

論 文

加工用高張力冷延鋼板の材質に及ぼす
連続焼鈍条件の影響秋末 治*・山田輝昭*²・上田 茂*²・高階喜久男*²Effects of Continuous Annealing Conditions on Mechanical
Properties of Drawing Quality High Strength Steel Sheet

Osamu AKISUE, Teruaki YAMADA, Shigeru UEDA, and Kikuo TAKASHINA

Synopsis:

Effects of continuous annealing conditions on mechanical properties of drawing quality high strength steel sheet were studied using the continuous annealing heat cycle simulator which had been developed by the authors.

Continuous annealing conditions which were studied are as follows:

(1) Cooling rate before over aging. (2) Starting temperature of cooling in the cases of AcC (accelerated cooling) method and W.Q (water quenching) method. (3) End temperature of cooling in the case of AcC method. At the same time, changes of the amount of carbon in solution and carbide precipitation during heat treatments were studied.

As a result of this study, it was made clear that the most desirable heat cycle for drawing quality and non aging high strength steel sheet consisted of slow cooling of about 7°C/s from soaking temperature to 675°C, accelerated cooling of about 100°C/s from 675°C to 400°C and over aging at 400°C. In this annealing condition, most of the fine carbides precipitated on grain boundaries and the amount of carbon in solution decreased in short over aging time.

1. 結 言

最近の自動車においては、燃料費の低減のための車体軽量化、衝突安全の確保および耐デント性の向上が計られてきており、そのために高張力鋼板が多量に使用されるようになってきた。

この目的に用いられる自動車用高張力冷延鋼板として備えていなければならない特性は、必要な高張力に加えて良好なプレス加工性、溶接性、疲労特性、塗装耐食性などである。なかでも、最も使用が多くなつてきている外内板用の 35~40 kgf/mm² 級の加工用および絞り加工用高張力鋼板では、良好なプレス加工性、形状凍結性に加えてストレッチャー・ストレインの発生しない性質も備えていることが必要である。このような諸特性をバランスよく備えた鋼板を供給するのが鉄鋼メーカーにとって重要な課題である。

著者らは、35~40 kgf/mm² 級の自動車用外内板向けの加工用および深絞り加工用の高張力冷延鋼板を連続焼鈍法にて製造する方法を研究し、箱焼鈍材の短所を補いつつ、箱焼鈍材並のプレス加工性を得る連続焼鈍方法を

開発してきた。

従来の連続焼鈍方法^{1)~4)}には鋼板の材質に及ぼす影響にそれぞれの特徴がある。その材質上の特徴は連続焼鈍における均熱処理後の冷却および過時効処理工程の差異によつて生じる^{5)~7)}。

従来の連続焼鈍方法にはそれぞれ一長一短があるが、それらのなかの長所を活かした新しい連続焼鈍方法を見出すための冶金学的な研究を重ねてきた。本論文においては、特に材質に及ぼす連続焼鈍条件の影響についてのべる。

2. 一次急冷速度の影響

連続焼鈍によつて製造される加工用高張力冷延鋼板および一般の加工用冷延鋼板の基本的な材質特性（降伏点、伸び、時効性、焼付硬化性など）は、連続焼鈍の均熱処理後の冷却と過時効処理の条件によつてほぼ決定される。

まず、均熱に続いて冷却の後には再加熱をおこなわない連続焼鈍方法において、冷却速度が材質に及ぼす影響を調査した。

昭和 56 年 10 月 15 日受付 (Received Oct. 15, 1981)

* 新日本製鉄(株)広畑製鉄所 理博 (Hirohata Works, Nippon Steel Corp., 1 Fuji-cho Hirohata-ku Himeji 671-11)

*² 新日本製鉄(株)広畑製鉄所 (Hirohata Works, Nippon Steel Corp.)

2.1 実験方法

Table 1には実験に用いたP添加-Alキルド鋼板の化学成分と熱延条件を示す。この熱延板を冷間圧延によって板厚 0.80 mm の冷延板にし、熱処理は著者らが開発した連続焼鈍熱サイクル・シミュレーターによっておこなった。

Fig. 1 に示すように絞り加工用高張力鋼板としての高い r 値を得るために 850°C で 40 s 間の均熱処理をして、その後均熱中に生じた一部のオーステナイト粒をゆつくりフェライト粒に変態させることと、固溶炭素量を制御するために⁸⁾⁹⁾ 均熱温度から 675°C までは徐冷した。引き続き 400°C の過時効処理温度までの間を 3~200°C/s の範囲で冷却速度を変え 400°C で 120 s の過時効処理をおこないその後 100°C/s で室温まで冷却した。

熱処理材については内部摩擦法によって固溶炭素量の測定およびセメントナイト等の炭化物の析出分散状態の観察をおこなった。更に 1.0% の調質圧延をして 100°C で 1 h の時効処理を施した試料については JIS-5 号試験片によって材質調査をおこなった。

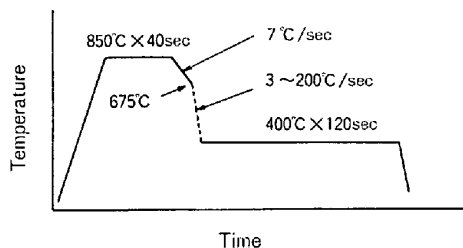


Fig. 1. Heat cycles for study on the effect of cooling rate. The cooling rate is from 3 to 200°C/s.

2.2 実験結果および考察

Fig. 2 は 400°C での過時効処理が 120 s の場合の冷却速度の固溶炭素量への影響を示す。過時効処理後の固溶炭素量はこの一次急冷速度によって大きく変わり、冷却速度が遅い場合には固溶炭素量は非常に多くなる。冷却速度が 3, 7°C/s の場合にはそれぞれ 32, 27 ppm ある固溶炭素量が、100, 200°C/s と速くなると固溶炭素量は約 10 ppm と 400°C での平衡炭素量¹⁰⁾に近い値まで低下して過時効処理が非常に効率的に進行することがわかる。

Photo. 1 は一次急冷速度を 3 から 200°C/s まで変化させ、400°C で 120 s の過時効処理をおこなった試料のセメントナイトの析出状態を示す。3°C/s の徐冷の場合にはセメントナイトの析出密度が最も低く、大半は結晶粒界の

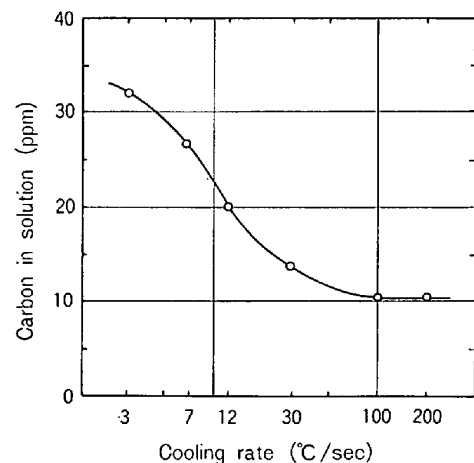


Fig. 2. Effect of cooling rate on the amount of carbon in solution. Over aging condition is 400°C×120 s.

Table 1. Chemistry and hot rolling conditions of steel.

Chemistry (%)						Hot rolling conditions		
C	Mn	P	S	sol. Al	T. N	Finishing temperature (°C)	Coiling temperature (°C)	Thickness of hot band (mm)
0.034	0.14	0.052	0.005	0.060	0.0019	875	735	3.5

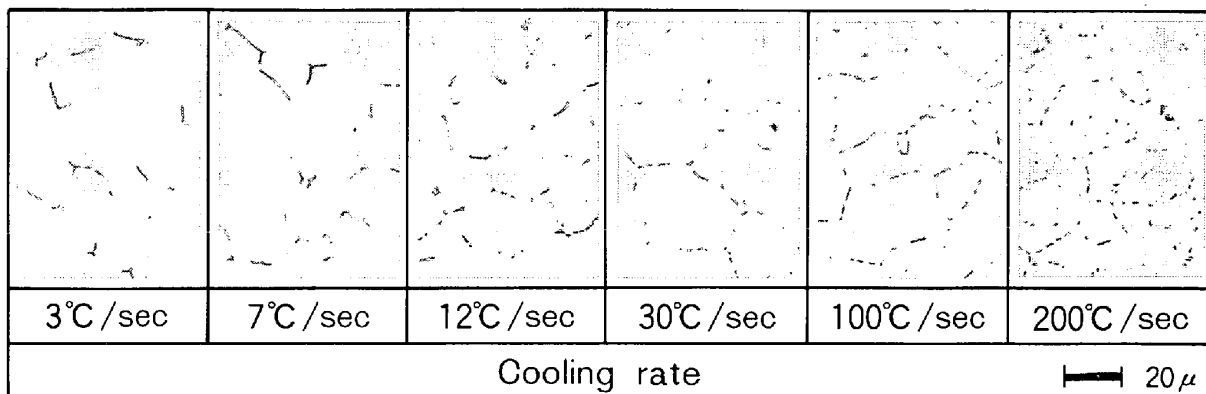


Photo. 1. Effect of cooling rate on carbide precipitation.

三重点にやや大きく成長して析出している。冷却速度が速くなるに従ってセメントタイトの析出場所は結晶粒界の三重点から結晶粒界に変わり、そのサイズは小さくなり密度は高くなる。冷却速度が 100, 200°C/s になるとセメントタイトの大部分は結晶粒界に片状の形をして点列状に多数析出するようになるが結晶粒内の析出はほとんどない。

このようにセメントタイトの析出場所は主として結晶粒界であるが、析出物の密度は冷却速度によつて大きく変化する。析出物の密度が変わるといことは過時効処理中における炭素の必要拡散距離が大きく変わるということであり、冷却速度を 100, 200°C/s にすると炭素の析出に要する距離が短くなり Fig. 2 に示したように固溶炭素量は短時間で低減することになる。

Fig. 3 は 400°C で 120 s の過時効処理をした場合の一次急冷速度が機械的性質に及ぼす影響を示す。加工用高張力鋼板にとつて重要であるプレス加工性および形状凍結性の指標である、降伏点 (降伏比)、伸びおよびストレッチャー・ストレインの指標となる降伏点伸びを 100°C×1 h の人工時効後の値で示す。鋼板が実際にプレス加工される時には時効がかなり進んでいるのが通常であるからである。

Fig. 2 の固溶炭素量の変化と機械的性質はよく対応しており、固溶炭素量が多くなる徐冷の場合は降伏点

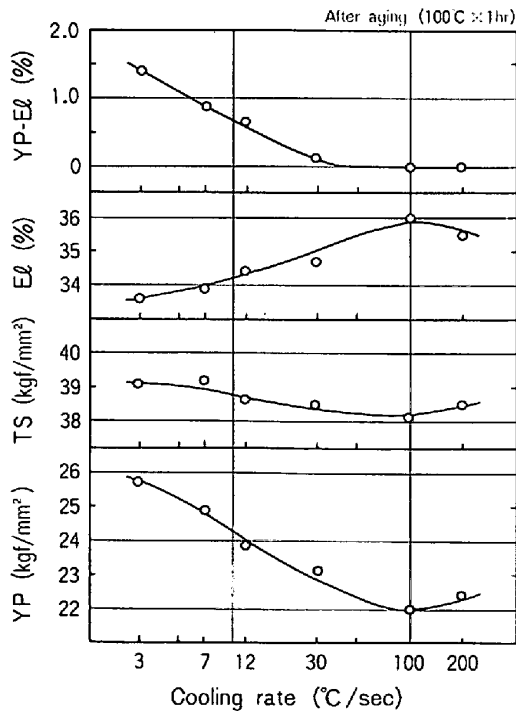


Fig. 3. Effects of cooling rate on the mechanical properties after aging of 100°C×1h. Over aging condition is 400°C×120 s.

(降伏比) が高く伸びが低くなり降伏点伸びは高くなる。冷却速度が 100°C/s になると降伏点 (降伏比) は小さく伸びは大きくなり、しかも降伏点伸びはゼロになり実質的に非時効性鋼板が得られる。

3. 一次急冷開始温度の影響

加工用高張力鋼板を連続焼鈍によつて製造するには一次急冷速度を 100°C/s 前後にすることが極めて重要であることが前章でわかつた。本章では実験手段としての水冷による急冷の方法 (water quenching method, 以下 W.Q 法) と約 100°C/s の急冷を採用する方法 (accelerated cooling method, 以下 AcC 法) の場合について、それぞれの一次急冷開始温度の影響について述べる。

3.1 実験方法

実験は Table 1 に示した熱延板を 0.80 mm に冷間圧延し、それに Fig. 4 に示す熱処理を施しておこなつた。

W.Q 法ならびに一次急冷の終点温度を過時効温度である 400°C に終点温度制御した AcC 法において、850°C の均熱温度から一次急冷開始温度 (T_Q) までの間は 7°C/s で徐冷しその後は水中冷却および 100°C/s で冷却した。急冷開始温度は 850°C から 400°C までの間で多くの温度を選んだ。W.Q 法の場合は T_Q から水冷によつて 30°C まで急冷し、その温度で 5 s 保持した後 20°C/s の速度で 400°C まで再加熱して 60 s の過時効処理をした。AcC 法の場合は 400°C に急冷の終点温度制御し、そのまま続いて 120 s の過時効処理をした。得られた試料の固溶炭素量、炭化物の析出状態、1.0% の調質圧延と 100°C で 1 h の時効処理後の機械的性質を調査し一次急冷開始温度の影響を調べた。

3.2 実験結果および考察

Fig. 5 に W.Q 法および AcC 法での固溶炭素量に及ぼす一次急冷開始温度の影響を示す。AcC 法の場合は均熱温度から 675°C まで 7°C/s で徐冷し、その温度から 100°C/s で 400°C まで急冷して過時効処理をする

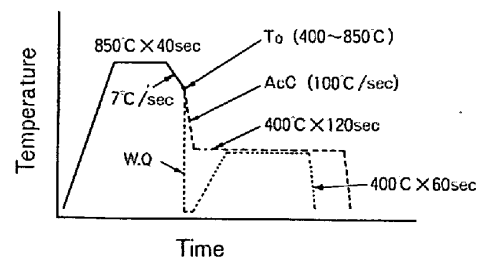


Fig. 4. Heat cycles for study on the effects of the starting temperature (T_Q) of cooling.

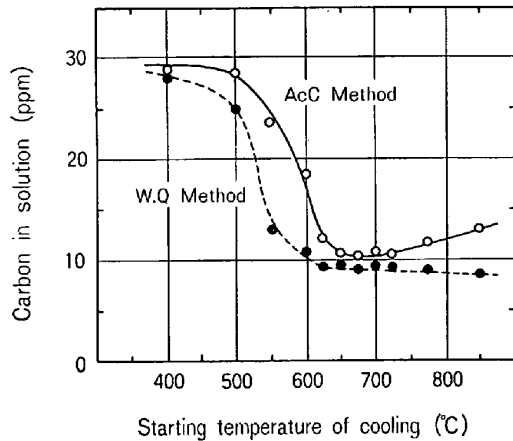


Fig. 5. Effect of the starting temperature (T_Q) of cooling on the amount of carbon in solution.

ときに最も固溶炭素量は少なくなる。 T_Q が 675°C よりも高くなると固溶炭素量は若干増加する。また、 T_Q が 625°C より低くなり徐冷の時間が長くなると急激に固溶炭素量は多くなり、Fig. 2 における徐冷の場合と同じく固溶炭素量は約 28 ppm にもなる。

W.Q の場合には、固溶炭素量は T_Q が 625°C 以上で AcC 法の場合よりもやや少なくなり、また、高温になつても増加はしない。 T_Q が 600°C より低くなると AcC 法の場合と同様に固溶炭素量は急激に増加する。 T_Q が 400°C の場合でも過時効処理時間が 60 s と短いにもかかわらず、Fig. 1 に示した徐冷サイクルの場合と同程度の固溶炭素量となる。

Photo. 2 に AcC 法および W.Q 法における炭化物

の析出分散状態を示す。AcC 法の場合はセメントタイトの大部分は結晶粒界に析出し T_Q が 675°C の場合の析出物の密度が最も高い。 T_Q が 850°C の場合は、 850°C でのフェライト粒内の炭素の固溶量が少なくなるためか炭化物量はやや少なく、かつ小さな炭化物となつて粒界に点列状に析出する。その結果固溶炭素量は若干増加するものと考えられる。 T_Q が 550°C 以下の低温になるに従つて析出サイトが一般結晶粒界から粒界の三重重点へ変化し析出物の数も急激に減少する。このことが固溶炭素量の急激な増加と対応している。

W.Q 法の場合は AcC 法とは根本的に異なり、炭化物の析出サイトは結晶粒内になり、そのサイズは微細で密度は高くなる。このように粒内に密度高く析出する微細炭化物が存在するために炭素の析出のための必要拡散距離が短くなり短時間の過時効処理で固溶炭素量は低下することになる。 T_Q が 500°C 以下になると粒内炭化物の数は少なくなり、 T_Q が 400°C では粒界に析出した炭化物が主体となる。

Fig. 6 には $100^\circ\text{C} \times 1\text{h}$ の時効後の材質特性値に及ぼす一次急冷開始温度の影響を示す。AcC 法における一次急冷開始温度の材質に及ぼす影響は Fig. 5 に示した固溶炭素量の変化の様子とよく一致しており、 T_Q が 675°C の時に降伏点は低く低降伏比になり延性は高くなる。更に降伏点伸びはゼロとなつて加工用高張力鋼板として優れた材質が得られる。 T_Q が 550°C 以下と低くなると非時効性は失われ材質は硬質化し延性も低くなる。

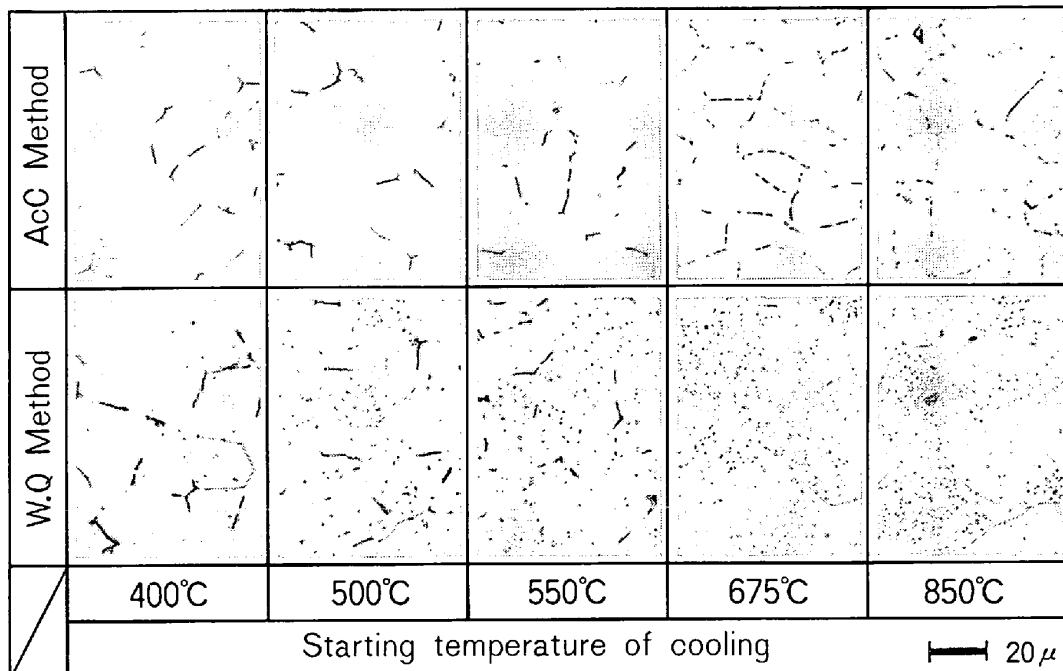


Photo. 2. Effects of the starting temperature (T_Q) of cooling on carbide precipitation.

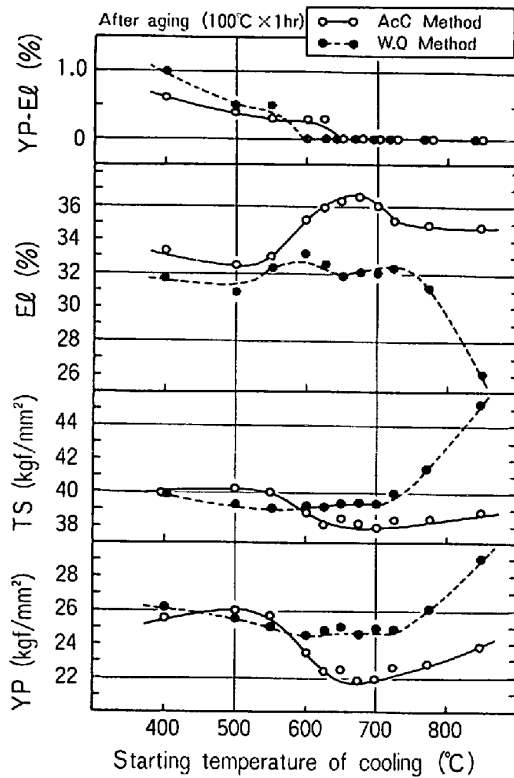


Fig. 6. Effects of the starting temperature (T_Q) of cooling on the mechanical properties after aging of $100^\circ\text{C} \times 1\text{h}$.

W.Q 法の場合は AcC 法の場合とは根本的に異なり, Fig. 5 の固溶炭素量の変化との対応が薄らぎ Photo. 2 に示した粒内の微細な炭化物の影響をうけて材質特性は変化する. AcC 法の場合は T_Q が 550°C より高くなると固溶炭素量が急激に少なくなるとともに材質特性は良くなるのに対して, W.Q 法の場合においては T_Q が 500°C より高くなれば固溶炭素量は激減して降伏点伸びは低くなるが降伏点はあまり低くならず延性も低い. これは粒内に微細に数多く析出した炭化物が材質を硬質にし延性を劣下させているためであると考えられる. W.Q 法の場合において加工性を向上させようとするればこの粒内の炭化物の数を少なくしなければならない. T_Q を 500°C 以下にすれば炭化物の数は少なくなるが, 短時間の過時効処理では十分に固溶炭素量を減少させることはできない.

4. 一次急冷終点温度の影響

加工用高張力鋼板を製造するには均熱処理後約 $7^\circ\text{C}/\text{s}$ で 675°C まで徐冷し, 続いて約 $100^\circ\text{C}/\text{s}$ で急冷することが重要であることがわかった. 本章では AcC 法における一次急冷終点温度の材質に及ぼす影響について調査した結果を述べる.

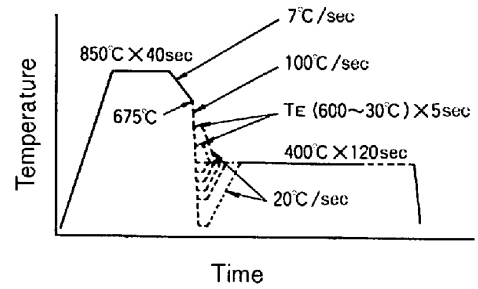


Fig. 7. Heat cycles for study on the effects of the end temperature (T_E) of cooling.

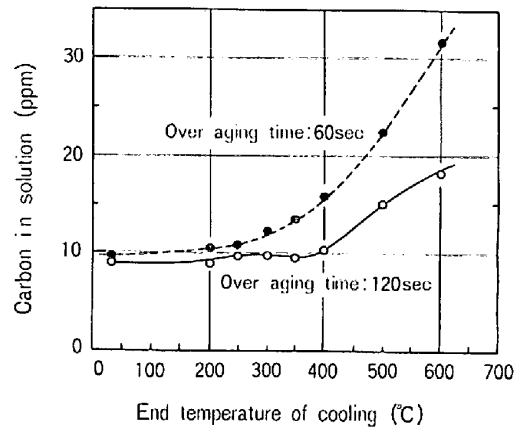


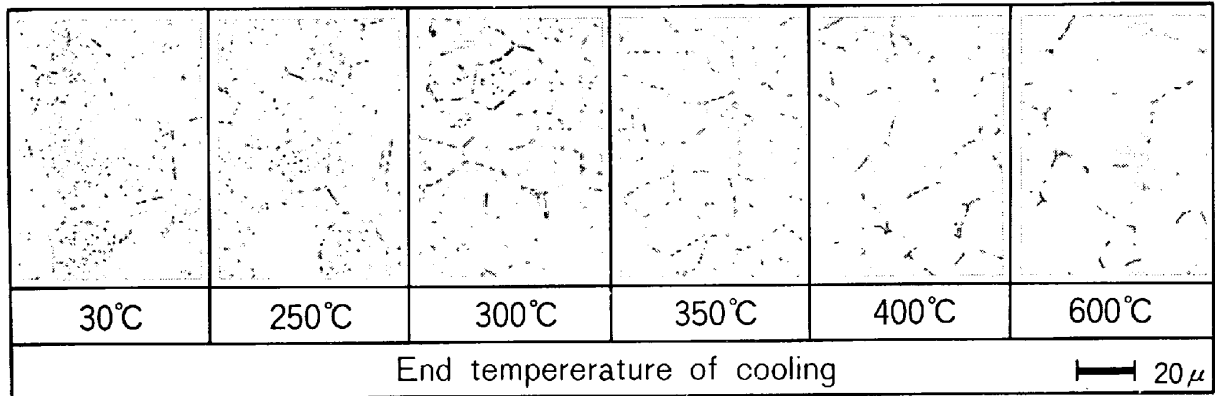
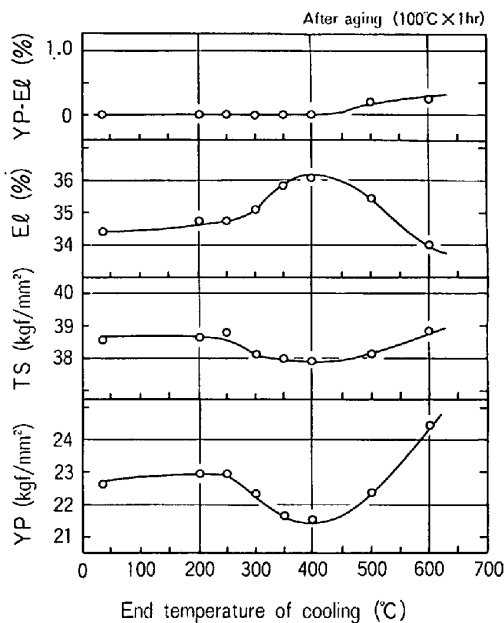
Fig. 8. Effect of the end temperature (T_E) of cooling on the amount of carbon in solution.

4.1 実験方法

実験には Table 1 に示した鋼板を 0.80mm に冷間圧延したものを使用した. 熱処理は Fig. 7 に示すサイクルによつて一次急冷終点温度 (T_E) の影響を調査した. 850°C で 40s 均熱後 675°C まで $7^\circ\text{C}/\text{s}$ で徐冷し, その後 $100^\circ\text{C}/\text{s}$ で 600°C から 30°C までの間の種々の一次急冷終点温度 T_E まで急冷し, その各温度で 5s 保持し T_E が 400°C 以上の場合には $20^\circ\text{C}/\text{s}$ で 400°C まで冷却し, T_E が 400°C 以下の場合には $20^\circ\text{C}/\text{s}$ で 400°C まで再加熱した. 機械的性質は 1.0% の調質圧延後 100°C で 1h の時効処理をしたものを調査した.

4.2 実験結果および考察

Fig. 8 に固溶炭素量の一次急冷終点温度による変化を示す. 過時効時間が 60s の場合には T_E が 30°C のときに固溶炭素量は最も少ないが, T_E が 300°C 以上になると固溶炭素量は急に多くなる. 過時効時間が 120s の場合は, T_E が 400°C の固溶炭素量は T_E が 30°C のときのそれとほとんど同程度に少なくなる. T_E が 30°C のときは過時効時間が 60s から 120s になつても固溶炭素量はそれ以上減少せず約 9ppm の一定値になつている. T_E が 400°C の場合は過時効時間が 120s あれば約 10ppm の固溶炭素量に到達しているこ

Photo. 3. Effect of the end temperature (T_E) of cooling on carbide precipitation.Fig. 9. Effects of the end temperature (T_E) of cooling on the mechanical properties after aging of $100^\circ\text{C} \times 1 \text{ h}$.

とがわかる。

Photo. 3 は T_E を 600°C から 30°C まで変化させて 400°C で 120 s 間の過時効処理後の炭化物の析出状態を示す。 T_E が 400°C 以上の場合は炭化物は粒界に析出し T_E が 350°C , 300°C になると炭化物は粒内にも析出するようになる。粒界に近い領域の炭素は粒界に片状に析出するので粒界に沿って denuded zone が発生する。 T_E が 250°C 以下になると一次冷却中に粒界に析出する炭化物に加えて粒内に微細炭化物が密度高く析出する。この状態は Photo. 2 の W.Q 法の T_Q が 675°C の場合に近くなる。

Fig. 9 は $100^\circ\text{C} \times 1 \text{ h}$ の時効後の降伏点, 伸び, 降伏点伸びに及ぼす AcC 法の一次急冷終点温度の影響を示す。 T_E が 500°C より高くなると Fig. 8 に示すように固溶炭素量が多くなり, そのために降伏点, 延性の

材質特性が劣下し降伏点伸びもゼロにはならなくなる。逆に T_E が 250°C 以下になると固溶炭素量は少なくなり降伏点伸びはゼロになるが, W.Q 法の場合と同様に粒内の微細炭化物の影響をうけて降伏点は高く伸びは低くなる。 T_E を 400°C にすると降伏点は低く伸びは高くなり同時に降伏点伸びもゼロになり優れた加工用高張力鋼板が得られる。これは T_E を 400°C にすれば固溶炭素量を低減する効果は W.Q 法並にまで発揮できると同時に材質特性を劣下させる粒内の微細炭化物の生成を害のない程度にまで抑えることができるためであると考えられる¹¹⁾。

5. 連続焼鈍途中での炭素の挙動と材質

連続焼鈍方法の特徴を一層明らかにするために, 焼鈍途中での固溶炭素量, 炭化物の析出挙動を各種の熱サイクルにおいて調べた。機械的性質は 1.0% の調質圧延後 100°C で 1 h の時効処理をしたものを調査した。

5.1 実験方法

Table 1 の鋼板を 0.80 mm に冷間圧延し, それを Fig. 10 の 4 つの熱サイクルによつて過時効処理時間を変化させて熱処理して固溶炭素量, 炭化物, 材質の変化のようすを調べた。サイクル①と②は一次急冷終点温度を 400°C に制御したものであり冷却速度を 12°C/s と 100°C/s に違えてある。サイクル③と④は W.Q 法のものであつて水冷開始温度 T_Q を 550°C と 675°C の二水準をとつたものである。

5.2 実験結果および考察

Fig. 11 に一次急冷の終了時点から過時効中の固溶炭素量の変化のようすを示す。Photo. 4 には炭化物の生成初期および過時効処理後の炭化物の析出状態が熱サイクルによつて変化するようすを示す。

AcC 法では 400°C に終点制御して 100°C/s で冷却するので約 80 ppm の多量の過飽和炭素量をもちつつ, 既に結晶粒界には固溶炭素の析出場所となる約 2μ の炭

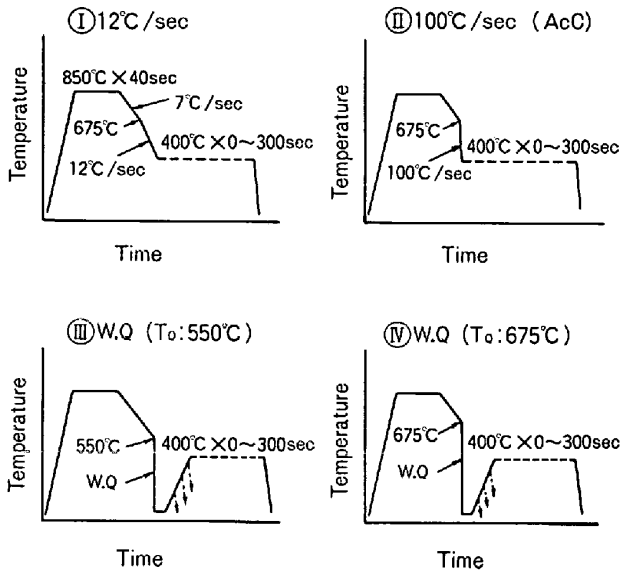


Fig. 10. Heat cycles for study on the changes of carbon precipitation during heat treatment.

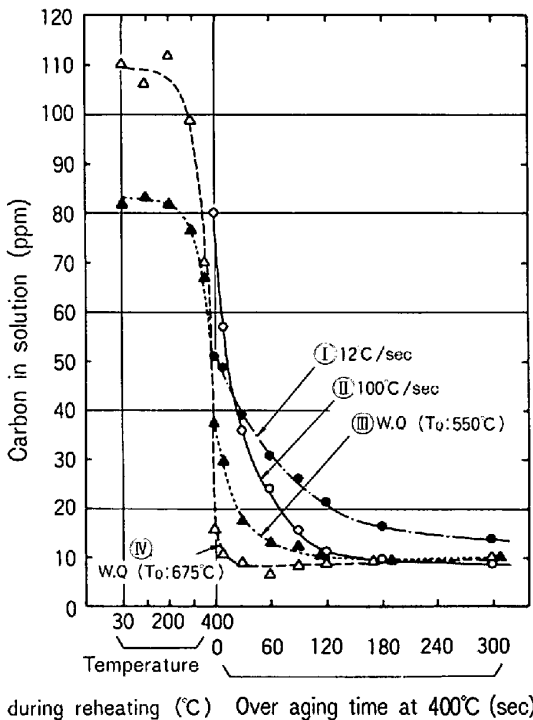


Fig. 11. Effect of heat cycles on the amount of carbon in solution.

化物が点列状に存在している状態で過時効処理に入る。従つて 120s の過時効処理で W.Q 法の場合と同じ固溶炭素量にまで低減する。

サイクル①では冷却速度が 12°C/s と遅いので固溶炭素は約 50% 以上析出してしまい、冷却の終点の時点で約 50 ppm が存在するにとどまる。更にセメントイットは約 10 μ の大きさで結晶粒界の三重点に析出した状態にあるので 300s の過時効時間でも固溶炭素量は十分に低

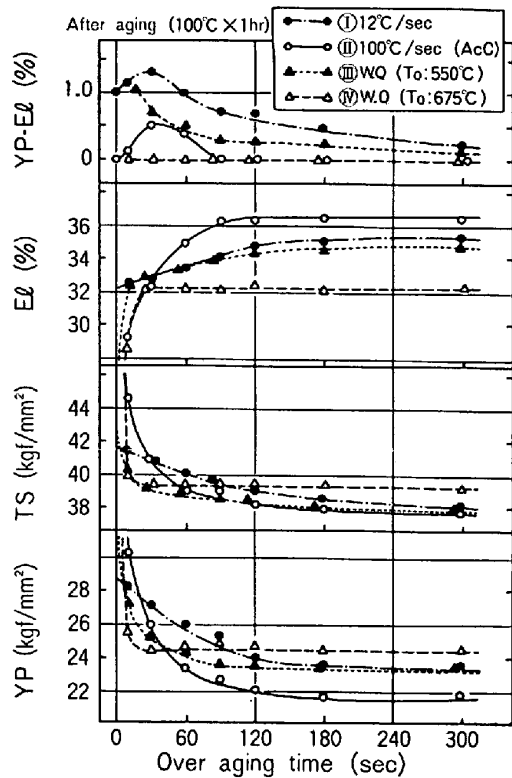


Fig. 12. Effects of the heat cycles (I, II, III and IV in Fig. 10) on the mechanical properties after aging of 100°C x 1 h.

下していない。

W.Q 法のサイクル④では水冷直後の時点で固溶炭素量は約 100 ppm 存在し炭化物の析出の仕方も AcC 法の場合と異なり Photo. 4-C に示すように炭化物はほとんどみられない。しかし過時効温度の 400°C まで昇温する途中で固溶炭素量は 15 ppm にまで激減し、同時に Photo. 4-D に示すように粒内に約 0.4 μ の微細な炭化物が極めて密に析出してしまっている。その後は 20s の短時間の過時効で固溶炭素量は約 10 ppm の一定値に達してしまう。

W.Q 法のサイクル③では 550°C まで 7°C/s で冷却するので水冷直後でも Photo. 4-A にみられるように約 10 μ のセメントイットが粒界の三重点に既にみられる。固溶炭素量は約 80 ppm あるが、その後の再加熱の途中で約 0.5 μ の炭化物となつて粒内に析出する。しかし炭化物の密度はかなり低くなるので必要過時効時間は AcC 法とはほぼ同じになる。

Fig. 12 は 4 つの熱サイクル①②③④において時効後の材質が過時効時間によつてどのように変化するかを示す。冷却速度の遅いサイクル①では一次冷却直後の時点で Fig. 11 に示したように固溶炭素量は最も少ないので降伏点も低く伸びも比較的大きいものと思われる。し

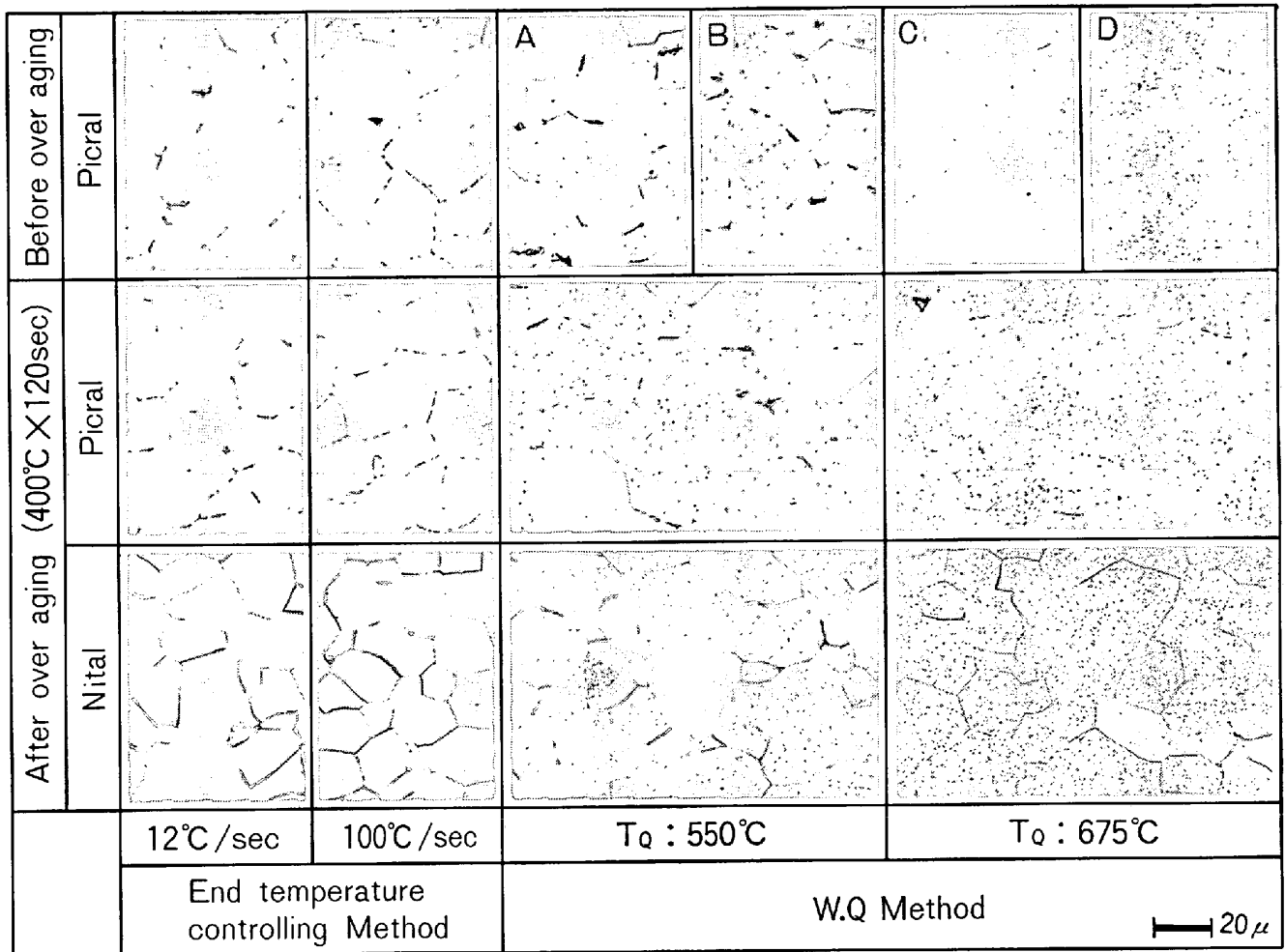


Photo. 4. Effects of the heat cycles (①, ②, ③ and ④ in Fig. 10) on carbide precipitation during heat treatment. A and C: immediately after water quenching. B and D: immediately after reheating to 400°C.

かしその後の過時効における材質特性の回復が少ないままに 180s で一定値に収束する。

サイクル②の AcC 法では過時効時間とともに急速に材質は回復し約 120s で一定値に達する。しかも 4つのサイクルの内では最も降伏点が低く軟質で伸びが最も大きい材質を得ることができる。降伏点は他の 3つのサイクルの場合に比べて 2 kgf/mm² 以上低く軟質になり、伸びも 2~4% 高い値をもつことができる。また、降伏点伸びもゼロに抑えることができる。これらは粒界に比較的密に析出したセメントイトによつて固溶炭素量を効率的に減少させることができることと、材質を硬質にし、しかも延性を劣下させる粒内に密に析出する炭化物がないためであると考えられる。

W.Q 法のサイクル④の場合は固溶炭素量の変化に対応して材質は急速に回復をはじめ 20~30s の過時効時間で一定値に収束する。従つて必要過時効時間はかなり短くてもよいが降伏点は高く硬質で延性は低い。これは結晶粒内に密に析出している炭化物のためであると考え

られる。W.Q 法のサイクル③はサイクル④での材質特性を向上させるために T_q を下げて 550°C にしたものであるが Photo. 4 に示すように結晶粒内の微細炭化物の生成は防止できず材質の向上はそれほど大きくはない。また、サイクル④ではサイクル③よりも短い過時効時間で固溶炭素量は少なくなるが降伏点伸びはゼロになっていない。この理由は明らかでないが、粒内の微細炭化物とやや大きい粒界のセメントイトの存在する両者においては調質圧延の効果に差異があるためであろう。やや大きなセメントイトが不均一に存在する場合には降伏点伸びが抑えられやすいのは、局所的な応力集中が生じることや、不均一変形によつて可動転位が残存することによる可能性が考えられる。

6. 結 言

加工用高張力鋼板を連続焼鈍によつて製造する場合の熱サイクル条件と材質の関係について調査した。特に材質に大きな影響を与える固溶炭素量および炭化物の析出

状態の変化のようすを調べ次のような結論を得た。

(1) 一次急冷の終点温度を 400°C に制御する方法において、一次急冷速度を 7°C/s から 100°C/s へ高めるとセメンタイトは結晶粒界の三重点に粗に析出する状態から結晶粒界に点列状に密に析出する状態へ変化する。過時効中の固溶炭素は粒界に密なセメンタイトを生成しながら効率的に減少し 120 s の過時効処理で約 10 ppm にまでなる。

(2) 100°C/s の一次急冷の終点温度を 400°C に制御する方法において、一次急冷開始温度を 675°C にすることによつて急冷による硬化を回避しながら効率的な過時効処理に適したセメンタイトの分散状態が得られる。更に一次急冷の終点温度を 400°C に制御することによつて粒内への微細炭化物の析出を回避することができ延性を損なうことなく急冷の優れた効果が発揮できる。

(3) W.Q 法の場合は急冷開始温度 (T_Q) によつて固溶炭素量と炭化物の析出状態が大きく変わる。 T_Q が 675°C の場合には炭化物が粒内に微細に析出し固溶炭素量は 20 s の過時効処理によつて約 10 ppm になるが粒内の微細炭化物の存在のために延性は低くなる。 T_Q を 550°C まで下げると粒内の微細炭化物は減少するが十分な延性の回復にはいたらない。

(4) 非時効性でかつ加工性のよい鋼板を得るための

熱サイクルとしては、均熱後 675°C まで徐冷しその温度から 400°C の過時効温度まで約 100°C/s の冷却速度で冷却して過時効処理するのがよい。

文 献

- 1) 戸田健三, 原田利夫, 安藤成海, 尾崎康二, 勝谷良碩, 西村輝彦, 白田松男: 鉄と鋼, 61 (1975), p. 2863
- 2) 新橋一郎, 櫻井紘一, 柳樂紀元, 北島聰幸, 阿部光延, 利光 徹: 製鉄研究 (1981) 304, p. 13733
- 3) 中岡一秀, 荒木健治, 久保寺治朗: 鉄と鋼, 62 (1976), p. 634
- 4) 苗村 博, 福岡嘉和, 逢坂 忍, 石岡弘之, 日本鋼管技報, 73 (1977), p. 47
- 5) 戸田健三, 権藤 永, 武智 弘, 阿部光延, 上原規正, 小宮邦彦: 鉄と鋼, 61 (1975), p. 2363
- 6) 久保寺治朗, 中岡一秀, 荒木健治, 渡辺 馨, 西本昭彦, 岩瀬耕二: 鉄と鋼, 62 (1976), p. 624
- 7) 松藤和雄, 下村隆良, 大沢紘一, 奥山 健, 木下正行, 逢坂 忍: 日本鋼管技報, 84 (1980), p. 14
- 8) J. K. STANLEY: Trans. Met. Soc. AIME, 185 (1949), p. 752
- 9) P. M. ROBINSON, K. V. BARRATT, and P. N. RICHARDS: J. Aus. Inst. Metals, 7 (1962), p. 34
- 10) J. C. SWARTZ: Trans. Met. Soc. AIME, 239 (1967), p. 68
- 11) 秋末 治, 山田輝昭, 高階喜久男: 鉄と鋼, 66 (1980), S 1126