

論 文

UDC 669.14.018.8 : 669.15'26-194.3 : 621.791.053 : 539.4

18%Cr 鋼の溶接部の靱性におよぼす合金元素の影響*

門 智** · 山 崎 桓 友***
山 内 勇**** · 矢 部 克 彦****

The Effects of Alloying Elements on Toughness of 18%Cr Steel Welds

Satoshi KADO, Taketomo YAMAZAKI,
Isamu YAMAUCHI, and Katuhiko YABE

Synopsis:

Measurements of $vTrs$ and absorbed energy of 18%Cr steel and its welds by V-notch Charpy impact test were carried out in the temperature range from -80 to 140°C in order to clarify the effects of alloying elements on the toughness of the steel and welds. The specimens of welds were prepared from 3.2 mm hot rolled and annealed plate by TIG (tungsten inert gas) metal run with I-grooved joint without filler. The toughness of the specimen was evaluated from the values obtained from the Charpy impact test.

The main results obtained are as follows;

- 1) The transition curves of the base metal and welds are remarkably shifted to lower temperatures with decreasing the contents of carbon and nitrogen and adding the proper amounts of titanium and manganese.
- 2) The ductile-brittle transition temperatures lower to a large extent with adding the proper contents of titanium and also making the structure of steel become a single phase of ferrite.
- 3) Manganese addition strengthens the weld metal by solution-hardening and simultaneously disperses the precipitation of flaky chromium carbides of M_7C_3 and $M_{23}C_6$, and consequently improves the toughness of the welds remarkably.

1. 緒 言

フェライト系ステンレス鋼の靱性は侵入型元素の低減によつてかなり改善される¹⁾ことが古くから知られている。最近、SEMCHYSHEN ら²⁾は 17Cr 鋼の靱性に対する低 C, N 化と安定化元素の添加効果について、V ノッチ quarter size のシャルピー衝撃試験片による詳細な試験結果を報告している。また SAWHILL と BOND³⁾は 18Cr-2Mo 鋼の溶接部の靱性および延性について報告しているが、これまでに溶接部の靱性に関する研究報告はきわめて少ない。

SUS430 および 434 の中薄鋼板の延性～脆性遷移温度は常温付近にあるが、それらの溶接部ではマルテンサイトを生じた硬化が起こるため、その遷移温度は著しく高温となる。C, N を低減し、安定化元素を添加して溶接部をフェライト単相にする方法はフェライト系ステンレス鋼の経済的メリットをそこなうことなく、また予

熱、後熱を行わずに靱性を向上しうる方法と考えられる。

本研究は実用鋼としての靱性にすぐれた 18Cr 鋼を開発するために、中薄板でもつとも一般的な溶接方法である突合せナメ付 TIG 溶接 (Tungsten-Inert-Gas arc welding) による溶接部と母材の靱性におよぼす合金元素の影響を明らかにするために行なつたものである。

2. 予 備 実 験

中薄鋼板とその溶接部の靱性評価方法を検討するため予備実験を行ない、また SUS430 をベースにしてその靱性に寄与する合金元素の探索実験を行なつた。

2.1 実験方法

2.1.1 供試材

Table 1 に供試材の成分を示す。Group A~F は高周波真空溶解炉で溶製後 25 kg 鋼塊に鑄造し、板厚 15 mm に鍛造後、圧延温度 1100°C で板厚 3.2 mm の熱延板と

* 昭和 50 年 4 月本会講演大会にて発表 昭和 51 年 9 月 29 日受付 (Received Sep. 29, 1976)

** 新日本製鉄(株)製品技術研究所 理博 (Products R & D Laboratories, Nippon Steel Corp.)

*** 新日本製鉄(株)製品技術研究所 工博 (Products R & D Laboratories, Nippon Steel Corp., 5-10-1 Fuchinobe Sagamihara 229)

**** 新日本製鉄(株)製品技術研究所 (Products R & D Laboratories, Nippon Steel Corp.)

Table 1. Chemical composition of specimens.

Group	Nominal composition (wt%)											
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Al	Ti	Nb	N	O
A	0.003/0.06	0.5	0.5	0.025	0.006	0.15	18.0	—	—	—	0.007	0.005
B	0.035	0.5	0.5	0.025	0.006	0.15	18.0	—	0.1/0.5	—	0.007	0.005
C	0.035	0.5	0.5	0.025	0.006	0.15	18.0	—	—	0.3/0.6	0.007	0.005
D	0.035	0.25/1.2	0.5	0.025	0.006	0.15	18.0	—	0.25	—	0.007	0.005
E	0.035	0.5	0.1/1.7	0.025	0.006	0.15	18.0	—	0.25	—	0.007	0.005
F	0.035	0.5	0.5	0.025	0.006	1.0/2.0	18.0	—	0.25	—	0.007	0.005
SUS430*	0.061	0.44	0.48	0.026	0.005	0.10	16.5	0.019	—	—	0.0131	0.009
tp. 430*	0.008	0.18	1.40	0.029	0.005	0.13	16.5	0.013	0.22	—	0.0097	0.008

* Check analysis value

し、860°Cで3h焼鈍した。不純物元素の量は市販されているSUS430のレベルにあわせたが、その分析結果はP=0.021~0.023%、S=0.003~0.007%、Ni=0.14~0.17%、Al≤0.003%、N=0.0071~0.0082%、O=0.0033~0.0076%の範囲である。またSUS430とtp430の2鋼種は実生産工程で作られた板厚15mm、3mmの熱延焼鈍板である。

2.1.2 靱性評価試験

通常、靱性を評価するためにシャルピー衝撃試験が行なわれる。吸収エネルギー値および遷移温度におよぼす試験片の寸法効果は大きいので、板厚についてその影響を調査した。

tp430鋼の15mm熱延焼鈍板の板厚中心部から圧延直角方向に板厚10mm、5mm、2mmのVノッチシャルピー衝撃試験片を切り出した。衝撃試験機は板厚10mmと5mm試験片には容量30kg·m、板厚2mm試験片には容量10kg·mのものを使用した。

Fig. 1はそれぞれの板厚での遷移曲線を示している。full size (板厚10mm)試験片での破面遷移温度(vTrs)が42°C、上部だなエネルギーが38kg·m/cm²であるのに対し、板厚の減少とともに切欠きに対する拘束度が小さくなって遷移温度は低下し、2mm試験片ではvTrsが-50°C、上部だなエネルギーは20kg·m/cm²と大幅に低い値を示した。しかし各試験温度における測定値の偏差は図から明らかなように2mm試験片は著しく小さい。

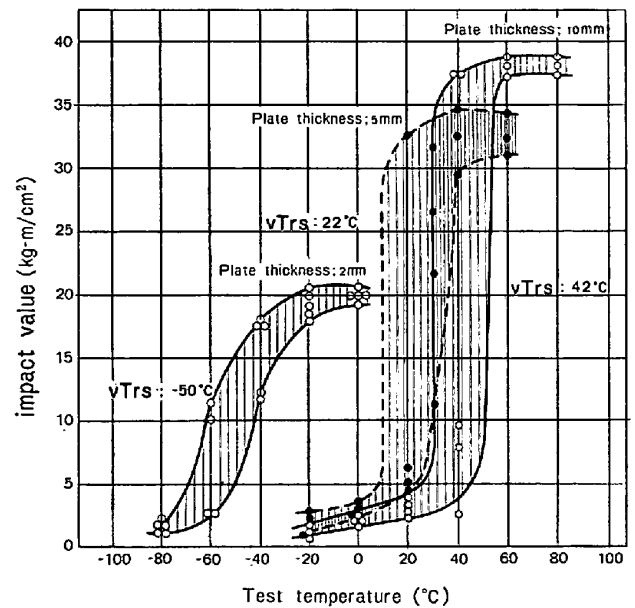


Fig. 1. Relation between transition curves and plate thickness on 2 mm V-notch Charpy test (specimen: tp. 430).

この結果から2mm試験片で十分鋼種間の靱性評価ができると考えられ、以後2mm試験片で各試験温度につき5個の衝撃値および脆性破面率から平均値を出し、遷移曲線および破面遷移温度(vTrs)を求めた。

2.1.3 溶接部試験片

板厚3.2mmの熱延焼鈍板を酸洗、研磨し幅30mm長さ150mmの試片で、I開先突合せナメ付TIG溶接を行なった。溶接条件はTable 2に示す。このときの

Table 2. Weld parameters.

Voltage (V)	Current (A)	Welding speed (cm/min)	Diameter of electrode (mm)	Length of arc (mm)	Heat in put (J/cm)	Remarks
12	200	20	3.2φ	2	7 200	Shield(Ar)12 l/min Back(Ar)2 l/min

溶接金属中央部における 1200°C から 600°C までの平均冷却速度は 47°C/sec である。

衝撃試験片の作成は溶接部の上下面を研削して板厚 2 mm とし、Vノッチを溶接ビード中央に刻んで JIS 4号 sub-size シャルピー衝撃試験片とした。母材については圧延直角方向に同様の試験片を切り出した。

2.1.4 析出相

溶接金属部の析出相は次の方法で調査した。

4% スルホサリチル酸、1% TMAC メタノール電解法⁴⁾(電解電位-300 mV vs SCE) によつて抽出分離した残渣を用いてX線回折による析出物の同定と、湿式分析による定量を行なつた。

また抽出レプリカおよび薄膜による電子顕微鏡観察を

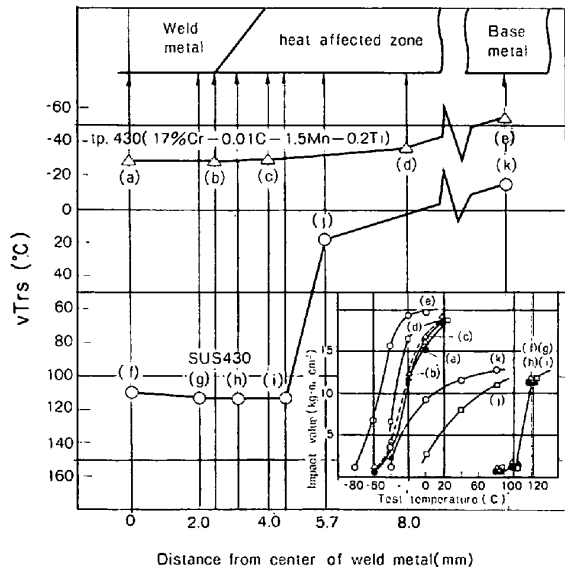
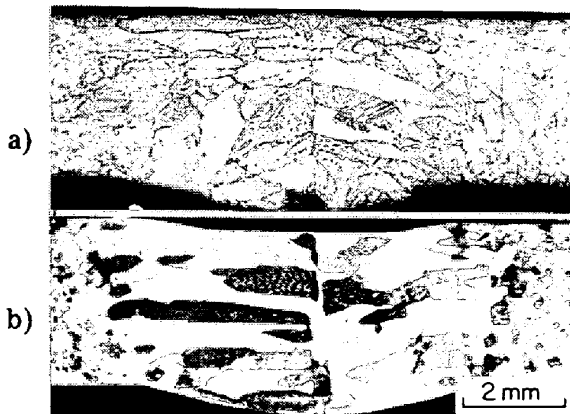


Fig. 2. Relation between 2 mm V-notched positions and vTrs for 2 mm thick sub-sized Charpy impact specimens of tp. 430 and SUS430 weld zones.



a) SUS430
b) tp. 430 (17Cr-0.01C-1.5Mn-0.2Ti)

Photo. 1. Structure of cross section of TIG weld zone.

行なつた。

2.2 実験結果および考察

2.2.1 溶接部位置別の衝撃特性

Fig. 2 に SUS430 と tp 430 の溶接部位置別のシャルピー試験結果を遷移曲線と破面遷移温度 (vTrs) で示した。SUS430 の母材 (図中; k) の vTrs は -17°C であるが溶接金属およびボンド部 (f~h) は非常に高く +110°C, 熱影響部 (i) で +113°C を示した。溶接部の組織は Photo. 1-a) に示すように Widmanstätten 状のマルテンサイトおよび残留オーステナイトを生成し、結晶粒は粗大化している、母材の硬度 Hv=146 に対して溶接金属は Hv=173~528 と著しく硬化している。シャルピー試験の破断部の組織を観察するとフェライト相とマルテンサイト相の境界を亀裂が伝播し、マルテンサイト相によつて塑性変形が阻止されている様子がみられる。熱影響部についても同様の破断形態を示した。

一方 tp. 430 では母材 (e) の vTrs が -53°C に対して溶接金属およびボンド部 (a~b) が -28°C であり熱影響部はその中間であつた。溶接金属の組織は Photo. 1-b) に示すように柱状晶が粗大に発達し、熱影響部でも結晶粒は著しく粗大化しており、いずれもフェライト単相である。硬度は母材が Hv=137, 溶接金属がもつとも硬く Hv=157 である。この tp. 430 は本研究の主題をなす鋼であるが、このように溶接部の脆化は小さい。

以上の結果から本供試材の突合せナメ付 TIG 溶接においては溶接部全体の切欠靱性を溶接金属部の試験結果で代表しうるものと考えられる。

2.2.2 C の影響

Fig. 3 は 18Cr 鋼で C を変動させた場合 (Group A) の溶接金属の遷移曲線である。C を 0.010% まで低減す

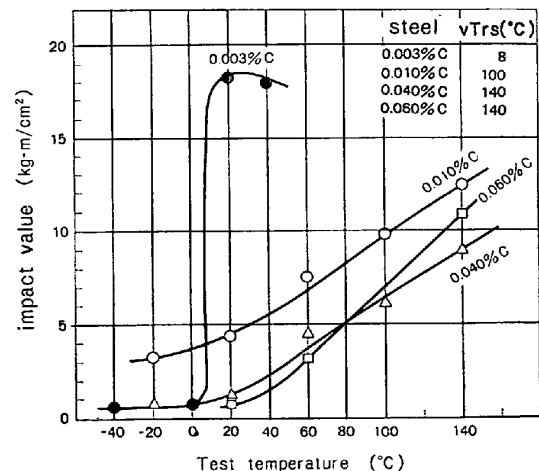
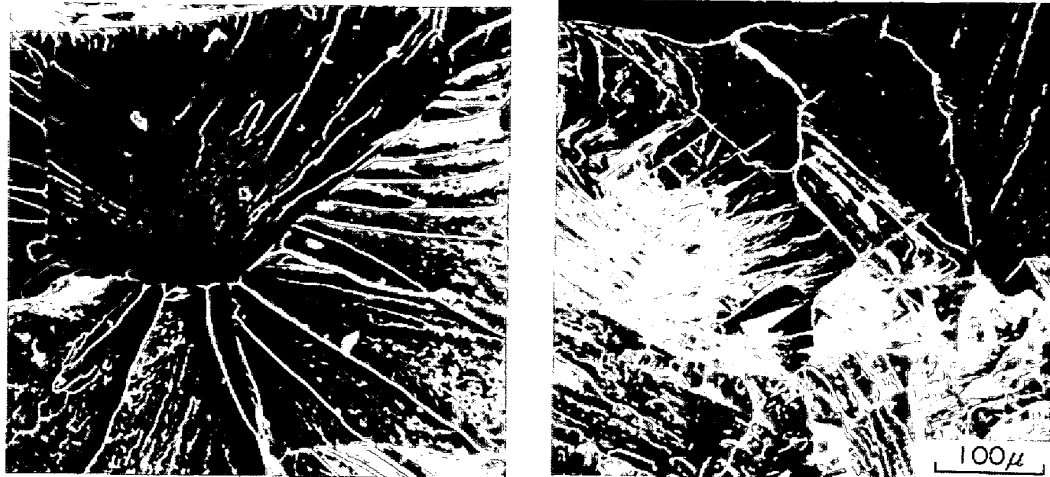


Fig. 3. Effects of carbon content on transition curves for 2 mm thick sub-sized impact specimens of 18Cr steel (Group A) weld metals.



a) 0.040C-18Cr steel tested at +20°C

b) 0.03C-18Cr steel tested at -40°C

Photo. 2. Fracture surface in notch root of 2mm sub-sized impact specimen of 18Cr steel (Group-A) weld metals. — Influence of C content.

ると遷移曲線は低温側へずれ、0.003% C では低温で遷移曲線の急な立ち上りを示した。0.060% C 鋼および 0.040% C 鋼はいずれも柱状晶粒界にそつてマルテンサイトおよび残留オーステナイトを生成している。また 0.010% C 鋼になるとフェライト単相に近いが粒内は veining⁵⁾の様相を呈し硬度は Hv=183 と高い。Photo. 2 はシャルピー試験破面の走査型電子顕微鏡観察結果の一例である。Photo. 2 a), b) はいずれも破面遷移温度付近における試験片のノッチ底部を示しており、破壊は劈開型である。0.040% C 鋼はリバーパターンの方向からみてクラックの発生がノッチ直下の柱状晶粒界付近を起点としており、前述のようにマルテンサイト相にそつて伝播しているものと推定される。一方 0.003% C 鋼では破面全体が平面的であり粒内劈開破壊であった。

母材では C の低下におよそ比例して vTrs が低下した

が、溶接金属では C 量よりもそれに伴う組織の変化が支配的である。さらにまた 0.003% C 鋼の溶接金属の vTrs が 8°C であつて、18Cr 鋼の C 低減だけでは溶接部の低温靱性を十分向上できないことを示した。

2.2.3 Ti および Nb の影響

Fig. 4 は 18Cr-0.035C 鋼で溶接金属の遷移曲線に対する Ti の影響を示した。Ti は遷移曲線をおよそ平行に低温側へ移行させた。0.08% Ti 鋼の溶接部は C, N の固定が不十分であるが、0.25% Ti 鋼および 0.49% Ti 鋼はいずれもフェライト単相である。また結晶粒度は前項の 0.003% C 鋼に比較して微細化している。また 0.49% Ti 鋼の遷移曲線は過剰の Ti 添加が再び靱性を低下させることを示した。

Nb の添加効果について、0.31% Nb 鋼、0.63% Nb 鋼の 2 鋼種 (Group C) を実験したがいずれも溶接時に高

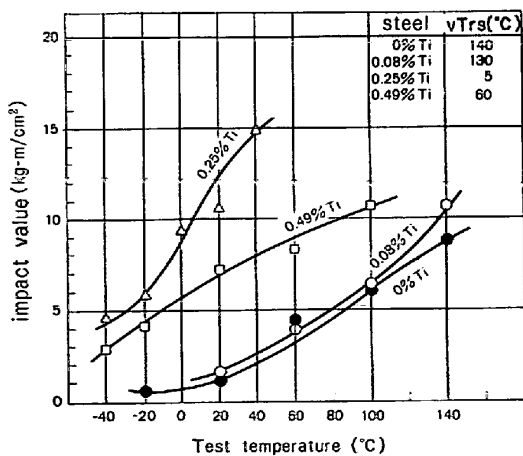


Fig. 4. Effects of titanium content on transition curves for 2 mm thick sub-sized impact specimens of 18Cr-0.035C steel (Group B) weld metals.

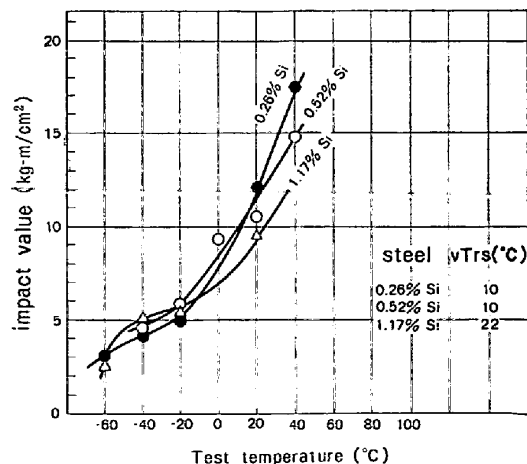


Fig. 5. Effects of silicon content on transition curves for 2 mm thick sub-sized impact specimens of 18Cr-0.25Ti steel (Group D) weld metals.

Table 3. Chemical composition of specimens.

Group	Nominal composition (wt%)									
	Cr	C	Ti		Mn					
T0	18.0	0.01	Tr	0.1	0.5	1.5	2.0	3.0	—	—
T1	18.0	0.01	0.1	0.1	0.5	1.5	2.0	3.0	—	—
T2	18.0	0.01	0.2	0.1	0.5	1.5	2.0	3.0	4.0	5.0
T3	18.0	0.01	0.3	0.1	0.5	1.5	2.0	3.0	—	—
T4	18.0	0.01	0.4	0.1	0.5	1.5	2.0	3.0	—	—
C2	18.0	0.02	Tr/0.4	0.1	0.5	1.5	2.0	—	—	—
C3	18.0	0.03	Tr/0.4	0.1	0.5	1.5	2.0	—	—	—

温割れを生じた。Nb 単独添加は 18Cr-2Mo 鋼でも同様の高温割れを起こした例⁹⁾がある。

溶接金属における析出物、および介在物の様相は母材と著しく異なる。18Cr-0.25 Ti 鋼 (Group B) を光学顕微鏡と X 線マイクロアナライザーで調べると、Al₂O₃ あるいは Ti-oxide を核とした 5μ 程度の大きさの Ti-carbonitride (Ti(C, N)) は溶接金属ではすべて 1μ 以下の微細な炭窒化物や酸化物になつて分散している。S もその大部分が Ti₄C₂S₂(後述) になつて分散している。溶接金属の部位でたとえば脱酸生成物の異常分布などはなく均一である。一般に溶接金属の酸素低減に対する Si, Mn 添加の効果⁶⁾が知られているが本供試材の酸素量は低いレベルにあり、溶接金属の酸素量も 50ppm 程度 (後掲 Fig. 11) である。

2.2.4 Si, Mn および Ni の影響

実用鋼として通常元素である Si, Mn, Ni なども溶接部マトリックスの固溶強化による効果が考えられた。18Cr-0.25 Ti 鋼の溶接金属の遷移曲線におよぼす Si, Mn の影響を Fig. 5 および Fig. 6 に示す。高純度の 18Cr 鋼で Si, Mn は遷移温度を上昇させる¹⁾が、溶接

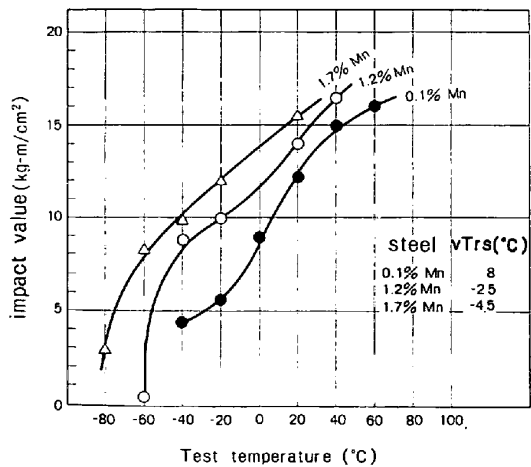


Fig. 6. Effects of manganese content on transition curves for 2 mm thick sub-sized impact specimens of 18Cr-0.25Ti steel (Group E) weld metals.

金属に対しては、Si (Group D) は 1.17% 添加しても変化がない。Mn (Group E) は著しく影響をおよぼし 1.7%Mn で vTrs は 0.1%Mn に比較しておよそ 50°C 低下した。

また 1.0%Ni 鋼および 2.1%Ni 鋼 (Group F) は 0.15 Ni 鋼に比較して溶接金属の vTrs でそれぞれ 17°C, 45°C 低下した。

3. 靱性におよぼす Ti および Mn の影響

予備実験結果をもとにして、低Cの 18Cr 鋼において母材および溶接部の靱性におよぼす Ti と Mn の影響を

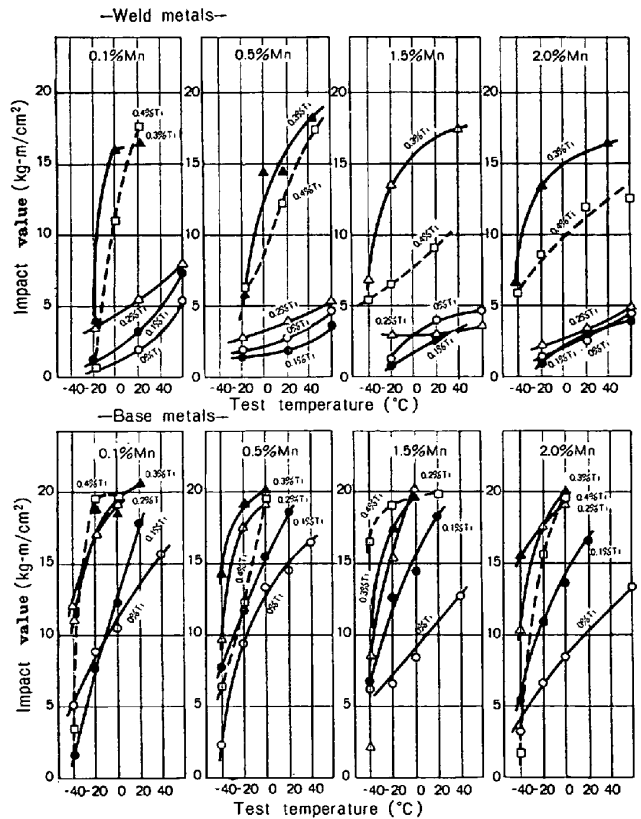


Fig. 7. Transition curves for 2 mm thick sub-sized impact specimens of 18Cr-0.02C steel (Group C2) base metals and their weld metals.

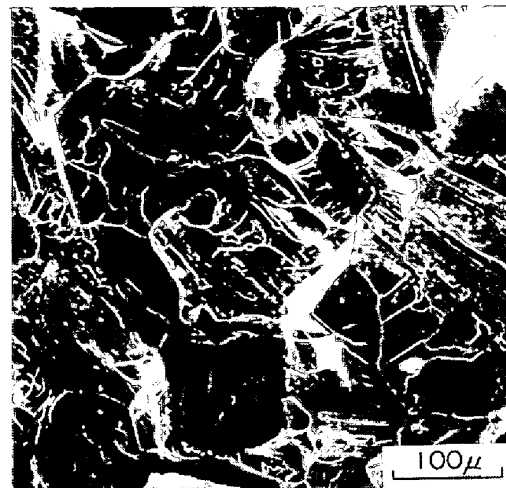
a) 0.1Mn-0.3Ti-18Cr steel tested at -40°C b) 1.5Mn-0.3Ti-18Cr steel tested at -60°C

Photo. 3. Fracture surface in notch root of 2 mm sub-sized impact specimen of 18Cr-0.3Ti steel (Group-T3) weld metals.—Influence of Ti, Mn content.

調査した。

供試材の設定成分を Table 3 に示した。不純物元素の分析値は Si=0.21~0.25%, P=0.021~0.027%, S=0.003~0.007%, Ni=0.14~0.17%, Al=0.004~0.017%, N=0.0067~0.0083%, O=0.0030~0.0082% の範囲にある。実験方法は予備実験の場合と同様である。

3.1 実験結果

3.1.1 遷移曲線

供試鋼の焼鈍板および溶接部について板厚 2 mm の V ノッチシャルピー衝撃試験を行なった。試験結果のなから 18Cr-0.02C 鋼 (Group C2) の遷移曲線を Fig. 7 に示した。溶接金属においては C 量に応じた適量の Ti 添加によつて吸収エネルギー値は上昇した。たとえば Fig. 7 の 0.5Mn-0.3Ti 鋼の溶接金属の $vTrs$ は -10°C であり, Ti が 0.2% 以下でのそれは著しく高温となる。また Mn の増量によつて遷移曲線は低温側へ移行するとともに遷移領域が広がる。1.5Mn-0.3Ti 鋼の $vTrs$ は -39°C で, 0.5Mn-0.3Ti 鋼のそれに比較して 29°C 低い。また Ti が 0.4% では $vTrs$ は再び上昇する。

母材の $vTrs$ は溶接金属に比較すると全般に低く, 上部だなエネルギー値は高い。また Ti 添加量は溶接金属に対するよりも少量で効果があり, しかも 0.4% まで添加しても脆化は認められない。

Ti が C, N を固定したあとの固溶 Ti 量 [Ti] を化学平衡状態にあるものとして次式で整理する。

$$[\text{Ti}] = \text{Ti} - (3\text{C} + 24/7 \text{N})$$

式中の Ti, C および N はそれぞれの分析値による wt% である。もちろん S, O と結合している Ti もあるが,

供試材の S 量, O 量は低く一定としているのでここでは上式を使つて整理した。

供試材の溶接部の組織を [Ti] で整理するとフェライト単相化する [Ti] 量はおよそ 0.10% 以上である。

次に 18Cr-0.3Ti 鋼の溶接金属のシャルピー衝撃破面の例を Photo. 3 に示した。前掲 0.003% C 鋼に比較すると破面は劈開小片ごとの傾きが大きくクラックの伝播も複雑である。また試験温度が -20°C 以下で破断近傍に変形双晶がみられた。Photo. 3 a) と b) の比較でもわかるように, Mn の増量にもなつて劈開小片がやや微小化した。これは後述の結晶粒度とほぼ対応した。また Photo. 3 b) で衝撃破面の一部に粒界亀裂がみられるように, Mn の増加とともに破壊形態が粒内劈開から割れの粒界伝播の傾向を強めている。このことは破断部近傍の組織観察でも確かめられた。

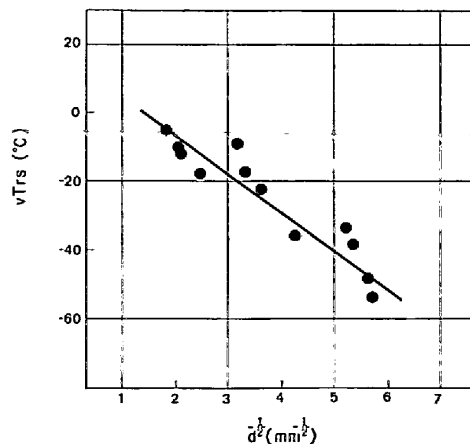


Fig. 8. Grain size factor vs, $vTrs$ of tp. 430 steel (17Cr-0.01C-1.5Mn-0.2Ti) annealed at various temperature.

3.1.2 結晶粒度

靱性の結晶粒度依存性をみるために tp. 430 (Table 1) の冷延板を結晶粒度 ASTM No. (以下 G.S.N.) 1 から 7 になるように 950~1100°C の温度に 15 min 間加熱保持後空冷し、圧延直角方向のシャルピー試験片で $vTrs$ を求めた。

Fig. 8 はこれらの試験片の遷移温度を $d^{-1/2}$ (d : 各試験片の平均結晶粒径, mm) で整理したものであり、両者の間にはよい相関が得られた。全供試材の母材の結晶粒度は G.S.N.=4.5~6.0 である。溶接金属ではビードと直角方向に伸びた柱状晶であるが単位体積当りの結晶個

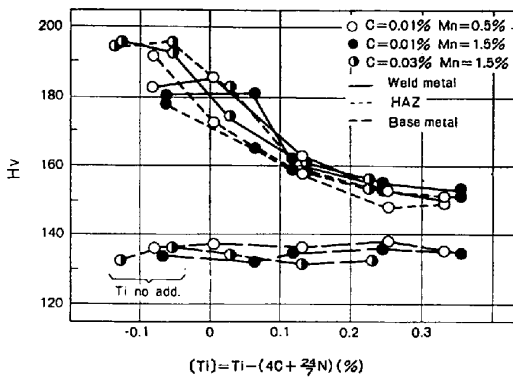


Fig. 9. Effects of [Ti] and Mn on Vickers Hardness of weld zone.

数を推定し結晶粒度を求めると G.S.N.=0.8~2.6 の範囲にあつた。溶接金属の結晶粒度は鋼種間で傾向をもち、C および Ti 量の多いほど、結晶粒径は小さい。また 18Cr-0.01C-0.3Ti 鋼の 0.1Mn では G.S.N.=1.2 であつて、同じく 1.5Mn では G.S.N.=2.0 となつて、Mn の増加とともに溶接金属の結晶粒径は小さくなる傾向を示した。Ti や Al は溶接金属の凝固核発生を促進することにより結晶粒を微細化させるが、この場合の Mn の効果については不明である。

しかしながら、Table 3 に示す供試材の溶接金属の $vTrs$ に対する結晶粒度依存性が、tp. 430 鋼の実験結果すなわち Fig. 8 の回帰線の傾きと同等だと仮定するならば、溶接金属の G.S.N. の鋼種間の差 0.8~2.6 ($d^{-1/2}$; 1.8~2.7) に相当する $vTrs$ の差は約 10°C である。

3.1.3 機械的性質

Fig. 9 は溶接部の硬度と [Ti] との関係を示している。18Cr-0.01C 鋼でも Ti 無添加では溶接金属、熱影響部 (ボンド近接部分) の硬度は高い。Ti の増量とともに硬度は低下しおよそ [Ti]=0.23% では安定したが、0.13% では溶接金属の硬度はまだ十分低下していない。

Fig. 10 は溶接部および母材の引張試験結果を示す。試験片は溶接金属の特性を知るために図に示すような形状とし、溶接ビードのおよそ中央部で破断した。溶接部

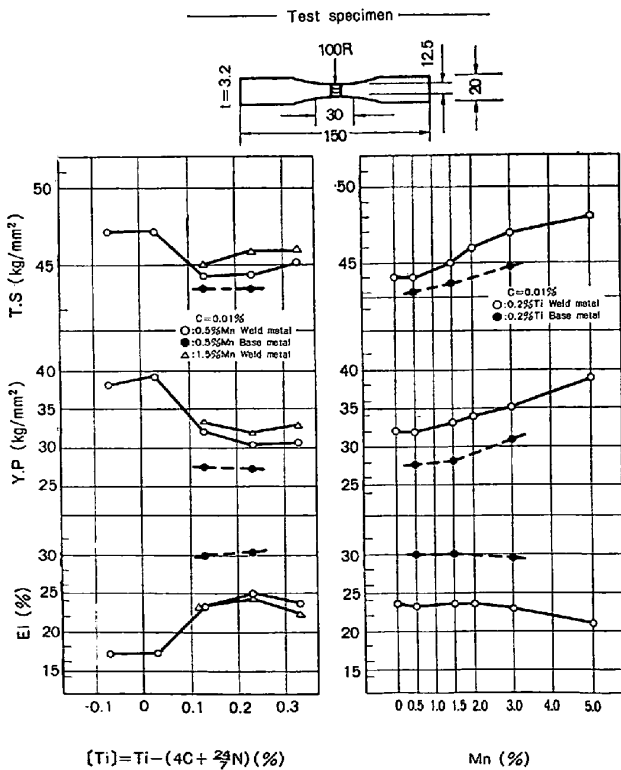
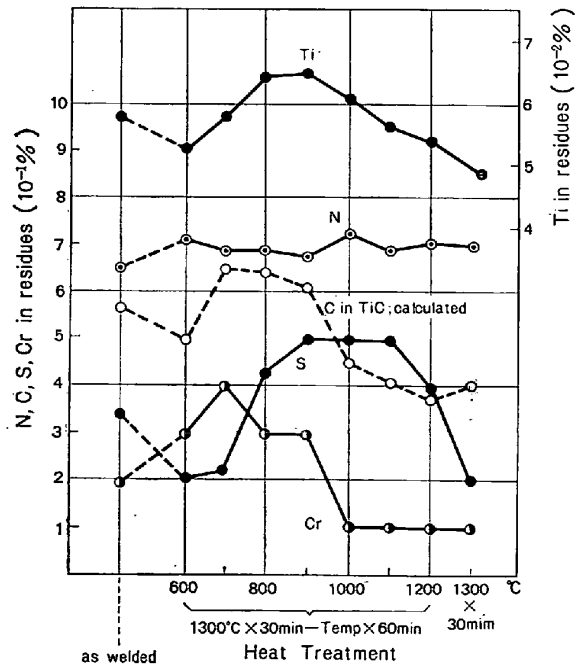


Fig. 10. Effects of [Ti] and Mn contents on mechanical properties of tp. 430 (18Cr-0.01C-0 to 0.4Ti-0.1 to 5Mn) steels.



	C	Si	Mn	S	Cr	Ti	N	O
Base Metal	0.011	0.24	1.51	0.005	18.4	0.30	0.0078	0.0061
Weld metal	0.010	0.23	1.52	0.005	18.2	0.28	0.0075	0.0052

Specimen; 18Cr-1.5Mn steel (Group T3) wt%

Fig. 11. Results of chemical analysis of the residues extracted.

の引張試験結果と [Ti] の関係は、およそ [Ti]=0.23% でもつとも延性は高く、さらに [Ti] が増すと伸びが低下した。Mn との関係では Mn の増加とともに強度は上昇したが伸びは Mn=2.0% まではほとんど変化しない。

3.1.4 溶接部の析出相

18Cr 鋼の析出相、特に炭窒化物の形態は衝撃特性に大きな影響をもつと考えられる。まず溶接金属の柱状晶粒界および粒内の析出物を抽出レプリカにて電顕観察した。18Cr-0.2Ti-0.01C 鋼 (Group T2) の例を Photo. 4 に示す。粒界の薄片状の析出物 (Photo. 4 a)) および粒内の細く連らなつた析出物 (Photo. 4 b)) から M_7C_3 と

推定されるストリーク⁸⁾のある回折像がえられ、粒界ではこの他に $M_{23}C_6$ が共存した。Ti(C, N) はやや角状に濃く見える (Photo. 4 b))。

このような析出物についてさらに詳しく知るために、溶接金属部から電解抽出残査をとり、そのX線回折と湿式分析による定量を行なつた。また溶接金属部を 1300°C で 30 min 間加熱後 10% 食塩水に急冷したのち、1200°C から 100°C 間隔で 600°C までの各温度で 60 min 間保持後 10% 食塩水に急冷した試料で同様の析出物調査を行なつた。その結果を Fig. 11 に示す。抽出残査から定量された Cr, S, N は X 線回折および電顕観察結果か

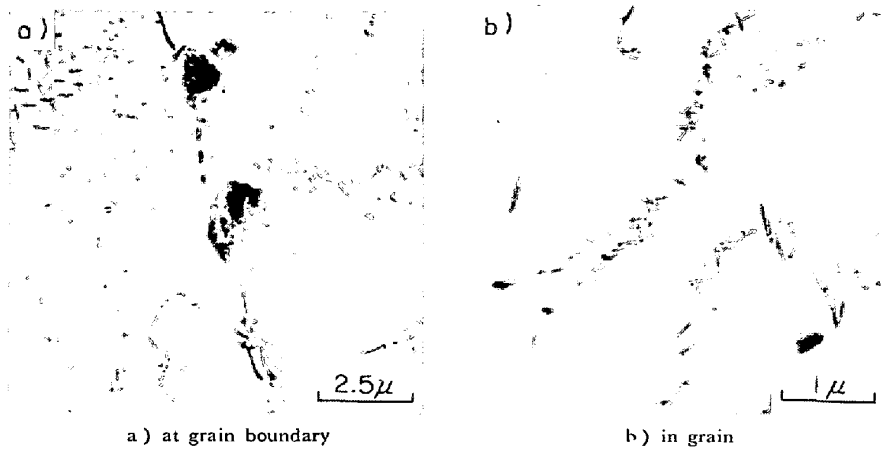


Photo. 4. Electron micrographs of precipitates of 18Cr-0.2Ti-0.Mn Steel (Group-T2) weld metals. (extraction replica)

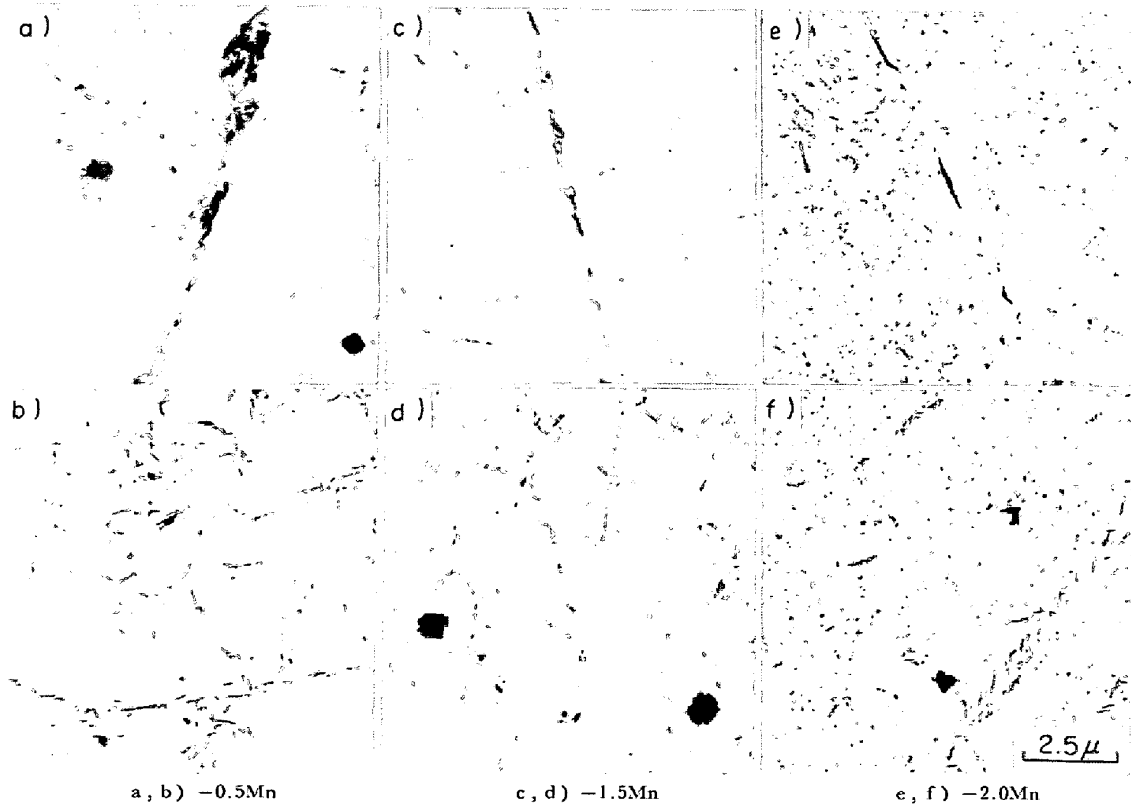


Photo. 5. Electron micrographs of precipitates of 18Cr-0.25Ti steel (Group-T2) weld metals. (extraction replica)

らそれぞれ大部分が Cr 炭化物, $Ti_4C_2S_2$, TiN として析出していると考えられる. 残渣中の C は酸不溶 Ti から TiN, $Ti_4C_2S_2$ に相当する Ti 量を差し引き Ti-oxide を補正して TiC 量を推定して計算したものである. Cr 炭化物は $Ti_4C_2S_2$ や TiC に比べて析出温度域は低く, 生成量も少ない. また溶接金属では急冷下にあるため過剰 Ti のもとでも Cr 炭化物を析出したと思われる. なお, この 18Cr-0.3Ti 鋼で金属間化合物の析出⁹⁾¹⁰⁾が考えられたが, 残渣の X 線回折および分析結果では認められなかった.

つぎに 18Cr-0.2Ti 鋼 (Group T2) で Mn を増量したときの溶接金属の析出物について抽出レプリカおよび薄膜にて電顕観察を行なった. Photo. 5 は柱状晶粒界および粒内の析出物を示す. これは前述のように $M_{23}C_6$ および M_7C_3 と推定される. 0.1Mn 鋼 (Photo. 4 b)) および 0.5Mn 鋼に比較して, 1.5Mn 鋼, 2.0Mn 鋼では粒界析出物は著しく減少し, 粒内では転位に沿って連らなつた析出粒子が微細化するとともにその数を増している.

4. 考 察

SUS430 鋼の溶接部の著しい脆化は衝撃破断形態が示すように, 主として Widmanstätten 状のマルテンサイト相の生成によるものと考えられる. 18%Cr 鋼ではマルテンサイト相の生成量は減少するが, フェライト相は veining 状で, 著しく硬化している. Ti の添加によつてこのような組織はフェライト単相となるが, その必要な添加量は [Ti] で整理することができ, およそ 0.1% 以上である. 溶接部の急熱急冷下においては, C, N 固定のために過剰の Ti が必要であり, また溶接時に一部の Ti は酸化し逃散する. このために必要な [Ti] 量は溶接条件によつて変わるものと考えられる.

[Ti] がおよそ 0.10% 以上あると, 溶接金属の組織はフェライト単相となり, Fig. 12 に示すように溶接金属の $vTrs$ は著しく改善される. しかしながら Ti がさらに増加すると溶接部では再び $vTrs$ を上昇させた. 過剰の Ti が金属間化合物を形成することにより脆化をもたらす⁹⁾ことが考えられたが, このような析出物は見出せなかった. 溶接部の引張試験によると過剰の Ti によつて延性も低下している. 同じような現象について, 溶接冷却時に微細な Ti-rich 相が析出するからであろうとの説明³⁾もあるが明確ではない.

溶接部のフェライト単相化は同時に結晶粒を著しく粗大化するが, Ti は凝固時に凝固核発生を促進し細粒にする. しかしながら, 本実験範囲では細粒化の程度は小

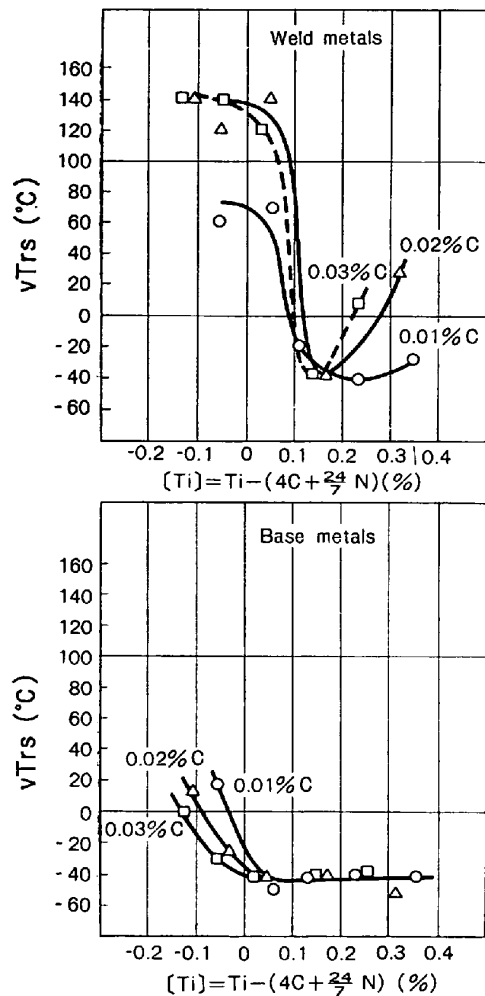


Fig. 12. Effects of titanium content on $vTrs$ for 2 mm thick sub-sized impact specimens of 18Cr-1.5Mn steel (base metals) and weld metals.

さく, また $vTrs$ の結晶粒度依存性からみて, これら Ti, Mn の靱性改善効果を結晶粒度だけで説明することはできない.

C の低減は溶接金属の遷移曲線を低温側に移し急な遷移を示した (Fig. 3, 0.003% C 鋼) が, Ti の添加によりこの遷移曲線をさらに低温側へ移動した. 衝撃破面は平面的な粒内劈開から, Ti 添加によつて劈開小片ごとにやや傾きをもつて微小化した破面となつていることから, Ti の効果の要因として, 結晶粒微細化のほかに, Ti(C, N) の微細析出によるマトリックスの強化が考えられた. また Mn については溶接部の機械的性質が示すように Mn の増量によつてマトリックスは強化され, 衝撃破壊形態が粒内劈開による平面的な破断から割れの粒界伝播の傾向を示し破断抵抗を増していると考えられる.

溶接部がフェライト単相化されると, もし安定化元素による C, N の固定が十分でなければ, 高温から Cr 炭 (窒) 化物を生成することによつて粒界に析出成長す

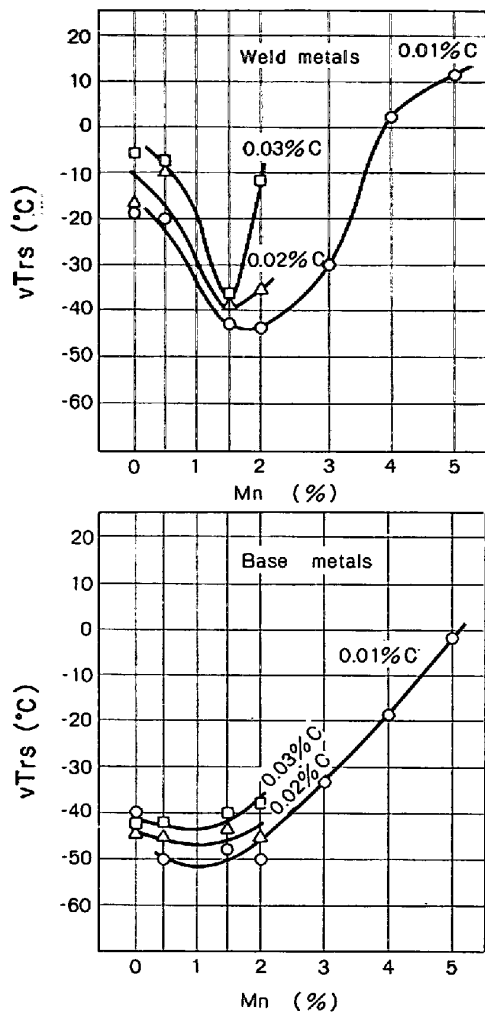


Fig. 13. Effects of manganese content on vTrs for 2 mm thick sub-sized impact specimens of 18Cr-0.2 to 0.3 Ti steel (base metals) and weld metals.

る。Ti 添加の 18Cr-0.01C-0.2Ti 鋼においても溶接金属の柱状晶粒界に薄片状の Cr 炭化物を生成する。このような粒界にそつた析出物は衝撃破面に見られるような粒界亀裂を誘発し脆性破壊を起こさせるものと考えられる。炭化物粒子が容易に劈開クラックを発生させることはよく知られた事実である⁽¹¹⁾⁽¹²⁾⁽¹³⁾。

この溶接部に生成する粒界析出物は 18Cr 鋼の安定相 $M_{23}C_6$ の前駆段階⁽¹⁴⁾ M_7C_3 を主体とし一部 $M_{23}C_6$ を伴つたものであり、また粒内で多くの転位にからんで針状あるいは棒状に析出成長している析出物も同様に M_7C_3 であると考えられる。これらの析出物は Mn の増量によつて成長が抑えられ粒内に微細に分散しているものと考えられる。

このように Mn の増加とともに溶接金属の特に粒界の薄片状析出物が減少する事実は、マトリックスの強化とあいまつて延性破壊温度域を低温側へ広げる主因となる

ものと考えられる。

Fig. 13 は 18Cr-Ti 鋼の vTrs におよぼす Mn の影響を示している。図から明らかなように Mn には適量があり、過剰の Mn は固溶硬化が著しくなり vTrs を上昇させ、C 量が多い場合にはこれが相乗的に作用し vTrs を急激に上昇させるものと解釈される。

以上のように C, N を低減し適量の Ti, Mn を設定すれば実用鋼として靱性にすぐれた 18Cr 鋼ができると考えられる。また加工性、耐食性⁽¹⁵⁾についてもすぐれた特性を示している。

5. 結 言

18Cr 鋼とその溶接部の靱性におよぼす合金元素の影響についてつぎの結論をえた。

- 1) C, N を低減し適量の Ti および Mn を添加すると母材および溶接部の遷移曲線は著しく低温側へ移行した。
- 2) 溶接部の組織をフェライト単相化することによつて延性～脆性遷移温度は著しく低下する。そのために次式で示される [Ti] の必要最小量が存在し、また過剰の Ti は再び遷移温度を上昇させる。

$$[Ti] = Ti - (4C + 24/7 N)$$
- 3) Ti は溶接金属の凝固結晶粒を微細化させる。
- 4) Mn の添加により溶接金属は固溶強化され、衝撃破壊は粒内劈開型から割れの粒界伝播への傾向を示した。
- 5) Mn の添加により溶接金属における薄片状の Cr 炭化物は微細分散化する。これがマトリックスの強化とあいまつて延性破壊温度域を低温側へ広げるものと考えられる。

終りに本研究を遂行するにあたり終始御懇篤な御指導をいただいた当所所長池野輝夫博士に深甚の謝意を表しますとともに炭化物の分析に貴重なデータを提供された鈴木節雄氏に感謝の意を表します。

文 献

- 1) W. O. BINDER and H. R. SPENDLOW, Jr: Trans ASM, 43 (1951), p. 759
- 2) M. SEMCHYSHEN, A. P. BOND and H. J. DUNDAS: Toward Improved Ductility and Toughness. (1971) Oct. p. 239 Climax Molybdenum Development Co. (Japan) Ltd.
- 3) J. M. SAWHILL, Jr. and A. P. BOND: Welding J., 55 (1976), p. 33S
- 4) 大羽信夫, 田中徳幸, 山崎精一: 鉄と鋼, 60 (1974) 11, S 660
- 5) R. TRICOT and R. CASTRO: Mem. Sci. Rev. Met., 63 (1966), p. 657

- 6) 伊藤慶典, 中西陸夫: 溶接学会誌, 44 (1975), p. 728
- 7) 長谷川正義, 武田克彦, 竹下一彦: 鉄と鋼, 60 (1974), p. 1353
- 8) *D. J. DYSON and K. W. ANDREWS*: JISI, 207 (1969), p. 208
- 9) *E. R. BUCHNAN and L. A. TERSHIS*: JISI, 211 (1973), p. 204
- 10) *M. D. J. VOWLES and D. R. F. WEST*: JISI, 211 (1973), p. 147
- 11) *C. J. McMAHON, Jr. and M. COHEN*: Acta. Met, 13 (1965), p. 591
- 12) *D. A. CURRY and J. F. KNOTT*: Met. Sci, 10 (1976), p. 1
- 13) *B. POLLARD*: Welding. J., 51 (1972) p. 222S
- 14) *M. E. KASSEM*: Arch, Eisenhüttenw., 46 (1975) p. 111
- 15) 門, ら: 投稿中.