

論 文

UDC 621.785.3-932 : 669.14.018.262-122.2 : 669.141.241.3

低炭素キャップド薄鋼板の連続焼鈍に関する研究*

戸田 健三**・権藤 永***・武智 弘***

阿部 光延**・上原 規正**・小宮 邦彦**

Metallurgical Investigations on Continuous Annealing of Low-Carbon Capped-Steel Sheets

Kenzoh TODA, Hisashi GONDOH, Hiroshi TAKECHI,

Mitsunobu ABE, Norimasa UEHARA, and Kunihiro KOMIYA

Synopsis:

Low-carbon capped-steel sheets having excellent drawability and ductility have been obtained by a continuous annealing process. Materials suitable for the purpose are low manganese steels ($\leq 0.25\%$ Mn) with K values of $0 \sim 0.15$, where the K value is defined as

$$K = \text{Mn}(\%) - \frac{55}{16} \cdot \text{O}(\%) - \frac{55}{32} \cdot \text{S}(\%).$$

These steels are hot-coiled at high temperatures such as 670°C or above, and then cold-rolled. The time required for annealing at 700°C is about 1 min, which is extremely short compared with that required for the conventional batch annealing. As the optimum conditions for improving the ductility by controlling the distribution of carbides as well as the content of solute carbon, the cooling rate after continuous annealing and the subsequent over-aging temperature have been found to be $5 \sim 30^\circ\text{C}/\text{sec}$ and $350^\circ \sim 450^\circ\text{C}$, respectively. It should be noted that the ductility is much reduced when stresses exceeding some critical value (about $13 \text{ kg}/\text{mm}^2$ in the present case) are applied to the sheets during the over-aging treatment. Under the stress whose magnitude is not far less than the critical value, the over-aging treatment can be finished up in a short time. It is necessary, therefore, to install hearth rolls with large radii for the over-aging zone in a continuous furnace.

1. 緒 言

主として自動車車体製造に供せられる低炭素薄鋼板には、すぐれた絞り性と延性が要求される、このような鋼板の製造は、冷間圧延後通常のバッチ焼鈍によるのが従来の工業的方法であつた。このバッチ焼鈍工程は1回の焼鈍あたり数日を要しており、鉄鋼製造分野においてもつとも手間のかかる工程のひとつとなつていた。したがってなにか適当な方法、たとえば連続焼鈍によつてこの焼鈍時間が短縮されれば、鉄鋼製造におけるその工業的利益には著しいものがある。

連続焼鈍の技術そのものはすでに古くから実用化されており、ADAMSらの解説¹⁾によれば、最初の連続焼鈍炉

が設置されたのは1936年といわれ、それ以来数多くの連続焼鈍炉が稼動している。しかしながら、適正素材を見いだすことが困難であつたため、このような連続焼鈍による、絞り性と延性のすぐれた薄鋼板の製造は不可能とされていた。したがつて連続焼鈍の適用は、これらのすぐれた特性を必要としない亜鉛メッキ鋼板あるいはブリキの製造だけに限定されていた。これまでに絞り用薄鋼板を対象にした連続焼鈍に関する実験的成果²⁾³⁾も報告されてはいるが、バッチ焼鈍材に匹敵するようなすぐれた絞り性と延性をもつ薄鋼板を、工業的規模の連続焼鈍により製造した前例はなかつた。

最近、バッチ焼鈍材と同等あるいはそれ以上のすぐれた特性をもつ薄鋼板を、連続焼鈍によつて製造する新

* 昭和48年10月本会講演大会にて発表 昭和49年10月4日受付 (Received Oct. 4, 1974)

** 新日本製鉄(株)君津製鉄所 (Kimitsu Works, Nippon Steel Corp., 1 Kimitsu 299-11)

*** 新日本製鉄(株)君津製鉄所 工博 (Kimitsu Works, Nippon Steel Corp.)

しい方法が開発され、連続焼鈍処理設備 (Continuous Annealing and Processing Line, 略して CAPL) が日本において順調に操業を続けている⁴⁾。この CAPL における適正素材、適正操業条件を決定するためにおこなった実験結果のうち、キャップド鋼の場合を本報において報告する。

2. 実験方法

すぐれた絞り性を得るには薄鋼板のランクフォード値を高めることが必要であり、このためには Mn 含有量低減の有効性が知られているので⁵⁾、実験には低 Mn 鋼を用いた。化学成分が Table 1 の範囲で異なる種々のキャップド鋼を転炉で溶製したのち、通常に分塊圧延および熱間圧延を経て、その後の捲取温度を $550^{\circ}\sim 740^{\circ}\text{C}$ の範囲で変化させた熱延鋼帯を得た。この熱延鋼帯は酸洗され、ついで 70% の冷間圧延によつて最終板厚 0.8 mm に仕上げられた。この冷延鋼帯を得るまでの工程は通常の工場設備を用いて処理され、この冷延鋼帯から実験用試料を採取した。

典型的な連続焼鈍炉であるたて型炉⁶⁾では、炉内を通過する鋼帯はハースロール (hearth roll) による繰返し曲げをうけるので、これを実験室的に再現させるため Fig. 1 に示すような実験装置を特別に設計した。ここで試料 SP は $800\times 200\text{ mm}^2$ の寸法をもち、チャック

CK により移送チェーン CH に連結されている。この試料は、駆動モーター M によつて準備テーブル PT から炉 F1 に移送され、そこで再結晶と粒成長のための焼鈍が不活性雰囲気中でおこなわれる。ついで試料は、ノズル N から冷却水の噴出する冷却テーブル CT を通過し、炉 F2 に至る。炉 F2 においては、固溶 C 量と炭化物分布を調整するための過時効処理が、ダイス BD の上下運動による繰返し曲げをうけながらおこなわれる。この繰返し曲げによつて、連続炉の過時効帯で半径 R のハースロールにより鋼帯に曲げ応力が繰返し付加される過程が再現される。

焼鈍、過時効および加熱、冷却の各条件は、Table 2 に示す範囲で変化させた。Table 2 において焼鈍の加熱速度と過時効後の冷却速度は、それぞれ焼鈍温度と過時効温度の変化によつて生ずる自然変動範囲を記載したものである。試料表面に溶接した熱電対によつて記録された熱サイクルの代表例を Fig. 2 に示す。ここで焼鈍時間は連続焼鈍の一般の場合としてすべて 1 min とした。A₁ 変態点を超える高温焼鈍の場合は、熱サイクル Z で例示されるように 700°C まで徐冷し、変態による細粒化を防いだ。熱サイクル FC は炉 F1 のなかで炉冷によつて得られるもので、バッチ焼鈍の場合に対応するものである。

過時効中の曲げ応力を変化させるため、R が 250,

Table 1. Chemical compositions of material steels.

Composition	wt%
C	0.05-0.06
Mn	0.18-0.21
O	0.023-0.075
S	0.008-0.028
N	0.0011-0.0056

Table 2. Conditions for annealing, over-aging and cooling in the experiment by using the apparatus shown in Fig. 1.

Heating rate for annealing	$3\sim 8^{\circ}\text{C}/\text{sec}$
Annealing condition	$650^{\circ}\sim 900^{\circ}\text{C}$ for 1 min
Cooling rate after the annealing	$0.8\sim 95^{\circ}\text{C}/\text{sec}$
Over-aging condition	$250^{\circ}\sim 480^{\circ}\text{C}$ for 1~10 min
Cooling rate after the over-aging	$2\sim 5^{\circ}\text{C}/\text{sec}$

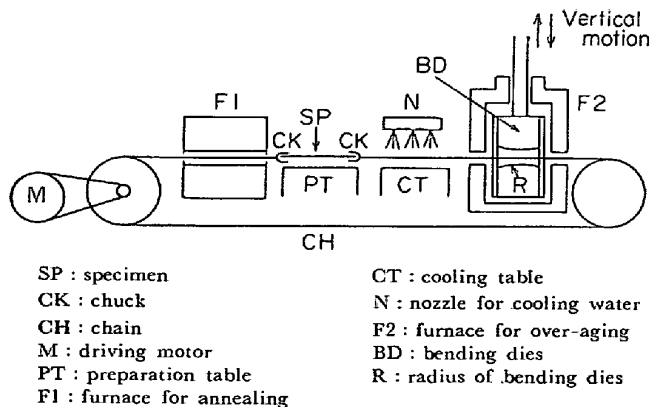


Fig. 1. An apparatus for simulating the thermal history and the cyclic bending of steel strips passing through the typical industrial furnace.

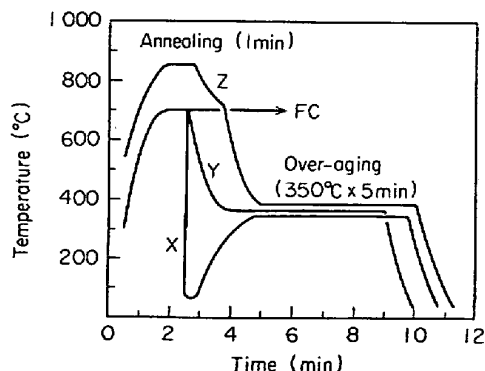


Fig. 2. Typical heating cycles in the experiment by using the apparatus shown in Fig. 1.

500, 1000 mm なる 3 種の曲げダイスを用意した。別の実験では塩浴炉であらかじめ焼鈍した試料を用い、高温引張試験機によりいろいろなレベルの応力下で過時効処理をおこなった。

熱処理まま、1%の調質圧延後、およびその後 100°C で 1 hr までのひずみ時効をおこなった各試料の中央部から、断面 $0.8 \times 25 \text{ mm}^2$ 、標点距離 50 mm の JIS 5 号試験片を切りだした。引張試験にはインストロン型試験機を用い、室温においてひずみ速度 $10^{-3}/\text{sec}$ で試験をおこなった。引張試験後、破断試片について化学成分を分析した。

絞り性の指標のひとつであるランクフォード値については、試料薄鋼板の圧延方向、巾方向、対角線方向の平均値でこれを評価した。さらにこれらランクフォード値の差異と対応させるため、{200} 極点図を代表的試料の板厚中心層について通常の方法により作成した。

過時効条件による残存固溶 C, N 量の変化を横振動内部摩擦のスネークピーク高さから評価した。熱延鋼帯および熱処理試料における結晶粒径と炭化物分布の、実験条件による差異は光学顕微鏡観察によつて識別した。

3. 実験結果および考察

3.1 素 材

連続焼鈍のための適正素材には、冷間圧延後の焼鈍がたとえ短時間であつても、完全に再結晶し十分な粒成長を生ずるような特性が要求される。この目的には、真空脱ガス後 Ti を添加するような特殊な鋼の使用¹⁾も考えられるが、このような素材は製造コスト増加をとまなうので、工業的には必ずしも好ましいものではない。そこで、本報の場合、より経済的な連続焼鈍法を見いだすため、キャップド鋼を用いて検討を進めた。

このような場合には素材の Mn, O, S 含有量に注目する必要がある。たとえば、固溶 Mn 量が増すと焼鈍中の粒成長が遅れ⁷⁾、固溶 S⁸⁾あるいは粒界に偏析した S⁹⁾は再結晶や粒成長を抑制するといわれ、また鍛造後焼準した場合ではあるが、O が 0.07% 程度以下の場合 O 量の多いほど結晶粒は小さくなつて¹⁰⁾いる。したがつて連続焼鈍適正素材を得るため Mn, O, S の量をそれぞれ単独に低減させる方法がまず考えられる。しかしこのような方法は、真空脱ガスなどの場合と同様に、製造コスト増加など工業化にあつて多くの問題点を含むので好ましくない。

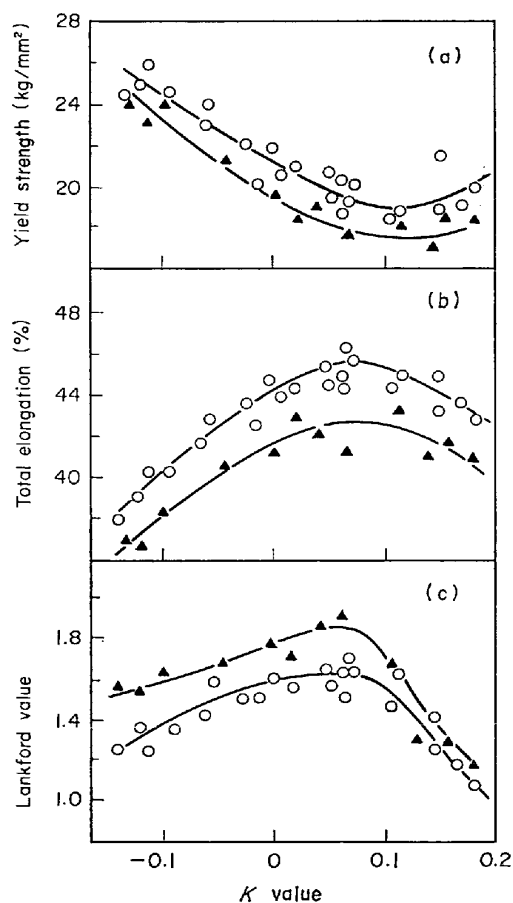
LESLIE ら¹¹⁾によれば、O 量の多い鋼では再結晶が異常に遅れいわゆる緩慢再結晶の挙動を示すが、冷間圧延前に 870°C の熱処理をおこなうとこのような再結晶の遅

れがなくなるといわれ、また S 量の多い鋼についても同様のことが報告されている⁸⁾。これらの結果は、たとえ短時間焼鈍に好ましくない不純物元素がかなりの量含有されていても、それらを無害な形に析出させておけば連続焼鈍適正素材の得られる可能性を示唆している。

Mn, O, S の関与する析出物には複合酸化物、同硫化物として $(\text{Mn}_{0.8}\text{Fe}_{0.2})\text{O}$, $(\text{Mn}_{0.5}\text{Fe}_{0.5})\text{S}$ など知られてはいるが⁸⁾、簡単のために MnO, MnS の形成を想定すればこれら析出物構成元素の化学量論的關係は、

$$K = \text{Mn}(\%) - \frac{55}{16} \cdot \text{O}(\%) - \frac{55}{32} \cdot \text{S}(\%) \cdots (1)$$

なる式で $K=0$ と置いた場合で与えられる。ここで Mn(%), O(%), S(%) はこれら化学成分の重量%を表わ



Symbol	Heating cycle
○	Y in Fig. 2
▲	Z in Fig. 2

N content : 11~18 ppm
Hot coiling : 690°~710°C
Bending radius : 1000 mm
Cyclic bending : 50 times

Fig. 3. The effect of K values defined as in Eq. (1) on mechanical properties of specimens heat-treated under heating cycle Y or Z in Fig. 2 and then temper-rolled by 1%.

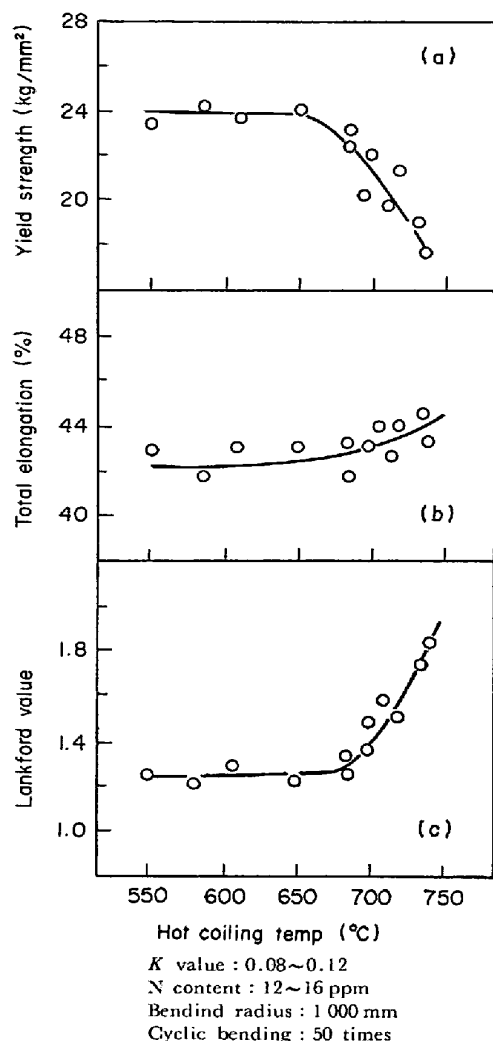
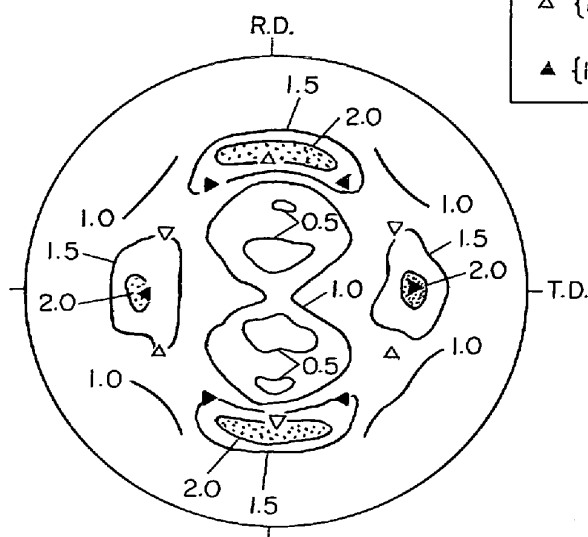


Fig. 4. The effect of hot coiling temperatures on mechanical properties of specimens heat-treated under heating cycle Y in Fig. 2 and then temper-rolled by 1%.

(a) Hot coiling : 550°C



(b) Hot coiling : 710°C

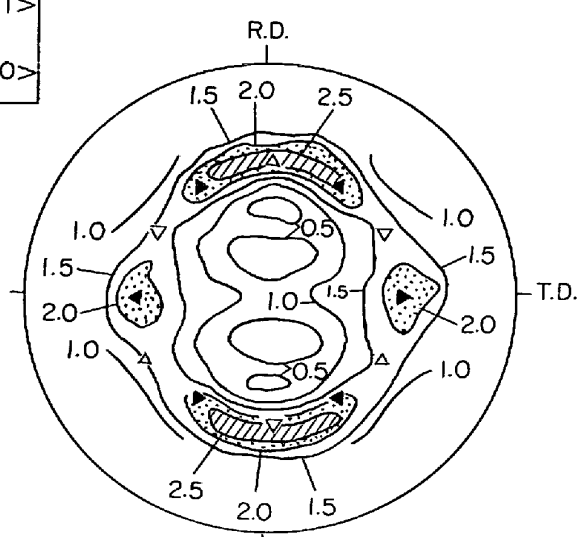


Fig. 5. The effect of hot coiling temperatures on the {200} pole figure of specimens heat-treated under heating cycle Y in Fig. 2.

す。 K の負あるいは正の値は、この化学量論的關係を基準にして、O および S の過剰あるいは Mn の過剰をそれぞれ意味する。この化学量論的關係から大きくはずれた状態では、短時間焼鈍に好ましくない不純物元素の影響がそのまま現われるので、 $K=0$ あるいはその近傍で連続焼鈍適正素材の見いだされる可能性がある。またこのような不純物元素を無害な形に析出させる操作は、連続焼鈍のような急速加熱では加熱途中にこれをおこなうことは不可能であり、したがって熱延鋼帯捲取後の徐冷期間の熱履歴が重視される。このような観点から本報では、実験結果を K 値あるいは熱延捲取温度との関連で整理した。

試料の化学成分から算出した K 値と、引張試験によって得られた機械的特性との關係を Fig. 3 に示す。これから明らかなように、0~0.15 なる K 値をもつ試料ではすぐれた延性と絞り性、すなわち低い降伏強度と高い全伸びおよびランクフォード値が得られる。

これら機械的特性は、Fig. 4 に示すごとく熱間圧延後の捲取温度にも依存する。この捲取温度が 670°C 程度以上の場合には、捲取温度の上昇にともない降伏強度は著しく低下し全伸びは増加する。この捲取温度の影響はランクフォード値について特に著しく、たとえば本実験における最高捲取温度 740°C の場合には 1.8 のランクフォード値が得られている。この値はバッチ焼鈍の Al キルド薄鋼板に十分匹敵するものである。Fig. 4(c) の結果は、Fig. 5 に示した焼鈍集合組織の差異に対応し、高温捲取熱延鋼帯から調整した試料においては {111} 〈uvw〉 成分の集積がより顕著である。

K 値および熱延捲取温度の調整によつて得られる絞り性と延性の向上は、Fig. 3 と Fig. 6(b) および Fig. 4 と Fig. 7(b) の比較から明らかなごとく、連続焼鈍後の結晶粒径増大と対応している。これに反して、熱延鋼帯の板厚中心層で測定した結晶粒径は、Fig. 6(a) と Fig. 7(a) に示すように、 K 値あるいは熱延捲取温度に

よつて大幅には変動していない。高温捲取した熱延鋼帯には、Fig. 8(a) に例示するような表面粗粒層が存在し、熱延捲取温度の上昇により、この表面層の粗粒の大きさは増大する。この表面粗粒は、鋼帯表面に存在する不純物の少ないリム層の結晶が高温捲取によつて異常粒成長したものと考えられる。しかし、冷間圧延後連続焼

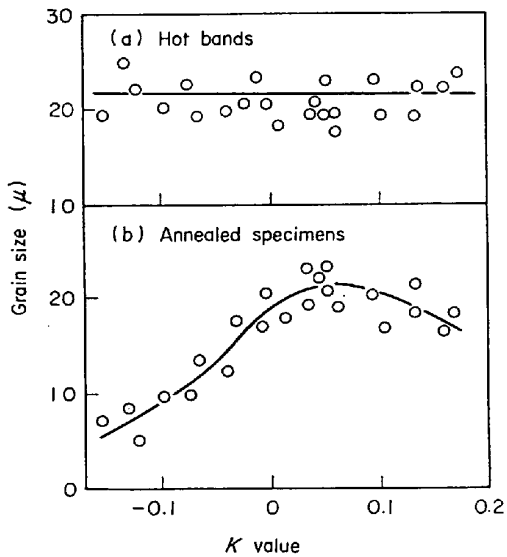


Fig. 6. The effect of the K value on grain sizes of hot bands and specimens annealed under heating cycle Y in Fig. 2.

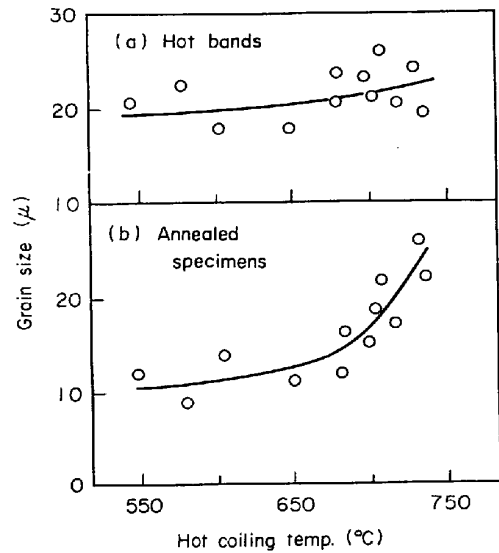
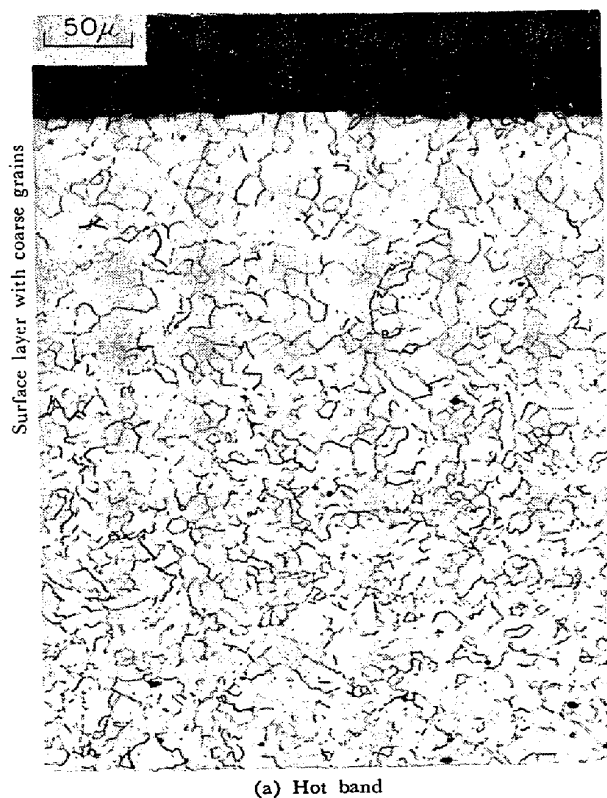


Fig. 7. The effect of hot coiling temperature on grain sizes of hot bands and specimens annealed under heating cycle Y in Fig. 2.



(a) Hot band



(b) Annealed specimen

Fig. 8. Grain structures of hot bands coiled at 710°C and specimens annealed under heating cycle Y in Fig. 2.

鈍したあとでは、Fig. 8 (b) に示すごとく、板厚表面層におけるこのような粗粒化効果は観察されない。粗粒化熱延鋼帯が連続焼鈍に適しているという提案¹²⁾もあるが、Figs. 6~8 は、本報で得られたすぐれた特性が熱延鋼帯での粗粒化効果に由来していないことを示唆している。

連続焼鈍適正素材を得るために熱延捲取温度を調整することの有効性は、次のように理解できる。すなわち、Mn と S についてみれば 1 250°C 程度の均熱温度で固溶しているかなりの量の Mn と S は、熱延鋼帯捲取後の徐冷中に MnS として析出する。この場合 670°C 程度以上の高温捲取では、MnS の析出がより完全におこなわれ、単独では短時間焼鈍に有害な Mn, S が地鉄から除去され地鉄の清浄化が達成される。密に分布した MnS 粒子も再結晶や粒成長を抑制するので¹³⁾¹⁴⁾、本報の適正素材で形成された MnS 粒子は、具体的な分布形態は観察していないが、比較的粗に分布しているものと考えられ、MnS 粒子の分布適正化の効果も無視できない。Fe-Mn-S 合金⁸⁾と同様 Fe-Mn-O 合金¹¹⁾においても、冷間圧延前に熱延鋼帯を高温 (870°C 程度) に再加熱することにより、緩慢再結晶が防止できるので Mn と O の相互作用も Mn と S の場合と同様と考えられる。ただし MnO 粒子の分布形態が再結晶挙動にどのような影響を及ぼすかは明らかではない。

K 値を 0~0.15 の範囲に調整することは MnS, MnO 形成後における、短時間焼鈍に有害な Mn, O, S の過剰量規制を意味し、また熱延高温捲取は MnS, MnO の析出を促進し熱延鋼帯における地鉄清浄化と MnS の適正分布をもたらすものと考えられる。その結果短時間再結晶あるいは粒成長の阻害要因がなくなり、連続焼鈍においても十分大きな結晶粒とすぐれた延性が得られるものと判断される。絞り性、すなわちランクフォード値の向上については、地鉄の清浄化自身の有効性と MnS 粒子の分布形態調整による効果との両者が考えられるが、いずれが主導的かは明らかでない。

熱延高温捲取 (約 670°C 以上) をおこなわずに K 値を変化させた場合は、Fig. 3 に示した K 値 0~0.15 における延性、絞り性の向上効果は著しく減衰し、また K 値が適正範囲からはずれていれば高温捲取をおこなっても Fig. 4 に示した著しい特性向上は現われない。

N 含有量も、Fig. 9 に示すごとく、機械的特性に影響を及ぼす。Fig. 9 から明らかなように、N 量が 20 ppm 以下の場合にすぐれた延性が得られる。本報の場合 C の全含有量を低減することは不必要であり、0.05~0.06% の C でも K 値調整と熱延高温捲取の採用によつ

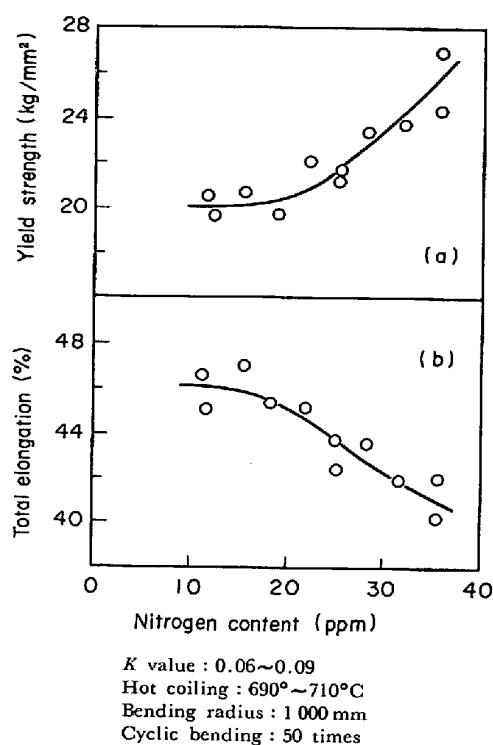


Fig. 9. The effect of nitrogen on mechanical properties of specimens heat-treated under heating cycle Y in Fig. 2 and then temper-rolled by 1%.

てすぐれた特性が得られる。

3.2 熱サイクル

与えられた素材について、焼鈍とそれに続く過時効を含む過程の適正な熱サイクルを定めることも重要である。焼鈍温度と過時効温度の適正組み合わせを見いだすため、1 min の焼鈍と 5 min の過時効の場合について、1% 調質圧延後の降伏強度および全伸びに関する等高線図を Fig. 10 のごとく作成した。これによれば、約 700°C の焼鈍と 350°~450°C の過時効を組み合わせることがすぐれた延性を得るのに適している。調質圧延後 100°C で 1 hr のひずみ時効をおこなった試料についても、これと同じ組み合わせがすぐれた延性を与える。本報の素材では、わずか 1 min の焼鈍で十分すぐれた特性が得られる。

Fig. 3 (c) は高温焼鈍 (熱サイクル Z) がランクフォード値向上に有効であることを示しており、この目的のために約 890°C の焼鈍を提案した最近の報告²⁾³⁾と同様の結果である。これに対し Fig. 10 (b) に示したように、焼鈍温度の上昇により全伸びは低下する。本報の素材では低温焼鈍 (熱サイクル Y) においても十分すぐれたランクフォード値が容易に得られるので、むしろ全伸びを向上させる方が問題である。この目的のために、

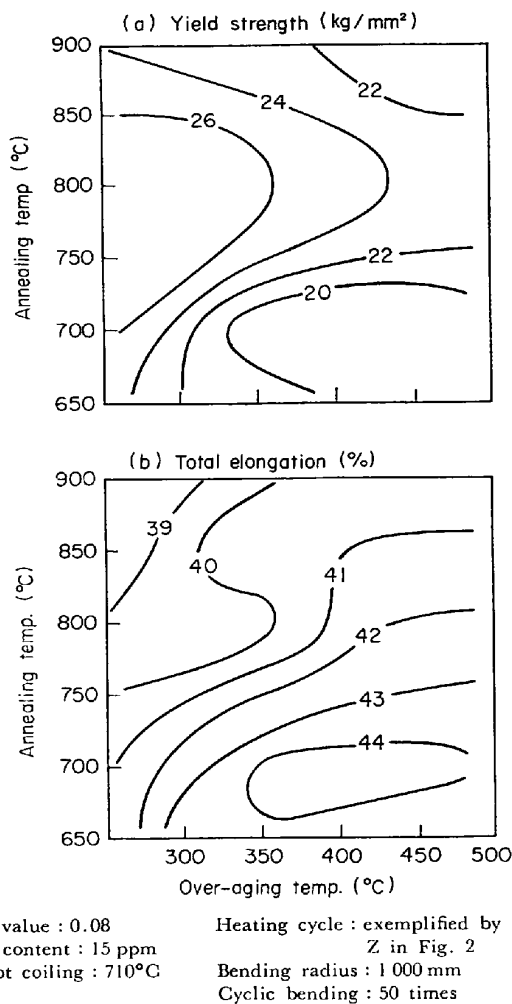
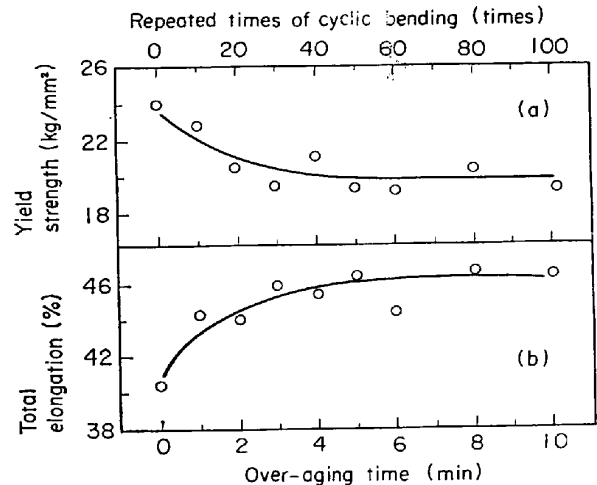


Fig. 10. Effects of annealing and over-aging temperatures on mechanical properties of specimens temper-rolled by 1%.

本報の場合には A_1 変態点直下の温度における焼鈍が推せんされる。

高温焼鈍における全伸び低下は、粗大パーライト集団に起因するものと考えられ、このパーライト集団は高温捲取熱延鋼帯での炭化物凝集に根ざしている。すなわち、この凝集炭化物の再溶解によつて生じた固溶Cは、焼鈍時間が短かいため分散することなく、冷却中にパーライト集団に変化するのであろう。700 $^{\circ}\text{C}$ 程度での焼鈍ではパーライト集団は形成されないが、同じく延性に有害な凝集炭化物自身が残存する。熱延捲取温度の上昇によりこの炭化物凝集が進行すると考えられるのに、Fig. 4は高温捲取による全伸びの増加を示している。この全伸び増加には、K値と熱延捲取温度の調整によつて得られる延性に富んだ地鉄の存在が寄与しているものと考えられ、地鉄が十分な延性をもつために生ずる accommodation slip が凝集炭化物を起点とするクラックの発生伝播を抑制するのであろう。これに関連して、もし熱延鋼帯が



Heating cycle : similar to Y in Fig. 2 except the change in over-aging time

Cyclic bending : varied with over-aging time

Fig. 11. The effect of over-aging time on mechanical properties after temper rolling by 1% for the same specimens as quoted in Fig. 10.

750 $^{\circ}\text{C}$ 程度以上の極端な高温で捲取られた場合を考えると、地鉄の延性はより向上するであろうから、高温焼鈍によつて生ずるパーライト集団の有害性すらも著しく低減できるものと考えられる。この考え方は特にすぐれたランクフォード値を要求される Al キルド薄鋼板を連続焼鈍によつて製造する場合に参考になろう。

連続焼鈍のあとの過時効処理は、固溶C量低減を通じて延性を向上させるために提案されているものであつて、実験室的結果²⁾³⁾¹⁵⁾によればその所要時間は 1 hr 程度と考えられている。本報の素材を用いた場合、機械的特性の過時効時間依存性は Fig. 11のごとく得られており、ここで過時効中の繰返し曲げ回数は過時効時間に比例して変えられている。Fig. 11によれば過時効処理は最初の 2 min 間が特に有効で、5 min もあれば過時効処理終了に十分である。このような短時間で過時効効果が飽和する理由として、低 Mn 化による C 溶解度の低下¹⁶⁾、熱延高温捲取によつて生じた凝集炭化物の場合焼鈍中の C 再固溶が遅れること¹⁷⁾などが考えられるが、本報では確認していない。いつばう過時効後の降伏強度を低下させるのには 0.4%Mn 程度のむしろ高 Mn 鋼が好ましいという考え方¹⁸⁾や、高温捲取熱延鋼帯から調整した試料では過時効に長時間を要するという報告もある¹⁹⁾。過時効所要時間はおそらく炭化物析出核の密度に依存するであろうから、このような観点から今後詳細な検討が必要であらう。

また本報の場合特に注目されるのは過時効中に付加された曲げ応力の影響である。たとえば HARPPER のひず

み時効に関する式²⁰⁾から類推して、本報の場合曲げ応力によつて生じたわずかの密度の転位が炭化物析出場所を増加させ、その結果過時効の効果が最初の 2 min 程度でも十分に現われてきた可能性もある。

ひずみ時効後の機械的特性は、焼鈍後過時効温度までの冷却過程によつて著しく異なる。この典型的な例を Fig. 12 に示す。ここで曲線 X, Y あるいは FC は、1% 調質圧延後の 100°C におけるひずみ時効中の降伏

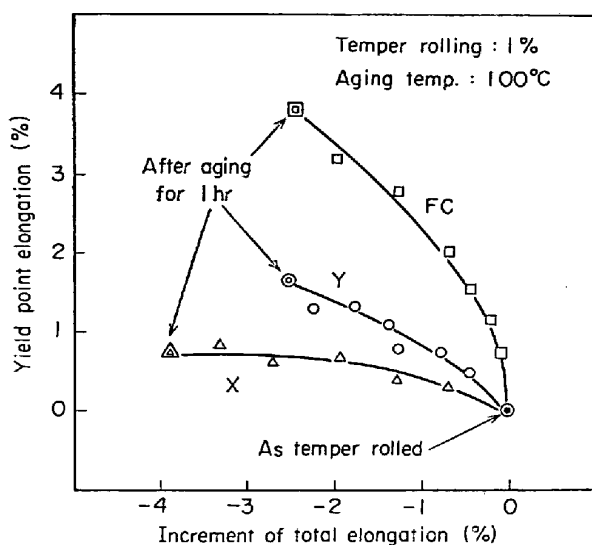


Fig. 12. Variations of yield point elongation and total elongation during strain-aging for specimens heat-treated under heating cycle X, Y, or FC in Fig. 2 and then temper-rolled.

点伸びと全伸びの変化を表わす。それぞれの曲線は Fig. 2 の熱サイクル X, Y あるいは FC によつて調製した試料について得られたものである。焼焼後の冷却速度が極端に速く (95°C/sec), いったん過冷却し再加熱過時効した熱サイクル X の場合には、ひずみ時効中の降伏点伸び増加が著しく抑制される。この場合 Fig. 13 (a) に示すように、粒内には微細に分散した炭化物が観察され、焼鈍後の冷却速度が速いため過時効開始時点における固溶 C の過飽和度が高く、C の析出核密度が上昇した結果とみられる。このような微細炭化物が転位の増殖源として働くので、ひずみ時効後においても降伏点伸びが抑制されるのであろう。しかしこの場合 Fig. 12 の曲線 X にみられるごとく、ひずみ時効中に全伸びが著しく低下する。これは微細炭化物が密に分布しているため調質圧延後の転位密度が増し、これらがひずみ時効中に固溶 N によつて固着されることに起因する現象とみられる。Fig. 13 (c) に示すように粒内に微細炭化物を含まない、熱サイクル FC で調整された試料では、Fig. 12 の曲線 FC から明らかなように降伏点伸びの増加は大きい。全伸びの低下幅はそれほど大きくない。

なお熱サイクル FC で調整した試料の調質圧延率を 4% 程度に高めると、ひずみ時効による機械的特性の変化は Fig. 12 の曲線 X に類似した曲線で表わされ、調質圧延率増大と粒内微細炭化物の存在とはひずみ時効挙動に全く同じ影響を及ぼしている。

Fig. 12 の曲線 X と FC の比較から示唆されるよう

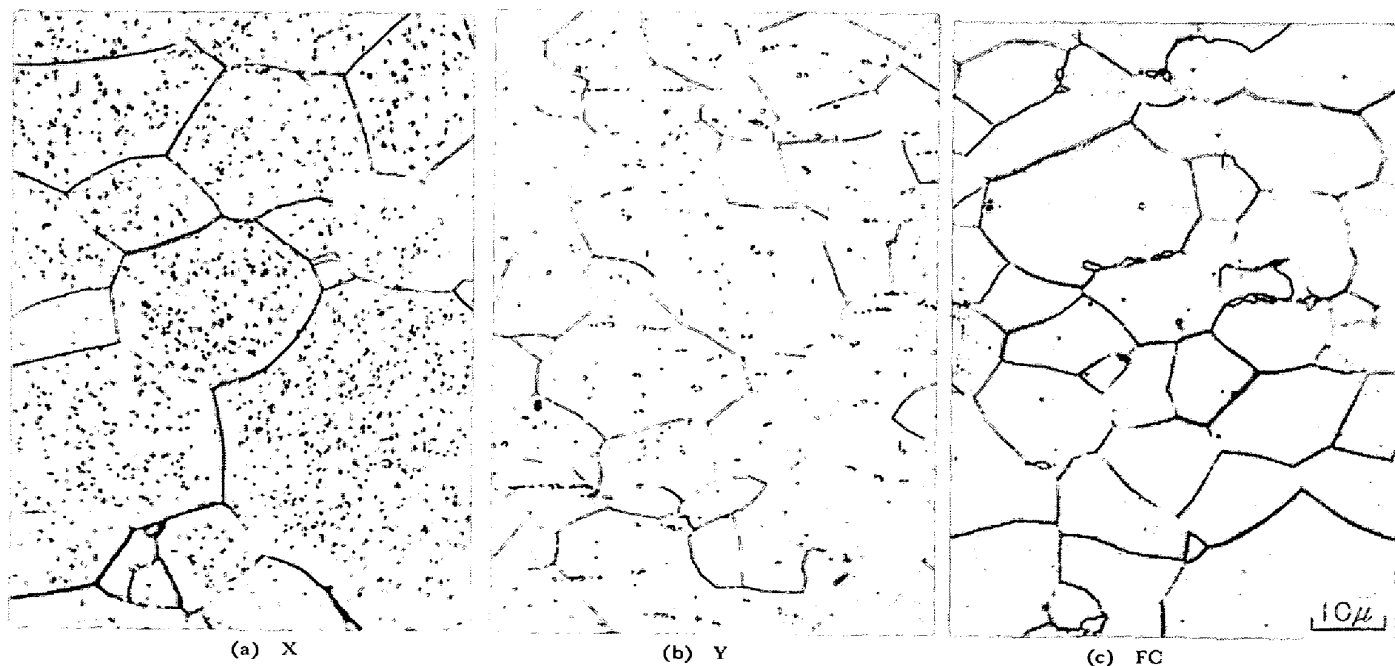


Fig. 13. The difference in the distribution of carbides in grains of specimens heat-treated under heating cycle X, Y or FC in Fig. 2.

は、ストレッチャー・ストレイン抑制とすぐれた延性の保証をバランスさせるためには、焼鈍後の冷却速度はある適正範囲に限定されなければならない。この範囲は本報の場合 $5 \sim 30^\circ\text{C}/\text{sec}$ であつて、Fig. 2 の熱サイクル Y は適正例のひとつである。この場合 Fig. 12 の曲線 Y に示すように、全伸びの大幅な低下をともなうことなく降伏点伸び増加がある程度抑制できる。この試料では Fig. 13(b) に示すごとく粗に分布した粒内炭化物が観察される。

3.3 応力下の過時効

連続炉のハースロールによる繰返し曲げ応力は、延性の向上を意図した過時効の效果に大きな影響を及ぼす。たとえば、半径の小さいハースロールを設置した古い工業炉を用いた実験において、その結果は予想に反し、過時効処理により降伏強度が増加し全伸びが低下することを示している。この予期せぬ結果は、高い曲げ応力によつて生ずる応力時効に起因するものと考えられる。

この応力時効の影響をしらべるために基礎的な実験もおこなつた。この実験では、冷間圧延した試料を塩浴炉

において 700°C で 1 min 間焼鈍したのち、これを高温引張試験機にとりつけ、いろいろな応力レベルのもとで Fig. 14(a) に示す熱サイクルによる過時効をおこなつた。この引張応力は過時効時間 5 min のあいだ連続して付加された。

実験の結果を Fig. 14(b) と (c) に示す。付加応力が 13 kg/mm^2 以下の場合には延性改善のための過時効の効果が明りように認められるのに対し、約 20 kg/mm^2 の応力下の過時効によつては降伏強度が増加し全伸びは低下している。したがつてすぐれた延性を得るには、薄鋼板に付加される応力を 13 kg/mm^2 の臨界値以下に低減させるべきである。別の実験によれば、応力時効は 500°C 以上の温度では生じないので、ちょうど 350°C が適正温度となる過時効処理においてこの付加応力制限が必要となる。

臨界応力 13 kg/mm^2 は、焼鈍試料の過時効温度における降伏強度 (約 20 kg/mm^2) よりもかなり低く、したがつて高応力下の過時効による延性低下は加工硬化の過程を含まず、応力時効それ自身に由来するものと考えられる。この応力時効の現象は、荷重付加までのひずみ時効による降伏強度増分が除荷重状態でのひずみ時効の場合より大きいことでも知られている²¹⁾²²⁾。

鋼帯表面における曲げ応力は次式で近似的に評価される。

$$\sigma = E \cdot \frac{t}{2 \cdot R} + T \dots \dots \dots (2)$$

ここで σ : 曲げ応力 (kg/mm^2),

E : ヤング率 (kg/mm^2),

R : 曲げ半径 (mm),

t : 鋼帯の厚さ (mm),

T : 鋼帯にかかる張力 (kg/mm^2),

したがつて、曲げ応力を許容限界まで低減させるため、連続炉の過時効帯に設置されるハースロールの半径を鋼帯厚さの数 100 倍以上にする必要がある。

過時効の效果に及ぼすこの繰返し曲げの影響は、Fig. 1 に示した装置を用いて直接しらべられた。得られた結果を要約して Fig. 15 としてまとめた。ここでたて軸には、繰返し曲げを加えない過時効で得られる全伸びを基準にして、繰返し曲げ過時効の場合の全伸び増分を目盛り、横軸には N 含有量 N (ppm) と結晶粒径 d (μ) の積を目盛つてある。焼鈍後の冷却中に固溶 N の一部は粒界などに固着されるであろうから d が小さいほど実質的な固溶 N 量は少なくなるので、 $N \cdot d$ は過時効開始時点における真の固溶 N 量に半定量的に対応する。 $N \cdot d$ が約 $200 \text{ ppm} \cdot \mu$ なる試料で曲げ半径 R が

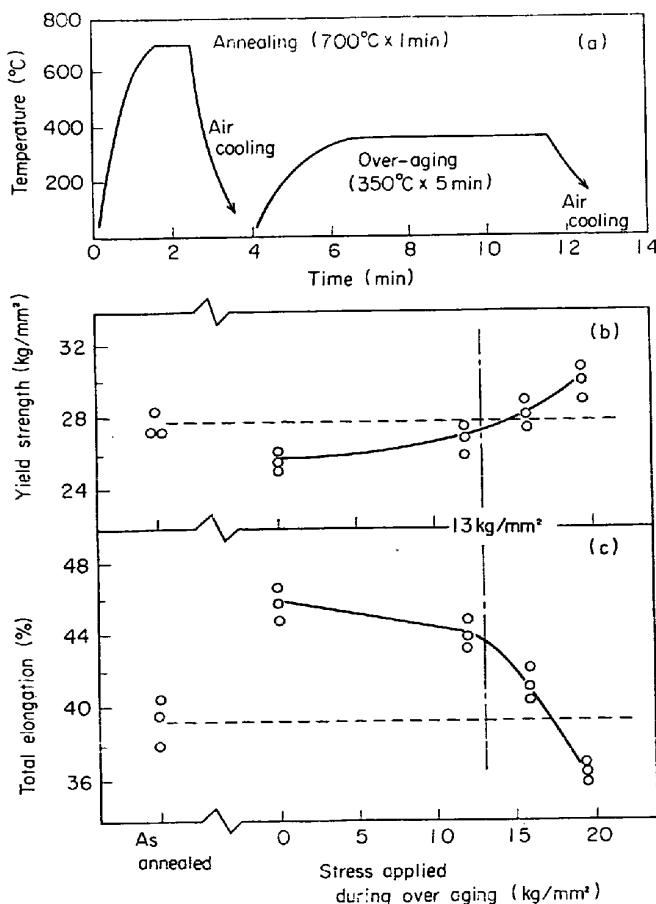


Fig. 14. The effect of stresses applied during over-aging on mechanical properties of specimens as heat-treated.

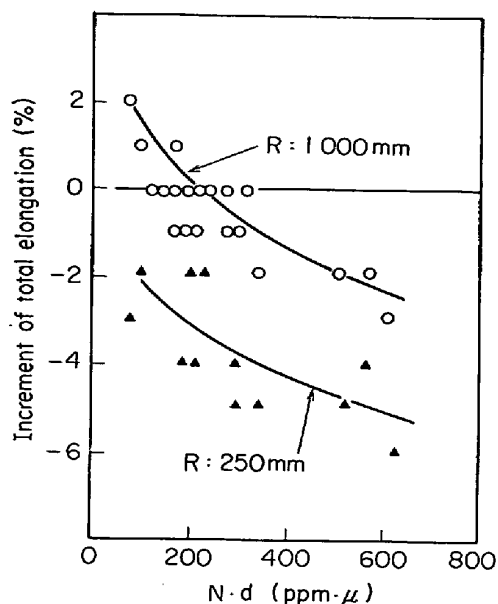


Fig. 15. The synthetic effects of bending radius, grain, size and nitrogen content on the increment of total elongation obtained by over-aging under the cyclic bending of 50 times as compared with that obtained by over-aging without the cyclic bending.

1000 mm の場合には、全伸び増分はほとんど零であり繰返し曲げの影響は無視できる。この場合いくつかの試料では正の増分が得られており、ある条件下での繰返し曲げ過時効が延性向上にむしろ有益であることを示唆している。N · d が 600 ppm · μ で R が 250 mm の場合には、この全伸び増分は大幅な負の値となる。これらの結果は半径の大きいハースロールの必要性を直接示しているほか、繰返し曲げの悪影響を防ぐためにN含有量低減も必要であることを示している。この目的には、結晶粒径 d を小さくすることも有効であるが、これは繰返し曲げなしの場合における本来の延性を低下させてしまうので好ましくない。N量の増加により全伸び増分が減少し負の値をもつようになることの理由は明らかでないが、延性を低下させるような硬質化をもたらすある種の相互作用が、Mn と N のあいだに存在すると考えてみる価値はあろう。Fe-Mn-N 合金の 400°C における変形応力が、Fe-N 合金のそれより高いこと²³⁾は上記相互作用のひとつの例と考えられる。

曲げ半径の異なる繰返し曲げ過時効後において、残存する固溶 C、N 量を評価するためのスネークピーク高さを測定した。Fig. 16 の結果では、曲げ半径に逆比例する曲げ応力の増加によりスネークピーク高さが低下している。スネークピークの生ずる温度から判断してこ

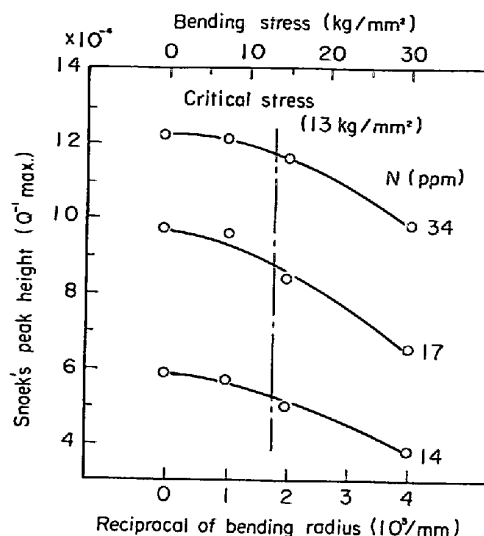


Fig. 16. The effect of bending radius on Snoek's peak heights of specimens over-aged at 350°C for 5 min under the cyclic bending of 50 times.

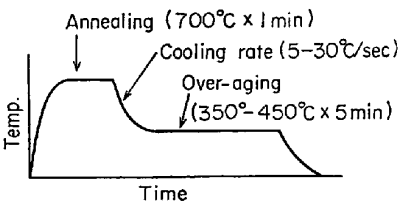
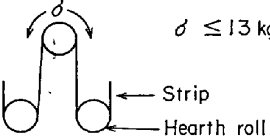
のピークは主として固溶Nによるものと考えられるが、ピークの分離をおこなっていないので曲げ応力増加によつて減少するのが固溶 C か固溶 N かは明らかでない。なお 700°C から焼入れしたままのスネークピーク高さは 75×10^{-4} で主として固溶 C によるものであつた。Fig. 16 の上の横軸には $t = 0.8$ mm, $E = 1.8 \times 10^4$ kg/mm² (ヤング率の温度依存性²⁴⁾ から 350°C の場合を推定), $T = 0$ (Fig. 1 の実験装置では $T \leq 0.2$ kg/mm²) として (2) 式より曲げ応力を求めて目盛つてある。Fig. 11 などを得た場合の曲げ応力が約 7 kg/mm² ($R = 1000$ mm) であることを考慮すれば、応力時効による延性低下の生ずる臨界応力 (13 kg/mm²) 直下まで応力をあげることによつてさらに延性を向上させ得る余地のあることを Fig. 16 は示唆している。また Fig. 16 は過時効時間一定 (5 min) の場合に得られた結果であり、これから過時効所要時間の長短を直接議論するには問題もあるが、曲げ応力を臨界値直下まで上昇させれば、ある所定の機械的特性を得るための過時効時間はより短縮される可能性もある。

4. 連続焼鈍の工業化

上述の実験結果にもとづき、低炭素キャップド薄鋼板を連続焼鈍によつて製造するための適正条件は Table 3 のごとくまとめられる。リムド鋼の場合も同様である。

真空溶製鋼の場合 0.1% 以下の Mn 量においてすぐれた絞り性が得られるが⁵⁾、かなりの量の O と S を含む商用のキャップド鋼あるいはリムド鋼の場合には、この

Table 3. Conditions suitable for continuous annealing process producing low-carbon capped-steel sheets having excellent drawability and ductility.

Material steel	Mn $\leq$ 0.25%.
	0 $\leq$ K $\leq$ 0.15, where $K = \text{Mn}(\%) - \frac{55}{16} \cdot \text{O}(\%) - \frac{55}{32} \cdot \text{S}(\%)$
	N $\leq$ 20 ppm
Hot rolling	Coiling temp. $\geq$ 670°C
Heating cycle	
Stress during over-aging	 σ $\leq$ 13 kg/mm ²

ように極端に低い Mn 量では K 値が負になってしまうので好ましくない。Mn の全含有量を 0.25% あるいはこれよりわずかに低い程度に低減することが実際的と考えられる。この場合には製鋼段階たとえば転炉における O あるいは S 量の調整により、K = 0~0.15 なる適正值は容易に得られる。また N 量を 20 ppm 以下にすることも現在の転炉による製鋼技術からは極めて容易である。

熱延鋼帯の高温捲取は冷間圧延前の酸洗効率をやや阻害するが、これは大きな問題ではない。むしろ高温捲取によつて Fig. 4 に示したごとくランクフォード値が著しく向上する点に注目すべきであろう。

Table 3 における連続焼鈍熱サイクルは単にその一例を示したものであり、Fig. 3 および Fig. 10 から示唆されるように、延性（全伸び）向上を重視する場合は 700°C 程度の焼鈍、絞り性（ランクフォード値）向上を重視する場合はより高温での焼鈍というように焼鈍温度の選択が必要となる。

焼鈍後過時効までの冷却過程は Fig. 12 に示したごとく製品のひずみ時効特性に大きな影響を及ぼす。耐フルーティング性が主として要請される製品には Fig. 2 の熱サイクル X が好ましいであろうが、ひずみ時効後の延性を保証するには熱サイクル Y の方が適当である。

過時効の所要時間は、製品の目標特性レベルに応じ、Fig. 11 を参照して自由に選定することができる。

過時効帯におけるハースロール径は (2) 式を用いて算出することができる。たとえば (2) 式において $\sigma = 13$ kg/mm²（臨界応力）、 $E = 1.8 \times 10^4$ kg/mm²、 $t = 0.8$ mm、 $T = 2$ kg/mm²（通常の連続焼鈍炉の鋼帯張力は 1~2 kg/mm²）とすると $2R = 909$ mm が得られ、直径 1 m 程度のハースロールが適当となる。

連続焼鈍には Al キルド鋼は適していないという報告²⁾もあるが、バッチ焼鈍材よりもすぐれた絞り性をもつ Al キルド薄鋼板も CAPL によつて得られており、この場合ほとんどの O 原子が Al と結合し Al₂O₃ になることなどを考慮して Table 1 に示した適正条件が修正されている。Al キルド鋼に関する実験結果については別途報告する。

5. 結 言

連続焼鈍によつて、すぐれた絞り性と延性をもつ低炭素（0.05~0.06% C）キャップド薄鋼板が得られた。おもな結果は以下のごとく要約される。

(1) この方法のための適正素材は、

$$K = \text{Mn}(\%) - \frac{55}{16} \cdot \text{O}(\%) - \frac{55}{32} \cdot \text{S}(\%)$$

で定義される K 値が 0~0.15 となる低 Mn 鋼 (≤ 0.25 % Mn) である。延性向上のためには N 含有量が 20 ppm 以下に低減されることが必要である。

(2) 熱延鋼帯における地鉄の清浄化と MnS 粒子の適正分布が連続焼鈍後の絞り性および延性の改善に重要とみられ、これは K 値の調整および 670°C 以上の熱延高温捲取によつて得られる。

(3) 適正焼鈍温度は、延性向上を重視した場合は約 700°C でそこでの焼鈍時間は 1 min で十分である。

(4) 固溶 C 量のみならず炭化物分布を調整して延性を向上させるための適正条件としては、連続焼鈍後の冷却速度を 5°~30°C/sec としそれに続く過時効温度を 350°~450°C とするのがよい。

(5) 過時効中の薄鋼板に、ある臨界値（本報の場合約 13 kg/mm²）を超える応力が付加されると、その延性が著しく低下するので注意しなければならない。その大きさが臨界値よりあまり低過ぎない応力のもとでは、過時効処理を短時間で終了させ得る可能性がある。したがつて連続炉の過時効帯には、鋼帯に加わる曲げ応力を臨界値直下に低減できるような、十分大きな径をもつハースロールを設置しなければならない。

おわりにあたり、本研究の発表を許可された新日鉄技術開発部細木繁郎部長、ならびに君津製鉄所技術部西脇実部長に謝意を表するとともに、本報における実験を担

当した中西 伸君, 榎本多江子嬢に感謝する.

文 献

- 1) M. A. ADAMS and J. R. BEVAN: JISI, 204 (1966), p. 586
- 2) R.M.S.B. HORTA, D. V. WILSON, and W. T. ROBERTS: JISI, 209(1971), p. 169
- 3) R.M.S.B. HORTA, D. V. WILSON, and W. T. ROBERTS: JISI, 210(1972), p. 42
- 4) K. TODA, B. KAWASAKI, and T. SAIKI: Iron Steel Eng., 50(1973)10, p. 44
- 5) Hsun HU and S. R. GOODMAN: Met. Trans., 1 (1970), p. 3057
- 6) 東洋鋼板株式会社: ぶりきとティンフリー・スチール, (1974), p. 65 [アグネ]
- 7) W. C. LESLIE, F. J. PLECITY, and J. T. MICHALACK: Trans. AIME, 221(1961), p. 691
- 8) D. A. WITMER and G. KRAUSS: Trans. ASM, 62(1969), p. 447
- 9) W. E. DUCKWORTH and J. D. BAIRD: JISI, 207 (1969), p. 854
- 10) W. JÄHICHE und H. BECK: Arch. Eisenhüttenw., 29(1958), p. 643
- 11) W. C. LESLIE, J. T. MICHALACK, A. S. KEH, and R. J. SOBER: Trans. ASM, 58(1965), p. 672
- 12) R. F. DEWSNAP: Iron Steel Inst. Spec. Rep. (1963)79, p. 112
- 13) J. D. BAIRD and J. M. ARROWSMITH: JISI, 204(1966), p. 240
- 14) 高橋政司: 鉄と鋼, 60(1974), p. 501
- 15) S. GARBER: Iron Steel Inst. Spec. Rep. (1963) 79, p. 81
- 16) H. BÖRCHERS und W. KÖNIG: Arch. Eisenhüttenw., 34(1963), p. 453
- 17) P. N. RICHARDS and K. V. BARRATT: Trans. ASM, 58(1965), p. 601
- 18) 日本鋼管株式会社: 特開昭 49-74698
- 19) P. M. ROBINSON, K. V. BARRATT, and P. N. RICHARDS: J. of Aus. Inst. Metals, 7 (1962), p. 34
- 20) S. HARPER: Phys. Rev., 83(1951), p. 709
- 21) A. N. HOLDEN and F. W. KUNZ: J. Appl. Phys., 23(1952), p. 799
- 22) E. A. ALMOND: Trans. AIME, 245(1969), p. 2519
- 23) J. D. BAIRD and C. R. MACKENZIE: JISI, 202 (1964), p. 427
- 24) 日本機械学会: 機械工学便覧, (1968), p. 4-7 [日本機械学会]