

© 1991 ISIJ

論 文

炭素鋼における高温加工オーステナイトの
静的回復と再結晶

徐 洲*・酒 井 拓*

Static Recovery and Recrystallization of Hot-worked Austenite
in a Carbon Steel

Zhou XU and Taku SAKAI

Synopsis :

Effect of prior strain on the static softening taking place in hot deformed austenite was studied by means of interrupted tensile tests and metallographic observation. For this purpose a 0.15%C-1.5%Mn steel was deformed at a temperature of 1133 K and a strain rate of $2 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$. The softening curve after dynamic recovery consists of two stages which can be controlled by classical recovery and recrystallization. By contrast, the softening curve after dynamic recrystallization (DRX) consists of three distinct stages accompanied by three plateaus, and can not go to the full softening. These can be controlled by metadynamic recovery and recrystallization in addition to classical recovery and recrystallization. The softening ratio caused by each of the mechanisms can be roughly proportional to the volume fraction of DRX nuclei, growing DRX grains and strain hardened DRX grains. Metadynamically recovered grains which contain moderate dislocation density can exist stably at high temperature, leading to incomplete softening as well as relatively lower grain growth rate and relatively smaller grains.

Key words : hot deformation; carbon steel; austenite; static softening; dynamic recovery and recrystallization; metadynamic recovery and recrystallization.

1. 緒 言

高温加工オーステナイト (γ) における加工組織の形成と加工直後の静的復旧に伴うそれらの変化過程を明らかにすることは、鉄鋼材料の組織制御と材質改善のための基礎的知見が得られることから重要であり、これまでに多くの研究がなされている^{1)~9)}。しかし、それらの研究の多くは γ の加工硬化域の組織すなわち動的回復組織からの復旧過程の調査に集中しており、高ひずみで生ずる動的再結晶組織を対象とする静的復旧に関する系統的研究例は少ない⁶⁾⁷⁾⁹⁾。

通常の HSLA 鋼の制御圧延プロセスでは、パス間の加工量が少ないこともあり動的再結晶を起こすに必要な臨界ひずみを超えることはほとんどなく、それを利用する組織制御はこれまであまり考慮されてこなかった^{1)~4)}。しかし、粗圧延下での静的再結晶による細粒化と低温の仕上圧延におけるパス間隔の短縮に伴うひずみの累積効果によって、連続熱間圧延の最終段階では動的

再結晶が起こる可能性が考えられる。SAMUEL ら¹⁰⁾ は Nb 鋼を用いてホットストリップミルの模擬試験を行い、このことを実証すると共に平均 γ 粒径 $5 \mu\text{m}$ 以下の微細粒組織を得ることに成功している。一方、動的再結晶後の復旧過程に関する最近の著者らの研究は、通常の古典的回復と再結晶に加えてメタダイナミック回復と再結晶の四つの復旧機構が働くことを明らかにしている¹¹⁾¹²⁾。メタダイナミック再結晶は動的再結晶核が加工後潜伏時間無しに成長する現象である⁶⁾⁷⁾。成長中の動的再結晶粒 (後述) を含む領域では、静的再結晶核の形成は不可能であり、粒中心部の転位は主に回復により消滅する。これは動的再結晶後だけで起こり、静的再結晶の前駆段階である通常の回復と区別してメタダイナミック回復と呼ばれる¹¹⁾。これらの機構は焼なまし中重複しながら働くため、静的復旧におよぼす各機構の影響を分離解析することは困難である。メタダイナミック回復と再結晶に関しては、特に実験データの不足もあって未解明の問題が多く残されている。

平成 2 年 6 月 25 日受付 (Received June 25, 1990)

* 電気通信大学 工博 (The University of Electro-Communications, 1-5-1 Chofugaoka Chofu 182)

本研究では、モデル材として 0.15%C-1.5%Mn 鋼を選び、その γ 領域における高温変形後の静的復旧挙動を引張りによる中断再負荷試験と変形組織の焼なましに伴う変化を光学顕微鏡を用いて観察調査した。高温変形後の静的復旧挙動におよぼす加工ひずみの影響を明らかにし、動的回復、再結晶組織並びに両者の混合組織からの静的復旧過程を比較検討すると共にメタダイナミック復旧機構とその役割の大きさを検討した。

2. 実験方法

供試材の炭素鋼は、電解鉄をもとにして高周波誘導炉で溶解鑄造した 10 kg の鋼塊であり、これを 1520～1370 K の温度範囲で熱間圧延後数回の焼なましと冷間圧延を施して最終加工度 75% で 0.6 mm 厚さの薄板とした。これより、平行部長さ 22 mm で幅 3 mm の試験片を圧延方向に切り出し、それを 1323 K で 12.6 ks 真空焼なまし後実験に供した。その主な化学組成は、C:0.15, Mn:1.48, Si:0.30, P:0.004, S:0.0034, sol Al:0.015, T. N:0.0077, 各質量 % であった。実験に用いた高温引張試験機は、試験片を真空中(約 10^{-3} Pa)で変形後瞬間的に水素ガスを噴射させ急冷できる装置を備えている。実験装置と実験方法の詳細な内容は他で述べている¹²⁾¹⁴⁾。

試験片をまず 1233 K で 0.9 ks 加熱保持して γ 粒径を 90 μm に調整した後、試験温度 1133 K へ炉冷し 0.6 ks 保持してから初期ひずみ速度 $2 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ で引張試験または中断再負荷試験を行った。所定の各ひずみまで引張変形後除荷し、同じ温度で 0.5 s～ 10^5 s 焼なまし後再負荷試験を行い、その際得られる降伏応力の変化から式(1)を用いて静的軟化率 X を求めた⁶⁾⁷⁾。

$$X = \frac{\sigma_{\epsilon} - \sigma_{y2}}{\sigma_{\epsilon} - \sigma_{y1}} \dots\dots\dots (1)$$

ここで、 σ_{y1} , σ_{y2} は最初と再負荷時の降伏応力、 σ_{ϵ} は除荷直前のひずみ ϵ における変形応力である。降伏応力は 0.005 塑性ひずみのオフセット応力を用いた¹²⁾。また、最初と再負荷時の σ - ϵ 曲線におけるピーク応力 σ_p , σ'_p とピークひずみ (ピーク応力が現れるひずみ) ϵ_p , ϵ'_p の相対比 σ'_p/σ_p と ϵ'_p/ϵ_p の保持時間に伴う変化も測定した。高温変形組織を長時間加熱保持して完全焼なまし状態にすれば、これらの測定値 X , σ'_p/σ_p , ϵ'_p/ϵ_p はすべて一般には 1 に接近するはずである。

一方、0.15 と 0.38 の前ひずみを与えた試験片の 1 部については、1133 K で 0 s～ 10^5 s 焼なまし後水素ガス急冷を施した。これらの表面を研磨後少量の表面活性剤 (市販洗剤) を加えた 1.5% ピクリン酸水溶液を用いて

約 360 K で 200 s～400 s 腐食することにより、マルテンサイト組織から変態前に存在した旧 γ 粒界を現出させた。 γ 粒組織の観察や平均粒径と微細粒密度の測定を光学顕微鏡を用いて行った。

3. 実験結果

3.1 静的軟化におよぼす前ひずみの影響

1133 K, $2 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ で 0.15, 0.25 と 0.38 の各前ひずみで中断再負荷試験を行った際の σ - ϵ 曲線の保持時間に伴う変化を Fig. 1 に示す。動的再結晶はピークひずみの 0.25 付近で顕著に起こりだすので、0.15 以下の前ひずみでは動的回復状態の転位組織、0.38 では完全一様な動的再結晶組織が生じていると考えられる¹³⁾¹⁵⁾。前ひずみ 0.15 の再負荷曲線は 100 s ぐらいまでは初期の σ - ϵ 曲線の延長線上にほぼ乗るが、その後時間とともに大きく変化し焼なまし材の曲線に近づいている。これに対し、動的再結晶後の中断再負荷曲線 (Fig. 1(c)) では、0.5 s という短時間焼なましで明瞭な不連続的变化が認められ、その後徐々に軟化が進行す

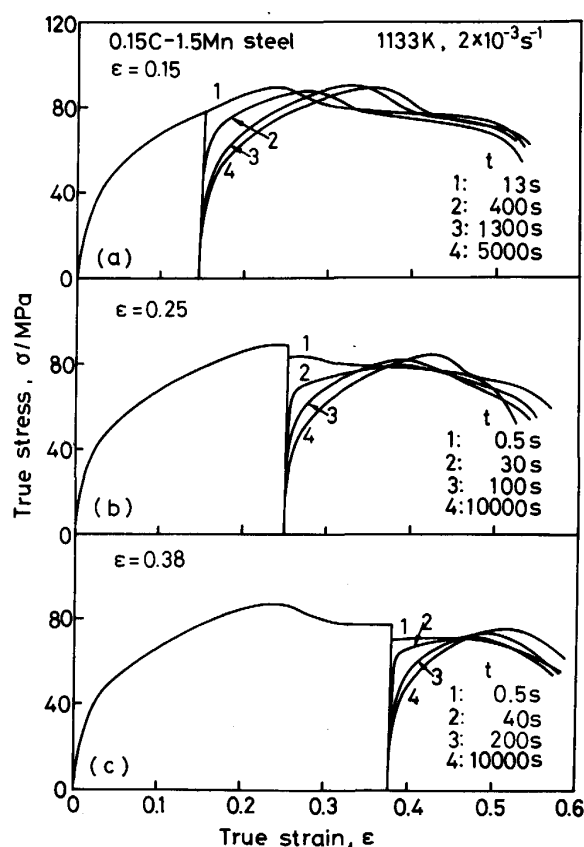


Fig. 1. Effect of holding time on the interrupted flow curves of 0.15%C-1.5%Mn steel deformed at 1133 K and $2 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$. Prior strains interrupted are (a) 0.15, (b) 0.25, and (c) 0.38; respectively.

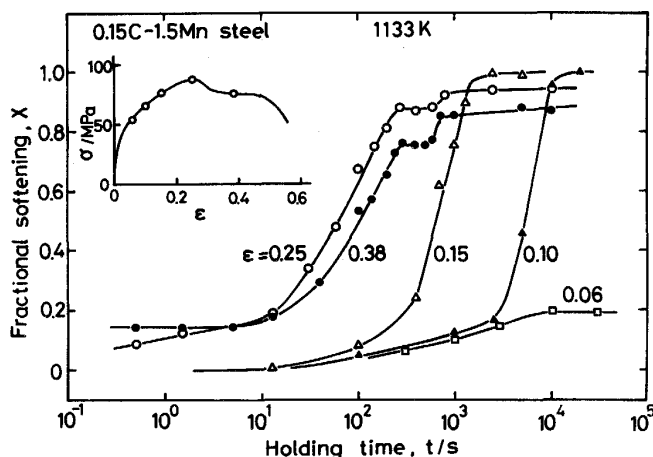


Fig. 2. Effect of prior strain on the static softening curve measured by using 0.005 offset yield stress for 0.15%C-1.5%Mn steel. The inset shows the flow curve at 1133 K and at $2 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$.

る。動的回復と再結晶の混合組織を有する前ひずみ 0.25 の場合も、0.5 s の短時間焼なましで不連続的变化を起こすが、その後は時間とともに前者よりも大きな変化を起こしている。

中断再負荷試験により測定される 0.005 塑性ひずみのオフセット降伏応力を式(1)に入れ計算した軟化率 X と保持時間 t との関係を、各前ひずみごとに整理した結果を Fig. 2 に示す。 $\epsilon = 0.06$ の軟化曲線は時間と共にゆるやかに増加しながら、 10^4 s 以上で飽和値 $X \approx 0.2$ に近づく。 $\epsilon = 0.10$ の軟化曲線は 3 ks 付近までは前者とはほぼ同じであるが、その後急増し完全軟化に至るいわゆる S 字型の形状を示す。前ひずみ 0.15 の $X-t$ 曲線は 0.10 のそれとはほぼ同じ形状であり、約 1 桁短時間側へ平行移動している。

完全な動的再結晶組織となる $\epsilon = 0.38$ の軟化曲線は上記の動的回復組織の結果とは異なり、3 段階から成る特徴的形状を呈している。すなわち、(i) 短時間の加熱保持による急速軟化 ($X = 0.15$) 後 10 s 付近まで停滞する段階 (ステージ I)、(ii) $X = 0.15$ から約 0.75 まで大幅に軟化後 300 s 付近で再び停滞する段階 (ステージ II)、(iii) その後約 0.87 までわずかに軟化後ほとんど停滞する、したがって今回の実験範囲内では完全軟化に至らぬ段階 (ステージ III) である。動的再結晶組織を一部含むピークひずみ 0.25 における軟化曲線は、0.38 のそれとは若干異なるが同じく 3 段階の変化を示す。その第 1 段階で生ずる急速軟化は停滞せずゆっくり進行し、第 2 段階では 0.38 におけるものより高速でより大きく軟化後 300 s 付近で停滞し、第 3 段階でわずかな軟化と不完全軟化 ($X \approx 0.95$) を生ずる。このように、軟

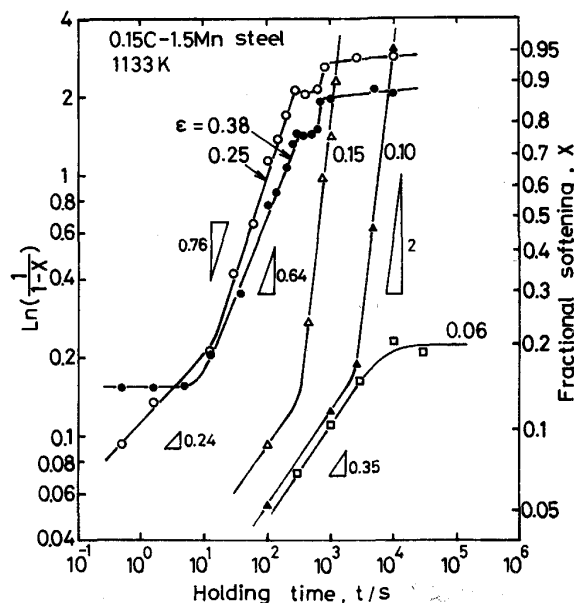


Fig. 3. Static softening data in Fig. 2 plotted according to the Avrami relationship. Note the two-step softening before the peak strain of 0.25, and the three step and incomplete softening at/after it.

化の動力学は加工組織の違いすなわち動的回復か動的再結晶組織かによって大きく変化することがわかる。

等温再結晶曲線や静的軟化の進行は、一般に次の Avrami の式で便宜的に記述し検討することが多い^{16)~18)}。

$$X = 1 - \exp(-A \cdot t^k) \dots\dots\dots (2)$$

ここで、 A と k は実験定数である。Fig. 2 の各 $X-t$ 関係を $\ln(1/(1-X))$ と t との関係に直して両対数座標に再整理した結果を Fig. 3 に示す。前ひずみ 0.10 と 0.15 の軟化曲線はほぼ 2 本の直線で近似的に表せる。軟化初期 (ステージ I) における直線の傾きすなわち Avrami 指数 $k \approx 0.35$ は、回復による軟化だけが起ると考えられる前ひずみ 0.06 の k 値とはほぼ同じである。急速に軟化が進行するステージ II の直線の傾き約 2 は、冷間加工や高温加工後の静的再結晶の結果から得られる k とほぼ等しい^{16)~18)}。以上の検討から、ステージ I では静的回復、ステージ II では静的再結晶が主に働いて軟化が進行するものと結論できる。

動的再結晶後の前ひずみ 0.38 における軟化ステージ II では、 $\ln(1/(1-X))$ と t との両対数関係はほぼ直線で表示でき、その Avrami 指数 0.64 は上記の静的再結晶に対する 2 より小さい。その後わずかに軟化後停滞するステージ III での k は 0.026 と極めて小さい。前ひずみ 0.25 における軟化曲線は動的回復、再結晶の両組織からの軟化挙動の特徴を有し、それらの中間的挙動を

呈する。ステージⅠ、ⅡとⅢにおける k はそれぞれ0.24, 0.76と0.036である。

$X = 0.1$ から 0.9 までの各軟化に要する焼なまし時間と前ひずみとの関係を Fig. 4 に示す。軟化時間はピークひずみ付近まではひずみの増加とともに急速に減少するが、それ以後は軟化率 X によって異なる挙動を示す。すなわち、 $X < 0.15$ の低軟化に要する時間はひずみと共に著しく減少するが、 $X = 0.2 \sim 0.5$ の軟化中期では

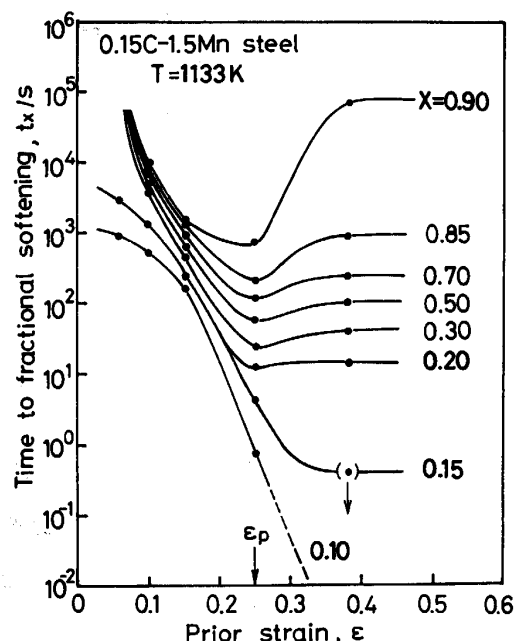


Fig. 4. Prior strain dependence of the holding time for 10~90% static softening in hot deformed 0.15%C-1.5%Mn steel at 1133 K.

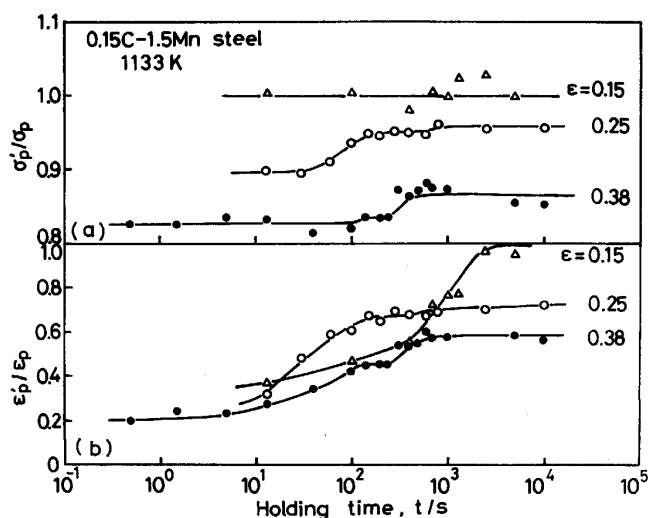


Fig. 5. Holding time dependence of relative peak stress σ'_p/σ_p and relative peak strain ϵ'_p/ϵ_p . Note that both relative values are always less than one for the prior strains over 0.25.

ひずみによらずほぼ一定か若干増加し、 $X > 0.85$ の軟化後期ではひずみに対し逆に著しく増加する。このような現象は動的回復後の静的軟化では観察されず、動的再結晶組織に起因する特有なものと考えられる¹¹⁾。

Fig. 5 は三つの中断ひずみにおけるピーク応力比 σ'_p/σ_p とピークひずみ比 ϵ'_p/ϵ_p の保持時間に伴う変化を示す。前ひずみ 0.15 における両者の測定値は完全軟化に至る長時間焼なましにより 1 に近づく。これに対し、動的再結晶組織を含む前ひずみ 0.25 と 0.38 における σ'_p/σ_p と ϵ'_p/ϵ_p は、300 s 付近までの焼なましに伴いある程度の増加と停滞後わずかに増加し、長時間の保持でも 1 には接近しない。この現象は前ひずみ 0.38 の結果でより顕著に現れることから、Fig. 2 における不完全軟化現象と同様に、動的再結晶組織に起因して生ずることが推察される。

3.2 静的復旧組織

中断ひずみ 0.15 と 0.38 における変形組織の焼なましに伴う変化をそれぞれ Photo. 1 と Photo. 2 に示す。これらの組織に対して直線横断法による平均粒径 D と $12 \mu\text{m}$ 以下の微細粒の単位面積当たりの数 N を測定し、それらの焼なましに伴う変化を Fig. 6 に示す。 N は結晶粒度分布における微細粒密度を表しており、 N - t 曲線から再結晶核密度の相対的変化が検討できる¹¹⁾。前

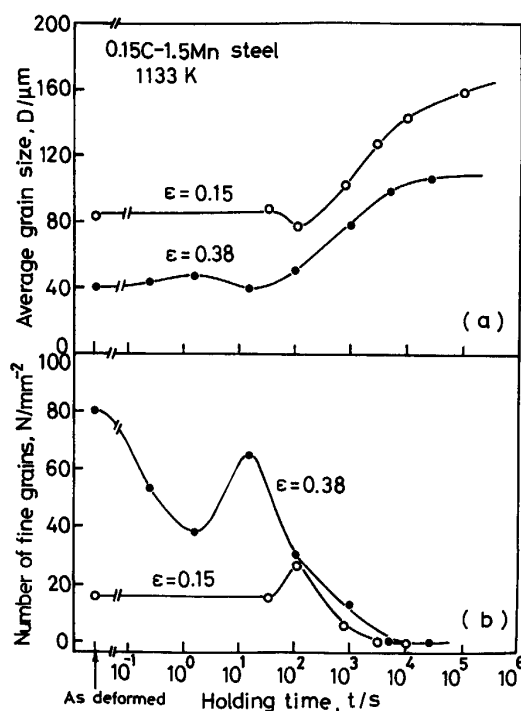


Fig. 6. Effect of holding time and prior strain on (a) average grain size and (b) areal density of fine grains ($< 12 \mu\text{m}$ in diameter) of hot deformed 0.15%C-1.5%Mn steel at 1133 K.

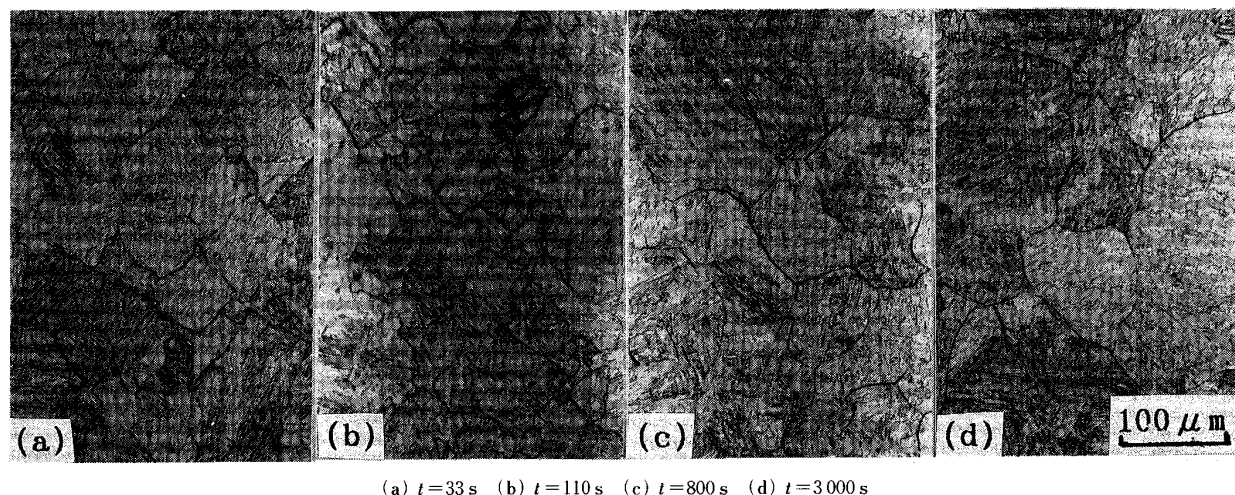


Photo. 1. Holding time dependence of microstructures of 0.15%C-1.5%Mn steel deformed to a strain of 0.15 at 1133 K and $2 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$, followed by H_2 gas quenching.

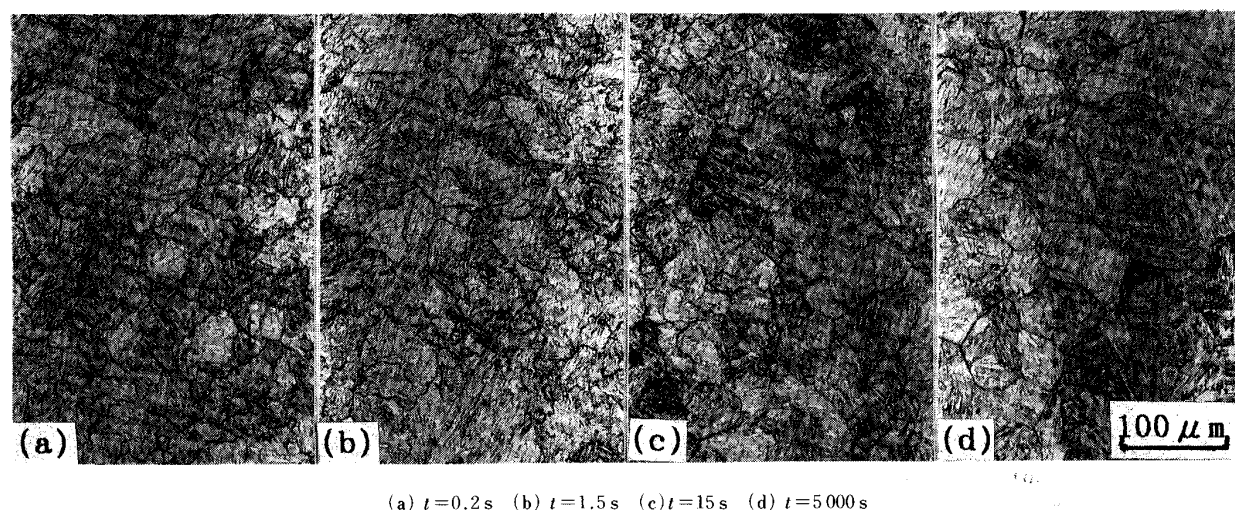


Photo. 2. Holding time dependence of microstructures of 0.15%C-1.5%Mn steel deformed to a strain of 0.38 at 1133 K and $2 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$, followed by H_2 gas quenching.

ひずみ 0.15 における N - t 曲線の 100 s 付近でのピークから、再結晶粒の核形成と成長とが一応識別できる。これに対し、前ひずみ 0.38 における D 、 N と t との関係は明らかに異なる。0.2 s の焼なましによって D のわずかな増加と N の顕著な減少が現れるが、1.5 s 以後は再結晶粒の核形成に伴い N は逆に増加し出し、10 s 付近でピークを示した後は時間と共に単調な減少すなわち粒成長を起こしている。この場合の結晶粒の成長速度は $\varepsilon = 0.15$ のそれに比べて小さく、またより速くある一定の大きさに近づく。

4. 考 察

4.1 動的再結晶後の復旧過程

動的再結晶後の静的復旧挙動は動的回復後のそれと本質的に異なることを、今回のすべての実験結果は示して

いる。これらの挙動は動的再結晶組織に特有な不均質転位下部組織に起因して現れると考えられる^{11)~13)}。すなわち、転位をほとんど含まぬ微細粒 A (動的再結晶核)、粒界近くで転位を含まず粒内では高密度の転位を有する結晶粒 B (成長中の動的再結晶粒)、ほぼ均質で高密度の転位下部組織を有する動的粒 C、の 3 種類の組織から構成される混合組織であり、これらの結晶粒は高ひずみである一定の比率で分布するため、ひずみによらずほぼ一定の大きさの平均粒径を生じ、かつ変形応力もほぼ一定になると考えられる¹³⁾。

動的再結晶後の静的復旧では、上記の 3 種類の結晶粒を含む領域でそれぞれ異なる復旧機構が働くことになる。動的再結晶核 A は変形後直ちに連続して成長し、いわゆるメタダイナミック再結晶を起こす⁶⁾⁷⁾。成長中の動的粒 B の粒界付近では転位がほとんど無いため再

結晶核の形成は不可能であり、粒中心部の転位は主にメタダイナミック回復により減少する¹¹⁾。高密度の転位組織を有する結晶粒 C を含む領域では、焼なましに伴い通常の古典的回復に続き古典的再結晶を起こす。これらの復旧機構は Fig. 2 で検討した各軟化ステージで多かれ少なかれ重複しながら働くが、各ステージで働く主な機構は Fig. 7 の模式図で示すようにまとめられよう。

変形後まず動的核 A の連続した成長に伴うメタダイナミック再結晶が迅速に生じ、微細粒密度 N が減少する (Fig. 6 (b))。同時に起こる平均粒径 D の若干の増加 (Fig. 6 (a)) は、成長中の動的粒 B が連続して成長することによると推察される。前者の再結晶粒は粒界に転位をほとんど含まぬ動的粒 B との衝突によって成長を停止させる可能性があり¹¹⁾、これより最初の軟化の棚 ($X \approx 0.15$) が生じてステージ I は終了しよう。結晶粒 C からなる加工硬化組織では、古典的回復に続いてステージ II で古典的再結晶を起こすことは、 N がその直前でピークを生ずることで裏付けられる。動的粒 B 内では同時にメタダイナミック回復が上記の再結晶と重複して生ずるため、ステージ II での Avrami 指数は 0.64 と小さくなり、また大幅な軟化を引き起こす¹²⁾。静的再結晶粒はやがてメタダイナミック回復粒と粒界衝突を起こして成長を停止させる可能性があり、その結果第 2 の軟化の棚 ($X \approx 0.75$) が生じ、ステージ II は終了するものと考えられる¹¹⁾。

その後の焼なましに伴いメタダイナミック、古典的両

再結晶粒は転位をわずかに含むメタダイナミック回復粒を食って成長することになるが、両者の間の粒界付近における転位密度差は小さいためこれら新粒の成長速度は小さくならう。その結果、転位組織を含むメタダイナミック回復領域は長時間安定に存在し続けることになり¹¹⁾、動的再結晶後の結晶粒の平均成長速度は小さく、またより速くある一定の大きさに近づくことにならう (Fig. 6 (a))。このことは動的再結晶組織を工業的に利用する上で極めて重要である。メタダイナミック回復粒が長時間安定に存在するために静的軟化の完了は困難となり、また同じ理由で σ_p'/σ_p , ϵ_p'/ϵ_p は 1 に達しない。これは、不均質な転位下部組織を有する材料では、完全焼なまし材に比べ動的再結晶がより容易に起こるとの実験結果¹⁹⁾と一致する。

4.2 静的復旧におよぼす前ひずみの影響

動的回復後の静的軟化は古典的回復と再結晶により 2 段階過程を示すのに対し、動的再結晶後の軟化挙動はそれらにメタダイナミック回復、再結晶が加わり 3 段階からなる特異な過程を示すことがわかった。両者の混合組織を有するピークひずみ 0.25 における軟化挙動は、上記の 2 種類の軟化の特徴を有し、中間的挙動を呈することは Table 1 によって明らかである。ステージ I での急速軟化量、ステージ II の Avrami 指数、ステージ III における不完全軟化量は、いずれも動的回復、動的再結晶後の各静的軟化の結果のほぼ中間の値である。

オーステナイトの高温変形後に働く各復旧機構と前ひずみとの相互関係を模式的に Fig. 8 に示す。各機構が働くひずみ域とその静的軟化への寄与率のひずみに伴う変化をまとめたものである。静的再結晶の臨界ひずみ ϵ_{CS} 以下では、静的回復が唯一の軟化機構として働き、完全軟化には至らぬ。 ϵ_{CS} と動的再結晶開始の臨界ひずみ ϵ_{CD} の間では、回復に続き古典的再結晶が起こり完全軟化が達成される。 ϵ_{CD} と定常状態の開始ひずみ ϵ_{SS} の間では、動的再結晶組織の軟化におよぼす影響がしだ

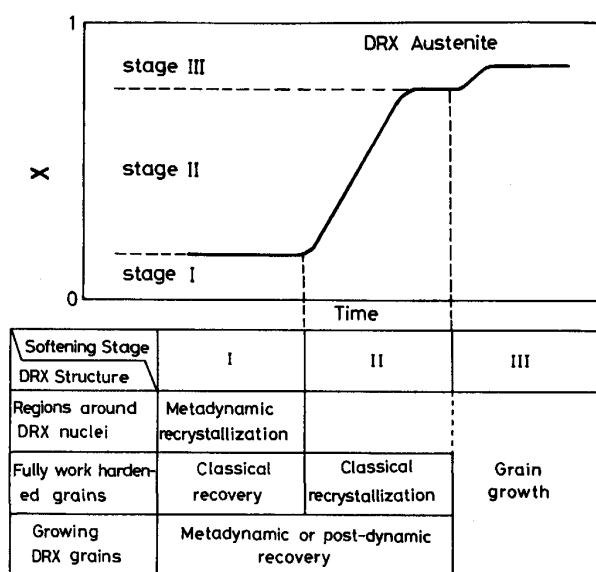


Fig. 7. Schematic illustration showing the relation between each of the softening stages and restoration processes operated mainly after dynamic recrystallization (DRX).

Table 1. Summarized results on static softening taking place after dynamic recovery (DRV) and dynamic recrystallization (DRX).

Deformed structure		DRV ($\epsilon = 0.10, 0.15$)	DRV+DRX ($\epsilon = 0.25$)	DRX ($\epsilon = 0.38$)
Softening stage		2	3	3
X	$t = 1s$	0	0.10	0.15
	$t = 10^4s$	1	0.95	0.87
σ_p'/σ_p		1	0.96	0.86
ϵ_p'/ϵ_p		1	0.73	0.60
Avrami exponent in stage II		2.00	0.76	0.64

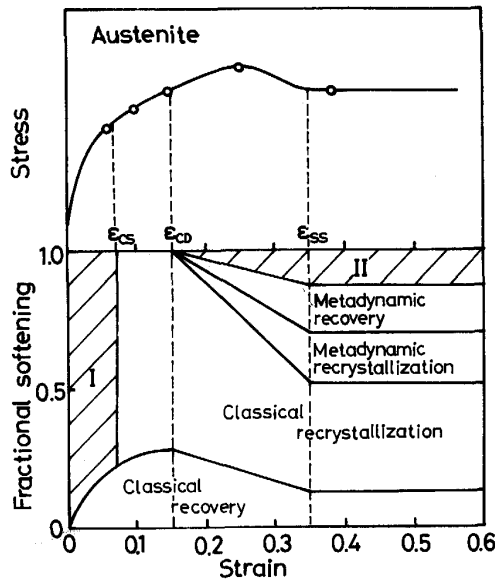


Fig. 8. Schematic representation of the relative contributions of the four static softening mechanisms operated in hot deformed austenite. The cross-hatched areas, I and II, indicate zones of incomplete softening.

いに増加し、完全動的再結晶組織となる ϵ_{SS} 以上では古典的回復と再結晶に加えてメタダイナミック回復と再結晶とが重複して生じ、後者の軟化への寄与率が最大となる。その結果、不完全軟化量は前ひずみが ϵ_{CD} を超えたとしだいに増加し、 ϵ_{SS} 以後はほぼ一定になろう。静的軟化に対する各機構の寄与率は前述した動的再結晶核 A、成長中の動的粒 B と十分加工硬化した動的粒 C の 3 種類の組織が占める体積率にほぼ比例すると考えられる。このことは次節においても検討されよう。

4.3 動的再結晶後の軟化挙動に関する他の結果との比較

0.41%C-1.5%Mn 鋼の動的再結晶後の静的復旧 Kinetics を先に調査報告しているが¹²⁾、その試験条件の

一つは今回の 0.15%C-1.5%Mn 鋼に対し採用した 1133 K, $2 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ と同じである。Fig. 9 は二つの鋼の動的再結晶オーステナイトに対する静的軟化曲線を比較して示す。両者の軟化曲線の形状は 3 段階からなり酷似しているが、各ステージの軟化率に大きな違いが認められる。炭素鋼の高温変形応力におよぼす C 含有量の影響は小さく²⁰⁾、また高ひずみで生ずる動的再結晶粒径 D_s と変形応力との関係も C 量によってほとんど変化しない²¹⁾。

一方、動的再結晶下の変形曲線は初期粒径 D_0 の増加に伴い多重ピーク型から単一ピーク型へ変化するとともに、結晶粒は前者では粗粒化、後者では細粒化し、その臨界試験条件下では次式が成立する¹⁵⁾。

$$D_0 = 2 D_s \dots\dots\dots (3)$$

今回の 0.15%C 鋼の D_0 は 90 μm 、0.41%C 鋼のそれは 16 μm であるのに対し、両鋼の D_s は約 38 μm であった。したがって、0.15%C 鋼では $D_0 > 2 D_s$ が成立し、単一ピーク型変形中に細粒化するのに対し、0.41%C 鋼では逆に $D_0 < 2 D_s$ となり、多重ピーク型変形下で粗粒化することになる。

高ひずみの動的再結晶組織では、3 種類の動的粒 A, B, C がある一定の比率で分布するが、これは 0.15%C 鋼のひずみ 0.38 における組織に当てはまる。これに対し、 $D_0 < 2 D_s$ である場合、ピークひずみで過剰に生ずる動的粒は最初の応力極小点付近で粒同士の衝突を起こし、 D_s より小さい準安定な動的粒組織を生ずるため、そこでは動的核 A を含めて成長中の動的粒 B の存在比率がより大となるはずである¹⁵⁾。これは 0.41%C 鋼のひずみ 0.26 における組織に当てはまる。かくして、0.41%C 鋼のステージ I での軟化は動的核 A がより多く存在するため大となり、またステージ III での不完全軟化は動的粒 B のより大きな存在比率に起因して大きく現れると結論される。

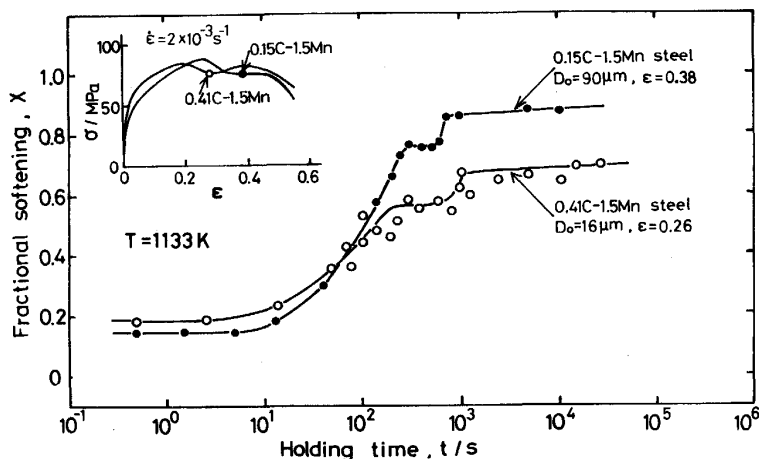


Fig. 9. Comparison of the softening curves for dynamically recrystallized austenite of 0.15%C-1.5%Mn and 0.41%C-1.5%Mn steels¹²⁾, the initial grain size D_0 of which were 90 μm and 16 μm , respectively.

5. 結 論

高温変形オーステナイトの静的軟化におよぼす前ひずみの影響を、0.15%C-1.5%Mn 鋼を用いて調査した今回の実験結果は、次のようにまとめられる。

1) 動的回復組織の静的軟化は通常の回復と再結晶に基づく2段階過程を示して完全軟化に至った。動的再結晶組織のそれは三つの軟化の棚を有する特徴的な3段階過程を示して完全軟化には至らなかった。また、動的回復、再結晶の両組織を含む混合組織における軟化曲線は上記の2種類の軟化の特徴を有し、中間的挙動を呈した。

2) 動的再結晶後の静的軟化過程では、古典的回復と再結晶に加えてメタダイナミック回復と再結晶の四つの独立した軟化機構が働く。動的再結晶核の連続成長に基づくメタダイナミック再結晶により軟化は急速に進行するが、成長中の動的粒内で生ずるメタダイナミック回復により転位下部組織は安定に存在するため、長時間の焼なましでも完全軟化に達することはなく、またピーク応力比とピークひずみ比は1に接近しなかった。

3) 動的再結晶組織はメタダイナミック再結晶により急速に復旧するが、メタダイナミック回復粒組織が高温下で安定に存在することにより、焼なまし後期での結晶粒の成長速度は小さく、かつより速くある一定の大きさに近づいた。

4) 動的再結晶後の静的軟化挙動は、変形中に存在する動的再結晶核、成長途中の動的粒と十分加工硬化した動的粒の3種類の結晶粒の存在比率により敏感に影響される。動的再結晶核と成長途中の動的粒の存在割合の増加は、第1段階での急速軟化量と第3段階での不完全軟化量の増加をもたらす。

本研究で用いた供試材は、日本鋼管(株)で製作され化

学分析されたものであり、厚くお礼申し上げます。著者の1人(徐)に与えられた文部省による奨学金給付に対し深く感謝申し上げます。

文 献

- 1) Hot Deformation of Austenite, ed. by J. B. BALLANCE (1977) [AIME]
- 2) 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編)(1982)
- 3) Physical Metallurgy of Thermomechanical Processing of Steels and Other Metals, ed. by I. TAMURA (1988) [Iron Steel Inst. Jpn.]
- 4) 第131・132回西山記念技術講座(日本鉄鋼協会編)(1989)
- 5) Recrystallization '90, ed. by T. CHANDRA (1990) [AIME]
- 6) R. A. P. DJAIC and J. J. JONAS: Metall. Trans., **4** (1973), p. 621
- 7) R. A. PETKOVIC, M. J. LUTON and J. J. JONAS: Can. Metall. Quart., **14** (1975), p. 137
- 8) C. OUCHI and T. OKITA: Trans. Iron Steel Inst. Jpn., **23** (1983), p. 128
- 9) 瀬沼武秀, 矢田 浩, 松村義一, 二村 忠: 鉄と鋼, **70** (1984), p. 2112
- 10) F. H. SAMUEL, S. YUE, J. J. JONAS and K. R. BARNES: ISIJ Int., **30** (1990), p. 216
- 11) T. SAKAI, M. OHASHI, K. CHIBA and J. J. JONAS: Acta Metall., **36** (1988), p. 1781
- 12) 徐 洲, 酒井 拓: 日本金属学会誌, **53** (1989) p. 1161
- 13) T. SAKAI and M. OHASHI: Mater. Sci. Technol., **6** (1990), p. 1251
- 14) 作井誠太, 酒井 拓: 日本金属学会誌, **40** (1976), p. 263
- 15) 酒井 拓: 日本金属学会会報, **22** (1983), p. 1036
- 16) P. COTTERILL and P. R. MOULD: Recrystallization and Grain Growth in Metals (1976), p. 1 [Surrey Univ. Press]
- 17) 酒井 拓, 大橋正幸: 鉄と鋼, **70** (1984), p. 2160
- 18) M. J. LUTON, R. A. PETKOVIC and J. J. JONAS: Acta Metall., **28** (1980), p. 729
- 19) T. SAKAI, M. G. AKBEN and J. J. JONAS: Acta Metall., **31** (1983), p. 631
- 20) 酒井 拓, 大橋正幸: 鉄と鋼, **67** (1981), p. 2000
- 21) T. MAKI, K. AKASAKA and I. TAMURA: Thermomechanical Processing of Microalloyed Austenite, ed. by A. J. DEARDO *et al.* (1982), p. 217 [AIME]