



鉄の歴史

戦後復興・発展期における我が国鉄鋼製造技術史—学術編 深絞り用冷延鋼板の研究と開発

長嶋晋一

Shin-ichi Nagashima

Research and Development of Deep Drawing Steel Sheets

1 まえがき

我が国の自動車産業は1955年以降大きく発展して、その生産台数も飛躍的に増加したが、それに伴い自動車用冷延薄鋼板の生産量も増加の一途をたどってきた。

自動車の大量生産方式と大型プレス機による大型成形化がはじまり、自動車用薄鋼板の成形性に対する要望が次第に強まった。

この頃、製鉄業の内部においても技術革新が進み、新しい製鉄技術の導入、研究、開発も活発に行われ、材料特性向上に対する自動車産業の要望にこたえてきた¹⁻¹⁰⁾。

2 冷延薄鋼板の成形性¹¹⁻¹⁷⁾

冷延薄鋼板は自動車の内外板の他、保管庫や事務机等の事務器具類、冷蔵庫や洗濯機等の家庭電気器具、厨房器具等に広く用いられている。そのため表面が美しく、加工、成形性に富み、加工後の寸法精度や平坦度が良いこと等成形性全般に対する要求が厳しい。したがって、薄鋼板の材料特性あるいは成形性判定のための試験が広く行われている。引張試験と成形性試験法について簡単に述べる。

2.1 薄鋼板の機械的性質と成形性¹³⁻¹⁵⁾

2.1.1 引張試験

冷延鋼板の特性を評価する基礎的な機械的性質としては、引張試験で求められる各種の特性値、すなわち降伏点、引張強さ、降伏比、均一伸び、全伸びなどが測定され、薄鋼板製造時の管理特性値、あるいは薄板加工時の成形性判定の目安として利用され、特に降伏点、全伸びが重視されることがある。この他幅絞り値、あるいは局部伸び、すなわち最高荷重点から破断点までの伸び値も成形性の判定に利用されている。

さらに、引張試験によって得られる重要な特性値としては、引張変形時の加工硬化指数 n 値と、塑性ひずみ比 r 値がある。

2.1.2 成形性試験

薄鋼板の成形性を判定する試験法としては多数の方法が試みられてきたが、主なものを列挙すると下記のようなものがある。

- (1) 絞り性を判定する試験法としては円筒深絞り試験であるスウィフト・カップ試験、
- (2) 張り出し性を判定する試験法にはエリクセン試験、剛体ポンチを使わない液圧バルジ試験等、
- (3) 絞り張り出し複合成形にはコニカルカップ試験、
- (4) 伸びフランジ成形には孔広げ試験などがある。

これらのうち、スウィフト・カップ試験で、ブランク(試験片)の直径を変えて円筒絞りをを行い、破断なしに絞れる最大のブランク径をポンチの径で割った限界絞り比(LDR)と、コニカルカップ試験で円板を円錐形に絞り込んで先端が破断したときの円錐底部の最大直径(CCV)は、 r 値と同様深絞り性と良い相関がある。

2.2 薄鋼板のプレス成形性¹³⁻¹⁵⁾

薄板の成形性は変形の様式からは深絞り性、張り出し性、曲げ性などに分類されている、鋼材を使用する面では特に厳しい変形を受ける深絞り性と張り出し性が注目されてきた。上述のように、これらと相関のある機械的性質として、 r 値と n 値も注目されている。

2.2.1 r 値(ランクフォード値)

深絞り性と良い相関のある特性値として、塑性ひずみ比(plastic strain ratio) r 値がLankfordらによって導入された²²⁾。ここで r 値は、引張試験片の変形前の幅を w_0 、変

形後のそれを w とし、また同様に変形前後の板厚を t_0 、 t として次式で定義され、 r 値は原理的には 0 と ∞ の間の値をとる。

$$r = \ln(w/w_0) / \ln(t/t_0) \quad \dots\dots\dots (1)$$

一方、それまで深絞り性と関連があると考えられていた n 値は、真応力と真ひずみを σ 、 ϵ とし、 k を定数として次式で表記される。

$$\sigma = k\epsilon^n \quad \dots\dots\dots (2)$$

縦軸に r 値、横軸に n 値をとり、両者の組み合わせと加工性の良否との関係を見ると、加工性の良いものは $r > 1.50$ 、 $n > 0.240$ の領域にあり²⁴⁻²⁵⁾、 r 値が大きいほど深絞り性が向上することが実験的に検証された¹⁸⁻²¹⁾。

なお、 r 値は方位によっては面内異方性が大きいので、材料の圧延方向、 90° 、 45° 方向の r 値 (r_0 , r_{90} , r_{45}) の平均値 $\bar{r}$ を深絞り性の目安とし、 Δr を面内異方性の目安とする。

$$\bar{r} = (r_0 + r_{90} + 2r_{45}) / 4 \quad \dots\dots\dots (3)$$

$$\Delta r = (r_0 + r_{90} - 2r_{45}) / 2 \quad \dots\dots\dots (4)$$

2.2.2 n 値及びその他の材料特性¹³⁻¹⁵⁾

r 値以外の材料特性値と集合組織との関連を明らかにするための研究も報告されている。各種試験材の機械試験による特性値とプレス成形性との関連をみても、引張強さ・降伏点・ n 値等との間には明確な相関が認められない。 r 値は限界絞り値 LDR と良い対応があり、伸び値の中では局部伸びが最も良い対応を示している程度のことしかいえない。

2.2.3 張出し性と材料特性¹³⁻¹⁵⁾

液圧バルジ試験によって 2 軸張出し条件下での変形特性を調べると、張出し成形高さは破断時の平均板厚ひずみと良い相関がある。一方、平均板厚ひずみと n 値および全伸びとの関係をみると、 n 値および全伸びの大きな材料は張出し性が優れている。このほか結晶粒度、メカニカルファイバー、集合組織なども張出し性に影響を与えると報告されている。

2.3 薄鋼板のプレス形状性¹³⁻¹⁵⁾

プレス成形性と並んでプレス形状性も重視されている。薄鋼板を用いた自動車車体のプレス成形における形状不良について分類すると次のように大別され、材料特性との関連も明らかにされている。

- (1) 変形の不均一 (降伏点伸び特性、ストレッチャー・ストレーン)
- (2) 型なじみ性 (弾性回復、スプリングバック)
- (3) 成形性 (成形中の破断)
- (4) 薄板の剛性 (曲げ剛性、板の座屈)

3 深絞り性と集合組織¹⁸⁻²¹⁾

上述のように、成形加工用材料を均質等方材と見なす機械力学的な研究と並んで、プレス成形用鋼板の特性改善研究に、結晶学的観点から材料を見直す試みが行われた。その口火を切ったのが、米国の Armco Steel Co. の研究者 Burns-Heyer らであった²³⁾。

それまで、深絞り用金属薄板は絞り成形後の耳の発生の少ない等方性のものが良いと考えられていた。等方性であれば r 値は 1 となる。ところが Burns-Heyer らによれば、特定の結晶面が材料の圧延面に平行になる場合には r 値は 1 より大になることを確認した。これを契機として、結晶の方位と r 値との関係の解明、製造工程を利用して薄鋼板を構成する微細結晶の方位を制御する可能性の検討に関する研究が活発になった。

以下に結晶方位と r 値の関係について述べる。

3.1 深絞り性と r 値^{24,25)}

深絞り成形の限界を規制するものは、円筒成形の場合のようにカップ底辺周囲の破断である。これはフランジ部から円筒の壁部に流れ込む抵抗と、底部の耐力との平衡によって決まる。フランジ部の流入抵抗を支配する材料特性が r 値であるが、Whiteley によると、 r 値と限界絞り比 LDR との間には良い相関がある。

3.2 単結晶薄板の塑性異方性

Burns らに続き、Vieth らは体心立方の純鉄薄板の各方位の r 値を下記のような仮定を設けて計算した²⁶⁾。

- ① 試験片は 1 軸引張応力をうける。
- ② ひずみは附加応力の方向に対して好ましい方向の一つまたは複数の活動り系でのりによって生じる。
- ③ 活動り系は最大分解剪断応力の条件によって決定される。

さらに、試験片が変形する際のりの様式として、下記の 4 通りのモデルを考え、それぞれにつき計算を行った。

- (1) りり方向 $\langle 111 \rangle$ 、りり面 $\{110\}$ 、 $\{112\}$ 、 $\{123\}$ を組み合わせた 48 通りのりり系の上でりりが生じるが、変形に伴う結晶の回転は無視する (モデル 48 SS、NR)。
- (2) 上記 48 通りのりり系による変形の際の結晶回転を考慮に入れる。その結果りり方向およびりり面の最終方位は応力に平行になると仮定する (モデル 48 SS、LR)。
- (3) りり方向 $\langle 111 \rangle$ のペンシルりを考え、変形の際の結晶回転は無視する。この場合のりり面はりり方向を含み分解剪断応力が最大の面である (モデル P. G. NR)。
- (4) りり方向 $\langle 111 \rangle$ のペンシルりを考え、変形の際の結晶回転を考慮する (モデル P. G. LR)。

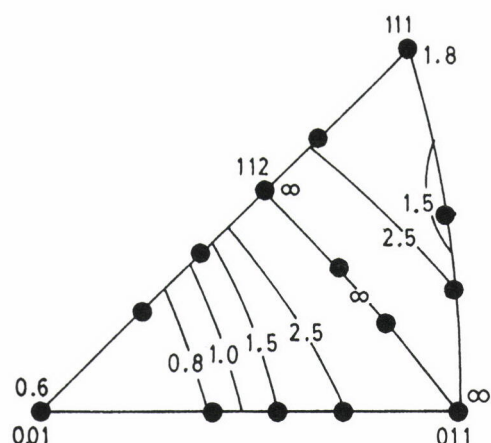


図1 逆極点図に示した r 値の分布 (Vieth & Whiteley²⁶⁾)

モデル(4)によって、主要面の r 値の面内の平均値、 $\bar{r}$ 値を求め、ND逆極点図に示すと図1のようになる。この図によると、{111}面が板面に平行な方位は $\bar{r}=1.8$ 、方位が左下方に移動すると $\bar{r}$ 値は次第に大きくなり、011・123・112を結ぶ線上で $\bar{r}$ 値が ∞ になる。さらに左下方の方位では $\bar{r}$ 値が極大値を越えて次第に小さくなり、やがて1以下となり、{001}面が板面に平行な方位は $\bar{r}=0.6$ と低値を示す。つまり深絞り性が最も良いのは{011}、{123}、{112}面およびこれらに近い面が材料面に平行な方位で、{111}方位がこれに次ぐ。{001}方位は深絞り成形には好ましくないという結論が導かれる。次の項で述べるように、この結果は筆者らの研究結果と異なっている。その原因は r 値の平均の求め方に問題があると思われる。Viethら²⁰⁾の報告には、 r 値が ∞ になる方向を含む方位の r 値の平均値をどのようにして求めたかの説明がないので、この図の真偽は評価しがたい。

著者らは上記のPG-NRモデルに相当する近い考えで、ステレオ投影図上で図式的に r 値を求め、実験値とよく合うことを確かめた²⁷⁾。また、後述するように $\bar{r}$ 値の計算には別な異方性パラメータを導入した^{31,32)}。

3.3 多結晶体薄板の塑性異方性

多結晶体が塑性変形するときは、各微細結晶の変形は隣接する結晶粒や粒界の拘束を受けるので、さらに複雑になる。しかし、上述のようにプレス成形性を支配する重要な要因の一つであるので、多数の研究が行われてきた。以下に主要な r 値を推定法を述べる^{18,19)}。

3.3.1 正極点図から r 値を推定する方法

Eliasらは薄銅板の(111)極点図を測定し、これを利用し

て図上で r 値を推定しようと試みた。なお、上述のように r 値は $0 \sim \infty$ の値を持つので平均を求めるために異方性パラメータ D 値を導入している²⁸⁾。

また岡本らはパラメータ Γ を導入して集合組織をもつ材料の $\bar{r}$ 値を計算した^{29,30)}。 Γ 値は、 ε_ℓ を試験片の伸びひずみ、 ε_t を板厚の圧縮ひずみとして次式で与えられる。

$$\Gamma = r/(r+1) = -\varepsilon_t/\varepsilon_\ell \quad \dots\dots\dots (5)$$

3.3.2 逆極点図から r 値を推定する方法^{31,32)}

著者らは、異方性パラメータ D 値を導入して、逆極点図から得られる極密度分布を使って圧延材の $\bar{r}$ 値を推定しようと試みた。今思うと、この計算に用いる「極密度分布」とは、集合組織の3次元解析における「ベクトル法」によって求められる「集合組織ベクトル」そのものである。また級数展開法による3次元解析結果からも、この「極密度分布」は容易に求めることができる。

(1) 単結晶薄板の r 値^{31,32)}

試験片の外形の変化と、試験片を構成する個々の結晶粒の形状変化との関係を下記のように仮定した。

- ①各結晶粒の引張り方向の伸びひずみ ε_ℓ は、それらの平均の伸びひずみ $\bar{\varepsilon}_\ell$ に等しく、したがって全て試験片の巨視的ひずみ E_ℓ に等しい。また各結晶粒の幅、厚さ方向のひずみの平均値 $\bar{\varepsilon}_w, \bar{\varepsilon}_t$ は試験片の巨視的ひずみ E_w, E_t に等しい。

すなわち

$$\bar{\varepsilon}_\ell = \varepsilon_\ell = E_\ell, \quad \bar{\varepsilon}_w = E_w, \quad \bar{\varepsilon}_t = E_t \quad \dots\dots\dots (6)$$

- ②引張りによる集合組織の変化は無視する。すなわち個々の結晶の回転は考慮しない。

- ③隣接する結晶粒の拘束は次のモデルに従うと仮定する。

1個の結晶粒に外力が加わったとき、実際のすべりが生じるのは、そのり系でのシュミット因子、 M_x が0.25以上のものに限り、かつそのり量は M_x に比例すると考える。ある方位の結晶粒において、そのり系の番号を添え字 n で表わし、その系でのり量を $d\gamma$ 、その系のシュミット因子を M_{xn} とすると、この項の仮定は次式で表わされる。

$$d\gamma = K(M_{xn} - 0.25) \quad \dots\dots\dots M_{xn} > 0.25$$

$$d\gamma = 0 \quad \dots\dots\dots M_{xn} \leq 0.25 \quad \dots\dots\dots (7)$$

- ④剪断ひずみは単一の方位ではゼロにならないが、多結晶材料で各方位についての総和をとれば、試験片の対称性からゼロになるので、ここでは考慮しない。

これらの仮定に基づき、異方性パラメータ D を次のように定義する。

$$E_t = -E_\ell(1-D)/2$$

$$E_w = -E_\ell(1+D)/2 \quad \dots\dots\dots (8)$$

これより r 値と D 値の間には次の関係が導かれる。

$$r = E_w/E_t = (1+D)/(1-D) \quad \dots\dots\dots(9)$$

$$D = (E_t - E_w)/E_\ell = (r-1)/(r+1) \quad \dots\dots\dots(10)$$

したがって D は 1 と -1 との間の値をとり、

$$D = 0 \quad \text{のとき} \quad r = 1$$

$$D > 0 \quad \text{のとき} \quad r > 1$$

$$D < 0 \quad \text{のとき} \quad r < 1 \quad \dots\dots\dots(11)$$

また r 値は ∞ と 0 の間で変化して、

$$r = \infty \quad \text{のとき} \quad D = 1$$

$$r = 1 \quad \text{のとき} \quad D = 0$$

$$r = 0 \quad \text{のとき} \quad D = -1 \quad \text{となる。} \quad \dots\dots\dots(12)$$

図2に示すように、試験片内の任意の結晶粒の (hkl) 面が試料面に平行であるとする。この面の法線の位置は、 $[001]$ 軸に平行な方向から $[100]$ 軸の周りに $[011]$ 軸に向かって回転した角 α と、次に子午線に沿って $[001]$ 軸周りに反時計回りに回転した角 β によって定められる。図3のように、引張り試験片を材料の基準方向 OS (例えば圧延方向) から角 θ の方向に切り出して、結晶内の座標を、長さ・厚さ・幅方向にそれぞれ OX, OY, OZ とする。このときのパラメータは次式で与えられる。

$$D(\alpha, \beta; \theta) = (\epsilon_t - \epsilon_w)/\epsilon_\ell \quad \dots\dots\dots(13)$$

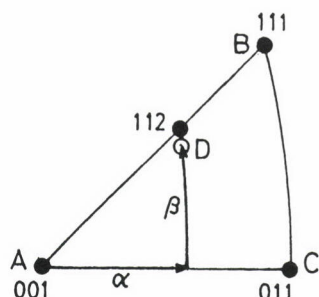


図2 圧延面に平行な (hkl) 面と角 α, β
 A: $\alpha = 0^\circ, \beta = 0^\circ$; B: $\alpha = 45^\circ, \beta = 45^\circ$
 C: $\alpha = 45^\circ, \beta = 0^\circ$; D: $\alpha = 27^\circ, \beta = 27^\circ$

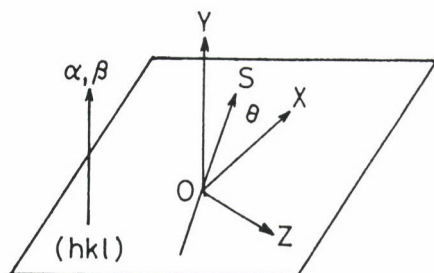


図3 圧延面に平行な (hkl) 面を定める角 α, β と、 (hkl) 面内の基準方向 OS からの角度 θ

計算で求めた主要方位 ($A = (001); B = (111); C = (001); D \cong (112)$) : それぞれ図2のAからDの方位に対応) の $D(\alpha, \beta; \theta)$ 値および(9)式から換算される $r(\alpha, \beta; \theta)$ 値の面内異方性を図4に示した。B方位は D 値が比較的大きい数値を持つ上に、面内異方性も少なく、深絞り成形に好ましい方位であることが分かる。これと比べると、A方位はどの方向も $D < 0$ である上、面内の方向によるばらつきが大きい。C、Dの方位もまた深絞り成形に好ましい方位でないことが明らかである。

また、 $D(\alpha, \beta; \theta)$ 値を $\theta = 0 \sim 180^\circ$ の方向に変えて求めた $D(\alpha, \beta; \theta)$ 値の平均の $\bar{D}(\alpha, \beta)$ 値のステレオ三角形内の分布は、図5の通りで、B方位で最大値 +0.41 を示し、C、D方位を結ぶ線よりやや下側で 0 となり、それより左側では負の値をとり、A方位で最低値 -0.50 となっている。

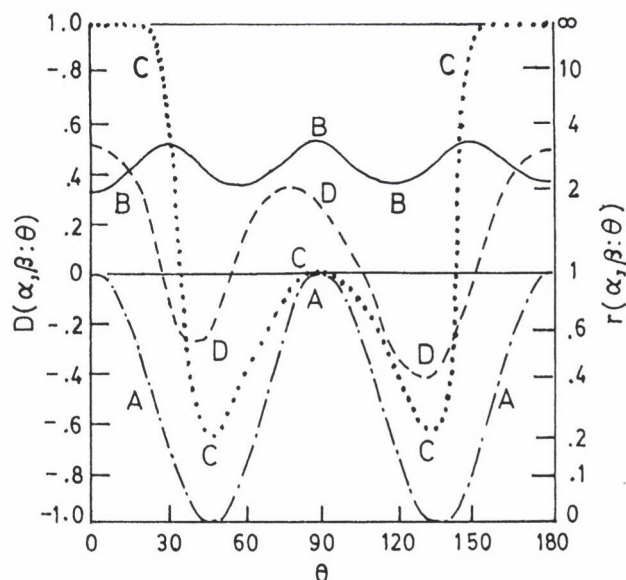


図4 図2に示すA～D方位の結晶面内の $\theta = 0 \sim 180^\circ$ の方向の D 値および r 値の変化

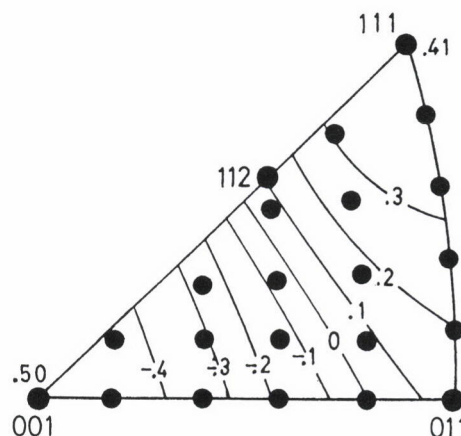


図5 逆極点図に示した r 値の分布 (長嶋, 武智, 加藤³¹⁾)

(2) 多結晶体薄板の r 値^{16,17)}

集合組織をもつ多結晶体薄鋼板の $\bar{D}$ 値は次のようにして求める。試験材を圧延方向から角度 ρ の方向に引張試験を行ったときの $D(\rho)$ 値は、上述の仮定①から図 2 と同様の座標系を設定して

$$\begin{aligned}\bar{D}(\rho) &= (E_Y - E_Z) / E_X \\ &= (\bar{\varepsilon}_Y - \bar{\varepsilon}_Z) / \bar{\varepsilon}_X \\ &= (\overline{\varepsilon_Y - \varepsilon_Z}) / \bar{\varepsilon}_X \cdots \cdots \cdots (14)\end{aligned}$$

一方集合組織を持つ材料の D 値は下記のようにして求めることができる。多結晶材料の板面に平行な (hkl) 面の極密度分布を $\bar{P}$ (hkl) とし、各 (hkl) 面の $D(\rho)$ 値の $\rho=0 \sim 180^\circ$ についての平均値を $\bar{D}$ (hkl) とすると、材料全体の D 値は次式で与えられる。

$$\bar{D} = \sum \bar{D}(\text{hkl}) \cdot \bar{P}(\text{hkl}) \cdots \cdots \cdots (15)$$

4 薄鋼板製造条件と成形性

第 1 章にも述べたように、深絞り用(自動車用)冷延鋼板の成形性は鉄鋼材料製造技術の発展と共に向上してきた。その経緯を工程順に追ってみよう。

4.1 製鋼・製錬工程

4.1.1 転炉製鋼法

転炉製鋼法は1955年に我が国に導入されてから急速に普及した。転炉法によると、高炉で造られた銑鉄に含まれる炭素を燃料とし酸素を吹き込むだけで、高純度極低炭素鋼が短時間にできる。平炉法に比べて、残存酸素量が安定し、固溶炭素、固溶酸素量の制御も容易になった。

また、短時間製錬が可能になったので、連続 casting やストリップの連続圧延、連続焼鈍等製造工程の連続化を促す誘因となった。

4.1.2 炉外製錬

溶鋼の脱炭、酸化物系介在物の減少、成分元素の調整等のためには真空脱ガス法が導入された。これによって固溶炭素は0.003mass%以下に制御することが可能になり、オープン・コイル焼鈍法と相まって、別項で述べるTi添加鋼またはTi・Nb添加鋼の開発を助けた。

4.2 造塊・ casting 工程

4.2.1 リムド鋼

リムド鋼は溶鋼の凝固過程で鋼塊の表層に介在物の少ないリム層が形成されるので、表面が美しい薄鋼板ができる。ストリップ圧延によって造られるコイルの全ての部位において、平均して表面性状が良いので、一般加工鋼板(CQ,

Commercial Quality)として、広く使われてきた。

しかしリムド鋼には、プレス成形時にストレッチャー・ストレインと呼ぶ欠陥が生じるという問題がある。これは焼鈍後のスキンパス圧延によって消失するが、室温に放置すると再び発生する。ひずみ時効である。この原因は固溶窒素と転位との相互作用によるものなので、窒素を固定するか、含有量を無害になるまで減少させて非時効もしくは遅時効性にするという対策が取られてきた。

4.2.2 キルド鋼

キルド鋼は冷間圧延後タイトコイルに巻き取り、次の項で述べる箱焼鈍の工程で再結晶を行わせて、優れた成形性を持つ絞り加工用鋼板(DQ, Drawing Quality)、深絞り加工用鋼板(DDQ, Deep Drawing Quality)が造られた。

4.2.3 連続 casting

転炉で造られた溶鋼を、造塊工程を通さず、連続 casting により一気にスラブとする方式は、省エネルギー、製品の均一性保持、生産性向上、労働力節減など、全ての面から好ましいことなので、技術的困難を克服しながらも普及してきた。

特に、薄鋼板では凝固時に溶鋼の対流を生じるリムド鋼に近い成分の連続 casting は不可能とされていたが、Si脱酸素のリバンド鋼はリムド鋼なみ、Al脱酸素も従来の造塊法によるAlキルド鋼なみの品質をもち長さ方向に均質な製品が造られるようになった。

4.3 圧延・焼鈍工程

4.3.1 熱延条件と成形性

熱延鋼板の成形性は材料を構成する微結晶の集合組織・結晶粒度・析出物のサイズと分布・介在物の性状、サイズと分布等によって決まる。これらに影響を及ぼす製造条件としては熱延仕上温度、巻取り温度がある。

- (1) 熱延仕上温度が A_{r3} 変態点以下になると r 値が低下し、 Δr が大きくなって好ましくない。熱延板厚さが薄くなると、熱延仕上温度を高く保持するのが困難になるので注意が必要である。
- (2) 巻取り温度が高くなると、析出するセメントライトが粗大化し、材料の延性を低下させる。

熱延鋼板の伸びフランジ成形は、成形物の底に孔をあけ、それが広がるような2軸引張応力をうける成形加工であるが、均一伸び、全伸びと良い相関があり、鋼板の集合組織、非金属介在物、析出炭化物等の影響をうける。

また熱延鋼板の厚手材では曲げ成形性も重要であるが、これは r 値の大きいほど良いことが知られている。

4.3.2 冷延条件と成形性

既に述べたように、冷延・焼鈍材の成形性に影響を及ぼす最も大きな要因は集合組織で、圧延面に平行な(111)面を持つ結晶粒が多い程、(100)面を持つ結晶粒が少ない程良いことが明らかにされている。

そのためには、熱延条件まで遡って圧延条件を制御することが望ましい。

(1) 熱延条件

熱延仕上温度は、成品の集合組織制御の面からも Ar_3 変態点以上であることが必要であった。

また、箱焼鈍では巻取り温度は低い程よく、実験からは 600°C 以下が良いとされている。

(2) 冷延条件

リムド鋼およびキルド鋼において、 $\bar{r}$ 値に及ぼす冷間圧延率の影響を調べると、 $\bar{r}$ 値を最大にする冷延率があつて、キルド鋼では約70%、リムド鋼では約60%である。炭素含有量を $C \leq 0.01$ とすると最適冷延率は約85%と高冷延率側に移る。

4.3.3 箱焼鈍の焼鈍条件と成形性

冷延後のタイト・コイルの箱焼鈍は、コイルの中心部と周辺部との温度差を少なくする目的で徐熱徐冷を行うため、1工程に数日を要する。この徐熱工程と焼鈍保持温度が再結晶過程を制御する要因である。

(1) 加熱速度

冷延板を焼鈍すると、回復・再結晶が起こって再結晶集合組織が形成される。再結晶の初期に微小析出物が形成されると、再結晶集合組織が劇的に変化する。この析出物を制御する作業条件として焼鈍の加熱速度がある。

リムド鋼、キルド鋼のいずれも加熱速度の小さい程 $\bar{r}$ 値($\{111\}$ 極密度)は大きい。また、Alキルド鋼の場合にはAlN系析出物の出現と再結晶が同期する加熱速度で極大値を示す。

(2) 焼鈍温度

$\bar{r}$ 値の焼鈍温度依存性はさほど顕著ではないが、焼鈍温度を上げると再結晶粒は粗大化しその分 $\bar{r}$ 値は向上する。

(3) オープン・コイル焼鈍法

この焼鈍法では、スパーサーとよぶワイヤーを巻き込んでルーズ・コイルを造り、鋼板の間を雰囲気自由に通る抜けるようにしてある。雰囲気は湿 H_2N 、アンモニア分解ガス等を使い分けて焼鈍工程で脱炭、脱窒を行うことができる。しかし、この技術は次に述べる真空脱ガス+連続焼鈍の開発によって置き換えられ、現在では深絞り用鋼板の製造にはほとんど使用されない。

4.3.4 連続焼鈍

上述の箱焼鈍法では、コイル焼鈍の1サイクルに数日を要するが、それはコイルの焼鈍に丸1日以上かかるうえに、コイル内外の温度差を最小にして材質の均一化を計るため、焼鈍の前後に徐加熱と徐冷を必要とするからである。

時間こそかかるが、このプロセスによって

(1) この徐加熱鋼中の窒化物(AlN)の析出挙動を加減し、再結晶集合組織を制御し、優れた成形性を得る、

(2) 保持温度、保持時間を加減して十分高い延性を得る、

(3) 保持温度からの徐冷によって、固溶炭素を十分析出させて、非時効性とする等の特性を付与することができた。

しかし、焼鈍時間短縮の要請に加えて、コイル内の材質の均一化、長時間加熱による表面不良防止、形状不良防止等の要望に応えるために、コイルの連続焼鈍が開発された。

この方法では、コイルが巻き戻されて薄板の状態で炉内を通過しながら焼鈍処理を受けるため、下記のような対策をとり、コイル焼鈍の連続化に成功した。

(1) 昇温速度は箱焼鈍に比べて桁違いに大きい。

(2) AlNの析出を利用して再結晶集合組織を制御する時間はない。

(3) そのため、固溶炭素量を0.02mass%まで下げて再結晶粒の粒成長を促進させる。

(4) 地鉄中の窒素をAlNとして固定し、また微細炭化物と固溶炭素量を減少させるために、熱延工程の巻取り温度は高めにする。

(5) 焼鈍終了後も徐冷できないので、非時効化するために過時効処理を行う。これは冷却途中に 400°C 近傍に短時間保持するという処理である。

5 新しい深絞り用鋼板の開発

5.1 軟質薄鋼板^{8,10)}

上述のように、プレス成形用鋼板が造塊法で造られた頃はリムド鋼によるCQ(一般加工用)、キルド鋼によるDQ(絞り加工用)およびDDQ(深絞り加工用)鋼板が主に使われていた。自動車業界からの成形性向上の要望と、真空脱ガス技術の向上および連続焼鈍装置の導入から、高深絞り用(EDDQ, Extra Deep Drawing Quality)、超深絞り用(Super EDDQ, Super Extra Deep Drawing Quality)と呼ばれる超成形性薄鋼板が生産ラインで製造されるようになった。この鋼板は現在はIF鋼とも呼ばれ、たとえば炭素含有量を0.002mass%程度以下に低減した場合には、Tiの単独添加あるいはTiとNbの複合添加により、 $\bar{r} \geq 2.5$ 、全伸び $\geq 52\%$ という優れた加工性を示している。

5.2 高強度薄鋼板^{9,10)}

自動車用鋼材の特性に対する要望は、単に製造上の問題に止まらず、省エネルギーの観点からの燃費改善、排ガス中のCO₂ガス低減のような環境問題、融雪剤に対する耐食性、自動車事故に対する安全性確保等を目標とした特性向上と多様化してきた。

ここでは、燃費節減に対応する軽量化と安全性確保に対応する高強度化のために開発された高強度薄鋼、引張り強さ340MPa以上の鋼、のいくつかを紹介する。詳細は原文を参照されたい。

(1) 燐添加鋼板：IF鋼に燐を添加したもので、優れた深絞り加工性を持ち、非時効性でかつ340MPaの引張強さを持つ。

(2) 熱処理強化型鋼板：プレス成形時は軟質で、成形後の塗装焼き付けの工程で硬化するものである。固溶炭素のひずみ時効を利用して硬化を計っている。

また、IF鋼に銅を微量添加して、成形加工後に数分間加熱し、固溶した銅の析出硬化を利用した鋼種もつくられている。

(3) 複合組織鋼板：軟質なフェライト地に硬いマルテンサイト相が分散した複合組織を持つ鋼板で、降伏比が低く、高強度の割には伸びが大きいのが特徴である。

(4) 高残留オーステナイト鋼板：この鋼はTRIP効果(変態誘起超塑性、transformation induced plasticity)を利用した超塑性鋼板で、ベイナイトまたはベイナイト+フェライトの基地中に準安定なオーステナイト相が数%~30%残留している。この鋼板はn値が高く張り出し性に優れている。

6 おすび

深絞り用鋼板開発の歴史を振り返ってみると、自動車産業の発展に伴い、自動車製造技術の連続化・プレス技術の大型化と、製鉄技術の大型化・連続化の流れがうまくかみ合って影響し合い、相互の協調のもとに自動車用鋼板の新機能付与、新製品の開発が続けられてきた。鉄鋼業の内部でも真空脱ガス、連続 casting、連続焼鈍という製造プロセスの根幹を揺るがす大きな技術革新を経て、従来の蓄積の及ばない分野を模索しながら、従来材を越える特性を持つ新製品開発と新技術を育成する努力を重ねてきた。

一方基礎研究の立場からみると、プレス成形というマクロでダイナミックな技術分野と並んで、結晶方位と成形性との関連を見出し、深絞り用鋼板開発の一つの指針を得たことも、まことに幸運であった。

参考文献

- 1) 武智 弘：塑性と加工，29(1971-2)，85.
- 2) 武智 弘：鉄と鋼，68(1982)，1244.
- 3) 武智 弘，加藤 弘，小山一夫，川崎 宏，豊田洋民：鉄と鋼，68(1982)，1355.
- 4) 高橋政司：鉄と鋼，68(1982)，1348.
- 5) 武智 弘：第88回西山記念講座，日本鉄鋼協会，(1983)
- 6) 中里嘉夫：塑性と加工，32(1991)，1206.
- 7) 武智 弘：日本金属学会会報，30(1991)，677.
- 8) 秋末 治：まてりあ，33(1994)，24.
- 9) 徳永良邦，山崎一正：まてりあ，34(1995)，699.
- 10) 岸田宏司：ふえらむ，2(1997)，679.
- 11) 吉田清太：理研報告，35(1959)，199.
- 12) 福井伸二，吉田清太：日本金属学会会報，1(1962)，359.
- 13) 中島浩衛，菊間敏夫，長嶋晋一：塑性と加工，7(1966)，207.
- 14) 中島浩衛，菊間敏夫，長嶋晋一：日本金属学会会報，6(1967)，699.
- 15) 長嶋晋一，中島浩衛：機械の研究，21(1969)，1499：21(1969)，1637.
- 16) 阿部英夫：鉄と鋼，68(1982)，1203.
- 17) 松居井正夫：ふえらむ，1(1996)，784.
- 18) 長嶋晋一，武智 弘：鉄と鋼，54(1968)，1152.
- 19) 長嶋晋一：材料，32，No.358，(1983)，705.
- 20) 橋本 修：塑性と加工，29(1988-5)，434.
- 21) 稲垣裕輔：鉄と鋼，78(1992)，1635.
- 22) W. T. Lankford, S. C. Snyder and T. A. Bausher : Trans. AIME., 42(1950)，1197.
- 23) R. S. Burns and R. H. Heyer : Sheet Metal Ind., 35(1958)，261.
- 24) R. L. Whitekey, D. E. Weise and D. J. Blickwede : Sheet Metal Ind., 38(1961)，349.
- 25) R. L. Whiteley, D. E. Weise : Flat Rolled Products III., 16(1962)，47.
- 26) R. W. Vieth and R. L. Whiteley : Colloquium of IDDRG, Inst. of Sheet Metal Eng., London, (1964)
- 27) 長嶋晋一，関野昌蔵，加藤 弘：日本金属学会誌，27(1963)，481.
- 28) J. A. Elias, R. H. Heyer and J. H. Smith : Trans. AIME., 224(1962)，679.
- 29) 岡本豊彦，白岩俊夫，福田 実：住友金属，14(1962)，211.
- 30) T. Okamoto, T. Shiraiwa and M. Fukuda : Colloquium of IDDRG, Inst. of Sheet Metal Eng., London, (1964)
- 31) 長嶋晋一，武智 弘，加藤 弘：日本金属学会誌，29(1965)，393.
- 32) 加藤 弘，武智 弘，長嶋晋一：塑性と加工，7(1966)，13.
- 33) H. Takechi, H. kato and S. Nagashima : Trans. AIME., 242(1968)，56.

(1998年3月26日受付)