軟鋼熔着金属中の Mo と低温脆性*

永井 信雄** 末光 秀雄*** 應和 俊雄**

Effect of Mo in the Mild Steel Weld Metal for the Low Temperature Brittleness*

By N. Nagai,** H. Suemitsu*** and T. Owa**

Abstract

In order to investigate the effect of Mo for the low temperature brittleness, the mild steel deposited metals (low hydrogen) containing up to 0.28 % Mo are used. Charpy impact test are carried out in the temperature range of $-70^{\circ}\text{C}\sim 100^{\circ}\text{C}$.

The transition temperature raises in the range of 0~0.12% Mo, then lowerizes in the range of 0.12~0.28% Mo. About the phenomena and the shape of Energy/Temperature curves some dislocational considerations are persued.

§1 緒 言

Mo は硬化能の大きい元素であり、主として高温強度保持を目的として熔着金属中に入れられることが多いが、また単に抗張力増加のために用いることもできよう。たとえば、軟鋼熔着部に少量（多くとも 0.5% 位）の Mo を含有させれば、強度の上昇が期待され、他の点において支障がなければ、低合金高抗張力鋼の熔接にも使用することが考えられよう。しかし、Mo により抗張力は上昇しても反面、熔着金属の割れ感受性が大となる傾向のあることは既に知られており、二、三の実験結果¹⁾も、それを明示している。また、靱性低下のために低温の使用²⁾に対しても不安であろう、本実験は低水素系軟鋼熔着部中に 0.28% までの Mo を含有させる時、Mo が低温脆弱性に対してどのような影響をもつかについて調査したものである。Mo と低温脆性との関連性については既に各方面で研究せられている。広汎な実験をおこなった所の J. A. Rinebolt, W. J. Harris, Jr.³⁾によれば、Mo は C とほとんど同じ位の効

果をもち遷移温度を急速に上昇させると述べている。しかし、これに反対して、M. Baeyertz, W. F. Craig, Jr., J. P. Sheehan³⁾などは Mo は遷移温度を上昇させず逆に低下させるものであるとの見解をとっている。かゝる現象は、もちろん Mo 含有量の多少にも、また Mother Metal のいかんにもよることであり、一口に正否は断じられない。これらの点を解明するために実験をおこなったが興味ある結果が求められたので、これを報告したいと思う。

§2 試料調整

Table 1 に使用した試料の特性を記載した。使用熔接棒はすべて低水素系であり、神鋼 LB26(4mmφ) を基とし、被覆中に Fe-Mo をそれぞれ 0.3, 0.6, 1.0, 1.5 および 2.0

* 原稿受付 昭和29年9月（昭和29年度熔接学会秋季学術講演会において発表）

** 正員、神戸製鋼所 Member, Kobe Steel Works Co., Ltd

*** 神戸製鋼所 Kobe Steel Works Co., Ltd

Table 1. Chemical Composition and Hardness of Weld Metals

Sign of specimen	Fe-Mo wt. % in coating	Composition of weld metal (wt. %)							Hardness (Rockwell B)
		C	Mn	Si	P	S	N	Mo	
L B 26	0	0.11	0.94	0.58	0.016	0.008	0.012	0.00	85.0
L M 1	0.3	0.07	0.82	0.59	0.014	0.008	0.009	0.07	84.3
L M 2	0.6	0.08	0.82	0.54	0.014	0.008	0.010	0.12	86.3
L M 3	1.0	0.08	0.80	0.54	0.015	0.009	0.014	0.18	88.4
L M 4	1.5	0.08	0.81	0.51	0.018	0.009	0.010	0.25	88.5
L M 5	2.0	0.09	0.79	0.55	0.016	0.008	0.013	0.28	89.7
Parent plate		0.22	0.68	0.19	0.018	0.019			

parts 入れた熔接棒を作製し、この 6 種について試験をおこなった。表の最後の行に示してある厚さ 15 mm のキルド鋼板を母材とし、Fig. 1 に示すような試験板形状ならびに開先をとった。熔接は直進連続多層盛熔接を、電流約

170 Amp. 電圧約 25Volt でおこなった。熔接後、Fig. 1 に鎖線で示した位置からガス切断をおこない、残材を試験板として順次、次の熔接棒により熔接を行った。試験板形状は、したがって徐々に小さくなっているが、ほとんど影響はないものと考えた。熔接作業性は各試験棒ともほとんど同様であった。

熔着金属の分析値は Table 1 に示すとおりであり、LB 26 は、C, Mn がやや多くなっているようであるが、Mo 量は順に多くなっており、目的とする熔着金属が得られたものと思える。最後の欄に示したのは熔着金属の Rock well B-scale による硬度（6ヶ所の平均値）であり、Mo により、強度の増加する状態が知られよう。

V-notch Charpy 試験片は Fig. 2 に示したように、試験板表面を約 1mm 削り去り熔着金属中央部にノッチがくるようにした。

Fig. 1 Shape of Test plate

Fig. 2 Position of charpy specimen

§3 衝撃試験結果

所定温度で衝撃をおこなった試片数は 2 本以上であり、低温側はドライアイスおよびアルコールの方法により、高温側は恒温槽中の湯により、所定温度に約 5 分間以上保持し、約 5 秒以内に衝撃を完了した。試験温度範囲は -70°C $\sim 100^{\circ}\text{C}$ である。破面外観は Photo. 1 に示すとおりである。衝撃値、破面状況、ノッチ直下の収縮変形の温度依存性を Fig. 4~5 に示す。

Fig. 3~5 から、遷移温度として Table 2 のような結果が得られる。ただし、使用した Criterion はすでによく知られているものであり、ノッチ直下の絞りにについては、1/2 Max. となる温度を採用してみた。

Table 2 を図示すれば、Fig. 6 のようになる。ただし、他の成分は一

Fig. 3 Impact value vs. temperature curves

Fig. 4 Shear fracture vs. Temperature curves

Fig. 5 Contraction just under the notch

Table 2 Transition Temperatures, ($^{\circ}\text{C}$)

Criterion	LB 26	LM 1	LM 2	LM 3	LM 4	LM 5
1/2 Max. Energy	-30	-24	-6	-30	-35	-35
Tr 15 (2.6kg.m.cm ⁻²)	-85 ?	-52	-70	-65 ?	-80 ?	-95 ?
50% Shear fracture	-33	-13	-2	-10	-28	-23
1/2 Max. Contraction		-44	-29	-46	-43	-70 ?

Fig. 6 Molybdenum in weld metal vs. Transition temperatures

定であり、Mo のみ変じたものと見なしている。この結果から、Tr 15 を規準にしたもののみ Maz. の位置がずれているが、大体 Mo 0.12% までは漸次遷移温度は高くなり、LM 2 が最高遷移温度を示し、それ以上の添加で 0.3% 付近までは明らかに低下する傾向を示している。

§4 吟味、考察

Rinebolt & Harris³⁾ は、0.30% C, 1.00% Mn, 0.30% Si の組成の鋼を Mother Metal とし、これに 0.30% まで Mo を順に添加した試料の低温脆性を調査して Table 3 の Data をだしている。そして、この Data から、Mo は C と同様に急激に遷移温度を上昇させる。と結論しているが、これに対して Baeyertz³⁾, Craig, Sheehan は、Mo は遷移温度を上げるものではなく、むしろ下げるものであるとして、Table 4 の Data を示している。この両者の見解の対立は重

Fig. 7 Impact value vs. temperature curves (schematic)

要なことであるが、これは後述しにして、まづ本実験の結果について考察してみよう。

衝撃値と温度との関係曲線 Fig. 3 は模式的に図示すれば、Fig. 7 のようになっている。図の①は Mo 0% のもの、②は 0.12%、③は 0.28% のものであるが、Mo が 0 から 0.12% と増加すれば、曲線の形状はほとんど変化しないで①をそのまま高温側にずらせる操作により②が得られ、Max. Energy もほとんど変化しない。更に Mo % が増せば、曲線は③のようになり、遷移帯の幅が広くなり、鋭い遷移を示さなくなる。この時には Max.

Table 4 Effect of Mo for the Transition Temperatures (After Baeyertz et. al.)

Grade	Phosphor %	Transition temperatures (°F)			
		Average energy criterion		First sign of brittleness criterion	
		Treatment A	Treatment B	Treatment A	Treatment B
5140	0.020	30	40	75	85
Mo-Cr	0.021	25	10	60	75
5140	0.036	50	125	100	190
Mo-Cr	0.041	30	35	65	75
1340	0.028	10	135	75	200
Mo-Mn	0.025	5	0	75	75

Ref : Treatment A=Water quenched

B=Slow cooled

5140 : Apart of Cr are replaced by Mo

1340 : Apart of Mn are replaced by Mo

Table 3 Effect of Mo for the Transition Temperatures (After Rinebolt et. al.)

	Min energy ft.-lbs	Max. energy ft.-lbs	15Ft.-lbs tr. temp. (°F)	First sign of brittleness t. t. (°F)	50% Brittle trans. temp. (°F)	Adjusted av. energy t. t. (°F)	Average energy trans. temp. (°F)	Reduction of area %	Elongation % (G.L.=1.4")	Yield strength (psi)	Tensile strength (psi)	Mo%	Steel No.
Mo 1A	6	96	-48	120	56	21	16	62	36	46,450	78,400	0.0	Mo 1A
Mo 1B	4	98	-64	120	44	9	4	62	36	47,600	78,700	0.0	Mo 1B
Mo 2A	4	92	-14	160	85	60	48	59	40	48,150	77,250	0.11	Mo 2A
Mo 3A	4	87	14	200	120	90	80	57	34	49,300	77,800	0.18	Mo 3A
Mo 4A	3	82	12	230	124	96	86	55	31	46,850	81,250	0.29	Mo 4A
Mo 4B	2	88	0	160	124	94	84	55	31	50,200	79,050	0.29	Mo 4B

Energy も相当減少している。曲線の傾斜がゆるやかになるために、 $1/2 \text{ Max. Energy, } 50\% \text{ Shear fracture}$ を規準にすれば、低温側に遷移温度がずれるので、その結果、Fig. 6 に示したように、Mo 0.12% の所が最高遷移温度を示すことになるわけである。

Mo について調査したものではないが、これと似た傾向の実験結果が東北大金研石崎氏⁴⁾により報告されている。氏によれば、鋼中の N は遷移温度を上昇させるものであり、これに Ti を添加して N を固定すれば、始めの少量の Ti ではかえって遷移温度が上がるが次いで低下する。この場合、有害元素は N であり Ti はその固定であるが、Mo と C との間に、その作用は比較にならぬ程小さいが、同様な傾向が観察されるとしても不思議ではないであろう。石崎氏は、氏の実験結果に対する確定的な見解は述べておられないようであるが、Mo と C とを取りあげて考察してみよう。

Fig. 6 の各曲線の傾向は Fig. 8 のように示されるものである。Mo の添加により A → B では遷移温度は上昇し、B で Max. となり、更に添加すれば B → C と低下する。AB 間の上昇の原因は、主として、Ferrite 中に置換型として Mo が固溶し、格子歪を生ずることによるものと考えられよう

Fig. 8 Relation between Mo% and transition temperatures

(Fe の原子半径は $1.23 \text{ \AA}$, Mo は $1.36 \text{ \AA}$)、もし、Mo が強力な炭化物形成元素であれば、固溶を主体としては考えられない。しかし、余り強力でないので固溶とみるのが妥当であろう。一般に、固溶元素量が多くなれば遷移温度は上昇する（たゞし、安定化元素等は除く）。この理由は、格子歪により誘起される応力場が転位の移動を妨げ、迂り変形を阻止することによる。今、同一迂り面上に n 個の転位が運動しているものとしよう。先端の転位が妨害物により停止させられたものとすれば、この部分には $n\sigma$ の応力がかゝっている。たゞし、 σ は転位 1 個の応力である。この局部応力 $n\sigma$ が妨害作用を凌駕する場合には、この部分は破壊を生じ、脆性破壊をおこす訳である。このため、遷移温度は上昇するものと考えられよう。阪大岡田博士⁶⁾の実験によれば、粗大粒鋼の低温衝撃破面近傍には双晶変形の生じていることが認められている。この場合にも、転位の運動が困難であるため、転位の Burgers Vector が Twin Vector と Sessile Vector などに分解されたものと博士は、考えてをられるようである。この場合にもあくまで、転位の運動が妨げられることが最初の原因になっているものと思える。

次に BC 間で遷移温度が下るのは上述の如く、曲線の傾斜がゆるやかになり、鋭い遷移をおこなわないからであり。遷移帯の幅が広がるのは、主として、Ferrite 中の C 原子が Mo により固定されることによる。この理由を説明すれば次のとおりである。衝撃時には多くの転位が瞬間的に発生する。この密度は恐らく $10^{12}/\text{cm}^2$ の極値に達しているであろう。したがって、固溶 C 原子の多い時には、転位相互間の作用の外に、転位と C 原子との相互作用により、転位の運動は著しく妨げられる。試験温度が低いので C 原子の拡散速度は遅くても、転位および C 原子の密度が大きければ、C 原子の僅かな移動で転位との相互作用が著しくなる。しかし、Mo で C 原子を固定しておけば、転位と C 原子との相互作用は減少する。このように、BC 間の遷移温度の低下は Mo の固定作用がきいている。さて遷移帯の幅が広がることは次のように考えられる。もし、Mo-Carbide が Ferrite 中に多く存在しておれば (Mo-Carbide は、Ferrite よりも高融点であり、大部分は Ferrite 中に分散しているものと思える)。それがまた、転位の移動に対して妨害作用を示すことが考えられる。しかし、Mo-C は融点が高い関係上、Ferrite 中に極めて微細な分散状態であり、転位線はこれらを取りこえて進み得る。この場合の妨害作用は固溶 C 原子ほど著しくはなくとも、若干の抵抗があるので、その結果、遷移帯が広くなり、曲線の傾斜はゆるやかになるものと考えられる。転位に与える影響として、分散粒間の距離 A をとれば、Fig. 9 のように表わされる⁷⁾、Mo-C は DE 間の $\cdot A_1$ をとるものと推定される。

以上の考察により、供試材料の遷移温度の変動状況、遷移帯の幅、曲線形状等について理解されるものと思われる。

最後に、Rinebolt et. al.

と Baeyertz et. al. の見解の相違につき考察しよう。R 氏は、本実験の Fig. 8 で AB に相当する現象を観察したものであり、これと反対に B 氏などは BC に相当する実験結果を指摘しているのではないかとと思われる。R 氏等の出発点は、0.30% C, 1.00% Mn, 0.30% Si の組成のもので、C% がやゝ高く、B 氏などのものは Cr、または Mn を Mo で置換しているため、出発点が異っており、同一量の Mo を含有したとしても、Mother Metal の如何により、異った結果が得られたのではないかとと思われる、正否は断じがたいようである。

Fig. 9 Distance between particles vs. Hardness

§5 結 言

低水素系軟鋼熔着金属中に Mo を 0~0.28% 含有せしめて遷移温度と、Mo との関係を考察した結果、次のことが知られた：

1) C; 0.10%, Mn; 0.85%, Si; 0.6% 位の鋼中に Mo を含有させれば、Mo が 0~0.12% は遷移温度は上昇する。この場合温度/エネルギー曲線は相似であり、Mo の固溶の効果と思える。

2) Mo 0.12~0.28% では遷移温度は低下する。温度/エネルギー曲線は変じて、遷移帯の幅が広がる。これは C 原子が Mo に固定されるためと思える。

3) この Mo の効果は Mother Metal に影響されることが多いので、一様には断じがたい。

引用文献

- 1) 大谷；スリット型割れ試験，熔協造船部門（1954）
- 2) 広和；高張力鋼の熔接性，神鋼熔参資 No.91(1954)
- 3) Rinebolt J. A. & Harris W. J. Jr.; Trans. A.S.M. 1953. p.1175~1214
- 4) 石崎；昭和29年春季日本金属学会講演概要 p. 46
- 5) A. H. Cottrell; Progrss in Metal Physics, Vol.4 (1953), p. 228
- 6) 岡田；オ3回熔接工学夏季大学教材，昭和29年7月，1954 p.20
- 7) A. H. Cottrell; Dislocations and Plastic Flow in Crystals (1954)

熔接法および熔接順序が接手の残留 應力におよぼす影響*

渡 辺 正 紀** 佐 藤 邦 彦**
木 村 勝 男*** 星 黎 明****

Effect of Welding Methods and Sequences on the Residual Stress Distribution of Welded Joints*

By M. Watanabe,** K. Satoh,** K. Kimura*** and R. Hoshi***

Abstract

In order to control the residual stress and distortion of welded joints, various welding methods such as symmetry, step back, skip method etc. are used in actual works. In this report, we compared each other the residual stress distributions of the joints welded by these methods.

In most case the joints of actual structure are welded under constrained state, and so the determination of welding sequence is one of the most important problems in actual works. In this report, we used the constrained specimen as shown in Fig. 1, and discussed the effect of welding sequence on the residual, locked-in and weld stresses. For the sake of convenience, we call these experiments "Test I" and "Test II" respectively.

Material used is SS 41 steel plate. The specimens in "test I" are 500×200×6mm bead-welded specimens, 500×100×6mm and 500×100×19mm butt-welded specimens, which, are welded along the 500 mm edge. The welding methods and conditions are shown in Table 1. In "test II", we used the three welding sequences shown in Fig. 2.

The residual stresses were measured by SR-4 strain meter. In "Test II" the locked-in stresses were at first measured by cutting the chain line in Fig. 1 and next the residual stresses were measured by usual trepanning method.

The results of the tests are shown in Figs. 3, 4, 5, 7 and 8. Fig. 6 shows schematic diagram of the residual stress distribution of bead-welded plate. This diagram was obtained by simple stress analysis. We compared this diagram with the experimental results, and discussed the effect of welding methods and welding sequences.

The distributions of residual stress in test I agree in most case with the schematic diagram, Fig. 6, but the result of specimen A-4 (skip method) is a little different. In this specimen, transverse stress