

低炭素冷延鋼板の材質におよぼす連続焼鈍の熱サイクルとC量の効果^{*1}

小原 隆史^{*2} 坂田 敬^{*3} 西田 稔^{*4} 入江 敏夫^{*5}

Effect of Heat Cycle and Carbon Content on the Mechanical Properties of Continuous Annealed Low Carbon Steel Sheets

Takashi Obara, Kei Sakata, Minoru Nishida, Toshio Irie

要旨

低炭素冷延鋼板の材質におよぼす連続焼鈍の熱サイクルとC量の効果について検討した。深絞り用冷延鋼板の連続焼鈍技術の基本は、① C量を低量にして結晶粒径を大きくし、② 高温焼鈍とA₁点までの徐冷、③ 急速冷却、④ 400°C付近での保持を組み合わせ、軟質化と固溶Cの低減を効果的に達成することにある。結晶粒径を大きくすることは単純に軟質化に寄与するのみならず、急冷効果を高め、セメントタイトの析出を促進することにも有効である。急冷時の固溶Cの分布を、結晶粒を球とし粒界へのCの拡散が律速であると仮定することにより推定した。また、結晶粒径の小さい軟質ぶりき原板における急冷過時効の効果についても検討した。

Synopsis:

Effect of the continuous-annealing heat cycle and carbon content on the mechanical properties of continuous-annealed low carbon steel sheets is discussed. The metallurgical basis of the continuous annealing process for producing deep drawing cold rolled steel sheets consists of the followings: (1) Lowering carbon content to increase grain sizes, (2) high temperature annealing followed by slow cooling, (3) rapid cooling and (4) holding around 400°C, all the four factors combined contributing to softening and decreasing solute carbon. Increasing grain sizes by decreasing carbon content is necessary not only for softening but also for enhancing the supersaturation of solute carbon resulting in the dense cementite precipitation. The solute carbon profile in a grain during cooling can be estimated on the assumption that a ferrite grain is of a spherical shape and the carbon diffusion to grain boundaries is the rate controlled process. Rapid-cooling and over-aging processes in fine-grained low-temper tinplates are also discussed.

1 緒言

低炭素冷延鋼板の連続焼鈍は非常に古くより検討されてきた技術である。たとえば Hague と Brace¹⁾ はすでに 1936 年に低炭素鋼板の連続焼鈍について検討し、焼鈍の熱サイクルとしては Fig. 1 のような高温焼鈍とそれに引き続く過時効処理が必要であることを示している。その後多くの検討がなされたが Blickwede²⁾ によって熟

延高温巻取の適用が提案されるに至って、低炭素鋼を素材とする絞り用鋼板の連続焼鈍の金属学的基礎が確立した。

さらに 1972 年以来数多くの連続焼鈍設備が建設され³⁻⁵⁾ 稼働するとともに、連続焼鈍過程に関する詳細な研究が行われるようになってきた⁶⁻⁹⁾。そこで本報告では低炭素鋼を素材とした連続焼鈍過程の金属学的基礎とくに急冷過時効過程について研究実験を行い、その結果を整理した。

2 連続焼鈍のヒートサイクル

連続焼鈍のヒートサイクルは、

- (1) 高温での短時間の均熱
- (2) A₁ 点以下までの徐冷
- (3) 急速冷却
- (4) 400°C 付近での保持
- (5) 室温までの最終冷却

の過程に分けることができる。ここで特に重要なところは (2) から (5) の急冷・過時効・最終冷却に至る過程である。この過程で固溶Cを効率良く低減することが連続焼鈍技術のポイントとなる。

連続焼鈍過程でのこれらの組織変化と固溶C量の変化を模式的に Fig. 2 に示す。冷却中急冷開始温度 ② までの過程では固溶C量お

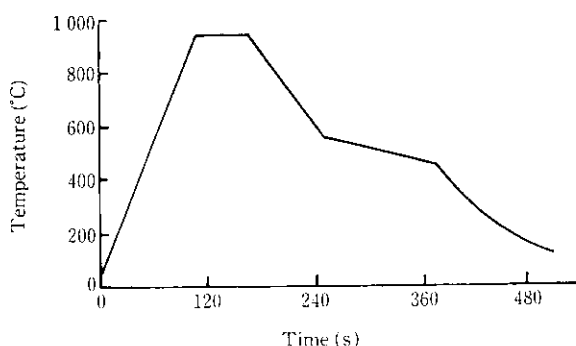


Fig. 1 Short annealing cycle proposed by Hague and Brace¹⁾

* 1 昭和59年8月15日受付

* 2 技術研究所第3研究部薄板研究室主任研究員 (課長)

* 3 技術研究所水島研究部第3研究室

* 4 千葉製鉄所熱延部熱延技術室主任 (部長補)

* 5 技術研究所第3研究部部長

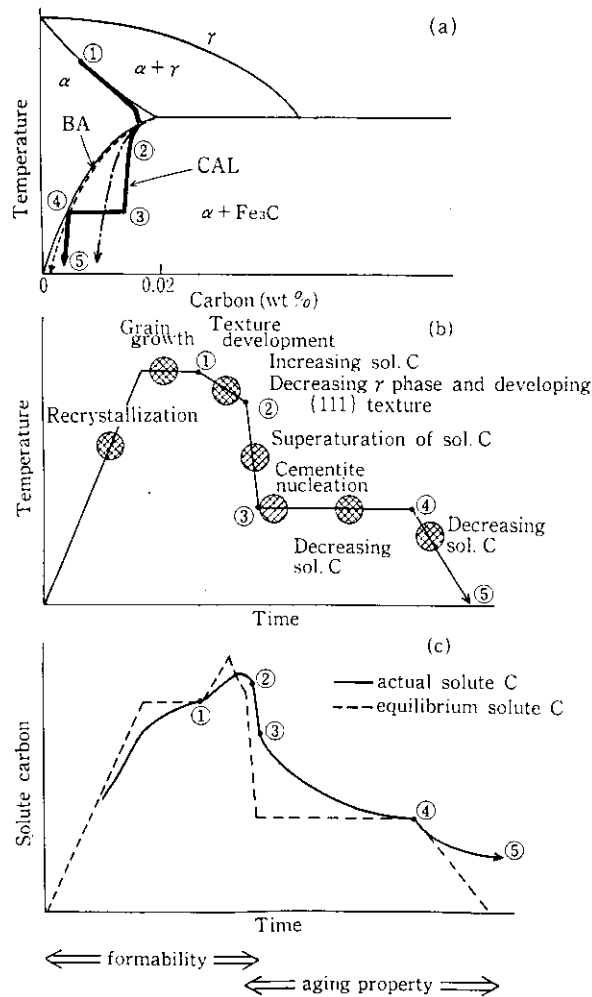


Fig. 2 Schematic illustration of (a) a change in the phase diagram, (b) a metallurgical change and (c) a change in solute C content

よび集合組織が変化する。③以後は結晶粒径と集合組織は全く変化せず、固溶Cの減少すなわちセメントイトが析出する過程である。Fig. 2(b)の温度変化をFig. 2(a)のFe-C状態図に対応させると焼鈍中の固溶C量の変化がわかる。箱焼鈍の場合には冷却速度が非常に遅いため、温度の低下とともに固溶Cは点線のようにほぼ平衡状態図のCの固溶限に沿って減少する。それに対し常温近傍まで単純に冷却する連続焼鈍では、温度変化が速く、一点鎖線のように固溶C量の平衡状態からのずれが大きくなる。急冷過時効を行う連続焼鈍では③から④への急冷によるセメントイト析出核形成の促進、適当な温度に保持することによる(③→④)固溶C量の効率的な減少、そして室温までの最終冷却(④→⑤)が基本的な過程となる。時間的な固溶C量の変化と平衡値からのずれは模式的に示すとFig. 2(c)のようになる。以下これらの変化の詳細について検討する。

2.1 均熱温度

Table 1に示す化学成分を持つ工場熱延材を供試材とした。巻取温度は700°C、板厚は2.6mmであった。実験室で0.6mmに冷間圧延後、直接通電式熱処理シミュレーターで種々のサイクルで熱処理し、0.8%調質圧延後の材質を調べた。引張試験片は圧延方向に平行なJIS 13B号とした。時効指数(AI)は7.5%予歪後に100°C、30分の時効処理を行った時の降伏強さの変化で求めた。結果をFig. 3に示す。焼鈍温度を高くすると、降伏強さ(YS)および引

Table 1 Chemical composition of hot bands used (wt %)

Steel	C	Mn	P	S	sol. Al	N
A	0.035	0.26	0.014	0.014	0.020	0.0032

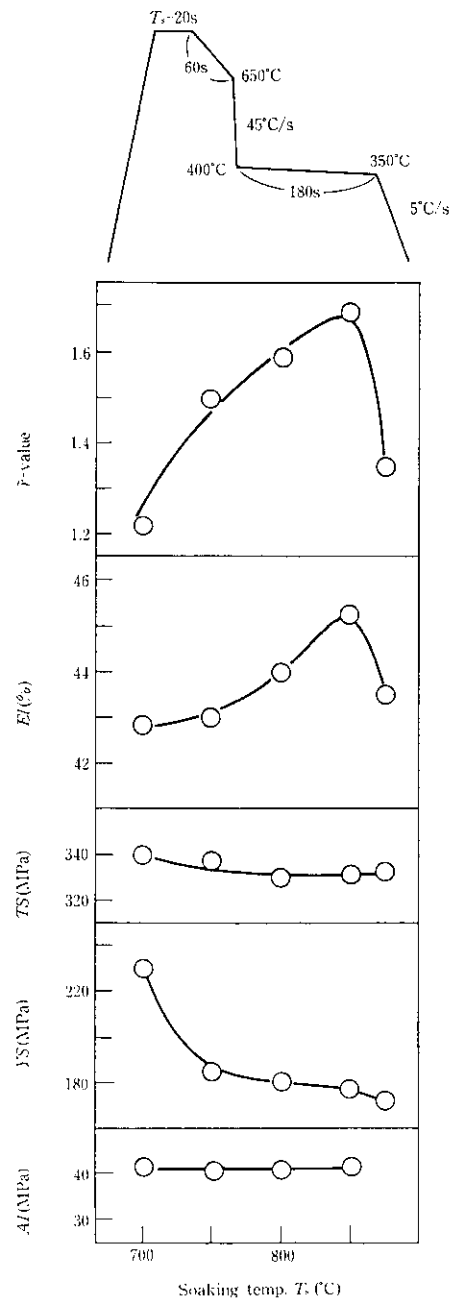


Fig. 3 Effect of soaking temperature on the mechanical properties

張強さ(TS)は低くなり、伸び(El) Lankford値($\bar{r}$ 値)は向上する。しかし、焼鈍温度が875°Cと γ 相が多くなるとEl, $\bar{r}$ 値は急激に劣化する。一般にA₃変態点以下では、焼鈍温度が高くなるほど材質は良好になる。

2.2 均熱後徐冷の効果

均熱後ただちに過時効温度まで急冷すると粗大セメントイトが溶解してできる島状の γ 相が硬質な微細パーライト組織となるので、A₁付近の温度まで徐冷し γ 相分率を減らす必要がある。 $\alpha + \gamma$ 2相域での徐冷にはさらに以下の2つの効果が期待できる。

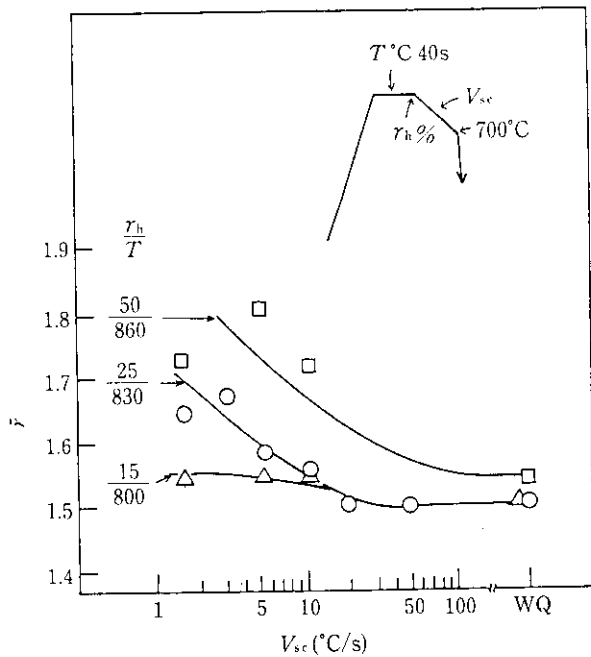


Fig. 4 Relation between V_{sc} (cooling rate during $\gamma \rightarrow \alpha$ transformation) and $\bar{r}$ -value of 0.018%C steel annealed at 800°C, 830°C or 860°C. r_h is volume fraction of austenite at each temperature.¹⁰⁾

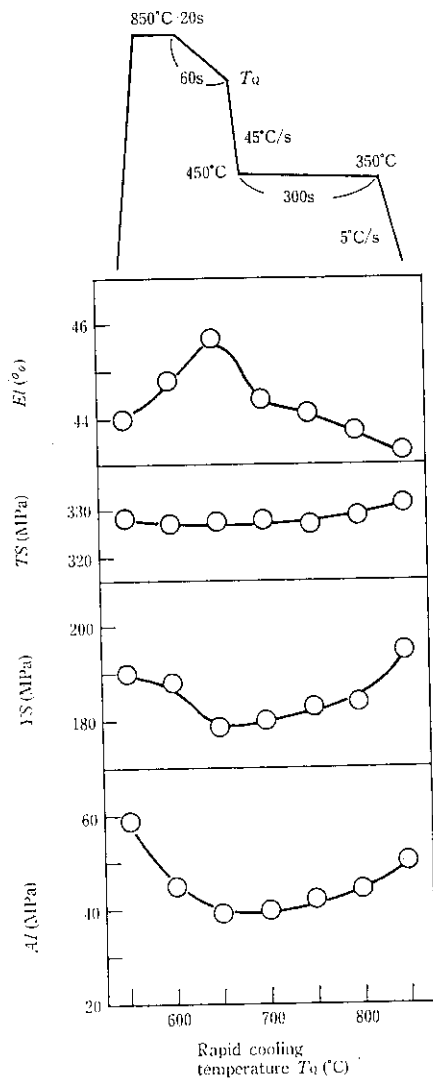


Fig. 5 Effect of rapid-cool starting temperature (T_q) on the mechanical properties

0.018% C の鋼を 800~860°C で均熱し 700°C までの冷却速度を変えた時の $\bar{r}$ 値の変化を Fig. 4 に示す。高温部を徐冷することにより $\bar{r}$ 値は向上する¹⁰⁾。これは高温で γ 相になった領域が、冷却時 $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態するに際して徐冷することにより優先的に {111} 方位へ変態するためである。

一方、 α 相の固溶C量は Fig. 2 で模式的に示したように、 $\alpha + \gamma$ 2 相域では温度の低下とともに大きくなり、 A_1 点で最大となる。それ以下の温度では固溶C量は再び減少する。急冷効果を高めるためには $\alpha + \gamma$ 2 相域より A_1 点まで徐冷し、 α 相中の固溶C量を高くしておくことが非常に重要となる。

2.3 急冷開始温度

2.1 と同様の実験を行い、徐冷後の急冷開始温度の影響を調べた結果を Fig. 5 に示す。急冷開始温度は A_1 点あるいは A_1 点より

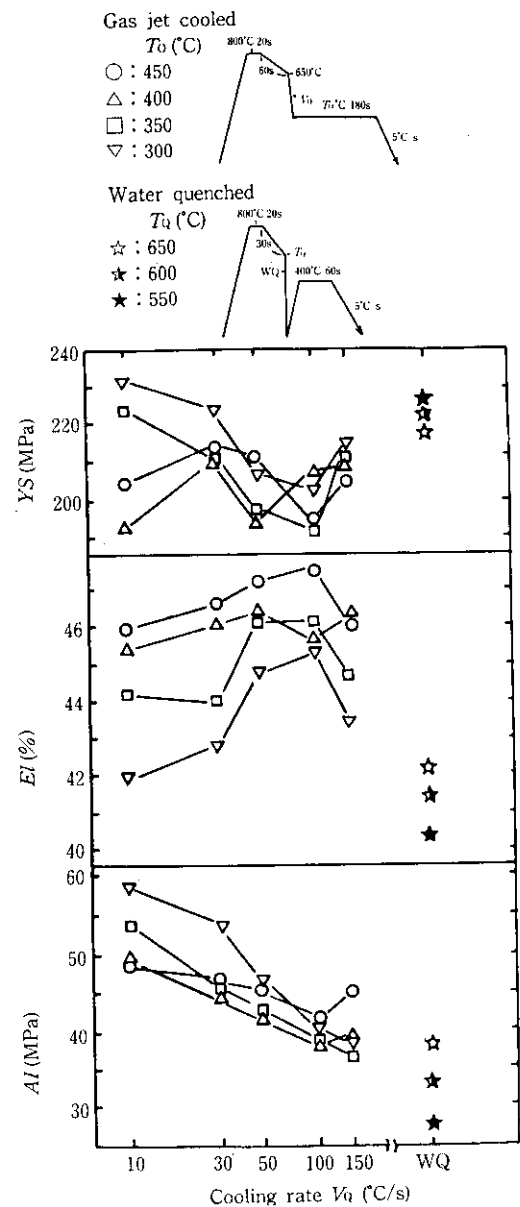


Fig. 6 Effect of cooling rate (V_q) and over-aging temperature (T_0) on the mechanical properties of 0.035% C-0.020% Al steel. The hot band used was hot-rolled by a production mill where finishing and coiling temperature were 860°C and 700°C, respectively

やや低い温度に最適値が存在する。A₁点より高い温度から急冷した場合には、Cの固溶度が少ないため、過時効時に析出を促進するに十分なCの過飽和度が得られず最終段階での固溶C量が多くなり、かつ硬質なパーライトの分率も増すので、YS、TSが高くなりAIも高くなる。急冷開始温度が650°C未満になると再びCの固溶度が小さくなるため十分な過飽和度が得られず、YS、AIともに高くなる。最適急冷開始温度は徐冷速度とその後の急冷速度に依存するが、急冷速度が50~150°C/s程度の場合には650~700°Cが最適温度となる。

2.4 急冷速度および過時効条件

Table 1に示す化学成分を持つ、700°Cで巻き取った板厚2.6 mmの工場熱延板を研究室で0.6 mmに冷間圧延した。さらに研究室で

Fig. 6に示すヒートサイクルのように800°Cで均熱し徐冷後の冷却速度または急冷開始温度を種々変えて焼鈍し引張特性の変化を調べた。その結果をFig. 6に示す。徐冷後の急冷速度が大きくなるにしたがい、AIは単調に低下するが、YSおよびEIは50~100°C/sの範囲で良好な値となり、冷却速度がそれより遅すぎても速すぎても材質は劣化する。Photo 1, Fig. 7に示すように冷却速度が大きくなるほど、そして過時効温度が低いほどセメンタイトは密に析出し、固溶Cは減少しやすくなる。しかし、Fig. 8に示すようにセメンタイトの間隔があまり小さくなりすぎるとEIが減少する。このように析出したセメンタイトの分散が密になるほどより短い時間で効果的に固溶Cを減少しうが、前述の如く一般にはセメンタイトの分散が密になりすぎるとEIが劣化する。よってEI等の特性をあまり劣化させずに固溶Cを効果的に減少し得る最適なセ

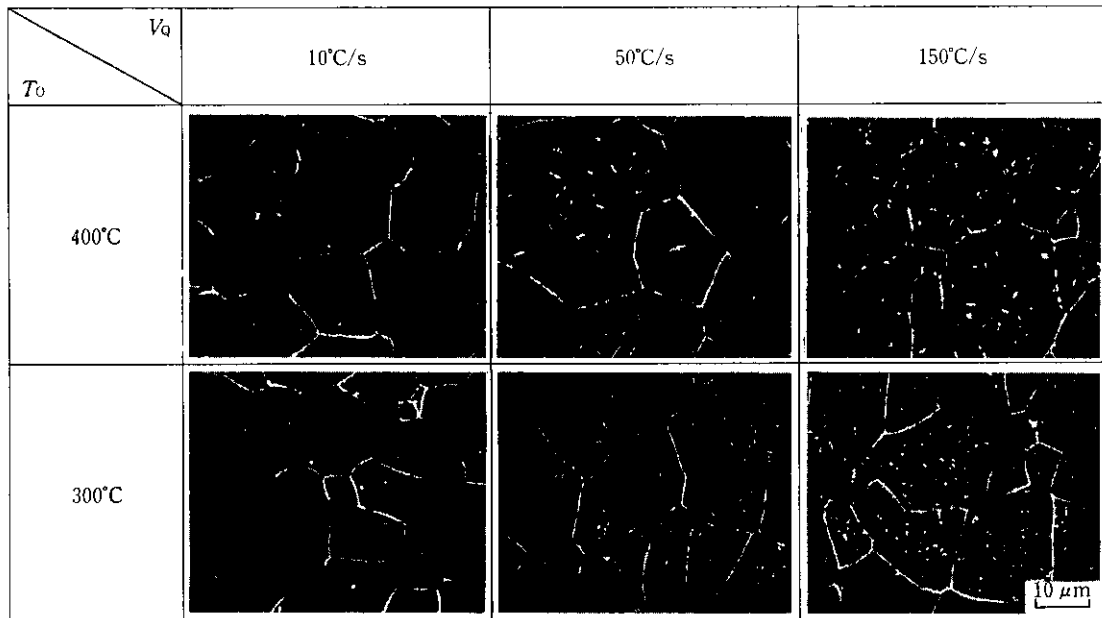


Photo 1 Scanning electron micrographs exhibiting the effect of cooling rate on the carbide microstructures of 0.035% C-0.020% Al steel sheets

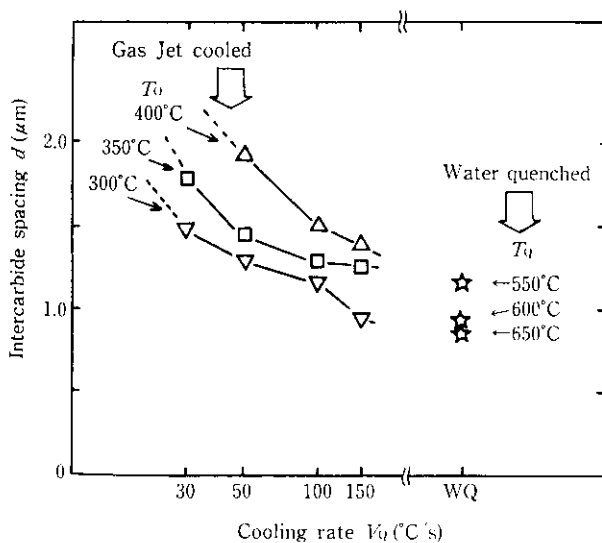


Fig. 7 Average distance between nearest-neighbor pairs of carbides plotted against cooling rate in 0.035% C-0.020% Al steel sheets

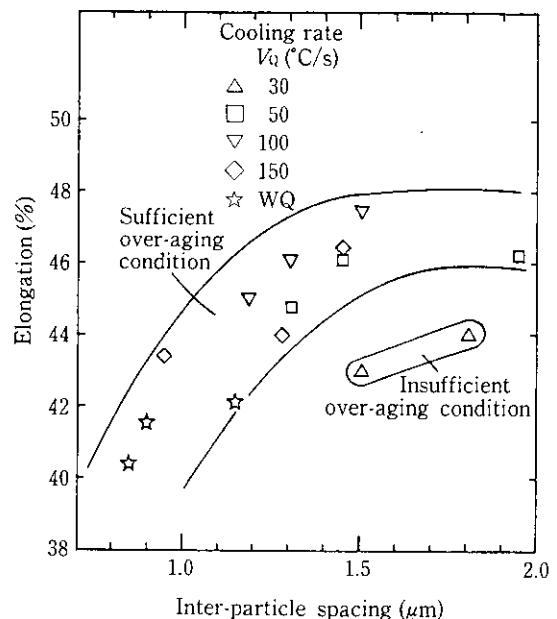


Fig. 8 Elongation plotted against intercarbide spacing

メンタイトの分散状態が存在する。

さて、急冷過時効過程でのセメントタイトの析出状態を詳細に観察すると、Photo 1 のように冷却速度が 10°C/s と遅い場合にはセメントタイトが粒界にのみ析出している。冷却速度が 50°C/s と速くなると比較的大きな結晶粒の粒内にもセメントタイトが析出しはじめるが、粒径が小さい場合にはやはり粒内には析出しない。さらに 150°C/s と冷却速度が大きくなると、かなり小さな結晶粒の内部でもセメントタイトの析出が認められるようになる。このように粒界近傍ではセメントタイトが析出しにくい。これらの変化を模式的に示すと Fig. 9 のようになる。

一般に結晶粒界はセメントタイトの優先核生成場所である。その他に粒内では種々の析出物および転位や空孔等の格子欠陥がセメントタイトの優先析出場所になり得る。しかし、過時効処理でこれらのすべての潜在核生成場所実際にセメントタイトが析出するわけではない。それゆえ、粒内のセメントタイトの核生成速度を支配する因子と

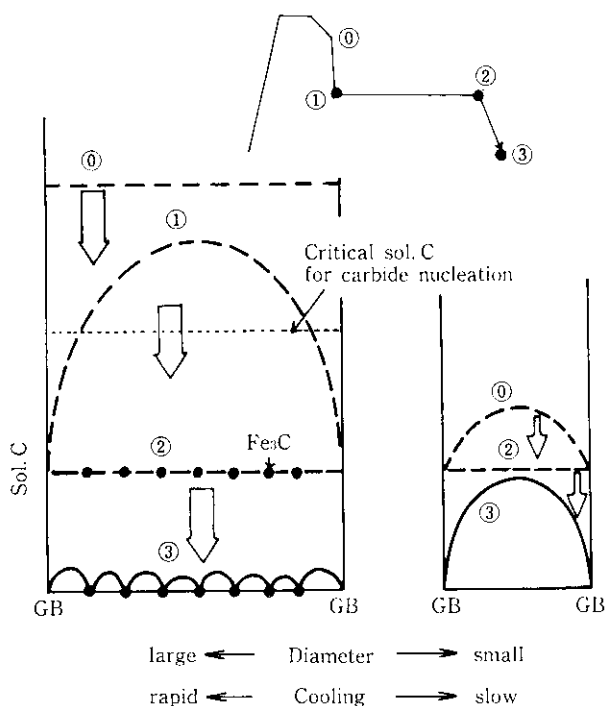


Fig. 9 Schematic illustration of a decrease in solute carbon during over-aging in a grain (GB means grain boundary)

して、C の過飽和度が最も重要となると考えることができる。そこで急冷時の結晶粒内の固溶Cの変化を以下に述べる方法により推定してみた。

推定に際しては、急冷開始の時点では固溶Cは粒内にほぼ均一に分布している。しかし、急冷中は粒界にすでに析出しているセメントタイトへ向かって固溶Cが拡散する。粒界にはセメントタイトが密に析出していると推定されるので、粒界はほぼ平衡C濃度になっていると仮定した。そして、結晶粒を球と仮定し、Cの拡散速度⁽¹⁾を $0.45 \exp(-2500/RT) \text{ cm/s}$ 、Cの固溶度⁽²⁾を $2.55 \times 10^{-2} \exp(-9700/RT) \text{ wt \%}$ として急冷直後の固溶Cの分布を計算した。650°C から 400°C まで $10 \sim 150^\circ\text{C/s}$ で急冷した場合の結果を Fig. 10 に示す。結晶粒径が $10 \mu\text{m}$ と $30 \mu\text{m}$ では同じ冷却速度でもCの過飽和度が大きく異なり、急冷直後のCの過飽和度が粒径に強く依存することがわかる。Cの過飽和度を大きくするには単に冷却速度のみならず結晶粒径をも大きくしなければならない。

一般に析出の過程は核生成の段階と成長の段階より成る。核生成速度あるいは析出密度は、

- (1) 溶質元素の過飽和度 (析出の駆動力)
- (2) 温度
- (3) 他の析出物等の析出容易場所の有無 (界面エネルギーを下げる)

によって大きく変化する。さらに析出密度に影響を及ぼす因子として、析出粒子相互間の拡散領域の重なりも考慮しなければならない。すなわちフェライト中のCの拡散は速いので、いったんセメントタイトが核生成し、成長しはじめれば、セメントタイト周辺の固溶Cは直ちに減少したので、その周辺の核生成速度は急激に低下する。過時効温度が高い場合にはこの効果によっても析出密度が低下する。これらの効果によりセメントタイトの析出密度は過時効のごく初期に決まってしまう、過時効中に新たにセメントタイトが析出する確率は非常に小さくなる。以上、セメントタイトの析出密度すなわち核生成速度について考えてみたが、さらに固溶Cの減少すなわちセメントタイトの成長について考えてみる。

過時効および最終冷却の過程での固溶Cのセメントタイトへの拡散過程をフェライトの粒の中心にセメントタイトが析出すると単純化してシミュレーションしてみた。セメントタイトの直径はフェライト粒の直径の $1/10$ と一定であると仮定し、Fig. 10 と同様の方法で計算した。その結果を Fig. 11 に示す。300, 350, 400°C でそれぞれ3分間の過時効処理後および 5°C/s で最終冷却した後の最大固溶C量

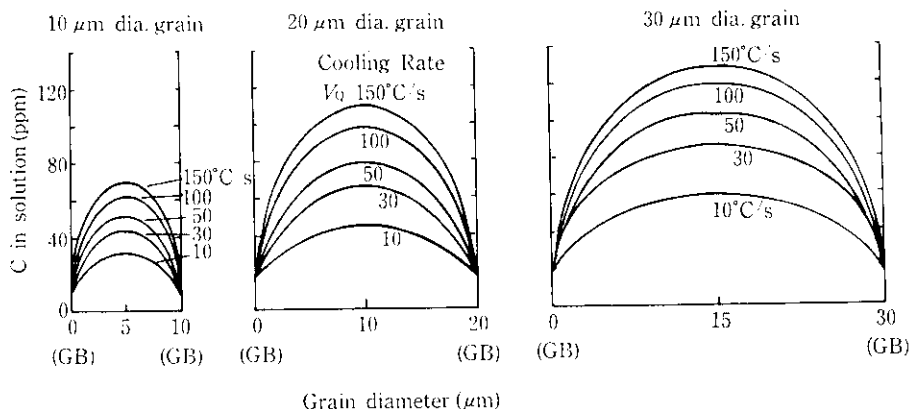


Fig. 10 Effect of cooling rate and grain diameter on the distribution of solute carbon in a grain after rapid cooling from 650°C to 400°C

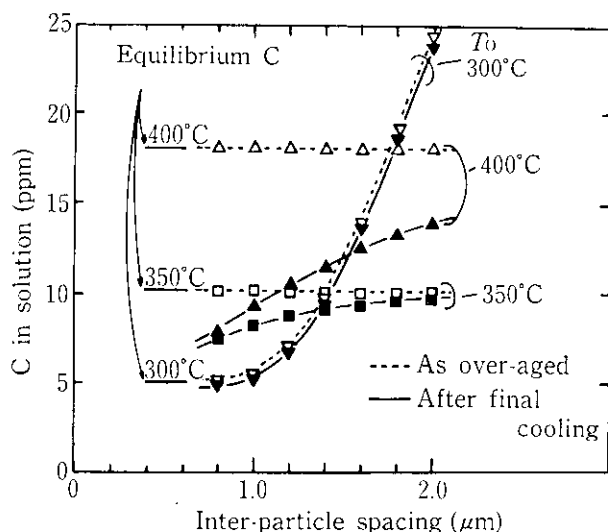


Fig. 11 Calculated maximum solute carbon between carbides after over-aging and after final cooling (equilibrium C means C solubility at the over-aging temperature)

を各温度について計算した。過時効温度 400°C ではセメントイトの間隔が 2.0 μm と疎であっても、固溶Cはほぼ平衡濃度まで減少する。しかし、300°C ではセメントイトの間隔が 1.0 μm 程度に密にならないと 3 分間の過時効時間では平衡濃度までCを下げるできない。したがって、過時効温度は 400~350°C が最適となる。

過時効温度を低くすると、セメントイトの析出密度は大きくなるが、一方でCの拡散速度が小さくなり、より長い過時効時間が必要となる。このように過時効温度は、セメントイトの核生成と成長の双方の観点からの検討によって決められるべきである。これらの過程をより一般化して表現しようとする試みも最近なされている¹³⁾。現象を正確に把握し表現するためには今後さらに詳細な検討が必要であろう。

以上説明してきたように、連続焼鈍による深絞り用鋼板製造技術の基本は、焼鈍後に結晶粒径が大きくなる素材を用いて、高温焼鈍後に A₁ 点まで徐冷すること、そしてただちに急速冷却と 400°C 付近での保定を行うことにある。よって設備的には

- (1) 高温部での徐冷
 - (2) 高速冷却
 - (3) 正確な温度測定と制御
- 等の技術が必要となる。

3 急冷過時効の効果に及ぼすC量の影響

以上説明したように、急冷、過時効処理の効果は冷却速度のみならず、結晶粒径に大きく依存する。結晶粒径に影響を及ぼす化学成分としてはC量の効果をもっとも大きい。そこで材質とくに AI に及ぼすC量の影響について調べた。実験室で溶製した小型鋼塊を熱延後、高温巻取相当処理し、さらに板厚 1.0 mm に冷間圧延して供試材とした。Fig. 12 に示したヒートサイクルで熱処理し、1.0% 調質圧延後の材質を調べた。結果を Fig. 12 に示す。C量が 0.05% から少なくなるとともに、結晶粒径は大きくなり、 $\bar{r}$ 値も単調に増加する。AI はC量が、0.015~0.035% 付近で最小となる。C量が 0.02% 付近で YS および TS は最小となり EI は最大となる。C量

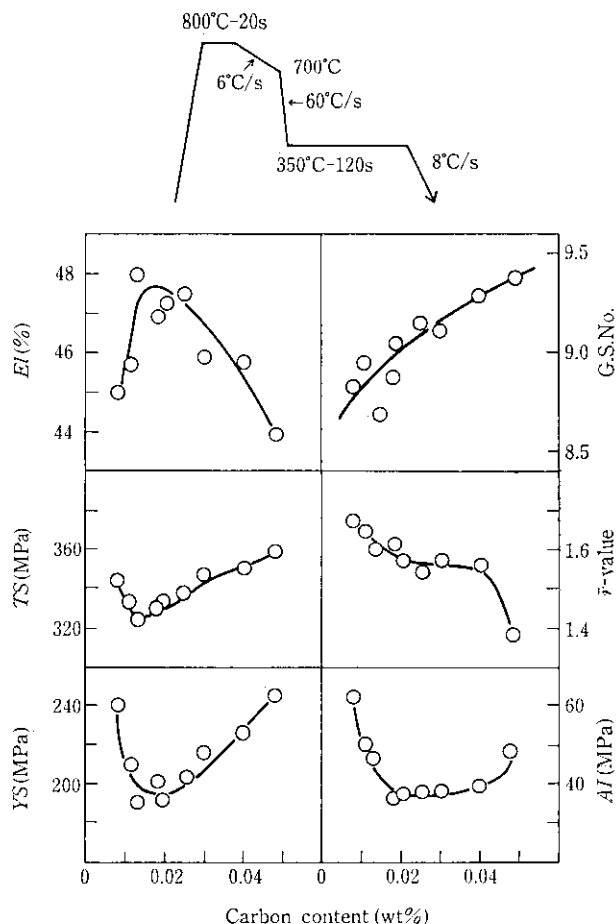


Fig. 12 Effect of carbon content on the mechanical properties of continuous-annealed sheet steels

を 0.008%, 0.02% および 0.048% と変えた場合の光学顕微鏡組織を Photo 2(a)~(c) に示す。C量が多くなり結晶粒径が小さくなるとともに、パーライトが分散した島状の硬質微細組織の数も増す。0.048% から 0.02% までC量が少なくなるにしたがい結晶粒径が大きくなり、急冷効果が高まる。したがって、このC範囲では、C量が少なくなるとともに AI も低くなる。しかし、C量が 0.02% よりも低くなると、固溶Cの絶対量が少なくなり、急冷効果が低下する。その結果C量が 0.01% 以下になると AI は再び増加する。それに伴い、YS、TS の増加、EI の低下が認められる。以上の結果をまとめると EI、AI ともにC量が 0.015%~0.035% の範囲でもっとも良好となる。

4 ぶりき原板の連続焼鈍における急冷過時効の効果

調質度 T4 以上の硬質ぶりき原板は単純に加熱冷却する従来型ぶりき用連続焼鈍ライン (CAL) で、T3 以下の軟質ぶりき原板は箱焼鈍で製造されてきた。しかし、絞り用鋼板の場合と同様、急冷過時効処理が可能な CAL で T3 以下の軟質ぶりきを製造する方法が開発され、工程生産されている¹⁴⁾。軟質ぶりき原板の連続焼鈍における金属学的変化は絞り用鋼板の場合と本質的に同じであるが、以下に述べる点が異なる。

- (1) 熱延時高温巻取するとセメントイトが粗大化し、ぶりきの耐食性 (ISV など) を劣化させる¹⁵⁾ので、ぶりき原板では絞り用

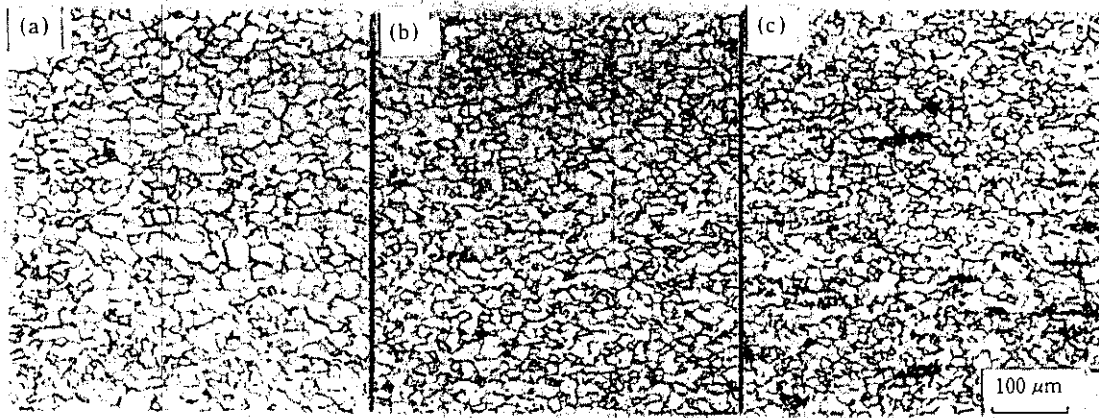


Photo 2 Optical microstructures of continuous-annealed sheet steels with carbon content of (a) 0.008%, (b) 0.020% and (c) 0.048%

鋼板のように高温巻取できない。

- (2) 板厚が薄いので冷間圧下率が高い。
- (3) 焼鈍温度が A_1 点以下と低い。

このようにぶりき原板は低温巻取でかつ冷間圧下率が高く、そのうえ低温焼鈍であるので絞り用鋼板に比べ焼鈍板の結晶粒径はかなり小さい。そこで粒径が小さいことに起因する現象の相違について若干の検討を加えてみた。

まず結晶粒径が小さいために、急冷しても得られるCの過飽和度が比較的小さい。また、焼鈍温度が A_1 点以下のため、C量が多い場合には未溶解セメンタイトがかなり存在する。未溶解セメンタイトは当然のことながらCの析出場所となる。Table 2 に示す化学成分の鋼を実験室で Fig. 13 に示す熱サイクルの CAL 型焼鈍した時のぶりき原板の硬度、固溶C量および結晶粒径に及ぼすC含有量の影響を調べた。供試材は巻取温度 610°C 、板厚 2.3 mm の工場熱延板である。実験室で 0.32 mm に冷間圧延後、直接通電式熱処理シミュレーターで熱処理した。内耗法により固溶C量の測定を行うとともに、1.5% 調質圧延後 250°C 、3 s の溶錫処理を行った後の硬度

Table 2 Chemical compositions and hot rolling temperature of the steels used

Chemical composition (wt %)				Hot rolling temperature ($^{\circ}\text{C}$)	
C	Mn	Al	N	FT	CT
0.011 ~0.090	0.26	0.030	0.0025	860	610

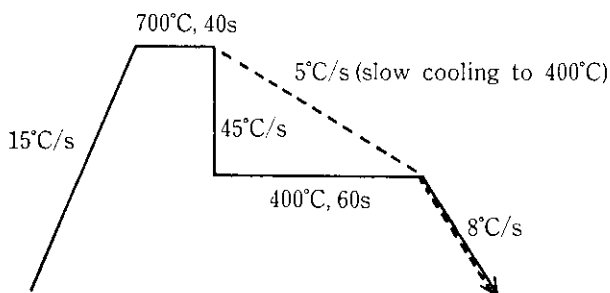


Fig. 13 Heat cycles applied (the solid line and the dotted line mean the heat cycles for low-temper tinplate and conventional hard-temper tinplate, respectively)

を測定した結果を Fig. 14 に示す。単純に冷却する従来の CAL 型焼鈍の場合、C量が約 0.06% で硬度が最低となる。それに対し、急冷過時効処理を行った場合にはC量が 0.04 % 付近で硬度が最低となる。

一般に、ぶりきの硬度は主として結晶粒径と固溶C量に依存する。C含有量が少なくなると結晶粒径が大きくなり軟質化に寄与するが、一方では固溶Cが増加し、その固溶強化効果も考慮しなければならない。単純冷却した場合に比べ、急冷過時効処理すると固溶

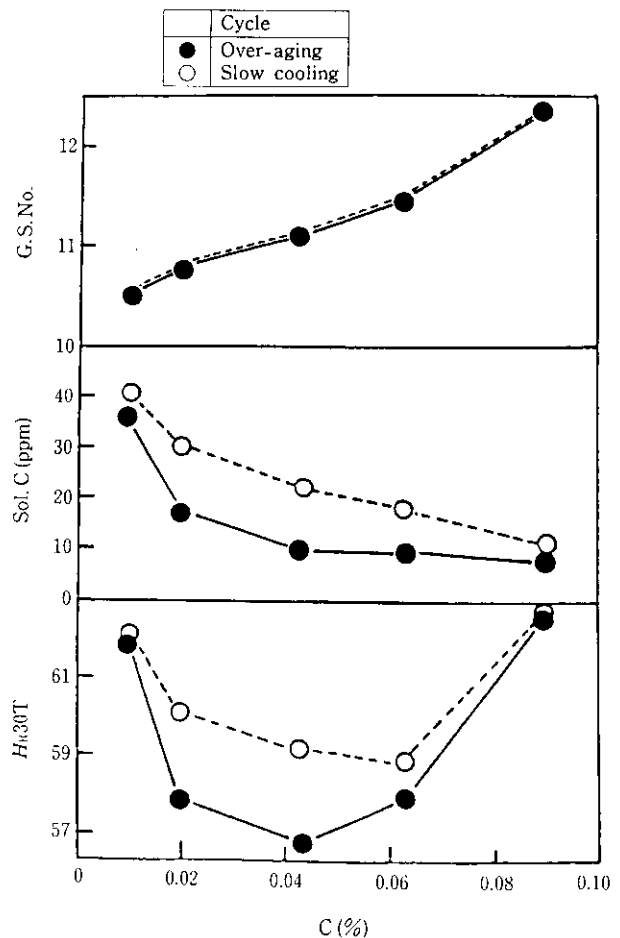


Fig. 14 Effects of carbon content and heat cycle on hardness, solute C content and grain size of tinplate

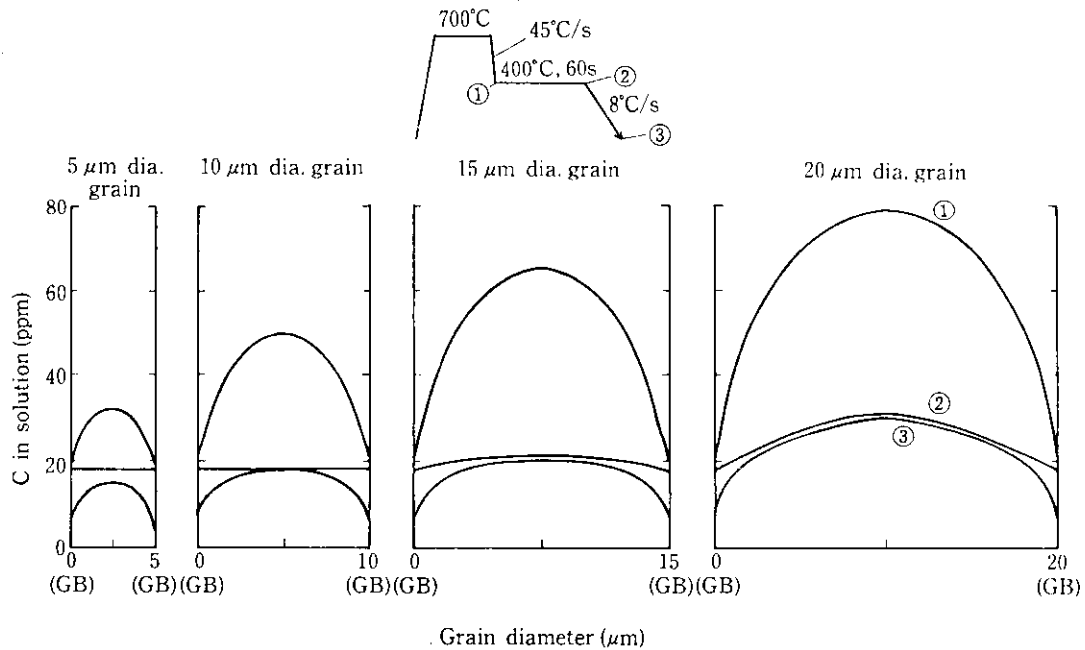
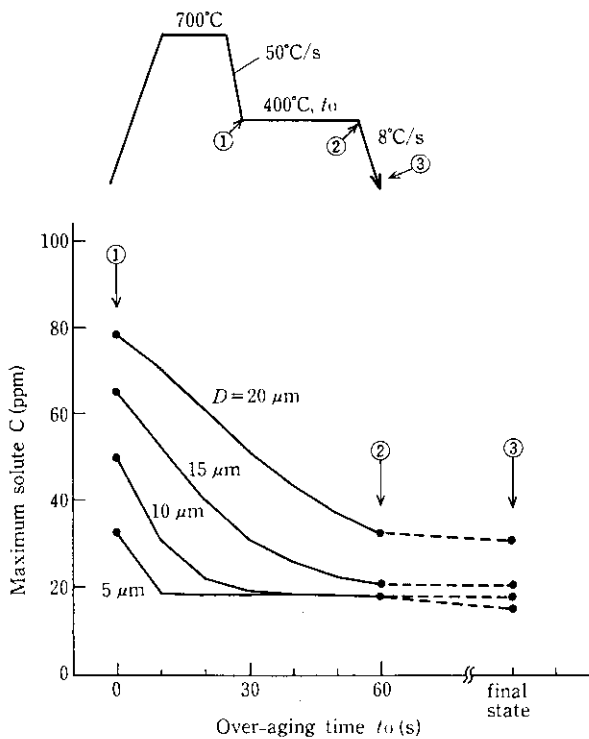


Fig. 15 Effect of grain diameter on the solute C change in a grain during overaging

Fig. 16 Effects of ferrite grain diameter D and over-aging time on the decrease in the maximum solute carbon content

C量はかなり少なくなる。その結果、急冷過時効処理した場合に硬度が最低になるC含有量は、単純冷却した場合より低くなる。急冷過時効サイクルで、ぶりき原板を焼鈍した場合の固溶C量の変化について検討した。

結晶粒が小さい場合、すなわち結晶粒内にセメントイトの析出が起らない場合の結晶粒内の固溶Cの分布を前章と全く同様の方法にて推定してみた。結果をFig. 15に示す。700°Cから400°Cまで45°C/sで急冷した場合の粒内の固溶Cの分布はFig. 10と同様

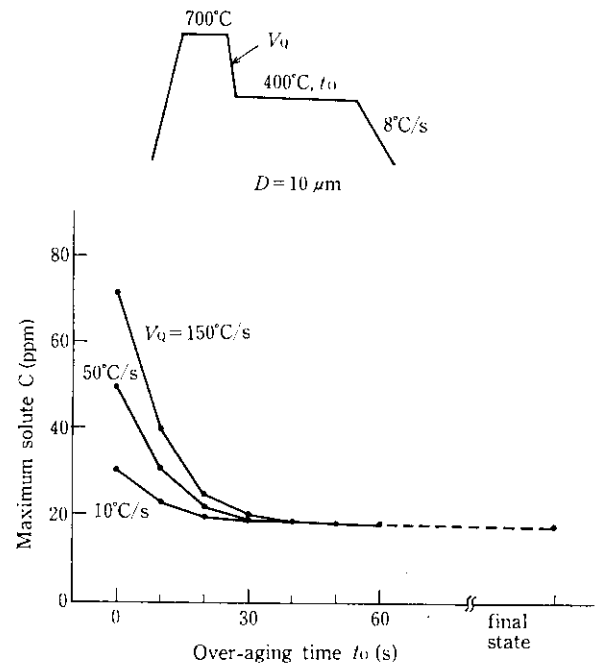


Fig. 17 Effect of the cooling rate on the decrease in the maximum solute carbon content

結晶粒径に強く依存する。粒径から5μmないし10μmの場合には400°Cに60s保持すると固溶C量はほぼ平衡濃度まで低下する。粒径5μmの場合には、さらに②から③に至る最終冷却の過程においても固溶Cはかなり減少しうることがわかる。それに対して粒径が15μmの場合には400°Cで60s保持後も粒内の固溶Cの分布は均一になっていない。そして、当然のことながら最終冷却後の固溶C量も多くなる。C含有量が多く、粒内に均熱時に未溶解のセメントイトが多数存在するようになると結晶粒径が小さくなることと同様の効果を示す。過時効処理中の固溶C量の変化と、それに及ぼす粒径の影響について計算した結果をFig. 16に示す。粒径が10

μm 以下の場合には 30 s 以内に粒内の固溶Cは、ほぼ平衡値にまで低下する。しかし、粒径が $15\mu\text{m}$ 以上になると 60 s 保持しても固溶C量は平衡値まで低下せず、最終冷却後の固溶C量も多くなる。ただし、粒径が $20\mu\text{m}$ 以上になると絞り用鋼板の場合と同様、粒内にセメンタイトが析出し、固溶Cはより効果的に低下する可能性が増すと考えられる。さらに過時効処理中の固溶C量の変化に及ぼす冷却速度の効果を計算した。その結果を Fig. 17 に示す。急冷直後の固溶C量は冷却速度によって大きく変化しても、30 s 過時効処理後の固溶C量は大差ないことがわかる。

以上のように軟質ぶりき原板を製造する場合の急冷過時効の効果は、絞り用鋼板の場合と若干異なる。すなわち、絞り用鋼板の場合には、急冷によりCを過飽和に固溶させ、粒内に微細なセメンタイトを析出させることが重要となる。しかし、粒径の小さなぶりき原板の場合には、急冷してもセメンタイトが粒内に析出する頻度は小さい。むしろ、過時効温度に短時間保持されることの方が重要となる。

5 結 言

低炭素鋼を素材とする冷延鋼板の連続焼鈍技術、とくに急冷過時効の効果について整理した。

- (1) 深絞り用冷延鋼板の連続焼鈍技術の基本は
 - (a) C量を低目にするなどして結晶粒径を大きくし
 - (b) 高温焼鈍と A_1 点以下までの徐冷
 - (c) 急速冷却
 - (d) 400°C 付近での保定

を組み合わせ、軟質化と固溶Cの低減を効果的に達成することである。

- (2) 急速冷却の効果はCの過飽和度を高めセメンタイト析出の核生成を促進することにある。急冷時の固溶Cの分布は結晶粒を球とし、粒界へのCの拡散が律速であると仮定することにより推定できる。過時効過程での固溶Cの減少はセメンタイトあるいは粒界へのCの拡散が律速であると仮定することにより推定できる。

- (3) 軟質ぶりき原板の連続焼鈍の場合には深絞り用鋼板と異なり、高温巻取は耐食性を劣化させるので適用できず、また、焼鈍板の結晶粒径は小さく、かつ未溶解セメンタイトも存在する。

よって、ぶりき原板の場合には、冷却速度の影響は小さく冷却速度は必ずしも重要な因子とはならない。結晶粒径や未溶解のセメンタイトなどのすでに存在する固溶Cの析出場所を有効に利用し、短時間に効率的に固溶Cを減小させることが重要となる。

参 考 文 献

- 1) F.S. Hague and P.H. Brace: "Annealing and Normalizing Auto Body Steel in Electric Furnaced", Iron and Steel Engineer, 13 (1936) 9, 47-58
- 2) D.J. Blickwede: "Continuous Annealing of Deep Drawing Sheet", pp. 91-105, "Flat Rolled Products", AIME, New York, N.Y., 1959
- 3) K. Toda, B. Kawasaki and T. Saiki: "World's First Continuous Annealing and Processing Line for Cold Rolled Strip", Iron and Steel Engineer, 50 (1973) 10, 44-47
- 4) T. Kurihara, K. Nakaoka, T. Yamaguchi, H. Kuroda and J. Yamamoto: "Continuous Annealing of Drawing Quality Steel Strip", Iron and Steel Engineer, 51 (1974) 8, 39-43
- 5) F. Yanagishima, Y. Shimoyama, M. Suzuki, H. Sunami, T. Haga, Y. Ida and I. Irie: "Characteristics and Operation of Multipurpose Continuous Annealing Line at Chiba Works", Kawasaki Steel Technical Report, No. 2 (1981), 1-13
- 6) 久保寺治朗, 中岡一秀, 荒木健治, 渡辺 馨, 岩瀬耕二: "連続焼鈍材の材質に与える熱延高温巻取の効果", 鉄と鋼, 62 (1976) 7, 846-855
- 7) N. Takahashi, M. Abe, O. Akisue and H. Katoh: "Metallurgical Basis to Design a Continuous-Annealing Process for Producing Deep-Drawing Steel Sheet", in Metallurgy of Continuous-Annealed Sheet Steel, edited by B.L. Bramfitt and P.L. Mangonon, TMS-AIME, Pennsylvania, (1982), 51-82
- 8) T. Obara, K. Sakata and T. Irie: "Effect of Cooling Rate in Continuous Annealing on the Tensile Properties of Al-Killed Steel Sheet", ibid., 83-98
- 9) S. Ono, O. Nozoe, T. Shimomura and K. Matsudo: "Effect of Carbon on the Mechanical Properties of Continuous-Annealed Drawing-Quality Steels", ibid., 99-116
- 10) 橋本 修, 坂田 敬: 鉄と鋼に投稿中
- 11) D.N. Beshers: Diffusion, H.I. Aaronson ed.; ASM, Metals Park (1972)
- 12) C. Wert: "Solid Solubility of Cementite in Alpha Iron", Trans. AIME, 188 (1950) 10, 1242
- 13) K. Kurihara and K. Nakaoka: "Metallurgical Analysis of the Over-Aging Process in Continuous Annealing", Metallurgy of Continuous-Annealed Sheet Steel, edited by B.L. Bramfitt and P.L. Mangonon Jr., TMS-AIME, (1982), 117
- 14) 久々湊英雄, 泉山清男, 角南秀夫, 柳島章也, 中里嘉夫, 小原隆史: "連続焼鈍法による軟質ぶりき原板製造技術の開発", 川鉄技報, 14 (1982) 4, 62
- 15) 望月一雄, 安田 顕, 市田敏郎, 久々湊英雄, 泉山清男, 浮穴俊通: "軟質ぶりきの耐食性に及ぼす原板製造条件の影響", 鉄と鋼, 68 (1982) 11, S1176