

論 文

UDC 621.785.3-52 : 669.14-122.4-153

連続焼鈍材の材質に与える熱延高温巻取の効果*

久保寺治朗**・中岡 一秀***・荒木 健治***
渡辺 馨***・岩瀬 耕二***Effect of the High-Temperature-Coiling on the Properties of
Continuously Annealed ProductHaruo KUBOTERA, Kazuhide NAKAOKA, Kenji ARAKI,
Kaoru WATANABE, and Koji IWASE

Synopsis:

In contrast to the established processing principle for the batch annealed cold rolled sheet gauge product, where the hot strip is coiled at a temperature around 560°C, coiling at a higher temperature near 700°C is desirable when the cold rolled strip is processed through the continuous annealing line.

The high temperature coiling is beneficial both to the formation of favorable recrystallization texture and the grain growth at the continuous annealing stage. These beneficial effects owe to the microstructure of the hot band, which is characterized by the coarsened carbides and a larger ferrite grain size. Of these, the former is responsible for both the texture formation and the larger ferrite grains.

The coagulated carbides serve to make the situation where recrystallization commences with the solute carbon content far less than the solution limit, leading to the formation of the {111} rich texture.

The coagulation of carbides is beneficial also to the grain growth, since the spacing of the particles are several times larger than the recrystallized ferrite grain diameter and the inhibition of grain boundary migration is greatly reduced.

1. 緒 言

プレス用冷延鋼板の標準製造プロセスでは冷間圧延後の焼鈍方式としてバッチ焼鈍が採用されている。またこの場合熱間圧延の条件としてはいわゆる高温仕上低温巻取が最適とされている¹⁾。

近年、工程合理化の一環として連続方式による焼鈍が注目され研究が行なわれるようになったが、この焼鈍方式はバッチ焼鈍に比較して昇温速度、冷却速度が非常に大きく、また焼鈍時間も非常に短いため、鋼の成分やほかの工程変数を変えずにこれを採用すると、製品はバッチ焼鈍製品に比較して細粒でかつ {111} 成分が少なく、{100} 成分の多い集合組織をもち²⁾、また格子中に多く

の固溶 C が残存する傾向がある³⁾。

このような認識から、現在までに、熱サイクル^{4)~6)}、熱延条件・冷延条件⁴⁾、素材の成分⁴⁾⁷⁾などに関する検討が行なわれてきたが、本研究の主題である「熱延条件」については DEWSNAP の報告⁴⁾の中で論じられている。これは熱延板の結晶粒径の影響を明らかにするために行なわれたもので、熱延板を中間板厚まで冷延したものを熱処理して結晶粒径を変え、これを熱延板に見立てる方法を用いており、

- ① 冷延前の結晶粒径が大きいほど再結晶粒径が大きくなること。
- ② 冷延前の結晶粒径が小さいほど焼鈍後の r 値が大きくなること。

* 昭和46年10月 再結晶部会、昭和48年4月、10月、昭和49年4月 本会講演大会にて発表
(Received July 31, 1975)

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

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

が確認されている。しかし、バッチ焼鈍材並の再結晶粒径を得ることを考えると、上記の調査を通して提案された熱延粒径・冷延率の組合せは製造技術でカバーし得る範囲を外れてしまう⁸⁾⁹⁾ばかりか、この場合の r 値は1.0以下になってしまう⁴⁾という問題がある。

このように、DEWSNAPの調査結果は、一般の冷延鋼板用素材を対象とする限りにおいては熱延条件を調整して連続焼鈍材のフェライト粒、結晶集合組織をとともにバッチ焼鈍材並にすることは極めて困難であることを示しているように見える。しかし、この調査での冷延前の粒径は熱延板の粒径そのものではないことに注意する必要がある。一般に熱延条件を変化させた際には、炭化物、硫化物、およびこれらに関連した固溶元素の溶解量などが変化すること、また第二相粒子、固溶原子の状態が結晶粒成長¹⁰⁾¹¹⁾冷延再結晶集合組織形成¹²⁾に影響することから考えて、熱延条件の影響を議論するためには、熱延条件そのものを変化させて得た素材を用いた直接的な検討が必要と考えられる。

筆者らは、通常の冷延鋼板用低炭素キャップド鋼を素材とすることを前提に、プレス用鋼板の連続焼鈍方式の開発研究を行ない、再結晶処理後に水焼入れし引続き短時間の過時効処理を施す熱サイクルを確立した¹³⁾。しかし、この熱サイクルの効用は主として製品中の固溶Cを減少させることにあり、結晶粒度および結晶集合組織の面での欠点をカバーするためには前工程での配慮が必要と考えられる。

本研究は上記の認識に基づいて計画されたもので、連

続焼鈍材の結晶粒径および再結晶集合組織の改善に対する最適熱延条件を設定することを目的として始められた。

2. 連続焼鈍材の材質に与える熱延条件の影響

2.1 実験方法

調査はキャップド鋼6チャージを対象にして行なつた。熱延板のチェック分析値ならびに熱延条件をTable 1に示す。製鋼・造塊および熱延作業は日本鋼管(株)福山製鉄所で行なわれた。鋼A(熱延板厚:2.3 mm)については同一仕上温度に対して巻取温度を三水準変化させた。鋼B~E(熱延板厚:2.8 mm)については同一仕上温度に対し巻取温度を二水準変化させた。また鋼F(熱延板厚:2.8 mm)については鋼B~Eと同様な2種類のサンプルの他に低温仕上高温巻取を行なつたサンプルを作成した。熱延板を実験用冷間圧延機で板厚0.8 mmまで冷間圧延した。得られた冷延板を700°Cのソルトバス中に30 sec浸漬し再結晶させた後20°Cの水中に焼入れ、引続き450°Cのソルトバス中で30 sec過時効処理した。熱処理後のサンプルに1%の調質圧延を施し、降伏応力および r 値を調査した。また考察のために光学顕微鏡による組織観察、フェライト粒径測定および極点図測定を行なつた。

2.2 実験結果と考察

降伏応力及び r 値をFig. 1に示す。まずバッチ焼鈍用素材の標準的な製造条件である高温仕上低温巻取につ

Table 1. Hot rolling conditions and chemistry.

Symbols	Hot rolling conditions		Chemistry (wt%)					
	Finishing temperature (°C)	Coiling temperature (°C)	C	Mn	P	S	N	O
A-1	805	700	0.054	0.26	0.009	0.034	0.0013	0.0379
A-2	805	665	0.054	0.26	0.009	0.033	0.0015	0.0363
A-3	800	590	0.047	0.27	0.008	0.031	0.0014	0.0346
B-1	850	715	0.043	0.28	0.009	0.022	0.0019	0.0592
B-2	850	595	0.040	0.30	0.008	0.025	0.0020	0.0605
C-1	850	720	0.044	0.30	0.011	0.024	0.0019	0.0528
C-2	850	600	0.048	0.29	0.010	0.024	0.0020	0.0518
D-1	850	700	0.049	0.35	0.010	0.030	0.0027	0.0478
D-2	850	595	0.052	0.33	0.009	0.032	0.0029	0.0427
E-1	850	705	0.048	0.33	0.010	0.027	0.0019	0.0488
E-2	850	605	0.052	0.32	0.011	0.026	0.0020	0.0394
F-1	855	715	0.043	0.30	0.009	0.026	0.0020	0.0554
F-2	850	595	0.046	0.31	0.009	0.027	0.0020	0.0586
F-3	760	660	0.044	0.31	0.010	0.027	0.0020	0.0550

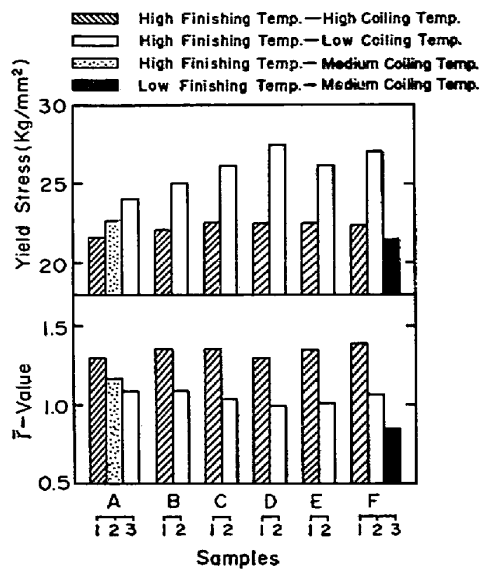


Fig. 1. Influence of hot rolling conditions on yield stress and r -value.

700°C × 30 sec → WQ → 450°C × 30 sec.

いて見ると、降伏応力は 24.1~27.5 kg/mm²、 r 値は 1.04~1.09 の範囲にある。これに対し高温仕上高温巻取では降伏応力 21.6~22.6、 r 値 1.30~1.39 といずれも高温仕上低温巻取の場合より望ましい方向へ移動している。巻取温度を 3 段階に変化させた試料 A のデータでは降伏応力、 r 値とも高温巻取側ほど良好になることが示されている。また低温仕上高温巻取材ではバッチの焼鈍の場合と同様、降伏応力は低下するが r 値は劣下している。したがって調査した 3 条件の中では高温仕上高温巻取が最も好ましい結果を与えているということが出来る。

Table 2 は板厚 3.2 mm の高温仕上高温巻取材について、0.8 mm まで冷延後、別報¹³⁾の最適熱サイクルと同等な熱サイクル* で処理した場合のデータを示したもの

* 720°C × 40 sec の再結晶加熱
→ 600°C からの水焼入れ
→ 470°C~400°C (時間に対しほぼ直線的な単調減少)
× 60 sec の過時効処理

Table 2. Examples of the mechanical properties for the high-coiling-temperature material cold-rolled from 3.2 mm to 0.8 mm and subsequently annealed with the optimum heat cycle¹³⁾.

Chemistry (wt %)						Mechanical properties			
C	Mn	P	S	N	O	\bar{r}	Yield stress (kg/mm ²)	Tensile stress (kg/mm ²)	Elongation (%)
0.043	0.28	0.014	0.024	0.0026	0.0550	1.41	22.2	32.0	43.7
0.052	0.30	0.011	0.024	0.0022	0.0493	1.49	20.3	31.8	43.5
0.058	0.30	0.010	0.022	0.0015	0.0527	1.46	20.3	32.0	46.1
0.055	0.29	0.010	0.022	0.0023	0.0530	1.45	21.3	32.6	44.3
0.058	0.30	0.010	0.024	0.0022	0.0462	1.45	19.5	32.3	45.6

である。降伏応力、 r 値とも Fig. 1 の場合より改善されている。降伏応力の改善に対しては熱サイクルが、また r 値の改善に対しては冷延率を高めたこと⁴⁾¹⁴⁾ が効果を及ぼしているものと考えられる。

上記のようにバッチ焼鈍の場合と連続焼鈍の場合では最適熱延条件が異なることが確認されたので、次章以下での考察を基礎とするために、2つの焼鈍方式の最適条件である高温仕上低温巻取（以降単に低温巻取と呼ぶ）および高温仕上高温巻取（以降単に高温巻取と呼ぶ）について熱延組織、冷延再結晶組織および冷延再結晶集合組織を調査した。

Photo. 1 は試料 B の熱延組織である。この写真から低温巻取材に比較して高温巻取材の方が結晶粒径が大きいことを確認することができる。この試験に用いた試料についての測定結果から、熱延板の結晶粒径は高温巻取から低温巻取の範囲で 5 000~8 000 個/mm² 程度変化していることが認められた。

注目すべきことは、Fig. 1 と Photo. 1 を対比させてみて分るように、本研究のデータでは DEWSNAP のデータと逆に、冷延前結晶粒の大きい場合の方が r 値が大きくなっているという事実である。

再結晶集合組織に対する冷延前粒径の影響に関しては速水¹⁵⁾、五弓¹⁶⁾¹⁷⁾、阿部¹⁸⁾、松尾¹⁹⁾による研究があるが、いずれも冷延前粒径の小さい場合の方が再結晶後の {111} 成分が多いという結果を得ている。また筆者らも熱延粒径が最も小さくなる仕上条件の場合に r 値が高くなることを認めている²⁰⁾。これらの研究結果、さらにその中の五弓らの研究¹⁷⁾では鉛バス中での急熱再結晶処理が採用されていることなどから考えて、冷延前粒径が小さい方が r 値に対して好ましい影響を与えることは徐熱の場合、急熱の場合を通して一般性のある事実であるように思われる。したがって本章の実験結果は、高温巻取材には急熱短時間焼鈍の場合に冷延前結晶粒径の面でのマイナス作用に打勝つことを可能にする何らかの

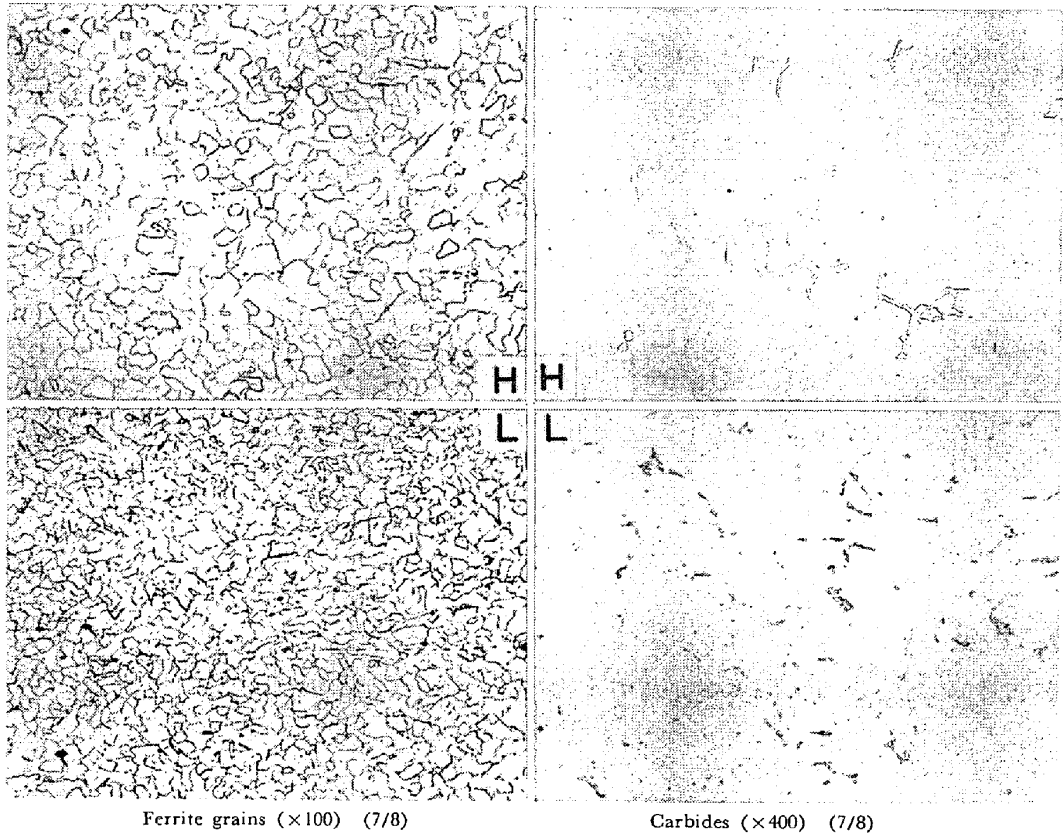
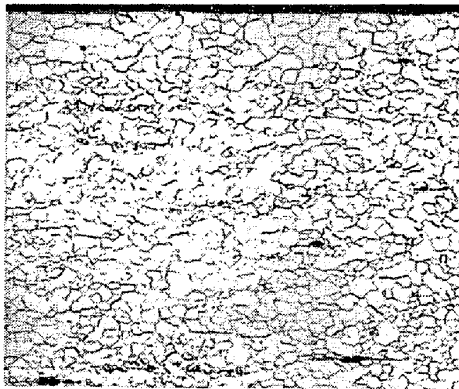
Ferrite grains ($\times 100$) (7/8)Carbides ($\times 400$) (7/8)

Photo. 1. Microstructure of hot rolled strip.

H : Coiled at 715°C

L : Coiled at 595°C



Ferrite grains coiled at 715°C

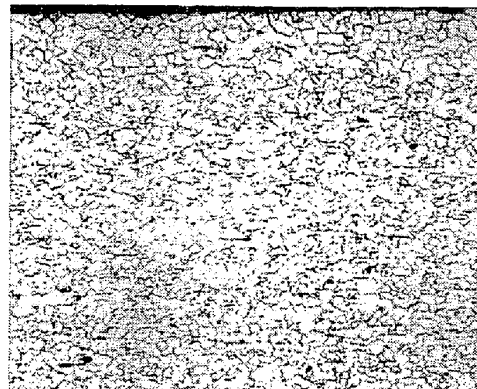
Ferrite grains coiled at 595°C ($\times 100$) (7/8)

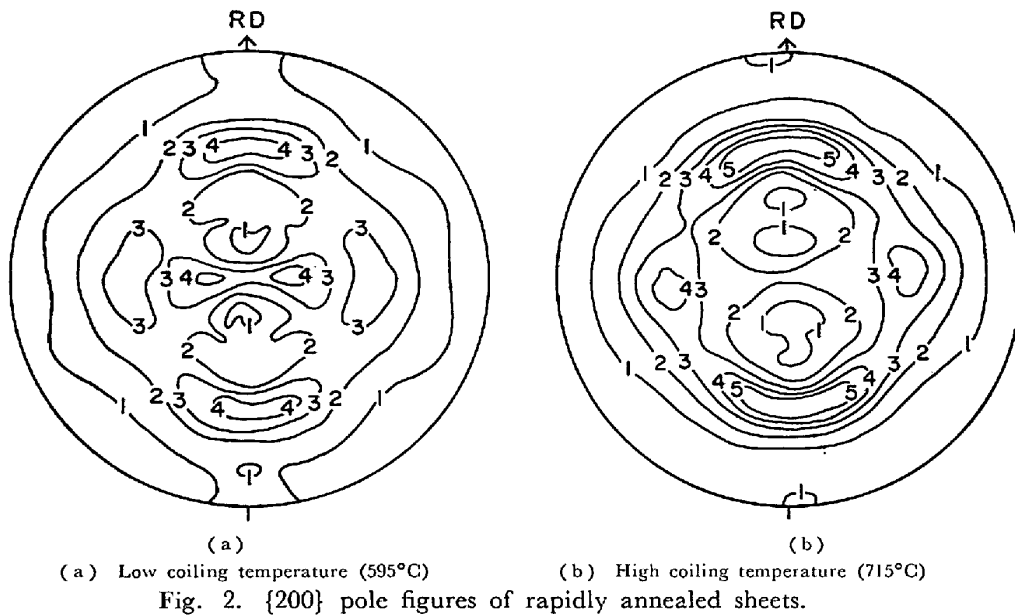
Photo. 2. Microstructure of cold rolled and rapidly recrystallized samples.

素質が付与されていることを示唆している。

Photo. 1 の炭化物組織から分かるように、高温巻取材の熱延組織のもう 1 つの特徴は炭化物が凝集していることである。したがって、まずこの特徴が影響する可能性について考察してみる必要がある。この点に関しては 4. で詳しくふれる。

Photo. 2 は Photo. 1 に対応させる冷延再結晶後のフェライト組織である。この場合には DEWSNAP のデータに見られたと同様に、冷延前結晶粒のより大きい高温巻

取材の方が、冷延再結晶粒径もより大きい結果になっている。なお、冷延再結晶後のフェライト粒径は高温巻取材の場合 8000~9000 個/mm²、また低温巻取材の場合 15000~20000 個/mm²であった。Fig. 2 は同じ試料について得られた再結晶集合組織である。この図から明らかのように、高温巻取材は低温巻取材に比較して板面に平行な {111} 近傍方位の集積度が高くなっており、 r 値が改善されていることに対応している。



3. フェライト組織改善に対する高温巻取の役割

3.1 考え方と実験方法

再結晶粒を大きくする効果は再結晶核の密度を小さくすること、または結晶粒成長を促進させることのいずれかによると考えることができる。これらに対する高温巻取熱延板の2つの組織的な特徴の影響については次のような可能性が考えられる。まずフェライト粒径が大きいことは再結晶核の密度を小さくすることに対して寄与すると思われるが、結晶粒成長には影響しないであろう。また炭化物が凝集粗大化していることは再結晶核の密度を小さくすることおよび結晶粒成長の障害を軽減することに効果があると思われる。

ここでは上記の熱延組織の2つの特徴の中でいずれがより大きく影響しているかを吟味することを目的として下記の実験を行なった。実験方法としては、脱C焼鈍の助けをかり、炭化物を含まずフェライト粒径のみが変わった素材を作成し、これを冷間圧延後、急熱再結晶処理し冷延前のフェライト粒径の影響を独立に抽出しその寄与を評価する手法をとった。供試材としては高温巻取された板厚 2.3 mm の熱延板 2 種類を用いた。各々の化学成分 (wt%) は次のようであった。試料A (680°C巻取) : 0.057C, 0.32Mn, 0.011P, 0.022S, 0.0415O, 試料B (675°C巻取) : 0.045C, 0.27Mn, 0.011P, 0.024S, 0.0528O, 熱延板にまず 960°C×15 min の焼準, 続いて 720°C×2hr の脱C焼鈍を施し, C量を 0.005 wt% 以下にした後, 0.8 mm まで冷間圧延した。冷延後の板は 600~800°C のソルトバス中に 40~80 sec 浸漬すること

により結晶粒径を変えた。これにより結晶粒径を 5×10^3 個/mm²~ 10×10^3 個/mm² に変化させることができた。この状態での結晶粒を熱延板の粒 (冷却前の粒) に見立て、さらに 71% の冷間圧延を行なって板厚 0.23 mm の冷延板を得た。このようにして得られた冷延板を 700°C のソルトバス中に 40 sec 浸漬して再結晶させた。冷延前の試料及び冷延再結晶後の試料についてフェライト粒径を測定した。

3.2 実験結果と考察

Fig. 3 に結果を示す。この図から、冷延前の粒数が 5 000個/mm² 増すと再結晶粒径は約 1 000個/mm² 増すことが分る。2. で述べたように、熱延板の粒数は高温巻取側から低温巻取側へ 5 000~8 000個/mm² の範囲で変化する。この変化に対応する再結晶粒径の変化をFig. 3 から読取ると、500個/mm² 程度であることが分る。一方、これも 2 で述べたように、冷延再結晶後の粒数は高温巻取材の場合 8 000~9 000個/mm²、低温巻取材の

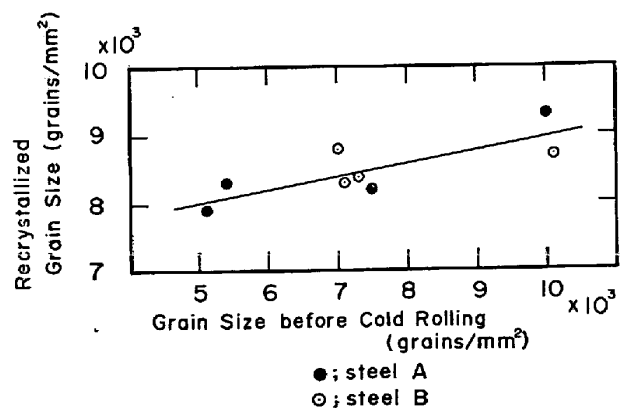


Fig. 3. Relation between the grain size before cold rolling and after the recrystallization.

場合 15 000~20 000個/mm² であり、その差は Fig. 3 から読取られた 500 個/mm² より 1 桁以上大きい。このように、Fig. 3 の実験結果は（炭化物の影響がない場合には）熱延板の粒度が変化しても冷却再結晶後の粒度にはほとんど影響がないことを示している。したがって、低温巻取材に比較して高温巻取材の冷延再結晶粒径が大きいことに対しては、熱延板粒径の影響は極めて小さくほかの因子が支配的な影響を及ぼしているものと考えられることができる。はじめに述べたように、炭化物組織が支配因子となつている可能性は高いと思われる。炭化物の平均間隔が低温巻取材では冷延再結晶粒径と同程度であるのに対し、高温巻取材では冷延再結晶粒径の数倍以上になつているという事実は炭化物による粒界移動阻止作用が再結晶粒径に対して支配的な影響を及ぼしているという考え方を支持するものである。この考え方の妥当性を調べるために、低温巻取された熱延板を素材とし、これを熱処理して炭化物を変化させた場合について、冷延前の炭化物の平均間隔と冷延再結晶粒径の関係を調べた。熱延板の板厚は 2.3 mm でその化学成分 (wt%) は次のようであつた。0.049C, 0.34Mn, 0.011P, 0.025S。950°C に設定した炉中にそう入し、850°C に到達後 (2~3 min で到達) 700°C まで空冷し、この温度で 0~15 min 処理された熱延板を冷延素材とした。上記熱処理の 700°C での保持時間が長いものほど炭化物の平均間隔は大きくなつた。熱処理後の熱延板を板厚 0.8 mm まで冷延後 700°C のソルトバス中に 40 sec 浸漬し、再結晶させたものについて炭化物の平均間隔と再結晶粒径の関係を調査した。結果を Fig. 4 に示す。この図から炭化物平均間隔と再結晶粒径の間にはよい相関があることが分かる。

以上の調査結果から、冷延再結晶粒径を大きくすることに対する高温巻取の効果は、炭化物が凝集粗大化してその平均間隔が再結晶粒径の数倍以上となり、実質的な粒成長抑制作用がなくなつたことによると考えられ

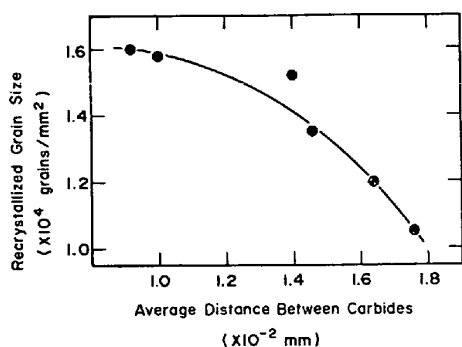


Fig. 4. Influence of the carbide spacing in hot strip on the recrystallized grain size.

る。

4. 再結晶集合組織改善に対する高温巻取の役割

4.1 考え方

2で考察したように、高温巻取材の r 値改善効果の原因を究明する際にまず考察しておかなければならないのは熱延組織上の1つの特徴である「凝集炭化物」の影響である。この点を考慮した上で考察を進める際に重要な視点を与えると思われる従来の研究結果としては、高温巻取材の急速加熱焼鈍を扱った ROBINSON らの報告²¹⁾と連続焼鈍の際に高い r 値が得られる実例を示した福田らの報告⁷⁾を上げることができる。

ROBINSON らの研究は低温巻取材と高温巻取材について冷間圧延板をソルトバス中で再結晶処理する際の炭化物の溶解速度と再結晶の進行を調べたものである。この研究の結果によると、低温巻取材より高温巻取材の方が平衡溶解度までCが溶け込むのに要する時間が長いことが示されており、また 700°C 処理の場合には再結晶完了時点ではCの溶け込みが完了しておらず、特に高温巻取材の場合には再結晶に要する時間の 16 倍の時間を経て初めてCの溶け込みが完了している。このようなデータから、本研究の高温巻取材の場合にも「固溶Cの少ない状態で回復の再結晶が進行している」ものと推定することができる。

一方、福田らの研究は連続焼鈍による超深絞り用鋼板の製造に関するものである。この研究結果によると、脱ガス Ti 添加鋼は連続焼鈍のような急速加熱再結晶の場合にも集合組織が優れており、極めて高い r 値を示す。また、この鋼の熱延板についての調査結果から、鋼中の C, N は Ti によつて完全に固定され、極微細な析出物が粒内に均一に分布していることが確認されている²²⁾。これらの事実および Cu 添加鋼についての研究経験から、福田らは脱ガス Ti 添加鋼が連続焼鈍のような急速加熱サイクルを適用しても高い r 値を示すのは熱延板中に有効析出物が存在するからであると考えている。

他方、脱ガス鋼に炭窒化物形成元素を添加した場合についての調査は小久保ら²³⁾寺崎ら²⁴⁾赤松ら²⁵⁾によつても行なわれているが、小久保らは Ta 添加鋼に関する詳細な調査結果から、 r 値改善に対しては、析出物の存在より「鋼中に存在する C, N を完全に固着すること」の方がより本質的な作用を及ぼしていると考えている。

ROBINSON ら及び福田らの研究結果と、小久保らの推論を参考にして、筆者らは高温巻取材を急速加熱した場合の r 値の改善効果が、基本的には「固溶Cの少ない状

態で回復再結晶が進行すると r 値が高くなる」という考え方によつて説明できるのではないかと考えてみた。

そこで次に述べるような 2 種類の実験を計画し、固溶 C の影響を検証することにした。

4.2 実験 I (熱延板の固溶 C を変化させた実験)

4.2.1 考え方と実験方法

この実験は予備処理した熱延板と 2 種類の加熱速度の組合せによつて固溶 C 量の異なる状況下で回復再結晶を進行させてその影響を見たものである。

供試材としては下記の成分 (wt%) の高温巻取材を用いた。0.058C, 0.29Mn, 0.010P, 0.030S, 0.0021N, この熱延板にまず下記の 4 種類の処理を行なった。

- i) 400°C × 40 min 保持後水焼入れ
- ii) 500°C × 40 min 保持後水焼入れ
- iii) 600°C × 20 min 保持後水焼入れ
- iv) 700°C × 20 min 保持後水焼入れ

これらの処理によつて熱延板中の固溶 C レベルを変化させることを意図した。内部摩擦の測定結果から、i) ii) iii) iv) に対応した固溶 C はそれぞれ 10~20ppm, 20~40ppm, 60~80ppm および 100~150ppm と推定された²⁶⁾。上記の処理を受けた熱延板および処理なしの熱延板 (比較材) を 78% 冷間圧延し、次の 2 種類の熱処理を施した後 r 値を測定した。

- ① ソルトバスによる急速加熱短時間焼鈍
(100°C/sec で昇温, 700°C × 30 sec 保持)
- ② 電熱炉による徐熱焼鈍
(100°C/hr で昇温, 630°C に到達後炉冷)

①の急速加熱は熱延板の予備処理によつて調整された固溶 C を維持した状態で回復・再結晶が進行する状況を実現するために用いた。また②の徐熱は熱延板の前処理の影響が徐熱の段階で消失し、前処理のいかんによらず平衡溶解度に相当した固溶 C の存在下で回復・再結晶が進行する状況を実現するために用いた。なお供試材として高温巻取熱延板を用いたのは、予備実験の結果、普通巻取材では再結晶処理の際の炭化物の溶解が速かで①の焼鈍を行なった場合にも前処理の影響が消失することが判明したからである²⁶⁾。

4.2.2 実験結果と考察

結果を Fig. 5 に示す。図の横軸は冷延前の固溶 C 量に対応するもので、左端の予備処理なしの場合で固溶 C が最も少なく、右へ行くほど固溶 C の多い素材である。

図から分かるように、再結晶処理を急熱によつて行なったものは、予備処理温度が高いほど、すなわち冷延板の固溶 C 量が多いほど r 値が低くなる傾向が明らかに認められる。これに対し、徐熱の場合には予備処理の影響は

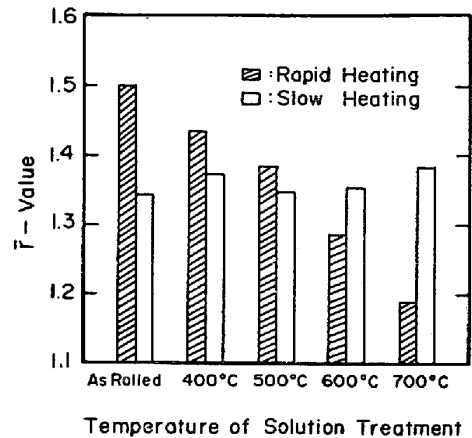


Fig. 5. Influence of the solution treatment of hot band on the r -value.

消失している。したがって、意図したとおり、急熱の場合は固溶 C の異なる 5 種類の状態で回復・再結晶に影響を与えることが可能であつたと考えられる。また、固溶 C が多い状態で回復・再結晶が開始したと推定される場合ほど r 値が低くなることが確認された。

4.3 実験 II (熱延板炭化物の形態と加熱速度の影響)

4.3.1 考え方と実験方法

実験 I では冷延前の固溶 C 量を意識的に変化させることを通して固溶 C 量の異なる状況下で回復・再結晶を開始させることを試みたが、本節では ROBINSON らの実験結果を参考にして、炭化物の凝集度の異なる熱延板を用い、冷延後の再結晶加熱速度を変えることを通して固溶 C 量の異なる条件下での回復再結晶の開始を実現させることを試みる。

供試材としては炭化物形態の異なる熱延板 3 種類を用いた。鋼 C は微細炭化物をもつ試料でその成分は次のようなものである。0.065 C, 0.32 Mn, 0.009P, 0.026 S, 0.0020 N. 鋼 A は粗大炭化物をもつ試料でその成分は次のようなものである。0.058 C, 0.39Mn, 0.010 P, 0.030 S, 0.0021 N. また鋼 B はこれらの中間の大きさの炭化物をもつ鋼 C と同じ組成の試料である。板厚 3.2 mm から 0.8 mm まで冷間圧延された試料を 5 段階の昇温速度で 700°C に加熱し、この温度で 30 sec 保持してから空冷し、 r 値を測定した。

4.3.2 実験結果と考察

実験結果を Fig. 6 に示す。鋼 C では加熱速度が速くなるとともに r 値は単調に減少する。この鋼では炭化物が微細で固溶しやすい状態にあるため、昇温速度が上がつても炭素の溶け込みが回復・再結晶の開始に追従でき溶解度に相当した固溶 C レベルで回復・再結晶が進行するものと思われる。したがって、この鋼での昇温速度上昇にともなう r 値の減少は、再結晶核発生に対する昇温

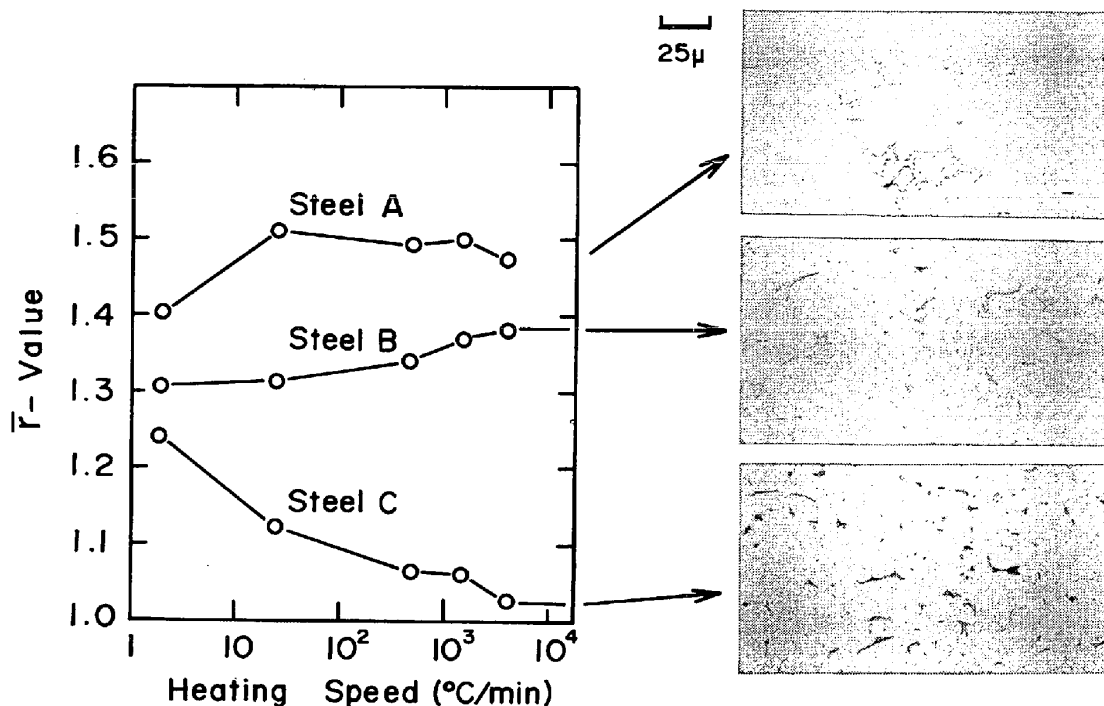


Fig. 6. Influence of carbide on the heating-rate dependence of r -value.

速度の直接的な影響を示しているものと考えられる。そしてこの影響は、高速加熱の場合には、低速加熱時には有効な核発生場所となり得ない部分からも核が発生し、核発生の選択性が弱められ、集合組織がランダム化の方向へ向かうことを意味するものと考えられる。鋼Bは鋼Cとは逆に昇温速度が速くなるとともに r 値が上昇する傾向を示している。この鋼では炭化物が大きいいためその溶解速度が遅くなり、昇温速度を速くすると固溶Cの少ない状況下で回復・再結晶が開始するようになり、これによる r 値改善効果によつて鋼Cに見られたような悪影響が完全に克服されたものと考えられる。鋼Aでは r 値の水準が最も高く、また鋼Bに近い昇温速度依存性を示している。この鋼は炭化物の凝集が最も進んでおり、鋼Bに見られた傾向が強調されたものと考えられる。

4.4 考察

冷延再結晶集合組織に及ぼす固溶Cの影響については①冷延組織、②回復・再結晶過程のいずれか一方、あるいは双方に対するものが考えられる。さきに上げた炭窒化物形成元素添加鋼に関する小久保らの報告では①②を通して影響を与えていると結論している。また、固溶Cそのものを対象としたものではないが、武智らは鉄の再結晶挙動²⁷⁾および集合組織形成²⁸⁾に及ぼすC量の効果を調査し、C量の差は主として冷延組織中のミクロな方位分散へ、ひいては再結晶核形成へ寄与すると述べている。本章の実験の場合、Fig. 5から明らかなように、実験Iの徐熱焼鈍の場合の r 値は冷延前の処理条件（固溶

C量の変化に対応)によらずほぼ一定の値を示している。また、実験I IIはともに「回復・再結晶が開始する時点での固溶C量が少ないと推定される場合ほど r 値が高くなる傾向を示している。したがって、急速加熱再結晶時に低温巻取材より高温巻取材の方が r 値がよくなる現象は②に対応するものと考えることができる。

高温巻取材の冷延板を急速加熱した場合の r 値向上作用が急速加熱過程のどの段階で効果を発揮し始めているかは興味ある点である。そこで、この点を調べるために650°Cのソルトバス中の浸漬時間を変え、回復・再結晶の程度を変化させた試料を調製し、その後これらを一まとめにして徐熱バッチ焼鈍し、再結晶および粒成長をさせて r 値を調査した。調査に用いたのは75%の冷間圧延によつて得られた板厚0.8mmの冷延板2種類で、一方は高温巻取材(680°C巻取)、もう一方は比較材としての低温巻取材(600°C巻取)である。成分(wt%)は高温巻取材で0.054C, 0.33Mn, 0.010P, 0.024S, 0.0023N, 低温巻取材で0.058C, 0.29Mn, 0.010P, 0.025S, 0.0018Nであつた。結果をFig. 7に示す。上側のグラフはソルトバス中への浸漬時間に対する軟化曲線であり、低温巻取材、高温巻取材とも10secの浸漬ではほぼ再結晶が完了していることが推定できる。下側のグラフは、上のグラフに対応した最終熱処理後の r 値を示したものである。高温巻取材は浸漬時間4secですでに r 値改善の効果が表われており、8sec以上ではほとんど一定の r 値を示している。これに対し低温巻取材で

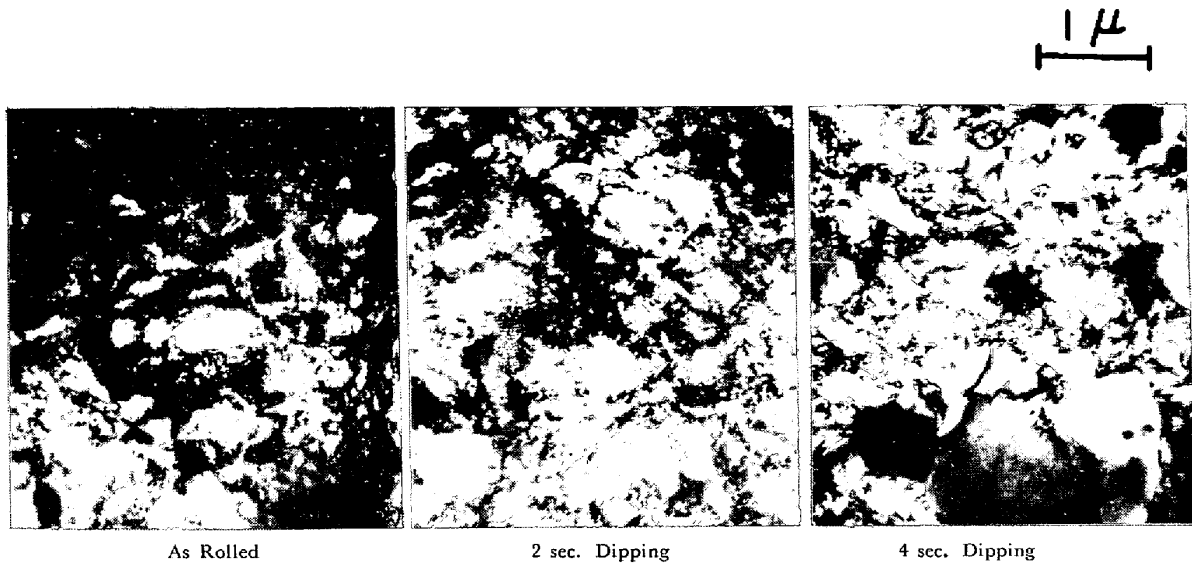


Photo. 3. Dependence of the electron microstructure on the dipping time in salt-bath of 650°C. Coiling temperature of hot strip : 680°C

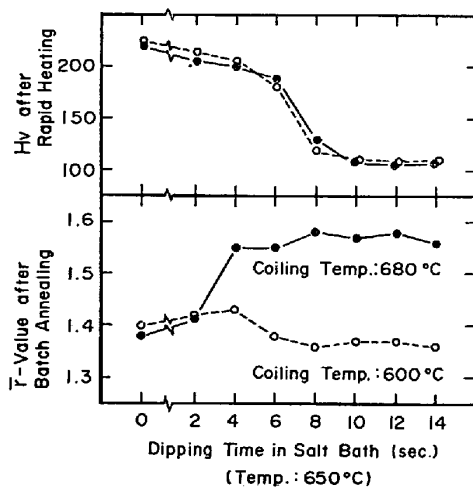


Fig. 7. Softening curve for the dipping in the salt-bath of 650°C and the r -value after the subsequent batch-annealing.

は浸漬時間 6sec あたりから r 値の低下が認められる。それ以上浸漬時間を増しても r 値は変化しない。Photo. 3 はソルトバス中浸漬時間 0, 2, 4sec に対応した薄膜観察結果 (高温巻取材) である。この写真から、 r 値向上効果が表われる 4sec 浸漬の段階では subgrain 組織の中に再結晶核が形成され始めていることが分かる。したがって、高温巻取材の急速加熱時の r 値改善作用は再結晶核形成の段階ですでに表われているものと考えられる。VENTURELLO ら²⁹⁾³⁰⁾ は高純鉄中の微量な C, N が回復を遅らせる作用があることを報告しているが、本研究の実用鋼の場合にも固溶 C, N が回復段階に影響し、これを通して再結晶核の形成に影響を与えたものと推定さ

れる。

連続焼鈍材の材質に与える高温巻取の効果については筆者らの公表³¹⁾と同じ年に戸田ら³²⁾によつても公表が行なわれた。これは Mn, S, O 量を適切に制御した鋼を熱延時に高温巻取すると、本研究の結果と同様に、連続焼鈍材の粒径が大きくなり、 r 値も向上するというものであるが、その機構については本研究とは異なつた下記のような見解がとられている。すなわち、上記の効果は Mn による S の掃き清め、および MnS が {111} 再結晶粒の形成および粒成長にとって好ましい分布をなして析出するためであるという考え方である。

第二相の分布が再結晶集合組織に影響することを示す多くの実験事実¹²⁾、特に Ti 添加鋼の連続焼鈍について福田らの研究⁷⁾、Al-killed 鋼の熱延板を前処理して微細な AlN を析出させた場合に冷延後の急熱焼鈍で {111} 成分の増加することを述べた松尾らの研究³³⁾などから考えて、MnS の分布が影響を与える可能性は否定できない。しかし、本研究においてはこのような微細析出物の影響は一切考慮せず議論を進め、実験事実を矛盾なく理解することができた。実態としては、固溶 C, MnS 分布双方共影響を与えていると思われるが、本章の実験 I で、①素材に高温巻取された熱延板を用いた。②予備処理によつて MnS の分布はほとんど変化しなかつたと推定される。という 2 つの条件下で、Fig. 5 に見られるような顕著な r 値の予備処理依存性 (急熱の場合) が認められたことから考えて、影響の度合は固溶 C によるものの方が大きいように思われる。

5. 総 括

冷延後の焼鈍に連続焼鈍方式を採用する場合について熱延条件の影響を調査し考察した。

(1) バッチ焼鈍の場合と異なり、高温巻取が好ましく、これによつて冷延焼鈍後の降伏点が低下し、 r 値が上昇する。

(2) 上記の効果は、それぞれ、フェライト粒径の増大および{111}成分の多い再結晶集合組織の形成によつてもたらされたものである。

(3) 上記の組織上の改善効果はいずれも熱延板の炭化物が凝集・粗大化していることに起因している。

a) フェライト粒径の増大は、炭化物の粗大化によつてその平均間隔が再結晶粒径の数倍以上となり、炭化物による粒界移動阻止作用が大幅に減少したことによるものと考えられる。

b) {111}成分の多い再結晶集合組織の形成は、炭化物の粗大化によつて、急速加熱時の炭素の溶解速度が遅くなる結果、固溶C量が溶解度以下の状態で再結晶が開始することによ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の為に尽力され、研究遂行にあつて助言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) A. J. K. HONEYMAN: Sheet Metal Industries, (1957) Jan., p. 51
- 2) R. M. S. B. HORTA, V. D. WILSON, and W. T. ROBERTS: JISI, 210 (1972), p. 42
- 3) P. N. RICHARDS and K. V. BARRATT: Trans. ASM, 58 (1965), p. 601
- 4) R. F. DEWSNAP: ISI Special Report 79, Recent Developments in Annealing (1963), p. 112
- 5) S. GARBER: *ibid*, p. 81
- 6) E. W. WILLIAMS: *ibid*, p. 87
- 7) 福田, 清水: 鉄と鋼, 61 (1975), p. 817
- 8) M. A. ADAMS and J. R. BEVAN: JISI, 204 (1966), p. 586
- 9) ISI Special Report 79, Recent Developments in Annealing (1963), p. 128
- 10) D. MACLEAN: Grain Boundaries in Metals, Oxford (1957), p. 239
- 11) K. LÜCKE and K. DETERT: Acta Met., 5 (1957), p. 628
- 12) 鉄鋼基礎共同研究会・再結晶部会: 鉄鋼薄板の再結晶及び集合組織 (1974)
- 13) 久保寺, 中岡, 荒木, 渡辺, 西本, 岩瀬: 本誌投稿中
- 14) 松藤, 下村, 野副: 鉄と鋼, 60 (1974) 4, S 332
- 15) 速水, 阿部, 小甲: 日本金属学会 1966 年春期大会講演概要, p. 55
- 16) 五弓, 木原, 落合: 日本金属学会誌, 31(1967), p. 148
- 17) 五弓, 木原, 木村: 日本金属学会誌, 33(1969), p. 1303
- 18) 阿部: 鉄と鋼, 52 (1966), p. 882
- 19) 松尾, 速水, 長島: 日本鉄鋼協会再結晶部会資料鉄再-6 (1970)
M. MATSUO, S. HAYAMI and S. NAGASHIMA: Proc. ICSTIS, (1970, Tokyo) Suppl. Trans. ISIJ, 11 (1971), Part II, p. 867
- 20) 久保寺: 第9回西山記念講座「薄板の成形性」1973-8, 1
- 21) P. M. ROBINSON, K. V. BARATT, P. N. RICHARDS: J. of Australian Inst. Metals, 7(1962), p. 34
- 22) 福田, 清水: 塑性と加工, 13 (1972) 142, p. 841
- 23) 小久保, 須藤, 亀野, 橋本, 塚谷, 岩井: 鉄と鋼 59 (1973), p. 469
- 24) 寺崎, 金子: 鉄と鋼, 58 (1972), p. 1674
- 25) 赤松, 高野, 渡辺, 田海: 鉄と鋼, 61 (1975), p. 202
- 26) 久保寺, 中岡, 渡辺, 荒木: 日本鉄鋼協会再結晶部会資料, 鉄再-26 (1971)
- 27) 武智, 高橋, 中山, 長尾: 鉄と鋼, 56 (1970) 11 S 474
- 28) 武智, 高橋, 長田, 長尾: 鉄と鋼, 56 (1970) 11 S 475
- 29) G. VENTURELLO, C. ANTONIONE, and F. BONACCORSO: Trans. AIME, 227 (1963), p. 1433
- 30) C. ANTONIONE, G. DELLAGATTA, and G. VENTURELLI: Trans. AIME, 230 (1964), p. 700
- 31) 久保寺, 中岡, 荒木, 渡辺, 田中: 鉄と鋼, 59 (1973) 4, S 191
- 32) 戸田, 西脇, 権藤, 武智, 阿部: 鉄と鋼, 59 (1973) 11, S 497
- 33) 松尾, 岡本, 速水: 鉄と鋼, 60 (1974) 4, S 191