

## 電縫鋼管溶接部の白色層の生成機構

論文

鈴木 征治\*・高村 登志博\*

## The Formation Mechanism of White Line in Welded Joints of ERW Steel Pipes

Seiji SUZUKI and Toshihiro TAKAMURA

## Synopsis :

This investigation deals with the mechanism on the formation of white line in welded joints of ERW steel pipes. In order to demonstrate the formation mechanism, the difference in carbon contents between weld line and extruded melting bead in simulated resistance welded joints was investigated in detail, using hypoeutectics, eutectics and hypereutectics in Fe-C alloys.

In hypoeutectics, the carbon content in weld line is lower than that in base metal, while the carbon content in extruded melting bead is higher. On the other hand, the carbon content in weld line is higher than that in base metal and the carbon content in extruded melting bead is lower in hypereutectics. No difference in carbon content occurs between weld line and extruded melting bead in eutectics.

It can be deduced from these results that two phase region where solid and liquid phase coexist exists in weld line, and the liquid phase coexisting with solid phase is extruded outward and the solid phase remains in the weld line at upsetting. Thus, it can be concluded that the difference in the content of alloying elements between solid phase and liquid phase leads to the formation of white line in resistance welded joints such as ERW steel pipes.

## 1. 緒 言

電縫鋼管の溶接部をナイトール腐食すると、その接合部に白色層が現れる。この白色層は電縫鋼管の溶接接合部だけでなく、フラッシュバット溶接などのアップセットを伴う鋼の溶接接合部に形成されることが知られている<sup>1)</sup>。これら白色層は、脱炭してフェライトリッチになっているためにその近傍の溶接部よりもナイトール腐食によつて白く観察されると一般には考えられている。しかし、その成分変動を含め、生成機構については今なお不明な点が多い。

電縫鋼管のシーム溶接は、コイルの両端面を高周波電流によつて抵抗加熱し、スクイズロールでその両端面をアップセットすることによつて行われる。この時、両端面の溶鋼は押し出され、溶接接合部に幅 50~100 μm 程度の白色層が形成される。この溶接部断面の典型的なマクロ組織を Photo. 1 に示す。白色層のミクロ組織はフェライトリッチになつており、硬度も低下している。しかし、白色層では脱炭現象をほとんど生じていないとする考え方もある<sup>2)3)</sup>。いずれにしろ、溶接部の特性を考察する場合にはこの白色層の存在を無視することはできない。

本報告は溶接部特性を明確にするための一助として、白色層の成分変動を調査し、その生成機構について検討したものである。

## 2. 白色層および溶融ビード部の成分変動

## 2.1 白色層の成分変動

A鋼 (C ; 0.15, Si ; 0.22, Mn ; 1.05) および B鋼 (C ; 0.14, Si ; 0.22, Mn ; 0.86) の電縫鋼管の溶接接合部に存在する白色層の成分の定量を行い、母材部のそれと比較した。分析は EPMA によつて実施したが、白色層の各成分は、白色層の幅が極めて狭いため、Fig. 1 に示すように X線ビームを管厚方向に約 200 μm 走査させ定量した。また、母材部の成分も同様に X線ビームを管厚方向に約 200 μm 走査させその積分強度から定量し

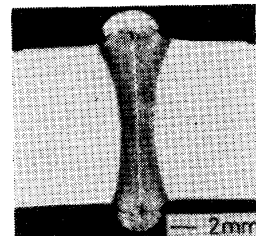


Photo. 1. Typical macrostructure of welded joint in ERW steel pipe.

昭和 57 年 9 月本会講演大会にて発表 昭和 58 年 11 月 21 日受付 (Received Nov. 21, 1983)

\* 日本鋼管(株)中央研究所 (Technical Research Center, Nippon Kokan K.K., 1-1 Minamiwataridacho Kawasaki-ku Kawasaki 210)

た。

Fig. 2 にその結果を示す。これらの結果から、C, Si および Mn 量は白色層では母材部よりも減少していることがわかる。しかし、Al, P および S の成分変動は確認されなかつた。

また、C量の変動は、電縫部を焼ならし処理した後、白色層と母材部とのパーライト量を比較することによつても検討した。供試材のC量は 0.05~0.43% であり、パーライト量面積比率の測定には画像処理装置を用いた。

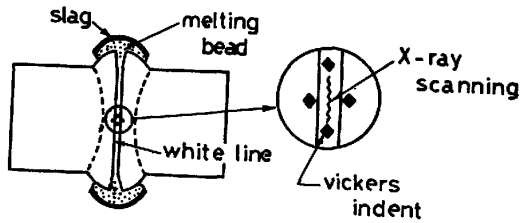


Fig. 1. Scanned line in white line by EPMA.

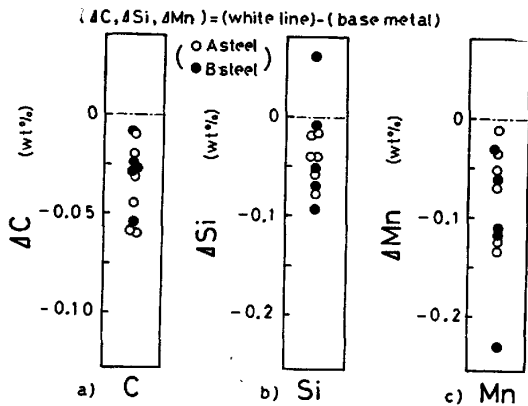


Fig. 2. Change of chemical compositions in white line determined by EPMA.

この結果を Fig. 3 に示す。白色層では母材部に比べパーライト量は減少しており、これからも白色層は脱炭していることがわかる。

2.2 溶融ビード部の成分変動

溶接接合部に押し出された溶鋼 (溶融ビード) の化学分析を行い、母材部の成分量と比較した。

Fig. 4 にこの結果を示す。C量は母材部に比べ高くなつており、母材のC量増加とともにその差は大きくなる傾向にある。先に示したように、白色層ではC量が減少していることから、電縫部ではCの一部が溶接接合部から溶融ビード部へ押し出され脱炭層を生じ、それが白色層を形成していると考えられる。

Si および Mn は白色層だけでなく溶融ビード部でも減少している。Al も溶融ビード部では母材部よりも減少していることが確認された。これは、溶融ビード表面

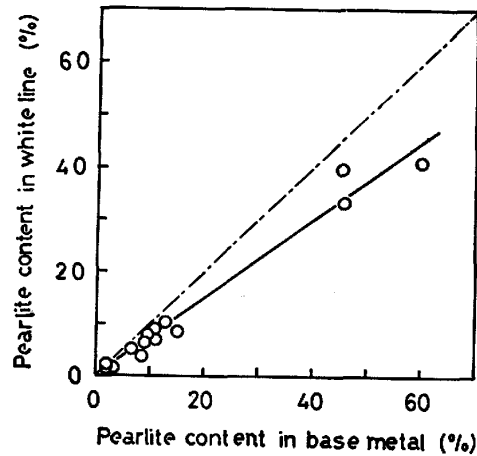


Fig. 3. Comparison of pearlite content in white line and base metal.

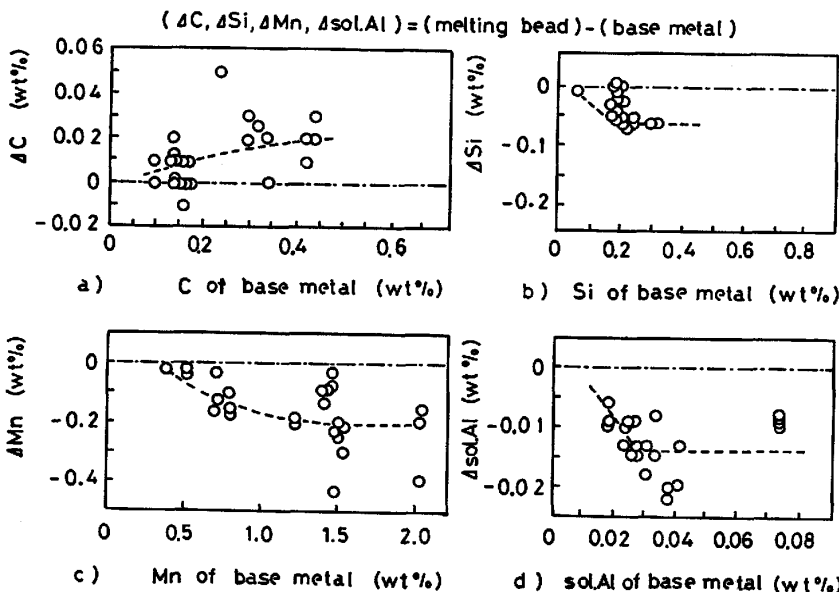


Fig. 4. Change of chemical compositions in extruded melting bead of ERW steel pipes determined by chemical analysis.

に Si, Mn および Al を主とした酸化スラグが生成し、これらの成分がこの形成に消費されているためである。

なお、P および S の成分変動は確認されなかつた。

2.3 酸素および窒素の変動

AES を用い、白色層および母材部の O と N の強度を測定し比較した。また、電子顕微鏡を用いて酸化物、窒化物の量、形態を観察し、白色層での O および N の吸収の有無を検討した。

Fig. 5 に AES による強度比較を示すが、白色層の O および N の強度は母材部と比較しほとんど差はない。また、白色層の抽出レプリカ法による電子顕微鏡観察においても白色層と母材部では酸化物、窒化物の量および形態には特に変化は認められなかつた。これらの結果から、白色層では大気中の O および N は吸収されていないと考えられる。

溶融ビード部でも O および N の吸収の有無を化学分析によつて調査した。なお、O の増減は Total Al 量と sol. Al 量の差から間接的に推定した。

Table 1 にこれらの結果を示す。溶融ビード部では Total Al 量と sol. Al 量の差は大きくなつており、大気中の O を吸収して Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> が多く析出しているものと推察される。窒素量も溶融ビード部では母材部よりも増加している。これらのことから、溶融ビード部では大気

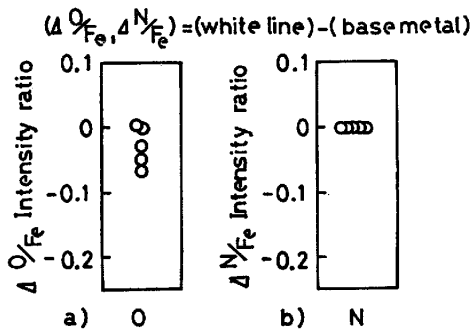


Fig. 5. Change of oxygen and nitrogen in white line of ERW steel pipes determined by AES.

Table 1. Total Al, sol. Al and N content in extruded melting bead and base metal of ERW steel pipes determined by chemical analysis.

		1) T. Al	2) s. Al	1)-2)	N
No. 1	Base metal	0.038	0.038	0	0.0035
	Melting bead	0.029	0.017	0.012	0.0072
No. 2	Base metal	0.027	0.027	0	0.0038
	Melting bead	0.020	0.012	0.008	0.0075
No. 3	Base metal	0.031	0.031	0	0.0042
	Melting bead	0.021	0.016	0.005	0.0037
No. 4	Base metal	0.031	0.031	0	0.0037
	Melting bead	0.024	0.023	0.001	0.0039
No. 5	Base metal	0.029	0.028	0.001	0.0042
	Melting bead	0.025	0.010	0.015	0.0081

中の O および N を吸収していることがわかる。

3. 白色層の生成機構

3.1 白色層生成機構の検討

電縫部に形成される白色層では脱炭現象が生じて、押し出された溶融ビード部では逆に C 量が増加していることを前項で述べた。この C の挙動から、白色層が形成される機構として以下のことが考えられる。

“被溶接材が抵抗加熱されると、その溶接接合面から溶融し、この溶融部と未溶融部との境界に固相と液相の 2 相共存領域が存在する。この固液 2 相共存領域では、共存する固相と液相の間で成分の再配分が生じる。この状態下でアプセットされると、融液と 2 相共存領域の液相は外部へ押し出されビードを形成する。この結果、溶接接合部には 2 相共存領域の固相が残存し、白色層が形成される”。この概念を Fig. 6 に示す。

この推論を検証するために、Fig. 7 に示すノッチ付丸棒試験片をスポット抵抗溶接機で加熱、アプセットし模

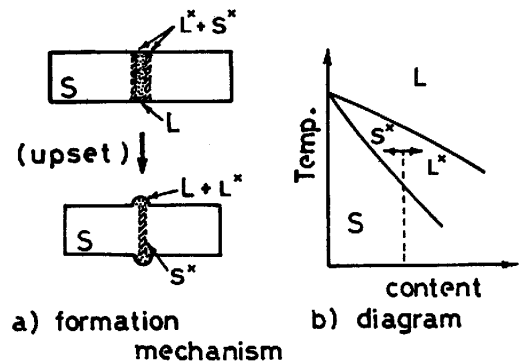


Fig. 6. Schematic showing of the formation mechanism of white line.

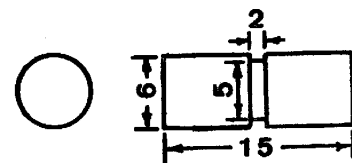


Fig. 7. Simulated resistance welding test specimen.

Table 2. Chemical compositions and simulated resistance welding conditions.

Chemical compositions(wt%)		Welding conditions		
		current(A)	time(s)	force(kg)
Fe-C	0.4% C-Fe	6590~6740	0.18	30
	2.1% C-Fe	6220~6300	0.18	30
	3.0% C-Fe	5720~5870	0.18	30
	4.3% C-Fe	5240~5400	0.18	30
	4.8% C-Fe	4440~4650	0.18	30
Cu-Mn	14% Mn-Cu	5980~6010	0.18	30
	36% Mn-Cu	3700~3800	0.18	30
	54% Mn-Cu	3300~3710	0.18	30

擬的に溶接部を再現させ<sup>5)</sup>、溶接接合部と押し出された溶融ビード部の間で生じる成分変動を調査した。

用いた材料は Fe-C 材および Cu-Mn 材であり、その化学成分と溶接条件を Table 2 に一括して示す。これらの化学成分は、平衡状態図から固液 2 相共存領域で固液分離する際、その固相の成分が①平均組成よりも減少する成分範囲、②平均組成よりも増加する成分範囲および③固液 2 相の共存領域が存在しない成分範囲とした。

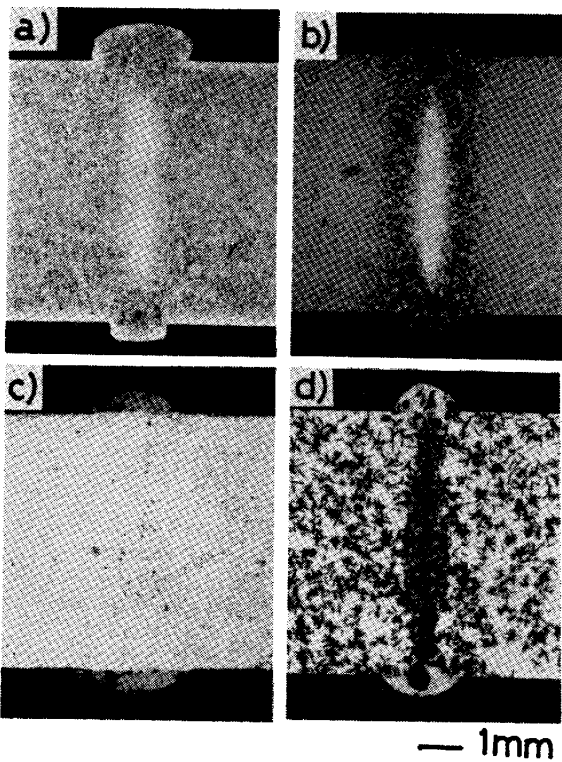
Photo. 2, 3 に Fe-C 材を抵抗溶接した後のマクロ組織およびミクロ組織を示す。C 量が 0.4% および 2.1%

の亜共晶材では溶接接合部に白色層が現れており、ここでは母材部に比べパーライト量も減少している。逆に、押し出された溶融ビード部ではパーライトが多く析出している。また、C 量 4.8% の過共晶材の溶接接合部には黒鉛が母材部よりも多く観察されるが、溶融ビード部ではそれが少ない。しかし、C 量 4.3% の共晶材では溶接接合部および溶融ビード部ともに組織の変化は認められず、それら間で成分変動は生じていないと推察される。

次に、溶接試験片から溶融ビード部を採取し、C 量の化学分析を行い、母材部のそれと比較した。

この結果を Fig. 8 に示す。溶融ビード部の C 量は亜共晶領域では母材部よりも増加しているが、過共晶領域では減少している。また、共晶材ではその変化は認められない。

これらの結果から、亜共晶材の溶接接合部では脱炭現象が、過共晶材では加炭現象が生じ、また、共晶材では固液 2 相共存領域が存在しないためそのいずれも形成さ



a) 0.4% C, b) 2.1% C, c) 4.3% C, d) 4.8% C

Photo. 2. Macrostructures of welded joints made by simulated resistance welding.

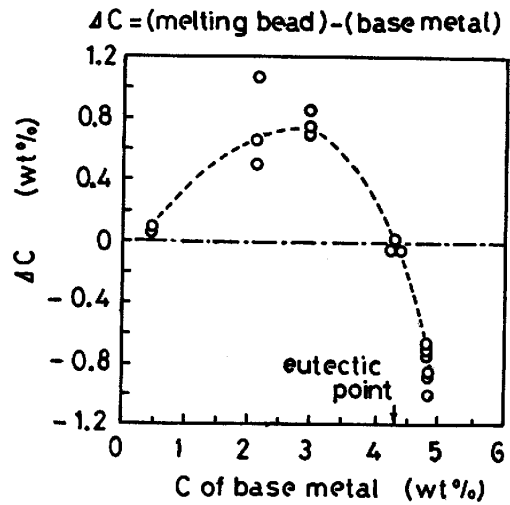


Fig. 8. Change of carbon content in extruded melting bead of simulated resistance welded specimen determined by chemical analysis.

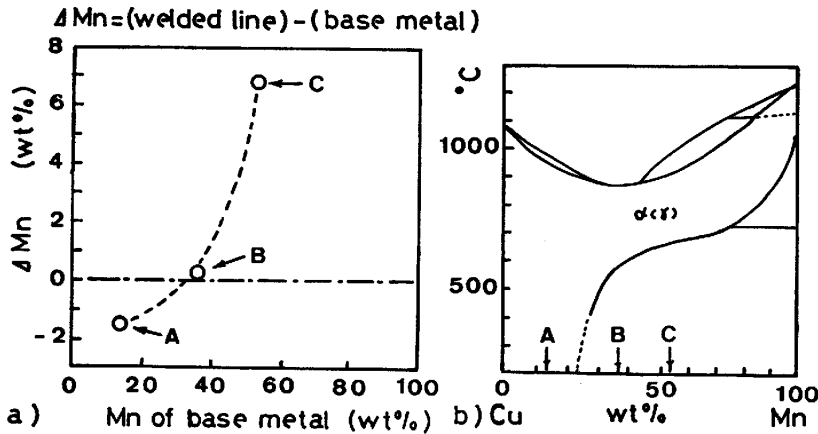
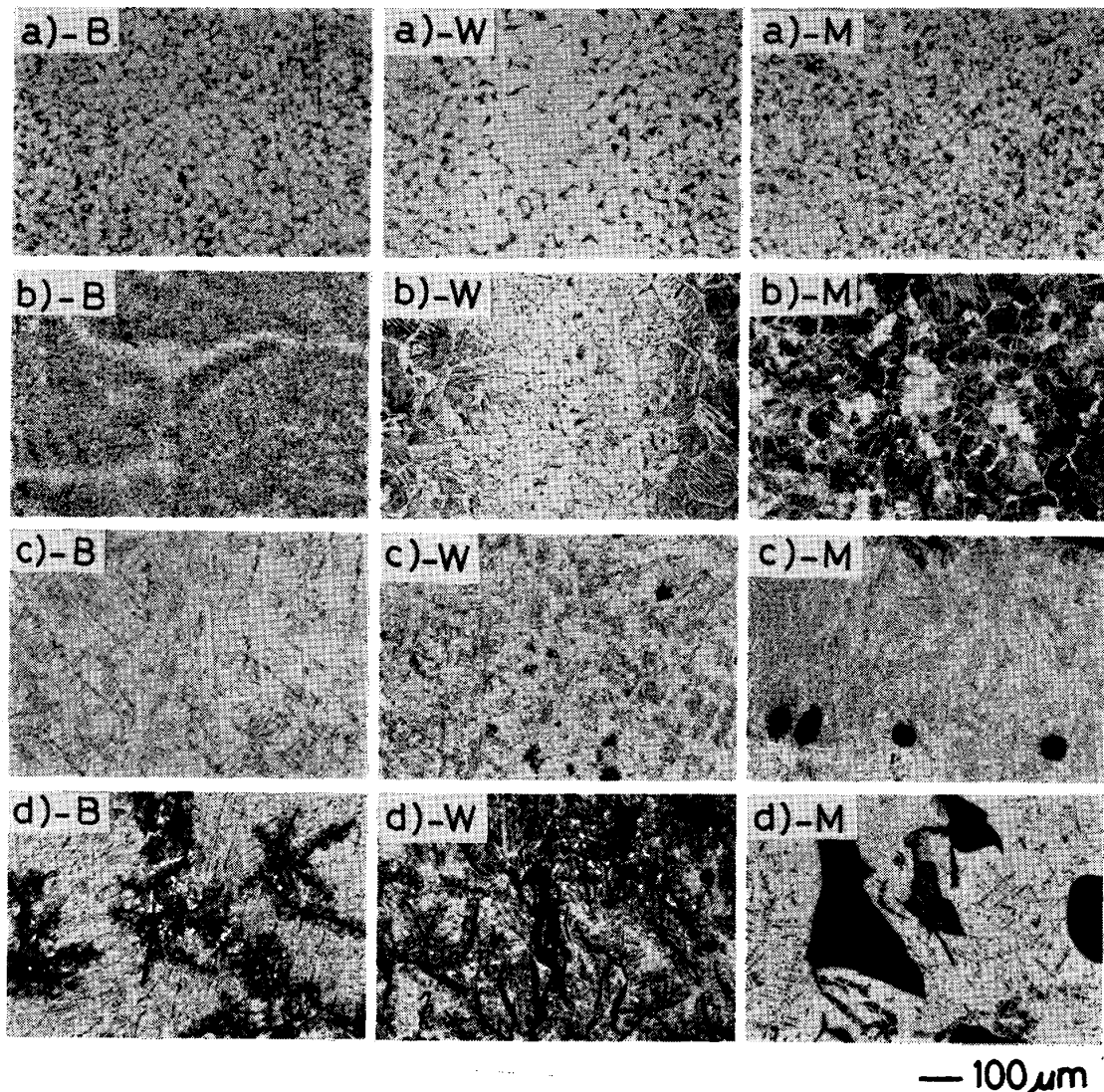


Fig. 9. Change of manganese content in weld line of simulated resistance welded specimen determined by EPMA  
a) change of Mn content in weld line  
b) Cu-Mn diagram



a) 0.4% C, b) 2.1% C, c) 4.3% C, d) 4.8% C  
 B : base metal, W : weld line, M : melting bead

Photo. 3. Microstructures of welded joints made by simulated resistance welding.

れないことがわかる。

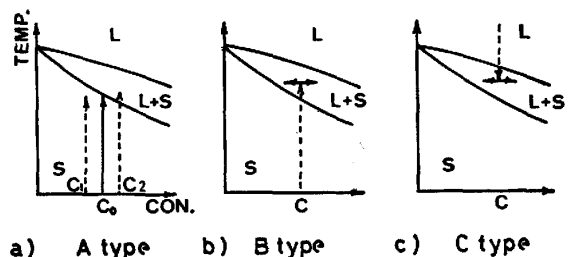
Fig. 9 に、Cu-Mn 材の溶接接合部とその母材部の Mn 量を EPMA で定量分析し、比較した結果を示す。86%Cu-14%Mn 材では溶接接合部の Mn 量は母材部のそれより減少しており、46%Cu-54%Mn 材では逆に溶接接合部の Mn 量は増加している。また、平衡状態図で固液 2 相共存領域の存在しない 64%Cu-36%Mn 材の溶接接合部では Mn 量は変化していない。

以上述べたように、抵抗溶接した際に生じる溶接接合部の成分変動現象は、平衡状態における固液 2 相共存状態を想定し、その固相が溶接接合部に残存すると考えれば定性的に説明される。

### 3.2 固液 2 相共存領域における固液分離

#### 3.2.1 固液分離の型

抵抗溶接時に生じる固液分離の型として Fig. 10 に



a) A type b) B type c) C type  
 Fig. 10. Schematic explanation of solid-liquid separation types in resistance welding.

示す A 型、B 型および C 型が考えられる。

A 型； $c_1$ 、 $c_2$  の異なつた組成を有する平均組成  $c_0$  の材料を加熱昇温すると、固相線温度の低い  $c_2$  が優先的に熔融し、アプセットによつてこれが外部へ押し出される。この結果、溶接接合部の成分が変動する。

B 型；昇温過程で固液分離し、分離した固相と液相の

間で成分の再配分が行われる。この時、アプセットによつて液相が押し出され溶接接合部の成分が変動する。なお、この時すでに存在する融液は、成分変動に関与せずに押し出される。

C型；融液が凝固する際に固相と液相が共存し、アプセットによつて液相が押し出され溶接接合部の成分が変動する。

これらの固液分離型の可能性について以下検討した。

### 3.2.2 固液分離型の検討

スポット抵抗溶接機を用い、溶接時のアプセット変位の経時変化をオシログラフによつて観察し、固液分離の型を検討した。

その溶接時におけるアプセット変位と溶接電流の変化を Fig. 11 に示す。アプセット荷重は 30 kg であり、通電開始と同時に負荷されている。試験片は加熱されることによつてアプセット荷重が負荷されているにもかかわらず溶接終了間際まで膨張している。その後、急激に圧縮されており、この圧縮は溶接接合部が溶融したために生じたものである。この時発生する融液は負荷されているアプセット荷重によつて瞬時に外部へ排出される。

したがつて、抵抗溶接で生じる溶接接合部の成分変動は Fig. 10 に示した“C型”の凝固過程の固液分離によるものではなく、昇温加熱中のアプセット時に生じる“A型”もしくは“B型”の固液分離によるものと考えられる。

次に、抵抗溶接条件の通電時間を 0.02s 間隔で変化させて溶接した材料（以下中止め材と称す）の組織変化を観察し、固液分離の型を推察した。

Photo. 4 に過共晶材（4.8% C）の中止め材組織を示

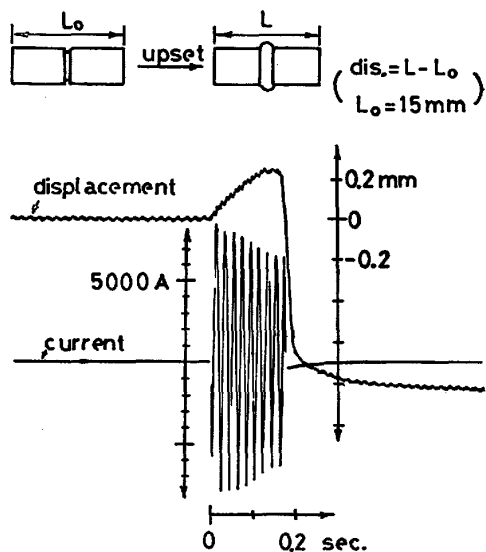
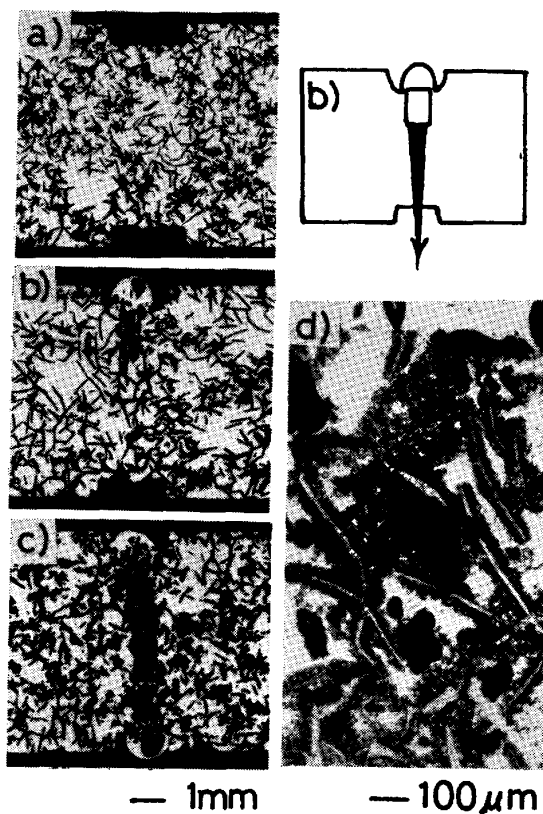


Fig. 11. An example of resistance welding records.



a) welding time ~ 0.10 s    b) welding time ~ 0.12 s  
c) welding time ~ 0.14 s

Photo. 4. Macro and microstructures of welded joints made by simulated resistance welding (4.8% C).

す。通電時間 0.10s ではそのマクロ組織に変化は見られないが、0.12s では一部溶鋼が押し出されており、その下部には黒鉛が集積している。0.14s では溶接接合部全域に黒鉛が集積しており、溶接はほぼ完了している。また、通電時間 0.12s の溶接部のミクロ組織から黒鉛と黒鉛の間に収縮孔が Photo. 4-d) に示すように観察される。これらは、黒鉛よりも固相線温度の低い地組織が最初に溶融し、アプセットによつてこれが押し出され、黒鉛が溶接接合部に集積した結果であると考えられる。

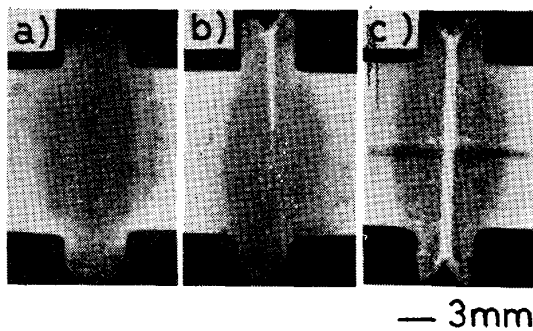
この過共晶材における溶接接合部の固液分離型は Fig. 10 の“A型”である。

なお、亜共晶材の中止め材では固液分離型を推察できるような組織変化は見られなかった。

### 3.2.3 白色層の形成温度

グリーン試験機でアプセット温度を変化させ、白色層の形成される温度を調査した。供試材の化学成分およびその液相線温度<sup>6)</sup>を Table 3 に、試験片形状を Fig. 12 に示す。アプセットは 1420°C、1430°C および 1440°C の3温度で実施し、アプセット量はいずれも 5 mm とした。

Photo. 5 にこの時のマクロ組織を示す。アプセット



a) upsetting at 1420°C b) upsetting at 1430°C  
c) upsetting at 1440°C

Photo. 5. Macrostructures of welded joints made by Gleeble testing.

Table 3. Chemical composition and liquidus line temperature of steel used for Gleeble test.

C	Si	Mn	P	S	TL*
0.15	0.16	1.09	0.018	0.005	1520°C

\* liquidus line temp.

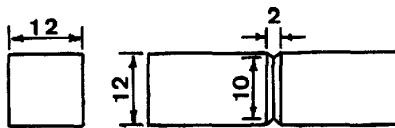


Fig. 12. Gleeble test specimen.

温度が 1420°C では白色層は見られないが、白色層は 1430°C では溶接接合部の一部に、1440°C では板厚全長に形成されている。この形成温度は液相線温度よりもかなり低いことから、白色層は Fig. 10 の“B型”の固液分離によっても生成可能であることがわかる。

#### 4. 結 言

電縫鋼管白色層の成分変動およびその生成機構を検討した結果、以下のことが判明した。

1) Cは白色層では母材部よりも減少しているが、押し出された溶鋼（溶融ビード部）では増加している。

2) Si および Mn は白色層では減少している。また、溶融ビード部でも減少しているが、これは溶融ビード表面に生成する酸化スラグとして消費されているためである。

3) Fe-C 材を抵抗溶接した際に生じる溶接接合部の成分変動は亜共晶材、共晶材および過共晶材で異なる。亜共晶材の溶接接合部のC量は母材部よりも減少し、共晶材では変化せず、過共晶材では増加する。

4) Cu-Mn 材も Fe-C 材と同様に溶接接合部に成分変動を生じる。86%Cu-14%Mn 材の溶接接合部では Mn 量は母材部よりも減少し、64%Cu-36%Mn 材では変化なく、46%Cu-54%Mn 材では増加する。

5) 3)、4)で述べた溶接接合部の成分変動現象は、平衡状態における固液2相共存状態を想定し、その固相が溶接接合部に残存すると考えれば定性的に説明できる。

6) 白色層は、固液2相共存領域で固液分離する際に生じる固相が溶接接合部に残存するために形成される。

7) この固液分離は加熱昇温過程で生じ、白色層は液相線温度よりも低い温度で形成される。

#### 文 献

- 1) B. A. FOROSTOVETS and A. S. DEM'YANCHUK: Aut. Svarka (1967) 6, p. 28  
G. Z. KOVAL'CHUK: Svar. Proiz., No. 2 (1979), p. 7, 他
- 2) 横山栄一, 山泉光邦, 嘉納徳彦, 渡辺修三: 川崎製鉄技報, 10 (1978), p. 28
- 3) W. LUCAS: TWI Report (1972) July, p. 60
- 4) B. A. FOROSTOVETS: Aut. Svarka (1968) 9, p. 18
- 5) J. ZAK and P. RYS: Welding Research Supplement (1972) May, p. 272-S
- 6) 日本鉄鋼協会共同研究会: 第6回凝固部会 (1973年12月) 日本鋼管(株) (私信)