

TRIP型焼鈍マルテンサイト鋼の残留オーステナイト特性と引張特性に及ぼすCrとMoの影響

小林 純也^{1)*}・吉川 伸麻¹⁾・村上 俊夫²⁾・杉本 公一³⁾

Effects of Cr and Mo on Retained Austenite Characteristics and Tensile Properties of TRIP-aided Annealed Martensitic Steel

Junya KOBAYASHI, Nobuo YOSHIKAWA, Toshio MURAKAMI and Koh-ichi SUGIMOTO

Synopsis : The effects of Cr and Mo on microstructure, retained austenite characteristics and tensile properties of a 0.2%C, 1.5%Si, 1.5%Mn, 0.05%Nb TRIP-aided steel with annealed martensite matrix, “TRIP-aided annealed martensitic steel; TAM steel”, were investigated to enhance the hardenability. Volume fraction and carbon concentration of retained austenite were decreased with increasing hardenability, although the volume fraction was increased in a 0.5% Cr bearing steel. Simultaneously, blocky second phase consisting of carbon-enriched martensite and retained austenite increased with increasing hardenability. These interesting characteristics were mainly caused by preferential nucleation of austenite on prior austenitic grain and packet boundaries on intercritical annealing and delayed bainitic transformation during austempering. Tensile strength of the steels was increased with increasing hardenability, accompanied with the decreased yield stress. Combination of tensile strength and total elongation decreased with increasing hardenability due to the increased blocky second phase.

Key words : high-strength steel; TRIP-aided steel; micro-alloying; microstructure; retained austenite; annealed martensite; tensile property.

1. 緒言

近年、乗用車の車体軽量化と衝突安全性の確保の観点から、残留オーステナイト (γ_R) の変態誘起塑性 (TRIP : Transformation Induced Plasticity) により強度-延性バランスを高めた4種類の低合金TRIP鋼板が開発されてきた¹⁻³⁾。780MPa級では、母相を焼鈍マルテンサイト (α_{am}) としたTRIP型焼鈍マルテンサイト鋼 (TRIP-aided Annealed Martensitic Steel ; TAM鋼) が他のタイプの低合金TRIP鋼に比較して特に優れた成形性を有する。また、高い疲労強度と韌性に加え^{4,5)}、優れた切欠き疲労強度特性^{6,7)}を有する。このため、次世代ディーゼルエンジン用コモンレールなどへの適用が期待できるが、コモンレール等の肉厚の大きな部品にTRIP鋼を適用する場合、焼き入れ性を高める必要が生じてくる。しかし、現在までに、焼き入れ性を高めたTAM鋼の組織や機械的性質についての研究は見当たらない。

そこで本研究では、0.2%C-1.5%Si-1.5%Mn-0.05%Nbの化学組成を有する基本鋼に、焼き入れ性改善のため、Crを単独またはCr-Moを複合添加したTAM鋼を試作し、微細組織、 γ_R 特性および引張特性と添加合金元素との関係を詳

細に調査した。

2. 実験方法

供試鋼には0.2%C-1.5%Si-1.5%Mn-0.05%Nb (mass%) の化学組成を有する基本鋼 (A鋼) に0.5%Crを添加したB鋼、1.0%Crを添加したC鋼、1.0%Cr-0.2%Moを添加したD鋼を用いた。いずれも、真空溶製後、熱間鍛造、熱間圧延によって直径13mmの丸棒に加工した。それらの供試鋼の化学組成をTable 1に示す。また、連続冷却変態曲線をFig.1に示す。本研究では、焼き入れ性改善のためにCr, Moを添加した。一般に、焼き入れ性の評価には炭素当量 (C_{eq}) が用いられるが、低合金TRIP鋼で添加が予想されるBの影響が考慮されていない。このため本研究では、次式で定義される焼き入れ性倍数の積 (Πf_i) を用いた^{8,9)}。

$$\begin{aligned} \Pi f_i = D_1/D_1^* = & (1 + 0.64\%Si) \times (1 + 4.1\%Mn) \\ & \times (1 + 2.83\%P) \times (1 - 0.62\%S) \times (1 + 2.33\%Cr) \\ & \times (1 + 0.52\%Ni) \times (1 + 3.14\%Mo) \times (1 + 0.27\%Cu) \\ & \times (1 + 1.5(0.9 - \%C)) \dots\dots\dots (1) \end{aligned}$$

平成24年5月16日受付 平成24年5月31日受理 (Received on May 16, 2012 ; Accepted on May 31, 2012)

1) 信州大学大学院生 (Graduate Student, Shinshu Univ., 4-17-1 Wakasato Nagano 380-8553)

2) (株) 神戸製鋼所材料研究所 (Materials Research Laboratory)

3) 信州大学工学部機械システム工学科 (Dept. Mech. Syst. Engng., Shinshu Univ.)

* Corresponding author : E-mail : koba@sugimotolab.shinshu-u.ac.jp, sugimot@shinshu-u.ac.jp

DOI : http://dx.doi.org/10.2355/tetsutohagané.98.610

Table 1. Chemical composition (mass%), estimated martensite-start temperature (M_s , °C) and hardenability factor (Πf_i) of steels used.

steel	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Al	Nb	O	N	M_s	Πf_i
A	0.20	1.54	1.53	0.005	0.0005	-	-	0.039	0.049	0.0007	0.0007	420	14.6
B	0.21	1.49	1.50	0.004	0.0019	0.50	-	0.040	0.050	0.0012	0.0012	407	30.6
C	0.20	1.49	1.50	0.004	0.0018	1.00	-	0.040	0.050	0.0014	0.0013	401	47.0
D	0.18	1.48	1.49	0.004	0.0029	1.02	0.20	0.043	0.050	0.0015	0.0010	407	76.8

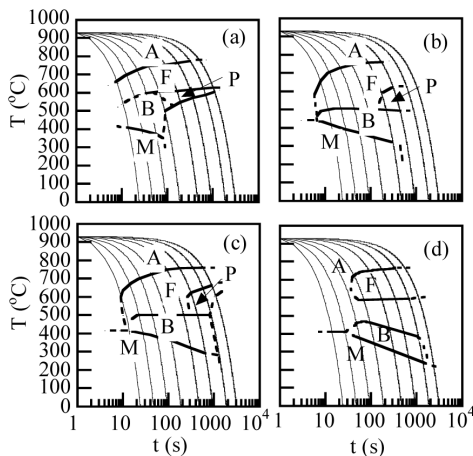


Fig. 1. CCT diagrams of steels (a) A, (b) B, (c) C and (d) D.

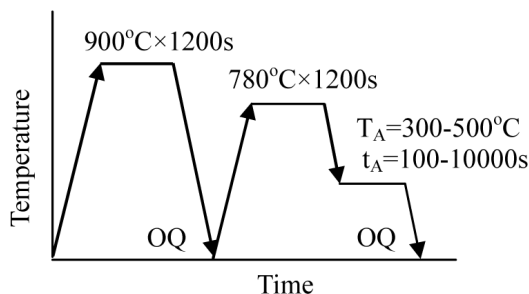


Fig. 2. Heat treatment diagram to produce TAM steel. OQ represents quenching in oil.

ここで、 D_i , D_i^* はそれぞれ合金鋼、炭素鋼の理想臨界直径である。また、 $\%Si$, $\%Mn$, $\%P$, $\%S$, $\%Cr$, $\%Ni$, $\%Mo$, $\%Cu$, $\%C$ は各種合金元素の添加量 (mass%) である。なお、式 (1) の右辺最終項は B を 0.001~0.003mass% 添加した時のみ有効である。また、本研究で用いた供試鋼の旧オーステナイト粒径はほぼ同一である (10~20 μm) ので、(1) 式に対して、粒径の影響は考慮しなかった。

これらの丸棒鋼から製造した引張試験片 (JIS14A; 平行部長さ 25mm, 平行部直径 5mm の両端ねじ付き試験片) に Fig.2 の熱処理を施し、TAM 鋼を製造した。Fig.2 において、1 段目の熱処理は前組織をマルテンサイト単相組織とするための熱処理であり、2 段目の 2 相域焼鈍処理と 3 段目のオーステンパー処理によって、母相組織を焼鈍マルテンサイトとした。

製造された TAM 鋼の組織観察は光学顕微鏡, SEM-EBSD (後方散乱電子回折装置) および TEM を用いて行った。光学顕微鏡による試料観察には、レペラ腐食を用いた。EBSD 解析で得られる Image quality (IQ) 値は試料の表面状態に大きく影響される。このため、IQ 値を比較する試料は同一の樹脂に埋め込んだ後、エメリー研磨、ダイヤモンド研磨、コロイダルシリカ研磨を施した。

γ_R の体積率 (f_γ) は Cu-K α 線によって測定された (200) α , (211) α , (200) γ , (222) γ , (311) γ 回折ピークの積分強度より計算した¹⁰⁾。また、 γ_R の炭素濃度 (C_γ , mass%) は Cu-K α 線によって測定された (200) γ , (220) γ , (311) γ 回折ピーク角度から求めた格子定数 a_γ ($\times 10^{-10}\text{m}$) を次式¹¹⁾ に代入して求めた。

$$\begin{aligned}
 a_\gamma = & 3.5780 + 0.0330 \times (\%C_\gamma) + 0.00095 \times (\%Mn_\gamma) \\
 & - 0.0002 \times (\%Ni_\gamma) + 0.0006 \times (\%Cr_\gamma) + 0.0220 \\
 & \times (\%N_\gamma) + 0.0056 \times (\%Al_\gamma) - 0.0004 \times (\%Co_\gamma) \\
 & + 0.0015 \times (\%Cu_\gamma) + 0.0031 \times (\%Mo_\gamma) - 0.0 \\
 & \times (\%Si_\gamma) + 0.0051 \times (\%Nb_\gamma) + 0.0039 \times (\%Ti_\gamma) \\
 & + 0.0018 \times (\%V_\gamma) + 0.0018 \times (\%W_\gamma) \dots\dots\dots (2)
 \end{aligned}$$

ここで、 $\%Mn_\gamma$, $\%Ni_\gamma$, $\%Cr_\gamma$, $\%N_\gamma$, $\%Al_\gamma$, $\%Co_\gamma$, $\%Cu_\gamma$, $\%Mo_\gamma$, $\%Nb_\gamma$, $\%Ti_\gamma$, $\%V_\gamma$, $\%W_\gamma$ は γ_R 中における各種合金元素の固溶濃度 (mass%) を示している。本研究では便宜上、それぞれの合金元素の添加量を用いた。

引張試験には、インストロン型引張試験機を用いた。試験温度は 25°C, クロスヘッド速度は 1.0mm/min とした。

3. 実験結果

3.1 γ_R 特性

Fig.3, 4 にそれぞれ A 鋼~D 鋼の γ_R の初期体積率 ($f_{\gamma 0}$) と初期炭素濃度 ($C_{\gamma 0}$) に及ぼすオーステンパー時間と温度の影響を示す。Fig.3 より、B 鋼~D 鋼の γ_R 特性は A 鋼に比較してオーステンパー時間の影響が小さくなり、かつ保持時間が長くなるにつれて、その体積率と炭素濃度はわずかに増加する傾向が認められる。一方、Fig.4 より、B 鋼~D 鋼では A 鋼に比較して γ_R の初期体積率が高くなるオーステンパー温度範囲が狭くなり、かつその最適温度が低温側にシフトすることがわかる。

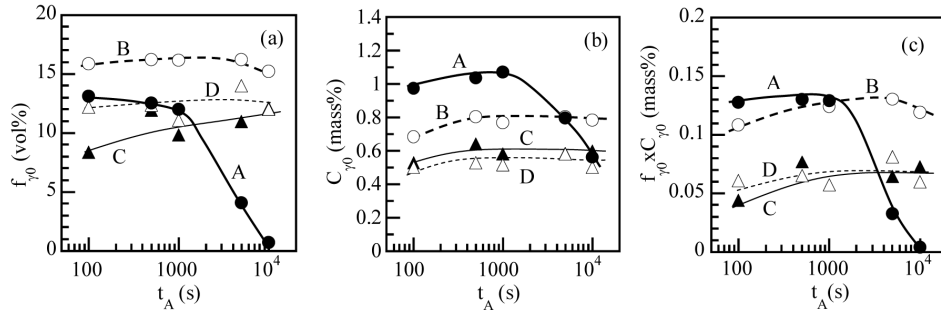


Fig. 3. Variations in (a) initial volume fraction (f_{γ_0}), (b) initial carbon concentration (C_{γ_0}) and (c) initial total carbon concentration ($f_{\gamma_0} \times C_{\gamma_0}$) of retained austenite as a function of austempering time (t_A) in steels A (●), B (○), C (▲) and D (△). Austempering temperature is 400°C.

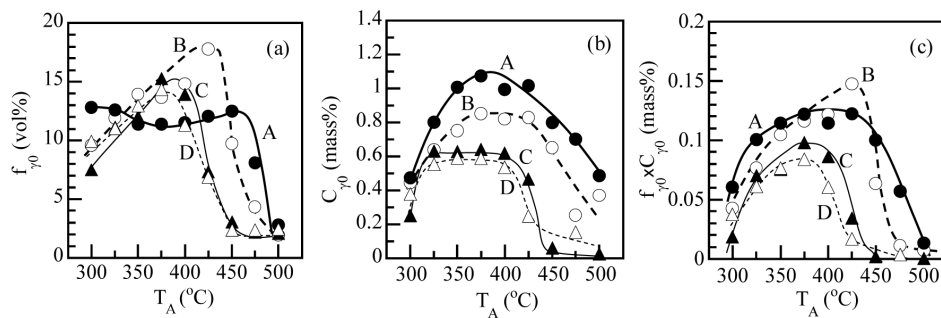


Fig. 4. Variations in (a) initial volume fraction (f_{γ_0}), (b) initial carbon concentration (C_{γ_0}) and (c) total carbon concentration ($f_{\gamma_0} \times C_{\gamma_0}$) of retained austenite as a function of austempering temperature (T_A) in steels A (●), B (○), C (▲) and D (△). Austempering time is 1000 s.

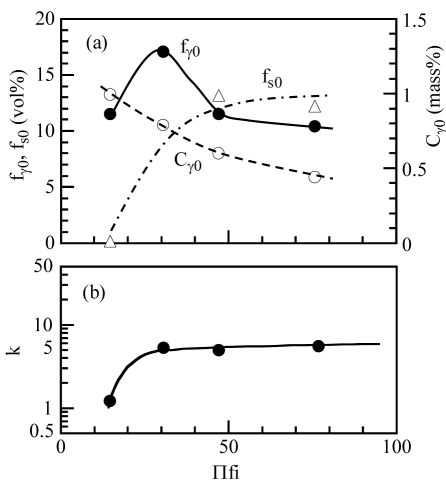


Fig. 5. Variations in (a) initial volume fraction (f_{γ_0}) and carbon concentration (C_{γ_0}) of retained austenite, initial volume fraction of second phase (f_{s_0}) and (b) k value as a function of hardenability (Πf_i) in steels A-D austempered at 400°C for 500 s.

全ての鋼で、 γ_R 特性が良好となる条件 ($T_A = 400^\circ\text{C}$, $t_A = 500\text{s}$)において、 γ_R 特性を焼き入れ倍数の積で整理してFig.5に示す。初期 γ_R 体積率はB鋼で最大となり、焼き入れ性が増加するに伴い初期 γ_R 体積率は低下する。一方、 γ_R の初期炭素濃度は焼き入れ性の増加に伴い、単調に減

少する。 γ_R の体積率と炭素濃度の積である全初期炭素濃度の最大値は約0.13mass%でC添加量の約65%が γ_R に濃化している。

Fig.5 (b)に各鋼のひずみ誘起変態係数 $k^{12)}$ の焼き入れ性依存性を示す。なお、 k 値は次式より計算した。

$$\log f_{\gamma} = \log f_{\gamma_0} - k \cdot \epsilon \quad (3)$$

ここで、 f_{γ} は引張塑性ひずみ ϵ を付与した時の未変態 γ_R 量、 f_{γ_0} は初期 γ_R 量である。

γ_R のひずみ誘起変態に対する安定性の指標である γ_R の初期炭素濃度は焼き入れ性の増加に伴い大幅に減少した(Fig.5 (a))。しかし、 k 値はA鋼のみ低くなったが、B鋼～D鋼ではわずかにしか増加せず、 k 値の焼き入れ性依存性は小さい。

3・2 微細組織

Fig.6に熱処理後のA鋼～D鋼の光学顕微鏡写真を示す。Fig.7に同じ熱処理を施したA鋼、D鋼のSEM-EBSD解析結果を示す。A鋼の母相組織は、主にラス状の焼鈍マルテンサイト組織からなる。 γ_R は主に単独相として焼鈍マルテンサイトラス境界に粒状またはニードル状に存在する(Fig.6 (a))。一方、B鋼～D鋼では、母相組織はA鋼と同様にラス状の焼鈍マルテンサイト組織であるが、単独に存在

する γ_R は減少し、その多くはブロック状の第2相（マルテンサイトと γ_R の複合相）として旧 γ 粒界、旧パケット境界に存在する（Fig.6 (b) - (d), Fig.7 (f)）。このとき、 γ_R のサイズは、単独に存在するA鋼より小さくなっている。また、B鋼～D鋼では、第2相の体積率が焼き入れ性の増加にともない増加する傾向が認められる（Fig.5 (a) の f_{s0} ）。

Fig.7 (f) より、第2相のIQ値が母相のそれより低い¹³⁾ことより、この第2相は母相より転位密度の高い相または組織が微細であることが予想される。このような第2相は、M-A相（martensite-austenite constituent）と呼ばれる相に類似している。

Fig.8にC鋼のTEM像を示す。Fig.7のEBSD解析結果では第2相の組織と γ_R の形態が不明確であったが、Fig.8においても第2相の組織と γ_R の形態は明瞭でないが、第2相は高い転位密度を有し、かつ微細なラス状マルテンサイト

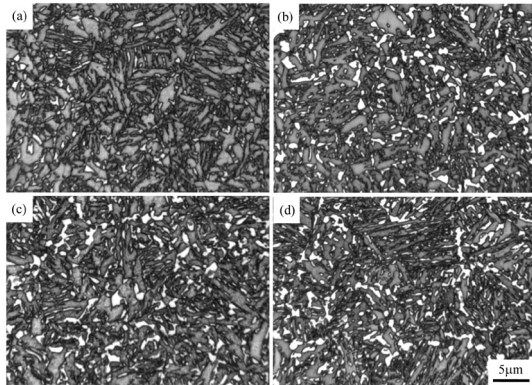


Fig. 6. Optical micrographs of steels (a) A, (b) B, (c) C and (d) D austempered at 400°C for 500 s, in which white and gray regions represent retained austenite (or martensite) and annealed martensite, respectively.

組織であると予想される。 γ_R の存在位置は明確ではないが、EBSD解析結果（Fig.7 (f)）を考慮すると、主にマルテンサイトラス境界に存在すると考えられる。なお、A鋼～D鋼中には、セメンタイトは全く存在していない。

3・3 引張特性

Fig.9にA鋼～D鋼の引張変形曲線の代表例を示す。また、Fig.10にA鋼～D鋼の引張特性に及ぼすオーステンパー温度の影響を示す。いずれの鋼でも、引張強さはオーステンパー温度が350～450°Cの温度範囲で極小となり、一様伸びと全伸びはほぼ同じ温度範囲で極大となる。ただし、焼き入れ性が高い鋼ほど極小または極大となるオーステンパー温度は低温側にシフトしている。0.2%耐力の温度依存性は鋼によって異なるが、降伏比も350～400°Cのオーステンパー温度範囲で極大となる傾向がある。

$T_A = 400^\circ\text{C}$, $t_A = 500\text{s}$ でオーステンパー処理を施したと

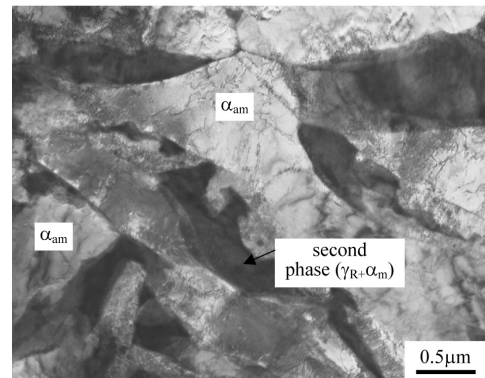


Fig. 8. Typical TEM image of steel C austempered at 400°C for 500 s, in which γ_R , α_m and α_{am} represent retained austenite, martensite and annealed martensite matrix, respectively.

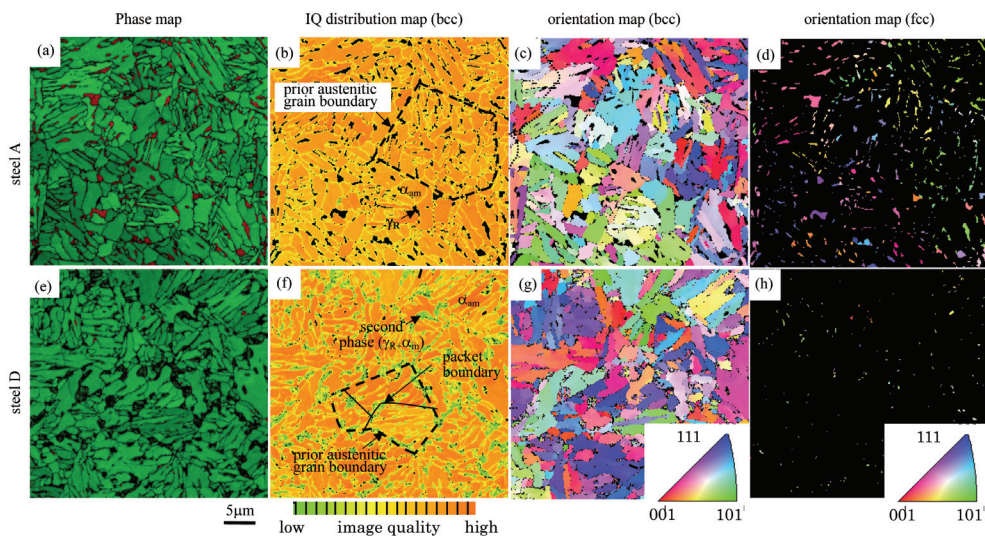


Fig. 7. Phase maps, image quality (IQ) distribution maps of bcc and orientation maps of bcc and fcc of steels A and D austempered at 400°C for 500 s, respectively. Dark yellow, yellowish green and black regions in (b) and (f) represent annealed martensite (α_{am}), second phase (M-A constituent) and retained austenite (γ_R), respectively.

きの引張特性を焼き入れ倍数の積で整理してFig.11に示す。焼き入れ性が高くなるにつれて、引張強さは増加するが、一様伸び、全伸びおよび強度・伸びバランス (TS×TEI) は焼き入れ性が高くなるにともない単調に低下する。A鋼では変形初期に降伏平坦部が生ずるが、焼き入れ性の増加に伴い連続降伏へと変化する。この結果として、降伏

応力は焼き入れ性の増加にともない、わずかに減少する。

4. 考察

4・1 微細組織に及ぼす焼き入れ性改善元素の影響

Fig.6において、Crを単独添加またはCr-Moを複合添加したB鋼～D鋼では旧 γ 粒界やパケット境界においてブロック状第2相の体積が増加した (Fig.6 (b) - (d))。また、焼鈍マルテンサイトラス境界に単独相として存在する γ_R 量が大幅に減少した。この結果は、以下のように考えられる。

PlichtaとAaronson¹⁴⁾によれば、ラス状のマルテンサイト組織を有する炭素鋼を2相域で焼鈍したときの組織は、(i) ラス境界での γ の核生成と成長と(ii) マルテンサイトラス境界の移動に支配される。下記の3つのグループのうち、(II)のグループの元素は(i)を促進するため、ラス状の焼鈍マルテンサイト組織が維持される。一方、(I)のグループの元素は逆に(i)が遅らされるため、ラス状の焼鈍マルテンサイト組織が得られない。この場合、Moは γ の核生

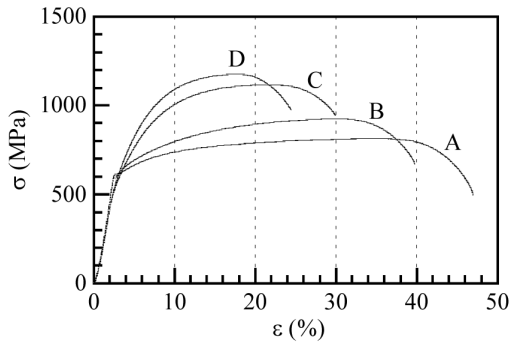


Fig. 9. Typical engineering stress (σ) - strain (ϵ) curve of steels A-D austempered at 400°C for 500 s.

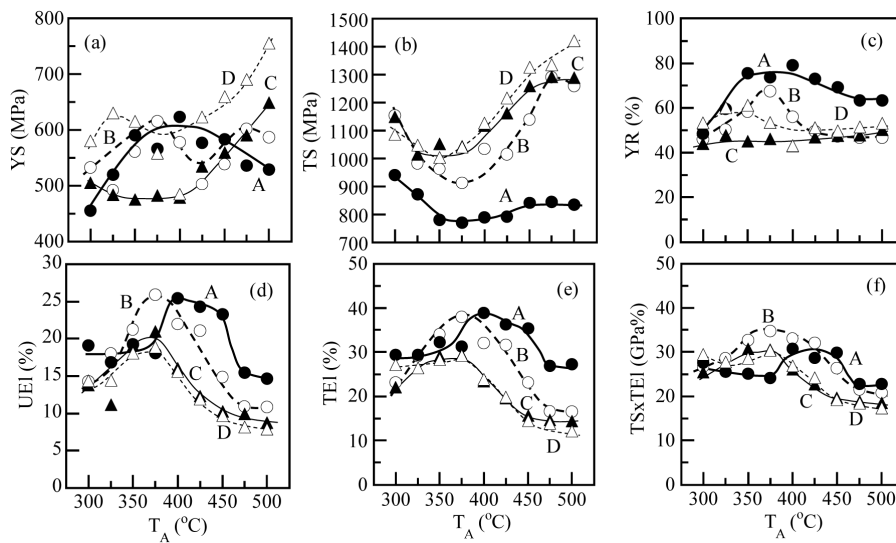


Fig. 10. Variations in (a) yield stress or 0.2% offset proof stress (YS), (b) tensile strength (TS), (c) yield ratio (YR=YS/TS), (d) uniform elongation (UEI), (e) total elongation (TEI) and (f) combination of strength and elongation as a function of austempering temperature (T_A) of steels A (●), B (○), C (▲) and D (△). Austempering time is 1000 s.

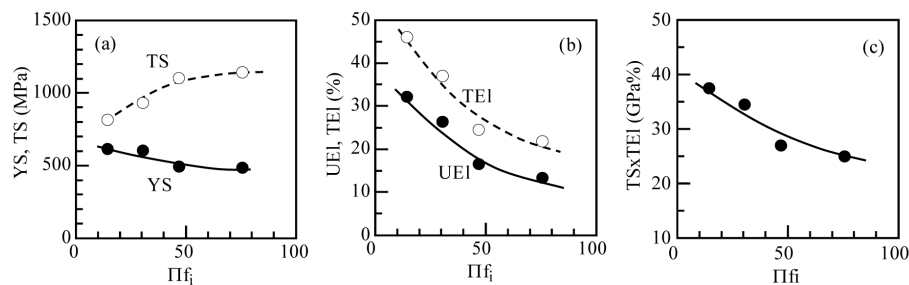


Fig. 11. Variations in (a) yield stress or 0.2% offset proof stress (YS) and tensile strength (TS), (b) uniform (UEI) and total elongations (TEI) and (c) combination of tensile strength and total elongation (TS×TEI) as a function of hardenability (Πf_i) in steels A-D austempered at 400°C for 500 s.

成と成長の駆動力を減少させ、Cr は“solute-drag effect”が γ の成長を抑える。(Ⅲ) のグループの元素は (Ⅰ) と (Ⅱ) の中間の組織となる。

- (Ⅰ) Fe-C, Fe-C-Mo, Fe-C-Cr
- (Ⅱ) Fe-C-Mn, Fe-C-Ni, Fe-C-Cu
- (Ⅲ) Fe-C-Si, Fe-C-Al, Fe-C-Co

したがって、B 鋼～D 鋼では上記の (ii) が優勢となり、母相組織はラス状からグラニューラ状に変化することが予想されたが、予想に反して A 鋼の母相組織と類似していた。

Fig.12 に Thermo-Calc によって計算した A 鋼, C 鋼, D 鋼の平衡状態図を示す。B 鋼の平衡状態図は C 鋼とほぼ同一である。780℃ 焼鈍時における A 鋼, C 鋼, D 鋼の $\alpha : \gamma$ 分

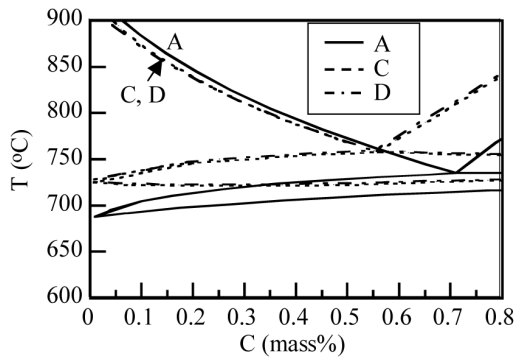


Fig. 12. Computed equilibrium diagrams in steels A, C and D.

率は、それぞれ約 5.7 : 4.3, 5.5 : 4.5, 5.4 : 4.6 であり、Cr, Mo の添加はこの分率をわずかしき変化させない。したがって、B 鋼～D 鋼では Cr, Mo 添加によりベイナイト変態が抑制されたため、オーステンパー中での γ 体積率が相対的に増加し、その後の油冷中に多量のマルテンサイト変態が生じたものと考えられる。B 鋼～D 鋼では、ブロック状第 2 相が旧 γ 粒界や旧パケット境界に多く存在した。これらの事実を考慮した場合、A 鋼～D 鋼の組織変化は Fig.13 のように模式化できる。

- (1) まず stage 1 において鋼をオーステナイト化した後、油冷することにより、各鋼の前組織がラス状マルテンサイト母相と微量の γ_R となる。
- (2) 続いて stage 3 において、2 相域焼鈍を施すことにより、(i) ラス組織の回復・成長と (ii) ラス境界での γ 相の核生成が起こる。このとき、B 鋼～D 鋼では、旧 γ 粒界と旧パケット境界での γ 相の核生成が促進される。
- (3) その後 stage 4 のオーステンパー処理において、炭素を過飽和に固溶するマルテンサイトから γ 中へ炭素の濃化が進む。同時に、一部はベイナイト (ベイニティックフェライト) へ変態し、 γ への炭素濃化がさらに進む。
- (4) 最後に、室温までの急冷 (stage 5) により、微細または炭素濃度の高い γ 相を主に含む A 鋼では、 γ 相は γ_R 単独相として変態せず残る。B 鋼～D 鋼においては A 鋼ほどには γ 中に炭素が濃化していないため、冷却中にマルテンサイトに変態する。この際、一部の γ がマルテンサイト内に取り残されるため M-A 相となる。

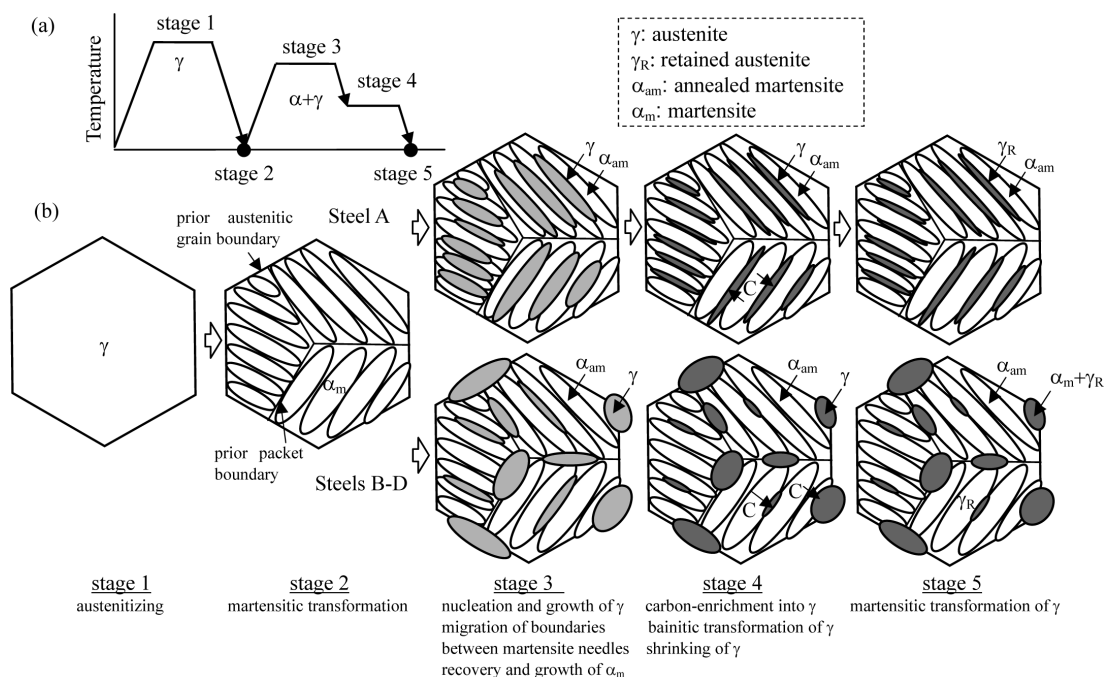


Fig. 13. Illustration of (a) heat treatment diagram and (b) microstructural change of steels A-D.

なお、B鋼～D鋼において、ブロック状第2相が旧 γ 粒界や旧パケット境界に多く存在した理由については、現在検討中である。

4・2 γ_R 特性に及ぼす焼き入れ性改善元素の影響

本研究では、B鋼で γ_R の初期体積率は最大となった(Fig.3-5)。また、B鋼～D鋼では焼き入れ性が増加するほど γ_R の初期炭素濃度は低下した。一般に、 γ_R 特性は、① T_0 線(T_0' 線)、②2相域焼鈍時での γ の分率と存在形態、③オーステンパー処理時でのベイナイト変態量に影響される^{3,4)}。そこで以下では γ_R 特性に対する①～③のそれぞれの影響を考える。

Fig.14にThermo-Calcによって計算した平衡状態における T_0 線および T_0' 線を示す。図中には、オーステンパー処理温度350～425℃(処理時間500s)におけるA鋼～D鋼の初期炭素濃度を示す。Fig.14より、CrおよびCr-Moの添加は上記①の T_0 線および T_0' 線にほとんど影響を与えないことがわかる。

上記の②については、B鋼～D鋼ではFig.13で模式化したように、2相域焼鈍時の γ 分率がA鋼より少し高く、かつベイナイト変態が抑制される(オーステンパー処理終了時の γ の分率が高い)。これが、B鋼～D鋼の γ 中の炭素濃度を低くする主な原因と考えられる。

上記の③については、B鋼～D鋼では、 γ_R の初期体積率はオーステンパー処理後の急冷により、 γ の多くがマルテンサイトに変態するためオーステンパー処理終了時の γ の分率とその炭素濃度に影響されると考えてよいであろう。B鋼の γ_R の初期体積率についてこれらの2つの影響をまとめると、Fig.15のように模式化できる。すなわち、B鋼ではA鋼に比較してラス境界での γ の核生成の比率は減少するものの、(1)オーステンパー処理終了時の γ 分率が少し高くなること、および(2)その γ の炭素濃度の減少が比較的小さいことが、B鋼において最大の γ_R 体積率をもたらせたと考えることができる。

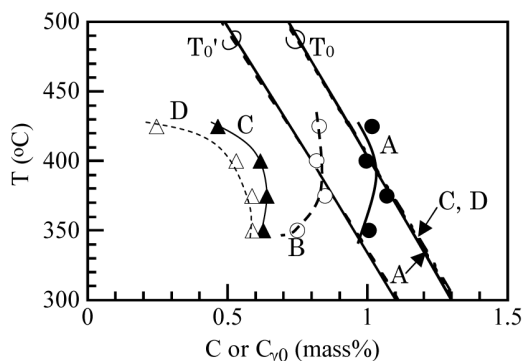


Fig. 14. Variations in computed T_0 and T_0' lines and measured carbon concentration of retained austenite (marks) in steels A-D austempered at 350-425°C for 1000 s. It was assumed to calculate T_0' line that strain energy is 400 J/mole.

Fig.4において、 γ_R の初期炭素濃度が最大となるオーステンパー温度は焼き入れ性が高い鋼ほど低温側にシフトしたが、これは、焼き入れ性が高い鋼ほど高温側でのベイナイト変態が抑制され、オーステンパー処理後の急冷により、 γ の多くがマルテンサイトに変態する傾向が強くなったためと考えられる。

一般に、 γ_R の初期炭素濃度が高いと k 値((3)式)は低くなる。しかし、B鋼～D鋼では焼き入れ性が高くなるにともない炭素濃度は低くなったにもかかわらず、 k 値は少し増加しただけであった。これは、B鋼～D鋼では① γ_R のサイズが小さくなることに加え、② γ_R がブロック状第2相中に存在する(硬質なマルテンサイトに取り囲まれる形態に変化する)ため、ひずみ誘起マルテンサイト変態が拘束されたためと考えられる。

4・3 引張特性に及ぼす焼き入れ性改善元素の影響

Fig.11において、引張強さは焼き入れ性の増加に伴い単調に増加したが、降伏応力は焼き入れ性の増加にともない、わずかに減少した。また、強度・伸びバランスは焼き入れ性の増加に伴い低下した。本節では、これらの引張変形特性と微細組織、 γ_R 特性との関係について考察する。

Fig.5 (a)、Fig.6に示されるように、B鋼ではA鋼に比較して単独に存在する γ_R の割合は低下したが、その初期の γ_R 体積率は少し高くなった。C鋼ではさらに単独の γ_R の比率はさらに低下したが、その初期体積率はA鋼と同等レベルであった。また、B鋼、C鋼の γ_R の安定性(k 値)は少し低くなっただけであり、第2相(M-A相)の体積率は大幅に増加した(Fig.5 (a))。SugimotoとSakakiら^{15,16)}によれば、フェライト・マルテンサイト2相鋼において、マルテンサイトを取り囲むフェライト母相には球対称の内部応力が発生し、この球対称の内部応力が変形初期の応力と降伏応力を著しく低下させる。したがって、B鋼～D鋼に存在する多量のマルテンサイトが、A鋼で生じた降伏平坦部を消失させ(連続降伏を生じさせ、Fig.9参照)、結果的に降伏

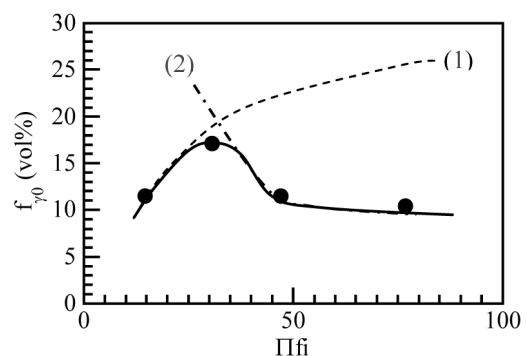


Fig. 15. Two factors controlling initial volume fraction of retained austenite. (1): increasing of austenite fraction, (2): lowering of carbon concentration in austenite.

応力を低下させたと考えられる。

変形が進むと、変形応力に対するこれらの球対称の内部応力の影響はほとんど消失するが、(i) γ_R および第2相に起因して方向性の強い高い長範囲内部応力(平均内部応力)¹⁶⁾が生ずる。同時に、(ii) ひずみ誘起変態によって生じたマルテンサイトの体積率に対応して、大きいひずみ硬化を生ずる(Fig.9)。これら(i)と(ii)はともにB鋼～D鋼のひずみ硬化率を高めて、くびれの開始ひずみを大きくする働きがあるが、第2相が硬質なほど(i)の効果は小さくなり、(ii)の効果が大きくなる¹⁷⁾ので、今回の場合、(ii)の効果は相対的に大きいと考えられる。A鋼では、単独に存在する γ_R の体積率が多く、またひずみに対する安定性も高いため、B鋼～D鋼に比較して高い長範囲内部応力が発生すると予想される。したがって、単独相として存在する γ_R 量が多いA鋼ほど、長範囲内部応力の発生と効果的なTRIP効果によって、全伸びが大きくなり、結果的に大きな強度・伸びバランスを示したと考えられる。

Fig.10において、焼き入れ性が高い鋼ほど一様伸びと全伸びが極大となるオーステンパー温度域が狭くなり、かつ最適温度が低温側にシフトした。このようなオーステンパー温度依存性は、 γ_R の初期体積率と同様な傾向を示す(Fig.4(a))ことから、 γ_R のTRIP効果に支配されたものと考えられる。

5. 結言

0.2%C-1.5%Si-1.5%Mn-0.05Nbの化学組成を有する基本鋼に焼き入れ性の改善を目的として、Crを単独添加またはCr-Moを複合添加したTAM鋼を試作し、微細組織、 γ_R 特性および引張特性に及ぼす焼き入れ性改善元素の影響を調査した。得られた主な結果を以下にまとめる。

(1) Cr, Moの添加で焼き入れ性を高めることによって、組織はラス状の焼鈍マルテンサイト母相とブロック状第2相(M-A constituent)の混合組織となった。この第2相の多くは旧 γ 粒界と旧パケット境界に存在した。

(2) 第2相体積率は焼き入れ性が高くなるに伴い増加した。この結果として、 γ_R 体積率はみかけ上あまり変化しなかったが、 γ_R の初期炭素濃度は大幅に低下した。

(3) このような γ_R の初期炭素濃度の大幅な低下と第2相体積率の増加は、CrまたはCr-Moの添加により、①2相域焼鈍時に γ の多くが旧 γ 粒界と旧パケット境界に優先的に核生成すること、および②オーステンパー処理時に γ からのベイナイト変態が抑制されたことに起因すると考えられた。

(4) 引張強さは焼き入れ性の増加に伴い単調に増加したが、降伏応力は焼き入れ性の増加にともないわずかに低下した。また、強度・伸びバランスは焼き入れ性の増加に伴い低下した。これらの特性は、主に、単独相として存在する γ_R 量が減少し、ブロック状第2相の体積率が増加したことに起因した。

本研究の一部は、独立行政法人科学技術振興機構平成19年度育成研究補助金によってなされた。ここに、深謝いたします。

文 献

- 1) K.Sugimoto, A.Kanda, R.Kikuchi, S.Hashimoto, T.Kashima and S.Ikeda: *ISIJ Int.*, **42** (2002), 910.
- 2) K.Sugimoto, B.Yu, Y.Mukai and Y.Ikeda: *ISIJ Int.*, **45** (2005), 1194.
- 3) K.Sugimoto, J.Tsuruta and Y.Mukai: *Tetsu-to-Hagané*, **96** (2010), 29.
- 4) K.Sugimoto: *Mater. Sci. technol.*, **25** (2009), 1108.
- 5) S.Song, K.Sugimoto, S.Kandaka, A.Futamura, M.Kobayashi and S.Masuda: *Mater. Sci. Res. Int.*, **9** (2003), 223.
- 6) K.Sugimoto, D.Fuji and N.Yoshikawa: *Procedia Eng.*, **2** (2010), 359.
- 7) Y.Nobuo, D.Fuji and K.Sugimoto: *Adv. Mater. Res.*, **146** (2011), 437.
- 8) M.A.Grossman: *Trans. AIME.*, **150** (1942), 226.
- 9) J.H.Hollomon and L.D.Jaffe: *Trans. AIME.*, **167** (1946), 601.
- 10) H.Maruyama: *J. Jpn. Soc. Heat Treat.*, **17** (1977), 198.
- 11) D.J.Dyson and B.Holmes: *J. Iron Steel Inst.*, **208**, (1970), 469.
- 12) K.Sugimoto, M.Kobayashi and S.Hashimoto: *Metall. Trans. A*, **23A** (1992), 3085.
- 13) O.Umezawa: *J. Jpn. Inst. Light Met.*, **50** (2000), 86.
- 14) M.R.Plichta and H.I.Aaronson: *Metall. Trans.*, **5** (1974), 2611.
- 15) T.Sakaki, K.Sugimoto and T.Fukuzato: *Acta Metall.*, **31** (1983), 1737.
- 16) K.Sugimoto, T.Sakaki, T.Fukuzato and O.Miyagawa: *Tetsu-to-Hagané*, **71** (1985), 994.
- 17) K.Sugimoto, M.Kobayashi, S.Yasuki and S.Hashimoto: *Mater. Trans.*, *JIM*, **36** (1996), 632.