

(論文)

自動車用高強度鋼板の延性に及ぼす残留オーステナイト存在状態の影響

Effects of Retained Austenite Conditions on Ductility of Advanced High Strength Steels for Automobiles



村上俊夫*¹ (博士(工学))
Dr. Toshio MURAKAMI

The effects of the condition of retained austenite (γ_R) on the elongation of advanced high-strength steel for automobiles were investigated. The condition of γ_R was controlled by varying the austempering heat-treatment conditions of 0.4%C steel. It has been confirmed that there are conditions which result in different elongations even when the matrix structure, volume fraction, and carbon content of retained austenite are almost the same. The state of γ_R and work hardening behavior were investigated in detail. The results show that leaving a region with high C concentration and high stability in some part of the γ_R , and thus promoting processing-induced transformation at the high strain region, increase the elongation.

まえがき = 自動車のCO₂排出量低減と衝突安全性とを両立させるため、車体軽量化に資する材料への要望が高まっている。アルミやCFRPをはじめとする樹脂などの車体への適用が進みつつあるなか、コストと軽量化のバランスを考慮すると超ハイテンの重要性は依然として高い。このため、超ハイテンの特性向上に対する強いニーズが存在する。

自動車用超ハイテンに対して要求される特性として代表的なものは強度と伸びとのバランスである。一般に強度と伸びはトレードオフの関係にある。しかしながら、高強度鋼でも従来鋼と同等の伸びを実現できれば、従来鋼との置換が可能と考えられる。そのため、高強度鋼でも高い伸びの実現（高伸び化）が求められている。

高伸び化を実現した高強度鋼には、古くはフェライト-マルテンサイトを組み合わせた複相組織（Dual Phase）鋼や、残留オーステナイト（ γ_R ）のTRIP（Transformation Induced Plasticity：変態誘起塑性）効果¹⁾を活用したTRIP鋼^{2), 3)}がある。またTRIP鋼の派生として、 γ_R と母相組織の形態や性質を制御したTAM鋼⁴⁾、TBF鋼⁵⁾、Q&P鋼⁶⁾、中Mn鋼^{7), 8)}などがあり、それらの研究開発が活発化してきている。とくに、強度-伸びバランスが30,000 MPa%程度である第3世代超ハイテンをターゲットとした開発が世界各国で進められている。このような特性を達成させるためには γ_R の活用は不可避であり、その制御技術の高度化が必須となっている。

TRIP効果を支配するのは一般に γ_R 量や γ_R 中のC濃

度（ C_γ ）であると考えられている。そのため、TRIP効果を高めるにはCやMnに代表される γ 安定化元素の増量が必須となるが、増量すると溶接性などに悪影響を与える。そのため、このような元素の添加量は同等であっても特性の改善が可能な制御技術が求められている。

そこで本検討では、 γ_R を活用したTBF鋼をベースに、これまで検討されてこなかった特性に及ぼす因子について調べた。またその結果に基づき、同等成分でもさらなる特性改善を図ることができる組織制御指針について検討した。

1. 実験方法

γ_R の状態を制御した際の効果を把握するためには γ_R を多量に含む方が効果を確認しやすいと考えられる。そこで、C量を通常より高めた0.4C鋼（0.40 wt% C - 1.50 wt% Si - 2.0 wt% Mn）を真空溶製した後、熱間圧延および冷間圧延によって1.5 mm厚として供試材とした。

この冷延板を800℃のソルトバス中で180秒間保持して γ 化した後、400℃で300秒から2,400秒の種々の時間でオーステンパを施した。なお、オーステンパ後の組織は、ベイナイトと γ_R が混在したTBF組織であった。それぞれの熱処理を施した鋼板からJIS 5号試験片を作製した。それぞれの試験片に対して引張試験を行うとともに、走査型電子顕微鏡（SEM）にて組織観察を行った。また、X線回折にて γ_R 量および C_γ の測定に加えて回折波形の解析を行った。

*¹ 技術開発本部 材料研究所

2. 実験結果および考察

2.1 機械的特性評価および組織観察結果

各熱処理材の引張試験結果を図1に示す。オーステンパ時間が300秒から600秒に伸びると引張強度は低下し、伸びは増加した。600秒以上では引張強度は2,400秒までほぼ一定であったが、伸びは1,200秒まではあまり変化することなく、1,800秒以上で低下した。

各オーステンパ時間におけるオーステンパ材のSEM組織観察結果を図2に示す。600秒から2,400秒まで、オーステンパ時間によらず全てベイナイト (BF) 主体で γ_R とマルテンサイトが混在したMA (Martensite-Austenite Constituent) 組織となっており、組織的には大きな差異は見られなかった。また、X線回折により測定した各オーステンパ時間に対する γ_R 量および C_γ の変化を図3に示す。 γ_R 量 (V_γ) は300秒から1,800秒にかけてはやや増加し C_γ は300秒から1,800秒まではほぼ一定であった。その後、2,400秒になると γ_R 量、 C_γ ともに低下した。

いっぽうで組織と特性の関係を考えて場合、一般に γ_R 量および γ_R 中のC濃度は強度-伸びバランスの向上に寄与すると考えられる。それは、 γ_R 量および γ_R 中のC濃度がそれぞれ、加工誘起変態による加工硬化量の増大、および加工誘起変態が起こるひずみ域が高ひずみ側にシフトするからである。

600秒オーステンパ材をベースに考えると、900秒オー

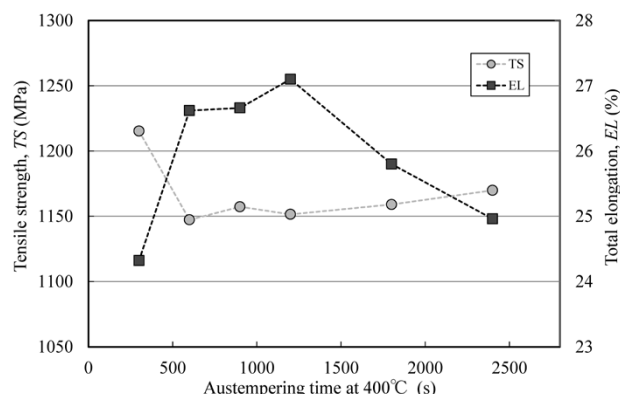


図1 0.4C鋼の強度および伸びに及ぼすオーステンパ時間の影響
Fig. 1 Influence of austempering time on tensile properties and elongation of 0.4C steel

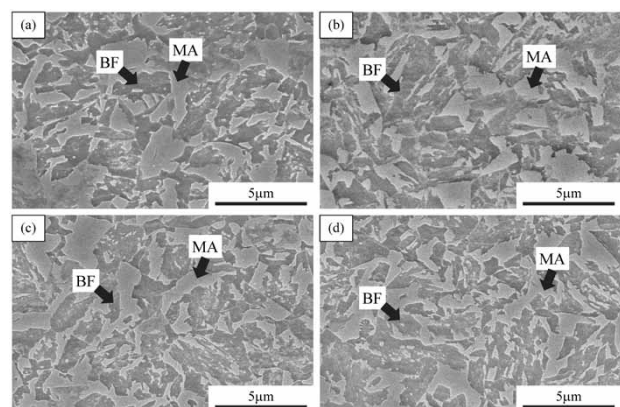


図2 0.4C鋼の各オーステンパ時間におけるオーステンパ材のSEM組織写真 (a) 300 s, (b) 900 s, (c) 1,800 s, (d) 2,400 s
Fig. 2 SEM micrographs of 0.4C steels heat-treated for each austempering time (a) 300 s, (b) 900 s, (c) 1,800 s, (d) 2,400 s

ステンパ材および1,200秒オーステンパ材は γ_R 量、 C_γ ともに同等以上の値を示した。強度・伸びも同等以上の値を示しており (図1), これらの結果は過去の知見に合致した。また、2,400秒オーステンパ材でも γ_R 量、 C_γ 量がともに低下したことが伸びの大幅な低下を招いた (図1) 要因になったといえる。しかし、1,800秒オーステンパ材は、600秒オーステンパ材とくらべて γ_R 量がやや多く、かつ C_γ が同等にもかかわらず、伸びが大きく低下していた。

この特性の変化は顕著な差ではないものの、従来知られていた γ_R 量や C_γ 以外の支配因子が存在することを明示する結果となった。換言すれば、伸び改善のための新しい知見につながる結果が得られたと考えることができる。そこで、ミクロ組織、 γ_R 量、 C_γ が同等でありながら伸びの異なる600秒オーステンパ材と1,800秒オーステンパ材を対象に詳細な解析を行った。

2.2 TRIP鋼の加工硬化挙動に及ぼす γ_R の組織因子

前節で抽出した600秒オーステンパ材 (以下、A材という)、1,800秒オーステンパ材 (以下、B材という) の伸びの違いの要因を考察するにあたり、加工硬化挙動の違いを比較した。A材、B材の真応力 (σ) - 真ひずみ (ε) 線図および加工硬化率 ($\delta\sigma/\delta\varepsilon$) - 真ひずみ (ε) 線図を図4に示す。ひずみ量が0.16程度まではA材とB材に大きな差異はない。しかし、0.16を超えるとB材では加工硬化率が急激に低下し始め、0.19付近で塑性不安

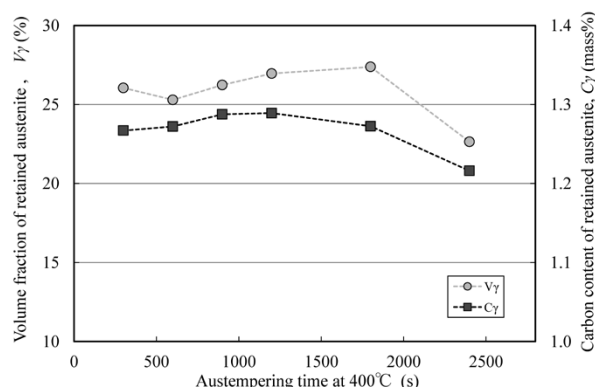


図3 γ_R 量および γ_R 中のC量に及ぼすオーステンパ時間の影響
Fig. 3 Influence of austempering time on volume fraction and carbon content of retained austenite

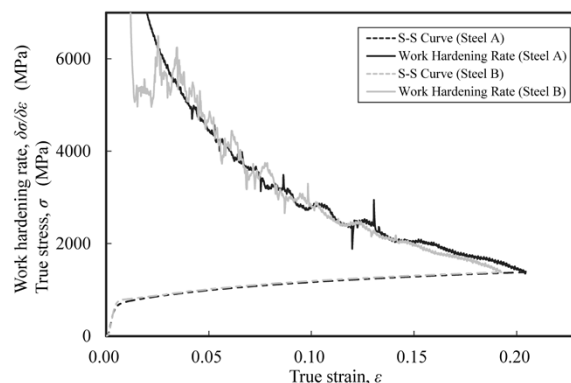


図4 A材 (AT時間: 600 s) およびB材 (AT時間: 1,800 s) の応力-ひずみ曲線と加工硬化率
Fig. 4 Strain-stress curve and work hardening rate of Steel A (austempering time: 600 s) and Steel B (austempering time: 1,800 s)

定条件 ($\sigma = \delta \sigma / \delta \varepsilon$) に至る。いっぽう、A材は加工硬化率の低下幅が小さく、塑性不安定条件はひずみ量が0.20を超える高ひずみ側となった。

この結果は、0.20付近のひずみ域において加工誘起変態する γ_R 量が、B材に比べてA材の方が増加したことを示唆している。しかしながら前節で示したように、A材とB材は一般的なX線回折法では γ_R 量も C_γ も同等であった。以上の結果からA材とB材では、高ひずみ域における加工誘起変態挙動に影響を及ぼす通常の解析方法では捕えられない因子が存在すると考えられる。

γ_R が加工誘起変態するひずみ域は一般に、 γ_R の安定度（無拡散変態の駆動力の大小）で決まることが知られている。TRIP鋼の場合は、 γ_R の安定度は γ 安定化元素であるCやMnなどの元素量が主たる支配因子となる。今回検討している鋼では、オーステンパ条件により γ_R の安定度が変化している。このため、拡散速度の小さな置換型元素は変化せず、オーステンパ時の γ 中のC濃度の何らかの変化が要因になっていると推定される。

γ 中のC濃度を解析するにはいくつか方法がある。最も汎用（はんよう）的に用いられているのはX線回折法である。この方法は、 γ 中にCが存在することによって格子定数が変化する現象を活用しており、その格子定数を算出してC濃度を求める。

一つの鋼の中にC濃度の異なる領域が存在すると、格子定数の異なる γ が同時に存在する。これにより、X線回折での γ 回折ピークの形状が変化し、 γ_R の詳細な変化を捕えることができると考えられる。そこで本検討では、 γ_R 中のCの存在状態を詳細に解析することを狙ってA材とB材の (002) γ 回折ピークの形状を比較した。その結果を図5に示す。なお、通常のラボX線(図5(a))での解析に加え、同じサンプルを対象にSPring-8を用いて回折プロファイルと比較した結果を併記する(図5(b))。SPring-8は回折ピーク幅が狭いためピーク形状解析を高精度に実施可能であり、回折ピークの形状を詳細に比較できる。

A材はB材に比べてやや面間隔が広く、しかも低角側に広がっている傾向を示した。ラボX線(図5(a))ではその差は小さいが、SPring-8を用いた解析(図5(b))

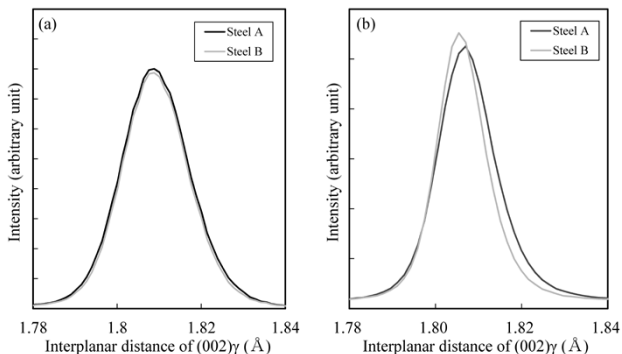


図5 A材(AT時間:600s)、B材(AT時間:1,800s)の(002) γ 面の回折ピーク
(a) ラボX線回折 (CoK α), (b) SPring-8 (BL19B2)
Fig. 5 Diffraction peak of (002) γ plane of Steel A (austempering time: 600 s) and Steel B (austempering time: 1,800 s)
(a) Lab X-ray diffraction (Co K α), (b) SPring-8 (BL19B2)

では回折ピークが幅方向に広がり、格子定数が大きい側、すなわち炭素濃度の高い側にシフトしていた。X線の回折ピークは、応力や転位密度などの炭素濃度以外の影響因子でも変化し得る。しかし図2に示すように、対象材の母相組織がほぼ同等であることから、図5に示した回折ピークの形状変化は炭素濃度に起因したといえる。

以上の結果から、A材とB材では平均的には γ_R 量やC濃度は同等であるが、 γ_R 中のC濃度の分布状態に差異があり、とくにC濃度の高い γ_R の量が異なることによって高ひずみ域の加工硬化挙動に差異が生じたといえる。

このような γ_R を有する鋼を変形させた際の加工誘起変態挙動を確認した。すなわち、それぞれの鋼に5%、15%、20%uEL(均一伸び)相当のひずみを付与したサンプルを作製し、X線回折により測定した。ひずみを付与したサンプルの γ_R の測定結果を図6に示す。A材、B材ともにひずみの付与により γ_R が減少した。その減少挙動をA材とB材で比較したところ、均一伸びに対応する20%を超えたひずみ領域での γ_R の変態量はA材の方が多かった。これは、A材が高ひずみ域での加工誘起変態が起りやすい傾向があることを示している。

このような加工誘起変態のタイミングが異なる原因を検討するため、(002) γ の回折ピークのひずみ量による変化を確認した(図7)。ひずみ量が増加するに従って回折ピークの高さは低下することが分かった。これは、

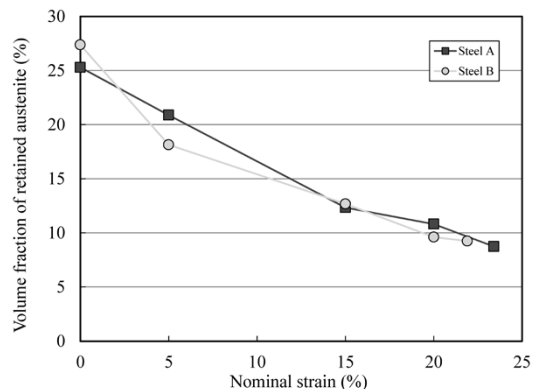


図6 引張変形中の γ_R 量の減少挙動
Fig. 6 Decrease behavior of volume fraction of retained austenite during tensile deformation

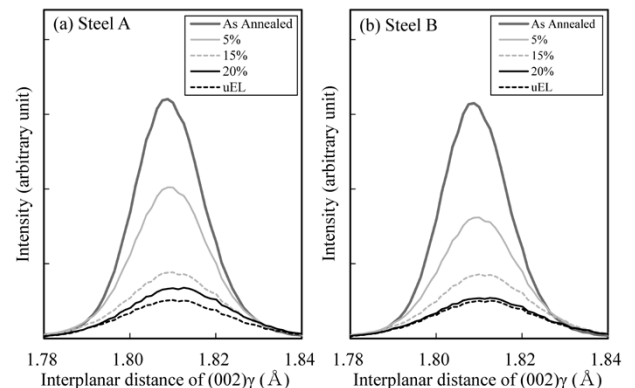


図7 鋼に付与したひずみの大きさと(200) γ 回折ピーク形状の関係
Fig. 7 Relationship between shapes of (200) γ diffraction peak and strains applied to steels

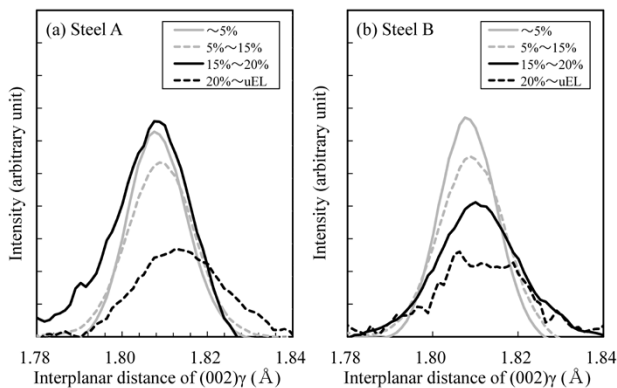


図8 変態した γ_R の(200) γ 回折ピーク形状とひずみ範囲の関係
 Fig. 8 Relationship between shapes of (200) γ diffraction peak of transformed retained austenite and strain ranges

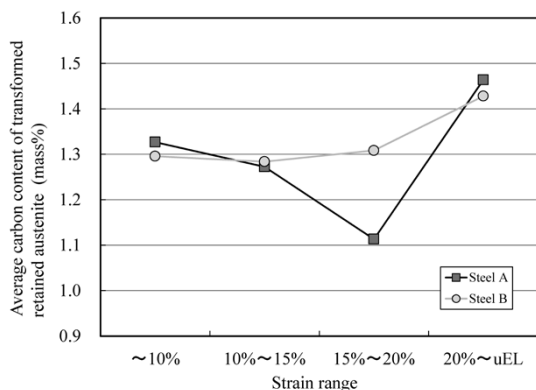


図9 ひずみ範囲と変態した γ_R の平均C濃度との関係
 Fig. 9 Relationship between strain range and average carbon content of transformed retained austenite

加工によって γ_R がマルテンサイトに加工誘起変態した結果、 γ_R が減少したことを示している。また、ひずみを付与した際に加工誘起変態した γ_R の性質は、各ひずみの γ_R の回折ピークの強度差から求めることができる。各ひずみの(002) γ 回折ピークの差分の変化を図8に示す。A材、B材ともに、ひずみ量が20%までは回折ピークが面間隔1.808 Å付近で大きく変わらなかった。いっぽうで20%~uELではやや面間隔が広い側に移行した。

この回折ピークの変化を γ_R 中のC濃度に換算した結果を図9に示す。各ひずみ間に変態した γ_R は量が少なく、(002) γ 回折ピークが理想的なガウス形の形状をしていない。このため、ピーク面積を測定して、その面積が等分される角度を求めてピークの回折角として格子定数を算出し、Dysonの式⁹⁾を用いてC濃度に換算した。

A材、B材ともに、ひずみ量が15%程度まではC濃度が1.3 mass%程度を示した。A材は、ひずみ量が15~20%でいったん1.1 mass%程度に落ちるものの、ひずみ量が20%を超えると、再度加工誘起変態した γ_R のC濃

度が1.4 mass%を超えた。B材でもひずみ量が20%を超える領域では、加工誘起変態した γ_R のC濃度が1.4%程度であった。

この結果より、高加工性を示すには、

- (1) ひずみが15%以下の領域では、C濃度が平均的な γ_R の変態による加工硬化が必要であり、そこで大半の γ_R が消費されること、
- (2) ひずみが20%を超える高ひずみ領域での加工誘起変態にはC濃度が平均より一回り高く安定な γ_R が必要である。また、このような γ_R を数%でも多く存在させられれば、A材のように高ひずみ域における加工硬化率を高められること

を示唆している。すなわち、高加工性を実現するには各ひずみ域において加工誘起変態可能なC濃度の γ_R を混在させればよいといえる。したがって、 C_γ を全体的に高める必要はなく、C濃度の分散状態を制御して部分的にC濃度の高い γ_R を作り込めば良い。

むすび = TRIP効果を活用した超ハイテンの強度-伸びバランスを改善するため、一般的に重要と考えられている γ_R 量および平均のC量以外の影響因子について検討した。

γ_R を作り込むためのオーステンパの条件を変化させた結果、 γ_R 量および γ_R 中のC濃度がほぼ同等であるにもかかわらず、強度が同等で伸びに差異が生じる条件があった。その原因について検討したところ、回折ピークの形状から γ_R 中にC濃度の高い領域が一部に存在することによって加工硬化特性が改善し、伸びが高まったことがわかった。

今後、このような観点を活用しながら超ハイテンのさらなる高強度化・高延性化に取り組んでいく。

なお本稿で述べた成果は、独立行政法人新エネルギー・産業技術総合開発機構(NEDO)の委託事業未来開拓プログラムの結果得られたものである。

参考文献

- 1) V. F. Zackay et al. Trans. ASM. 1967, Vol.60, p.252.
- 2) O. Matsumura et al. Trans. ISIJ. 1987, Vol.27, p.570-579.
- 3) O. Matsumura et al. Scr. Metall. 1987, Vol.21, p.1301-1306.
- 4) K. Sugimoto et al. ISIJ Int. 2002, Vol.42, p.910-915.
- 5) K. Sugimoto et al. ISIJ Int. 2004, Vol.44, No.9, p.1608-1614.
- 6) J. G. Speer et al. Acta Mater. 2003, Vol.51, p.2611-2622.
- 7) T. Furukawa et al. Mater. Sci. Technol. 1994, Vol.10, p.964-970.
- 8) S. Lee et al. Metall. Mater. Trans. A. 2014, Vol.45, p.5009-5016.
- 9) D. J. Dyson et al. J. Iron Steel Inst. 1970, Vol.208, p.469-474.