高炭素鋼溶接熱影響部の組織と衝撃特性 および疲れ特性との関係

佐 藤 輝 顕*

Teruaki Sato : The Effect of the Structure on the Impact and Fatigue Properties of Weld-Heat Affected Zone in a High Carbon Steel. Recently, high carbon steel tends to be widely used for machine and construction parts. The structure of these high carbon steels is pearlite when used as rolled or as forged. However, it is usually used as tough sorbite or sorbitic pearlite structures made by heat treatment. The welding of high carbon steel is less useful because of its high carbon equivalent, but is sometimes needed in actual cases.

In this paper, the relationship between the impact property and the structure of high carbon steel was first investigated using two materials. The first one is S58C whose structures are pearlite and sorbite. Heat treatment is a usual one as the high temperature heat treatment simulating heat affected zone. The second is the parts of welded rail joints, whose structures are also pearlite and sorbite. Secondly, the effect of structure on fatigue property was studied with respect to the above-mentioned sorbite structure of S58C and two structures of the welded rail joint.

The main results obtained are as follows. (1) In both properties, the sorbite structure made by heat treatment or welding is superior to the pearlite structure, and in each of the two structures the finer structure shows better properties. (2) In case of being changed into pearlite structure after heat treatment or welding, both properties of sorbite structure before heat treatment or welding are better than those of pearlite structure before heat treatment or welding. (3) In the case of heat treatments from 1373 K to 1573 K corresponding to the simulating high temperature heat affected zone, the grain size in the bond and its neighborhood of welding joints is made coarser, and consequently both properties are deteriorated. (4) Finally, the impact property increases as the grain size becomes finer and the hardness lowers. On the other hand, the fatigue property does not depend largely on the grain size but depend on the hardness.

(Received February 28, 1979)

I. 緒 言

高炭素鋼は機械部品、構造用に需要が多く、材質としては通常熱処理して強靱な組織にして使用されている。その溶接は炭素当量が高く一般に敬遠されがちであるが、圧延のままのパーライト組織のものを溶接して使用している例もある。溶接熱影響部の変態挙動については溶接用再現熱影響部連続冷却変態図(SH-CCT 図)⁽¹⁾についての幾多の研究があり、さらに高張力鋼の溶接熱影響部粗粒域の靱性低下についてはオーステナイト結晶粒度との関係についての報告^{(2)~(5)}があり、高炭素鋼の疲れ強さにおよぶ材質の影響に関する研究⁽⁶⁾もある。我々は、高炭素鋼の同一成分で、パーライト組織とそれを焼入れ焼もどしたソルバイト組織の両組織に熱処理を変えた試料ならびに溶接継手各部位について組織と衝撃特性、疲れ特性および粒度、硬さの関係を研究した。前述のように高炭素鋼は強靱な組織、すなわちソルバイトやソルビティックパーライトの組織で使用するのが通常なので、この実験もソルバイト組織

材に対する熱影響を調べるのを主にして、まず S58C 材のパーライトとソルバイト両組織に 873~1573 K 間に 100 K 間隔に 30 min 加熱保持後空冷した試料の衝撃特性を調べた。疲れ特性は、ソルバイトには上記熱処理をした試料で、パーライトには素材と焼ならしの試料で調べた。さらに実際に溶接継手の組織変化と、両特性の関係を知らるために市販のパーライト組織と頭部ソルバイト組織のレールで溶接継手を作った。研究の目的はあくまでも組織の変化がおよぼす衝撃、疲れ、硬さ、粒度などの基礎的研究である。

II. 実験方法

1. 供試材

供試材の化学成分および機械的性質を Table 1 に示す。S58C 材は鍛錬比 25 程度に鍛伸した $\phi 50$ mm 丸棒を用いた。衝撃試験用には $\phi 50$ mm 丸棒を 20 mm 角材に鍛錬し、疲れ試験用には $\phi 50$ mm 丸棒を $\phi 40$ mm 丸棒に鍛

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

Table 1 Chemical compositions and mechanical properties of test materials.

Symbol of material	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr
S58C	0.61	0.28	0.71	0.020	0.020	0.05	0.04	0.13
PR	0.68	0.12	0.89	0.022	0.012	0.01	0.02	0.01
SR	0.68	0.15	0.79	0.015	0.009	0.02	—	0.02
Proof stress 0.2% (MPa)	Tensile strength (MPa)		Elongation (%)		Reduction of area (%)		Hardness (Hv)	
432.6	862.3		14.8		26.6		248	
456.2	848.5		16.6		23.1		258	
767.1	1098.7		22.0		49.4		360	

鍛した、溶接継手の市販レール材のうち、圧延のままのパーライト組織で供試したものを PR、頭部を熱処理してソルバイト組織にしたものを SR の記号で分類した。

2. S58C 材の熱処理条件

S58C 材には Table 2 に示した各種の熱処理を施して供試した。この中で QT 材については 873~1573 K 間で 100 K 間隔にそれぞれ 30 min 加熱保持後空冷したものを QT+6~QT+13 で区別した。また受入材をそのまま 873~1573 K 間に 100 K 間隔にそれぞれ 30 min 加熱保持後空冷したものも供試したが、これらには P+6~P+13 のマークを附した。

Table 2 Heat treatments of test pieces.

TP mark		Heat treatment condition
A	—	As received
N	—	Normalizing 1093 K-30 min→A.C.
QT	—	1093 K-30 min→W.Q.
QT+6	P+6	Quench temper 803 K-30 min→W.C.
QT+7	P+7	QT.P+873 K-30 min→A.C.
QT+8	P+8	QT.P+973 K-30 min→A.C.
QT+9	P+9	QT.P+1073 K-30 min→A.C.
QT+10	P+10	QT.P+1173 K-30 min→A.C.
QT+11	P+11	QT.P+1273 K-30 min→A.C.
QT+12	P+12	QT.P+1373 K-30 min→A.C.
QT+13	P+13	QT.P+1473 K-30 min→A.C.

3. 溶接継手の製作

Table 1 に示すレール材の PR と SR を約 250 mm に切断し、同じ材質どうしの切断片 2 個を I 型開先にしてエンクローズアーク溶接で継手を作った⁽⁷⁾。溶接棒は鉄筋やレールのエンクローズアーク溶接用の低水素系溶接棒(神戸製鋼製)を使用した。溶接時には継手各部位の温度分布、溶接条件、状況などを測定した。

4. 試験機および試験片採取位置

(1) 衝撃試験

衝撃試験機には JIS に適合したシャルピー衝撃試験機を用いた。衝撃試験片は JIS 4 号試験片を用い、試験片採取は、S58C 材は 20 mm 角材より採取し、溶接継手は Fig. 1 に示す位置より採取した。溶接継手の各部位試験片は各溶接継手を縦断後 1 本ずつ腐食してボンドの位置を確認の上試験片の V ノッチの位置を決めた。

Fig. 1 Cutting location of impact test specimens from the welded joints of PR and SR.

(2) 疲れ試験

片持式回転曲げ疲れ試験機を使用した。疲れ試験片の採取は S58C 材は $\phi 40$ mm 丸棒から、溶接継手の採取位置は Fig. 2 に示す。S58C 材からは平滑試験片を、溶接継手材からは平滑材と切欠材の 2 種類の試験片を製作した。各試験片の形状と寸法を Fig. 3 に示す。溶接継手の各部位試験片は衝撃試験片と同様に各溶接継手を縦断後、各試験片の中央部につける R 部の中心を決めた。各試験片の粗さはペーパー仕上の 2S 程度であった。

Fig. 2 Cutting location of fatigue specimen from the welded joints of PR and SR.

Fig. 3 Details of rotating bending fatigue test specimens.

↑ この平滑材の Kt=1.11 を本実験では平滑とみなした。

5. 顕微鏡組織

光学顕微鏡により S58C および溶接継手各部位の組織観察を行ない、さらに電子顕微鏡により溶接継手のボンド、ボンド近傍、ボンドより約 20 mm 離れた部位までの組織観察を行なった。

6. 溶接継手の溶接入熱による温度測定

開先から継手長さ方向の各位置の中心部に 20 mm 深さ、直径 ϕ 2 mm 孔を穿孔して熱電対を挿入して測定した。各位置は、開先から 3 mm, 4 mm, 5 mm, 10~40 mm は 5 mm 間隔と 50 mm, 60 mm 離れた位置である。

III. 実験結果

1. S58C 材の熱処理条件とオーステナイト結晶粒度

Fig.4 は横軸に S58C 素材のパーライトを熱処理した条件と S58C 材のソルバイト材を熱処理した条件を採り縦軸に JIS オーステナイトの結晶粒度の大きさを採った図である。ソルバイトである焼入焼もどしの QT と QT を変態点以下に再熱処理したソルバイトの QT+6, QT+7 は粒度 No.7 程度の微細粒であるが、パーライトの A およびこれと同じ変態点以下に熱処理した P+6, P+7 は粒度 No. ほぼ 4 である。熱処理前の組織がソルバイトとパーライトと異っても熱処理温度が 1173 K 以上と変態点より高くなると結晶粒度はほとんど同程度になる。P+8 と QT+8 は同じパーライトであるが加熱温度が僅か変態点より上で同様なオーステナイト化を受けているので粒度は同程度の 6.8~7.0 である。

2. 溶接継手の溶接入熱による継手各位置の温度と硬さ分布

Fig.5 に予熱から後熱までの時間と最高温度の関係を示

Fig.4 Relation between austenite grain size and heat treatment conditions.

すが、PR 材と SR 材は同様である[†]。Fig.5 をわかりやすくボンドからの距離と最高温度の関係を Fig.6 に示す。Fig.6 にこの成分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⁽⁸⁾。PR と SR の各溶接継手の硬さ分布を Fig.7 に示す。SR の溶接前素材は頭部表面より約 5 mm がソルバイト組織でその下がソルビティックパーライト組織より中心部のパーライト組織へと順次変化しているので、両溶接継手の硬さは組織と同様に、強い熱影響を受けたところは似ているが、熱影響が少くなる位置ほど硬度差が生じている。

3. 顕微鏡組織

(1) S58C 材の顕微鏡組織

Photo.1, Photo.2 に示す。Photo.1 に素材(A)焼ならしたものの(N), QT 材, QT 材に再熱処理したものの組織を示す。A は初析フェライトの析出したパーライト組織である。

QT, QT+6, QT+7 はソルバイト組織であるが焼もど

Fig.5 Temperature distribution of each part of the welded joint from preheat to post heat of welding.

[†] 本実験では同様であった。

Fig.6 The distribution of maximum temperature for each part of welded joints at welding.

Fig.7 The distribution of hardness of PR and SR welded joints.

A	QT+7	QT+11
N	QT+8	QT+12
QT	QT+9	QT+13
		A (As Received)
		N1093K-30min→A.C.)
		QT1093K-30min→W.Q.)
		QT803K-30min→W.C.)
		QT+6~13
		(QT+873~1573K-30min→AC)
QT+6	QT+10	

3% Nital Etch

Photo.1 Optical micrographs of A,N,QT,QT+6~QT+13.

3% Nitral etch

Photo.2 Optical micrographs of A, P+6~P+13.

し温度が高いQT+7は A_1 点直下の熱影響でセメンタイトの球状化が最も進んでいる。QT+8~QT+13はパーライト組織を呈するが再熱処理温度が高くなるに従い、フェライトのネットの大きさと結晶粒度がともに順次粗大になっている。Photo.2に素材のままの再熱処理後の組織を示す。P+6~P+13の全部が初析フェライトの析出したパーライト組織である。

P+6とP+7はよく似た組織であり、P+8はやや細かい組織になっていて、P+9~P+13と再熱処理温度が高くなるに従いフェライトのネットの大きさと結晶粒度は順次粗大に析出し、P+12, P+13はQT+12, QT+13と同様にパーライトの粗大化が著しくなる。

(2) 溶接継手の光学および電子顕微鏡組織

溶接継手の光学および電子顕微鏡写真の一部をPhoto.3に示す。いずれもボンドは一部にフェライトの見られる粗大パーライト組織で、電子顕微鏡で見ると母材側から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生成して層状パーライトが部分的に球状化し、粗大な球状セメンタイトが散見される。いずれもボン

ドから5mm離れたところも粗いパーライト組織で電子顕微鏡では層状パーライトを示し、フェライトやセメンタイトの球状化などは認められなく、またSR継手はPR継手に比べて層状パーライト組織が細かく緻密である。光学顕微鏡では認めたいが電子顕微鏡ではやはり元の組織の差が認められている。Photo.3にボンドよりPR継手で約15mm, SR継手で約20mm離れた位置のセメンタイトの球状化状況を示すが、この球状化の位置は継手頭面下深さとボンドからの距離、および各溶接継手で多少の差はある。

4. 衝撃試験

(1) S58C材のソルバイト材を再熱処理した試験

横軸に衝撃試験温度を採り、縦軸にシャルピー吸収エネルギーを採った関係をFig.8に示す。この図をみると3つのグループすなわち、QT, QT+6, QT+7の3試料, QT+8, QT+9, Nの3試料, QT+10~QT+13の4試料の3つのグループに遷移曲線が分かれている傾向が観察される。243Kの温度での吸収エネルギーはソルバイト組織のQT, QT+6, QT+7の3試料は18.2~27.2Jと高く、

Photo.3 Optical micrographs and electron micrographs for welded joints of PR and SR.

Fig.8 Relationship of notch toughness and heat treatment condition for the sorbite structure test specimen.

パーライト組織のQT+8~QT+13, A, Nの8試料は243 Kでの吸収エネルギーはソルバイトに比べて低く、4.8~7.7 Jとはほぼ一定になっている。衝撃試験温度が高くなるに従って吸収エネルギーは次第に上り最大の吸収エネルギー値を示す延性破壊の領域に到達する。再熱処理温度が973 Kのものは A_1 変態点直下の温度域でソルバイトのなかでも最もオーステナイト結晶粒や変態組織が微細化しているので低温靱性の向上が顕著に認められる⁽⁹⁾。また A_3 変態点以上の1073~1173 K再熱処理のものと1273~1573 K再熱処理のものの遷移温度を比較すれば1073~1173 Kのものの方が良好である。衝撃性質は変態組織の細かいソルバイトがパーライトより良好でパーライトでも組織の細かいほど良好である^{(9)~(11)}。

(2) S58C 材のパーライト材を再熱処理した試験

Fig.9 に示す。243 K の温度での吸収エネルギー値は

Fig.9 Relationship of notch toughness and heat treatment condition for the pearlite structure test specimen.

P+8, P+9 は8.7~9.8 Jで他の試料(P+6, P+7, P+10~P+13)に比べて僅かに高い値になっていて、P+6, P+7, P+10~P+13の試料では吸収エネルギー値は4.8~6.2 Jとなっている。また衝撃試験温度が上って273 KではP+8, P+9は10.3 Jで他の試料より高く、さらに293 Kから473 Kへと上るにつれても同様な傾向で、衝撃試験値は試験温度が高くなるに従い次第に増加して変曲点を経て、最大の値を示す延性破壊の領域に到達していくのが観察される。遷移温度はP+8が最も良好である。すなわちQTを熱処理したものと同様に組織の細かいものほど衝撃試験値は良好である^{(9)~(11)}。

(3) 両組織の再熱処理材の衝撃試験値の比較 (S58C 材)

ソルバイト材とパーライト材の再熱処理後を比べてみると、243~473 Kのすべての試験温度において、ソルバイ

Fig.10 Relation between Charpy absorbed energy and heat treatment condition at each impact testing temperature (Note: Example, Number of 7 on the side means P+7 or QT+7).

トの QT, QT+6, QT+7 が格段に良好であり遷移温度も良好で低温側にある。なかでも QT+7 は組織が細かく硬さも低く、セメントタイトの球状化が一番進んでいるため特に良好であると思われる。念のために Fig.10 に衝撃試験温度と熱処理別両組織の吸収エネルギー値を示す。再熱処理後、ともにパーライト組織の QT+8~QT+9 と P+8~P+9 の吸収エネルギーを比較すれば、293 K の試験温度以下では、両者の衝撃値はほぼ同じであるが、323 K 以上の高い衝撃試験温度ではソルバイトを再熱処理した QT+8~QT+9 の方が高いが、再熱処理を高くした、QT+10~QT+13 と P+10~P+13 を比べると、両者の吸収エネルギー値はほぼ同じで、差は認められない。すなわち再熱処理後同じパーライトであっても組織の細かいものは、粗いものに比べて熱処理前の組織差が影響している。QT 材を再熱処理したものは、再熱処理温度が A₁ 変態点直下の 973 K で急激に吸収エネルギー値が増加し、靱性の向上が特に認められる。また素材(パーライト組織)を再熱処理したものは、再熱処理温度が 1073 K の P+8 はごく僅か吸収エネルギー値が増加しているが靱性の向上は QT 材を再熱処理したもののようには認められない。

(4) 両組織の再熱処理材の遷移温度の比較(S58C)

熱処理条件とエネルギー遷移温度の関係を Fig.11 に示す⁽¹²⁾。QT 材の再熱処理の方が素材 A (パーライト) を再熱処理したものより低温側に遷移温度があり、A と QT, P+6 と QT+6, P+7 と QT+7 との試料においては顕著に差が現われ、1073~1573 K と再熱処理温度が順次高くなるにつれて両組織の再熱処理材の遷移温度の差が減少しているのが観察される。破面遷移温度もエネルギー遷移温度と同様な傾向である(図は割愛する)。

(5) 硬さおよび結晶粒度と遷移温度との関係(S58C 材)

硬さとエネルギー遷移温度との関係を Fig.12 に示す。

QT, QT+6, QT+7 のソルバイト組織は再熱処理温度の高いものほど、焼もどし効果を受けて、硬さは低くなり、靱性は向上し、遷移温度は低温側にあり、P+7 は P+6 に比べて硬さは低くなり靱性は向上し、遷移温度も低温側になっている。また QT+8~QT+13, P+8~P+13 では、硬さの低いものほど、靱性が優れ、遷移温度も低温側にある。再熱処理温度の低いものほど良好な成績でかつ熱処理前の組織差が認められる。オーステナイト結晶粒度とエネルギー遷移温度との関係を Fig.13 に示す。同じ組織の場合には粒度の細かいものほど、遷移温度は低温側にある⁽¹²⁾。硬さと結晶粒度はエネ

ルギー遷移温度に対して類似の傾向にあって硬さの低いものは結晶粒度の細かいものと同じように遷移温度は低温側になる。

(6) 組織の異なる溶接継手の衝撃試験

溶接前のパーライト組織 (PR 材) とソルバイト組織 (SR 材) の両溶接継手が組織に差の生じる程度は、S58C 両組

Fig.11 Relation between heat treatment condition and energy transition temperature.

Fig.12 Relation between Vicker's hardness and energy transition temperature for test specimens.

織材の熱処理による組織差と異なる。それは熱処理前の組織差だけでなく、熱を受ける時間、冷却速度なども影響すると思われる。SR 材溶接継手の衝撃値(吸収エネルギー)を Fig. 14 に PR 材のそれを Fig. 15 に示す。ボンドとボンドから 5 mm 程度離れた位置で衝撃値が最も低い⁽³⁾⁽⁹⁾⁽¹⁰⁾。粗大なパーライト組織部で試験温度が 273~373 K では PR 材の 3.8~4.8 J に対して SR 材は 8.7~13.3 J で約 2 倍良好である。ボンドから約 10 mm, 20 mm と離れ、漸次組織が細かくなりかつ衝撃試験温度が高くなるにつれて衝撃値はよくなるが、SR 材が PR 材に比べて約 2~3

Fig. 13 Relation between grain size and energy transition temperature for test specimens.

Fig. 14 Absorbed energy of each part of PR welded joints at each impact testing temperature.

Fig. 15 Absorbed energy of each part of SR welded joints at each impact testing temperature.

倍と一層良好になる。これは前述の顕微鏡組織の項でも述べたように溶接前に SR のソルバイト組織が PR のパーライト組織に対して細かい組織である影響と思われる。

(7) 組織差による溶接継手の遷移温度

PR, SR 両溶接継手の 10 ft-lb (13.57 J) エネルギー遷移温度 (vTr 10) と破面遷移温度 (vTrS) を Fig. 16 に示す⁽¹²⁾。vTr 10, vTrS とともに SR 継手の方が PR 継手に比べて良好である。ぜい性破面率カーブを割愛したが PR は試験温度 323 K まではほとんど 100% ぜい性であるが、SR は 80~85% で延性が 15~20% 現われている。SR 継手は PR 継手に比べて、顕微鏡組織の項でも述べたようにボンドから同じ程度離れた位置で、組織は細かく、セメントタイトの球状化しているところはより微細であるので靱性はすぐれて、vTrS も低い⁽³⁾。

Fig. 16 Transition temperature for each part of PR and SR welded joints.

5. 疲れ試験

(1) S58C 熱処理材の疲れ試験

S58C の熱処理条件と平滑材の疲れ限度 (σ_{wo}), 引張り強さ (σ_B), 耐久限度比 (σ_{wo}/σ_B) の数値を Table 3 に示し、この関係を図示して Fig. 17⁽⁶⁾ (a) に示す。ソルバイト組織がパーライト組織に比べて σ_{wo} および σ_{wo}/σ_B が高い。ソルバイト組織のなかでは硬さの硬いほど σ_{wo} は高く、QT が最

Table 3 The list of σ_B and σ_{wo} and σ_{wo}/σ_B for the heat treatment conditions.

Heat treatment condition	σ_B (MPa)	σ_{wo} (MPa)	σ_{wo}/σ_B (%)
A (Asreceived)	862.3	255.1	29.6
N (Normalizing)	712.2	262.9	36.9
QT (1093 K-30 min→W.Q.)	1126.2	450.3	40.0
QT+6 (QT+873 K-30 min→A.C.)	966.3	389.5	40.3
QT+7 (QT+973 K-30 min→A.C.)	735.8	293.3	39.9
QT+8 (QT+1073 K-30 min→A.C.)	750.5	272.7	36.3
QT+9 (QT+1173 K-30 min→A.C.)	812.3	293.3	36.1
QT+10 (QT+1273 K-30 min→A.C.)	844.6	283.5	35.4
QT+11 (QT+1373 K-30 min→A.C.)	843.7	277.6	32.9
QT+12 (QT+1473 K-30 min→A.C.)	843.7	218.8	25.9
QT+13 (QT+1573 K-30 min→A.C.)	843.7	208.0	24.7

Fig.17 Relation among tensile strength, fatigue limit and endurance ratio.

高で QT+6, QT+7 の順に下がるが σ_{w0}/σ_B は同様に 40% 程度である。パーライト組織のなかでは QT+8~QT+11 の σ_{w0} は 273 MPa 以上で σ_{w0}/σ_B は 33~36% 程度である。QT+12~QT+13 と特に高温熱影響を受けて著しく粗大化したパーライト組織部では σ_{w0} は 210~220 MPa 程度に、 σ_{w0}/σ_B も 25~26% 程度に下がる。

(2) PR(パーライト), SR(ソルバイト)の溶接継手の疲れ試験

σ_{w0} , σ_B , σ_{w0}/σ_B および切欠材疲れ限度 (σ_{wk}) の数値を Table 4 に示し、この関係を図示して Fig.17⁽⁶⁾ (b) (c) にそれぞれ示す。ボンドより約 15~20 mm 離れた位置はセメントイトが球状化しているのが認められる。層状および球状セメントイトを有するものを比較した結果では、前者の曲げ疲れ限度は後者のその 84% との文献⁽¹³⁾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れ限度は高い。しかしその値のバラツキは大きいとの文献⁽¹⁴⁾もある。本実験の試験片は共析鋼より少し C の低い亜共析鋼で、セメントイトも文献写真ほどには球状化されておらず、硬さも他の位置に比べてやや低いこと

もあり、該部の疲れ限度は他の位置と差は認められない。PR 材の σ_{w0} はボンド部が他の位置に比べて最低で、溶接金属は 353.2 MPa の最高で、他の位置は 265~300 MPa 程度である。 σ_{wk} はボンドが最低の 117.7 MPa で他の位置は 140~149 MPa 程度である。SR 材のボンドおよび他の位置も σ_{w0} , σ_{wk} は PR 材よりも高く良好である。

IV. 考 察

衝撃特性をシャルピー吸収エネルギー、遷移温度(エネルギーと破面)で判定することにする。衝撃特性はソルバイト組織がパーライト組織より良好であり、同じ組織ならば細かい組織の方が良好である。オーステナイト結晶粒を微細にすることが衝撃特性を良好にすると言う多くの文献⁽⁹⁾がある。Ac₁ 点以上に再加熱後、空冷した試料の場合フェライトの析出はオーステナイト結晶粒界に起るのでフェライトの析出ネットの大きさが大きいほどオーステナイト結晶粒が小さいほど衝撃特性は劣化している⁽¹⁾⁽³⁾。この実験でのソルバイトは焼入焼もどしたソルバイトで焼もどしマルテンサイトとか一名微細パーライトと呼称されるものであり、オーステナイト結晶粒が細かく、かつパーライト組織も微細であることから説明される⁽¹⁾⁽⁹⁾⁽¹⁰⁾。各試験材の組織は S58C 材ではソルバイト組織は QT, QT+6, QT+7 で、パーライト組織は A, N, QT+8~QT+13 および P+6~P+13 である。

SR 溶接継手の溶接前組織は、PR 材の頭部を焼入焼もどしてソルバイトにしたので、頭面下 5 mm 程度までがソルバイト、次層がソルビティックパーライトで内部のパーライトへと順次変化している。PR 材は全体がパーライトである。シャルピー試験片の V ノッチ底は溶接継手の頭面下ほぼ 5 mm の位置になるので、SR 材溶接継手の母材部の V ノッチ底はソルバイトとソルビティックパーライトの境界近傍になる。溶接継手部組織は溶接時に温度と時間の両方の影響力の大小にて Photo.3 に示すように溶接前の組織差と関係が深いことが観察される。

疲れ試験結果について

S58C 材の引張り強さと疲れ限度との関係を Fig.17⁽⁶⁾ (a) に示す。一般に高炭素鋼の耐久限度比は 0.4 程度であるが、本実験結果によると QT, QT+6, QT+7 のソルバイト組織は 0.4 の線上にあり、従来から知られていること

Table 4 The list of σ_B , σ_{w0} , (σ_{w0}/σ_{wk}), σ_{w0}/σ_B of each part of PR and SR welded joints.

	Welded joint of PR					Welded joint of SR				
	σ_B (MPa)	σ_{w0} (MPa)	σ_{wk} (MPa)	$\beta(\sigma_{w0}/\sigma_{wk})$	σ_{w0}/σ_B (%)	σ_B (MPa)	σ_{w0} (MPa)	σ_{wk} (MPa)	$\beta(\sigma_{w0}/\sigma_{wk})$	σ_{w0}/σ_B (%)
Base metal	848.6	274.7	140.3	1.96	32.4	1098.7	415.9	155.0	2.68	37.9
Weld metal	1025.2	353.2	139.3	2.54	34.5	1054.6	357.1	142.3	2.51	33.9
Bond	880.0	252.1	117.7	2.14	28.6	861.3	257.0	131.5	1.96	29.8
5 mm from bond	861.3	299.2	149.1	2.01	34.7	941.8	327.7	166.8	1.97	34.8
15 mm from bond	829.0	264.9	142.3	1.86	32.0	911.4	345.3	153.0	2.26	37.9
20 mm from bond	853.5	276.6	144.2	1.92	32.4	881.9	380.6	161.9	2.35	43.2

と一致する。しかし再加熱温度を変態点以上に上げてパーライト組織になった場合は、QT+8, QT+9 の耐久限度比は 0.35 程度になり、さらに再加熱温度を 1473 K, 1573 K と高温に上げた QT+12, QT+13 は結晶粒度の著しく粗大なパーライト組織に粗大なフェライトがみられ耐久限度比は 0.3 以下となり、組織とともに結晶粒度により耐久限度比が変化することがわかる。

パーライト組織で、PR 溶接継手の σ_B と疲れ限度との関係を Fig.17(b) に示すと溶接金属、母材ともに耐久限度比は 0.35 で前述の S58C 材の QT+8, QT+9 とほぼ同じ値である。しかし熱影響部の耐久限度比は 0.3~0.35 程度、ボンド部のそれは 0.3 以下となり熱影響の強い位置ほど低下し、ボンド付近では結晶粒も著しく粗大化し、先の QT+12, QT+13 と同様になり耐久限度比は低下したものと推察される。ソルバイト組織の SR 継手の場合、 σ_B と疲れ限度との関係を Fig.17(c) に示す。溶接金属とボンド部の耐久限度比は PR と一致しているが、母材は PR より良く、ボンドより遠く離れた位置は離れたほど耐久限度比は良好になっている。これはボンドから離れるほど、元のソルバイトかソルビティックパーライト組織の影響があるものと思われる。さらにボンドより約 15~20 mm 離れた位置の変態点直下付近のセメントタイトの球状化しやすいところはソルバイト組織の SR の方がパーライト組織の PR より球状化しやすいので、この位置の耐久限度比は高い⁽¹⁰⁾⁽¹³⁾。以上のごとく σ_B と耐久限度の関係は熱処理条件が異なれば、異なっており、これは材料の疲れが微視的塑性変形の現象であることから説明される⁽⁶⁾⁽¹⁵⁾。

V. 結 言

S58C のパーライト材とソルバイト材に再加熱の加熱温度を変えた熱処理を加えた試料および市販のパーライト組織の高炭素鋼の PR 材と、頭部ソルバイト組織の SR 材のそれぞれの溶接継手の溶接熱影響部各位置について組織と衝撃特性および疲れ特性の関係を研究した。その結果を要約すると次のとおりである。

(1) 衝撃特性、疲れ特性ともに熱処理後また溶接後ソルバイト組織の方がパーライト組織よりも良好であり、同じ

組織ならば組織の細かい方が良好である。

(2) 同じ組織で結晶粒の大きさが同程度であれば硬さの低いものほど衝撃特性は優れ、また同一組織では結晶粒の細かいものほど衝撃特性は良好である。

(3) 疲れ特性は同一組織では硬さの高いほど優れている。

(4) 疲れ特性と結晶粒度の間にはあまり関係はないようであるが、結晶粒の粗大化が著しいパーライト組織では疲れ特性はむしろ低下する傾向がある。

(5) セメントタイトの球状化が著しいものほど、衝撃特性および疲れ特性ともに良好である。

最後に本研究に関し御懇篤な御教示を賜った恩師大阪大学名誉教授、工学博士 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 邦武立郎博士と同研究所主任研究員 平川賢爾博士に厚く感謝する。

文 献

- (1) 稲垣道夫、三谷良光：金属材料技術研究所報告，7 (1967)，5.
- (2) 邦武立郎、大谷泰夫：住友金属，22 (1970)，1.
- (3) 菊田米男，荒木孝雄，佐野精二郎，柳生俊二，石野良和：溶接学会誌，43 (1974)，10.
- (4) 井川 博，新 成夫，大重広明，馬久地 裕：溶接学会誌，46 (1977)，5.
- (5) 井川 博，大重広明：溶接学会誌，46 (1977)，10.
- (6) 西岡邦夫，西川富夫：日本機械学会論文集(第1部) 38 (1972)，309.
- (7) 安藤精一，大井一郎：レールの溶接「高速鉄道の研究」(1967)，111.
- (8) 邦武立郎，西村誠一，田頭 一：住友金属，22 (1970)，1.
- (9) 邦武立郎，寺崎富久長，大森靖也，大谷泰夫：鋼の強靱性国際シンポジウム，京都，(1971).
- (10) 浅田千秋：日本金属学会会報，6 (1967)，3.
- (11) T. Kigawa, R. Isomura, Y. Tanaka and K. Tokimasa: The Fifth International Wheel-set Congress Tokyo, Oct., (1975).
- (12) 岡田 実，鈴木春義：溶接冶金，産報，(1970)，112.
- (13) 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.
- (14) G. E. Diter, R. F. Mehl and G. T. Horne: Trans. ASM, 47 (1957)，423.
- (15) G. Sines: Metal Fatigue, McGraw-Hill, (1959)，28.