安定形オーステナイトステンレス鋼における炭化物 の挙動とナイフラインアタック現象(第4報)*

—恒温熱処理過程における炭化物の固溶現象—

井川 博** 新 成夫** 中尾嘉邦**
西本和俊** 田中 隆*** 中浜修平****

Study on Behaviour of Carbides and Knife Line Attack Phenomenon in Stabilized Austenitic Stainless Steels (Report IV)*

—Dissolution Phenomenon of Carbides During Isothermal Heat Treatment—

by Hiroshi Ikawa**, Shigeo Shin**, Yoshikuni Nakao**,
Kazutoshi Nishimoto**, Takashi Tanaka*** and Shuhei Nakahama****

The dissolution phenomena of MC type carbides in HAZ of SUS 321 and SUS 347, which were the commencements of knife line attack phenomena in these steels, were quantitatively and theoretically considered.

In this report, as the first step to make clear these phenomena, the dissolution phenomenon of Nb(C,N) in SUS 347 under isothermal heat treatment was analyzed theoretically on the basis of diffusion controlled model of Nb.

In order to obtain $(\partial C/\partial r)_{r=R}$ in a theoretical equation, the spherical approximation which was reported by Zener, was adopted.

By comparing theoretical values with experimental results, the validity of this model was discussed. The results obtained in this report are as follows;

- (1) Two different theoretical equations were derived. One is derived on the assumption of the radius of Nb(C,N) being uniform, and the other is derived by considering the distribution of radius of Nb(C,N)
- (2) Comparing theoretical values with experimental results, the validity of the theoretical equation derived by considering the distribution of radius of Nb(C,N) was proved.
- (3) The fact that the obtained n value in Johnson-Mehl's equation is about $3/2$ concerning the dissolution phenomenon of Nb(C,N) in SUS 347 supports diffusion controlled reaction model proposed in this report.

1. 緒 言

前報¹⁾までに、安定形オーステナイトステンレス鋼におけるナイフラインアタック現象の機構の解明を行なった。この中で、溶接過程で HAZ において生じる MC 形炭化物の固溶がナイフラインアタック現象の原因の発端となることを明らかにした。これまで、MC 形炭化物の

固溶現象に対しては、HAZ の組織観察を主体とした定性的な検討を行ってきたが定量的なことは明らかにしていない。

この現象が定量的に解明されれば、ナイフラインアタック現象の機構がより明確になるばかりではなく、溶接条件が変化した場合でもナイフラインアタック現象の発生範囲を予想しうると考えられる。

このような観点から、HAZ における MC 形炭化物の固溶現象に関して、理論的、定量的な取扱いを試みることにした。

本報では、そのはじめとして SUS 347 中の Nb(C,N) を対象として恒温熱処理過程での理論式を導出し、これの妥当性について実験的検討を行なった。

*原稿受付 昭和51年9月20日(昭和49年度秋季全国大会にて発表)

**正 員 大阪大学工学部, Member, Faculty of Engineering, Osaka Univ.

***正 員 新日本製鉄(株), Member, Nippon Steel Corporation

****正 員 荏原製作所(株), Member, Manufacturing Co., Ltd.

2. 実験方法ならびに供試材料

実験に用いた試料は、前報¹⁾までに用いたと同じ市販の SUS 347 である。

Nb(C, N) の析出量の測定は抽出レプリカによる電顕組織写真を用いて行なった。すなわち、各試料から作成した抽出レプリカ膜の電顕写真を撮影した後に、それぞれの試料についての多数の電顕写真から20枚を任意に選出し、カールノイス社製の粒度分析器を用いて Nb(C, N) の個数を粒径別に測定した。この測定結果をもとにして、Nb(C, N) の粒径別分布ならびに全析出量の算出を行なった。上記の抽出レプリカによる測定法の妥当性を検討するため、同一試料を用いて Nb(C, N) の抽出残渣を採取し、化学分析法で定量した結果と対比させた。その結果を Fig. 1 に示す。図にみられるように、抽出レプリカによる Nb(C, N) の測定結果と抽出残渣の化学分析によるそれとはよく対応している事実から、抽出レプリカによる測定方法は精度的にしょうぶん満足できる方法であると考えられる。

Fig. 1 Comparison of dissolution ratios measured by chemical analysis and replica method

3 SUS 347 における Nb(C,N) の固溶現象についての理論的取扱

3.1 理論モデル

従来の研究においては、安定形オーステナイトステンレス鋼中の炭化物の固溶現象に関して定量的に検討した報告はない。したがって、その律速機構や速度論的取扱に関してはまったく不明である。

しかしながら、前述の理由により炭化物の固溶現象を理論的に取扱うことは有意義であると考えられる。そこで、炭化物の固溶現象に関して律速機構を仮定して理論モデルを適用することにより、理論的取扱を行なうことにする。

一般に、炭化物の固溶現象の律速機構として次の三つ

の機構が考えられる。すなわち、一つは溶質元素の拡散に律速される場合、また界面反応により律速される場合、さらにこの両者が同程度に関与する場合である。

SUS 347 中の Nb(C, N) の固溶現象に関して検討した例はないが、ステンレス鋼としては Gullacrg²⁾ か 13Cr ステンレス鋼中の $M_{23}C_6$ の固溶現象に関して Cr の拡散律速を仮定して定量的な取扱を行なった報告がみられる。

しかしながら、SUS 347 中の Nb(C, N) の固溶現象の律速過程に関する情報がないため、これを確実に予測することは不可能である。そこで、一応律速機構を仮定したうえで理論式の導出を行ない、それから得られた理論値と実験値との対比を行なうことによって最初の仮定の妥当性を検討するという手法をとることとする。

律速機構としては、鋼中のセメンタイト³⁾、13Cr ステンレス鋼中の $M_{23}C_6$ の固溶現象に関する研究例²⁾にみられるようなもっとも拡散にくい溶質元素の拡散を律速段階と仮定した場合について以下の考察を進める。

すなわち、SUS 347 中の Nb(C, N) の固溶現象については Nb の拡散に着目することとする。

SUS 347 における Nb(C, N) 中には N が (N+C) 量に対して約15%固溶していることか X 線による Nb(C, N) の格子定数の測定結果から判明している。この量が少ないことから、理論的取扱にあたって便宜上 Nb(C, N) を NbC として議論を進める。

ここで、本節において用いる文字の意味をまとめて次に示す。

C Nb の濃度

R_0 NbC の初期半径

R NbC の任意の時刻における半径

R_0 粒径分布を考慮した場合の NbC の初期半径

R_f NbC の最終半径

N_0 NbC の単位体積当りの個数

N_0 初期半径 R_0 の NbC の単位体積当りの個数

D Nb の拡散定数

G ガス定数

C_B NbC 中の Nb のモル分率

C_B NbC とマトリックス界面のマトリックス中の Nb のモル分率

C_I マトリックスの初期の Nb のモル分率

C_∞ NbC から離れた位置のマトリックスの Nb のモル分率

C_0 NbC の固溶終了時の Nb のモル分率

V_B NbC の分子容

V_m マトリックスの分子容

D_0 Nb の拡散のひん度因子

Q: Nb の拡散の活性化エネルギー

$$C_\beta : (V_m/V_\beta)C_B$$
 γ : NbC の固容率

18-8 オーステナイトステンレス鋼中への Nb の溶解度はきわめて小さい。したがって、Nb の拡散定数の濃度依存性はあいまいな近似では無視できると考えられる。また、理論的取扱いにあたって下記のような仮定を設けた。

- 1) 18-8 ステンレス鋼中での Nb の拡散は Fick の法則に従うものとする。
- 2) NbC 粒子は均一な半径を持つ球形粒子とする。

Fig. 2 は理論的取扱いの際用いた各記号の意味を明示するために示した NbC の固溶現象が進行している場合の Nb 濃度分布の解説図である。NbC の固溶現象がマトリックス中への Nb の拡散によって律速されていると仮定すると、NbC の界面の移動速度 (dR/dt) は近似的に (1) 式で示される。

$$\left(\frac{C_B}{V_\beta} - \frac{C_B}{V_m}\right) \frac{dR}{dt} = -J_{Nb} \quad \dots\dots\dots (1)$$

Nb のマトリックス中への拡散は Fick の第1法則から次式で示される。

$$J_{Nb} = -\frac{D}{V_w} \left(\frac{\partial C}{\partial r} \right)_{r=R} \dots\dots\dots (2)$$

すなわち, (1), (2) 式より (dR/dt) に関して次式が得られる.

$$\left(\frac{C_B - C_E}{V_B - V_m}\right) \frac{dR}{dt} = \frac{D}{V_m} \left(\frac{\partial C}{\partial r}\right)_{r=R} \dots\dots\dots (3)$$

ここで、 $(\partial C/\partial r)_{r=R}$ を求めるため二通りの近似式を用いて検討を行なった。はじめの一つは固溶の初期過程への適用を考慮した近似式である。この場合は、Fig. 3 に示すような斜線Ⅰの部分の Nb が NbC の固溶現象の進行に伴いマトリックス中へ拡散し、マトリックス中の Nb の濃度分布が直線で近似して斜線Ⅱで示される部分の Nb 量と等しくなると仮定している。この近似を以下、平面近似と呼称する。平面近似は Zener⁴⁾ が過飽和度の高い固溶体からの析出物の析出現象に際して適用しているものである。この近似の適用範囲は溶質元素の拡散幅 R' がその時刻における析出物の半径 R と等しくなる時点までとされている。この方法で $(\partial C/\partial r)_{r=R}$ を算出すると次式のようになる。

$$\left(\frac{\partial C}{\partial r}\right)_{r=R} = \frac{C_I - C_B}{\left\{R^3 + 2(R_0^3 - R^3) \frac{C_B - C_I}{C_B - C_I}\right\}^{1/3} - R} \dots\dots\dots (4)$$

$(\partial C/\partial r)_{r=R}$ を求めるために用いた他の一つの近似式はさらに固溶が進行した場合に適用される。すなわち、これは Zener ら⁴⁾が過飽和度の低い固溶体からの析出

Fig. 2 Schematic diagram of the dissolution of NbC

Fig. 3 Estimation of the diffusion distance in planar approximation

現象の場合に導出した近似法である。この場合は NbC 粒子から Nb が定常流として拡散すると仮定している。以下、この近似法を球面近似と呼ぶ。

球面近似を用いて $(\partial C/\partial r)_{r=R}$ を求めると次式のようになる。

$$\left(\frac{\partial C}{\partial r}\right)_{r=R} = \frac{C_{\infty}(t) - C_R}{R} \quad \dots\dots\dots(5)$$

この場合、 $C_{\infty}(t)$ と固溶率 y の間には次のような関係が成立する。

$$y = \frac{C_I - C_\infty(t)}{C_I - C_0} \dots\dots\dots (6)$$

(5) および (6) 式より

$$\left(\frac{\partial C}{\partial r}\right)_{r=R} = \frac{(C_0 - C_I)y + C_I - C_{II}}{R} \dots\dots\dots(7)$$

以上示した二つの近似法によって得られた $(\partial C/\partial r)_{r=R}$ を用いて、以下それぞれの場合について NbC の固溶現象の理論式を導出することにする。

固溶率 y は NbC の半径の関数として次式が与えられる。

$$y = \frac{R_0^3 - R^3}{R_0^3 - R_f^3} \dots\dots\dots (8)$$

(3), (4), (7) ならびに (8) 式より NbC の固溶率 y を表わす理論式は次のとおりになる。

平面近似の場合

$$\frac{dy}{dt} = \frac{3 \cdot A \cdot D}{B} \frac{(R_0^3 + By)^{2/3}}{\{R_0^3 + (1-2C) \cdot By\}^{1/3} - (R_0^3 + B \cdot y)^{1/3}} \quad \dots\dots\dots (9)$$

$$\text{但し, } A = \frac{C_I - C_B}{C_B - C_B} \quad B = R_f^3 - R_0^3 \quad C = \frac{C_B - C_I}{C_B - C_I}$$

球面近似の場合

$$t = \frac{1}{KD} \left\{ \frac{3}{2(M-L)^{1/3}} \ln \left| \frac{(y+M)^{1/3}}{(y+L)^{1/3} + (M-L)^{1/3}} \right| + \frac{\sqrt{3}}{(M-L)^{1/3}} \tan^{-1} \frac{2(y+L)^{1/3} - (M-L)^{1/3}}{\sqrt{3}(M-L)^{1/3}} - \frac{3}{2(M-L)^{1/3}} \ln \left| \frac{M^{1/3}}{L^{1/3} + (M-L)^{1/3}} \right| - \frac{\sqrt{3}}{(M-L)^{1/3}} \times \tan^{-1} \frac{2L^{1/3} - (M-L)^{1/3}}{\sqrt{3}(M-L)^{1/3}} \right\} \quad \dots\dots\dots (10)$$

$$\text{但し, } K = \frac{3}{(R_f^3 - R_0^3)^{2/3} C_B - C_B} \quad L = \frac{R_0^3}{R_f^3 - R_0^3} \\ M = \frac{C_I - C_B}{C_0 - C_I}$$

ところで, それぞれの固溶の理論式の適用範囲は $(\partial C / \partial r)_{r=R}$ の導出のときの仮定から, Nb の拡散幅が NbC の半径と等しくなるまでは (9) 式が, それ以降では (10) がより適切な近似になるといえる。

Table 1 に (9) 式の理論的な適用限界となる時点の固溶率および時間ならびに (10) 式より算出したその時点での固溶率の計算値を示す。平面近似の適用できる固溶率の範囲は 1150°C では 0.036 ときわめて低い。これに対して 1300°C では適用できる固溶率の範囲は 0.234 とやや上昇するが, それにいたる時間が 0.82 sec と短くなる。すなわち, 実際に NbC の固溶現象を取扱うに際し, 平面近似式が適用できる範囲はきわめて狭く, この式を用いるのは妥当でないといえる。

一方, Table 1 に示すように, (9) 式の適用限界となる時点において, (10) 式から算出した固溶率は (9) 式から算出したそれにくらべてあまり大差はない。

Table. 1 Comparison of dissolution ratios calculated from equation (9) and (10) at the limit time by which the planar approximation can be used

Temperature (°C)		1300	1250	1200	1170	1150
Calculated from equation (9)	y	0.234	0.1545	0.066	0.047	0.036
	t (sec)	0.82	2.01	7.20	8.40	9.10
Calculated from equation (10)	y	0.265	0.172	0.082	0.052	0.030
	t (sec)	0.82	2.01	7.20	8.40	9.10

これらのことから, 以下の議論を進めるにあたり, $(\partial C / \partial r)_{r=R}$ をすべて球面近似によって求め, 導出した (10) 式を NbC の固溶現象の理論式とした。

3. 2 粒径分布がある場合の近似解

前節では, NbC をすべて均一粒径と仮定した場合についての固溶現象の取扱いを行なったが, 実際の材料においては NbC には粒径分布があり, このことに起因する誤差が生じる可能性が考えられる。

そこで, つぎに NbC に粒径分布がある場合について考察を加える。NbC の粒径が個々によって異なるとした場合は, (8) 式のように固溶率 y を表示することはできない。したがって, 1 個の NbC から拡散した Nb が他の NbC の周囲の $(\partial C / \partial r)_{r=R}$ に影響を与えないと仮定し, $C_\infty(t) = C_I$ (一定) とする。この仮定はいささかあいまいな近似であるが計算の結果, NbC の粒子間隔が半径の約 6 倍以上であればよい近似となることが判明している。また, SUS 347 中の NbC についてほぼこの状態の満足されていることが確かめられている。

この場合, NbC の半径の移動速度 (dR/dt) は次式で示される。

$$\left(\frac{C_B - C_I}{V_B} \right) \frac{dR}{dt} = \frac{D}{V_m} \left(\frac{C_B - C_I}{R} \right) \quad \dots\dots\dots (11)$$

一方, 粒径分布がある場合の固溶率 y は次式で与えられる。

$$y = \frac{\sum_i (N_i R_{0i}^3 - N_i R_i^3)}{\sum_i (N_i R_{0i}^3 - N_i R_i^3)} \quad \dots\dots\dots (12)$$

(11) および (12) 式より, 粒径分布がある場合の NbC の固溶現象の理論式として (13) 式を得る。

$$y = \frac{\sum_i \left\{ N_i R_{0i}^3 - N_i \left(R_{0i}^2 + 2Dt \frac{C_I - C_B}{C_B - C_B} \right)^{3/2} \right\}}{\sum_i (N_i R_{0i}^3 - N_i R_i^3)} \quad \dots\dots\dots (13)$$

$C_\infty(t) = C_I$ とすることによって (13) 式がもとの (10) 式にくらべてどれだけの差異を生じるかを検討するために, 両式に NbC 粒径がすべて均一とした場合の条件を入れて試算した。Fig. 4 にこれらの結果を対比して示す。この図にみられるように, 均一粒径とした同じ条件を代入した結果, (13) 式より得られた計算曲線は (10) 式から得られたそれとよく対応している。この事実から, (13) 式は (10) 式のよい近似式であるといえる。

3. 4 理論計算に必要な定数

18-8オーステナイトステンレス鋼中の Nb の拡散定数に関する報告はないが, Spark⁵⁾ らの γ 鉄中の Nb のそれについての報告が唯一みられる。これによると,

Fig. 4 Comparison of curves calculated from equation (10) and (13)

Fig. 5 Solubility curves of NbC in stainless steel

活性化エネルギー, 82,300 cal/mol, ひん度因子は 260 cm^2/sec である。 C_I および C_0 は横田ら⁶⁾による SUS 347 における NbC の溶解度曲線から決定した。また, C_B の値は実験により決定した。この値を Fig. 5 に示す。図中に, Deighton⁷⁾ が報告しているステンレス鋼中の NbC の溶解度積から求めた C_B の計算結果を示す。実験値はおおむね計算値と対応しており, 妥当な値であると考えられる。

4. 恒温熱処理過程における SUS 347 中の Nb(C,N) の固溶現象

これまで, 導出した理論式から Nb(C,N) の固溶率の理論曲線を算出して, 実測値との対比から, この式の妥当性の検討を行なった。

実験に用いた試料は Nb(C,N) の粒径をそろえるため, 初期状態として 1100°C×3h の熱処理をした。Photo. 1 は, この熱処理を行なった SUS 347 の薄膜

の透過電顕組織である。写真中にみられる黒い粒子が Nb(C,N) である。Fig. 6 は 1100°C×3h の熱処理を行なった SUS 347 中の Nb(C,N) の粒径分布を示したものである。この熱処理を行なった試料では約 0.15 μ の半径の Nb(C,N) がもっとも多い。したがって, 均一粒径と仮定した場合の理論計算の際に Nb(C,N) の半径を 0.15 μ とした。

Fig. 7 はこの熱処理過程における Nb(C,N) の固溶率の実測値と Nb の拡散律速を仮定した場合の理論値との対比を行なったものである。図中の破線は, (10) 式より算出した理論曲線である。理論値の算出にあたって Nb(C,N) の初期半径を 0.15 μ とし, Nb の拡散の活性化エネルギーを 83,700 cal/mol とした。この図にみるように, 破線の理論曲線と実測値とは固溶率が約 0.8 まではよく対応している。しかしながら, それ以上の領域では実測値の方が長時間

Photo. 1 Transmission electron microstructure of SUS 347 heated at 1100°C for 3h

Fig. 6 Distribution of radius of Nb (C,N) in initial condition

Fig. 7 Dissolution phenomenon of Nb (C,N) in isothermal heat treatment

側へずれる傾向がある。この現象は Nb(C, N) の粒径をすべて均一と仮定したことに起因する誤差ではないかと推察された。すなわち、実際の試料では Fig. 6 に示すような Nb(C, N) の粒径分布が存在し、平均粒径より大きい Nb(C, N) の固溶速度が遅いため、固溶終了に近い領域で実測値からのずれが大となるものと考えられる。そこで、初期の Nb(C, N) の粒径分布を考慮して (13) 式によって固溶率の理論曲線を算出した。その結果を Fig. 7 の実線で示す。この理論曲線は固溶率が 0.8 以上の領域も含め、実測値とよい対応を示している。一方、理論計算の際、用いた Nb の拡散の活性化エネルギーは γ 鉄中のそれと近似である。これらの事実より、Nb(C, N) の固溶現象は Nb の拡散律速で進行する現象であることがほぼ確実であると考えられる。

しかしながら、以上の論考はすべて Nb(C, N) の固溶現象を溶質元素の拡散律速で進行すると仮定したうえで進めたものであるため、この結果から直ちに律速機構を判断するのは早計であるといえる。

そこで別の面からこの現象の律速機構について論考を加えた。Mehl⁹⁾ らは鋼のパーライト変態についての速度論的な取扱いから相変態に関する現象論式である次式の導出を行なった。

$$y = 1 - \exp(-kt^n) \quad \dots\dots\dots (14)$$

この式は Johnson-Mehl 式と呼ばれており、鋼のパーライト変態のみならず、第 2 相の析出現象、成長を含めた広い範囲の相変態現象などに適用できることが実験的に認められている。Ham⁹⁾ らは理論的に種々の状態における析出物の析出、成長に関して Johnson-Mehl 式の形の理論式の導出を行なった。彼の報告によると (14) 式の時間指数 n の値がこの現象の律速機構を特徴づけるものであるとしている。Table 2 はその結果で、 n の値と種々の現象の律速機構との対応を示している。ところで、炭化物の固溶現象の律速機構を考える場合には、核生成に関して考慮する必要がなく、一定数の炭化

物の固溶 (負の速度を持った成長) がいかなる要因に支配されているかに注目すればよい。すなわち、一定数の炭化物の固溶現象の場合は、Table 2 を参照して $n=1.5$ のとき拡散律速および $n=3$ のとき界面反応律速であると考えられる。

このような考え方に基づき、SUS 347 中の Nb(C, N) の固溶現象を再び検討することにした。

Fig. 8 は、Nb(C, N) の固溶率の実測値について $\log \log(1/(1-y))$ と $\log t$ の関係をプロットした結果である。この図の表示の方法では、実測値に直線関係が得られれば、この現象は Johnson-Mehl 式で表わすことができる。その場合、直線の傾きが時間指数 n を与える。図からわかるように、各温度における固溶率の実測値はほぼ同じ傾きを持った直線上にのってくる。この直線の傾きは約 1.5 となり、固溶現象が拡散律速で進行する場合の値に合致する。

以上の考察結果から、SUS 347 中の Nb(C, N) の固溶現象を Nb の拡散を律速段階として理論的に取扱うことが可能であることが明らかとなった。

Table 2 n value in Johnson-Mehl's equation

Conditions	n
(a) Polymorphic change, discontinuous precipitation, eutectoid reaction, interface controlled growth, etc.	
Constant nucleation rate	4
Zero nucleation rate (saturation of point sites)	3
Grain edge nucleation after saturation	2
Increasing nucleation rate	>4
(b) Diffusion controlled growth	
All shapes growing from small dimension, zero nucleation rate	3/2
All shapes growing from small dimension, increasing nucleation rate	>5/2
All shapes growing from small dimension, constant nucleation rate	5/2
Thickening of long cylinders (needles) (e.g. after complete end impingement)	1
Thickening of large plates (e.g. after complete edge impingement)	1/2
Precipitation on dislocations (very early stage)	-2/3

Fig. 8 Dissolution phenomenon of Nb (C,N) in isothermal heat treatment

5. 結 論

本報では、SUS 347 のナイフラインアタック現象の原因の端緒となる HAZ における炭化物の固溶現象を定量的に解明するための手はじめとして、恒温熱処理過程での固溶現象を対象に理論式を導出してその実験的検討を行なった。

以下に、得られた結論を要約する。

1) SUS 347 の恒温熱処理過程における Nb(C, N) の固溶現象の理論式中の Nb(C, N) 界面での Nb の濃度勾配の導出に際して、平面近似および球面近似の二つの適用範囲の検討結果から、球面近似を採用するのが妥当であることを示した。

2) Nb の拡散律速を仮定して得た均一粒径および粒径分布を考慮した場合の理論式から算出した計算値と実測値とを対比した結果、粒径分布を考慮して得た理論式からの計算値が実測値とよい対応を示すことが判明した。

3) Nb(C, N) の固溶率の実測値について Johnson-Mehl 式に基づく整理を行なった結果、Nb(C, N) の固溶現象が拡散律速で進行する現象であることが裏づけら

れた。

謝辞

本研究の遂行に際し、材料の面で多大のご援助をいただいた日本冶金工業欄に厚くお礼申し上げます。

参 考 文 献

- 1) 井川博他：“安定形オーステナイトステンレス鋼における炭化物の挙動とナイフラインアタック現象(第3報)”，溶接学会誌，44-10 (1975)，826-833
- 2) R. Gullberg：“Kinetics of Dissolution of $M_{23}C_6$ Carbide in Austenite”，J.I.S.I.，211-1 (1973)，59-65
- 3) M. Hillert et al.：“Effect of Alloying Elements on the Formation of Austenite and Dissolution of Cementite”，J.I.S.I.，209-1 (1971)，49-66
- 4) C. Zener et al.：“Interface of Growing Spherical Precipitation Particles”，J. Applied Physics，21-1 (1950)，5-8
- 5) Spark et al.：“Lattice Diffusion in Gamma-Iron”，203-2 (1965)，152-155
- 6) 遅沢浩一郎：“ステンレス鋼の粒界腐食”，防蝕技術，22-7(1973)，267-273
- 7) M. Deighton：“Solubility of NbC in 20%Cr-25%Ni Stainless Steel”，J.I.S.I.，205-5 (1967)，535-538
- 8) R.F. Mehl et al.：“Relation between Kinetics in Process of Nucleation and Growth”，Trans. A.I.M.E.，135-2 (1939)，416-459
- 9) F.S. Ham：“Diffusion-Limited Growth of Precipitate, Particles”，J. Applied Physics，30-10 (1959)，1518-1525

溶接学会出版案内

- 溶接学会技術資料(英文名: JWS Bulletin): No. 1 鋼材の溶接割れ(低温割れ). 鈴木春義著, B5版, 152頁, 会員 2,100円 一般 3,000円(送料 160円)
申込先 生々文献サービス(溶接学会文献サービス係)
〒151 東京都渋谷区千駄ヶ谷3-3-4 電話 03(478) 4062
- 溶接学会技術資料(英文名: JWS Bulletin): No. 2 鋼溶接部の熱ひずみ脆化(レビュー). 社団法人 日本溶接協会HSE委員会編. B5版, 132頁, 会員 2,400円 一般 3,000円(送料 160円) 申込先 生々文献サービス
- ADVANCED WELDING TECHNOLOGY: 溶接学会第2回国際シンポジウム(1975年8月)プロシーディングス. A4版, 800頁, 英文, 送料共 30,000円
申込先 生々文献サービス
- 第3回 溶接技術基礎講座: 1976年10月溶接学会講習会テキスト.
B5版, 156頁, 3,000円(送料 160円) 申込先 生々文献サービス
- 講演概要集: 第20集(新刊) 会員 2,500円 一般 3,500円, 既刊定価 2,500円
申込先 生々文献サービス, 溶接学会事務局
- 溶接用語集: 溶接学会編収録用語数 2050語 英和(ローマ字付)対照. B6版, 184頁, 2,200円(送料共) 申込先 〒105 東京都港区浜松町1-10-17 ㈱産報 販売事務課
- 日・英・独・仏・露語対照溶接学会用語辞典: 溶接学会編A5版, 504頁, 1917語集録・対照索引 8684語, 5,000円, 送料 520円 申込先 〒553 大阪市福島区吉野1-2-7 日本印刷出版㈱
- 溶接技術入門: 溶接学会編, A5版, 224頁, 1600円(送料 180円)
申込先 ㈱産報 販売事務課