

16%Cr鋼の熱間圧延における等軸晶組織 および柱状晶組織の結晶方位変化

平田 知正*・太田 裕樹*・加藤 康*・宇城 工*・古君 修*

Change in the Orientation of Equiaxed and Columnar Grains of 16%Cr Steels during Hot Rolling

Norimasa HIRATA, Hiroki OTA, Yasushi KATO, Takumi UIIRO and Osamu FURUKIMI

Synopsis : Change in the orientation of equiaxed grains and columnar grains during hot rolling was investigated for 16%Cr ferritic stainless steel with about 50% γ -phase from 1050 to 1160°C. In comparison between equiaxed grains and columnar grains 60 seconds after hot rolling, the peak angle of the orientation distribution of columnar grains was from 25 to 30 degrees, whereas that of equiaxed grains was from 40 to 45 degrees that was close to ideal random orientation distribution. In the equiaxed grains immediately after hot rolling, recrystallized grains around $\langle 111 \rangle$ //ND nonrecrystallized grains did not have particular orientation. On the other hand, recrystallized grains around $\langle 001 \rangle$ //ND nonrecrystallized grains formed $\langle 001 \rangle$ //ND orientation. It was cleared that equiaxed grains that did not have particular orientation in cast slab formed gradually $\langle 001 \rangle$ //ND orientation by repeated hot rolling.

Key words: stainless steel; ferritic stainless steel; 16%Cr steel; hot rolling; ridging; recrystallization; cast structure; equiaxed grains; columnar grains; texture; orientation; orientation distribution.

1. 緒言

SUS430に代表される16%Crフェライト系ステンレス鋼は、成形加工する際にリジングと呼ばれる圧延方向に伸展した表面起伏が生じやすい。その原因は冷延焼鈍板に形成される結晶方位コロニー^{1,2)}であり、熱延板中に形成された巨大な $\langle 111 \rangle$ //NDバンド状組織³⁾が冷延焼鈍板まで継承されたためと考えられている。また、鑄造組織がリジング特性に及ぼす影響を調べた結果、柱状晶組織は等軸晶組織よりリジング特性を低下させること⁴⁾、柱状晶組織の中でも圧延方向と柱状晶の成長方向が平行な場合にもっともリジングが顕著に現れることが明らかにされている⁵⁾。このことから、リジングは圧延方向に伸展した組織が熱延板中に存在する時に顕著となり、それが冷延焼鈍後まで影響を及ぼしていると考えられる。したがって、リジング特性を向上させるためにバンド状組織を分断しようとする種々の試みが行われてきた⁶⁻⁹⁾。

バンド状組織を分断してリジング特性を向上させるには、熱間圧延前の鑄造組織や熱間圧延条件を制御してバンド状組織の形成を低減する方法や、熱間圧延後の焼鈍条件や冷間圧延条件を制御することにより既にできてしまったバンド状組織を分断する方法がある。これらの中で、熱間圧延におけるバンド状組織の形成を低減することがもっともリジング特性低下の抑制に有効であると考えられ、その

ためにはまず熱間圧延時の再結晶挙動を調べ、バンド状組織の形成過程を明らかにする必要がある。

熱間圧延時の再結晶挙動は動的な回復・再結晶と静的な回復・再結晶とに大別できるが、フェライト系ステンレス鋼では非常に低い歪速度のときにのみ動的再結晶が起こる¹⁰⁾。したがって、現在の一般的な工業的製造工程を想定した場合、フェライト系ステンレス鋼では動的回復と静的回復・再結晶が生じていると考えられる。これまで、bcc金属の熱間圧延時の回復・再結晶挙動について多くの報告¹¹⁻¹⁸⁾があるが、フェライト相（以降 α 相と記す）の単結晶を用いた田岡らの研究¹⁹⁾によれば、 $\langle 111 \rangle$ ~ $\langle 110 \rangle$ //ND粒は $\langle 001 \rangle$ ~ $\langle 112 \rangle$ //ND粒に比べて再結晶しやすい。また圧延によるbcc金属の最終安定方位は $\langle 001 \rangle$ ~ $\langle 112 \rangle$ //NDおよび $\langle 111 \rangle$ //NDである。熱間圧延温度域で α 単相となるフェライト系ステンレス鋼柱状晶組織の熱間圧延時再結晶挙動は種々研究され¹⁶⁾、 $\langle 001 \rangle$ //ND粒は再結晶しにくいことが明確にされている。

一方、熱間圧延温度域で $(\alpha+\gamma)$ 二相組織になるフェライト系ステンレス鋼の熱間圧延時再結晶挙動についていくつか報告がある。例えば、オーステナイト相（以降 γ 相と記す）の変形抵抗が α 相に比べて高い²⁰⁾ため熱間圧延時には α/γ 界面が再結晶核生成サイトになりやすいこと²⁰⁾、熱間圧延時に再結晶と γ 相の析出が競合する場合には α 相の再結晶が遅延すること¹¹⁾等が報告されている。このように熱

間圧延温度域で($\alpha+\gamma$)二相組織になるフェライト系ステンレス鋼の場合でも再結晶挙動に関する研究はいくつか報告されているものの、 α/γ 界面から生成する個々の再結晶粒の方位や結晶方位差などの結晶粒界の性質にまで詳細に研究した例はほとんどない。

前述したように、リジング特性を低下させる原因は熱間圧延時に形成される $\langle 001 \rangle$ //NDバンド状組織であるため、熱間圧延に伴う結晶方位変化や結晶方位差分布を詳細に把握することは、16%Cr鋼のリジング特性や加工性を向上するために重要であると考えられる。また、 $\langle 001 \rangle$ //NDバンド状組織は熱延板の板厚中心部に形成されやすいが、その元の鑄造組織はとくに優先方位を持たない等軸晶組織である。等軸晶組織からどのように $\langle 001 \rangle$ //NDバンド状組織が形成されるかはまだ明らかにされていない。そこで、本研究では高温で γ 相を50%程度含有する16%Cr鋼の柱状晶組織および等軸晶組織を用いて、熱間圧延時の再結晶における結晶方位変化を詳細に調べることににより、 $\langle 001 \rangle$ //NDバンド状組織の形成機構を明らかにすることを目的とした。

2. 実験方法

2.1 等軸晶組織および柱状晶組織を用いた1パス熱間圧延実験

Table 1に示す化学組成の16%Cr鋼を真空溶解により作製し、50kgの小型鋼塊とした。この鋼塊から凝固方向が圧延面と垂直になるように柱状晶部および等軸晶部を厚さ10mmに切出した後、Fig. 1に示すように1160°Cで1h加熱後、1050°Cで15min保持し60%の1パス熱間圧延を施した。等軸晶組織と柱状晶組織の組成を測定したところ大きな違いはなかった。熱間圧延直後に水冷した試料および熱間圧延後に1050°Cで60s保持し水冷した試料について、板厚中心部で板面に垂直な面(ND面)のX線による集合組織測定、板厚中心部で板幅方向に垂直な面の組織観察およびElectron Backscattering Diffraction Pattern(以降EBSDと記す)法による結晶方位分布測定を行った。本実験に用いた鋼は高温で($\alpha+\gamma$)二相組織であるため、冷却後の組織はマルテンサイト相(以降 α' 相と記す)を含有する($\alpha+\alpha'$)二相になる。 α' 相は冷却時の変態によって歪が導入されているため、結晶方位を測定できなかった。したがって、結晶方位分布は α 相のみの結果を示す。測定は1つの試料について、厚さ方向250 μm ×圧延方向500 μm の領域を5ヶ所選び、測定点間の距離は10 μm とした。結晶方位分布の測定には日本電子データム社製JEOL5800型SEMおよびTEL社製OIMシステムを用いた。

2.2 等軸晶組織を用いた2パス熱間圧延実験

1パス熱間圧延の実験結果から、熱間圧延前とくに優先方位を持たない等軸晶組織でも圧延を繰返すことにより $\langle 001 \rangle$ //NDへ集積することが予想された。そこで、熱間圧

Table 1. Chemical composition of steel (mass%).

C	Si	Mn	P	Cr	N	Fe
0.061	0.39	0.62	0.031	16.1	0.036	bal.

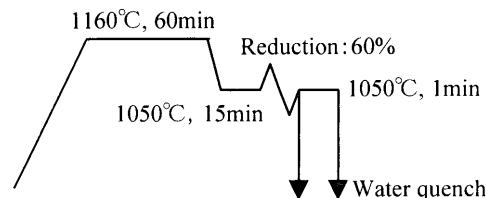


Fig. 1. Experimental procedure of single-pass hot rolling.

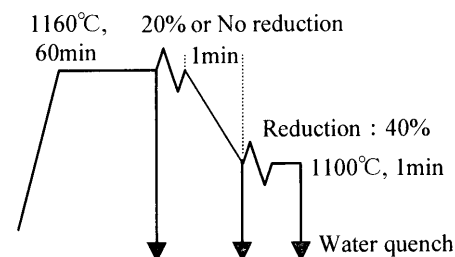


Fig. 2. Experimental procedure of double-pass hot rolling.

延を繰返した時に等軸晶組織が $\langle 001 \rangle$ //NDへ集積する過程を2パス熱間圧延実験により研究した。上記鋼塊の等軸晶組織を凝固方向が圧延面と垂直になるように厚さ30mmに切出し、Fig. 2に示すように、1160°Cで1h保持後圧下率20%の1パス目の圧延を行い、続けて1100°Cの炉内に60s保持後圧下率40%の圧延を施した。1パス目、2パス目圧延前にそれぞれ水冷した試料および2パス目圧延後1100°Cで60s保持し水冷した試料の集合組織および結晶方位分布を、1パス熱間圧延実験と同様の方法により測定した。また、比較として1パス目の圧延を行わず、1160°Cで1h保持後1100°Cの炉内で60s保持し圧下率40%の圧延のみ行った試料についても同様の解析を行った。

3. 実験結果および考察

3.1 熱間圧延における等軸晶組織と柱状晶組織の結晶方位変化

3.1.1 等軸晶組織と柱状晶組織の熱間圧延集合組織

熱間圧延における等軸晶組織および柱状晶組織の変化をFig. 3に示す。高温で γ 相の部分は熱間圧延後の冷却時に α' 相に変態し、図中では黒い領域として観察される。また、白い領域は α 相に対応する。本実験に用いた16%Cr鋼は熱間圧延温度域において50%程度の γ 相を含む組成であり、このようなフェライト系ステンレス鋼の γ 相量が熱間圧延中にほとんど変化しないことは既に報告した¹³⁾。熱間圧延前の等軸晶組織の平均 α 粒径はおよそ2mmであり、 γ 粒は α/α 粒界および α 粒内部に存在している。熱間圧延直

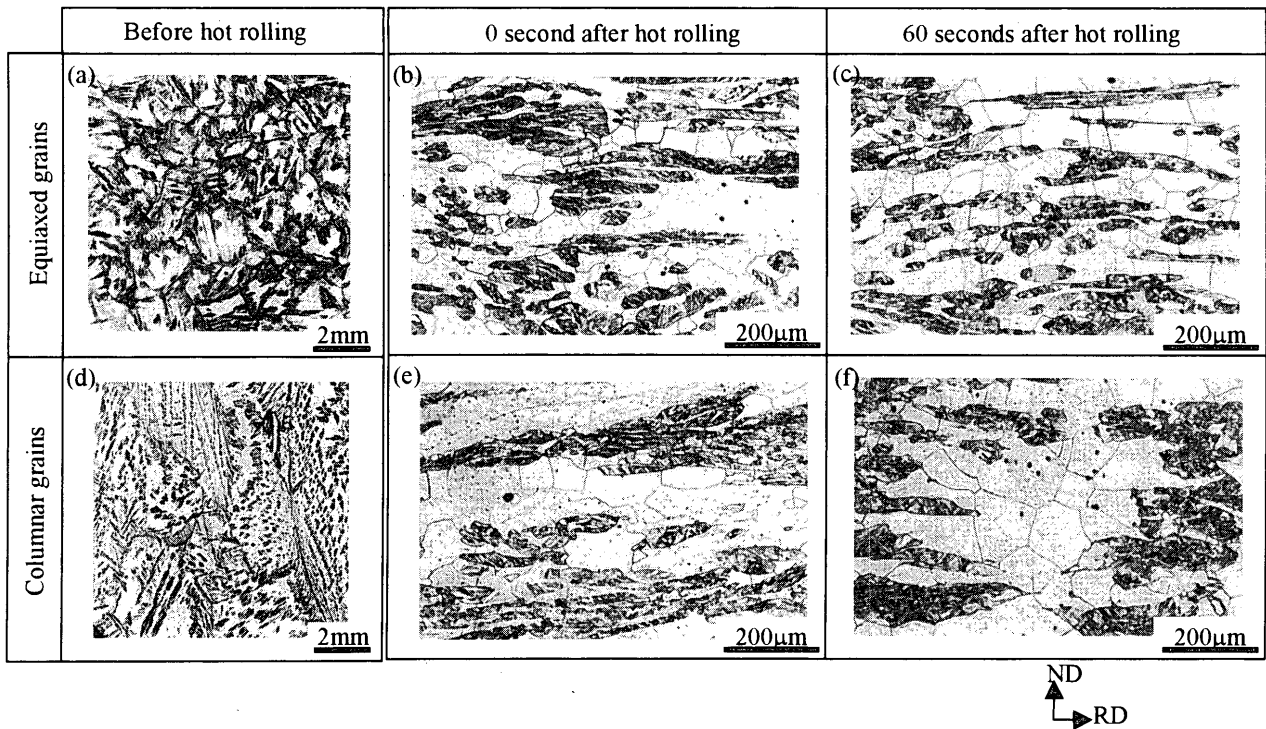


Fig. 3. Optical micrograph of the 16%Cr steel. (a) Before hot rolling of equiaxed grains, (b) 0 second after hot rolling of equiaxed grains, (c) 60 seconds after hot rolling of equiaxed grains, (d) before hot rolling of columnar grains, (e) 0 second after hot rolling of columnar grains, (f) 60 seconds after hot rolling of columnar grains.

後は圧延方向に伸展した γ 粒と未再結晶 α 粒の境界に α 再結晶粒が形成される。熱間圧延後60s経過すると α 粒の成長により未再結晶 α 粒は見かけ上ほとんど消滅した。一方、熱間圧延前の柱状晶組織は板厚方向に伸ばした幅約2mmの α 粒からなる凝固組織であり、等軸晶組織と同様、 α/α 粒界と α 粒内部に γ 粒が存在している。熱間圧延直後および圧延後60s経過した時の再結晶粒の成長挙動は等軸晶組織の場合とほぼ同様であり、圧延直後では未再結晶 α 粒と α 粒の界面に再結晶粒が観察された。圧延後60s等温保持することにより、圧延直後に観察されたような未再結晶粒はほとんど消滅し、 α' 粒以外の領域はほぼ転位組織を含まない再結晶 α 粒によって埋め尽くされた。柱状晶組織は板厚方向に伸ばした組織であり等軸晶組織に比べて大きい、 α 粒内に多量に存在する γ 相により再結晶形成サイトになりやすい α/γ 界面を増加するため、 α 粒サイズが再結晶挙動に大きな影響を及ぼすことはないと考えられる。

等軸晶組織と柱状晶組織の熱間圧延前後における集合組織の変化をFig. 4に示す。等軸晶組織に関して熱間圧延前は α 粒が大きいため極点図上では種々の方向にピークが現れているが、とくに優先方位は持っていない。熱間圧延直後はbcc構造の圧延安定方位⁸⁾である $\langle 001 \rangle$ および $\langle 111 \rangle // ND$ に集積した。熱間圧延後60sの等温保持により $\langle 111 \rangle // ND$ への集積は減少し、 $\langle 001 \rangle // ND$ のみにわずかに集積した比較的ランダムな集合組織となった。顕微鏡写真で示したように、圧延直後の組織中には未再結晶粒が多く、再結晶粒は少ない。一方、圧延後等温保持した組織中には未再結晶

粒はほとんどない。したがって、圧延直後の極点図に現れた $\langle 111 \rangle$ および $\langle 001 \rangle // ND$ 方位への集積は、未再結晶粒によるものであり、圧延後60s経過した集合組織には未再結晶粒の影響はほとんどなくなり成長した再結晶粒の集合組織が表れているものと考えられる。このことから、等軸晶組織の熱間圧延後に成長した再結晶粒はわずかに $\langle 001 \rangle // ND$ に集積するのみで、それ以外はとくに優先方位を持たないと考えられる。一方、熱間圧延前の柱状晶組織は $\langle 001 \rangle // ND$ への集積が非常に強く、熱間圧延直後および熱間圧延後の等温保持によりその傾向は徐々に弱くなった。

室温から融点まで α 単相である3%Si鋼の単結晶を用いた冷間圧延集合組織と冷間圧延後再結晶組織の研究²¹⁾によれば、冷間圧延後の組織は $\langle 001 \rangle$ および $\langle 111 \rangle // ND$ に集積しやすい。その後の加熱による再結晶において、 $\langle 001 \rangle // ND$ 冷間圧延集合組織は $\langle 001 \rangle // ND$ に、 $\langle 111 \rangle // ND$ 冷間圧延集合組織が $\{111\} \langle 110 \rangle$ であればそのまま $\langle 111 \rangle // ND$ に、それ以外の場合は初期方位や圧延条件によって $\langle 120 \rangle // ND$ や $\langle 110 \rangle // ND$ 等集積する傾向がある。本実験では、熱間圧延後の等軸晶組織は $\langle 001 \rangle // ND$ および $\langle 111 \rangle // ND$ に集積し、その後の等温保持により $\langle 001 \rangle // ND$ のみに若干集積した比較的ランダムな組織となった。上述の3%Si鋼の例を参考にすると、未再結晶 $\langle 001 \rangle // ND$ 粒内に形成された再結晶粒は同様に $\langle 001 \rangle // ND$ に集積したと考えられる。一方、 $\langle 111 \rangle // ND$ 未再結晶粒の場合は、もともと条件によって種々の方位に再結晶粒を生じること、および γ 相の影響などにより、とくに優先方位を持たない再結晶集合組織が形

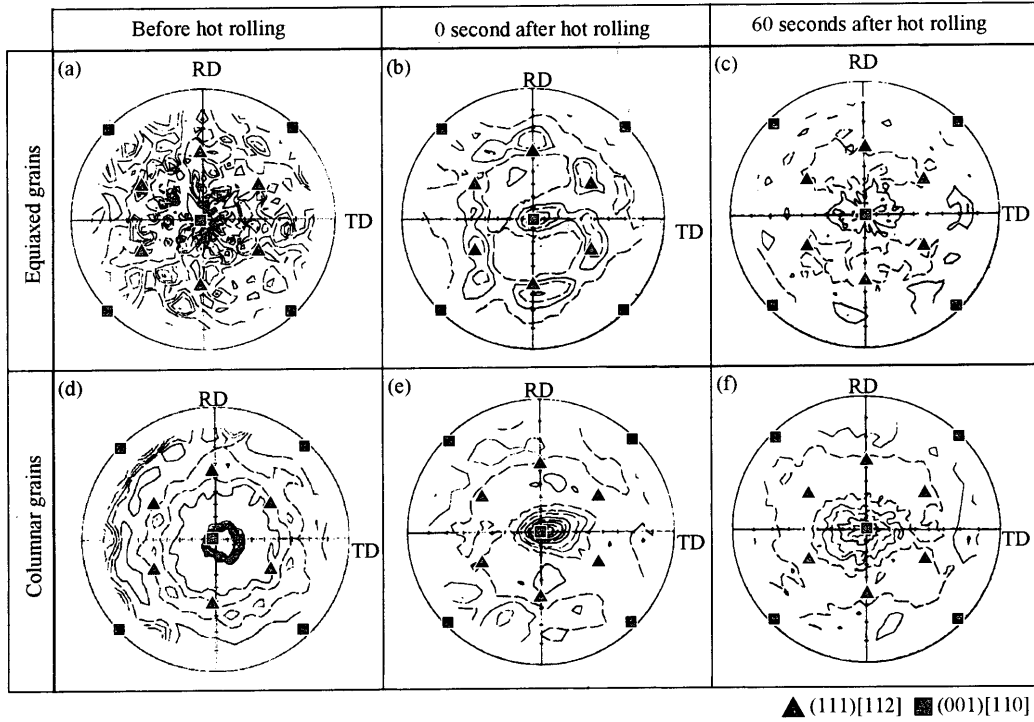


Fig. 4. (100) pole figures of the 16%Cr steels. (a) Before hot rolling of equiaxed grains, (b) 0 second after hot rolling of equiaxed grains, (c) 60 seconds after hot rolling of equiaxed grains, (d) before hot rolling of columnar grains, (e) 0 second after hot rolling of columnar grains, (f) 60 seconds after hot rolling of columnar grains.

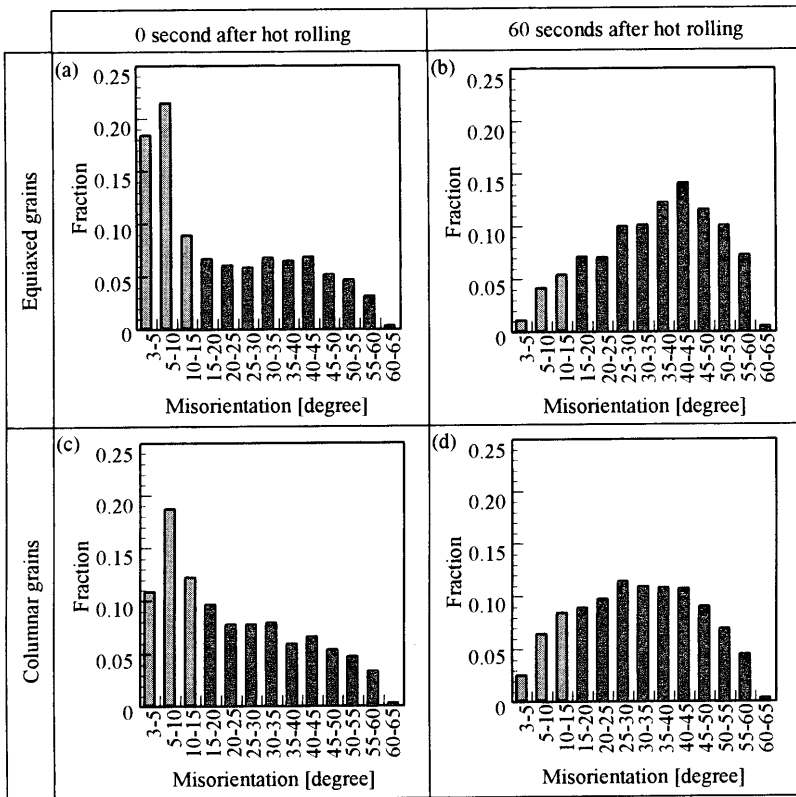


Fig. 5. Change in frequency of misorientation angle with isothermal holding after hot rolling. (a) 0 second after hot rolling of equiaxed grains, (b) 60 seconds after hot rolling of equiaxed grains, (c) 0 second after hot rolling of columnar grains, (d) 60 seconds after hot rolling of columnar grains.

成されたと考えられる。

熱間圧延直後および熱間圧延後60s保持後の α 粒内において測定点間の方位差が 3° 以上となる結晶方位差分布をFig. 5に示す。 α' 粒は冷却時の変態による歪のため本実験

では結晶方位を測定できないため結晶方位差分布は α/α' 境界のみで、 α/α' 境界は測定していない。ここでは便宜上、 15° 以上の方位差を持つ境界(大傾角粒界)を α 相の母相/再結晶粒界面と定義するが、実際には、頻度が低い

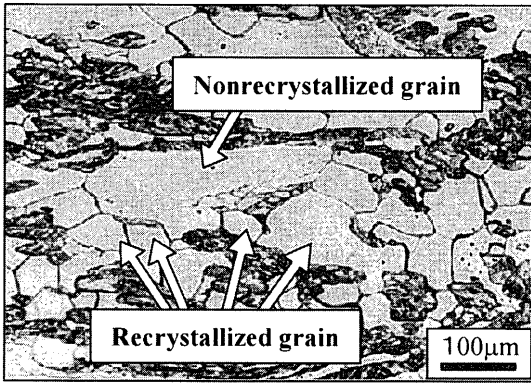


Fig. 6. Nonrecrystallized grains and their neighboring recrystallized grains.

ものの15°以下の母相/再結晶粒界も存在する。熱間圧延直後は等軸晶組織および柱状晶組織ともに15°以下の小傾角粒界の頻度が高い。3~5°の頻度を除いて等軸晶組織と柱状晶組織の結晶方位差分布に大きな違いはない。熱間圧延後の等温保持により再結晶粒の成長と圧延組織の回復が生じ、等軸晶組織、柱状晶組織共に小傾角粒界は減少し大傾角粒界頻度が増加した。等温保持後における等軸晶組織の結晶方位差の頻度は40~45°でもっとも高くなり、これは理想的なランダム方位の分布²²⁾に近い。一方、柱状晶組織の結晶方位差の頻度は25~30°でもっとも高くなっている。等温保持による再結晶の進行により、等軸晶組織と柱状晶組織の違いが明確になった。

3.1.2 等軸晶組織の熱間圧延時における未再結晶粒および再結晶粒方位

熱間圧延時の結晶方位変化の過程を詳細に調べるため、再結晶粒の成長が初期の段階にある、熱間圧延直後のα未再結晶粒およびα再結晶粒についてそれぞれ結晶方位分布を測定した。熱間圧延直後に着目したのは、60sの等温保持後では再結晶粒が成長して未再結晶粒がほとんど存在しなくなり、未再結晶粒と再結晶粒方位の関係を把握しにくくなるためである。圧延前組織のα粒の境界にγ粒が存在すること、および熱間強度の異なるα粒とγ粒の境界には歪が蓄積され再結晶サイトとして有利に働く²⁰⁾ことから、Fig. 6に示すように、熱間圧延後の再結晶粒は主に未再結晶粒の周囲に隣接した、γ粒との間の領域に形成される。等軸晶組織および柱状晶組織を熱間圧延直後に水冷した試料の中から50個の未再結晶粒および再結晶粒方位を測定し逆極点図上にプロットした結果をFig. 7に示す。等軸晶組織の未再結晶粒は圧延安定方位である<001>および<111>/NDに集積し、再結晶粒はとくに優先方位を持っていなかった。一方、もともと<001>/NDを主方位とする柱状晶組織では未再結晶粒も強く<001>/NDに集積した。再結晶粒方位も同様に<001>/NDに集積する傾向を示したが、その程度は未再結晶粒よりもかなり弱くなっている。

等軸晶組織の圧延直後の未再結晶粒方位が大きく<001>

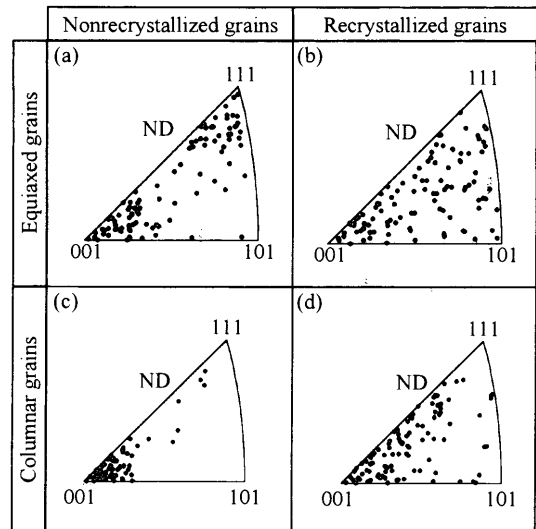


Fig. 7. Inverse pole figure plots of (a) nonrecrystallized grains in equiaxed grains, (b) recrystallized grains in equiaxed grains, (c) nonrecrystallized grains in columnar grains, (d) recrystallized grains in columnar grains of the 16%Cr steel immediately after hot rolling.

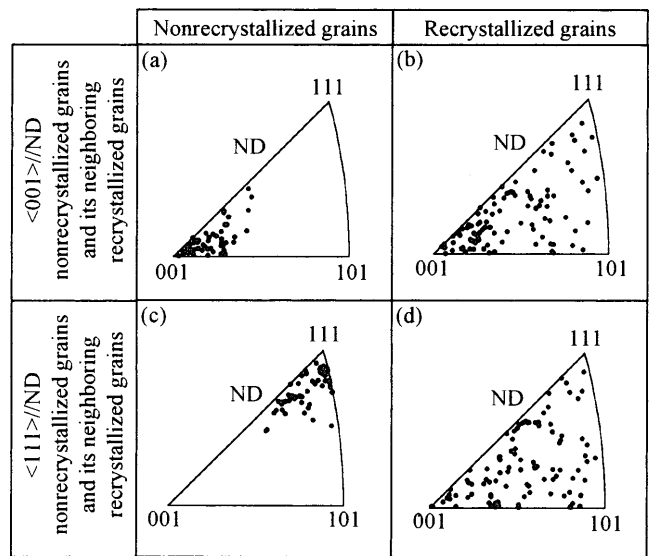


Fig. 8. Inverse pole figure plots in equiaxed grains of the 16%Cr steel immediately after hot rolling. (a) Nonrecrystallized <001>/ND grains, (b) recrystallized grains neighboring nonrecrystallized <001>/ND grains, (c) nonrecrystallized <111>/ND grains, (d) recrystallized grains neighboring nonrecrystallized <111>/ND grains.

と<111>/NDに分けられることから、圧延直後の未再結晶粒方位とそれに隣接して形成される50個程度の再結晶粒方位の関係を調べた。<001>および<111>/NDに近い方位の未再結晶粒とそれぞれに隣接して形成される再結晶粒の結晶方位を調べた結果をFig. 8の逆極点図上に示す。<001>/ND未再結晶粒に隣接して形成される再結晶粒は若干<001>/NDに集積する傾向を示した。一方、<111>/ND未再結晶粒に隣接して形成される再結晶粒はとくに優先方位

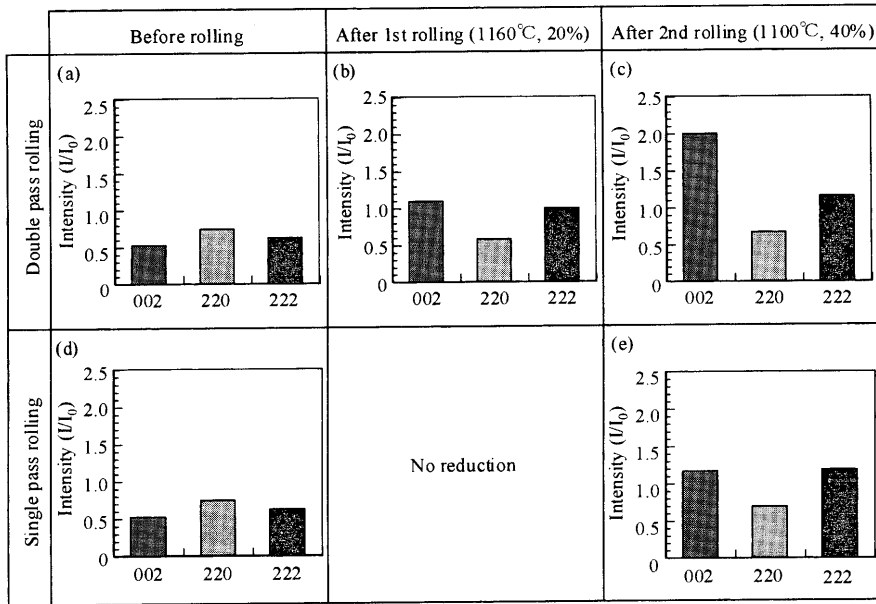


Fig. 9. 002, 220 and 222 intensities of equiaxed grains. (a) before double pass rolling, (b) after 1st rolling in double pass rolling, (c) after 2nd rolling in double pass rolling, (d) before single pass rolling, (e) after single pass rolling.

を持たなかった。Fig. 4に示したように、柱状晶組織においても未再結晶粒および再結晶粒が(001)//NDに近いことから、(001)//ND未再結晶粒の近傍に形成される再結晶粒は(001)//NDに集積しやすいことがわかる。一方、(111)//ND未再結晶粒の近傍に形成される再結晶粒はとくに優先方位を持たないことが明らかとなった。

19%Cr鋼の(111)//ND単結晶を用いて冷間圧延後の再結晶方位を測定した実験^{23,24)}では、(111)//ND粒内のせん断帯からはGoss方位($\{110\}\langle 001 \rangle$)の再結晶粒が形成されやすいことが明らかになっている。しかしながら、本実験結果においては熱間圧延後の(111)//ND未再結晶粒近傍の再結晶粒が(110)//NDへ集積することはなかった。この原因としては γ/α 粒界は単結晶粒内に形成されるせん断帯よりも再結晶核形成サイトとして有利に働いたために、再結晶粒の形成に関して異なる挙動を示したことが考えられる。また、前述したように、冷間圧延後再結晶組織の研究においては、(001)//ND未再結晶粒から形成される再結晶粒はやはり(001)//NDへ集積するが、(111)//ND冷間圧延集合組織は初期方位や圧延条件によって再結晶焼鈍後に種々の方位の集合組織が生じるとされている。熱間圧延温度域で($\alpha+\gamma$)二相組織となる16%Cr鋼の(111)//ND未再結晶粒近傍に形成された再結晶粒は γ 粒の存在による強い歪の蓄積の結果、冷間圧延後再結晶と似た挙動を示したために、とくに優先方位を持たなかったのではないかと考えられる。

3.2 多パス熱間圧延時の(001)//ND方位形成過程

熱間圧延温度域において γ 相を50%程度含有する16%Cr鋼の場合、熱間圧延直後の等軸晶組織の未再結晶粒は大きく(001)と(111)//NDに近い方位に分けられることがわかった。その中でも、(001)//ND未再結晶粒近傍に形成される再結晶粒は(001)//ND方位に近く、(111)//ND未再結晶粒近傍に形成される再結晶粒は特定優先方位を持たなかった。

このことから、熱間圧延前とくに優先方位を持たない等軸晶組織であっても、熱間圧延を1パス行った後の等温保持によって α 粒は若干(001)//NDへの集積度が増すことがわかる。実際の工業的な熱間圧延のように、圧延とパス間時間の保持を繰り返すような場合には徐々に(001)//ND粒が多く形成されて行くことが予想される。そこで、熱間圧延を繰り返したときに等軸晶組織が(001)//NDへ集積する過程を2パスの熱間圧延実験により研究した。

2パス熱間圧延実験の各パスにおける002, 220および222X線回折強度の変化をFig. 9に、その時の結晶粒50個の分布をFig.10の逆極点図に示す。また、同時に2パス熱間圧延実験の2パス目のみの条件の圧延を行った場合のX線回折強度および結晶粒の分布を併せて示す。熱間圧延前に優先方位を持たない等軸晶組織は、1パス目(1160°C, 圧下率20%)の熱間圧延後002および222強度が増加した。続いて2パス目(1100°C, 圧下率40%)の圧延を施すと002強度がさらに顕著に増加したのに対し、220および222強度はほとんど変化しなかった。一方、最初から1100°Cで40%の圧延を行うと、2パス実験の時とは異なり002および222強度ともに増加する傾向を示した。すなわち、とくに優先方位を持たない等軸晶組織は1パス目の熱間圧延によってbcc構造の圧延安定方位である(001)//NDおよび(111)//NDに集積する。次に、3・1・2で示したように、(001)//ND未再結晶粒近傍に形成された再結晶粒は(001)//NDに若干集積する傾向を示し、一方、(111)//ND未再結晶粒近傍に形成された再結晶粒は優先方位を持たない。したがって、1パス目の熱間圧延が終了した段階では、熱間圧延前に比べて(001)//NDへの集積度が增大することになる。2パス目では、既に若干集積度が上がった(001)//ND再結晶粒近傍にさらに(001)//ND再結晶粒が生成するため、(001)//NDの回折強度のみ顕著に増加したと考

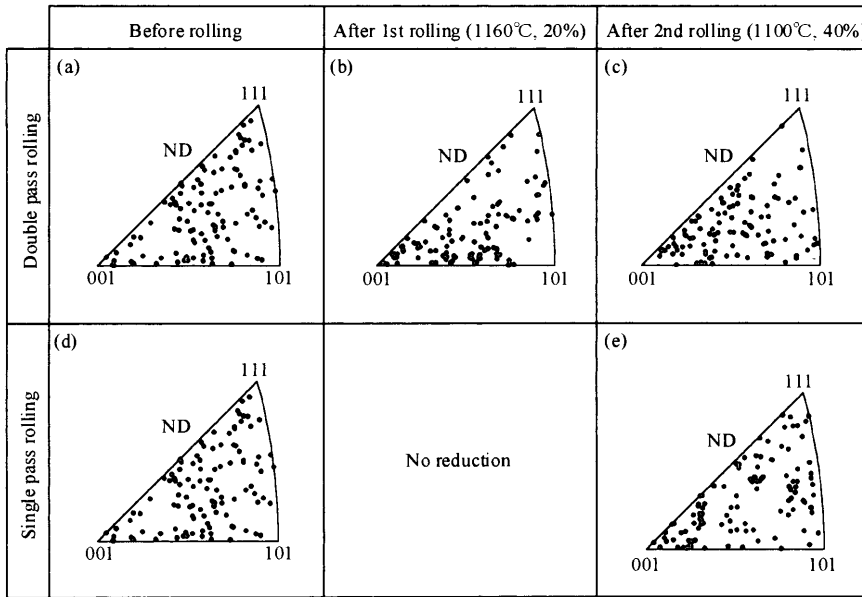


Fig. 10. Inverse pole figures of equiaxed grains. (a) before double pass rolling, (b) after 1st rolling in double pass rolling, (c) after 2nd rolling in double pass rolling, (d) before single pass rolling, (e) after single pass rolling.

えられる。以上のことから、圧延前とくに優先方位を持たない等軸晶組織でも、約20%以下の低下率で熱間圧延を繰返すことにより<001>/ND再結晶粒が増加し、結果的に<001>/NDのバンド状組織が形成されると考えられる。

フェライト系ステンレス鋼のリジング特性は、単に<001>/ND方向の回折強度に依存するだけではなく、<001>/ND方位の結晶粒がコロニーを形成しているかが重要である。結晶方位のランダム度合いやコロニーの形成程度は、大傾角粒界の存在の程度により評価することができる。そこで、EBSD法によりサブグレインも含めた全粒界の結晶方位差を求め、その結果を用いて熱間圧延時の再結晶コロニーの形成程度を定量化した。ここで、最近接測定点間の方位差が15°以上となるα/α粒界を大傾角粒界と定義すると、「α相中の単位面積あたりの大傾角粒界長さ (Length of high angle grain boundary per unit area of α-phase : 以下、LHBと記す)」は(1)式ようになる。

$$LHB = \frac{L}{A} \dots\dots\dots (1)$$

ここで、Lはα相中の大傾角粒界の長さ、Aはα相の面積である。測定がFig.11に示すように六方格子のステップで行われることを考慮して、LおよびAをそれぞれ(2)および(3)式のように計算した。

$$L = \frac{1}{\sqrt{3}} \times n \times r \dots\dots\dots (2)$$

$$A = \frac{\sqrt{3}}{2} \times N \times r^2 \dots\dots\dots (3)$$

ここで、nは測定点間の方位差が15°以上となる最近接測定点のペアの数、rは最近接測定点間の距離、Nはα相中

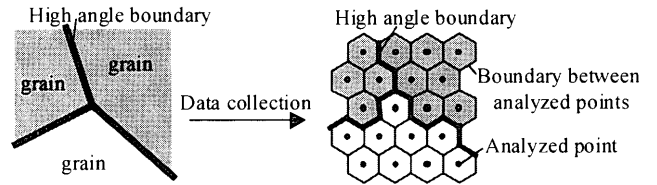


Fig. 11. EBSD analysis of high angle boundaries.

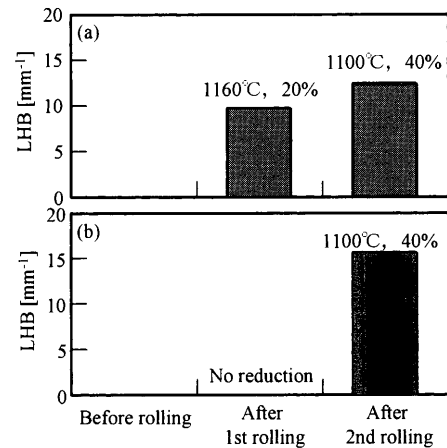


Fig. 12. Changes in the LHB (length of high angle grain boundary per unit area) during double pass rolling. (a) Double pass rolling, (b) single pass rolling.

の全測定点数である。LHBが大きいことは、熱間圧延時に再結晶粒が多く形成されることと結晶粒が微細化することを示す。この指標を用いて2パス熱間圧延時の再結晶挙動を調べた結果をFig.12に示す。1パス目で<001>/ND方位が増加するため、2パス目では大傾角粒界はほとんど増加しない。すなわち、増加した<001>/ND再結晶粒はコロニーを形成していると考えられる。一方、1パスで1100°C、低下率40%の熱間圧延を行った場合は、2パス目と同じ1100°C、低下率40%の熱間圧延を行ったものよりLHBが

大きくなっている。フェライト系ステンレス鋼のリジング特性は、約20%以下の低下率で熱間圧延を繰返すことにより劣化し、改善するためにはなるべく少ない圧延回数で大圧下を加えることが必要であると言える。

4. 結言

熱間圧延温度域で γ 相を50%程度含有する16%Crフェライト系ステンレス鋼の等軸晶組織および柱状晶組織を用いて熱間圧延時における結晶方位変化を調査した。得られた主な結果を以下に示す。

(1) 凝固組織においてとくに優先方位を持たない等軸晶組織は、熱間圧延直後ではbcc構造の圧延安定方位である $\langle 001 \rangle$ および $\langle 111 \rangle // ND$ へ集積した。その後の等温保持において再結晶粒が成長し、若干 $\langle 001 \rangle // ND$ に集積する傾向を示した。一方、凝固時に強く $\langle 001 \rangle // ND$ へ集積していた柱状晶組織は、熱間圧延直後およびその後の等温保持においても $\langle 001 \rangle // ND$ への集積は残留するが、その程度は徐々に弱くなる。

(2) 等軸晶組織と柱状晶組織の熱間圧延後の結晶方位差分布を比較すると、熱間圧延直後においては両者の差は小さいが、熱間圧延後の等温保持を行うと等軸晶組織では結晶方位差分布のピークが $40 \sim 45^\circ$ となり理想的なランダム方位の分布に近づいた。一方、柱状晶組織では結晶方位差分布のピークが $25 \sim 30^\circ$ となった。

(3) 等軸晶組織の熱間圧延直後の未再結晶粒の周囲の再結晶粒の方位を調べた結果、 $\langle 001 \rangle // ND$ 未再結晶粒の周囲に形成された再結晶粒は $\langle 001 \rangle // ND$ に集積する傾向を示した。また、 $\langle 111 \rangle // ND$ 未再結晶粒の周囲に形成された再結晶粒はとくに優先方位を持たなかった。

(4) 等軸晶組織を用いた2パス熱間圧延実験において、熱間圧延のパスごとに $\langle 001 \rangle // ND$ 方位は増加するが、LHB

はそれほど増加しなかった。

(5) 以上の結果から、圧延前とくに優先方位を持たない等軸晶組織であっても、熱間圧延を繰返し行うことによりリジング特性を低下させる $\langle 001 \rangle // ND$ バンド状組織が形成される過程が明らかになった。

文 献

- 1) M.Brouchu, T.Yokota and S.Satoh: *ISIJ Int.*, **37** (1997), 872.
- 2) S.Matsuo: *Bull. Jpn. Inst. Met.*, **19** (1980), 192.
- 3) N.Ohashi: *J. Jpn. Inst. Met.*, **31** (1967), 519.
- 4) N.Urushiyama, T.Ooka, H.Takeuchi, Y.Ikehara and M.Wakamatsu: *Tetsu-to-Hagané*, **60** (1974), 112.
- 5) K.Kawahara: *J. Jpn. Inst. Met.*, **38** (1974), 440.
- 6) J.Harase, T.Takeshita and Y.Kawamo: *Tetsu-to-Hagané*, **77** (1991), 1296.
- 7) Y.Uematsu and K.Yamazaki: *Tetsu-to-Hagané*, **78** (1992), 632.
- 8) H.Miyaji and S.Watanabe: *J. Jpn. Inst. Met.*, **39** (1975), 194.
- 9) Y.Uematsu, S.Nakamura, H.Fujimoto and K.Hoshino: *Nisshin Steel Tech. Rep.*, **66** (1992), 12.
- 10) H.Yagi, N.Tsuji and Y.Saito: *Tetsu-to-Hagané*, **86** (2000), 349.
- 11) H.Yoshimura and M.Ishii: *Tetsu-to-Hagané*, **69** (1983), 1440.
- 12) Y.Kato, N.Hirata, H.Ota, T.Ujiro and O.Furukimi: *CAMP-ISIJ*, **14** (2001), 1272.
- 13) H.Ota, Y.Kato, T.Ujiro and S.Sato: *CAMP-ISIJ*, **13** (2000), 1166.
- 14) N.Hirata, H.Ota, Y.Kato, T.Ujiro, O.Furukimi and S.Sato: *CAMP-ISIJ*, **14** (2001), 683.
- 15) N.Hirata, H.Ota, Y.Kato, T.Ujiro and O.Furukimi: *CAMP-ISIJ*, **15** (2002), 557.
- 16) N.Tsuji, K.Tsuzaki and T.Maki: *ISIJ Int.*, **33** (1993), 783.
- 17) 長嶋晋一: 集合組織, 丸善, 東京, (1984), 117.
- 18) 古林英一: 再結晶と材料組織, 内田老鶴圃, 東京, (2000), 75.
- 19) T.Taoka, E.Furubayashi and S.Takeuchi: *Tetsu-to-Hagané*, **54** (1968), 162.
- 20) 齊藤 誠, 今村元昭, 伊藤幸生: 高温変形と高温破壊, 日本鉄鋼協会, 東京, (1981), 181.
- 21) C.G.Dunn and P.K.Koh: *J. Met.*, **8** (1956), 1017.
- 22) A.Morawiec, J.A.Szpunar and D.C.Hinz: *Acta Mater.*, **41** (1993), 2825.
- 23) 津崎兼彰, 小林英之, 田中博之, 牧 正志: 再結晶・集合組織とその組織制御への応用, 日本鉄鋼協会, 東京, (1999), 40.
- 24) N.Tsuji, T.Hyoue, K.Tsuzaki and T.Maki: *Scr. Metall. Mater.*, **29** (1993), 479.