



温間圧延によって製造した超微細フェライト-セメンタイト組織鋼板の特性

大森 章夫*・鳥塚 史郎*・長井 寿*

Properties of Warm-rolled Steel Plates with Ultrafine-grained Ferrite and Cementite Structures

Akio OHMORI, Shiro TORIZUKA and Kotobu NAGAI

Synopsis : A novel rolling process characterized by multi-pass bi-axial reduction at warm temperatures without a fairly large reduction per pass was proposed to obtain ultrafine-grained ferrite structures for steel plates. The process was applied to 0.15%C–0.3%Si–1.5%Mn steel. Steel plates with a thickness of 18 mm, a width of 75 mm and a length of 1100 mm were obtained. The ultrafine-grained structures composed of ferrite and cementite were obtained in most part of the bi-axially rolled plates, while the coarse deformed structures composed of elongated ferrite grains or subgrains remained in many part of the uni-axially rolled ones. The bi-axial reduction likely enhanced the formation of high angle boundaries. The average sizes of the newly evolved ferrite grains were approximately 0.6 μm and 1.2 μm at the rolling temperature of 773K and 873K respectively. The evolution of the ultrafine-grained structure through the process increased the yield strength from 330 to 780 MPa and decreased the fracture appearance transition temperature ($v\text{Trs}$) below 77K. Severe warm rolling at the lower temperature, however, caused the development of a deformation texture and enhanced {100} and {111} ferrite grain colony bands causing “separations” on the fracture surfaces of the Charpy impact specimens with eventual deterioration of the Charpy impact value. The bi-axial reduction was effective for controlling the microscale texture and suppressing the separation.

Key words : low carbon steel; plate; warm rolling; ultrafine-grained structure; ultrafine grain; separation; mechanical properties; ferrite; bi-axial rolling.

1. 緒言

鉄鋼材料の結晶粒径を1 μm 程度以下のサブミクロンレベルにまで超微細化することにより、飛躍的な降伏強さの上昇と延性-脆性遷移温度の低下を同時に実現できると期待される。結晶粒超微細化による高強度化は、合金元素の添加や熱処理なしで達成できるため、材料のリサイクル性の向上や環境負荷の軽減といった面からも注目されている。そのため、国内外の大型プロジェクト¹⁻⁵⁾を中心にして盛んに研究が行われ、バルク材で1 μm 以下の超微細結晶粒を得るための様々な新しい加工熱処理法が提案された⁶⁾。これらは、大歪加工した準安定オーステナイト相からのオーステナイト(γ)→フェライト(α)変態⁷⁻¹⁰⁾や加工誘起 α → γ 逆変態¹¹⁾などの相変態を利用する方法と、 α 相を温間あるいは冷間の高 Z 因子¹¹⁾条件で大歪加工することによって、変態を経ずに超微細 α 粒を得る方法¹²⁻¹⁵⁾に大別される。後者は、加工組織からの新粒形成過程としてよく知られる「再結晶」と関連づけて議論されているが、最近では、再結晶粒の核生成と成長の2段階過程を経て新粒組織が形成される不連続再結晶(discontinuous recrystallization)とは区別されることが多く¹⁶⁾、その場再結晶(*in-situ* recrystallization)^{17,18)}あるいは動的連続再結晶(continuous dynamic

recrystallization)^{19,20)}と呼ぶことが提案されている。この過程による超微細粒生成機構の詳細にはまだ不明点が多いが、大歪加工により新たに導入された大角粒界(deformation induced high-angle boundary)が初期粒を分断(fragmentationまたはsubdivision)することによって、粒界の長距離移動を伴わずに、いわば核生成のみの1段階過程で新粒が形成されることが報告されている¹⁶⁻²¹⁾。

いずれの方法においても、超微細粒組織の実現には、加工によって導入する塑性仕事量を転位のエネルギーや粒界などの界面エネルギーとして材料内部に蓄積する必要がある。すなわち、加工中あるいは加工後に起きる回復や再結晶などの復旧過程により、超微細粒が形成される以前に蓄積エネルギーが解放されて消失することを防がなければならない。そのため、1パスあたりの圧下率を大きくするとともに、できるだけ低い温度かつ高歪速度、すなわち高 Z 条件で加工することが必要となり、圧延・加工装置への負荷は増大する。超微細粒鋼を工業的に実現するうえで避けられない課題の一つである。

さらに、大型バルク材で結晶粒超微細化を実現しようとする際にもう一つ問題となるのは、大型化によって材料内部に導入される歪や加熱・冷却速度が不均一になることにより、超微細粒組織を均一に得ることが困難になることで

平成14年11月14日受付 平成15年3月3日受理 (Received on Nov. 14, 2002; Accepted on Mar. 3, 2003)

* 物質・材料研究機構 (National Institute for Materials Science, 1-2-1 Sengen Tsukuba 305-0047)

†1 Z : Zener-Hollomon parameter, Z 因子, 温度補償歪速度因子 ($Z = \dot{\epsilon} \exp(Q/RT)$), $\dot{\epsilon}$: 歪速度, Q : 活性化エネルギー, T : 加工温度, R : 気体定数)

ある。厚鋼板においては、板厚が増大するにしたがって板厚中央部の結晶粒超微細化が難しくなり、板厚方向の組織が不均一になりやすい。

これらの課題に対応して、大型バルク材での α 粒超微細化を実現するための基本コンセプトとして温間多方向加工が提案され^{22,23)}、温間溝ロール圧延により、平均粒径 $1\mu\text{m}$ 以下の超微細 α 粒組織からなる 18mm 角の棒材が得られている²⁴⁻²⁶⁾。さらに筆者らは、板厚 10mm を超える厚鋼板において板厚中央部までの α 粒超微細化を達成することを目標に、温間多方向加工を鋼板の圧延プロセスに応用することを試みた。

本論文では、まず厚鋼板における超微細 α 粒組織の創製プロセスとして2方向圧下温間多パス圧延について概説し、次に、その圧延材のミクロ組織と機械的特性を、通常の圧延材と比較することによって、多方向加工の有効性について論じる。

2. 2方向圧下温間多パス圧延

2.1 温間多パス加工

前述した結晶粒超微細化手法のうち、 α 相の高 Z 大歪加工によって超微細 α 粒を得る方法には、三つの特長が挙げられる。まず第一に、温間加工を利用できることである。温間加工の定義は必ずしも明確ではないが、一般には冷間加工と熱間加工の中間温度域で行う加工とされる。本報では主に低合金鋼への適用を考慮し、およそ 400°C ~ A_{c1} 点付近の α 相が主体となる温度域で行う加工を温間加工と呼ぶことにする。温間加工には、加工中の動的回復により冷間加工と比べて変形抵抗を低くできるという利点がある。さらに、通常の熱間加工と比べると加工温度が低いため、蓄積エネルギーの解放や粒成長を抑えることができる。これは多パス化した場合でも材料内部に大きなエネルギーを蓄積できることを意味する。すなわち、圧延・加工装置の負荷軽減と α 粒超微細化の両立が期待できる。

第二の特長は、相変態を経ずに超微細 α 粒組織が形成されることである。鉄鋼材料の組織制御を冷却中の $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態を利用して行う場合、一般に組織形成に及ぼす冷却速度の影響が大きく、大型バルク材の表面付近と内部とでミクロ組織に顕著な違いが生じやすい。相変態が関与しない本手法では、冷却中に材料内部に大きな温度勾配が生じる場合でも均一な組織を得やすいと考えられる。

第三に、ある臨界歪以上では、歪量によらず α 粒径が一定となり、全板厚にわたって均一な微細 α 粒組織が得られることである。筆者ら^{21,27)}は、低炭素鋼の温間大歪加工における超微細 α 粒の形成過程を詳細に観察し、歪がおおよそ1を超える領域で大角粒界に囲まれた超微細新粒が形成し始め、歪の増加に伴ってその数が増加すること、これらの超微細粒の粒径は歪量に依存せず、 Z 因子によって決まる

ことを明らかにした。これは、十分な歪を材料全体に導入できれば、たとえ材料内部に歪分布が存在していても、ほぼ均一の超微細 α 粒組織が得られることを意味する。これら三つの特長から、温間多パス圧延は厚鋼板の α 粒超微細化プロセスとして期待できる。

2.2 2方向圧下

結晶粒超微細化プロセスにおいて、「多方向加工」は次の2つの観点から注目される。第一に、大きな歪を材料の広い範囲にわたって導入できるという点である。井上ら^{28,29)}は小型サンプルを用いたアンビル圧縮試験において、2方向から加工することにより塑性歪が導入される領域が拡大し、広い範囲で均一な微細 α 粒組織が得られることを明らかにした。第二は、多方向加工によって活動すべり系を変化させることにより、超微細粒を形成するために必要な大角粒界の源となるGN転位が導入されやすくなる点である^{22,23)}。その結果、超微細粒の形成が促進されることが期待される。実際に、圧延方向³⁰⁾やECAPプロセスにおける歪経路³¹⁾、アンビル圧縮試験における圧縮方向³²⁾などを変化させることによって、超微細粒の生成が促進されることが報告されている。

通常の板圧延は、基本的には板厚を減少させる方向の一方方向圧下(uni-axial reduction)のみからなるが、上述したように、多方向加工は結晶粒超微細化プロセスウィンドウを拡大するのに効果的と考えられる。そこで本研究では、温間多パス圧延と2方向圧下(bi-axial reduction)の α 細粒化に及ぼす相乗効果に注目し、検討する。

3. 実験方法

SM490相当の $0.15\%C-0.3\%Si-1.5\%Mn$ (mass%)鋼を 100kg 真空溶解炉で溶製した。Table 1に化学組成を示す。溶製したインゴットを 1200°C に加熱した後に粗圧延によって 120mm 厚とし、そこから厚 $120 \times$ 幅 $90 \times$ 長 130mm の圧延素材を採取した。圧延素材に焼入れ(1373K , 1h →水冷)および焼戻し(923K , 1h)からなる圧延前熱処理を施した後、温間圧延した。熱処理と圧延の条件をFig. 1に示す。ここで焼入れ処理の目的は、初期組織をベイナイトあるいはマルテンサイトにするることにより、セメンタイトの分布をできるだけ均一にすることにある。焼戻し処理は、その後の温間圧延温度よりも高い温度で保持することにより、セメンタイトを析出・成長させ、圧延条件の違いに影響されずにほぼ一定のセメンタイト分布状態が得られるようにするために実施した。焼入れ処理後の素材中心部のミクロ組織は、若干の粒界フェライトを含むベイナイト主体の組

Table 1. Chemical composition (mass%).

C	Si	Mn	P	S	N
0.15	0.31	1.49	0.009	0.001	0.0019

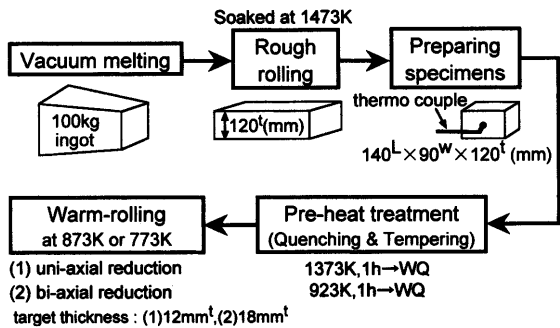


Fig. 1. Outline of the process.

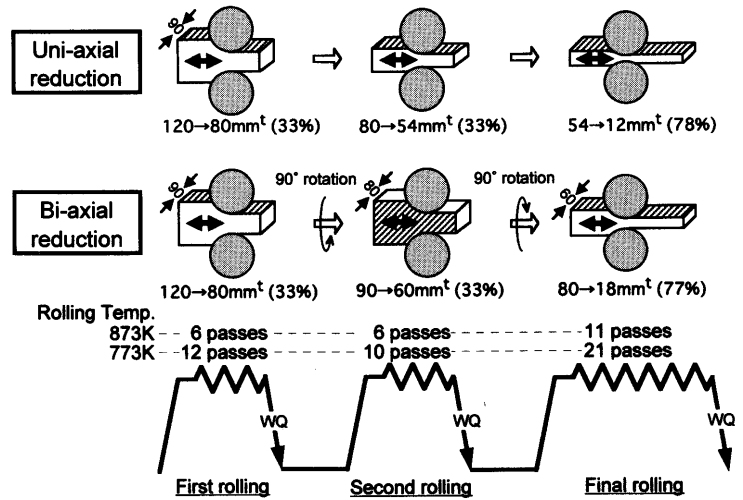


Fig. 2. Details of the warm-rolling.

織であり、旧 γ 粒径はおよそ200 μm であった。

温間圧延条件の詳細をFig. 2に示す。圧延にはロール径530mm、定格圧延荷重300tonの実験室規模の圧延機を用いた。圧延工程を3段階の多パス圧延に分割し、それぞれの段階が終了した後に直ちに鋼板を室温まで水冷した。次の段階の圧延を行う際には鋼板を熱処理炉で再加熱した。2・2節で述べた2方向圧下圧延(bi-axial reduction rolling)を実現するため、第2段階の圧延で材料を回転して圧下方向を90°変化し、板幅方向に累積で33%圧下する圧延を行った。比較のため、第1段階から第3段階のすべての圧延工程で同じ方向に圧下する通常の圧延(1方向圧下圧延, uni-axial reduction rolling)も行った。どちらの圧延でも圧延方向は常に鋼板長手方向とした。1方向圧下, 2方向圧下圧延ともに、相当歪¹²が2.66となるように、目標累積圧下率をそれぞれ90%, 85%とした。目標圧延温度は873Kまたは773Kの2通りとした。加熱時および圧延中の温度を圧延材中心部に埋め込んだ熱電対によって測定し、1方向圧下圧延では大部分のパスで763~783K(目標773K)および863~883K(目標873K)、2方向圧下圧延では773~793K(目標773K)および873~893K(目標873K)の範囲内に制御した。

圧延後の鋼板の板厚中央部から、平行部の形状が直径3.5mm長さ24.5mmでゲージ長さ17.5mmの丸棒引張試験片とフルサイズの2mmVノッチシャルピー衝撃試験片を、板長手方向(L方向)および板幅方向(T方向)に採取した。SEM組織観察にあたっては1.5%ナイタールを用いてエッチングした。また、X線回折による集合組織解析とともに、ショットキー型FE-SEMを用いたスキャンステップ0.1 μm のFE-SEM/EBSP法により、局所領域の結晶方位や粒界方位差を解析した。

4. 結果および考察

4.1 ミクロ組織

いずれの圧延条件においても、鋼板表面の割れなどの欠陥や鋼板の顕著な反り、曲がりは認められなかった。圧延後の鋼板の寸法は、圧延温度による違いはほとんどなく、1方向圧下材が厚12.8×幅約110×長さ約1100(mm)、2方向圧下材が厚17.9×幅約75×長さ約800(mm)であった。

各鋼板の板厚中央部のミクロ組織をFig. 3およびFig. 4に示す。TD方向(板幅方向)に垂直な断面をL断面(Longitudinal section), RD方向(圧延方向)に垂直な断面をT断面(Transverse section)とする。Fig. 3に示した1方向圧下圧延材のL断面組織は、RD方向に伸長した層状の α 粒と分散セメンタイト粒子からなる。T断面では等軸状の α 粒とTD方向に伸長したフェライト粒が混在して観察された。T断面写真から測定した平均 α 粒径(公称粒径)は、773K圧延材で0.57 μm 、873K圧延材で1.0 μm であった。

一方、Fig. 4に示すように、2方向圧下材の組織も超微細 α 粒と分散セメンタイト粒子からなり、RD方向に伸長した α 粒が多く観察された。しかしながら、1方向圧延材に比べると等軸状あるいはアスペクト比の小さい α 粒が多い。特にT断面組織においてその違いが顕著に観察された。T断面写真から測定した2方向圧下材の平均 α 粒径(公称粒径)は、773K圧延材で0.59 μm 、873K圧延材で1.2 μm であった。1方向圧下材よりも若干粒径が大きいのは、圧延実績温度が平均して10K程度高くなったためと考えられる。

Fig. 5には2方向圧下材の板厚中央部の組織をTEMによりTD方向から観察した結果を示す。SEMによって観察された超微細 α 粒組織がTEM観察によっても確認された。 α 粒内に若干の転位が残存していたものの、転位セル等の明瞭な下部組織はほとんど認められなかった。大歪加工に

¹² 1方向圧下による相当歪 (a_1 : 初期板厚, a_2 : 最終板厚): $\epsilon = 2\sqrt{3} \ln(a_1/a_2) = 2\sqrt{3} \ln(120/12) = 2.66$, 2方向圧下による相当歪: $\epsilon = \text{板厚方向歪} + \text{板幅方向歪} = 2\sqrt{3}[\ln(120/18) + \ln(90/60)] = 2.66$

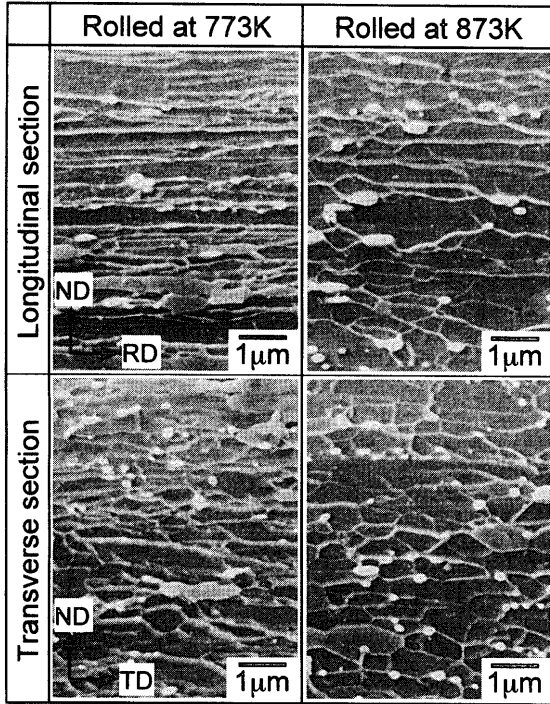


Fig. 3. SEM microstructures of the steel plates rolled uniaxially. (1/2t-position; at the center of the thickness)

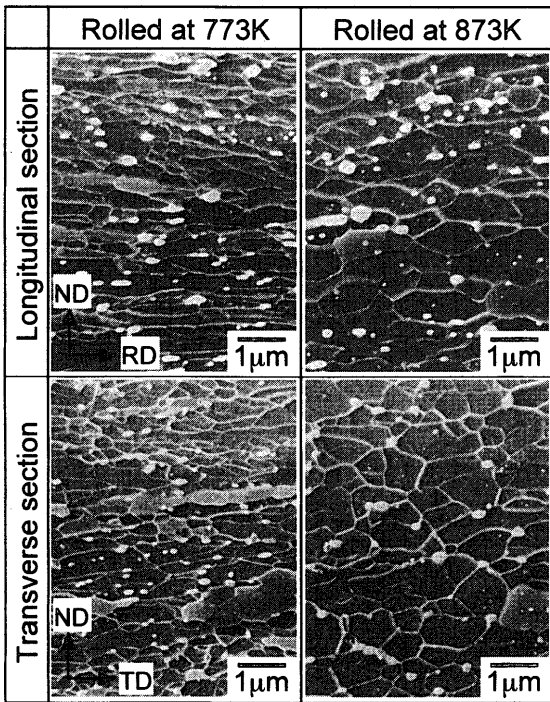


Fig. 4. SEM microstructures of the steel plates rolled biaxially. (1/2t-position; at the center of the thickness)

よって生成した組織にもかわらず、多くの粒界は平面的であり、粒界と粒内は明確に区別できた。すなわち、圧延のままの状態での粒内の転位密度は低下し、明瞭な粒界構造が形成した。

Fig. 6は、EBSP解析により、773K圧延材のL断面組織

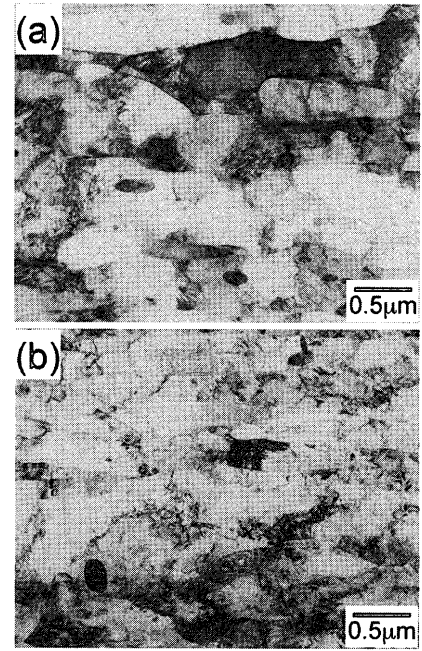


Fig. 5. TEM microstructures of the steel plates rolled biaxially at (a) 873K and (b) 773K.

における粒界の方位差角を測定した結果である。赤い線は15°以上の方位差角を持つ大角粒界を示す。1方向圧下材(a)で観察される多くの大角粒界はND方向に垂直であり、圧延前の初期組織に既に存在していた大角粒界に由来するものと考えられるが、一部には大角粒界で囲まれた等軸状の超微細粒も存在した。大歪加工によって初期粒界とは異なる新たな大角粒界(deformation induced high-angle boundary)が導入され、それが初期粒を分断することによって超微細粒が生成している。この超微細粒形成機構は、その場再結晶(*in-situ* recrystallization)あるいは動的連続再結晶(continuous dynamic recrystallization)と考えられる。2方向圧下材(b)では明らかに1方向圧下に比べて大角粒界の密度が増加し、大角粒界で囲まれた超微細α粒からなる領域が拡大した。2方向圧下が大角粒界の形成を促進していることを示唆する。しかしながら、2方向圧下圧延材においても必ずしも組織全体が大角粒界で囲まれた超微細粒からなるわけではなく、粗大な伸長粒あるいはサブグレインが残存している。さらに大きな歪を導入できれば、大角粒界の密度は増加するものと考えられる。

4.2 集合組織

X線回折の結果は、いずれの温間圧延条件においても、冷間圧延と類似の{100}~{111}<110>および{111}<110>~(112)の変形集合組織が発達していることを示していた。Fig. 7に{100}極点図を示す。圧延温度の違いによる集合組織成分の変化は小さかったが、873K圧延材の方がより強い集積強度を示した。これは圧延中の焼鈍効果がより顕著であったためと考えられる。また、2方向圧下によって、{111}<110>~(112)成分の強度が増加したが、ND方向の

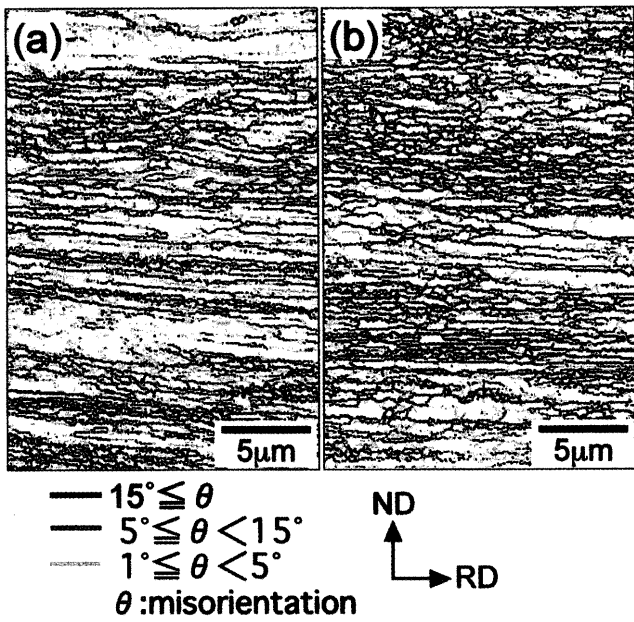


Fig. 6. Boundary maps with EBSD analysis for the plates rolled at 773K, (a) uni-axially and (b) bi-axially (1/2t position, L-section).

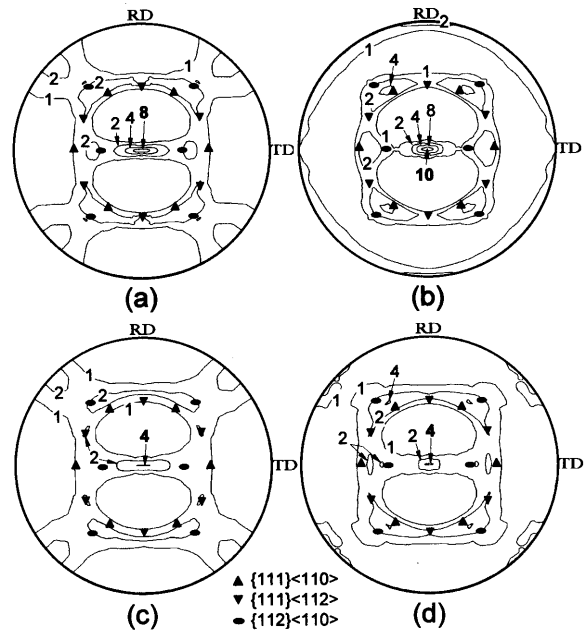


Fig. 7. {100} pole figures showing the textures of the plates rolled (a) at 873K uni-axially, (b) at 873K bi-axially, (c) at 773K uni-axially, and (d) at 773K bi-axially.

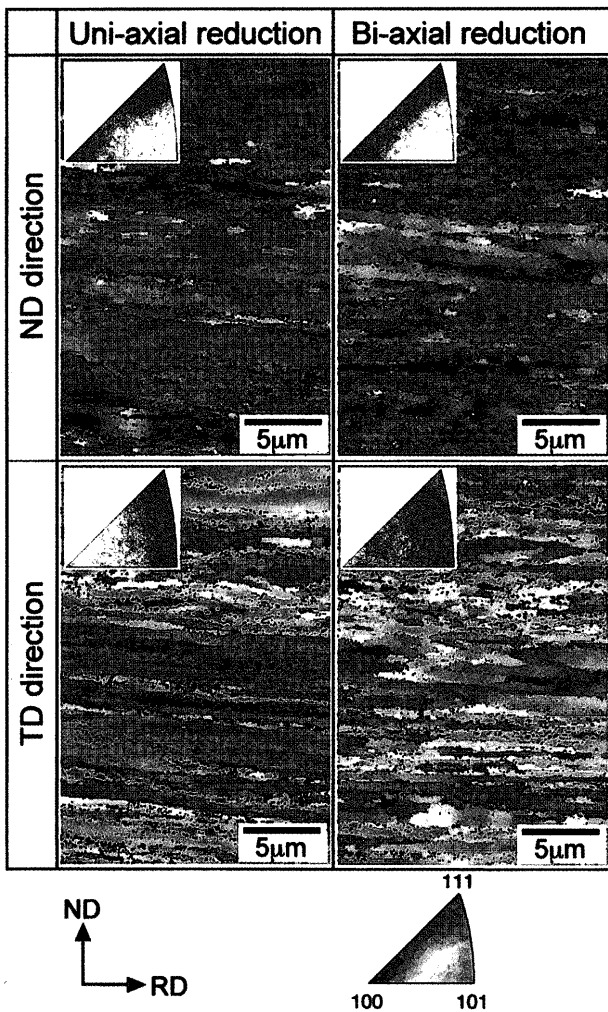


Fig. 8. Orientation imaging maps and inverse pole figures with EBSD analysis for the plates rolled at 773K (identical position with Fig. 6, 1/2t-position, L-section).

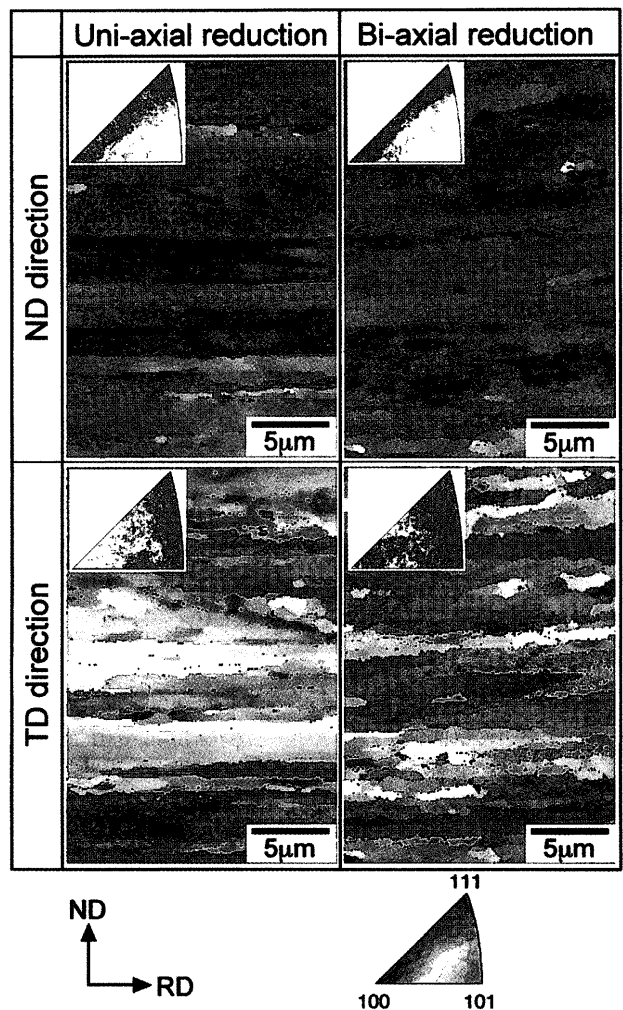


Fig. 9. Orientation imaging maps and inverse pole figures with EBSD analysis for the plates rolled at 873K (1/2t-position, L-section).

{100}集積強度はあまり変化しなかった。

次に、EBSP法により局所領域の結晶方位分布を測定した結果を、Fig. 8とFig. 9にそれぞれ結晶方位マップ（OIM像、Orientation Imaging Map）および逆極点図の形式で示す。Fig. 8は773K圧延材のFig. 6と同視野の測定結果であり、Fig. 9は873K圧延材の結果である。これらは、X線回折によるマクロ的な集合組織の解析結果とよく対応していた。どの圧延条件においても、ND方向（板面法線方向）のOIM像は、圧延面に{100}が平行な α 粒のコロニー（赤系統の色で表示される領域）と圧延面に{111}が平行な α 粒のコロニー（青系統の色で表示される領域）が、RD方向に伸長して層状に発達していることを示している。

2方向圧下圧延は、これらの α 粒コロニーを分断したり、{100}コロニーと{111}コロニーの界面の凹凸を増すなど、 α 粒コロニーの形態に影響している可能性がある。また、TD方向のOIM像および逆極点図が示すように、1方向圧下ではTD方向に{111}~{110}方位が集中しているのに対し、2方向圧下ではほぼランダムに分散している。このことが近似結晶方位の α 粒からなる{100}あるいは{111}方位の α 粒コロニーを細分化し、大角粒界の増加に寄与していると考えられる。

以上のX線回折およびEBSP法による結晶方位解析の結果により、本研究の2方向圧下圧延は、必ずしも集合組織の発達を抑制するものではなく、集合組織の成分とミクロ的な結晶方位分布(microscale textureあるいはmicrotexture)を変化させることが明らかとなった。

4.3 板厚方向のミクロ組織の均一性

鋼板表面付近から板厚中央部にわたるSEMによる組織観察によれば、どの部位の組織も超微細 α 粒と分散セメントタイト粒子からなり、板厚方向位置による明瞭な違いは認められなかった。ただし、鋼板表面から1mm以内の α 粒径は板厚中央部よりも10~20%程度小さかった。Fig.10には鋼板の表面から裏面までの板厚方向の硬さ分布を示す。773K圧延材の硬さが鋼板表面近くで上昇していることを除くと、ほぼ平坦な硬さ分布が得られ、ミクロ組織が板厚方向にほぼ均一であることを反映している。

4.4 引張特性

引張試験によって得られた公称応力-公称歪曲線をFig.11に示す。本実験に用いた供試鋼はSM490相当の成分であり、粒径10 μ m程度の α 粒とパーライトからなる通常の組織の場合、降伏強さ（下降伏点）は330MPa程度、引張強さは500MPa程度となる¹⁵⁾。結晶粒微細化による強化に関しては、粒径1 μ m以下の超微細粒鋼においてもHall-Petchの関係が成立することがわかっている³³⁾。本研究で得られた温間圧延組織は、4.2節で示したように、2方向圧下材においても必ずしも全体が大角粒界で囲まれた超微細粒からなるわけではなく、サブグレインや粗大な伸長粒が存在している。しかしながら、降伏強さは4.1節に示し

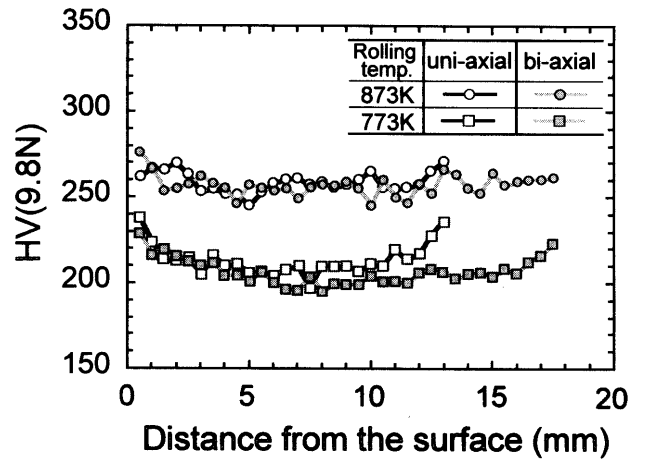
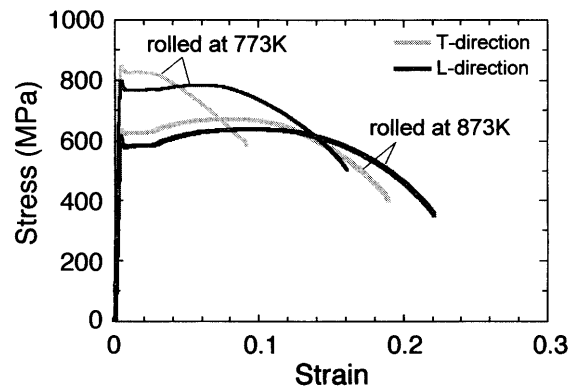
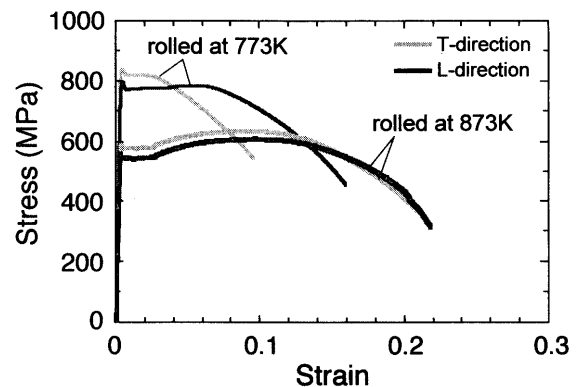


Fig. 10. Hardness distributions in the direction of the plate thickness.



(a) uni-axial reduction



(b) bi-axial reduction

Fig. 11. Nominal stress-nominal strain curves.

たSEMエッチング像から測定できる α 粒径にほぼ依存していた。温間圧延による降伏強さの上昇は、主に α 粒微細化によるものと推定できる。

また、試験片採取方向による引張特性の違いは、集合組織の発達と伸長した α 粒の形状に起因するものと考えられ、圧延温度の低下に伴って引張特性の異方性は増大した。

4.5 シャルピー衝撃特性

Fig.12にシャルピー吸収エネルギーの遷移曲線を、

Fig.13には試験後のシャルピー試験片の破面外観写真を示す。多くのシャルピー試験片の破面において、板面に平行な割れ、すなわちセパレーションの発生が著しい。

Fig.14に示した2方向圧下773K圧延材のシャルピー破面

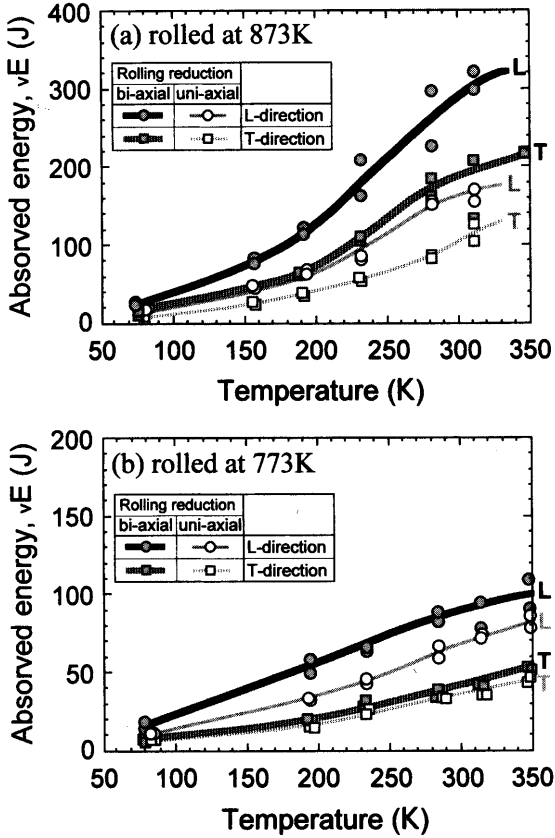


Fig. 12. Charpy absorbed energy.

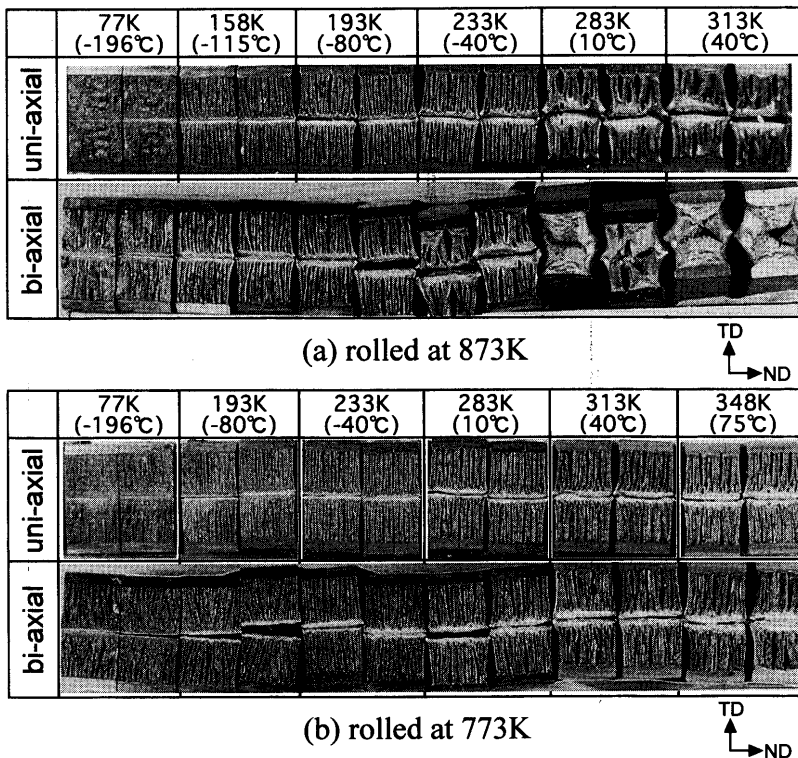


Fig. 13. Fracture appearance of the Charpy impact specimens (L-direction).

のSEM写真(b), (c)からわかるように、77Kで破壊した破面においても、セパレーションの内部以外は直径1 μ m程度の微小ディンプルからなる延性破面を呈しており、今回の温間圧延によって形成された超微細 α 粒組織が優れた脆性き裂の発生抑止特性を持つことは明らかである。セパレーションの消失した完全な脆性破面の面積率によって破面遷移温度(vTrs)を決定すると、773K圧延材では1方向および2方向圧下ともに77K未満であり、873K圧延材では、1方向圧下でおよそ77K、2方向圧下材では77K未満であった。1方向圧下材に比べて、2方向圧下材の77Kにおける脆性破面率は小さかった。これは、2方向圧下には、超微細粒生成を促進することによりvTrsを低下させる効果があることを示している。

一方、脆性破面の現れない温度域でのシャルピー吸収エネルギーは、セパレーションの発生数と相関があり、圧延温度の上昇や2方向圧下によってセパレーションが減少するとともに、吸収エネルギーは増加した。セパレーション発生の原因は、圧延面に平行な{100}集合組織の発達であると考えられている^{34,35}。松田ら³⁶はさらに、{100}とともに{111}の集合組織が発達し、両者の塑性異方性によって割れが発生することを指摘した。いずれにしても、セパレーションの発生は、集合組織が強いほど顕著になるという報告が多い。本研究の温間圧延組織においても、{100}および{111}集合組織が発達しており、それがセパレーション発生の原因になっていると考えられる。しかしながら、圧延温度の上昇や2方向圧下によって、{100}および{111}集合組織強度が減少していないにもかかわらず、セ

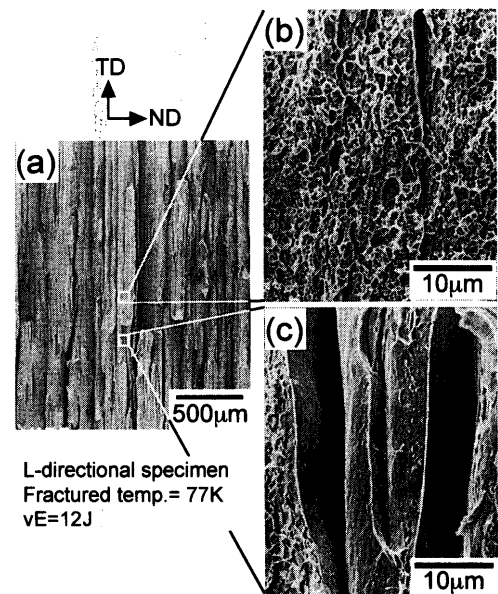


Fig. 14. SEM micrographs of fracture surfaces of a Charpy impact specimen fractured at 77K, (a) at low magnification, and (b), (c) at high magnification showing (b) dimples and (c) separations.

パレーションの発生は抑制されている。これは、X線回折によって測定されるマクロ的な集合組織の強度のみでなく、 $\{100\}$ または $\{111\}$ を共有する α 粒コロニーの大きさ、数、形態、配置など、ミクロレベルの結晶方位分布が、セパレーション発生に大きく影響していることを示唆する。そして、 α 粒コロニーがRD方向に伸長していることは、RD方向のセパレーションの発生を容易にすることによって、シャルピー衝撃特性の異方性の要因の一つとなると考えられる。

また、セパレーションの発生には、主亀裂先端における局所的な塑性変形によって、板厚方向の応力が発生することが不可欠である。降伏強さや加工硬化挙動などの変形特性は、この応力を決定することを通じてセパレーションの発生に影響すると考えられる。圧延温度の上昇は、 α 粒径を増加させることにより変形応力を低下させる。これがセパレーションの発生を抑制した可能性がある。

本研究において、上記の種々の因子を定量的に評価することは難しい。しかしながら、2方向圧下は、ミクロレベルの結晶方位分布(microscale textureあるいはmicrotexture)を変化させることによって、明らかにセパレーションの発生を低減し、吸収エネルギーを増加させる効果があった。温間圧延鋼板の機械的特性のうち、実用上最も大きな問題になると考えられるのは、著しいセパレーションの発生であろう。セパレーションの抑制に関しては、マクロおよびミクロレベルの集合組織制御の観点から、多方向加工の有効利用についてより詳細に検討する必要がある。

5. 結言

(1) 厚鋼板における超微細 α 粒組織創製プロセスとして提案した2方向圧下温間多パス圧延を0.15%C-0.3%Si-1.5%Mn鋼に適用して、18 mm厚鋼板を試作した。

(2) 873K圧延で約1.2 μm 、773K圧延で約0.6 μm の平均粒径の超微細 α 粒と分散セメント粒子からなる組織が、板表面付近から板厚中心部までほぼ均一に得られた。

(3) α 粒の多くは圧延方向に伸長しているが、大角粒界に囲まれた等軸状の α 粒も認められ、2方向圧下によってその割合が増加した。

(4) α 粒超微細化により、873K圧延で550 MPa以上、773K圧延で780 MPa以上の降伏強さと77K以下の破面遷移温度($v\text{Trs}$)を達成した。

(5) シャルピー破面には多数のセパレーションが発生し、吸収エネルギーが低下した。これは、温間圧延により発達した $\{100\}$ および $\{111\}$ 方位の α 粒コロニーと関係しているものと考えられる。

(6) 2方向圧下圧延には、 $v\text{Trs}$ を低下させるとともに、セパレーションの発生を抑制して吸収エネルギーを向上させる効果も認められた。

文 献

- 1) H. Yamada: Proc. 1st Symp. on Super Metal, RIMCOM, JRCM & JITA, Tokyo, (1998), 1.
- 2) A. Sato: *Bull. Iron Steel Inst. Jpn.*, **3** (1998), 88.
- 3) W. Yuqing: ULTRA-STEEL 2000, Proc. Int. Workshop on the Innovative Structural Materials for Infrastructure in 21st Century, NRIM, Tsukuba, (2000), 11.
- 4) W. P. Lee: ULTRA-STEEL 2000, Proc. Int. Workshop on the Innovative Structural Materials for Infrastructure in 21st Century, NRIM, Tsukuba, (2000), 33.
- 5) G. Buzzichelli and R. Anelli: Proc. 1st Int. Conf. on Advanced Structural Steels (ICASS 2002), NIMS, Tsukuba, (2002), 5.
- 6) Y. Hagiwara: Proc. 3rd Symp. on Super Metal, RIMCOM & JRCM, Tokyo, (2001), 13.
- 7) Y. Adachi, T. Tomida and S. Hinotani: *Tetsu-to-Hagané*, **85** (1999), 620.
- 8) Y. Adachi, T. Tomida and S. Hinotani: Proc. 3rd Symp. on Super Metal, RIMCOM & JRCM, Tokyo, (2000), 73.
- 9) S. Torizuka, O. Umezawa, K. Tsuzaki and K. Nagai: *Mater. Sci. Forum*, **284-286** (1998), 225.
- 10) S. Torizuka, O. Umezawa, K. Nagai, K. Tsuzaki, S. Genda and Y. Kogo: Proc. Int. Conf. of Solid-Solid Phase Transformation '99 (JIMIC-3), ed. by M. Koiwa, K. Otsuka and T. Miyazaki, JIM, Sendai, (1999), 1533.
- 11) T. Yokota, T. Shiraga, K. Sato and M. Niikura: *Tetsu-to-Hagané*, **86** (2000), 479.
- 12) N. Tsuji, Y. Saito, H. Utsunomiya and S. Tanigawa: *Scr. Mater.*, **40** (1999), 795.
- 13) A. Azushima, K. Aoki and T. Inoue: *Tetsu-to-Hagané*, **87** (2001), 762.
- 14) M. Fujioaka, Y. Abe and S. Aihara: Proc. 4th Symp. on Super Metal, RIMCOM & JRCM, Tokyo, (2001), 143.
- 15) T. Hayashi, S. Torizuka, T. Mitsui, K. Tsuzaki and K. Nagai: *CAMP-ISIJ*, **12** (1999), 385.
- 16) T. Sakai, A. Belyakov and H. Miura: *CAMP-ISIJ*, **14** (2001), 470.
- 17) N. Tsuji, R. Ueji, Y. Ito and Y. Saito: Proc. 20th RISØ Int. Symp. on Materials Science, RISØ National Laboratory, Denmark, (2001), 607.
- 18) N. Tsuji, R. Ueji, Y. Saito and Y. Minamino: *CAMP-ISIJ*, **14** (2001), 494.
- 19) A. Belyakov, T. Sakai and H. Miura: *Mater. Trans. JIM*, **41** (2000), 476.
- 20) A. Belyakov, T. Sakai, H. Miura, R. Kaibyshev and K. Tsuzaki: *Acta Mater.*, **50** (2002), 1547.
- 21) A. Ohmori, S. Torizuka, K. Nagai, K. Yamada and Y. Kogo: *Tetsu-to-Hagané*, **88** (2002), 857.
- 22) K. Tsuzaki: *CAMP-ISIJ*, **11** (1998), 1013.
- 23) 津崎兼彰: 第189回塑性加工シンポジウム「最新圧延技術と革新プロセス」, 塑性加工学会, 東京, (1999), 25.
- 24) T. Hayashi, O. Umezawa, S. Torizuka, T. Mitsui, K. Tsuzaki and K. Nagai: *CAMP-ISIJ*, **12** (1999), 385.
- 25) S. Torizuka, K. Nagai and A. Sato: *J. Jpn. Soc. Technol. Plast.*, **42** (2001), 287.
- 26) K. Nagai: *J. Mater. Process. Technol.*, **117** (2001), 329.
- 27) N. Koseki, Y. Kogo, A. Ohmori, S. Torizuka and K. Nagai: Proc. 6th Workshop on the Ultra-Steel, NIMS, Tsukuba, (2002), 80.
- 28) T. Inoue, S. Torizuka and K. Nagai: *Tetsu-to-Hagané*, **86** (2000), 793.
- 29) T. Inoue, S. Torizuka and K. Nagai: *Mater. Sci. Technol.*, **17** (2001), 1329.
- 30) T. Hayashi, M. Saito, K. Tsuzaki and K. Nagai: Proc. 4th Int. Conf. on Recrystallization and Related Phenomena (Rex '99; JIMIS-10), ed. by T. Sakai and H. G. Suzuki, JIM, Sendai, (1999), 333.
- 31) Y. Iwahashi, Z. Horita, M. Nemoto and T. G. Longdon: *Acta Mater.*, **46** (1998), 3317.
- 32) M. Kikkawa, S. Torizuka, T. Inoue and K. Nagai: *CAMP-ISIJ*, **15** (2002), 376.
- 33) Y. Kimura and S. Takaki: *Mater. Trans. JIM*, **36** (1995), 289.
- 34) T. Tanaka: *J. Jpn. Soc. Technol. Plast.*, **18** (1977), 381.
- 35) T. Hashimoto, T. Sawamura and H. Ohtani: *Tetsu-to-Hagané*, **65** (1979), 1425.
- 36) S. Matsuda, Y. Kawashima, S. Sekiguchi and M. Okamoto: *Tetsu-to-Hagané*, **68** (1982), 435.