フェライト内に再析出して群状析出物や粗大析出物に成長し、 δ フェライトの脆化を促進し割れ起点となり破断伸びを低下させる。

(4) 308 TIG 溶接金属のクリープ破面には γ 結晶粒と同程度の凹みがあり、この周辺の低倍率組織は彎曲した γ 線模様であるが高倍率組織では細長い割れと見られる Dimple Pattern となっていて、この形状、大きさ、分布間隔から、析出物によって脆化された δ フェライトを起点とした割れと考えられた。308 V のクリープ破面には δ フェライト網状の Dimple Pattern が見られ、細長い割れと見られる Dimple Pattern は少ない。これは 308 V の場合には、 δ フェライトの脆化がほぼ均一に進み、308 のように脆化の著しい δ フェライトが少ないためであると考えられる。

参 考 文 献

1) 三島, 大山: 100万人の原子力(応用編) アダネ, 1972.

- 2) 日本溶接協会: 高速炉構造用ステンレス鋼の溶接施工に関する研究(Ⅱ) S 48年 8 月
- 3) 中沢, 安保: Ni-Cr 系耐熱性オーステナイトステンレス鋼 特開昭 51-41617 S 51.4.8
- 4) 財前, 青木, 鈴木: 耐高温クリープ性の優れたオーステナイトステンレス溶接用ワイヤ 特開昭 56-53897 S 56.5.13
- 5) 日本溶接協会, 原子力研究委員会, PFW 小委員会, A グループ: 高速炉構造用溶接材料の評価試験, 成果報告書, 1980年 3 月
- 6) 財前, 常富, 青木, 鈴木, 板東: 308型溶接金属に及ぼす熱サイクルの影響, 溶接学会全国大会講演概要集, (1981) 28集 p. 5
- 7) 学振129委員会: 金属材料の高温強度データ集, (1968), 賢養堂, p. 51, 93, 106, 109, 113, 115, 117
- 8) Howard R. Voorhees and James W. Freeman: The elevated-temperature properties of weld-deposited metal and weldments, ASTM., STP., 226, p. 75
- 9) 日本鉄鋼協会: 金属材料の高温強度データ集: 第2編, ステンレス鋼編 (1975), p. 83
- 10) 日本金属学会編: 格子欠陥と金属の機械的性質: 丸善, 1967, p. 55
- 11) G. Bernasconi and G. Piatti: Creep of engineering materials and structures, Applied science publishers LTD. London, 1978, p. 16
- 12) F.R.N. Nabarro: Dislocations in Solids Vol. 4, Dislocations in Metallurgy, North-Holland Publishing Company, Amsterdam-New York, Oxford, 1979, p. 148
- 13) 幸田: 一構造欠陥を主にした一金属物理学序論, コロナ社, 1965年, p. 307

軟鋼および高張力鋼溶接金属の転位密度 に及ぼす冷却速度の影響*

益 本 功**, 須 賀 久 明***

Effect of Cooling Rate on the Dislocation Densities of Mild Steel and High Tensile Strength Steel Weld Metals*

by Isao Masumoto**, and Hisaaki Suga***

Transmission electron microscopic observation revealed the dislocation structure of various ferrites in mild steel and high strength steel weld metals. On the basis of these results the toughness of these steel weld metals was discussed. The main results were in the following.

(1) Dislocation density in ferrite of these weld metals increased with cooling rate of 10 to 1000°C/sec at solidification. The Dislocation densities ranged over 5.0×10^9 to $1.5 \times 10^{10}/\text{cm}^2$ for mild steel weld metal and 1.0×10^{10} to $3.0 \times 10^{10}/\text{cm}^2$ for high strength steel weld metal.

(2) Significant decrease of dislocation densities of as-deposited weld metals was observed after the following weld pass.

(3) Brittle-ductile transition temperature of these steel weld metals depended on not only the ferrite size but also the dislocation structure in ferrites.

*原稿受付 昭和56年9月16日(昭和56年度春季全国大会にて発表)
**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(現在, 三菱金属(株)中央研究所) Member, Faculty of Engineering, Nagoya University (Present Address: Mitsubishi Metal Research Institute)

1. 結 言

鋼溶接金属の靱性を決定するパラメーターとして結晶粒度, セメントライト量, パーライト量, 粒界炭化物の厚さ, 転位密度など種々の材料因子が挙げられる。結晶粒

の微細化による靱性改善は最もよく議論されているが^{1,2)} 溶接金属ではその効果は定性的な評価でしかなされていない^{3,4)}。一般に冷却速度が速ければ、フェライト粒は微細化するが、同時に他のパラメーターである転位密度の変化も予想される。本研究では、軟鋼溶接金属および60kg/mm²級高張力鋼におけるフェライトの転位密度が冷却速度によりどのように変化し、そして、その密度が溶接金属の靱性にどのように関わりを持つかを調べた。

2. 実験方法

溶接金属は、全自動炭酸ガスアーク溶接により、板厚13mmの軟鋼(SS41)および高張力鋼(HT60)の母材にビード置きすることにより得られた。広い範囲の冷却速度の溶接金属を得るために、出来るだけ大きく入熱条件を変えた。それら溶接金属に対する溶接条件ならびに熱電対を挿入することにより得た温度・時間曲線から800℃から500℃までの冷却時間と凝固点での冷却速度を求めた。それらをTable 1に示す。H1からH7までが高張力鋼溶接金属に対応し、M1からM8までが軟鋼溶接金属に対応する。ミクロ組織や転位密度に及ぼす

溶接金属への熱影響の効果を見るために、高入熱条件のM1からM5とH1からH4までを同一入熱で表裏二層溶接を行った。Table 2に得られた溶接金属の化学組成を示す。溶接金属の転位分布を観察するための薄膜の透過電子顕微鏡観察は加速電圧100KVで行ない、転位密度測定に必要な膜厚測定は等厚干渉縞法により、Keh-Weissmannの方法により転位密度を計算した¹⁰⁾。

溶接金属の靱性を調べるのに、軟鋼溶接金属では $\frac{1}{2}$ サイズ、高張力鋼溶接金属では $\frac{1}{4}$ サイズのVノッチシャルピー試験を行った。特に、熱影響を受けた溶接金属からの試験片の採取には注意を払い、再溶融しなかった初層の強く熱影響を受けた初層第2層境界近傍領域を含むようにした。

3. 結果および考察

3.1 溶接のままの溶接金属のミクロ組織

溶接入熱条件を変化させ、軟鋼、高張力鋼溶接金属ともに凝固点での冷却速度にして約10ないし1000℃/secの範囲のものが得られた。Fig. 1とFig. 2にそれぞれ軟鋼溶接金属、高張力鋼溶接金属の光学顕微鏡組織を示す。冷却速度の増加にともない軟鋼では粗粒のフェライト組織からペーナイト組織へと変化している。高張力鋼では冷却速度の遅い領域でも個々のフェライト粒は細かい。冷却速度に対する平均フェライト粒径とヴィッカーズ硬

Table 1 Welding conditions

Marks	Welding current (amp)	Arc voltage (volt)	Welding speed (cm/min)	Heat input (kJ/cm)	C. T. 800-500 (sec)	Cooling rate at melting point (°C/sec)
H 1	480	39	10	112	107	8
H 2	400	36	10	86	90	12
H 3	400	36	17	51	42	26
H 4	350	34	43	16	20	97
H 5	300	31	60	9.3	10	330
H 6	200	22	40	6.6	2.3	460
H 7	100	18	150	0.7	0.5	1060
M 1	400	36	10	86	110	11
M 2	400	36	20	43	46	23
M 3	500	41	38	32	39	39
M 4	400	36	38	23	24	45
M 5	350	34	38	18	16	55
M 6	300	31	60	9.3	7.4	300
M 7	200	22	40	6.6	4.1	690
M 8	100	18	150	0.7	0.7	1500

Table 2 Chemical compositions of weld metals (wt %)

	C (%)	Si (%)	Mn (%)	P (%)	S (%)	Mo (%)	Ti (%)
H1	0.13	0.36	1.51	0.015	0.006	0.26	0.033
H2	0.14	0.34	1.37	0.016	0.005	0.25	0.029
H3	0.12	0.35	1.45	0.015	0.005	0.24	0.032
H4	0.13	0.34	1.45	0.016	0.005	0.21	0.036
H5	0.15	0.39	1.41	0.013	0.005	0.18	0.053
H6	0.13	0.45	1.62	0.013	0.005	0.25	0.067
H7	0.14	0.46	1.67	0.014	0.005	0.26	0.106
M1	0.12	0.23	0.67	0.012	0.012	—	0.005
M2	0.14	0.11	0.63	0.015	0.019	—	0.013
M3	0.15	0.13	0.67	0.014	0.019	—	0.016
M4	0.14	0.13	0.64	0.014	0.019	—	0.018
M5	0.14	0.15	0.70	0.014	0.018	—	0.021
M6	0.12	0.32	0.83	0.017	0.008	—	0.009
M7	0.10	0.41	0.96	0.014	0.008	—	0.017
M8	0.09	0.48	1.04	0.014	0.008	—	0.022

Fig. 1 Microphotographs of weld metals cooled with various cooling rates. (M series)

さの変化を Fig. 3 に示す。冷却速度の増加とともに硬さは次第に上昇し、さらにはペーナイトあるいはマルテンサイト組織の硬さに達する。軟鋼溶接金属の方が高張力鋼溶接にくらべ冷却速度に対する微細化の傾向は大きい、これらフェライト粒の変化に対応した粒内組織の透

Fig. 2 Microphotographs of weld metals cooled with various cooling rates. (H series)

過電子顕微鏡観察結果を Fig. 4 と Fig. 5 に示す。軟鋼溶接金属では初析フェライト (proeutectoid ferrite), 板状のサイドプレートフェライトと細かい針状フェライトが見られるので⁵⁾, それらを区別しつつ観察した。冷却速度の増加とともに粒内の転位密度は増加傾向にある。また、粗粒の粒界フェライトは転位密度がやや低く、細粒の針状フェライトは高い傾向にある。これは、以前の結果とも一致する^{6,7)}。高張力鋼溶接金属でもフェライト粒内の転位密度は冷却速度の増加とともに、上昇傾向にある。Fig. 6 と Fig. 7 に冷却速度に対するフェライト

Fig. 3 Effect of cooling rate at melting point on vickers hardness and ferrite grain size of weld metals.

1 μ

Fig. 4 Transmission electron micrographs of weld metals with various cooling rates. (mild steel)

Fig. 5 Transmission electron microphotographs of weld metals with various cooling rates (high strength steel). Bar indicates one micron.

Fig. 6 Effect of cooling rate at melting point on dislocation densities in weld metals of mild steel.

中の転位密度の変化を、それぞれ軟鋼および高張力鋼に対してまとめて示す。同一冷却速度で比較すれば、高張力鋼溶接金属の転位密度は軟鋼溶接金属のものにくらべ高く、軟鋼溶接金属中のアシキュラーフェライトと比べて約 1.5 倍以上高くなっている。

3.2 熱影響を受けた溶接金属のミクロ組織

多層溶接の場合、後続のパスの熱影響で先行のパスでの金属組織は一部または全部変化する。入熱の大きさによるが、パス間境界近くのフェライトは A_3 変態し、粗大なポリゴナルフェライトになる。Fig. 8 は、表裏の 2 層溶接を入熱 22.7 kJ/cm で行った軟鋼溶接金属のマクロ断面とミクロ組織である。写真の上側の初層の一部

Fig. 7 Effect of cooling rate at melting point on dislocation densities in weld metals high strength steel.

Fig. 8 Microstructural change of weld metal with the following pass. (M 4)

が高温の熱影響を受けポリゴナルフェライト化している。入熱がさらに高い場合はポリゴナルフェライト領域は広がり、かつ個々のフェライト粒は粗大化する。溶接金属のフェライトの形状は針状あるいは板状であり、後続の溶接パスの影響でポリゴナルフェライト化し大きく変化するが、熱影響を受け A_3 変態する領域の中央部での粒度自体はそれほど変化しない。

一方、高張力鋼溶接金属の場合、元々の細かいフェライト組織が熱影響を受けるとかなり粗大化したフェライト組織になる。Fig. 9 は、高張力鋼溶接金属の熱影響を受けた領域で粗大化した粒が見られることを示す。入熱の増加とともにこの粗大化フェライト粒の領域は広がり

Fig. 9 Appearance of coarse grained ferrites in heat affected weld metal near the interpass boundary. (H3)

Fig. 10 Hardness of heat affected weld metals.

Fig. 11 Transmission electron micrographs of refined ferrites in heat affected weld metals with various cooling rates.

フェライト粒径も増加する。Fig. 10は初層と第2層との層境界近傍の硬さである。入熱の高いH₁とH₂の初層は熱影響を受け軟化していることがわかる。Fig. 11は軟鋼および高張力鋼溶接金属で熱影響を受けて再粒状化した領域の中心部のポリゴナルフェライトの転位分布を示す。入熱が変化しても余り転位密度は変っていないようであるが一層溶接での状態と比べると低くなっている。Fig. 12と13はそれぞれ溶接のままと熱影響を受け

た溶接金属でのフェライト中の転位密度について軟鋼ならびに高張力鋼溶接金属について比較したものである。Fig. 12でのM4とM5の初層パスと2層パスでの同タイプのフェライトを比較すればA₁変態を受けていないような熱影響の小さい領域でも転位密度が低下するのが認められる。

3.3 鋼溶接金属の靱性と組織

フェライト粒の微細化とともに靱性が向上することはよく知られている事実であるが、軟鋼溶接金属の組織の微細化には、結晶粒の細粒化のみでなく、粗大な粒界フェライトの量の減少および、針状フェライト量の増加という組織成分比の変化が伴う。これらフェライトの種類によって異なる下部組織についてChoiら⁷⁾は、針状フェライトの転位密度が2桁ほど他のフェライトより高いことを報告した。

今回での結果では、それほど差はないが、2倍程度あり、靱性に大きな影響をもつ材料因子の一つである結晶粒の微細化には、転位密度の増加が伴うことが明らかになった。

ところで、今回用いた溶接金属の靱性を評価するのに行なわれたVノッチシャルピー試験で得られたエネルギー遷移温度をFig. 14に示す。冷却速度の増加とともにこの範囲では、フェライト粒の微細化が起るにもかかわらず、遷移温度は単調に低下しない。その原因の一つとして転位密度の増加に伴う粒内の内部応力の増加があろう。Petch⁸⁾は、遷移温度が、粒径の平方根の逆数に比例し、粒内の摩擦応力に比例する式を導き、かつ遷移温度の粒度依存性を実証した⁹⁾。そこで、比較的

Fig. 12 Dislocation densities of as welded (2nd pass) and heat affected (1st pass) weld metals. (mild steel)

Fig. 13 Dislocation densities of as welded (2nd pass) and heat affected (1st pass) weld metals. (high strength steel)

Fig. 14 Ductile-brittle transition temperature of steel weld metals as a function of cooling rate at melting temperature.

脚注*) 焼鈍材では、粒界で堆積したクラックが進展するための応力は外部応力と比例関係であるとしても転位密度の非常に高い溶接金属では転位密度の増加に伴い、粒内に温度依存性の小さい内部応力が増加するために¹⁰⁾、クラック進展のための応力はその寄与分だけ加算すべきで、この寄与は粒径とは独立した形で与えられる。

転位密度が低い焼鈍材でのフェライト粒で確立している粒径依存と粒内転位密度の寄与とを静的強度の場合と同様に加算的に取扱って考える^{*)}と、遷移温度 T を次式のように仮定できる。

$$T = A - Bd^{-1/2} + CN^m$$

ここで、 A は材料の化学成分に依存するパラメーター、 B と C は粒径 d および転位密度 N に依存しない比例定数である。粒径の依存度 B を Petch⁵⁾ が軟鋼焼鈍材で得た $3.28^\circ\text{C}/\sqrt{\text{cm}}$ を代入し、実験により得た遷移温度、粒径、転位密度を考慮すると、転位密度の寄与として、 N の指数は 2、 C の値として、 $15.0 \times 10^{-20}^\circ\text{C} \cdot \text{cm}^4$ が得られる。したがって、パラメーター A は、軟鋼溶接金属の場合、 61°C 、高張力鋼溶接金属として、 -40°C として得られる。したがって、この式は、転位密度が焼鈍材のように低い場合では、粒径の変化が遷移温度に強く影響し、転位密度が高くなると粒の微細化にもかかわらず遷移温度は上昇することを意味する。Fig. 14 では、as weld の遷移温度について実測値と推定値が示されている。

3.4 熱影響を受けた溶接金属の靱性

先行のパスにおける溶接金属は、熱影響を受け、そのマイクロ組織も、転位密度も変化する。H1 から H3 のように入熱の高い場合、マイクロ組織は不均質となり、Fig. 9 で明らかなように熱影響部では粗大フェライトが生じそのために遷移温度が上昇するであろう。一方、H4 のように低入熱になるとマイクロ組織はほとんど変化せずに転位密度が減少するので、熱影響を受けた溶接金属の遷移温度は低下する。溶接金属の靱性は、熱影響の程度により、このように増減の変化をする。ただし、Mシリーズではハーフサイズのシャルピー試験片を用い、1/4 サイズでの H シリーズでの結果ほど熱影響の効果が顕著でないのは、熱影響の小さい初層・2 層境界から離れた部分を相対的に多く含んだ結果と考えられる。

4. 結 論

軟鋼ならびに 60 kg/mm^2 級高張力鋼溶接金属のマイクロ組織ならびにフェライト粒内の転位組織の観察ならびにシャルピー衝撃試験を行い、以下の結果を得た。

(1) 軟鋼溶接金属および高張力鋼溶接金属のフェライト粒内の転位密度は、凝固点での冷却速度にして約 $10^\circ\text{C}/\text{sec}$ から $1000^\circ\text{C}/\text{sec}$ の範囲では、軟鋼溶接金属の場合、 $5.0 \times 10^9/\text{cm}^2$ から $15 \times 10^9/\text{cm}^2$ まで、高張力鋼溶接金属の場合、 $1.0 \times 10^{10}/\text{cm}^2$ から $3.0 \times 10^{10}/\text{cm}^2$ まで冷却速度の増加とともに増加する傾向にある。

(2) 同一の冷却条件で比較すれば、高張力鋼溶接金属

中の転位密度は軟鋼溶接金属に比べ高く、軟鋼溶接金属のアシキュラーフェライト中の転位密度の約 1.5 倍以上である。

(3) 軟鋼溶接金属で見られる三種類のフェライト、初析フェライト、サイドプレートフェライト、針状フェライトは、その順で転位密度が高くなる。

(4) 熱影響を受けた軟鋼溶接金属中のフェライトの転位密度は、溶接のままのものに比べ低下する。

(5) 軟鋼ならびに高張力鋼溶接金属の遷移温度は、フェライト粒度だけでなく、フェライト粒内の転位密度に依存することが明らかになった。

終りに、実験遂行に当り、熱心に協力された当時卒研生の築山忠佳 (現パブコック日立)、黒川武雄 (現日立製作所) 両氏に感謝の意を表します。透過電子顕微鏡使用に当り、種々の配慮戴いた名古屋大学工学部井村徹教授に謝意を表します。

参 考 文 献

- 1) P. R. Kirkwood: Microstructural and Toughness Control in Low Carbon Weld Metal, *Metal Construction*, **10** (1978), 260~264
- 2) 中西睦夫: サブマージーク溶接金属の組織とじん性, 本誌, **50** (1981) 5~11
- 3) L. J. Gross and R. P. Stout: The Effect of Microstructure on Notch Toughness—Part III, *Weld. J.*, **35** (1956), No. 2, 72S-76S
- 4) J. Garstone and F. A. Johnson: Impact Properties of Mild Steel Weld Metals, *Br. Weld. J.*, **10** (1963), No. 5, 224-230
- 5) 菊田米男, 荒木孝雄: 鋼鋼溶接金属部の組織とじん性, 本誌, **50** (1981) 19-28
- 6) I. Hrivňák and V. Magula: Physical and Metallurgical Analysis of Weld Metals of The Project XII-B, Doc. IIW-XII-B-239-78
- 7) C. L. Choi and D. C. Hill: A Study of Microstructural Progression in As-Deposited Weld Metal, **57** (1978), 233S-236S
- 8) N. J. Petch: The Ductile-Brittle Transition in the Fracture of α -Iron: I, *Phil Mag.*, **3** (1958), 1089-1097
- 9) J. Heslop and N. J. Petch: The Ductile-Brittle Transition in Fracture: II, *Phil Mag.*, **3** (1958), 1128-1136
- 10) 益本 功, 須賀久明: 軟鋼溶接金属における各種フェライトの転位組織, 本誌, **51** (1982) 349-353

被覆溶接棒の偏心が溶着に及ぼす影響*

宮坂 勝利**, 大柴 文雄***, 赤松 泰輔**, 清水 寛一郎**

Effect of Eccentricity of the Coating upon the Deposition of Weld Metal*

by Katsutoshi Miyasaka**, Fumio Oshiba***, Taisuke Akamatsu** and Kanichiro Shimizu**

By means of eccentrically covered electrode of ilmenite type and cellulose type coating which has a definite outer diameter and various eccentricities relating to the core wire of a given diameter, the fusion penetration phenomena of stringer bead made on base metal plate in the flat position welding and fire cracker welding were investigated. Furthermore up-slope welding in the flat position were investigated under variously inclined base plate.

The results obtained are summarized as follows:

(1) Flat position welding; a) The shape of penetration becomes Central Penetration Type when the coating thickness is thinner at front side of the electrode travelling and comparatively low arc voltage in the flat position.

(2) Fire cracker welding; a) When the thicker coating thickness are facing to the base plate, the arc is blown up so that the sound weld can't be made easily. When to some extent the arc is directed to the base plate the appearance of weld bead becomes smoother.

(3) Up-slope welding; a) The most favourable inclination of the base plate for practical use occurs

*原稿受付 昭和56年10月3日 (昭和55年度秋季全国大会にて発表)

**正 員 工学院大学 Member, Kogakuin University

***正 員 工学院大学名誉教授 Member, Emeritus Prof., Kogakuin University