

論 文

冷延鋼板の深絞り性におよぼす Mn と S
および O の影響小林 英男*・下村 隆良*²・松藤 和雄*²Effect of Mn-S-O Balance on the Deep Drawability of Cold
Rolled Steel Sheet

Hideo KOBAYASHI, Takayoshi SHIMOMURA and Kazuo MATSUDŌ

Synopsis :

The effects of Mn-S-O contents balance, carbide morphology, and size of MnS precipitate on the deep drawability of cold rolled steel sheet was studied.

The obtained results are as follows.

(1) In the case where the K -value [$=\text{Mn}(\%) - 55/32 \text{S}(\%) - 55/16 \text{O}(\%)$] is about -0.1 , the deep drawability of box annealed sheet is improved by low temperature coiling, because S remains in solution in hot bands. The deep drawability of the continuously annealed sheet is improved by high temperature coiling because S precipitates as sulfide. When the K -value lie between 0 and 0.1, these phenomena do not occur in low C rimmed steel sheet.

(2) The improvement of the deep drawability of low C rimmed steel sheet by high temperature coiling in hot bands is not attributed to the growth of MnS precipitate but to the coarsening of carbide.

1. 結 言

連続焼鈍炉を用いて深絞り用冷延鋼板を製造する場合、フェライト粒が大きく、かつ良好な深絞り性(r 値)を得るために、熱延で高温仕上げ (Ar_3 変態点以上)、高温巻取り (Ar_1 変態点以上) することが一般的に行われている。しかしながら、高温巻取りによつて r 値が向上する機構については、いくつかの提案^{1)~10)} がなされているが、今日いまだに一致した見解が得られるに至っていない。

著者ら¹⁾²⁾は高温巻取りによるカーバイド (θ -Fe₃C セメントイト: 以下カーバイドと呼ぶ) の粗大化を提案しているが、戸田ら³⁾は $K = \text{Mn}(\%) - 55/32 \text{S}(\%) - 55/16 \text{O}(\%)$ で定義される K 値が $0 \sim 0.15$ で、地鉄の清浄化と MnS 粒子の適正分布が得られるためであるとしている。

本研究では、上記 2 項目のうちいずれの影響が大きいかを明らかにする目的で、(1) 通常生産材の低炭素リムド鋼を用い、低温巻取り、高温巻取りした場合の熱延板での冶金学的因子の違いを調査し、(2) 熱延板を熱処理して MnS とカーバイドの大きさを変化させるとともに

両者の影響を分離し、(3) 極低炭素鋼 (O はリムド鋼と同レベル) で K 値を $-0.1 \sim 0.2$ の範囲に変化させるなどして、高温巻取りによる r 値の向上の原因を解明するとともに、S の存在状態による再結晶挙動ならびに深絞り性の変化を明らかにした。

2. 実験方法

実験 I : 低炭素リムド冷延鋼板の深絞り性が、熱延高温巻取りによつて向上する冶金学的因子を解明するため、Table 1 の Steel 1~5 に示す化学成分および熱延条件で現場製造された K 値が約 0.05 の熱延板を用いて実験を行った。

(I-1) 試料を 75% 冷間圧延し、箱焼鈍 (加熱速度: 100°C/h; 均熱: 700°C, 1 h; 炉冷) と連続焼鈍 (加熱速度: 50°C/s; 均熱: 700°C, 90 s; 冷却: 550°C まで空冷し、550°C から水冷; 過時効: 400°C で 3 min 加熱後空冷) を模擬し、 r 値、引張特性値を測定した。また、巻取温度により変化する熱延板のフェライト粒径、カーバイドの形態、 α と β -MnS の量、固溶 (C+N) 量をそれぞれ光学顕微鏡、ブランクレプリカ法による電子顕微鏡、内部摩擦により測定した。結果を

昭和 52 年 10 月本会講演大会にて一部発表 昭和 59 年 3 月 12 日受付 (Received Mar. 12, 1984)

* 日本鋼管(株)中央研究所福山研究所 (現: NKK America Inc. Los Angeles Office) (Fukuyama Research Laboratories, Technical Research Center, Nippon Kokan K. K., 1 Kokan-cho Fukuyama 721)

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

Table 1. Chemical composition, hot rolling condition, and grain size of samples.

Steel	Chemical compositions (wt.%)						K* Hot rolling (°C) _{GS}			
	C	Mn	P	S	N	O	value	F.T.	CT	No.
1	0.050	0.26	0.010	0.016	0.0022	0.053	0.05	860	600	9.0
2	0.050	0.26	0.010	0.018	0.0019	0.052	0.05	860	680	8.5
3	0.040	0.27	0.011	0.024	0.0015	0.052	0.05	860	600	9.1
4	0.040	0.28	0.011	0.024	0.0017	0.050	0.07	860	690	8.6
5	0.040	0.27	0.011	0.024	0.0016	0.052	0.05	860	725	8.2
6	0.004	0.14	0.003	0.007	0.0039	0.058	-0.07			7.2
7	0.002	0.18	0.002	0.004	0.0027	0.044	0.02			4.4
8	0.002	0.22	0.002	0.005	0.0025	0.044	0.06			5.5
9	0.002	0.28	0.002	0.004	0.0021	0.040	0.14			5.5
10	0.002	0.32	0.002	0.004	0.0024	0.040	0.18			5.0
11	0.003	0.14	0.003	0.021	0.0038	0.057	-0.10			7.3
12	0.002	0.19	0.005	0.021	0.0041	0.056	-0.04			6.5
13	0.002	0.19	0.002	0.020	0.0026	0.046	0.002			5.2
14	0.002	0.25	0.002	0.020	0.0024	0.043	0.08			4.9
15	0.002	0.30	0.002	0.019	0.0025	0.044	0.12			5.5

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

Table 2. Heat treatment conditions of hot bands.

No.	Heat treatment
A1	900°C x 3 min A.C.
A2	" x 30 min "
A3	" x 60 min "
} 750°C x 1hr A.C. + 400°C x 1hr F.C.	
B1	" x 3 min "
B2	" x 30 min "
B3	" x 60 min "
} 750°C x 1hr F.C.	

Table 3 に示す。これにより、深絞り性に影響を与える可能性のある因子として、フェライト粒径、カーバイド、 β -MnS の大きさを取り上げることとした。

(I-2) 深絞り性におよぼす MnS の大きさとカーバイド形態の影響を分離するため、Steel 1, 3 の試料 (低温巻取材) を用い Table 2 に示す熱処理を行った。900°C での処理時間によつて β -MnS の大きさが、また、750°C からの冷却速度によつてカーバイドの大きさ、形態が変わる。ただし、 β -MnS とフェライト粒径の変化は並行して生ずるため分離できていない。これらを 75% 冷間圧延し、100°C/h の徐加熱と 50°C/s の急速加熱で 700°C, 1 h 均熱の焼鈍を行い、(I-1) と同様の調査を行った。なお、実際の連続焼鈍では箱焼鈍より急速加熱、短時間焼鈍であつていずれの熱処理も深絞り性に影響を与えるため、均熱時間を同じにして、加熱速度の影響を調べたことになる。

実験 II : Mn, S 量の深絞り性におよぼす影響を S 量を 0.005% (低 S 材) と 0.020% (高 S 材) の 2 水準に対して、Mn 量を各々 0.15~0.30% に変えて調査した。また、C の影響を除くために極低炭素とし、O 量は実験 I と同レベルとした。これら試料の化学成分を Table 1 の Steel 6~15 に示す。K 値は -0.10~0.18 と大幅に変わつている。これらの鋼を 50 kg の真

空溶解炉で溶製し、次いで鋼塊を分塊後 1250°C に 1 h 加熱し、仕上げ温度約 920°C で 2.8 mm に熱間圧延し、その後空冷した。

(II-1) 試料を 75% 冷間圧延し、100°C/h の徐加熱と 50°C/s の急速加熱で 850°C, 1 h 均熱の焼鈍を行い、フェライト組織、 \bar{r} 値、X線反射強度 (P 値)、{200} 極点図を測定した。

(II-2) 再結晶挙動を調べるため、Steel 11, 12, 14 を 75% 冷間圧延し、徐加熱焼鈍と急速加熱焼鈍 (700°C の塩浴炉処理) の昇温途中に試料を種々の温度、時間で抽出し、空冷後、硬度、フェライト組織、P 値を測定した。また、徐加熱焼鈍途中の 600, 700, 800°C から空冷した試料について電子顕微鏡により硫化物分布を調査した。

(II-3) 熱延巻取温度の影響を調べるため、Steel 11, 12, 14 に 650°C, 750°C で 1 h 均熱後炉冷の熱処理を行い、冷延以降は (II-1) と同様の実験を行った。

なお、P 値は板厚 1/4 の位置で {110}, {200}, {211}, {310}, {222}, {321}, {332} の 7 面について、以前報告した方法¹¹⁾に準じて測定した。また、{200} 極点図は板厚中心で測定した。

3. 実験結果および考察

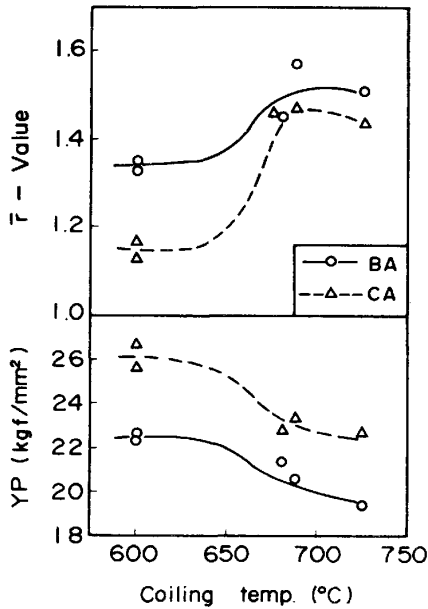
3.1 低炭素リムド冷延鋼板の深絞り性におよぼす熱延巻取温度により変化する冶金学的因子の影響

3.1.1 深絞り性におよぼす熱延巻取温度の影響ならびに熱延巻取温度により変化する冶金学的因子

熱延巻取温度による冷延板の材質変化を Fig. 1 に示す。箱焼鈍 (BA), 連続焼鈍 (CA) いずれの場合も、680°C 以上の高温巻取りで \bar{r} 値が上昇し、降伏点が低下し、フェライト粒径も大きくなる。また、 \bar{r} 値の上昇程度は連続焼鈍の方が著しい。このように巻取温度によつて冷延板の材質が変化する冶金学的因子としては、熱延板のフェライト粒径、カーバイド形態、S の存在状態、固溶 (C+N) 量などが考えられる。そこで 600°C, 680°C 巻取りの熱延板について、これらの冶金学的因子について調査を行った。この結果を Table 3 に示す。

フェライト粒径、カーバイドは高温巻取材の方が大きい、MnS は低温巻取材、高温巻取材のいずれにも 100~500 Å の大きさで存在していた。この微細析出物は電子線回折の結果、500 Å 程度のものは β -MnS であつたので、これより小さいものも β -MnS と考えられる。この他に 1000~2000 Å の α -MnS がわずかに存在し

ていた。β-MnS の平均的大きさは低温巻取材で 190 Å, 高温巻取材で 230 Å であり, 高温巻取材の方がわずかに大きい。固溶 S については, 徐加熱焼鈍, 急速加熱焼鈍途中の再結晶挙動が巻取温度によつて変わらなかった



BA : Box Annealing CA : Continuous Annealing

Fig. 1. Effect of hot coiling temperature on the mechanical properties of cold rolled rimmed steel sheets.

Table 3. Metallurgical factors of hot bands coiled at low and high temperature.

Hot coiling temp. (°C)	600	680
Grain size number	9.0	8.5
Carbide morphology	fine	coarse
Size of α-MnS (Å)	1,000~2,000	1,000~2,000
Size of β-MnS (Å)	100~500	200~500
Mean size of β-MnS (Å)	190	230
Solute C·N (q ⁻¹)	6 × 10 ⁻⁴	8 × 10 ⁻⁴

ことから, 固溶 S は存在しないと考えられる。また, 後述する実験 II の結果からも K 値が 0.05 以上では, 熱延板に固溶 S は存在しないことを確認している。固溶 (C+N) 量は高温巻取材の方がやや高いが, これはカーバイドの粗大化により固溶 C 量が若干増加するためである。

3.1.2 深絞り性におよぼす冷延前のカーバイドの形態と MnS の大きさの影響の分離

上記の結果から, 通常の低炭素リムド鋼で, 熱延高温巻取りによつて深絞り性が変化する因子はカーバイドの形態と β-MnS の大きさと考えられるので, 両因子を分離するために, 低温巻取材に Table 2 の熱処理を加えた。熱処理後の冶金学的因子の変化を Photo. 1 に示す。熱処理 A1~A3 のカーバイド形態は原板より若干

	None	A1	A3	B1	B3
Ferrite					
G.S. No.	92	88	81	87	82 100 μ
Carbide					
					20 μ
β-MnS					
Mean size	190 Å	240 Å	400 Å	260 Å	380 Å 0.5 μ
Density	7.8 × 10 ⁶ /mm ²	6.3 × 10 ⁶ /mm ²	2.4 × 10 ⁶ /mm ²	6.5 × 10 ⁶ /mm ²	3.2 × 10 ⁶ /mm ²

Photo. 1. Change in metallurgical factors of hot bands (steel 1) by heat treatment of Table 2.

大き目であるが、パーライト状であり、低温巻取り相当である。(カーバイドがパーライト状で大きさが異なる場合、これによる冷延板の深絞り性の変化はほとんどない事を別の実験で確認している。) 熱処理 B1~B3 では粗大カーバイドが生成し、これは高温巻取り相当である。また、熱処理 A1~A3 および B1~B3 はそれぞれ同一カーバイド形態の中で、900°C 処理時間の増加とともに、 β -MnS、フェライト粒径が大きくなっている。以上の冶金学的因子から、原板と熱処理 A1 および熱処理 A1 と A3 を比較することにより、フェライト粒径、 β -MnS の大きさの影響が明らかになる。また A 系列と B 系列の熱処理を比較することにより、カーバイド形態の影響が明らかにされる。なお、本実験では β -MnS の大きさとフェライト粒径の影響を分離することはできない。

これら冷延前の冶金学的因子による冷延板の材質変化を Fig. 2 に示す。 \bar{r} 値の向上に対しては冷延前のカーバイドの粗大化が大きく影響しており、 β -MnS の大きさの影響はほとんどない。しかも、カーバイド形態の影響は加熱速度が速いほど大きい。冷延板のフェライト粒成長、降伏点の低下に対しては、冷延前のカーバイドの粗大化、 β -MnS の成長、フェライト粒の成長のいずれも影響していると考えられる。

3.2 極低炭素冷延鋼板の深絞り性におよぼす Mn-S-O バランスの影響

3.2.1 Mn, S 量による深絞り性の変化

Mn, S 量を変えた時の K 値による冷延板の \bar{r} 値の変化を Fig. 3 に示す。徐加熱焼鈍の場合、高 S 材では、 K 値によつて \bar{r} 値は複雑に変化し、 K 値が -0.1 では \bar{r} 値は著しく高く、 K 値が -0.04 では \bar{r} 値は著しく低下する。また、 K 値が -0.04 から約 0.05 の範囲では K 値の増加とともに \bar{r} 値は向上し、 K 値が 0.05 以上ではゆるやかに低下する。低 S 材は高 S 材に比べて K 値による \bar{r} 値の変化が小さいが傾向はほぼ同じである。一方、急速加熱焼鈍の場合、高 S 材、低 S 材のいずれも、 K 値が -0.1 では \bar{r} 値は著しく低く、 K 値の増加とともに \bar{r} 値は上昇し、 K 値が 0.1 付近で極大となる。これは低炭素リムド鋼を用いた戸田ら⁹⁾の結果と傾向は非常に良く似ているが、 \bar{r} 値が最大となる K 値は彼らの結果よりやや高い所にある。

高 S 材のフェライト組織を Photo. 2 に示す。 \bar{r} 値が高いほど粒径が大きい。徐加熱焼鈍の場合、 K 値が -0.1 では大きな展伸粒となり、リムド鋼成分系としては特異な組織である。 K 値が -0.04 では等軸・細粒であり、 K 値が -0.04 以上では K 値の増加とともに粒径は大きくなる。急速加熱焼鈍の場合、 K 値が -0.1

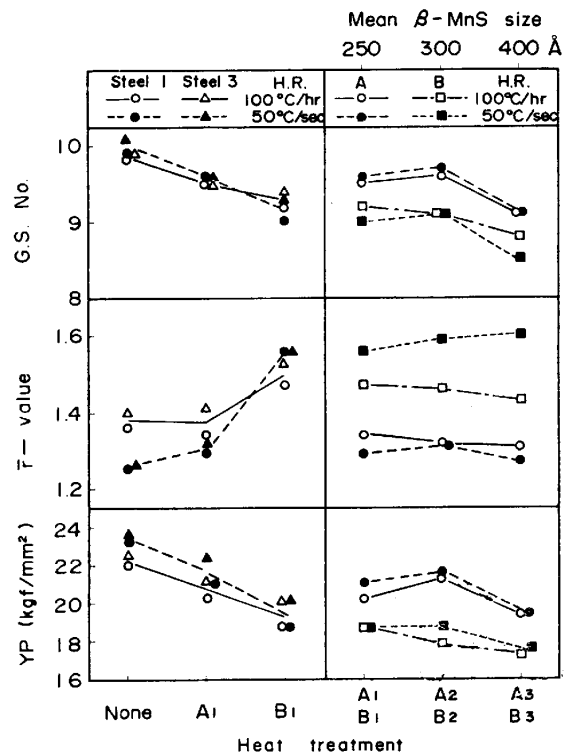


Fig. 2. Effect of heat treatment on the mechanical properties of rimmed steels, cold rolled 75%, annealed at 700°C for 1 h.

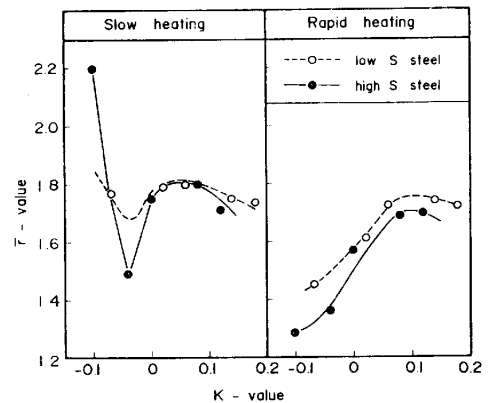


Fig. 3. Effect of Mn and S contents on the \bar{r} -value of low and high S steels, cold rolled 75%, annealed at 700°C for 1 h.

では最も細粒であり、 K 値の増加とともに粒径は大きくなる。

高 S 材の焼鈍板の X 線反射強度 (P 値) を Fig. 4 に示す。 K 値による P 値の変化は、 \bar{r} 値の変化と対応しており、 \bar{r} 値が高いほど $\{222\}$ が高く、 $\{200\}$ が低い。 $\{110\}$ は K 値による変化が明確でない。高 S 材で K 値が -0.1 の場合、徐加熱焼鈍後では $\{222\}$ が著しく高く、 $\{200\}$ が著しく低い、この場合の主方位は $\{111\}\langle 112 \rangle$ および $\{111\}\langle 110 \rangle$ である。

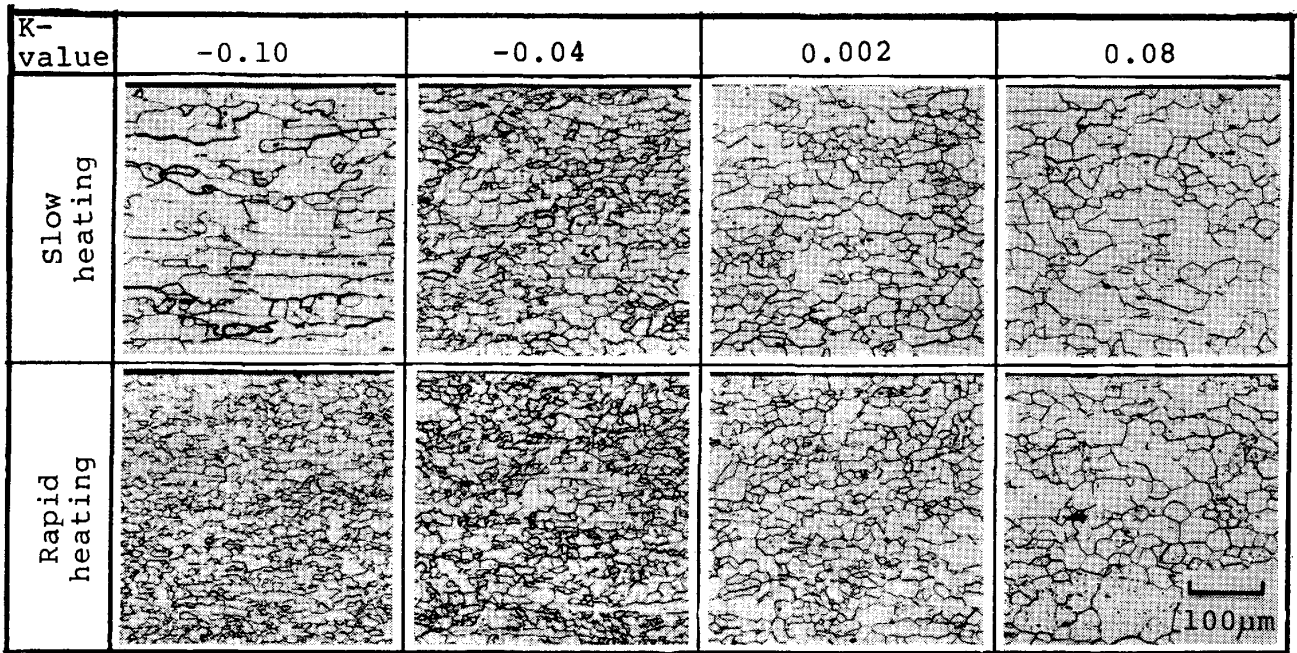


Photo. 2. Microstructure of high S steels, cold rolled 75%, annealed at 700°C for 1 h.

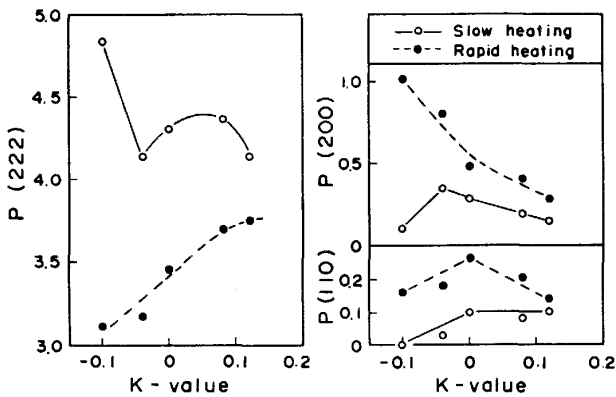


Fig. 4. Effect of Mn content on the X ray reflection intensity of high S steels, cold rolled 75%, annealed at 700°C for 1 h.

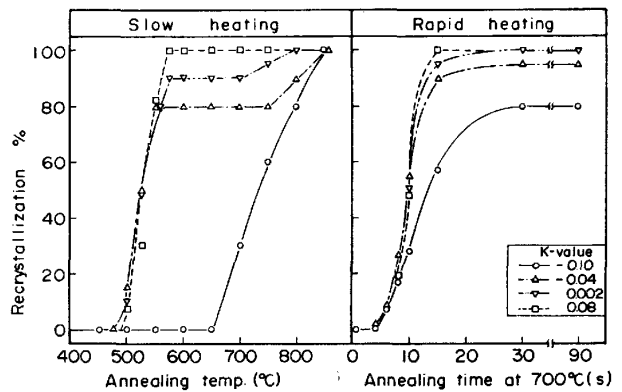


Fig. 5. Change in the fraction of recrystallization of high S steels during annealing at slow heating rate (100°C/h) and rapid heating rate (50°C/s).

3.2.2 再結晶挙動

高S材の徐加熱焼鈍および急速加熱焼鈍途中の再結晶率の変化を Fig. 5 に示す。徐加熱焼鈍の場合、K 値が -0.1 では再結晶開始温度は 650°C であり、他に比べて著しく高い。これは回復・再結晶初期段階でクラスター状の微細析出物が形成されるためと考えられる。K 値が -0.04 および 0.002 では再結晶後期にその進行が停滞し、二段再結晶挙動を示す。K 値が 0.08 では再結晶の抑制は認められない。急速加熱焼鈍の場合も徐加熱焼鈍と傾向は類似している。この場合、再結晶が急激に起こるが、K 値が -0.1 では再結晶の途中でその進行が停滞する。また、K 値の増加とともに再結晶の抑制は後期に移る。

高S材の徐加熱焼鈍途中の P 値変化を Fig. 6 に示

す。K 値が -0.1 では、650°C 以上で再結晶の進行とともに {222} が著しく増加し、{200} が著しく減少し、{110} も減少する。K 値が -0.04 では、{222}、{200} は二段再結晶と対応して変化するが、再結晶完了時で、K 値が -0.1 に比べて {222} は低く、{200} は高い。{110} は再結晶初期にわずかに増加し、その後再結晶の進行とともにゆるやかに減少するが K 値が -0.1 の場合よりも高い。K 値が 0.08 の場合も {222}、{200} はそれぞれ二段で増加および減少するが、K 値が -0.04 と異なり、再結晶と再結晶後の粒成長による変化である。{110} は再結晶完了まで増加し、再結晶後の粒成長とともに減少するが K 値が -0.04 の場合よりも高い。

以上の K 値による再結晶挙動の変化は焼鈍途中に微

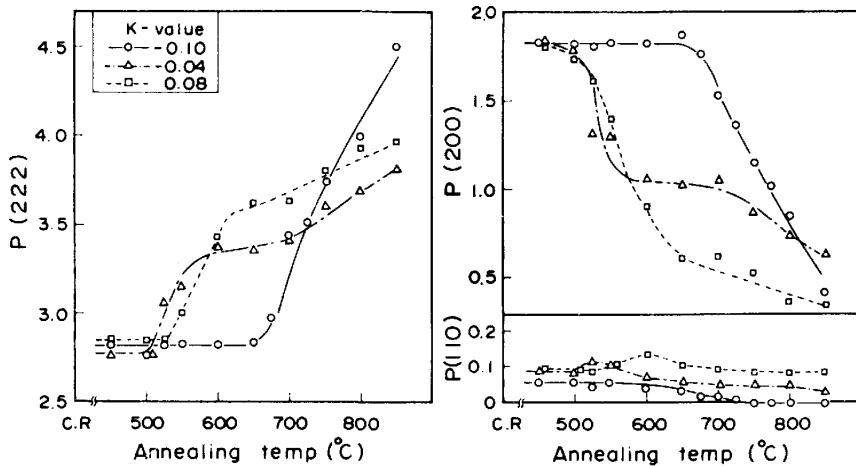


Fig. 6. Change in the X ray reflection intensity of high S steels during annealing at a slow heating rate (100°C/h).

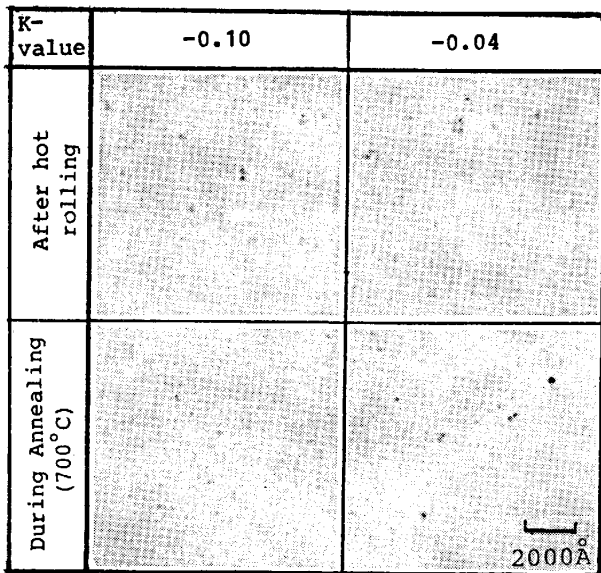


Photo. 3. Sulfide precipitates of high S steels, after hot rolling and during annealing (700°C).

細析出物が形成されるためと考えられる事から、析出物の観察を行った。熱延板と徐加熱焼鈍途中の 700°C における析出物分布の一部を Photo. 3 に示す。熱延板には 200~400 Å の析出物が存在し、K 値が低いほど析出物が多い。徐加熱焼鈍途中では、K 値が -0.1 では、熱延板での析出物のほかに、100 Å 程度の微細析出物が点列状に分布している。この析出物は 600°C 以上で認められ、これが前述の再結晶抑制に寄与していると考えられる。また、析出物を分析電子顕微鏡により調査したところ Fe, Mn, S が検出された。K 値が -0.04 ~ 0.08 では、微細析出物は認められず、熱延板の析出物分布と同じである。

3.2.3 熱延板熱処理による \bar{r} 値の変化

高 S 材について、冷延前に 650°C と 750°C の熱処

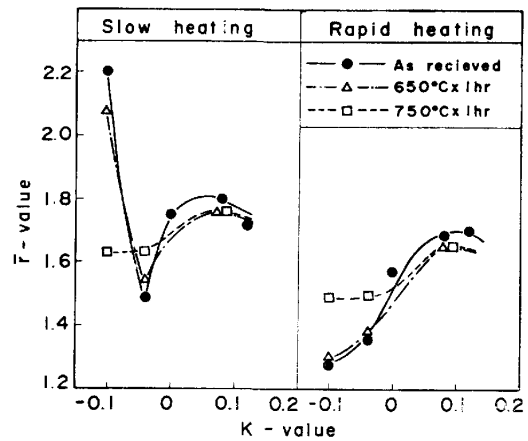


Fig. 7. Effect of heat treatment on the \bar{r} -value of high S steels, cold rolled 75%, annealed at 700°C for 1 h.

理を行った場合の、冷延板の \bar{r} 値の変化を Fig. 7 に示す。徐加熱焼鈍の場合、K 値が -0.1 では、650°C 処理により \bar{r} 値がわずかに低下し、750°C 処理により著しく低下する。K 値が -0.04 では熱処理温度が高いほど \bar{r} 値はわずかに増加する。K 値が 0.08 では熱処理によつて \bar{r} 値はほとんど変化しない。急速加熱焼鈍の場合、K 値が -0.1 および -0.04 では、750°C 処理によつて \bar{r} 値は向上するが、K 値が 0.08 では熱処理によつて \bar{r} 値はほとんど変わらない。これらの結果は、K 値が -0.1, -0.04 では、箱焼鈍では低温巻取りが、連続焼鈍では高温巻取りが好ましいという従来¹²⁾³⁾の報告と一致する。また、K 値が 0.08 ではこのような影響は認められず、実験 I の低炭素リムド鋼の結果と一致する。

3.2.4 熱延板における S の存在状態

以上の K 値、熱延板熱処理、焼鈍加熱速度による冷延板の深絞り性および再結晶挙動の変化を考察するに

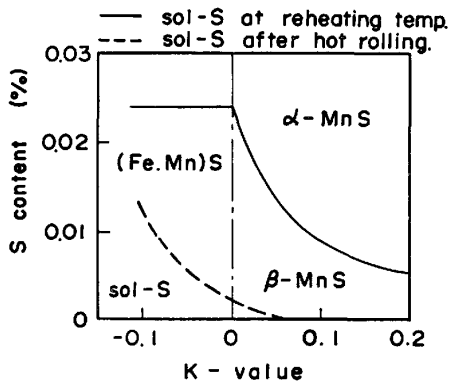


Fig. 8. Sulfur in solution and precipitation condition during reheating and after hot rolling.

は、熱延板におけるSの存在状態を明らかにすることが重要である。しかし、現状では固溶S量を直接測定する手段がないため、ここでは再結晶挙動および硫化物分布から、Sの存在状態を推定した。従来から、K値が負に大きくなるほどMn量が低く、O量が高い場合に、緩慢再結晶挙動を示し、これが固溶Sによると考えられている¹⁴⁾¹⁵⁾。またMn量の増加により、熱延加熱時の固溶S量が減少することが知られている¹⁶⁾。

熱延板のSの存在状態を考える上で、まず、熱延加熱時の固溶S量が重要である。加熱温度1250°CにおけるMnとSの溶解度積はTURKDOGANら¹⁶⁾によれば、 $[Mn] \times [S] = 1.015 \times 10^{-3} (\%)$ である。これから加熱時の固溶S量を計算すると、Fig. 8の実線のとおりとなり、K値が負の場合は0.024(%)、K値が正の場合はK値の増加とともに固溶S量は減少する。

熱延板のSの存在状態は、加熱時の固溶Sが熱延中にどれだけ析出するかで決まるが、前述の再結晶挙動でK値が負の場合、再結晶の抑制が認められたことから、Fig. 9の破線のようにになると推定される。すなわち、K値が-0.1では、Mn量はS、Oと結合する当量を下回るため、Mnの大半はOと結合してSと結合するMnはほとんどない。従つて、熱延後空冷材ではSの一部は(Fe, Mn)Sとして析出するが、一部は固溶Sとして存在すると考えられる。K値が-0.1~0.05の範囲では、K値の増加とともに固溶Sが減少し、析出硫化物が増加する。K値が0.05以上では、再結晶の抑制は認められず、熱延板熱処理による \bar{r} 値の変化もほとんどないことから、熱延板に固溶Sは存在せず、MnSとしてあらかじめ析出していると考えられる。またK値の増加とともに α -MnSが増加し、 β -MnSが減少する¹⁷⁾。

3.2.5 深絞り性におよぼす固溶S、硫化物の影響

K値による熱延板のSの存在状態の変化と、冷延板の再結晶挙動および深絞り性の変化を総合すると、深絞

り性におよぼす固溶S、硫化物の影響は以下のように考えられる。

高S材でK値が-0.1の場合、熱延板に固溶Sが存在する。冷延後、徐加熱焼鈍では回復、再結晶初期段階に固溶Sが微細な硫化物(FeS)として析出し、これがAlキルド鋼のAlNと同様の効果を発揮するため¹⁸⁾、フェライト組織は展伸粒となり、深絞り性は著しく向上する。また、熱延板に高温巻取り相当の処理を行うことにより、固溶Sは析出し、冷延板の深絞り性は低下する。急速加熱焼鈍では再結晶が短時間に起こるため、再結晶後期に固溶Sが析出し、これが粒成長を抑制するため、深絞り性は著しく低下し、フェライト組織は細粒となる。また、熱延板に高温処理を加え、固溶Sを析出、成長させることにより、深絞り性が向上すると考えられる。

K値が-0.04の場合、K値が-0.1に比べて熱延板の固溶S量は減少すると考えられる。冷延後、徐加熱焼鈍では再結晶後期に固溶Sが微細な硫化物として析出するため、再結晶の進行とフェライト粒成長が抑制され、フェライト組織は細粒となり、深絞り性も低下する。また、熱延板高温処理により固溶Sは析出し、上記の悪影響がなくなるため、深絞り性は向上する。急速加熱焼鈍では、K値が-0.1の場合のような、固溶Sの深絞り性への悪影響が減少するため深絞り性は向上し、熱延板高温処理では固溶Sが完全に析出するため、さらに深絞り性が向上すると考えられる。

K値が-0.04~0.05の場合、K値の増加とともに熱延板の固溶S量が減少し、K値が0.05では固溶Sは存在しないと考えられる。冷延後、徐加熱焼鈍、急速加熱焼鈍のいずれも、固溶Sの減少により深絞り性は向上する。また、K値が0.05付近では、熱延板高温処理によつて深絞り性がほとんど変わらないのは、熱延板に固溶Sは存在せず、MnSとして析出しているためと考えられる。なお、すべての高温処理材に固溶Sが存在しないにもかかわらず、K値が-0.04の場合は0.05付近の場合に比べて \bar{r} 値が低いのは、K値が-0.04では高温処理によつて析出した硫化物が、K値が0.05付近の硫化物よりも微細なため、粒成長が抑制され、 \bar{r} 値が低くなると考えられる。

低S材では、K値による \bar{r} 値の変化が高S材に比べて少ないが、傾向は類似して、K値が負の場合、熱延板に固溶Sが存在し、K値の増加とともに固溶S量が減少する傾向は高S材と同じであり、固溶Sの深絞り性におよぼす影響も同じと考えられる。

従来、冷延鋼板の深絞り性におよぼすSの影響に関連

して、 K 値が 0 よりもやや大きく、かつ、S の絶対量が少ない場合には、箱焼鈍では熱延低温巻取りを行つて S を固溶させておき、冷延後の回復、再結晶初期に微細な硫化物として析出させることにより、深絞り性が向上すると報告されていた¹²⁾¹³⁾。一方、連続焼鈍では、高温巻取りを行つて固溶 S を析出させることにより深絞り性が向上すると報告³⁾されていた。しかしながら、本研究の結果、このような現象は K 値が正の場合には起こらず、 K 値が -0.1 付近で起こることが明らかにされた。

4. 結 論

冷延鋼板の深絞り性におよぼす Mn-S-O のバランスの影響およびカーバイドの形態と MnS の大きさの影響について調査した結果、以下のことが明らかにされた。

(1) K 値が -0.1 の場合、徐加熱焼鈍では低温巻取り相当材で再結晶が著しく抑制され、フェライト組織が展伸粒となり、 \bar{r} 値が著しく向上する。また、高温巻取り相当処理により、 \bar{r} 値は著しく低下する。一方、急速加熱焼鈍では、低温巻取り相当材で \bar{r} 値は著しく低く、高温巻取り相当処理により \bar{r} 値は向上する。

(2) K 値が $-0.1 \sim 0.05$ の範囲では、徐加熱焼鈍では K 値の増加とともに \bar{r} 値は低下した後向上する。急速加熱焼鈍では、 K 値の増加とともに \bar{r} 値は向上する。

(3) K 値が 0.05 以上では、徐加熱焼鈍、急速加熱焼鈍共に、 K 値の増加とともに \bar{r} 値はわずかに低下する。また、高温巻取り相当処理を行つても \bar{r} 値はほとんど変わらない。

(4) 以上の結果は次のように考えれば説明可能である。すなわち、熱延板における S の存在状態は、 K 値が -0.1 では固溶 S が多量に存在し、高温巻取り相当処理によつて析出する。 K 値が $-0.1 \sim 0.05$ の範囲では K 値の増加とともに固溶 S は減少し、 K 値が 0.05 以上では固溶 S は存在しない。

(5) 従来、深絞り性におよぼす S の影響について、箱焼鈍では、低温巻取りを行つて S を固溶させることにより深絞り性が向上し、連続焼鈍では、高温巻取りを行つて固溶 S を析出させることにより深絞り性が向上すると報告されていたが、これは K 値が -0.1 付近で起こる現象であり、通常の低炭素リムド鋼で K 値が $0 \sim 0.1$ の場合には起こらない。低炭素リムド鋼で熱延高温巻取りによつて深絞り性が向上するのは、カーバイドが粗大化するためで、MnS 粒子の影響は考えられない。

文 献

- 1) 松藤和雄, 下村隆良, 小林英男: 日本金属学会講演概要 (1971・10 月), p. 105
- 2) K. MATSUDO, T. SHIMOMURA and O. NOZOE: *Texture Cryst. Solid*, 3 (1978), p. 53
- 3) 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
- 4) 久保寺治朗, 中岡一秀, 荒木健治, 渡辺 馨, 岩瀬耕二: 鉄と鋼, 62 (1976), p. 846
- 5) 松尾宗次, 早川 浩, 西村 哲, 速水哲博: 鉄と鋼, 62 (1976), S 698; 63 (1977), S 862
- 6) 小西元幸, 有馬与志広, 大橋延夫: 鉄と鋼, 62 (1976), S 697
- 7) 岸田宏司, 竹本長靖: 鉄と鋼, 63 (1977), S 864
- 8) 須藤正俊, 東 正則, 石神道子: 鉄と鋼, 63 (1977), S 866
- 9) H. ABE, T. SUZUKI and K. TAKAGI: *Trans. ISIJ*, 21 (1981), p. 100
- 10) 岡本篤樹, 高橋政司: 鉄と鋼, 67 (1981), S 1136
- 11) 松藤和雄, 下村隆良: 鉄と鋼, 56 (1970), p. 28
- 12) 日本鉄鋼協会鉄鋼基礎共同研究会: 再結晶部会報告 (1974) 第 3 章, p. 39
- 13) 日本鉄鋼協会鉄鋼基礎共同研究会: 第 3 回再結晶部会 (1971 年 7 月) 新日本製鉄(株) (私信)
- 14) W. C. LESLIE, J. T. MICHALAK, A. S. KEH and R. J. SOBER: *Trans. ASM*, 59 (1966), p. 1057
- 15) D. A. WITMER and G. KRAUSS: *Trans. ASM*, 62 (1969), p. 447
- 16) E. T. TURKDOGAN, S. IGNATOWICZ and J. PEARSON: *JISI*, 180 (1955), p. 349
- 17) 高橋政司: 鉄と鋼, 60 (1974), p. 501
- 18) J. T. MICHALAK and R. D. SCHOONE: *Trans. Metall. Soc. AIME*, 242 (1968), p. 1149