

© 1984 ISIJ

# Al および Al-Ti 添加 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

論文

石井 満男\*・吉村 博文\*<sup>2</sup>・若松 道生\*・沢谷 精\*<sup>3</sup>

## Recrystallization Behaviour of Al and Al-Ti Containing 17Cr Ferritic Stainless Steel during Hot Rolling

Mitsuo ISHII, Hirofumi YOSHIMURA, Michio WAKAMATSU, and Tadashi SAWATANI

### Synopsis:

To investigate the recrystallization behaviour of Al and Al-Ti containing 17Cr ferritic stainless steel during hot rolling, the precipitation behaviour of AlN and Ti(C, N) in heated cast slab was examined, and then wedge shaped specimens taken from the slab were hot rolled at 1 173K to 1 453K in single pass manner and hardness test and optical microscopic observation were conducted. The results are as follows.

When heating the slab of Al containing steel, AlN precipitates most easily at about 1 273K; this gives the nose in precipitation behaviour.

With Al-Ti containing steel, almost all of Ti precipitated as Ti (C, N) in the as-solidified state, and this prevented precipitation of AlN.

The Al containing steel hot rolled at relatively lower heating temperature near 1 173K exhibited deformation structure with deformation bands. The deformation band initiated at ferrite grain boundaries and dispersed AlN precipitates. The deformation structure changed into partial recrystallization structure with raising heating temperature to 1 273K and increasing rolling reduction. In relatively higher heating temperature, recovery structure which contained many fine sub-boundaries was attained. Therefore the nose in recrystallization behaviour existed at near 1 273K. It is considered that recrystallization structure is statically formed after hot rolling and recovery structure is dynamically formed in hot rolling.

Nearly the same results were obtained in Al-Ti containing steel. A peculiarity was found of the Al-Ti containing steel in structural changes during hot rolling, that is relatively coarse recrystallized grains existed in the recovered structure. This is considered attributable to dynamical recrystallization.

### 1. 緒 言

フェライト ( $\alpha$ ) 系ステンレス鋼薄板のリジング現象は、鋼板内に存在する一定の結晶方位を有する集団 (コロニー) が、加工中に塑性異方性を示すためにおこると解釈されている<sup>1)~4)</sup>。このコロニーは、鋳片の柱状晶組織に起因する場合が多いと考えられている。したがって、リジングを軽減させるための研究の一つとしては、実用の鋳片の熱間圧延 (熱延) 時の再結晶挙動を把握し、コロニーをいかに軽減させるかを調べる必要がある。

鋼の熱間加工時の再結晶挙動についての従来の研究の主なるものは、前報<sup>5)</sup>で述べているので、ここでは詳細は省略するが、概略的に次のようなものがある。

まず純鉄、炭素鋼のオーステナイト ( $\gamma$ ) 相領域および  $\gamma$  鋼については、熱間加工時において動的再結晶がおこるとされている<sup>6)7)</sup>。一方  $\alpha$  相領域での熱間加工時には動的回復がおこると考えられている<sup>6)</sup>。最近  $\alpha$  系ステン

レス鋼においても動的再結晶が認められるという報告がある。なかでも岡口らの研究<sup>8)</sup>では、0.028% C-17Cr 鋼を用いて高温引張試験を行い、動的再結晶粒径や極大応力が Zener-Hollomon 因子で一義的に整理できるとしており、 $\alpha$  鋼においても動的再結晶が起こりうるという点でたいへん興味深い。しかしながら、17Cr- $\alpha$  系ステンレス鋼 (以下 17Cr 鋼と記す) 薄板のリジングの生因および軽減法を見つけだすためには、鋳片を用いて、実用熱延条件での再結晶挙動を調べる必要がある。このような観点から、著者らは、前報<sup>5)</sup>において、高温でかなりの量の  $\gamma$  相が存在する 17Cr 鋼連続鋳造 (CC) 鋳片を用いて、1パス圧延法による熱延時の再結晶挙動を調べた。その結果、1 273 K 付近で、圧下率の増加とともに静的再結晶化分率が増す。いわゆる再結晶ノーズが存在することを見いだした。今回は、前報と同様の実験方法により、17Cr 鋼にさらに Al を増量および Al-Ti を複合で添加し、高温域での  $\gamma$  相の生成量を少なくし、

昭和 57 年 10 月本会講演大会にて発表 昭和 58 年 7 月 4 日受付 (Received July 4, 1983)

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

\*<sup>2</sup> 新日本製鉄(株)光技術研究部 工博 (Hikari Technical Research Laboratories, Nippon Steel Corp., 3434 Shimata Hikari 743)

\*<sup>3</sup> 新日本製鉄(株)光技術研究部 理博 (Hikari Technical Research Laboratories, Nippon Steel Corp.)

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

	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Al	Ti	N
B1	0.055	0.32	0.12	0.026	0.004	0.11	16.36	0.102	tr	0.0088
B2	0.049	0.57	0.14	0.036	0.007	0.11	16.77	0.130	tr	0.0117
C	0.041	0.30	0.22	0.025	0.007	0.16	16.45	0.082	0.061	0.0142

また AlN などの析出物が分散した状態での熱延時の再結晶挙動を調べた。

## 2. 実験方法

供試材の化学成分を Table 1 に示す。17Cr 鋼に Al を添加した供試材 (B1, B2) は CC 鋳片であり, Al-Ti を複合添加した供試材 (C) は真空溶解し鋳造した鋳片 (45 kg) である。これらの供試材について次の実験を行った。

(1) 鋳片の加熱による AlN および Ti(CN) の析出状態を調べた。これには供試材 B1 および C を用いた。加熱用試験片として、鋳片厚さの 1/4 厚の位置より 20 mm × 20 mm × 20 mm の鋼片を切り出した。これらを 873~1573 K で 0~20 ks 加熱し水冷した。各処理材について AlN および Ti(CN) の析出量を分析した。

(2) 前報<sup>5)</sup>と同様に 1 パス熱延による再結晶挙動を調べた。供試材 B2 および C の鋳片より楔型試験片を鋳造方向に平行に切り出した。鋳造組織は完全な柱状晶 (平均直径 3000 μm) からなり、楔型試験片の底面がこれらの柱状晶に直交するように切り出した。これらの試験片を 1173 K, 1223 K, 1273 K, 1323 K, 1373 K, 1453 K で各々 7.2 ks 加熱後 1 パス圧延を行い、直ちに水冷した。熱延後水冷までの間に 2~3 s を要した。このようにして 1 つの試験片で 1 パスの熱延により圧下率が 0~70% の範囲に連続的に変化した熱延板が得られた。この実験での熱延後の試験片の形状変化、歪み量 ( $\epsilon$ ) および歪み速度 ( $\dot{\epsilon}$ ) 変化などの熱延状況については前報<sup>5)</sup>と全く同じであり、圧下率 0~70%,  $\epsilon$  0~1.24,  $\dot{\epsilon}$  0~7.53 s<sup>-1</sup> であった。

これらの 1 パス熱延試験片について、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 (荷重 10 kg), 光学顕微鏡組織観察および一部について X 線マイクロアナライザ (EPMA) による局部濃度線分析を行った。

## 3. 実験結果

### 3.1 加熱による AlN, Ti(CN) の析出挙動

Al を添加した供試材 B1 について、加熱温度および

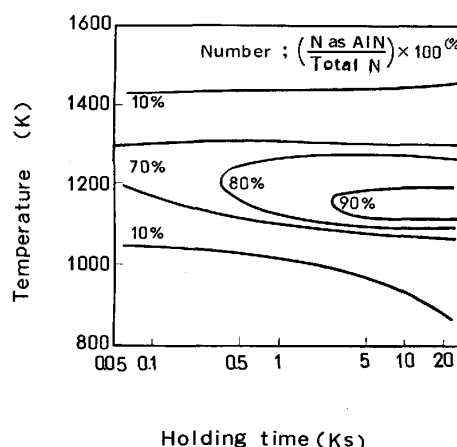


Fig. 1. Time-Temperature-Precipitation diagram of AlN. (Steel B1)

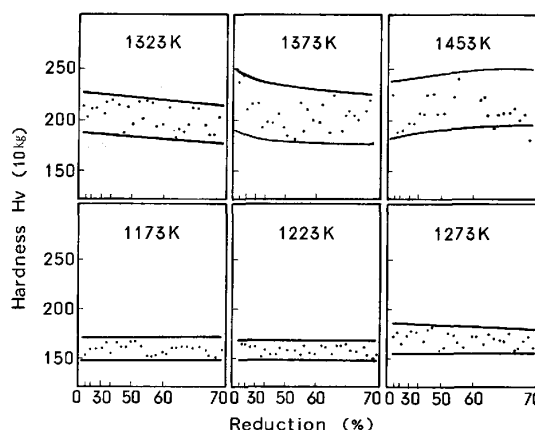


Fig. 2. Hardness changes with heating temperature and rolling reduction. (Steel B2)

保持時間による AlN の析出挙動を調べた。その結果を Fig. 1 に示す。ここでの析出の程度は  $(N \text{ as AlN} / \text{Total N}) \times 100\%$  であらわした。これより加熱温度が 1173~1273 K において析出のノーズが存在することがわかる。

Al-Ti を複合添加した供試材 C については、凝固ままの鋳片で、ほとんど Ti(CN) となっており、AlN は認められなかった。

### 3.2 熱延後の硬度

Al を添加した供試材 B2 について、熱延板 L 断面の硬度の圧下率による変化を Fig. 2 に示す。

硬度は 1173K, 1223K, 1273K, 1323K, 1373K, 1453K に加熱されたものの順に高くなっている。そして 1223K 以下で加熱されたものは圧下率によらずほぼ一定の硬度を示しているが、1273~1373K で加熱されたものは圧下率の増加とともに硬度は減少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硬度はやや増加する傾向を示してい

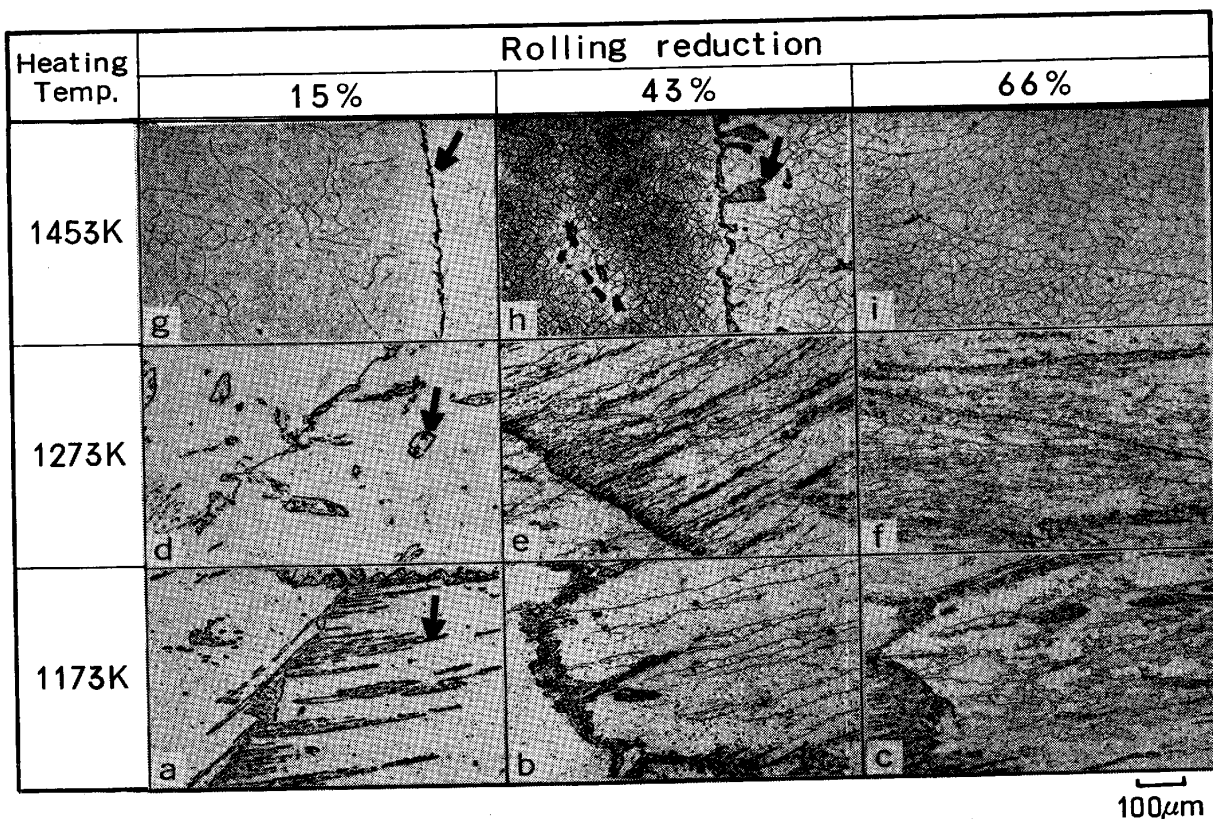


Photo. 1. Structural changes with heating temperature and rolling reduction. (Steel B2)

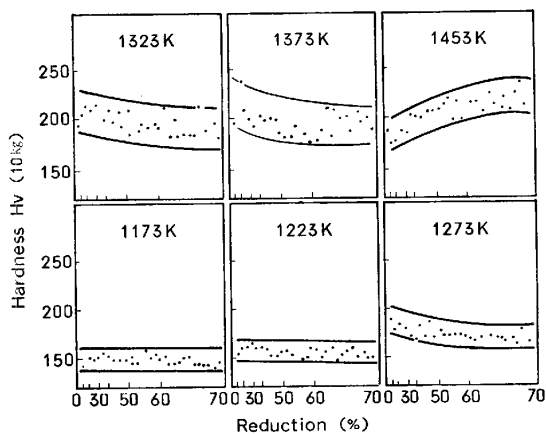


Fig. 3. Hardness changes with heating temperature and rolling reduction. (Steel C)

る。

Al-Ti を複合添加した供試材 C についての硬度変化を Fig. 3 に示すが、この場合もほぼ同様の傾向を示している。

### 3.3 熱延後の組織

Al を添加した供試材 B2 について、熱延の加熱温度と圧下率ともなる組織変化の代表例を Photo. 1 に示す。

組織は、加熱温度が 1173K、1273K の場合のよう

に、 $\alpha$  相マトリックス内に島状の第 2 相が存在する場合 (例えば Photo. 1 (a)(d) の  $\downarrow$  印) と、1453K の場合のように  $\alpha$  相マトリックス内で、比較的輪郭がはつきりとし、かつ濃淡の明確な第 2 相が存在する場合 (例えば Photo. 1 (g)(h) の  $\downarrow$  印) の二とおりがある。

前者でみられる島状に点在する第 2 相の粒内、粒界についての成分変化を EPMA によつて調べたのが Fig. 4 である。この結果によると、粒界で Cr および C 濃度が高く、Cr 炭化物 (窒化物にもなつていていると考えられる) が析出し、また  $\alpha$  粒内ではマトリックスと同じ成分濃度になつている。

前者後者いずれの第 2 相も  $\gamma$  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。これを再加熱すると  $\alpha'$  相は  $\alpha$  相+炭窒化物に、また  $\alpha$  相+炭窒化物は、ほぼこのままの形で残る。これが前者の加熱温度が 1173K および 1273K の場合に見られる第 2 相である。さらに再加熱温度が上昇し  $A_{c1}$  点以上になると、 $\gamma$  相が析出する。これが後者の加熱温度が

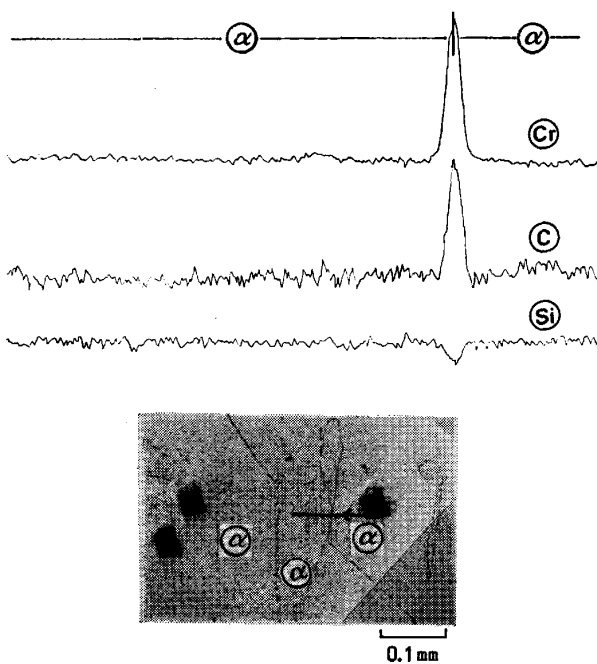


Fig. 4. EPMA analysis at boundary of decomposed 2nd phase. (Steel B2) Heating condition of slab : 1273K for 7.2 ks.

1453K でみられる第2相である。

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。

加熱温度が 1173 K の場合、低圧下率 (例えば 15%) では、変形帯はあまりはつきりとは認められないが、圧下率が 43% になると変形帯を含む加工組織が観察される。この変形帯は初期  $\alpha$  粒界および第2相を起点として形成されている。さらに圧下率が 66% と増加すると、変形帯内部およびその周辺から比較的丸味をおびた微細な再結晶粒がわずかに観察される。このように、圧下率の増加とともに、加工組織と、高圧下率でわずかの再結晶組織があらわれる。

加熱温度が 1273 K の場合、前述の 1173 K のときとほぼ同じ組織変化の過程をたどるが、ただ 43% の圧下率でも、粒界より比較的均一にあらわれた変形帯に沿って部分的に微細な再結晶粒が形成されている。しかもその程度は 1173 K の場合よりも大きい。圧下率が増してくると (例えば 66%), 再結晶分率も増す。すなわち 1273 K 付近の温度領域では低圧下率で再結晶があらわれることがわかる。

ここでは示していないが、加熱温度が 1273 K 以上、例えば 1373 K の場合での組織観察結果では、 $\alpha$  相マトリックスに第2相 (これは  $\gamma$  相で、常温では  $\alpha'$  相として観察される) が認められる。これを熱延すると、1273 K の場合と同様に、圧下率の増加とともに再結晶

組織があらわれる。ただしこのときの様相は、前報<sup>9)</sup>で示した  $\gamma$  相を含む場合の再結晶生成の場合とはほぼ同じ挙動を示している。すなわち、 $\gamma$  相を起点として再結晶化が起こる。

加熱温度が 1453 K では、第2相 ( $\gamma$  相) が  $\alpha$  相の初期結晶粒界および粒内に存在している。これを熱延すると、 $\alpha$  粒内に亜粒界を含む回復組織が認められる。組織は網目状を呈しており、かつ腐食によつても各々の亜粒の腐食の程度もほぼ同じであり、輪郭も淡くかつ必ずしも閉じていない。圧下率が増加すると、亜粒界は多角形へと変化し、その密度も増加してくる。

以上のように、加熱温度および圧下率による復旧過程の観察結果から、注目すべきことは、1273 K 付近に再結晶がもつともよく起こる温度領域があり、これ以上の温度では亜粒界を含む回復組織となり高圧下ほど亜粒密度は増加することである。これらの組織変化と硬度変化との関係については、まず圧下率の増加とともに再結晶率がふえてゆく温度領域 (1273 K 付近) では、硬度も低下する傾向を示すこと、またこれよりも高温の回復域では高圧下ほど亜粒界密度は増加し、硬度は全般的に増加する傾向を示していることである。

同様の組織観察を Al-Ti を複合添加したものについても行った。その結果を Photo. 2 に示す。加熱温度が 1373 K までの領域では、前述の Al 添加材の場合とほぼ同様の傾向を示している。ただ特異点として 1453 K の高温加熱の場合において、初期  $\alpha$  粒界の三重点に比較的粗大な結晶粒がみられることである。しかも圧下率の増加とともにその数も増加する傾向を示している。Photo. 2 でみられるようなかなり大きな結晶粒をさらに拡大してみたのが Photo. 3 である。この組織からすると、左下の結晶粒 (A 印) から右上の亜粒界を含んだ結晶粒 (B 印) へと粒界が湾曲して移動している様相が認められる。すなわち粒界のバルジ機構によつて再結晶化がすすんでいるのが認められる。これは岡口ら<sup>8)</sup>が認めているバルジ機構による動的再結晶化の現象と同じものであると考えられる。

以上のように、Al および Al-Ti 添加の二種類の 17 Cr 鋼について、加熱温度と圧下率による組織変化を調べたが、これらの組織観察の結果をもとにして特に再結晶化の割合を定量的に調べたのが Fig. 5, 6 である。これによると、加熱温度が上昇するにつれ、かつ圧下率が増すにつれ、組織は変形帯を含んだ加工組織から再結晶組織へと移行し、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。そして再結晶化に対しては 1273 K 付近でノーズを示す。ただ Al-Ti 添加材では同様の

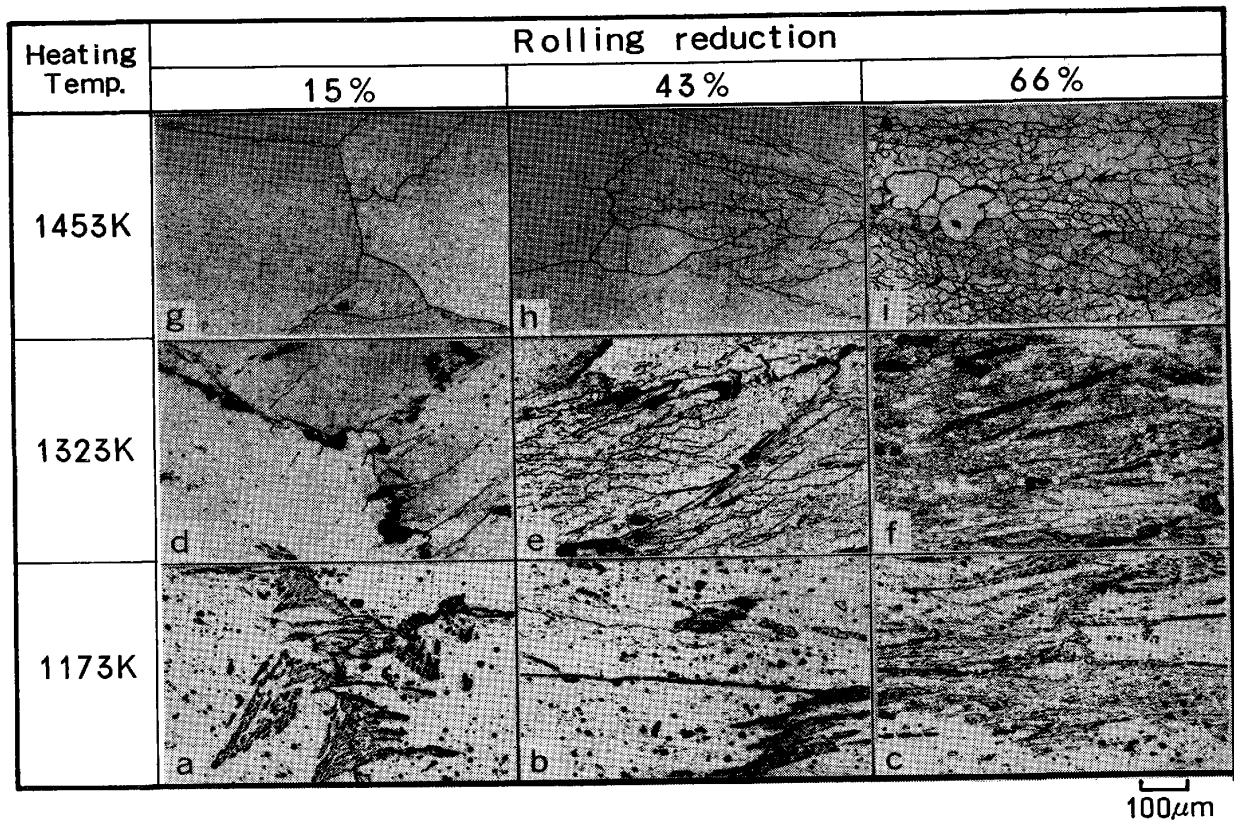


Photo. 2. Structural changes with heating temperature and rolling reduction. (Steel C)

現象の他に高温域で回復組織内に一部粗大な再結晶粒が認められる。

同様の表示法で再結晶ノーズ領域内の再結晶粒径を測定したのが Fig. 7, 8 である。いずれにおいても粒径は加熱温度が低いほどかつ圧下率が大きいほど細くなる傾向を示している。

#### 4. 考 察

##### 4.1 鋳片加熱による析出挙動

Fe-Cr 合金は、状態図において  $\gamma$  ループが存在することはよく知られている。本研究で用いた 17Cr 鋼も高温で  $\gamma$  相が存在するが、Al 量がかかなり高いために  $\gamma$  ループは小さく、したがって  $\gamma$  相の量も少ない。この凝固時に生成した  $\gamma$  相が冷却時において  $\gamma \rightarrow \alpha'$  変態を起こし、常温では  $\alpha'$  相として残る。これを、加熱してゆくと、 $\alpha'$  相は完全に分解して  $\alpha$  相と炭化物になり、マトリックスに炭化物のフリンジを残して  $\alpha$  相一相となる。このような状態になりうるのが 1273 K 付近である (Photo. 1 参照)。ここでもう一つ注目すべきことは、この 1273 K 付近の  $\alpha$  相一相域では AlN の析出がもつともおこりやすい領域であることである。そしてこの温度領域で熱延すると再結晶化がもつともおこりや

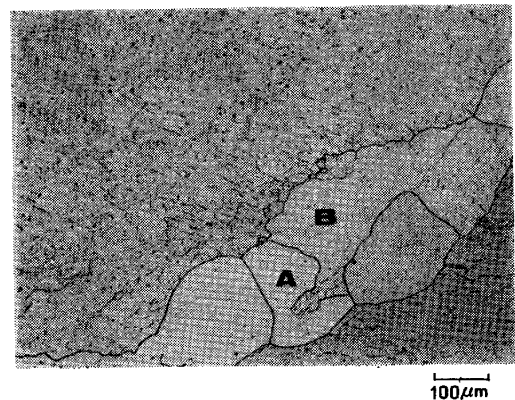


Photo. 3. Recrystallization process of hot rolled Al-Ti containing 17Cr stainless steel.  
Hot rolling condition: Heating temperature 1453K  
Rolling reduction 43%

すく、いわゆる再結晶ノーズが存在することである。前報<sup>5)</sup>において、 $\alpha$  相内に第 2 相としての  $\gamma$  相が、かなりの量存在している場合に、この再結晶ノーズが認められ、この時は、 $\gamma$  相が再結晶化促進の役割を演じていることを報告したが、本研究の場合のように、 $\gamma$  相が少なく  $\alpha$  単一相に近づき、しかも AlN が微細に分散析出している場合には、さらに再結晶化がすすみやすいことを示している。

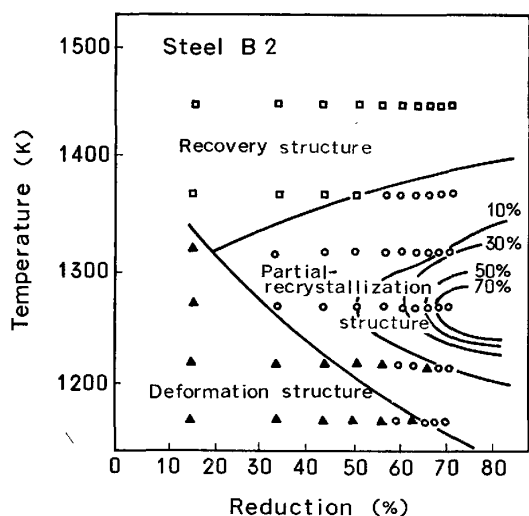


Fig. 5. Structural changes in single pass hot rolling. Volume fraction of recrystallized grains is shown. (Unit: %)

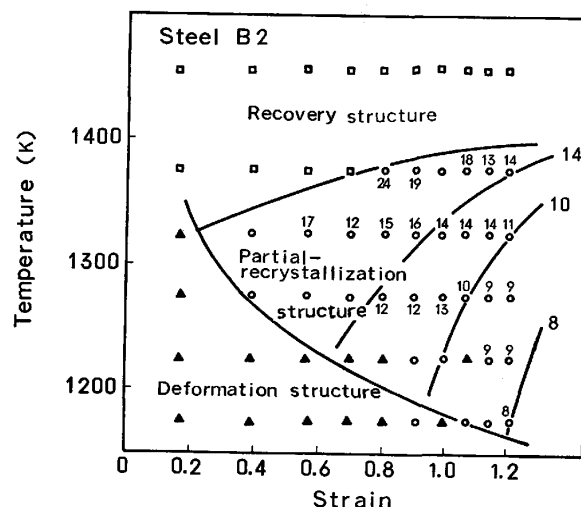


Fig. 7. Structural changes in single pass hot rolling with strain and temperature. Mean diameter of recrystallized grains is shown. (Unit:  $\mu\text{m}$ )

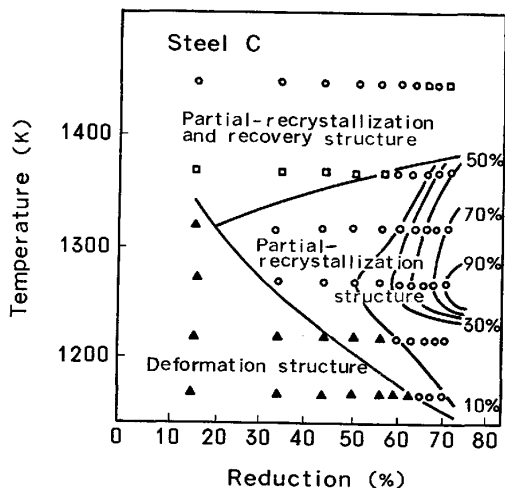


Fig. 6. Structural changes in single pass hot rolling. Volume fraction of recrystallized grains is shown. (Unit: %)

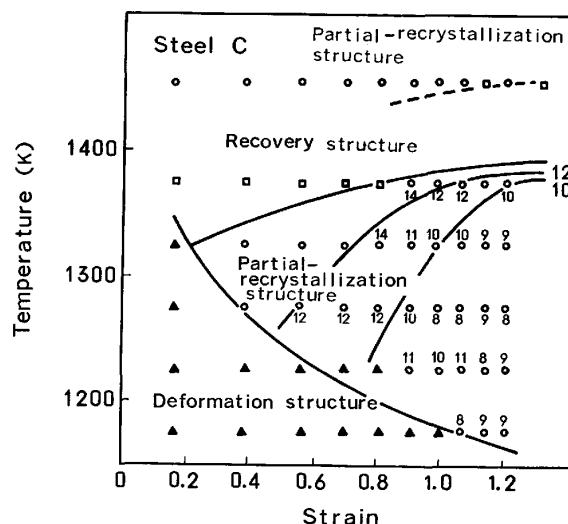


Fig. 8. Structural changes in single pass hot rolling with strain and temperature. Mean diameter of recrystallized grains is shown. (Unit:  $\mu\text{m}$ )

Al-Ti 複合添加材でも組織的には  $\alpha'$  相の少ない組織であり、かつ析出物も、凝固時においてすでに安定した Ti(CN) となつて存在しているが、これが再結晶ノーズの形成に重要な役割を演じているものと考えられる。

本研究で用いた供試材は鋳片であり柱状晶が存在しているが、この柱状晶の変形様相については前報<sup>5)</sup>で述べているので省略する。ただ柱状晶は、初期粒径が大きい場合と同じに考えている。

#### 4.2 Zener-Hollomon 因子による組織分類

前報<sup>5)</sup>と同様に、熱延直後の組織変化すなわち歪みの復旧過程を歪み量  $\epsilon$  と Zener-Hollomon 因子  $Z (= \dot{\epsilon} \exp(Q/PT))$ ,  $\dot{\epsilon}$ : 歪み速度,  $Q$ : 活性化エネルギー,  $R$ : 定数,  $T$ : 温度) を用いて分類した。その結果を Fig. 9, 10 に示す。ここでも  $Q$  については岡口らの求めた

255 kcal/mol<sup>9)</sup> を用いた。この分類によると、歪量を一定にして  $Z$  値を小さく(すなわち  $\dot{\epsilon}$  を小さく,  $T$  を高く) するにつれ、組織は加工→再結晶→回復と移行してゆることがわかる。また歪み量が大きくなるにつれ再結晶領域は拡大してくる。Al-Ti 添加材での特異点は、 $Z$  の小さいところ、すなわち高温側で粗大な再結晶粒が生成していることである。これは  $Z = 10^{10} (\text{s}^{-1})$  付近にあることから、 $Z = 10^{11} (\text{s}^{-1})$  付近にあるものとは異質のものであることを示している。

#### 4.3 変形帯を含む加工(部分的回復)組織

Photo. 1, 2 における低温領域 ( $\alpha$  単相域) での加工組織は、硬度が比較的低い (Fig. 3, 4 参照) ということから、部分的に回復した加工組織であると考えられ

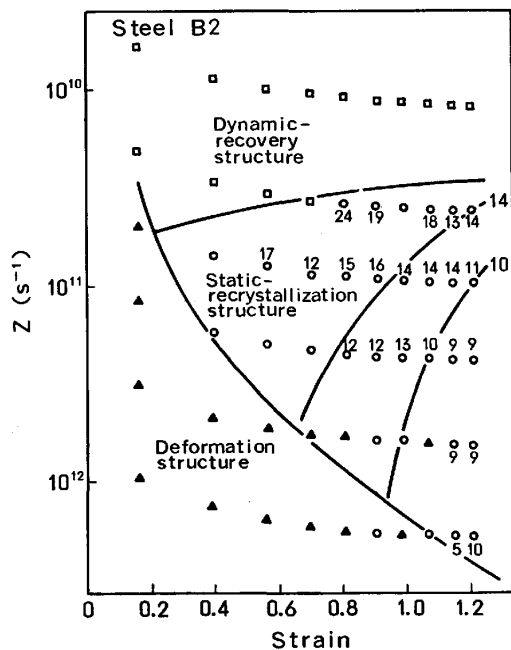


Fig. 9. Classification of microstructures with strain and Zener-Hollomon parameter  $Z$ . Mean diameter of recrystallized grains is shown. (Unit:  $\mu\text{m}$ ).

る。前報<sup>9)</sup>では、 $\alpha$  相内に第2相としての  $\gamma$  相が存在し、これが変成帯の起点としての役割を演じていたが、本研究のような Al もしくは Al-Ti 複合添加のものでは、変形帯の起点は結晶粒界もしくはマトリックス全体に析出した微細な AlN もしくは Ti(CN) であると考えられる。

#### 4.4 変形帯と部分的再結晶組織

加熱温度が高くなり、かつ圧下率が高くなるにつれ、部分的再結晶領域があらわれここに再結晶ノーズが形成される。この温度領域で、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。なおこの温度領域に加熱されたものの硬度は、1173 K 加熱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、 $\gamma$  相が生成しはじめることと、AlN や Cr 炭窒化物が分解して、C, Nが固溶し硬化するためと考えられる<sup>9)</sup>。

ここであらわれる再結晶組織は、前報<sup>9)</sup>と同様に、粒径は歪み量依存性があることから、静的なものであると考えられる。Fig. 9 より、再結晶粒径と  $\epsilon$ ,  $Z$  との間に次の関係が見いだされた。

$$d = 1928 \epsilon^{-0.10} Z^{-0.20}$$

ここで  $d$ : 再結晶粒界 ( $\mu\text{m}$ ),  $\epsilon$ : 歪み量,  $Z$ : Zener-Hollomon 因子を示す。

本研究における再結晶ノーズは、(i)凝固時に生成した  $\alpha'$  相の分解による粒界の生成による粒界面積の増

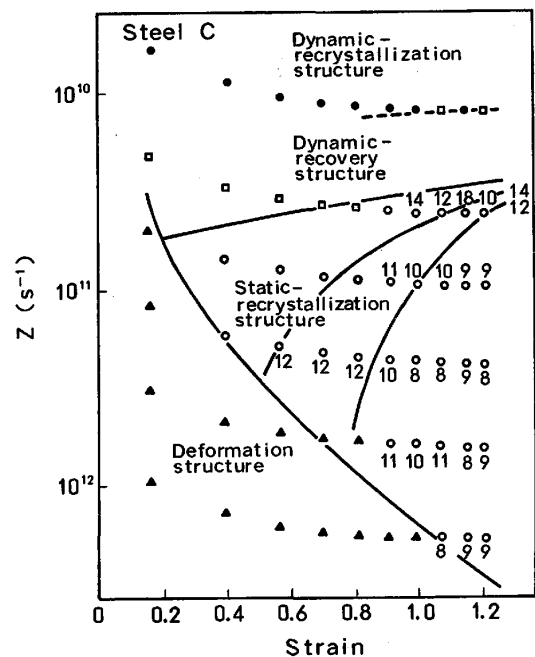


Fig. 10. Classification of microstructures with strain and Zener-Hollomon parameter  $Z$ . Mean diameter of recrystallized grains is shown. (Unit:  $\mu\text{m}$ ).

加、そして (ii) 微細な AlN などの分散析出物を起点として均一に変形帯を形成し、歪みを蓄積することにより、静的な再結晶をおこすために形成されるものと考えられる。すなわち、熱延直後の 2~3s の間に静的再結晶がおこつたものと考えられる。この温度領域までは、Al および Al-Ti 複合添加材のいずれもほぼ同じ挙動を示している。

#### 4.5 微細亜粒界を含む回復および再結晶組織

Al 添加材では高温 (例えば 1453 K) で圧延すると、微細な亜粒界を含む回復組織が生成するが、Al-Ti 添加材では  $\alpha$  粒界の三重点において粗大再結晶粒が生成する。この粗大再結晶粒は、さきに述べた再結晶ノーズであられるものと異なり、いわゆるバルジング機構によつて再結晶化が行われたものであると考えられる。岡口ら<sup>9)</sup>は、このような再結晶粒を動的再結晶によるものであることを指摘しており、このような再結晶があらわれる  $Z$  値は  $10^9(\text{s}^{-1})$  付近であるとしている。本研究の場合も  $Z$  値は  $10^{10}(\text{s}^{-1})$  でありかなり近い。高温域では、熱延後に静的な再結晶が進行する可能性があるが、本研究の場合は、岡口らの研究結果から推定して、動的な再結晶によるものと解釈している。

以上のように、Al および Al-Ti 複合添加材をもちいて、熱延における歪み復旧過程、特に再結晶挙動について調べた。これらの挙動を模式的に示すと Fig. 11 のようになる。



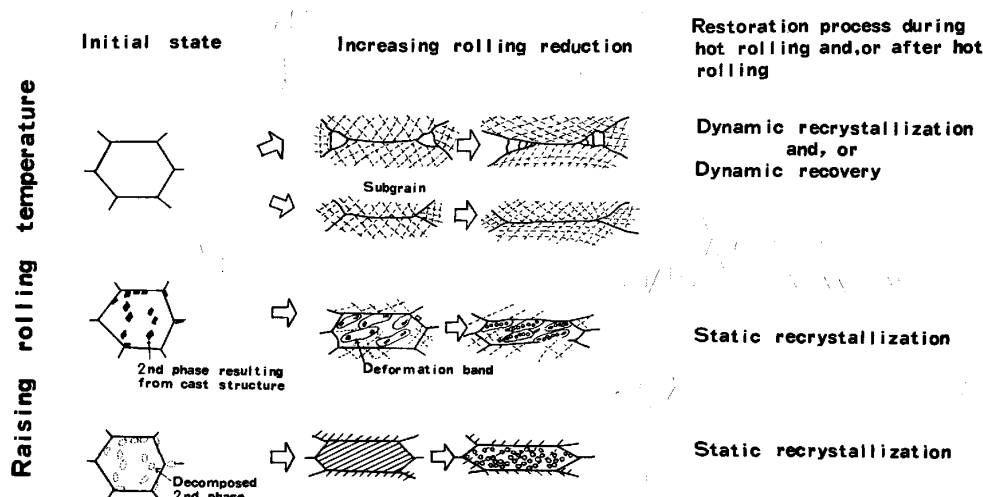


Fig. 11. Schematic representation of microstructural changes during hot rolling and, or after hot rolling in Al and Al-Ti containing 17Cr ferritic stainless steels.

## 5. ま と め

Al および Al-Ti を添加した 17Cr 鋼鋳片を加熱したときの AlN などの析出挙動, さらに 1パス熱延後の硬度と組織変化, 特に再結晶挙動について調べた。その結果, 次のことが明らかとなった。

(1) Al 添加材の鋳片を加熱すると, 1273K 付近で AlN がもつともよく析出する。いわゆる AlN の析出ノーズが存在する。Al-Ti 添加材では, 凝固ままでほとんど Ti(CN) となっており AlN の析出はほとんどない。

(2) 熱延後の熱延板の硬度は, 加熱温度が高くなるほど全般的に高くなる傾向を示す。また加熱温度が 1273 K 付近では圧下率の増加とともに低下する傾向を示し, さらに 1453 K の高温になると高くなる傾向を示す。この傾向は Al および Al-Ti 添加材のいずれもほぼ同じ傾向を示す。

(3) 熱延後の熱延板の組織では, 加熱温度が 1173 K 付近の低温の場合, 変形帯が初期  $\alpha$  粒界および分散析出した AlN を起点に均一かつ緻密に形成されている。これより高温の 1273 K 付近では, 低圧下率から再結晶組織があらわれ, これより高温になるにつれ回復組織があらわれ, ここに再結晶のノーズが存在する。ここで観察される再結晶組織は熱延直後の静的再結晶によるものと考えられる。ここまでは Al および Al-Ti 添加材いずれもほぼ同じ傾向を示す。

(4) これよりも高温 (例えば 1453 K) になると, Al 添加材では亜粒界を含む回復組織となるが, Al-Ti 添加材では回復組織の中に局部的に粗大な再結晶組織があらわれる。ここで観察される回復および再結晶組織は動的に生成されたものと考えられる。

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)ステンレス鋼研究センター所長木村勲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) 吉村博文, 石井満男: 鉄と鋼, 69 (1983), p. 1440
- 6) 酒井 拓: 鉄鋼の高温変形挙動 (1978), p. 19 [日本鉄鋼協会]
- 7) 牧 正志, 赤坂耕一, 奥野耕次, 田村今男: 鉄と鋼, 66 (1980), p. 1659
- 8) 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年4月), p. 65 または, Strength of Metals and Alloys (ICSM 6), ed. by R. C. GIFFKINS (1982) [Pergamon Press, Oxford and New York]
- 9) 武井格道, 島田春夫: 日本金属学会誌, 30 (1966), p. 258