鉄鋼の高温変形と再結晶

酒 井 拓*

1. はじめに

鉄鋼の鍛造、圧延、押し出しなど各種熱間加工下の変形応力や変形挙動に関する研究は、板、棒、管など鉄鋼製品の成形性や各工程の最適加工条件のデータを得るだけでなく、近年では各種製品の材質特性を改善し向上させる観点からの調査が加わり多くの研究がなされつつある。鉄鋼では特に制御圧延で代表される加工熱処理法の工業化が実施されるに伴って熱間加工の金属学的研究の重要性は増しており、国の内外でこの方面のシンポジウムの開催とその研究成果が数多く報告されている⁽¹⁾⁻⁽¹¹⁾。

金属材料は熱間加工下において、変形に伴い増加する転位密度は同時に起こる回復(recovery)や再結晶(recrystallization)などの動的復旧(dynamic restoration)過程を通して減少するため、高ひずみで見かけの加工硬化はほぼ零となるか加工軟化を生ずる。したがって、変形組織の観察は加工製品の材質改善の基礎データとなるだけでなく、高温変形を支配する律速機構を検討するためのデータともなる。代表的な動的復旧過程である回復と再結晶の一般的特性や問題点に関してはずでに多くの解説があるので参照されたい⁽¹²⁾⁻⁽²²⁾。

本稿では、(1)鉄鋼のフェライト(α)、オーステナイト(γ)両域の高温変形特性と動的復旧過程との関係、(2)動的再結晶の新しい解釈とその検証実験、(3)高温変形後の静的復旧過程について、主に鉄鋼に関する最近の基礎的研究成果を概説し、合せて種々の問題点を指摘したいと思う。

2. 変形応力の温度依存性とひずみ速度依存性

鉄鋼の高温変形は α 域では主に動的回復により†, γ

域では動的再結晶(回復を含む)により律速されることは広く認められている⁽¹²⁾⁻⁽²²⁾。図1は鉄鋼の高温変形特性が動的復旧過程によっていかに大きな影響を受けるかを明瞭に示している。応力-ひずみ(σ - ϵ)曲線の形状とともに変形応力 σ の α , γ 両相間における相違は大きい。鉄鋼の σ は α - γ 変態に伴い不連続変化を示し、 A_3 点近くで極大・極小を示すことはよく知られている(図2)⁽²⁵⁾。しかし、この σ の極大・極小の差は、図2が示すように、C量の増加に伴い減少して、共析組成以上のC鋼ではほぼ零となる。 γ 鉄の σ におよぼすCの影響について、従来は(1)明瞭な固溶体硬化、(2)ほとんど無視しう程度か、(3)高C側でわずかな軟化を示すという報告がなされていた⁽²³⁾。しかし、最近の研究においてはいずれもCによる固液体軟化現象が認められている⁽²⁵⁾⁽²⁷⁾⁽²⁸⁾。この現象はC添加によって空孔子拡散速度が増加し、それに伴い動的再結晶が促進されることに起因すると考えられる⁽²⁵⁾。

図3は0.04%C鋼のひずみ0.1における σ の温度とひずみ速度による変化を示す⁽²⁹⁾。 A_3 点附近で生ずる σ の不連続変化はひずみ速度が 300 s^{-1} 以上になると消滅

図1 低炭素鋼(γ 相)とSi鋼(α 相)の1273 Kにおける典型的応力-ひずみ曲線⁽²³⁾。

† 高純度の α 鉄⁽²³⁾や α 鉄合金でも1200 Kを越える高温変形下⁽²⁴⁾では動的再結晶が認められている。

* 電気通信大学助教授；機械工学第二学科
Hot Deformation and Recrystallization in Iron and Steels:
Taku Sakai (Dept. of Mechanical Eng. The Univ. of
Electro-Communications, Chofu, Tokyo)
Keywords: high temperature deformation, flow stress, iron
and steels, rate controlling process, dynamic recrystallization,
dynamic recovery, microstructure-mechanism map, static recrystallization
1983年6月13日受理

図2 各種炭素鋼の最大変形応力(γ域では第一ピーク応力)σ_pの温度依存性⁽²⁵⁾.

図3 0.04% C 鋼の変形応力(ひずみ 0.1)の温度依存性におよぼすひずみ速度の影響⁽²⁹⁾.

している⁽²⁹⁾⁽³⁰⁾。著者ら⁽²⁵⁾はα, γ両鉄のσの温度とひずみ速度依存性を系統的に調べ、図3の高速変形時に認められる現象は加工硬化段階、したがって低ひずみ、のσについてだけ現われるものであり、最大変形応力以後の高ひずみのσに注目すれば問題の不連続変化はひずみ速度の増加とともに顕著に現われることを指摘している。図4⁽²⁵⁾はα, γ両鉄のひずみ0.05, 0.1における応力σ_{0.05}, σ_{0.1}および最大変形応力(γ域では第1ピーク応力)σ_pの温度補償ひずみ速度因子Zに対する変化を示す。これより、σ_s(σ_{0.05}, σ_{0.1})のZ依存性はγ鉄よりα

図4 α鉄とγ鉄のひずみ0.05, 0.1における変形応力σ_{0.05}, σ_{0.1}と最大変形応力(γ域では第一ピーク応力)σ_pの温度補償ひずみ速度因子Zに伴う変化⁽²⁵⁾.

鉄で大きい、10¹⁴ s⁻¹以上の高Z域(より低温度または高ひずみ速度)では両者のσ_sの差は減少して大小関係が逆転すること、そして低ひずみのσ_sほど早くそうなることが予測される。

一方、σ_pのひずみ速度依存性はσ_sのそれとは異なりα, γ両鉄間ではほとんど差はない。図4のZ範囲ではγ鉄のσ_pはα鉄のそれより常に大であるが、このことについて著者ら⁽²⁵⁾はSherbyらが提案している変形方程式(1)⁽³¹⁾を用いて次のように説明している。

$$\dot{\epsilon} = A \cdot D \cdot \Gamma^{3.5} \cdot (\sigma/E)^5 \quad (1)$$

ここで、D: 自己拡散係数、Γ: 積層欠陥エネルギー(SFE)、E: 弾性係数である。ある一定のσを生ずるときのα, γ両鉄間のひずみ速度比は式(1)より次のように近似できる。

$$\frac{\dot{\epsilon}_\alpha}{\dot{\epsilon}_\gamma} \approx \left(\frac{D_\alpha}{D_\gamma} \right) \cdot \left(\frac{\Gamma_\alpha}{\Gamma_\gamma} \right)^{3.5} \cdot \left(\frac{E_\gamma}{E_\alpha} \right)^5 \quad (2)$$

上式右辺の各項に従来報告されている代表的値を入れて計算した $\dot{\epsilon}_\alpha/\dot{\epsilon}_\gamma (=1.7 \times 10^4)$ は図4の例えばσ_p=30 MPaのときの $\dot{\epsilon}_\alpha/\dot{\epsilon}_\gamma$ 比(1.26 × 10⁴)とはほぼ一致する。これより、α, γ両鉄間のσ_p差は両者における拡散速度の差とともに、SFEの大小に起因すると考えられる動的復旧過程の差(α鉄で回復、γ鉄で再結晶)が原因となって生ずると考えられる⁽²⁵⁾。高温変形応力におよぼす合金化の影響や断続変形に伴うひずみの累積効果については大内らの解説⁽²⁶⁾や論文⁽³²⁾と文献(8)~(10)を参照されたい。

3. オーステナイトの変形特性におよぼす動的再結晶の影響

オーステナイトのσ-ε曲線はZの増加に伴い多重ピーク型から単一ピーク型へと形状を系統的に変化すること

はよく知られており(図1参照), またこの現象は引張, 圧縮, ねじりなどの変形様式の違いによらず必ず観察される⁽¹²⁾⁻⁽²⁵⁾. また, オーステナイトのクリープ変形中にひずみ速度が周期的に変化することがあるが⁽³³⁾, これは上記した低ひずみ速度の変形下で現われる応力の振動現象に対応すると考えられる⁽¹³⁾⁽¹⁷⁾.

図5⁽³⁴⁾は0.16% C 鋼のオーステナイト粒組織の動的再結晶に伴う変化を示す. 初期結晶粒径 D_0 は第1ピーク P_1 を示すひずみ ε_p の7割位のひずみから変化を始め, ひずみの増加に伴い単調な増加または減少を示しながら, ひずみ速度によって決まるある一定値 D_s に近づいている. 動的再結晶核は粒界上またはその附近で生ずるのが大部分であるが⁽¹²⁾⁻⁽²²⁾⁽³⁴⁾⁻⁽³⁶⁾, 粗大結晶粒では単結晶⁽³⁷⁾と同じように粒内に生ずる変形帯などのひずみ集中領域での核形成も観察される⁽³⁵⁾⁽³⁶⁾. 古林ら⁽³⁵⁾は動的再結晶核の形成に対する双晶の役割の重要性を指摘するとともに, 動的再結晶組織は双晶をほとんど含まないという従来の観察結果は誤りであろうとの指摘をしている. 後者の点はBlazら⁽³⁶⁾によるCuの実験報告でも指摘されている.

図5の P_i は i 番目の応力ピークに位置している. この P_i の出現状況から, 以下に述べる重要な結論が導かれる. すなわち, 低ひずみ速度試験 (2.6×10^{-4} と $2 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$) では結晶粒が粗大化する段階で多重ピークが現われており, 安定な結晶粒組織となる高ひずみでピークは消滅している. これに対して高ひずみ速度試験 (1.48×10^{-1} と 18 s^{-1}) では, 結晶粒の微細化 ($D_0/D_s = 2.0$ と

図5 0.16% C 鋼の 1213 K におけるオーステナイト粒径のひずみとひずみ速度に伴う変化. P_i は i 番目のピークの位置を示す⁽³⁴⁾.

4.5) と単一ピークの出現とが対応して生ずるようである. D_0/D_s が約 1.20 である中間ひずみ速度試験 ($2 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$) では第2のピークが現われることから, D_0/D_s 比は少なくとも 2 以上であれば単一ピークだけが生ずると言えそうである⁽³⁴⁾⁽³⁸⁾. この問題は次章で詳しく検討しよう.

ところで, $D_0/D_s > 2$ である粗大な初期結晶粒組織は変形に伴い細粒化するが, その過程は動的再結晶に特有なものである. 図6は $D_0 = 470 \mu\text{m}$ の Ni を 1153 K, $6.6 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ でねじり変形したときの再結晶率と動的再結晶粒径との関係を示す ($D_0/D_s = 41.2$)⁽³⁹⁾. 動的再結晶粒径は再結晶率に対しほとんど一定であり, しかも高ひずみの安定結晶粒径 D_s とほとんど等しい. これより, 動的再結晶粒は初期粒界上で飽和するまで核形成するとともに粒内に向かって D_s まで成長して停止する. その後, 再結晶, 未再結晶両組織の境界から新たな再結晶粒が生じ D_s まで成長するという過程を繰返しながら初期結晶粒の中心部まで進行するいわゆるネックレス再結晶 (necklace recrystallization) を起こすと考えられる(図13参照)⁽³⁹⁾⁻⁽⁴³⁾. 動的再結晶粒がある一定の大きさ D_s 以上に成長できない理由は, 再結晶核の成長とともにその粒内に転位組織が再形成され, 転位密度が周囲のそれとほぼ同じになって粒界移動の駆動力が無くなるからである⁽³⁹⁾⁻⁽⁴³⁾. これより, ネckレス再結晶はひずみ制限成長 (strain or deformation limited growth) によって支配されると言える⁽⁴¹⁾⁻⁽⁴³⁾.

これに対し $D_0/D_s < 2$ である微細粒組織では, 粒界上で生ずる動的再結晶粒は D_s まで成長する途中で必ず結晶粒同士の衝突 (impingement) を起こすためネックレス再結晶は起き得ない. したがって, 最初の再結晶過程では D_s より小さい準安定な動的再結晶粒径 D'_s が生れるが, 続いて起こる第2, 第3の再結晶とともに D'_s は増加しながら最終的に D_s を示すようになる. D'_s 組織の形成過程は再結晶核の密度と結晶粒同士の衝突によって支配される点から静的再結晶に類似している⁽⁴¹⁾⁻⁽⁴³⁾.

動的再結晶粒の転位組織に関する系統的観察例は少な

図6 Ni (99.5%, $D_0 = 470 \mu\text{m}$) を 1153 K, $6.6 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ でねじり試験したときの動的再結晶粒径と再結晶率との関係⁽³⁹⁾.

い、比較的低ひずみで生ずるセル状転位組織はピークひずみ ϵ_p に近づくに伴いセル径の減少とセル境界のタイト化を示すが、 ϵ_p 以後では平均セル径はほぼ一定となる⁽²⁰⁾。しかし、 ϵ_p 直前から生ずる動的再結晶に伴いセル状組織の崩壊や再形成が顕著となるため、高ひずみでは極めて不均質な転位組織を示すようになる⁽²⁰⁾⁽⁴⁴⁾。この不均質転位組織の特徴の解析やその定量的評価は動的再結晶の機構を検討する上で極めて重要であるが、現在著者の知る限りではその研究例を見ない。

4. 動的再結晶モデル

(1) 臨界ひずみ (ϵ_c , ϵ_x) に基づくモデル

動的再結晶型 σ - ϵ 曲線が Z の増加に伴い多重ピークから単一ピーク型へ変化するの、変形中に働く再結晶機構の変化に基づく可能性を前章で示唆した。Luton と Sellars⁽⁴⁵⁾ はこの現象を初めて理論的に検討し、 σ - ϵ 曲線の形状は再結晶が始まる臨界ひずみ ϵ_c (ϵ_p 直前) とその開始から終了までに要するひずみ ϵ_x (以後再結晶ひずみと呼ぶ) の大小関係で決まることを指摘した。図 7⁽⁴⁵⁾ は Luton らが解析した動的再結晶の進行過程と σ - ϵ 曲線の関係を示す。 $\epsilon_x > \epsilon_c$ である高 Z 域の変形では、幾つかの動的再結晶サイクルが重なって生ずるためなめらかな σ - ϵ 曲線を示すのに対し、 $\epsilon_x < \epsilon_c$ となる低 Z 域の変形では再結晶による軟化と加工硬化のサイクルは分離して現われる。したがって、 σ - ϵ 曲線の形状が変化するときの臨界条件は次式で表わされる⁽¹⁴⁾⁽¹⁷⁾。

$$\epsilon_{x1} = 2\epsilon_{c1} \quad (3)$$

Sellars らのモデルに基づく計算機シミュレーションの結果は、高温ねじり試験の結果とは比較的良好一致を示す⁽²³⁾⁽⁴⁵⁾。しかし彼ら自身も指摘しているように⁽¹⁷⁾⁽²³⁾、この最初のモデルは幾つかの限界を含んでいる。その主なものは、(1)再結晶は ϵ_c において材料の全域で同時に開始する、(2) ϵ_c と ϵ_x は Z のみに依存しひずみや結晶粒径に依存しない、(3)応力振動は永久に続く、などが挙げられる。Sah ら⁽⁴⁶⁾ は特に(3)の問題を解消するために、 ϵ_c と ϵ_x のひずみによる変化と再結晶の進行に伴い組織の不均質性が次第に増すという仮定を設けた。その計算機シミュレーションの結果(図 8)⁽¹⁷⁾ は σ - ϵ 曲線の多重ピークから単一ピークへの変化や応力振動の高ひずみにおける消滅を予測している。

Stüwe⁽⁴⁷⁾ と Sandström ら⁽⁴⁸⁾ は転位密度、粒界エネルギー、拡散定数などの基本的な物理因子を用いて Sellars らのモデルを発展させており、また Roberts ら⁽⁴⁰⁾⁽⁴⁹⁾ は転位の再形成に伴う粒界移動の駆動力の減少効果を取入れて Sandström らの考えを発展させている。しかし、以上の諸理論はいずれも定量的、定性的にある限られた観察事実しか説明できないようであり、今後の検討の発展を待たねばならない⁽¹⁷⁾。

ところで、Sellars らのモデルが予測する臨界条件 $\epsilon_x = \epsilon_p$ は彼らのねじり試験の結果や図 9 (a) に示す 0.25 %C 鋼のねじり試験の結果⁽⁵⁰⁾ では成立する。しかし、図 9 (b), (c) に示すように引張⁽³⁴⁾⁽³⁸⁾ や圧縮試験⁽⁵¹⁾ の結

図 7 Ni の動的再結晶の進行過程と計算された応力-ひずみ曲線。(a) 低 Z 領域, $\epsilon_c > \epsilon_x$, (b) 高 Z 領域, $\epsilon_c < \epsilon_x$. ただし, $\epsilon_x = \epsilon_s - \epsilon_c$ ⁽⁴⁵⁾.

† ϵ_x と ϵ_c の添字の 1 は最初の再結晶に対する各ひずみを表わす(図 14 参照). 式 (3) の関係は Sellars らの初めの論文⁽⁴⁵⁾ における条件式 $\epsilon_x = \epsilon_p$ とは異なる。しかし、計算機シミュレーション⁽¹⁷⁾⁽²³⁾ や組織観察の結果⁽³⁴⁾ から $\epsilon_p = 1.5\epsilon_{c1}$ と近似できれば、 $\epsilon_x = \epsilon_p$ は $\epsilon_{x1} - 0.5\epsilon_{c1} = 1.5\epsilon_{c1}$ と表わされるので、結局 $\epsilon_{x1} = 2\epsilon_{c1}$ と等価である。

果では ϵ_p と ϵ_x 両曲線は実験の範囲内では交叉しない。Weiss ら⁽⁵²⁾ の解析によれば、このことは軸対称の引張、圧縮試験だけでなく平面ひずみ圧縮や薄肉円管のねじり変形にも当てはまり、いずれの結果も σ - ϵ 曲線が多重ピークから単一ピークへ変化する臨界の変形条件 (Z_c) は ϵ_p , ϵ_x 両曲線が交叉する Z よりはるかに小さいことを示

している。このような結果の相違は、(1)中実丸棒のねじり試験は本質的に不均一応力下の変形を与える、(2)

平面ひずみ変形であるため加工硬化率ならびに集合組織が軸対称変形のそれらと異なることなどに起因すると考えられる⁽⁴¹⁾⁽⁴³⁾。これより、臨界ひずみ($\epsilon_p = \epsilon_x$, $2\epsilon_{c1} = \epsilon_{x1}$)に基づく動的再結晶のモデルは一般的なものではなく、少なくとも均一変形を与える引張や圧縮の変形挙動の説明に用いることはできない。

(2) 動的再結晶の組織 - 機構領域図

3章の図5の検討によって、動的再結晶に伴い結晶粒が粗大化するとき σ - ϵ 曲線は多重ピークを示し、逆に細粒化するとき単一ピークを示す可能性が考えられる。この仮設が正しいならば、 σ - ϵ 曲線が多重ピークから単一ピークへ変化する臨界の変形条件 Z_0 は初期結晶粒径 D_0 によって変化するはずである。作井ら⁽³⁴⁾⁽³⁸⁾は0.16

図8 再結晶核の形成ひずみ ϵ_c を一定とし、再結晶ひずみ ϵ_x を変化させた場合の応力-ひずみ曲線。 ϵ_c , ϵ_x また ϵ_{c1} , ϵ_{x1} はそれぞれ最初と第2サイクル以後の再結晶に対する各ひずみであり、図中の a/e などの記号は ϵ_x と ϵ_{x1} を表わし、 $a=16\epsilon_c$, $b=8\epsilon_c$, $c=4\epsilon_c$, $d=2\epsilon_c$, $e=\epsilon_c$, $f=0.5\epsilon_c$ である。破線は回復が支配するときの応力-ひずみ曲線であり、 ϵ_{mr} はその定常状態応力 σ_{mr} に達するときのひずみである⁽¹⁷⁾。

図10 2種類の動的再結晶を識別するための組織-機構領域図。境界線は $D_0 = 2D_s$ の軌跡を示す⁽⁵³⁾。

図9 ピークひずみ ϵ_p と再結晶ひずみ ϵ_x のピーク応力 σ_p に対する変化⁽⁴¹⁾⁽⁴²⁾。(a) ねじり試験⁽⁵⁰⁾, (b) 引張試験⁽³⁴⁾, (c) 圧縮試験⁽⁵¹⁾。

%C 鋼の動的再結晶挙動を詳細に調べ、 Z_c の D_0 依存性を確認するとともに Z_c - D_0 関係は Z と高ひずみの動的再結晶粒径 D_s の約 2 倍、すなわち Z - $2D_s$ 関係と実験誤差内で一致することを見出した。図 10⁽⁵³⁾はこの結果を模式的に示すもので、図中の曲線は $D_0=2D_s$ の軌跡を表わす。

図 10 のモデルの妥当性を検証するために、次の 3 実

図 11 0.06%C-1.43%Mn 鋼の 1173 K, $1.4 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ における圧縮応力-ひずみ曲線の初期結晶粒径に伴う変化⁽⁴¹⁾。

図 12 V 添加鋼のひずみ速度急変試験から得られる応力-ひずみ曲線の例⁽⁵³⁾。

験が考えられる。第 1 は初期結晶粒径を例えば D_{01} と一定にして Z を増加させて行けば、結晶粒の粗大化域 (Z_1) から微細化域 (Z_2) へ移るに伴い σ - ϵ 曲線は多重ピーク型から単一ピーク型へ変化するはずである。この種の実験は動的再結晶に関する従来のほとんどの研究で用いられてきた方法である。第 2 の実験は変形条件 Z_1 を一定として D_0 を D_{01} から D_{02} まで増加して行けば、 σ - ϵ 曲線は $D_{01} < 2D_s$ での多重ピーク型から $D_{02} > 2D_s$ における単一ピーク型へ変換することが期待される。著者らは普通炭素鋼 (図 11)⁽⁴¹⁾ と V 添加鋼⁽⁴²⁾ の高温圧縮試験によりこの現象を観察し、図 10 のモデルの妥当性を確認している。動的再結晶におよぼす D_0 の影響を調べた報告は他にも幾つかある⁽³⁹⁾⁽⁴⁰⁾⁽⁵⁴⁾⁻⁽⁵⁷⁾。その中で Sah ら⁽³⁹⁾ による Ni のねじり試験の結果、最近の大内ら⁽⁵⁵⁾ の 2 種の基本鋼に関する圧縮試験の結果、牧ら⁽⁵⁶⁾⁽⁵⁷⁾ による 6 種の合金鋼の引張試験結果はいずれも図 10 のモデルで説明できるようである。ただし、牧らの結果が示す臨界条件は $D_0 = A \cdot D_s$ で $1 < A < 2$ と表わせる⁽⁵⁷⁾。

第 3 の検証実験はある $D_0 (\geq 2D_s)$ を有する材料を Z_1 で変形して安定な結晶粒径 D_s とした後、 Z を瞬間的に変化させたときに生ずる遷移変形挙動を調査するものである。著者ら⁽⁵³⁾は V 添加鋼のひずみ速度急変試験を行ないその遷移変形挙動を調査しているが、図 12 はその結果の 1 例である。図 10 のモデルから予測される通り、ひずみ速度を増加させたとき単一ピークが現われ、逆にひずみ速度を減少させたときに多重ピークが現われる。図 12 (b) ではひずみ速度急変に伴う σ - ϵ 曲線と焼鈍材のそれとを比較して示すが、これについては次章で検討する。ひずみ速度急変試験から得られる重要な結論の 1 つ

は、 σ - ϵ 曲線の形状が変化する臨界点は $D_{s1} = D_{s2}$ (D_{s1} , D_{s2} はそれぞれひずみ速度 $\dot{\epsilon}_1$ と $\dot{\epsilon}_2$ で生ずる安定な動的結晶粒径) であり、したがってこれは焼鈍材における条件 $D_0 = 2D_s$ とは異なることである。

(3) 組織・機構領域図の物理的背景

これまでの検討により、 $D_0 > 2D_s$ である粗粒初期組織では動的再結晶に伴う細粒化とともに応力ピークが 1 つだけ現われ、 $D_0 < 2D_s$ の細粒初期組織では粗粒化に伴い応力振動が現われるという現象は、動的再結晶の普遍的特性と考えてよからう。3

章での検討から、ネックレス再結晶を起こす細粒化過程ではひずみ制限成長が働くのに対し、粗粒化過程では再結晶核の密度と結晶粒同士の衝突によって幾つかの中間組織が生れる。このような再結晶機構の相違は初期結晶粒組織で決まる動的再結晶核の密度 N_0 と高ひずみの安定な動的再結晶核密度 N_s との大小関係に基づいて生ずると考えられる^{(41)-(43) (53)}。したがって、動的再結晶挙動が変化する臨界条件は次式で表わすことができる。

$$D_0 = 2D_s \quad \text{または} \quad N_0 = N_s \quad (4)$$

動的、静的再結晶核の大部分は粒界上またはその附近で形成するから、 N_0 と N_s は近似的に次式で表わせる^{(41)-(43) (53)}。

$$N_0 = \frac{2P_0}{D_0}, \quad N_s = \frac{2P_s}{D_s} \quad (5)$$

ここで P_0 と P_s は単位粒界面積当りの再結晶核の形成位置として活性化し得る確率を表わす。

図 11 のモデルを検証する第 2 の実験すなわち Z を一定にして D_0 を変える実験では、 σ - ϵ 曲線の形状が多ピークから単一ピークへ変化する臨界点において式 (4), (5) は同時に成立しなければならない。したがって、

$$P_0 = 2P_s \quad (6)$$

式 (6) は動的再結晶組織における核形成の確率は焼鈍材のそれより小さいことを示す[†]。これは前者の組織が再結晶直後や成長中の結晶粒を多数含むためであり、当然こうした粒界上での核形成はあり得ない⁽⁵³⁾。かくして、式 (5) の N_0 と D_0 の関係は次式のように無次元化して表わすことができる。

$$\frac{N_0}{N_s} = \frac{1}{D_0/2D_s} \quad \left(= \frac{2D_s}{D_0} \right) \quad (7)$$

図 13⁽⁴³⁾ は N_0/N_s と $D_0/2D_s$ の関係とともに $D_0 = 2D_s$ を境にして再結晶過程が変わる様子を模式的に示す。以上の議論は動的再結晶組織に対するひずみ速度急変試験 (第 3 の実験) の結果にも適用できる。すなわち、 σ - ϵ 曲線の形状が変化する臨界条件は $N_{s1} = N_{s2}$ であり、したがって式 (5) より $D_{s1} = D_{s2}$ が成立するはずである (当然ながら、 $P_{s1} = P_{s2} (= P_0/2)$ である)^{(42) (43)}。

N_0/N_s (または N_{s1}/N_{s2}) は核形成ひずみ ϵ_c とその変化量 $\Delta\epsilon_c$ との比 $\epsilon_c/\Delta\epsilon_c$ と密接に関係しており、この $\epsilon_c/\Delta\epsilon_c$ が σ - ϵ 曲線の形状を支配することは他で詳しく述べている⁽⁴¹⁾⁻⁽⁴³⁾ (図 14⁽⁴³⁾ 参照)。 $N_0/N_s > 1$ である細粒初期組織 ($D_0/2D_s < 1$) では将来必要とする再結晶核密度 N_s より過剰な核形成位置があるので、 ϵ_c に達すると材料全域で

図 13 相対的初期再結晶核密度 N_0/N_s と相対的結晶粒径 $D_0/2D_s$ との関係 (式 (7)). $D_0/2D_s > 1$ における局部的再結晶核密度 N_0^* はネックレス再結晶のために N_s に等しい (図 6 参照)⁽⁴³⁾。

図 14 核形成ひずみ ϵ_c とその変化量 $\Delta\epsilon_c$ との大小関係が応力-ひずみ曲線におよぼす影響⁽⁴³⁾。

ほとんど同時に再結晶が始まる。したがって、 $\Delta\epsilon_c \approx 0$ で $\epsilon_c/\Delta\epsilon_c > 1$ が成立すると考えられる。このことは基本的には材料全体の巨視的再結晶過程は局部的なそれとはほぼ同じ段階にあること、すなわち再結晶はシンクロナイズして進行する。最初の再結晶過程で生ずる準安定組織 D'_s は第 2, 第 3 の再結晶を繰返しながら D_s に近づくが、その過程で応力振動が現われることになる。これに対し、 $N_0/N_s < 1$ である粗大粒組織 ($D_0/2D_s > 1$) ではネ

† P_0/P_s 比は $D_0 = A \cdot D_s$ における A と同じであり、理想的なネックレス再結晶が起これば 2 となるが⁽⁴¹⁾⁻⁽⁴³⁾、粗大粒内部での核形成が無視できなくなる場合^{(35) (36)} や D_0 分布の大きい組織や混粒組織になると P_0/P_s 比は 2 より若干増減するであろう⁽⁴³⁾。

ックレス再結晶を起こすので(図 13), $\Delta\epsilon_c$ は $D_0/2D_s$ とともに増加し, $D_0/2D_s > 1$ では $\epsilon_c/\Delta\epsilon_c < 1$ が成立すると考えられる. この場合の動的再結晶過程は場所により異なり極めて不均質なものとなるため, 局所的な再結晶過程は巨視的には現われにくくなる. そして再結晶が初期結晶粒の中心部まで完全に進行するまで応力軟化を続ける.

ところで, 多重ピークか単一ピークのどちらが現われるかという問題は, 図 14 が示すように σ - ϵ 曲線に第 2 のピークが出現するかどうかの条件を検討することである. したがって, σ - ϵ 曲線の形状が変化するときの条件 $\Delta\epsilon_c = \epsilon_c$ はより正確には次式で表わされる^{(41) (43)}.

$$\Delta\epsilon_{c1} = \epsilon_{c2} \quad (8)$$

$\Delta\epsilon_{c1}$ は最初の動的再結晶核の形成ひずみ ϵ_{c1} の変化量, ϵ_{c2} は第 2 週期の再結晶に対するしたがって動的再結晶組織からの核形成ひずみである. Sellars らが用いている巨視的再結晶ひずみ ϵ_{x1} は図 14 の定義により次式で表わされる.

$$\epsilon_{x1} = \epsilon^*_{x1} + \Delta\epsilon_{c1} \quad (9)$$

また簡単のために図 14 のように $\epsilon^*_{x1} = \epsilon_{c2}$ と仮定すれば, 臨界条件式(8)は次式と等価である.

$$\epsilon_{x1} = 2\epsilon_{c2} \quad (10)$$

式(10)は Sellars らの式(3)と形は似ているが本質的には異なる†.

5. σ - ϵ 曲線におよぼす動的回復と動的再結晶の影響

動的復旧過程が回復か再結晶かによって, σ - ϵ 曲線の形状, 加工硬化特性, σ ならびに σ の Z 依存性などの変形特性が明瞭に変化することを 2 章で述べた. 同じことはひずみ速度急変試験における遷移変形過程でも観察される(図 15)⁽⁶³⁾. 動的回復が働く場合, $\dot{\epsilon}_1$ で生ずる高密度の転位組織はひずみ速度の急減に伴い低転位密度の組織へゆっくり変化すると同時に σ も次第に減少して新しい定常状態の値へ近づく. その転位組織は比較的安定であるため, ひずみ速度急減後の遷移変形過程は 0.1~0.2 ひずみを要する.

これに対し, ひずみ速度を急減したときの $\dot{\epsilon}_1$ における動的再結晶組織は極めて不安定であり急速な変化を示す. これは個々の転位間の相互反応に基づく回復現象よりも高角粒界の移動に基づく再結晶過程が急速に起こるからである. このことが原因して, ひずみ速度急減に伴い σ の急速な減少とひずみ 0.02~0.04 で極小値を示した後に加工硬化するという, いわゆる逆遷移型の変形挙動を示す(図 12).

† ϵ_{c1} は Z 依存性ととも明瞭な D_0 依存性を示すのに対し, ϵ_{c2} はほぼ Z 依存性のみを示す. また一般に $\epsilon_{c1} \gg \epsilon_{c2}$ である^{(43) (52)}.

図 15 ひずみ速度急変試験で観察される遷移変形曲線の模式図. (a) 動的再結晶律速の場合, (b) 動的回復律速の場合⁽⁶³⁾.

6. 高温変形後の静的復旧過程

1 回の加工で大変形を与える遊星圧延機による加工や押出加工を除けば, 通常のオーステナイトの熱間圧延過程では動的再結晶は顕著には起こらない. しかし, 圧延パス間での静的再結晶による結晶粒の微細化や低温圧延におけるパス間隔の短縮に伴うひずみの累積効果の増大⁽³²⁾は, 動的再結晶を起こす可能性を増大させる^{(30) (58)~(60)}. 実際の熱間加工材の組織を制御する点からは, これまで検討してきた動的再結晶の解明と合せて加工直後に起きる静的復旧過程の系統的研究は重要である. しかし, 動的再結晶組織に起因する準動的再結晶過程 (metadynamic recrystallization) の系統的研究例は極めて少なく, 特にその組織学的調査はほとんど手がつけられていない^{(21) (51) (61)~(63)}.

Petkovic ら⁽⁶²⁾は Cu の高温変形後の静的復旧過程を詳細に調べて, 773 K, $1.8 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ における動的再結晶粒 (170 μm) は準動的再結晶に伴い細粒化する (70 μm) ことを報告している. この結論は従来の多くの研究結果とは一致しない^{(14) (20) (22) (34)}. Petkovic らが用いた試験条件で生ずる D_s は Blaž ら⁽³⁶⁾の実験結果によると約 15 μm である. これより, Petkovic らが用いた試験条件においてひずみ 0.4 はネックレス再結晶 ($\therefore D_0/2D_s (\approx 560/30) \gg 1$) の中間段階に当たるとすれば, ネックレス状の動的再結晶組織から生じた準動的再結晶組織 (70 μm)

と残りの未再結晶組織(170 μm)の混合したものである可能性が考えられる。

7. お わ り に

鉄鋼の高温変形と再結晶に関する最近の研究の動向と問題点を述べ、今後の解明すべき課題について若干の紹介を行なった。動的再結晶に関しては著者らの研究結果を中心に記述したので、片寄った解説となったことをおわびする。動的再結晶後に生ずる静的復旧過程の研究の重要性を述べたが、同じく動的再結晶組織の動的、静的析出過程におよぼす影響や変態過程への影響、さらにこれらの諸現象に対する微量添加元素の影響などの基本的解明は、今後の重要な研究課題であろう⁽⁶⁴⁾。

終りに、この解説論文で検討した諸問題に関して有益な討論と助言を賜った田村先生を初めとする鉄鋼基礎共同研究会高温変形部会の会員諸氏、日本金属学会の高温変形と破壊研究会の会員諸氏、そして McGill 大学の Jonas 教授と Sheffield 大学の Sellars 教授に対して、深く感謝の意を表します。

文 献

- (1) *Microalloying* 75, Ed. by M. Korczynsky, Union Carbide Corp., New York, (1975).
- (2) *Hot Deformation of Austenite*, Ed. by J.B. Ballance, AIME, New York, (1977).
- (3) *Hot Working and Forming Process*, Eds. by C. M. Sellars and G. J. Davies, Metals Soc., London, (1980).
- (4) *International Conference on Steel Rolling*, ISIJ, Tokyo, (1980).
- (5) *Les Traitements Thermomécaniques*, 24^{ème} Colloque de Metallurgie, INSTN, Saclay, France, (1981).
- (6) *Thermomechanical Processing of Micro-alloyed Austenites*, Eds. by A.J. DeArdo, G.A. Ratz and P.J. Wray, AIME, Pa, (1982).
- (7) 鉄鋼の高温変形挙動, 田村今男編, 鉄鋼基礎共同研究会高温変形部会, (1979).
- (8) 制御圧延技術の基礎とその展開, 同上(1980).
- (9) 高温変形と高温破壊, 同上(1981).
- (10) 鋼の熱間加工の金属学, 同上(1982).
- (11) *Deformation, Processing and Structure*, Ed. by G. Krauss, AIME, in press.
- (12) J.J. Jonas, C.M. Sellars and W.J. McG. Tegart: *Metallurgical Rev.*, **14** (1969), 1.
- (13) H.J. McQueen and J.J. Jonas: *Plastic Deformation of Materials*, Ed. by A.J. Arsenault, Academic Press, (1975), 393.
- (14) C.M. Sellars: *Phil. Trans. R. Soc. Lond.*, **A288** (1978), 147.
- (15) 酒井 拓: 日本金属学会会報, **17** (1978), 195.
- (16) 大内千秋: 熱処理, **18** (1978), 298.
- (17) C. M. Sellars: *Metalurgia I. Odlewnictwo* (Poland), **5** (1979), 377.
- (18) 酒井 拓: 文献(7), 19.
- (19) 牧 正志, 田村今男: 日本金属学会会報, **19** (1980), 59.
- (20) 酒井 拓: 文献(9), 34.
- (21) 田村今男: 日本金属学会会報, **21** (1982), 523.
- (22) W. Roberts: *Ref.* (11), in press.
- (23) G. Glover and C.M. Sellars: *Met. Trans.*, **4** (1973), 765.
- (24) T. Maki, S. Okaguchi and I. Tamura: *ICSMA-6*, Ed. by R.C. Gifkins, Pergamon Press, (1983), 529.
- (25) 酒井 拓, 大橋正幸: 鉄と鋼, **67** (1981), 2000.
- (26) 大内千秋, 大北智良: 日本金属学会会報, **18** (1979), 432.
- (27) P.J. Wray: *Met. Trans.*, **13A** (1982), 125.
- (28) 羅 錫裕, 今村 淳: 金属学報(中国), **18** (1982), 550.
- (29) I. Gokyu and J. Kihara: *Trans. ISIJ*, **6** (1966), 196.
- (30) H. Yada, N. Matsuzu, K. Nakajima, K. Watanabe and H. Tokita: *Trans. ISIJ*, **23** (1983), 101.
- (31) O.D. Sherby and P. Burke: *Prog. Mater. Sci.*, **13** (1968), 325.
- (32) C. Ouchi, T. Okita, T. Ichihara and Y. Ueno: *Trans. ISIJ*, **20** (1980), 833.
- (33) P. Feltham: *Proc. Phys. Soc.*, **B66** (1953), 865.
- (34) 作井誠太, 酒井 拓, 武石和夫: 鉄と鋼, **62** (1976), 856; S. Sakui, T. Sakai and K. Takeishi: *Trans. ISIJ*, **17** (1977), 718.
- (35) 古林英一, 中村森彦: 鉄と鋼, **68** (1982), 2507.
- (36) L. Blaz, T. Sakai and J.J. Jonas: *Metal Sci.*, **17** (1983) in press.
- (37) G. Gottstein and U.F. Kocks: *Acta Met.*, **31** (1983), 175.
- (38) 作井誠太, 酒井 拓: 鉄と鋼, **63** (1977), 285.
- (39) J.P. Sah, G.J. Richardson and C.M. Sellars: *Metal Sci.*, **8** (1974), 325.
- (40) W. Roberts, H. Boden and B. Ahlblom: *Metal Sci.*, **13** (1979), 195.
- (41) J.J. Jonas and T. Sakai: *Ref.* (5), 35.
- (42) T. Sakai, M.G. Akben and J.J. Jonas: *Ref.* (6), 237.
- (43) J.J. Jonas and T. Sakai: *Ref.* (11), in press.
- (44) L. Fritzemeier, M.J. Luton and H.J. McQueen: *ICSMA-5*, Aachen, **1** (1979), 95.
- (45) M.J. Luton and C.M. Sellars: *Acta Met.*, **17** (1969), 1033.
- (46) J.P. Sah, G.J. Richardson and C.M. Sellars: *Indian J. Technology*, **11** (1973), 445.
- (47) H.P. Stüwe and B. Ortner: *Metal Sci.*, **8** (1974), 161.
- (48) R. Sandström and R. Lagneborg: *Acta Met.*, **23** (1975), 387.
- (49) W. Roberts and B. Ahlbom: *Acta Met.*, **26** (1978), 801.
- (50) C. Rossard and P. Blain: *Mém. Sci. Rev. Met.*, **56** (1959), 285.
- (51) R.A. Petkovic, M.J. Luton and J.J. Jonas: *Can. Met. Quart.*, **14** (1975), 137.
- (52) I. Weiss, T. Sakai and J.J. Jonas: *Met. Sci.*, in press.
- (53) T. Sakai, M.G. Akben and J.J. Jonas: *Acta Met.*, **31** (1983), 631.
- (54) P.J. Wray: *Ref.* (2), 86.
- (55) C. Ouchi and T. Okita: *Trans. ISIJ*, **22** (1982), 543.
- (56) T. Maki, K. Akasaka and I. Tamura: *Ref.* (6), 217.

- (57) T.Maki, K.Akasaka and I.Tamura: Discussion of Ref. (42) in Ref. (6), 251.
 (58) I.Kozasu, C.Ouchi, T.Sampe and T.Okita: Ref. (1), 120.
 (59) H.Sekine: Ref. (6), 141.
 (60) A.H.Ucisik, I.Weiss, H.J.McQueen and J.J. Jonas: Can. Metall. Quart., **19**(1980), 351.
 (61) R.A.P.Djaic and J.J.Jonas: J.Iron Steel Inst., **210**(1972), 256; Met. Trans., **4**(1973), 621.
 (62) R.A.Petkovic, M.J.Luton and J.J.Jonas: Acta Met., **27**(1979), 1633.
 (63) M.J.Luton: Ref. (11), in press.
 (64) 田村今男: 鉄と鋼, **68**(1982), 2592.

寄 贈 図 書 一 覧 (1982 年 11 月～1983 年 10 月)

外 国 雑 誌

<月 刊>

Acta Metallurgica
 Archiv für das Eisenhüttenwesen
 ASTM Standardization News
 Berichte der Bunsen Gesellschaft für
 Physikalische Chemie
 物 理
 物理学報
 中国科学
 大韓金属学会誌
 Journal of the Franklin Institute
 鋼 鉄
 Metallurgical Transactions
 Metals Technology
 Mining Engineering
 Praktische Metallographie
 Zeitschrift für Metallkunde

<隔月刊>

Ironmaking & Steelmaking
 Metallic Materials (Kovové Materiály)
 Revista de Metalurgia
 Защита Металлов
 мемалы
 металлофизика

Физика Металлов и Металловедение
 Электронная Обработка Материалов

<その他>

地質学報
 Diffusion and Defect Data
 Journal of Chinese Society of
 Corrosion and Protection
 金属学报
 稀有金属
 礦業技術
 礦 治
 Powder Metallurgy International
 RUDARSKO-METALURSKI ZBORNIK
 Technische Mittellungen KRUPP
 The Journal of Physical Chemistry
 Thyssen Technische Berichte
 Umform Technik
 Wissenschaftliche Zeitschrift der Technische
 Hochschule Karl-Marx-Stadt
 有色金属

国 内 雑 誌

<月刊>

アルミニウム
 ベアリング
 分析化学
 電気学会雑誌
 FOP
 岩石鋳物鉄床学会誌
 非破壊検査
 鑄 物
 ジャクトニュース
 自動車技術
 化学と工業
 科学と工業
 軽金属
 機械振興
 金 属
 金属表面技術
 高圧ガス
 日本機械学会誌
 日本鋳業会誌
 産業機械
 塑性と加工
 ステンレス
 鉄鋼技術総覧
 鉄と鋼
 特殊鋼
 溶接学会誌
 材 料
 Trans. of the Iron and
 Steel Inst. of Japan

<隔月刊>

金属物理セミナー
 日本海水学会誌
 日仏工業技術

<その他>

化学抄報
 工業教育
 錫とその用途
 Trans. of the Japan
 Welding Soc.

単 行 本 (新刊案内掲載頁)

Boundary Element Methods in Creep and Fracture
 (8号 757頁)
 S.Mukherjee 著 1982年 Applied Science Publishers, London
 発行
 Chemical Thermodynamics of Materials
 C.H.P.Lupis 編 1982 年 North-Holland Publishing Co. New
 York 発行
 Corrosion Processes (2冊) (9号 784頁)
 R.N.Parkins 編 1982 年 Applied Science Publishers Ltd. 発行
 Electroslag Processes: Principles and Practice (8号 729頁)
 G.Hoyle 著 1982 年 Applied Science Publishers, London 発行
 Fatigue at High Temperature
 R.P.Skelton 編 1983 年 Applied Science Publishers 発行
 Glossary of Technical Terms Extrusion of Metals
 German↔English
 Gernot Lang 編 1982 年 Deutsche Gesellschaft für Metallkunde
 E.V. 発行
 Handbook on the Physics and Chemistry of Rare Earths
 Volume 5
 K.A.Gschneidner, Jr. L.Eyring 編 1982 年 North-Holland
 Publishing Co. Amsterdam 発行
 Isostatic Pressing Technology
 P.J.James 編 1983 年 Applied Science Publishers Ltd. 発行