

© 1985 ISIJ

低炭素冷延鋼板の連続焼鈍における急冷中の 固溶炭素量の定式化

論文

小山一夫*・黒田幸雄*・加藤 弘^{*2}・南雲道彦^{*3}

Derivation of a Kinetics Model for Solute Carbon during Rapid-cooling in Continuous Annealing Process for Low-carbon, Cold-rolled Sheet Steels

Kazuo KOYAMA, Yukio KURODA, Hiroshi KATO and Michihiko NAGUMO

Synopsis :

Continuous annealing process for low-carbon, cold-rolled sheet steels generally consists of annealing, rapid-cooling and over-aging. The rapid-cooling plays a role of increasing the degree of supersaturation of solute carbon to accelerate the carbide precipitation during the following over-aging, which brings anti-aging property on the products. Therefore, it is elementally necessary to formulate the behaviour of solute carbon during the rapid-cooling in order to investigate the carbide precipitation kinetics in the whole continuous annealing process.

In this paper, a simple differential equation has been derived for this purpose by an assumption that ferrite grain boundary is an unique site for carbide precipitation.

Numerically calculated results are compared with experiments in which solute carbon of variously heat-treated materials is measured by the internal friction method. In the region of slower cooling rate and smaller grain, the calculated results well explain the experimental results involving the effect of grain size. In the opposite region, however, the experimental data on solute carbon are much less than the calculated. This can be understood the generation of carbon complex during the measurement of internal friction from the additional experiments.

So, it is concluded that the kinetics model is effective to evaluate solute carbon just after the rapid-cooling.

1. 緒 言

低炭素冷延鋼板の連続焼鈍は、焼鈍-急冷-過時効の各段階よりなっている。このうち急冷は、後の過時効後の室温までの冷却と区別するために、しばしば1次急冷と呼ばれる。1次急冷は、焼鈍で溶解した炭素の析出を抑え炭素の過飽和度を高めるという役割をになつている。炭素の過飽和度は、続く過時効初期での結晶粒内炭化物の核生成に大きく関与する。この核間の平均自由距離(λ)が小さいほど、残る過時効時間での炭素の析出速度が増し、製品の耐時効性または耐ひずみ時効性を向上させる。一方、 λ が小さすぎると、析出セメントイトによる分散強化のため製品は硬質、低延性となる。このように λ の制御は連続焼鈍の全工程における炭素析出の速度論の本質をなすものである。したがって、この λ に大きく影響を与える1次急冷中での固溶炭素の凍結、逆にいうと1次急冷中での炭素析出を定量化することは、

全体の速度論を展開する上で、まず最初に必要なことである。

1次冷却中の炭素析出を取り扱った研究は数多いが^{1)~4)}、仮想的な拡散距離を仮定したり、調整的な実験定数を含むもの等、必ずしも十分とはいえない。

本報では、連続焼鈍材の炭化物の特徴をとらえた、1次冷却中の炭素析出のモデル化、定量化を試み、これを実験と比較した。

2. 1次急冷中の炭化物析出モデルの導出

固溶炭素がその過飽和度に比例して減少すると仮定すると、その析出速度は(1)式で与えられる。

$$-\frac{dC}{dt} = k_g(C-S) \dots\dots\dots (1)$$

ここに、 C は固溶炭素濃度、 S はセメントイトの固溶限、 k_g は比例係数で、炭素の拡散係数 $D(T)$ と幾何学因子の積である。

昭和59年12月21日受付 (Received Dec. 21, 1984)

* 新日本製鉄(株)君津技術研究部 (Kimitsu R & D Lab., Nippon Steel Corp., 1 Kimitsu Kimitsu 299-11)

*² 新日本製鉄(株)君津技術研究部 工博 (Kimitsu R & D Lab., Nippon Steel Corp.)

*³ 新日本製鉄(株)君津技術研究部 (現:新日本製鉄(株)第一技術研究所) 理博 (Kimitsu R & D Lab., Now R & D Lab.-I, Nippon Steel Corp.)

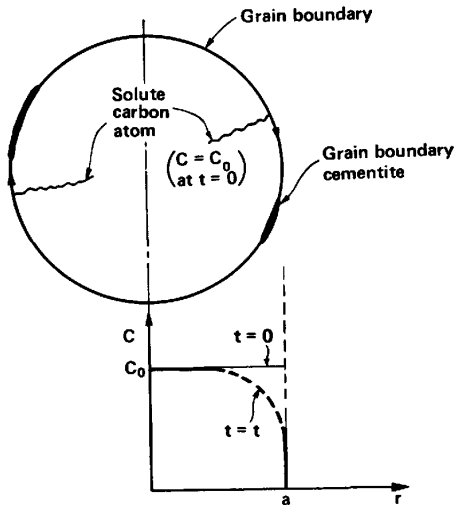


Fig. 1. Schematic view of the grain boundary precipitation.

温度 T における冷却速度 $R_c(T)$ は dT/dt で定義されるので, (1)式は(2)式のようになる.

$$-\frac{dC}{dT} = \{C(T) - S(T)\} \cdot k_g(T) / R_c(T) \quad \dots (2)$$

つぎに, $k_g(T)$ を以下のように求める.

連続焼鈍では通常, 熱延後高温巻取を行う. その結果, 炭化物は凝集・粗大化し, その個数は数個ないし数十個の結晶粒に一つというような極めて少ない数である. 冷間圧延ではこれら凝集炭化物は破碎され, 圧延方向に多少散らばるが, 焼鈍が短時間のため, 焼鈍直後, すなわち冷却開始時には, ほとんどの結晶粒は炭化物を含まない. そこで Fig. 1 に模式的に示すように, 次のような仮定を置く,

- 1) 結晶粒は半径 a の球と考える.
- 2) 結晶粒界での炭素の拡散はバルクに比べはるかに速い, すなわち, 結晶粒界は固溶炭素の無限のシンクと考える.

Fick の拡散方程式を球座標で表すと,

$$\frac{\partial C}{\partial t} = D \nabla^2 C = D \frac{1}{r^2} \frac{\partial}{\partial r} \left(r^2 \frac{\partial C}{\partial r} \right) \quad \dots (3)$$

となる. この式を, $C(0, r) = C_0$ の初期条件 (ただし, C_0 は初期固溶炭素濃度), および $C(t, a) = S$ の境界条件のもとで解くと次式が得られる.

$$C(t, r) - S = 2(C_0 - S) \sum_{n=1}^{\infty} (-1)^{n+1} \exp \left\{ - \left(\frac{\pi n}{a} \right)^2 Dt \right\} \frac{\sin(\pi nr/a)}{\pi nr/a} \quad \dots (4)$$

時間 t における結晶粒内の平均固溶炭素濃度 $\bar{C}(t)$ は, (4)式を $r=0 \sim a$ で積分して平均をとることで得られ (以下, $\bar{C}(t)$ を改めて $C(t)$ で表す),

$$C(t) - S = \frac{6C_0}{\pi^2} \sum_{n=1}^{\infty} \left[\frac{1}{n^2} \exp \left\{ - \left(\frac{\pi}{a} \right)^2 Dt \right\} \right] \quad \dots (5)$$

近似として(5)式の右辺第1項をとり, これを時間で微分すると次式を得る.

$$\frac{dC}{dt} = - \left(\frac{\pi}{a} \right)^2 D \{C(t) - S\} \quad \dots (6)$$

(6)式は(1)式と同じ形である. (1), (6)式を比較して,

$$k_g(T) = \left(\frac{\pi}{a} \right)^2 D(T) \quad \dots (7)$$

が得られ, 結局, 1次急冷中の炭素減少の式として, (2)式は次のような形となる.

$$\frac{dC}{dT} = - \left(\frac{\pi}{a} \right)^2 \frac{D(T)}{R_c(T)} \{C - S(T)\} \quad \dots (8)$$

(8)式は, 従属変数 C の変数 T に対する一階線形微分方程式であるから, 次の(8)' 式のような形に解くことができる.

$$C(T) = S(T) + \exp\{-F(T)\} \int_T^{T_s} \frac{dS(x)}{dx} \exp\{F(x)\} dx \quad \dots (8)'$$

ただし,

$$F(T) = \int_T^{T_s} \left(\frac{\pi}{a} \right)^2 \frac{D(x)}{R_c(x)} \cdot dx$$

であり, T_s は冷却開始温度である.

Fig. 2 に(8)式の数値計算例として, 700°C から冷却した場合の結果を示す. この例では, $R_c(T) = \text{一定}$, すなわち冷却速度は変化しないとし, 初期条件としては冷却開始時に平衡状態を仮定した. また, 拡散係数 D とセメントイト固溶限 S は, それぞれ次式を用いた.

$$D = 2.0 \exp(-84140/RT) \quad (\text{mm}^2 \text{s}^{-1})^{\text{5}} \quad \dots (9)$$

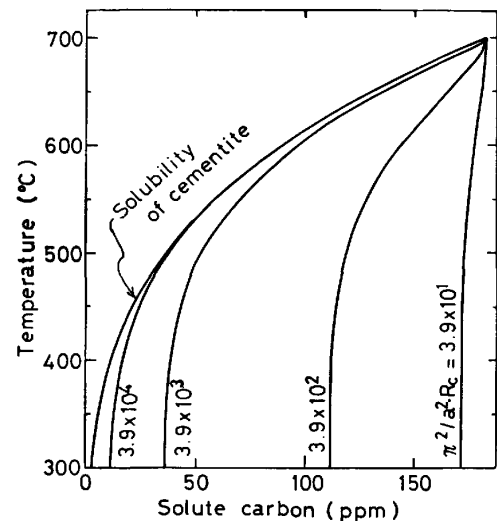


Fig. 2. Numerical result of the variation of the solute carbon content during rapid cooling from 700°C.

$$S = 9.65 \exp(-50650/RT) \text{ (wt\%)} \dots\dots\dots (10)$$

R は気体定数で $8.31441 \text{ (J mol}^{-1} \text{ K}^{-1})$ である。

これらの値が、実用冷延鋼板において適切であることは確認している。特に、(10)式で表されるセメントタイト固溶限は、通常よく用いられる WERT⁷⁾ のそれとかなり異なり、Fig. 3 に示すように、SWARTZ が self-stressed

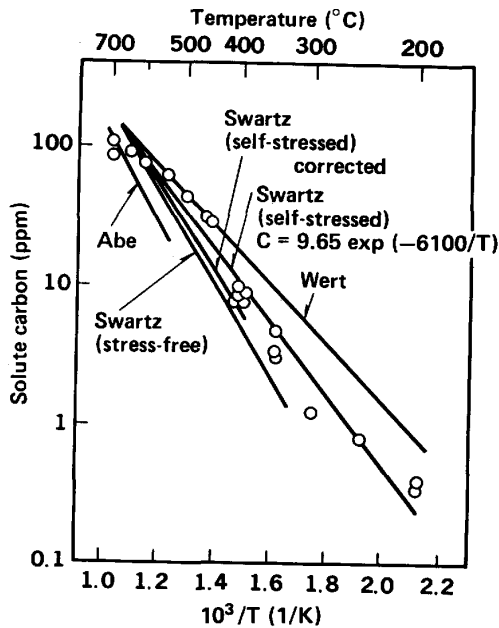


Fig. 3. Comparison of the solubility of cementite between the current experiment and the published data.

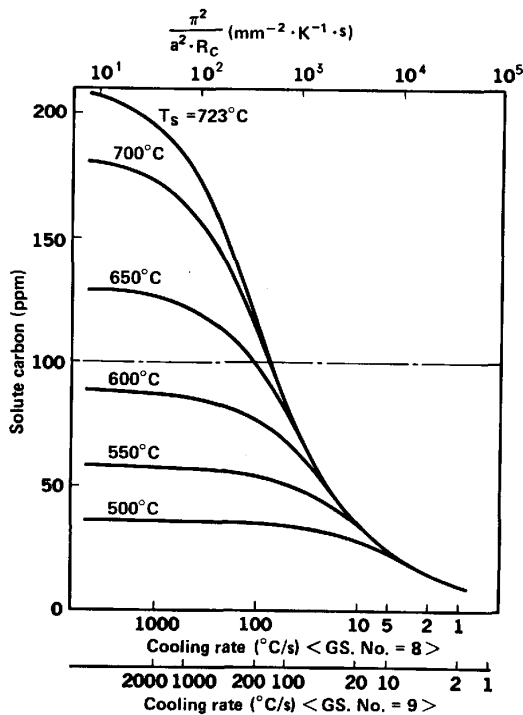


Fig. 4. Effect of the parameter $\pi^2/a^2 \cdot R_c$ on the solute carbon after rapid cooling from various temperatures.

cementite に対して求めたデータ⁶⁾ を定式化した(10)式とよく一致する。Fig. 3 のデータは内部摩擦法により求めた。高温側では実測値は(10)式よりも低目となっているが、後述するようにこれは、高温から焼入れた場合に、炭素集合体が形成されることによると考えられる。なお、Fig. 3 にはこれまで発表されたセメントタイト固溶限の値も合わせて示した^{7)~9)}。

Fig. 4 は各温度から一様に低温まで冷却したときの残留固溶炭素量を、パラメータ $\pi^2/a^2 R_c$ との関係で示した図である。Fig. 2 からわかるように、Fig. 4 の縦軸の値は、冷却終了温度が 350°C 程度以下であれば冷却終了温度の影響はほとんどない。また、横軸には結晶粒度番号 (GS. No.) が8および9の場合の冷却速度を示した。ただし、立体としての球の半径 a と GS. No. N との関係は次式に従った。

$$a = \pi^{-3/2} \cdot 2^{-(N-1)/2} \dots\dots\dots (11)$$

これは平均切断長の $1/2$ に $(4/\pi)^2$ を乗じたものに等しい。

現在実用化されている鋼板の連続焼鈍における1次急冷手段としては、ガスジェット冷却、気水冷却、金属ロール接触冷却、噴流水中冷却があるが、それぞれの典型的な冷却速度は順に、10, 100~200, 100~200, 数1000°C/s と考えられる¹⁰⁾。焼鈍後の結晶粒度番号を8とし、 700°C から冷却したとすると、過時効開始時の固溶炭素量は、冷却速度に応じてそれぞれ、40, 110, 110, 180 ppm と求まる。

3. 実験方法

Table 1 に示す化学成分、履歴を有する工場で採取したアルミニウムキルド鋼冷延板を素材とした。モデルには結晶粒界析出が重要な要素として入っているため、結晶粒度を変えるために Fig. 5 に示すような予備焼鈍を窒素雰囲気中で行った。この材料を赤外線加熱型連続焼鈍シミュレーターを用い、 700°C 、10 min 間の溶体化処理を行った後、1, 5, 30, 100, 2000 (水冷)°C/s の各冷却速度で一様に冷却した (Fig. 5)。なお、このシミュレーターは、炉部と冷却部が分離した形式のもので、

Table 1. Chemical composition and rolling conditions of experimental material.

(wt%)						
C	Mn	P	S	Al	N	
0.015	0.15	0.004	0.003	0.036	0.0014	
Hot rolling : Finishing temp. = 910°C , Coiling temp. = 700°C						
Cold rolling : 4.0 mm → 0.8 mm (80% reduction)						

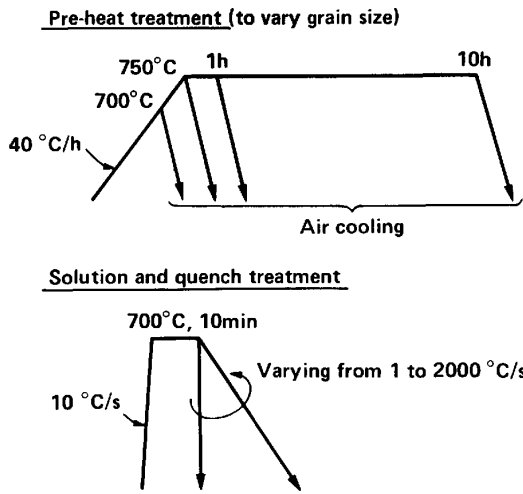


Fig. 5. Procedures for the investigation of the effects of cooling rate and grain size on the solute carbon content.

100°C/s 以下の冷却速度では一様に冷却できる。本実験では、さらに、個々の試片に熱電対をつけ、冷却速度を測定しており、その精度は ±10% 以内である。ただし、水冷材については推定値である。

固溶炭素は、ねじり式内部摩擦試験機にて内部摩擦を測定して求めた。

試験片の大きさは 0.8 mm × 2 mm × 120 mm で、昇温速度 1°C/min, 温度範囲 -100°C ~ +110°C, 測定間隔 2

min の条件で測定した。内部摩擦から固溶炭素への換算は、次式を用いた¹¹⁾。

$$C(\text{wt}\%) = 0.0416 \cdot T_p \cdot Q_{max}^{-1} \dots\dots\dots (12)$$

ここに、 T_p は Snoek ピーク温度 (K), Q_{max}^{-1} はバックグラウンドを差し引いた最大内部摩擦値である。この装置では、 T_p は約 317 K であった。

固溶炭素量の機械試験値への影響を調べるため、冷却ままでの引張試験を行った。

Photo. 1 に予備焼鈍後 700°C, 10 min の溶体化処理を行い、続いて水冷した鋼板の組織写真を示す。予備処理条件に対応して、結晶粒径が大きく変化している。結晶粒径は、JIS 切断法に従って GS. No. を求めるとともに、結晶粒を球と仮定したときの直径を(11)式より求めた。こうして予備処理により GS. No. で 8.0~6.1, 粒径で 31.4~62.2 μm まで変化させることができた。溶体化後の冷却中での粒成長は少ないと考えられるので、この値を各試料の結晶粒径とした。

4. 実験結果

まず、炭素の状態を調べるため、Photo. 2 に、冷却後の炭化物の例として、750°C, 10 h の予備処理を行ったものについて示す。いずれも結晶粒内炭化物はほとんど認められない。粒界炭化物は、5°C/s 以下の冷却速度

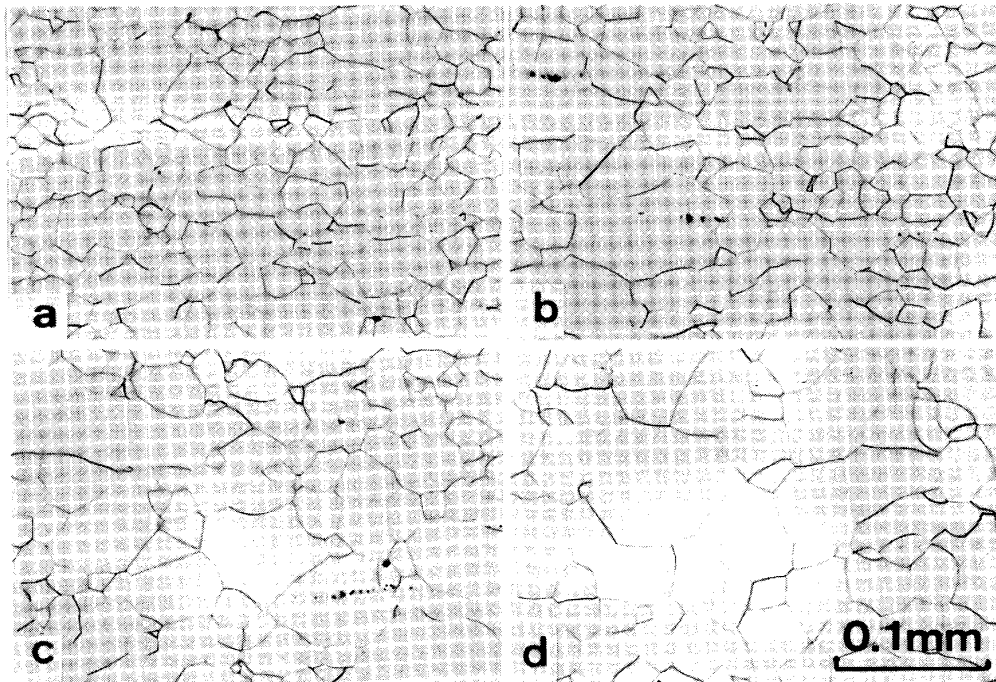


Photo. 1. Ferrite grains with various pre-annealing conditions, followed by solution treatment at 700°C for 10 min and quenching. The conditions are a) 700°C without holding, b) 750°C without holding, c) 750°C for 1 h, and d) 750°C for 10 h.

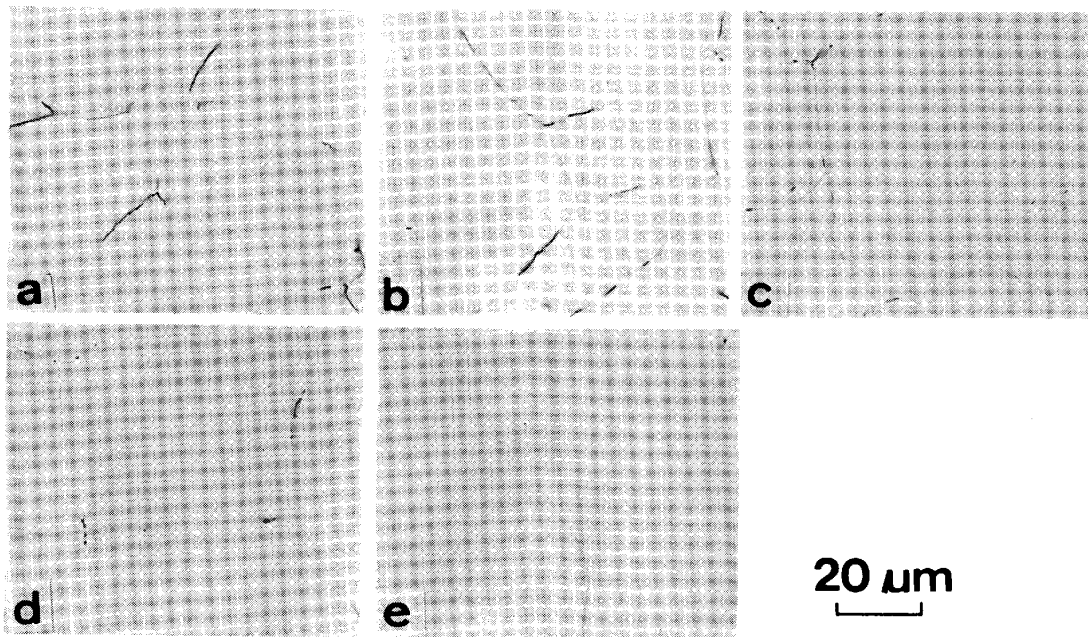


Photo. 2. Carbide morphology, precipitated at ferrite grain boundaries after cooling. The cooling rates are a) 1°C/s, b) 5°C/s, c) 30°C/s, d) 100°C/s, and e) about 2000°C/s. Materials are pre-annealed at 750°C for 10 h.

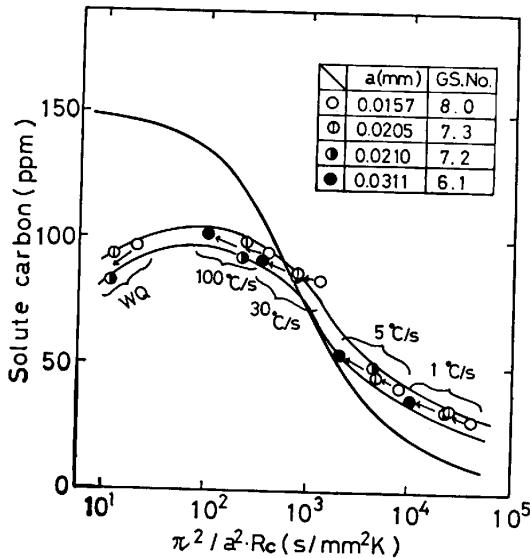


Fig. 6. Comparison of the solute carbon content between the experimental results and the numerically calculated values.

ではフィルム状, 30 および 100°C/s では点列状であり, 水冷材では粒界炭化物も極めて少ない。すなわち, 冷却速度が大きくなるにつれて粒界炭化物, 従って全炭化物は少なくなっている。炭化物の形態は, その他の予備処理の場合でも同様であつた。

つぎに, Fig. 6 に固溶炭素の結果について示す。同図は, 予備処理, 冷却速度をそれぞれ変化させたときの残留固溶炭素量を, パラメータ $\pi^2/a^2 \cdot R_c$ との関係で示

す。合わせて, (8)式の計算結果についても示す。計算は, 全炭素含有量 150 ppm がセメントタイトの固溶限となる温度から冷却を開始したとして行つた。

パラメータ $\pi^2/a^2 \cdot R_c$ が 10^3 を越える領域, すなわち, 徐冷・細粒側では, 計算値が若干析出過剰であるものの, 結晶粒度依存性をも含めて計算値と実験値とはかなり良く一致している。

しかし, $\pi^2/a^2 \cdot R_c$ が約 10^3 を境として, これより小さくなるに従い, 両者は値も傾向も違ったものになってしまう。理論では $\pi^2/a^2 \cdot R_c$ が小さくなるにつれて, すなわち, 急冷・粗粒になるにつれて, 全炭素含有量である 150 ppm に近づく。これに対し実験値は, $\pi^2/a^2 \cdot R_c$ が 10^2 程度で最大となり, これ以下ではむしろ減少する傾向である。 $\pi^2/a^2 \cdot R_c$ が 10 程度になるとその差は 50 ppm 以上となる。

つぎに, Fig. 7 に冷却までの試料の強度を冷却速度との関係で示す。

降伏点強度および引張強度は, 冷却速度の増加に対応して単調に増加している。したがって, この傾向は内部摩擦で求めた固溶炭素量の変化とは対応しない。

また, 冷却速度が一定の場合に結晶粒径の影響を見ると, 低冷速では結晶粒が大きいほど強度は低下しており, 結晶粒度依存性として説明できる。しかし, 急冷になるとこの傾向は逆転しており, 粒度を補う強化機構が働いていることを示唆している。

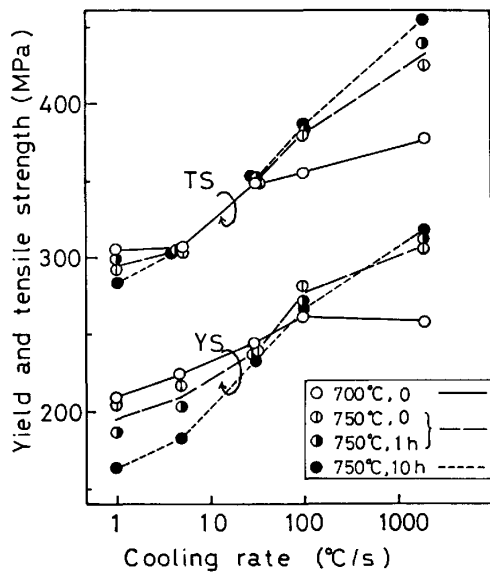


Fig. 7. Variations of the tensile properties with cooling rate and grain size.

5. 考 察

5.1 急冷側での内部摩擦値の低下

Fig. 6 に示したように理論と内部摩擦測定結果とは、パラメータ $\pi^2/a^2 \cdot R_c$ の小さいところで大幅に違いがあった。Fig. 7 より冷却後の強度は、 $\pi^2/a^2 \cdot R_c$ の減少に伴い単調に増加するということになるので、この違いの原因としては、冷却後の試料の取扱中、ないしは、内部摩擦測定中に炭素のクラスターまたは微細な前析出物、いわゆる炭素集合体 (carbon complex) が生じ、Snoek ピークには現れなかつたためと考えられる。特に、Snoek ピークは 40°C を越える温度で生ずるので、この測定中に炭素集合体が生成した可能性が高い。

固溶炭素の増加は電気抵抗の増加となつて現れるので、電気抵抗測定を行つた。Table 1 と同じ試料を 1 mm × 5 mm × 100 mm に切り出し、予備処理を行わずに 700°C、10 min の再結晶焼鈍後 10~1000°C/s の冷却速度で冷却し、直ちに液体窒素に浸漬した。この温度および 25°C での電気抵抗値を測定した結果を Fig. 8 に示す。電気抵抗値は冷却速度の増加に伴い、単調に増加している。その増加の程度は、冷却速度が 100°C/s から 1000°C/s に増すのに対して、約 $1 \times 10^{-9} \Omega \cdot m$ である。SWARTZ ら¹²⁾によると、固溶炭素による電気抵抗値の増加は $2.7 \times 10^{-11} \Omega \cdot m/ppm[C]$ である。これによると、 $1 \times 10^{-9} \Omega \cdot m$ は約 40 ppm の固溶炭素に対応する。この実験では結晶粒度は約 8.5 番であつた。よつて、パラメータ $\pi^2/a^2 \cdot R_c$ は、冷却速度の 100°C/s、1000°C/s に対してそれぞれ 550, 55 ($mm^{-2} \cdot K^{-1} \cdot s$) と

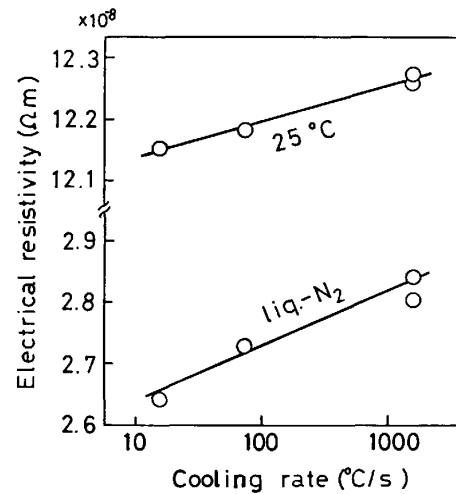


Fig. 8. Change of the electrical resistivity with cooling rate at temperatures of 25°C and liquid nitrogen.

計算される。Fig. 6 の理論値ではこのとき固溶炭素量は約 95 および 140 ppm となり、この差 45 ppm は、上の電気抵抗測定から導かれた 40 ppm という値に近い。電気抵抗の測定精度からいうと、これは極めて良い一致と考えられる。

以上の結果から、Fig. 6 の急冷・粗粒の場合に見られた理論と実験のずれは、主に内部摩擦測定側に問題があり、(8)式で表される理論は、パラメータ $\pi^2/a^2 \cdot R_c$ の広い範囲で成立することが、電気抵抗測定等により裏付けられたと考えられる。

5.2 1次急冷中の炭素析出に関するこれまでの研究との比較

冷却中の析出を計算した例としては PRANTL³⁾ の研究がある。PRANTL は連続焼鈍ラインの条件設定に役立てることを目的に、実用材料の等温熱処理データを用い、残留固溶炭素量を一定値以下にする限界冷却曲線を求めている。すなわち、冷却を等温保冷-焼入れの繰り返しと近似し、各微小時間中の等温変化を、次式のようにした。

$$\frac{C_0 - C}{C_0 - S} = 1 - \exp\left\{-\left(\frac{t}{\tau}\right)^{n(T)}\right\} \dots\dots\dots (13)$$

ここに、 τ は時定数で、 $\tau = 7.2 \times 10^{-7} \exp(+10000/T)$ (s) としている。また、 n は DAHL and LENZ¹³⁾ に従つたとしている。DAHL and LENZ は n を 1.2~1.5 としている。PRANTL は(13)式の物理的意味を示していないが、 n が 3/2 の場合は、球状粒子の拡散律速の成長¹⁴⁾であり、

$$\tau = D^{-1} (48\pi^2 m^2 C_0 / C_2)^{-1/3} \dots\dots\dots (14)$$

となる。ここに、 m は単位体積当たりの粒子数で、 C_2 は粒子中の炭素濃度である。(14)式の D に(9)式を用

いると、 $\tau = 2.6 \times (\text{m}^2 \cdot C_0)^{-1/3} \cdot \exp(10\,130/T)$ となる。この式と PRANTL の用いた式とは指数部分がほぼ等しい。したがって、その前の係数を比較することで粒子個数 m が求まり、 $m = 5 \times 10^8 \sim 10^9$ 個/mm³ (ただし、 C_0 は 50~200 ppm) となる。これは 1 結晶粒当たり $10^4 \sim 10^5$ 個という極めて密な炭化物分布に相当する。以上のことから、PRANTL の用いたモデルは密に分布した球状粒子が成長する場合のモデルに近いということがわかる。しかし、通常の軟質鋼板の連続焼鈍では、焼鈍時の組織制御のため熱延では高温巻取りされる。そのため、1 次冷却直前では炭化物は極めて粗に分布している。また、1 次急冷中の高温・短時間中での結晶粒内炭化物の核生成も考えにくい。よって、1 次急冷中での析出サイトは粒界が主であると考えるのが妥当である。このような場合は本論文で導いたように、反応次数 n は 1 であり、時定数 τ ももつと大きな値となる。(GS. No. 8 の場合で、 $\tau = 1.28 \times 10^{-5} \exp(10\,000/T)$) すなわち、通常の軟質材の連続焼鈍の 1 次冷却では PRANTL の求めた値よりもつと多くの固溶炭素が残存する。

つぎに、栗原ら⁴⁾ はやはり連続焼鈍の 1 次急冷中の炭化物析出を取り扱っている。栗原らは基礎式を(2)式としている。ただし、 $k_g(T)$ の替わりに、 $\tau = 1/k_g(T) = \tau_0 D_0/D(T)$ として、この $\tau_0 \cdot D_0$ を実験により求めている。我々は、 $k_g(T)$ の構造を(8)式のように求めた。これより、 $(a/\pi)^2$ が $\tau_0 \cdot D_0$ に対応する。したがって、彼らの求めた実験値から我々の導いたモデルの妥当性を吟味することができる。栗原らの実験値は、冷却中析出の時定数 τ として、350°C 換算で 100~200 s というものである。 $\tau_0 \cdot D_0 = \tau \cdot D(350^\circ\text{C})$ であるから、 D として(9)式を用いると、 $\tau_0 \cdot D_0 = 1.7 \times 10^{-5} \sim 3.5 \times 10^{-5} (\text{mm}^2)$ と計算される。一方、彼らの用いた素材は実用冷延鋼板であるので、GS. No. は 9~8、 $a = 11.2 \sim 15.9 \mu\text{m}$ と推定される。これより $(a/\pi)^2 = 1.26 \times 10^{-5} \sim 2.56 \times 10^{-5} (\text{mm}^2)$ と求まる。この値は上に求めた $\tau_0 \cdot D_0$ の値とほぼ一致しており、本報のモデルの妥当性がここでも確認されたことになる。

6. 結 言

連続焼鈍の 1 次急冷中の固溶炭素量を、結晶粒界析出であると仮定して定式化した。モデルは、(平均結晶粒

径)² × (冷却速度) を唯一のパラメータとする簡便な式で表すことができる。実用鋼を用いて、結晶粒径、冷却速度を変えた実験を行い、内部摩擦等を測定し、上記モデルからの計算値と定量比較したところ、次のような結果が得られた。

(1) (平均結晶粒径)² × (冷却速度) が小さいところでは、理論は結晶粒度依存性をも含めて、実験とよく一致した。

(2) このパラメータの値が大きいところでは、両者は定性的にも異なり、理論での固溶炭素量は、この値の増加につれ、試料の全炭素含有量に近づくのに対し、内部摩擦でとらえた固溶炭素量は極大値をとり、続いて低下した。

(3) 引張強度および電気抵抗測定結果は、理論と同じ傾向を示し、したがって、内部摩擦値の急冷側での低下は、内部摩擦測定中における炭素集合体の形成によることが考えられる。

結論として、本報で提案したモデルは、連続焼鈍の 1 次急冷中の固溶炭素量の評価に、冷却速度の広い範囲にわたって有効である。

文 献

- 1) H. P. STÜWE: Arch. Eisenhüttenwes., 46 (1975), p. 389
- 2) N. TAKAHASHI, M. ABE, O. AKISUE and H. KATOH: Proc. Sympo. Metall. Soc. AIME, ed. by B. L. BRAMFITT and P. L. MANGONON, Jr. (1982), p. 51
- 3) W. PRANTL: Z. Metallkd., 72 (1981), p. 336
- 4) 栗原 極, 中岡一秀: 鉄と鋼, 69 (1983), S 1361
- 5) C. A. WERT: Phys. Rev., 79 (1950), p. 601
- 6) J. C. SWARTZ: Trans. Metall. Soc. AIME, 239 (1967), p. 68
- 7) C. A. WERT: J. Met., 188 (1950), p. 1242
- 8) J. C. SWARTZ: Trans. Metall. Soc. AIME, 245 (1969), p. 1083
- 9) 阿部秀夫: 第 88・89 回西山記念技術講座 (日本鉄鋼協会編) (1983), p. 1
- 10) 芋瀬正行: 同上, p. 75
- 11) 田尻惟一, 青木宏一, 藤島敏行, 関野昌蔵: 製鉄研究 (1959) 226, p. 2403
- 12) J. C. SWARTZ and L. J. CUDDY: J. Phys. Chem. Solids, 32 (1971), p. 685
- 13) W. DAHL and E. LENZ: Arch. Eisenhüttenwes., 46 (1975), p. 119
- 14) C. WERT and G. ZENER: J. Appl. Phys., 21 (1950), p. 5