

Al合金の圧延過程に出現する不均質転位組織に関する研究 — 剪断帯の挙動を中心にして —

東田賢二* 森川龍哉** 小野寺龍太***

1. はじめに

金属を冷間圧延し、その圧延率が大きくなると剪断帯とよばれる特徴的な不均質組織が出現する。この剪断帯は、その名のとおりに、この領域において大きな剪断歪みを集中的に担う組織で、圧延加工中の塑性変形にとって極めて重要であるばかりでなく、その後の熱処理によって形成される再結晶集合組織にも大変大きな影響及ぼすことも知られている。しかしながら、この組織が初めて出現する圧延率や、組織的特徴については多くの研究⁽¹⁾⁻⁽²⁰⁾があるが、現在なお、その形成機構、役割等について多くの議論がなされている。そこで本稿では、この剪断帯について、まずアルミニウム合金について調べた結果について述べる。次に、この剪断帯について、一般的な構造的特徴について概観し、その形成機構について考察してみたい。

2. Al合金における剪断帯の発達

図1は、アルミニウム合金(JIS規格2017, Cu3.5-4.5%, Mn0.5-1.0%, Mg0.2-0.8%, Si<0.8%, Fe<0.7%, Zn<0.25%, 時効処理材(T4))を60%圧延したときの光学顕微鏡組織である。斜め方向に交差した濃い線状組織が剪断帯である。図2に再圧延率5%の時の剪断帯平均間隔に及ぼす予備圧延率の大きさの影響を示す。この間隔は圧延方向での間隔で、平行な剪断帯10本程度の平均値である。予備圧延率の増加とともに間隔は減少している。ま

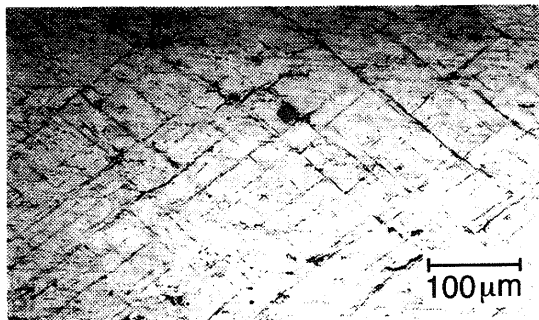


図1 Al合金の剪断帯

た予備圧延率40,50%では表面(S)と内部(I)に差はないが60%では表面の方が間隔が広がっている。図3に、研磨傷のズレから決定した、剪断帯に沿う剪断量の平均値を示した。横軸は圧延全伸びの真歪で表している。再圧延を中断する毎に試料側面で1辺5mmの正方形内にある剪断帯の内、活動の盛んなもの10本を選んでその平均をとり、各試料の初期状態(50-Iなら50%圧延後の状態)からの累積量をプロットした。試料60-Iの3回目の再圧延(真歪1.2-1.4の部分)と試料60-Sとを除けば、剪断量はどの試料においてもほぼ直線的で、その勾配も歪1当たり25 μ m位でほぼ一定である。このように剪断帯では、剪断歪が集中して発生していることがわかる。

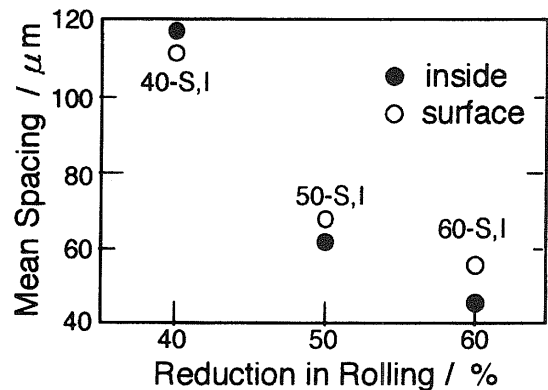


図2 せん断帯平均間隔に及ぼす予備圧延率の影響

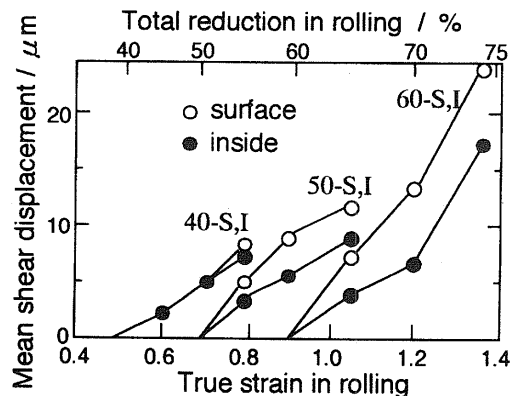


図3 せん断帯に沿うせん断変位量の変化

2. 圧延加工微視組織に関する従来の電顕観察結果

本節では、FCC系の多結晶材料を圧延加工した際、TEMレベルで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を、従来の研究例に基づいて紹介する。冷間圧延では言うまでもなく圧延ロールによる強い変形拘束を受け、さらに多結晶体では、隣接粒間で変位と面力の整合性を保つ必要がある。このような複雑な応力状態のもとでその変形は著しく不均質になる。また、変形集合組織における方位の集積の仕方が材料の積層欠陥エネルギーの大きさによって2種類存在することに対応し、変形微視組織の発達過程にも純金属型と合金型の2通りの典型的な類型がある。純金属型材料では基本的に γ 変位によって加工が進行するが、合金型材料ではそれに双晶変形の発生が加わって来る。

3. 1 純金属型⁽²¹⁾⁻⁽²³⁾

積層欠陥エネルギーの比較的大きなアルミニウム^{(24),(25)}、ニッケル⁽²⁶⁾、銅^{(27),(28)}といった材料を冷間圧延するとき、その変形組織は図4に示す純金属型の典型的な発達過程を呈する。まず、通常の転位セルが結晶粒内に発達する。変形量が増すと結晶粒内に異なる γ 係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 γ 係が活動しており、多くの転位セルを含む。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ようになる。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 γ 係が起こり、これが並列することによりLamellar Boundary (LB)と呼ばれる組織が形成される⁽²⁵⁾⁻⁽²⁷⁾。圧下率が非常に大きくなると圧延面と斜めに交差する剪断帯 (Shear Band (SB)) が発生し、変形の大部分はこのSBにおける剪断変形によって担われるようになる^{(27),(29)}。

これらの変形組織は一般に結晶学的な方位と無関係でむしろ材料座標系と関連する向きに配置されていく。例えば、LBは圧延方向とほぼ平行に形成され、SBは圧延方

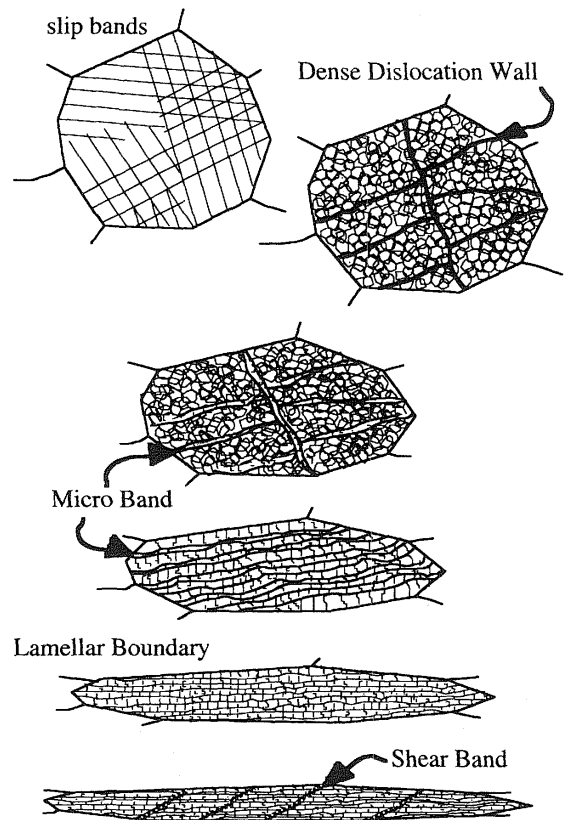


図4 純金属型の圧延組織の発達

向に対して20~35度の傾きを持つ。しかしながら、LBの形成に関係があると考えられている微小 γ 係(これを2nd generation MBと呼ぶことがある)は{111}面内に生じる⁽²³⁾。

純金属型の変形組織が形成される材料の積層欠陥エネルギーはアルミニウムの200mJ/m²から銅の40mJ/m²まで広い幅を持つが、材料の種類による組織の違いは殆ど見られない。ただ、アルミニウムで見られるDDWやMBではニッケルや銅のそれに比べてCB内部との境界が明瞭である^{(21),(23)}。また、アルミニウムでは圧下量90%以上でSBが発生するが、銅では圧下量60%で既にSBが観察されている^{(27),(30)}。

変形微視組織の形態や発達過程が変形集合組織の集積に及ぼす影響は未だよくわかっていないが、それを明らかにするにはいろいろな変形段階における変形組織の定量化^{(25),(31)}が必要であろうと思われる。

3. 2 合金型^{(22),(30)}

積層欠陥エネルギーの比較的小さな銅合金⁽³²⁾⁻⁽³⁷⁾, 銀合金⁽³⁸⁾, オーステナイト系ステンレス鋼^{(39),(42)}などの材料では冷間圧延によって図5に示す典型的な変形組織が見られる。まず, 変形初期から結晶粒内に変形双晶が発生する。変形量とともに変形双晶の数は増え密度が大きくなり, 母相と変形双晶のラメラ構造が現れる。70/30黄銅ではラメラの幅は数十nm程度と微細である^{(30),(33)}。その後, 双晶境界($\{111\}$ 面)が圧延面と平行に近づくような結晶回転が起り, 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Shear Band (SB)が生じ, これが増加してラメラ構造を浸食していく。SB内部は微小なサブグレインからなり, その方位は $\{110\}\langle 001\rangle$ に近いものが多い^{(33),(40)}。さらに変形量が増すと母相の多くの領域をSBに対応した組織が占めるようになり, 板幅方向から観察するとSBの中に菱形のラメラ構造が残留した組織を呈するようになる。

変形双晶と母相によるラメラ構造は剪断帯の発生に大きく影響すると思われる。通常室温では変形双晶が発生しない銅を液体窒素中で圧延して双晶変形を起こさせた後室温で圧延を行い, 双晶の領域に剪断帯を観察した報告がある⁽⁴¹⁾。

合金型の圧延集合組織は $\{110\}\langle 112\rangle$ 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性系が制限されることがその主因と考えられている⁽⁴²⁾。

4. 剪断帯の形成機構

これまで述べてきたように, fcc多結晶材料の冷間圧延組織は純金属型と合金型という2つの類型に大きく分けることができ, 前者ではDDW(dense dislocation wall), MB(micro band), 後者では変形双晶が特徴的組織である。この2つの類型は積層欠陥エネルギーの大小により左右され, その境は $10\sim 40\text{mJ}/\text{m}^2$ 付近にあると思われる。これは変形集合組織に見られる2つの類型の特徴と一致す

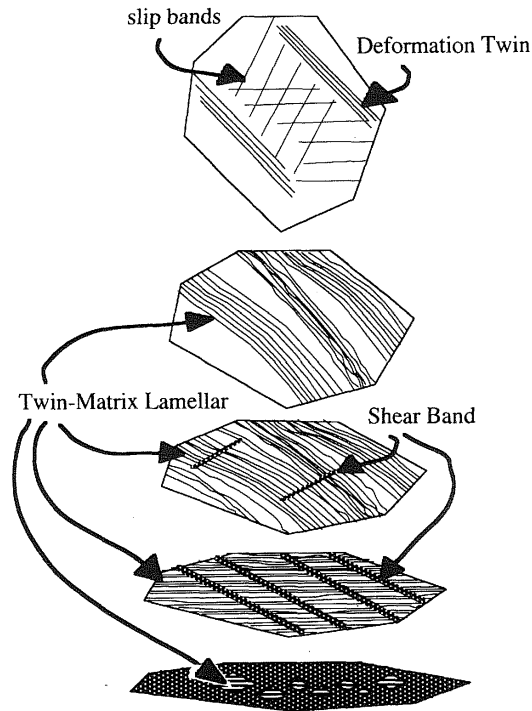


図5 合金型の圧延組織の発達

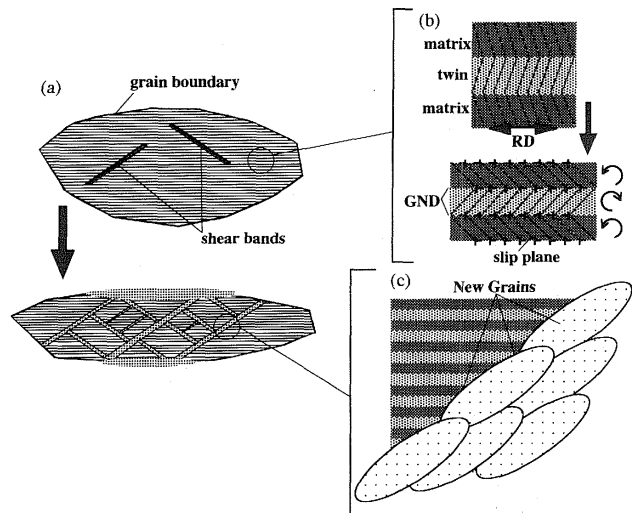


図6 合金型における剪断帯の形成機構

る。さらに、冷間圧延では上記のどちらの型においても圧延面に斜めに交差する剪断帯が発生する。しかし、その発生に必要な変形量は純金属型のものが合金型のものより大きい。

最近、著者はオーステナイト系ステンレス鋼の圧延加工組織の観察結果をもとに、剪断帯の形成について、図6に示すようなモデルを提案した⁽⁴³⁾。合金型の材料における剪断帯内部のサブグレインサイズはその前駆段階である双晶-母相ラメラの幅より粗大であることから、その形成過程は単純な迂り変形過程のみでは説明できない。このことは剪断帯の形成にはある種の動的回復の過程が関わっていることを示唆している。すなわち、積層欠陥エネルギーが低い合金型の場合、双晶によるラメラ構造が圧延方向に平行に形成され、さらに圧延が進行するとき、これを横断するように迂りがおこることになるが、それに際し、このラメラ構造が著しい抵抗となり、そこで動的回復が起こり、加工軟化現象として剪断帯が形成されるというものである。

ところで本稿の主題であるアルミニウム合金においては、積層欠陥エネルギーはfcc合金のなかでは最も高いものに属するため、変形双晶の形成は全く起こらず、純金属型の組織となる。しかしこの場合もその形成は遅れはするものの、やはり剪断帯は形成される。それでは、この場合にも何故、剪断帯は形成されるのであろうか。これについては、圧延組織の発達に伴い、RD方向にほぼ平行なLamellar Boundary (LB) と呼ばれる層状組織 (図4参照) が形成されるためと考えられる。そしてこの層状転位構造が合金型における双晶ラメラと同様の働き(抵抗)をして剪断帯の発生を引き起こすと鍵となる。ただし、双晶ラメラの形成に比べ、この層状転位構造の形成は圧延がより進まないと出来てこないため、純金属型における剪断帯の発生は、合金型に比べ遅れるものと結論される。

5. まとめ

本稿では、主としてアルミニウム合金を圧延加工した際現れる剪断帯について述べてきたが、この組織は、金属加工の種々の問題に関連するばかりでなく、最近注目されている金属材料の超微細化にも関連して興味深い問題である。

6. 謝辞

当研究の一部は財団法人天田金属加工機械技術財団から研究開発助成を受けてなされたものである。ここに深甚なる謝意を表します。

参考文献

- 1) F.Adcock : J.Inst.Met., 27(1922), 73.
- 2) M.Cook and T.L.Richards : J.Inst.Met., 69(1943), 351.
- 3) K.Brown : J.Inst.Met., 100(1972), 341.
- 4) S.Mathur and W.A.Backofen : Met.Trans., 4-3(1973), 643.
- 5) 森井賢二・目良光男・中山豊 : 日本金属学会誌, 42-2 (1978), 148
- 6) 森井賢二・目良光男・中山豊 : 日本金属学会誌, 42-5(1978), 502
- 7) 中山豊・鬼丸貞弘・森井賢二 : 軽金属, 30-12 (1980), 713
- 8) 森井賢二・中山豊 : 日本金属学会誌, 44-12(1980), 1414.
- 9) I.L.Dillamore, J.G.Roberts and A.C.Bush : Met.Sci.J.,13-2 (1979), 73
- 10) P.VanHoutte, J.Gil Sevillano, and Aernoudt,E. : Z. Metallk., 70-7(1979), 426.
- 11) P.VanHoutte, J.Gil Sevillano and Aernoudt,E. : Z. Metallk., 70-8(1979), 503.
- 12) M.Hartley and A.S.Malin : Scr.Met., 18-5(1984), 449.
- 13) W.Y.Yeung : Scr.Met., 21-6(1987), 869.
- 13) W.Y.Yeung and B.J.Duggan : Acta Met., 35-2(1987), 541.
- 14) W.B.Lee and K.C.Chan : Acta Met., 39-3(1991), 411.
- 15) W.B.Lee and K.C.Chan : Int.J.Fracture., 52(1991),207.
- 17) Y.L.Shen : Scr.Met., 28-1(1993), 145.
- 18) W.B.Lee : Scr.Met., 28-1(1993), 147.
- 19) 野田龍彦 : 日本金属学会報, 19-9(1980), 638.
- 20) 森井賢二・中山豊 : 日本金属学会報, 25-5(1986), 404.
- 21) N. Hansen : Mater. Sci. Tech., 6(1990), 1039.

- 22) T. Leffers and D. Juul. Jensen : Textured and Microstructures, 14(1991), 933.
- 23) B. Bay, N. Hansen, D. A. Hughes, and D. Kuhlmann-Wilsdorf : Acta Metall. Mater., 40(1992), 205.
- 24) B. Bay, N. Hansen, D. Kuhlmann-Wilsdorf : Mat. Sci. Eng., A158(1992), 139.
- 25) G. I. Rosen, D. Juul Jensen, D. A. Hughes, N. Hansen : Acta Metall. Mater., 3(1995), 2563.
- 26) D. A. Hughes, N. Hansen : Metal. Trans., 24A (1993), 2021.
- 27) A. S. Malin and M. Hatherly : Metal Sci., (1979), 463.
- 28) V. S. Ananthan, T. Leffers, N. Hansen : Mat. Sci. Tech., 7(1991), 1069.
- 29) P. Wagner, O. Engler, K. Lucke : Acta Metall. Mater., 43(1995), 3799.
- 30) J. Hirsch, K. Lucke and M. Hatherly : Acta Met., 36(1988), 2905.
- 31) D. A. Hughes, Q. Liu, D. C. Chrzan and N. Hansen : Acta Mater., 45(1997), 105.
- 32) M. Hatherly and A. S. Malin : Metals Tech., (1979), 308.
- 33) W. B. Hutchinson, B. J. Duggan and M. Hatherly : Metals Tech., (1979), 398.
- 34) S. Nourbakhsh and J. Nutting : Metal Sci., 16 (1982), 323.
- 35) P. T. Wakefield and M. Hatherly : Metal Sci., (1981), 109.
- 36) A. S. Malin, M. Hatherly, P. Welch and J. Huber : Z. Metallk., 73(1982), 489.
- 37) W. Y. Yeung and B. J. Duggan : Acta Metall., 35 (1987), 541.
- 38) M. Migschitz, A. Korner, W. Garlipp and W. Pfeiler : Acta Mater., 44(1996), 2821.
- 39) M. Blicharski, S. Gorczyca : Metal Science, 2 (1978), 303.
- 40) C. Donadille, R. Valle, P. Dervin and R. Penelle : Acta Metall., 37(1989), 1547.
- 41) K. Morii and Y. Nakayama : Trans. JIM , 22 (1981) , 857.
- 42) K. Sekine and T. Kamijo : Trans. JIM, 17(1976), 11.
- 43) T. Morikawa and K. Higashida : Proc. of the 21st Riso International Symposium on Material Science, RISO National Laboratory, Denmark, (2000), 467.