

変態誘起塑性を示す冷延鋼板における 残留オーステナイトの加工安定性

伊丹 淳*・高橋 学*²・潮田 浩作*

Plastic Stability of Retained Austenite in the Cold-rolled TRIP Sheet Steel

Atsushi ITAMI, Manabu TAKAHASHI and Kohsaku USHIODA

Synopsis : Mechanical properties of cold-rolled and continuously annealed TRIP steel with 0.14%C-1.9%Si-1.7%Mn have been discussed especially from the aspect of the plastic stability of retained austenite which was varied by changing austemper time at 400°C. The results obtained are as follows; The plastic stability of retained austenite and the strength-ductility balance at room temperature are improved with the increase in C content in retained austenite after optimizing the austemper time in the continuous annealing process. Martensitic transformation is considered to occur from the plastically unstable retained austenite with low C content. The kinetics model for deformation-induced martensitic transformation explains the experimentally obtained change in volume% of retained austenite with plastic strain in terms of the C content in retained austenite.

Key words : transformation induced plasticity; retained austenite; continuous annealing; austemper time; strength; ductility; deformation induced martensitic transformation; plastic deformation.

1. 緒言

残留オーステナイト(残留 γ)の変態誘起塑性(Transformation induced plasticity; TRIP)を利用して強度-延性特性を飛躍的に向上させた高強度鋼板^{1)~9)}は、自動車の軽量化に寄与できる新しいハイテン(残留 γ ハイテン)として注目されている。残留 γ ハイテンの強度-延性特性は、残留 γ を含む硬質第2相の諸因子に依存すると理解されており、その因子として残留 γ 相の変態、存在場所、量やMs温度、変形時の温度等があげられている。

残留 γ 相の形態は、例えば種々の温度でオーステンパー処理することにより変化させることができ、その形態によっては残留 γ が変形と変態を起こし難くなる場合がある¹⁰⁾¹¹⁾。また、全伸びを最大にする変形温度は素材のMsで決定され、その変形温度での強度-延性特性は初期残留 γ 量の増加にとりも向上することも示されている¹²⁾。しかし、いずれの場合も残留 γ 相自体の加工安定性を言及するには至っていない。これは、成分や焼鈍条件を種々変化させる実験の結果、残留 γ 量、残留 γ の形態やその廻りに存在する硬質相や軟質相の影響、または残留 γ 中のC濃度やMsなどが複雑に影響しあうために、残留 γ 相そのものの加工安定性を明確にできないことが原因と考えられる。そこで本研究では、オーステンパー処理時間のみを変化させる方法により強度-延性特性

を変化させ、残留 γ 相の加工安定性を支配する因子の抽出を試みた。さらに、マルテンサイト変態のkineticsから実験結果の説明を試みた。

2. 実験方法

実験には、0.14%C-1.9%Si-1.7%Mnの組成を有する冷延まま鋼板を用いた。供試材の化学成分をTable 1に示す。熱延条件は、加熱:1200°C、仕上温度:880°C、巻取温度:690°Cとし、板厚2.6mmの熱延板を得た。この熱延板を、1.0mmまで冷延した。この冷延板に830°Cで60s保持後700°Cまで10°C/sで徐冷、さらに60°C/sで400°Cまで急冷し、400°Cでのオーステンパー処理時間を10s、60sと480sに変化させる焼鈍を施した。これらの条件は、この鋼による以下に述べる事前検討により決定したものである。すなわち、本成分鋼の場合830°Cで焼鈍後400°Cでオーステンパー処理するに際し、処理時間が300~600sで最大の強度-伸び特性を発揮する。そこで、480sを強度-延性特性を良好にする最適時間

Table 1. Chemical composition of the steel used.
(mass%, *: mass ppm)

C	Si	Mn	P	S*	Al	N*
0.14	1.94	1.66	0.008	15	0.025	31

平成6年10月18日受付 平成7年2月10日受理 (Received on Oct. 18, 1994; Accepted on Feb. 10, 1995)

* 新日本製鐵(株)君津技術研究部 (Kimitsu R&D Lab., Nippon Steel Corp., 1 Kimitsu Kimitsu 299-11)

* 2 新日本製鐵(株)技術開発本部 (Technical Development Bureau, Nippon Steel Corp.)

とし、それよりも短い時間の場合について検討した。最適時間を越えた場合には、 γ 中に鉄炭化物が生成することにより未変態 γ 中の炭素濃度の減少および新たなベイニティックフェライトの生成が起り、残留 γ 量は減少する¹³⁾。実験では余分なマルテンサイト変態を避けるため、オーステンパー処理後は室温まで空冷とし、調質圧延は施さなかった。この焼鈍材を、室温での引張試験、SEMとTEMによる組織観察、またX線回折による残留 γ 量の測定と残留 γ 中のC濃度の測定の各試験に供した。引張試験は、圧延方向に直角に作製したJIS 5号試験片を用い、ひずみ速度一定(3.2×10^{-3} /s)の条件で行った。残留 γ 量の測定についてはターゲットをMoとし200 α , 211 α , 211 γ , 220 γ の積分強度から求める方法¹⁴⁾¹⁵⁾を採用した。また、破断までの過程における残留 γ 量の測定を行った。これには3%, 5%, 10%と破断までの引張を行い、それぞれの試料のゲージ中央、破断の場合は破断部近傍から試料を切りだした。残留 γ 中のC濃度は、ターゲットをCuとし、200 γ , 220 γ , 311 γ の半価幅中点からそれぞれの γ の格子定数を求め、これを $(\cos^2\theta/\sin\theta) + (\cos^2\theta/\theta)$ により θ を90°に外挿する方法¹⁶⁾¹⁷⁾を用いてその材料の γ の格子定数(a_0)とし、 $a_0 = 3.572 + 0.033(\%C)$ ¹⁸⁾の $\%C$ を残留 γ 中のC量とした。

3. 実験結果

3.1 残留 γ の形成におよぼすオーステンパー処理時間の影響

オーステンパー処理時間による組織の変化をFig. 1に示す。ポリゴナルフェライトの粒界または粒内に第2相が存在し、オーステンパー処理時間による組織の大きな変化は認めなかった。代表的な残留 γ 相の形態例として、Fig. 2にオーステンパー処理時間が480sの場合のTEM写真を示した。残留 γ は、ベイナイトのラス間とフェライトの粒界や粒内に孤立する形態を呈した。これらの形態は、他のオーステンパー処理時間の場合も同様であった。また、鉄炭化物は存在しなかった。Fig. 1とFig. 2から、オーステンパー処理時間を変化させた場合の残留 γ を含む第2相の形態に大きな差はないものと判断した。

Fig. 3は、オーステンパー処理時間ともなう引張特性の変化を示したものである。オーステンパー処理時間が短くなるに従い、引張強度(TS)は単調に増加し、全伸び(EI)は単調に減少した。強度-延性特性の指標をTS×EIとすると、その値はオーステンパー処理時間が10s, 60s, 480sの場合にそれぞれ20677, 20878, 26422(MPa・%)であり、オーステンパー処理時間が短いほど強度-延性特性は低くなった。また、降伏強度(YP)と降伏比(YP/TS)はオーステンパー処理時間が短い場合に低かった。また、Moをターゲットとして求めた残留 γ 量は、オーステンパー処理時間が10s, 60s, 480sの場合で9.5, 12.7, 13.2%であり、処理時

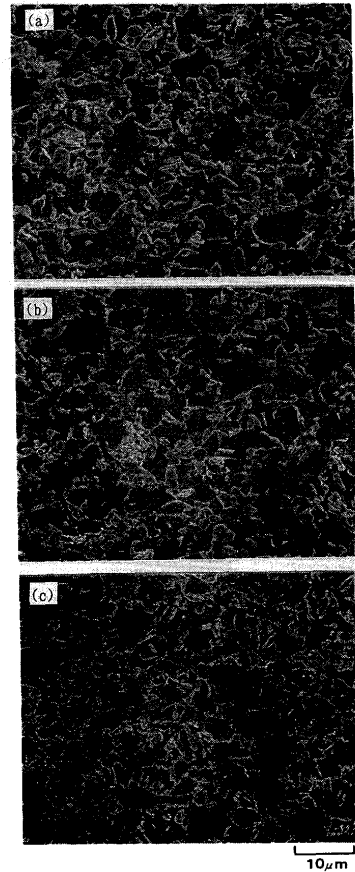


Fig. 1. Effect of austemper time (t) on the second phase morphologies. (a) t=10s (b) t=60s (c) t=480s



Fig. 2. Examples of the morphologies of retained austenite when the austemper time is 480s. (a) Inside a ferrite (b) On the ferrite boundary

間が多いほど残留 γ 量は多くなったが、60sと480sとでは大きな差はなかった。

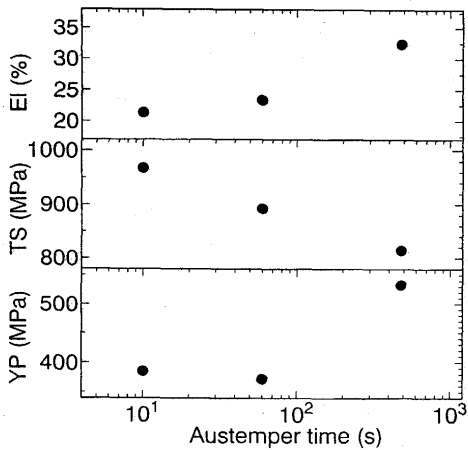


Fig. 3. Relationship between austemper time and tensile properties.

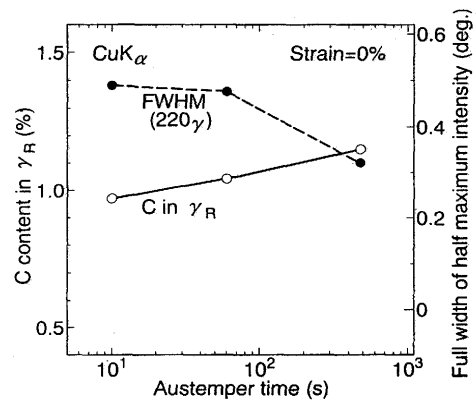


Fig. 5. Effect of austemper time on C content in retained austenite and full width of half maximum intensity.

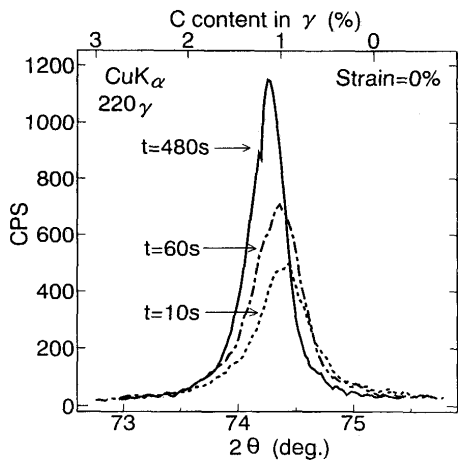


Fig. 4. Effect of austemper time(t) on the profiles of as austempered 220 γ X-ray diffraction.

Fig. 4は、オーステンパーまま材の220 γ のX線回折(CuK α)プロフィールである。なお上側の横軸には回折角のみから求まる残留 γ 中のC量を参考に付した。オーステンパー時間が最適時間より短くなるに従い、ピーク高さは低くなる。これは、オーステンパー処理時間が短いほどオーステンパー処理後の冷却時に不安定な未変態 γ がベイナイトまたはマルテンサイトに変態したためと考えられる。また、オーステンパー処理時間が長くなるに従いピーク位置が低2 θ (高C)側にシフトした。これは、残留 γ へのCの濃化の過程と考えられる。Fig. 5は、残留 γ 中のC濃度と220 γ の半価幅のオーステンパー処理時間による変化を示したものである。オーステンパー処理時間が長くなるに従い残留 γ 中のC濃度が高くなっていき、半価幅が小さくなる。Fig. 4とFig. 5は、オーステンパーにともないCが γ へ濃化するとともに、例えばT₀線[†]とオーステンパー処理温度で決まる¹⁹⁾ようなあるC量に収束することを示しているものと考えられる。

3・2 引張変形にともなう残留 γ の量的変化

Fig. 6は、変形にともなう瞬間n値の変化を示したものである。瞬間n値は、伸び1%毎の荷重を荷重-伸び曲線から読み取り、求めた。典型的なTRIP鋼の瞬間n値は、低ひずみ域において低く、高いひずみになるに従い単調に増加する傾向を示す²⁰⁾。これに対し、t=480s材は必ずしも典型的なTRIP鋼とは言えないものの、低ひずみ域で瞬間n値が低く高ひずみ域まで比較的高い。一方、オーステンパー処理時間が短い場合には、瞬間n値は低ひずみ域において高く、変形にともなって単調に減少した。これは、図中に併記したDual Phase鋼(0.09%C-2%Mn)の瞬間n値の変化に似た挙動である。Dual Phase鋼にも残留 γ は存在し、その加工安定性はきわめて低く変形にともなう変態は速い²¹⁾。

Fig. 7は、引張変形にともなう残留 γ の量的変化を示したものである。オーステンパーままではオーステンパー処理時間が長いほど残留 γ 量は多くなるが、t=60s材とt=480s材で大きな差はない。変形にともなって残留 γ 量は減少するが、オーステンパー処理時間が長いほど、残留 γ 量が多い。また、

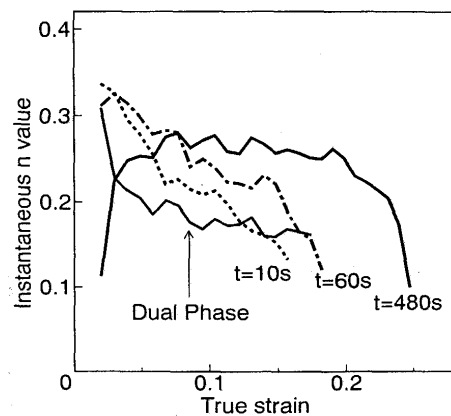


Fig. 6. Effect of austemper time on instantaneous nvalue.

† 同一組成のオーステナイトとフェライトが同じ自由エネルギーとなる温度を結ぶ線

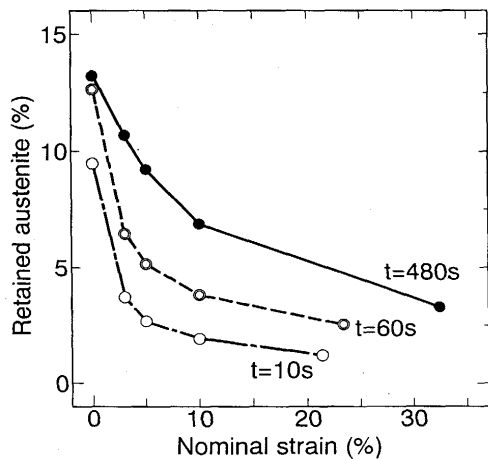


Fig. 7. Effect of austemper time(t) on change in volume% of retained austenite with deformation.

強度-延性特性の高いt=480s材の変形にともなう残留γ量の減少は、オーステンパー処理時間が短いものに比べ初期ひずみ域において少なく、変形後期において多くなる傾向を示す。Fig. 6 と Fig. 7 から瞬間n値と残留γの変化を関係付けることができる。すなわち、残留γのマルテンサイトへの変態にともない加工硬化し、その結果n値は増加する。加工安定性の低い残留γは低ひずみ域で変態し、低ひずみ域での瞬間n値を高める働きをもたらす。また、このような加工安定性の低い残留γは強度-延性特性を向上させることはできない。

Fig. 8 は、t=480°Cの場合の311_γのプロファイルの加工にともなう変化を示したものである。加工にともない残留γは減少すると同時に、ピーク位置が低2θ(高C)側にシフトする。これは、同じ素材の中でC量の異なる残留γが存在し、変形にともなってC濃度の低いγから変態していくことを示していると考えられる。

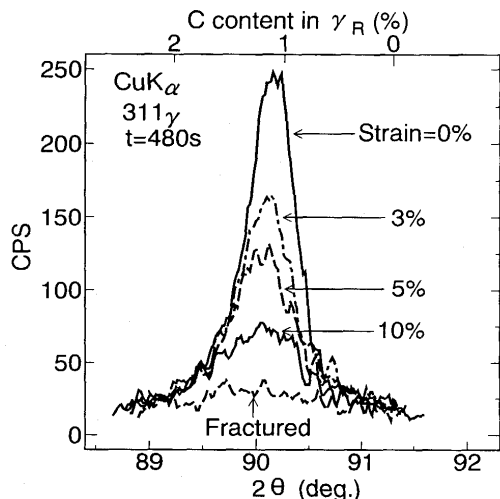


Fig. 8. Effect of deformation on the profiles of 480s austempered 311_γ X-ray diffraction.

4. 考察

本研究の結果、オーステンパー処理時間を変化させた場合の低炭素残留γハイテンの強度-延性特性は、残留γ相の加工安定性が高いほど向上すること、また残留γ相の加工安定性は、残留γ中のC量が多いほど高く、変形の過程においてはC濃度の低い残留γから変態していくものと考えられることがわかった。そこで、いくつか提案されているマルテンサイト変態のkineticsモデルから本研究の結果の説明を試みる。

加工誘起マルテンサイト変態のkineticsは、通常ひずみの関数として扱われる。そのひとつの例として、Matsumuraら²²⁾はAngel²³⁾とLudwigson and Berger²⁴⁾による提案を改良し次の(1)式を得ている。

$$1/V_{\gamma} - 1/V_{\gamma_0} = (k_p/p) \epsilon^p \dots\dots\dots (1)$$

ここでV_γは残留γ量であり、V_{γ0}はε=0のときのV_γ、pは自触媒係数であり、k_pは残留γの変形に対する安定性に関連した定数である。pは鋼種により異なり、準安定オーステナイト系ステンレス鋼の場合に3、二相ステンレス鋼の場合に2、残留γ鋼とDual Phase鋼の場合に1である。k_pの物理的な意味についての言及はないものの、その数値が小さいほど強度-延性特性が高くなっている²²⁾。そこで、今回の低炭素オーステンパー材についても(1)式のプロットを行うと、オーステンパー処理時間によるpの変化は少なく、Matsumuraら²²⁾の結果のようにほぼp=1であった。また、p=1とするとk_pは、t=10, 60, 480sに対してそれぞれ415, 183, 69となり、オーステンパー処理時間が長いほど小さくなった。このk_pから、V_γの変形にともなう変化がFig. 9のように求められた。すなわち、オーステンパー処理時間が長くなることによる強度-延性特性の向上は、残留γの加工安定性が高くなったことによることがk_pの変化から示された。

一方、Tamura²⁵⁾は、マルテンサイト変態はせん断応力に

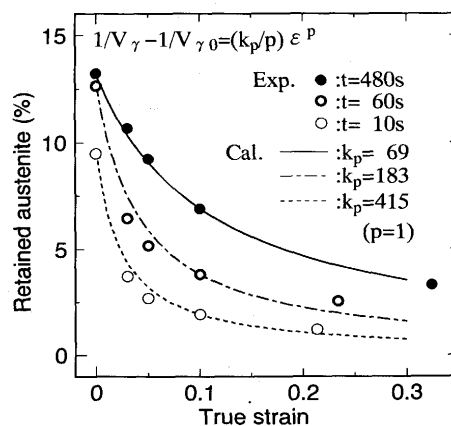


Fig. 9. Effect of k_p on change in the calculated volume% of retained austenite.

より誘起されるので、変態のkineticsはひずみではなく応力で扱うべきであることを指摘している。高橋ら²⁶⁾²⁷⁾はこの考え方に従い、室温での変形による残留 γ の量的変化を計算するモデルを提唱している。すなわち、応力下でのオーステナイトからフェライトへの同素変態にともなう系の自由エネルギー変化は、化学成分と温度により決定される化学的駆動力 ΔG_c ²⁸⁾²⁹⁾と、応力の関数として与えられる機械的駆動力 ΔG_w ³⁰⁾の和として表わされる。この和が臨界値に達する温度を M_s と定義し、Greninger³¹⁾のデータをもとに臨界値を炭素濃度の関数として表現した。 ΔG_w はマルテンサイト変態の晶癖面を $\{111\}$ と仮定して、Onoderaら³²⁾の方法に従って平均化した。また、 M_s 以下の温度でのマルテンサイト変態量は、 M_s からの過冷度のみの関数として与えられるものと仮定した³³⁾。Fig.10にこのモデルによる変形にともなう残留 γ の量的変化を残留 γ 中のC量を変化させて計算した結果を実験結果と併せて示した。

計算結果は、実験結果をよく説明している。すなわち、C濃度が高い残留 γ は、C濃度の低いそれに比べ、各ひずみにおける量が大きく、さらに低ひずみ域における減少度合が小さく、高ひずみ域における減少度合が大きい。ただし、高ひずみ域における残留 γ 量の計算結果が実測結果よりも高くなっているが、これはモデルや測定炭素濃度の精度が十分でないことなどが原因となっている可能性があるものと考えている。すなわち、モデルについては化学的駆動力に関して γ 中のMnやSiなどの溶質元素の量や γ の粒径の効果を考慮していないこと、機械的駆動力に関して集合組織を考慮していないこと等があげられる。また、測定炭素濃度については残留 γ 中の炭素濃度がある程度分布していると考えられることや θ を 90° に外挿する場合のばらつき等である。

Fig.10から、残留 γ 中のC量は残留 γ の加工安定性を大きく支配すると言える。これは次のように定性的に理解できる。すなわち、Fig.11に示したように、残留 γ 中のC量が多くなる(図中のF、Mと γ はそれぞれフェライト、マルテンサイトとオーステナイトの化学的的自由エネルギー、プライム(')

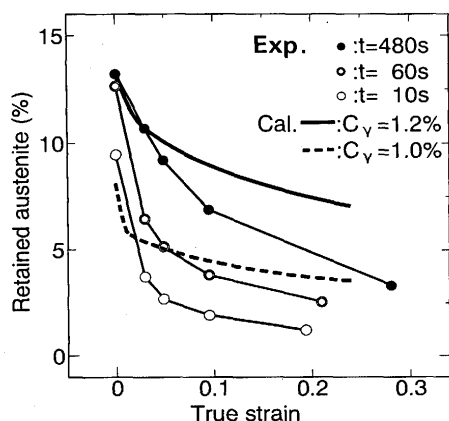


Fig. 10. Effect of C content in retained austenite (C_γ) on change in the calculated volume% of retained austenite.

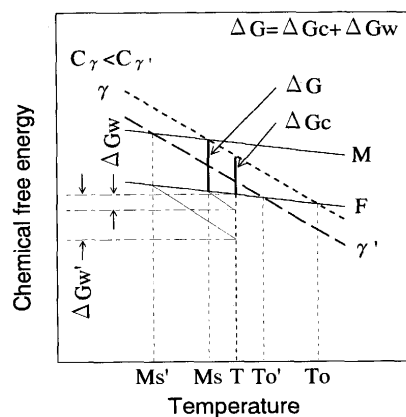


Fig. 11. Change in the mechanical driving force (ΔG_w) with the increase in C content in retained austenite (C_γ).

は γ 中のC量が多い場合を示す)と、 γ の化学的的自由エネルギーが低くなる。この場合には、加工温度Tにおいてマルテンサイト変態のための機械的駆動力を大きくする必要がある(ここではフェライトとマルテンサイトの化学的的自由エネルギーにおよぼすCの影響を無視している)。従って、残留 γ の変態誘起塑性のためには、残留 γ 中のC量が多いほど大きな変形が必要になる。残留 γ が変態する以前の変形過程においては、フェライト、ベイナイトと残留 γ が加工硬化するためにくびれは回避される。さらにその後のTRIPによりn値をいっそう増加させる効果をもたらし、結果として強度-延性特性を向上させる。以上のようにオーステンパー処理時間を変化させることにより得られる低炭素鋼の強度-延性特性の変化は、残留 γ の加工安定性で説明することができ、残留 γ の加工安定性が高いほど、すなわち残留 γ 中のC量が多いほど強度-延性特性が向上する。

本研究の結果からは、マルテンサイト変態の機構が応力に依存するかひずみに依存するかは説明することはできない。しかし、本研究で用いた2つのkineticsモデルについては次のような特徴がある。すなわち、変態のkineticsをひずみで扱ったモデルは、簡便であり本研究における実験結果を説明するが、物理的根拠は少ない。一方、変態のkineticsを応力で扱ったモデルは、熱力学に立脚して展開されており、本研究においては、残留 γ のC量が残留 γ の加工安定性におよぼす影響を説明した。さらに、実験結果とモデルによる計算結果の差異が生じた理由として列挙した項目、すなわち化学的駆動力に影響する γ 中のMnやSiなどの溶質元素の量や γ の粒径、また機械的駆動力に影響する集合組織等の効果を考慮に入れることができる。これらは、本モデルの精度向上に対する今後の課題と考える。

5. 結論

TRIP鋼としての特性を示す0.14%C-1.9%Si-1.7%Mnの組成を有する冷延鋼板を用い、 400°C でのオーステンパー

処理時間を変化させることにより得られる強度-延性特性の変化について、残留 γ の加工安定性の観点から調査し、その支配因子について考えた。得られた結果は以下の通りである。

(1) 残留 γ 中のC量が多いほど残留 γ の加工安定性は高くなり、室温での強度-延性特性を高める。

(2) 加工安定性の低い残留 γ は、比較的低いひずみ域で変態する。この γ は、低ひずみ域での瞬間 n 値を高めるもの高い強度-延性特性を発揮しない。

(3) オーステンパーの過程は、未変態 γ にCを濃化させる過程である。従って、オーステンパー処理時間を短くすると、残留 γ 中のC量が少なくなり強度-延性特性を低める。

(4) マルテンサイト変態のkineticsを応力で扱ったモデルは、残留 γ の加工安定性におよぼす残留 γ 中のC濃度の影響を説明した。残留 γ 中のC量が高くなることによる残留 γ の加工安定性の向上は、マルテンサイト変態に必要な機械的駆動力が大きくなることから説明できる。

文 献

- 1) O.Kawano, J.Haji and K.Esaka: Am. Soc. Mech. Eng. Prod. Eng. Div., 46 (1991), p.11
- 2) 伊丹 淳, 松津伸彦, 小山一夫: 材料とプロセス, 1 (1988), p.1771
- 3) 小松原望, 今井則雄, 国重和俊: 材料とプロセス, 6 (1993), p.1702
- 4) O. Matsumura, Y.Sakuma and H.Takechi: Trans. ISIJ, 27 (1987), p.570
- 5) Y.Sakuma, O.Matsumura and O.Akisue: ISIJ International, 31 (1991), p.1348
- 6) Y.Sakuma, D.K.Matlock and G.Krauss: Metall. Trans., 23A (1992), p.1221
- 7) O.Matsumura, Y.Sakuma and H.Takechi: ISIJ International, 32 (1992), p.1014
- 8) M.Takita and H.Takechi: Proc. Ded. Conf. on New and Alt. Mater. for Auto. Ind. 25th ISATA, (1992), p.465
- 9) S.Hiwatashi, M.Takahashi, Y.Sakuma and M.Usuda: Proc. Ded. Conf. on New and Alt. Mater. for Auto. Ind. 26th ISATA, (1992), p.263
- 10) 鄭 鎮煥, 張 榮遠: 鉄と鋼, 79 (1993), p.47
- 11) K.Sugimoto, M.Misu, M.Kobayashi and H.Shirasawa: ISIJ International, 33 (1993), p.775
- 12) 杉本公一, 白井 登, 小林光征, 橋本俊一: 鉄と鋼, 78 (1992), p.1480
- 13) 津崎兼彰, 牧 正志: 熱処理, 32 (1992), p.70
- 14) R.C.Miller: Trans. ASM, 57 (1964), p.892
- 15) R.C.Miller: Trans. ASM, 61 (1968), p.592
- 16) A.Taylor and H.Sinclair: Proc. Phys. Soc., London, 57 (1945), p.126
- 17) J.B.Nelson and D.P.Riley: Proc. Phys. Soc., London, 57 (1945), p.160
- 18) R.C.Ruhl and M.Cohen: Trans. AIME, 245 (1969), p.241
- 19) M.Takahashi and H.K.D.Bhadeshia: Trans. Jpn. Inst. Met., 32 (1991), p.689
- 20) 田村今男: 鉄と鋼, 56 (1970), p.429
- 21) T.Furukawa, H.Morikawa, H.Takechi and K.Koyama: Structure and Properties of Dual-Phase Steels, ed. by R.A. Kot and J.W.Morris, (1979), p.281 [AIME, New York, NY]
- 22) O.Matsumura, Y.Sakuma and H.Takechi: Scr. Metall, 21 (1987), p.1301
- 23) T.Angel: J.Iron Steel Inst. 177 (1954), p.165
- 24) D.C.Ludwigson and J.A.Berger: J.Iron Steel Inst. 207 (1969), p.63
- 25) I.Tamura: Met. Sci., 16 (1982), p.245
- 26) 高橋 学: 材料とプロセス, 5 (1992), p.1893
- 27) 高橋 学, 樋渡俊二: 材料とプロセス, 6 (1993), p.755
- 28) J.C.Fisher: Met. Trans., 185 (1949), p.688
- 29) T.Bell and W.S.Owen: Trans. Metall. Soc. AIME, 239 (1967), p.1940
- 30) J.R.Patel and M.Cohen: Acta Metall., 1 (1953), p.531
- 31) A.Greninger: Trans. ASM, 30 (1942), p.1
- 32) H.Onodera, H.Goto and I.Tamura: Proc. 1'st JIM Int. Sympos. on New Aspects of Martensitic Transformation, (1976), p.327 [JIM Sendai, JAPAN]
- 33) P.P.Koistinen and R.E. Marburger: Acta Metall, 7 (1959), p.59