

BCC鉄における強冷延されたRD//〈011〉組織の再結晶挙動

本間 穂高*・中村 修一*・吉永 直樹*

Recrystallisation of Heavily Cold Rolled RD//〈011〉 Structure in BCC Iron

Hotaka HOMMA, Shuichi NAKAMURA and Naoki YOSHINAGA

Synopsis : The present paper prompts to demonstrate the recrystallisation procedure of $\{h,1,1\}\langle 1/h,1,2 \rangle$ fibre from heavily cold rolled α -fibre structure, or RD//〈011〉 texture. Firstly the partially recrystallised cold rolled steel was analysed with OIM measurement. At the stage of 50% recrystallisation, $\{100\}\langle 011 \rangle$ - $\{211\}\langle 011 \rangle$ α -fibre was remained as deformed structure, and only ND//〈111〉 texture was appeared for the recrystallised area. The slight recrystallisation was observed at the grain boundary of α -fibre grains, therefore, a by-crystal of $\{100\}\langle 011 \rangle$ was employed to simulate the irregular deformation at the grain boundary. After the cold rolling, a warp toward the grain boundary was observed. Although the interior of the $\{100\}\langle 011 \rangle$ single crystal was hardly recrystallised, sharp $\{411\}\langle 148 \rangle$ texture was created along the grain boundary. In order to recreate the phenomenon at the grain boundary, a cold rolled $\{100\}\langle 011 \rangle$ single crystal was bent along the rolling direction and annealed. Very sharp $\{411\}\langle 148 \rangle$ recrystallisation texture was formed again at the bent perimeter. These results suggest that the irregular strain was sufficiently piled at the grain boundary after the heavy deformation and generates $\{h,1,1\}\langle 1/h,1,2 \rangle$ texture. The orientation relationship in recrystallisation was confirmed by another recrystallisation that a $\{211\}\langle 011 \rangle$ single crystal generated another $\{h,1,1\}\langle 1/h,1,2 \rangle$, equivalently rotated around RD with the rotation from $\{100\}\langle 011 \rangle$ to $\{211\}\langle 011 \rangle$. These recrystallisation textures were equivalently scattered around three 〈100〉 poles on (100) pole figures, therefore the rotation relationship around 〈111〉 axes with the original orientation was discussed.

Key words : steel; recrystallisation; α -fibre; EBSP.

1. 緒言

BCC鉄もしくは鋼の再結晶集合組織は、鋼組成、冷延前組織等に依存して多彩であるが、冷延率によって大まかに分類され得る事も示されている¹⁾。即ち、

- i) 極低冷延率~40%程度 冷延集合組織をほぼ踏襲
- ii) 冷延率40~60%程度 $\{110\}\langle 001 \rangle$ に集積を持つ
- iii) 冷延率60~80%程度 ND//〈111〉： γ ファイバー
- iv) 冷延率80%以上 $\{411\}\langle 148 \rangle$, $\{100\}\langle 012 \rangle$ 等

(本論文中 $\{h,1,1\}\langle 1/h,1,2 \rangle$ と総称)

となる。冷延率範囲は鋼種や冷延前工程によってかなり変動し、また示された主方位集積強度も高低様々であるが、定性的な傾向はほぼ全鋼種について認められると言ってよいであろう。

i)群の生成理由については、冷延による鋼板への歪導入が十分でなく、連続再結晶しか起こりえなかったと考える事ができる。ii)群、即ちGoss方位粒の生成機構について、Harataniら²⁾、Ushiodaら³⁾が単結晶を用いた実験で、粒内に導入された、特定結晶面に沿った局所的な不均一変形組織：micro shear bandから優先的に再結晶核が発生する事で得られる事が明らかにされている。iii)群は γ ファイバーと称される方位群で、深絞り鋼板等で積極的に活用される

加工性良好な組織で、高い r 値を示し、その形成機構について多数の研究が成されている^{4,5)}。

ところで、iv)群で示された $\{h,1,1\}\langle 1/h,1,2 \rangle$ 方位については、余り目立った研究は報告されていない。ごく初期の研究としてHeyerらによるもの⁶⁾があるが、ここではこの方位が発生すると鋼板の r 値が低下するので、均一な加工性を求める鋼板の製造において冷延率に上限ができてしまう事を論じている。この様にその存在はかなり以前から知られていたが、特に有用な結晶方位ではないとの認識のために、余り深く検討されてこなかった。しかしながら、方向性電磁鋼板の製造技術において、このグループの中の代表的な方位である $\{411\}\langle 148 \rangle$ がGossと正確な $\Sigma 9$ 関係にあり、実際の一次再結晶集合組織の中で分散方位が主にRD軸回りである、即ちGossに対応させるとB8の劣化しない方位分散であることから、極めて有用な方位であることが認識されつつある⁷⁾。また薄鋼板の技術分野においても、例えば自動車車体用鋼板として薄手化の要求が高まっており、高冷延率でこの方位群の発生を防ぐべくその形成機構の検討がなされ始めている⁸⁾。

これらの方位は単結晶を用いたモデル実験でも確認されている。Furubayashi⁹⁾は $\{100\}\langle 001 \rangle$ 単結晶の強圧延後再結晶実験を行った。 $\{100\}\langle 001 \rangle$ 単結晶を圧延すると遷移帯と呼

ばれる不均一加工組織が圧延方向に発生し¹⁰⁾、高歪領域であるため優先再結晶サイトとなる。60%程度の冷延率では再結晶方位に明確な傾向は見られないが、遷移帯形成後、さらに冷延を重ねる事で、 $\{311\}\langle 136 \rangle$ 方位が再結晶する事が確認されている。またTogeら¹¹⁾は、 $\{100\}\langle 011 \rangle$ 単結晶にCを固溶させ、動的歪時効の生じる条件で冷延した後、 $\{411\}\langle 148 \rangle$ 再結晶を得ている。

しかしながら、実材料、即ち多結晶鉄で生じている現象と言う視点からの解析が、これらで十分なされてきたとは言えない。従って本研究が取り組むのは、高冷延率時における $\{h,1,1\}\langle 1/h,1,2 \rangle$ 再結晶集合組織の形成機構解明の試みである。まずそもそも、この方位群をまとめてこの様なミラー指数標記をしたが、これらが意味のある方位系列であるのかをまず検討しなければならない。つまり、これらの方位がある母組織から特定の作用の結果形成されているのか評価しなければならない。そこで本論文ではまず、実際にこの方位群が顕著に形成される鋼板を詳細に観察して、生成条件を明確化する。次にその考察結果をもとにモデル化された実験によって生成の再現を試み、再結晶現象の特定を行う。最後に母方位と再結晶方位の関係を解析し、形成機構を考察する。

2. 部分再結晶による、 $\{h,1,1\}\langle 1/h,1,2 \rangle$ 方位群の発生起源の追跡

2.1 実験方法

$\{h,1,1\}\langle 1/h,1,2 \rangle$ 方位群を再結晶で得るために高い加工率を要するという事から、その母組織は再結晶駆動力をもたらす程の歪を蓄積する事が容易ではないと推察する事ができる。例えば、BCC鉄の冷延集合組織は圧延率が高まる

と α -fibreに集積していくが、その中で $\{100\}\langle 011 \rangle \sim \{211\}\langle 011 \rangle$ 方位あたりが蓄積歪が小さい傾向であることが知られている事から¹²⁾、 $\{h,1,1\}\langle 1/h,1,2 \rangle$ がこの方位組織から再結晶する可能性があることは十分推測できる。そこで本章においては、高冷延率素材を部分再結晶させ、歪蓄積量が多くて迅速に再結晶する組織と、低歪のため再結晶が遅延する組織を識別し、結晶方位解析する事で、この方位群の形成起源を補完的に検証する事を試みた。

99.9%純度の鉄を1050℃以上の温度で2mmまで熱延し、更に90%冷延した後、乾水素中で550℃まで加熱冷却し約50%の再結晶率を得た。Fig. 1(a)に再結晶が完遂した試料の結晶方位分布関数(ODF: Orientation Distribution Function)を示すが、明瞭な $\{h,1,1\}\langle 1/h,1,2 \rangle$ 方位が再結晶する事が確認されている。再結晶率の測定にはEBSP: Electron Back Scattering Patternを用いた。1 μ m程度の低分解能SEMを用いると、再結晶部からは明瞭な擬菊地線が現れるが、未再結晶部では歪が残るため擬菊地線がぼやけ、バンドエッジも明瞭でなくなるので、再結晶判定が行える。試料の板厚1/2面を10 \times 20mmの領域でランダムに2000点程度測定し、再結晶部の方位と未再結晶部の方位を識別した。

2.2 実験結果

Fig. 1(b), (c)に、再結晶率50%材の再結晶部集合組織と未再結晶部集合組織を示す。再結晶部には $\{111\}\langle 112 \rangle$ が主方位として明瞭に現れ、他の γ ファイバーが副方位的に分散している。 α ファイバー成分も現れてはいるが分散が大きく明瞭ではない。一方未再結晶組織においては、強い α ファイバーが残存しているものの、 $\{111\}\langle 011 \rangle$ に近い成分は消失しており、 $\{100\}\langle 011 \rangle$ から $\{211\}\langle 011 \rangle$ が主方位となっている。

そこで、次に90%冷延した鋼板の約50%部分再結晶材

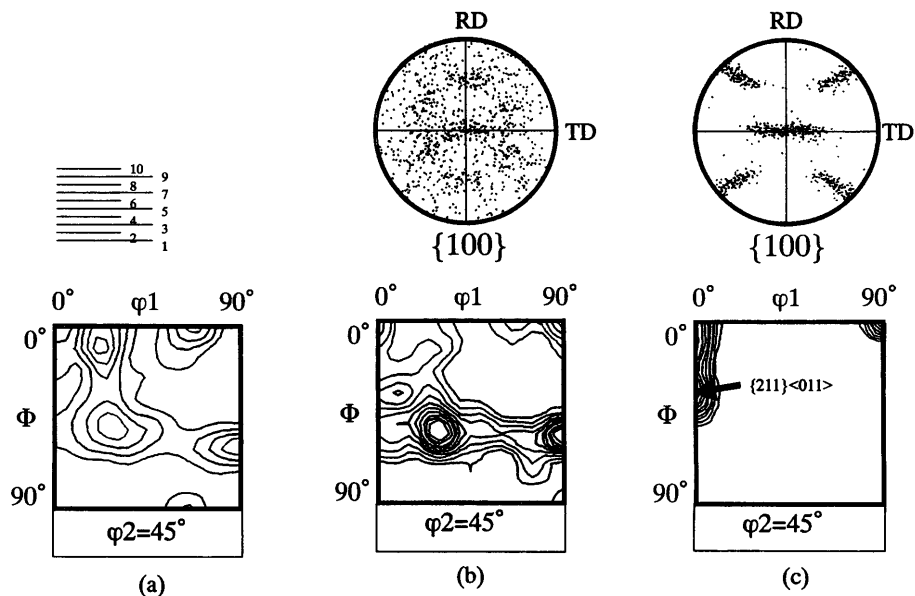


Fig. 1. (a) Recrystallisation texture of heavily cold rolled BCC steel, and texture of (b) recrystallised area and (c) recrystallisation retarded area of partially recrystallised state.

のOIM: Orientation Image Mapping解析を行った。Fig. 2に、その結果をND面方位として色付けして示す。図の下半には再結晶が完了した組織、上半には未再結晶組織が明瞭に識別されて観察されている。下半の再結晶組織の結晶方位は、ほぼ全てがND// $\langle 111 \rangle$ 近傍、即ち γ -fibreに属し、極めて高い方位集積度を示している。Fig. 1(b)で示した巨視的集合組織解析とも良く対応する結果である。これに対して上半の未再結晶組織の方位もFig. 1(c)と一致して、 $\{100\}$ ~ $\{211\}\langle 011 \rangle$ に強く集積 $\{211\}$ ~ $\{111\}\langle 011 \rangle$ が欠けた α -fibre方位群となっている。

2.3 考察

以上から、一次再結晶は α ファイバーの中でも $\{111\}\langle 011 \rangle$ に近い方位群で優先的に進行し、ここで形成されるものは $\{111\}\langle 112 \rangle$ 等を主とする方位である。すなわち、 $\{h,1,1\}\langle 1/h,1,2 \rangle$ 方位はこの段階では現れておらず、従って未だ再結晶していない $\{100\}\langle 011 \rangle$ ~ $\{211\}\langle 011 \rangle$ 方位組織の中から遅れて再結晶してくる可能性が示されたと言えよう。Fig. 2の未再結晶組織の粒界付近で、 $\{h,1,1\}\langle 1/h,1,2 \rangle$ 方位に属すると思われる再結晶粒が1つ観察されている。 $\{100\}\langle 011 \rangle$ ~ $\{211\}\langle 011 \rangle$ 方位組織内は、方位揺動があるとはいえ残留歪は少なく、粒内に再結晶サイトが形成されにくい事が容易に観察できる。一方OIM解析結果からは粒内で組織が粒界に向かって緩やかに方位を傾けている様子が観察でき、粒界位置で歪が溜まっている事が理解できる。恐らく粒界において隣接粒から不規則な応力を受けたことによる局所歪と考えられるが、これが再結晶を誘発すると想定する事もできる。

つまりここまでの観察結果によって、再結晶 $\{h,1,1\}\langle 1/h,1,2 \rangle$ 方位は、冷延 $\{100\}\langle 011 \rangle$ ~ $\{211\}\langle 011 \rangle$ 方位の中の、粒界のように不規則な局所歪が溜まった所から再結晶する可能性が提示された。Furubayashi⁹⁾が $\{100\}\langle 001 \rangle$ 単結晶を用いた実験で、遷移帯形成後の追加冷延で $\{311\}\langle 136 \rangle$ を再結晶させたのも、遷移帯近傍で今回の粒界と同様の挙動があったと考えれば、同様の結果と推察する事ができる。

3. $\{100\}\langle 011 \rangle$ 単結晶の再結晶

3.1 実験方法

前章で議論された、 $\{h,1,1\}\langle 1/h,1,2 \rangle$ 方位粒の再結晶起源が $\{100\}\langle 011 \rangle$ ~ $\{211\}\langle 011 \rangle$ の粒界近傍である可能性について、 $\{100\}\langle 011 \rangle$ 単結晶を用いたモデル実験により検証する。3% Siを含んだ、工業的に製造された厚さ2mmの方向性電磁鋼板の熱延板を1120°Cで焼鈍し、長手方向に55%冷延した。次に板を90°回転してTD方向に55%冷延し、湿潤雰囲気中で脱炭焼鈍を行った後、乾水素中1000°Cで焼鈍を行い、 $\{100\}\langle 001 \rangle$ 二次再結晶組織を得た。これは二方向性電磁鋼板として技術開示されているものである¹³⁾。この鋼板を45°回転する事で $\{100\}\langle 011 \rangle$ 単結晶よりなる鋼板を

得る事ができる。

この様にして得られた $\{100\}\langle 011 \rangle$ 単結晶を70%冷延し、乾水素中900°C×2分の焼鈍を行ったが、全く再結晶しなかった。そこで、前章での考察を基に試料中に粒界が含まれるように素材を切出して双結晶を作成し、実験に供した。この時一方の結晶粒はほとんど方位のずれていない $\{100\}\langle 011 \rangle$ 、もう一方はRD軸回りに約10°ずれた $\{100\}\langle 011 \rangle$ であった。また、粒界は圧延方向に十分平行な部位を選んだ。

3.2 実験結果

70%の冷延後、粒界位置において、鋼板が粒界の両側からせり上がる様な形での山脈状突起が、目視で確認できるほどに現れた。即ちこの周辺で、平面歪変形が局所的に成立されなかった事が示された。さらにこの冷延板を乾水素中900°C×2分で焼鈍した所、粒界を挟んだ数mmの幅で再結晶組織が得られた。SEM観察結果をFig. 3に示す。結晶粒径は200 μ m程度のものが多く、通常の再結晶粒に比べて非常に大きい。また5mm程度の大きさまで成長した粒も多数観察された。これらの再結晶粒の方位をEBSPで測定した結果をFig. 4に示す。鮮映な $\{411\}\langle 148 \rangle$ 方位が得られている。即ち双結晶を用いたモデル実験で、低歪 α ファイバーの中の不規則な歪が発生する粒界近傍から $\{h,1,1\}\langle 1/h,1,2 \rangle$ 方位が再結晶する事が実証された。

粒界で発生した不規則な歪を解析するため、双結晶冷延板のRD断面におけるOIM測定を行った。結果をFig. 5に示す。図中左側が理想に近い $\{100\}\langle 011 \rangle$ 方位粒(A粒とする)、右側がRD軸回りに反時計回りに約10°傾いた $\{100\}\langle 011 \rangle$ 方位粒(B粒とする)である。A粒は粒界近傍に向かって少しずつ方位を歪めていき、図中A'と示した粒界近傍で約5°の傾きを示した。ところがこの傾きは図中 $\{100\}$ 正極点図に示したように、Bの傾きとは逆方向の、RD軸回り時計回りになっている。つまりA粒はB粒の傾きに反発する方向に反り、鋼板表面に突起状の異常変形をもたらしたのである。なお今回の観察では、再結晶サイトとして一般的に検討される、特定結晶面に沿った不均一変形帯は全く観察されなかった。

3.3 考察

この様な変形が生じた理由であるが、変形に特定面の優先迂りが生じたと考える事で説明する事ができる(Fig. 6)。つまりペンシルグライド¹⁴⁾等の任意面迂りを仮定した場合、双結晶の両粒は、加工されやすさは異なるものの平面歪は成立し、同一量の変形の結果としての試料形状は同じである。即ち粒界近傍での異常形状は発生しない。ところが、例えば変形が $\{211\}\langle 111 \rangle$ 面の優先迂りであった場合、理想的な $\{100\}\langle 011 \rangle$ 方位に近いA粒は平面歪的に変形するが、B粒においては $\{211\}$ 面が傾いているため、変形後の試料形状はRD断面で見ると菱形になり、板形状を保てないだけでなく粒界での歪の連続性も保てない。そこでまず

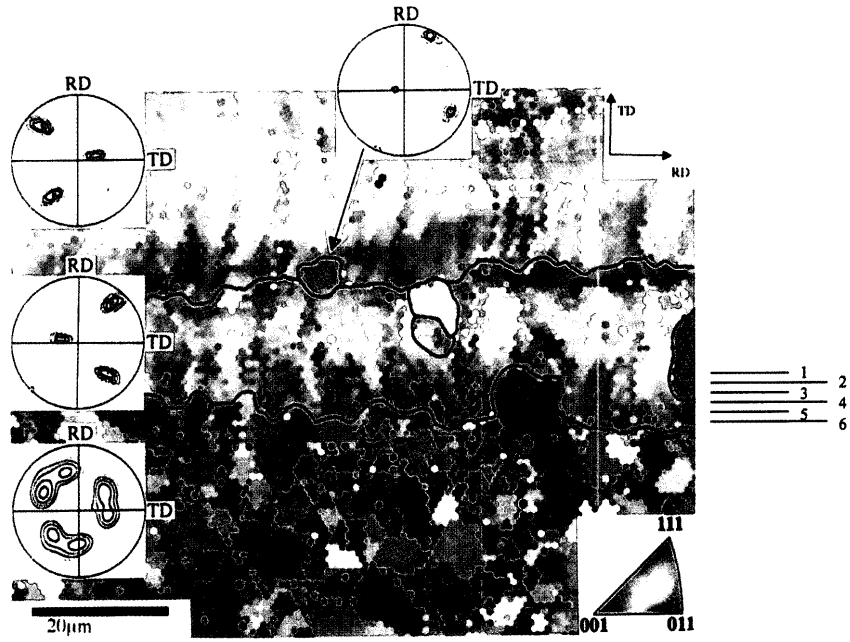


Fig. 2. OIM and $\{100\}$ pole figures of partially recrystallised heavily cold rolled BCC steel. ND pole is indicated on ND cross section.

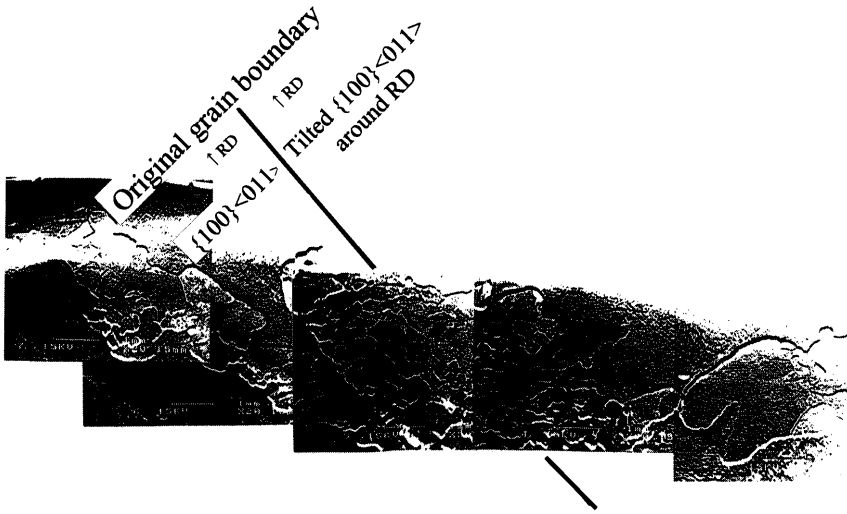


Fig. 3. Recrystallisation occurred at grain boundary of $\{100\}\langle 011 \rangle$ bi-crystal after 70% cold rolling.

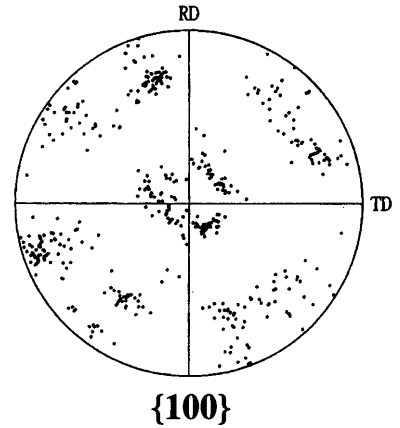


Fig. 4. Recrystallisation texture at grain boundary of $\{100\}\langle 011 \rangle$ bi-crystal after 70% cold rolling.

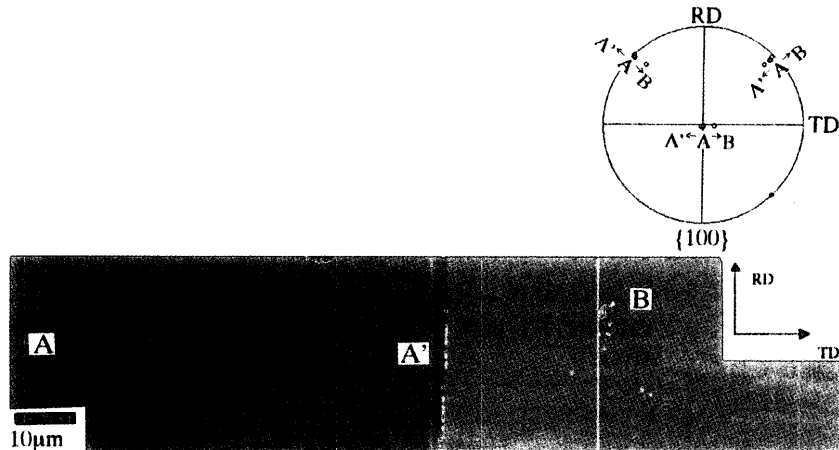


Fig. 5. OIM of 70% cold rolled $\{100\}\langle 011 \rangle$ bi-crystal on ND cross section, ND orientation.

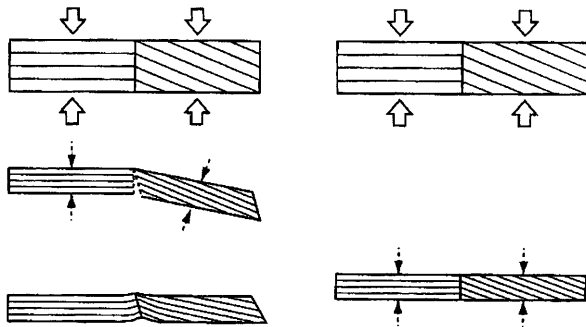
(a) $\{211\}$ plane preferential slip (b) pencil glide slip.

Fig. 6. Schematic depiction of occurrence of irregular strain at the grain boundary of $\{100\}\langle 011 \rangle$ bi-crystal with (a) $\{211\}$ plane preferential slip and (b) pencil glide slip.

粒界近傍では歪の連続性を保つための不規則な歪が発生し、また板全体も傾いた菱形を矯正するよう、反り変形が導入される。この結果反対側のA粒に対してB粒の方位傾きと逆向きの反り応力が働く事になり、突起状の異常形状が粒界位置で発生する。

さて、以上において $\{411\}\langle 148 \rangle$ 方位が冷延とRD軸回りの反り変形で得られた高歪部位で再結晶する、と考察したわけであるが、これを更にモデル化した実験によって検証した。理想方位に近い $\{100\}\langle 011 \rangle$ 単結晶を70%冷延し、引き続き反り変形の再現としてRD方向に沿って折り曲げた後、乾水素中 $900^\circ\text{C} \times 2$ 分焼鈍した。比較材として冷延を施さず折り曲げた試料も同じく焼鈍に供した。両試料とも折り曲げ部で再結晶が得られたので、EBSPで方位解析を行った。その結果をFig. 7に示す。冷延せずに折り曲げた試料の再結晶方位が明瞭な集合組織を示していないのに対し、冷延後折り曲げた試料からは極めて明瞭な $\{411\}\langle 148 \rangle$ 方位が再結晶した。特にここで留意したいのは、得られた再結晶方位はRDに対して対称であり、折り曲げ方向の影響を受けていないと言う事である。

再結晶方位は $\{411\}\langle 148 \rangle$ を主方位としている様に見えるが、 $\{100\}$ 正極点図を注意深く解析すると、母方位に対して直行する4方位に分散した $\{411\}\langle 148 \rangle$ とそれを結ぶ四辺形状に方位が分散していることがわかる。この四辺形の一辺は、 $\{411\}\langle 148 \rangle$ から $\{100\}\langle 012 \rangle$ を結ぶ辺にもなっている。再結晶方位の正極点図上での $\langle 100 \rangle$ 極投影は、母結晶の3つの $\langle 100 \rangle$ 極に対して等価である。つまり母結晶と再結晶方位の間には特定の方位関係が有ってそれが3つの $\langle 100 \rangle$ 極に対して等価な方位変化である事を示唆しているが、この事を検討する前に、次章において、この特定の方位関係が確実に存在する事を実証しておく。

bent after cold rolling bent without cold rolling

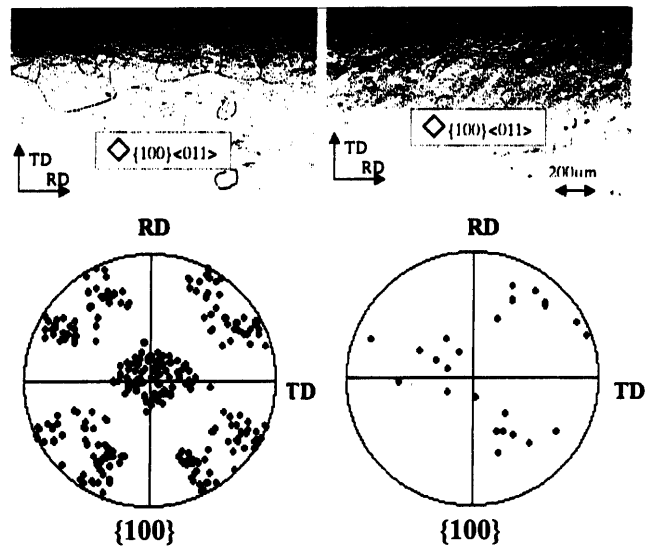


Fig. 7. Recrystallisation textures at the bent edge of $\{100\}\langle 011 \rangle$ single crystal, (a) bent after cold rolling and (b) bent without cold rolling. Non-recrystallised areas are noted with the notation: $\diamond \{100\}\langle 011 \rangle$.

4. $\{211\}\langle 011 \rangle$ 単結晶の再結晶

4.1 実験方法

前章において、典型的な低歪 α ファイバー方位である $\{100\}\langle 011 \rangle$ の単結晶を用い、不規則な歪を導入する事で $\{411\}\langle 148 \rangle$ 方位粒が再結晶する事を示した。本章においては、もう一つの低歪 α ファイバー方位である $\{211\}\langle 011 \rangle$ 単結晶の冷延再結晶を試み、現れる結晶方位を検討する。

Fukagawaらが報告している方法¹⁵⁾によって、3% Si鋼で $\{211\}\langle 011 \rangle$ 方位粒を二次再結晶させた。 $\{211\}\langle 011 \rangle$ が一次再結晶集合組織の $\Sigma 9$ 方位であり、核の形成条件さえ整えば二次再結晶する方位であることはHommaら⁷⁾によって報告されている。特に $\{211\}\langle 011 \rangle$ 方位は冷延安定方位の一つでもあり、一次再結晶がその場再結晶的に進行すれば二次再結晶核として相当量確保される事が有りうるであろう。なお、今回は冷延後の再結晶を促進させるためにTogeらの方法¹¹⁾を応用し、固溶Cを十分に残したうえで、二次再結晶後の純化焼鈍を省いた。この様にして得られた $\{211\}\langle 011 \rangle$ 単結晶を70%冷延し、冷延によって方位がほとんど変化しなかったことをX線ラウエ法で確認した後、乾水素中 $900^\circ\text{C} \times 2$ 分焼鈍した。今回は鋼板全面で再結晶組織が得られた。

4.2 実験結果と考察

ここで得られた再結晶方位をFig. 8に示す。一部未再結晶組織が認められ、母方位が現れている。再結晶方位は母方位に対して約 $20 \sim 30^\circ$ 離れた位置に分布しているが、その分布の様子は、正極点図上の $\langle 100 \rangle$ 極投影で、母方位の3つの $\langle 100 \rangle$ 極に対して再結晶方位の $\langle 100 \rangle$ 極が等価に分布

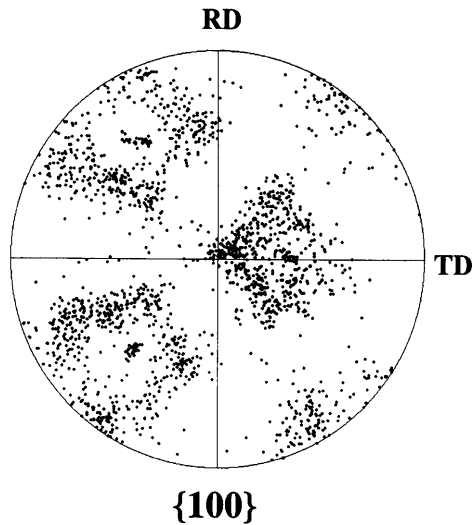


Fig. 8. Recrystallisation texture from $\{211\}\langle 011 \rangle$ single crystal.

し、また分布の様子はそれぞれの極を中心に4つの直行する分散点を頂点とする4辺形を成している。即ち母方位と再結晶方位の関係は、前節で得られた母方位 $\{100\}\langle 011 \rangle$ と再結晶方位 $\{411\}\langle 148 \rangle$ の関係とほぼ同等である。ここにおいて、2つの異なる結晶方位の母結晶から結晶方位関係としては同じである再結晶方位が得られたわけである。つまりこれらは、母方位と再結晶方位の間で母方位に依らない特定の方位関係が存在する場合であって、言い換えると、再結晶の起源となる加工組織が結晶座標系内のみで考察できるもの、あるいは結晶内の方位関係のみに起因するものであると考える事ができる。

以上から $\{h,1,1\}\langle 1/h,1,2 \rangle$ 再結晶方位は低歪 α ファイバーが再結晶して形成されることが明らかになった。そこで、ここで得られた方位関係を全ての α ファイバーに適用して総和したものを $\{100\}$ 正極点図上に表すと(Fig. 9)、強冷延材の再結晶集合組織が良く再現されている事が理解できる。

5. $\{h,1,1\}\langle 1/h,1,2 \rangle$ 再結晶方位形成に関する考察

前章までで形成起源を検討した $\{h,1,1\}\langle 1/h,1,2 \rangle$ 再結晶の、母結晶に対する方位解析を行う。まず $\{100\}$ 正極点図上で、再結晶方位の投影が母結晶の3つの $\langle 100 \rangle$ 極投影に対して等価である事から、両者の方位関係は3つの $\langle 100 \rangle$ 軸に等価なものであると推察できる。この様なものには $\langle 111 \rangle$ 軸回りの回転関係がある。そこで、この関係を見やすくするために、試料座標系ではなく、 $\langle 111 \rangle$ 軸に垂直な平面上にステレオ投影した $\{100\}$ 正極点図上に、Fig. 8で得られた再結晶方位を描き、Fig.10に示す。4辺形で現れる再結晶方位が、投影の中心とした $[111]$ 軸の回りに三回対称な回転関係に位置しているのが良く理解できる。4辺形は、対角

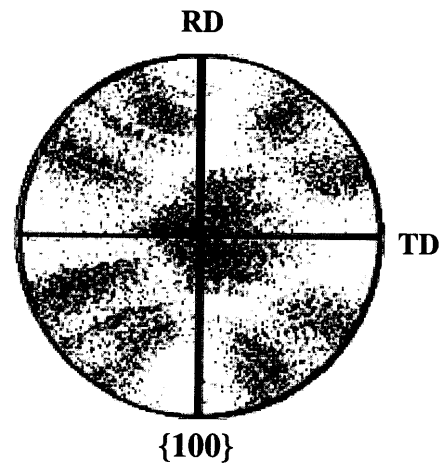


Fig. 9. Recreation of $\{h,1,1\}\langle 1/h,1,2 \rangle$ texture summing up the rotated texture in Figs. 7 and 8 around RD.

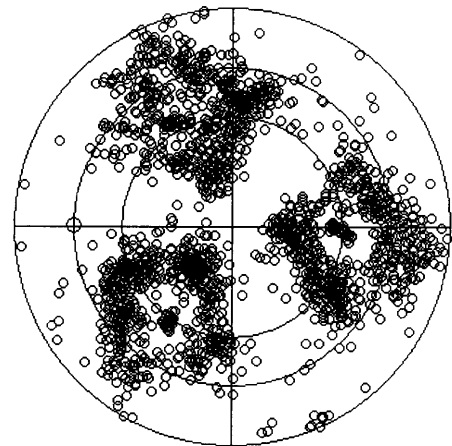


Fig. 10. Stereo projection of (100) pole for recrystallisation texture from $\{211\}\langle 011 \rangle$ single crystal, as projected along $[111]$ axis.

線の1つが $[111]$ 軸を中心とした同心円上に重なる様に配置されており、即ち4辺形のうちの2つの頂点は母結晶の $\langle 100 \rangle$ 極と $\langle 111 \rangle$ 軸回りの回転関係にあると言える。実際、 $\{100\}\langle 011 \rangle$ 方位を $\langle 111 \rangle$ 軸回りに 30° 程回転させると $\{411\}\langle 148 \rangle$ に近い方位となり、つまりこれが母結晶方位と再結晶方位の間の回転関係であると結論できよう。

次に、正極点図上の同心円と直行するもう一つの対角線上に現れる極について検討しなければならない。今、ステレオ投影に $[111]$ 軸を選んだが、その他に3つの $\langle 111 \rangle$ 軸、 $[-1,1,1]$ 、 $[1,-1,1]$ 、 $[1,1,-1]$ が存在して、これらは全て等価である。そこで、この3つの軸回りの回転も同様に考える事が出来て、Fig.10と同じ方法で描くとFig.11の様になる。これによって、全ての対角位置にある再結晶方位の $\langle 100 \rangle$ 極がいずれかの極の回りの回転関係で対応付けられる事が理解できる。結論として、再結晶方位と母結晶方位の関係が、等価な4つの $\langle 111 \rangle$ 軸回りの約 30° 回転関係である事が示された。更に付記すれば、Togeら¹¹⁾の実験結果にも、ここで行った解析が良く適用されよう。

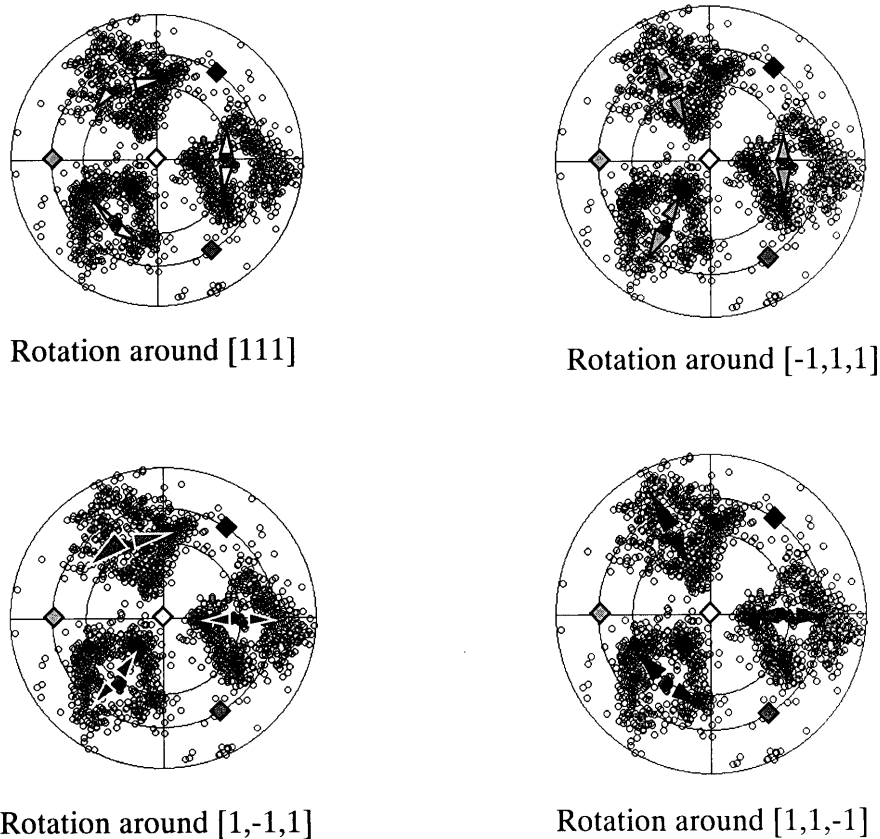


Fig. 11. Same projection with Fig. 10 indicating rotation relationship around equivalent four $\langle 111 \rangle$ axes.

この様な $\langle 111 \rangle$ 回転がもたらされる機構を考察するために、Fig. 6の2つの再結晶結果を比較検討する。素材単結晶は冷延後も方位を変えず、かつ再結晶が極めて生じにくい程に低歪であって、一見すると冷延前後で大きな組織変化は無いように見える。しかしながら折り曲げ変形後の再結晶挙動は大きく異なっている事から、ごくわずかな残留歪であっても、折り曲げ加工で導入される歪の間の相互作用が、特別に強くなる幾何学的状態にあると考えられる。和田ら¹⁶⁾は圧延された $\{100\}\langle 011 \rangle$ 単結晶の回復過程において、網目状に整然と配列した転位網が形成されるのを観察していて、その構造からは、熱活性過程における転位の運動に明確な方位依存性があり、その結果得られる転位の反応も結晶学的な幾何関係を十分に反映するであろう事が見て取れる。つまり冷延で導入された転位は、それだけでは高歪組織を形成しない形態で分布しているが、引き続き折り曲げ変形で導入された転位との反応でジョグを発達させやすい幾何関係にあつて、わずかな量でも高歪組織の成因になり得ると考えられる。

この様な組織において回復再結晶に伴う転位の再配列が進むと、それぞれの転位方位に従う結晶回転は必然的に合成されたものになっていくと想定できよう。今回の実験では、変形時の $\langle 110 \rangle$ 軸回転、即ち $\{211\}$ 面 $\langle 110 \rangle$ が観察されているので、これらによって残留させられた幾つかのバリエーション転位が複合して堆積すれば、例えば回転軸で

表して

$$[110] + [101] = [211] \dots\dots\dots (1)$$

$$[110] + [101] + [011] = 2[111] \dots\dots\dots (2)$$

といった結晶回転を考える事も可能である。(1)、(2)式で表される回転関係は、まさに2、3節の実験で得られた再結晶方位と素材単結晶の冷延方位との関係にあてはまるものであり、和田らが観察した転位の再配列が再結晶に伴う転位運動に寄与していると考えれば、 $\{h,1,1\}\langle 1/h,1,2 \rangle$ 再結晶方位の形成機構として十分に想定し得るものと言えよう。

6. 結言

BCC鉄の高冷延率時に観察される $\{h,1,1\}\langle 1/h,1,2 \rangle$ 再結晶方位は、 $\{100\}\langle 011 \rangle \sim \{211\}\langle 011 \rangle$ の低歪 α ファイバー組織の粒界部において、不規則な応力による局所歪を起源として生成する。これらは母結晶と $\langle 111 \rangle$ 軸回り 30° の回転関係にあり、一連の α ファイバー方位に対応して、物理的に意味のある方位群を形成している事を、明らかにした。

補 遺

本論文で現れる代表的な結晶方位の $\{100\}$ 正極点図表示をFig.12(a)に、ODF表示を(b)に示す。

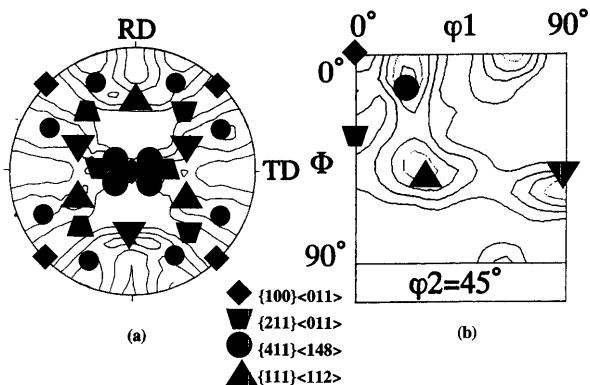


Fig. 12. Legends for the orientation representation on (a) {100} pole figure, and (b) ODF.

文 献

1) W.B.Hutchinson: *Int. Met. Rev.*, **29** (1984), 25.
 2) T.Haratani, W.B.Hutchinson, I.L.Dillamore and P.Bate: *Met. Sci.*, **18**

(1984), 57.
 3) K.Ushioda, W.B.Hutchinson, J.Ågren and U.von Schlippenbach: *Mater. Sci. Technol.*, **2** (1989), 807.
 4) M.Abe, K.Kokou, Y.Hayashi and T.Hayami: *J. Jpn. Inst. Met.*, **23** (1982), 718.
 5) H.Inagaki: *Z. Metallkd.*, **82** (1991), 26.
 6) R.H.Heyer, D.E.McCabe and J.A.Elias: *Flat Rolled Products III*, ed. by E.W.Earhart, Interscience Publishers, New York, (1962), 29.
 7) H.Homma and B.Hutchinson: *Acta Mater.*, **51** (2003), 3795.
 8) L.Kestens, N.Yoshinaga, D.Vanderschueren and B.C.DeCooman: 4th Int. Conf. Recry. Related Phen., ed. by T.Sakai and H.G.Suzuki, JIM, Sendai, (1999), 745.
 9) E.Furubayashi: *Trans. Iron Steel Inst. Jpn.*, **9** (1969), 222.
 10) J.L.Walter and E.F.Koch: *Acta Metall.*, **11** (1963), 923.
 11) T.Toge, M.Muraki, M.Komatsubara and T.Obara: *ISIJ Int.*, **38** (1998), 524.
 12) H.Takechi, H.Kato and S.Nagashima: *Trans. Metall. Soc. AIME*, **242** (1968), 56.
 13) S.Taguchi and A.Sakakura: *Acta Metall.*, **14** (1966), 405.
 14) I.L.Dillamore and H.Katoh: *Met. Sci.*, **8** (1974), 21.
 15) T.Fukagawa and H.Yashiki: *Mater. Sci. Forum*, **204-206** (1996), 587.
 16) T.Wada, F.Matsumoto and K.Kuroki: *J. Jpn. Inst. Met.*, **32** (1968), 767.