



再結晶核生成場所としての変形組織

川崎 宏一*・松尾 宗次*²

Deformation Structures as Nucleation Sites for Recrystallization

Kouichi KAWASAKI and Munetsugu MATSUO

1. はじめに

典型的な再結晶は熱的活性化により、塑性変形組織中に格子歪みを解消した再結晶核が発生し、この再結晶核の成長により変形組織が消失するというプロセス（不連続再結晶）を経る。（このプロセスを通らない再結晶として連続再結晶（その場再結晶）があるがこれについては本号に別に解説¹⁾があり、ここでは扱わない。）

再結晶核の生成は再結晶過程全体に対して支配的な役割を果たし、結晶粒度や優先方位形成など材質特性に重要な意味を持つ。この再結晶核は熱揺動による核生成ではなく、変形組織中にセルとして潜在しており、再結晶方位も圧延集合組織の方位分散内に含まれると考えられている。この再結晶の萌芽は特定の条件を具備する。結晶とくに多結晶体の圧延変形後の組織では場所的に結晶の格子歪や方位回転状態が異なっている。このような変形の局所不均一性の中で、蓄積エネルギーが大きく、格子湾曲の大きい場所が、最も容易に歪みを解放して核生成し、急速に再結晶核へ成長できるという考え方が一般的である。したがって再結晶核の供給源としての不均一変形組織の本性の解明が再結晶現象の基本的理解につながるはずである。

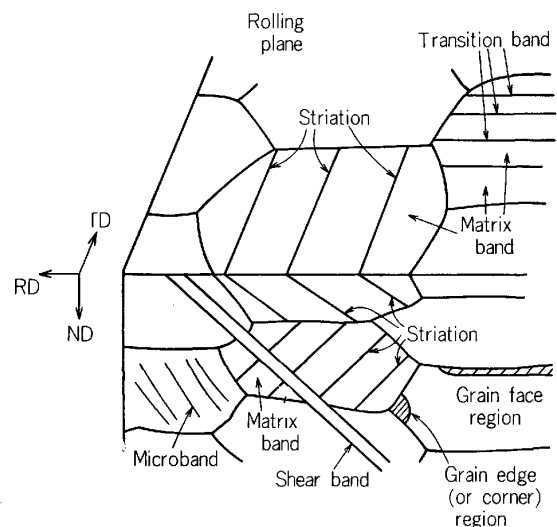
変形帯、遷移帯、粒界近傍などと呼ばれる不均一変形組織は格子欠陥とくに転位分布の偏りによつて生じるものであり、光学顕微鏡から電子顕微鏡へと観察手段の進歩につれてその微細構造の解析が進展してきた。したがって優先的再結晶核生成場所としての変形組織を分類し、その構造と形成機構を明らかにすることが本文の第一のテーマである。次に格子歪みの蓄積・解放とそれに伴う転位構造の変化を回復から核化のプロセスにおいて解明することが第二のテーマである。現在、これらのテーマはまだ解明の途上であり、本文ではむしろ問題のありかを説明することにとどめる。まず変形組織の分類を行い、各歪み段階において優先核生成場所となりやすい変形組織について述べ、さらに各場所での優先方位を概括する。最後に今後の展開として理論的取扱いを可能と

するための変形組織形成機構のモデルを紹介する。これは再結晶核生成による優先方位の発生 of 理論的考察の基礎をなすもので、塑性力学モデルと転位論モデルに分けられる。

以上の諸点についての総括的な参考文献を 2)~8) にあげる。なお変形はすべて冷間とする。

2. 変形組織の分類

旧来、不均一な変形組織は固有の微細組織の特徴により種々の名称で呼ばれてきた。以下再結晶核生成に関連した変形組織を形態分類して示す。変形組織の名称はまだ統一したものはないが、ここでは主として DILLAMORE⁹⁾によつた。変形帯 (deformation band) はマトリックス帯や遷移帯などの筋状模様の組織を指す名称として研究者によつてまちまちに使われており、むしろこのような不均一組織の一般的名称となつているので本稿では使用しない。変形組織の模式図を Fig. 1 に示す。マト



RD: Rolling direction, TD: Transverse direction
ND: Normal direction
Fig. 1. Schematic representation of deformation structures in rolled sheet.

昭和 59 年 6 月 6 日受付 (Received June 6, 1984) (依頼解説)

* 新日本製鉄(株) 君津技術研究部 (Kimitsu Technical Research Laboratories, Nippon Steel Corp., 1 Kimitsu Kimitsu 299-11)

*² 新日本製鉄(株) 第一技術研究所 工博 (R & D Laboratories - I, Nippon Steel Corp.)

リックス帯 (matrix band) は、当初 WALTER-KOCH¹⁰⁾ が matrix deformation band と命名したが、最近 DOHERTY⁵⁾ に従って matrix band と呼ばれるようになった。マトリックス帯は $0.2\sim 1\mu\text{m}$ の等軸セルまたは圧延方向に延伸したセルよりなり結晶方位はほぼ均一であり、主として連続再結晶の核供給源となる。

2.1 遷移帯 (transition band)

Photo. 1¹¹⁾ でマトリックス帯を分離している筋状組織が遷移帯である。電子顕微鏡観察によれば遷移帯は、Photo. 2¹²⁾ に例示するように、 $1\sim 3\mu\text{m}$ 幅中に鮮明な境界の延伸セルが平行に数本～十数本並んだ帯状構造をしており、結晶方位は遷移帯を隔てたマトリックス帯間の角度差 ($10\sim 50^\circ$) を各セルが平等に分担しながら連続的に変化している⁹⁾¹¹⁾¹²⁾。Fe-3%Si, Fe-0.02%C では $\{110\}\langle 001\rangle$ 核が発生する $\{112\}$ 面上の筋状組織 (striation) が認められているが遷移帯とは異なるようであ

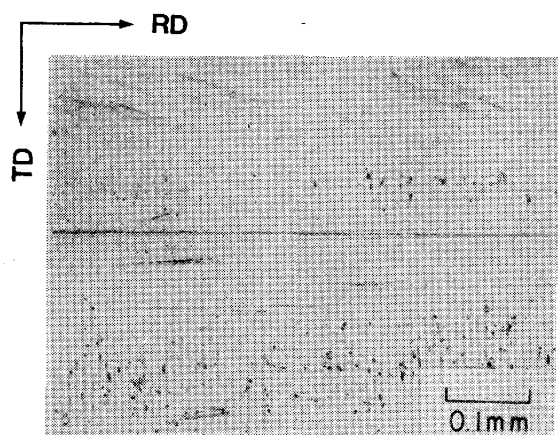
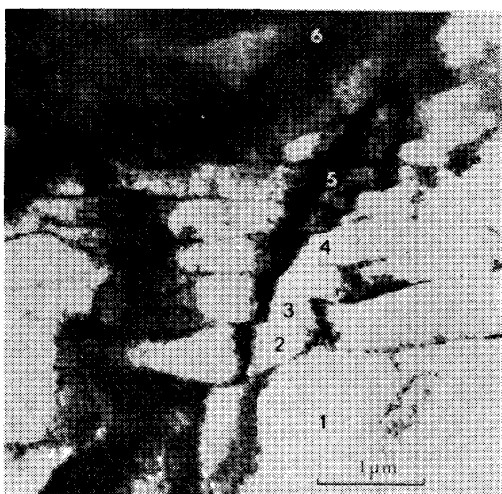


Photo. 1. Optical micrograph of matrix bands and transition bands in 80% rolled $\{001\}\langle 100\rangle$ Fe-3%Si single crystal¹¹⁾.



2~5: Elongated cells in the transition band, 1, 6: Matrix bands with misorientation of 30° determined from the diffraction patterns.

Photo. 2. Electron micrograph of a transition band between matrix bands in 50% rolled polycrystalline iron¹²⁾.

る^{13)~15)}. (4.1 参照)

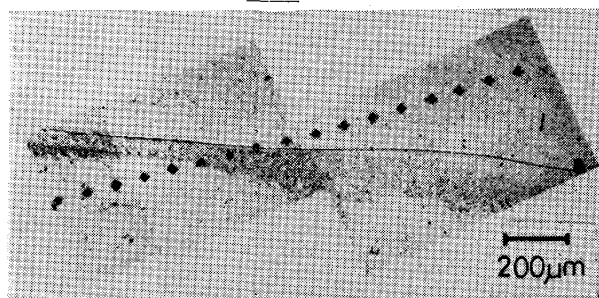
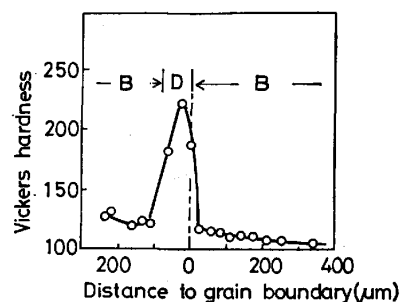
2.2 粒界近傍 (grain boundary region)

粒界近傍では粒内とは変形挙動が異なることを最初に BOAS-HARGREAVES が示した¹⁶⁾。阿部らによる純鉄の粒界近傍変形組織の観察例を Photo. 3 に示すが、粒界の片側が濃く腐食されることが多く、そこは硬度も高い¹⁷⁾。Photo. 4 の LEFFERS による銅の電子顕微鏡観察例でも粒界の片側に延伸セルの束が存在し、粒界近傍のセル間の方位差が重畳されて大きな格子湾曲を生じていることが認められる¹⁸⁾。

MORRIS は多結晶鉄圧延 (70%) 板の電子顕微鏡観察から、観察した粒界の約 40% に Photo. 4 と同様の組織を認め、この延伸セルの束は低 M 値 (5.1 参照) 側の結晶粒のみに生じるとしている。これは粒界での応力の連続性のため軟い低 M 値粒の粒界近傍が優先的に加工硬化するので、このような延伸セルの束ができるとしている¹⁹⁾。また、これらのセルはその小傾角境界で粒内と隣接粒との方位差を調整しており、遷移帯と類似の構造を持つものと考えられる。

JONES は Al の 10% 圧延後の変形組織の電子顕微鏡観察を行いこのような低歪みでも粒界三重点近傍ではセル組織の微細化がみられることを示した²⁰⁾。一般に粒界のエッジ、コーナー (Fig. 1 参照) では粒間の変形歪みの連続性を保つため、大きな局所歪みが生じ、粒界面よりも早期に変形組織形成が進むと考えられる。

マトリックスよりも硬い第二相粒子の周囲にも粒界近傍と類似の変形組織が形成されると考えられる。ただし介在物界面は粒界より歪みの連続性が低くセル形態も異



B: Brightly etched region, D: Darkly etched region.

Photo. 3. Optical micrograph and hardness distribution of the grain boundary region in 70% rolled coarse-grained pure iron¹⁷⁾.

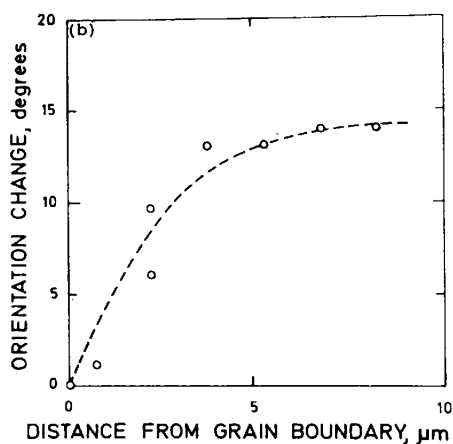
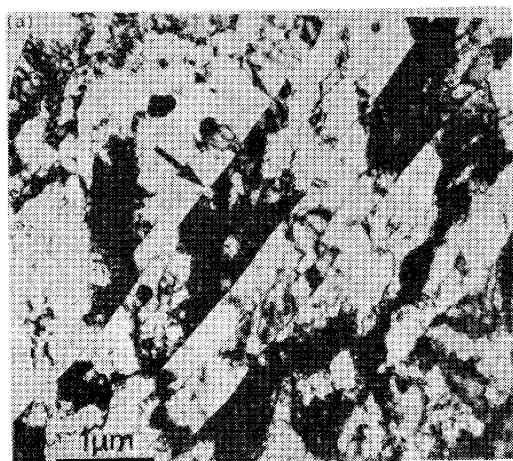


Photo. 4. Electron micrograph and orientation change at grain boundary region in 50% rolled copper¹⁸⁾.

なると思われる。

2.3 マイクロバンド (micro band)

マイクロバンドは AHLBORN-SAUER によつて見出され、名づけられた²¹⁾。これは銅を 10% 程度圧延すると、最大剪断応力方向に近いすべり面 {111} 上に、長さ 40 μm 以下、幅 20~30 μm、厚さ 0.2~0.3 μm の単位で分散してできる鋭い境界をもつセルの一種である。圧延率の増加と共に数を増しながら集積し、かつバンド壁が圧延面に平行になるように回転していく²²⁾。

低炭素鋼でも銅と同様で、そのすべり面 {110} または {112} 面上に形成されることを AGHAN-NUTTING が示した²³⁾。Photo. 5 の光学顕微鏡観察例で筋状に薄くエッチされ識別できるが、粒界を横切る例もみられる。圧延率の増加とともに数を増し、幅が広がるがセル幅は一定である。マイクロバンドを横切る方位変化は遷移帯と同様である²³⁾。

マイクロバンドの本質については微小な剪断帯²²⁾あるいは大きなキック帯との説⁹⁾があるが、最近反対符号の平行な集積転位列間の応力が二次すべりによつて解放され tilt 壁が形成されて生じるとの見解が JACKSON-KUHLMANN-WILSDORF によつて示された²⁴⁾。



RD-ND section, (a) 10% rolled, (b) 40% rolled.
Photo. 5. Optical micrograph (a) and electron micrograph (b) of microbands in rolled steel²³⁾.

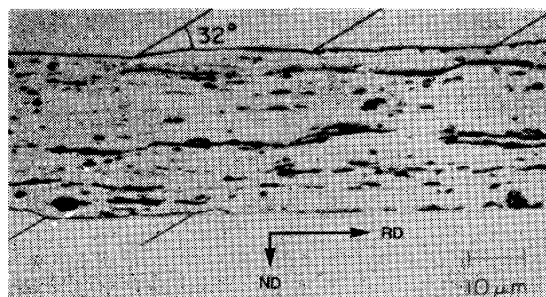
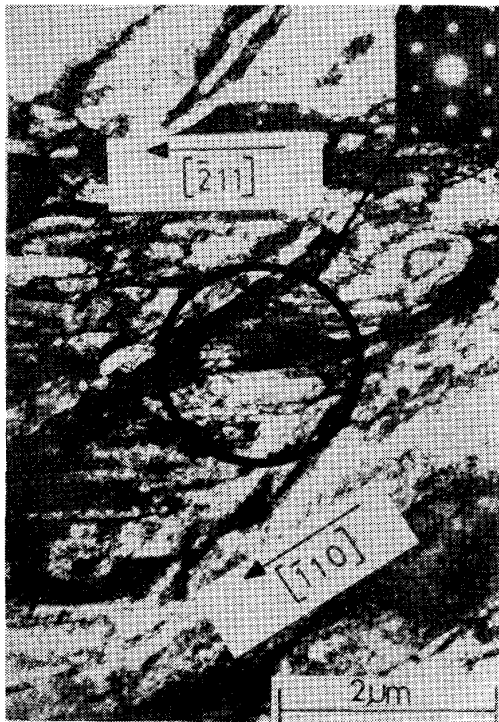


Photo. 6. Optical micrograph of shear bands in 99% rolled Al-killed steel²⁷⁾.

2.4 剪断帯 (shear band)

剪断帯は古く ADCOCK により Cu-Ni 圧延板で観察された²⁵⁾。その後 COOK-RICHARDS はこれが単純剪断変形によつて形成されることを確認し、剪断帯と命名した²⁶⁾。剪断帯は圧延面と 20~40° の角度をなす厚さ 1~10 μm の帯で、黄銅では 40% 程度の圧延率で多くの結晶粒を貫いて発生する。圧延率の増加とともに厚さを増し全断面を覆うようになる。

積層欠陥エネルギーの高い Cu, Al, Fe では高圧延率 (70~95% 以上) で初めて発生する。Photo. 6 の Al キルド鋼を 99% 圧延した際にできた剪断帯の例では、巨視的な剪断変形が板厚を貫通している²⁷⁾。また Nb 添加鋼を 80% 圧延した場合の電子顕微鏡観察を Photo. 7 に示す。微細に分散した Nb(CN) のためにより低歪み



RD-ND section.

Photo. 7. Electron micrograph of shear band in 80% rolled 0.3%Nb-steel²⁸⁾.

で剪断帯が発生したと考えられる。剪断帯内のセル構造は延伸セルと等軸セルの混在とみられている²⁸⁾。

剪断帯は塑性不安定にもとづく不均一変形により生じる。積層欠陥エネルギーが低く低歪みですべり変形が困難となる黄銅などでは低圧下率で、積層欠陥エネルギーの高い金属では圧延集合組織が極度に発達してすべり変形よりも剪断変形の方がエネルギー的に有利な状態となつて出現する。なお剪断帯は周囲のマトリックスに対し独立に生じ、他の変形組織には影響を与えない。

3. 優先核生成場所

3.1 低, 中歪み

低, 中歪み (圧延率 50% 以下) ではその場再結晶も重要な再結晶形態であるが、核生成を伴う再結晶においては核生成場所は多様なものとなる。主として粒界近傍、遷移帯などが選択される。塑性加工前の粒径、粒方位によつてこれらの変形組織の発達の程度が異なる。粒間の相互作用も様々で粒界近傍の変形組織の発達の程度も広範囲にわたり、核生成は粒のコーナー、エッジ、面の各箇所から生じる。変形組織の中で小さなセルサイズ、大きなセル間角度、隣接セル間の大きなサイズ差およびセルの束による大きな格子湾曲という諸条件を満たす場所が核生成位置として優先する。剪断帯は黄銅などを除き低, 中歪みでは核発生しないので重要度は低い。

3.2 高歪み

高歪み (圧延率 50% 以上) では積層欠陥エネルギー

の低い合金は剪断帯が肥大化して大部分を占めるようになり、剪断帯での核生成が主要なものとなる。これに対し積層欠陥エネルギーの高い鉄, 銅, アルミニウムなどでは剪断帯の発生体積は小さく重要度は低く、やはり遷移帯や粒界近傍などでの核生成が主体となる。粒間の相互作用では層状になつた旧粒界面での整合が主となり、新しい格子湾曲の発生は減少する。低, 中歪みで形成された粒界近傍や遷移帯などでの格子湾曲がさらに主要な方位分散につながる鋭い遷移域へ発達していくものと考えられる。高歪みでは格子湾曲はますます大きくなり、変形組織の種類を問わず一定のレベルに収束してくると考えられる。

4. 優先方位の発生

4.1 遷移帯

遷移帯は小さいセルの密な連なりから成り、大きな格子湾曲を持つている。すなわち蓄積エネルギーが高くかつ高角境界を形成しやすく、さらにマトリックス帯のセルとの間に大きな蓄積エネルギー差を有するという核生成に好適な条件を備えている。遷移帯はその方位の安定度により各々核生成のための最適の歪みレベルがあり、それ以上では歪みの増大とともに消滅していくので、極度に大きな歪みでは核生成しなくなると考えられる。遷移帯の存在比率は必ずしも大きくないため十分な数の核が生じる場合のみ優先方位となりうる。また核はマトリックス帯と大きな方位差をなすため再結晶前後の結晶方位変化が大きい。WALTER-KOCH は $\{001\}\langle 100 \rangle$ Fe-3%Si 単結晶の圧延後の再結晶核発生を観察し遷移帯の端のマトリックス帯と接する $\{001\}\langle 410 \rangle$ などのサブグレインから生じるケースが多いと述べている¹⁰⁾。遷移帯を構成するセルは不安定方位を中心に $\pm 10 \sim 20^\circ$ という大きな方位分散を有しており、核化するセルの方位によつて優先方位は大きく左右される。Hu¹¹⁾ および田岡ら¹³⁾によれば初方位 $\{001\}\langle 100 \rangle$ などの Fe-3%Si 単結晶を圧延した際に生じる遷移帯からは $\{311\}\langle 112 \rangle$ に近い再結晶方位が得られている。この理由は必ずしも明らかではないが、遷移帯の方位分散の中に含まれているものと考えられる。

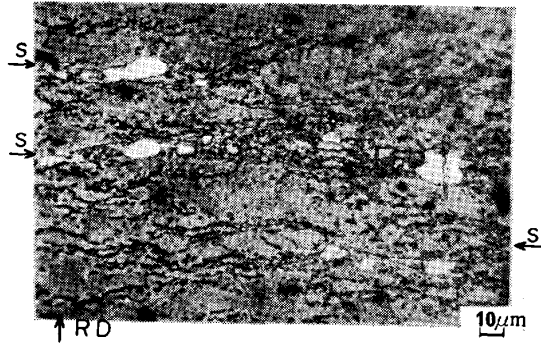
初方位 $\{111\}\langle 112 \rangle \sim \{110\}\langle 001 \rangle$ の Fe-3%Si 単結晶を圧延して生じる $\{112\}$ 面と平行な筋状組織 (striation) からは Photo. 8 に示すように $\{110\}\langle 001 \rangle$ 方位が核生成する¹³⁾¹⁴⁾。古林は幅約 $1 \mu\text{m}$ のこの筋状組織は Photo. 9 に示すように約 $0.2 \mu\text{m}$ の微細なセルから成つており、結晶方位はほとんど $\{111\}\langle 112 \rangle$ で一部 $\{110\}\langle 001 \rangle$ を含んでいるが、この $\{110\}\langle 001 \rangle$ セルが核化すると結論している¹⁴⁾。これらのセルは連続的方位変化を示さず、圧延面と 20° をなす $\{211\}$ 面上に生成しており、マイクロバンドまたは剪断帯と一部共通した特徴を持つ。このような筋状組織とよばれている組織については

今後の見直しが必要と考えられる。

4.2 粒界近傍

鉄および鋼の粒界近傍の変形組織から発生する再結晶優先方位についての研究例をまとめてみる。

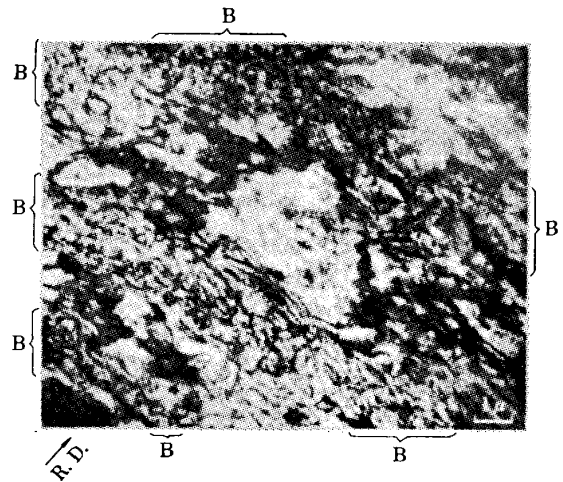
DUNN は純鉄の核の方位分散の 1/3 は {100} から25° 以内にあることを示した²⁹⁾。MORRIS は 70% 圧延した鉄について核は {100}~{411} の範囲に含まれると述べている¹⁹⁾。阿部らは純鉄粗大結晶では {111} 粒がほとんどを占めることを明らかにしている¹⁷⁾。稲垣は再結晶率 23% の Al キルド鋼では 138 個の再結晶粒中 63 個が粒界近傍に核生成した {111} 粒であることを確認している³⁰⁾。MATSUO らは 70% 圧延した純鉄において Photo. 10 に示すように圧延後 {111} <112> 方位の粒では粒内に {110} <001>, 粒界近傍に {111} <110> が核生成すること



73% rolled and 600°C×8min. annealed, S: Striations on {211}.
Photo. 8. Optical micrograph of {110} <001> nuclei generated in striations in (111) [211] Fe-3%Si single crystal¹⁴⁾.

を明らかにしている³¹⁾。このような {111} 再結晶集合組織は単結晶ではほとんど見られず、かつ多結晶では冷延前の粒径が小さいほど発達することから {111} 再結晶核は粒界近傍に優先的に生じるものと考えられる。

以上まとめてみると粒界近傍での核生成にも方位選択性がみられるが優先的に {111} 方位の再結晶核を供給するものと考えてよいと思われる。その機構はたとえば次のように考えられている³⁰⁾。隣接する結晶粒の粒界近傍が圧延変形時に同一の共通方位に向かって結晶回転を起こせば、粒界における応力、歪みの連続条件をともに



B: Striations on {211}.
Photo. 9. Electron micrograph of typical structure of striations in (111) [211] Fe-3%Si single crystal rolled 83%¹⁴⁾.

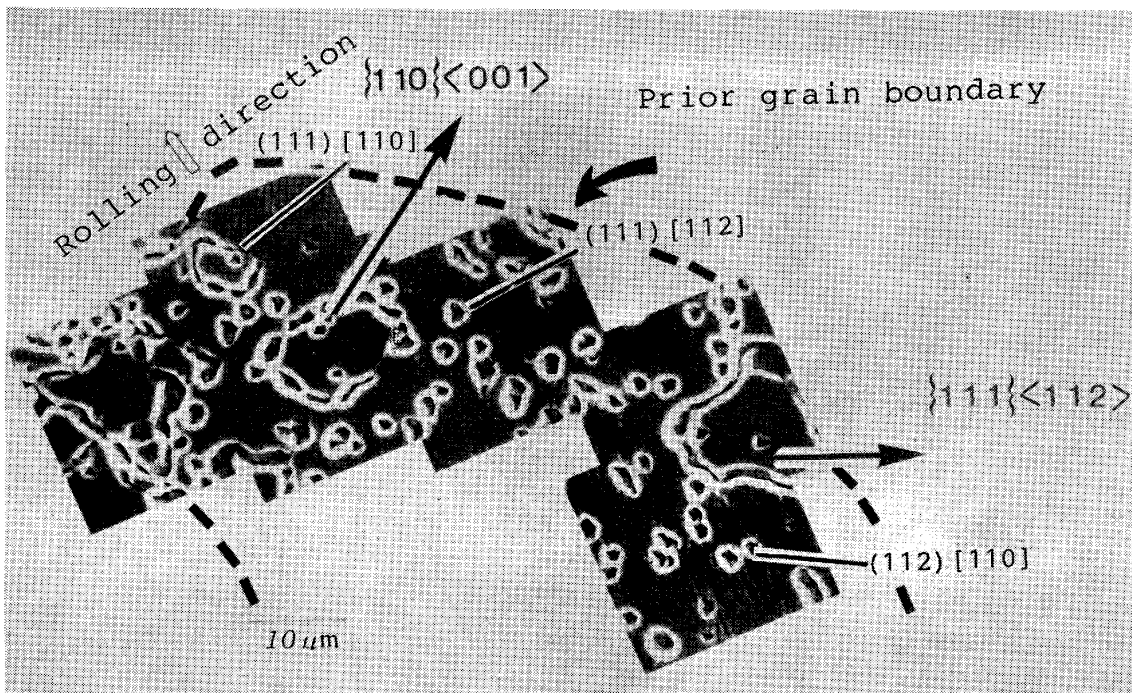


Photo. 10. Optical micrograph of micro-facet etch figure at the early stage of recrystallization in a 70% rolled pure iron³¹⁾.

満足できるので、このような回転が促進される。圧延による結晶回転の到達方位の一つである $\{111\}\langle 110 \rangle$ 方位に向かう粒界近傍は歪み蓄積が大きく優先核生成の要件が備えられる。

ただし析出物などが粒界に存在してこのような連続性が保たれ難い場合には方位選択性はなくなる。たとえば連続焼なまし用素材の高温巻取り処理の効果の一つとして、炭化物の凝集により、粒界炭化物が少なくなる結果、粒界における連続性が保たれやすくなっていることがあるものと考えられる³²⁾。

4.3 その他

剪断帯は周囲のマトリックス帯とほぼ類似の方位を有している³³⁾。セルはマトリックス帯よりも小さくよく発達しているが、場所的に不均一となつている。剪断帯は微細なセル構造により、大きな蓄積エネルギーを有し、マトリックス帯よりも優先して核発生をもたすが、剪断帯内部の不均一性のためその優先方位は十分明らかとなつていない。鋼の再結晶集合組織は剪断帯の形成により $\{111\}$ が減じ $\{110\}\langle 001 \rangle$ が増加するようである²⁷⁾。

マトリックス帯は再結晶過程では主として粒成長の素地となる。しかし回復抑制効果の小さい急速加熱では蓄積エネルギーの低い変形組織でも核生成が可能となると考えられ、マトリックス帯からの核生成も考慮する必要がある。なかでも $\{111\}$ のマトリックス帯は比較的セルサイズも小さく核生成が期待できる。

5. 優先方位発生モデル

5.1 塑性力学モデル

多結晶金属の圧延集合組織形成理論として TAYLOR の理論³⁴⁾にもとづき歪みの均一性と平面歪み変形を前提とした解析が最も成功をおさめている。Taylor モデルではすべての粒は全体の形状変化と同一の均一な歪みを生ずるように数個のすべり系が同時に働き、すべり系の選択は最小仕事の原理のつとると仮定している。

この理論にペンシルすべりの近似を取り入れ加藤らは鉄の安定および不安定方位を Table 1 のように明らかにした³⁵⁾³⁶⁾。不安定な発散方位として $\{110\}\langle 001 \rangle$ などを示したが、これらの方位は遷移帯の中心方位となることが期待される。 $\{110\}\langle 001 \rangle$ 方位近傍の発散のようすを Fig. 2 に示す³⁶⁾。また TAYLOR の方位因子 M 値 $= \sum d\gamma_i/d\varepsilon$ ($d\gamma_i$: 活動すべり系上での剪断歪み, $d\varepsilon$: 主歪み増分) を計算し高 M 値は高い蓄積エネルギーと対応すると考え、高 M 値方位の $\{11\ 11\ 8\}\langle 4\ 4\ 11 \rangle$, $\{111\}\langle 110 \rangle$ などが粒界近傍またはマトリックスから核生成することを示唆した³⁵⁾³⁷⁾。

また秋末は圧延中に転位が何らかの理由によりそのすべりを阻止された際に生じるねじれ領域の回転方向を求め、その発散方位として再結晶方位を考えた³⁸⁾。

5.2 転位論モデル

変形組織中では再結晶に先立つ変形および回復過程において長範囲の応力場を解消しつつ転位の再配列が進んでいく。再配列した転位は網状構造を形成して副境界を作り、この境界の連なりによつて方位回転が生じる。従がつて再結晶粒の方位、核生成の速度などを支配するのはそこでできた転位網のつくる副境界の性質、両側の方位差、回転軸などと考えられる。このような安定な転位網の条件は FRANK の式³⁹⁾によつて求められる。

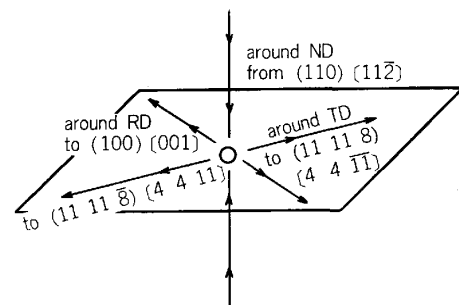


Fig. 2. Two dimensional divergence of crystal rotation near $\{110\}\langle 001 \rangle$ orientation during rolling of iron³⁷⁾.

Table 1. Stable and divergent orientations during rolling of iron³⁶⁾.

Stable end orientation	$\{211\}\langle 011 \rangle \sim \{11\ 11\ 8\}\langle 4\ 4\ 11 \rangle$ skelton
Almost stable orientation	$\{211\}\langle 011 \rangle \sim \{100\}\langle 011 \rangle$ RD// $\langle 011 \rangle$
Orientation of one dimensional divergence	$\{100\}\langle 010 \rangle \sim \{110\}\langle 110 \rangle$ TD// $\langle 001 \rangle$
Orientation of two dimensional divergence	$\{110\}\langle 001 \rangle$ $\{110\}\langle 112 \rangle \sim \{11\ 4\ 4\}\langle 8\ 11\ 11 \rangle$ skelton

Table 2. Typical stable networks formed on a slip plane with dislocation gliding on another slip plane in iron⁴⁰⁾.

	Planc of network or first slip plane, direction of dislocations and their Burgers vector	Second slip planc, direction of dislocations, and their Burgers vector	Ratio of spacings of the two sets of dislocations h_1/h_2	Axis of tilt	Angle of tilt	Angle of twist	Overall rotation axis
1	(110), $[1\bar{1}0]$, $[1\bar{1}\bar{1}]$	($\bar{3}12$), $[1\bar{1}2]$, $[111]$	$\sqrt{3}$	$[112]$	$\sqrt{2} a/2h_2$	$\sqrt{2} a/2h_1$	$[0\bar{1}1]$
2	(112), $[31\bar{2}]$, $[11\bar{1}]$	(110), $[1\bar{1}0]$, $[1\bar{1}\bar{1}]$	$3/\sqrt{7}$	$[1\bar{1}0]$	$\sqrt{6} a/6h_2$	$\sqrt{2} a/2h_2$	$[011]$
○3	(112), $[1\bar{1}0]$, $[11\bar{1}]$	($11\bar{2}$), $[1\bar{1}0]$, $[1\bar{1}\bar{1}]$	3	$[1\bar{1}0]$	$\sqrt{6} a/3h_2$	0	$[1\bar{1}0]$
4	(112), $[37\bar{5}]$, $[11\bar{1}]$	($\bar{3}21$), $[37\bar{5}]$, $[1\bar{1}\bar{1}]$	3	$[37\bar{5}]$	$\sqrt{6} a/3h_2$	0	$[37\bar{5}]$

Li はこの FRANK の式を用いて特定のすべり面上の一次すべりに対する二次すべりの作用によって形成される転位境界を解析した⁴⁰⁾. Table 2 に鉄についての計算の代表例を示す. $\{123\}$ 面上には安定な転位網は形成されず, $\{110\}$ 面上が 4 例, $\{112\}$ 面上が 14 例存在する. 計 18 例中 tilt 壁が 12 例を占め, Table 2 で○印をつけたケースは $[\bar{1}\bar{1}0]$ を回転軸とした $\{110\}\langle 001\rangle$ と $\{111\}\langle 112\rangle$ 間の刃状転位境界に該当し, $\{110\}\langle 001\rangle$ 方位の鉄単結晶が圧延後 $\{111\}\langle 112\rangle$ 方位組織となり, 再結晶すると $\{110\}\langle 001\rangle$ 方位にもどる場合の変形組織構造に対応する. 著者らは $\{110\}\langle 001\rangle$ 方位再結晶粒の形成の特異性を刃状転位からなる tilt 境界としての特徴をもとに説明している⁴¹⁾. すなわち $\{110\}\langle 001\rangle$ 方位は冷延前の結晶粒径が大きく, また圧延中に固溶炭素との相互作用の大きいときに再結晶方位として優先する. これらの条件は圧延時に他の二次すべり系の活動を抑制して, 刃状転位が集積した tilt 壁の形成による上記回転の発達に有利に作用する. またこのような tilt 壁は微細析出物などによる転位上昇運動の抑止効果を受けやすい. したがって例えば Al キルド鋼の箱焼鈍中にこの方位が選択的に核生成を抑制され, $\{111\}\langle 110\rangle$ 再結晶方位の発達を促すことも上述した特徴から理解できる.

最近 KUHLMANN-WILSDORF-AERNOUDT は FRANK の式の図式解法⁴²⁾を使用し鉄の $\{001\}\langle 100\rangle$ 単結晶を圧延した際に形成される遷移帯中のセル壁の転位構造を解析した. その結果 $\{110\}\langle 111\rangle$ すべり系中の 4 個の活動すべり系に属するらせん転位の反応により, tilt 壁が (010) tilt 軸が $[001]$ の刃状転位から成るセル壁が形成されることを示した. Fig. 3 には遷移帯の構造の模式図を示す⁴³⁾. このように転位構造モデルから導出された遷移帯中のセル方位の変化は観察例¹⁰⁾¹²⁾¹³⁾⁴⁴⁾とよく対応しているといえる.

6. ま と め

再結晶核生成場所としての変形組織の研究は次の 3 つの段階に分れる.

第一段階は光学顕微鏡レベルでの分類である. 筋状組織, 粒界近傍, 剪断帯などの認識がなされ, それらの場所は再結晶核発生の優先場所としての役割を認められている.

第二段階は主として再結晶による優先方位の発達機構の解明を目的とし, 電子顕微鏡によるセル構造, セル間方位差, 格子湾曲の研究による微細構造の特徴づけの精緻化である. 遷移帯, マイクロバンドをはじめ粒界近傍, 剪断帯, マトリックス帯について分類が進んでおり, 高度な実証的解明を目指している.

第三段階はモデルによる変形組織の構造および格子湾曲の理論的解明である. 塑性力学モデルは完成度が高く, 転位論モデルは発達しつつある.

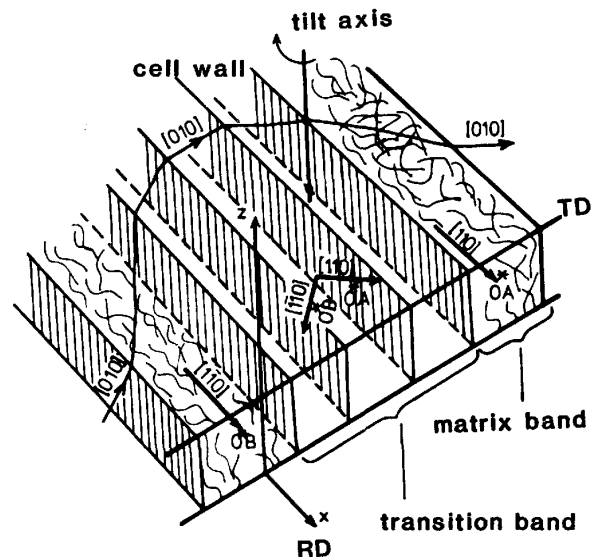


Fig. 3. A model of deformation structure in a rolled $\{001\}\langle 100\rangle$ iron single crystal⁴³⁾.

現状を概観すると第二段階の実証的解明はかなり進んだが, まだ十分とは言えない. 例えば遷移帯構造はほぼ解明されているが, 筋状組織, マイクロバンド, 粒界近傍, 剪断帯のセル構造はまだ部分的に明らかになっているだけで全容を明らかにするための今後の研究が望まれる.

第三段階ではまず塑性力学モデルが変形拘束下の結晶回転の解明で成功を収めている. また, 転位論モデルも $\{001\}\langle 100\rangle$ 単結晶の遷移帯構造の解析に有効であった. さらにセル壁の構造解明に基づいて格子湾曲や蓄積エネルギーの計算が可能な点に特徴があり今後大いに期待される. 転位論モデルでもミクロ的拘束下の変形での活動すべり系の決定 (すなわち転位の数と種類) などに塑性力学モデルの助けを借りる必要があろう. また実現可能な転位構造の基準は最小エネルギーの転位網であるが, その評価基準も大きく結果を左右するので観察例との対比が必要であらう. 塑性力学モデルによる変形集合組織の形成に関しては電算機によるシミュレーションが成功しているので, さらにこれを転位構造モデルまで拡大適用できる日も近いであろう.

さらに変形組織の転位構造の解明と平行し, 再結晶核方位, 核生成速度の解明を目的としてセルのサブグレイン化および核化のプロセスの実証的, 理論的研究の進展を期待したい.

文 献

- 1) 古林英一: 鉄と鋼, 70 (1984), p. 1816
- 2) 長嶋晋一編著: 集合組織 (1984), p. 144 [丸善]
- 3) 松尾宗次: 鉄と鋼, 67 (1981), p. 1439
- 4) 集合組織 (日本金属学会セミナー) (1981) [日本金属学会]
- 5) Recrystallization of Metallic Materials, ed. by F. HAESSNER (1978) [Dr. Riederer Verlag]
- 6) W. B. HUTCHINSON: Met. Sci. J., 8 (1974),

- p. 185
- 7) *I. L. DILLAMORE*: *Metals Forum*, 1 (1978), p. 136
 - 8) *Proc. 6th Int. Conf. on Textures of Materials (1981)* [ISIJ]
 - 9) *I. L. DILLAMORE*: *Texture. Cryst. Soli.*, 4 (1980), p. 41
 - 10) *J. L. WALTER* and *E. F. KOCH*: *Acta Metall.*, 11 (1963), p. 923
 - 11) *H. HU*: *Recovery and Recrystallization of Metals*, ed. by *L. HIMMEL* (1963), p. 311 [Interscience]
 - 12) *I. L. DILLAMORE*, *P. L. MORRIS*, *C. J. E. SMITH* and *W. B. HUTCHINSON*: *Proc. Roy. Soc.*, 329A (1972), p. 405
 - 13) 田岡忠美, 古林英一, 竹内 伸: 鉄と鋼, 54 (1968), p. 162
 - 14) 古林英一: 鉄と鋼, 56 (1970), p. 734
 - 15) *M. KONISHI*, *T. OBARA*, *T. TANAKA* and *N. OHASHI*: *Proc. 5th Int. Conf. on Textures of Materials*, ed. by *G. GOTTSTEIN* and *K. LÜCKE*, II (1978), p. 255 [Springer-Verlag]
 - 16) *W. BOAS* and *M. E. HARGREAVES*: *Proc. Roy. Soc.*, 193A (1948), p. 89
 - 17) 阿部光延, 小甲康二, 林 征夫, 速水哲博: 日本金属学会誌, 44 (1980), p. 84
 - 18) *T. LEFFERS*: 文献 20), p. 382
 - 19) *P. L. MORRIS*: Thesis, Univ. Birmingham (1975)
 - 20) *A. R. JONES*: *Grain-Boundary Structure and Kinetics* (1980), p. 379 [ASM]
 - 21) *H. AHLBORN* and *D. SAUER*: *Z. Metallkd.*, 59 (1968), p. 658
 - 22) *J. GREWEN*, *J. HUBER* and *M. HATHERLY*: *Metals Forum*, 1 (1978), p. 115
 - 23) *R. L. AGHAN* and *J. NUTTING*: *Met. Sci.*, 14 (1980), p. 233
 - 24) *P. J. JACKSON* and *D. KUHLMANN-WILSDORF*: *Scr. Metall.*, 16 (1982), p. 106
 - 25) *F. ADCOCK*: *J. Inst. Metals*, 27 (1922), p. 73
 - 26) *M. COOK* and *T. L. RICHARDS*: *J. Inst. Met.*, 66 (1940), p. 1; 69 (1943), p. 351; 78 (1950/51), p. 463
 - 27) *P. S. MATHUR* and *W. A. BACKOFEN*: *Metall. Trans.*, 4 (1973), p. 643
 - 28) *A. P. DAVIDSON* and *D. R. F. WEST*: *Met. Sci.*, 13 (1979), p. 170
 - 29) *A. DUNN*: Thesis, Univ. Liverpool (1968)
 - 30) 稲垣裕輔: 鉄と鋼, 62 (1976), p. 1000
 - 31) *M. MATSUO*, *S. HAYAMI* and *S. NAGASHIMA*: *Proc. Int. Conf. Sci. Tech. Iron and Steel*, Section 5 (1971), p. 867
 - 32) *M. MATSUO*, *H. HAYAKAWA* and *S. HAYAMI*: 文献 15), p. 275
 - 33) 野田龍彦: 日本金属学会会報, 19 (1980), p. 638
 - 34) *G. I. TAYLOR*: *J. Inst. Met.*, 62 (1938), p. 307
 - 35) *I. L. DILLAMORE* and *H. KATOH*: *Met. Sci.*, 8 (1974), p. 21, p. 73
 - 36) 加藤 弘: 文献 2), p. 61
 - 37) 加藤 弘: 博士論文, 京都大学 (1980)
 - 38) 秋末 治: 日本金属学会誌, 40 (1976), p. 206
 - 39) *F. C. FRANK*: *Plastic Deformation of Crystalline Solids* (1950), p. 150 [Carnegie Inst. of Tech.]
 - 40) *J. C. M. LI*: *J. Austr. Inst. Met.*, 8 (1963), p. 206
 - 41) 五弓勇雄, 松尾宗次: 日本金属学会誌, 31 (1967), p. 374
 - 42) *D. KUHLMANN-WILSDORF*: *J. Appl. Phys.*, 33 (1962), p. 648
 - 43) *D. KUHLMANN-WILSDORF* and *E. AERNOUDT*: *J. Appl. Phys.*, 54 (1983), p. 184
 - 44) *B. GRZEMBA* and *H. HU*: *Z. Metallkd.*, 60 (1969), p. 944