

論 文

低炭素鋼の変態域圧延におけるフェライトの動的再結晶と組織形成

渡 辺 國 男*

Dynamic Recrystallization of Ferrite and Microstructure Formation during Intercritical Rolling of Low Carbon Steel

Kunio WATANABE

Synopsis :

Ferrite microstructure has been investigated in low carbon steel, hot-rolled in intercritical range by laboratory mill with various rolling reductions and temperatures. The results obtained are as follows :

(1) Dynamic recrystallization of ferrite is confirmed to take place in 0.17% C—1.35% Mn steel intercritically rolled 80% through the experimental results that elongated ferrite microstructures consist of polygonal recrystallized grains and the incubation time for static recrystallization after dynamic recovery is longer than the time experimentally required for quenching operation to fix the microstructure.

(2) In low carbon rimmed steel, rolling conditions for the complete dynamic recrystallization of ferrite are confined to those with high reduction and high temperature.

(3) The dynamically recrystallized ferrite structure is less liable to change by heat treatment after rolling than dynamically recovered ferrite.

(4) The rolling temperature at which the deformation resistance takes minimum value shifts to lower temperature as the rolling reduction increases. It is explained by the occurrence of dynamic recrystallization of ferrite.

(5) Texture of the material containing dynamically recrystallized ferrite at midthickness is randomized, while material containing deformed or recovered ferrite shows well developed texture with {100}<011> orientations as main component.

1. 結 言

α 鉄の熱間加工時の動的復旧 (restoration) 過程はその研究の初期において Al と共に動的回復が唯一の過程と思われていた。しかし、 α 鉄に関してはその後動的再結晶について種々の研究が行われてきた。KEANE ら¹⁾、GLOVER ら²⁾、は高純鉄の振り試験によつて、合田ら³⁾は普通鋼の変態域圧延時に、牧ら⁴⁾および石井ら⁵⁾はフェライト系ステンレス鋼の高温変形時にフェライト(α)が動的再結晶することまたはその可能性があることを報告している。一方大内ら⁶⁾は 1.8 Al 鋼の高温圧縮試験において動的再結晶がみられなかつたことから、高純鉄の場合も含めて α 鉄の動的再結晶に対して否定的見解を述べているが、 α 鉄の動的復旧過程に少なくとも高純鉄においては、再結晶を加えるのが一般的であろう。

しかし低炭素鋼については研究が少なく、以前の研究³⁾においては疑問とされる点が残されていた。すなわち(1)動的再結晶とされる α 粒は真に再結晶したものか、(2)再結晶であるとしても、加工終了後組織凍結ま

での極短時間に起きた静的再結晶ではないかの2点である。本研究はこれらの点の解明を第一の課題とし、さらに実用上も重要な問題である低炭素鋼変態域圧延材の組織形成に関する基礎的研究を行った。まず α の動的復旧過程と圧延条件の関係、得られた組織の圧延後熱履歴による変化を明らかにし、さらに圧延変形抵抗の温度変化と圧下率の関係、集合組織の変化がいずれも α の動的再結晶が起こることにより説明されることを示した。

2. 変態域圧延フェライトの動的再結晶

2.1 変態域圧延フェライトの動的復旧過程

2.1.1 実験方法

供試鋼は 18 mm 厚の転炉鋼素材から採取した。化学成分を Table 1 に、実験圧延条件を Fig. 1 に示す。圧延はロール径 380 mm の実験用二段圧延機を用い、圧延速度 24 mpm で1パス 50 または 80% の圧延後、0.5 s 以下の時間内に 5% 食塩水+水中に焼入れた。

調査は圧延機板厚中心部について通常のナイタール腐食による光学顕微鏡組織観察以外に、同じ圧延方向に平

昭和 59 年 10 月本会講演大会にて発表 昭和 60 年 2 月 15 日受付 (Received Feb. 15, 1985)

* 新日本製鉄(株)薄板研究センター (Sheet & Coil Research Lab., Nippon Steel Corp., 5-10-1 Fuchinobe Sagamihara 229)

Table 1. Chemical composition of testing material. (wt%)

C	Si	Mn	P	S	sol Al	insol Al	N
0.17	0.30	1.35	0.021	0.011	0.015	0.001	0.0016

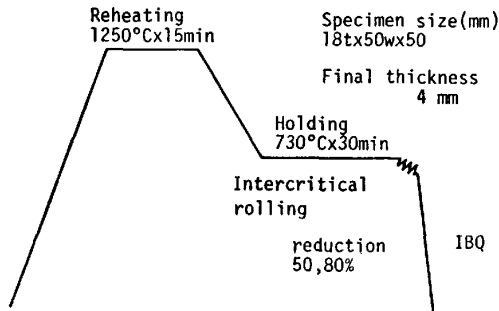


Fig. 1. Rolling condition of testing materials.

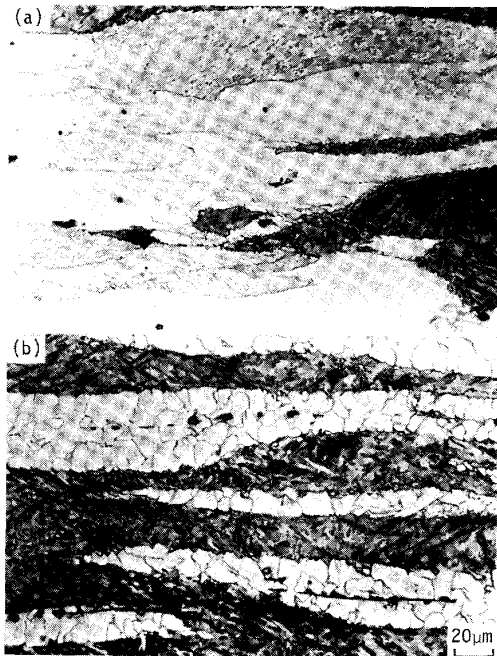


Photo. 1. Microstructures of specimens intercritically rolled after holding at 730°C for 30 min. Rolling reduction: (a) 50%, (b) 80%.

行な断面についてフェセットピット法、加熱着色法⁷⁾により変態域圧延 α の結晶方位を調査した。

2.1.2 結果および考察

変態域圧延直後に焼入れた試料の光学顕微鏡組織を Photo. 1 (a)~(b) に示す。圧下率 50% の場合は圧延方向に延伸した初析 α 中に亜結晶粒を含む組織（下部組織）が形成されているがこれが動的回復であることは先の研究⁸⁾ で述べたとおりである。一方、Photo. 1 (b) の 80% 圧下の場合初析 α 相は全体として延伸しているが、その中には (a) とは明瞭に区別されるポリゴナルな結晶粒からなる組織が見出される。これが大傾角粒界

に囲まれた再結晶粒かどうか問題であるが、このためには個々の結晶粒間の方位差を調査することが必要である。多結晶組織における各結晶粒の方位関係の調査方法には①X線回折、②電子回折、③フェセットピット法などがあり、①、②の方法は正確に結晶方位の決定が行えるが、結晶粒の大きさからの制約、光学顕微鏡組織と対応をつけ難いなどの難点がある。③は簡便でかつ広い視野で観察できる利点を有しているが本実験で得られているような微細な粒に対してはピットの大きさと粒径の相対的關係が問題になる。さらに進んだ結晶方位の決定法にはエレクトロンチャンネルングパターン (ECP)⁹⁾¹⁰⁾ による方法があるが、歪みがあつたり、結晶粒が微細である場合には精度が落ちて有効でない。これらの諸方法は以上の理由により変態域で圧延された α 粒の方位関係の検討に対して適切でない。したがって光学顕微鏡組織との対応も良く、結晶粒間の大きな方位差を問題にするときは十分利用できる方法として加熱着色法を本実験の試料に適用した。なお加熱着色法における色と結晶方位の関係を粗大な完全再結晶粒からなる別の試料について ECP 法¹⁰⁾ を用いて調べた結果を Photo. 2 に示す。図中ステレオ三角形内で同じ色調を示す結晶粒の方位の範囲を破線で囲んだ。

加熱着色法およびフェセットピット法を用いて観察した光学顕微鏡写真例を Photo. 3 (a)~(d) に示す。(a)、(b) は圧下率が 50% の場合でフェセットピット法によつて延伸した α 粒はほぼ同一の方位であることがわかる。また加熱着色法は試料面法線方向を示すのみで、一断面観察からでは方位の同一性は結論できないが圧延面方向とそれに直角方向からの観察例から同一であることが推定される。加熱着色法による緑色の部分は {100}、黄色の部分は {210}~{110} 面に近い方位であるがフェセットピットの形態からもこのことは裏付けられる。こうして圧下率 50% の圧延で延伸した α は回復組織からなることがわかる。一方 (c)、(d) は圧下率 80% の場合であり、ポリゴナルな結晶粒間の色差から多くの粒界が大傾角粒界で区別されていることがわかる。一方、フェセットピット法によつてはピットの形から方位が乱れていることは明らかであるが、粒界の識別が困難であり、このような微細結晶粒間の方位関係の判定に適していないことが確認された。

以上フェセットピット法、加熱着色法の二つを用いて光学顕微鏡により変態域圧延直後の α の組織を検討した。その結果①圧下率が低い (50%) 場合は回復組織であり、初析 α 粒はほぼ同一の方位からなる、②圧下率が高い (80%) 場合は初析 α 中に多くの方位の大きく

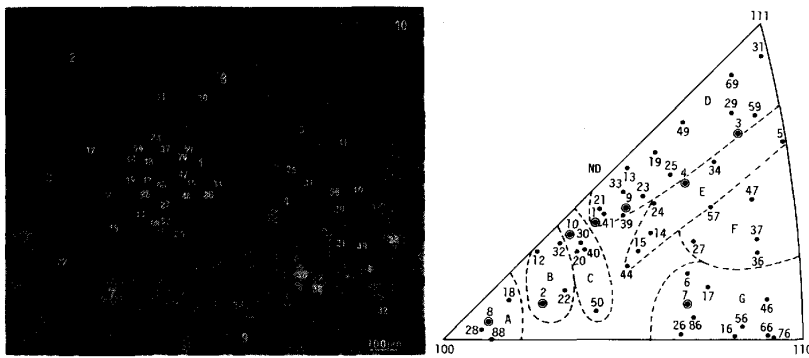


Photo. 2. Relation between crystal orientation measured by ECP method and temper color in a hot-rolled steel.

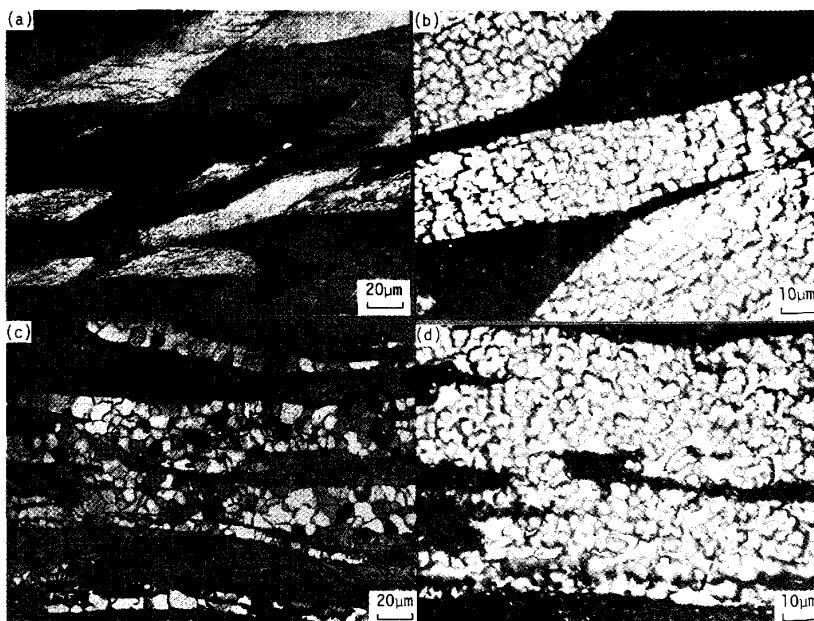


Photo. 3. Microstructures heat tinted (left) and with facet pits (right) of dynamically recovered ((a) ~ (b)) and recrystallized ((c) ~ (d)) ferrite. Rolling reduction: (a) ~ (b) 50%, c) ~ (d) 80%.

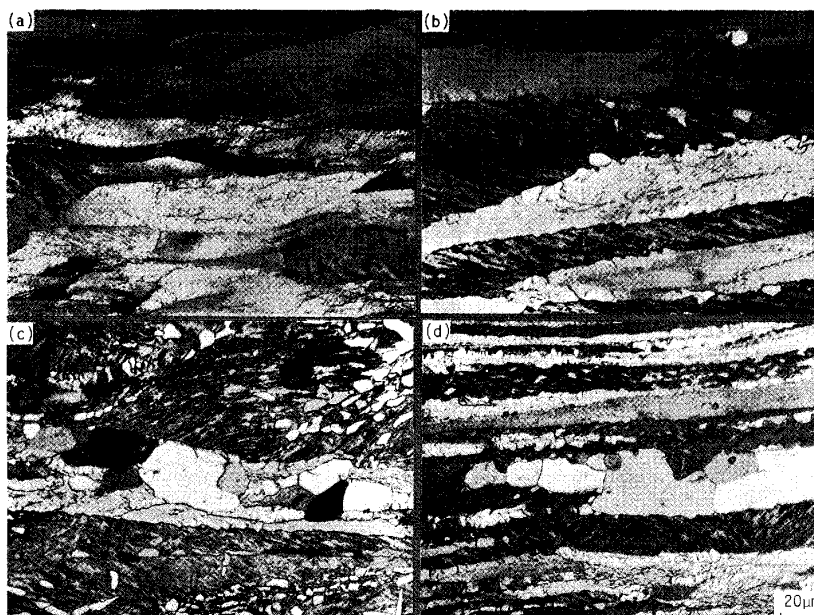


Photo. 4. Change of microstructures during holding at 730°C in the dynamically recovered ferrite after rolling 65% at 730°C. Holding time: (a) 0, (b) 30, (c) 60, (d) 300 s.

異なる粒が見出されており、これらが再結晶により生じたことが明らかになった。

2.2 変態域圧延フェライトの静的復旧過程

2.2.1 従来データによる検討

1パス大圧下圧延直後にみられる再結晶 α については圧延後焼入れまでの極短時間に動的回復に引き続いて起きた静的再結晶の可能性が考えられる。そこで、まずこの可能性がどの程度あるかを従来知られているデータに基づいて検討した。

Fig. 2 は動的回復後の静的再結晶速度（再結晶率が50%に達する時間の逆数で表す）の温度依存性から本研究の圧延温度 730°C における静的再結晶に要する時間の推定を示したものである。まず、GLOVER ら¹¹⁾の α 鉄の静的再結晶に関する研究から真空溶解鉄 VM 1047 の定常状態応力が 15.6 ksi であるときのデータを 730°C に外挿すると $t_{1/2}$ は約 0.2s と推定され、本実験で焼入れに要する時間と同オーダーになる。一方、大内ら⁶⁾の 1.8Al 鋼の 950~1050°C における熱間圧縮後（定常状態応力 6.3 kgf/mm²）の静的再結晶速度の 730°C への外挿値からは $t_{1/2}$ が 560 h と極端に長い時間となる。本研究の供試鋼成分に近い 0.14C-0.49Mn 鋼について DJAIC ら¹²⁾が α 域である 677°C におけるグループ試験を行い、動的回復後の再結晶挙動を検討している。定常状態応力 14.0 kgf/mm² のときのデータから

求めた $t_{1/2}$ （再結晶による軟化が 1/2 進んだ時間とした）を活性化エネルギー 92 kcal/mol を仮定して 730°C に外挿すると約 16s となる。したがって、彼らの供試鋼より成分の高い本実験鋼においては $t_{1/2}$ がより長いとするのが妥当であり、純鉄の値より 2桁程度大きいと考えられる。一方、変態域における加工に同様の手法を用いることは、 γ と α の2相の再結晶挙動が異なることから不可能である。

2.2.2 実験方法

供試鋼は Table 1 に示すものを用い、圧延試験片は板厚 18 mm の素材を Fig. 3(a) の形状にして1パス圧延により圧下率が試料内で連続的に変化するようにした。圧延条件は Fig. 3(b) に示すように 730°C で仕上げ板厚 4 mm に圧延後、再び 730°C の塩浴中に保定し一定時間後に 5% 食塩水+水中に焼入れた。調査は圧延材の圧下率 27, 50, 65, 76% に相当する位置から試料を採取し光学顕微鏡観察（一部加熱着色法を適用）を行った。

2.2.3 実験結果および結論

各圧下率の試料の板厚中心層について圧延後の保定時間に対する静的再結晶進行状況を Table 2 に示す。

これから圧下率 27% では 120 s 後に再結晶粒がようやく現れる程度であるのに対し、圧下率 50~65% では 30~10 s 後に明瞭な再結晶粒が観察される。加熱着色法

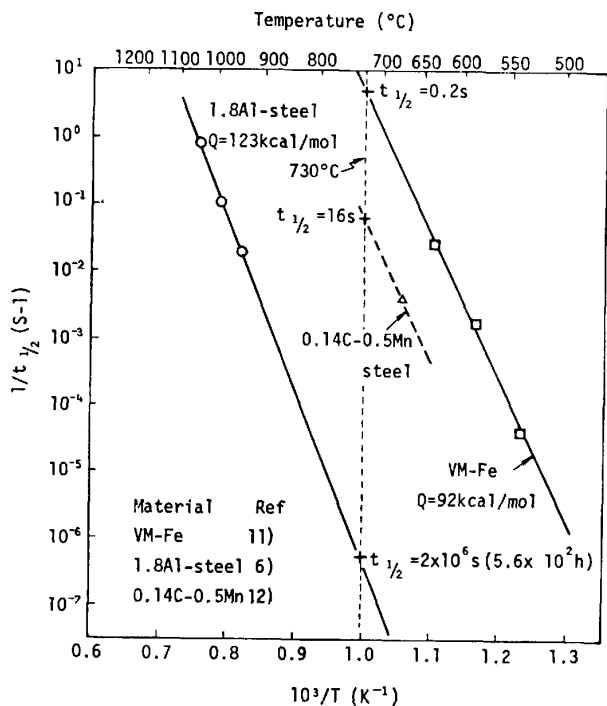
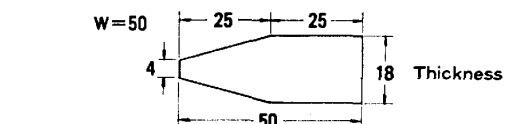


Fig. 2. Effect of temperature on the rate of static recrystallization of ferrite after dynamic recovery.

(a) Rolling test specimen (size:mm)



(b) Rolling test

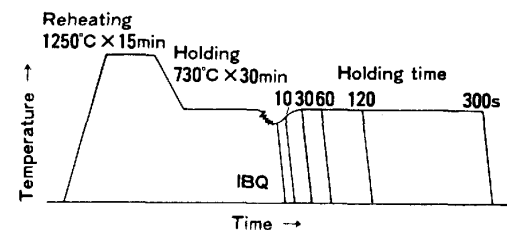


Fig. 3. Testing condition for investigating static recrystallization of ferrite after dynamic recovery.

Table 2. Recrystallization after dynamic recovery in intercritical rolling.

Time (s)	0	10	30	60	120	300
Red %						
27	×	×	×	×	△	△
50	×	×	△	△	△	○
65	×	△	○	○	○	○
76	◎	◎	◎	◎	◎	◎

× as recovered recrystallized: △ <10% ○ 10~70% ◎ ≥70%

による光学顕微鏡組織観察例を Photo. 4 に示す。ここで保定時間 60 および 300 s の場合に圧延直後は回復組織であった α の一部が静的再結晶していることが明らかである。なおマルテンサイト (地の茶色の部分) 中に析出している微細な α 粒は圧延後に変態したと推定されるもので今考察の対象としている変態域圧延 α とは関係がない。

以上の実験事実から圧下率 65% 以下の圧延材でみられるのは明らかに α の動的回復後の静的再結晶であるが、ほぼ 100% 回復組織が得られる 65% 圧延材において潜伏期間は 10 s 以上、 $t_{1/2}$ は DJAIC らのデータからの推定値より一桁程度高い値であると推定される。従つて、76~80% のようなより高い圧下率においても動的再結晶が起こらず静的再結晶のみであると仮定すると、動的回復で定常状態が得られる歪み領域では加工中断後の静的再結晶速度は変化しないはずであるから¹¹⁾、65% 圧延時に近い挙動と考えられ、圧延直後焼入れた試料中でほとんどの α が再結晶することはあり得ないことになる。Photo. 3 にみられる組織は明らかにこの予想に反している。これから、変態域大圧下圧延時に得られた α の再結晶組織は動的再結晶によるものと結論した。

3. 低炭素鋼変態域圧延時の組織形成

低炭素鋼においては従来から Ar_3 点以下で圧延されるときには表面粗大粒の発生、混粒組織の形成、塑性異方性の増大など品質上問題となることが良く知られている。以下前章の知見を基に低炭素リムド鋼において変態域圧延条件と組織形成の関係を室内圧延実験により検討した。

3.1 実験方法

供試鋼は転炉出鋼の低炭素リムド鋼で、化学成分およびフォーマスターで測定した Ar_3 , Ar_1 変態点を Table 3 に示す。供試材はスラブを鍛造-粗圧延により 10 mm にし、10 t × 50 w × 50 l mm の素材を採取した。

圧延実験の熱履歴を Fig. 4 に示す。加熱条件は γ 粒を粗大化させないように $950^\circ\text{C} \times 30 \text{ min}$ を選んだ。圧延は 850 から 550°C の間で 50° おきに 9 温度において、圧下率は 5, 10, 30, 50, 80% の 6 水準を組み合わせで行った。圧延後は ① 5% 食塩水中に焼入れ、② 空冷、③ 焼入れ後熱処理 ($650^\circ\text{C} \times 1 \text{ h}$) の 3 条件で処理し

Table 3. Chemical compositions of testing material (low carbon rimmed steel) (wt%).

C	Si	Mn	P	S	Ar_3	Ar_1
0.04	0.01	0.31	0.020	0.028	850°C	650°C

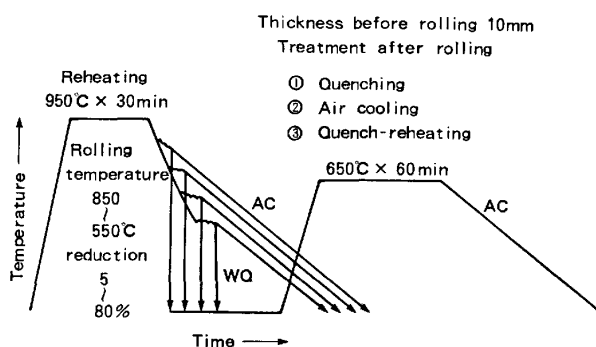


Fig. 4. Thermomechanical history in the single pass rolling experiment.

Table 4. Recovery and recrystallization behavior of the low carbon rimmed steel after 1 pass rolling at as quenched condition after rolling.

Symbol :
 ○ Recrystal.
 △ Recovery
 × Deform
 Number at the right side indicates ferrite GS No.

Reheating $950^\circ\text{C} \times 30 \text{ min}$. Air cooled to rolling temperature. Thickness before rolling 10 mm.

Temperature (°C)	Reduction (%)					
	5	10	15	30	50	80
850	×	×	×	△~○ 8 7.5	○ 9	9 ○ 8.5
825	×~△	×	×	×~△~○ 7	△~○ 7.5	○ 8.5
800	×	×	×	×~△~○ 7	△~○ 7	○ 8.5
775			×	×	×~△~○ 8.5	○
750			×	×	×~△	△
700		×	×	×	×~△	△
650			×	×	×~△	×~△
600			×	×	×	×~△
550			×	×	×	×~△

た試料について組織調査を行った。なお、圧延は前章と同じ実験用 2 段熱間圧延機を使用し圧延速度は 24 mpm で一定とした。

3.2 変態域圧延低炭素鋼フェライトの組織

圧延後焼入れ材の組織調査結果を Table 4 に示す。圧延直後焼入れままで再結晶している場合はすでにみたごとく動的再結晶と考えられるが、完全に動的再結晶粒のみからなるのは高温かつ大圧下時に限定される。すなわち完全に動的再結晶する条件は圧下率 50% では 850°C 以上、80% では 775°C 以上となる。

次に圧延後空冷時の組織調査結果を Table 5 に示す。この場合は動的再結晶または動的回復に引き続いて静的再結晶が起こるため再結晶温度の下限は圧下率 50% 以上で 700°C まで低下する。

一方、焼入れ後熱処理 ($650^\circ\text{C} \times 1 \text{ h}$) を行い、動的再結晶および回復組織の以後の熱履歴に対する変化を調査した。 825°C 圧延材の組織観察結果を Photo. 5 に示す。上段は圧延後焼入れのまま、下段は上の写真に対応す

Table 5. Recovery and recrystallization behavior after 1 pass rolling in the same material as Table 4, but air cooled to room temperature after rolling.

Reduction (%)	20	40	50	80
Temperature (°C)				
800	○	○		
750			○ 5.5	○ 7.5
700	×	×	○ 6	○ 7.5
650			×~○ 6.5	×~○ 7.5
600	×	×	×~△ 8.0	×~△ 8.0
550			×~△ 8.0	×~△ 8.0

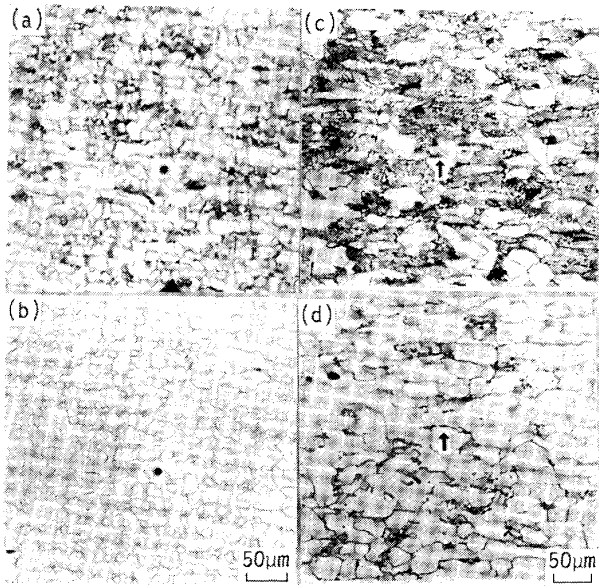


Photo. 5. Change of microstructures of low carbon steel intercritically rolled at 825°C by heat treatment at 650°C for 1 h. Before (upper) and after (lower) heat treatment. Rolling reductions: (a)~(b) 80%, (c)~(d) 50%.

る熱処理後の光学顕微鏡組織である。また写真中の記号はそれぞれ対応する再結晶粒を示すために用いた。(a)~(b)では再結晶組織は以後の熱履歴に対して安定で、熱処理の前後でほとんど変化しないのに対し、(c)~(d)では再結晶粒の変化は小さいが、回復組織は再結晶後粒成長し粗大粒を含む組織になる。

これらの結果は変態域で圧延された低炭素鋼で問題とされる粗大 α 粒は低下率・高温域で圧延された加工または回復状態から圧延後の冷却途中または高温での保正中に形成されることを示しており、 α が動的再結晶する条件では避け得ることがわかる。

3.3 変態域における圧延変形抵抗からみた変形挙動

低炭素鋼変態域圧延時の変形挙動を圧延変形抵抗により検討するため、圧延変形抵抗に比例する量として平均圧延圧力 p_m をとり、その温度に対する変化を Fig. 5 に示した。ここで p_m は

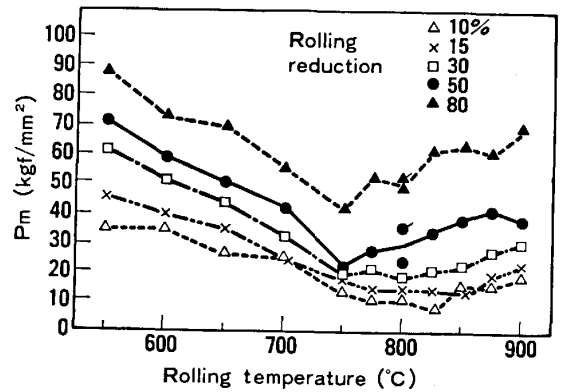


Fig. 5. Average rolling pressure, p_m , of low carbon rimmed steel in the intercritical range.

$$p_m = P / (b_m \cdot L) \dots\dots\dots (1)$$

$$L = R \cdot (h_0 - h_1) \dots\dots\dots (2)$$

で与えられる¹³⁾。式中の記号は P : 圧延荷重, b_m : 平均板幅, L : 接触弧長, R : ロール半径, h_0 : 入側板厚, h_1 : 出側板厚である。

また p_m は平均圧延変形抵抗 k_m に対し

$$p_m = k_m \cdot Q(R'/h_2, r) \dots\dots\dots (3)$$

の関係がある。ここで $Q(R'/h_2, r)$ は圧下力関数で R'/h_2 (R' : フラットニングを考慮したロール半径, h_2 : 出側板厚), 圧下率 r の関数となるが¹⁴⁾ 温度には無関係である。したがって、 p_m の温度に対する変化で変形抵抗のそれを代表させることが可能である。

Fig. 5 は p_m が変態域において極小値をとることを示しているが、ここで重要な点は圧下率が小さいときは p_m が極小値をとる温度が比較的高温側にあるのに対し、圧下率が大きくなると p_m 極小の温度は大きく低下することである。すなわち圧下率 10~30% のときは 850~800°C であつた温度が 50~80% では 750°C まで低下する。この事実は定性的に γ と α の変形抵抗の差が圧下率が大きくなると拡大する (圧下率が大きくなると動的再結晶の影響により α の変形抵抗が減少するのに対し、圧下率が小さいと加工硬化でむしろ高くなる。一方、 γ の変形抵抗は圧下率とともに大きくなるか飽和する (γ はこの温度で高々動的回復しか起こらない)) と考えると、この差に基づく変態域圧延時の変形抵抗の極小値を大圧下圧延材では α の分率が高くなる低温側でとるとして説明される。以上の関係を模式的に Fig. 6 に示す。ここでは説明のため γ の圧延変形抵抗を一致させて示した。

この変態域における圧延変形抵抗の温度に対する変化は大圧下時に α が動的再結晶する一つの証拠と考えられる。なお、Fig. 5 において γ の低温域であるのに (850~900°C) 圧延圧力が温度低下に伴い低下傾向を示す点についてはサンプルの測温を板厚中心で行つてお

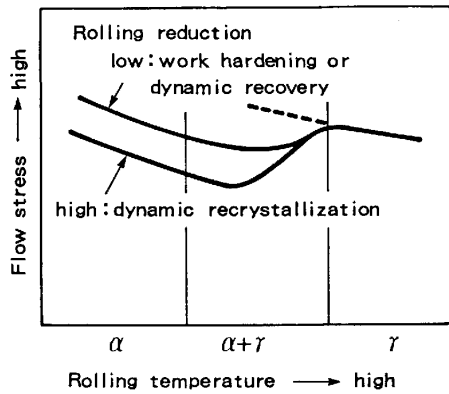


Fig. 6. Flow stress of intercritically rolled steel (schematic).

り、表面近くの部分は既に γ - α 変態を開始し変形抵抗が低下していることの影響であろう。

3.4 低炭素鋼変態域圧延材の集合組織

実験圧延条件は 3.1 に述べたものの中から

①圧下率の影響は圧延温度を 825°C 一定とし、圧下率 15, 30, 50, 80% に変化させたもの、②圧延温度の影響は圧下率 30 および 80% に対して、圧延温度を 900, 850, 825, 800, 775°C に変化させたもの、の各 5% 食塩水+氷中焼入れ (IBQ) 材および空冷 (AC) 材を選び板表面、板厚 1/4, 1/2 の各位置での圧延面法線方向の X 線回折強度の測定を行った。また動的回復および動的再結晶組織の代表例として 825°C 30 および 80% 圧延後 IBQ, AC 材板厚中心層についてベクトル法¹⁵⁾¹⁶⁾による三次元方位解析を行った。

825°C において圧延後 IBQ, AC 材の圧下率と X 線反射面強度比の関係を Fig. 7 に示す。IBQ 材についてみると圧下率 50% までは 200 強度が (特に板厚中心部で) 高いが 80% になると急激に低下する。そして板厚中心層で 222 強度が 2 倍程度であるのを除きランダム化がみられる。

一方圧延後 AC 材は圧下率 15~30% で各面強度比は比較的 low, 特に板厚中心層の 200, 222 強度が IBQ 材より低いことが注目される。AC 材におけるこれらの変化は光学顕微鏡により IBQ 材で観察される加工および回復・再結晶組織が空冷途中で再結晶または粒成長したことによる変化であると考えられる。

また圧下率 30 および 80% の場合の圧延温度と X 線反射面強度の関係を IBQ 材について Fig. 8 に示す。まず圧下率 30% で 850°C から 825°C への温度低下時に 222 および 200 強度が明らかに上昇している。一方 80% 圧延材板厚中心層の主要面の強度は 900°C から 800°C の間でほとんど変化せず全体としてランダム化している。

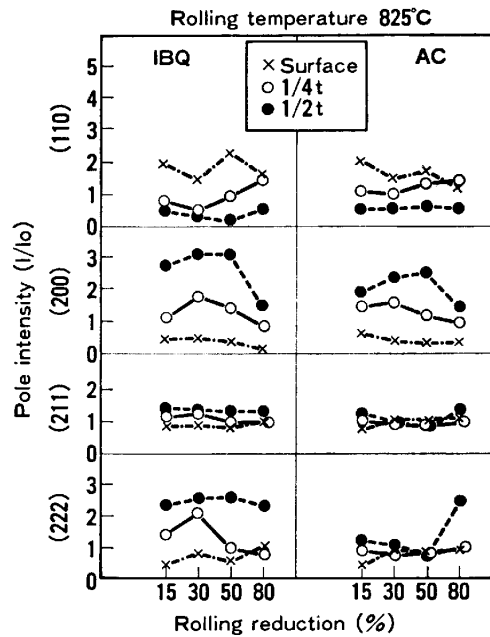


Fig. 7. Influence of rolling reduction on pole intensities of intercritically rolled low carbon steel.

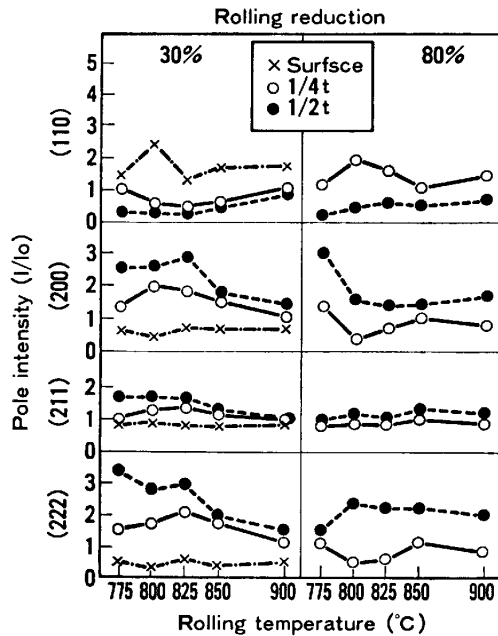
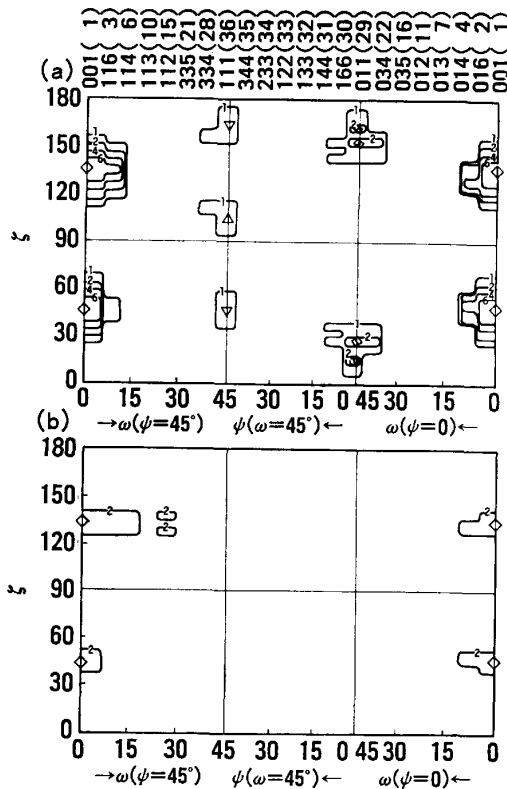


Fig. 8. Influence of rolling temperature on pole intensities of intercritically rolled low carbon steel (IBQ specimens).

ベクトル法による三次元方位解析結果を Fig. 9 に示す。これは上記の結果を裏付けており、30% IBQ 材では強い {100} <011> 優先方位が発達しているが 80% IBQ 材では {100} <011> 方位が極く弱くみとめられるのみで全くランダム化していることがわかる。

以上の測定結果は圧下率 50% 以下の場合に得られる集合組織が低温圧延 γ から得られる変態集合組織¹⁷⁾と



◇: {100} <011> Δ▽: {111} <112> □: {110} <115> ◻: {110} <225>

Fig. 9. Textures of low carbon steel intercritically rolled at 825°C. Rolling reductions: (a) 30%, (b) 80%. (IBQ specimens at midthickness).

α の圧延集合組織¹⁸⁾が重畳したものになっていることを示している。一方 α が動的再結晶する変態域大圧下圧延材は特定の優先方位を有さないランダムな再結晶集合組織であり、動的再結晶に特有なものと考えられる。

4. 結 論

従来の研究で疑問が残されていた低炭素鋼におけるフェライトの動的再結晶が変態域1パス大圧下圧延(80%)時に起こることを 0.17C-1.35Mn 鋼の室内圧延実験により、

(1) 全体として延伸したフェライト中にみられるポリゴナルな結晶粒が大傾角粒界で区分される(加熱着色法による)再結晶粒である、

(2) 動的回復後の静的再結晶には 10 s 以上の潜伏期間がある(圧下率 65% 以下)、ことから明らかにした。

一方低炭素リムド鋼の組織形成に関し実験用圧延機による実験により、

(3) 変態域1パス圧延時にフェライトが完全に動的再結晶するためには高温域での大圧下(圧下率 50%...850°C, 80%...800°C)を必要とする、

(4) 動的再結晶フェライトは圧延以後の熱処理に対して安定であるが、動的回復組織は熱処理により再結晶・粗粒化する可能性を有する、

(5) 変態域圧延において平均圧延圧力が極小値をとる温度は低圧下率では高温側にあるものが高圧下率では低温側にシフトする。このことは大圧下側でフェライトの動的再結晶が起こり、2相間の変形抵抗の差が大きくなるとして説明される、

(6) 変態域圧延材の集合組織はフェライトの動的再結晶が十分起こらない低圧下率では従来知られている {100} <011> を主方位とする集合組織が発達するのに対し、動的再結晶フェライトからなる場合は特有なランダム化がみられる、ことを示した。

なお本研究を遂行するに当たつて御協力いただいた新日本製鉄(株)第一技術研究所船木秀一、同堺製鉄所園田明義の両氏に感謝致します。

文 献

- 1) D. M. KEANE, C. M. SELLARS and W. J. McG. TEGART: ISI Spec. Rep. No. 108, London (1968), p. 21
- 2) G. GLOVER and C. M. SELLARS: Metall. Trans., 4 (1973), p. 765
- 3) 合田 進, 渡辺國男, 橋本嘉雄: 鉄と鋼, 65 (1979), p. 1400
- 4) T. MAKI, S. OKAGUCHI and I. TAMURA: Proc. 6th Conf. on the Strength of Metals and Alloys, 1 (1982), p. 529
- 5) 石井満男, 吉村博文, 若松道生, 沢谷 精: 鉄と鋼, 70 (1984), p. 725
- 6) C. OUCHI and T. OKITA: Trans. ISIJ, 23 (1983), p. 128
- 7) L. HABRAKEN and J.-L. BROUWER: DE FERRI METALLOGRAPHIA, I, CNRM. (1966), p. 97
- 8) D. G. COATES: Phil. Mag., 16 (1967), p. 1179
- 9) G. R. BOOKER: Modern Diffraction and Imaging Techniques in Material Science, North-Holland Publishing Company, Amsterdam (1970), p. 613
- 10) 船木秀一, 谷野 満, 釜 三夫, 谷誠一郎, 森実: 鉄と鋼, 13 (1984), S 1321
- 11) G. GLOVER and C. M. SELLARS: Metall. Trans., 3 (1972), p. 2271
- 12) R. A. P. DJAIC and J. J. JONAS: JISI, 210 (1972), p. 256
- 13) 日本鉄鋼協会編: 圧延理論とその応用 (1968), p. 15 [誠文堂新光社]
- 14) 同上: p. 344
- 15) D. RUER: Thèse N° d'Enregistrement au C.N. R. S. : A. O. 13, 225 (1976)
- 16) 長嶋晋一: 日本金属学会会報, 21 (1982), p. 842
- 17) A. JONES and G. WALKER: Met. Sci., 8 (1974), p. 397
- 18) 長嶋晋一: 集合組織 (日本金属学会編) (1966), p. 23