

技術報告

UDC 669.14.018.295 : 621.791.011 : 669.15'74-194.2

## 耐割れ感受性のすぐれた 50 kg/mm<sup>2</sup> 級鋼の開発\*

尾上 泰光\*\*・関野 昌蔵\*\*  
塩見 義宏\*\*・佐藤 誠\*\*

### A 50 kg/mm<sup>2</sup> High Tensile Strength Steel with Good Weldability

Yasumitsu ONOE, Shozo SEKINO,  
Yoshihiro SHIOMI, and Makoto SATO

#### Synopsis:

Recently there are demands to decrease the carbon equivalent of 50 kg/mm<sup>2</sup> high tensile strength steels in order to prevent cold cracking of welds on welding with a low temperature preheating or without preheating.

The carbon equivalent of 50 kg/mm<sup>2</sup> high tensile strength steels was reduced from about 0.40 per cent to below 0.30 per cent. A special heat treatment was applied to a low carbon equivalent steel thus obtained to ensure the tensile strength to be more than 50 Kg/mm<sup>2</sup>. The steel produced by this method has an excellent notch toughness in addition to the specified high strength because of the extra low carbon content and very fine grain structure.

The sensitivity to cold cracking of weld HAZ was examined by the Tekken cracking test, overhead fillet welding cracking test, and so on.

No cold cracking was found at all in welding even at such a low temperature as 0°C, and the low carbon equivalent was confirmed effective.

The weak point of this low carbon equivalent steel is softening of HAZ when welded by large heat inputs. The tensile strength of weld-joint decreases about 10 per cent in a narrow width specimen.

However, the decrease of tensile strength of weld-joint is at most 3 per cent in the wide specimen with the width about 6 to 7 times the plate thickness. It was found that softening could be neglected in almost all the steel structures because they were composed of wide plates.

(Received Sept. 8, 1973)

## 1. 緒 言

わが国では 1955 年から 1957 年頃にかけて HT-50 (50 kg/mm<sup>2</sup> 級高張力鋼) の研究が行なわれ、現在の成分系が決定された。以来十数年間溶接性高張力鋼として船舶、橋梁、建築関係に使用され続けてきた。一方溶接技術、施工技術はこの間に飛躍的に進歩してきたために旧来の HT-50 の諸特性では不十分な面が現われ始めてきた。それらの特性で問題になるのは溶接時の冷間割れ感受性とか、大入熱溶接時の溶接継手部の靱性などであ

る。筆者らはこの問題を解決するために、すぐれた靱性を有し厳冬期でも予熱をしないで溶接しても冷間割れが発生しない HT-50、クラックフリー鋼の開発に取り組んだ。溶接割れの発生原因にはいろいろあるが、鋼材に起因するものとしては C<sub>eq</sub> があり C, Mn を下げることが最も有効である。そこで C, Mn, とくに C を下げた鋼を製造し母材および溶接部の強度、靱性、疲労特性、および最も問題になる溶接時の冷間割れ感受性を詳細に調べ実用性を検討した。

## 2. 成分系の検討

### 2.1 成分決定における考え方

C<sub>eq</sub> を下げるために従来の HT-50 の C, Mn など

\* 昭和 47 年 4 月本会講演大会にて発表

昭和 48 年 9 月 8 日受付

\*\* 新日本製鉄(株)八幡製鉄所技術研究所

を低くすると当然強度が低下するが、これを熱処理により 50 kg/mm<sup>2</sup> まで高めた場合に問題となることは溶接部に軟化が生じることであろう。しかし低 C の鋼では焼入れをしても焼入れ硬化が少なく、フェライトと一部上部ペーナイトとなるために、溶接熱影響部でも比較的硬度変化が小さくしかも硬度の低い組織が得られると考えられる。このような考えで HT-50 を製造すれば次に示す長所がある。

- (1) C<sub>eq</sub> を極限まで低くすることができる。
- (2) 割れ感受性を低くできる。
- (3) フェライトの細粒化によりすぐれた靱性が得られる。
- (4) 熱加工に対して安定である。

したがって大入熱溶接の HAZ の軟化を極力防止し、すぐれた母材靱性を有する低 C<sub>eq</sub> 鋼の製造方法として、現用 HT-50 の C, Mn を下げ所定の強度になるように焼入れに準じた処理をすることが有力であると考えられ、この方法を検討することにした。

Fig. 1 は C の異なる 2 種の鋼の CCT 曲線である。これから明らかなように両者を同じ冷却速度で冷却した場合に、硬さの差は大きく、しかも冷却速度が大きいほどこの差は大きい。また同一鋼種に対して冷却速度を

えて冷却した場合の変化をみると、低 C 鋼の方が硬度変化が小さいことがわかる。このことから低 C 鋼を用いれば焼入れまでも比較的均一な材質を得ることができ、溶接熱に対しても強度が安定な高張力鋼を製造できる可能性がうかがえる。

### 3. 低 C 鋼の検討

上述した考え方にに基づき低 C 鋼を焼入れた場合の特性を主として調査した。

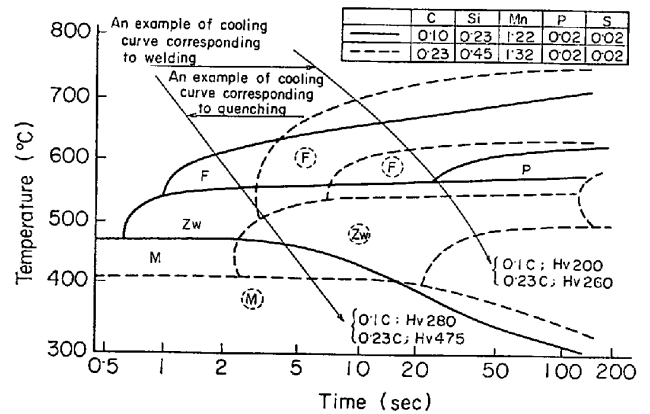


Fig. 1. CCT curves of steels having different carbon content.

Table 1. Chemical composition of the steels tested (%).

Steel	C	Si	Mn	P	S	Al
71	0.04	0.34	1.35	0.009	0.014	0.009
72	0.07	0.34	1.36	0.009	0.014	0.006
73	0.09	0.33	1.36	0.008	0.013	0.006

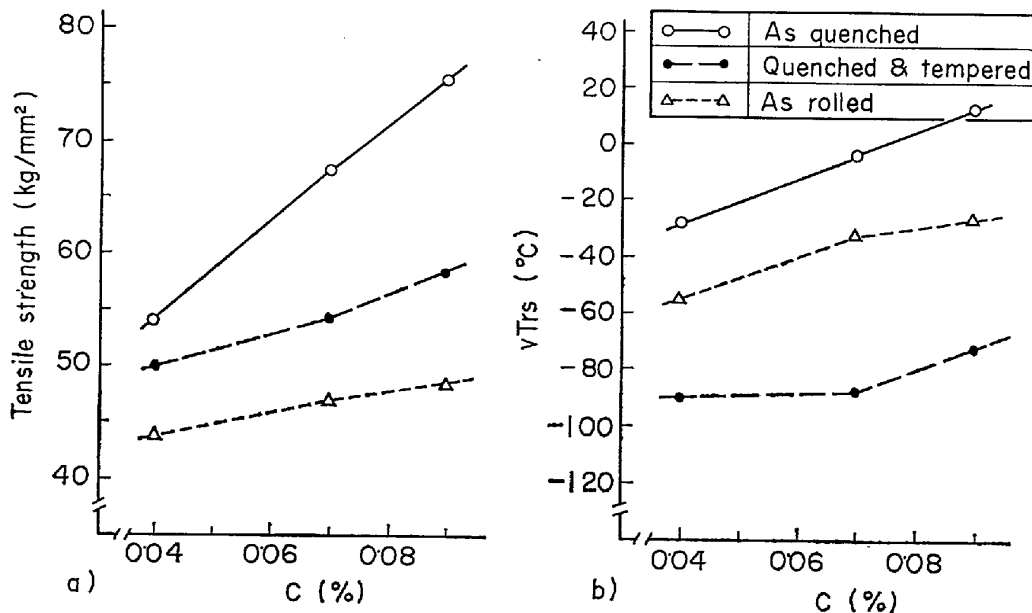


Fig. 2. Effect of carbon content on mechanical properties of steel.

Table 2. Chemical composition of steels (%).

Steel	C	Si	Mn	P	S	Al	Ti	N
1	0.14	0.49	1.23	0.012	0.018	0.02	—	0.007
2	0.14	0.48	1.23	0.012	0.018	0.02	0.01	0.007
3	0.14	0.48	1.26	0.009	0.021	0.02	—	0.017
4	0.14	0.48	1.28	0.009	0.021	0.02	0.01	0.017

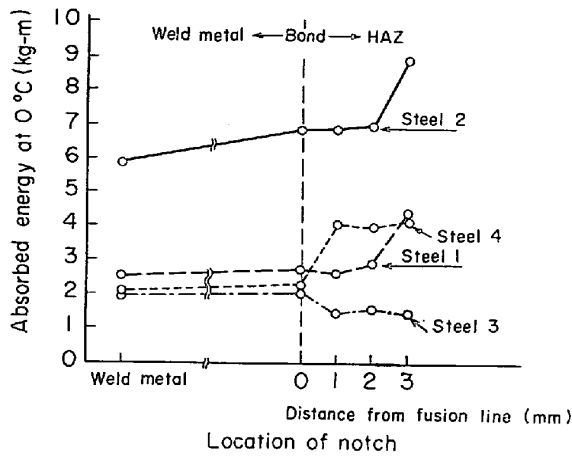


Fig. 3. Effect of Ti and N on Charpy impact energy of weld-joints.

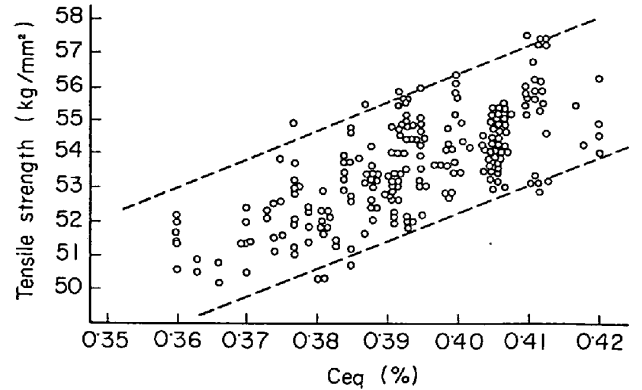


Fig. 4. Relation between Ceq and tensile strength of conventional HT-50 Steels ( $C_{eq} = C + 1/24 Si + 1/6 Mn$ )

C 化の有効性を示している。

Table 1 は供試鋼の化学成分, Fig. 2 はそれぞれの鋼の引張性質および  $\sqrt{TrS}$  と C 量の関係を示す。C が多くなると引張り強さが高くなるのは当然であるが、圧延まま材に比較して焼入れ焼きもどし材、さらに焼入れまま材の方が強度の上昇程度は高くなっている。このデータにより前述した考え方が裏付けられ、低 C 鋼ほど、熱処理に対して硬度変化が少なく、焼入れままでも使用できる鋼が製造しやすく、溶接熱影響部のように焼きもどしをうけても強度の低下が少ないことがわかった。靱性についても C 量が少なくなるにつれて  $\sqrt{TrS}$  も低温になるが、焼入れまま材は C 量の影響がとくに顕著で低

4. 溶接継手靱性向上のための実験

溶接割れ感受性の改善のみならず継手部の靱性も重要な問題であるので、ボンド部の組織改善のために微量 Ti の有効利用を検討した。

Table 2 は Ti および TiN を生成するための N 量の影響を検討した成分表である。このような組成の鋼を 25 mm に熱間圧延しエレクトロスラグ溶接をした場合の継手部のシャルピー衝撃試験結果を Fig. 3 に示す。ベースの鋼 1 に比較して Ti を添加した場合は吸収エネルギーが格段に高くなるが、N または Ti, N を同時に添加

Table 3. Chemical composition and mechanical properties of steels produced on a commercial basis.

Steel	Chemical composition (%)						$C_{eq}$ (%)	Plate thickness (mm)	Mechanical properties				
	C	Si	Mn	P	S	Ti			Yield point (kg/mm <sup>2</sup> )	Tensile strength (kg/mm <sup>2</sup> )	Elongation (%)	$\sqrt{E-20}$ (kg·m)	$\sqrt{TrS}$ (°C)
A	0.050	0.261	1.150	0.016	0.013	0.01	0.25	30	34.0	52.2	24.4	10.4	-20
B	0.040	0.311	1.350	0.015	0.007	0.01	0.28	30	33.8	54.2	24.3	20.8	-40
C	0.050	0.261	1.410	0.017	0.020	0.01	0.30	30	36.8	54.7	24.0	14.3	-45
D	0.060	0.231	1.430	0.020	0.024	0.01	0.31	30	39.6	58.9	23.1	15.1	-55
E	0.060	0.351	1.090	0.013	0.010	0.01	0.26	25	39.2	56.0	27.3	30.0	-71
F	0.060	0.351	1.170	0.013	0.010	0.01	0.25	30	38.0	54.2	25.1	39.8	-38
Conventional HT-50	0.140	0.461	1.410	0.021	0.017	—	0.40	30	36.1	53.9	26.7	8.8	-23

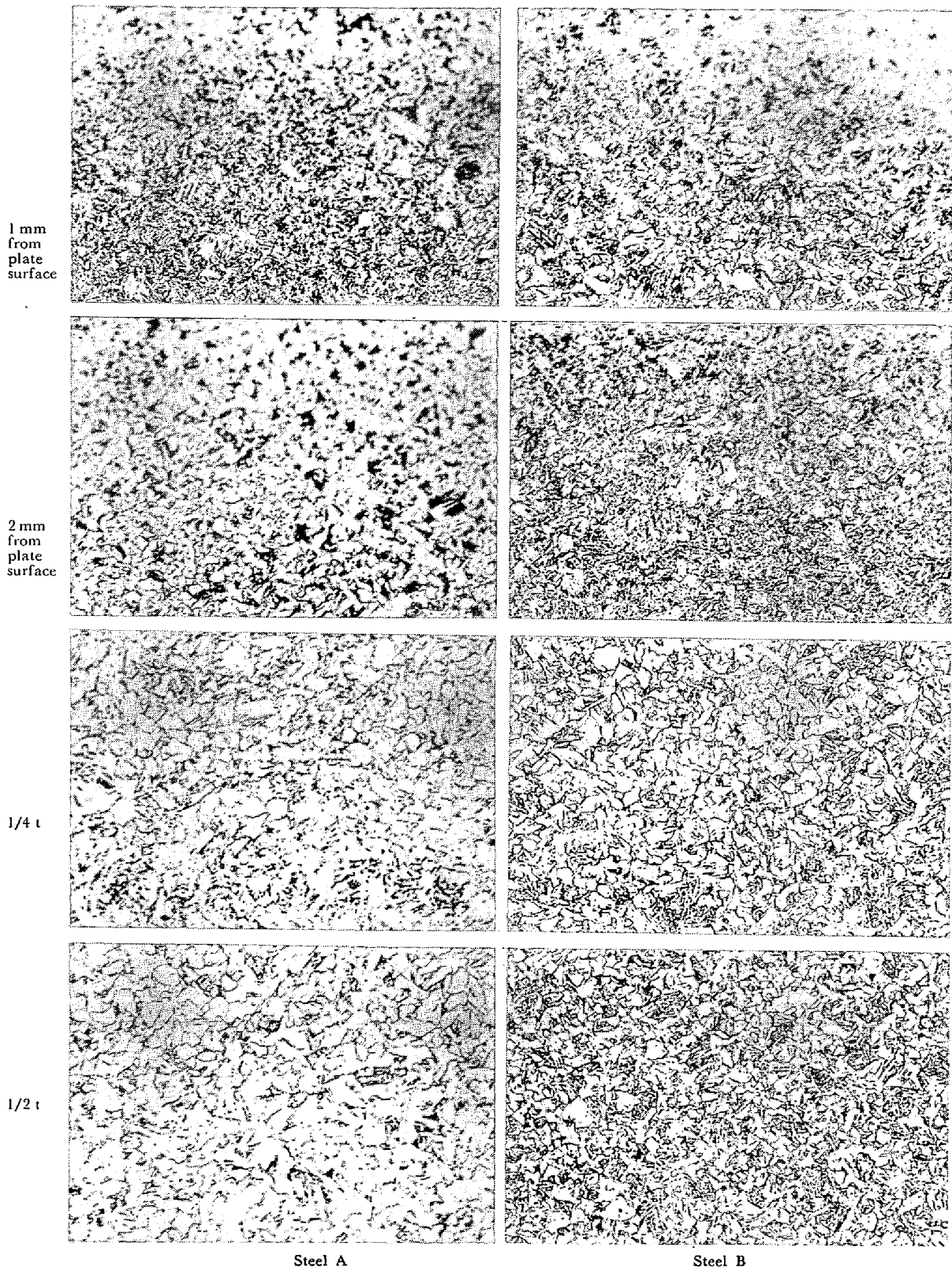


Photo. 1. Microstructures of base metals

した場合は靱性の向上は期待できない。

以上の結果からクラックフリー鋼の成分系として低 C-Ti 系を採用することに決定した。

## 5. 商業規模で生産した低 C-Ti 系鋼

### 5.1 製造方法と機械的性質

前述の結果に基づいて低 C-Ti 系の低  $C_{eq}$  鋼を 60 t

転炉で製造し各特種性を調査した。

18 t 鋼塊を 250 mm のスラブに圧延し、表面手入れ後 25~30 mm の板に圧延した。熱処理としては鋼板を 900~930°C に約 30 min 加熱した後水冷した。

従来の 50 kg/mm<sup>2</sup> 級高張力鋼のデータをみると圧延まま、または焼きならしまでは Fig. 4 のように C<sub>eq</sub> (C+1/6 Mn+1/24 Si) が 0.38% 以下では安定して 50 kg/mm<sup>2</sup> の強度を得ることができない。しかし Table 3 に示すように低 C-Ti 系熱処理鋼では C<sub>eq</sub> を 0.3% 以下にしても 50 kg/mm<sup>2</sup> 以上の引張り強さを得ることができる。しかし焼入れに相当するような急冷処理を受けているために板の表面と中心では Photo. 1 にみられるように組織が異なり Fig. 5 のような硬さの差が生じた。このように板厚方向の硬度差がある場合に実用上どのような利害があるか明らかではないが、板の表面部の硬化層を削り取って強度変化を調べたのが Fig. 6 である。全板厚ままと比較して中心部では約 2 kg/mm<sup>2</sup> 強度が低くこの平均値が母材引張り強さとして代表されていることがわかる。

5.2 破壊靱性

シャルピー試験の結果は Table 3 はに示した。現用鋼

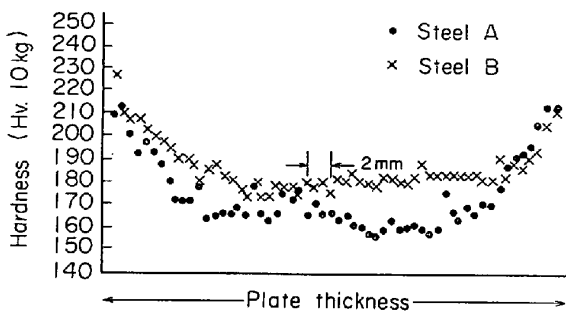


Fig. 5. Variation of hardness through plate thickness.

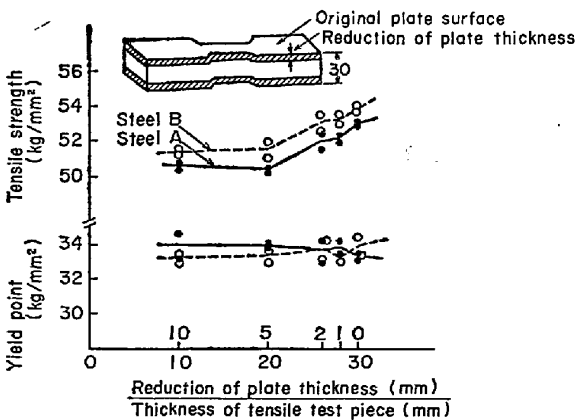


Fig. 6. Tensile strength after machining off hardened zone from plate surfaces.

に比較して吸収エネルギーが高く一般に  $\sqrt{Tr}S$  も低い。これは組織写真からわかるように細粒であると同時にセメントタイトの絶対量が少ないことがその原因であると考えられる。

衝撃抵抗の高いことは十分認確されたが脆性破壊の伝播を阻止する能力はこのような表面の硬い鋼ではどうかを調べるために、吉識<sup>1)</sup>らによつて始められた二重引張り試験を行なつた。試験結果を Fig. 7 に示す。K<sub>c</sub> 値の計算は次の計算式によつて行なつた。

$$K_c = \sigma \sqrt{C} \sqrt{\frac{2B}{\pi C} \tan \frac{2B}{\pi C}}$$

$\sigma$  : 応力 (kg/mm<sup>2</sup>)

C : きれつ長さ (mm)

B : きれつ伝播部幅 (mm)

従来の焼きならしした HT-50 に比較しても明らかのように非常に高い K<sub>c</sub> 値を示した。これは Photo. 2 からわかるように破面が非常に細かく、きれつ伝播の抵抗が大きいためであろうと思われる。

5.3 ぜい性破壊伝播停止試験結果

二重引張り試験によりぜい性きれつの停止性能は評価できたが、さらに大型構造物に近い状態でぜい性きれつ停止能力がどの程度あるかを調べる目的で最近、木原<sup>3)</sup>らによつて行なわれたぜい性破壊伝播停止試験を行なつた。

これは -80°C 程度の低温に冷却されたクラックスターター板のノッチ部できれつを発生させアレスター板に突入した後、どういう温度、応力のもとできれつ伝播を阻止できるかを調べるものである。

Fig. 8, Fig. 9, にそれぞれの試験片形状、実験結果を示す。この結果からきれつ停止限界曲線を求めると Fig. 10 中の実線のようになる。これは二重引張り試験の結果から有効きれつ長さを求め、実際の長大きれつの

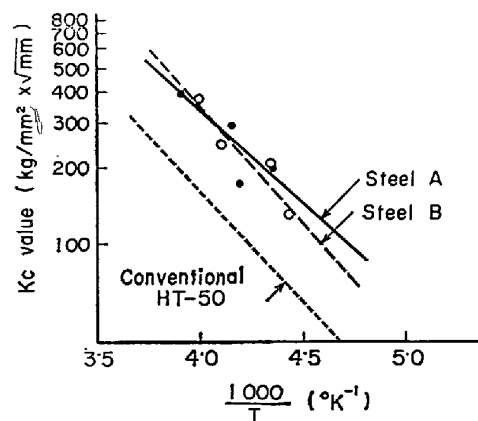


Fig. 7. Results of Double tension test compared with normalized conventional steel.

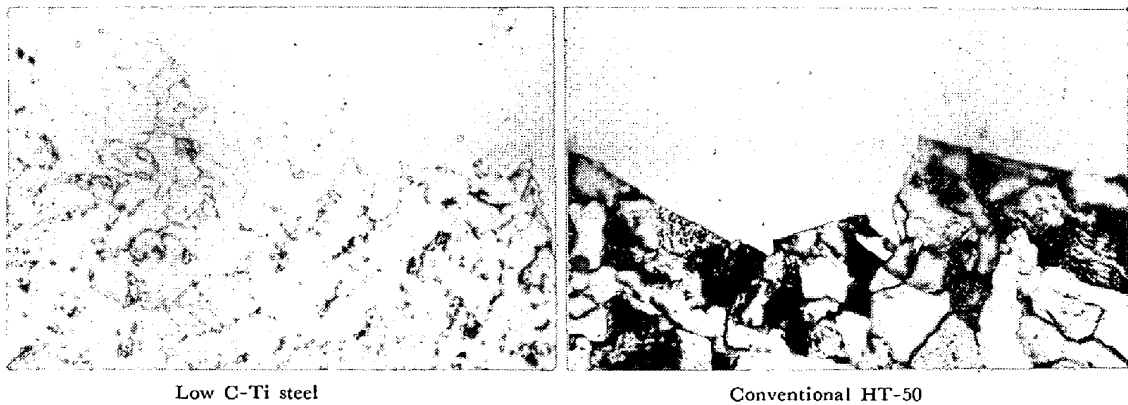


Photo. 2. Fracture surface of Double tension test specimens (x500)

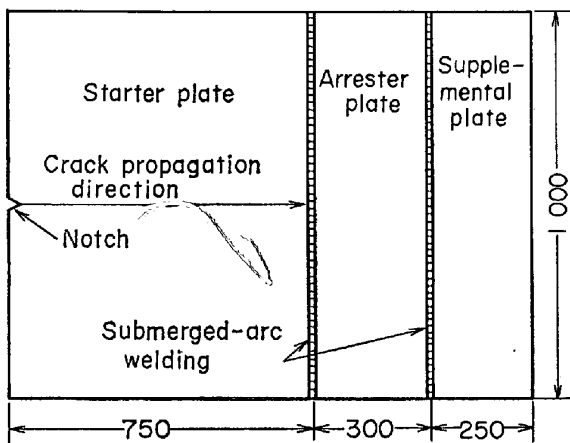


Fig. 8. The shape of Crack arrest test specimen.

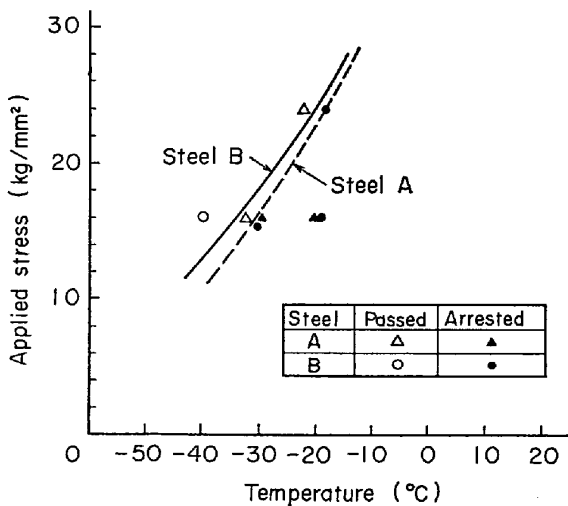


Fig. 9. Results of Crack arrest test.

停止性能を推定する木原<sup>2)</sup>らの求めた式

$$C_{eff} = 0.1C + 190$$

を用いて試算した曲線とまったく一致し、彼らの式は本実験でもよく当てはまることがわかった。現用鋼についても計算し比較すると、現用鋼がたとえば 750 mm の

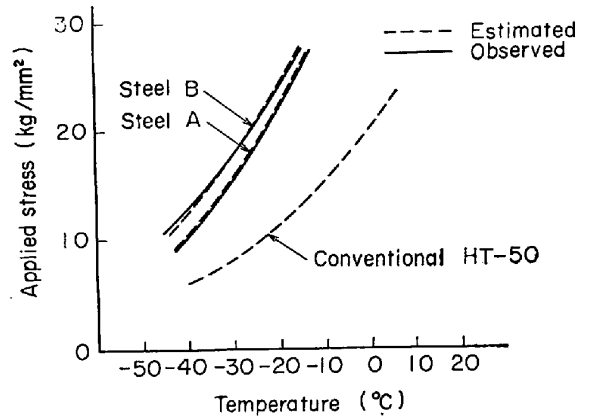


Fig. 10. Critical curves of 750 mm length crack arresting estimated from the results of Double tension test.

長さのきれつを阻止するのに -20°C で 11 kg/mm<sup>2</sup> の応力が限界であるのに対しクラックフリー鋼は同じ温度で 22 kg/mm<sup>2</sup> の応力まで使用でき、実用温度域の 0°C 近傍では脆性きれつの伝播は考えにくい。このような鋼を船体の重要な箇所を使用すれば安全性は一段と高まるであろう。

## 6. 溶接性

溶接性は期待どおりに冷間割れ感受性が改善されているかどうか、およびこのような方法で鋼を製造した場合に劣化が心配される継手部の軟化による強度変化を主として調査した。

### 6.1 冷間割れ試験

50 kg/mm<sup>2</sup> 級低水素系溶接棒を用い、使用前の棒の乾燥状態を変えて室温あるいはそれ以下で試験した。鉄研式割れ試験の結果、無乾燥で水素の高い溶接棒を用いたときに溶接金属に割れが生じたが、その他の場合は 0°C でも割れは発生しなかった。現用の HT-50 は  $C_{eq}$  が

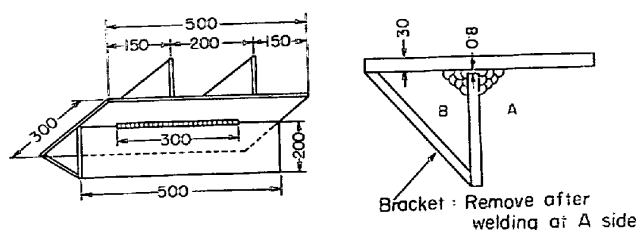


Fig. 11. Shape of overhead-position-fillet welding cracking test specimen.

0.40% で 100°C の予熱では若干の割れが発生し、125°C の予熱を必要とするのが通例であるので、低  $C_e$ 、低  $C_{eq}$  化により冷間割れ感受性が小さくなることがわかる。鉄研式割れ試験法は現在用いられている割れ試験方法のうち最も感受性の高いものの一つであり、本実験で割れが発生しなければ実際の施工で冷間割れの生ずることはまずないと考えてよい。

しかしながら確認のためにヒールクラック試験<sup>2)</sup>と上向き肉溶接割れ試験を行なった。入熱はそれぞれ 17 000 J/cm、14 000 J/cm である。Fig. 11 に上向き肉溶接割れ試験片の形状を示す。この上向き肉溶接割れ試験法は実際の船体の溶接条件をそのまま実験的に再現したもので、溶接後冷間割れが Fig. 11 の A 側のトウ部に発生しやすい。溶接の際の予熱温度は 0°C としたが割れはまったくみられなかった。

最高硬さ試験は  $C_{eq}$  の最も高い鋼のみについて行なったが Hv 230 で従来の HT-50 の 340~360 に比較し格段に低い。このことから本研究の低  $C_{eq}$  鋼がいかに割れ感受性が低いかがわかる。

6.2 溶接継手部の強度

この鋼の最も大きい弱点と思われる溶接部の軟化特性を調査するために、25 mm と 30 mm の 2 種類の板厚を選びそれぞれ潜弧溶接、エレクトロガス溶接で溶接入熱を変えて継手引張り試験を行なった。溶接条件を Ta-

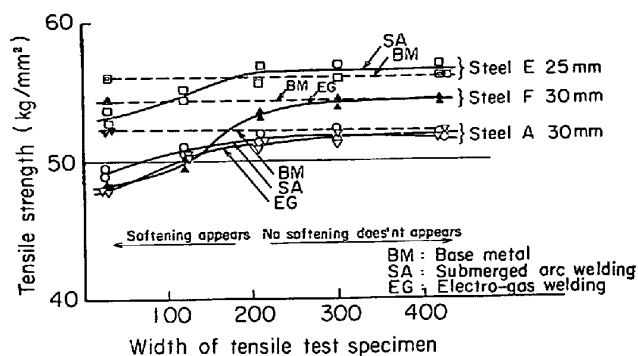


Fig. 12. Effect of the width of tensile test specimen on the tensile strength of weld joints.

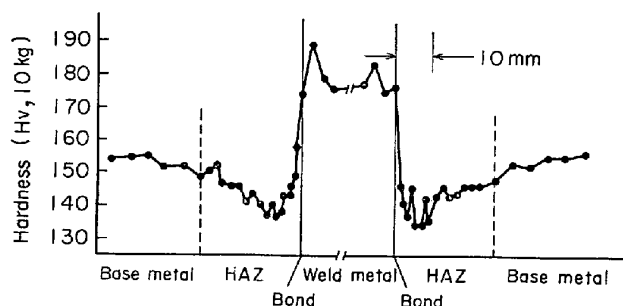


Fig. 13. Hardness distribution of electro-gas weld joint (Steel A).

ble 4 に示す。

軟質を含む継手でも引張り試験片の幅が広ければ、軟化部の影響が現われにくいということが佐藤<sup>4)</sup>らにより報告されているため、筆者らは継手引張り試験片の幅を板厚の最高 12 倍まで変化させて引張り強さを調べた。この結果を Fig. 12 に、継手硬さ分布を Fig. 13 に示す。

試験片の幅が板厚と同程度のときは引張り強さが母材強度の 10% 以上低下する場合もあるが、幅が板厚の 6~7 倍程度になると母材と同程度の引張り強さになり軟

Table 4: Welding conditions.

Welding method	Plate thickness (mm)	Preparation	Wire and flux	Pass	Welding current (A)	Arc voltage (V)	Travel speed (cm/min)	Heat input (joule/cm)
Submerged arc welding	25		Y-D, 4.8φ × YF-15	B	850	34	30	5 800
				F	900	32	33	52 400
	30		Y-D, 6.4φ × YF-15	B	900	39	27	78 000
				F	1 150	38	24	110 000
Electro-gas welding	30		EG-50V		550	36	5.3	244 000

Table 5. Notch toughness of the weld-joints.

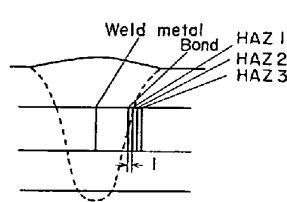
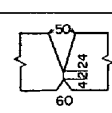
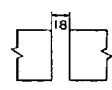
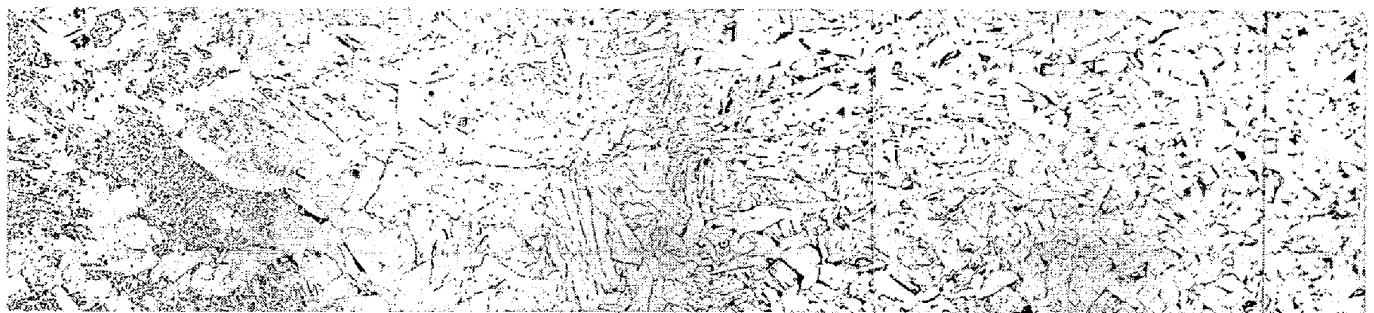
Welding method	Steel	Absorbed energy at 0°C (kg-m)					Location of notch
		Weld metal	Bond	HAZ1	HAZ2	HAZ3	
One-side-one-pass submerged arc welding	F	16.8	31.7	30.5	32.6	34.1	
	Conventional HT-50	7.9	4.7	6.1	8.4	7.9	
Electro-gas welding	F	5.8	5.1	33.2	33.0	28.2	
	Conventional HT-50	4.1	3.2	4.6	5.3	6.1	

Table 6. Welding conditions.

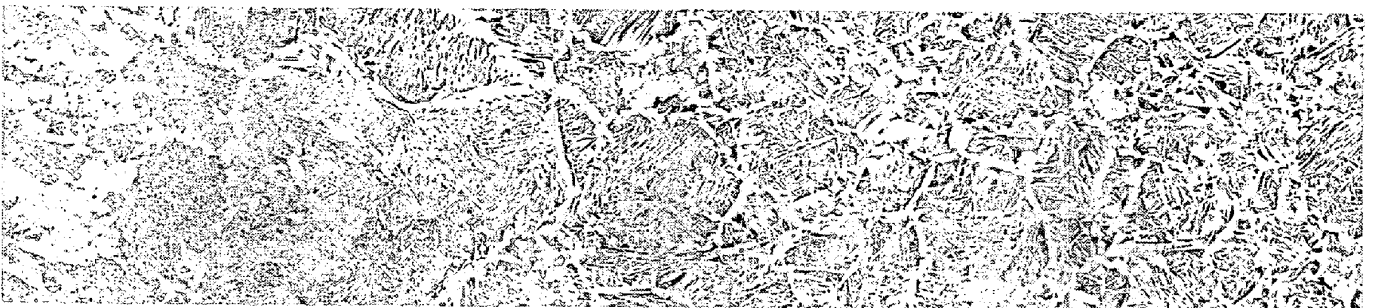
Welding method	Preparation	Wire	Flux	Welding current (A)	Arc voltage (V)	Travel speed (cm/min)	Heat input (j/cm)
One-side-one-pass welding		Y-A, 4.8φ	NSH-50	(L) 1200	32	36	130 000
				(T) 900	44	36	
Electro-gas welding		Eg-50V		550	36	5.3	224 000

a) Low C-Ti steel



Weld metal      Bond      HAZ

b) Conventional HT-50



Weld metal      Bond      HAZ

Photo. 3. Microstructures of electro-gas welded joints (×100)



化はほとんど無視できることがわかる。

したがってごく特殊な用途を除いて実用上溶接軟化は問題にならないであろう。

### 6.3 溶接継手の靱性

溶接割れとともに重要な特性である継手部の靱性を造船によく用いられる片面潜弧溶接と、エレクトロガス溶接をしたものについて調べた。入熱はそれぞれ 130 000 J/cm と 220 000 J/cm である。大入熱溶接で最も問題になるのはボンドから HAZ (熱影響部) の靱性劣化で

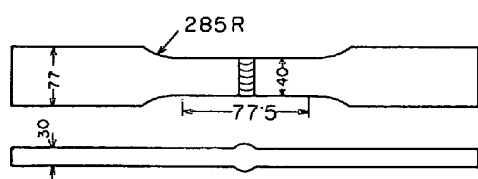


Fig. 14. Shape of fatigue test specimen

あるが、Table 5 にみられるように現用鋼よりも高い吸収エネルギーを示した。溶接条件は Table 6 に示す。入熱に注目してみると 130 000 J/cm と 220 000 J/cm ではあまり差がみられない。これはエレクトロガス溶接では入熱は多くても Cu の裏当て金により冷却されている

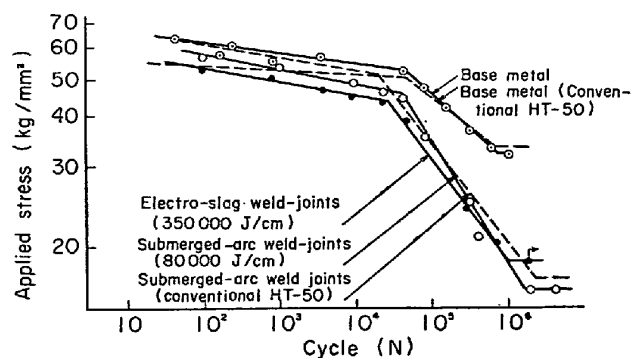


Fig. 15. Results of the fatigue tests of steel C.

Table 7. Properties of line heated portion (Steel A).

Test piece		Tensile test				Charpy test (Plate surface)			Tensile test (Wide specimen 420 mm)	
Heating temp. (°C)	Cooling		PS (kg/mm <sup>2</sup> )	TS (kg/mm <sup>2</sup> )	El (%)		vE <sub>-20</sub> (kg-m)	vE <sub>0</sub> (kg-m)	T. S (kg/El (GL=100) mm <sup>2</sup> )	(%)
Base metal		L	33.1 32.5	52.9 53.1	23.3 27.0	C	10.0	16.3		
950°C	AC	L	36.7 36.6	45.9 47.0	23.2 29.3	C	>30	>30	51.7	43
	2 l/min WC	L	36.2 38.5	49.3 50.3	24.3 24.4	C	11.6	15.9	53.4	48
	3 l/min WC	L	36.8 37.3	48.6 49.6	25.4 25.7	C	16.7	28.9	54.2	47
850°C	AC	L	38.0 38.3	46.4 47.2	26.2 30.2	C	>30	>30	53.9	46
	2 l/min WC	L	38.9 39.4	49.3 50.5	27.0 26.3	C	12.3	19.1	54.1	45
	3 l/min WC	L	38.7 39.9	49.1 50.5	27.7 26.6	C	6.6	20.8	54.8	47
800°C	AC	L	38.4 38.3	48.1 48.2	25.5 28.5	C	20.4	>30	—	—
	2 l/min WC	L	39.9 39.3	49.4 49.7	27.5 24.5	C	14.0	19.8	—	—
	3 l/min WC	L	39.5	49.1	28.1	C	16.6	20.5	—	—
650°C	AC	L	38.9 38.0	50.0 50.0	28.3 30.2	C	18.1	>30	—	—
	2 l/min WC	L	38.3 38.0	50.7 49.6	26.2 26.3	C	13.4	21.8	—	—
	3 l/min WC	L	37.9 37.3	51.0 51.1	24.0 25.1	C	12.6	13.1	—	—

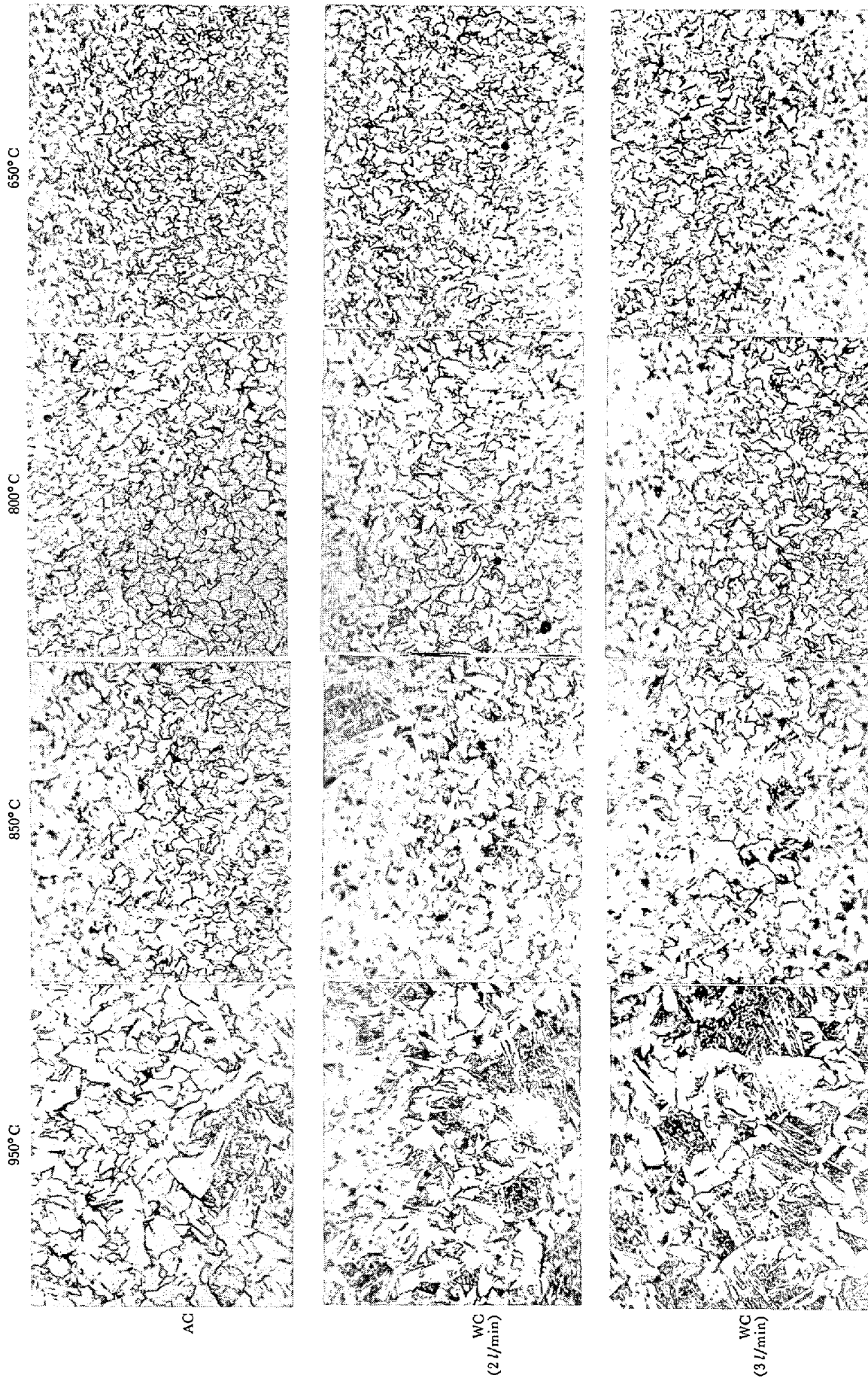


Photo. 4. Microstructures of line heated portion (Just below the plate surface) ( $\times 200$ ) (2/3)

から溶接部の冷却速度がかなり速いためと思われる。Photo. 3 は低 C-Ti 系鋼の溶接ボンド部の組織を現用鋼と比較したものである。

#### 6.4 疲労試験結果

軟質を含む溶接継手では軟化部の強度低下と、応力集中による疲労特性の劣化が心配されるので潜弧およびエレクトロガス溶接部の継手疲労試験を行なった。Fig. 14 に試験片形状、Fig. 15 には S-N 線図を示す。低サイクル域では軟化部の強度がそのまま疲労強度に現われて、やや低い応力で破断しているが屈曲点は  $2\sim 3 \times 10^4$  程度で、低サイクル側に移行してはいない。船体の場合低サイクル疲労は問題になるがたかだか  $10^4$  サイクル程度であろうし、降伏点をはるかに越えた応力が繰り返されることはありえない。したがって疲労特性も実用上問題にならないと考えられるので大入熱から小入熱まで溶接を多用する造船材として十分使用できるものと思われる。

### 7. 加工性

造船所でよく用いられる加工に線状ガス加熱がある。これは  $600\sim 900^\circ\text{C}$  に加熱した後水冷または空冷するもので、作業能率の面から水冷が好まれているようである。本実験では  $600\sim 950^\circ\text{C}$  に加熱し水冷および空冷してどの程度の強度変化と衝撃抵抗の劣化が起こるかを調べた。

線状加熱方法はアセチレンガスバーナーを用い水冷の場合はその後方 100 mm の位置に水冷ノズルが追随する。引張りおよび衝撃試験片は加熱線が試験片中央にくるようにし、2 mm ノッチシャルピーは板表面部から採取した。

試験結果は Table 7 に示す。 $800^\circ\text{C}$  以上加熱した素材を幅の狭い試験片 (25 mm 幅) で引張つた場合には  $53 \text{ kg/mm}^2$  の素材の引張り強さが最低  $46 \text{ kg/mm}^2$  まで低下した。しかし 420 mm 幅の広幅引張り試験片を用いるといづれも  $50 \text{ kg/mm}^2$  以上を示し、溶接継手の実

験の場合と同様の結果が得られた。当然のことながら、空冷と水冷では空冷の方が強度低下はやや大きい。衝撃吸収エネルギーは加熱温度、冷却方法のいかんを問わず非常に高い値を示し、このような低 C 低  $C_{\text{eq}}$  鋼は熱加工に対してきわめて材質変化が少なく安心して使用できることが知られる。Photo. 4 は線状加熱部の組織を示したものである。加熱温度が  $950^\circ\text{C}$  ではペーナイト状の組織が現われているために、加熱温度に対し材質が鈍感であるとはいえ、加熱上限を  $950^\circ\text{C}$  程度にした方がより安全であろう。

### 7. 結 言

7.1  $0.04\sim 0.07\% \text{C}$ ,  $0.2\sim 0.3\% \text{Si}$ ,  $1.0\sim 1.3\% \text{Mn}$ ,  $0.01\% \text{Ti}$  の化学組成を有する鋼を焼入れに相当する急冷熱処理することにより、 $50 \text{ kg/mm}^2$  級の引張り強さを有する溶接割れのまったく発生しない鋼を製造することができる。

7.2 軟化部を含む溶接継手引張り強さは幅が狭い場合は軟化部の強度しか示さないが、幅を板厚の 6~7 倍にすれば軟化の影響はほとんどみられなくなる。

7.3  $0.01\%$  程度の微量 Ti を添加することにより溶接熱影響部が細粒化され、靱性が向上する。

7.4 低 C-低  $C_{\text{eq}}$  鋼に焼入れ相当の処理を加えると、結晶粒が非常に細かく、母材靱性が現用鋼より格段に高くなり、750 mm のぜい性きれつを阻止する能力は応力  $16 \text{ kg/mm}^2$  で現用 HT-50 が  $-10^\circ\text{C}$  であるのに対して  $-30^\circ\text{C}$  となり約  $20^\circ\text{C}$  低温でも使用できる。

### 文 献

- 1) 吉識ほか：日本造船学会論文集，102 (1958)，p. 39
- 2) 木原ほか：溶接学会誌，39 (1970)，3，p. 50
- 3) 木原ほか：日本造船学会論文集，124 (1968)，p. 169
- 4) 佐藤ほか：溶接学会誌，40 (1971)，9，p. 49