

Ni 多結晶体の動的再結晶過程における 結晶粒間の方位関係

.....
論 文
.....

遠藤 孝雄*・福富 洋志*・岸 俊人*²

Orientation Relationships between Grains during Dynamic Recrystallization of Polycrystalline Nickel

Takao ENDO, Hiroshi FUKUTOMI and Toshihito KISHI

Synopsis :

Microscopic observation on dynamic recrystallization in polycrystalline nickel and the orientation analysis of individual grains have been conducted by using electron channeling patterns.

Originally existing grain boundaries began to bulge out at a strain of $0.5 \epsilon_p$ and new grains began to come out along grain boundaries at a strain of $0.75 \epsilon_p$, where ϵ_p is the peak strain corresponding to a maximum flow stress. It was found that only a few grains were produced by a bulging or a multiple twinning process. This is at variance with the observations on single crystals or a coarse-grained austenitic steel.

The growth rate of new grains was seemingly independent of the orientation relationships in their growth fronts. This trend is in contrast to the static recrystallization. The reason for this difference is discussed in special reference to the concurrent straining during the recrystallization.

1. 緒 言

X線方位解析による最近の報告によれば、銅単結晶や Fe-33%Ni 粗大粒結晶の動的再結晶においては、隣接する動的再結晶粒の間に、多次双晶の関係が成立するという^{1)~3)}。このような連鎖双晶は、結晶粒界の一部がまず張り出し、その成長端において、次々に双晶が発生するとできる。たとえば、銅単結晶の場合は、すべての動的再結晶粒の間に多次双晶の関係が成立し、いずれの動的再結晶粒も、一個の再結晶が成長する過程でできたと考えられる³⁾。

このような連鎖双晶の例をみると、多次双晶化が、動的再結晶において、重要な役割を演じているように見える。ところが、光学顕微鏡で、オーステナイト鋼の動的再結晶組織を観察した結果によれば、焼鈍双晶がみられないか、あるいは、非常に少ないと報告されており^{4)~6)}、両者の結果は、相容れない。

動的再結晶組織が、変形組織であることを考慮すると、双晶を示す直線的な粒界が光学顕微鏡でみえないという理由だけで、双晶自体の存在を否定することには無理があり、両者の相違を吟味するためには、やはり、動的再結晶粒間の方位測定が必要であろう。また、結晶粒

界面積が少ない粗大粒結晶体と、一般の多結晶体とでは、動的再結晶の進展過程が相違している可能性も残っている。

本研究は、電子チャンネルング像 (Electron channeling pattern; 以下 ECP 像と略す) を用いて、張り出し再結晶や連鎖双晶が、多結晶の動的再結晶においてもしばしばみられるのか、変形を受けた旧結晶粒 (以下加工マトリックスと呼ぶ) と動的再結晶粒 (以下、新粒と呼ぶ) との方位関係はどのようなかを調べ、前掲の疑問を吟味することを目的としたものである。

2. 実験方法

2.1 試料

微細粒結晶では、方位測定が困難になる。それゆえ、引き抜き加工でえた Ni 丸棒を帯域溶融精製装置内で、融点直下まで繰り返し加熱し、平均結晶粒径を $9 \times 10^{-4} \text{ m}$ に調整した。

Ni の化学分析値は、99.75 mass%Ni, 0.12%Mn, 0.06%Si, 0.07%Fe, 0.06%C, 0.001%P, 0.006%S である。高温における変形には、インストロン型試験機を使用し、大気中で圧縮試験をおこなった。変形組織を所定の歪みで凍結して観察するためには、電磁弁を操作

昭和 58 年 4 月日本金属学会講演大会にて発表 昭和 59 年 3 月 19 日受付 (Received Mar. 19, 1984)

* 横浜国立大学工学部 工博 (Faculty of Engineering, Yokohama National University, 156 Tokiwadai Hodogaya-ku Yokohama 240)

*² 横浜国立大学大学院 (現:住友金属鉱山(株)) (Graduate School, Yokohama National University, Now Sumitomo Metal Mining Co., Ltd.)

し、クロスヘッドの停止と同時に水を噴射した。変形温度 (1173 K) から、室温に到達するまでの時間は 1 s 以内である。歪み速度は、 $3.3 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ で、クロスヘッド速度から算出した。圧縮試験片の形状は、円柱状で、高さ $1 \times 10^{-2} \text{ m}$ 、直径 $6 \times 10^{-3} \text{ m}$ である。

光学顕微鏡観察は、変形の途中で急冷した圧縮試験片の中央部を、圧縮軸に垂直に切断し、機械研磨後、電解研磨した面についておこなった。

2.2 方位解析と対応粒界の同定

結晶粒の方位は、えられた ECP 像とあらかじめ計算で定めた標準 ECP 像とを比較し、そのずれから計算で定めた。

この方位をもとに、対象とする二個の結晶粒の回転関係をあらわす 24 組の回転軸、回転角を算出した。この結果と PUMPHREY⁷⁾らによる $\Sigma 19$ 以下の対応方位関係リストとを突き合わせて、実際の回転関係に最も近い Σ 値を選定した。回転軸と回転角を 24 組すべて定めているので、ある軸においては、似かよった回転角のものがあつて、 Σ 値の決定が困難な場合もあるが、他の軸と比較することによつて、容易に Σ 値を選定できる。

対象とする 2 個の結晶粒が対応方位関係にあるか否かを判定するためには、実際の方位関係と理想的な対応方位関係との差を定量的に評価する必要がある。回転軸が理想的な軸と一致している場合には、ずれを回転角の差で表現できる。しかし、回転軸が、理想軸からずれている場合は、回転軸のずれは正確に求められるが、ずれた軸についての回転角の理想値は存在しないから、回転角のずれを定めることができない。そこで、本研究では対応方位関係のずれを以下のように定義した。

実結晶を A および B とする。この A と理想的な対応方位関係にある結晶を A' とすると、対応方位関係からのずれとは A' と B の差に他ならない。A' と B との回転関係は、A、B 間と同様に 24 組の回転軸と回転角で記述できるが、ここではその中で最も小さい回転角をもつて対応方位関係からのずれ角 ($\Delta\theta$) と定義した。この回転角と一対で与えられる回転軸は、実際の結晶粒界における対応粒界からのずれが、ねじれ成分を主とするものか、傾角成分を主とするものかを表している。本研究では 3 次元的な粒界面方位を決定していないが、2 個の結晶粒が対応方位関係にある場合、対応格子点密度の高い面のみを組み合わせて、任意の方位の粒界面を構成することができる。それゆえ、ここでは方位関係のみで対応粒界か否かを判定することとし、 $\Delta\theta$ が BRANDON⁸⁾ が対応粒界の限界値として与えた $15/\sqrt{\Sigma}$ に 3° 加えた値よりも小さければ、この粒界を対応粒界として取り扱

つた。

$15/\sqrt{\Sigma}$ に 3° 加えた理由は、方位決定の精度および新粒が生成後に受けた変形歪みによる格子回転等を考慮したからである。

3. 実験結果

3.1 変形挙動と動的再結晶百分率

動的再結晶を示す金属では、応力-歪み曲線の形状が初期結晶粒径 (D_0)、変形温度 (T) 及び歪み速度 ($\dot{\epsilon}$) により変化する^{9)~13)}。そこで、供試材の変形条件と応力-歪み曲線の特徴をまとめて Table 1 に示した。

Table 2 は、光学顕微鏡写真から定めた動的再結晶百分率と各歪みにおける平均動的再結晶粒径である。動的再結晶粒径の測定は、線切断法 (linear intercept method) によつた。なお、動的再結晶百分率が低い場合には、面積切断法 (area intercept method) もあわせて用いた。

3.2 動的再結晶開始歪み

歪みの増加にともなう光学顕微鏡組織の変化を Photo. 1 に示す。歪み (ϵ) が $0.3 \epsilon_p$ (ϵ_p はピーク応力に対応する歪みで以下ではピーク歪みと呼ぶ) 程度では、動的再結晶はもとより、結晶粒界にも変化がみられない (Photo. 1-a)。しかし歪みが $0.5 \epsilon_p$ になると、Photo. 1-b の矢印 B で示したような粒界の張り出し (bulging) が一部の結晶粒界でみられるようになる。さらに歪みが増加して $\epsilon = 0.75 \epsilon_p$ になると、一部の結晶粒界、主として粒界三重点に核生成-成長機構で生成したと考えられる動的再結晶粒 (新粒) が現れる。Photo. 1-c においては、その例を矢印 G で示してある。定量的ではないが、この辺りの歪みから結晶粒界の鋸歯状化も進み、結晶粒界の張り出しがより顕著になる

Table 1. Experimental condition and characteristics of a stress-strain relationship.

Strain rate	$\dot{\epsilon}$	$3.3 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$
Temperature	T	1173 K
Peak stress	σ_p	55 MPa
Peak strain	ϵ_p	0.17
Strain to steady state	ϵ_s	0.34

Table 2. Average size of dynamically recrystallized grains (d_0) and the fraction of recrystallized area (f) at various strains normalized by peak-strain (ϵ_p).

Strain/ ϵ_p	$d_0/\mu\text{m}$	$f/\%$
0.75	55	1.4
1.0	61	13.1
1.25	66	19.8
1.50	143	24.3
1.75	113	74.1
2.80	121	98.2

$\epsilon_p \cong 17\%$

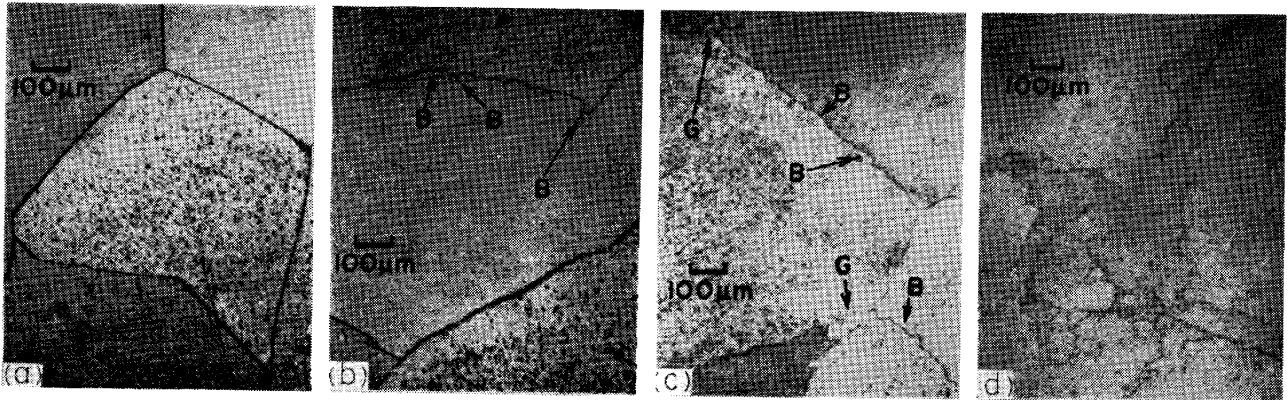


Photo. 1. Optical micrographs of polycrystalline nickel deformed to various strains at 1173 K. (a) $0.3 \epsilon_p$, (b) $0.5 \epsilon_p$, (c) $0.75 \epsilon_p$, (d) $1.5 \epsilon_p$. Here, ϵ_p is the peak strain.



Fig. 1. Distribution of compression axes of pre-existing grains.

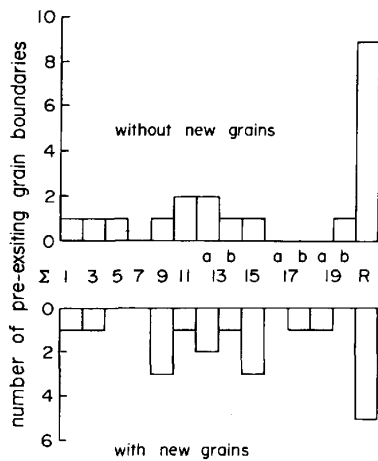


Fig. 2. The number of pre-existing grain boundaries with or without dynamically recrystallized grains as a function of Σ values.

(Photo. 1-c の矢印 B). ほとんどの結晶粒界が多数の新粒で置き換わるのは、歪みが $1.5 \epsilon_p$ に達する頃で、その 1 例を Photo. 1-d に示した。

歪み間隔を $0.25 \epsilon_p$ きざみにして動的再結晶開始歪みを定めると、粒界張り出しに注目した場合には $0.5 \epsilon_p$ 、核生成-成長機構に注目すると動的再結晶開始歪みは $0.75 \epsilon_p$ となった。従来報告されている動的再結晶

開始歪みは、 $0.75 \epsilon_p$ であるが¹⁰⁾¹⁴⁾¹⁵⁾、これは、核生成-成長機構による新粒に注目したものであろう。田村ら¹⁶⁾は、粒界の張り出しが $\epsilon = 0.4 \epsilon_p$ で始まることおよび動的復旧過程が、旧粒界の張り出しのみで終始する場合があることを報告しているが、本研究においても、結晶粒界の張り出しに注目すると、動的再結晶開始歪みは、田村ら¹⁶⁾の結果と一致している。

3.3 初期粒の圧縮軸方位

Fig. 1 は、初期粒の圧縮軸方位を、標準ステレオ三角形を用いて示したものである。Fig. 1 が示しているように、圧縮軸方位は無秩序で、引き抜き集合組織はみられない。本研究では、変形前に種々のタイプの結晶粒界が存在している方が望ましいので、Fig. 1 の結果は好都合である。

3.4 旧粒界の性格分布と動的再結晶

Fig. 2 は、ピーク歪み (ϵ_p) まで変形後急冷した試料から 39 個の結晶粒界を選び、その旧結晶粒界上に動的再結晶粒がでているか否か、そして、それらの粒界がどの種の結晶粒界であるかを調べた結果である。Fig. 2 が示すごとく、結晶粒界上に動的再結晶がみられるのは、約 1/2 の 19 例で、残りの 20 例には、動的再結晶粒が観察されなかつた。また、Fig. 2 において、 Σ 値に注目して調べてみても、特定の旧粒界上には、新粒が多数作られるというような傾向はみられない。むしろ、ランダム粒界に、かなりの新粒が観察されている。

3.5 多次双晶化による動的再結晶

Fig. 3 は、試験片を ϵ_p まで圧縮後急冷した時の光学顕微鏡写真とそのスケッチで、スケッチ上の数字は、変形前に存在していたと考えられる旧結晶粒、黒点は、方位測定をした場所を示している。図中の a-b-c と e-f-g の系列は、方位測定の結果、多次双晶の関係になっていた。e-f-g の系列の場合は、図上で新粒の e と f が互いに接していないが、結晶粒の 3 次元的な配列を考

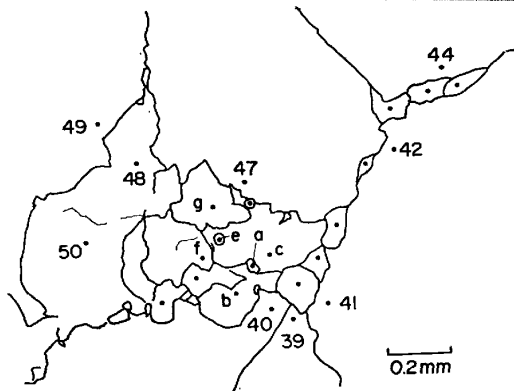


Fig. 3. An optical micrograph and its sketch for the specimen strained up to a peak strain. The numerals denote the prior existing grains and the dots indicate the positions at which the orientation analyses were conducted. The presence of twin chains is shown by (a)-(b)-(c) or (e)-(f)-(g).

慮すると互いに接していた可能性がある。

本研究における連鎖双晶の場合、Fe-33%Ni粗大結晶に関する古林らの結果¹²⁾とことなっている点は、それぞれの双晶系列における第1次晶aおよびeが、これらの近くにある旧結晶粒と双晶関係になっていないことである。これは、旧粒界の張り出しによつて、双晶系列の第1次晶ができたのではなく、第1次晶が核生成-成長機構で作られ、この第1次晶が成長する過程で双晶を発生させたことを示している。Fig. 3を見ると双晶系列の第3次晶gおよびcが、新粒の中では比較的大きいものに属しており、第3次晶が加工マトリックスを食って成長しやすい粒であつたと推定される。しかし、旧粒47と新粒g、旧粒47と新粒cとの間の粒界はいずれもランダム粒界であり、静的再結晶で知られるような優先成長方位関係にはなかつた。

3.6 張り出しによる動的再結晶

旧粒界に接して作られる新粒が張り出し機構でできたものか、核生成-成長機構でできたものかを光学顕微鏡写真から判定することはできない場合がある。しかし、

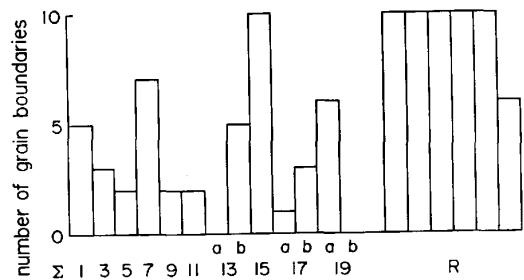


Fig. 4. Rotational relationships between new grains and old grains which lie in the reverse direction of the growth of new grains.

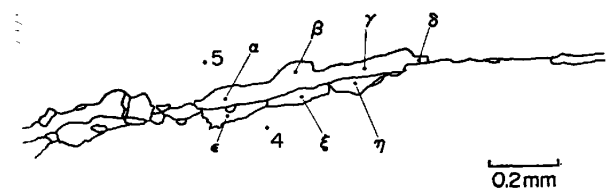
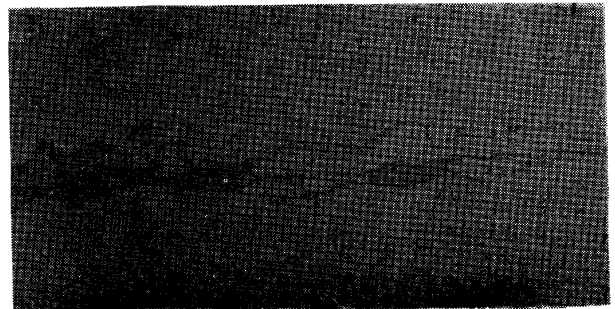


Fig. 5. An optical micrograph and its sketch of a specimen deformed up to $1.25 \epsilon_p$. The relationship between the old grain, 4 and α , β or γ is $\Sigma 1$.

新粒が張り出し機構で生成されたのであれば、新粒と旧粒との方位差は小さいはずであるから、旧粒と新粒の結晶方位をECP像から決定すれば、この点を明らかにすることができる。そこで、動的再結晶粒の成長方向が明瞭な102個の新粒について、新粒と旧粒との方位関係を調べたところ、Fig. 4の結果を得た。図から、張り出し機構でできたことを示す $\Sigma 1$ の回転関係を持つ新粒は5%程度で、比較的少ないことが分かる。

Fig. 5は $\Sigma 1$ の関係を持つ新粒が存在していた場所の顕微鏡写真とそのスケッチである。図において、 α , β および γ は旧粒4と $\Sigma 1$ の関係、 ϵ , ξ および η は旧粒4および5のいずれに対してもランダムな方位関係にあつた。 α , β および γ の境界は明瞭ではなかつたが、方位差が数度あることから、それぞれ別の新粒であると判断した。本研究においては張り出しの事例が少ないために、どのタイプの粒界が張り出しやすいか特定しえなかつたが、Fig. 5の旧粒4と5の間には $\Sigma 17b$ の回転関係が成立していた。Fig. 5の α , β および γ は旧

粒4と図上で接していないが、3.5節で述べた場合と同様に結晶粒の3次元の配列を考えると、これらが旧粒4と接していたと考えられる。田村¹⁶⁾らは、高歪み速度の変形では、最初から、核生成-成長機構による新粒が生成されると、光学顕微鏡観察結果をもとにして結論している。しかし、Fig. 5のように、核生成-成長機構でできたようにみえる場合でも、張り出し機構で新粒が作られている場合もあるから、高歪み速度変形の場合も、張り出し機構で新粒が作られる可能性が残っているように思われる。

4. 考 察

4.1 動的再結晶サイト

一般的な動的再結晶サイトは結晶粒界や結晶粒界三重点である。本研究においても、旧結晶粒界が新粒で覆われるようになるまでは、旧粒の粒界が動的再結晶サイトになっていた。そこでどのようなタイプの旧粒界が張り出しやすいかを吟味することにする。

Fig. 4で示したように、新・旧両粒の方位関係が $\Sigma 1$ になったのは、全数102個のうち、5個である。この5個のうち2個は、歪みが ϵ_p の時のものである。この2例がFig. 2におけるどのタイプの旧粒界の張り出しかを調べると、2例ともランダム粒界が張り出したものであることが分かった。他の歪みまで変形した時にみられた3例について調べてみても、結果は同様で、 Σ 値が19以下の特定のタイプの粒界が張り出しやすいという傾向はみられなかった。ただ、本研究において用いた試料には、移動しやすいといわれている $\Sigma 7$ 、および $\Sigma 13b$ の粒界が全くなかったため、これらの粒界についての知見は得られなかった。

次に、核生成-成長機構による新粒の生成サイトを調べてみると、この場合においても、ある特定の粒界が新粒生成サイトとして有利であるという結論はでてこない(Fig. 2)。そこで、いくつかの旧粒界について、各粒界から生成された新粒相互の方位関係を調べてみた。すると16個の新粒のうち9個が、 3° 以内の方位差にあり、同一の粒界からでてくる新粒同志の方位関係が似ていることが分かる。このことは、新粒の生成には、粒界の性格よりも、粒界近傍の局所的な変形組織が重要であることを示しているように思われる。

4.2 動的再結晶粒の成長

静的再結晶の場合には、初期粒に対して $\langle 111 \rangle$ 軸まわりに 38° 回転した結晶(対応方位関係では、 $\Sigma 7$ に相当する)が良くみられるという¹⁸⁾。これは、この方位関係にある結晶粒の成長が速いためである。動的再結晶

は、低加工度の静的再結晶と本質的には同じであるともいわれているから⁶⁾、動的再結晶においても、新粒は、旧粒との間に特別な回転関係を持つているかも知れない。

Fig. 6は、動的再結晶粒とそれらの成長方向にある加工マトリックスとの対応方位関係を整理した結果で、対象に選んだ新粒の数は201個である。Fig. 6をみると、新粒の成長端を構成している粒界には、実に種々のタイプのものが存在し、しかも、ほとんどはランダム粒界であることが分かる。Fig. 6は、すべての新粒を対象に選んだ場合であるが、成長が速かつたと思われる比較的大きな新粒を31個選んで同様の整理をした結果がFig. 7である。このように、比較的大きい新粒のみを選んだ場合でも、特定の粒界が新粒の成長に有利であるという結論には達しない。これは動的再結晶の特徴ではないだろうか。以下では、容易成長方向にある粒界がたとえ存在していても、変形と再結晶が同時に進行している場合には、そのような新粒が成長しにくい理由を考えてみる。

前報¹⁹⁾において、加工硬化の影響を含まない真の回復

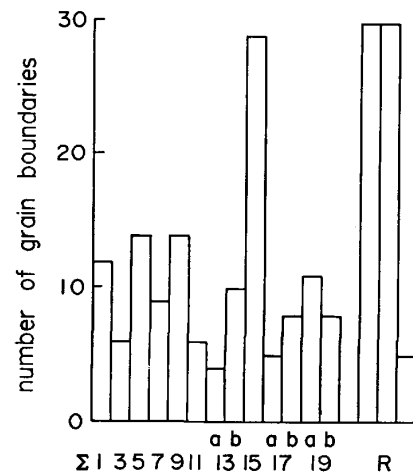


Fig. 6. Distribution of Σ values in growth fronts of dynamically recrystallized grains.

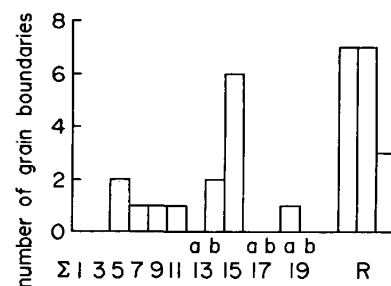


Fig. 7. Distribution of Σ values in growth fronts of selected 31 new grains having relatively large grain diameters.

速度 r ($\equiv \partial\sigma/\partial t$) および回復の影響を含まない真の加工硬化率 h ($\equiv \partial\sigma/\partial\varepsilon$) の測定結果を示した。この結果によれば、 r および h がピーク歪みの所で最大になる。 h の値がピーク歪みの辺りで最大になることは、生成されたばかりの新粒が集中的に加工され、粒成長の駆動力を失ってしまうことを意味しているから、新粒が大きく成長することは、期待できない。このような状況下では、ごく狭い領域の歪みエネルギーしか新粒によつて解放できないから、蓄積された歪みエネルギーを解放するために、多数の新粒が新たにづくられねばならない。

Table 2 に示された動的再結晶粒の平均直径をみると、ピーク歪みの時、 $61\ \mu\text{m}$ で、定常状態のその約 $1/2$ である。生成されたばかりの新粒が成長する時の駆動力は、歪みが ε_p の時最大であるにもかかわらず、ここにおける平均動的再結晶粒径が小さいのは、十分成長しないうちに、新粒が加工されることを示唆している。

同様の視点に立つて多次双晶化過程を考えてみる。そもそも、多次双晶化機構は、新粒成長の一形態であるから、このような大規模な成長が許されるのは、(1)生成された新粒が比較的加工されにくい場合(高温・低歪み速度の変形がこれに該当する)と、(2)新粒が生成後に変形を受けて、成長の駆動力をかなり失つても、なお他の新粒を生成する動的再結晶サイトが不足している場合(粗大粒結晶の変形がこれに該当する)である。この場合には、新粒が成長の駆動力をかなり失つても他に代わりうる動的復旧過程が存在しないので、新粒は成長を続け、その過程で焼鈍双晶を発生するであろう。

本研究において用いた多結晶体ニッケルの動的再結晶過程では、Fe-Ni 粗大結晶¹⁾²⁾、ニッケル²⁰⁾ および銅⁹⁾ 単結晶の場合とことなり、連鎖双晶の出現頻度は著しく低い。上述の考えに基づけば、この相違を結晶粒界密度の差に帰すことができる。換言すれば、結晶粒界密度が高く、動的再結晶サイトの多い一般の多結晶体では、動的再結晶粒の増加による動的再結晶体積率の増加が動的復旧過程の支配的担い手であつて、動的再結晶粒の成長による動的再結晶体積率の増加は復旧過程の支配的因子ではないと結論され、機械的試験から得た前報¹⁹⁾の結論とも一致する。

4.3 応力-歪み線図の特徴

動的再結晶を示す金属材料の応力-歪み曲線の特徴は、定常状態に到達する前に、いつたん定常状態の応力 (σ_s) よりも高い応力(ピーク応力)を示すことである。一方動的回復金属の応力-歪み曲線は、このような応力極大を示すことなく定常変形に移行する。

応力-歪み曲線上のこのような相違は、支配的な動的

復旧過程が持つている特性に由来する。すなわち、動的回復型金属では、動的復旧過程が終始回復機構のみであるのに対し、動的再結晶型金属では、動的回復機構の他に動的再結晶が変形の途中から支配機構になつてくる (Table 2)。

これらの復旧過程が持つ他の特質は、前者が加工組織の全域で起こるのに対し、後者では、結晶粒界に接している限られた領域で復旧過程が起こり、復旧過程が試験片の全域でおこるのは、試験片全体が新粒でおおわれる定常状態だけである。また、4.2 節で言及したように、変形初期にできた新粒は、集中的な加工を受けやすいので、十分な成長ができない。加えて、ピーク歪み近傍では、動的再結晶領域の百分率が低いから、動的復旧が、加工硬化の進展に追随できない状態がおこる。これが応力極大である。

ピーク歪みから定常状態までの過程は、応力-歪み曲線の勾配が負であることから、動的復旧過程が、加工硬化を陵駕していることが分かる。この領域では、新たに生成された新粒とすでに生成していた新粒の成長および動的回復過程が全動的復旧過程の中身であるが、一般の多結晶体では、動的再結晶粒の成長よりも、新粒生成による動的復旧過程の寄与が大きいと考えられる。このように考える理由は、低歪みでできた新粒の平均直径が比較的小さいこと (Table 2)、ピーク歪み近傍では、新粒が十分成長しないうちに、核生成-成長機構でできた新粒によつて包囲されているからである (Fig. 3)。このような考えに立脚すると、動的再結晶サイトの多い細粒結晶のピーク歪みが小さくなることおよび応力極大から定常状態に至る過程が急速に進行するということが首肯できるのである。

前述のように応力-歪み曲線の形状は、復旧過程の特徴をある程度まで反映している。それゆえ、本研究結果とことなり、支配的復旧過程が多次双晶化である粗大粒結晶の応力-歪み曲線と多結晶のそれとを比較することは意味のあることであろう。

さいわい、古林ら²⁾は Fe-33%Ni 多結晶と粗大粒結晶の応力-歪み曲線を示している。これによれば、 $1273\ \text{K}$ 、歪み速度 $7 \times 10^{-4}\ \text{s}^{-1}$ の場合、多結晶のピーク歪みは約 76% であるのに対し、双晶境界のみからなる粗大粒結晶は、同じ変形条件において応力ピークを示さず、78% の変形後ですら再結晶は部分的であるという。これは、粗大粒結晶の動的復旧過程がたいそう緩慢であることを示すものである。4.2 節の議論を適用すれば、旧粒界が張り出した部分は、集中的な加工を受けているが、粗大粒の場合には、新たに新粒を作るのが困難なため、新粒

が加工を受けてもなお、成長しつづけ、その過程で多次の双晶化を起こしたと考えられる。そして、そこでできた双晶が加工マトリックスに対して、偶然容易成長方向になると、一気に成長するのであろう。ところが、一般の多結晶体では、新粒の生成サイトが多いので、多次双晶のような、新粒の大規模成長は他の部分から生成された新粒によつて妨げられると考えられる。事実、本研究の場合は、多次双晶化による動的再結晶は、頻度の低い復旧過程であつた。

5. ま と め

多結晶 Ni を 1173 K において圧縮変形し、その動的再結晶挙動を光学顕微鏡観察し、個々の結晶粒の方位解析を電子チャンネルング像を用いて行つた。得られた結果は次のようである。

(1) 旧粒界の張り出しは $0.5 \epsilon_p$ (ϵ_p はピーク歪み) で開始し、核生成-成長による新粒は、歪みが $0.75 \epsilon_p$ 辺りで始まる。

(2) 旧粒界の張り出しによる新粒の生成。連鎖双晶の出現頻度は低い。これは、単結晶や粗大粒結晶の動的再結晶挙動とことなつている。

(3) どのようなタイプの旧粒界上に新粒が生まれやすいのかを調べたところ、新粒の生成傾向が、粒界の性格にほとんど依存しないことがわかつた。

(4) 動的再結晶粒の成長端における、新粒と加工マトリックスとの間の方位関係を調べたところ、動的再結晶粒の成長しやすさが、結晶粒界の性格に依存しないことがわかつた。この結果は静的再結晶の場合とたいへんことなつている。

本研究における方位測定は宇宙科学研究所の ECP 装置を用いて行つたものである。使用に当たつて、種々の便宜をはかつていただいた堀内 良教授、大塚正久助教授(現：芝浦工大)に厚く感謝する次第である。また、研究遂行の過程で、吉田賢次、岩崎賢一両氏の助力を得

た。ここに謝意を表す次第である。

文 献

- 1) 古林英一, 中村森孝: 鉄と鋼, 68 (1982), p. 107
- 2) 古林英一, 中村森孝: 鋼の熱間加工の金属学 (高温変形部会編) (1982), p. 87 [日本鉄鋼協会]
- 3) G. GOTTSTEIN, D. ZABARDJAD and H. MECKING: Met. Sci., 13 (1979), p. 233
- 4) 大内千秋, 大北智良: 鋼の熱間加工の金属学 (高温変形部会編) (1982), p. 115 [日本鉄鋼協会]
- 5) 牧 正志, 田村今男: 日本金属学会会報, 19 (1980), p. 59
- 6) 牧 正志, 田村今男: 材料, 30 (1981), p. 107
- 7) P. H. PUMPHREY and K. M. BOWKETT: Scripta Metall., 5 (1971), p. 365
- 8) D. G. BRANDON: Acta Metall., 14 (1966), p. 1479
- 9) 作井誠太, 酒井 拓: 鉄と鋼, 63 (1977), p. 285
- 10) S. SAKUI T. SAKAI and K. TAKEISHI: Trans. ISIJ, 17 (1977), p. 718
- 11) M. J. LUTTON, C. M. SELLARS: Acta Metall., 17 (1969), p. 1033
- 12) J. P. SAH, G. J. RICHARDSON and C. M. SELLARS: Met. Sci., 8 (1974), p. 325
- 13) W. ROBERTS, H. BODEN and B. AHLBLOM: Met. Sci., 13 (1979), p. 195
- 14) 作井誠太, 酒井 拓, 武石和夫: 鉄と鋼, 62 (1976), p. 856
- 15) H. J. McQUEEN and J. J. JONAS: Plastic Deformation of Metals, ed. by R. J. ARSENAULT (1975), p. 393 [Academic Press]
- 16) 田村今男, 牧 正志, 岡口秀治: 鉄の熱間加工の金属学 (高温変形部会編) (1982), p. 94 [日本鉄鋼協会]
- 17) M. L. KRONBERG and F. H. WILSON: Trans. Metall. Soc. AIME, 185 (1949), p. 501
- 18) S. KOHARA, M. L. PARHASARATHI and P. A. BECK: Trans. Metall. Soc. AIME, 212 (1958), p. 875
- 19) 岸 俊人, 鈴木克己, 遠藤孝雄: 日本金属学会誌, 46 (1982), p. 841
- 20) G. GOTTSTEIN and U. F. KOCKS: Acta Metall., 31 (1983), p. 175