以上各種試験の結果、ガス圧接法による両端面間の接合そのものは極めて良好であつてむしろ接合のために母材を加熱したことの影響の方が大きいようである。従つてこれらの点については接合後の熱処理によりかなり改善される筈で、目下この点についても検討中である。なお転動荷重疲労試験による疲労限の測定も一部完了しているが、これ

らについては別の機会に触れることゝしたい。

最後に本実験遂行に当り国鉄本庁施設局保線課、東京鉄道管理局施設部保線課、千葉材修場、大宮保線区、新橋保線区その他関係各現場、鉄道技術研究所金属材料、軌道、金属物理各研究室、試作工場および田中製作所等到大変御援助を給つた。記して厚く感謝の意を表する。

火花突合熔接せる鋼棒の後熱について (第2報)*

— 低 マ ン ガ ン 鋼 の 場 合 —

関口春次郎** 稲垣道夫** 荒川昭夫***

On Postheating of Flash-Butt-Welded Steel Bar (Report 2)*

— On the Case of Low Manganese Steel —

By H. Sekiguchi**, M. Inagaki**, and A. Arakawa***

Abstract

When low manganese steel bars (C 0.20%, Mn 1.56%) are flash-butt-welded, the decrease of carbon and manganese in the weld metal are remarkable. And the heat affected zone shows coarse widmanstätten structure containing troostite. This part must be postheated at just below A_1 transformation point in order to change the troostite to sorbite, and postheated at about 800°C in order to change the widmanstätten structure to fine grain structure. Accordingly, if the both change are desired, it will be suitable that these parts are postheated at about 750°C.

In the case of postheating with a flash-butt-welder, the postheating at about 850°C is suitable. Holding time at postheating temperature is sufficient with one second.

告する。

I. 緒 言

第1報においては、火花突合熔接した低炭素鋼棒の熔着部およびその附近の熱影響部に生じたウィッドマンシテン組織を消失せしめて、一様な変形能を有する組織にするために、電気炉による後熱または火花突合熔接機による後熱を行った。そして適当な後熱温度を調べた。本報においては、低マンガン鋼棒について同様に実験した結果を報

II. 実験の方法ならびに結果

供試材料は、Table 1 の化学成分を有する直径 18 mm の丸棒である。これを長さ約 90 mm に切断して、電気マッフル炉により 900°C に 1hr 焼鈍し炉中冷却した後用いた。熔接機は前報と同じく大阪電気株式会社製 HBL-F100

Table 1. Chemical Composition (%) of Low Mn Steel Bar Used

C	Si	Mn	P	S	Cu
0.20	0.40	1.56	0.023	0.022	0.30

* 原稿受付 昭和30年3月11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、名古屋大学工学部 Member, Faculty of Engineering, Nagoya University

*** 正員、名古屋大学工学部卒業生 Member, Graduate of Faculty of Engineering, Nagoya University

Fig. 1 Travel-time curve in flash-butt-welding

Table 2 Condition of Flash-Butt-Welding

Initial die opening mm	Flash-off mm	Upset mm	Rate of flash-off mm/sec	Air pressure atm.	Upsetting current		Voltage	
					Primary A	Secondary A	Primary V	Secondary V
28	8	4	1.60	6.5	430	16900	210	5.3

Fig. 2 Hardness distribution of low Mn steel bar flash-butt-welded and postheated with an electric furnace (holding time at each temp.: 10 min.)

KW 火花突合溶接機で、この場合の溶接条件は Table 2 に示す。また溶接時の行程と時間との関係は、自記装置によって記録したのであるが、Fig. 1 はこれを示す。すなわち前報の低炭素鋼棒の場合に比べ、フラッシュ速度がやゝ大となっている。この条件で火花突合溶接して作った直径 18 mm、長さ約 170 mm (中央部溶接) の多数の試片をそれぞれ種々の条件で後熱した。

1. 電気炉による後熱の場合

後熱の方法は前報の低炭素鋼の場合と全く同じで、ニクローム線の電気抵抗炉またはエレマ炉を予め後熱しようとする温度に加熱して置いて試片を炉中に入れ、一旦下った温度が再び元の温度に達してから 10min 保持後、空中

Fig. 3 Relation between hardness and postheating temp. for low Mn steel bar flash-butt-welded and postheated with an electric furnace (holding time at each temp.: 10 min.)

冷却した。これから直径 12.5mm 平行部の長さ 60 mm の引張試片を製作した。

まずこれらの硬度分布を求めると Fig. 2 のようになる。これによれば火花突合溶接したまゝの低マンガン鋼棒の極大硬度は、溶接面から 1~2mm 離れた処にあり 260 程度である。溶接部の極小硬度は著しく低くほとんど原質部の硬度約 180 に近い。これはこの部分の顕微鏡組織 [Photo.2(A) 参照] からもわかるように、溶接の際の脱炭または脱マンガンの著しい為であろうと思われる。なお岡田、木原、鬼丸および若林の諸氏¹⁾によれば、炭素鋼の火花突合溶接による脱炭防止には、溶接部に給油しながら行えば良いとのことである。

溶接したものを 700 °C で炉後熱すれば、極大硬度の位置は溶接面から

3~4mm 離れた処にずれる。A₁ 変態点以上に炉後熱すれば、硬度のピークは次第にとれて試片の硬度が総体上昇する。これらのデータから各処理試片の極大硬度、溶着部の極小硬度および溶接面から 20 mm の位置における硬度を求めると、Fig. 3 のようになる。これによれば極大硬度を低下させるには高い後熱温度が望ましいが、脱炭または脱マンガンのと思われる溶着部の硬度は A₁ 変態点以上の後熱によって著しく低下し、反対に原質部の硬度は上昇して溶着部の硬度よりも遙かに高くなる。そこで高温の後熱は不適当である。従って 750° 附近の後熱が適当であると考えられる。

次にこれら試片の引張試験の結果を、Fig. 4 および Fig. 5 に示す。延伸率は、オ 1 報において述べたように溶接面を中央に含んだ 10 mm 間隔について、また局部収縮をほ

Fig. 4 Relation between elongation and postheating temp. for low Mn steel bar flash-butt-welded and postheated with an electric furnace (holding time at each temp.: 10 min.)

中央に含んだ 10 mm 間隔についてさらに最も遠く隔った標線間の距離 50 mm についてそれぞれ求めた。それによれば A_{c1} 変態点以下に後熱した場合には原質部で破断し、局部収縮部の延伸率はムグ材のそれに近く、熔接部の延伸率はほとんど 0 に近い。800°C 以上に後熱したものはすべて熔着部で破断した。

そして全延伸率は 800°C 以上で若干小さくなった。それに伴い抗張力は増加し、断面収縮率は減少した。殊に 800°C ~ 900°C の後熱の場合に、著しく抗張力大で断面収縮率小であった。それらのマクロ写真を Photo. 1 (A) に示す。これで見ると、熔接のまゝのものは脱炭または脱マンガンしたと思われる熔着部を白く残して、熱影響部がマクロ腐蝕によって黒く明瞭に着色している。この部分の縦断面の顕微鏡組織は Photo. 2 (B) に示すように、初析フェライトが細長く大きく発達し、暗い部分は主としてトルースタイトで、全体としてウィッドマンシッテン組織になっている。これを 700°C に後熱すれば、熱影響部の黒い着色部はほとんど消失する。これを顕微鏡的に見れば、熱影

Fig. 5 Relations between tensile strength or contraction of area and postheating temp. for low Mn steel bar flash-butt-welded and postheated with an electric furnace (holding time at each temp.: 10 min.)

響部のトルースタイトが消えてソルバイトまたは粒状セメンタイトを生ずる。800°C 以上の後熱温度の場合には、熱影響部の着色部は消失するが、試片全体が暗い色にマクロ腐蝕される。顕微鏡組織は後熱温度 800 ~ 1000°C の範囲ではほぼ同じで、ウィッドマンシッテン組織が消失している。その一例を Photo. 3 (A) に示す。1200°C の炉後熱の場合には、結晶粒が粗大化しウィッドマンシッテン組織が若干現われる。

これらの実験結果から、火花突合熔接せる低マンガン鋼棒を電気炉で後熱して、熔接に

よる組織の変化をできるだけ緩和しかつ脱炭または脱マンガンせる熔接部で破断しないようにするには、750°C の後熱温度が適当であると考えられる。しかしウィッドマンシッテン組織を消失させるためには、800°C ~ 1000°C の温度範囲で後熱しなければならない。

2. 熔接機による後熱の場合

火花熔接機の電極間距離を 33mm とし、第 1 報に述べ

M2 M3 M5 M6 M9 M10 M12
Base As
Metal Weld 700° 800° 900° 1000° 1200°C

(A) Postheating with an electric furnace (holding time at each temp.: 10 min.)

M13 M14 M15 M16 M17
700° 800° 900° 1000° 1300°C

(B) Postheating with a flash-butt-welder (holding time at each temp.: 1 min.)

Photo. 1 Macrostructures of low Mn steel bar flash-butt-welded and postheated

(A) Weld metal

(B) About 1.5 mm from welded plane

(C) About 12 mm from welded plane

Photo. 2 Microstructures of low Mn steel bar flash-butt-welded (as weld) $\times 400$.

(A) Postheating for 10 min.
at 900°C with an electric
furnace

(B) Postheating for 1 min.
at 1300°C with a flash-
butt-welder

(C) Postheating for 1 min.
at 1300°C with a flash-
butt-welder

Photo. 3 Microstructures of low Mn steel bar flash-butt-welded and postheated
(about 5 mm from welded plane) $\times 400$

Distance from welded plane, mm

Fig. 6 Heating temperature distribution of low Mn steel bar flash-butt-welded and postheated with a flash-butt-welder (holding time at each temp.: 1 min.)

Distance from welded plane, mm

Fig. 7 Hardness distribution of low Mn steel bar flash-butt-welded and postheated with a flash-butt-welder (holding time at each temp.: 1 min.)

た方法によって熔接機後熱を行った。

Fig. 6 は保持時間 1min. の場合における試片の温度分布を示し, Fig. 7 はその硬度分布, Fig. 8 は極大硬度, 熔着部の硬度および原質部附近の硬度に及ぼす後熱温度の影響を示す. 熔接機後熱の場合には炉後熱の場合と異なり, 熔着部および熱影響部が A_1 変態点以上に加熱されても電極の握みの部分はあまり加熱されないで, 原質部およびその近傍の硬度が増加することはない, かえって後熱温度の上昇と共に硬度が低下している. そして $800^{\circ}\sim 900^{\circ}$ の後熱によって原質部附近の硬度と熔着部の硬度とがほぼ等しくなる. その際の熱影響部の最高硬度もかなり低くなっている.

引張試験の結果は Fig. 9 および Fig. 10 に示す通りで, そのマクロ写真の例を Photo. 1 (B) に示す. これで見ると破断はいずれも原質部で起っており, 従って延伸率, 抗張力および断面収縮率は後熱温度によってあまり変化していない, しかし $1000^{\circ}\sim 1300^{\circ}$ の後熱の場合, 局部収縮部の延伸率がかなり低下し, 全延伸率にもそれが影響して若干低下している. これはマクロ写真からわかるよう

に, A_1 変態点以上に熔接機後熱した場合には黒い明瞭な着色部が再び現われ, その幅および黒さが高温になるにしたがって大となり, $1000^{\circ}\sim 1300^{\circ}$ においては局部収縮部の標線間内にまで広がるためである. $700^{\circ}\sim 800^{\circ}$ の後熱の場合には, 熱影響部の着色部はかなり薄くなっている. これらの縦断面の顕微鏡組織を観察すると, A_1 変態点以下では熱影響部のウィッドマンシテン組織は消失しないが, 熔接によって生じたトルースタイトがソルバイトに変化する. $800\sim 900^{\circ}\text{C}$ に後熱した場合には, ウィッドマンシテン組織はかなり消失し, 暗い部分は主

Fig. 8 Relation between hardness and postheating temp. for low Mn steel bar flash-butt-welded and postheated with a flash-butt-welder (holding time at each temp.: 1 min.)

Fig. 9 Relation between elongation and postheating temp. for low Mn steel bar flash-butt-welded and postheated with a flash-butt-welder (holding time at each temp.: 1 min.)

としてソルバイト組織になっている。1000~1300°Cの場合には再び組織が粗くなり、ウィッドマンシッテン組織を生ずるようになる。Photo. 3 (B) および (C) に二、三の例を示した。Photo. 3 の (A) と (B) を比較してわかるように、熔接機後熱の場合は、一般に炉後熱に較べてウィッドマンシッテン組織を消失せしめ難い。これは両者同じように空中放冷しても、熔接機後熱の場合には、試片を電極間に挿んで局部加熱し、その挿み型から取外して空中放冷するので、炉後熱の場合よりも冷却速度が大きいためであると考えられる。なお Kemper, Pomaska²⁾ はテルモクロムシティブテン (Thermochromstifen) なる測温

Fig. 10 Relations between tensile strength or contraction of area and postheating temp. for low Mn steel bar flash-butt-welded and postheated with a flash-butt-welder (holding time at each temp.: 1 min.)

Fig. 11 Relation between hardness and holding time at postheating temp. 900°C for low Mn steel bar flash-butt-welded and postheated with a flash-butt-welder

チョークを用い、フレームクリーニングの際の瞬間的な鋼板表面温度を測定し、かなりの温度誤差を生じたといっているが、この場合は加熱条件が著しく異なり、さほど誤差はないと思われる。

これらの実験結果から、火花突合熔接せる低マンガン鋼棒を熔接機によって後熱して、焼入組織を改善し、ウィッドマンシッテン組織をできるだけ消失せしめて結晶粒の微細化を計るためには、850°C 附近の後熱温度が適当であると考えられる。

次に熔接機後熱の場合、後熱温度における保持時間の影響を調べた。それらの結果が Fig. 11 および Fig. 12 に示してある。横軸は 900°C における保持時間を sec. の対数目盛で表わした。これによれば保持時間の影響は極めて僅少で、熱影響部の極大硬度と原質部附近の硬度が保持時間の長くなるにつれて僅か高くなる傾向があるに過ぎない。900°C に保持する時間が長くなると硬度がやや増加するの

Fig. 12 Relation between mechanical properties and holding time at postheating temp. 900°C for low Mn steel bar flash-butt-welded and postheated with a flash-butt-welder.

は、加熱温度が高くなる程また保持時間が長くなる程、オーステナイト粒従ってウィッドマンシテッテン組織が粗くなりトルースタイト化し易いためであろうと考えられる³⁾。従って保持時間が短い程かえっていい位で、経済的にはもちろん短い方が良く、保持時間は 1 sec. で充分である。

III. 結 言

C 0.20%, Mn 1.56% の低マンガン鋼棒を火花突合熔接すると、熔着部の脱炭および脱マンガンが著しいように思われる。また熱影響部はトルースタイトを持った粗大なウィッドマンシテッテン組織を呈する。これを電気炉で後熱 (空冷) してトルースタイト組織を消失せしめるには、 A_1 変態点直下に加熱するを要し、ウィッドマンシテッテン組織を消失せしめ結晶粒を微細化するには約 800°C に加熱するを要する。従って両者を考慮すれば、750°C 附近の後熱温度が適当であろう。熔接機によって後熱する場合には、850°C 附近の後熱温度が適当であると考えられる。またその温度に加熱保持する時間は 1 sec. で充分である。

文 献

- 1) 岡田, 木原, 鬼丸, 若林, 熔接学会誌, 19(1950), 90
- 2) H. Kemper u. W. Pomaska, Schweißen u. Schnitten, 5 (1953), Heft 6, s. 201.
- 3) 村上武次郎, 日本金属学会誌, A-14 (1950) No. 6 11.

圧延鋼板の異方性と

熔接構造設計上の注意 (第2報)

仲 威 雄**

Anisotropic Mechanical Properties of Rolled Mild Steels and their Influences on Designing of Welded Steel Structures (Report 2)*

By T. Naka**

Abstract

In this short report the author describes the anisotropic mechanical properties of rolled steel plates of 25 mm thickness and 80 mm thickness. Yielding points, tensile strength, elongation percentages, reductions of areas, bending angles and impact values are measured by them in the directions of rolling (X), transverse (Y) and depth (Z). It should be noted that the ductility properties and impact values are showing inferiority in Z directions even in the cases of showing superiority in the other directions.

These tendencies are seemed to have rather close relations to their rolling methods than their kinds of ingots.

第 1 報においては圧延鋼板の試材を挟み板とし、V 形継目による熔接継手として、引張試験結果より鋼板の異方性を明らかにした。第 2 報では厚鋼板を用い、素材としての各方向における機械的性質を報告する。第 1 報および第 2

* 原稿受付 昭和30年1月16日 (昭和29年度熔接学会秋季学術講演会において発表)

** 正員, 東京大学工学部 Member, Faculty of Engineering, Tokyo University