

焼鈍マルテンサイト組織を母相とする高強度低合金 TRIP鋼板の伸びフランジ性と曲げ性に及ぼす 熱処理条件の影響

杉本 公一*・菊池 陵*²・経澤 道高*²・橋本 俊一*³・鹿島 高弘*³・池田 周之*⁴

The Effects of Heat-treatment Conditions on Stretch-flangeability and Bendability of High-strength Low Alloy TRIP-aided Sheet Steels with Annealed Martensitic Matrix

Koh-ichi SUGIMOTO, Ryo KIKUCHI, Michitaka TSUNEZAWA, Shun-ichi HASHIMOTO, Takahiro KASHIMA and Shu-shi IKEDA

Synopsis : The effects of heat-treatment conditions on stretch-flangeability and bendability of 800 MPa grade 0.2C-1.5Si-1.5Mn low alloy TRIP-aided sheet steels with annealed martensitic matrix or "TRIP-aided annealed martensite steels" were investigated for automotive applications. Good stretch-flangeability and excellent bendability, as well as large ductility, were achieved in the steels intercritically annealed at 780–820°C, followed by austempering at 375–400°C for 100–1000 s. In this case, initial microstructure prior to intercritical annealing was martensite or fine bainite structure transformed at temperatures below 400°C. These good formabilities were considered to be caused by fine annealed lath matrix with low dislocation density, interlath stable retained austenites and relatively low difference in strength between second phase and matrix.

Key words : microstructure; ductility; formability; TRIP; high-strength steel; annealed martensite; retained austenite.

1. 緒言

近年、乗用車の薄肉・軽量化と衝突安全性確保のため、成形性の良好な高強度薄鋼板の開発が求められている。これを受けて10年ほど前に、残留オーステナイト(γ_R)の変態誘起塑性(TRIP)¹⁾を利用したポリゴナルフェライト(α_{pf})+ベイナイト(α_b)+ γ_R 組織からなるTRIP型複合組織鋼(PF鋼)²⁻⁹⁾およびベイニティックフェライト(α_{bf})+ γ_R 、またはこれに初期マルテンサイト(α_m)を含む組織からなるTRIP型ベイニティックフェライト鋼(BF鋼)¹⁰⁻¹³⁾が開発された。PF鋼は良好な張り出し性³⁾と深絞り性^{4,5)}を有するため、大きな薄肉・軽量化効果が期待できる乗用車足回り部品への適用が検討された。しかし、伸びフランジ性と曲げ性がそれほど高くならなかった^{6,7,14)}ため、現在のところ衝突吸収メンバー類への適用は進められたが、足回り部品への適用は進んではいない。一方、BF鋼は伸びフランジ性¹¹⁾、曲げ性¹⁴⁾、衝撃特性¹³⁾および疲労強度特性¹²⁾は優れているが、伸びが小さいという欠点を有するため、乗用車部材への適用には至っていない。

BF鋼の優れた伸びフランジ性を維持したままで伸びを改善することを目的として、最近、著者らは母相を焼鈍

マルテンサイトとした新しい低合金TRIP鋼(TRIP型焼鈍マルテンサイト鋼, AM鋼)を開発した¹⁴⁾。このAM鋼の大きい伸び、高い伸びフランジ性と曲げ性は、微細均一なラス組織母相を保持したままで、その母相の変形強度(転位密度)をBF鋼のそれよりも低下させたことに起因する。しかしながら、AM鋼の伸び、伸びフランジ性および曲げ性についての最適な熱処理条件は必ずしも明らかとなっていない。

そこで本研究では、0.2C-1.5Si-1.5Mn(mass%)の組成を有するAM鋼を用いて、その微細組織(母相組織と γ_R 特性)、延性、伸びフランジ性および曲げ性に及ぼす熱処理条件の影響を調査した。また、AM鋼の成形性と各種因子(組織因子、引張延性)との関係について検討を行った。

2. 実験方法

供試鋼には、0.20C-1.51Si-1.51Mn-0.015P-0.0011S-0.040Al-0.0013O-0.0021N(mass%)の化学組成を有する真空溶製鋼を用いた。まず、厚さ32mmのスラブを製造後、Fig. 1の条件で熱間圧延と冷間圧延を施し、板厚1.2mmの薄鋼板とした。これらの鋼板から圧延方向に平行に

平成15年2月25日受付 平成15年7月1日受理 (Received on Feb. 25, 2003; Accepted on July 1, 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 (Research & Development Labs., Kobe Steel, Ltd.)

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

JIS13B号引張試験片（ゲージ長さ50mm，幅12.5mm），穴広げ試験片（直径50mm）および曲げ試験片（長さ75mm，幅35mm）を作成した後，塩浴炉中で，Fig. 1の前熱処理，および2相域焼鈍・オーステンパー処理を施した。前熱処理は熱延後の巻き取り処理に対応し，本研究では，950°C，1200sのオーステナイト化後のベイナイト変態処理温度（ T_C ）を変化させることによって2相域焼鈍前の組織を変化させた。なお，本研究では $T_C=20^\circ\text{C}$ ， $T_{\alpha+\gamma}=780^\circ\text{C}$ ， $T_A=400^\circ\text{C}$ ， $t_A=1000\text{s}$ を標準熱処理とした。

γ_R の体積率はMo-K α 線によって測定された(200) $_{\alpha}$ ，

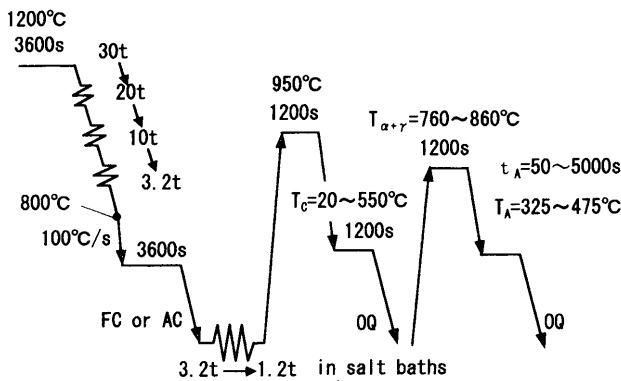


Fig. 1. Schematic heat-treatment diagram of AM steels, in which “FC”, “AC” and “OO” denote furnace cooling, air cooling and quenching in oil, respectively.

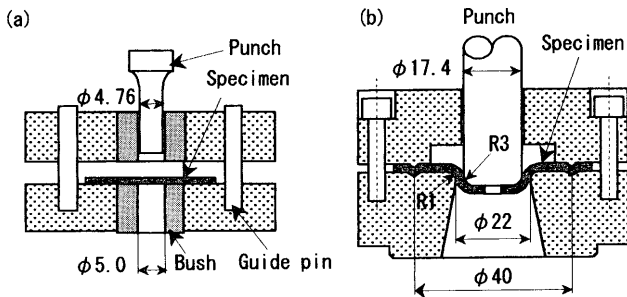


Fig. 2. Experimental apparatus for (a) hole-punching and (b) hole-expanding.

(211) $_{\alpha}$ ，(200) $_{\gamma}$ ，(220) $_{\gamma}$ ，(311) $_{\gamma}$ 回折ピークの積分強度より計算した¹⁵⁾。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) $_{\gamma}$ ，(220) $_{\gamma}$ ，(311) $_{\gamma}$ ピーク角度から求めた格子定数 a_{γ} ($\times 10^{-1}\text{nm}$)を次式¹⁶⁾に代入して求めた。

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

引張試験にはインストロン型引張試験機を用い，20°C，クロスヘッド速度1mm/minで試験した。打抜き・穴広げ試験には，Fig. 2の装置を用いた。打抜きは加工温度20°C，クリアランス10%，パンチ速度10mm/minで行った。穴広げ試験には平頭パンチを用い（打ち抜きだれ部をパンチ側とした），加工温度20°C，速度1mm/minで試験を行った。伸びフランジ性は次式の穴広げ率 λ で評価した。

$$\lambda=(d_f-d_o)/d_o \times 100\% \dots \dots \dots (2)$$

ここで， d_o ， d_f はそれぞれ初期穴径，き裂発生時の穴径である。曲げ性は最小曲げ半径 R_{\min} によって評価した。なお，いずれの試験にもグラファイト系潤滑剤を使用した。

3. 実験結果

3.1 微細組織

Fig. 3に γ_R の初期体積率 (f_{γ_0})と初期炭素濃度 (C_{γ_0})に及ぼす熱処理条件の影響を示す。また，組織の代表例をFig. 4に示す。両図より，以下のことがわかる。

(1) 巻き取り温度 $T_C=350\sim 550^\circ\text{C}$ の範囲で処理されたAM鋼の γ_R 特性は巻き取り温度 20°C で処理された鋼 (20°C の油中で冷却された鋼)のそれとほぼ等しい。しかし， $T_C \geq 475^\circ\text{C}$ において，母相は粗大化し，PF鋼の母相（ポリゴナルフェライト）に近い組織となる。このような結果は熱延後に室温まで急冷する必要がなく，高温巻取りをすることによってAM鋼の製造が可能であることを意味している。

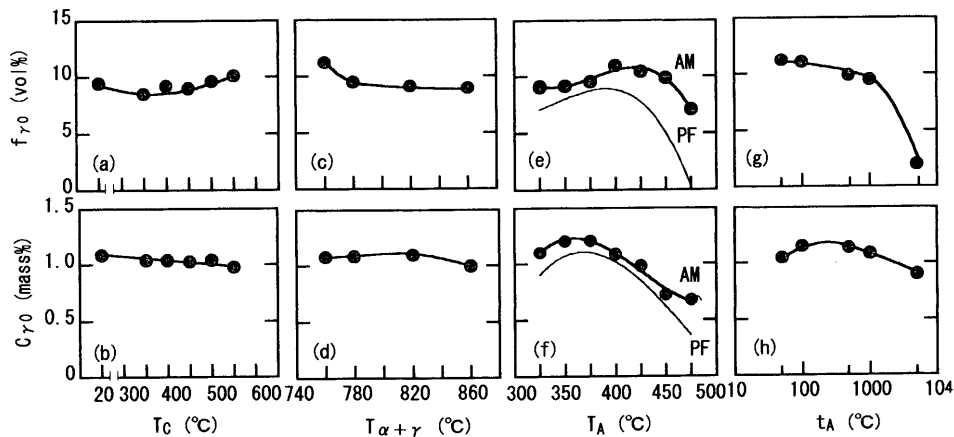


Fig. 3. Effects of coiling temperature (T_C), intercritical annealing temperature ($T_{\alpha+\gamma}$), austempering temperature (T_A) and austempering time (t_A) on initial volume fraction (f_{γ_0}) and initial carbon concentration (C_{γ_0}) of retained austenite in AM steels, in which thin line represents data of PF steels.

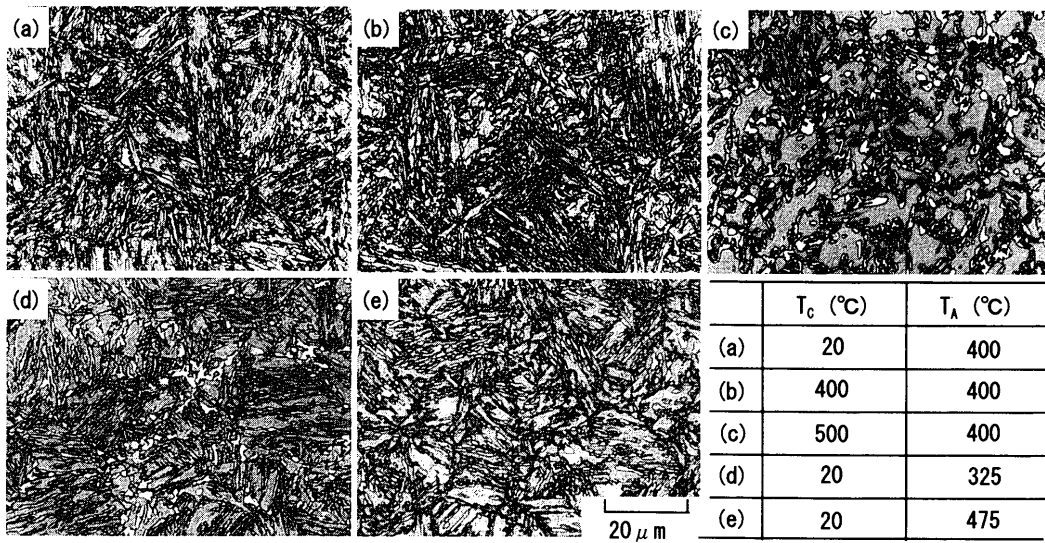
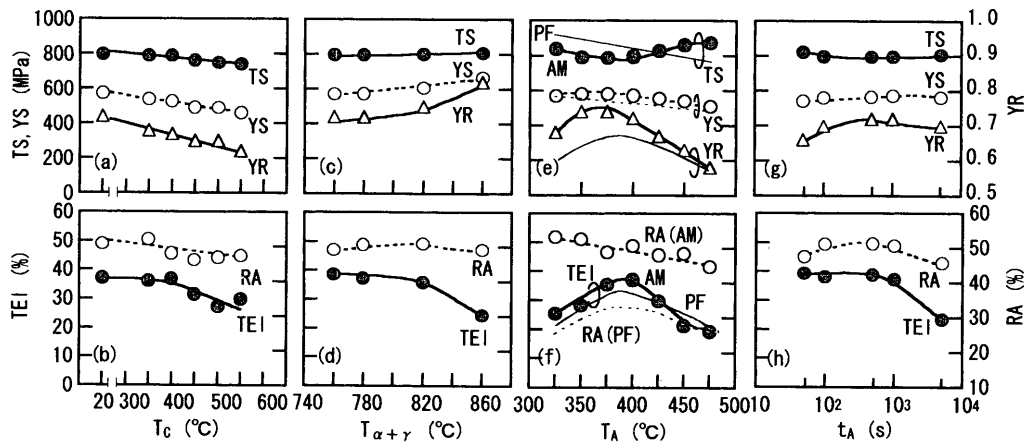


Fig. 4. Light micrographs of AM steels subjected to different heat-treatment.


 Fig. 5. Effects of coiling temperature (T_c), intercritical annealing temperature ($T_{\alpha+\gamma}$), austempering temperature (T_A) and austempering time (t_A) on yield stress (YS), tensile strength (TS), total elongation (TEI) and reduction of area (RA) in AM steels, in which thin line represents data of PF steels.

(2) 2相域焼鈍温度が低いほど多量の γ_R が得られる。しかし、炭素濃度はその逆の傾向を示す。 $T_{\alpha+\gamma}=860^\circ\text{C}$ では組織は粗大化するが、その他の2相域焼鈍温度では、母相組織は明瞭な焼鈍マルテンサイト組織である。

(3) γ_R 量はオーステンパー温度 $T_A=400\sim 425^\circ\text{C}$ で最大となるが、その安定性は $T_A\leq 400^\circ\text{C}$ において高い。 $T_A\leq 400^\circ\text{C}$ では第2相は γ_R と炭化物フリーのベイナイトからなるが、 $T_A\geq 425^\circ\text{C}$ ではこの他に少量の初期 α_m が存在し、このため全第2相体積率は少し増加する。Fig. 3(e)に示すように、PF鋼では γ_R が多量に得られる T_A 範囲は狭いが、AM鋼ではこの T_A 範囲はかなり広い特徴を有する。

(4) オーステンパー処理時間 $t_A=100\sim 1000\text{ s}$ で γ_R 量と炭素濃度はともに最大となる。この処理時間はBF鋼と同レベルであり¹⁰⁾、PF鋼より短い。

3.2 延性と成形性

Fig. 5に引張特性に及ぼす熱処理条件の影響を示す。図

より、 $T_c\leq 400^\circ\text{C}$ 、 $T_{\alpha+\gamma}=760\sim 820^\circ\text{C}$ 、 $T_A=375\sim 400^\circ\text{C}$ 、 $t_A=100\sim 1000\text{ s}$ において、約0.7の降伏比(YR)、大きな全伸び(TEI)と断面減少率(RA)が得られる。Fig. 5(f)にみられるように、全伸びのオーステンパー温度依存性はPF鋼のそれに類似するが、断面減少率のオーステンパー温度依存性はPF鋼と異なり、温度の上昇にともない単調に低下する。しかし、断面減少率の値はPF鋼に比較して全体にかなり高い。

Fig. 6に穴広げ率(λ)と最小曲げ半径(R_{\min})に及ぼす熱処理条件の影響を示す。穴広げ性と曲げ性は延性(Fig. 5)の最適熱処理条件とほぼ一致する。また、オーステンパー温度の影響に限れば、延性と同様に良好な穴広げ性と曲げ性が得られるオーステンパー温度範囲はPF鋼より広く、またそのときの穴広げ性および曲げ性も優れていることがわかる(Fig. 6(e), (f))。

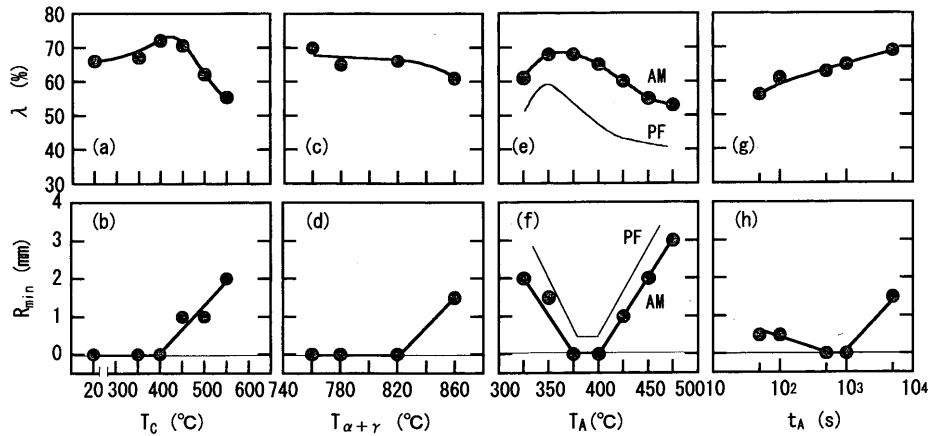


Fig. 6. Effects of coiling temperature (T_C), intercritical annealing temperature ($T_{\alpha+\gamma}$), austempering temperature (T_A) and austempering time (t_A) on hole-expanding ratio (λ) and minimum bending radius (R_{min}) in AM steels, in which thin line represents data of PF steels.

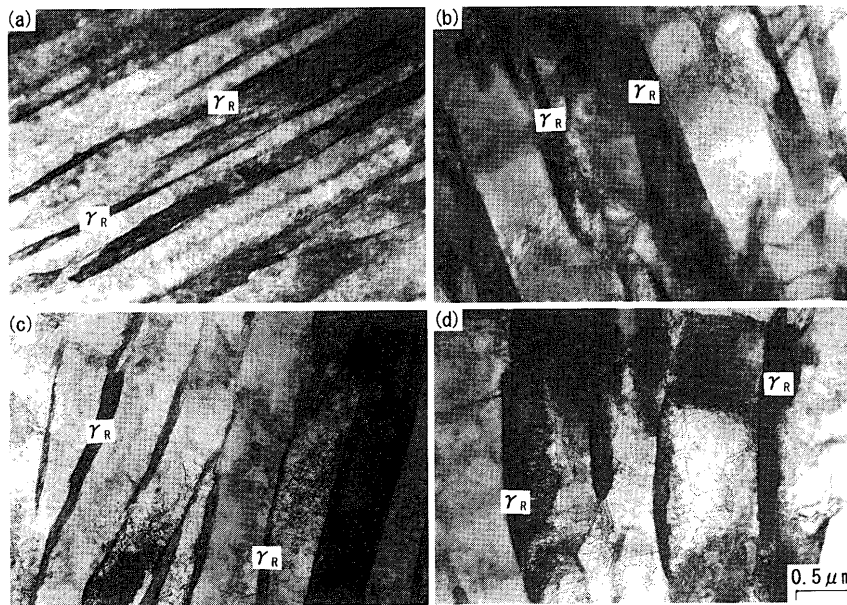


Fig. 7. Transmission electron micrographs of AM steels after prior heat-treatment (a, c) or after intercritical annealing followed by austempering (b, d). (a) $T_C=20^\circ\text{C}$, (b) $T_C=20^\circ\text{C}$, $T_{\alpha+\gamma}=780^\circ\text{C}$, $T_A=400^\circ\text{C}$, $t_A=1000\text{ s}$. (c) $T_C=400^\circ\text{C}$, (d) $T_C=400^\circ\text{C}$, $T_{\alpha+\gamma}=780^\circ\text{C}$, $T_A=400^\circ\text{C}$, $t_A=1000\text{ s}$.

4. 考察

4.1 前組織の影響について

AM鋼では、前組織を微細な α_b 単相組織とした場合($T_C \leq 400^\circ\text{C}$)も、 α_m 単相とした場合と同等の γ_R 特性、延性および伸びフランジ性と曲げ性が得られた。Fig. 7にみられるように、前者では2相域焼鈍後の組織サイズは前処理時の組織サイズと大差ないが、後者では2相域焼鈍後のラス組織サイズおよび γ_R サイズは前処理時のそれに比較してかなり粗大化している。

Aaronson²¹⁾によれば、前組織が α_m 単相組織の鋼に2相域焼鈍を施したときの組織変化は主に次の2つに支配される。

(i) ラス境界の移動速度

(ii) γ の核生成速度

Mn Ni, Co, Si, Alなどの合金元素の添加は2相域焼鈍時に γ の核生成を促進する(ラス境界の移動を抑制する)ため、明瞭な焼鈍マルテンサイト組織が残る。当然、ポリゴナルフェライトは核生成しない。これに従えば、本鋼のように高Siおよび高Mn添加鋼では γ の核生成速度が相対的に大きくなるため、2相域焼鈍時の γ の存在形態が組織サイズに影響すると考えてもよいであろう。前述したように、前組織が α_m 単相組織の場合、ラス境界に沿って存在する γ_R は比較的細かくかつ薄い特徴を有する。前熱処理時に γ_R であった場所は2相域焼鈍時には γ の核生成位置となると予想される。したがって、もし、ラス境界の移動を抑制できる臨界の γ サイズが存在するならば、前組織が α_m 単相組織の場合、臨界サイズ以下の γ が存在するラス境界では

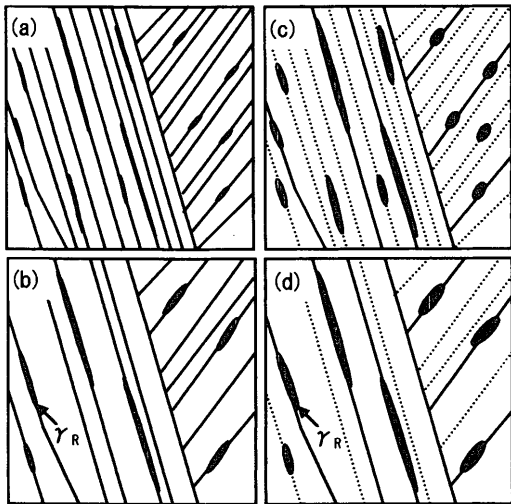


Fig. 8. Illustration of lath boundary migration in AM steels during intercritical annealing, in which dotted line represents prior lath boundaries migrated during intercritical annealing. (a) $T_C=20^\circ\text{C}$, (b) $T_C=20^\circ\text{C}$, $T_{\alpha+\gamma}=780^\circ\text{C}$, $T_A=400^\circ\text{C}$, $t_A=1000\text{ s}$. (c) $T_C=400^\circ\text{C}$, (d) $T_C=400^\circ\text{C}$, $T_{\alpha+\gamma}=780^\circ\text{C}$, $T_A=400^\circ\text{C}$, $t_A=1000\text{ s}$.

γ がラス境界の移動を抑制できず、隣のラスと合体するため、焼鈍時のラス径は増加し、かつ小さい γ はラス内に残り残されることが予想できる (Fig. 8(a), (c)参照)。

同様な考え方を前組織が α_b 単相組織の場合に適用すると、この場合では前処理時での γ_R の数は少なく、サイズは大きい。このため、2相域焼鈍時に生成する γ の核生成位置の数は少ないため、 γ のほとんどは臨界サイズ以上となる。よって、ラス境界の移動とラスの合体が起こりにくく、結果的に前組織が α_m 単相組織の場合と同程度となったものと考えられる (Fig. 8(b), (d))。なお、両場合について、 γ_R の体積率および炭素濃度がほぼ同程度となった理由は、2相域焼鈍時の γ の存在形態が結果的に同様であったためと考えられる。

$T_C \geq 475^\circ\text{C}$ では、巻き取り温度が高くなるほど、2相域焼鈍後の組織は粗くなった。これは、巻き取り温度がある程度以上高くなると、前組織のラスサイズ自体が大きくなり (ラス組織が維持できなくなり)、2相域焼鈍時において γ のラスサイズを小さくする効果が期待できなくなるためであると考えられる。

以上の考え方より、 $T_C \leq 400^\circ\text{C}$ では、微細・均一な組織と炭素濃度の高い多量の γ_R が得られたと考えられる。これらが γ_R のTRIP効果を有効に生じさせるとともに、ボイドの発生を抑制し (局部延性を高め)、結果的に優れた伸びフランジ性と曲げ性をもたらせたと考えられる。

4.2 オーステンパー温度依存性について

AM鋼ではPF鋼に比較して広いオーステンパー処理温度範囲で安定かつ多量の γ_R が得られた。これについては以下のように考えられる¹⁴⁾。AM鋼の場合、2相域焼鈍時の γ 間隔が狭い (γ への炭素の拡散距離が短い) ため、

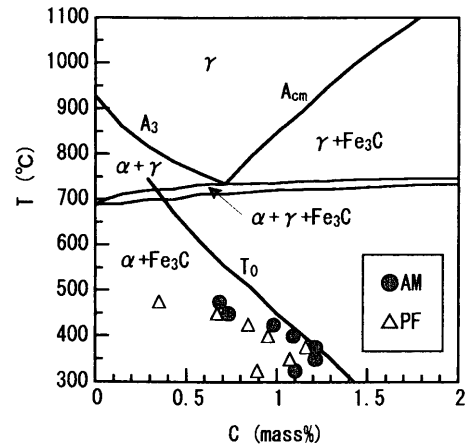


Fig. 9. Equilibrium diagram of Fe-C-1.5Si-1.5Mn systems computed by Thermo-Calc¹⁹⁾, in which marks denote initial carbon concentration of retained austenite in AM and PF steels calculated from lattice parameter measured by X-ray diffractometry.

オーステンパー処理時の炭素の γ への濃化は短時間 (PF鋼の1/10程度) で終了する。また、 γ_R サイズが小さいため、 γ への炭素の濃化が少ないときでさえ冷却時のマルテンサイト変態が抑制される。

先の報告¹⁴⁾によれば、PF鋼ではオーステンパー温度が低い場合は γ_R 中の炭素の濃化が遅れる (γ 間隔が広く、 γ_R 中への炭素の拡散には長い時間を必要とするため)。一方、オーステンパー処理温度が高くなると、ベイナイト変態が進み、 γ への炭素の濃化が進まない。このため、オーステンパー処理後の冷却中に γ の一部がマルテンサイトに変態し、これが応力集中箇所となり延性および成形性を低下させる。最適オーステンパー処理温度でさえ、 γ_R は炭化物を含むベイナイトと隣接するため炭素の一部は炭化物生成のために消費される。AM鋼では炭化物を含まないベイナイトが γ_R の周りを囲み γ_R への炭素の濃化が効果的に起こることを考えると、PF鋼の γ_R への炭素の濃化は非常に不利である。それ故、 γ_R に隣接する両鋼のベイナイト組織の差がオーステンパー温度依存性を大きくしている本質的な原因であると考えられる。なお、AM鋼とPF鋼の γ_R の炭素濃度を Thermo-calc¹⁹⁾によって計算した Fig. 9の Fe-C-1.5Si-1.5Mn系平衡状態図中に示す。

ところで、 γ_R 特性と同様に、AM鋼ではPF鋼と比較して広いオーステンパー処理温度範囲 (γ_R 特性の場合より狭い温度範囲) で優れた延性と成形性が達成された。まず、全伸びについて考える。一般に全伸びは母相の変形強度、第2相体積率、 γ_R 特性およびマルテンサイトの存在の有無に支配される。このことを考慮すると、AM鋼ではPF鋼に比較してこれら因子のオーステンパー処理温度依存性は全体に小さいが、低温側では母相の変形強度が高くなったこと、および第2相体積率 (とくに炭化物フリーのベイナイト体積率) が低くなり、ひずみ硬化率が変形初期に急減することが全伸びの低下をもたらせたと考えられる。一方、

高温側では、 γ_R の安定性の低下に加え、初期 α_m の存在と組織の粗大化による母相/第2相界面でのボイド発生が全伸びを低くさせたと考えられる。高温側で生じた断面減少率、伸びフランジ性および曲げ性の低下はとくに後者の影響が大きく現れたためと考えられる。

PF鋼でもAM鋼と同様に説明されるが、 γ_R 特性および変態生成物に対するオーステンパー処理温度の影響がより強く現れたため、結果的に延性および成形性に対するオーステンパー処理温度の影響が大きく現れたものと考えられる。なお、AM鋼はPF鋼に比較して第2相/母相強度比が比較的小さく、かつ組織が微細均一であるため、その界面でボイドが発生しにくく、また打抜き加工時のせん断長さが長く、明瞭な塑性流れが発達するため、PF鋼に比較して高い伸びフランジ性が得られたと考えられている¹⁴⁾。

5. 結言

AM鋼の伸びフランジ性と曲げ性に及ぼす各種熱処理条件の影響を調査した。得られた主な結論は以下の通りである。

(1) 優れた伸びフランジ性と曲げ性は $T_c \leq 400^\circ\text{C}$ 、 $T_{\alpha+\gamma} = 780 \sim 820^\circ\text{C}$ 、 $T_A = 375 \sim 400^\circ\text{C}$ 、 $t_A = 100 \sim 1000 \text{ s}$ において得られた。

(2) この最適熱処理条件下では、微細均一な組織と安定性の高い適量の γ_R が得られた(初期 α_m は存在しなかった)。また、母相の転位密度も十分に低かった。さらに、第2相と母相の強度比が比較的小さいため、優れた局部延性が得られた。これらが優れた伸びフランジ性と曲げ性をもたらせたと考えられた。

(3) 前組織が 400°C 以下で生成されたベイナイトであれば、前組織がマルテンサイトの場合と同様な高い成形性が得られた。この理由がラス境界の移動速度とラス境界に

沿って核生成する γ の再結晶速度の関係から説明された。

(4) AM鋼はPF鋼に比較して、成形性のオーステンパー温度依存性が小さく現れた。これは、 γ_R 特性および変態生成物に対するオーステンパー温度の影響が小さく現れたことに起因すると考えられた。

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) S.Hiwatashi, M.Takahashi, T.Katayama and M.Usuda: *J. Jpn. Soc. Technol. Plast.*, **35** (1994), 1109.
- 5) O.Matsumura, Y.Sakuma, Y.Ishii and J.Zhao: *ISIJ Int.*, **32** (1992), 1110.
- 6) Y.Hirose, S.Nakai, H.Furuyama, S.Sudoh and K.Ueno: *J. Jpn. Soc. Technol. Plast.*, **35** (1994), 1071.
- 7) A.Nagasaka, K.Sugimoto, M.Kobayashi and S.Hashimoto: *Tetsu-to-Hagané*, **83** (1997), 335.
- 8) Z.Hanzaki, P.D.Hodgson and S.Yue: *ISIJ Int.*, **35** (1995), 79.
- 9) P.Jacques, K.Eberle, P.Harlet and F.Delannay: Proc. 40th Mech. Work. Steel Processing Conf., ISS, PA, (1998), 239.
- 10) K.Sugimoto, T.Iida, J.Sakaguchi and T.Kashima: *ISIJ Int.*, **40** (2000), 902.
- 11) K.Sugimoto, J.Sakaguchi, T.Iida and T.Kashima: *ISIJ Int.*, **40** (2000), 920.
- 12) K.Sugimoto, M.Kobayashi, K.Inoue and Y.Masuda: *Tetsu-to-Hagané*, **85** (1999), 856.
- 13) S.Song, K.Sugimoto, M.Kobayashi, H.Matsubara and T.Kashima: *Tetsu-to-Hagané*, **86** (2000), 563.
- 14) K.Sugimoto, A.Kanda, R.Kikuchi, S.Hashimoto, T.Kashima and S.Ikeda: *ISIJ Int.*, **42** (2002), 910.
- 15) H.Maruyama: *J. Jpn. Soc. Heat Treat.*, **17** (1977), 198.
- 16) D.J.Dyson and B.Holmes: *J. Iron Steel Inst.*, **208** (1970), 469.
- 17) O.Matsumura, Y.Sakuma, Y.Ishii and J.Zhao: *ISIJ Int.*, **32** (1992), 1110.
- 18) M.Takahashi and H.K.D.Bhadeshia: *Mater. Trans., JIM*, **32** (1991), 689.
- 19) B.Sundman, B.Janssen and J.O.Andersson: *Calphad*, **9** (1985), 153.
- 20) K. Sugimoto, N. Usui, M. Kobayashi and S. Hashimoto: *ISIJ Int.*, **32** (1992), 1311.
- 21) M.R.Plichta and H.I.Aaronson: *Metall. Trans.*, **5** (1974), 2611.