熱影響部の脆化について(第6報)

—多層熔接部の脆化,熱処理による回復(その1)*—

應 和 俊 雄**

On the Brittleness of Heat-affected Zone (Report 6)

—Brittle range of multi-pass weld and improvement by heat-treatment (Part1)*—

By T. Owa**

Abstract

The brittle ranges of the multi-pass welded parts are investigated, using both Killed and Rimmed steels, low-hydrogen type and ilumenite type arc-electrodes. Further, the variation of the impact values after heat-treatment are described. As the results of these experiments followings are known;

- 1) Variation of the impact values after heat-treatment are somewhat different depending on the part where the impact specimens are adopted.
- 2) It was recognized that there exist inferior toughness in the bond.
- 3) The most brittle part seems to be more apart from the bond than in the case of single-bead weld.

1. 緒 言

先の第2報¹⁾において, Single Bead 熔接部近傍のV-notch Charpy 衝撃試験により脆化領域を調査した。本報告では多層熔接熱影響部の脆化領域, 後熱処理による衝撃値の向上回復について調査した結果を報告する。なお試験に用いた鋼材はキルド鋼およびリムド鋼の二種であり, 熔接棒としては低水素型(神鋼 LB26)およびイルミナイト型(神鋼 B17)の二種類を使用した。

2. 試験片準備

Table 1 に示す組成の圧延まの Killed 鋼板(厚さ 25 mm)および Rimmed 鋼板(厚さ 20 mm)を, Fig. 1 に示すように間隔 20 mm として I 型衝合多層熔接をおこなった。低水素型およびイルミナイト型熔接棒(5 mmφ)により 4 枚の試験板を作製した。熔接は Straight Bead 多層連続熔接とした。熔接終了後シーパーにより試験板表面を約 1 mm 削り去って V-notch Charpy 衝撃試験片を多数採取した。

Table 1 Chemical Constitution of Steel Plate and Weld Metal (Wt. %)

	C	Mn	Si	P	S	M	Reference
Killed steel	0.17	0.67	0.18	0.022	0.019	0.007	Thickness 25%
Rimmed steel	0.12	0.47	0.03	0.016	0.037	—	Thickness 20%
B 17, Weld metal	0.10	0.60	0.08	0.028	0.011	0.015	Deposited on killed steel
LB 26, Weld metal	0.07	0.89	0.53	0.016	0.009	0.011

Fig. 1 Size of test plate

Charpy 試験片はその長さ方向が熔接線に垂直であるようにし, 熔着金属

中央部から熱影響部側の方に順にずらせた所に V-notch Root が位置するようにした。脆化領域の熱処理による変

Fig. 2 [Hardness] distribution of multi-pass weld (upper: B 17, lower: LB 26) [killed steel]

* 原稿受付 昭和30年9月9日(昭和30年度度熔接学会春季学術講演会において発表)

** 正員, 株式会社神戸製鋼所 Member, Kobe Steel Works Co., Ltd

Table 2 Specimen No. vs. Position of Notch Root and Heat-Treatment

Position of V-notch root	Rimmed steel				Killed steel*		
	As Weld	Ann. at 600°C	Ann. at 700°C	Ann. at 800°C	As Weld	Ann. at 600°C	Ann. at 700°C
Centre of weld metal	1	18	29	40	1		
Middle point of 1 and 4	2				2		
Weld metal apart 0.5mm from Bond	3				3		
Just on bond	4				4	16	28
Oper Heated Part 0.5mm from Bond	5	19	30	41	5	17	29
Middle point of 4 and 7	6	20	31	42	6	18	30
Position max. temp. rise A_1	7	21	32	43	7	19	31
Apart from 1 mm from A_1	8	22	33	44	8	20	32
Apart from 2 mm from A_1	9	23	34	45	9	21	33
Apart from 3 mm from A_1	10	24	35	46	10	22	34
Apart from 4 mm from A_1	11	25	36	47	11	23	35
Apart from 5 mm from A_1	12	26	37	48	12	24	36
Apart from 6 mm from A_1	13	27	38	49	13	25	37
Apart from 7 mm from A_1	14	28	39	50	14	26	38
Apart from 8 mm from A_1	15						
Apart from 9 mm from A_1	16						
Apart from 10 mm from A_1	17						
Apart from 20 mm from A_1					15	27	

* Heat-treatment where killed steel is used as test plate is as follows

No. 16 ~ No. 27: 600°C×1hr
 No. 28 ~ No. 28: 700°C×1hr
 No. 28 ~ No. 38: 700°C×1hr
 No. 16 ~ No. 27: 600°C×1hr

Where B17 electrode is used

Where LB26 electrode is used

化、すなわち回復状況を知るため、熔接のまゝのもの他に、600、700および800°C リムド鋼板を用いた時のみ）に1時間真空中で加熱後、加熱管（外径約50mm、肉厚約3mm）の中に試片を入れたまゝ取出して空冷したもの（冷却状態は試片を直接空冷する場合の1/2位の冷却速度と考える）についても衝撃試験をおこなった。

熔接部の硬度分布を Killed 鋼を使用した場合について示せば Fig. 2 に示すとおりである。熱影響部の最高硬度は B 17 を用いた時の方が LB 26 を用いるよ

りもやゝ高目の値を示しているが、これはほとんど差のないものと考えられよう。熔着金属の硬度は LB 26 の方が遙かに高いようである。

なお、熔融境界線から A_1 まで最高温度上昇のあったものと見なされる位置までの距離、すなわちゆる熱影響部の幅はいずれも約 2.5mm 位と思われる。

3. 衝撃試験

a. Welded by B 17 electrode b. Welded by LB26 electrode

Fig. 3 Appearance of fracture (Killed steel plate). The letter show the specimen No. in Table 2; position of V-notch root and post-heat-treatment are described in the table

それぞれ番号を入れた衝撃試片の V-notch 底の位置、与えた後熱処理を表示すれば Table 2 のとおりである。後熱処理をもおこなう関係で或種の熱処理をした試片は一定の V-notch root の位置については一個しか実験しなかった。

衝撃後の破面状況を示せば Fig. 3 のとおりである。ただし写真中に示した番号は Table 2 中に示した試片番号であり、V-notch root の位置、および熱処理は Table 2

Table 3 Position of Minimum Impact Value
(Distance from A₁; mm)

Plate	Electrode	Heating temp (°C) (×1hr)			
		As weld	600	700	800
Killed steel	B-17 (Illumenite)	3	3	3	—
	LB-26 (Lime)	2	2	3	—
Rimmed steel	B-17	2	4	3	0 (A ₁)
	LB-26	2	3	1	3

Table 4 Heating Temp. (°C) to Reach
Maximum Impact Value

Steel plate	Electrode	Weld metal	Heat-affected zone	Parent plate
Killed steel	B-17	—	700	600
	LB-26	—	600	600
Rimmed steel	B-17	800	600	700
	LB-26	800	600	700

Fig. 4 Distribution of impact value in the neighbour of multi-pass weld
(Killed steel × B 17, R.T.=30°C) **Fig. 5** Distribution of impact value in the neighbour of multi-pass weld
(Killed steel × LB26, R.T.=30°C) **Fig. 6** Distribution of impact value in the neighbour of multi-pass weld
(Rimmed steel × B17, R.T.=21°C) **Fig. 7** Distribution of impact value in the neighbour of multi-pass weld
(Rimmed steel × LB26, R.T.=21°C) **Fig. 8** Shear fracture of killed steel weld
(Upper: B17, Lower: LB26 weld metal)

に記載したとおりである。B17熔着金属は灰色で、局部的に平滑なうろ状の破面を示している。LB26熔着金属は靱性に富んだ良好なうろ変形破面を示している。B17熔着金属のうろ状破面は600~700°Cの後熱処理では変化が認められない。母材部は粗大粒の脆性破面が大部分である。

Fig. 9 Shear fracture of rimmed steel weld (Upper: B 17, lower: LB 26 weld metal)

Fig. 10 Notch base contraction in the neighbour of multi-pass weld (Killed steel x B17)

Fig. 11 Notch base contraction in the neighbour of multi-pass weld (Killed steel x LB 26)

衝撃値分布状態、破面中のり破面状況、ノッチ底の収縮率を Fig. 4~11 に示す。

4. 考 察

ある特定の条件に対して衝撃をおこなった試片の数は 1

個であり、この値にもバラツキのあることが考えられるので、以上のデータのみからは一様には断ぜられないが、最脆化部の位置、熱処理による衝撃値の変動などの点について考察してみよう。

(1) 衝撃値の最小となる位置

衝撃値分布図から最小衝撃値を示す位置、すなわち最脆化部の位置を表示すれば Table 3 のとおりである。この表によれば熔接部の最脆化部は、変質部境界からの距離が、Killed 鋼では 2~3mm、Rimmed 鋼では 0~4mm の位置となっており、熱処理により変化することが知られる。熔接のままの状態では 2~3mm となっているので、これを Single bead 熔接の場合の¹⁾、Killed 鋼の 1~2mm、Rimmed 鋼の 1~3mm に比較すれば、多層熔接部では最低衝撃値を示す位置がやや遠ざかってゆく傾向を示すのではないかと考えられる。

(2) 熱処理による衝撃値の変動

後熱処理による衝撃値の変動状況は処理温度ならびに熔接部中の位置により相当異なっているが、衝撃値が最高となる処理温度を表示すれば table 4 に示すとおりである。熔着金属は、処理温度が 800°C までであれば、高温であるほど衝撃値は向上することが知られ、熱影響変質部は大抵 600°C で最大となるようであり、母材側になると Killed 鋼は 600°C で、Rimmed 鋼は 700°C で最良値となり、鋼種により異なっている。衝撃値の向上する絶対量は Killed 鋼の方が多いようである。

(3) 熔融境界の衝撃値

熔融線上にノッチ底をおいた場合の衝撃値は比較的明らかな傾向を示している。Killed 鋼と低水素系棒との組合わせの場合は不明瞭であるが、衝撃値は極小値を示しており、過熱部よりも熔融線に近い部分は衝撃値はあまり良くないことが明らかになった。この傾向は Single bead 熔接の場合には単に破面からのみ推定したことであり、衝撃値からは明らかには認められなかった。これはノッチ直下の断面がすべて同一の組織でなかったことによるものと思われる。

文 献

- 1) 永井, 応和, 五代: 熱影響部の脆化について (第 2 報), 熔接学会誌, Vol. 23, No. 1~2, 昭和 29 年

— 多層熔接部の脆化、熱処理による回復 (その 2) * —

應 和 俊 雄**

— Brittle range of multi-pass weld and improvement by hert-treatment (Part 2) —

By T. Owa**

Abstract

Using the synthetic impact specimens, improvement of the toughness in the neighbour of bond are investigated. Further, reliability of this specimen are considered comparing with the test results described in the previous report. The better impact value seems to be gained after the heat-treatment in the neighbour of 700°C. Rolled directionality of the parent plate must be considered to calculate the synthetic impact value from the common testing results. Considering some correction caused by directionality, it seems to be reliable to use synthetic impact specimen.

1. 緒 言

前報¹⁾においては脆化領域ならびに熱処理による衝撃値変化の調査に、熔接線に平行なノッチ線となるように採取したシャルピー衝撃試験片を使用した。この方法は多数の試片を必要とする欠点があるともいえるので今度は総合衝撃試験片による調査をおこない、前報¹⁾における結果と比較し、また総合衝撃値の妥当性についても考察をおこなった。

2. 試料調整

前報¹⁾の脆化領域調査試験におけると全く同一鋼板に同じ要領で熔接をおこない、熔接終了後、熔接部の両側の熔融境界線を中心として総合衝撃試験片を採取した。たゞし Killed 鋼板は圧延方向と熔接線とが平行になるような熔接をおこない裏側から V-notch を入れ、Rimmed 鋼板は圧延方向と熔接

線とが垂直になるようにして表面から V notch を入れた。これらの試験片をそれぞれ熔接のまゝおよび 400~900°C の温度範囲で、 $\frac{1}{2}$ 時間真空加熱後、一定温度の処理に対して試片 2 個づゝを衝撃した。なお衝撃試験実施時の室温は、Killed 鋼は 28°C

Fig. 1 Variation of synthetic impact value after heat-treatment (Killed steel) R.T.=28°C

Rimmed 鋼は 20°C であった。

3. 試験結果

衝撃値変化を Fig. 1~2 破面中の通り破面率を Fig. 3~4 に、またノッチ底収縮率を Fig. 5 に示す。なお破面外観は Fig. 6 に示すとおりである。

破面外観から知られることは、熔接のまゝ、あるいは低温度での加熱では主として熱影響部側に脆性破面が生じているが、高温加熱後は熔着金属にも脆性破面の出る傾向があり、 A_1 変態点以上の温度で加熱をおこなった Rimmed 鋼熔接部はこの傾向が大きく、特にイルミナイト型熔着金属に顕著なるように思われる。

衝撃値変動の傾向として Killed 鋼熔接部ではいずれも熔接のまゝから 700°C ま

Fig. 2 Variation of synthetic impact value after heat-treatment (Rimmed steel) R.T.=20°C

Fig. 3 Variation of shear fracture after heat-treatment (Killed steel) H.A.Z.=Heat-affected zone

での温度の処理では衝撃値は次第に向上し、700°C で最大値を示し、750°C から下り始めて 800°C では谷が生じ、900°C 加熱ではまた上昇している。Rimmed 鋼熔接部は

* 原稿受付 昭和30年11月17日 (昭和30年度熔接学会春季学術講演会において発表)

** 正員 株式会社神戸製鋼所 Member, Kobe steel Works Co. Ltd.

Fig. 4 Variation of shear fracture after heat-treatment (Rimmed steel)

600°C までの加熱による衝撃値の向上は極めて僅かであり、700°C で処理すれば低水素系溶接部は上昇するがイルミナイト系溶接部では低下しはじめる。800°C で谷が生じ 900°C で又向上するのは Killed 鋼溶接部の場合と全く同様である。したがって低水素系溶接部は 700°C で、イルミナイト系溶接部は 600°C で最大値を示す。同一溶接棒を用いても鋼材により最高衝撃値を示す処理温度に差があるのは一考に値するであろう。

脆性破面率を Killed 鋼溶接部は溶着金属および母材熱影響部側を別々に示し、Rimmed 鋼溶接部は両方を一緒

Fig. 5 Variation of notch base contraction after heat-treatment (Killed steel)

Fig. 6 (a) Fracture appearance of synthetic impact specimens (above; Killed st. $\times$ LB 26, below; Killed st. $\times$ B 17)

Fig. 6 (b) Fracture appearance of synthetic impact specimens (above; Rimmed st. $\times$ LB 26, below; Rimmed st. $\times$ B 17)

に表示してあるが、Fig. 3 について見れば溶着金属の方が熱影響部よりも γ 破面が多く、棒種による差としてはイルミナイト系溶接棒による熱影響部の脆性破面が多いことが知られる。650~700°C 付近で脆性破面はほとんど消失する傾向を示すが、800°C 処理ではまた発生しており、イルミナイト系溶接部において著しい。Rimmed 鋼 (Fig. 4) については衝撃値の変化と同様な傾向の γ 破面率となっている。

Killed 鋼溶接部についてのノッチ底収縮率 (Fig. 5) は高温で処理するほど大になる傾向を示しており、低水素系溶接部が大きな収縮率を示すのは溶着金属の性質が大きく効いているものと考えられる。

4. 考 察

i) γ 破面について: Killed 鋼の低水素系溶着金属中の脆性破面は溶着層の境界附近の下側の層中に生ずるもので過熱によるものと考えられる。したがって順に高い温度で加熱すれば消失する。低水素系溶接熱影響部の脆性破面がイルミナイト系溶接棒によるものよりも少ないのも主として溶着金属中から熱影響部に拡散してきた水素によるものであると思える。これも 700°C 加熱では消失する。

Rimmed 鋼溶接部では 650°C 付近を境としてイルミナイト系および低水素系溶接部の γ 破面率の大小が逆になっている。低温側の処理で低水素系溶接部に脆性破面が多いのは、第 5 報補遺²⁾で総合衝撃法では母材と溶着金属との靱性の差が大きければ試片の回転効果により破面中に脆性破面が多くなると述べたが、それと全く同一の理由によるものと考えられる。高温側の加熱によるとイルミナイト系溶着金属は結晶粒成長が著しいため脆性破面が急激に増加すると思われる。イルミナイト系溶着金属は低水素系のものに比較して低融点酸化非金属介在物量が多く、これらは粒界に存在し加熱時には粒界移動を容易ならしめ結晶粒成長に寄与することは明らかにされている。

ii) 衝撃値の変化について: 衝撃値に寄与する因子としては溶着金属、変質部、母材部の三部分に分けて考えるのが便利であろう。加熱により上記三部分がいかなる組織的变化を示し、これが衝撃値の向上因子となるか低下因子となるかを表示すれば Table 1 のとおりであり、水素ならびに応力の除去、過熱組織の焼戻し、圧延組織の回復などが向上因子となり、低下因子の代表的なものは結晶粒の成長であると思える。溶着金属においては高度に含有されている固溶水素が除去され、また溶接直後の冷剛に似た組織が微細化される範囲内では衝撃値は向上するが、含有される非金属酸化介在物の形およびその物理的・化学的性質により結晶粒が粗大化するに至れば衝撃値は低下を示すであろう。熱影響変質部については、いわば焼入れられた組織となっている過熱部が焼戻され、また残留応力が軽減され

Table 1 Effects of Heating for Impact Values

	Increasing factor	Decreasing factor
Weld metal	(1) Escape of hydrogen (2) Annealing	(6) Grain growth
Heat-affected zone	(3) Tempering of over-heated zone (4) Annealing	(7) Grain growth of refined zone (8) Grain growth
Parent plate	(5) Annealing of rolled structure	(9) Grain growth

Table 2 Calculation of Synthetic Impact Values

Electrode		B-17	LB-26	LB-26/B-17	Rolling, D. to weld line	Room temp (°C)
Rimmed steel	Synthetic value	6.7	9.5	1.4	⊥	20
	calculated	9.4	15.9	1.7	◇	21
Killed steel	Synthetic value	9.0	20.6	2.3	◇	28
	calculated	7.5	17.6	2.3	◇	30

がって熱影響部の靱性が 700°C から低下していても熔着金属の方がこれをカバーするので総合値は 700°C で最大値を示すに至ると考えられる。

総合衝撃値変化でいずれにも共通した事項として、800°C 加熱で谷を示し、900°C 加熱では上昇しているが、この傾向は A₁ 変態点以上の温

ば衝撃値は向上するが、微細化組織部の粒が成長したり、あるいは全般的な結晶粒成長が生ずれば衝撃値は低下する。母材部についても圧延による歪が除去され圧延組織が消失する方向に進めば衝撃値は向上するが、やはり結晶粒成長があれば低下するであろう。

以下には前報¹⁾における結果をもあわせて考察することにする。

600°C までの加熱処理では Table 1 中の向上因子(1)～(5)が著しく、低下因子(6)～(9)はほとんど無視されよう。700°C ともなれば低下因子に注目せねばならないであろう。まず熔着金属がイルミナイト系のものであれば、既に報告したように熱影響部の靱性は熔融線に近接した過熱部以外は良好であり、前報¹⁾ Fig. 6 に見られるように母材部より遙かに高く、600°C で Max. となり 700°C 以上で低下している。これは結晶粒成長が原因と思える。熔着金属も 700°C 以上となれば結晶粒成長が起ると考えられるが衝撃値は低下せず、組織的变化が向上因子となって寄与していると思われるが、総合試験値は Fig. 2 のように低下し始めるので、熱影響部の変動が大きく効いていると考えられる。母材が Killed 鋼であれば前報 Fig. 4 のように 700°C まで熱影響部靱性は向上しており、熔着金属も母材が Rimmed 鋼の場合と大差はないと考えられるので、総合値も低下することはないと考えられるが、これは Fig. 1 で確認せられよう。

次に低水素系熔着金属であれば Killed, Rimmed 両鋼とも 700°C で最大総合衝撃値を示す理由を考えてみる。低水素系熔着金属の加熱による靱性向上は前報 Fig. 7 に見られるようにイルミナイト系に比較して遙かに大きい。した

度に関するもので、恐らく結晶粒度によるものと考えられる。母材のみについての実験結果も既述のように 900°C よりも 800°C からの焼準値が低いこともこの現象に関連性があるものと思われる。また熔着金属も 800°C～900°C 加熱では多少の差はあっても結晶粒成長が期待されるので、これらの結果総合衝撃値が興味ある変動を示すのであろう。

5. 吟 味

多層熔着部の母材側脆化領域は一層熔着部の脆化領域に比較して熔着金属より遠ざかる傾向が知られるが、これは次々とおかれる熔着層による熱処理効果ならびに一層熔着部脆化領域試験片採取状況とを考慮すれば当然な結果のように思える。Rimmed 鋼熔着部の最脆化部が Killed 鋼のそれよりも熔着金属に近い現象は、一層熔着部と全く逆になっているが第 5 報(補遺)における破面観察結果と相通ずるものがあるといえよう。

熔融線上にノッチを入れたものが極小値を示すことはいずれの場合でも大体成立つものと考えられるが、低下状態はイルミナイト系熔接棒による方がやや著しい。

母材、熱影響部、熔着金属と三分して考察したが、これら各部分の変動状態をすべて包括した値を総合衝撃値が示すものと考えられるが、これは一応検討を要する。前報の脆化領域調査データから総合値の計算による推定をおこなってみたのが Table 2 である。たゞし熔接のまゝで熱処理をおこなっていない値を使用し、計算は Weighted mean の形とし、Weight としてはその衝撃値を示す部分の幅とした。

Table 2 に示した結果において、熔接試験板の圧延方向

の設置を一定とせねば計算値と実測値との間に差が認められ、また Killed 鋼の場合のように同一条件であったとしても計算値が10%以上小になる。これらはすべて鋼材の圧延異方性によるものであり、異方性に関する補正が必要になる。この点についての立入った調査もおこなっており、異方性と脆化領域、ならびに試片採取方法の影響などについても興味ある結果が得られているので追って報告する予定である。

6. 結 言

多層熔着部脆化領域の熱処理による変動を通常の衝撃試験ならびに総合衝撃試片によって調査した結果として次の事項が明らかになった：

- 1) 多層熔接部の脆化領域は一層熔着部と比較して熔接線よりやや速ざかっているようである。
- 2) 700°C 附近の熱処理による衝撃値が良好である。
- 3) 熔融線に近接した過熱部の靱性は小さい。
- 4) 通常の脆化領域の調査結果から総合値を求めるには圧延異方性による補正を要する。

本実験遂行に有益な指示を与えられた永井熔接棒部長ならびに末光試験課長に厚く感謝を致します。

文 献

- 1) 応和，熱影響部の脆化について（第6報）その1
- 2) 永井，末光，応和，熱影響部の脆化について（第5報）補遺，熔接学会誌 Vo. 24, No. 5~6

ビード熔接による横収縮、横曲り変形と 熔接条件との関係*

—— 熔接継手の収縮変形に関する研究（第1報）——

渡 辺 正 紀** 佐 藤 邦 彦**

Effect of Welding Conditions on the Transverse Shrinkage Distortion of Bead-on Plates*

—— Shrinkage distortion in welded joints (Report 1) ——

By M. Watanabe **, K. Satoh **,

Abstract

As the most fundamental case of shrinkage distortion in welded joints, we have studied on the transverse shrinkage distortion of bead-on plates. Characteristics of transverse shrinkage distortion are shown in Fig. 4. Both angular distortion and shrinkage produce near the weld bead, and the distorted portion corresponds to the range heated above 150~200°C. when welding (see Fig. 5). Comparing the results of Fig 1, 2 and 3, we know the shrinkage distortion appears approximately uniform except for the ends of weld.

To analyse the deformation of bead-on plate we assumed that shrinkage forces and shrinkage moments act as shown in Fig. 6, and inherent strain, the cause of distortion, distribute as shown in Fig. 7. Transverse shrinkage and angular change are then represented by eqs. (1) and (2). Fig. 8 shows the characteristics of these equations.

Simple formulas of transverse shrinkage and angular change are obtained from Fig. 8 and the results of our former study (see Reference 1), and they are eqs. (6) and (7). Experimental results are shown in Fig. 9 and 10.

1. 緒 言

熔接構造物の製作に当り、熔接によって発生する各種の変形がいつの場合でも問題となる。この問題については古くから多くの実験が行われそれぞれ一応の成果をおさめているが、未だ完全とはいえず、難しい。

我々は熔接変形が根本的には熔接部とその近傍に発生す

る固有歪すなわち、収縮しようとする特性——これは熔接施工の条件に主として関係する。——に支配せられ、その

* 原稿受付 昭和30年9月9日（昭和30年度熔接学会秋季学術講演会において発表）

** 正員 大阪大学工学部 Member, Faculty of Engineering of the Osaka University