

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

総合報告書

控

昭和60年5月
東京都港区虎ノ門一丁目15番16号
船舶振興ビル8階
社団法人 日本造船研究協会
電話(03)2271-8080

社 团 法 人

日 本 造 船 研 究 協 会

はしがき

本報告書は、日本船舶振興会の昭和57、58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」の成果を総合的に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)	岸本 昌法 (三井造船)
	佐伯 迪昭 (住友金属工業)	佐藤 邦彦 (大阪大学)
	須沢 良一 (川崎重工業)	杉山 忠男 (日本钢管)
	田代 新吉 (日本海事協会)	田中 潔 (新日本製鉄)
	辻 勇 (九州大学)	筒井 康治 (日本海事協会)
	豊貞 雅宏 (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 (サノヤス)
	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 讓 (東京大学)
	伏見 彰 (三菱重工業)	町田 進 (東京大学)
	前中 浩 (船舶技術研究所)	宮崎 建男 (日立造船)
	森山 康 (新日本製鉄)	渡辺 勉 (日本钢管)
	吉識 恒夫 (三井造船)	

W・G・1 委員名簿

(敬称略、順不同)

主査	町田 進 (東京大学)	
幹事	矢島 浩 (三菱重工業)	豊貞 雅宏 (日立造船)
委員	北田 博重 (日本海事協会)	井野 幸雄 (日本海事協会)
	野本 敏治 (東京大学)	深川 宗光 (石川島播磨重工業)
	松村 裕之 (川崎重工業)	立石 勝 (日立造船)
	松下 久雄 (三井造船)	阪井 大輔 (三菱重工業)
	田中 潔 (新日本製鉄)	安田 健二 (日本海事協会)

W・G・2 委員名簿

主査	佐藤 邦彦 (大阪大学)	
幹事	矢島 浩 (三菱重工業)	豊貞 雅宏 (日立造船)
委員	町田 進 (東京大学)	豊田 政男 (大阪大学)
	北田 博重 (日本海事協会)	松村 裕之 (川崎重工業)

立石 勝	(日立造船)	阪井 大輔	(三菱重工業)
高島 弘教	(新日本製鉄)	田中 潔	(新日本製鉄)
安田 健二	(日本海事協会)	深川 宗光	(石川島播磨重工業)
松下 久雄	(三井造船)	野村 幹夫	(住友重機械工業)
安岡 俊樹	(日本钢管)		

W・G・3 委員名簿

主査	辻 勇	(九州大学)	
幹事	村松修一	(川崎重工業)	奥井信之 (石川島播磨重工業)
	須沢良一	(川崎重工業)	
委員	中島正樹	(長崎大学)	北田博重 (日本海事協会)
	宮崎建雄	(日立造船)	岸本昌法 (三井造船)
	松本勝一	(三菱重工業)	安岡俊樹 (日本钢管)
	百合岡信孝	(新日本製鉄)	新川耕治 (川崎製鉄)
	中島清	(神戸製鋼所)	中西睦夫 (住友金属工業)
	楠原祐司	(川崎製鉄)	渡辺之 (日本钢管)
	北田豊文	(日本钢管)	谷垣尚 (日鉄溶接工業)
	加藤一郎	(住金溶接工業)	安田健二 (日本海事協会)
	野村幹夫	(住友重機械工業)	

W・G・4 委員名簿

主査	金沢 武	(長崎総合科学大学)	
幹事	北田博重	(日本海事協会)	片上幹史 (新日本製鉄)
委員	安田健二	(日本海事協会)	志賀千晃 (川崎製鉄)
	杉山忠男	(日本钢管)	別所清 (住友金属工業)
	高嶋修司	(神戸製鋼所)	森山康 (新日本製鉄)

討議参加者名簿

W・G・1	道場 康二	(川崎重工業)	中西保正 (石川島播磨重工業)
	吉成仁志	(東京大学)	野町和牛 (日立造船)
W・G・2	十河泰雄	(新日本製鉄)	秋山元 (日本海事協会)
	川野始	(三菱重工業)	多田益男 (三菱重工業)
	井上好章	(三菱重工業)	古賀 (三井造船)
	野田俊介	(三菱重工業)	中村啓二 (三井造船)
W・G・3	藤原義久	(石川島播磨重工業)	奥村 (新日本製鉄)
	西浦憲爾	(住友重機械工業)	下瀬 (神戸製鋼所)
	秋山元	(日本海事協会)	大野 (日立造船)
	福山	(石川島播磨重工業)	中村達夫 (住金溶接工業)

	沖 崎 弘 幸 (川崎重工業)	平 野 (日鉄溶接工業)
	松 下 (住金溶接工業)	松 本 茂 (住金溶接工業)
	原 幸 夫 (住友金属工業)	三 宅 俊 良 (三井造船)
	中 井 洋 二 (神戸製鋼所)	
W・G・4	原 幸 夫 (住友金属工業)	瀬 田 一 郎 (住友金属工業)
	岩 崎 紀 夫 (日本钢管)	中 野 善 文 (住友金属工業)
委 員 会	青 木 真 一 (川崎製鉄)	福 原 幸 雄 (神戸製鋼所)
	古 君 修 (川崎製鉄)	糸 賀 兴 右 (川崎重工業)
	三 宅 俊 良 (三井造船)	中 井 洋 二 (神戸製鋼所)
	佐 藤 (住友金属工業)	

目 次

まえがき

第Ⅰ編 T M C Pによる船舶及び海洋構造物用鋼材の現状と今後の応用	1
1章 船舶及び海洋構造物の現状と今後の展望	1
1.1 North Sea, Arctic Ocean その他寒冷地域における今後の船舶、海洋構造物の Needs と鋼材への Demand	1
1.1.1 船 舶	1
1.1.2 海洋構造物	2
1.2 鋼材及び溶接に関する規則の現状と今後の展望	12
2章 T M C Pによる鋼材の基本特性の改良	32
2.1 T M C P適用の基本的考え方	32
2.2 大入熱溶接対策適用の基本的な考え方	43
3章 T M C Pの各鋼種への応用	58
3.1 高張力鋼への応用	58
3.2 低温用鋼への応用	71
3.3 形鋼への応用	88
第Ⅱ編 T M C Pによる50キロ級高張力鋼板の船舶への有効利用	99
1章 熱影響軟化部を有する溶接継手の引張り強さ	99
2章 脆性破壊特性と要求韌性値	107
2.1 溶接継手部の破壊韌性	107
2.2 溶接継手部に必要な韌性値(v E)	107
2.3 母材の脆性亀裂伝播停止性能	109
2.4 クラックアレスター材に必要な破壊韌性値(K ca)についての提案	110
3章 热影響軟化部を有する溶接継手の疲労強度	124
4章 热影響軟化部を有する溶接継手の曲げ及び圧縮強度	129
5章 工作上の有効利用	139
5.1 船体用50キロ級高張力鋼の工作法の現状とT M C P鋼への期待	139
5.2 T M C P鋼の工作法に関する提案	140
5.2.1 ショートビード及びアークストライク	140
5.2.2 予 熱	146
5.2.3 非低水素系溶接棒の採用	150
5.2.4 線状加熱及び熱ひずみ取り加工	156
5.2.5 すみ内溶接専用棒の強度規格	163
5.3 T M C P鋼採用による工作上の期待効果	169
あとがき	175

ま　え　　が　　き

日本造船研究協会第193研究部会は、新製造法（TMC P）で製造された鋼材を、造船所にとって、工作面等でいかに有効的に利用できるかについての基本的資料を得ることを目的として、昭和57年9月に発足したものである。

本年度は、これまでの研究結果の取りまとめ及び追加研究のために、次の4つの作業部会を設置してそれぞれの項目についての検討を行なった。

第1作業部会（WG1）では、母材及び溶接部の破壊じん性についての検討

第2作業部会（WG2）では、溶接継手の強度についての検討

第3作業部会（WG3）では、工作面における新鋼材の有効利用についての検討

第4作業部会（WG4）では、船舶及び海洋構造物用鋼材の製造面の現状と今後の展望についての検討

本報告書は、上記の検討結果をもとに、第193研究部会の最終報告として取りまとめたものである。

第Ⅰ編 T M C P による船舶及び海洋構造物用 鋼材の現状と今後の応用

1章 船舶及び海洋構造物の現状と今後の展望

1.1 North Sea, Arctic Ocean その他寒冷域における今後の船舶、海洋構造物の Needs と鋼材への Demand

1.1.1 船舶

従来、高張力鋼（以下HTという）では、強度を上げるため炭素当量（Ceq.）が軟鋼より高くなっていた。そのため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のせい化が問題となっていた。即ち、低入熱溶接法としての被覆アーク溶接においては、割れ防止のためにCeq.を抑える（Ceq. ≤ 0.41）、寒冷時の手熱施工、低水素系溶接棒の使用と吸湿量の制限、ショートビードの制限などを行なわれていた。また、エレクトロスラグ、エレクトロガス溶接法に代表される大入熱溶接法においては、外板の横縫縫手には、100kJ/cm以上の溶接を制限し、これらの溶接の適用制限あるいは片面溶接法においては多層化することが行なわれていた。

さらに船体建造工程では、溶接のほかに加工工程において線状加熱が行なわれることがあるが、HT材については最高加熱温度と水冷開始温度の制限が行なわれていた。

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、軟鋼に比して多くの手数を要していた。一方、最近になって船舶の燃料費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計るために、より一層船体構造にHT材を使用することが日本の造船所において計画されてきた。即ち、従来の機強度部材に加えて、局部強度部材への採用、さらには降伏点が36kgf/mm²高張力鋼（以下HT36という）の積極的な採用化が計画された。

図1.1.1及び図1.1.2にて、HT材の使用範囲拡大の変遷と最近のHT材の採用例を示す。

HT材多用の適用船としては、当初は石炭及び鉱石運搬用の大型ばら積運搬船（Bulk Carrier）に適用されていたが、最近では油槽船、コンテナ船、自動車運搬船等の多種の船舶に採用され、その適用は急速に拡大しつつある。

HT材の多用化は上述のように、軟鋼に比して多数の工数を要するが、低Ceq.でかつ高強度の新鋼材（T M C P鋼）の採用によりこの問題は次第に解消されつつあり、新鋼材は現在の船舶のHT多用化に少なからず寄与している。

本委員会のWG4で、国内の大手鋼材メーカーを対象に造船用HT材の製造実績についての最近の傾向について調査した結果、図1.1.3及び図1.1.4に示すように、造船所のHT多用化に平行して増加しているが、とくにTMCP鋼の比率が増加しているのが目立っている。今後、造船所におけるT M C P鋼の積極的な有効利用により、この傾向はますます増加するものと推測される。さらに、将来的には海洋構造物等で既に用いられている降伏点が40kgf/mm²以上の、より高強度のHT材を使用した商船も出現していくと予想される。

1.1.2 海洋構造物

(1) 環境条件の変化

海底より石油及び天然ガス資源の採掘は、資源の涸渇と共に次第に極地化及び深海化の傾向をたどっている。従って、それに必要な掘削リグ、生産プラットホーム及び輸送設備に使われる鋼材への要求特性も低温化、ハイテン化及び極厚化の傾向がみられる。

図1.1.5^{1.1)}は、北半球の氷海域の石油資源分布を示したものであるが、この地域には全世界の石油の約16%が埋蔵されていると推定されており、今後の開発が期待されている。また表1.1.1^{1.2)}はこの地域の海構材の最低使用温度について調査した例であるが、設計外気温度が-50°C／最低温度-80°Cまで下り、鋼材にとって非常に厳しい環境条件になる。

従って、合金元素添加量を減らし良好な溶接性を維持しながら且つ経済性を保つ分野として、T M C P鋼が大いに威力を発揮することが期待されている。

更に氷海域の場合には、氷荷重の問題及び海水中の腐食・防食の問題を特に注目する必要があると云われている。

また現在盛んに開発されている北海の場合でも、油田は次第に北上しつつあり、またノルウェー側では、Troll Field ガス田のごとく、水深350mのものまで計画されている。

(2) 海洋構造物の種類

(1)で述べたごとく、環境条件の変化により海洋構造物も数々のデザインのものが考えられている。図1.1.6^{1.3)}～図1.1.12は、氷海域に使われているか又は考案されているデザインの例を示している。また図1.1.13は、北海に使用されたTLP及び、計画中のTOPの模型図を示している。

これらから判るとおり、従来のジャケットタイプのものから、環境条件の変化により非常に数多くのものが考案され、未だ標準化はされていない。夫々のものから特殊な鋼材要求が出てくることが予想されている。

表1.1.2^{1.4)}及び表1.1.3^{1.4)}は、これら構造物のタイプを掘削用と生産プラットフォームに分けて、得失を評価した例を示している。

これによると、比較的浅い氷海域では、ケーソンタイプの人工島が主流を占め、北海及びカルフォニア沖等の深海になると、経済性を考慮して、セミサブ及びTLP等フローティングタイプのものが増えてくるだろうと予想されている。

(3) 鋼材への要求特性

表1.1.4^{1.4)}は、油田の一般的な傾向と鋼材に対する要求特性の関係を整理したものであり、表1.1.5^{1.4)}は前項で述べた傾向を考慮して、今後の海洋構造物用鋼板に要求される特性をまとめたものである。

これらから明らかなどとく、次の項目が注目すべき特徴として上げられる。

- 1) 板厚の拡大
- 2) 高張力鋼化
- 3) 要求韌性の低温化
- 4) 良好な溶接性
- 5) 耐環境特性の向上(腐食疲労も含む)

これらに対してT M C P鋼は正に適した鋼板であり、今後の厳しい要求特性を満足する新製品開発が期待されている。

(4) 鋼板開発の現状と今後の展望

図1.1.14^{1.4)}は、既に開発されている海洋構造物用鋼板を、板厚、強度及び使用温度との関係で示したものである。この中には勿論T M C P鋼も含まれているが、今後更に発展させなければならない項目として、次の三項目が上げられる。

- 1) 適切な溶接方法を考慮した強度・韌性を有する鋼板の開発
- 2) 低温で使用される極厚鋼板の開発
- 3) 複合材料の開発

参考文献

- 1.1) 山薦：氷海船舶技術の最近動向（経営能率研究会）
出典：石油公団資料 1980.8
- 1.2) 町田他，“海洋構造物の低温用材料選定に関する研究報告書”日本造船研究協会第195研究部会
- 1.3) 大島：氷海工学と石油開発
JSSC Vol.18 No.191 '82 5
- 1.4) 伊藤：The trend of development of Steels used in the arctic Ocean field.
Workshop "Arctic Materials and Arctic Engineering for the 21st century"
Marine Technology Society Oct. 15-17 1984.

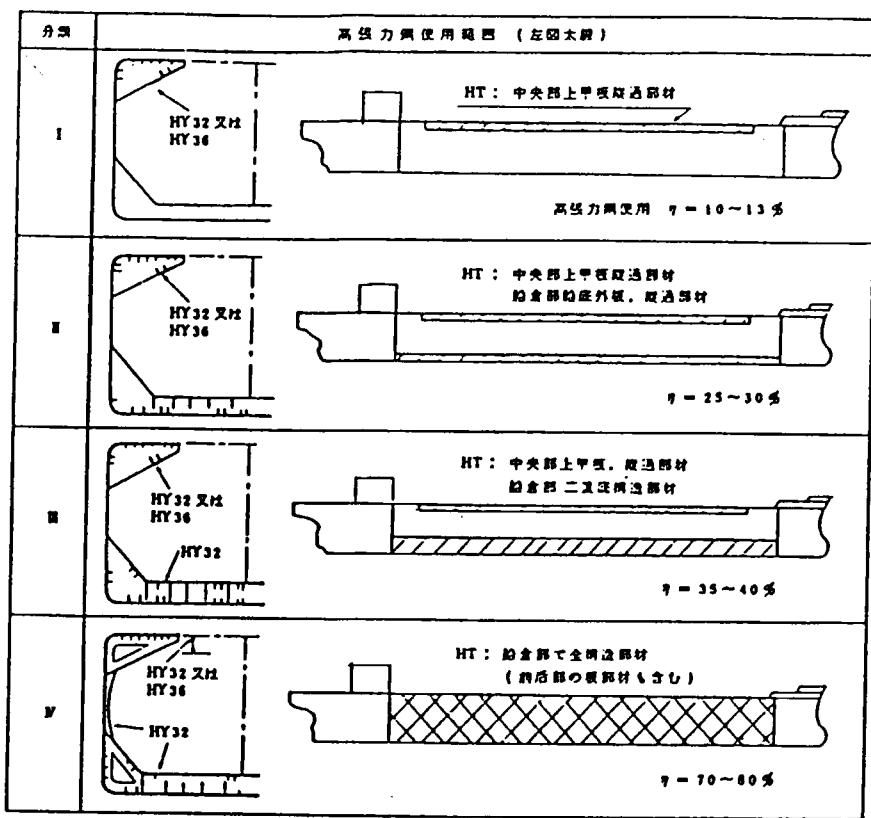


図 1.1.1. 高張力鋼の使用範囲(ばら積貨物船)の変遷の例

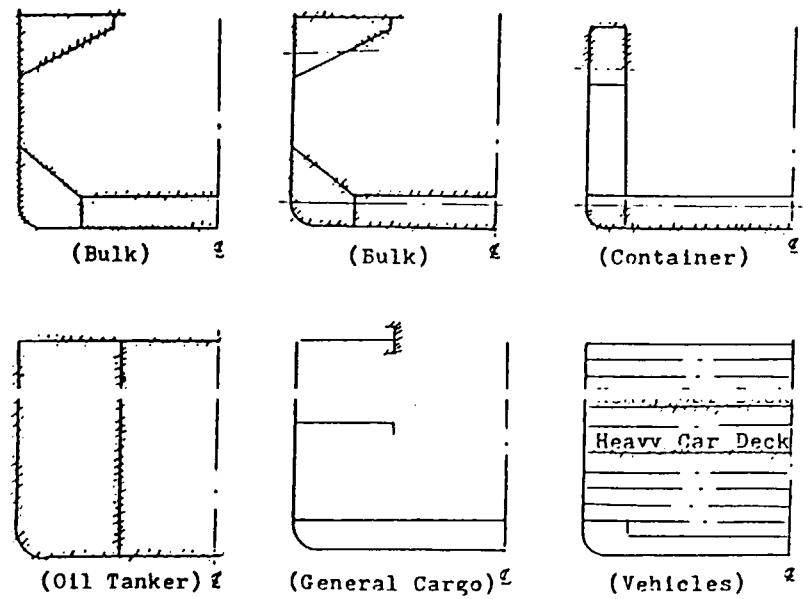
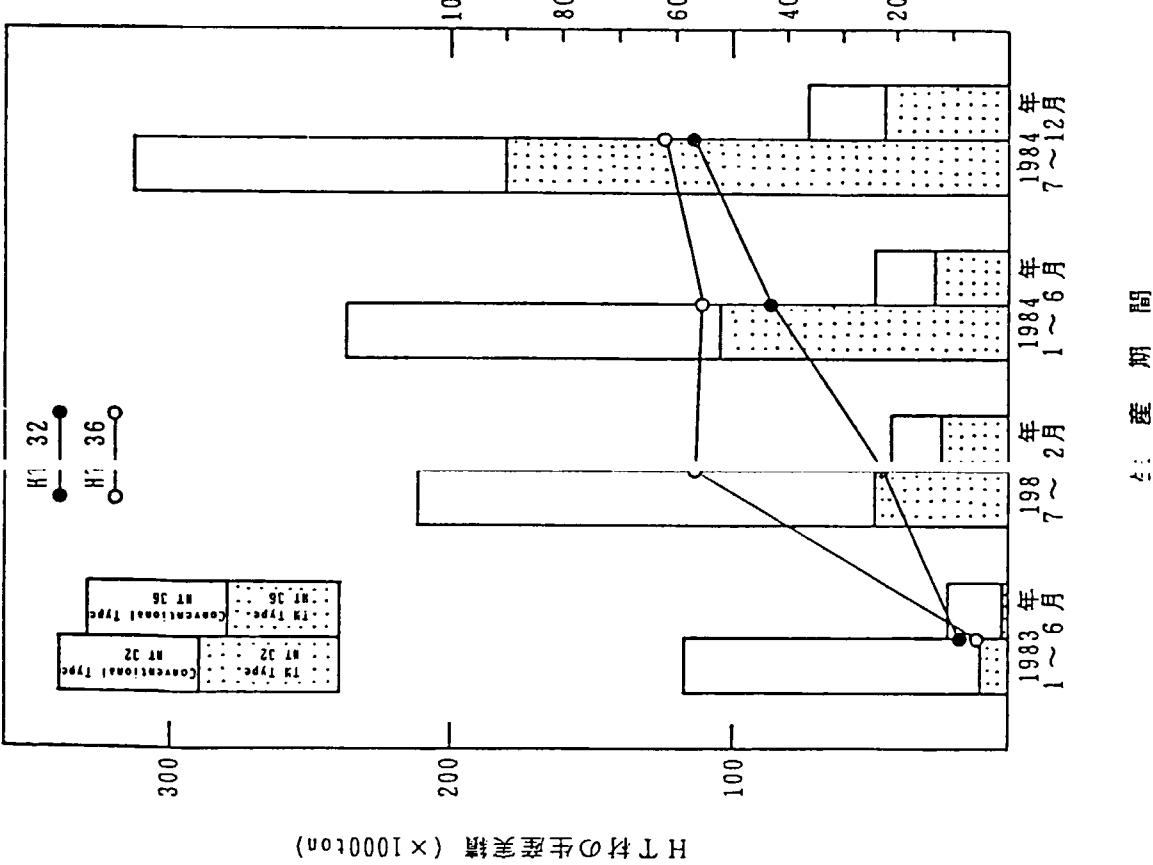


図 1.1.2 最近の船舶のHT材の適用例(HT材使用範囲)

(WG 4 のアンケート調査結果)



(WG 4 のアンケート調査結果)

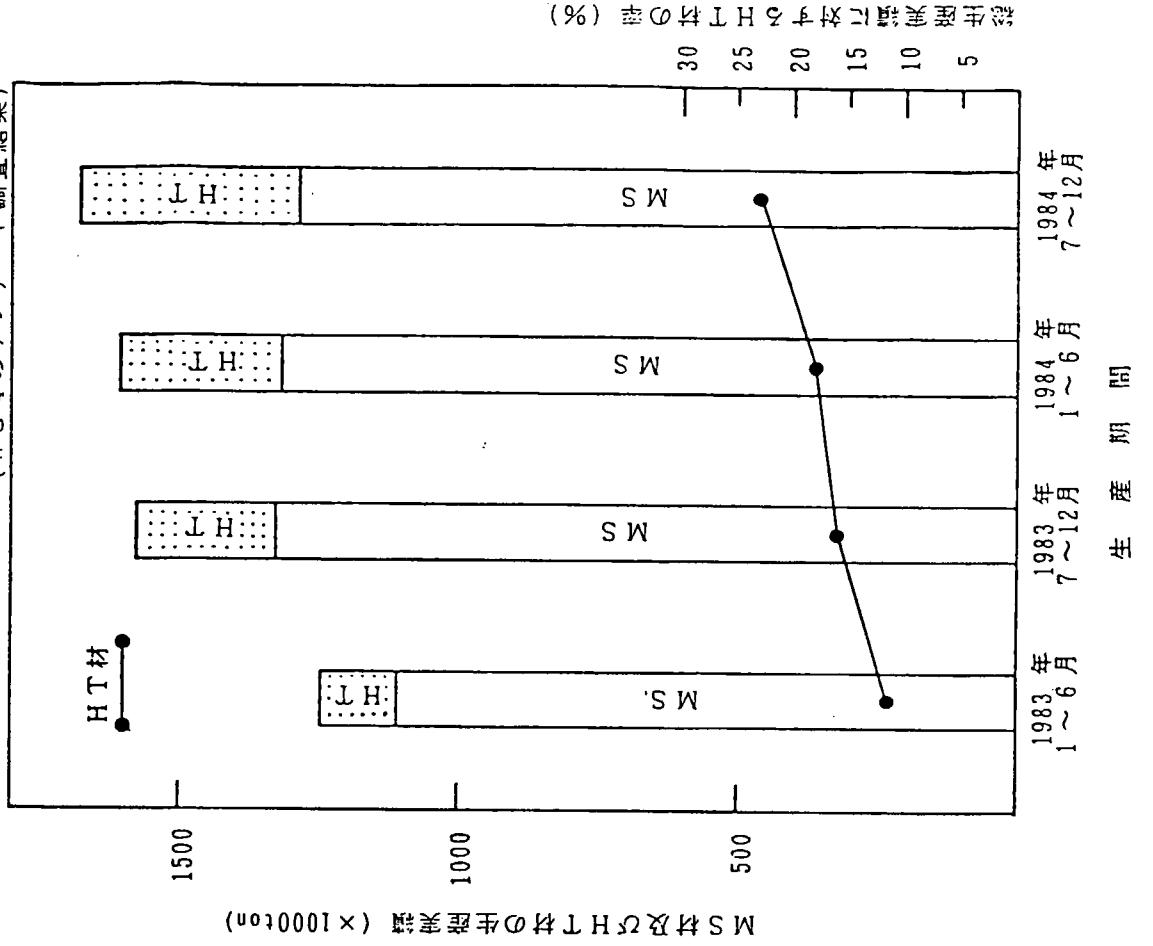


図 1.1.4 造船用HT材の製造実績

図 1.1.3 造船用鋼材の製造実績

表 1.1.1 構造詳細と最低温度との関係

構 造		Mean Daily Min. Temp. (°C)	最 低 温 度 (°C)
1. 半潜水式構造物 HTB, HDB (亜北極圏用)	Operation Condition	0 ~ -2 (海 水)	-30 ~ -32
	Transit Condition	-30 (外 気)	-60
2. 鋼製ケーソン (北極圏用)	垂直又は傾斜壁型ケーソン の外殻構造	-50 (外 気)	-60
3. モノポット型ブ ラットフォーム (北極圏用)	モノポットと下部構造結合部	0 ~ -2 (海 水)	-30 ~ -32
	モノポットと甲板構造結合部	-50 (外 気)	-80
4. コニカルドリリ ングユニット (北極圏用)	外 殻 構 造	-50 (外 気)	-60

表 1.1.2 Evaluation and future in each types of drilling

Type	Operating Depth	Evaluation			Future
		for Ice	for Wave	all-seasons operation	
1. Artificial island Gravel	Shallow Sea	◎	○	○	—
	Caisson	◎	○	○	Main type for shallow arctic sea
2. Landing Gravity	Shallow Sea	△	△	△	—
	Jack up	△	◎	△	—
3. Floating Ship or burgh	Medium Depth Sea	○	○	△	—
	Semi-sub	○	◎	△	Main type for deep sea

◎ Very strong ○ Strong △ Weak

表1.1.3 Evaluation and the future in each types of production platform

Type	Operating Depth	Evaluation				Future
		for Ice	for Wave	For soft foundation	Technical completeness	
1. Artificial island	Shallow Sea	◎	○	○	◎	To be used continuously around shallow offshore in the arctic ocean
2. Jacket	Medium Depth	○	◎	○	◎	
3. Gravity	Medium Depth	○	○	△	◎	To be limited in the sea with solid foundation
4. Floating	(Temporary)	○	○	◎	◎	
5. High-Compliance Guyed-Tower TLP	Deep Sea	△	○	◎	○	To be used practically in the other sea area
6. S.P.S	Deep Sea	◎	◎	◎	△	Will develop in the deep sea

◎ Excellent ○ Good △ No

表1.1.4 General trend and required properties of well and drilling

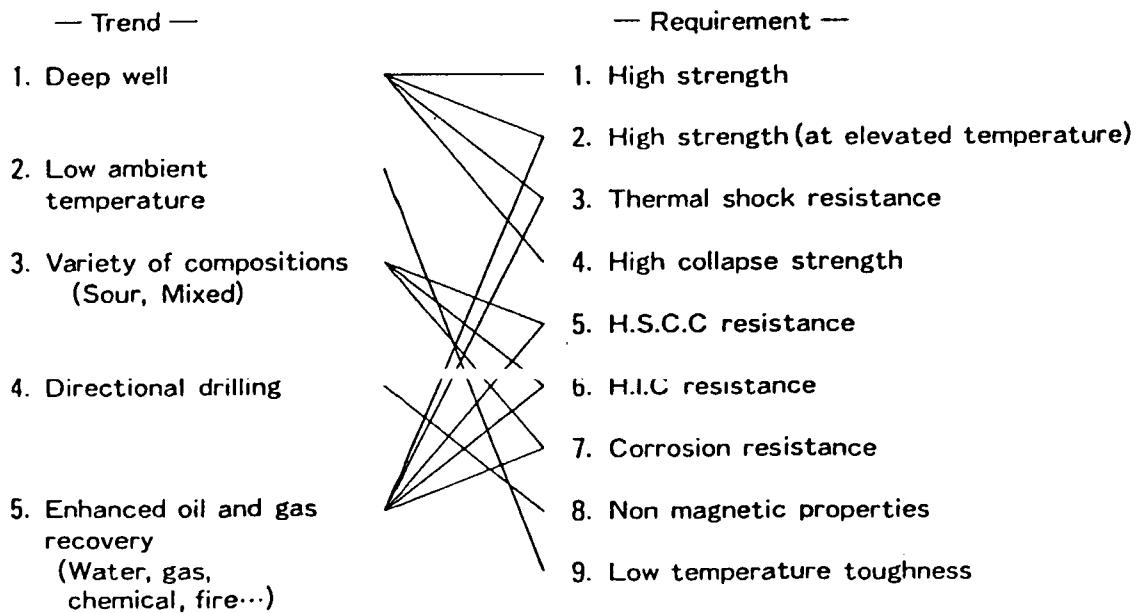


表 1.1.5 Required properties of steels for off-shore structures and ships

Items	Drilling and production structures	Transportation ship and supply boats
1. Thickness	~100, ~200mm	~100mm
2. Strength	σ_b 50~60, ~80kg/mm ²	σ_b 50, 60kg/mm ²
3. Toughness	Service temperature ~-50°C, ~-60°C	Service temperature -50°C ~ -60°C
4. Fatigue	Corrosion fatigue property in the sea water	—
5. Corrosion resistance	—	Corrosion resistance for steel without coating for ice breaker
6. Weldability	Toughness for the variety of welding heat input No preheating	Toughness for the variety of welding heat input No preheating

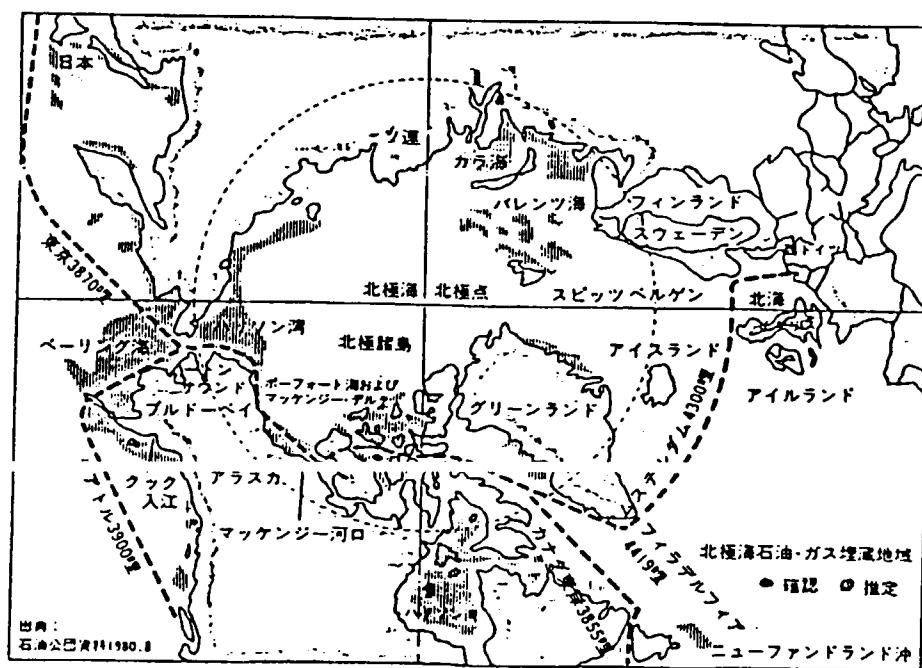
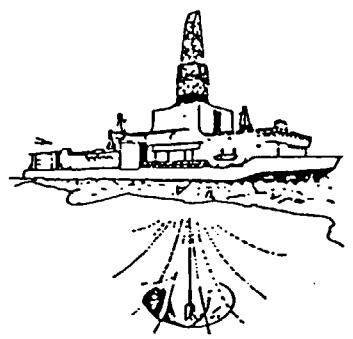


図 1.1.5 北半球氷海域の石油資源分布



Operational Limits: Extended Summer in Pack Ice;
Year-round in Landfast Ice with
Icebreaker Support
Water Depth Range: 0ft-10ft
Configuration: Ice Reinforced Drill Barge Hull
with Swiveling Superstructure at Monopole
Ballast: No Requirement

図 1. 1. 6 Dome's swivel drillsip

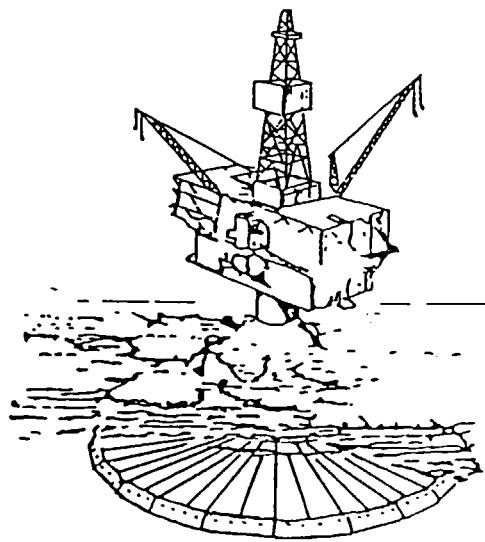


図 1. 1. 9 Monocone 形プラットホーム

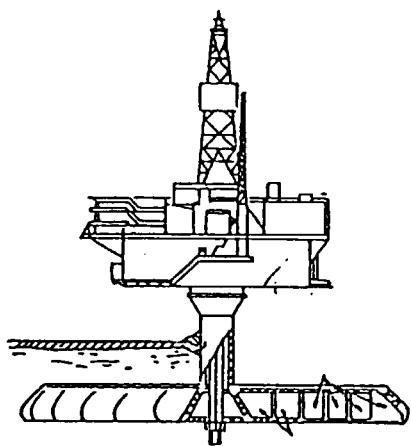


図 1. 1. 7 Monopod 形プラットホーム

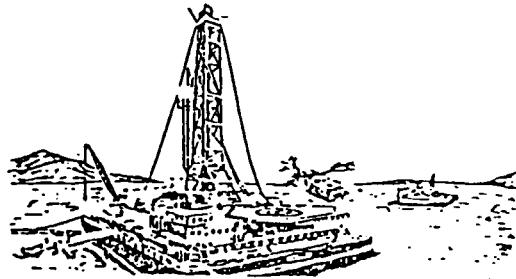


図 1. 1. 10 Mackace's air cushioned drillbarge

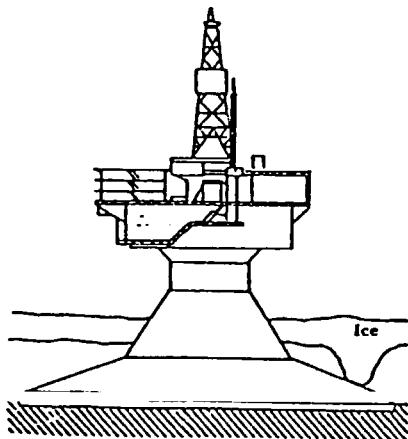
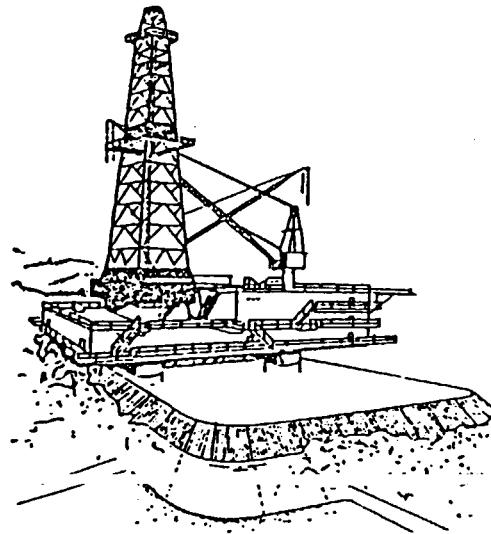


図 1. 1. 8 Cone 形プラットホーム



Operational Limits: Year-round in Nearshore Arctic
Water Depth Range: 7 ft-30 ft
Construction: Steel
Configuration: Slope-sided Rectangular Hull Supporting Rectangular
Superstructure on Two Columns
Ballast: Seawater

図 1. 1. 11 Offshore Co.'s Arctic Drill Barge

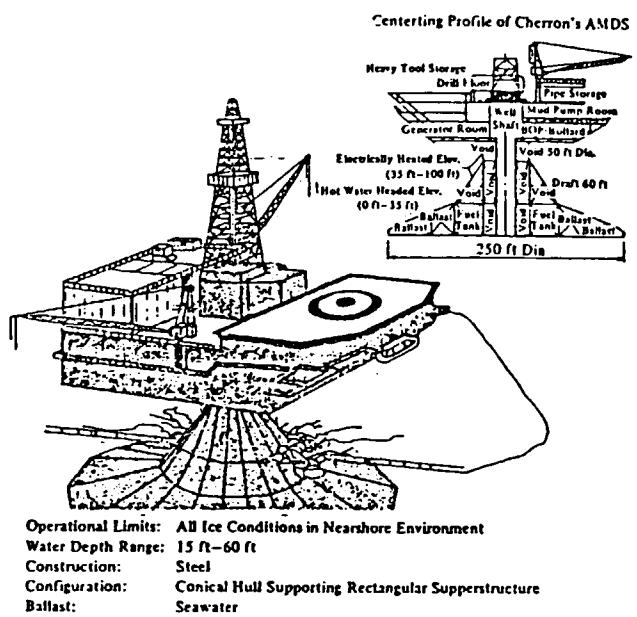


図 1.1.12 Chevron's Amds.

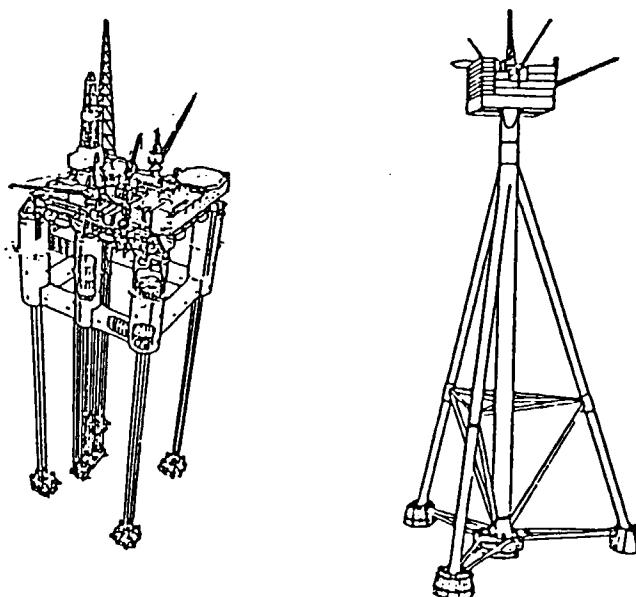


図 1.1.13 Examples of designs of T. L. P. and T. T. P.

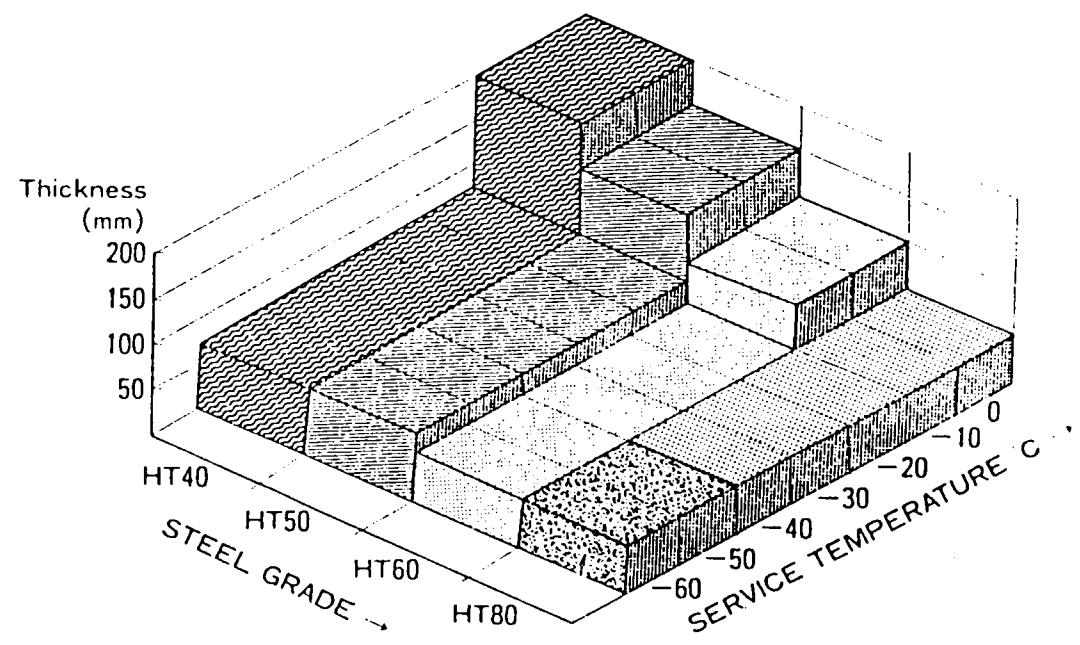


図 1.1.14 Variety of Steel Materials for Offshore Structure Application

1.2 鋼材及び溶接に関する規則の現状と今後の展望

1.2.1 船体構造用鋼材

(1) 船級協会規則(IACS)

船体構造部材に使用される軟鋼材は、今から約25年前の1959年にUR. No.1 " Requirements for Hull Structural Steels "としてIACS(International Association of Classification Societies)で統一規則化された。

この統一化は、溶接船の建造増加が見込まれていた当時にあって大きな意義があったと思われ、またその後の造船用鋼材の発展に大きく寄与していると見做される。

UR. No.1 で規定された5種類の軟鋼材(Grade A, B, C, D, E)は、船舶の脆性破壊の防止を主眼において鋼材の韌性値に格差を与えたものであり、その方法として次の手段を用いている。

- (a) 化学組成の成分設計
- (b) 热処理
- (c) シャルピー試験における要求吸収エネルギー値

次に、1971年に統一化されたUR. No.12 " Requirements for High Tensile Hull Structural Steels "では、2種類の規格降伏点(σ_y 32kgf/mm², 36kgf/mm²)に対し、それぞれ要求韌性値の異なる計6種類の高張力鋼材(Grade A32, D32, E32, A36, D36, E36)が規定されている。

鋼材の韌性確保の面から見た大きな特徴は、高級鋼に対しては同一の要求吸収エネルギー値に対するシャルピー試験温度(AH : 0°C, DH : -20°C, EH : -40°C)を低くし、また熱処理では焼きならし(焼きならしの代りに一部温度制御圧延を許可)を要求していることである。

1979年には、両統一規則とも一部修正され、軟鋼材と高張力鋼材を1つにまとめたUR. W11 " Normal and High Strength Structural Steels "が設けられた。表1.2.1は、現行UR. W11規則の高張力鋼材の規格であり、現在ほとんどの船級協会規則に取り入れられている。

最近では、鋼材に対する製鋼、圧延等の製造法や溶接施工法の進歩・改善により母材のみならず溶接継手部も高韌性値が得られるようになってきている。

(2) IACS改正の動向

日本の製鉄所において数年前より開発されつつあるTMCP鋼は、船舶、海洋構造物等の構造物向け鋼材として急速にその使用量が増加しており、現在では50キロ級高張力鋼材の50%以上の割合を占めるに至っている。このことは、TM型高張力鋼材(TMCP鋼)が韌性、耐溶接割れ性等の面で従来型高張力鋼材に比べ一段とそれらの特性が優れていると施工者側が認識したことを示している。

IACSにおいても、これらTM型高張力鋼材を現行のUR. W11に導入しようとその改正に取り組んでおり、現時点では1986年の発行を目指している。

次にTM型高張力鋼材の導入における改正案(1985年1月)上の主要な要点を記す。

(i) 热処理の定義

現行UR. W11においては、焼きならしの代りに温度制御圧延 " Controlled Rolling " がDH鋼板に認められているが、これと同様に " Thermo-Mechanical Rolling (TMCP) " がDH及びEH鋼板にも焼きならしと同等の効力がある代替手段として認められるよう改正される必要がある。

このためには、" Controlled Rolling " と " Thermo-Mechanical Rolling " の定義を明確にしなければならない。表1.2.2は、両Rolling法についての定義を示しており、" Thermo-Mechanical

"Rolling"としては非水冷型と水冷型制御圧延法の2つの方法が明示されている。

(ii) 高張力鋼材に要求される熱処理

表1.2.3は、高張力鋼材に対する要求熱処理条件を化学成分系、板厚に応じて規定したものであり、焼きならしの代りに "Thermo-Mechanical Rolling" が各 Grade に認められることを示している。

以上の他に、引張試験片及びシャルピー試験片の抜取り数について、"Thermo-Mechanical Rolling" による製造法に見合った採取基準が検討されている。

(3) 船体構造への適用

IACS UR. S6(1978) "Use of Steel Grades for various Hull Members" では、UR. W11で規定した鋼材を板厚に応じて表1.2.4で示すClass I, II, III, IV, Vの5種類に区分し、それらを船舶の中央部0.4L間の部材とそれ以外の部材に適切に配置するよう、表1.2.5のように規定している。

図1.2.1は、表1.2.5で示された部材の箇所を船体構造図において示したものである。

NK規則においては、UR. S6に基づく鋼材の使用区分（一般船舶用）に関する改正が1982年に行われた。

表1.2.6に高張力鋼材に対する要求内容を示す。なお、同表における "Material Class in IACS" は、表1.2.4によるClass区分を参考までに示している。

このUR. S6の取り入れには、破壊力学を用いた手法として主としてK概念による検討が加えられている。つまり、

$$K < K_c \dots \dots \dots \quad (1.2.1)$$

であれば、ある設定条件下（作用応力とき裂長さを定める）では、脆性破壊が発生しないと考える手法である。

同式における要求破壊韌性値Kは、 $K = f(\sigma, a)$ として対象部材に対する作用応力 σ （含 溶接残留応力）及びき裂長さ a を想定することにより決定される。

また、最低破壊韌性値 K_c は、 $K_c = g(\sigma_y, vTrs, t, T)$ と表現出来るから鋼材の規格降伏点 σ_y 、鋼材の破面遷移温度 $vTrs$ （シャルピー規格値）、鋼材の板厚 t 及び設計温度 T を与える事で求められる。

K_c 値は板厚が増すと低下するから、 K_c 値がK値と等しくなるような板厚がK概念上脆性破壊の発生に対して安全側にある許容（最大）板厚と見做し得る。

一方、GAS-Code (IGC-Code)の適用を受ける液化ガス運搬船の船体構造に要求される鋼材の使用区分は、表1.2.7に示す通りであり、一般の船舶と異なり鋼材の設計温度に応じて許容可能な板厚が鋼材のGrade毎に規定されている。これらの板厚は、1.2.4(3)で述べる IACS Recommendations No.7(1980)の中の "Primary Category" に対する要求内容を取り入れたものであり、同表の "Normal Practice" とは、UR. S6の適用を意味する。

(4) 溶接部に対する規則

軟鋼材及び高張力鋼材用に使用される溶接用材料は、IACSでUR. W4, W5, W6及びW12として規定されており、各船級協会規則に取り入れられている。しかしながら、これらのIACS規則は、多年に渡り修正又は改正が加えられ、また規則の運用が非常に繁雑化していることから、現在その後の技術的進歩に見合った改正作業が行われている。

一方、溶接法承認試験においては、表1.2.8にその1例を示すように、各船級協会の要求内容が異っているため、従来より統一規則の制定が施工者側より要望されている。

本件については、最近のIACSにおいて "Welding Procedure Qualification Test" に関する規則の統一化の動きがある。

これに関する問題の1つに、大入熱溶接部に要求されるシャルピー吸収エネルギー値が取り上げられるが、通常從来型高張力鋼材の場合溶接熱影響部が脆化するため一部船舶への大入熱溶接法の適用を見合せている現状にあることから、施工者側にとってTM型高張力鋼材は韌性の面で有利な鋼材と言えよう。

因て、NK規則における高張力鋼材の大入熱溶接部（溶接金属、F.L., HAZ 1mm）に対する要求値は、所定の試験温度において $3.5 \text{ kg} \cdot \text{m}$ 以上となっている。

1.2.2 タンク用鋼材

(1) GAS-Code用鋼材(IGC-Code)

設計温度が $0^{\circ}\text{C} \sim 55^{\circ}\text{C}$ の低温式液化ガス運搬船のタンク材には、一般にA級キルド鋼が使用されている。A級キルド鋼としてJIS, ASTM等各種の規格があるが、通常液化ガス運搬船の場合IMOのGAS-Codeの設計要件を満さなければならない。表1.2.9は、タンク用鋼材に対するGAS-Code [IMO Resolution A.328(IX) "Code for the construction and Equipment of Ships Carrying Liquefied Gases in Bulk"]の第4回改正(1983年6月14日MSC/Circ.356)における鋼材規格を示したものである。また、IMOのGAS-Codeは、今後74 SOLAS-83 Amendmentsの発効(1986年7月予定)の際には、IGC-Code (International Code : Resolution MSC.5(48))として適用されることが1983年6月17日に採択されている。

NK規則においては1984年、前述のGAS-Code第4回改正内容(Part N:外国籍船に適用)を取り入れた。また、鋼材のシャルピー試験温度を表1.2.10に示す温度とするよう材料規則(K編)を改正中である。同表によると、鋼材のシャルピー試験温度は、鋼材の板厚と設計温度により決定されることになる。

(2) IACS改正の動向

GAS-Code A.328(IX)の6章に規定されている“材料及び溶接”に関する規則は、IACS UR. W1(1975)“Materials and Welding for Gas tankers”を全面的に採用したものであり、その後のUR. W1改正案(1984年発行)がA.328(IX)の第4回に組み込まれた。

このUR. W1の改正作業中にはまだTMCP鋼に関する認識が世界的には余り普及していなかった事から、表1.2.9で規定する鋼材に対する要求熱処理(Normalized or Quenched and Tempered)の代替手段として、同表備考(4)では“TMCP”ではなく“Controlled Rolling Procedure”を認める旨規定している。しかしながら、この“Controlled Rolling Procedure”は、表1.2.2のW.11.5.2(ii)の定義による“Thermo-Mechanical Rolling”を意味するものと解釈し、通常の温度制御圧延法である“Controlled Rolling”(W.11.5.2(i)の定義)は含まれないと判断されるべきである。

従って、今後の問題点としては本件を明確にするための統一解釈をIACS内で検討すべきと思われる。

(3) 溶接部に対する規則

GAS-Code A.328(IX)では、各材種の溶接法別試験に対する要求値が規定されている。この規則における大きな特徴は、シャルピー試験における試験片の採取位置が図1.2.2に示す5ヶ所であり、各ヶ所に対する試験片の平均吸収エネルギー値は、母材の試験温度と同一の温度(表1.2.9参照)で下記のごとく要求されていることである。

- (a) 溶接金属部中央部: $2.8 \text{ kg} \cdot \text{m}$ 以上
- (b) 境界部及び熱影響部: 母材の横方向規格値以上(板材に対し)
母材の縦方向規格値以上(形材、管材に対し)

従って、板材の場合、試験材の圧延方向は溶接方向と平行になるようにしなければならない。

実施工事においては、前述の溶接法承認試験に合格していても、タンク形式及び構造部材別に定められた溶接長毎及び各溶接姿勢毎に溶接施工試験が別途必要となる。

この施工試験では、曲げ試験とシャルピー試験（タンク形式によっては継手引張試験を追加）を行い、シャルピー試験片は溶接長 5.0 m 每に溶接金属中央部及び熱影響部（前(b)において最も小さな値を示した位置）から交互に採取し、また吸収エネルギー値が規格値に満たない場合には、落重試験において NDT 温度がシャルピー試験温度より低温側であれば、シャルピー試験に合格と見なすよう規定されている。

1.2.3 海洋構造物用鋼材

(1) 船級協会規則

海洋構造物には、船舶に用いられる船体構造用軟鋼材及び高張力鋼材が使用されるのが一般であるが、特殊な構造部材、寒冷海域用構造物等では、通常の船体構造用鋼材ではその要求値を満し得ない場合があるため、その都度設計に応じた鋼材の仕様が定められることが多い。

この点について、各船級協会規則とも必ずしも明確に規定していないが、ABS 規則では ABS の造船用規格材以外の鋼材に対して表 1.2.11 に示すごとく韌性に関する基準を設け、構造部材の設計温度に応じたシャルピー試験及び落重試験の試験条件を規定している。

引張強度 50 kgf/mm² 以上の鋼材に対する規格としては、IACS UR. W16 (1984) "High Strength Quenched and Tempered Steels for Welded Structures" があり、表 1.2.12 に機械的性質、シャルピー試験規格を示す。現在のところ、一部の船級協会しかこの種の鋼材を規格化していないが、今後 UR. W16 に基づく規格が普及していくと思われる。

一方、海洋構造物においては、板厚方向に引張応力が作用する溶接継手部に対し、耐ラメラティアの観点から鋼材の板厚方向特性を問題とすることがある。これに関連する NK 規則の改正案を表 1.2.13 に示す。また、同様の規則をすでに有している船級協会もある。

(2) 鋼材仕様の例

亜北極圏等寒冷海域用の海洋構造物が近年建造されつつある。表 1.2.14 は、主としてこれらの海域で稼働する構造物に対して要求された鋼材仕様の例をまとめたものである。

設計温度は、-20 °C ～ -50 °C 程度であり、鋼材の韌性に関してはシャルピー試験の他に、一部の構造物では C O D 試験が実施されている。この C O D 試験は、船級協会による要求事項としてよりはむしろ所有者（設計会社等）の判断によるものと推察される。

いずれにしろ、シャルピー試験温度の低温側への Shift 及び C O D 試験の実施は、母材及び溶接継手部の高韌性化が求められることになり、鋼材製造技術及び溶接施工技術の改善に取り組まざるを得ない現状にある。これらに関し、構造物の破壊に対する安全性の評価の面からは、要求された各種の韌性値が妥当なものであるかどうか検証するための手段の確立が望まれている。

(3) 海洋構造物への適用

海洋構造物の構造部材は、その重要度合に応じ Secondary, Primary 及び Special の 3 種類の Category に分類されている。表 1.2.15 は、IACS Recommendation No. 7 (1980) "Guide for the Use of Hull Structural Steels for Prolonged exposure to low Service Temperature" の中で規定された鋼材の使用区分に関する規定である。

同表は、船舶等で数多くの経験ある 0 °C における許容板厚を基にして設計温度 -50 °C までの板厚を鋼材の韌性値 (vTrs) を加味して定めたもので、溶接後の S R 施工、鋼材の冷間加工の程度、工作条件、溶接部に対する

るNDE (non-destructive evaluation)等のProduction Factorによって許容板厚の増減を考慮の上運用するよう規定されている。

表1.2.16にて各船級協会の鋼材の使用区分に関する設計温度-30°Cにおける例を示す。要求内容は各規則ともほぼ同程度のものと見なされる。

NK規則は1978年に規定されており、この際にはWES 3003 (G種改訂案)による破壊力学的手法を用いて検討されている。これは、COD概念によるもので、つまり、

$$\delta < \delta_c \dots \dots \dots \quad (1.2.2)$$

であれば、ある設定条件下では脆性破壊が発生しないとの立場を取っている。

同式における要求破壊韧性値 δ は、き裂長さを約180mm(軟鋼材)及び約120mm(高張力鋼材)、また作用応力を $0.2\sigma_y$ (Secondary), $0.4\sigma_y$ (Primary)及び $0.8\sigma_y$ (Special)とそれぞれ設定することにより求め、ある設計条件下(鋼材のGrade, 設計温度)で同式を満す最低破壊韧性値 δ_c における板厚を許容板厚として得ている。

(4) 溶接部に対する規則

海洋構造物用鋼材の溶接法承認試験時の自動溶接継手部に対する要求値の例を表1.2.17に示す。NV及びNK規則は船舶に対する要求値(表1.2.8参照)とそれ同一であるが、その要求内容が両規則で異っている。また、ABS規則では要求吸収エネルギー値は船舶に対する要求値と同一であるもののシャルピー試験温度が異なり、構造部材のCategoryに応じて定めるよう規定されている。

このように各船級協会の要求値が異なっている現状に鑑み、今後IACS等で統一規則化されることが望まれる。

1.2.4 今後の展望

1982年のIACS WP/MW(Working Party on Materials & Welding)で日本海事協会からTMCP鋼の規格化が提唱されて以来各種規格団体で同様な検討がなされてきた。これらをまとめると表1.2.18のとおりである。

しかし、これらは端緒についたばかりで不充分であり、TMCP鋼は、今まで造船を主体に海洋構造物、大径管に使われてきているが、今後はDQ鋼も含めて圧力容器、低温容器、橋梁建築等へ拡大されると考えられ、そのためには国内外の諸規格に幅広く認められることが必須である。その方法としては、TMCP鋼は我が国で開発され、今後広く世界市場へ出されてゆく性質のものであるので、その規格化に当っても当然JIS規格を先ず整備してから、諸外国規格へ働きかけるべきであろう。

そのためには、国内の鉄鋼メーカー、加工業者、中立機関等が協力し合って規格内容の検討、新しい技術用語の定義等を明確にし早急にJIS規格を充実させる必要がある。

参考文献

- 1) 日本海事協会会誌 No. 178 (1982)
- 2) 日本造船研究協会 S R 195 (昭和59年度) 報告書

表 1.2.1 Requirements for high strength structural steel(UR, W11)

1. Designation ^(a)	A32	D32	E32	A36	D36	E36
2. Method of manufacture	As W11.2.1			As W11.2.1		
3. Deoxidation	Killed ^(b)	Killed ^(b)	Killed	Killed ^(b)	Killed ^(b)	Killed
4. Chemical composition (allowable ^(c))						
C max.		0.18			0.18	
Mn		0.90-1.60 ^(d)			0.90-1.60 ^(d)	
Si		0.10-0.50			0.10-0.50	
P max.		0.040			0.040	
S max.		0.040			0.040	
Al (acid soluble ^(e)) min.		0.015 ^(f)			0.015 ^(g)	
Nb		— ^(h)			0.02-0.05 ^(h)	
V		— ^(h)			0.05-0.10 ^(h)	
Cu max.		0.35			0.35	
Cr max.		0.20			0.20	
Ni max.		0.40			0.40	
Mo max.		0.08			0.08	
5. Tensile test						
Ultimate tensile strength (N/mm ²)	470-590				490-620	
Yield stress (N/mm ²) min.	315				355	
Elongation (%) on 5.65 \sqrt{A} min.	22 ⁽ⁱ⁾				21 ⁽ⁱ⁾	
6. Impact test						
Testing temperature (°C)	0	-20	-40	0	-20	-40
Absorbed energy (J) min.	31 (L) 22 (T) ^(j)	31 (L) 22 (T) ^(j)	31 (L) 22 (T)	34 (L) 24 (T) ^(k)	34 (L) 24 (T) ^(k)	34 (L) 24 (T)
	For plates each piece to be tested. For sections, see W11.4.9(b)			For plates each piece to be tested. For sections, see W11.4.9(b)		
7. Heat treatment	Normalized ^(l)	Normalized ^(l)	Normalized	Normalized ^(l)	Normalized ^(l)	Normalized ^(l)

表1.2.2 Condition of Supply(IACS Draft)

W.11.5.1 All materials are to be supplied in a condition complying with the appropriate requirements of Tables 3 and 4. When controlled rolling or thermo-mechanical rolling is permitted as an alternative to normalising these procedures may be used subject to the special approval of the Classification Society.

W.11.5.2 These rolling procedures are defined as follows:-

- (i) Controlled Rolling - this is a procedure in which generally the final rolling temperature is controlled within the range used for normalising heat treatments.
- (ii) Thermo-Mechanical Rolling - this is a procedure which involves the strict control of both the steel temperature and the rolling reduction. Generally a high proportion of the rolling reduction is carried out close to or below the Ar₃ transition temperature and may involve rolling towards the lower end of the temperature range of the intercritical duplex phase region.

The fine grain size and strengthening of thermo-mechanically rolled steels may be attributed to the lower finishing temperatures of this procedure as compared with conventional controlled rolling practice

The use of accelerated cooling on completion of rolling may also be accepted subject to the special approval of the Classification Society.

图1.2.3 Condition of Supply for Higher Strength Steels(IACS Draft)

Grades	Grain refining elements used	Thickness	Condition of Supply
A32	Nb, V	≤ 12.5mm	As rolled
A36	or Ti	> 12.5mm	Normalised, controlled or thermo-mechanically rolled (2)
A32	Al	≤ 20mm	As rolled
A36	only	> 20mm < 25mm	As rolled subject to special approval of Society (1)
		> 35mm	Normalised, controlled or thermo-mechanically rolled (2)
D32	Nb, V	≤ 12.5mm	As rolled
D36	or Ti	> 12.5mm	Normalised, controlled or thermo-mechanically rolled (2)
D32	Al	≤ 20mm	As rolled
D36	only	> 20mm ≤ 25mm	As rolled, subject to special approval of Society (1)
		> 25mm	Normalised, controlled or thermo-mechanically rolled (2)
E32	Any	All	Normalised, or thermo-mechanically rolled (2)
E36			

表 1.2.4 Material Classes(UR, S6)

Class	I		II		III		IV		V	
	Thickness (mm)	MS	HT	MS	HT	MS	HT	MS	HT	MS
$t \leq 15$	A	AH	A	AH	A	AH	A	AH	D	DH
$15 < t \leq 20$	A	AH	A	AH	A	AH	B	AH	E	DH
$20 < t \leq 25$	A	AH	A	AH	B	AH	D	DH	E	EH
$25 < t \leq 30$	A	AH	A	AH	D	DH	E	DH	E	EH
$30 < t \leq 35$	A	AH	B	AH	D	DH	E	EH	E	EH
$35 < t \leq 40$	A	AH	B	AH	D	DH	E	EH	E	EH
$40 < t \leq 50$	B	AH	D	DH	E	EH	E	EH	E	EH

图 1.2.5 Application of Material Classes(UR, S6)

No.	Structural member	Within 0,4 L amidships	Outside 0,4 L amidships
① ② ③	Lower strake in longitudinal bulkhead Deck plating exposed to weather, in general Side plating	II	I
④ ⑤ ⑥ ⑦ ⑧	Bottom plating including keel plate Strength deck plating ² Continuous longitudinal members above strength deck Upper strake in longitudinal bulkhead Upper strake in top wing tank	III	I
⑨ ⑩ ⑪ ⑫	Sheer strake at strength deck ⁴ Stringer plate in strength deck ⁴ Deck strake at longitudinal bulkhead ¹ Bilge strake ³	IV	III (II outside 0,6L)
<p>NOTES</p> <ol style="list-style-type: none"> In ships with breadth exceeding 70 m at least three deck strakes to be class IV. Plating at corners of large hatch openings to be specially considered. Class IV or V to be applied in positions where high local stresses may occur. May be of class III in ships with a double bottom over the full breadth and with length less than 150 m. To be class V within 0,4L amidships in ships with length exceeding 250 m. 			

(Note) See 図 1.2.1

表 1.2.6 Application of Higher Strength Steels (NK)

部材名称		適用範囲	厚さ (mm)						Material Class in IACS
			15以下	15を越え 20以下	20を越え 25以下	25を越え 30以下	30を越え 40以下	40を越え 50以下	
外	強力甲板の玄側厚板	中央部 0.4L間	$L_1 \leq 250$	AH	DH		EH		IV
			$L_1 > 250$	DH		EH		EH	
		上記を除く中央部0.6L間		AH		DH		EH	III
		上記以外		AH			DH		II
板	船側外板	中央部 0.4L間	強力甲板の下面 から0.1Dの範囲	AH		DH		EH	III
			上記以外	AH			DH		II
		中央部 0.4L間	単底構造及び 二重底構造で $L_1 > 150$ のもの	AH	DH		EH		IV
			二重底構造で $L_1 \leq 150$ のもの	AH		DH		EH	III
甲	ビルジ外板	上記を除く中央部0.6L間		AH		DH		EH	III
		船底外板(平板竜骨を含む)		中央部0.4L間			DH		EH
		中央部 0.4L間	$L_1 \leq 250$	AH	DH		EH		IV
			$L_1 > 250$	DH		EH		EH	
板	強力甲板の梁上側板	上記を除く中央部0.6L間		AH		DH		EH	III
		上記以外		AH			DH		II
		強力甲板の横通隔壁板 に隣接する一条		中央部0.4L間	AH	DH		EH	IV
		上記を除く中央部0.6L間		AH		DH		EH	III
甲	強力甲板の倉口隅部	中央部0.4L間		AH	DH		EH		IV
		上記以外 (但し、大きい倉口の場合 は、上欄による)		AH			DH		II
		上記を除く強力甲板		中央部0.4L間	AH		DH		EH
		暴露甲板等		中央部0.4L間	AH			DH	
隔壁 通 板	強力甲板に隣接する一条		中央部0.4L間	AH		DH		EH	III
	船底外板に隣接する一条		中央部0.4L間	AH			DH		II
縦 通 材	トップサイドタンクの斜傾の 強力甲板に隣接する一条		中央部0.4L間	AH		DH		EH	III
	強力甲板上の縦通部材 (肘板・面材を含む)		中央部0.4L間	AH		DH		EH	III
倉 口	倉口材の面材及びウェブ	強力甲板上を横通し、長 さが0.15Lを超えるもの で、中央部0.4L間		AH		DH		EH	III
船 尾 材	スタンフレーム ラダー ホーン シャフトブラケット	—		AH			DH		II
舵	舵板	—		AH			DH		II
その他	上記以外の構造部材及び上記適用範囲以外の内所 に使用する部材			AH			DH		I

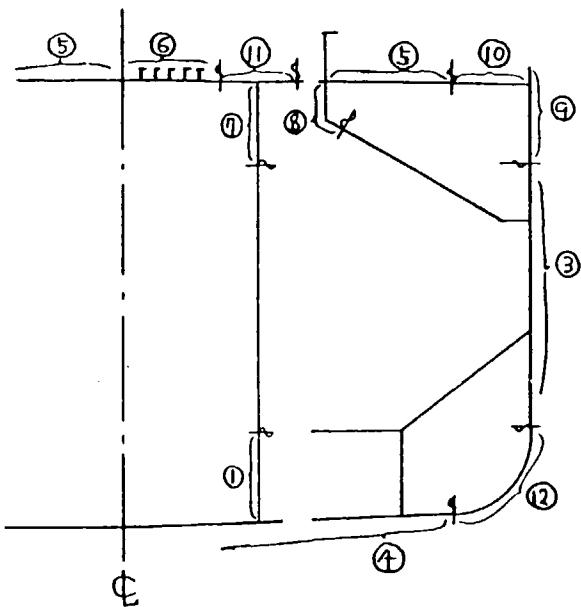


図 1.2.1 Position of Various Hull Members in 表 1.2.5

表 1.2.7 Application of Hull Steels at Low Temperatures (IMO A328(IX))

Minimum design temperature of hull structure (°C)	Maximum thickness (mm) for steel grades in accordance with 6.1.9						
	A	B	D	E	AH	DH	EH
0 and above ⁽¹⁾ -5 and above ⁽²⁾	Normal practice						
-5 and below 0 ⁽¹⁾	15	25	30	50	25	45	50
-10 and below -5	x	20	25	50	20	40	50
-20 and below -10	x	x	20	50	x	30	50
-30 and below -20	x	x	x	40	x	20	40
Below -30	In accordance with Table 6.2 except that the thickness limitation of the Table and of footnote ⁽²⁾ do not apply.						

NOTES

"x" means steel grade not to be used.

(1) For the purpose of 4.9.4

(2) For the purpose of 4.9.1

表 1.2.8 Welding Procedure Tests for ships(Automaticailly Welded Joints)

船級 協会	試験	鋼材		鉄 鋼				高張力鋼				
		A	B	D	E	AH32	DH32	EH32	AH36	DH36	EH36	
N V	突合せ溶接部延手試験	試験温度 (°C)			—	0	-10	-40	0	-20	-40	
		3個の吸収エネルギーの平均値 (Kg-a)	溶接部の中心		—	2.1 以上			2.3 以上			
			然	F.L.	—	J: 2.8 以上			J: 3.2 以上			
			影	1	—	T: 2.1 以上			T: 2.3 以上			
			響	2								
A B	引張試験	引張強さ (Kg/mm²)				41 以上			45 以上			
									50 以上			
			試験温度 (°C)			20	0	0	-20	20	0	-20
			3個の吸収エネルギーの平均値 (Kg-a)	溶接部の中心		3.5 以上			4.1 以上			
				然	F.L.							
L R	引張試験	引張強さ (Kg/mm²)			1							
		影		2								
		響		3								
		(mm)		5								
		[ES, EG, 片面溶接は特別規定]			[同左]			[同左]				
* ES, EGはF.L.-2, HAZ2, F.L.+40												
	引張試験	引張強さ (Kg/mm²)				41 以上			48 以上			
									50 以上			

表1.2.9 Steels for Low Temperature Service(IMO A328(IX))

PLATES, SECTIONS AND FORGINGS ⁽¹⁾ FOR CARGO TANKS, SECONDARY BARRIERS AND PROCESS PRESSURE VESSELS FOR DESIGN TEMPERATURES BELOW 0°C AND DOWN TO -55°C					
Maximum thickness 25 mm ⁽²⁾					
CHEMICAL COMPOSITION AND HEAT TREATMENT					
CARBON-MANGANESE STEEL Fully killed. Aluminium treated fine grain steel.					
Chemical composition (ladle analysis)					
C	Mn	Si	S	P	
0.16% max. ⁽³⁾	0.70-1.60%	0.10-0.50%	0.035% max.	0.035% max.	
Optional additions: Alloys and grain refining elements may be generally in accordance with the following:					
Ni	Cr	Mo	Cu	Nb	V
0.80% max.	0.25% max.	0.08% max.	0.35% max.	0.05% max.	0.10% max.
Normalized or quenched and tempered. ⁽⁴⁾					
TENSILE AND TOUGHNESS (IMPACT) TEST REQUIREMENTS					
PLATES	Each "piece" to be tested				
SECTIONS	Batch test				
CHARPY V-NOTCH TEST	Test temperatures 5°C below the design temperature or -20°C whichever is lower				
PLATES	Transverse test pieces. Minimum average energy value (E) 2.8 kgm				
SECTIONS AND FORGINGS ⁽¹⁾	Longitudinal test pieces. Minimum average energy value (E) 4.2 kgm				

NOTES

- (1) The Charpy V-notch and chemistry requirements for forgings may be specially considered by the Society.
- (2) For material thickness of more than 25 mm, Charpy V-notch tests are to be conducted as follows:

Material Thickness (mm)	Test Temperature (°C)
25 < t ≤ 30	10° below design temperature or -20° whichever is lower
30 < t ≤ 35	15° below design temperature or -20° whichever is lower
35 < t ≤ 40	20° below design temperature

 The impact energy value is to be in accordance with the table for the applicable type of test specimen. For material thickness of more than 40 mm the Charpy V-notch values are to be specially considered. Materials for tanks and parts of tanks which are completely thermally stress relieved after welding may be tested at a temperature 5°C below design temperature or -20°C whichever is lower.
- For thermally stress relieved reinforcements and other fittings, the test temperature is to be the same as that required for the adjacent tank shell thickness.
- (3) By special agreement with the Society the carbon content may be increased to 0.18% maximum provided the design temperature is not lower than -40°C.
- (4) A controlled rolling procedure may be used as an alternative to normalizing or quenching and tempering subject to special approval by the Society.

Guidance:

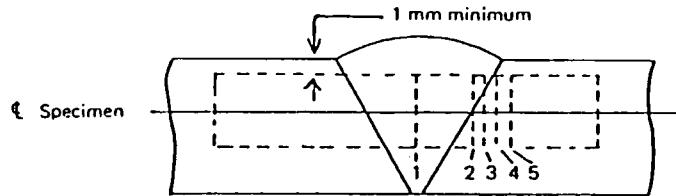
For materials exceeding 25 mm in thickness for which the test temperature is -60°C or lower, the application of specially treated steels or steels in accordance with table N 6.3 may be necessary.

表 1.2.10 Test Temperature of CVN Test (NK Draft)

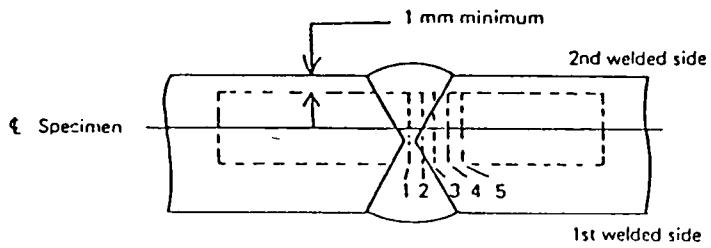
Grade	Thickness t (mm)	Test Temperature (°C)	Min. Design Temp. (°C)
KL24A	$t \leq 25$	-20 or $T_D - 5$	-55
KL24B	$25 < t \leq 30$	-20 or $T_D - 10$	-50
KL33	$30 < t \leq 35$	-20 or $T_D - 15$	-45
KL37	$35 < t \leq 40$	$T_D - 20$	-40

(Note) T_D : Design Temperature (°C)

Single-V butt weld



Double-V butt weld



Notch location:

- 1 Centre of weld
 - 2 On fusion line
 - 3 In HAZ, 1 mm from fusion line
 - 4 In HAZ, 3 mm from fusion line
 - 5 In HAZ, 5 mm from fusion line
- HAZ = heat affected zone

図 1.2.2 Notch Location of CVN Test Piece(IMO A328(IX))

表 1.2.11 Test Requirements for Other Steels(ABS)

Yield Point σ_y (kg/mm ²)	Service Temp. T_0 (°C)	CVN Test					Drop Weight Test	
		Application	Test Temp. (°C)	Energy (U) E(U)(kg·m)	Energy (T) E(T)(kg·m)	Lateral Expansion(cm)	Application	NDT (°C)
$24 \leq \sigma_y \leq 31$	T_0	Secondary	T_0	2.8	$\frac{2}{3} E(U)$	$\Delta l(U) \geq 0.5$	Secondary	$NDT \leq T_0 - 5$
		Primary	$T_0 - 10$			$\Delta l(T) \geq 0.38$	Primary	$NDT \leq T_0 - 15$
		Special	$T_0 - 30$				Special	$NDT \leq T_0 - 35$
$32 \leq \sigma_y \leq 41$	T_0	Secondary	T_0	3.5	$\frac{2}{3} E(U)$	$\Delta l(U) \geq 0.5$	Secondary	$NDT \leq T_0 - 5$
		Primary	$T_0 - 10$			$\Delta l(T) \geq 0.38$	Primary	$NDT \leq T_0 - 15$
		Special	$T_0 - 30$				Special	$NDT \leq T_0 - 35$
$42 \leq \sigma_y \leq 70$	Primary	0	-30	3.5	$\frac{2}{3} E(U)$	$\Delta l(U) \geq 0.5$	Primary	$NDT \leq T_0 - 15$
		-10	-40					
		-20	-40					
		-30	-50					
		-40	-60					
		-50	-70					
	Special	0	-40	3.5	$\frac{2}{3} E(U)$	$\Delta l(T) \geq 0.38$	Special	$NDT \leq T_0 - 35$
		-10	-50					
		-20	-50					
		-30	-60					
		-40	-70					
		-50	-80					

備考(1) 鋼材は $E(U)$ の要求値を満すこと。

(2) $E(U)$ の代りに $E(T)$, $\Delta l(L \& T)$, NDT のうちかゝる二つを用い。

表1.2.12 Mechanical properties requirements, 70 mm maximum thickness (UR, W16)

Grade of Steel	Mechanical Properties			Impact test	
	Yield Stress (R_{eH} or $R_{p0.2}$) (N/mm ²) Min	Tensile Strength (R_m) (N/mm ²)	A_{min} Elongation ($L_e = 5.65\sqrt{S_0}$) (%)	Test temperature (°C)	Average energy (J) K_v Min
D 420	420	530±680	18	-20	41(L) 27(T)
E 420				-40	
F 420				-60	
D 460	460	570±720	17	-20	41(L) 27(T)
E 460				-40	
F 460				-60	
D 500	500	610±770	16	-20	41(L) 27(T)
E 500				-40	
F 500				-60	
D 550	550	670±830	16	-20	41(L) 27(T)
E 550				-40	
F 550				-60	
D 620	620	720±890	15	-20	41(L) 27(T)
E 620				-40	
F 620				-60	
D 690	690	770±940	14	-20	41(L) 27(T)
E 690				-40	
F 690				-60	

表1.2.13 Requirements for Through Thickness Properties (NK Draft)

材 料 記 号	板 厚 方 向 引 张 試 驗	
	3本の校りの平均値(%)	3本の中の1本の校り値(%)
KA, KB, KD, KE	25以上	20以上
KA32, KD32, KE32		
KA36, KD36, KE36		

表1.2.14 Material Specifications for steels used at Low Temperatures(SR195)

構造物の種類及び 船級	稼動海域	設計温度 (海水)	構造部材 の種類	鋼材仕様					
				降伏応力 又は Grade	板厚	CVN 試験		COD 試験	
						試験温度	要求値	試験温度	要求値
5 半潜水式 構造物	ABS	-30°C (-10°C)	1次部材 特殊部材	24 kg/mm ² 32 kg/mm ² 36 kg/mm ²	t ≤ 2" 2" < t ≤ 2.5" 2.5" < t ≤ 3" 3" < t ≤ 4"	規則II: 53	2.1 kg·m 2.8 kg·m 3.5 kg·m 5.5 kg·m	-30°C	0.2 mm (1"St)
							4.1 kg·m 4.8 kg·m 5.5 kg·m 7.6 kg·m	同上	同上
10 半潜水式 構造物	ABS	-30°C (-2°C)	特殊部材	E-MOD EII-MOD	—	-60°C	2.8 kg·m	—	—
						-60°C	3.5 kg·m		
15 昇降式 構造物	DNV	-20°C	— ラック	NVFi690 NVE690 NVE 36	t ≤ 42mm t ≤ 35mm t ≤ 80mm	-60°C -40°C -60°C -40°C	4.1 kg·m 4.1 kg·m 4.1 kg·m 3.5 kg·m	—	—
				NVF 690	200mm	-55°C	4.1 kg·m	-25°C	0.2 mm
20 昇降式 構造物	ABS	-45.6°C	2次部材 1次部材 特殊部材	29~31 kg/mm ² 32~41 kg/mm ² 42~70 kg/mm ²	—	-45.6°C -55.6°C -65.6°C	2.8 kg·m 3.5 kg·m 3.5 kg·m	—	—
				36 kg/mm ² 70 kg/mm ²	—	-55.6°C -65.6°C	3.5 kg·m 3.5 kg·m	—	—
				70 kg/mm ²	—	-75.6°C	3.5 kg·m	—	—
25 浮遊式 構造物 (ヨカル・ドリード ユニット)	ABS(CCG)	-50°C (-2°C)	メッシュ	E, EH	—	-40°C	3.5 kg·m	—	—
			船側外板	E-MOD EH32-MOD(II) EH36-MOD(II)	t > 25mm t > 16mm t > 16mm	-60°C -60°C -60°C	2.8 kg·m 3.5 kg·m 3.5 kg·m	—	—
			船底外板	DH36	—	-20°C	3.5 kg·m	—	—
30 着底式 構造物 (アンカーハウス)	ABS	-50°C	—	DH36 EH36 CLASS 70	—	-20°C -40°C -30°C	3.5 kg·m 3.5 kg·m 3.5 kg·m	—	—
TLP LR	北海	—	—	33~36 kg/mm ²	t ≤ 25mm 25" < t ≤ 32mm 32" < t	-20°C -30°C -40°C	35 J 35 J 30 J	— — -10°C	— — 0.25 mm (AS Weld) 0.15 mm (P.W.H.T.)

表 1.2.15 Thickness limitations (mm) for various design temperatures and application categories (IACS Recommendation No 7)

Category	Grade	Minimum design temperature (°C)					
		0	-10	-20	-30	-40	-50
Secondary	A	30	20	10	X	X	X
	B	40	30	20	10	X	X
	D	50	40	30	20	10	X
	E	50	50	50	50	45	35
	AH	40	30	20	10	X	X
	DH	50	50	45	35	25	15
	EH	50	50	50	50	45	35
Primary	A	20	10	X	X	X	X
	B	25	20	10	X	X	X
	D	35	25	20	10	X	X
	E	50	50	50	40	30	20
	AH	25	20	10	X	X	X
	DH	45	40	30	20	10	X
	EH	50	50	50	40	30	20
Special	A	X	X	X	X	X	X
	B	15	X	X	X	X	X
	D	20	10	X	X	X	X
	E	50	45	35	25	10	X
	AH	15	X	X	X	X	X
	DH	30	20	10	X	X	X
	EH	50	45	35	25	10	X

NOTE
Interpolation of thicknesses for intermediate temperatures may be considered.

表1.2.16 Application of Hull Steels used for M.O.D.U (SR195)

		Service / Design Temp. : -30 °C								
Steels	Application Categories	CLASS	Thickness t (mm)							
			5	10	15	20	25	30	35	40
MS	Secondary	IACS	B	D					E	
		NK		D					E	
		DNV	B	D					E	
		ABS	B	D, DS	DH			CS, E		
	Primary	IACS	D			E				
		NK	D			E				
		DNV	D			E				
		ABS	D, DS	DH				CS, E		
	Special	IACS		E						
		NK		E						
		DNV		E						
		ABS	CS, E							
HT	Secondary	IACS	AH	DH					EH	
		NK		DH					EH	
		DNV	AH	DH					EH	
		ABS	AH	DH	DHN				EH	
	Primary	IACS		DH			EH			
		NK		DH			EH			
		DNV		DH			EH			
		ABS	DH	DHN				EH		
	Special	IACS		EH						
		NK		EH						
		DNV		EH						
		ABS	EH							
EHT (42≤δγ≤69)	Secondary	DNV		Dx		Ex		Fx		
	Primary		Dx		Ex		Fx			
	Special		Dx		Ex					

表 1.2.17 Welding Procedure Tests for M.O.D.U
(Automatically Welded Butt Joints)

船種 協会	試験	鋼材		軟 鋼				高 強 力 鋼									
				A	B	D	E	AH32	DH32	EH32	AH36	DH36	EH36				
N V	突合せ溶接部試験	試験温度 (℃)		—	O	-10	-40	O	-20	-40	O	-20	-40				
		3個の吸収エネルギーの平均値 (Kg-a)	溶接部の中心		—	2.1 以上		2.3 以上		2.5 以上							
			熱影 響 部 (mm)	F.L.	—	L: 2.8 以上		L: 3.2 以上		L: 3.5 以上							
				1	—	T: 2.1 以上		T: 2.3 以上		T: 2.5 以上							
				2	—												
	引張試験	引張強さ (Kg/mm ²)		41 以上				45 以上				50 以上					
A B	突合せ溶接部試験	試験温度 (℃)木															
		3個の吸収エネルギーの平均値 (Kg-a)	溶接部の中心		3.5 以上				4.1 以上				4.1 以上				
			熱影 響 部 (mm)	F.L.	* 試験温度 (T ₀ : 設計温度) (Special : T ₀ -30 °C Primary : T ₀ -20 °C Secondary : T ₀ -10 °C				(同左)				(同左)				
				1													
				2													
	引張試験	引張強さ (Kg/mm ²)		41 以上				48 以上				50 以上					
I K	突合せ溶接部試験	試験温度 (℃)		20	0	0	-20	20	0	-20	20	0	-20				
		3個の吸収エネルギーの平均値 (Kg-a)	溶接部の中心		3.5 以上				3.5 以上				3.5 以上				
			熱影 響 部 (mm)	F.L.													
				1					* 大入熱溶接法 3.5 以上								
				2					* 他の溶接法 参考値				[同左]				
	引張試験	引張強さ (Kg/mm ²)		41 以上				48 以上				50 以上					

表1.2.18 TMCP 鋼の規格化の現状

規 格	現 状	今後の予定
J I S	SPV, SLA(1983) SM (検討中)	SMA, SLN も検討予定
I A C S	AH, DH, EH (WP/MWで検討中)	1986 年に改定予定
A S T M	A537 C & I相当材 A553(9%Ni)相当材 (ASTM A01.11委員会で検討中)	1985 年に新規格制定予定 1986 年に新規格制定予定
A P I	海洋構造物用新規格 (API Task Group on NDEで検討中)	TMCP によるAPI/2H相当 材を検討予定

2章 T M C P による鋼材の基本特性の改良

2.1 T M C P 適用の基本的考え方

2.1.1 T M C P の開発

前述のように、主としてわが国の鉄鋼メーカーで著しい進歩をみせた厚板の新制御圧延法は、その発達の過程から、非水冷型と水冷型がある。前者は古くから一部の造船用厚板などを利用されていた制御圧延(Controlled Roll 略して CR と云う)が発展したもので、その著しい韌性の向上を期待した寒冷地向けラインパイプ素材や、北海、北極海等の低温域海洋構造物用の 50 kgf/mm^2 級鋼として使用された。

後者の水冷型制御圧延鋼は、最近やはり寒冷地向ラインパイプや大型の深海域海洋構造物などのニーズから、永年の間鉄鋼メーカーで研究が行われていたものが実用化したもので、わが国において、厚板及び形鋼の造船用鋼材として、急激にその実績を増加しつつあるものである。

新制御圧延は、加工熱処理(Thermo Mechanical Treatment)の範疇に属するもので、まだ正式な技術名称はないが、わが国では T M C P (Thermo Mechanical Control Process)と呼ばれ、古くから行われている CR (Controlled Rolling)とは区別されている。

今日の T M C P と呼ばれる新制御圧延技術の発達は、1973年以降引続いて起った石油ショックに対処するエネルギーの極地開発と、石油、ガス等の貯蔵設備の安全性に対する要求の高揚のため、鋼材に対する高度な、しかも多様な要求が強まり、従来の鋼材製造技術では対処しきれなかったため、勿論、これには鋼材製造の他の技術、例えば、製鋼段階での溶銑予備処理、脱ガス、取鍋精錬での S, O, P, N 等の不純物の低減や、極低炭素鋼の溶製、Nb, Ti, B 等 Micro Alloy の的確な添加技術、圧延工場におけるコンピューターによる自動制御技術などの支えによることも特筆の必要がある。

2.1.2 T M C P の機構

T M C P の目的は、金属組織的には、組織の微細化であり、主としてフェライトの微細化、及び第2相(パーライト、ペイナイト等)の微細分散相の生成である。

結晶粒の微細化は、鋼の強度を高め、かつ韌性を向上させる唯一の経済的手段と考えられ、図 2.1.1、図 2.1.2 に示す Petch の関係図¹⁾ は有名である。

制御圧延の発達は、厚板圧延工程の最終段階の極く一部を低温で行うことから始まり、再結晶抑制元素 Nb の利用と相俟って、仕上圧延全体の制御へと拡がった。さらに、オーステナイト粒度を出来るだけ細粒化するため、再結晶温度域である粗圧延の強化へと進んだが、粗圧延機の容量や、圧延工程全体の圧延能率の問題からスラブの加熱工程までその利用が遅り、さらに一步進んで圧延後の制御冷却へと進んだ。

水冷型 T M C P へのスラブの低速加熱と、制御圧延後の水冷による制御冷却を加えたことが、従来の CR と大きく異なった点であり、鋼の化学成分、鋼種毎の最適条件での鋼片処理、鋼片加熱、制御圧延、制御冷却の有機的結合によって始めて成立つもので、いわば、製鋼段階からの連続的な工程制御、管理によって得られる総合的な製造技術体系²⁾ と言える。

T M C P は、水冷型、非水冷型を問わず、前述したように、結晶粒の細粒化と云う基本的考え方を立脚するものであるが、図 2.1.3 は、厚板の制御圧延工程と結晶粒の変化の過程を示した模式図である。強度の上昇、韌性の強化は、前述のように主としてフェライトの結晶粒の微細化によってたらされるが、その微細化は主に次の 4 段階の圧延によって行われる。

(1) 第1段階、第2段階(950°C以上)

高温に加熱され、粗大化したオーステナイトは、圧延加工 - 再結晶の繰り返しで漸次細粒化される。この場合、高温側(第1段階)では、圧延後の再結晶と粒成長が短時間に起り、殆んど細粒化しないが、再結晶温度域での低温側(第2段階)では、圧下により、粒の細分化と、粒界での微細再結晶粒の生成により、オーステナイト粒は微細化される。

(2) 第3段階、未再結晶圧延(950°C~Ar₃温度)

未再結晶域(第3段階)での圧延は、再結晶が起りにくく、伸びたオーステナイト粒になる。これと同時に、粒内に変形帯(Deformation Band)が形成されるが、粒界や変形帯は、有効なフェライト核生成サイトであるため、これらの増大は、 $r \rightarrow \alpha$ 変態の促進とフェライトの著しい微細化をもたらす。

(3) 第4段階(2相域圧延)

第4段階、 r 、 α 2相共存域での圧延では未変態のオーステナイトは、引続き伸長と変形態の発生が進むが、一方変態を終了したフェライト粒は、加工による転位密度の向上が起り、サブグレインが形成される。この結果、有効結晶粒度としては、さらに細かくなる。ただしの場合、集合組織{100}<011>が発達するから、シャルピー試験を行った場合、試験片破面にセパレーションが見られる。

T M C Pは、このような圧延段階において最も有効に細粒フェライトを得るために表2.1.1に示す加熱圧延工程を探るものであり、特徴としてはスラブの低温加熱と制御圧延後の制御冷却を工程に含めたことである。

スラブの低温加熱は、スラブ厚みを薄くする程度の効果しかない高温域圧延を除き、さらには、Nb、Ti、Al、V等の炭、窒化物生成元素を使用し、粒成長の抑制効果のあるNb(C, N)、Ti(C, N)、AlN、V(C, N)等の析出物の溶解を防止して、圧延初期の r 粒度を当初から細粒にしようとするもので、わが国の鉄鋼メーカーでは既に低温均熱加熱可能の専用炉の設置が行われている。図2.1.4、図2.1.5³⁾は、非水冷型T M C Pのスラブの加熱温度と r 粒度、並びに製品の強度、韌性における影響を示したものである。フェライトの細粒化が、強度、韌性、とりわけ韌性の向上に大きく関係していることがわかる。

図2.1.6²⁾は非水冷型T M C P及び水冷型T M C Pの熱間圧延工程図を示すが、図中には比較のために通常圧延法、従来型C R法、焼準し法、焼入焼戻し法についても併記した。また表2.1.2、表2.1.3は、鉄鋼各社の非水冷型、水冷型T M C Pのそれぞれの名称を示す。水冷型T M C Pは、制御冷却を制御圧延のあとに組み合わせ、細粒化によって水冷による強度上昇の際の韌性劣化を少くし、著しい強度上昇効果か、著しい炭素当量低減効果を期待するものである。これらは、基本的には図2.1.6の3つのプロセスパターンのいずれかに属し、製造しようとする鋼種、材質によりプロセス条件を変化させて造り分けられるものであり、各社の事情により若干の差異はあるが、基本的思想は全く同一の筈で表2.1.1に示すプロセス内容を探っている。

水冷型T M C Pによって得られる冶金的特徴を列記すると、

- (1) 韌性を損うことなく強度の上昇が図れ、また強度の同じ鋼では、炭素当量の低下による溶接性の向上が可能である。
- (2) 水冷のままで板厚方向の硬さ分布が平坦である。
- (3) 水冷を約400°C以下まで行う場合、炭素当量0.26~0.32程度で、Mnが1%以下のSi-Mn系鋼では、50kgf/mm²級の引張強さが得られるが、板厚が12~80mm程度まで大巾にあっても冷却水量のコントロールは殆んで必要ない。

であり、これらの効果は、図2.1.7、図2.1.8⁴⁾に示すように、硬さに及ぼす冷却前の r 粒度と冷却速度との関係、及び冷却速度と硬さ粒度、組織の変化の関係で説明出来る。一方、前述の(3)に関してAr₃温度が低くなる為Mn系

鋼では、図2.1.9⁵⁾のように炭素当量が低くても材質は冷却速度に対して敏感であり、しかもこの場合、低冷却速度では、水冷停止温度が高い場合、引張強さ50kgf/mm²以上の確保は困難であるから、板厚の大きい場合はC量を増加するなどして炭素当量の増大を図る必要がある。

2.1.3 水冷型T M C P設備の概要

厚鋼板の制御冷却に使用する冷却設備は、当然圧延ライン上、仕上圧延機の後面に位置することになる。従って具備すべき条件として、

(1) 生産面から

- ① 仕上圧延作業と出来るだけ干渉を生じないこと。
- ② 高能率冷却の可能なこと。

(2) 形状、材質面から

- ① 冷却開始時の鋼板形状が平坦であること。
- ② 上下対称、板内均一冷却が可能であり、冷却時鋼板歪を生じないこと。
- ③ 直接焼入れ(Direct Quench)までを含む広範囲な冷却制御が可能なこと。
- ④ コンピュータを駆使した高度な冷却曲線制御が可能なこと。

が挙げられる。表2.1.4は、わが国の鉄鋼各社の冷却設備仕様である。それぞれ特徴はあるがいずれも上記基本条件は満足するものである。これらの設備は最近一部増強が行われているものもある。

2.1.4 T M C Pによる厚板製品の一般的特徴

水冷型T M C Pで製造した鋼材の材質的特徴は、その製造プロセスと、それをふまえた化学成分の選択により、一般的に次の点が挙げられる。

(1) ミクロ組織の変化、つまりフェライトの若しい細粒化と、第2相の微細分散と体積率の増加により強度の上昇がみられる。

これは、水冷を、ほど常温になる迄冷却するタイプAと300～600°C程度の温度で水冷を停止するタイプBの場合で強度の上昇率は異なり、前者は5～8kgf/mm²、後者は3～5kgf/mm²の引張強さの上昇となる。従って、同一強度を確保するための炭素当量率は当然異なって来、50kgf/mm²級鋼の場合、前者は0.25～0.32%，後者は0.30～0.38% (Lloyd式)となる。図2.1.10⁶⁾は、水冷型T M C Pによる厚板と従来の焼準型厚板に関して強度と炭素当量の関係を示したものである。

(2) ミクロ組織の微細化と強度上昇分の化学成分への転換つまり主としてCの低減により韌性が向上する。

これについても前述のプロセスパターンのタイプAとタイプBで向上度は異なり、圧延圧下率、冷却水量等のプロセス条件を同一にしても強度が異なって来るから一概には云えないが、一般に云ってタイプBの方が良好であると考えられる。また、シャルピー衝撃値のみでなく、C O D値や脆性破壊停止なども向上する。

(3) 耐溶接割れ性がすぐれている。

T M C Pによる強度の上昇は炭素当量の低減に置き換えられ、当然耐溶接割れ性が向上する。これは後述の第II編第5章に本研究による成果が報告されるが、50kgf/mm²級鋼の場合、従来鋼に比し最大0.1%程度の炭素当量の低減が期待出来る。

(4) 溶接熱影響部の韌性が向上する。

炭素当量、特にCの低減による溶接熱影響部組織の改良(主として島状マルテンサイトの減少)や、低N化によるマトリックス韌性の向上、低炭素化によりTiN等のIFP(Intragranular Ferrite Plate)生成効

果の助長、Ti添加によるγ粒粗大化の抑制等の総合効果で、溶接熱影響部靱性がすぐれている。これは直ちに大入熱溶接につながるが、この点については次編にゆずる。

これら的一般的長所に対し、特に水冷型T M C Pによる厚板は、一般に従来鋼より使用時の加熱によって材質劣化を起し易いから、大入熱溶接や溶接後の応力除去焼純し或いは、点・線状加熱を行う場合には充分な検討を行いう必要がある。もっともこの傾向は、50kgf/mm²級鋼の場合、母材の化学成分、特に炭素当量の値によりその程度が異なり、現状使用されているプロセスバターンタイプBの場合は、極めて軽微であるが、これについても本報告で言及される。

2.1.5 T M C Pによる各種鋼板と適用の考え方

T M C Pの開発の過程は、造船材を代表とするSi-Mn系の40kgf/mm²級、50kgf/mm²級鋼の製造に利用された従来型のC Rと、主としてラインパイプ素材の発達の歴史にみられるNbの未再結晶域拡大効果を利用したC Rの両者に存在するが、その技術的思想からみて、今後の発展性はむしろ後者の系統にあることは明白である。

前述のように、T M C P鋼は、化学成分の変化によって実現出来た高張力鋼、高靱性鋼に代り、基本的に組織の改善、主として組織の微細化が鋼の強化、強靱化の要素となったものであり、それを実現させるための製造工程、プロセス条件の選択とその遵守は、当然鋼の各製造工程において操業上の負荷の増加を強いることになっている。例えば造船用50kgf/mm²級鋼の場合、炭素当量を低減し、その特性は大巾に向上したもの、スラブの低温加熱と、それに続く制御圧延は、専用加熱炉の設置や、コンピュータコントロールによる自動圧延を取り入れているとは云え、設備に対する負荷や、各種原単位の上昇、圧延能率の低下等は、従来鋼に比して大きく、製造コスト的に不利な状況となっている。また、品質的にみても、従来にも増して不必要さの目立つものがないわけではない。

一方、T M C Pの技術を充分に咀嚼し、全ゆる面で無理なくそのメリットを生かすことが可能な鋼材は、氷海域海洋構造物や、氷海船舶など、低炭素当量の低温用高張力鋼と考えられ、現在、Nb、Ti、V、B等のMicro Alloyを高度に利用した傑作鋼の開発が進んでいる。

これらのことを考えると、T M C Pにより製造する鋼は、特性的向上があるからとは云え、その適用は自ら制約があり、既に製造されている鋼種をも含めて改めて見直す必要があるようと思われる。特に今後、T M C Pが50kgf/mm²級鋼以上の各鋼の基本的な製造手段になるととなれば、今後、T M C Pの普及が世界的規模になるに及んで強い指適が予想される。また一方、最近のように新しい用途への適用、新しい工作法による構造物の建造が進むにつれて派生する鋼材に対する様々な特性の要求は、このT M C Pと云う製造手段を採用するに及んで今後の研究をも期待すれば、何とか到達出来る可能性もあり、また、プロセスの性格上化学成分を大きく変えても、現在の諸規格に通常示されるような内容である限り、同等な鋼種の製造が可能であり、焼純や焼入焼戻し等の熱処理の熱処理の代替えになる面もあることから、現状の規格体系の改正や、諸規格の見直しも含めて、今後の受注・製造のあり方を早急に検討する必要がある。

参考文献

- 1) N. J. Petch, J. Iron Steel Inst., 1953, 174, 25
- 2) 森山：新しい製造法による鋼材（T M C P鋼）の溶接構造物への適用に関するシンポジウム、造船学会、昭和58年、P. 1.
- 3) 松田、為広、千ヶ岩、増井、十河、製鉄研究(1982)309号、P19～34
- 4) 長谷川、森川、藤井、閑根、尾上：鉄と鋼 67(1981) S1335

5) 志賀, 波戸村, 矢野, 橋並: 制御圧延後の冷却速度及び冷却停止温度が材質特性に及ぼす影響, 鉄と鋼, No. 19,

1982

6) H. Suzuki, Y. Sogo, K. Iwanaga, R. Yamada, K. Maeda, Y. Ohno New HT-50 Steels for
Marine and Offshore Constructions with superior weldability, I.I.W Doc IX 1314
~ 84.

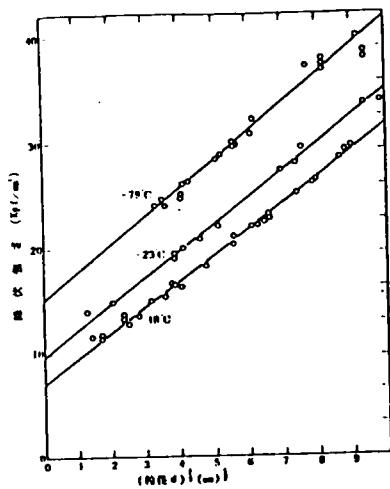


図 2.1.1 Relationship between the yield strength of steel and ferrite grain diameter

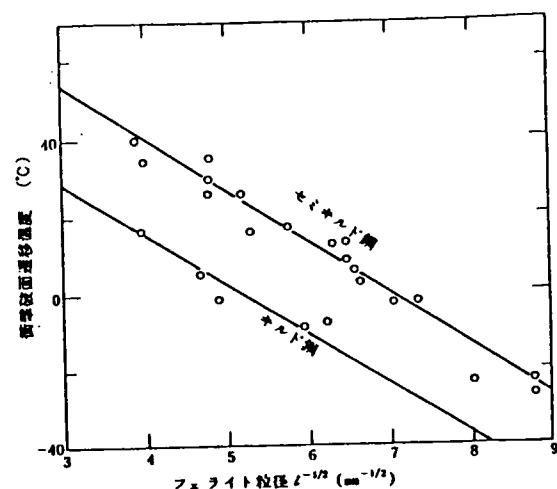


図 2.1.2 Relationship between the fracture transition temperature of low carbon steel and ferrite grain diameter.

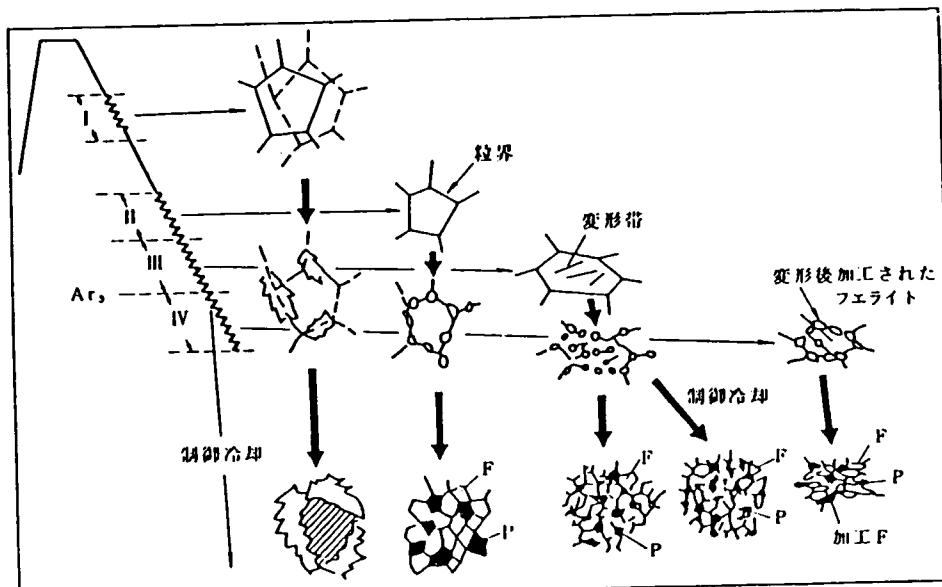


図 2.1.3 Structure after rolling in various temperature fields (Schematic).

表 2.1.1 Technical details of TMCP from rolling onward.

圧延プロセス	従来法	T.M.C.P の工程		非水冷型 T.M.C.P	水冷性 T.M.C.P			
		制御内容	目的的		Type 1	Type 2	Type 3	DQ-T
スラブ加熱	普通加熱 (1200℃以上)	低温加熱 (950℃~1200℃の最適温度)	・初期 r 粒と細粒化促進 ・ミクロ組織の均一化促進	○	○	○	○	○
第1段階圧延	粗圧延 (特に制御なし)	粗圧延 低温加熱により低温域での再結晶 r 増大	・再結晶 r 増大の細粒化促進	○	○	○	○	○
第2段階圧延	未再結晶 r 増大圧延	未再結晶 r 増大圧延 (950℃以下での圧下率大)	・変形帶の導入 ・微細フェライト生成促進	○	○	○	○	△
第3段階圧延	-	Δr_3 上の強圧下 (800℃~ Δr_3 間の圧下率大)	・微細フェライト生成促進	○	-	△	△	-
第4段階圧延	-	Δr_3 以下の圧下	・ $r - \sigma$ 二相域での均一化強度圧下 ・強度上昇と韌性向上	△	-	△	△	-
冷延	-	荷重水槽による制御冷却	・組織の微細化 ・第二相の分率増	-	○	○	○	○
Tempering	-	400~670℃でのTemper	・延・韧性の向上	-	-	-	○	○

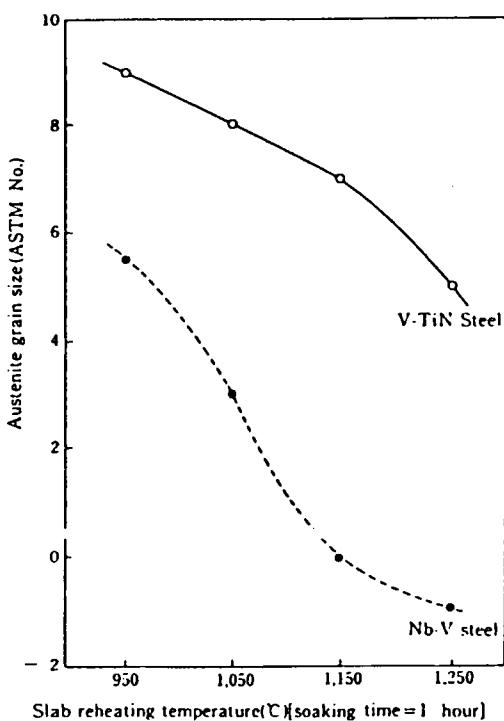


図 2.1.4 Relationship between reheating temperature and austenite grain size

Chemical composition of test plate.

Steel	C	Si	Mn	P	S	V	Ti	Al	CeqWes	CeqIIW	Pcm
A	0.09	0.16	1.31	0.012	0.001	0.03	0.02	0.033	0.32	0.32	0.16

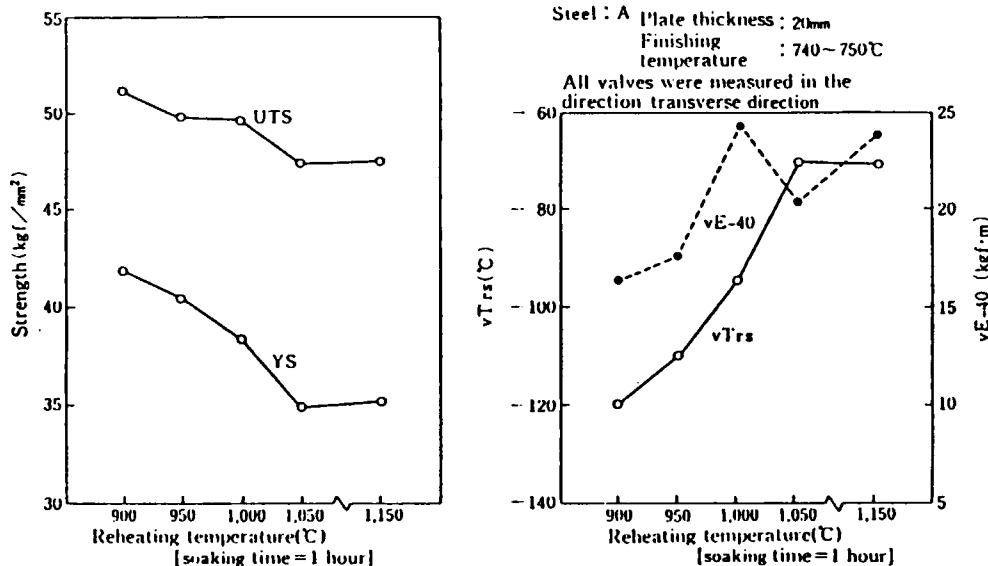


図 2.1.5 Effects of reheating temperature on strength and toughness¹⁰⁾ (NIC-Process).

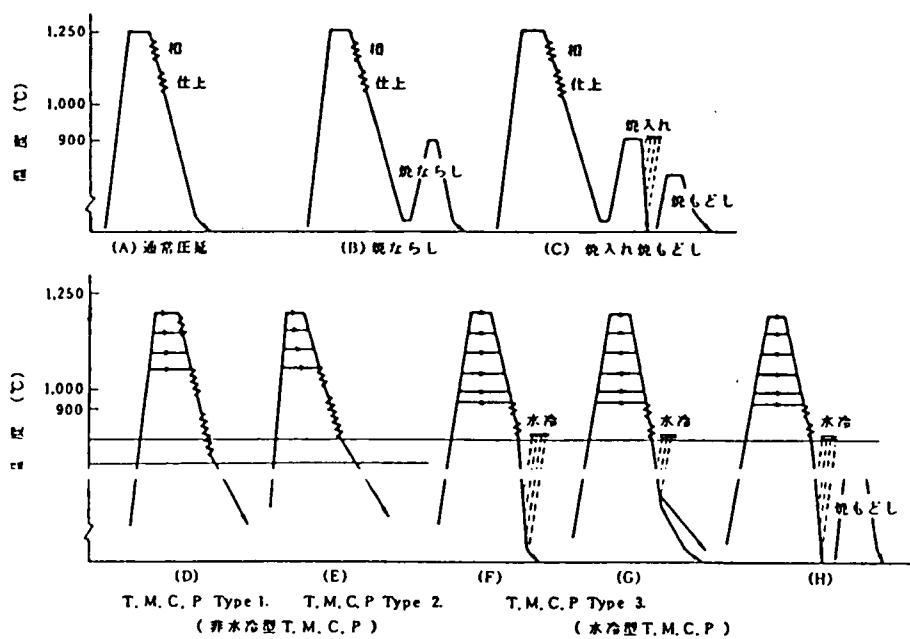


図 2.1.6 Comparison of various plate manufacturing process (Schematic).

表 2.1.2 Process name of non ACC type TMCP

鉄鋼メーカー	プロセス略称	プロセス名称
川崎製鉄	SCR	Special Controlled Rolling
	KTR	Kawasaki Thermomechanical Rolling
神戸製鋼	KONTROLL	Kobe Steel's controlled Rolling
	SHT	Sumitomo High Toughness
住友金属	SSC	Sumitomo Special Controlled Rolling
	NIC	Nippon Steel's Intercritical Controlled Rolling
日本钢管	NCT	NKK Controlled Rolling Process for Steel with Good Toughness

表 2.1.3 Process name of ACC type TMCP..

鉄鋼メーカー	プロセス略称	プロセス名称
川崎製鉄	MACS	Multipurpose Accelerated-Cooling System
神戸製鋼	K C L	Kobe Steel's controlled Rolling and Cooling
住友金属	DAC	Dynamic Accelerated Cooling
新日本製鉄	CLC	Continuous on Line Control process
日本钢管	OLAC	On-Line Accelerated Cooling

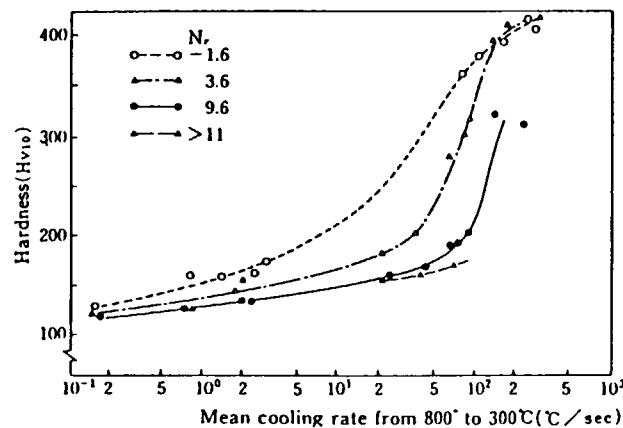


図 2.1.7 Effect of γ grain size on the hardness of steel cooled at different rates

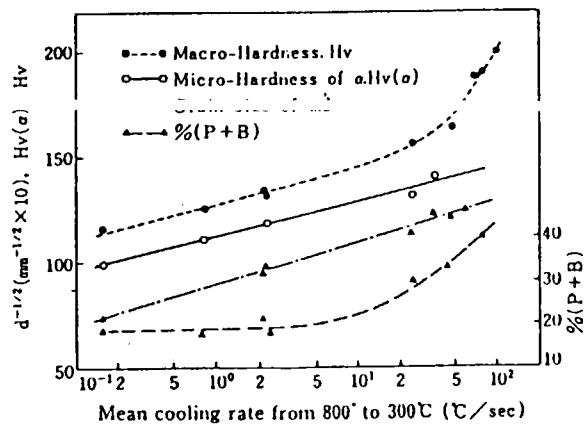


図 2.1.8 Changes in hardness, grain size, and structure according to cooling rate

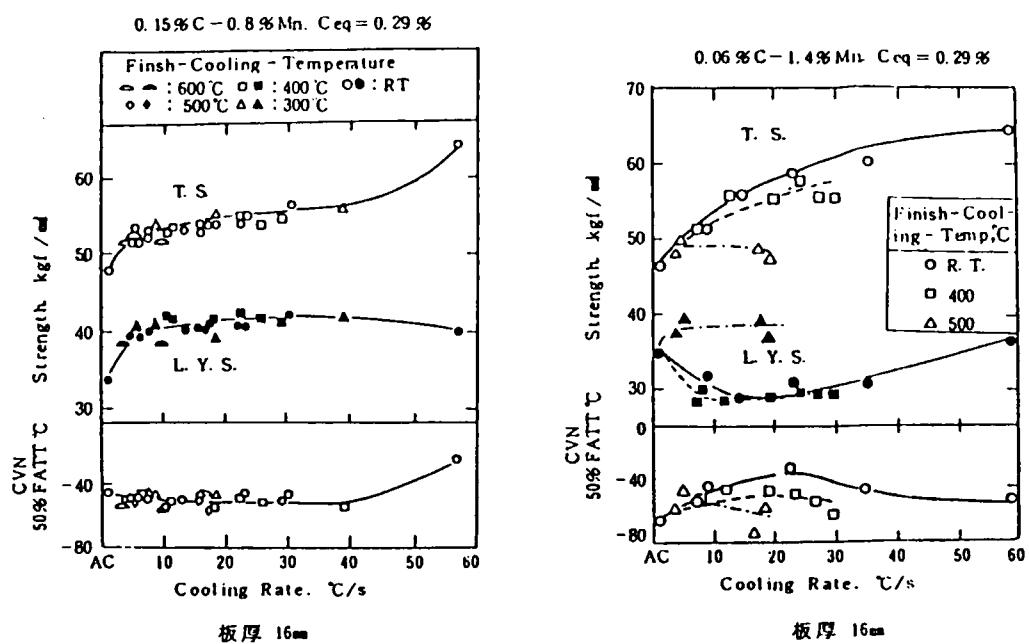


図 2.1.9 Effect of cooling rate on strength and toughness of steel.

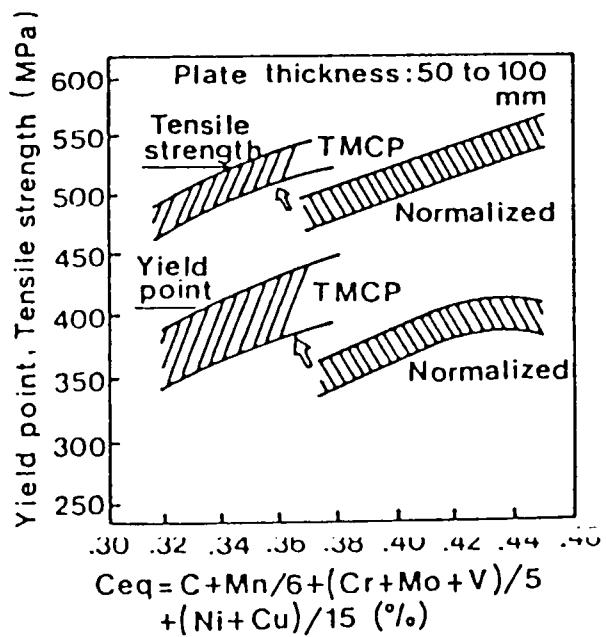


図 2.1.10 Relationship between carbon equivalent and strength for TMCP steel and conventional HT-50 normalized steel

表2.1.4 Equipments for AcC type TMCP

		新 日 鉄	日本钢管	川崎製鉄		住友金属		神戸製鋼
名 称		CLC	OLAC	MACS (AcC)	MACS (DQ)	DAC-I (AcC)	DAC-II (DQ)	KCL
型 式		closed, 通板冷却	open, 同時冷却	open 同時冷却	closed 通板冷却	open 通板冷却	closed + open 通板冷却	open 同時冷却(DQは 通板冷却)
設 備 尺 度		4.7M×19.8M	4.5. × 44.0	5.35×40	5.35×13	4.7×27	4.7×14	4.7 × 39.1
水 質		MAX 190t/分	140	200	240	135	146	195
ノズル	上 面	slit jet or flat spray	laminar	rod like nozzle	slit	slit laminar	spray	jet or pipe laminar
	下 面	網 上	spray	jet nozzle	slit	spray	spray	spray
適用プロセス		AcC, DQ	AcCのみ	AcC	DQ	AcC	DQ	AcC, DQ
エッジマスク		上下部	上部のみ	上部のみ	なし	上部のみ	なし	上部のみ
ミルからの距離		79.8M	26.0	19	68	25	83	53
設 備 位 置		HL 後面	HL 前面	HL 前面		HL 前面		HL 前面
板厚25mmの場合の可能冷却速度(800→ 500°C)		3~35°C·s ⁻¹	3~10	4~14	-35	5~13	3~35	3~20

2.2 大入熱溶接対策適用の基本的な考え方

大入熱溶接は溶接施工能率の向上にきわめて有効であり、造船では1950年代の後半より片面一層のサブマージアーカ溶接(SAW), エレクトロガスアーク溶接(EGW), 消耗ノズル式エレクトロスラグ溶接(CES)などの大入熱溶接が軟鋼の溶接に採用された。しかし、1960年代の後半、船舶の大型化とともに、 $50\text{kgf}/\text{mm}^2$ 級高張力鋼が使用されるに至って、HAZの脆化が安全性確保の見地から重要な技術的問題となつた。この問題を解決するために開発されたのが大入熱溶接対策鋼であり、造船での問題を契機として確立されたHAZ韌性の向上技術は、 $60\text{kgf}/\text{mm}^2$ 級の石油タンク用大入熱溶接用鋼、LPG地上タンクやLPG船に使用される大入熱溶接用低温用アルミキルド鋼を開発する原動力となり、現在も鋼板製造の重要な基本技術となっている。

しかしながら、大入熱溶接が採用されていたのは造船、タンク、橋梁など鋼構造物のみであり、また、大入熱溶接の適用箇所も造船を除いては限定されていたのが実状である。これは、一般的の溶接では、造船のように溶接作業を流れ作業化し、大入熱溶接装置を高い稼動率で専業化しがたいという作業工程上の問題もあったが、従来の大入熱溶接対策鋼は、HAZ韌性の要求値が厳しい場合、溶接入熱量を制御せざるを得なかったことにもよる。

新しく開発されたTMC-Pは、このような品質上の問題を解決する上できわめて有用である。

ここでは、大入熱溶接対策の概要および大入熱溶接対策としてのTMC-Pの意義を述べるとともに、TMC-P型大入熱溶接対策鋼の製造の考え方を紹介する。

2.2.1 大入熱溶接対策とTMC-Pの意義

HAZの韌性は母材と同様、冶金的には結晶粒度、組織の形態、析出粒子の分散状態、マトリックスの韌性などに支配される。しかし、HAZの場合、急熱・急冷でかつ複雑な溶接熱サイクルの変化に応じて、これらの冶金因子の状態も連続的にあるいは断続的に変化している。このため、溶接入熱量の増加とともに HA Z 韌性の劣化の原因はまだ十分に解明されていないが、定性的には図2.2.1のよう示される。

脆化の大きな原因の1つは結晶粒の粗大化である。HAZ、とくにボンド部近傍は、溶接入熱量の増加とともに高温に加熱される時間が長くなるので、オーステナイト粒が粗大化し、ひいては変態後の結晶粒（破面単位）も大きくなる。島状マルテンサイトと称される韌性に有害な第2相粒子を含む上部ベイナイト組織の生成も脆化の大きな原因となっている。溶接入熱量が増すにつれて、高温に加熱された後の冷却速度が遅くなり、HAZの組織は、マルテンサイト(M)→下部ベイナイト(B_L)→上部ベイナイト(B_u)→フェライト・バーライト(F+P)へと変化する。 $50\sim80\text{kgf}/\text{mm}^2$ 級の高張力鋼板において溶接入熱量を増すとHAZが脆化するのは、その入熱範囲が下部ベイナイトから島状マルテンサイトを含む上部ベイナイトへと変化する冷却速度に相当しているためである。上部ベイナイトの中の島状マルテンサイトはCeqが高いほど多量に生成され、それにともなって脆化量が大きくなる。合金元素量の多い鋼種ほど、すなわち強度の高い鋼種ほど脆化量が大きいのはそのためである。

大入熱溶接におけるHAZの脆化を軽減するには、以上に述べた脆化原因からも明らかのように、冶金的には結晶粒を細かくするとともに、上部ベイナイトの生成を抑制し、島状マルテンサイト量を低減することが重要である。また、韌性に有害な不純物元素の低減や韌性を向上させる元素の添加により、マトリックスの韌性向上を図ることも有効な脆化軽減策である。表2.2.1は、冶金因子を関連させて、工業的に適用されている具体的な手段を整理して示したものである。

工業的見地から脆化軽減法を分類すると、微量添加元素、ガス成分を制御する方法とCeqを低減する方法の2つに大別される。

a) 微量添加元素、ガス成分の制御

本方法は組織の微細化、あるいは韌性に有害なフリーNの低減によるマトリックスの靭化を目的として行なわれており、これらを総称して従来より大入熱溶接対策と呼ばれている。

組織微細化には、 r 粒の粗大化を抑制する析出粒子あるいは、 r の変態の核発生サイトとして作用し、微細なフェライトを生成させる析出粒子として、TiN、REM-Oxysulfide、Ca-Oxysideなどが利用されている。本方法の場合、HAZが高温に加熱された時点での細かな析出粒子をできるだけ多数分散させておくことが必要であり、ひいては、これらの析出粒子の分散状態を決定している微量添加元素やガス成分を厳密に制御することが重要である。図2.2.2はその一例としてTiNの分散状態とオーステナイト粒径との関係を示したものである。粒子径が小さく体積分率が大きいほどオーステナイトの粗大化が抑制されている。また、図2.2.3及び図2.2.4より、TiおよびN量によって析出粒子数が変化し、それにともなって韌性が変化していることがわかる。このような成分の制御に加えて、鋼板製造時におけるTiNの凝集粗大化を避けるために鋸造後の冷却速度やスラブ加熱温度の管理が行われることがある。図2.2.5はHAZ韌性に及ぼすスラブ加熱温度の影響を示している。これは、TiNの分散状態が鋼板の製造熱履歴と密接に関連していることを示している。

TiNに加えて、さらにREM処理やCa処理が併用される場合もある。これはTiNよりさらに高温で安定なREMあるいはCaのOxysulfideを生成させることにより、一層オーステナイトの粗大化を抑制し、韌性の向上を図ることを目的としたものである。図2.2.6にはTiとCaの複合添加の効果を示す。また、図2.2.7は、REMとBの複合添加の効果を示したものである。この場合にも成分の制御が重要であることがわかる。

一方、フリーNを低減レマトリックスの靭化を図る方法では、単にN量を低く管理するだけでなく、窒化物生成元素Ti、Alなどを添加し、フリーNの固定が図られる。図2.2.8にはフリーNの低減による韌性向上の効果を、図2.2.9にはTi、Alの添加の効果を示す。また、最近、フリーNの低減を図るとともに結晶粒をも微細化する検討がなされ、Bの添加により微細な粒内フェライトが生成し、韌性が向上するとの報告がなされている。

b) Ceqの低減

Ceqの低減が大入熱溶接HAZの韌性改善に有効であることは軟鋼のHAZ韌性が高張力鋼のそれより優れることからも経験的によく知られていた。これは、韌性に有害な島状マルテンサイトが低減するとともに、焼入性の低下により微細なフェライトの生成が促進されるためである。しかし、Ceqの低減は鋼板の強度低下をもたらす。したがって、従来の製造法である圧延ままや焼ならし法では、出来るだけCeqが低くなるように、Mn/Cの調整、HAZ韌性に悪影響をもたらすCとNiやCuとの置換などが行われていたが、Ceqの低減には自ずと限界があった。すなわち、従来の製造法の場合、Ceqの低減はHAZ韌性の向上策として十分に活用することはできなかった。

T MCPは結晶粒の微細化、ペイナイトの生成、転位密度の増加やCの固溶によるフェライト地の強化などの強化法を活用して強度上昇を図るものであり、言い換えれば、同一強度を得るためにCeqを低減することを可能とする製造法である。なかでも、水冷型T MCPはCeqの低減に有効である。図2.2.10は非水冷型及び水冷型T MCP鋼板のCeqと引張強さとの関係を従来の焼ならし型鋼板のそれと対比して示したものである。従来の焼ならし型鋼板は50kgf/mm²以上の引張強さを確保するためにCeqを少なくとも0.38～0.40%とする必要があった。これに対して非水冷型T MCP鋼板の場合、Ceqは0.34～0.38%であり、従来鋼より0.02～0.06%低減されている。水冷型T MCP鋼板の場合、さらにCeqを低減することが可能であり、軟鋼と同等の0.30%あるいはそれ以下のCeqとすることも可能である。

図2.2.11は、 C_{eq} と片面一層S A Wにおけるボンド部の衝撃値 $v E_0$ との関係を示したものである。 C_{eq} が低くなるにしたがってHAZ韧性が改善されている。また、 C_{eq} の低減と大入熱溶接対策の併用により一層HAZ韧性が向上していることがわかる。

以上のことから明らかなように、T M C Pは微量添加元素やガス成分を調整する方法と並んで、きわめて有効な大入熱溶接対策とみなすことができる。

T M C Pの出現は、従来の大入熱溶接対策鋼の製造法に変化をもたらしつつある。従来、圧延ままあるいは焼ならしなどの製造法では、HAZ韧性の要求値が比較的緩い常温使用の鋼板でも、大入熱でのHAZ韧性を確保するために、微量添加元素やガス成分の制御による大入熱溶接対策が不可欠であったが、T M C Pでは必ずしもこれらの対策を必要としなくなった。

また、T M C Pの C_{eq} 低減と大入熱溶接対策との併用により、よりHAZ韧性が優れ、入熱量の拡大が可能な鋼板、あるいはより高強度な大入熱対策鋼が新たに開発されつつある。

T M C Pは、大入熱溶接対策鋼板の製造法の単純化やHAZ韧性の向上、という点からも工業的にきわめて意義深い製造法であるといえる。

2.2.2 大入熱溶接対策鋼板の製造の考え方

大入熱溶接対策やT M C Pは鉄鋼各社で独自に開発されたものであり、大入熱溶接対策の適用基準を画一的に論することはできないが、その概略を示すと図2.2.12のとおりである。なお、ここでいう大入熱溶接対策とは微量添加元素やガス成分を制御する処理をさしている。大入熱溶接対策適用の基準は、要求韧性レベルと C_{eq} によってほぼ決定される。比較的 requirement 韧性レベルが低く、かつ、 C_{eq} が低い軟鋼などの場合には大入熱溶接対策を必要としないが、要求韧性レベルが厳しい低温用鋼板の場合、 C_{eq} が低くとも、大入熱溶接対策が必ず適用されている。

以下には、T M C Pにより製造された50kgf/mm²級造船用鋼板及び低温用アルミキルド鋼板の大入熱溶接対策を紹介する。

a) 造船用50kgf/mm²級鋼板

本強度クラスの鋼板には降伏点32kgf/mm²級と36kgf/mm²級の2種類があり、我国の造船業界では主として前者が使用されていた。これは従来の降伏点36kgf/mm²級鋼板は強度確保のためにNbやVが添加され、かつ、 C_{eq} が高いので、大入熱溶接対策を施しても所要の韧性が得られず、また、小入熱溶接時のわれ防止のための予熱を必要としたためである。 C_{eq} が低いT M C P鋼板は降伏点32kgf/mm²級はもとより36kgf/mm²級鋼板においても従来の32kgf/mm²級鋼板よりも大入熱溶接HAZの韧性が優れており、溶接施工能率を損うことなく高強度設計を行なうことを可能とした。その結果、船体の軽量化による貨物積載重量の増加、運行燃費の低減などの省エネルギーの要請とも相俟って、50kgf/mm²級鋼板の比率は増え高くなってきており、現在ではT M C P鋼板なかでも最も C_{eq} の低い水冷型鋼板が造船の主要鋼材となりつつある。

次に、図2.2.13はT M C P鋼板の代表的な化学成分と従来鋼との比較して示したものである。従来鋼は C_{eq} が0.38～0.42%であり、かつ、NbやVが0.03～0.05%添加されている。非水冷型T M C P鋼板では、 C_{eq} が0.02～0.07%低減されており、A、D及びEのいずれのグレードにおいても大入熱溶接対策が一般に行なわれている。また、Nbが添加される場合、その添加量は0.020%以下に抑えられている。水冷型鋼板はNbやVを含まない単純なSi-Mn系であり、 C_{eq} が0.26～0.36%となっている。大入熱溶接対策は最も要求韧性レベルの高いEグレードの場合行なわれているが、AおよびDグレードの場合必ずしも行なわれていない。

図2.2.13は溶接入熱量とボンド部のシャルピー吸収エネルギーとの関係を示したものである。シャルピー吸

収エネルギーは溶接入熱量の増加とともに低下しているが、最も C_{eq} の低い水冷型 T M C P 鋼板は 5 0 0 K J / cm にも達する大入熱溶接でも規格要求値 (3.5 kgf · m 以上) を十分に満足している。

図 2.2.14 及び図 2.2.15 には中央切欠大型引張試験及び C O D 試験を大入熱溶接継手のボンド部について行なった結果を示す。これらの結果からも T M C P 鋼板は大入熱溶接継手において脆性破壊に対する安全性が大幅に向かっていることがわかる。

b) 低温用アルミキルド鋼板

シャルピー仕様温度 - 5 0 ~ - 6 0 °C の要求に適合する大入熱溶接用の低温用鋼として、降伏点 2 4 , 3 3 , 及び 3 6 kgf / mm² 級鋼板が開発されている。一例として示した表 2.2.3 にみられるように、いずれの場合も低 C - 高 Mn を基本とする低 C_{eq} の成分系であり、微量添加元素やガス成分の制御による大入熱溶接対策が施されている。また、不純物元素である S が 0.0 0 5 % 以下に低減されており、P も必要に応じて低められている。

降伏点 2 4 kgf / mm² 級鋼板は主として L P G 船のタンク材や L P G や L N G 船の内槽隔壁材として開発されたものである。本強度クラスの鋼板の製造法は一般に非水冷型である。これは、図 2.2.16 に示したように水冷型 T M C P により C_{eq} を 0.3 0 % 以下に低減しても H A Z の韌性がほとんど向上しないこと、 C_{eq} が低くなると溶接金属の韌性が劣化するので新たな溶接材料が必要となることによる。本鋼板では図 2.2.17 に示したように、大極間片面一層 S A W が可能であり、また、最近ではさらに溶接能率の高い 1 ブールの片面一層 S A W の実用化がすすめられている。

降伏点 3 3 kgf / mm² 級鋼板は L P G 船や L P G 地上貯蔵タンクなどに使用される。製造法としては非水冷型及び水冷型の 2 種類があり、非水冷型は脆性亀裂の伝播停止特性がきわめて良好であるが、H A Z 韌性の点からは水冷型の方が優れている。図 2.2.18 には、L P G 地上貯蔵タンクの建造に高能率溶接として採用されている E G W 継手 (S E G A R C) のシャルピー特性を示す。

降伏点 3 6 kgf / mm² 級鋼板は、北海や北極海などの寒冷地域海洋構造物あるいは氷海船などを対象として最近開発されたものである。使用板厚が最大 1 0 0 mm にも達するこれら鋼構造物の建造にあたっては、溶接能率の高い大入熱溶接が適用でき、かつ、H A Z の韌性が優れた鋼板が特に要望される。したがって、鋼板の製造法としては C_{eq} をより低減できる水冷型が採用される傾向にあり、また、成分的にも C_{eq} の増大をできるだけ少なくするために、Ni, Cu, Nb, B などが添加されている。図 2.2.19 には溶接入熱量とボンド部の v E - 60 との関係を示す。非水冷型の場合、7 0 ~ 1 0 0 K J / cm 程度まで溶接入熱量を高めることができ、水冷型の場合さらに 2 0 0 K J / cm 程度まで溶接入熱量の拡大が期待できることがわかる。また、7 5 mm の厚肉鋼板では、図 2.2.20 に示したように、溶接入熱量 1 0 0 K J / cm の多層溶接が可能であることがわかる。

2.2.3 今後の技術課題

T M C P 鋼板のなかでも水冷型の鋼板は開発されてまだ日が浅く、大入熱溶接を適用するにあたって検討すべき課題も残されている。

その 1 つは溶接熱影響部における軟化である。これは溶接熱によって T M C P の強度上昇効果が一部消失するため生ずるものであり、軟化の程度は溶接入熱量が大きいほど、また、 C_{eq} が低いほど大きくなる。これに関しては継手強度、座屈強度、疲労特性及び脆性破壊特性が軟化の大きい水冷型鋼板を中心として本委員会で調査された結果、船舶の場合実用上問題ないと結論を得た。ただし、他の鋼構造物への適用にあたっては、さらに検討していく必要があろう。

溶接材料の開発も重要な技術課題である。母材の希釈の大きい大入熱溶接では溶接金属の機械的性質が鋼板の化学成分にも影響されるので、鋼板に適合した溶接材料が必要となる。造船用 5 0 kgf / mm² 級 T M C P 鋼板の溶接材

料は既に開発され、汎用されているが、低温用鋼板用の溶接材料は、鋼板の化学成分が流動的に変化していることもあり、個々の鋼板の成分毎に溶接材料の成分を調整して製造されているのが実状である。T M C P 鋼板を使用して大入熱溶接の適用を拡大していくためには、種々成分の鋼板に適合する溶接材料の開発が必要となる。

以上のような技術課題は、T M C P 鋼が開発されたばかりであることによるものであり、今後、鋼構造物の安全性と経済性を総合的に考慮して解決していくとともに、T M C P と微量添加元素、ガス成分の制御の組合せにより、新しい大入熱溶接対策鋼が開発されていくものと考えられる。

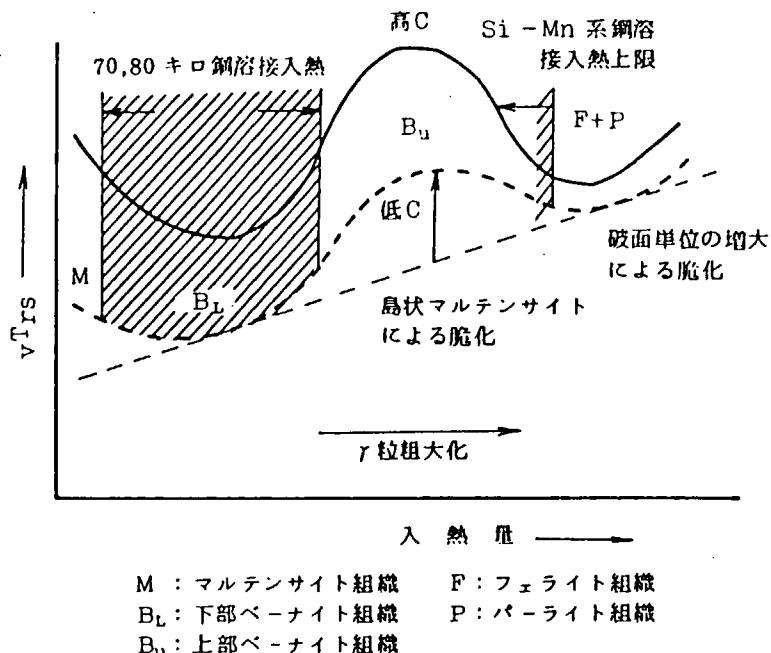


図 2.2.1 Schematic diagram showing mechanism of HAZ toughness deterioration with increase of heat input

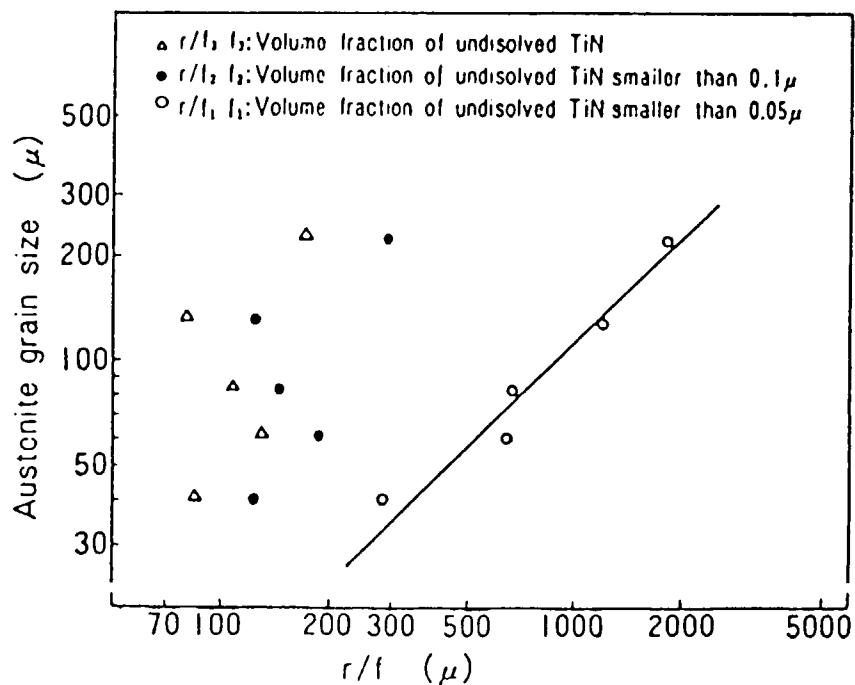


図 2.2.2 Relationship between soluble TiN particle size and the volume fraction and austenite grain size in simulated HAZ test (Maximum heating temp.; 1400°C)

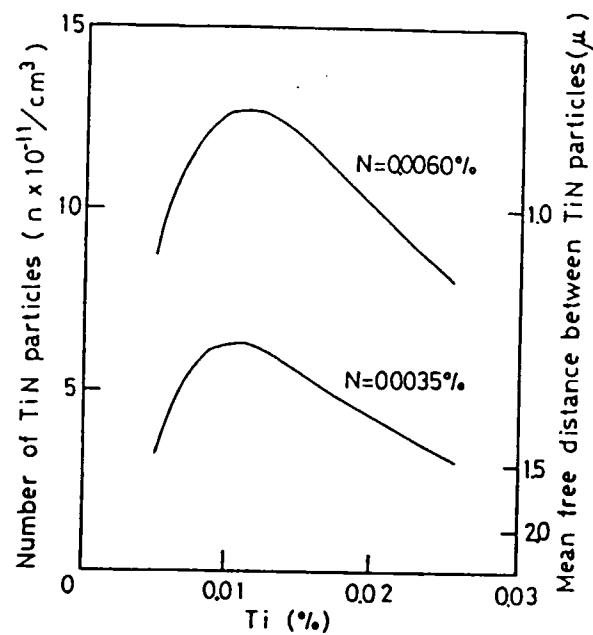


図 2.2.3

Effect of titanium and nitrogen content on number of TiN particles in simulated HAZ test (50kgf/mm² tensile strength steel plate)

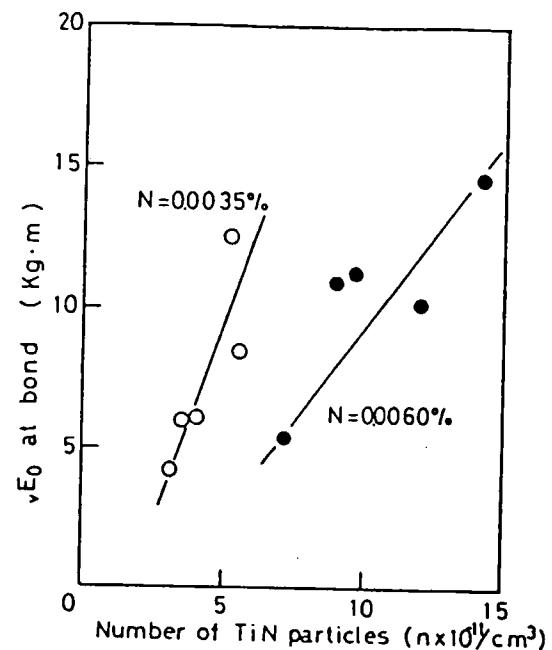


図 2.2.4

Relationship between number of TiN particles and HAZ toughness at fusion line (50 kgf/mm² tensile strength steel plate)

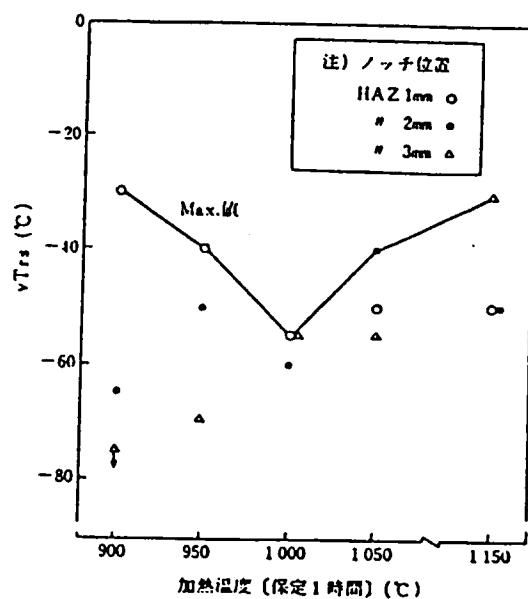


図 2.2.5

Relationship between slab reheating temperature and HAZ toughness (Non-AcC type of TMCP steel plate low temperature service)

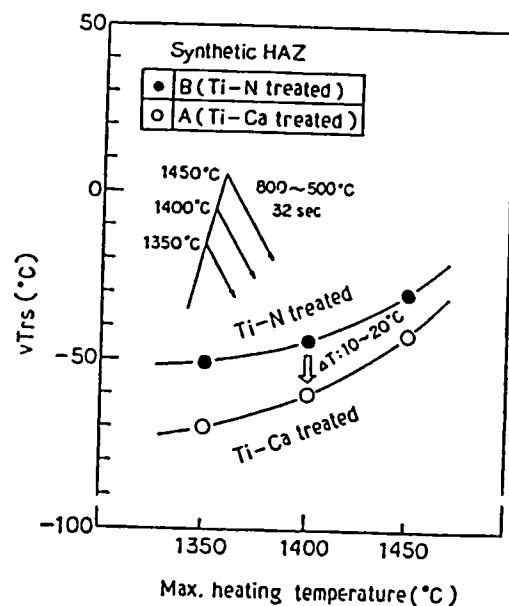


図 2.2.6

Simulated HAZ test results showing improved HAZ toughness by Ti-Ca treatment (Low temperature service steel plate)

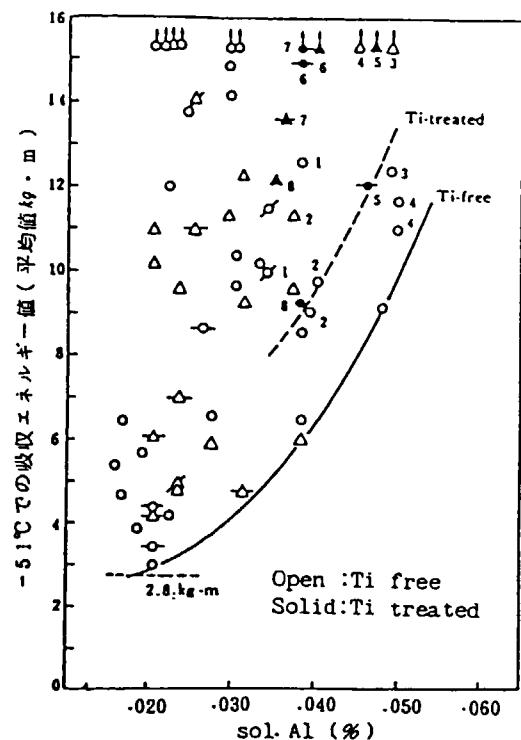
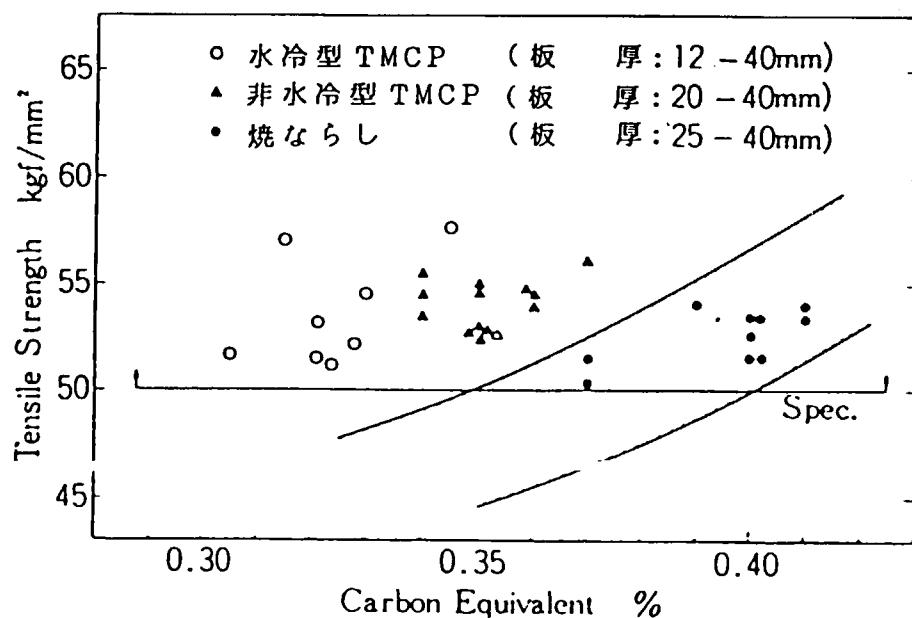
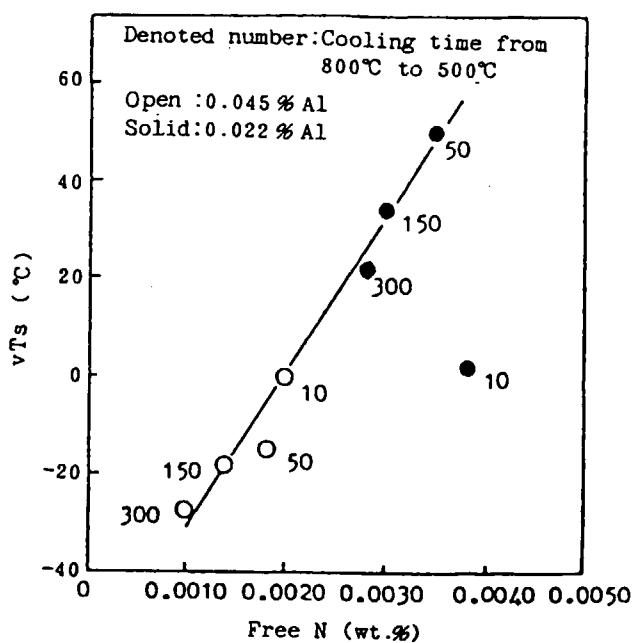


図 2.2.9 Change of Charpy impact absorbed energy with soluble aluminium content and titanium addition



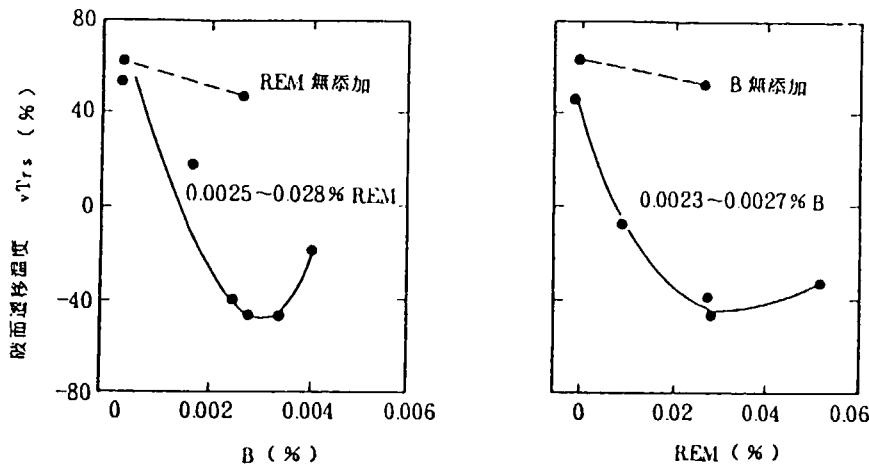


図 2.2.7 Effect of boron and rare-earth metal contents on HAZ toughness

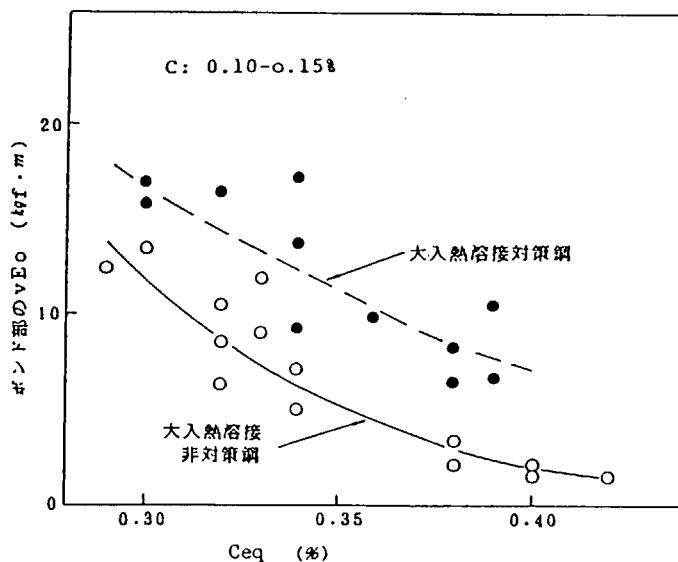


図 2.2.11 Improvement of HAZ toughness with decrease of carbon equivalent in one-pass submerged arc welding (Thickness; 20-30mm, Heat input; 120-250 KJ/cm)

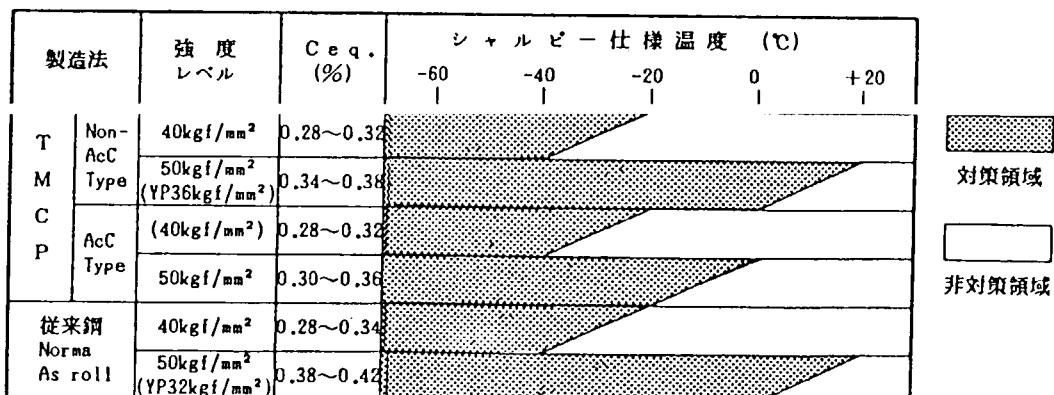


図 2.2.12 An example of material design for special treatment for improving HAZ toughness with parameters of tensile strength level and required Charpy impact properties

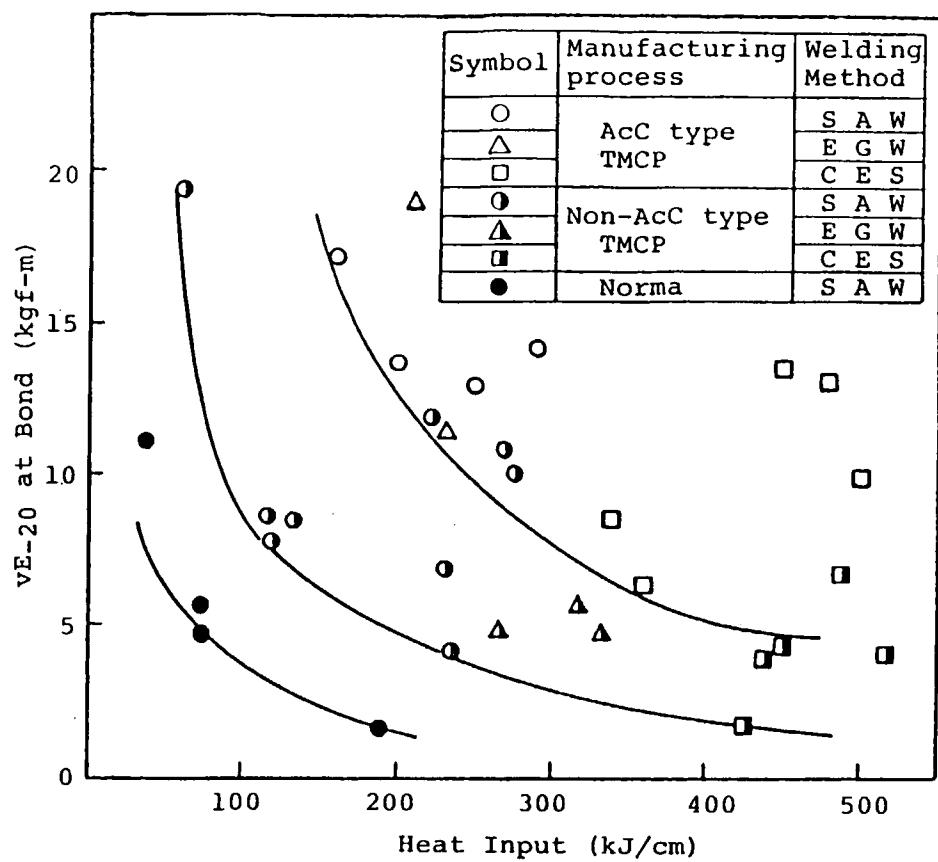


図 2.2.13 Relationship between heat input and HAZ toughness at fusion line in comparison with AcC and non-AcC type of TMCP steel plates and conventional steel plates

Ceq. (wES) (Base Metal) (%)	Heat Input (kJ/cm) [Thickness, t (mm)]		
	90 ≤ H.I. ≤ 140 [25 ≤ t ≤ 35]	200 ≤ H.I. ≤ 300 [25 ≤ t ≤ 38]	370 ≤ H.I. ≤ 480 [25 ≤ t ≤ 40]
0.25 ≤ Ceq. ≤ 0.32	○	○	●
0.33 ≤ Ceq. ≤ 0.36	□	□	■
0.36 < Ceq. ≤ 0.41	△	△	▲

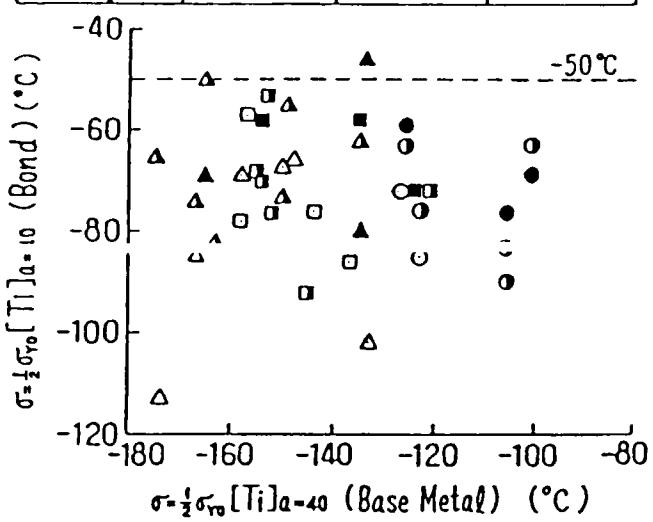


図 2.2.14 Critical temperature for brittle fracture initiation in center notched Deep notch test of base metal and HAZ at fusion line

Type	Heat Input H.I. (kJ/cm)	Grade (Thickness, t (mm))		
		KA36 (25)	KD36 (38)	KE36 (33,38)
I		—	—	●
II	200~300	—	—	■
III		△	△	▲

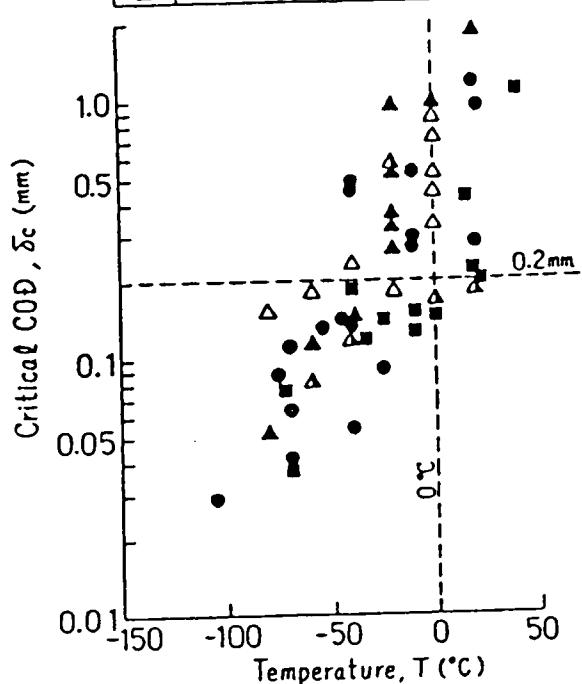


図 2.2.15 Relationship between critical COD value and temperature in CTOD test (One-pass submerged arc welding, notch location ; Fusion line, Side notch)

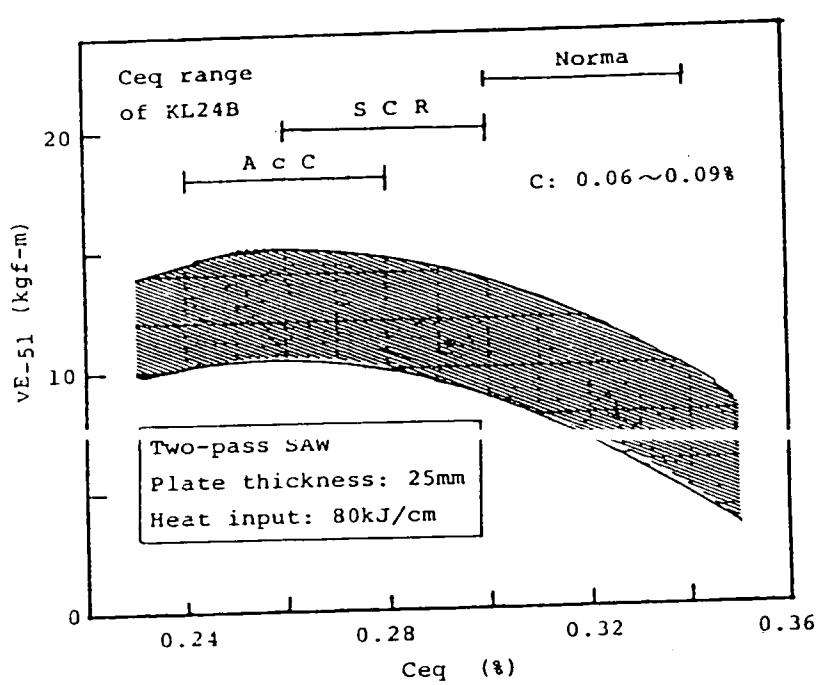


図 2.2.16 Effect of carbon equivalent on HAZ toughness in low temperature service steel plates

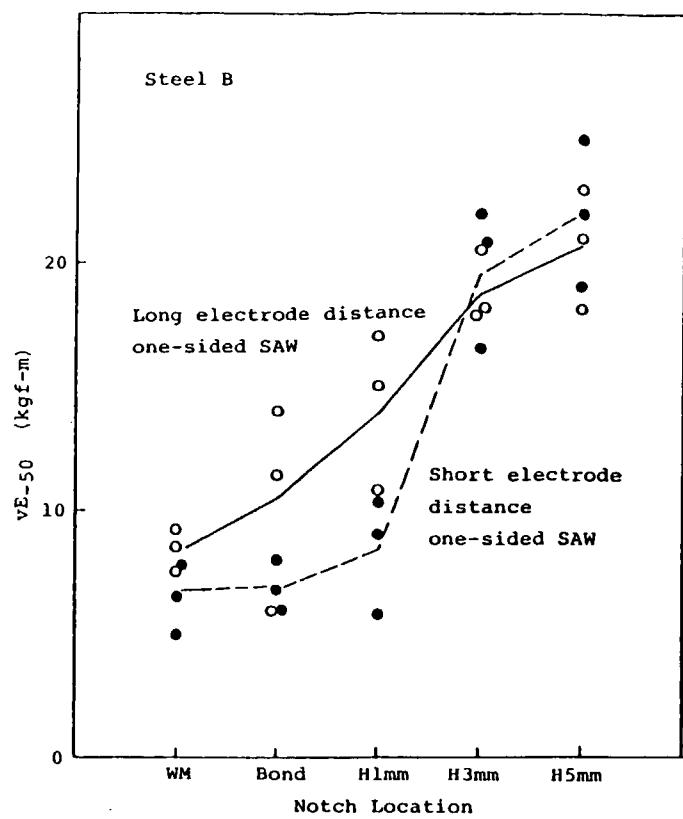


図 2.2.17 Charpy impact properties of one-pass submerged arc welded joints in low temperature service steel plates with 24 kgf/mm² yield strength (Steel B)

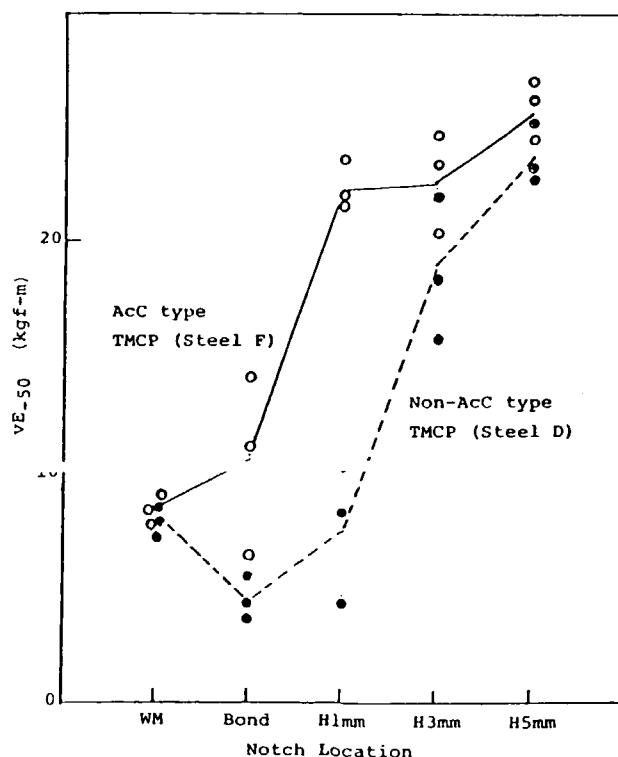


図 2.2.18 Charpy impact properties of electro-gas arc welded joints in low temperature service steel plates with 33 kgf/mm² yield strength

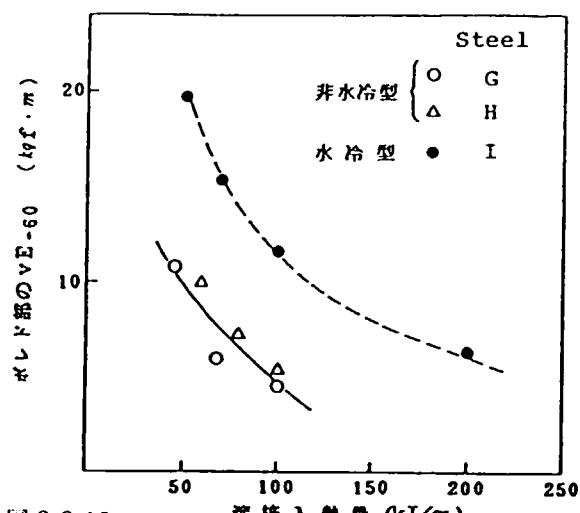


図 2.2.19 溶接熱量 (kJ/cm)

Relationship between heat input and Charpy Absorbed energy at -60°C

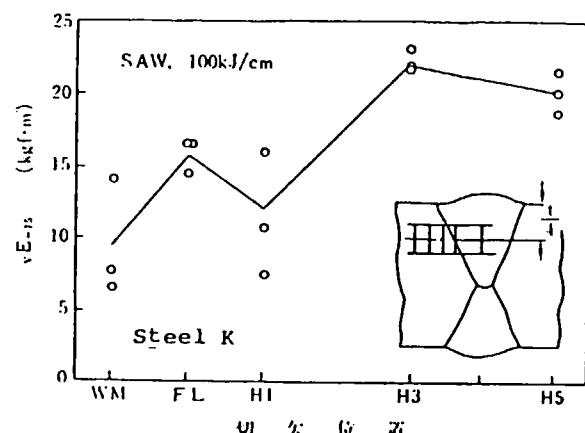


図 2.2.20

Charpy impact properties of welded joint in 75 mm heavy thick plate manufactured by AcC-type of TMCP

表 2.2.1 Metallurgical factors affecting HAZ toughness and improvement methods of HAZ toughness

因 子	脆化原因	脆化軽減法		対象鋼種
		冶金的手段	具体的な手段	
結 晶 拉	γ 拉の粗大化	高温で安定な折出物の微細分散	・ TiN の微細分散	低温用 アルミ キルド HT-50 HT-60
組 織	上部ペーナイトの生成 (島状マルテンサイトの生成)	微細 フェライト・パラ イトの生成	・ フェライト変態核となる TiN, BN, REM 化合物, Ca 化合物などの分散 ・ 低 C_{eq} 化	
		上部ペーナイト組織中の島状マルテンサイトの量の低減	・ 低 C 化, 低 C_{eq} 化 ・ 低 Si 化	HT-60 HT-80 低 Ni 鋼
	下部ペーナイトの生成		・ 焼入性を高める元 素 (Ni, Cr, Mo) などの添加	HT-80 HT-100
地 の 固 性	—	不純物元素の低減 韌性を向上させる 元素の添加	・ P, S, N の低減 ・ Ni の添加	全鋼種 HT-80 HT-100

表 2.2.2 Typical chemical compositions 36 kgf/mm² yield strength steel plates for ship building

製造法	板厚 (mm)	化 学 成 分 (%)								Ceq. (IWW)	大入熱溶接対策	
		C	S i	Mn	P	S	C u	N i	N b	A l	T i	
Non-AcC Type T M C P	35	0.09	0.31	1.40	0.016	0.001	—	—	0.021	0.034	0.014	0.32
	E	0.07	0.43	1.49	0.012	0.002	0.20	0.20	—	0.025	0.013	0.34
AcC Type T M C P	35	0.11	0.29	1.46	0.005	0.001	0.19	0.36	—	0.070	0.007	0.38
	A	0.15	0.16	0.56	0.022	0.010	—	—	—	0.030	—	0.26
D	25	0.15	0.22	1.01	0.021	0.010	—	—	—	0.038	—	0.32
	E	0.13	0.20	1.31	0.018	0.005	—	—	—	0.032	—	0.34
N	35	0.12	0.24	1.32	0.016	0.003	—	—	—	0.038	0.012	0.34
	E	0.11	0.38	1.44	0.012	0.002	—	—	—	0.064	0.007	0.35
												低N-Ti-HA1
												—

表 2.2.3 Typical chemical compositions of low temperature service steel plates for LPG ships , LPG storage tanks , or arctic offshore structures

降伏点 レベル (kgf/mm ²)	製造法	略号	板厚 (mm)	化 学 成 分 (%)								Ceq .	大入熱溶接対策		
				C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Nb	A1	B		
24	Non-AcC Type T M C P	A	12	0.08	0.22	1.25	0.018	0.002	—	—	0.035	—	0.012	0.29	Ti - Ca
		B	21	0.08	0.23	1.30	0.007	0.001	—	—	0.031	—	0.013	0.30	Ti - Ca
	Non-AcC Type T M C P	C	12	0.08	0.21	1.27	0.017	0.003	—	—	0.010	0.040	—	0.012	0.29
		D	35	0.09	0.24	1.47	0.010	0.002	0.19	0.21	0.018	0.024	—	—	0.36
		E	21	0.08	0.22	1.31	0.019	0.002	—	—	0.040	—	0.008	0.30	Ti - Ca
		F	35	0.08	0.30	1.42	0.017	0.003	0.20	0.20	—	0.034	—	0.34	Ti - Ca
33	Non-AcC Type T M C P	G	50	0.08	0.26	1.48	0.013	0.002	0.25	0.63	V	—	—	※	0.40
		H	50	0.07	0.27	1.40	0.015	0.004	—	0.37	0.012	0.035	—	0.011	0.33
	AcC Type T M C P	I	32	0.07	0.29	1.45	0.008	0.001	0.21	0.34	—	0.063	—	0.004	0.36
		J	50	0.06	0.23	1.28	0.014	0.002	—	0.39	0.010	0.038	0.008	0.010	0.30
		K	75	0.08	0.25	1.29	0.006	0.002	0.48	0.72	—	—	0.008	0.38	Ti

※ 添加量不明

3章 TMCPの各鋼種への応用

3.1 高張力鋼への応用

降伏点 32.36 キロのいわゆる HT 50 キロ級鋼板への TMCP の適用は第 II 編で詳述するので、ここではそれ以上の強度を有する高張力鋼板を対象とする。

3.1.1 高張力鋼適用の現状と要求特性

船舶海洋構造物用鋼材の高張力化は、板厚減少による鋼材の節減、溶接工数・溶接材料の削減をはじめとして、構造物の重量軽減、したがって船舶では積載貨物量の増大、消費燃料の低減、また浮遊式リグでは安定性の向上等多大の利益をもたらす。しかし反面、高張力化とそれによる板厚の減少は、材質設計面で疲労、腐食、応力腐食割れ、座屈、たわみといった問題を助長するとともに溶接施工面でも予熱、入熱制限、冷間加工性の劣化、熱間加工適用不可といった作業性の劣化を引き起こすことが懸念される。当然のことながら鋼材単価の上昇も避け難い。鋼材の選択にあたっては、これらの諸要素と適用対象構造物の使用環境ならびに適用部材の構造的特徴、鋼材の供給能力などを勘案して決定される。

鋼材の高張力化は、橋梁、水圧鉄管、圧力容器、タンク等の分野では積極的に進められ、HT 50 キロ級を上回る高張力鋼板が多量に使用されている。しかし、船舶海洋構造物の分野では疲労、腐食、座屈、溶接作業性等の問題から、主要部材については軟鋼から HT 50 キロ級鋼への代替が本格化しているものの、それを上回る高張力鋼の適用は、表 3.1.1 に示すように高応力の氷圧、水圧、衝撃荷重などを受けたり、重量軽減と安定性の向上を目的とする特殊な船舶や構造物あるいは局部的に高応力を受ける特定の部材に限られている。

これらの分野で使用される高張力鋼板の要求特性例を表 3.1.2 にとりまとめて示す。¹⁾ これから、鋼材への要求は板厚は最大 200 mm、強度 HT 80 キロ級、韌性はシャルピーによる保証が主体で、その試験温度は海洋構造物の場合 -76°C であることがわかる。

これらの要求に対して、現状は目的に応じて成分、熱処理条件を調節した各種の再加熱焼入一焼戻型（以下 RQ-T と略記）高張力鋼板開発され、これらの用途に適用されている。これら RQ-T 型鋼板は、その要求性能を一応満足しているものの、設計・施工者からは作業性、安全性、経済性の面より、予熱省略あるいは入熱制限の緩和が可能な、溶接性に優れた安価な鋼板の量産技術の確立が強く望まれている。

3.1.2 高張力鋼板製造への TMCP の応用と製品特性

高張力鋼板製造における TMCP の応用法は、従来 RQ-T 法と対比して図 3.1.1 に示すように、3 つに大別される。すなわち、HT 50 キロ級鋼板製造の延長線上にある非水冷型 TMCP（以下 TMR, Thermo-Mechanical Rolling と略記）と水冷型 TMCP（AcC, Accelerated Cooling），それに加えて水冷後オフラインで焼戻すか、あるいは水冷後焼戻すかの組合せ入一焼戻（以下 DQ-T, Direct Quenching & Tempering と略記）である。これら TMCP 法で製造された各社の鋼板の成分、機械的性質および溶接性の一例を、表 3.1.3、表 3.1.4 に示す。

1) 非水冷型 TMCP

製造法は HT 50 キロ級鋼と同じで、高張力化は、溶接性、経済性の点から微量で強度上昇効果の大きい Nb, V, Ti などの折出硬化元素の添加あるいは增量によって達成される。この製造法の利点は、熱処理をおこなわないため省エネルギー、工期短縮、量産対応可能などの効果があることと材質面では強い制御圧延をおこなえば他のプロセスを上回る高韌性、特に高亜裂伝播停止特性が得られることである。反面、AcC 法や RQ-T 法に比較して強度確保が難しく、HT 60 キロ級を上回る高張力の厚肉材では合金元素の大巾な増量が必要で、溶接

性、経済性を損なう。このため、この方法の適用は、一般的には板厚32mm以下、強度はHT60キロ級までである。

本製造法による高張力鋼板の船舶・海洋構造物への適用例はないが、ラインパイプ(X-60～X-70グレード)や産業機械用には多量の製造実績がある。後者の用途にはHT70キロ級の製造にも適用されている。

鋼R1～R3(表3.1.3)はHT60キロ級の製造例である。母材靭性に優れ、Ceq., PCMも低く、予熱フリーで溶接可能である。本鋼板の欠点では、Nb, Vを多量に含むため、大入熱溶接やSR処理によって溶接縫手靭性が劣化することであるが、溶接条件を適切に選べば-20～-40°Cの靭性保証が可能である。

2) 水冷型冷却まま(AcC)

製造法はHT50キロ級と大略同じで、高張力化はNbやVをはじめとする合金元素の添加ないしは增量に加えて、水冷速度の増大や冷却停止温度の低下によって達成される。このためAcC法のCeq., PCMは、HT50キロ級の場合と同じく、非水冷型のTMRよりも低減が可能で、RQ-T材並かそれ以下とすることができる。また靭性よりも制御圧延との組合せでRQ-T以上の高靭性が達成できる。それゆえAcC法は靭性、溶接性、経済性など総合的に判断すれば、最も優れた高張力鋼板製造法といえる。

しかし、AcC法では強度限界があり、すべての強度水準をカバーできない。すなわち高強度化のために、合金元素の增量、冷却速度の増大と水冷停止温度の低下などを過度におこなえば、TSは増加するものの、YSはかえって低下して規格強度を達成できなくなる。これは鋼のミクロ組織がAcC法特有のフェライト+バーライト+ペイナイトの混在組織からペイナイト主体でマルテンサイトを含む組織へと変化するため、この場合には焼戻し処理が必要で、それは事実上後述するDQ-Tの範囲に含まれる。AcC法でできる限り高いYSを確保するには、Nb, Vの利用、水冷停止温度の適正化によるオートテンパー効果の利用、一部フェライト折出後急冷するDDQ(Delayed Direct Quenching)法の適用が有効といわれている。^{2), 3), 4), 5)}これら的方法の活用によって現状ではHT56キロ級で50mm、HT60キロ級で32mmまでの製造例がある。

本方法の適用実績としては、TMRと同様にラインパイプ材ではHT60キロ級で板厚32mmまで多数あるが、最近海洋構造物の分野においても適用実績ができた。適用構造物は写真3.1.1に示す北極海向人工島で、これにはAcC法で製造されたA537-C12MOD鋼(YS \geq 42, TS \geq 56kgf/mm², VE -30°C \geq 3.5kg·m, 最大厚51mm)が約13,000トンと大量に使用された。機械的性質の実績ヒストグラムを図3.1.2に示す。(成分は鋼A3参照)

この他、YS42キロ級の試作例としては船体構造用(鋼A1:0°C靭性保証用)、海洋構造物用(鋼A2:-20°C用、鋼A3:-60°C用)が開発されている。これらはいずれもCeq., PCMが低く、且つ大入熱対策材で優れた溶接性を示す。鋼A4はSPV50相当鋼で、成分と水冷法(上述のDDQ法)の組合せによって従来RQ-T型よりもはるかに低いCeq., PCMで規格強度を達成している。⁷⁾

以上、AcC法による鋼材は靭性、溶接性に優れるが、冷却まで一部焼入組織(ペイナイト)の混在によって強度を確保しているため、一般に温間加工やSR処理による強度低下が大きいので、使用にあたってはこの点を留意する必要がある。

3) 直接焼入-焼戻(DQ-T)

DQ-Tの実用化は我が国が最初で約30年前にさかのほるが、当時は不十分な設備のため等の問題で中断された。⁸⁾しかし、最近オンラインに本格的な冷却設備が設置されるによんで、省エネルギー型プロセスとして再び登場してきた。

DQ-Tの利点は、(1)工程省略による工期短縮、(2)省エネルギー、(3)焼入れ性の向上である。特に(3)の効果は、

- (i) 強度、韌性の向上(図3.1.3, 図3.1.4), (ii) C_{eq} の低減による溶接割れ感受性と溶接継手韌性の向上,
- (iii) 高温焼戻可能による板厚表面硬さの減少、それゆえ応力腐食割れ感受性の低下(図3.1.5), (iv) 高価な合金元素の低減など、種々の波及的な効果をもたらす。

なお、D Q-Tによる焼入性向上の理由としては、(1)焼入れ前のオーステナイト粒度がR Qよりも大きいこと、(2)熱間圧延による表面スケールの除去、(3)焼入れ前のオーステナイト中の合金元素の均質化あるいは非平衡偏析などがあげられている。^{9), 11), 12)}

本方法による強度、韌性の調節は、大略R Q-T法と同様で、強度は溶接性を考慮しつつ、鋼の焼入性と焼戻軟化抵抗への影響が大なる合金元素の増減と焼戻温度によって、また韌性は主に焼入性の適正化とNi量によって行われる。D Q-T鋼特有の問題として鋼の焼入性は合金元素量以外に、焼入前のオーステナイト粒度、加工歪(未再結晶組織)の残存有無、 $A\ell N$ の析出有無、Bの存在状態などによって強く影響されること、またフェライト+ペイナイトや完全マルテンサイト組織ではその韌性が焼入前のオーステナイトや完全マルテンサイト組織ではその韌性が焼入前のオーステナイト粒度に支配されることから、D Q-T法の利点を最大限に活用するためには最終の冷却条件のみならず、その前段階の製鋼、分塊、圧延条件を含めて管理する必要がある。D Q-T法の管理の要点を表3.1.5に示す。¹²⁾

実製造への本方法適用の問題点は、焼入前のフェライトや $A\ell N$ の析出、未再結晶組織の残存を防止して必要な焼入性を確保するためには鋼種に応じてある一定温度以上で圧延を完了して焼入れることが必要であるが、板厚の薄い圧延材ではこの温度の確保が困難で、適用最小厚の制限を余儀なくされることである。たとえば図3.1.6に示すように焼入性確保の臨界温度は800°C近辺である。¹⁰⁾

図3.1.7は本方法による量産例である。D Q-T材はR Q-T材よりも C_{eq} が低く韌性も良好である。いずれも機械的性質の変動は小さい。¹²⁾

次にD Q-Tによる各社の試作例を紹介する。鋼D 1, D 2は冰海構造物用のYS 42キロ級鋼板で、母材は勿論のこと溶接部韌性も良好で-60°C仕様でも高能率溶接可能である。参考までに鋼D 1の母材と溶接継手部のCOD特性を図3.1.8に示す。鋼D 3は32mm厚までPlain C系でHT 60の強度を確保し、その韌性(亀裂伝播停止性能)は前掲の図3.1.4に示したようにR Q-T型の合金系よりもむしろ優れている。鋼D 4はD Q-T前提の低N化による焼入性向上とVの強化能増大効果を巧みに利用した低N-V系HT 60で溶接割れ感受性、溶接継手韌性が優れる。鋼D 5~D 9は各種HT 80の製造例である。D 5¹⁰⁾, D 6¹⁴⁾とD 9¹⁰⁾は従来R Q-T型鋼種をD Q-Tした例で、D Qによって強度、韌性が改善されている。図3.1.9に示すようにD 5, D 9のCOD特性はR Q-TとD Q-Tで差異がない。D 7¹⁰⁾とD 8¹⁵⁾はD Q-T前提の新鋼種で低Nあるいは微量Ti添加によるBの有効活用の効果などによってNi-freeあるいは低Niで従来のNi系HT 80と同等かそれを上回る溶接性能を達成している。D 10¹⁶⁾は高Ni系の極厚高韌性HT 80級鋼板(A 543相当)へのD Q-T適用例で、このような鋼種にもD Q-Tは適用可能である。D 11¹⁷⁾はD Qの適用例で、D Q後再度2相域に加熱、焼入(Q')し、その後焼戻しをおこなった低降伏比型HT 80で、一様伸び、CODなど延韌性の良好なることを特徴とする。本鋼種のCOD特性の例を図3.1.10に示す。

3.1.3 今後の展望

T M C Pの高張力鋼製造への応用は、非水冷型TMR、水冷型AccCとD Q-Tの3つのタイプを、強度、板厚レベルに応じて使い分けすることによって、強度はHT 80キロ級、また板厚は100mm厚まで試作開発が進んでいる。これら試作開発鋼は従来R Q-T型に比較して、韌性、溶接性、経済性、量産性などの面で優れている。このためラインパイプや産業機械の分野ではすでにこの種の鋼板が大量に使用されている。一方、船舶海洋構造物の

分野では腐食、疲労、座屈、溶接といった設計・施工の問題からHT50級を上回る高張力鋼板そのものの適用が特殊な用途に限られており、TMC Pの適用も遅れていた。しかし、既述のように最近になり北極海人工島向けにYS42キロ級鋼板の量産実績が生まれるに至った。

当分野におけるTMC P型鋼板の今後の需要動向については次に述べる理由から、従来RQ-T型の代替は当然のこととして、主要構造部材についてもYS36キロ級(HT50)からYS42キロ級(HT56)へと高張力化し、その需要は急激に増大してゆくものと予想される。

まず、最大の理由はTMC P型鋼板の材質の優秀性である。高張力化の問題点の1つである溶接性について見ると、TMC P型YS42キロ級鋼板は海洋構造物用鋼板の主流である現用の標準型HT50キロ級鋼(YS36キロ級)よりもCeq.が低くむしろ優れている。また最近は溶接法そのものも狭間先MIG法など鋼材の溶接性に対する負荷を増大させることなく高能率溶接可能な溶接法が出現しており、これらも鋼材の高張力化にとって有利に働くであろう。

次に、腐食、疲労、座屈および剛性といった問題であるが、前の2つについては世界各国で現在活発な研究活動がなされており、これらの研究をもとにした合理的な設計・施工上の対策確立、また後の2つは設計上の改善たとえばコンクリートとの複合構造の採用などによって問題解決がはかられよう。特に、経済的なTMC P型高張力鋼板の出現は、設計施工者の高張力鋼の採用意欲を高め、これらの問題解決を促進するであろう。

さらに需要分野について見ると深海用あるいは氷海用の大型構造物など高張力鋼板適用のメリットが期待できる構造物の建造が見込めることである。

TMC Pの出現はまだ日が浅く製造技術面においても改善改良の余地が大きく、さらなる発展の可能性を秘めている。TMC P型高張力鋼板は製造者、設計施工者の双方利益が期待されることから、今後とも両者の連携を密にしてその製造技術の改善と有効利用の研究に取り組む必要があろう。

参考文献

- 1) 造船研究協会, S R I 9 5部会資料一部引用
- 2) 制御冷却による高降伏点鋼の開発
今井, 他 鋼と鋼 '83-S1265
- 3) オンライン加速冷却における水冷停止および低温焼戻効果の検討
中野, 他 鋼と鋼 '83-S660
- 4) 加速冷却鋼の高降伏点化の検討
中西, 他 鋼と鋼 '84-S625
- 5) Ti-B鋼と高韌性加速冷却法の開発
善永, 他 鋼と鋼 '83-S652
- 6) 氷海用鋼／コンクリート複合製人工島 "Super CIDDS"について
渡辺, JSSC20(1984)219, P21-25
- 7) 制御圧延-加速冷却プロセスによる60kgf/mm鋼の開発
中野, 他 鋼と鋼 '84-S1392
- 8) 鍵和田, 他, 日本製鋼技報 M1, P43
- 9) 高張力鋼の直接焼入れ
田中, 他 金属40(1970)11, P54

10) 厚鋼板の直接焼入製造技術

別所, 他 鉄と鋼 70(1984)10, R1407-1413

11) 直接焼入れ焼もどしによる鋼板の強靭性向上

小松原, 他 鉄と鋼 69(1983)8, P975-982

12) 新しい製造法による鋼材(TMCP鋼)の溶接構造物への適用に関するシンポジウムテキスト

渡辺, 他 日本造船学会, S58, 11, 6

13) 氷海域に使用される海洋構造物用鋼板

服部, 他 製鉄研究 314(1984)P19-36

14) 直接焼入設備の開発と操業

吉原, 他 鉄と鋼 '84-A205

15) 溶接性に優れた直接焼入れ型低Ni 80kg/mm級高張力鋼の開発

松井, 他 鉄と鋼 '84-S1389

16) 極低マンガンーボロン処理による高強度高靭性極厚A543鋼板の製造

稻見, 他 鉄と鋼 '84-S1386

17) 低降伏比HT80鋼板の製造

田川, 他 鉄と鋼 '81-S1337

表 3.1.1 An example of the application of high strength steel plates for vessels and offshore structures

構造物および部材			適用鋼材 (TSレベル)
船舶	砕氷船 航空母艦 潜水艦 深海潜水艇	外板 側板・甲板 内設材 耐圧殻	HT 60 ~ 64 HT 64 ~ 80 HT 90 ~ 100 HT 100
海洋構造物	プラットフォーム ケーン・リグ ジャッキ・アップ ・リグ	モジュール、パイル ベース・局部部材 脚部	HT 55 ~ 62 HT 56 ~ 80 HT 60 ~ 80

表 3.1.2 An example of requirement for the properties of high strength steel plates for vessels and offshore structures¹⁾

構造物	主稼動海域 (部材)	設計 外気 温度 ℃	鋼材規格 (最大厚mm)	強度		シャルピー値		その他 要求特性
				Min. YS kgf/mm ²	Min. TS kgf/mm ²	温 度 ℃	Min. E. kgf.m	
砕氷船	北極海	-50	HY 80MOD (52)	50	60	-50	8	NDT ≤ -50°C (± 15°)
潜水艦	水深 300 m	-	NS 63 HY 80	63 56	— —	-70 -84	10 6.9	
潜水艇	水深 2000m	0	NS 90 (60)	90	—	0 -70	7.2 6.0	
プラットフォーム	カリフォルニア (パイル) 北海 (モジュール、パイル)	-10 -20	A537 C12 (83) BS436050F (51)	42 44	56 58	-29 -40	3.5 4.9	COD(-10°C) ≥ 0.25mm (± 15°)
ケーン・リグ	ボーフォート海 (マッド・ベース) ボーフォート海 (スポット錨)	-3 -50	A537 C12MOD (51) CLASS 70	42 70	56 80	-30 -30	3.5 3.5	
ジャッキアップリグ	北極海 (レグ) 北海 (レグ) アラスカ (レグ)	-46 -20 -30	HY 100 (180) N VF 690 (200)	70 70 50	81 79 62	-76 -55 -50	3.5 4.1 3.5	COD(-25°C) ≥ 0.2mm (± 15°)

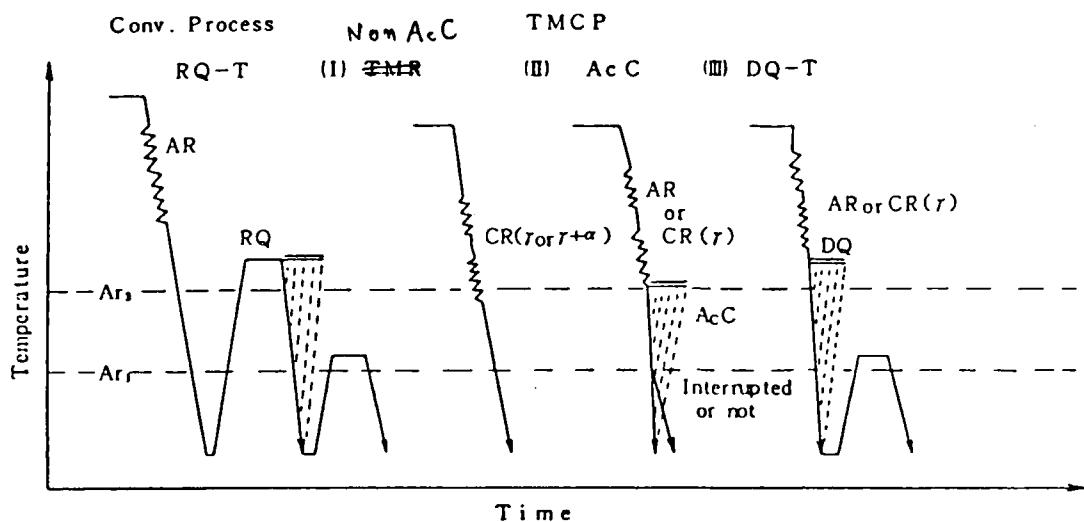


図 3.1.1 Comparison of conventional process and TMCP for manufacturing high strength steel plates

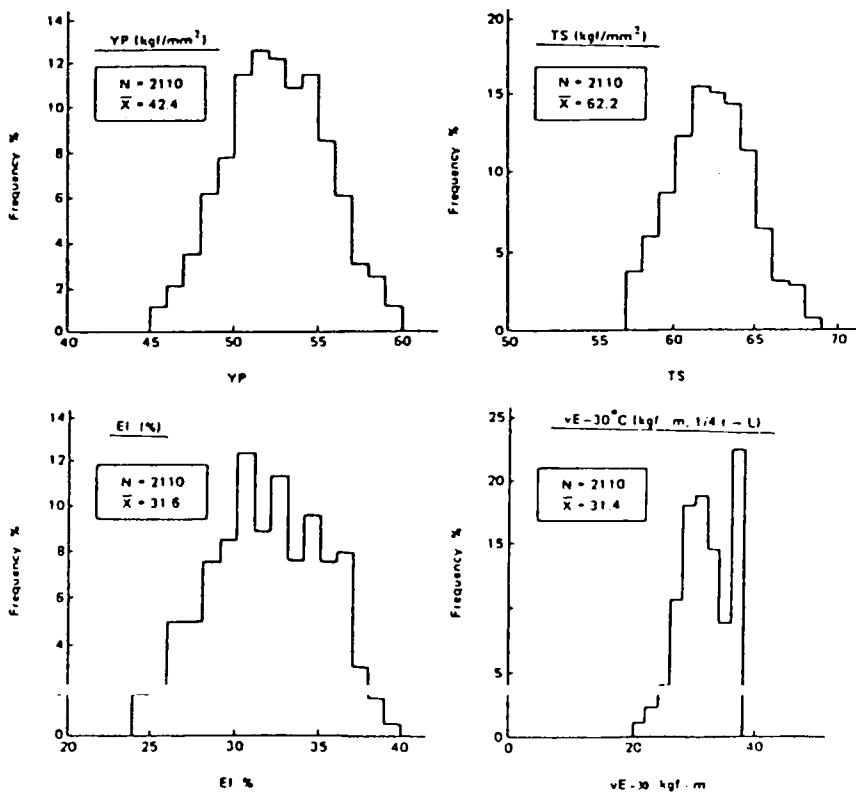


図 3.1.2 Manufacturing test results of high strength steel plate with $YS = 42 \text{ kgf/mm}^2$ for the arctic rig. "Super CIDS". (A537-C12 MOD, thickness 10~51mm, 13100ton)

表 3.1.3 An example of the chemical compositions and mechanical properties of high strength steel plates produced by TMCP

試験法	保証強度 YS/TS kgf/mm ²	No.	板厚 mm	化 学 成 分								機 械 性 能			シアル比			備 考			
				C	Mn	Cu	Ni	Cr	Mo	V	Nb	その他	S. Al	Ceq.	Pc	YS kgf/mm ²	TS kgf/mm ²	vE kgf/mm ²	vT _s ℃		
TM-R	46 / 60	R 1	16	0.09	0.25	1.42	—	—	—	—	0.06	0.03	—	0.027	0.34	0.18	56	66	-40	10.3	-58
		R 2	25	0.10	0.32	1.59	—	—	—	—	0.07	0.03	—	0.032	0.38	0.20	55	65	-40	9.8	-50
		R 3	25	0.08	0.28	1.50	0.25	0.13	—	—	0.05	0.03	—	0.032	0.36	0.19	55	63	-60	17.8	-100
A + C	42 / 55	A 1	30	0.11	0.31	1.35	—	—	—	—	0.015	Ti	0.033	0.34	0.19	45	57	0	26.3	-61	
A + C	42 / 56	A 2	30	0.10	0.30	1.45	—	—	—	—	0.016	Ti	0.035	0.35	0.18	48	58	-20	18.6	-69	
		A 3	50	0.09	0.35	1.55	0.30	0.24	—	—	0.04	Ti	0.061	0.40	0.20	51	60	-30	22.3	-80	
A + C	43 / 54	A 4	40	0.08	0.18	1.35	0.29	0.35	—	—	0.01	Ti	0.03	0.35	0.17	48	58	-60	25.2	-105	
		A 5	38	0.04	0.17	1.43	0.25	0.23	—	—	0.02	Ti, B	0.31	0.14	51	65	—	-40	22.1	-81	
DQ-T (R0-T)	42 / 56	D 1	19	0.09	0.26	1.54	0.30	0.29	—	—	—	Ti	0.034	0.39	0.20	51	59	-60	21.1	<-140	
		D 2	50	0.06	0.32	1.56	0.25	0.41	—	—	0.01	Ti	0.063	0.36	0.17	45	57	-60	25.7	-101	
		D 3	32	0.14	0.30	1.43	—	—	—	—	—	Ti	0.063	0.36	0.17	48	58	-60	17.8	-64	
		D 4	38	0.11	0.26	1.34	—	—	—	—	—	Ti	0.023	0.037	0.35	55	60	-60	23.0	-110	
DQ-T (R0-T)	50 / 62	D 5	30	0.13	0.22	0.59	0.15	—	—	—	—	N	0.0023	0.037	0.35	55	65	-60	17.5	-61	
		D 6	80	0.14	0.25	1.08	—	—	—	—	—	B	0.057	0.49	0.25	84 (86)	89 (86)	-40	12.0	-69	
		D 7	38	0.13	0.08	1.13	0.25	0.01	—	—	—	B	—	0.54	0.27	75 (81)	83 (81)	-10	20.1	(-63)	
		D 8	50	0.10	0.24	1.19	—	—	—	—	—	B	—	0.53	0.26	81 (81)	86 (81)	-40	13.1	-66	
DQ-T (R0-T)	70 / 80	D 9	50	0.11	0.30	0.81	0.19	1.10	0.51	0.47	0.03	Ti, B	0.033	0.50	0.23	81 (77)	84 (82)	—	—	-104	
		D 10	100	0.16	0.23	0.18	—	—	—	—	—	B	0.062	0.53	0.26	82 (77)	87 (84)	-40	18.2 (17.9)	-102 (-38)	
		D 11	50	0.12	0.27	0.80	0.25	0.99	0.47	0.49	0.05	—	B	0.031	0.86	0.35	76 (81)	85 (89)	-80	17.6 (16.9)	<-140 (-84)
		D 12	50	0.12	0.27	0.80	0.25	0.99	0.47	0.49	0.05	—	B	—	0.54	0.26	75 (84)	87 (89)	-60	17.5 (16.9)	-61

注) () 内の値はRQ-T法による。

表 3.1.4 Comparison of the toughness in double tension test between RQ-T and DQ-T¹⁰)

鋼No (板厚)	溶接継手シャルピー特性							v割れ停止温度 °C	最高硬さ Hv10
	溶接法	形状	入熱 KJ/cm	切欠位置	vTs °C	温度 °C	vE kgf.m		
R 1	両面一層 SAW	X	46	WM FL H2 H3	-10 -18 -36	-20	4.6 10.6 23.3	0°C	—
R 2	両面多層 SAW	X	70	WM FL H2 H3	-40 0 -17	-20	7.1 4.0 7.3	25°C	—
A ₁ (30mm)	3電極片面1層 FCB	V	184	WM FL H1 H3	— — —	0	12.6 14.6 17.4	25°C	—
A ₂ (30mm)	両面一層 EGW	X	79 85	WM FL H1 H3	— — —	-20	6.1 16.5 29.7	25°C	約 325
A ₃ (50mm)	両面多層 SAW	X	40	WM FL H1 H3	-80 -63 -60 -60	-70	16.2 16.1 16.8 18.7	—	—
D ₁ (38mm)	両面一層 SAW	X	131	WM FL	—	-60	6.1 5.8	50°C	約 250
	大極間SAW 片面2バス	V	136	WM FL H1 H3	— — —	-40	12.3 16.8 18.1 19.4		
D ₁ (50mm)	多層SAW 9バス	K	70	WM FL H1 H3	— — —	-60	13.4 18.0 18.9 17.4	—	—
				SR	FL H1 H3	— — —	-40	16.3 18.6 20.3	
D ₂ (50mm)	両面多層 SAW	X	45	WM FL H2	— —	-60	15.6 14.8 26.9	—	—
D ₄ (38mm)	SMAW	X	70	WM FL H2	-30 <-40	-40	7.0 21.8	25°C	約 290
	両面一層 EGW	X	100	FL H2	<-22 <-40	-25	8.8 20.2		
D ₇ (38mm)	両面多層 SAW	X	45	FL H1	-33 -38	-30	9.4 9.4	100°C	約 380
			60	FL H1	-23 -29	-30	6.9 8.9		
		V	45	FL H1	-21 -31	-20	9.2 10.0		
D ₈ (50mm)	両面多層 SAW	X	44	WM FL H2	-37 -59 -55	-40	7.7 15.2 17.8	100°C	—

注) FL: 溶接部境界 H1・H2・H3: 溶接部境界より 1mm, 2mm, 3mm の位置

WM: 溶接金属

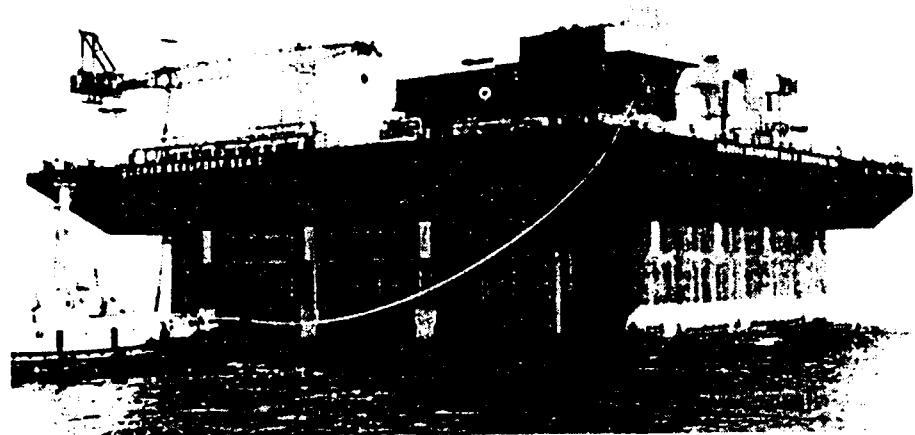


写真3.1.1 Super Concrete Island Drilling System "GLMAR BEAU-FORT SEAL" built by using TMCP YS 42KG/mm² steel plates.

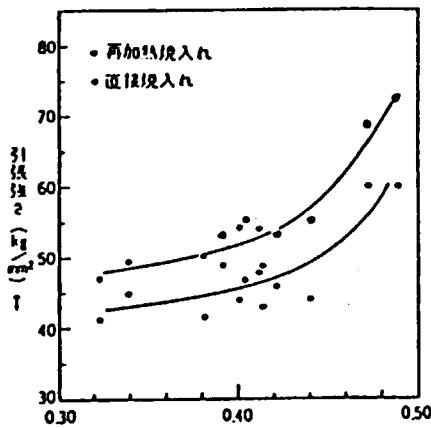


図3.1.3 →炭素当量(%)
Comparison of the strength between
RQ-T and DQ-T
(temper 600°C, thickness 25mm)⁴¹

Process	Steel	Thickness mm	Chemical composition (wt %)								Yp kg/mm ²	T _s °C
			C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	V		
DQ-T	Plain C	25	0.14	0.30	1.43	0.01	0.003	—	—	—	339.2	531
	Plain C	32	0.14	0.30	1.43	0.01	0.003	—	—	—	339.2	549
RQ-T	V	32	0.14	0.32	1.43	0.01	0.003	0.02	—	0.0610	39.2	510
	Cr-Mo-V	32	0.08	0.28	1.40	0.017	0.003	0.17	0.16	0.04	0.0610	362

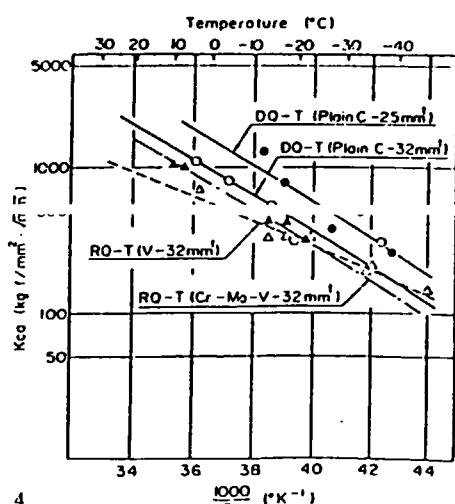


図3.1.4
Comparison of the toughness in double
tension test between RQ-T and DQ-T¹⁰

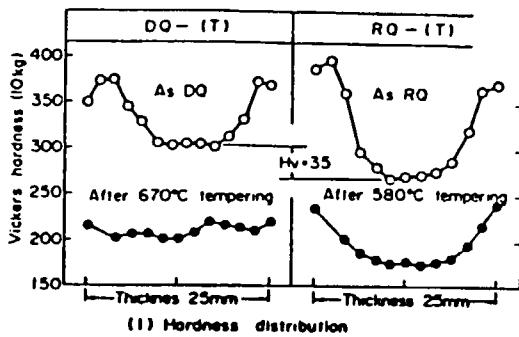


図 3.1.5

Comparison of the hardness distribution and micro-structure between RQ-T and DQ-T (thickness 25mm, 0.14C-0.30Si-1.43Mn steel) 10)

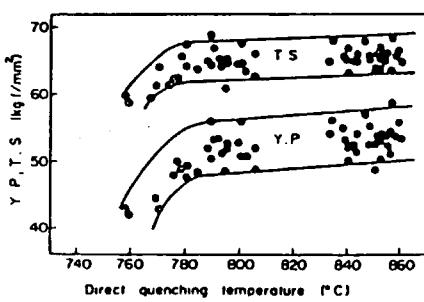


図 3.1.6

Variation of strength of HT60 with direct quenching temperature (thickness 25mm, tempering temp. 660°C) 10)

表 3.1.5

Manufacturing control points in DQ-T process 12)

製造管理項目	目的
スラブ水素値	・直接焼入れ後の水素割れ防止。
スラブ塗冷	・分塊圧延後放冷時のAIN粗大化防止。 ・固溶ボロン量の確保。 ・脱水素。
厚板加熱	・オーステナイト粒の粗大化防止。 ・固溶ボロン量の確保。
厚板圧延	・高温仕上げを行いオーステナイト未再結晶域での圧延をできる限りさけると同時に、圧下量を大きくとって再結晶を促進させる。 ・但し、圧延後のオーステナイト粒粗大化防止のために仕上げ温度は約 950°C 以下とする。
焼入れ開始までの時間	・オーステナイトの再結晶を完了させる。 ・但し、設備位置より自然に満足される。
焼入れ開始温度	・フェライトの析出防止。
直接焼入れ	・正常な焼入れ処理の実施。
焼戻し	・適正な強度バランスの確保。

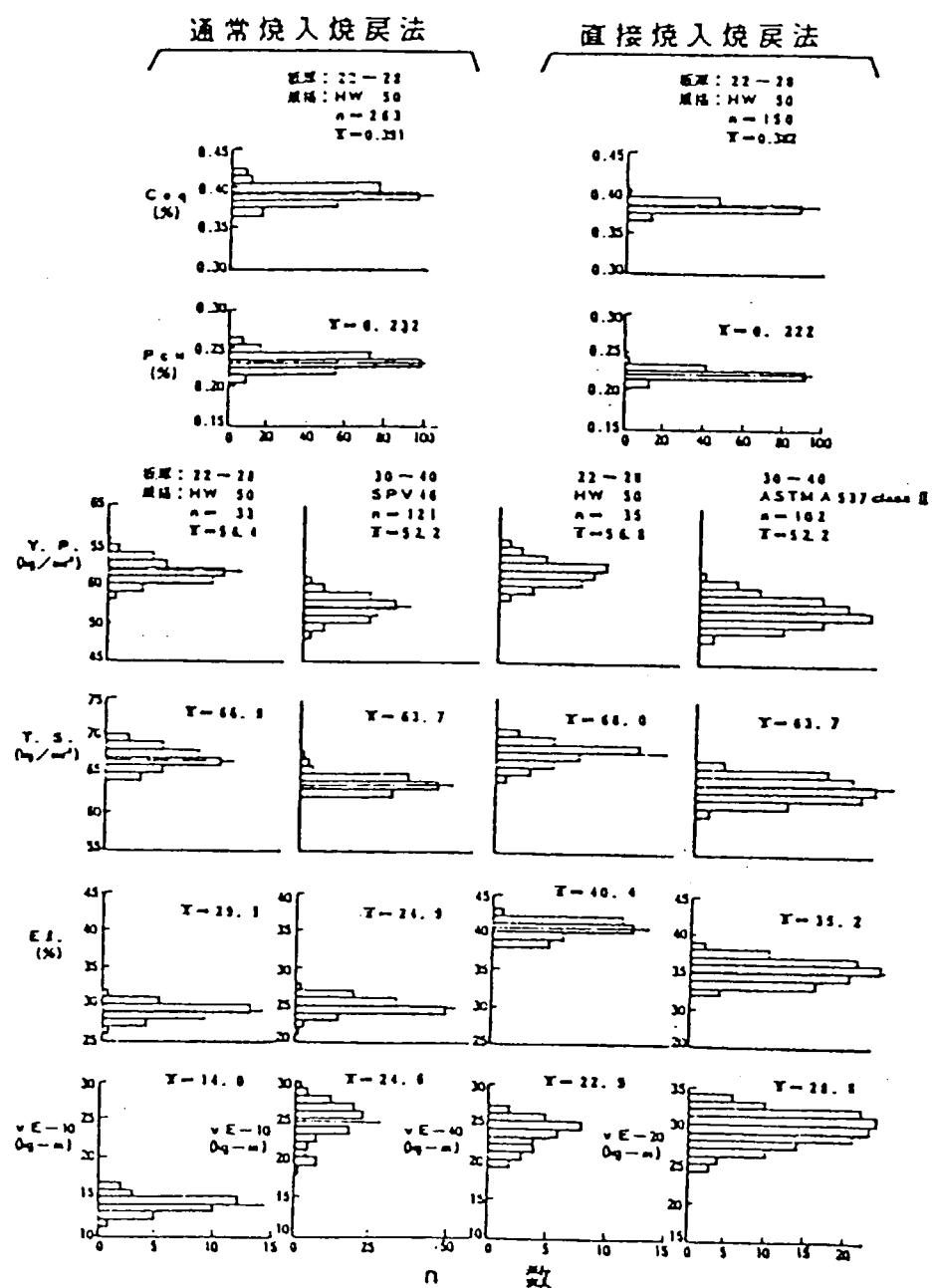


図 3.1.7

Comparison of HT60 produced by DQ-T
and R_{X-T} process^[22]

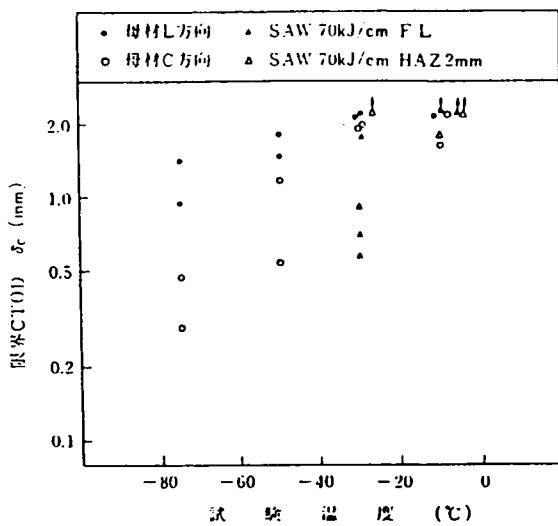


図 3.1.8 CTOD test results of base metal and SAW welded joints on steel Dl with 38mm in thickness.¹³⁾

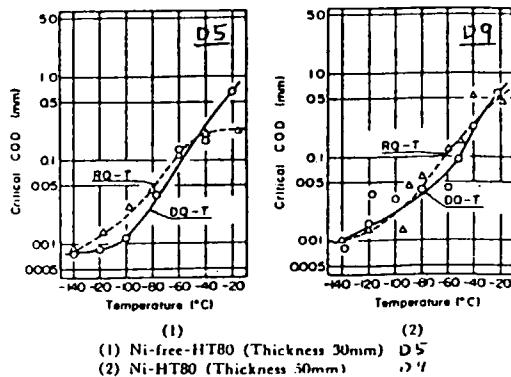


図 3.1.9 Comparison of CTOD test results RQ-T and DQ-T¹⁰⁾

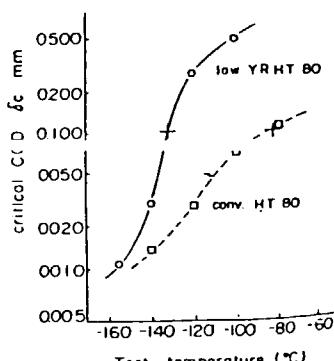


図 3.1.10 Comparison of CTOD test results between low yield ratio HT80 and conventional HT80 (thickness 50mm)¹⁷⁾

3.2 低温用鋼への応用

3.2.1 緒 言

T M C P 法を低温用鋼へ適用する目的としては(1)母材韌性の向上は勿論であるが、(2)鋼成分を低炭素当量化することによる鋼板の溶接割れの改善と溶接熱影響部の韌性の向上にある。図 3.2.1 は同じ炭素当量 (C_{eq.}) の鋼であっても、製造プロセスによって Y S, T S に大きく差異が生じ、すなわち、T M C P 法を適用することによって大きく C_{eq.} を下げられることを示したものである。Normalizing 処理では、16 mm の板厚の場合でも C_{eq.} 0.40% 以下では Y S 36 kgf/mm² 以上を確保することは難しい。しかし、T M C P 法を用いると非水冷 (C R) で C_{eq.} 0.34%，また水冷 (A C C) では C_{eq.} 0.25% でも Y S 36 kgf/mm² を満たすことができる。

このような低 C_{eq.} 化が、溶接割れを減少し予熱温度の低下あるいは予熱フリーの効果をもたらすことはよく知られているが、また、溶接熱影響部韌性の向上にも非常に有効である。-50°C～-80°C の温度でのシャルビ衝撃試験を要求される低温用鋼の H A Z 韌性の向上にとっても、また、溶接の大入熱化にも低 C_{eq.} 化の効果は大きい。図 3.2.2 は C_{eq.} と溶接入熱 200 kJ/cm 相当の再現熱サイクル H A Z 韌性の関係を示したもので、C_{eq.} を低下させると大きく H A Z 韌性が向上することがわかる。

このような利点を生かして、造船用鋼では Y S 32 kgf/mm² から Y S 36 kgf/mm² および Y S 42 kgf/mm² へ、また、低温タンク用鋼では Y S 33 kgf/mm² から Y S 37 kgf/mm² へと高張力化が可能となっている。一方、溶接施工でも従来 50 kJ/cm 以下におさえられていた溶接入熱量も今では 100～250 kJ/cm の大入熱化が可能となり、溶接施工能率の向上にも多いに役立っている。

本章で取り扱っている 50 kgf/mm² 級低温用高張力鋼としては、一般船舶、砕氷船、およびセミサブリゲ、人工島などの海洋構造物に使用される E H 36 および E H 36-060 級鋼材また、寒冷地向の鋼材、ジャケットなどの安置型海洋構造物に使用される A P I 2 H, B S 4360, 50 D, E 相当の鋼材、そして L P G 貯蔵用タンクとして使われる S L A 33, 37 および K L 33, 37 級低温用鋼材を対象としている。

本報では鋼材の低温化へのアプローチとして(1)製造プロセス上の工夫、および(2)鋼成分の最適化を述べ、つぎに低 C_{eq.} 鋼の問題である熱に対する抵抗についての微量 Nb の添加効果について報告する。最後に、製造例として得られた性能の特徴について紹介する。

3.2.2 低温化への基本的な考え方

(1) 製造プロセスの工夫

T M C P による低 C_{eq.} の基本的原理は、「鋼のミクロ組織の改善」による高張力化である。すなわち、合金成分の添加なく高張力化することである。しかも、このミクロ組織の改善は高張力化ばかりか韌性の向上につながっていることに価値がある。この「ミクロ組織の改善」としては、(a) フェライト粒およびペイナイト粒の微細化、(b) ペイナイト体積率の増加が重要な冶金因子である。

(a) IC 拎げた粒の微細化を実現するために、T M C P 法では「スラブ加熱から水冷終了」に至るまで厳しく制御される。図 3.2.3 は、スラブ加熱温度が強度 Y S, T S と韌性 C V N 50% F A T T に及ぼす影響を示したものである。スラブ加熱温度の降下は、C V N 50% F A T T が下がり韌性面では好ましい。しかし、Nb 鋼では強度 T S が下がるので、約 1050°C までが低温加熱の限界である。一方、Si-Mn 鋼ではスラブ加熱温度の降下に対し T S の低下が伴わないので、約 930°C までの低温化が可能となる。スラブ加熱温度は、一般熱間圧延が 1200～1250°C、造船 A, D, E 級鋼で約 1150°C、また、E H 36-060 級鋼で 1150°C 以下約 900°C 以上の低温加熱が用いられ、板厚が厚くなるほど降下するのが一般的である。

このスラブ加熱温度の低下はオーステナイト粒を微細化し、続いて生じるフェライト粒を細かくするのが目的であるが、フェライト粒の微細化にはこのオーステナイト粒の微細化の他に、フェライト核となる変形帶の導入がある。この変形帶を多く生成させるには、900°C以下の低温域での圧下量を多くすることが重要となる。図3.2.4と図3.2.5はSi-Mn鋼とNb鋼について、900°C以下の圧下量を同一にして圧延する温度域を変えて製造したときのYS, TSとCVN 50%FATTの変化を調べたもので、圧延後空冷と水冷した場合の結果をプロットしている。空冷、水冷いずれの場合も、Ar₃点近傍までなら低温圧延がCVN 50%FATTの低下に効果的である。しかし、圧延温度の低温化は圧延能率を低下させる弊害をもつて、不必要な低温化は避けられている。圧延仕上げ温度はA, D級鋼で850から800°Cであるのに対し、E級鋼では800から770°Cが用いられ、厚肉化するに伴いこれらの温度域も低温化している。

圧延後の冷却条件のなかで、冷却速度と冷却停止温度が大きな制御ポイントとなる。すなわち、冷却後の鋼材のTSは冷却速度のみならず冷却停止温度にも大きく左右される。図3.2.6はSi-Mn鋼とNb鋼について求めた材質の冷却速度依存性で、左側が冷却停止温度が室温、右側が500°Cの場合の例である。TSは冷却速度が約10°C/s以上になるとほぼ飽和し、冷却停止温度は低下するほど高張力化する。図3.2.7には、2つの水冷設備ACCとDQ設備で得られる各板厚の最大冷却速度を上段に、そして、下段にYS, TSの冷却速度依存性を示す。水量および通板速度を落とすことによって、各板厚でこれ以下の冷却速度を制御することができる。この図からわかるように、冷却速度を調整することによって1つの成分系で10mmから100mmまで理屈上は製造することが可能となる。すなわち、Normalizing処理では50kgf/mm²級鋼を製造するとき厚肉化とともに成分の增量が必要であったが、TMCPの水冷法ではその必要はない。実際、各社の製造例をみても40mm以下の板厚を1つの成分系で、また、40mmから75mmまでの板厚までまた別の1つの成分系で製造されており、すなわち、2成分系で100mmまで製造可能となっている。ジャケットなどの定置式海洋構造物にはレッグ、パイアル用材として50mm~200mm厚の厚肉材が必要とされるが、TMCP水冷法を用いることにより、非常に低いCeq.で低温非性の優れた厚钢板が製造されるようになっている。

(2) 鋼成分の最適化

低温用鋼の鋼成分は溶接熱影響部の非性向上を狙って決められ、(a)低C化、(b)Ni量の増加、(c)低S化、(d)微量Tiの添加が、実施されている。これら成分の動向は、もちろん母材非性の向上を同時に図れるのが特徴である。

図3.2.8と図3.2.9は、再現熱サイクルによる溶接Bond部の非性CVN 50%FATTに及ぼすC含有量の影響を調べたもので、前者はNiを含有しない鋼、そして、後者は2.5%Ni鋼の場合である。C含有量の低下は、いずれの場合も溶接Bond部の非性CVN 50%FATTに及ぼすNi含有量の影響を示す。C含有量を0.01%と0.04%、また、Mn含有量を0.7%と1.4%と変えた基本成分鋼についてNi量を変化させたもので、1%以下のNi量の添加では溶接Bond部非性の向上には効果は小さく、1.5%以上の添加で効果があらわれる。しかし、図3.2.11に示すように母材にはNi量の增量は、たとえ1%以下でもTSを上昇させCVN 50%FATTを低下させる優れた効果を有する。図3.2.12¹⁾は脆性亀裂伝播停止特性に及ぼすNi量の影響を調べたもので、Ni量の増加は母材のKcaの増加にも大きな効果がある。このような理由から、低温非性要求が厳しくなるに伴い、溶接部非性の確保の点からC含有量を低下させ、この結果生ずる母材の強度低下をNi量の増加で補い、また、母材の高い脆性亀裂伝播停止性能を要求される場合にも高Ni量を積極的に添加するのが成分設計の基本思想である。

不純物成分としての S, N 成分の軽減は図示しないが(前章を参照), 溶接部靱性の向上に効果的である。とくに, N 成分の低下は大入熱溶接のときの溶接金属への dilution を小さくするため, 溶接材料として Ti-B 系を使用する場合には溶接金属の靱性の向上にも有効である。大入熱溶接による HAZ, Bond 部靱性の劣化を防止するために, 各社いろいろの微量成分を添加している。詳細は前章に譲るが, 共通していることは前述の不純物成分 S, N の軽減と 0.015% 以下の微量 Ti 添加が挙げられる。この微量 Ti の添加はスラブ加熱時のオーステナイトの細粒化にも効果的であるため, Ni 量が 1% 以下の鋼では母材靱性向上の面からも積極的に利用されている。

(3) 軟化抵抗対策

ジャケットなどの定置式海洋構造物では, API 2H 規格によると 50mm 厚以上の厚物では PWHT が規格化されているし, また, 低温タンク用鋼もアニュラー周りの部材には PWHT を必要とされている。一方, 溶接施工でも低温用鋼に対しても予熱フリーと大入熱溶接の傾向はますます顕著で, このためには思い切った鋼成分の低 Ceq. 化が必要となる。TMC-P はミクロ組織の改善を通して高張力化を図っている。したがって, PWHT あるいは大入熱溶接などの再熱を受け微細なミクロ組織が粗大化すると軟化が生じるので, 低 Ceq. 化には限界がある。この軟化抵抗を強める方策として, Nb の添加がある。

図 3.2.1.3 は, Nb 鋼と Nb 無添加鋼の水冷材について, 焼戻し温度を上げたときの強度 (TS と YP) を調べたものである。両鋼ともに焼戻すと, TS 低下をともなう。とくに Nb 無添加鋼は焼戻し温度の上昇とともに TS が大きく低下するのに対し, Nb 鋼は 500°C 以上に焼戻しても TS の低下量は著しく小さい。すなわち, Nb 鋼は熱に対する抵抗性が強い。

図 3.2.1.4 は, 4 種の 0.02%Nb 以下の微量 Nb 鋼を用い, 入熱量約 230 kJ/cm の大入熱溶接を行ったときの熱影響部の軟化の度合を, 溶接再現熱サイクル装置を用いてシミュレートしたものである。0.017% の微量 Nb 添加によって最軟化部の硬度 Hv は △Hv で約 15 上昇し, また, 図 3.2.1.5 からわかるように軟化部の巾も約 5mm 狹くなる。図 3.2.1.6 は片面 1 層の FCB 装接における HAZ 軟化部から細棒試験片を採取して引張試験を行ったときの, 鋼材の Ceq. と HAZ 強度の関係を示したものである。HAZ 強度は同じ Ceq. であっても C 含有量の高い方が高く, また, Nb の微量添加によって約 5 kgf/mm² 上昇する。しかし, Nb の添加は溶接 Bond 部と溶接金属の靱性を劣化させるので, その用い方に 1 つの問題が残されていた。

今日では, Nb の有害は C 含有量に大きく支配されることがわかってきていている。すなわち, 図 3.2.8 と 3.2.9 は溶接 Bond 部靱性に及ぼす C 含有量と Nb の有無の関係を示したものであるが, 0.05% 以下の C 含有鋼では Nb の 0.03% 添加も有害ではない。また, 図 3.2.1.7 からわかるように, 0.08% の C 含有鋼でも 0.02% 以下の Nb の微量添加は溶接 Bond 部靱性を劣化させない。一方, 溶接材料の開発も著しく, Nb が溶材に dilution しても as-welded では勿論, PWHT 处理後も高靱性を出す溶材が開発されてきている。

微量 Nb 添加の効果を軟化抵抗の強さからのみその有用性を強調してきたが, 図 3.2.1.8 に示すように, 母材の強度および靱性面からも有利となる。すなわち, 0.017% Nb 添加で YS 約 4 kgf/mm², TS 約 3 kgf/mm² 上昇するので, A537C1.2 の如く YP が 42 kgf/mm² 以上必要とされるとき, 重要な YS 上昇対策成分となる。また, Nb 添加は未再結晶 γ 温度域の巾を広げる効果があるので, 広延しやすいことも利用される理由となっている。

以上の鋼成分の最適化検討結果に基づき, 低温用鋼の成分の特徴を A, D 級鋼と比較してまとめたものが表 3.2.1 である。

3.2.3 製造例^{2)~9)}

各社の造船用鋼、海洋構造物鋼およびLPG貯蔵タンク用鋼についての製造例を以下に示す。

造船用鋼 AH36, DH36, EH36 級鋼と氷海域でも使用可能な EH36-060 級鋼について、板厚 50mm 未満の鋼の化学成分と母材の機械的性質を表 3.2.2 に示す。

-40~-60°C の環境下で使用可能で、BS4360-50D, E, API-2H 規格を満たす板厚 50~100mm 厚の海洋構造物用厚鋼板の化学成分と機械的性質を表 3.2.3 に示す。

表 3.2.4 と表 3.2.5 は LPG 貯蔵タンク用鋼板の製造例で、前者は通常の要求仕様の鋼材であるのに対し、後者は脆性亜裂伝播停止性能を非常に高くした低温用鋼である。

T M C P 水冷法で製造された DH36, EH36, EH36-060 および高 Kca SLA37 (2.5%Ni) の各低温用鋼について、母材の韌性を温度勾配型 E S S O 試験で求め、脆性亜裂伝播停止性能 Kca で比較してみると図 3.2.19 のようになる。-60°C での Kca は EH36, EH36-060, および高 Kca SLA37 (2.5%Ni) でそれぞれ 400~600 kgf/mm^{3/2}, 500~700 kgf/mm^{3/2}, 1000~1500 kgf/mm^{3/2} の値を示す。これらの鋼の Ceq. (IIW 方式) は板厚 40~100mm で約 0.32~0.37% 低い値を示すこと、また、板厚増大による Ceq. の増加が小さいことが特徴である。

これらの鋼の溶接割れ感受性を斜め Y 型拘束割れ試験で見ると、図 3.2.20, 3.2.21, 3.2.22 からわかるように断面割れが発生しない予熱温度は板厚 50mm 以下では 25°C 以下、また、75mm 厚で 75°C 以下となっており、従来鋼に比較して大きく低下している。

継手部 fusion line (Bond) 位置の -60°C でのシャルピー衝撃値の vE-60 の入熱量依存性は図 3.2.23 に示す。また、各ノッチ位置でのシャルピー衝撃値は図 3.2.24 に示すとおりで、約 100 kJ/cm まで大入熱化しても -60°C でのシャルピー衝撃値は十分規格を満たす。-40°C のシャルピー衝撃値 vE-40 要求ならば、図 3.2.25 に示すように溶接部韌性は溶接入熱約 200 kJ/cm までの大入熱化でも十分満足する。継手部韌性を COD 試験で調べたものが図 3.2.26 である。やはり、入熱量約 100 kJ/cm であれば -60°C でも十分高い限界 COD 値 δc 値を示す。これらの継手部を PWHT しても、図 3.2.27 に示す如く韌性劣化は認められない。

上記の結果は EH36-060, BS4360, SLA37 を対象とする一般の T M C P 鋼の例であるが、高 Kca SLA37 鋼の継手部 fusion line 位置のシャルピー衝撃特性を図 3.2.28 に示す。

as-welded, PWHT 後いずれも -60°C で非常に高いシャルピー衝撃値を示す。これらの 2.5%Ni 鋼を大入熱溶接、つまり入熱量 100 kJ/cm の溶接をしても、図 3.2.29 に示すように限界 COD 値 δc は -60°C で 0.5mm 以上の値を示すこともわかっている。

おわりに

T M C P 法を利用した低温用鋼として、氷海域などの寒冷地で使用される EH36-060 に代表されるセミサブリグ、人工島などを対象とした移動型海洋構造物用材、また、BS4360-50D, E および API-2H に対応するジャケット式プラットホームなどを対象とした定置式海洋構造物用材、そして SLA37 に相当する LPG 貯蔵タンク用鋼材について、製造法の基本的な考え方とこれらの製造例を述べた。

T M C P 法による鋼成分の低 Ceq. 化は低入熱溶接割れを軽減するばかりか、継手熱影響部の韌性の向上にも多いに有効で、したがって、これら低温用鋼でも大入熱溶接が可能となっている。とくにこれらの利点は、50~100mm の厚物に発揮されている。T M C P 鋼は造船鋼 AH32, 36, DH32, 36 級鋼を対象として多くの製造実績を得ている。今日では、低温用鋼として発展している。

参考文献

- 1) 矢島浩, 多田益男, 出口明雄, 仁藤弘, 今井純一郎: 西部造船会報第67号(1984), 59-68
- 2) K. Arikata and K. Matsumoto : Proceeding of SEAISI Japan Conference, March 18-22, 1985
- 3) 染谷良, 藤本光春, 濑田一郎, 木村博則, 中西陸夫: 住友金属, 37(1985)1, 25-37
- 4) 服部恵一, 田中淳夫, 岡本健太郎, 富田幸男, 津田幸夫, 山場良夫, 土師利昭, 佐藤龜太郎: 製鉄研究, No.314(1984), 19-34
- 5) K. Tsukada, Y. Yamazaki, K. Matsumoto, Y. Shironouchi, M. Suzuki and I. Watanabe : Nippon Kokan Technical Report : Overseas No.39(1983)
- 6) C. Shiga, K. Amano, Y. Hirai and Y. Sannomiya : Proceedings of the Third International Offshore Mechanics and Arctic Engineering Symposium, Volume III
- 7) 古君修, 中野善文, 平井征夫, 阿草一男, 楠原祐司: 川崎製鉄技報, 16(1984)1, 30-36
- 8) M. Yamada, I. Watanabe and K. Tsukada : Proceeding of the Transport and Storage of LPG & LNG, Brugge, 7-10 May (1984)
- 9) 山内学, 高嶋修嗣, 梶賀男: 鋼と鋼, 70(1984)5, S627

表3.2.1 Chemical composition of tensile strength 50 kgf/mm² grade steel plates produced by ACC process

	C	Ni	Nb	Ti	N
AH36	0.13~0.17	—	—	—	<0.0050
DII36	"	—	—	—	"
EII36	0.08~0.13	—	—	0.005 ~0.015	"
EII36-060	0.05~0.10	0.2 ~0.8	0 ~0.03	"	"
SLA37	"	"	"	"	"
HC4260 50D E (heavy section)	"	"	"	"	"
High Kca SLA37	0.01~0.04	1.5 ~2.5	0.01~0.03	0 ~0.015	"

3.2.2 Chemical composition and mechanical properties of hull steel plates

(a) Chemical composition (wt %)

Steel	Spec	Thickness (mm)	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cu	Nb	B	Ti	Si ₁ .Al	Ceq	Pcm
A	EH36	25	0.13	0.34	1.31	0.018	0.005	—	—	—	—	add.	0.04	0.35	0.21
B		35	0.08	0.21	1.44	0.015	0.003	—	—	—	—	add.	0.04	0.32	0.16
C		25	0.11	0.38	1.44	0.012	0.002	—	—	—	—	0.007	0.06	0.35	0.20
D	EH36	30	0.06	0.28	1.28	0.014	0.002	0.39	—	0.011	0.0008	0.010	0.04	0.30	0.14
E	-010	32	0.07	0.27	1.40	0.005	0.002	0.36	0.31	—	—	0.011	0.03	0.35	0.17
F		38	0.11	0.38	1.44	0.012	0.002	—	—	—	—	0.007	0.06	0.35	0.20
G		38	0.09	0.30	1.36	0.004	0.002	—	—	—	—	0.012	0.03	0.32	0.17

(Addition of REM and Ca for large heat input welding)

(b) Mechanical properties

Steel	Y ; kgf./mm ²	T S * kgf./mm ²	E1 * (%)	vE-40 * * kgf.-m	vE-60 * * kgf.-m	vTrs * * (°C)
A	41	54	26	20.3	—	- 68
B	41	54	25	20.0	—	- 70
C	41	54	26	—	27.3	- 96
D	31	55	22	—	37.0	-118
E	41	52	30	—	24.6	-111
F	41	53	27	—	27.2	- 94
G	41	52	32	—	28.2	- 89

表3.2.3 Chemical composition and mechanical properties of offshore structure steel

(a) Chemical composition (wt %)

Steel Spec.	Thickness (mm)	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cu	Nb	Ti	SiO ₂	Al	Ceq	Pcm
H	50	0.09	0.22	1.47	0.008	0.002	—	—	0.016	0.010	0.03	0.34	0.17	
I	IS4360	70	0.07	0.20	1.37	0.006	0.001	0.74	0.32	—	0.010	0.04	0.37	0.17
J - 1	PI2H etc.	75	0.07	0.28	1.40	0.009	0.001	0.58	0.32	0.015	0.013	0.04	0.37	0.18
J - 2		100	0.07	0.26	1.42	0.004	0.001	0.25	0.24	0.016	0.013	0.03	0.34	0.17

(b) Mechanical properties

Steel	P W H T	Y S * kgf/m ²	T S * kgf/m ²	E I * (%)	v E-60 kgf-m	v f rs * (°C)
H	—	41	54	32	32.9	- 98
I	600 °C × 1hr.	39	52	33	29.1	- 82
J - 1	—	43	52	40	36.1	-113
J - 2	600 °C × 1hr.	39	50	40	35.4	-102

* 1/4 t, L-direction

表 3.4 Chemical composition and mechanical properties of steel for LPG storage tank

(a) Chemical composition (wt %)

Steel	Spec.	Thickness (mm)	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cu	Nb	Ti	Si1.A1	Ceq	Pcm
K	S.A33	32	0.09	0.24	1.28	0.008	0.001	—	—	—	add.	0.07	0.30	0.16
L		40	0.08	0.29	1.50	0.015	0.001	0.34	0.20	—	add.	0.06	0.37	0.18
M	S.A37	40	0.05	0.12	1.31	0.015	0.001	0.61	—	0.01	add.	0.04	0.31	0.13
N		40	0.08	0.27	1.44	0.003	0.002	—	—	—	0.006	0.05	0.32	0.16

(b) Mechanical properties

Steel	Y S * kgf/mm ²	T S * kgf/m ²	E1 * (%)	vE-60 kgf-m	* vtrs * (°C)
K *	37	49	45	39.3	-111
L *	44	52	44	36.6	-120
M *	39	53	38	18.3	-118
N * *	40	53	32	24.4	-100

* JIS No.4
* * L-direction
* * T-direction

表 3.2.5 Chemical composition and mechanical properties of steel for LPG tank with high crack arrestability

(1) Chemical composition (wt %)

Steel	Spec.	Thickness (mm)	C	Si	Mn	P	S	Ni	Nb	Mo	SoI. Al	Ceq	Pcm
)	SLA37	35	0.01	0.25	0.68	0.010	0.004	2.50	0.03	0.16	0.03	0.32	0.10
,		40	0.04	0.26	0.78	0.003	0.001	2.39	0.01	—	0.06	0.33	0.13

(2) Mechanical properties

Steel	YS kgf/m ²	TS kgf/m ²	E1 (%)	vE-60 kgf·m	vE-120 kgf·m	vTrs (°C)
)	48	56	36.1	—	30.2	-185
,	45	51	43.8	40.4	—	-180

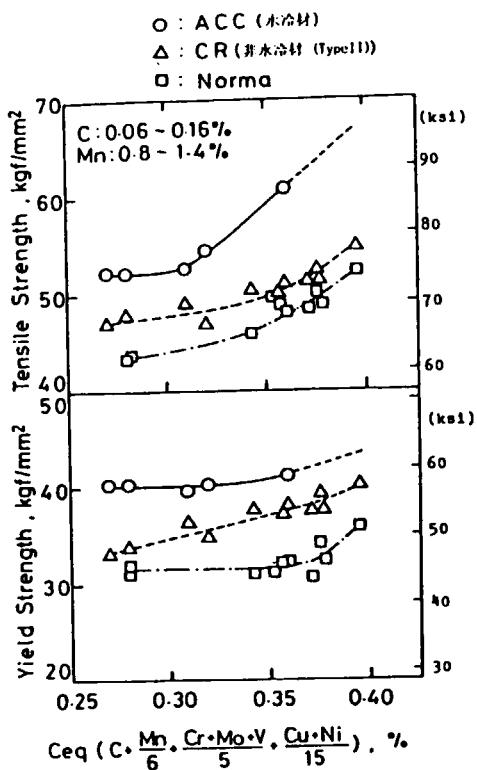


図 3.2.1 Effects of ACC, CR and normalizing heat treatment on strength of Si-Mn steel plates which have various Ceq

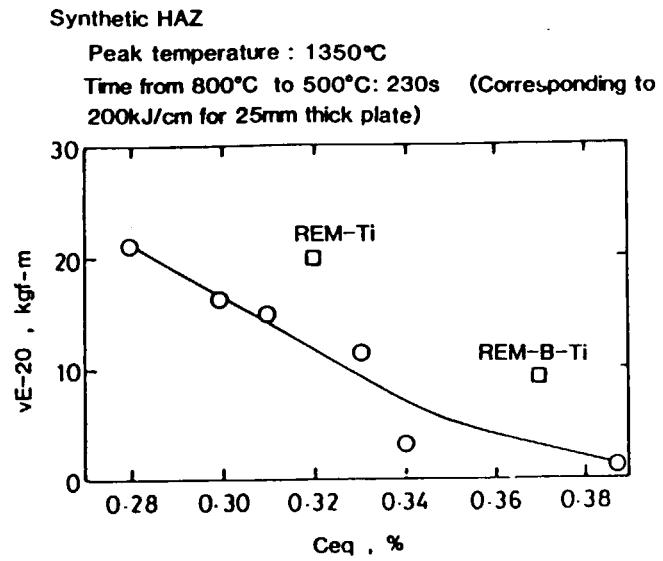


図 3.2.2 Relation between Ceq and Charpy impact energy of simulated fusion line at -20°C

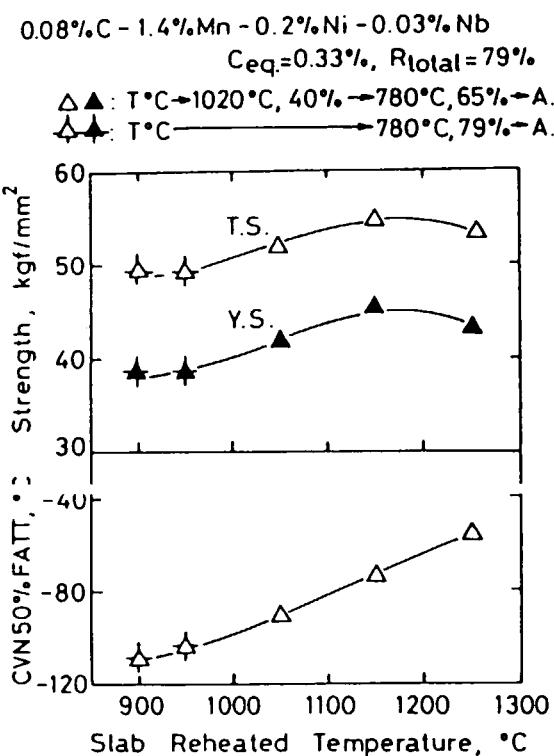


図 3.2.3 Effect of slab reheating temperature on strength and CVN 50% FATT of controlled-rolled Nb steel plates

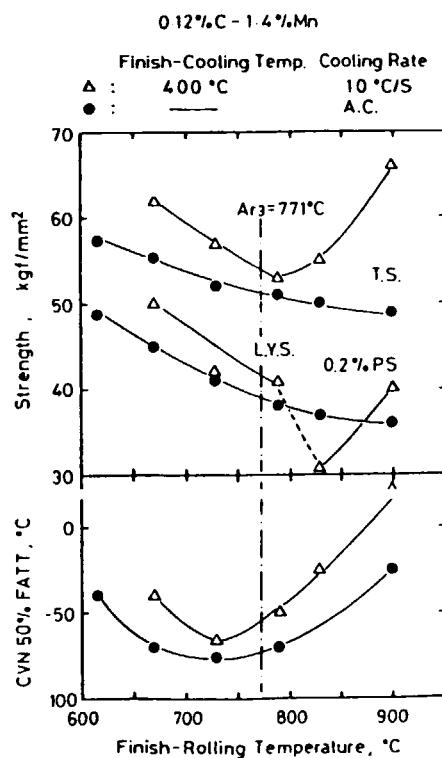


図 3.2.4 Effect of finish-rolling temperature on strength and CVN 50% FATT of Si-Mn steel plates produced by air cooled and accelerated cooled processes

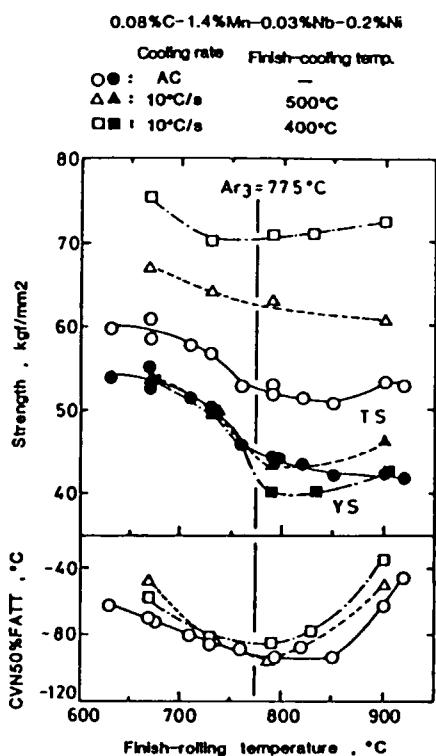


図 3.2.5 Effect of finish-rolling temperature on strength and CVN 50% FATT of Nb steel plates produced by air cooled and accelerated cooled processes

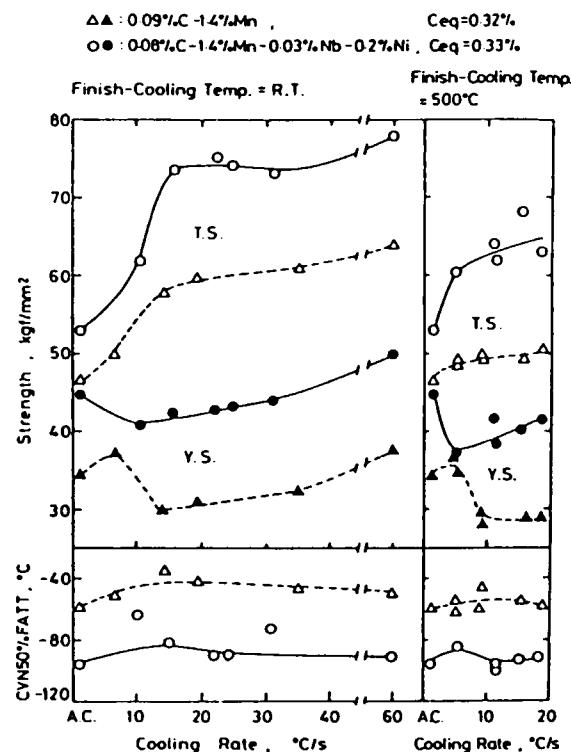


図 3.2.6 Effect of cooling rate after controlled-rolling on strength and CVN 50% FATT of Si-Mn and Nb steel plates which have similar value of Ceq

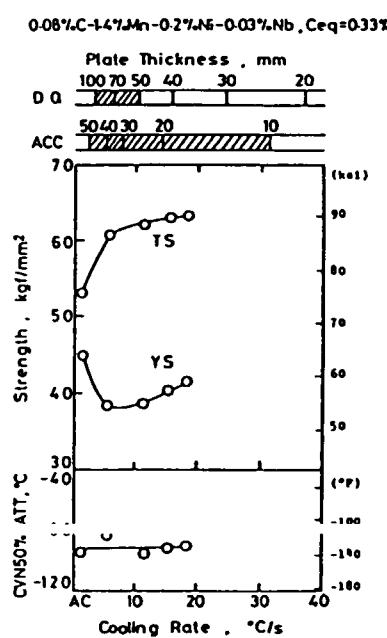


図 3.2.7 Effect of cooling rate on mechanical properties of Nb bearing steel plates with Ceq of 0.33% produced by ACC process
 (Rolling : controlled-rolling,
 Finish-cooling temperature :
 500°C)

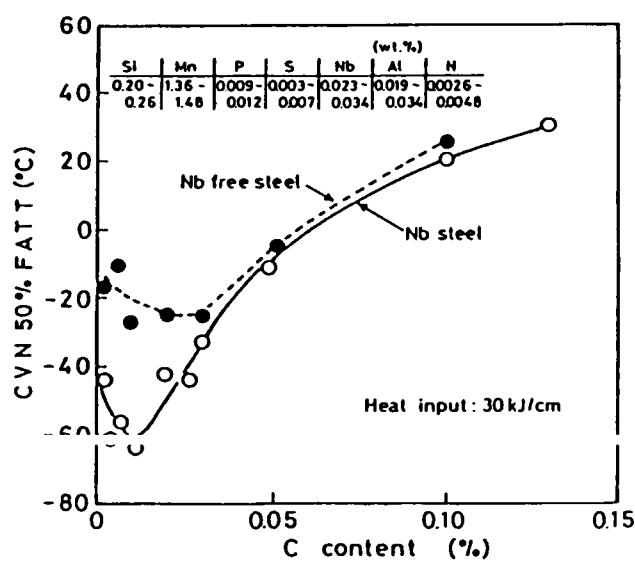


図 3.2.8 Relation between CVN 50% FATT of simulated fusion line and carbon content for Nb bearing and Nb free steel plates

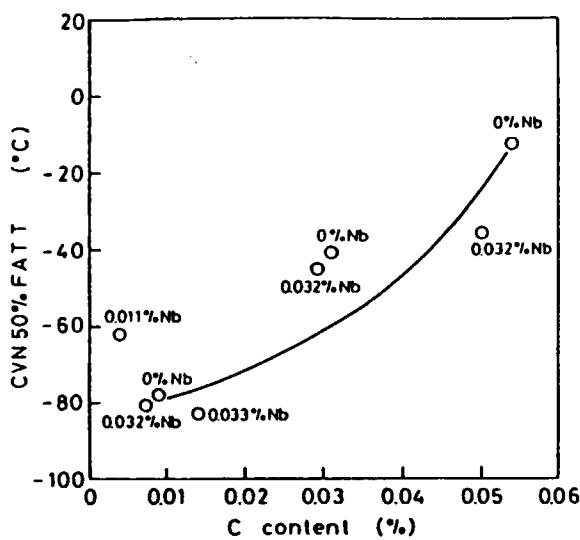


図 3.2.9 Relation between CVN 50% FATT of simulated fusion line and carbon content for 2.5% Ni steel plates

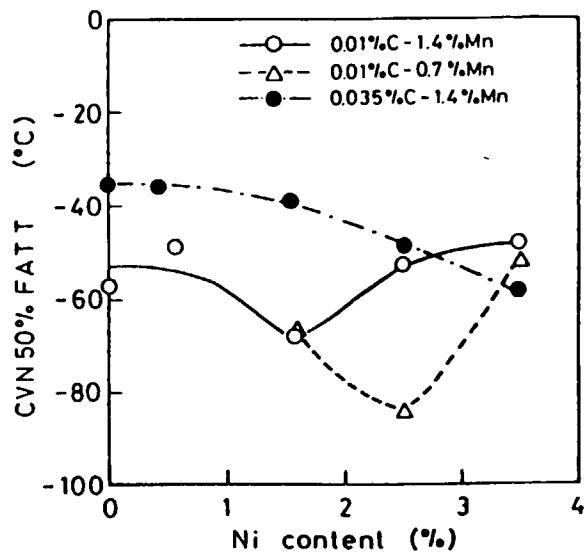


図 3.2.10 Relation between CVN 50% FATT of simulated fusion line and Ni content for low C-Nb steel plates

○: 0.07%C, 1.5%Mn-0.01%Ti-0.03%Al
 △: 0.04%C
 -0.003%N
 DQ: 1000°C-960-740°C, 86%-5°C/s(R.T.)
 T : 630°C × 1h → A.C.

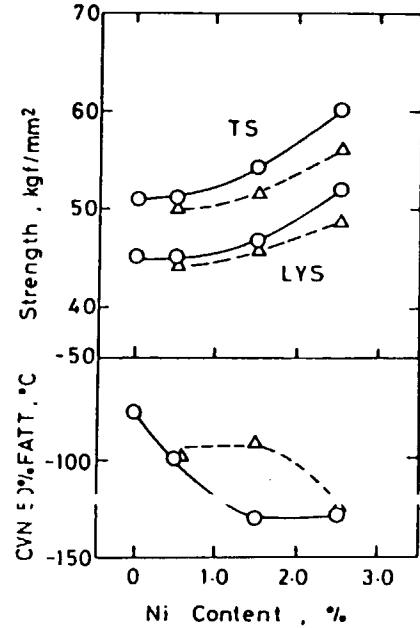


図 3.2.11 Effect of Ni content on strength and CVN 50% FATT of direct quenching and tempering steel plates

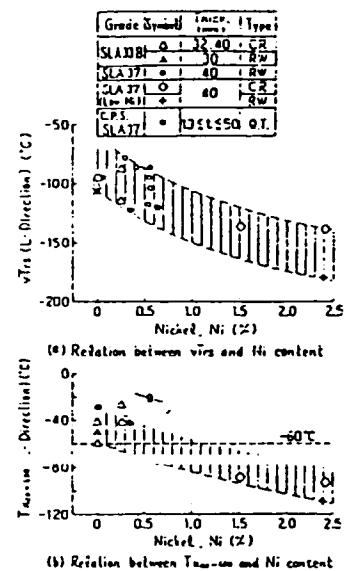


図 3.2.12 Relation between fracture toughness values and Ni content

Steel	Thickness mm (inch)	C	Si	Mn	P	S	Al	Nb
Nb-bearing	38 (1.5)	0.06	0.32	1.27	0.008	0.001	0.025	0.02
Nb-free	40 (1.5)	0.08	0.24	1.30	0.006	0.001	0.025	-

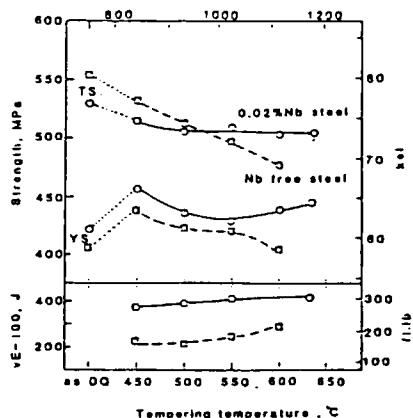


图 3.2.13 变形和韧性随淬火温度变化而变化的 0.02%Nb 含铌钢和 Nb 自由钢板。

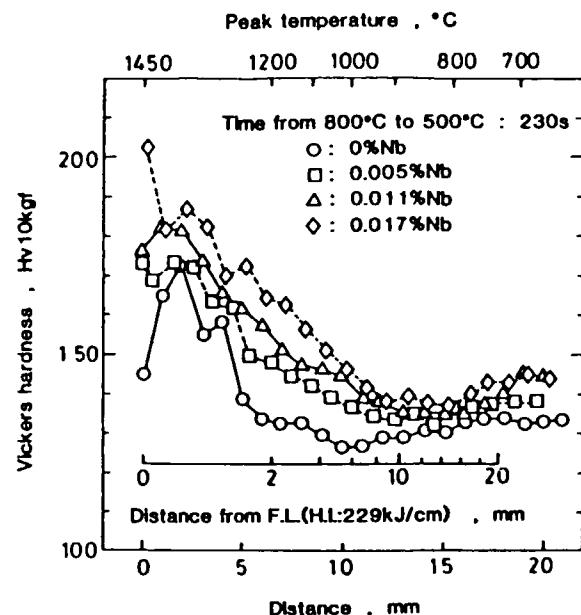


图 3.2.14 在模拟熔合线附近钢板上硬度分布。 (淬火温度=1000°C, 终轧温度=800°C, 冷却速度=10°C/s, 终冷温度=600°C)

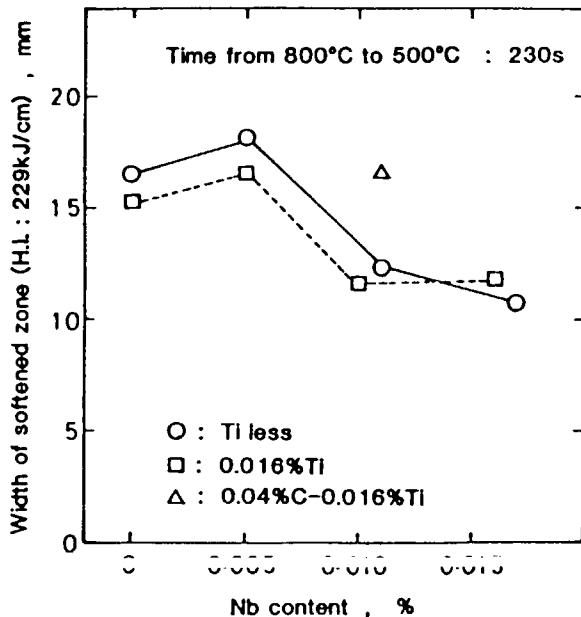


图 3.2.15 在 230 kJ/cm 热输入下，Nb 含量对模拟 HAZ 中软化区宽度的影响。

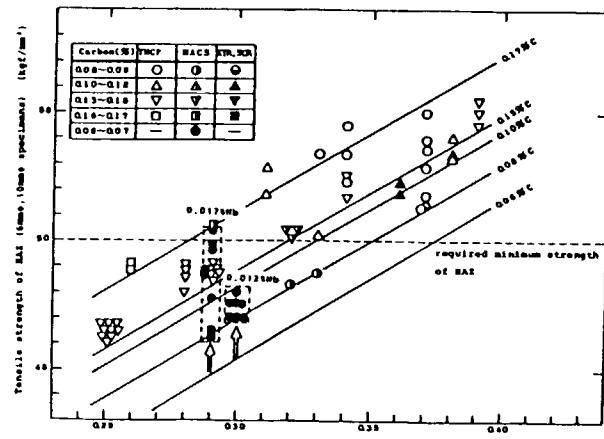


图 3.2.16(a) 在 200-300 kJ/cm 热输入下，Ceq 和 HAZ 的抗拉强度之间的关系。

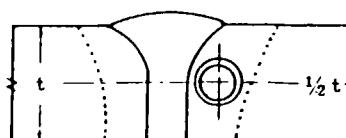


图 3.2.16(b) HAZ 上拉伸试样取样方法。

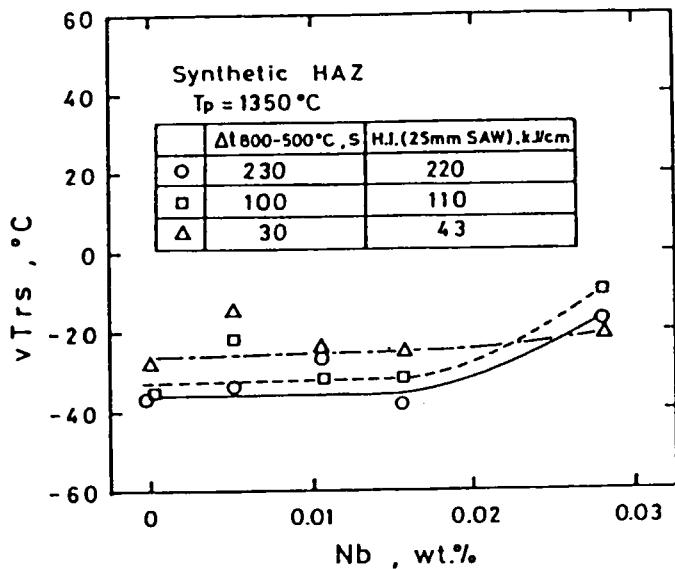


図 3.2.17 Effect of Nb content on vTrs of simulated HAZ of 0.08% C-1.45% Mn-0.015% P-0.002% S steel ($C_{eq} = 0.32\%$)

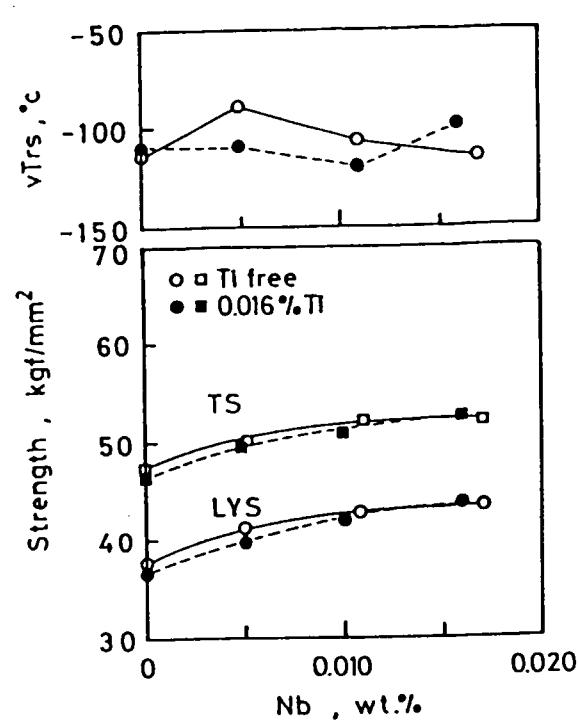


図 3.2.18 Effect of Nb content on strength and vTrs of steel plates produced by ACC process

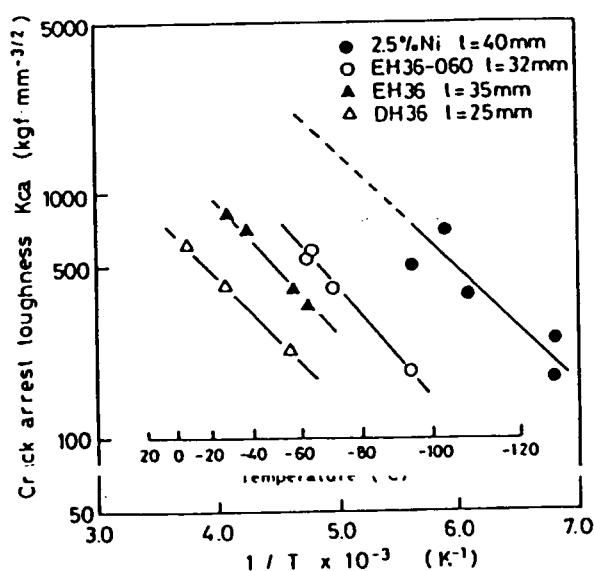


図 3.2.19 Temperature dependency of K_{ca} for DH36, EH36, EH36-06 and SLA37 (2.5%Ni) steels

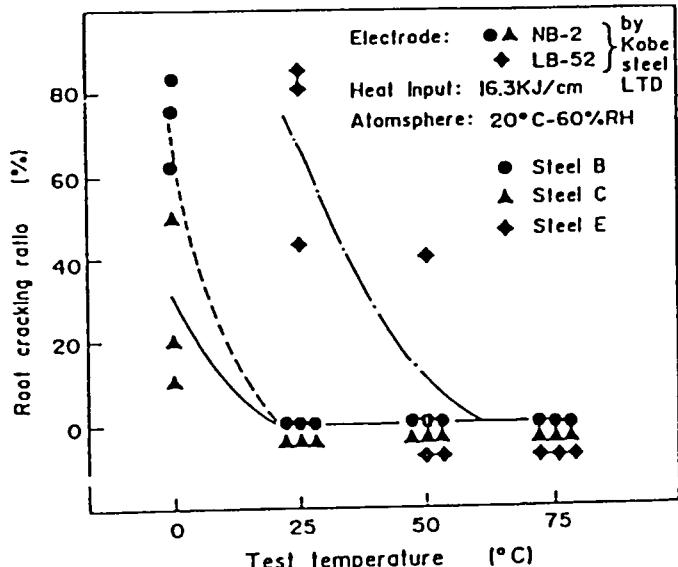


図 3.2.20 Results of y-groove cracking test
 steel B: 0.11% C-0.38% Si-1.44% Mn-0.012% P-0.002% S-0.007% Ti-0.064% Al-0.0018% N, $t=38\text{mm}$
 steel C: 0.08% C-0.29% Si-1.50% Mn-0.015% P-0.001% S-0.2% Cu-0.34% Ni-0.01% Ti-0.062% Al-0.002% N, $t=40\text{mm}$
 steel E: 0.13% C-0.35% Si-1.39% Mn-0.017% P-0.006% S-0.038% Al-0.004% N, $t=25\text{mm}$

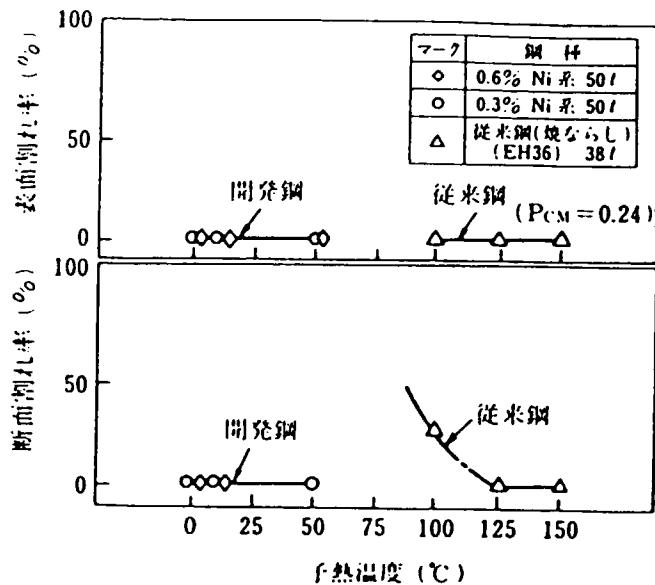


図 3.2.21 Results of Y-groove cracking test
(Wire: JIS DL-5016(4Φ) dried at 350°C for 1h
(2cc/100g), Welding conditions: 170Ax24Vx
15cm/min (16kJ/cm))
 ◇: 0.05% C-0.12% Si-1.31% Mn-0.015% P-0.001% S-
0.61% Ni-0.015% Nb-0.006% Ti-0.03% Al steel, t=50mm
 ○: 0.07% C-0.15% Si-1.34% Mn-0.015% P-0.003% S-
0.29% Ni-0.022% Nb-0.01% Ti-0.03% Al steel, t=50mm
 △: conventional, normalized steel, t=38mm

試験板寸法 (mm)	溶接材料	電圧 (V)	電流 (A)	速度 (cm/min)	人熱 (kJ/cm)
75×150×200	N-11 4.0mm φ	24	170	15	16.3

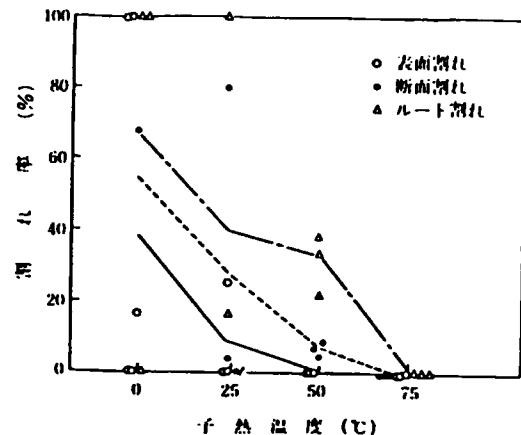


図 3.2.22 Results of Y-groove cracking test of 0.08% C-0.25% Si-1.29% Mn-0.006% P-0.002% S-0.48% Cu-0.72% Ni-0.008% Ti-0.037% Al steel, t=75mm

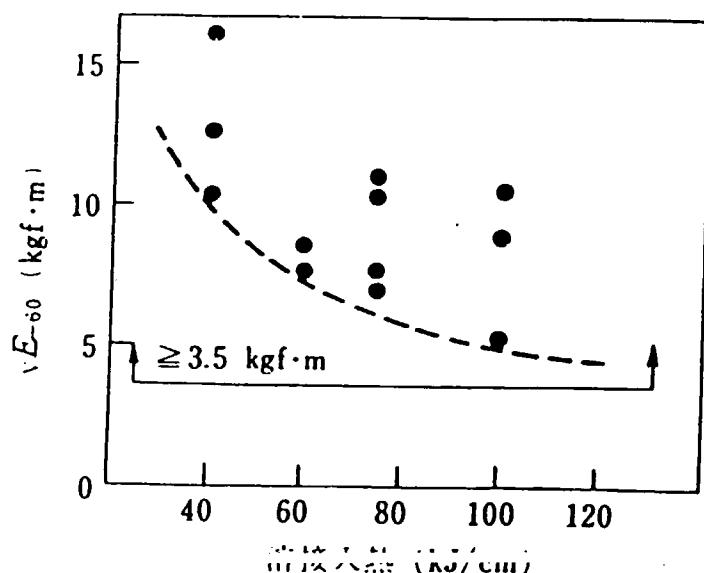


図 3.2.23 Relation between toughness of fusion line and heat input for 0.06% C-1.3% Mn-0.6% Ni-0.015% Nb-Ti steel

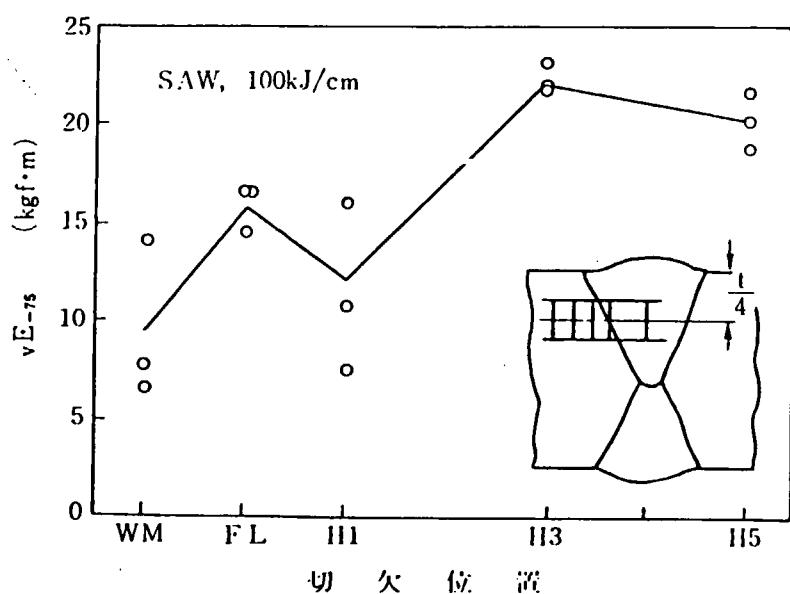


図 3.2.24 Toughness of submerged arc welding joint of 0.08%C-0.25%Si-1.29%Mn-0.006%P-0.002%S-0.48%Cu-0.72%Ni-0.008%Ti-0.037%Al steel, $t=75\text{mm}$

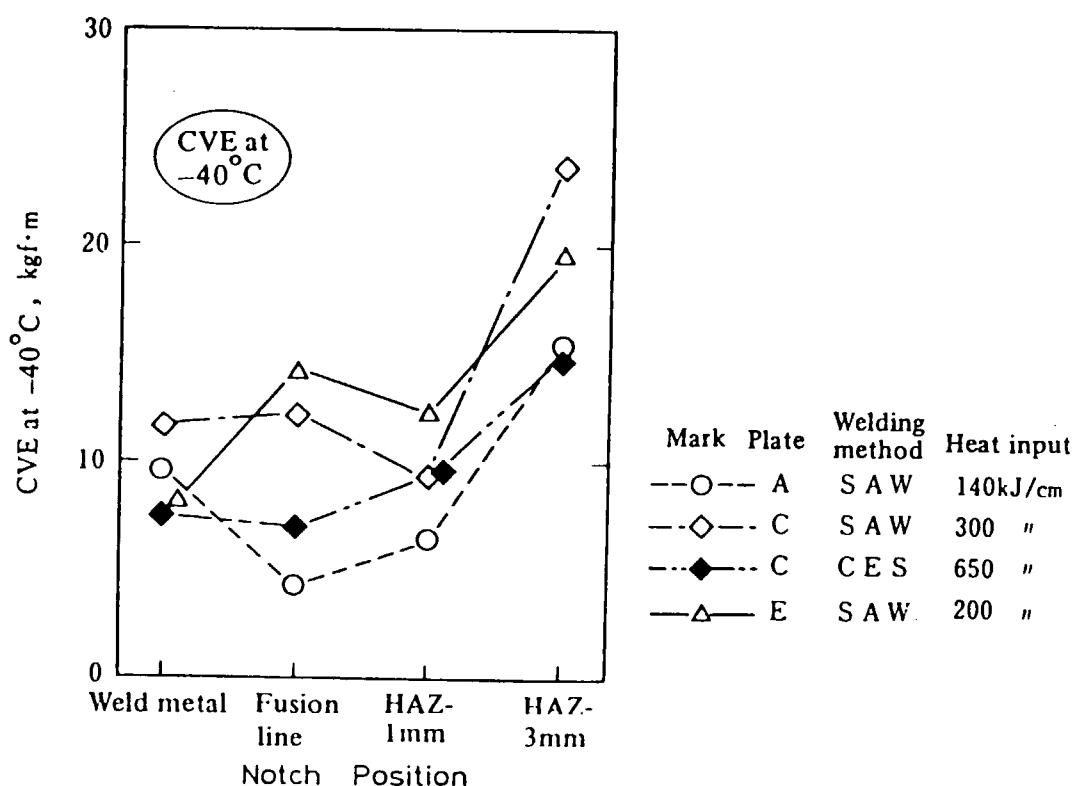


図 3.2.25 Toughness variation along the welded joint produced by high heat input welding with one-pass

steel A : 0.11%C-0.38%Si-1.44%Mn-0.012%P-0.002%S-0.007%Ti-0.06%Al-0.0018%N, $t=25\text{mm}$
 steel C : 0.11%C-0.38%Si-1.44%Mn-0.012%P-0.002%S-0.007%Ti-0.06%Al-0.0018%N, $t=38\text{mm}$
 steel E : 0.07%C-0.29%Si-1.46%Mn-0.017%P-0.002%S-0.20%Cu-0.35%Ni-0.012%Ti-0.06%Al-0.0028%N, $t=32\text{mm}$

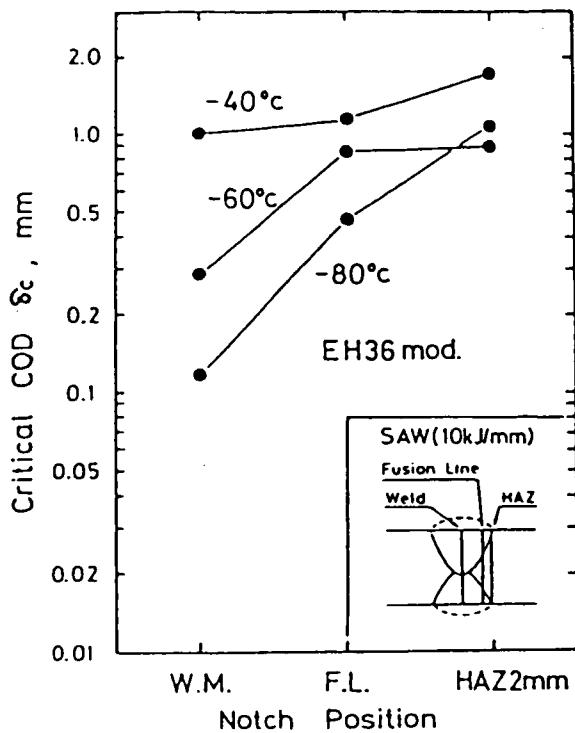


図 3.2.26 COD values of W.M., F.L. and HAZ of the welded joint manufactured at the heat input of $10\text{kJ}/\text{cm}$ of EH 36 mod. steel plate produced by ACC process
 $0.06\% \text{C}-0.27\% \text{Si}-1.47\% \text{Mn}-0.004\% \text{P}-0.001\% \text{S}-0.4\% \text{Ni}-0.006\% \text{REM}-0.008\% \text{Ti}-0.03\% \text{Al}$ steel, $t=32\text{mm}$

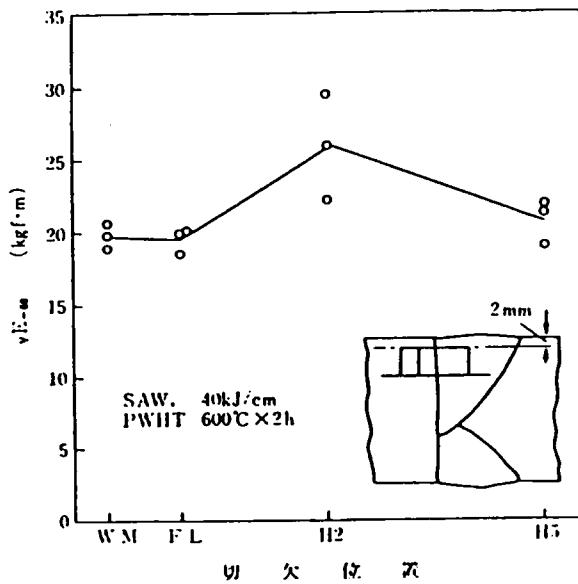


図 3.2.27 Toughness of submerged arc welding joint after PWHT of $0.09\% \text{C}-0.22\% \text{Si}-1.47\% \text{Mn}-0.008\% \text{P}-0.002\% \text{S}-0.016\% \text{Nb}-0.010\% \text{Ti}-0.034\% \text{Al}$ steel, $t=50.8\text{mm}$

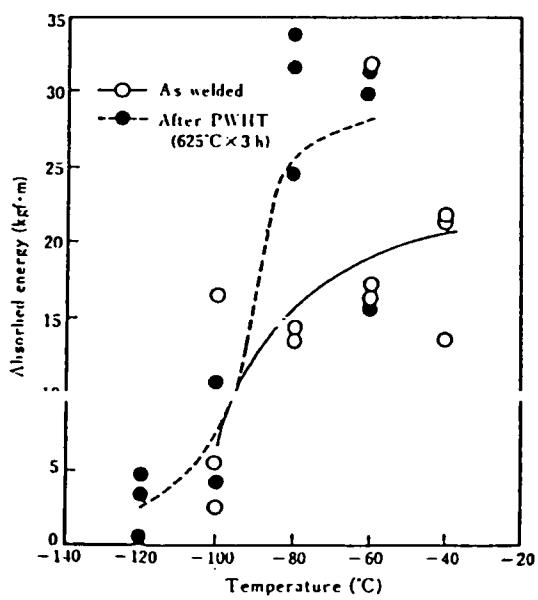


図 3.2.28 Charpy test results of fusion line of submerged arc welding joint of $2.5\% \text{Ni}$ steel plate (Heat input: $35.2\text{kJ}/\text{cm}$)
 $0.01\% \text{C}-0.25\% \text{Si}-0.68\% \text{Mn}-0.010\% \text{P}-0.004\% \text{S}-0.03\% \text{Nb}-0.16\% \text{Mo}-2.5\% \text{Ni}-0.03\% \text{Al}$ steel, $t=25\text{mm}$

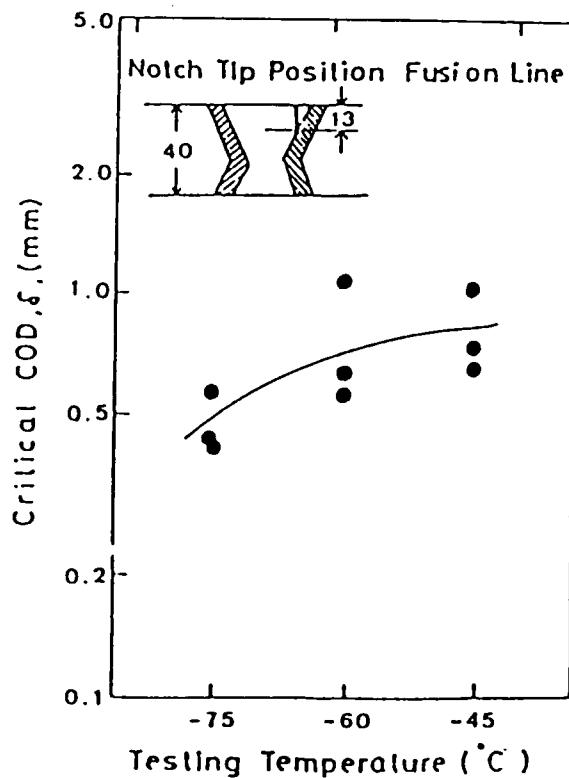


図 3.2.29 COD test results of submerged arc welding joint of $2.5\% \text{Ni}$ steel plate (Heat input: $100\text{kJ}/\text{cm}$)
 $0.04\% \text{C}-0.26\% \text{Si}-0.78\% \text{Mn}-0.003\% \text{P}-0.001\% \text{S}-2.39\% \text{Ni}-0.011\% \text{Nb}-0.006\% \text{Ti}-0.064\% \text{Al}-0.0023\% \text{Zn}$ steel, $t=40\text{mm}$

3.3 形鋼への応用

3.3.1 緒 言

船体構造の高張力化が積極的に進められつつあり、これに呼応すべく、低炭素当量で高強度かつ高韌性のT M C P鋼が開発され、新たな展開期を迎えようとしている。

実用化に向けての展開は鋼板が先行したものの、鋼板とバランスのとれた形鋼の開発が必要なことは論を待たず、造船メーカーから強く要請されてきたところでもある。

形鋼圧延は複雑な断面形状の造形及び断面寸法の精度確保のため、鋼板圧延に比較すると厳しい制約を受けるが、独自の制御圧延又は制御圧延と加速冷却の組み合わせにより、各製鉄所において上記要請に応えるべく、T M C P形鋼が開発されるに至っている。

3.3.2 造船用形鋼について

船体構造に使用されている形鋼としては、不等辺不等厚山形鋼、球平形鋼（バルブプレート）を主体に、等辺山形鋼、不等辺山形鋼、構形鋼、H形鋼等も補助部材として使用されている。

この中でT M C Pが適用されているのは、船体の外板に直接溶接され、しかも比較的大型の船舶に使用されている不等辺不等厚山形鋼であり、以下これについてT M C Pの導入及び諸特性について述べる。

図3.3.1に代表例として不等辺不等厚山形鋼とバルブプレートの形状を、図3.3.2に不等辺不等厚山形鋼の船体構造への使用例を示す。表3.3.1に最も使用頻度の高い不等辺不等厚山形鋼の断面寸法を示すが、これ以外にも大型船用に高さが450～600mmの断面も製造されている。

3.3.3 T M C P 不等辺不等厚山形鋼の圧延

(1) 圧 延 法

不等辺不等厚山形鋼の製造法は図3.3.3に示す如く、ユニバーサルミルにて構形鋼を製造してウェブの中央を切断する方法と、孔型ミルにて直接不等辺不等厚山形形状に仕上げる方法の二種類に大別される。

工場のレイアウト及び圧延機の種類・基数は各社異なっており、概略レイアウトをユニバーサル方式について一例、孔型方式について二例を図3.3.4に示す。

(2) T M C P 適用上の問題と対策

図3.3.3に示した如く、形鋼圧延は複雑な断面形状の造形が必要で、しかも高い寸法精度の確保が必要なため、圧延温度を下げるこことや、圧延後の水冷の適用は厚鋼板の場合に比較して難しい。一方、厚鋼板のT M C P鋼の開発とともに、船体の外板に直接溶接される不等辺不等厚山形鋼についてもT M C P厚鋼板と同等の溶接性能が要求され、これに応えるべくT M C P不等辺不等厚山形鋼の開発が進められてきた。

形鋼独自の圧延上の制約と冶金的要請を合致させるために、各製鉄所においては設備能力ならびにミルレイアウトに対応可能な高機能条件を満足して、T M C Pの開発を進めてきた。従ってT M C Pの満足度は図3.3.4に示す如く、各製鉄所必ずしも統一されていない。

T M C Pの適用方法は異なるものの、各製鉄所とも未再結晶オーステナイト域での圧下を40～50%以上確保することで性能を確保している。また、低温加熱や低温仕上げも要求性能に応じて採用されており、それによつて造形上の問題を解決するために、T M C P専用ロール孔型及び圧延スケジュールが開発され、適用されている場合もある。さらに、フランジとウェブの温度差を縮小するために、中間ミル又は仕上げミルでフランジを加速冷却する方法も採用されている。図3.3.5に圧延の概念図を図3.3.6にフランジ加速冷却設備の代表例を示す。

以上述べたように形鋼へのT M C P適用のポイントを列記すると以下のようであり、各ミルの設備及び対象と

する鋼種により、以下の条件からいくつかが選択され適用されている。

- i) 低温加熱
- ii) 未再結晶オーステナイト域での40~50%の圧下
- iii) 低温仕上げ
- iv) 専用のロール孔型・圧延スケジュール
- v) 圧延中のフランジの加速冷却

表3.3.2は鉄鋼各社のTMC P型形鋼のプロセスの名称である。

3.3.4 製品特性

(1) 一般特性

TMC Pにより製造した製品の一般的特徴として、次の長所が挙げられる。

- i) 組織の細粒化による強度・韌性の向上
- ii) 従来鋼に比較して低Ce_{eq.}、低P_{CM}であり、溶接性がきわめて優れている。
- iii) 溶接熱影響部の硬化が少なく、韌性が優れている。

図3.3.7に従来鋼とTMC P鋼の降伏点と炭素当量の関係を示す。同一炭素当量では、TMC P鋼が従来鋼に比べて大幅に高い降伏点が得られる。図中に示すとおり、降伏点32kgf/mm²の鋼の場合、炭素当量は従来鋼に比べてTMC P鋼は0.05%低くすることができる。

図3.3.8に溶接熱影響部最高硬さ試験結果を示す。TMC P鋼の硬化性は従来鋼に比較して非常に低いレベルである。

(2) 製品特性の代表例

以下に製造実績の代表例として、200×90×9×14及び400×100×13×18について、KA32、KE36及びKL24Bの母材特性と溶接性の試験結果を示す。

i) 母材特性

表3.3.3に化学成分値と機械的性質を、図3.3.9に歪時効シャルピー衝撃試験結果を示す。いずれも規格値を十分満足し得る強度、韌性であり、かつ、歪時効シャルピー衝撲試験値についても良好な結果が得られている。

ii) 溶接性

a. 溶接継手性能

手溶接による継手位置別のシャルピー衝撲試験値を図3.3.10に示す。入熱は33~35kJ/cmであり、ボンド、熱影響部ともに良好なエネルギー値を示している。

b. すみ肉溶接低温割れ試験

すみ肉溶接後の表面割れ及び断面割れを確認するために、表3.3.4に示す試験体ならびに試験条件にて、すみ肉溶接低温割れ試験を実施した。溶接後48時間経過後、表面割れはビード全長にわたって浸透探傷試験により、断面割れは溶接部5断面で検鏡により観察した。

溶接棒は水素量を1.5~2.0cc/100gにコントロールした非低水素系溶接棒である。

KA32及びKE36での試験結果を表3.3.4に示す。0°C及び-5°Cの試験温度においても、表面割れの発生はなかった。

3.3.5 結言

以上述べたように、TMC Pを適用することにより、水冷型TMC P厚鋼板と同一レベルの溶接性を備え、母材

特性も従来より格段にすぐれた不等不等厚山形鋼が開発され、実用に供されており、使用量も増加の一途をたどっている。

不等辺不等厚山形鋼へのT M C P の適用は、今までに始まったばかりである。既に述べたように、形鋼の圧延に對しては、寸法、形状確保のためT M C P 条件の制約が大きく、厚鋼板の場合と異なり、圧延中の水冷をも加味した形鋼独自のT M C P を開発し、実施しているところである。さらに、より溶接性、母材特性のすぐれた形鋼の開発のためには、よりレベルアップしたT M C P の開発が不可欠であり、各社において検討が進められている。

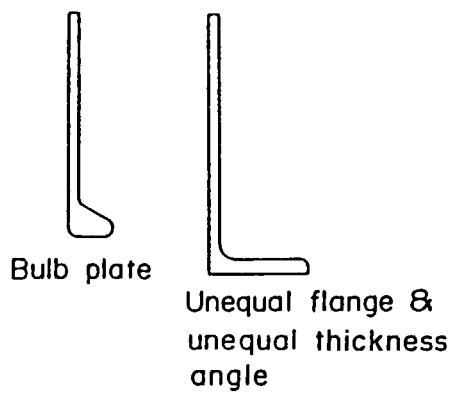


図 3.3.1 Typical shapes for hull structure

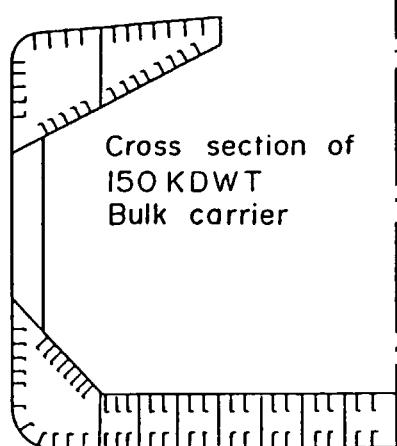


図 3.3.2 Typical application of unequal flange & unequal thickness angle to the hull structure

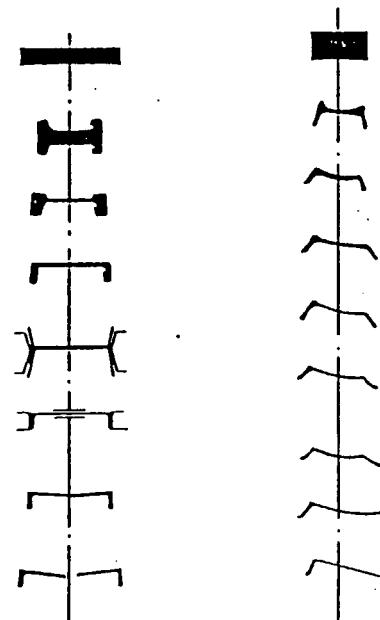


図 3.3.3 Typical rolling patterns

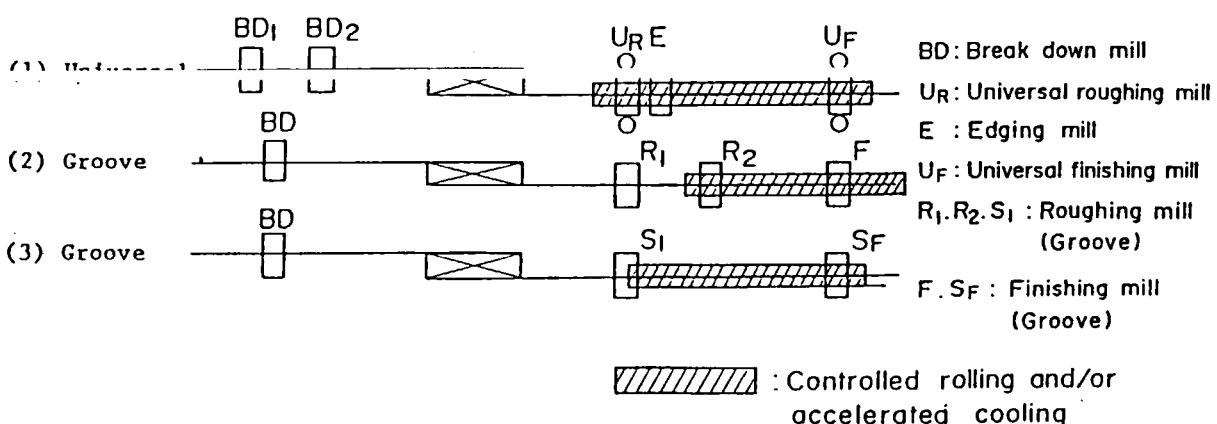


図 3.3.4 Mill layout

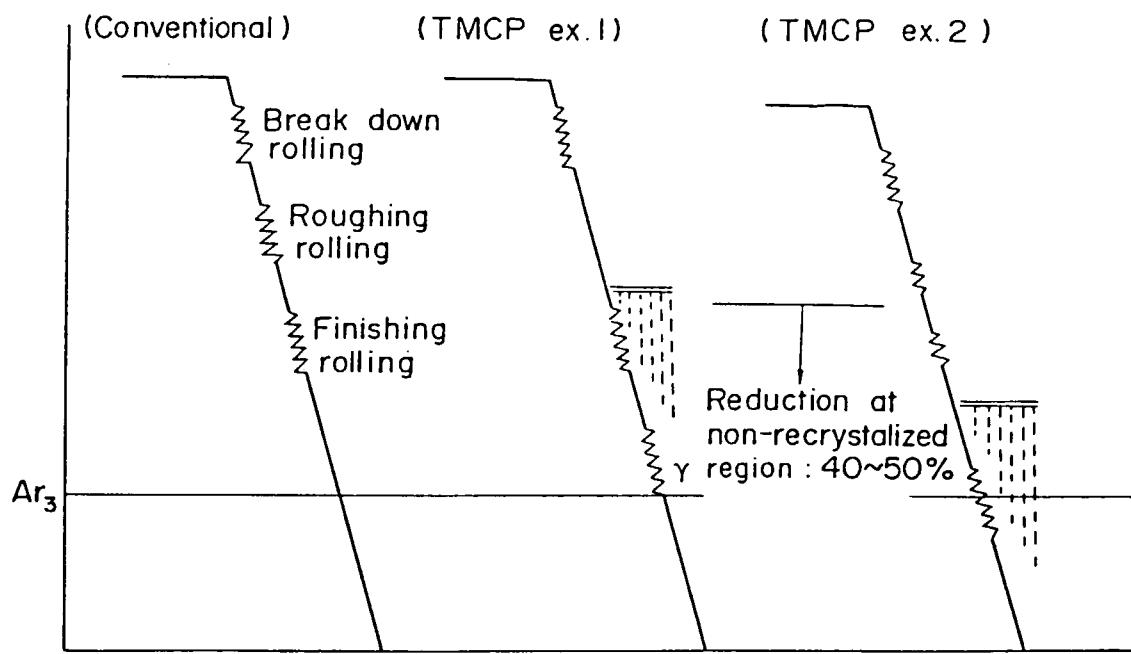


図 3.3.5 Schematic diagram of TMCP of the shape

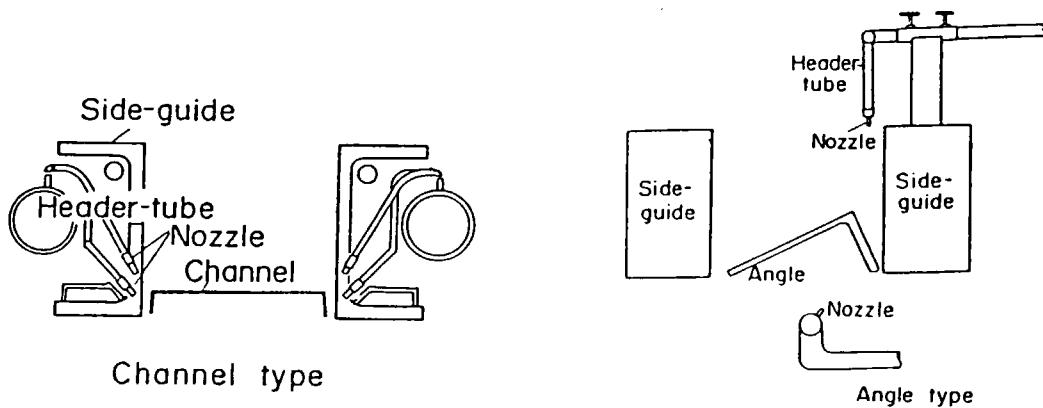


図 3.3.6 Example of cooling equipment

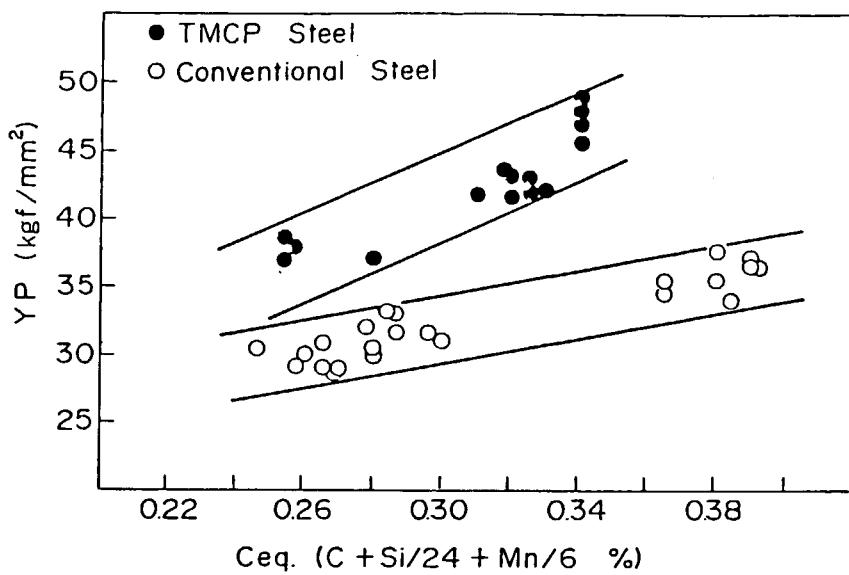


図 3.3.7 The effect of TMCP ~~to strength~~

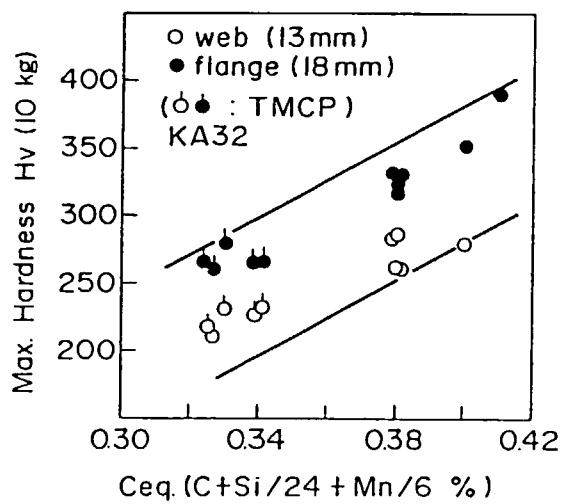


図 3.3.8 Relation between Ceg.
and Maximum hardness
(Maximum hardness test)
(according to JIS)

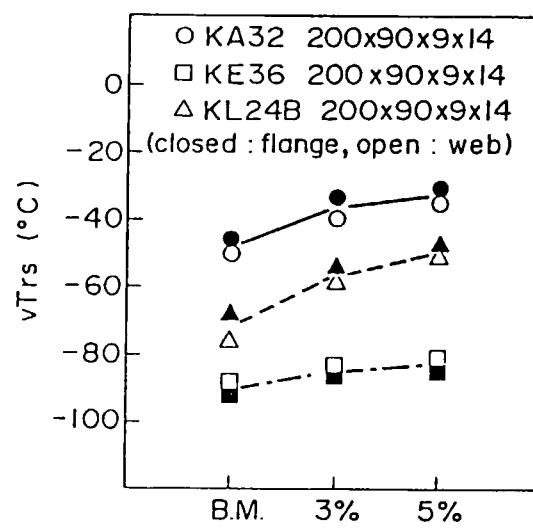


図 3.3.9 Strain aging test result

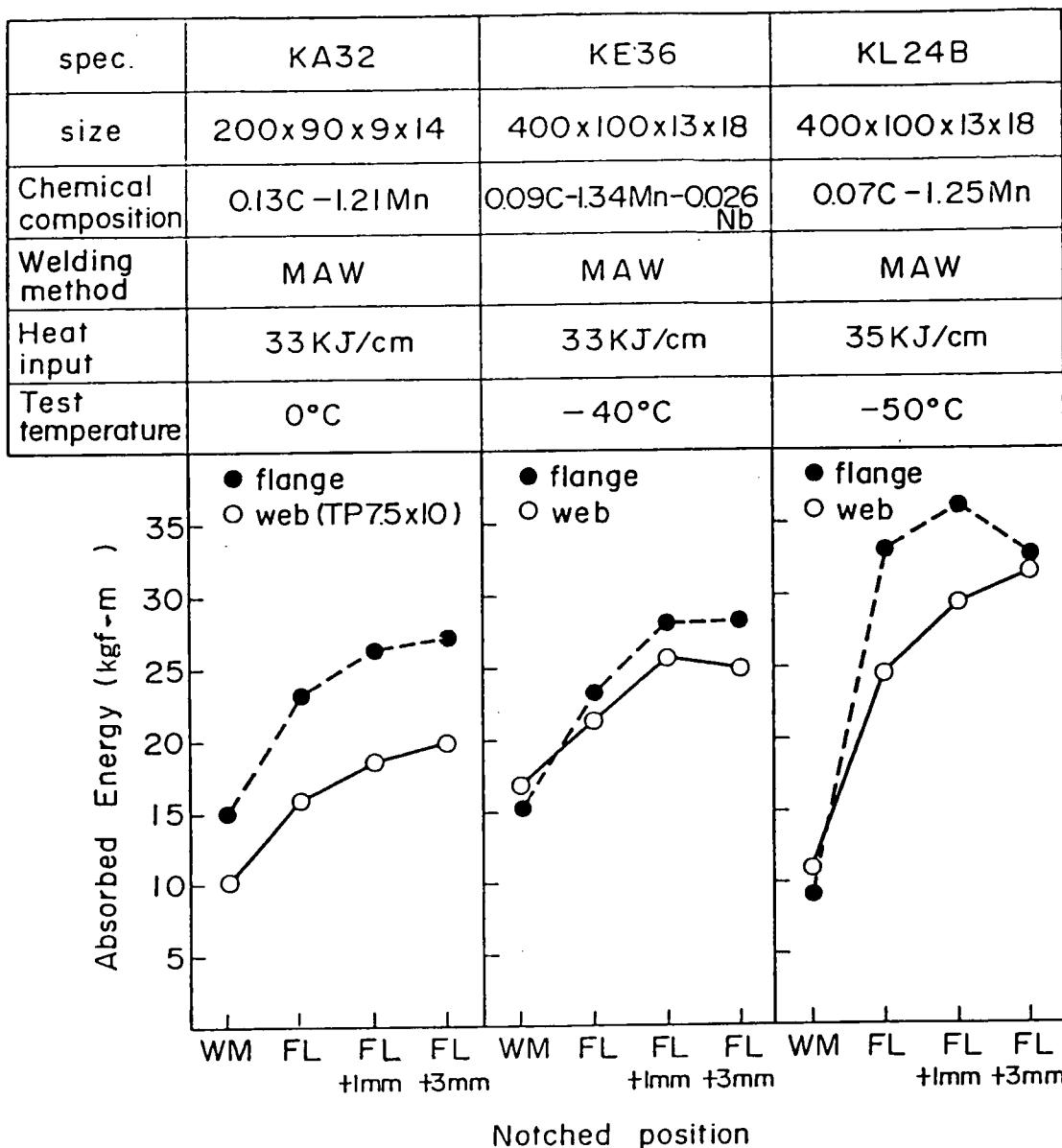
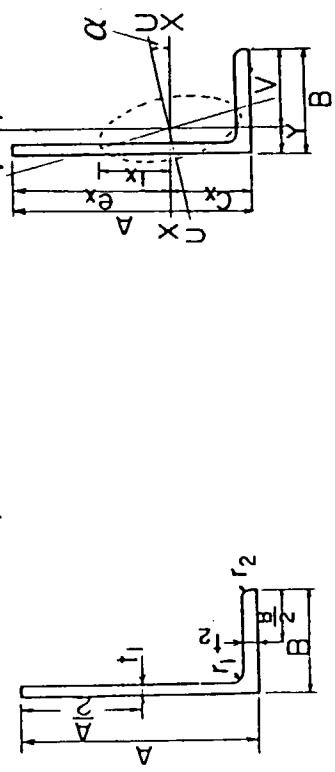


図3.3.10 2mmV Charpy impact test result
of welded joint

表 3.3.1 Sectional dimensions of unequal flange
of unequal thickness angle γ



標準断面寸法 mm	断面寸法 mm	断面積 cm^2	単位重量 kg/m	重心の位置 cm				断面二次モーメント cm^4				断面二次半径 cm				断面係数 cm^3
				C_x	C_y	I_x	I_y	最大 I_u	最小 I_v	i_x	i_y	最大 i_u	最小 i_v	Z_x	Z_y	
200x 90	9 14 14 7	29.66	23.3	6.36	2.15	1210	200	1290	125	6.39	2.60	6.58	2.05	0.263	88.7	29.2
250x 90	10 15 17 8.5	27.47	29.4	8.61	1.92	2440	223	2520	147	8.08	2.44	8.20	1.98	0.182	149	31.5
250x 90	12 16 17 8.5	2.95	33.7	8.99	1.89	2790	238	2870	160	8.07	2.35	8.18	1.93	0.173	174	33.5
300x 90	11 16 19 9.5	46.22	36.3	11.0	1.76	4370	245	4440	168	9.72	2.30	9.80	1.90	0.136	229	33.8
300x 90	13 17 19 9.5	52.67	41.3	11.3	1.75	4940	259	5020	181	9.68	2.22	9.76	1.85	0.128	265	35.8
350x100	12 17 22 11	57.74	45.3	13.0	1.87	7440	362	7550	251	11.3	2.50	11.4	2.08	0.124	338	44.5
400x100	13 18 24 12	68.59	53.8	15.4	1.77	11500	388	11600	277	12.9	2.38	13.0	2.01	0.0996	467	47.1

表 3.3.2 鉄鋼各社のTMCF型形鋼のプロセス名称

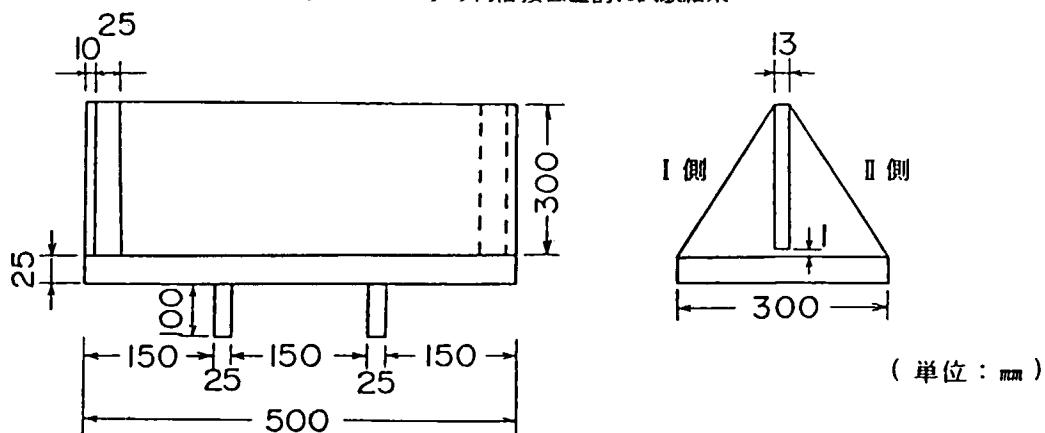
鉄鋼メーカー	プロセス略称	プロセス名称
新日本製鐵	NIC	Nippon Steel's Intercritical Controlled Rolling
	TMR	Thermo Mechanical Rolling
日本鋼管	NCT-Type I	NKK Controlled Rolling Process for Steel with Good Toughness - Type I Process
	NCL-Type A	Nkk Controlled Rolling Process for Shapes with Low Ceq. - Type A Process
住友金属	ASSC	Angle-Special Controlled Rolling Process

表3.3.3 Typical chemical composition and mechanical properties of TMCP angle

規格	断面寸法 板厚	化成成分 (wt %)						引張試験				シャルビ一衝撃試験				試片 寸法 mm				
		C	Si	Mn	P	S	Nb	V	Ceq. (IIW) PCM	YP kgf/mm ²	TS kgf/mm ²	El. %	試験片 GL mm	試験溫度 °C	吸収エネルギー kgf-m	平均值 kgf-m				
KA32	200×90	9	0.13	0.12	1.21	0.019	0.004	-	-	0.33	0.19	42.1	52.0	21.8	200	0	19.6	19.8	-50	7.5×10
		14										40.4	50.9	24.6	200	0	24.2	26.2	-47	10×10
	400×100	13	0.13	0.26	1.14	0.024	0.013	-	-	0.32	0.20	43.0	52.4	28.0	200	0	14.3	14.7	-47	10×10
		18										43.5	52.4	27.5	200	0	22.1	23.7	-57	10×10
	200×90	9	0.07	0.26	1.41	0.020	0.004	-	0.056	0.32	0.15	49.9	54.6	19.0	200	-40	21.5	22.8	-92	7.5×10
		14										44.6	50.6	21.0	200	-40	35.3	35.8	<-100	10×10
KE36	400×100	13	0.09	0.15	1.34	0.022	0.003	0.026	-	0.31	0.16	48.8	56.9	21.6	200	-40	26.5	28.6	-70	10×10
		18										46.7	53.8	24.2	200	-40	28.3	29.3	-75	10×10
	400×100	13	0.10	0.26	1.54	0.014	0.005	-	-	0.36	0.19	46.8	55.1	21.5	200	-40	27.7	30.4	-95	10×10
		18										42.0	51.6	26.5	200	-40	27.1	28.5	-90	10×10
	200×90	9	0.06	0.22	1.45	0.016	0.005	-	-	0.30	0.14	37.8	46.5	30.0	200	-50	19.3	19.6	-86	7.5×10
		14										35.7	47.4	31.5	200	-50	28.8	29.3	-80	10×10
KL24B	400×100	13	0.07	0.22	1.25	0.014	0.003	-	-	0.28	0.14	38.1	45.3	28.0	200	-50	23.4	32.4	-72	10×10
		18										29.8	41.7	33.5	200	-50	33.8	35.5	-73	10×10

Ceq. = $C + Mn/6 + (Cr + Mo + V)/5 + (Ni + Cu)/15$ PCM = $C + Si/30 + Mn/20 + Cu/20 + Ni/60 + V/10 + Cr/20 + Mo/15 + B$

表 3.3.4 すみ内溶接低温割れ試験結果



規 格	KA32 , KE36
サ イ ズ	400×100×13×18
溶接棒拡散性水素量	16~18CC/100g
入 熱	16~20KJ/cm
試 験 温 度	0°C , -5°C

割れの種類	検査方法	割れ率(%)
表面割れ	浸透試験	割れ長さ ビード長さ
断面割れ	断面検鏡 (5 断面)	Σ割れ長さ Σ脚長

規 格	サ イ ズ	試 験 温 度 °C	サイド	割れ率 %		断面割れ内容				
				表面	断面	1	2	3	4	5
KA32	400×200 ×13/18	0	I 側	0	0	○	○	○	○	○
			II 側	0	0	○	○	○	○	○
		-5	I 側	0	0	○	○	○	○	○
			II 側	0	0	(○)	○	○	○	○
KE36	400×200 ×13/18	0	I 側	0	0	○	○	○	○	○
			II 側	0	0	○	○	○	○	○
		-5	I 側	0	0	○	○	○	○	○
			II 側	0	0	○	○	○	○	○

○ : 割れなし

第Ⅱ編 TMC Pによる50キロ級高張力鋼板の船舶への有効利用

1章 热影響軟化部を有する溶接継手の引張り強さ

図1.1^{1.1)}には、板厚25mmおよび38mmの50キロ級TMC P鋼に、それぞれの板厚に対して決まる最適溶接条件で、FCB, FAB, EGおよびCES溶接した継手の熱影響最軟化部から採取した丸棒引張試験結果を示してある。鋼材のCeqが低い程、軟化部の引張強さ σ_u^{HAZ} は小さくなっている。さらに、Ceqが同じでもC量が少なくなれば、 σ_u^{HAZ} は小さくなる傾向が認められる。TMC Pで鋼板の結晶粒が微細化され、これにより母材強度（引張強さ、降伏点）を上昇させた鋼板がTMC P鋼であるが、溶接熱サイクルによる冷却速度が遅い場合には、上記上昇効果が殆んど消滅し、化学成分で規定される強度程度にまで、熱影響部の一部では低下することが、図1.1から推察される。

図1.2^{1.2)}は、試験片幅が引張強さに及ぼす影響を、長ゲージ継手引張試験片を用いて調べた結果を例示する。明らかに試験片幅が広くなる程、継手引張強さは上昇している。本鋼材は Ceq = 0.25% のAH32鋼であるが、広幅の場合にはAH36鋼の規格をも満たしていることがわかる。

ところで軟化部を含む継手の引張強さは、軟質溶接継手に対する佐藤ら^{1.2)}の研究から明らかのように、軟化域に近接して存在する高強度材の拘束により、軟化部そのものの引張強さよりも大きくなる。この拘束は、軟化域幅(H₀)／板厚(t)(=相対厚さ γ)が小さくなる程大きくなる。図1.3は、各種大入熱溶接継手の相対厚さを調べた結果であり、Ceqが高くなる程、相対厚さが小さくなる傾向が認められる。また試験片幅(W)／板厚さ、ある程度以上となると事实上無限板とみなしえることがわかっている。

そこで、50キロ級TMC P鋼の場合、W/tがどの程度となれば無限板とみなしえるのかを検討するため、同一継手を用いて、HAZ軟化部、溶接金属部の引張試験および幅を変化させた継手引張試験が同時に実行されている結果を収集した。その結果を表1.1^{1.3)}に示す。表をみれば、既して鋼のCeqが低い場合には、広幅になる程継手引張強さは上昇しているが、Ceqが高くなると広幅としても引張強さは殆んど上昇せず、むしろ低くなっているものも見受けられる。

この原因は、図1.1に示したようにCeqが高くなるとHAZ軟化があまり大きくならないため、母材あるいは溶接金属による拘束効果が相対的に低くなることから理解できる。また、広幅の方がかえって継手引張強さが低くなっているのは、長ゲージ試験片として示してあるW=30mmの試験片が、NVタイプのものであるため、拘束部による拘束効果が、この試験片では生じているのではないかと考えられる。すなわち、NVタイプのゲージ長は、3t(t:板厚)か2t+B(B:溶接ビート幅)の大きい方となっており、母材拘束材の平行部長さはt以下である。一方、他の長ゲージ試験片では、母材拘束材の平行部長さは3t以上となっていた。この結果、広幅試験片では拘束部の拘束は殆んどHAZ軟化部には働かないが、NVタイプでは長ゲージ試験片といっても拘束部の拘束が作用していると考えられ、上記のような逆転現象が生じたものと考えられる。

Ceqの低いH32鋼（規格引張強さ：48kgf/mm²）で、一部NKU2A号試験片で規格強度に満たないものもあるが、広幅試験(W=200mm)では、十分規格を満たしており、H36鋼（規格引張強さ：50kgf/mm²）の規格をも満足しているものがある。

すなわちCeqが低い鋼材では、たとえ規格引張試験片で規格強度を満たさなくとも、拘束部の拘束が継手引張強さに影響を与えないような長ゲージ試験片で、広幅とすれば規格強度を満たすようになることがある。

ところで、軟質溶接継手の長ゲージ試験片の引張強さ σ_u^J の推定に関しては、佐藤ら^{1,2)}の研究をもとに、以下の簡易式^{1,3)}が与えられている。

$$\sigma_u^J = \begin{cases} \frac{1}{(1-X_0)} (\sigma_u^{I\!I} - \sigma_u^{I\!I\!I}) (\frac{t}{W} - X_0) + \sigma_B^{I\!I} & (\frac{t}{W} > X_0) \\ \sigma_B^{I\!I} & (\frac{t}{W} \leq X_0) \end{cases} \quad (1.1)$$

$$\frac{\sigma_u^{I\!I}}{\sigma_u^{HAZ}} = \begin{cases} \frac{1}{13.2 (\frac{r+r_1}{2})^{1.3}} + 0.976 & (0 \leq r \leq r_1) \\ \frac{1}{13.2 r^{1.3}} + 0.976 & (r_1 < r) \end{cases} \quad (1.2)$$

$$\frac{\sigma_u^{I\!I\!I}}{\sigma_u^{HAZ}} = \begin{cases} \frac{1}{3.86 (\frac{r+r_2}{2})^{0.8}} + 1.0 & (0 \leq r \leq r_2) \\ \frac{1}{3.86 r^{0.8}} + 1.0 & (r_2 < r) \end{cases} \quad (1.3)$$

$$r_1 = 2 \left\{ \frac{1}{13.2 (K - 0.976)} \right\}^{1/13} \quad (1.4)$$

$$r_2 = 2 \left\{ \frac{1}{3.86 (K - 1)} \right\}^{1/2.5} \quad (1.4)$$

$$K = \frac{\sigma_u^M}{\sigma_u^{HAZ}} \quad (1.5)$$

ただし（熱影響軟化部を有する溶接継手では），

W : 試験片幅

σ_u^M : 拘束材（母材あるいは溶接金属）の引張強さ

$\sigma_u^{I\!I}$: $W=t$ の試験片の継手引張強さ

$\sigma_u^{I\!I\!I}$: 無限幅と考えられる試験片の継手引張強さ

X_0 : 無限幅と考えてよい t/W の最大値

軟質溶接継手に関しては、(1.1)式の X_0 は、70Ni系溶接材料を用いた9%Ni鋼では $0.2^{1.3)}$ 、主として軟鋼溶接材料を用いた日本一80鋼溶接継手を外角レリーフ溶接されたSIS委員会での結果では $0.14^{1.4)$ となつてゐる。

そこで、表1.1のデータを使用して、(1.1)式の X_0 を最小二乗法で求めた。ただし(1.5)式の σ_u^M として、母材あるいは溶接金属の引張強さの低い方の値を用いた。その結果 $X_0 \approx 0$ となり、この結果はいくら広幅にても無限板とはみなし得ないということを示している。この理由として、(1.1)～(1.5)式は、拘束材と被拘束材（軟化部）の強度差がかなり大きく、継手が引張強さに達した時点でも、あまり大きな変形が拘束材に生じないような状態で導かれたものであり、本章で対象としているような強度差があまりない様な場合には、継手が引張強さに達した時、過去にSIS委員会で検討された継手に比べれば、拘束材（母材あるいは溶接金属）の変形（横収縮）が大きくなり、その結果と

して(1.1)～(1.5)式で与えられる程の拘束効果が生じなくなったのではないかと考えられる。したがって、上記のような現象を考えた上での解析手法および簡易推定法を今後検討する必要があろう。

しかし、図1.2をみれば、 $W/t = 1.6$ の試験片では、ほぼ無限板とみなし得る程度にまで継手強度が上昇していると考えられる。そこで、とりあえず $X_0 = 0.05$ 、すなわち $W/t = 2.0$ では無限板と見なし得ると仮定して、長ゲージ継手引張試験片の引張強さを(1.1)～(1.5)式より推定した。実験値と比較した結果を図1.4に示す。上記のような問題があるにもかかわらず、推定結果はほぼ妥当なものとなっている。

上記のように50キロ級TMC型鋼大入熱溶接継手の引張強さに対する理論的取扱いには、現時点では不備な点もあるが、長ゲージ試験片では広幅にすれば、図1.2に示したように継手引張強さが上昇することは明らかであり、試験できる寸法の継手引張試験で得られる継手引張強さは、実構造物におけるそれよりも小さい。

したがって、長ゲージ試験片ならば、いくらの幅の試験片としても、その結果が規格強度を満たしているならば、引張強度に関する構造物の安全性は保たれていると考えてよいことになる。

参考文献

- 1.1) 大阪大学、新日本製鐵、三菱重工業：TMC型50キロ級高張力鋼板大入熱溶接継手の引張強度について、S R 193 WG 2 資料、昭和59年8月24日、資料番号 S R 193-WG 2-2-8
- 1.2) 佐藤、豊田：機械的性質の不連続部をふくむ材の静的引張強度に関する基礎的研究、溶接学会誌 40-9
(1971) P 885
- 1.3) 日本造船研究協会：LNG運搬船の安全基準に関する調査研究報告書(その1)，RR 842部会、昭和51年3月
- 1.4) 日本溶接協会鉄鋼部会技術委員会SJ委員会：軟質溶接継手の力学的挙動と強度に関する研究、昭和50年11月

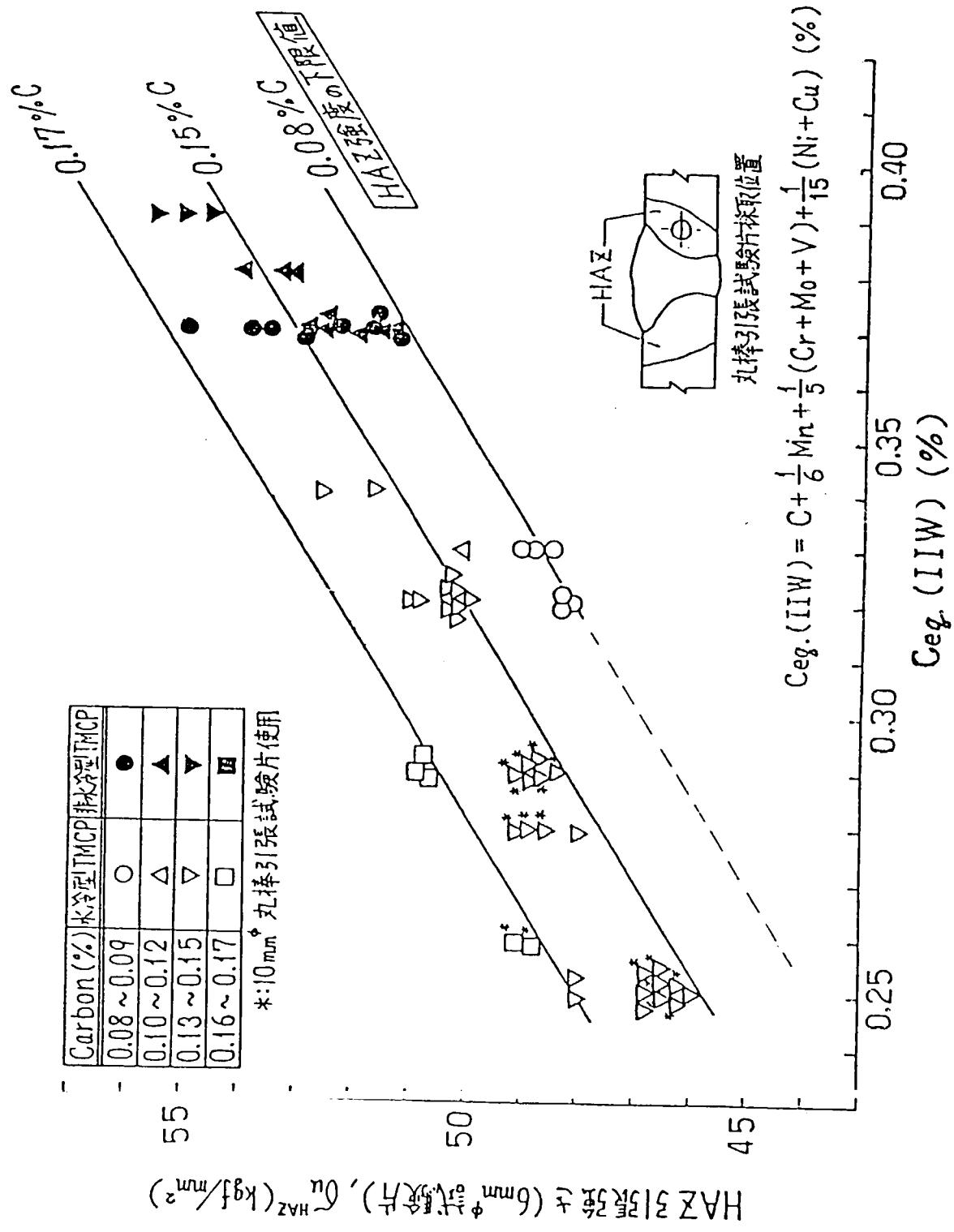


図 1.1. HAZ引張強さとCeq.との関係

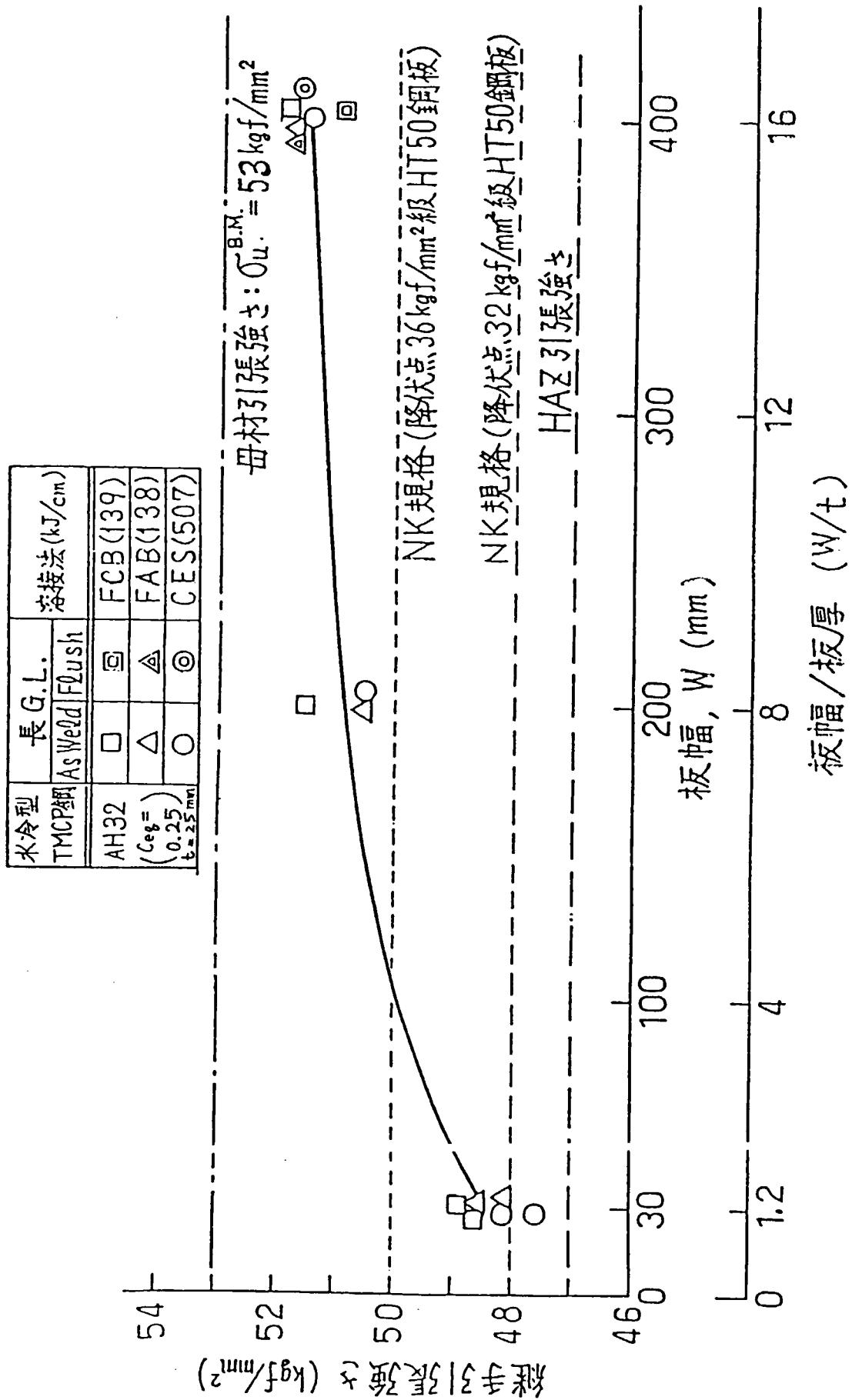


図 1.2 継手引張強さに及ぼす板幅の影響

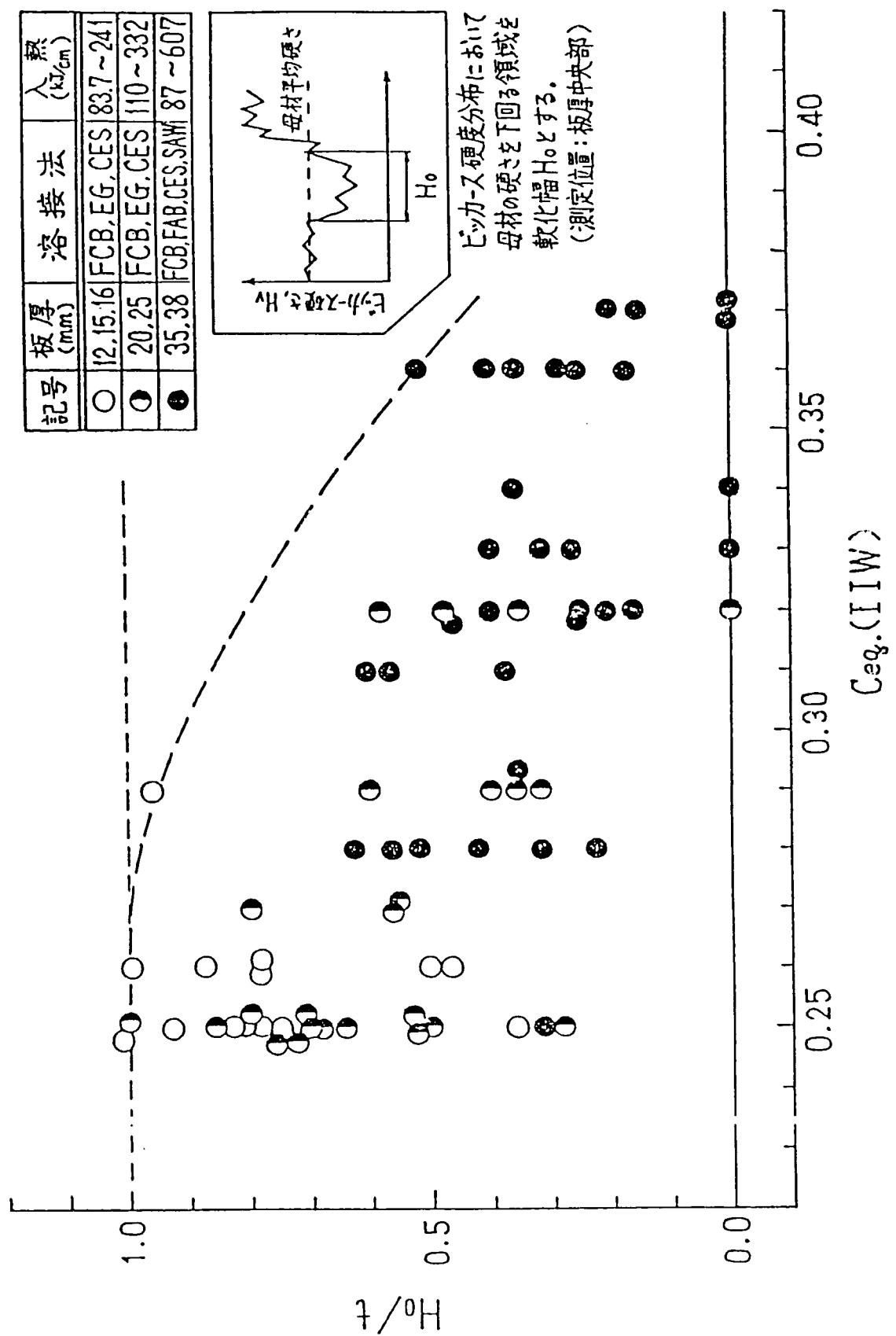


図 1.3 H_0/t_0 と $C_{eq.}(IIW')$ の関係

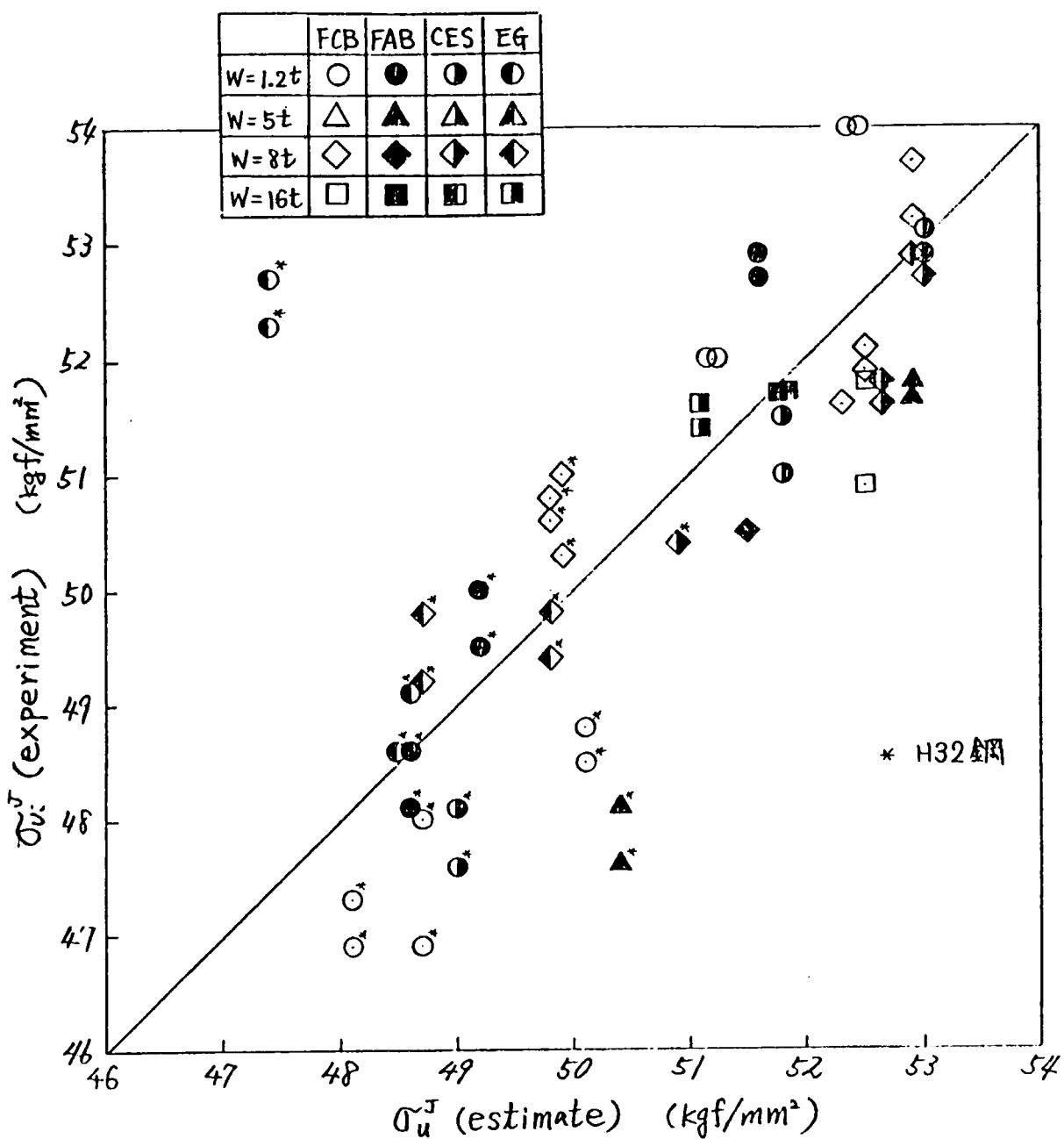


図 1.4 継手引張強さの推定値と実験結果の比較

表 1.1 50 キロ級高張力 TMCI 鋼の継手強度

鋼種	板厚 七 寸 (mm)	母材化學成分		溶接去 鉄 (kg/m ³)	軟化域 幅 (mm)	母材強度 No. (kgf/mm ²)	C_T^S (kgf/mm ²)	C_U^S (kgf/mm ²)	C_T^W (kgf/mm ²)	C_U^W (kgf/mm ²)	溶接金属強度 σ_Y^{HAZ} (kgf/mm ²)	σ_U^{HAZ} (kgf/mm ²)	NKU2A号 (kgf/mm ²)	母材強度 NKU2A号 (kgf/mm ²)	母材強度 試験片 (kgf/mm ²)	継手引張強さ σ_u^T (kgf/mm ²)	継手引張強さ σ_u^T (kgf/mm ²)
		C	Ceq (%)														
H32	25	FC 1	28.8	1	36.4	53.9	41.3	57.7	23.3	48.2	49.1	49.0	1	48.5	51.6	50.9	
		FC 1 (13.)	28.8	2	36.3	52.9	40.7	55.4	23.1	48.3	49.0	49.0	2	48.8	51.8	51.7	
		FA 3 (13.)	27.8	1	"	"	"	56.6	23.1	47.6							
		CE 3 (50.)	24.3	1	"	"	"	57.6	23.1	48.3	48.0	1	48.1	50.5	51.7		
		FC 3 (15.)	23.5	1	"	"	"	53.1	23.5	48.1	48.9	2	48.6				
	25	FC 1 (24.)	12.8	2	"	"	"	34.4	27.7	46.3	50.5	1	47.6	50.4	51.6		
		FA 3 (15.)	13.0	2	39.0	51.0	37.6	52.4	25.9	47.8	51.6	2	48.1		51.4		
		CE 3 (44.)	19.5	1	38.3	50.1	51.0	50.2	27.4	43.6	49.2	1	52.7				
		FC 3 (14.)	13.8	2	"	"	"	45.8	37.7	48.2	28.1	44.7	2	52.3			
		EG 1 (24.)	16.8	1	37.5	52.8	51	56.0	29.7	27.2	44.6	49.2	2	48.8	49.8	49.2	
H36	25	FC 1	19.5	1	38.3	50.1	50.2	51.4	31.4	47.0	50.1	1	48.0				
		FC 1 (13.)	19.5	2	"	"	"	52.6	32.0	46.4	49.8	1					
		FA 3 (14.)	16.8	1	37.5	52.8	51	56.0	32.0	47.5	50.1	2	46.9				
		CE 3 (44.)	13.8	2	"	"	"	45.6	28.3	48.3	50.0	1	48.6				
		FC 3 (14.)	16.8	2	39.0	53.0	49	57.7	31.0	46.2	50.4	2	49.1				
	25	FC 1 (14.)	12.6	2	"	"	"	46.1	28.3	45.7	50.7	1	52				
		CE 3 (44.)	14.3	1	"	"	"	45.1	31	48	52	2	52				
		FC 3 (14.)	12.6	3	39.0	53.0	49	58	31	48.7	52.5	1	51.5				
		CE 3 (44.)	14.3	2	"	"	"	45.2	31.7	48.9	55.5	2	51.0				
		FC 3 (2:9)	10.4	1	37.6	53.2	51.6	58.6	21.7	45.1	53.9	1	54.3				
35	0.12	FA 3 (15.5)	13.0	2	41.0	54.0	37.3	53.5	29.6	48.6	52.6	1	52.7	51.7	52.7	51.8	
		CE 3 (44.)	10.4	3	"	"	"	55.4	63.1	28.6	46.3	54.8	2	54.7			
	0.16	FA 3 (15.5)	13.0	3	41.0	54.0	36.5	53.2	29.6	48.6	52.6	1	52.7				
		CE 3 (44.)	12.6	3	"	"	"	58.0	33	52	54	2	52				

2 章 脆性破壊特性と要求韌性値

2.1 溶接継手部の破壊非性

従来造船現場で適用されてきた大入熱溶接法で、しかも最大級の入熱量で溶接された、T M C P型 50キロ級高張力鋼板溶接継手ボンド部の、V-ノッチシャルピー吸収エネルギーと溶接入熱量との関係を、図2.1に示す。^{2.1), 2.2)}

なお、図2.1のV-ノッチシャルピー吸収エネルギーは、KA32鋼板・KA36鋼板に対してはvE20°Cを、KD32鋼板・KD36鋼板に対してはvE0°Cを、さらにKE32鋼板・KE36鋼板に対してはvE-20°Cを、それぞれ示したものである。すなわち、日本海事協会(NK)規格V-ノッチシャルピー衝撃試験温度^{2.3)}での吸収エネルギーを、それぞれ示したものである。同図から明らかなるごとく、T M C P型 50キロ級高張力鋼板溶接継手ボンド部のV-ノッチシャルピー吸収エネルギーは、入熱量約650KJ/cm程度でも、NK規格値^{2.3)}を満足している。

一方、図2.2は、S R I 9 3研究部会で、昭和57年度と58年度に実施した、大入熱溶接継手ボンド部の中央切欠(板厚貫通)大形引張試験結果^{2.1)}である。同図中には、後述の、溶接継手ボンド部に対する0°Cでの要求破壊非性値[Kc(r), Bond(0°C)]も示してある。図2.2から明らかなるごとく、一部の大入熱溶接継手ボンド部を除いてはKc(r), Bond(0°C)を十分満足している。

2.2 溶接継手部に必要な非性値(vE)

2.2.1 K概念を適用した非性確保の考え方

脆性破壊発生防止の観点から、船殻部材に要求すべき非性値の基本的な考え方は、概略以下の通りである。

- ① 設計条件(設計応力)と、船殻部材の実績等を考慮しての、安全性確保上信頼出来る想定許容亀裂長さを推定し、その船殻部材にとって必要な破壊非性値[要求破壊非性値(Kc(r))]を設定する。
- ② 船殻部材に使用する鋼板やその溶接継手部の、船殻の最低使用温度における破壊非性値(Kc)を推定・把握する。
- ③ 上記①のKc(r)と、②のKcとの比較から、検討対象とした鋼板や溶接継手を、検討対象船殻部材に使用して安全であるか否かを判定する。

船殻部材あるいはその溶接継手部に對しての必要非性値は、V-ノッチシャルピー吸収エネルギー(vE)で規定されている。したがって、上述の考え方から検討する場合には、vEとKcとの相関性^{2.2), 2.4), 2.5), 2.6)}が必要となる。

まず、V-ノッチシャルピー衝撃試験結果での、任意の温度[T(C)]における吸収エネルギー[vET(kgf·m)]と、吸収エネルギー遷移温度[vTre(C)]との関係が、(2.1)式によって与えられている。^{2.6)}

$$vET = \frac{1}{\sqrt{2\pi}} \int_{-\infty}^{T-vTre} \exp \left\{ -\frac{1}{2} \left(\frac{T-vTre}{20} \right)^2 \right\} dT (kgf \cdot m) \quad (2.1)$$

なお、vTreと50%非性破面遷移温度(vTrs)とはほぼ等しい。また、溶接継手部(ここでは、非性が最も劣化すると考えられるボンド部を対象とする)のvTrs[vTrs, Bond(C)]は、母材vTrs[vTrs, Base Metal(C)]からの非性劣化量[ΔvTrs(C)]を考慮して、(2.2)式で表わされる。

$$vTrs, Bond = vTrs, Base Metal + \Delta vTrs(C) \quad (2.2)$$

次に、機械切削切欠き付の中央切欠(板厚貫通)大形引張試験結果の、応力場1/2σY0[σY0:公称降伏点(kgf/mm²)]における許容亀裂長さ(2a)80mmに対する非性破壊発生限度温度(σ = 1/2σY0 [Ti]a=40(K))

と、 $vTrs$ (K)との関係が求められている。^{2.5)} 軟鋼板・50キロ級高張力鋼板大入熱溶接継手ボンド部を対象とした場合、 $\sigma = \frac{1}{2} \sigma_{Y0} [Ti]_{a=40}$ と $vTrs$ との相関は(2.3)式のごとくなる。^{2.2) 2.4)}

$$\sigma = \frac{1}{2} \sigma_{Y0} [Ti]_{a=40} = (0.00321 \sigma_{Y0} + 0.391) vTrs, Bond + 2.74 \sqrt{t} \\ + 5.6.1(K) \quad \dots \dots \dots \quad (2.3)$$

ただし、 t ：板厚(mm)

一方、破壊非性値 [Kc (kgf $\sqrt{mm/mm^2}$)] と温度 [Tk (K)] との関係が、(2.4)式のように求められている。^{2.5)}

$Kc =$

$$5.60 \sigma_{Y0} \exp \left\{ (5.16 \sigma = \frac{1}{2} \sigma_{Y0} [Ti]_{a=40} - 170) \left(\frac{1}{\sigma = \frac{1}{2} \sigma_{Y0} [Ti]_{a=40}} - \frac{1}{Tk} \right) \right\} (\text{kgf} \sqrt{\text{mm/mm}^2}) \dots \dots \dots (2.4)$$

さらに(2.4)式は、疲労亀裂からの脆性破壊発生特性に関しては、(2.5)式のように修正しなければならぬ。^{2.5)}

$Kc =$

$$F \cdot 5.60 \sigma_{Y0} \exp \left\{ (5.16 \sigma = \frac{1}{2} \sigma_{Y0} [Ti]_{a=40} - 170) \left(\frac{1}{\sigma = \frac{1}{2} \sigma_{Y0} [Ti]_{a=40}} - \frac{1}{Tk} \right) \right\} (\text{kgf} \sqrt{\text{mm/mm}^2}) \\ F = \frac{Kc_{\text{fatigue cracked notch}}}{Kc_{\text{machined notch}}} = 0.68 \quad \dots \dots \dots (2.5)$$

vE と Kc との相関関係は、以上の(2.1)式～(2.5)式によって求められる。

2.2.2 検討対象部材および検討条件

船側外板および強力甲板、強力甲板縦通材を、検討対象部材とした。それらに対する検討条件^{2.3) 2.7)}を、表2.1に示す。

2.2.3 50キロ級高張力鋼板大入熱溶接継手部に要求すべき破壊非性値

軟鋼板に大入熱溶接法を適用して建造された船舶の実績は多く、その信頼性も十分確認されている。したがって、50キロ級高張力鋼板の大入熱溶接継手部も、軟鋼板の大入熱溶接継手部と同等の信頼性が確保されていることが前提条件となる。そこで、軟鋼板と50キロ級高張力鋼板の大入熱溶接継手部が同等の信頼性を確保することの条件として、以下の設定をした。

すなわち、前記検討対象部材での、軟鋼板大入熱溶接継手部非性の実績から、その継手部に許容されていると想定される亀裂長さ(想定許容亀裂長さ、 $2a$)を推定し、同等長さの亀裂が、検討対象部材に使用される50キロ級高張力鋼板大入熱溶接継手部に対しても、許容される(許容出来る非性を有している)こととした。

表2.2に、検討対象部材に対して推定した、軟鋼板大入熱溶接継手(ボンド)部の $2a$ を示す。なお、表2.2中に示した最大板厚(t)は、NK規則^{2.3)}による鋼材使用区分の限界条件である。また、表2.2中に示した作用応力(σ)は、(2.6)式～(2.8)式によって設定したものである。

$$\sigma = \sigma_D + \sigma_R (\text{kgf/mm}^2) \quad \dots \dots \dots \quad (2.6)$$

ただし、 σ_D ：許容応力 (kgf/mm²)

$$\left. \begin{array}{l} \text{船側外板} : \sigma_D = 1.23 \text{ kgf/mm}^2 \\ \text{強力甲板, 強力甲板縦通材} : \sigma_D = 1.54 \text{ kgf/mm}^2 \end{array} \right\} (\text{NK基準}^{2.7}) \quad \dots \dots \dots \quad (2.7)$$

σ_R ：脆性破壊発生に寄与する溶接残留応力 (kgf/mm²)

$$\text{溶接継手ボンド部に沿った亀裂に對して}^{2.8)} : \sigma_R = 0.2 \sigma_{Y0} (\text{kgf/mm}^2) \quad \dots \dots \dots \quad (2.8)$$

さらに、表 2.2 中に示した 2a は、(2.9) 式によって求めたものである。

$$2a = 2 \cdot K_c^2 \cdot Bond(0^\circ C) / \sigma^2 \cdot \pi (\text{mm}) \quad \dots \dots \dots \quad (2.9)$$

先に、表 2.1 に示した許容応力と、表 2.2 に示した 2a から、50 キロ級高張力鋼板大入熱溶接継手ボンド部に要求すべき 0°C の破壊非性値 [Kc(r), Bond(0°C)] は、表 2.3 のことくなる。なお、2a に ±10% の範囲を設定したのは、材料のばらつき等を考慮したものである。また、先に図 2.2 中に記した Kc(r), Bond(0°C) の値は、表 2.3 中に示した machined notch に対する値である。

2.2.4 50 キロ級高張力鋼板大入熱溶接継手部の Kc(r), Bond(0°C) を満足する vE

表 2.1 に示した、各グレードの最大板厚鋼板大入熱溶接継手ボンド部の、温度 Tc での vE [vEt_c, Bond] と、0°C での Kc [Kc, Bond(0°C)] との関係を、(2.1) 式、(2.3) 式、(2.5) 式により求め、図 2.3 および図 2.4 に示す。

さらに、図 2.3 および図 2.4 中には、表 2.3 中に示した、 fatigue cracked notch に対する Kc(r), Bond(0°C) も示してある。

図 2.3 および図 2.4 から

$$Kc, Bond(0^\circ C) \geq Kc(r), Bond(0^\circ C) \quad \dots \dots \dots \quad (2.10)$$

(2.10) 式を満足する限界の vEt_c, Bond を求めると、約 3.2 kgf·m となる。

すなわち、vEt_c, Bond が約 3.2 kgf·m 以上確保されていれば、Kc, Bond(0°C) は Kc(r), Bond(0°C) を満足することになる。

2.2.5 まとめ

船側外板および強力甲板、強力甲板縦通材を対象にした場合、降伏点 3.2 ~ 3.6 kgf/mm² 級 50 キロ級高張力鋼板大入熱溶接継手ボンド部に必要な vE は、各グレード鋼とも、その最大使用板厚に對して、溶接継手部に対する要求衝撃試験温度において、約 3.2 kgf·m 以上を満足していれば良いといえる。

したがって、50 キロ級高張力鋼板溶接継手部に對する現行 NK 規則^{2.3)} を踏まえて、大入熱溶接継手部 (Depo, Bond, HAZ など) に対しては、

$$\left. \begin{array}{l} KA32, KA36 : vE_{20^\circ C} \geq 3.5 \text{ kgf·m} \\ KD32, KD36 : vE_{0^\circ C} \geq 3.5 \text{ kgf·m} \\ KE32, KE36 : vE_{-20^\circ C} \geq 3.5 \text{ kgf·m} \end{array} \right\} \quad \dots \dots \dots \quad (2.11)$$

が満足されていればよいといえる。

2.3 母材の脆性亀裂伝播停止性能

T M C P 型 50 キロ級高張力鋼板の、標準温度勾配型二重引張式試験結果あるいは E S S O 試験結果の Kca 値と温度との関係を、図 2.5 に示す。^{2.1) 2.4) 2.9)}

なお、同図中には、従来型の焼ならし処理された 50 キロ級高張力鋼板のデータも示してある。若干の板厚の差はあるものの、T M C P 型 50 キロ級高張力鋼板の脆性亀裂伝播停止性能は、従来型の鋼板よりかなり良い。

さらに、表 2.4 は、S R 1 9 3 研究部会で実施した、大型混成 E S S O / 二重引張試験の結果である。同表によれば、被試験鋼板（クラックアレスター材）の K_{ca} 値が、ほぼ $400 \text{ kgf} \sqrt{\text{mm}} / \text{mm}^2$ 程度以上あれば、脆性亜裂はアレスター材入口で停止するようである。

2.4 クラックアレスター材に必要な破壊靭性値 (K_{ca}) についての提案

船殻構造をはじめ、大形溶接鋼構造物での、クラックアレスター材に要求されるべき靭性値に関しては、高速で伝播する亜裂についての動的解析技術が確立されないと正確には論じられない。この問題解決への努力として、ここ数年来、脆性亜裂伝播停止挙動推定に関する動的取扱い、あるいは簡略化した取り扱いについての検討が行なわれている。^{2.10)～2.12)} しかしながら、設計基準や材料選択基準に取り入れられるようになるまでには、今後の研究努力に待つところ大であると言わざるをえない。

さて、静的取り扱いではあるが、長大亜裂の伝播停止挙動や、クラックアレスター材に要求されるべき K_{ca} 値などについての検討例はかなりある。^{2.13)～2.16)} これらの多くは、亜裂伝播部幅 $400 \sim 500 \text{ mm}$ 程度の試験片での亜裂伝播停止挙動と、実構造物を模擬した大形試験片での挙動を関係付けたものである。

最近行なわれた、^{2.17)} 10,379 総トンのバルクキャリアの上甲板部に発生した脆性破壊例の静的取り扱いによる逆解析結果^{2.17)} によれば、亜裂先端の K 値を $K_{eff.}$ の考え方^{2.15), 2.16)} を適用して推定し、損傷部鋼板の K_{ca} 値を推定してそれらを比較すれば、概ね損傷状況を説明できることが明らかになった。

すなわち、航行中、船体中央部付近の *top side tank* の上甲板部に亜裂が発生し、亜裂は急激に成長して上甲板を $1,250 \text{ mm}$ 伝播し、舷側厚板を破断して船側外板を $2,590 \text{ mm}$ 伝播して停止した例である。^{2.17)}

損傷状況を図 2.6 に示す。亜裂発生部には、長さ約 400 mm の拔労亜裂が存在していた。破壊発生時、気温は 1°C 、海水温度は 5°C であった。また載荷条件はバラスト状態であり、損傷部（上甲板）の応力状態は、

$$\sigma_{DK} = 5.23 \pm 2.50 (\text{kgf/mm}^2) \dots \dots \dots \dots \dots \dots \quad (2.12)$$

であったと推定されている。

損傷部から採取した鋼板の V - ノッチシャルピー衝撃試験結果から、損傷発生温度（気温 1°C ）における K_{ca} 値を推定した。

一方、亜裂先端の K 値を、 $K_{eff.}$ の考え方^{2.15), 2.16)} を適用した静的解析によって推定した。

以上の結果を図示したものが図 2.7 である。^{2.17)} 概ね脆性亜裂の停止状況を計算結果で説明できるようである。

$K_{eff.}$ の考え方^{2.15), 2.16)} は、軟鋼板・50 キロ級高張力鋼板程度の強度の鋼板に対してのことではあるが、有効 K 値の上限は、

$$K_{eff.} \doteq 600 \text{ kgf} \sqrt{\text{mm}} / \text{mm}^2 \dots \dots \dots \dots \dots \dots \quad (2.13)$$

であるというものである。したがって、設計的見地からは、軟鋼板や 50 キロ級高張力鋼板を対象にした場合、クラックアレスター材の亜裂伝播部幅 $400 \sim 500 \text{ mm}$ 程度の試験片によって求めた K_{ca} 値が、

$$K_{ca} \geq 600 \text{ kgf} \sqrt{\text{mm}} / \text{mm}^2 \dots \dots \dots \dots \dots \dots \quad (2.14)$$

を満足していれば、クラックアレスターは有効であると考えてもよいであろう。

一般に、船殻構造は板骨構造になっており、多くの隅肉溶接継手を有している。隅肉溶接継手の構造不連続性は、当然のことながら、脆性亜裂伝播停止に有効であり、^{2.18)} 万一の場合にクラックアレスターとしての能力を發揮して大事に至らないで済んだ損傷例は数多い。

一方、図 2.8 は、戦時標準船で脆性破壊事故をおこした鋼板の、脆性破壊事故時の温度における V - ノッチシャルピー吸収エネルギーの調査結果である。図 2.8 中の *source plate* とは、脆性破壊の起点となった鋼板、*thru*

plateとは、脆性亀裂が通りぬけた鋼板、end plateとは、脆性亀裂が停止した鋼板である。end plateのV-ノッチシャルビー吸収エネルギーの平均値は2.08 kgf·mで、その標準偏差のは1.43 kgf·mとなっている。そこで3σ、すなわち0.3%の非脆性亀裂伝播停止確率に応する吸収エネルギーを求めるとき、6.37 kgf·mとなる。調査されたV-ノッチシャルビー試験片の採取方向が不明であるので、ここでは安全側として、この値はT方向のものであると仮定する。L方向とT方向のV-ノッチシャルビー吸収エネルギーの比は、船級協会規格より1.47程度である。したがって、上記3σに対するL方向の吸収エネルギーは9.36 kgf·m ($6.37 \text{ kgf} \cdot \text{m} \times 1.47$) となる。

すなわち、損傷発生時の温度において、船殻部材のL方向の吸収エネルギーが9.36 kgf·m以上あれば、脆性亀裂を停止させる能力があるということになる。なお戦時標準船で調査された鋼板の板厚範囲は、10.8~37.5 mmであった。

船殻の最低使用温度を0°Cと仮定すれば、上記吸収エネルギー値は、V-ノッチシャルビー吸収エネルギー~温度マスター曲線 (WES 3003^{2.19)})

$$9.36 = 10 + 0.4(T - vT_{RE}) \quad \dots \dots \dots \quad (2.15)$$

より、 $vT_{RE} = 1.6^\circ\text{C}$ となる。

一方、KcaとvT_{RE}との相関は、WES 3003^{2.19)}より

$$\frac{Kca}{\sqrt{\pi}} = \left\{ \begin{array}{l} 260 \cdot f(t) \exp \left\{ 3.100 \left(\frac{1}{vT_{RE} + 291} - \frac{1}{T + 273} \right) \right\} : -18^\circ\text{C} \leq vT_{RE} \\ (310 + 2.75vT_{RE}) f(t) \exp \left\{ (3.505 + 2.55vT_{RE}) \left(\frac{1}{vT_{RE} + 291} - \frac{1}{T + 273} \right) \right\} \\ \quad : -58^\circ\text{C} \leq vT_{RE} < -18^\circ\text{C} \\ 150 \cdot f(t) \exp \left\{ (2.986 + 1.36vT_{RE}) \left(\frac{1}{1.13vT_{RE} + 299} - \frac{1}{T + 273} \right) \right\} \\ \quad : vT_{RE} < -58^\circ\text{C} \end{array} \right\} \dots \dots \quad (2.16)$$

ここで、T: 温度(°C)

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

となる。吸収エネルギーが同一でも、板厚が増すとKca値は小さくなる。

そこで、安全側に必要Kca値を設定するという観点から、調査対象損傷船での最低板厚10.8 mmを使用し、 $T = 0^\circ\text{C}$ のKca値を(2.16)式より求めると、42.2 kgf $\sqrt{\text{mm}/\text{mm}}$ となる。

上述の諸検討結果や、先に表2.4に示した大型混成ESSO/二重引張試験結果などから、クラックアレスター材の必要最低Kca値は、約400~600 kgf $\sqrt{\text{mm}/\text{mm}}$ であると考えられる。

仮りに、船殻の最低使用温度を0°Cとすれば、図2.5より、ほとんどのTMC P型50キロ級高張力鋼板は、クラックアレスター材として有効であるといえる。

参考文献

2. 1) 日本造船研究協会第193研究部会：研究資料No 367（昭和58.3），研究資料No 374（昭59.3）
SR 193共同実験全データ集：資料番号SR 193-1-100-A（昭和57年度），資料番号SR
193-1-100-B（昭和57年度），資料番号SR 193-1-200-A（昭和58年度），資料番号
SR 193-1-200-B（昭和58年度）
2. 2) 矢島，多田，安田，他：最近の船体用高張力鋼溶接継手部の強度特性について，西部造船会々報，第66号
(昭和58.8)
2. 3) 日本海事協会：鋼船規則集（昭59）
2. 4) 永元，矢島，多田，他：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）
2. 5) 矢島，多田：じん性を考慮した船殻材の選定，三菱重工技報，Vol. 17, No. 5 (1980.9)
2. 6) 日本溶接協会鉄鋼部会技術委員会J I委員会報告書（昭52.2）
2. 7) 日本海事協会材料専門委員会資料：資料No 80HM-4-1（昭55.7.2）
2. 8) 日本溶接協会鉄鋼部会技術委員会 W S D 委員会報告書（昭51）
2. 9) 日本造船学会：新しい製造法による鋼材（T M C P 鋼）の溶接構造物への適用に関するシンポジウムテキスト
(昭58.1.1.6)
- 2.10) 金沢，町田，寺本，他：高速クラックの動的様相に関する研究（第1報），日本造船学会論文集，第141号
(昭52.6)；同(第2報)，第142号(昭52.1.2)；同(第3報)，第144号(昭53.1.2)；同(第
4報)，第146号(昭54.1.2)；同(第5報)，第150号(昭56.1.2)；同(第6報)，第156号
(昭59.1.2)
- 2.11) 矢島，川野，他：板骨構造における脆性亀裂の伝播停止挙動予測について（第1報），日本造船学会論文集，
第149号(昭56.6)；同(第2報)，第153号(昭58.6)
- 2.12) 町田，川口，塚本：長大亀裂に対する9%Ni鋼板の脆性破壊伝播停止性能について，日本造船学会論文集，
第150号(昭56.1.2)
- 2.13) 木原，金沢，矢島，他：クラックアレスターの有効性について（第1報），造船協会論文集，第122号(昭
42.1.2)；同(第2報)，日本造船学会論文集，第124号(昭43.1.2)
- 2.14) H. Yajima, M. Nakajima, et al. : Study on Welded-Type Crack Arrestor (First Re-
port), Mitsubishi Heavy Industries, Technical Review, Vol. 8, No. 2 (1971.5)
- 2.15) 町田，青木：クラックアレスターに関する基礎的研究（第7報），日本造船学会論文集，第131号(昭47.6)
- 2.16) T. Kanazawa, S. Machida, H. Yajima, M. Aoki. "Study on Brittle Crack Arrestor"
Selected Paper, J. Soc. Nav. Archit. Japan, Vol. 11 (1973)
- 2.17) 矢島，川野：船舶の脆性亀裂事故の解析例，日本造船学会 溶接研究委員会第一分科会資料，1-550-
82(昭57.5)
- 2.18) 日本造船研究協会第169研究部会：研究資料No 297（昭53.3），研究資料No 315（昭54.3），研究
資料No 326（昭55.3），研究資料No 337（昭56.3）
- 2.19) 日本溶接協会：低温用圧延鋼板判定基準，W E S 3003-1983（昭58.1.2）

Type	SR193 Data		Other Data		
	Grade [Thick.(mm)]	Grade [Thick.(mm)]			
	KA32, KA36 [t=25]	KE36 [t=35]	KA32, KA36 [12 ≤ t ≤ 35]	KD32, KD36 [20 ≤ t ≤ 40]	KE32, KE36 [35 ≤ t ≤ 40]
Non AcC	—	●	○	○	●
AcC	▲	▲	▲	△	▲
Charpy Test Temperature	20°C	-20°C	20°C	0°C	-20°C

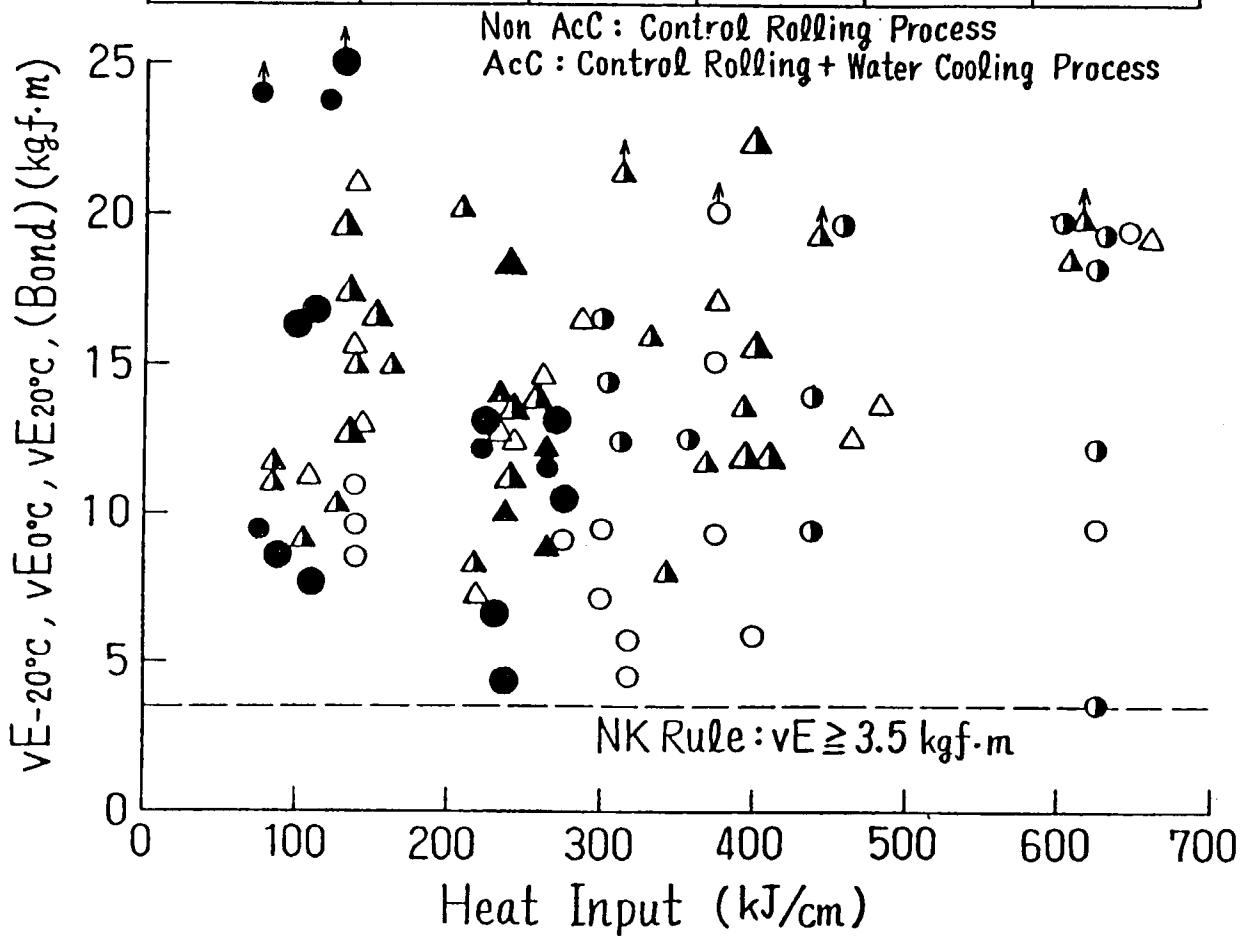
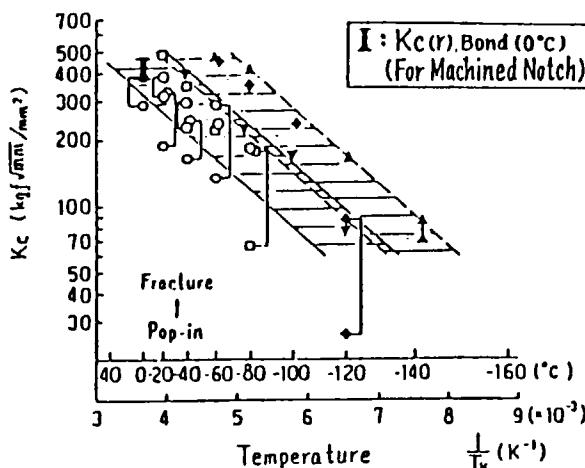


図 2.1 溶接継手ボンド部の V-ノッチシャルピー吸収エネルギーと溶接入熱量との関係

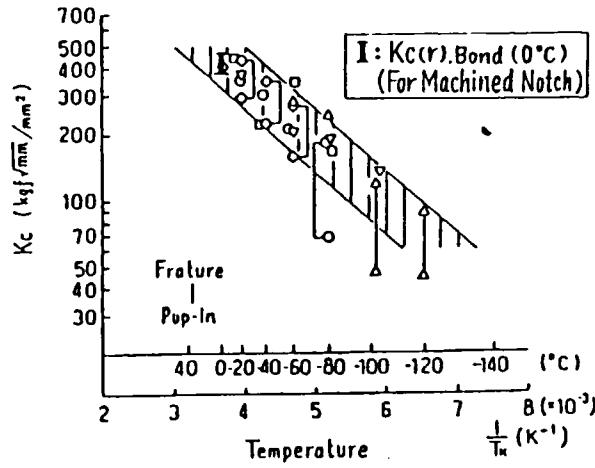
Steel	Welding Method [Heat Input (kJ/cm)]	Code	Symbol
TM	SAW [87-130]	BSAW	▲
	DSAW	▼	
	ESAW	◆	
	FAB [110-116]	AFAF	○
N	CFAF	□	
	KFAF	○	

Symbol	Remark
↑↓	Scattering Range for SAW
↔	Scattering Range for FAB



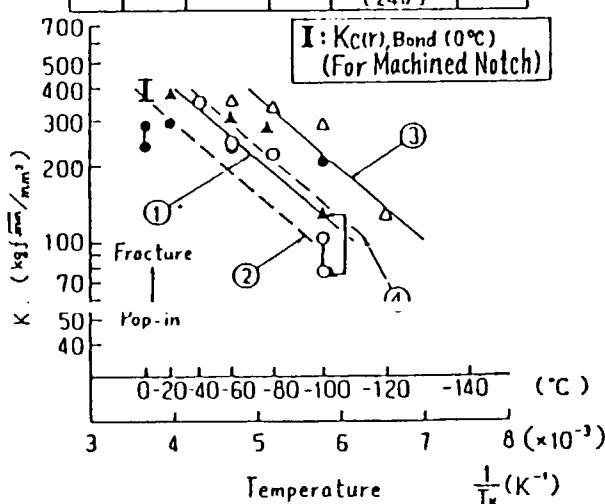
(a) SAW·FAB joints for KE36 ($t=35\text{mm}$)

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



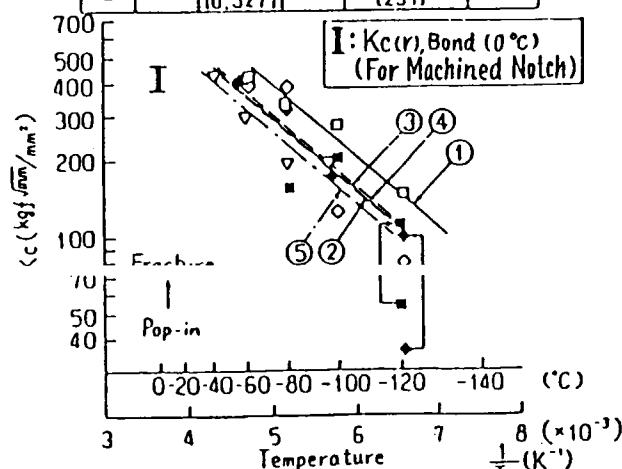
(b) FCB joints for high heat-input weldable KE36 ($t=35\text{mm}$)

No.	Code	Grade (Ceq. (%))	Thick. (mm)	Welding Method H.I. (kJ/cm)	Symbol
①	MFCB	KA32	25	FCB (151)	○
②	MEG	[0.270]		EG (240)	●
③	NFCB	KA32	25	FCB (134)	△
④	NEG	[0.300]		EG (240)	▲



(c) FCB·EG joints for KA32 ($t=25\text{mm}$)

No.	Code	Grade (Ceq. (%))	Thick. (mm)	Welding Method H.I. (kJ/cm)	Symbol
①	PFCB	KA36	25	FCB [135]	□
②	PCES	[0.305]		CES (400)	■
③	QFCB	KA36	25	FCB [135]	△
④	QCES	[0.333]		CES (400)	◆
⑤	RFCB	KE36 [0.327]	35	FCB [239]	▽



(d) FCB·CES joints for KA36 ($t=25\text{mm}$), KE36 ($t=35\text{mm}$)

図 2.2 中央切欠(板厚貫通)大形引張試験結果(SR193)

表 2.1 検討対象部材および検討条件

Structural Member	Minimum Service Temperature T (°C)	Grade	Maximum Plate Thickness t (mm)	Allowable Stress σ_D (kgf/mm²)	Required Charpy Test Temperature for Welded Joint Tc (°C)
Side Plate	0	KA32	40	15.8	20
		KA36		17.1	
		KD32	50	15.8	0
		KD36		17.1	
Strength Deck Plating and Continuous Longitudinal Members above Strength Deck	0	KA32	25	19.7	20
		KA36		21.4	
		KD32	40	19.7	0
		KD36		21.4	
		KE32	50	19.7	-20
		KE36		21.4	

表 2.2 軟鋼板大入熱溶接継手ボンド部の想定許容亀裂長さ

Structural Member	Grade	Charpy Absorbed Energy (Base Metal)		Estimated $\sqrt{Tr_s} (\approx \sqrt{Tr_E})$		Kc Value*		Applied Stress σ	Assumed Crack length $2a$ (mm)
		Max. Thick. t (mm)	Test Temperature T_c ($^{\circ}\text{C}$)	Absorbed Energy \sqrt{E} (kgf·m)	Base Metal $\sqrt{Tr_s, BM}$ ($^{\circ}\text{C}$)	Welded Joint Bond at 0°C $\sqrt{Tr_s, Bond}$ ($^{\circ}\text{C}$)	Kc, Bond (0°C)		
Side Plate	A	30	(10)	(≥ 2.8)	31	($\Delta \sqrt{Tr_s} = 30^{\circ}\text{C}$)	61	191	17.1 (79.5)
Strength Deck Plate and Continuous Longitudinal Members above Strength Deck	D	40	-10	≥ 2.8	11	($\Delta \sqrt{Tr_s} = 30^{\circ}\text{C}$)	41	213	20.2 (70.8)

* From Eq.(2.3) and Eq.(2.5)

表 2.3 溶接継手ボンド部に対する要求破壊塑性値

Steel	Structural Member	Assumed Crack Length $2a$ (mm)	Applied Stress σ (kgf/mm ²)	Required Fracture Toughness	
				$K_c(r)$, Bond (0°C) (kgf/mm ² /mm ²)	Machined Notch
Yield Stress 35 kgf/mm ² Class High-Tensile (50 kgf/mm ² Class) Steel	Side Plate Strength Deck Plating and Continuous Longitudinal Members above Strength Deck	80 ± 8.0	22.2	236 ~ 261	347 ~ 384
Yield Stress 35 kgf/mm ² Class High-Tensile (50 kgf/mm ² Class) Steel	Side Plate Strength Deck Plating and Continuous Longitudinal Members above Strength Deck	80 ± 8.0	24.3	258 ~ 286	379 ~ 421
Yield Stress 35 kgf/mm ² Class High-Tensile (50 kgf/mm ² Class) Steel	Side Plate Strength Deck Plating and Continuous Longitudinal Members above Strength Deck	70 ± 7.0	26.1	260 ~ 287	382 ~ 422

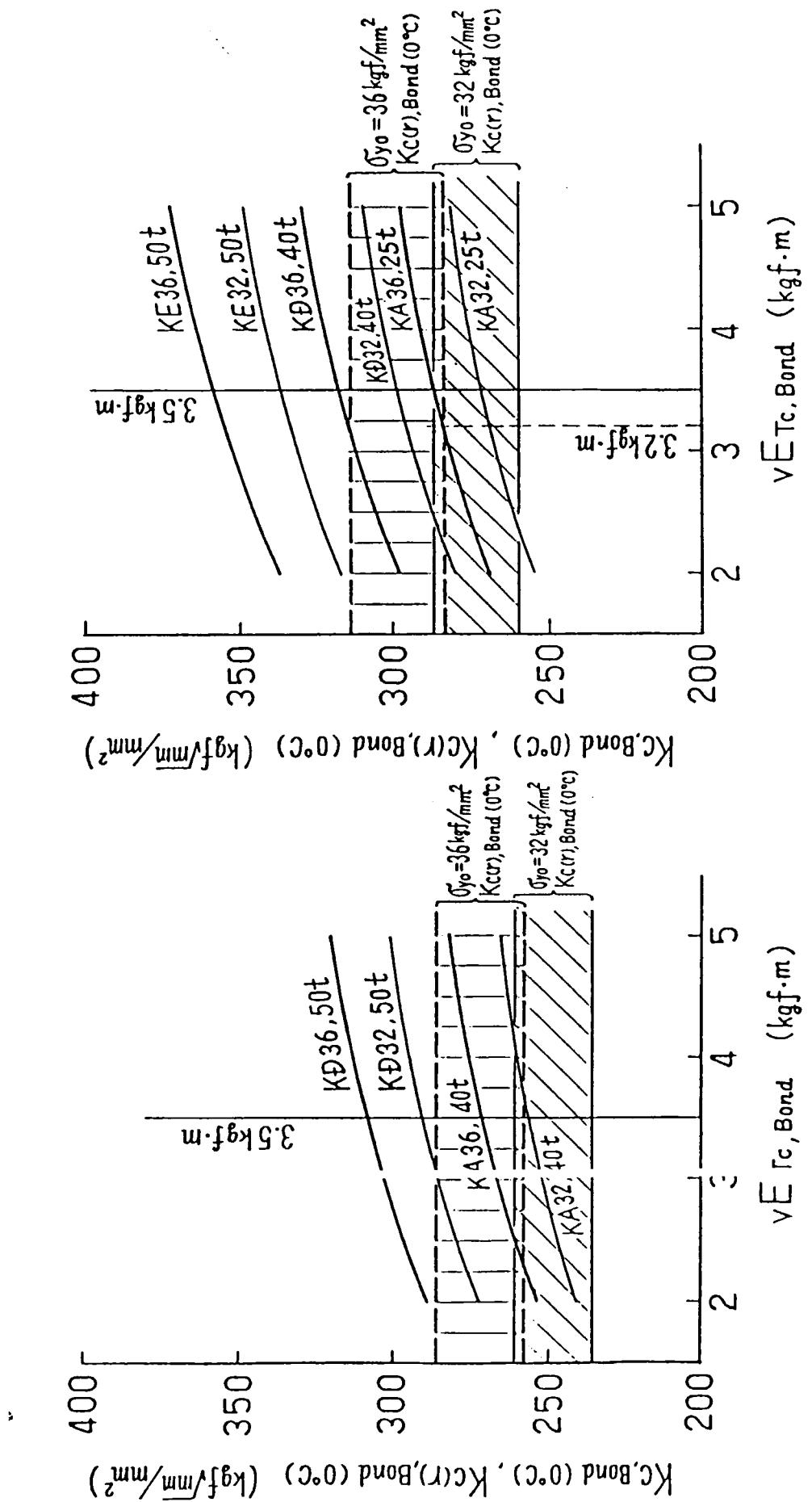


図 2.3 0 °Cにおける破壊塑性 $|V|$ と要求衝撃試験温度での
V - ノックチャルビー吸収エネルギーとの関係(船側外板)

図 2.4 0 °Cにおける破壊塑性 $|V|$ と要求衝撃試験温度での
V - ノックチャルビー吸収エネルギーとの関係(強力甲板および強力甲板縫通材)

Type	SR193 Data				Other Data				
	Grade	Thick. (mm)	Mark	No. of Charge	Grade	Thick. (mm)	Mark	No. of Charge	
TMCP	Non AcC	KE36	35	○	10	KA36 KD36	25 38	●	5
	AcC	KE36	35	△	1	KA36 KD36 KE36	25 35 38	▲	4
CPS (Normalized)	KE36	35	◊	1	KD32 KE32	25.5 30	◆	8	

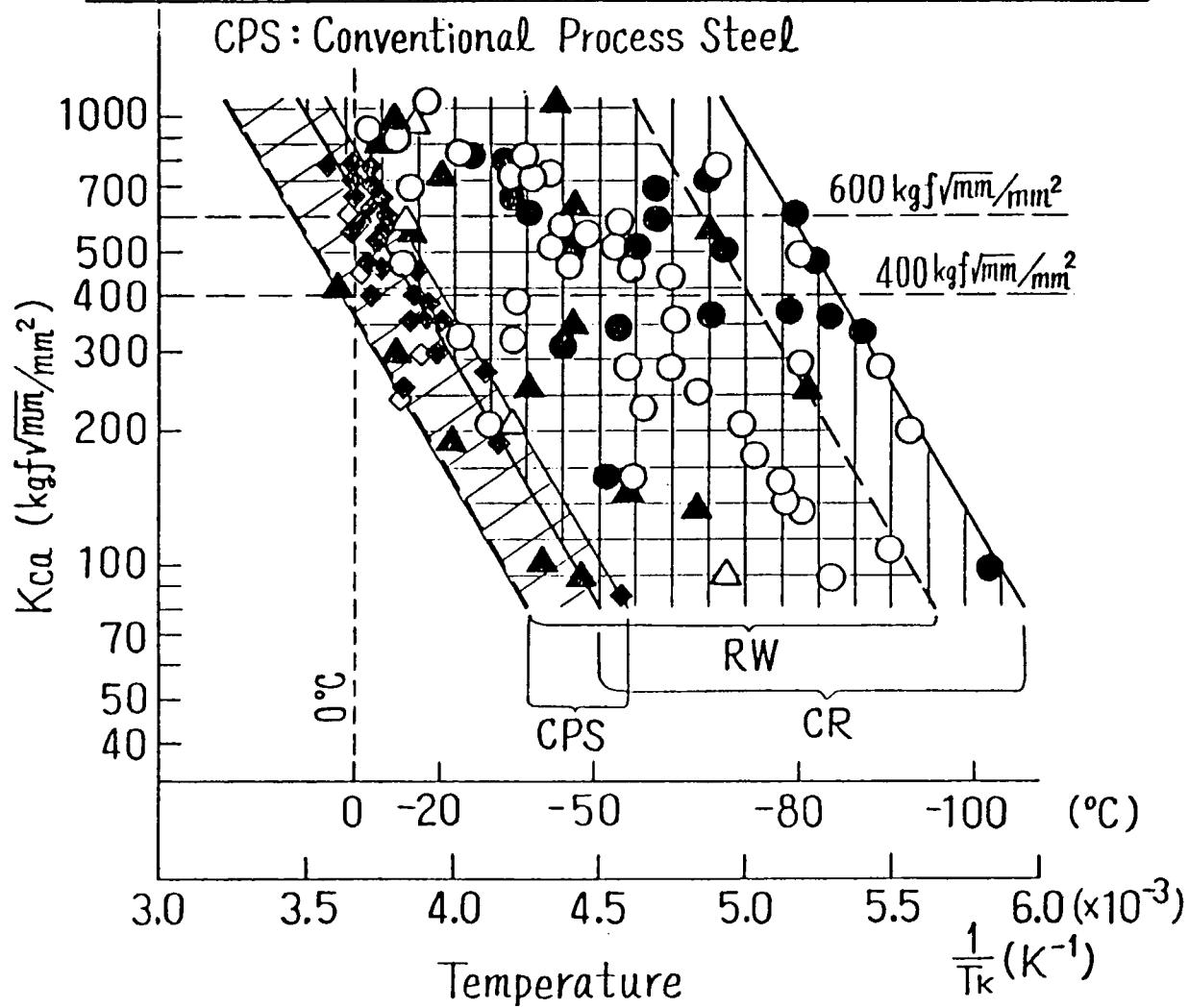


図 2.5 標準温度勾配型二重引張および E S S O 試験結果

表 2.4 大型混成ESSO / 二重引張試験結果 (SR193)

Steel	Mark	Test Results				Result	Analyzed K value (Kgf/mm/mm ^{1.5})						
		Temp. (°C)	Stress σ (Kgf/mm ²)	Kcs of test plate (Kgf/mm ^{2.5})			By ten. formula eq. (6.5.1)	By load- ing drop eq. (6.6.2)	By com- pliance eq. (6.5.4)	Static analysis			
										By FDM	By FEM-1	By FEM-2	
(1) TMCP	A 1	-20	30	1300	Arrest	2230	1383	1460					
	A 2	-40	30	540	Arrest	2230	1762	1380	1600				
	A 3	-60	30	260	Propagate	2230	1650	1380	1500				
	B 1	-20	30	650	No test	—	—	—	—	—	—	—	
	B 2	-40	30	320	Propagate	2230	1227	1270					
	B 3	-60	14.3	210	Propagate	1060	1060	600					
	C 1	-20	30	1100	Arrest (B) ⁽⁴⁾	2230		1450	—	—	—		
	C 2	-40	30	1600	Arrest (B) ⁽⁴⁾	2230		1450	—	—	—		
	C 3	-50	30	420	Arrest	2230		1450					
	D 1	-20	30	2100	Arrest	2230	1905	1320					
	D 2	-40	27	1250	Arrest	2000	2000	1190	1400				
	D 3	-65	27	350	Arrest (B) ⁽⁴⁾	2000	—	1190					
(2) TMCP(H)	E 1	-20	30	370	Propagate	2230		1810	1750	2014	1700		
	E 2	-10	30	600	Arrest (260) ⁽⁵⁾	2230		1810	1840	1946			
	E 3	-20	6	370	No test	—	—	—	—	—	—		
	F 1	-20	30	730	Arrest	2230		1810	1750	1946			
	F 2	-40	30	450	Arrest	2230		1810	1640	1980			
	F 3	-50	30	350	Propagate	2230		1810	1800	1809	1700		
	G 1	-20	30	4500	Arrest	2230	1806	1310					
	G 2	-40	30	3000	Arrest	2230	1962	1310					
	G 3	-82	25	370	Arrest (B) ⁽⁴⁾	1850	—	1100	—	—	—		
	H 1	-20	30	1300	Arrest (B) ⁽⁴⁾	2230	—	1450	—	—	—		
	H 2	-40	30	710	Arrest (B) ⁽⁴⁾	2230	—	1450	—	—	—		
	H 3	-60	30	370	Arrest	2230		1450					
N ⁽³⁾	I 1	-20	30	1100	Arrest	2230	1829	1460					
	I 2	-40	30	670	Arrest	2230	1986	1380					
	I 3	-60	30	300	Propagate	2230	1829	1300					
	J 1	-20	30	920	No test	—	—	—	—	—	—		
	J 2	-20	30	920	Arrest	2230	1004	1270					
	J 3	-40	30	660	Arrest	2230	2230	1270					
N ⁽³⁾	K 1	-20	30	220	Propagate	2230	1383	1460					
	K 2	+4	30	450	Arrest	2230	1829	1300		1154			
	K 3	+8	35	500	Arrest	2600	2132	1610		1660			

Note: (1) TMCP: Thermo-Mechanical Control Process

(2) TMCP(H): High Heat-Input Weldable Thermo-Mechanical Control Process

(3) N: Normalized Steel.

(4) Difurcation.

(5) Penetrated crack length in mm.

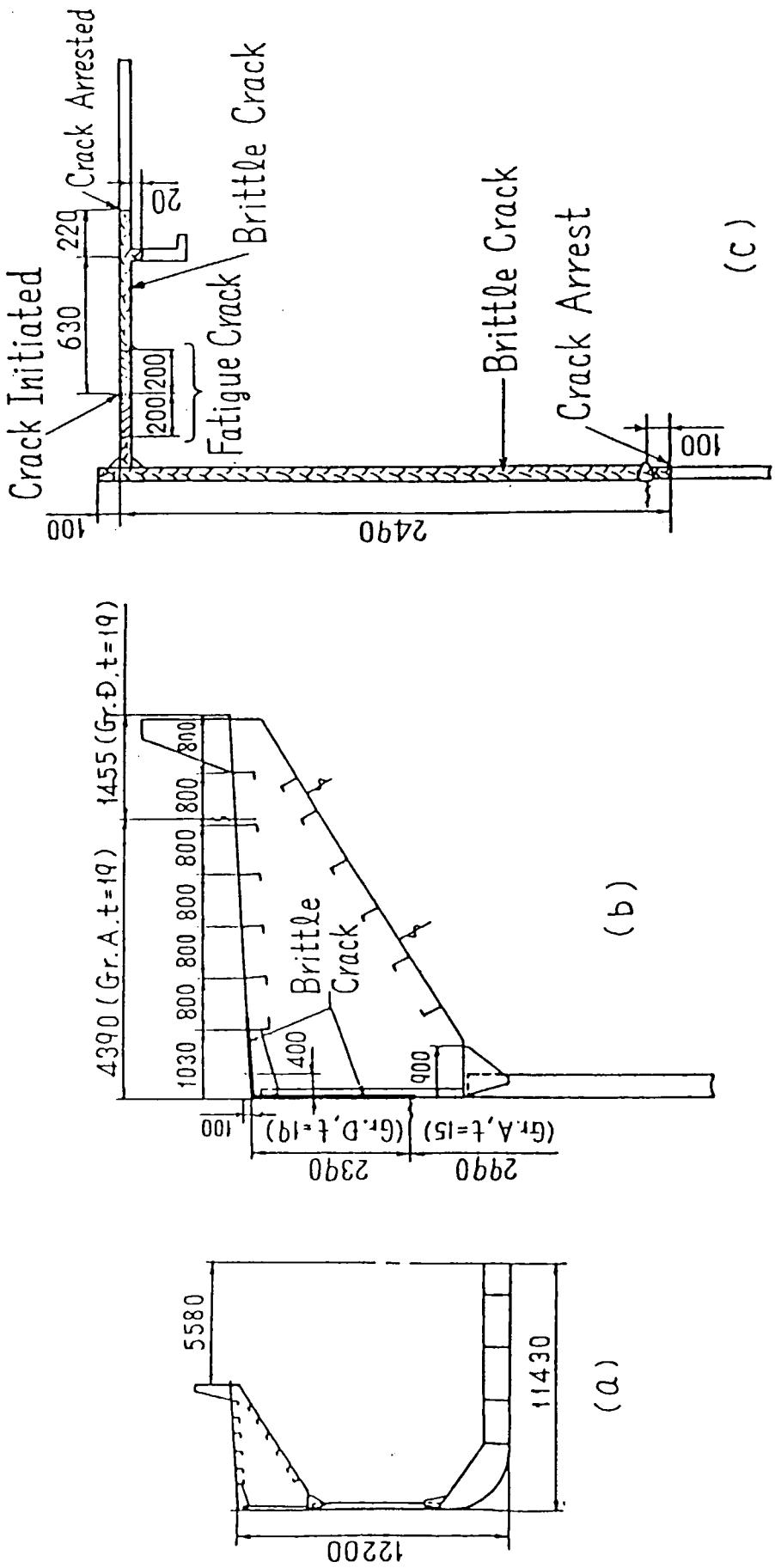


図 2.6 バルクキャリア上甲板部に発生した脆性破壊状況

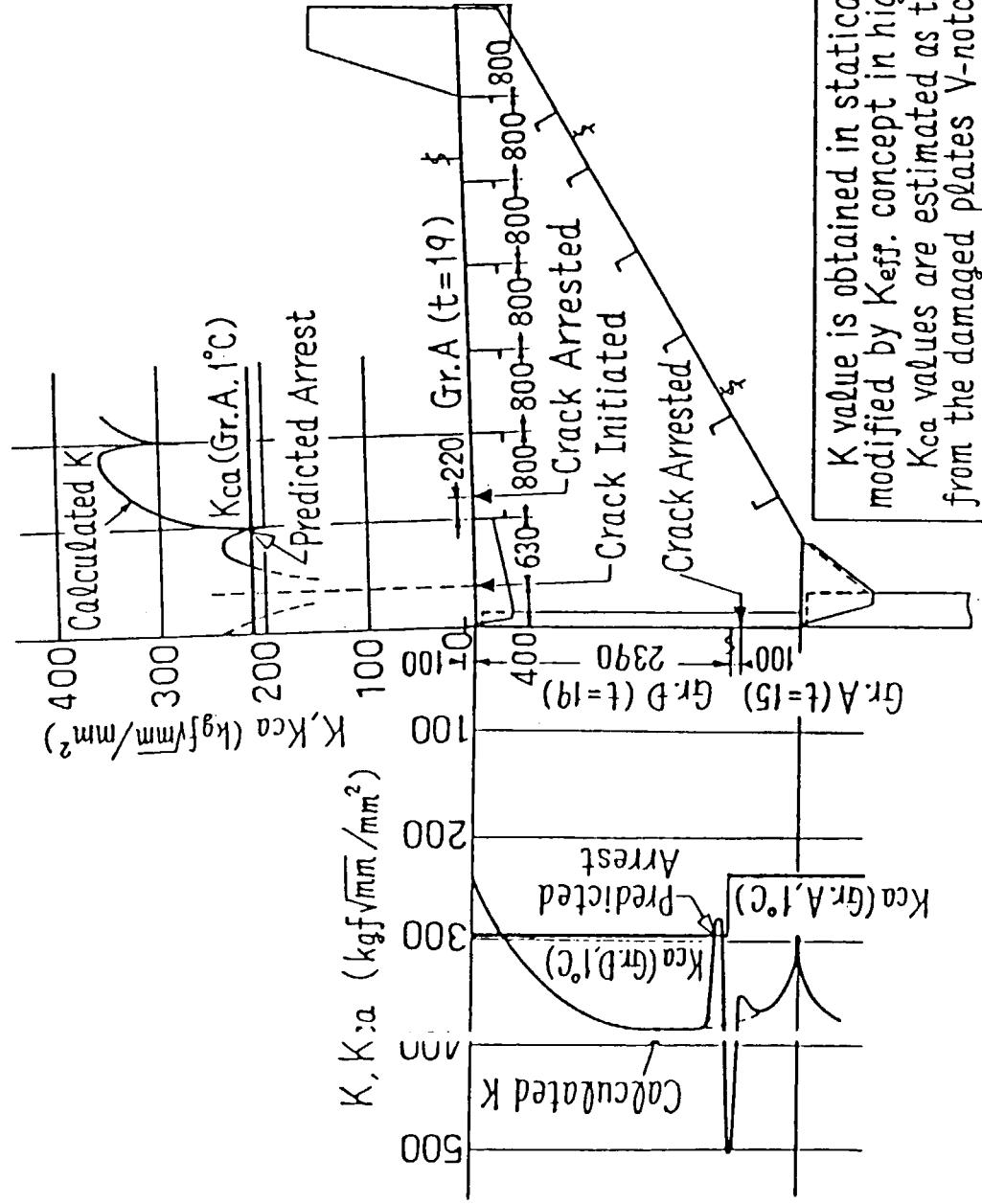


図 2.7 バルクキャリア上甲板部に発生した脆性破壊の逆解析結果

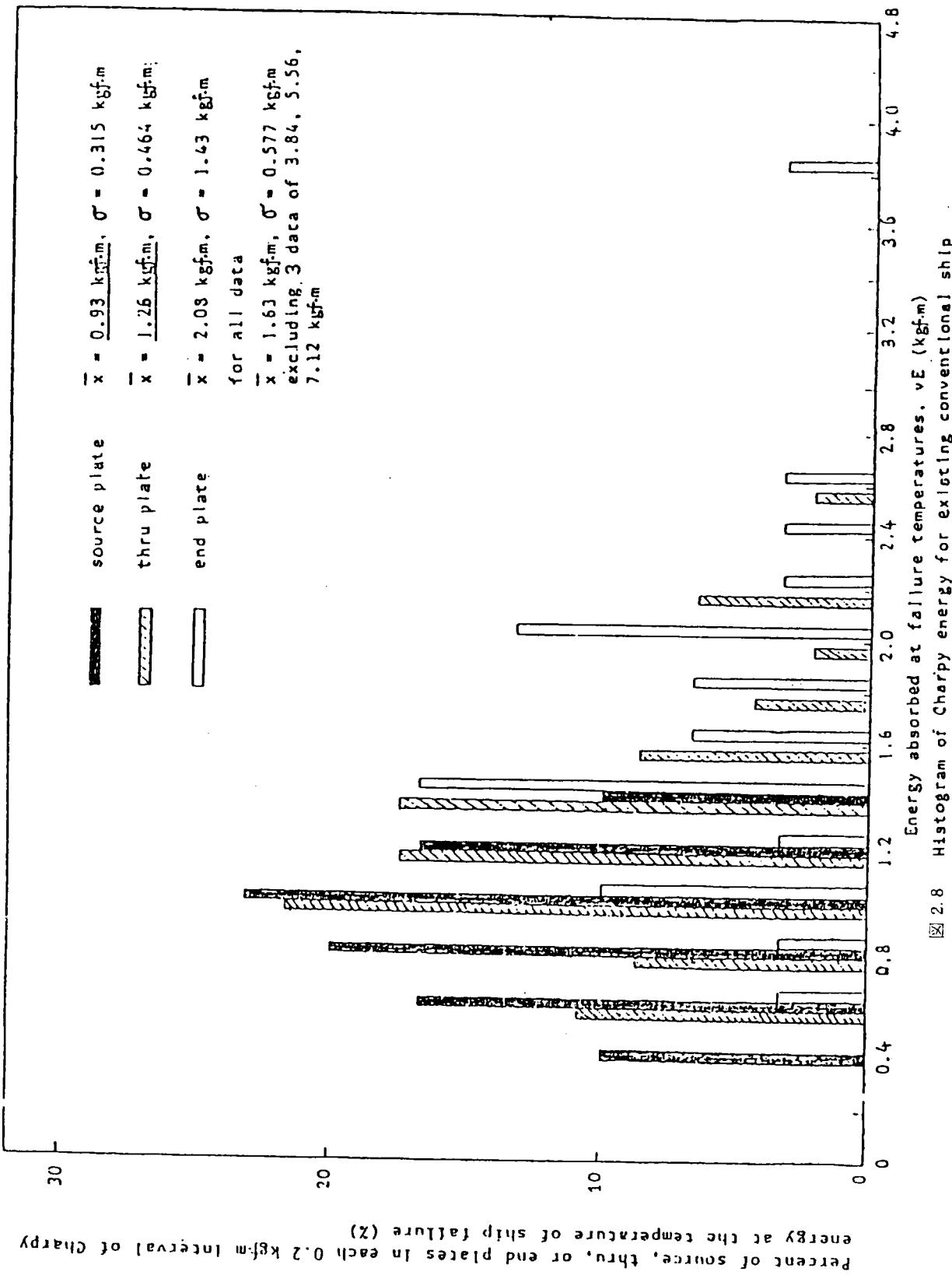


图 2.8 Histogram of Charpy energy for exciting conventional ship

3章 热影響软化部を有する溶接継手の疲労强度

3.1 目 的

水冷型T M C P鋼(水冷型, KA32とKA36各々2種類, KE36)の溶接熱影響軟化部を有する鋼板の継手疲労強度を試験し、従来鋼の強度と比較検討する。

3.2 試験内容

疲労試験は黒皮付板状試験片を用い、疲労試験方法および試験片形状は原則として、JIS Z 3103に準じ、片振り引張り荷重下で行なった。入熱20KJ/cm～60KJ/cmのSAW溶接継手、目標入熱240KJ/cmのEG溶接継手、目標入熱450KJ/cmのCES溶接継手および母材について疲労試験を実施し、各溶接継手止端部の応力集中係数は型取りしたシリコンゴムを測定して求めた。

疲労亀裂伝播抵抗は中央貫通亀裂型試験片（振幅 14.0 mm, 40.0 mm）および CT 型（1TCT, 2TCT）試験片を用いて、母材および熱影響軟化部について求めた。

鉄鋼 5 社から寄せられた従来鋼および T M C P 鋼（非水冷型）の疲労強度、疲労亀裂伝播抵抗に関するアンケート結果^{3.3)} および金材技研疲れデータシート^{3.1), 3.2)} を比較検討対象とした。

3.3 疲劳强度

図3.1はSAW溶接継手の疲労強度とアンケート結果による(CO₂溶接, SAW溶接非水冷型TMCP鋼および従来鋼を含む)S-N線図の領域との比較である。

従来鋼との比較^{3,3)}でも相違が認められなかつたが、本図からも T M C P 鋼 (type II) の S A W 溶接継手の疲労強度は従来鋼および非水冷型の T M C P 鋼と同程度といえる。

なお、裕接止端部の応力集中 K_t は次式より求めている。

$$K_t = 1 + \frac{1 - \exp\left\{-0.9\sqrt{W/2h}(\pi - \theta)\right\}}{1 - \exp\left\{-0.9\sqrt{W/2h}(\pi/2)\right\}} (\beta_A - 1) \quad \dots \quad (3.1)$$

但し、W : t + 2 h (mm)

θ : フランク角補角 (rad)

ρ : 止端半径(mm)

h : 余盛高さ (mm)

t : 板厚 (mm)

図3.2はEG溶接およびCES溶接継手部の疲労強度をAWS^{3.4)}のX-X線図と比較したもので、AWSのX-X線図より強度上余裕のあるS-N線図である。これらの結果とアンケート結果より求めたS-N線図ならびに最近公表されたS-N線図^{3.5)}を表3.1に示す。

疲労亀裂発生箇所は止端部の応力集中係数の大小に依存するものと予想されるが、この種の計測により決定した応力集中係数により、亀裂起点が全く予想し得ないことも知られている。図3.3は試験片内の計測された最大応力集中と亀裂発生点の応力集中係数の相関を調べたもので、S A Wの高応力集中箇所では応力集中係数の大小と亀裂発生点

の相関は良好とはいえない。しかし、全般的には応力集中係数 K_t が亀裂発生を支配する第一因子のようである。

各溶接法毎に止端部の応力集中係数を整理すると対数正規分布とみなすことができ、図 3.4 に計測して得られた全データによる ($K_t - 1$) の分布を一例として示す。

さらに応力集中係数 K_t を支配する溶接止端部の形状パラメータ、即ち、 ρ 、 h 、 θ の分布のうち、 ρ の分布を図 3.5 に示したが、同じく対数正規分布（ハッチング部は従来鋼の比較データ^{3.2)}）、 h および θ の分布は正規分布になることも確認した。

小入熱 SAW による止端形状パラメータの分布は従来鋼の分布とはほぼ同じであることが確認されたが、大入熱溶接時の止端形状については比較対象とするデータが不在である。

表 3.2 に溶接止端部の応力集中に関する計測結果の統計解析結果を示す。

3.4 疲労亀裂伝播抵抗

図 3.6 は溶接熱影響部の軟化部における疲労亀裂伝播抵抗を示し、 $da/dN = C (\Delta K)^m$ のパリス則表示をした場合の材料定数を表 3.3 に示す。熱影響軟化部の疲労亀裂伝播抵抗は母材および従来鋼の疲労亀裂伝播抵抗と同程度である。

3.5 考察およびまとめ

図 3.7 は疲労亀裂の発生寿命 N_c （ N_c は目視等による発見寿命であり、亀裂長さの定義はしていない。）と破断寿命 N_f の関係を試験結果から調べたものに、試験片の板厚貫通時を破断とみなして表面亀裂の伝播寿命 N_p を算出し、初期亀裂長さをパラメータとし、 N_c と N_f との関係を推定したものである。疲労亀裂発生時の亀裂は 1.0 mm～1.5 mm 位とみなすことができれば、亀裂伝播寿命 N_p は破壊力学解析で得られることになる。応力集中係数が溶接継手部の疲労寿命を支配する第一因子とみなせることから、飯田ら^{3.6)} が求めた応力集中がある場合の $S-N_c$ 総図に亀裂伝播寿命 N_p ($\alpha_0 = 1.5$) を重畠させることにより、応力集中がある場合の $S-N_f$ 線図を求めて図 3.1 中に示す。TMC P 鋼においても従来鋼同様止端部の応力集中が疲労寿命を決める第一因子であり、その疲労強度は従来鋼と同等といえる。疲労亀裂伝播抵抗も従来鋼と同等で、さらにパリス則定数 $m \cdot C$ 値の関係も従来鋼と同じである。

参考文献

- 3.1) 金材技研疲れデータシート資料 2, 溶接構造用高張力鋼溶接継手の疲れ寿命特性, 科学技術庁, 金属材料技術研究所, 1983
- 3.2) 金材技研疲れデータシート資料 3, 各種アーク溶接法による溶接構造用高張力鋼溶接継手の疲れ亀裂伝播特性, 科学技術庁, 金属材料技術研究所, 1984
- 3.3) SRI 93 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, 日本造船研究協会, №374, 1984
- 3.4) AWS, D1.1
- 3.5) 井上克明他, 西部造船学会会報第 69, 1985
- 3.6) 飯田国廣他, 造論 №134, 1973
- 3.7) 井上克明他, 西部造船学会会報 第 67, 1984

表 3.1 疲労強度

	$SR = A \cdot N f^{-B}$			
	medium		95% Confidence Limit	
	A	B	A	B
母 材	1 2 2	0. 0 9 5	1 1 2	0. 0 9 5
小 入 熱	3 2 9	0. 2 0 7	2 6 1	0. 2 0 7
中 入 熱	5 9 0	0. 2 5 1	4 9 7	0. 2 5 1
大 入 熱	2 8 1	0. 1 9 6	2 2 4	0. 1 9 6
すみ肉 ⁽⁵⁾	8 0 3	0. 2 8 4	6 8 4	0. 2 8 4
すみ肉+FCB	2 9 2	0. 2 1 0		
	$SR/\sigma_u = A \cdot N f^{-B}$			
突 合 セ ⁽⁵⁾	6. 7 3	0. 2 1 8		
すみ肉 ⁽⁵⁾	1 6. 0 3	0. 2 9 7		

* 従来鋼を含む

表 3.2 溶接止端部の形状と応力集中係数

溶接法	入熱量 (KJ/cm)	$X = \log \rho$		$X = \theta$		$X = h$		$X = \log(Kt-1)$		$X = \log Kt$	
		\bar{X}	S	\bar{X}	S	\bar{X}	S	\bar{X}	S	\bar{X}	S
SAW	20	1.61	1.73	2.74	0.10	1.71	0.30	0.94	0.67	1.95	0.64
	27	1.77	0.62	2.75	0.07	2.33	0.37	0.70	0.28	1.71	0.32
	37	0.36	0.11	2.28	0.11	3.84	0.31	3.39	0.73	4.39	0.73
	51	1.69	1.57	2.88	0.05	1.42	0.15	0.54	0.27	1.54	0.24
	60	1.49	1.01	2.72	0.10	2.67	0.27	1.49	0.62	2.49	0.60
	all	1.49	1.41	2.70	0.17	2.26	0.73	1.30	1.05	2.29	0.88
EG	240	4.26	4.42	2.85	0.16	1.47	0.39	0.42	0.44	1.41	0.32
CES	429	1.04	0.59	2.64	0.10	3.15	0.23	1.23	0.52	2.22	0.46
all		1.96	2.11	2.72	0.17	2.39	0.84	1.11	1.21	2.02	0.71

表 3.3 应力集中係数

	$da/dN = C \cdot \Delta K^m$			
	medium		95% Confidence Limit	
	C	m	C	m
母 材	3.79×10^{-12}	3.89	6.41×10^{-12}	3.89
H A Z	2.84×10^{-11}	3.44	5.16×10^{-11}	3.44
H T 5 0 * ⁽⁷⁾	6.57×10^{-11}	3.29		

* 従来鋼を含む

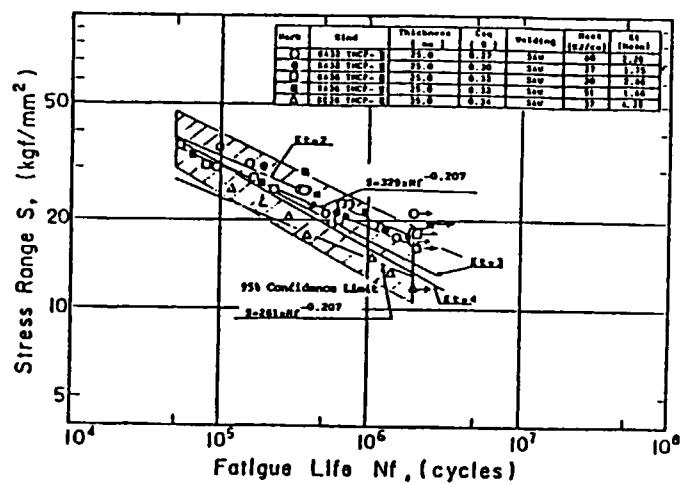


図 3.1 SAW 溶接継手 S-N 線図

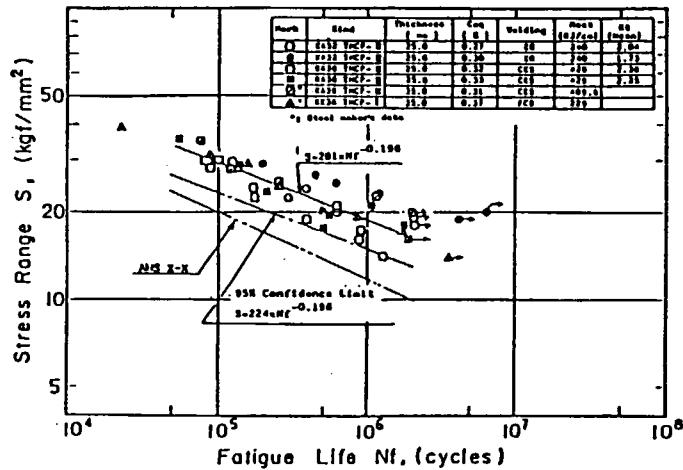


図 3.2 大入熱溶接(EG, CES)継手部S-N線図

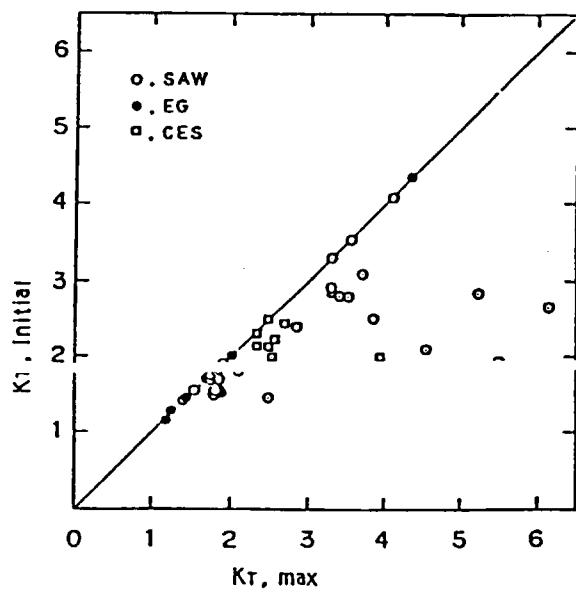


図 3.3. き裂発生点の応力集中係数と最大応力集中係数の相関

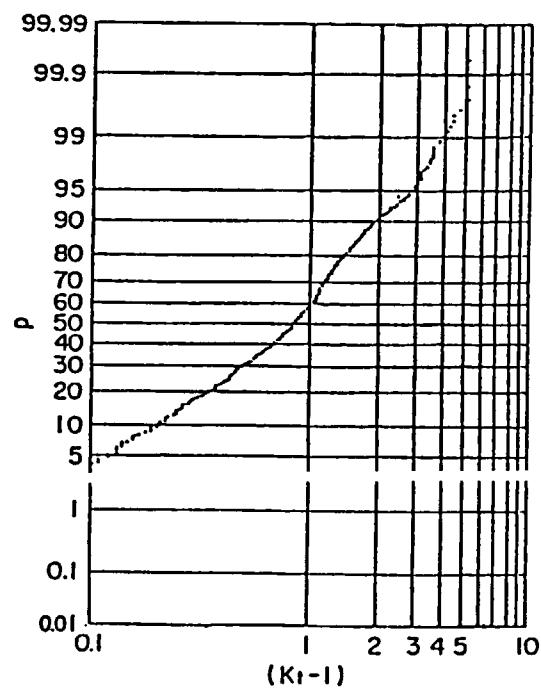


図 3.4 止端部応力集中(全データ)

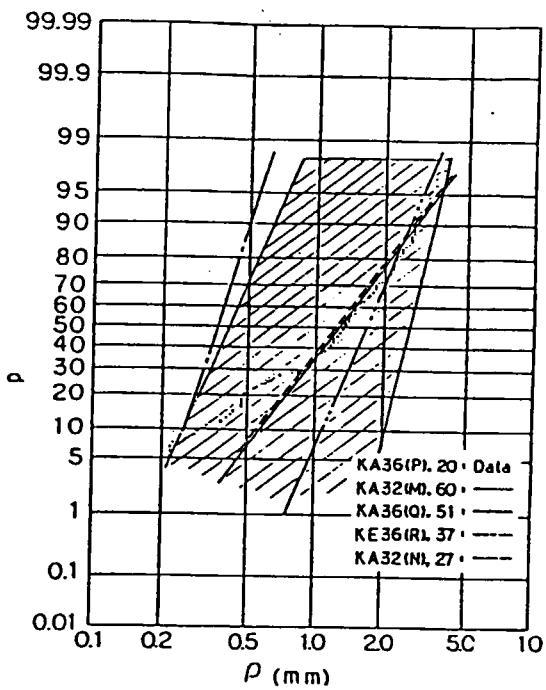


図 3.5 止端半径 ρ の分布 (SAW 溶接)

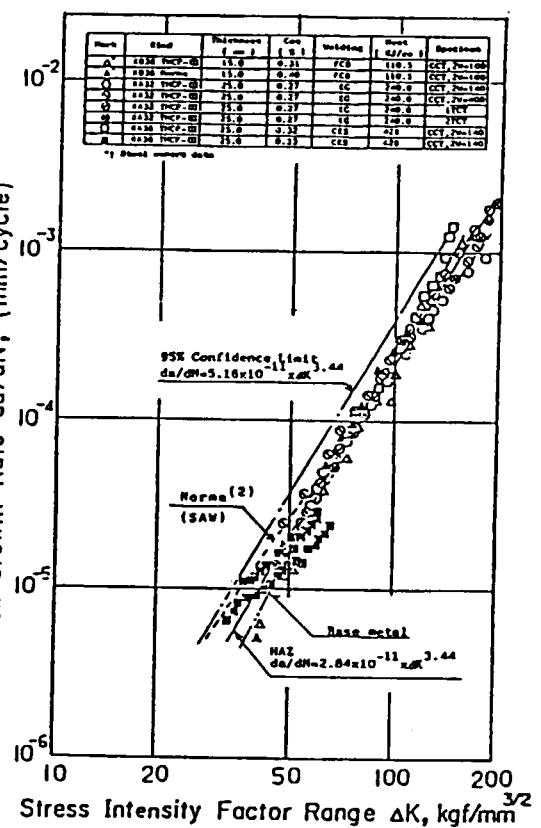


図 3.6 疲労き裂伝播抵抗

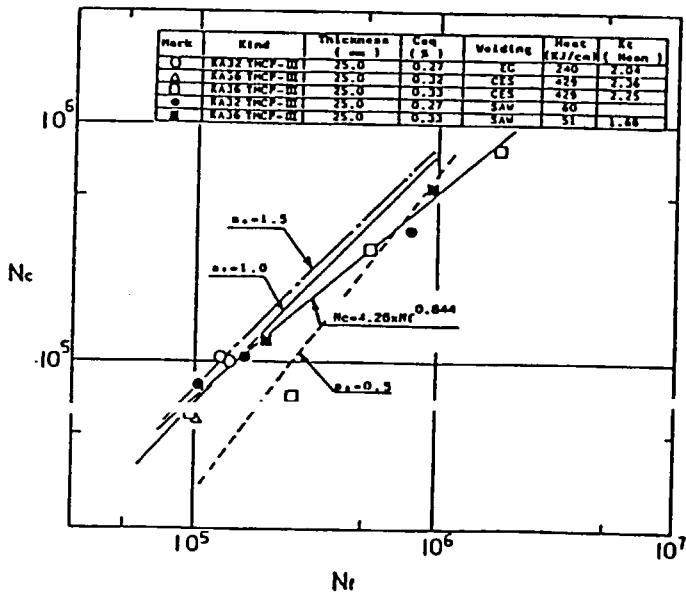


図 3.7 き裂発生寿命 N_c と破断寿命 N_f との関係

4 章 热影響软化部を有する溶接継手の曲げおよび圧縮強度

4.1 基本的考え方

既に示されている様に、^{4.1)} 現在の造船ヤードにおける T M C P 型 H T 50 鋼板の継手軟化は、軟化幅としては高々板厚程度で、軟化部引張り強度としては表 4.1 に示される程度の値をとる。即ち、最も軟化が著しい場合でも降伏点ベースで母材のそれの 2 割減程度である。

さて、一般に、軟化継手の耐荷力 P は、一様な母材の場合の耐荷力 $P^{(B)}$ と同じか、それ以下であり、全体が一様な軟化部材質で形成された場合の耐荷力 $P^{(S)}$ より高い。

$$P^{(B)} \geq P \geq P^{(S)} \quad \dots \quad (4.1)$$

則ち、一様母材を基準とした強度差で表わすと、次式が成り立つ。

$$1 \geq \frac{P}{P^{(B)}} \geq \frac{P^{(S)}}{P^{(B)}} \quad (= \frac{\sigma_Y^{(S)}}{\sigma_Y^{(B)}} \text{ 以後この値を } \beta \text{ で表わす}) \quad \dots \quad (4.2)$$

各種の耐荷力指標のうち設計的指標として用いられているもの多くは、引張り強度特性として降伏点 σ_Y を用いており、この場合には (4.2) 式右辺は降伏点比 β に等しい。本章では曲げおよび圧縮強度に関して、(4.2) 式中の $P / P^{(B)}$ の具体的な値を推定する。

但し、評価指標の選択に際しては、広義の材料選択の一環として検討する立場から、板厚を含む寸法形状の適否について、別途個々の詳細構造の設計作業として実行されるものと考えた。この事より、本稿での検討構造モデルは船殻構造の平均的な形状寸法を念頭に置きつつ、基本的でかつ、単純形状のものとした。

4.2 曲げ耐荷強度

まず、最初に、最も簡単な例として表 4.2 の上段に示す梁を例題として考えた。

この例題に対して、塑性設計の概念を導入すると、材料が完全弾塑性体の場合の崩壊荷重 q_c が表 4.2 として得られる。^{4.2)} 即ち、曲げ強度比率（軟化部の存在による変化率） $q_c / q_c^{(B)}$ は、降伏点の比率 β に等しいか、それ以上である（(4.2) 式に対応している）。

表 4.2 のモデル化は曲げモーメントの大きい位置に軟化部を配置した場合を扱っており、Case 1 および 3 は与えられた端部条件での最小値を与えている。これ以外の例えば、Case 2 ではヒンジ形成位置 3箇所のうち 1箇所のみ軟化部のため多少強度低下が緩和されている ($q_c / q_c^{(B)} > \beta$)。

Case 2 の一般化として、軟化部位置（1箇所のみ仮定）の影響を調べたところ図 4.1 の結果を得た。同図から、軟化部位置 (x_S) が曲げモーメントの比較的小さい箇所にある場合には、耐荷力の低下が全く起こらない場合もありうることが読み取れる。

次に、一様な水圧 q を受ける周辺単純支持の矩形板 ($a \times b$) の塑性崩壊水圧 q_c を求めてみる（図 4.2(a) 参照）。矩形板の中央部に軟化域を有する場合（図 4.2(a)）は、崩壊水圧が次式で求まる。

$$q_c = \frac{8mp}{b^2} \cdot \frac{\beta \left(\frac{a}{b} - 1 \right) + 2}{\left(\frac{a}{b} - \frac{1}{3} \right)} \quad \dots \quad (4.3)$$

従って、軟化部がない場合（この時の崩壊圧 $q_c^{(B)}$ ）との比率は次式で表わせ、図 4.3 となる。

$$q_c / q_c^{(B)} = \frac{\beta \left(\frac{a}{b} - 1 \right) + 2}{\frac{a}{b} + 1} \quad (4.4)$$

上式および図4.3から、 $q_c / q_c^{(B)}$ はアスペクト比 a/b の増加に伴ない減少し、降伏点比 β に漸近することが判る。

図4.2(a)のモデルでは軟化部を連ねた線と塑性ヒンジ線が広く一致するようにモデル化されており、最も大きな強度低下を示す。両者の位置関係がより一般的な場合、即ち、図4.2(b)に示した様に軟化部がパネル中央からシフトした場合を考えると、強度低下は緩和するものと考えられる。図4.2(b)モデルの崩壊水圧 q_c は、軟化域に沿ったヒンジ線が起こる（屋根型崩壊）とすると、(4.5)式で与えられる。これより崩壊水圧の低下が起らぬいための、

$$q_c = \frac{m_p}{b^2} \cdot \frac{\beta \left(\frac{a}{b} - 1 \right) \cdot \left(\frac{1}{1/2 - f/b} + \frac{1}{1/2 + f/b} \right) + \frac{1 + \left(1 + \frac{2f}{b} \right)^2}{1/2 + f/b} + \frac{1 + \left(1 - \frac{2f}{b} \right)^2}{1/2 - f/b}}{\frac{1}{2} \left(\frac{a}{b} - \frac{1}{3} \right)} \quad (4.5)$$

シフト量の条件として図4.4が計算される。

以上をまとめて、「実船殻のロング材とフロアとで囲まれた船底外板を想定すると平均的な縦横比 a/b は 3 ~ 6 と考えられるので、軟化による強度低下が最も著しい場合で、しかも塑性ヒンジ線と溶接線がかなりの範囲で合致する屋根型崩壊モードを想定した場合には、強度比は 0.85 ~ 0.90 程度になる（想定降伏点比率 $\beta = 0.8$ ）。」と言える。

4.3 座屈強度

固有値（エネルギー分岐点）として与えられる座屈値と、圧縮時の耐え得る最高応力（終局強度）について検討した。

船殻設計では、通常の座屈検討（板厚やパネル寸法の妥当性検討）に際しては、前者が適用される。しかし、極めて重要な部材であって終局強度の把握が必要な場合後者を用いることも稀には有る。

本節における想定モデルは、前出のロング材とフロアで囲まれた外板パネルが一様な面内応力 σ を受けるものとし、平均的な寸法形状として図4.5を考えることとした。

固有値としての座屈応力

単純支持梁の座屈応力は、一様材の場合には細長比 (ℓ/t) をパラメータとして図4.6で与えられる。図4.6中の点線は、局部塑性化や比例限以上の応力・歪関係などが座屈強度に及ぼす影響を考慮するために、Johnson-Ostenfeld が提案している設計線図^{4.3)}である。

即ち、母材規格降伏点 $\sigma_Y^{(B)}$ （例えは、36 kgf/mm²）を基準にして、熱影響軟化部降伏点 $\sigma_Y^{(S)}$ がその β (= 0.8 ~ 1.0) 倍であるという事は、軟化影響が生じ得るのは細長比 (ℓ/t) $\lesssim 2.5$ の範囲に限られることを略々意味している。つまり、梁の座屈応力 σ_{CT} が熱影響軟化部降伏点以下である限り、軟化部降伏点 $\sigma_Y^{(S)}$ の大きさそのものは無視できるものと考えられる。ところで、実船殻部材における細長比 (ℓ/t) については、図4.5で想定したように $\ell/t = 30 \sim 60$ である。即ち、代表的な船殻部材に対しては、第一義的には、継手の熱影響部軟化による座屈応力低下は無視しうると判断できる。

又、四辺を単純支持された平板の座屈応力についても、図4.5の形状を想定するとはほぼ同様に熱影響部軟化による

低下度合は小さいものと想像される。

圧縮終局強度

終局強度の簡易推定法として、藤田ら^{4.4)}は弾性曲線と塑性曲線の交点として推定する手法を提案している。この簡易推定法の例として矩形断面梁について、初期撓みが板厚の1割あって弹性座屈値が降伏点の1.2倍である場合を仮定し、図4.7の計算結果が得られている。^{4.2)}この結果から予測される軟化による強度比率($\sigma_f/\sigma_f^{(B)}$)は、次の通りである。

$$\sigma_f/\sigma_f^{(B)} = \frac{0.556}{0.653} = 0.851 \quad (> \beta = 0.80) \quad \dots \dots \dots \quad (4.6)$$

簡易推定法は手法的に単純であり、極めて便利であるが、軟化部幅の影響（部分的な軟化）が考慮できない点、断面内の弾塑性状態が正確には捉えられていない点などの短所もある。

これらの効果を考慮するためには梁の圧縮曲げ問題の平衡方程式を差分法他で数値的に解く方法が必要となるが、資料5)で示した手法により軟化幅の影響や材料の加工硬化などが終局強度に及ぼす影響について調べた。

即ち、図4.8には、細長比(ℓ/t)約3.5で初期撓みがなく、中央部に部分的な軟化域が有る梁についての軸力と撓みの計算結果が示されている。^{4.5)}材料は弾完全塑性体と考えている。図4.8より軟化部幅が若干狭くても撓みが大きくなると崩壊形式は一点ヒンジモードの撓みに漸近し、軟化部の特性が支配的になる点、最終強度（耐え得る最高応力）という点では、軟化幅にかかわらずいずれもオイラー座屈値に達している点が読み取れる。

又、初期撓みや加工硬化が有る梁（細長比は4.0）についての計算結果が図4.9である。^{4.5)}

初期撓みを想定した細長比4.0程度の梁では、軟化部の存在や加工硬化の程度は殆んど最終強度に影響しないと判断された。

次に、面内力を受ける矩形平板についても、同様に最終強度を簡易推定した。

計算対象は図4.5で想定したモデルであり、塑性曲線を求める際には大撓み理論を用いた。^{4.5)}初期撓みとして板厚の1割を仮定し、降伏点は軟化部では母材の8割と考えて得られた計算結果が図4.10である。図4.10の結果は、面外圧を受ける矩形板の塑性崩壊荷重について求めた図4.3とほぼ同様の傾向を示しており、アスペクト比の増大に伴ない漸減している。平板アスペクト比の平均的な値として図4.5を想定し、最も厳しい軟化の場合を考えると、強度低下は約15%程度になる。（降伏点比率 $\beta = 0.8$ として）

4.4 まとめ

前節までの検討結果を踏まえて、次の見解に達した。^{4.5)}

現状のT M C P型H T 5.0鋼板の大入熱溶接熱影響部軟化に対して、曲げおよび座屈強度の観点からは、構造の詳細設計レベルでの配慮で十分に回避できるものと考えられる。従って、この種の鋼材および溶接構を採用してゆくことは可能であると判断された。

次段階の設計作業としては、詳細構造ごとに、その重要度に応じた曲げ及び圧縮強度への配慮を払いつつ、寸法・板厚等の妥当性を検証してゆくことになろう。

参考文献

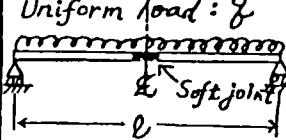
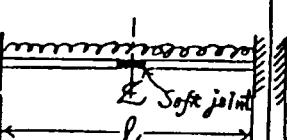
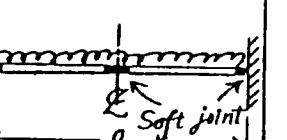
- 4.1) 本書 II編第1章、日本造船学会主催；新しい製造法による鋼材（T M C P 鋼）の溶接構造物への適用に関するシンポジウム（昭和58年11月）
- 4.2) 造船研究協会第193研究部会、研究資料No374（昭和59年3月） 6.1節
- 4.3) 造船設計便覧、関西造船協会編、海文堂
- 4.4) 藤田謙、野本敏治、仁保治；防撓板の圧縮強度について、造船学会論文集、第141号、（昭和52年5月）
- 4.5) S R 193-WG1-16, S R 193-W2-18

表4.1 Tensile properties of TMCP type HT50 (kg f/mm²)

		Base Metal	Weld Metal	HAZ
HT32 ($\sigma_{Y0}=32$)	Yield Stress σ_Y [$\sigma_{0.2}$]	34.6 ~ 36.4 (1.08 ~ 1.14)	35.9 ~ 41.1 (1.12 ~ 1.28)	25.0 ~ 28.9 (0.78 ~ 0.90)
	Tensile Strength σ_B	52.6 ~ 53.2	49.1 ~ 56.6	44.3 ~ 48.0
HT36 ($\sigma_{Y0}=36$)	Yield Stress σ_Y [$\sigma_{0.2}$]	37.5 ~ 41.0 (1.04 ~ 1.14)	36.1 ~ 53.4 (1.00 ~ 1.48)	28.9 ~ 32.7 (0.80 ~ 0.91)
	Tensile Strength σ_B	50.1 ~ 54.0	51.3 ~ 62.4	45.6 ~ 55.0

() indicates ratio to nominal yield stress σ_{Y0} .

表4.2 Collapse load in beam bending

	Case 1	Case 2	Case 3
Model Shape	Uniform load : q 		
q_c : collapse load with soft joint	$8\beta M_p/l$ (*)	$8(1+\beta)M_p/l$	$16\beta M_p/l$
$q_c^{(B)}$: collapse load with no soft joint	$8M_p/l$	$16M_p/l$	$16M_p/l$
$q_c/q_c^{(B)}$	β	$(1+\beta)/2$	$\hat{\beta}$

(*) M_p : Full plastic moment

β : (Soft HAZ Y.S. : $\sigma_Y^{(S)}$)/(Base metal Y.S. : $\sigma_Y^{(B)}$)

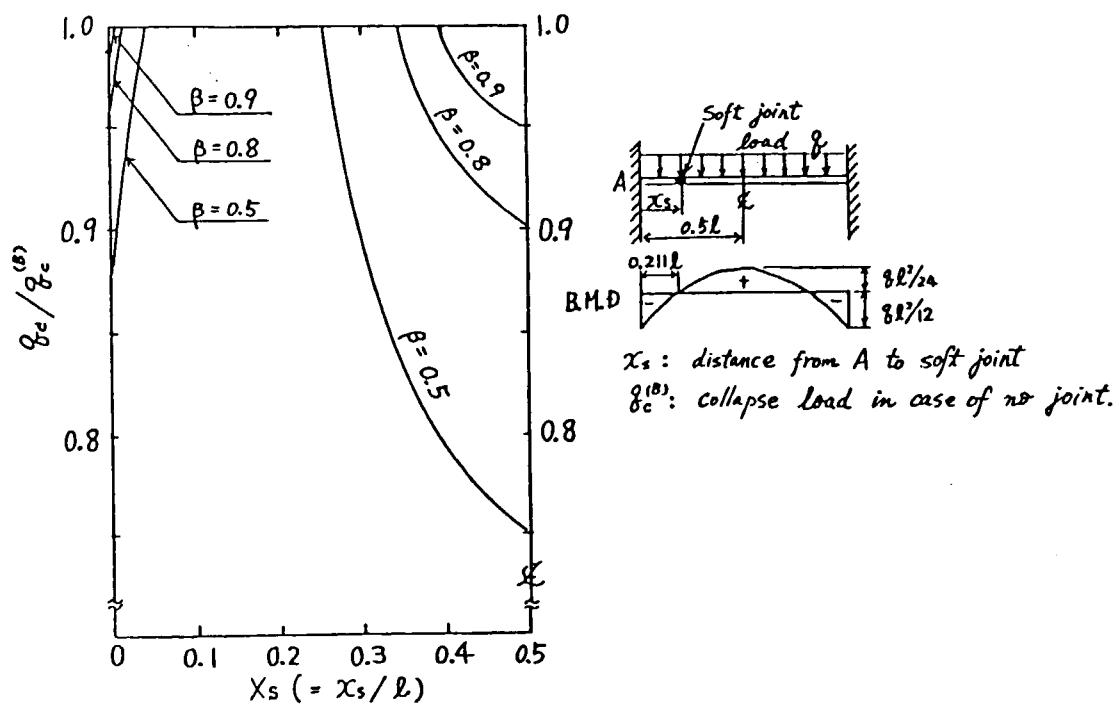


図 4.1 Collapse load vs soft joint location (Calculated results)

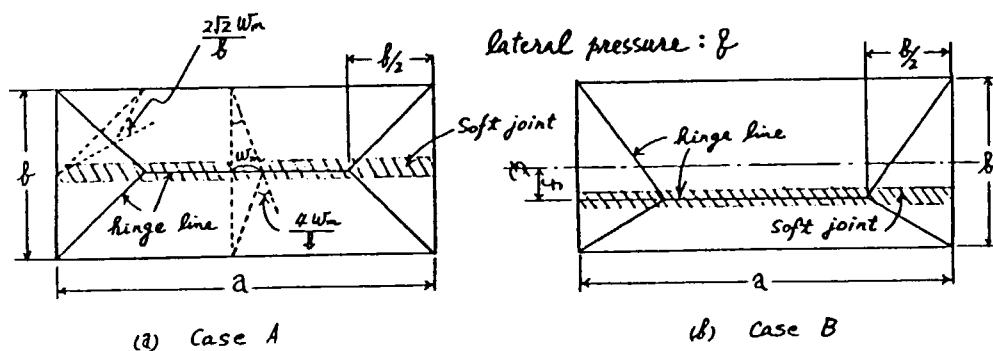


図 4.2 Case study of rectangular plate with lateral pressure

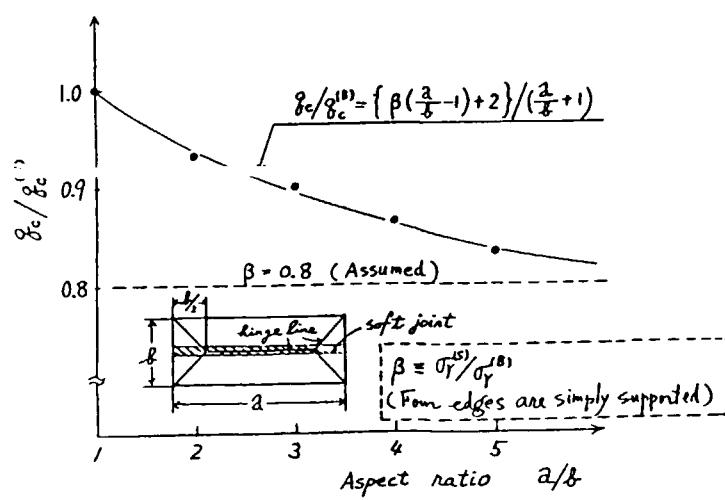


図 4.3 Collapsed load vs aspect ratio (Calculated results)

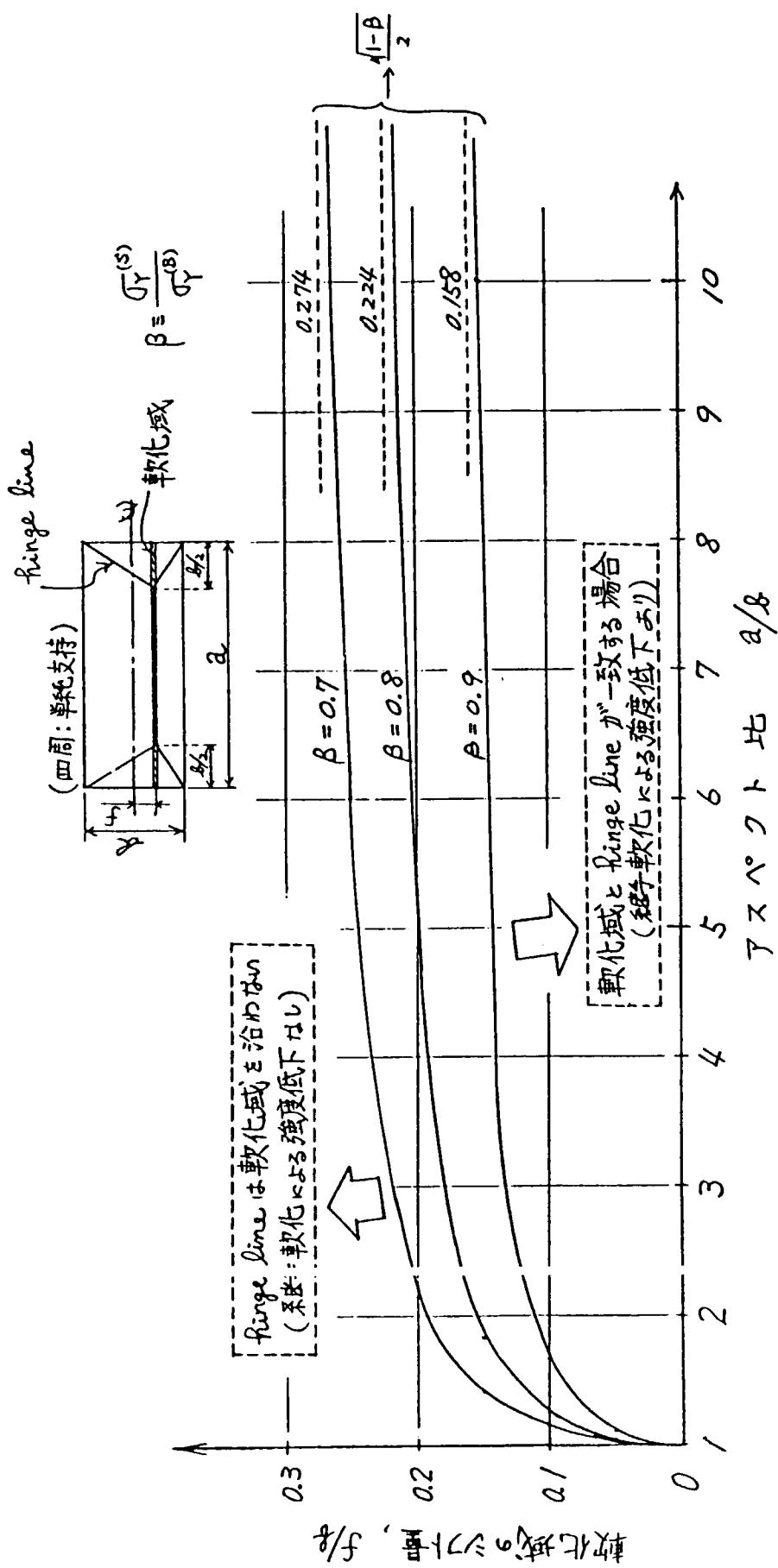


図 4.4 Geometrical condition to avoid collapse strength reduction

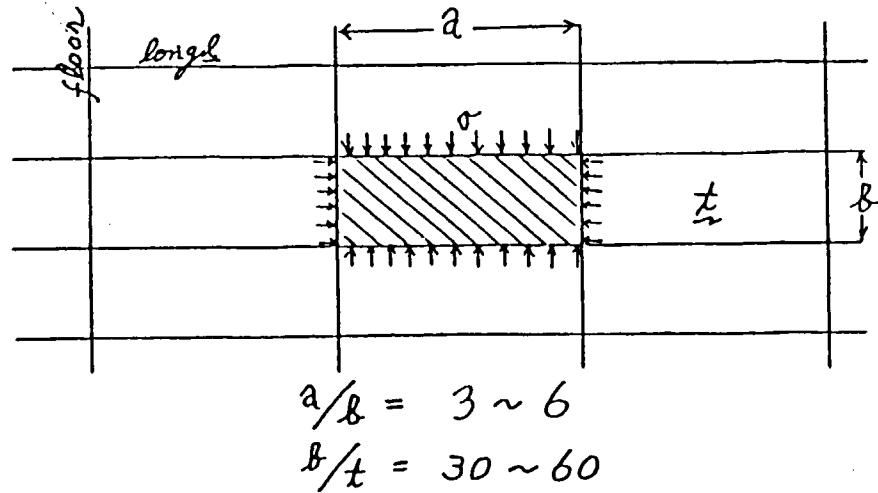


図 4.5 Assumed structure

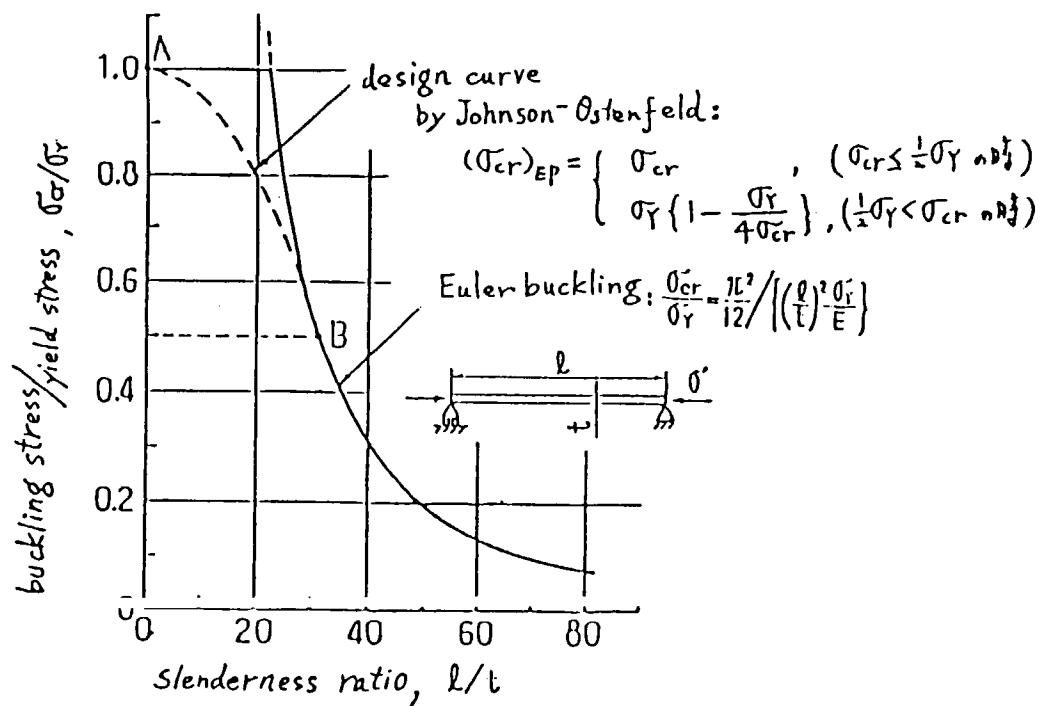


図 4.6 Buckling stress of column

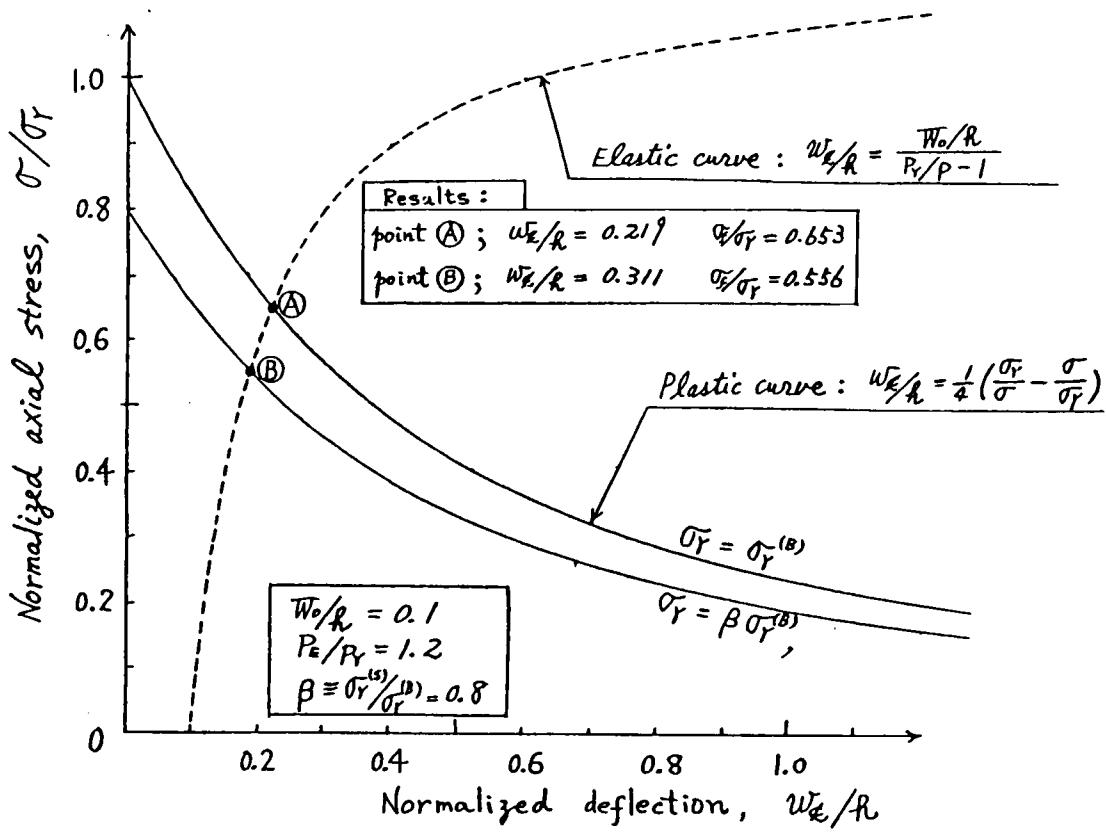


Fig. 4.7 Collapse load by simplified method

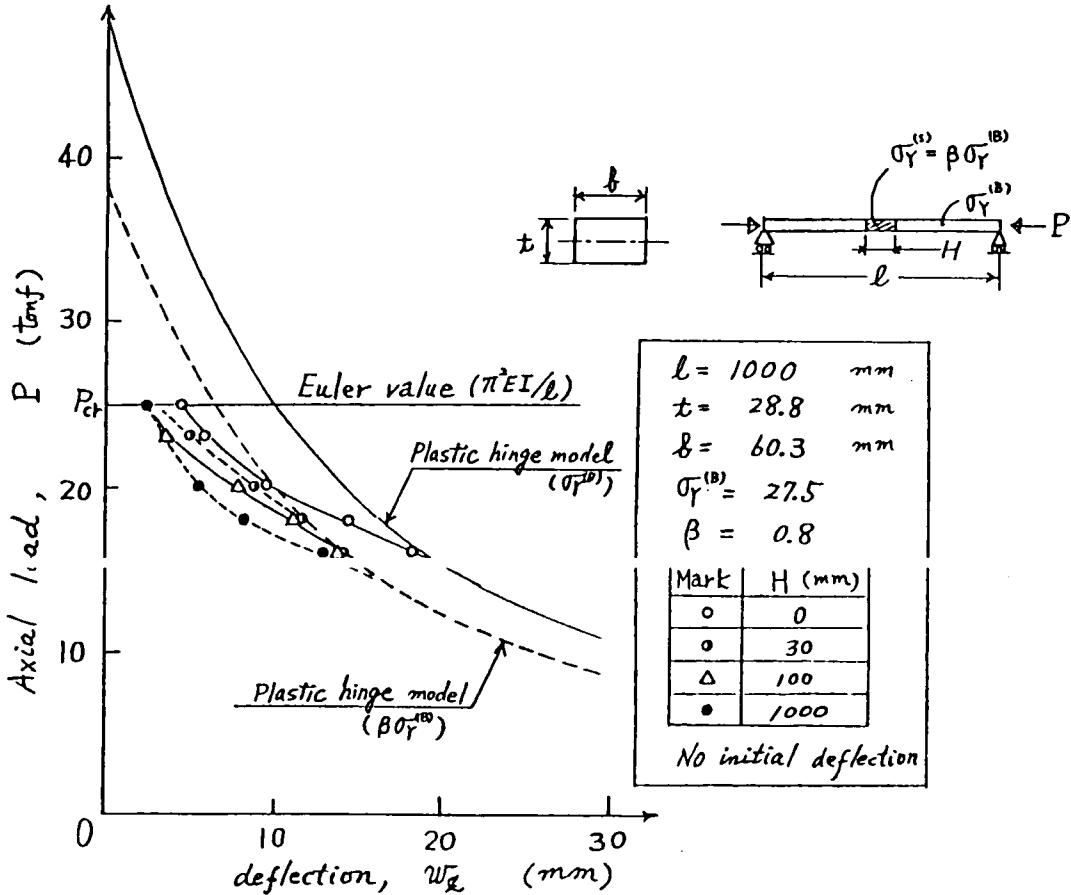


Fig. 4.8 P vs w_e curve (calculated)

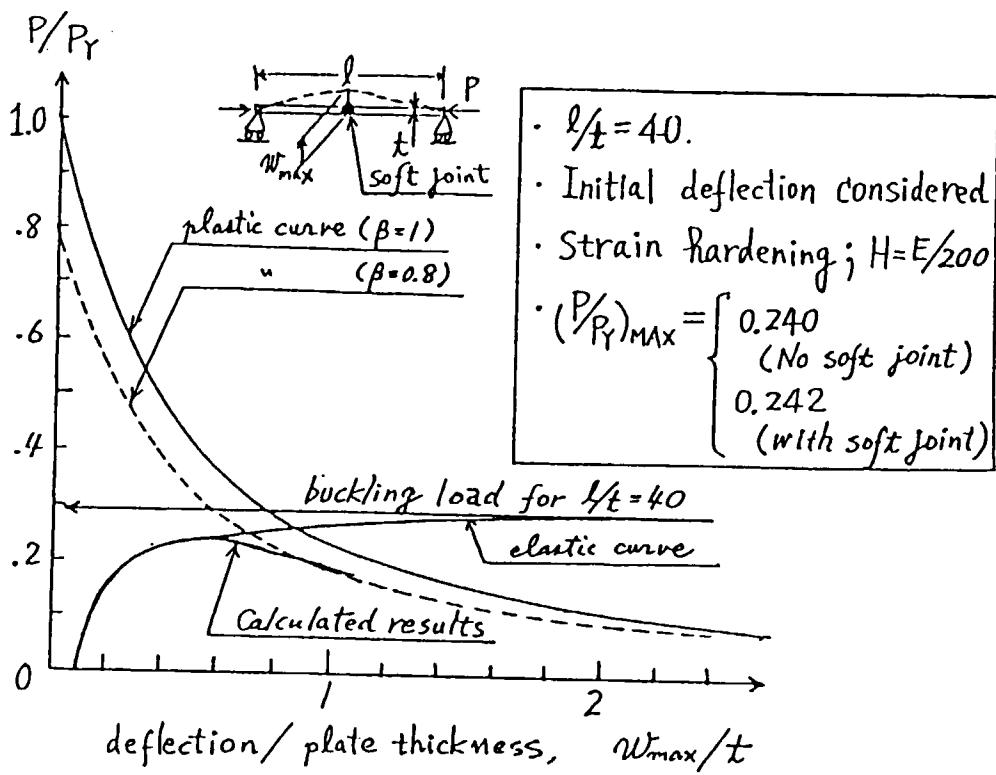


图 4.9 P vs W_{\max} curve (calculated)

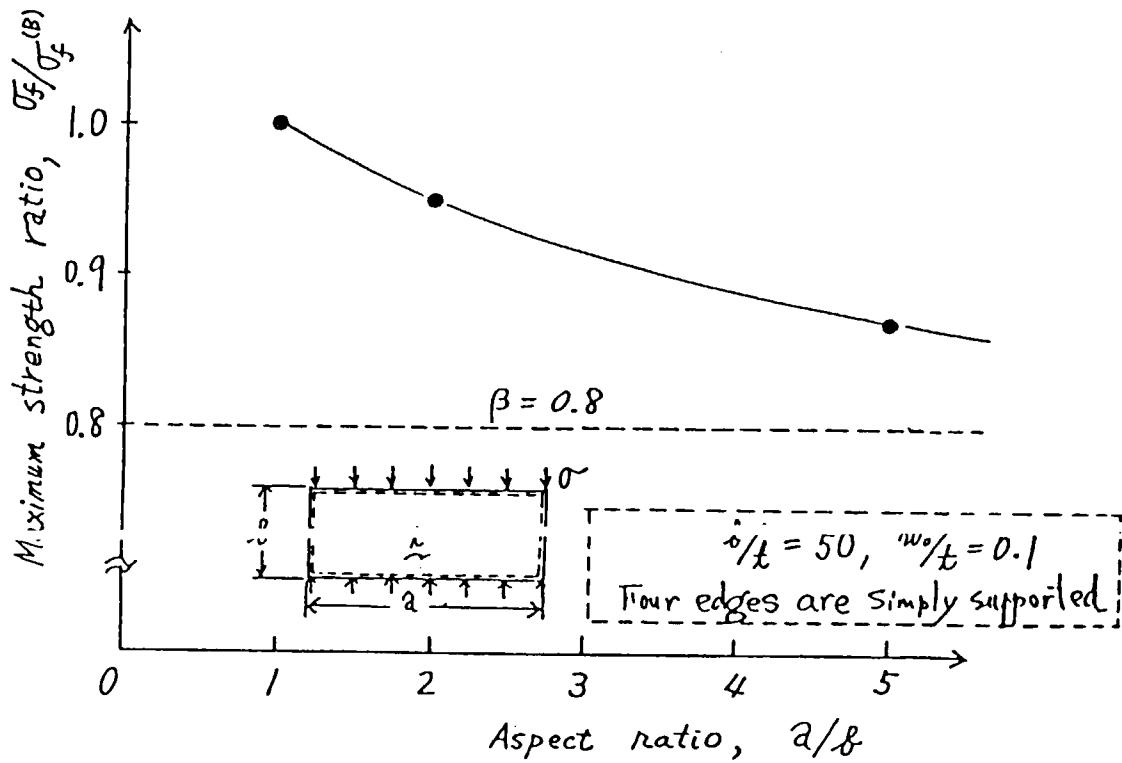


图 4.10 Max. strength ratio vs. aspect ratio(calculated)

5章 工作上での有効利用

5.1 船体用50キロ級高張力鋼の工作法の現状とTMCP鋼への期待

昭和40年頃より、船舶の大型化に伴い船体構造の縦強度部材に50キロ級高張力鋼が採用されてきた。従来の50キロ級高張力鋼では強度や韌性を上げるために種々の合金元素が添加されており、炭素当量が軟鋼より高く、このため低入熱溶接時の熱影響部の低温割れや、大入熱溶接部のHAZの脆化が問題とされてきた。

50キロ級高張力鋼の溶接に際し、低入熱溶接時の割れ防止対策として、具体的には下記の項目が挙げられている。すなわち、

- イ) 寒冷時に於ける予熱施工
- ロ) 低水素系溶接棒の使用と吸湿水分量の制限
- ハ) ショートビードの制限

予熱施工については、一般に外気温度5℃以下の時、50℃以上の予熱を行うこととしている。しかし、造船所では現場管理の面から時期を定めて（特に冬場の12月～3月の期間）予熱を実施している場合が多い。これら予熱の対象箇所としては、主として被覆アーク溶接を行う場合に低入熱の溶接となる上向きすみ内溶接や、横向き突合せ溶接などである。

またHT材の溶接については、低水素系溶接棒の使用が義務づけられており、同時に低水素系溶接棒の性能低下を防止する意味から吸湿水分量を厳しく制限する必要が生じてくる。このため溶接棒の乾燥（約300℃～350℃×1Hr）を行うと共に、使用時間についても制限を設けて現場管理が行われている。ショートビードに関しては、管理基準を50mm以上として施工管理が行われており、特に取付溶接ビード、手直しビード、あるいは鋼板のキズ埋めビードなどがその対象となっている。

また造船の溶接は、その90%以上がすみ内溶接であるが、特に地上ステージにおける水平すみ内溶接施工については従来よりその大部分にグラビティー溶接が採用されてきた。しかしながら低水素系溶接棒を使用するため一般軟鋼材の溶接に比べて耐ビット性が劣るという欠点があり、特にプライマー塗布鋼板については欠陥の発生頻度が高く、このため手直し工事の増大をまねく結果となっている。この対策として一部造船所では鋼板のプライマーを剥がして溶接するなどの処置を講じている。

一方、大入熱溶接ではHAZの韌性が低下するという問題があるため、外板の横縁継手等に対しては入熱量100KJ/cm以上の溶接が制限され、エレクトロスラグ溶接法や、エレクトロガスアーク溶接法などの適用制限が行われてきた。しかし近年では大入熱溶接対策用の50キロ級高張力鋼も開発され実用化されているため、従来に比べて比較的大入熱溶接法の適用が進んで來てはいるものの、まだ全面採用というまでに至っていないのが現状である。その他、線状加熱法においても最高加熱温度と水冷開始温度の制限が行われている。

上述の通り、50キロ級高張力鋼の施工については溶接材料や施工条件が複雑であり、工作及び管理の面で軟鋼に比べて多くの手数を要している。

このような、近年製鋼技術のめざましい進歩によりTMCP型50キロ級高張力鋼が開発、実用化されつつあるが、これは従来の50キロ級高張力鋼に比べて、強度が同レベルで炭素当量が低いために溶接性（特に耐割れ性）の面で有利であると考えられる。すなわち炭素当量が比較的高い従来鋼に対して、今まで適用されてきた工作上の諸制限の緩和が期待できる。ここでは、種々の割れ試験及び熱加工特性の調査、実験を行ってきたが、ほぼ期待通りの成果が得られており、工作のやり易いTMCP型50キロ級高張力鋼の採用範囲を拡大することによって船体軽量化は更に促進されよう。

5.2 TMCP鋼の工作法に関する提案

5.2.1 ショートビード及びアークストライク

(1) 適用基準

適用箇所	項目	許要値	備考
TMCP型 50キロ級高張力鋼 Ceq.(IACS) $\leq 0.36\%$	ショートビード	10mm以上	やむを得ず10mm未満のショートビードを行う必要のある時は 100 ± 25 ℃の予熱を行う。 誤まって10mm未満のビードをおいた時は、グラインダでビードを削除し、割れの有無を検査したのち10mm以上の溶接を行う。 溶接部の補修溶接の場合は、30mm以上のビードをおく。
	アークストライク	許容しない	誤まってアークストライクを行った場合には、下記いずれかの補修を行う。 (1) アークストライク上に歴々10mm以上のビードをおく。 (2) 硬化部をグラインダで削除する。

(2) 解説

① 目的

船舶の建造において、足場ビース跡などの傷埋め箇所、突合せ又はすみ内縫手の仮付け溶接などには、ショートビード溶接を行うが、従来型50キロ級高張力鋼に対しては、冷却速度が大きくなることからくる熱影響部の硬化、溶接割れなどの観点から長さ50mm以下のショートビードを禁止してきた。

ところが、低炭素当量のTMCP鋼を船体に採用する場合には、熱影響部の硬化が従来材より小さいことが予想される。

ここでは、ショートビード長の制限の緩和およびアークストライク許容を目的として、各種実験を行い以下の適用条件を定めた。

② ショートビード長

図5.2.1.1は最高硬さ試験によって得られた、炭素当量と最高硬さの関係を示す。¹⁾本試験は、H_V JIS=5cc/100gr (JISZ3113-'75による)の溶接棒を用いビード長10,30,50,120mmで行ったが、図は最も厳しい条件であるビード長10mmのものについてのみ示している。炭素当量が高くなるにつれて、最高硬さが高くなる傾向にあるが、従来ショートビード長制限の基準とされてきたH_V max.400を考えると、炭素当量0.36%以下なら、ビード長10mmでもH_V max.400を超えない。

図5.2.1.2は溶接ビード長と最高硬さの関係を示したものである。ビード長が50mm以上では、最高硬さがほぼ一定であるが、50mmより短くなると最高硬さが高くなり始め、ビード長10mmではH_V max.が約80高くなっている。炭素当量0.37%ではビード長10mmでH_V max.400を超えることがわかる。

図 5.2.1.3 はビード曲げ試験による溶接ビード長と単位長さ当たりの割れ長さの関係である。¹⁾溶接棒の水素量が高いもの程単位長さ当たりの割れ長さが大きいが、 $H_{JIS} = 5 \text{ cc}/100\text{gr}$ のものについては、溶接ビード長にかかわらずほとんど割れが発生していない。つまり、溶着金属部についても、低水素系溶接棒を用いれば、現基準であるビード長 50mm とビード長 10mm 割れ感受性に対して、同じレベルにあると考える。

図 5.2.1.4 は炭素当量 0.36% の TMCP 鋼でビード曲げ試験した結果を、溶接ビード長と割れが発生した時点での表面歪で整理したものである。²⁾ 割れ発生時点における溶接ビード長と表面歪量には、有意な関係が認められない。従来型 50 キロ級高張力鋼では溶接ビード長が短くなる程、割れ発生時の表面歪が低下することが認められている。逆に、軟鋼 E 級鋼の場合にはこの傾向がなくなり、溶接ビード長に依存しないことが実証されている。³⁾ このことより、炭素等量 0.36% の実験結果は、軟鋼 E 級鋼に近い挙動を示していると言える。さらに、割れ発生の歪量としては、最も低いもので約 10% 程度であり、この数値は船体構造が局部的に受ける歪状態を考えても充分安全側にあると考えられる。

以上の考察より、TMCP 鋼に対するショートビード長は、炭素当量 0.36% 以下のものについて 10mm 以上が許容されると考えられる。

(3) アークストライク

表 5.2.1.1 は炭素当量 0.36% の TMCP 鋼を用いて、アークストライクによる最高硬さ試験を行った結果である。²⁾

最高硬さでは、 $H_V \max . 400$ を超えるものはないが、溶着金属部にミクロ割れが発生している試験体があることより、従来通り TMCP 鋼に対してもアークストライクは禁止する。図 5.2.1.5 ミクロ割れが発生した試験体の一例である。

参考文献

- 1) 日本造船研究協会 第 193 研究部会 報告書 昭和 58 年 3 月
- 2) 同 上 ワーキンググループ 3 資料
- 3) 溶接施工委員会 溶接施工管理標準 昭和 54 年 5 月

表 5.2.1.1 Maximum hardness for arc strike

$H_V 10 \text{ kg}$

Pre-heat temp.	No. of repetition	Aim of hydrogen content(cc/100gr)		
		$H_{JIS} = 5$	15	25
0 °C	1	253	☆ 218	254
	2	☆ 258	210	272
R.T.	1	238	☆ 333	☆ 236
	2	242	☆ 256	☆ 198

☆ : Micro cracks occurred

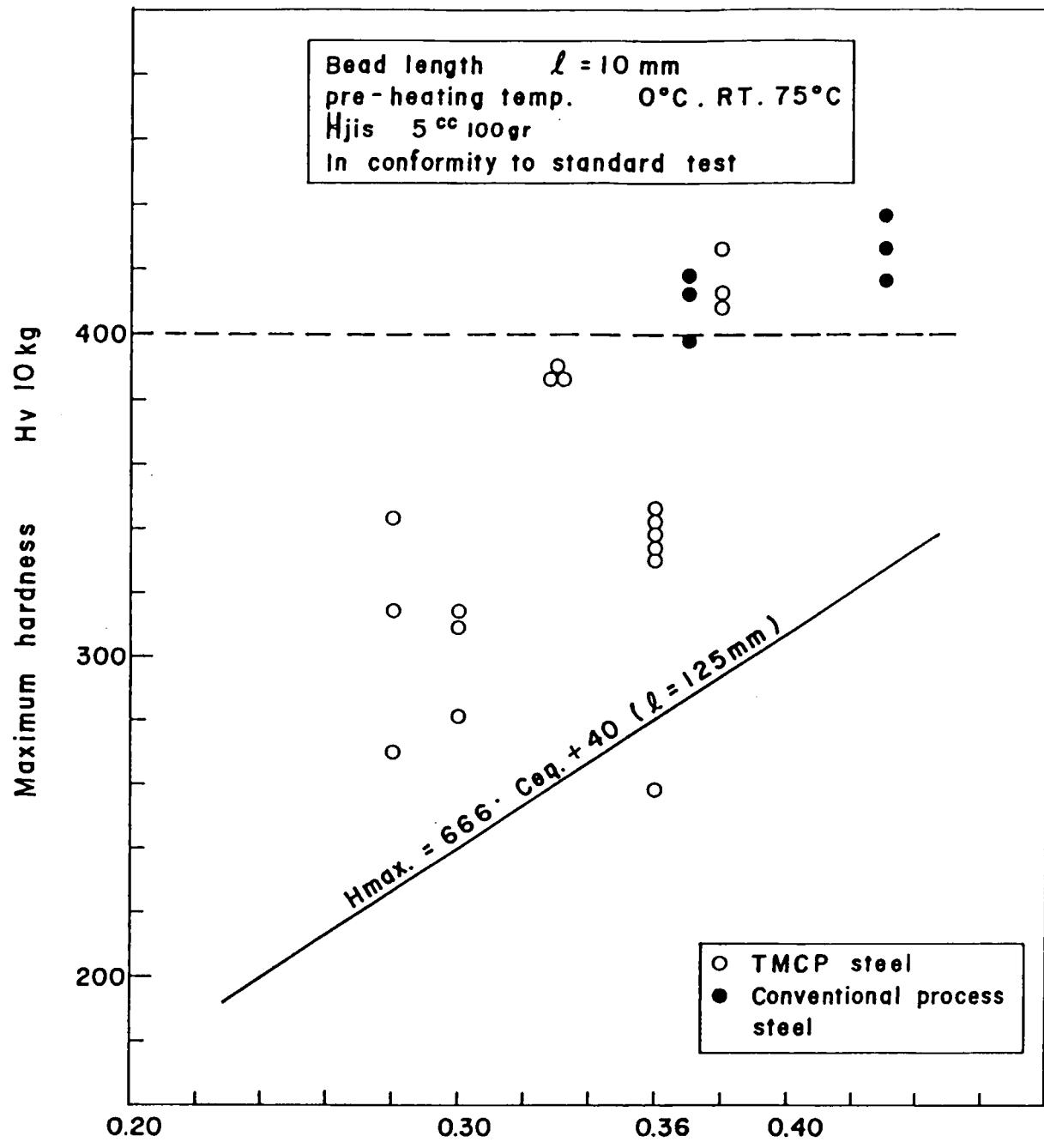


图 5.2.1.1 Relation between maximum hardness and $c_{eq.}$ (IACS)

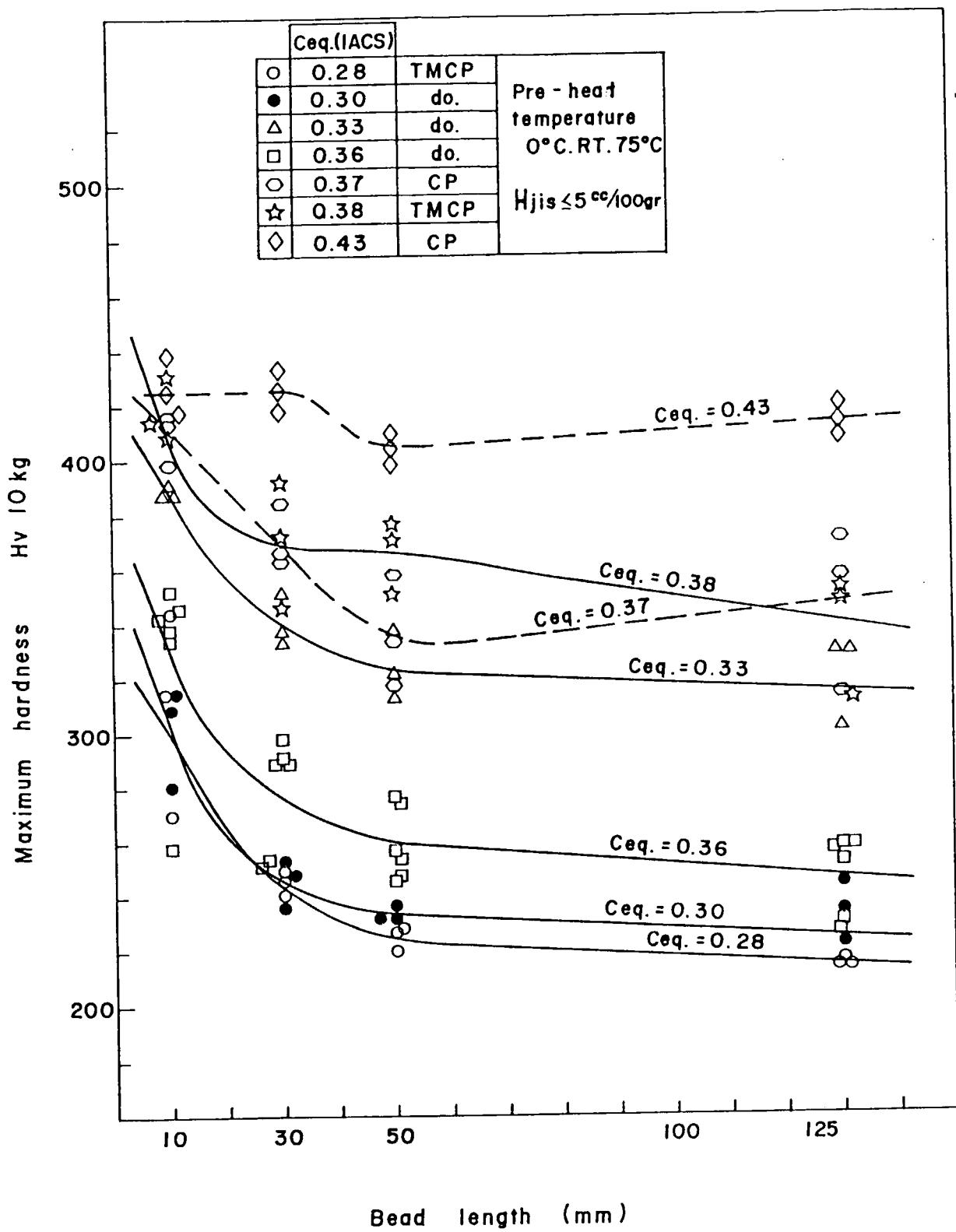


图 5.2.1.2 Relation between maximum hardness and bead length

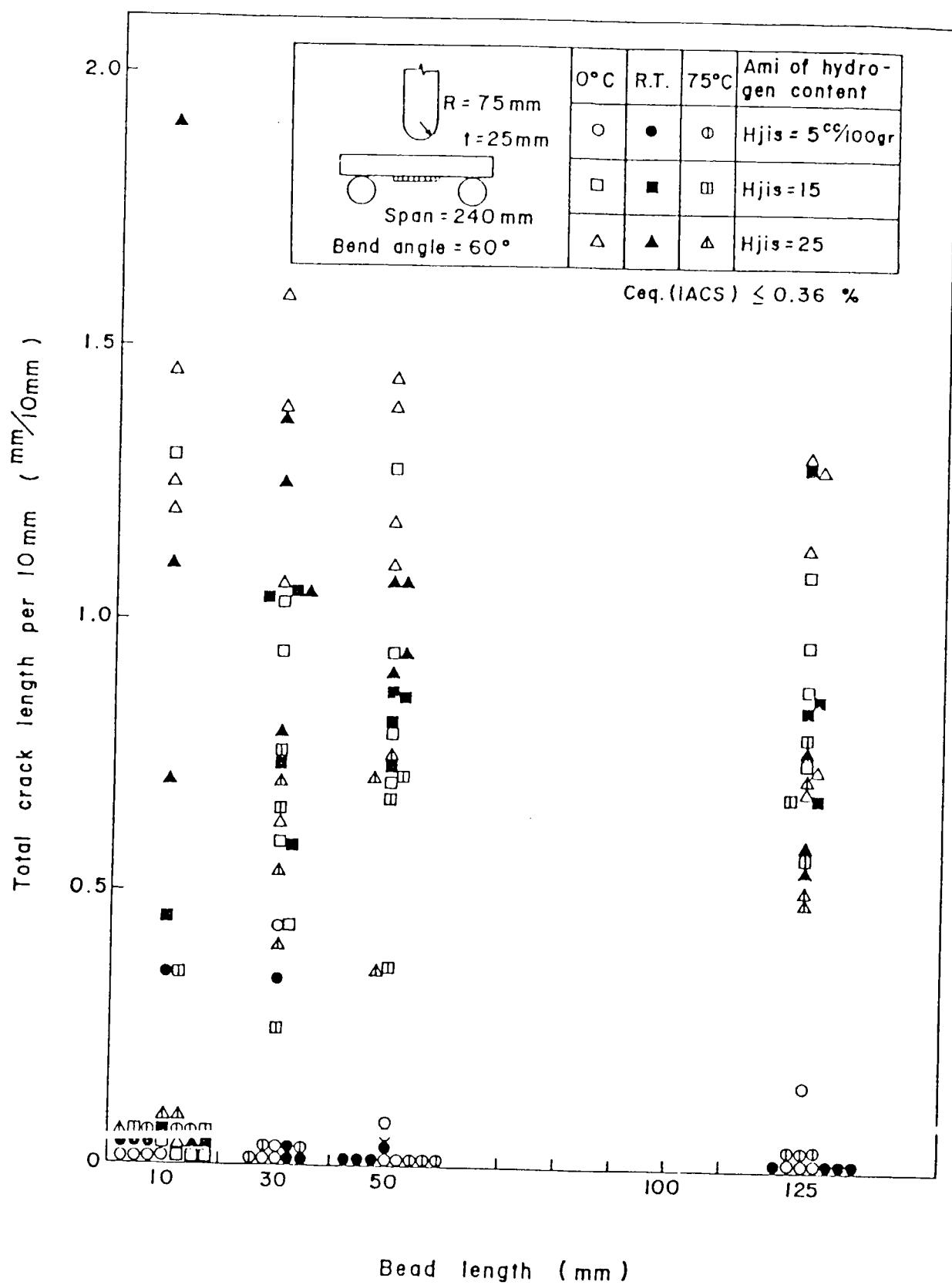
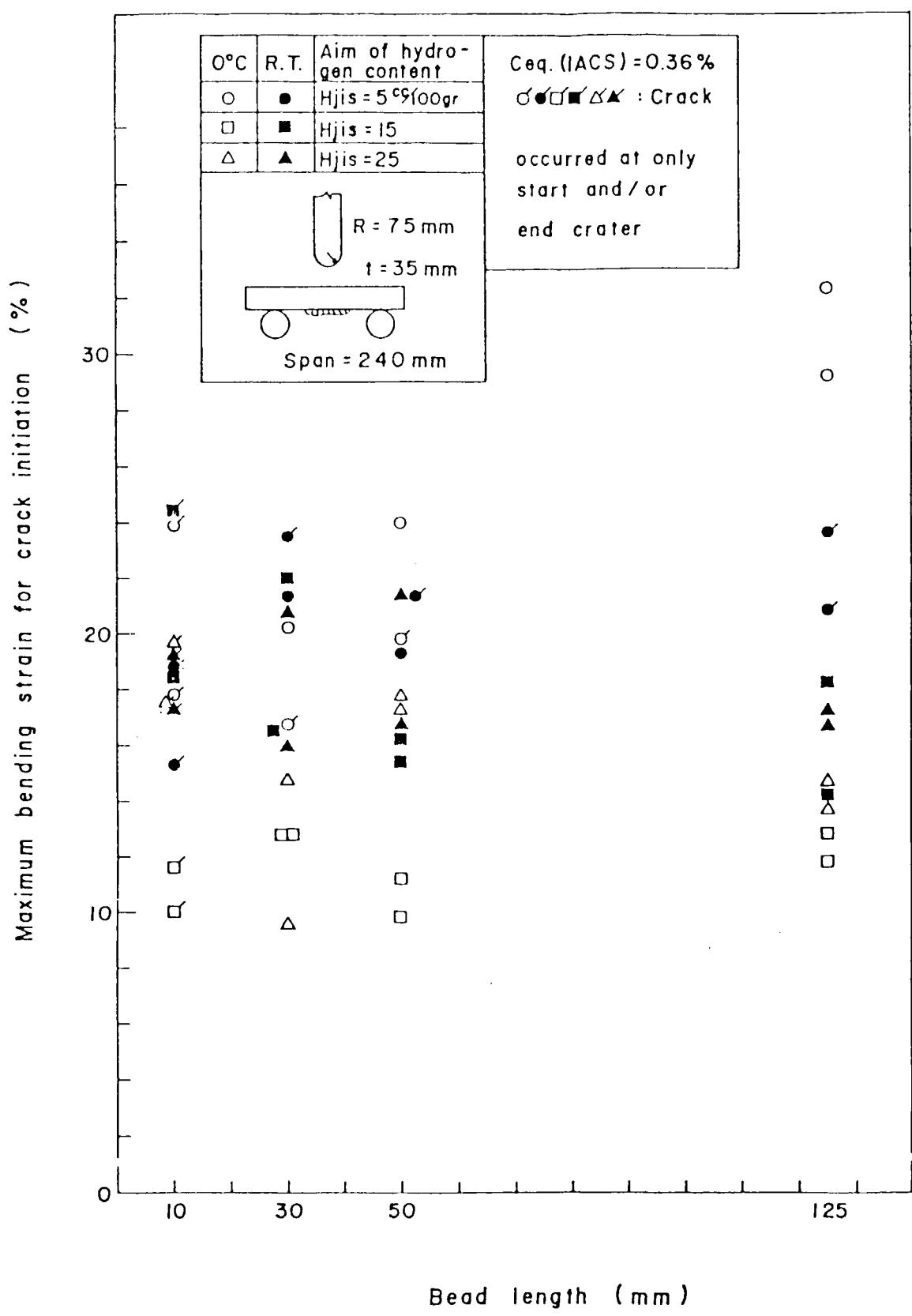


Fig. 5.2.1.3 Relation between total crack length per 10mm and bead length



[Fig. 5.2.1.4] Relation between maximum bending strain at the time of crack initiation and bead length

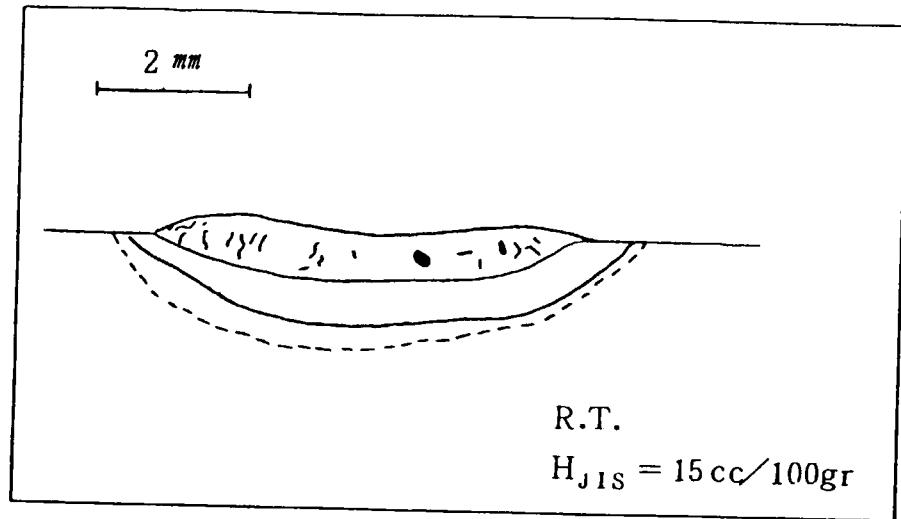


図 5.2.1.5 Example of micro cracks for arc strike

5.2.2 予 熱

(1) 適用基準

炭素当量 Ceq (%)*	予熱の必要な 気温 (°C)	予 熱 温 度 (°C)			使用溶接棒
		厚 板 *** t (mm)	細径棒使用 (17KJ/cm)	太径棒使用 (30KJ/cm)	
≤ 0.36	$\leq 0^{**}$	≤ 25	50	30	低水素系****
		$25 < t < 25$	70	50	
		≥ 50	100	70	
> 0.36	$\leq 5^{**}$	≤ 25	50~100	30~70	低水素系****
		$25 < t < 50$	70~150	50~120	
		≥ 50	100~200	70~130	

注 * $C_{eq} = C + M_N / 6 + (Cr + Mo + V) / 5 + (Ni + Cu) / 15 - 1\%$

** 気温が上表の値以上の場合でも板厚、拘束度に応じて予熱を必要とする場合がある。

*** 対象となる継手で板厚差あるいは強度差のある時は板厚の厚い方あるいは強度の高い方の基準を適用する。

**** 横向き突合せ、上向きすみ肉溶接では極低水素系 ($H_{JIS} \leq 3.0 \text{ cc}/100 \text{ gr}$) を用いるか、または予熱を行う。

(2) 理 論

① 目 的

従来の 50 キロ 級高張力鋼は炭素当量が軟鋼に比べて高く、溶接部が急冷されるときに発生しやすい溶接熱影響部の低温割れを防止するために、気温が 5 °C 以下の寒冷時や小入熱溶接時には予熱を行なっている。

ところが最近開発された TMCP 鋼は低炭素当量化が可能となり、予熱施工条件が緩和できるものと期待できる。本節では過去 3 カ年にわたり共同研究を行なった各種割れ試験の結果¹⁾²⁾³⁾にもとづき、TMCP 鋼の予熱施工標準を定めた。

② 予熱を必要とする気温

斜め y 形拘束割れ試験における割れ停止温度を T_0 、構造物に対する予熱温度を T_L とすると、とくに拘束が大きい継手を除いて $T_0 \leq 75^{\circ}\text{C}$ のとき $T_L = 0^{\circ}\text{C}$ と規定できる。^{4) 1) 2) 3)} [TMCP 鋼] [SR 193] の共同研究及び鉄鋼メーカーで行なった斜め y 形拘束割れ試験結果を示す。実用的な低水素系溶接棒の拡散性水素量 (JISZ3113-75) による $H_{JIS} = 3.5 \sim 4 \text{ cc}/100 \text{ gr}$ 以下であるので、 $Ceq \leq 0.36\%$ のとき $T_0 \leq 75^{\circ}\text{C}$ となり、気温が 0°C をこえるときには、一般の継手に対して予熱は不要となる。

つぎに従来形の 50 キロ級高張力鋼において、溶接姿勢の制約から溶接入熱が低い場合に割れが発生しやすく極低水素系溶接棒の使用が推奨されている⁵⁾ [横向き突合せと上向きすみ肉縫手の予熱について検討する]。

図 5.2.2.2^{1) 2)} [横向き突合せ溶接拘束割れ試験結果を示す]。 $Ceq = 0.38\%$ で HAZ 割れが発生しており、 $Ceq > 0.36\%$ のときは予熱が必要であると考えられる。ここで $Ceq = 0.26\%$ で割れているのは試作溶接棒の作業性不良による溶接金属割れであるので除外している。

上向きすみ肉拘束割れ試験結果と図 5.2.2.3^{1) 2) 3)} [示す]。溶接棒の拡散性水素量が増加すると、より低い炭素当量の鋼材で割れが返生している。 $H_{JIS} = 3.9 \text{ cc}/100 \text{ gr}$ の溶接棒を用いると $Ceq = 0.34\%$ の鋼材で止端割れが発生している。 $H_{JIS} = 2.5 \text{ cc}/100 \text{ gr}$ の極低水素系溶接棒を使用すれば、 $Ceq \leq 0.36\%$ では室温 0°C の試験でも割れは発生せず、予熱は不要である。

しかしながら、拘束度が高い継手を小入熱溶接するときは、斜め y 形割れ試験結果から予熱が必要となる¹⁾こと、及び図 5.2.2.3 から $H_{JIS} = 3.9 \text{ cc}/100 \text{ gr}$ の溶接棒を用いると室温 0°C において $Ceq \geq 0.34\%$ のとき割れが発生していることを考慮し、気温が 0°C を超えていても予熱を必要とする場合があることを注記している。

③ 予熱温度

気温が 0°C 以下のときの予熱温度は、 $Ceq \leq 0.36\%$ の TMCP 鋼の耐割れ性が良好なことを考慮し、従来圧延形 50 キロ級高張力鋼に適用する予熱温度⁵⁾の最低値を選定すれば安全側と考えられるのでこれを適用している。

④ $Ceq > 0.36\%$ の TMCP 鋼

$Ceq > 0.36\%$ の TMCP 鋼については、従来圧延形 50 キロ級高張力鋼と同等の耐割れ性を持つとすれば安全側であると考えられるので、その管理標準⁵⁾を適用している。

参考文献

- 1) 日本造船研究協会 第 193 研究部会 報告書 昭和 58 年 3 月
- 2) 同 上 昭和 59 年 3 月
- 3) 日本造船研究協会 第 193 研究部会 ワーキンググループ 資料
- 4) 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, p.43, 1972
- 5) 溶接施工管理標準：溶接施工委員会編、昭和 54 年 5 月

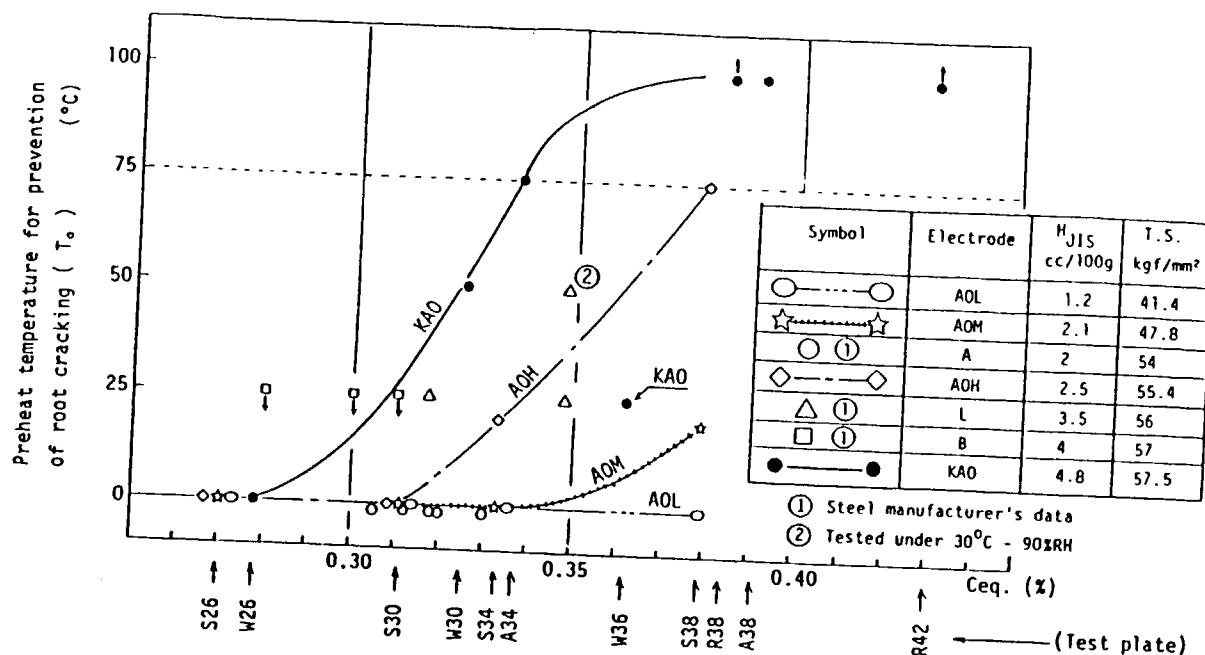


図 5.2.2.1 Relationship between Ceq. and preheating temperature for prevention of root cracking in JIS y-groove cracking tests^{1),2),3)}

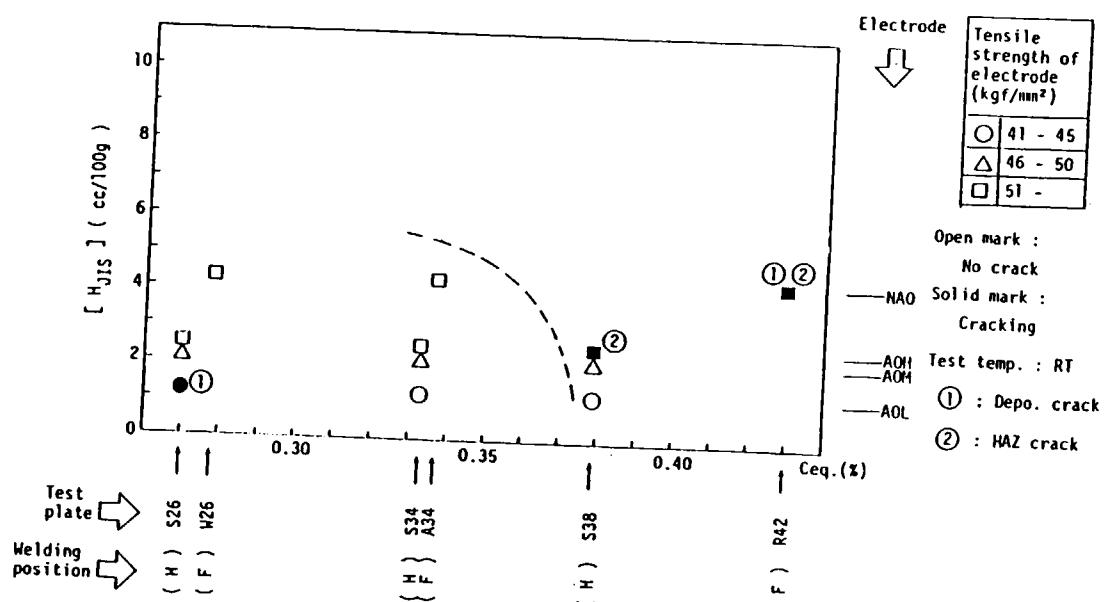


図 5.2.2.2 Relationship between diffusible hydrogen content and Ceq. in window type weld cracking tests^{1),2)}

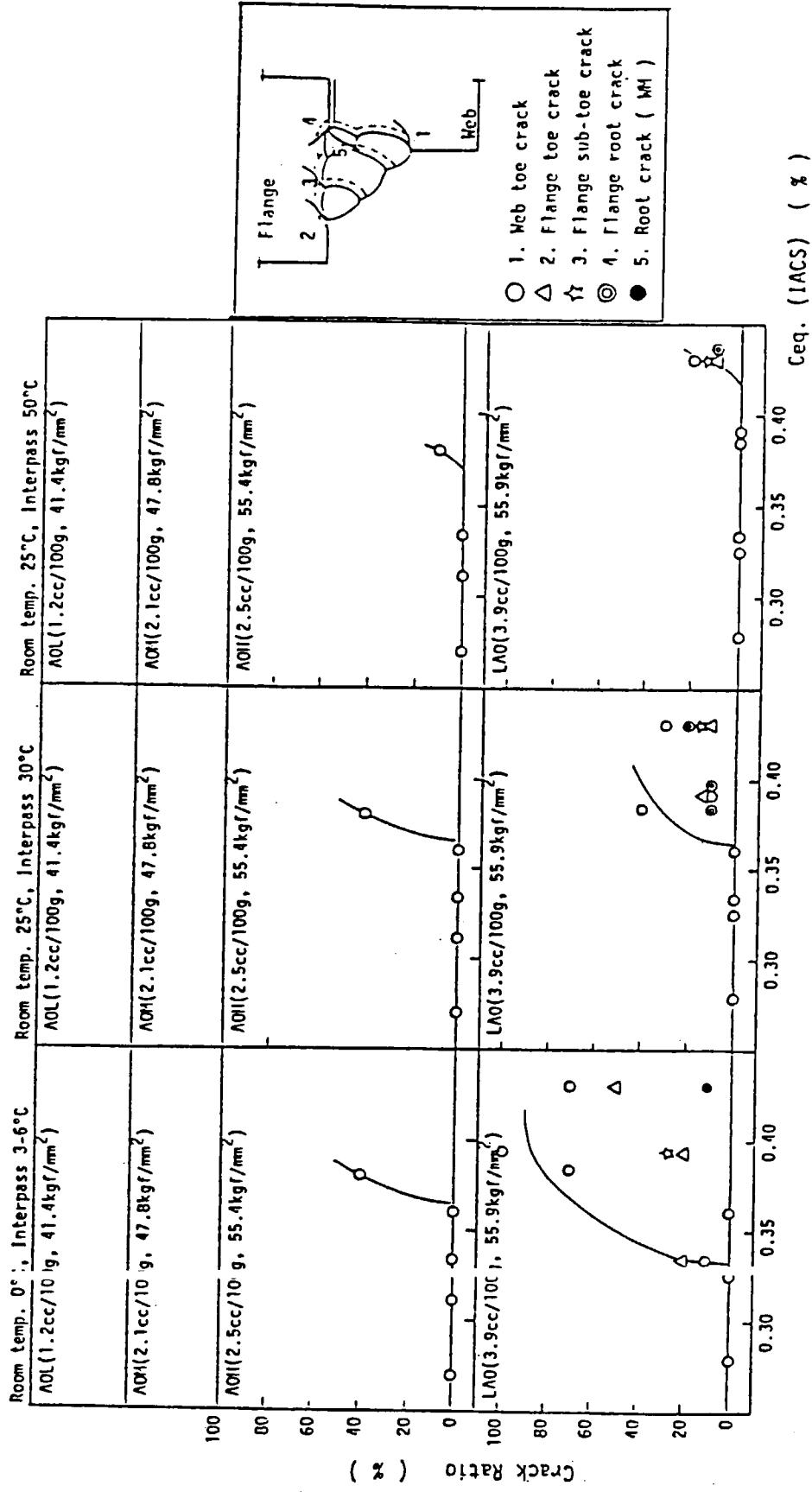


図 5.2.2.3 Relationship between $C_{eq.}$ and crack ratio in multi-pass overhead filler weld cracking tests 1, 2, 3)

5.2.3 非低水素系溶接棒の採用

(1) 適用基準

項目		適用基準	備考
鋼材	鋼種	TMCP型50キロ級高張力鋼 AH32, DH32, AH36, DH36	
	炭素当量	Ceq(IACS) ≤ 0.36%	
溶接棒	拡散性水素量	HJIS ≤ 25cc/100g	JIS Z 3113-75による
	乾燥・管理	メーカー推奨条件にて再乾燥。 また、現場への持出し時間は4時間以内とする。	
溶接施工	脚長	脚長7mm以下の水平すみ肉1バス溶接	脚長、板厚の上限値については、解説の項参照のこと。
	板厚	25mm以下	

(2) 解説

① 目的

一般に50キロ級高張力鋼の溶接に対しては、低温割れを考慮して低水素系の溶接棒を使用している。船体構造の溶接の大半を占めるすみ肉継手に対しては、主として水平すみ肉専用棒によるグラビティ溶接を行っているが、低水素系溶接棒であるために、溶接棒の乾燥管理、鋼板表面のペイントによるピットの発生、あるいはビード形状の凸形など、非低水素系の溶接棒を使用する軟鋼に比べて施工上不具合を点もある。

一方最近開発されたTMCP鋼は、50キロ級の強度を有しながら、化学成分では軟鋼に近い低炭素当量化が可能となり、低温割れ特性は著しく改善されている。

TMCP鋼のこのような特性に着目し、従来の50キロ級高張力鋼の水平すみ肉溶接の作業性を改善する目的で、非低水素系溶接棒の適用可能性を調査した。本節ではTMCP鋼の炭素当量、板厚、溶接棒の拡散性水素量の関係において、溶接割れの発生しない条件を調査し、施工条件を標準化したものである。

② 適用可能な継手、鋼板、溶接棒の種類

低温割れは一般的に、鋼材の化学組成、溶着金属の拡散性水素量HJIS、継手の拘束度及び冷却速度の関係で決まる。ここでは船体構造のすみ肉継手を想定して拘束板付きすみ肉試験体に、上記各条件を変化させた組合せで水平すみ肉1バス溶接を行い、溶接部の表面、断面割れを検査した。¹⁾²⁾

図5.2.3.1は試験板厚t≤25mmで、炭素当量CeqとHJISおよび割れの関係を示す。割れの発生限界はCeqとHJISの関係で図中の斜線の範囲で示される。同様に図5.2.3.2は25< t≤40mmでCeqとHJIS及び割れの関係を示す。図5.2.3.1と比べ割れ有無のばらつきは大きくなっているが、割れ発生限界を安全側で評価すると、図中の斜線範囲となる。

図5.2.3.3は上記データをHJISとtの関係で整理したものであるが、便宜的にCeqの範囲を、Ceq≤0.36%とCeq≥0.36%の範囲に分けて図中の記号で区分している。同図より割れ発生の限界板厚tcは、Ceq≤0.36%でHJIS=25cc/100gのときtc=28mm程度と推定される。一方Ceq≥0.36%では、

$H_{JS} = 25 \text{ cc}/100 \text{ gr}$ のとき, $t_c = 12 \text{ mm}$ 程度である。

以上の実験結果をふまえ、また現在船体用鋼板として実用化されつつある TMCP Type I 型 50 キロ級高張力鋼の C_{eq} の上限値が約 0.36% 程度であること、作業性に優れたこの種の水平すみ肉専用溶接棒の H_{JS} の¹⁾ 上限値が $25 \text{ cc}/100 \text{ gr}$ 程度であること、及び実施工を想定した場合での鋼板塗料、棒の吸湿などによる割れ助長因子を考慮し、適用基準を定めた。

なお、今回の実験は、棒径 5.0~6.4mm^ø を用いた水平すみ肉 1 バス溶接が大部分を占め、脚長 7 mm を超える水平すみ肉 1 バス溶接については十分検討されていないため、脚長 7 mm 以下の制限を設けた。脚長 7 mm を超えるすみ肉溶接については、今後その適用性を確認する必要がある。^{1), 2)} また多層溶接では、上向すみ肉割れ試験^{1), 2)}、窓枠拘束割れ試験結果から溶接金属に割れが発生する危険性があるため、水平すみ肉継手の補修溶接には、従来どおり低水素系溶接棒を使用すべきである。

③ 溶接棒の再乾燥、取扱い管理

被覆アーク溶接棒は、限界以上に吸湿するとアークの不安定、アンダカットの発生及び H_{JS} の増加による耐割れ性の劣化が起こりやすくなる。図 5.2.3.4 には本節でとりあげた非低水素系溶接棒の吸湿特性を、図 5.2.3.5 には吸湿水分量と H_{JS} の関係の一例を示す。さらに表 5.2.3.1 には、鋼板表面に塗布されたペイントが H_{JS} および影響を調べた実験結果の一例を示す。これらから明らかのように、吸湿した溶接棒あるいはプライマー塗布鋼板溶接では、当然のことながら H_{JS} が増加し、前記図 5.2.3.1, 5.2.3.2 及び 5.2.3.3 における割れ発生領域に近づくと考えられる。

したがって、溶接棒の再乾燥及び保温管理は棒メーカーの推奨する条件で行う必要がある。さらに梅雨時期などの高温多湿雰囲気では吸湿速度も速くなるため、保温庫より持出した溶接棒の限界使用時間は、低水素系溶接棒並の 4 時間とした。

参考文献

- 1) 日本造船研究協会 第193研究部会 報告書 昭和58年3月
昭和59年3月
- 3) 日本造船研究協会 第193研究部会 ワーキンググループ 3資料

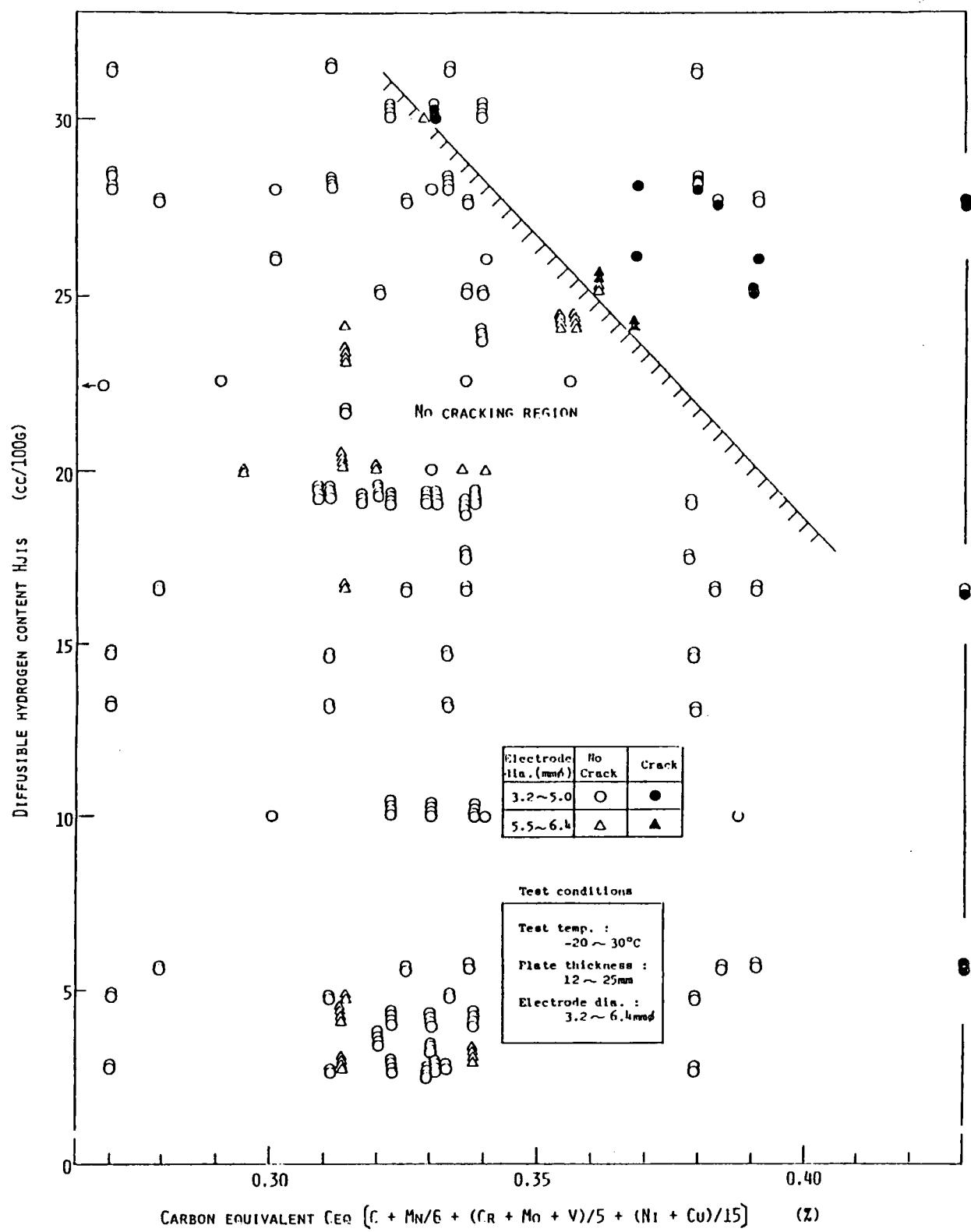


図 5.2.3.1 EFFECTS OF Ceq AND HJs ON SINGLE PASS FILLET WELD CRACKING TEST RESULTS FOR PLATE THICKNESS UP TO 25MM³⁾

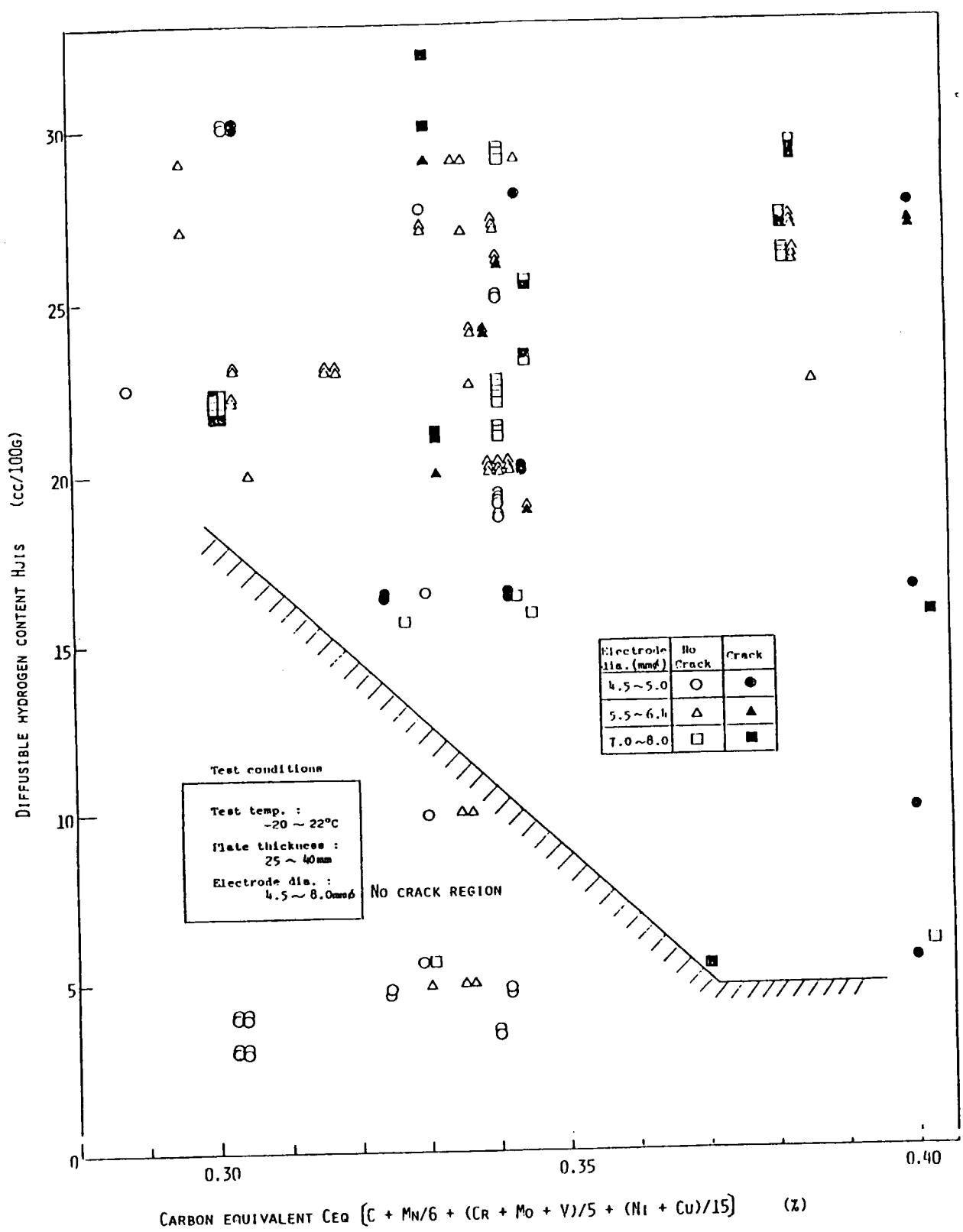


図 5.2.3.2 EFFECTS OF CEQ AND HJs ON SINGLE PASS FILLET WELD CRACKING TEST RESULTS
FOR PLATE THICKNESS OVER 25MM THROUGH 40MM³⁾

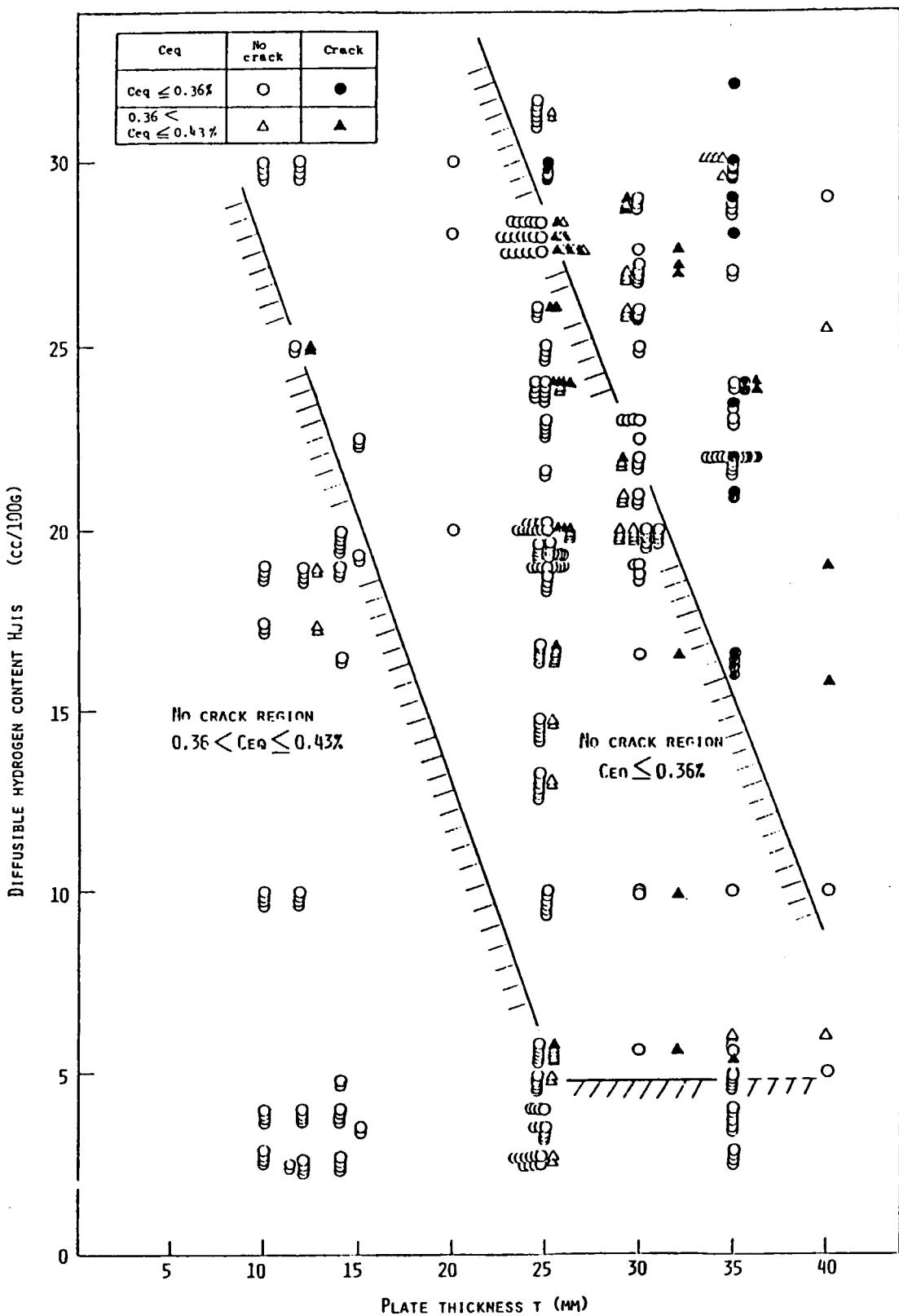


図 5.2.3.3 EFFECTS OF T AND H_{JIS} ON SINGLE PASS FILLET WELD CRACKING TEST RESULTS. 3)

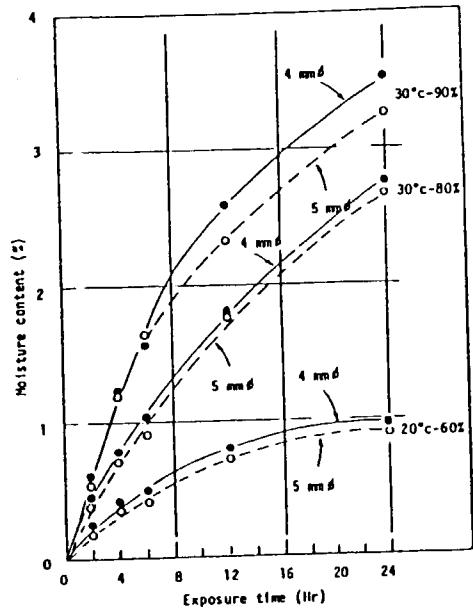


図 5.2.3.4 Relation between exposure time and moisture content 3)
and moisture content 3)

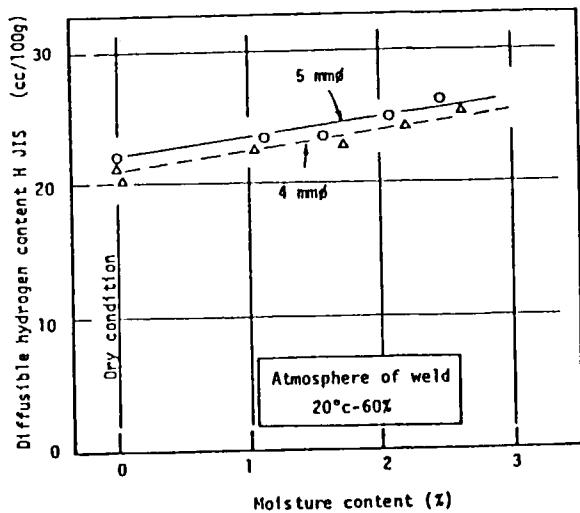


図 5.2.3.5 Relation between moisture content and diffusible hydrogen content
H JIS 3)
II JIS
Atmosphere of weld
20°C-60%

表 5.2.3.1 Effect of painting on the diffusible hydrogen content
II JIS of weld metal 3)

Diameter of electrode (mmφ)	Painting *	Diffusible hydrogen content II JIS (cc/100g)				
		1	2	3	4	Ave.
5.0	No paint	20.4	21.2	22.0	20.8	21.1
	Painted	25.4	26.2	24.6	27.1	25.8
6.0	No paint	20.8	21.7	22.1	21.8	21.6
	Painted	24.6	26.6	26.0	26.8	26.0

Note * Kind of paint : Inorganic Zinc primer
Paint thickness : 15~20μm

5.2.4 線状加熱及び熱ひずみ取り加工

(1) 適用基準

TMCP型50HT Ceq.(IACS)≤0.38% グレード	加熱，冷却条件		
	最高加熱温度	冷却方法	加熱，冷却の繰り返し
A H, D H	1,000°C (加熱表面)	加熱直後水冷 または空冷	3回まで
E H	900°C (加熱表面)	同上	2回まで

(2) 解説

① 目的

一般に鋼板が線状加熱などの再加熱，冷却を受ける場合，強度特性や韌性が変化し，その特性変化の程度は鋼種によって異なることはよく知られている。従来型50キロ級高張力鋼が，その強度や韌性をおもに鋼の化学成分や焼準処理によっているのに対し，TMCP鋼では圧延時の温度管理による組織の微細化や加速冷却によっており，低炭素当量であることや高い韌性を有することなどが特徴となっている。従ってTMCP鋼は再加熱，冷却による韌性劣化の程度が従来型50キロ級高張力鋼と比較して小さいことが期待される。またその製法上加熱冷却条件によっては，軟化などによる強度の低下などを予想される。これら諸特性の変化と加熱，冷却条件との関係について十分に把握しておくことは，TMCP鋼の有効利用の観点から重要な課題である。

そのため，線状加熱および熱ひずみ取り加工について，TMCP鋼に対する安全かつ能率的な作業標準を確立する目的で過去3か年にわたり共同研究を行った。第一年次では各造船所でミルメーカーが行った研究結果をアンケートにより調査した。その結果現行のJSQSの作業標準によって施工すれば母材性能を保持できることが確認され，更に材質の変化が従来型50キロ級高張力鋼より小さいため加熱，冷却条件を緩和できることが予想された。¹⁾第二年次では更に過酷な加熱，冷却条件による諸特性の変化について調査し，²⁾第三年次では各ミルメーカーで行った研究結果についてアンケートにより補足調査した。本節では以上の調査結果を考察し，TMCP鋼に対する線状加熱，熱ひずみ取り加工の作業標準としてまとめた。

② 調査の内容

AH32, AH36, DH36, EH36, 板厚1.5~4.2mm, Ceq.(IACS)0.25~0.38%のTMCP鋼，水冷材TypeⅢおよび非水冷材TypeⅠ, Ⅱに対して，加熱，冷却条件が現行のJSQSの作業標準と同等，および更に過酷な場合の研究結果について調査した。加熱方法は線状加熱，ジグザグ焼，部分丸焼などで，繰り返し加熱冷却を受ける場合についても調査した。なお温度の計測位置は，ほとんどの場合鋼板表面下1mmのところであるが，一部は板厚中央部または鋼板裏面の計測結果から推定した。²⁾

③ 加熱部の引張強度特性

再加熱，冷却が引張強度特性に与える影響についての試験結果を表5.2.4.1にまとめた。それぞれの加熱，冷却条件における降伏点 σ_y ，引張強度 σ_u および伸び率 $E\%$ の母材からの変化量を示している。降伏点および引張強度が最も大きく低下したものは，ジグザグ焼の場合でTypeⅢの鋼材に対し加熱温度が1,000°Cを大きく超え，加熱後空冷されたものであった。その低下量は10kgf/mm²に達し，NKの規格値を3~4kgf/mm²程度

下回った。その他の加熱、冷却条件における低下量は、Type I, II, IIIとも 5kgf/mm^2 以下であり、母材強度が十分高いため NK の規格値を満足している。

加熱温度が 950°C 以下では鋼材の Type による低下量の差は顕著ではなく、冷却方法による有意差も認められない。

伸び率では加熱温度が $1,200^\circ\text{C}$ を越え板厚全域に熱影響を受けている場合は低下が著しく、NK の規格値を満足しなかった。その他の加熱、冷却条件では繰り返し 3~10 回 (900°C , 水冷) を含めて NK の規格値を満足した。なお 900°C から水冷されたもので低下量の大きいものが一例あったが母材の伸び率が高く NK の規格値を満足している。

④ 硬さ特性

加熱後水冷を行った場合、加熱部は硬化する。最も硬化したものは 800°C から水冷されたもので、Ar3 変態点付近から水冷されたものは硬化度が大きい傾向を示した。 $C_{eq} \leq 0.36$ では $H_V \max$ は 400 程度であった。

C_{eq} が比較的低い場合、加熱温度が $1,200^\circ\text{C}$ を越え板厚全域にわたり熱影響を受けたものに顕著な軟化が認められた。²⁾

⑤ シャルピー衝撃特性

表 5.2.4.2 IC, 各加熱、冷却条件によるシャルピー衝撃特性の変化を破面遷移温度 vT_{rs} の母材からの変化量で示す。 vT_{rs} が得られていないデータについては WES 3003 IC ³⁾ より vT_E を算出し、 $vT_{rs} = vT_E$ として求めた。すなわち、

$$vE_T = 10 + 0.4 (T - vT_E) \quad \dots \dots \dots \quad (1)$$

上式において vE_T は鋼材規格の要求試験温度における値を用いた。

母材が再加熱、冷却を受けた場合、靭性が低下し、 vT_{rs} は高温側へ移動する。調査した加熱、冷却条件においては vT_{rs} の母材からの変化量 ΔvT_{rs} は 50°C 程度以下であった。ただし一例のみ Type I の鋼材で 80°C 近辺から水冷されたもので ΔvT_{rs} が 79°C に達したものがあったが、これは板厚 12.5mm の E 級鋼であった。NK 鋼船規則によると実船には使用されない板厚であるからデータから除外した。⁴⁾

従来型 50 キロ級高張力鋼と比較して、TMCP 鋼は V ノッチシャルピー衝撃試験では良い値を示しても大型試験による破壊靭性値は V ノッチシャルピー衝撃試験結果ほど良い値を示さない、という報告がある。⁵⁾ 安全性確保の観点から再加熱、冷却部の破壊靭性値 K_c について下記により検討した。

想定亀裂長さは現存船舶の実績等を考慮して、重要箇所については 240mm 、その他の箇所については 200mm とされている。⁴⁾ この値を用いて船体鋼板に要求される破壊靭性値 $K_c(r)$ を次式によって求めた。

$$K_c(r) = (\sigma_d + 0.2 \sigma_{yo}) \sqrt{\pi a} (kgf/\text{mm}^2)^{1/2} \quad \dots \dots \dots \quad (2)$$

ここで σ_d : 設計応力 $0.7 \sigma_{yo}$

σ_{yo} : 公称降伏点 kgf/mm^2

a : 想定亀裂長さの $1/2$ AH … 100mm , DH, EH … 120mm

(2)式より次の値が得られた。すなわち

$$\text{AH 鋼: } K_c(r) = 510 (\sigma_{yo} = 32 kgf/mm^2), 574 (\sigma_{yo} = 36 kgf/mm^2) kgf/\sqrt{\text{mm}^2}$$

DH鋼，EH鋼

$$K_c(r) = 5.59 (\sigma_{yo} = 32 \text{kgf/mm}^2), 6.29 (\sigma_{yo} = 36 \text{kgf/mm}^2) \text{ kgf}\sqrt{\text{mm/mm}^2}$$

次に0°Cにおける再加熱，冷却部のKc値を次式により求めた。⁵⁾

$$\sigma = \left(\frac{1}{2}\right) \sigma_{yo} \frac{[Ti]}{a=40} = (0.00321 \sigma_{yo} + 0.391) \nu Trs + 2.74 \sqrt{\nu} + 17.3 (\text{K}) \quad (3)$$

$$K_c = 0.68 [5.60 \sigma_{yo} \exp \left\{ K_0 \left(\frac{1}{\sigma = \left(\frac{1}{2}\right) \sigma_{yo} [Ti]_{a=40}} - \frac{1}{T_K} \right) \right\}] \text{ kgf}\sqrt{\text{mm/mm}^2} \quad (4)$$

$$K_0 = 5.16 \times \frac{[Ti]}{a=40} - 170 (\text{K}) \quad (5)$$

母材に対して線状加熱などの再加熱，冷却を行った場合， $\Delta \nu Trs$ が20°C以下であれば母材韌性値への悪影響はないと言われている。⁶⁾従って上記Kc値は $\Delta \nu Trs$ が20°Cを越えたものについて求め表5.2.4.2に示した。各条件におけるKc値はいずれもKc(r)値と比較して十分大きい値を示している。

図5.2.4.1に加熱，冷却の繰り返し回数と νE_T の変化量 $\Delta \nu E_T$ の関係を示した。いずれの場合もNKの規格値は満足しているものの、繰り返し数が5回を越えると $\Delta \nu E_T$ が大きくなる傾向を示している。

⑥ COD特性

加熱後水冷を行った場合，加熱部の δc 値は母材 δc より低下する。その低下量は水冷開始温度が高い程大きい。しかし板厚全域に熱影響を受けた場合でも船体の使用条件下では母材と同等の δc 値が得られている。²⁾

加熱後空冷を行った場合，加熱，冷却の影響は極めて小さく，母材とほとんど変わらない値を示した。

⑦ 考察

表面下1mmの加熱温度が1,200°Cを越える場合は母材の強度特性の劣化が大きく，NKの規格値を満足していない。1,000°Cでは加熱後空冷された場合に σ_y, σ_u の低下度が大きいが，母材強度が十分高いためNKの規格値は満足している。また同温度で加熱後水冷された場合も σ_y, σ_u, E の低下度は小さく，母材の強度特性を保持できると思われる。韌性については加熱温度が1,200°Cを越え板厚全域に熱影響を受けた場合， νTrs 及び νE_T は十分な値を示しているが， νTrs の高温側への移動量は大きい。

また水冷開始温度がAr3変態点付近の700°C~800°Cでは νTrs の高温側への移動量は他の水冷開始温度の場合と比較して大きく，従来型50キロ高張力鋼と同様の傾向を示している。⁷⁾低炭素量と言えども α, γ の二相域から水冷された場合，炭素が γ 相に集まり，急冷により高炭素マルテンサイトが形成されるため硬化度も大きくなり，韌性も低下すると考えられる。表面が脆化していることは好ましくないのでAr3変態点付近からの水冷はなるべく避けた方が良い。更にE級鋼では1,000°Cから水冷した場合， νTrs の高温側への移動量が大きいので加熱温度はより1,000°C程度低い方が良い。

以上により実用できる加熱，冷却条件として以下を選定する。すなわち，最高加熱温度は加熱表面でAH，DHについては1,000°C，EHについては900°Cとし，冷却方法は加熱直後水冷または空冷とする。また加熱，冷却を繰り返すと諸特性の劣化は大きくなる。加熱温度が900°Cの場合，繰り返し5回までであれば諸特性の劣化が少いことが確認されているが，最高加熱温度を1,000°Cとした場合はAH, DHについては3回まで，EHについては2回までに制限することが妥当であると考えられる。更に部分丸焼きやジグザグ焼きなどにおいては板厚深く熱影響を受けるので加熱速度などに十分注意する必要がある。

なお以上の加熱，冷却条件によれば，船体の使用条件下では $\delta c, K_c$ は十分な値を示しており，脆性破壊発

生の恐れはないと判断される。また加熱表面の温度は表面下1mmの位置の温度に比べて100°C程度高いという報告があり、⁷⁾ 加熱、冷却作業において温度管理は加熱表面で行われるので本適用基準は更に安全側になっている。

参考文献

- 1) SR193 研究部会報告書(№367 昭和58年3月) pp147~163
- 2) SR193 研究部会報告書(№374 昭和59年3月) pp233~236
- 3) WES3003・1983 低温用圧延鋼板判定基準解説
- 4) 昭和56年版鋼船規則C編鋼材の使用区分関係規則改正の解説 日本海事協会会誌 №178, 1982
- 5) 永元ほか：新制御圧延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
昭和57年11月 pp427~438
- 6) 木原ほか：鋼板の非性に及ぼす組立工程における加工の影響(その3) 日本造船学会論文集 第133号
昭和48年 pp331~342
- 7) 同 上 (その2) pp319~329

表 5.2.4.1 Effects of heating and cooling conditions on yield strength tensile strength and elongation.

($\Delta\sigma_y$, $\Delta\sigma_u$, $\Delta E\ell$: Deviations of σ_y , σ_u , $E\ell$ from those of base metal (B. M))
 • : Average.

No	Heating & cooling conditions	TMCP Type	$\Delta\sigma_y$ (kgf/mm ²)			$\Delta\sigma_u$ (kgf/mm ²)		$\Delta E\ell$ (%)				
			-10	-5	B.M	-5	0	-20	-10	B.M	10	20
1	>1,200 °C WC	III										
		I, II										
2	>1,200 °C AC	III										
		I, II										
3	1,000 °C WC	III										
		I, II										
4	1,000 °C AC	III										
		I, II										
5	950 °C WC	III										
		I, II										
6	950 °C AC 650 °C WC	III										
		I, II										
7	900 °C WC	III										
		I, II										
8	900 °C AC 850 ~ 800 °C WC	III										
		I, II										
9	900 °C AC 750 ~ 700 °C WC	III										
		I, II										
10	900 °C AC 650 ~ 600 °C WC	III										
		I, II										
11	900 °C AC	III										
		I, II										
12	850 °C WC	III										
		I, II										
13	800 °C AC 700 °C WC	III										
		I, II										
14	700 °C WC	III										
		I, II										

表 5.2.4.2 Effects of heating and cooling conditions on
fracture transition temperature.

(・: Average)

No.	Heating & Cooling Conditions	TMCP Type	$\Delta v_{Trs} = v_{Trs} (\text{Heat \& cool}) - v_{Trs} (\text{B.M.})(\text{°C})$				min. Kc ($\text{kg/mm}^2/\text{mm}$) at 0°C			
			-20	0	+20	+40	+60	A H	D H	E H
1	>1,200 °C WC	III		•						
		I, II				•		784		
2	>1,200 °C AC	III		•						
		I, II				•		771		
3	1,000 °C WC	III			—	—		587	748	
		I, II				—				741
4	1,000 °C AC	III		—	—	—			737	
		I, II			—	—				860
5	950 °C WC	III			—	—		751		
		I, II		—	—	—			793	
6	950 °C AC →650 °C WC	III		•						
		I, II		—	—	—				
7	900 °C WC	III		—	—	—		618	707	919
		I, II		—	—	—				774
8	900 °C AC →850~800 °C WC	III			—	—		627	755	831
		I, II								
9	900 °C AC →750~700 °C WC	III			—	—		670	741	807
		I, II								
10	900 °C AC →650~600 °C WC	III			—	—		644	709	822
		I, II								
11	900 °C AC	III		—	—	—			729	1,083
		I, II								
12	850 °C WC	III		•						
		I, II		—	—	—				
13	800 °C WC 800 °C AC →700 °C WC	III			—	—		630	869	
		I, II			—	—				821
14	700 °C WC	III		•				606		
		I, II								

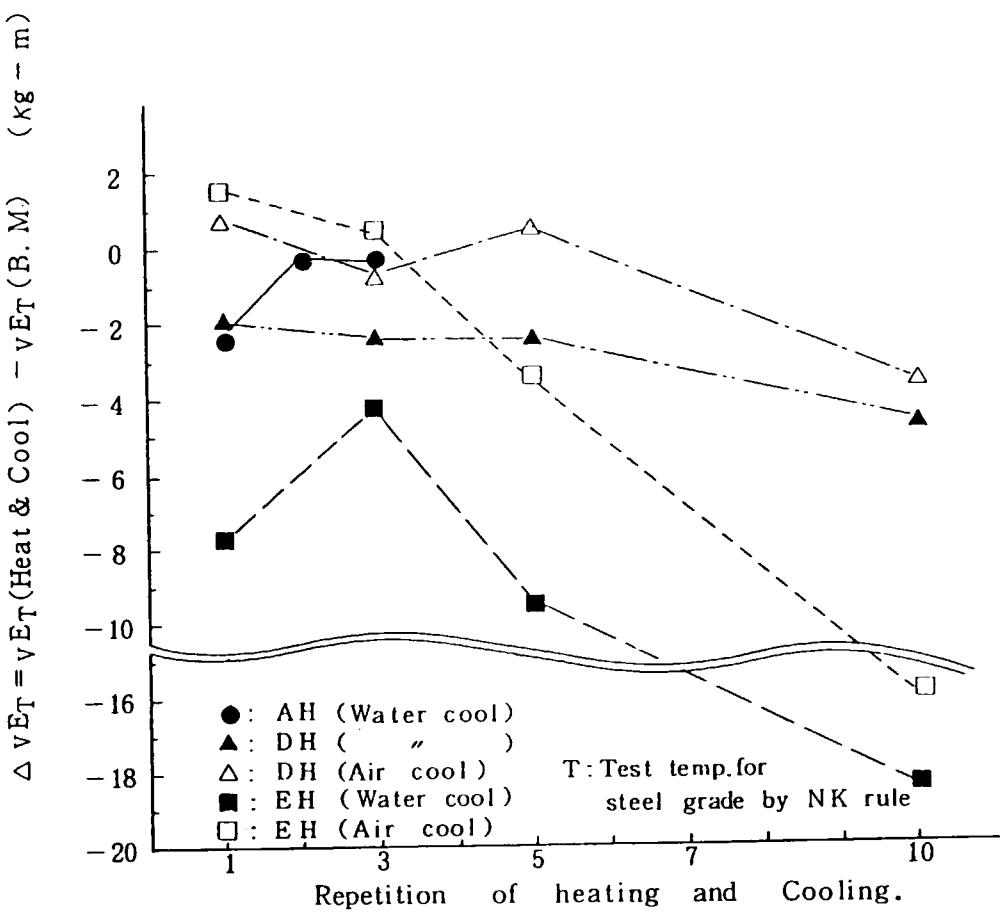


図 5.2.4.1 Effects of repeated heat cycles on absorbed energy in V-notch Charpy test

5.2.5 すみ肉溶接専用棒の強度規格

TMCP 鋼に非水素系すみ肉溶接専用棒が 1 パス溶接施工に限り適用できることが 5.2.3 章で報告された。すみ肉溶接専用棒の継手性能試験が SR193 昭和 58 年度の研究¹⁾で実施されているが、その結果をもとにすみ肉溶接専用棒の強度規格に関する検討を行った。²⁾なおデータ数を増やす意味から、同様の試験結果が報告されている日本溶接協会溶接棒部会共研第 7 分科会のデータも同一グラフ上にプロットした。

1 パス溶接施工されるすみ肉溶接専用棒の強度は多層盛の溶着金属試験で評価されているが、その強度規格は、表 5.2.5.1 のように規定されている。

この多層盛の溶着金属の引張強さ $\sigma_{D \cdot U}$ と 1 パスすみ肉溶接金属の引張強さ $\sigma_{W \cdot F \cdot U}$ の関係は図 5.2.5.1 に示されるが、 $\sigma_{D \cdot U}$ と $\sigma_{W \cdot F \cdot U}$ の方が高く、その強度比 $\sigma_{W \cdot F \cdot U} / \sigma_{D \cdot U}$ は 1.0~1.4 の範囲に分布している。

また多層盛の溶着金属の降伏点 $\sigma_{D \cdot Y}$ と 1 パスすみ肉溶接金属の降伏点 $\sigma_{W \cdot F \cdot Y}$ の関係は図 5.2.5.2 に示されるが、その強度比 $\sigma_{W \cdot F \cdot Y} / \sigma_{D \cdot Y}$ は低値を示した 1 プロットを除くと 0.9~1.2 の範囲に分布している。

多層盛の溶着金属 $\sigma_{D \cdot U}$, $\sigma_{D \cdot Y}$ と 1 パスすみ肉溶接金属 $\sigma_{W \cdot F \cdot U}$, $\sigma_{W \cdot F \cdot Y}$ の強度差要因として、引張試験片のサイズ、溶接入熱（運棒比など）、冷却速度（板厚など）、单層、多層の違いなどが考えられる。

引張試験片のサイズの効果については、共研第 7 の報告（図 5.2.5.3）があるが、引張強さはほとんどサイズの効果が認められない。しかし降伏点は A 3 号試験片が A 2, A 1 号試験片に比べ低値を示している。

溶接入熱（運棒比）及び冷却速度（板厚）の効果についても、共研第 7 の報告（図 5.2.5.4）がある。板厚が薄くなると強度低下が認められるが、 $\sigma_{D \cdot U} = 48.8 \text{ kgf/mm}^2$ の D4327 溶接棒でも板厚 9 mm の $\sigma_{W \cdot F \cdot U}$ は 55.1 kgf/mm^2 あることが確認されている。

また 1 パスすみ肉溶接金属は母材希釈による母材成分の影響を受けることが考えられるが、SR193 昭和 58 年度試験結果（図 5.2.5.5）より、ほとんど影響のないことが確認されている。

溶接金属の引張強さ σ_U と硬さ H_W の間には、図 5.2.5.6 に示されるように、鋼板と同様の比例関係が認められ、回帰分析より求めた関係式は

$$\sigma_U = 0.25 H_W + 10.24$$

である。

またすみ肉溶接部の強度試験として十字引張試験、側面すみ肉せん断試験などがある。この両試験結果は図 5.2.5.7, 5.2.5.8 に示されるが、十字すみ肉溶接継手の引張強さ S と $\sigma_{D \cdot U}$ の強度比 $S / \sigma_{D \cdot U}$ は 0.8~1.0 の範囲に分布しており、従来から軟鋼棒の経験値 $S / \sigma_{D \cdot U} = 0.9$ にほぼ一致している。また側面すみ肉溶接継手のせん断強さ τ と $\sigma_{D \cdot U}$ の強度比 $\tau / \sigma_{D \cdot U}$ は 0.7~0.9 の範囲に分布しており、従来からの軟鋼棒の経験値 $\tau / \sigma_{D \cdot U} = 0.7$ にほぼ一致している。

以上の結果を総合して考察すると、1 パスすみ肉溶接金属の強度が多層盛の溶着金属の強度と同じ引張強さ $\geq 50 \text{ kgf/mm}^2$ を達成するには、すみ肉溶接専用棒の多層盛溶着金属の強度規格値を下げる必要があり、耐割れ性の向上が期待できる。たとえば、図 5.2.5.1 に示された結果より、 $\sigma_{D \cdot U} < 50 \text{ kgf/mm}^2$ の溶接棒でも $\sigma_{W \cdot F \cdot U}$ は $\geq 50 \text{ kgf/mm}^2$ を満足し、また図 5.2.5.7, 5.2.5.8 の結果より、 $\sigma_{D \cdot U} < 50 \text{ kgf/mm}^2$ の溶接棒でも $S / \sigma_{D \cdot U}$ は 0.9 前後、 $\tau / \sigma_{D \cdot U}$ は 0.8 前後と十分な強度を有していることが確認されている。

ここでは、すみ肉溶接専用棒の強度規格値改訂の提案はデータ数が少ないためむずかしいが、今後改訂のための検討を進めていくことは実施工上大きなメリット（特に耐割れ性の向上）を生み、意義あるものと考える。

参考文献

- 1) 日本造船研究協会 第193研究部会 報告書 昭和59年3月
- 2) "溶接の研究" 昭和58年度研究経過報告 日本溶接協会 溶接棒部会技術委員会

表 5.2.5.1 Strength standard of exclusive fillet welding
electrodes for 50kgf/mm² class high tensile steel

Kind of Standard	Tensile Strength kgf/mm ²	Yield Point kgf/mm ²	Elongation %
JIS Z 3212	≥50	≥40	*
NK Rule	50 ~ 67	≥38	≥22

* Non low hydrogen type D5000 (D5003) ≥20

Low hydrogen type D5026 (D5016) ≥23

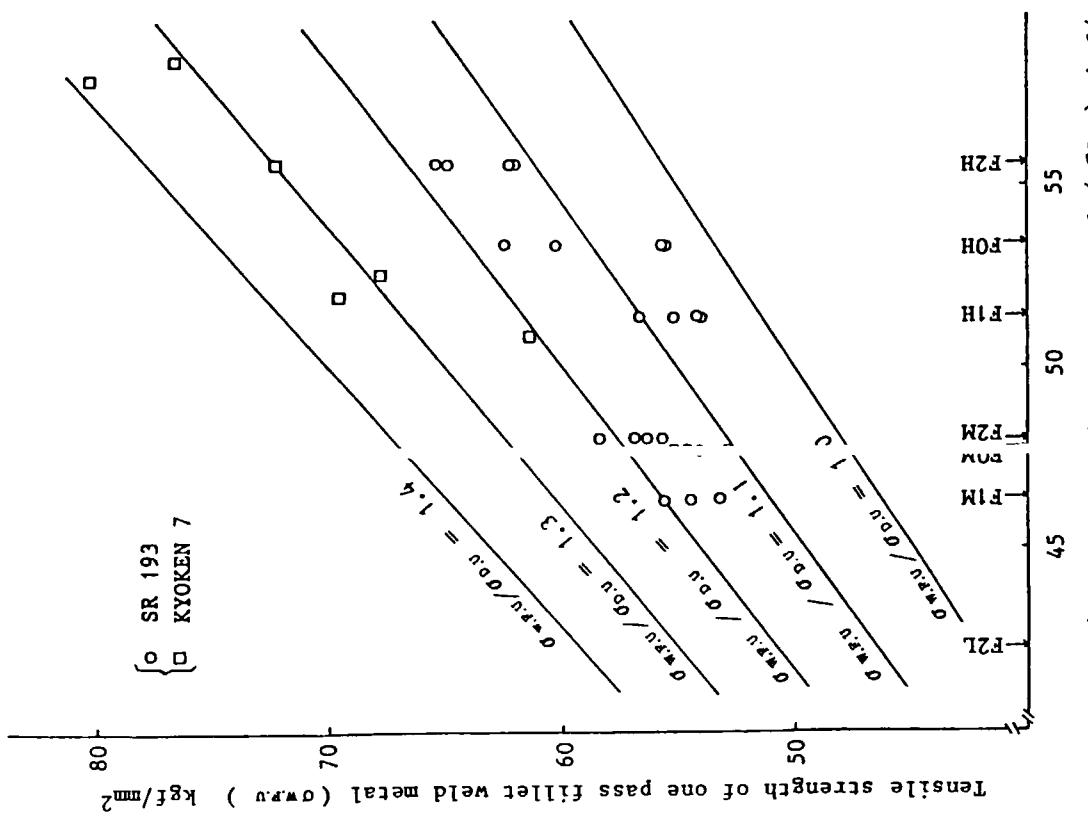


図 5.2.5.1 Relationship between $\sigma_{b.u}$ and $\sigma_{p.r}$

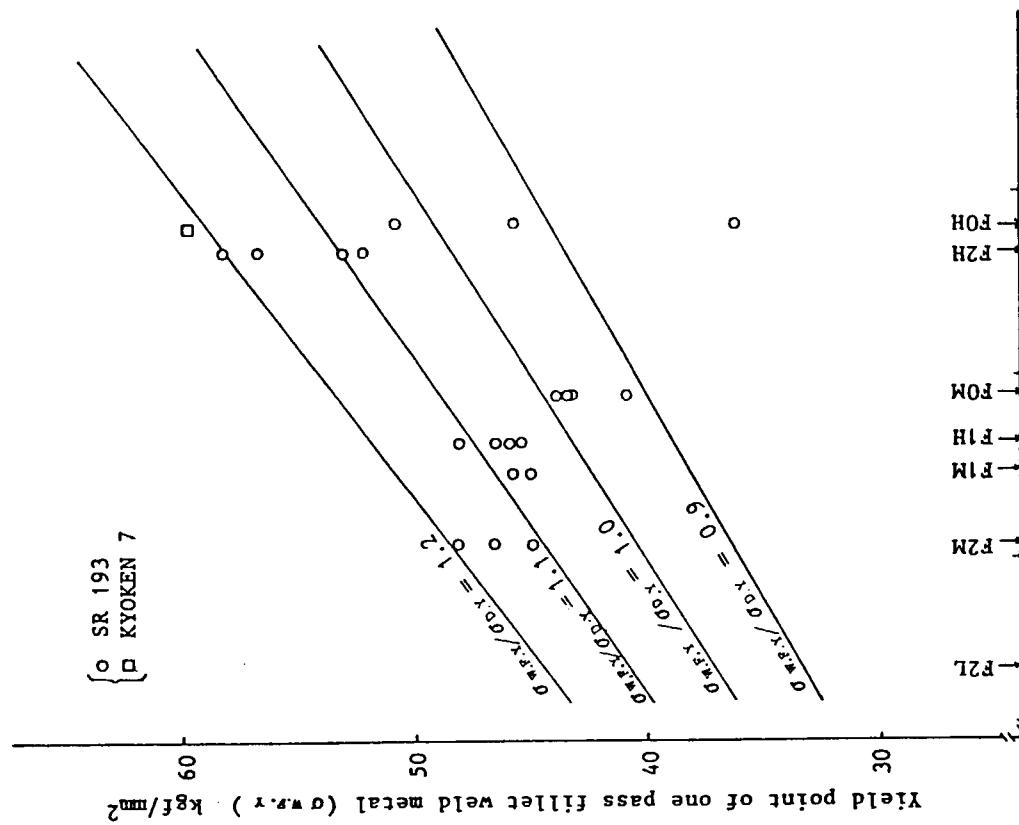
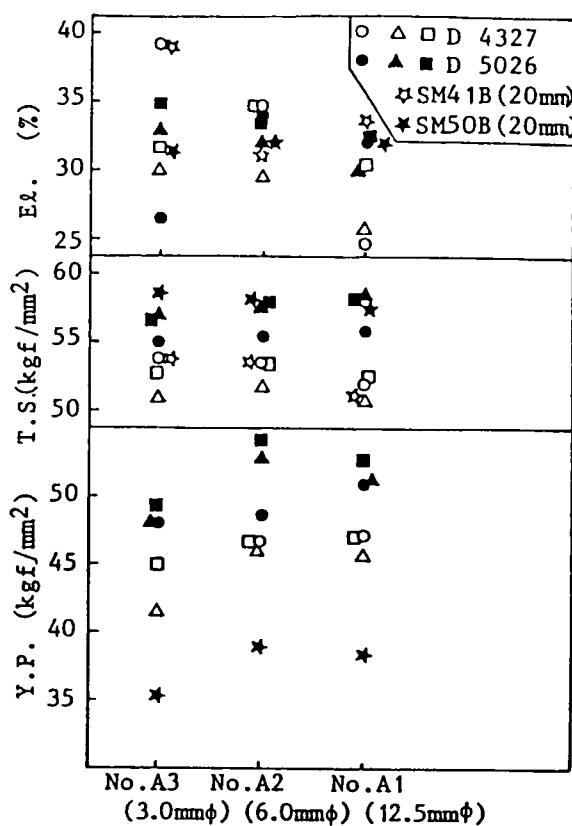


図 5.2.5.2 Relationship between $\sigma_{p.r}$ and $\sigma_{w.r.1),2)$



Size of tension test specimen(JIS)

図 5.2.5.3 Relationship between size of tension test specimen and strength of deposited metal²⁾

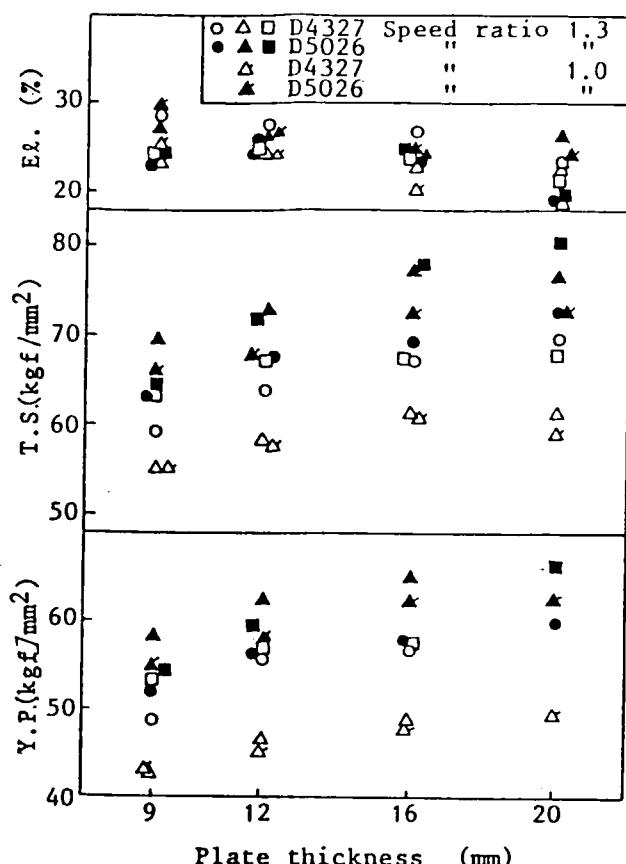


Plate thickness (mm)

図 5.2.5.4 Relationship between plate thickness, speed ratio and strength of one pass fillet weld metal²⁾

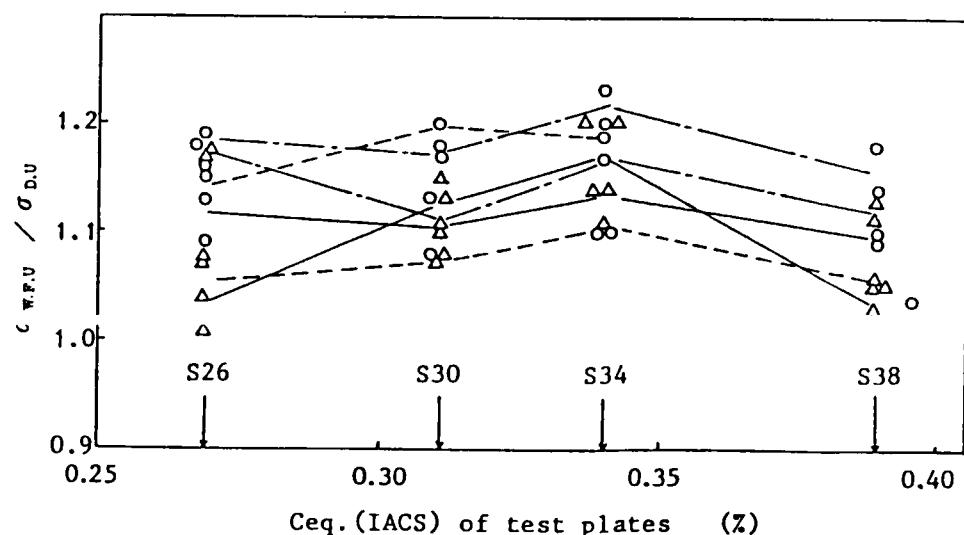


図 5.2.5.5 Relationship between Ceq. and $\sigma_{w.f.u} / \sigma_{d.u}$ in one pass fillet weld metal tension test¹⁾

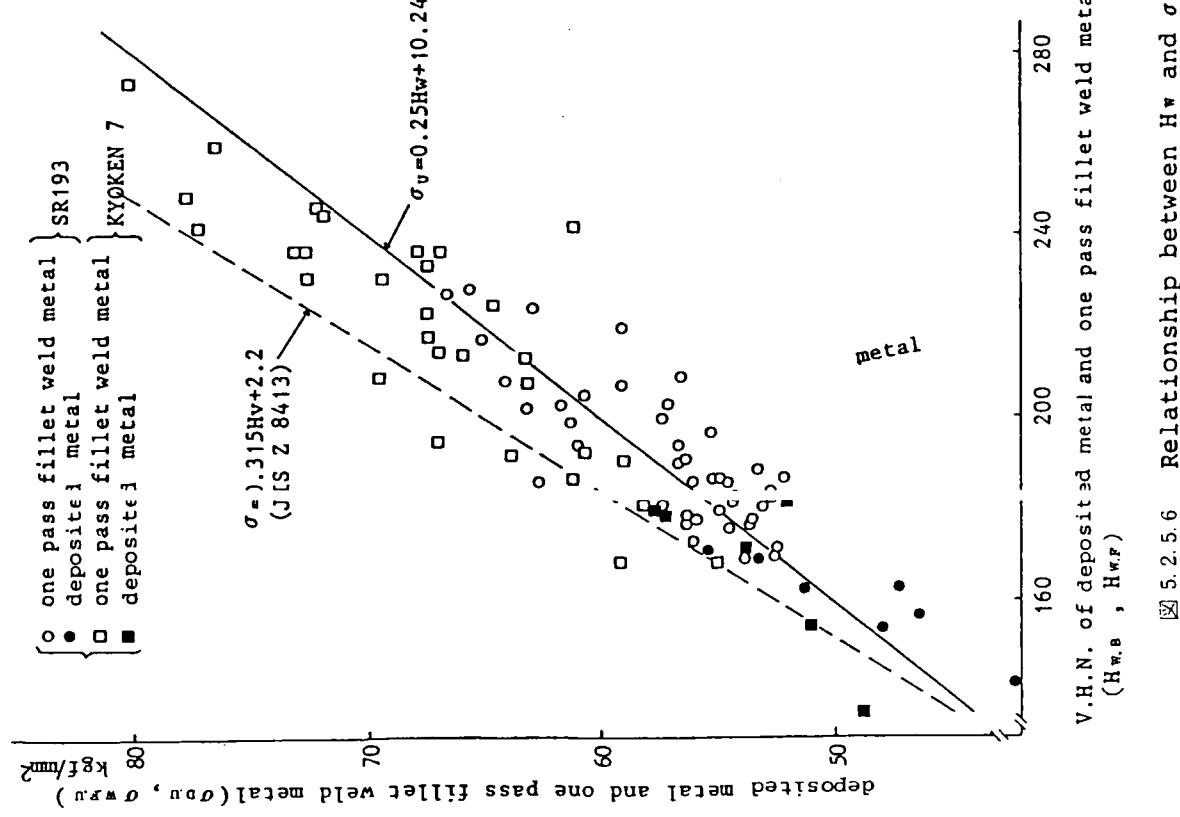
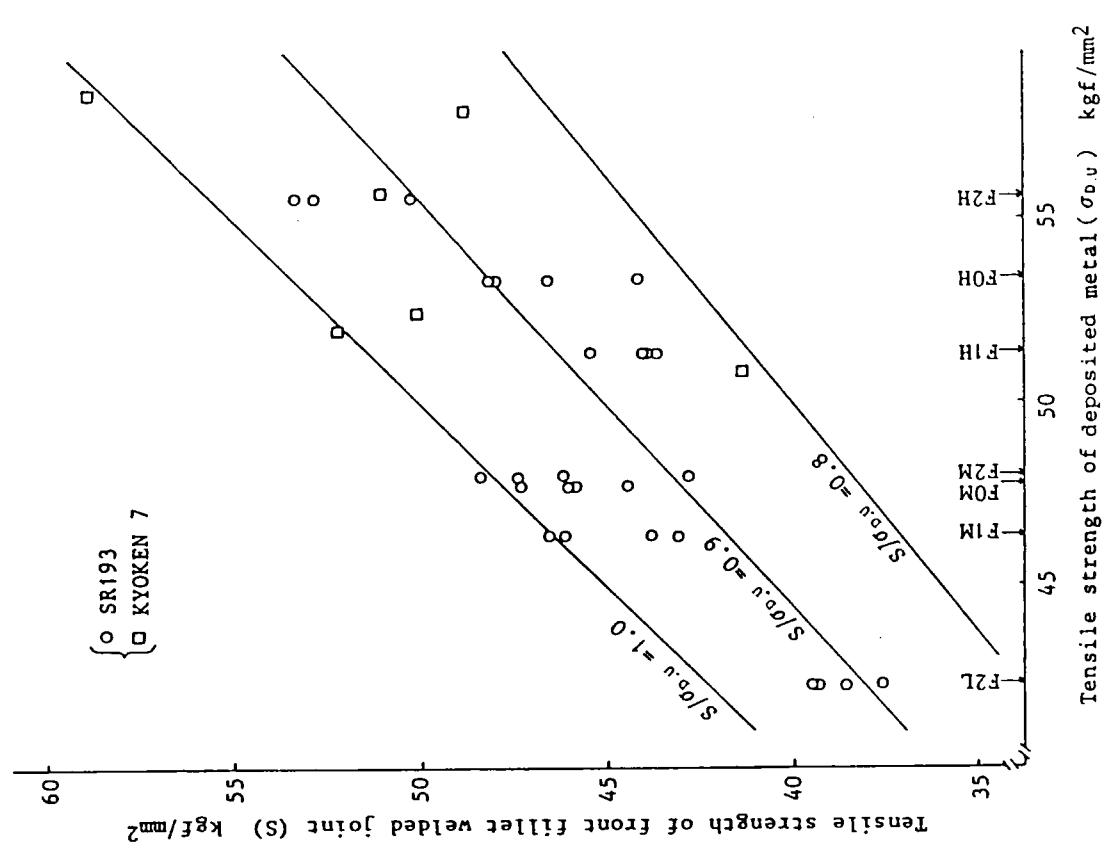


図 5.2.5.6 Relationship between H_w and σ_{00} ^{1),2)}

図 5.2.5.7 Relationship between σ_{00} and S ^{1),2)}

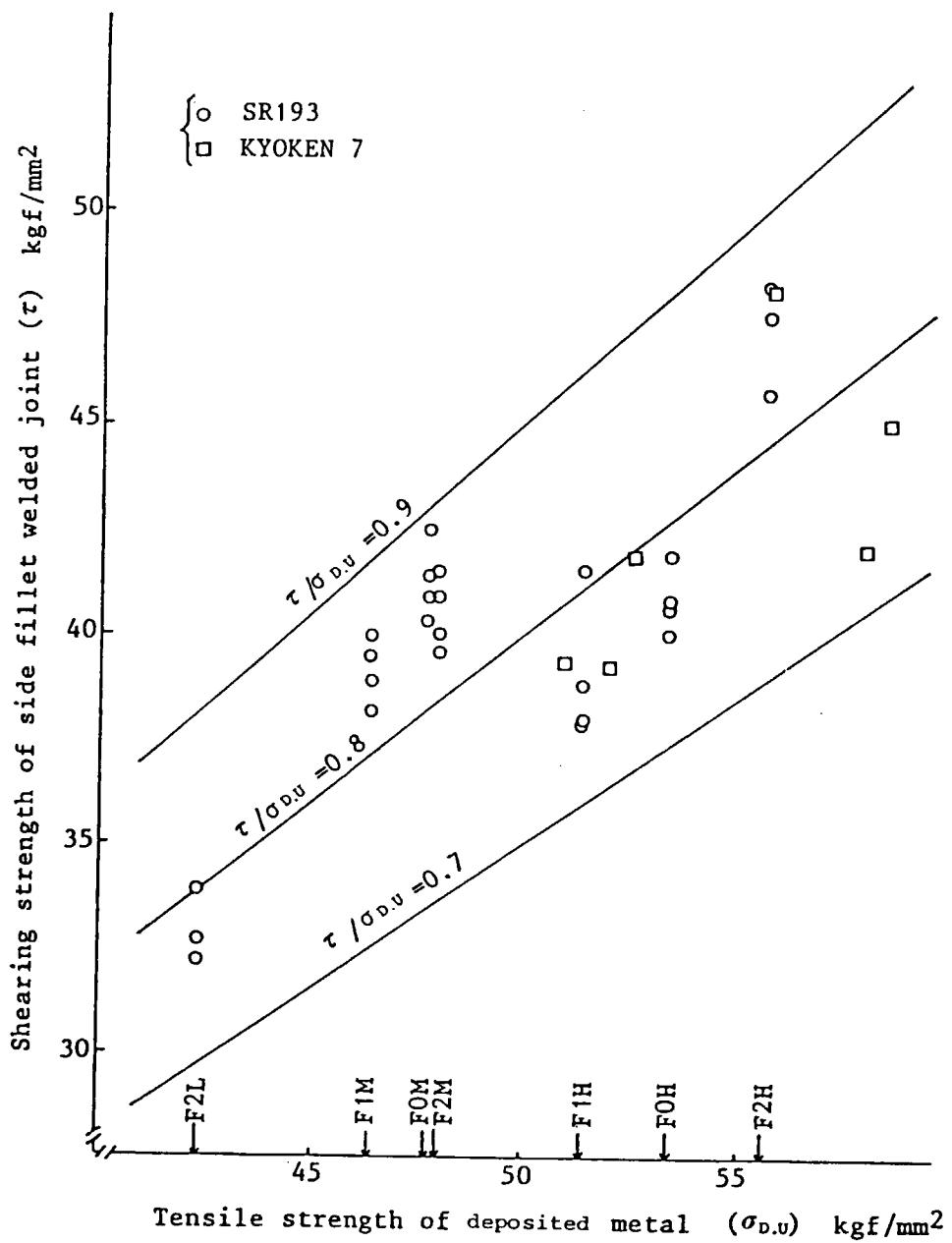


図 5.2.5.8 Relationship between $\sigma_{D.U}$ and τ ^{1),2)}

5.3 TMCP 鋼採用による工作上の期待効果

TMCP 鋼は、従来の 50 キロ級高張力鋼に比較し、低炭素当量であること、機械的性能が向上している事などから、溶接性、加工性等の工作上の改善効果が期待出来る。

表 5.3.1¹⁾ に TMCP 鋼の特性と、施工上の改善点及びその効果をまとめた。

まず、TMCP 鋼は低炭素当量であるため、冷間割れの発生を確実に減少させることができ、しかも予熱温度も低く設定出来るので、材料への入熱を低下させ、歪発生防止にも有効である。

また、従来の 50 キロ級高張力鋼に用いられている低水素系すみ肉溶接棒は、耐ピット性、耐ペイント性が劣り、ピード外観も凸ビードとなりやすい等の問題もあったが、TMCP 鋼では非低水素系すみ肉溶接棒が使用出来ることからこれ等の点でも改善され、品質及び能率の向上が期待される。

次に、ショートピードの制限緩和により、仮付け溶接施工の効率化が計られると共に、補修溶接時等の溶接量の減少も同時に期待出来る。

さらに従来、横縁継手等に対して行われていた溶接入熱 100KJ/cm 以下という大入熱溶接の適用制限がなくなる事により、サブマージアーク溶接、エレクトロスラグ溶接及びエレクトロガス溶接等、現在あるほぼすべての自動溶接が適用可能となり、大幅な能率向上の期待がかけられる。

一方、船体重量の軽量化による省資源、省エネルギー化を目的とした船体構造への高張力鋼の使用は、図 5.3.1²⁾ に示される様に大幅に増加する傾向にある。

HT 船化が進行する事による建造費のコスト比較については、図 5.3.2³⁾ に示された試算が発表されている。HT 化が進行すれば板厚が減少することから図 5.3.3³⁾ に示される如く、鋼材費の減少が可能となるが、一方工作面において施工管理に各種の制限項目が増加することにより、図 5.3.4³⁾ に示される如く、工数の増加が避けられない。この両者を合計したものが図 5.3.2 であり、現状での建造費を最少とする HT 化率は 30~40% 程度となっている。

しかしながら、TMCP 鋼は、工作性の面でより軟鋼材に近いものとなるため、工数の比較においても表 5.3.2¹⁾ に示される様に、大幅に減少し軟鋼材に勝る可能性もある。この様に TMCP 鋼を用いた HT 船は、建造コストにおいても低減効果を挙げうるものとしての期待が大きい。

また、TMCP 鋼が -60°C という低温域での韌性も優れていることから、氷海構造、各種低温用タンクにも十分適用可能となり、溶接施工管理上特殊な配慮なしで、これ等の構造物を建造する事が出来る可能性もある。

以上に示した様に、TMCP 鋼の採用は、品質上、施工管理上、溶接部の性能上さらには建造コスト面でも有利な点が数多くあり、今後とも TMCP 鋼に適合した施工管理基準、溶接材料等が整備され名実ともに有効なものとなる事が望まれている。

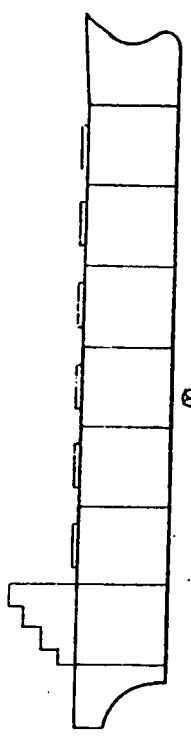
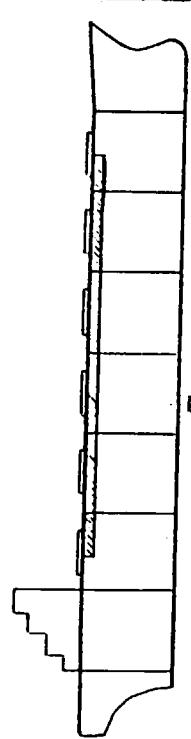
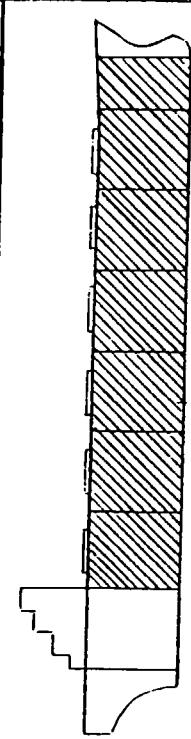
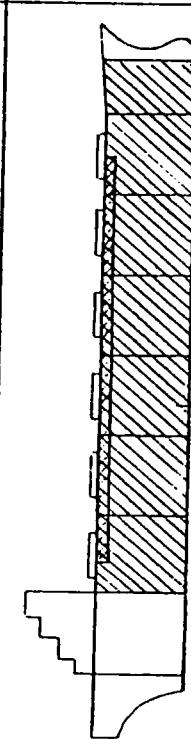
参考文献

- 1) 山田栄太郎 : "HT 材の船体構造への適用例と工作上の課題" 1984.11. 造船学会シンポジウム報告書
- 2) 山田栄太郎 他 : "最近の船体高張力鋼の使用についての動向(その 1)" 1982.9. 日本造船学会誌 第 639 号
- 3) 富吉 剣之 他 : "最近の船体高張力鋼の使用についての動向(その 3)" 1983.10. 日本造船学会誌 第 652 号

表 5.3.1 CHARACTERISTIC OF T.M.C.P. STEELS AND PROPOSED IMPROVEMENTS AND EXPECTED EFFECTIVENESS OF THEIR WORKINGS

METHOD OF STEEL PRODUCT	CHARACTERISTIC	IMPROVEMENTS AND PROBLEMS OF WELDING PRACTICE	EXPECTED EFFECT AND COUNTERPLAN
Low Carbon Equivalent	1) Improvement of resistance against cold cracking. 2) Less degradation of toughness for rapid thermal cycles.	1) Reduction of preheating temperature or no need for the same. 2) Application of non low hydrogen electrode. 3) Relaxation of limitation for short bead.	<ul style="list-style-type: none"> • Reduction of cracking and distortion caused by welding. • Improvements of bead appearance, Reduction of porosity, possibility and Increase of welding speed. • Improvements of efficiency of tack welding and Reduction of cracking possibility. • Improved efficiency of line heating condition and application of cooling with water. • Enlargement of applicability of repeated heating.
Dis-advantages	1) Softening of HAZ caused by large weld heat input. 2) Reduction of strength of weld metal caused by dilution of alloy element of base metal.	1) Restriction of large heat input welding. 2) Increase of alloy elements of flux and wire. 2) Setting of lower limit for carbon equivalent.	<ul style="list-style-type: none"> • Proper setting of minimum carbon equivalent. • Reduction of strength may be prevented by properly adjusting the chemical compositions of flux and wire, and proper setting of carbon equivalent.

METHOD OF STEEL PRODUCT	CHARACTERISTIC	IMPROVEMENTS AND PROBLEMS OF WELDING PRACTICE	EXPECTED EFFECT AND COUNTERPLAN
Controlled Rolling and Accelerated Control Cooling	1) Improvement of toughness 2) Improvement of toughness.	1) Relaxation of restriction on heat input for large heat input welding. 2) Improvement of toughness.	. Applicability of such high efficiency automatic weldings as submerged, electro-slag and electro-gas welding processes etc. . Applicability of steel construction for low temperature service.
Dis-advantages	1) Increase of internal stress	1) Generation of distortion caused by cutting and welding.	Proper adjustment of accelerated cooling condition for making of steel to obtain a product with characteristic reduced deformation.
<u>Overall Characteristics</u>	1) Improvement of basic performance of base metal by virtue of improved weldability and toughness.	1) Improvement of reliability by virtue of improved substantial performance of weld.	Reduction of total steel weight of a ship's hull. Reduction of total job time.

ARRANGEMENT OF STEELS		GRADE OF STEEL & % OF USE		
MIDSHIP SECTION	SIDE SHELL PLATE	M. S	HT32	HT36
TOTALLY MILD STEEL		100	0	0
		(93)	7	0
		(45)	50	0
		(47)	41	6
				* 88% (100)

* % by weight relative to ship's hull built on "Totally mild steel" basis

FIG. 5.3.1 EXAMPLE OF CONSISTED OF HIGH TENSION STEEL TO BUILD SHIPS HULL

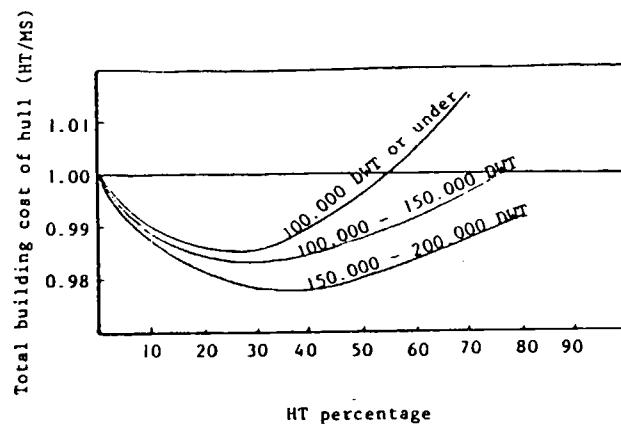


图 5.3.2 COMPARISON OF TOTAL COST OF HT-BASE AND MS-BASE SHIPS HULL

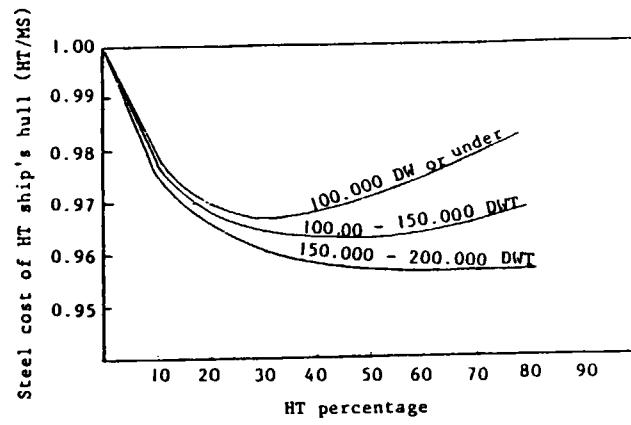


图 5.3.3 COMPARISON OF STEEL COST OF HT-BASE AND MS-BASE SHIPS HULL.

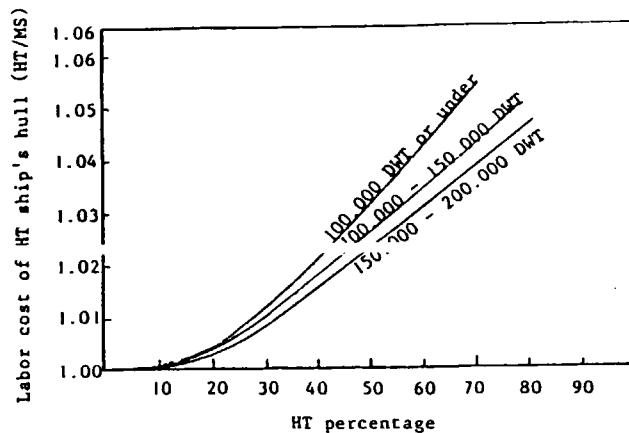


图 5.3.4 COMPARISON OF LABOR COST OF HT-BASE AND MS-BASE SHIPS HULL

表 5.3.2 COMPARISON OF PRODUCTIVITY AMONG M.S., CONVENTIONAL HT STEELS AND T.M.C.P. & STEELS FOR BUILDING SHIP'S HULL

Job	Job percentage of ship's hull	Conventional HT steel		(*3) T.M.C.P. steel (Case I)		(*3) T.M.C.P. steel (Case II)	
		(*1) Effect of thined plate thickness	(*2) Effect of workability	Job percentage of conv. HT	Effect of thined plate thickness	Job percentage of Case I	Effect of thined plate thickness
Marking	2%	-	(+0.1%)	2.1%	-	(+0.1%)	2.1%
Cutting	12%	(-1.4%)	-	10.6%	(-1.4%)	-	10.6%
Bending	4%	-	(+0.4%)	4.4%	-	(+0.4%)	4.4%
Assembly	30%	-	(+0.7%)	30.7%	-	(+0.7%)	30.7%
Welding	39%	(-1.8%)	(+3.5%)	40.7%	(-1.8%)	(1.5%)	38.7%
Others (for crane, stage,etc.)	13%	-	-	13.0%	-	-	13.0%
	100%	-3.2%	4.7%	101.5%	-3.2%	2.7%	99.5%
		1.5%	-	-0.5%	-0.5%	-	-3.1%
						0.1%	96.9%

Notes: (*1) Effect of thined plate thickness: Net working times of the applicable job, only for cutting and welding shall be in proportion to the reduction of the plate thickness.
As follows:

$$\begin{aligned} \text{Cutting : } & 12\% \times (-0.5\%) \times \left(\frac{1.0}{\text{Total Job}} \times \frac{0.8}{\text{Time Factor}} \right) = -1.4\% \\ \text{Welding : } & 39\% \times (-0.5) \times (0.7 \times 0.45) = -1.8\%. \end{aligned}$$

(*2) Effect of Workability: Marking, bending, assembly and welding data are given as 0.2% up of net working time of applicable job because of identification of HT steel, restriction of line heating, arc strike and short bead, grade up of both electrode and workmanship of welding operator respectively.
As follows:

$$\begin{aligned} \text{Marking : } & 2\% \times (+0.2) \times (0.8 \times 0.3) = +0.1\% \\ \text{Bending : } & 4\% \times (+0.2) \times (0.8 \times 0.6) = +0.4\% \\ \text{Assembly : } & 30\% \times (+0.2) \times (0.3 \times 0.4) = +0.7\% \\ \text{Welding : } & 39\% \times (+0.2) \times (1.0 \times 0.45) = +3.5\%. \end{aligned}$$

(*3) Case I : Where only the horizontal fillet welding is made with a non low hydrogen type electrode, for reasons of use of T.M.C.P. steel.

Case II : Where all restrictions in manufacturing process have been removed for reasons of use of T.M.C.P. steel.

あとがき

昭和57年9月に発足したSR193研究部会の共同研究は、本年度の追加研究及びとりまとめ作業で終了した。共同研究の成果を要約すれば、新製造法即ち、TMCPによる50キロ級高張力鋼の船舶建造への有効利用については、工作面からは、

- ・溶接の予熱温度を低く設定できる。
- ・耐ピット性、ビード外観等が優れた非低水素溶接棒の使用可能となり、手直し工数の減少が期待できる。
- ・ショートビードの制限緩和により、仮付、補修溶接時の溶接量の減少が期待できる。
- ・大入熱溶接を行なっても継手部の靱性は殆んど劣化しないので、船側外板などの現場継手の溶接IC、エレクトロガス溶接などの大入熱溶接法の適用が可能である。

などが明らかになり、これらはTMCP鋼に適した施工基準として提案された。

また、TMCP鋼は炭素当量が低いために、線状加熱加工などの再加熱により軟質部が生じることが懸念されるが、種々検討の結果、その影響は少なく、従来の施工基準をそのまま適用できるばかりか、最高加熱温度を更に上げるなど、TMCP鋼に適応した施工基準も今回提案された。

さらに、大入熱溶接法を適用すると、同様に、熱影響(HAZ)部に軟質部が生じるが、これについても、実構造物の諸強度・安全性に及ぼす影響が、種々の観点から検討され、実用上問題ないことが確認された。特に、HAZ軟質部を有する継手引張り強さ評価に対する検討結果、あるいは疲労強度、曲げおよび圧縮強度に対する検討結果は、大入熱溶接継手部破壊靱性実績値や、船艦材として必要であると考えられる νE 値、 K_C 値、 K_{C_a} 値などに対する検討結果と共に、今後有効に活用されるであろう。

今後、TMCP鋼の靱性、溶接性、加工性などの優れた特性を活かして、船舶のみならず海洋構造物などへ、その応用範囲は急速に広まるものと期待される。

以上