

電弧熔接の熱影響と高炭素鋼の熔接性

(日本鐵鋼協會第24回講演大會講演 昭. 15. 10)

岡 田 實*

EFFECTS OF WELDING HEAT AND WELDABILITY OF HIGH CARBON STEELS IN ARC WELDING

Minoru Okada.

SYNOPSIS:--(1) Relation between the Welding Condition and the Change of Properties of High Carbon Steels.

Not only the hardened zone is detected in the welded part of high carbon steels, but sometimes also the welding crack appears in them. In this research the author has studied to find the welding conditions to mitigate hardening or to prevent weld crack.

Three kinds of high carbon steel with 0.4%, 0.55% and 0.76% C respectively, have been subjected to various tests.

The weld hardening and the crack generation are mainly affected by the carbon content and the cooling velocity. The more the carbon content in steel, the more the number of crack or the length of crack on bead. The cooling velocity, in welding practice, has two important factors i. e., the electric current and the welding speed.

The author has found two kinds of crack or fissures on bead. The former is generated by the shrinkage stress, the transformation stress etc. and the latter is mainly caused by the transformation stress such as due to the local formation of martensite at comparative low temperatures. From the result of various tests it is concluded that we should apply such welding conditions as slow speed and low current as possible for preventing crack generation.

(2) On the Building Up of Worn Tyres.

As an example of practical application of the abovementioned tests, building up of worn tyres was executed in the experimental condition and this welding repair practice showed superior results on both sides of theoretical tests and practical uses.

緒 言

電弧熔接法は軟鋼材の接合には極めて廣く利用されてゐるが、その第一の理由は適用が容易であり接合効果が優秀で然も經濟的利益が大きいからである。然し熔接法の利點は軟鋼材の接合に限られるべきものでなく殊に資材の節約には高力鋼の利用が必然的に要求されてゐるのであるから高炭素鋼及び合金構造鋼の方面にも大いに適用範圍を擴張し熔接法を普及すべきであると思ふ。

然し此等の鋼材は軟鋼に比し熔接によつて局部硬化が著しく起り、又罅裂を發生することがある。この原因は言ふ迄もなく熔接熱の影響にあるのでそれを適當に制限するやうな作業條件の選擇が必要である。尙設計上に於ても熔接熱に因る悪影響を低減する爲に材料によつては特別の考慮が拂はれるべきである。

本研究は高炭素鋼の電弧熔接に於ける作業條件選擇上の基礎を得る爲に熔接熱によつて起る局部的性質の變化を實際熔接作業による熱と通常の冶金爐に於ける短時間加熱と

によつて調査したものである。

本研究の内容は I. に高炭素鋼の材料學的特性を記し、II. に熔接條件を種々變化した場合の鋼材の性質變化と炭素量との關係を記し、III. に高炭素鋼の電弧熔接を行ふ一例として外輪材の肉盛條件に對する研究結果を記した。

I. 高炭素鋼の特性

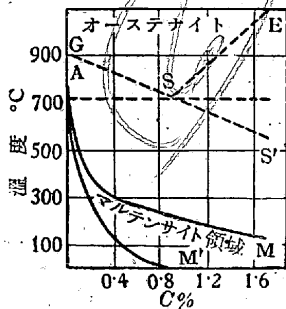
鐵に炭素の加へられたときは $Fe-C$ 系平衡狀態圖に示される如く熔融溫度及び $\gamma \rightarrow \alpha$ の A_3 變態點が下る。又 $721^\circ C$ の共析變態は $\gamma \rightarrow \alpha + Fe_3C$ になる變化を示す。共析組成より炭素が少ないときは常溫の組織は $\alpha +$ パーライトでありそれ以上に炭素が含まれてゐるときは $Fe_3C +$ パーライトである。然し鋼の變態は冷却速度によつて非常に影響を受けてその組織も非常に異つて來るのである。

A_3 以上から急冷する場合その冷却速度と組織及び硬度の關係に於て一般に二段變態が認められてゐる。即ち $500^\circ C$ 以上で變態の起る場合は $\gamma \rightarrow \alpha + Fe_3C$ の共析變化である。然るにこの間が急冷された爲に變態を起し得なかつた場合低溫度に於て $\gamma \rightarrow M$ の變態が起る。

* 大阪帝國大學

なほ A_1 變態温度に於ては平衡状態圖から判る如く γ と α とて炭素の固溶度が非常に異なるので γ から共析變化が起る場合も $\gamma \rightarrow \alpha$ の變態があつてから Fe_3C の分離が行はれるやうに解説する向もあるが臨界冷却速度以下の冷却速度の場合及び Bainite 生成の温度より高い温度で變態が起る場合は $\gamma \rightarrow \alpha$ 及び $\gamma \rightarrow Fe_3C$ の形成が直接行はれるものと思ふ。

次に共析組成より炭素量が少い場合はマルテンサイトの形成温度は次第に上るのであつてその関係は第1圖¹⁾の如くである。又この結果から判る如く常温の組織は亞共析鋼では冷却速度が大なるときは殆ど全部マルテンサイトになる。然し特殊の熱處理に於ては常温でも残留オーステナイトを認め得ると思ふ。

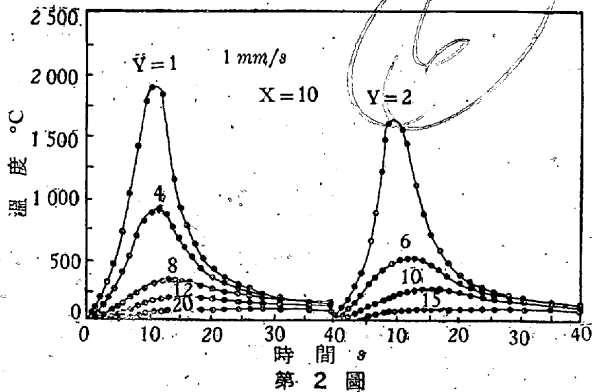


第1圖

(Trans. of ASM. 1940)

熔接の場合、變態温度範圍

に於ける冷却状態は主として熱傳導によるのであつて指數

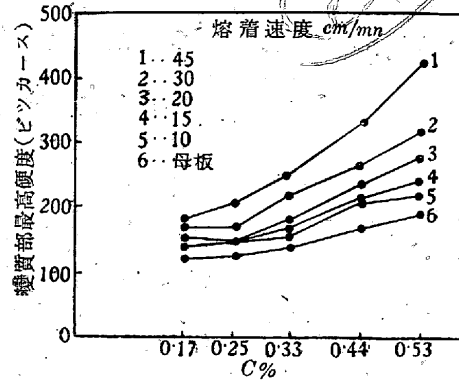


第2圖

函数で示され第2圖の如き曲線に従ふのである。

圖は温度變化の一例で計算上求めたものである。X は溶接開始點からの距離 (mm), Y は溶接線からの距離 (mm) であつて充分厚い鋼板に熔着した場合の各點の温度變化を示すものである。

この結果から見て溶接部の冷却は高温部は相當速に冷却されるが低温部では徐々に冷却される。若し高温に加熱された部分が臨界冷却速度以上の速度で冷却されたならば當然マルテンサイトの生成を見る譯である。又冷却速度が同一であつても炭素量が少い場合は初析地鐵の影響をうけて變態が早く完了するからオーステナイトの残留はもとよりなくマルテンサイトも生成し難くなるのである。厚さ 13 mm の母板及び溶接部硬度と炭素量及び熔着速度の關係を示すに第3圖²⁾の如くである。この結果は 0.53% C 迄で



第3圖 溶接硬度と炭素量及び熔着速度との關係

あるが更に炭素量が増すと從つて溶接が困難になることも明かに推定し得られる。又同一炭素量の鋼材でも他の條件を同一にして熔

接速度を増した場合は冷却速度が大きくなる結果硬度が高くなることも容易に思考し得る處である。炭素量が多くなつた場合及び溶接條件選擇上の基礎を得る爲に著者は以下に記述する實驗を行ひ考察を附加したのである。

II. 高炭素鋼の熔接に因る材質變化と溶接條件

1. 供試材料

實驗に使用せる鋼材はすべて使用前に焼鈍を行つたが形状を一定にし得なかつた。然しこれは著者³⁾の既に發表してある報告からして厚さ 20 mm 以上、幅及び長さが相當大なるものでは大體厚板溶接の場合と見ることが出来る。即ち溶接熱の影響によつて生ずる組織變化部の大きさもそれ以上では殆ど差異を生じない程度であるから特定の仕上げ寸法を採らずに便宜上第4圖の如き試片を用ひた。

供試鋼材の化學組成機械的性質(引張試験片 JES 第4號)

	ビード溶接試片	隅肉溶接試片
0.10% C 炭素鋼	120 × 90 × 20	
0.40% C 炭素鋼	220 × 160 × 20	
0.55% C 炭素鋼	180 × 60 × 20	
0.76% C 炭素鋼	300 × 130 × 35	

第4圖

27 × 27 = 7.29

第 1 表

鋼材	用途	化 學 成 分					機 械 的 性 質			
		C %	Mn %	Si %	P %	S %	抗張力 kg/mm ²	伸 %	絞 %	硬度HV (HRC)
1	常用 鋼材	0.10	0.23	0.02	0.02	0.02	39.2	36.7	54.5	130
2	レ 用 外 用	0.40	0.78	0.09	0.05	0.02	69.2	31.9	52.0	180 (5)
3	レ 用 外 用	0.55	0.65	0.09	0.02	0.02	74.5	25.9	40.0	200 (10)
4	レ 用 外 用	0.76	0.75	0.02	0.03	0.02	76.5	13.4	12.0	260 (20)
鋼 材	常用 鋼材	0.08	0.15	0.08	0.06	0.04				--

及びその用途は第1表の通りである。

2. 熔接条件

熔接棒は市販のものにて心線の直径 4mm の被覆棒一種を選び、熔接機には交流機を使用した。熔接電流及び熔接速度を夫々次記の如く變へて此等の組合せによつて熔着を行つた。

熔接電流 A	80, 100, 120, 140, 160, 180
熔接速度 mm/s	0.5, 0.75, 1.0, 2.0, 3.0, 4.0, 5.0, 6.0, 7.0, 8.0, 9.0, 10.0

3. 熔接方法

熔接方法は第5圖の如くビード熔着と隅肉熔接とにし隅肉熔接に於ては一側の隅肉熔接をなしそれを検査し然る後反對側の隅肉熔接を行つた。0.76% C 炭素鋼に就ては常溫熔接以外に豫熱を行つて熔接した。豫熱温度は 50°C 及び 150°C としビード熔着に就て試験した。

4. 検査方法

1) 肉眼検査 熔接後熔滓を清掃しビード上の罅裂の有無を擴大鏡を利用して入念に検査した。又熔接部断面の肉眼腐蝕試験を行つた。

2) 顯微鏡組織 母材の原質部及び變質部並に熔接金属部の顯微鏡組織を調べた。

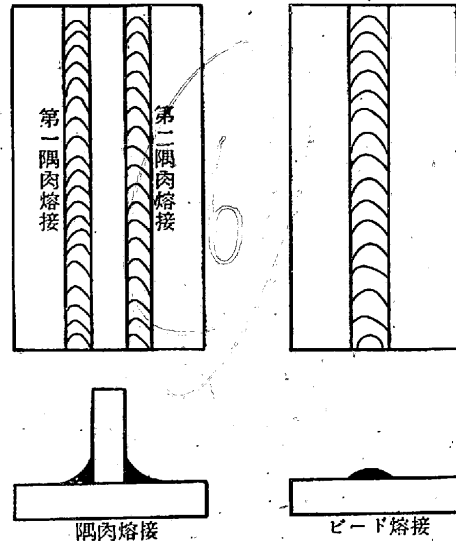
3) 機械的性質 機械的性質としては大體硬度を以て判定した。特に一部の熔接試験に就ては引張試験を行つたが變質部の性質は硬度と顯微鏡組織と罅裂發生の關係が相當よく一致して表はれたので硬度の測定に重點を置いた。

検査の順序は罅裂検査後適宜試料を採取して母材變質部の硬度測定を行ひ肉眼腐蝕試験を行ひその組織を検し更に顯微鏡組織を調査した。

5. 實驗結果

1) 罅裂發生狀況 ビード上の罅裂發生の原因としては (a) 熔着金属の收縮量の大小及び熔着金属断面の大きさ及び形狀等によつて生ずる收縮應力, (b) 母材の加熱冷却によつて生ずる熱應力, (c) 熔着金属及び母材の變態應力, 特

に母材の焼入効果に因るマルテンサイト生成に伴ふ變態應力と硬化の合成効果, (d) 熔着金属の水素脆化及び特殊組織生成による脆弱化等を擧げることが出来る。この罅裂發生は炭素量により著しく變化し實驗結果に於ては 0.1% C



第 5 圖

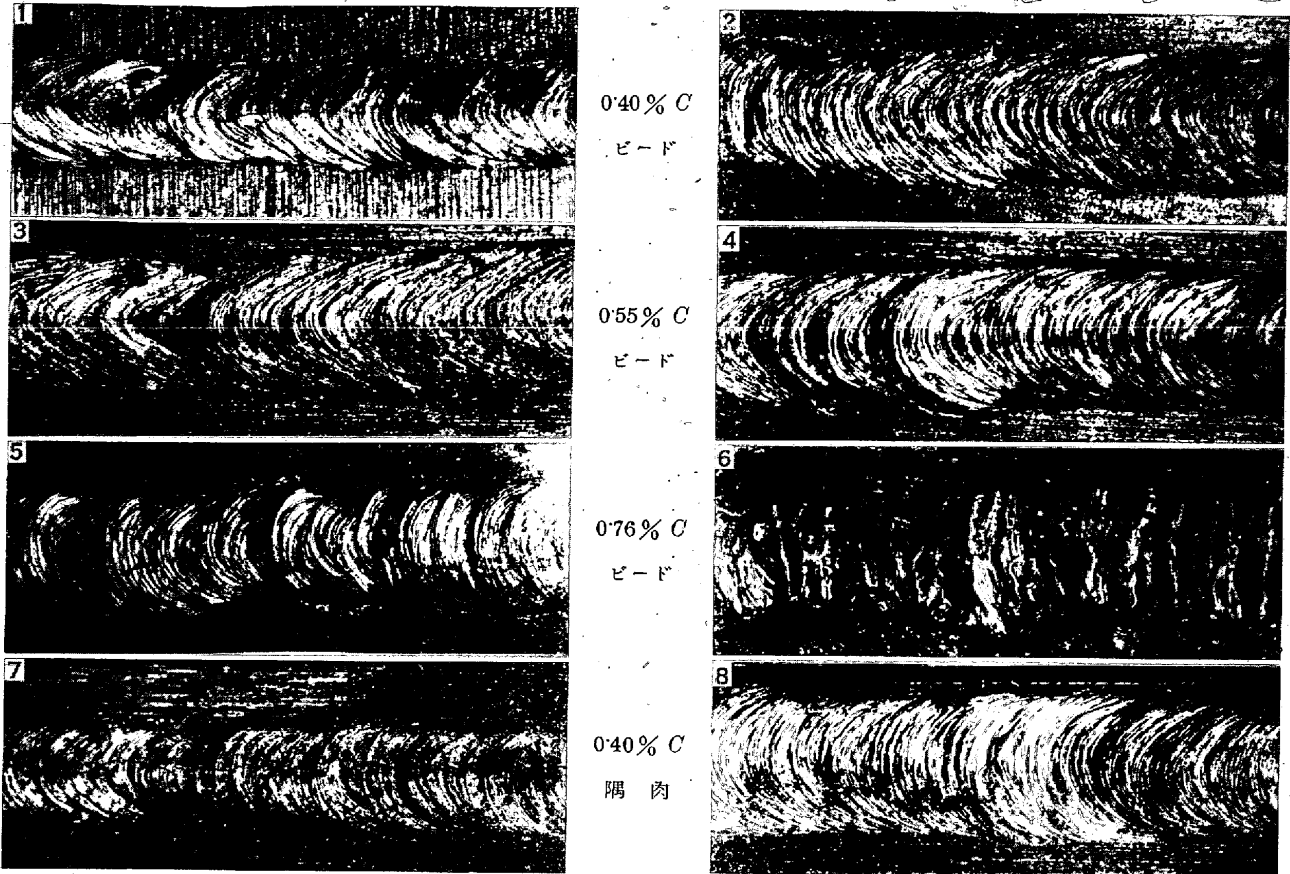
の鋼に於ては上記の種々なる熔接条件の範圍内では罅裂發生を認め得なかつた。然も更に熔接速度を増し或は熔接電流を上げることは實際上作業を不可能ならしめるのでこの結果から低炭素鋼の熔接性は

は良好なるものと思惟される。

0.40% C, 0.55% C 及び 0.76% C の炭素鋼に於ては何れも或る熔接条件にて罅裂を發生した。ビード熔着に於ける罅裂發生の外観は第6圖寫真 1, 3, 5 に示す如くであり、罅裂を發生してゐないビードの外観は 2, 4, 6 の如くである。兩者の比較に於て前者の方が熔着金属の波模様の傾きが大きいことは罅裂を發生したものは他の条件を一定とすれば熔接速度の大なるものであることが判る。

又寫真より明かな如く 0.40% C 及び 0.55% C の鋼に於て罅裂は何れも熔接線上の縦の直線罅裂と波模様に略直角に發生し熔接線上からビードの側面に伸びてゐる弧狀罅裂とがある。この弧狀の横方向の罅裂は炭素量が少くなると發生することが稀であるが炭素量が多くなると著しく表はれる。0.76% C 炭素鋼に於ては縦罅裂は表れないでこの横方向の弧狀罅裂のみが表はれてゐる。この弧狀罅裂の數は後記の如く母材の熔接熱影響部の硬度及び組織と密接なる關係が認められたのでこの鋼材に就ては罅裂數を計算した。隅肉熔接部に於ては何れの鋼も寫真7の如く縦方向の罅裂を生じた。

2) 熔接電流及び熔接速度と罅裂發生との關係 前記の如き熔接条件を組合せて熔着を行ひ罅裂の有無を入念に検査した。熔接棒は一定で熔接電流と熔接速度のみを變へたがその結果は各鋼に就て第7圖~第9圖の如くであつた。



第6圖 ビード上面と罅裂

0.76% C 鋼に就ては豫熱の影響に就ても試験した。

上記の結果から板上にビードを熔着する場合は罅裂の発生傾向が少く隅肉溶接の場合は隅肉の本質的缺陷である應力集中と喉断面が製鋼方面で言ふコーナー・ゴースト面に相當する關係が加重されるので罅裂が発生しやすくなる。殊に一側の溶接を完成してから反対側を行ふときは一層よく表れる。この點は隅肉溶接部の罅裂が異なる炭素量の鋼材であるに拘らず殆ど溶接線上の縦罅裂であると言ふ説明にもなるのである。

次に考へ得るのは同一電流の時は溶接速度を小さくすれば罅裂発生が防止できることである。即ち溶接速度を小さくすると加熱冷却が緩慢になり變態を比較的高温で行はせ得るし盛金の厚さが早くした場合より厚くなるので熔着金屬が負擔すべき收縮應力に對する變形量が幾分少くてよいことになるから上記の如き結果が得られるものと思ふ。

又溶接速度一定の場合溶接電流を増すと罅裂を発生しやすくなるがこれは熱影響部を大ならしめる爲と過熱により熔着金屬の鎮靜が出来ないことによる熔着金屬の材質不良に原因するものと思惟される。

更に炭素量の影響を見るに高炭素になる程安全に溶接し得る作業條件範圍が縮小されて行くことが明かであるが、

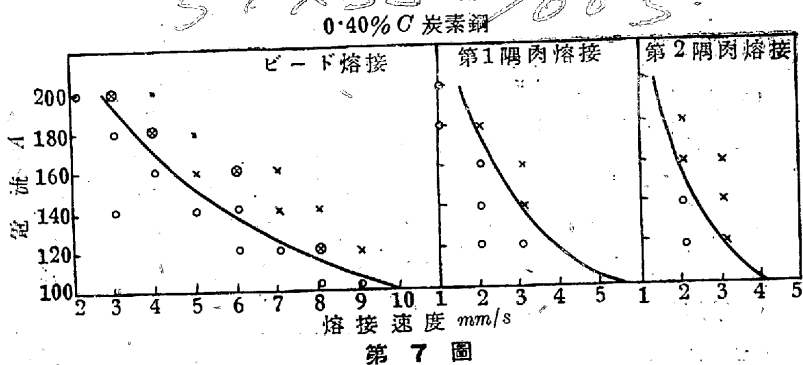
これは溶接硬度の増加、焼入硬化組織の生成によつても證明し得るところである。

3) 溶接電流及び溶接速度と罅裂數 0.76% C 鋼のビード熔着の場合には前述の如く弧狀罅裂を生じた。この罅裂數と溶接電流及び溶接速度の關係を求めたがその結果は第10圖より第12圖に示す如くである。

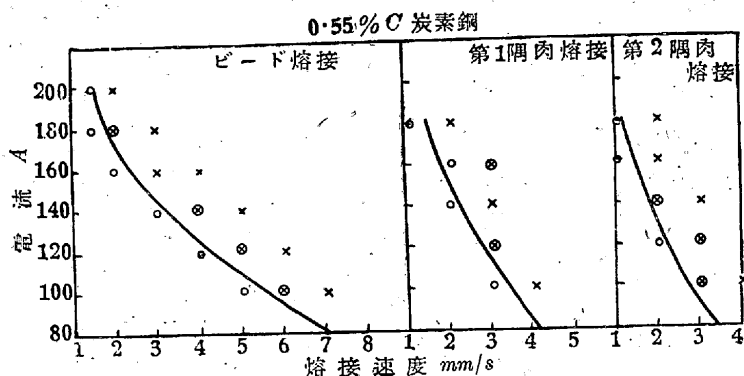
この結果から罅裂數は電流が多くなる程又溶接速度が大なるほど増してゐる。この場合注目すべきは豫熱の効果にして豫熱をすればこの弧狀罅裂を生じない範圍が著しく廣くなることである。

4) ビード上の弧狀罅裂數と母材變質部の最高硬度と顯微鏡組織の關係 熔着試験片から硬度及び肉眼並に顯微鏡組織調査の爲の試片を採取し試験を行つた。試料の素材のままの硬度は前表の如くであるが弧狀罅裂を認められないものは硬度ロツクウェル C37 以下であつた。弧狀罅裂を認められるものでは大體 40 以上で丁度この範圍が境界部をなしてゐるやうである。猶ビードの弧狀罅裂數が増す程變質部の硬度は大となつてゐる。その關係は第13圖の如くである。然し縦罅裂は電流が大で溶接速度が著しく大きくなつたときは硬度は比較的低くても発生を見ることが往々ある。殊に隅肉溶接の如き應力集中其他の影響でビード

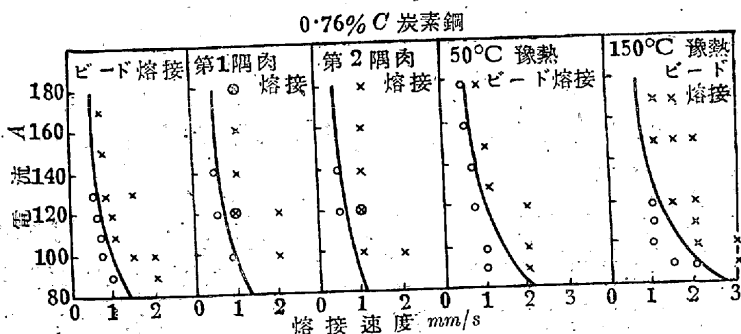
51x33=1683



第7圖



第8圖



第9圖

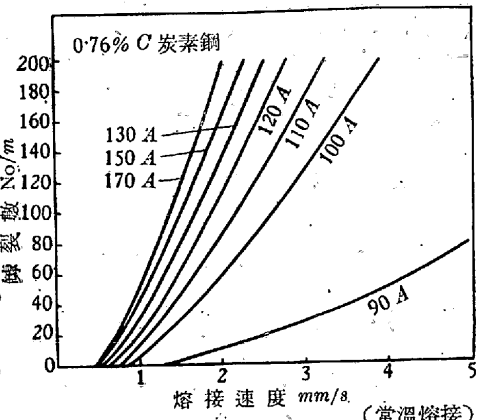
○ 罅裂なし × 罅裂あり ⊗ 罅裂なき場合もあり、
罅裂ある場合もあり

上縦に罅裂を生じ易いものでは溶接硬度ロツクウェルC20位でも罅裂を發見したのがある。猶軟鋼の溶接でも屢ビード上に縦罅裂を生ずることがあるがこれは溶接棒に大いに関係するのでこの點に對する考慮も忘れてはならない。

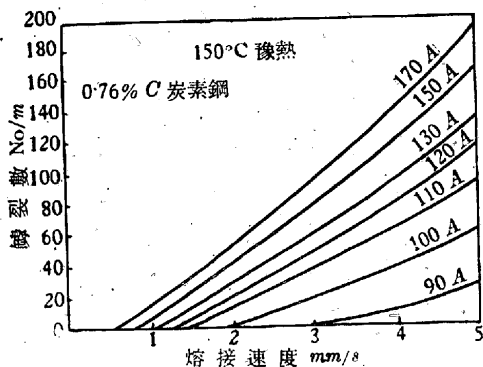
次に母材變質部の硬度と顯微鏡組織の關係を見るに0.40% C 鋼に於ては第14~18圖の如くである。又0.55% C 鋼に就ては第19~23圖、0.76% C 鋼に就ては第24~29圖の如くである。猶0.76% C 鋼の顯微鏡組織に對して弧狀罅裂數を附記したが罅裂發生と硬度と組織の關係がよく説明し得るやうに思ふ。

然も弧狀罅裂の生じてゐる母材變質部には必ずマルテンサイト組織を認められたことは注目に値する。即ち弧狀罅裂の發生は熔着金屬が脆弱なることも一要因であるがこれを罅裂に導く應力は熔着金屬の收縮應力よりも寧ろ母材の

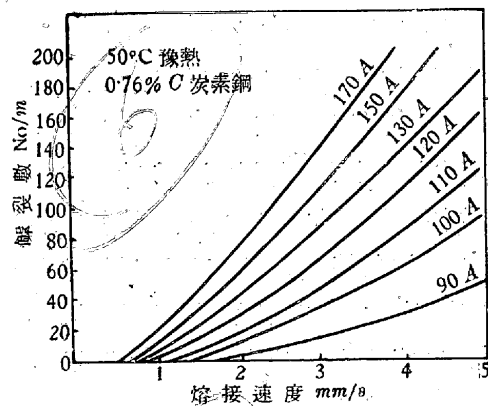
36x20=720



第10圖 ビードの罅裂數と電流、速度の關係。



第11圖 ビードの罅裂數と電流、速度の關係

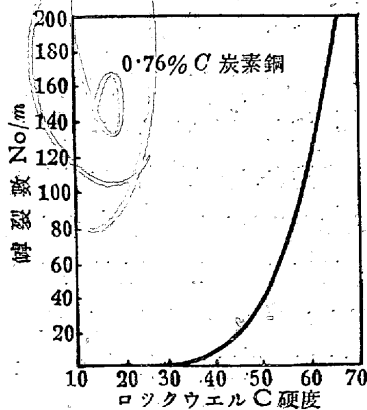


第12圖 ビードの罅裂數と電流、速度の關係

變態應力の爲に發生するものなることが思考し得るのである。

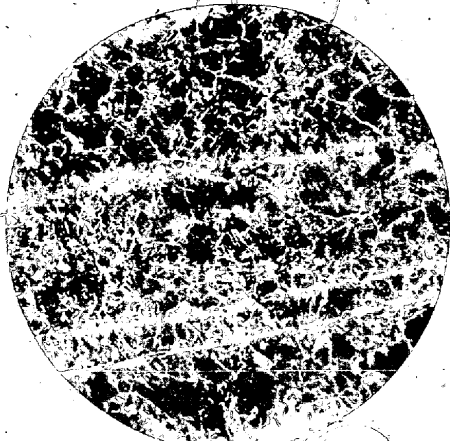
5) 溶接試片の引張試験

12×60×130mm 大の各鋼材を70°V型衝合溶接をなし、第30圖の如く削成して引張試験を行つた。溶接棒は軟鋼被覆棒、硬鋼被覆棒及び不



第13圖 罅裂發生數及び硬度の關係

銹鋼被覆棒(何れも4mm 徑)を使用した。引張試験結果は



第 14 圖 素材の儘 HRC 5



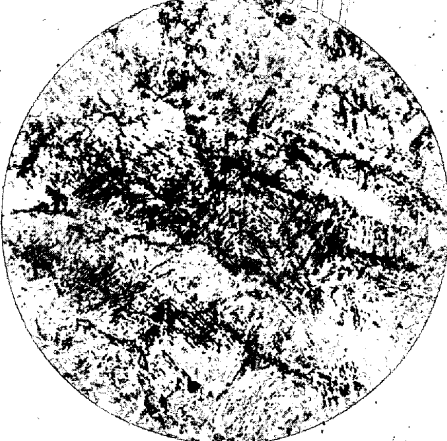
第 15 圖 變質部 HRC 30



第 16 圖 變質部 HRC 40



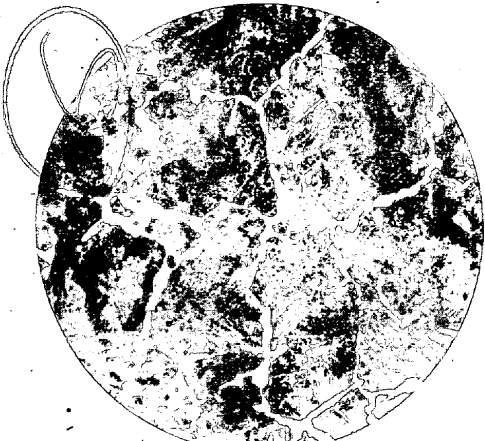
第 17 圖 變質部 HRC 45



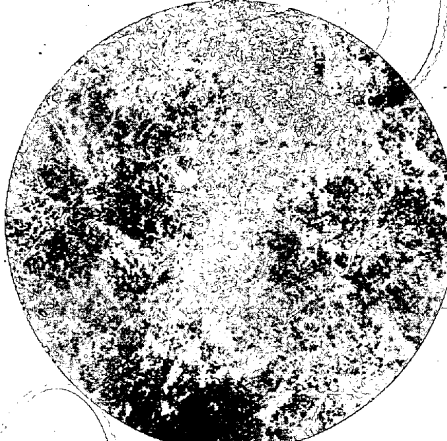
第 18 圖 變質部 HRC 50

第 14 圖~第 18 圖

0.40% C 炭素鋼
母材, 變質部の組織
倍率各 × 130



第 19 圖 素材の儘 HRC 10



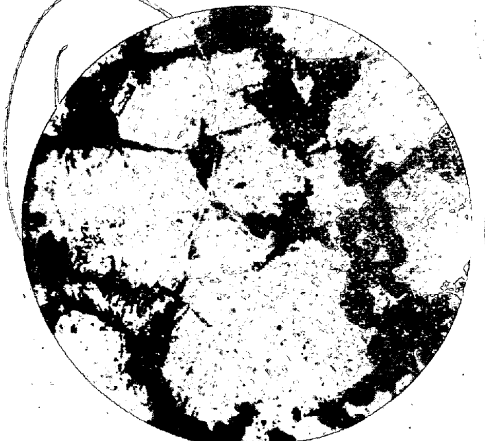
第 20 圖 變質部 HRC 30



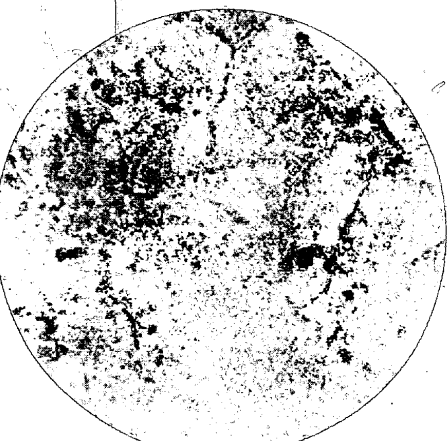
第 21 圖 變質部 HRC 40

第 19 圖~第 23 圖

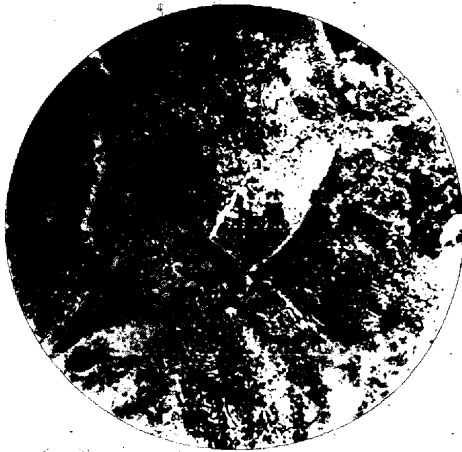
0.55% C 炭素鋼
母材, 變質部の組織
倍率各 × 130



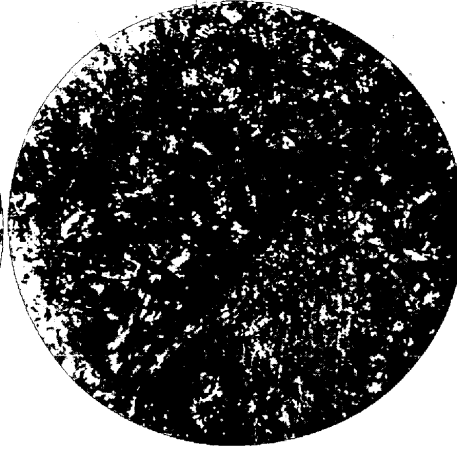
第 22 圖 變質部 HRC 47



第 23 圖 變質部 HRC 53



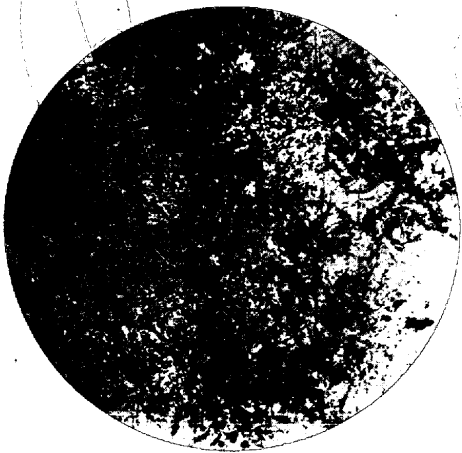
第24圖 素材の儘



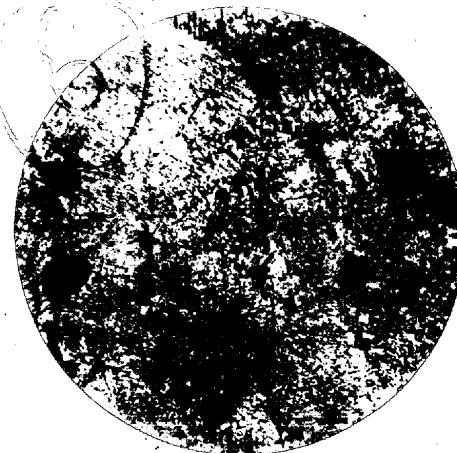
第25圖 變質部 HRC 37 罅裂數 40



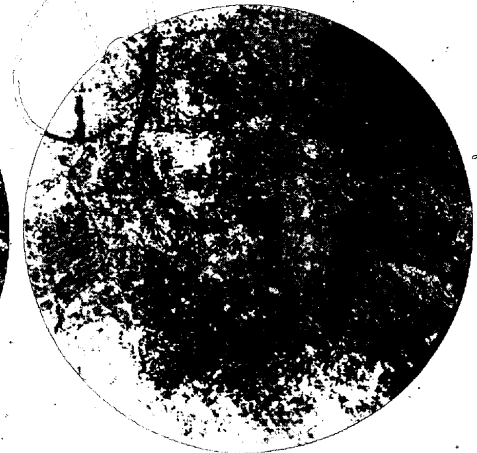
第26圖 變質部 HRC 40 罅裂數 9



第27圖 變質部 HRC 45 罅裂數 20

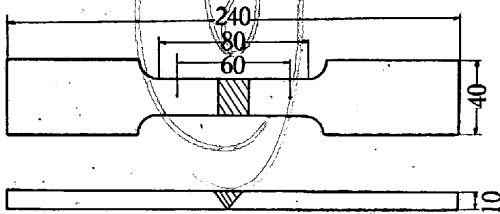


第28圖 變質部 HRC 50 罅裂數 40



第29圖 變質部 HRC 63 罅裂數 120

第24圖~第29圖 0.76% C 炭素鋼 母材, 變質部の組織 倍率各 × 130



第30圖 熔接部引張試験片

第2表の如くであつた。殆ど熔接部で切れ、特に硬鋼熔接棒は比較的不良であつた。

第2表 抗張試験成績

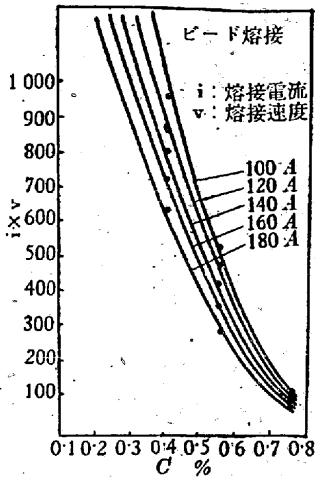
熔接棒	鋼材	抗張力 (kg/mm ²)	伸(%)	破断箇所
軟鋼 熔接棒	0.10% C 鋼	35.5	26.8	母材部
	0.40% "	45.3	5.8	熔接部
	0.55% "	49.3	3.8	母材熱影響部
	0.76% "	51.8	3.1	熔接部
硬鋼 熔接棒	0.40% "	42.8	1.7	"
	0.76% "	43.9	2.0	"
不銹鋼 熔接棒	0.40% "	54.4	6.6	"
	0.76% "	58.7	3.3	"

6) 鋼の炭素量と熔接性 鋼の熔接性判定にはマルテンサイト生成傾向の大小がその據點になつてゐるやうであ

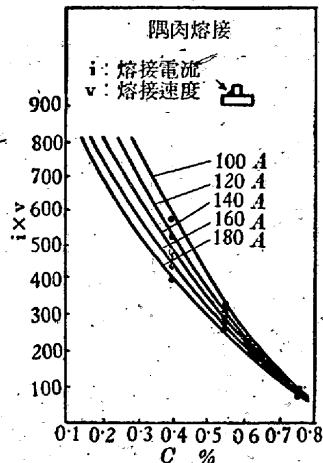
る。即ち海外の文獻に徴しても熔接性の判定をS曲線から誘導しようとしてゐる。又熔接による母材變質部の最高硬度や $A_{c1}-A_{r1}$ の履歴範圍の大小、縦熔接ビードの曲試験等によつて判定しようとしてゐる。

著者等は實際上直接必要なる作業條件と鋼の炭素量と上述の如き罅裂發生傾向とを關係づけ高炭素鋼の熔接性判定の一助にも供したいと思惟するものである。今罅裂發生傾向の大小によつて熔接性の良否を表はすとすれば第7, 8及び9圖から熔接條件, 鋼の炭素量及び熔接性の間に第31圖の如き關係が得られる。第31圖はビード熔着, 第32圖は第一隅肉(一側)熔接, 第33圖は第二隅肉(一側熔接完成後反對側を行ふ)に關するものである。炭素量C%を横軸とし, 電流(i)と熔接速度(v)の積を縦軸とし罅裂發生部を曲線の右側になるやうに限界線を種々なる熔接電流(i)に對して畫いてゐる。一定の電流に對しては縦軸は熔接速度を表はすものと考へてよい。異なる電流に對する曲線の傾きは左方に開いてゐる。又ビード熔着の場合と隅肉

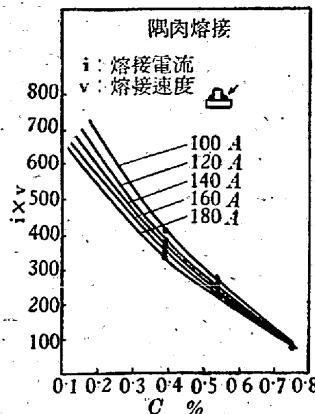
4.0 x 24 = 8.40



第 31 圖 鋼の溶接性 (ixv と C% との関係)



第 32 圖 鋼の溶接性 (ixv と C% との関係)



第 33 圖 鋼の溶接性 (ixv と C% との関係)

告があるが何れも電弧溶接法が採用されその肉盛を行つた結果外輪材の一部にマルテンサイトを生成し硬化し応力集中を生じて破損すると云ふ結論であつて如何にしてこれを改良し破損の防止を行ふかに就ては發表されてゐない。

外輪の磨耗を見るに多くはフランジの磨耗でこの部分を肉盛で補修し使用し得るならばその實際上の利益は莫大なるものである。

今外輪材の肉盛補修に就て先づ

留意すべき點は (a) 外輪材は高炭素鋼である故に熔着によつて母材部にマルテンサイトを生成する側向が大であるからこれを防止し得る方法を講ずること、(b) 外輪は車輪に焼嵌されてゐるので熔着によつてこの焼嵌應力にあたる變化を極限内に止めること、(c) 焼嵌應力の分布に殆ど影響を及ぼさないやうにしなければならぬことである。豫熱を行ふ場合も焼嵌應力に影響しないこと、材質の脆化温度に達せざること等を考慮して豫熱温度 150°C 以下が適當と思惟される。

次に肉盛溶接法としては電弧溶接法とガス溶接法とが最も實用的であると考へられるので著者は上記の諸點を考慮してガス溶接及び電弧溶接によつて肉盛を行ひ諸種の實驗を實施した。

1. 試料及び試験片の製作

外輪材は第 1 表の 0.76% C 炭素鋼である。これに軟鋼用被覆電極棒及び硬鋼の心線を有する被覆棒を用ひ電弧溶接を行つた。又軟鋼溶接棒を補充材としてガス溶接を行つたもの各 2 個宛を作り豫備試験を行つた。母材及び熔接金屬の化學組成は第 5 表の通りであり、猶溶接試片の試験成績は第 2 表に示す如くである。

第 5 表

試料	化學組成(%)				
	C	Si	Mn	P	S
外輪材	0.76	0.20	0.76	0.030	0.024
軟鋼熔着金屬	0.04	0.01	0.16	0.014	0.025
硬鋼熔着金屬	0.18	0.01	0.41	0.013	0.013
ガス熔着金屬	0.08	0.14	0.37	0.029	0.010

2. 肉眼組織

先づ熔着部断面を研磨し肉眼腐蝕試験を行つて熱影響の

溶接とで曲線の傾きが相當異つてゐる。

要するに炭素量が高くなる程溶接性が悪くなることを示してゐることは明かであるが猶上記の曲線を數式で示すと

$$i = Av^{-a}$$

$$v = BC^{-b}$$

i 熔接電流 A v 熔接速度 mm/s

C 炭素量 % A, B, a 及び b 常數

である。

極端な場合には此等の式は適用出来ないが共析成分以下の炭素量で通常の溶接作業範囲に對しては大體の傾向は表はし得ると思ふ。

前記の實驗結果から常數の決定を行ふに第 3 表及び第 4 表の如くなる。

鋼材	溶接法	A	a
0.40% C 炭素鋼	ビード	317	0.505
	⌒	282	0.563
	⌒	267	0.714
0.55% C 炭素鋼	ビード	263	0.574
	⌒	241	0.739
0.76% C 炭素鋼	ビード	103	0.810
	⌒	94	0.833
	⌒	85	0.882
0.76% C 炭素鋼 50°C 豫熱	ビード	124	0.600
0.76% C 炭素鋼 150°C 豫熱	ビード	139	0.508

第 3 表

電流 A	溶接法	B	b
100	ビード	4.74	3.52
	⌒	4.80	2.85
	⌒	4.90	2.44
120	ビード	3.39	3.59
	⌒	3.64	3.07
	⌒	3.99	2.52
140	ビード	2.66	3.64
	⌒	2.82	3.17
	⌒	3.09	2.45

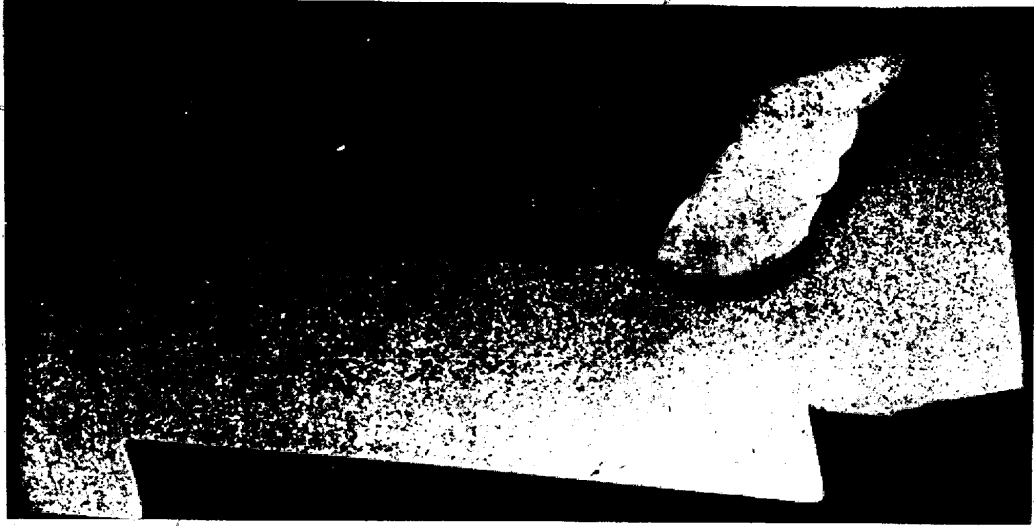
第 4 表

この表の數字より A が大、a は小なる程、又 B が、小が大なる程溶接性が良好であると考へることが出来る。

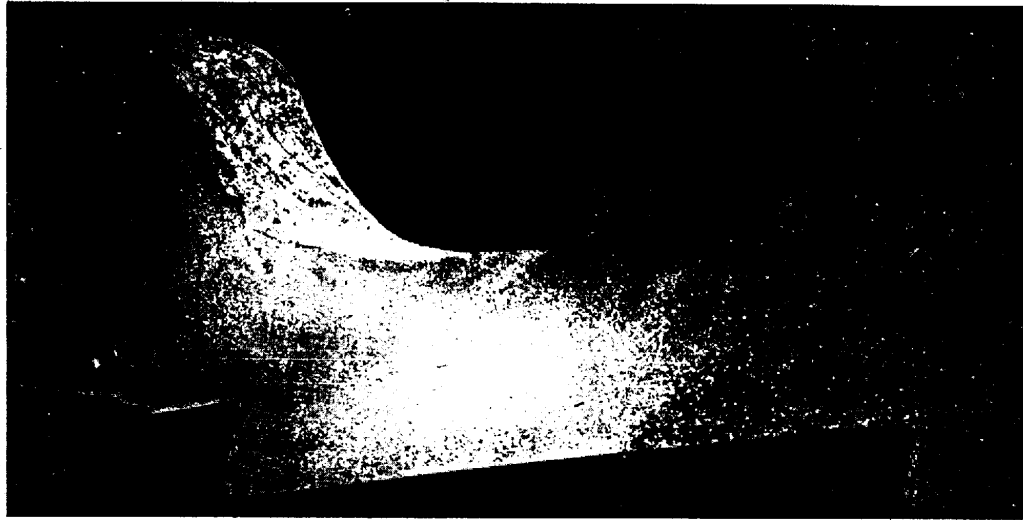
III. 外輪の肉盛

磨耗せる外輪の補修に對しては我が國でも二三の實驗報

473822-946



第 34 圖 電 弧 熔 接



第 35 圖 ガ ス 熔 接 40 x 22 = 704

範圍を觀察した。この寫眞は第 34, 35 圖の如くであつて、電弧熔接による母材變質部は極めて僅かで熔接金屬との境界から 3~7mm 程度に止つてゐる。然るにガス熔接では外輪の過半に熱影響を及ぼしてゐることが明かになつた。

の増加は少いが熱影響の範圍が大で燒嵌應力に著しく變化をあたへると共にその分布状態が相當影響されることをも容易に推定し得るのである。従つてガス熔接による肉盛は肉眼組織觀察の點では好ましくないことが思考されるのである。

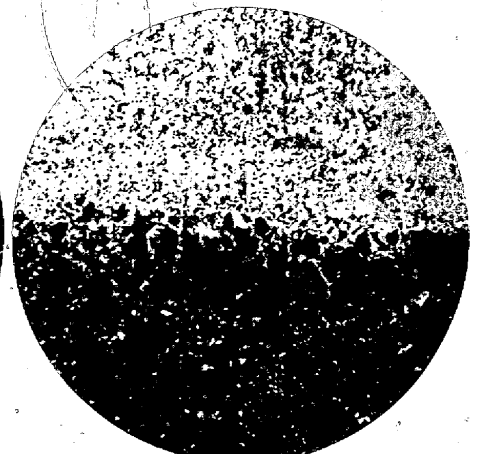
この結果からガス熔接によると後に示す如く局部的硬度



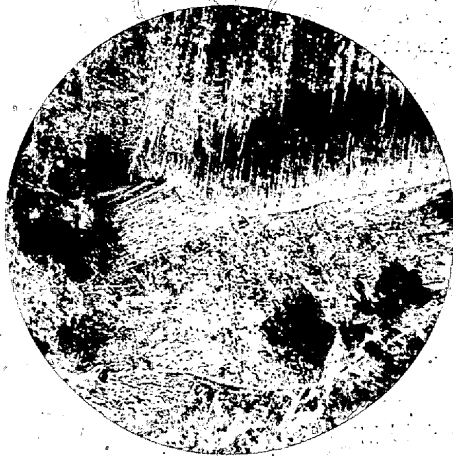
第 36 圖



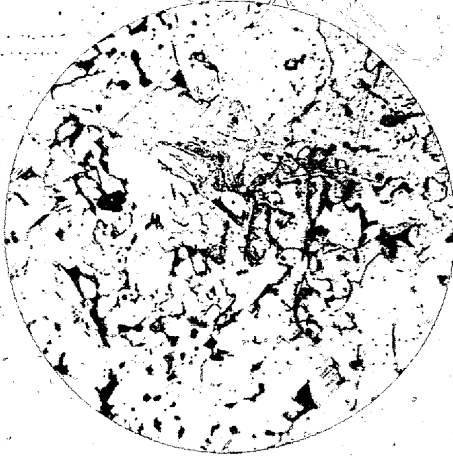
第 37 圖



第 38 圖



第 39 圖



第 40 圖



第 41 圖

電弧溶接による母材變質部の熱影響部は棒の徑、熔接電流及び熔接速度によつて多少の變化を生ずることが判る。然し熔着金屬に接した極く小範圍に止り焼嵌應力分布に影響するやうな處はないやうである。

3. 顯微鏡組織

熔接金屬及び母材變質部の顯微鏡組織は第 36~41 圖に示す通りである。電弧溶接の中軟鋼用被覆棒を用いたものでは單一ビードの時は母材部は第 36 圖の如くでマルテンサイト組織があり熔接金屬は第 37 圖の如く柱狀組織である。多層溶接の時の母材と熔接金屬との境界部の組織は第 38 圖の如くである。母材はトルウスタイト乃至ソルバイト組織で結晶は微細化してゐる。熔着金屬も微細化する。

硬鋼心線の熔接棒を用いたものでは單一ビードの熔接金屬は第 39 圖の如く結晶が大きくウィドマンステッテン組織である。

ガス溶接では供給熱量が多いので熔接金屬は比較的徐冷されて居り結晶は特に大きく第 40 圖の如くであり又母材との境界部も第 41 圖の如く極めて粗粒である。又熔接金屬及び母材にウィドマンステッテン組織が著しく發達してゐる。

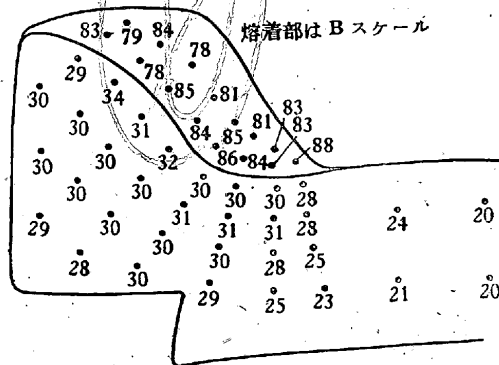
如く變質部の極めて狭い範圍を除いて殆ど硬度の變化を認め得ない。然し電弧溶接のものは變質部の硬度は概ね 28~40 であつて、著しく高いものは 45 に達する。熔接金屬は電弧溶接で軟鋼用熔接棒を用いたものではロックウェル B スケールで 80~96、硬鋼溶接棒では氣孔等の影響で軟鋼の場合と大差なく母材の原質部硬度より低い。これに依つて見るに熔着金屬の硬度は硬鋼心線の電極棒を用いたものが一番高く次に軟鋼用電極棒を用いたもので、ガス溶接部は最も低い。

以上の諸點を總括して見るにガス溶接法に依ると熱影響の範圍が非常に廣くなり、熔着金屬の硬度が非常に低くなること及びガス溶接部では層狀に酸化物が混入しやすい點に關してガス溶接の著しい遜色を認め得るのである。

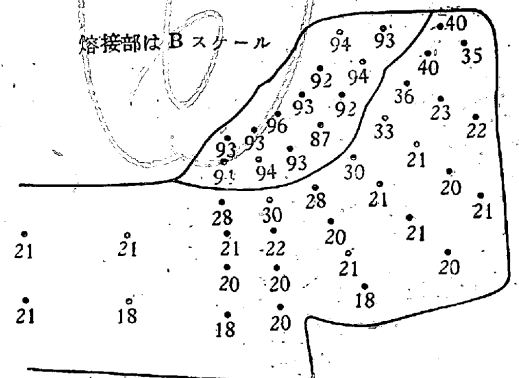
又溶接熱による母材變質部の硬度が相當高くなり罅裂を發生しやすくなることは電弧溶接の缺點である。又硬鋼心線の電極棒による熔着金屬は實驗したものでは硬度は高くなるが氣孔、介在物が多かつたのでこの點を改良すべきであるが優秀なものを既に實用してゐる向もある。故に電弧溶接法による母材變質部の硬化を緩和し得るならば外輪磨耗部の肉盛補修上第一の困難を克服し得る譯である。これ

4. 硬度試験

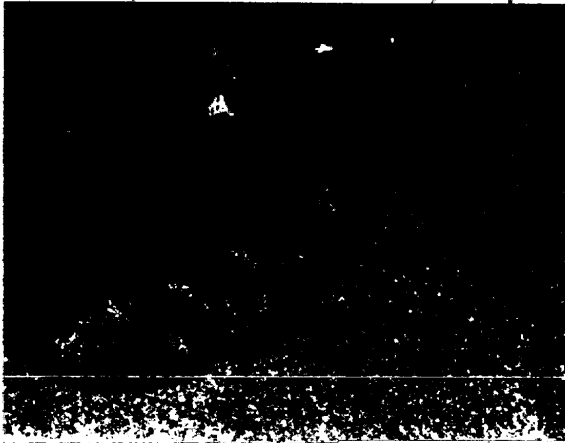
母材の硬度は第 42 圖の如くロックウェル C スケールで略 20 である。然るにガス溶接を行つたものでは母材の大半が約 30 になり母材の硬度分布が著しく均質性を缺いてゐる。電弧溶接を行へるものは第 43 圖の



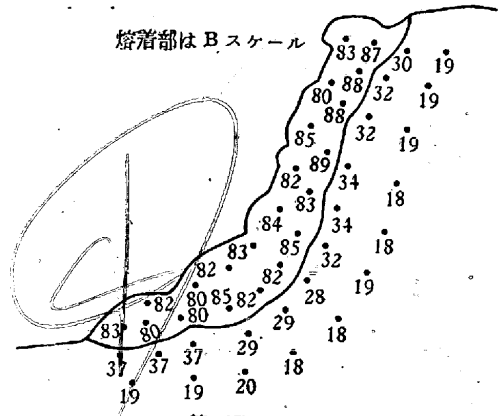
第 42 圖



第 43 圖



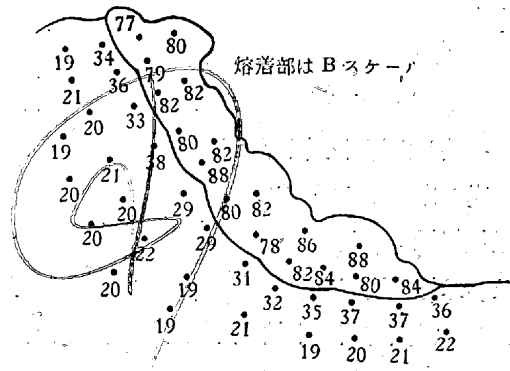
第44圖



第45圖



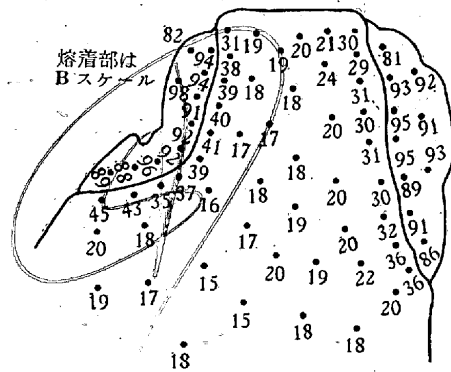
第46圖



第47圖



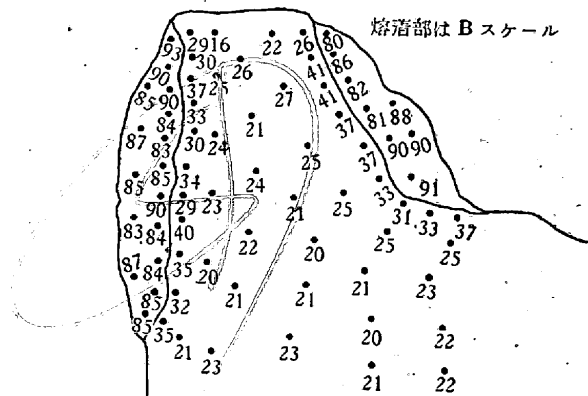
第48圖



第49圖



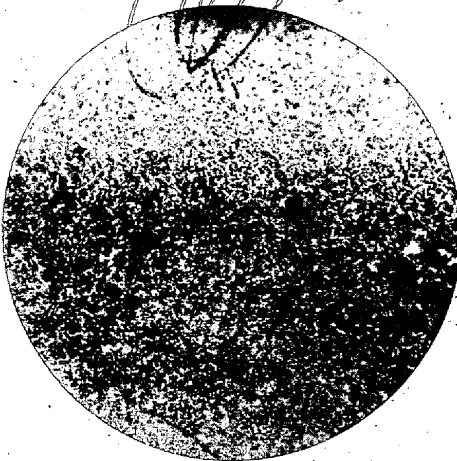
第50圖



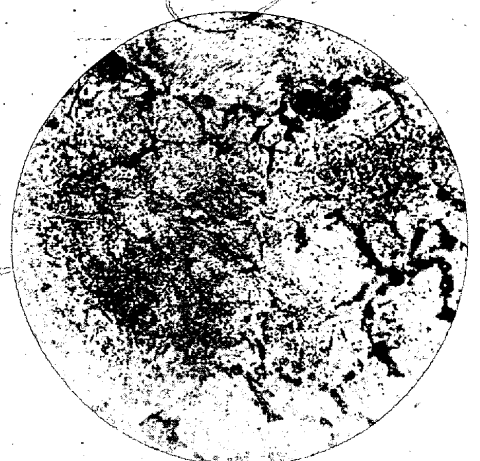
第51圖



第 52 圖 變質部 HRC 35 ×130



第 53 圖 變質部 HRC 45 ×130



第 54 圖 變質部 HRC 45 ×130



第 55 圖 變質部 HRC 45 ×130

結果溶接部硬度分布は第 44~47 圖の如くである。

これを既往に無方針で溶接し罅裂を発生してゐる第 48, 49 及び 50, 51 圖に比較すると肉眼組織及び硬度分布に相當の差異が認められる。更に顯微鏡組織を見るに第 8 圖の結果に準據する溶着方法を探つたものでは單一ビードの影響部に於ても第 52 圖の如く上層餘盛りの効果をうけた處では第 53 圖の如くである。然るに既往のものでは硬化部は第 54 圖及び第 55 圖の如くマルテンサイトが相當多量に見られ、この部分には罅裂を認めた。

尙この實驗の結果豫熱の効果及び餘盛りの有效なることも實證することが出來た。

5. 肉盛りによる外輪の收縮

に對し前説の著者の研究結果を適用した。100°C 前後に豫熱し 1 mm/s の溶着速度を以て溶着し最後に餘盛を 1 ビード或は兩端の溶接金屬上に各 1 ビード宛

溶着金屬及び母材熱影響部の收縮が外輪の直径變化に及ぼす影響を實驗した。この實驗は外輪のみで然も新品に就て行つた。磨耗した外輪の場合はこの結果より幾分變化するかもしれないが大體の變形程度を考慮し得ると思ふ。又普通焼嵌め代は 1/1,000 位で 1/700 以上になると應力が過大になるとの説があるのでこれに對する影響を検討した。

肉盛りの記録は次の通りである。溶着順序は圖示の如くで各回とも外輪を徐々に回轉して一つのビードは連続一週せしめた。

第 1 回實驗
使用外輪 36 吋
(915mm) 外輪
溶接條件

室内溫度
20~26°C

溶接機
直流溶接機

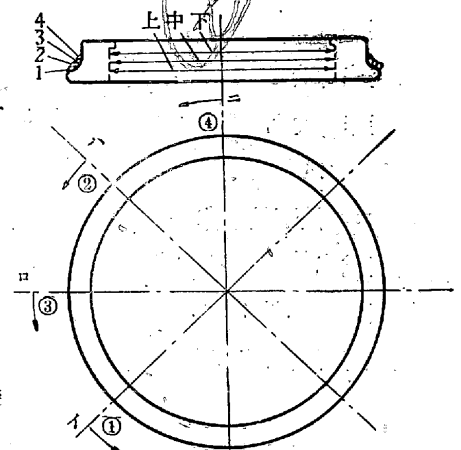
溶接棒
今城 4mm

被覆軟鋼電極棒

溶接電流 90~100A

溶接時間 9h

肉盛溶着要領は第 56 圖の如し



第 56 圖

第 6 表

測定箇所	イ			ロ			ハ			ニ		
	上	中	下	上	中	下	上	中	下	上	中	下
肉盛後増減寸法	0	0	0	+0.0254	+0.0254	+0.051	+0.051	+0.051	0	+0.025	+0.025	+0.051
焼嵌代に及ぼす變化	0	0	0	34×10^{-6}	34×10^{-6}	67×10^{-6}	67×10^{-6}	67×10^{-6}	0	34×10^{-6}	34×10^{-6}	67×10^{-6}

備考: 肉盛前の寸法は各部共 755.7mm, 收縮量を+で表す

第 7 表

測定箇所		イ			ロ			ハ			ニ		
		上	中	下	上	中	下	上	中	下	上	中	下
熔接直後	肉盛後増減寸法	-0.610	-0.610	-0.610	-0.558	-0.558	-0.558	-0.521	-0.521	-0.521	-0.610	-0.610	-0.597
	焼嵌代に及ぼす変化	87×10^{-3}	87×10^{-3}	87×10^{-3}	79×10^{-3}	79×10^{-3}	79×10^{-3}	74×10^{-3}	74×10^{-3}	74×10^{-3}	87×10^{-3}	87×10^{-3}	85×10^{-3}
冷却後	肉盛後増減寸法	0	0	-0.013	+0.025	+0.025	+0.013	+0.038	+0.038	+0.038	+0.013	+0.013	+0.013
	焼嵌代に及ぼす変化	0	0	18×10^{-3}	36×10^{-3}	36×10^{-3}	18×10^{-3}	54×10^{-3}	54×10^{-3}	54×10^{-3}	18×10^{-3}	18×10^{-3}	18×10^{-3}

備考：肉盛前の寸法は各部とも 704.6mm, 収縮量を+, 膨脹量を-で表はす

測定結果

熔接前及び熔接終了後完全に冷却してから圖示のイ, ロ, ハ, ニの4箇所にて上中下の三段に分ちて外輪の内径を測定した。その結果は第6表の如し。

第2回實驗

使用外輪

33吋(838.2mm)外輪

熔接條件

室内温度

32~36°C

熔接機

直流熔接機

熔接棒 角丸

No. 28

4mm被覆軟鋼棒

熔接電流 110~130A

熔接時間 5h 30mn

肉盛熔着要領は第57圖の如し。

測定結果

熔接前, 熔接終了直後及び完全に冷却せる後の3回測定す。測定結果は第7表の如し。

第3回實驗

使用外輪 36吋(915mm)外輪

熔接條件

室内温度 31~32°C

熔接機 直流熔接機

熔接棒 角丸

No. 28

4mm被覆

軟鋼棒

熔接電流

110~130A

熔接時間

5h 40mn

肉盛熔着要領は

第58圖の如し。

測定結果

測定結果は第8表の如し。

以上の結果から熔着に際し熔接熱の影響により温度上昇最も大なるときに於て焼嵌め代に近い膨脹を生ずるが冷却後に於ける變形量は實に僅少にして焼嵌め應力を増加せしめる如き傾向は殆ど認め得ないのである。寧ろ使用中に緩みを生じ焼嵌め應力を一部回復せしめる程度である。熔着條件が吟味されマルテンサイトの生成, 應力集中等を起さない限り磨耗部の肉盛り因る力學的不利は考慮を要しな

第 8 表

測定箇所		イ			ロ			ハ			ニ		
		上	中	下	上	中	下	上	中	下	上	中	下
熔接直後	肉盛後増減寸法	-0.521	-0.521	-0.521	-0.521	-0.521	-0.508	-0.546	-0.534	-0.534	-0.508	-0.508	-0.508
	焼嵌代に及ぼす変化	69×10^{-3}	69×10^{-3}	69×10^{-3}	69×10^{-3}	69×10^{-3}	67×10^{-3}	72×10^{-3}	71×10^{-3}	71×10^{-3}	67×10^{-3}	67×10^{-3}	67×10^{-3}
冷却後	肉盛後増減寸法	-0.038	-0.038	-0.038	-0.038	-0.025	-0.025	-0.013	-0.013	-0.013	-0.025	-0.025	-0.013
	焼嵌代に及ぼす変化	50×10^{-3}	50×10^{-3}	50×10^{-3}	50×10^{-3}	33×10^{-3}	33×10^{-3}	17×10^{-3}	17×10^{-3}	17×10^{-3}	33×10^{-3}	33×10^{-3}	17×10^{-3}

備考：肉盛前の寸法は 754.8mm, 収縮量を+, 膨脹量を-で表はす

いやうに思ふ。

6. 外輪肉盛溶接実施試験

前述の試験結果に基き外輪の肉盛溶接実施試験を行った。実施要項は第9表に示す如くである。使用外輪は6個で溶接電流はなるべく小さく、又溶接速度は遅く 1mm/s 以下とし、尚室温の低い時は豫熱を行つて溶接したのである。従来は溶接中に或は溶接後に屢外輪の破損を生じ、又肉盛後の削成工作に非常なる困難を感じたのであるが本実施試験に於ては溶接作業中に破損したものはなく且削成工作は極めて容易であつた。

尚溶接肉盛外輪の實際使用状況を見るに現在までの各試験外輪の走行杆数概算は第9表に示す如くであつて、未だ故障を生じたものはない。磨耗状態に就ては目下通常外輪と定量的に比較研究すべく豫定してゐるが今迄のところ何等異常な磨耗は認められない。以上本実施試験結果により

外輪の電弧溶接肉盛補修はその実施方法が適當であれば有望と思ふ。

總 括

高炭素鋼を溶接する場合に熱影響によつて生ずる硬化或は組織變化等を基礎的に考究し實際作業上の参考資料を得べく理論的並に實驗的研究を行つた。その要點は次の如くである。

1. 高炭素鋼が溶接時の如き急熱急冷を受ける場合第一に問題になる變態溫度及び組織變化に就てその特性を記述した。
2. 高炭素鋼の溶接の場合溶接熱を支配する溶接電流及び溶接速度の影響を知る爲に研究した。その結果溶接電流は作業に差支へなき程度で少くし、溶接速度を出来るだけ小さくすると罅裂發生が相當に防止されることを立證した。

3. 前項の効果は主として加熱冷却速度を緩和しマルテンサイト生成を防止する結果である。

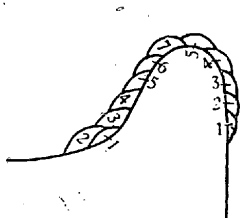
4. 前項に關聯する硬度及び顯微鏡組織の變化を詳細に研究した。但溶接棒は一種とし鋼種は 0.4% C, 0.55% C, 0.76% C の炭素鋼を用ひた。

5. 罅裂發生部と安全熔着部の境界線はビード溶接の場合と隅肉溶接の場合とで相當異りビード溶接の場合には罅裂發生傾向が少く隅肉溶接の場合には發生しやすい。

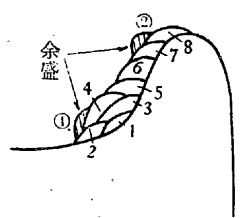
6. 熔着金屬上の罅裂に2種あることが認められた。1は熔着金屬の熔接線上の罅裂で他はビードの波に略直角なる弧狀罅裂である。前者は溶接速度の早い場合、熔着金屬の幅に比し厚さが小さい場合及び隅肉溶接に多く表はれ、熔着金屬の收縮應力に要因が考へられる。後者は母材の變態應力に因るものらしくこの弧狀罅裂の下層、母材熱影響部には必ずマルテンサイト

第 9 表

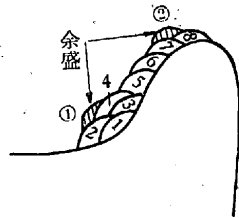
試材	番號型式	1 100型	2 100型	3 100型	4 100型	5 G型	6 G型
作 業 條 件	室内溫度	19~30°C	14~20°C	29~35°C	27~30°C	9~17°C	14~17°C
	溶接機	直流溶接機	直流溶接機	直流溶接機	直流溶接機	直流溶接機	交流溶接機
	溶接棒	4mm 軟鋼	"	"	"	"	"
	溶接棒使用量(本)	365	325	316	232	301	236
	溶接電流(A)	90~100	90~100	90~100	95~100	90~130	100~135
	豫熱有無	なし	あり	なし	なし	あり	あり
	盛方要領	第59圖	第60圖	第61圖	第62圖	第63圖	第64圖
	溶接者數	1	1	1	1	3	2
	所要時間	17h 20mn	13h 30mn	17h	12h	16h 30mn	13h
	所要電力(kWh)	58	55	50	35	70	—
使用狀況	試運轉 現在迄の走行 杆數概算	15年9月16日 70,000	15年10月1日 65,000	15年10月24日 55,000	15年10月24日 55,000	15年12月25日 35,000	15年12月25日 35,000



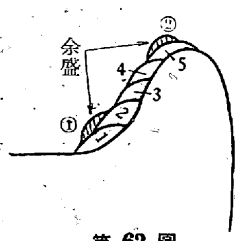
第 59 圖



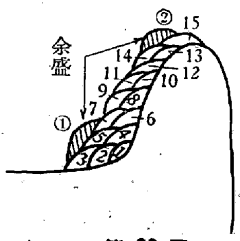
第 60 圖



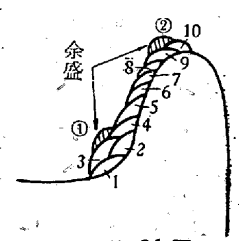
第 61 圖



第 62 圖



第 63 圖



第 64 圖

3. J 222 = 29007 — 35 —

が認められた。

7. 弧状罅裂は高炭素のものには現れ易く、本実験に於ては0.76% C 鋼に多く認められた。然も一定長のビード上にこの弧状罅裂が多い程母材變質部の硬度が大であった。

8. 機械的試験も一部行つた。

9. 罅裂発生部と安全熔着部の境界線を電流及び速度並に C 量の函數として示した。

10. 外輪磨耗部の肉盛り補修に就て実験する上の基礎條件を考察した。

11. 外輪磨耗補修上ガス熔接法と電弧熔接法を比較した。その結果ガス熔接法は變質部が大であり、焼嵌め應力の値及び分布に影響することが大なるものと思惟された。然しガス熔接による母材變質部の硬度は低い。電弧熔接によると變質部硬度は比較的高いが熱影響部は小である。

12. 電弧熔接では焼嵌め應力値及び分布に及ぼす影響は認められない。

13. 熔接による母材變質部の硬度は熔接電流を少くし熔接速度を充分低下すれば實用上差支へなく罅裂を生じない程度、即ちロックウエル C 37 以下に止め得る。又豫熱及び餘盛を行ふと硬度低下に効果がある。

最後に本研究を行ふに當り材料其他に就て御援助を賜つた京阪電氣鐵道株式会社技師川合茂太郎氏及び終始實驗に従事せる榊時美氏外研究員の諸氏に感謝の意を表する次第である。

1) A. B. Greninger & A. R. Troians, Trans. of ASM 33 (1940), 537.

2) Theisinger, Iron Age, March, 1937.

3) 岡田：日本學術振興會第4小委員會報告 No. III 1939.

熔 接 性 試 験

(Séférian, D.: Bulletin de la Société des Ingénieurs Soudeurs 10 (1939, 4-7 月 3465/77) 佛, 白, 獨, 英等に於ける鋼の熔接性試験方法を紹介してある。試験方法は2種に區別される。即ち一つは膨脹及び收縮に依る移動が制限せられない自由な試験片に依るもので他は膨脹及び收縮が人為的に制限せられ、依つて熔接試験片に龜裂を生ずる如き應力を生ずる固定試験片に依るものである。後者の試験法には Kruu, Zeyen, Gerbeaux, Müller 及び Kommerell 等の諸方法がある。

鋼 の 熔 接 性

(Bernard, J.: Bulletin de la Société des Ingénieurs Soudeurs 10 (1939) 4-7 月 345/3489) 佛國に於て船舶、橋梁、道路、鐵道等の官省規格とされてゐる銲接用の構造用鋼材の性質を述べ、此等は最小の抗張力を示し、且「母材は熔接可能にして且熔接の局部加熱に堪へ得るを要す」と云ふ字句を含む熔接用鋼規格の曖昧なことに言及して居る。更に佛國の製鋼工場が製品を發送する前その鋼の熔接性を試験するために考案された試験方法を考察して居る。その一つは供試材たる 12 mm 鋼板に幅 15 mm の鋼メツキの溝を設け、熔接する方法である。この熔接は高電流で故意に惡條件の下に行ふ。次に熔着部をその下の母材と共に切り取つてストリップとし、これより熔着部を削つて試験片とし、この機械的試験結果を熔接の影響を受けない部分の結果と比較する。この熔接性試験に合格するためには彈性界、抗張力及び伸の差が夫々 15%、15% 及び 20% 以下なることを要する。尙 Longwy 鍛造工場で製造され Supersoudal として知られて居る熔接用半硬鋼に就て述べてある。

疲勞試験に依る隅肉盛金の強さの測定法

(Thum, A. u. A. Erker: Z. VDI. 83 (1939) 23 st. Dec. 1293/1297) 本研究は電氣熔接に依り鋼板の T 形接目に 2 個の隅肉盛金を行ひ (1) 盛金と母板との境界、及び (2) 盛金自身に繰返し曲げ疲勞試験を行ふ。これに依る破損と盛金及び母板の厚さの比との關係を求めるを目的とした。試験装置及び操作を詳述してある。wt/pt (wt 及び pt は夫々盛金及び板の厚さ) の臨界値は 0.2 でこの値以上では一般に龜裂が境界部に起り、以下では盛金中に起ることが判明した。本実験結果より著者は鋼板の T 形熔接部の疲勞強度の計算法を提出してゐる。

軟鋼線の電弧熔接中の舉動を支配する因子

(Joublanc, J. C.: Wire and Wire Products, 14 (1939) 12 月 697/698) 軟鋼線が電極棒として使用される場合にこれが製造上の特質とその熔接上の特性との間の關係あるかを定めるために實驗し次の結果を得た。(1) 硬引線を用ひるより軟鋼電極棒を以て熔接する場合の方が電弧妨害が少い。(2) 鋼中の硫黄はスパタリングを起すを以て可成的低いことが必要である。(3) 一般の意見に反し鋼に銅を加へることは何等有害な影響がない。(4) 熔融金屬の表面張力が大なる時はスパタリングを起し、大きな滴粒となつて電弧を横斷する。(4) の結論に關しては Doan の實驗を引用し、著者は水ガラス中にアンチモンを懸濁せしめたものを被覆材に用ひ、熔融金屬の表面張力を著しく減ずるのみならず電弧の安定を増すを述べてゐる。(以上 4 件製鐵技術總 第 1 號より轉載)