

© 1982 ISIJ

論 文

Fe-Ni オーステナイト合金の動的再結晶と焼鈍 双晶の関係

古 林 英 一*・中 村 森 彦*

The Role of Annealing Twins in the Dynamic Recrystallization of an Austenitic Fe-Ni Alloy

Ei-ichi FURUBAYASHI and Morihiko NAKAMURA

Synopsis :

Dynamic recrystallization mechanisms have been studied in a fully austenitic Fe-33% Ni alloy, using the orientation analysis of individual recrystallized grains. The dynamic recrystallization has been found to start in the form of bulging of existing boundaries, similarly to the static recrystallization at low deformation strains, and multiple annealing twins have been formed at the growth front. Apart from the twin boundaries, twinning has resulted in the formation of new high angle boundaries, which controlled the growth of recrystallized grains.

Evidence has been found suggesting that twins are formed by chance during the boundary migration, and the twinning probability is nearly constant except for some large grains having preferred orientations, where twinning is suppressed. Schmid factor analysis has been unsuccessful to prove possible mechanical effects of twinning based on the applied compressive stress.

1. 緒 言

FCC 金属には焼鈍双晶が多く含まれ、その量は積層欠陥エネルギーの低いほど多いといわれている^{1)~3)}。Fullman-Fisher の界面エネルギーによる双晶発生機構⁴⁾が広く認められているゆえんである。しかしながら、大部分の双晶はこのようなメカニズムでできたものではないことが、最近の研究によつて明らかにされている^{5)~9)}。すなわち、焼鈍双晶は再結晶完了後の正常粒成長時よりも、(一次)再結晶の進行中に生じ、再結晶現象の一部を構成している。

いつぼう、最近の報告^{10)~12)}によれば、動的再結晶したオーステナイトには、静的再結晶と異なり、焼鈍双晶が見られないか、非常に少ないという。従来、動的再結晶は積層欠陥エネルギーの低い材料ほど生じやすいといわれており¹³⁾、この点からも双晶が生じてもおかしくない。事実、Ni や Cu などでは、動的再結晶で双晶ができることによつて再結晶に必要な大傾角粒界が形成されることが見出されているからである¹⁴⁾¹⁵⁾。最近、牧ら¹⁰⁾は高合金オーステナイトで、動的再結晶の生じやすい材料が必ずしも積層欠陥エネルギーが低くないことを明らかにしているが、このような特性がオーステナイトに固

有の特異な性質であるかどうか、詳細な検討が必要などころである。

本研究では、従来のオーステナイト鋼の初期粒径が、動的再結晶の機構を「地理的」に調べる目的からは小さすぎるのではないかと考えたので、粗大結晶試料を用いることとした。また変態によつて生成されるマルテンサイトのパケットなどの下部構造が、オーステナイト中の焼鈍双晶と外見上類似してまぎらわしいのをさけるため、室温まで安定なオーステナイト相をもつ Fe-33% Ni 合金を用いて、動的再結晶と焼鈍双晶のかかわりを方位解析により調査した。

2. 実 験 方 法

電解鉄と電解ニッケルを真空溶解、Al 脱酸し、10 kg のインゴットとした。化学組成は Ni : 33.0, C : 0.004, Si : 0.003, Al : 0.05, Mn : 0.03 (いずれも重量%)、残りは鉄である。鍛造、熱延後機械加工により Gleeble 用丸棒試験片 (全長 120 mm, 7 mm φ, ゲージ長 20 mm, 5 mm φ) を製作した。これを 1000°C で 1 h 真空焼なまししたものを基準の「多結晶」とした。機械加工した試料の一部を超高真空電子ビーム浮遊帯域精製装置により、ゾーンレベリング (溶融ゾーンを往復させ、

昭和 56 年 4 月日本金属学会講演大会および昭和 56 年 10 月第 6 回材料集合組織国際会議にて一部発表
昭和 57 年 2 月 10 日受付 (Received Feb. 10, 1982)

* 金属材料技術研究所筑波支所 工博 (Tsukuba Laboratories, National Research Institute for Metals, 1-2-1 Sengen Sakuramura Niihari-gun 305)

Table 1. Etching methods and revealable microstructures.

Naming	Composition	Revealable Structures
(a) Macro-Etching	Saturated aqueous solution of FeCl ₃	Grain boundaries, deformation bands & other substructures
(b) Orientation-Etching	0.3%HF, 3%HCl, 8%H ₂ O ₂ , 8%HCOOH, Bal. H ₂ O.	{111} and {001} facets of austenitic crystals

合金元素の偏析をさけながら結晶を成長させる方法¹⁶⁾をゲージ部に行い、粒径1mm以上の「粗大結晶」試料を得た。この試料には帯域溶融順に番号を付け、No. 3試料などと呼ぶこととする。

高温での変形は Gleeble 510 型試験機の圧縮定速モードで大気中で行い、直接通電加熱電流を切ると同時に水を噴射して変形時の組織を凍結した。

顕微鏡観察および結晶方位の測定は、ゲージ部中央を切断し、その断面について行つた。粗大結晶試料はすべて部分再結晶状態であつたので、変形マトリックスを中心とした全体の方位は CoK_α 線を用いたシュルツの反射法による (111) 極点図法により、また局所的な再結晶粒などの個々の方位は 0.1mmφ のコリメータを用いたX線マイクロラウエカメラ、および川崎製鉄(株)技研の装置を用いて極点図直視法¹⁷⁾で測定した。

X線法だけでは決定しにくかつた微細粒の方位は、Table 1 に示すような二種のエッチング法による知見とつき合わせて、方位を同定した。このうち (a) はマクロエッチングで、粒界や変形帯などが現出されるほか、表面の方位に特有な光沢を示す。また、(b) は方位エッチングと呼ぶことにするが、組成は早川らの液¹⁸⁾の変型であり、FCC 格子の {111} および {001} の各面に平行なファセットを現出するという特徴がある。試料表面が {111} や {001} に近い場合は表面がファセット面と一致するので、全面がほぼ平坦となるが、{011} に近いと表面と 35 度の傾きをなす二つの {111} 面と表面との交線に沿つてすじが現れる (Photo. 3 の M2 など)。このすじの方向が <011> 方向である。

3. 実験結果

3.1 変形挙動と変形組織

Table 2 に試料と変形条件、変形後の組織の測定値を示す。変形前にはその温度に約 100s 保持した。250°C で変形しているのは加工誘起変態を警戒したためであるが、この合金はその後の調査で室温で 60% まで圧延しても十分安定であることがわかつた。変形中の応力歪み曲線や末再結晶域の転位下部組織については別報²⁰⁾に述べる†。

† 別報²⁰⁾の Table 1 に示されている歪み、歪み速度、Z の値は断面積の変化(面積歪み)であり、本論文の Table 2 の値は圧縮軸方向の歪みである。

Table 2. Deformation conditions and microstructural parameters.

Specimen No	Temp. °C	$\dot{\epsilon}$ 10 ⁻³ /s	Z s ⁻¹	ϵ %	Peak Stress σ_m MPa	Hv	D ₀ μ	Fr %
Poly-crystals	950	0.50	7.2×10 ¹¹	34	66	120	46	100
	800	1.11	2.1×10 ¹⁴	28	129	136	46	?
5	1000	3.9	1.4×10 ¹²	44	56	—	—	10
4	1000	2.7	0.94×10 ¹²	41	55	139	—	20
6	1000	2.3	0.8×10 ¹²	20	55	130	—	4
7	1000	50.9	1.8×10 ¹³	29	78	148	—	0.1
10	950	0.75	1.1×10 ¹²	37	49	137	—	7
8	930	1.7	4.4×10 ¹²	30	56	—	—	—
3	900	1.6	1.0×10 ¹²	42	64	—	—	0.5
9	250	1.4	4.0×10 ¹³	36	257	185	—	0

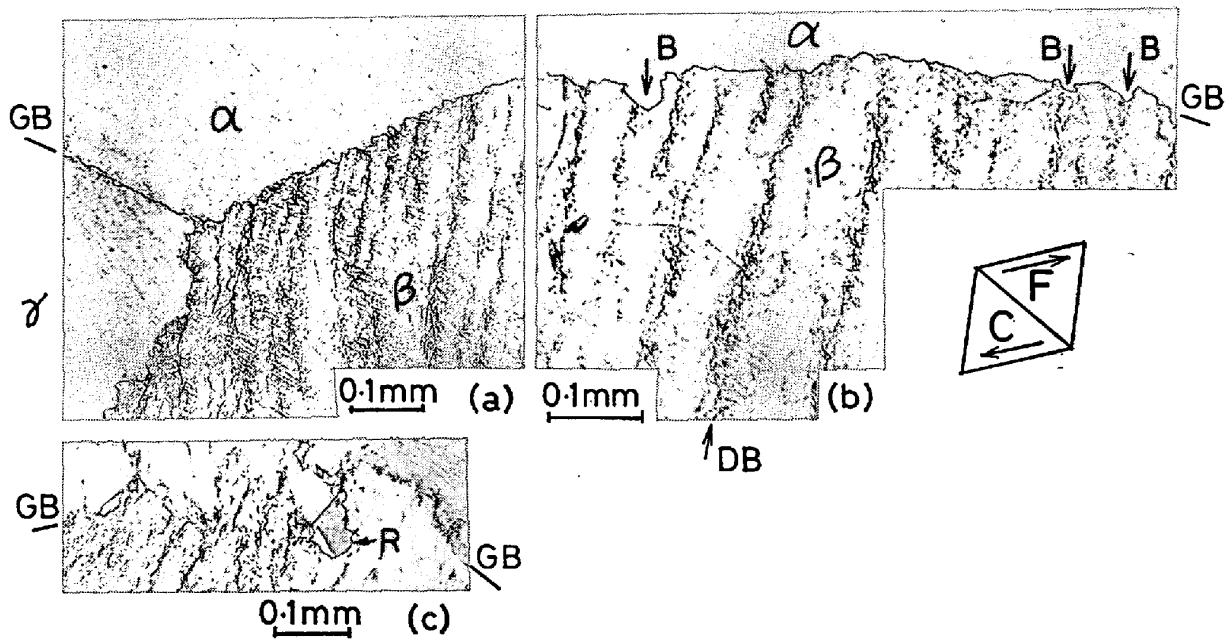
ϵ : Compression strain, Hv: Vickers hardness,
 $Z: \dot{\epsilon} \cdot \exp(Q/RT)$, where $Q=85$ kcal/gram-atm¹⁹⁾,
 D₀: Initial grain size, Fr: Fraction recrystallized,

Photo. 1 は再結晶の割合が 0.1% 以下である No. 3 試料のマクロエッチング組織を示す。写真 (a) と (b) は変形前の粒界 (以下では旧粒界 (GB) と呼ぶ) をはさむ α , β , γ の三つの結晶粒における変形帯 (DB) の分布を示す。結晶粒 β だけに発達している。この試料は圧縮変形によつて各結晶粒の方位が <001> 軸の近くに回転し、圧縮集合組織を形成している²⁰⁾。このような状態で変形が進むと、最初円形断面をもつ結晶粒でも、その圧縮軸 <011> に垂直な <100> 方向にのみ異方的に太さを増すことがすべりの幾何学から推定される²⁰⁾。この場合、周囲の結晶粒とこの延伸軸が大きくずれた結晶粒、すなわちこの場合の β 粒では、変形帯が多く発達することがわかつた。変形帯は主すべり方向 (Photo. 1 (b) の付図の C と F) にほぼ垂直に走っていることから、キンクバンド²³⁾であると考えられる。

高温で変形した試料の旧粒界は、Photo. 1 (a) のように一般にセレーションが見られたが、250°C のような低温の変形では見られなかつた。すなわちセレーションは粒界付近の不均一変形よりも、むしろ粒界反応や粒界移動の一種であると思われる。

3.2 再結晶の初期段階

従来の報告と同様に、本実験でも動的再結晶粒は旧粒界に沿つて発生している (Photo. 2 参照)。本実験で高い歪みまで変形しても再結晶分率が粗大結晶試料で低い理由は、再結晶の発生サイトである粒界が少ないためである。しかし歪み速度 (すなわち Z) の大きい No. 7 試料では、粒界のほか粒内の変形帯からも再結晶粒が発生していた。これらの事実は、 α 鉄の静的再結晶が低



(a) : serration of prior boundaries. (b) : boundary bulgings (B) take place along deformation bands (DB). The drawing shows octahedron composed of {111} planes, and F and C indicate primary slip directions. (c) : a twinned recrystallized grain (R) at the bulging boundary.

Photo. 1. Micrographs of specimen No. 3 revealed by the macroetching.

加工度では粒界付近に多く発生すること²¹⁾と非常に類似した現象であると考えられる。動的再結晶では変形が高温で行われるため、とくにZが小さい条件下では歪みが蓄積されにくいから²²⁾であろう。

Photo. 1 (b) には、旧粒界の一部が張り出し (矢印 B で示す) ているのが見られるが、これらは粒界セレーションの程度が増大した結果のように見える。張り出しは粒内の変形帯 (DB) に沿って生じているところから、DB に集まった転位を、粒界が取り込むことによつて得る駆動力によつて生じた局部的粒界移動であると考えられる。したがつて、張り出しの方向は常に α 粒から β 粒に向かつている。張り出しによつて生じた新しい領域は、再結晶の第一段階の部分とみられるが、写真 (b) のように元の結晶粒 (α) との間に粒界がなく、それと同一方位と見られる場合もあるが、写真 (c) のように粒界を持つ場合 (R) が多い。これは後述のように双晶化のためと思われる。

Photo. 2 は少し成長し、双晶を含んだ再結晶粒である。旧粒界 (GB) に沿って生成している。再結晶粒内の直線的な粒界は整合双晶境界 (TB) である。ここで特徴的なことは、変形を受けている未再結晶領域 (以下マトリックスと略記) との間の再結晶粒界の一部 (RB) が、TB に平行になる傾向を有することである。これは後述のように、粒界が再結晶粒の {111} 面の一つに平行になる傾向を示すものと解されるが、そう思つて Photo. 2 や Fig. 1 を見ると、再結晶粒が特有の外形をしてい

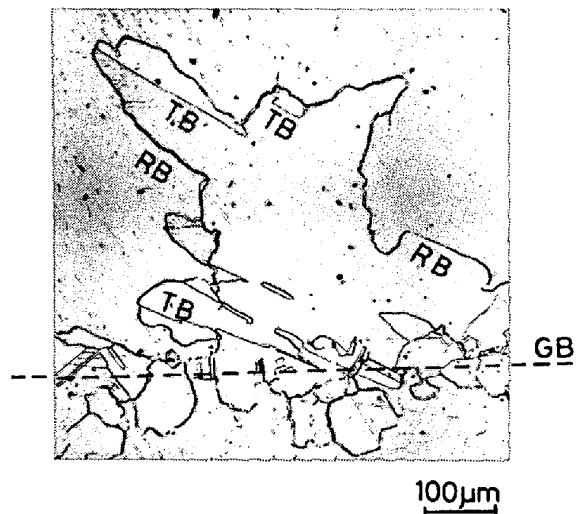


Photo. 2. Twinned recrystallized grains formed along the prior boundary (GB) in specimen No. 10. Considerable fraction of recrystallized grain boundaries, shown as RB, appear parallel to coherent twin boundaries (TB).

ることに気づく。再結晶粒の成長とともに双晶を生ずるのは、粒界がこのような特定の形をとりやすいことと関係があることは後節で述べる。

3.3 再結晶の方位関係

Fig. 1 は No. 5 粗大結晶試料の旧粒界の一つに沿つて発生した再結晶粒の塊のスケッチである。これらの再結晶粒の中で特に大きい X と Y の方位を、旧粒界 (GB) をはさむ二つのマトリックス M1, M2 の方位と比較

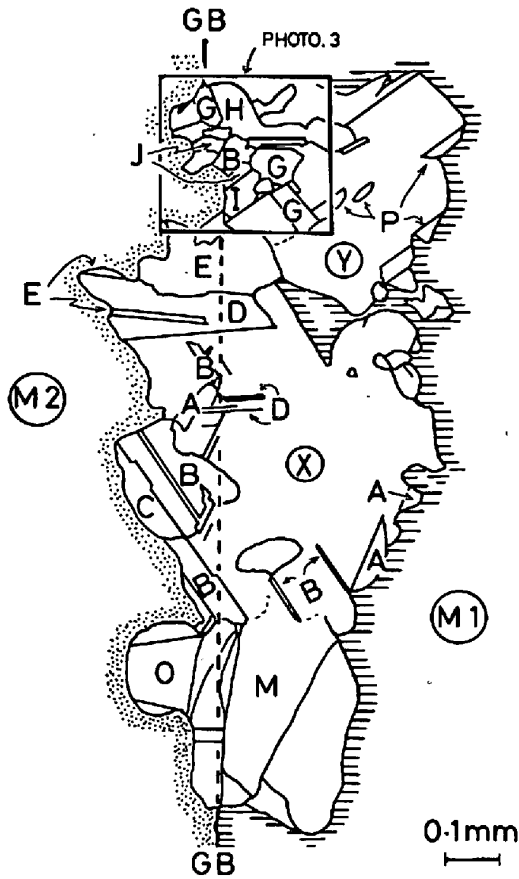


Fig. 1. A cluster of twinned recrystallized grains along a prior boundary GB between deforming grains M1 and M2 in specimen No. 5.

した極点図を Fig. 2 と Fig. 3 に示す。Fig. 2 で X の方位 (黒三角印) と M2 の方位 (極点図の等高線) に着目すると、X を出発点としてその仮想的な 4 つの双晶方位の一つが A (四角印) であり、さらにその仮想双晶方位の一つが丸印で示されている。丸印の方位は M2 と同一方位と見なしうる事がわかる。X と M1 (点線) の間には、このような双晶を橋渡しとした関係はない。すなわち、X は M2 の 2 次双晶 (双晶の双晶) であり、M2 → A → X のような双晶化をたどって形成されたことが推定される。

同様な解析によつて、Fig. 3 の Y は M2 (丸印) → U (三角印) → P (六角印) → Y (黒四角印) という双晶化の系列によつて説明できる。すなわち Y は M2 の三次双晶の一つと同一方位を持つと結論された。

再結晶粒の方位が、旧粒界をはさむマトリックスの一方と多次双晶の関係にあるということは、Photo. 1 (b) に示したように再結晶が旧粒界の張り出しで開始され、その成長の先端で次々に双晶が発生することによつて、再結晶が進行すると考えると一番つじつまが合う。張り出し方向が一方向に限られれば、一方のマトリックスと

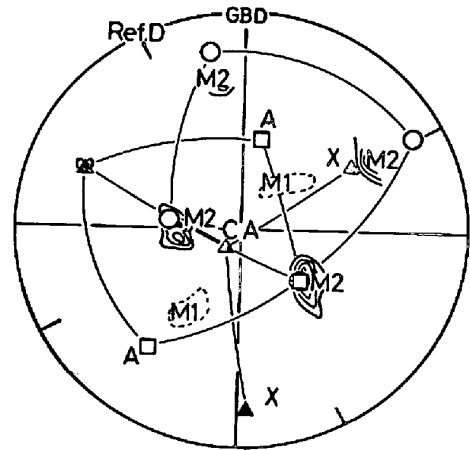


Fig. 2. (111) pole figure showing orientation relation between recrystallized grain X and deformed matrix M2 in specimen No. 5.

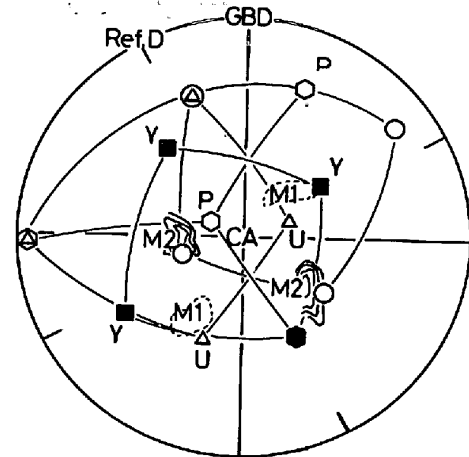


Fig. 3. (111) pole figure showing orientation relation between recrystallized grain Y and deformed matrix M2 in specimen No. 5.

だけ双晶化の系列の関係にあることも了解できる。すなわち M2 より M1 の方が変形帯が多かったことが推定されるのであるが、再結晶粒によつて旧粒界の近くはすでに占有されているためか、エッチングによる見かけの変形帯の密度には M1 と M2 とで大差はなく、いずれの側にも変形帯が存在していた。

Fig. 1 の再結晶粒の塊の中には、直線的な一見して整合双晶境界とわかる粒界をもつ双晶が多く含まれている。これらの中には、Fig. 2 と 3 の上記の解析で M2 から X や Y に到る途中の双晶に相当する A や P が存在しているばかりでなく、X や Y からさらに高次の双晶化を経た B, C, D, E, G, H などの双晶が同定された。すなわち、整合双晶境界が {111} 面に平行であることと、方位エッチングによつて推定した結晶方位が、X 線で求めた方位や双晶方位のステレオ投影法による算定結果と良い一致を示した。Photo. 3 にそのために用いた方位

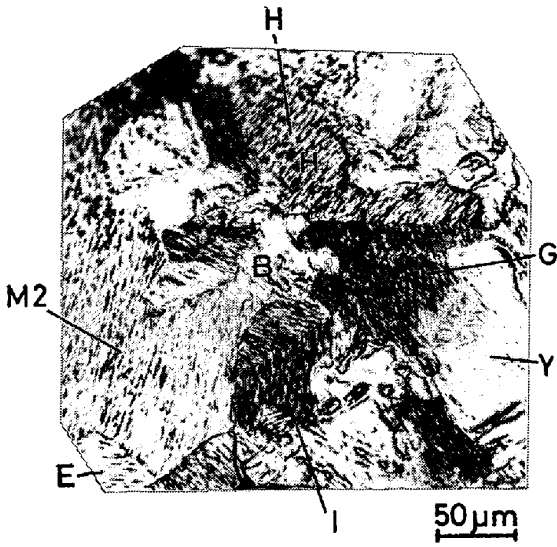


Photo. 3. Micrograph of specimen No. 5 revealed by the orientation-etching. The field of the photograph is indicated in Fig. 1.

Table 3. Orientation relations among recrystallized grains and deformed matrixes.

Matrix Recrys. Grain	M1	M2
A	$\langle 011 \rangle -50^\circ$ (near $\Sigma 11$)	1-ry twin ($\langle 111 \rangle -60^\circ$) ($\Sigma 3$)
X	$\langle 115 \rangle -32^\circ$ (near $\Sigma 5$)	2-ry twin ($\langle 011 \rangle -39^\circ$) ($\Sigma 9$)
U	$\langle 123 \rangle -18^\circ$	1-ry twin
P	$\langle 111 \rangle -44^\circ$ (near $\Sigma 7$)	2-ry twin
Y	$\langle 123 \rangle -49^\circ$	3-ry twin ($\langle 012 \rangle -35^\circ$)

エッチングの組織写真の一例を示す。この写真は Fig. 1 の上部の四角で囲んだ部分のものである。

Table 3 は Fig. 1~3 に現れる再結晶粒とマトリックスの方位関係を示したものである。再結晶粒XとYはいずれも、M2よりM1側に優先成長している (Fig. 1) ので、M1に対する方位関係を重要と考え、二重の枠で囲んで示した。優先方位関係と考えられるこれらの関係は、あまりなじみのあるものではない。またこれだけの証拠で方位優先性を主張するには不十分と思われるので、ここではこれ以上追求するのを差しひかえたい。

3.4 双晶の大きさ

焼鈍双晶の成因をさぐる目的で、再結晶粒中に含まれる双晶の大きさの分布を Fig. 4 の挿入図のような方法で測定した。条件をそろえるため、1000°C で変形し、再結晶分率が 10~20% である No. 4 と 5 の二試料中で測定可能なすべての再結晶粒 55 個について測定を行った。このやり方では、双晶境界の三次元的分布などを

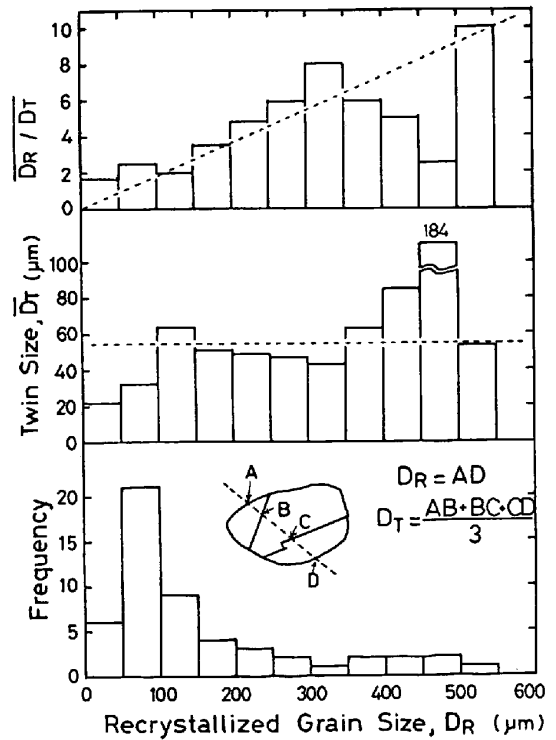


Fig. 4. Mean twin size \bar{D}_T , or twin frequency per grain \bar{D}_R/\bar{D}_T as a function of recrystallized grain size D_R .

考りよしていないので、非常に粗い測定であるが、それでも再結晶粒 1 個当たりに、母晶も含めた双晶が何個含まれているかの尺度を与えてくれる。

Fig. 4 には、再結晶粒の大きさ D_R に対する双晶の大きさの平均値 \bar{D}_T や、 D_T/D_R の平均値の変化を示す。注目されることは、350 μ より小さい再結晶粒については、 \bar{D}_T は D_R によらずほぼ一定の値、55 μ を保っている点である。それより大きい D_R では \bar{D}_T も大きくなる。言い換えれば再結晶粒中の双晶の数が少なくなる。Fig. 1 で大きく成長した再結晶粒XやYは、まさにこの場合に相当する。大きく成長する再結晶粒が焼鈍双晶をあまり作らないというこの事実は、粒界の移動度と双晶の発生 (双晶化) の間に深い因果関係が存在することを推測させる。

4. 考 察

4.1 動的再結晶の機構

前節でくり返し述べたように、オーステナイトの動的再結晶においても、焼鈍双晶が形成され、しかも双晶化が再結晶過程の主要な一部を構成していることが明らかになった。すなわち、旧粒界のセレージョンの延長として、粒界の張り出しが局部的に発生し、その成長の先端に双晶が生成し、その結果新しい再結晶粒の大傾角粒界

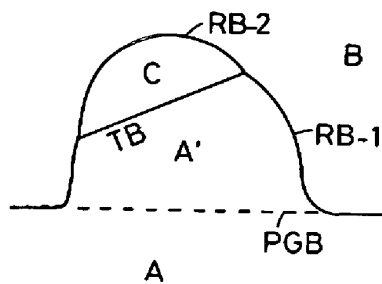


Fig. 5. Schematic drawing of the nucleation of a recrystallized grain by the prior boundary (PGB) bulging and twinning. TB is the twin boundary.

が形成されるというのが、本研究の観察事実が一番適合した説明である。この過程の説明図を Fig. 5 に示す。旧粒界 (PGB) の局部的張り出しによつて生成した再結晶粒 A' は、元の結晶粒 A と同一方位を持つが、双晶 C が発生すると A' と B の間の再結晶粒界 RB-1 とは異なる新しい大傾角粒界 RB-2 が生成する。RB-2 は双晶境界 TB とは全く別であることは説明するまでもない。RB-2 が RB-1 より移動しやすい場合には、双晶 C ができたために再結晶粒の成長が加速されるが、逆の場合は再結晶しにくくなる。PETERS は前者のような場合に双晶が「発生」するという考え方を述べている²⁴⁾。

それではなぜ、従来オーステナイトの動的再結晶の組織に双晶があまりみられないのか。筆者の考えでは、これには二つの理由がある。第一は、動的再結晶では双晶ができて、変形が継続しているため、双晶境界も変形を受け、顕微鏡組織の上で双晶であるかどうかの判別がつけにくくなることである。第二に、通常の材料の初期粒径はあまり大きくないことが関係しているが、Fig. 4 の \bar{D}_T (すなわちこの合金ではこの条件で約 55μ) と同程度であるとしたら、双晶が発生する程の大きさに成長する前に、あるいは 2 回目の双晶が生ずる前に、旧粒界に到達するので原理的に双晶発生チャンスが少ないことが予想される。一般のオーステナイトはこの意味で初期粒径が小さいと考えてよからう。であるとすれば見掛け上だけでなく、実質的にも双晶が少ないのではなからうか。

4.2 双晶の成因

静的再結晶についてのデータではあるが、本合金²⁵⁾および無酸素銅や Ni⁶⁾ では、再結晶粒の大きさを変えるため加工度や焼鈍温度を変えても、双晶の大きさと再結晶粒の大きさはほぼ比例的にしか変化しない。このことから、また超高圧電頭内加熱による Ni の再結晶の連続観察⁶⁾ から、焼鈍双晶が再結晶粒界の移動中に形成されることがわかる。さらに双晶の平均の大きさ(厚さ)

が再結晶粒径によらず一定である (Fig. 4) ことは、双晶の形成が粒界移動の際の結晶粒の成長端での原子の積み重なりのおよまりが、一定の確率で生じた結果ではないかという考えをいだかせる。GLEITER は再結晶粒度が $\{111\}$ 面に平行になりやすい傾向を持ち、その結果、その面の積層上の欠陥により双晶が生ずるというモデルを提案している⁵⁾。Photo. 2 の再結晶粒界 RB が TB にほぼ平行である事実は、このモデルに有利である。しかし、実測される双晶の厚みを単純な統計論で説明するには、原子配列のおよまりを生ずる確率として $\sim 10^{-5}$ といった小さな値を仮定しなければならない。この値は確率論で片付けるには多少小さすぎるようにも思われ、今回観察していないが確かに存在している⁶⁾ 積層欠陥の密度とともに、統一的に説明できなければならないはずである。

4.3 焼鈍双晶形成に及ぼす外力の影響

外力の作用下で進行する動的再結晶においては、焼鈍双晶も核生成に外力が作用している影響が考えられる。このことを確かめる方法の一つは、形成される双晶を変形双晶とみた場合、その双晶系の外力に対するシュミット因子の大きさからみて、実在の双晶がどのような分布になつているかを調べることであろう。

双晶核のこのような意味での応力誘起効果を推定する場合、考えられる双晶系は一つの母晶に対して四つであり、それぞれが母晶の四つの $\{111\}$ 面を双晶面に持つものに対応している。この場合、せん断方向はその $\{111\}$ 面上の三つの $\langle 112 \rangle$ 方向のいずれでも同一方位の双晶が得られるが、せん断には向きがあり、逆向きは除外される。すなわち、シュミット因子としては一つの双晶方位(系)に対し、三つの $\{111\} \langle 112 \rangle$ 系のうち最大のものを考えればよい。

このようなやり方で、No. 5 試料のマトリックス M1, M2 から出発して、仮想的な双晶化の系列に対し、圧縮応力に対するシュミット因子を計算し、実際に観察された双晶との関係を示したものが Table 4 である。

この表から二つのことがわかる。まず大きく成長した再結晶粒 X や Y だけでなく、他の双晶についても、考えられる双晶系にわたって広く分布しているのではないことである。例えば X は M2 の第 2 番目の双晶系 P2 の系列に属し、Y は同じく P4 に属しているが、他の P1 や P3, および M1 を出発点とする双晶系は見当たらず、著しく偏在している。この結果は、前述のように M2 のマトリックスからの旧粒界の張り出しによつて再結晶が始まり、最初に生じた双晶が P2 と P4 であつたことを物語る。

Table 4. Schmid factors for twinning systems and their relation to the observed grain orientations.

Matrix	Twinning System				Observed orientation
	1-ry twin	2-ry twin	3-ry twin	4-ry twin	
M 1	P1 (0.28)				
	P2 (0.25)				
	P3 (0.01)				
	P4 (0.09)				
M 2	P1 (0.37)				A
	P2 (0.37)				
		S1 (0.46)			X
		S2 (0.47)			
		S3 (0.31)			
			T1		B
				Q1	C
			T2		D
				Q1	E
		S4 (0.32)			
	P3 (0.13)				~M1
	P4 (0.22)				
		S1 (0.21)			
		S2 (0.32)			P
	S3 (0.34)				
	S4 (0.03)				
		T1		Y	
			Q1	G	
				H	

さらに Table 4 は、シュミット因子の大きい系が必ずしも生成しているとは限らないことを示している。とくに2次双晶で一層はつきり言える。応力の効果は一次双晶でも二次双晶でも同じ条件であると考えられるからである。一次双晶系で多少シュミット因子の大きい系が生じやすいと言えなくもない。そうであるとすれば応力より歪みの効果が再結晶の初期では大きいためであろうか。いずれにしても、これらの結果は焼鈍双晶の生成に及ぼす応力誘起効果の存在におおむね否定的なデータと言えよう。

5. 結 言

室温まで安定なオーステナイトである Fe-33%Ni 合金の粗大結晶を用いて、動的再結晶により生じた再結晶粒とマトリックスの結晶方位関係から、再結晶機構を考察した。低加工度の静的再結晶と類似して、動的再結晶は最初旧粒界の張り出しから始まり、次いで成長の先端で次々に双晶を発生させ、その結果として生成する新しい大傾角粒界が再結晶粒の成長を支配していると考えられる証拠が多く得られた。

焼鈍双晶が再結晶の進行とともに形成されるので、双晶の存在は非常に重要であるが、従来の研究で動的再結晶したオーステナイトには双晶がみられなかつた理由を、初期粒径の立場から考察した。また動的再結晶の本質とも言える外力の存在が、焼鈍双晶の核発生に及ぼす

効果を調査したが、否定的結果が得られた。

本研究を行うに当たり、御指導、御べんたつをたまわつた高温変形部会田村部会長と金材技研内山部長、研究上の貴重な御意見やアドバイスをいただいた京大牧正志、新日鉄鈴木洋夫両氏ほか高温変形部会委員各位、ならびに川鉄小西元幸氏、堀部進氏ほか強力材料研究部諸兄に深く感謝の意を表したい。

文 献

- 1) S. DASH and N. BROWN: Acta Met., 11 (1963), p. 1067
- 2) C. IRVING, A. P. MIODOWNIK, and J. M. TOWNER: J. Inst. Metals, 93 (1964-1965), p. 360
- 3) R. FAWLEY, M. A. QUADER, and R. A. DODD: Trans. Met. Soc. AIME, 242 (1968), p. 771
- 4) R. L. FULLMAN and J. C. P. FISHER: J. Appl. Phys., 22 (1951), p. 1350
- 5) H. GLEITER: Acta Met., 17 (1969), p. 1421
- 6) P. MERKLEN, E. FURUBAYASHI, and H. YOSHIDA: Trans. JIM 11 (1970), p. 252
- 7) W. FORM, G. GINDRAUX, and V. MLYNCAR: Z. Metallkde., 69 (1978), p. 94
- 8) W. FORM, G. GINDRAUX, and V. MLYNCAR: Metal Sci., 14 (1980), p. 16
- 9) 猪飼 靖: 日本金属学会講演概要 (1981/11), p. 319
- 10) 牧 正志, 田村今男: 日本金属学会々報, 19 (1980), p. 59; 同: 材料, 30 (1981) 2, p. 211
- 11) 大内千秋, 大北智良: 熱間加工の金属学 (高温変形部会報告書) (1982), II-7
- 12) 田村今男, 牧 正志: 同上, II-4
- 13) D. HARDWICK, W. J. McG. TEGART: J. Inst. Metals, 90 (1961-1962), p. 17
- 14) M. J. LUTON and C. M. SELLERS: Acta Met., 17 (1969), p. 1033
- 15) G. GOTTSTEIN, D. ZABARDJADI, and H. MECKING: Metal Sci., 13 (1979), p. 223
- 16) C. D. STATHAM, D. VESELY, and J. W. CHRISTIAN: Acta Met., 18 (1970), p. 1243
- 17) 鶴岡一夫, 安部忠広, 深尾良郎: 川崎製鉄技報, 1 (1969), p. 290
- 18) 早川 浩, 今村 淳: 鉄と鋼, 64 (1978), S917
- 19) 後藤裕規, 吉岡 剛, 牧 正志, 田村今男: 鉄と鋼, 64 (1978), A207
- 20) 古林英一, 中村森彦: 文献 11) 中, II-3
- 21) 田岡忠美, 古林英一, 竹内 伸: 鉄と鋼, 54 (1968), p. 162
- 22) 牧 正志, 田村今男: 高温変形と高温破壊 (高温変形部会編) (1981), p. 53
- 23) 高村仁一: 日本金属学会々報, 12 (1973), p. 505
- 24) B. F. PETERS: Met. Trans., 4 (1973), p. 757
- 25) 古林英一, 原田泰彦: 未発表データ