9%Ni 鋼共金 MIG 溶接金属の変態挙動と組織*

阿草 一男**, 古生 正昭**, 西山 昇**

Transformation Behavior of Ferritic Weld Metal in 9% Ni Steel*

by Kazuo Agusa**, Masaaki Kosho** and Noboru Nishiyama**

The transformation behavior of the ferritic weld metal in 9%Ni steel was investigated using a dilatation technique. (1) Along dendrite interfaces of the ferritic weld metal, segregations of silicon, manganese and nickel are formed. (2) The A_c transformation temperatures of the ferritic weld metal are lowered mainly by the increased nickel addition (11%Ni) to the weld metal. (3) On account of the nickel segregation along the dendrite interfaces, the A_c transformation temperatures of the interfaces are further lowered. (4) In the reheating process of the ferritic weld metal, it commences the true A_{c1} (austenite) transformation from the dendrite interfaces. (5) The optimum tempering temperature of the ferritic weld metal is in the range from the true A_{c1} temperature to about 600 degree C. The micro-structure of the tempered ferritic weld metal comprises ferrite, retained austenite and cementite precipitating along the dendrite interfaces. (6) At reheating temperatures higher than about 600 degree C, the martensite transformation begins to occur from the dendrite interfaces during cooling. At a temperature of about 700 degree C (A_{c3}), the whole structure becomes martensite. (7) At reheating temperatures higher than about 1100 degree C, the bainite transformation followed by the martensite transformation is performed during cooling. (8) It is attributable to the manganese segregation which lowers the carbon activity that the cementite precipitation during tempering is concentrated at the dendrite interfaces. (9) Although the toughness of the ferritic weld metal is deteriorated, the sites of the cementite precipitation can be dispersed by increasing silicon content in the weld metal.

1. 緒 言

前報¹⁾では、9% Ni 鋼の共金 MIG アーク溶接金属の靱性によぼす Si および O 量の影響について詳細に検討し、低 Si-低 O の組成にすると共に、適正温度で焼もどしを行えば高靱性が得られることを示した。しかしながら、共金溶接金属を焼もどした場合、実験範囲の Si および O 量において、炭化物がデンドライト境界に析出して特異な縞状組織を形成することが明らかとなり、それがデンドライト境界への合金元素の凝固1次偏析に基づくものと推定された。シャルピ衝撃試験片のき裂伝播経路を観察した結果、延性・脆性いずれの破面形態においても、き裂はデンドライト内部を伝播したことから、デンドライト境界に偏在する炭化物が溶接金属の低温靱性を損う懸念はないが、成分偏析が存在した場合、溶接金属の変態特性ひいては焼もどし条件がその影響を受けて変化することも考えられた。

そこで、本研究では、共金 MIG アーク溶接金属の凝固1次偏析の生成と、その影響下における変態特性なら

びに炭化物析出現象について明らかにし、共金溶接技術を確立するための基礎資料とする。

2. 供試溶接金属の作製

2.1 供試材料および溶接方法

Table 1 に示す Si 量を変化させたワイヤを用い、1.5, 3, 5 および 10% $\text{CO}_2 + \text{Ar}$ シールドで溶接を行った。鋼板は板厚 14 mm の通常組成の 9% Ni 鋼板であり、ワイヤの Ni 量は鋼板より高い 11.5% を目標とした。

溶接条件は 320 A, 25 V, 25 cm/min (入熱 19.2 kJ/cm) とし、45 $^{\circ}$ V 開先内に下向姿勢で 5 パス溶接を行った。

Table 1 Chemical compositions of materials used (wt%).

		C	Si	Mn	P	S	Ni
Plate(14mmt)		0.042	0.26	0.58	0.005	0.005	8.84
Wire (1.2 mmφ)	Na161	0.047	0.12	0.52	0.002	0.001	11.47
	Na162	0.047	0.30	0.50	0.002	0.001	11.36
	Na163	0.048	0.52	0.52	0.002	0.001	11.51

*原稿受付 昭和59年2月22日(全国大会論文発表講演)

**正 員 川崎製鉄 Member, Kawasaki Steel Corp.

2.2 溶接金属の化学組成

Table 2 に溶接金属の化学組成を示す。Si 以外の脱酸元素の変動は、ワイヤ No.161 においてやや大きく、0.038~0.048% C, 0.43~0.51% Mn, No.162 では 0.037~0.042% C, 0.48~0.49% Mn, No.163 では 0.037~0.039% C, 0.50~0.51% Mn の範囲で変化した。また、sol. Al はワイヤの種類によらず 0.003~0.007% となった。

Table 2 Chemical compositions of weld metals.

%CO ₂ in Shielding Gas	No.161			No.162			No.163		
	-	Si (wt%)	O (ppm)	-	Si (wt%)	O (ppm)	-	Si (wt%)	O (ppm)
1.5	A	0.12	135	E	0.26	149	J	0.47	95
3	B	0.099	240	F	0.26	221	K	0.45	206
5	C	0.094	407	G	0.28	235	L	0.44	239
10	D	0.073	528	H	0.27	328	M	0.43	321

* 0.04% C / 0.50% Mn / 0.002% P / 0.002% S / 11% Ni / 0.005% Al / 25 ppm N

3. 凝固 1 次偏析の生成

9% Ni 鋼の共金 MIG 溶接金属の焼もどし組織には、前報¹⁾に示したとおり、炭化物がデンドライト境界に選択的に析出する現象が見られた。これは亜共析鋼の圧延鋼材にしばしば見られる縞状組織と類似の現象であり、溶鋼凝固時に生成される合金元素の 1 次偏析に起因するものと推定される。

溶接金属の凝固 1 次偏析は、凝固前面の液相中における溶質元素の拡散現象と密接に関連している。液相中で機械的攪拌や対流による溶質の均等化が行われないと仮定した場合、液相中における溶質の分布式²⁾に従えば、平衡分配係数 $k < 1$ の場合には、凝固速度が遅いほど液相中に濃縮される溶質量が増大し、凝固終了過程でデンドライト境界に 1 次偏析を形成する可能性を示している。

9% Ni 鋼の共金溶接金属に含まれる主たる合金元素 (Si, Mn および Ni) の平衡分配係数は、鉄との 2 元系平衡状態図によればいずれも 1 より小さいから、これらの元素はデンドライト境界に偏析することが十分に考えられる。

Fig. 1 は、高 Si ワイヤ (No. 163) を用いて作製した溶接金属のデンドライト境界における成分偏析を X 線マイクロアナライザ (XMA) により測定した結果である。デンドライト境界には、Si, Mn および Ni の偏析が明瞭に認められ、この傾向は、Si 量の異なるワイヤを用いた場合も定性的には同様であった。低 Si ワイヤ (No. 161) を用いた場合のデンドライト境界における合金元素の最大濃度 (C_M) と内部における平均濃度 (C_m) を XMA データから求め、さらに偏析比 (C_M/C_m) を計算した結果を Fig. 2 に示す。横軸は溶接金属中 O 量であり、図中の平均濃度 ($C_{avg.}$) は、Table 2 に示した湿

Fig. 1 Results of XMA analyses across dendrite interfaces of weld metal (0.47% Si-95 ppm O).

Fig. 2 Effect of oxygen on the micro-segregation of alloying elements (low-silicon weld metal).

式分析による値をプロットした。Si および Mn は O 量の増大に伴ない、デンドライト境界に強く偏析する傾向を示しているが、これは O 量の増大により、Fig. 3 に示すようなマンガノ・シリケート系非金属介在物が増加するためと考えられる。一方、Ni は熱力学的に考えて溶鋼

Fig. 3 An example of photomicrographs showing manganese-silicate inclusions at dendrite interfaces (0.094%Si-0.47%Mn-407ppmo).

Fig. 4 Effect of oxygen on the segregation ratio of alloying elements in weld metal.

中では酸化物を形成しないと考えられるので、O量が増大しても C_M/C_m は一定値をとることがわかる。

Fig. 4 は、Si 量の異なるワイヤを用いた場合の各合金元素の C_M/C_m を一括して示したものである。 C_M/C_m は、Si が 2.1~11.9, Mn が 1.7~3.0, Ni が 1.2~1.3 であり、酸化物形成元素の変動幅が大きくなっているが、下限値は Fe-C-M の 3 元系鋼塊についての実験値 (それぞれ 2.3, 1.6, 1.0)³⁾ に良い一致を示した。

4. 変態特性

4.1 凝固 1 次偏析の影響

共金 MIG 溶接金属の変態点におよぼす凝固 1 次偏析

の影響について、熱膨張試験により検討した。Fig. 5 に示す試験片を板厚中央部の再熱領域から採取し、昇温速度 2.1°C/min (300~800°C/4 hrs) で 800°C まで加熱し、直ちに 47.6°C/min (800~300°C/10.5 min) の速度で冷却した。

Fig. 6 は、代表的な加熱・冷却曲線を 9% Ni 鋼板と共金溶接金属 B について比較したものであり、Table 3 は Si および O 量の異なる溶接金属について変態点を測定した結果である。Fig. 6 の加熱過程において膨張曲線が直線から離れる点、すなわち、オーステナイトへの逆変態が始まる点が true A_{c1} 点 (A_{c1} 点と記す) であり、conventional A_{c1} 点 (A_{c1} 点と記す) および A_{c3} 点は、それぞれ図示した熱膨張曲線に対する 2 本の接線の交点で表わすことにする。また、冷却過程においては

Fig. 5 Dilatation test specimen.

Fig. 6 Comparison of dilatation curves between 9%Ni steel plate and matching ferritic weld metal.

Table 3 Effects of silicon and oxygen contents on the transformation temperatures.

		Major Alloying Element				Transformation Temp. (°C)			
		Si (%)	Mn (%)	Ni (%)	O (ppm)	A _{c1}	A _{c1}	A _{c3}	M _s
Plate	—	0.26	0.58	8.84	19	574	679	709	350
	A	0.12	0.51	10.97	135	510	652	688	373
	B	0.099	0.49	11.03	240	500	641	683	345
	C	0.094	0.47	10.85	407	497	640	679	343
	D	0.073	0.43	11.06	528	485	640	674	340
	B	0.099	0.49	11.03	240	500	641	683	345
	F	0.26	0.49	11.03	221	513	641	699	353
	K	0.45	0.50	11.08	206	489	634	699	346
Weld Metal	—	0.26	0.58	8.84	19	574	679	709	350
	A	0.12	0.51	10.97	135	510	652	688	373
	B	0.099	0.49	11.03	240	500	641	683	345
	C	0.094	0.47	10.85	407	497	640	679	343
	D	0.073	0.43	11.06	528	485	640	674	340
	B	0.099	0.49	11.03	240	500	641	683	345
	F	0.26	0.49	11.03	221	513	641	699	353
	K	0.45	0.50	11.08	206	489	634	699	346

鋼板および溶接金属のいずれにも A_{c3} 変態は現われず、鋼板の場合はベイナイトとマルテンサイトの 2 段変態が、また溶接金属の場合は、マルテンサイト変態のみが現われた。ベイナイトおよびマルテンサイト変態の開始温度についても、図示のごとく、熱膨張曲線に対する 2 本の接線の交点で表わし、それぞれ B₂ 点および M₂ 点と呼称することにする。

加熱過程における共金溶接金属の変態特性として、各変態点が鋼板より低温側に移行する傾向が認められるのは、主として両者の化学組成の差に基づくものと考えられる。鋼板と溶接金属の間には、Table 3 に示したごとく、Si, Mn および Ni 量に差が認められ、これら 3 元素が A_{c3} 点の変動 (ΔA_{c3}) におよぼす影響は、 $\Delta A_{c3} = 28 (\% \Delta C_{Si}) - 28 (\% \Delta C_{Mn}) - 22 (\% \Delta C_{Ni})$ で定量評価できることが知られている⁴⁾。前章に述べたとおり、溶接金属のデンドライト境界には上記 3 元素が偏析しているが、いま溶質元素が均等に分布すると仮定して溶接金属 B と鋼板の間の A_{c3} 点の差を評価すると、 $\Delta A_{c3} = -4.5S_i + 2.5M_n - 48.2N_i = -50.2^\circ\text{C}$ が得られる。すなわち、共金溶接金属の A_{c3} 点は、ほぼ Ni 量の増加分だけ鋼板より低くなることを示唆している。一方、両者の実測による変態点の差は、Table 3 から $\Delta A_{c11} = -74^\circ\text{C}$ 、 $\Delta A_{c3} = -26^\circ\text{C}$ と求められ、 A_{c11} 点の降下幅の方が A_{c3} 点のそれより大きくなった。これは、溶接金属のデンドライト境界における成分偏析のため、そこでは鋼板との Ni 量の差が平均濃度で比較するより大きくなっているから、デンドライト境界に端を発する A_{c11} 変態が、より低温度で開始したものと考えられる。

Table 3 によれば、実験範囲の Si および O 量の変化は、加熱・冷却過程における溶接金属の各変態点に対して、大きい影響をおよぼさないことがわかる。Si は A_{c3} 点を高め、O は低下させる傾向を示しているが、いずれも約 15°C 以内の値であった。

Table 4 Calculation of transformation temperature drop (ΔA_{c3}) caused by the segregation along dendrite interfaces.

	Si (avg) (%)	O (avg) (ppm)	$\Delta C = C_M - C_m$ (%)			ΔA_{c3}^* (°C)
			Si	Mn	Ni	
B	0.073	240	0.18	0.41	2.00	-50.4
C	to	407	0.23	0.40	1.81	-44.6
D	0.099	528	0.33	0.55	2.30	-56.8
E	0.26	149	0.29	0.31	2.72	-60.0
F	to	221	0.23	0.32	2.45	-56.4
G	to	235	0.24	0.25	2.09	-46.3
H	0.28	328	0.30	0.33	1.92	-42.6
J	0.43	95	0.43	0.36	3.03	-64.0
K	to	206	0.39	0.34	2.54	-56.7
L	to	239	0.36	0.30	2.48	-52.9
M	0.47	321	0.44	0.36	2.90	-61.6

$$* \Delta A_{c3} = 28 \Delta C_{Si} - 28 \Delta C_{Mn} - 22 \Delta C_{Ni} \quad (^\circ\text{C})$$

次に、Table 4 はデンドライト境界の成分偏析に起因する A_{c3} 点降下について検討した結果である。XMA によりデンドライト境界を横切って Si, Mn および Ni 分析を行ったデータ (Figs. 2, 4) から、境界における各溶質元素の最大濃度 (C_M) と内部における平均濃度 (C_m) の差 (ΔC) を求め、 ΔA_{c3} を計算した。デンドライト境界偏析部の A_{c3} 点は、内部のそれより 40~60°C 低くなることがわかる。Ni はその偏析係数は小さいが、偏析の絶対量が多いため ΔA_{c3} 点の変動に対して最も大きい影響をおよぼし、Si および Mn は互いに打消す方向に作用するため、 A_{c3} 点におよぼす 2 元素の総合効果は小さくなる。

上述のごとく、溶接金属におけるデンドライト境界の A_{c3} 点は、成分偏析のため内部のそれより約 50°C 低下していると考えられるので、 A_{c11} 点も同様に低下し、溶接金属の A_{c11} 変態はデンドライト境界から開始するものと推定できる。Fig. 7 は、この点を確認するため溶接金属 B を A_{c11} 点と A_{c3} 点の間の 3 温度で焼もどした場合の顕微鏡組織を示している。 A_{c11} 点より約 100°C 高い 600°C で焼もどした場合は、マルテンサイト組織が認められないことから、逆変態オーステナイトは安定と考えられるが、 A_{c11} 点に近い 640°C で焼もどすとマルテンサイトの生成が認められたので逆変態オーステナイトの安定性が失われたものと推定できる。Fig. 7(b) の縞状部分が生成されたマルテンサイト組織であり、その縞間隔がデンドライトのそれ (Fig. 1 参照) にほぼ一致することから、溶接金属の A_{c11} 変態は、デンドライト境界から開始するものと考えられることができる。焼もどし温度を A_{c3} 点直下の 680°C に設定すると、Fig. 7(c) のごとく、マルテンサイト組織の領域が拡大し、それに伴ない硬さ

Fig. 7 Photomicrographs showing austenite-to-martensite transformation initiating from dendrite interfaces.

が急上昇するが、 A_{c3} 点以下の温度であるため、依然、焼もどしマルテンサイトの残存が認められる。

4.2 再加熱温度の影響

溶接後の再加熱温度を変化させた場合の、溶接金属の変態特性を調べるため、Fig. 5 に示した試験片を最終層溶接金属（溶接まま）から採取し、熱膨張試験を行った。加熱温度として400～1350℃の間を50℃ピッチで変化させ、15分保持したあと冷却した。加熱・冷却速度は、昇温を250℃/min、冷却をHeガス噴射による急冷とした。再加熱温度1350℃の場合の800～500℃間の冷却時間は1.5秒であった*）。

Fig. 8 は、再加熱温度を変化させた場合の加熱・冷却に伴う熱膨張曲線を、低Si-低O溶接金属について示している。 A_{c11} 点直上の600℃加熱における冷却曲線

Fig. 8 Effect of heating temperature on the dilatation properties of weld metal (0.18% Si-54ppmO).

*）前節で用いた加熱・冷却速度より速いが、加熱速度の差による A_c 変態点の差は測定誤差範囲であった。また、冷却速度を増したことにより、 M_s 点は約50℃上昇する傾向が見られたが、変態組織そのものに差異は認められなかった。

には、変態に伴う熱膨張が認められない。これは、加熱時に析出した微量の逆変態オーステナイトが、冷却時にもマルテンサイト変態せず、常温で安定な残留オーステナイトとして存在することを示唆している。このことは、熱処理炉で600℃焼もどしを行い水冷した金属組織（Fig. 7(a)）が、均一な焼もどしマルテンサイト組織を示したことに一致している。加熱温度を650℃まで上げると、Fig. 8のごとく、わずかにマルテンサイト変態が行われたことをうかがわせる熱膨張が現われたが、この温度では溶質元素が富化したデンドライト境界近傍しかオーステナイト化しないため（Fig. 7(b)参照）、冷却時のマルテンサイト変態に基づく熱膨張が顕著に現われなかったものと考えられる。また、このときの M_s 点が、他の高温加熱時のそれより低いのは、溶質元素（特にMnおよびNi）の富化による M_s 点降下と見ることができ。加熱温度を A_{c3} 点より高い完全オーステナイト域に選ぶと、加熱温度の上昇と共に、変態特性に変化が生じる。すなわち、1000℃および1100℃加熱時の冷却曲線は、いずれもマルテンサイト変態による単一の熱膨張を示したが、加熱温度を1350℃まで高めると、冷却時に2段の熱膨張が現われ、高温側からまずベイナイト変態、続いてマルテンサイト変態が行われることを示唆した**）。

Fig. 9 は冷却後の熱膨張試験片横断面における平均硬さを、再加熱温度に対して示したものであり、Fig. 10 は0.29% Si-190 ppm Oの溶接金属の組織を、代表的な加熱温度に対して示している。どの組成の溶接金属も約600℃において最低硬さとなり、組織はデンドライト境界に炭化物が析出した焼もどしマルテンサイトとなった。O量が同一レベル（54～59 ppm）の場合は、Si量の多い方が、前報¹⁾に述べたと同様、焼もどし軟化抵抗が大きくなる傾向を示した。また、Si量が一定（0.17～0.18%）の場合、O量の多い方が軟化が大きくなる傾向も前報¹⁾の結果に一致した。加熱温度が600℃より低くなる

**）高温加熱・急冷時にベイナイト変態が行われる現象は、9% Ni鋼板の溶接熱影響部にも認められている⁵⁾が、その生成機構は明らかではない。

Fig. 9 Hardness of dilatation test specimens cooled from various temperatures.

Fig. 10 Photomicrographs of dilatation test specimens cooled from various temperatures (0.29%Si-190ppmO).

に従い硬さが増大するのは、焼もどし過程における炭化物の析出が不十分なためと考えられ、逆に 600℃を超えると硬さが急増するのは、デンドライト境界に析出した逆変態オーステナイトが冷却時にマルテンサイト変態を行うためと考えられる。 A_{c3} 点直上の 700℃加熱において最高硬さが現われるのは、組織全体が微細なマルテンサイトに変態するためと考えられ、加熱温度をさらに高めると、旧オーステナイト結晶粒の粗大化によって見られる若干の硬さ低下が生じ、約 1100℃以上においてはベイナイトの生成に対応して硬さの急減が見られる。

Fig. 9 に示した熱膨張試験による加熱温度と硬さの関係は、前報¹⁾ に示した熱処理による溶接金属の硬さ変化

に一致するものであり、共金溶接金属は加熱・冷却速度の広い範囲にわたって類似の変態特性を示すことがわかった。

以上のごとく、共金溶接金属の変態挙動は、母材との Ni 量の差およびデンドライト境界の成分偏析によって影響されるが、母材に対する適正焼もどし温度 (約 600℃) において溶接金属に生成される逆変態オーステナイトは安定であり、また、そのときの $\sqrt{E-196}$ も前報¹⁾ に示したごとく高い値を示すので、共金溶接金属の焼もどしに関しては、9% Ni 鋼板とほぼ同等に取扱うことができる。

5. デンドライト境界への炭化物析出

5.1 変態温度の影響

前述のごとく、共金溶接金属のデンドライト境界の A_{c3} 変態点は、成分偏析のためデンドライト内部より低下しているから、オーステナイト状態から十分に徐冷すると、デンドライト内部から A_{r3} 変態が始まり、C がデンドライト境界に拡散して、そこに炭化物を析出することも考えられる。Fig. 1 および Fig. 10 (a) に示した炭化物析出傾向は現象的には上記の考察に一致しているといえるが、変態温度の差異に基づく炭化物析出には、オーステナイト温度からの冷却過程における C の拡散を要し、それには徐冷することが前提条件となる。デンドライト境界への炭化物析出が認められる試料 (例えば Fig. 10 (a)) の冷却方法は He ガス噴射による急冷であり、また、加熱温度 600℃は A_{c11} 点と A_{c1} 点の中間温度すなわち変態温度が低下したデンドライト境界しかオーステナイト化しない温度であるから、これらは変態点の差異に基づく炭化物析出の基本条件を満たさないことになる。

上述のごとく、共金溶接金属に認められる炭化物の偏在は、成分偏析に基づく変態点の差異に起因するのではなく、焼もどし時の炭化物析出におよぼす成分偏析の影響について検討する必要がある。

5.2 焼もどしの影響

鋼の焼もどしは、一般に 400℃以下の加熱温度における低温焼もどしと、それ以上の温度域における高温焼もどしに分けて考えることができる。低温焼もどしは、主として C の拡散に基づくものであり、他の合金元素の移動をほとんど伴わないとされている。一方、高温焼もどしにおいては、C 以外の合金元素の置換移動が可能となり、すでに析出しているセメンタイトに濃縮し始め、ついには固溶限に達して炭化物形成元素はセメンタイト以外の特殊炭化物を形成するに至る。

共金溶接金属の適正焼もどし温度は、高温焼もどしの

範ちゅうに属するものであるが、ここでは、この焼もどし条件下において共金溶接金属に析出する炭化物が、いかなる機構に基づいてデンドライト境界に集中するかについて考察する。

一般に、鋼中におけるCの拡散は、他元素との相互作用の結果、全体としての自由エネルギーを低下する方向に行われる。この場合の自由エネルギー変化は、 $\Delta F = RT \ln a$ (a は活量)⁶⁾ で与えられ、拡散は等濃度状態ではなく、等活量状態に向って進行することが知られている⁷⁾。したがって、侵入型固溶元素としてのCは、フェライト中における拡散速度が他の元素より速いため、容易に等活量状態に達し、不均一な濃度分布を形成することが十分に考えられる。共金溶接金属のデンドライト境界の偏析元素のうち、炭化物形成元素としてのMnは、Cの活量を低下させる^{8,9)} から、 ΔF は理想溶液を仮定した場合の値より大きくなる。これは、デンドライト境界にMn偏析が存在すると、CがMnに引かれてデンドライト境界に拡散し、そこに $(Fe, Mn)_3C$ を形成することを示唆している。逆に、SiおよびNiの偏析はCの活量を高める^{8,9)} から、 ΔF は理想溶液の場合より小さくなり、デンドライト境界におけるC濃度を低下させる方向に作用する。

実験によると、共金溶接金属のデンドライト境界にはFig. 1 に示したごとく、Si, Mn および Ni の複合偏析が存在し、その偏析部に炭化物の析出が見られた。このことは、Mn による C の活量低下効果が、Si および Ni による上昇効果より強力に作用したことを示すものである。ただし、Ni は偏析比が小さいから、活量を高めるとはいえ、その影響は小さいものと考えられる。

Table 5 は、フェライトと炭化物への各合金元素の分配係数を示したものである¹⁰⁾。Si はフェライトに濃化しやすく、逆に Mn は炭化物に濃化しやすい元素であることがわかる。Ni はその絶対量が他の元素より高く、かつ、フェライトー炭化物間の分配係数が1に近いため、ある程度の Ni はセメンタイト中に固溶されるものと考えられる。Fig. 11 は、代表的な炭化物をエネルギー分散分析法により同定した結果であり、フェライトへの濃化傾向が強い Si は検出されず、Mn と Ni がセメンタイトに固溶されていることを示している。

以上の考察に従えば、溶接金属中の主として Si と Mn

Table 5 Partition coefficient of segregating elements between ferrite and carbide.

Partition Coefficient 10) C_a / C_k (ferrite / cementite)	Mn	Ni	Si
	0.10	2.94	33.5

Fig. 11 Carbide precipitation during tempering at 590°C (0.28%Si-235ppm0).

(a) 0.12%Si - 0.51%Mn

(b) 0.43%Si - 0.50%Mn

Fig. 12 Effect of silicon content on the carbide precipitation along dendrite interfaces (tempered at 590°C).

の含有比を選択すれば、炭化物析出に基づく縞状組織を防止できるはずである。Fig. 12 は、Si と Mn の含有比が異なる共金溶接金属を焼もどした場合の、最終層溶接金属の縞状組織を比較したものであり、Si 量の多い方が他より縞状組織が不明瞭となり、上記考察の妥当性を裏付けている。因みに、1.4% Si-0.8% Mn の市販鋼においては、炭化物析出におよぼす Si と Mn の作用が相殺され、炭化物を均一に分布させ得ることが報告されている³⁾。

以上に述べたように、9% Ni 鋼の共金溶接金属に認められる縞状組織は、デンドライト境界における主として Mn 偏析が焼もどし時の炭化物生成サイトに影響をおよぼし、生じたものと考えられる。溶接金属の Si 量高めると、縞状組織は抑制されるが、前報¹⁾ に述べたとおり、低温靱性の劣化を招くことになるので、ある程

度の縞状組織は避けることがむづかしい。

6. 結 言

9% Ni 鋼の共金 MIG 溶接技術の確立を目的として、溶接金属の凝固 1 次偏析の生成と変態特性ならびに炭化物析出現象の関係について検討した。得られた結果は次のとおりである。

(1) 共金溶接金属には、そのデンドライト境界に Si, Mn および Ni の凝固 1 次偏析が存在する。

(2) 共金溶接金属の A_c 変態点は、鋼板のそれより低下する。これは、主として共金溶接金属の Ni 量が鋼板より約 2% 高いことに起因し、Si および Mn による影響は小さい。

(3) 共金溶接金属の true A_{c1} 変態は、デンドライト境界から開始する。これは、デンドライト境界における Ni 偏析のため、その部分の変態点がデンドライト内部より降下したためである。

(4) 共金溶接金属の適正焼もどし温度範囲は、true A_{c1} 点直上から約 600℃までの範囲であり、このときの金属組織はセメントライトがデンドライト境界に析出して安定となったフェライトと微細な残留オーステナイトから成り、最も軟化を示す。

(5) 加熱温度が 600℃より高くなると、冷却時にデン

ドライト境界からマルテンサイト変態を始め、 A_{c3} 点に相当する 700℃加熱により組織全体がマルテンサイトとなる。

(6) 約 1100℃以上の加熱により、旧オーステナイト粒の粗大化とベイナイトの生成が見られ、再び軟化傾向を示す。

(7) 適正温度で焼もどした溶接金属のデンドライト境界に炭化物が偏在するのは、偏析成分のうち Mn による炭素活量低下作用が、Si および Ni による増大作用に勝ったためと考えられる。Si 量を増大すると炭化物の偏在を緩和できるが、韌性劣化を招くので、ある程度の偏在は避けることがむづかしい。

参 考 文 献

- 1) 阿草, 古生, 西山; 溶接学会論文集, 1-2 (1983), 201-209
- 2) M. C. Flemings; Solidification Processing, McGraw-Hill (1974), 36
- 3) 高石; 富士製鉄技報, 13-1 (1964), 1-26
- 4) 日本学術振興会, 製鋼第 19 委員会; 鉄鋼と合金元素 (上), 誠文堂新光社 (1966), 887
- 5) 渡辺, 小島, 鈴木; 溶接学会論文集, 1-2 (1983), 217-224
- 6) R. E. Reed-Hill; Physical Metallurgy Principles, D. Van Nostrand Company (1973), 378-381
- 7) L. S. Darken; Metals Technology, 15-II (1948), T. P. No. 2443
- 8) H. W. King, S. G. Glover; JISI, 196-11 (1960), 281-288
- 9) W. S. Leslie; Acta Metallurgica, 9-11 (1961), 1004-1022
- 10) 佐藤, 西沢; 日本金属学会誌, 19-6 (1955), 385-389

溶接影響部の結晶粒成長に関する基礎的研究*

—溶接熱影響部の結晶粒成長におよぼす溶接条件の影響について (第 1 報)—

芹野 正行**, 益本 広久**, 浅田 明弘**, 寺崎 俊夫***, 迎 静雄***

Fundamental Study of Grain Growth in the Heat-Affected-Zone*

—Effect of Welding Conditions on Grain Growth in the Heat-Affected-Zone (Part 1)—

by Masayuki Serino**, Hirohisa Masumoto**, Akihiro Asada**,
Toshio Terasaki*** and Shizuo Mukae***

The grain growth of austenite in a heat-affected-zone (HAZ) has been generally described by the following equation, $D^n - D_0^n = k_0 t \exp(-Q/RT)$, where D is average grain diameter, D_0 is initial grain size, n and k_0 are material constants, t is annealing time; Q is experimental activation energy for grain growth, R is gas constant, and T is absolute temperature.

The above material constants are obtained by the isothermal annealing experiment on heating processes, but thermal cycle of welding is composed of heating and cooling process. Therefore, it is

*原稿受付 昭和59年2月22日 (全国大会論文発表講演)

**正 員 久留米工業大学Member, Knurme Institute of Technology

***正 員 九州工業大学Member, Kyushu Institute of Technology