0.7% C 炭素鋼の溶接部疲労強度と顕微鏡組織

佐 藤 輝 顕*

Teruaki Sato : Fatigue Strength and Microstructure for Welded Zone of 0.7% C Carbon Steel.

There exists a large demand for a high carbon steel because of its high hardness and tensile strength accompanied by superior wear resistance. It is generally used as tough structures after heat treatment. However, in some cases it is used in as rolled structure. Welding is usually avoided for high carbon steel, but sometimes it is inevitable.

In the present paper, investigation has been made on the relation of microstructure and mechanical properties at various points of welded joint to fatigue properties by making the welded joint from two prior structures, heat treated tough structure and as rolled pearlite structure. The following results are obtained.

(1) The fatigue strength, microstructures and mechanical properties of the bonded portion for the welded joint of prior sorbitic structure are not so different from those of the weld metal compared to the case of prior pearlite structure.

(2) The plane and notched fatigue strength of the bonded portion are the lowest of all for both welded joints of prior sorbitic structure and pearlite structure.

(3) As for the heat affected zone and mother metal, the plane and notched fatigue strength and also the mechanical properties of the welded joint for prior sorbitic structure are superior to those for pearlite structure.

(4) The fatigue strength and endurance ratio of a sorbitic structure are higher than those of a pearlite structure.

(5) The endurance ratio of weld metal, HAZ and mother metal except bonded portion are about 0.37~0.39 and the welded joint of prior sorbitic structure is superior to that of pearlite structure.

(6) The fatigue strength of each location except bonded portion is proportional to the tensile strength for plane specimens but not for notched specimens.

(7) The reason why the fatigue strength of the bonded portion is low is that there appears the coarse grained pearlite structure with ferrite network at the heat affected zone and the fatigue crack initiates at the locally weakest position, i.e. the ferrite phase. The hardness is the highest and the fatigue strength is the lowest for the bonded portion.

(8) The higher the hardness, the better the plane and notched fatigue strength in case of the same microstructure. The better the spheroidization of cementite, the higher the fatigue strength in case of the same hardness.

(Received October 11, 1979)

I. 緒 言

高炭素鋼は硬く耐摩性に優れ、引張強さも高く、合金鋼に比べて安価で大量生産も容易なので、機械部品用、構造用に需要は多い。一般に熱処理し、強靱な組織にして用いるが、圧延、鍛造のままの組織で用いることもある。高炭素鋼は炭素当量が高いので溶接は極力避けるが、止むを得ず溶接して使用せざるを得ない場合も多い。例えば鉄道用レールのように溶接して使用される場合もある。しかし高炭素鋼溶接部の疲労強度に関する研究は極めて少なく⁽¹⁾、とくに溶接部分の組織と疲労強度に関する研究を筆者はほとんど知らない。そこで、高炭素鋼製品である市販の圧延のままのパーライト組織のレール材(以下 68 P 材と呼ぶ)とそのレール頭部の耐摩性を向上させるために、焼入焼も

どして、ソルバイトにしたレール材(以下 68 S 材と呼ぶ)の両組織の溶接継手を製作して、溶接前の組織や機械的性質が溶接後の継手各位置の疲労強度と組織におよぼす影響を明らかにすべく一連の試験を行った。これらの結果より圧延放しや鍛造放しのパーライト組織と、熱処理した強靱な組織のソルバイト組織、ソルバイトに近い微細パーライト組織の疲労強度を比較し、顕微鏡組織との関係および一般の機械的性質すなわち引張強度、硬さとの関連を検討することを目的とした。

筆者は先に本誌⁽²⁾で少し疲労強度について述べたがその報告の主体は衝撃特性であったので、その後、疲労強度の研究を目的に両継手について、素材、溶接継手の各部位ごとの機械的性質、切欠破断強さ、顕微鏡組織をさらに加えて検討した。

* 津山工業高等専門学校金属工学科 (Department of Metallurgy, Tsuyama Technical College, Tsuyama)

II. 実験方法

1. 供試材

実験に用いた試料の化学成分を **Table 1** に示す。Table 1 でマーク 68P は市販の圧延材であるパーライト組織のレール材であり、マークの 68S はこのレール材の頭部を焼入焼もどしてソルバイト組織にした市販の熱処理レール材であって表面から約 5 mm 深さまでがソルバイト組織、次層がソルビテイクパーライト組織、内部に向って母材のパーライト組織になっている。

Table 1 Chemical composition of test materials(wt%).

Symbol of material	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr
68 P	0.68	0.12	0.89	0.022	0.012	0.01	0.02	0.01
68 S	0.68	0.15	0.79	0.015	0.009	0.02	—	0.02

2. 溶接継手試験材および疲労試験片の種類

溶接継手の試験材は 68 P 材、68 S 材をそれぞれ約 250 mm に切断して、同材質 2 個を I 型開先にし、エンクローズアーク溶接により製作した⁽³⁾。溶接棒は低水素系溶接棒(株式会社神戸製鋼所製、LB80E、C=0.06、Mn=1.49、Si=0.46、P=0.008、S=0.007、Ni=1.78、Cr=0.53、Mo=0.36(wt%))を使用した。

溶接継手の測温は、開先から長さ方向(材料の圧延方向)にそれぞれ 3,4,5,10~40 mm は 5 mm 間隔,50,60 mm の 12 箇所を中心部に 20 mm 深さに $\phi 2$ mm を穿孔して熱電対を埋め込み、予熱より溶接入熱、後熱まで測定した。本実験の場合溶接電流 220 A、溶接電圧 35 V、溶接速度 1.15×10^{-4} m/s でエンクローズアーク溶接を施した⁽³⁾。疲労試験片は、溶接継手ごとに腐食して、ボンドの位置を確認の上、継手の各疲労試験位置に環状切欠疲労試験片を **Fig.1** に示すように、供試材表面から 12 mm の位置より試験片 2 本を採取した。

Fig.1 Cutting location of fatigue and tensile specimens from the welded joints of 68P and 68S. (in mm)

3. 疲労試験片の形状および試験機

疲労試験片の形状を **Fig.2** に示す。Fig.2 の(a)は平滑試験片で所期の位置で破断させるために浅い環状切欠 ($Kt=1.11$) を付した。なおこの部分は機械加工後エメリ紙 #400 にて軸方向に研摩した。Fig.2(b)は切欠試験片で

Fig.2 Size and dimensions of rotating bending fatigue specimens(in mm).

$Kt=3.0$ である。

疲労試験は片持回転曲げ疲労試験機(繰返速度は毎秒 28.7 回(1720 rpm))を使用した。繰返し数 10^7 回にて破断しない場合は試験を中止し疲労限度を求めた。S-N 線図は約 10 本の試験片を用いて作成した。

4. 溶接継手の各部位引張試験片

溶接継手のボンドからの各部位(各位置)の引張強さを求めるために、**Fig.3** に示すような破断部が限定される特殊な試験片を用いた。

Fig.3 Detail and cutting location of tensile specimens of the welded joints(in mm).

5. 切欠破断試験片

溶接継手の切欠破断試験片を **Fig.4** に示す。切欠を付したのは平滑では最弱点の位置で切断するから **Fig.4** のように ($Kt=3.0$) を付けた。

III. 実験結果

1. 供試材の硬さ分布

68 P 材および 68 S 材を、表面から中心部に向って 3 方

向に測定した硬さ分布図をそれぞれ Fig.5 に示す. 68P 材は表面から 3 mm 程度深さまでが Hv 270 程度で, それ以上はほぼ Hv 250 に一定している. 68S 材は表面から 5 mm 深さまでがほぼ Hv 380~360 であり, 表面から 12 mm 深さ (JIS 4 号引張試験片の採取中心位置) のソルビティックパーライト組織部がほぼ Hv 330 で表面から 35~50 mm が Hv 300~270 程度である.

2. 供試材の機械的性質

68P 材, 68S 材の機械的性質を Table 2 に示す. 前項 1 の硬さ分布図に示すように 68P 材は全体がパーライト組織であるが, 68S 材は表面の頭部を焼入焼もどした影響が相当内部まで影響していて, 機械的性質は 68P 材より良好である. 引張試験片は Fig.1 に示すように供試材表面から 12 mm 位置が試験片の中心に当たる位置(疲労試験片と同様)から採取した JIS. 4 号試験片である.

Fig.4 Detail of notched specimen of each part of the welded joints(in mm).

Fig.5 The distribution of hardness of 68P.

3. 溶接継手の溶接入熱による継手各位置の最高到達温度(ピーク温度)

前記Ⅱ. 2 項の溶接継手作製時の測温による各継手位置の最高到達温度を, ボンドから母材に向って測定して, Fig. 6 に示す. この時のボンド位置は該部を腐食して溶込み量を確認したが, 溶込み量はほぼ 0.5 mm であった. Fig.6 にこの供試材とほとんど同じ材料の $Ac_1 \sim Ac_3$ 変態点を参考に記入する⁽⁴⁾. この図より最高温度が変態点に達するのはボンドよりほぼ 20 mm の位置であることがわかる. しかし変態するには保持温度と保持時間が大きな因子であるので実際に最も変態の進む位置はボンドから 20 mm より近い位置になる.

Fig.6 The distribution of hardness of 68S.

4. 溶接継手の直角長手方向縦断面の硬さ分布

68P 継手, 68S 継手の硬さ分布をそれぞれ Fig.7, Fig. 8 に示す. 68P 継手, 68S 継手はともに溶接金属は Hv 260 程度で, ボンドは Hv 310~320 程度の最高硬さを示し, これには溶接前の組織による差が認められない. セメントタイトの球状化が進んだところは各継手ともに Hv 250 程度にして, 68P 継手は母材まで同様の硬さであるが, 68S 継手はそれより母材に向って高い値となる. このことはⅡ.1. の供試材およびⅢ.1. の供試材の硬さ分布で述べたように 68P 材は全体がパーライト, 68S 材は表面からソルビイト, ソルビティックパーライト, 内部のパーライトへと変化しているからである. なお, ボンドから 15~

Table 2 Mechanical properties of test materials.

Symbol of material	Proof stress 0.2% (MPa)	Tensile strength (MPa)	Elongation (%)	Reduction of area (%)	Hardness (Hv)
68P	456.2	848.6	16.6	23.1	258
68S	767.1	1098.7	22.0	49.4	360

20 mm 程度離れた位置に A_1 変態点直下の熱影響を受けた場所があって、セメンタイトの球状化が最も進んでいるので(後記の顕微鏡組織で観察される)硬さの最も低い位置がある。

5. 溶接継手の引張強さと切欠破断強さ

両継手をⅡ.4, 5. に述べた試験片で実験した値を **Table 3** に示す。溶接金属、ボンド以外の継手各位置の引張強さ、

Fig.7 The distribution of the maximum temperature at each part of the welded joints during welding.

Fig.8 The distribution of hardness of 68P welded joint.

切欠破断強さは、ともに 68 S 継手の方が 68 P 継手より大きな値である。溶接金属、ボンドは 68 P, 68 S がほぼ同じ成分で溶接条件が同じなのであまり差はない。

6. 顕微鏡組織

68 P 材、68 S 材両溶接継手の光学顕微鏡組織は 3 % ナイタル腐食液を使用し、電子顕微鏡組織は 5 % ピクル腐食液を使用し、2 段レプリカ法による。光学顕微鏡組織を **Photo.1, 2** に、電子顕微鏡組織を **Photo.3, 4** に示す。

溶接金属は両継手とも同様に低炭素合金鋼のベイナイト組織である。ボンドは両継手とも一部にフェライトの見られる粗大パーライト組織で、電子顕微鏡組織を観察すると母材側から C が溶接金属に拡散しているため、C 量が少なくなり粒界に初析フェライトが析出して、層状パーライトが部分的に球状化し、粗大球状セメンタイトが散見される。68 P 継手のボンドから 1 mm 離れた電子顕微鏡組織ではボンドで観察された初析フェライトは観察されなかった。両継手ともボンドから 5 mm 離れたところは粗いパーライト組織で光学顕微鏡では両継手の組織の細かさの比較は認め難いが電子顕微鏡では 68 S 継手の層状パーライト組織の方が多少細かく緻密であり、両継手ともフェライトやセメンタイトの球状化は認められない。ボンドから 10 mm 以上離れた組織は両継手ともパーライト組織であり、68 S 継手の方が 68 P 継手より細かい組織である。このことは溶接前の組織差の影響が電子顕微鏡では認められることである。両継手のボンドより 15~20 mm 離れた位置にセメンタイトの球状化が最も進んだところが観察されるが、この位置は A_1 変態点直下の熱影響を受けたところである。

7. 疲労試験結果

68 P 材および 68 S 材の両溶接継手各部の平滑部の疲労限度 σ_{wo} (この σ_{wo} は Fig.2(a) の $Kt=1.11$ を考慮した値である) および切欠部の疲労限度 σ_{wk} を求めさらに両値から切欠係数 $Kf(\sigma_{wo}/\sigma_{wk})$ の値と **Table 2~3** の引張強さ (σ_B) より耐久限度比⁽⁵⁾ σ_{wo}/σ_B を求めて以上各値を **Table 4** に示す。68 P 材の場合、平滑部の疲労限度 σ_{wo} はボンドが最も低く、279.6 MPa で、溶接金属が最も高く、392.4 MPa であり HAZ 部は 294~334 MPa の範囲で母材のそ

Table 3 Tensile strength and notched tensile strength for the welded joints of 68 P and 68 S.

Part of welded joint	σ_B of 68 P welded joint (MPa)	σ_B of 68 S welded joint (MPa)	Notched strength of 68 P welded joint (MPa)	Notched strength of welded joint of 68 S (MPa)
Weld metal	1025.2	1054.6	1294.9	1266.4
Bond	880.0	861.3	840.5	842.7
3 mm from bond	—	—	1057.5	—
5 mm from bond	861.3	941.8	1055.6	1317.5
10 mm from bond	—	—	1115.4	1197.8
15 mm from bond	829.0	911.4	1031.0	1182.1
20 mm from bond	853.5	881.9	995.7	1306.7
25 mm from bond	—	—	981.0	—
30 mm from bond	—	—	994.7	1389.1

Photo.3 Electron microstructure of 68P welded joints.

れと大きな差がない。切欠部の疲労限度 $\sigma_{wk}(Kt=3.0)$ は平滑部の場合と同様にボンド部が最も低く 117.7 MPa で、ボンド部より 5 mm 離れた HAZ で最も高い。一方 68 S 材の場合、平滑部の疲労限度 σ_{wo} は母材が最も高く、462.1 MPa であり、またボンド部が最も低く 285.5 MPa で母材部の 62% に強度が低下していることがわかる。また切欠部の疲労限度 σ_{wk} はボンド部が最も低く、ボンドより 5 mm 離れた HAZ が最も高い値を示している。68 P 材継手と 68 S 材継手の溶接前の組織差が継手各部位(位置)の疲労強度におよぼす影響についてみると、溶接金属とボンドでは差は小さいが、その他の位置では平滑、切欠部の両者とも 68 S 材継手の方が疲労限度は大きいことがわかる。以上述べたような点について以下若干の考察を加える。

IV. 考 察

1. 疲労限度と組織および硬さの関係

Ⅲ.6. で疲労限度は 68 S 材(ソルバイト組織)の継手を 68 P 材(パーライト組織)の継手に比べて、溶接金属とボンドでは差が小さいのは Table 1 に示すように両供試材の化学成分はほとんど同じにして、溶接条件は同じであり、溶接金属とボンドはほとんど熔融状態であったので、溶接前の前組織の差による組織差の影響はほとんど無いと考えられる(Ⅲ.6. の顕微鏡組織、Ⅲ.4. の両継手硬さ分布参照)。しかしボンドから 5, 10, 15 mm の位置は 68 S 継手が 68 P 継手に比べて組織が細かいのと硬さの高い(Ⅲ.6., Ⅲ.4. 参照)ために疲労限度は高い。ボンドから約 20 mm 離れた位置は両継手の硬さに差はほとんど無いが、

Photo.4 Electron microstructure of 68S welded joint.

Table 4 Fatigue strength reduction factor (σ_{wo}/σ_{wk}) and endurance ratio (σ_{wo}/σ_B) for the welded joints of 68 P and 68 S.

	68 P Welded joint				68 S Welded joint			
	σ_{wo} (MPa)	σ_{wk} (MPa)	σ_{wo}/σ_B	σ_{wo}/σ_{wk}	σ_{wo} (MPa)	σ_{wk} (MPa)	σ_{wo}/σ_B	σ_{wo}/σ_{wk}
Base metal	305.1	140.3	0.359	2.17	462.1	155.0	0.421	2.98
Weld metal	392.4	139.3	0.382	2.18	396.3	142.3	0.376	2.79
Bond	279.6	117.7	0.318	2.37	285.5	131.5	0.331	2.17
5 mm from bond	332.6	149.1	0.386	2.27	264.0	166.8	0.386	2.18
15 mm from bond	294.3	142.3	0.355	2.07	383.6	153.0	0.421	2.50
20 mm from bond	307.1	144.2	0.360	2.17	422.8	161.9	0.479	2.61

68 S 材の溶接前ソルバイトであったものの方がパーライトであったものよりセメントタイトの球状化がより進むから疲労限は増しているのではないかと考えられる。このことは層状および球状セメントタイトを有するものを比較した結

果では、前者の曲げ疲労限度は後者のその84%との文献⁽⁶⁾があり、また同じく共析鋼ではパーライト部と球状化部では球状化部の方が疲労限度は高くバラツキがある⁽⁷⁾。さらに鋼の熱処理が抗張力と疲労限の比におよぼす影響に

関する文献⁽⁸⁾からも本実験結果が納得出来る。

2. 引張強さと疲労限度との関係

炭素鋼では引張強さが 1472 MPa 程度までは、引張強さや硬さが增大するほど、疲労強度が増大することが知られている。そこで 68 P 材の溶接継手各部について引張強さ σ_B と疲労限度 σ_{wo}, σ_{wk} との関係を求めたものが Fig. 9 である。この図よりボンドを除いた焼ならしに相当する熱影響部のフェライト+パーライト組織の耐久限度比 σ_{wo}/σ_B は 0.37 程度になり引張強さにはほぼ比例して疲労限度が上昇しているが一方切欠部の疲労限度 σ_{wk} は 142.3~149.1 MPa 程度で、引張強さとあまり関係のないことがわかる。なおボンド部の疲労強度の低下の著しいのは III. 6. の顕微鏡組織でもわかるように粗大な初析フェライトの析出があるためである。

Fig. 9 The distribution of hardness of 68S welded joint.

また 68 S 材の溶接継手各部の引張強さ σ_B と疲労限度 σ_{wo}, σ_{wk} の関係を求めたものが Fig. 10 である。この場合もボンドは 68 P 材と同様な理由で疲労限度は低く、その他の熱影響部の耐久限度比は 0.39~0.48 程度となり、68 P 材の 0.35~0.39 程度よりかなり高い。この理由は Photo. 1~4 で観察されるようにボンドより 5 mm 位置は両者とも同じような組織であり、ボンドより 15, 20 mm の位置は 68 S 材の方が細かくかつ球状化も進んでいるためである^{(6)~(8)}。68 S 材の σ_{wo} は 364~422.8 MPa で、 σ_{wk} は 153~166.8 MPa で平滑、切欠ともに疲労限度は 68 P 材のそれより大きい。溶接前の組織差により母材の耐久限度比は 68 S 材の方が大きく、68 S 材が 68 P 材に比べ切欠、平滑ともに疲労限度は大きく耐久限度比も組織がより細かいので高い⁽⁸⁾。Fig. 11 は切欠破断強さと切欠疲労限度との関係を示したもので、68 P 材、68 S 材ともに切欠破断強さが大きくなるほど、疲労限度が増大している。ボンド部の疲労限度低下もこの切欠破断強さの低いことからある程度推察できる。

Fig. 10 The S-N curves of 68P welded joints.

Fig. 11 The S-N curves of 68S welded joints.

3. 溶接継手各部の切欠係数

溶接継手では表面や内部に欠陥が発生することが考えられるが、高炭素鋼では切欠感受性が高くしたがって切欠材の疲労強度や切欠係数の評価は重要である。切欠係数にはこれまでかなりの報告がなされているが、ここでは機械学会で多くの実験データをもとにまとめられた切欠係数の推定式⁽⁹⁾を用いて検討してみる。この推定式(1)は切欠係数に影響を与える因子として、引張強さ ξ_1 、の他に寸法効果 ξ_2 、形状効果 ξ_3 (曲率半径) ξ_4 、(直径比) ξ_5 、(切欠部の角度)等を考慮したもので、本実験では形状は一定であるため(1)の推定式を引張強さとの関係に書直すと式(2)のようになる。

$$Kf = 1 + \xi_1, \xi_2, \xi_3, \xi_4, \xi_5 \quad (1)$$

$$Kf = 1.40 + 0.810 \times 10^{-3} \sigma_B \quad (2)$$

σ_B = 引張強さ (MPa)

Fig. 12 はこの推定式より求めた切欠係数と疲労試験より求められる切欠係数を対比させたもので、継手各部位により両者の間には大きな差があることがわかる。Fig. 13

Fig.12 Relation between σ_{wo} , σ_{wk} and σ_B of 68P welded joints.

Fig.13 Relation between σ_{wo} , σ_{wk} and σ_B of 68S welded joints.

は引張強さと切欠係数との関係を示したものである。同図より比較的引張強さの低い $\sigma_B = 834$ MPa の場合には式 (2) より求まる切欠係数と試験より求めた切欠係数がよく一致し、したがってこれまでに知られている切欠係数⁽⁹⁾と一致している。しかし引張強さが増大すると両者の間に大きな差が認められ、引張強さ約 1000 MPa 以上になると形状係数の K_t は切欠係数の K_f に近づくことを示している。

V. 結 言

溶接前組織がソルバイト組織の 68S 材とパーライト組織の 68P 材の各溶接継手の疲労特性を研究した結果の主

な要点はつぎのとおりである。

(1) 溶接の熱影響部 (HAZ) および母材部についてはソルバイト組織材の継手の方がパーライト組織材の継手より疲労強度および耐久限度比は優れている。さらに機械的性質も良好である。

(2) ボンドを除くと溶接金属、HAZ および母材ともに耐久限度比は 0.35~0.48 程度であり、ソルバイト組織材の溶接継手の方がパーライト組織材のそれより良好である。ソルバイト組織材の母材の耐久限度比は 0.42 である。

(3) ソルバイト組織材の溶接継手はパーライト組織材の溶接継手に比較すると疲労強度、組織、機械的性質がボンド部と溶接金属部では差はあまり認められない。

(4) ソルバイト組織材およびパーライト組織材の溶接継手とともに、ボンドの平滑および切欠の疲労強度が最も低い。

(5) ボンド部を除くと疲労強度は、平滑材では引張強さに比例して上昇するが切欠材では余り関係ない。

(6) ボンド部の疲労強度の低下は高温溶接熱影響を受け、著しく粗大したパーライト組織で、粗大フェライトが析出しており局部的に強度の低下しているためと考えられる。ボンドの硬さは最も高いが疲労強度は最も低い。

(7) 平滑部の疲労強度は同じ組織では硬さが高いほど大きい。また同じ程度の硬さならセメンタイトの球状化の進んでいるほど高い。

最後に本研究に関し、御懇篤な御教示、御鞭撻を賜った恩師大阪大学名誉教授、元同大学学長 岡田 実先生に衷心より感謝する。なお御援助を頂いた住友金属工業株式会社中央技術研究所次長 邦武立郎博士、同主任研究員 平川賢爾博士、同副主任研究員 小松英雄博士に厚く感謝する。また実験にあたって大へんお世話になった津山工業高等専門学校講師 友本清一氏に厚く御礼申し上げる。

文 献

- (1) K. Watanabe and T. Sugiyama : Permanent way, Japan Railway Engineering Association, No.37(1968), 1.
- (2) 佐藤輝頭 : 日本金属学会誌, **43**(1979), 10.
- (3) 深沢一朗 : 鉄道線路, **12-3**(1964), 69~73.
- (4) 邦武立郎, 西村誠一, 田頭 一 : 住友金属, **22**(1970), 1.
- (5) 西岡邦夫, 西川富夫 : 日本機械学会論文集, **38**(1972), 915.
- (6) 金属材料の強度と破壊 : 日本金属学会強度委員会編, 丸善, (1975), 392.
- (7) G.E.Diter, R.F.Mehl and G.T.Horne : Trans. ASM, **47**(1957), 423.
- (8) 石田制一 : 日本金属学会誌, **9**(1946), 8.
- (9) 金属材料疲れ強さの設計資料 I : 日本機械学会編, (1974), 103.