

© 1984 ISIJ

動的再結晶の組織的特徴および静的再結晶との比較



牧 正志*・田村 今男*

Microstructural Characteristics of Dynamic Recrystallization and Its Comparison with Static Recrystallization

Tadashi MAKI and Imao TAMURA

1. はじめに

動的再結晶は、(1)金属組織(特に結晶粒径)の調整、微細化、(2)転位下部組織を有するために期待される強靱化作用、(3)熱間変形抵抗、(4)粒界割れの抑制による熱間変形能の向上、など種々の点で熱間変形とかわりをもつため¹⁾、近年大きな関心が寄せられ研究が盛んにおこなわれてきた。その結果、動的再結晶に関してかなりのデータの蓄積が進み理解度は増してきたが、相反する結果や研究者間での見解の相違もみられ、不明な点も多く残されている。

動的再結晶は変形中におこる再結晶と定義され、冷間(もしくは熱間)加工後の無荷重下での加熱によりおこる静的再結晶とは現象的に明確に区別される。動的再結晶はいくつかの点で静的再結晶と異なつた特徴的な様相を示す。このような相違が両再結晶の機構の本質的な相違に由来するのか、それとも機構には本質的な差はなく単に動的再結晶が変形中におこるといふ特殊性のために現れた現象にすぎないのかを明らかにすることは、動的再結晶の本性を知る上で重要である。

本稿では、動的再結晶挙動を組織学的観点から眺め、その特徴を明らかにし、これらが静的再結晶でみられる現象と比較してどこまで説明し得るのかをまとめたものである。組織的な面に重点を置いたので、動的再結晶に関する一般的なことは他の解説^{1)~7)}を参照していただきたい。なお本稿と関連して、古林⁸⁾による示唆に富んだ解説があるのでこれも併せて参照していただきたい。

2. 動的再結晶の生成過程の特異性

再結晶は静的、動的にかかわらず必ず、(1)再結晶のための駆動力の賦与(ある臨界以上のひずみを与える変形)、(2)潜伏期(回復過程)、(3)再結晶過程という経過をたどる。これら各段階の時間的経過と加工、変形との関係を両再結晶について模式的に示したのが Fig. 1 である。静的再結晶の場合、駆動力を与える段階(1)の加工

は冷間から熱間までの任意の温度で、しかも低加工から強加工までの任意の加工度を与えることができる。このような自由度は動的再結晶にはない。動的再結晶の場合は変形開始によりまず(1)の段階がおこり、引き続いて(1)と重複しながら(2)、(3)の段階に移行するので、駆動力を与えるひずみ量は変形条件(温度とひずみ速度)によつて自動的に決まってしまう。再結晶開始までに潜伏期があるが、この間に回復がおこっている。回復は再結晶の核発生の下地をつくる重要な段階であり、転位の消滅、再配列によりサブグレインが形成される。静的再結晶の場合は回復は高温保持後直ちに開始し、転位密度は減少し軟化していく一方である。ただし熱間圧延後の静的再結晶の場合は、回復は圧延中にもある程度おこっている。動的再結晶の場合には、変形による転位密度の増加(加工硬化)と回復による軟化が同時におこる。変形中におこる回復を動的回復という。動的回復による軟化と加工硬化が釣り合うと変形応力が一定の定常変形状態となる。このような状態になると再結晶の駆動力が十分に蓄積されないで、変形が進んでも動的再結晶はおこらない。加工硬化の程度が動的回復による軟化の程度を上回る時には変形とともに加工硬化し、変形応力(転位密度)がしだいに増加し、ついには動的再結晶がおこる。

再結晶段階になると、静的再結晶の場合にはひずみのない新しい結晶粒の発生、成長がおこる。再結晶完了後は粒成長段階に入る。これに対し、動的再結晶は変形中に再結晶が何回も繰り返しておこるのが特徴である。つまり動的再結晶粒も生成直後にはひずみのない粒であるが、生成後直ちに変形を受けながら成長していくため再び(1)、(2)の段階を経て次の再結晶をおこす。早く生成した再結晶粒ほど早く次の再結晶をおこすので、2回目以降の再結晶過程は各粒によつてそれぞれ時間的なずれがある。このような過程を反映して動的再結晶がおこる場合の真応力-真ひずみ曲線は特徴的な形状を示す。第1回目の再結晶サイクルの開始(ϵ_1)直後に極大応力を示したのち再結晶進行とともに軟化し、2サイクル目

昭和 59 年 4 月 18 日受付 (Received Apr. 18, 1984) (依頼解説)

* 京都大学工学部 工博 (Faculty of Engineering, Kyoto University, Yoshidahonmachi Sakyo-ku Kyoto 606)

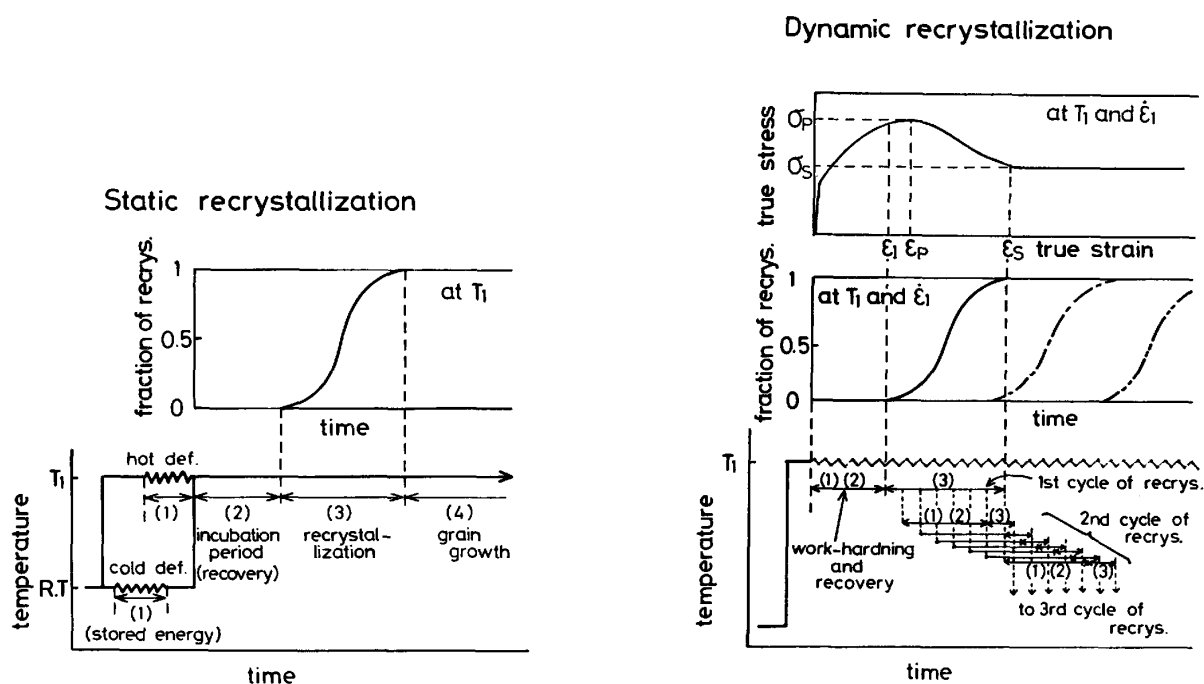


Fig. 1. Schematic illustrations showing the relation between deformation and recrystallization process in static or dynamic recrystallization.

以降の再結晶が重複して起こる段階 (ϵ_s) になると、ほぼ一定 (σ_s) の変形応力 (もしくはある値を中心に振動する⁴⁾⁷⁾ を示す定常変形状態となる。定常変形段階ではいかなるひずみ量のときでも、そのときの組織は再結晶直後のほとんど変形を受けていない粒から、再結晶後かなり変形を受けて次の再結晶開始直前の状態にある粒にいたるまでの種々の段階の粒が混在している状態にある。つまり動的再結晶の場合には静的再結晶のような再結晶完了という状態がないわけである。

上に述べたような各過程の相違により、動的再結晶と静的再結晶の間には種々の相違が現れる。そのひとつとして、現実にはそれがおこる温度域が両者で異なることがあげられる。例えば 18-8 ステンレス鋼を例にとれば、75% 冷間圧延材を種々の温度で各 1 h の焼なましをおこなうと約 700°C で静的再結晶は完了する⁹⁾。一方、動的再結晶の場合は初期オーステナイト粒径 150 μm の溶体化材を種々の温度でひずみ速度 $1.7 \times 10^{-3}/\text{s}$ で 50% の引張変形を施した場合には、約 1100°C 以上にならないと動的再結晶は完全にはおこらない¹⁰⁾。このように通常、動的再結晶のおこる温度域は静的再結晶のそれに比べてかなり高温側にある。これは動的再結晶が短時間で起こる再結晶であることから起こる当然の帰結である。つまり動的再結晶は変形がおこなわれている時間内 (例えば 50% 引張変形を施すに要する時間はひずみ速度 $10^{-2}/\text{s}$ で 50 s, $10^1/\text{s}$ では 0.05 s である) に再結晶がおこななければならないからである。静的再結晶温度は一般にその金属、合金の融点 ($T_M(\text{K})$) の約 1/2 程

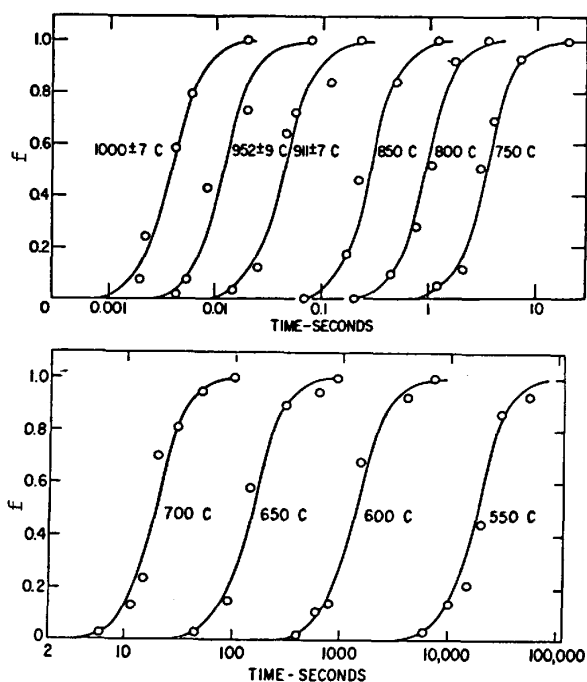


Fig. 2. Kinetics of static recrystallization of 60% cold worked 3.25% Si steel. (SPEICH et al¹¹⁾)

度の温度が目安になる。しかしこの温度は強加工材 (例えば 70~80% 加工以上) を長時間 (例えば 1 h) 焼なました場合の再結晶出現を対象にしたものである。もし短時間保持で再結晶を完了させようとするれば、静的再結晶でもかなり高温に保持しなければならない。Fig. 2¹¹⁾ は 60% 冷間圧延された Fe-3.25%Si の静的再結晶の

kinetics におよぼす焼なまし温度の影響を示す。長時間加熱すれば 550°C でも再結晶がおこるが、例えば 1s 以内で再結晶を完了させるためには 850°C 以上での加熱が必要である。このような静的再結晶の kinetics 曲線は焼なまし温度以外に加工度にも大きく依存し、加工度が小さいほど同じ温度でもより長時間側へ移行する¹²⁾ ¹³⁾。よって低加工材では一定時間内で再結晶を完了させるには強加工材に比べさらに高温に保持しなければならない。後で述べるように、動的再結晶がおこるひずみ量は比較的小さいのが普通である。従つて、動的再結晶がおこる温度が通常の静的再結晶温度よりも一般に高いのは静的再結晶の極端な場合（低加工材の短時間で起こる再結晶）に対応しているもので、両者の本質的な機構の相違によるものではない。

静的再結晶の kinetics は主に加工度と焼なまし温度に支配されるのに対し、動的再結晶の kinetics（再結晶率とひずみ量（時間と等価）の関係）は変形温度 (T) とひずみ速度 ($\dot{\epsilon}$) により決まる。変形条件は T と $\dot{\epsilon}$ の互換性を示す Zener-Hollomon 因子 $Z (= \dot{\epsilon} \exp(Q/$

$RT))$ で表示されることが多い。Fig. 3 に示すように高 Z 変形になるほど（つまり $\dot{\epsilon}$ が大きいほど、または T が低いほど）動的再結晶のおこるひずみ量が大きくなる。このことは前述の動的再結晶の (1)-(3) の過程に要する時間とその間に生じるひずみ量の関係を考えると定性的には理解できる。つまりある一定の T で変形した場合、 $\dot{\epsilon}$ が大きいほど (Z が大きいほど) 再結晶に要する時間までに大きく変形されてしまい、 ϵ_1 や ϵ_s が大きくなる。また $\dot{\epsilon}$ が一定の変形の場合、 T が低いほど (Z が大きいほど) 再結晶に要する時間が長くなるのでその間に大きく変形されてしまい、 ϵ_1 や ϵ_s が大きくなるわけである。再結晶の kinetics に及ぼす材料因子としては初期結晶粒径 (D_0) が重要であり、 D_0 が小さくなるほど両再結晶ともにはやくおこるようになる。つまり D_0 が小さいほど静的再結晶ではより短時間で¹⁴⁾¹⁵⁾、動的再結晶ではより低ひずみで^{16)~19)} 再結晶がおこるようになる。

3. 動的再結晶の生成機構

静的再結晶粒の生成様式には大別すると2つある。ひとつは、地と異なつた方位をもつひずみのない新しい粒がいわゆる核生成・成長により形成される場合（以下、NG 機構という）、もうひとつは、元の粒界の一部がひずみ誘起粒界移動 (strain-induced grain boundary migration) により張り出し、ひずみのない領域が形成される場合（バルジング機構、以下 B 機構という）である。一般に加工度が小さいときには B 機構が、加工度が大きいときには NG 機構が支配的におこる。これら2つの機構により生成した静的再結晶粒の例として、Beck ら²⁰⁾による純 Al の光頭組織を Photo. 1 に示す。B 機構の場合 (Photo. 1 (a))、最初1の位置にあつた直線的な粒 AB の粒界が B 粒内部へ2の位置まで移動している。粒界移動時に転位を吸収するので、張り出し

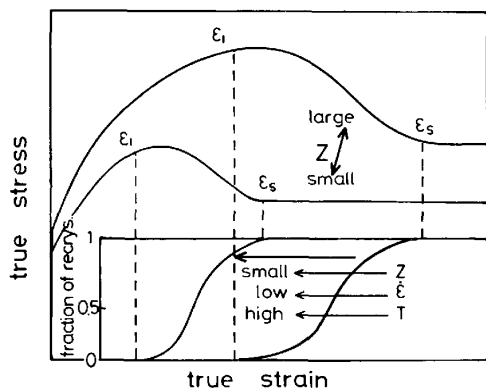
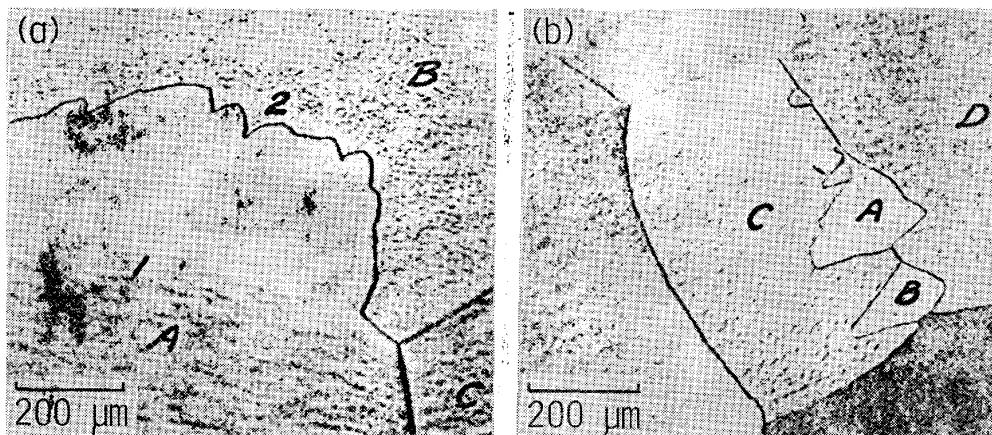


Fig. 3. Schematic illustration showing the influence of Zener-Hollomon parameter (Z) on kinetics of dynamic recrystallization.

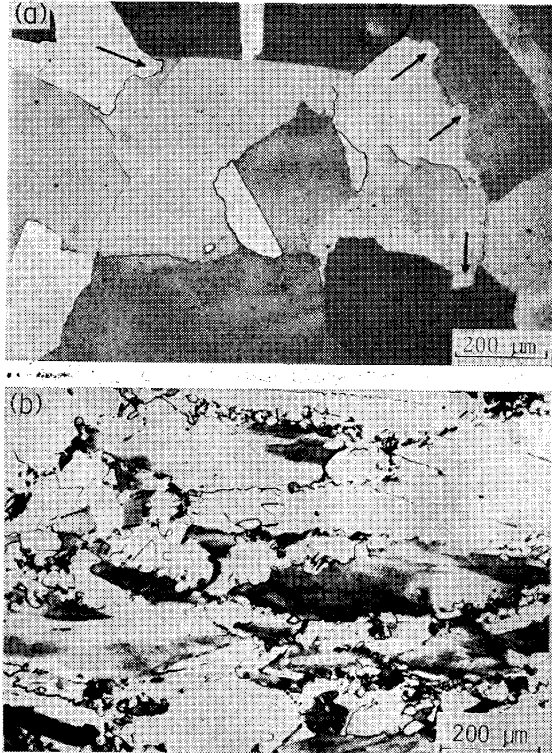


(a) recrystallized grain formed by bulging mechanism
(b) recrystallized grains formed by nucleation-growth mechanism

Photo. 1. Optical micrographs of statically recrystallized grains in pure Al (14% cold rolled \rightarrow 400°C 5 min annealed). (Beck et al²⁰⁾)

た部分はひずみのない再結晶領域となる。このような機構で形成された再結晶粒は元の A 粒と同じ方位をもつこと、そのために A 粒との元の境界は不明瞭であることが特徴である。なお、1 の位置にあつた粒界が B 粒側へ張り出すか A 粒側に張り出すかは両粒での転位密度差により決まり、転位密度の大きい方の粒（この場合 B 粒）へ粒界移動がおこる。一方、NG 機構により生成した再結晶の場合は Photo. 1 (b) に示したように元の粒界近傍に優先的に形成される傾向が強く、それらは元の粒と結晶方位が異なり、大傾角粒界により囲まれている。純 Al では加工度が約 40% 以下の低加工度では B 機構が支配的におこる²⁰⁾。Fe-33Ni オーステナイト合金の場合は、約 50% 以上の冷間加工材では NG 機構のみであるが、20% 程度の低加工度では B 機構が優先的におこる²¹⁾。NG 機構の場合新しい粒は、不均一変形によつて地との方位差が大きくなつた領域で優先的に生成する。粒界近傍や変形帯がこのような領域になる。変形帯は約 40~50% 圧延以上で発生するようになり⁸⁾、強加工材での重要な再結晶発生場所となる。

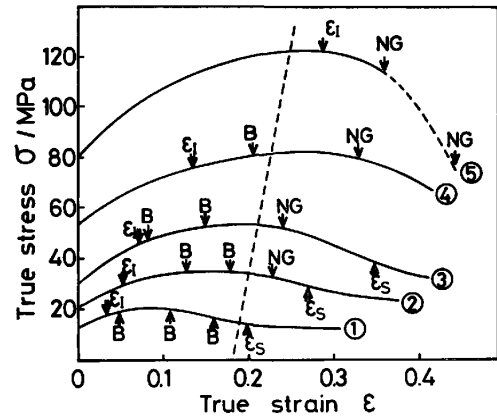
動的再結晶の場合も、その生成機構は B 機構と NG 機構の両者が認められている。その例として Photo. 2²²⁾ に Fe-Ni-C オーステナイト合金の動的再結晶生成（第 1 再結晶サイクル）の初期段階の組織を示す。Photo. 2



(a) recrystallized grains formed by bulging mechanism ($T=1000^{\circ}\text{C}$, $\dot{\epsilon}=1.7 \times 10^{-2}/\text{s}$, $\epsilon=0.08$)
 (b) recrystallized grains formed by nucleation-growth mechanism ($T=900^{\circ}\text{C}$, $\dot{\epsilon}=1.7 \times 10^{-1}/\text{s}$, $\epsilon=0.44$)

Photo. 2. Optical micrographs of dynamically recrystallized grains in Fe-31Ni-0.3C austenitic alloy.

	①	②	③	④	⑤
T / K	1473	1373	1273	1273	1173
$\dot{\epsilon}$ / s^{-1}	1.7×10^{-2}	1.7×10^{-2}	1.7×10^{-2}	1.7×10^{-1}	1.7×10^{-1}
Z / s^{-1}	1.3×10^{10}	9.2×10^{10}	9.3×10^{11}	9.3×10^{12}	1.4×10^{14}



B : bulging mechanism, NG : nucleation-growth mechanism

Fig. 4. Change in formation mechanism of dynamic recrystallization with ϵ and Z in Fe-31Ni-0.3C austenitic alloy.

(a) (低 Z 変形) では B 機構による粒界の張り出し、
 (b) (高 Z 変形) では NG 機構により微細な粒が多数元の粒界近傍に生成している。NG 機構の場合、粒界近傍が優先的な生成場所になるが、より高 Z 変形になると（特に初期粒径が大きい場合には）粒内での変形帯からの再結晶生成も認められている¹⁶⁾¹⁹⁾。動的再結晶がいずれの機構により生成するかは変形条件 Z によつて決まる。その一例を Fig. 4²²⁾ に示す。これは種々のひずみ量の変形後の組織観察により、第 1 サイクルの再結晶時にいずれの機構がおこつたかを決定した結果である。高 Z 変形 (Fig. 4 の⑤) では再結晶の開始段階 (ϵ_i) から NG 機構が支配的であるのに対し、低 Z 変形 (Fig. 4 の①) の場合には再結晶の開始から定常状態にいたる ϵ_s まで B 機構が支配的におこる。なお中間の Z の変形条件では、第 1 回目の再結晶初期は B 機構が支配的であつたものが、変形がすすみ第 1 回目の再結晶の後段になるにつれて NG 機構へと変わつていく。Fig. 4 では第 1 回目の再結晶サイクルの結果について示してあるが、前述のように定常状態になると繰り返し動的再結晶がおこるようになる。このときの機構を組織観察により決定するのは通常困難である。しかし変形中に繰り返しおこる個々の再結晶サイクルに注目すると、再結晶の開始から完了までに要する個々の粒のひずみ量は、第 1 回目の再結晶の場合とほぼ同じ程度と考えるのが妥当であろう。それゆえ定常変形状態での再結晶は第 1 サイクルでおこつたと同じ機構によりおこつていると思われる。Fig. 4 の合金の第 1 回目の再結晶の場合、おおよそ $\epsilon = 0.2$ を境にしてそれよりも小さいひずみで再結晶がおこりはじめると B 機構で再結晶がおこり、 $\epsilon = 0.2$ を越えると NG 機構になつてくる。 $\epsilon = 0.2$ 以下のひずみから再結晶をお

こしはじめるか否かは加工条件 Z によつて決まる。 Z が小さければおこりやすい。 $\epsilon = 0.2$ という絶対値の普遍性には問題があるが、いずれにせよ定性的には低ひずみで動的再結晶がおこるときには B 機構が、高ひずみでおこる場合には NG 機構がおこる。この傾向は静的再結晶の機構と加工度との関係と本質的に同じである。ただし動的再結晶の場合、再結晶途中でも試片は常に連続的に変形を受け、未再結晶部の変形量は刻々増加していくので、前述したようにある条件では Fig. 4 の②~④のように再結晶進行途中で B 機構から NG 機構へと変化する場合がある。この点が静的再結晶にはみられない特徴である。静的再結晶の場合はあらかじめ任意の量の加工が与えられるので、その加工度に応じたいずれかの機構が全再結晶過程を通じて支配的に起こる。

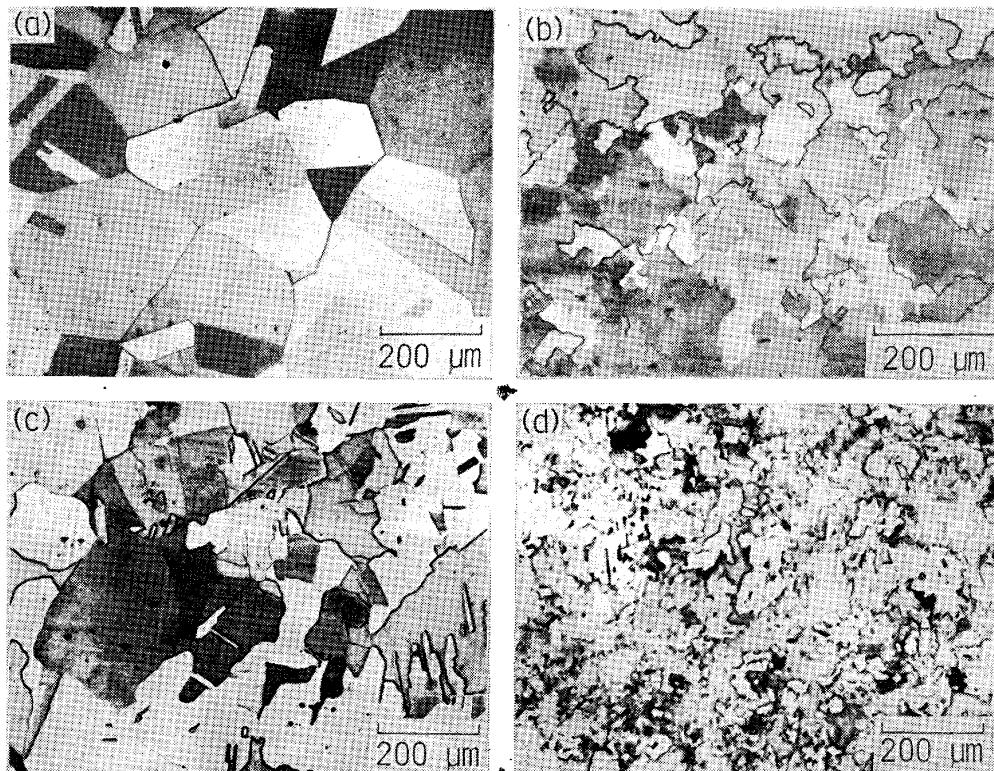
静的再結晶についての従来のほとんどの研究は加工度が大きい(例えば 50% 加工以上)場合を対象にしたものであり、そのために低加工材でみられる B 機構はあまりなじみのないものであつた。一方、動的再結晶の場合は B 機構が主要な機構であるという報告が多く^{18)23)~26)}、一見静的と動的で機構的に差異があるような印象を与える。しかし動的の場合ひずみが 0 からしだいに大きくなっていくので、再結晶をおこしうる条件が整えば再結晶をおこしはじめるので、温度が高かつたりひずみ速度が小さい場合には低ひずみから再結晶をおこすようにな

る。つまり動的再結晶のおこりはじめるひずみが一般に比較的小さい(例えば 20% 以下)ことが多いために、低加工材での再結晶機構(B 機構)が大きく現れたものであり、静的と動的での機構上の本質的な差によるものではない。

4. 動的再結晶組織の特徴

Fig. 1 に示したように ϵ_s 以上のひずみまで変形すると第 1 サイクルの動的再結晶が終わり、その後定常変形状態となる。この定常変形状態で得られる組織はひずみ量に依存せず、いずれのひずみでも同じような組織を示す。一例として Photo. 3 (b)²⁷⁾ に Fe-Ni-C オーステナイト合金の光顕組織を示す。動的再結晶の光顕組織上の特徴を¹⁰⁾¹⁶⁾¹⁸⁾²⁷⁾²⁸⁾まとめると次のようになる。(1) 結晶粒は変形方向に伸びておらず、ほぼ等軸的である。(2) 著しい混粒である。(3) 個々の粒の形状が不規則で凹凸状を呈する。(4) 焼鈍双晶が少なく、その発達が不十分である。(Photo. 3 の合金では変形前の溶体化材では(a)に示したようによく発達した焼鈍双晶が多く存在する。)ただし低 Z 変形になると焼鈍双晶の頻度がやや増す傾向があるようである。(5) 大きく凹凸状を呈した粒界がさらに細かく鋸歯状を呈する場合が多い。

しかし、このような光顕組織的特徴は必ずしも動的再結晶のみにみられるものではない。Photo. 3 (c), (d)²⁷⁾



(a) initial structure before recrystallization (solution-treated austenite at 1200°C for 1h)
 (b) dynamically recrystallized austenite ($T=1200^{\circ}\text{C}$, $\dot{\epsilon}=1.7 \times 10^{-1}/\text{s}$, $\epsilon=0.4$)
 (c) and (d) statically recrystallized austenite just after finish of recrystallization ((c): 1000°C-0.5h annealing in 20% cold specimen, (d): 650°C-0.5h annealing in 80% cold rolled specimen).

Photo. 3. Optical micrographs of recrystallized grains in Fe-25Ni-0.4C austenitic alloy.

は同じ合金の冷間加工材を静的再結晶させたときの再結晶完了直後の組織である。これからわかるように本合金の場合には静的再結晶の場合でも、再結晶完了直後では著しい混粒で粒界は不規則な凹凸状をなし、さらに焼鈍双晶の存在頻度も小さく、存在していてもその発達这不十分であり、Photo. 3(b) の動的再結晶組織と一見よく似ている。この組織をさらに長時間もしくは高温に保持すると、粒界が直線的になり整粒化が進み、焼鈍双晶が発達し、ついには Photo. 3(a) のようになる。つまり上述の動的再結晶組織の特徴のうち(5)以外は静的再結晶完了直後の組織と共通したもののようである。このことは動的再結晶が変形中に繰り返しておこっていることから説明できそうである。つまり Fig. 1 で示したように動的再結晶粒は生成後ひき続き変形をうけて次の再結晶へと移行するので、再結晶粒のそれぞれの寿命が短い。それゆえ巨視的近似的には常に再結晶完了状態に近い組織を保ち続けているとみなすことができる。このように考えると、極めて特徴的にみえる動的再結晶組織も静的再結晶完了直後の特徴が現れたものとして理解できる。

動的再結晶粒にみられる粒界の細かいセレーションは粒内に存在する転位組織（セルもしくはサブグレイン）と密接な関係があり²⁹⁾、この特徴は動的再結晶のみに現れるものである。なお動的再結晶粒内に焼鈍双晶が少ないという特徴は普遍的ではなさそうである。Cu や Ni の単結晶³⁰⁾や Fe-Ni オーステナイトの粗大粒²⁶⁾の動的再結晶の場合はむしろ焼鈍双晶は頻繁に観察されている。古林ら²⁶⁾は Fe-33%Ni オーステナイトの粗大結晶材を用いて動的再結晶の発生機構を組織的、結晶学的に詳細に研究し、再結晶粒はまず粒界の張り出し(B 機構)によりおこるが、その後粒内に成長していく際に双晶が繰り返して形成されることを示し、成長時の双晶化がむしろ重要な機構であると結論している。このような動的再結晶粒内の焼鈍双晶の存在は初期粒径と密接に関係しているようで、粗大な初期粒のときに現れやすいようである²⁶⁾。

動的再結晶組織は光頭的には静的再結晶の完了直後の組織と似ており、時には両者は区別が困難なほどである。しかし両者で基本的に異なる組織上の相違がある。それは再結晶粒内の下部組織の相違である。静的再結晶の場合には再結晶粒はひずみのない、つまり転位をほとんど含まないのに対し、動的再結晶はその内部に転位セル組織またはサブグレインを含んだ一種の低加工度の加工組織である。動的再結晶粒内のセル組織を示す透過電顕組織の一例を Photo. 4¹⁹⁾ に示す。動的再結晶粒がその内部に転位下部組織をもつことは、再結晶後直ちにひき続いて変形をうけているという事情によるもので、動的再結晶の本質的特徴が現れたものである。なお動的再結晶内のセル組織の生成状態や大きさは場所ごとにかなり

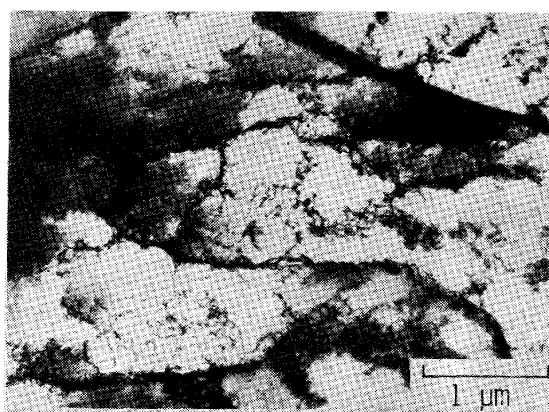


Photo. 4. Transmission electron micrograph showing the substructure of dynamically recrystallized structure in OFHC Cu. ($T=500^{\circ}\text{C}$, $\dot{\epsilon}=2\times 10^{-3}/\text{s}$, $\epsilon=0.60$) (BLAZ et al¹⁹⁾)

異なり、不均一度が大きい¹⁹⁾³¹⁾点が通常のクリープ変形などでの動的回復の場合と異なる。これは動的再結晶組織が種々の再結晶段階の粒からなっており、粒ごとに加工度が異なるためであろう。熱間加工後急冷した材料において、得られた再結晶組織が変形中に動的に生成したのか、それとも熱間加工後冷却までの短時間に静的におこつたものなのかがしばしば問題になるときがある。この際、金属組織面からの判断規準としては、光顕組織でもある程度の推察はできるが、前述のように静的再結晶の場合でも一見よく似た組織になる場合もあり、決定的なものとはなり得ない。最終的には内部組織観察により、粒内に転位下部組織があるかないかを調べることが最も確実な判別方法になる。

再結晶粒径を決める因子は動的と静的で異なる。静的再結晶の場合には、冷間加工のときは加工度、初期粒径、焼なまし温度などの影響をうける。そのうち加工度が最も大きな因子であり、高加工度になるほど微細になる。初期粒径も重要な因子でこれが小さいほど再結晶粒も小さくなる。しかし強加工になると変形帯などの粒内での核生成が多くなり、粒界の優先核生成場所としての寄与が小さくなるので、再結晶粒径は初期粒径にはあまり依存しなくなる。熱間加工後の静的再結晶の場合には、上述の因子以外に加工条件（温度とひずみ速度）も再結晶粒径を支配する因子となる。つまり熱間加工時には加工硬化と同時に動的回復がおこるので、同じ加工度でも温度やひずみ速度などの変形条件によつて変化するからである。これらの因子の影響を考慮して熱間加工後の静的再結晶粒径を予測する実験式が提案されている¹⁴⁾¹⁵⁾。

一方、動的再結晶粒径は Fig. 5³²⁾ に一例を示したように変形条件 Z のみによつて一義的に決まり、ひずみ量や初期粒径には依存しないのが特徴である。第1回目の再結晶が完了するひずみ ϵ_s 以降の定常変形状態では、ひずみによらず平均粒径は一定である。高 Z 変形ほど動的再結晶粒径は小さくなる（ただし高 Z 変形に

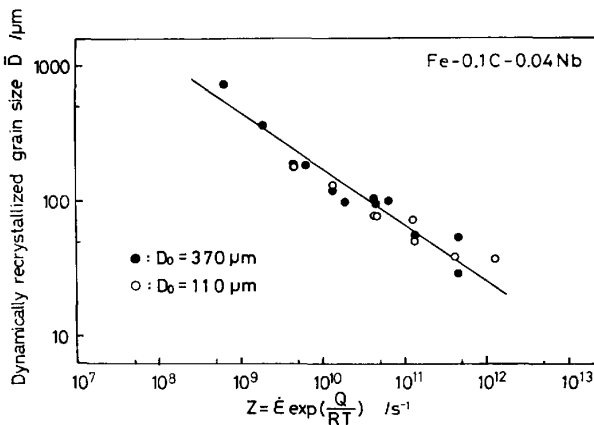


Fig. 5. Relation between the dynamically recrystallized austenite grain size and Zener-Hollomon parameter Z in Nb steel. D_0 indicates the initial austenite grain size.

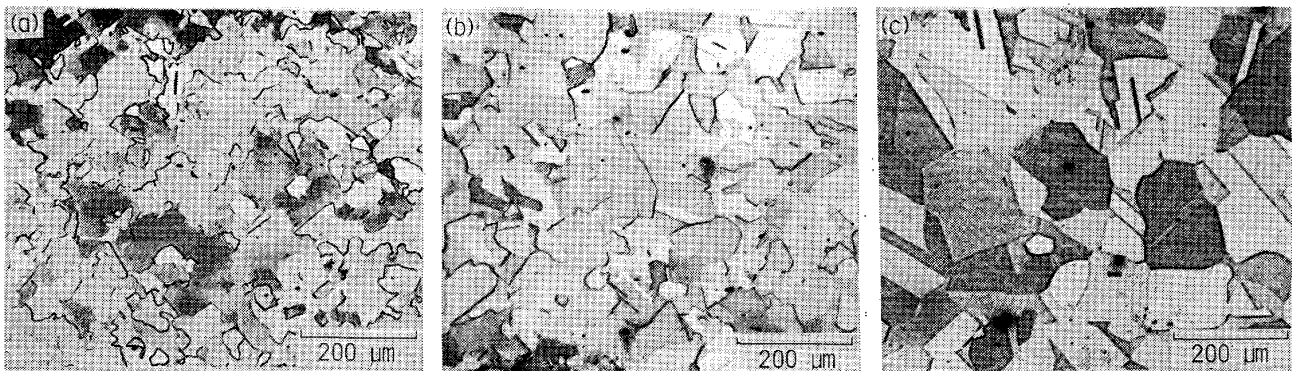
なるほど Fig. 3 に示したように動的再結晶組織を得るためのひずみが大きくなる). 初期粒径が異なっても, 同じ変形条件 Z では動的再結晶粒径は同じになる. 動的再結晶粒の大きさを定量的に規定している因子は十分明らかではない. しかし古林⁸⁾ の指摘にあるように, 動的再結晶粒の大きさが下部組織 (サブグレインサイズ) と密接に関係しているようである. つまりサブグレインの大きさもひずみ量や初期粒径によらず Z のみに依存し, これと動的再結晶粒径の間にはある一定の関係がありそうである (動的再結晶粒径はサブグレインサイズの約 5 程度⁹⁾). 動的再結晶粒径を決定する因子を考える際に注目すべきことは, 再結晶粒は生成後, 他の再結晶粒と衝突する前に Z によって決まったある大きさになると成長が止まってしまうことである¹⁶⁾¹⁹⁾. その理由は今のところ明らかではないが, 粒生成後他の粒との衝突がおこるまで成長し続ける静的再結晶の場合と異なる特徴である.

5. 動的再結晶組織の静的保持による組織変化

熱間変形により, 動的再結晶組織となつたものと, 動

動的再結晶がおこらず加工硬化状態 (動的回復をともなつている) にあるものをそれぞれ変形を停止して, その温度で静的に等温保持すると, 両者の軟化の kinetics が大きく異なる. 加工硬化材は通常の静的再結晶がおこるので, ある潜伏期を経たのち再結晶による軟化が進行する. これに対し動的再結晶組織の場合には, 潜伏期なしに直ちに軟化が進行するという特徴がある³³⁾³⁴⁾. このような動的再結晶組織の静的保持によりおこる急速な軟化現象はメタダイナミック (meta dynamic) 再結晶またはポストダイナミック (post dynamic) 再結晶と呼ばれているが, 研究は極めて少なくその本性もほとんど明らかでない. Photo. 5³⁵⁾ に著者らのおこなつた Fe-Ni-C オーステナイト合金の動的再結晶組織のその後の等温保持による組織変化の一例を示す. 動的再結晶粒は等温保持によつて大きくなり, 粒界の凹凸がなくなり, 焼鈍双晶の発達が見られ, 遂には直線的な界面からなる整粒へと変化していく. 新たな細かい再結晶粒の生成はほとんどみられない. このような組織観察から推測されるメタダイナミック再結晶の本性としては次のように考えられる. つまり動的再結晶組織は前述のように種々の再結晶段階の粒が混在している状態にある. いわば常に再結晶進行途中の状態にあるといえる. それゆえこれらを変形を中断しその温度で等温保持を続けると, 動的に進行中であつた再結晶がそのままひき続いて静的に進行する. この際, 新たな再結晶粒の核生成を必要としないので潜伏期はなくてよく, 主として動的に再結晶をおこしていた粒 (再結晶核のような小さい粒から比較的大きくなつた粒まで種々のものが含まれている) が成長することにより, 静的に再結晶が進行し完了する. それゆえメタダイナミック再結晶は特別な機構による特殊な再結晶ではなく, 動的に再結晶を繰り返していた状態がその後静的に進行し完了する現象であると考えられる.

動的再結晶組織を等温保持すると平均粒径は単調に増大し, 微細化はおこらない³⁵⁾³⁶⁾. これは前述のごとく, メタダイナミック再結晶は既存の再結晶粒の成長が主な機構であるからである. 加工硬化組織の通常の静的再結



(a) as-deformed ($T=1100^{\circ}\text{C}$, $\dot{\epsilon}=4.0\times 10^{-2}/\text{s}$, $\epsilon=1.0$) (b) $\Delta t=2\text{ s}$ (c) $\Delta t=30\text{ s}$

Photo. 5. Change in optical microstructures of dynamically recrystallized austenite during isothermal holding at 1100°C for Δt in Fe-31Ni-0.3C austenitic alloy.

晶では新たな細かい再結晶粒の生成が必要なため、結晶粒は再結晶により一度微細化しその後成長によつて増大する。なお PETKOVIC³⁷⁾はメタダイナミック再結晶によつても結晶粒はいつたん微細化するという結果を報告しているが、この実験には疑問点があるようである⁴⁾。

6. お わ り に

動的再結晶の kinetics, 生成機構, 組織的特徴を、通常の静的再結晶の場合と比較しながら概説した。本文で述べたように、動的再結晶の出現温度や生成機構は短時間でおこる低加工材の静的再結晶の特徴があらわに現れたものとして理解できる。また特徴的に見える動的再結晶組織も、変形中に繰り返す再結晶がおこることにより常に再結晶進行もしくは完了直後の組織が混在している状態にあることを考えれば、静的再結晶の組織とむしろ類似しているといえる。要するに、動的再結晶は静的再結晶とは本質的にその機構などの相違はなく、一見特異にみえる動的再結晶の種々の特徴のほとんどが、静的再結晶の特異なケースとして理解できることを強調したい。さらに本性があいまいであるメタダイナミック再結晶も、単に動的再結晶（常に再結晶が進行している状態にある）がひき続いて静的に進行、完了する過程とみなされ、特別な機構でおこる特殊なタイプの再結晶ではないと考えられる。

文 献

- 1) 鋼の熱間加工の金属学 (鉄鋼基礎共同研究会高温変形部会) (1983) [日本鉄鋼協会]
- 2) H. J. McQUEEN and J. J. JONAS: Plastic Deformation of Metals, ed. by R. J. ARSENAULT (1975), p. 393 [Academic Press]
- 3) 大内千秋: 熱処理, 18 (1978), p. 298
- 4) 酒井 拓: 日本金属学会会報, 22 (1983), p. 1036
- 5) 牧 正志, 田村今男: 材料, 30 (1981), p. 211
- 6) 田村今男: 日本金属学会会報, 21 (1982), p. 523
- 7) T. SAKAI and J. J. JONAS: Acta Metall., 32 (1984), p. 189
- 8) 古林英一: 「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) (1979), p. 37 [日本鉄鋼協会]
- 9) 荒木弘安, 平田健一, 藤村全戒: 日本金属学会誌, 44 (1980), p. 1244
- 10) 牧 正志, 赤阪耕一, 奥野耕次, 田村今男: 鉄と鋼, 66 (1980), p. 1659
- 11) G. R. SPEICH and R. M. FISHER: Recrystallization, Grain Growth and Texture (1965), p. 563 [ASM]
- 12) A. T. ENGLISH and W. A. BACKOFEN: Trans. AIME, 230 (1964), p. 396
- 13) I. KOZASU and T. SHIMIZU: Trans. ISIJ, 11 (1971), p. 359
- 14) D. J. TOWLE and T. GLADMAN: Met. Sci., 13 (1979), p. 246
- 15) D. R. BARRACLOUGH and C. M. SELLARS: Met. Sci., 13 (1979), p. 257
- 16) J. P. SAH, G. J. RICHARDSON and C. M. SELLARS: Met. Sci., 8 (1974), p. 325
- 17) 大内千秋, 大北智良: 文献1), p. 115
- 18) C. OUCHI and T. OKITA: Trans. ISIJ, 22 (1982), p. 543
- 19) L. BLAZ, T. SAKAI and J. J. JONAS: Met. Sci., 17 (1983), p. 609
- 20) R. A. BECK and P. P. SPERRY: J. Applied Phys., 21 (1950), p. 150
- 21) 牧 正志, 中川 忍, 田村今男: 日本金属学会誌, 44 (1980), p. 1164
- 22) 牧 正志, 田村今男, 岡口秀治: 文献1), p. 94
- 23) M. J. LUTON and C. M. SELLARS: Acta Metall., 17 (1969), p. 1033
- 24) G. GLOVER and C. M. SELLARS: Metall. Trans., 4 (1973), p. 765
- 25) W. ROBERTS and B. AHLBLOM: Acta Metall., 26 (1978), p. 801
- 26) 古林英一, 中村森彦: 鉄と鋼, 68 (1982), p. 2507
- 27) 牧 正志, 吉岡 剛, 中川 忍, 田村今男: 日本金属学会講演概要 (1979・4月), p. 50
- 28) 作井誠太, 酒井 拓, 武石和夫: 鉄と鋼, 62 (1976), p. 856
- 29) O. D. SHERBY, R. H. KLUNDT and A. K. MILLER: Metall. Trans., 8A (1977), p. 843
- 30) G. GOTTSTEIN and U. F. KOCKS: Acta Metall., 31 (1983), p. 175
- 31) L. FRITZEMEIER, M. J. LUTON and H. J. McQUEEN: Proc. 5th Int. Conf. on Strength of Metals and Alloys (ICSMA 5), Aachen, 1 (1979), p. 95
- 32) T. MAKI, K. AKASAKA and I. TAMURA: Proc. Int. Conf. on Thermomechanical Processing of Microalloyed Austenite, AIME, Pittsburgh (1981), p. 217
- 33) R. A. P. DJAIC and J. J. JONAS: JISI, 210 (1972), p. 256
- 34) R. A. P. DJAIC and J. J. JONAS: Metall. Trans., 4 (1973), p. 621
- 35) 岡口秀治, 牧 正志, 田村今男: 日本金属学会講演概要 (1982・9月), p. 294
- 36) C. ROSSARD: Proc. 3rd Int. Conf. on Strength of Metals and Alloys (ICSMA 3), Cambridge, England, 2 (1973), p. 175
- 37) R. A. PETKOVIC, M. J. LUTON and J. J. JONAS: Acta Metall., 27 (1979), p. 1633