

論 文

SUS430のリジングおよび r 値に及ぼす ($\alpha + \gamma$) 温度域での
熱処理を伴う製造プロセスの影響

秀 嶋 保 利* 富 村 宏 紀** 平 松 直 人***

Effects of Production Processes with Heat Treatment in Temperature of ($\alpha + \gamma$)
Phase Region on Ridging Property and r-value for SUS430

Yasutoshi Hideshima, Kouki Tomimura, Naoto Hiramatsu

Synopsis:

Demands for excellent steel sheet formability make it essential to improve deep drawability and prevent ridging in SUS430. In this paper we studied the effects of production processes with heat treatment in temperature of ($\alpha + \gamma$) phase region on microstructures, ridging property and r-value in SUS430. Main results obtained were as follows. Firstly, SUS430 steel sheet subjected to a production process of heat treating hot rolled sheet in ($\alpha + \gamma$) phase region, first cold rolling, intermediate annealing at 850°C for 32.4ks, second cold rolling and final annealing at 850°C for 60s exhibited excellent anti-ridging characteristics and deep drawability. Secondly, the above production process induced a large strain during cold rolling due to hardness differentials between α and α' , therefore texture was randomized after intermediate annealing. Cr carbide precipitation purified the α phase matrix after intermediate annealing for 32.4ks and the {111} texture was developed after second cold rolling and final annealing.

1. 緒 言

SUS430を代表とするフェライト系ステンレス鋼は、厨房機器、家電、自動車等の部材に広く用いられている。その多くはプレス加工される部材として使用されるが、意匠性や機能性の高度化にともない形状の複雑化が進み、素材であるフェライト系ステンレス鋼は、より一層のプレス成形性の向上が求められている。

フェライト系ステンレス鋼の成形性に関し、大きく二つの課題が挙げられる。一つ目は耐リジング性である。リジングとは、プレス成形時に発生する圧延方向に平行な凹凸状の表面欠陥である。リジングの発生は、製品の美観を著しく損ない、研磨負荷を増大させることから、その発生を抑制することが必要となる。二つ目は深絞り

性の指標となる r 値の向上である。フェライト系ステンレス鋼の場合、伸びや n 値の向上には限界があり、r 値を向上させることによる深絞り性の改善が重要となる。このように、フェライト系ステンレス鋼のプレス成形性の改善には、リジングの発生抑制と深絞り性の両立が求められている。

リジングの発生機構として、合金元素の偏析や炭化物分布の不均一性に起因する^{1~4)}など、いくつかの発生機構が提案されてきた。しかし、現在では、鋼板の圧延方向に平行に伸びた、結晶方位の近い結晶粒群（以下、コロニーと記す）の塑性変形挙動の違いにより発生するものと考えられている^{5~9)}。このコロニーは、凝固柱状晶に起因して熱延板にバンド状組織が形成され、冷延焼鈍板に残留するために生じるものと考えられている。したがって、リジングの発生抑制には、このバンド状組

*技術研究所 ステンレス・高合金研究部 材料第一研究チーム

**技術研究所 ステンレス・高合金研究部 材料第一研究チーム 主任研究員

(現 技術研究所 ステンレス・高合金研究部 材料第二研究チーム チームリーダー)

***技術研究所 ステンレス・高合金研究部 材料第一研究チーム チームリーダー

(現 名古屋支社 商品開発部 自動車鋼材開発チーム チームリーダー)

織を分断し、冷延焼鈍板におけるコロニーの形成を抑制することが有効である。

一方、r値は、圧延面に平行に{111}成分を強く発達させ、{100}成分を抑制した再結晶集合組織を得ることにより高めることができる^{10, 11)}。

したがって、フェライト系ステンレス鋼における耐リジング性と高r値の両立のためには、コロニーの形成を抑制し、圧延面に{111}成分を強く発達させる集合組織制御が重要となる。

SUS430におけるリジングの発生抑制の手法としては、フェライト(以下 α と記す)+オーステナイト(以下 γ と記す)2相温度域で熱延終了後急冷するインライン処理^{12~15)}、または、熱延板の($\alpha + \gamma$)温度域での熱処理^{16~18)}により、 α 母相中にマルテンサイト相(以下 α' と記す)を分散生成させ、冷間圧延を施し焼鈍する方法が知られている。これらの報告では、 α' 相を分散生成させ、冷延ひずみによりコロニーを分断することに主眼がおかれている。そのため、リジングの発生抑制と共にr値の向上を検討した例は少なく、インライン処理での検討例があるものの¹⁵⁾、熱延板を($\alpha + \gamma$)温度域で熱処理する方法を利用した詳細な検討例は見当たらない。

そこで、本報では、($\alpha + \gamma$)温度域での熱処理を伴う製造プロセスにより、SUS430の耐リジング性とr値の向上を図った実験室的検討結果について報告する。

2. 供試材および実験方法

供試材の化学成分をTable 1に示す。供試材には商用

Table 1 Chemical composition of material used (mass%).

C	Si	Mn	P	S	Cr	N
0.080	0.60	0.30	0.030	0.002	16.20	0.030

の板厚4.0mmのSUS430熱延板を用いた。なお、供試材の A_{C1} 変態点は910°Cである。

この熱延板にFig. 1に示す熱処理および冷間圧延を施した。プロセスAはSUS430の一般的な製造工程をシミュレートし、熱延板に850°C×32.4ksの焼鈍を施した後、板厚1.0mmまでの冷間圧延と850°C×60sの焼鈍を行った。プロセスBからEでは、熱延板に1050°C×60sの($\alpha + \gamma$)温度域での熱処理を施した。プロセスBでは、熱延板を熱処理した後、圧延・焼鈍を施した。プロセスCでは、熱延板を熱処理した後、冷間圧延を行い、板厚2.0mmの中間工程で1050°C×60sの($\alpha + \gamma$)温度域での熱処理を実施し、圧延・焼鈍を施した。プロセスDは、中間工程で850°C×60sの焼鈍を実施し、プロセスEでは、

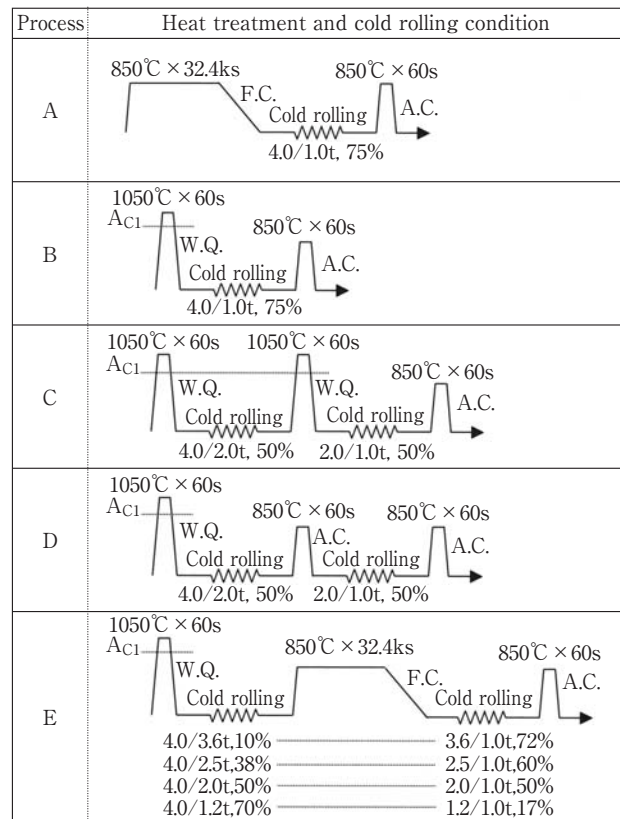


Fig. 1 Schematic diagram of heat treatment and cold rolling conditions for each process

中間工程で850°C×32.4ksの焼鈍を実施した。また、プロセスEでは、熱処理条件は一定にし、冷間圧延の圧延率配分を変化させた実験も行った。なお、($\alpha + \gamma$)温度域の熱処理では均熱後水冷し、均熱時間が60sの焼鈍では均熱後空冷し、均熱時間が32.4ksの焼鈍では加熱炉中で徐冷した。

組織観察は、圧延方向に平行な板厚断面(以下、TD面と略記)の中心部を観察位置とし、フッ酸、硝酸、グリセリンをそれぞれ体積比で1:1:3に混合した液によるエッチング、もしくは10%シュウ酸水溶液で電解エッチングした後、光学顕微鏡にて行った。

集合組織は、X線回折装置(MoK α , 40kV-120mA)により低指数結晶面の積分反射強度を無方向性試料の積分反射強度の倍数で求めた。

また、TSL社製OIMを用いてEBSP法により結晶方位分布のマッピングを行った。測定は、20mm角に切り出した試料の圧延面(以下、ND面と略記)に、機械研磨および電解研磨を施し、表層より板厚の1/4位置にて実施した。

また、最終焼鈍板から圧延方向に対して0°、45°および90°の3方向を引張方向としてJIS13号B試験片を採取

し、引張試験に供した。試験条件は、インストロン型試験機を用いて、標点間距離を25mm、ひずみ速度を $6.7 \times 10^{-2}/s$ で行った。r 値は、試験片の変形前の幅を w_0 、15%変形後のそれを w とし、また、試験片の変形前の板厚を t_0 、15%変形後のそれを t として(1)式により算出した。また、 \bar{r} 値は、材料の圧延方向に対して 0° 、 45° 、 90° 方向の r 値 (r_0 、 r_{45} 、 r_{90}) を測定し、(2)式より求めた。

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

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

耐リジング性は、平行部34mm×75mmの板状試験片を用いて圧延方向に平行にひずみ速度を $6.7 \times 10^{-2}/s$ として20%の引張ひずみを与え、触針式粗度計により引張方向に直角に20mm走査して平均うねり高さをリジング高さとして評価した。

また、一部の試料については、Cr炭化物析出量をヨウ素-メチルアルコール超音波溶解法を用いた抽出残渣により測定した。

3. 実験結果

3.1 金属組織、耐リジング性および r 値に及ぼす(α + γ) 温度域での熱延板熱処理の影響

熱延板に $850^\circ\text{C} \times 32.4\text{ks}$ の長時間焼鈍を施し、圧延・焼鈍を行ったプロセスA材と、熱延板に $1050^\circ\text{C} \times 60\text{s}$ の(α + γ) 温度域で熱処理を施し、圧延・仕上を行ったプロセスB材を用いて、金属組織、耐リジング性および r 値に及ぼす(α + γ) 温度域での熱処理の影響を検討した。

プロセスAおよびBにおける各熱処理後の金属組織をFig. 2に示す。熱延板はα相と変態相¹⁹⁾(黒く帯状にエッチングされている部分)が $10 \mu\text{m}$ 程度の厚さで層状に分布したバンド状組織であった(a)。プロセスAでは $850^\circ\text{C} \times 32.4\text{k}$ の長時間焼鈍により、変態相は炭化物とα相に分解し、圧延方向に伸長したα単相組織を呈した(b)。また、圧延・焼鈍後の組織は、平均粒径が $23 \mu\text{m}$ のα単相組織を呈した(d)。

一方、プロセスBでは、熱延板に(α + γ) 温度域での熱処理を施すことにより、連なった球状のα'相と圧延方向に伸長したα相が $10 \mu\text{m}$ 程度の厚さで層状に分布した組織を呈した(c)。鈴木らの研究¹⁸⁾により、この変態相は、α相に比べCr量が少なくC量が多いことが報告されている。したがって、この領域を、(α + γ) 温度域に加熱するとγ相に逆変態し、均熱中に球状化し、急冷されることで連なった球状のα'相となったと考えられる。プロセスBの圧延・焼鈍後の組織は、α'相が

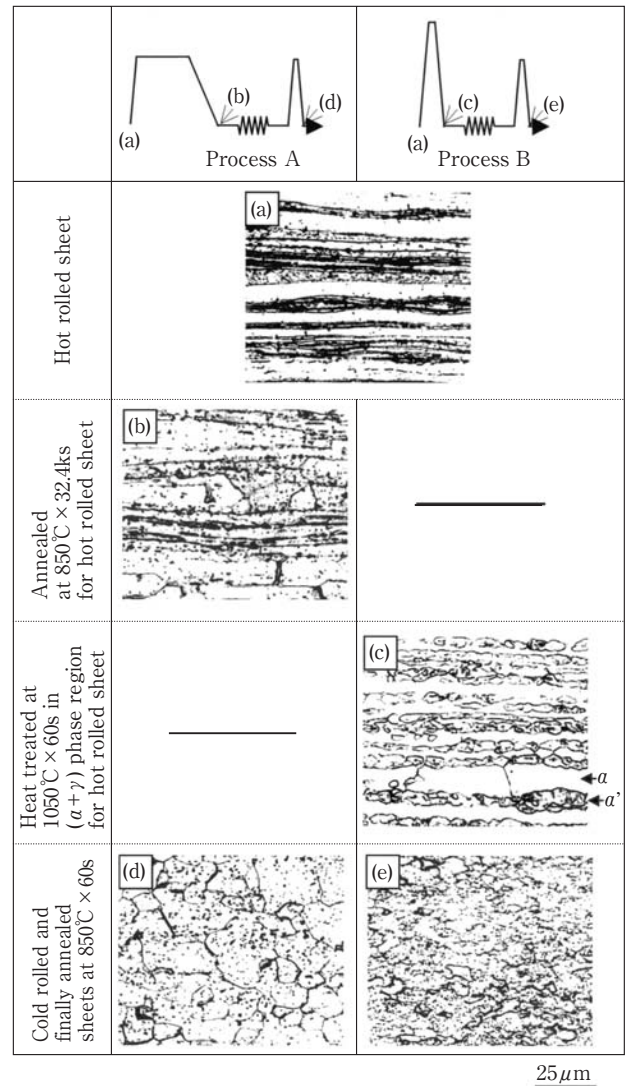


Fig. 2 Optical microstructures of specimens produced by process A and B.

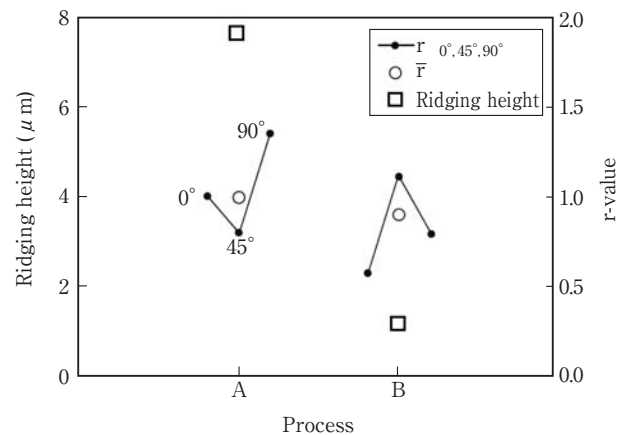


Fig. 3 Ridging height and r-value for finally annealed sheets produced by process A and B.

炭化物と再結晶 α 相に分解され、等軸な α 単相組織を呈した(e)。この組織の平均粒径は $7 \mu\text{m}$ であり、プロセスAに比べ細粒であった。

プロセスAおよびB材のリジング高さおよび r 値測定結果をFig. 3に示す。プロセスA材は $7.6 \mu\text{m}$ のリジング高さを示した。一方、プロセスB材ではリジング高さは $1.1 \mu\text{m}$ を示し、プロセスA材に対し大幅な耐リジング性の向上が認められた。なお、両者の \bar{r} は約1.0であり、同等の値を示した。

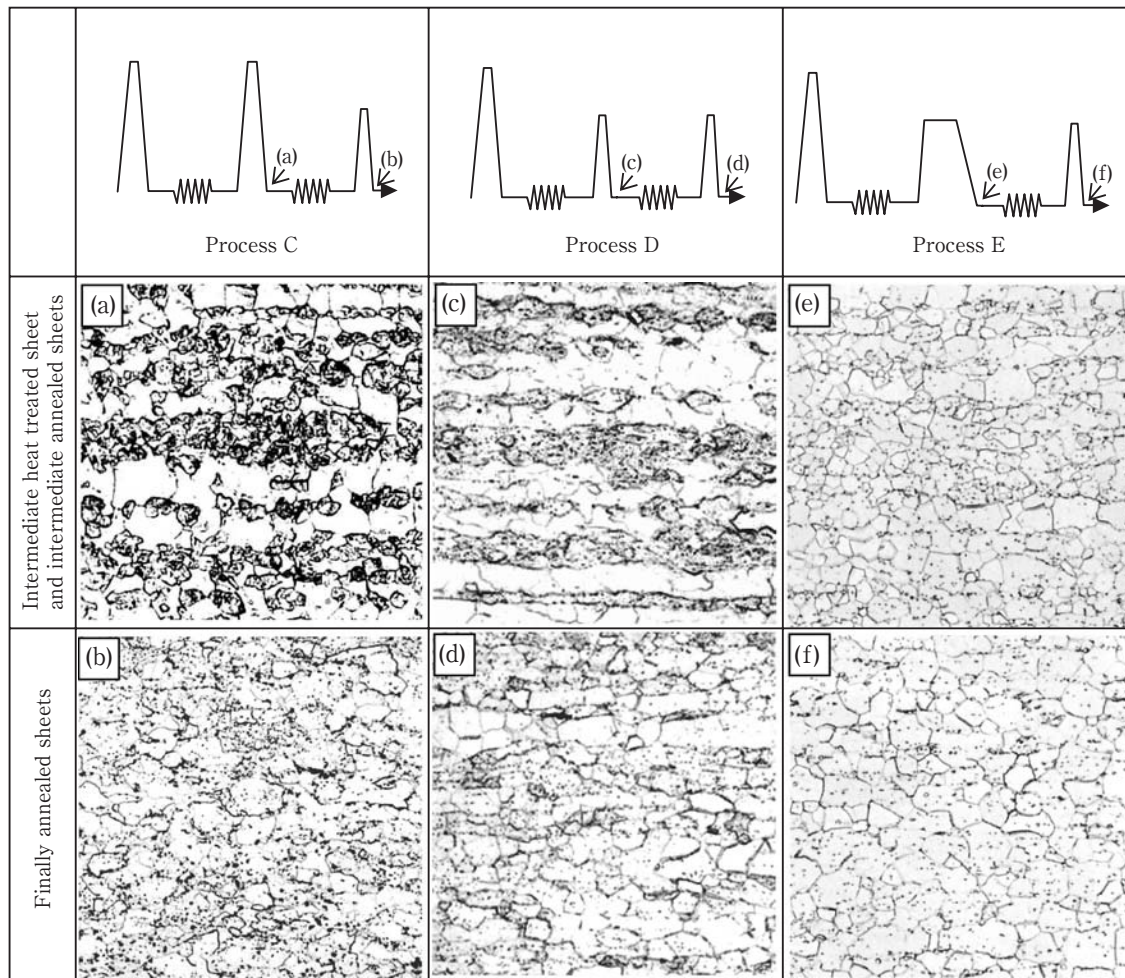
3.2 r 値に及ぼす中間工程での熱処理条件の影響

前節の結果より、熱延板に $(\alpha + \gamma)$ 温度域熱処理を施すことにより、耐リジング性の改善が認められたが、 r 値は、プロセスA材と同等であった。

そこで、耐リジング性に加えて r 値の向上を図ることを目的として、熱延板に $(\alpha + \gamma)$ 温度域で熱処理を施し、冷間圧延を行った後、中間工程で熱処理を実施し、

圧延・焼鈍を施すプロセスC、DおよびE材を用いて検討した。なお、熱処理の影響を調査するため、中間工程での板厚を 2.0mm とし、冷間圧延の圧延率配分を50%ずつとした条件について実験を行った。

プロセスC、DおよびEの中間工程での熱処理後および仕上焼鈍後の金属組織をFig. 4に示す。プロセスCの中間熱処理後の金属組織は、 α 相と α' 相の2相組織を呈した(a)。この組織の α' 相は、Fig. 2 (c) で示した熱延板に $(\alpha + \gamma)$ 温度域で熱処理した組織に比べ、より均一に分散していた。一方、プロセスDおよびEの中間焼鈍後の組織は、 α 単相組織を呈した。最終焼鈍後の組織は、いずれのプロセスも α 単相組織を呈した。次に、Fig. 4 と同一試料の炭化物分布状況をFig. 5に示す。中間焼鈍後の炭化物は、プロセスDでは旧 α' 粒界および粒内に主に析出しているのに対し(b)、プロセスEでは層状に析出していた(d)。プロセスCの最終焼鈍後は、プロセスDの中間焼鈍後 (b) と同様に炭化物が旧



25 μm

Fig. 4 Optical microstructures of specimens produced by process C, D and E.

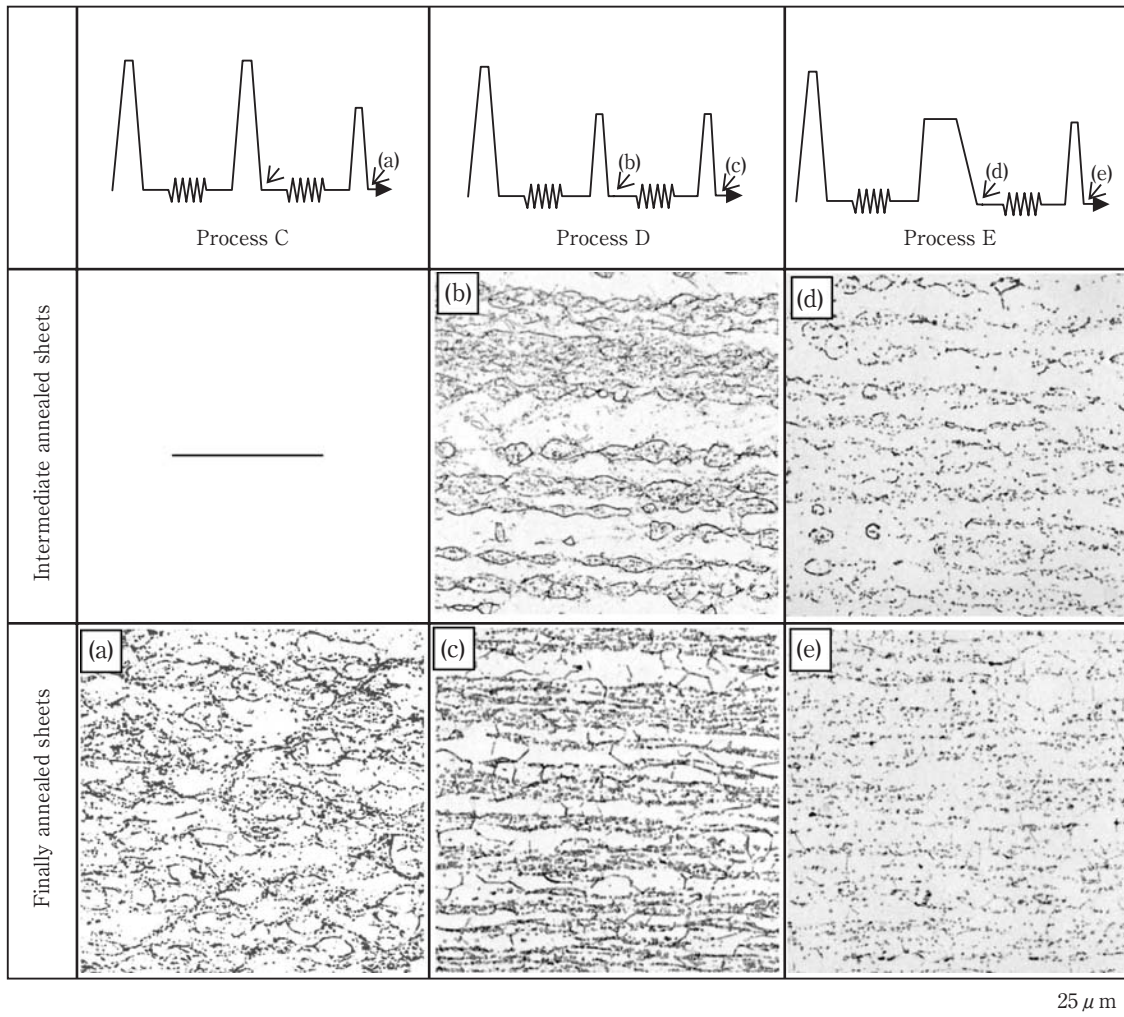


Fig. 5 Chromium carbide distributions of specimens produced by process C, D and E.

α' 粒界および粒内に析出していた(a)。また、プロセスDの最終焼鈍後の炭化物は層状を呈しており(c)、プロセスEでは、比較的均一に分散していた(e)。

次に、プロセスC、DおよびE材のr値およびリジング高さをFig. 6に示す。なお、比較として、プロセスA材の測定結果も併せ示した。プロセスC、DおよびE材のリジング高さは約 $1.0 \mu\text{m}$ と低い値を示し、特にプロセスC材が最も低い値を示した。一方、r値は面内異方性に差異はあるが、プロセスCおよびD材の \bar{r} はいずれも約1.0であり、プロセスA材と同等の値を示した。一方、プロセスE材では、 \bar{r} が1.5を超える高い値を示した。

3.3 耐リジング性およびr値に及ぼす圧延率配分の影響

従来から、r値は冷間圧延率に強く依存し²⁰⁾、特に2回の冷延を施す工程のr値は、圧延率配分に影響を受け

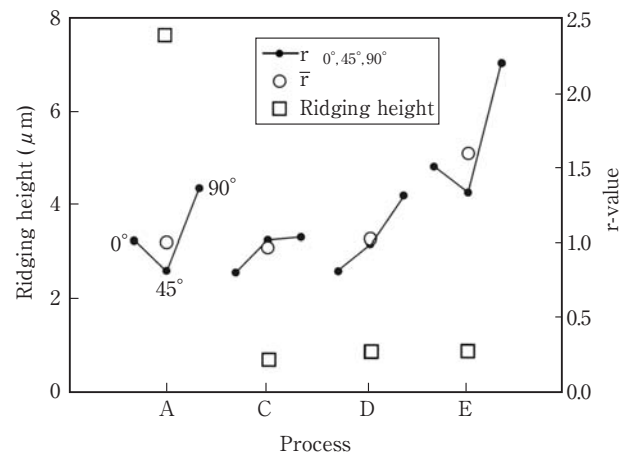


Fig. 6 Ridging height and r-value for finally annealed sheets produced by process A, C, D and E.

る²¹⁾ことが知られている。そこで、耐リジング性と r 値の向上が認められたプロセスEについて、熱処理条件を一定にし、圧延率配分の影響について調査した。

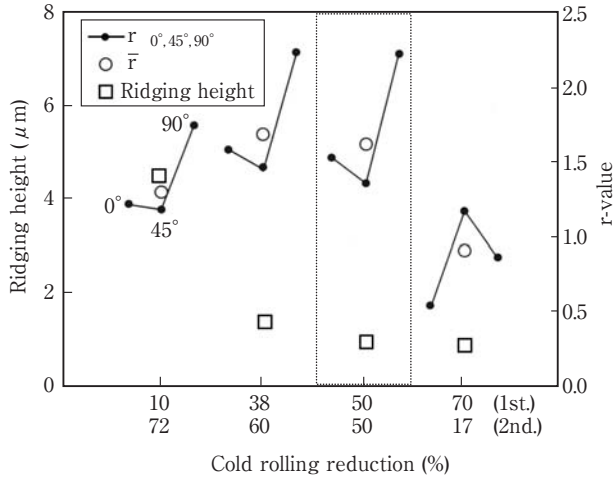


Fig. 7 Ridging height and r-value for finally annealed sheets with various cold rolling reduction (process E).

Fig. 7 に各圧延率配分における r 値およびリジング高さを示す。リジング高さは、第 1 回目の圧延率の増加にともなって低減した。r 値は、第 1 回目の圧延率が38%において最高値を示し、50%まで高い値を示すが、70%になると急激に低下した。

4. 考察

4.1 耐リジング性の改善

Fig. 8 にプロセスAおよびE材のND面における結晶方位分布測定結果を示す。なお、考察において、プロセスE材は第 1 回目の圧延率が50%の結果について主に論じる。耐リジング性が劣るプロセスA材では、圧延方向に展伸した大きな {001} と {111} コロニーが観察されるとともに、結晶方位差が5~15°の小角粒界が多数存在していた。一方、耐リジング性の改善が認められたプロセスE材では、{111} 面が強く集積し、結晶粒界の大部分は結晶方位差が15°以上の大角粒界であった。

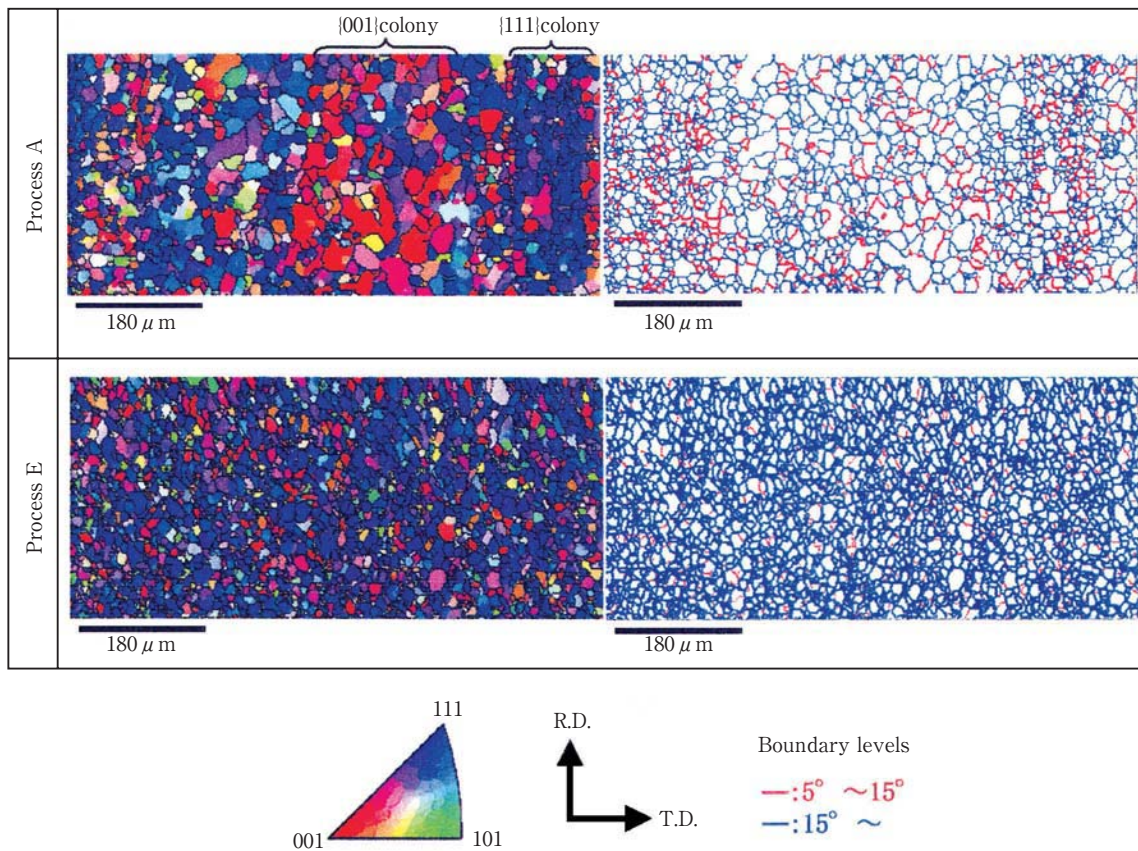


Fig. 8 Results of EBSD analysis of finally annealed sheets produced by process A and E.

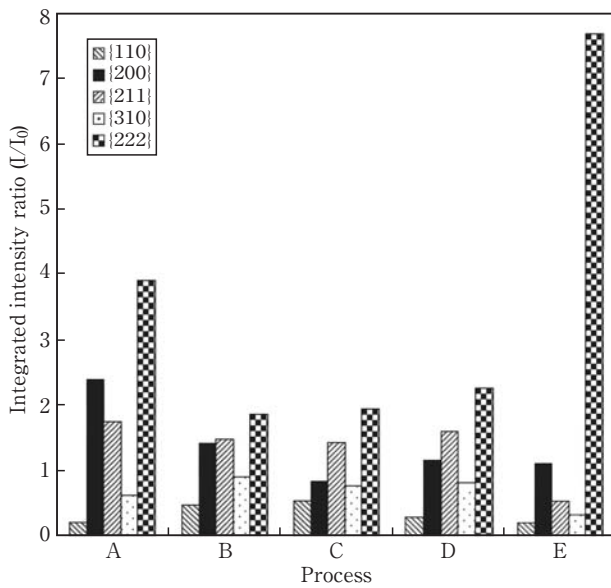


Fig. 9 Integrated intensity ratio of each direction for finally annealed sheets.

さらに、コロニーは観察されなかった。

Fig. 9に、各プロセスの最終焼鈍板の積分反射強度比測定結果を示す。プロセスA材では、 $\{200\}$ および $\{222\}$ が、プロセスE材では $\{222\}$ が強く集積していた。一方、プロセスB、CおよびD材では、特定な方位への集積は認められなかった。

熱延板に形成される $\{100\} \langle 011 \rangle$ 方位のバンド状組織は、冷間圧延および焼鈍後も残留し、リジングの発生原因であるコロニーを形成しやすいことが知られている¹⁹⁾。Fig. 9での $\{200\}$ に着目すると、プロセスA材では $\{200\}$ の積分強度比が約2.5を示すのに対し、その他のプロセスでは1.4以下と小さかった。とくに、プロセスC材では、 $\{200\}$ の積分強度比が0.8と最も小さな値を示した。

次に、プロセスEにおける各熱処理後のX線積分反射強度比をFig. 10に示す。熱延板の $\{200\}$ の強い集積が、中間焼鈍後までに急激に低下した。この段階で他の結晶

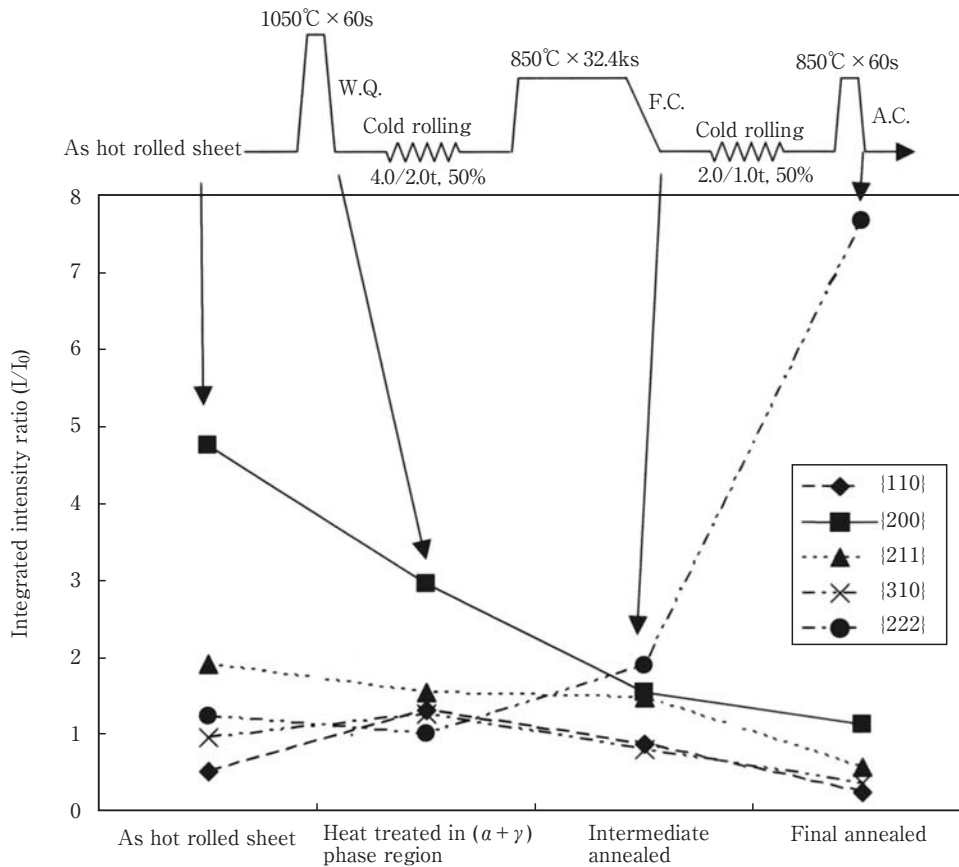


Fig. 10 Integrated intensity ratio of hot rolled sheet, heat treated sheet in ($\alpha + \gamma$) phase region and intermediate and finally annealed sheets, produced by process E.

面の積分強度比は1に近づき、結晶方位のランダム化が進行していることを示唆している。Fig.11に、プロセスEにおける中間焼鈍材の結晶方位分布測定結果を示す。

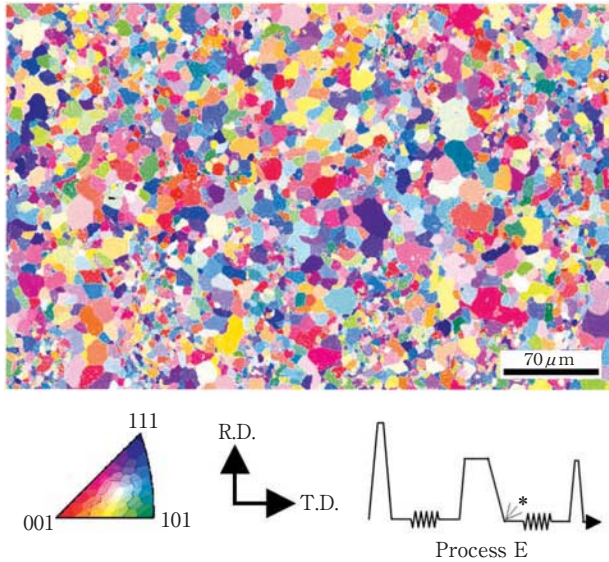


Fig.11 Result of EBSP analysis of intermediate annealed sheet produced by process E.

各結晶粒の方位は、ランダムであり、コロニーは観察されなかった。

耐リジング性が改善されたプロセスは、いずれも熱延板に $(\alpha + \gamma)$ 温度域で熱処理を施し、冷間圧延によりひ

ずみを付与していることに特徴を有している。Fig.12にプロセスCの第2回目の冷間圧延まの金属組織を示す。球状の α' 相周りの α 相が湾曲しており、はげしい塑性流動を受けたと考えられる。すなわち、 $(\alpha + \alpha')$ 2相組織を冷間圧延すると、 α 相は、 α' 相に比べ軟質であるため、 α' 相に隣接する α 相は大きな塑性変形を受ける。このひずみは、 α' 相の分布により不均一に導入され、ランダムな再結晶粒の核発生場所となり、バンド状組織を分断しコロニーの形成が抑制され、耐リジング性を改善したと考えられる^{13~17)}。このプロセスC材は、最もリジング高さが低減したが、その理由は $(\alpha + \gamma)$ 温度域での熱処理と冷間圧延を2回繰り返したため、Fig.4(a)に示したように α' 相が均一分散し、バンド状組織の分断が最も進行したためと考えられる。

また、Fig.7に示したように、プロセスEにおいて第1回目の圧延率が低い場合は、リジング高さが大きかった。これは、バンド状組織の分断に必要な $(\alpha + \alpha')$ 2相組織へのひずみ付与が不十分であったためと推察される。

4.2 r 値の向上

r 値は、圧延面に平行に $\{111\}$ 成分が強く発達し、 $\{100\}$ 成分が少ない再結晶集合組織を得ることが重要である。このような集合組織を得るためには、冷間圧延前の α 相の固溶C, Nの低減²²⁾、Ti, Nb等の添加^{23~25)}、微細なAIN²⁶⁾またはCuの析出制御²⁷⁾、冷延前結晶粒の微

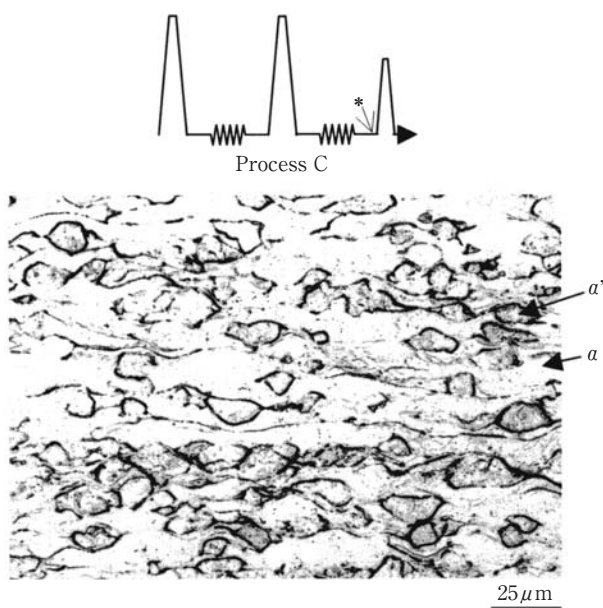


Fig.12. Optical microstructure of second cold rolled sheet produced by process C.

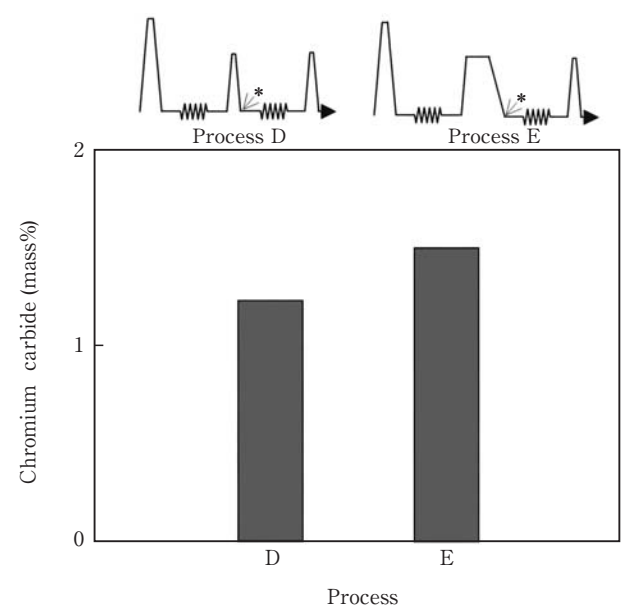


Fig.13 Precipitated chromium carbide for intermediate annealed sheets produced by process D and E.

細化²⁸⁾、強潤滑熱延²⁹⁾ならびに2回冷延法²⁰⁾などが有効であることが知られている。これらのr値向上手法では、圧延プロセスを除くと、圧延前の金属組織の制御がポイントとなる。

Fig.13に、プロセスDおよびEの中間焼鈍材の抽出残渣によるCr炭化物析出量を示す。両者は、中間焼鈍での均熱時間に差があり、均熱時間が32.4ksのプロセスE材の方が60sのプロセスD材に比べ析出量大きい。高いr値を示したプロセスE材は、第2回目の圧延前にCr炭化物が十分に析出し固溶Cが低減され、{111}集合組織が発達したと考えられる。一方で、プロセスB、CおよびD材では、 A_{C1} 変態点以下での熱処理を最終焼鈍以外に実施していないか、もしくは、中間工程での焼鈍時間が短かったため、圧延前の α 相中の固溶Cを低減できず、{111}集合組織が発達しなかったと考えられる。

また、プロセスEは、熱延板に($\alpha + \gamma$)温度域での熱処理と冷間圧延を施している。そのため、中間焼鈍材の金属組織 (Fig. 4 (e)) は、プロセスAの長時間焼鈍材 (Fig. 2 (b)) に比べ等軸で微細であり、その結晶方位はランダムであった (Fig.11)。中間焼鈍材での結晶方位のランダム化は{100}のバンド状組織が分断されたことを示し、最終焼鈍板の{100}を減少させたと考えられる。また、冷間圧延前の結晶粒径が比較的微細であったために、最終焼鈍板の{111}集合組織がより発達したと考えられる。なお、Fig. 7 に示した第2回目の圧延率が17%における結果のように、第2回目の圧延率が小さいと、{111}集合組織が十分に発達できず、低いr値を示す。

一方、プロセスAでは、熱延板の長時間焼鈍により固

溶Cを低減しているが、その金属組織は圧延方向に伸長し、バンド状組織が残留していた。そのため、最終焼鈍後に{100}コロニーを形成し (Fig.8), 低いr値を示したと考えられる。

Fig.14に、プロセスE材において耐リジング性が改善され、r値が向上した理由を模式的に示す。($\alpha + \gamma$)温度域での熱延板熱処理後、冷間圧延を施し、中間焼鈍を長時間実施することで、熱延板のバンド状組織が分断されコロニーの形成を抑制し、炭化物が十分に析出した微細で等軸な金属組織が得られる。この組織に圧延・焼鈍を施すことにより、コロニーの形成がない{111}集合組織が発達し、耐リジング性の改善とr値の向上がなされたと考えられる。

5. 結 言

SUS430のリジング特性およびr値に及ぼす($\alpha + \gamma$)温度域での熱処理を伴う製造プロセスの影響を検討し、以下の結果を得た。

- (1) 熱延板を($\alpha + \gamma$)温度域での熱処理後、冷間圧延を施すと、耐リジング性が改善された。
- (2) 熱延板を($\alpha + \gamma$)温度域での熱処理後、冷間圧延を施し、さらに中間工程で長時間焼鈍を施すプロセスEにおいて、最終焼鈍板での耐リジング性とr値が向上した。
- (3) プロセスEでは、中間焼鈍後に、ランダムな結晶方位を有する、固溶Cが低減された微細で等軸な金属組織が得られた。この組織に圧延・焼鈍を施すことにより、コロニーの形成がない{111}集

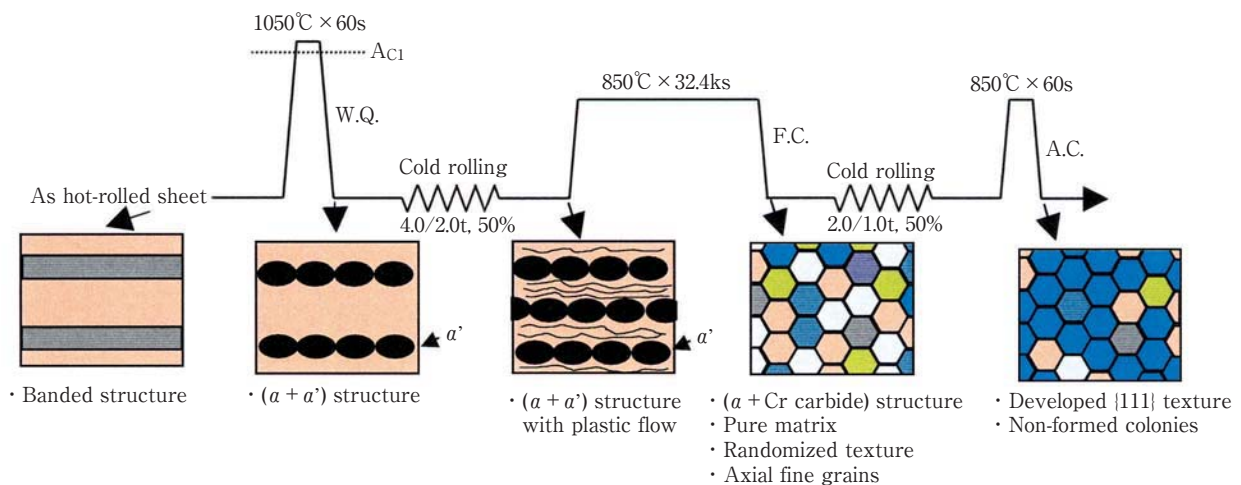


Fig.14 Schematic diagram for change in microstructures for specimen produced by process E.

合組織が発達し、耐リジング性の改善と r 値の向上がなされたと考えられる。

参考文献

- 1) H.G.Appel and H.Becker : *Z.Metallk*, 54 (1963), 724.
- 2) L.Nemethy and P.B.Dennis : *Proceedings of Electric Furnace Conference*, 18 (1960), 342.
- 3) M.Fujikura : *Denki Seiko*, 38 (1967), 356.
- 4) K.Suzuki and S.Asami : *Tetsu-to-Hagane*, 65 (1979), 1766.
- 5) H.Takechi, H.Katou, T.Sunami and T.Nakayama : *J. Jpn. Inst. Met.*, 31 (1967), 717.
- 6) H.C.Chao : *Trans. of The A.S.M.*, 60 (1976), 37.
- 7) R.N.Wright : *Metall. Trans.A*, 7 (1976), 1385.
- 8) J.D.Defileppi and H.C.Chao : *Metall.Trans.*, 2 (1971), 3209.
- 9) T.Yokota, M.Brochu and S.Satoh : *Kawasaki Seitetsu Gihou*, 30 (1998), 47.
- 10) M.Fukuda : *Sosei-to-Kakou*, 5 (1964), 3.
- 11) S.Nagashima and H.Takechi : *Tetsu-to-Hagane*, 54 (1968), 1152.
- 12) M.Koike, H.Fujikawa and T.Matsui : *CAMP-ISIJ*, 2 (1989), 2000.
- 13) Y.Maehara and M.Koike : *CAMP-ISIJ*, 3 (1990), 712.
- 14) M.Koike, Y.Maehara, H.Fujikawa and K.Kaneko : *CAMP-ISIJ*, 3 (1990), 765.
- 15) M.Koike : *CAMP-ISIJ*, 3 (1990), 1920.
- 16) M.Arakawa, S.Takemura and T.Ooka : *Proc. ICSTIS, Suppl. Trans. ISIJ*, 11 (1971), 890.
- 17) H.Miyaji and T.Watanabe : *J. Jpn. Inst. Met.*, 39 (1975), 194.
- 18) K.Suzuki, S.Asami and T.Suzuki : *Tetsu-to-Hagane*, 63 (1977), 855.
- 19) N.Ohashi : *J. Jpn. Inst. Met.*, 31 (1967), 519.
- 20) K.Hoshino, H.kanazashi and K.Sawashige : *Nisshin Seikou Gihou*, 34 (1970), 516.
- 21) I.Gokyu, K.Suzuki and S.Ino : *J. Jpn. Inst. Met.*, 34 (1970), 516.
- 22) M.Sudou, I.Tsukatani, S.Hashimoto and I.Kokubo : *Tetsu-to-Hagane*, 58 (1972), S268
- 23) W.O.Binder and H.R.Spendlow : *Trans.A.S.M.*, 43 (1951), 759.
- 24) S.Sawatani, K.Shimizu, M.Nakayama and S.Hirai : *Tetsu-to-Hagane*, 63 (1977), 832.
- 25) S.Sawatani, K.Shimizu, M.Nakayama and M.Miyoshi : *Tetsu-to-Hagane*, 63 (1977), 843.
- 26) S.Sawatani, S.Minamino and M.Yamaguchi : *Tetsu-to-Hagane*, 63 (1977), 759.
- 27) H.Miyaji and T.Watanabe : *J. Jpn. Inst. Met.*, 40 (1976), 341.
- 28) K.Koyama, Y.Matsumura, S.Sayanagi, N.Matsuto and N.Kino : *J. Jpn. Inst. Met.*, 31 (1992), 535.
- 29) T.Senumma, H.Yada, Y.Matsumura and K.Yamada : *Tetsu-to-Hagane*, 73 (1987), 1598.