

火力発電所における高温用金属材料の熔接

阪大教授 岡田 実

目次

緒言

A 高温高压用材料

B 高温高压用材料の熔接法

1. 鋼材の熔接性

(a) 炭素鋼

(b) Mo 鋼

(c) Cr 鋼

(d) 18:8 オーステナイト不銹鋼

2. 熔接棒と水素脆化の問題

3. 予熱および後熱の実用的基準

C 黒鉛化の基礎的問題

D 硬質合金の肉盛

E 検査法

結言

緒言

火力方面の諸施設については機械学会誌6月号に種々な御報告が発表されておるがそれらによつても早晚相当、高温高压に進むものと考えられる。

したがつて諸機械、器具、パイプなどに高温高压用材料が使用されることは当然であろう。そこで私は熔接が専門であるから高温高压用材料を熔接する場合の基本的なことからについて簡単に御説明申し上げようと思う。

A 高温高压用材料

戦前にも高温用材として HCM, HCM5, 13Cr, 18Cr, 18:8 などが用いられていたが終戦後我が国では特殊鋼の使用が殆んどなくなり、耐熱材料についても技術的進歩が見られなかつたのである。しかるに我が国の状態に反し欧米では高温蒸気艦の使用が普及し高温材料の活用も周到に行われているのである。

第 1 表

名 称	化 学 組 成								破壊強度 kg/mm ²	クリープ kg/mm ² 10,000hr	最高使用 温 °C
	C%	Mn%	P%	S%	Si%	Mo%	Cr%	Ni%			
炭 素 鋼	0.08~ 0.30	0.30~ 1.00	0.05max	0.06max	0.06max	—	—	—	430°C 14.0	430°C 9.1	430
0.5%Mo鋼	0.08~ 0.35	0.30~ 0.80	0.04max	0.05max	0.10~ 0.50	0.4~0.5	—	—	460°C 33.0	460°C 11.5	460
0.5%Cr- 0.5%Mo鋼	0.1~0.2	0.3~0.6	"	"	0.01~ 0.3	0.45~ 0.65	0.5~0.7	—	480°C 36.	480°C 14.0	480
1%Cr-0. 5%Mo鋼	0.15max	0.3~0.6	"	0.04max	0.3max	0.45~ 0.65	0.8~ 1.10	—	510°C 26.9	510°C 8.4	510
2.25%Cr- 1%Mo鋼	0.15max	0.3~0.6	0.3max	0.03max	0.5max	0.9~ 1.10	2.0~2.5	—	540°C 12.6	540°C 5.25	540
12%Cr鋼	0.15max	1.0max	0.04max	0.04max	1.0max	—	11.5~ 13.5	—	480°C 18.4	480°C 8.4	480
18:8オース テナイト鋼	0.08max	2.0max	0.04max	0.04max	1.0max	—	18~20	8~ 11.0	565°C 14.0	565°C 6.3	565

第1表はアメリカで使用されている高温用材料で炭素鋼は430°Cまで、Mo鋼を460°Cまでに、470~510°Cの間にはCr-Mo鋼およびCr-Mo-Mo鋼を、Cr-2.25%、Mo1%の鋼を540°Cまで、そしてそれ以上には18:8あるいは19:9、25:20など高クロム高ニッケルのオーステナイト不銹鋼が使用されているのである。ことに18:8、19:9などではMo, Nb, Tiを加えて安定性を向上したものが

が多く使用されている。

Cr2.25%、Mo1%の鋼は最近住友金属KKで試作されているが日本では未だ広く使用されていない。25:20も高価ではほとんど使用されていない。しかし今後活用されるべき材料であると思う。

タービンの羽には12%Crも用いられているようである。ウェスチングハウス社ではCr-Ni-Mo鋼を車軸に用

いているとも報告されている。

若しさらに高温度を使用するようになると現在非常に注目されているチタニウムおよびその合金が登場するで

あろう。今チタニウムの諸性質を示すと次のようである。

第 2 表 チタニウムの物理的性質

比重 20°C	融点 °C	熱膨張係数	比熱 Cal/g	燃焼熱 Cal/g	電気抵抗 Micro Ohm/Cm ³
4.54	1820±100	0.000085	0.126	510	59

第 3 表 チタニウムの機械的性質

条 件	引張強さ kg/mm ²	降伏点 kg/mm ²	伸 び %	ロックウエル G 硬度	弾性係数 kg/mm ²
焼 鈍	55	44	25.2	76	11,760
20%加工	77	70	8.2	86	—
40%加工	85	79	7.5	91	—
60%加工	81	—	1.5	92	—

次にバルブ材料として次のようなものが用いられている。しかも弁座、弁頭に硬質耐熱合金の肉盛が行われる。500°C以下にはNi合金が用いられているが、それより高温になると通常 Co合金、主としてステライトが熔造されている。それらの化学組成は第5表および第6表のごとくである。ニッケル合金のCは0.1~0.20%

第4表 辨材の化学組成(軸および弁頭)

鋼 種	C	Cr	Ni	Si	W
Cr-Ni鋼	0.2~0.4	0.9~1.5	4.2~45		
Cr "	0.3~0.45	1.3~1.5			
Cr-W "	0.3~0.35	2.3~3.0		(0.3 ~0.5)	8.5~ 10.0
Cr-Si "	0.35~0.5	9.~10.0		02.0~3.0	
Cr-Ni ⁺ W "	0.25~0.60	14~16	12~17	1.0	2.0

第 5 表 ニッケル合金(括弧内は常温強さ)

名 称	化 学 組 成										破 壊 強 度 800°C 1000hr kg/mm ²	処 理
	Cr %	Co %	Ni %	Mo %	Fe %	W %	Cb %	V %	Al %	Ti %		
Hastelloy B	—	—	65	30	5	—	—	—	—	—	7.5 (56)	鑄造、鍛造
" C	15	—	60	17	—	4	—	0.3	—	—	12.0 (58)	"
Nimonic 80	21	—	75	—	—	—	—	—	0.6	2.5	13.3	鍛 造
Inconel x	15	—	73	—	7	—	—	—	0.7	2.5	12.6	"

第 6 表 コバルト合金(括弧内は常温強さ)

	化 学 組 成								Stellite No.	破 壊 強 度 800°C 1000hr kg/mm ²	処 理
	Cr%	Co%	Ni%	Mo%	Fe%	W%	Cb%	C%			
Vitalium	28	60	3	6	2	—	—	0.25	21	9.5~10.5(70)	鑄 造
61	24	68	—	—	—	6	—	0.40	23	14.0~16.4(74)	"
6059	25	30	30	6	2	—	—	0.40	27	12.3 (57)	"
422-19	25	52	16	6	0.65	—	—	0.40	30	13.6~14.7(69)	"
X-70	25	55	10	—	—	7	—	0.40	—	14.7~18.2—	"
X-40	23	40	20	—	3	12	—	0.40	31	15.4 (70)	"
S-816	20	45	20	3	—	4	4	0.40	—	11.9~12.5(84)	鍛 造

であるが Stellite 21 を除き他の Co合金は0.40%である。熔接ではCの増減により性質の変化する点を考えておかなければならない。

B 高温高圧用材料の熔接法

これら高温用材料の熔接については材料の選択、熔接

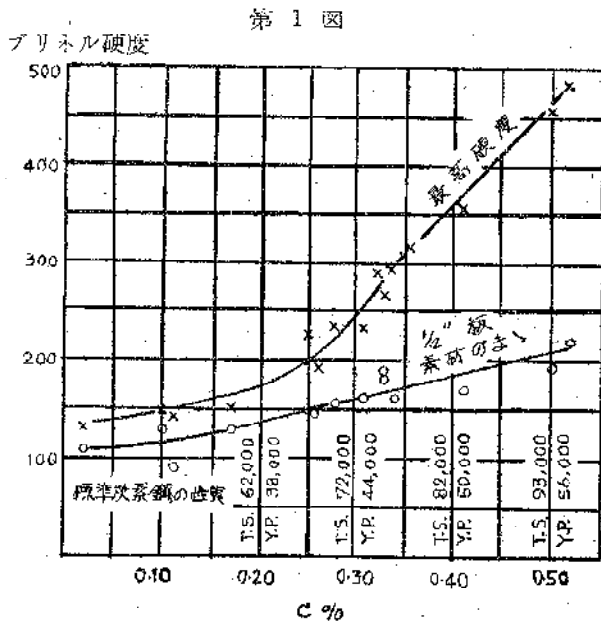
方法および溶接条件の選定と検査法を考えなければならない。しかしここで詳細に御説明することは出来ない。材料に重点をおいて説明し、なお最近重大視されるに至っている黒鉛化について阪大の基礎的実験から斬新な溶接部黒鉛化の理論的解釈が得られたのでそれについて簡単に付け加えたいと思う。

1. 鋼材の溶接性

溶接性と言う言葉を廣義に解すると溶接の総合的成果で示されるが鋼の溶接性という場合は狭義に解釈して溶接熱の影響による変質をもつて表わされる。しかし急熱急冷の溶接熱操作による硬脆化、水素脆化、収縮割れ、焼割れ、水素割れなどについては溶接設計、準備工作、溶接棒、予熱、溶接作業、後熱などすべての溶接条件に関連性を有するのである。まづ鋼の性質を知る上に幼稚かもしれないが順序として炭素鋼から説明する。

(a) 炭素鋼

炭素鋼は第1図のごとく炭素量が多くなるにしたがって



て焼鈍材でも硬度は次第に高くなるが溶接熱影響部の硬度の増加は焼鈍材に較べて著しい。ことにC 0.25% 附近から傾きが目立って変つてくるし、溶接速度を増大して急冷効果をあたえると更に硬度が増加する。

通常の溶接において熱影響部の硬度は溶接電流、溶接速度、板の厚さ、予熱温度、溶接棒の特性など熱的条件によつて変る。溶接電流が一定のとき速度、板厚などが増すと急冷効果があり、予熱温度が高いときは冷却速度が小さくなる。他の条件が一定で電流が増すと熱の供給が大きくなるから徐冷の傾向になる。

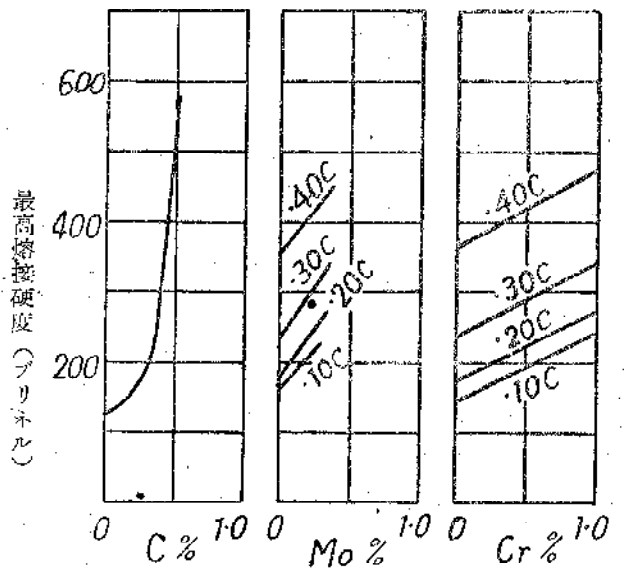
溶接硬度がブリネル、ヴァイツカーズ硬度で350、ロックウェルCで85以上になるとマルテンサイトが含有される

のでその影響を考慮しなければならない。溶接部のごとく急熱急冷されるものではマルテンサイトとオーステナイトが例えば層状に存在するオーステナノマルテンサイトの生成も考えられる。

厚板でも80~200°Cに予熱して溶接すれば硬度増加を緩和することができる。溶接棒としては高炭素鋼や軟鋼でも板厚が大きいときに低水素系溶接棒がよい。低水素溶接棒は使用前に必ず180~300°Cに熱して水分を可及的に減少せしめてから用いなければならない。

これらの棒の特性として低水素系は炭酸石灰、炭酸マグネシウムを主成分とする被覆剤であるから作業性がよくないのが欠点である。B17、M17など酸化チタンの少い砂鉄を用いるものでは被覆が厚くなる傾向があるから作業性が相低下する。しかし軟鋼厚板の下方溶接には適當である。軟鋼溶接における亀裂の発生については急冷による硬化、水素脆化、収縮応力、変態応力、水素圧などを考慮しなければならない。

第2図 溶接硬化に及ぼすCとMo,Crとの合成影響



(b) Mo 鋼

炭素鋼では炭素が増す程溶接硬度が高くなるがそれにMoが合金元素として加えられると硬度増加は第2図のごとくになり、Moの添加によつて更に硬化する。したがつてMoの添加が多いときはCはなるべく低くしないと溶接性が悪くなる。しかしMoを加えると少量で耐熱性、耐酸性が改善され焼戻脆性を防ぐ効果がある。耐熱性が改善されるのは第1表のごとくである。

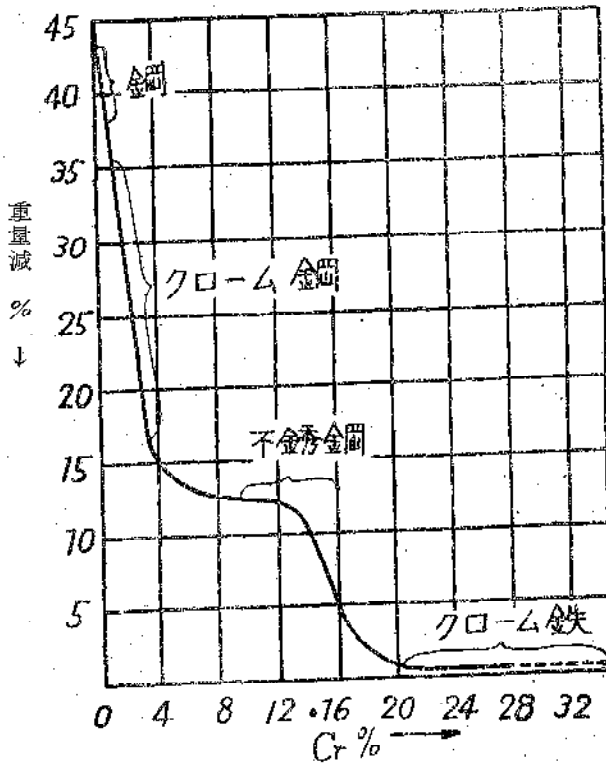
(c) Cr 鋼

クロムが合金元素として鋼に添加されると鋼の耐酸化

性が改善され酸化性酸に対しては驚くべき抵抗を奏する。第3図はCrの増加と酸化抵抗の増大を示している。

	C	P	S	Cu	Mn	Si	Ni	Cr
不銹鋼A	0.27	0.002	0.077	0.111	0.48	0.12	7.16	16.39
不銹鋼B	0.16	0.03	0.04	0.101	0.31	0.182	0.66	11.54
軟鋼	0.15	0.0029	0.019	0.222	0.50	0.002	—	—

第3図 鋼材加熱に於ける1600°C48時間の酸化減量

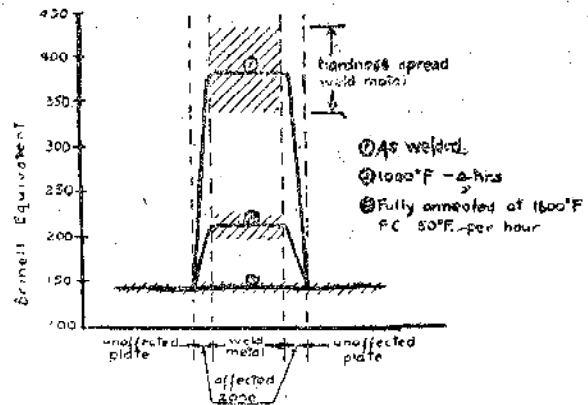
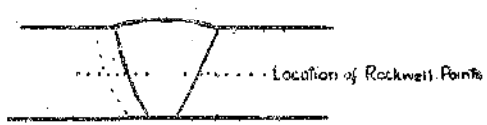
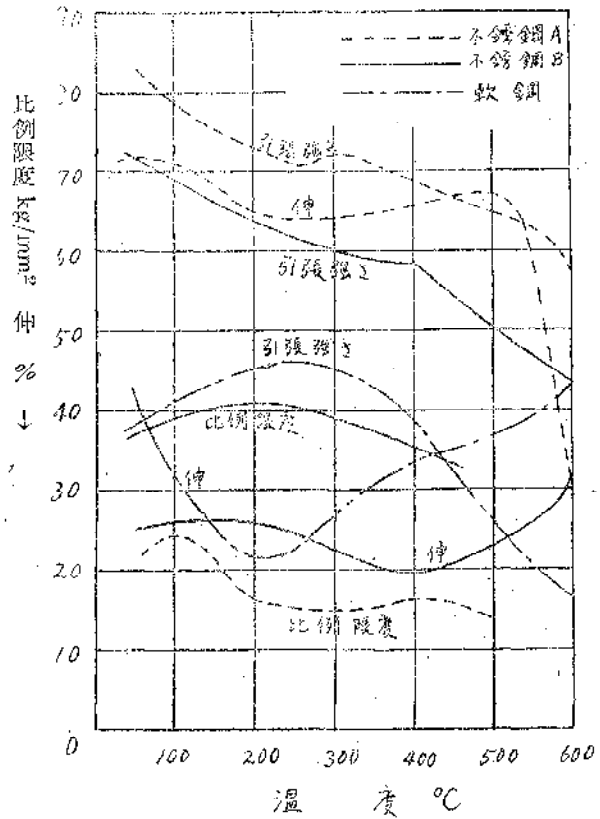


12~13%で耐蝕がよくなることはタンマンによればクロム原子の表皮ができそれが酸化してクロム酸化物の被膜が形成されるからであると言われ、丁度表面の原子が全部クロムで蔽われるためには12~13%が必要であり実験と全く符合すると説明されている。オーステナイトになると18%Cr以上が必要で18%不銹鋼はやや急冷によってオーステナイト組織を保っているが、550~800°C間で加熱すると炭化物を生ずる傾向をもっている。従つて熔接の場合特殊の注意を要し特殊な用途に対しては高濃度のオーステナイト合金鋼が用いられるべきである。

又炭素鋼、13%Cr鋼、18:8の高温性質を比較するに故佐々木氏の実験結果は第4図のごとくである。

クロムの増加による硬度の变化は第2図のごとくでMoより幾分少いがCrの増加によつて空冷硬化が著しくなる。第5図から判るように予熱などによつて熔接条件を改善するとしても容易に熔接し得るCrとCとの含有量

第4図



第5図 Hardness across 4 to 6% Chromium~1/2% Molybdenum (1) as Welded, (2) Annealed 1300° F. 4 Hours, (3) Fully Annealed at 1600° F. Furnace Cooled at 50° F. Per Hour

の関係は次のごとき範囲が推奨される。

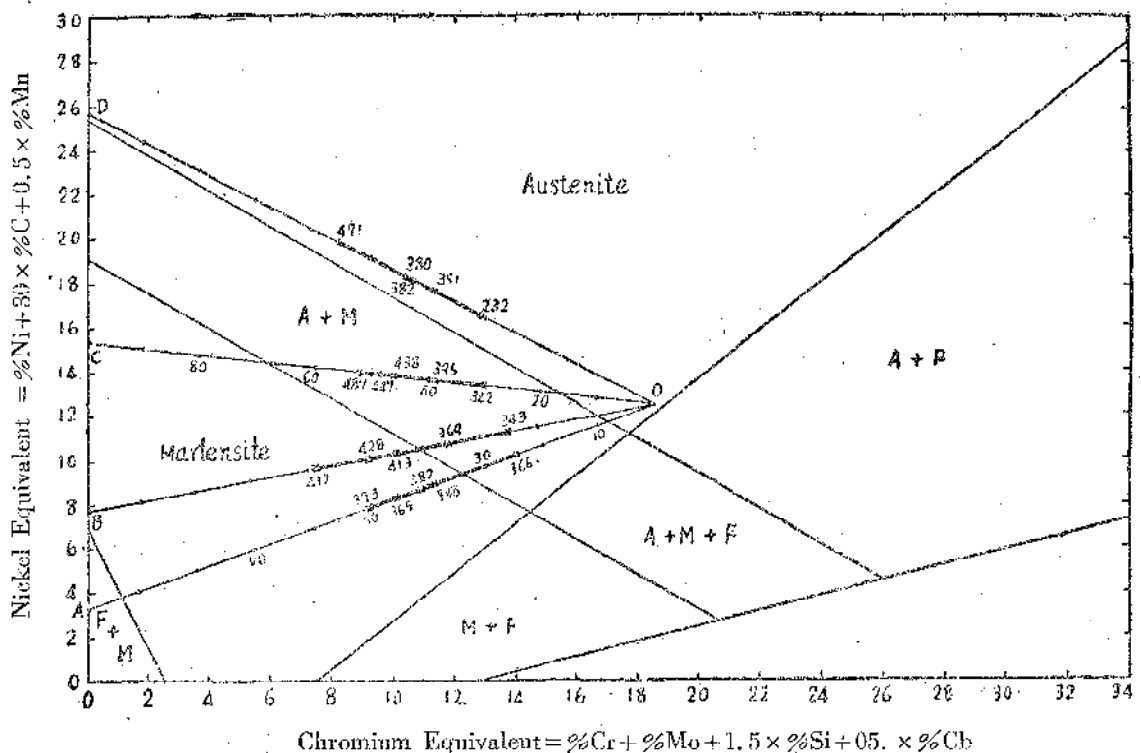
- (1) Cr 1%とき C 0.2%以下
- (2) Cr 2.25%とき C 0.15%以下
- (3) Cr 5%とき C 0.15%以下
- (4) Cr 12%とき C 0.10%以下

これに Mo が加わる場合硬化は加重されるので予熱、後熱など充分注意して実施しなければならない。

(1) の合金鋼でも急冷される条件で熔接するとマルテンサイト組織を呈する。(2)には Mo が 1%加わるから軟鋼熔接の条件ではマルテンサイトで 650°C 焼鈍、900°C 焼鈍による硬度変化は第 5 図のごとくである。(4) は徐冷してもマルテンサイト組織であり低炭素でないとは熔接が困難である。これを熔接するときは 18:8 あるいは

はそれ以上 Cr, Ni が含まれ、Mo, Cb, Ti などで炭化物を安定化しているオーステナイト系熔接棒で行うのが望ましい。しかしこのとき 12% C 鋼を多くとくすと母材に対する熱影響も著しくなり、また熔着金属自体のオーステナイト保持が困難になる。その関係は第 6 図のごとくで 10 位の数字は母材の熔解割合、100 位の数字は硬度で平衡状態の組織と実際の熔接部硬度の関係を示したものである。

第 6 図 不銹鋼熔接金属の組織図 (AL. Schaeffler による)



(d) 18:8 オーステナイト不銹鋼

18:8 不銹鋼は耐熱用よりもむしろ化学工業、繊維工業などの耐蝕用としての利用が多いと思ふ。しかし耐熱用としても 540°C 以上の高温用として重要で特に 18:8 では Cb などで炭化物の安定化したものが用いられるのである。

前図で明かなごとく 25:20 位になると成分に多少変化があつてもマルテンサイトの生成はないが、18:8 は前述の如くそれ自身メタステーブルの状態であるから急冷してオーステナイト組織になつているものでも 500~850°C 位の温度範囲に加熱されると炭化物が析出し耐蝕性を害すると共に脆弱になる。

熔接の際は熔着金属部およびそれに極く近接した部分は相当高温度から冷却されるのでオーステナイトであるが必ず 850~550°C にある時間加熱される部分が生じその部分には上記の欠陥が現われるのである。これを Weld decay と称している。

この現象を防ぐには Cb, Ti, Mo 等を加えて炭化物を安定化することと、なるべく熱をあたえずかつ急冷する方法をとることが望ましい。なお炭化物が析出したものは 1050-1150°C に加熱してから急冷する方法が採用される。25:20 など Cr, Ni が多くなると充分安定範囲に属するから懸念は少ない。しかし反面において Cr が多くなると σ 相の出現がある。これは高温では固溶体であるが低温になつたときあるいは低温再加熱で原子の配列が変り重格子的規則配列になり極めて脆弱になることである。通常は表れないが熔接条件、加熱条件、化学組成などの関係で表れる恐れがあるから留意すべきである。

オーステナイト系不銹鋼の熔接は熔接棒が劣悪なものでなければ熔接は容易である。熔接棒心線に非金属介在物が多い場合、水分および水素源に富む場合などは熔着金属が性質不良になる。またオーステナイト系の熔接で注意を要することは熱膨脹係数が α 系鋼に較べて 50% 以上大であり、また耐熱性が高いから高温から強くなる

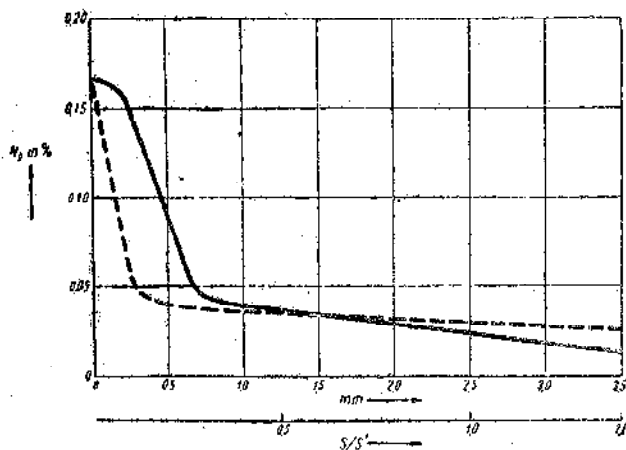
ので残留応力、歪が大きくなる点である。18:8溶接でピーニングが有効な一面の理由はこの点にある。また他面オーステナイトは加工により塑性変形をしやすいことから説明が出来ると思う。

2. 溶接棒と水素脆化の問題

20年前、鋼のアーケ溶接では空気中の酸素と窒素の影響が重視された。それは溶接棒として裸線かあるいはそれに薄い被覆をした棒が用いられたから空気中の酸素や窒素が溶鉄に接触し化学反応を起し易かつたからである。その後被覆をだんだん厚くして空気の侵入を防いだ。そのために窒素は被覆の厚さを増すにつれて第7図

第7図

被覆の厚さと溶着鋼窒素含量の関係



——被覆剤の厚さと窒素量の関係
心線の直径に対する被覆剤の厚さの比と窒素量
 の関係

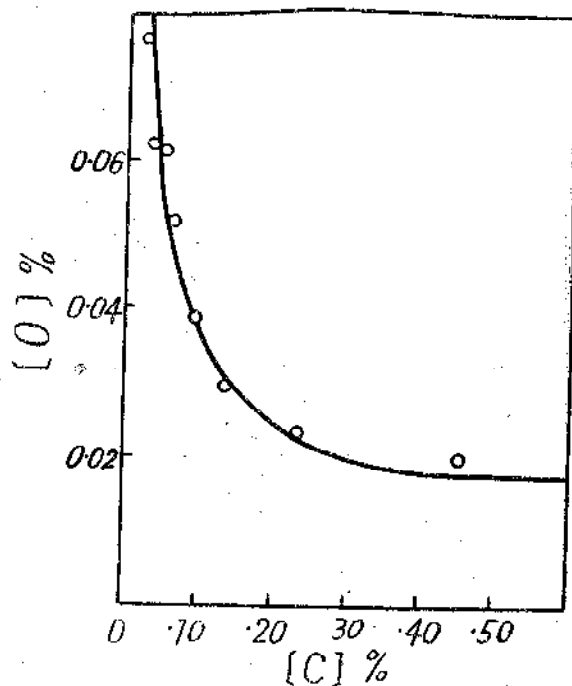
のごとく減少した。しかし酸素は被覆物質が酸化性のものであると減少するどころか増加する場合もあつた。そこで被覆剤の組成は平炉鋼に近いものを用い被覆剤中に脱酸剤が用いられた。マンガン鉄や珪素鉄やアルミニウムなどが用いられたのである。

これで窒素と酸素の問題は解決したように思えたが被覆が厚くなつたためにスラッグが多くなつて作業が困難になつた。すなわち作業性が悪くなつた。これが鉄滓被覆式の厚被覆棒である。もつとも被覆成分については研究が加えられ大に改善されている。

それで今度は酸素や窒素の侵入を防ぐために逆に還元性ガスを発生する材料、例えば澱粉とかセルローズ等を塗布した溶接棒が作られた。これはスラッグが少ないので作業性はよいし酸素や窒素はほとんど入らなくなつた。これがガス発生式溶接棒である。もつとも澱粉やセルローズだけを塗るのでなく珪砂、酸化チタン、石灰、滑石などが鉄滓成分となりまたマンガン鉄が脱酸剤として加えられている。

鉄滓被覆式でもガス発生式でも最近の溶接棒は優秀な溶着金属の性質をあたえている。ところが脱酸がよく効いて来ると今度は水素の吸収が多くなつて来た。そのために線状組織、銀点、ビード下亀裂など裸棒溶接では経験しなかつた新たな欠陥が表れて来たのである。これらの現象は古くから認められていたが水素の影響として認識され重視されるに至つたのは10年来のことである。元来高炭素鋼では酸素は少くなり鉄付鋼にはならないので皆脱酸鎮静したキルド鋼になる。この際溶鉄が水素を吸収することはよく知られている。炭素と酸素の関係は第

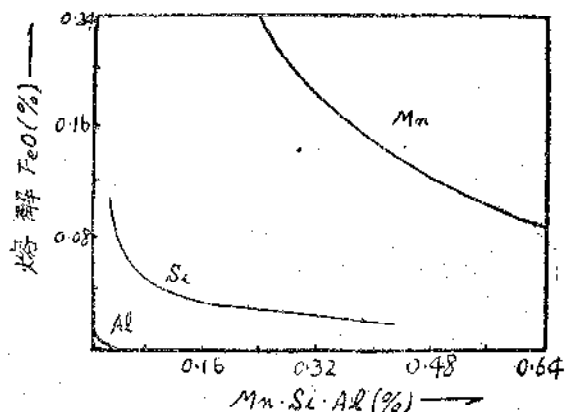
第8図 溶鋼中のOとCの関係



8図のごとくである。脱酸剤 Mn, Si, Al が夫々溶鋼中にあると酸素は第9図の如き曲線で表わされ Al は最も強い脱酸作用があり Si は稍強く、Mn は三種の中で一番弱い。

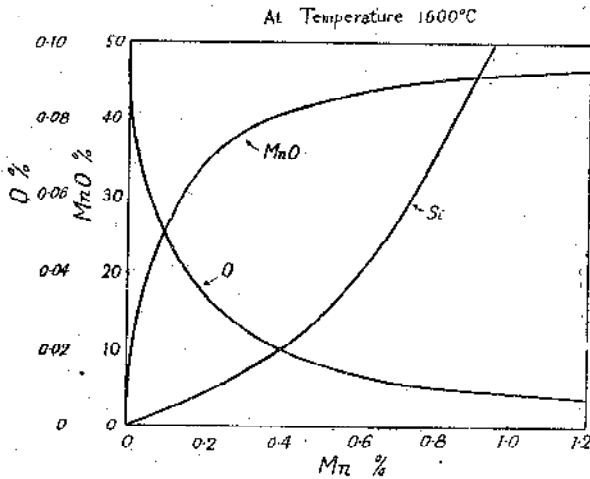
第9図

Mn, Si, Al の脱酸効果 (1600°C)

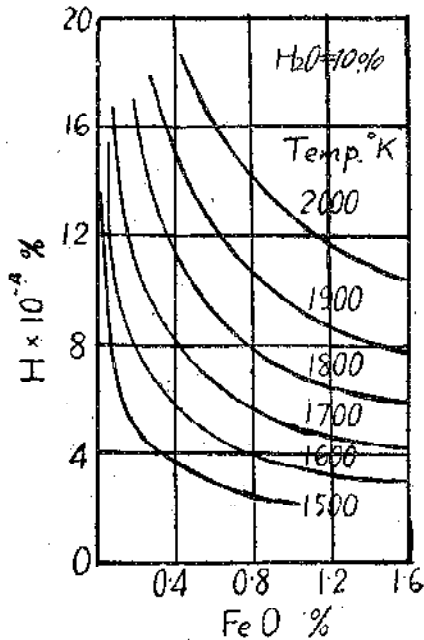


通常熔接棒にはマンガン鉄が添加されるが高温で Mn が SiO_2 と反応して Si が還元され鋼に相当溶解すると酸素は非常に少なくなつて熔鉄が水素を吸収する。その関

第 10 図
マンガン—珪素—酸素の関係



第 11 図 水素と酸素の関係(水蒸気10%のとき)

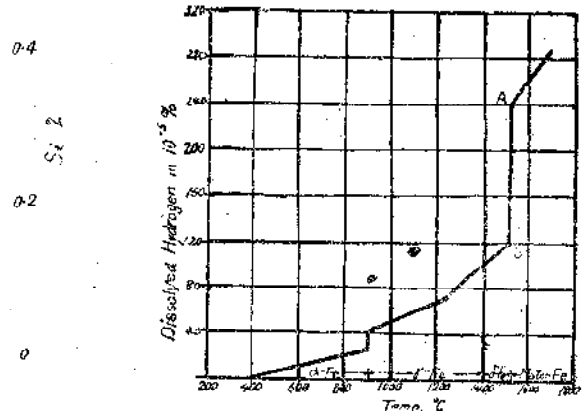


係は第 10, 11 図のごとくである。それで水素が相当多量に熔鋼に吸収されたとき温度が下ると溶解度が減少する。そこで限度を超えると水素は放出される。水素の溶解度は第 12 図の如くで最も変化するのは凝固のときとそれから $\gamma \rightarrow \alpha$ に変るときである。凝固のとき冷却が速くて細い柱状晶が発達する条件にあり、また微少な脱酸生成物が分散状態にあるときは水素がそれに吸着、析出し所謂線状組織を形成する。また凝固温度からずつと下つて低温で H が析出し間隙などに出ると直に H_2 の分子状に結合し高圧になるまで集積する。その圧力で材

質が脆化されることがある。これが水素脆化であり、熔着金属の銀点はこの現れである。

また母材に対する影響として、急冷されると変態点が降下し $\gamma \rightarrow \alpha$ の変態と水素脆化が重つて起るとビード下割れが発生するのである。

第 12 図
鉄に関する水素の溶解度



この水素の影響をなくするために CO ガスを多くし H_2 の分圧をできるだけ低くするように作られたのが低水素系の熔接棒である。被覆剤として CaCO_3 あるいは MgCO_3 を主成分としている。これらは強い塩基であるから Mn による脱酸ではスラッグが硬くなつてよくないので脱酸剤に珪素鉄を用いている。被覆剤の水分も少くし有機物は用いないがなお使用前に 180~300°C に加熱して脱水して用いるように規定されている。

低水素系熔接棒は割れ防止には効果があるがこの欠点は作業性がよくないので研究を要する。

上述のごとき理由で割れ防止の必要上低水素系熔接棒を利用することは設計と熔接条件を除いた冶金学的見地からいえば低合金鋼熔接上の要点と考えられるのである。

3. 予熱および後熱の実用的基準

予熱後熱の条件は合金鋼の種類、厚さ、形状、用途などによつて当然異なるべきであるが熔接熱影響部の最高硬度によつて立てられた基準は次のようである。

熱影響部の最高硬度がヴィツカースブリネル硬度で 200 以下のときは熔接による硬化は著しくないものとして通常予熱、後熱は必要でない。しかし耐蝕性を考えたり特に重要なものは予熱、熱処理を行つた方がよいことは言うまでもない。硬度が 200~250 の間は予熱を行う。80°C 位でも効果がある。後熱も行つた方がよい。硬度が 250~300 のものは 150°C に予熱し後熱も行わなければならない。350 以上は 200°C に予熱し充分なる後熱が必要である。

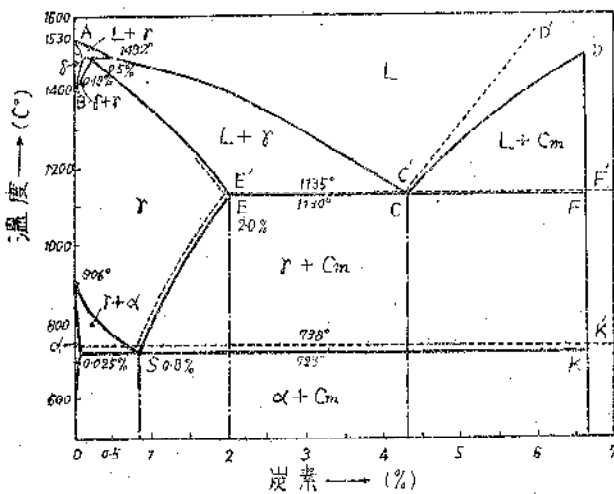
熔接部硬度は熔接障、熔接条件すなわち熔接電流、熔接速度、区分法や累層法などによつても異なるので熱の制御を考慮しておかなければならない。硬度 350 以上のときは通常マルテンサイトが含まれるから特に注意を要する。

C 黒鉛化の基礎的問題

鑄鉄の黒鉛化は Si が相当多量に含まれる場合に起るのですでに詳しく研究されている。Si, Al などは黒鉛化を助長するので C が相当あり Si 1.5% 以上あるいは Al 1.0% 以上を含む鑄鉄では急冷しないときは冷却の途中で黒鉛を生成する。

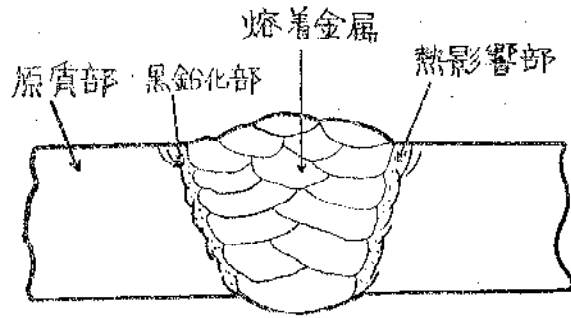
これとは多少趣きを異にし C 0.2% 程度の軟鋼材で Si, Al も痕跡に近い鋼の熔接熱影響部が長年月の高温使用により黒鉛化し、そのために災害を起した例が海外雑誌に報告されている。日本ではまだその実例を見ないのであるが時間的に注意を要するものもあり、また将来高温高压になればこの点はますます留意しなければならぬ問題になると思う。

第 13 図
鉄-炭素系平衡状態図



そこで鋼の熔接熱影響部がどう言う経過で黒鉛化するかについて私の実験室で得た最近の成果を報告したいと思う。もつとも Fe-C 系の状態図は第 13 図のごとくで実線は Fe-Fe₃C (セメンタイト) 系で点線は Fe-C (黒鉛) 系であり Fe-C (黒鉛) 系の方がより安定で相対的観点から Fe-Fe₃C 系を準安定系と称している。しかし通常鋼の組織は Fe-Fe₃C 系として不都合は起らない。ところが文献によると黒鉛化のために破断した軟鋼や Mo 鋼の組織をみるに第 14 図の如く黒鉛化した部分は熔接熱影響部の原質部に近い外側にあつてその内部にも原質部にも黒鉛化は見られない。これについての理論的証明は未だ世界的に発表されていないが鋼の焼戻過

第 14 図

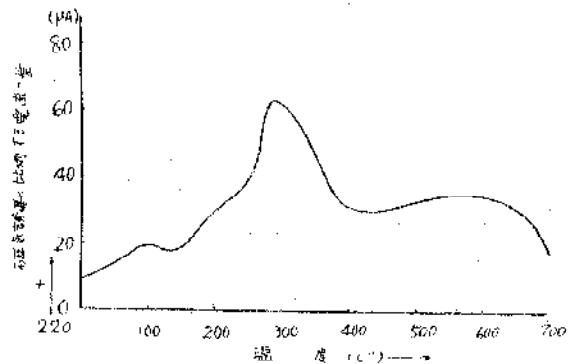


程における性質の変化から容易に推論し得ることを見出した。

従来炭素鋼を焼戻したものはマルテンサイトになるがそれを焼戻すと $\alpha + Fe_3C$ になると考えられていた。ところが最近磁気的性質の変化からもつと細かく変化することが実証されている。現在は磁気的測定以外では X 線でも電子線でも明かにされていないが磁気的には次のように出て来る。

マルテンサイトを焼戻して行つた場合第 15 図の如く 100~170°C の間で磁気が低下し ϵ 相の生成が推定され

第 15 図
焼戻過程の変化

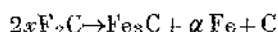


る。それから 260°C 付近まで残留オーステナイトの分解が著しくなり磁気が増加する。と同時に ϵ 相の濃度変化が考えられる。オーステナイトから直接生成する炭化物は α 相と考えられ一度マルテンサイトになつたものは ϵ 相を経て α 相になるものようである。

300°C から ϵ 相が α 相に変化し磁気が著しく降下する。これは α 相の磁気変態点が 259°C 付近で 300°C では常磁性になるからである。360°C が ϵ 相の磁気変態点と言われているが実はそうでなくこの温度で純粋な Fe-C 系では ϵ 相が α 相に変化し終るのである。

360°C を過ぎると磁気が再び上昇する。通常温度の影響のみならば明らかに磁気が降下する筈である。したがつてここで強磁性物質が生成するか、あるいは特殊な現象がなくてはならない。現在は特殊現象は想像できない

し Fe_3C ができることは明かであるから強磁性物質が生じると考えなければならない。 α 相の組成を Fe_2C と仮定せば ($Fe_{20}C_8$ と云われている)

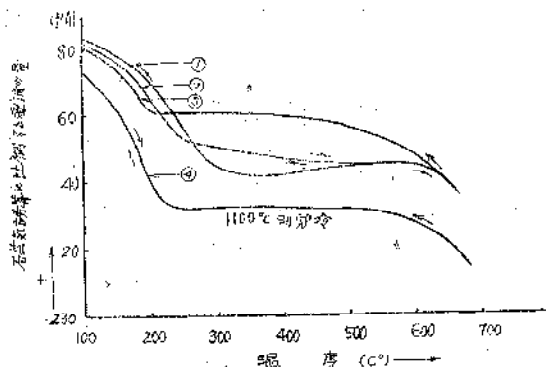


であつて αFe が生成すると炭素の遊離があり黒鉛核の生成が推定されるのである。これに対して αFe_2C が αFe を食つて Fe_3C になると言う説もあるがそのときは強磁性の αFe が減り、 Fe_3C と Fe_2C との分子磁気量はあまり違くないようであるから磁気上昇の説明が困難である。

また第 16 図のごとく焼戻過程で炭化物の磁気変化は α 相だけのときが最も多い。高温焼戻して Fe_3C になつたものの約 2 倍であり、 γ 状態に加熱して徐冷し、パーライト組織にしたものは α 相にはほぼ等しく焼戻 Fe_3C の 2 倍位になるがこのとき αFe の磁気は焼戻したものより減少するのでこれらの諸現象から焼入焼戻に相当する処理をうけると C が遊離し黒鉛化が促進されると考えられる。

特に溶接熱影響部で最も温度の上らなかつた外側部に黒鉛化が多いことは次のように説明できる。軟鋼のパーライト部のみについて考えれば高炭素鋼で C 量が充分であり急熱急冷でその部分が焼入されるのでマルテンサイトあるいはオーステナイトマルテンサイトになりこれが $360^\circ C$ 以上に加熱されるときに C を遊離する。通常市販の炭素鋼では純 Fe-C 系より高温側に現象が移るので実用鋼では $400^\circ C$ 以上に加熱されるものでなければ黒鉛化の危険はないと考えられる。

第 16 図
磁 気 的 変 化



要するに熱影響部の外側部が黒鉛化しやすいのは上のように解釈することができるのである。Cr, Mo, Nb, Ti などがあると炭化物が安定化するから相当違つた結果になると思う。

この黒鉛化の理論は溶接部に適用できるばかりでなく焼入鋼鉄の黒鉛化にも用い得る一般理論になるのではないかと思う。

D 硬質合金の肉盛

高温で使用するバルブの摺合部には第 5, 6 表のごとき硬質合金の肉盛が必要である。従来はステライトやニッケロン等をガス溶接法あるいは原子水素溶接法で熔着していた。しかしこの両者では溶接条件により著しく組成が変化する欠点がある。

ガス溶接では中性焰でも焰心は $2CO + H_2$ の組成であるからステライトやニッケロンには C が吸収され増炭し易く原子水素では水素により炭素が脱炭されて減少する。いま高速度鋼の肉盛においてガス溶接と原子水素溶接による組成の変化の一例を示すと第 7 表のごとくである。

第 7 表 高速度鋼の肉盛溶接における組成変化

		C%	Mn%	Si%	W%	Cr%	V%	Co%
原子水素	溶接前	0.75	0.25	0.25	19.52	3.75	1.40	4.85
	溶接後	0.48	0.24	0.25	19.50	3.77	1.40	9.80
ガス溶接	溶接前	0.82	0.14	—	18.20	5.35	1.10	5.02
	溶接後	1.69	0.11	—	18.93	5.29	0.70	5.21

炭素以外は殆んど変化がないが炭素は侵入型元素であるから組成変化が合金の材質に非常に大きい影響をあたえる。すなわちガス溶接では増炭して脆くなり、原子水素では脱炭されて硬度が減少する。

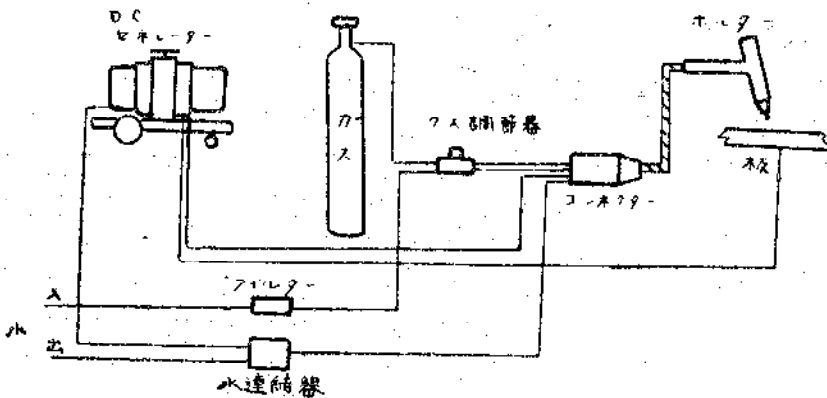
これに対し最近我が国でも利用され初めた不活性ガスアーク溶接法を適用するとほとんど炭素の含有量も他の元素と同様変化が極めて少いのである。例えば C 0.90% が 0.89% になる程度である。

不活性ガスアーク溶接法の製置は手動と自動とで稍構造は異なるが手動ではタングステン電極を、自動では溶解し熔着金属になる母材に等しいかまたはそれに近い合金の電極線を繰出す機構になつている。第 17 図および第 18 図のごとくである。

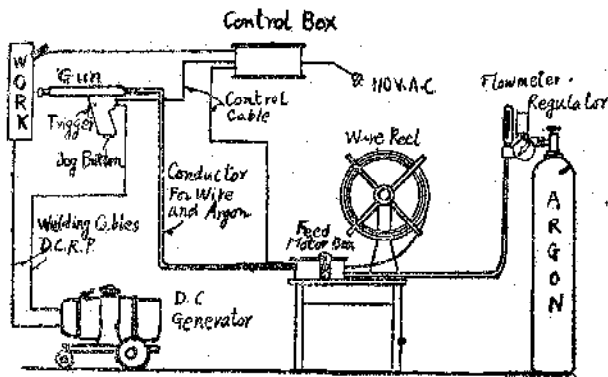
手動トーチは中心にタングステン電極があり、保持部は水冷されている。電極の周囲からアルゴンガスが噴出し溶接部を蔽うのである。このときタングステン電極は熔着点が高いため陰極になつたときは熱陰極として盛に電子を放出し電流が増大するが陽極になると電子を放出せず電子の衝突によつて過熱されるので熔融しやすくなる。

これによつて交流を用いたときは一部に整流作用が起

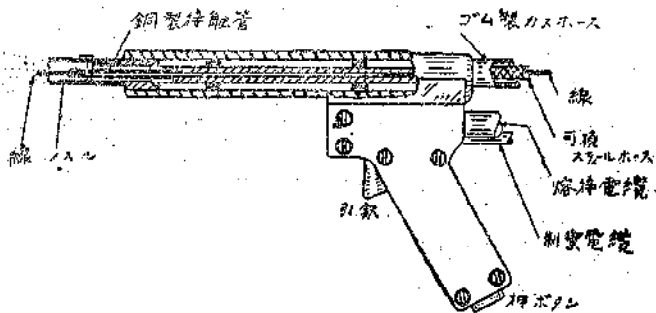
第 17 図
タングステン電極平衡熔接



第 18 図
合金自動熔接



第 7 図 (b) 同 吹 管



料の熔接に適當である。ニッケル、不銹鋼、銅合金、軽合金、チタン合金の熔接に利用されている。

E 検査法

検査には検査官が必要で検査官の人格、気質、能力などが優秀なものでなければならない。寸法上の欠陥は外部からの検査で判るが材質上の欠陥、すなわち気孔、非金属介在物、熔込不充分、内部亀裂、硬化帯の形成などは検出が困難である。この中割れの発生は災害に直接関係がありどうしても早く検出する方法を考えなければならないのである。

これに対し割れが外部に現れるものでは石油滲透や磁氣的試験で肉眼検査の範圍を大に拡大することができる。内部欠陥に対しては X 線、γ 線、超音波による検査法があるが準備工作がよくなければ検出が困難である。今後施設されるものは表面仕上げを行うのでこれらの試験検査器具を廣く利用できると思うが既設のものについては外觀検査を徹底的に行いかつ長年月使用のものは適時一部を切り取り機械的試験、顯微鏡試験などを併用して万全を期すほかないと思う。これらの点については日本熔接協会非破壊検査委員会などでも研究中であるからこれらの成果にも期待し得ると思う。

結 言

るので直列抵抗、逆起電力を加えてなるべく平衡波にして用いる。しかしアークが極めて安定で熔接がしやすく好成績が得られる。不活性ガスとしてアメリカではヘリウム、アルゴンが用いられているが日本ではヘリウムは得難くまた熔接結果からいえばアルゴンの方がよいのでアルゴンを用いる。この熔接は今後人に利用されるであろう。

アルゴン熔接は水素脆化なども伴わないので高級な材

火力発電所の施設には次第に高圧高温材料の利用が多くなりその熔接は施設の能率、安全などに致命的影響をあたえることになるのでよくその材料の特性を研究して熔接諸条件を決定しなければならないのである。上記諸項でその要点に触れたと思うが実施上では更に幾多研究を要する点がある。紙面の關係もあつて充分にこれらの点を説明できないのは遺憾であるが關係方面の各位に何等か御参考になるところがあれば望外の幸である。