

## 論文

## 17Cr フェライト系ステンレス鋼の熱間圧延時の再結晶挙動

吉村博文\*・石井満男\*<sup>2</sup>

## Recrystallization Behaviour of 17 Cr Ferritic Stainless Steel during Hot Rolling

Hirofumi YOSHIMURA and Mitsuo ISHII

## Synopsis :

To investigate the recrystallization behaviour of a 17 Cr ferritic stainless steel during hot rolling, wedge shaped specimens taken from continuous casting slab were hot rolled at temperatures from 1 173 K to 1 453 K in single pass manner, and then hardness test and optical microscopic observation were conducted. The results are as follows.

At relatively lower heating temperatures near 1 173 K, deformation structure having many deformation bands forms especially in the vicinity of austenite phases that are isolatedly scattered in the initial ferrite grains. At higher rolling reduction, much deformation bands are introduced. At heating temperatures near 1 273 K, deformation structure changes into partial recrystallization structure with increasing rolling reduction. At relatively higher heating temperatures, recovery structure which contains many fine sub-boundaries is attained. Therefore the nose in recrystallization behavior exists at near 1 273 K.

In the recrystallization region, recrystallization is accelerated with increasing rolling reduction, and consequently hardness of hot rolled specimens decreases at higher rolling reduction. However in the recovery region accompanied with sub-boundaries hardness increases with increasing rolling reduction.

From the above results and discussion in mechanism of microstructural changes under restoration process, it is concluded that recrystallization structure is statically formed after hot rolling and recovery structure is dynamically formed in hot rolling process.

## 1. 緒 言

フェライト系ステンレス鋼薄板を深絞り加工すると、圧延方向に沿ってリジングと呼ばれる表面起伏を生じることがある。これは加工製品の表面美観を損ねることから、できるだけその発生を防止しなければならない。リジングの発生原因については、鑄造時に生成した柱状晶組織が、熱間圧延（以下熱延と記す）工程で十分に破壊されずに、鋼板に一定の結晶方位を有する集団（コロニー）として残存し、これが加工中にあたかも単結晶のような塑性異方性を示すために発生すると考えられている<sup>1)~4)</sup>。したがってリジングの発生を低減させるためには、その原因であるコロニーの生成を抑制する必要がある。

本研究はコロニー組織の破壊に関連して、熱延工程における回復・再結晶などの復旧過程について調べたものである。実験は実際の熱延工程を再現する意味で、通常の 17Cr フェライト系ステンレス鋼（以下 17Cr 鋼と記

す）の連続鑄造（CC）鑄片を用いて 1 パスによる熱延実験を行い、熱延後の硬度と組織を調べ、回復再結晶挙動を調べた。

## 2. 従来の研究結果の概要

鋼の高温変形中の動的復旧過程に関する研究は多くあるが、概略的には次のような結果となつている。すなわち純鉄や炭素鋼のオーステナイト ( $\gamma$ ) 相領域およびオーステナイト系ステンレス鋼の熱間加工時においては動的再結晶が起こるとされており<sup>5)6)</sup>、一方フェライト ( $\alpha$ ) 相領域での熱間加工時には動的回復が起こると考えられている<sup>5)</sup>。

最近フェライト系ステンレス鋼におけるこの種の研究で動的再結晶が起こるといふ報告がなされている。まず岡口<sup>7)</sup>は、0.028% C の SUS 430 鋼を用いて、溶体化処理後 1 073~1 473 K で歪み速度 ( $\dot{\epsilon}$ )  $1.7 \times 10^{-3} \sim 1.7 \times 10^{-1} / s$  の引張試験を行い、動的再結晶組織を観察し、さらにその粒径や極大応力が温度補償した歪み速

昭和 57 年 10 月本会講演大会にて発表 昭和 57 年 11 月 11 日受付 (Received Nov. 11, 1982)

\* 新日本製鉄(株)光技術研究部 工博 (Hikari Technical Research Laboratories, Nippon Steel Corp., 3434 Shimada Hikari 743)

\*<sup>2</sup> 新日本製鉄(株)光技術研究部 (Hikari Technical Research Laboratories, Nippon Steel Corp.)

Table 1. Chemical composition of specimen used (%).

Steel	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Al	N
A	0.050	0.59	0.49	0.030	0.004	0.10	16.65	0.038	0.0101

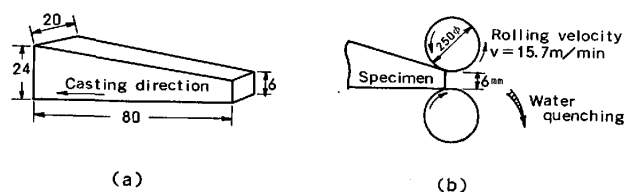


Fig. 1. Size of specimen (a) and hot rolling condition (b).

度, すなわち Zener-Hollomon 因子 ( $Z$ ) で一義的に整理できたとしている. 齊藤ら<sup>9)</sup>は, 0.02% C-0.41% Mo-0.58% Ti を含む SUS 430 系鋼を用いて, 溶体化処理後 1173~1373K で  $\dot{\epsilon} = 600 \text{ s}^{-1}$ , 圧下率を 20% から 40% に変えて高速圧延を行い, 再結晶粒径が  $Z$  により記述できたとしている. この他 LOMBRYs ら<sup>9)</sup>は極低 C の 19~23% Cr 鋼の高温捻回試験において, 動的復旧過程は回復と伸展した初期結晶粒内で連続的に起こる再結晶によるとしている. このようなフェライト系ステンレス鋼においても熱間加工時における復旧過程, 特に動的再結晶に関する研究が盛んに行われるようになってきた.

しかしながら, 以上の研究は, 通常の 17Cr 鋼の CC 鋳片を熱延する場合の実用条件での再結晶挙動を知るための研究とは次の点において異なっている. すなわち (1) 供試材の初期粒径が铸造組織に比べてかなり小さい, (2) 溶体化処理が施されており  $\gamma$  相の分解や炭窒化物の溶解が進行している点で铸造ままと異なる場合がある. (3) 歪み量および歪み速度が実際の熱延条件とは異なる, 一などがあげられる. 特に初期粒径, 歪み量および歪み速度は, 動的復旧過程に大きな影響を与える<sup>10)</sup>ので, 実際の熱延条件での動的復旧過程を調べるには実用の CC 鋳片を供試材として使用し, できるだけ実際の状態に近い条件で実験するのが望ましい. このように, 従来の研究結果からは, 実際の熱延における復旧過程に関する知見は十分に得られていないのが実情である.

### 3. 実験方法

供試材は 17Cr 鋼の CC 鋳片を用いた. その化学成分を Table 1 に示す.

圧延用試験片形状および圧延要領を Fig. 1 に示す. まず CC 鋳片 (1000 mm 幅  $\times$  130 mm 厚さ) の 1/4 板厚部分より铸造方向に平行に Fig. 1(a) に示すような形状を有する楔型試験片を切り出した. 铸造組織はほ

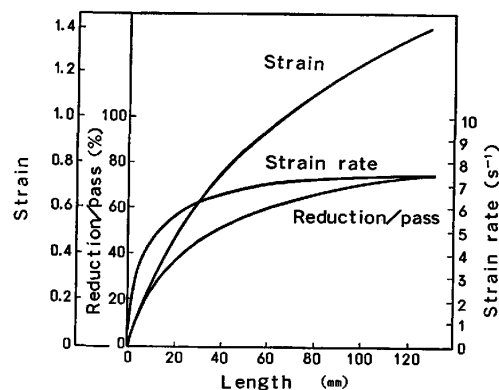


Fig. 2. Estimation of reduction/pass, strain and strain rate at each position of single pass hot rolled specimen.

ぼ完全な柱状晶 (平均直径 3000  $\mu$ ) からなり, 楔型試験片の底面がこれらの柱状晶と直交するように切り出した. これらの試験片を 1173K, 1223K, 1273K, 1323K, 1373K および 1453K でおおの 7.2 Ks 加熱後, Fig. 1 (b) に示すように 2 段式圧延機により 1 パスで熱延した. 熱延後直ちに水冷したが, この間, 2~3 s を要した. 試験片の形状, 圧延ロール径から圧延された試験片の各位置での圧下率および歪み量を, また圧延速度を考慮して歪み速度を算出した. 本試験片においてえられた圧下率, 歪み量および歪み速度の関係を Fig. 2 に示す. なお歪み量については, 熱延前の板厚を  $t$  としたとき  $\ln t/6$  によつてもとめた. このようにしてえられた熱延板の, 圧延方向に平行でしかも板面に垂直な断面 (L 断面) について, 室温における硬度測定および光学顕微鏡組織観察を行った. 硬度は 10 kg の荷重でビッカース硬度を測定した. 圧痕の位置は板厚のほぼ 1/2 部のメタルフロー中央部に限定した. 光学顕微鏡組織の観察は, 王水にて腐食したものについて行い, 変形組織, 回復および再結晶組織の観察を詳細に行つた. 特に再結晶粒に関しては, 粒径および面積率をもとめた.

### 4. 実験結果

#### 4.1 熱延後の硬度

熱延板 L 断面の硬度におよぼす加熱温度および各加熱温度における圧下率の影響を Fig. 3 に示す. 硬度は, かなりのばらつきを示しているが, 全般的に次のような傾向を示している. 硬度は加熱温度が 1173K から

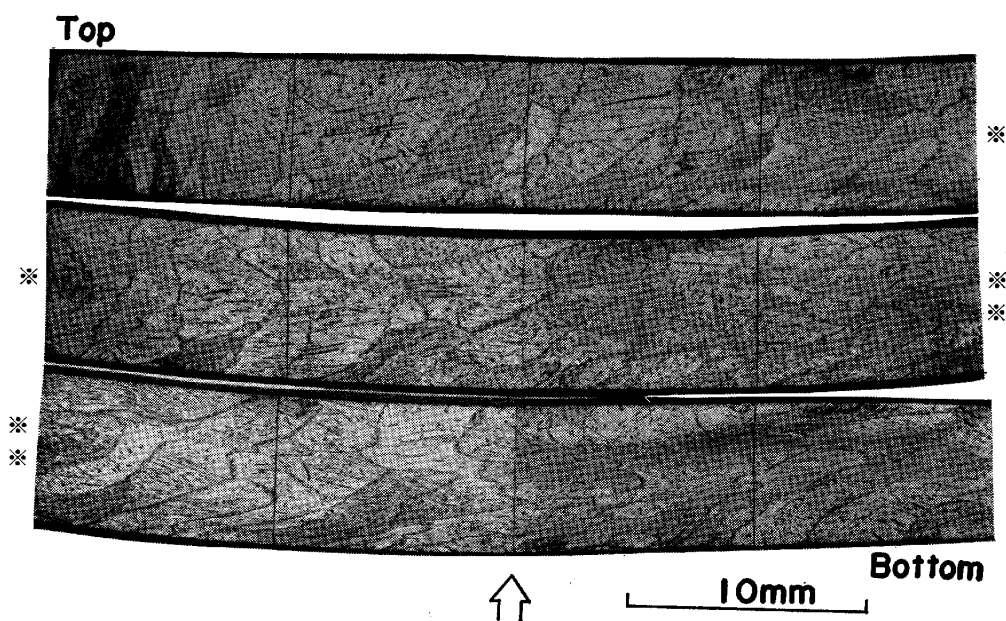


Photo. 1. Structural changes in single pass hot rolling. Heating temperature is 1173K.

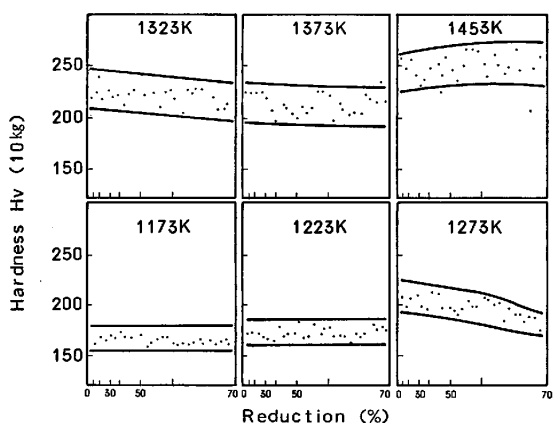


Fig. 3. Hardness changes with heating temperature and rolling reduction.

1453K へと高くなるにつれて増加する傾向を示している。また圧下率の影響は、加熱温度が 1223K 以下ではほとんど変わらず一定であるのに対して、1273K~1373K では圧下率の増加とともに低下する傾向を示している。さらに加熱温度が 1453K と高くなると圧下率の増加とともに増加する傾向を示している。

#### 4.2 熱延後の組織

熱延板全長の L 断面マクロ組織の一例を Photo. 1 に示す。熱延板の頭部（楔型試験片の先端で圧下率 0% : Photo. 1 内 Top 部）では、板厚を貫通するような大きな粒が観察される。これらは、素材が凝固するときに生成した柱状晶である。熱延板頭部から、圧下率が増すにつれ、この柱状晶の粒界は徐々に圧延方向に平行になるように変形してゆく。そして熱延板頭部から 100mm

(圧下率約 70% : Photo. 1 内内側部) 以上になると、押し出し加工のようなメタルフローを示してくる。したがって組織の観察および解析の対象は、これより高圧下側を除き頭部より 100mm 以内とした。

加熱温度および圧下率による熱延板 L 断面の光学顕微鏡組織変化の代表例を Photo. 2 に示す。組織は、加熱温度が 1173K, 1323K の場合のように、 $\alpha$  相マトリックスに第 2 相が存在する場合（例えば Photo. 2 (a) (d), Photo. 2 には示さなかつたが、1273K, 1373K で加熱された場合にも第 2 相は観察された）と、1453K の場合のように  $\alpha$  相マトリックス単相になる場合（例えば Photo. 2 (g)）の二つに大別される。

まず前者の第 2 相が存在する場合は、その第 2 相は  $\gamma$  相に帰因するものである。すなわち本研究で用いた 17Cr 鋼 CC 鋳片の組織は、凝固後高温の  $\alpha$  単相領域から  $\alpha + \gamma$  二相領域を通過して室温まで冷却されたものである。この時  $\alpha + \gamma$  二相領域で生成した  $\gamma$  相は、その後の冷却過程でマルテンサイト ( $\alpha'$ ) 相あるいは  $\alpha$  相 + 炭窒化物になると考えられるが、これは周囲の  $\alpha$  相マトリックスとは腐食の差によつて明瞭に識別することができる。これを再加熱すると  $\alpha'$  相は  $\alpha +$  炭化物に、また  $\alpha +$  炭化物は、ほぼこのままの形で、また  $Ac_1$  点以上では  $\gamma$  相が主としてこれらから再析出してくる。これが加熱温度が 1173K から 1373K の場合のみられる第 2 相である。そしてその形態は、いずれの温度領域においても、初期粒界に沿つて針状組織を示す場合 (Photo. 2 (a)) と、粒内で島状組織を示す場合

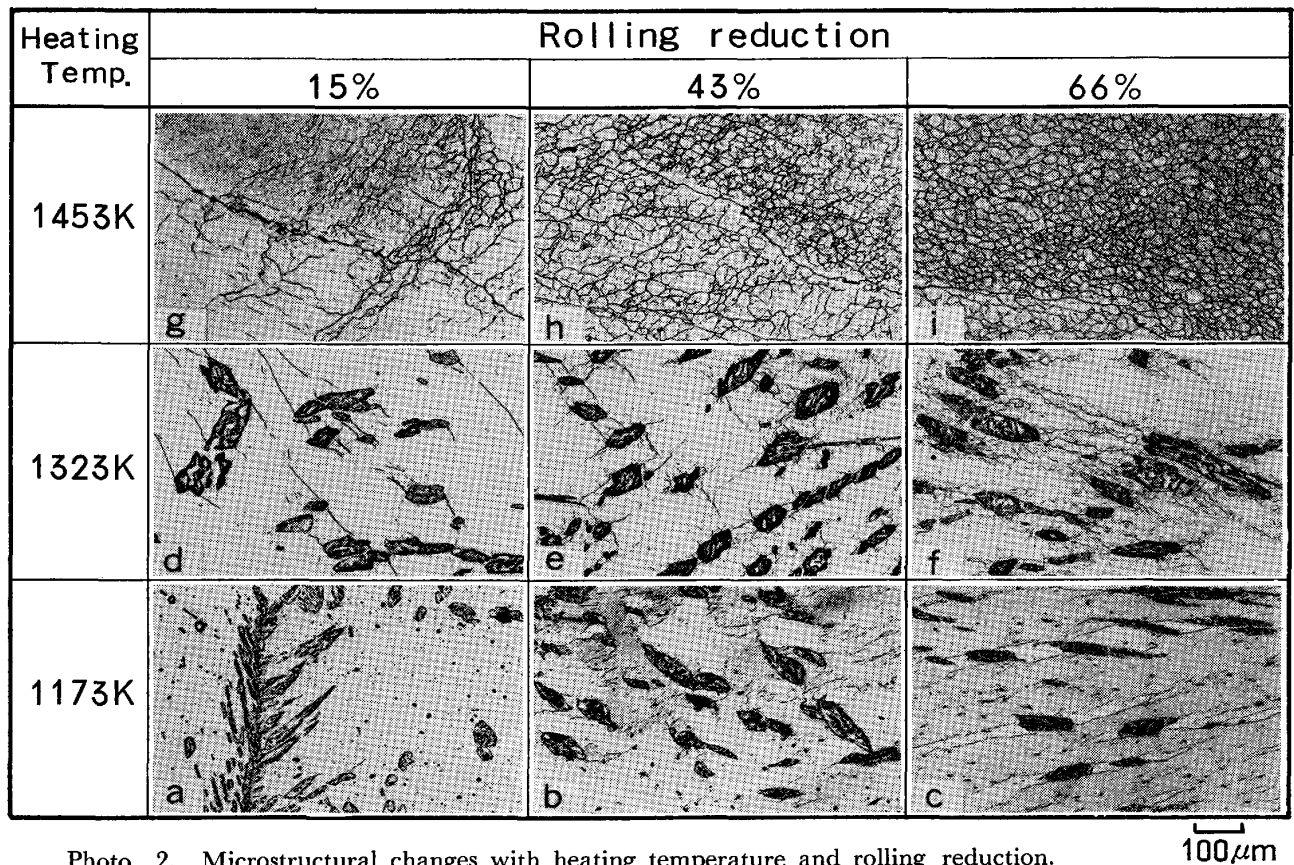


Photo. 2. Microstructural changes with heating temperature and rolling reduction.

(Photo. 2 (b)~(f)) の二通りがある。以後これら第2相をすべて  $\gamma$  相と呼ぶことにする。

一方後者の加熱温度が 1453K の場合の組織は、 $\gamma$  相が存在する温度より高温で加熱されるため、 $\gamma$  相が消滅して  $\alpha$  単相となつているものである。このことから、この鋼の  $\alpha+\gamma\rightarrow\alpha$  変態点は 1373K と 1453K との間に存在するものと推定される。

次に加熱温度別に圧下率による組織変化について説明する。

まず加熱温度が 1173K の場合 (Photo. 2 (a)~(c))、上述の  $\gamma$  相が存在している。圧下率が 15% と低い場合には加工組織はほとんど認められないが、圧下率が増すにつれ  $\gamma$  相を起点として変形帯が形成され、圧下率が 66% になると隣接する  $\gamma$  相を起点とする変形帯同志が合体してゆく。ここでみられる変形帯は、周囲との腐食の差がかなりあることから、変形帯内部の結晶方位は、周囲に対して相当変化しているものと考えられる。

加熱温度が 1323K の場合 (Photo. 2 (d)~(f)) も  $\gamma$  相が存在している。そして圧下率 15% でこの  $\gamma$  相を起点として変形帯が形成される。圧下率が 43% および 66% と高い場合にはそれらが互いに連結してくると

同時に、変形帯内部および周辺から結晶方位の異なる微細な等軸円状の再結晶粒の生成が認められる。その程度は圧下率が大きい程増加している。このような傾向は、加熱温度が 1273K、1373K の場合にも認められた。このように、1273~1373K の温度付近では圧下率が増すとともに再結晶化が進む。これは 4.1 の硬度変化の項で述べたように、圧下率の増加とともに硬度が低下する傾向と対応するようである。

加熱温度が 1453K の場合 (Photo. 2 (g)~(i)) には初期の  $\alpha$  粒内に微細な亜粒界を含む回復組織がみられる。

ここで組織の観察上注意すべきことは、亜粒と再結晶粒との識別である。それは次のようにして識別した。すなわち、亜粒界は化学的腐食によつてかなり明瞭にはみられるが、必ずしも閉じておらず、さらに形状は比較的直線状を呈している。ちょうど大きな  $\alpha$  粒を小刻みに分断したような組織であり、腐食のコントラストも同様である。このような組織の特徴から、亜粒と初期  $\alpha$  粒および再結晶粒とは明瞭に識別することができる。

圧下率が 15% と低い場合には、亜粒界は初期  $\alpha$  粒の粒界近傍より形成されはじめ、比較的直線状を呈している。したがって全体として亜粒界の密度は低い。圧下

率の増加とともに亜粒界の生成は初期  $\alpha$  粒の粒界から徐々に粒内へとすすみ、形状も細分化し全体としての密度も増大してくる。すなわち高圧下率では全面的に微細な亜粒を含んだ回復組織となってくる。これは 4 1 の硬度変化の項で述べた高温で圧下率が増すと硬度が増加することと対応しているようである。すなわち、亜粒界密度の増加と硬度の増加とが対応するようである。

このように、熱延時での組織変化を観察した結果では、加熱温度が高くなるにつれかつ圧下率が増加するにつれ、加工組織から再結晶組織となり、さらに高温になると亜粒界を含む回復組織へと変化する。Photo. 2 はその代表例を示したものであるが、この他の加熱温度での観察結果でも同様の傾向が認められている。そこで加

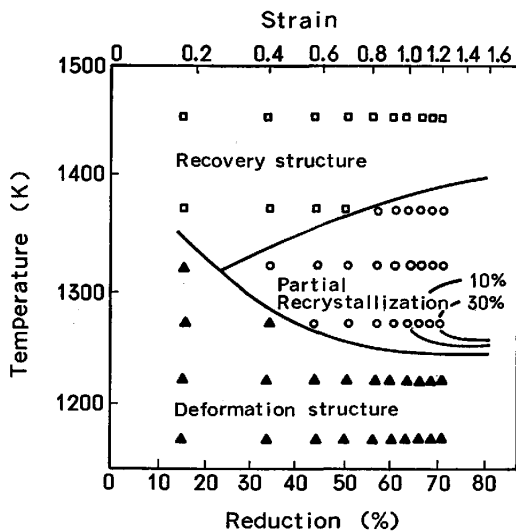


Fig. 4. Structural changes in single pass hot rolling. Volume fraction of recrystallized grains is shown (Unit : %)

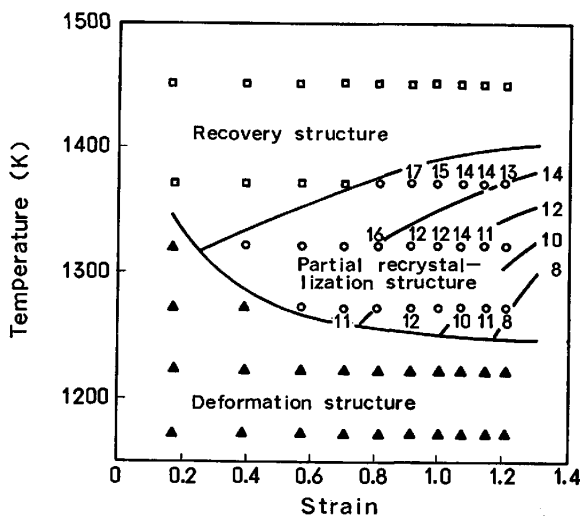


Fig. 5. Structural changes in single pass hot rolling with strain and temperature. Mean diameter of recrystallized grains is shown (Unit :  $\mu$ )

熱温度、圧下率および金属組織的特徴との関係を図示すると Fig. 4 のようになる。ここで注目すべきことは、1273K 付近に再結晶のノーズが存在することである。なお図中の再結晶領域では、再結晶粒の面積率も示した。

再結晶領域 (例えば Photo. 2(f) 参照) において、再結晶粒径を測定したものが Fig. 5 である。再結晶粒は加熱温度が低くかつ圧下率が大きくなるにつれ細粒化する傾向を示す。すなわち本研究でみられた再結晶粒径は温度および歪み量に依存するという特徴を示す。

### 5. 考 察

#### 5.1 Zener-Hollomon 因子Zによる組織分類

以上の実験結果で示されたように、熱延後の組織は加熱温度および圧下率によつて変化する。この熱延時の復旧過程をさらに詳細に説明するためには、温度補償した歪み速度 Zener-Hollomon 因子、 $Z (Z = \dot{\epsilon} \exp(Q/RT))$ 、 $Q$  : 活性化エネルギー、 $R$  : 定数、 $T$  : 温度) がよく用いられる。そこで本研究でえられた組織をこの  $Z$  と歪み量 ( $\epsilon$ ) とを用いて、整理してみると Fig. 6 のようになる。ここで  $Q$  については岡口らの求めた  $255 \text{ kJ/mol}^{27)}$  を用いた。この整理によると、 $\dot{\epsilon}$  を一定にして  $Z$  を小さく (すなわち  $\dot{\epsilon}$  を小さく  $T$  を高くする) すると、組織は加工→再結晶→回復組織へと移行してゆくことがわかる。 $\epsilon$  が大きくなるにつれ再結晶領域は高  $Z$  側へと拡大してくる。

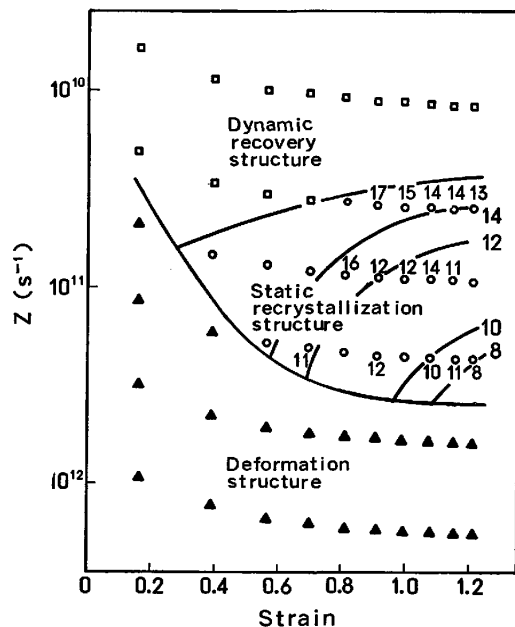


Fig. 6. Classification of microstructures with strain and Zener-Hollomon parameter  $Z$ . Mean diameter of recrystallized grains is shown (Unit :  $\mu$ ).

## 5.2 変形帯を含む加工(部分的回復)組織

加熱温度が低い場合(例えば 1173K)にみられるような変形帯を含む加工組織は、硬度も比較的強く、かつ歪み量が増してもほとんど加工硬化していないことから、部分的に回復した加工組織であると考えられる。さて、この加工組織で注目すべきことは  $\gamma$  相との関係である。加工組織の様相の考察はこの点を中心に行う。

$\gamma$  相を起点として生成した変形帯は、その内部と周囲との腐食差がかなりあることから、これらの間の結晶方位差もかなり大きいものと考えられる。これは、高温変形時に  $\alpha$  相内にある  $\gamma$  相があたかも変形しにくい第 2 相としての役割を演じて、その周囲の結晶方位を変化させたものと考えられる。そこで、このような  $\alpha$  相内に  $\gamma$  相が点在したときの  $\gamma$  相周囲の結晶回転について考察する。

ASHBY<sup>11)</sup> は、変形しにくい第 2 相粒子を含む材料が、均一な剪断変形を受けたときに、第 2 相粒子の周囲のマトリックスに、幾何学的に必要な転位が形成されることを理論的に導いている。これによると、転位による結晶格子の局部的回転 ( $\beta$ ) は次の式であらわされる。

$$\beta = \tan^{-1} R \quad \dots\dots\dots (1)$$

ここで  $R$  は圧延による剪断歪みである。この関係は HUMPHREYS<sup>12)</sup> によつても実験的に確認されている。また圧延中に導入される剪断歪み ( $R$ ) は単一すべりを仮定して次式で与えられる<sup>13)</sup>。

$$R = \frac{\sqrt{(t_0/t)^2 - \sin^2 \phi_0} - \cos \phi_0}{\cos \lambda_0} \quad \dots\dots\dots (2)$$

ここで  $t_0$ ,  $t$  は圧延前後の板厚、 $\phi_0$ ,  $\lambda_0$  は熱延板の法線方向に対してすべり面法線およびすべり方向がなす角度である。

本研究にこれら(1)(2)式を用いて、 $\gamma$  相周囲の局部的な結晶格子回転をもとめた。ここで  $\phi_0 = \lambda_0 = 45^\circ$  として、圧下率 66% ( $t/t_0 = 0.34$ ) とすると  $R$  はほぼ 3 となり、これより回転角  $\beta$  は  $72^\circ$  となる。すなわち圧下率 66% で  $\gamma$  相を起点として生成した変形帯は、周囲に対して約  $72^\circ$  の結晶格子回転を起こしていると推定される。

上記の格子回転の起こる領域の体積 ( $V$ ) と第 2 相粒子の体積 ( $V_p$ ) と剪断歪み ( $R$ ) との関係については、ASHBY<sup>11)</sup> の示している次の関係がある。

$$V = 1/2 V_p R \quad \dots\dots\dots (3)$$

これより  $\gamma$  相を起点として生成した変形帯の格子回転領域の体積は、圧下率 66% ( $R=3$ ) において、第 2 相粒子すなわち  $\gamma$  相体積の約 1.5 倍と推察される。この

値は Photo. 2 の 1173K で 66% 圧下された場合の変形帯の面積にほぼ対応している。このように  $\gamma$  相の点在は、これを起点としてマトリックス中に局部的に歪みを蓄積し局部的な結晶格子回転を起こさせると考えられる。

$\gamma$  相が  $\alpha$  相マトリックス内に適当に点在している時、 $\gamma$  相を起点として形成される変形帯は、圧下率が増すにつれて、しばしば隣接する変形帯と互いに連結し合体しているように見える。このように変形しにくい第 2 相に挟まれた領域で形成された変形帯の歪みおよび格子の回転量は、個々の  $\gamma$  相を起点として形成された変形帯のそれよりも大きいものと考えられる。

このように圧下率が増してくると、歪みの蓄積が行われるが同時に一部には回復も併行してすすむものと考えられる。

## 5.3 変形帯と再結晶組織

加熱温度が高くなり、かつ圧下率が大きくなるにつれて部分的に再結晶組織があらわれてくる。そしてさらに温度が高くなると回復組織となり、ここに再結晶のノーズがあらわれてくる。この再結晶ノーズのあらわれる温度領域で圧下率が増すと硬度は低下する傾向を示したが、その原因はこの再結晶化にあると考えられる。なお、再結晶ノーズのあらわれる温度領域の 1273~1373K の硬度は、さきに述べた 1173~1223K の場合よりも、全般的に高い。これは加熱温度が高くなるにつれ、 $\gamma$  相がふえるためと考えられる。

ここであらわれてくる再結晶組織は次のような特徴がある。すなわち(1)圧延素材(鋳片)の  $\alpha$  相初期粒径が約  $3000 \mu$  と非常に大きく、これより生成した再結晶組織であること、(2)再結晶粒の核生成点に変形帯の内部およびその周囲であること、(3)ある一定の温度、本研究では 1273K 付近を中心として再結晶ノーズが存在すること、(4)再結晶率は、歪み量および歪み速度の増加とともに増加すること、(5)再結晶粒径は、歪み量および歪み速度の増加とともに小さくなること、(6)再結晶領域は、 $Z$  値が  $3.8 \times 10^{10} \sim 2.4 \times 10^{11} \text{ s}^{-1}$  の範囲にあらわれる、などである。ここで注目すべきことは、再結晶粒径が歪み量と歪み速度に依存するという点である。

再結晶粒径 ( $d$ ) と歪み量 ( $\epsilon$ ) および歪み速度との関係を Fig. 7 に示す。ただし歪み速度は  $Z$  であらわしてある。これにより再結晶粒径 ( $d$ ) は  $\epsilon$  と  $Z$  により次式のようにあらわすことができる。

$$d = 1368 \epsilon^{-0.29} Z^{-0.19} \quad \dots\dots\dots (4)$$

このように、本研究で観察された再結晶組織は、動的

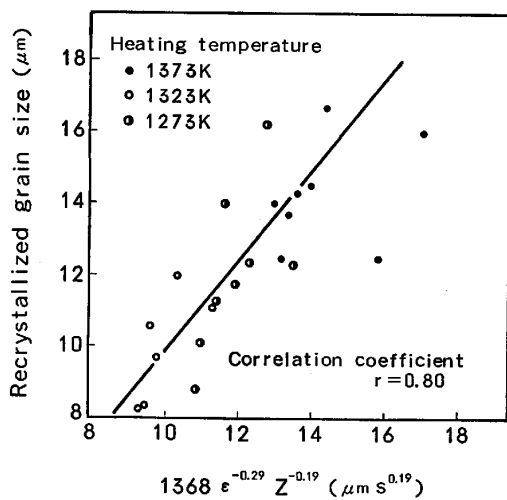


Fig. 7. Correlation between recrystallized grain size, strain and Zener-Hollomon parameter  $Z$ .

再結晶の場合に見られるように再結晶粒径が  $Z$  により一義的に定まるのではなく、歪み量 ( $\epsilon$ ) にも依存するという特徴を持つ。このことから、本研究の場合の再結晶は動的再結晶によるものではなく熱延直後の静的再結晶によるものと考えられる。同様のことは TOWLE と GLADMAN<sup>14)</sup> が SUS 304 型と 316 型ステンレス鋼においてみだしている。

このような観点に立つと、熱延開始前の素材の初期結晶粒内に存在する第 2 相としての  $\gamma$  相は、実質的には粒界面積を増し初期粒径 ( $d_0$ ) を減少させる役割を持ち、加工中の歪み蓄積に有利に働き、その後の静的再結晶を発達させるのに寄与していると考えられる。

以上の見解と岡口ら<sup>7)</sup> が同様の鋼で動的再結晶を観察している事実との差異は、素材の初期結晶粒径と歪み速度の差によるものと考えられる。つまり彼らの研究では  $d_0 = 260 \mu$ 、 $\dot{\epsilon} = 1.7 \times 10^{-3} \sim 1.7 \times 10^{-1} s^{-1}$  あり、 $Z = 10^9 \sim 10^{10} s^{-1}$  において動的再結晶があらわれるのに対して、本研究では  $d_0 = 3000 \mu$ 、 $\dot{\epsilon} = 0.75 s^{-1}$  であり、 $Z = 3.8 \times 10^{10} \sim 2.4 \times 10^{11} s^{-1}$  で再結晶があらわれる。もちろん本研究では初期粒内に  $\gamma$  相が点在し有効結晶粒界が増し細粒化効果はあるものの、全体としては粒径は大きい。一般に動的再結晶は  $d_0$ 、 $\dot{\epsilon}$  が小さいほど起こりやすく、本研究のように  $d_0$ 、 $\dot{\epsilon}$  がともに大きい実験条件下では非常に起こりにくいと考えられ、岡口らの結果と本研究結果とは矛盾しない。

#### 5.4 微細な亜粒界を含む回復組織

高温たとえば 1453K で熱延した場合は微細な亜粒界が発達した組織となる。

$\alpha$  鉄が動的な復旧過程を経た場合、このような亜粒界を多く含む回復組織が得られる例は多く報告されている

9)15)~17)。この場合動的復旧過程として、動的回復と動的再結晶のどちらが起こっているかを金属組織上から識別することはむずかしいとされている<sup>18)</sup>。しかしながら、本研究の場合は次のような理由から動的な回復組織と考えられる。(1)形成される亜粒界は、個々の初期粒内で腐食の濃淡がほとんどなく、粒界は必ずしも閉じていない。したがって粒界相互の結晶方位の差はほとんどないと考えられる。(2)比較的低圧下率から亜粒界組織がみられ、亜粒界組織が生成する臨界歪みというものは存在しない。(3)圧下率の増加とともに亜粒の粒径は小さくなる。(4)圧下率の増加とともに初期粒は伸展するが、内部の亜粒界は比較的真すぐな網目状を呈し、それらの配列も個々の初期粒内ではほぼそろっている。(5)初期粒界は変形がすすんでもその界面が比較的スムーズであり、粒界の移動が起こった形跡がない一などである。

この温度領域で熱延されたものは、硬度が比較的高くかつ圧下率の増加とともに上昇する傾向を示す。これは高温になるほど AlN, Cr 炭窒化物が分解して、C, N が固溶すると同時に、圧下率の増加とともに亜粒界密度が増加するためと考えられる。

#### 5.5 再結晶ノーズ

このように、17Cr 鋼の熱延時における再結晶挙動は、加熱温度および圧下率の影響を受け、静的な再結晶のノーズが存在する。すなわち、本研究のように、熱延後水冷し、この間 2~3 s かかった実験条件下では、加熱温度が 1173~1453K の間での加工において、低温の加工組織から高温の動的回復組織へと変化する。そしてその途中 1273K 付近において、熱延後水冷するまでの 2~3 s の間において、静的再結晶がおり、これが再結晶ノーズとしてみられるのである。これらの過程を模式的に示すと Fig. 8 のようになる。

さて、本研究は、最初に述べたように、リジグ発生原因であるコロニー組織の熱延による破壊に関連するものである。以上の考察から明らかなように、コロニー組織は 1273K 付近を中心とする部分的再結晶領域において最も破壊されやすいことがわかる。

## 6. ま と め

17Cr フェライト系ステンレス鋼の熱間圧延時の復旧過程を金属組織的に調べた。実験は鋳片より切り出した楔型圧延試験片を用いて 1173~1453K の範囲に加熱し、1パス圧延を行い、直ちに水冷した。この間 2~3 s を要した。そして硬度と組織の変化を調べた。その結果をまとめると次のようになる。



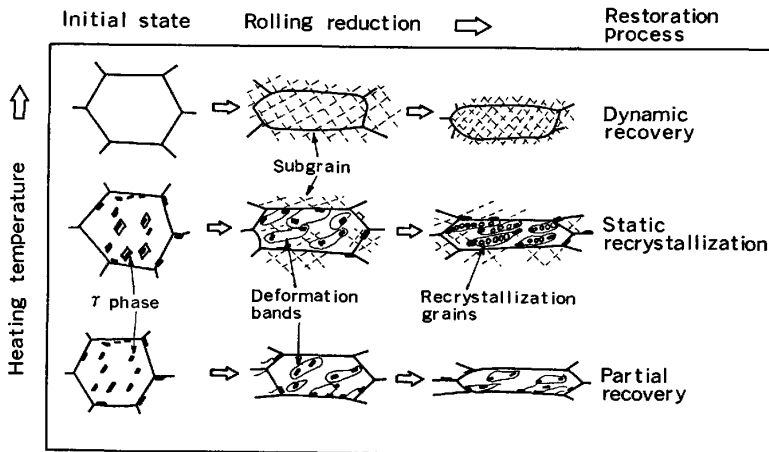


Fig. 8. Schematic representation of microstructural changes during hot rolling in 17Cr ferritic stainless steel.

(1) 硬度は加熱温度が高くなるにつれ高くなる傾向を示す。また圧下率の影響は 1173K 付近の低温加熱材ではほとんど変わらないが、1273K 付近で加熱された場合は、圧下率とともに低下する傾向を示し、さらに 1453K の高温で加熱された場合は、圧下率とともに高くなる傾向を示す。

(2) 1173K 付近の低温域で圧延された場合には、初期  $\alpha$  粒内に点在する  $\gamma$  相を起点として変形帯が形成された加工組織を示す。

(3) これにより高温の 1273K 付近で圧延された場合には、圧下率の増加とともに、加工組織からしだいに再結晶組織があらわれてくる。そしてこれよりも高温になると亜粒界を含む回復組織となる。このように 1273K 付近を中心に再結晶ノーズが存在する。

(4) ここで観察された再結晶組織は熱延直後の静的再結晶によるものであり、また回復組織は動的回復によるものであると考えられる。

本研究遂行にあたり、研究データの解析に御助言御指導をいただきました京都大学、田村今男教授に厚く御礼申し上げます。また研究遂行に際して種々御指導いただきました新日本製鉄(株)中央研究本部光技術研究部木村勲博士および本社ステンレス技術部澤谷精博士に深く感謝の意を表します。

## 文 献

- 1) 武智 弘, 加藤 弘, 角南達也, 中山 正: 日本金属学会誌, 31 (1967), p. 717, Trans. JIM., 8 (1967), p. 233
- 2) H. CHAO: Trans. ASM, 60 (1967), p. 37, Metall. Trans., 4 (1973), p. 1183
- 3) R.N. WRIGHT: Metall. Trans., 3 (1972), p. 83
- 4) 川原浩司: 日本金属学会誌, 38(1974), p. 440
- 5) 酒井 拓: 鉄鋼の高温変形挙動(高温変形部会編)(1978), p. 19 [日本鉄鋼協会]
- 6) 牧 正志, 赤阪耕一, 奥野耕次, 田村今男: 鉄と鋼, 66 (1980), p. 1659
- 7) 岡口秀治, 牧 正志, 田村今男: 日本金属学会春季大会一般講演概要集 (1982, 4), p. 65
- 8) 斎藤好弘, 七枝広安, 片上哲次, 左海哲夫, 加藤健三: 鉄と鋼, 68 (1982), S539
- 9) R. LOMBRY, G. ROSSARD, and B. THOMAS: Rev. Metallurgie-CIT (1981), p. 976
- 10) 牧 正志, 田村今男: 材料, 30 (1981), p. 211
- 11) M.F. ASHBY: Strengthening Methods in Crystals, ed. by A. KELLEY and R.B. NICHOLSON, [Elsevier pub., Amsterdam] (1971), p. 137
- 12) F.J. HUMPHREYS: Acta. Metall., 27 (1979), p. 1801
- 13) C.N. REID: Deformation Geometry for Materials Scientists (1973), p. 129 [Pergamon Press]
- 14) D. J. TOWLE, T. GLADMAN: Met. Sci., 3-4 (1979), p. 246
- 15) G. GLOVER and C.M. SELLARS: Metall. Trans., 4 (1973), p. 765
- 16) 作井誠太, 酒井 拓, 沢田裕治: 日本金属学会誌 40 (1979), p. 1284
- 17) 大北智良, 大内千秋: 鉄と鋼, 63 (1977), S178
- 18) 古林英一: 鉄鋼の高温変形挙動(高温変形部会編)(1978), p. 37 [日本鉄鋼協会]