

# 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 —

九州大学 工学部 材料工学科  
助教授 東田賢二  
(平成6年度奨励研究助成 AF-94037)

キーワード：不均質，剪断帯，圧延

## 1. 研究の目的と背景

金属の冷間圧延加工においてせん断帯が出現する事はよく知られており、それが始めて発生する圧延率や、圧延方向となす角度などについては多くの研究<sup>(1)-(20)</sup>がある。これらの研究によって、せん断帯と結晶学的なすべり面とは一致しない事<sup>(3),(5),(7),(8),(12)</sup>、黄銅ではせん断帯は双晶変形と関係がある事<sup>(10),(12),(14)</sup>、せん断帯の角度には集合組織が影響を与えると考えられる事<sup>(4),(11),(15)</sup>、などが示された。またせん断帯と冷延および再結晶集合組織との関係を調べた研究<sup>(3),(4),(6),(8)</sup>も多い。しかしながらこれらの研究のほとんどにおいて、せん断帯の観察は圧延材の側表面（圧延方向と板面方向を含む面）で行われ、側表面部と内部とでせん断帯の様相が異なる可能性については考慮されなかった。また角度を測定する実験の場合には、一旦圧延した試料の側表面を軽く研磨した後再圧延して表面に現れるせん断帯を観察する方法がとられるが、せん断帯はある寿命を持って活動するであろうから、この方法ではせん断帯が発生したときの角度ではなく、その寿命の間の平均的な角度を測定する事になる。

材料を強圧下するとき、加工上最も問題になるのは端割れの発生である。端割れは多くの場合板厚中心部に圧延方向と約45°をなすせん断割れが発生することによって始まる。せん断帯は大きいせん断歪を受け持つ部分であるから端割れと関係が深いと考えられるが、これに関する研究は少ない<sup>(4),(15)</sup>。

また、このせん断帯についてその微視的構造も不明な点が多く、せん断帯がどのような機構によって塑性変形を担っているのかという問題も、依然として明確でない。

以上の事柄の重要性に鑑み、本研究ではまず、せん断帯

の角度、寿命、せん断量を、1本1本のせん断帯に着目して測定するとともに、これら特性値が内部と表面でどう違うかを調べ、せん断帯から端割れへの発展の様相を明らかにすることを試みた。次に再圧延時の圧延方向の変化によってこれら特性値や端割れが受ける影響についても調べた。さらにせん断帯の微視的構造について透過電子顕微鏡観察を行った。

## 2. 実験方法

試料は市販のアルミニウム合金（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%）の時効処理材（T4）である。これらの試料の結晶粒径は圧延前の等軸状態で約40μmであった。またせん断帯微視組織の電子顕微鏡観察には、同じFcc系のSUS310Sステンレス鋼を用いた。

アルミニウム合金試料については、初期厚さ3mmの板材を40,50,60%圧延（予備圧延）したものを初期試料とした。圧延材の側表面に近い部分と内部とのせん断帯の分布違いを見るために、側表面を0.2mmだけ研磨した試料と、板厚以上の厚さ2mm以上切り落とすか或いは研磨する事によって、予備圧延で平面歪変形していたと考えられる部分が側表面となるようにした試料とを用いた。前者（0.2mm研磨）の試料を記号Sで、後者（2mm研磨）を記号Iで区別し、予備圧延率と組み合わせて40-S、50-Iのように表す。

化学研磨して鏡面仕上げされた試料側表面にエメリー紙で圧延方向と約45°の研磨傷をつけ、再度約5%ずつ圧延（再圧延）を繰り返した。再圧延ごとにせん断帯の様子を光学顕微鏡で観察し、せん断帯の間隔、せん断量、圧延

方向とせん断帯のなす角度  $\alpha$  を測定した。せん断量は研磨傷のズレから測定した。

透過電子顕微鏡観察には九州大学超高压電顕室の JEM200CX を用いた。加速電圧は 200kV である。

### 3. 実験結果及び考察

#### 3.1 せん断帯の角度、寿命、せん断量

Fig.1 に 60% 圧延での光学顕微鏡組織を示す。斜め方向に交差した濃い線状組織がせん断帯である。

Fig.2 に再圧延率 5% の時のせん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、平行なせん断帯 (せん断帯は互いにほぼ直交する二つの組があるがその一方のみ) 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。

Fig.3 に、研磨傷のズレから決定した、せん断帯に沿うせん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

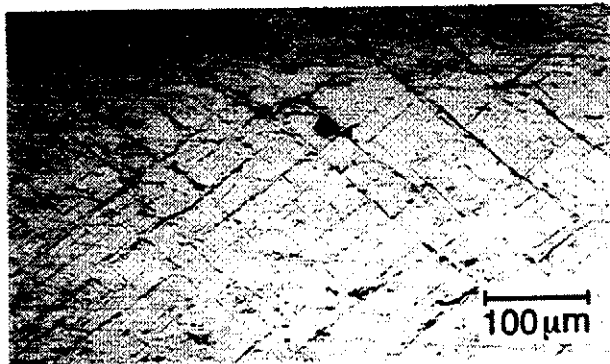


Fig.1 試片側面の光顕写真 (圧延率 60%, 表面近傍, 60-S)

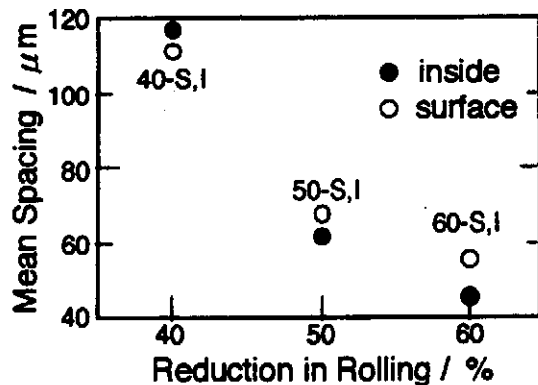


Fig.2 せん断帯平均間隔に及ぼす予備圧延率の影響

正方形内にあるせん断帯の内、活動の盛んなもの 10 本 (同一のものとは限らない) 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、せん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  $\mu$ m 位ではほぼ一定である。表面近傍で (S 試料) 全圧延率が大きい場合はこの勾配が大きくなった。この場合には個々のせん断帯のせん断量は大きくばらつくので、Fig.3 のような平均値には余り意味がなくなる。そのため以下には 1 本 1 本のせん断帯について測定した結果を示す。

Fig.4 は試料 40-S のもので、一つの折れ線は 1 本のせん断帯に対応する。横軸は再圧延での伸びの真歪である。この測定の場合、新たなせん断帯が出現する時の角度を正確に知る事を目的としたので、第 1 回目の再圧延では極めて僅かのせん断しか示さず、次の再圧延ではっきり現れるせん断帯のみに着目した。そのため歪 0.08 の点でせん

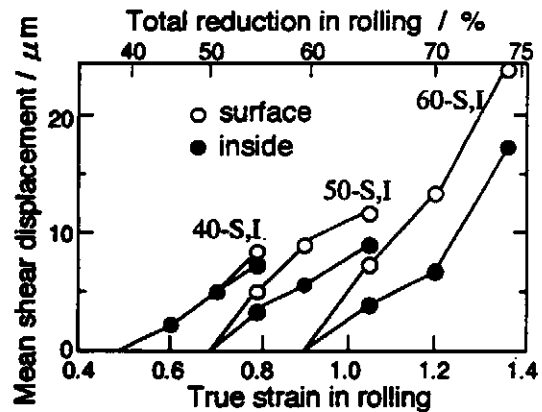


Fig.3 せん断帯に沿うせん断変位量の変化

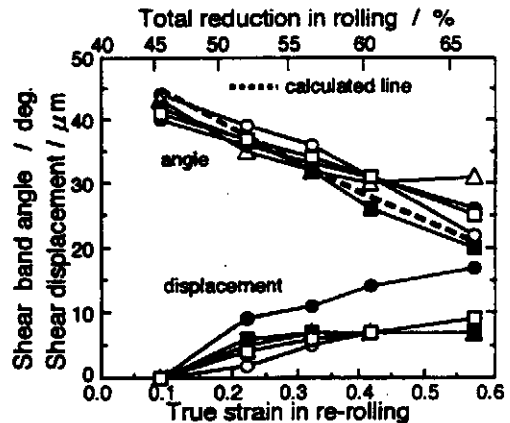


Fig.4 せん断帯の角度とせん断変位量の変化

断量が0となっている。Fig4は、1本の例外はあるが、せん断量は圧延の進行とともに飽和する、即ち活動が止まる傾向がみられることを示している。せん断帯角度 $\alpha$ は初め40-45°で、圧延進行とともに低くなるが、せん断帯の活動停止は $\alpha$ が30°位になる時である。なおFig4中の点線は後に述べる計算値である。

Fig5は、試料50-S,Iで初期から活発な活動を示した個別のせん断帯のせん断量の測定結果で、試料Iでは活動は至0.3まで活発であり続けるが、試料Sでは3回目の再圧延で活動が鈍るものが現れており、Fig4と同様、せん断帯の活動に寿命がある事を示唆している。

### 3.2 せん断帯と割れの関係

Fig6は試料60-Sで特に大きいせん断を示し、その後割れへと発展した1本のせん断帯に関する測定結果である。Fig7(a)(b)にその部分の写真を示した。せん断帯の一部分Aは初め $\alpha=40^\circ$ 位の角度をもち、大きいせん断量を受け持っていた。圧延が進むと角度は減少するが、このせん断帯のせん断量は飽和する事なく急激に増加し、至0.60の時角度 $\alpha$ は20°、累積せん断量は80 $\mu\text{m}$ に達した。これに対し、もともとせん断帯Aと連続していた部分Bは至0.23で活動が停止し( $\alpha=35^\circ$ 位)、これに代わって $\alpha=48^\circ$ という高角度の新しいせん断帯CがAにつながる形で現れ、Cのせん断量はAと同様に至とともに急激に大きくなった。なお割れはせん断帯Cに沿ってせん断帯Aにつながる部分で生じた。

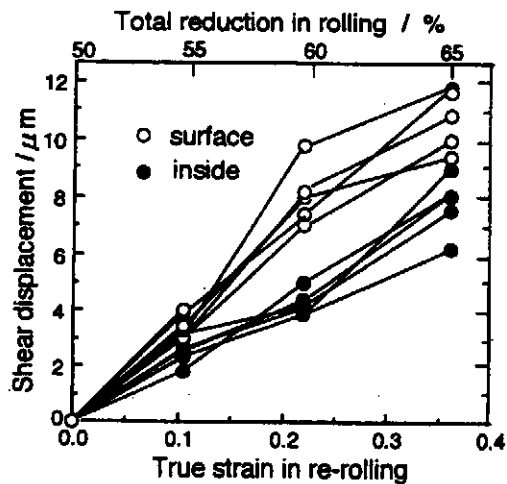


Fig.5 表面近傍と内部のせん断量の比較

Fig3やFig5でせん断帯の活動は表面近傍と内部とで異なる事が明らかになったが、割れの発生に対しても表面のせん断帯の活動の影響が大きい事を示すため、次のような測定を行った。即ち、予備圧延をしない試料と、30,40,50-S,Iの7通りの試料とを全圧延率60%まで圧延したとき、側面1 $\text{mm}^2$ 内に存在する微小割れ(長さ10-50 $\mu\text{m}$ 程度)の平均個数を測定したところTable1のようになった。この表から、(1)予備圧延率が30%までは予備圧延後に表面研磨しても割れ発生に影響はない(0と30-S,Iの比較)、(2)割れは表面でのみ生じ、割れの発生には表面近傍のせん断帯があるせん断量以上活動する必要がある(研磨後の

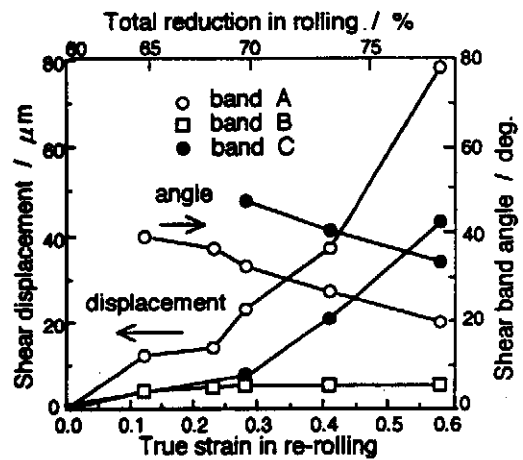


Fig.6 割れに至ったせん断帯でのせん断量

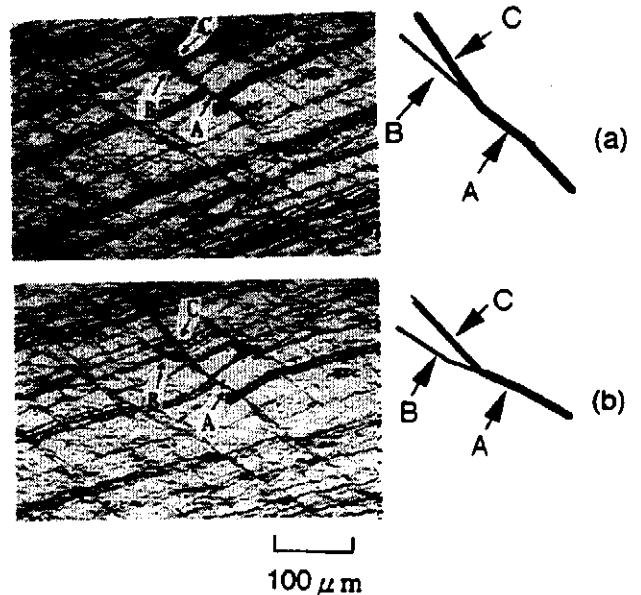


Fig.7 せん断帯に沿った割れの発生

(a)  $\epsilon=0.28$ , (b)  $\epsilon=0.41$

Table 1 1mm<sup>2</sup>当たりの割れの平均数

pre-rolling reduction	0%	30%	40%	50%
surface specimen	0.62	0.70	0.31	0.12
internal specimen	—	0.68	0.25	0.0

再圧延率が高い30-Iの割れの数(40-I,50-Iのものより多い)という事を示している。

### 3.3 セン断帯の角度, 寿命, 表面の影響

Fig4のように, ある1本のせん断帯に着目する時, その角度が発生時に高く, 徐々に低くなる原因は, 着目しているせん断帯がもう一方の族のせん断帯によってせん断されるか, またはその領域が全体として回転するかの二つの場合が考えられる。前者ではせん断帯は階段を持った線分の集合となるが, その階段状部分を含めた平均的な方向を考えれば, 前者, 後者のいずれの場合も, せん断帯角度 $\alpha$ は次式のように変化すると考えられる。

$$\tan \alpha = \tan \alpha_0 \exp(-2\varepsilon) \quad (1)$$

ここで $\alpha_0$ は初期角度,  $\varepsilon$ は圧延方向の伸びの真歪である。Fig4中に書き込んだ点線は $\alpha_0=45^\circ$ とした時の式(1)を意味するが, この線の勾配は実験結果の線とほぼ一致しており, せん断帯の角度低下の原因は板の変形にある事は明かである。またFig4などに示されるようにせん断帯が寿命を持つ原因は, その角度が低くなり, 作用するせん断応力が低下する事にあると思われる。

これまで角度 $\alpha$ が $45^\circ$ ではなく, より低い角度( $35^\circ$ など)である事は多くの研究者の関心を集め, その原因について集合組織の影響などが挙げられてきたが<sup>(9),(10)</sup>, この場合, その角度でせん断帯が出現すると暗黙の内に仮定されてきたように思われる。しかしながら上に述べたように, せん断帯には寿命があり, その寿命の間に角度が低下していくことを考えると, 従来考えられてきた角度は, せん断帯の寿命の間の平均値(例えば, Fig4でせん断帯が横軸の歪0.1から0.4まで活動し, その間に角度が $42^\circ$ から $32^\circ$ まで変化したとすれば, 平均角度は $37^\circ$ )であって, 発生角度ではない。そして発生角度はFig4などに見られるように最大せん断応力の方向( $40-50^\circ$ )である。

これらのことから, せん断帯平均角度が低い事に関する問題は, 「低さ」それ自体にあるのではなく, 一旦せん断変形を始めた物質部分は, せん断応力(外力)が小さくなくても変形し続けるということにあると思われる。 $\alpha=35^\circ$ および $30^\circ$ の時のせん断応力は $45^\circ$ の時に比べてそれぞれ0.94倍, 0.87倍であるから, これが変形し続けるためにはせん断帯の部分は他に比べ, 「軟らかい」と考えられる。これについては, せん断帯内部の微視構造が大切であるが, 後に少し触れる。

次に表面と内部でのせん断帯の活動の違いについて少し考える。I試料の再圧延初期のせん断帯の活動が, 内部に存在していたときのそれを表していると考えれば, 表面付近のせん断帯は内部より密度が低く(Fig1), また予備圧延率が高い場合には, 伸び歪に対するせん断量の増加率が高い(Fig3, Fig5)という特徴がある。すなわち表面のせん断帯の活動は圧延の進行と共に粗大になるが, 内部ではその変化は小さい。変形に及ぼす表面の影響は, (1)平面応力状態のため変形の自由度が増す事, (2)その結果表面に凹凸ができ, これによって応力の不均一ができることの二つが考えられる。せん断帯を考えるときには表面と内部で活動が異なる事を考慮する必要がある事は重要と思われる。

### 3.4 セン断帯内部の転位微視構造

Fig8にSUS310Sの70%圧延後の透過電子顕微鏡像を示す。観察面はこれまでの光学顕微鏡写真と同様, 試片側面に平行である。矢印が圧延方向で, それと約 $30^\circ$ の角度をなして2筋のせん断帯が形成されている。せん断帯内部は非常に高転位密度となっており, サブマイクロサイズの亜粒界組織のようなものが見られる。Fig9はこのせん断帯内部の制限視野回折パターンである。基本的には $\langle 110 \rangle$ 入射のパターンであるが, 著しいストリークを引いており, その角度差は大凡 $90^\circ$ に及んでいる(マトリックス領域にはそのようなストリークはない)。すなわち, せん断帯の内部構造はこのようになりかなり大きな方位差を有するサブマイクロの微細結晶粒の集合体となっており, このせん断帯領域は歪みとともに増加していく。これについては, なお, 現在検討中である。

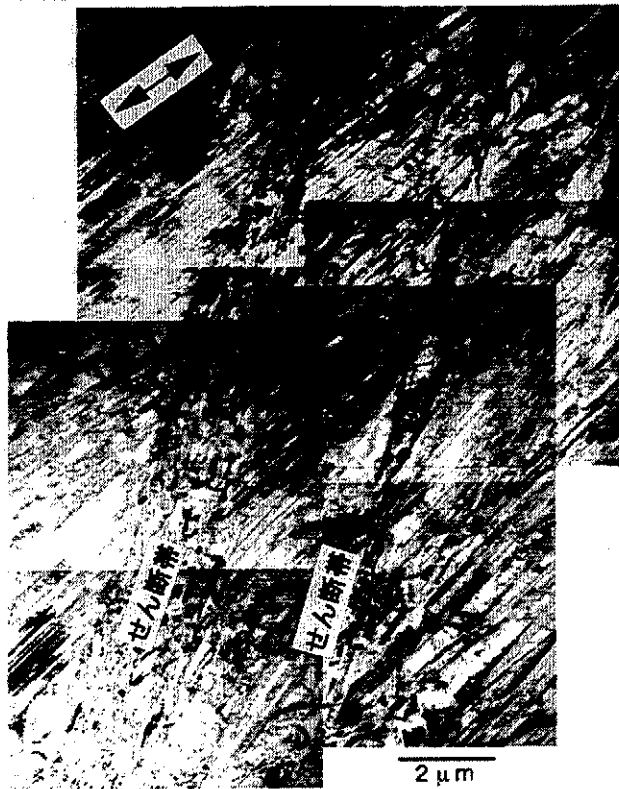


Fig. 8 せん断帯の電子顕微鏡像 (明視野)

#### 4. 結 論

せん断帯の角度、その活動に及ぼす表面の影響及び端割れの機構について実験的研究を行い次の結果を得た。

1. せん断帯の発生初期の角度は、従来いわれてきた 35° のような低角度ではなく、40-45° であり、クロス圧延の場合には数度高くなる。
2. せん断帯は角度は圧延の進行と共に減少し、30-25° になると多くのせん断帯では活動が停止する。
3. 表面のせん断帯の密度は内部より低く、1本当たりのせん断量は大きい。
4. 端割れの発生には、表面で粗いせん断帯がある期間活動する事が必要である。
5. せん断帯の内部微視構造を電顕観察した結果、サブマイクロンの90度にわたる方位分散を持った微細結晶粒の集合体となっていた。

#### 参考文献

- 1) Adcock, F. : J.Inst.Met., 27(1922), 73.
- 2) Cook, M. & Richards, T.L. : J.Inst.Met., 69(1943), 351.

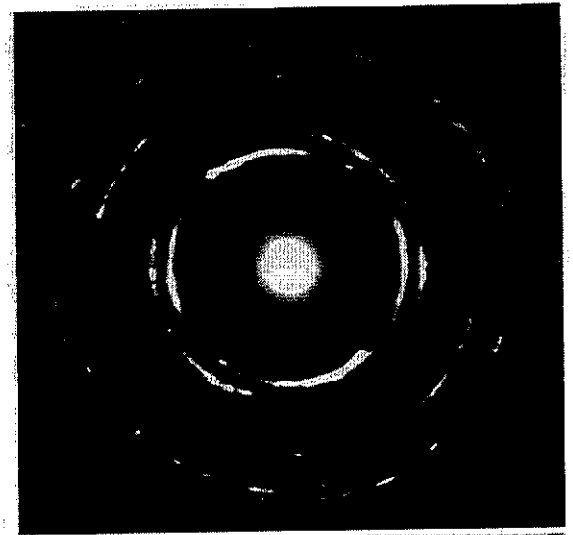


Fig.9 せん断帯内部の制限視野回折パターン

- 3) Brown, K. : J.Inst.Met., 100(1972), 341.
- 4) Mathur, S. & Backofen, W.A. : 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) Dillamore, I.L., Roberts, J.G. & Bush, A.C. : Met.Sci.J., 13-2 (1979), 73
- 10) VanHoutte, P., Gil Sevillano, J. & Aernoudt, E. : Z. Metallk., 70-7(1979), 426.
- 11) VanHoutte, P., Gil Sevillano, J. & Aernoudt, E. : Z. Metallk., 70-8(1979), 503.
- 12) Hartley, M. & Malin, A.S. : Scr.Met., 18-5(1984), 449.
- 13) Yeung, W.Y. : Scr.Met., 21-6(1987), 869.
- 14) Yeung, W.Y. & Duggan, B.J. : Acta Met., 35-2(1987), 541.
- 15) Lee, W.B. & Chan, K.C. : Acta Met., 39-3(1991), 411.
- 16) Lee, W.B. & Chan, K.C. : Int.J.Fracture., 52(1991), 207.
- 17) Shen, Y.L. : Scr.Met., 28-1(1993), 145.
- 18) Lee, W.B. : 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.