

論 文

UDC 669.14.018.292 : 621.771.237.016.2 : 539.22 : 669.293

成形用高強度熱延鋼板の r 値面内異方性におよぼす 添加元素と圧延条件の影響

松 倉 亀 雄*・佐 藤 一 昭*

Effect of Alloying Elements and Rolling Conditions on Planar Anisotropy of r Value of High Strength Hot-rolled Steel Sheet for Deep Drawing

Kameo MATSUKURA and Kazuaki SATO

Synopsis:

Planar anisotropy of r value ($\Delta r = \left| \frac{r_0 + r_{90}}{2} - r_{45} \right|$) of Nb-treated high strength hot-rolled steel sheet is usually high. The way for decreasing Δr was studied with laboratory melted materials and experimental rolling mill.

Mechanism which leads to the increase of Δr can probably be explained as follows: The rolling conditions such as rolling sequence or lubrication may affect the development of austenite texture in a temperature range where recrystallization does not take place. This texture is inherited by ferrite through the γ - α transformation.

Unidirectional rolling makes Δr higher than reverse rolling and water-lubrication or no-lubrication makes Δr higher than oil-lubrication.

Ti, V, Mo do not have such a strong effect of increasing the lowest temperature of γ recrystallization (T_c) as Nb does.

So these elements are suitable to the additions for decreasing Δr of high strength hot-rolled steel sheet for deep drawing.

1. 緒 言

熱間圧延鋼板を高強度化するために Nb, Ti, V などの添加元素を加えることが広く行われている。なかでも Nb は少量の添加で効果が大きいので最も一般的な添加元素であるが、Nb 添加により高強度化と同時に熱間圧延中にオーステナイト (γ) の再結晶が遅れ特に 3 mm 前後以下の薄手熱延鋼板ではいわゆる制御圧延された状態になりやすい。制御圧延された厚板には集合組織が発達し強度、靱性に異方性¹⁾が生ずる。一方薄鋼板の r 値および r 値の面内異方性²⁾ ($\Delta r = |1/2(r_0 + r_{90}) - r_{45}|$, Δr は+または-になり絶対値をつけないのが一般的である。Nb 系高強度熱延鋼板の Δr はすべて-となるので本論文では絶対値をとり Δr に-の表示はつけないことにした。)は集合組織に依存することがよく知られているので集合組織の発達する Nb 系高強度鋼板は Δr が大きくなることが考えられる。Nb 系高強度熱延鋼板を加工

用として使用する立場からは制御圧延された状態であることはフェライト粒度が細くなり強度が大きくなる点ではのぞましいことであるが、 Δr が大きい点は深絞り加工時イヤリング発生の原因となるので問題である。

Nb 系熱延鋼板の r 値面内異方性については冷延高強度薄鋼板の素材として調べた松藤ら³⁾の論文があるが Δr の大きくなる原因、製造条件との関係などについて系統的に調べた報告はないようである。

本論文はまず現場圧延 Nb 系高強度熱延鋼板の Δr , 集合組織について述べ、次いで実験室的に Nb 系熱延鋼板の Δr が大きくなる機構、各種圧延条件の Δr におよぼす影響、Nb 以外の添加元素の Δr におよぼす影響について検討したものである。

2. 現場圧延 Nb 系高強度熱延鋼板の Δr , 集合組織

Table 1 は現場圧延 Nb 系熱延鋼板および Nb を添加

昭和 55 年 4 月本会講演大会にて発表 昭和 55 年 6 月 16 日受付 (Received June 16, 1980)

* 新日本製鉄(株)堺製鉄所 (Sakai Works, Nippon Steel Corp., Chikkoyawata-cho Sakai 590)

Table 1. An example of chemical compositions and mechanical properties of Nb-treated and C-Mn high strength hot-rolled steel sheets.

	C	Si	Mn	P	S	Al	N	O	Nb
Nb-treated	0.16 ⁹⁾	0.08	0.84	0.019	0.008	0.024	0.0039	0.0094	0.031
C-Mn SS41	0.21	0.01	0.54	0.016	0.024	0.006	0.0015	0.0147	—

		YP	TS	El	r	\bar{r}	Δr
Nb-treated 2.5mm	0°	kg/mm ² 43.4	kg/mm ² 55.5	27.5%	0.542	0.837	0.429
	90°	45.0	56.6	25.0	0.703		
	45°	44.0	55.0	30.5	1.052		
C-Mn (SS41) 3.0mm	0°	30.3	48.0	32.0	0.893	0.930	0.044
	90°	29.0	46.4	29.5	0.923		
	45°	30.6	47.7	28.5	0.952		

していない熱延鋼板 (SS 41) の成分, 機械的性質の一例である. Nb 鋼は圧延方向に平行および直角方向の r 値が小さく, 45° 方向の r 値が大きいため Δr が 0.43 と大きい. 一方 SS 41 の Δr は 0.04 で小さい.

WHITELEY ら⁹⁾は冷延鋼板のカップ絞り成形品のイヤリング発生方向および高さ Δr の関係を調べ Δr が + であればイヤリングは圧延方向と平行および直角方向に, - であれば 45° 方向に出ることを示した. Fig. 1 は Nb 添加および無添加熱延鋼板の 200 ϕ 球頭絞り成形品 (絞り比 1.9) のイヤリング (45° 方向に出る) 高さ Δr の関係を示すが Δr の大きいものほどイヤリング高さも大きい. Nb 系鋼板の Δr は 0.2~0.5 と幅が広いが Nb 含有量, コイル長手方向部位, 圧延チャンス, 板厚などの違いによりこのような差が生ずる.

Fig. 2 は Nb 鋼と SS 41 の板厚方向 X 線反射強度比分布を比較したもので Nb 鋼では板厚中心部での (211) 強度比が大きいのが特徴である. Nb 鋼を制御圧延したときの α 集合組織は (211) $\langle 011 \rangle$ が主方位の一つであることが多くの報告⁶⁾で一致している. 岡本ら⁷⁾は単結晶モデルによる理論計算により r 値面内異方性と集合組織の関係を求め (211) $\langle \bar{1}10 \rangle$ は $r_{45} > r_{90} > r_0$ になるとしている. また松藤⁴⁾らは Nb 系熱延鋼板が A_{r3} 変態点以上で圧延されるにもかかわらず強い r 値異方性を有するのは {211} $\langle 011 \rangle$ および {100} $\langle 011 \rangle$ 主方位を有する強い R.D. $\parallel \langle 110 \rangle$ 繊維組織が発達するためと考えている.

Fig. 3 は多くの Nb 添加鋼と無添加鋼について板厚中心部 (211) 強度比が大きいものほど Δr が大きいことを示す. なお, その他の主要方位である (200) 強度比は Δr と正の (110) 強度比は負のそれぞれ弱い相関があつたが (211) はほとんど強くなかつた. (222) 強度比と Δr の

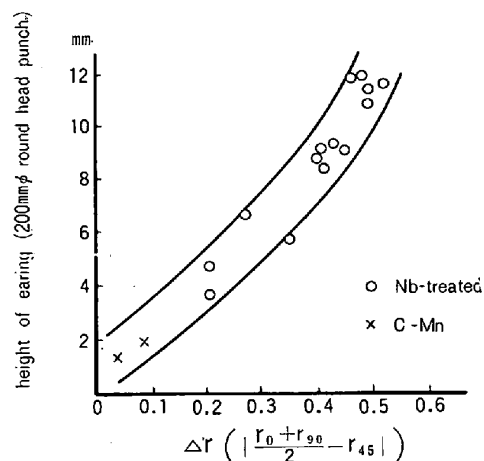
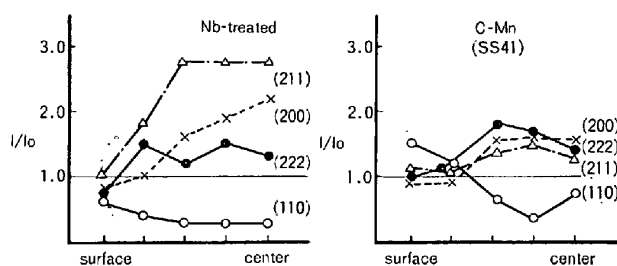
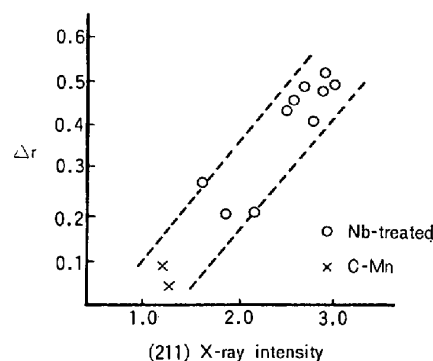
Fig. 1. Relation between planar anisotropy of r value (Δr) and height of earing.

Fig. 2. The distribution of X-ray intensities through the thickness of Nb-treated and C-Mn steel sheets.

Fig. 3. Relation between (211) X-ray intensity and Δr of hot rolled sheets.

相関は認められなかつた. ここでいう (211) 強度比は板厚中心圧延平行面での (211) 集積度の大きさをランダム試料と比較して表すだけであつて, 圧延方向との関係についてはまったく情報を与えない. したがって多結晶体である熱延鋼板でその (211) 強度比と r 値面内異方性の関係を直接結びつけて考えるのは本来意味がない. しかし制御圧延された Nb 系熱延鋼板ではその主要方位の一つは (211) $\langle 011 \rangle$ であり, (211) 強度比と (211) $\langle 011 \rangle$ 集積度には正比例関係があると考えられるので Fig. 3 の関係が成り立つのであろう.

以上から Nb 系熱延鋼板に強い (211) 集合組織が形成されることが Δr の大きくなる原因と考えられる。

3. 高強度熱延鋼板の Δr におよぼす 添加元素、熱延条件の影響

3.1 実験方法

3.1.1 試験材

300 kg 実験室大気高周波溶解炉により溶製造塊した 100 kg 鋼塊を鍛造 (50 mm 厚 × 130 mm 幅 × 長さ) したものを圧延素材として使用した。基本成分 (Table 2) は TS 50 kg/mm² 級現場圧延 Nb 系熱延鋼板に合わせたものであり、これに Nb, Ti, V, Mo をそれぞれ単独に添加した。

3.1.2 γ 再結晶下限温度 (T_c) 調査方法

50 mm 厚 × 65 mm 幅 × 60 mm 長の素材に CA 熱電対を取りつけ Ar 雰囲気中で 1200°C × 1 h 加熱後実験室圧延機 (380 mmφ 径, 2 段, 30 r.p.m.) により約 50% の圧下を 2 パス高温域で行って γ 粒を細粒 (ASTM No. 6~7) にした。そのうち空冷時間を調整して 750~950°C の温度で 50% 圧下直ちに (約 2~3 s) 氷水中に圧延試料を焼入れた。焼入試料を研磨後ピクリン酸 + 界面活性剤で旧 γ 粒界を現出させて γ が最終圧延温度で再結晶したかどうかを判定した。

3.1.3 r 値調査試料圧延方法

50 mm 厚 × 130 mm 幅 × 80 mm 長の素材に CA 熱電対を取りつけ、1200°C × 1 h 加熱後 6 パスの圧延、空冷を行つた。圧延は前節の方法で測定した γ 再結晶下限温度 (T_c) 以上での γ 粒微細化域圧延と T_c 以下での未再結晶 γ 域圧延の 2 段階に分けられる。適当な時間間隔で 3~4 パスの γ 粒微細化圧延を行い、次に 0~3 パスの未再結晶 γ 域圧延をなるべく短時間内 (約 7 s/パス) で連続して行つて種々の未再結晶 γ 域累積圧下率 (ΣR) の試料を作成した。圧延パススケジュールおよびその時の試料の温度変化の一例は後に 3.2.2 (3) で扱う Table 4 に示されている。

上記の圧延パススケジュールの影響についての調査のほか、圧延方向および潤滑の影響についても調査した。

Table 2. Chemical composition of base metals melted in air as 300 kg heats.

	(wt%)							
	C	Si	Mn	P	S	so2Al	N	O
Atm	0.15	0.02	0.8	< 0.02	< 0.02	0.02	0.005	0.005
Results	0.14 ~0.16	0.02 ~0.03	0.70 ~0.85	0.011 ~0.020	0.011 ~0.015	0.01 ~0.04	0.005 ~0.008	0.005 ~0.010

Alloying elements added to base metal

Nb : 0.014~0.128 Ti : 0.012~0.156

V : 0.022~0.120 Mo : 0.31

まず圧延方向については厚板の圧延方法である往復圧延と連熱工場での熱延鋼板圧延方法である一方向圧延を行つた。またロールの潤滑は乾燥状態での無潤滑、スプレーでロールに水を吹きつける水潤滑、ロールに刷毛でスピンドル油を直接塗りつける油潤滑の 3 方法で圧延を行つた。なお一方向圧延では圧延素材に熱電対が取り付けられないので、素材の加熱炉抽出からの時間測定で所要の温度履歴を与えた。

圧延後空冷した試料に熱延巻き取り相当と考えられる 650°C × 1 h の熱処理を加えてから、0°, 90°, 45° 3 方向の JIS 5 号引張試験片を切り出し r 値、引張強さ (TS)、降伏点 (YP)、全伸び (El) を同一試験片で測定した。

3.2 実験結果と考察

3.2.1 Nb 鋼の γ 再結晶下限温度 (T_c)

Fig. 4 に圧延パススケジュールと圧延試料の温度実測例を示す。ここで圧延温度とは図中の T_3 を指すことにする。圧延試料板厚中央部に取り付けられた熱電対により測定される温度は温度記録紙上で圧延開始温度 (T_1)、加工熱による上昇温度⁸⁾ (T_2)、ロール接触により温度の低下する試料表面に熱をうばわれて急激に低下した後の温度 (T_3) の 3 つである。ここで問題としている γ の再結晶はその圧延温度、圧下率がいずれも関根らの報告した動的再結晶領域⁹⁾ に対応するものより低いので動的再結晶ではないと考えられる。したがって瞬間的な温度である T_2 は問題としないことにした。ここでは圧延後焼入れまでの約 2 s の間に静的に再結晶するかどうかを調査しようとするものであるので圧延終了温度である T_3 がより重要であると考えた。

(1) Nb 添加量の影響

Fig. 5 に 0~0.13% Nb 鋼の圧延温度 (T_3) と r の

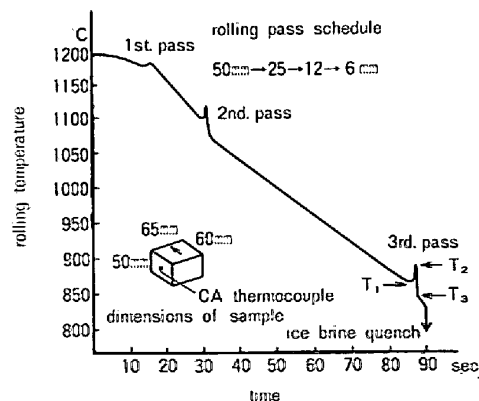


Fig. 4. An example of rolling pass schedule and the temperature change of the sample with time for measuring the lowest temperature of γ recrystallization (T_c).

ことがよいことになるが、実際の圧延工程では γ の未再結晶圧延が始まる $F_1 \sim F_4$ までに鋼板の γ 粒は十分 (ASTM No. 6~7) に細くなっているので実用的にはこの面で T_c を下げようとするとは意味はない。

3.2.2 Nb 鋼の Δr , 集合組織

(1) 未再結晶 γ 域累積圧下率 (ΣR) の影響

Fig. 7 は 0.022%, 0.030%, 0.046% Nb 鋼 (それぞれの T_c は 900°C, 920°C, 940°C) について一方向水潤滑圧延を行った場合の ΣR を 0~75% 変化させたものの Δr , 機械的性質を示す。Nb 量の異なる 3 種類の鋼種については Δr は ΣR 0~50% では 0.1~0.2 で小さいが, ΣR 50% 以上ではこれより大きくなり, ΣR 70% で 0.3~0.4 になる。一方 0.022% と 0.030% Nb 鋼の降伏点と引張強さは ΣR の増大にともないわずかに

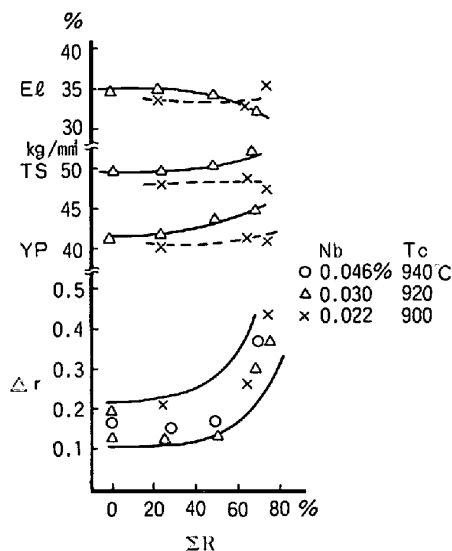


Fig. 7. Effect of the total reduction (ΣR) at nonrecrystallization range in γ on Δr and mechanical properties. (unidirectional rolling, water-lubrication)

に大きくなるがこれは次に述べるように結晶の細粒化によるものである。0.046% Nb 鋼については図中に機械的性質を示していないが前二者と同様の傾向を示す。

Photo. 1 は 0.030% Nb 鋼の ΣR が 30% と 70% のものの顕微鏡組織を示す。結晶粒は ΣR 30% では ASTM No. 9.5, 展伸度 1.4 であるのに対し, ΣR 70% では ASTM No. 10.3, 展伸度 1.8 であり ΣR が大きいほど細粒で展伸粒になっている。

Fig. 8 に ΣR 71% のものの板厚方向 X 線強度比分布を示す。Fig. 2 の現場圧延材のそれと比較すると実験室圧延材では板表面で (110) が強く表面集合組織が認められる。これは後述するようにロール潤滑の影響と考えられ、現場材が油潤滑圧延されているのに対し実験室圧延材は潤滑が悪い状態で圧延されておりロール表面での摩擦係数が大きい¹⁴⁾ ために生じているものと考えられる。板厚中心部では現場圧延材と同様に (200), (211), (222) が強くなっているがその強度比は現場圧延材ほどは大きくないしそれぞれの強度比順位も違っている。これは現場材ではその断面形状比 (板厚/板幅) が小さくかつ張力圧延を行っているために板幅拡がりはほとんどないのに対し、実験室材では断面形状比が大きく、かつ無

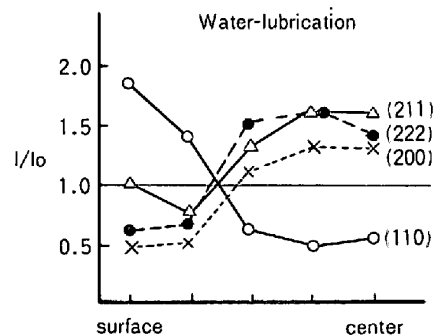


Fig. 8. The distribution of X-ray intensities through the thickness. (unidirectional rolling, ΣR 71%)

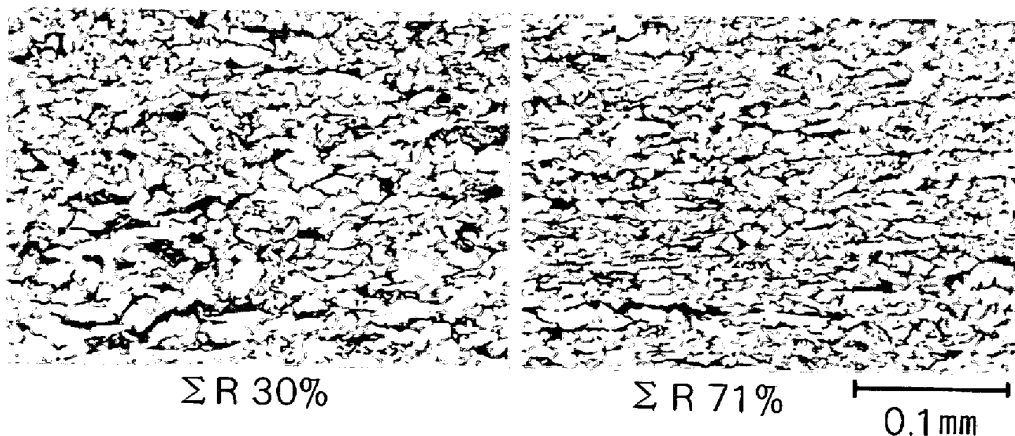


Photo. 1. Effect of the total reduction (ΣR) at non-recrystallization range in austenite on microstructure of laboratory rolled steel sheets. (0.03% Nb)

張力圧延であり板幅拡がり 1.23 (素材幅 130 mm → 圧延後 160 mm) と大きいので r 結晶粒の変形様式が両者で異なり、ひいては圧延集合組織の形成に差を生じているためであろう。

Fig. 9 は現場材と同様に実験室材でも (211) 強度比が大きいものほど Δr が大きくなっていることを示すが、実験室材の方がより小さい (211) 強度比で大きな Δr になつている。これは Fig. 2 と Fig. 8 に示すように現場材と実験室材の X 線強度比分布が相当違つているのに、板厚中心部の (211) 強度比だけで Δr を表そうとするとここに無理があるためであろう。

以上のように現場材と実験室材では厳密に同じ圧延機構になつてゐるわけではないが、これから大筋としては ΣR が大きくなると集合組織の形成が強められると考えることができるので、Nb 系熱延鋼板の Δr が大きくなる機構を以下のように結論づけてよいと考えられる。

すなわち Nb 添加により r 再結晶下限温度 (T_c) が上昇する結果 r 未再結晶域での累積圧下率 (ΣR) が大きくなり r 圧延集合組織が形成される。これが $r \rightarrow \alpha$ 変態時に格子関係を通じて変態後の α に強い優先方位を伝え結果として α 組織に強い集合組織が形成され r 値面内異方性が大きくなる。

r 相の集合組織が α 相の集合組織に受けつがれる機構については $r \rightarrow \alpha$ 変態における格子関係 (西山¹⁶⁾、または KURDJMOV-SACKS¹⁶⁾ を用いて低炭素鋼について久保寺¹⁷⁾ らが Nb 鋼について JONES⁹⁾ ら、が考察を行つている。たとえば JONES らは制御圧延された Nb 鋼の α 集合組織の主方位である (112) $[1\bar{1}0]$ は未再結晶 r 域で生ずる圧延集合組織 (123) $[41\bar{2}]$ と (146) $[\bar{2}11]$ から生成するとしている。

以上の考え方から現場圧延材の Δr を小さくするためには ΣR を小さくする、すなわち T_c が一定であるならば圧延温度を高温にして未再結晶 r 圧延域をなるべく仕

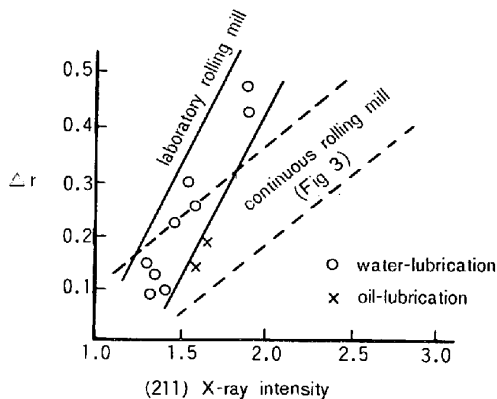


Fig. 9. Relation between (211) X-ray intensity and Δr of laboratory rolled steel sheets.

上スタンドの後段に持つてくることがよいことになるが、板厚 3 mm 前後の薄手熱延鋼板の圧延温度を全体に高くすることは実際作業上は種々の困難を生ずる。

仕上板厚は厚いほど仕上圧延機列内での総圧下率が小さいのでその結果 ΣR も小さくなり Δr が小さくなると考えられる。さらに圧延温度が高くなりやすいこともあつて仕上板厚が厚いものほど Δr は小さいであろう。

(2) 圧延方向の影響

Fig. 10 は 0.022% Nb 鋼について圧延方向を連続熱延ミルを想定した一方向圧延と厚板ミルを想定した往復圧延の二つの方法で圧延 (水潤滑) した場合の ΣR , Δr , 機械的性質の関係を比較したものである。降伏点、引張強さ、全伸びの機械的性質はこの圧延方向の差によつては影響を受けない。 Δr は ΣR が 50% 以下の小さい場合は圧延方向の影響は受けないが ΣR が大きくなると往復圧延によるものの方が一方向圧延よりも小さい。すなわち連続熱延ミルでは同じ未再結晶域圧下率であつても圧延集合組織の発達が厚板ミルの場合より大きいことになる。一方未再結晶域圧下による α 粒度の微細化程度は変わらないので圧延パス、温度履歴が同じならば強度靱性の上昇はどちらの圧延方法でも変わらないことになり、強度靱性の異方性が小さいだけ厚板ミル圧延方式の方が材質的には優れていることになる。

本実験では一方向圧延と往復圧延で Δr の差が大きい

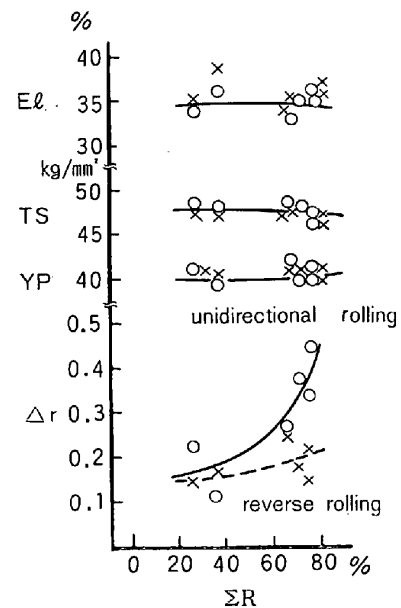


Fig. 10. Effect of rolling sequence on the relation of the total reduction (ΣR) at non-recrystallization range in γ and Δr , mechanical properties. (water-lubrication, 0.022% Nb)

ΣR 70% の圧延は高温の再結晶 γ 域で 3 パス、未再結晶 γ 域 (0.022% Nb 鋼では 900°C 以下) で 3 パスの圧延を行い 50 mm \rightarrow 3 mm にしている。この 6 パス全部を一方向または往復圧延を行つたもののほかに再結晶 γ 域を往復で、未再結晶域を一方向、またその逆に再結晶域を一方向で、未再結晶域を往復という圧延も行つてみた。その結果を Table 3 に示すが Δr に影響をおよぼしているのは未再結晶域の圧延方向だけであり再結晶域の圧延方向は Δr には影響を与えない。再結晶 γ 域の圧延方向が Δr に影響を与えない理由は再結晶域での圧延は圧延方向にかかわらず圧延直後に再結晶をおこしその結晶方位は比較的ランダムになるためであろう。

阿部ら¹⁸⁾は熱間圧延板の表面から中心層にかけて変化する不均一集合組織が生ずる原因を γ 系ステンレス鋼について調べその結果を平面ひずみ条件下の剛塑性体の圧延または圧縮におけるひずみ線場の理論¹⁹⁾を使つて、板厚中心から表面にかけて変化する最大剪断応力方向の圧延方向に対する傾きの大きさにともなつて結晶の最終安定方位が変化 ($(112) \langle 111 \rangle \rightarrow (001) \langle 110 \rangle$) するという考え方で説明している。この考え方にしたがえば、一方向圧延の方が往復圧延よりも r 値異方性が大きくなる理由は次のように説明される。一方向圧延では板厚内部の任意の位置の最大剪断応力方向が各圧延パスごとにほぼ同じになるのでその位置の結晶すべり回転が同じ方向に

起こり結晶方位は最終安定方位に近づく結果集合組織の形成が強められる。これに対し往復圧延では最大剪断応力方向が各パスごとに変わるのにしたがつて最終安定方位もそのたびに変わるので集合組織の形成が弱められると考えられる。

(3) 圧延潤滑の影響

Fig. 11 は一方向圧延と往復圧延の両方について圧延潤滑が Δr と機械的性質におよぼす影響を調べたものである。ただしこの図では測定値のばらつきが大きい Δr についてはばらつきの小さい引張試験値より多くプロットしている。一方向圧延では無潤滑、水潤滑の場合 ΣR が 50% 以上になると Δr は大きくなるのに対し、油潤滑では大きくなる。一方降伏点などの機械的性質は潤滑によつては変化しない。同様のことが往復圧延についてもいえ油潤滑を行うと無、水潤滑の場合より Δr は小さくなるが機械的性質は変わらない。

Table 4 は 0.057% Nb 鋼で ΣR 73% の圧延を表中に示すパススケジュールで圧延した時の圧延反力を潤滑

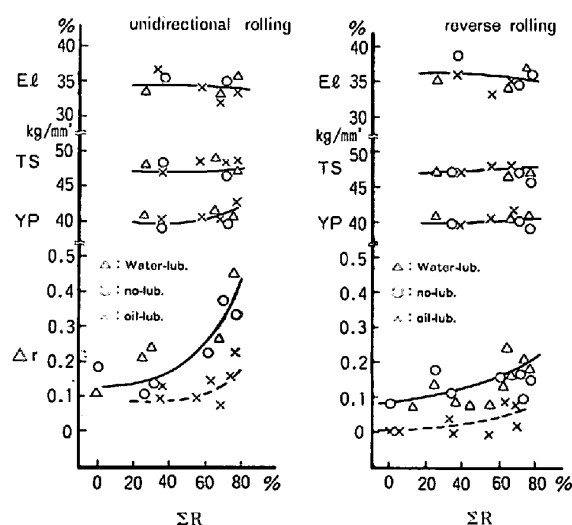


Fig. 11. Effect of rolling lubrication on the relations between the total reduction (ΣR) at non-recrystallization range in γ and Δr , mechanical properties. (0.02% Nb)

Table 3. Effect of rolling sequence of recrystallization and non-recrystallization range on Δr .

rolling sequence (recrystallization) \rightarrow (non-recrystallization range)			Δr
unidirectional	\rightarrow	unidirectional	0.38, 0.34
reverse	\rightarrow	unidirectional	0.39, 0.41
unidirectional	\rightarrow	reverse	0.21, 0.28
reverse	\rightarrow	reverse	0.18, 0.21

Table 4. Effect of rolling lubrication rolling load. (0.06% Nb, unidirectional rolling)

Rolling pass			1	2	3	4	5	6
Thickness		50 mm	35	17.7	11.0	6.2	4.2	3.0
Temperature		1 200°C	1 180	1 120	1 030	920	830	770
Rolling load	Water- or no-lubrication		85 t	100	110	175	175	185
	Oil-lubrication		85 t	105	105	150	145	145

法別に示したものである。無潤滑と水潤滑ではすべてのパスで反力は同じであり、ロール表面に水を吹きつけて圧延してはいるが圧延時にはロール表面の水はほとんど蒸発してなくなり本質的には水潤滑は無潤滑と同じと考えられる。油潤滑は初期の高温3パス圧延では無潤滑と差はないが、未再結晶 γ 域圧延となる後の3パスでは圧延温度の下がるほど潤滑効果が大きくなり無潤滑の場合に比べて14~21%反力が減少する。現場ミルでの油潤滑効果はウォーターインジェクション²⁰⁾法、スチームアトマイジング法²¹⁾ともに圧延反力低下量として10~25%が認められている。本実験での油潤滑はそのロール反力低下量が現場ミルの値と同じであるのでは現場ミルと同様の潤滑効果になつていいると考えられる。

以上の実験結果からはNb系熱延鋼板の Δr を小さくするためには圧延潤滑特に未再結晶 γ 域での圧延潤滑をよくすることが考えられるが、現場圧延機ではすでに油潤滑圧延を行つておりそれ以上の潤滑向上はロールスリップなどの作業性の上で困難であり現実的でない。

Fig. 12は油潤滑を行つた実験室圧延材の板厚方向X線反射強度比分布を示す。Fig. 8の水潤滑圧延材の場合は板表面では(110)が大きく(200)、(222)が小さいが板厚中心になるにしたがつて(200)、(222)、(211)は大きくなり(110)が小さくなる。また板表面20%位置で集合組織形成が弱くなつていいるが、これらの傾向は泉ら²²⁾の報告した水潤滑現場圧延低炭素熱延鋼板の板厚方向(110)、(100)強度比分布の結果と同じである。一方油潤滑材では集合組織の形成は板表面で最も弱く、板厚中心に向うにつれて強くなつていいる。このようにロール潤滑のよし悪しによつて板厚方向の集合組織分布に差が生ずるがこれがFig. 11に示したロール潤滑により Δr に差の生ずる原因となつていいると考えられる。圧延時のロール表面の潤滑が悪く摩擦係数が大きいと表面に特異集合組織が形成される機構について古林ら¹⁴⁾はDILLAMORE

ら²³⁾の立場に準じてロールと圧延金属の接触面には相対的なすべりを生じていいるが摩擦係数の大小によつて圧延中立点移動するのにもなつて活動すべり系が変化することで説明していいる。

油潤滑材の集合組織分布 (Fig. 12) は Fig. 2 に示した現場圧延材のそれと板表面では方位分布がランダムでありかつ板厚中心になるにしたがつて (211)、(222)、(200) 強度比が大きくなり、(110) 強度比が小さくなる点で類似していいる。しかし現場圧延材の板厚中心(211)、(222) 強度比がそれぞれ 2.8、1.5 であるのに対し、実験室圧延材のそれは 1.6、1.8 と小さくかつ (211)、(222) 強度比が逆転していいる点は異なる。これは実験室圧延機能力が限られていいるため実験室圧延材の未再結晶 γ 域圧下率を現場材ほど大きくできないためもあるが、先にも述べたように実験室圧延材の幅拡がり現場圧延材よりも大きく圧延集合組織の形成に差が生じたためと考えられる。

圧延時のロール潤滑が集合組織の形成に大きな影響を与えることは冷間圧延材で多く報告されていいる。DILLAMORE ら²³⁾はアルミニウム板でロールと素材間の摩擦が表面集合組織におよぼす影響を、上域ら²⁴⁾はアルミニウム板で摩擦が大きいと表面集合組織が極めて顕著に発達することを、または古林ら¹⁴⁾は珪素鉄単結晶で油で十分潤滑すると表面集合組織が形成されにくいことを報告していいる。

以上はいずれも冷間圧延での報告であるが本実験の熱間圧延でも γ 状態で圧延される時の潤滑がよいと変態後のフェライトの板表面集合組織が潤滑が悪い場合に比べて弱くなつており、冷間圧延の場合と同じ関係が熱間圧延時のロール潤滑と $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態後の集合組織の間に成り立つていいることになる。

水潤滑した実験室圧延材 (Fig. 8) と現場圧延材 (Fig. 2) の板厚方向集合組織分布の間には類似性がないのに対し、油潤滑した実験室圧延材 (Fig. 12) と現場圧延材のそれには先に述べたような類似性がある。この理由は実験室と現場で圧延パススケジュール、圧延温度、張力などの圧延条件は異なつていいるが、集合組織に最も大きな影響を与えるロール潤滑条件がほぼ同じになつていいるためと考えられる。

3.2.3 Ti, V 鋼の T_c

Fig. 13, 14 は Ti および V 添加量の T_c におよぼす影響を Nb 添加の場合と比較して示す。Ti 0.012% までは T_c は Base 鋼と大差ないが、0.04% から上昇し始め 0.16% ($T_c=920^\circ\text{C}$) まで Ti 添加量に比例して上昇する。成田ら²⁵⁾の実験式によれば 1200°C 加熱時の

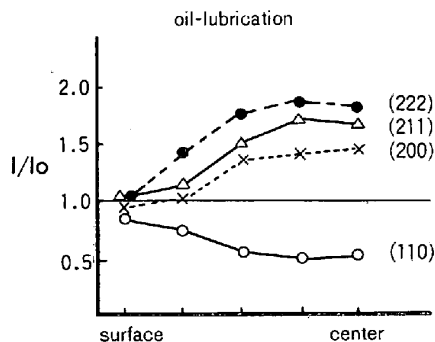


Fig. 12. The distribution of X-ray intensities through the thickness. (unidirectional rolling, ΣR 70%)

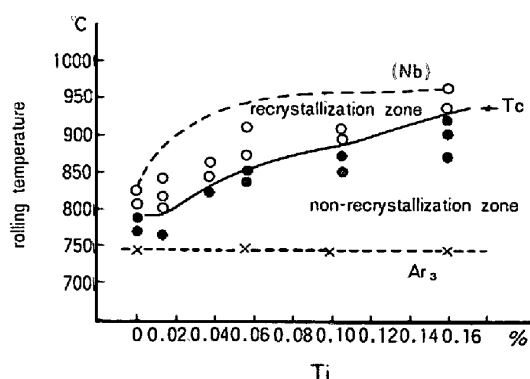


Fig. 13. Effect of Ti content on the lowest temperature of γ recrystallization (T_c).

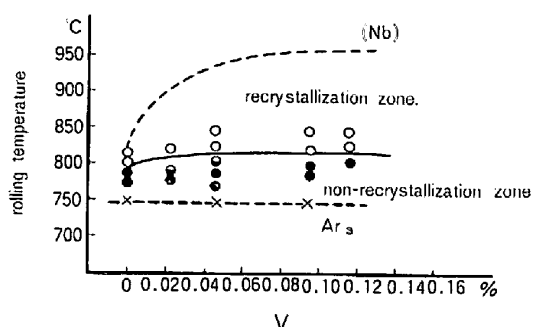


Fig. 14. Effect of V content on the lowest temperature of γ recrystallization (T_c).

Ti 溶解量 ($C=0.15\%$) は 0.11% であるので 0.16% Ti 鋼をのぞいて Ti は完全に溶解 (ただし 1200°C では安定な TiN, TiS からの溶解はのぞく) している. Ti の γ での再結晶阻止効果は IRVINE ら²⁶⁾ (0.03% Ti) はないとし, OUCHI²⁷⁾ (0.019% Ti) はあるとしている. Fig. 13 の結果にみるように Ti $0.02\sim 0.03\%$ ではその阻止効果は小さいので研究者により結果が異なるのであろう.

Fig. 14 に示すように V の T_c におよぼす影響は Nb に比べると小さく 0.12% まででは Base 鋼よりも $20\sim 30^\circ\text{C}$ 上昇するだけである. V の溶解温度は低いので 1200°C 加熱で完全に溶解する. V の γ での再結晶阻止効果も多く調査されているが加工 γ の軟化を遅らせるがその程度は Nb より小さい²⁸⁾²⁹⁾ とするものと, Al と同様にほとんど効果はない²⁶⁾³⁰⁾ とするものがあり結論は一定していないようである. これは実験方法や調査材成分がそれぞれ異なるためと考えられるがいずれにしても Nb のように大きな γ の再結晶阻止効果はないという点では Fig. 14 の結果と同じであると考えられる.

以上のように Ti, 特に V は Nb に比べて γ の再結晶阻止効果が小さいのでこれらを添加した熱延鋼板の未再結晶 γ 域での圧下率は小さくなり Δr が小さくなることが期待される.

Table 5. The lowest temperature of γ recrystallization (T_c), mechanical properties and Δr of base, Nb-, Ti-, V-, and Mo-treated steel sheets.

chemical composition	Tc	YP	TS	El	r			r̄	Δr	
					0°	90°	45°			
0.15%C-0.8%Mn	790°C	kg/mm ² 34.0	kg/mm ² 43.0	41%	0.74	0.83	0.88	0.83	0.09	
Nb	0.026%	920	40.0	46.5	35	0.57	0.71	1.01	0.83	0.37
	0.046	940	45.5	53.0	31	0.59	0.71	1.00	0.83	0.35
Ti	0.055	860	41.5	49.0	34	0.65	0.78	0.88	0.80	0.16
	0.092	880	47.0	53.0	31	0.60	0.73	0.95	0.81	0.29
	0.156	920	53.5	59.5	25	0.60	0.77	1.02	0.85	0.34
V	0.046	810	37.5	46.5	37	0.73	0.82	0.93	0.85	0.15
	0.090	820	42.5	50.0	33	0.72	0.82	0.96	0.87	0.19
Mo	0.310	860	41.0	51.0	36	0.62	0.72	0.86	0.77	0.19

以上の Ti, V のほかに 0.31% Mo, 0.06% Zr, 0.31% W, 0.45% Cu, 0.53% Cr, 0.38% Ni をそれぞれ単独に添加した鋼の T_c を調べたが 0.31% Mo 鋼の T_c が Base 鋼よりも 70°C 高くなつたほかは他の元素添加鋼では T_c は変化しなかつた.

3.2.4 Ti, V, Mo 鋼の Δr

Table 5 は Nb, Ti, V, Mo をそれぞれ単独に添加した鋼を Table 4 の実験室圧延条件 (ただし 4 パス目温度は 900°C , 水潤滑圧延) で圧延したものの機械的性質, Δr を示す. Nb 鋼では 4 パス目以後が未再結晶 γ 域圧延となるため ΔR が大きしたが Δr も 0.35 , 0.37 と大きい. これに対し Ti 鋼では 0.09% までは T_c が 900°C 以下であるため ΔR は小さく Δr は Nb 鋼よりも小さい. しかし 0.156% Ti 鋼では T_c が 900°C 以上となるため Δr は Nb 鋼と同様に大きくなっている. V および Mo 鋼では T_c は 900°C より低いので Δr も小さい. 以上の結果は 3.2.2 (1) で述べた Nb 鋼の Δr が大きくなる機構と矛盾しない. 同時にこの結果は Δr の小さい高強度熱延鋼板を製造しようとする立場からは Nb よりも Ti, V, 特に V により高強度化するので優れていることを示すものと考えられる.

4. 結 論

板厚 3 mm 前後以下の Nb 系高強度熱延鋼板の r 値面内異方性 (Δr) を小さくする目的でその Δr が大きくなる機構, Nb 以外の添加元素の Δr におよぼす影響, ロール潤滑, 圧延方向など圧延条件が Δr におよぼす影響を調査した.

Nb 添加によりオーステナイト (γ) 再結晶下限温度 (T_c) が上昇するため未再結晶 γ 域圧下率 (ΔR) が大きくなり集合組織が発達する結果 Δr が大きくなること, また現場圧延の Nb 系薄手熱延鋼板の Δr を小さくするのは Nb 添加量を少なくして強度を犠牲にするか, あ

るいは圧延温度を高くすることなしには困難なことがわかった。

Nb 以外の高強度化添加元素である Ti, V, Mo などは Nb ほど大きな r の再結晶阻止効果をもたないので Δr の減少に効果がある。

ロール潤滑を油で行うと無潤滑または水潤滑の場合に比べて Δr は小さくなる。試験材の圧延方向を連続熱間圧延方式である一方向で行うと厚板の圧延方式である往復圧延の場合よりも Δr は大きくなる。

文 献

- 1) 稲垣裕輔, 栗原 極, 小指軍夫: 鉄と鋼, 61 (1975), p. 991
- 2) R. S. BURNS, and R. H. HEYER: Sheet Metal Ind., 35 (1958), p. 261
- 3) 松藤和男, 大沢紘一, 小林英男: 鉄と鋼, 63 (1977), p. 450
- 4) R. L. WHITELEY and D. E. WISE: Flat Rolled Products-III, AIME, New York (1962), p. 47
- 5) A. JONES and B. WALKER: Metal Science, 8 (1974), p. 397
- 6) U. LOTTER and L. MEYER: Metal Tech., (1974), p. 27
- 7) 岡本豊彦, 白岩俊男, 福田 実: 住友金属, 14 (1962), p. 123
- 8) 小指軍夫, 久保田広行: 鉄と鋼, 54 (1968), (1968), p. 679
- 9) 関根 寛, 丸山忠克: 製鉄研究, 289 (1976), p. 43
- 10) 田中智夫: 日本金属学会会報, 17 (1978), p. 104
- 11) 盛 利貞, 時実正治, 山口 紘, 角南英八郎, 中島由行: 鉄と鋼, 54 (1968), p. 763
- 12) 関根 寛, 丸山忠克: 鉄と鋼, '73-A45
- 13) 町田正弘, 勝亦正昭, 梶 晴男: 鉄と鋼, '79-S482
- 14) 古林英一, 菊地武正児: 鉄と鋼, 63 (1977), p. 460
- 15) Z. NISHIYAMA: Sci. Rep. Tohoku Imp. Univ., 23 (1934/35), p. 638
- 16) G. KURDJMOV and G. SACKS: Z. Physik. 64 (1930), p. 325
- 17) 久保寺治朗, 中岡一秀, 長嶺多加志: 鉄と鋼, 52 (1966), p. 1171
- 18) 阿部秀夫, 戸川史江, 木下凱雄, 中川耕作: 鉄と鋼, 65 (1979), p. 627
- 19) W. JOHNSON and H. KUDO: Int. J. Mech. Sci., 1 (1960), p. 175
- 20) 峰谷整生, 鶴沢敏男, 川本利治, 大庭半次, 大岡昭彦, 伊藤洋二: 製鉄研究, 276 (1972), p. 110
- 21) 神居詮正, 寺門良二: 塑性と加工, 17 (1976), p. 202
- 22) 泉 総一, 沢井 厳: 鉄と鋼, (1970), S177
- 23) I. L. DILLAMORE and W. T. ROBERTS: J. Inst. Metals, 92 (1964), p. 193
- 24) 上城太一, 関根和喜, 久芳征一郎, 竹内敏郎: 日本金属学会誌, 36 (1972), p. 33
- 25) 成田貴一: 日本化学雑誌, 79 (1958), p. 58
- 26) K. J. IRVINE, T. GLADMAN, J. ORR, and F. B. PICKERING: JISI, 208 (1970), p. 717
- 27) C. OUCHI, T. SANPEI, and I. KOZASU: The Hot Deformation of Austenite AIME (1977), p. 316
- 28) J. N. CORDEA and R. E. HOOK: Met. Trans., 1 (1970), p. 111
- 29) M. J. STEWART: 文献 27) p. 233
- 30) M. LAMBEREIGTS and T. GREDAY: 文献 27) p. 286