

熱延薄鋼板の変態集合組織と塑性異方性

西 田 稔*・加 藤 俊 之*²

Formation of Transformation Textures and Plastic Anisotropy in Hot-rolled Steel Sheets

Minoru NISHIDA and Toshiyuki KATO

Synopsis:

The effect of hot rolling conditions on transformation textures, Lankford values (r), and earing on deep-drawn cups have been studied using a low-carbon Al-killed steel, a B-bearing mild steel, and a high strength steel containing Ti or Nb. All samples were produced on a commercial hot strip mill. The effect of B and Nb additions on austenite recrystallization behavior was also studied.

Transformation textures of the various hot-rolled steel sheets were analyzed from the view point of the retardation degree of recrystallization. It was concluded that there were two types of transformation textures. The first one was transformed from unrecrystallized austenite with rolling texture and the other from recrystallized austenite with recrystallization texture.

The planar anisotropy of r values in the low-carbon Al-killed steel and the B-bearing steel samples decreased at high finishing temperatures even above the A_{r3} temperature. This phenomenon was not due to a random orientation, but rather due to the coexistence of orientation which mutually canceled out the individual planar anisotropies.

Key words: hot-rolled steel sheet; low-carbon Al-killed steel; B-bearing steel; high strength steel; transformation texture; Lankford value; planar anisotropy; austenite recrystallization.

1. 緒 言

熱延薄鋼板の変態集合組織については、これまで多くの研究が行われている^{1)~16)}。これは、変態集合組織が円筒深絞り時のイヤリング³⁾¹⁷⁾やランクフォード値(r 値)^{3)18)~20)}、引張強さと衝撃特性^{12)15)16)21)~25)}などの異方性に影響を及ぼすだけでなく、深絞り用や電磁用の冷延鋼板の集合組織にもその素材として強い影響³⁾⁷⁾²⁶⁾²⁷⁾をおよぼしているからである。

近年、Nb や Ti などの析出強化型元素を添加した高張力鋼板すなわち制御圧延鋼板の需要が増加してきた。この制御圧延鋼では顕著な集合組織が形成されることから、最近では制御圧延鋼板の集合組織とその形成機構に関して多くの研究が行われている^{12)~16)28)}。

しかし、制御圧延鋼の集合組織に関する研究は、ホットストリップミルのような連続多パス圧延によるものよりも厚板圧延に関するものが多く、さらにオーステナイト(γ)単相域での圧延とフェライト(α)+オーステナイト(γ)2相域での圧延との区別が明確でないものが多かった。従つて、 γ 単相域における再結晶集合組織と圧延集合組織からの変態集合組織の両者を同時に扱った研究¹¹⁾¹²⁾は少なく、ホットストリップミルによつて連続圧延された熱延板の変態集合組織に関する系統的な研究はほとんど報告されていない。

本研究では、現場のホットストリップミルで製造した熱延軟鋼板と高張力鋼板について、熱延集合組織および r 値、円筒深絞り時のイヤリング高さにおよぼす圧延条件の影響を調べた。ついで、鋼成分による γ 相での圧延後の再結晶抑制力の大きさを求め、 γ 相での再結晶抑制力の大きさの観点から熱延集合組織の変化を整理した。この結果に基づき変態集合組織の形成機構について考察を行つた。

本研究では、現場のホットストリップミルで製造した熱延軟鋼板と高張力鋼板について、熱延集合組織および r 値、円筒深絞り時のイヤリング高さにおよぼす圧延条件の影響を調べた。ついで、鋼成分による γ 相での圧延後の再結晶抑制力の大きさを求め、 γ 相での再結晶抑制力の大きさの観点から熱延集合組織の変化を整理した。この結果に基づき変態集合組織の形成機構について考察を行つた。

2. 実験方法と実験結果

2.1 熱延鋼板の r 値とイヤリング高さ

供試材は、工場ホットストリップミルで圧延した低炭

昭和 50 年 4 月本会講演大会にて発表 昭和 63 年 8 月 8 日受付 (Received Aug. 8, 1988)

* 川崎製鉄(株)薄板技術部 (Sheet & Strip Technology Dept., Kawasaki Steel Corp., 2-2-3 Uchisaiwai-cho Chiyoda-ku, Tokyo 100)

*2 川崎製鉄(株)鉄鋼研究所 (Iron & Steel Research Laboratories, Kawasaki Steel Corp.)

Table 1. Chemical composition and finish-rolling temperature (FDT) of hot-rolled steel sheets used for r value and texture investigations.

Steel	Thickness (mm)	Chemical composition (wt%)							FDT (°C)
		C	Mn	Al	Total N	B	Ti	Nb	
Al killed steel	3.2	0.05	0.30	0.030	0.0055	—	—	—	840-905
B steel	3.2	0.05	0.30	0.025	0.0042	0.003	—	—	793-895
Ti steel (1)	3.2	0.16	0.20	0.027	0.0048	—	0.042	—	830-875
Ti steel (2)	1.6	0.11	0.68	0.024	0.0046	—	0.045	—	820-850
Nb steel	1.6	0.12	0.74	0.035	0.0045	—	—	0.027	840-850

素 Al キルド鋼とそれに B を添加した軟鋼板, Ti または Nb を単独に添加した 55~60 kgf/mm² 級の高張力鋼板である。その化学成分と仕上圧延条件を Table 1 に示す。いずれの鋼も仕上圧延温度が約 800~900°C の間でできるだけ広く変化させて 3.2 mm または 1.6 mm の板厚に圧延した。どの鋼もスキンプラス圧延後のコイルのミドル部と両エンド部から試験材を採取し、顕微鏡組織観察と、JIS 5 号試験片による圧延方向 (L), 圧延方向と 90° 方向 (T), 45° 方向 (D) の r 値を測定した。 r 値の平均値 (\bar{r}) と面内異方性 (Δr) は次式で求めた。

$$\left. \begin{aligned} \bar{r} &= (r_L + 2r_D + r_c) / 4 \\ \Delta r &= (r_L + r_c - 2r_D) / 2 \end{aligned} \right\} \dots\dots\dots (1)$$

また、イヤリング高さはブランク径 106 mmφ の円盤を 50 mmφ のポンチで円筒深絞り加工を行い、その L , T , D 方向の高さを測定し、その最大値と最小値の差をイヤリング高さとした。

顕微鏡組織は、いずれの鋼もフェライト組織であり、Nb や Ti 添加鋼が微細粒となっているが、仕上圧延温度が 800°C 以下の B 添加鋼のみが粗大粒を含む異常組織を呈している。このような組織は仕上圧延温度 (FDT) が A_{r3} 変態点以下となつた熱延薄鋼板に通常生じるものである。

これらの熱延鋼板の r 値および円筒深絞り時のイヤリング高さと仕上圧延温度の関係をそれぞれ Fig. 1 と Fig. 2 に示す。Al キルド鋼の r 値は L , T , D の 3 方向とも仕上圧延温度に依存せずほぼ一定であり、 r 値の異方性も小さい。B 添加鋼では仕上圧延温度が低いほど L 方向と T 方向の r 値が低下し、異方性が大きくなるが、仕上圧延温度が高温では L と T 方向の r 値が増加し Al キルド鋼のそれに近づく。一方、Ti や Nb を添加した高張力鋼では B 添加鋼よりさらに L , T 方向の r 値が低く、 r 値の異方性が大きい。

Fig. 2 に示したイヤリングは通常の熱延鋼板と同様にどの鋼でも圧延方向から 45° の位置に発生するが、イヤリング高さは r 値の異方性の大きさに比例して変化している。すなわち Al キルド鋼ではどの仕上圧延温度でもイヤリングが非常に小さいのに対して、B 添加

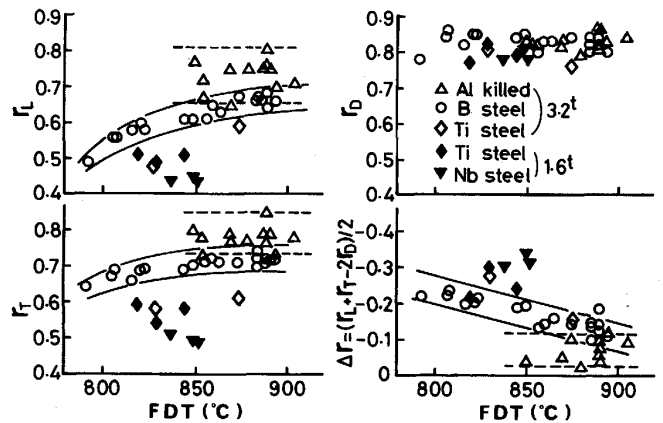


Fig. 1. Influence of finish-rolling temperature (FDT) on r values in L , T , and D directions in hot-rolled steel sheets.

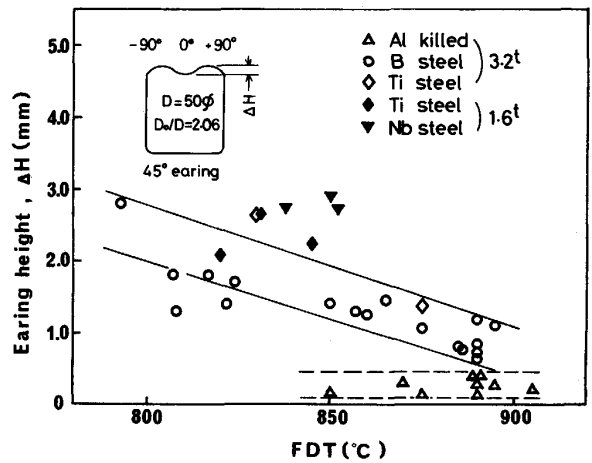


Fig. 2. Influence of finish-rolling temperature (FDT) on earring height in hot-rolled steel sheets.

鋼では仕上温度が低いときにはイヤリングが大きいですが、高温になるにともない減少し、約 880°C 以上では Al キルド鋼とほぼ同等になる。Ti や Nb を添加した高張力鋼板では B 添加鋼よりさらにイヤリングが大きくなる。特に Nb 添加鋼で大きい。

2.2 熱延薄鋼板の集合組織

Table 1 に示した成分の熱延薄鋼板について、板厚中心層の集合組織を測定した。まず、板厚中心層の (200),

(110), (211), (111) 面のインバース法による反射強度比を Fig. 3 に示す。また, Al キルド鋼と B 添加鋼の集合組織について 3 次元結晶方位関数による解析を行った時の主要方位の仕上圧延温度による変化を Fig. 4 に示す。仕上圧延温度が高いほど B 添加鋼では $\{001\} \langle 110 \rangle$ 方位が強くなり, $\{110\} \langle 110 \rangle$ と $\{110\} \langle 001 \rangle$ 方位成分も増す。Al キルド鋼でもこれらの方位が認められるものの B 添加鋼に比べて弱く, 仕上圧延温度による変化も小さい。一方, 圧延温度が低下するにつれて B 添加鋼では $\{110\} \langle 110 \rangle$, $\{110\} \langle 001 \rangle$ 方位が減少し, $\{111\} \langle 112 \rangle$ 近傍の方位が若干増加する。また主方位として $\{001\} \langle 110 \rangle$ 成分が存在するものの集積が弱まり $\{115\} \langle 110 \rangle$ や $\{112\} \langle 110 \rangle$ 成分が増すという分散傾向が認められる。圧延温度が A_{r3} 変態点以下である 800°C 以下では $\{001\}$ から $\{112\}$ 面までの

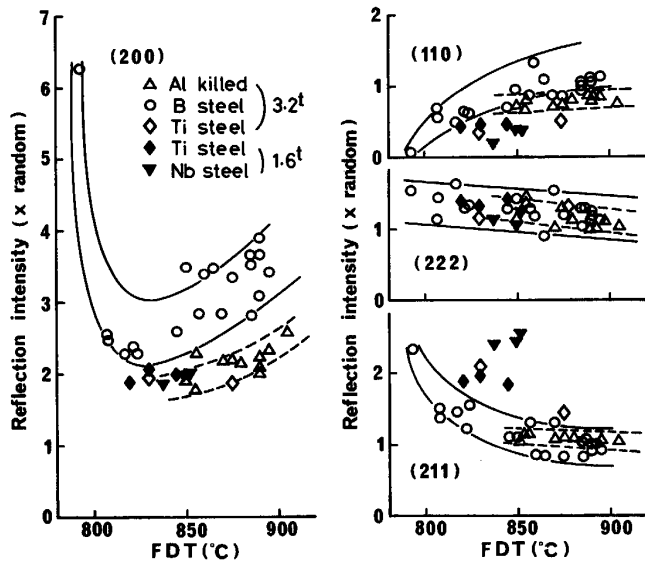


Fig. 3. Influence of finish-rolling temperature (FDT) on (200), (110), (222) and (211) reflection intensities in hot-rolled steel sheets.

RD // $\langle 110 \rangle$ 集合組織が強く発達し, $\{111\} \langle 112 \rangle$ 近傍の方位も強い。しかし, $\{110\}$ 面方位成分はほとんど存在しなくなる。

Ti や Nb を添加した高張力鋼板の場合, Fig. 3 に示したように (200) 面強度は Al キルド鋼と同じレベルであるが, (211) 面強度は強く B 添加鋼よりも高いレベルである。とくに Nb 添加鋼の (211) 面強度が高い。Ti 添加鋼では, (211) 面強度の圧延温度依存性が大きく, A_{r3} 変態点以上でも圧延温度が低いほどまた仕上板厚が薄くすなわち仕上圧延の圧下率が大きいほど強くなり, Nb 添加鋼と同レベルとなる。

2.3 オーステナイト相での圧延再結晶挙動におよぼす B と Nb の影響

オーステナイト (γ) 相の再結晶挙動を調べるため, 焼きが入りやすく γ 粒界がエッチングにより現出できるように, C と Mn を増加させた C-Mn 鋼とそれに B を添加した B 添加鋼を高周波真空溶解炉で溶製した。また, Nb の再結晶挙動の調査には, API 規格 X 52 グレードの Nb 添加鋼の現場 CC スラブを用いた。これらの鋼の化学成分を Table 2 に示す。50 mm 厚のシートバーに鍛造したのち, 以下に示す圧延を行い水焼入れをして γ 粒界を現出した。C-Mn 鋼と B 添加鋼については, 1250°C に加熱したのち, 最終圧延温度が 950°C の 5 パス圧延 (最終板厚 12.2 mm, 合計圧下率 76%) と最終圧延温度が 850°C の 6 パス圧延 (最終板厚 7.5 mm, 合計圧下率 85%) を行つた。また, Nb 添加鋼に

Table 2. Chemical composition (wt%) of steels used for studying recrystallization behavior.

Steel	C	Mn	Al	B	Nb
C-Mn	0.13	0.64	0.017	—	—
C-Mn-B	0.12	0.76	0.017	0.0031	—
C-Mn-Nb	0.13	1.24	0.025	—	0.034

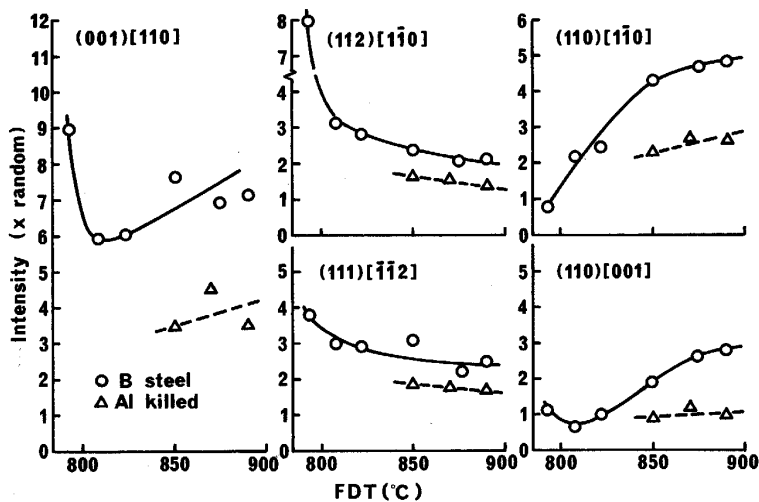


Fig. 4. Effect of finish-rolling temperature (FDT) on main orientations obtained from crystalite orientation distribution analysis in hot-rolled low carbon Al-killed and B bearing steel sheets.

については、1250°Cに加熱したのち、最終圧延温度が1000°Cと950°Cの5パス圧延(最終板厚10mm, 合計圧下率80%)を行つた。

これらの3鋼種のγ相の再結晶挙動をまとめてTable 3に示す。C-Mn鋼では850°Cの低温でも完全に再結晶しているが、B添加鋼では最終圧延温度が950°Cで再結晶を完了しているが、850°C圧延直後ではパンケーキ状の圧延組織を呈する。しかし、850°Cでわずかに30s保持することによつて等軸粒に変化しており、再結晶が完了したことがわかる。

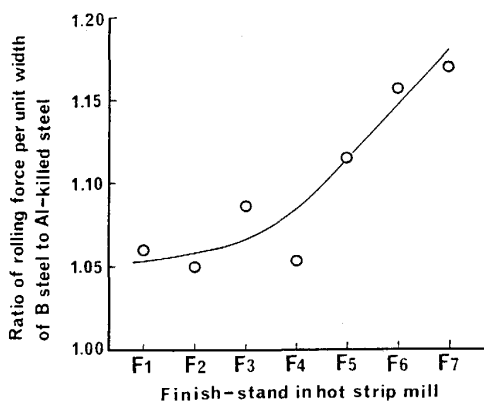
一方、Nb添加鋼では、1000°Cの高温で圧延を行つた場合には再結晶しているが、950°Cでは再結晶が抑制され300s保持して、やつと部分的に再結晶をするにすぎない。

以上の結果から、γ相の再結晶抑制力はNb添加鋼で非常に強く、B添加鋼はNb添加鋼に比べて抑制力は弱いながらもやはり再結晶を遅らせることがわかる。

Table 3. Austenite recrystallization behavior of C-Mn, C-Mn-B and C-Mn-Nb steels, heated at 1250°C and rolled in γ range.

Steel	Finish-rolling temperature, Holding time					
	850°C			950°C		1000°C
	0s	30s	300s	0s	300s	0s
C-Mn	○	○	○	○	—	—
C-Mn-B	×	○	○	○	—	—
C-Mn-Nb	—	—	—	×	△	○

○: Recrystallized △: Partially recrystallized ×: Not recrystallized —: Not determined



Steel	Chemical composition (%)				Rolling condition	
	C	Mn	Al	B	Thickness (mm)	FDT (°C)
Al-killed	0.04	0.29	0.076	—	3.2	855
B steel	0.04	0.32	0.061	0.0043	3.2	865

Fig. 5. Effect of B addition on rolling force per unit width in finish-rolling train of hot strip mill.

Table 1に示した成分とほぼ同じ低炭素Alキルド鋼とB添加鋼について、工場で実際のホットストリップミル圧延を行つたときの仕上圧延スタンドにおけるコイル単位幅当たりの圧延荷重をB添加鋼/Alキルド鋼の比としてFig. 5に示す。両鋼種とも同一加熱炉で同じチャンスに同一温度に加熱し、200mmのスラブから3.2mmの板厚に同じ圧下配分で圧延したものである。B添加鋼では仕上圧延温度が15°C高いにもかかわらず、単位幅当たりの圧延圧力は仕上スタンド前半で約5%と大きく、仕上スタンド後半にいくにしたがつて増加し、最終のF7スタンドでは17%大きくなつている。この現象はBによるγ相の再結晶抑制による加工硬化が主原因と考えられ、上述の再結晶抑制挙動とよく一致するものである。

3. 考 察

3.1 r値の異方性とイヤリングにおよぼす集合組織の影響

通常の熱延鋼板の表面はロールの摩擦による剪断変形のために、板厚内部とは異なつた集合組織が発達することが知られている⁵⁾⁹⁾¹¹⁾¹³⁾。したがつて、r値とイヤリングにおよぼす集合組織の影響を考察するためには、厳密には板厚方向の集合組織の変化を考慮すべきである。しかし、通常の熱延鋼板の場合には、表面からの深さが約0.5mm以上の板厚内部の集合組織は板厚中心部とほぼ等しくなると報告されていること⁵⁾⁹⁾から、本論文では板厚中心部の集合組織で代表させ、r値とイヤリングの異方性の原因を定性的に考察した。

それぞれ{100}<011>, {211}<011>, {110}<110>, {110}<001> および {111}<112> 方位を持つ理想単結晶のr値の引張方向による変化をFig. 6に示す。これは{110}<111>, {112}<111>, {123}<111> 方位を持つ理想単結晶のr値の引張方向による変化をFig. 6に示す。

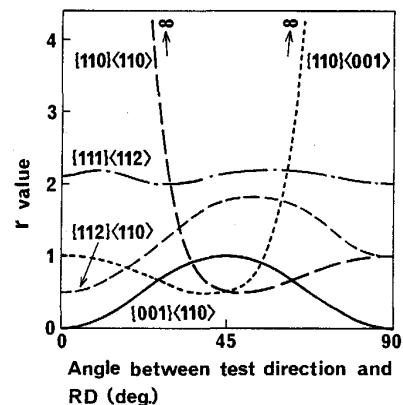


Fig. 6. Planar anisotropy of r value calculated for various ideal orientations²⁹⁾.

$\langle 111 \rangle$ の計 48 個のすべり系のうち, Schmid factor が 0.1 以上のすべり系全部が活動すると仮定して計算を行つたものである²⁹⁾.

仕上圧延温度が高い B 添加鋼では $\{100\}\langle 011 \rangle$, $\{111\}\langle 112 \rangle$ 近傍, $\{110\}\langle 110 \rangle$ および $\{110\}\langle 001 \rangle$ 方位が存在したが, このうち r 値の異方性の大きなものは $\{100\}\langle 011 \rangle$, $\{110\}\langle 110 \rangle$ および $\{110\}\langle 001 \rangle$ 成分である. しかし, これらの方位の r 値は共存した場合たがいに方向差を減少させるような異方性を有しており, このために L 方向と T 方向の r 値が高くなり r 値の異方性が小さくなるものと考えられる.

一方, Nb あるいは Ti を添加した高張力鋼や仕上圧延温度が低温の B 添加鋼では, $\{111\}\langle 011 \rangle$, $\{211\}\langle 011 \rangle$ 近傍および $\{111\}\langle 112 \rangle$ 近傍の方位が強かつた. $\{111\}\langle 112 \rangle$ 方位は r 値の異方性が小さいので無視できるが, $\{100\}\langle 011 \rangle$ と $\{211\}\langle 011 \rangle$ の二つの方位はいずれも圧延方向と引張方向とのなす角度が 45° 付近で r 値が最大となり, 0° 方向で最小となる. したがつて, L 方向と T 方向の r 値が低下し, とくに L 方向の r 値が最小となることが定性的であるが理解できる.

3.2 熱延集合組織の形成

圧延温度が A_{r3} 変態点以上の場合には, 仕上圧延温

度が高いほど深絞り加工時のイヤリングの発生が少ないこと³⁾などから, 一般に軟鋼板の熱延集合組織は圧延温度が高温ほどランダム化すると考えられていたが, 本研究の B 添加鋼では仕上圧延温度が高くなるにつれて $\{100\}\langle 110 \rangle$ 方位の集積が増し, 850°C 以上では $\{110\}\langle 110 \rangle$ 成分も増加した. また Al キルド鋼の場合も同じ傾向を示した. これは, GOODMAN ら⁷⁾の低炭素鋼についての結果および久保寺ら⁴⁾が低炭素リムド鋼について調査した結果とよく一致する.

さて, Nb は γ 相の再結晶を強く抑制することそして B もわずかながら再結晶を抑制することが明らかとなった. また, Ti も Nb の場合よりも若干弱い, γ 相の再結晶を抑制することが知られている^{30)~32)}.

現場ホットストリップミル圧延を考えると, 鋼板は仕上圧延機で高速の連続圧延を受け, その後ホットランテーブルで急速に冷却され約 600°C の温度で巻きとられる. したがつて, B 添加鋼のようにたとえわずかであつても γ 相の再結晶が抑制される場合, Fig. 5 に示したようにとくに仕上スタンド後半では圧延ひずみが蓄積され, 圧延集合組織が顕著となるばかりでなく, 圧延終了後再結晶する余裕もなく圧延組織のままフェライトに変態することが考えられる. この現象は再結晶抑制力の強い Nb 添加鋼や Ti 添加鋼ではさらに顕著となる

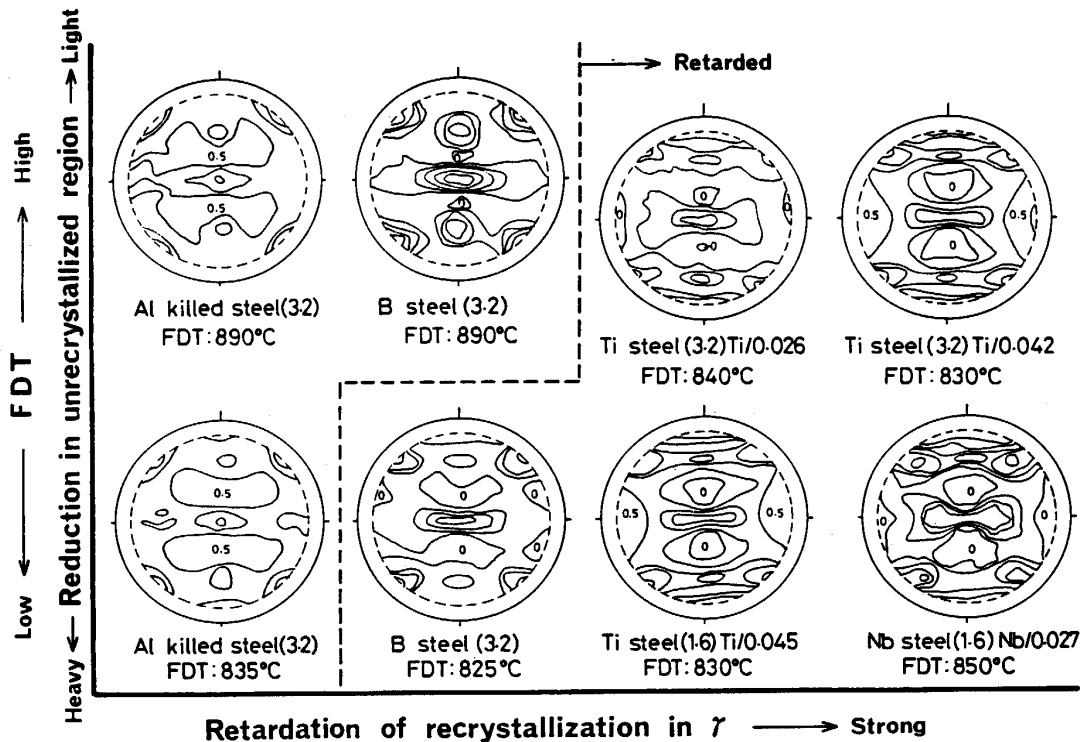


Fig. 7. Effect of degree of retardation of recrystallization and total reduction in unrecrystallized γ region on transformation textures of hot-rolled steel sheets ((200) pole figure).

はずである。

Al キルド鋼, B 添加鋼および Nb あるいは Ti を添加した 55~60 kgf/mm² 級の熱延鋼板について, 板厚中心層の (200) 極点図を横軸は γ 相の再結晶抑制力の大きさの順に, そして縦軸は仕上圧延温度あるいは仕上圧延スタンドでの圧下率の大きさの順に整理して Fig. 7 に示す。仕上圧延温度が高い B 添加鋼や Al キルド鋼のように γ 相の再結晶抑制力が弱い場合には, $\{001\} \langle 110 \rangle$ と $\{110\} \langle 110 \rangle$ 方位が認められる。一方, γ 相の再結晶抑制力が強い場合には, Nb 添加鋼で顕著なように, その力が強いほど $\{112\} \langle 110 \rangle$ 近傍と $\{111\} \langle 112 \rangle$ 近傍の方位が強まる傾向がある。

そこで, γ 相の圧延集合組織と再結晶集合組織から α 相に変態した場合の集合組織を Kurjumov-Sachs の関係 (K-S の関係)³³⁾ から推定した。母層である γ 相の圧延集合組織と再結晶集合組織として, 304 L タイプのオーステナイト系ステンレス鋼板について, GOODMAN³⁴⁾³⁵⁾ が求めた純銅型の集合組織すなわち圧延集合組織は $\{123\} \langle 412 \rangle$ と $\{146\} \langle 211 \rangle$ であり, 再結晶集合組織は $\{100\} \langle 001 \rangle$ と仮定した。 γ 相の圧延集合組織から α 相に変態したときの方位を K-S 関係に基づき計算した (200) 極点図を Fig. 8 に示す。この場合 γ 相では圧延時の歪みが残存しているため圧延時の分解剪

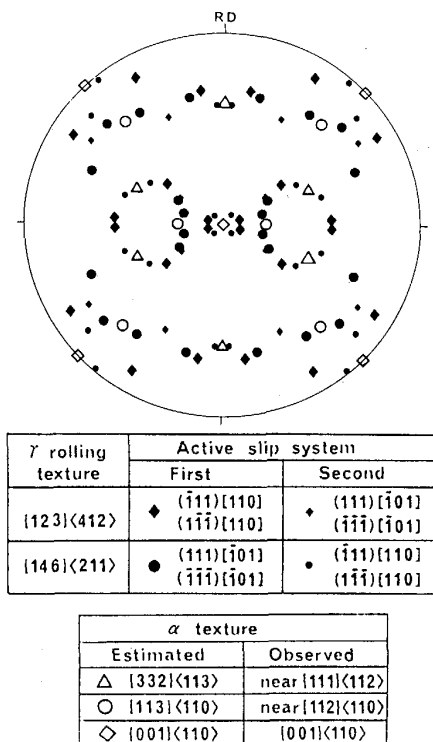


Fig. 8. Simulated (200) pole figure of α -phase transformed with K-S relationship from the rolling textured γ -phase.

断応力がもつとも大きなすべり系と 2 番目に大きなすべり系に相当する K-S バリエーションのみが優先的に変態に寄与すると考えた。計算からは α 相の集合組織として $\{332\} \langle 113 \rangle$ と $\{311\} \langle 011 \rangle$ 方位が推定され, これらは実際に得られた $\{111\} \langle 112 \rangle$ 近傍および $\{211\} \langle 011 \rangle$ 近傍の方位とよく一致する。

つぎに $\{100\} \langle 001 \rangle$ 再結晶集合組織から変態した場合の計算で求めた $\{200\}$ 極点図を Fig. 9 に示す。この場合圧延残留歪みがないためすべての K-S バリエーションが等価に働くと考えた。 α 集合組織として $\{100\} \langle 011 \rangle$, $\{110\} \langle 110 \rangle$, $\{110\} \langle 001 \rangle$ 方位が推定される。

つぎに A_{r3} 変態点以下で圧延した場合の熱延集合組織は, 仕上圧延温度と α 相の再結晶挙動により変化すると考えられる。すなわち, α 相の再結晶温度以上の $\alpha + \gamma_2$ 相域では, 圧延変形を受けた α 相はただちに再結晶し, γ 相から変態して生じた微細粒を食って成長し, とくに軟鋼板では粗大粒となりやすい⁸⁾。この圧延再結晶した α 相が $\{001\}$ から $\{112\}$ 面までの RD // $\langle 110 \rangle$ 集合組織を有している⁸⁾³⁶⁾。当然のことながらこの α 相は圧延温度が低下するほど増加し, この方位の集積も強まる。本実験の B 添加鋼において, 仕上圧延温度が 800°C 以下の場合に粗大粒が混在した組織となり $\{100\}$ から $\{112\}$ までの RD // $\langle 110 \rangle$ 集合組織が強く発達したのが, この例に相当する。

さらに, 仕上温度が低下し α 相の再結晶温度以下になると, パンケーキ状の圧延組織となり, 冷間圧延集合

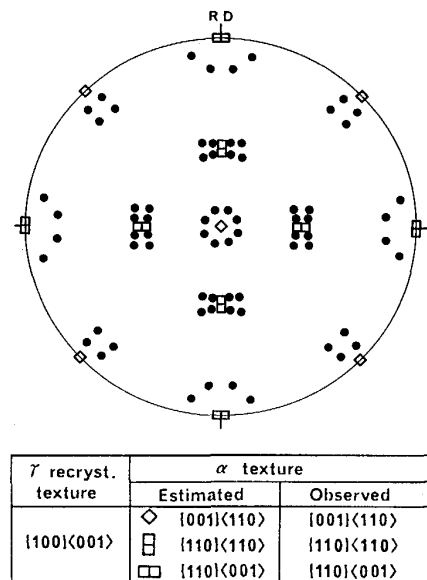


Fig. 9. Simulated (200) pole figure of α -phase transformed with K-S relationship from the recrystallization textured γ -phase (● : Computed).

組織と同じ $\{111\}$ ファイバー組織が強くなる。

4. ま と め

現場のホットストリップミルで圧延した低炭素の Al キルド鋼板と B 添加鋼板および Ti や Nb を添加した高張力鋼板について、 r 値の異方性、円筒深絞り時のイヤリング高さおよび板厚中心部の集合組織を調べた。

(1) B 添加鋼の場合、仕上圧延温度が高いほど $\{001\} <110>$ および $\{110\} <110>$ 方位が増加し、 $\{110\} <001>$ 方位も増加傾向を示す。仕上圧延温度が低下し A_{r3} 変態点に近づくにつれてこれらの方位は減少し、 $\{112\} <110>$ 近傍の方位が増加する。

(2) 低炭素 Al キルド鋼の場合、仕上圧延温度が高いほど、 $\{001\} <110>$ や $\{110\} <110>$ 方位が増加傾向を示す。

(3) Nb や Ti を添加した高張力鋼では仕上圧延温度が高温でも $\{112\} <110>$ 近傍および $\{111\} <112>$ 近傍の方位の集積が強い。これらの方位は Ti 添加鋼より Nb 添加鋼のほうが強く、また圧延温度が低温ほど、そして製品板厚が薄いすなわち仕上圧延の圧下率が高いほど発達する。

(4) Nb に比べて微弱であるが、B も γ 相の再結晶を抑制する効果を持っている。

(5) Al キルド鋼や仕上圧延温度が高い B 添加鋼では、 γ 相の再結晶抑制力が弱く再結晶集合組織から α 相に変態する。そして、Nb 添加鋼や Ti 添加鋼および仕上圧延温度が低温の B 添加鋼のように再結晶抑制力が強い場合には圧延集合組織から α 相に変態する。

(6) Al キルド鋼板と仕上圧延温度が高い B 添加鋼板の r 値の異方性が小さくイヤリング高さも小さいのは、方位がランダム化するためではなく、共存する $\{001\} <110>$ 、 $\{110\} <110>$ および $\{110\} <001>$ 方位がそれぞれ方向性が異なり互いに方向差を打ち消し合うためである。

文 献

- 1) M. GENSAMER and P. A. VUKMANIC: Trans. Metall. Soc. AIME, 125 (1937), p. 507
- 2) N. P. GOSS: Trans. ASM, 29 (1941), p. 20
- 3) R. L. WHITELEY and D. W. WISE: Flat Rolled Product III, ed. by A. E. EARHART (1962), p. 47 [Inter-science]
- 4) 久保寺治朗, 中岡一秀, 長嶺多可志: 鉄と鋼, 52 (1966), p. 1171
- 5) H. TAKECHI, H. KATO and S. NAGASHIMA: Trans. Metall. Soc. AIME, 242 (1968), p. 56
- 6) P. N. RICHARDS: J. Iron Steel Inst., 207 (1969), p. 1333
- 7) S. R. GOODMAN and H. HU: Metall. Trans., 1 (1970), p. 1629
- 8) I. F. HUGHES: Metall. Trans., 2 (1971), p. 929
- 9) D. S. HODDINOTT and G. J. DAVIES: J. Iron Steel Inst., 210 (1972), p. 624
- 10) S. D. BHOLE, W. T. ROBERTS and D. V. WILSON: Met. Sci. J., 8 (1974), p. 277
- 11) A. JONES and B. WALKER: Met. Sci. J., 8 (1974), p. 397
- 12) 稲垣裕輔, 栗原 極, 小指軍夫: 鉄と鋼, 61 (1975), p. 991
- 13) U. LOTTER, L. MEYER and R. D. KNORR: Archiv. Eisenhüttenwes., 47 (1976), p. 289
- 14) 小指軍夫, 稲垣裕輔: 日本金属学会会報, 15 (1976), p. 261
- 15) H. INAGAKI: Trans. Iron Steel Inst. Jpn., 17 (1976), p. 166
- 16) 袖鳥登明, 小川陸郎: 鉄と鋼, 65 (1979), p. 1747
- 17) G. J. DAVIES, D. J. GOODWILL and J. S. KALLEND: Texture, 1 (1974), p. 173
- 18) R. S. BURNS and R. H. HEYER: Sheet Met. Ind., 35 (1958), p. 261
- 19) D. V. WILSON: Metal. Reviews., 14 (1969), p. 175
- 20) P. I. WELCH, H. J. BUNGE and C. M. VLAD: Archiv. Eisenhüttenwes., 55 (1984), p. 321
- 21) N. L. SVENSON and H. M. WILLIAMSON: Met. Technol., 1 (1974), p. 447
- 22) U. LOTTER and L. MEYER: Met. Technol., 4 (1977), p. 27
- 23) H. INAGAKI, K. KURIHARA and I. KOZASU: Trans. Iron Steel Inst. Jpn., 17 (1977), p. 75
- 24) P. L. CHARPENTIER and H. R. PIEHLER: Metall. Trans. A, 15 (1984), p. 1699
- 25) D. M. FEGREDO: Canadian Metall. Quaterly, 14 (1975), p. 243
- 26) L. R. SHOENBERGER: Trans. ASM, 52 (1960), p. 164
- 27) H. YOSHIDA, K. SASAKI and K. KANZAKI: Colloquium on Anisotropy and Tensile Properties and their Relationship to Sheet Metal Forming, IDDRG, London (1964)
- 28) 会田 進, 渡辺国男, 橋本嘉雄, 平山秀男, 木島 聡: 鉄と鋼, 66 (1980), p. 1522
- 29) 北川 孟, 片山道雄: 鉄と鋼, 62 (1976), p. 1339
- 30) L. MEYER, F. HEISTERKAMPF and D. LAUTERBORN: Processing and Properties of Low Carbon Steel, ed. by J. M. GRAY (1973), p. 297 [AIME]
- 31) U. LOTTER and L. MEYER: Met. Technol., 4 (1977), p. 21
- 32) F. BORATO, R. BARBOSA, S. YUE and J. J. JONAS: Thermec 88 (日本鉄鋼協会編), ed. by I. TAMURA (1988), p. 383
- 33) G. KURJUMOV and G. SACHS: Z. Phys., 64 (1930), p. 325
- 34) S. R. GOODMAN and H. HU: Trans. Metall. Soc. AIME, 230 (1964), p. 1413
- 35) S. R. GOODMAN and H. HU: Trans. Metall. Soc. AIME, 233 (1965), p. 103
- 36) B. L. BRAMFIT and A. R. MADER: Processing and Properties of Low Carbon Steel, ed. by J. M. GRAY (1973), p. 191 [AIME]