

5Cr^{1/2}Mo 鋼 および 18Cr 鋼 の 熔 接

Studies on the Welding of 5Cr^{1/2}Mo and 18Cr Steels

一 海 俊 景* 富 安 富 士 男*
Toshikage Ikkai Fujio Tomiyasu

内 容 梗 概

耐熱耐食材料として使用される 5Cr^{1/2}Mo 鋼および 18Cr 鋼の適正熔接法を確立するために、共金の被覆熔接棒を用いてこれらの鋼材の熔接性および熔接部の特性を調べる実験を行った。その結果を要約すると、5Cr^{1/2}Mo 鋼は自硬性が非常に高く熔接の際硬化してきれつを生じやすい。したがって予熱層間温度を 300°C 以上に保って熔接し、熔接後ただちに 750°C 2 h/in 炉冷の後熱処理を行う必要がある。また 18Cr 鋼は遷移温度が高く常温における靱性が乏しいため、熔接におけるきれつの発生や冷間曲げ加工における脆性破壊の危険性がある。そこで適正熔接法として予熱層間温度を 200~250°C に保ち、熔接後 750°C 2 h/in 空冷の熱処理を行う。また熔接部は冷間での曲げ加工をさけ 200°C 以上の温度に加熱して行う必要がある。

1. 緒 言

最近の化学機械装置における耐熱耐食材料として 5Cr^{1/2}Mo 鋼は 400~600°C の温度で、18Cr 鋼は 550~650°C の温度で使用される。5Cr^{1/2}Mo 鋼は自硬性が非常に高くきれつが発生しやすい⁽¹⁾⁽²⁾。また 18Cr 鋼はフェライト系不銹鋼の特色とする常温における切欠脆性、結晶粒の粗大化、475°C 脆性、σ 相の析出など困難な問題を多く含んでいる⁽³⁾⁽⁴⁾。

従来これらの鋼材を熔接する場合オーステナイト系不銹鋼熔接棒を使用する例が多いが、この研究では使用ふんい気によるサルファーアタックと触媒に対する被毒をさけるため、Ni を含有しないクロムを主成分とし、しかも耐熱耐食性は母材部に劣らない性質をもつ熔接部をうることを主眼点にした。そこで共金の被覆棒を使用して厚板を熔接する場合の適正な熔接作業基準を確立する目的で次に列記するような実験を行った。

- (1) 母材および熔着金属試験 (供試材料の諸性質の調査)
- (2) 熔接性試験 (C. C. T. 曲線, 縦ビード曲げ試験, 最高硬度試験, きれつ性試験による予熱温度の検討)
- (3) 継手性試験 (熔接部の機械的諸性質の調査による適正後熱処理法の究明)
- (4) 5Cr^{1/2}Mo 鋼と 18Cr 鋼との継手

2. 母材および熔着金属試験

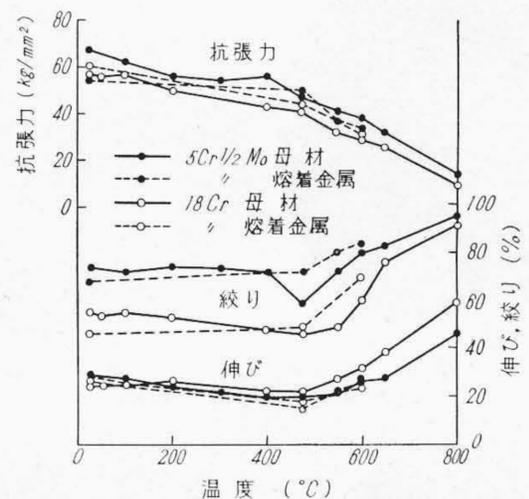
2.1 供試鋼板試験

本実験では AISI-502 規格の 25×1,000×2,000mm の 5Cr^{1/2}Mo 鋼板および SUS-4 規格の 25×1,000×2,000mm の 18Cr 鋼板を使用した。第 1 表にその化学成分を、第 1, 2 図に引張試験および衝撃試験の結果を示す (引張試験片は直径 8 mm, 標点間距離 32 mm, 衝撃試験片は 5Cr^{1/2}Mo 鋼では 5 mm U ノッチ, 18Cr 鋼では 2 mm U ノッチシャルピー形を使用した。なお熔着金属や継手の実験でも同様な試験片を用いた)。これらの値は AISI および JIS の規格を満足している。

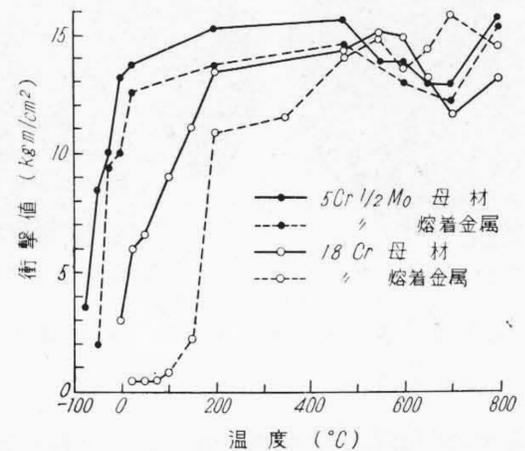
第 1 表 母材, 熔接棒心線および熔着金属の化学成分 (%)

		C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni
5Cr ^{1/2} Mo	母材	0.09	0.28	0.44	0.012	0.011	5.14	0.52	0.22
	心線	0.07	0.07	0.53	0.008	0.020	0.64	0.00	0.00
	熔着金属	0.07	0.53	0.48	0.026	0.009	4.97	0.51	0.08
18Cr	母材	0.07	0.40	0.40	0.016	0.011	17.21	—	0.15
	心線	0.06	0.19	0.55	0.026	0.007	16.91	—	0.24
	熔着金属	0.09	0.40	0.32	0.020	0.010	16.36	—	0.39

* 日立製作所笠戸工場



第 1 図 母材および熔着金属の引張試験結果



第 2 図 母材および熔着金属の衝撃試験結果

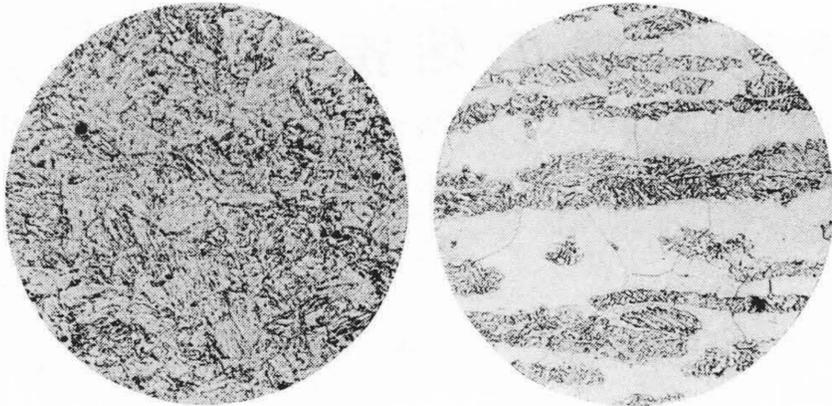
衝撃試験の結果では 5Cr^{1/2}Mo 鋼は常温から 800°C の高温にわたってすぐれた靱性を示し、18Cr 鋼は遷移温度が高いので 200°C 以上の高温では良好であるが常温では約 6 kgm/cm² に低下している。第 3 図はこれらの供試鋼板の組織で 5Cr^{1/2}Mo 鋼は微細なパーライト組織を、18Cr 鋼はフェライト中に圧延方向に配列したパーライト組織を認めることができる。

2.2 供試熔接棒および熔着金属試験

熔接棒は直径 4 mm の市販被覆熔接棒を使用した。心線および熔着金属の化学成分を第 1 表に示す。

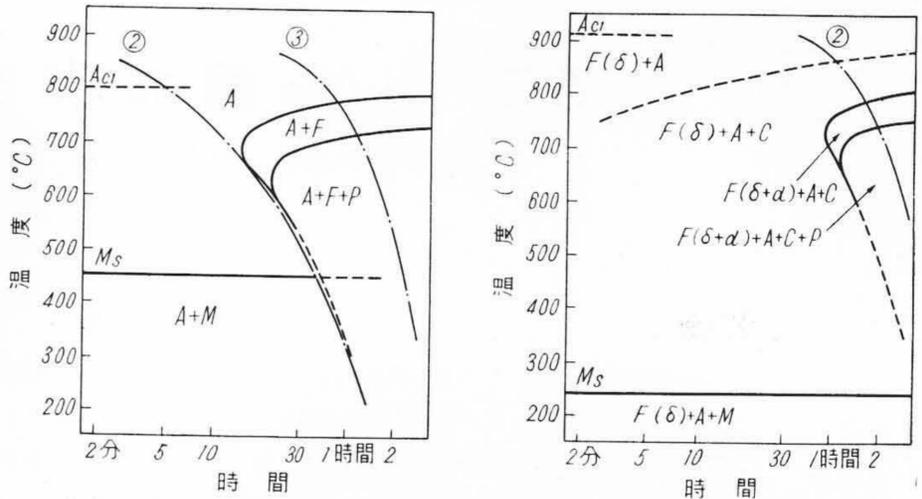
これらの熔接棒を用いて U 形の開先を設けた試験片に多層熔接を行い、それより全熔着金属の引張りおよび衝撃試験片を採取した。熔接条件は

	5Cr ^{1/2} Mo 鋼	18Cr 鋼
予熱層間温度	300°C	200°C
熔接電流	150A	130A
後熱処理	750°C 2 時間炉冷	750°C 2 時間空冷



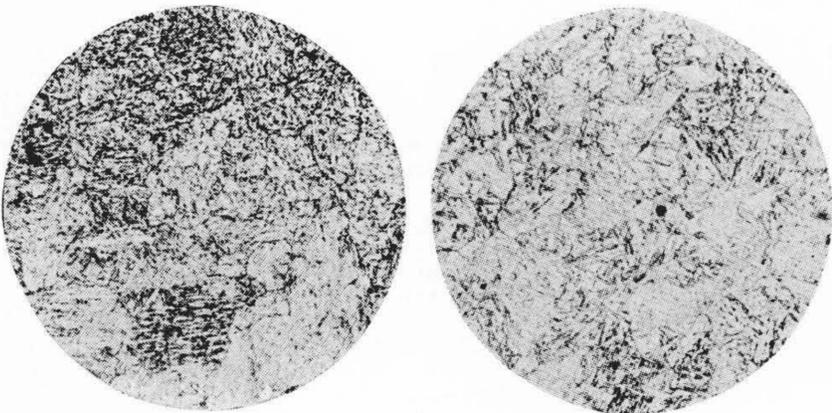
硬度 180 Hv (a) 5Cr 1/2 Mo 鋼
 硬度 フェライト 170 Hv
 パーライト 200 Hv (b) 18Cr 鋼

第3図 母材の組織 (×100)

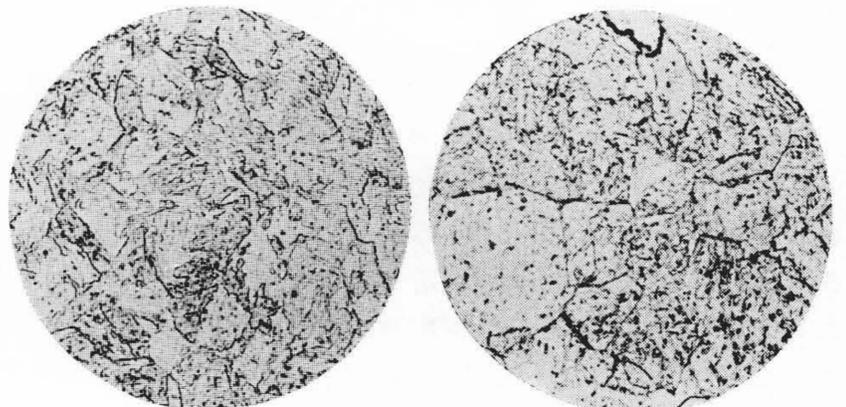


(a) 5Cr 1/2 Mo 鋼 (最高加熱温度 900°C)
 (b) 18Cr 鋼 (最高加熱温度 980°C)

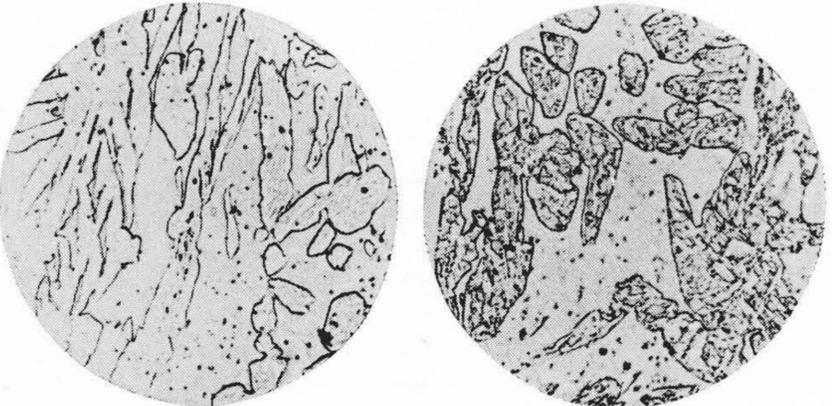
第5図 C.C.T. 曲線



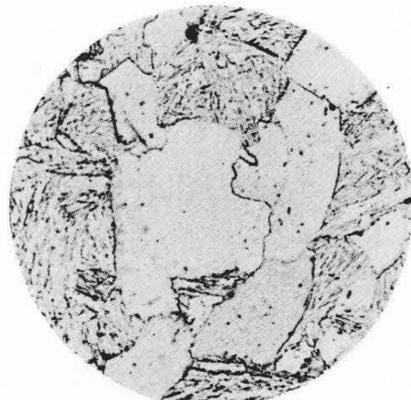
熔接のまま 750°C 2時間炉冷
 (a) 5Cr 1/2 Mo 鋼 (×100)



① 急冷 (冷却速度 45°C/m) 硬度 354 Hv
 ② 徐冷 (冷却速度 13°C/m) 硬度 337 Hv



熔接のまま 750°C × 2時間空冷
 (b) 18Cr 鋼 (×400)



③ 徐冷 (冷却速度 4.3°C/m) 硬度 223 Hv
 (a) 5Cr 1/2 Mo 鋼

第4図 熔着金属の組織

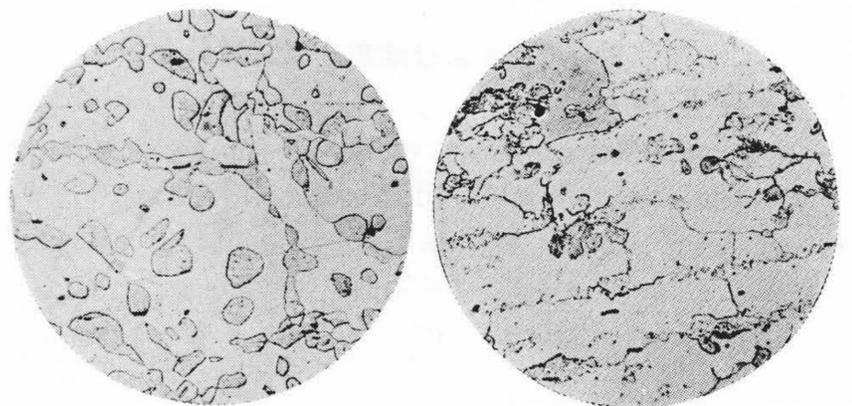
とした。熔着金属の引張および衝撃試験の結果を第1,2図に、熔接のままおよび熱処理後の組織を第4図に示す。

5Cr $\frac{1}{2}$ Mo 鋼は引張および衝撃試験の結果はいずれも母材にほぼ等しい性能を持っており、組織についても熔接のままではマルテンサイト化しているが後熱処理を行うことによってパーライト状の微細な組織を呈している。一方 18Cr 鋼の引張試験ではすぐれた強度および延性を示すが衝撃試験の結果では遷移温度が母材よりかなり高く約150°Cを示し、したがって200°C以上の高温では母材に劣らぬ衝撃値を持っているが常温では約0.5kgm/cm²と非常にもろくなる。これは熔着部の結晶粒が粗大であるためと考えられる。すなわち第4図の組織において熔接のままの状態ではフェライト中に散在するマルテンサイトは熱処理を行うことによって焼戻されすぐれた延性を示すようになるが、結晶粒度はまったく改善されないため遷移温度が高く、常温における靱性が乏しいことになると考えられる。

3. 熔接性試験

3.1 C.C.T. 曲線の調査

第5図に 5Cr $\frac{1}{2}$ Mo 鋼および18Cr鋼の C.C.T. 曲線を示す。これらの鋼材はパーライト変態が非常におそく通常のジヨミニ一端水

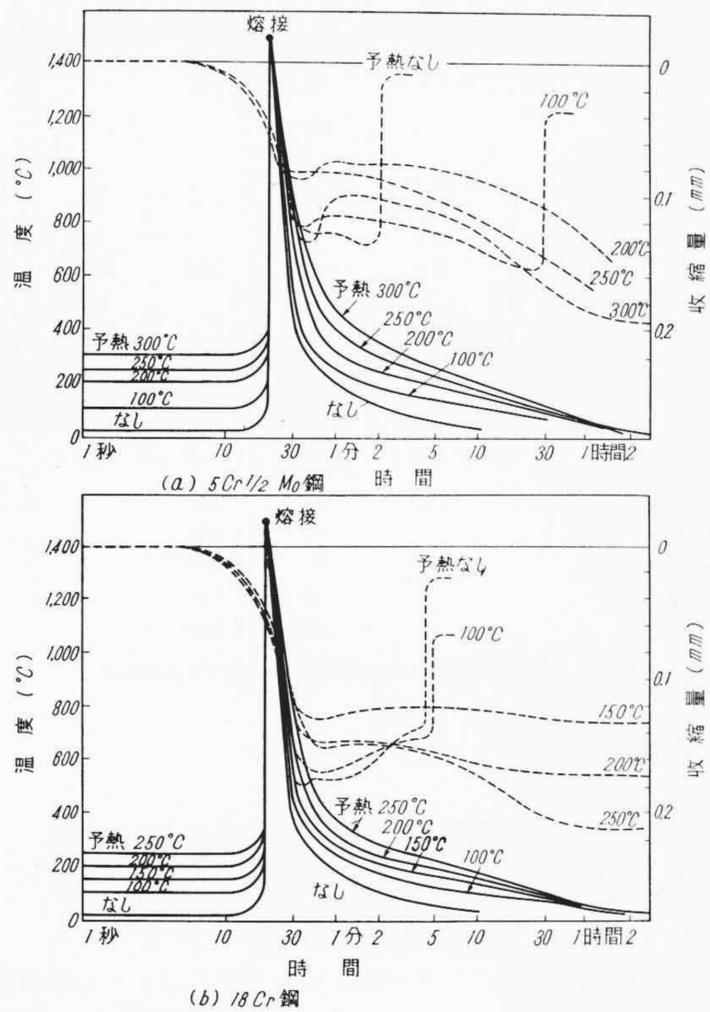


① 急冷 (冷却速度 5,000°C/m) 硬度 フェライト 220 Hv
 マルテンサイト 397 Hv
 ② 徐冷 (冷却速度 2°C/m) 硬度 フェライト 194 Hv
 パーライト 227 Hv
 (b) 18Cr 鋼

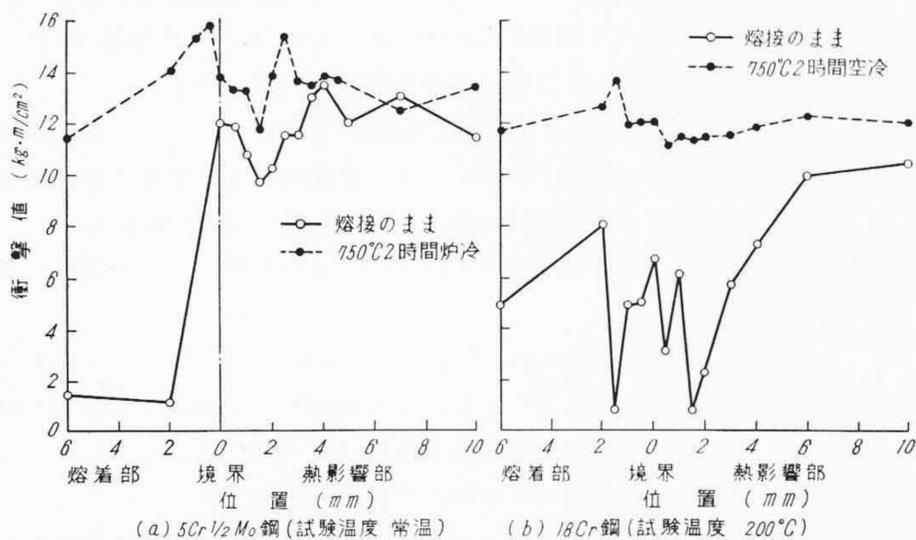
第6図 冷却速度と組織の変化 (×100)

冷法では硬度および組織の変化が認められない。したがって本多式熱膨脹計を用いて 5φ×70mmの試験片を A_{Cl} 変態点以上の温度から種々の異なる速度で徐冷した場合の変態を調べた。図中に試験片の冷却曲線の代表例を鎖線で記入し、その速度で冷却した場合の組織を第6図に示す。

5Cr $\frac{1}{2}$ Mo 鋼はパーライト変態開始が非常におそいため、熱容量



第7図 予熱温度と熔接時の温度と収縮量の変化



第8図 熔接部の衝撃値分布

がかなり大きい材料を空冷した場合でもマルテンサイトを生じて硬化し、18Cr鋼も一部マルテンサイトを生ずる。したがって熔接や熱間加工においてA_{cl}変態点以上の温度に加熱後急冷された部分は必ず後熱処理を行う必要がある。

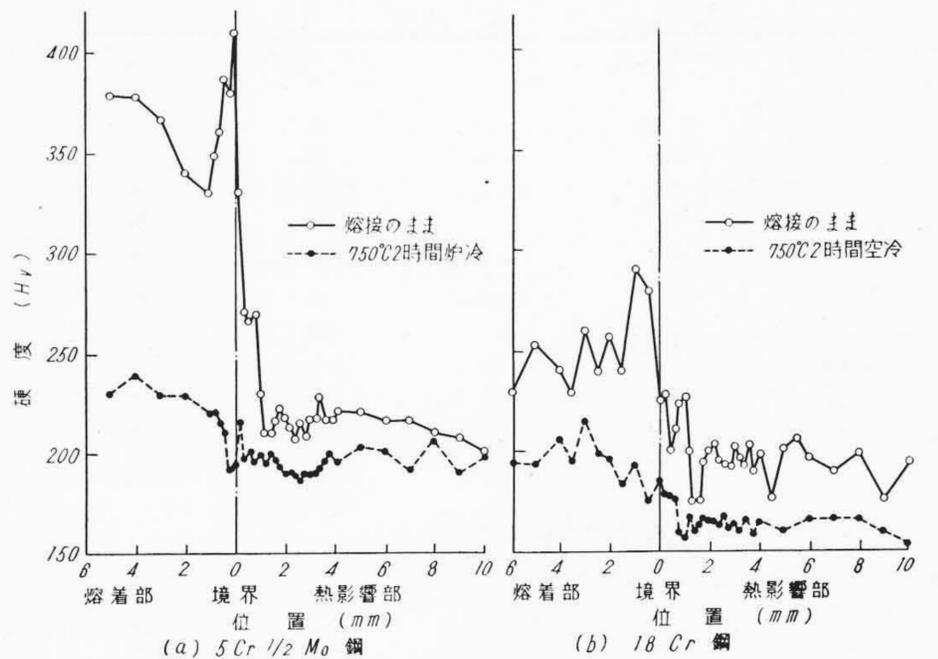
3.2 縦ビード曲げ試験および最高硬度試験

25×110×270mmの鋼板の中央に予熱温度を変えて単層熔接した試験片により縦ビード曲げ試験を行い、熱影響部の最高硬度を測定した。

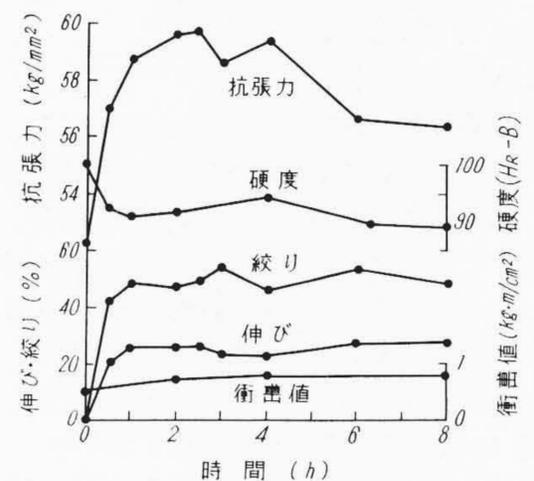
常温、100、200、および300°Cに予熱した場合について実験したが、縦ビード曲げ試験では2～32度の曲げ角度で割れが発生し、最高硬度は5Cr1/2Mo鋼で400Hv、18Cr鋼で300Hvを示し、予熱をすることによって熔接部の硬化を緩和することはできなかった。この理由は5Cr1/2Mo鋼の自硬性およびMs点が高いことならびに18Cr鋼の一部マルテンサイトの析出によるもので、予熱を行って熔接部の冷却速度をおくらせても第5図のC.C.T.曲線図から判断されるように組織を変化させることができない。

3.3 きれつ性試験

25×100×150mmの板の中央に60度のY形開先を有するリーハイ



第9図 熔接部の硬度分布



第10図 18Cr鋼熔着金属の750°C保持時間と機械的性質の関係

形を修正した拘束試験片を準備し、予熱を常温から300°Cまでの温度に変化して単層熔接を行った場合の熔接部の温度変化および熔接線に直角な方向の収縮量の変化を測定しきれつの発生状況を調べた。熔接時の温度および収縮量の変化を第7図に、きれつの発生状況を第2表に示す。

5Cr1/2Mo鋼では300°Cに予熱しても熔接のまま放置するときれつが発生しているが、予熱することによってきれつの発生温度を下げまた発生するまでの時間をおくらす傾向が認められる。したがって300°Cに予熱を行い熔接後の冷却終止温度を200°C以上に保ってただちに後熱処理に移行することによってきれつの発生を防止することができると思われる。

また18Cr鋼については150°C以上に予熱を行うことによって著しくきれつの発生は緩和される。しかし遷移温度が高いため150°C以下の靱性に乏しい温度で応力がかかると急激に破断する危険性があるので熔接後ただちに後熱処理に移行することが望ましい。一方予熱温度および層間温度をあまり上げると多層熔接の場合長時間にわたって475°C付近の温度に保たれ脆化する可能性があり、この点からは予熱温度を高くすることは望ましくない。したがって予熱層間温度を200～250°Cとするのが適当であると思われる。

4. 継手性試験

4.1 継手部の性質

熔接のままおよび750°C2時間の後熱処理を行った継手部の衝撃値および硬度の分布を第8、9図に示す。18Cr鋼の衝撃試験は常温における衝撃値が低く位置による変化が明確につかめないで衝撃値

第2表 予熱温度ときれつの発生

	予熱温度 °C	きれつ 発生時間	きれつ発生 温度 °C	きれつ長さ ビード長さ %
5Cr $\frac{1}{2}$ Mo	常温	2m10s	105	100
	100	28m50s	74	95
	200	2h以上	20以下	86
	250	—	—	34
	300	2h以上	20以下	84
18Cr	常温	4m30s	85	100
	100	5m	135	100
	150	—	—	28
	200	—	—	36
	250	—	—	26

が改善される200°Cの温度を選んで試験した。

5Cr $\frac{1}{2}$ Mo鋼は750°C2時間炉冷の熱処理によって衝撃値、硬度ともに母材とほぼ等しい値に改善されている。18Cr鋼では750°C2時間空冷の熱処理により熔接硬化部は軟化されまた200°C以上の温度では衝撃値も母材に等しい値を示すが、第2図で明らかなように遷移温度が高いため常温における熔着部および熱影響部の衝撃値を改善することはできない。

4.2 後熱処理の検討

第3表は18Cr鋼の継手の曲げ試験結果である。4種の熔接条件の異なる試験片について後熱処理の温度および時間を変化して曲げ試験を行ったが、この結果を見るとばらつきが多く明確な傾向をつかみにくい。これは常温における切欠感度が高く熔接部に欠陥があるとそこから容易にきれつを生じ急激に伝播して破断するので、熔接部の微小な欠陥の有無が試験結果を大きく左右しているものと考えられる。したがって常温では曲げることができなかった試験片②でも温度を上げると衝撃値が改善されるため100°C以上の温度では180度の曲げ角度が得られた。

つぎに冷間で曲げ加工が可能な熔接部をうるには衝撃値を向上する必要があると考えられるので、750°Cの熱処理時間を8時間まで延長した熔着金属の引張および衝撃試験片によって熱処理時間と機械的諸性質の関係を検討し第10図を得た。抗張力、伸び、絞り、硬度は2時間の熱処理で十分改善されているが、衝撃値は8時間でもまったく変化なく1kg・m/cm²以下の低い値を示した。

以上のことから18Cr鋼の熔接部の冷間での曲げ加工性は靱性が改善されない限り期待できない。したがって実際の製品では母材のみを曲げ加工ののち熔接する方法を採用せざるを得ない。また熔接後のひずみ取りやはつり作業は靱性の回復する200°C以上の温度に加熱して行う必要がある。

4.3 5Cr $\frac{1}{2}$ Mo鋼と18Cr鋼の継手

実際製品において5Cr $\frac{1}{2}$ Mo鋼と18Cr鋼を熔接する部分があり、この場合に使用する熔接棒としてはNiを含有しないことおよび5Cr $\frac{1}{2}$ Mo鋼と同等の耐熱耐食性が要求される。18Cr鋼の熔接部は前述のように常温での靱性に乏しいので5Cr $\frac{1}{2}$ Mo鋼の熔接棒を選ぶほうが有利であると考えられる。そこで5Cr $\frac{1}{2}$ Mo鋼と18Cr鋼の試験片を5Cr $\frac{1}{2}$ Mo鋼の熔接棒を使用して突合せ熔接し750°C2時間空冷の後熱処理を行って得た熔接部の機械的諸性質を調べた。その結果200°C以上の高温では延性、靱性に富んだ性能が得られたが、常温では熔着部の18Cr鋼寄りの部分およびその熱影響部は靱性に乏しい。したがって熔接部に対しては18Cr鋼の場合と同様な

第3表 18Crの継手曲げ試験結果

試験温度	熱処理条件		試験片番号			
	温度	時間	①	②	③	④
常温	—	—	58°	—	—	5°
	750°C	1h	180°	9°	10°	180°
		2h	180°	9°	24°	12°
		4h	—	—	29°	180°
		8h	—	180°	180°	180°
	800°C	1h	—	—	47°	—
		2h	—	—	35°	180°
		4h	—	—	—	180°
	850°C	1h	—	—	49°	—
		2h	—	—	22°	16°
60°C	750°C	2h	—	20°	—	—
100°C			—	180°	—	—
200°C			—	180°	—	—
700°C			180°	180°	—	—
800°C			180°	180°	—	—

注：試験片寸法25×25×250mm 曲げ半径25mm

注意を必要とする。

5. 結 言

以上5Cr $\frac{1}{2}$ Mo鋼および18Cr鋼の熔接について述べたが、これらの実験結果を要約すれば次のようになる。

- (1) 5Cr $\frac{1}{2}$ Mo鋼は予熱層間温度を300°C以上とし熔接後の冷却終止温度を200°C以上に保ってただちに750°C2h/in炉冷の後熱処理を行うことによって母材に劣らぬ強靱な熔接部を得る。
- (2) 18Cr鋼は予熱層間温度を200~250°Cに保って熔接を行い、熔接後は750~800°C2h/in空冷の熱処理が必要である。
- (3) 5Cr $\frac{1}{2}$ Mo鋼および18Cr鋼はいずれもパーライト変態開始がおそいため熱間加工においてA_{cl}変態点以上の温度に加熱急冷された場合必ず熔接後に同様の熱処理を行う必要がある。また18Cr鋼は結晶粒の粗大化を起すので、A_{cl}変態点以上の温度に加熱すべきでない。
- (4) 18Cr鋼の熔接部は常温における靱性に乏しいため冷間曲げはさけるべきである。したがって母材のみを曲げ加工ののち熔接を行う方法を採用する。また熔接後のひずみ取り、はつりなどの作業は200°C以上の温度に加熱して行う。
- (5) 5Cr $\frac{1}{2}$ Mo鋼と18Cr鋼の継手では5Cr $\frac{1}{2}$ Mo鋼の熔接棒を使用し、熔接法および熔接後の加工については18Cr鋼の場合と同様な要領で行う必要がある。

以上5Cr $\frac{1}{2}$ Mo鋼および18Cr鋼の熔接について手熔接による現場作業上直接的な問題を検討し、製品の製作にあたり適正な作業基準を確立するのに役立つことができたが、今後さらにこれらの鋼材について自動熔接の適用、熔接部の耐熱耐食性、高温クリープ強度および475°C脆性、 σ 相析出の影響など検討を要す問題が多いと考えられる。

参 考 文 献

- (1) K. R. Notvest: Weld. J., 38, 222-S (May 1959)
- (2) B. Trehearne: Weld. Metal Fab., 25, 48 (Feb. 1957)
- (3) H. Tielsch: Weld. J., 30, 209-S (May 1951)
- (4) A. B. Kinzel: The Alloys of Iron and Chromium II, 57 (1940)