



2相域加工熱処理による高強度低合金TRIP鋼の組織微細化

杉本 公一*・早川 祥*²・北條 智彦*²・橋本 俊一*³・池田 周之*⁴

Grain Refinement of High Strength Low Alloy TRIP-aided Ferrous Steels by Thermomechanical Processing in $\alpha+\gamma$ Region
Koh-ichi SUGIMOTO, Akira HAYAKAWA, Tomohiko HOJO, Shun-ichi HASHIMOTO and Shushi IKEDA

Synopsis : The effects of thermomechanical processing in an $\alpha+\gamma$ region on microstructure and retained austenite characteristics were investigated to enhance the workability limit of a newly developed high strength low alloy TRIP-aided ferrous steel. Ultra fine polygonal ferrite grains of 1 to 2 μm in diameter were formed inside prior martensite lath structure with interlath retained austenite plates or needles when the steels with martensite single phase were subjected to 30–50% reduction at intercritical annealing temperatures between 760 and 800°C, followed by austempering at 375–425°C for 100 s. It was confirmed by EBSD analysis that some of the ultra fine polygonal ferrite grains possessed a large difference in orientation from neighboring grains. Under the same conditions, volume fraction of retained austenite was significantly increased with a small decrease in its carbon concentration, compared to the steel subjected to only heat treatment. The refining of polygonal ferrite grain was principally caused by interlath austenite plates or needles suppressing the grain growth of polygonal ferrite recrystallized just after intercritical reduction.

Key words : thermomechanical processing; high strength steel; TRIP-aided steel; microstructure; retained austenite; ultra fine grain; annealed martensite.

1. 緒言

残留オーステナイト (γ_R) の変態誘起塑性 (TRIP)¹⁾ 効果を利用した 600~1500 MPa 級の高強度および超高強度低合金 TRIP 鋼板²⁻¹¹⁾ は優れたプレス成形性を有する。このため、既に我が国の乗用車メーカーを中心に、軽量化が期待できる衝突メンバー類および足回り部品への適用研究が進められている。中でも、母相を焼鈍マルテンサイト組織とした“TRIP型焼鈍マルテンサイト鋼^{12,13)}”は現在のところ、最良の成形性を有し、次世代の高強度および超高強度鋼板として期待されている。

TRIP型焼鈍マルテンサイト鋼は薄鋼板だけでなく、棒鋼および鋼管への応用が可能である。いま、棒鋼を用いた鍛造部品を考えたとき、加工温度としては γ 単相域 (熱間加工温度域) と $\alpha+\gamma$ 2相域 (熱間加工温度域) が考えられる。このうち、2相域での熱間加工は引き続きオーステンパー処理を施すことによって多量かつ安定な γ_R を得ることができる¹⁴⁾。また、必要に応じて、温間加工または冷間加工をさらに行うことが可能である。現在までに、2相域加工の前組織をフェライト・パーライト組織とし2相域加工熱処理を施すことによって母相を超微細ポリゴナルフェライトとした従来タイプの低合金 TRIP 鋼“TRIP型複

合組織鋼”についての報告¹⁴⁾はあるが、前組織をマルテンサイト組織またはベイナイト組織とし、2相域加工によって母相を焼鈍マルテンサイト組織または焼鈍ベイナイト組織とした低合金 TRIP 鋼に関する研究は報告されていない。

そこで本研究では、前組織をマルテンサイト組織とした 0.20C-1.50Si-1.50Mn 鋼に、2相域加工およびオーステンパー処理を施したときの微細組織と γ_R 特性の変化を詳細に調査した。

2. 実験方法

供試鋼には Table 1 の化学組成を有する直径 13 mm の熱延丸棒鋼を用い、これより直径 8 mm、高さ 10 mm の円柱状試験片を作製した。加工熱処理は熱間加工再現試験装置 (Thermecmaster-Z, 富士電波工機製) を用いて行った。その加工熱処理線図を Fig. 1 に示す。まず、前組織をマルテンサイト単相組織 (以下、M 材と呼ぶ、ただし、約 4 vol% の γ_R を含む) とするため、950°C に保持後油冷の熱処理を

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

C	Si	Mn	P	S	Al	N	O
0.20	1.50	1.50	0.015	0.0012	0.041	0.0010	0.0027

平成 15 年 5 月 7 日受付 平成 15 年 8 月 27 日受理 (Received on May 7, 2003; Accepted on Aug. 27, 2003)

* 信州大学工学部 (Faculty of Engineering, Shinshu University, 4-17-1 Wakasato Nagano 380-8553)

*² 信州大学大学院生 (Graduate Student, Shinshu University)

*³ (株) 神戸製鋼所技術研究センター (現: CBMM アジア (株)) (Research & Development Laboratories, Kobe Steel, Ltd., now CBMM Asia Co., Ltd.)

*⁴ (株) 神戸製鋼所材料研究所 (Materials Research Laboratory, Kobe Steel, Ltd.)

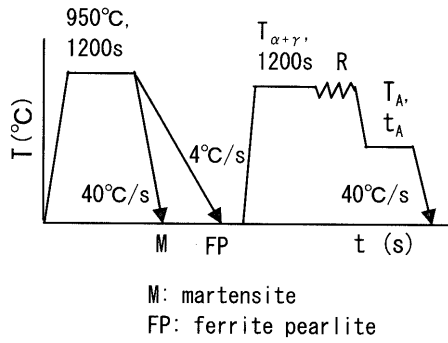


Fig. 1. Schematic diagram of thermomechanical processing.

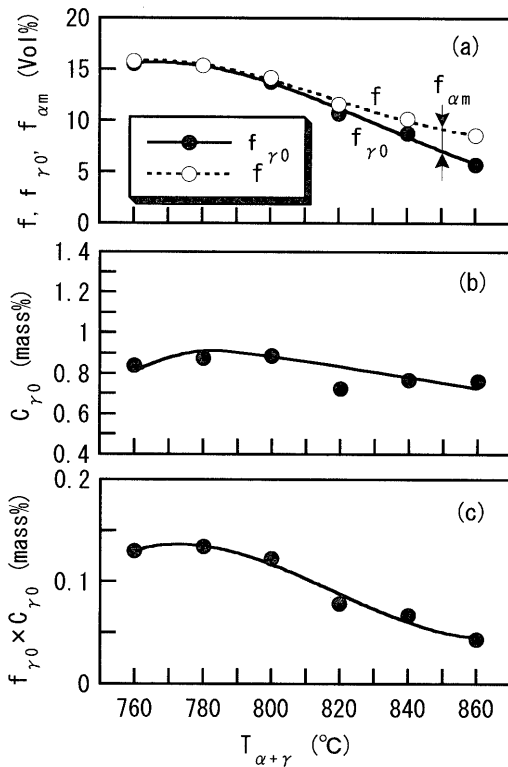


Fig. 2. Variations in (a) initial volume fraction ($f_{\gamma 0}$), (b) carbon concentration ($C_{\gamma 0}$) and (c) total carbon concentration ($f_{\gamma 0} \times C_{\gamma 0}$) of retained austenite as a function of intercritical annealing temperature ($T_{\alpha+\gamma}$) in M steel, in which f and $f_{\alpha m}$ represent volume fractions of second phase and fresh martensite, respectively. ($R=50\%$, $T_A=400^\circ\text{C}$, $t_A=100\text{s}$)

施した。ついで、 $T_{\alpha+\gamma}=760\sim 860^\circ\text{C}$ の $\alpha+\gamma$ 2相域に加熱保持後、ひずみ速度50%/s、圧下率 $R=0\sim 70\%$ 、一段圧下で加工ひずみを付与した後、引き続き $T_A=350\sim 500^\circ\text{C}$ で $t_A=0\sim 10000\text{s}$ のオーステンパー処理を施した。比較のため、前組織をフェライト・パーライト組織（以下、FP材と呼ぶ）とした場合についても、同様な実験を行った。

構成相の種類は主にレペラ腐食法¹⁵⁾によって判別した。この腐食法では、 γ_R とマルテンサイト(α_m)は同じ白色に腐食され、区別することが困難であるので、 γ_R 体積率(f_γ)はX線回折法により測定した。すなわち、 γ_R の体積率はMo-

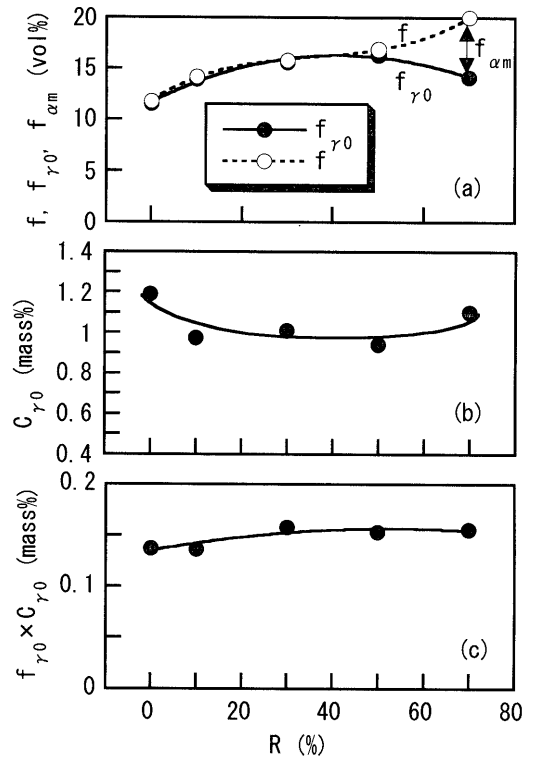


Fig. 3. Variations in (a) initial volume fraction ($f_{\gamma 0}$), (b) carbon concentration ($C_{\gamma 0}$) and (c) total carbon concentration ($f_{\gamma 0} \times C_{\gamma 0}$) of retained austenite as a function of reduction ratio (R) in M steel, in which f and $f_{\alpha m}$ represent volume fractions of second phase and fresh martensite, respectively. ($T_{\alpha+\gamma}=780^\circ\text{C}$, $T_A=400^\circ\text{C}$, $t_A=100\text{s}$)

K α 線によって測定された(200) α , (211) α , (200) γ , (220) γ , (311) γ 回折ピークの積分強度より計算した¹⁶⁾。また、 γ_R の炭素濃度 C_γ (mass%)はCu-K α 線によって測定した(200) γ , (220) γ , (311) γ ピーク角度から求めた格子定数 a_γ ($\times 10^{-1}\text{nm}$)を次式¹⁷⁾に代入して求めた。

$$C_\gamma = (a_\gamma - 3.578) / 0.033 \dots \dots \dots (1)$$

母相の結晶粒間の方位関係を調査するため、FE/SEM-EBS (Field Emission/Scanning Electron Microscope-Electron Back-Scattering Pattern) 解析を実施した。なお、EBSの解析には、OIM (Orientation Imaging Microscopy) システムを用いた。

3. 実験結果

3.1 2相域加工熱処理条件の影響

Fig. 2, 3に、M材の γ_R の初期体積率($f_{\gamma 0}$)、初期炭素濃度($C_{\gamma 0}$)および初期全炭素濃度($f_{\gamma 0} \times C_{\gamma 0}$)に及ぼす2相域焼鈍温度($T_{\alpha+\gamma}$)および圧下率(R)の影響をそれぞれ示す。また、M材の微細組織に及ぼすそれら因子の影響の代表例をFig. 4, 5に示す。

まず2相域焼鈍温度の影響についてみると、 $T_{\alpha+\gamma}=$

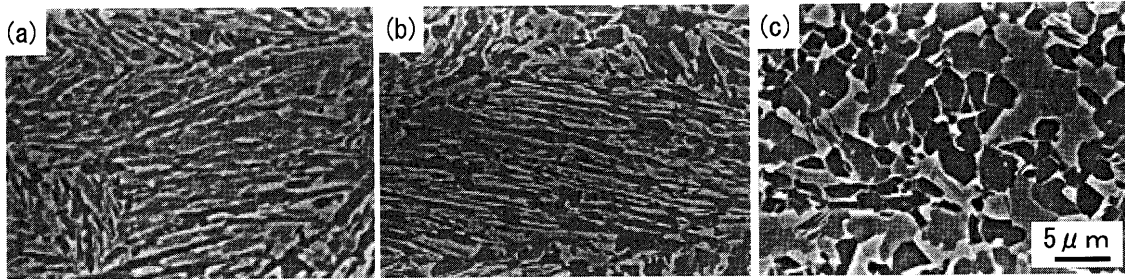


Fig. 4. Scanning electron micrographs of M steels intercritically annealed at (a) $T_{\alpha+\gamma}=760^\circ\text{C}$, (b) 780°C or (c) 820°C , followed by reduction of $R=50\%$ and austempering under $T_A=400^\circ\text{C}$ for $t_A=100\text{ s}$.

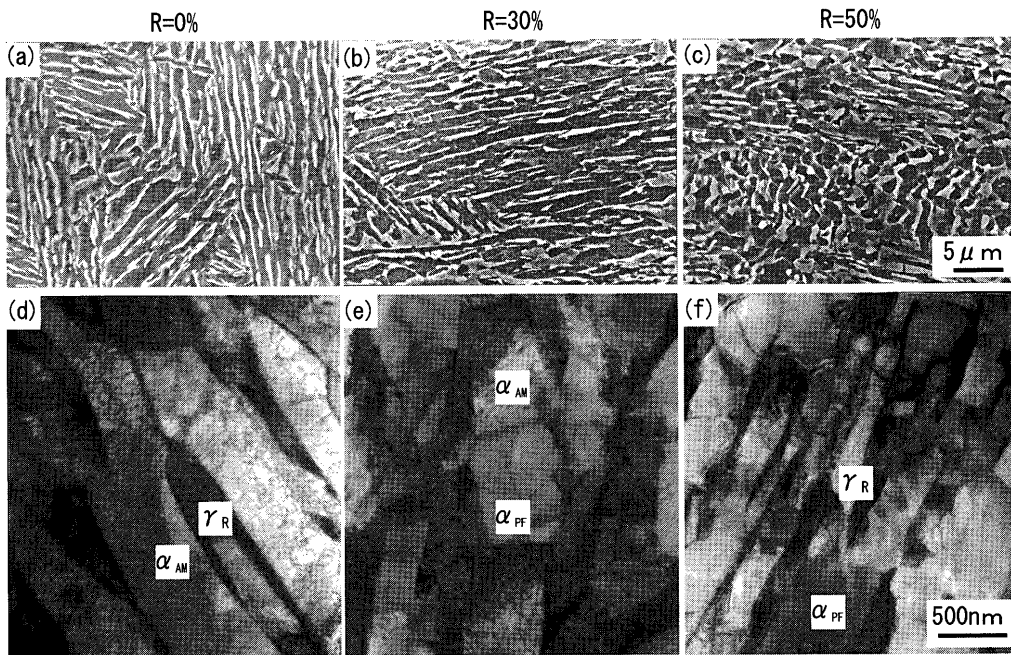


Fig. 5. Scanning and transmission electron micrographs of M steels worked at reduction ratio of (a), (d) $R=0\%$, (b), (e) $R=30\%$ and (c), (f) $R=50\%$ at $T_{\alpha+\gamma}=780^\circ\text{C}$, followed by austempering at $T_A=400^\circ\text{C}$ for $t_A=100\text{ s}$. “ γ_R ”, “ α_{AM} ” and “ α_{PF} ” represent retained austenite, annealed martensite and polygonal ferrite, respectively.

760~800°Cでは高い初期炭素濃度を有する多量の γ_R と微細均一な焼鈍マルテンサイト組織が得られる。ただし、後述するように、見かけ上は焼鈍マルテンサイト組織に見えるが、ラス内には超微細なポリゴナルフェライトが存在する。一方、 $T_{\alpha+\gamma}\geq 820^\circ\text{C}$ では γ_R の体積率、炭素濃度および全炭素濃度の低下が認められる(Fig. 2)。この場合、焼鈍ラス母相が消失し、ポリゴナルフェライトへと変化する(Fig. 4(c))。同時に、 γ_R 形態は塊状へ変化する。また、フレッシュマルテンサイトが生ずる(Fig. 2(a))。

つぎに圧下率の影響をみると、 $R=30\sim 50\%$ では γ_R の炭素濃度はわずかに低下するものの、その体積率は増加する(Fig. 3)。その結果として、 γ_R の全炭素濃度は圧下率の増加に伴いわずかに増加する。まず母相組織についてみると、 $R\leq 25\%$ 以下では焼鈍マルテンサイト組織となり、圧下率の増加に伴いラス内の転位密度が増加する。 $R=30\%$ ではみかけ上は焼鈍マルテンサイト組織に見えるが、TEM観察から、ラス内に超微細な再結晶ポリゴナルフェ

ライトが共存することが認められる(Fig. 5(b), (e))。圧下率が増加するに伴い、ポリゴナルフェライトの体積率は増加し、 $R\geq 50\%$ ではラス内の組織はすべて超微細な再結晶ポリゴナルフェライトとなる(Fig. 5(c), (f))。ただし、 $R=70\%$ では、このポリゴナルフェライトはラス間で合体し、そのサイズは増加する。つぎに γ_R についてみると、 $R\geq 50\%$ では γ_R の長さの短縮化と塊状化が進んでいることが認められる(Fig. 5(c))。なお、フレッシュマルテンサイトは $R=70\%$ の場合のみ存在する(Fig. 3(a))。

3.2 オーステンパー処理条件の影響

Fig. 6, 7にM材およびFP材に、標準の加工熱処理($T_{\alpha+\gamma}=780^\circ\text{C}$, $R=50\%$)を施した後、引き続き広範囲の温度および時間でオーステンパー処理を施したときの γ_R 特性の変化を示す。熱処理のみ($R=0\%$)の場合、M材では微細均一な組織および安定かつ多量の γ_R は $T_A=375\sim 475^\circ\text{C}$ 、 $t_A=100\text{ s}$ で得られる。この最適オーステンパー温度はFP材より25~50°C程度高く、またオーステンパー時間は短時

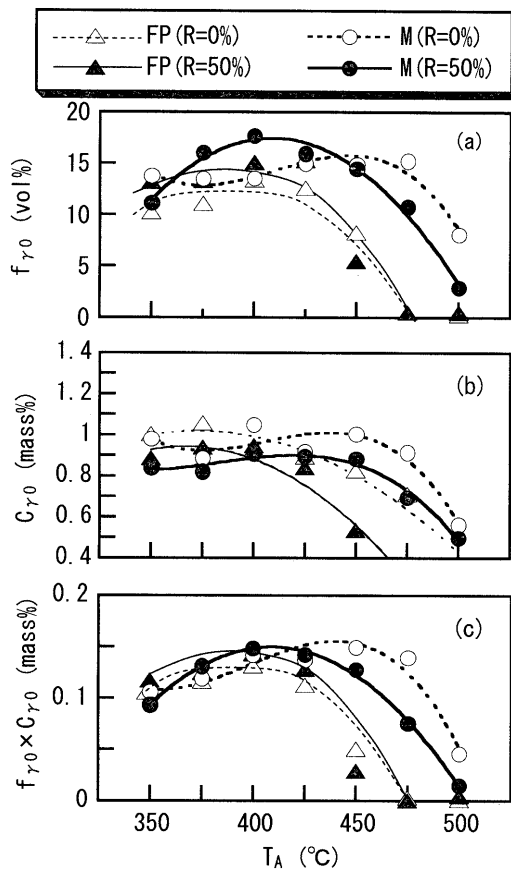


Fig. 6. Variations in (a) initial volume fraction (f_{γ_0}), (b) carbon concentration (C_{γ_0}) and (c) total carbon concentration ($f_{\gamma_0} \times C_{\gamma_0}$) of retained austenite with austempering temperature (T_A) in M and FP steels. ($T_{\alpha+\gamma}=780^\circ\text{C}$, $R=50\%$, $t_A=100$ s (M steel) or 1000 s (FP steel)).

間側にあることが認められる。2相域加工熱処理によって、この最適オーステンパー温度範囲($T_A=375\sim 425^\circ\text{C}$)は狭くなるが、FP材よりまだ高温側にある。最適オーステンパー時間はほぼ100sで、熱処理のみの場合とほぼ等しい (Fig. 7(c))。なお、 γ_R 中の全炭素濃度で比較すると、FP材では加工熱処理によって全炭素濃度は増加するが、M材ではほとんど変化しない。ただし、 $T_A \geq 450^\circ\text{C}$ では全炭素濃度はかえって減少する。

Fig. 8にオーステンパー温度を変化させたときのM材とFP材($T_{\alpha+\gamma}=780^\circ\text{C}$, $R=50\%$)の母相組織のEBSP解析結果を示す。いずれの場合も母相はほぼ再結晶ポリゴナルフェライトとなっているが、多量の γ_R が得られるオーステンパー処理($T_A \leq 425^\circ\text{C}$, $t_A=100$ s)を受けたM材では、旧マルテンサイトラス組織内およびブロック内において、結晶方位差の比較的大きいポリゴナルフェライトが存在している。

一方、 $T_A \geq 450^\circ\text{C}$ ではラス組織とブロックは不明瞭となり、比較的均一な再結晶ポリゴナルフェライト組織となる。これらの再結晶ポリゴナルフェライト粒間の結晶方位差は、FP材と同様に大きいことが認められる。

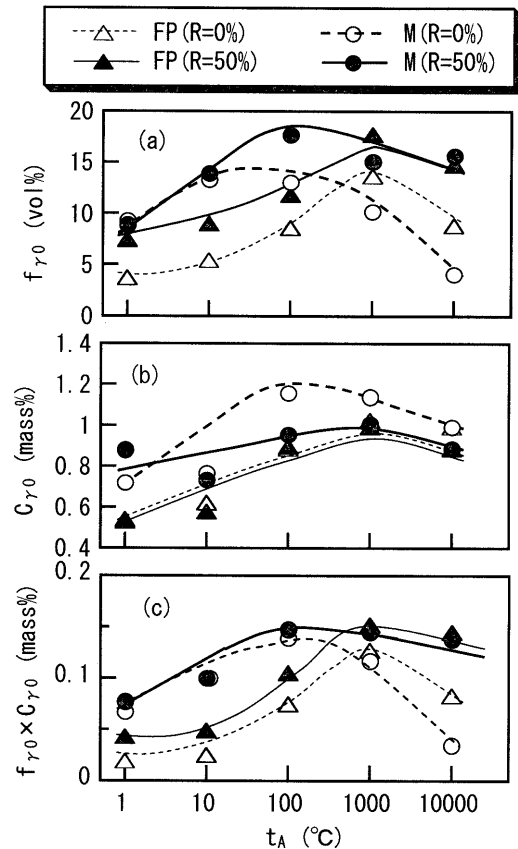


Fig. 7. Variations in (a) initial volume fraction (f_{γ_0}), (b) carbon concentration (C_{γ_0}) and (c) total carbon concentration ($f_{\gamma_0} \times C_{\gamma_0}$) of retained austenite with austempering time (t_A) in M and FP steels. ($T_{\alpha+\gamma}=780^\circ\text{C}$, $R=50\%$, $T_A=400^\circ\text{C}$).

Fig. 9に各温度で100s間再加熱した後のM材およびFP材の γ_R 体積率の変化挙動を示す。熱処理のみを施した場合($R=0\%$)、M材およびFP材の γ_R の分解開始温度は異なり、それぞれ 400°C 、 450°C である。加工熱処理により、M材においてのみ、この分解開始温度が約 50°C 高くなることが認められる。

4. 考察

4.1 母相組織の超微細化機構について

PlichtaとAaronson¹⁸⁾によれば、前組織をマルテンサイト組織とした鋼を2相域で焼鈍した場合、得られる組織は主につぎの(i)と(ii)の2つに支配される。

- (i) ラス境界での γ の核生成速度
- (ii) ラス境界の移動速度

そして、Fe-C-Mn, Fe-C-Ni, Fe-C-Cu系では、焼鈍時に(i)が(ii)に優先するため、 γ がラス境界の移動を抑制し、焼鈍マルテンサイトラス組織が残存する。一方、Fe-C系、Fe-C-Mo系では逆に(ii)が(i)に優先し、母相は不定形のフェライト組織となる。Fe-C-Si, Fe-C-Al, Fe-C-Co系では両系の中間的な挙動を示し、概ね焼鈍マルテンサイト組

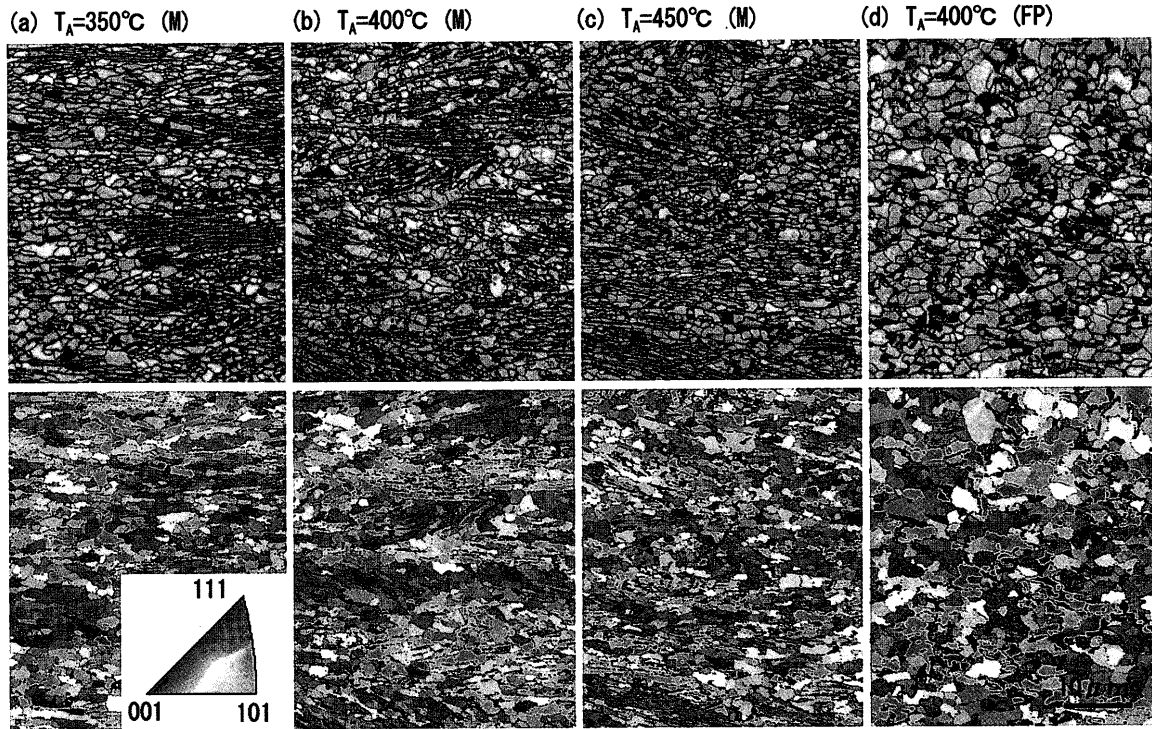


Fig. 8. Image quality map and inverse pole figure map of bcc of M and FP steels subjected to reduction ratio of $R=50\%$ at $T_{\alpha+\gamma}=780^\circ\text{C}$, followed by austempering at $T_A=350^\circ\text{C}$, 400°C or 450°C for $t_A=100\text{ s}$ (M steel) or 1000 s (FP steel), in which black region represents retained austenites or carbides.

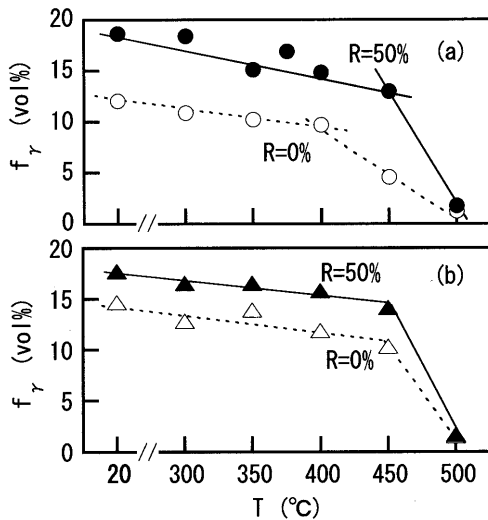


Fig. 9. Variation in volume fraction of retained austenite with heating temperature in (a) M and (b) FP steels subjected to worked under $R=50\%$ at $T_{\alpha+\gamma}=780^\circ\text{C}$, followed by austempering at $T_A=400^\circ\text{C}$ for $t_A=100\text{ s}$ (M steel) or 1000 s (FP steel).

織を生ずる。

PlichtaとAaronson¹⁸⁾らはとくには触れていないが、本研究のように、 $\alpha+\gamma$ 2相域で強加工が付与された場合、この他に、つぎの(iii)を考慮する必要があると考えられる。なお、本研究では、再結晶としては静的再結晶を予想している。

(iii) ポリゴナルフェライトの再結晶

以下では、上述の考え方にしたがって、M材の2相域加工熱処理時の母相組織変化(超微細化機構)を考察する。

本研究では、Fig. 5(f)に示すように、 $T_{\alpha+\gamma}=760\sim 800^\circ\text{C}$ で $R\geq 50\%$ の加工を付与されたとき、M材の旧マルテンサイトラス母相内はほぼポリゴナルフェライトに変化し、プレート状の γ_R は短縮化または塊状化した。また、 $R=10\sim 30\%$ の加工を付与した場合、M材では明瞭な焼鈍マルテンサイトラス組織が残存した(Fig. 5(b), (e))。このとき、旧マルテンサイトラス境界に沿って存在する γ_R を越えてポリゴナルフェライトが成長することはなかった(Fig. 5(a)~(c))。前者の理由として、本鋼ではSi添加量が高いため、ひずみが付与されても、旧ラス境界に沿う γ の核生成と成長が優先して生じ、これがラス境界の移動と再結晶ポリゴナルフェライトのラス境界を越えた成長を抑制したものと考えられる (Fig.10参照)。このことは、本鋼においては、(i)のラス境界での γ の核生成速度は十分に早く、(iii)のポリゴナルフェライトの再結晶速度(核生成速度)はこれより小さいことを示唆している。なお、 $R=10\sim 50\%$ の圧下を加えると γ_R の炭素濃度は減少したが、これは圧下時に生じた γ サイズの減少により、 γ の表面エネルギーが増加し、 T_0 温度が低温側にシフトしたためと予想される。また、この T_0 温度の低下(または γ_R の炭素濃度の減少)が γ_R 体積率の増加をもたらせたと考えられる。

一方、後者の結果は、 $R\leq 25\%$ の加工ひずみではポリゴナルフェライトの核生成を生じさせるほど大きな駆動力と

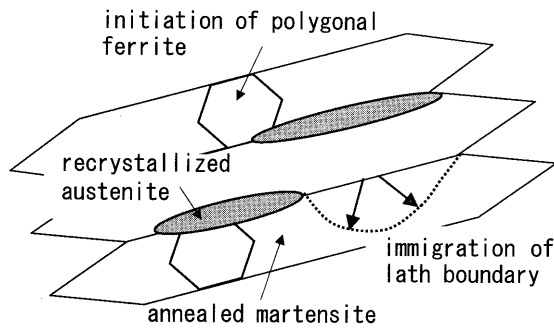


Fig. 10. Illustration of microstructural change occurring in M steel during intercritical annealing and just after subsequent reduction.

はならず、ポリゴナルフェライトの核生成には $R \geq 30\%$ の加工ひずみが必要であることを示している。また、加工時に導入された転位は回復するものかなり残存することを示している。

Fig. 8で示されたように、同一ブロック内およびラス組織内において再結晶ポリゴナルフェライト間の結晶方位差が比較的大きい領域が存在したが、この理由については現在検討中である。

4.2 M材の γ_R 特性の特徴について

M材の γ_R の初期体積率は加工熱処理により高くなったが、 γ_R の全初期炭素濃度はFP材と異なりわずかしこ増加しなかった(Fig. 6, 7)。この理由として、両材のベイナイトの種類と体積率の差が起因していると考えられる。すなわち、M材の場合、ラス境界に沿う γ_R の周りには炭化物フリーのベイナイトが取り囲む形態をとる¹²⁾。このため、平衡炭素濃度に相当する固溶炭素が比較的短時間に γ_R 中に濃縮される。加工熱処理を受けたとき、 γ_R の炭素濃度は低下するものの、炭化物(セメントナイト)を含むベイナイトは存在することはなく、 γ_R 体積率は増加するため、結果的に加工を受けない場合と同様に添加された炭素はほとんど γ_R 中に濃縮し、全炭素濃度の変化がなかったものと考えられることができる。

M材では、 $T_{\alpha+\gamma} \geq 820^\circ\text{C}$ において γ_R の体積率、炭素濃度および全炭素濃度の低下が認められた(Fig. 2)。また、 γ_R は塊状に変化した(Fig. 4)。さきの研究²⁰⁾によれば、M材に $T_{\alpha+\gamma} = 820^\circ\text{C}$ 、 $T_A = 400^\circ\text{C}$ 、 $t_A = 100\text{s}$ の条件で熱処理のみを施したとき、 γ_R 体積率と炭素濃度は減少するが、焼鈍ラス組織とプレート状 γ_R は残存する。この事実から、2相域での圧下によりラス組織がポリゴナルフェライトに、 γ_R 形態が塊状に変化したと考えられる。また、その時点での γ 体積率は非常に高いため、その後の冷却中およびオーステンパー保持時にフェライトおよびベイナイト変態が優先的に生じ、この結果として γ 体積率が減少し、かつ γ への炭素の濃化が進まなかったと考えられる。この他、オーステンパー時間が短かったこと、および残った γ の一部が冷却中にマルテンサイトに変態した(Fig. 2(a))ことも γ_R 体積

率の低下の一因となっていると考えられる。

FP材の場合、熱処理のみの場合($R=0\%$)には γ_R に隣接してセメントナイトを伴うベイナイトが存在する^{2,3)}。このため、ベイナイトに炭素が消費される分、M材よりも γ_R に消費される全炭素量は少なくなる。また、その炭素濃度はThermo-Calcで計算された平衡炭素濃度(炭化物フリーの場合)よりもかなり低くなる傾向がある¹²⁾。一方、加工熱処理を施したとき、 γ_R 自身が微細化され、そのサイズ効果によって γ_R は安定化される。また、これに起因して、炭化物の析出が抑制され、炭化物フリーのベイナイトが増加する¹⁴⁾。その結果として、 γ_R の体積率および全炭素濃度が相対的に多く増加したのと考えられる。

ところで、M材では加工熱処理の有無によらず、 γ_R の体積率とその全炭素濃度が最大となるオーステンパー温度範囲がFP材より広く、その温度はFP材より25~50°C高温側にシフトした(Fig. 6)。Sugimotoら¹²⁾によれば、この理由は以下のように説明されている。

- (1) M材では上述したようにセメントナイトの析出が高温まで抑制されるため、475°Cの高温でさえ γ_R へ炭素が効果的に分配された。
- (2) オーステンパー温度が高くなると γ_R 中での平衡炭素濃度自体が低下する¹²⁾が、 γ_R サイズがFP材に比べて小さいため、冷却時にマルテンサイト変態が抑制された。

なお、M材では加工熱処理を施すことにより最適オーステンパー温度が低温側へシフトし、最適温度範囲が狭くなったが、これは加工時に付与されたひずみによりセメントナイトの核生成が高温側で促進されたためと考えられる。

近年、Fe-C-Si-Mn系低合金TRIP鋼にも溶融亜鉛めっきの要求が多くあり、合金化処理に関して再加熱処理時の γ_R の分解温度を高くする取組みがなされている。Fig. 9に示されたように、M材では加工熱処理により再加熱時の γ_R の分解温度が50°C上昇した。Sugimotoら¹⁹⁾によれば、 γ_R がフェライトとセメントナイトに分解し始める温度(分解開始温度)は主に γ_R 内の炭素濃度に支配され、その炭素濃度が低いほど分解開始温度は上昇する。したがって、2相域加工熱処理による本M材の γ_R の分解開始温度の上昇は、 γ_R の炭素濃度の減少に起因したのと考えられる。なお、熱処理のみを施した場合($R=0\%$)のM材とFP材の分解開始温度の差も同様に γ_R の炭素濃度の差に起因したのと考えられる。

5. 結言

前組織をマルテンサイト単相とした後、2相域加工熱処理とオーステンパー処理を施したときの低合金TRIP鋼の微細組織と γ_R 特性を詳細に調査した。得られた主な結果を以下にまとめる。

(1) 組織の超微細化と安定かつ多量の γ_R は、 $T_{\alpha+\gamma}=760\sim 800^\circ\text{C}$ 、 $R=30\sim 50\%$ 、 $T_A=375\sim 425^\circ\text{C}$ 、 $t_A=100\text{ s}$ の加工熱処理条件下で達成された。

(2) 加工熱処理を施した場合でも、前処理で得られたラス組織が相続された。ただし、 $R\leq 25\%$ の圧下率では通常の焼鈍マルテンサイトラス組織が得られたが、 $R\geq 30\%$ ではラス内に超微細なポリゴナルフェライトが共存し、 $R\geq 50\%$ では完全なポリゴナルフェライト母相に変化した。ただし、結晶方位差の比較的大きいポリゴナルフェライト粒も多数存在した。

(3) 加工熱処理により γ_R の初期体積率は増加し、その初期炭素濃度は低下したが、全初期炭素濃度はほとんど変化しなかった。また、 γ_R 炭素濃度の低下が小さく、かつ高い炭素濃度が得られる最適オーステンパー温度は熱処理のみの場合($R=0\%$)に比較して 25°C ほど低くなり、最適オーステンパー時間は長くなる傾向があった。

(4) 加工熱処理を受けた場合、再加熱による γ_R の分解開始温度は約 50°C 上昇した。

本研究の一部は、(社)日本鉄鋼協会の鉄鋼研究振興助成資金(第9回)によってなされた。ここに、深く感謝いたします。

文 献

- 1) V.F.Zackay, E.R.Parker, D.Fahr and R.Bush: *Trans. Am. Soc. Met.*, **60** (1967), 252.
- 2) K.Sugimoto, M.Kobayashi and S.Hashimoto: *Metall. Trans. A*, **23A** (1992), 3085.
- 3) K.Sugimoto, M.Kobayashi, A.Nagasaka and S.Hashimoto: *ISIJ Int.*, **35** (1995), 1407.
- 4) O.Matsumura, Y.Sakuma, Y.Ishii and J.Zhao: *ISIJ Int.*, **32** (1992), 1110.
- 5) A.Nagasaka, K.Sugimoto, M.Kobayashi and S.Hashimoto: *Tetsu-to-Hagané*, **83** (1997), 335.
- 6) Z.Hanzaki, P.D.Hodgson and S.Yue: *ISIJ Int.*, **35** (1995), 79.
- 7) P.Jacques, K.Eberle, P.Harlet and F.Delannay: Proc. 40th Mech. Work. Steel Processing Conf., ISS, PA, (1998), 239.
- 8) K.Sugimoto, T.Iida, J.Sakaguchi and T.Kashima: *ISIJ Int.*, **40** (2000), 902.
- 9) K.Sugimoto, J.Sakaguchi, T.Iida and T.Kashima: *ISIJ Int.*, **40** (2000), 920.
- 10) K.Sugimoto, M.Kobayashi, K.Inoue and Y.Masuda: *Tetsu-to-Hagané*, **85** (2000), 856.
- 11) S.Song, K.Sugimoto, M.Kobayashi, H.Matsubara and T.Kashima: *Tetsu-to-Hagané*, **86** (2000), 563.
- 12) K.Sugimoto, A.Kanda, R.Kikuchi, S.Hashimoto, T.Kashima and S.Ikeda: *ISIJ Int.*, **42** (2002), 910.
- 13) S.Hashimoto, T.Kashima, S.Ikeda and K.Sugimoto: *Tetsu-to-Hagané*, **88**, (2002), 400.
- 14) K.Sugimoto, M.Kobayashi, H.Shirasawa and T.Miyoshi: Proc. of THERMEC'97, ed. by T.Chandra and T.Sakai, TMS, PA, (1997), 547.
- 15) F.S.LePera: *Metallography*, **12** (1979), 268.
- 16) H.Maruyama: *J. Jpn. Soc. Heat Treat.*, **17** (1977), 198.
- 17) D.J.Dyson and B.Holmes: *J. Iron Steel Inst.*, **208** (1970), 469.
- 18) M.R.Plichta and H.I.Aaronson: *Metall. Trans.*, **5** (1974), 2611.
- 19) K.Sugimoto, N.Usui, M.Kobayashi and S.Hashimoto: *ISIJ Int.*, **32** (1992), 1311.
- 20) K.Sugimoto, R.Kikuchi, M.Tsunezawa, S.Hashimoto, T.Kashima and S.Ikeda: *Tetsu-to-Hagané*, **89** (2003), 1065.