薄い軟鋼圓板の中心部を熔接した場合の 熱應力 (第 1 報)

(昭和 21 年 5 月熔接學會學術講演會において發表)

正 員 中 根 金 作
鐵道技術研究所

On the Thermal Strsses Induced in A Thin Circular Disc of Mild Steel When the Central Part Is Welded. (1st Report).

Kinsaku Nakane, Member
Railway Technical Research Institute, Ministry of Transportation.

Abstract.

As a first step of the fundamental study of thermal stresses induced by welding operation, some experiments were made on the thermal stresses induced when a circular hole made in the central part of a disc of small thickness was filled up by welding. The specimens were made of mild steel plate, and their surfaces were preliminary polished to a degree of 000 by means of sand paper. When the central hole was filled up by arc welding process, Lüders lines were observed on the polished surfaces of the specimens. These lines were found to belong to three different systems, and their times of appearance differed from each other.

Namely, a radial line system appeared first within the welding interval. Then soon after the welding was finished, a logarithmic spiral system was observed. Finally after a considerably long time a concentric circle system appeared.

For determining the direction of slip plane along which the flow phenomena took place, cross section was made of the specimen by cutting it perpendicularly to each system of Lüders lines, and was etched with Fry's etchant. From this experiment was clarified that the radial line system slips along a plane inclined at 45° to the surface, the logarithmic spiral aystem along a curved plane perpendicular to the surface, and finally the concentric circle system along a plane inclined at 45° to the surface.

The state of appearance of each system of Lüders lines considerably changed with the dimensions of specimens and degree of preheating.

Temperature distribution of the disc during welding and the welding strains were also measured in connection with the appearance of Lüders lines.

A general consideration is given to the above-mentioned experimental data and the cause of Lüders lines.

1. まへがき

熔接作業に於て最も問題となるのは熔接熱に原因する歪及び應力であつて、熱應力のために熔接部に亀裂を生ずることも少くない。従てこの熱應力の本質を闡明し亀裂防止又は歪防止の対策を確立せんとして各方面で眞摯な研究が進められてゐる。

筆者もその研究に志し、先づ最も簡単な點狀熔接の場合に就ての研究に着手したので現在までの経過を報告する。

2. 薄い軟鋼圓板の中心部に熔接する場合に生ずるリューダース線に就て

鋼板の一部に穿つた圓孔を電弧熔接に依て熔填すると熔接部及びその附近の母材部に生ずる残留應力は弾性限度を超過するか、或は少く共これに近いと云ふことは相當以前から認められてゐる¹⁾。周知の如く軟鋼材に降伏現象が起るとフライ氏液による腐蝕を利用すれば滑り面を知ることが出來、又材の表面を豫め研磨しておけば滑りはリューダース線として捕へることが出来る。筆者はこの事實を利用して熔接熱應力の變化を追跡しようとの着想の下に、供試材としてリューダース線の最も出易く、且又フライ氏液による腐蝕に最も敏感な炭素含有量約0.2%の軟鋼材 SS41 を選んだ。先づ厚さ12mmの板を650°Cで1時間焼鈍した後表裏両面の黒皮を去つて厚さ10mmとし直徑240mmの圓板に仕上げ、その中心部に表面の直徑15mm 底部の直徑12mm 深さ7mmの倒立截頭圓錐形の圓狀凹部を設けた。板の表面は紙鋸を以て000まで研磨した。この圓孔を日立製直流電弧熔接機によりタムラーク4mmφ棒を用ひて下向で熔接電流120A 電弧電壓25Vで熔填した。

この圓板の熔接経過中研磨表面上に熔接熱應力によるリューダース線の發生するのを認めた。このリューダース線は第1圖に示す如く放射線系、對數螺線系及び同心圓系の3系統。

第1圖 10×240mmφ圓板に現れたリューダース線

から成る。その發生時期は各系毎に異り、又各系共最初は中心部寄りの位置から出現し始め、遂次外方に向つて進展してゆ

くことが認められた。

尙各系の出現し始めた時刻を肉眼觀察に依て捕へた結果に依ると、放射線系は熔接中即ち加熱経過中に發生する。對數螺線系は熔接が終了し、冷却過程に這入つてから間もなく出現する。最後に同心圓系は、孔の近傍の酸化による變色部分中に現はれるため發生の時期を正確につかむことは熟練を要するが、對數螺線系より幾分か後れて出現する。

次にこれ等3系に就てその滑りの方向を知るために第1圖中のAA及びBB斷面をフライ氏液を以て腐蝕した結果は第2圖及び第3圖に示す如く放射

第2圖 AA斷面のフライ氏液による腐蝕

第3圖 BB斷面のフライ氏液による腐蝕

線系及び同心圓系の滑り面は板面と45°の角度をなし、又螺線系は板面と直角をなすことが判つた。

3. リューダース線の發生狀態に及ぼす試片寸法の影響

試片寸法の變化、特に板厚を一定とし直徑を變へた場合上記のリューダース線の發生狀態に相當の變化を來たすべきことは接手拘束度並に溫度分布の變化等から當然豫想されることである。仍て比較的薄い6mm厚の軟鋼圓板に就て直徑を150, 120, 90, 70及び50mmの5種とし、各圓板共中心部に表面の直徑12mm 底部の直徑9mm 深さ3mmの倒立

1) J. W. Owens: Fundamentals of Welding 第1版 246頁參照

2) Lüders line の出現を捕へるのに Schlieren 法が廣く利用されておりその他にも研磨鏡面を利用する方法が考案されてゐるが、本實驗に於ける如く試片の表面が高温に曝される結果研磨面が酸化してしまつたためこれらの方法を利用する事は斷念せざるを得なかつた。

截頭圓錐形の圓狀凹部を設け、これを前節に於けると同じ熔接条件により熔填した場合のリューダース線の發現状況を觀察し、同時に圓板の溫度分布をアルメルクロメル及び鐵—コンスタンタン熱電對を

以て測定した。第 4 圖は各試片表面に現はれたリューダース線の見取圖を示す。第 5 圖は直徑 150mm の圓板の溫度分布を示す。又第 1 表は本實驗の結果を要約したものである。

第 4 圖 直徑の異なる圓板に現れたリューダース線

第 5 圖 150mmφ 圓板の溫度分布

第 1 表

試片直径 (mm)	発生時刻(秒)			発生範囲(半径mm)			発生本数		
	a	b	c	a	b	c	a	b	c
150	10	45	53	0~27	16~35	8.5~16.5	60	5	2
120	7	39	53	22	15~30	10~15	64	11	2
90	6	27	35	20	13~27	13.5	64	20	1
70	8	—	×	19	—	×	63	34	×
50	14*	×	×	—	×	×	—	×	×

〔註〕 a: 放射線系 b: 對數螺旋系 c: 同心圓系

×: 出現しない —: 出現したが測定不能

*: 小型試片のため加熱時の酸化が著しく、線の発見が困難であつた。恐らくこれよりも早期に出現してゐたものと思はれる。

第1表から次のような事實が認められる。

- 1) 各系共その発生時期は試片が小さくなるに従つて早くなる。
- 2) 各系の発生範囲は試片が小さくなる程狭くなる。
- 3) 放射線系は各寸法の試片全部に出現する。
- 4) 螺旋系は 50mmφ の試片には出現しない。
- 5) 同心圓系は 70mmφ 以下の小試片には出現しない。
- 6) 放射線系の発生本数は略一定で試片の寸法には無關係である。
- 7) 螺旋系の発生本数は試片寸法が小となる程増加する。
- 8) 同心圓系の発生本数は試片が小となる程減少する。

4. 中心部を熔接した圓板の熔接歪及び残留應力

4.1. 熔接操作中及び冷却過程に於ける熔接歪
650°C で應力除去焼鈍を行つた軟鋼圓板 10 mm × 240 mm φ の中心部に第6圖に示すような圓狀凹部を設け、これを熔接した場合の熔接歪を測定することとした。

圖に示す如く熔接部の變形を計るために、直径 30 mm の両端に 4 mm φ のピアノ線をネジ込み、之に夫々ダイヤルゲージを當て、又母材内の半径方向及び切線方向の歪を計る爲に中心からの距離 25 mm の位置に標點距離 20 mm の小笠原式歪計（オキーゼン型）を装置した。尙この位置の溫度をアルメルクロメル熱電對を用ひて同時に測定した。歪及び溫度の測定結果は第7圖に示す通りで、熔接部は熔接中即ち加熱経過中は熱膨脹を起してゐるが、熔接

第 6 圖 熔接歪の測定位置

第 7 圖 熔接歪及び溫度分布

第 8 圖 残留歪の測定位置

が終了して冷却過程に入ると収縮に移り、冷却後は相当量の収縮を残してゐる。次に母材内に於て半径方向には、熔接開始の瞬間は熔接部の膨脹の影響を受けて圧縮されるため小さな負歪となつてゐるが、熔接熱による温度上昇に伴つて急激な膨脹を起して正歪に變じ、これは熔接終了後比較的短時間で最大値に達しそれ以後は熔接部の収縮に應じて中心部に向つて引張られると同時に温度降下による収縮の量が壓倒的に大なる爲略々測定點に於る温度曲線と同じ傾向を以て漸次正歪の値は減少する。

又切線方向歪は熔接中は熔接部の膨脹に應じて正であるが、熔接終了後は急激に負歪に變化し、冷却につれてその量をましてゐる。尙圖より正歪の最大となる時刻は温度の最高となる時刻より稍先行してゐるが、これは測定點の温度が最高となる以前に熔接部の収縮が起り始めこれが切線歪を減少させるためである。

母材内の半径方向歪も切線方向歪もその顯著な變化は熔接終了後の 1 min 以内程度の 極く短時間に終了して居ることが認められ、熱應力の主要なる變動は熔接終了後の極く短時間内に完了してしまふであろうことが暗示されるが、これは 2. に於て觀察した各系のリュートダース線の發現時刻からも想到し得ることである。

4. 2. 残留應力の測定例 650°C で焼鈍した軟

鋼材の厚さ 10mm、直徑 250mm の圓板の中心部に穿つた直徑 18mm の圓孔をタムラーク 4mm 棒を用ひて熔填し、中心から 25mm 離れた 2 點に於ける残留應力を測定した。測定箇所は測定し得る限度で孔に最も近い位置を選び、歪測定用の標點距離を 20mm とし、標點を含む小圓板切出法に依り測定した。尙母材の機械的性質は第 2 表の通りである。

第 2 表

降伏點	引張強さ	伸率 (l=200mm)
23.4kg/mm ²	38.8kg/mm ²	31.4%

残留應力の測定結果は第 3 表に示す。

第 3 表

測定點の位置		最大主應力	最小主應力	最大主應力の方向が基準直徑となす角	最大主應力の方向と測定點を通る半徑となす角
中心からの距離 mm	基準直徑となす中心角	Kg/mm ²	Kg/mm ²		
25	48°0'	+29.9	+9.1	36°30'	11°30'
25	-29°0'	+28.7	+24.1	-32°45'	3°45'

最大主應力は母材の降伏點を超えてゐる。尙その方向は殆ど半径方向と一致して居る。従て半径方向應力 σ_r が最大主應力、切線方向應力 σ_θ が最小主應力となり、兩者共正である。これは後述の同心圓系の成因解説を支持する一資料となる。

4. 3. 残留歪の測定 次に第 8 圖に示す如き厚さ 6mm 直徑 120mm の軟鋼圓板の中心部を常温で熔接した場合の歪を測定した。熔接する前に圓板の表面を紙鑄を以て 000 迄研磨した後、圖に示す様な半径方向及び切線方向の歪測定用の標線を描き、測定は高千穂製作所製池田大岩式測微器 (コンパレータ) を用ひ、熔接前、熔接後及び標點を含む細片を切出した後の 3 回に亘つて行ひ、全熔接歪及びその構成因子である弾性歪及び塑性歪を求めた。第 9 圖はこれらの歪の測定結果を示すもので、本圖から次の事が認められる。

1) 半径方向歪: 中心の熔接部に於る全歪は相當大なる負歪となつてゐるが弾性歪は正である。母材

3) 柴田中根: 電弧熔接部の残留内力に関する研究。熔接學會誌第 8 卷第 8 號 (昭和 13 年参照)

一部を外し、タムラーク 4mmφ 棒を爐中に突込んで中央の圓孔部を熔填し、熔接終了後は再び蓋を閉じ試片は爐中で冷却させた。従つてリューダース線の發現を觀察しその時刻を捕へることは出来なかつた。試片の裏面に於て同一半徑上の中心距離 10, 30

及び 50mm の位置に深さ 3mm に 2mmφ の孔を明け、これにアルメルクロメル熱電對を挿入して溫度を測定した。第 12 圖は各溫度測定點における 10 sec 毎の溫度分布及各系の發生範圍を示す。爐冷した圓板を觀察した結果次の事實が認められた。

- 1) 100° 豫熱に於ては放射線系と螺線系だけが出現し、同心圓系は認められない。
- 2) 200° 豫熱に於ては放射線系だけが出現し、他の 2 系は認められない。
- 3) 300° 以上の高温に豫熱したものに於てはどの系も全然出現しない。

尙半徑方向の熔接歪（彈性歪と塑性歪との和）を直交 2 直徑に就て測定した。2 直徑上の相當位置の歪を平均し、一半徑上に圖示すれば第 13 圖となる。

常温に於る歪が最も大きく、豫熱溫度が高くなるにつれて熔接部に於る收縮、及び之に應ずる母材部の伸び量は豫想通り減少してゐる。400° 豫熱に於る母材の伸びのピークがこれより低温豫熱のものよりも大となつてゐるのは熔着量が稍過大であつた故と思ふ。

第 12 圖 豫熱圓板の溫度分布

第 13 圖 豫熱圓板の半徑方向殘留歪

6. リューダース線の成因に対する考察

中心加熱した圓板の熱應力に対する詳細な理論的考察は後報に譲りリューダース線の發現する時期、温度分布及び送り面等を綜合してリューダース線の生成の原因に就き考察する。

6.1. 放射線系の成因 圓板の中心部は熔接中急速且激烈な加熱を受けて膨張しようとするが、外周部の拘束を受けて自由膨張を阻止される結果壓縮應力を生ずる。今半径方向應力を σ_r 、切線方向應力を σ_θ とすると兩者共壓縮應力であつて、且 $|\sigma_r| < |\sigma_\theta|$ なることは容易に考へられる。又板厚方向の應力を σ_z とするとこれは零と看做することが出来る。而して本問題は中心對稱であるからこれらの應力は主應力である。今3主應力を大きさの順に並べると $\sigma_z = 0 > \sigma_r > \sigma_\theta$ 。尙供試材は柔軟なる軟鋼であるがら破損の條件として最大剪斷應力説を採ることゝすると、弾性破損の條件式は $|\sigma_\theta| \geq \sigma_e$ 。但し σ_e は供試材の下降伏點とする。仍て第14圖に示す様に熔融

第14圖 放射線系の成因

池の近傍に斜線を入れた細片部を考へると σ_θ が σ_e に達した時板面と 45° の角をなす面に沿つて送り起す。而してこの現象は電弧持續中の加熱による温度経過に従つて持續的に半径方向に發展して行き、従てリューダース線は半径方向に伸びて行くことになる。

第1表から判る様に本系は既に他の系は出現しない様な小型圓板にも出現してゐるが、これはその出現時期が加熱過程の始めである點からみて圓板の大小に係らず中心部と隣接部との温度差が極めて大なる爲容易に $\sigma_\theta = \sigma_e$ が成立し得るためである。試片寸法の影響に關する實驗に於ては直径50mm迄のものに止めこれより小なる圓板に就ては報告しなかつたが、直径30mmの圓板に就て實驗した結果は、熔接開始後瞬時にして全圓板が赤熱して來たり、圓板の表面にはスケールを生じリューダース線を認めることは出来なかつた。尙30mm圓板に就て更に考へてみると、圓板の温度は數秒の後には全試片が赤熱状態になることからみて、熔接部の近傍は殆ど瞬時に 300°C 以上に加熱されて了ふことは確實である。然るにこの温度以上にあつては軟鋼特有の明確な送り現象は認められないのであつて、従つてその所産たるリューダース線の出現はなくなる譯である。

豫熱試片の場合に就てみるに、豫熱により温度勾配が緩になるから、熱應力は豫熱温度が高くなるに従つて小さくなることは容易に想像されるが、應力の値だけから考へて 300°C 以上に於て降伏を起さないと断じ難い。結局既述の30mm小圓板の場合に於る如く高温に於る滑り現象の喪失によつて説明されるべきものと考へる。

6.2. 對數螺線系の成因 今直径90mmの圓板の場合に就

て考へてみる。螺線系の出現し始めるのは第1表から判る通り熔接終了後

21sec、従つて熔接開始後27secの時である。圓板の温度測定結果からこの時刻を挟む20sec及び30secに於る温度分布をみると第15圖に示す通り

第15圖 90mmφ圓板の温度分布

4) C. Bach und R. Bauman.: Elastizität und Festigkeit. 9版174頁参照

であつて、本系の出発点 b_0 を中心として考へると、その出発時に於てはこれより中心部寄りの部分は冷却過程にある故内方に引張られ、又これより外周寄りに稍離れた部分は温度上昇過程にあるため外方に膨張しようとする。従つて b_0 の附近は極めてラフな考へ方をすれば宛も内周に於て求心的引張力を、又外周に於て遠心的引張力を受ける圓輪に類似的の應力状態にあると云へる。従つて $\sigma_r > 0$ 。又 20sec 及び 30sec に於る温度分布から推察し得ることであるが中心部へ向つて引張る力は外方部の膨張による遠心的引張力より大なるため $\sigma_\theta < 0$ と考へられる。従つて $\sigma_r > \sigma_z = 0 > \sigma_\theta$

仍つてこの場合の弾性破損の條件式は $\sigma_r + |\sigma_\theta| \geq \sigma_e$ 。即ち本系の屬する降伏現象は板面内の平面應力 σ_r 及び σ_θ によるもの故に面は板面に直角方向となる譯である。又温度の推移に對應する σ_r の進展に伴ひ リューダース線が對數螺線を描くことは既に鋼板をパンチした場合等に於て認められてゐる通りである。

尙本系は第 1 表から明かな様に試片寸法が小となる程出現本数が増加してゐる。これは本系の發生點より外方にある部分の温度上昇に伴ふ膨張は小試片なるが故に比較的自由に行はれるため外周に於る遠心的引張力が大となり σ_r が大圓板の場合よりも増大する結果によるものと思ふ。換言すれば小圓板では本系の發生期に於ては熔接部の收縮に對する拘束力が大圓板の場合よりも却つて増大するためである。又常温の實驗では 50mm ϕ の小圓板に、又豫熱實驗では 200°C 以上に豫熱した場合本系が出現しないのは 6.1. に於て述べた通り軟鋼材の 300°C 以上に於る明確な σ_r 現象の喪失に基くものと思はれる。(第 12 圖参照)。

6.3 同心圓系の成因 同心圓系は螺線系より遅れて出現する。6.2. の場合と同じく 90mm ϕ の圓板の熔接を例にとると、35sec で出現し始める。この時刻を挟む 30sec と 40sec に於る温度分布は第 15 圖に示す通りで、螺線系の發現の場合と同じく收縮による求心的引張及び外部の膨張による遠心的引張を受ける。従つて σ_r は冷却につれて増大する譯で螺線系の發現時よりも大となつてゐる。 σ_θ は之に伴つて壓縮應力となり、之も螺線系の發現時よりも増大してゐる筈である。然るにこゝで注意すべきは熔接時に於る中心部分の粘性壓縮歪並に放射線系の發現時に生じた切線方向の塑性壓縮歪である。

これらの存在する部分では温度の下降するに従つて壓縮應力の絶対値を逐次減少し遂には引張應力となるべきことは明かである。即ち結局に於て $\sigma_\theta > 0$ となるべきものであつて、これは第 9~10 圖等から實證される。

又一方に於て同心圓系の σ_r 面は板面と 45° の角度をなしてゐる點より第 16 圖に示す如き素片に就

第 16 圖 同心圓系の成因

て考へれば明かな様に降伏に對しては σ_r だけで σ_θ は關與しない、即ち $\sigma_r > \sigma_\theta > \sigma_z = 0$ の關係が成立せねばならない。而してこれは第 9~10 圖等から實證される。

70mm ϕ 以下の小圓板に本系が出現しない理由としては中心部の收縮に對する拘束度が小さい(之は第 9~11 圖に示した如く徑が小なる程殘留する弾性歪が減少する事實から間接的に證明される。)ため σ_r が σ_e に達しないことが考へられる。

總 括

- 1 薄い軟鋼圓板の中心に穿つた小圓孔を電弧熔接により熔填する場合次の事實が認められた。
 - 1) 板面を豫め研磨しておく、熔接經過に従ひ放射線系、對數螺線系並に同心圓系の 3 系統のリューダース線が認められる。
 - 2) 放射線系は加熱經過中に出現し、その滑り方向は板面と 45° の角度をなす。
 - 3) 對數螺線系は熔接が終了し冷却過程に這入ると間もなく現れる。その滑り方向は板面に直角である。
 - 4) 同心圓系は對數螺線系に稍遅れて出現する。

その滑りの方向は板面と 45° の角度をなす。

5) 圓板の厚さを一定とし、直徑を種々變えた場合。

a) 放射線系の出現本數は略一定である。

b) 對數螺線系の出現本數は直徑が小となるにつれて増加する。

c) 同心圓系の出現本數も直徑が小となるにつれて増加するが、その増加率は對數螺線系に比べると著しく小さい。

6) 厚さ 6mm 直徑 120mm の同一寸法の圓板を各種の溫度に豫熱した後、中心部を熔填した場合のリュース線系の出現の状態をみるに、

a) 放射線は 200° 迄、對數螺線系は 100° 迄認められたが、同心圓系は常溫以外には認められなかつた。

b) 300°C 以上では 3 系共認められなかつた。

2 熔接中に於る溫度分布並に熔接歪の變化を測定した。

3 1. 2. を基礎として 3 系のリュース線の成因につき簡単な考察を加えた。

終りに本實驗の遂行に終始熱心に努力された鐵道技術研究所第 5 部山岸忠吉君に對し深謝の意を表する。

— 資 料 —

日本熔接技術發達史 (I)

名譽員 日本斷接工業株式會社々長 佐々木新太郎

第一章 總 論

我國熔接技術の發達を次の四期に分ちて記述することにする。

第一期 濫觴時代

第二期 搖籃時代

第三期 青春時代

第四期 壯年時代

斯くの如く四期に分ちたりと雖も此總期間の合計は四十年にも満たざる短期間で、之を未來永劫續くべき熔接技術の運命より見れば眞に盧生が一炊の間に榮華を夢みしにも異ならない。人生五十年の生涯を終つて居らぬは勿論、孔子の所謂不惑の歳にも達して居らぬのである、未だ惑ふ所が頗る多い。従つて本發達史は恰も我國に熔接なる一家を興したる初代始祖の一代記を記すに止まり、熔接界將來の榮枯盛衰は次に來たるべき繼承者たる子々孫々の努力如何に期待せなければならぬ。

始祖は軍國主義時代に生ひ立ち軍國主義完遂の爲に刺激され、鞭撻されて今日を成したものであるから軍國的色彩が濃厚である。今や我國は戰爭を放棄し、一切の軍國的色彩を抹殺することを誓ふたので始祖の生涯も追放せらねばならぬことになつた。

後を承けた二世は新進氣鋭の意氣に燃えて居

る。始祖は過去の蘊蓄を傾注して二世を指導、訓練し平和日本建設の基礎たらしむべく餘命を送るべきである。

本發達史を以上の如く始祖の一代記に譬へたが、此架空の始祖が恰も實在するかの如くに考へ、其心境を著者に傳へられたるものとして之が常に本發達史の底流を爲す様に稿を進め度いと思ふ。更に言ひ換ふれば始祖が寒き長夜を爐邊に暖を探り乍ら溫故知新の意味で二世に諄々と過去を説きて教へたるを著者が記録せるが本發達史であると解されて聊かなりとも讀者諸賢の御共鳴を得る所があれば著者が望外の光榮とする所である。

獨り我國のみに止らず、(世界の熔接界が劃期的發展を遂げたるは第一次及び第二次の世界大戰爭と深き因果關係を有する。)

我國熔接界の發展と戰爭とが如何なる因果關係を有するを知らしむる爲めに上記我國熔接發展の四期の區分と戰爭の年次を對照することにする。而して戰爭に刺戟された新興重工業技術は先づ軍部の手に依つて培養せられ、夫れが次第に民間に傳へられたと云ふものが多い。又我國は島國なるが故に新興重工業は艦船の建造に採用されることが先驅をなし夫れが次第に陸上に波及したと云ふものが多い。殊に熔接は鉸接手よりも水密を得るに優つてるので造