

論 文

UDC 669.14-122.2-415 : 669.14.018.262 : 621.785.3-932

プレス用冷延鋼板の連続焼鈍熱サイクルについて*

久保寺治朗**・中岡 一秀***・荒木 健治****

渡辺 馨****・西本 昭彦****・岩瀬 耕二****

Continuous Annealing Heat Cycle for the Drawing Quality Cold Rolled Low-Carbon Capped Steel Strip

Haruo KUBOTERA, Kazuhide NAKAOKA, Kenji ARAKI,

Kaoru WATANABE, Akihiko NISHIMOTO, and Koji IWASE

Synopsis:

A continuous annealing heat cycle is established for the drawing quality cold rolled low-carbon capped steel strip. The heat cycle is composed of the recrystallization treatment, rapid cooling incorporating water quenching, and subsequent over-aging treatment. Sufficient over-aging can be realized in less than 1 min by virtue of the rapid cooling, in contrast to the past results in which over-aging times of 30 min~1 hr were employed. The main feature of the heat cycle is as follows: recrystallization treatment at 700° to 720°C for 40 sec; water quenching from around 600°C; over-aging treatment at 350°~450°C for 60 sec.

The recrystallization in the above temperature range results in the reasonably large ferrite grains without the presence of the pearlite colonies.

The water quenching from around 600°C is essential to balance the beneficial effect of the decrease in solute carbon against the adverse effect of the increase in the fine carbide precipitates.

The over-aging treatment in the above temperature range is beneficial to achieve the efficient over-aging under a reasonably low solubility of the interstitial carbon.

Prolongation of the recrystallization or over-aging treatments does not show any substantial effect.

1. 緒 言

ぶりき原板製造の分野で普及している連続焼鈍方式がプレス用鋼板の焼鈍に採用されずに最近に至つたのは、製品が硬質で延性に欠け特性の時効劣化が著しいからであつた¹⁾。このような性質は、焼鈍前後の急熱・急冷と、短時間焼鈍の結果生じたもので、組織的には①細粒であること、②{111}成分が少なく{100}成分の多い集合組織をもつていること、③過飽和の固溶炭素を多く含むこと、によつて特徴づけられている。これらの中で従来まづ解決しなければならないとされていたのは③であつ

て、「固溶炭素量をバッチ焼鈍材なみに下げる為の手段を確立すること²⁾³⁾」がプレス用鋼板の連続焼鈍を実用化するための第1関門であると考えられる。

この目的に対して現段階で実現性があると思われる方法としては、④鋼の成分の面からの対策、⑤熱サイクルの面での対策の二種類があげられる。

④については真空脱ガス技術を利用した Ti 添加鋼を用いることによつて極めて優れた特性をもつた製品を得ることが可能であることが福田ら⁴⁾⁵⁾によつて報告されている。しかし、経済性を考えるとこの方法を一般プレス用鋼板の大量生産に適用することには無理がある。⑤

* 昭和 48 年 4 月, 10 月, 50 年 4 月本会講演大会において発表 昭和 50 年 7 月 31 日受付 (Received July 31, 1975)

** 日本鋼管(株)京浜製鉄所 工博 (Keihin Works, Nippon Kokan K.K.)

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

**** 日本鋼管(株)技術研究所 (Technical Research Center, Nippon Kokan K.K., 1-1 Minamiwatarida-cho Kawasaki-ku Kawasaki 210)

については再結晶後に過時効処理を施す方法が考えられ、DEWSNAP⁷⁾、GARBER⁸⁾、松藤⁹⁾¹⁰⁾らによる研究結果が報告されている。ところが、これらの研究では共通して「300°C 付近の温度で約 30min~1 hr」の過時効処理が採用されており、連続走行するストリップにこのような長時間の処理を施す方法は工業的に成立し得ない。しかし、過時効処理を効率化することができれば連続焼鈍に適用可能な技術の確立につながる可能性はあると思われる。

上記のように④⑥に関する従来の検討結果は一般プレス用冷延鋼板の生産方式としての適性を欠いており、筆者らが本研究に着手した時点では、プレス用鋼板の大量生産に連続焼鈍方式を適用した例は報告されていなかった*。

筆者らは通常の冷延鋼板用キャップド鋼を素材とし、SPCC 級の製品を得ることを目標に、連続焼鈍方式に関して一連の研究を行なってきた^{11)~20)}。本研究はそれらの中、熱サイクルに関する研究内容をとりまとめたもので、ぶりき用連続焼鈍と同程度の処理時間の熱サイクルを開発することを目的としている。

研究はまず過時効処理に焦点を合わせこれを効率化して全焼鈍時間を従来のぶりき用連続焼鈍と同程度とする可能性について検討し、次に熱サイクル全体について最適化を検討するという二段構えで進めることにした。

2. 過時効処理の効率化

過時効処理を効率的に行なうためには、まず①固溶炭素の過飽和度の高い状態をつくること、ついで②最適な過時効処理温度を選ぶこと、が必要である。過飽和度を増すためには溶解度の大きい温度領域からの冷却速度を大きくすることが有効と考えられることから、本章では 700°C での再結晶後の冷却速度を変化させその影響を調べることにした。また、過時効処理温度は従来の研究^{2)21)~23)}を参考にその範囲を設定した。

2.1 実験方法

実験には Table 1 に示すような化学成分を有する板厚 2.8 mm の商用低炭素キャップド鋼熱延板を用い、板厚 0.8 mm まで冷間圧延して実験に供した。熱処理はソルトバスを用いて行ない、再結晶加熱条件は 700°C × 30 sec とし、その後の過時効処理温度までの冷却速度を 10 °C/sec (空冷)、20 °C/sec (軽い強制空冷)、35 °C/sec (強制空冷)、200 °C/sec (沸騰水中焼入れ)、2 000 °C/sec (20 °C 水中焼入れ) の 5 水準とした。なお、

* 現時点では日本鋼管および新日本製鉄で工業生産が行なわれている。

Table 1. Chemical composition of the low-carbon capped steel (wt%).

C	Mn	P	S	N
0.036	0.32	0.009	0.016	0.0013

200°C/sec 以上の急冷の場合には過時効処理温度以下まで過冷却されている。更に、引き続き過時効処理は温度を 300°C から 500°C まで 50°C おきに 変え 60 sec 保持する条件とした。過時効処理後は室温まで空冷した。また、過時効処理温度を 400°C とし時間を 30 sec, 1 min, 2 min, 4 min と変えた実験も行なった。

焼鈍後は圧延直角方向に JIS 5 号引張試験片を採取し 1.5% の調質圧延を行なつてから「時効指数²⁴⁾」を測定した。結果の判定に「時効指数」を用いたのは、時効指数は内部摩擦におけるスネーク・ピーク高さとの対応を示し²⁵⁾、固溶炭素・窒素量と対応づけられるからである。「時効指数」としては試験片に 10% の引張り歪を与えた後に 100°C × 4 hr の時効を行ない、時効前後での流れ応力上昇の値を用いた。通常の SPCC 級の冷延鋼板の「時効指数」は、上述した方法による場合には約 5 kg/mm²¹⁰⁾ であることから、目標値は 5 kg/mm² 以下とした。

2.2 実験結果及び考察

Fig. 1 は過時効処理時間を 1 min とした場合について、過時効処理温度を縦軸、過時効処理前冷却速度を横軸として等時効指数曲線を描いたものである。まず時効処理温度が 350°C 以上の場合についてみると、同一過時効処理温度では冷却速度が速いほど時効指数が小さくなつており予想通りの結果が得られている。また、350 °C においては、低時効指数に達するためには 400°C、450°C の場合よりも高い冷却速度が必要である。さらに

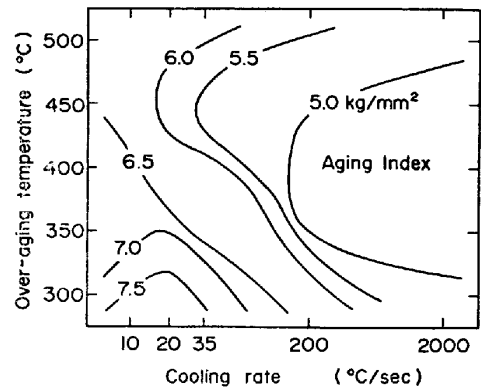


Fig. 1. Effect of cooling rate and temperature of the subsequent over-aging on Aging Index Recrystallization treatment; 700°C × 30 sec Over-aging time; 60 sec

時効指数の値についてみると、処理前冷却速度を $200^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ 以上にすれば目標値の $5 \text{ kg}/\text{mm}^2$ 以下にすることが可能であり、このような急冷技術が開発できれば、DEWSNAP⁷⁾、GARBER⁸⁾、松藤ら¹⁰⁾の過時効処理時間より大幅に短いわずか 1 min 程度の処理時間で目的が達成できることを示している。また、この場合の処理温度としては $350\sim 450^{\circ}\text{C}$ の範囲が適当であることがわかる。

次に過時効処理温度が 350°C 以下の場合についてみると上の場合と異なり、冷却速度が $20^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ の近傍で時効指数が最も高くなる領域がある。この領域では、冷却速度が比較的遅いため、過飽和度が十分高くない上に、処理温度が低く、駆動力、易動度の両面で析出の進行に不利な条件になっていたものと推定される。一方、冷却速度がこれより遅い領域で時効指数が小さくなる傾向があるのは、過時効処理温度までの、冷却途中の析出の寄与があらわれたものと思われる。

Fig. 2 は過時効処理温度を 400°C とした場合について処理前冷却速度をパラメーターとして過時効処理時間の影響を見たものである。この図から、処理前冷却速度が $200^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ 以上の場合には処理時間 1 min で実質的な過時効処理が達成されており、これ以上時間を延長してもほとんど効果がないことがわかる。またこの場合の時効指数の値は Fig. 1 にも示されていたように $5 \text{ kg}/\text{mm}^2$ 以下となっており、バッチ焼鈍材の水準に達している。

一方、急冷速度が $35^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ 以下の場合には、処理時間 2 min までは時間を長くする程時効指数が低下するがそれ以降は変化がゆるやかとなり、 4 min の段階で約 $6 \text{ kg}/\text{mm}^2$ と、まだ目標値の $5 \text{ kg}/\text{mm}^2$ に達していない。曲線の傾きからみて、 $5 \text{ kg}/\text{mm}^2$ 以下のレベル

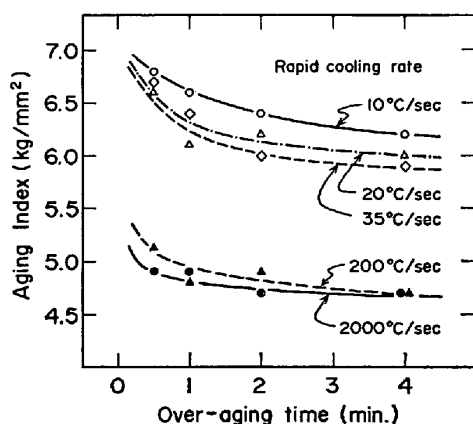


Fig. 2. Effect of over-aging time on Aging Index Recrystallization treatment; $700^{\circ}\text{C} \times 30 \text{ sec}$
Over-aging temperature; 400°C

に到達するためにはかなりの長時間を必要とするように思われる。松藤ら¹⁰⁾によれば再結晶処理後空冷した場合には 300°C で 30 min の処理でバッチ焼鈍材なみの時効指数が得られており、これから推定して、処理時間を 30 min 程度まで延長すれば、十分目標値に到達するものと思われる。

以上の結果からふりき原板の連続焼鈍と同程度の処理時間でバッチ焼鈍材なみの時効指数をもつた製品を得るためには、過時効処理前の冷却速度は $200^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ 以上が必要であり、またその場合過時効処理時間は 1 min で十分であることが結論できる。

上記の程度の冷却速度を得るためには通常のガスジェット方式の冷却では能力不足であることを考慮し、具体性のある方式を検討した結果、別報²⁶⁾のような水冷方式が開発された。この場合の平均冷却速度は 0.8 mm 厚のストリップで約 $2000^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ であり、「 $200^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ 以上」の条件を十分満足するものである。そこで次章以降での調査は、過時効処理前の冷却方法として水焼入れ法を採用した場合に限定することにした。

3. 最適焼鈍熱サイクルの決定

本章では、再結晶処理、水焼入れ、及び過時効処理の順序で構成される熱サイクルについてその最適化の検討を行なう。

再結晶処理に関しては、温度及び時間が重要であり、これによつて再結晶粒径²⁷⁾³²⁾³³⁾が決定されるほか、炭化物組織も影響を受けることが予想される。水焼入れについては、水焼入れ開始温度が重要であり、これが過飽和度を通して過時効処理後の析出物の量・分布及び残存固溶原子の量に影響を与えることが予想される。過時効処理に関しては、処理温度及び時間などによつて析出物の量・分布、残存固溶原子の量に影響を与えることが予想される。

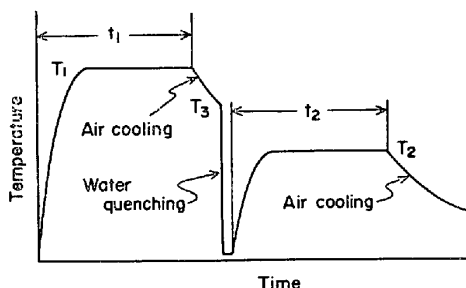
再結晶処理及び過時効処理の条件に関しては、それぞれ、ふりき原板に関する研究データ等^{2)21)~23)}および前章の検討結果から、最適条件に近い条件が推定されたので、実験にあたってはこれらをその推定条件下にいつたん固定し、まず水焼入れ開始温度の影響を把握し、その後改めて最適化のための確認実験を行なうことにした。

3.1 実験方法

実験には、商用の低炭素キャップド鋼の熱延板を用いた。板厚は 3.2 mm で、熱間圧延時には 850°C 以上の高温仕上及び $680\sim 700^{\circ}\text{C}$ の高温巻取³⁴⁾を行なつた。その化学成分を Table 2 に示す。熱延板は板厚 0.8 mm まで冷間圧延した後、以降の実験に供した。

Table 2. Chemical composition of the low-carbon capped steel (wt%).

C	Mn	P	S	N	O
0.037	0.27	0.010	0.017	0.0015	0.033
0.062	0.32	0.014	0.024	0.0026	0.056



t_1 : Heating and holding time (10–300 sec)
 t_2 : Over-aging time (0–150 sec)
 T_1 : Heating temperature (680–760 °C)
 T_2 : Over-aging temperature (300–500 °C)
 T_3 : Quenching temperature (450–700 °C)

Fig. 3. Heat cycle used in the experiments.

焼鈍にはソルトバスまたは特に試作した連続熱処理炉を用いた。連続熱処理炉は実際の連続焼鈍炉に近い焼鈍熱サイクルをとれるようにしたものであり、4台の横型管状炉と水焼入れ装置を含む急冷装置を直列に配置しており、試料は設定されたプログラムに従って炉内を移動することが可能である。実験には Fig. 3 に示すような焼鈍熱サイクルを用い、主に次の3点について検討した。

1) 過時効処理前の水焼入れ開始温度についての検討
 再結晶処理条件は 700 °C × 60 sec, 過時効処理条件は 450 °C × 60 sec で一定とした。水焼入れ開始温度は 450–700 °C の範囲で 50 °C 間隔で 6 水準変化させた。

2) 過時効処理条件についての検討

再結晶処理条件は 700 °C × 60 sec, 水焼入れ開始温度は 600 °C とし、過時効処理条件は温度を 300 °C から 500 °C まで 50 °C 間隔で 5 水準に変えて 60 sec 保持した場合と、400 °C の温度で保持時間を 0 sec から 150 sec まで 7 水準に変えた場合について、それぞれ温度及び時間の影響を調べた。

3) 再結晶処理条件についての検討

水焼入れ開始温度は 600 °C, 過時効処理条件は 400 °C × 120 sec とした。再結晶処理条件については、温度を 700 °C とし時間を 10 sec から 300 sec まで 5 水準に変えた場合と、温度を 680 °C から 760 °C まで 5 水準に変えて時間を 60 sec に固定した場合とについて、それぞれ時

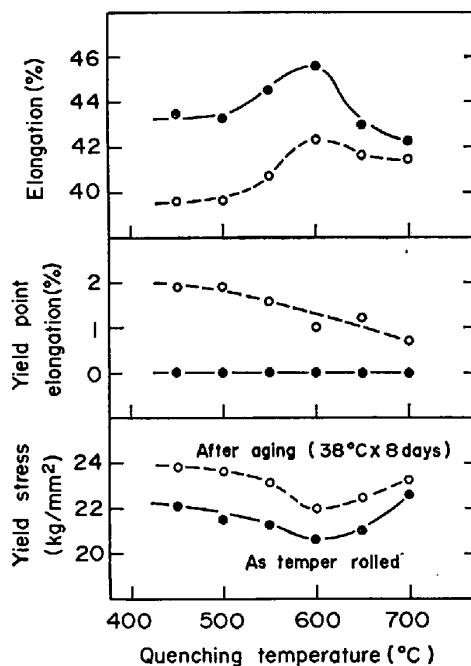


Fig. 4. Effect of quenching temperature on the mechanical properties of the continuously annealed sheets. Recrystallization treatment; 700 °C × 60 sec. Over-aging condition; 450 °C × 60 sec.

間、温度の影響を調べた。

いずれの場合も過時効処理終了後は空冷して室温まで冷却した。熱処理後の試料に 1.0% の調質圧延を施してから引張試験を行ない材質を調査した。また、試料の一部は調質圧延後 38 °C で 8 日間保持して促進時効させてから引張試験を行なった。引張試験はインストロンタイプの試験機を使い、引張速度 10 mm/min で行なった。用いた試験片は JIS 5 号試験片であり、試験片採取方向はすべて圧延直角方向に統一した。また、引張試験の他に必要に応じて圧延方向断面の光学顕微鏡観察及び粒度測定、薄膜試料による透過電子顕微鏡観察、内部摩擦の測定なども行なった。

3.2 実験結果及び考察

3.2.1 過時効処理前の水焼入れ開始温度の影響

調質圧延直後及び 38 °C × 8 日間の促進時効後に引張試験を行なった結果を Fig. 4 に示す。まず抗時効性についてみると、時効後の降伏点伸びの回復、降伏応力の上昇、伸びの劣化のいずれの面においても水焼入れ開始温度が高い方が良好な結果になっている。これは、より高温から水焼入れするほど過時効処理前の鋼中固溶炭素の過飽和度が大きくなり析出のための駆動力が増し、このために過時効処理後の固溶炭素量は逆に減少したためと考えられる。Fig. 5 は、この考え方を確かめるために、横振動法による内部摩擦測定を行なった結果である。水焼

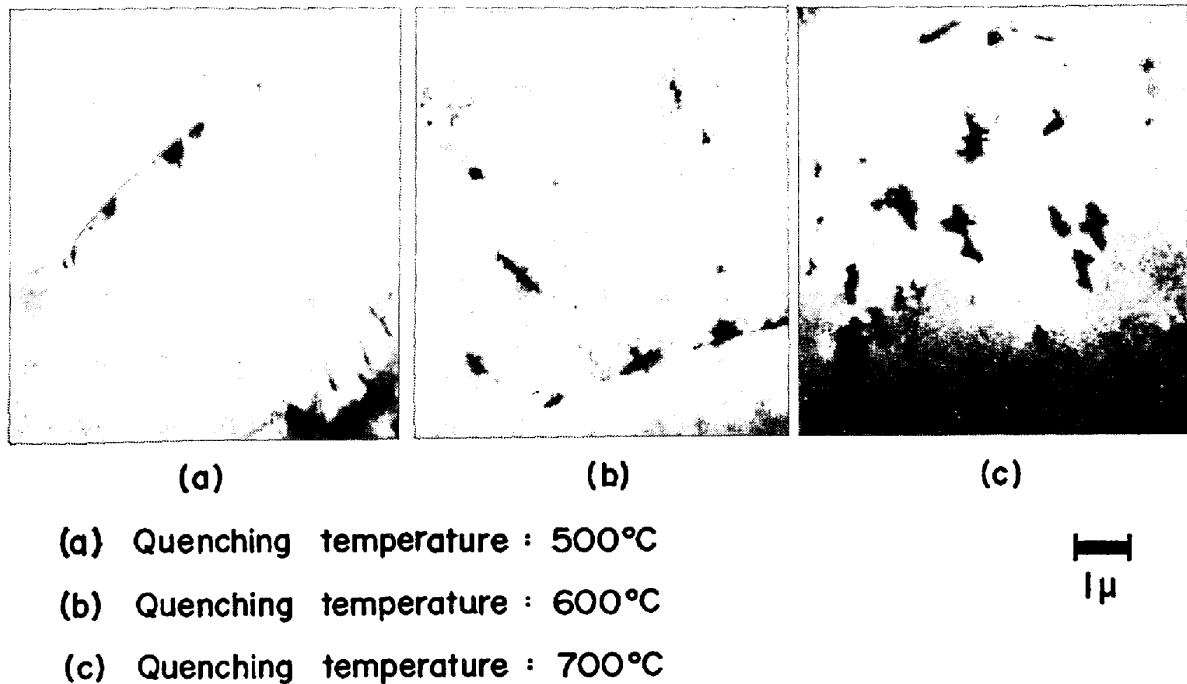


Photo. 1. Influence of quenching temperature on the carbide morphology after the over-aging treatment. (Transmission electron microscopy)

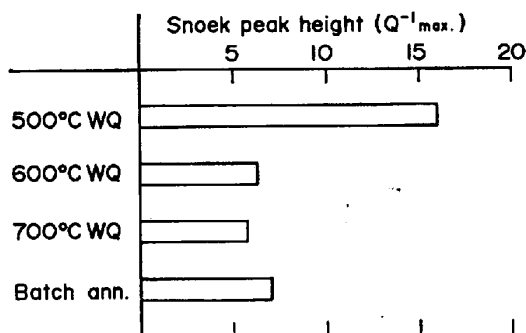


Fig. 5. Dependence of the Snoek peak height on the water-quenching temperature.

入れ開始温度が高い方が Q^{-1}_{max} は小さく、固溶炭素・窒素量は減少していることが明らかである。また、水焼入れ開始温度を 600°C 以上とすれば固溶炭素・窒素量はバッチ焼鈍材のレベルにまで下る。一方、調質圧延後の降伏応力、伸びは水焼入れ開始温度が 600°C 付近の時に最も良い値を示している。これは、降伏応力、伸びなどの特性に対しては上述の固溶炭素だけでなく、析出する炭化物の分布状態も影響していることを示すものと考えられる。そこで試料薄膜の透過電顕観察を行なった。結果を Photo. 1 に示す。(a) は 500°C から水冷したものである。この場合の特徴は、微細炭化物が粒界に析出していることである。(b) は 600°C から水冷したものである。この場合には粒界の微細炭化物に加えて粒内にも微細炭化物の析出がみられる。水冷開始温度を 700

°C まで上げると、写真(c)に見られるように、微細炭化物は主として粒内に見られるようになる。このような組織変化と Fig. 4 にみられる傾向を対比させると、微細炭化物による析出硬化という面では、固溶炭素量の面とは逆に、水焼入れ温度が低い場合の方が有利であることが推定される。以上のことから、延性・抗時効性の両面を考慮した場合にも 600°C が最適水焼入れ開始温度であると結論することができる。

WILLIAMS³⁵⁾ はぶりき原板用の連続焼鈍サイクルに関する研究の中で、700°C での再結晶処理後 160°C、200°C、250°C のソルトバス中に焼入れ、30 min の過時効処理をする場合について調査し、700°C から 600°C まで空冷の後焼入れた場合の方が 700°C から直接焼入れた場合より硬度が低いことを認め、この軟化効果は 700°C から 600°C までの空冷中に既存の炭化物への炭素の析出が起こったことによると考えている。本実験の場合、結果としては WILLIAMS と同様 700°C からの水冷より、600°C からの水冷の方が軟化しているが、Photo. 1 に示されているように新たに析出した微細析出物の分布に明らかな差が認められていることから考えると、既存炭化物への析出よりむしろ微細炭化物の析出形態の方が支配的な影響を与えているものと思われる。

3.2.2 過時効処理条件について

Fig. 6 は過時効処理時間を 60 sec とし処理温度を 300~500°C に変えた場合について調質圧延直後及び時効後

の伸び、降伏点伸び及び降伏応力を示したものである。まず伸びについて見ると、300~400°Cの範囲では温度の上昇とともに値が増すが、400°C近傍で最大値を示し、それ以上の温度では温度とともに低下する傾向が認められる。時効による降伏点伸びの回復は350~450°Cの範囲でほぼ一定であるが、300°C、500°Cではこれより増加している。降伏応力は温度を300°Cから350°Cに上げると急速に低下するが、それ以上の温度ではほとんど変化しない。

以上の結果を総合的に考えると、時効指数に関してFig. 1から得られた結論と同様に処理温度の最適範囲は350~450°Cであることが結論できる。これより低温側及び高温側での延性および抗時効性の劣化は、それぞれ時効処理時間の不足、平衡溶解度の増大に対応しているものと考えられる。伸びの劣化、降伏点伸びの回復の場合と異なり、降伏応力の場合には500°Cでの劣化が認められないが、これに対しては微細炭化物の成長による軟化が寄与しているものと推定される。

Fig. 7は、過時効処理温度を400°Cとし処理時間を変えた場合について調質圧延直後及び時効後の伸び、降伏点伸び及び降伏応力を調査した結果である。各特性値とも、過時効処理時間30secの段階でほぼ一定値に達して

おり、それ以上時間を延長しても実質的な効果はないことが明らかである。すなわち、水冷開始温度を600°Cとした場合にも、Fig. 2から得られた結論と同様に1min以内の処理時間で過時効処理を完了させることができることが確認された。またこの場合の引張特性値はFig. 7に示されているように、バッチ焼鈍材に相当するものである。

実炉ではストリップは多数のハースロールにより曲げ変形を受ける。ロール径が小さくなると、この変形はストリップ表面に塑性歪をとまうようになる。実操業への適用を考えた場合、過時効処理条件としては上記の熱的条件のほか、この曲げの影響についても考慮する必要がある。戸田ら²⁸⁾は過時効処理帯のロール径が小さくなり、ストリップ表面に約13 kg/mm²以上の応力が発生するようになると材質が劣化すると報告している。著者らも同種の調査を行ない、材質の劣化を防ぐためにはロール径を大きくし、ストリップ表面に塑性歪が生じないようにしなければならないという結果を得ている。したがって実炉の建設に際して、「ストリップの処理設備においては、ストリップに塑性歪を与えないよう、ロール径を処理ストリップの最大板厚の1000倍以上にしなければならない²⁹⁾³⁰⁾」という設計の常識を守ることが、過

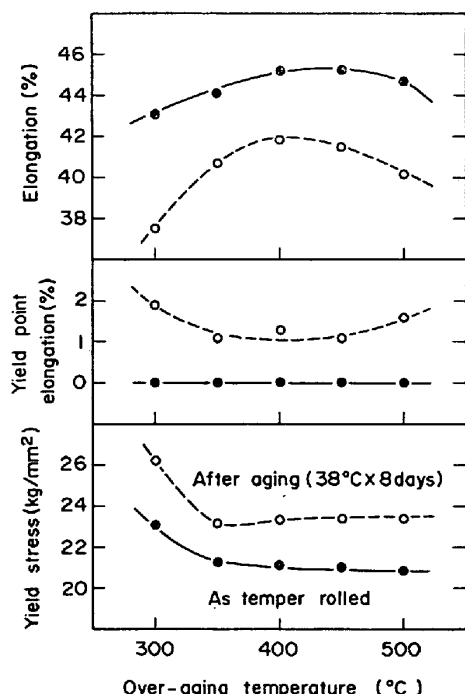


Fig. 6. Effect of over-aging temperature on mechanical properties of the continuously annealed sheet.
Recrystallization treatment; 700°C × 60 sec
Quenching temperature; 600°C
Over-aging time; 60 sec

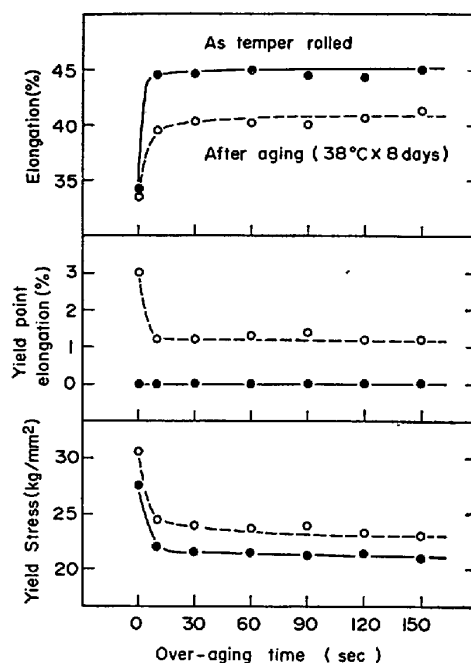


Fig. 7. Effect of over-aging time on mechanical properties of the continuously annealed sheet.
Recrystallization treatment; 700°C × 60 sec
Quenching temperature; 600°C
Over-aging temperature; 400°C

時効処理帯の場合特に肝要である。

ハースロール径に関しては、上記の考え方は逆に径を小さくして一定以上の応力を加えた方がよいとする考え方²¹⁾もあるが、少くとも水焼入後 350~450°C で 60 sec の過時効処理を施す場合を対象とするかぎりにおいては、上記のような設計基準にしたがうべきである。

3.2.3 再結晶加熱条件について

Fig. 8 は、700°C での保持時間を 10 sec から 300 sec

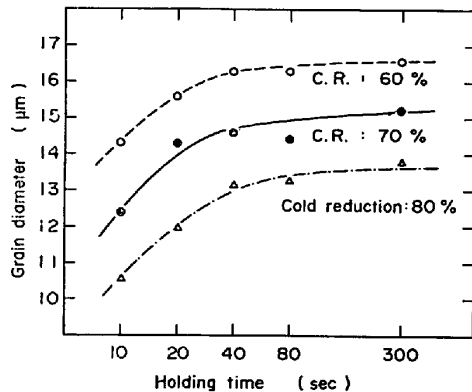


Fig. 8. Effect of the holding time at 700°C on the grain diameter of the continuously annealed sheet.

まで変えた場合のフェライト粒径変化を示したものである。保持時間 40 sec までは時間の増加とともに粒径がほぼ直線的な増加を示すが、40 sec 以上ではきわめてわずかしか粒成長していない。冷間圧延率を 60~80% に変えても同様の結果となつている。

MOHRI²⁷⁾ は、連続焼鈍時の ぶりきの硬度に与える有

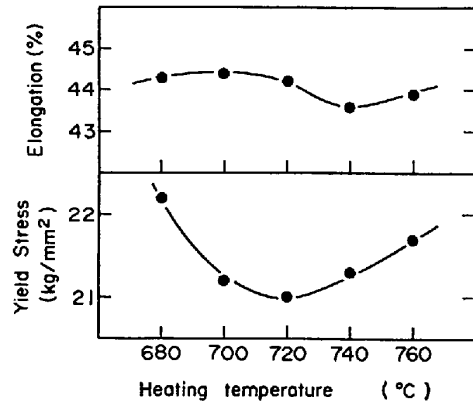


Fig. 9. Effect of heating temperature on mechanical properties of the continuously annealed sheet.

Holding time; 60 sec

Quenching temperature; 600°C

Over-aging condition; 400°C × 120 sec

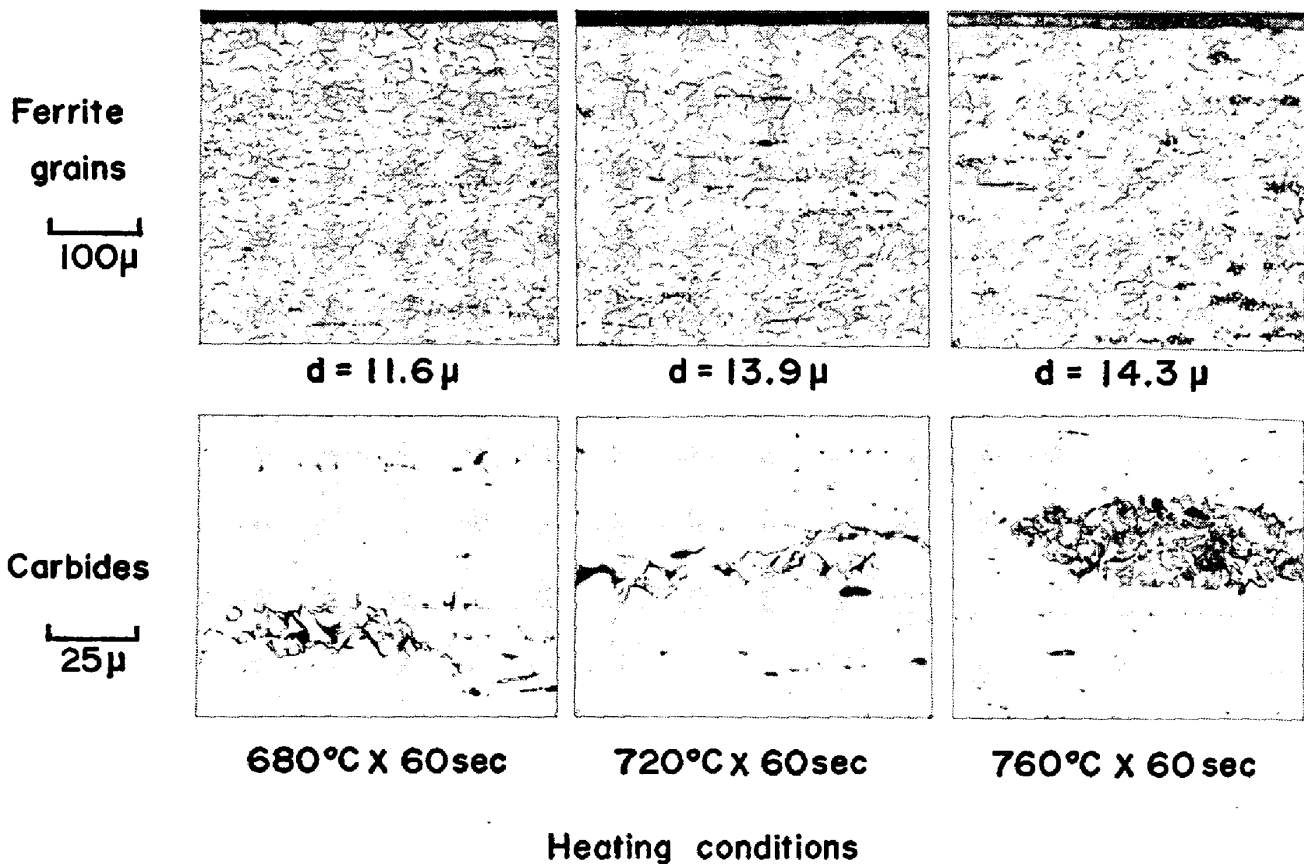


Photo. 2. Influence of heating temperature on the microstructure of the continuously annealed sheet.

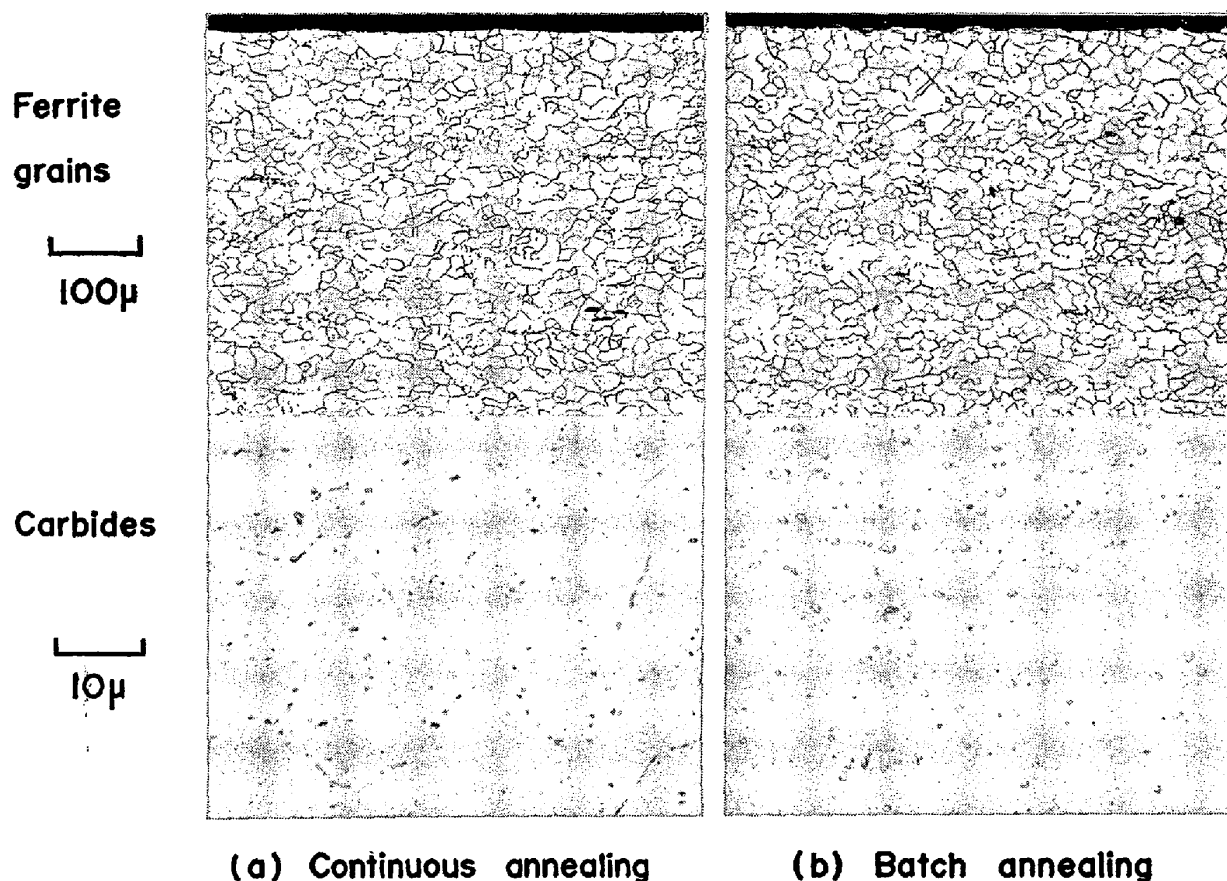


Photo. 3. Microstructure of the continuously annealed and batch annealed sheets.

効保持時間の影響について調べ、25 sec 以上保持してもそれが非常な長時間でない限り粒成長にともなう軟化は大幅には期待できないと報告している。Fig. 8 は本研究の場合にも長時間の保持が不必要である事を示しており、保持時間を 40 sec とれば実質的に十分な効果があらわれると結論することができる。

Fig. 9 は保持時間を 60 sec で一定とし、加熱温度を 680°C から 760°C まで変えた場合の降伏応力・伸びの変化を示したものである。680°C から 720°C までは加熱温度を高くするにつれて材質は軟質化する傾向にあるが、加熱温度が 720°C を越えると、逆に高温ほど硬質化する。

Photo. 2 は加熱温度を 680°C、720°C および 760°C とした場合のフェライト組織および炭化物組織である。写真からわかるように加熱温度が上がるほど結晶粒が成長している。一方、炭化物組織についてみると、680°C、720°C では凝集したセメンタイトが分布しているのに対して、760°C では生成したオーステナイトから生じたパーライトの集落が分布している。光学顕微鏡組織における上記の傾向からみて、加熱温度が A_1 変態点を越えた場合にはパーライトの集落の悪影響が粒径増大の効果を

打消し、降伏応力の上昇、伸びの減少をまねいたものと考えられる。

加熱温度が A_1 変態点を越えた場合の硬質化現象は、ぶりき用連続焼鈍サイクルの研究において MOHRI²⁷⁾ が認めているが、その理由は $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態によつてフェライト粒が微細化することによるとしている。本研究の場合、 A_1 変態点を越えることによる硬質化の現象が同じように認められるが、フェライト粒は微細化しておらず、硬質化の原因は上述したようにパーライトの集落の出現にあるものと思われる。また、GARBER³⁾、DEWSNAP⁷⁾、WILLIAMS³⁵⁾ らは、最適処理温度は 720°C であるとしており、本研究における水冷・過時効処理を含む熱サイクルの場合にも全く同じ傾向が確認されたことになる。

本研究では、加熱温度についての検討は最高 760°C までしか行なっていない。一方、瀬川ら³²⁾、HORTA³³⁾ は加熱温度を 850°C 位にまで高めると、粒成長が促進され、より降伏点の低い材料が得られることを報告している。そこで、我々も加熱温度を 850°C まで上げた場合について一部検討を行なつてみたが、瀬川ら、HORTA のような、高温焼鈍の軟質化に対するきわだつた効果は認められなかつた。のみならず、瀬川らも認めているよ

うに延性面でのマイナスが大きかったため、これ以上の検討は行なわなかつた。前二者の報告とのこういった相違は、素材(熱延高温巻取材と普通巻取材との違い)及び熱サイクルの違いによるものと思われる。

さらに、800°C以上の高温焼鈍は、熱効率、生産性などの面で工業的にも望ましくないと考えられる。したがって、最適加熱温度は A_1 変態点直下であると結論できる。

本章での調査結果に基づいた最適焼鈍熱サイクルを適用した場合の顕微鏡組織を、バッチ焼鈍材と対比させて Photo. 3 に示す。連続焼鈍材は低炭素キャップド鋼の熱延高温巻取材を素材としたもので、その焼鈍条件は

再結晶処理：720°C × 40 sec

急速冷却開始温度：600°C

急速冷却方法：水焼入れ

過時効処理：400°C × 60 sec

とした。また、バッチ焼鈍材は通常の工程に従って工場で製造された SPCC 級冷延鋼板である。まず、フェライト粒径についてみると、両者の間にはほとんど差がなく、10~15 μ の平均粒径を示している。また、炭化物組織についてみると、バッチ焼鈍材では 1 μ 程度のセメントタイトが分布しており、これより微細なものは認められないのに対し、連続焼鈍サイクルで処理した材料では粒界及び粒内に 1 μ 以下の微細炭化物が多数分布しているのが特徴である。また、連続焼鈍材は熱延高温巻取を行なっているため、Photo. 2 に見られるような凝集・粗大化した炭化物が 20~50 μ 程度の粗な間隔で分布していることも特徴である。この、熱延高温巻取に関する研究内容については、別報³⁴⁾において詳細に報告したい。

4. 結 言

ぶりき用連続焼鈍法と同等の処理時間で SPCC 級の冷延鋼板を処理できるような、過時効処理を含む連続焼鈍熱サイクルを開発することを目的として、熱サイクルに関する種々の検討を行なつた。基本としたヒートパターンは、再結晶加熱—急冷—過時効処理—最終急冷である。結果をまとめれば、次のとおりである。

1) 急冷速度を速くすることは、過時効処理時間の短縮に対しきわめて効果的である。したがって、急冷速度を 200°C/sec 以上の高速にし、かつ、適正な過時効処理条件を選ぶことにより、60 sec 程度の過時効処理時間でも、固溶炭素量をバッチ焼鈍法の水準まで下げることができる。

2) 材質上、および設備上の配慮より、推奨される焼鈍熱サイクルは、700~720°C × 40 sec の再結晶加熱—

600°C 近傍からの水焼入れ—350~450°C × 60 sec の過時効処理である。

3) 再結晶加熱温度は、粒成長の点からは高温の方が好ましいが、 A_1 変態点以上ではパーライト組織が出現し、これの悪影響がでる。したがって A_1 変態点直下での処理が最適である。再結晶加熱の保持時間は 40 sec あればよく、これ以上の時間保持しても、連続焼鈍という制約された時間範囲内では効果は少ない。

4) 最適な水焼入れ開始温度を 600°C としたのは、この温度以上からの水焼入れでは過時効処理で析出する微細析出炭化物が、また、この温度以下からの水焼入れでは析出しきれずに残留する固溶炭素が、それぞれ材質に悪影響を与えるからである。

5) 過時効処理温度の最適範囲を 350~450°C としたのは、この温度範囲をはずれると固溶炭素の析出が不十分となり、材質に悪影響がでるからである。過時効処理時間は 60 sec で十分であり、これ以上の時間をかけても効果は少ない。

以上のような焼鈍熱サイクルにより、我々は現在、連続焼鈍法によりプレス成形用冷延鋼板の製造を行なっている。この焼鈍法に適した連続焼鈍炉は、ライン途中に水焼入れ装置を有しており、ここで報告したプレス成形用軟質冷延鋼板の製造だけでなく、高張力冷延鋼板の製造などにも大きな威力を発揮するものと考えられる。

本研究は軟質薄鋼板用連続焼鈍技術の開発の一環として行なわれたものである。研究をすすめるに際し終始御鞭撻いただき、また研究内容の公表を許可された日本鋼管技術研究所・堀川一男所長、天明玄之輔部長、さらにこの技術開発に尽力され、研究遂行にあたって助言と協力をいただいた福山製鉄所・田中信男次長、海外技術協力部・栗原孝雄次長をはじめ関係者の方々に深く感謝いたします。

文 献

- 1) 例えば M. A. ADAMS and J. R. BEVAN: JISI, 204 (1966), p.586., Heat Treatment of Metals, ISI Special Report 95 (1966), p.135 [ISI]
- 2) P. N. RICHARDS and K. V. BARRATT: Trans. ASM, 58 (1965), p.601
- 3) D. J. BLICKWEDE: Flat Rolled Products, ed. by T. E. DANCY and E. L. ROBINSON, (1959), p.91 [Interscience Publishers]
- 4) 福田, 清水: 塑性と加工, 13 (1972) 142, p.841
- 5) 福田, 清水: 鉄と鋼, 61 (1975) 6, p.817
- 6) 清水, 松田, 定村, 高橋, 河原田: 日本国特許公報, 出願公告, 昭 44-18066, (1969)
- 7) R.F. DEWSON: Recent Developments in Annealing, ISI Special Report 79 (1963), p.112 [ISI]

- 8) S. GARBER: JISI, 200 (1962), p.466., Recent Developments in Annealing, ISI Special Report 79 (1963), p.81 [ISI]
- 9) 松藤, 下村, 田中: 日本国特許公報, 出願公告昭41-13364, (1966)
- 10) 松藤, 下村: 日本鋼管技報, (1967) 39, p.65
- 11) 久保寺, 中岡, 渡辺, 西本, 田中: 鉄と鋼, 59 (1973)4, S 190
- 12) 久保寺, 中岡, 荒木, 渡辺, 田中: 鉄と鋼, 59 (1973)4, S 191
- 13) 久保寺, 中野, 金原, 田中, 栗原: 鉄と鋼, 59 (1973)4, S 192
- 14) 久保寺, 中岡, 荒木, 岩瀬: 鉄と鋼, 59 (1973) 11, S 501
- 15) 中岡, 荒木, 岩瀬: 鉄と鋼, 59 (1973) 11, S 502
- 16) 久保寺, 荒木, 西本, 田中, 栗原: 鉄と鋼, 60 (1974) 4, S 331
- 17) 中岡, 荒木, 久保寺: 鉄と鋼, 60(1974)11, S 477
- 18) 中岡, 荒木, 久保寺: 鉄と鋼, 60(1974)11, S 478
- 19) 中岡, 荒木, 岩瀬: 鉄と鋼, 61 (1975) 4, S 152
- 20) T. KURIHARA, K. NAKAOKA, T. YAMAGUCHI, H. KURODA and J. YAMAMOTO: Iron Steel Eng., 51 (1974)8, p.39
- 21) B.M. ネックリッチ, F.J. クラーエ: 日本国特許公報, 出願公告昭 33-2116 (1958)
- 22) 松藤, 下村, 田中: 日本国特許公報, 出願公告昭42-11911 (1967)
- 23) 周藤, 矢崎, 岡村: 東洋鋼板, 12 (1963), p. 34
- 24) E. R. MORGAN and J. C. SHYNE: Trans. Met. Soc. AIME, 209 (1957), p.65
- 25) E.T. STEPHENSON: Trans. ASM, 55 (1962), p.624
- 26) 中岡, 荒木, 久保寺: 鉄と鋼, 62(1976)6, p.634
- 27) A. F. MOHRI: Blast Furn. Steel Pl., 44 (1956) 9, p.1043. ibid., 44(1956)10, p.1175. Iron Stl Eng., 33 (1956) 7, p.148
- 28) 戸田, 榎藤, 武智, 阿部, 上原, 小宮: 鉄と鋼, 61 (1975) 10, p.45
- 29) U. S. Steel. Catalog (1958) Designing Lorig-Aligner Self Centering Rolls
- 30) U.S. Steel. Catalog(1960) Determination of Roll Diameter Based on Strip Thickness
- 31) 松藤ほか: 公開特許公報 昭49-118612
- 32) 瀬川, 松本: 製鉄研究, (1960) 230, p.2895
- 33) R.M.S.B. HORTA, D.V. WILSON, and W.T. ROBERTS: JISI, 209 (1971), p.169
- 34) 久保寺, 中岡, 荒木, 岩瀬, 渡辺: 鉄と鋼, 62 (1976)7, 掲載予定
- 35) E. W. WILLIAMS: JISI, 200 (1962), p.535. Recent Developments in Annealing, ISI Special Report 79 (1963), p.87 [ISI]