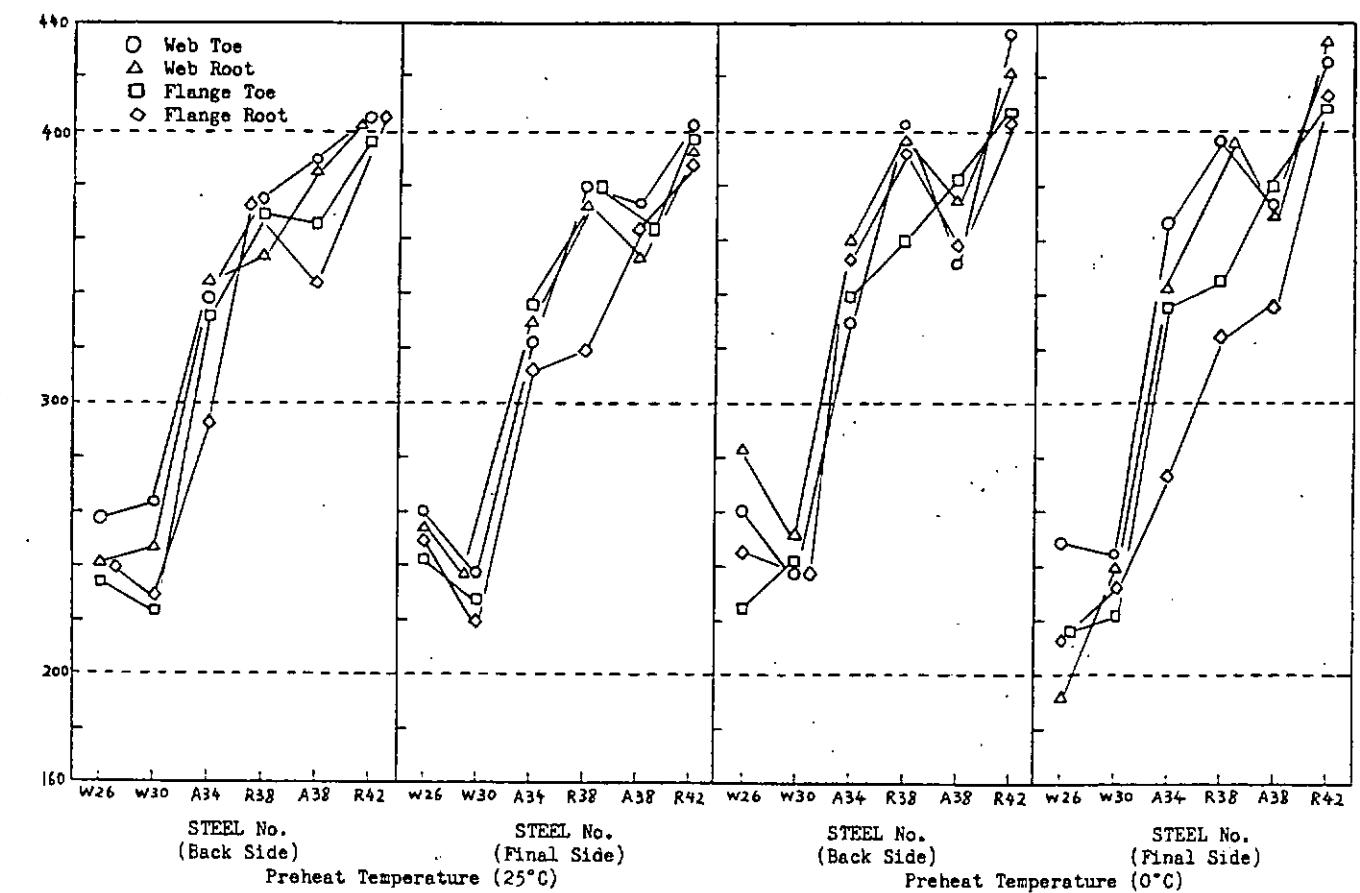


Fig. 6.5.3(c) Hardness Test Results for Horizontal Position Fillet Weld Restraint Cracking Test  
Maximum Hardness in HAZ (Electrode No. LF-2)

### 6.5.3 上向きすみ肉拘束割れ試験結果と考察

#### 6.5.3.1 溶接割れの発生形態と発生傾向

拘束割れ試験により発生した割れの発生位置と発生形態をFig. 6.5.4に示し、試験結果を一括してTable 6.5.3に示す。試験条件は鋼材の炭素当量6レベル、溶接棒の水素3レベル、そして予熱バス間温度2レベルの計36条件である。

マクロ断面の検査結果Fig. 6.5.4に示すように割れの発生位置はH A Z部と溶接金属部にまず大別される。H A Z割れは次の4種類であり、( )内には全試験条件(36条件)の72溶接部(Back側とFinal側の合計)のうちこれらの割れの発生した溶接部数を示す。

1. Flange のルート割れ( Back側 : 6, Final側 : 0, 合計 : 6 = 全 H A Z 割れ中 18% )
2. Flange のトウ割れ ( " : 4, " : 3, " : 7 = " 21% )
3. Flange のサブトウ割れ( " : 3, " : 4, " : 7 = " 21% )
4. Web のトウ割れ ( " : 9, " : 4, " : 13 = " 40% )

なお、浸透探傷検査(PT)の結果、表面割れと判断されたものはFlangeあるいはWebのトウ割れと一致していた。但しPTにて割れらしき indication があつてもその部分のマクロ断面を調査して割れがなかつたものは表面割れ発生とはしていない。

また、溶接金属割れは次の2種類であった。

5. ルート割れ ( Back側 : 12, Final側 : 18, 合計 : 30 )
6. デボ内の微小割れ ( Back側 : 2, Final側 : 6, 合計 : 8 )

##### (1) H A Z 割れ

H A Z 割れのうち、Webトウ割れは全 H A Z 割れ中 40% であり、従来からいわれているように上向きすみ肉溶接に特有の割れである。今回の試験でこの割れの発生傾向は通常の水素レベルである 5 cc / 100 g の溶接棒にて予熱 25°C バス間温度 30°C の条件では炭素当量(Ceq: IACS式)が 0.38% 以上の鋼板に発生しており、予熱バス間温度が 50°C になるとともとも Ceq の高い 0.43% の鋼板のみに発生した。従来 Ceq が 0.4% 以下となれば割れ発生の危険は小さいとされてきたが、今回の試験結果はやや厳しい評価となった。これは拘束試験体に gap を 1 mm 設けたことにより拘束状態がやや厳しくなったためと思われる。また水素レベル 15 cc / 100 g の溶接棒を使用した場合は、Ceq が 0.34% の鋼板にも割れが認められた。いずれにせよ通常の水素レベルの溶接棒を使用する場合、Ceq が 0.38% より低い場合割れは発生しておらず、低炭素当量化の可能な新CR鋼の有用性が認められた。

このWebトウ割れ以外に今回の試験では、Flangeトウ割れ、Flangeサブトウ割れおよびFlangeルート割れが一部の実験条件に発生していたが、発生頻度はWebトウ割れに比べ半数程度であった。Flangeトウ割れは最終バスのトウ部に発生したものであり、発生傾向はWebトウ割れとほぼ同様であり、通常水素レベルの 5 cc / 100 g 溶接棒の使用では Ceq が 0.38% 以上の鋼板に発生していた。ただし水素レベルが 15 cc / 100 g あるいは 25 cc / 100 g となつても Ceq が 0.38% より低い鋼板には発生していない。

Flangeサブトウ割れは、中間バスである 3 (あるいは 7 ) バス目と最終バスの境界付近の H A Z に発生したものであり、最終バスのトウにつながらない内在した割れである。この割れは最終バス直下の引張残留応力の存在が大きな因子となって発生する H A Z ミクロ割れあるいはビード下割れと呼ばれている割れと類似のものと考えられる<sup>1)</sup>。この割れの発生傾向は水素レベル 5 cc / 100 g 溶接棒では、予熱 25°C バス間温度 30°C の条件における Ceq が最も高い 0.43% の鋼板に発生したのみであり、また水素レベルが最も

高い $25\text{cc}/100g$ 溶接棒で $C_{eq}$ が0.34%以上の鋼板に発生している。このように水素レベルがかなり高い場合は低炭素当量鋼においても割れ発生の危険はあるが、通常水素レベルでは炭素当量が0.43%程度にまで高くならない限り割れの発生はない。

Flangeルート割れは最初に溶接されたBack側のルートからFlangeのHAZへ進展した割れである。Final側には全く発生していないことから、Final側よりもBack側のFlangeルートのHAZには、高い引張残留応力の存在していることが考えられる<sup>2)</sup>。また今回の試験ではルート部にgapを1mm設けており、割れ感受性も高まったと考えられる。割れの発生傾向は水素レベルの低い $5\text{cc}/100g$ 溶接棒を使用した $C_{eq}$ が0.38%以上の鋼板に主として発生していた。水素レベルが高い場合に発生していないのは、溶接金属の割れ感受性が高まり溶接金属にルート割れが発生して応力が開放されたためFlangeルートのHAZには割れが進展しないためであろう。

## (2) 溶接金属割れ

水素レベルの高い1.5および $25\text{cc}/100g$ の溶接棒を使用したほとんどの条件に対して溶接金属のルート割れが発生していた。また当然ながら鋼材の $C_{eq}$ とは無関係である。なお、通常の水素レベル $5\text{cc}/100g$ の溶接棒を使用した条件では、1.3mmの小さな割れを生じた1条件を除くと割れの発生はなく、通常水素レベルでは、割れの危険性はかなり小さいと考えられる。

また、溶接金属内に独立して微小な割れが一部認められたが、この割れは水素レベルのもっとも高い $25\text{cc}/100g$ の溶接棒を使用したときに限られた。

### 6.5.3.2 HAZ最高硬さとHAZ割れ感受性との関係

各試験条件の溶接部各部、すなわちFlangeトウ、Webトウ、Flangeルート、WebルートのHAZ最高硬さと鋼材の $C_{eq}$ (IACS式)との関係をFig. 6.5.5(a)(b)および(c)に示す。図中、黒くぬりつぶした印は割れの発生した部分の硬さである。

$C_{eq}$ の増加とともに硬さはほぼ直線的に増加している。また予熱 $25^{\circ}\text{C}$ バス間温度 $30^{\circ}\text{C}$ と予熱バス間温度 $50^{\circ}\text{C}$ の両条件とも硬さに変化はないと考えられる。溶接部各部の硬さは最終バスのFlangeトウがもっとも高く、次いでWebトウ、Webルート、そしてFlangeルートの順といえる。しかし多バスの影響を受けないFlangeトウを除くと、他の各部の硬さは溶接棒の微妙なねらい位置や、溶接入熱のバラツキによりその順位は変化している場合がある。

本試験のように多バス溶接の熱サイクルあるいは歪サイクルが大きな因子となって割れが発生する場合には、HAZ硬さと割れ感受性は直接的に関係ないと考えるのが妥当と思われる。この点を考慮に入れて考察すると次のとおりとなろう。

まず、最終バスのFlangeトウ割れは例外的に硬さとの直接的な関係で議論し得る。通常水素レベル $5\text{cc}/100g$ では $Hv > 380$ にて割れが発生し、 $25\text{cc}/100g$ ではより低い $Hv > 320$ 割れが発生する。このように水素レベルの上昇により許容HAZ最高硬さが低下するのは従来から明らかとされている水素誘起割れ固有の傾向と一致するものである。

これに対してWebトウ割れは水素レベル $5\text{cc}/100g$ では $Hv > 287$ 、 $15\text{cc}/100g$ では $Hv > 304$ そして $25\text{cc}/100g$ では $Hv > 314$ にて割れが発生している。すなわち水素レベルに関係なく $Hv$ が300程度を超えると割れる傾向があり、硬さよりも、従来からいわれているように、トウ部の引張残留応力が主因の割れといえる。

また、Flangeルート割れは、水素レベル $5\text{cc}/100g$ では $Hv > 270$ 、 $25\text{cc}/100g$ では $280$ で割れており、Webトウ割れと同様水素レベルに無関係である。

### 6.5.3.3 まとめ

多バスの上向きすみ肉拘束割れ試験の結果次の点が明らかとなった。

- (1) ルートギャップを1mm設けた厳しい拘束状態にて試験したことと水素レベルの高さ溶接棒をも供試した結果 HAZに4種類、溶接金属に2種類の割れが発生した。しかし通常の水素レベル(5cc/100g)の溶接棒にて施工する場合、問題となる主たる割れは從来からいわれているようにWebのトウ割れである。
- (2) Webのトウ割れは、通常の水素レベル(5cc/100g)ではCeqが0.38より低い場合には発生せず、低炭素当量化の可能な新CR鋼の有用性が認められた。この部分のHAZの最高硬さが、水素レベルに関係なく $Hv > 300$ 程度となると割れることから、割れの主因はトウ部の引張残留応力と考えられる。
- (3) HAZに発生するその他の割れであるFlangeのトウ割れ、Flangeのサブトウ割れおよびFlangeのルート割れは発生頻度がWebのトウ割れに比べて少く程度と少ない。また、全般的に見てこれらの割れはWebのトウ割れよりも感受性が同等かあるいは低かった。
- (4) 溶接金属に発生する割れは、鋼材のCeqとは関係なく、また通常の水素レベルではまず発生しない。ルート割れは水素レベルが15cc/100g以上の場合であり、デボ内の微小割れは25cc/100gの場合のみである。

### 参考文献

- 1) 小林：“多層溶接割れの現状と問題点”日本溶接協会鉄鋼部会、MWC委員会、MWC-94-80,  
S 5.6.2
- 2) 坪井ほか：“HT50材の上向きすみ肉溶接部に発生するトウクラックについて”(第一報)，溶接学会，  
溶接構造研究委員会分科会，WD-14-71

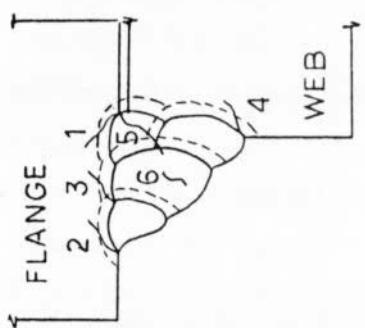
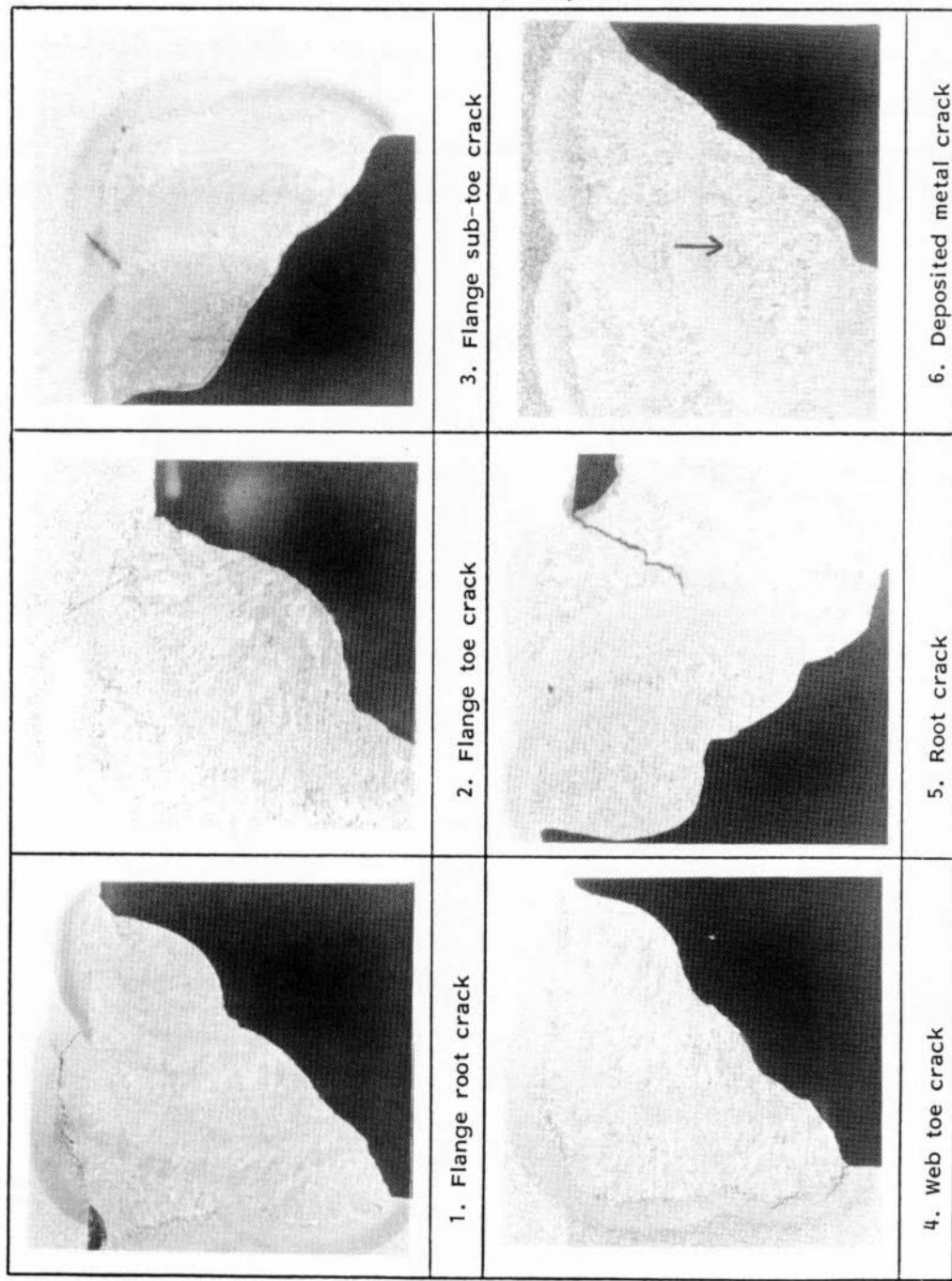
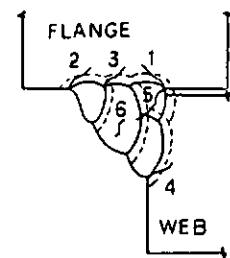


Fig. 6.5.4 Typical cracks in overhead position fillet weld restraint cracking test

Table. 6.5.3 Summarized result for overhead position  
fillet weld restraint cracking test

Plate	Kinds of crack	Electrode(Hcc/100g), Plate temperature						Remarks	
		ML (5cc)		MM (15cc)		MH (25cc)			
		25°C	50°C	25°C	50°C	25°C	50°C		
W26	Surface crack detected by Penetrant Testing	○	○	○	○	○	○		
W30		○	○	○	○	○	○		
A34		○	○	○	●	○	○		
R38		●	○	○	●	○	●		
A38		●	○	○	●	●	●		
R42		●	●	○	○	●	●		
W26 (0.28)	Flange root	○	○	○	○	○	○		
	Flange toe	○	○	○	○	○	○		
	Flange sub-toe	○	○	○	○	○	○		
	Web toe	○	○	○	○	○	○		
W30 (0.33)	Flange root	○	○	○	○	○	○		
	Flange toe	○	○	○	○	○	○		
	Flange sub-toe	○	○	○	○	○	○		
	Web toe	○	○	○	○	○	○		
A34 (0.34)	Flange root	○	○	○	○	○	○		
	Flange toe	○	○	○	○	○	○		
	Flange sub-toe	○	○	○	○	●	○		
	Web toe	○	○	○	●	○	○		
R38 (0.38)	Flange root	●	○	○	○	○	○		
	Flange toe	○	○	○	○	●	○		
	Flange sub-toe	○	○	○	○	●	○		
	Web toe	●	○	○	●	●	●		
A38 (0.39)	Flange root	●	○	○	○	○	○		
	Flange toe	●	○	○	○	●	○		
	Flange sub-toe	○	○	○	○	●	○		
	Web toe	●	○	○	●	○	●		
R42 (0.43)	Flange root	●	●	○	○	●	●		
	Flange toe	●	●	○	○	●	○		
	Flange sub-toe	●	○	○	○	●	○		
	Web toe	●	●	○	○	○	●		
W26	Root	○	●	●	●	●	●		
	Deposited metal	○	○	○	○	●	●		
W30	Root	○	○	●	●	●	●		
	Deposited metal	○	○	○	○	●	○		
A34	Root	○	○	●	●	●	●		
	Deposited metal	○	○	○	○	●	○		
R38	Root	○	○	●	○	●	○		
	Deposited metal	○	○	○	○	●	○		
A38	Root	○	○	●	●	●	●		
	Deposited metal	○	○	○	○	●	○		
R42	Root	○	○	●	●	○	●		
	Deposited metal	○	○	○	○	○	○		

Note : Number in ( ) means IACS Ceq.(%) by check analysis



1. Flange root crack
2. Flange toe crack
3. Flange sub-toe crack
4. Web toe crack
5. Root crack
6. Deposited metal crack

- : No cracks
- : Crack in Back-side
- : Crack in Final-side
- : Crack in Both-sides

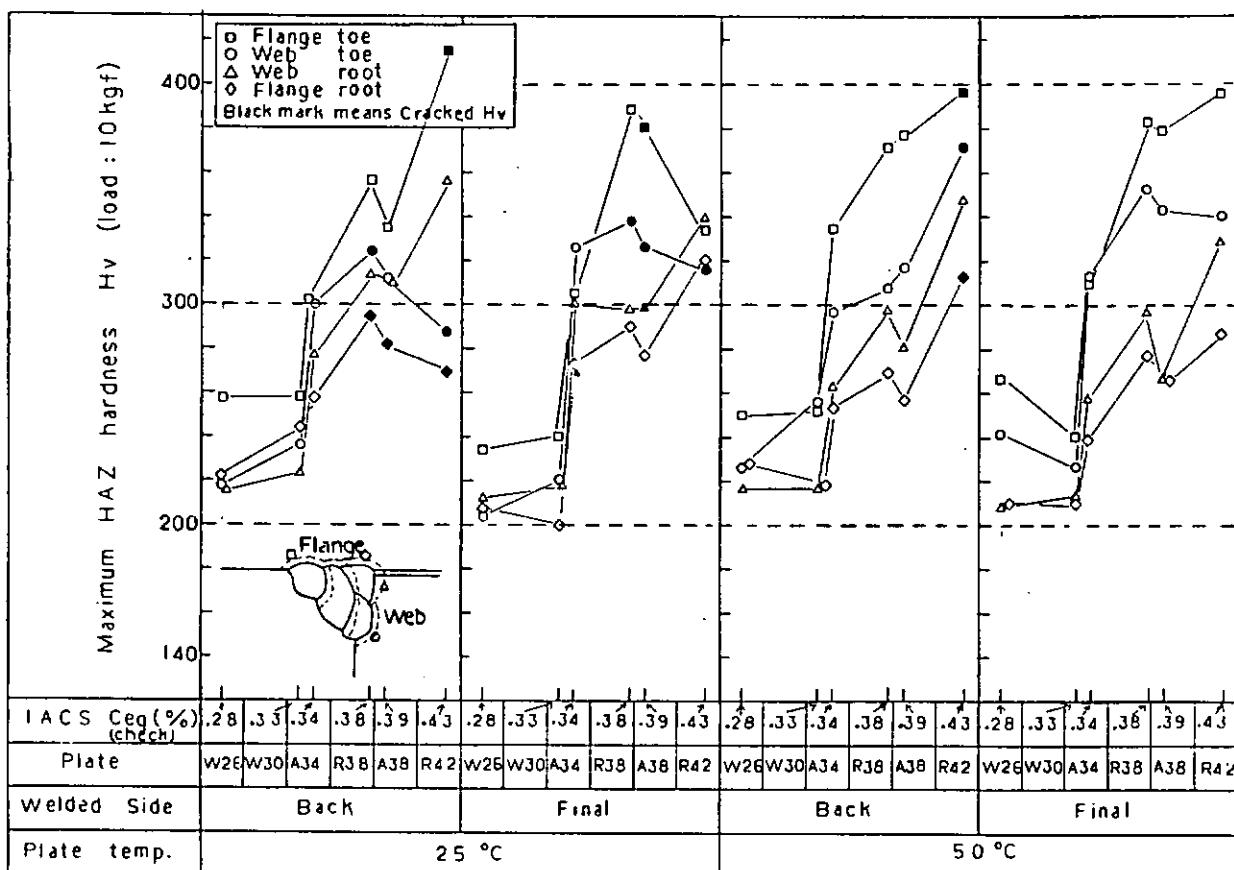


Fig. 6.5.4(a) Ceq. vs. maximum HAZ hardness in overhead position fillet weld  
(Hydrogen level : 5cc/100g electrode)

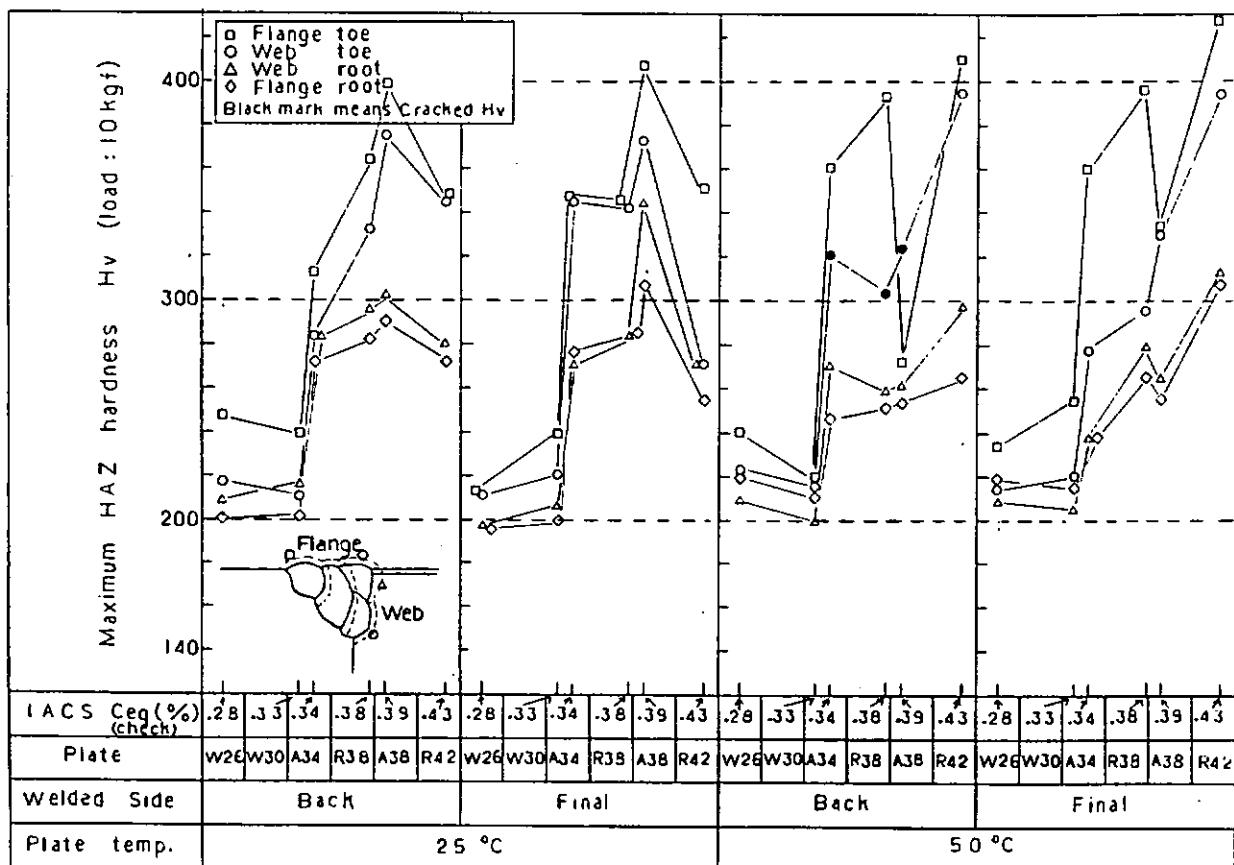


Fig. 6.5.4(b) Ceq. vs. maximum HAZ hardness in overhead position fillet weld  
(Hydrogen level : 15cc/100g electrode)

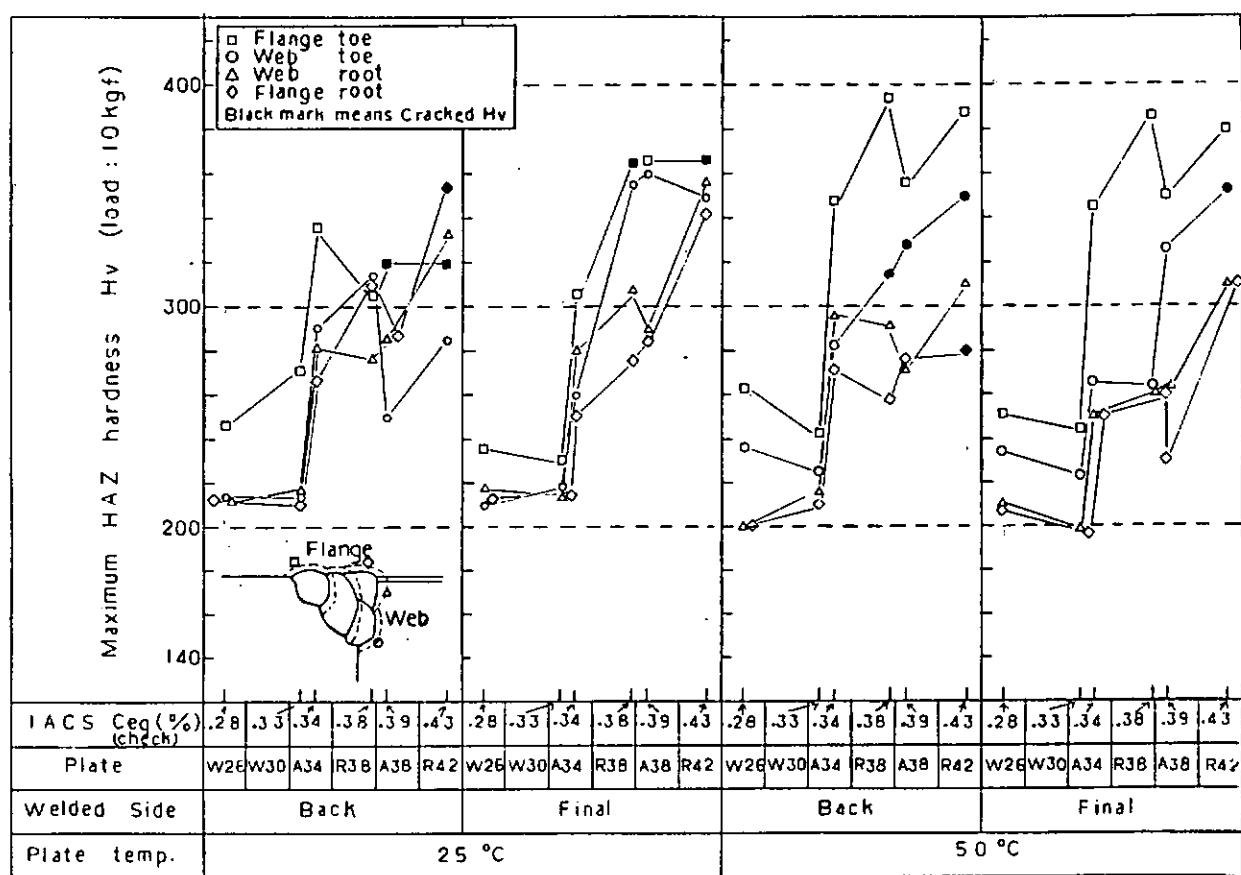


Fig. 6.5.4(c) Cep. vs. maximum HAZ hardness in overhead position fillet weld  
(Hydrogen level : 25 cc/100g electrode)

## 6.6 H型拘束割れ試験

鋼板の炭素当量、溶接棒の拡散性水素量、拘束度、および予熱温度を因子として低温割れ発生傾向を明らかにする目的で、H型拘束割れ試験を実施した。

### 6.6.1 試験方法

供試鋼板は、本分科会供試のTable. 6.6.1に示すもので、炭素当量を0.26%から0.42%に変化させた板厚2.5mmのK32AおよびK36Aである。供試溶接棒は拡散性水素量を5, 15, および25cc/100gに変化させた4mmφサイズの本分科会供試棒SA0, SA1, SA2である。

拘束割れ試験体の形状は、拘束度Kを500, 1000, および2000kgf/mm<sup>2</sup>に変化させたFig. 6.6.1の寸法のものを用いた。

試験要領は、まず鋼板の初期温度は0°C室温(RT), 50°C, 75°C, および100°Cとし、0°Cの試験は恒温恒湿槽の中で、また50°C, 75°C, および100°Cのものはストリップヒーターを用いて、拘束材と試験部が一様になるように予熱した。試験溶接は下向姿勢にて目標入熱17kJ/cmの溶接条件で1層盛で施工した。溶接の始終端はスリットを有する試験体では、タブプレートを用い、スリットのない試験体では開先の外からスタートし開先の外でアークを切る方法をとった。なお溶接試験の繰り返し数は1回である。

溶接完了後、拘束状態で48時間放置した後、表面割れおよび断面割れの発生の有無を調査した。

表面割れは、磁粉探傷検査法で調査し、次式を用いて割れ率を算出した。

$$C_f = \frac{\Sigma l_f}{L} \times 100 (\%)$$

C<sub>f</sub> : 表面割れ率

L : 試験ビードの長さ

$\Sigma l_f$  : 表面割れの合計長さ

断面割れは、試験溶接部を等間隔に5横断にし、研磨、エッチング後、低倍率顕微鏡(×20)により調査した。

断面割れ率の算出は次式によった。

$$C_s = \frac{H_c}{H} \times 100 (\%)$$

D<sub>s</sub> : 断面割れ率

H : 試験ビードの最小肉厚

H<sub>c</sub> : ルート割れおよび断面割れの高さ

### 6.6.2 試験結果および考察

Fig. 6.6.2～6.6.4は供試溶接棒の拡散性水素量別に、H型拘束割れ試験の断面割れ率における予熱温度と鋼板の炭素当量の関係を示したものである。全体的な傾向として、鋼板の炭素当量が0.34%と0.38%の間に、割れ率が急激に変化する限界領域がある。これは鋼板熱影響部の変態にもとづく組織変化に依存するものと考えられ、熱影響部の最高硬さの変化が割れ発生傾向を最も顕著に支配している。(6.8章参照)

炭素当量0.34%以下では、拡散性水素量5cc/100gおよび15cc/100gのレベルのものは、常温(RT)溶接の場合、拘束度に関係なく割れは発生していない。しかしながら鋼板の初期温度が0°Cになると、この炭素当量の範囲でも一部割れの発生がみとめられた。拡散性水素量25cc/100gになると、割れ発生の限界領域は低炭素当量側へ移行し、炭素当量0.34%でも拘束度1000kgf/mm<sup>2</sup>以上で、常温溶接において割れが発生する。

炭素当量0.38%以上の鋼板では拡散性水素量および拘束度に比例して割れ率は高くなる。水素量15cc/

100g以上の溶接棒では100°Cの予熱を行っても割れ発生を防止できない。

Fig. 6.6.5～6.6.7は、同様な関係を表面割れ率で整理したものである。表面割れの限界領域は、断面割れのそれに比べて当然の事ながら炭素当量が高く、鋼板の初期温度が低い側へ移行するが、炭素当量0.38%を境にして急激に割れ率が高くなる傾向は同じである。

一般に冷間割れ感受性は鋼板の割れ感受性指数（または炭素当量）、拡散性水素量、および拘束度に比例して高くなると言われている。今回の実験において、拘束度 $1000 \text{ kgf/mm} \cdot \text{mm}$ と $2000 \text{ kgf/mm} \cdot \text{mm}$ の関係が一部逆転しているのは、拘束度の割れ率に寄与する影響度が試験片ルート部のノッチ形状のバラツキの影響度よりも小さいためと思われる。

Fig. 6.6.8および6.6.9は船殻構造の溶接を対象に常温溶接を前提にして断面割れ率における炭素当量と拡散性水素量の関係を示したものである。船殻構造の溶接継手の拘束度の実測値によれば、溶接長の長い連続溶接では、拘束度 $K = 380 \sim 880 \text{ kgf/mm} \cdot \text{mm}$ 程度とされている<sup>1)</sup>。また、溶接長の短かい仮付溶接においては、 $K = 690 \sim 1640 \text{ kgf/mm} \cdot \text{mm}$ 程度となる<sup>2)</sup>。

そこで、連続溶接を前提に $K = 500 \text{ kgf/mm} \cdot \text{mm}$ 、仮付溶接を前提に $K = 1000 \text{ kgf/mm} \cdot \text{mm}$ の場合の断面割れ率の変化から制御圧延鋼の常温溶接の可否を考察すると次のようになる。

#### (1) 空冷による制御圧延鋼

空冷による制御圧延鋼は、炭素当量 $C_{eq} = 0.34 \sim 0.38\%$ の範囲で製造されている。連続溶接に対しては、溶接棒の拡散性水素量 $5 \text{ cc}/100g$ 以下に管理されておれば、常温溶接は可能と判断される。しかし、拘束度の大きい仮付溶接等に対しては、割れ発生の限界領域にあり、常温溶接が可であるとは判断できない。極低水素系あるいは軟質の仮付溶接棒の採用等割れを防ぐための実施工面での技術的な配慮がはかられるべきであろう。しかしながら、従来の製法の32キロ降伏点鋼の $C_{eq} = 0.36 \sim 0.40\%$ または従来製法の36キロ降伏点鋼の $C_{eq} = 0.38 \sim 0.42\%$ に比較すれば、割れ感受性は低下しており割れに対する安全性は大幅に向上した鋼板として位置づけされる。

#### (2) 水冷による制御圧延鋼

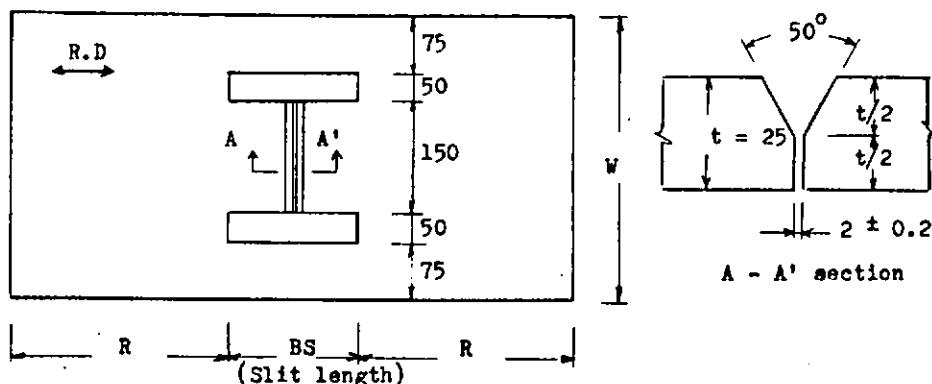
水冷による制御圧延鋼の炭素当量は、 $0.26 \sim 0.34\%$ の範囲であり、Fig. 6.6.9が示すように通常の拘束条件下では、常温溶接で割れの発生はほとんど考えられない。仮付ビード等高い拘束度の溶接においても、拡散性水素量 $15 \text{ cc}/100g$ 程度まで、常温溶接で割れは発生していない。すなわち水冷による制御圧延鋼では冷間割れ防止に対するこれまでの諸原則を見直し得る可能性を示しており、たとえばピット発生の少ない中水素レベルの水平すみ内溶接棒の利用等、新しい鋼板の有効利用の可能性を示唆している。

### 参考文献

- 1) 佐藤、中島、豊貞：I. I. W. Doc X-660-72
- 2) 寺尾、斎藤、伊藤：造船協会論立集110号(1962)455～471

Table . 6.6.1 Tested plates for H-typs restraint cracking test

Mark	Nominal Ceq. (%)	Manufacturing process	Steel grade	Plate thick.(mm)
W26	0.26	Thermo-Mechanical Controlled Rolling Process(Water cool)	K32A	25
W30	0.30	Thermo-Mechanical Controlled Rolling Process(Water cool)	K36A	
A34	0.34	Thermo-Mechanical Controlled Rolling Process(Air cool)	K36A	
R38	0.38	Conventional Process (As Rolled)	K32A	
A38	0.38	Thermo-Mechanical Controlled Rolling Process(Air cool)	K36A	
R42	0.42	Conventional Process (As Rolled)	K36A	



Intensity of restraint	K (kgf/mm.mm)	500	1000	2000
Slit length	BS (mm)	300	50	0
-	W (mm)	400	400	300
-	R (mm)	400	400	300

Fig. 6.6.1 The size of H-type restraint cracking test piece

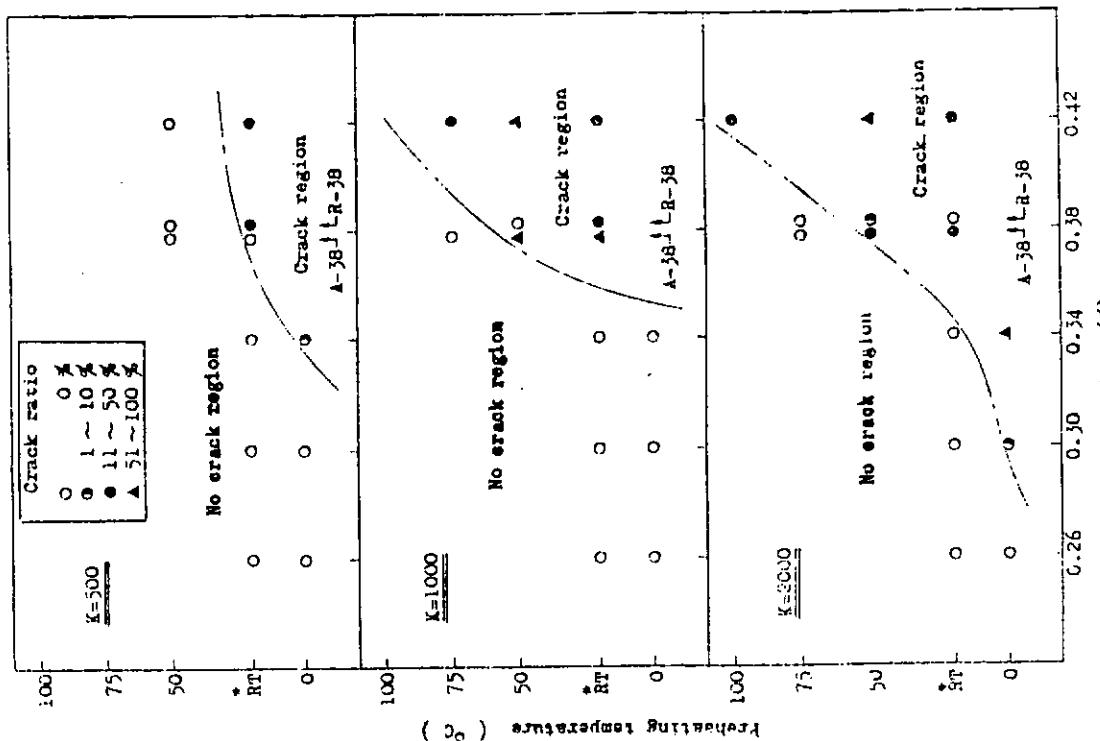


Fig. 6.6.2 The relation between the preheating temperature and the carbon equivalent affecting the cross section crack ratio (Diffusible hydrogen = 5cc/100g)

Note : \* ; RT = 15~22°C

K : Intensity of restraint(kgf/mm $\cdot$ mm)

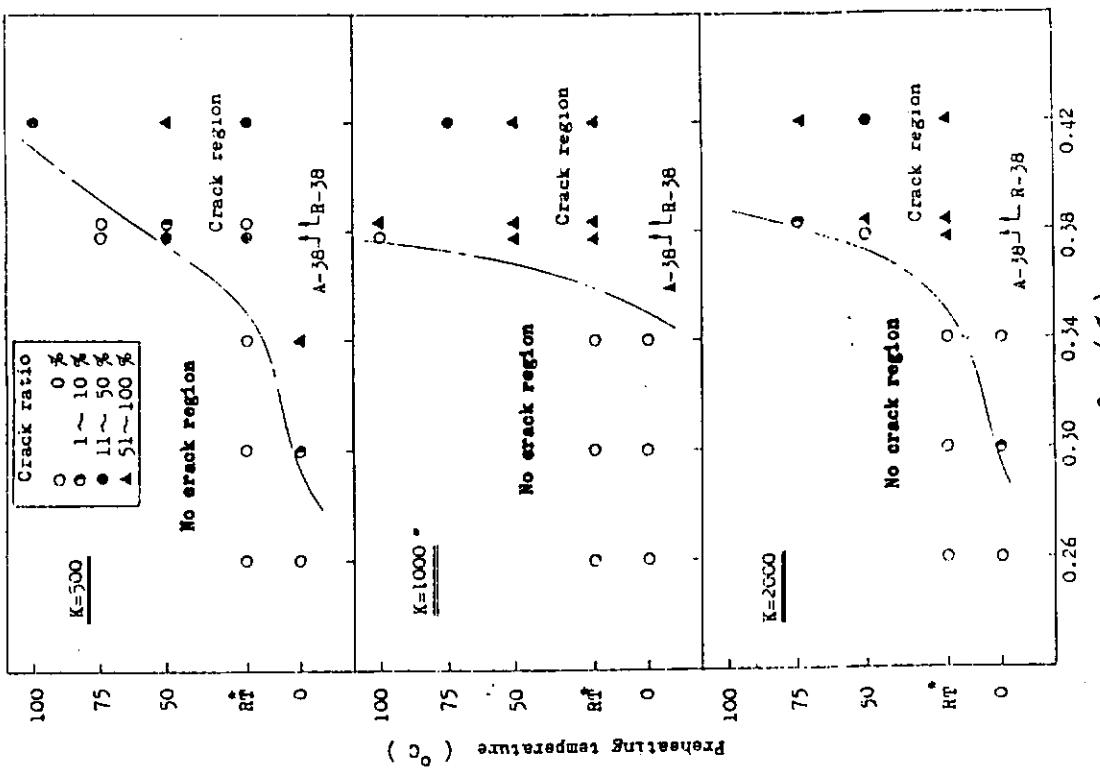


Fig. 6.6.3 The relation between the preheating temperature and the carbon equivalent affecting the cross section crack ratio (Diffusible hydrogen = 15cc/100g)

Note : \* ; RT = 15~22°C

K : Intensity of restraint(kgf/mm $\cdot$ mm)

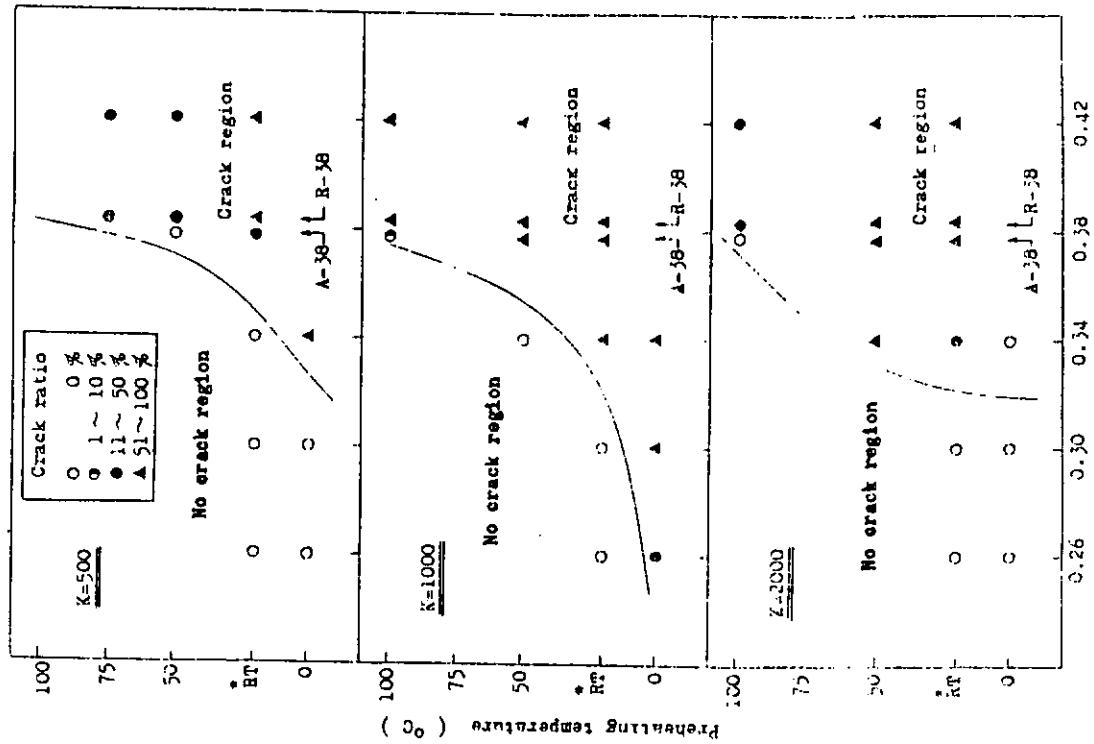


Fig. 6.6.4 The relation between the preheating temperature and the carbon equivalent affecting the cross section crack ratio (Diffusible hydrogen = 25 cc/100 g)

Note: \* : RT = 15~22°C

K : Intensity of restraint(kgf/mm<sup>2</sup>)

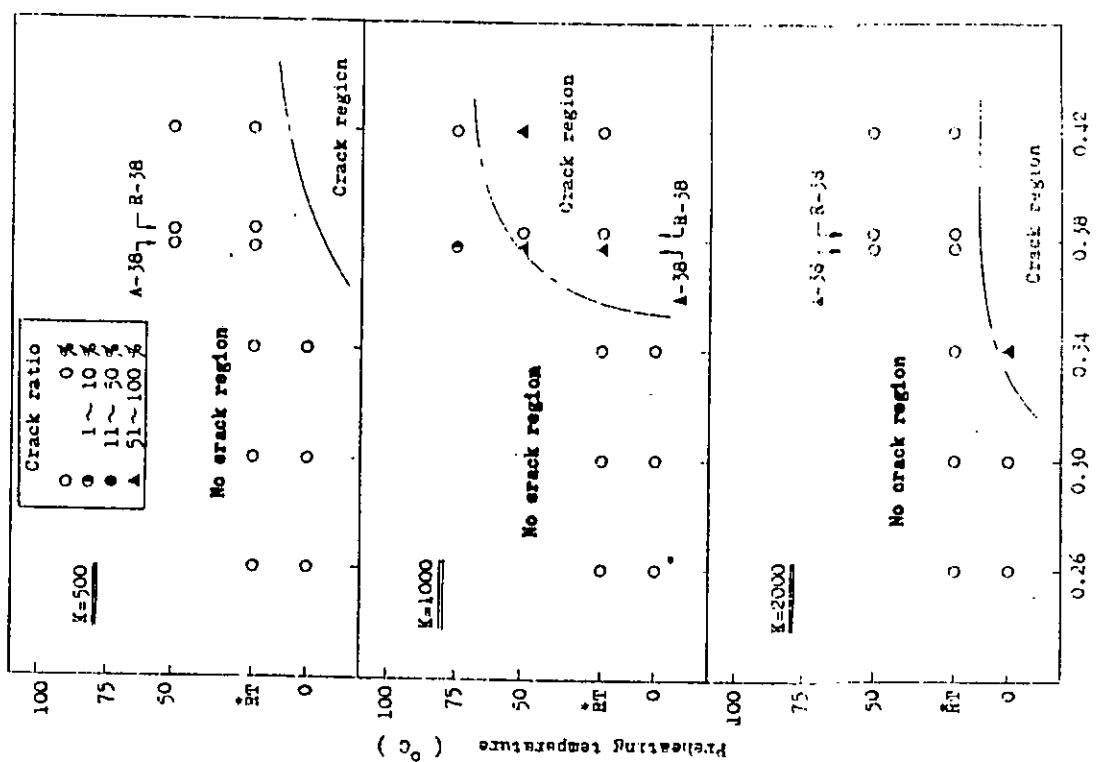


Fig. 6.6.5 The relation between the preheating temperature and the carbon equivalent affecting the surface crack ratio (Diffusible hydrogen = 5 cc/100 g)

Note: \* : RT = 15~22°C  
K : Intensity of restraint(kgf/mm<sup>2</sup>)

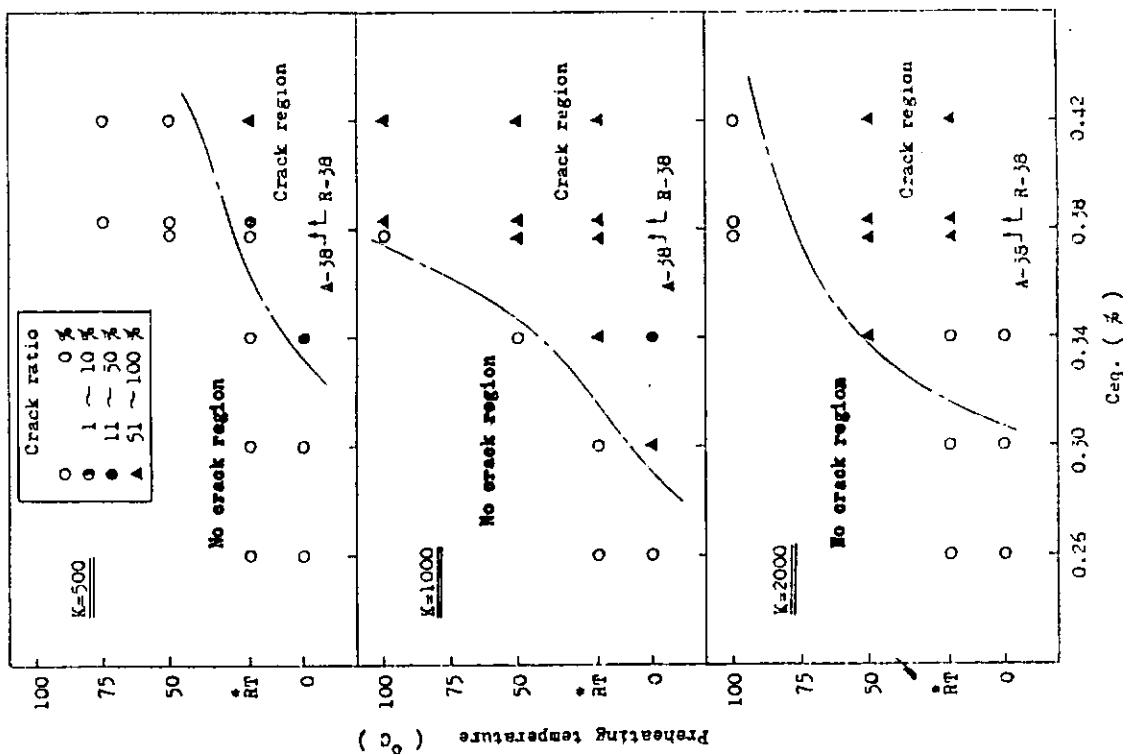
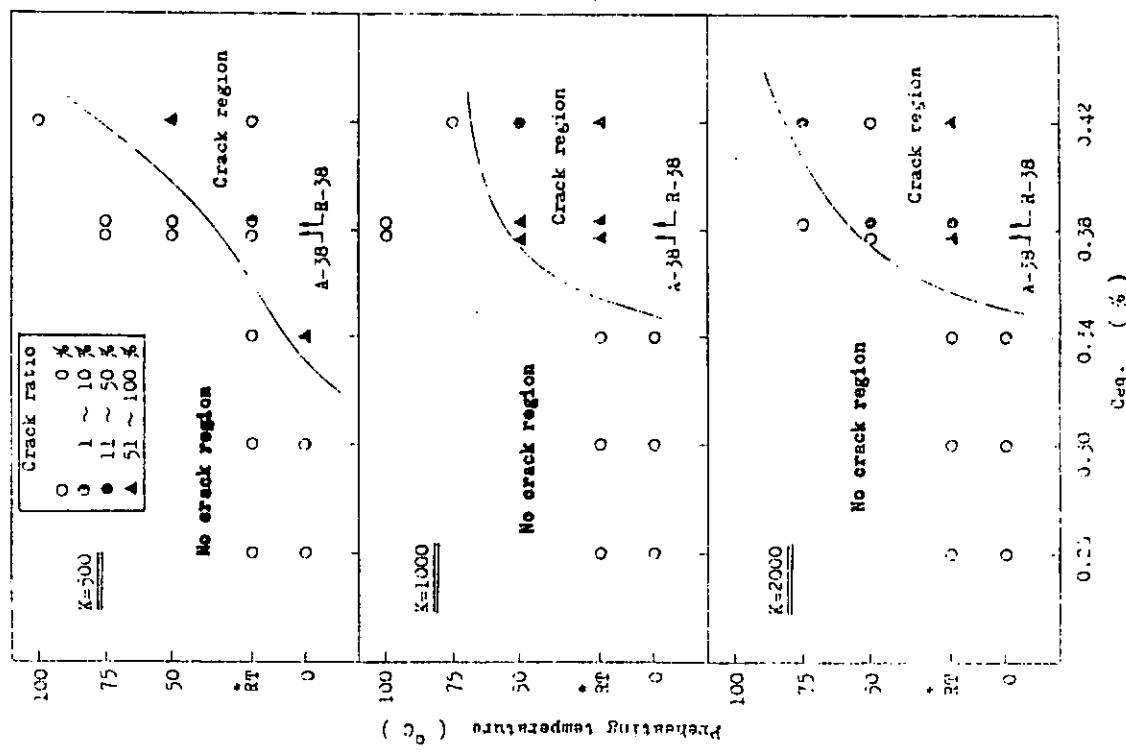


Fig. 6.6.6 The relation between the preheating temperature and the carbon equivalent affecting the surface crack ratio (Diffusible hydrogen = 15 cc/100g)

Note : \* ; RT = 15 ~ 22°C

K : Intensity of restraint(kgf/mm·mm)

Fig. 6.6.7 The relation between the preheating temperature and the carbon equivalent affecting the surface crack ratio (Diffusible hydrogen = 25 cc/100g)

Note : \* ; RT = 15 ~ 22°C

K : Intensity of restraint(kgf/mm·mm)

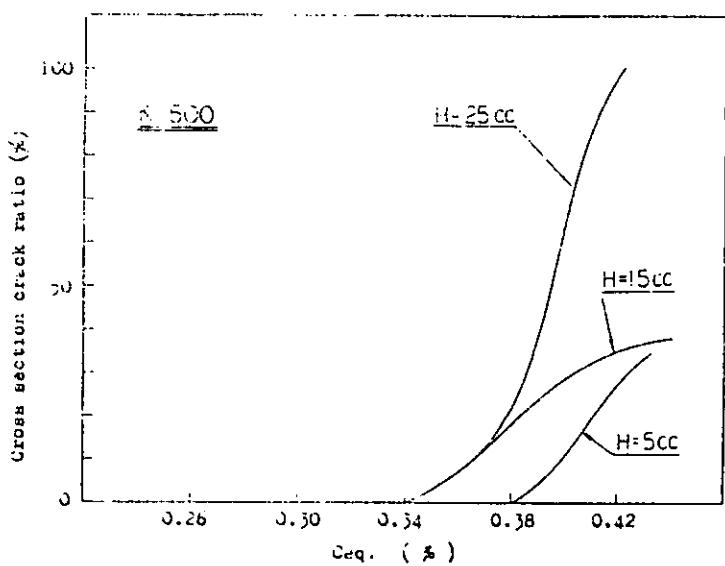


Fig. 6.6.8 The relation between carbon equivalent and the diffusible hydrogen affecting the cross section crack ratio  
( $K = 1000 \text{kgf}/\text{mm} \cdot \text{mm}$  Room temperature)

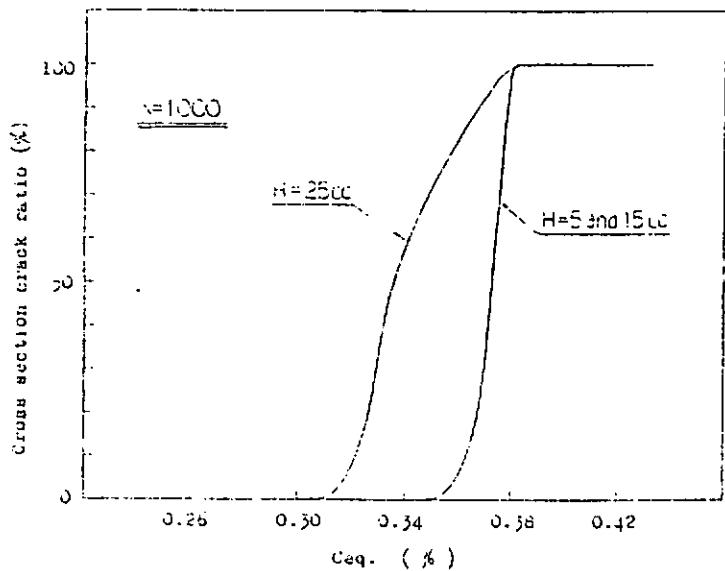


Fig. 6.6.9 The relation between the carbon equivalent and the diffusible hydrogen affecting the cross section crack ratio  
( $K = 500 \text{kgf}/\text{mm} \cdot \text{mm}$  Room temperature)

## 6.7 窓枠拘束割れ試験

この試験は、実船の高拘束度溶接構造において、鋼材の炭素当量が変ったときに、溶接棒の水素量がどの程度の影響をおよぼすか、を確認する一環として行なった。

### 6.7.1 試験要領

#### (1) 供試材

試験鋼板は、炭素当量 0.26 級 (W26), 0.34 級 (A34), 0.42 級 (R42) の 3 種類とした。また溶接棒は水素量 4.3 (NA0), 16.1 (NA1), 27.5 (NA2) cc/100g の 4mmφ 全姿勢棒を使用した。

#### (2) 窓枠拘束板、ならびに溶接試験板

拘束板と試験板の形状寸法を Fig. 6.7.1 に示す。

試験板は、拘束板に中心線振り分けの重ね継手で取付け、試験溶接継手部 60mm の範囲を除いて脚長 15mm の内外面すみ内溶接を行なった。

#### (3) 溶接条件

試験板の溶接は、室温 (15~21°C) で行なった。溶接姿勢は全て下向きとし、入熱 20KJ/cm となる溶接条件を目標にして溶接した。

なお、バス間温度は 20°C である。

#### (4) 溶接試験板の検査

溶接完了後 48 時間を経て、試験板を窓枠より外し非破壊検査を行なうとともに、縦断面、横断面の割れ発生状況を調べた。

## 6.7.2 試験結果

#### (1) 非破壊検査結果

溶接表面の蛍光磁気探傷検査、ビードに直角方向での超音波探傷検査、ならびに継手全線の X 線検査の結果、いずれも溶接割れは認められなかった。

#### (2) 縦断面の溶接割れ観察結果

溶接ビード中心線での縦断面について溶接割れを観察した結果を Fig. 6.7.2 に示す。

水素量が増大するにつれ、長さ 1mm 未満の微小な DEPO 割れが発生している。また水素量 25cc の継手では、継手端部に X 線検査では発見できなかった。数 10mm の割れが認められた。横断面からみたこの割れの 1 例を Table. 6.7.1 に示す。

#### (3) 横断面の溶接割れ観察結果

縦断面試験片を長手方向に 10 等分して、その横断面を観察した結果を Table. に示す。表中に図示した割れの位置と個数は、10 断面の合計として示している。顕微鏡でみた HAZ 割れはほとんどが Fig. 6.7.3 及び 6.7.4 の例のように、母材の圧延による層状組織にそって開口した割れであって、この種の割れは、DEPO 割れと同じように長さ 1mm 以下の微少なものである。

## 6.7.3 まとめ

溶接部、横・縦断面チェックにより観察された HAZ 割れは、Fig. 6.7.5 に示す様に、鋼材の炭素当量との明らかな関係は認められない。

溶接部、横・縦断面チェックにより観察された DEPO 割れの数、あるいは、長さは Fig. 6.7.6 および 6.7.7 に示す様に、溶接棒の水素量が増えるにしたがって大きくなる。しかし鋼材の炭素当量との関係は認められない。

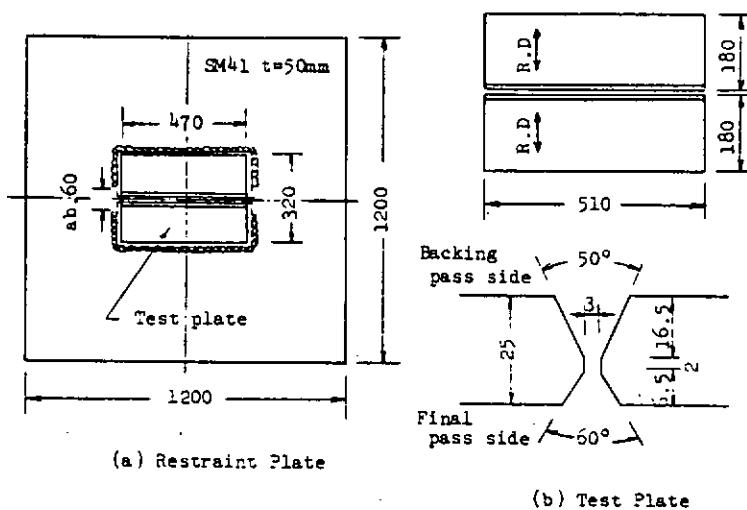


Fig. 6.7.1 Shape of Window Type Restraint Plate and Test Plate

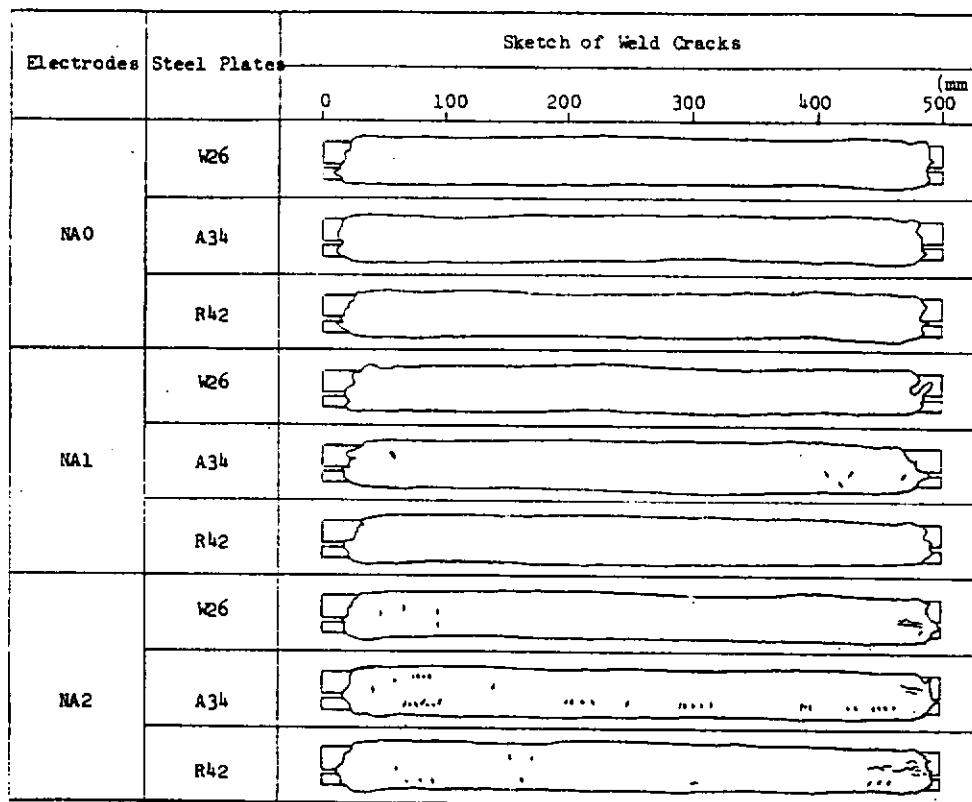


Fig. 6.7.2 Distribution of Weld Cracks on Longitudinal Sections

Table. 6.7.1 Crack Occurrence Ratios and Location of Welding Crack in Sections

Test plates	Welding electrodes NAO (4.3)	NA1 (16.1)	NA2 (27.5)
W26			
Depo. crack ratio (%)	0	10	30
HAZ crack ratio (%)	0	20	20
A34			
Depo. crack ratio (%)	0	20	40
HAZ crack ratio (%)	0	0	0
R42			
Depo. crack ratio (%)	10	10	20
HAZ crack ratio (%)	10	0	0

Note. These values show the ratio of cracked sections/10 sections.

But, the distribution of cracks show the total cracks of 10 sections.

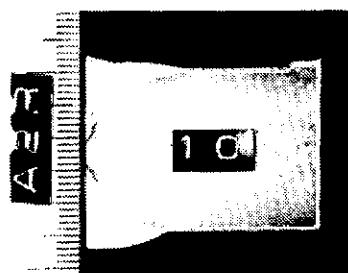


Fig. 6.7.3 Example of Weld Crack  
(W26 x NA2)



Fig. 6.7.4 Example of HAZ Crack (A34 x NA2)

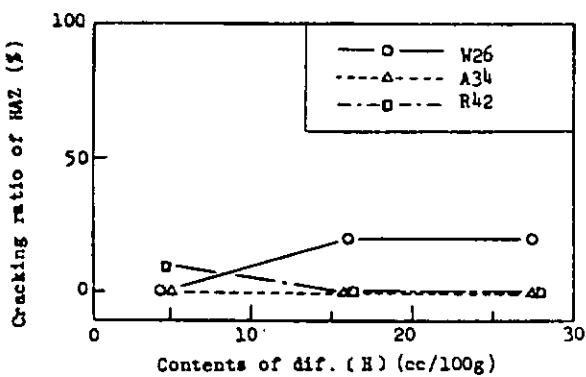


Fig. 6.7.5 Relation between Dif. (H) and HAZ Crack Ratio

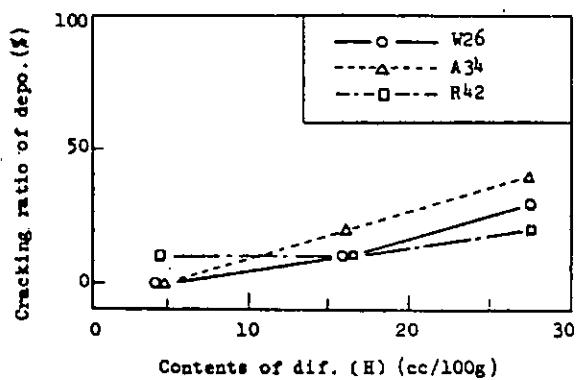


Fig. 6.7.6 Relation between Dif. (H) and Depo. Crack Ratio (Transverse Section)

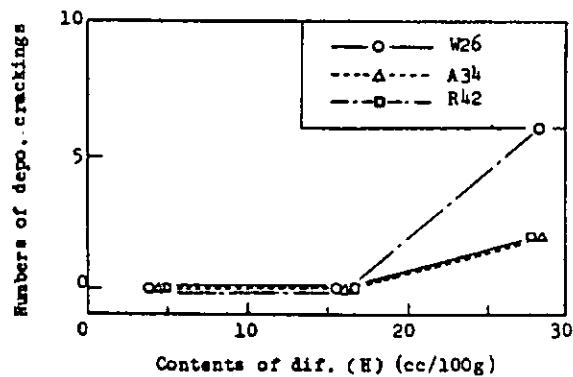


Fig. 6.7.7 Relation between Dif. (H) and Nos. of Depo Cracking (Longitudinal Section)

## 6.8 溶接部の最高硬さ試験

### 6.8.1 試験目的

予熱温度および溶接ビード長と溶接熱影響部の最高硬さの関係を調査した。

### 6.8.2 試験要領

#### (1) 供試鋼板

表 6.2.1 に示す全鋼種について試験を行なった。

#### (2) 供試溶接棒

NAO (水素量 5 cc) 4 mmφ

#### (3) 予熱温度

0°C 恒温室使用

R.T 室温 (13°C ~ 16°C)

75°C アセチレンバーナで加熱、表面温度計で管理

#### (4) 溶接ビード長

10 mm, 30 mm, 50 mm, 125 mm

#### (5) 試験片形状

Fig. 6.8.1 に試験片の形状を示す。

予熱温度が 0°C, R.T のものは 1 号試験片、75°C のものは 2 号試験片を用いた。

#### (6) 溶接条件

溶接電流 170 ± 10 A

溶接電圧 24 V

溶接速度 15 ± 1 cm/min

#### (7) 硬度試験要領

溶接後 48 時間以上経過後、室温において荷重 10 kgf でビッカース硬さを測定。

Fig. 6.8.2 に測定位置を示す。

### 6.8.3 試験結果

Table. 6.8.1 に各試験片の最高硬さ Hv 210 ~ 440 を示す。

母材硬度は約 Hv 160, 最高硬さは Hv 210 ~ 440 であり、最高硬さを記録した位置は、ボンドから 1 ~ 3 mm 離れた位置であった。

#### (1) 供試鋼板の影響

鋼板の炭素当量が高くなるにつれて、最高硬さも高くなっている。炭素当量の低い鋼種 W 26 と、高い鋼種 R 42 では、最高硬さの差が 200 程度になる。また同じ炭素当量の従来製造法鋼種 R 38 と、新製造法鋼種 A 38 では、最高硬さがほぼ同じである。

Fig. 6.8.3 に炭素当量と最高硬さの関係を示す。本試験の結果は、従来の炭素当量と最高硬さの関係に合致しない。この原因については、今後の調査を必要とする。

#### (2) 予熱温度の影響

予熱温度 (0°C, R.T, 75°C) の違いによる最高硬さへの影響は、本試験からは確認できない。

#### (3) 溶接ビード長の影響

Fig. 6.8.4 ~ 6.8.9 に鋼種別の溶接ビード長と最高硬さの関係を示す。

溶接ビード長が長くなると、最高硬さは低くなる。特に、溶接ビード長 10 mm と 30 mm との最高硬さの差は大きく、これは鋼板の炭素当量が低い程、顕著である。

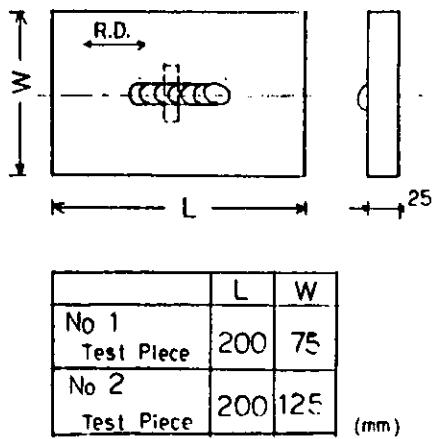


Fig. 6.8.1 Shape of test piece

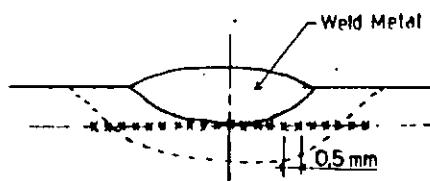


Fig. 6.8.2 Location of measurement

Table. 6.8.1 Maximum Hardness (Hv)

Plate	Pre-heat Temperature	Bead Length (mm)			
		10	30	50	125
W26	0 °C	343	240	219	216
	R.T.	314	245	227	213
	75 °C	270	249	228	213
W30	0 °C	314	238	232	243
	R.T.	308	253	235	233
	75 °C	281	247	232	221
A34	0 °C	386	333	314	319
	R.T.	390	351	336	319
	75 °C	386	336	322	308
R38	0 °C	397	363	357	370
	R.T.	413	383	336	357
	75 °C	417	366	317	314
A38	0 °C	413	373	351	357
	R.T.	409	390	376	348
	75 °C	425	348	373	312
R42	0 °C	425	417	405	413
	R.T.	437	433	409	417
	75 °C	417	425	401	409

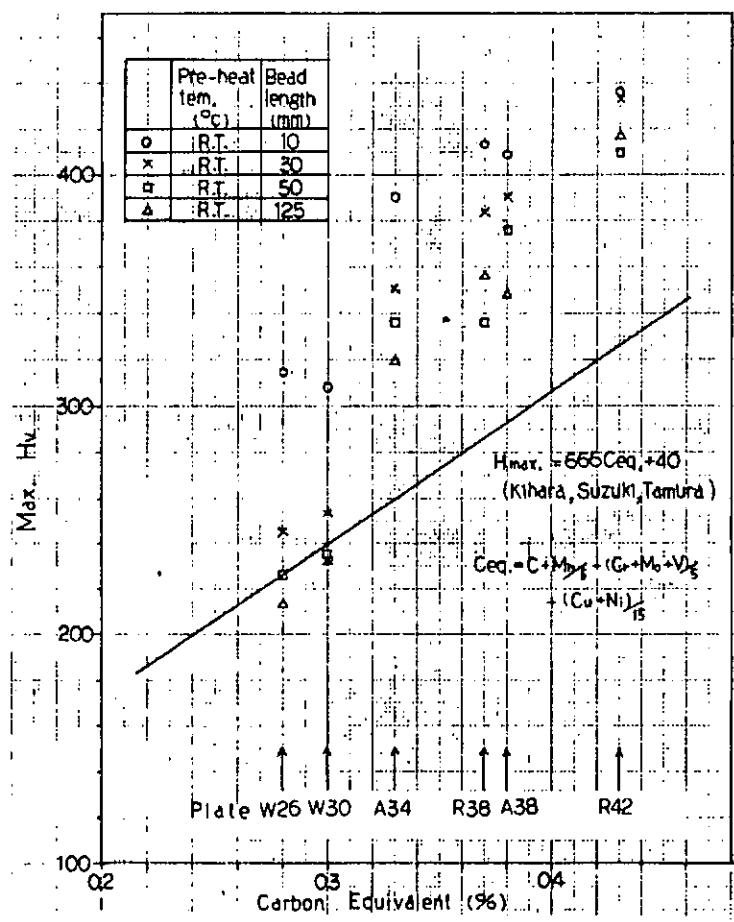


Fig. 6.8.3 Relationship between max hardness and carbon equivalent

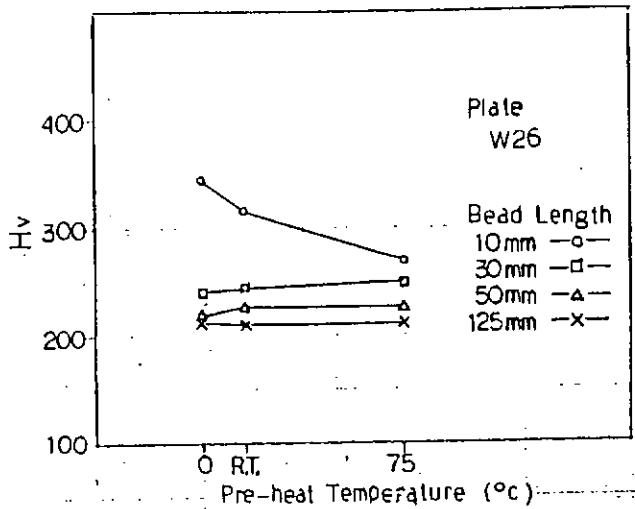


Fig. 6.8.4 Relationship between max hardness and pre-heat temperature

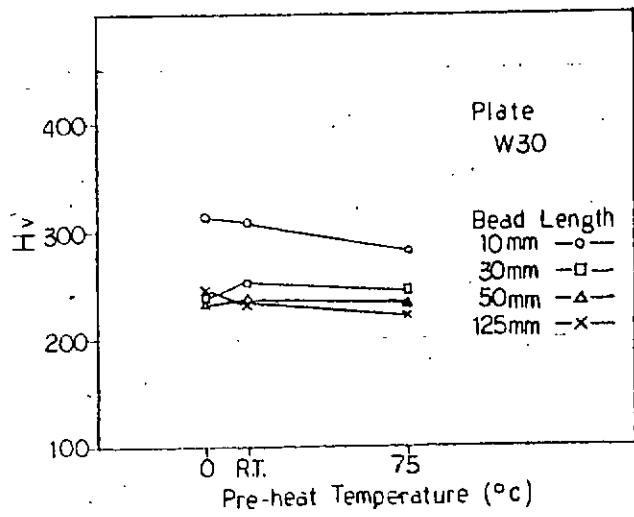


Fig. 6.8.5 Relationship between max hardness and pre-heat temperature

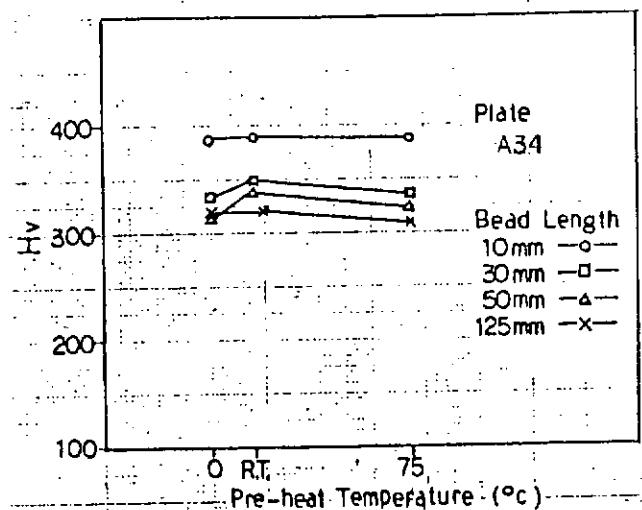


Fig. 6.8.6 Relationship between max hardness and pre-heat temperature

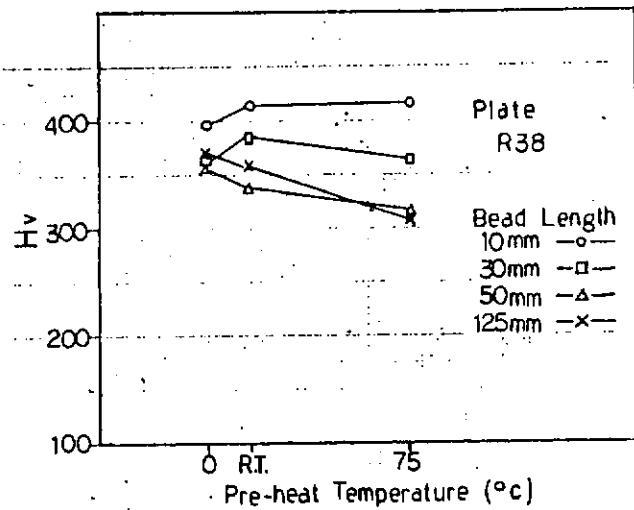


Fig. 6.8.7 Relationship between max hardness and pre-heat temperature

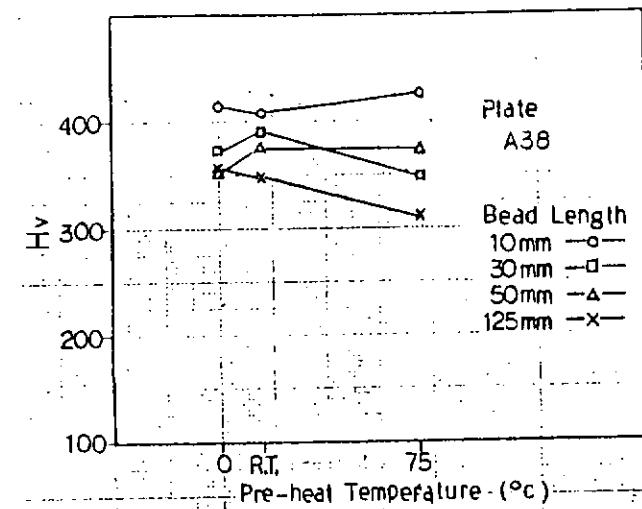


Fig. 6.8.8 Relationship between max hardness and pre-heat temperature

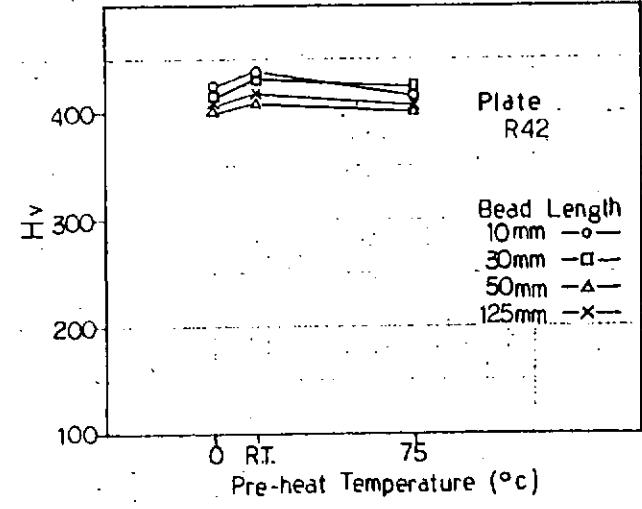


Fig. 6.8.9 Relationship between max hardness and pre-heat temperature

## 6.9 溶接ビードの曲げ試験

### 6.9.1 試験目的

供試溶接棒の水素量、予熱温度、溶接ビード長の変化による溶接部の延性を調査した。

### 6.9.2 試験要領

#### (1) 供試鋼板

表6.2.1に示す全鋼種について試験を行なった。

#### (2) 供試溶接棒

N A 0 (水素量 5 cc) 4 mmφ

N A 1 ( " 15 cc ) "

N A 2 ( " 25 cc ) "

#### (3) 試験温度

0°C 恒温室使用

R. T 室温(13°C~20°C)

75°C アセチレンバーナで加熱、表面温度計で管理

#### (4) 溶接ビード長

10 mm, 30 mm, 50 mm, 70 mm

#### (5) 試験片形状

Fig. 6.9.1に試験片の形状を示す。

曲げ試験の荷重速度は75 mm/minで行ない、PTにより割れを計測。

#### (6) 溶接条件

溶接電流 170 ± 10 A

溶接電圧 26 ± 2 V

溶接速度 15 ± 1 cm/min

### 6.9.3 試験結果

Table. 6.9.1 ~ 6.9.6に溶接ビード単位長さ(10 mm), 当りの割れ長さ(繰り返し2回の平均)を示す。ただし、割れ長さには始終端割れを含まない。

#### (1) 供試溶接棒水素量の影響

水素量の少ない溶接棒(5 cc)を用いた試験片には、供試鋼板、溶接ビード長、試験温度に関係なく、割れ発生がほとんどない。水素量15 ccと25 ccの溶接棒では割れが多発している。

一般にFig. 6.9.3のように、水素量が増大すると割れが発生しやすくなる傾向を示す。Fig. 6.9.3はKH Iで作ります。

#### (2) 試験温度の影響

試験温度が高くなるにつれて、溶接ビード単位長さ当たりの割れ長さが短くなる。

#### (3) 溶接ビード長の影響

溶接ビード単位長さ当たりの割れ長さには、溶接ビード長による何らの差違も認められない。

#### (4) 供試鋼板の影響

割れ発生への影響は、本試験からは判断できない。

しかし、Fig. 6.9.2に示すように母材にまで割れが進展した試験片の数は、鋼板の炭素当量が高い程多くなる。

Table. 6.9.1 Crack Length per 10mm Plate : W26

Bead Length (mm)		10			30			50			125		
Hydrogen Content		5	15	25	5	15	25	5	15	25	5	15	25
Temperature (°C)	0	0	0	1.2	0.02	0.59	1.39	0.06	0.79	1.1	0	0.87	1.14
	R.T.	0	0.45	1.9	0	0.59	1.25	0	0.72	0.94	0	0.84	0.76
	75	0	0	0	0	0.75	0.7	0	0.67	0.75	0	0.68	0.49

Table. 6.9.2 Crack Length per 10mm Plate : W30

Bead Length (mm)		10			30			50			125		
Hydrogen Content		5	15	25	5	15	25	5	15	25	5	15	25
Temperature (°C)	0	0	0	1.25	0	1.03	1.07	0.01	0.94	1.39	0	0.96	0.68
	R.T.	0.35	1.3	1.1	0.02	1.05	1.05	0	0.81	0.9	0	0.86	0.59
	75	0	0.35	0.05	0	0.65	0.53	0	0.71	0.71	0	0.78	0.72

Table. 6.9.3 Crack Length per 10mm Plate : A34

Bead Length (mm)		10			30			50			125		
Hydrogen Content		5	15	25	5	15	25	5	15	25	5	15	25
Temperature (°C)	0	0	0	1.45	0	0.94	1.59	0	1.27	1.44	0	0.74	0.73
	R.T.	0	0	0.7	0	0.73	1.37	0.01	0.87	1.07	0	0.68	0.55
	75	0	0	0	0	0.25	0.4	0	0.35	0.34	0	0.57	0.51

Table. 6.9.4 Crack Length per 10mm Plate : R38

Bead Length (mm)		10			30			50			125		
Hydrogen Content		5	15	25	5	15	25	5	15	25	5	15	25
Temperature (°C)	0	0	0	0	0	0.92	1.27	0	0.86	1.43	0	0.7	1.22
	R.T.	0	0	0	0.1	0.77	1.25	0	0.93	1.23	0	0.94	1.08
	75	0	0	0	0	0.3	0.37	0	0.6	0.54	0	0.67	0.54

Table . 6.9.5 Crack Length per 10mm Plate : A 38

Bead Length (mm)			10			30			50			125		
Hydrogen Content			5	15	25	5	15	25	5	15	25	5	15	25
Temperature (°C)	0		0	0	0	0	0.63	0.88	0	0.84	1.16	0	0.7	1.18
	R.T.		0	0.1	0.7	0.05	1.27	1.47	0.01	0.62	0.96	0	0.86	0.76
	75		0	0	0	0.05	0.3	0.48	0	0.62	0.52	0	0.64	0.82

Table . 6.9.6 Crack Length per 10mm Plate : R 42

Bead Length (mm)			10			30			50			125			
Hydrogen Content			5	15	25	5	15	25	5	15	25	5	15	25	
Temperature (°C)	0		0	0	0.05	0	0	1.84	1.1	0	0.91	2.18	0.01	0.88	1.15
	R.T.		0	0	0	0	0	0.65	1.7	0.15	1.37	1.15	0	0.9	1.21
	75		0	0	0	0	0	0.44	1.07	0.03	0.4	0.86	0	0.84	0.79

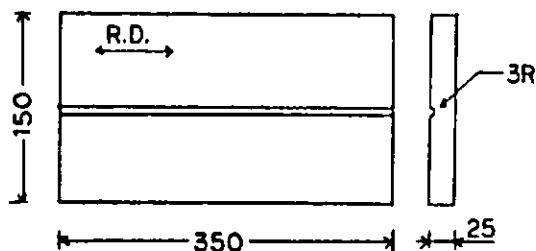


Fig . 6.9.1 Shape of test piece

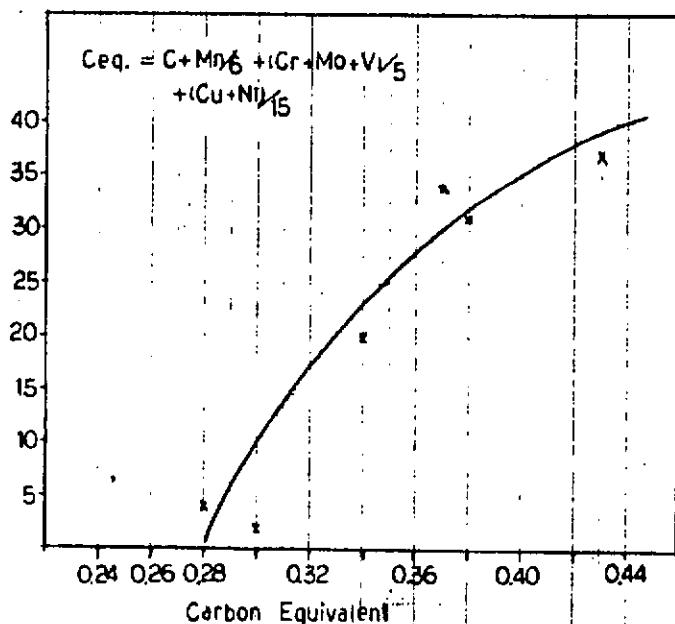


Fig . 6.9.2 Relationship between carbon equivalent and the number of pieces which cracks extended to base material

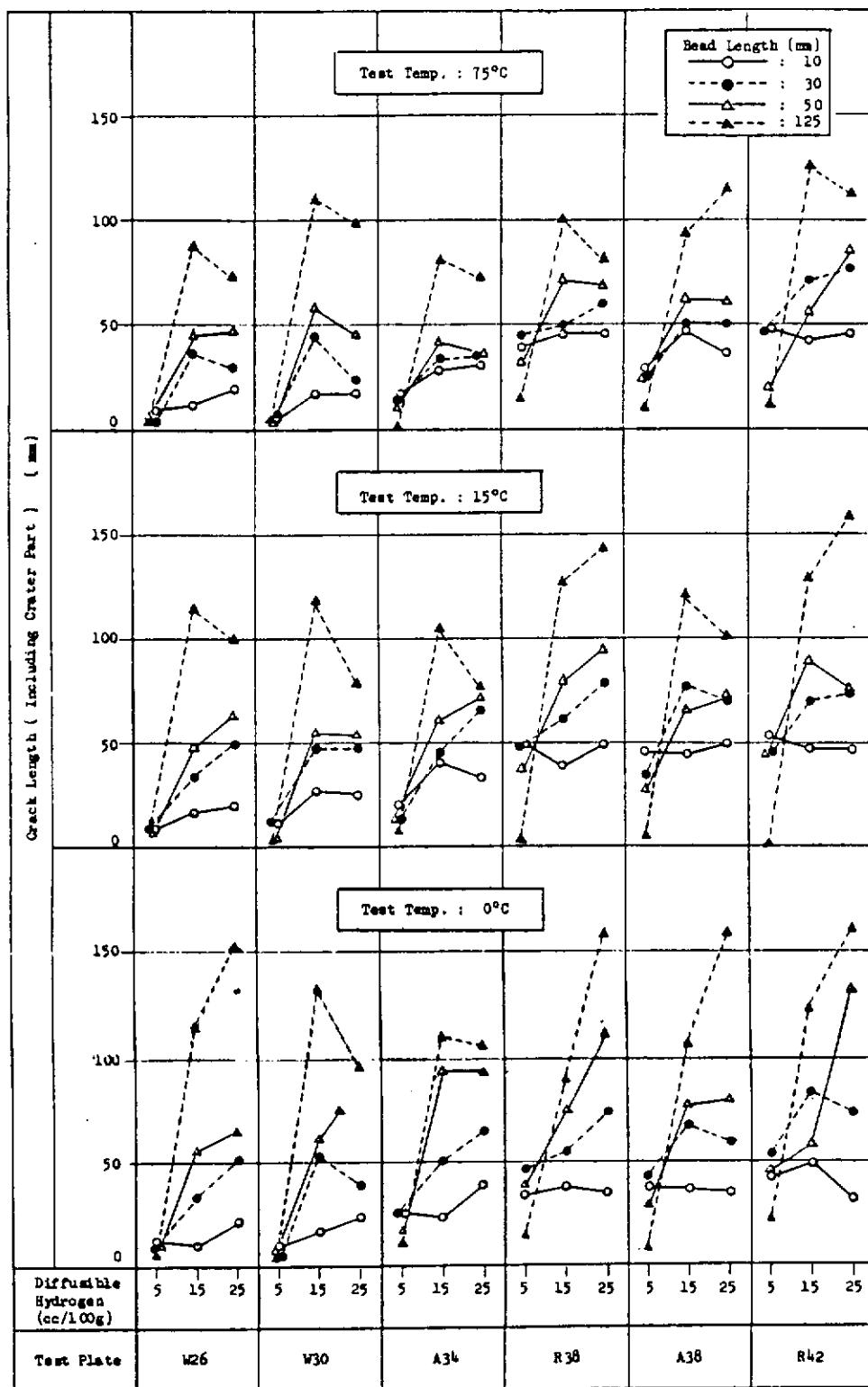


Fig. 6.9.3 Relation Between Crack Length (Including Crater Part) and Diffusible Hydrogen of Electrode.

## 6.10 総合評価

今回の諸試験結果を、本共同実験の目的である50キロ級高張力鋼に対する溶接施工上の制約（例えば、i) 低水素系溶接棒の使用、ii) ショートビードの制限、iii) 予熱施工など）の見直し、という観点から整理すると、およそ下記となる。

- (1) 比較的拘束度の小さな継手（たとえば、水平すみ肉1パス拘束割れ試験、H型拘束試験の拘束度 $500\text{ kg/mm} \cdot \text{mm}$ の場合など）では、試験温度 $0^{\circ}\text{C}$ ～常温、炭素当量 $0.34\%$ 以下、水素量 $25\text{ cc}/100g$ 以下の条件下、溶接割れは発生しなかった。
- (2) 拘束度の大きな継手、あるいは小入熱多層溶接継手では、炭素当量の低下にともなって、HAZ割れの停止温度は著しく低くなるが、DEPO割れが発生し易くなり、継手として評価した場合には、じゅうらいの諸実験で得られた割れ停止温度とはほぼ同等の傾向を示している。  
Y型、上向すみ肉、ならびに窓枠拘束割れ試験の結果では、水素量の増加にともない、DEPO割れ発生頻度は増加し、割れ停止温度も上昇している。
- (3) ショートビードの制限については、従来、“ $50\text{ mm}$ 以上”とする根拠として、“最高硬さ(Hv) 400以下”（溶接施工委員会溶接作業管理標準の解説による）という基準が採用されている。今回の最高硬さが試験では、炭素当量が $0.34\%$ 以下であれば、温度 $0^{\circ}\text{C}$ 、ビード長さ $10\text{ mm}$ の場合でも最高硬さが上記の基準内におさまっている。

いっぽう、ビード曲げ試験では、総割れ長さにおける炭素当量、あるいは溶接温度の影響は比較的少なく、溶接棒の水素量の影響が顕著に認められ、水素量が増すほど総割れ長さは増加する。

以上の結果を総合的に評価すれば、低炭素当量化が可能な、新規御圧延50キロ級高張力鋼を採用することにより次のような実用上の効果が期待される。

船体構造の継手拘束度は、一般に $1000\text{ kgf/mm} \cdot \text{mm}$  ( $K = 40\text{ h}$ 、ただし $h$ は板厚( $\text{mm}$ ))程度以下であることから考えて、炭素当量 $0.34\%$ 以下の鋼材を使用する場合、予熱なしで水素量 $25\text{ cc}/100g$ 程度の溶接棒が使える可能性が高い。このことは、船体構造の溶接の大半を占める1パスすみ肉溶接（グラビティ溶接など）において、水素量の制限が緩和されることを示し、溶接棒の合理化に寄与すると思われる。

いっぽう、拘束度の大きい割れ試験、たとえばY型拘束割れ試験、などの割れ停止温度は、従来の実験結果と同様に、鋼材の炭素当量が下るにつれて低下した。かりに、Y型拘束割れ試験の割れ停止温度が $75^{\circ}\text{C}$ 以下の場合を実施工上予熱を行なわない目安とするならば、予熱不要限界は下記となろう。

$$C_{eq} \leq 0.34\% \text{ の場合, 溶接棒の水素量} \leq 15\text{ cc}/100g$$

$$C_{eq} \leq 0.30\% \text{ の場合, 溶接棒の水素量} \leq 25\text{ cc}/100g$$

ただし、今回の試験では拘束度が高い場合に、炭素当量が低下するにつれて、HAZ割れにかわってDEPO割れが増大することが明らかとなった。溶接継手(DEPOおよびHAZ)の割れ発生限界が、鋼材と溶接金属の相互の特性に依存すると考えるならば、溶接棒の強度特性を再検討することにより、継手全体としての耐割れ性を改善できる可能性があると考えられる。

今後の検討課題としては、上記の結果を考慮し、次のことがあげられる。

- (1) 水素量の制限を緩和することによって製造可能となる、作業性の良い溶接棒の開発とその性能の検討。
- (2) 低強度溶接棒を使用した場合の、総合的な継手性能の調査。

## 7. 線状加熱特性についての調査結果および考察

### 7.1 調査の目的

造船における船殻部材の歪取り作業および曲げ加工後の成形に線状加熱が広く利用されている。従来圧延型 50 kg/mm<sup>2</sup>級高張力鋼板の線状加熱作業による諸特性の変化については、S R I I I 委員会により定量的に検討され、J S Q S の中で作業標準として確立されている。

新C R型鋼板が造船用として考えられるようになったのは、比較的新しく、特に加速冷却材は、極く最近の事である。従ってまだ施工実績が少なく線状加熱作業においても新C R型鋼板の良好な特性を生かし得ず、従来圧延型 50 kg/mm<sup>2</sup>級高張力鋼板と同等の作業標準で施工しているのが現状である。

従って新C R型鋼板についても線状加熱により再加熱、冷却を受けた部分の性能を調査し、有効利用の観点から安全かつ能率的な作業条件を把握する必要がある。

これまでに J S Q S の線状加熱作業標準の適合性を確認するための試験が各鉄鋼メーカーや造船所で実施されており、かなりのデータが蓄積されている。これらのデータをアンケートにより収集し、新C R型鋼板に対し、従来のJ S Q S 作業標準を適用することの妥当性を検討するという事とともに、次年度に実施予定されている確性試験の基礎データを得る目的で調査研究を行なった。

### 7.2 調査結果

- (1) Table. 1 は、各造船所における線状加熱作業の管理基準をまとめたものである。
- (2) 提出されたデータは新C R型鋼板の空冷材および加速冷却材、C R型鋼板、従来圧延型鋼板、従来圧延型焼きならし処理鋼板の全鋼種にわたっている。供試鋼板の板厚は、12.5～35 mm、炭素当量は 0.253(%) から 0.429(%) の範囲である。試験条件として最高加熱温度は 400°C から融点までの範囲、冷却方法は加熱後一定温度 (500～600°C) まで空冷し、その後水冷する、加熱直後水冷の 3種類であった。  
Fig. 1～Fig. 15 は、製造法および鋼種ごとに各加熱、冷却条件における引張試験、Vノッチシャルピー試験、硬度試験、表曲げ試験の結果をまとめたものである。図中の引張試験結果においては、降伏点、引張強さ、伸びの平均値を示したものである。Vノッチシャルピー試験結果は、N K規格の試験温度について行なわれた試験の吸収エネルギー値 (3 個の平均) および破面遷移温度を示している。また、硬度試験結果は、主として最高値を示し、最低値はわかるもののみ示した。表曲げ試験は実施されたもののみ示した。なお、諸特性を比較するため最上部に母材試験結果を示した。
- (3) Fig. 16 は、J S Q S で定める線状加熱作業標準の 3つの加熱、冷却条件における炭素当量と Vノッチシャルピー試験値の関係を示したものである。
- (4) Fig. 17 は、J S Q S で定める線状加熱作業標準の中で加熱冷却条件が最も厳しいと思われる 900°C 加熱後 500°C まで空冷し、のち水冷する条件 (900°C A. C. 500°C, W. C.) において鋼種別に Vノッチシャルピー試験の吸収エネルギー値を示したものである。

Table. 1 SR 19.3 委員会第2分科会 各造船所における線状加熱作業管理基準アンケート結果

	A 社	B 社	C 社	D 社	E 社	F 社
鋼 煙	32HT, 36HT 共通 (Grade A-E, 鋼種無制限)	32HT, 36HT (Grade A-E, 鋼種無制限)	K32A-K36E (鋼種無制限)	K32A-K36E (鋼種無制限)	EH32 EH36	32HT, 36HT 32HT, 36HT
板 厚	50t 以下	規定なし	6~35t	6~25t	6~35t	-
最高加熱温度	900°C	650°C	900°C	900°C	900°C (900°C) 850°C (850°C)	900°C 650°C
冷却方法 (温度調節)	500°C の 水冷	空冷 加熱直後水冷	500°C の 水冷	500°C の 水冷	450°C の 水冷 450°C の 水冷	500°C の 水冷 500°C の 水冷
加熱方法	他社なし - 能東	他社なし - 能東	アセチレン-酸素、 アセチレン-液化ガス	アセチレン-酸素、 アセチレン-液化ガス	アセチレン-液化ガス 地熱-液化ガス	エチレン-液化 ガス-液化ガス
加熱範囲	50mm	約50mm	36mm~50mm	特定期間	40~50mm	45~50mm
燃焼管理法	温湿度コントロール	温湿度コントロール	温湿度コントロール	温湿度コントロール	温湿度コントロール	温湿度コントロール
通用用具等	油圧手動差壓計	油圧手動差壓計	全般	上甲板	全般	全般
使用回数	1回	規定なし	1回	1回	2回	1回
備考	新規流体(火薬類)につきは実施の確認					
	新規流体(火薬類)につきは実施の確認					

**CONVENTIONAL PROCESS STEEL ICP (GRADE AH32)**

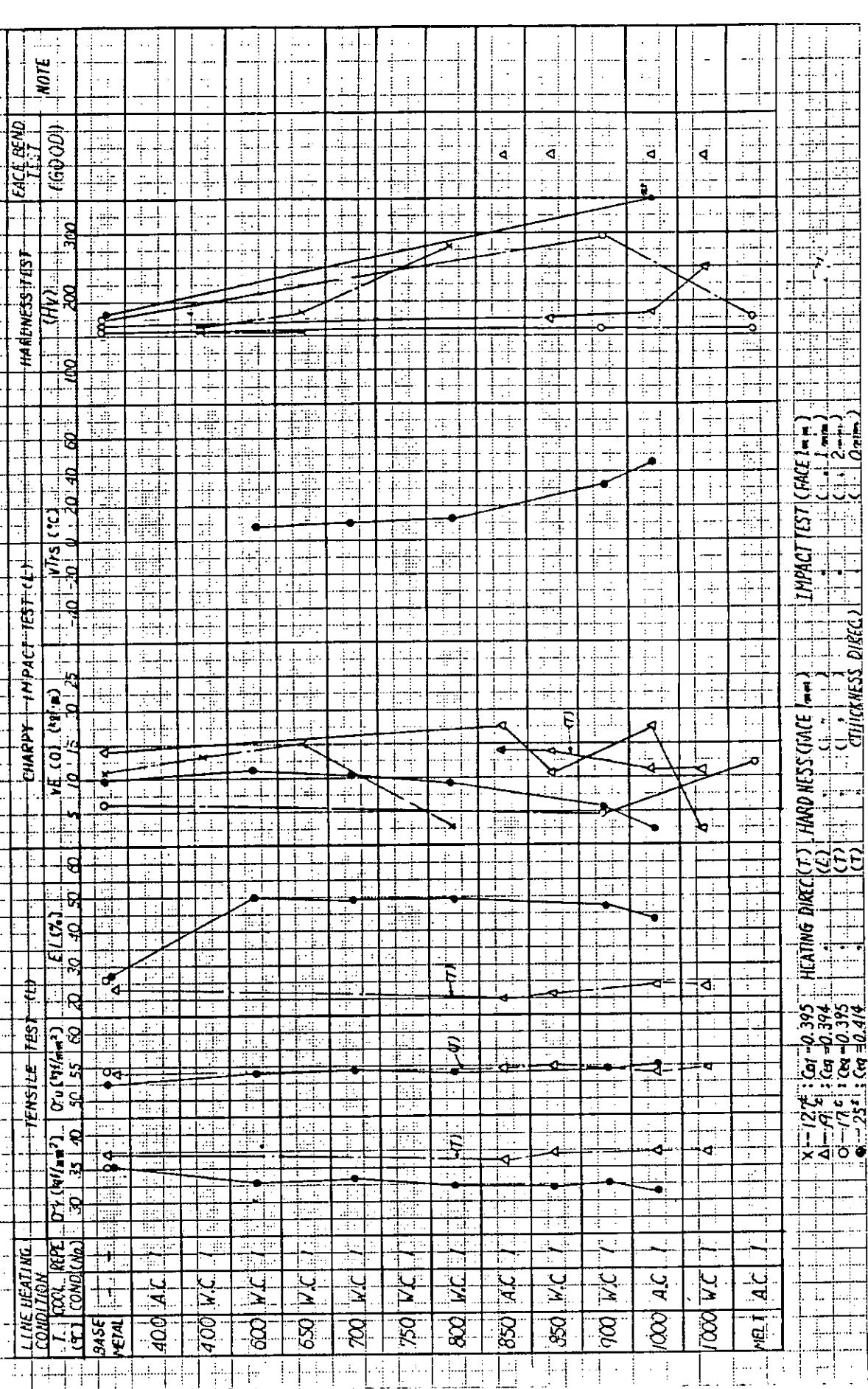


Fig. 1

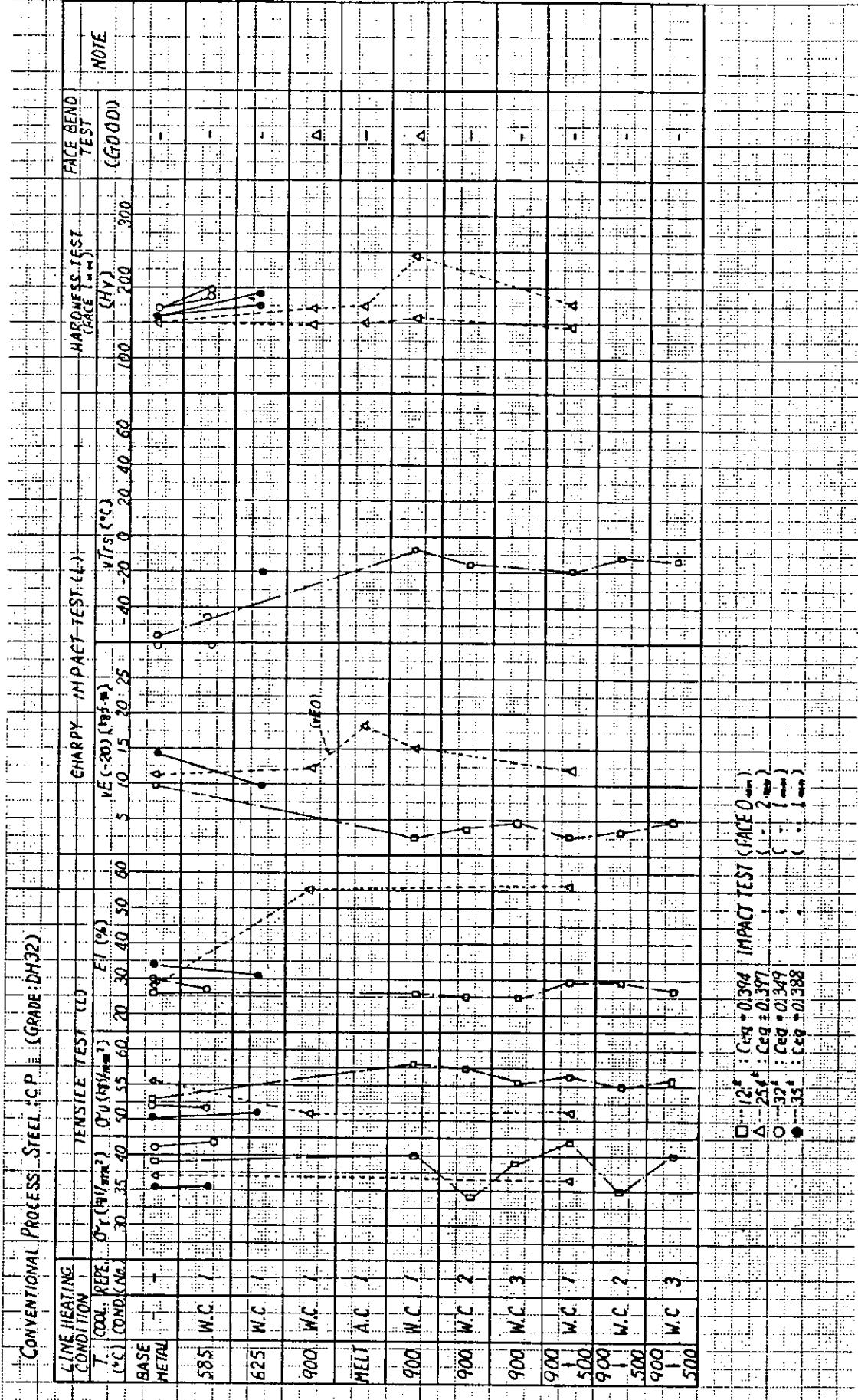


Fig. 2

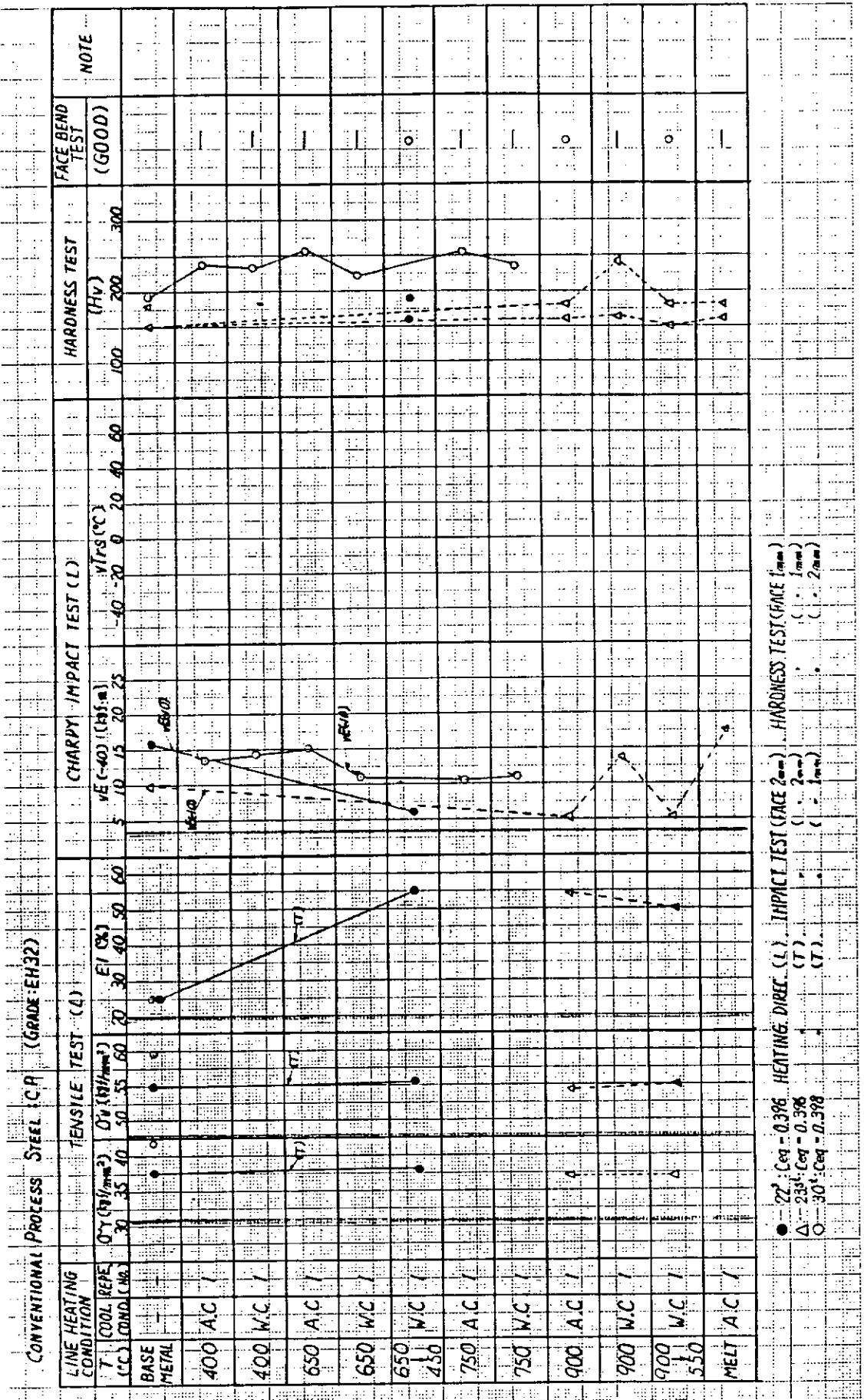


Fig. 3

**CONVENTIONAL PROCESS STEEL IC (GRADE AH36)**

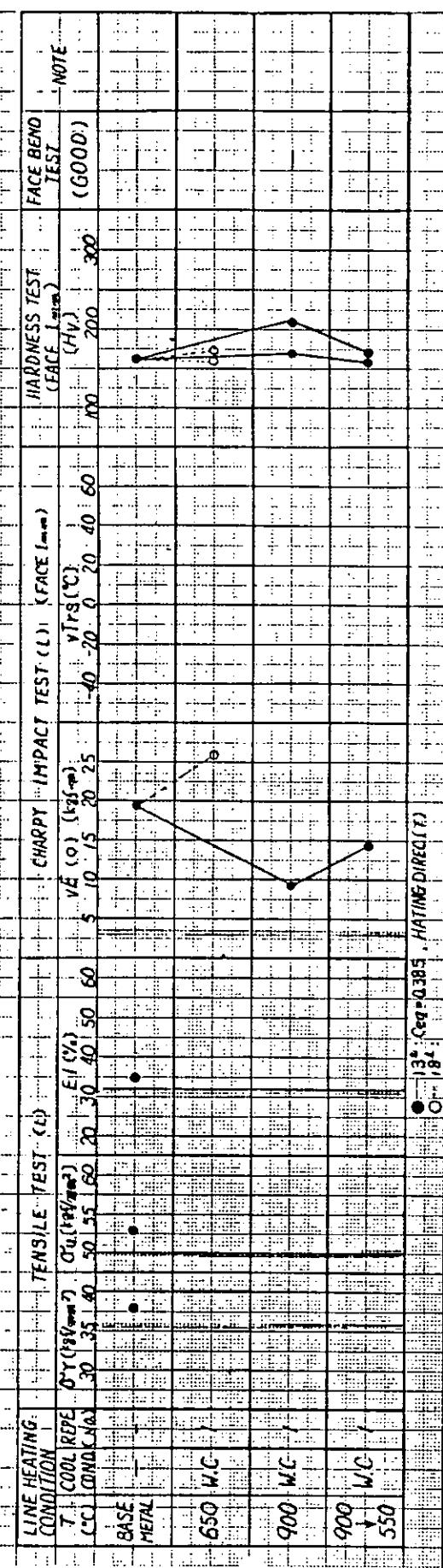


Fig. 4

**CONVENTIONAL PROCESS STEEL CP (GRADE DH36)**

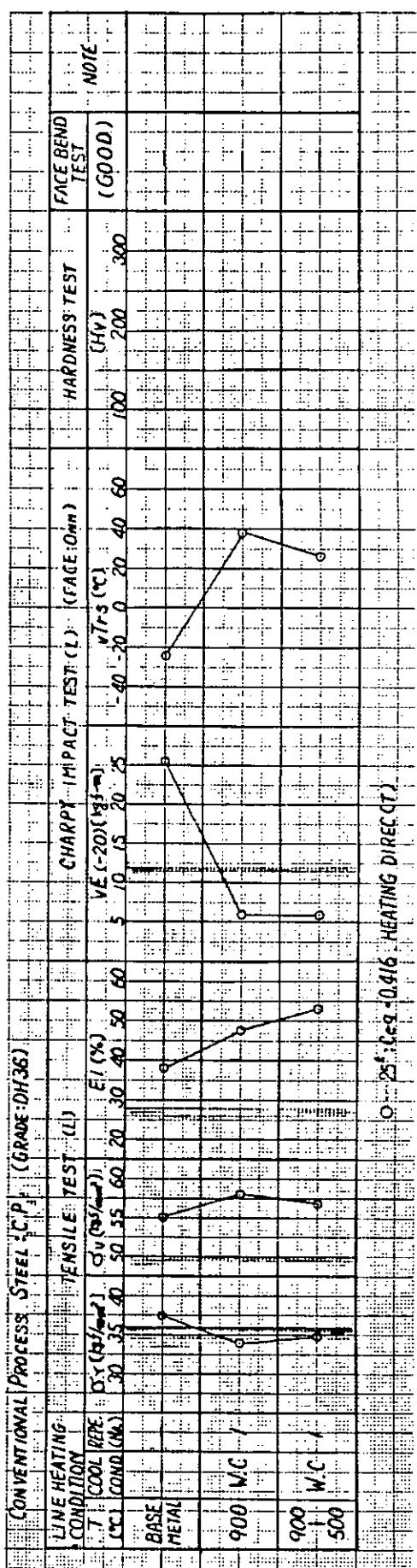


Fig. 5

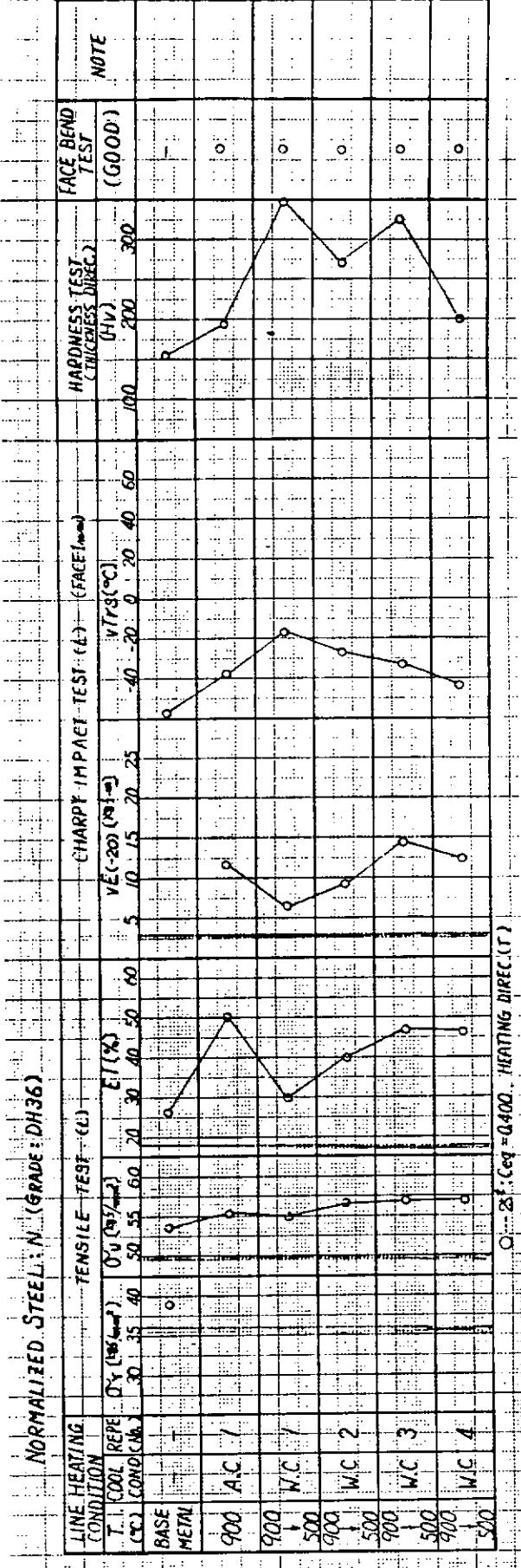


Fig. 6 Ceq = 0.400, HEATING DIREC.(T)

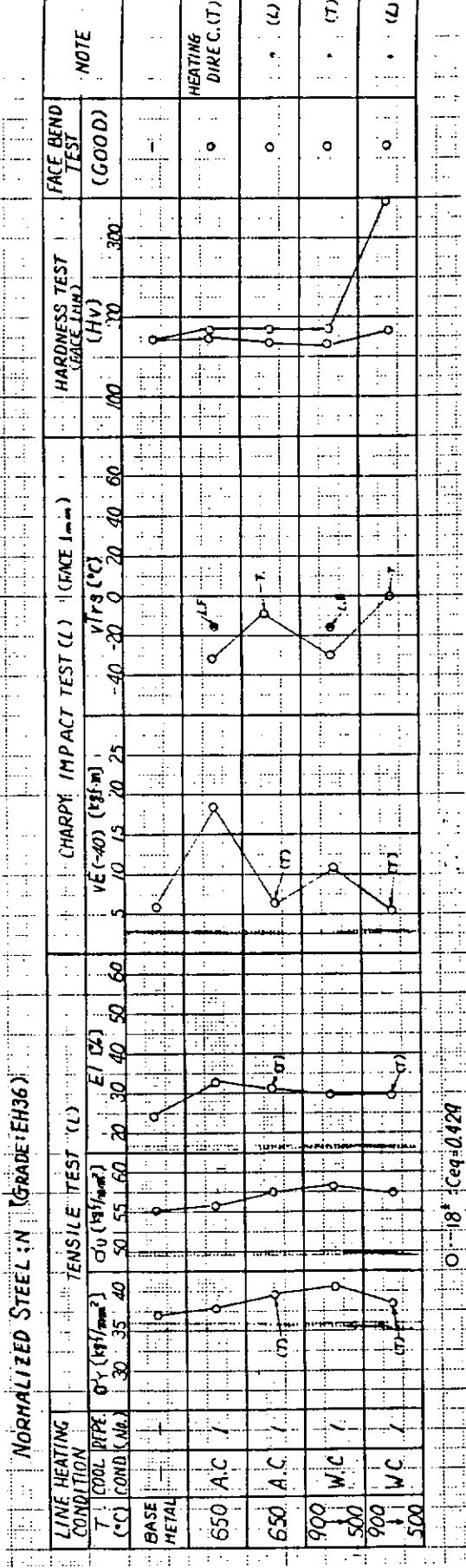
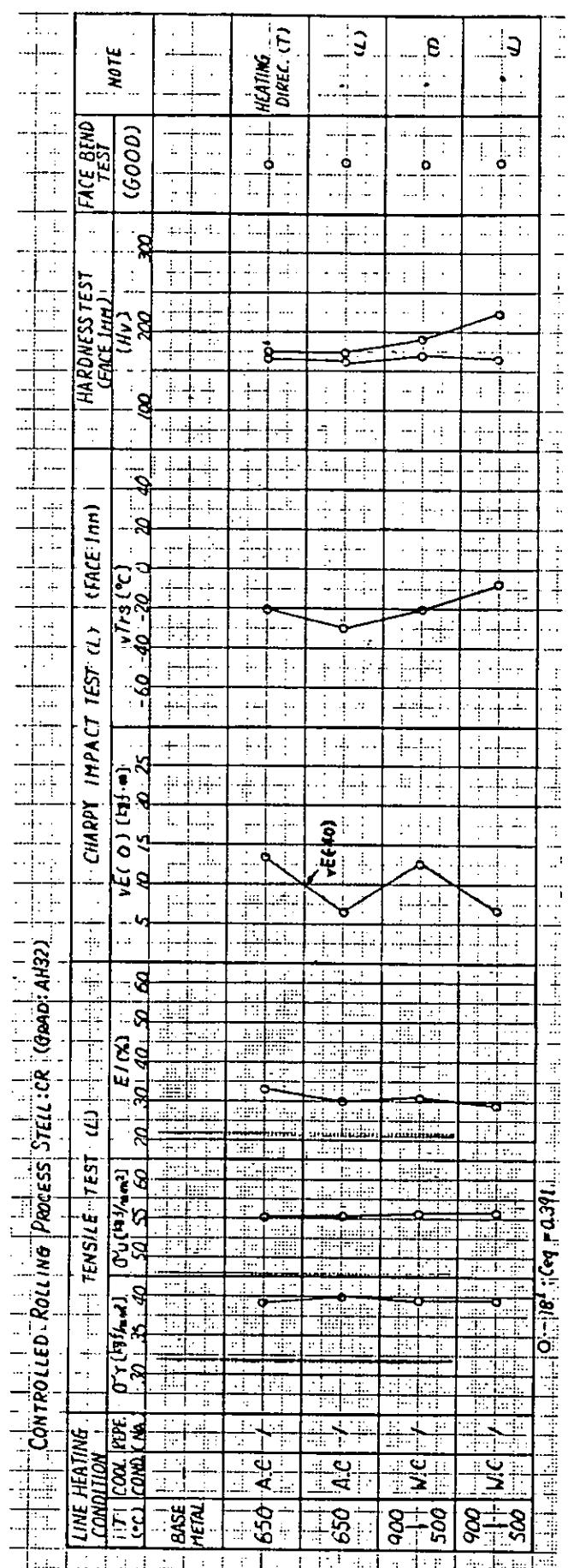
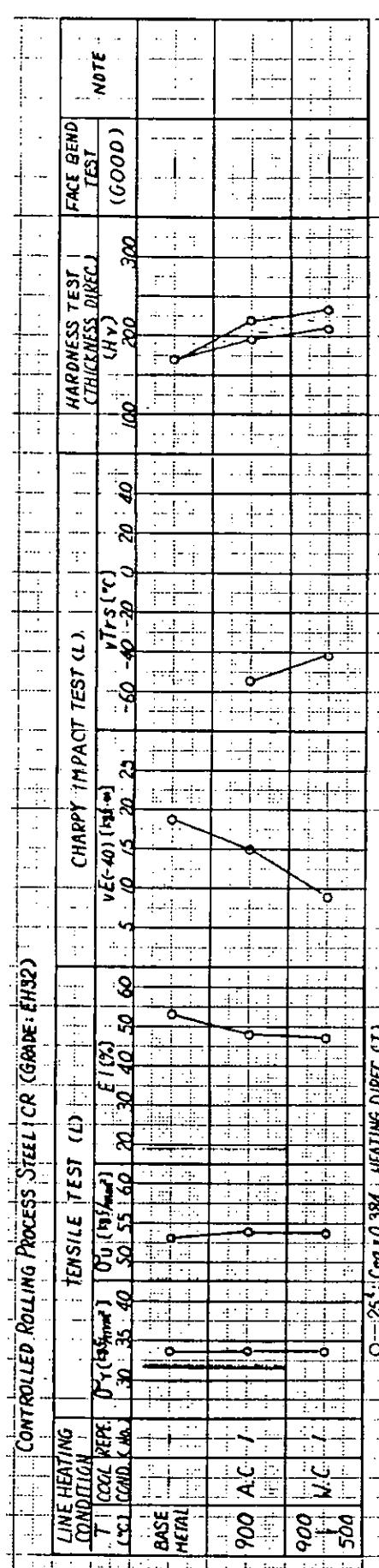


Fig. 6 Ceq = 0.429

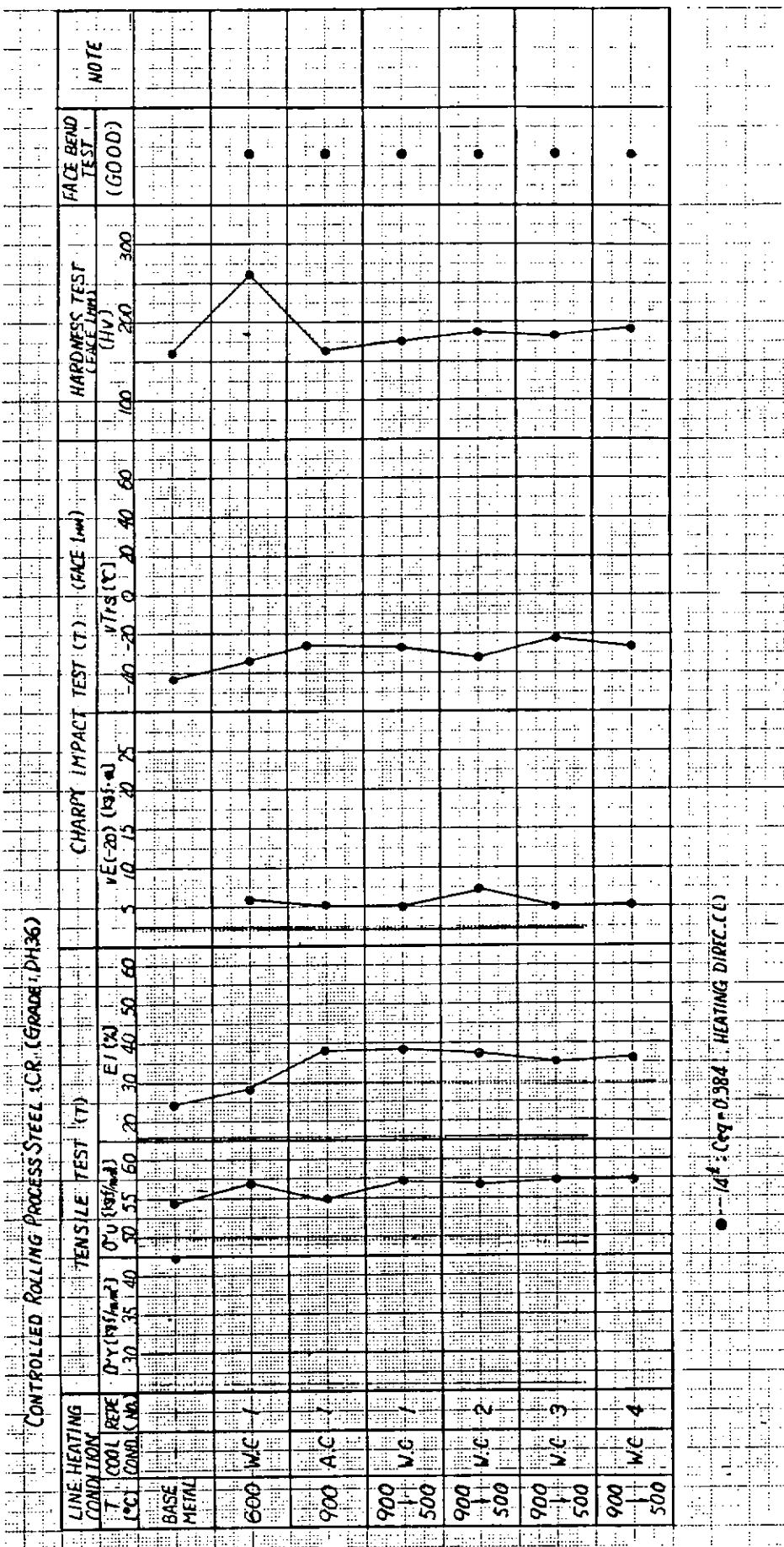


8  
G  
E



६

**CONTROLLED ROLLING PROCESS STEEL 1CR (Grade DH36)**



• -4°C 0.984 HEATING DIREC.CQ

Fig. 10

THEMO-MECHANICAL CONTROLLED ROLLING PROCESS STEEL : TM (GRADE : DH36)

LINE HEATING

CONDITION

T<sub>1</sub> (OC)  
(°C)

T<sub>2</sub> (OC)  
(°C)

COOLING RATE  
(°C/min)

E (%)

DU (10<sup>-3</sup>mm)

SV (10<sup>-3</sup>mm)

SD (10<sup>-3</sup>mm)

SG (10<sup>-3</sup>mm)

SH (10<sup>-3</sup>mm)

ST (10<sup>-3</sup>mm)

TD (10<sup>-3</sup>mm)

TD<sub>1</sub> (10<sup>-3</sup>mm)

TD<sub>2</sub> (10<sup>-3</sup>mm)

TD<sub>3</sub> (10<sup>-3</sup>mm)

TD<sub>4</sub> (10<sup>-3</sup>mm)

TD<sub>5</sub> (10<sup>-3</sup>mm)

TD<sub>6</sub> (10<sup>-3</sup>mm)

TD<sub>7</sub> (10<sup>-3</sup>mm)

TD<sub>8</sub> (10<sup>-3</sup>mm)

TD<sub>9</sub> (10<sup>-3</sup>mm)

TD<sub>10</sub> (10<sup>-3</sup>mm)

TD<sub>11</sub> (10<sup>-3</sup>mm)

TD<sub>12</sub> (10<sup>-3</sup>mm)

TD<sub>13</sub> (10<sup>-3</sup>mm)

TD<sub>14</sub> (10<sup>-3</sup>mm)

TD<sub>15</sub> (10<sup>-3</sup>mm)

TD<sub>16</sub> (10<sup>-3</sup>mm)

TD<sub>17</sub> (10<sup>-3</sup>mm)

TD<sub>18</sub> (10<sup>-3</sup>mm)

TD<sub>19</sub> (10<sup>-3</sup>mm)

TD<sub>20</sub> (10<sup>-3</sup>mm)

TD<sub>21</sub> (10<sup>-3</sup>mm)

TD<sub>22</sub> (10<sup>-3</sup>mm)

TD<sub>23</sub> (10<sup>-3</sup>mm)

TD<sub>24</sub> (10<sup>-3</sup>mm)

TD<sub>25</sub> (10<sup>-3</sup>mm)

TD<sub>26</sub> (10<sup>-3</sup>mm)

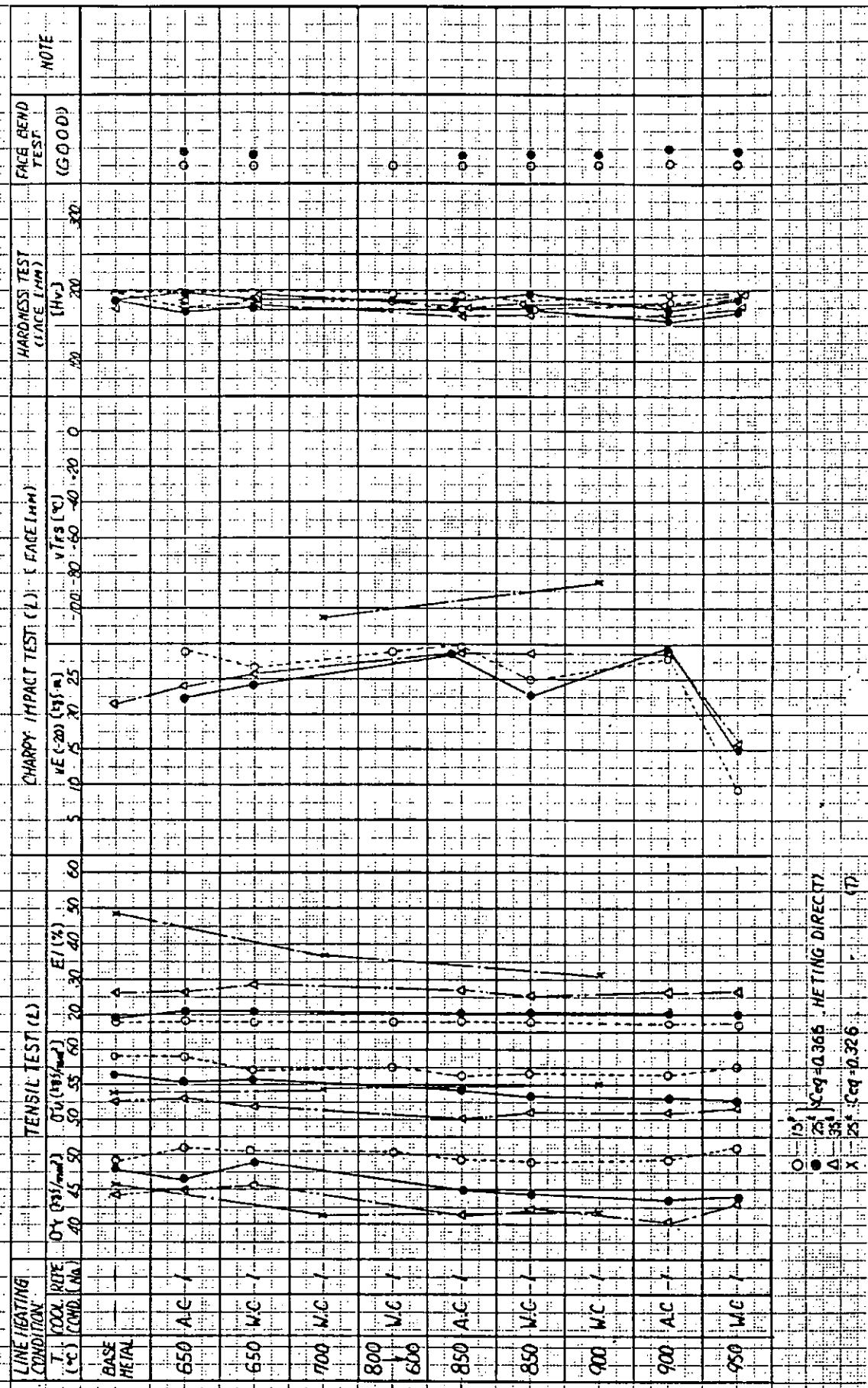


Fig. 11

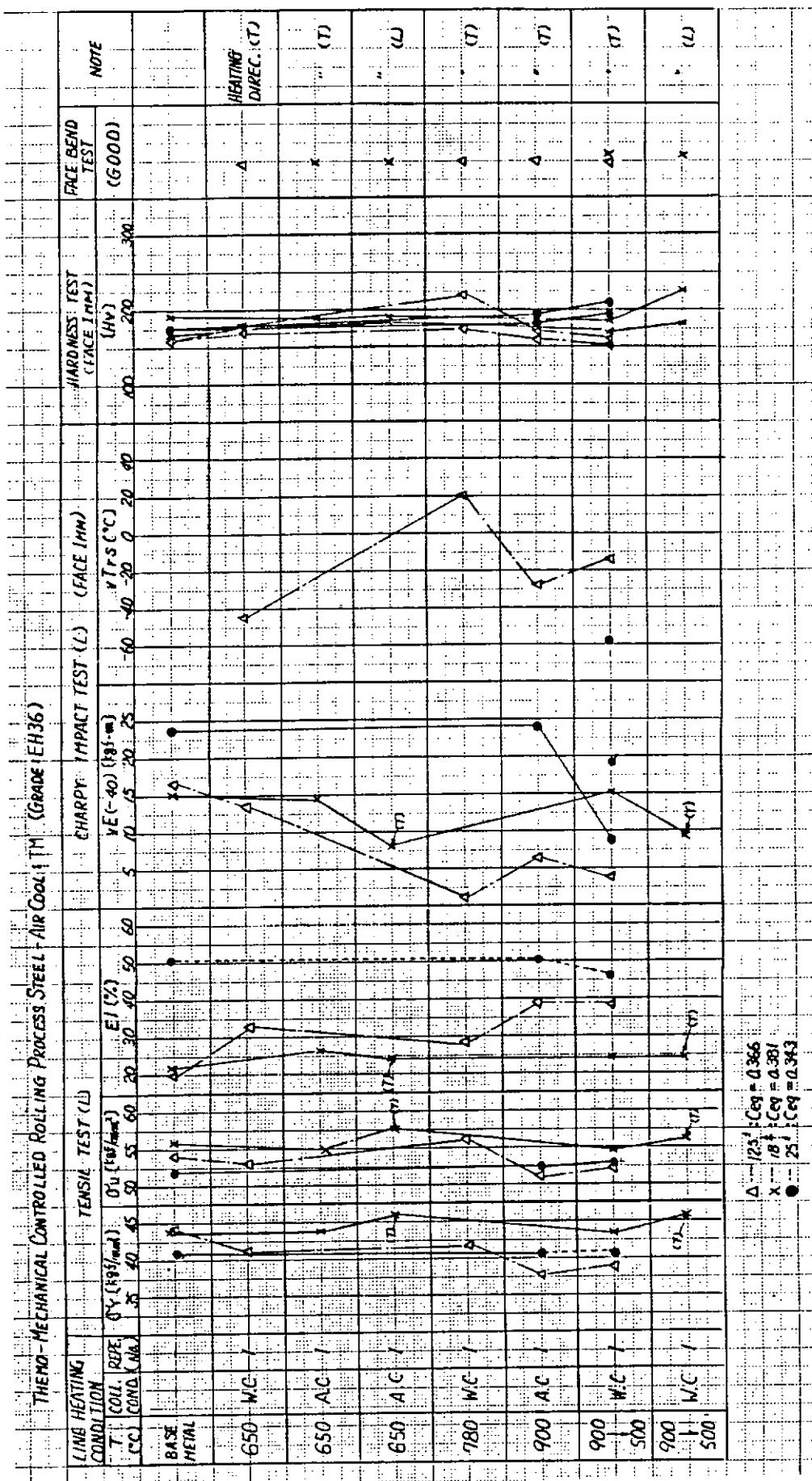


Fig. 12

**Thermo-Mechanical Controlled Rolling Process Steel - Water Cool : TM (GRADE : AH32)**

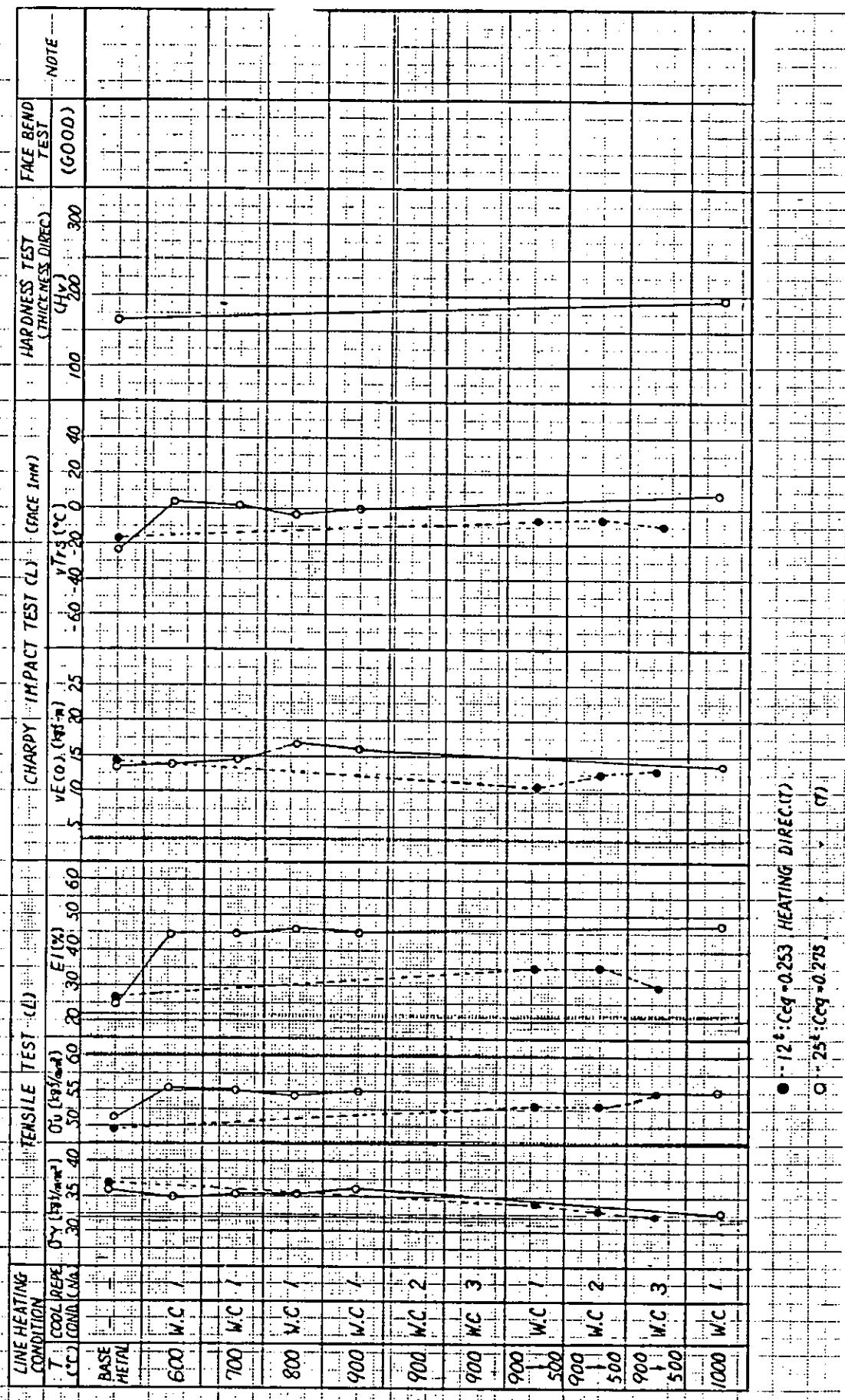


Fig. 13

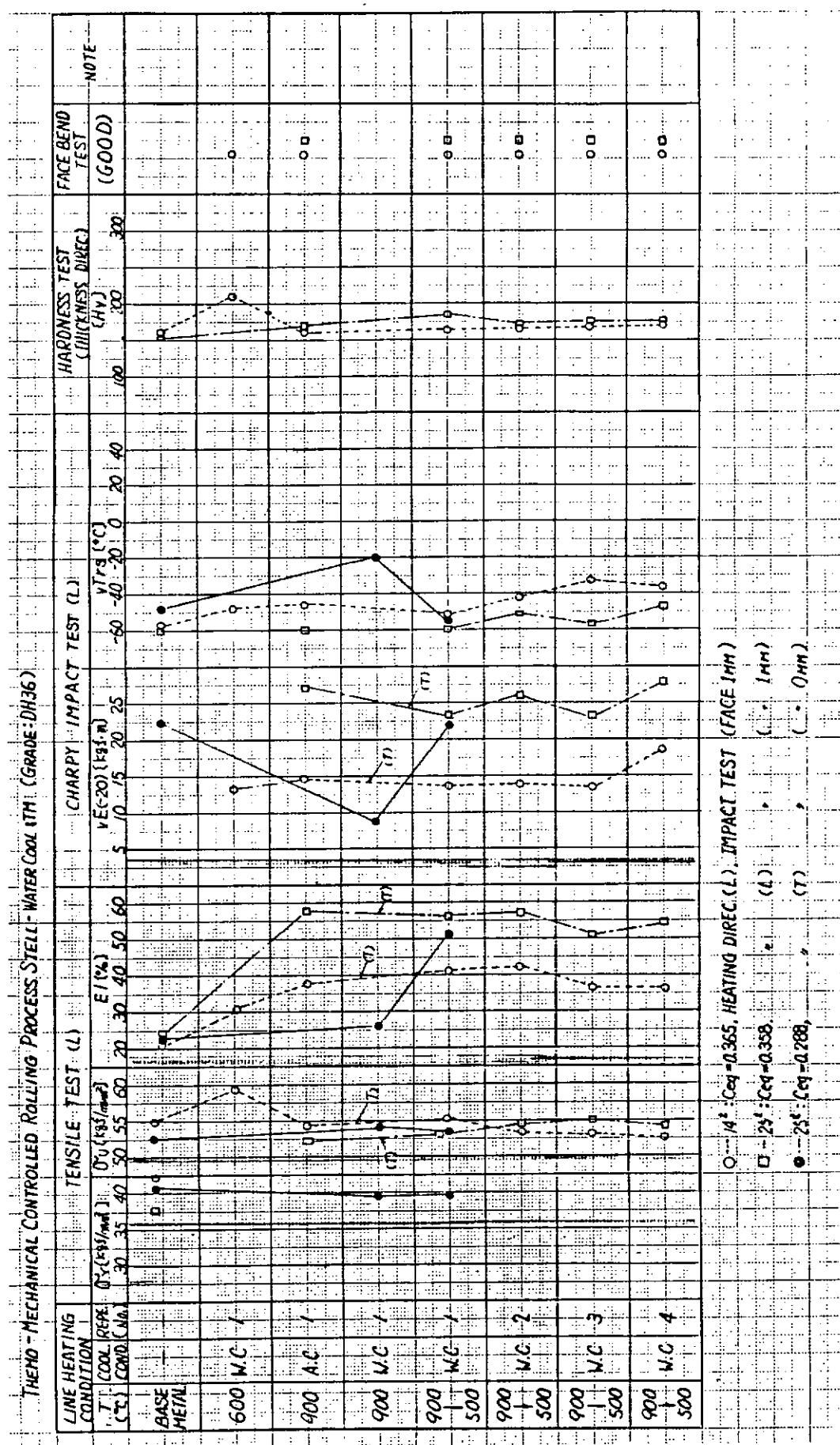
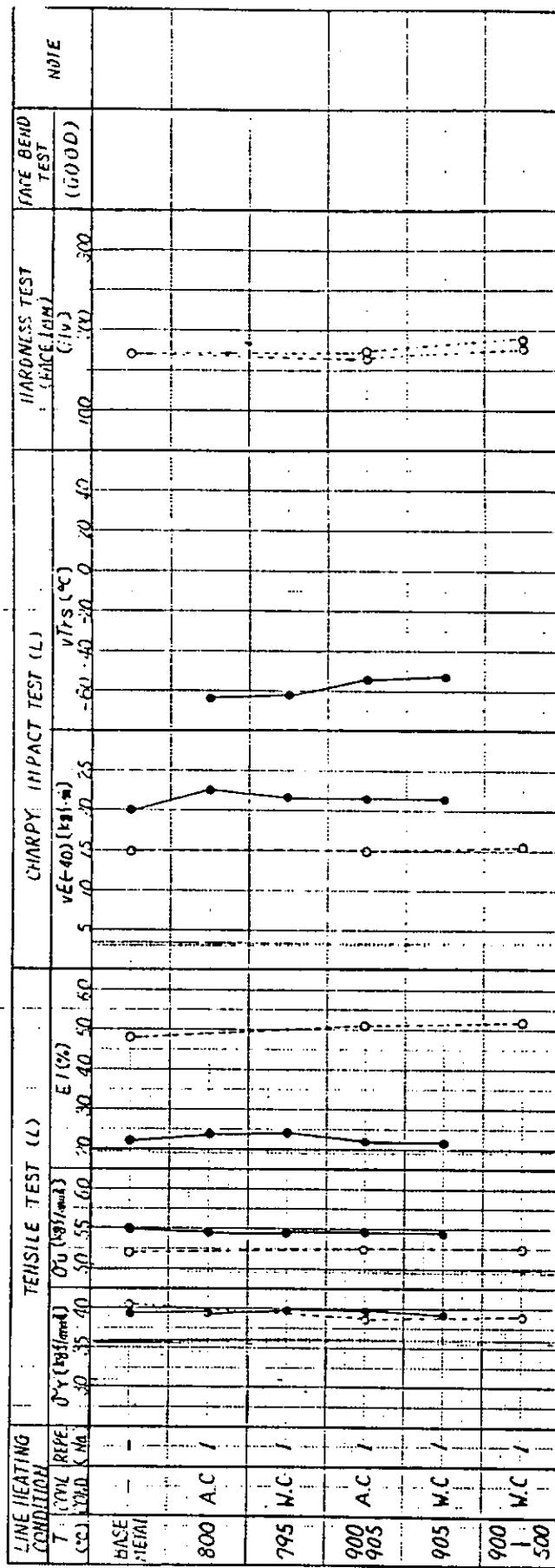


Fig. 14

Thermo-Mechanical Controlled Rolling Process Steel - Water Cool : TM (Grade : EH36)



● --- C<sub>eq</sub> = 0.303  
 ○ --- C<sub>eq</sub> = 0.223  
 HEATING DIREC: (↑)  
 (↓)

Fig. 15

製造法別による炭素当量と衝撃値の関係（加熱冷却条件別：J S Q S 標準条件）

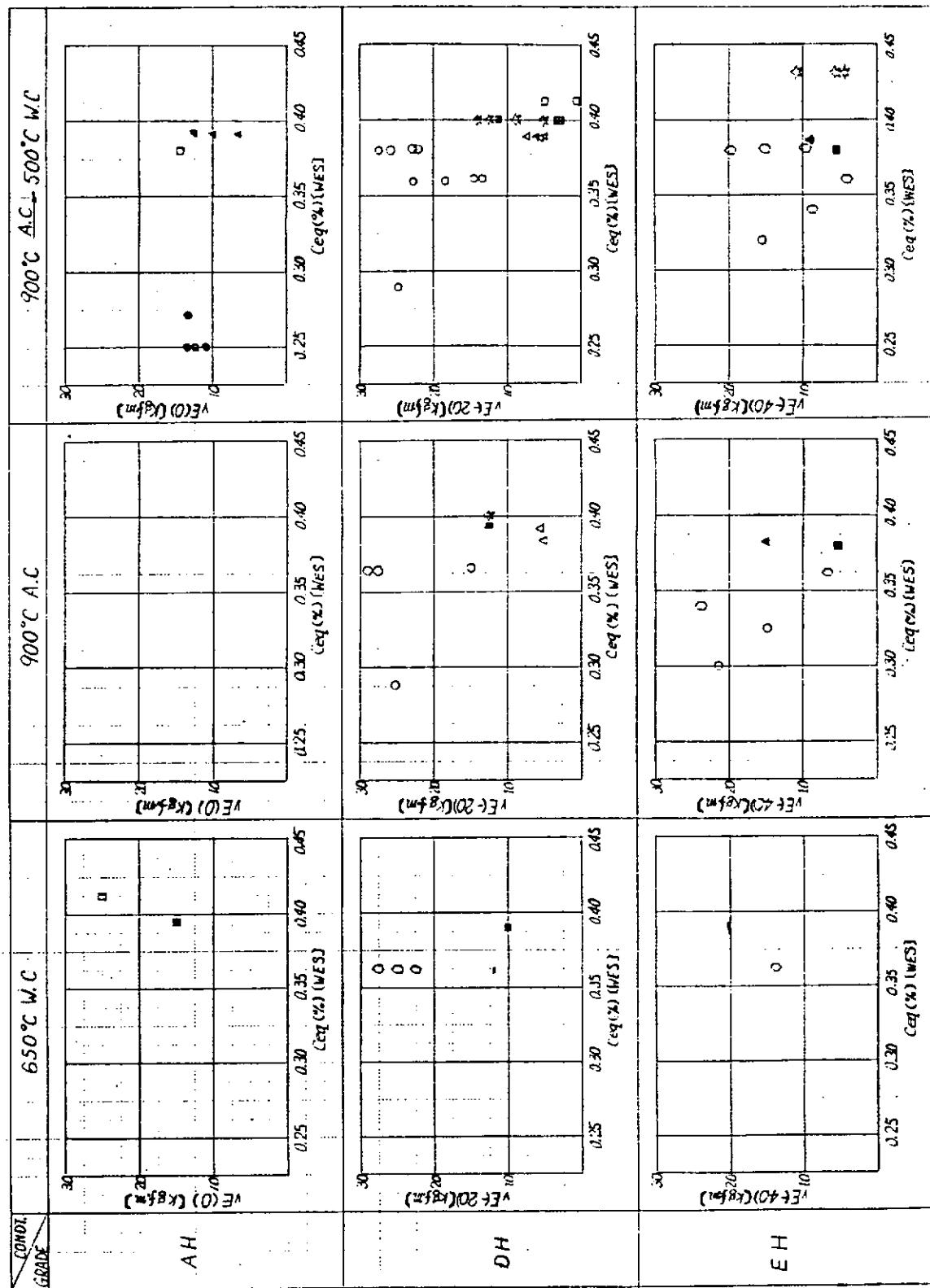


Fig. 16

900°C A.C → 500°C W.C における衝撃値と製造法の関係

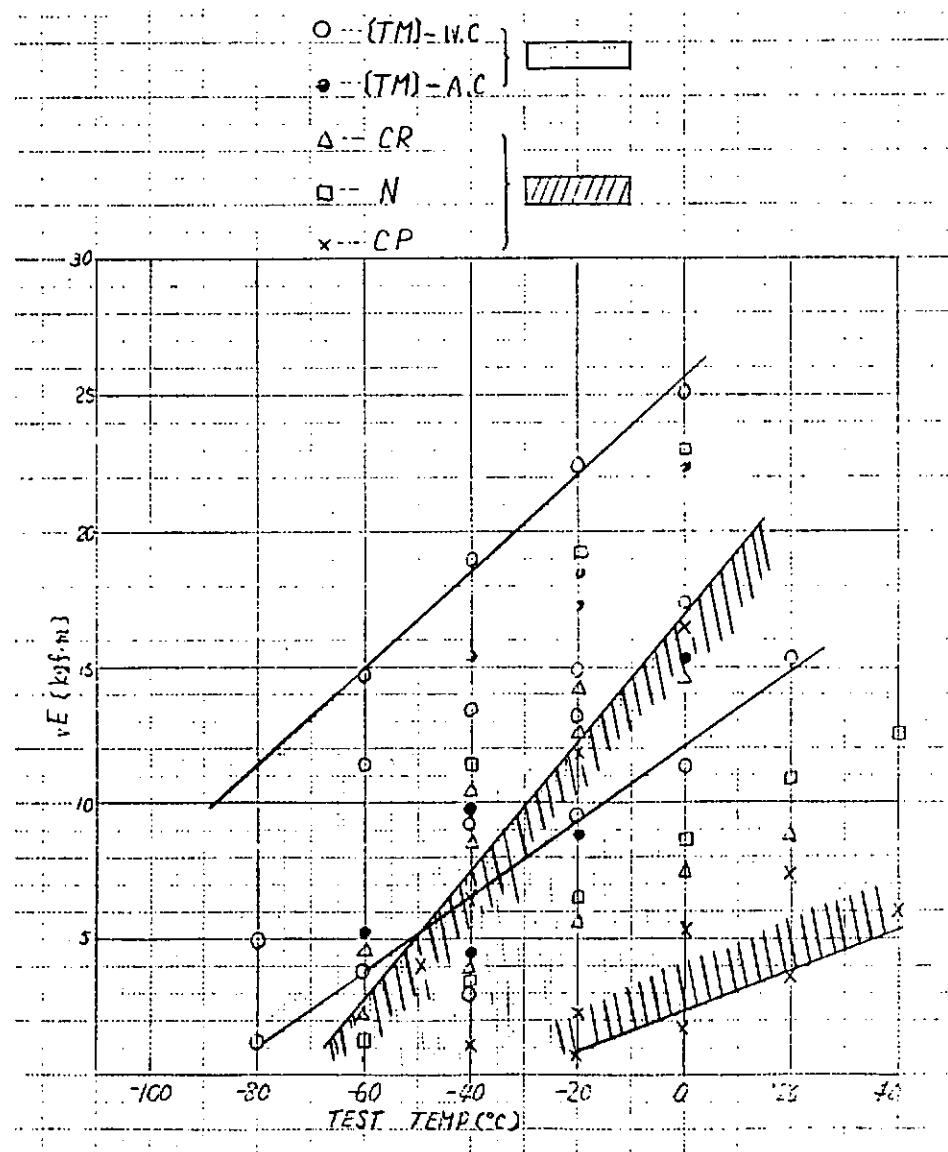


Fig. 17

### 7.3 考 察

#### (1) 各造船所における線状加熱作業管理基準について

各造船所いずれも J S Q S に定められている作業標準に従って管理されている。しかし、一部の造船所においては E 級鋼板に対して更に慎重な管理を行なっている。

※ J S Q S の線状加熱作業標準における加熱冷却条件

- 1) 900°C 加熱後そのまま空冷 ( 900°C A. C )
- 2) 900°C 加熱後 500°C まで空冷後水冷 ( 900°C A. C → 500°C, W. C )
- 3) 650°C 加熱直後水冷 ( 650°C, W. C )

#### (2) 引張試験結果について

##### (2-1) 降伏点

Fig. 11, Fig. 12, Fig. 13 の新CR型鋼板（空冷材および加速冷却材）の場合に加熱温度が高くなると降伏点が母材より低くなっているが規格値を満足している。

##### (2-2) 引張強さ

Fig. 1, Fig. 3, Fig. 5, Fig. 6, Fig. 7 の従来圧延型鋼板および従来圧延型焼ならし処理鋼板の場合に加熱温度が高くなると引張強さは、母材より高くなっている。Fig. 11, Fig. 12 の新CR型鋼板（空冷材）の場合に加熱温度が高くなると引張強さが母材より低くなっている。いずれの場合にも問題は認められない。

##### (2-3) 伸び

Fig. 11 の新CR型鋼板（空冷材）の場合に加熱温度が高くなると伸びが母材より低くなっているが、問題は認められない。

##### (2-4) V ノッチシャルピー試験結果について

Fig. 17 に示すように新CR型鋼板は、従来圧延型鋼板に比べて一般的衝撃値が高くなっている。また、破面遷移温度を Fig. 1 から Fig. 15 より比較すると新CR型鋼板は、従来圧延型鋼板より低温度となっている。

##### (2-5) 硬度試験結果について

Fig. 1, Fig. 6, Fig. 7 の従来圧延型鋼板の場合に加熱部の最高硬さが、高いものがあるが Fig. 11 Fig. 12, Fig. 13, Fig. 14, Fig. 15 に示されるように新CR型鋼板の場合は、加熱部の最高硬さが低い。これは Fig. 16 からみても新CR型鋼板は一般に低炭素当量となっている。

### 7.4 ま と め

新CR型鋼板に対する線状加熱は、現在 50 kg/mm<sup>2</sup> 級高張力鋼に適用されている J S Q S の作業標準に従って施工されれば、十分満足な母材性能が得られる事が確認され、さらに作業条件を緩和できる可能性がある。

第二年次において新CR型鋼板の有効利用の観点から下記の調査を行なう必要がある。

#### (1) 線状加熱加工特性

( J S Q S 作業標準よりさらに過酷な加熱冷却条件 )

#### (2) 熱歪取り加工特性

( 板厚のかなり深い部分まで熱影響を受ける場合の特性把握 )

#### (3) ピース取外しガウジング作業の熱影響部の特性調査

## 8. ま と め

本研究部会の共同研究は、制御圧延・制御冷却法 (Thermo-Mechanical Controlled Rolling Process) により製造された、降伏点  $36 \text{ kgf/mm}^2$  級の 50 キロ級高張力鋼板 (新制御圧延型 50 キロ級高張力鋼板) の有効利用を図るための基礎検討を目的として、昭和 57 年度より 2 ヶ年計画で実施されている。

本研究部会には本委員会の他に、第 1 分科会と第 2 分科会が設置され、それぞれ下記の分担で昭和 57 年度の共同研究が実施された。

すなわち、第 1 分科会では、非水冷型の新制御圧延型降伏点  $36 \text{ kgf/mm}^2$  級 50 キロ級高張力鋼 E 級鋼板 (KE 36 鋼板、板厚 35 mm) を供試して、母材および溶接継手 (含入熱量  $250 \text{ KJ/cm}$  程度の大入熱溶接継手) 部の各種破壊強度特性を把握した。

一方、第 2 分科会では、水冷型・非水冷型の新制御圧延型と従来圧延型の降伏点  $32 \text{ kgf/mm}^2$  級および  $36 \text{ kgf/mm}^2$  級 50 キロ級高張力鋼 A 級鋼板 (板厚 25 mm) を供試して、耐溶接割れ特性に及ぼす炭素当量の影響などを把握した。なお、作業性の改善を目的として、種々の水素量の溶接棒を試作し、供試した。さらに、新制御圧延型 50 キロ級高張力鋼板に対する線状加熱加工に関する調査、調査結果の整理・検討を行なった。

以上により、昭和 57 年度の共同研究では、概略下記の諸事項が明らかになった。

① 非水冷型の新制御圧延型 KE 36 鋼板 (板厚 35 mm) の

- ・母材の基本特性 (諸強度特性、加工性)
  - ・脆性不安定亀裂発生および伝播・停止特性
  - ・溶接継手 (含大入熱溶接継手) 部の諸強度特性、脆性不安定亀裂発生特性
- などが明らかになった。

② 水冷型・非水冷型の新制御圧延型 50 キロ級高張力鋼板に対して、

- ・比較的拘束度の小さい継手 (グラビティ溶接などの 1 パス隅肉溶接継手など) に対しては、炭素当量 0.34% 以下の場合、予熱なしで水素量  $25 \text{ cc}/100 \text{ g}$  程度の溶接棒が使える可能性大である。
- ・拘束度の大きな継手に対する予熱不要限界は

$$C_{eq.} \leq 0.34 \% \text{ の場合 : 溶接棒の水素量 } \leq 15 \text{ cc}/100 \text{ g}$$

$$C_{eq.} \leq 0.30 \% \text{ の場合 : 溶接棒の水素量 } \leq 25 \text{ cc}/100 \text{ g}$$

程度となると考えられる。

などが明らかになった。ただし、溶接継手 (Depo および HAZ) の割れ発生限界が、母材と溶接金属との強度特性の相互関係に依存することも考えられるので、第 2 年度研究で明らかにされる予定である。

③ 水冷型・非水冷型の新制御圧延型 50 キロ級高張力鋼板に対する線状加熱加工は、現状の J S Q S に従って施工されれば問題ないことが確認され、さらに作業条件を緩和出来る可能性があることが明らかになった。

なお、これらの共同研究成果を踏まえて、現船級協会規則や、溶接性・加工性などの基準の見直し・再確認を随時前向きに行なうよう努力されている。

また、第 2 年度共同研究が終了する時点では、新制御圧延型 50 キロ級高張力鋼板を船材としてより有効に使用出来るよう、総合的評価が明らかになる予定である。

以 上

付 錄

付録 I 供試用鋼板の基本特性一覧

II セパレーションの発生機構

付録 I 供試用鋼板の基本特性一覧

SR193 第一年次報告書 (付録1)

表 1.1 試式 馬鹿 一 覧 表

鋼番	鋼種	製造年	脱酸形式	大入熱対策	熱処理	板厚	母材試験				溶接性				手試験			
							引試	張試 常温	C 引張 低温	シヤルビ 引張 D	E 引張 二重O 引張	S 引張 中型切欠 引張	D 引張 化学分析	硬度分布	組織調査	シヤルビ 引張 E 引張 P O	D 引張 E 引張 P O	熱影響部 引張
36E35A							○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○
36E35B							○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○
36E35C							○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○
36E35D							○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○
36E35E							○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○
36E35F	HE36	82	K	○	TM	35	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○
36E35G							○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○
36E35H							○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○
36E35J							○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○
36E35L							○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○
36E35K							N	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○

(1)西暦の下 2桁、(2) K : Killed, (3) N : Normalizing, TM : 大入熱溶接非対策新CR型鋼板 TM (H) : 大入熱溶接対策新CR型鋼板

Table 1.2 Chemical compositions of mother plates

Plate No.	Grade	Thickness (mm)	(1) Kind of Analys- sis	Chemical Compositions ( wt % )												X 100			
				X 100			X 1000			X 1000			X 1000			X 10000			
C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	V	Nb	Al	Ti	N	B	Ce	Ceq	Ceq	Pcm	
36E35A			L	15	41	139	18	2	1	2	Tr.	5	Tr.	25	15	380	-	-	40
			C	15	41	142	17	1	1	2	Tr.	5	Tr.	20	14	360	-	-	41
36E35B			L	13	34	143	11	1	1	2	-	Tr.	Tr.	36	Tr.	-	-	-	41
			C	13	35	145	10	1	1	2	-	-	-	38	Tr.	3	-	-	24
36E35C			L	10	31	134	17	5	1	2	Tr.	Tr.	20	26	-	-	-	-	24
			C	10	31	135	16	4	1	1	2	Tr.	Tr.	20	27	-	-	-	21
36E35D			L	10	40	152	11	2	20	21	1	Tr.	3	Tr.	26	-	-	-	22
			C	10	40	153	10	2	19	20	1	Tr.	3	Tr.	24	-	-	-	22
36E35E	KE36	35	L	14	34	135	15	3	2	2	1	1	3	Tr.	40	Tr.	-	-	34
			C	14	35	137	16	3	2	2	2	1	3	Tr.	41	Tr.	-	-	34
36E35F			L	9	30	141	16	1	1	1	1	Tr.	22	35	14	-	-	-	18
			C	9	31	140	16	1	1	2	1	Tr.	21	34	14	-	-	-	21
36E35G			L	9	42	149	12	2	20	21	1	Tr.	3	Tr.	25	12	-	-	38
			C	7	43	149	12	2	20	20	1	Tr.	3	Tr.	25	13	-	-	39
36E35H			L	10	30	137	19	2	1	1	1	Tr.	20	25	-	-	-	-	23
			C	10	31	136	18	2	1	1	2	Tr.	20	28	11	-	-	-	23
36E35J			L	9	26	155	14	1	27	1	2	Tr.	5	Tr.	24	14	260	-	-
			C	9	26	158	12	1	27	1	2	Tr.	5	Tr.	21	15	250	-	-
36E35K			L	16	36	142	17	5	1	1	2	Tr.	5	3	24	16	240	-	-
			C	17	37	144	17	4	1	1	2	Tr.	6	3	22	16	240	-	-
36E35L			L	10	29	149	6	1	19	36	-	-	Tr.	68	7	2	-	-	26
			C	11	29	146	5	1	19	36	-	-	-	70	7	2	-	-	20

(1) L : Ladle analysis , C : Check analysis

(2) Ceq (IACS) = C + M/6 + (Cr + Mo + V)/5 + (Ni + Cu)/5

(3) Ceq (JIS) = C + M/6 + Si/24 + Ni/40 + Cr/5 + Mo/4 + V/14

(4) Pcm = C + Si/30 + (Mn + Cu + Cr)/20 + Ni/60 + Mo/15 + V/10 + 5B

Table 1.3

Mechanical properties of mother plates

Plate No.	Grade	Thick-ness (mm)	Tensile Test ( Room Temp.)				Impact Test					
			Dir-ec-tion	Samp-ling (kgf/mm <sup>2</sup> )	Y.P. (kgf/mm <sup>2</sup> )	U.T.S. (kgf/mm <sup>2</sup> )	E.I. (G.I.=5.65/KA) (%)	R.A.	Samp-l-ing (%)	vTS (°C)	vTE (°C)	vT <sub>2</sub> (°C)
36E35A		L	1/4t	43.3	57.2	30.6	70.8	-112	-102	103	22.6	-103
		T	-	45.8	56.9	29.8	71.9	-113	-	19.9	1/2t	-88
		Z	-	45.8	55.1	20.6	63.4	-	-	-	-83	-87
36E35B		L	1/4t	39.8	51.0	33.2	82.3	-102	-98	99	35.1	-104
		T	-	41.2	52.3	30.1	82.6	-98	-98	99	33.6	-104
		Z	-	38.8	50.7	34.9	67.9	-	-	-	-	-
36E35C		L	1/4t	39.8	51.0	37.0	76.0	*	-78	-75	21.6	-74
		T	-	40.4	52.2	36.0	74.0	*	-68	-70	17.6	-74
		Z	-	39.5	52.0	30.0	74.0	-	-	-	-	-
36E35D		L	1/4t	38.0	51.0	35.0	80.0	*	-122	-108	25.6	-74
		T	-	39.0	52.0	34.0	81.0	*	-117	-107.5	24.3	-74
		Z	-	37.1	51.0	43.0	74.0	-	-	-	-	-
36E35E	KE36	L	1/4t	39.8	53.7	33.3	75.7	*	-68	-70	26.8	-74
		T	-	36.7	53.4	31.9	70.5	*	-55	-59	13.8	-74
		Z	-	39.3	52.8	19.0	71.9	-	-	-	-	-
36E35F		L	1/4t	41.4	50.5	36.4	79.5	*	-73	-69	29.8	-73
		T	-	42.7	52.5	34.9	79.1	*	-71	-69	29.8	-73
		Z	-	43.5	54.0	30.0	81.1	-	-	-	-	-
36E35G		L	1/4t	37.0	51.0	34.0	79.0	*	-103	-83	24.6	-107
		T	-	38.0	52.0	32.0	76.0	*	-96	-75	22.6	-102
		Z	-	36.8	51.9	42.0	72.0	-	-	-	-	-
36E35H		L	1/4t	41.2	51.3	38.0	78.0	*	-91	-88	22.0	-88
		T	-	42.1	52.3	35.0	77.0	*	-77	-77	19.9	-75
		Z	-	41.3	52.4	31.0	76.0	-	-	-	-	-
36E35J		L	1/4t	40.4	52.1	32.8	77.0	*	-114	-113	31.0	-113
		T	-	40.7	52.5	30.6	76.5	*	-126	-127	30.1	-106
		Z	-	43.2	51.6	22.0	79.3	-	-	-	-	-
36E35K		L	1/4t	38.8	56.9	29.4	70.8	*	-25	-38	9.3	-13
		T	-	40.7	57.2	28.0	64.2	*	-12	-46	8.9	-10
		Z	-	41.1	56.9	39.6	49.6	-	-	-	-	-
36E35L		L	1/4t	42.1	52.0	34.2	83.3	*	-124	-122	37.4	-118
		T	-	44.1	53.8	31.3	83.0	*	-124	-117	36.8	-110
		Z	-	41.9	52.4	44.8	82.1	-	-	-	-92	-95

(1) Mark \* : 1 mm under plate surface

(2) Temperature at 1/2 upper shelf energy

(3) Temperature at 1/2 energy of 100 % shear fracture

## 付録 II セパレーションの発生機構

### 1. Separationの成分

#### 1.1 Separationとは

制御圧延鋼（以下CR鋼と略す）の破面には、平滑引張試験、Charpy試験、広巾引張試験をとわず、しばしば破面に垂直で且つ圧延面に平行な割れが観察される。これは破壊試験以前には存在せず、破壊試験中に生じたもので、Separationと呼ばれ lamination（在層状ワレ）とは異なる。Separationは、striation delamination, splitting等とも呼ばれている。Separationの密度（S.I.）は次式で定義される。

$$S.I. = \sum L_i / A$$

但し、 $L_i$ は個々のSeparationの長さ、 $A$ は破断面の面積

#### 1.2 Separationの成因

Separationの面を観察すると、（介在物と地の剝離面）と（劈開面）より構成されている。時として（粒界破面）も見られることがある。

また、CR鋼では、圧延が比較的低温域でなされ、時には  $A_{\gamma 3}$  点近傍になることもあり、①介在物の延伸、②集合組織、特に鉄の劈開面である（100）が圧延面に平行に生ずる集合組織を生じ、板厚に平行な脆性亀裂への抵抗が低い、ことが知られている。

以上からSeparationの成因を考えると、引張荷重を与えられた鋼板中の切欠先端に存在する強い3軸応力性のため板厚方向（Z方向）に強い引張応力を生じており、このZ方向応力のため延伸介在物をGriffith Crackとして破壊非性の低いZ面（圧延平行面）に亀裂が進展する。これがSeparationである。Z方向応力は切欠先端近傍に限られるのでSeparationの発達も主破面近傍に限られる。

平滑引張試験の場合は、neckingが始まるときZ方向応力が生ずる。

以上のSeparationの成因、機構は以下に述べるSeparationの挙動と全たくConsistentである。

#### 1.3 Separation密度の温度依存性

Fig. 1は模式的にCR鋼のCharpy test結果を示したものである。要約すると、

- ① 100%延性破壊域でも吸収エネルギーは変化する。その変化する領域とSeparationの現れる温度領域は一致する。

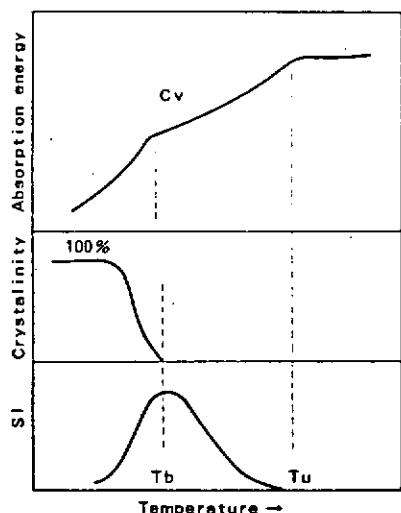


Fig. 1

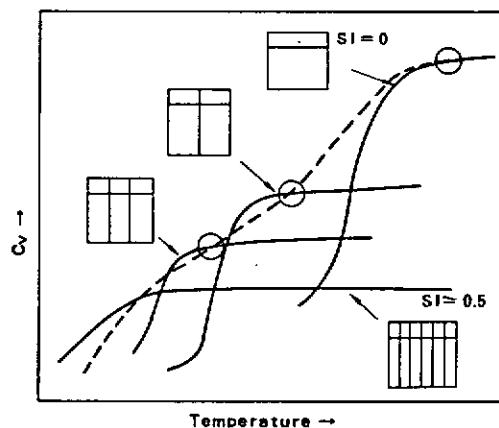


Fig. 2

② S. I がもっとも大きくなるのは脆性破面が生じ始める温度域である。

③  $C_v$  の変化は、積層板の Charpy 試験（実線）の重ね合せ（点線）により Simulate できる（Fig. 2）つまり各温度における吸収エネルギーは、その温度での S. I と等価な積層板の吸収エネルギーで近似的に代表される。

④ 板厚が減少するにつれ、 $vTrs$  が低温側に移るのは脆性破壊の遷移温度に対する板厚効果であり、良く知られている。

⑤ 板厚が減少するにつれ 100% 延性域の  $C_v$  が減少するのは、延性破壊に関与する塑性領域が減少するためである。

Fig. 3 は 100% 延性域の  $C_v$  と S. I の関係を調べたもので同一の板での場所による S. I のバラツキをそれに伴う  $C_v$  の変化を示している。S. I と等価な積層板の吸収エネルギーもほぼこれと同じ値となる。

⑥  $T_b$  温度以上で、S. I が低下するのは Z 面の劈開強度が温度と共に増加することになる。

$T_b$  温度以下で S. I が低下するのは Charpy 試験片の断面収縮の減少に伴ない Separation の発達拡大の駆動力が減少することによる。

#### 1.4 Separation に及ぼす板厚効果、歪速度効果

同一板を機械研削により薄板化した時の、100% 延性域の  $C_v/A$  および  $K_{ca}$  の変化は、CR材では他の材料より少ない。これは Separation を積層板と見做せば当然のことである。ことに 100% 延性域では薄板化するにつれて Z 方向の拘束が減り S. I も減少する。

歪速度の変化は温度の変化と全然同じで、Charpy 試験片に静的から衝撃値な荷重を与えるにつれ S. I は増加する。

## 2. Separation と破壊非性

### 2.1 Separation の影響する時機

前述の如く Separation が生ずるのは切欠先端から亀裂を生ずる時機の直前であることが観察されている。つまり切欠のない状態では完全に 1 体として動かし、例えば曲げ剛性が低下するようなことはない。切欠に応力が加わった状態の時始めて切欠先端の近傍だけ積層板と同じになるのである。

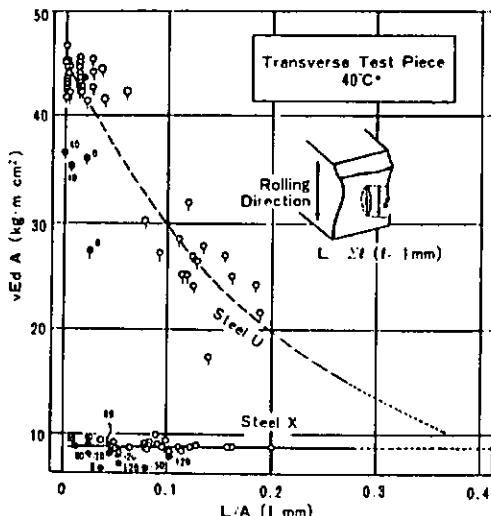
### 2.2 $vTrs$ と S. I

同一成分系の CR 材の  $vTrs$  は S. I により整理される。S. I を変えるのは仕上温度である。 $A_{r3}$  以下の圧延では集合組織が著しく発達し、S. I も高い。 $A_{r3}$  以上の圧延でも多少の集合組織は出るが仕上げ温度が高くなるにつれ集合組織も弱まり、S. I も零に近づく。

仕上温度の変化は S. I 以外にも粒径等にも影響するが Fig. 4 は  $vTrs$  が Separation によって支配的な影響をうけることを示している。

### 2.3 Separation と Pop-in

COD 試験や Deep Notch 試験の途上 Separation のため一旦荷重が下り “Pop-in” を生ずることがある。Separation を生ずると切欠先端での応力 3 軸度が低くなり塑性変形が急に進行して荷重低下を生ずるのである



\* For open circle data both of Steels U and X.  
Solid circles are those obtained at respectively designated temperatures.

$vEdA$ : the energy absorbed in a V-notch Charpy test piece broken in perfectly ductile manner

Fig. 3

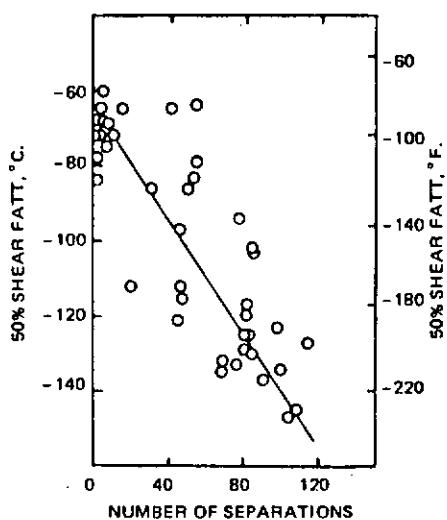


Fig. 4

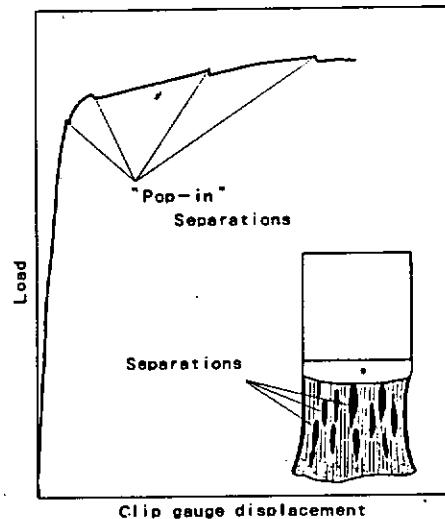


Fig. 5

(Fig. 5)。通常の Pop-in ならば主破面と同一面での小亀裂であり、それが最終破壊に通ずる危険性は否定できないが、Separation によることが明らかならば局所的に積層化しただけのことで最終破壊につながる惧れはない。

#### 2.4 脆性破壊停止性能に及ぼす Separation の影響

Separation を示す材料の  $vTrs$  は低いが、 $Kca$  は更に良好である。換言すれば同一の  $vTrs$  を示す 2 種類の材料でも Separation を示す材料の方が、Separation のない材料より  $Kca$  は高い。例えば 1" の Si・Mn・Nb・V 鋼で DWTT 100% FATT (脆性亀裂の伝播上限温度) を  $-50^{\circ}\text{C}$  以下にすることは CR 鋼を除けば困難である。これは全ったく Separation の板厚効果によるものである。すなわち、

(i) ESSO 試験の破面を観察すると Separation の発達、その周囲での Shear lip の形成及び脆性亀裂の停止が相次いで生じていることが認められる。

(ii)  $Kca$  の板厚依存性は  $Kc$  のそれより大きい。特に薄板領域で然りである。但し  $Kca$  は亀裂伝播停止の破壊韌性  $Kc$  は発生のそれである。これは次の様にして理解される。すなわち板厚減少に従がい、

$Kc$  : 切欠先端の板厚中央部での応力 3 軸度の低下 ( $Kc$  の増加)

$Kca$  : 同上の効果 + Shear lip の形成 (Fig. 6 を参照)

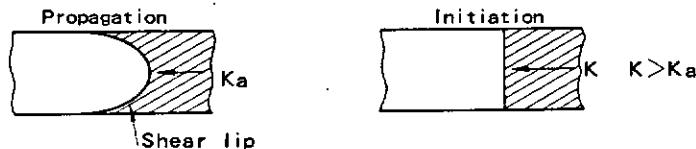


Fig. 6

#### 2.5 Separation と延性破壊

Separation を生ずると延性亀裂の伝播抵抗が減少する。このことは  $Cv$  が S. I. の増加と共に減少することからも推定される。(現在、不安定延性破壊に対する抵抗力は  $Cv$  に比例すると考えられている。) S. I. に伴う延性亀裂伝播抵抗の減少は 1.3 の⑤に述べたとおりである。

延性亀裂に対する抵抗力の低下が問題になっているのは、今の所大径高圧ガスパイプラインだけである。この場合は設計応力が一次応力で降伏点の実に 72 ~ 80 % という大きな値を許容していること。また亀裂が発生して

内包ガスが洩れても内圧低下が少ないと理由により僅か数拾cmの亀裂から不安定延性破壊が発生し数百mに亘って伝播するものである。

通常用いられるC R材のCvはSeparationによる低下のある場合でも数kg-mから拾数kg-mでありSeparationのない材料の亀裂抵抗力と同程度である。ガスパイプライン以外で発生時から延性亀裂が伝播する例は今迄知られていない。

### 3. C R材のZ方向特性

前章で説明したように、Separationは、脆性破壊抵抗を増加させる効果的な手段であり、延性破壊抵抗についても、実際上殆んど問題はない。但しSeparation'を生ずるということはZ方向特性が通常材より低いことを示しているのでZ方向に力のかかる構造物では考慮が必要となる。

#### 3.1 Z方向に応力のかかる場合

Z方向に応力のかかる場合のない構造物はパイプラインであり、このためC R鋼はまずパイplineに適用された。

Z方向の応力の高い場合は、高層建築の柱梁の接合部に地震等による大変形が加わる場合や、海構のノード部へのプレースの取付け部である。

造船や容器では大略としてZ方向への応力はかかるないが、例えば円筒タンクの側壁とアニュラー板継手部の如く一部Z方向の応力を考える必要のある部分が存在する。

造船でZ方向特性が比較的問題にされることが少ないので、

- (i) Z方向に大荷重を支える構造がない。
- (ii) Fig. 7に見られる如くZ方向の荷重を支える板の断面積が広く、力線が拡がり、応力的にも低い。

この様な観点からはFig. 8の様な構造はC R板（特に仕上温度の低い鋼）では避けた方が無難である。

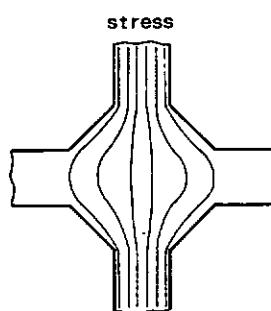


Fig. 7

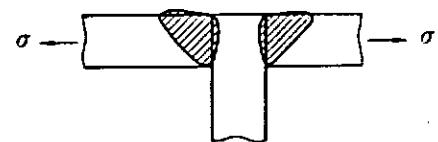


Fig. 8

#### 3.2 Z方向に応力のかかる構造物に用いられるC R鋼

C R鋼の介在物をGriffith CrackとするZ方向破壊条件は次の様になる。

$$K_z > K_{cz}$$

$$K_z = \sigma_z \sqrt{\pi a} \quad K_{cz} = \text{function (texture)}$$

Suffix Zは、Z方向の特性であることを示す。Zは介在寸法、KczはSeparationの出易い鋼ほど低い。生じた亀裂はZ面を伝播し易い。従ってZ方向に力のかかる構造物では、仕上温度、したがってKcaをあまり下げないようにするほか、Kzを小さくすることが重要である。そのためS含有量を低め、Sulfideに変えることが行なわれている。これによりZ方向破壊抵抗（例えばZ方向引張のRA）の高いC R鋼が作られている。

### 3.3 Z方向への破壊の防止基準

Z方向にワレの生ずる場合は、溶接熱応力によるワレ、使用中のワレが考えられる。

- (i) ラメラーティー試験：各種のラメラーテア試験によりチェックできる。溶接金属直下部に生ずるラメラーテアーは溶接熱によりCR組織（集合組織）が崩れるのでCRの影響は少ない。（例えばクランフィールド試験）しかし極端にZ方向特性の劣化した材料ではZ窓枠試験で板厚中央に割れを生ずる場合がある。後者の場合には、Z方向の絞りが耐ラメ性の目安となりうる。

- (ii) 使用中の亀裂発生（脆性破壊）

この判定にはK<sub>CZ</sub>またはδ<sub>CZ</sub>試験が良い目安となろう。但し、前節で述べた様に、Z方向には応力集中とは逆に応力分散がある場合が多く所要破壊靄性値は、通常要求されるK<sub>C</sub>、δ<sub>C</sub>値よりはかなり低い値で充分であろう。

精確な議論のためには具体的構造についての計算が必要である。

## 4. 結論

- (i) CR鋼の破面上に見られるSeparationは当初は存在せず、破壊の進んだ段階で生ずるものである。
- (ii) Separationは靄性と共に脆性亀裂停止に対する破壊靄性を高めるのに効果的である。
- (iii) Separationを生ずる材料は、Separationの密度に応じるZ方向特性は低い。このためZ方向に応力のかかる場合には、

CR鋼の製造条件（介在物、集合組織）

Z方向応力の少ない構造

構造に応じた試験によるチェック

が望ましい。