極低炭素鋼の現状と将来*

長 島 晋 一**

Low Carbon Steels: Today and Future

by

Shin'ichi NAGASHIMA

(Fundamental Research Laboratories, Research & Development

Bureau, Nippon Steel Corporation, Kawasaki)

鉄鋼材料はその製造プロセスが他の金属材料の場合とは異なっているため、研究開発の過程もまた著しく相違している。簡単に言えば、他の金属材料においては、ベースになる金属をできるだけ純粋なものとして取り出し、これに他の元素を配合して本来の特性を強調しあるいは新しい特性を持つ合金を作るのが基本的姿勢である。

しかしながら、鉄鋼材料においてはそうではない。まず溶鉱炉内に鉄鉱石とコークスを装入し、炭素によって鉄鉱石を還元して炭素含有量の高い銑鉄を作り、次いで銑鉄中の炭素を酸化して除去し、過剰に含まれた酸素は珪素、マンガン、アルミニウムなどの脱酸剤によって取り除くなどの精錬工程を経て鋼となる。これらの工程中に、鉱石に含まれていた不純物元素の一部は除去されるが一部は残存する。また製鋼・脱酸・造塊の各工程で鋼中に含まれる酸素、窒素、水素などのガス成分が、その後の工程で存在状態が複雑に変化し、鉄鋼材料の使用中の特性に予期しない差を生ずることがある。

一方、鉄は他の金属元素と異なり、温度により同素変態を行なう数少ない元素の一つである。凝固してから常温まで冷却する途中で δ 鉄（体心立方晶） $\rightarrow \gamma$ 鉄（面心立方晶） $\rightarrow \alpha$ 鉄（体心立方晶）と変化するが、 γ 鉄から α 鉄に変態する A_3 変態温度はわずかの炭素を固溶することにより910℃から723℃まで変化する。この温度は工業的には取り扱い易い温度であること、 γ 鉄と α 鉄とでは地鉄に対する炭素の固溶量が大幅に異なるため、変態に伴って鉄の炭化物の溶解析出が行なわれることなどが相まって、簡単な熱処理によって鋼の微視組織は多様な変化を示し、これに伴って機械

的諸性質も著しく変わる。

このような特性を持つ炭素鋼にわずか1%以内の合金元素を添加すると、機械的性質の変化はさらに多彩となり、上述の微量不純物元素の悪影響を容易に補うことができ、多種多様な低炭素低合金鋼が開発されて今日にいたっている。

近年になって純酸素転炉製鋼法が普及するにしたがい、スクラップの使用量が激減しこれに基因する不純物元素の混入が少なくなり、処女性の高い鋼が量産されるようになった。さらに真空脱ガス法を併用すると炭素および O_2 , N_2 のようなガス成分もきわめて少なくなり、極低炭素鋼が安価に製造できるようになったので、極低炭素鋼の製造工程における再結晶、析出現象などの諸特性、ならびに製品の機械的諸性質を再検討すべき時期にあると考えられる。

低炭素鋼の特性を活かして製造された鋼として近年注目されているのは、Al, Nb, Vなどを微量添加して細粒化効果を利用して強化を図った構造用高張力鋼と、製造工程で結晶粒の方位をコントロールすることによってプレス成形性の向上をはかった深絞り用鋼板があるが、これらはいずれも従来のような元素添加と熱処理によって微視組織をコントロールする手法とは異なり、圧延に伴う塑性変形と再結晶現象に注目し、製造工程をコントロールすることによって鋼材の持つ本来の特性を最大に発揮させようとする共通の考えに基づいている。以下これらの鋼について、研究進展の経過と今後の発展の方向について述べてみたい。

1 構造用低炭素高張力鋼

1・1 強度・じん性と結晶粒度

圧延まま、あるいはこれを焼ならして使用されるいわゆる非調質鋼は、その微視組織をみるとフェライト（地鉄）およびフェライトと炭化物の混合組織である。

* 原稿受理 昭和46年11月2日

** 正 会 員 新日本製鉄(株)研究開発本部基礎研究所 川崎市井田

Fig. 1. Factors contributing to the strength of carbon steel.

Fig. 2. Effect of austenitizing temperature on the strength-grain size relationship of niobium steel.

パーライトからなっていて、この鋼の強度は炭素量に比例して増加する。強化因子はFig. 1に示すように、パーライト量、フェライト粒度および固溶元素の固溶硬化などである。これらの因子の中で、フェライト粒は微量の Al, Nb, Ti などの添加と圧延条件との組み合わせによってこれをコントロールし細粒化をはかることができる。

結晶粒度と降伏強度との関係については、Petch-Hall²⁾³⁾がすでに明らかにして、次の式で説明される。

$$\sigma_y = \sigma_0 + kd^{-1/2}$$

ここに σ_y は降伏強度、 σ_0 , k は材料固有の定数、 d は結晶粒の直径である。

ところが、Nb 添加鋼においては Fig. 2 に示すように、オーステナイト化温度をかえると Petch-Hall の関係からずれることが見いだされた。すなわち、含 Nb 鋼を 950°C で焼ならすと結晶粒は微細化してその降伏強度は C-Mn 鋼における Petch-Hall の関係と同じ直線上に示される。しかし、さらに高い温度で焼

Fig. 3. Effect of pearlite content and ferrite grain size on the transition temperature of controlled low-carbon 0.8% manganese steels.

なると含 Nb 鋼の降伏強度はその粒度から期待されるものよりかなり大きな値となる。これは 950°C 以上の温度で NbC がオーステナイト地中に溶けこみ、冷却時に再び析出することによる析出硬化が細粒化効果に加算されるためと考えられる。

さらに、細粒鋼においては、降伏強度の上昇とともにじん性の向上も認められ、破面遷移温度もまた $d^{-1/2}$ に比例して低下する。Fig. 3 は低炭素フェライト・パーライト鋼の破面遷移温度に及ぼす結晶粒度およびパーライト量の影響を示したもので、結晶粒が小さくかつパーライト量が少ないほど鋼のじん性は向上することがわかる。したがって、鋼の炭素量を減らしてパーライト量を減じじん性向上を計るとともに、微量の Nb などの添加によって炭素量が減ったための強度の低下分を細粒化および析出硬化によって補ない、安価で強度とじん性を兼ね備えた高張力鋼を作るという着想が生ずる。これが PRS (pearlite reduced steel) である。

このような考えは古くからあったが、戦後になって Nb, V などが比較的安価に入手できるようになったことが動機になり、Nb または V 添加鋼の特性および製造条件に関する知識が集積され、この十年ほどの間に工業的規模で生産が行なわれるようになった。

Nb および V が炭素鋼中でどのような状態で存在するかは Fig. 4 から明らかである。これを見ると炭素鋼中における Nb および V 炭化物の溶解、析出の状態は Nb または V の添加量あるいは炭素量によっても若干

Fig. 4. Fe-C phase diagram and solubility curves of NbC and V_4C_3 in steel.

Fig. 5. Effect of Nb and V addition on strengthening of as rolled steels. 0.05 C and 0.18 C-0.25 Si-1.2 Mn.

異なるが、 V_4C_3 は高温相である γ 鉄中ではほぼ溶解してしまい、 α 鉄中でも $700\sim 800^\circ\text{C}$ 以上は溶解する。これに反して NbC は α 鉄中ではほとんど溶解しないし、 γ 鉄中でもかなり高い温度まで溶解せず 1100°C 以上の温度でも炭化物が存在する。したがって、Nb の方が熱間圧延中に析出し易くオーステナイト粒の微細化に効果があることが推測される。しかし、一方では熱延時のスラブ加熱温度において添加した Nb は一部しかオーステナイト中に溶解しないため、フェライト地中での析出硬化にあずかる Nb 量も少なくなる。Fig. 5 はその例を示したもので、Nb および V 添加量が降伏強度に及ぼす影響をみると、Nb は V に比して少量で強化させるが、その効果はほぼ 0.05% で飽和する傾向が認められる。

1・2 熱間圧延条件の影響

Nb 鋼の強度とじん性が熱間圧延条件によって大きい影響をうけることはすでに述べたが、Fig. 6 はその例を示したものである。この図は 0.12% C-1.5% Mn を含む鋼に Nb を 0.06% まで添加量をかえて加え、圧延仕上温度を 1000°C と 850°C との 2 温度とし、圧延

Fig. 6. Effect of niobium on mechanical properties of 0.12% C-1.5% Mn steels as-rolled; 13/16 in diameter bar. Air cooled (AC) simulates 1/2 in plate, and vermiculite cooled (VC) simulates 1 in plate.

Fig. 7. Variation of yield strength and impact transition temperature with section thickness in as-rolled steel.

後の冷却速度を板厚 1/2 および 1 インチとしたときの場合をシミュレートしたときの強度とぜい性遷移温度との関係である。仕上温度が高い場合 (1000°C) には強度の上昇に伴って遷移温度はほとんど変化しないが、いくぶん上昇する傾向が認められる。これに反して仕上温度が低い場合には強度の増加とともに遷移温度も低下し、じん性が向上する。仕上温度を 150°deg 低めた遷移温度の低下は、Nb なしの場合 20°deg 程度であるが、Nb 添加量の多いものでは 110°deg の差が認められる。

しかし、Nb 添加による強度とじん性向上の効果は圧延材の板厚が増加するとともに失われる。Fig. 7 は、Nb 添加鋼熱延まま材の板厚と強度・じん性との関係を示すため従来発表されたデータをまとめたもので、Nb 量が 0.03~0.09% の範囲では、1/2 in 以上板厚が増すにしたがって降伏強度は減じ遷移温度は上昇する。この理由は、板厚が増すと圧延中の温度降下が小さいので、圧延仕上温度を低くして強度とじん性を保証するためには、途中で圧延を中止して温度降下を待つ必要が生ずることに基づくと考えられている。この間にオーステナイト地には部分的再結晶がおこると、最終的にはフェライト地を混粒とし、強度とじん性を害することになる。

Fig. 8 は厚板が厚い場合と薄い場合における圧延スケジュールを図解したもので、左は 1/2 in の薄いものを 1250°C に加熱し、12パスの圧下を加えて 850°C で仕上っている。板厚が厚い 1 in の場合、同じく仕上温度を 850°C にするためには、右の図に示すように粗圧延で 9 パスを加えた後 4 min 保持して板温の低下を待ってから、5 パスの圧延を加えて仕上っている。

Fig. 8. Schematic representation of difference between industrial rolling schedules for thin and thick sections. Final temperature is 850°C.

Fig. 9. Schematic diagram contrasting recrystallization effects in the two schedules, continuous and rough-hold-finish, for C-Mn-Nb steel.

る。これらの圧延スケジュールの途中における鋼のオーステナイト結晶粒の変化を模式的に示すと Fig. 9 のようになる。すなわち連続的に圧延が行なわれるときは、各パス毎にオーステナイト結晶粒は再結晶を完了しながら微細になり、温度の低い領域では未再結晶粒のまま圧延されて微細化し、圧延終了後 A_3 変態点を通して均一で微細なフェライト粒となる。ところが板厚の厚いものは、粗圧延と仕上圧延の間で数分保持する間に部分的再結晶と粒成長が生じて混粒となり、これはその後の圧延によっても改善されず、変態後のフェライト粒にまで混粒が引き継がれる。この混粒がじん性低下の原因となることは上に述べたとおりである。

オーステナイトの再結晶抑制を通じてフェライト結晶粒の微細化に及ぼす Nb, V の効果は Table I に示すとおりで、V と比べると Nb の抑制効果がすぐれており、フェライト粒も Nb 添加鋼の方が微細である⁹⁾。なお未再結晶域で圧延されて生ずる変形帯からも、オーステナイト粒界からと同様にフェライト粒が生成することが知られている⁹⁾。変形帯で区切られた領域も1個のオーステナイト粒とみなして、見かけのオーステナイト粒を変態直前の単位長さ当たりの個数を測り、変態後のフェライト粒の数との関係調べると、Table II に示すようになり、変態直前のオーステナイト粒の大小にはかかわらずオーステナイト粒1個からフェライト粒は平均してほぼ2.5個生じていることに

Table II. Effective austenite and ferrite grain density in the direction of thickness.

	Solutioning temp		
Rolling temp	(1250°C)	1000~860°C	950~800°C
Number of grains/mm	1	Austenite 90 Ferrite 224	Austenite 123 Ferrite 284
Austenite/ferrite conversion ratio	—	2.5	2.3
ASTM grain size number	—2.5	12.3	13.2

Table I. Austenite grain size before hot rolling and ferrite grain size after hot rolling. (solution treatment. 1200°C-2 hr, 70mm thick...8 passes...7 mm thick, finishing temperature: 900°C)

Steel	C(%)	Nb(%)	V(%)	N(%)	Austenite grain size ASTM No	Ferrite grain size ASTM No	State of austenite
5 C Base	0.06	—	—	0.001	2.4	7.0	Recryst.
5 C 5 VN	0.06	—	0.05	0.010	2.3	9.4	"
5 C 20 V	0.07	—	0.19	0.001	1.0	8.4	"
5 C 5 Nb	0.07	0.05	—	0.001	2.4	10.5	Not recryst
5 C 5 NbN	0.05	0.06	—	0.014	0.8	11.1	"
5 C 10 Nb	0.07	0.12	—	0.001	2.3	11.2	"

* recryst recrystallized
not recryst not recrystallized

Table III. Chemical composition and mechanical properties of high strength carbon steels.

Steels	Shape	C	Si	Mn	Nb/V	Y S. (kg/mm ²)	$\sqrt{E_t}$ (kg-m)
API-X 65 Spec	Pipe	≤ 0.25	—	≤ 1.45	$\begin{pmatrix} \text{Nb} \geq 0.005 \\ \text{V} \geq 0.02 \end{pmatrix}$	≥ 45.6	—
API-X 65 Spec for TAPS	Spiral pipe	≤ 0.18	≤ 0.38	≤ 1.40	$\begin{pmatrix} \text{Nb} \leq 0.05 \\ \text{Nb} + \text{V} \leq 0.12 \end{pmatrix}$	≥ 45.6	$\sqrt{E_{-10}} \geq 6.9$
	UOE pipe	"	"	≤ 1.45	"	≥ 45.6	$\sqrt{E_{-10}} \geq 6.9$
SM 50 Y	Heavy plate	≤ 0.23	≤ 0.15	≤ 1.40	Nb=0.03	≥ 36.0	$\sqrt{E_0} \geq 3.5$
API-X 52	Spiral pipe	≤ 0.23	≤ 0.15	≤ 1.40	"	≥ 36.0	$\sqrt{E_0} \geq 3.5$
K 6 D	Heavy plate	≤ 0.18	≤ 0.55	≤ 1.52	—	≥ 46.0	$\sqrt{E_{-17}} \geq 4.8$

Fig. 10. Effect of rolling variables on the strain-grain size relationship of niobium steel.

なる¹⁰⁾したがって、この種の細粒鋼のフェライト粒を微細にするためには、上記の圧延休止域の適当な選択とともに圧延の過程においてできるだけオーステナイト粒を小さくすること、および未再結晶領域では変形帯をより多く導入することが大切であることが推測できる。¹¹⁾

Nb 添加鋼の降伏強度に及ぼす熱延条件、すなわち溶体化温度、熱延仕上温度および熱延後の冷却速度の影響をまとめて示すと Fig. 10 のようになる。これまでに述べてきたように、溶体化温度は高いほど、仕上り温度は低いほど、また圧延後の冷却速度は大きいほど結晶粒は小さくなり、降伏強度は大きくなることが一見して明らかである。

1.3 低炭素高張力鋼の将来

これまでに知られている Nb, V を添加した商用鋼としては JIS 規格の SM 50 Y がある。この鋼は引張強度が 50 kg/mm² でかつ降伏強度 36 kg/mm² を保証するという意味で Y がついている。これはラインパイプ用鋼材としては API-X 52 に相当するものである。高価な合金元素を含まず、強度とじん性を備え、炭素含有量が低いと溶接性もすぐれたこの種の鋼は、長

距離にわたるパイプライン用には最も適したものと言えよう。現在アラスカの北極海沿岸の油田と太平洋岸を結ぶパイプライン布設計画 (TAPS) 用には降伏強度が 45 kg/mm² 以上 (X 65) でかつ衝撃値もすぐれた鋼管用素材が要求されたが、わが国の鉄鋼メーカーは世界に先んじて C-Mn-Nb-V 系でこの要求を満たす鋼材の量産に成功した。Table III にはこの鋼およびこれに似た鋼の成分と機械的性質を示した。これらの鋼はコントロールド・ローリングによって強度とじん性をともに改善し引張強度 60 kg/mm²、降伏強度 45 kg/mm² までのものが作られている。

極低炭素高張力鋼の今後の研究の方向としては、熱間圧延に伴うオーステナイトあるいはフェライトの回復・再結晶の実体、熱間で塑性変形を受けた鋼の変態挙動、それらに及ぼす添加元素の影響などの解明が残されており、その研究の進展によって圧延・冷却プロセスの制御は一層適切になるであろう。

また、フェライト・パーライト組織を持つ鋼の熱延ままでの高張力化は、ほぼ限界に達したように思われる。極低炭素系でさらに強度を高めるためには Cu 添加による析出硬化¹²⁾、あるいはベイナイト、針状フェライト組織を持つ鋼へのコントロールド・ローリングの適用などが試みられている。¹³⁾¹⁴⁾

2 深絞り用低炭素鋼板

2.1 深絞り性支配因子

(1) ランクフォード値 プレス成形における薄板の主な変形様式には深絞り成形と張出し成形があるが、深絞り成形の典型的な例は薄板からポンチで押して底のある円筒を絞り出す変形であって、円周方向での圧縮と半径方向の引張応力をうける。この深絞り成形性の試験法には Swift カップ試験がある。この方法は円形の薄板試験片の直径をかせて円筒絞りを行ない、板が破断せずに絞りこめる最大の試験片の直径 D を求め、絞りこむポンチの直径 d で D を割った値、限界絞り比 (L. D. R.) を求めて成形性の評価の基準とするものである。限界絞り比は、単純な引張試験によって求めることのできるランクフォード値 (plastic strain ratio, r 値) ときわめてよい相関を持つことが知られ

Fig. 11. Correlation between limited drawing ratio (LDR) and average strain ratio ($\bar{r}$).

Fig. 12. D -values are calculated on the directions determined by α and β .

Fig. 13. Schematic representation of α , β and three principal directions.

¹⁵⁾ Fig. 11 にその関係を示した。

r 値とは、板状試験片に約20%の引張変形を与えたときの幅方向ひずみ ϵ_w と厚さ方向ひずみ ϵ_t との比、 $r = \epsilon_w / \epsilon_t$ 、である。等方性材料では1軸引張りの際のひずみはどちらも等しいから $r = 1$ となる。もし、 $r \geq 1$ となるような異方性材料であれば、その方が深絞り性は等方性材料よりもすぐれていることになる。

(2) r 値と集合組織 薄鋼板の異方性を支配する重要な因子の一つである結晶異方性、すなわち集合組織と r 値との相関については、最近十数年の間に多くの研究が行なわれてきた。¹⁶⁾ それらの結果は定性的にはほぼ一致しているので、ここではできるだけ多数の方位の板状試料の r 値を計算によって求めた結果について簡単に説明してみよう。¹⁷⁾

低炭素鋼は上にも述べたように室温では体心立方晶であるが、立方晶に属する結晶のすべての結晶面は Fig. 12 に示すステレオ三角形内の点で表わすことが

できる。この図において100で示される方位は立方体の面が板面に平行な方位である。Fig. 13に示すように立方体の二つの稜を基準にとり、 XX 軸のまわりの回転角を α 、 YY 軸のまわりの回転角を β とすると、100 方位は $\alpha = 0^\circ$ 、 $\beta = 0^\circ$ である。 $\alpha = 45^\circ$ 、 $\beta = 0^\circ$ とすると立方体の対角線 OA が板面に垂直に、斜線を施した面が板面に平行になる。この方位が110方位である。また $\alpha = 45^\circ$ 、 $\beta = 35.5^\circ$ で定められる方位では対角線 OB が板面に垂直に、斜線を施した面が板面に平行となる。これを111方位と呼ぶ。 $\alpha = 9^\circ, 18^\circ, \dots, \beta = 7^\circ, 14^\circ, \dots$ とした方位についての r 値が計算された。 r 値を計算するためには次式で定義される異方性パラメータ D を導入した。

$$E_t = -E_l(1-D)/2$$

$$E_w = -E_l(1+D)/2$$

ここに E_t 、 E_w 、 E_l はそれぞれ試験片の厚さ、幅、長さ方向のひずみである。この D 値とランクフォード値 r との間には次の関係がある。

$$r = (1+D)/(1-D)$$

したがって、 $D \geq 0$ のときは $r \geq 1$ となり深絞り性はすぐれていて、 D が1に近づくほど r 値も大きくなる。逆に $D < 0$ のときは $r < 1$ であり絞り性も低い。

Fig. 12 に示す黒丸印に相当する方位の中で主なもの D 値を Fig. 14~16 に示した。これらの図の中で、111 方位をもつ薄板はこれを板面内のどの方向に引張変形させても、 D 値は常に正であり、かつ引張方向による D 値の差も少ないので、面内異方性が小さく深絞りにはきわめて好ましいことが推定される。3 で示される方位は引張方向による D 値の変化はかなり大きい、どの方向についてもなお $D \geq 0$ である。13、19の方位では D が正である方向が多いが $D < 0$ となる方向もあって、111 方位から遠ざかるにしたがって深絞り性は低下し、面内異方性も大きくなることがわかる。

ステレオ三角形において100と110とを結ぶ線上の方位についての D 値を Fig. 15 に示した。110 方位(6)では $\theta = 0^\circ \sim 40^\circ$ および $\theta = 140^\circ \sim 180^\circ$ の範囲では

Fig. 14. Change in D -value of 1, 3, 13 orientation (Fig. 12) of bcc iron.

Fig. 15. Change in D -value of 6, 8, 11 orientation of bcc iron.

Fig. 16. Change in D -value of 14, 19, 21 orientation of bcc iron.

Fig. 17. Distribution of average D -value of bcc iron.

$D > 0$ であるが、 $40^\circ \sim 140^\circ$ では $D \leq 0$ であり、引張方向による D 値の差が激しいので深絞り性に好ましい方位とはいえない。また 100 方位(1)ではすべての方向について $D \leq 0$ であり、かつ面内異方性も著しいので深絞り性については最悪の方位であるといえる。

板面内の各方向についての D 値の平均をとった $\bar{D}$ 値をステレオ三角形に記入すると Fig. 17 のようになり、

$\bar{D}$ 値は 111 方位が最大であり、111 から遠さかるにしたがって単調に減少し、100 にいたって最低となる。すなわち薄板の深絞り性を向上させるためには、できるだけ 111 方位が多く 100 が少ない集合組織を持つことが望ましいことが結論される。

2・2 深絞り性に及ぼす製造条件の影響

プレス成形用冷延鋼板は熱延—冷延—焼なましのプロセスを経て製造されるが、上に述べたように深絞り性を向上させるためには r 値を向上させることが望ましく、 r 値に及ぼす製造プロセスの影響については詳細な研究が行なわれている。¹⁸⁾¹⁹⁾ 以下おもな製造要因の影響について述べてみよう。

(1) 熱延条件

熱間圧延を行なうとき、 A_3 変態点以上で安定なオーステナイト相 (γ) 中に形成される圧延集合組織は、圧延後温度が下って A_3 点以下で安定なフェライト相 (α) に変態する際に無秩序な方位のものが多数生じ集合組織の集積度は低下する。また圧延中に温度が下って A_3 点以下になると、フェライト相が圧延されて集合組織が現われるが、冷却途中に再結晶が起こってさらに集合組織は変化する。このように熱間圧延においては圧延温度、特に圧延仕上り温度の影響を大きく受ける。さらに板の表面積と中心層では変形および温度履歴が異なるため集合組織にも著しい相違を生ずることが多い。

またストリップ圧延においては圧延後ストリップをコイルに巻き取るため冷却速度はきわめて遅い。したがって巻き取る時の温度もその後の冷却過程における再結晶を制御する上に重要な因子である。

(a) 熱延仕上り温度 低炭素リムド鋼をストリップ²⁰⁾ 圧延した熱延板の集合組織の例を Fig. 18 に示した。これは仕上り温度 830°C 、巻取温度 620°C の場合であるが、中心層では (100) 面が試料面に平行で [110] 軸

Fig. 18. Texture of hot rolled low carbon steel sheet. Finishing temperature was 830°C and coiling temperature was 620°C .

が圧延方向に平行な方位が多いが、表面層では(110)面から(321)~(211)面に至る方位が試料面に平行で、[111]および[100]軸が圧延方向に平行な方位が多いことがわかる。圧延温度が上昇しA₃点に近づくにしたがって、板の表面・中心層の集合組織の集積はいずれも低下しランダム方位に近くなる。

Fig. 19はリムド鋼およびキルド鋼について、熱延仕上温度をかえたときの熱延板表面層についての板面に平行な主要方位の分布と、これらの熱延板を冷延・焼なましした後の主要方位の分布を対比して示したものである。この図から明らかなように、リムド鋼もキルド鋼も同様に熱延仕上温度が低いときは(110)方位が多く(111)方位が少ない集合組織を持ち、これらを冷延・焼なましするとき(111)、(100)方位が増加し(110)方位は減るが $\bar{r}$ 値はさほど大きくはならず、リムド鋼で0.82キルド鋼でたかだか1.15程度である。これに対して高温仕上げを行なうと、熱延板の集合組織はほぼランダム方位となり、これから作った冷延焼なまし板は(110)、(100)方位に比べて(111)方位がきわめて多く、 $\bar{r}$ 値もリムド鋼で1.04、キルド鋼では1.30もの高い値が得られている。

(b) 捲取温度 上に述べたように、捲取温度も熱延集合組織を通じて冷延焼なまし板の集合組織に影響

Fig. 19. Effect of finishing temperature on the hot-rolled texture(diffraction intensity of principal orientations) and subsequent cold-rolled and annealed texture of steels.

Fig. 20. The influence of coiling temperature on the average strain ratio of steels.

を及ぼす。さらに Al キルド鋼においては、最終焼なまし時に AlN を析出させ、その効果によって再結晶挙動をコントロールし(111)方位を増加させることが大切であるので、熱延板においては Al 固溶状態で鋼中に止まっていることが好ましい。したがって捲取温度を低くすることが望まれる。Fig. 20は Al キルド鋼およびリムド鋼の冷延焼なまし板の $\bar{r}$ 値に及ぼす捲取温度の影響を示したものであるが、高温仕上げ後の捲取温度が低いほど Al キルド鋼の $\bar{r}$ 値は高い。なお A 鋼は 0.07% Al, B 鋼は 0.036% Al で Al 添加量によって $\bar{r}$ 値は著しい影響を受けている。また Al を含まないリムド鋼においては捲取温度の影響は顕著ではないが低温ほどわずかに良いようである。

(2) 冷延条件

冷間圧延率を15~85%の間でかえたときの冷延焼なまし板の $\bar{r}$ 値の変化を Fig. 21 に示した。リムド鋼に

(a) Rimmed steel, the coiling temperature was between 650 and 693°C

(b) Al-killed steel, the coiling temperature was between 554 and 570°C

Fig. 21. The average strain ratio as a function of prior cold reduction for steels finished at two different temperatures.

Fig. 22. Relationship between the changes in the average strain ratio with prior cold reduction and the changes in the final annealed texture as a function of prior cold reduction.

においては、熱延仕上温度によって若干相違はあるが、約60%の冷延率のとき $\bar{r}$ 値は最大でこれより大きくとも小さくとも $\bar{r}$ 値は低下する。キルド鋼においては冷延率の影響はきわめて顕著で、冷延率を高めるほど $\bar{r}$ 値は大きくなるが、これまた約70%で最大値を示しこれ以上では急激に低下する。Fig. 22はこの $\bar{r}$ 値の変化を集合組織との関係で説明したものである。前に述べたように $\bar{r}$ 値に最も著しい影響を及ぼすのは(111)と(100)であるので、 $\bar{r}$ 値を高める(111)の回折線強度と、これを低める(100)の回折線強度の逆数を図中にプロットしてある。冷延率が増すにつれて $\bar{r}$ 値が向上するのは、(111)方位が増しこれと平行して(100)が減少するためである。冷延率が約75%をこえると、(111)方位はなお増加するが(100)方位が急増するため、(111)の効果を(100)方位の悪影響が打ち消し $\bar{r}$ は減少するのである。

この $\bar{r}$ 値を最大にする冷延率はAl含有量によって異なり、またAlキルド鋼に限らずFig. 21にも示したようにリムド鋼あるいはその他の合金添加鋼にもこのような傾向が認められる。それらはいずれも集合組織との関連で説明される。

(3) 焼なまし条件

焼なまし作業において $\bar{r}$ 値に影響を及ぼす要因としては焼なましふん囲気、昇温速度、均熱温度、均熱時間などが挙げられる。

(a) ふん囲気 超深絞り用鋼板を製造する場合には脱炭または脱窒、あるいは脱炭脱窒ふん囲気中で、いわゆるオープンコイル焼なましを行ない鋼中C、Nを除くことがしばしば行なわれる。脱炭焼なましによ

って鋼中の炭化物や固溶炭素が除去されるので、地質の強度が減り延性が増す。また炭化物の消失によって再結晶の成長も促進される。その結果として一般には n 値および $\bar{r}$ 値の双方が改善される。

脱窒焼なましを行なうとNが除去されて軟質になる上に、ひずみ時効性も軽減されN含有量を10 ppm以下にすれば実用上は非時効性となる。

(b) 昇温速度 リムド鋼においてはあまり影響がないが、Alキルド鋼の場合には重要な因子である。Fig. 23は昇温速度が $\bar{r}$ 値に及ぼす影響を示した²²⁾。この図から明らかなように、昇温速度がおそいときは $\bar{r}$ 値は大きく、昇温速度が増すにしたがって $\bar{r}$ 値は漸減する傾向が認められる。さらにAl量が増すにつれて $\bar{r}$ 値には極大値が現われる。この極大値を与える昇温速度はAl量が増すにしたがって急速加熱側に移動する。この現象は再結晶温度付近で析出するAlNの大きさと分布が再結晶挙動に微妙な影響を及ぼすためであって、今後の研究が望まれている問題である。

(c) 焼なまし温度・焼なまし時間 この二つの因子は温度が高いほど、また焼なまし時間が長いほど結晶粒は成長し粗大になる。Fig. 24は結晶粒径と $\bar{r}$ 値との関係を示したもので、リムド鋼、Alキルド鋼、

Fig. 23. Effect of heating rate and aluminum content on the average strain ratio of steels.

Fig. 24. Interrelation between grain size and average strain ratio of various kinds of steels.

Table IV. Mechanical properties of cold rolled sheets.

Steels	YS (kg/mm ²)	TS (kg/mm ²)	Total Elongation (%)	$\bar{r}$	Erichsen value (mm)	CCV (mm)
A Low carbon rimmed steel	22.1	33.0	48.3	1.31	10.8	38.0
B Low carbon Al-killed steel	17.2	31.1	47.1	1.71	11.5	36.9
C Decarburized rimmed steel	15.8	28.8	53.0	1.78	12.0	36.5
D Decarburized rimmed steel (best condition)	15.2	28.7	54.0	2.00	12.0	35.0
E Double cold rolled and decarburized rimmed steel (best condition)	14.8	27.3	56.6	2.30	12.1	Draw off
F Decarburized Al-killed steel	16.0	28.4	50.1	2.10	12.1	36.2
G Ti-killed steel	14.6	30.1	52.0	2.20	12.2	Draw off

Ti キルド鋼のいずれにおいても $\bar{r}$ 値は粒径が大きいほど大であり、かつ ASTM 粒度番号に反比例して減少する。またその傾斜は鋼種によらずほぼ一定であるのは興味深い事実である。すなわち薄鋼板においては、鋼種を問わず焼なまし温度および焼なまし時間を適当に増して結晶粒生長を促進させることが、 r 値および n 値を向上させるために望ましいと言える。

2・3 深絞り用鋼板の将来

上述のように、深絞り用鋼板を製造するための要因の影響については、ほぼ研究しつくされたと言ってよく、極低炭素鋼板はリムド鋼、Al キルド鋼のいずれにおいても、製造工程における塑性加工と再結晶挙動を適当にコントロールすることによって、 n 値、伸び値などを向上させるとともに、深絞り性向上に最も好ましい方位を持つように作業条件の検討が行なわれてきた。この種の研究は外国でも行なわれているが、わが国において最も活発に行なわれており、その結果を反映してわが国で製造されるプレス成形用薄鋼板は、その品質が海外においても高く評価されている。Table IV には主要な薄鋼板、商用鋼および試作鋼、¹⁹⁾の特性値を掲げた。この中で Ti 添加鋼板は超深絞り用鋼として最高のものである。

しかしながら、冷延鋼板の製造に関する基本的問題、すなわち冷延前に鋼中に存在する析出物が冷延状態および焼なまし時の再結晶挙動に及ぼす影響、あるいは冷延時に鋼中に固溶している微量元素の焼なまし過程における析出挙動と再結晶挙動との相関、さらにはそれらと集合組織形成機構との関連などについては、定量的には何一つ解明されていないといっても過言ではない。したがって、当面は今後連続鋳造、連続焼なましなど新しいプロセスが採用されるごとにそれらの製造条件に即応して再結晶挙動を制御するための成分系と作業条件の検討が必要になるであろう。また、近年安全自動車対策の一環として車体用冷延鋼板やフレーム用熱延鋼板の高張力化についての要望が高まりつつある。深絞り性、延性を余りそこなわずにどこまで高強度化を計れるか、どのような考えに基づいてこれら

の特性を調和させるかということも今後の重要な問題となるであろう。

なおこの小文をまとめるにあたって、含 Nb 鋼に関する文献の収集および最近の研究結果の引用などに協力をいただいた当研究所の関根 寛博士に心から謝意を捧げます。

(昭和46年5月21日 日本材料学会第20期総会講演会にて講演)

参 考 文 献

- 1) Irvine, J., and F B Pickering, JISI, **201**, 945 (1963).
- 2) Petch, N.J., JISI, **174**, 25 (1951).
- 3) Hall, E O., Proc. Phys. Soc., **54**, 25 (1951).
- 4) Irvine, K J., Proceeding of Conference on Steel-Strengthening Mechanisms, Zürich, 55 (1969).
- 5) Irani, J. J., *et al*, "Strong Tough Structural Steels" ISI, p.104 (1967).
- 6) 米国特許 No.2158651 (1939); 2194178 (1940).
- 7) 関根 寛, 丸山忠克, 関口昭一, 大野剛正, 鉄と鋼, **56**, 569 (1970).
- 8) Duckworth, W. E., and J.D. Baird, JISI, **207**, 854 (1969).
- 9) 関根 寛, 丸山忠克, 青木宏一, 鉄と鋼, **55**, S 259 (1969).
- 10) 丸山忠克, 影山英明, 関根 寛, 鉄と鋼, **57**, S 624 (1971).
- 11) 三好栄次, 大森靖也, 日本特許, 昭44—27139 (1969).
- 12) DeSy, A., The Development of Weldable, Hot-Workable, High Strength Cu Bearing Structural Steels, Univ. of Ghent (1970).
- 13) 寺沢 健, 東山博吉, 関野昌蔵, 合田 進, 鉄と鋼, **56**, S166 (1970).
- 14) 米国特許 No.3518080 (1970).
- 15) Whiteley, R.L., Sheet Metal Ind., **38**, 349 (1961).
- 16) たとえば長島晋一, 集合組織, 金属学会 (1966).
- 17) 加藤 弘, 武智 弘, 長島晋一, 塑性と加工, **7**, 13 (1966).
- 18) 武智 弘, 塑性と加工, **12**, 85 (1971-2).
- 19) 久保寺治朗, 薄板の成形性, 第9回西山記念技術講座 (1970) 鉄鋼協会
- 20) Takechi, H., H. Kato, and S. Nagashima, Trans. TMS-AIME, **242**, 56 (1968).
- 21) Whiteley, R.L., and D.E. Wise, Flat Rolled Products III, **16**, 29 (1962).
- 22) Teshima, S., and M. Shimizu, AIME Soc. Conf., **26**, 279 (1965) New York and London, Interscience
- 23) Blick Wede, D.J., Trans. ASM, **61**, 653 (1968).