Ti 合金溶接金属の凝固割れに関する検討*

—Ti 合金の溶接に関する研究（第2報）—

井上裕滋**, 小川忠雄**

Solidification Cracking in the Weld Metal of Titanium Alloys*

—Study on Welding of Titanium Alloys (Report 2)—

by Hiroshige Inoue** and Tadao Ogawa**

Susceptibility to weld solidification cracking of three kinds of Ti-alloys was investigated by Trans-Varestraint test. Weld crackings did not occur in Ti-6Al-4V at all, but significantly occurred in Ti-6Al-6V-2Sn and Ti-15V-3Al-3Cr-3Sn. Ti-15V-3Al-3Cr-3Sn was actually the most susceptible to cracking. Through close examination of weld solidification microstructures by tin-quenching, conspicuous segregations of V, Cr, Cu and Fe were confirmed at dendritic grain boundaries during solidification in each alloy. The diffusion rate of solute elements in Ti-6Al-6V-2Sn and Ti-15V-3Al-3Cr-3Sn was 1 order smaller than that in Ti-6Al-4V. Consequently, the amount of compositional microsegregation at dendritic boundaries in the former alloys was larger, because the effect of solid diffusion during solidification was smaller. In Ti-6Al-4V, these microsegregations were readily decreased and eliminated by the occurrence of solute diffusion at very early stage of weld cooling, while that in the other alloys remained till rather lower temperature to cause crackings due to liquid films of low-melting constituents.

Key Words: Titanium alloy, Weld, Solidification cracking, Hot cracking, Microstructure, Solidification, Segregation, Diffusion

1. 緒 論

Ti 合金は一般に耐凝固割れ性に優れている¹⁻³⁾と言われているが、若干の合金系において凝固割れが報告^{1,2,4)}されている。しかしながら、それらの割れ感受性および発生機構について詳細に検討した報告は少ない。これは、Ti 合金が bcc 構造である β 相で単相凝固するために凝固組織の現出が困難であり、凝固挙動の検討が必ずしも十分になされていないためである。

そこで、本研究では、代表的な $\alpha+\beta$ 系および β 系 Ti 合金の凝固割れ感受性の比較、および割れ発生機構について、凝固、拡散挙動の観点から検討を行なった。

2. 供試材料および実験方法

本研究に用いた供試材料は、 $\alpha+\beta$ 系の Ti-6 Al-4 V および Ti-6 Al-6 V-2 Sn 合金、 β 系の Ti-15 V-3 Al-3 Cr-3 Sn 合金の三種類で、それらの化学組成を Table 1 に示す。なお板厚はいずれも 6 mm である。

溶接金属の凝固割れ感受性の評価は、Fig. 1 に示すトランス・バレストレイン試験によって行なった。試験片寸法は、 $100 \times 80 \times 6$ mm とし、試験溶接は GTAW によるメルトラン溶接で行ない、溶接条件は 100 A-15 V-1.67 mm/sec とした。試験方法は、Fig. 1 の A 点から C 点に向かって GTA 溶接を行い、溶融池が B 点に達した瞬間、落下速度 300 mm/sec でヨークを落下させて、溶接金属に歪を付加し、割れを発生させた。また、付加ひずみ量は曲げブロックの曲率を変えることにより、0.5% から 8.3% までの範囲で 8 段階に変化させた。発生した割れは、20~50 倍の実体顕微鏡で観察し、割れ長さを測定した。

Table 1 Chemical compositions of materials used (wt%)

Alloy	Al	V	Sn	Cr	Cu	Fe	O	N	C	H	Ti
Ti-6Al-4V	6.48	4.22	—	—	—	0.22	0.12	0.01	0.01	0.0011	Bal.
Ti-6Al-6V-2Sn	5.47	6.70	1.96	—	0.75	0.75	0.18	0.01	0.01	0.0019	Bal.
Ti-15V-3Al-2Cr-3Sn	2.90	15.30	2.98	3.03	—	0.21	0.13	0.01	0.01	0.0078	Bal.

Fig. 1 Schematic appearance of the Trans-Varestraint apparatus

を測定した。

割れ破面上の元素分析はオージェ電子分光分析（以下 AES と記す）で行ない、測定条件は 5 kV-1 μ A とした。

溶質元素の拡散速度の測定には、Ti 合金とステンレス鋼とを拡散接合し、接合界面近傍における接合界面に直角方向の元素分布の測定値を用いて計算により求めた。拡散接合には、Ti 合金として Table 1 の三合金の他に、比較のために工業用純 Ti (JIS 1 種相当) を用い、ステンレス鋼としては、極低 C の SUS 444 (0.004 C-19

*原稿受付 平成 2 年 5 月 31 日 昭和 63 年度秋季全国大会で発表

**正 員 新日本製鐵溶接研究センター Member, Nippon Steel Corporation

Fig. 2 Evaluation of solidification crack susceptibility of Ti-alloys obtained by the TransVarestraint test

Cr) 鋼を用いた。試験片は $10\phi \times 20\text{ mm}$ に旋盤加工後、接合面を #600 エメリー紙によって研磨し、アセトンで脱脂後、接合試験を行なった。接合雰囲気は 10^{-4} Torr の真空とし、接合は 1.5 N/mm^2 の圧力制御にて行なった。試験片の加熱は高周波誘導加熱で行ない、加熱速度は 10 K/sec で一定とし、所定温度に到達後の経過時間を接合時間とした。なお本実験の接合温度は 1273 K , 1298 K , 1323 K の三段階とし、接合時間は 1800 sec 一定とした。

凝固組織の現出方法、組織観察方法、元素分布測定方法は前報⁵⁾と同様である。

3. 実験結果および考察

3.1 各種 Ti 合金の溶接凝固割れ感受性

Ti-6 Al-4 V, Ti-6 Al-6 V-2 Sn 及び Ti-15 V-3 Al-3 Cr-3 Sn の三合金について、付加ひずみ量を変えてトランスバレストレイン試験を行ない、測定した最大割れ長さおよび総割れ長さを Fig. 2 に示す。Ti-6 Al-4 V 合金では、付加ひずみ量が増加しても割れは全く発生せず、極めて耐凝固割れ性が優れていることが判明した。一方、Ti-6 Al-6 V-2 Sn, Ti-15 V-3 Al-3 Cr-3 Sn 合金では付加ひずみ量が 0.5% までは割れは発生しないが、それを越えると割れが発生し、付加ひずみ量の増加に伴って割れ長さは増加している。また、Ti-15 V-3 Al-3 Cr-3 Sn 合金の方が Ti-6 Al-6 V-2 Sn 合金より最大割れ長さおよび総割れ長さとも大きくなっている。さらに、付加ひずみ量が 5% 以上では両合金とも最大割れ長さはほぼ一定となっている。そこで、割れ感受性を評価するため、物理的意味の明確な割れの温度範囲を表す凝固脆性温度領域 (BTR) を求め、比較を行なった。ここで、BTR は割れが進展する最低温度と液相線温度との差で表わしたものであり、付加ひずみ量が 5% の場合最大割れ長さを、ビード中央部の温度分布の実測結果と組み合わせて温度に換算して求めた。測定の結果、BTR は Ti-6 Al-6 V-2 Sn 合金では 157 K 、Ti-15 V-3 Al-3 Cr-3 Sn 合金では 220 K となり、Ti-15 V-3 Al-3 Cr-3 Sn 合金の方が割れ感受性は BTR にして約 60 K 高いことが判明した。また、これら Ti 合金の凝固割れ感受性は、一般に凝固割れ感受性が高いと言われている Ni 基耐熱合金⁶⁾とはほぼ同程度である。

Fig. 3 Crackings in Ti-15V-3Al-3Cr-3Sn weld metal
(a) Cracking at β grain boundaries
(b) Cracking at Cellular boundaries

3.2 凝固割れ破面の解析

Ti-15 V-3 Al-3 Cr-3 Sn 合金の割れ経路を Fig. 3 に示す。割れは、(a)のような粒界を進展しているものも観察されるが、(b)のような粒内割れも多数観察される。さらに、(b)の粒内割れでは、凝固時のセル境界を進展しているのが観察され、この現象は割れが発生した Ti-6 Al-6 V-2 Sn 合金でも同様であった。

Fig. 4 は、Ti-15 V-3 Al-3 Cr-3 Sn 合金の割れ破面の全景および各部の拡大破面を示したものである。全体的になめらかな起伏のある破面状態となっており、高温側 A では、極めて明瞭に凝固時のデンドライトが観察される。また、低温側においてもデンドライト状の起伏が認められ、さらに、低温側において一部、C のようなテラス状の模様が見られた。これは、Weiss ら⁷⁾が報告している薄層の液膜の存在を示唆する模様と類似しており、割れの最低温度域においても非常に薄くはあるが、液膜が存在していたものと推察される。また、これらの傾向は Ti-6 Al-6 V-2 Sn 合金の破面でも同様であり、割れ感受性と破面形態との間には明確な対応関係は認められなかった。しかしながら、いずれの合金系の割れにも、残留融液が関与しており、デンドライト境界での、この液膜の凝固終了温度が割れ感受性を支配する因子であることが推察される。

3.3 破面上の元素分布

各合金溶接金属の凝固割れ破面部と溶接金属を室温で引張試験して得られた延性破面部を AES 分析し、各元

Fig. 4 SEM microfractographs of solidification crack in Ti-15V-3Al-3Cr-3Sn weld metal

Table 2 Element concentration on cracking and fractured surfaces obtained by AES spectra (wt%)

Alloy	Location	Al	V	Cr	Sn	Ti
Ti-6Al-6V-2Sn	Solidification cracking surface	8.80	6.71	-	0.08	84.41
	Ductile fractured surface	9.02	5.78	-	0.30	84.90
Ti-15V-3Al-3Cr-3Sn	Solidification cracking surface	4.52	20.33	3.69	2.35	69.11
	Ductile fractured surface	5.83	16.60	2.50	2.90	72.17

素のピーク高さとその感度係数⁹⁾とから、各元素の濃度を計算した結果を Table 2 に示す。両合金とも、凝固割れ破面部は、延性破面部より V および Cr が濃化しており、逆に Al, Sn は減少している。特に、Ti-15 V-3 Al-3 Cr-3 Sn 合金では V の濃化が著しくなっている。したがって、これらの元素の濃化がデンドライト境界での凝固終了温度を低下させ、割れが起こったものと推察される。

3.4 凝固偏析

残留融液の凝固終了温度に影響を及ぼすと推察される溶質元素の濃化について検討を加えるため、各合金系の凝固偏析挙動を調査した。

Fig. 5 は、スズ急冷法⁵⁾によって得られた三合金の溶接凝固組織と各 A-A' 部を EPMA で測定した元素分配を示したものである。Ti-6 Al-4 V 合金では、前報⁵⁾で示した通り、デンドライト境界において V, Fe が濃化し、逆に Al は若干減少している(a)。また、Ti-6 Al-6 V-

2 Sn 合金では、デンドライト境界に V, Fe, Cu が濃化し、Al, Sn は減少している(b)。さらに、Ti-15 V-3 Al-3 Cr-3 Sn 合金では、デンドライト境界に V, Cr, Fe が濃化し、Al, Sn は減少している(c)。すなわち、これら三合金の凝固偏析をまとめると、凝固時に、 β 安定元素である V, Fe, Cr, Cu を固相前面に排出し、逆に、Al, Sn はデンドライト内部に濃化して、凝固が進行することが明らかとなった。このことは Table 2 の AES 分析結果と一致することが、Fe, Cu については含有量が少ないために AES では分析できなかったと考えられる。

さらに、各合金の溶接凝固時の元素分布について CMA 分析した結果を Fig. 6, 7, 8 に示す。図中において、凝固は右から左側に進行しており、左端が凝固界面先端である。また、CMA 分析において白色部ほど元素が濃化し、黒色部ほど元素が欠乏していることを示している。三合金とも凝固界面先端において、各元素の偏析が著しい領域が認められる。この領域は固液共存領域であって、凝固中における溶質元素の固液間の分配をかなり正確に表わしていると考えられる。そこで、これらの CMA 結果から求められる固液共存領域のデンドライト境界における固液界面での固相中の濃度と液相中の濃度との比から計算した平衡分配係数を Table 3 に示す。Table 3 から明らかなように、おのおのの溶質元素については、合金系の違いによる平衡分配係数の変化は少ないが、Fe, Cu, Cr のそれは 1 よりかなり小さい値となっていることが明らかとなった。したがって、デンドライト境界では Fe, Cu, Cr の凝固時の濃化が大きく、

Fig. 5 Solidification microstructures and element distributions in the weld metals
(a) Ti-6Al-4V (b) Ti-6Al-6V-2Sn (c) Ti-15V-3Al-3Cr-3Sn

Fig. 6 Microsegregation during solidification in the weld metal of Ti-6Al-4V
(a) Al (b) V (c) Fe

Fig. 7 Microsegregation during solidification in the weld metal of Ti-6Al-6V-2Sn
(a) Al (b) V (c) Sn (d) Fe (e) Cu

これが凝固割れの原因であると推察される。

さらに, Fig. 6, 7, 8 に示すように, Ti-6Al-4V 合金は, 凝固界面先端から約 $100\ \mu\text{m}$ 以上右側の領域では, 各溶質元素とも凝固偏析は消滅し, ほぼ均一に分布しているのに対し, Ti-6Al-6V-2Sn, Ti-15V-3Al-3Cr-3Sn 合金では, 測定した全域に偏析が残り, かなりの低温部まで均一化されないことが観察される。そこで, 三合金ともに含まれる Fe に注目して, 凝固偏析の凝固後冷却過程における変化を示したのが Fig. 9 である。横軸は凝固界面先端からの距離, 縦軸はバルクの Fe 濃度 (C_0) に対するデンドライト境界での Fe 濃度 (C_{db}) の

Fig. 8 Microsegregation during solidification in the weld metal of Ti-15V-3Al-3Cr-3Sn
(a) Al (b) V (c) Sn
(d) Cr (e) Fe

Table 3 Equilibrium distribution coefficient of solute elements in Ti-alloys

Alloy	Al	V	Fe	Sn	Cu	Cr
Ti-6Al-4V	1.02	0.89	0.65	-	-	-
Ti-6Al-6V-2Sn	1.02	0.91	0.61	1.09	0.52	-
Ti-15V-3Al-3Cr-3Sn	1.08	0.95	0.71	1.13	-	0.79

比 (C_{db}/C_0) を示している。三合金とも、凝固界面先端から内部に入るとつれ、すなわち、冷却されるにつれ、デンドライト境界での Fe 濃度は減少しているが、特に Ti-6 Al-4 V 合金では、凝固界面先端からの距離が 300 ~ 400 μm で、ほぼバルク組成に均一化されており、凝固偏析は極めて速く消滅している。一方、Ti-6 Al-6 V-2 Sn, Ti-15 V-3 Al-3 Cr-3 Sn 合金では、デンドライト境界の Fe 濃度の減少の程度は小さく、凝固偏析はほとんど消滅していない。さらに、Ti-15 V-3 Al-3 Cr-3 Sn 合金の方が、バルクの Fe 濃度に対するデンドライト境界での Fe の濃度比は大きく、凝固界面先端から 400 μm 内部に入った所でもバルク濃度の二倍以上残存していることが判明した。なお、この傾向は他の溶質元素についても同様であった。

3.5 Fe の拡散挙動

合金系による凝固偏析の均一化の違いは、各合金中に

Fig. 9 Relation between Fe concentration at dendritic boundary and distance from solidification front
 C_{db} : Fe concentration at dendritic boundary
 C_0 : nominal composition

Fig. 10 Diffusion coefficient of Fe in Ti-alloys

おける拡散速度が異なっているためと考えられる。そこで、すべての合金に含まれている Fe の拡散挙動について検討を行なった。β-Ti 中の Fe の拡散は、Ti の自己拡散より十分速く⁹⁾、また、Ti 合金とステンレス鋼との拡散接合において拡散は一次元方向にのみ起こり、ステンレス鋼側から Ti 合金側へは常に十分な Fe が供給されると仮定すると、等温保持中の拡散方程式は次式のように書ける。

$$\frac{\partial C}{\partial t} = D \frac{\partial^2 C}{\partial x^2} \quad \text{.....(1)}$$

初期条件

$$C(x, 0) = C_1 \quad (x < 0) \quad \text{.....(2)}$$

$$C(x, 0) = C_0 \quad (x > 0) \quad \text{.....(3)}$$

境界条件

$$C(0, t) = C_1 \quad \text{.....(4)}$$

ただし、 C , t , x は濃度、接合時間、接合界面からの Ti 合金側での距離、 C_0 , C_1 は Ti 合金およびステンレス鋼のバルク濃度であり、 D は固相内の拡散係数である。これらの条件をもとに(1)式を解くと(5)式が得られる。

Fig. 11 Models of diffusion of Fe in Ti-alloys
(a) in pure Ti and Ti-6Al-4V
(b) in Ti-6Al-6V-2Sn and Ti-15V-3Al-3Cr-3Sn

$$\frac{(C(x, t) - C_0)}{(C_1 - C_0)} = 1 - \operatorname{erf}\left(\frac{x}{2\sqrt{Dt}}\right)^{1/2} \quad \dots\dots(5)$$

ただし, $\operatorname{erf}(z)$ は誤差関数である。

ここで、拡散接合後の Ti 合金中における接合界面に直角方向の Fe の濃度分布を測定し、(5)式に代入することにより Fe の拡散係数を計算した。Fig. 10 に各 Ti 合金中での Fe の拡散係数を示す。なお、図中の破線は Gibbs が求めた純 Ti 中での Fe の拡散係数¹⁰⁾である。ところで、Ti-Fe 系においては 1358 K で共晶が晶出し、それ以上の温度では拡散接合が不可能のため、1323 K 以下で β 単相域の三温度で実験を行ない、高温域での拡散係数は外挿で求めた。Fig. 10 より明らかなように、Ti-6 Al-4 V 合金中での Fe の拡散係数は純 Ti 中でのそれとほぼ近似しており、また、Gibbs の結果とも良く対応している。一方、Ti-6 Al-6 V-2 Sn, Ti-15 V-3 Al-3 Cr-3 Sn 合金中では、高温域において拡散係数が純 Ti 中および Ti-6 Al-4 V 合金中のそれより 1 オーダー小さいことが明らかとなった。したがって、Ti-6 Al-6 V-2 Sn, Ti-15 V-3 Al-3 Cr-3 Sn 合金では、凝固偏析の均一化が遅くなると考えられる。ところで、このように合金系により Fe の拡散速度に違いが現れる原因としては次のように考えられる。すなわち、 β -Ti 中の Fe の拡散は一般には Fig. 11(a)¹¹⁾ に示すような Fe 原子が侵入型原子位置に配置される解離拡散¹²⁾であるため、高速拡散と言われていた。しかしながら、これに Sn, Cr, Cu 等が添加されると、Fig. 11(b) のように Fe とこれらの原子が結合して微小な化合物を生成するため、Fe の拡散が遅くなったと考えられる³⁾。

ところで、上述のように合金系により拡散速度に違いがあることから、次に、凝固偏析に及ぼす凝固中の固相拡散の影響を各合金について検討を行なった。なお、この場合も偏析量が多く、三合金すべてに含まれる Fe について検討を行なった。元素の拡散を考慮に入れた固液界面の固相中での溶質濃度は Scheil の式¹⁴⁾を変形して次式¹⁵⁾で表わせる。

$$C_s = KC_0(1 - f_s / (1 + \alpha K))^{\alpha - 1} \quad \dots\dots(6)$$

$$\alpha = 4 D_s t_f / d^2 \quad \dots\dots(7)$$

* 同様の現象が Pb-Cd 中の Ni の拡散¹³⁾で発生している

Table 4 Constants used for calculation of solidification segregation

	Ti-6Al-4V	Ti-6Al-6V-2Sn	Ti-15V-3Al-3Cr-3Sn
Nominal composition (C_0) (wt%)	0.22	0.75	0.21
Dendrite arm spacing (d) (mm)	2×10^{-2}	2×10^{-2}	2×10^{-2}
Diffusion coefficient in solid (D_s) (m^2/sec)	2.5×10^{-14}	4.9×10^{-11}	3.5×10^{-11}
Local solidification time (t_f) (sec)	0.06	0.12	0.10
Equilibrium distribution coefficient (k)	0.65	0.61	0.71

Fig. 12 Effect of solid diffusion during solidification on solidification microsegregation

ただし、 f_s : 固相率、 C_s : 固相率 f_s の時の固液界面の固相中の溶質濃度、 K : 平衡分配係数、 C_0 : バルク濃度、 D_s : 固相中の拡散係数、 t_f : 局部凝固時間、 d : 一次アームスパーシングである。ここで各合金の固液界面における固相中の Fe の偏析量 (C_s/C_0) を Table 4 に示した定数を用いて計算した結果が Fig. 12 である。なお、Table 4 において d , t_f は Fig. 6, 7, 8 の CMA 結果および溶接速度から換算したものであり、 D_s は Fig. 10 から求めたものである。Fig. 12 から明らかなように、Ti-6 Al-6 V-2 Sn, Ti-15 V-3 Al-3 Cr-3 Sn 合金の最終凝固部における Fe の偏析量は、平衡分配係数がほとんど同じの Ti-6 Al-4 V 合金に比べ大きくなっている。したがって、Ti-6 Al-6 V-2 Sn, Ti-15 V-3 Al-3 Cr-3 Sn 合金では、Fe の拡散速度が小さいため、偏析に及ぼす凝固中の固相拡散の影響は、Ti-6 Al-4 V 合金に比べ少ないことが判明した。また、Fe 以外の溶質元素についても 3.4 項で述べたように Ti-6 Al-6 V-2 Sn, Ti-15 V-3 Al-3 Cr-3 Sn 合金では凝固偏析の均一化が遅いため、拡散速度は小さいと推察され、凝固中の固相拡散の影響は少ないと考えられる。

3.6 溶接凝固割れ機構

Ti-6 Al-4 V 合金では溶接凝固時のデンドライト境界に V, Fe が濃化するが、拡散速度が大きいために、これらの凝固偏析は凝固終了後、極めて早い段階で消滅する。したがって、デンドライト境界での残留融液の凝固終了温度が系全体の固相線温度とほとんど同じために、凝固割れは発生しないと考えられる。一方、Ti-6 Al-6 V-2 Sn, Ti-15 V-3 Al-3 Cr-3 Sn 合金では、溶接凝固時

のデンドライト境界に V, Fe, Cu, Cr が濃化するが, 特に Fe, Cu, Cr の平衡分配係数は小さいため, それらの濃化の程度は極めて大きい. さらに, 凝固中の固相拡散の影響が少ないため, 特に, 凝固最終部での Fe の偏析量は Ti-6 Al-4 V 合金に比べて, 平衡分配係数がほとんど同じにもかかわらず, 大きくなる. また, 溶質元素の拡散速度が小さいため, これらの凝固偏析の消滅は遅く, デンドライト境界に Fe, Cu, Cr 濃度の高い融液が低温まで残り, この残留融液の凝固終了温度が系全体の固相線温度より大幅に低下し, 凝固割れが発生したものと考えられる.

4. 結 論

各種 Ti 合金の溶接凝固割れについて検討した結果, 以下のことが判明した.

(1) トランス-バレストレイン試験の結果, Ti-6 Al-4 V 合金では凝固割れは全く起こらず, 耐凝固割れ性が極めて優れている. 一方, Ti-6 Al-6 V-2 Sn, Ti-15 V-3 Al-3 Cr-3 Sn 合金では, 0.5%を越える付加ひずみ量で凝固割れが発生する. また, Ti-15 V-3 Al-3 Cr-3 Sn 合金の方が Ti-6 Al-6 V-2 Sn 合金より割れ感受性は高い.

(2) 凝固割れの破面形態は, 凝固時のデンドライトが明瞭に観察され, 凝固割れには残留融液が関与していることが判明した. また, 凝固割れ破面上を AES 分析した結果, V, Cr が濃縮していた.

(3) 各合金とも溶接凝固時にはデンドライト境界に β 安定元素 (V, Fe, Cr, Cu) が濃化し, Al, Sn は減少している. 特に, Fe, Cr, Cu の平衡分配係数は 1 よりかなり小さく, 濃化の程度は大きい.

(4) Ti-6 Al-4 V 合金では, 溶質元素の拡散速度が大きいため, 凝固偏析は極めて速く消滅し, 早い段階で均一に分布する. 一方, Ti-6 Al-6 V-2 Sn, Ti-15 V-3 Al-3 Cr-3 Sn 合金では, 溶質元素の拡散速度が小さいため, 凝固中の固相拡散の影響は小さく, さらに, これらの凝固偏析は均一化が遅く, 低温まで残る.

(4) Ti-6 Al-6 V-2 Sn, Ti-15 V-3 Al-3 Cr-3 Sn 合金の凝固割れの発生機構については, Fe, Cu, Cr の平衡分配係数が 1 よりかなり小さく, さらに凝固中の固相拡散の影響が少ないために, 溶接凝固時のデンドライト境

界での濃化の程度は極めて大きくなる. また, これらの凝固偏析の消滅は遅く, デンドライト境界に高濃度の融液が低温まで残るために, この残留融液の凝固終了温度が系全体の固相線温度より大幅に低下し, 凝固割れが発生すると考えられる.

参 考 文 献

- 1) W. A. Baeslack III: Observations of Solidification Cracking in Ti Alloy Weldments, *Metallography*, 13 (1980), 277
- 2) D. Hayduk, B. K. Damkroger, G. R. Edwards and D. L. Olson: Cracking Susceptibility of Ti-6 Al-2 Nb-1 Ta-0.8 Mo as Determined by the Vareststraint Test, *Weld. J.*, 65 (1986), 251 S
- 3) W. F. Savage, et al.: The Evaluation of Weldability of Structural Alloys with the Vareststraint Test, AFML-TR-68-48 (1968)
- 4) W. A. Baeslack III, D. W. Becker and F. H. Froes: Advances in Titanium Alloy Welding Metallurgy, *Journal of Metals*, 36 May (1984), 46
- 5) 井上, 小川: Ti-6 Al-4 V 合金の溶接金属組織に及ぼす冷却速度及び不純ガスの影響, 溶接学会論文集, 9 (1991), 129
- 6) 中尾, 篠崎, 路: Ni 基超耐熱合金の高温割れに関する研究, 第 105 回溶接冶金研究委員会資料, WM-1130-86 (1986)
- 7) B. Weiss, et al: Physical Metallurgy of Hot Ductility Testing, *Weld. J.*, 49 (1970) 471 S
- 8) HANDBOOK OF AUGER ELECTRON SPECTROSCOPY, (P. E. D.), 4
- 9) 金属データブック, 日本金属学会編 (丸善), 28
- 10) G. B. Gibbs, D. Graham and D. H. Tomlin: Diffusion in Titanium-Niobium Alloys, *The Philosophical Magazine*, 8(1963), 1269
- 11) W. K. Warburton and D. Turnbull: Diffusion in Solid, Academic Press, (1975), 171
- 12) 中嶋: 鉛など 2, 3 の金属中での不純物の高速拡散, 日本金属学会会報, 22 (1983), 480
- 13) H. Nakajima: Diffusion of Nickel in Lead-Cadmium Alloys, *Scripta Metallurgica*, 15 (1981), 577
- 14) E. Scheil: Bemerkungen zur Schichtkristallbildung, *Zeitschrift für Met. Likunde*, 34 (1942), 70
- 15) M. C. Flemings: Solidification Processing (McGraw-Hill), (1974) 145