

## 論文

Fe-19%Cr フェライト合金の熱間圧延による  
変形帯の形成とその後の静的再結晶挙動

© 1984 ISIJ

植松 美博\*・星野 和夫\*<sup>2</sup>・牧 正志\*<sup>3</sup>・田村 今男\*<sup>3</sup>Formation of Deformation Band and Static Recrystallization  
Behavior of Hot Rolled Fe-19%Cr Ferritic Alloy

Yoshihiro UEMATSU, Kazuo HOSHINO, Tadashi MAKI and Imao TAMURA

## Synopsis :

The effects of initial grain size (1 000 $\mu$ m and 430 $\mu$ m), rolling temperature and reduction on the deformation structure and recrystallization behavior of a hot rolled Fe-19%Cr ferritic alloy were investigated. The characteristics of the deformation band formed by hot rolling and its effect on recrystallization were crystallographically studied. The main results are as follows.

(1) Above 1 000°C well defined subgrain substructures are observed. With increasing temperature, the subgrain size increases. In specimens hot rolled below 1 100°C, deformation bands are observed preferentially near grain boundary.

(2) The number of deformation bands increases with increasing rolling reduction or decreasing grain size. The deformation band and the matrix are correlated with a rotation in the range of 35°-55° around a  $\langle 110 \rangle$  common axis. The orientations of deformation band and matrix are nearly  $\langle 100 \rangle // N.D$  and  $\langle 211 \rangle // N.D$ , or  $\langle 211 \rangle // N.D$  and  $\langle 100 \rangle // N.D$ . The subgrain size of  $\langle 100 \rangle // N.D$  orientation is coarse, compared with those of other orientations.

(3) The recrystallization occurs preferentially in the boundary area containing deformation bands. Recrystallized grains have almost the same orientation as the matrix or the deformation band. Decreasing the rolling reduction retards recrystallization, especially in coarse grained specimens. The retardation is attributed to the decrease of deformation bands.

## 1. 緒 言

フェライト系 ( $\alpha$ ) ステンレス鋼は耐食性、深絞り性に優れかつ経済的なため、最近その需要は増加する傾向にある。しかし、 $\alpha$ 系ステンレス鋼は深絞り加工時にリジングと呼ばれる縞状の起伏を生じる場合があり、大きな欠点となつている。このリジング発生に対し、熱延板中に形成された粗大な帯状組織が成因の1つと考えられている<sup>1)</sup>。もし、熱延工程で再結晶がおこればこれらの組織は消失するので、再結晶に関する知見が重要となつてきている<sup>4)</sup>。しかし、 $\alpha$ 系ステンレス鋼の熱間加工中またはその後の再結晶に関する研究はオーステナイト ( $\gamma$ ) 系鋼、 $\alpha$ -Fe、Fe-Si 合金などに比べいまだ少ない<sup>2)~4) 15)</sup>。

一般に、 $\alpha$ 系ステンレス鋼は $\gamma$ 系鋼に比べ熱間加工時での再結晶がおこりにくいが、熱間加工によつても冷間加工材にみられるような変形の局所的な不均一性 (例えば変形帯) が導入されれば、再結晶に対する効果も期

待できる。そのためには、従来の速度論的研究<sup>2)3)</sup>に加え、熱間加工組織およびそれらと再結晶との関係を金属組織的観点から研究することが必要であるが、系統的な研究はほとんどみあたらない。

本研究では、Fe-19%Cr合金を用いフェライトの熱間圧延組織およびその後の静的再結晶挙動に及ぼす初期粒径、加工温度および加工率の影響を明らかにするとともに、熱間加工組織と再結晶の関係を結晶学的観点から検討することを目的としておこなつた。

## 2. 供試材および実験方法

供試材の化学成分を Table 1 に示す。熱間圧延 (熱延) 域で $\alpha$ 単相となるように極低炭素、窒素の Fe-19%Cr の組成を選んだ。供試材は高周波真空溶解炉で

Table 1. Chemical composition of specimen (wt%).

C	Si	Mn	P	S	Cr	N	Fe
0.0013	0.27	0.24	0.001	0.004	18.75	0.0022	Bal.

昭和 59 年 3 月 9 日受付 (Received Mar. 9, 1984)

\* 日新製鋼(株)周南研究所 (Shunan R & D Laboratory, Nisshin Steel Co., Ltd., 4976 Oaza-Tonda Shinnanyo 746)

\*<sup>2</sup> 日新製鋼(株)周南研究所 工博 (Shunan R & D Laboratory, Nisshin Steel Co., Ltd.)

\*<sup>3</sup> 京都大学工学部 工博 (Faculty of Engineering, Kyoto University)

溶製した 30 kg 鋼塊を用い、熱間鍛造で 15 mm t × 50 mm w × l の板にした。これを、10 mm f × 50 mm l の角形試験片に加工し、初期粒径を調整するために 1100°C × 30 min および 1200°C × 12 min の均熱処理を施し、それぞれ 430 μm と 1000 μm の平均粒径の試料を得た。本論文では前者を細粒材、後者を粗粒材と呼ぶ。熱延には、ロール径 150 mm、ロール回転数 39 rpm の実験用圧延機を用いた。熱延材の金属組織観察には、850 ~ 1200°C で 25 ~ 52% (板厚減少率) の 1 パス熱延後 1 s 以内に急水冷したものをを用いた。静的再結晶の研究には 1050°C で 25% および 44% の 1 パス熱延後急水冷した熱延材を圧延方向と直角に幅 4 mm に切断し、管状型電気炉にて 800 ~ 950°C の範囲で最大 10<sup>4</sup> s 焼鈍した試料を用いた。

熱延材および再結晶焼鈍材の組織観察はすべて圧延方向と平行な横断面 (T.D 面) で行つた。T.D 面内の観察は上、下部を除いた中心層約 4 mm を対象とした。熱延材の硬さはビッカース微小硬度計を用い、荷重 500 g で測定した。光顕観察は、過塩素酸・氷酢酸溶液で電解研磨後、10% 蓚酸水溶液で電解腐食して組織を現出させ、ノマルスキー型位相差顕微鏡を用いて行つた<sup>14)</sup>。再結晶率の測定には倍率 100 倍の光顕写真を用い、2 × 4 mm<sup>2</sup> 中の再結晶粒の面積率を点算法で求めた。結晶方位解析にはマイクロ・ファセット・ピット法を用いた。ピットは非水溶媒系溶液<sup>9)</sup> (1% (CH<sub>3</sub>)<sub>4</sub>NCl + 10% CH<sub>3</sub>COCH<sub>2</sub>COCH<sub>3</sub> + CH<sub>3</sub>OH) による電解腐食で作製し、走査型電顕で観察した。α系ステンレス鋼のピットは {110} 面によつて構成された正 12 面体ピットであり、良好なピットが得られた。各ピット内の稜線 (〈111〉方向) のなす角度を測定し 4 つの 〈111〉方向のトレースを求め<sup>9)</sup>、このトレースから {111} 極点図 (T.D 面) を得た。また、{111} 極点図を N.D 方向 (圧延面と垂直な方向) に変換し、N.D 反転極点図を作製した。

### 3. 実験結果および考察

#### 3.1 熱間圧延材の硬さ

初期粒径 1000 μm および 430 μm の試料について、熱延後直ちに水冷したときの硬さと熱延温度および圧下率の関係を図 1 と 図 2 にそれぞれ示す。図 1 より、1000°C 以下では熱延温度の低下とともに熱延材の硬さは焼鈍材よりも増していき、1000°C 以上になると硬さの変化は小さく、加工硬化はほとんどないことがわかる。硬さが熱延温度によつて変化しない 1000°C および 1050°C で硬さに及ぼす圧下率の影響を調べた。

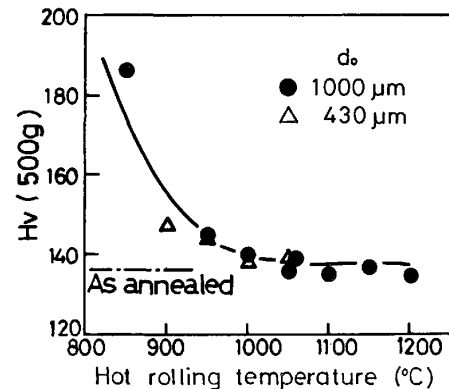


Fig. 1. Variation of hardness with rolling temperature. Rolling reduction was 44%.  $d_0$  indicates the initial grain size.

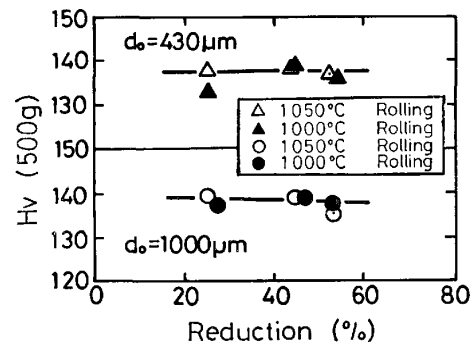


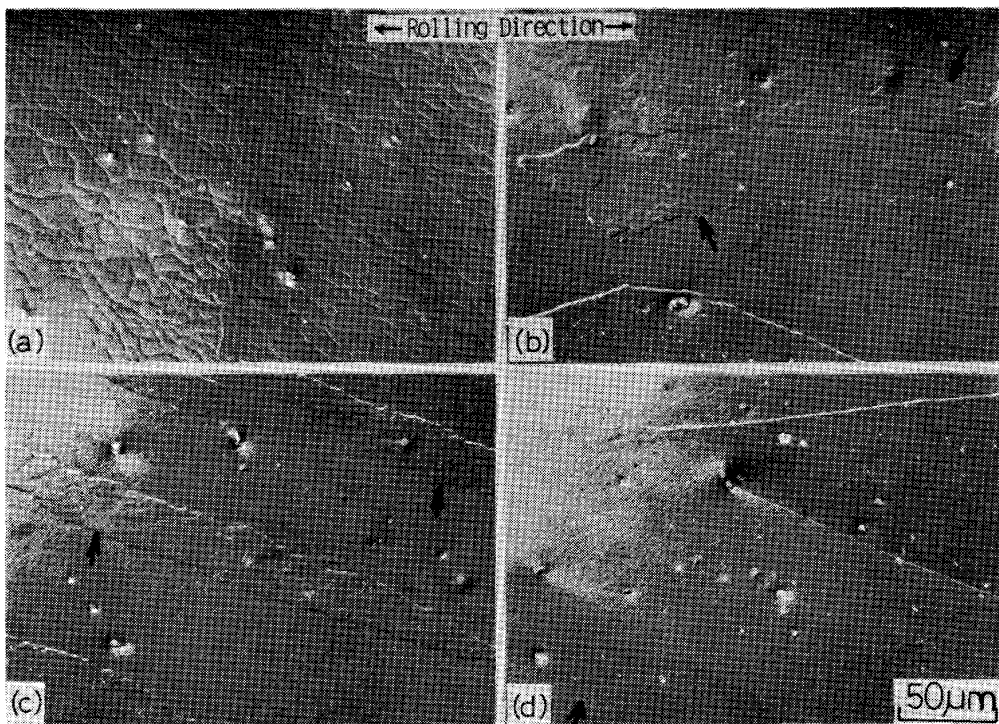
Fig. 2. Variation of hardness with rolling reduction.

Fig. 2 より、この温度域では圧下率 25 ~ 52% の範囲で加工硬化は認められない。Fig. 1 および Fig. 2 ともに、硬さに対する初期粒径の影響は認められない。

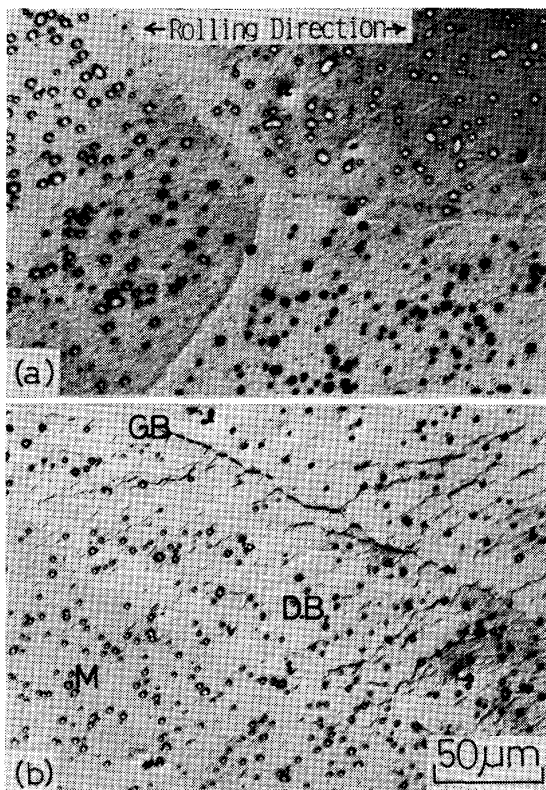
#### 3.2 熱間圧延材の光顕組織

1200, 1050, 950 および 850°C で 44% 熱延した粗粒材について、光顕組織の一例を Photo. 1 に示す。Photo. 1-(a) から、1200°C では明瞭なサブグレイン組織が観察される。このサブグレインは比較的等軸で、同一粒内でのサイズ分布の不均一性も少ない。熱延温度が低下するとサブグレインサイズは減少する。さらに、帯状の領域 (変形帯<sup>9)</sup>) が現われ、組織的に不均一となってくる (Photo. 1-(b) ~ (d))。変形帯と母相とはサブグレインの形およびサイズに差が認められる。変形帯と母相との境界は、Photo. 1-(b) の 1050°C の場合は凹凸の多い形状をしているが、熱延温度が低下すると直線的な形状に変化してくる (Photo. 1-(d))。1100°C を越える高温側の熱延では、上述のような明瞭な変形帯は認め難くなる。

Photo. 2 および Photo. 3 は変形帯の発生に及ぼす圧下率の影響を粗粒材および細粒材のそれぞれについて示すもので、1050°C で 25% および 44% 熱延した場

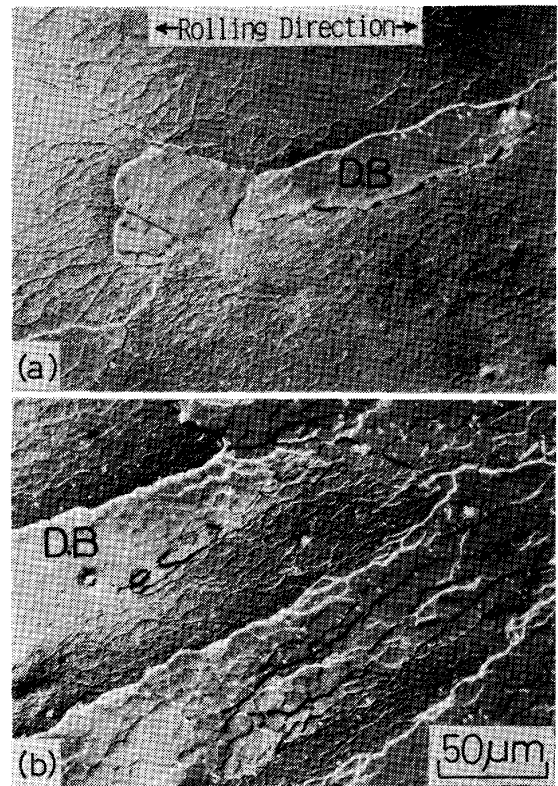


Rolling temperature : (a) 1200°C, (b) 1050°C, (c) 950°C and (d) 850°C. Arrows indicate deformation bands.  
 Photo. 1. Optical micrographs of Fe-19%Cr alloy ( $d_0=1000\mu\text{m}$ ) hot rolled to 44% reduction, followed by water quenching.



Rolling reduction : (a) 25%, (b) 44%.

Photo. 2. Optical micrographs showing the effect of rolling reduction on the formation of deformation band at 1050°C rolling for Fe-19%Cr alloy ( $d_0=1000\mu\text{m}$ ).



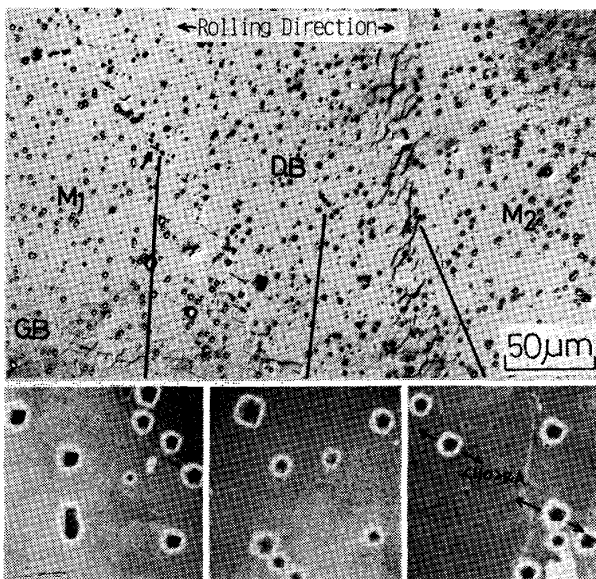
Rolling reduction : (a) 25%, (b) 44%.

Photo. 3. Optical micrographs showing the effect of rolling reduction on the formation of deformation band at 1050°C rolling for Fe-19%Cr alloy ( $d_0=430\mu\text{m}$ ).

合の光顕組織である。Photo. 2より粗粒材についてみると、25%の低圧下率では変形帯が認められないが、圧下率が増すと粒界近傍に変形帯が形成されるようになる。Photo. 3の粗粒材では25%圧下でも粒界近傍に小さな変形帯が認められる。高圧下率側でも変形帯の観察される頻度は細粒材の方が高かった。 $\alpha$ 鉄の冷間加工に関する研究をみると<sup>11)12)</sup>、冷間加工によつて発生した多数の変形帯によつて結晶粒内は分断されるが、熱延の場合は変形帯はおもに粒界周辺に発生し、粒内の中心部分には変形帯が十分に発達しない場合も多く認められた。変形帯の発生要因を総括すると、熱延温度の低下、圧下率の増加および初期粒径の減少が変形帯の発生頻度を高める傾向にあつた。なお、冷却は1s以内であり加工組織は動的に形成されたものと考えられる。

### 3.3 変形帯の結晶学的特徴

硬さおよび光顕観察結果にもとづき、動的回復が顕著でサブグレインが明瞭に観察され、かつ、変形帯が十分に形成されるような条件として1050°Cを選び、変形帯の特徴を結晶方位の面から検討した。検討には粗粒材を用いた。Photo. 4に、1050°C-44%熱延材のT.D方向の光顕組織とピットを示す。Photo. 4のピットの形から、母相 $M_1$ と $M_2$ は結晶方位が近いが、変形帯D.Bと母相とは大きな方位差のあることがわかる。変形帯内部または母相の内部はほぼ均一な方位になつている。変形帯と母相の境界には幅10~20 $\mu\text{m}$ 程度の遷移領域(Photo. 4の右側)が存在する場合と、変形帯と母相がじかに接している場合(Photo. 4の左側矢印)

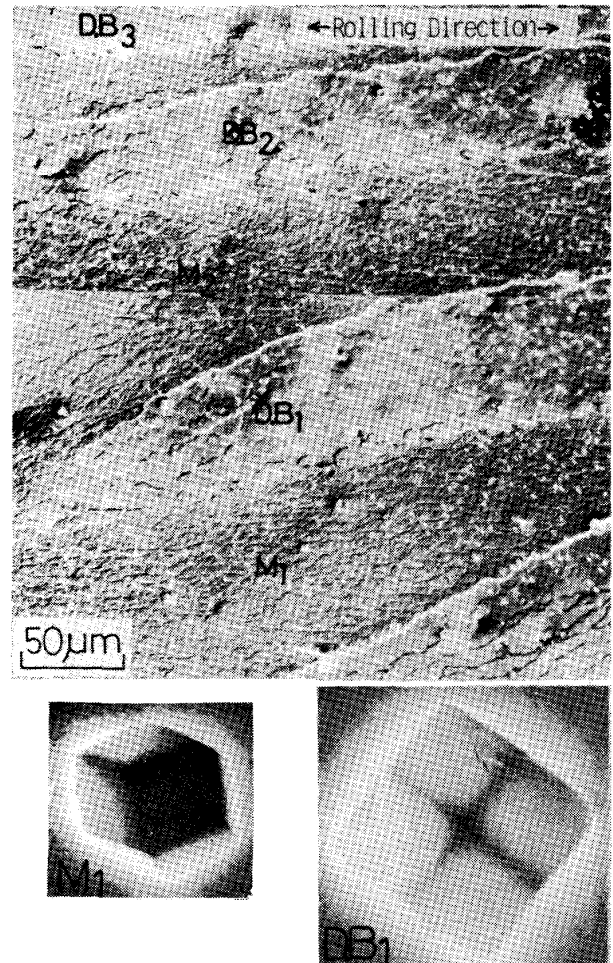


D.B : deformation band,  $M_1$  and  $M_2$  : matrix.

Photo. 4. Optical micrograph and micro facet pits of Fe-19%Cr alloy ( $d_0=1000\mu\text{m}$ ) rolled at 1050°C-44%.

とが観察される。母相と変形帯の方位回転によつて、これらの境界ではサブグレイン間の方位差は著しく大きく、このような方位差の大きい境界は熱延の再結晶に関連して重要と考えられる。

Photo. 4は一層の変形帯(単層変形帯)について示したが、多層変形帯についてT.D方向の光顕組織をPhoto. 5に、Photo. 5に対応するT.D {111}極点図およびN.D反転極点図をFig. 3に示す。Fig. 3より、変形帯 $D.B_1\sim D.B_3$ は $\langle 100 \rangle_{N.D}$ に、母相 $M_1, M_2$ は $\langle 322 \rangle_{N.D}$ に近い方位を持つことがわかる。T.D {111}極点図では、変形帯と母相は $R.A_1(\langle 110 \rangle$ 軸に近い)に関して約55度の回転関係にある(回転軸は $R.A_2$ の可能性もある)。Photo. 5では変形帯と母相のサブグレインサイズに顕著な差が認められるので、両者のサブグレインサイズを圧延方向に対して直角な方向および平行方向に測定した。変形帯( $D.B_1\sim D.B_3$ )でのサブグレインサイズは平均で $5.6\mu\text{m} \times 10.2\mu\text{m}$ 、母相( $M_1, M_2$ )では $3.8\mu\text{m} \times 7.1\mu\text{m}$ であつた。こ

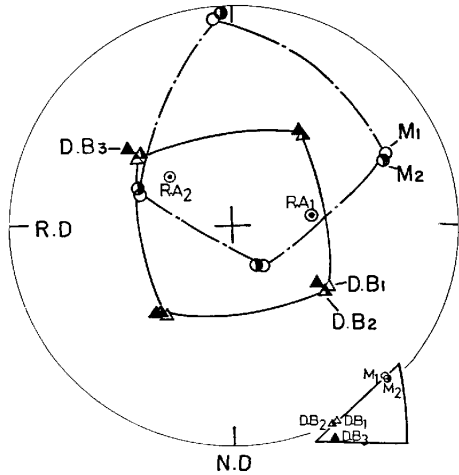


D.  $B_1\sim D. B_3$  : deformation band,  $M_1$  and  $M_2$  : matrix.

Photo. 5. Optical micrograph and micro facet pits of Fe-19%Cr alloy ( $d_0=1000\mu\text{m}$ ) rolled at 1050°C-52%.

の差は、両者の結晶方位の違いによるもので、全般に  $\langle 100 \rangle_{N.D}$  方位のサブグレインが大きい傾向にあった。

熱延で形成する変形帯の特徴をまとめる。変形帯には



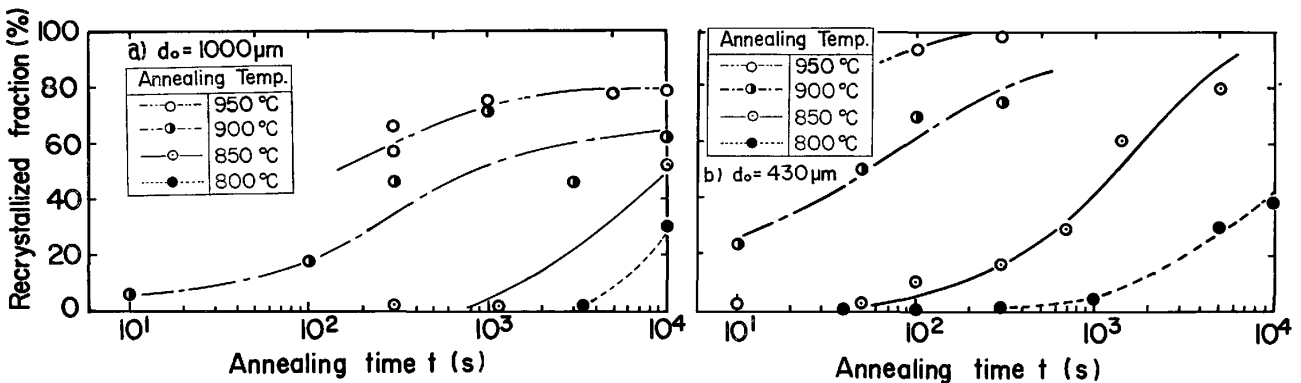
R.A<sub>1</sub> and R.A<sub>2</sub>: possible two rotation axes between D.B<sub>1</sub> and M<sub>1</sub>.

Fig. 3. Stereographic projection of {111} poles and N.D inverse pole figure, corresponding to Photo. 5.

単層のもの (Photo. 4) と多層のもの (Photo. 5) が認められ、圧下率が増加すると後者が明瞭となる。変形帯と母相の方位は圧下率 40~50% では  $\langle 110 \rangle$  軸に関し 35~55 度の回転関係が多い。方位の組み合わせは、近似的に  $\langle 100 \rangle_{N.D}$  と  $\langle 211 \rangle_{N.D}$  の場合が多く、変形帯と母相がいずれかの方位をとる。この組み合わせは、BCC 金属の圧縮変形時に形成される DILLAMORE-KATOH 型の結晶回転モデル ( $\langle 100 \rangle_{N.D} - \langle 111 \rangle_{N.D}$ )<sup>10)</sup>に近い。このように変形帯の形成によって、母相と変形帯との界面近傍に大きな方位差を生じることは以後の再結晶の挙動に関し重要と考えられる。

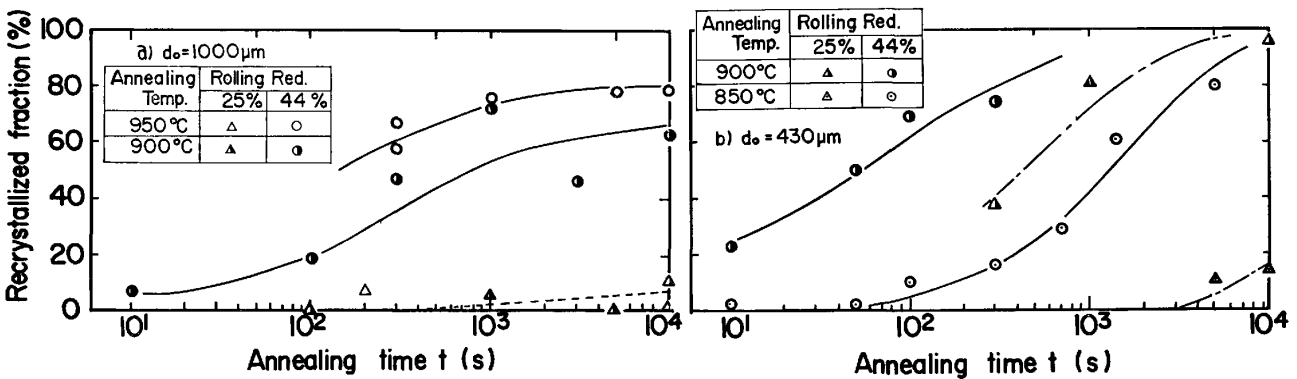
3.4 熱延材の静的再結晶挙動

1050°C-44% 熱延後急水冷した試料を 800~950°C の範囲で焼鈍したときの、再結晶率の時間変化を Fig. 4 に示す。初期結晶粒径の違いによつて、再結晶の速度には著しい差異が認められ、粗粒材の再結晶は細粒材に比べて遅い。また、粗粒材の再結晶は長時間側で著しく遅滞する傾向にある。Fig. 5 に、再結晶率の変化におよぼす圧下率 (25% および 44%) の影響を示す。粗粒材および細粒材ともに、圧下率が増すと再結晶速度は増



(a)  $d_0 : 1000 \mu\text{m}$ , (b)  $d_0 : 430 \mu\text{m}$ .

Fig. 4. Effect of annealing temperature on recrystallization kinetics of Fe-19%Cr alloy rolled at 1050°C-44%, followed by water quenching.



(a)  $d_0 : 1000 \mu\text{m}$ , (b)  $d_0 : 430 \mu\text{m}$ .

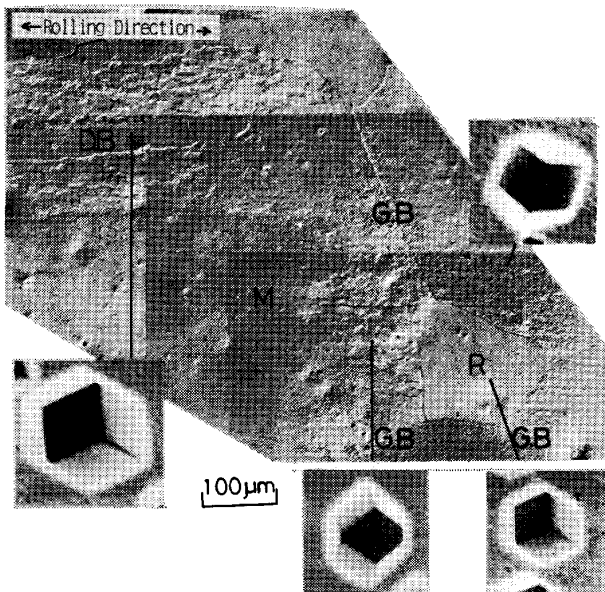
Fig. 5. Effect of rolling reduction on recrystallization kinetics of Fe-19%Cr alloy rolled at 1050°C-25% and 44%, followed by water quenching.

す。粗粒材の場合は、低圧下率では長時間保持しても再結晶はほとんどおこっていない。熱延材の硬さは Fig. 2 に示したように、圧下率および初期粒径が変化してもほとんど変化していなかつたが、再結晶率の変化および圧下率には初期粒径の大きな影響が認められた。このことは、再結晶のおこりやすさが、前述した変形帯の発生頻度と密接な関係があることを示唆するものである。

3.5 変形帯と再結晶挙動の関連

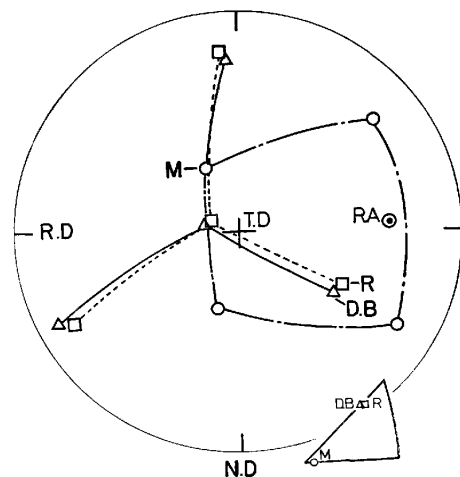
1050°C-44% 熱延後、900°C で焼鈍した試料 ( $d_0=1000\mu\text{m}$ ) について、変形帯と再結晶の関連を検討した。Photo. 6 に、900°C で 10s 焼鈍したときの結晶粒界近傍での光顕組織とピットを示す。また、T.D {111} 極点図および N.D 反転極点図を Fig. 6 に示す。Photo. 6 のピットより、粒界三重点の再結晶粒 R は母相中に混在する変形帯 D.B の方位にきわめて近いことがわかる。母相 M と変形帯 D.B の結晶方位は、 $\langle 110 \rangle$  に関し約 45 度の回転関係にある (Fig. 6)。N.D 反転極点図から、母相は  $\langle 100 \rangle_{\text{N.D}}$  変形帯は  $\langle 211 \rangle_{\text{N.D}}$  の方位を持つ典型的な関係にある。再結晶粒 R の近傍に変形帯の  $\langle 211 \rangle_{\text{N.D}}$  成分を見出せず断定はできないが、三重点近傍に  $\langle 211 \rangle_{\text{N.D}}$  の微小領域が存在し R はその方位を受け継いだ可能性が示唆される。

Photo. 7 は、900°C で 100s 焼鈍した時の粒界近傍での再結晶の様相とピットを、また、Fig. 7 にその結晶方位解析結果を示す。Photo. 7 より、結晶粒は粒界近傍で X-X' 境界をはさんで母相 M と変形帯 D.B に

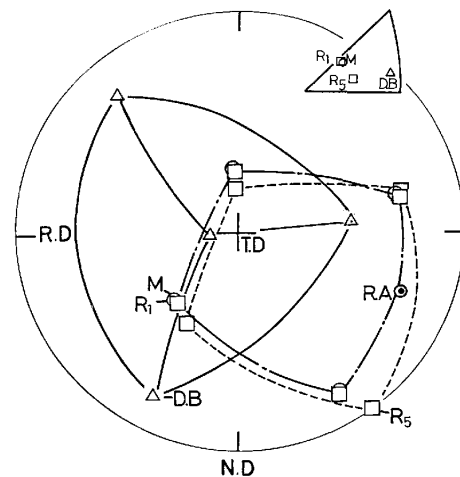


D.B: deformation band, M: matrix, R: recrystallized grain. Photo. 6. Optical micrograph and micro facet pits of Fe-19%Cr alloy ( $d_0=1000\mu\text{m}$ ) rolled at 1050°C-44%, followed by water quenching and annealed at 900°C for 10s.

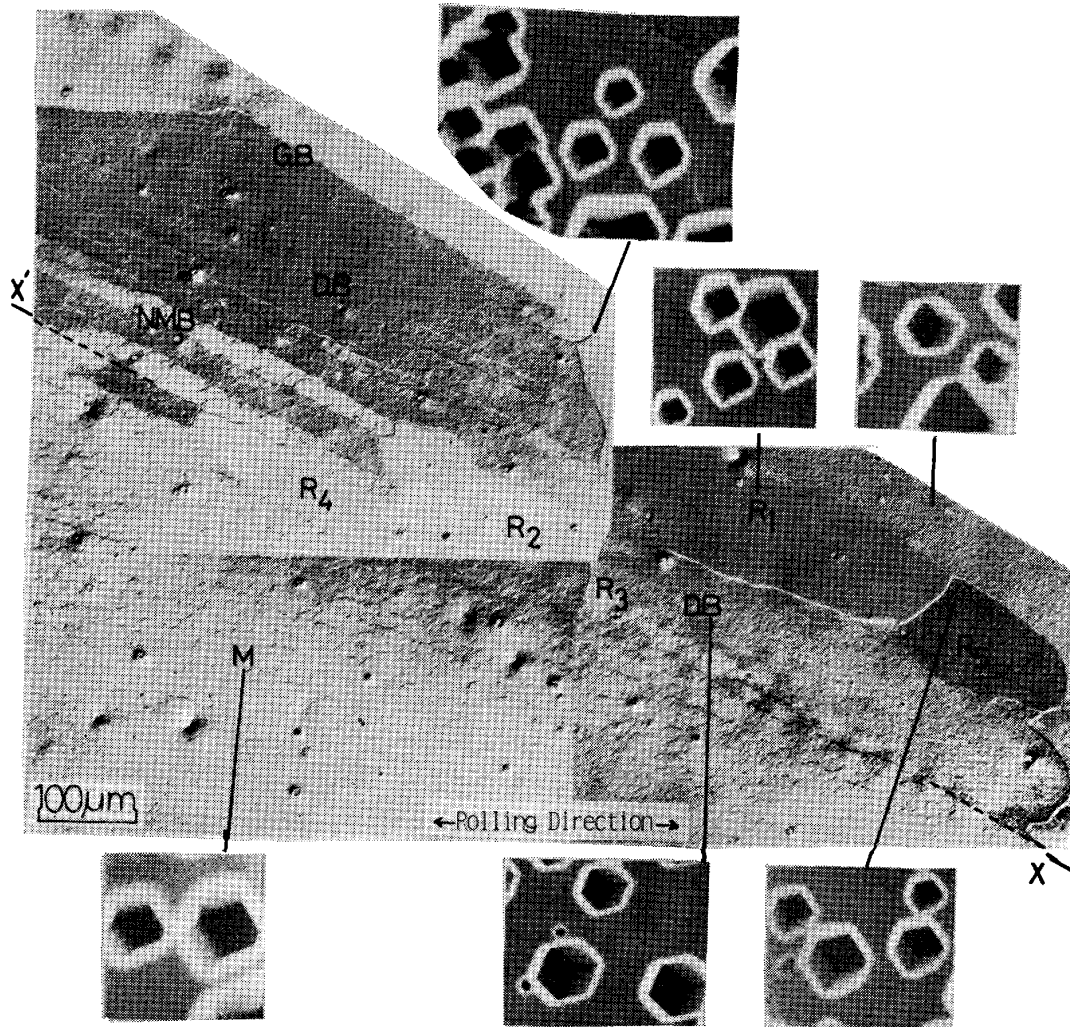
大きくわかれ、D.B 中にはさらに細かいバンドが何本か観察される。これらの細かいバンドは母相に近い方位を持っていることがピット観察から確認された。変形帯 D.B は、その中に細い母相のバンド (N.M.B; Narrow matrix band<sup>11)</sup>) を含んだ層状の構造となつていることがわかる。変形帯と母相は  $\langle 110 \rangle$  軸に関し約 35 度の回転関係にある (Fig. 7)。再結晶粒についてみると、 $R_1 \sim R_4$  はいずれも母相 M (すなわち N.M.B) の方位に近いことがピット観察からわかつた。 $R_5$  は  $R_1 \sim R_4$  (Fig. 7 で  $R_1$  で代表した) の方位からわずかずれているが、これは N.M.B の方位に広がりがあるためと考えられる。したがって、これらの再結晶粒は変形帯中の N.M.B と粒界の交点 ( $R_1, R_5$ ) および N.M.B と変形帯との境界 ( $R_2 \sim R_4$ ) の N.M.B 側から発生したものと結論される。再結晶粒の形態からみて、 $R_1 \sim R_5$  は



R.A: rotation axis between D.B and M. Fig. 6. Stereographic projection of {111} poles and N.D inverse pole figure, corresponding to Photo. 6.



R.A: rotation axis between D.B and M, R<sub>1</sub>. Fig. 7. Stereographic projection of {111} poles and N.D inverse pole figure, corresponding to Photo. 7.



D. B : deformation band, M : matrix, R<sub>1</sub>-R<sub>5</sub> : recrystallized grains.

Photo. 7. Optical micrograph and micro facet pits of Fe-19%Cr alloy ( $d_0=1000 \mu\text{m}$ ) rolled at  $1050^\circ\text{C}$ -44%, followed by water quenching and annealed at  $900^\circ\text{C}$  for 100 s.

方位差の大きい周囲の変形帯を浸食しながら成長した結果、変形帯と N.M.B. の配列方向と平行に伸長した粒を形成したものと考えられる。一方、母相M中には方位差の大きな境界は存在せず、再結晶粒も認められない。このように、変形帯の未発達な部分は再結晶が遅い傾向にある。Fig. 4, 5 で述べた粗粒材における再結晶の遅滞現象は、このような長時間保持しても再結晶がきわめておこりにくい領域が多く存在するためと考える。

以上の観察結果をもとに、フェライトの熱延材の変形帯と再結晶粒の生成の関連について考察する。熱延によつて明瞭なサブグレイン組織が形成されるような場合に、再結晶を生じるための一般的条件として<sup>8)9)</sup>、

- (i) 傾角の大きなサブグレイン境界を含むこと。
- (ii) 周囲に比べて大きなサブグレインが存在すること。

が挙げられる。実験結果から、熱延によつて生じる変形

帯と母相の境界では、(i)の条件を満足していた。フェライト熱延材の再結晶粒発生サイトは粒界三重点、粒界上であるとされているが<sup>7)14)</sup>、今回の実験では、変形帯と粒界の交点近傍および変形帯と母相の境界が核生成サイトとなつており、変形帯を含まない粒界は優先核生成サイトではなかつた。再結晶核生成過程では、サブグレインの合体または成長による粗大化が必要とされているが<sup>9)</sup>、熱延下部組織中にはすでに局所的にサブグレインサイズの異なる領域が存在しており、再結晶の前駆段階の組織が形成されていると考えることができる。前述したように、 $\langle 100 \rangle_{\text{N.D}}$  のサブグレインサイズは  $\langle 211 \rangle_{\text{N.D}}$  よりも一般に大きいので、母相  $\langle 211 \rangle_{\text{N.D}}$  中に  $\langle 100 \rangle_{\text{N.D}}$  のバンドが存在する場合には、(ii)の条件から、サブグレインサイズの大きい  $\langle 100 \rangle_{\text{N.D}}$  からの再結晶を生じる可能性が高い。一方、母相  $\langle 100 \rangle_{\text{N.D}}$  中に  $\langle 211 \rangle_{\text{N.D}}$  の小領域を含む場合は、 $\langle 211 \rangle_{\text{N.D}}$  からの核生成は (ii)

項の条件を満足しないので、必ずしも容易とはならない。しかし、Photo. 6 のように、 $\langle 211 \rangle_{N.D}$  からの再結晶粒の生成も示唆された。隣接する結晶粒とサブグレインサイズの差、あるいは、結晶粒界近傍では回復が速くサブグレインの粗大化による核生成を容易にする、などの点を考慮すれば  $\langle 211 \rangle_{N.D}$  からの再結晶が可能となるものと推察する。

以上の検討より、熱間加工による変形帯の形成はその後の再結晶と密接な関連を持つことがわかった。すなわち、変形帯は粒界近傍に発生する 경우가多く、その領域での再結晶には大きな効果があった。一方、変形帯の形成されていない領域では単一結晶粒の浸食による粗大粒が形成されたり、未再結晶部分として焼鈍末期まで残存していた。また、再結晶粒は下地の結晶方位を受け継ぐ傾向にあった。

#### 4. 結 言

極低炭素、窒素の Fe-19%Cr フェライト合金を用い、熱間圧延組織およびその後の静的再結晶挙動に及ぼす初期粒径 (1000  $\mu\text{m}$ , 430  $\mu\text{m}$ )、熱延温度、圧下率の影響について研究した。粗粒材 (1000  $\mu\text{m}$ ) について 1050°C 熱延における変形帯の形成と静的再結晶の関連を結晶学的に検討した。得られた結果を以下に要約する。

(1) 1000°C 以上では、熱延材の硬さは焼鈍材とほぼ同じで、加工硬化はおこらない。1000°C 以下では温度の低下とともに硬さは増す。1000°C 以上の温度域では硬さは圧下率の影響を受けず、初期粒径による差も認められない。

(2) 1000°C 以上では明瞭なサブグレイン組織が観察され、サブグレインサイズは高温ほど大きい。1100°C 以下では変形帯が生成する。変形帯の分布は不均一で、粒界近傍に発生し、粒内では少ない。変形帯は圧下率が増すと増加し、粗粒材よりも細粒材の方が変形帯の発生頻度が高い。

(3) 変形帯と母相は  $\langle 110 \rangle$  軸に関して約 35~55 度の回転関係にある。変形帯と母相の境界には方位差の大きいサブグレインが存在する。方位関係は近似的に  $\langle 100 \rangle_{N.D}$ - $\langle 211 \rangle_{N.D}$  (N.D は圧延的に垂直な方向) の場

合が多く、変形帯と母相がいずれかの方位をとる。サブグレインサイズは  $\langle 100 \rangle_{N.D}$  の領域で大きい。

(4) 静的再結晶に及ぼす初期粒径の影響は顕著で、粗粒材の再結晶速度は遅い。粗粒材では長時間焼鈍側で再結晶の遅滞がおり、特に低圧下率の場合に著しい。初期粒径の粗大化や圧下率の低下にともなう再結晶の遅滞は変形帯の発生頻度の減少により説明される。

(5) 再結晶粒は変形帯を含む結晶粒界三重点近傍、結晶粒界および粒内の変形帯の境界から発生する。再結晶粒の方位は下地の方位に近いものが多い。再結晶粒の成長方向は結晶粒界および変形帯と母相の境界に沿っている。再結晶粒の方位が隣接する母相の方位に近い場合、母相への再結晶粒の成長は困難となり、母相中に新たな変形帯が存在しないような場合、その領域は未再結晶のまま焼鈍後期まで残存することになる。

#### 文 献

- 1) 大橋延夫: 日本金属学会誌, 31 (1967), p. 519
- 2) R. WUSATOWSKI: JISI, 204 (1966), p. 727
- 3) J. P. SAH and C. M. SELLARS: Hot Working and Forging Process, ed. by C. M. SELLARS and G. J. DAVIS, Suppl. (1979), p. 62 [The Metals Society]
- 4) 松尾宗次: 日本金属学会会報, 19 (1980), p. 192
- 5) 黒沢文夫, 田口 勇, 松本龍太郎: 日本金属学会会報, 20 (1981), p. 377
- 6) 竹内 栄, 本間敏夫, 池田 晋: 日本金属学会誌, 22 (1958), p. 320
- 7) A. T. ENGLISH and W. A. BACKOFEN: Trans. Metall. Soc. AIME, 230 (1964), p. 396
- 8) 鉄鋼の高温変形挙動 (鉄鋼基礎共同研究会高温変形部会編) (1978), p. 37 [日本鉄鋼協会]
- 9) R. D. DOHERTY: Recrystallization of Metallic Material, ed. by F. HAESSNER (1978), p. 23 [Dr. Riederer-Verlag GmbH Stuttgart]
- 10) I. L. DILLAMORE and H. KATOH: Met. Sci., 8 (1974), p. 73
- 11) Y. INOKUTI and R. D. DOHERTY: Acta Metall., 26 (1978), p. 61
- 12) 潮田浩作, 阿部光延: 鉄と鋼, 70 (1984), p. 96
- 13) P. KARLUCK, G. GOTTSSTEIN and H. MECKING: Acta Metall., 31 (1983), p. 1525
- 14) C. OUCHI and T. OKITA: Trans. ISIJ, 23 (1983), p. 128
- 15) 吉村博文, 石井満男: 鉄と鋼, 69 (1983), p. 1440