

F Aモードステンレス鋼の溶接凝固・変態挙動の熱力学的解析

- Cr-Ni系ステンレス鋼溶接金属の組織学的研究(第2報) -

新日本製鐵㈱ 鉄鋼研究所

○井上 裕滋、小関 敏彦
田中 隆Thermodynamic Analysis of Solidification and Transformation Behavior
in the Weld Metals of FA Mode Stainless Steel

- Microstructures of Cr-Ni Stainless Steel Weld Metals (Report 2) -

by Hiroshige Inoue, Toshihiko Koseki and Takashi Tanaka

1. 緒言

ステンレス鋼の溶接凝固・変態挙動の理論解析には、固液間の溶質分配や包/共晶凝固、 δ/γ 変態に関して、多元系状態図の情報が不可欠であり、かつ、急速冷却過程での相の安定性や界面での平衡などを計算する必要がある。しかしながら、多元系状態図の情報の精度の問題やそれらの定式化、数値化が困難なために、従来は比較的簡単なモデルが多かった。そこで、本報では、多元系平衡計算プログラムの一つであり、同時に各種の系の熱力学データベースを有する「Thermo-Calc」¹⁾を用いて、F Aモードステンレス鋼の溶接凝固・変態挙動について熱力学的に解析した結果を報告する。

2. モデリング及び計算結果

本報では、前報²⁾において、F Aモードであることが確認されたSST-4材(19.46%Cr-10.57%Ni)について、その溶接凝固・変態挙動を解析した。

2. 1 凝固挙動の解析

凝固組織の元素分布を測定した結果、凝固中の液相濃度はほぼ一定であることから、液相組成が常に様な凝固の場合を仮定し、かつ固相内拡散を考慮すると、固液界面での固相中の濃度は次式で表される。

$$C_s = k_0 C_0 \left(\frac{1 - f_s}{1 + \alpha k_0} \right)^{k_0 - 1} \dots (1) \quad \alpha = \frac{4 D_s t_f}{d^2} \dots (2)$$

ここで、 f_s : 固相率、 C_s : 固相率 f_s の時の固液界面の固相中の濃度、 k_0 : 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 : デンドライト一次アームスペーシングである。

凝固の進行に際しては、図1に示すように、固液界面では局部平衡が成立すると仮定し、固相率 f_{s1} における固液界面での固相濃度 C_{s1} と平衡する液相濃度 C_{L1} およびこの時の温度 T_1 を「Thermo-Calc」により求めた。次に、 δ 相、 γ 相、液相の三相が平衡に達した f_{s2} で、凝固は δ から γ に移行するとし、この時の固液界面での液相濃度 C_{L2} と γ 濃度 $C_{s2}(\gamma)$ との比を新たな分配係数 $k_0(\gamma)$ と定義して、 γ 晶出後の固液界面での固相濃度 C_{s3} および液相濃度 C_{L3} を求めた。

凝固完了時の各相の濃度変化の計算結果を図2に示すが、実測値と非常に良い対応関係を示している。また、 γ 晶出開始時点の固相率は、0.82と計算され、これは、前報で実測した凝固完了時点での δ 量約85vol%とも良く対応していることが判明した。

2. 2 変態挙動の解析

急冷溶接金属の元素分配測定結果から、 δ/γ 変態による γ の成長を拡散律速成長であると仮定し、 γ の成長にあたっては、Cr、Niの拡散は近似的に一次元モデルを適用した。また、変態界面は平面界面と仮定した。

以上の仮定において、成分 i の濃度 C_i は、三元系のFickの第二法則により次式となる。

$$\frac{\partial C_i}{\partial t} = \sum_{k=1}^2 D_{ik}(\delta) \frac{\partial^2 C_k}{\partial x^2} \quad i=1 \text{ と } 2, k=1 \text{ と } 2: 1=\text{Cr}, 2=\text{Ni} \dots (3)$$

ここで、 x は距離、 t は時間、 $D_{ik}(\delta)$ は成分 k の濃度勾配に誘起される i 成分の δ 相中での拡散係数である。界面は時刻 $t=0$ で $x=0$ であり、この時の δ 相の濃度は $C_i=C_i^0$ 。時刻 t では、界面 $x=X$ で、 $C_i=C_i^m$ ($x=X+$)、 $C_i=C_i^p$ ($x=X-$)。また、無限遠では、 $C_i=C_i^0$ ($x\rightarrow\infty$)とする。この時、 C_i^m と C_i^p は局所平衡が成立している。以上の条件で(3)式を解くと次式³⁾⁴⁾が得られる。

$$\frac{C_i^m - C_i^0}{C_i^m - C_i^p} = f(\lambda_i) + \frac{C_k^m - C_k^0}{C_i^p - C_i^m} \frac{D_{ik}}{D_{ii} - D_{kk}} \left(1 - \frac{f(\lambda_i)}{f(\lambda_k)}\right) \dots (4)$$

ここで、 $f(\lambda_i) = \pi^{-1/2} \lambda_i \exp(\lambda_i^2) \operatorname{erfc}(\lambda_i)$ である。この時、界面の移動量 X は、次式で表される。 $X = \alpha t^{1/2}$ ($\alpha = 2 \lambda_i D_i^{1/2}$) $\dots \dots \dots (5)$

変態の進行に際しては、図3に示すように、溶接熱サイクルを時間 Δt に分割し、各ステップにおいて温度 T は一定とした。次に、温度 T_n での平衡計算(図4)を「Thermo-Calc」にて行い、 C_n^0 と平衡する δ 相での濃度を C_n^m 、 γ 相での濃度を C_n^p とし、温度 T_n 、時間 Δt での界面移動量 X_n を計算した。

SST-4溶接金属の変態中での相分率の温度変化を図5に示す。変態開始後、 δ 相は急減し、 γ 相は急増しているが、約900°C以下では、 δ 量約25%ではぼ一定となっている。このことは、 δ 量変化の実測結果も約1000°Cで一定となっていることと傾向としては良く対応している。また、変態完了時の各相の濃度分布の計算結果も実測値と良く対応している。

参考文献

- 1) B. Sundman et al.: "User Application of Alloy Phase Diagrams", ASM, (1986), 185
- 2) 井上 他: 溶接学会講演概要集, Vol. 52(1993)
- 3) J. S. Kirkaldy et al.: Diffusion in the Condensed State, (1987)
- 4) 榎本: 「材料科学における状態図・相変態の基礎と応用」(金属学会セミナー)(1992)

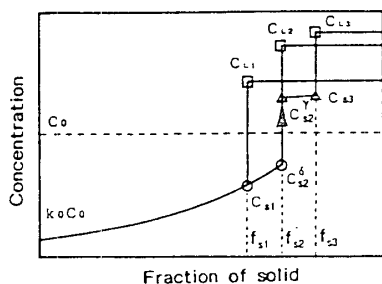


Fig. 1 Schematic diagrams of element distribution and phase equilibria during solidification

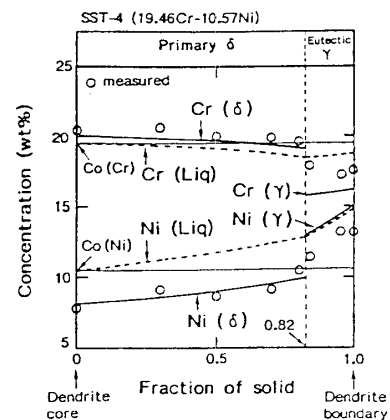


Fig. 2 Elements distributions of phases at solidification completed

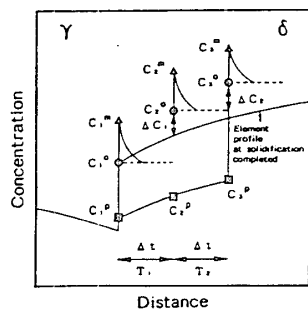


Fig. 3 Schematic diagram of element distribution during transformation

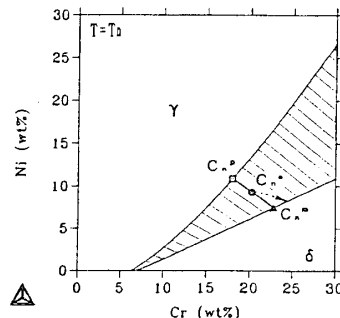


Fig. 4 Schematic diagram of phase equilibria during transformation

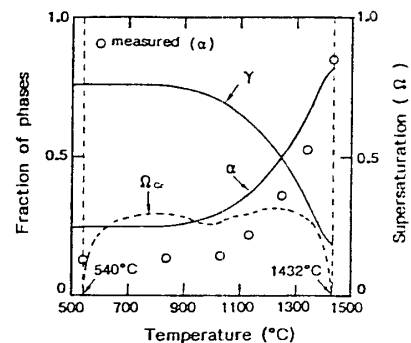


Fig. 5 Phase fraction history during transformation