

片面溶接における終端割れに関する研究

その他（別言語等） のタイトル	Study on the End Cracking in One-Side Arc Welding
著者	藤原 幹男, 田中 雄一, 中田 仁, 井川 克也
雑誌名	室蘭工業大学研究報告. 理工編
巻	8
号	2
ページ	435-441
発行年	1974-10-15
URL	http://hdl.handle.net/10258/3601

片面溶接における終端割れに関する研究*

藤原幹男・田中雄一
中田 仁・井川克也

Study on the End Cracking in One-Side Arc Welding*

Mikio Fujiwara, Yuichi Tanaka, Hitoshi Nakata
and Katsuya Ikawa

Abstract

Recently one-side arc welding was developed in the butt-welding of large steel plate to increase the work efficiency, but the defect of end cracking might be occurred. Some researchers have reported that the occurrence of this defect may be attributed to the rotational distortion of the work-piece by the thermal bi-metal action.

In this investigation, the authors measured the amounts of load and displacement induced in one-side manual or submerged welding, and tested the microstructure and hardness of the weld metal.

From these experimental work, following conclusions were obtained.

- (1) The rotational load and distortion increase with progress of welding and reach to the maximum value when the tack-weld is melted.
- (2) End cracking occurs at the gathering part of the columnar crystal in the weld, and the hardness of it is lower than that of sound one.
- (3) It is considered that occurrence of the end cracking depends on the rapid increase of distortion in the end part caused by the constraint liberation on melting of tacks and the solidified structure of weld metal.
- (4) To prevent this defect, the tab-plate should not be melted after welding completed, and the weld metal structure is advisable to be equiaxial.

I. 緒 言

溶接構造物の巨大化にともない溶接技術も飛躍的に発展したが、鋼板等の板継作業は従来の鋼板を反転し両面から溶接する方法では種々の困難をともない、これに代って、能率化、省力化のため片面溶接法が盛んに導入されるようになった^{1),2)}。この際、ビード終端部から数 cm 手前の部分に割れが発生し、大きな問題となっている。安藤氏ら³⁾は「板厚が 10 mm 程度以上の寸法の大きい鋼板で、これを大電流で端から端まで潜弧溶接すると、終端部から数 cm 手前附近で割れが生ずる」と報告している。その発生原因を「アーク熱により母板が変形しよう

* 1972年6月1日 日本金属学会・日本鉄鋼協会兩北海道支部合同大会に発表

とする作用, すなわちバイメタル作用にある」としている。また, 益本氏ら⁴⁾は, 終端割れの発生原因は「高温割れに敏感な硫黄の偏析である」と説明している。

本研究では試作したロードセルなどによる装置を用い, 終端部の荷重と変位量の測定を行い, さらにマクロ組織, 顕微鏡組織観察および硬度測定により片面溶接において発生する終端割れの発生原因を考察検討した。

II. 実験方法

1. 供試材および溶接条件

供試材は板厚 12 mm の一般構造用圧延鋼材 (SS 41) であり, その化学成分を表-1 に示す。

試験片は図-1 に示す形状寸法であり, 荷重測定用, 変位測定用の 2 種類の試験片を使用した。荷重測定用試験片は始端部を 50 mm 仮付溶接し, 終端部をロードセルにより拘束した。終端部に 50 mm の腕を付けているのはひずみ計が溶接熱の影響を受けないようにするためである。

変位測定用試験片は始端部を 100 mm 仮付溶接し, 終端部を試験片と同材質で断面が 3 mm × 7 mm, 長さ 205 mm の仮付片により拘束した。また, 終端部前方に変位計を取り付けてある。開先形状は図-2 に示した U 字型であり, ルート間隔, ルート高さはともに 5 mm である。

次に溶接条件を表-2 に示す。溶接機は定格一次電圧 200 V, 定格二次電流 250 A の交流アーク溶接機であり, 使用電流範囲は 45~265 A である。片面溶接法として, フラックス・銅バックング法 (F・C・B 法) を採用し, 手溶接で行った。

表-1 供試材化学成分 (%)

C	Si	Mn	P	S
0.21	0.54	0.54	0.005	0.015

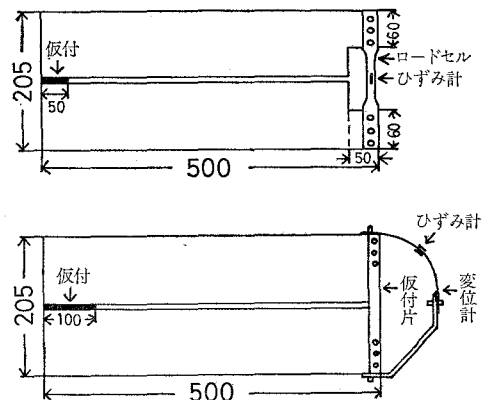


図-1 試験片の形状 (mm)

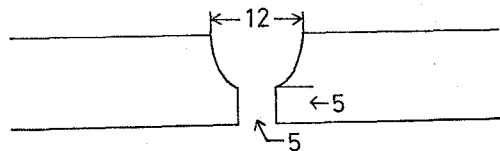


図-2 開先形状 (mm)

表-2 溶接条件

電 流	電 圧	溶 接 速 度	溶 接 棒 角 度	フ ラ ッ ク ス
250 (A)	30 (V)	15~18 (cm/min)	45°	PFI-45
溶 接 棒	JIS・D 4327. 5×700 (mm)			
溶 接 方 法	フラックス・銅バックング法 (手溶接)			

2. 実験装置

実験装置の概要を図-3に示す。試験片と溶接台との接点にベアリングを使用し、溶接熱による母板の回転変形を自由にした。裏当材に板厚12mmの銅板を使用し、試験片との間隔を3mmとり、その間にフラックスを敷きつめてある。

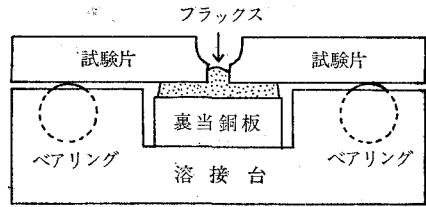


図-3 実験装置概要

3. 荷重・変位の測定

溶接熱による試験片終端部に働く溶接線に直角方向の荷重を測定し、溶接時間と終端部における応力の関係、すなわち母板の回転変形を支配する因子を求めるものである^{3),5)}。さらに、終端部に加わる最大荷重より、変位測定に使用する仮付片の形状寸法を決めるためである。終端部を拘束し仮付の役目を合わせもったロードセルはNi-Cr鋼(SNC-2)を材料に作製し、中央部に4枚のひずみ計を貼り付け、曲げ応力および熱の影響をなるべく無視できるようにした。

変位測定は溶接時間と終端部の回転変形による変位の関係を求め、とくに仮付が溶解され、拘束が解放されたときの変位状態から割れの原因を考察するものである^{3),5)}。変位計は終端部への拘束力を無くするため中央を境に片方を板厚6mmの平鋼で、他方を厚さ0.6mmのバネ鋼にて作製した。ひずみ計はロードセルと同様の方法でバネ鋼の部分に貼り付けた。

4. 組織観察・硬度測定

試験片は変位測定用試験片の始端部から100mm, 250mm, 400mm, 470mmの各部分より採取し、終端部手前の試料について、マクロ組織、ミクロ組織および割れ発生の有無を観察した。マクロ組織はバフ研磨後、硝酸1:水3の割合の腐食液で約3分、ミクロ組織はバフ研磨後、5%ピクルールにて約30秒腐食後肉眼および顕微鏡観察に供した。

硬度測定は採取した試験片について、溶接熱影響部より溶着金属中央部までマイクロビッカース硬度計により荷重500gにて測定した。

III. 実験結果および考察

1. 荷重・変位の測定

図-4に荷重曲線を示す。荷重は溶接開始とともに上昇を始め、その後わずかに減少した後、再び荷重は増加し、終端部近傍でほぼ一定値を示す。ここで測定された荷重は母板の回転変形によって生じる応力であるが、この変形に影響する因子として次の事が考えられている。

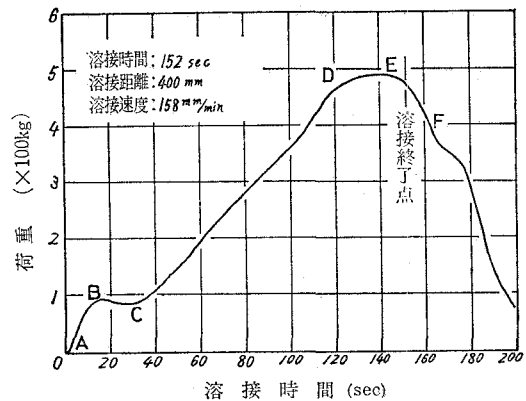


図-4 荷重曲線

- (1) バイメタル作用 (正方向の変形)
- (2) 溶着金属の凝固冷却による開先間隔の縮少 (負方向の変形)
- (3) 母板の熱塑性ひずみによる逆変形 (負方向の変形)

図-5はバイメタル作用についての説明である。(a)のM-aのような矩形板があるとして、ハッチを施した部分をなんらかの方法で加熱した場合を考えると、この部分は熱膨張してM-bのように変形する。したがって(b)のようにM-1, M-2なる板があって、ハッチを施した部分を加熱すると(A点でM-1, M-2を固定する)両板は図示のように変形する。(c)は(b)のように変形しようとする板をA, D点で拘束した場合で、A点を軸とした曲げモーメントが生じる。実際の溶接ではA, B部分はすでにビードがじゅう分冷却している。したがってアークの現在点がC点附近にあるとすればC点を軸に(c)の実線矢印で示したような曲げモーメントが生じることになる。この曲げモーメントによる変形をバイメタル作用と呼んでいる。

(2)の溶着金属の凝固冷却による縮少は自明のことであり溶接の進行にともなって生じる。

(3)の熱塑性ひずみによる変形は図-6に示すように、母板の(a)のようにハッチを施した部分を加熱すると、熱膨張のため、(b)のように変形しようとするが板幅が大きいと、その剛性のためじゅう分には変形しえず、膨張しようとする部分は圧縮され高温では塑性変形する。その後、熱伝導によって熱が板全体に拡散平均化するとき、もし塑性変形していなければ板は元の形に戻るが、塑性変形していると板は(c)のように変形する。以上のような母板の回転変形を支配する因子をもとに図-4を考察する。

AB間の上昇は開先部の急速な加熱により母板が外側に変形(バイメタル作用)を起こそうとし、そのために生じたものである。BC間の減少は溶着金属の凝固および冷却による開先間隔の縮少による母板の逆変形作用が母板の外側への変形力より優るためと思われる。本実験ではいずれも溶接開始後15秒程度よりこの減少が現われたが、溶着金属が変形抵抗を生ずるのが(軟鋼材では)700°C以下に冷却されてからであることと考え合わせると説明できると思わ

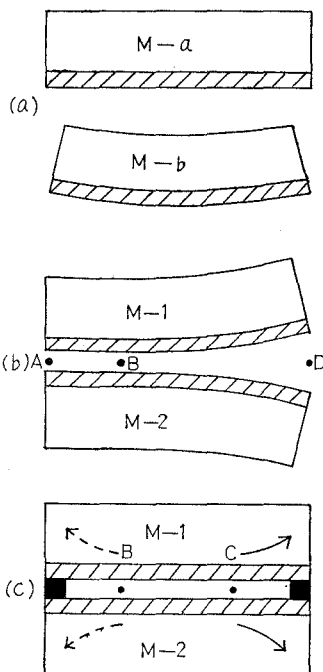


図-5 バイメタル作用による変形

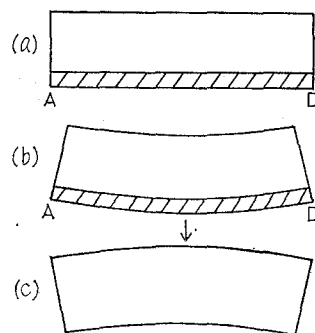


図-6 熱塑性ひずみによる変形

れる。CD間の上昇は再び開先部の急速加熱による母板の変形作用（バイメタル作用）が優勢になるためと思われるが、その原因として溶接の進行による母板への入熱量の増大のため凝固冷却速度が減少し、逆に開先部の加熱による母板の変形作用（バイメタル作用）が増大するためと思われる。さらにDE間の荷重がほぼ一定値を示しているのは母板全体に熱が伝導されることによっていわゆる熱塑性ひずみを生じ変形が負方向へ作用し始めるためであろう。溶接終了後は溶着金属の凝固収縮、熱塑性ひずみによる逆変形により荷重の減少を促進し、急激に減少する。

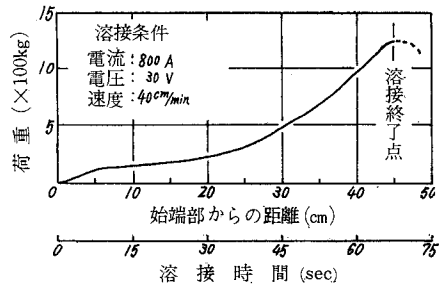


図-7 荷重曲線

次に片面自動溶接により、溶接電流 800 A、電圧 30 V、溶接速度 40 cm/min の溶接条件で行ったときの荷重曲線を図-7に示す。溶接速度は約 2.5 倍であり、入熱量が大きいため溶接開始後、母板中央部附近までだいに増加している。図-4におけるBC間のような減少が見られないのは溶着金属の凝固収縮よりも開先部の急速加熱による外側への変形作用（バイメタル作用）が強力であるためと思われる。これは溶接速度が約 2.5 倍であり、入熱量も大きいためであり、その後は急速に荷重が増加している。この荷重曲線の傾向についても図-5, 6の考察で説明できる。

これらの溶接においては強靱なロードセルが終端部の仮付の役目を果し、溶接終了後も終端部を拘束しているため、いずれの試験片においても割れの発生はみられなかった。

次に図-8に変位曲線を示す。溶接時間の経過とともに変位は増加し、溶接終了直前に変位が急増し、溶接終了とともに変位は減少している。これを先に述べた因子をもとに考察すると、溶接開始後のPQ間は開先部の加熱による母板の外側への変形であり、QR間は開先部の加熱による変形および母板の熱膨張による変位があるものと思われ変位は増加している。RS間は溶接が終了に近く、熱が母板全体に伝導したため熱塑性ひずみによる逆変形によって変位が抑制される。ST間は溶接アークが終端部を通過し仮付が溶解され拘束が解放されるため、開先部の加熱による母板の外側への変形が大きく作用し、変位は急激に増加している。母板は溶接熱によって外側へ変形しようとする傾向があり、溶接終了直前までは終端部の仮付によって拘束抑制されていた

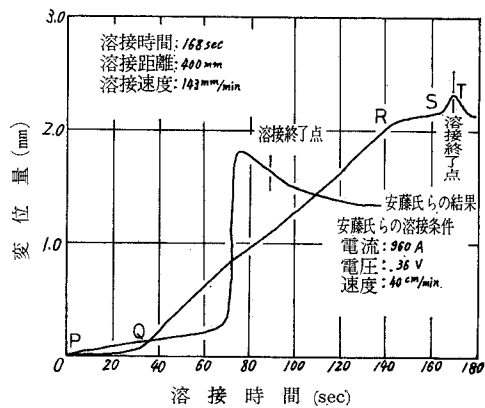


図-8 変位曲線

るが、仮付の溶解とともにその特性を発揮して変形するのである。溶接終了後は荷重測定と同様に変形が負方向へ作用し変位も減少する。変位量が最高 2.0~2.5 mm となっているが、仮付片の塑性変形あるいは母板の熱膨張等の影響があると思われ、真の変位量はもっと少ないものと思われる。図-8 に安藤氏ら¹⁾の結果も示してあるが、高電流、高速度による溶接と終端部の仮付が強固であるため溶着金属の凝固収縮あるいは熱塑性ひずみによる負方向への変形の寄与が顕著に現われず、仮付の溶解とともに急激に変位が生じたものと思われる。いずれの結果においても仮付の溶解によって変位量が急激に上昇することは一致している。本実験では終端割れの発生率が 20~30% 程度であり、高電流、高速溶接の割れ発生率より少ない結果を得たが、手溶接による方法では割れ発生率が少ないという現場的経験と一致しており、その原因は、溶着金属の冷却収縮の効果と考えられる。

2. 組織観察・硬度測定

写真-1 に割れの発生した試験片と発生していない試験片のマクロ組織を示す。ボンド部よりほぼ直角方向に成長している柱状晶の会合部に沿って割れが発生しており、割れの発生していない試験片には溶着金属中央部に等軸晶が形成している。柱状晶のものに割れが発生した原因として、比較的広い範囲に溶質原子が一様に分布している等軸晶に比較して、柱状晶の場合は、その成長にともない溶質原子が溶着金属中央部に濃縮され、その凝固温度が低下する⁶⁾ ために終端部仮付の溶解による母板の急激な変形に耐えきれずに割れが発生したものと思われる。

次に硬度測定の結果を図-9 に示す。割れの発生した試験片と発生していない試験片を比較すると、割れの発生した試験片は熱影響部からボンド部附近までの差はそれほど無いが、溶着金属中央部に近くなるにつれ、硬度は低下している。これは柱状晶と等軸晶で

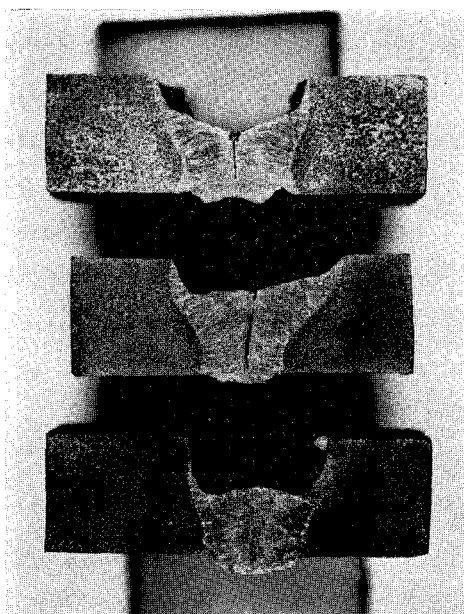


写真-1 溶接部のマクロ組織

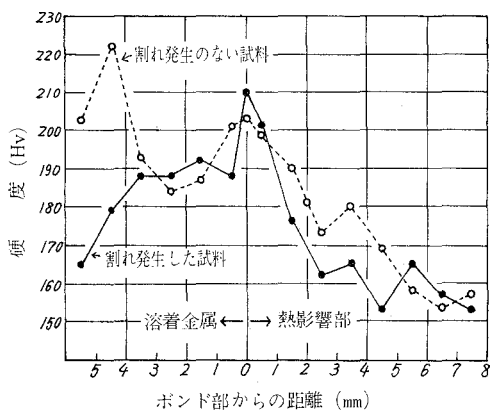


図-9 終端部試料の硬度

は溶質原子の分布状態の違い、また割れの発生による内部ひずみの解放のためであり、ピード始端部と比較しても低い値であった。等軸晶を形成している試験片(割れ発生が無い)においても、終端部では他の部分より高い硬度値を示していたが、終端部分は仮付の溶解による急激な変位によってひずみが生じるためと思われる。このことは片面自動溶接において、たとえ割れが発生しなくても終端部近傍には高い残留応力が存在するものと思われるので、加熱等により、ひずみエネルギーの解放等の処理が必要と思われる。

IV. 結 論

片面溶接における終端割れの発生原因を検討するため、終端部における荷重および変位量の測定、また溶着金属の組織観察、硬度測定を行い、次の結論を得た。

- (1) 荷重、変位は溶接アークが終端部を通過し仮付を溶解したとき最大値を示す。
- (2) 終端部溶着金属が柱状晶のものの会合部に割れが発生し、硬度は割れ発生が無いものより低い。
- (3) これらの実験結果から、終端割れの発生原因は次のように考えられる。割れの発生は終端部仮付拘束の溶解放放による終端部変位の急増と溶着金属の組織に依存する。
- (4) 割れの防止対策として、タブ板、金具等で拘束し、アークが終端部を通過しても拘束を解放しないようにし、さらに溶着金属が等軸晶として凝固するよう、凝固因子の調整が必要であろう。

終わりに、片面自動溶接実験に御協力をいただいた函館ドック株式会社室蘭製作所の方々に深く感謝いたします。

(昭和49年5月20日受理)

文 献

- 1) 稲垣・岡田：溶接学会誌，36，7 (1967).
- 2) 寺井・有川：溶接学会誌，36，7 (1967).
- 3) 安藤・仲田・平野：溶接学会誌，39，8 (1970).
- 4) 益本・今井：溶接学会誌，39，6 (1970).
- 5) 寺井・豊岡・山田・松村：溶接学会誌，40，12 (1971).
- 6) 松田：溶接学会誌，40，4 (1971).