

論 文

連続焼鈍軟質冷延鋼板の微細炭化物析出形態
と延性

細谷 佳弘*・高橋 隆昌*²・小林 英男*
下村 隆良*・松藤 和雄*²

Effect of Morphological Change of Fine Carbide Precipitates on
the Ductility of Continuously Annealed Mild Steel Sheet

Yoshihiro HOSOYA, Takamasa TAKAHASHI, Hideo KOBAYASHI,
Takayoshi SHIMOMURA, and Kazuo MATSUDŌ

Synopsis :

Fundamental effects of fine carbides which precipitate during primary cooling and over-aging on the ductility of continuously annealed steel sheets have been studied based on the tensile tests, microstructural observation and quantitative analysis of carbides' size and distribution.

The results obtained are summarized as follows:

(1) Strength and ductility of continuously annealed steel sheets are affected by the amount of C in solution as following equations.

$$\Delta(\text{Uniform-El}) \simeq -0.09\% \cdot \Delta(Q^{-1} \times 10^4)$$

$$\Delta(\text{Total-El}) \simeq -0.3\% \cdot \Delta(Q^{-1} \times 10^4)$$

$$\Delta\text{TS} \simeq +0.06 \text{ kgf/mm}^2 \cdot \Delta(Q^{-1} \times 10^4) \text{ at } Q^{-1} < 30 \times 10^{-4}$$

$$\Delta\text{TS} \simeq +0.18 \text{ kgf/mm}^2 \cdot \Delta(Q^{-1} \times 10^4) \text{ at } Q^{-1} \geq 30 \times 10^{-4}$$

Q^{-1} : Internal friction due to C in solution.

(2) New method for quantitative analysis of fine carbides in continuously annealed steel sheets is established.

(3) Considering not only the contribution of fine carbides on shortening of mean free path for the precipitation of C in solution during over-aging but the improvement of post-uniform ductility due to the reduction of grain boundary carbides, the existence of moderate amount of fine carbides in ferrite matrix with the mean diameter of carbides ranging from 0.5 μm to 1.0 μm is most desirable for the mechanical properties of continuously annealed steel sheets.

1. 緒 言

冷延鋼板の連続焼鈍では、焼鈍温度からの急冷処理で鋼中炭素 (C) をいつたん過飽和固溶状態とした後、300~400°C で 1~3 min 保持して固溶 C の短時間析出を図る(これを過時効処理と称する)。この場合、過時効処理過程で析出する C は、その過飽和度の増大に伴って、フェライト粒界への析出状態からフェライト粒内への微細析出状態に変化する¹⁾。こうした固溶 C の析出サイトとしての炭化物 (セメントイト) 間の平均自由行程の短縮は、過時効処理時間の短縮と同時に、材質上は耐ひずみ時効性を向上させる²⁾。

しかし、反面こうした粒内微細析出セメントイトは、製品の延性 (とくに一様伸び) を劣化させることも知ら

れている³⁾。

そのため、連続焼鈍で絞り用軟質冷延鋼板を製造するためには、プロセスの短縮および製品の耐ひずみ時効性を考慮すると、セメントイトはある程度フェライト粒内に微細析出させた方が好ましいとする考え方³⁾⁴⁾と、材質上粒内へのセメントイト析出はあくまでも回避すべきであるとする考え方⁵⁾があり、材質の総合的バランスを考慮してその最適析出状態を明らかにした報告は少ない。

そこで本報告は、連続焼鈍によつて絞り用軟質冷延鋼板を製造する上で、焼鈍温度からの急冷・過時効処理過程で析出する鋼中セメントイトの析出状態と延性との本質的な関係を明らかにすることを目的として、一様伸びと局部伸びのおのおのに対する微細セメントイトの析出状態の寄与を、そのサイズ分布の定量結果を基に検討し

昭和 57 年 10 月本会講演大会にて発表 昭和 58 年 5 月 12 日受付 (Received May 12, 1983)

* 日本鋼管(株)技術研究所福山研究所 (Fukuyama Research Laboratories, Technical Research Center, Nippon Kokan K.K., 1-1 Kokan-cho Fukuyama 721)

*² 日本鋼管(株)技術研究所 (Technical Research Center, Nippon Kokan K.K.)

たものである。

2. 供試材および実験方法

供試材の化学組成および熱処理条件を Fig. 1 に示す。供試材は、熱間圧延後 680°C で巻き取った実機製造の Al キルド鋼板 (2.8 mm^t) で、延性に対する焼鈍温度からの急冷・過時効処理過程で析出する微細セメンタイトの影響を純粹に抽出することと、できる限り高い過飽和固溶状態から C を析出させて、微細セメンタイトの析出形態を種々変化させる目的から、C 量を約 0.02 wt% とした。窒素 (N) は、熱延高温巻き取りにより AlN として析出している。これを、実験室圧延機で 0.8 mm まで冷間圧延後、塩浴炉で熱処理 (I) から熱処理 (III) の一連の処理を行つた。個々の熱処理は、それぞれ以下の処理を目的としたものである。

熱処理 (I) : 粒界セメンタイトの析出形態および固溶 C の過飽和度を変化させる処理 (フェライト中の平衡固溶 C 量がほぼ最大となる 700°C で、熱延高温巻き取りによつて粒界にフィルム状に析出した粗大セメンタイトを溶解させる目的から、5 min 焼鈍 (加熱時間: 約 15 s を含む) した。その後、種々の条件で急冷・中間温度保持を行つて、セメンタイトの粒界への析出形態および過時効処理前の固溶 C の過飽和度を変化させた)。

熱処理 (II) : 過飽和固溶 C の析出処理 (過時効処理)。

熱処理 (III) : 過時効処理後の残留固溶 C の完全析出処理 (実際の連続焼鈍は過時効処理までのプロセスであり、本熱処理は、純粹にセメンタイト析出形態の変化と延性の関係を抽出することを目的とした処理である)。

各熱処理段階における鋼中固溶 C 量 (Q_{\max}^{-1}) を内部摩擦で測定するとともに、セメンタイトの形態について、光学顕微鏡観察およびブランクレプリカ観察を行つた。また、変形過程における下部組織および破断部近傍の組織変化に対しては、薄膜透過電顕観察と走査電顕観察を行つた。

微細セメンタイトのサイズ分布の定量に関しては、まず、非水溶媒電解における抽出微細セメンタイトの溶損

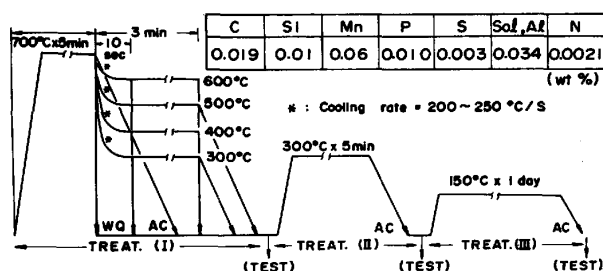


Fig. 1. Steel chemistry and heat treatment sequence.

を避けるため、以下の電解条件⁶⁾で抽出した。

電解液: 10% アセチルアセトン, 1% テトラメチルアンモニウムクロライド, 残メタノール。

電解電流密度: 20 mA/cm²。

抽出した微細セメンタイトは、液相分散沈降法によつて、そのサイズ (ストークス則によつて見積もられる球体と仮定したときの直径) の分布を定量した (堀場製作所製 CAPA-500 を使用)。なお、炭化物のサイズの定量に関して、従来 1 μm 前後の微細炭化物を対象とした測定例はなく、本実験で得られた結果は、あらかじめ化学的分級法⁸⁾ で得られた結果と比較した上で、ほぼ同様のサイズの分布が得られることを確認した。さらに、鋼中 MnS, AlN などが電解過程で混入した場合、サイズの分布に影響をおよぼす可能性があるため、これらに関しては、供試材組成を極低 Mn, 極低 S で N を 20 ppm 程度まで下げることで対処した。

以上の鋼中 C の存在状態に関する一連の定量結果と、1.0% 調質圧延後の JIS 13 号 B 試験片 (G.W.: 12.5 mm, G.L.: 50 mm) による引張試験結果から得られた材料特性値との比較検討を行つた。

3. 実験結果および考察

3.1 熱処理過程における鋼中固溶 C 量とセメンタイト析出形態の変化

熱処理 (I) から (III) におけるフェライト中の固溶 C 量変化を、熱処理 (I) における中間保持温度で整理した

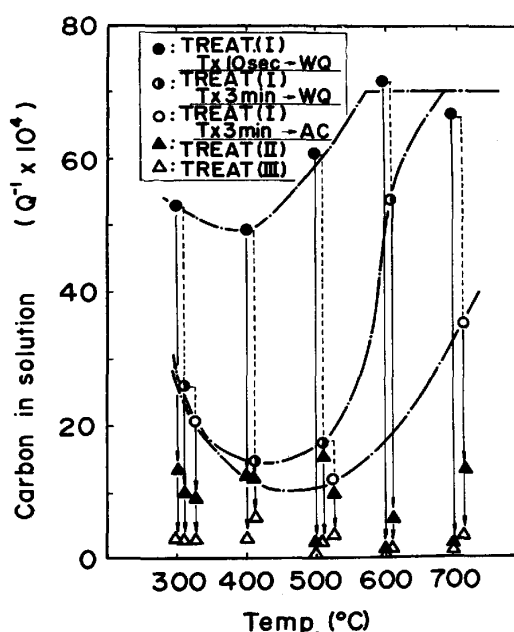
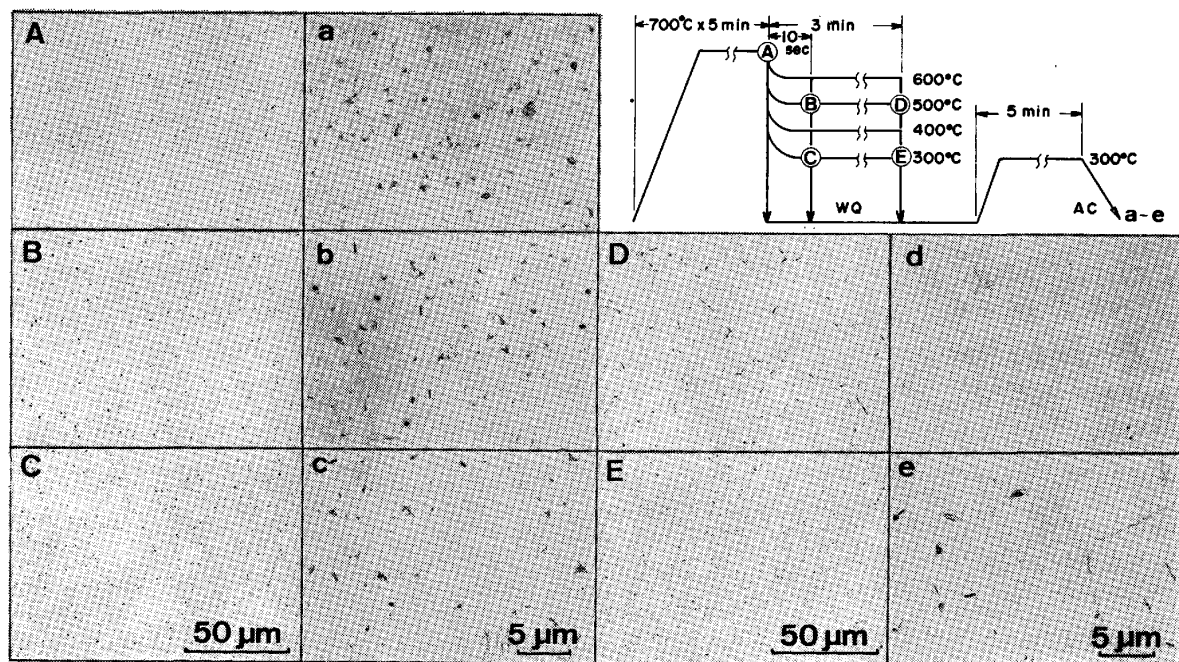


Fig. 2. Change of carbon in solution during heat treatment from TREAT. (I) to TREAT. (III) arranged by intermediate quenching temperature in TREAT. (I).



A~E: Optical microstructures after TREAT. (I).
a~c: Blank replica images after TREAT. (II).

Photo. 1. Morphological change of carbide precipitates in TREAT. (I) and TREAT. (II).

結果を Fig. 2 に、熱処理(I)での粒界セメンタイトの析出形態と、熱処理(II)での粒内微細セメンタイトの析出形態の代表的な組織を、Photo. 1-(A~E)と(a~e)にそれぞれ示す。

Fig. 2 より、熱処理(I)で焼鈍温度から直接水冷した場合、フェライト中の過飽和固溶C量(Q_{\max}^{-1})は約 70×10^{-4} となる。これを(1)式⁹⁾によつて重量%に換算するとほぼ 120 ppm となる。

$$\text{固溶C量 (wt\%)} = 0.0044 \times T_p \times Q_{\max}^{-1} \quad \dots\dots (1)$$

$$T_p (\text{スネークピーク温度}) \approx 393 \text{ K}$$

したがつて、Cの分析値(0.019 wt%)から判断して、Cは全量固溶状態となつていない。これは、未溶解セメンタイト中のC、粒界に存在するC、焼入れ後室温で転位に固着したCなど、内部摩擦で検出できないCが存在しているためと考えられる。しかし、Photo. 1-Aの組織から、マイクロ組織上は 700°C 均熱終了時点ではほぼフェライト単相状態であると判断できる。

つぎに熱処理過程での Q_{\max}^{-1} とマイクロ組織変化は以下のようになる。

熱処理(I)では Q_{\max}^{-1} が $10 \times 10^{-4} \sim 70 \times 10^{-4}$ の範囲で変化する。マイクロ組織上は、中間温度で 10s 保持した場合、温度低下に伴つてセメンタイトが粒界に点列状に析出するようになり (Photo. 1-A, B, C), 3 min 保持した場合、高温側では粒界にフィルム状のセメンタイトの析出が、低温側ではフェライト粒内に微細なセメン

タイトの析出が認められるようになる (Photo. 1-D, E)。

熱処理(II)後の Q_{\max}^{-1} は、熱処理(I)で $Q_{\max}^{-1} \geq 60 \times 10^{-4}$ の場合、 $Q_{\max}^{-1} \leq 3 \times 10^{-4}$ まで減少するが、熱処理(I)で $Q_{\max}^{-1} < 60 \times 10^{-4}$ となつた場合、その過飽和固溶量の減少に伴つて、 $5 \times 10^{-4} \leq Q_{\max}^{-1} \leq 15 \times 10^{-4}$ の範囲でしたいに残留固溶Cの量が多くなる。熱処理(II)で析出するセメンタイトの形態は、Photo. 1-(a~e)より熱処理(I)での Q_{\max}^{-1} が 50×10^{-4} 以上の場合にはフェライト粒内に微細析出し、それ以下の場合にはほぼ全量粒界に析出する。

熱処理(III)では、ほぼ全試料で $Q_{\max}^{-1} < 3 \times 10^{-4}$ まで固溶Cが減少する。また、熱処理(III)ではマイクロ組織上の変化は認められなかつた。

3.2 熱処理条件と微細セメンタイトのサイズ分布

熱処理(I)において焼鈍温度から直接水冷および空冷した試料と、中間温度の 500°C と 300°C で 10s および 3 min 保持後水冷した試料について、それぞれ熱処理(III)まで処理を行つた状態で、微細セメンタイトのサイズ分布を測定した結果を Fig. 3 に示す。

700°C 水冷材では、平均直径(\bar{d})が 0.40 μm の微細セメンタイトが析出する。これに対し 700°C 空冷材では、 $d \leq 0.5 \mu\text{m}$ の範囲の粒子の数が著しく減少し、冷却過程で粒界に析出したと考えられる $d \geq 2.0 \mu\text{m}$ の粒子の分布が認められる。

中間温度で 10s 保持した場合、500°C では、 $d \geq 1.0$

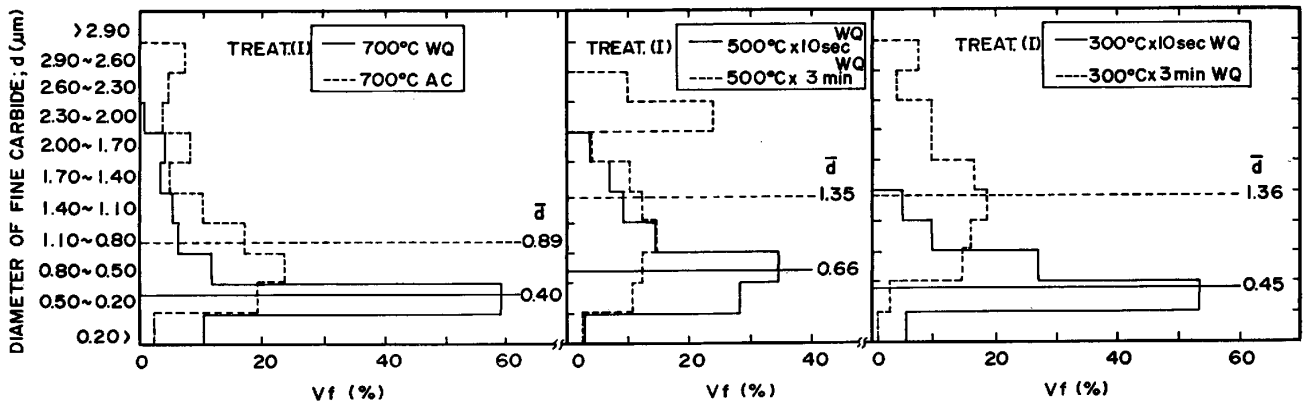


Fig. 3. Change of size distribution of fine carbides after TREAT. (III) due to the conditions of TREAT. (I).

μm の粒子の増加を反映して $\bar{d} \approx 0.66 \mu\text{m}$ となる。これに対し 300°C では、 $\bar{d} \approx 0.45 \mu\text{m}$ まで平均粒子径が小さくなるが、これは、フェライト粒内へ析出する微細粒子が増加するためである。

中間温度で 3 min 保持した場合、 500°C と 300°C では、いずれも $\bar{d} \approx 1.35 \mu\text{m}$ まで平均粒子径が大きくなる。しかし、サイズ分布に関しては、前者が $d = 2.30 \sim 2.00 \mu\text{m}$ と $1.10 \sim 0.80 \mu\text{m}$ に 2 つのピークを有するのに対し、後者は $d = 1.40 \sim 1.10 \mu\text{m}$ にピークを有する。これは、 500°C 保持では、保持中に粒界に析出するフィルム状セメンタイトと、過時効処理中に析出する微細セメンタイトのピークを、 300°C 保持では、 300°C での保持中に粒界と粒内に析出した微細セメンタイトのピークを示すものである。

3.3 固溶 C 析出に伴う強度と伸びの変化

熱処理(I)から(III)での固溶 C 析出に伴う引張強度(TS)、一様伸び(U-El)および全伸び(T-El)の変化を Fig. 4 に示す。

強度と伸びの固溶 C 量依存性は、本質的には析出するセメンタイトの影響を含んだ見掛け上の変化であるが、熱処理(III)で固溶 C をほぼ全量析出させた状態での材質変化量(セメンタイトの析出形態の差に起因)から判断して、熱処理(I)における材質変化は、ほぼ固溶 C 量の差を反映したものと考えられる。

そこで、TS、U-El、T-El の固溶 C 量依存性を、STEPHENSON が Al キルド鋼について報告した結果¹⁰⁾と

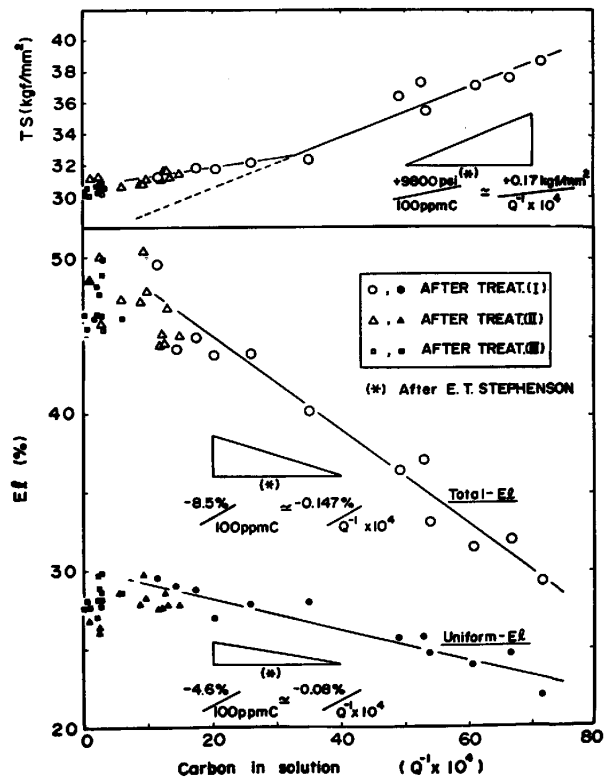


Fig. 4. Effect of carbon in solution on tensile strength and elongation.

比較して Table 1 にまとめて示す。STEPHENSON が用いた試験片は、本実験と同一寸法である。

U-El と $Q_{\text{max}}^{-1} > 30 \times 10^{-4}$ の領域における TS に関しては、両者の結果が良く一致している。しかし、T-El

Table 1. Comparison between the results of the effect of C in solution on tensile properties studied by STEPHENSON and present work.

	Uniform-El	Total-El	TS
Stephenson (C: 0.05 wt%)	$-4.6\%/100 \text{ ppm C}$ $\approx -0.08\%/unit (Q^{-1} \times 10^4)$	$-8.5\%/100 \text{ ppm C}$ $\approx -0.15\%/unit (Q^{-1} \times 10^4)$	$+9800 \text{ psi}/100 \text{ ppm C}$ $\approx +0.17 \text{ kgf/mm}^2/unit (Q^{-1} \times 10^4)$
Present work (C: 0.02 wt%)	$\approx -0.09\%/unit (Q^{-1} \times 10^4)$	$\approx -0.3\%/unit (Q^{-1} \times 10^4)$	$\approx +0.06 \text{ kgf/mm}^2/unit (Q^{-1} \times 10^4)$ ($Q_{\text{max}}^{-1} < 30 \times 10^{-4}$) $\approx +0.18 \text{ kgf/mm}^2/unit (Q^{-1} \times 10^4)$ ($Q_{\text{max}}^{-1} \geq 30 \times 10^{-4}$)

に関する本実験結果は、STEPHENSON の結果より約 2 倍の固溶 C 量依存性を示す。また、 $Q_{\max}^{-1} \leq 30 \times 10^{-4}$ の領域においては、TS の固溶 C 量依存性が小さくなる。本実験結果と STEPHENSON の結果との差は、以下の要因によると考えられる。

T-EI に関しては、一様伸びの段階では両者の結果が良く一致していることから、一様伸び以降の伸びの固溶 C 量依存性の差を反映したものと考えられる。これは、STEPHENSON の実験では C : 0.05 wt% の鋼が用いられており、ミクロ組織上は第二相としてパーライトを含んでいる。したがって、一様伸び以降でフェライト/パーライト界面のはく離によつて発生すると考えられるマイクロクラックが、延性破壊の起点として作用するため、本実験で得られた固溶 C 減少に伴う局部伸びの増加が、STEPHENSON の結果では見掛け上小さくなっているものと考えられる。

TS に関しては、 $Q_{\max}^{-1} \leq 30 \times 10^{-4}$ まで固溶 C が減少した場合、微細析出セメントイトによる析出硬化が、TS の固溶 C 量依存性を見掛け上小さくするものと考えられる。

さて、そこで一様伸びと局部伸びのおのおのについて、固溶 C 析出過程における変化をつぎに示す。

(1) 一様伸び

一般に、材料の一様伸びを評価する指標として加工硬化指数 (n 値)¹¹⁾ が用いられる。そこで、熱処理 (I) から (III) に至る固溶 C 析出過程での n 値 (測定ひずみ範囲 : 10%~20%) の変化を Fig. 5 に示す。

固溶 C の減少に伴つて、 n 値は 700°C 水冷材の値 (図中 Initial n value) に比べて低下する。固溶状態の C は n 値に影響しない¹⁰⁾ と考えられていることから、こうした n 値の低下は、各固溶 C レベルにおいて析出しているセメントイトの量および形態の差に起因したものと考えられる。

実際の連続焼鈍では、過時効処理後において高 n 値と低固溶 C 状態を実現することが材質上の目標となる。こうした観点から熱処理 (II) 後の n 値と固溶 C の関係について見ると、熱処理 (I) で過飽和固溶 C 量が多い場合 (図中*) には、熱処理 (II) で $Q_{\max}^{-1} \leq 3 \times 10^{-4}$ まで固溶 C が減少するが、 n 値が低い。これに対し、熱処理 (I) で過飽和固溶 C が少ない場合 (図中**) には、熱処理 (II) で n 値は高いが、 $Q_{\max}^{-1} \geq 10 \times 10^{-4}$ の固溶 C が残留する。こうした違いは、熱処理 (I) における過飽和固溶 C 量の差によつて、熱処理 (II) で析出するセメントイトの形態とその平均自由工程が変化することによるものである。

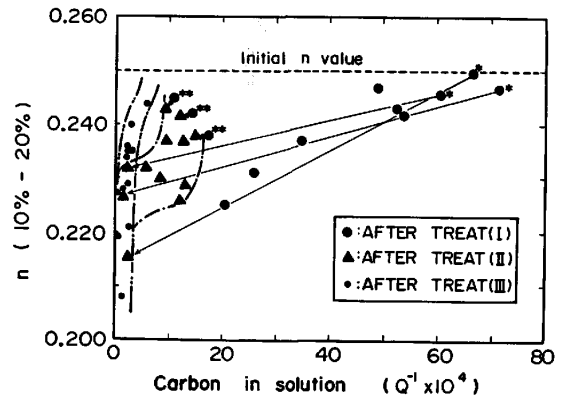


Fig. 5. Change of n -value due to precipitation of carbides during heat treatment from TREAT. (I) to TREAT. (III).

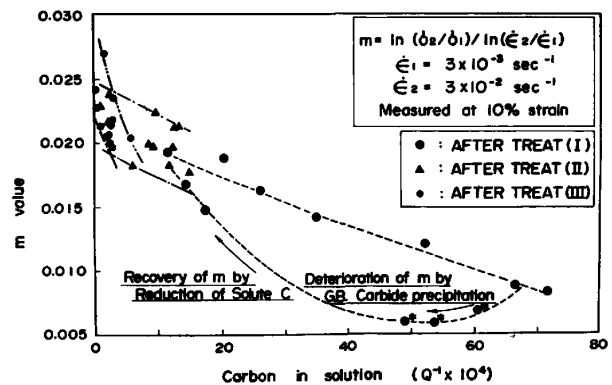


Fig. 6. Change of m -value due to reduction of carbon in solution during heat treatment from TREAT. (I) to TREAT. (III).

そこで、熱処理 (III) で全試料において $Q_{\max}^{-1} \leq 5 \times 10^{-4}$ まで固溶 C を析出させた場合、0.210~0.240 の範囲で n 値の変化が認められる。これは、純粋に鋼中セメントイトの析出状態に起因したものであると考えられる。

(2) 局部伸び

局部伸びに関して、拡散くびれにおけるひずみの局所化の難易を評価する指標として、歪み速度感受性パラメータ (m 値)¹²⁾ の測定を行つた。熱処理 (I) から (III) に至る固溶 C 析出過程における m 値の測定結果を Fig. 6 に示す。

m 値は、固溶 C の減少とともに増大する。局部伸びに関しては、鋼中固溶 C による動的ひずみ時効が伸びを劣化させることが明らかにされており¹³⁾、Fig. 6 における m 値の変化は、固溶 C 量に依存したものと考えられる。なお、熱処理 (I) で高温域での中間温度保持を行つて水冷した場合 (図中*)、固溶 C が減少するにもかかわらず m 値が低下する。これは、過飽和固溶 C 量が多いためフェライト地が変形しにくい状態において、粒界に連続してセメントイトが析出すると、フェライト/セメン

タイト界面がはく離しやすくなり、これがマイクロクラックの発生伝播を促進させるためと考えられる。

そのため、熱処理(Ⅱ)以降の処理で固溶Cをさらに析出させると、フェライト地の軟化に伴って m 値は増大する。

熱処理(Ⅲ)で固溶Cをほぼ全量析出させた場合、 m 値は 0.020~0.027 の範囲で変化する。

3.4 連続焼鈍冷延鋼板の一様伸びと局部伸びにおよぼす微細析出セメンタイトの本質的な影響

熱処理(Ⅲ)まで処理した状態の試料について、Fig. 3 に示した \bar{d} と n 値、T-El, U-El, 降伏強度 (YP) との関係を示す。Fig. 7 に示す。 \bar{d} の減少に伴って U-El と n 値は低下する。しかし、その劣化率は、 $\bar{d} < 0.5 \mu\text{m}$ において $n_{10\% - 20\%}$ の値が急激に低下することを除けば、比較的小さい。YP は、 $\bar{d} < 0.5 \mu\text{m}$ の領域でわずかに増大する。T-El は、測定した \bar{d} の範囲ではほぼ一定である。したがって、U-El と T-El の変化から、 \bar{d} の減少に伴って局部伸びが増加することがわかる。

さて、 n 値に関して、 $n_{4\% - 10\%}$ と $n_{10\% - 20\%}$ の \bar{d} 依存性を比較すると、 $\bar{d} \geq 0.5 \mu\text{m}$ の領域では両者の差はほぼ一定で、かつ \bar{d} 減少に伴う n 値の低下は小さいが、 $\bar{d} < 0.5 \mu\text{m}$ の領域では $n_{10\% - 20\%}$ が著しく低下する反面、 $n_{4\% - 10\%}$ の低下が小さい。こうした n 値の変化は、ミクロ組織上は以下の変化が起こっているためと考えられる。

微細析出粒子が分散した結晶の変形過程では、析出粒子近傍で活動する二次すべり系によつて導入される転位が、母相の一次すべり系の転位の移動を妨げることによ

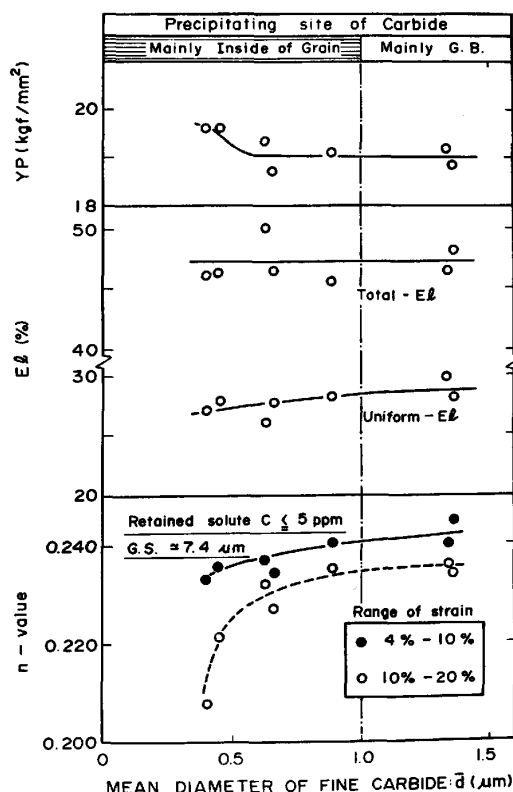
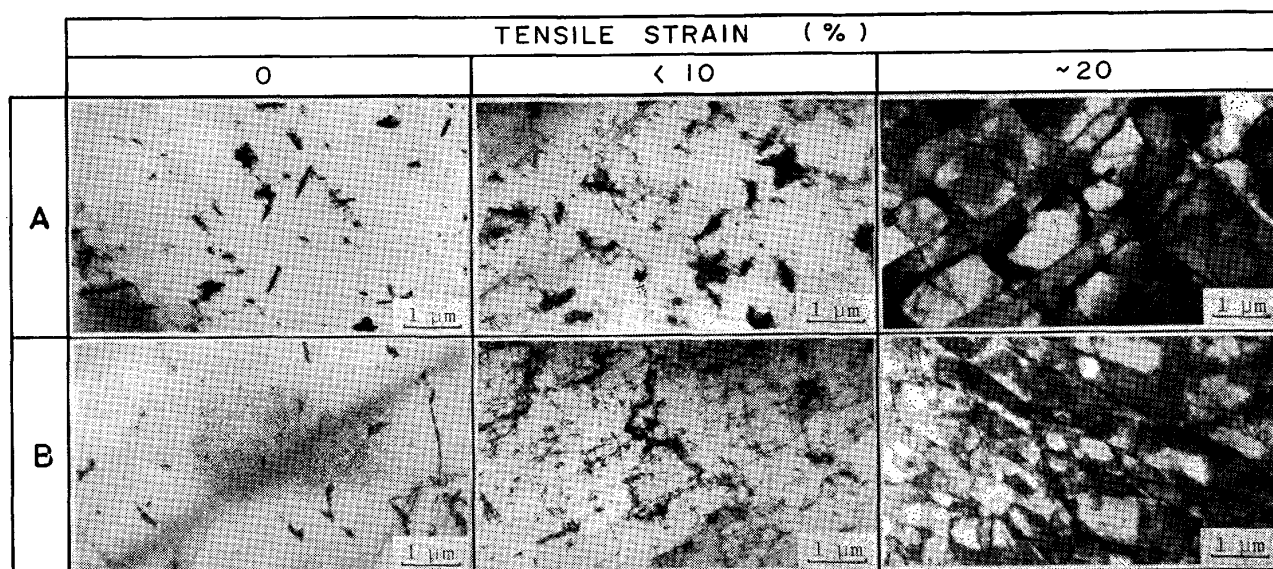


Fig. 7. Fundamental effect of mean diameter of fine carbides on tensile properties of continuously annealed steel sheets.

り、低ひずみ域で急激に加工硬化することが知られている¹⁴⁾。そこで、微細セメンタイトを多く含む状態(Photo. 1-a)とほとんど含まない状態(Photo. 1-d)において、引張変形過程における下部組織変化を透過電顕観察した



A: Containing fine carbides
B: Containing few fine carbides

Photo. 2. Transmission electron micrographs showing the microstructural changes during deformation due to the morphological difference of carbide precipitates.

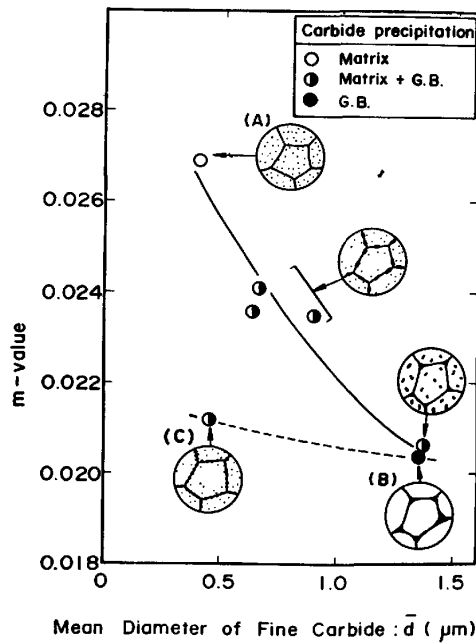
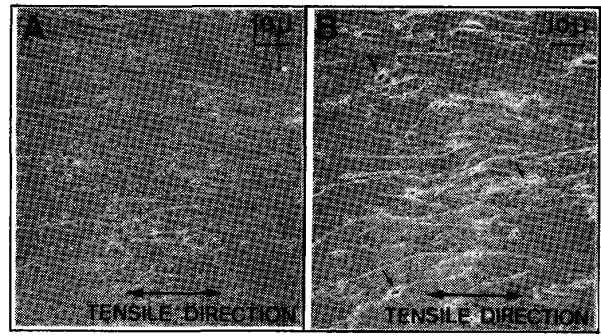


Fig. 8. Fundamental effect of mean diameter of fine carbides on m -value of continuously annealed steel sheets.

ときの、代表的な組織をそれぞれ Photo. 2-A, B に示す。Bにおいて無ひずみ状態で粒内に認められるヒモ状のコントラストは、転位線上へ優先析出した炭化物である。

フェライト粒内に微細なセメンタイトが存在する場合、10%以下の引張ひずみでセメンタイト近傍に高密度の転位が認められる。これは、セメンタイトと母相との変形能の差によつて増殖した転位と考えられる。これに対し粒内に微細セメンタイトが少ない場合、転位の分布はほぼ均一で方向性がある。これは、主として粒界などで増殖した一次すべり系の転位であると考えられる。とくに数%の引張ひずみでは、結晶粒あるいは方位の違いによつて、ミクロ的なひずみ量に不均一が生ずることは十分予想されるが、Photo. 2 に示す転位の分布状態に関するそれぞれの特徴は、再現性のあることが複数の視野観察から確認された。こうした下部組織変化から判断して、フェライト粒内に微細セメンタイトを有するAの組織では、セメンタイト近傍での転位の増殖とそれが一次すべり系の転位の移動を妨げることによつて、変形初期(ひずみ量: <10%)では、 $\bar{d} \geq 0.5 \mu\text{m}$ の組織に近い加工硬化を示すものと考えられる。

20%程度まで引張変形させた場合、Aの組織の方がBの組織に比べてセルサイズが大きく、かつ微細セメンタイトの平均的な間隔に近いサイズであることがわかる。一般に、セルサイズは結晶粒径、結晶方位、変形量などによつて変化する¹⁵⁾が、本実験では、いくつかの粒にお



A: Containing fine carbides in ferrite matrix
B: Containing filmy carbides at grain boundary

Photo. 3. Scanning electron micrographs showing the microstructural changes in the vicinity of fractured portion due to the difference of precipitating site of carbides.

いて観察した結果、全般的な傾向としてAとBの組織でセルサイズに有位差のあることが認められた。これは、Aの組織では、フェライト粒内に分布する微細セメンタイトが、セル形成の核として作用すると同時に、その発達を規制することを示唆するものであり、こうしたミクロ組織上の差が、フェライト粒内に微細セメンタイトが存在する場合、 n 値が低くなる本質的な原因であると考えられる。

つぎに、 m 値におよぼす \bar{d} の影響をFig. 8に示す。図中の(A), (B)は、Photo. 1-a, dの組織にそれぞれ対応するもので、他は、その中間的な組織を模式的に示したものである。 \bar{d} が小さく、かつフェライト粒内にセメンタイトが析出するほど、 m 値が大きくなる。これは、伸びフランジ成形性など、局部伸びに支配される材料特性に対しては好ましい傾向である。ところが、 \bar{d} が小さくても粒界にセメンタイトが点列状に析出した場合(C)は m 値が低くなる。これは、セメンタイトが点列状に粒界を覆うことによつて、粒界においてフェライト/セメンタイト界面での離によるマイクロクラックの発生が促進されるためと考えられる。とくに、粒界にフィルム状にセメンタイトが析出した場合(組織B)、 m 値が最も低くなる。

局部伸びに対して、フェライト/セメンタイト界面のはく離が重要な役割を果たすことをミクロ組織的に確認するため、Fig. 8に示した(A)と(B)の試料について、引張破断後の破断部近傍の断面を走査電顕観察した結果をPhoto. 3に示す。(A)の組織では、粒界などにまったく割れが認められないのに対し、(B)の組織では、粒界のセメンタイトとフェライトとの界面に多数の割れが認められる。つまり、フェライト粒界へのセメンタイトの析出は、フェライト/セメンタイト界面のはく離

によるマイクロクラックの発生を促進させることによつて、局部伸びを劣化させることを示している。

以上示した、連続焼鈍冷延鋼板において焼鈍温度からの急冷・過時効処理過程で析出するセメンタイトの析出形態と延性との関係から、製品の耐ひずみ時効性の向上あるいはプロセス上短時間過時効処理を目的としてフェライト粒内に微細セメンタイトを析出させることは、延性面では局部伸びの向上に有効である。しかし、 $\bar{d} < 0.5 \mu\text{m}$ まで微細になると、YP の上昇、U-El および n 値の低下が顕著となる。

一方、フェライト粒内に微細セメンタイトがほとんど析出しない場合、過時効処理後(本実験での熱処理(II))の固溶C量が増加する。この場合は、粒内に析出する微細セメンタイトに起因する材質上の不利は解消されるが、固溶C量増加による材質劣化に加えて粒界に析出するセメンタイトによつて局部伸びが低下する。したがつて、Fig. 7 中に示したセメンタイトの析出サイトなどから判断して、 $d \leq 1.0 \mu\text{m}$ であるのが好ましい。

以上の点から、連続焼鈍で析出する微細セメンタイトは、その平均直径が $0.5 \mu\text{m} \leq \bar{d} \leq 1.0 \mu\text{m}$ の範囲であることが、材質の総合的なバランスの点で好ましいと言える。これは、粒界析出セメンタイトと粒内微細析出セメンタイトが共存する状態である。

4. 結 言

連続焼鈍軟質冷延鋼板の強度と伸びにおよぼす、鋼中固溶Cとセメンタイトの析出形態のそれぞれの影響について、分離して検討した結果、以下に示す点が明らかになった。

(1) 連続焼鈍軟質冷延鋼板の一樣伸び (U-El), 全伸び (T-El), 引張強度 (TS) は、以下に示す鋼中固溶C量 (Q^{-1}) 依存性を示す。

$$\Delta(U-El) \simeq -0.09\% \cdot \Delta(Q^{-1} \times 10^4)$$

$$\Delta(T-El) \simeq -0.3\% \cdot \Delta(Q^{-1} \times 10^4)$$

$$\Delta TS \simeq +0.06 \text{ kgf/mm}^2 \cdot \Delta(Q^{-1} \times 10^4)$$

$$(\text{at } Q_{\text{max}}^{-1} < 30 \times 10^{-4})$$

$$\Delta TS \simeq +0.18 \text{ kgf/mm}^2 \cdot \Delta(Q^{-1} \times 10^4)$$

$$(\text{at } Q_{\text{max}}^{-1} \geq 30 \times 10^{-4})$$

(2) 連続焼鈍過程で鋼中に析出する $1 \mu\text{m}$ 前後の微細セメンタイトのサイズ分布を定量した。それによると、焼鈍温度からの急冷・過時効処理過程で析出するセメンタイトは、高過飽和固溶状態から析出する場合、そ

の平均直径 (\bar{d}) は $0.4 \sim 0.7 \mu\text{m}$ である。これに対し冷却過程で粒界へのセメンタイト析出を図ると、 \bar{d} は $1.4 \mu\text{m}$ 程度になる。

(3) フェライト粒内に微細セメンタイトが析出することによつて \bar{d} が小さくなると、鋼板の一樣伸びおよび n 値が低下する。とくに $\bar{d} < 0.5 \mu\text{m}$ の領域では、降伏強度の増加とともに、ひずみ量 10% 以上における n 値の急激な低下が認められる。全伸びは、 $0.4 \mu\text{m} < \bar{d} < 1.4 \mu\text{m}$ の範囲のセメンタイト析出状態ではほとんど変化しない。

(4) フェライト粒界におけるセメンタイト析出は、フェライト/セメンタイト界面のはく離によるマイクロクラックの発生により、鋼板の局部伸びを劣化させる。

(5) 連続焼鈍軟質冷延鋼板において、フェライト粒内に微細セメンタイトをある程度析出させることは、材質の総合的なバランスの点で好ましい。その場合、微細セメンタイトの平均的なサイズが、 $0.5 \mu\text{m} \leq \bar{d} \leq 1.0 \mu\text{m}$ であるとき優れた材質が得られる。

文 献

- 1) 栗原 極, 中岡一秀: 鉄と鋼, 68 (1982), S 586
- 2) 中岡一秀, 荒木健二, 岩瀬耕二: 同上, 61 (1975), S 152
- 3) 野副 修, 松藤和雄, 下村隆良, 大沢紘一: 同上, 66 (1980), S 361
- 4) たとえば T. OBARA, K. SAKATA, and T. IRIE: TMS-AIME Conference Proceedings on "Metallurgy of Continuous-Annealed Sheet Steel", ed. by B. L. BRAMFITT and P. L. MANGONON (1982), p. 83
- 5) たとえば 秋末 治, 山田輝昭, 上田 茂, 高階喜久男: 鉄と鋼, 68 (1982), p. 1388
- 6) 最新の鉄鋼状態分析 (鎌田 仁編), p. 49 [アグネ社]
- 7) 日本鉄鋼業における分析技術 (日本鉄鋼協会編), p. 448
- 8) 高橋隆昌, 千野 淳, 井樋田 睦: 鉄と鋼, 68 (1982), S 317
- 9) 青木宏一, 関野昌蔵, 藤島敏行: 金属物理実験室 (長崎誠三編), p. 265 [アグネ社]
- 10) E. T. STEPHENSON: Trans. ASM, 55 (1962), p. 624
- 11) J. H. HOLLOMAN: Trans. TMS-AIME, 62 (1945), p. 268
- 12) A. K. GHOSH: Metall. Trans., 5 (1974), p. 1607
- 13) 阿部光延, 小甲康二, 新井信一, 速水哲博: 日本金属学会誌, 45 (1981), p. 942
- 14) M. F. ASHBY: Phil. Mag., 14 (1966), p. 1157
- 15) G. LANGFORD and M. COHEN: Trans. ASM, 62 (1969), p. 623