熱間潤滑圧延技術の適用による超高 r 値 冷延鋼板の開発

坂田 敬^{*1} 松岡才二^{*1} 小原隆史^{*2}
角山浩三^{*3} 白石昌司^{*4}

1. 開発の背景

自動車の内板および外板として用いられる絞り用薄鋼板は、高いランクフォード値(r 値)が要求される。 r 値は塑性変形を加えた場合の活動すべり系により支配されるため、鋼の結晶方位の影響を強く受け、一般に板面に平行に{111}方位粒が多く存在するほど高い値を示す。そのため、{111}再結晶集合組織を強く発達させる方法について、鋼板の化学成分や加工、熱処理条件の影響に関する数多くの研究⁽¹⁾⁽²⁾がなされてきた。しかしながら、従来の熱間圧延プロセスでは r 値の上限は2.4~2.6⁽³⁾⁽⁴⁾であり、それを凌駕する超深絞り用鋼板の開発が待たれていた。

川崎製鉄(株)千葉製鉄所では、1995年5月に新熱間圧延工場を稼働させた。そのレイアウトを図1に示す。本熱間圧延は、仕上げ圧延機前でシートバーを接合することにより、完全連続熱間圧延を可能にする「エンドレス・ホットストリッ

図1 千葉新熱間圧延工場のレイアウト。

プ圧延技術(1996年1月稼働)」を世界で初めて開発、実用化したものである⁽⁵⁾⁽⁶⁾。このエンドレス圧延により、従来水準を大幅に上回る飛躍的な品質と生産性の向上を実現した。さらに連続熱間圧延を活用することにより、従来の熱間圧延プロセスでは製造困難であった、新しい機能を有した薄鋼板の製造ならびに新製造プロセスの開発が可能となった。その代表的な鋼板がフェライト域の熱間潤滑圧延技術の適用した高 r 値鋼板である。基礎となった金属学的開発ポイントを以下に説明する。

2. 絞り用薄鋼板の開発のポイント

従来の絞り用鋼板の製造プロセスでは、オーステナイト域で熱間圧延を行っていたので、熱間圧延された鋼板は、冷却中に変態を経て、比較的ランダムな集合組織を有する(r 値は1.0未満)。そのため、高い r 値を得るには、熱間圧延板を冷間圧延し、加工歪の導入とともに圧延集合組織を形成させ、これを再結晶焼鈍して{111}再結晶集合組織を発達させる必要があった。

これに対し、著者らは、図2に示すように熱間仕上げ圧延をフェライト域で行い、歪みを蓄積させれば、熱延後でも{111}集合組織を発達させることが可能であることを実験室的に見出し、種々の検討をしてきた⁽⁷⁾⁻⁽¹³⁾。ここで、フェライト域で潤滑圧延を行うことが最も重要であることを知見した。なお、フェライト域熱延の効果については他にもいくつかの報告⁽¹⁴⁾⁻⁽¹⁶⁾がある。

本開発により、熱延ままで{111}方位の発達が可能になり、これを冷間圧延後再結晶焼鈍して極めて高い r 値を有する冷延鋼板の開発が可能になる。

熱間圧延と冷間圧延の大きな違いは、その圧延温度とともに圧延時の鋼板とロールとの間の摩擦係数にある。従来の熱間圧延は冷間圧延のような潤滑圧延ではないため、その摩擦係数は0.2~0.3と冷間圧延(摩擦係数0.1以下)に比べて高く

* 川崎製鉄株式会社

技術研究所: 1) 薄板研究部門主任研究員 2) 同部門部門長 3) 取締役所長

千葉製鉄所: 4) 管理部長

Formable Cold Rolled Sheet Steel with Ultra-High Lankford Value by Lubricant Hot Rolling in Ferrite Region.; Kei Sakata, Saiji Matsuoka, Takashi Obara, Kozo Tsunoyama, Masaji Shiraishi (Kawasaki Steel Corporation)

1997年1月29日受理

図2 開発した高 r 値鋼板の熱延プロセス概略図.

図3 フェライト域熱延材の板厚方向集合組織に及ぼす潤滑の影響.
圧延温度: 700°C, 圧下率: 50%
焼鈍: 850°C-20 s

なってしまう. このような摩擦係数の違いは, Ar_3 変態点以下のフェライト域にて熱間圧延を行う場合に材料特性に大きな影響を及ぼす. 図3にフェライト域熱間圧延材を焼鈍した後の板厚方向集合組織に及ぼす潤滑の影響を示す⁽¹²⁾. 無潤滑圧延材では, 付加的剪断歪に起因する r 値に好ましくない{110}方位が表層部近傍に形成されているのに対し, 潤滑圧延材では剪断歪が働かないため, 板厚方向に均一に{111}方

図4 EBSDで測定した熱延まま材の板厚方向の結晶方位分布に及ぼす潤滑条件の影響.
圧延温度: 700°C, 圧下率: 65%
焼鈍: 850°C-20 s

位が形成される. 板厚方向の結晶方位の変化については, Electron Back Scattering Diffraction (EBSD)を用いた新しい測定手法によって, より直接的に確認されている. その結果の一例を図4⁽¹³⁾に示す. フェライト域では摩擦係数が高い条件で圧延すると拘束により活動すべり系が制限され, 好ましくない{110}方位が発達することを著者らのグループは別途確認している⁽¹⁷⁾.

以上のように高 r 値を得るために必要とされる{111}集合組織を板厚方向に均一に発達させるためには, フェライト域でかつ強潤滑することが非常に有効であることを明らかにした. 従来の熱延設備では, ストリップの先尾端においてスリップや蛇行等の発生が起るので潤滑圧延の工程化は困難であった. 当社では, 連続圧延という新圧延技術により初めて実製造ラインで強潤滑を達成することができ, 高 r 値鋼板の実用化に世界で初めて成功した.

フェライト域での熱間圧延による高 r 値鋼板の開発のためには, 化学成分も重要である.

通常の冷間圧延鋼板において, {111}再結晶集合組織を発達させ高 r 値を得るためには, (1)冷間圧延や再結晶焼鈍中に固溶(C, N)が存在しないこと, (2)析出物が粗大であること, (3)熱間圧延板の結晶粒径が微細であること, の3点が重要であり, 鋼中C量を0.002~0.003%まで低減させ, かつ炭窒化物形成元素であるTiまたNbを添加しC, Nを炭窒化物にして析出固定させたIF鋼(Interstitial Free 鋼)が多

図5 熱延まま材の $\bar{r}$ 値に及ぼす鋼成分の影響.
基本組成: 0.002%C-0.002%N
圧延温度: 700℃, 圧下率: 65%
焼鈍: 700℃-1 h

く使用されている⁽²⁾.

本開発鋼においては、このような IF 鋼の冶金原理に加えて約700℃のフェライト域での熱間圧延中に、冷間圧延時と同程度に(C, N)を固定し、また圧延歪みの蓄積を十分に行なう必要があり、Ti, Nb 量が重要なポイントである。図5にフェライト域熱間潤滑圧延材の $\bar{r}$ 値に及ぼす Ti 量および Nb 添加の影響を示す。Ti は圧延時の固溶(C, N)を低減させ、0.04%以上含有させることにより熱延ままで1.2以上の $\bar{r}$ 値が得られる。また Nb を0.015%複合添加することにより、仕上げ圧延前の結晶粒径が微細化するとともにフェライト域熱間圧延時での加工歪が蓄積しやすくなり、 r 値がさらに増加する。

なお、熱間圧延条件については、フェライト域での強潤滑圧延に加えて、粗圧延を Ar_3 変態点直上で終了し、仕上げ圧延前の粒径を微細化することも r 値を増加させるのに有効である⁽¹⁰⁾。

3. 新熱間圧延法による高 r 値鋼板

千葉製鉄所新熱間圧延工場において、フェライト域での潤滑圧延・母板焼鈍により熱延母板を製造した。これを冷間圧延-再結晶焼鈍することで表1に示すように $\bar{r}=2.94$ と従来にない極めて高い r 値の冷延鋼板が得られた。しかも、面内異方性(Δr)も小さくなった。この時の本開発鋼の限界絞り比(LDR)は2.48と従来の最高レベル材と比較して優れた深絞り性であり(図6)、超深絞り性が要求される用途に最適である。

4. 特 許

国内: 登録1750143, 登録1640793, 登録2069571等57件

(a) 本開発鋼
($\bar{r}=2.94$, $\Delta r=0.35$)
(LDR=2.48)
(b) 従来最高レベル材
($\bar{r}=2.58$, $\Delta r=0.60$)
(LDR=2.33)

図6 限界絞り比(LDR)試験サンプルの外観写真.
ポンチ径: 33 mmφ

表1 新熱延プロセスによる冷延鋼板の引張特性例.

YS(MPa)	TS(MPa)	El(%)	$\bar{r}$	$r_{\text{最小値}}$	Δr
150	282	55	2.94	2.60	0.35

出願済. 国外: US-5041166 をはじめ米国, 欧州各国, 韓国等に7件出願成立済.

参考文献

- (1) 鉄鋼薄板の再結晶および集合組織: 鉄鋼基礎共同研究会再結晶部会, 日本鉄鋼協会, (1974).
- (2) IF 鋼の金属学: 日本鉄鋼協会, (1994).
- (3) 角山浩三, 小原隆史, 佐藤 進, 阿部英夫, 柴崎 治, 上杉暢彦: 川崎製鉄技報, **22**(1990), 35.
- (4) 小山一夫, 松村義一, 佐柳志郎, 松津伸彦, 木野信幸: 日本金属学会会報, **31**(1992), 535.
- (5) 江本寛治: 鉄鋼界(1995), 34.
- (6) 小川靖夫, 中村武尚, 北尾齋治: 川崎製鉄技報, **27**(1995), 131.
- (7) 松岡才二, 佐藤 進, 小原隆史, 角山浩三: 鉄と鋼, **74**(1988), 233.
- (8) S. Matsuoka, K. Sakata, S. Satoh and T. Kato: Texture and Microstructures, **22**(1993), 113.
- (9) S. Matsuoka, K. Sakata, S. Satoh and T. Kato: Trans ISIJ International, **34**(1994), 77.
- (10) 川辺英尚, 松岡才二, 瀬戸一洋, 坂田 敬, 古君 修: CAMP-ISIJ, **9**(1994), 544.
- (11) 角山浩三: まてりあ, **33**(1994), 20.
- (12) 松岡才二, 小原隆史, 角山浩三, 左海哲夫, 斎藤好弘, 加藤健三: 日本金属学会秋期大会講演概要, (1986), 136.
- (13) 松岡才二, 森田正彦, 古君 修, 小原隆史: 鉄と鋼, **83**(1997), 127.
- (14) 瀬沼武秀, 矢田 浩, 松村義一, 山田健二: 鉄と鋼, **73**(1987), 1598.
- (15) 瀬沼武秀, 矢田 浩, 清水 亮: 鉄と鋼, **75**(1989), 782.
- (16) 橋本俊一, 薬師寺輝敏: 鉄と鋼, **74**(1988), 1617.
- (17) 橋本 修: 鉄と鋼, **74**(1988), 1633.