
圧力容器用 ASME SA387 鋼溶接金属の特性

Properties of ASME SA387 Weld Metals for Pressure Vessels

中野 昭三郎 (Shozaburo Nakano) 安田 功一 (Koichi Yasuda) 西山 昇 (Noboru Nishiyama) 坪井 潤一郎 (Jun-ichiro Tsuboi) 佐藤 功輝 (Koki Sato) 岡田 敏男 (Toshio Okada) 坂本 昇 (Noboru Sakamoto)

要旨：

圧力容器用 SA387 鋼のサブマージアーク溶接金属について、SR 処理後の常温、高温強度の関係を明らかにし、高温強度の保証をも含めて Class2 溶接金属を開発する目的で、その化学成分と SR 後の強度、靱性および使用中の脆化特性との関係について検討を行った。溶接金属の強度上昇に対する Si の効果はきわめて顕著であり、Mn および Nb,V 等炭化物生成元素の実用範囲での添加では、大きな強度上昇は期待できない。一方、使用中の脆化は Si,Mn,P の低減によって軽減できるが、極端な低 Si 化は高温強度を保証できないため適切でない。また溶接金属の強度や靱性を著しく劣化させるフェライトバンドの発生位置、発生条件および発生機構などについても調査・検討を加えた。

Synopsis：

Tensile strength of ASME SA387 submerged arc weld metals after stress relief heat treatment (SR) and thermal embrittlement by GE type step cooling are examined to obtain the knowledge on designing the chemical composition of weld metals. Tensile strengths at room temperature and elevated temperatures after SR in various conditions are correlated lineally with tempering parameter. Linear relationships also exist between tensile strength at room temperature and elevated temperatures. Weld metals should be designed on the basis of tensile strength at elevated temperatures. Although the effect of silicon addition on tensile strength is remarkable, thermal embrittlement is aggravated by the additions of silicon, manganese and phosphorus. The optimum contents of each element are determined as follows to satisfy the tensile requirements for Class 2 welds, and to reduce the embrittlement: 0.30-0.35% Si, 0.45-0.65% Mn, and P as low as possible. The formation process of ferrite band is also studied using manual arc welds. Ferrite band is formed during SR within the limited regions of weld metal reheated to the temperature from Ac1 to Ac3 by the succeeding weld passes, and it grows larger as SR temperature becomes higher and/or SR time becomes longer when SR temperature is below Ac1. When SR temperature exceed Ac1, it is not generated at all. The ferrite band results from the growth of ferrite grain caused

by abnormal coarsening of carbide.

(c)JFE Steel Corporation, 2003

本文は次のページから閲覧できます。

UDC 669.15'24'28:621.772
620.172/.178:621.791.042.2
621.791.753.5

圧力容器用ASME SA387鋼溶接金属の特性

Properties of ASME SA387 Weld Metals for Pressure Vessels

中 野 昭三郎*
Shozaburo Nakano

安 田 功 一**
Koichi Yasuda

西 山 昇*
Noboru Nishiyama

坪 井 潤一郎***
Jun-ichiro Tsuboi

佐 藤 功 輝****
Koki Sato

岡 田 敏 男*****
Toshio Okada

坂 本 昇*****
Noboru Sakamoto

Synopsis:

Tensile strength of ASME SA387 submerged arc weld metals after stress relief heat treatment (SR) and thermal embrittlement by GE type step cooling are examined to obtain the knowledge on designing the chemical composition of weld metals.

Tensile strengths at room temperature and elevated temperatures after SR in various conditions are correlated lineally with tempering parameter. Linear relationships also exist between tensile strengths at room temperature and elevated temperatures. Weld metals should be designed on the basis of tensile strength at elevated temperatures. Although the effect of silicon addition on tensile strength is remarkable, thermal embrittlement is aggravated by the additions of silicon, manganese and phosphorus. The optimum contents of each element are determined as follows to satisfy the tensile requirements for Class 2 welds, and to reduce the embrittlement: 0.30-0.35% Si, 0.45-0.65% Mn, and P as low as possible.

The formation process of ferrite band is also studied using manual arc welds.

Ferrite band is formed during SR within the limited regions of weld metal reheated to the temperature from Ac_1 to Ac_3 by the succeeding weld passes, and it grows larger as SR temperature becomes higher and/or SR time becomes longer when SR temperature is below Ac_1 . When SR temperature exceeds Ac_1 , it is not generated at all. The ferrite band results from the growth of ferrite grain caused by abnormal coarsening of carbide.

1. 緒 言

ASME SA387鋼は、高温での機械的性質や耐

水素性にすぐれた特性を有することから、圧力容器用材料として広く用いられている。近年、圧力容器は大容量化、高圧化する方向にあり、これらの鋼板は次第に厚肉になり、溶接後、高温、長時

* 技術研究所溶接研究室主任研究員
*** 技術研究所溶接研究室室長・工博
***** 溶接棒・鉄粉工場技術管理室
〔昭和54年12月12日原稿受付〕

** 技術研究所溶接研究室
**** 溶接棒・鉄粉工場技術管理室主査（掛長待遇）
***** 溶接棒・鉄粉工場技術管理室主査（副部長待遇）

間の応力除去焼鈍処理(以下、SRと記す)が必要になってきている。さらに、高応力設計が可能なSA387 Class 2も各所で採用されるようになり、苛酷なSRとあいまって、従来の溶接材料では規格を満足することが困難となっている。また、使用中の脆化に関しても、データの蓄積とともにその重要性が再確認されつつあり、このような観点からも溶接金属組成を検討する必要性が生じてきた。

本報告は、SA387 Grade 12, 22, 21, および 5 鋼用の各種サブマージアーク溶接金属について、種々の条件のSR後における常温強度と高温強度の関係、溶接金属組成とSR後の強度、靱性、および使用中脆化特性などの関係について検討したものである。また、被覆アーク溶接金属の強度、靱性を著しく害するフェライトバンドの、発生位置や発生条件についても若干の検討を加えた。

2. 供試材料および実験方法

Table 1に、試験に供した鋼板およびサブマージアーク溶接用ワイヤの組成を示す。ワイヤはいずれも母材とはほぼ同組成であり、これらと弱塩基性溶融型フラックスの組合せて得た溶接金属の組成をTable 2に示す。母材板厚は25~45mm、ワイヤ径は4.0~4.8mmであり、600A×32V×30cm/min(溶接入熱: 38 400J/cm)、予熱・層間温度200~250°Cの条件で得た溶接金属を各種条件でSRを施し、一部はFig. 1に示すGE社の焼戻し脆化促進処理(Step Cooling, 以下、SCと記す)を施した。衝撃試験片は、ビード中央および表面2mmから採取した。常温および高温引張試験には、Fig. 2に示す突起付の試験片を用いた。なお、Si、

Table 1 Chemical compositions of plates and wires used

(%)

		C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo
SA387 Gr. 12 (1Cr-1/2Mo)	Plate	0.15	0.25	0.57	0.005	0.002	1.07	0.56
	Wire	0.16	0.26	0.58	0.010	0.003	1.03	0.54
SA387 Gr. 22 (2 1/4Cr-1Mo)	Plate	0.14	0.45	0.56	0.010	0.003	2.38	1.29
	Plate	0.14	0.24	0.51	0.006	0.003	2.43	0.97
	Wire	0.14	0.47	0.55	0.011	0.004	2.35	1.05
	Wire	0.13	0.08	0.51	0.009	0.008	2.41	1.04
SA387 Gr. 21 (3Cr-1Mo)	Plate	0.14	0.51	0.57	0.007	0.003	3.10	1.06
	Wire	0.15	0.48	0.57	0.010	0.005	3.05	1.05
SA387 Gr. 5 (5Cr-1/2Mo)	Plate	0.12	0.24	0.48	0.008	0.002	4.94	0.50
	Plate	0.11	0.15	0.54	0.012	0.007	5.09	0.57
	Wire	0.12	0.24	0.48	0.008	0.002	4.94	0.50
	Wire	0.11	0.15	0.54	0.012	0.007	5.09	0.57
	Wire	0.14	0.53	0.72	0.001	0.004	5.51	0.64

Table 2 Chemical compositions of weld metals

(%)

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	O*	N*
SA387 Gr. 12	0.09	0.25	0.53	0.011	0.009	1.51	0.64	430	76
SA387 Gr. 22	0.10	0.42	0.81	0.013	0.011	2.44	0.98	400	68
SA387 Gr. 22	0.11	0.38	0.56	0.011	0.009	2.61	1.03	387	90
SA387 Gr. 21	0.12	0.44	0.60	0.012	0.010	3.33	1.05	310	110
SA387 Gr. 5	0.13	0.46	0.66	0.006	0.010	5.48	0.70	352	120

* ppm

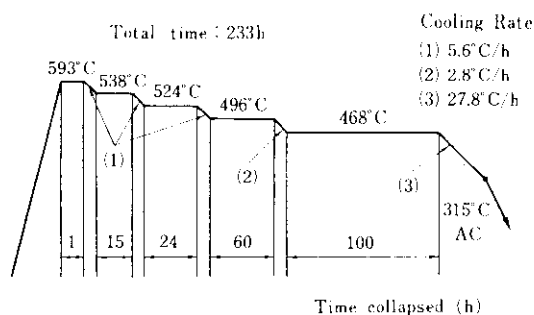


Fig. 1 Step cooling diagram

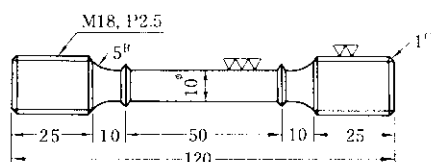


Fig. 2 Dimensions of tensile test specimen

Mn, Pの影響を調べるときには、焼成型のフラックスを使用した。

3. 実験結果および考察

3-1 溶接金属の常温および高温強度

ASME Section II Part A では常温強度の最小値 (σ_1) および最大値 (σ_2) が規定されており、高温強度については、Section VIII に最大設計許容応力の規定があって、材料としてはその 4 倍の強度が目標とされている (Division 1)。

σ_1 を満足する溶接金属が必ずしも高温強度の目標を満足するとは限らず、溶接金属組成の設計および SR 条件の決定には、常温強度と高温強度の関係を知る必要がある。Fig. 3 は、SA387 Grade 22 溶接金属の常温および高温強度を、Hollomon の焼戻しパラメータ、 $TP = T(20 + \log t) \times 10^{-3}$ (T : SR 温度 (K), t : SR 時間 (h)) で整理したもので、これから、常温および高温強度について、Fig. 4 に示すような関係が得られる。450°C において目標とする高温強度 46.1 kg/mm² を満足すれば、その他の温度における高温強度は十分満たされ、そのために必要な常温強度 (σ_0) は 59.0 kg/mm² であることがわかる。この関係は、Fig. 3 では $TP = 21$ の破線で示され、 σ_0 は σ_1 に比べ 6 kg/mm² 以上

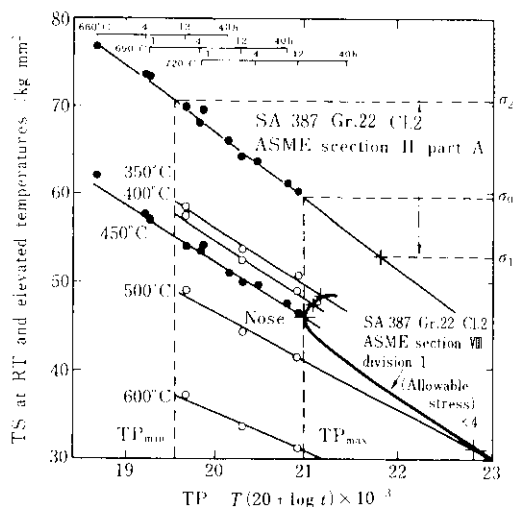


Fig. 3 Relation between tempering parameter, TP, and tensile strength, TS, at elevated temperatures

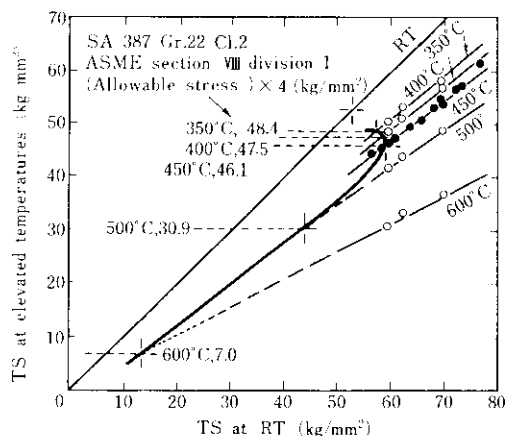


Fig. 4 Relation between tensile strength at RT and elevated temperatures

も大きい。また同図より目標を満足する焼戻しパラメータの範囲 ($TP_{min} \sim TP_{max}$) が求められる。

Fig. 5 には各 Grade について同様の実験を行った結果を、また Table 3 には σ_0 , σ_1 , σ_2 , および焼戻しパラメータの範囲をまとめた。いずれの Grade においても σ_0 は σ_1 よりも高く、溶接金属に要求される最小常温強度は高温強度の要求に対応して定まることがわかる。

3-2 溶接金属組成と強度および靱性

上述のように、高温強度もあわせ考えるならば、SA387 溶接金属では、Grade 12 を除き、SR 後に

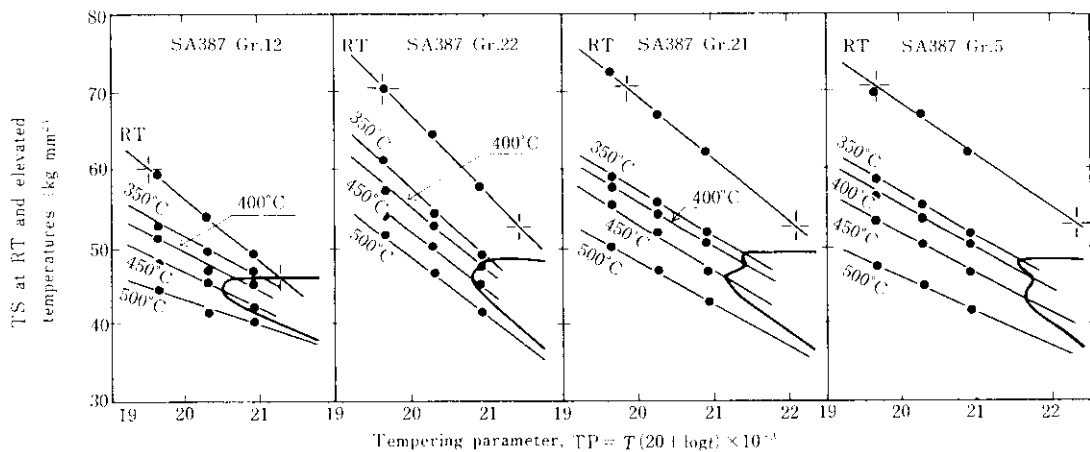


Fig. 5 Relation between tempering parameter and tensile strength

Table 3 Recommendable range of tempering parameter and tensile strength TS, at RT

	$10^{-3}TP$	TS at RT (kg/mm ²)	σ_1 (kg/mm ²)	σ_0 (kg/mm ²)	σ_2 (kg/mm ²)
SA387 Gr. 12	19.60 ~ 20.50	52.5 ~ 59.8	45.7	52.5	59.8
SA387 Gr. 22	19.60 ~ 21.00	59.0 ~ 70.3	52.7	59.0	70.3
SA387 Gr. 22	19.70 ~ 20.80	59.0 ~ 70.3	52.7	59.0	70.3
SA387 Gr. 21	19.95 ~ 21.15	60.5 ~ 70.3	52.7	60.5	70.3
SA387 Gr. 5	19.70 ~ 21.55	57.5 ~ 70.3	52.7	57.5	70.3

σ_1 : Minimum specified tensile strength at RT (ASME Sec. II, Part C)

σ_2 : Maximum specified tensile strength at RT (ASME Sec. II, Part C)

σ_0 : Minimum tensile strength at RT for high temperature tensile strength to be over the aimed value ($4 \times$ allowable stress specified by ASME Sec. VIII, Div. 1)

約60kg/mm²の常温強度を必要とする。ここでは、高温長時間SR後にこのような高強度を得るための溶接金属組成について検討した。

溶接金属の強度増加には、析出強化、固溶強化の二つの手法が考えられる。

Fig. 6は、溶接金属にMo, Nb+Vを添加して析出による強化をねらったものであるが、その効果はかなりの添加にもかかわらずわずか数kg/mm²程度の上昇にすぎなかった。これは、析出した炭素化合物が高温SR中に粗大成長したためと考えられる。

つぎに、溶接金属中のSi, Mn量を単独に変えて、固溶強化の効果を検討した結果をFig. 7に示す。Siの強度上昇効果はきわめて顕著であるが、Mnはそれほどではなかった。また靱性は0.25%Si, 0.90%Mn附近で最も良い値を示した。Si, Mnは焼戻し脆化を助長する元素とされており、こ

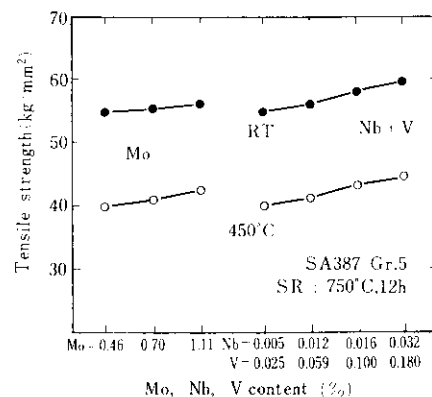


Fig. 6 Effects of Mo and Nb+V content on tensile strength of weld metal

のような最適値が存在する理由は明確ではないが、低Si域の劣化は、図中に併記したように、溶接金属中の酸素が増加したことも一因と考えられる。必要な常温強度を60kg/mm²と想定すると、溶接金

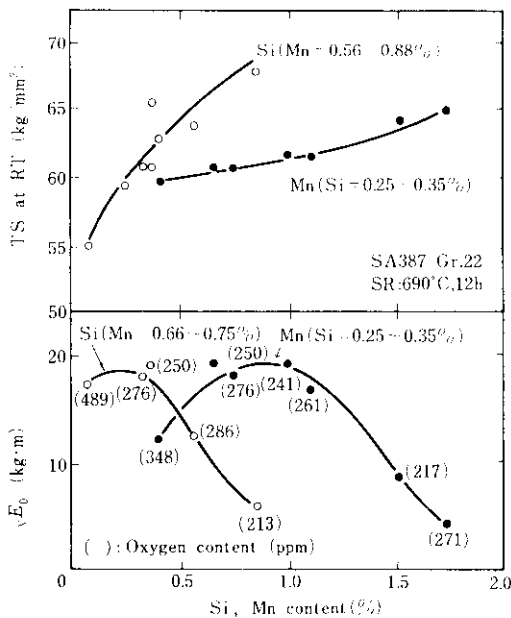


Fig. 7 Effects of Si and Mn content on tensile strength and toughness of weld metal

属に必要な最低Si量は0.30~0.35%であり、このときの吸収エネルギーは0°Cで10kg·m以上となって、圧力容器材料として十分な靱性をもつことがわかる。極端にSiを低下させても靱性は改善されず、むしろSA387鋼の用途から考えて、高温強度を十分に満足する中Si域のほうが好ましいといえる。ただし、これらはいずれもClass 2鋼を対象とした論議であり、強度要求値の低いClass 1鋼の場合には、さらに低Si域を目標とすべきである。

3.3 溶接金属組成と使用中脆化

焼戻し脆化におよぼす因子として、温度、時間、

不純物元素および合金元素、組織、塑性変形など種々の因子があるが、とくに不純物元素および合金元素の影響については、鋼板と溶接金属でその様相はやや異なるようであり^{1,2)}、溶接金属に関する詳細な報告は少ない。ここでは溶接金属中のSi, Mn, およびPが使用中脆化におよぼす影響について検討した。

脆化感受性の評価には、 vT_S または vT_{40} のSCによる変化量 (ΔvT_S , ΔvT_{40}) が用いられるが、圧力容器の安全性および破壊靱性に対する指標としては一般に vT_{40} が用いられる。圧力容器用材料の焼戻し特性に関する規定の一つとして、実操業中の脆化量をSCによる脆化量の1.5倍程度と推定したSOCALの式³⁾,

$$vT_{40} + 1.5\Delta vT_{40} \leq 100^\circ\text{F} (38^\circ\text{C})$$

が採用されることが多い。

Fig. 8はSC前後の vT_S , vT_{40} について、Fig. 9は $vT_{40} + 1.5\Delta vT_{40}$ について、またFig. 10はSC前後の vE_0 について、それぞれ溶接金属中のSi, Mn, P含有量との関係を示したものである。前述のように、SRのままでは最高の靱性を示すSi, Mn含有量の範囲が存在するが、SC後では、Pも含めて、これらの元素の増加は一様に靱性を著しく劣化させる。また、脆化量 ΔvT_S , ΔvT_{40} は、0.10% Si, 0.40%Mnではほとんど0であるが、Si, Mnの増加にともなって0.40%Si, 0.80%Mnまでは大きくなり、それ以降はほぼ一定の脆化量となり、さらにMnが1.3%程度を越すと脆化量が著しく増大する。Pに関しては、その増加により脆化量がやや増大する傾向を示す。

Photo. 1に、SC後のこれら試料の破面観察結

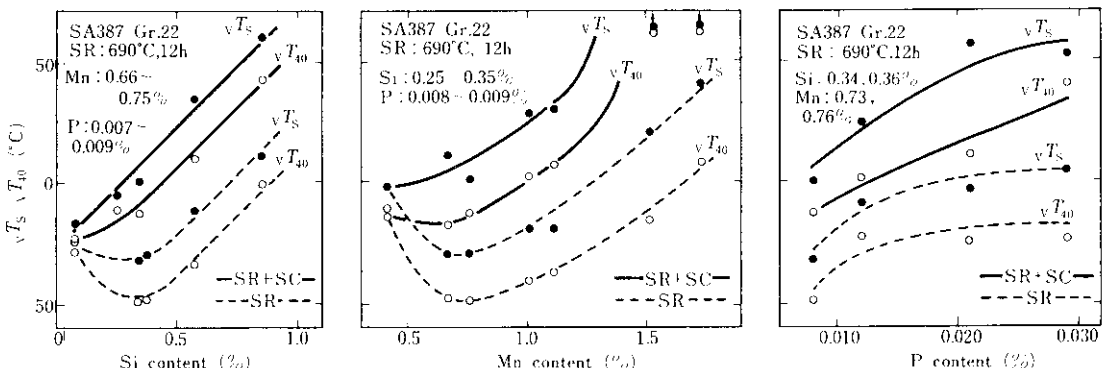


Fig. 8 Effects of Si, Mn and P content on toughness before and after step cooling

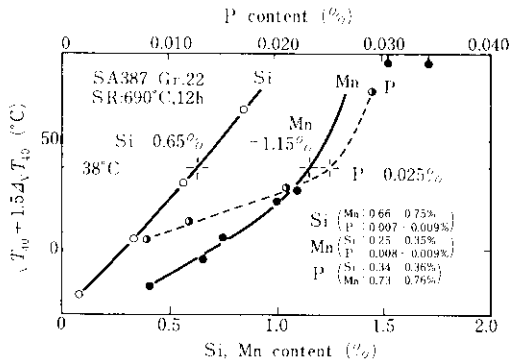


Fig. 9 Effects of Si, Mn and P content on $vT_{40} + 1.5\Delta vT_{40}$

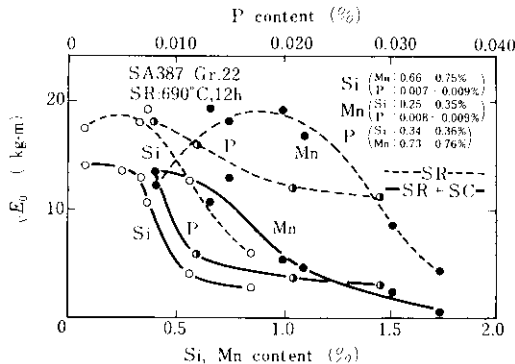


Fig. 10 Effects of Si, Mn and P content on vE_0 before and after step cooling

果の一例を示す。いずれも衝撃吸収エネルギーが 2 ～ 5 kg-m の衝撃試験片の破面である。Si, Mn, P 含有量の増加にともなう粒界破面が増大するのが観察される。これらの粒界破面は、1.73%Mn の場合を除くすべての試料において、後続ヒードによる再熱のため粗粒化した部分のみに認められ、溶接のままの柱状組織部では、全く観察されなかった。1.73%Mn の試料においては、破面全面が粒界破壊となっており、柱状の粒界破面が広範囲に観察された。高 Mn 域における著しい脆化は、このためと考えられる。0.40%Si, 0.80%Mn までの SC による脆化量の増加は、再熱粗粒化域における粒界破面率の増加の結果であり、それ以降柱状組織が粒界破壊するまでは、再熱粗粒化域全体が粒界破壊を起こしているものの、SC による脆化量には変化が現れなくなる。一方靱性値そのものは、まだ SC による脆化を生じていない柱状組織の、SR のままの特性にしたがって変化するものと推定される。このように、多層盛溶接金属にお

いては、再熱粗粒化域と非再熱部とでは SC 脆化感受性が異なることが破面形態のうえでも明らかである。

つぎに、本実験で得られた、SC 後の靱性と Si, Mn, P 含有量との関係をもとに、多層盛溶接金属の SC 後の靱性によらば Si, Mn, P などの影響の数式表現を試みた。まず Fig. 8 の勾配から、同一含有量であれば、Mn に対して Si の影響は約 1.5 倍、P の影響は約 30 倍である。一方、Sb, Sn, As については Bruscati の式⁴⁾、 $\bar{X} = (10P + 5Sb + 4Sn + As) \times 10^{-2}$ (ppm) を転用して、新しいパラメータ、 $P_W = 1.5Si + Mn + 30P + 15Sb + 12Sn + 3As$ (%) を想定した。Fig. 11 は、Grade 22 について、本実験結果および既往の文献のデータ^{1,5)} を用いて、SC 後の vT_S , vT_{40} , vE_0 をこの P_W 値で整理したものである。いずれも良好な曲線関係を示し、この P_W 値が有効な指標となることが確認された。

焼戻し脆化に関しては古くから多くの研究が積み重ねられ、Auger spectroscopy などによって粒界偏析に関する研究も進んできたが、その機構

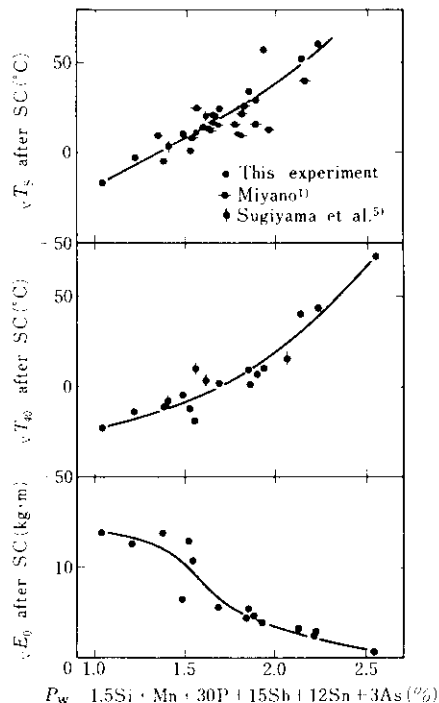


Fig. 11 vT_S , vT_{40} and vE_0 after step cooling in relation to P_W

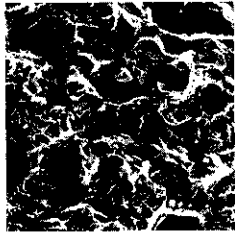
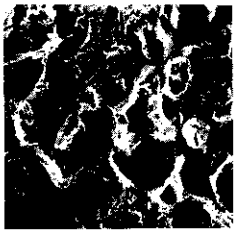
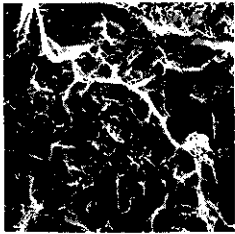
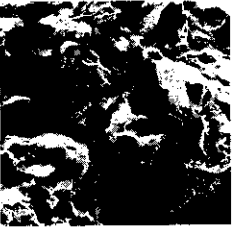
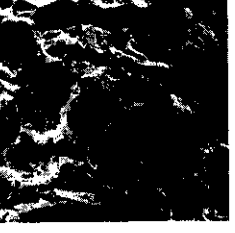
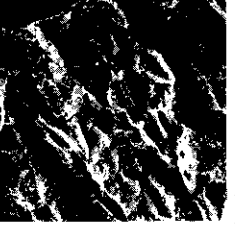
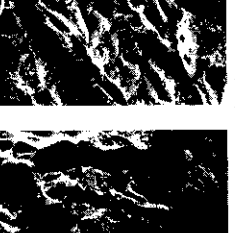
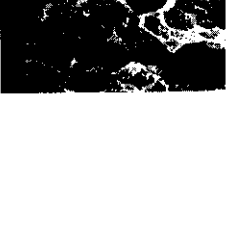
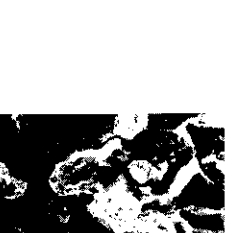
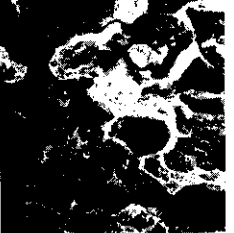
Si	0.08%				0.57%			0.85%	
	C : 0.08%								
	Mn : 0.66 ~ 0.73%								
	P : 0.007 ~ 0.009%								
	S : 0.005%								
Mn	0.41%				1.10%			1.73%	
	C : 0.08%								
	Si : 0.33 ~ 0.35%								
	P : 0.008 ~ 0.009%								
	S : 0.005%								
P	0.008%				0.012%			0.029%	
	C : 0.08%								
	Si : 0.34 ~ 0.36%								
	Mn : 0.73 ~ 0.76%								
	S : 0.005%								

Photo. 1 Scanning electron micrograph of fracture surface (a) Coarse grain zone, (b) Columnar structure zone

に関する統一した見解はまだ得られていない。その中でも、粒界への不純物元素の平衡偏析説⁹⁾や、合金元素、炭化物との相互作用による不純物元素の粒界偏析説^{7,8)}が有力であり、脆化をひき起こすのはあくまでも不純物元素であって、通常の合金元素はこれらの脆化元素の挙動に影響をおよぼすだけの二次的因子とされている。たしかに不純物元素を低減すると脆化量は少なくなるが、Mnを多量に添加すると、ほとんど不純物元素を含まない場合でもやはり焼戻し脆化を起こすという報告もある⁹⁾。このように、合金元素も焼戻し脆化に対して重要な因子となり、その影響は無視できない。本実験における溶接金属中の不純物元素は、0.001% Sb, 0.001~0.003% Sn, 0.001~0.003% As 程度であり、Bruscattoの $\bar{X}$ から考えても、実用使用化学成分範囲においては、これらの不純物元素が脆化に大きく寄与しているとは考え難く、またこれ以上の低減も困難である。むしろ、不純物元素の中でも通常0.010%程度含有されているPと、合金元素Si, Mnの低減が、使用中脆化の軽減策として有効であると思われる。

Si, Mnについては、SR後の強度保証の点から安易には低減できないが、前述した0.30~0.35% Si, 0.45~0.65% Mnの範囲ならSC後の vT_{40} は0°C以下であり、問題ないと考えられる。

4. フェライトバンド

Cr-Mo系多層盛溶接金属をSRすると、異常に

粗大化したフェライトが帯状に析出し、強度、靱性を著しく劣化させる場合がある。この異常組織はフェライトバンドと呼ばれ、溶接金属の健全性保証の観点で大きな問題となる。これに関する過去の研究^{10,11)}によれば、その発生位置や発生機構に関してつぎのような説がある。

- (1) フェライトバンドはビードとビードの融合線を中心に、まず上層のビードのデンドライト沿いに発達し、つぎに下層ビードの細粒化部へも広がる。フェライトバンドの発生は、溶接時にマクロ的に偏析したCがSR中に移動し、その結果、結晶粒が粗大化することに起因する。
- (2) フェライトバンドは、後続ビードによってAc₁~Ac₃に加熱された部分に発生し、ミクロ的な合金元素の偏析と、SR時の微細炭化物の析出にともなう格子歪とに起因する。

このように、見解が基本的に対立しており、この点を明らかにするため、フェライトバンドの発生位置、発生条件等に関する実験を行った。

4・1 フェライトバンドの発生位置

SA387 Gr.5鋼板にV溝開先を施し、4.8mm ϕ 共金被覆アーク溶接棒を用いて溶接を行った。

Table 4にその溶接金属の化学組成を示す。この溶接金属に720~810°C, 1~24hのSR処理を施してフェライトバンドを再現し、SR前後の溶接金属組織を詳細に検討してその発生位置を確認した。Photo. 2にその断面マクロ写真を、Fig. 12に顕微鏡観察から得た模式図を示す。多層盛溶接金

Table 4 Chemical composition of weld metal

(%)

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Al	Ti
SA387 Gr. 5	0.08	0.53	0.64	0.018	0.004	5.61	0.48	0.005	0.018



As welded



SR (780°C, 24h)

Photo. 2 Macrostructure of weld metal

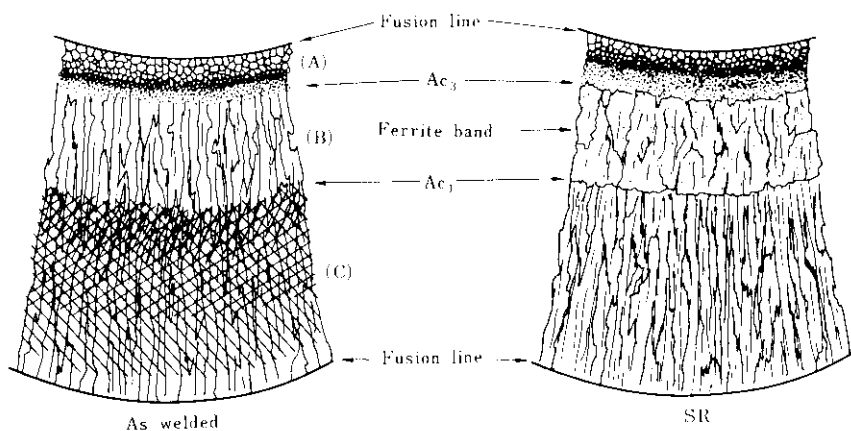


Fig. 12 Schematic illustration of weld metal

属のビード断面組織は、後続ビードの熱影響により、 Ac_3 以上に加熱されて粒状組織になった部分(A)と、 Ac_1 以上に加熱されてはいるがマクロ的な組織変化をとまわず柱状組織となっている部分(B)、および加熱温度が Ac_1 以下の、いわゆる subcritical HAZ(C)に大きく分類される。フェライトバンドが生成される領域は上記の(B)の領域。すなわち後続ビードによって $Ac_1 \sim Ac_3$ に加熱された領域であった。

4.2 フェライトバンドの発生条件および考察

Photo.3は、種々のSR条件におけるフェライトバンドの析出状況を示したものであり、Fig. 13は、溶接金属に対するこれらフェライトバンドの面積率を示したものである。フェライトバンドは、まず Ac_1 直上に加熱された位置から析出を開始し、SR温度、時間の増加にともない徐々に Ac_3 まで加熱された位置へと広がり、フェライトバンドの面積率が増加する。フェライト面積率は約30%で飽和状態になる。しかしながら、SR温度が Ac_1 以上になるとフェライトバンドは全く発生しなくなる。

Photo.4は溶接金属に最高加熱温度が720, 750, 780, 810°Cの再現熱サイクルを付与し、その後750°Cで24hのSR処理を施した試料の断面マクロ写真である。再現熱サイクルの最高加熱温度が Ac_1 以上(780, 810°C)の試料では、全面にフェライトバンドが発生することがわかる。したがって、フェライトバンドの発生はSR前に受ける熱サイ

クルに依存し、応和らが発生原因として指摘しているような、焼鈍前の溶接融合線上下部におけるCのマクロ的な偏析、逆偏析の有無¹⁰⁾には起因しないといえる。またEPMAによる調査の結果、SR前後ともそのようなCの偏析は全く存在せず、また他の元素についても偏析は観察されなかった。

Photo.5は、フェライトバンドが発生した部分と発生しなかった部分の、SR前後の炭化物および組織を抽出レプリカによって観察した例である。SR前では、フェライトバンドが発生する部分は発生しない部分に比べてラス状の組織がやや粗大化しているが、炭化物の析出はともに少なく、両者の間には顕著な差は認められない。しかし、SR後では両者の炭化物形状に著しい差があり、フェライトバンド内の炭化物は異常に粗大化しているのが観察され、また地の組織は完全に消失している。一方、フェライトバンドが発生していない部分では、炭化物がSR前に比べて大きく成長しているが、フェライトバンド内の炭化物に比べるとかなり小さく、また分散している。

SR後の炭化物形状にこのような差が生じる原因については不明であるが、フェライトバンドは、炭化物の異常な粗大化にともなうフェライト粒の成長・粗大化によって生成するものと考えられる。

4.3 フェライトバンドの発生におよぼす合金元素の影響

フェライトバンドの発生量は溶接金属の組成によって異なり、たとえば、5Cr-1/2Mo, 2 1/4Cr-

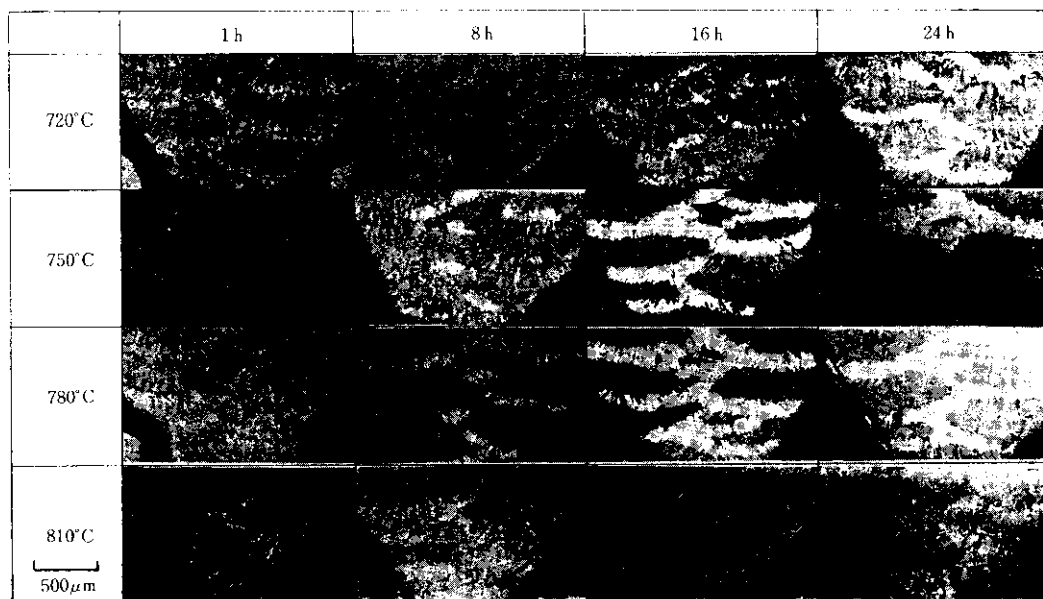


Photo. 3 Change in macrostructure with SR annealing time and temperature change

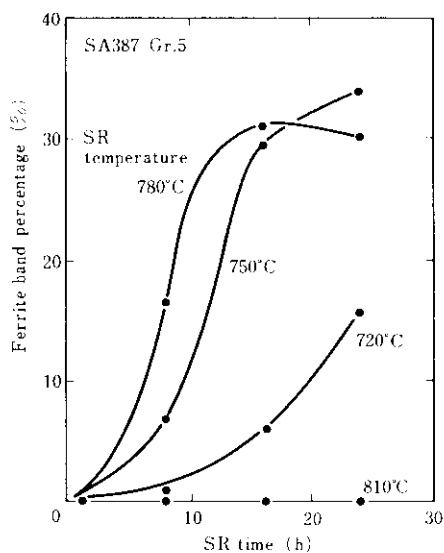
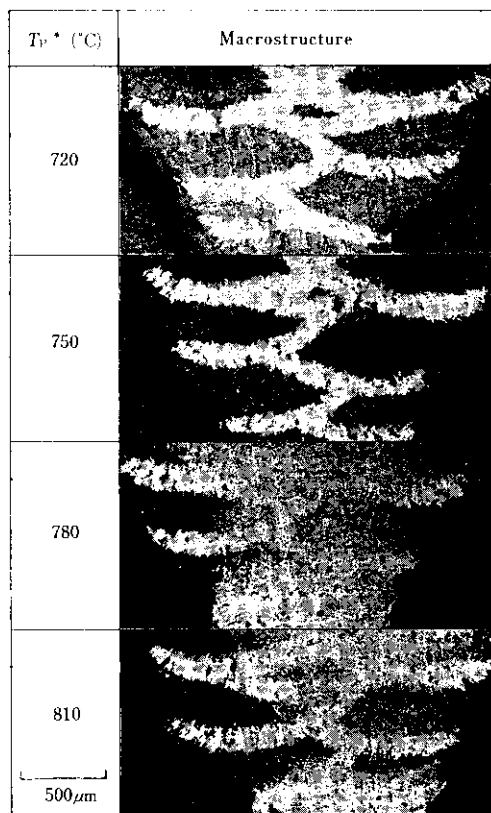


Fig. 13 Change of volumetric percentage of ferrite band as a function of annealing time at various temperatures

1Mo, $1\frac{1}{4}\text{Cr}-\frac{1}{2}\text{Mo}$ の順に発生量が少なくなる傾向¹¹⁾も報告されている。ここでは $2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$ を基本組成として、C, Cr, Mo, P, Tiの影響について調査した。Table 5に、これらの溶接金属組成を示す。SR条件はいずれも $780^\circ\text{C}\times 2\text{h}$ とした。

Fig.14に示すように、C, P, Mo, Tiは、その



• T_p : Peak temperature of synthetic thermal cycle ($^\circ\text{C}$)

Photo. 4 Macrostructure of weld metal treated with synthetic thermal cycles and 24 h-SR at 750°C

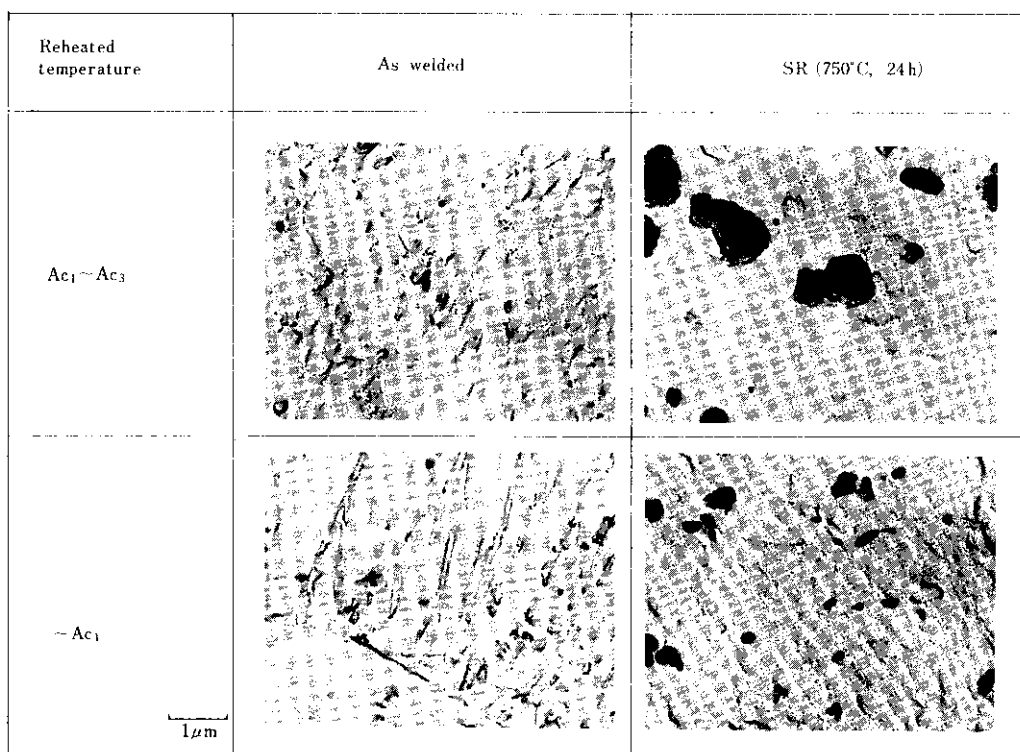


Photo. 5 Electron micrograph by extraction replica

Table 5 Chemical compositions of weld metals (%)

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ti
C 1	0.05	0.31	0.60	0.015	0.004	2.54	1.20	0.034
C -2	0.07	0.29	0.57	0.014	0.010	2.24	1.09	0.033
C 3	0.08	0.30	0.60	0.016	0.010	2.32	1.14	0.034
C 4	0.11	0.29	0.61	0.015	0.009	2.28	1.20	0.032
Cr 1	0.07	0.21	0.55	0.016	0.007	0.04	1.22	0.032
Cr 2	0.08	0.31	0.62	0.015	0.009	3.48	1.11	0.035
Cr-3	0.09	0.37	0.63	0.016	0.009	4.76	1.16	0.034
P -1	0.09	0.31	0.63	0.008	0.009	2.19	1.15	0.034
P -2	0.09	0.29	0.60	0.015	0.015	2.24	1.18	0.033
Mo-1	0.06	0.24	0.59	0.009	0.009	2.38	0.001	0.037
Mo-2	0.07	0.28	0.60	0.008	0.008	2.33	0.53	0.038
Mo-3	0.08	0.29	0.58	0.017	0.009	2.37	1.52	0.034
Ti-1	0.07	0.22	0.54	0.013	0.009	2.33	1.18	0.024
Ti-2	0.07	0.23	0.52	0.014	0.010	2.12	1.09	0.028
Ti 3	0.08	0.33	0.62	0.015	0.009	2.36	1.13	0.038

添加量の増大にともなってフェライトバンドが減少する傾向を示した。Crについては、無添加の場合

合フェライトバンドは発生しないが、添加量の増大にともなってその発生量が増大する。

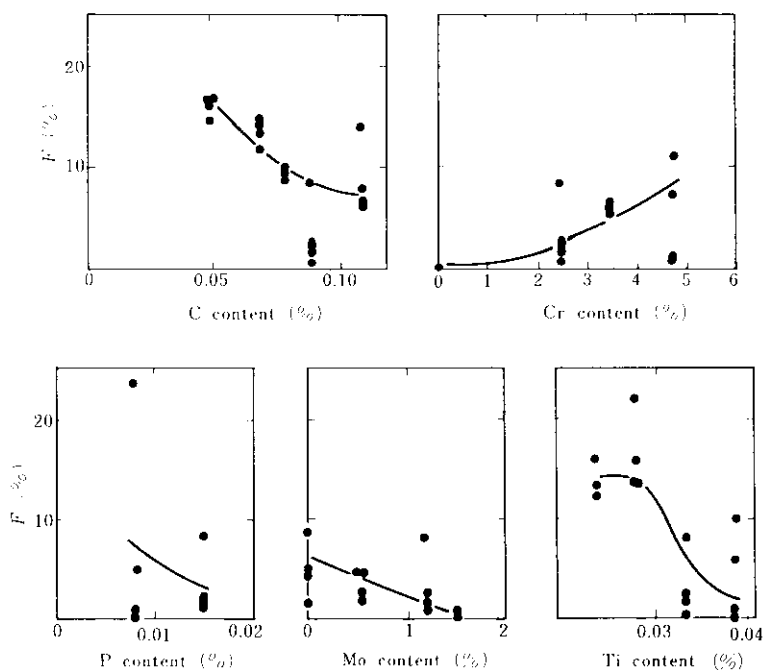


Fig. 14 Effects of chemical contents on volumetric percentage of ferrite band, F

フェライト生成元素の増加あるいはオーステナイト生成元素の減少がフェライトバンドの生成を阻止するとの報告¹⁰⁾もあるが、これは、上述の実験結果からみて正確でない。フェライトバンドの生成を阻止するには、適量のTiを添加することも有効な一手段である。

5. 結 言

圧力容器用SA387鋼サブマージアーク溶接金属において、SR後の常温、高温強度の関係を明らかにし、また化学成分とSR後の強度、靱性および使用中脆化特性の関係について検討した。また、溶接金属の強度、靱性を著しく劣化させるフェライトバンドの発生位置、発生条件等について調査した。

(1) SR後の常温、高温強度は、焼戻しパラメータと良好な直線関係にある。ASME Section VIII Division 1 の最大設計許容応力に対する安全強度の確保は、350～450°Cの高温域において最も困難であり、溶接金属に要求される最小常温強度は、この高温強度の要求に対応して定まる。

(2) SR後の常温および高温強度の上昇に対して、MoまたはNb+V添加の効果はあまり期待できない。

(3) SiおよびMnはSR後の強度を高め、Siの効果はきわめて顕著である。靱性は、0.25%Si、0.90%Mnのとき最高値を示し、Grade 22, 21, 5のClass 2鋼用溶接金属のSi含有量としては、0.30～0.35%が適当である。強度要求値の低いClass 1鋼の場合には、さらに低Siを目標とすべきである。

(4) 多層盛溶接金属では、再熱粗粒化域と非再熱部とでは使用中脆化感受性が異なる。Si, Mn, Pは脆化を促進する。0.30～0.35%Si、0.45～0.65%Mnとしたうえで、Pをできるだけ低くすることが強度を満足させ、かつ脆化を軽減するための方策となる。

(5) フェライトバンドは、後続ビードによって、 $Ac_1 \sim Ac_3$ に加熱された部分が Ac_1 以下の温度で焼鈍されることによって発生し、焼鈍が高温、長時間になるほど発生しやすい。焼鈍温度が Ac_1 以上の場合には全く発生しない。フェライトバンドの発生は、炭化物の挙動に起因する。

- 1) 官野：圧力技術, 12 (1974) 3, 135
- 2) 渡辺, 進藤, 村上：日本製鋼所技報, No.38 (1979), 69
- 3) R.J.Olsen et al. : SOCAL Technical Report T-205.01 (1973)
- 4) R.Bruscato : Welding Journal, 49 (1970) 4, 148-S
- 5) 杉山, 山本：神戸製鋼所技報, 25 (1975) 4, 29
- 6) D.Mclean : Grain Boundaries in Metals, (1957), [Oxford Univ. Press, London]
- 7) P.L.Gruzin et al. : Phys. Metals Metalloy, 17 (1964) 3, 62
- 8) J.R.Relliok and C.J.McMahon,Jr. : Met.Trans., 5 (1974) 11, 2439
- 9) A.Preece and R.D.Carter : JISI, 173 (1953) 4, 387
- 10) 応和, 滑川：溶接冶金研究委員会資料, MW-84-65 (1965), MW-236-69 (1969)
- 11) 黒川他：日本金属学会誌, 26 (1962) 4, 228, 232

