

18% Cr フェライト鋼における動的再結晶

八木 宏幸*・辻 伸泰*²・齋藤 好弘*²

Dynamic Recrystallization in 18% Cr Ferritic Steel

Hiroyuki YAGI, Nobuhiro TSUJI and Yoshihiro SAITO

Synopsis : Polycrystals of 18% Cr ferritic stainless steel were hot-compressed at various strain rates and various temperatures, and immediately cooled by water. Equiaxed grains surrounded by clearly etched boundaries were observed in the specimens deformed at higher temperatures or lower strain rates. The detailed microstructural observations by optical microscopy and TEM and the crystallographic determinations by TEM/Kikuchi-line analysis and SEM/EBSP analysis showed that these equiaxed grains are the dynamically recrystallized grains with both large angle grain boundaries and dislocation substructures. In spite of the occurrence of dynamic recrystallization, a large drop in stress was not observed in stress-strain curves. At a constant strain, the occurrence of dynamic recrystallization was generally determined by Zener-Hollomon parameter (Z). For example, it appeared under the condition of $Z < 10^{14} \text{ s}^{-1}$ at a true strain of 0.8. The dynamically recrystallized grains were very much larger than that of the subgrains formed under the same deformation condition, which suggests that the dynamic recrystallization occurred by nucleation and growth mechanism. Such characteristics of dynamic recrystallization of ferrite is quite similar to that in the IF steel previously reported. On the other hand, the $Z < 10^{14} \text{ s}^{-1}$ rule did not stand at 700°C, at which a number of carbides precipitated at initial grain boundaries and pinned the boundaries. It was also clarified that the size of the dynamically recrystallized grains is considerably smaller than that of the grains statically or meta-dynamically recrystallized during cooling after the same hot-deformation condition.

Key words: dynamic recrystallization; 18% Cr ferritic stainless steel; ferritic iron; hot compression; microstructure; Kikuchi-line analysis; electron back-scattering pattern (EBSP) analysis; Zener-Hollomon parameter; grain size; carbide; precipitation.

1. 緒言

b.c.c.構造を持つフェライト鉄は、その高温変形時の復旧過程において典型的な動的回復型金属に分類され動的再結晶は起こさないと従来考えられてきた。しかし我々は最近Ti添加IF (Interstitial Free)鋼の熱間圧縮急冷試験を行い、フェライト鉄も変形条件によっては動的再結晶を起こすことを組織学的・結晶学的に証明した¹⁻³⁾。その結果を元にTsujiら^{3,4)}は局所的格子湾曲に着目した動的再結晶の核生成モデルを提案し、動的再結晶の発現がZener-Hollomon (Z)因子により整理できる理由を説明した。しかし、IF鋼は固溶C, Nを一掃した材料であり⁵⁾、以前にGloverとSellers⁶⁾が、高純度化した純鉄においてはフェライトの動的再結晶が生じる事を報告していることから、IF鋼における動的再結晶は特殊な現象ではないかとの疑問も提示された。そこで本研究では、18%Crフェライト系ステンレス鋼を用いてIF鋼と同様の熱間圧縮急冷試験を行い、動的再結晶がフェライト相一般でおこり得るか否かを明らかにすることを目的とした[†]。

2. 実験方法

用いた材料は18 wt% Cr フェライト系ステンレス鋼であり、その化学組成をTable 1に示す。この合金は凝固後室温まですべての温度範囲でオーステナイト相への相変態を起こさず、広い温度範囲でフェライト単相の熱間加工試験を行うことができる。

18% Cr鋼の熱間鍛造丸棒(多結晶材)から直径8 mm, 高さ12 mmの円柱状圧縮試験片を放電加工により切り出した。熱間圧縮・急冷試験は熱間加工再現試験装置(Thermecmator-Z)を用いて行った。試験温度700°C~1200°C (973K~1473K), ひずみ速度は $1.0 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1} \sim 1.0 \times 10^1 \text{ s}^{-1}$ で、真ひずみ0.8の一軸圧縮を行った。試験片は高周波誘導加熱により昇温速度 20 K s^{-1} で所定の温度まで加熱され、均熱のため30秒間保持された後、真ひずみ速度が一定となるように圧縮された。潤滑材として雲母薄片とガラス潤滑

Table 1. Chemical composition of the 18% Cr steel studied (mass%).

C	Si	Mn	P	S	Cr	N	O	Ti	Nb	Sol.Al
0.0016	<0.01	<0.01	0.002	0.0006	18.09	0.0019	0.009	<0.001	0.002	0.038

平成11年11月1日受付 平成12年1月7日受理 (Received on Nov. 1, 1999; Accepted on Jan. 7, 2000)

* 大阪大学大学院生 (Graduate Student, Osaka University)

*² 大阪大学大学院工学研究科 (Graduate School of Engineering, Osaka University, 2-1 Yamadaoka Suita 565-0871)

† 以前にMakiら⁷⁾が16%Cr-0.028%C鋼においてフェライト相の動的再結晶を報告しているが、彼らは光学顕微鏡組織しか示しておらず、また中間温度範囲で $\alpha + \gamma$ 2相状態になっているなど、この種の鋼におけるフェライトの動的再結晶を結論づけるにはやや不十分である。

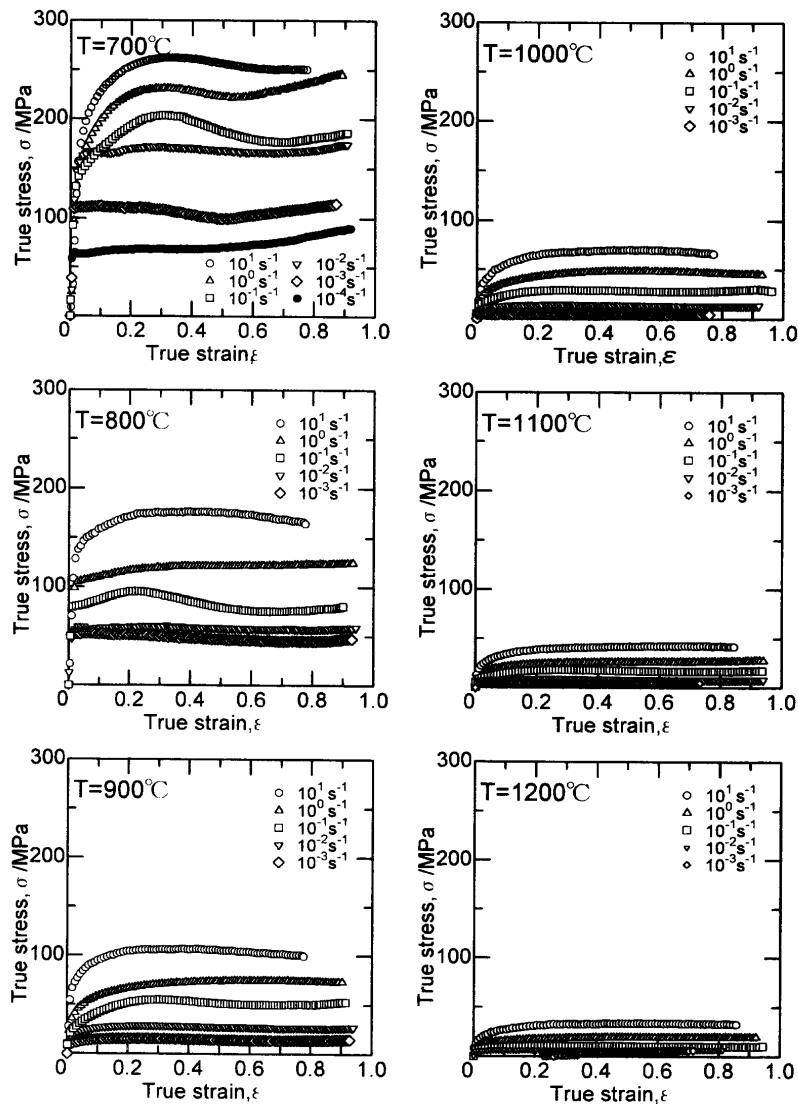


Fig. 1. Stress-strain curves of the 18%Cr ferritic steel at various temperatures and strain rates.

材を併用し、その結果、バレルリングは面積率で最大15%程度であり十分均一な変形を施すことが出来た。得られた変位・荷重データより均一変形を仮定して、真応力、真ひずみを計算した。試験片は圧縮後0.1s以内に水冷され、組織を凍結された。水冷による冷却速度は表面部で約 250K s^{-1} であった。

加工・急冷材の組織観察を光学顕微鏡および透過型電子顕微鏡(TEM)により行った。光学顕微鏡組織観察は、底面の中心を通り圧縮軸に平行な面の中心付近で行った。観察面は機械研磨した後、水冷却した10%過塩素酸+90%酢酸溶液により電解研磨して鏡面に仕上げ、さらに10%シュウ酸水溶液によって電解腐食し組織を現出させた。TEM観察用試験片として、圧縮軸に平行になるように切り出した直径3mmの円板を、水冷却した10%過塩素酸+90%酢酸溶液中でのtwin-jet研磨により薄膜としたものを用いた。観察はH-800電子顕微鏡を用い、加速電圧200kVにて行った。TEM観察時に個々のサブグレインあるいは再結晶粒のKikuchi線回折図形を撮影し、それをもとに隣接粒間の

方位差を測定した⁸⁾。また、光学顕微鏡、TEM写真をもとに切片法によりサブグレインあるいは再結晶粒の粒径を測定した。平均切片長さを求め、それをそのまま平均粒径 \bar{d} とした⁹⁾。

TEMによる観察は狭い範囲に限られるため、より広範囲の結晶学的情報を得るために、走査電子顕微鏡(SEM)内のEBSP (Electron Back-Scattering Pattern)法¹⁰⁾による局所方位マッピングを行った。あらかじめ測定領域を光学顕微鏡で組織撮影した後、電解研磨により再び鏡面に仕上げEBSPに供した。SEMはJSM-6400を用い加速電圧30kVで観察・測定を行った。データの解析にはTSL・OIM (Orientation Imaging Micrograph)システム¹¹⁾を使用した。

3. 実験結果

Fig. 1に、圧縮試験により得られた応力-ひずみ曲線を示す。変形応力は温度が高く、ひずみ速度が小さいほど、小さい値になる。ほとんどの場合、応力ひずみ曲線は、初

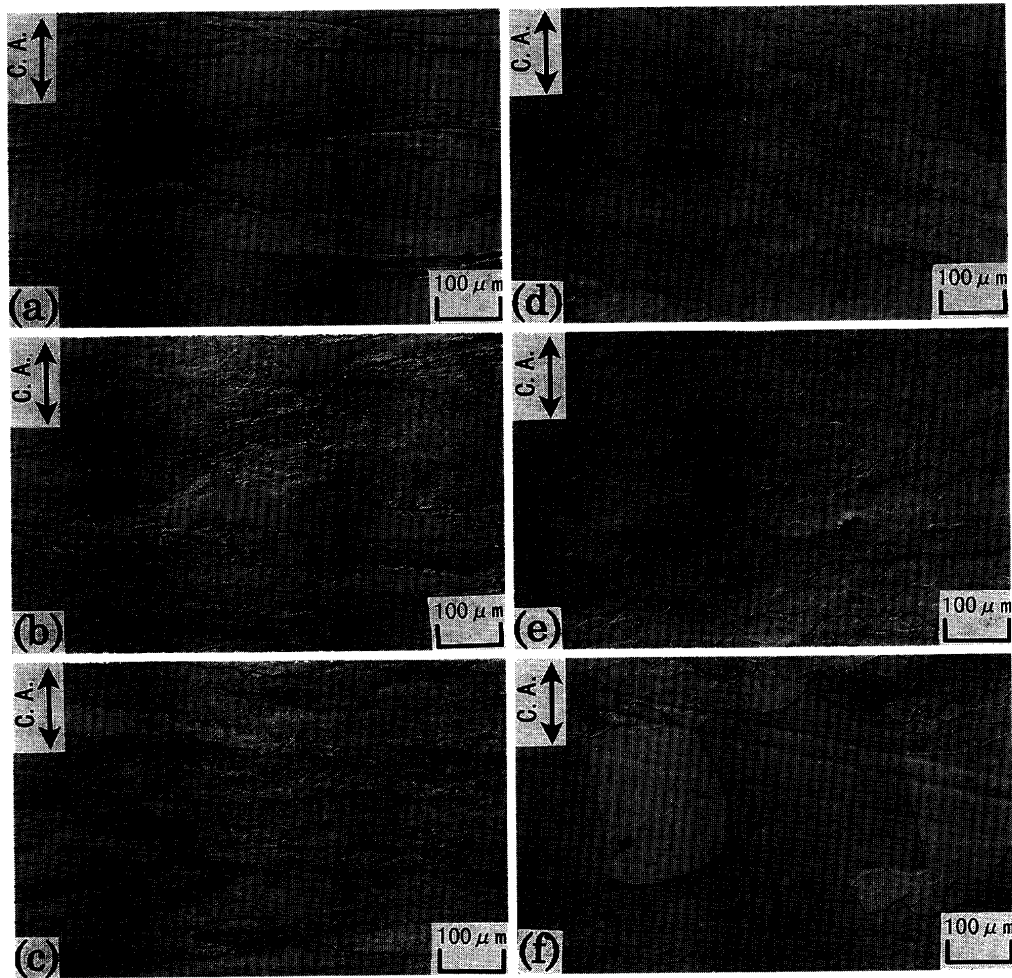


Fig. 2. Optical microstructures of the 18%Cr steel specimens deformed to a strain of 0.8 at various temperatures at a strain rate of $1.0 \times 10^0 \text{ s}^{-1}$.

C.A. means the compression axis.

(a) 700°C. (b) 800°C. (c) 900°C. (d) 1000°C. (e) 1100°C. (f) 1200°C.

期の加工硬化後定常応力を示す、いわゆる動的回復型の曲線¹²⁾である。低温・高ひずみ速度では700°C、 10^0 s^{-1} および 10^{-1} s^{-1} 変形材、800°C、 10^{-1} s^{-1} 変形材のように明瞭な応力低下を示す場合があるが、これらは加工熱による温度上昇とそれに伴う塑性不安定など外的要因によってもたらされたものと考えられる。高温・低ひずみ速度変形では、ピーク応力にひきつづき緩やかな応力低下が認められるが、その応力低下は非常に小さく、一見すると動的回復型曲線と見分けがつかない。高温・低ひずみ速度変形における応力ひずみ曲線の特徴は、IF鋼において動的再結晶が生じた変形条件における特徴¹⁻³⁾と良く似ているが、いずれにせよ応力ひずみ曲線のみから動的再結晶の発現を結論づけることは出来ない³⁾。

変形応力はZ因子($Z = \dot{\epsilon} \exp(Q/RT)$)によりよく整理でき、例えば、 $\epsilon = 0.1$ の時の変形応力 $\sigma_{0.1}$ は

$$Z = 6.4 \times 10^5 \times \sigma_{0.1}^{4.5} \dots \dots \dots (1)$$

と表せる。高温変形の活性化エネルギー Q としては、 $74.4 \text{ kcal} \cdot \text{mol}^{-1}$ という値が得られた。この値は、Makiら⁷⁾

が16%Cr-0.028%C鋼において求めた Q 値($61 \text{ kcal} \cdot \text{mol}^{-1}$)とTakeshitaら¹³⁾が16.5Cr-0.05C鋼において求めた Q 値($82 \text{ kcal} \cdot \text{mol}^{-1}$)の中間的な値である。

Fig. 2に、700°C~1200°Cの種々の温度においてひずみ速度 10^0 s^{-1} でひずみ0.8までの変形を行った試験片の光学顕微鏡写真を示す。700°C変形材においては、圧縮軸に対して直角方向に伸長し、直線的な粒界を持つ加工組織のみが観察される。800°C変形材も伸長した加工組織ではあるが、粒界に凹凸が生じている。900°Cではさらに粒界での凹凸が顕著になり、初期粒界近傍に明瞭な境界に囲まれた等軸状の細かな結晶粒がいくつか認められる。1000°C、1100°Cと、変形温度が高くなるにつれて、等軸粒の占める割合は増え、粒径は大きくなっている。1200°Cでは粗大な結晶粒が新たに現れているが、これらは粒内に下部組織を持たないことから、変形終了時の温度が高いことによって、冷却中に生じた静的再結晶粒またはメタダイナミック再結晶粒と考えられる。Fig. 3には、900°Cにおいて 10^1 s^{-1} から 10^{-3} s^{-1} までの種々のひずみ速度で変形を行った試験片の光学顕微鏡写真を示す。 10^1 s^{-1} 変形材は全面が伸長した加

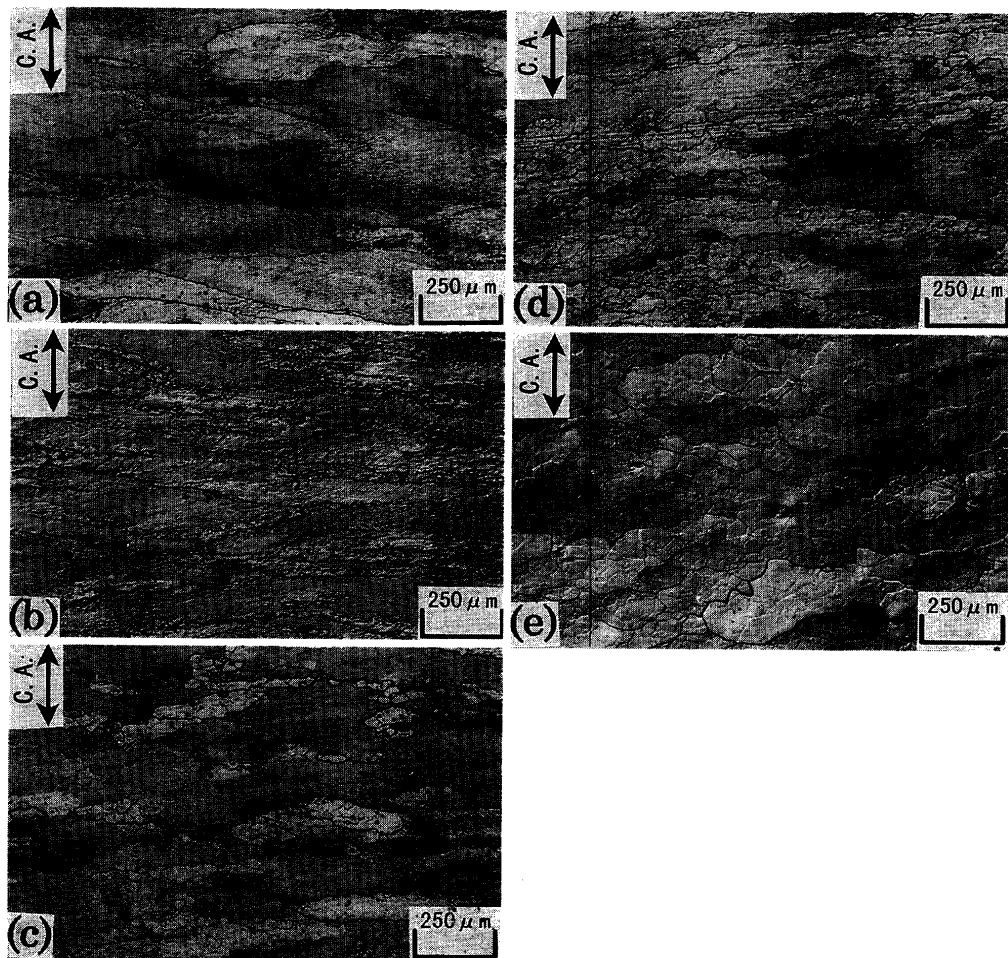


Fig. 3. Optical microstructures of the 18% Cr steel specimens deformed to a strain of 0.8 at 900°C at various strain rates. (a) strain rate of $1.0 \times 10^1 \text{ s}^{-1}$. (b) $1.0 \times 10^0 \text{ s}^{-1}$. (c) $1.0 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$. (d) $1.0 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$. (e) $1.0 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$.

工組織である。 10^0 s^{-1} では、初期粒界近傍に細かな等軸粒が少数観察されるようになる。 10^{-1} s^{-1} , 10^{-2} s^{-1} , 10^{-3} s^{-1} とひずみ速度が小さくなるにつれて等軸粒の体積率は増え、粒径は大きくなっている。

このように圧縮急冷材の組織には、等軸粒が観察される場合があり、これらの等軸粒は高温、低ひずみ速度変形、つまり低Z因子変形になるほどその体積率が増え、粒径が大きくなる。これらの等軸粒の内部には、サブバウンダリーらしき不明瞭な境界が観察される場合も多い（例えば、Fig. 2(e), Fig. 3(e)）。こうした点はIF鋼において観察された動的再結晶粒の特徴¹⁻³⁾とまったく同様である。また、少なくともこれらの等軸粒は変形後に形成された静的再結晶粒ではないと結論づけることができる。なぜならば、例えばFig. 3に示した900°C変形の場合、等軸粒は低Z因子変形、すなわち低ひずみ速度変形時に観察されるが、変形終了時の変形応力が大きく(Fig. 1)、静的再結晶の駆動力である転位密度が高いと考えられる高Z因子変形材には、同じ冷却速度であるにもかかわらず、等軸粒が観察されない(Fig. 3(a))からである。

光顕で観察された等軸粒が動的再結晶粒であるならば、これらは大角粒界(high-angle boundary)に囲まれ、内部に転

位下部組織を持つはずである。そこでそれを明らかにするために、TEMによる組織観察およびTEM/Kikuchi線解析による粒間方位差測定を行った。光学顕微鏡写真において等軸粒が観察された1000°C、ひずみ速度 10^{-1} s^{-1} 、ひずみ0.8変形材の結果をFig. 4に示す。Fig. 4(a)は明視野像であり、ここで認められる個々の粒の方位をKikuchi線解析によって精密に測定し、それを元に粒界方位差を計算した結果をFig. 4(b)に示す。写真の中央部に方位差15°以上の大角粒界に囲まれ内部にサブグレインを有する結晶粒が確認される。この結晶粒のサイズは、この試料およびほぼ同等のZ因子下で変形された試料(Fig. 2(e), Fig. 3(d))の光顕写真において観察される等軸粒の平均粒径とほぼ一致した。この結果は、光顕で観察された等軸粒が動的再結晶粒であることを証明するものである。動的再結晶粒内のサブグレインは、この粒が動的に核生成・成長する段階で内部に導入された転位が回復することによって形成されたものと考えられる。

Fig. 4に示したTEM/Kikuchi線解析結果は、18%Cr鋼における動的再結晶の発現を証明するものであるが、TEM観察は局所的な特殊な領域を見ているにすぎない危険性も残されている。そこで、より広範囲な領域で局所方位差を

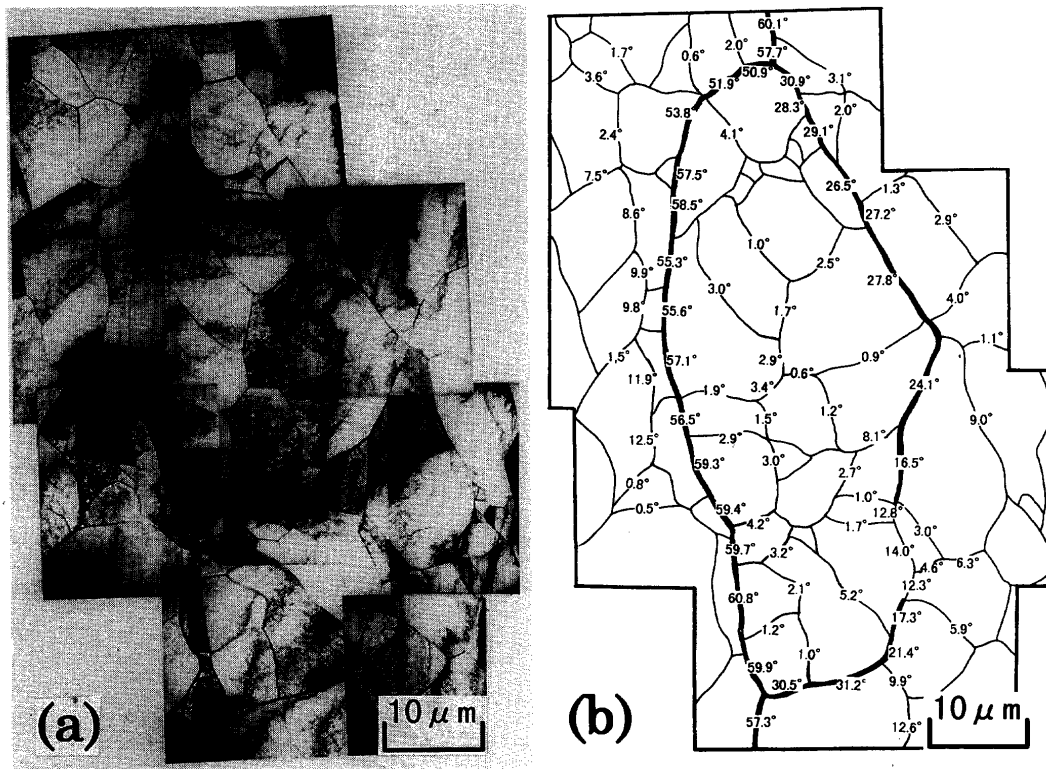


Fig. 4. TEM micrograph (a) of the specimen deformed to a strain of 0.8 at 1000°C at a strain rate of $1.0 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$ and schematic illustration (b) indicating the misorientation between adjacent grains in (a).

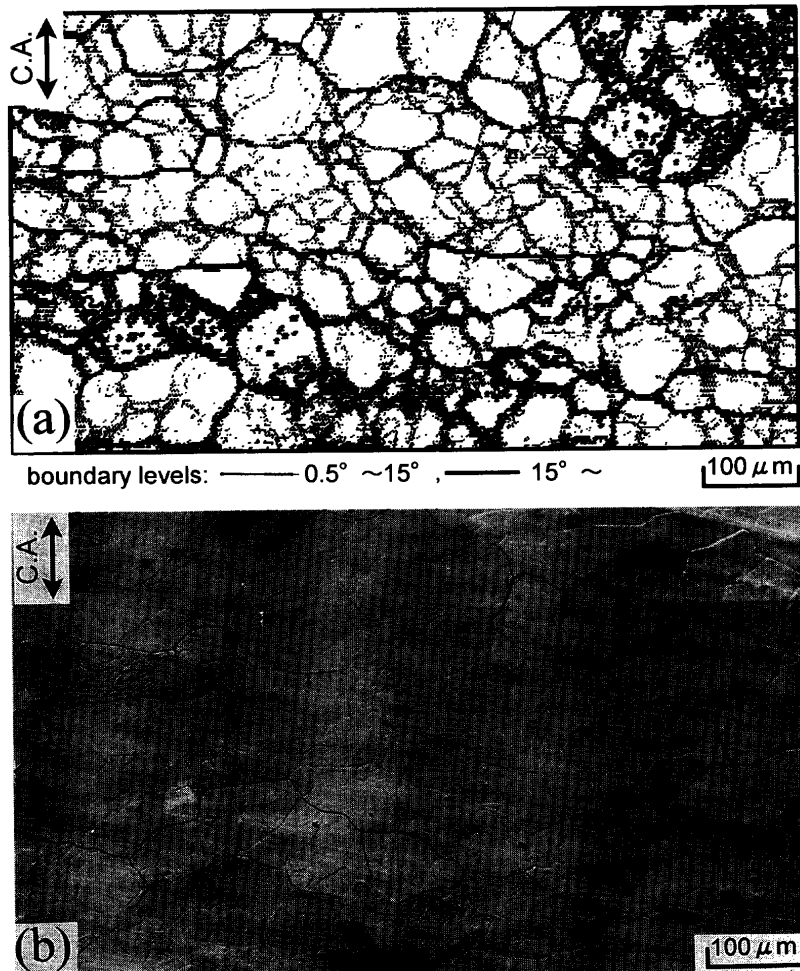


Fig. 5. Orientation imaging micrograph (OIM; a) and corresponding optical microstructure (b) of the specimen deformed to a strain of 0.8 at 1000°C at a strain rate of $1.0 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$.

調べ、動的再結晶の発現を確認するために、EBSP測定を行った。Fig. 5に、1000°C、ひずみ速度 10^{-2} s^{-1} 、ひずみ0.8変形材のEBSP測定により得られたOIM像(a)と、同じ視野の光学顕微鏡写真(b)を示す。OIM像においては、太い線が方位差15度以上の大角粒界を、細い線が方位差15度以下の小角粒界 (low-angle boundary; またはサブバウンダリー) を表している。顕微鏡写真(b)には明瞭な粒界に囲まれた等軸粒がいくつか存在するが、OIM像より、これらを囲む粒界が方位差15度以上の大角粒界であること、さらにその内部に方位差15度以下のサブバウンダリーが存在することがわかる。このように、比較的広範囲な領域の局部方位測定 (EBSP測定) によっても、動的再結晶の発現が裏づけられた。既に述べたように、本鋼と類似の鋼種において、Makiら⁷⁾が動的再結晶の発現を報告している。彼らの根拠は応力ひずみ曲線における小さな応力低下と光顕組織における等軸粒の発生のみであり、結晶学的根拠に欠けるため、動的再結晶の発現を完全に証明したとは言い難い。しかし彼らの示した結果は今回の結果と酷似しており、本研究における結晶学的検討によってここに、フェライト系ステンレス鋼においても確かに動的再結晶が発現しうることが、最終的に確認された。

動的再結晶組織との比較を行うために、静的再結晶 (またはメタダイナミック再結晶) 組織が見られた1000°C、ひずみ速度 10^1 s^{-1} 、ひずみ0.8変形材のOIM像とそれと同じ視野の顕微鏡写真をFig. 6に示す。部分的に未再結晶サブグレイン組織が観察されるが、大部分は粒内部にサブバウンダリーなどの下部組織を持たない再結晶粒である。このように、静的再結晶粒は動的再結晶粒とは大きく異なる組織を有している。

光学顕微鏡組織より判定された動的再結晶の発現状況と変形条件の関係をTable 2にまとめた。表中、○印は動的再結晶粒が認められたことを、×印は動的再結晶粒が認められなかったことを、SRXは静的再結晶粒 (またはメタダイナミック再結晶粒) が観察されたことを示している。また、表中にはZ因子を併記してある。今回のひずみ0.8という条件では、動的再結晶は高温、低ひずみ速度、すなわち低Z因子変形で発現することが分かる。800°C以上では、動的再結晶の発現は $Z \leq 1.0 \times 10^{14} \text{ s}^{-1}$ と表すことができる。ただし、700°Cでは 10^{14} s^{-1} 以下のZ因子を持つひずみ速度 10^{-3} s^{-1} および 10^{-4} s^{-1} 変形においても動的再結晶粒が観察されなかった。この理由については後に考察する。

18%Cr鋼の動的再結晶に伴う応力ひずみ曲線の変化や組織的特徴は、以前に報告したIF鋼の場合¹⁻³⁾と非常に似通っていた。また、ひずみ量を一定とした場合の動的再結晶の発現条件が、Z因子により整理できたことも、IF鋼³⁾の場合と同様である。こうした結果は、従来動的再結晶を起こさないと考えられてきたフェライト鉄 (鋼) においても変形条件によっては動的再結晶が起こり得ることを明確

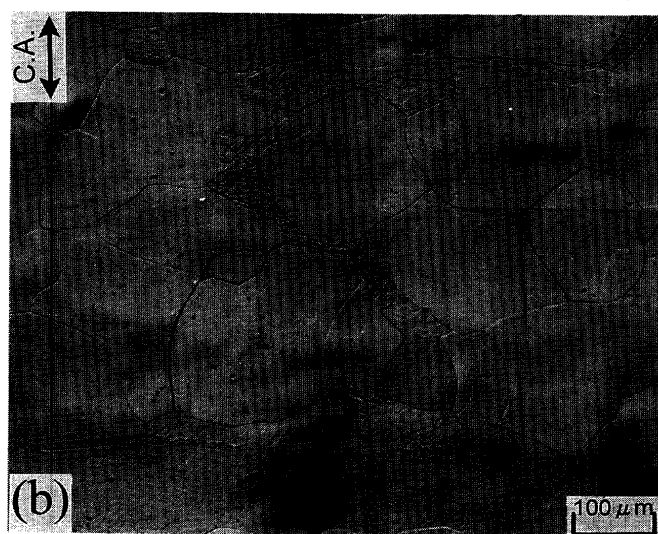
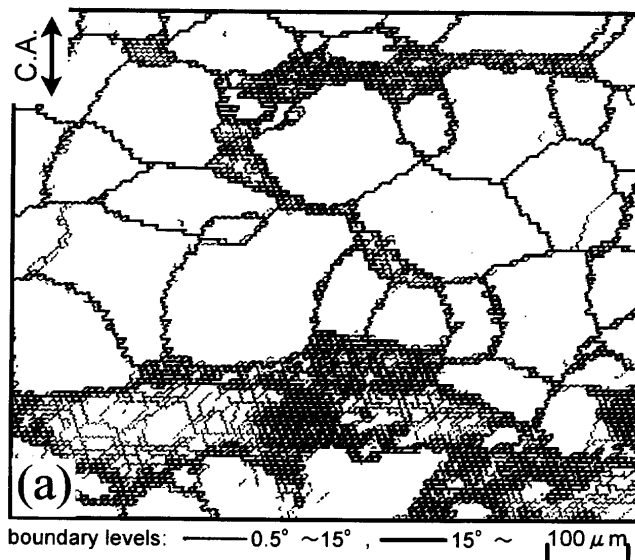


Fig. 6. Orientation imaging micrograph (OIM; a) and corresponding optical microstructure (b) of the specimen deformed to a strain of 0.8 at 1000°C at a strain rate of $1.0 \times 10^1 \text{ s}^{-1}$.

Table 2. Occurrence of dynamic recrystallization and Zener-Hollomon parameter (Z) in various deformation conditions.

○: Dynamic recrystallization occurred.
 ×: Dynamic recrystallization did not occurred.
 SRX: Static(or meta-dynamic) recrystallized grains were observed.

T	$\dot{\epsilon}$					
	10^4 s^{-1}	10^3 s^{-1}	10^2 s^{-1}	10^1 s^{-1}	10^0 s^{-1}	10^1 s^{-1}
1200°C		○ $1.2 \times 10^6 \text{ s}^{-1}$	○ $1.2 \times 10^8 \text{ s}^{-1}$	○ $1.2 \times 10^{10} \text{ s}^{-1}$	○+SRX $1.2 \times 10^{11} \text{ s}^{-1}$	SRX $1.2 \times 10^{12} \text{ s}^{-1}$
1100°C		○ $7.7 \times 10^6 \text{ s}^{-1}$	○ $7.7 \times 10^8 \text{ s}^{-1}$	○ $7.7 \times 10^{10} \text{ s}^{-1}$	○ $7.7 \times 10^{11} \text{ s}^{-1}$	SRX $7.7 \times 10^{12} \text{ s}^{-1}$
1000°C		○ $6.6 \times 10^6 \text{ s}^{-1}$	○ $6.6 \times 10^{10} \text{ s}^{-1}$	○ $6.6 \times 10^{11} \text{ s}^{-1}$	○ $6.6 \times 10^{12} \text{ s}^{-1}$	SRX $6.6 \times 10^{13} \text{ s}^{-1}$
900°C		○ $8.2 \times 10^{10} \text{ s}^{-1}$	○ $8.2 \times 10^{11} \text{ s}^{-1}$	○ $8.2 \times 10^{12} \text{ s}^{-1}$	○ $8.2 \times 10^{13} \text{ s}^{-1}$	× $8.2 \times 10^{14} \text{ s}^{-1}$
800°C		○ $1.6 \times 10^{12} \text{ s}^{-1}$	○ $1.6 \times 10^{13} \text{ s}^{-1}$	× $1.6 \times 10^{14} \text{ s}^{-1}$	× $1.6 \times 10^{15} \text{ s}^{-1}$	× $1.6 \times 10^{16} \text{ s}^{-1}$
700°C	× $6.0 \times 10^{12} \text{ s}^{-1}$	× $6.0 \times 10^{13} \text{ s}^{-1}$	× $6.0 \times 10^{14} \text{ s}^{-1}$	× $6.0 \times 10^{15} \text{ s}^{-1}$	× $6.0 \times 10^{16} \text{ s}^{-1}$	× $6.0 \times 10^{17} \text{ s}^{-1}$

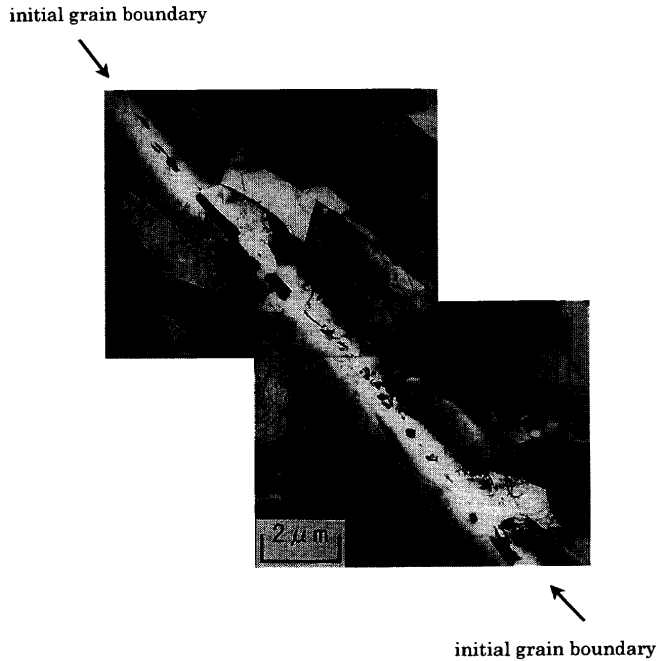


Fig. 7. TEM micrograph showing precipitates on an initial grain boundary in the specimen deformed to a strain of 0.8 at 700°C at a strain rate of $1.0 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$.

に示している。しかしこれは、フェライト鉄（鋼）の熱間加工材も静的再結晶を起こすことから考えれば、驚くべき結果ではない。従来フェライトが動的再結晶を起こさないと考えられてきた理由は、熱間変形中の顕著な動的回復によって、再結晶の駆動力である転位密度が増加しにくいことによるものであった。しかし最近 Tsuji ら¹⁴⁾は、フェライト鋼の熱間加工材における静的再結晶の起こり易さが、転位密度（再結晶の駆動力）のみに対応するものでないことを定量的に示した。そうした結果を元に彼らは、駆動力のみに依存しない、変形組織中の大きな局所方位差（不均一変形領域）を重視した核生成モデルを提案した^{3,14)}。そのモデルによれば動的再結晶の発現条件がZ因子により整理できることも説明可能であった³⁾。今回の18%Cr鋼における動的再結晶の発現（核生成）も、このモデル³⁾で説明できる。

次に、700°C変形の場合のみ、動的再結晶の発現が $Z \leq 1.0 \times 10^{14} \text{ s}^{-1}$ なる条件下でも認められなかった原因について考察する。最初に注意すべき点は、すべての温度範囲において動的再結晶の発現がZ因子のみによって単純に説明できる保証はないということである。例えば、静的再結晶が融点の半分以上の温度で起こるとされるように、拡散の起こりにくくなる低温では動的再結晶が極端に起こりにくくなる可能性がある。しかし、今回の結果は、700°Cにお

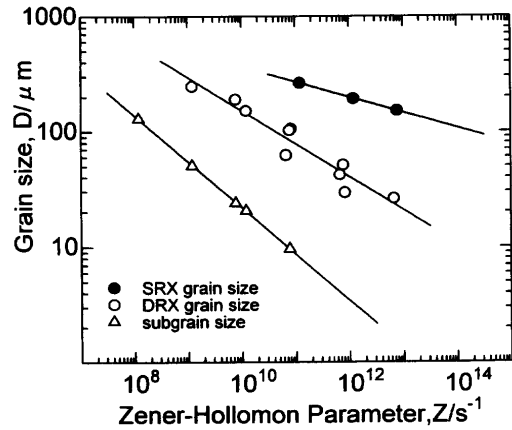


Fig. 8. The relationship between Zener-Hollomon parameter and the grain sizes (SRX grain size, DRX grain size and subgrain size) in the hot-deformed specimens.

いては別の組織的要因が働き、動的再結晶を抑制した可能性も考えられる。すなわち、Fig. 2から分かるように、700°C変形材においては初期粒界が直線的で他の温度に見られるような粒界の凹凸化が認められないためである。この特徴はすべてのひずみ速度の700°C変形材に観察された。Fig. 7に、700°C、ひずみ速度 10^{-4} s^{-1} 変形材のTEM写真を示す。初期粒界上に析出物が連なって存在することが分かる。こうした炭化物は、800°C以上の温度で変形された試料には観察されなかった。本合金における炭化物を M_{23}C_6 と仮定し¹²⁾、炭素の固溶限を Arai ら¹⁶⁾の方法により計算すると845°Cとなる。本研究における出発材は、若干伸長した粒径 $300 \mu\text{m}$ 程度の弱加工組織を有しており、光顕組織は、その粒界に熱間鍛造後の冷却中に析出したと考えられる炭化物が存在することを示唆していた。700°C変形材のみ初期粒界が直線的であったのは、これらの炭化物が変形前の加熱・保持中に溶解せずに残存し、粒界をピン止めしたためである可能性がある。もし、700°C変形材において 10^{14} s^{-1} 以下のZ因子でも動的再結晶が発現しなかったことがこうした炭化物の析出のせいであるとする、それは初期粒界の凹凸化が動的再結晶粒の核生成に重要な役割を果たしていることを示唆するものである。

Fig. 8に、動的再結晶粒径、静的再結晶（またはメタダイナミック再結晶）粒径、およびサブグレイン粒径をZ因子に対してプロットした図を示す。それぞれの粒径はZ因子を用いることにより、整理することができ、動的再結晶粒径は同じ値のZ因子下で変形後生じた静的再結晶粒よりも粒径が細かいことが分かる。すなわち、Sakai¹⁷⁾がオーステナイトですでに示しているように、フェライトの場合にも動的再結晶粒は静的再結晶粒（またはメタダイナミッ

¹²⁾ Fe-Cr中には M_{23}C_6 のほかに、 M_7C_3 、 M_3C 炭化物も析出する可能性があるが、 M_7C_3 、 M_3C は高Cの場合に安定な炭化物とされている¹⁵⁾。また、Arai らの方法¹⁶⁾で M_7C_3 の固溶限を計算することも出来るが、それによれば本合金における M_7C_3 の溶解温度は825°Cとなり炭化物が M_{23}C_6 であっても M_7C_3 であっても、本研究の結論に影響はない。

ク再結晶粒)よりも粗大化しにくいといえる。また動的再結晶粒径はサブグレイン粒径よりも常に大きい。このことは結晶粒がいったん大きな易動度を持つ粒界を獲得すると速やかに成長したこと、すなわち、本鋼における動的再結晶が核生成・成長による不連続再結晶であることを示している。

4. 結言

18Crフェライト系ステンレス鋼の熱間圧縮・水冷試験を行い、圧縮・水冷材の光学顕微鏡・TEMによる組織観察とTEM/Kikuchi線解析・SEM/EBSP法により動的再結晶の発現の可能性について調査し、以下の結論を得た。

(1) 変形温度が高くなると、あるいはひずみ速度が小さくなると初期粒界に沿って明瞭な粒界に囲まれた等軸粒が現れる。これらは大角粒界に囲まれ内部に転位下部組織を有する動的再結晶粒であることが証明された。一方、動的再結晶が起こっているにもかかわらず、応力ひずみ曲線に大きな応力低下は認められない。

(2) 動的再結晶は低 Z 因子変形で発現し、 $\epsilon=0.8$ の場合には動的再結晶の発現条件は $Z \leq 10^{14} \text{ s}^{-1}$ と表すことができた。ただし、炭化物が析出し初期粒界の凹凸化が抑制された700°C変形では $Z \leq 10^{14} \text{ s}^{-1}$ の場合にも動的再結晶は発現しなかった。

(3) 動的再結晶粒は同一の変形条件下で変形後生じた静的再結晶粒またはメタダイナミック再結晶粒よりも粒径が細かい。

(4) IF鋼に続き18%Cr鋼でもその発現が確認されたことから、典型的動的回復型金属であるフェライト鉄(鋼)においても、変形条件によっては動的再結晶は起こり得

る。

本研究は、平成9、10年度文部省科学研究費補助金・奨励研究(A)(課題番号09750794)の援助により行われた。SEM/EBSP測定にあたっては、京都大学工学研究科、牧正志教授より装置の使用を快諾いただいた。用いた18Cr鋼は、住友金属工業(株)よりご提供いただいたものである。これらの援助に対し、心より感謝の意を表する。

文 献

- 1) N.Tsuji, Y.Matsubara and Y.Saito: *Scr. Mater.*, **37** (1997), 477.
- 2) Y.Matsubara, N.Tsuji and Y.Saito: Proc. of Int. Conf. on Thermomechanical Processing of Steels and Other Materials (Thermec '97), ed. by T.Chandra, TMS, Warrendale, (1998), 653.
- 3) N.Tsuji, Y.Matsubara and Y.Saito and T.Maki: *J. Jpn. Inst. Met.*, **62** (1998), 967.
- 4) N.Tsuji, Y.Matsubara and T.Maki: Proc. of 4th Int. Conf. On Recrystallization and Related Phenomena (Rex'99, JIMIS-10), Jpn. Inst. Met., Sendai, (1999), 253.
- 5) H.Takechi: *ISIJ Int.*, **34** (1994), 1.
- 6) G.Glover and C.M.Sellers: *Metall. Trans.*, **4** (1973), 765.
- 7) T.Maki, S.Okaguchi and I.Tamura: Proc. of Int. Conf. on Strength of Metals and Alloys (ICSMA6), Pergamon Press, Oxford and New York, (1982), 529.
- 8) K.Ameyama: *Mem. Inst. Sci. Eng., Ritsumeikan Univ.*, **51** (1992), 2607.
- 9) Y.Takayama: *J. Jpn. Inst. Light Met.*, **44** (1994), 48.
- 10) O.Engler and G.Gottstein: *Steel Res.*, **63** (1992), 413.
- 11) B.L.Adams, S.I.Wright and K. Kunze: *Metall. Trans. A*, **24A** (1993), 819.
- 12) T.Sakai and J.J.Jones: *Acta Metall.*, **32** (1984), 189.
- 13) T.Takeshita and M.Abe: *CAMP-ISIJ*, **9** (1996), 1120.
- 14) N.Tsuji, T.Shinmiya, Y.Saito and M.Muraki: *ISIJ Int.*, **38** (1998), 380.
- 15) K.Bungardt, E.Kunze and E.Horn: *Arch. Eisenhüttenwes.*, **29** (1958), 193.
- 16) H.Arai and S.Takeda: *Tetsu-to-Hagané*, **72** (1986), 831.
- 17) T.Sakai: *Tetsu-to-Hagané*, **81** (1995), 1.