

25Cr-20Ni 熔着金属の機械的性質, 耐蝕性ならびに 組織におよぼす C の影響

The Effect of C on the Mechanical Properties, Corrosion Resistance and Structure of 25 Cr-20 Ni Weld Metal

渡 辺 潔*

内 容 梗 概

25 Cr-20 Ni 熔着金属は耐熱性ならびに耐蝕性がすぐれているが、亀裂感度が大きい欠点を有する。著者は 25 Cr-20 Ni ステンレス熔着金属の機械的性質, 耐蝕性および組織におよぼす C の影響を検討し、つぎの結論をえた。

(1) 熔着金属中の C 量は機械的性質と密接な関係があり、靱性は 0.07~0.14% C の範囲が高く、0.06% 以下および 0.16~0.28% C のものでは柱状破面を呈する。

(2) H₂SO₄ に対する熔着金属の耐蝕性については C 量による影響はほとんどみられないが、HF+HNO₃ および Strauss 氏液では C 量が多くなるにしたがっていちじるしく腐蝕量が増加する。

(3) C 量が少くなるにしたがって非金属介在物が多くなり、これらの介在物ならびに析出炭化物が脆化の原因をなすものと考えられる。

〔I〕 緒 言

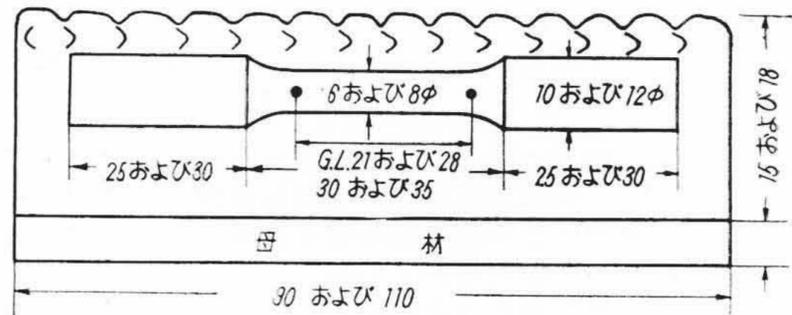
18Cr-8Ni 系不銹鋼熔接棒は耐蝕性を第 1 目的とする用途の外にオーステナイト鋼の靱性を生命とする個所に使用される場合が多い。殊に 25Cr-20Ni 鋼熔接棒は合金はもちろん高張力鋼, 強靱鋼, 炭素鋼, 低合金鋼, 防弾鋼, 13Cr 鋼および 18Cr-8Ni 鋼と低炭素鋼との接合熔接または肉盛熔接などに広く用いられている。しかしながらこの種の市販熔接棒の中にはその熔着金属の強度および靱性が低く、熔着金属の破面に柱状組織を呈するものがしばしば見受けられる。この現象は主として終戦後問題とされ、原因としては炭化物の偏析, 酸化物の介在, 珪酸塩の粒界連続被膜, Ni, P, Si, Cb および S の過剰存在, 被覆剤中の水分による H₂ など各種の説が^{(1)~(12)}発表されている。このため実際に柱状破面が現われた場合、その成因をつかむことが困難で、これが高級熔接棒の製造をいちじるしく阻害しているのが現状である。^{(13)~(14)} 著者はすでにこの対策の一環として各種元素の影響を調査^{(15)~(17)}したが、本報では 25Cr-20Ni 鋼熔接棒に関する柱状破面の一因と考えられる C の影響について本熔着金属の機械的性質, 耐蝕性ならびに組織の検討を試みたので報告する。

〔II〕 研究の方法

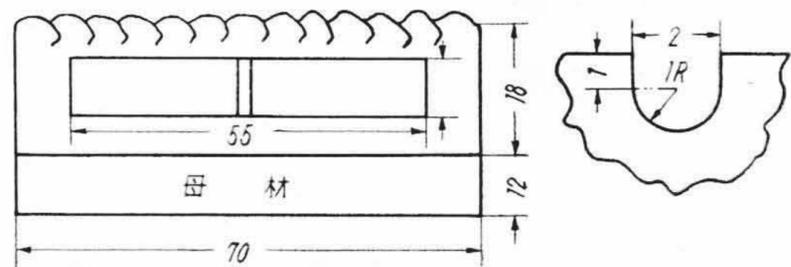
(1) 試 料

心線材はすべて日立製作所日立研究所製で、極低炭素 25Cr-20Ni 鋼 (A) は精選された原料で 15 kg 傾注式真空熔解炉により、また低炭素 25Cr-20Ni 鋼 (B) は 56 kg 高周波炉によりそれぞれ熔製された。これらの鋼塊を鍛伸後、径 4mm の心線とし、心線重量の 20% に

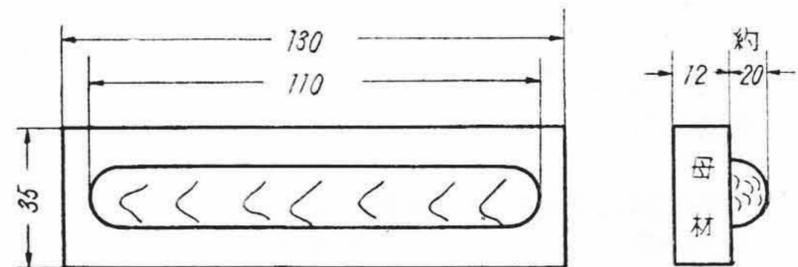
* 日立製作所日立研究所



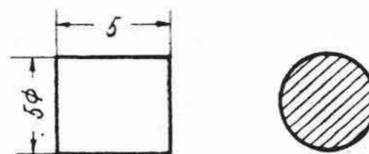
第 1 図 引 張 試 験 片
Fig. 1. Tensile Test Specimen from Weld Metal



第 2 図 衝 撃 試 験 片
Fig. 2. Impact Test Specimen from Weld Metal



(a) JIS 試験片



(b) 真空熔融試験片

第 3 図 ガ ス 捕 集 試 験 片
Fig. 3. Test Pieces for Gas Analysis

相当する CaO 型被覆剤中に黒鉛粉末をしゆじゆの量配合して塗装しアーク熔接棒とした。つぎに D.C. 逆極性 120A で 12mm 厚さのステンレス鋼板上に多層盛熔接を行い, 第1図~第4図に示された要領で全熔着金属の引張, 衝撃, ガス分析および腐蝕の各試験片を採取した。なお試料の都合で (A) 系列では一部の試験が省略された。第1表は心線および熔着金属の化学組成を示す。

(2) 試験方法

(i) 機械的性質および硬さ

引張試験には 20 t アムスラ型試験機を, 衝撃試験には 30 kg-m シャルピー型衝撃試験機を使用し, 硬さはビッカース硬度計 20 kg 荷重により測定した。

(ii) 水素試験およびガス分析

水素試験は JIS G 3524⁽¹⁸⁾ に準じ各層水冷5層熔接を行つてから1分以内にグリセリンの 45°C 液中に浸漬して 48 時間保持し, グリセリンと置換捕集する方法を採用し, またガス分析は 1,550°C 真空熔融法によつた。

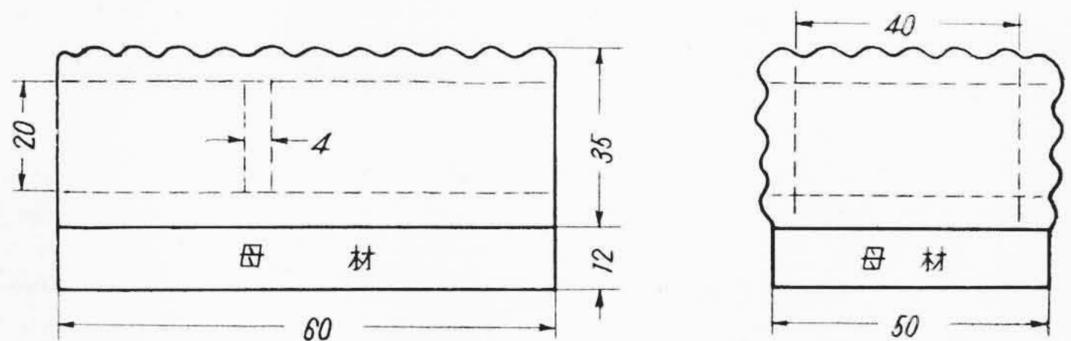
(iii) 顕微鏡組織

研磨後 10% C₂H₂O₄ 溶液中で電解腐蝕し, 特に炭化物検出のために

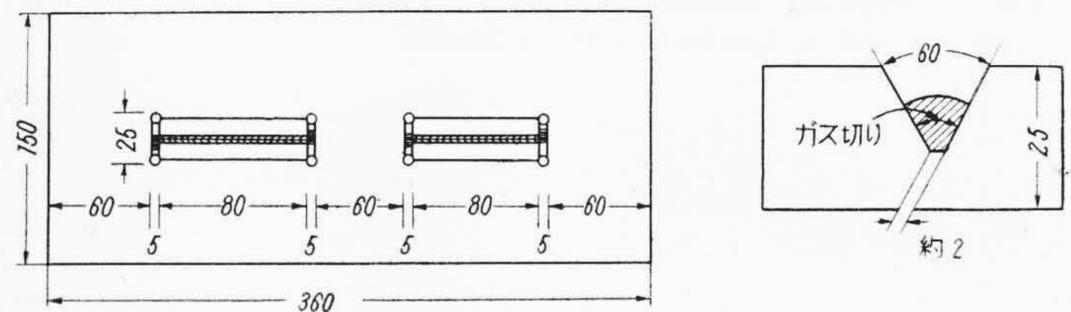
は 10% NaOH + 10% K₃Fe(CN)₆ 溶液中常温で 30 秒~5 分腐蝕して検鏡した。

(iv) 耐蝕性

先に報告されたと同様な方法⁽¹⁷⁾ で各試料につき 5% H₂SO₄ 8時間および Strauss 氏液 300時間の各沸点ならびに 3% HF + 10% HNO₃ 熔液 72°C で 12時間の表面および粒界腐蝕試験を行つた。



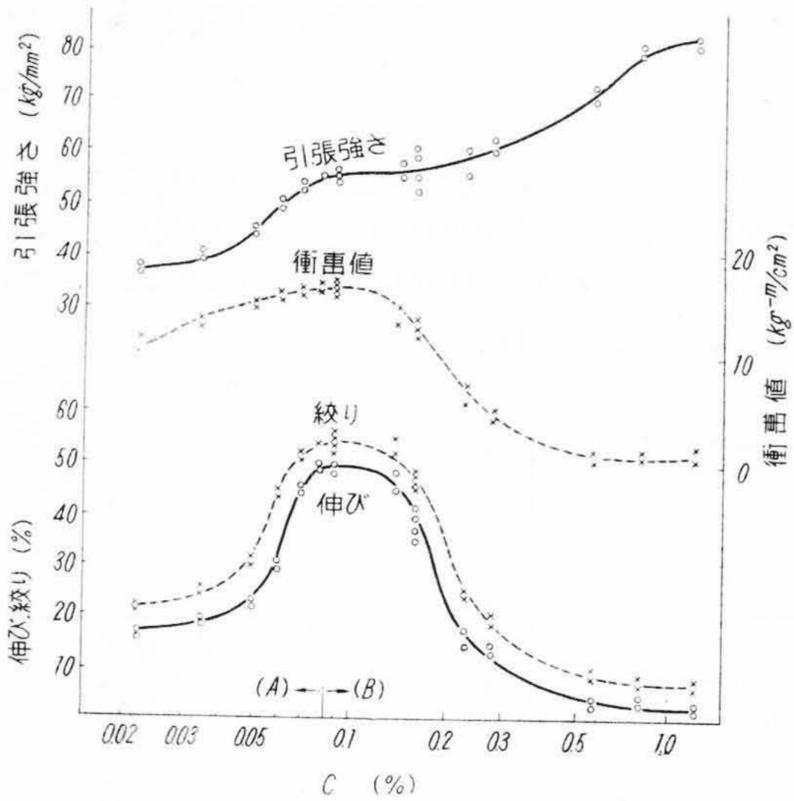
第4図 腐蝕試験片
Fig. 4. Corrosion Test Specimen from Weld Metal



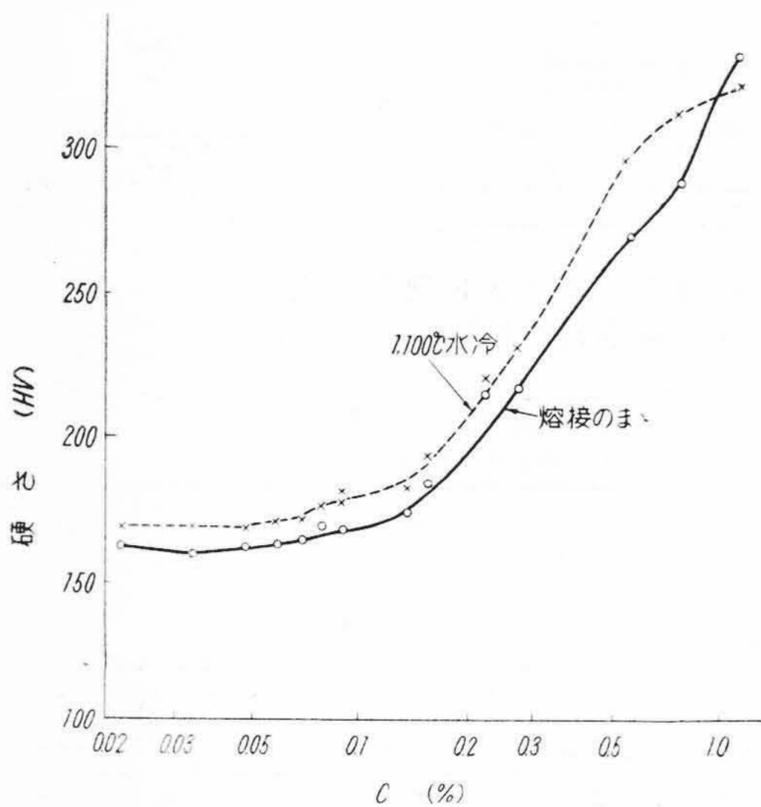
第5図 軟鋼スリット型試験片
Fig. 5. Slit Type Mild Specimen

第1表 心線および熔着金属の化学組成 (%)
Table 1. Chemical Composition of Rods and Weld Metals

種別	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	Cu	S	
心線 A	0.015	0.09	1.18	20.43	25.06	1.50	—	0.012	
熔着金属 (A)	01	0.022	0.16	2.45	19.23	23.41	2.52	—	
	02	0.035	—	—	—	—	—	—	
	03	0.05	—	2.04	19.42	23.74	2.50	—	
	04	0.06	—	2.42	19.90	23.75	2.50	—	
	05	0.07	0.16	2.35	19.50	23.50	2.50	—	
	06	0.08	—	2.69	19.42	23.11	—	—	
心線 B	0.07	0.17	1.27	20.03	24.36	1.29	0.06	0.005	
熔着金属 (B)	1	0.09	0.40	3.10	18.10	23.62	1.87	0.08	0.005
	2	0.09	0.37	—	19.13	23.66	—	0.10	0.006
	3	0.14	0.32	—	19.14	23.64	—	—	0.009
	4	0.16	0.42	3.00	18.93	23.10	1.90	0.10	0.011
	5	0.16	0.38	—	19.56	23.81	—	—	0.012
	6	0.23	0.35	—	18.75	23.25	—	—	0.013
	7	0.28	0.35	—	19.21	23.34	—	—	0.010
	8	0.57	0.39	—	19.38	23.25	—	—	0.013
	9	0.83	0.51	—	10.46	23.95	—	—	0.012
	10	1.20	0.64	—	18.58	23.51	—	—	0.011



第6図 熔着金属の機械的性質とC量との関係
Fig. 6. Relation between Mechanical Properties and C Content in Weld Metals



第7図 熔着金属の硬さとC量との関係
Fig. 7. Relation between Hardness and C Content in Weld Metals

(v) 亀裂性試験

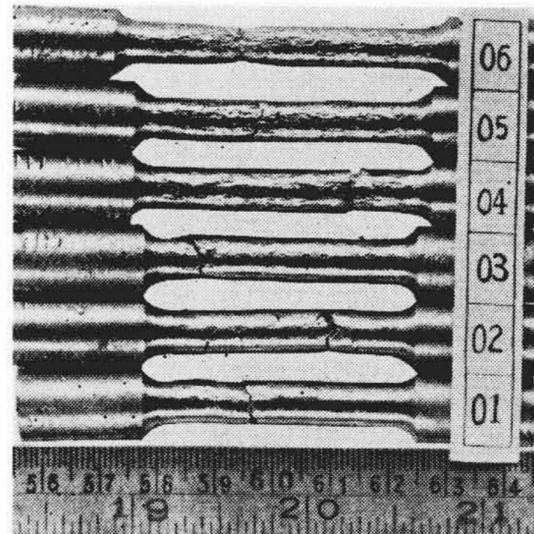
第5図に示される厚さ 25 mm の SS-41 鋼板鉄研式スリット型亀裂性試験片上⁽¹⁹⁾に常温でD.C.逆極性160 Aで一層熔接し、ビード表面の亀裂の有無を調査した。

〔III〕 研究の結果とその検討

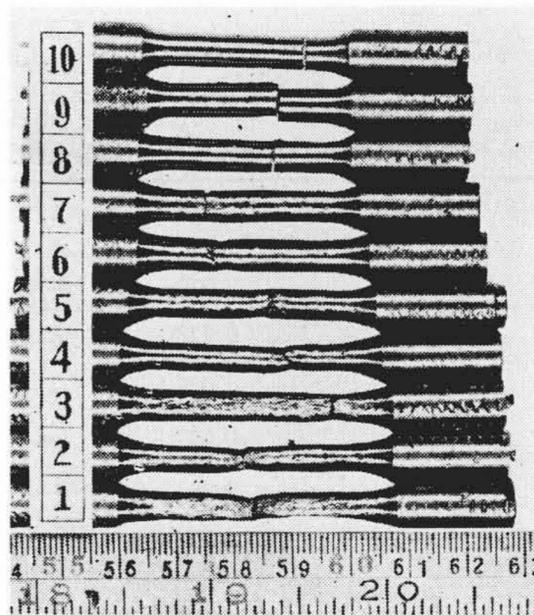
(1) 機械的性質および硬さ

第6図～第11図は熔着金属の機械的

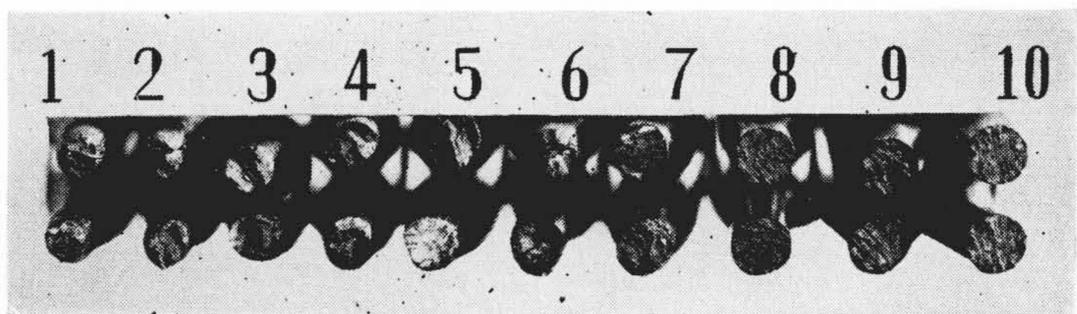
性質および硬さとC量との関係と試験片の外観ならびに破面の一部を示す。すなわち硬さはC量に比例して増加し、引張強さはC量がますますともに 0.07% までは急激に高まり 0.07~0.8% の範囲では少し上昇率が減り、0.8% 以上ではほとんど値が変わらない。伸び、絞りおよび衝撃値はいずれもC量に対して同じ傾向で変化し、C量がますますともに 0.08% まではきわめて急激に増加して 0.09% 附近で極大値を示し、それ以上C量が増すと逆にいちじるしく低下する。また第8図～第11図の外観



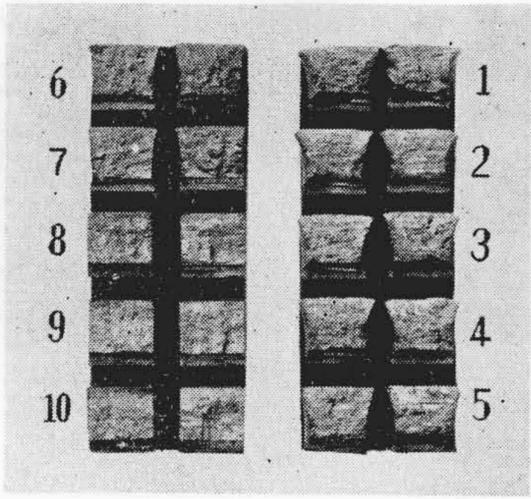
第8図 引張試験片の外観(A)
Fig. 8. Appearances of Tensile Test Specimens after Testing (A)



第9図 引張試験片の外観(B)
Fig. 9. Appearances of Tensile Test Specimens after Testing (B)



第10図 引張試験片の破断面(B)
Fig. 10. Broken View of Tensile Test Specimens (B)

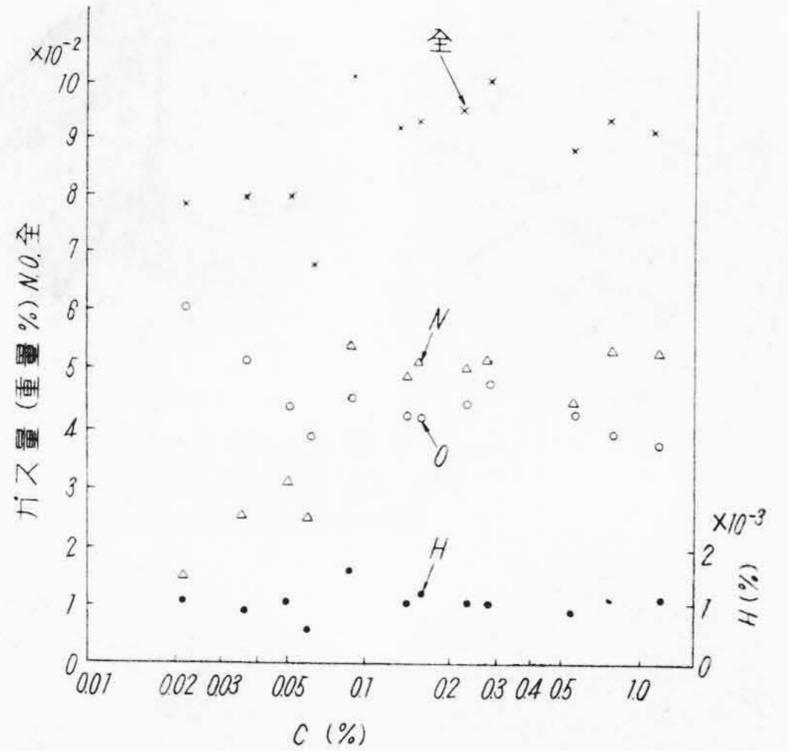


第11図 衝撃試験片の破断面 (B)
Fig. 11. Broken View of Charpy Impact Test Specimens (B)

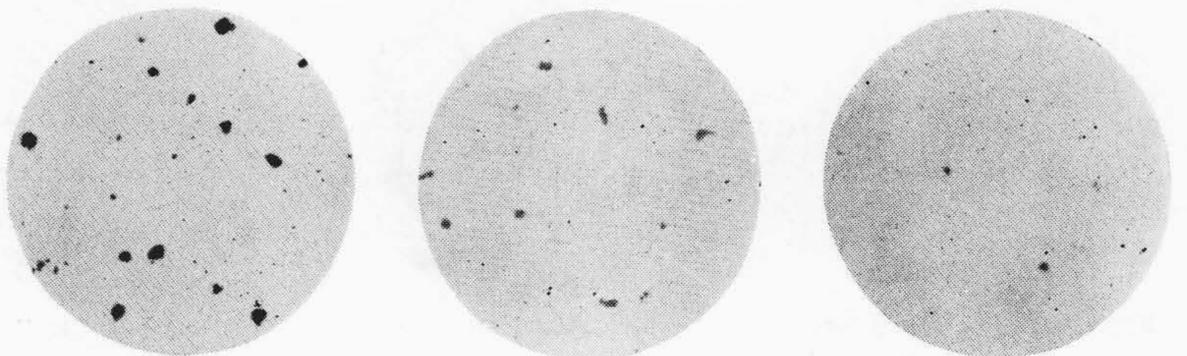
および破面より, No. 05~No. 3 (C 0.07~0.14%) は靱性のある迂り変形破壊を起して何らの欠陥も認められないが, No. 01~No. 04 (C 0.022~0.06%) および No. 4~No. 7 (C 0.16~0.28%) はいずれもわずかながら柱状破面を呈し, No. 8~No. 10 (C 0.57~1.20%) は剪断破面を呈しきわめて脆いことがわかる。

(2) 水素試験およびガス分析

JIS G 3524 による方法は低水素系の軟鋼および低合金鋼用被覆アーク熔接棒の水素試験に用いられていて, 普通低水素系では 0.03~0.10 cc/g, ほかの被覆系では 0.1~0.4 cc/g の多きに達するが⁽²⁰⁾⁽²¹⁾, 今回は Ni が高いためかすべてガス量は 0.01cc/80g 以下でこの方法では分析はもとより発生ガス量の測定すら不可能であつた。つぎに 1,550°C の真空熔融法では第12図に示される結果がえられたが, これよりC量の増加による熔着金属中の酸素量の減少および窒素量の増加の傾向は見られるが 10% の危険率でも相関は認められない。なおこれらの結果はすべて熔接後40日経過した熔着金属についての分析であるが, 先の水素試験の結果より知られる通りオーステナイト鋼の場合には水素の常温放出はほとんどないので熔接直後の場合とそれほど変わらないものと考えられる。



第12図 熔着金属のガス量とC量との関係
Fig. 12. Relation between Amounts of Various Gases and C Contents in Weld Metals



No. 02 (C 0.035%) No. 07 (C 0.28%) No. 08 (C 0.57%)

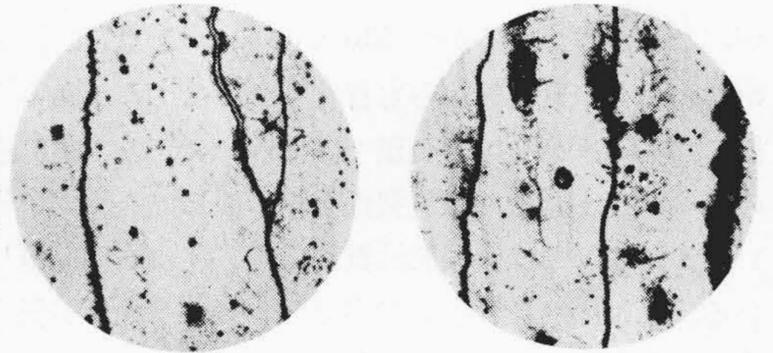
第13図 熔着金属の非金属介在物 (B)
(熔接のまま) ×400

Fig. 13. Non-Metallic Inclusions in Weld Metals (B)
(As-Welded) ×400

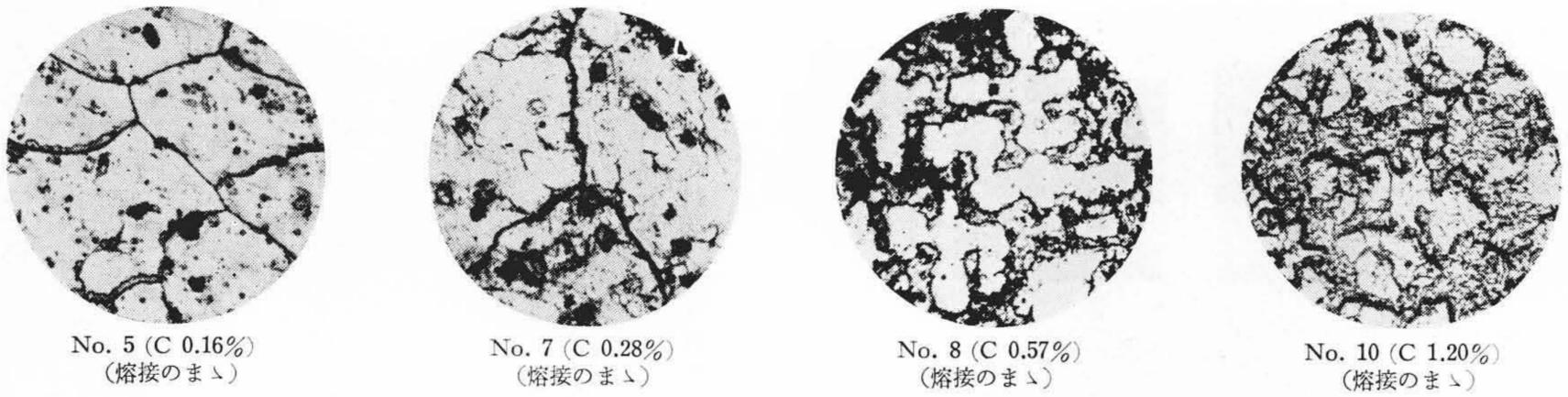


No. 01 (C 0.022%) No. 02 (C 0.035%) No. 03 (C 0.05%)
(700°C 3h 炉冷)

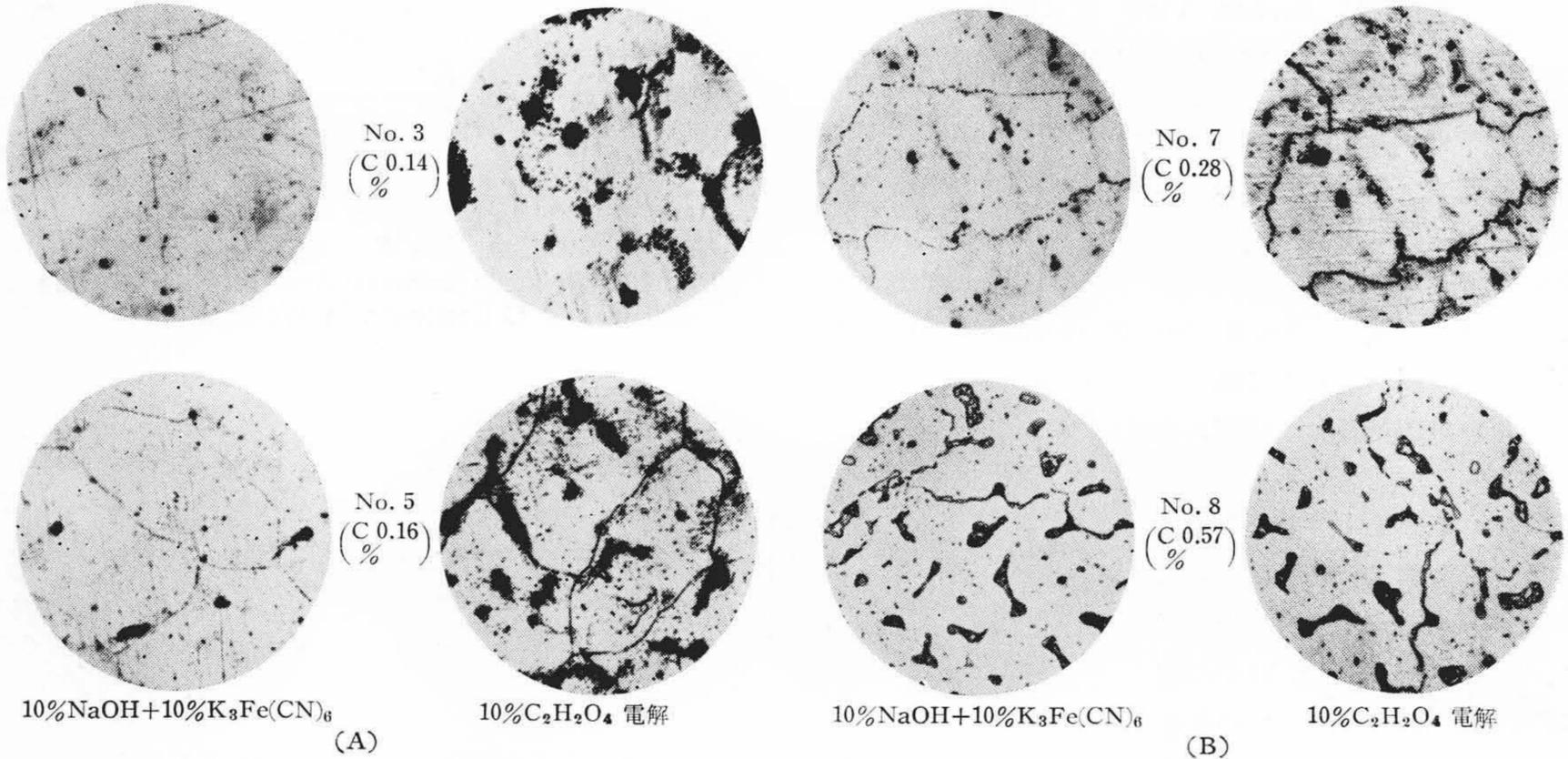
第14図 (a) 熔着金属の顕微鏡組織 ×400
(10% C₂H₂O₄ 電解腐蝕)
Fig. 14. (a) Micro-Structures of Weld Metals ×400
(Electrolytic Etching by 10% Oxalic Acid)



No. 1 (C 0.09%) No. 3 (C 0.14%)
(700°C 3h 炉冷)



第14図 (b) 熔着金属の顕微鏡組織 ×400 (10% C₂H₂O₄ 電解腐蝕)
 Fig. 14. (b) Micro-Structure of Weld Metals ×400
 (Electrolytic Etching by 10% Oxalic Acid)



第15図 1,100°C 加熱水冷後の熔着金属の顕微鏡組織 ×400
 Fig. 15. Micro-Structure of Weld Metals ×400
 (Heated at 1,100°C for 1 h and then Water Cooled)

(3) 組織

第13図は介在物の一例を示し、第14図および第15図は700°C 3時間加熱後炉冷、熔接のままおよび1,100°C 1時間加熱後水冷の組織を示す。(A)系列は比較的介在物が多く、全般的にC量が増すとともに大きい粒状の非金属介在物が少くなる。第14図より熔接のままでは一般にC量が少いものほど結晶粒が大きく成長し、C量のもつとも少い No. 01 (C 0.022%) にフェライトが認められるが、これはCが低かつ Mo が多いので生じたもので Schaeffler の組織図からも首肯される場所である。一般に 18Cr-8Ni 熔着金属ではオーステナイト中に適量のフェライトを含めば亀裂性を減ずるといわれて⁽¹²⁾⁽²³⁾いるが、こゝでは機械的性質が低下し逆の結果を呈している。これはフェライトが出たためではなくCが低く介在物が多いために生じた現象と解すべきであろう。また C0.57% では熔接のままであきらかにγと炭化物の共晶

が見られ、1,100°C 1時間加熱後水冷処理されたものでは熔接のままのものに比べて炭化物の析出が少くさらに共晶の消滅、炭化物の球状化が起つている。18Cr-8Ni 鋼の組織状態図とC量との関係については Bain⁽²⁴⁾ および Kinzel⁽²⁵⁾ により C0.4% 付近まではC量が増すとともにその融点が下り、かつ液相線と固相線との凝固温度区間が大きくなると報告され、Apblett および Pelline⁽¹⁰⁾ も同様な現象を実験的に認めている。したがって(B)系列のうち C0.4% 以下の範囲ではC量が高いほど凝固に際し樹枝状品の枝間に硫化物、珪酸塩その他の低融点物質が偏析しやすく、これが破面に柱状に現われ、または熔接時の高温亀裂として機械的諸性質低下の原因をなすものと考えられるが、使用した熔接棒の Si および S が比較的少かつ Mn および Mo を適量含むため(B)系列ではCの影響が減殺されて第9図および第10図に見られるように柱状破面が顕著には現われなかつた

ものであろう。しかし(A)系列では Si が少いにもかかわらずC量の少ないものでは介在物が多く, かつ機械的性質が低下する点については結晶粒の粗大化ならびにKauhausenの説⁽²⁶⁾を参照すればSが0.01%より多いことも一因と思われるが, さらに介在物に着目して検討しなければならない。なお最近の報告によれば25Cr-20Ni 鋼熔接棒では亀裂の発生を完全に防ぐことは不可能で, 緩和する一つの手段として理由は詳かにされていないが熔着金属にCを0.10~0.20% 含ませることが提唱⁽⁴⁾⁽¹²⁾⁽²⁷⁾されている。しかしこの実験結果によるとCが0.16% 含まれると一部柱状破面を呈することより, C量は0.09% を中心とした0.07~0.14% の範囲に限定されなければならない。またこのCの効果については介在物を少なくする事実より, わずかなCが熔着金属中の非金属介在物を還元し無害なものにするためとも考えられる。

(4) 耐 蝕 性

第16図はC量と腐蝕減量との関係を示す。H₂SO₄ に対してはCr および Ni が高いためにC量による腐蝕の差が現われにくい, HF+HNO₃ および Strauss 氏液に対してはいずれもC量とともに腐蝕減量が増加し, ことに HF+HNO₃ 試験では短時間でC量の差が明瞭にあらわれてくる。すなわち H₂SO₄ に対する耐蝕性にはCはほとんど影響をおよぼさず, むしろ介在物の量がかなり影響するものと思考される。

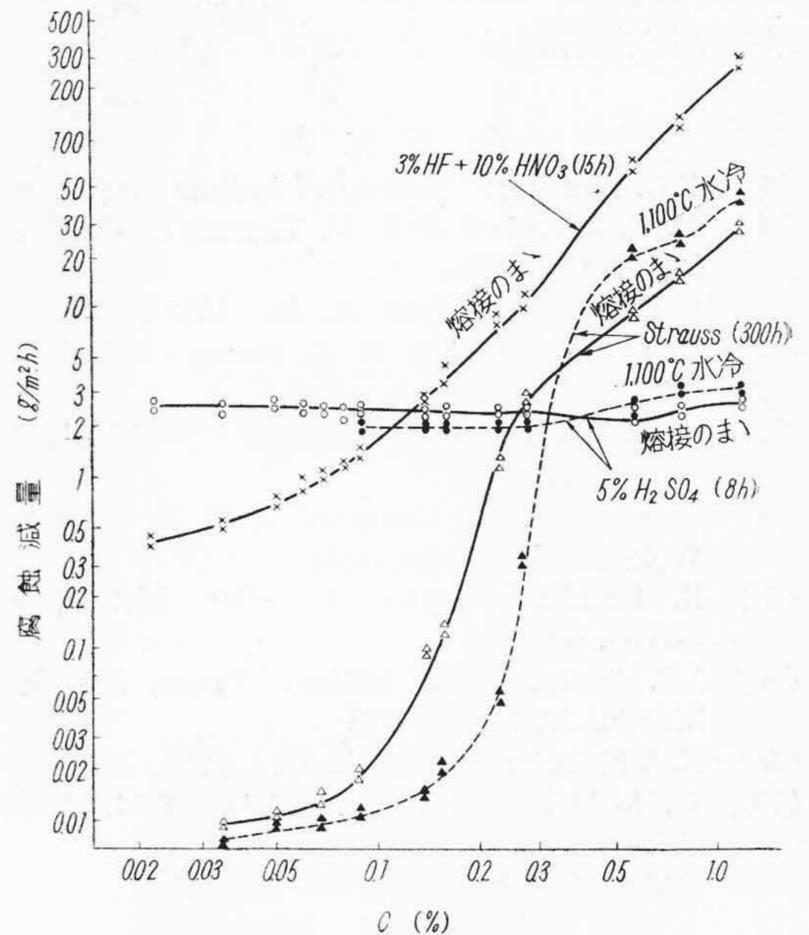
(5) 亀 裂 性

ビード表面を肉眼的に検査したが熔接直後および24時間経過後いずれも亀裂は認められなかつた。本試験法による従来の軟鋼または低合金鋼熔接棒についての試験ではビードの下に切欠効果を生じ, こゝで亀裂が発生し, 逐次ビード表面へ向つて進展するものである⁽²⁸⁾。今回使用された熔接棒がCaO型であつたことと軟鋼母材による稀釈効果のため比較的韌性に富む熔着金属となり亀裂が発生しにくかつたものと思われるが, さらに長時間放置後のビード横断部について詳細に検討されなければならない。

[IV] 結 言

以上亀裂感受性の大きい25Cr-20Ni 鋼熔接棒による熔着金属のC量と機械的性質, 硬さ, 含有ガス量, 組織, 耐蝕性および亀裂性との関係を調査したが, その結果を要約するとつぎの通りである。

(1) 機械的性質はC量と密接な関係があり, 引張強さおよび硬さはC量の増加とともに高くなるが, 韌性はC0.05% 以下ではいちじるしく低く, 0.09% で極大値を示し, 0.23% 以上では急激に低下する。軟鋼母材によ



第16図 熔着金属の腐蝕減量とC量との関係
Fig. 16. Relation between Corrosion Rate and C Content in Weld Metals

る鉄研式亀裂性試験ではいずれも亀裂が認められなかつた。

(2) C量の少ないものでは非金属介在物が多くC量とともに少くなるが, ガス分析の結果とは一致しない。またC量が0.23% 以上のものは熔接のままではもちろん, 1,100°C 1時間加熱後水冷処理をしても炭化物は完全には固溶されず一部結晶粒界に析出し, C量の多くなるにしたがつて粒内にも析出する。

(3) H₂SO₄ 溶液に対する耐蝕性はC量による変化がほとんどみられないが, 炭化物析出周辺を選択的に腐蝕する HF+HNO₃ および Strauss 氏液ではC量が多くなるにしたがつて腐蝕量も増加する。

(4) C量が0.05% 以下のものおよび0.16~0.28% のものでは引張および衝撃試験後の破面に柱状破面が見られた。これは前者の場合には非金属介在物が多いためにこの部分より, 後者の場合には熔接のままで結晶粒界に炭化物が多量に析出したために粒界より亀裂を生じ柱状破面を呈したものと考えられる。

これらの結果から ASTM および AWS では E 310 (25Cr-20Ni 鋼熔接棒) のC量は0.20% 以下に規定されているが, 0.20% 附近のC量についてはさらに検討しなければならない。

終りに臨みしゆじゆ御指導を賜つた村上武次郎博士ならびに日立製作所日立研究所三浦所長小野主任研究員をはじめ御協力頂いた小川浩三氏, 伊藤久太郎氏, 佐藤信

次氏、また熱心に実験に従事された小室孝次郎君に対し厚く感謝の意を表するしだいである。

参考文献

- (1) F.H. Keating: Joining of Metals (1952), 95
- (2) H. C. Campbell & R. D. Thomas: Weld. Jl., 25, (1946), 760s
- (3) C.T. Gayley: Weld. Jl., 26, (1947), 693s
- (4) O. R. Carpenter & N. C. Jessen: Weld. Jl., 26, (1947), 727s
- (5) G. E. Linnert & F. K. Bloom: Weld. Jl., 26, (1947), 119s
- (6) D. Rozed, H. C. Campbell & R. D. Thomas: Weld. Jl., 27, (1948), 481s
- (7) R. Franks: Trans. Am. Soc. Metals, 27, (1939), 505
- (8) J.B. Austin & D.S. Miller: Trans. Am. Soc. Metals, 28, (1940), 743
- (9) H. Thielsch: Weld. Jl., 29, (1950), 361s
- (10) W.R. Apblett & W.S. Pellini: Weld. Jl., 33, (1954), 83s
- (11) 美馬: 熔接学会誌, 14, (昭 19) 148
- (12) A.W.S.: Weld. Jl., 33, (1954), 433
- (13) E. Bishop: Metal Progress, Jan., (1955), 121
- (14) W. Spraragen: Weld. Jl., June, (1955), 265s
- (15) 小河, 渡辺: 日本金属学会分科会 (昭和 26 年秋季講演会発表)
- (16) 小野, 渡辺: 熔接学会誌, 23, (昭 29), 9
- (17) 渡辺: 日立評論, 37, 2 (昭 30), 119
- (18) 日本工業標準調査会: JIS G 3524 (1953) 軟鋼用被覆アーク熔接棒
- (19) 大谷, 藤原: 熔接学会誌, (昭 22)
- (20) 鈴木: 熔接学会誌, 23, 1 (1954), 39
- (21) M. Lefevre: Weld. Jl., 26, 1 (1947) 57s
- (22) A.L. Schaeffler: Weld. Jl., 26, (1947), 601s
- (23) A.L. Schaeffler: Metal Progress, 58, (1949), 680
- (24) R.H.A. Born & E.C. Bain: Trans. Am. Soc. Steel Treating, 18, (1930)
- (25) A. B. Kinzel & R. Franks: Alloys of Iron and Chromium, II (1940)
- (26) E. Kauhausen & H. A. Vogels: Metal Progress, (1955), 129
- (27) O.R. Carpenter, Etal: Proc. Am. Soc. Test. Material (1950)
- (28) 大谷: 熔接学会誌, 25, (1956), 41

高速度鋸の

2大特性を備える



日立 安来ハガネ

安来ハガネ X1・X00・X000 は木炭鉄を原料としており 耐久性と切削性の二大特性を備えております。

東京・大阪・福岡・名古屋・広島・広畑・八幡・札幌

日立金属工業株式会社