

Ti合金溶接金属の凝固割れ

Weld Cracking and Solidification Behavior of Titanium Alloys

井 上 裕 滋^{*(1)}
Hiroshige INOUE大 北 茂^{*(2)}
Shigeru OHKITA長 谷 泰 治^{*(3)}
Taiji HASE

抄 録

各種Ti合金の溶接凝固割れをトランスバレストレイン試験で検討した結果、Ti-6Al-4V合金では凝固割れは全く起こらず、耐凝固割れ性は極めて優れているが、Ti-6Al-6V-2Sn合金及びTi-15V-3Al-3Cr-3Sn合金では、0.5%を越える付加歪みで凝固割れが発生し、かつ、Ti-15V-3Al-3Cr-3Sn合金の方がTi-6Al-6V-2Sn合金より凝固割れ感受性は大きい。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, Cu, Cr)が濃化するが、Ti-6Al-4V合金では、溶質元素の拡散が速いため、凝固偏析は凝固後の早い段階で消滅する。一方、Ti-6Al-6V-2Sn合金及びTi-15V-3Al-3Cr-3Sn合金では、溶質元素の拡散が遅いため、凝固中の固相内拡散の影響が少なく、溶接凝固時のデンドライト境界にFe, Cu, Crが著しく濃化する。加えて、凝固偏析の消滅が遅く、デンドライト境界にはFe, Cu, Cr濃度の高い融液が低温まで残るため、凝固割れ感受性が高くなる。

Abstract

The weld solidification cracking behavior of three different Ti-alloys was investigated using Trans-Varestraint test. Ti-6Al-4V weld metal did not crack up to 8.3% augmented strain, while cracking was significant over 0.5% augmented strain in Ti-6Al-6V-2Sn and Ti-15V-3Al-3Cr-3Sn weld metal. Marked microsegregation of V, Fe, Cr and/or Cu to dendrite boundaries of each solidification microstructure was confirmed by the tin-quenching method. The diffusion rate of the solute elements in Ti-6Al-6V-2Sn and Ti-15V-3Al-3Cr-3Sn alloys was one order of magnitude smaller than that in Ti-6Al-4V alloy. Microsegregation that occurred in Ti-6Al-6V-2Sn and Ti-15V-3Al-3Cr-3Sn welds during solidification was very noticeable due to the much smaller back-diffusion of solute elements in the solid. As consequence of microsegregation, the solidification temperature range of the two alloys would be great, thus forming a residual low-melting liquid film, that resulted in cracks.

1. 緒 言

Ti合金は一般に耐凝固割れ性に優れている¹⁻³⁾とされているが、若干の合金系においては凝固割れが報告されている^{1,2,4)}。しかしながら、これらの割れ感受性及び割れ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 単相で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 $\alpha + \beta$ 系及び β 系Ti合金の凝固割れ感受性及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った。

2. 供試材料及び実験方法

本研究に用いた供試材料は、表1に示す $\alpha + \beta$ 系のTi-6Al-4V、Ti-6Al-6V-2Sn合金及び β 系のTi-15V-3Al-3Cr-3Sn合金の三種類であり、いずれも板厚6mmの合金板である。溶接金属の凝固割れ感受性は、トランスバレストレイン試験⁵⁾により評価した。溶接方法は、100A-12V-1.67mm/sの条件のTIGメルトラシ溶接であり、付加歪み量は曲げブロックの曲率により変化させた。凝固組織

^{*(1)} 鉄鋼研究所 接合研究センター 主任研究員 工博
千葉県富津市新富20-1 ☎293-8511 ☎0439-80-3132

^{*(2)} 鉄鋼研究所 接合研究センター 主幹研究員 工博

^{*(3)} 日溶工テクノサービス(株) 技術担当部長

表1 供試材料の化学組成 (wt%)

Alloy	Al	V	Sn	Cr	Cu	Fe	O	N
Ti-6Al-4V	6.46	4.22	-	-	-	0.22	0.12	0.01
Ti-6Al-6V-2Sn	5.47	5.70	1.96	-	0.75	0.75	0.18	0.01
Ti-15V-3Al-3Cr-3Sn	2.90	15.30	2.98	3.03	-	0.21	0.13	0.01

	C	H	Ti
	0.01	0.0011	Bal.
	0.01	0.0019	Bal.
	0.01	0.0078	Bal.

の現出は、溶接途中にトーチ後方より溶融したすずを注いで溶接金属を急冷凍結する液体すず急冷法⁶⁾を採用した。溶質元素の拡散挙動は、Ti合金とSUS444ステンレス鋼(0.004C-19Cr)を拡散接合し、接合界面近傍における接合面に垂直方向の元素分布より検討した。なお、接合条件は、 10^{-4} Torrの雰囲気、 $1\,273\sim 1\,323$ Kの各温度で接合時間を1800sとした。

3. 実験結果及び考察

3.1 溶接凝固割れ感受性

3種類のTi合金について、付加歪み量を変えてトランスバレストレイン試験を行い、測定した最大割れ長さ及び総割れ長さを図1に示す。Ti-6Al-4V合金では、付加歪み量を8.3%まで増加させ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。一方、Ti-6Al-6V-2Sn及びTi-15V-3Al-3Cr-3Sn合金では、付加歪み量が0.5%を越えると割れが発生し、付加歪み量の増加に伴って割れ長さは増加している。また、Ti-15V-3Al-3Cr-3Sn合金の方がTi-6Al-6V-2Sn合金より割れ長さは大きくなっている。更に、付加歪み量が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、各合金の凝固割れ感受性を評価するため、付加歪み量が5%の場合の凝固割れが進展する最低温度と液相線温度との差で定義した凝固脆性温度領域(BTR)を求めた結果、Ti-6Al-6V-2Sn合金では157K、Ti-15V-3Al-3Cr-3Sn合金では220Kであった。これらの値は、一般的に凝固割れ感受性が高いと言われているNi基耐熱合金⁷⁾のそれとほぼ同程度である。

3.2 凝固割れ破面の形態

図2に、Ti-15V-3Al-3Cr-3Sn合金の割れ破面を示す。全体的になめらかな起伏のある破面形態となっており、高温側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、低温側ではCのようなテラス状の模様が認められる。これは、Weissら⁸⁾が報告している薄層の液膜の存在を示す模様に類似しており、割れの最低温度域においても非常に薄い液膜が存在していたものと推察される。これらの傾向はTi-6Al-6V-2Sn合金の破面でも同様であり、いずれの合金

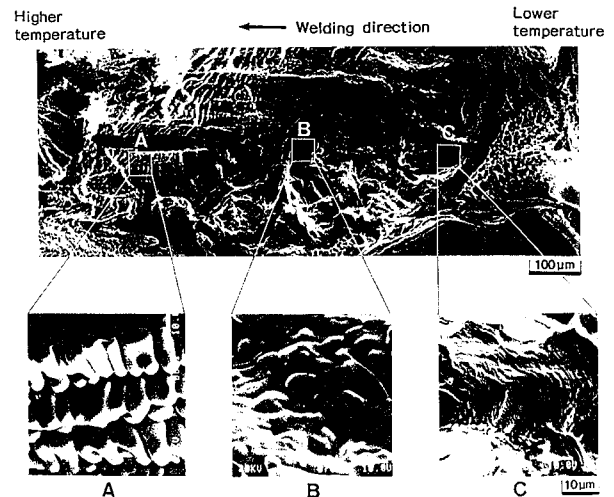


図2 Ti-15V-3Al-3Cr-3Sn合金の溶接凝固割れ破面

系の割れにも残留融液が関与し、デンドライト境界で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と推察される。

3.3 凝固割れ破面上の元素分析

溶接凝固割れ破面部をオージェ分光分析で測定した結果を表2に示す。また、比較のために、健全な溶接金属を室温で引張り試験を行い、得られた延性破面の分析結果も表2に併せて示す。両合金とも、凝固割れ破面部は延性破面部よりもV、Crが濃化しており、逆にAl、Snは減少している。したがって、デンドライト境界でのV、Crの濃化が凝固終了温度を低下させ、凝固割れが起こったものと推察される。

3.4 凝固偏析

凝固割れ破面部での元素の濃化について検討するため、各合金系の凝固偏析挙動を調査した。図3は、液体すず急冷法によって得られた三合金の溶接凝固組織とA-A'部をEPMAで測定した元素分配を示したものである。各合金ともデンドライト境界においてV、Fe及びCu、Crが濃化し、逆に、Al、Snは減少している。すなわち、これら三合金はいずれも、 β 安定元素を液相中に排出しながら凝固が進行することが判明した。特に、Fe、Cu、Crのデンドライト境界での濃化の程度は大きく、これらの元素の濃化が凝固割れの要因であると考えられる。また、この結果は、表2の元素分析結果と一致するが、Fe、Cuについては含有量が少ないために、オージェ分光分析では判定できなかったものと考えられる。

そこで次に、すべての合金に含まれ、かつ濃化の程度が大きいFeの分布をCMAで面分析した結果を図4に示す。図中において、凝固は右から左に進行しており、左端が凝固先端である。三合金とも凝固先端近傍ではFeの偏析が大きく、この領域が固液共存領域である。そこで、この固液共存領域における固液界面での固相濃度と液

表2 オージェ分光分析による凝固割れ破面及び引張破面の元素濃度 (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

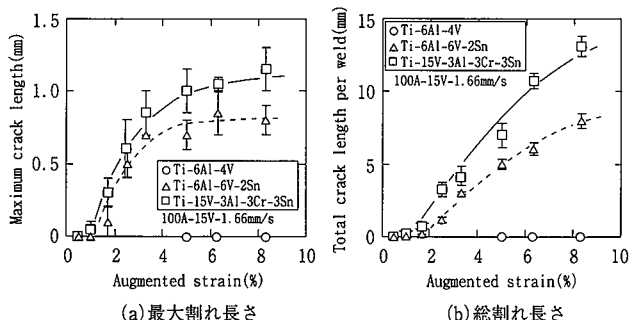


図1 トランスバレストレイン試験による溶接凝固割れ感受性の評価

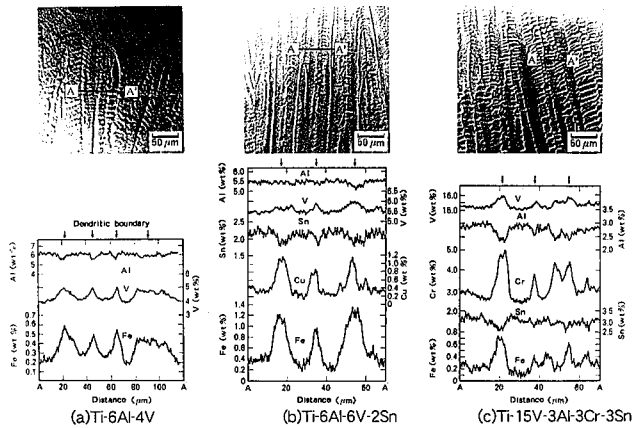


図3 液体すず急冷法により得られた凝固組織と元素分配

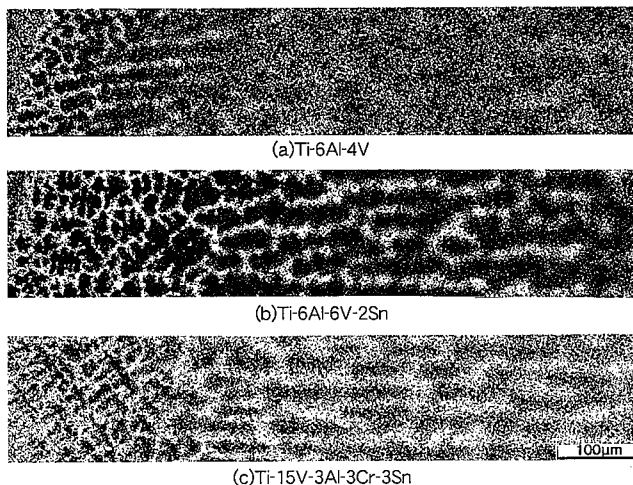


図4 溶接金属凝固時のFeの分配

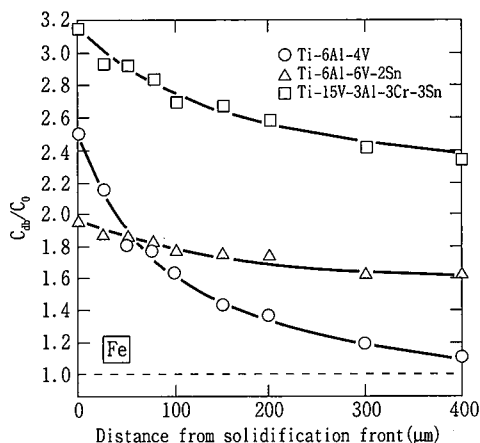


図5 凝固後冷却過程におけるデンドライト境界のFe濃度の変化

相濃度から分配係数を求めると約0.6~0.7となり、合金系による差は小さい。更に、図4に示すように、Ti-6Al-4V合金は、凝固先端から約100 μm以上右側の領域ではFeの凝固偏析は消滅し、ほぼ均一に分布しているのに対し、Ti-6Al-6V-2Sn及びTi-15V-3Al-3Cr-3Sn合金では測定した全域に偏析は残り、かなりの低温部まで均一化されないことが分かる。

そこで、凝固後の冷却過程における凝固偏析の変化を図5に示す。横軸は凝固先端からの距離であり、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})の比(C_{db}/C_0)を示している。Ti-6Al-4V合金では凝固先端からの距離が300~400 μmでほぼバルク組成と同程度となり、凝固偏析は極めて速く消滅してい

るのに対し、凝固割れ感受性の高いTi-6Al-6V-2Sn及びTi-15V-3Al-3Cr-3Sn合金では、デンドライト境界での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。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 β-Ti中での溶質元素の拡散挙動

合金系による凝固偏析の消滅過程の違いを検討するため、Ti合金とステンレス鋼との拡散接合実験を行い、β-Ti中でのFeの拡散挙動を調査した。β-Ti中のFeの拡散は、Tiの自己拡散より十分速く⁹⁾、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となる。

$$\partial C(x,t)/\partial t = D \partial^2 C(x,t)/\partial x^2 \quad (1)$$

初期条件

$$C(x,0) = C_1 (X < 0) \quad (2)$$

$$C(x,0) = C_0 (X > 0) \quad (3)$$

境界条件

$$C(0,t) = C_1 \quad (4)$$

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合金及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。

$$(C(x,t) - C_0) / (C_1 - C_0) = 1 - \text{erf}(x/2 \cdot (Dt)^{1/2}) \quad (5)$$

ただし、 $\text{erf}(z)$ 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Feの濃度分布を測定し、(5)式よりFeのβ-Ti中での拡散係数を求めた。図6に各Ti合金中でのFeの拡散係数を示す。なお、Ti-Fe系では1358Kで共晶反応が起こるため、高温域での拡散係数は外挿で求めた。Ti-6Al-4V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らの結果¹⁰⁾とも良く対応している。一方、Ti-6Al-6V-2Sn合金及びTi-15V-3Al-3Cr-3Sn合金中では、高温域において拡散係数が純Ti及びTi-6Al-4V合金中のそれより1オーダー小さく、このことにより凝固偏析の消滅が遅くなったと考えられる。

次に、凝固偏析に及ぼす凝固中の固相内拡散の影響について検討を行った。元素の固相内拡散を考慮した固液界面での固相中の溶質濃度は、Scheilの式¹¹⁾を変形して次式¹²⁾で表せる。

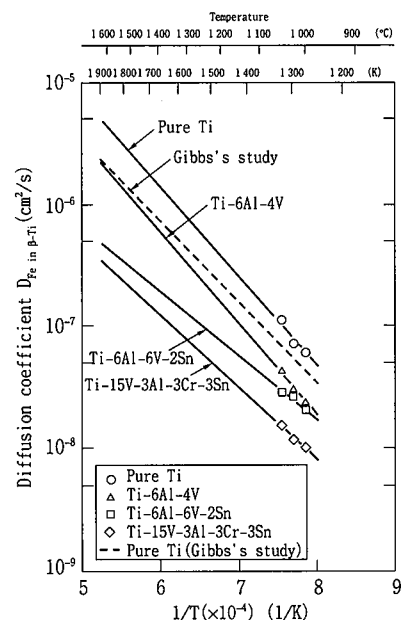


図6 拡散接合により求めたTi合金中のFeの拡散係数

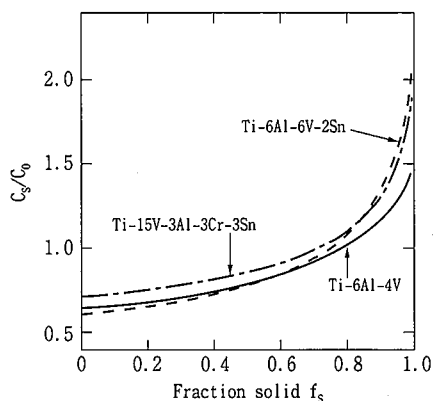


図7 凝固時の固液界面におけるFeの偏析量

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

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

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 ：一次アームスペーシングである。

図7に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)の計算結果を示す。Ti-6Al-6V-2Sn合金及びTi-15V-3Al-3Cr-3Sn合金の最終凝固部におけるFeの偏析量は、分配係数がほぼ同じTi-6Al-4V合金に比べて大きくなる。また、Fe以外の溶質元素についても同様の結果を得ている。すなわち、Ti-6Al-6V-2Sn合金及びTi-15V-3Al-3Cr-3Sn合金では、溶質元素の拡散速度が小さく、凝固偏析に及ぼす固相内拡散の影響が小さいため、最終凝固部での偏析量が大きくなると考えられる。

3.6 溶接凝固割れ機構

Ti-6Al-4V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、溶質元素の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の極めて早い段階で消滅する。従って、デンドライト境界での残留融液の凝固終了温度が合金系の固相線温度とほぼ等しくなるために、凝固割れ感受性は低い。一方、Ti-6Al-6V-2Sn合金及びTi-15V-3Al-3Cr-3Sn合金では、溶接凝固時のデンドライト境界にV、Fe、Cu、Crが濃化し、特に、Fe、Cu、Crの濃化の程

度は大きい。これは、 β -Ti中での拡散速度が小さいために、凝固中の固相内拡散の影響が小さくなり、凝固最終部での偏析量が大きくなるためである。加えて、凝固偏析の消滅が遅くなり、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るために、凝固割れ感受性が高くなると考えられる。

4. 結 言

各種Ti合金の溶接凝固割れについて検討し、以下の結果を得た。

- (1) トランスバレストレイン試験の結果、Ti-6Al-4V合金では凝固割れは全く起こらず、耐凝固割れ性は極めて優れている。一方、Ti-6Al-6V-2Sn合金及びTi-15V-3Al-3Cr-3Sn合金では、0.5%を越える付加歪みで凝固割れが発生する。
- (2) 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、Cu、Cr)が濃化し、特に、Fe、Cu、Crの濃化の程度は大きい。
- (3) Ti-6Al-4V合金では、溶質元素の拡散が速く、凝固偏析は凝固後の早い段階で消滅するため、凝固割れ感受性は極めて低い。
- (4) Ti-6Al-6V-2Sn合金及びTi-15V-3Al-3Cr-3Sn合金では、溶質元素の拡散が遅いため、凝固中の固相内拡散の影響が少なく、溶接凝固時のデンドライト境界にFe、Cu、Crが著しく濃化する。加えて、これらの凝固偏析の消滅が遅く、デンドライト境界にはFe、Cu、Cr濃度の高い融液が低温まで残るため凝固割れ感受性が高くなる。

参考文献

- 1) Baeslack, W.A. III: Metallography, 13, 277(1980)
- 2) Hayduk, D. et al.: Weld. J. 64, 251s(1986)
- 3) Savage, W.F. et al.: AFML-TR-68-48, 1968
- 4) Baeslack, W.A. III et al.: Journal of Metals, 36, 46(1984)
- 5) 仙田 ほか: 溶接学会誌, 41, 709(1972)
- 6) 井上 ほか: 溶接学会論文集, 9, 129(1991)
- 7) 中尾 ほか: 第105回溶接冶金研究委員会資料, WM-1130-86, 1986
- 8) Weiss, B. et al.: Weld. J. 49, 471s(1970)
- 9) 日本金属学会編: 金属データブック, 丸善, p.28
- 10) Gibbs, G.B. et al.: The Philosophical Magazine, 8, 1269(1963)
- 11) Scheil, E.: Zeitschrift für Metallkunde, 34, 70(1942)
- 12) Flemings, M.C.: Solidification Processing, McGraw-Hill, 1974, p.145