

不均質変形組織の特徴と役割 —せん断帯を中心にして—

東田 賢二*・森川 龍哉*

Microstructural Characteristics Developed by Inhomogeneous Plastic Flow:
Focusing on the Formation of Shear Bands

Kenji HIGASHIDA and Tatsuya MORIKAWA

Synopsis : Microstructural characteristics developed by inhomogeneous plastic flow in fcc metals and alloys have been reviewed. The aspect of microstructural evolution due to plastic deformation in fcc materials is markedly influenced by the values of SFE. Particular emphasis is laid on the formation of shear bands in a cold-rolled low SFE metal such as 310S austenitic stainless steel. In cold-rolled 310S steel, deformation twinning easily occurs to form fine lamellar structure due to twin (T) and matrix (M). Further deformation causes shear band formation. In shear bands, fine-grained structures are formed with large orientation scattering. The multiplication of shear bands destroys the fine T-M lamellae to form fine-grained structures being similar to those due to severe plastic deformation. Shear bands are considered to be a microstructural instability where intense shear deformation occurs due to the local collapse of fully work-hardened structure.

Key words : inhomogeneity; microstructure; deformation band; shear band; twin; stacking fault; work-hardening; cold rolling.

1. 緒言

超強加工された材料の内部組織は、平均結晶粒径がサブミクロンサイズ、或はそれ以下の微細粒構造となる。この組織は、お互いに大きな方位差を持った微細粒から成り、それらは初期結晶粒から加工ひずみとともに段階を追って細分化されたものと考えられ、その微細化メカニズムを議論するには、加工途中での種々の組織の観察が大切な意味を持つ。すなわち、超強加工組織形成機構の理解には、出来上がった組織の詳細な解析が不可欠であることは勿論であるが、それに加えて、変形初期段階からの様々な組織的特徴を丹念に追うこともまた重要な鍵となる。

金属材料を塑性変形すると種々の変形の不均質性が現れる。冷間圧延によっても、いくつかの特徴的な不均質変形組織が形成されるが、なかでもせん断帯 (Shear Band (SB)) と呼ばれる組織では、せん断変形が集中的に起きており、局所的ではあるが、超強加工組織の特徴が現れている可能性がある。本稿では、このせん断帯形成の必然性に関連し、その出現の前提となる加工組織、とくに加工硬化の状況との関わり合いを明確化したいという動機から、主にオーステナイト系ステンレス鋼を用いて観察した結果を中心に述べる。

なお、このような塑性変形の研究に際しては巨視的なスケールから微視的なスケールまでを網羅したマルチスケ-

ル的な組織の把握が重要となる。外形が一見均一に加工された材料でも、その内部組織は一般に観察倍率、また観察箇所によって大きく異なる様相を呈することから、出来るだけ微視的なスケールで組織の構造を明らかにすると共に、その構造が組織全体の中でどのように位置づけられるのか的確に把握せねばならない。そのためには、光学顕微鏡から透過電子顕微鏡法に至るスケールの異なる階層において捉えられた観察データを十分に吟味するとともに、それらを合理的に結びつける研究を目指す必要がある。

本稿では、まず従来から知られている変形の不均質性についてその組織的特徴と役割について概観した後、オーステナイト系ステンレス鋼を取り上げ、冷間圧延により発達していく加工組織、特にせん断帯について詳しく述べる。

2. 変形の不均質性

結晶性材料の塑性変形は本来不均質であるが、特に不均質な変形組織を表す呼称として「変形帯 (Deformation Band)」という言葉が一般に用いられる。この言葉は広義には、他の変形領域とは異なる塑性変形挙動を示す領域を総称して使用されるため、せん断帯もまたその中の1つの組織として取り扱われ、「せん断帯」に対応した組織を「変形帯」という言葉で表現されることもしばしばある。しかし、著者らは、その役割の上から、以下に述べる2種

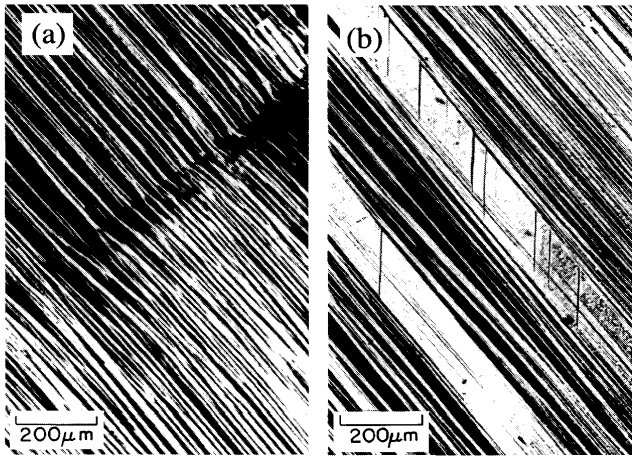


Fig. 1. Two kinds of deformation bands: (a) kink bands, (b) bands of secondary slip (BSS).

類の変形帯とせん断帯とを区別して表現すべきと考え、本稿でもそれによって記述する。

変形帯：比較的変形初期より現れる変形の不均質性で、単結晶の単軸引張変形という最も簡潔な変形条件で見いだされる2種類の変形帯Kink Band並びにBands of Secondary Slip (BSS)と呼ばれる組織が、その基本形である(Fig. 1)¹⁻³⁾。前者は主すべり方向に垂直な刃状転位壁がその基本要素で、すべり面の屈曲を引き起こす。また後者は主すべり面にほぼ平行に現れ、その内部では、主すべり系に代わって2次すべり系が顕在的に活動する。これら2種類の変形帯は転位蓄積(加工硬化)を引き起こす引き金となるもので、Fig. 1に示すように変形当初、光顕レベルで捉えられる巨視的なものであるが、変形と共に増殖、微細化して行き、やがては転位セル構造に連なるもので、加工硬化を主体的に支える組織として位置付けられる¹⁾。なお、「変形帯」という用語が、「すべり帯(Slip Bands)」と呼ぶべきものに対して用いられる例が散見されるが、両者の物理的意味は全く異なる。

せん断帯：一般に結晶性材料において、冷間圧延により十分に加工硬化した状況で、さらに圧延等の加工を受けると、それまでの加工組織を横断するような形で局所的に大きなせん断変形が生ずる。一般に圧延方向に対して35°前後の角度で帯状に形成されるが、結晶学的に特定の方位に沿うということはない。それは、加工硬化が行き着いた先の「組織不安定性(structure instability)」が顕在化した領域であり、そこでは局所的に加工組織の崩壊が起こり、さらにそこに変形が集中した領域と考えられる。なお近年、金属ガラスの変形においてもせん断変形の集中した領域としてせん断帯という用語が使われる。

以下では、主にfcc系の多結晶材料を圧延加工した際に観察される、様々な変形微視組織の形態学的特徴とそれらの発達過程とを、従来の研究例に基づいて紹介する。

3. fcc系多結晶材料の圧延加工組織

従来、変形組織の発達については、多結晶体における粒界拘束といった複雑な変形条件から解放されるため、単結晶材料を用いた研究例が多い。このことは圧延加工のような実用プロセスを用いた研究でも見られる⁴⁻¹²⁾。しかし、言うまでもなく、実用的観点からは、多結晶材料における変形組織の発達過程が重要である。冷間圧延のような複雑な変形条件のもとでの多結晶体の塑性変形は著しく不均質になる。その様相は光顕レベルのマクロ観察でもある程度見て取れるが¹³⁻¹⁶⁾、TEMレベルで観察される変形微視組織においてより顕著に特徴が現れる。この変形微視組織の発達過程には大きく分けて2つの類型がある。ところで、圧延集合組織における方位の集積の仕方が、金属・合金の積層欠陥エネルギーの大小によって大きく2つに分類されることが良く知られているが¹⁷⁾、変形微視組織についても、この集合組織の類型に倣って「純金属型」と「合金型」と呼ぶことにする。純金属型材料では、加工は基本的に「すべり変形」のみによって進行するが、合金型材料では一般に、すべりに加えて「双晶変形」もしばしば寄与する。このような圧延加工による変形微視組織の発達過程は加工材の力学特性にも大きな影響を与えることが予想されるため、種々の検討が行われている¹⁸⁻²¹⁾。以下、「純金属型」と「合金型」それぞれの組織発達過程について、模式図を用いて概説する。

3・1 純金属型²²⁻²⁴⁾

積層欠陥エネルギーの比較的大きなアルミニウム^{25,26)}、ニッケル²⁷⁾、銅^{28,29)}といった材料を冷間圧延すると、その変形組織はFig. 2(a)に示す純金属型(Cu-type)の発達過程を呈する。まず、通常の転位セル組織が結晶粒内に発達する。変形量が増してくると、結晶粒内に異なるすべり系が働くことにより生じる方位差を補償するためDense Dislocation Wall (DDW)と呼ばれる転位壁が形成される。DDWで囲まれた領域はCell Block (CB)と呼ばれ、その内部では共通のすべり系が活動しており転位セルが含まれる。圧下量が増すにつれてCBの体積は小さくなるとともに隣り合ったCBの方位差も大きくなる。DDWはやがてそれ自身がその壁の中に転位セル構造を持つCBとなる。この組織はMicro Band (MB)と呼ばれ、圧下率とともにその間隔は狭くなりラメラ状の組織が発達する。このMBのラメラ状組織の中に局所的に小さなせん断が起こり、これが並列してさらに圧延方向に伸長した組織はLamellar Boundary (LB)と呼ばれる^{27,28)}。圧下率が非常に大きくなると、圧延面と斜めに交差するせん断帯(SB)が発生し、変形の多くはこのSBにおけるせん断変形によって担われるようになる^{30,31)}。これらの変形組織は、圧下量が比較的小さい変形レベルではすべり面に近い面に固執する傾向も一部見られるが^{32,33)}、一般には、前述のように、結晶学的な方位と無関係でむしろ、

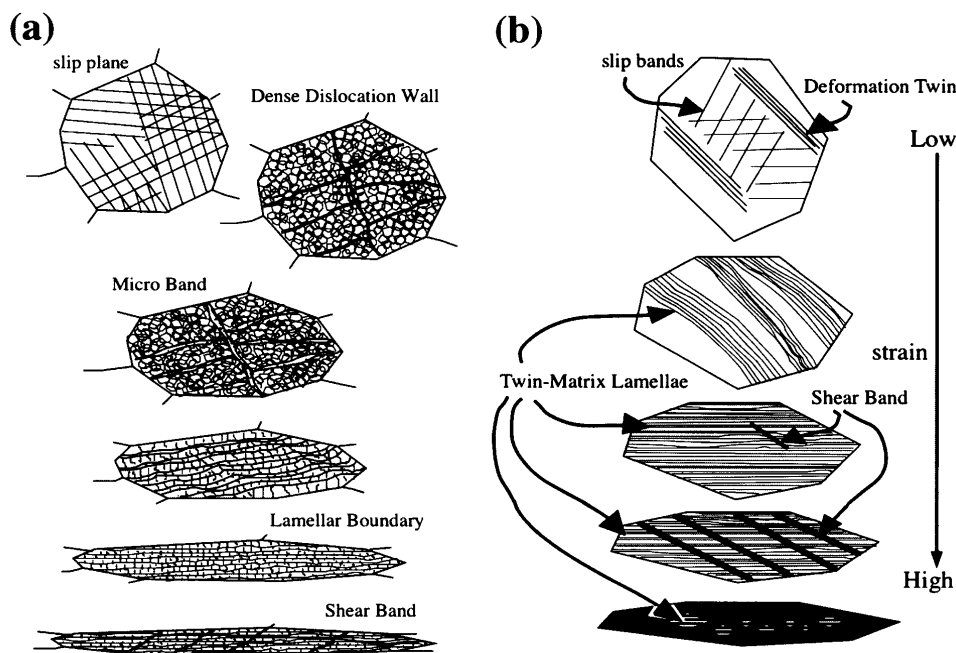


Fig. 2. Schematic illustrations of microstructural evolution in cold-rolled fcc metals and alloys observed from transverse direction, (a) Cu-type, (b) brass-type.

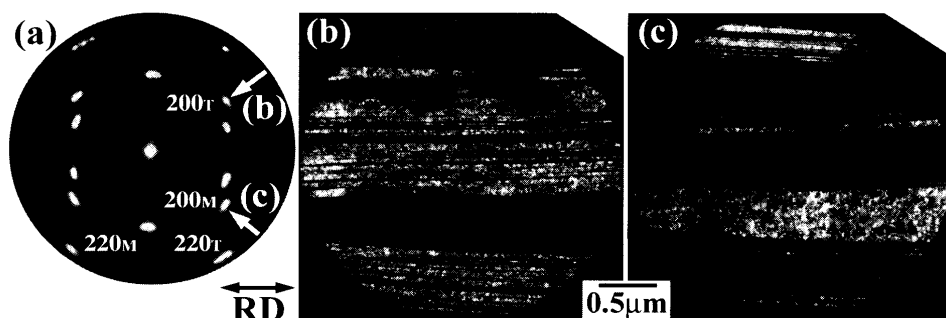


Fig. 3. Diffraction pattern and dark field images of twin-matrix lamellar structure observed in 310S steel cold-rolled by 70% in thickness reduction. Figures (b) and (c) are obtained from the 200 spots pointed by (b) and (c) in diffraction pattern (a).

TD, RD, NDといった材料座標系と関連して形成されていく。例えば、LBは圧延方向とほぼ平行に形成され、SBは前述のように圧延方向に対して一般に 35° 前後の傾きを持つ。しかし、LBの形成に関係があると考えられている微小せん断（これは2nd generation MBと呼ばれる）は $\{111\}$ 面内に生じる²⁴⁾。純金属型の変形組織が観察される材料の積層欠陥エネルギーは、アルミニウム（推定値 200 mJ m^{-2} ）から銅（ 40 mJ m^{-2} 程度）^{34,35)}まで広い幅を持つが、材料の種類による組織の違いはほとんど見られない。また、アルミニウムで見られるDDWやMBはニッケルや銅のそれに比べてCB内部との境界が明瞭のようである。また、SBの形成はアルミニウムや銅でも報告されているが、その発生の際の圧下量はアルミニウムにおいて、より大きい³¹⁾。

3・2 合金型^{23,31)}

積層欠陥エネルギーの低い銅合金³⁶⁻⁴³⁾（Cu-30%Zn: 7 mJ m^{-2} 以下, Cu-10%Zn: 22 mJ m^{-2} 以下）、銀合金⁴⁴⁻⁴⁶⁾（ $5-20 \text{ mJ m}^{-2}$ ）、オーステナイト系ステンレス鋼⁴⁷⁻⁴⁹⁾（ $10-35 \text{ mJ m}^{-2}$ ）などの材料は冷間圧延によってFig. 2(b)に示す変形組織の発達が見られる。これらの合金では変形初期から結晶粒内に変形双晶が発生する。そこで発生する変形双晶は一般に薄いラメラ状で、変形量と共にその数が増え、密度が大きくなり、母相と変形双晶のラメラ構造が形成される。Fig. 3にオーステナイト系310S鋼の圧延加工で形成された双晶-母相ラメラ構造を示す。Fig. 3(a)は011入射させて得られたラメラ領域の回折パターンであり、ラメラを構成する母相と双晶のパターンが重なって現れている。図中矢印で示した(b)および(c)の回折斑点より得た暗視野像をそれぞれFig. 3(b), (c)に示す。ラメラ間隔は薄いものでは数 10 nm と極めて小さい。その後、圧下率の増加と共に双晶-母相界面（ $\{111\}$ 面）が圧延面と平行に近づくような結晶回転が起こり、初めは直線的であった双晶境界が反りや湾曲を呈するようになる。中程度の圧下率で、母相-双晶ラメラ構造の領域に圧延面と斜めに交差する帯状のせん断帯(SB)が発生し、これが更なる圧延の進行とともに増

大になる。中程度の圧下率で、母相-双晶ラメラ構造の領域に圧延面と斜めに交差する帯状のせん断帯(SB)が発生し、これが更なる圧延の進行とともに増

加してラメラ構造を侵食していく。SB内部は微小なサブグレインからなり、その方位は $\{110\}$ $\langle 001 \rangle$ に近いものが比較的多い。さらに変形量が増すとラメラ構造はSBによりほぼ完全に壊され、SB形成当初、その内部でのみ見られたような微細粒が試料のほぼ全面に渡って形成される。

上記、変形双晶によるラメラ構造はせん断帯の早期の発生と密接に関連している。通常、室温では変形双晶が発生しない多結晶銅を、液体窒素中で圧延することで双晶変形を起こさせた後、さらに室温圧延を行うことにより、双晶の領域にSBを観察したとの報告がある⁵⁰⁾。

合金型の変形集合組織は $\{110\}$ $\langle 112 \rangle$ となることがよく知られているが、変形微視組織の発達過程との関連は未だよくわかっていない。しかし、中程度の圧下率における合金型に特有の $\{111\}$ への集積は母相と双晶のラメラ構造によって活動すべり系が制限されることがその主因と考えられている⁵¹⁾。

以上のように、低積層欠陥エネルギーを有するFCC系材料の圧延加工組織（合金型：Brass-type）では、純金属型に比べ、低い圧下率からせん断帯の形成がみられ、その顕著な発達・増殖が微細粒化と深く結びついている。そこで以下では、せん断帯に焦点を絞り、その構造的特徴について、オーステナイト系ステンレス鋼SUS310Sを用いて観察した結果について述べる。

4. オーステナイト系ステンレス鋼SUS310Sにおけるせん断帯の形成

Fig. 4は70%圧下した板側面（TD面）において光学顕微鏡で観察された典型的なせん断帯の様相を示す。図の水平方向が圧延方向と平行であり、これに沿って層状の組織が見られる。さらに圧延方向に対してほぼ45°方向に沿い、50 μm 以上の長さへ渡って伸びた線状組織が15~25 μm 間隔で形成されている。これがせん断帯であり、そこでは水平に伸びた層状組織がせん断されており、1ミクロン前後の領域幅の中でそのせん断変位は数ミクロンのオーダーに達している。このように、せん断帯では局所的に大きなせん断変形が起こることで圧延変形のかなりの部分を担っていると考えられる。

Fig. 5(a), (b)はいずれも圧下率70%におけるTD面の変形組織の様相を低倍率で広い視野にわたって観察した結果である。(a)にはTEMによる明視野像、(b)には光学顕微鏡像を(a)のTEM像と同一倍率で示す。どちらの像においても、圧延方向に斜めに伸びる多数のせん断帯が観察される。その分布状態、スケールは、(a)と(b)とでほぼ一致しており、光顕で捉えられた加工組織とTEMで観察された組織との対応を取ることが出来る。ここで実際に観察された組織は、Fig. 2(b)の上から4番目の模式図の状態に対応するもので、双晶-マトリックスの微細ラメラ構造がせん断帯

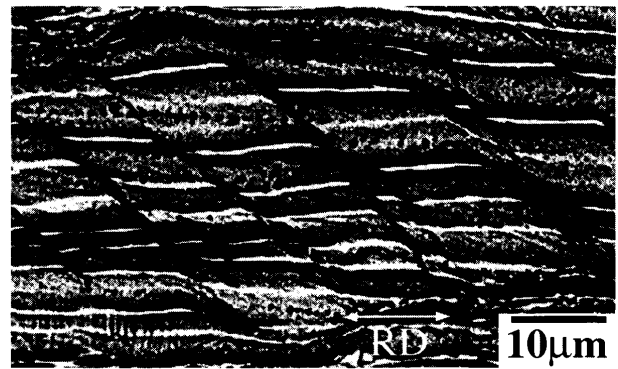


Fig. 4. Shear bands observed in an optical micrographs of 310S steel cold-rolled by 70% in thickness reduction (longitudinal section).

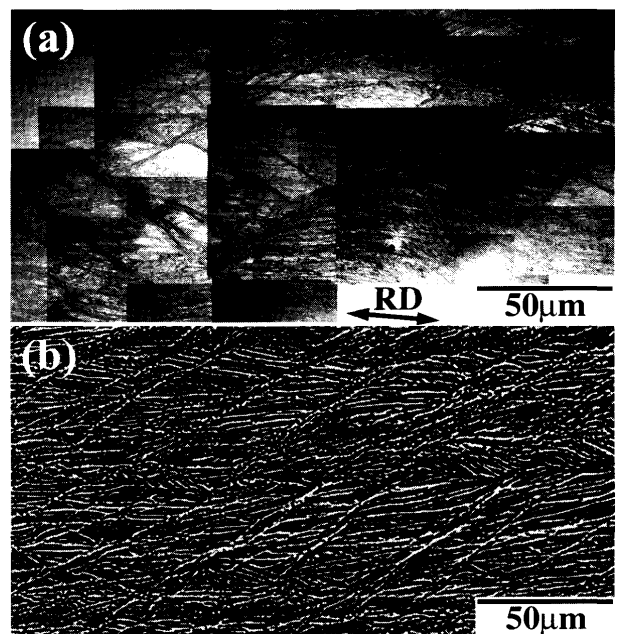


Fig. 5. TEM image and optical micrograph with the same magnification. 310S steel cold-rolled by 70% in thickness reduction, (a) TEM, (b) optical micrograph.

の形成・増殖により壊されていく途中段階を示している。

Fig. 6は、拡大率をやや上げて観察したTEM明視野像で、その観察スケールはFig. 4の光顕像のそれとほぼ一致する。圧下率は70%である。図の上端と下端の領域が明るいのに対して、中央部に暗いコントラストを有する領域が圧延方向に沿って広く観察される。その中に、圧延方向とほぼ45°をなす角度で白く見える帯状組織が、せん断帯である。図の上下端と中央領域との明度の相違は、回折条件が大きく変化しているためで、その境界には結晶粒界が存在すると考えられる。すなわち中央部を広く占める暗く観察される領域は、内部のせん断帯も含め、もとは1つの結晶粒であり、それが圧延方向に伸長したものと考えられる。粒内部にはラメラ組織が見られ、せん断帯はラメラを横切ってこの粒全体を横断している。せん断帯が白く見えることも、ラメラ組織とは回折条件が異なることに対応して

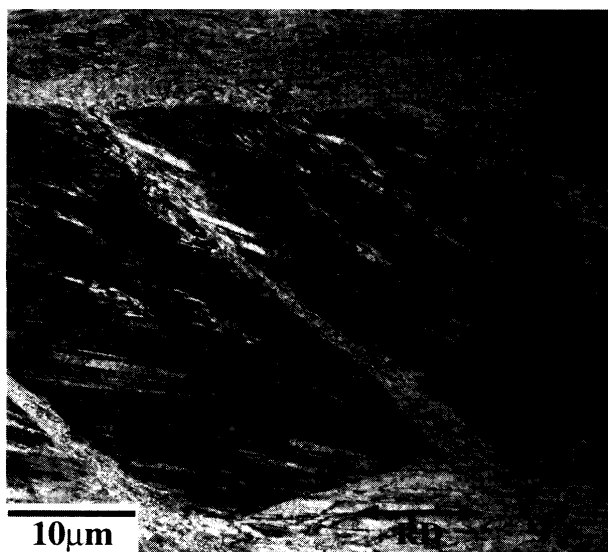


Fig. 6. TEM image (bright-field) of a microstructure observed in the longitudinal section of cold-rolled 310S steel at the strain of 70% reduction in thickness.

おり、せん断帯内部の結晶方位分布がラメラ組織のそれとは異なることを示している。このように圧下率70%ではせん断帯が初期粒全体を横断している様子が多く観察された。

Fig. 7(a), (b)はそれぞれ、1本のせん断帯を拡大観察したTEM明視野像とその領域から得られた制限視野回折図形である。図(b)の回折図形は細部を明瞭にするため、そのネガ像として示している。図(a)より、せん断帯内部にはバンドの方向にやや伸びた微細粒の集合体が形成されていることが分かる。個々の微細粒は伸長しているが、その幅は概ね $0.3\mu\text{m}$ 前後であり、強ひずみ加工により形成される微細粒構造とその様相がよく似ている。Fig. 7(b)の回折パターンはリング状を呈しており、せん断帯内部の結晶方位が大きく分散していることが分かる。これはせん断帯内部の微細粒が互いに大きな方位差を持つことに対応している。さらに、Fig. 7(c)は、Fig. 7(b)のせん断帯の回折図形の上に、Fig. 3(a)で示した双晶-母相ラメラ組織の $\langle 011 \rangle$ 入射回折パターン中の200および220スポットの位置を重ねて示したものである。これより、Fig. 7(b)中の200, 220回折リングは、双晶と母相に対応するそれぞれの回折斑点の間に形成されていることが分かる。そして、それらは、Fig. 7(c)中の矢印で示すように、双晶領域Tの方位と母相領域Mの方位が、 $\langle 011 \rangle$ を軸として、それぞれ時計回りと反時計回りに結晶回転を起こし、両者の間に分布したものが基本となっていると考えれば理解できる。すなわち、せん断帯内部の結晶方位は大きく分散しているが、その方位分散は決してランダムなものではなく、せん断帯形成前に存在した母相と双晶の方位情報を基本的に引き継いだものとなっている。さらに、Fig. 8はせん断帯および双晶-母相ラメラ組織の境界近傍を拡大したTEM明視野像である。

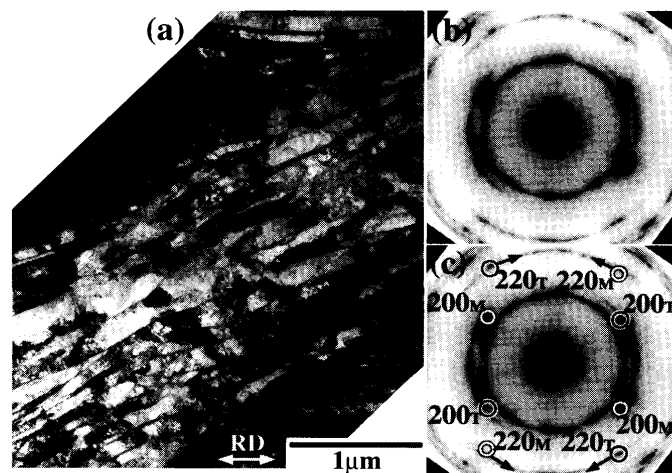


Fig. 7. (a) Enlarged TEM image (bright field) of a shear band. (b) and (c) are SAED patterns obtained from the area of the shear band.



Fig. 8. Enlarged bright-field image around the border between T-M lamellae and shear band.

図下部のT-Mラメラ組織におけるラメラ幅が数十nmと微細であるのに対し、図上部のせん断帯（せん断方向が図のほぼ水平方向となる）の内部の個々の結晶粒サイズはT-Mラメラ幅より粗大であり、幅200nmから500nm程度でせん断方向への長さは $1\mu\text{m}$ 近くまで延びている。このことは、せん断帯形成に際して、元々高密度に存在していた双晶-母相界面の移動消滅が起こっていることを意味する。

以上、せん断帯の特徴は、その名の通り、そこで大きなせん断変形が集中していることであるが、それは通常のすべり変形のプロセスだけによって起きているとは考え難い。せん断帯形成の前駆段階として存在した、圧延面に沿った高密度の微細双晶ラメラ構造が消滅しているからである。しかもその方位分散はFig. 7(c)の結晶回転から分かるように、双晶、母相各領域がそれぞれ逆方向に結晶回転を起こしたものを基本としている。

これらの結果を十全に説明しうるモデルは未だないが、その解明の鍵は、著しく加工硬化したラメラ組織の局部崩壊にあるように思われる。すなわち、微細双晶ラメラ構造を基本骨格として著しく加工硬化した組織のなかで、その双晶界面を横断する形で塑性変形を起こさねばならないとき、何らかの理由で、まず局部的に双晶界面の相互消滅が起こり、その結果、その領域において、すべり変形の抵抗が低下し、そこに塑性変形の集中が起こるという流れである。このプロセスの中には、双晶界面の相互消滅のための粒界移動過程が含まれており、せん断帯形成には、すべり変形に加えて、回復・再結晶に必要な素過程が、基本的要素として加わっていることが期待される。なおこの場合、大きなひずみ速度で変形が集中した結果として起こる局部的温度上昇も無視出来ない可能性がある⁵²⁾。

5. 結言

超強加工によって生ずる加工組織を考える上で、従来から知られている種々の加工組織の特徴を整理しておくことは重要と考える。ここでは、特にfcc系材料における加工組織の発達について、積層欠陥エネルギーの効果を交えて述べた。単結晶の単軸引張変形といった極めて簡潔な変形条件のものから、圧延加工に至るまで、種々の加工組織が現れる。これらは、「変形の不均質性」という言葉で集約することが出来るが、一方でその組織的特徴や果たす役割は大きく異なる。本稿で取り上げた変形帯（Kink BandとBSS）は加工硬化の原因となる組織であるのに対して、せん断帯は、加工硬化が行き着いた先の、局部的組織崩壊過程と言え、その役割は対照的である。今後、強加工による結晶粒微細化機構を明らかにして行く上でも、これら不均質変形組織の形成過程を明確化していくことは重要と考える。

文 献

- 1) K.Higashida, J.Takamura and N.Narita: *Mater. Sci. Eng.*, **A81** (1986), 239.
- 2) K.Higashida, J.Takamura, N.Narita, J.Funakoshi and A.Takada: *J. Jpn. Inst. Met.*, **49** (1986), 1054.
- 3) K.Higashida, J.Takamura, N.Narita, T.Matsudaira, K.Gotoh and F.M.Suzuki: *J. Jpn. Inst. Met.*, **52** (1988), 171.
- 4) A.Malin, J.Huber and M.Hatherly: *Z. Metallkd.*, **72** (1981), 310.
- 5) A.Godfrey, D.J.Jensen and N.Hansen: *Acta Mater.*, **46** (1998), 823.
- 6) A.Godfrey, D.J.Jensen and N.Hansen: *Acta Mater.*, **46** (1998), 835.
- 7) Q.Liu and N.Hansen: *Proc. R. Soc. Lond.*, **A454** (1998), 2555.
- 8) K.Morii, M.Mera and Y.Nakayama: *J. Jpn. Inst. Met.*, **42** (1978), 148.
- 9) Y.Nakayama, Y.Tatsumi, K.Morii and M.Mera: *J. Jpn. Inst. Met.*, **43** (1979), 29.
- 10) Y.Nakayama and K.Morii: *Trans. JIM*, **23** (1982), 422.
- 11) J.D.Embry, A.Korbel, V.S.Raghunathan and J.Rys: *Acta Metall.*, **32** (1984), 1883.
- 12) K.Morii, H.Mecking and Y.Nakayama: *Acta Metall.*, **33** (1985), 379.
- 13) M.Richert: *Z. Metallkd.*, **78** (1987), 862.
- 14) K.Morii, M.Mera and Y.Nakayama: *J. Jpn. Inst. Met.*, **44** (1980), 555.
- 15) F.Basson and J.H.Driver: *Acta Mater.*, **48** (2000), 2101.
- 16) I.L.Dillamore, J.G.Roberts and A.C.Bush: *Met. Sci.*, **13** (1979), 73.
- 17) H.Mecking: *Preferred Orientation in Deformed Metals and Rocks: An Introduction to Modern Texture Analysis*, ed by H.-R.Wenk, Academic Press, INC., Orlando, (1985), 282.
- 18) W.H.Zimmer, S.S.Hecker, D.L.Rohr and L.E.Murr: *Met. Sci.*, **17** (1983), 198.
- 19) D.A.Hughes and N.Hansen: *Acta Mater.*, **48** (2000), 2985.
- 20) Q.Liu, X.Huang, D.J.Lloyd and N.Hansen: *Acta Mater.*, **50** (2002), 3789.
- 21) T.Morikawa, T.Moronaga and K.Higashida: *Tetsu-to-Hagane*, **91** (2005), 834.
- 22) N.Hansen: *Mater. Sci. Technol.*, **6** (1990), 1039.
- 23) T.Leffers and D.J.Jensen: *Text. Microstruct.*, **14** (1991), 933.
- 24) B.Bay, N.Hansen, D.A.Hughes and D.Kuhlmann-Wilsdorf: *Acta Metall. Mater.*, **40** (1992), 205.
- 25) B.Bay, N.Hansen, D.Kuhlmann-Wilsdorf: *Mater. Sci. Eng.*, **A158** (1992), 139.
- 26) G.I.Rosen, D.J.Jensen, D.A.Hughes and N.Hansen: *Acta Metall. Mater.*, **3** (1995), 2563.
- 27) D.A.Hughes and N.Hansen: *Metall. Trans.*, **24A** (1993), 2021.
- 28) A.S.Malin and M.Hatherly: *Met. Sci.*, **13** (1979), 463.
- 29) V.S.Ananthan, T.Leffers and N.Hansen: *Mater. Sci. Technol.*, **7** (1991), 1069.
- 30) P.Wagner, O.Engler, K.Lucke: *Acta Metall. Mater.*, **43** (1995), 3799.
- 31) J.Hirsch, K.Lucke and M.Hatherly: *Acta Metall.*, **36** (1988), 2905.
- 32) Q.Liu and N.Hansen: *Phys. Status Solidi. (a)*, **149** (1995), 187.
- 33) G.Winther, D.J.Jensen and N.Hansen: *Acta Mater.*, **45** (1997), 5059.
- 34) N.Narita, A.Hatano, J.Takamura, M.Yoshida and H.Sakamoto: *J. Jpn. Inst. Met.*, **42** (1978), 533.
- 35) A.Yamamoto, N.Narita, J.Takamura, H.Sakamoto and N.Matsuo: *J. Jpn. Inst. Met.*, **42** (1978), 533.
- 36) M.Hatherly and A.S.Malin: *Met. Technol.*, **6** (1979), 308.
- 37) W.B.Hutchinson, B.J.Duggan and M.Hatherly: *Met. Technol.*, **6** (1979), 398.
- 38) S.Nourbakhsh and J.Nutting: *Met. Sci.*, **16** (1982), 323.
- 39) P.T.Wakefield and M.Hatherly: *Met. Sci.*, **15** (1981), 109.
- 40) A.S.Malin, M.Hatherly, P.Welch and J.Huber: *Z. Metallkd.*, **73** (1982), 489.
- 41) W.Y.Yeung and B.J.Duggan: *Acta Metall.*, **35** (1987), 541.
- 42) C.B.Carter and I.L.F.Ray: *Philos. Mag.*, **35** (1977), 189.
- 43) A.Beneteau and P.Coulomb: *Scr. Metall.*, **12** (1978), 741.
- 44) M.Migschitz, A.Korner, W.Garlipp and W.Pfeiler: *Acta Mater.*, **44** (1996), 2821.
- 45) P.C.J.Gallagher: *J. Appl. Phys.*, **37** (1966), 1710.
- 46) P.C.J.Gallagher: *J. Appl. Phys.*, **39** (1968), 160.
- 47) M.Blicharski and S.Gorczyca: *Met. Sci.*, **2** (1978), 303.
- 48) C.Donadille, R.Valle, P.Dervin and R.Penelle: *Acta Metall.*, **37** (1989), 1547.
- 49) C.C.Bampton, I.P.Jones and M.H.Loretto: *Acta Metall.*, **26** (1978), 39.
- 50) K.Morii and Y.Nakayama: *Trans. JIM*, **22** (1981), 857.
- 51) K.Sekine and T.Kamijo: *Trans. JIM*, **17** (1976), 11.
- 52) M.A.Meyers and H.-R.Pak: *Acta Metall.*, **34** (1986), 2493.