

## 高張力鋼の熔接性に関する二三の考察

## Weldability of High Tensile Steels

横尾尚志\* 江間一男\*  
Takashi Yokoo Kazuo Ema

## 内容梗概

われわれは高張力鋼の熔接性に関し、特に圧延異方性、歪時効、ラミネーションクラックおよび熱影響部の硬化について実験を行つた結果、次のような結論を得た。

- (1) 高張力鋼板の圧延面内における異方性は認められるが、材料板取りには圧延方向を考えなくてもよい。
- (2) 高張力鋼は歪時効によりはなはだしい脆化を示し、その後 650°C 焼鈍しても回復しないが、900°C 焼準すれば母材以上に良好な靱性を示す。
- (3) 線状ラミネーションが存在するとラミネーションクラック発生の危険がある。
- (4) 熱影響部の硬化は  $I/v$  に関係し、 $C_{eq}=0.4$  前後の鋼材では  $I/v \geq 1.5$  にすれば硬化および亀裂発生の危険はない。

## 〔I〕 緒 言

昭和29年防衛庁が自衛艦船の建造に際して高張力鋼の使用を計画したが、それを機会に高張力鋼に対する関心が全国的に高まり、各方面で大規模な熔接性試験<sup>(1)(2)</sup>が行われた結果、各社から優秀な高張力鋼が相次いで市販されるようになった。日立製作所亀有工場ではいち早くこれに着目し、種々研究の結果ついに昭和29年わが国最初の高張力鋼製全熔接大型クレーンガーダを完成し<sup>(3)</sup>、引続き同種ガーダを数台製作した。

高張力鋼はいうまでもなく製品重量の軽減とそれに伴う数々の附随的利益を目的として使用されるものであるが、それにはあくまでも熔接によつて合理的な構造様式を採用することが前提条件となつているから、いかに強度が高い鋼材でも熔接性が悪くしてはほとんど利用価値がない。すなわち高張力鋼には本質的に熔接性の良好なることが要求されるのである。しかし高張力鋼の熔接性は当然軟鋼より悪く、脆性破壊の危険も多いので熔接性の定義もほとんど使用性能全般にまで拡大され、適用される試験法もはなはだ複雑多岐にわたつているが、熔接性の定義や試験法の分類についてはすでに本誌にも紹介されたことがある<sup>(4)</sup>。ここではわれわれが市販高張力鋼の熔接性について行つた多数の実験結果の中から、特に興味あるものを取り上げて報告しよう。

## 〔II〕 供 試 鋼 板

以下に述べる一連の実験に使用せる供試鋼板は第1表に示す4種類である。

4種の鋼板とも概してC量が非常に低く、また25A鋼板はAl量が比較的多いように思われる。

なお後述の実験の一部において第1表以外の鋼板を使用しているが、それについてはその項において成分を示す。

\* 日立製作所亀有工場

第1表 供試鋼板化学成分

試料	板厚	鋼板記号	化 学 成 分 (%)								
			C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Al	C <sub>eq</sub> *
25mm		25A	0.16	0.42	1.13	0.019	0.020	—	—	0.05	0.367
		25B	0.12	0.42	1.04	0.027	0.019	0.03	0.24	0.02	0.311
12mm		12A	0.11	0.34	1.14	0.013	0.013	—	0.23	0.02	0.314
		12B	0.14	0.39	1.18	0.013	0.013	0.05	—	0.03	0.353

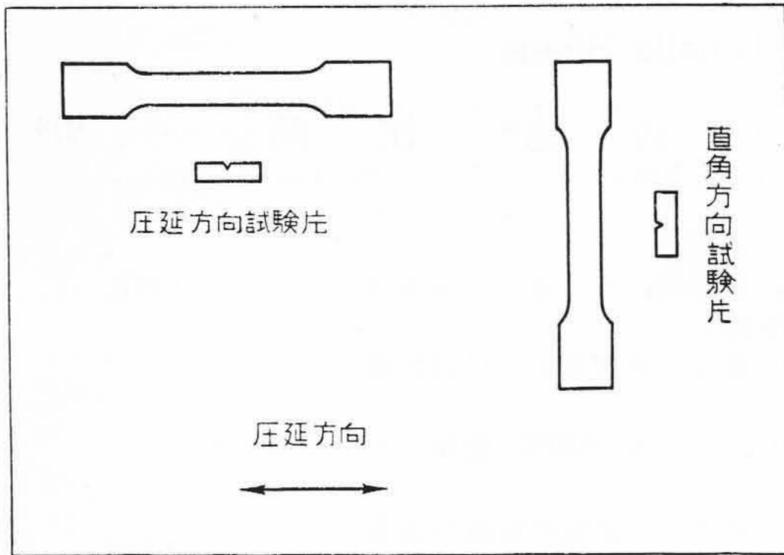
\*  $C_{eq} = C + \frac{1}{6}Mn + \frac{1}{24}Si$  により算出したものである。

## 〔III〕 圧 延 異 方 性

最近圧延鋼板の機械的異方性が問題にされるようになり、軟鋼については板厚方向の脆弱なることを調査したもの<sup>(5)(6)</sup>、圧延方向と直角方向の靱性の相異を調査したもの<sup>(7)(8)</sup>などが報告されているが、高張力鋼についてはほとんど調査されていない。板厚方向の脆弱性はきわめて重要な問題であるが、これはむしろ設計上の問題であるから、ここでは工作上材料の板取りに直接関係のある圧延面内の圧延方向と直角方向との異方性について調査した結果を報告する。

第1表の25A鋼板および12A鋼板を供試鋼板として第1図のごとく圧延方向および直角方向にJIS5号引張試験片およびVノッチシャルピー試験片を採取した。シャルピー試験片のノッチは板面に直角に入れた。引張試験およびシャルピー試験の結果を第2表および第2図に示す。

第2表の引張試験成績によるとわずかではあるが圧延方向の方が良好であり、特に伸びにおいては明瞭な差が認められる。このように伸びの値に差のあることは靱性においても異方性のあることを暗示するものであるが、果して第2図の結果は圧延方向と直角方向との間に著しい靱性の差異のあることを示している。すなわち-30°C以上の温度においては4本の曲線が明らかに圧延方向と直角方向との2組に分離し、前者は常に後者の約2倍に

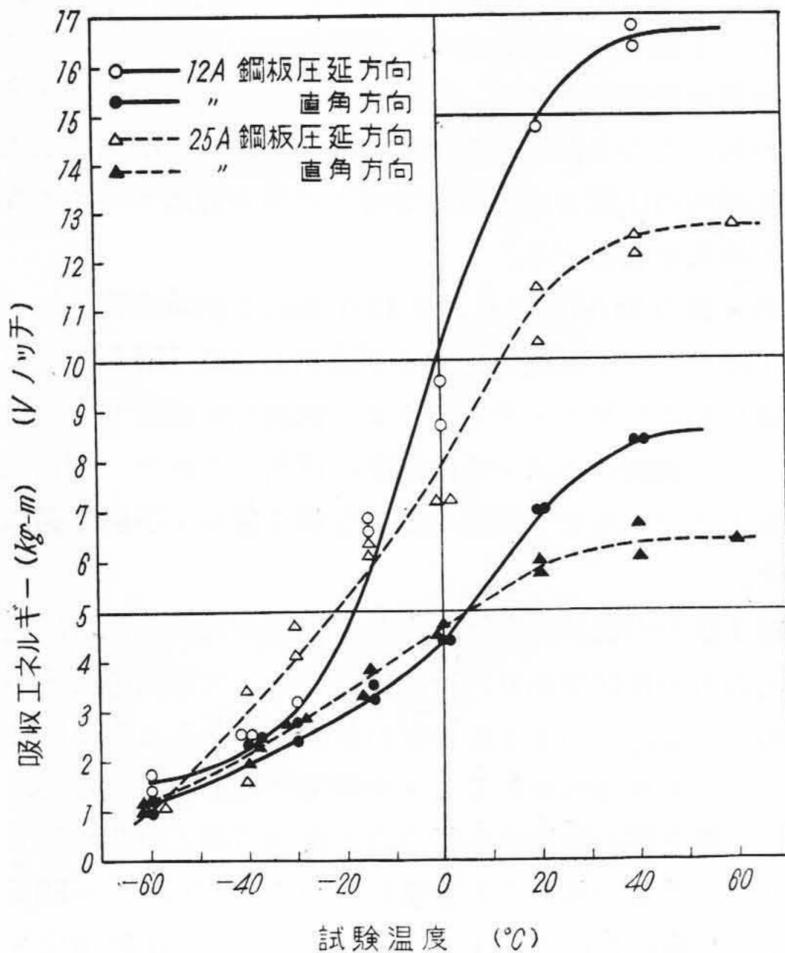


第 1 図 試験片採取方法

第 2 表 供試鋼板機械性試験成績

板 厚	圧延方向	降 伏 点 (kg/mm <sup>2</sup> )	抗 張 力 (kg/mm <sup>2</sup> )	伸 び* (%)
12mm	平 行	35.1	50.4	44.0
		34.6	50.0	40.6
	直 角	34.7	48.8	38.4
		35.2	49.6	38.0
25mm	平 行	35.6	53.4	47.0
		35.8	53.4	47.0
	直 角	36.9	53.3	42.0
		35.1	53.0	42.0
WELTEN 50規格値		>33.0	50~58	10~20 t >21 20~30 t >22

\* 規格値は 1 号試験片 (G.L.=200) における値であり実験値は 5 号試験片 (G.L.=50) における値である。



第 2 図 圧延方向および直角方向の遷移曲線

近い衝撃値を示している。12A 鋼板と 25A 鋼板を比較すると前者の曲線の方が多少上回っているが、それはむしろ常温以上の温度においてであるから問題とするに足らない。

このように  $-30^{\circ}\text{C}$  以上の温度では圧延方向と直角方向との間に顕著な差があるが、 $-30^{\circ}\text{C}$  以下の温度では衝撃値にほとんど差がなくなり 4 本の曲線は一致してしまう。したがって 4 本の曲線から  $Tr_{15}$  (15 ft-lb 遷移温度) とか  $Tr_E$  (エネルギー遷移温度) などを求めるとほとんど同じ温度になるのである。

つまり第 2 図から認められることは

- (1)  $-30^{\circ}\text{C}$  以上の温度における衝撃値そのものには明らかに異方性があるが、
- (2) 脆性遷移温度には異方性がない。

という二つの異つた事実である。

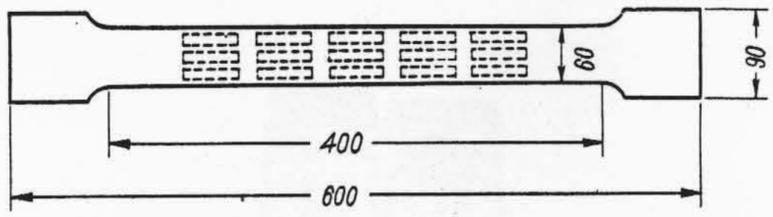
このうち構造物の脆性破壊に直接関係があるのは、衝撃値の大小そのものよりも、むしろ遷移温度の高低であるという定説<sup>(9)</sup>にしたがい (2) の方を重視すれば、供試鋼板の異方性は一応問題にしなくても良いということになる。また設計および工作上、材料の方向を考慮して板取りする必要があるか否かという当面の問題について考える場合、第 2 図の直角方向の遷移曲線でも脆性破壊に対して十分安全なものと判定されるから (一般に熔接性判定の基準は  $0^{\circ}\text{C}$  において  $3.5 \text{ kg-m/cm}^2$  以上とされている<sup>(10)</sup>)、圧延方向を考慮することなく板取りして差支えないものと思われる。

#### [IV] 歪 時 効

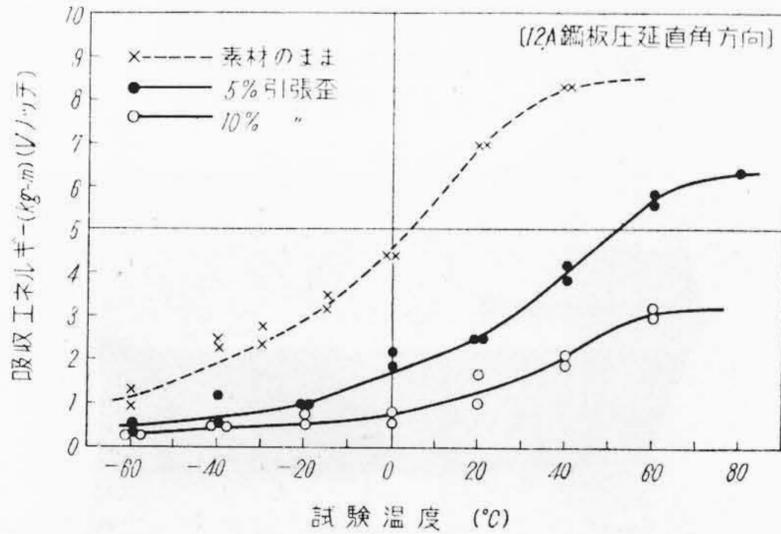
高張力鋼が冷間加工により歪時効することはすでに知られているが<sup>(2)(11)</sup>、冷間加工による硬度、組織および靱性の変化を総合的に調べた資料は少いし、当面の問題として歪時効後の適切な熱処理を決定する必要があるため次のような種々の実験を行った。

12A 鋼板から直角方向に第 3 図のような引張試験片を採取し試験機により、5% および 10% の引張塑性歪を与えた後、 $250^{\circ}\text{C}$  に 30 分間保温して時効せしめ、その中から V ノッチシャルピー試験片を切り出した。これを各種温度で試験した結果第 4 図が得られた。同図より明らかごとく 5% の塑性歪でも、すでに衝撃値は著しい低下を示し各温度における吸収エネルギーは素材に対して約  $1/2$  (低温ではさらに低下し約  $1/3$ ) になつてしまう。さらに塑性歪を 10% にすると吸収エネルギーは 5% 歪の場合の約  $1/2$  に低下している。これらの遷移曲線から  $Tr_{15}$  を求めて比較すれば、素材の  $Tr_{15}$  に比して 5% 塑性歪の場合の  $Tr_{15}$  は約  $50^{\circ}\text{C}$  も高く、塑性歪を 10% にすると、それよりさらに  $30^{\circ}\text{C}$  も上昇している。

以上の結果から高張力鋼板は冷間加工によりはなはだ



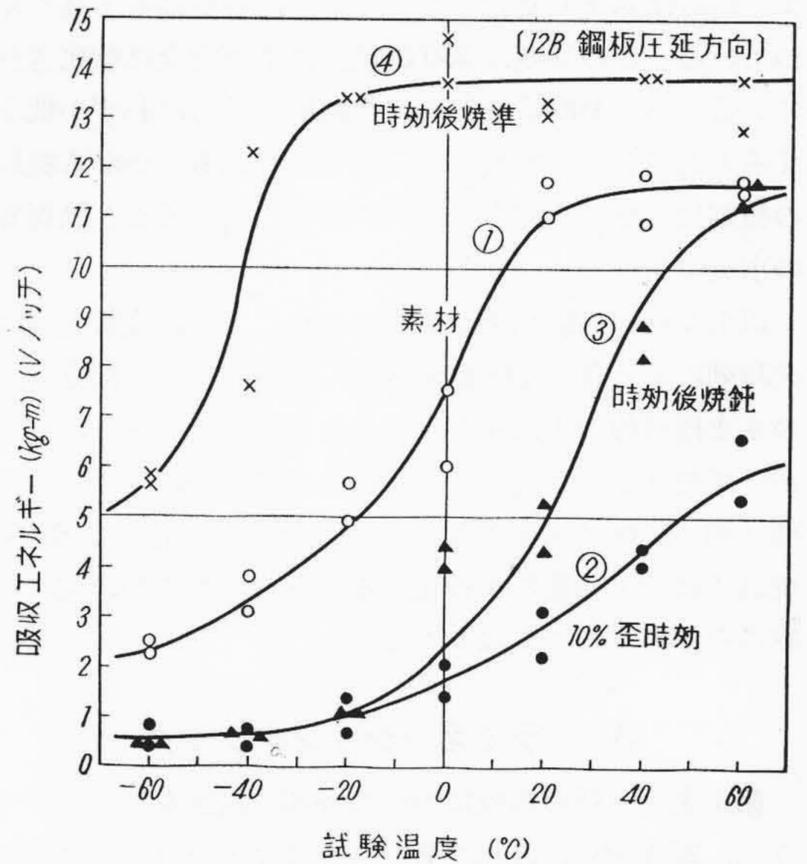
第3図 歪時効試験片



第4図 歪時効による遷移曲線の変化

しく脆化することが知られる。直角曲げ加工で内側曲げ半径を板厚の約2倍にすると、外側面に生ずる最大引張歪は約20%であり<sup>(12)</sup>、全断面の約3/4が5%以上の塑性歪を受けていることになる。また内側曲げ半径を板厚の4.5倍まで大きくしても全断面の約1/2が5%以上の歪を受けることになる。したがって冷間で直角曲げ加工した場合、その部分が相当脆化するであろうことは想像に難くない。実際の直角曲げ加工部について実験した結果も、相当な脆化を立証している<sup>(13)</sup>。

次に歪時効により脆化した鋼板の靱性を回復するにはどんな熱処理を必要とするかが問題であるが、差当つて焼鈍と焼準との効果を比較実験してみた。12B鋼板の圧延方向から前掲第3図の引張試験片を3枚採取し、3枚共一様に10%の引張塑性歪を与え、250°Cで30分間保温して時効せしめたのち、1枚はそのまま、1枚は650°Cで1時間保温後炉冷、最後の1枚は900°Cに保温後空冷してからVノッチシャルピー試験片を切り出した。これら3種の試験片による試験結果と素材圧延方向の試験結果を併記した遷移曲線は第5図のごとくである。この結果によれば、一度冷間加工によつて著しく脆化したものは、650°C焼鈍によつてある程度靱性を回復することはできるが、それはむしろ高温で試験する場合であつて、低温では衝撃値にほとんど効果がない。これに反し900°C焼準では歪時効による脆化の痕が完全に消滅し、素材よりはるかに優秀な靱性を示すようになる。

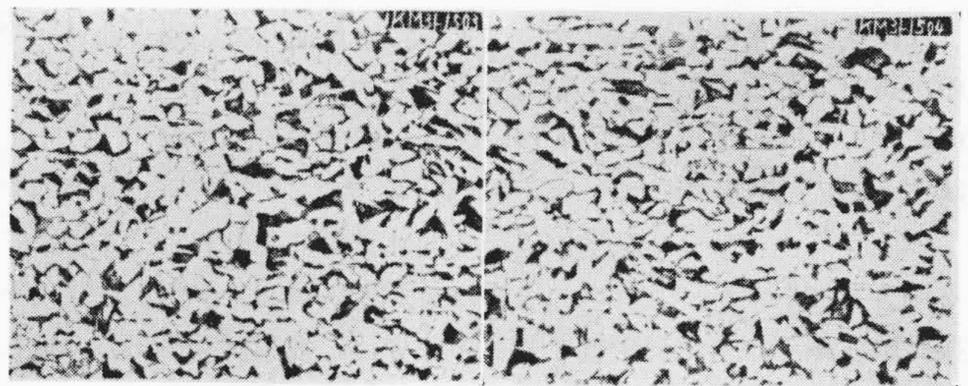


第5図 歪時効後熱処理したものの遷移曲線

第3表 硬度測定結果

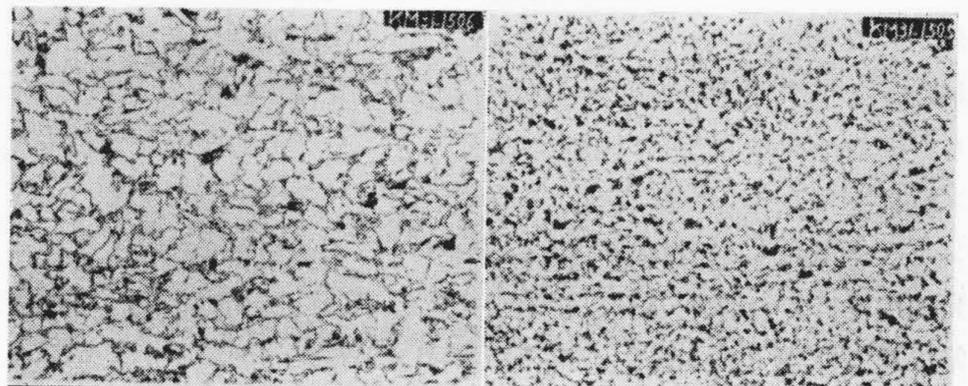
試験片	硬度 (Hv)
① 素材のまま	168, 168, 168
② 10% 歪時効	205, 210, 202
③ 時効後焼鈍	167, 157, 173
④ 時効後焼準	154, 156, 155

参考のため上記試験に使用せるシャルピー試験片について、その硬度と顕微鏡組織を調べたものが、それぞれ第3表および第6図である。これらを見ると冷間加工に



① 素材のまま

② 10% 歪時効



③ 時効後 650°C 焼鈍

④ 時効後 900°C 焼準

第6図 時効後の熱処理による組織の変化

より組織はあまり変化していないが、硬度は若干高くなっている。この硬度は650°C焼鈍により完全に軟化されている。また900°C焼準により硬度はさらにわずかに低下すると共に著しく組織が微細化されている。かかる組織の微細化が靱性の向上に大いに寄与していることは周知の事実である<sup>(14)</sup>。

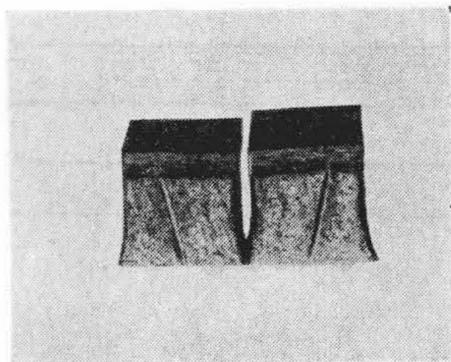
以上2回の実験結果から明らかなごとく、高張力鋼は歪時効により著しく脆化するから冷間加工した部分をそのまま構造物の中に残存させることは危険であり、したがって曲げ加工は熱間で行うようにするか、または冷間曲げ加工後焼準するようにしなければならない。650°C焼鈍では加工硬化部を軟化することはできるが、完全に靱性を回復することはできない。

### 〔V〕 ラミネーションクラック

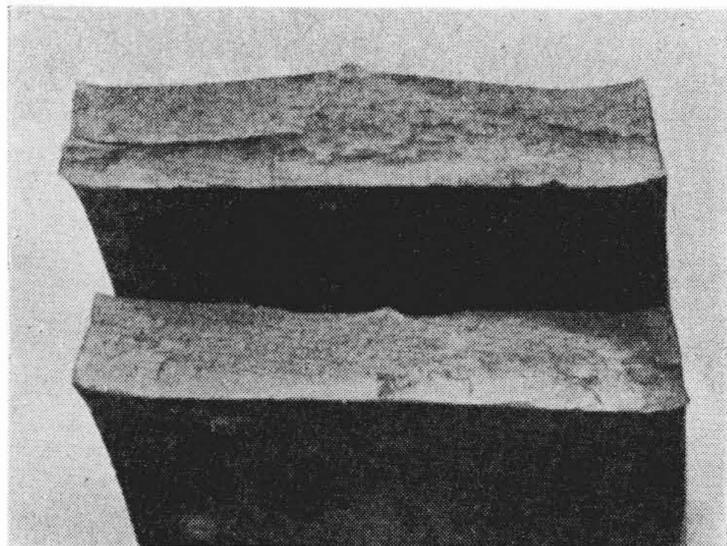
第1表の4種の鋼板について各種の試験を行つているうち、25A鋼板には相当著しいラミネーションが存在するのではないかという疑問が生じた。

すなわち25A鋼板から採取したシャルピー試験片やオーストリア曲げ試験片の破面には、第7図および第8図のようにラミネーションの開口や、ラミネーションに沿う剥離劈開面が認められた。そこでまず圧延方向に平行な断面についてサルファプリントを撮つてみたのであるが第9図のごとく別段異常は認められない。次に同じ断面を顕微鏡的に観察した結果、100倍の倍率において第10図のような比較的大きい断続塊状のものと第11図のような細い線上のものとの2種類が発見された。第10図はエッチしたのち再びバフ研磨してラミネーションが認められやすいようにしたものである。また第11図のような線状ラミネーションはフェライト粒を貫通しているのが特色である。このような微視的ラミネーションの生成について詳細は不明であるが、これを形成する不純物は主としてSiO<sub>2</sub>ではないかと思われる。

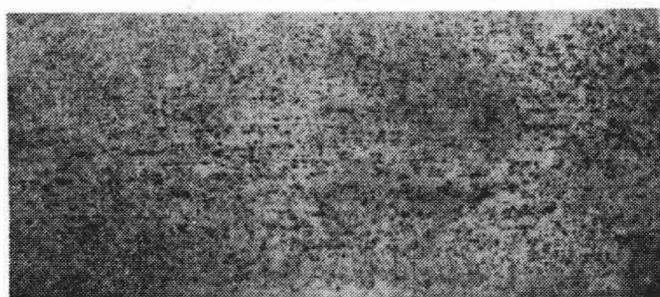
以上ラミネーションが衝撃破面や曲げ破面にあらわれる場合を述べたが、これらの場合はラミネーションが直接試験成績そのものに影響することは少い。衝撃試験の場合はノッチ下からの亀裂の進行方向とラミネーションとが平行であるから破壊には顕著な効果を及ぼさず、したがって吸収エネルギーにも影響しない。事実第7図の試験片も特に異常な吸収エネルギーを示してはいない。もしノッチを板面と平行方向に入れると、ラミネーションに対して直角方向に亀裂が進行するのでラミネーション部で剥離状破壊が起り(第12図参照)、その後の亀裂発生に多くのエネルギーを必要とする結果、衝撃値は非常に高くなる(すなわちノッチを板面と平行に入れるとラミネーションの多い鋼板程衝撃値が高いという珍現象が起り、衝撃値がバラつくのである)。これと同じよう



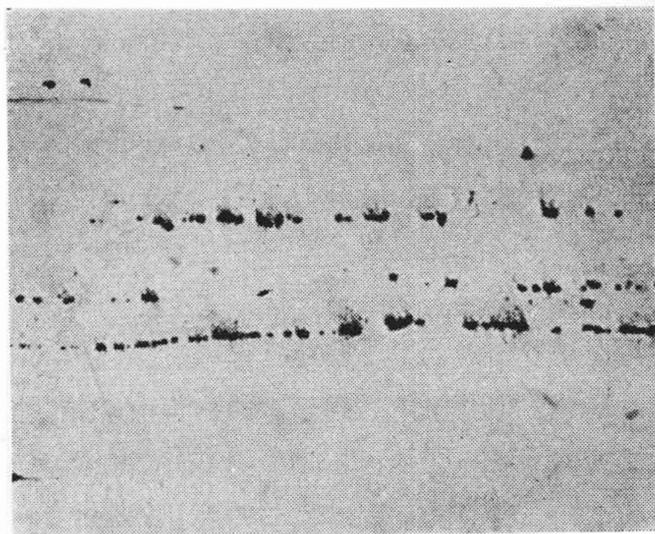
第7図 衝撃試験片に認められたラミネーションの開口



第8図 オーストリア曲げ試験片に認められたラミネーションに沿う剥離

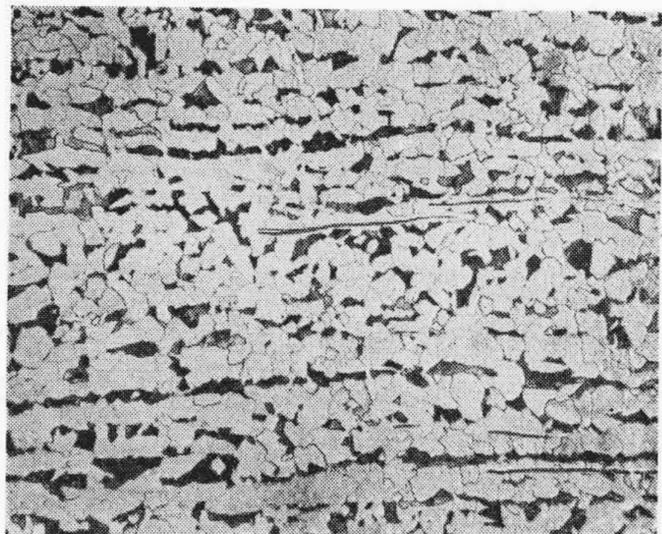


第9図 サルファプリント (25A鋼板圧延方向)

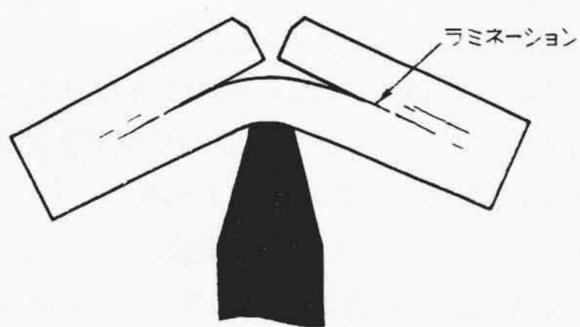


第10図 断続塊状のラミネーション

なことはオーストリア曲げ試験にも考えられることであつて、この場合もラミネーションは供試鋼板を何枚かの薄板に分離する効果があり、かえつて曲げ延性を向上せしめるであろう。



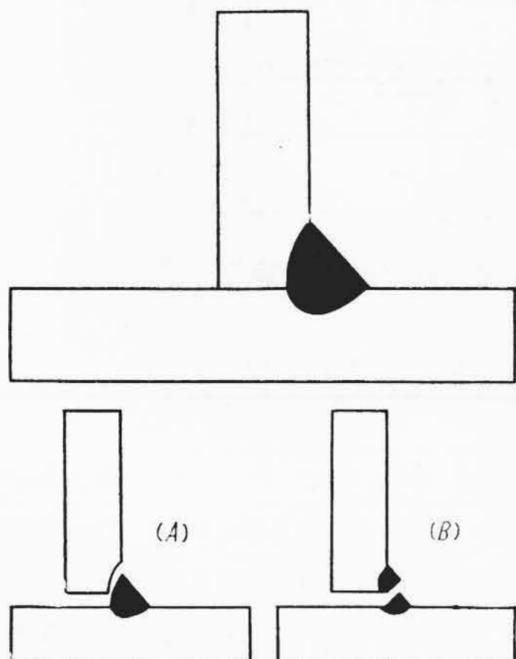
第11図 線状のラミネーション



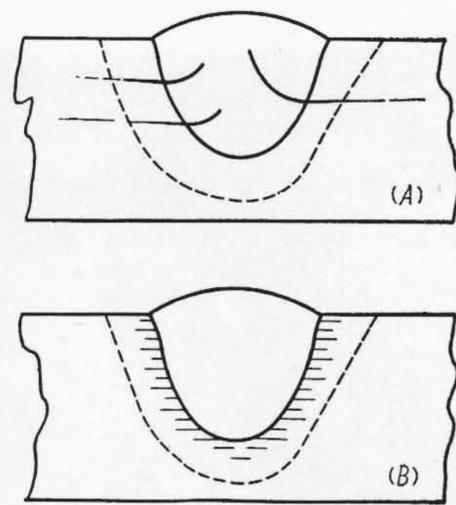
第12図 剥離性破壊

このようにラミネーションが危険なのはシャルピー試験や曲げ試験の場合ではなくて次のような場合である。

すなわち、(1) 熔接ビードが巨大なラミネーションを貫通した場合、ラミネーションからビード内部に延びたサルファクラックが発生すること (第13図A)、および(2) 熔接熱影響部に存在する微視的ラミネーションがラミネーションクラックとなること (第13図B) である。(1) は巨大なラミネーションの場合であつて、しかも亀裂の原因が硫黄であるからサルファプリントで認められないようなラミネーションでは発生しない。したがつて25A鋼板のような微視的ラミネーションで考えられるの



第14図 タブ試験

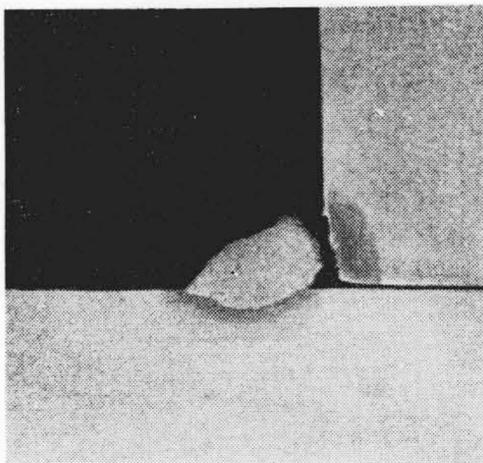


第13図 ラミネーションによる欠陥

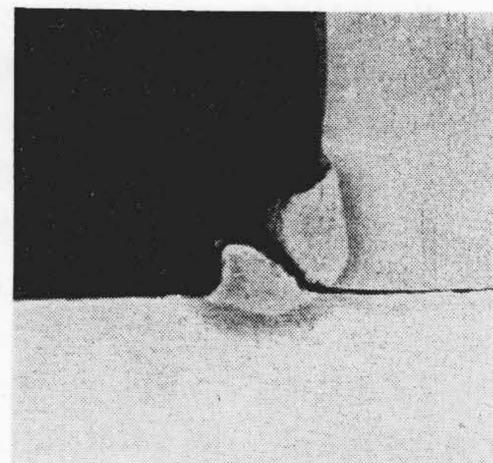
は(2)の現象である。

ラミネーションクラックの試験法としては一般にタブ試験が行われているが、この試験は第14図のごとくT継手の一方をスミ肉熔接し、これを反対側から打撃破壊するものであつて、ラミネーションクラックの存在するものは熱影響部から剥離破壊し (第14図A)、存在しないものはビード内で破断する (第14図B)。25A鋼板と25B鋼板とを供試鋼板とし、同一条件 (LB-26, 4φ, 190A) で熔接して試験した結果、破断状況はそれぞれ第15図および第16図のごとくであつた。すなわち25A鋼板では熱影響部から破断しているのに反し、25B鋼板ではビード内で破断している。念のため25A鋼板を200°Cに予熱して熔接した場合でも同じように熱影響部から剥離している。

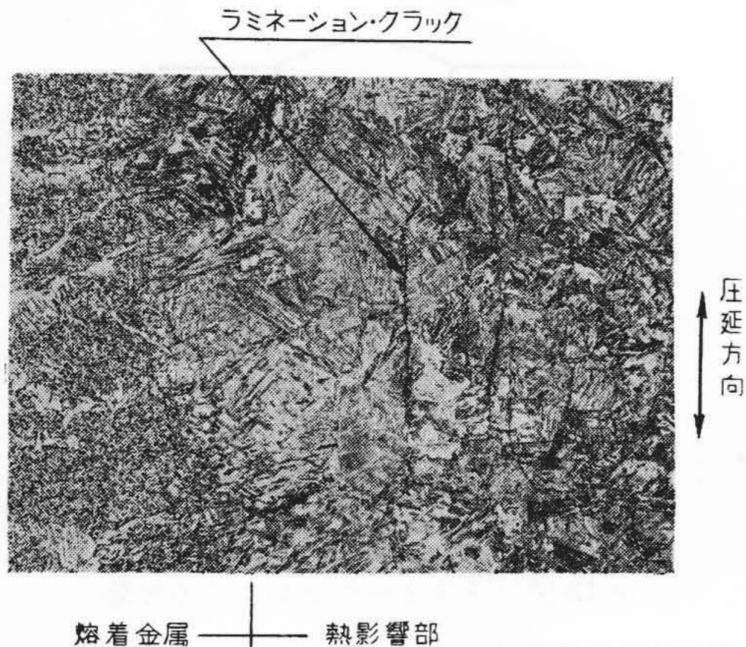
このような熱影響部の剥離破断はラミネーションクラックによるものと考えられるが、実際に25A鋼板のT継手スミ肉熔接熱影響部を顕微鏡で調べると第17図に示すようなラミネーションクラックが無数に認められる。このクラックは明らかにビード下亀裂ではなく、前掲第11図の線状ラミネーションがクラックに成長したものと推定される。熔接熱影響部のラミネーションがラミネーションクラックに成長する機構については若干考究されているようではあるが<sup>(15)(16)</sup>、いまだ究明されていない点も多い。



第15図 25A鋼板タブ試験結果



第16図 25B鋼板タブ試験結果



第 17 図 タブ試験の熱影響部に認められたラミネーションクラック

〔VI〕 熱影響部の硬化

高張力鋼の熔接性を判定せんとする場合、熔接熱影響部の硬化程度すなわち最高硬さの値の大小を知ることはもつとも有力な手段とされている。多数の実験の結果最高硬さによつて亀裂の発生や延性の低下などの危険をほぼ推測しうることが知られている。

そもそも熔接熱影響部の硬化は (1) 母材材質 (2) 母材板厚 (3) 熔接条件 (4) 継手形式 (5) 予熱温度などによつて異なる。このうち母材材質の影響が等価炭素量 ( $C_{eq}$ ) で示されることは多くの実験結果から認められている<sup>(17)</sup>。また Cottrell 氏は板厚と継手形式とを総合した thermal severity なる係数によつて冷却速度を論じ<sup>(18)</sup>、また予熱温度の影響をも論じている<sup>(19)</sup>。しかし熔接条件の影響についてはほとんど論じられていないので、ここでは主として熔接条件が最高硬さに及ぼす影響について考察する。

今無限平板 (板厚無限大) にビード熔接する場合を考え、アークを移動点熱源と仮定すれば熔着金属に隣接する部分がある温度  $t$  を通過するときの冷却速度  $\Delta t$  は次式によつて与えられる<sup>(20)</sup>。

$$\Delta t = \frac{2\pi K}{Q} \cdot v \cdot (t - t_0)^2 \dots \dots \dots (1)$$

$K$  : 熱伝導率       $v$  : 熔接速度  
 $Q$  : 入力熱量       $t_0$  : 母材初期温度

すなわち冷却速度は熔接速度に比例し、入力熱量に逆比例する。ただし (1) 式は準定常状態における解であるからショートビードの場合には適用されない。

ここでアークの発生する熱量  $Q_A$  は

$$Q_A = K \cdot I \cdot E_A \dots \dots \dots (2)$$

$I$  : 熔接電流       $E_A$  : アーク電圧

で表わされるが、このうち母材に供給される入力熱量  $Q$  は

$$Q = K \cdot I \cdot E_0 \dots \dots \dots (3)$$

$$E_0 = E_R + E_B$$

$E_R$  : 電極面での電圧降下

$E_B$  : 母材面での電圧降下

と考えられる。

(2) 式における  $E_A$  はアーク長さや雰囲気によつて変動し、手熔接の場合は熔接中たえず変化するし、ユニオンメルト熔接の場合は人為的に大幅な変化を与える。しかしこのように  $E_A$  が変化しても (3) 式における  $E_0$  はほとんど変動しない。 $E_0$  は電極の直径や熔接電流の大幅な変動によつてわずかに変動するだけである<sup>(21)(22)(23)</sup>。

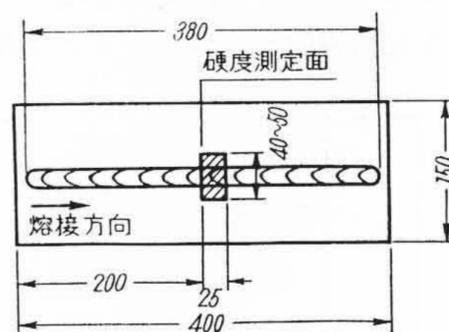
(3) 式において、 $E_0 = \text{一定}$  と仮定すれば

$$Q = K \cdot I \dots \dots \dots (4)$$

となり入力熱量は熔接電流に比例する。

ここで (4) 式を (1) 式に代入すれば冷却速度  $\Delta t$  は  $I/v$  に逆比例することになり、したがつて熱影響部の最高硬さも  $I/v$  に関係するであろうことが推定されるのである。この推定の正しいことは次の実験により立証された。

JIS 熱影響部最高硬さ試験法に準じて第 18 図のごとく  $150 \times 400 \text{mm}$  の試験板上にビード熔接し断面の硬度分布を測定して最高硬さを求めた。供試鋼板は第 4 表に示す 3 種の鋼板であつて、熔接はユニオンメルト熔接により電流  $300 \sim 700 \text{A}$ 、速度  $200 \sim 1,000 \text{mm/min}$  の範囲にわたつて熔接条件を変化した。アーク電圧はとけ込みの形状が大体半円に近くなるよう電流、速度に応じて任意に決定した。実験結果を  $I/v$  - 最高硬さの関係で示すと第 19 図のごとくであつて、 $I/v$  と  $H_{max}$  との間に一定の関係のあることを立証している。前述のごとく  $I/v$  は冷却速度に相当する量であるから第 19 図はジョミニ試験における硬さ分布曲線に類似した意味をもつて

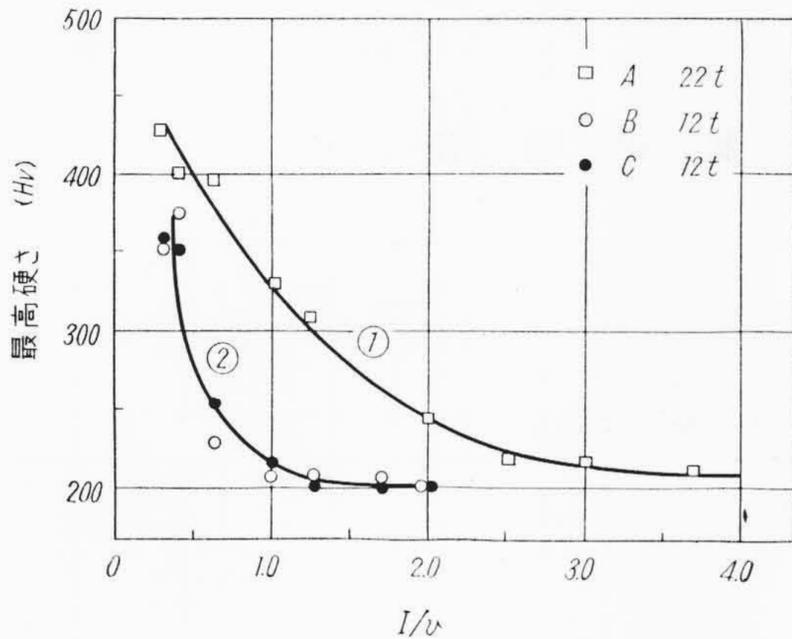


第 18 図 硬度測定試験片

第 4 表 供試鋼板化学成分

試 料	種 別	板 厚 (mm)	化 学 成 分 (%)						
			C	Si	Mn	P	S	Cu	$C_{eq}^*$
A		22	0.20	0.36	1.30	0.030	0.014	Tr	0.432
B		12	0.18	0.35	1.12	0.018	0.013	"	0.382
C		12	0.14	0.42	1.33	0.029	0.013	"	0.380

\*  $C_{eq} = C + \frac{1}{6}Mn + \frac{1}{24}Si$  により算出したものである。



第19図  $I/v-Hv_{max}$  曲線

いる。ただ第19図ではこの実験のように材質にそれほど大きな差がない場合でも板厚による効果が明瞭に表われ、板厚の大きい場合の曲線①は板厚の小さい場合の曲線②に比較して  $I/v$  による  $H_{max}$  の変化が少い。すなわち熔接において板厚が大になることは、あたかもジョミニ試験において材料の焼入性が増大したのと同じ効果を表わすものであることが知られる。しかも  $I/v=1.0$  前後というもつともよく実用される条件において板厚の影響が顕著であるという事実には注意を要する。

I. I. W. (国際熔接会議) では  $H_{max} \leq 350 H_V$  なるべきことを提案しているが<sup>(24)</sup>、この実験でも明らかなように  $C_{eq}=0.4$  前後の鋼材では、板厚 22 mm において  $I/v \geq 1.5$ 、板厚 12 mm において  $I/v \geq 0.5$  ならば  $300 H_V$  以下におさえることができる。

〔VII〕 結 言

以上、わが国で熔接構造用として実用されている抗張力  $50 \sim 55 \text{ kg/mm}^2$  級の高張力鋼について行つた実験の概要を述べたが、その結果を要約すると次のごとくである。

- (1) 高張力鋼板の圧延面内における異方性は明らかに認められるが、実用上その板取りに圧延方向を考慮する必要はない。
- (2) 高張力鋼は歪時効により著しく靱性が低下し、 $650^\circ\text{C}$  焼鈍では完全に回復しないが、 $900^\circ\text{C}$  焼準を行えば母材以上に良好な靱性がえられる。
- (3) 高張力鋼板のラミネーションは熔接熱影響によりラミネーションクラックに進行する。このラミネーションクラックは予熱によつても防止できない。
- (4) 熔接熱影響部の硬化程度は、母材材質、板厚、熔接条件、継手形式および予熱温度などによつて異なるが、板厚 22 mm の場合  $I/v \geq 1.5$ 、板厚 12 mm の場合

$I/v \geq 0.5$  ならば予熱の必要はない。

参 考 文 献

- (1) 船舶設計協会：高張力鋼工作基準立案に関する報告書 (昭 29-10)
- (2) 材料試験協会：材料試験，第4巻，第23号 (昭 30-6)
- (3) 牧：熔接技術，第4巻，第5号 (昭 31-5)
- (4) 鈴木，小林：日立評論，第37巻，第8号 (昭30-8)
- (5) 渡辺，出口，井上：熔接学会誌，第25巻，第2号 (昭 31-2)
- (6) 仲：熔接学会誌，第24巻，第7号 (昭 30-7)
- (7) C.F. Tipper：Jl., Iron and Steel Inst, Vol. 172 Part 2 (1952)
- (8) 応和：熔接学会誌，第25巻，第8号 (昭 31-8)
- (9) M.L. Williams：Welding Jl., Oct. 1953
- (10) 小倉：熔接技術，第4巻，第7号 (昭 31-7)
- (11) E. P. Klier, F. C. Wagner and M. Gensamer：Welding Jl. Feb. 1948
- (12) 元田，安田：日立評論，第33巻，第3号 (昭26-3)
- (13) 中井，国広，安藤：日立造船技報，第17巻，第2号 (昭 31-5)
- (14) J. H. Hollomon, L. D. Jaffe, D. E. Mc Carthy and M. R. Norton：Trans. Am. Soc. Met. Vol. 44 (1952)
- (15) 木原，鈴木，小倉：熔接学会誌，第25巻，第2号 (昭 31-2)
- (16) 応和：熔接界 第7巻，第2号 (昭 31-2)
- (17) 木原，田村，賀来：熔接学会誌，第25巻，第5号 (昭 31-5)
- (18) C.L. Cottrell：Welding Jl., June 1953
- (19) C.L. Cottrell and B. J. Bradstreet：British Welding Jl., July. 1955
- (20) D. Rosenthal：Welding Jl., May 1941
- (21) C.E. Jackson and A. E. Shrubsall：Welding Jl. May. 1950
- (22) 安藤，三木：熔接学会誌，第20巻，第11，12号 (昭 26-11,12)
- (23) 牧，黒川，横尾：日立評論，第36巻，第3号 (昭 29-3)
- (24) I. I. W. (第9委員会)：フローレンス総会における提案 (1954)

「日立評論」綴込カバー

特価 1 組 ¥ 50 (送料共)

「日立評論」の綴込み用として美しい綴込みカバーを発売致しております。

御希望の方には実費でおわかり致しておりますから下記に御申込み下さい。

東京都千代田区丸の内1の4 (新丸ビル7階)

日 立 評 論 社

振替口座 東京 7 1 8 2 4

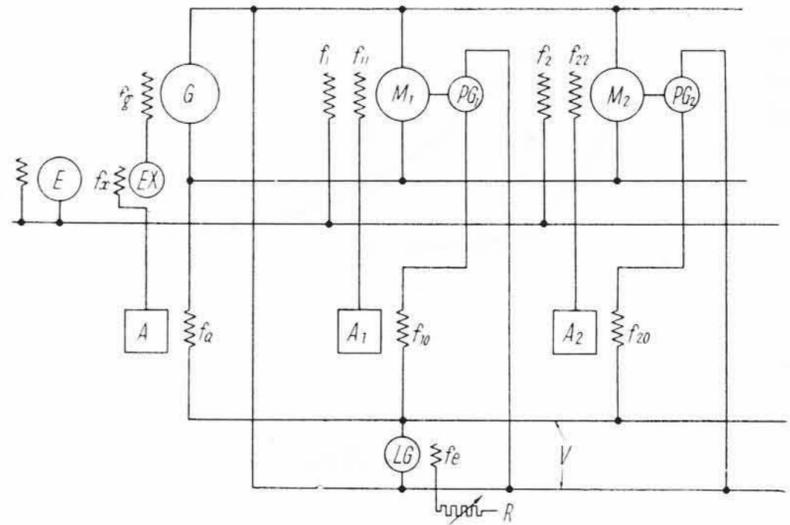


実用新案 第 440869 号

田 附 修

抄紙機電動機制御装置

抄紙機設備における各セクション電動機があらかじめ定められた一定関係速度で運転するように自動制御する方式は従来幾多提案されたところであるが、最近採用されている進んだ一つの行き方として、指導発電機を自動制御のために特設する案がある。この方式では指導発電機の発生電圧を常に一定に保つことができれば自動制御も予定どおり行えるのであるが予定の整定値からずれると運転が不調におちいる欠点があり、指導発電機発生電圧の変動は受電電源周波数の変動によって容易に起りうるといふことから不安を免れず、これがため種々な対策を必要とし厳重な監視をも必要とした。この考案は以上のごとき欠点を除去したもので、その概要はつぎのごとくである。レオナード発電機Gに対して各セクション電動機  $M_1, M_2, \dots$  などが接続される。それらは指速発電機  $PG_1$  をそなえまた定励磁  $f_1, f_2$  および制御励磁  $f_{11}, f_{22}$  を有する。 $A_1$  および  $A_2$  は HTD またはマグアンプで制御線輪  $f_{10}$  および  $f_{20}$  を有し、それぞれの出力電流で  $f_{11}$  および  $f_{22}$  を励磁する。LG は指導発電機で、これは任意の原動機で駆動し、その界磁  $f_e$  を可調整抵抗  $R$  の加減によつて変え、任意の整定電圧がえられるようにされる。 $f_{10}$  および  $f_{20}$  はこの LG の電圧と  $PG_1$  および  $PG_2$  の電圧との比較回路に接続される。さらに発電機 G の  $f_g$  界磁は EX を介して増幅器 (HTD またはマグアンプ) A によつて附勢されるが、その制御線輪  $f_a$  は発電機 LG と G の電圧の比較回路に接続される。E は定電圧発電機である。以上のごとくであるか



ら  $R$  により LG の電圧を任意一定に設定すると、それを基準として  $M_1, M_2$  の速度は附随的にきめられ、一方 G の電圧も一定関係値に自然にきまる。もしなんらかの原因で LG の電圧が予定値からずれると、それはすぐ  $f_{10}, f_{20}$  を介して  $A_1, A_2$  に変化をあたえるから  $M_1, M_2$  の速度の変化をもたらすことになるが、一方  $f_a$  を介して A より G の界磁に変化をあたえるので、A,  $A_1, A_2$  などの作用をたがいにあらかじめ適当な関係に選んでおくことにより、LG の電圧変動の影響を皆無となすことができる。このようにして抄紙機設備は総体として常に予定運転状態を安定に継続しうるものである。

(宮崎)

# テレビジョン伝送線路

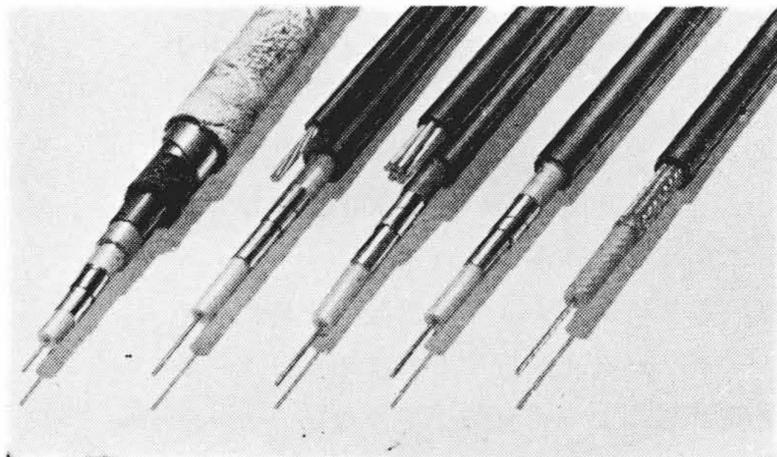
工業用テレビジョン用

## 日立同軸ケーブル

発泡ポリエチレン絶縁

### 特長

- (1) 伝送特性が均一である。
- (2) 外被の障害があつても回線  
を確保し得る。
- (3) 軽量である。
- (4) 架設が容易である。



東京・大阪・福岡・名古屋・札幌・仙台

日立電線株式会社