文 献

- 1) 岡田; 熔接協会誌 Vol. 6, No. 7. 別冊.
- 2) 永井, 応和, 五代; 熱影響部の脆化について (第 4 報), 熔接学会誌印刷中をも参照.
- 3) 今井, 石崎; 日本金属学会誌, Vol. 15. No. 8~10,

Vol. 16, No. 1~12,

- 4) Georg Masing; Arch. f. Eisenh. Vol. 21, No. 9/10, 1950.
- 5) 増淵, 楠田, 田村; 熔接学会誌, Vol. 21. No. 1.
- 6) 鈴木, 鈴木; 日本金属学会誌, Vol. 16, No. 3~No. 10.

熔接が鋼材の遷移温度に及ぼす影響について(第 4 報)*

大 谷 碧 太 田 省 三 郎

Effect of Welding on the Notch Sensitivity of Mild Steel (Report 4)*

By M. Otani,** S. Ota**

Abstract

A longitudinal bead was laid on the surface of Kahn tear test piece to investigate the effect of manual arc welding on the notch sensitivity of structural mild steel plates.

The saw cut was located perpendicular to the deposited bead to evaluate the notch sensitivity of welds when a crack, originated in the heat-affected zone, propagates toward the base material. Welded plates generally showed higher transition temperatures than unwelded plates, ranging from 5 to 14°C in 13mm thick plates and 1 to 11°C in 23mm thick ones. These adverse effects of welding were almost the same when the crack propagated along the heat-affected zone. Accordingly, it is reasonable to conclude that the fracture transition temperature is nearly determined by the starting condition of brittle failure with a rapid velocity of propagation.

I は し が き

筆者等は各種の試験片を用いて、熔接部に存在した缺陷が原因となり変質部に発生した割れが進展する場合の現象を調査し、既にその結果を報告した。第 1 報¹⁾において筆者等が分類した熔接部の脆性破壊型式のうち、B 群に相当するもの、すなわち変質部中の割れが、熔接線と直角方向に母材中へ進展する場合の Fracture 遷移温度については第 3 報²⁾中で Lehigh 型ビード曲げ試験片を用いて之を求めたが、熔接の悪影響は頗る軽微であって、遷移温度が僅かに上昇する傾向が認められるにすぎなかった。かかる結果は、変質部の Fracture 遷移温度の上昇の少いことを暗示するものであるが、しかし切欠き曲げ試験片の応力状態は、熔接々手が引張荷重を受けて破壊する場合とは大いに異っているから、実際の構造物において、変質部から母材中に割れが伝播する状況を忠実に再現していない恐れが多分にある。この点を検討するため、縦ビードを置いた

Kahn 引裂試験片を考案して実験を行い、その Fracture 遷移温度を求めることとした。

II 試験用鋼材

第 1~3 報の実験に使用した鋼材のうち、本試験にはリムド鋼 A-13・B-13・C-13・C-23・D-13 およびキルド鋼 K-3 を使用した。C-23 と K-3 は板厚 23mm で、その他は 13mm の鋼板である。これら鋼材の分析成分と機械的性質は、第 1 表および第 2 表に示すごとくである。

III 試験片

第 1 図のように、標準型 Kahn 引裂試験片の片面にアーク熔接でビードを置き、切欠きをこれと直角につけ、かつ切欠き先端がちょうどビードに隣接した変質部にくるようにした。このような試験片は、変質部に発生した割れが、引張荷重のもとに母材中へ伝播する場合の遷移温度を求めるに適したものと考えられ、かつ Kahn 引裂試験の性質から考えて、Fracture 遷移温度が決定されることになる。ビードは熔接後板表面まで平に機械削りとして、熔接試験片の形状が母材と同一になるように注意した。またビード熔接終了後、試験片に切欠きを付けた。

* 原稿受付 昭和 28 年 9 月 (熔接学会昭和 28 年度秋季学術講演会において発表)

** 正員 鉄道技術研究所 Member, Railway Technical Research Institute

Table 1 Chemical Compositions of Steels Studied

No.	C	Si	Elements Mn	(%) p	S	Cu	Mn C
(Rimmed Steels)							
A-13	0.18	0.019	0.45	0.016	0.020	0.254	2.50
B-13	0.19	0.01	0.35	0.007	0.027	0.30	1.84
C-13	0.194	0.009	0.48	0.023	0.014	0.22	2.47
C-23	0.200	0.005	0.50	0.025	0.032	0.27	2.50
D-13	0.20	tr.	0.44	0.035	0.013	0.29	2.20
(Killed steel)							
K-3	0.21	0.16	0.66	0.014	0.017	0.21	3.14

(Note) The symbols A, B, C and D denote steel plants; 13 and 23, plate thickness in mm; K, the killed steel from B plant, 23mm thick.

Table 2 Mechanical Properties of Steels Studied

No.	Yield point σ_r (kg/mm ²)	Ultimate strength σ_B (kg/mm ²)	Elong- ation λ (%)	Bend test
(Rimmed steels)				
A-13	25.6	41.8	31.6	Good
B-13	28.4	42.6	27.2	"
C-13	25.8	42.6	26.3	"
C-23	23.7	42.7	28.0	"
D-13	30.2	45.6	23.8	"
(Killed steel)				
K-3	31.8	48.1	28.0	"

(Note) Test pieces were taken parallel to the rolling direction.

Fig. 1 Welded tear test piece of Kahn type

Ⅵ 試 験 成 績

1. 試 験 方 法

溶接条件は第3表の通りで、その詳細は第1報のときと同様である。したがって溶接部の顕微鏡組織と硬度も第1報のものに等しいと考えられるので、本報告においてはその試験を省略した。

試験方法は第1報と全く同じであって、試験片を各温度に加熱または冷却して引裂試験を行い、その最大荷重 (P_M)、最大荷重までの吸収エネルギー (W_M)、最大荷重後の吸収エネルギー (W_{B-M})、剪断破面率 (S) 等を測定し、 W_{B-M} と S よりそれぞれ遷移温度 (T_{TB} 及び T_{TS}) を決定した。熱電対により試験片の温度を測定し、最大荷重時の温度を以て試験温度とした。

2. 実 験 結 果

第2図は試験成績の1例であって、鋼材 B-13 (板厚 13mm のリムド鋼) におけるアーク溶接の影響を示すものである。本試験のごとく縦ビードを置いた場合に対しても、第2図の例のように、 T_{TB} と T_{TS} はほとんど一致した。最大荷重時の平均応力 $\sigma_M (= P_M / \text{切欠き位置での断面積})$ は、鋼材 K-3 で母材と等しいのを除き、第1報の横ビードの場合とは逆に、むしろやや低下する傾向を示している。 W_M の温度に対する明確な関係は、やはり求め難いものが大部分であった。

第3図は 13mm のリムド鋼、第4図は 23mm のリムド鋼とキルド鋼溶接部の W_{B-M} ~ 温度曲線である。これらの曲線から溶接部の遷移温度 (T_{TB}) を求めて見ると、それぞれ第4表のごとくなる。表中には S より決定した遷移温度 (T_{TS}) をも併せて記しておいた。なお母材の遷移温度値には、第1報で求めたものを使用した。

第5図はアーク溶接で縦ビードを置いた場合の溶接部の

Table 3 Welding Conditions

Plate thickness (mm)	Electrode	Dia. (mm)	Welding current (A)	Arc voltage (V)	Welding speed (mm/min)	Room temp. (°C)
13	B-17	4	150~160	23	180~200	10~15
23	B-17	4	180~190	23	215~235	10~15

遷移温度を、母材および横ビード溶接部の遷移温度 (第1報参照) と比較したものである。図から明らかなように、この縦ビード試験片でも母材に比し遷移温度は上昇することが認められ、その程度は横ビードの場合に近い。

Ⅴ 考 察

アーク溶接による変質部に発生した割れが母材中に進展する場合、溶接部の Fracture 遷移温度は母材にくらべて上昇し、板厚 13mm のリムド鋼で 5°~14°C であり、また本実験で使用した 23mm リムド鋼で 11°C、キルド鋼で 1°C であった。かかる上昇度を、第1報の横ビード試

Fig. 2 Tear test results of welded plate (No. B-13)

Fig. 4 Tear test results of welded plates (23 mm thick)

Fig. 3 Tear test results of welded plates (13 mm thick)

験片で割れが変質部中を伝播する場合と比較すると、第 5 図から明らかなように、A-13 を除き一般に脆化がやや少い傾向は認められるが、両者ほとんど相等しいとして差支えない。したがって筆者等の分類による脆性破壊型式のうち、A 群および B 群のいずれにおいても、変質部に発生した割れが進展する際は、その Fracture 遷移温度がやや上

昇するが、現用の造船用鋼材規格に合格する成分のものであれば、その上昇度は比較的軽微であって、一般にはば 10°C 内外と考えて大過はないであろう。変質部の遷移温度上昇は、母材の遷移温度の高低とは無関係であった。

縦ビードおよび横ビードを置いた引裂試験片の Fracture 遷移温度がほとんど等しいことは、次の事実を暗示するものと考えられよう。すなわち Fracture 遷移温度を決定する第一義的な冶金的因素は、この種の脆性破壊が急激に進展し始める箇所の材質であって、それ以外の部分の材質は、脆性破壊の進行を許すか停止するかを決定するにすぎないであろう。

変質部の σ_m は、本実験において第 1 報とは逆にむしろ母材よりやや低下する傾向が認められる。これは横ビ-

Table 4 Transition Temperatures of Steels
Determined by Kahn Tear Test
(After Manual Arc Welding)

No.	Plate thick. (mm)	Unwelded (B) or welded (W)	Transition Temperatures (°C)			
			T_{rB}	ΔT_{rB}	T_{rS}	ΔT_{rS}
(Rimmed steels)						
A-13	13	{B W	-7		-7	
			7	14	8	15
B-13	13	{B W	16		16	
			24	8	24	8
C-13	13	{B W	14		14	
			21	7	22	8
C-23	23	{B W	41		41	
			52	11	52	11
D-13	13	{B W	19		19	
			24	5	24	5
(Killed steel)						
K-3	23	{B W	5		5	
			6	1	6	1

(Note) ΔT_r means the difference of transition temperatures between welded and unwelded plates.

Fig. 5 Relation between transition temperature (T) and Mn/C ratio.

ド試験片では、切欠き先端部が母材より降伏点の相当高い熔着鉄に接するため、いわば少しく拘束されるような影響を受けるのに対し、縦ビード試験片では、かかる影響を受けない状態となっているからであろう。

Ⅵ 第 1 報～第 4 報の總括

以上の諸報告において、筆者等は割れが変質部に発生して、かつ之が変質部に沿い進行し、または母材中に伝播する場合の遷移温度を、各種の鋼材につき決定した。第 1 報で熔接々手の破壊型式を分類するのに使用した第 6 図によって、研究結果を整理総括することとしよう。

まず A 群の①、すなわち変質部に発生した割れが変質部中を伝播する時は、その Fracture 遷移温度が母材にくらべてやや上昇し、その程度は平均約 10°C であることが、横ビードを置いた Kahn 引裂試験片を用いて図

Fig. 6 Classification of brittle fractures

らかにされた。アーク熔接に比べると、ユニオンメルト熔接の方が、僅かに変質部脆化度の大きい傾向が認められた。このように、変質部硬化が甚しくない実験に使用した範囲の鋼材では、変質部の Fracture 遷移温度の上昇は軽微であり、かつ上昇度は母材の遷移温度の如何とは無関係であった。

この場合、割れが発生するまでの現象は Kahn 試験では求め難いのであるが、Lehigh 曲げ試験の結果より之を予想することができる。Lehigh 曲げ試験は B 群の③型破壊に相当するもので、割れが変質部より母材中に発展する現象を示すが、その切欠きは熔着鉄を削りとり、ちょうど

先端が変質部との境界へ来るように設けられているから、一般に変質部に割れが発生するまでの事情は、この Lehigh 試験の結果を準用して差支えない筈である。変質部に割れが発生しやすいか否かの目安となる曲げ試験の Ductility 遷移温度は、母材にくらべて甚しく上昇するものであることが判明した。1, 2 の例外を除き、最大荷重までに吸収し得る変形エネルギーは、溶接のため約 40% 内外も減少する。かつ変質部の Ductility 遷移温度の上昇度は、Fracture 遷移温度の場合と同様に、母材の遷移温度とは無関係であった。

B 群の③のように割れが溶接部から母材中へ進む場合、割れ発生の原因となる缺陷が熔着鉄の真中にあれば、熔着鉄は鋼材より notch tough と考えられるから、割れは発生し難いであろう。しかし之は最も安全な場合で、反対に熔着鉄中の缺陷が変質部に接して存在しているときは、そのため変質部には容易に割れが発生するであろう。かかる最悪の事態に対応するものが Lehigh 曲げ試験片であると考えることができる。Lehigh 曲げ試験により、変質部の脆化が実証されたことは既に述べた。ただこの曲げ試験では、割れが板厚方向に伝播するため、引張荷重のもとに割れが変質部から母材中に伝播する際とは応力状態が異って居り、B 群③の場合の Fracture 遷移温度を求めるには適していないようである。すなわち Lehigh 曲げ試験による Fracture 遷移温度の上昇はほとんど認め難いが、縦ビードを置いた Kahn 試験片を使って実験すると、この場合も A 群の①と殆んど同様な遷移温度の上昇が確認された。従って B 群の④も、これらとほぼ等しい性質のものと考えてよいことになる。また横および縦ビードを置いた Kahn 引裂試験片の Fracture 遷移温度がほとんど相等しいことは、“脆性破壊が急激に進行し始める箇所の冶金的条件が、Fracture 遷移温度を決定する有力な 1 因子である”という重要な事実を暗示するものであろう。

従来溶接の影響を調査するに主用されてきたビード曲げ試験片においては、第 3 報でも明らかにされたように、Fracture 遷移温度が溶接の影響をほとんど受けないのが一般である。このことが Fracture 遷移温度を軽視し、あるいは Kahn 試験のように Ductility 遷移温度を求めるに適しない試験法よりも、これを求めるに適する Lehigh 試験を用うべしとする議論の起る一因となっていたのであるが、事実はそうではなく、本報告で明らかにされたように、溶接された Kahn 試験片のごとき適当な試験片を用いるならば、溶接のため鋼材の Fracture 遷移温度が明瞭に上昇することを証し得るものである。

以上を総括するならば、第 6 図の A 群②、すなわち荷重に直角な接手の熔着鉄中に割れが発生する場合*を除いて、溶接部が脆性破壊する際の状況が次のように説明され得る

ことになる。溶接の結果変質部が硬化しない鋼材であっても、溶接部の Ductility 遷移温度は上昇し、最大荷重までに変質部の吸収し得る変形エネルギーは一般にはほぼ半減するであろう。溶接部の Fracture 遷移温度も上昇するが、その程度は比較的軽微である。かつ兩種遷移温度の上昇度は、母材の遷移温度とは無関係である。

母材の遷移温度については、V シャルピ衝撃試験による 15ft-lbs 遷移温度 (T_{r15}) および $\frac{1}{2}$ エネルギー遷移温度 (T_{rB}) と Kahn 引裂試験による遷移温度 (T_{rB} 及び T_{rs})、Lehigh 曲げ試験における最大荷重時の曲げ角度ならびに切欠底部の横収縮率より求めた遷移温度 (T_{ra} と $T_{r\phi}$)、Kahn 試験の T_{rs} と Lehigh 試験の T_{rs} 、 T_{r15} と T_{ra} 等の間には、良好な関連性のあることが実証された。試験片の形が異っていても、Ductility 遷移温度もしくは Fracture 遷移温度同志の間には、関連性のあることが予期され、かつ実験的にある程度明らかにされているのであるが、本報告によってこれらの点が一層定量的に証明されたものといえよう。

Ductility 遷移温度と Fracture 遷移温度のいずれが果して鋼材の脆性破壊を支配するものであるかについては、まだ結論が下されていない。切欠きつき廣幅試験⁷⁾の結果に基いて Fracture 遷移温度を重要視する一派と、V シャルピ試験の低エネルギー遷移温度 (T_{r15} 等) と実船の破壊との関連性を手掛りとして、種々な観点より Ductility 遷移温度を重要視する一派⁸⁾が鋭く対立しているのが現状である。この間にあって、破壊が大きく進展しないことがまず安全のための第 1 条件となる船体のような溶接構造物では Fracture 遷移温度を重視し、圧力容器のごとく僅かな割れの発生をも許容できないものでは Ductility 遷移温度を重視すべきであるとする説りもあるが、これは余りにも妥協的かつ定性的な議論であり、脆性破壊の本質をつくものではあるまい。もちろん溶接構造がその Ductility 遷移温度以下の低温で作動すれば極めて危険であり、逆に Fracture 遷移温度以上の高温にあれば絶対に安全といえるが、兩者の中間的な場合に未解決の問題が残されているのである。この点に将来研究の主力が指向されるべきであろう。

本研究は、造船用鋼材研究会の御援助と、運輸省研究補助金の交付を得て、先輩各位の御鞭撻のもとに実施したものである。ここに深く感謝の意を表する次第である。

参 考 文 献

1. 大谷, 太田; “溶接が鋼材の切欠脆性に及ぼす影響について (第 1 報)” 溶接学会誌, 1953 年 8 月, p.

* この種の溶接々手脆性破壊について、現在実験を進めつつあることを附記する。

- 12~20.
2. 大谷, 太田; “全上 (第 2 報)”, 熔接学会誌, 1953 年 9 月, p. ~.
 3. 大谷, 太田; “全上 (第 3 報)”, 熔接学会誌, 1953 年 10, 11, 12 月, p. ~.
 4. R. Stout and L. Mc Geady; “The Meaning and Measurement of Transition Temperature”, Weld J., June 1948, p. 299-s~302-s.
 5. C. J. Osborn, et al.; “Comparison of Notch Tests and Brittleness Criteria”, Weld. J., Jan. 1949, p. 24-s~34-s.
 6. A. Boodberg, et al.; “Causes of Cleavage Fracture in Ship Plate—Test of Wide Notched Plates”, Weld. J., April 1948, p. 186-s~199-s.
 7. W. M. Wilson, et al.; “Cleavage Fracture of Ship Plates as Influenced by Size Effect”, Weld. J., April 1948, p. 200-s~207-s.
 8. R. W. Vanderbeck and M. Gensamer; “Evaluating Notch Toughness”, Weld. J., Jan. 1950, p. 37-s~48-s.
 9. E. F. Sweeney; “Evaluation of Brittle Failure Research”, Weld. J., Jan. 1953, p. 1-s~13-s.

熔接残留應力に関する研究 (第 6 報)*

—— 自然放置による残留應力の変化について ——

小 林 卓 郎**

Research on Welding Residual Stresses (Report 6)*

— Change in Residual Stresses by Natural Aging —

By T. Kobayashi*

Abstract

The welding residual stresses at the Point 1 and 4 in the mild steel rectangular specimens, which had a weld bead along one edge as shown in Fig. 1, were measured seven times between one and 180 days after welding by the X-ray diffraction method.

The relaxation of residual stresses by natural-aging was not almost found from the results of the experiment contrary to the expectations.

The results are shown in Fig. 2 and 3.

I. 緒 言

残留応力の内在する熔接構造物を長期間自然放置しておく、応力弛緩の現象により残留応力の減少が期待される。例えば岡田博士はその著書¹⁾において、応力弛緩は $\sigma = \sigma_0 e^{-\frac{n}{c}t}$ の式により進行することを予想している。尤も式中常数 n 及び C の値については言及されていないので応力弛緩の程度は不明である。

著者はかつて故山口圭次博士の指導のもとに、真鍮線及びピアノ線に一定の弾性限内の振りを与えて置き、各種の温度に各種の時間保持して後常温において振りのもどり角

を測定して、やゝ高温における応力弛緩の状態を調べたことがある²⁾。またこのような研究は他の人々も行っている³⁾。

しかし著者の知る限り、熔接物を常温で自然放置において直接応力弛緩を実験的に求めた例はないようである。幸い著者は X 線廻折法により試験片を破壊せずに熔接残留応力を測定することを続けているので同一試片の同一箇所での残留応力をやゝ長期にわたり測定することが出来た。その結果常温において 6 ヶ月程度放置しておいても顕著な残留応力弛緩の現象は認められなかった。

II. 実験方法

(1) 試験片

第 4 報⁴⁾及び第 5 報⁵⁾において用いたと同様な試験片を

* 原稿受付 昭和 28 年 9 月 (昭和 26 年 4 月, 日本金属学会講演会において発表)

** 正員 名古屋大学工学部, Member, Faculty of Engineering, Nagoya University.