

論 文

1.4%Mn マルテンサイト鋼の引張変形過程と
ひずみ硬化特性杉本公一*・坂木庸晃*²・福里俊郎*³・宮川大海*²

Deformation and Strain Hardening of Martensite in 1.4% Mn Steels

Kohichi SUGIMOTO, Tsuneaki SAKAKI, Toshiro FUKUSATO and Ohmi MIYAGAWA

Synopsis:

The effects of carbon content and tempering temperature on the deformation and the strain hardening of martensite in 0.11–0.43 percent carbon–1.4 percent manganese steels were investigated.

(1) The deformation of the martensites as-quenched and tempered at 100°–400°C was composed of two or three kinds of fundamental deformation stages, e.g. the first and the third stages or the first, the third and the fourth stages.

The strain hardening rates in the first stage (at $\epsilon=0.01$, true plastic strain) and the third stage were raised in proportion to m' (0.43–0.87) power of the carbon content. Those hardening rates were particularly high in the martensites as-quenched and tempered at 100°–200°C, while very low after tempering at 300°–400°C.

(2) After tempering at 500°–700°C, the second stage appeared. The strain hardening rate in this stage had a linear relationship with $f/(1-f)$, where f represents the volume fraction of spheroidal cementite particles. The strain hardening rate in the third stage showed a little higher values than those after tempering at 300°–400°C.

(3) Relative strain hardening rate $1/\sigma \cdot d\sigma/d\epsilon$ of the martensites was affected by tempering temperature. This will influence on toughness of the steels.

1. 緒 言

マルテンサイトは通常単相状態で使用されるが、最近複合組織鋼の硬質相としてその利用価値が再認識されている^{1)~3)}。マルテンサイト相は複合組織鋼のひずみ硬化率を飛躍的に高め優れた強度・延性バランスを生み出すと一般的に考えられているが、実際にはその正確な役割に関する研究は少なく⁴⁾⁵⁾、現在のところ不明な点が多く残されている。マルテンサイト相の役割を明らかにするためには、少なくともマルテンサイトの塑性変形開始時より破壊までの広いひずみ範囲における変形過程およびひずみ硬化特性を把握することが必要であるが、マルテンサイトの変形に関する従来の研究対象の多くはおもにその強度、延性・靱性^{6)~8)}および変形の初期段階での変形応力⁹⁾に限られているようである。

そこで本研究では、複合組織鋼のマルテンサイト相とほぼ類似の基本組成を有し炭素量の異なる数種の 1.4% Mn 鋼を用いて、マルテンサイト鋼の変形初期より破壊に至るまでの引張変形過程およびひずみ硬化特性を調

べ、それらへの炭素量および焼もどし温度の影響について検討した。

2. 実験方法

2.1 供試鋼と熱処理

供試鋼には Table 1 に示す炭素 (C) 量の異なる 3 種類の市販 Mn 鋼を用いた。C量はそれぞれ 0.11, 0.20, 0.43 wt% で、以後これらの鋼を 11C, 20C, 43C 鋼と呼ぶ。43C 鋼の一部の熱処理材は早期破壊を生じたため、この他補助的に延性に優れている 0.37C–0.98Mn–0.002B 鋼 (37C–B 鋼) も用いた。この鋼にはボロンが微量含まれているが、本研究に関する限りボロンの影響は認められなかつた。

Table 1. Chemical composition of steels (wt%).

Steel	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	B
11C	0.11	0.20	1.36	0.009	0.005	0.01	0.04	0.05	—
20C	0.20	0.21	1.26	0.018	0.011	0.10	0.05	0.07	—
43C	0.43	0.33	1.50	0.014	0.009	0.05	0.03	0.27	—
37C–B	0.37	0.32	0.98	0.007	0.005	0.02	0.02	0.02	0.002

昭和 57 年 4 月本会講演大会にて発表 昭和 59 年 2 月 29 日受付 (Received Feb. 29, 1984)

* 東京都立大学工学部 (Faculty of Technology, Tokyo Metropolitan University, 2-1-1 Fukazawa Setagaya-ku 158)

*² 東京都立大学工学部 工博 (Faculty of Technology, Tokyo Metropolitan University)

*³ 東京都立大学大学院 (現: 新日本製鉄(株)) (Graduate School, Tokyo Metropolitan University, Now Nippon Steel Corp.)

素材丸棒より、直径 5 mm、平行部長さ 34 mm の引張試験片を機械加工で作製し、これに下記の熱処理を高純度 Ar 中にて施した。すなわち、900°C (11C 鋼) または 870°C (20C, 43C 鋼) で 30 min 保持後、氷食塩水中に焼入れ、さらに -196°C、10 min のサブゼロ処理後、焼入材 (as qu.) を除きすべての試験片に 100°~700°C の温度で 1 h の焼もどしを施した。このほかに 500°C 以上の焼もどし材の一部については、リュウダース伸びを短くさせるために上述の熱処理の前に 1200°C、30 min 保持後 900° または 870°C まで炉冷の熱処理を行つてオーステナイト結晶粒を粗大化させた。

2.2 引張試験

引張試験はインストロン型引張試験機を用い、各熱処理条件につきそれぞれ 2 本の試験片に対して室温で、クロスヘッド速度 0.5 mm/min (ひずみ速度 $2.5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$) にて行つた。なお、C による転位の固着の影響を少なくするため、熱処理後 1 h 以内に引張試験を行つた。

通常の引張試験に加えて、変形初期より破壊に至るまでの広いひずみ範囲において正確な真応力-真塑性ひずみ曲線を求めるため、変形初期 ($\epsilon \leq 1\%$, 真塑性ひずみ) ではひずみゲージを貼付してひずみの測定を行い、それ以上のひずみ範囲では変形中の試験片直径の変化を逐次マイクロメータで測定した⁹⁾。また、真応力-真塑性ひずみ曲線の傾きからひずみ硬化率を求め、ひずみ硬化率-真塑性ひずみ曲線を作成した。なお、くびれの進行に伴う 3 軸応力の発生¹⁰⁾ に対する補正は行っていない。

3. 実験結果および考察

3.1 0.2% 耐力

焼入材および焼もどし材の 0.2% 耐力 $\sigma_{0.2}$ と C 量との関係を Fig. 1 に示す。この図から、 $\sigma_{0.2}$ (MPa) と C 量 (wt%) との関係は本実験の範囲内において次式で表されることがわかる。

$$\sigma_{0.2} = K \cdot C^m \dots\dots\dots (1)$$

ここで、K と m は熱処理条件によつて決まる定数である。K と m の値を Table 2 に示す。m 値は 0.40 から 0.23 まで変化し、焼入材で最も高く、100°, 200°C 焼もどし材がこれにつき、300°C 以上の焼もどし材ではほぼ一定値を示す。ROBERT ら⁷⁾ は Fe-Ni-C 鋼 (C = 0.003~0.30%) の焼入材において $m=1/2$ 、また McEVILY ら⁸⁾ は同じく Fe-Ni-C 鋼 (C = 0.017~0.57%) において $m=1/3$ であることを報告しているが、本実験にて得られた焼入材の m 値はこれらの中間の値である。

3.2 真応力-真塑性ひずみ曲線

焼入材および焼もどし材の真応力-真塑性ひずみ曲線

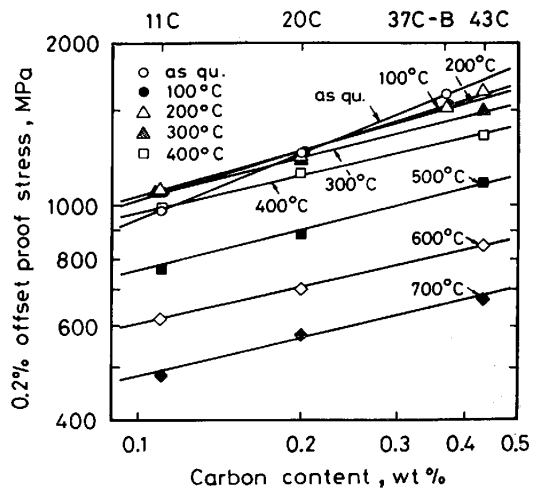


Fig. 1. Relationship between 0.2% offset proof stress and carbon content in the steels as-quenched and tempered at 100°-700°C.

Table 2. K, m and K', m' values in equations (1) and (3).

Tempering temperature (°C)	0.2% offset proof stress		Strain hardening rate			
			Stage I ($\epsilon=0.01$)		Stage III	
	K (MPa)	m	K' (MPa)	m'	K' (MPa)	m'
as qu.	2410	0.40	57500	0.62	1830	0.43
100	2075	0.31	54000	0.62	1830	0.46
200	1995	0.29	38500	0.67	1700	0.49
300	1845	0.23	20200	0.67	1260	0.62
400	1645	0.23	14400	0.87	920	0.45
500	1315	0.26	-	-	940	0.36
600	1010	0.23	-	-	810	0.29
700	825	0.23	-	-	890	0.27

を Fig. 2 に示す。図中の矢印は拡散くびれの開始点 (最大荷重点)、曲線上の短い垂直線は次に述べる各変形段階の境界を示している。

焼入材および焼もどし材の変形はすでに著者らが報告した 18Ni マルエージ鋼⁹⁾ の場合と同様に、I, II, III および IV の基本的な変形段階と遷移段階 (II') の種々の組み合わせからなる (Fig. 2 では II' を省略している)。その組み合わせ方はつぎの 2 つの型に分類される。

- (i) A型: 焼入材および 100°~400°C 焼もどし材
- (ii) B型: 500°~700°C 焼もどし材

以下、型別に代表例を挙げてそれらの変形過程および各変形段階のひずみ硬化率について述べる。

3.3 焼入材および 100°~400°C 焼もどし材 (A型)

3.3.1 変形過程

代表例として 20C 鋼の焼入材および 200°, 400°C 焼もどし材の真応力-真塑性ひずみ曲線 (S)、ひずみ硬化率-真塑性ひずみ曲線 (H) を Fig. 3 a)~c) に示す。図中の数値は直線硬化段階のひずみ硬化率を表す。

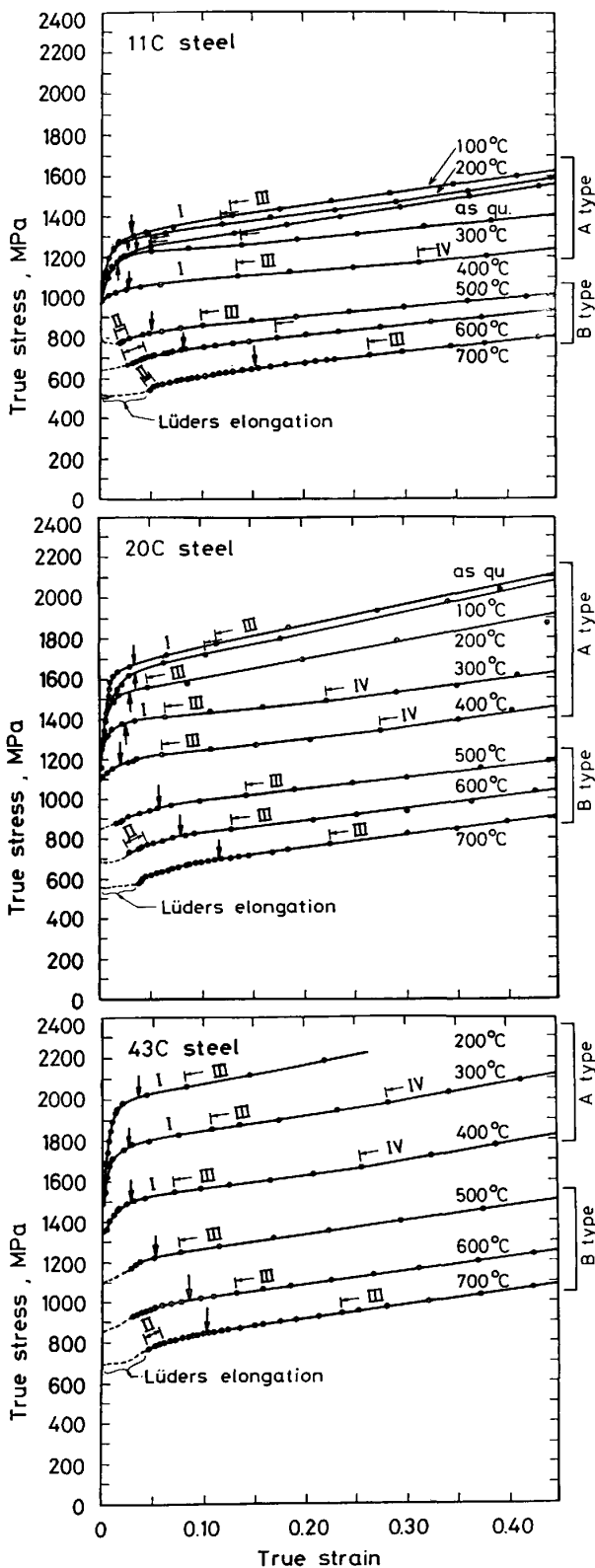


Fig. 2. True stress-true plastic strain curves of (a) 11C, (b) 20C and (c) 43C steels as-quenched and tempered at 100°-700°C. Arrows in the figure represent onset of diffuse necking (maximum load point). Marks of I, II, III and IV represent the stages of deformation.

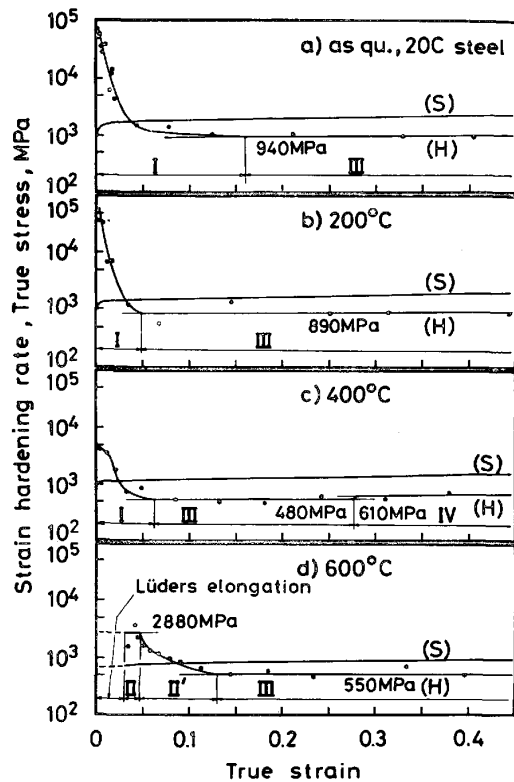


Fig. 3. Strain hardening rate - true plastic strain curves (H) and true stress - true plastic strain curves (S) of 20C steel as-quenched and tempered at 200°, 400° and 600°C. Numerals mean strain hardening rate.

焼入材および 100°~400°C 焼もどし材 (A型) の変形過程は変形初期に高いひずみ硬化率を示し、ひずみの増加とともにおおむねひずみ硬化率が低下していく第 I 段階に直線硬化を示す第 III 段階が続く。300°~400°C 焼もどし材では多くの場合、このあとさらに第 IV 段階が続く (Fig. 2, 3)。拡散くびれの開始はいずれの熱処理材でも第 I 段階中に生じた。

3.3.2 各変形段階のひずみ硬化率への焼もどし温度と炭素量の影響

(1) 第 I 段階のひずみ硬化率 (H_1)

焼入材および 100°~400°C 焼もどし材の第 I 段階のひずみ硬化特性を明らかにするため、ひずみ硬化率-真塑性ひずみ曲線の両対数プロットを行い、これを Fig. 4 に示す。また、20C 鋼の変形初期の真応力-真塑性ひずみ曲線を Fig. 5 に示す。

第 I 段階のひずみ硬化挙動は Fig. 4 からおよそ真塑性ひずみ $\epsilon = 5 \times 10^{-3}$ を境にして 2つの領域に分けられることが明らかである。 $\epsilon \leq 5 \times 10^{-3}$ においては、ひずみ硬化率は焼入材および 100°C 焼もどし材においてとくに高く、これは Fig. 5 からわかるように弾性限が極めて低いことに対応している。また、200°C 以上の焼も

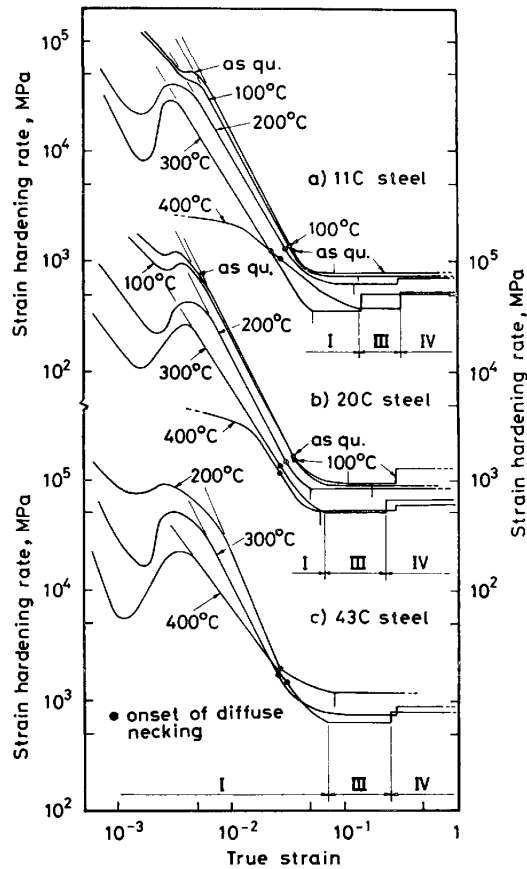


Fig. 4. Log-log plots of strain hardening rate and true plastic strain of (a) 11C, (b) 20C and (c) 43C steels as-quenched and tempered at 100-400°C.

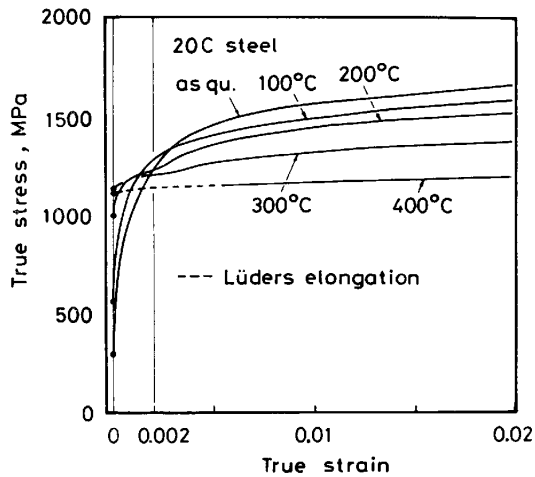


Fig. 5. True stress-true plastic strain curves in microstrain range ($\epsilon \leq 0.02$) of 20C steel as-quenched and tempered at 100-400°C.

どし材では凹部を伴うひずみ硬化率の一時的な低下が現れ、これは Fig. 5 に示したように真応力-真塑性ひずみ曲線が波打っていることと対応している。

一方、 $\epsilon > 5 \times 10^{-3}$ においては、第 I 段階のひずみ硬

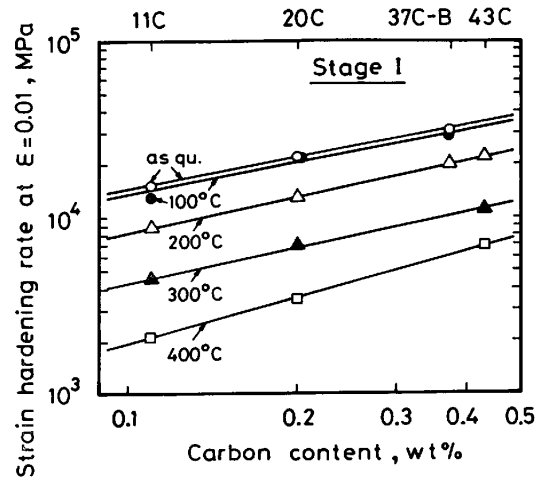


Fig. 6. Relationship between strain hardening rate at $\epsilon = 0.01$ in the stage I and carbon content.

化率 $d\sigma/d\epsilon$ (MPa) と真塑性ひずみとの間には次式が成り立つ。

$$d\sigma/d\epsilon = A \cdot \epsilon^{n-1} \dots\dots\dots (2)$$

(2)式は $\sigma = B\epsilon^n$ の微分形で、 A と n は定数である。まず、C 量の影響についてみると、C 量の増加につれて Fig. 4 中の直線部分の傾き $n-1$ は大きくなり (たとえば、11C 鋼焼入材、20C 鋼焼入材、43C 鋼 200°C 焼もどし材でそれぞれ $n-1 = -2.0, -2.1, -2.4$)、ひずみ硬化率も次に述べるように高くなっている。この直線の傾き $n-1$ およびひずみ硬化率は焼もどし温度にも影響される。焼もどし温度が 200°C 以下では直線の傾きは大きくかつひずみ硬化率も高いが、300~400°C では両者とも低くなることが認められる。

第 I 段階のひずみ硬化率 H_I への C 量の影響を Fig. 6 に示す。ここで、 H_I には便宜上 $\epsilon = 0.01$ における値を用いた。第 I 段階のひずみ硬化率 (MPa) と C 量 (wt%) との間には次式のような関係が成立する。

$$(d\sigma/d\epsilon)_{\epsilon=0.01} = K' \cdot C^{m'} \dots\dots\dots (3)$$

ここで、 K' 、 m' は定数で、それらの値は Table 2 に示されている。 m' は熱処理条件によつて 0.62 から 0.87 まで変化し、とくに 400°C 焼もどし材で高くなっている。従来より、焼入状態のマルテンサイト鋼について(1)式のような $\sigma_{0.2}$ と C^m との間の直線関係は知られているが、ひずみ硬化率に対しても $C^{m'}$ との直線関係があるという結果は興味深い新知見である。

(2) 第三段階のひずみ硬化率 (H_{III})

11C、20C および 43C 鋼の第三段階のひずみ硬化率 H_{III} への焼もどし温度の影響を Fig. 7 a)~c) に示す。図中には第 IV 段階ならびに後述する 500~700°C 焼もどし材に現れる第二段階のひずみ硬化率も同時に示

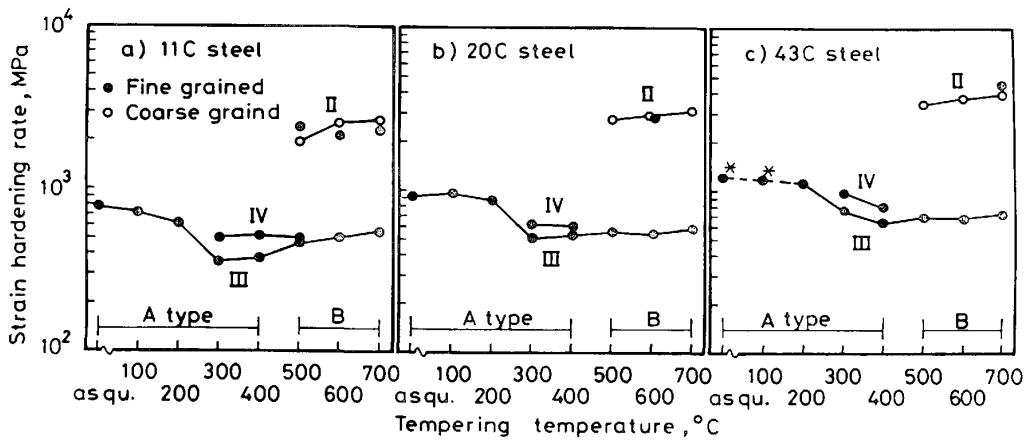


Fig. 7. Variation of strain hardening rate in the stage II, III and IV of (a) 11C, (b) 20C and (c) 43C steels as a function of tempering temperature.
 *: these values are estimated from the data in Fig. 8.

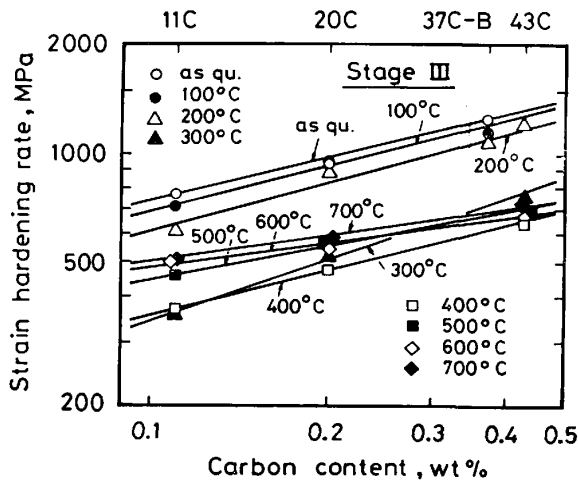


Fig. 8. Relationship between strain hardening rate in the stage III and carbon content.

してある。

H_{III} は焼入材および 200°C 以下の焼もどし材ではきわめて高いが、 $300^{\circ}\text{C}\sim 400^{\circ}\text{C}$ 焼もどし材で極小値を示し、 500°C 以上の焼もどし材ではやや高くなる傾向が見られる。また、 300°C 、 400°C 焼もどし材の H_{IV} は 500°C 以上の焼もどし材の H_{III} よりやや高い値となっている。

焼入材および 200°C 以下の焼もどし材の高い H_{III} は十分高濃度の固溶炭素¹¹⁾と高密度に分布する林転位に起因しているであろう。DALTON ら¹²⁾によれば、焼もどし温度が 250°C 以上になると固溶炭素量および転位密度は急激に低下する¹¹⁾とともに、小さな亜結晶粒が生じ回復が始まる。したがって、 $300\sim 400^{\circ}\text{C}$ 焼もどし材の低い H_{III} は回復に起因していると考えられる。 500°C 以上では固溶炭素量と転位密度はさらに低下するが、セメントイットが粗大化する¹³⁾。 500°C 以上の焼もど

し材のやや高い H_{III} はこの粗大炭化物の存在に起因すると考えられる。

H_{III} と C 量との関係を Fig. 8 に示す。第 I 段階と同様に第 III 段階のひずみ硬化率と $C_{m'}$ との間にも (3) 式と類似の関係が成り立つ。Table 2 に示したように、第 III 段階における m' 値は 0.27 から 0.62 の範囲で変化する。焼入材および 200°C 以下の焼もどし材の m' 値 (0.43~0.49) に比べて 300°C 焼もどし材の m' 値 (0.62) はとくに高いが、これは低 C 鋼において 300°C 焼もどし材の H_{III} がとくに低いことに起因する。

3.4 500~700°C 焼もどし材 (B型)

3.4.1 変形過程

代表例として 20C 鋼、 600°C 焼もどし材の真応力-真塑性ひずみ曲線 (S) およびひずみ硬化率-真塑性ひずみ曲線 (H) を Fig. 3 d) に示す。

$500^{\circ}\text{C}\sim 700^{\circ}\text{C}$ 焼もどし材ではリュウダース伸びが生ずるため第 I 段階は消失するが、このうち粗大炭化物の析出に起因する高いひずみ硬化率を有する直線硬化の段階、すなわち第 II 段階が生じ、さらに第 III 段階および第 IV 段階 (生じない場合が多い) が続く (Fig. 2 および Fig. 3 d))。第 II 段階はさきの焼入材および $100^{\circ}\text{C}\sim 400^{\circ}\text{C}$ 焼もどし材では生じなかつた。

Fig. 3 d) では第 II 段階の一部がリュウダース伸びの中に含まれてしまったために、正確なひずみ硬化率が読みとりにくかつた。そこでリュウダース伸びを短くするため旧オーステナイト粒を粗大化した粗粒材を用いて、真応力-真塑性ひずみ曲線を作成した。この一例を Fig. 9 に示す。この図や Fig. 7 からわかるように、粗粒材の第 II 段階のひずみ硬化率は通常の細粒材とほぼ等しいが、第 II 段階開始点の真塑性ひずみは細粒材よりも小さ

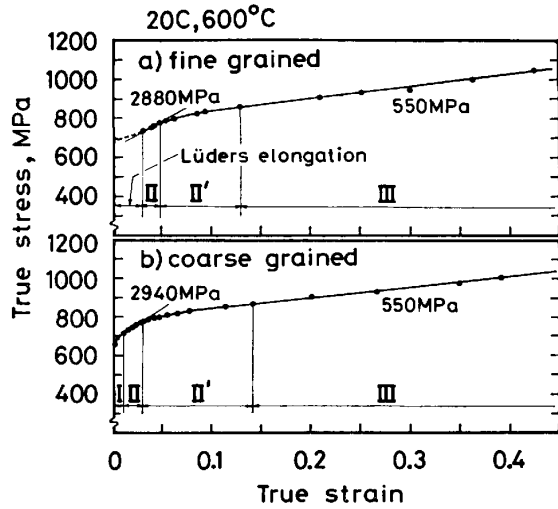


Fig. 9. Comparison between true stress - true plastic strain curves of (a) fine grained martensite and (b) coarse grained martensite of 20C steel tempered at 600°C.

いことが認められる。以後、第II段階のひずみ硬化率には粗粒材の値 (Fig. 7 の○印) を用いる。

3.4.2 第II段階のひずみ硬化率 (H_{II})

本研究の第II段階にはほぼ相当する真塑性ひずみ範囲において、硬い酸化物粒子を含む銅合金¹⁴⁾および粗大析出物を含む 18Ni マルエージ鋼⁹⁾ではオロワソループ型の変形を生ずる直線硬化段階が現れ、この段階のひずみ硬化率は次式¹⁴⁾で示されるひずみ硬化率 $H_{II, cal}$ とほぼ一致することが報告されている。

$$H_{II, cal} = \left(\frac{d\sigma}{d\varepsilon} \right)_{II, cal} = \frac{(7-5\nu)E}{10(1-\nu^2)} \cdot \frac{f}{1-f} \dots (4)$$

ここで、 E は素地および第2相粒子のヤング率 (2.06×10^5 MPa), ν はポアソン比 (0.28), f は第2相粒子の体積率である。薄膜観察を行つたところ、本供試鋼の500°C以上の焼もどし材には粗大球状セメンタイトが存在していたので、この場合も上の例と同様、第II段階はオロワソループ型の変形挙動が支配的とみてよいであろう。

さて、本供試鋼で得られた第II段階のひずみ硬化率 H_{II} と(4)式から計算した $H_{II, cal}$ を $f/(1-f)$ で整理し、Fig. 10 に示す。図中には参考のため CHANG¹⁵⁾, ANAND¹⁶⁾および MORRISON¹⁷⁾の結果も示した。図より、 H_{II} は $f/(1-f) \approx 0.02$ においてみかけ上 $H_{II, cal}$ に一致すること、および $f/(1-f)$ と直線関係を示すが $H_{II, cal}$ に比較して直線の傾きが小さいことがわかる。ここで、 $f/(1-f) = 0$ での H_{II} はセメンタイトがまったく存在しないときの値である。

オロワソループ機構に起因して発生する逆応力、すな

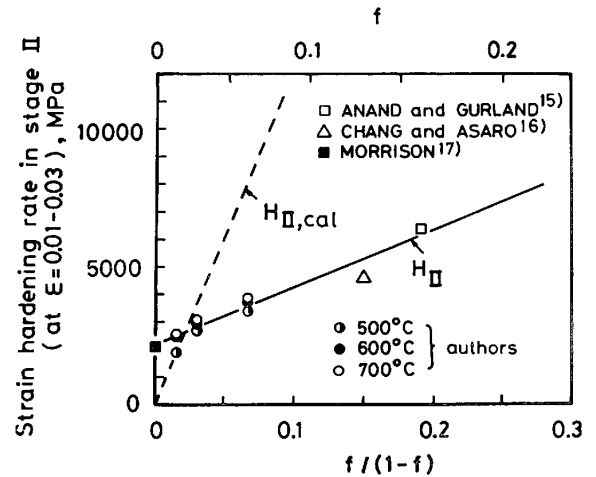


Fig. 10. Linear relationship between strain hardening rate in the stage II and $f/(1-f)$. H_{II} and $H_{II, cal}$ represent strain hardening rates obtained experimentally and calculated from equation (4), respectively.

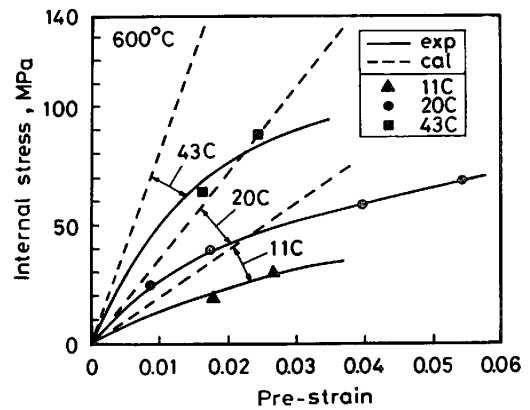


Fig. 11. Relationship between internal stress (equivalent stress) and pre-strain (equivalent plastic strain) in the steels tempered at 600°C.

わち素地と第2相粒子との塑性ひずみの差に起因して発生する長範囲内部応力 $\sigma_{i, cal}$ (相当応力) は次式¹⁴⁾で表される。

$$\sigma_{i, cal} = \frac{(7-5\nu)E}{10(1-\nu^2)} \cdot \frac{f}{1-f} \cdot \varepsilon \dots (5)$$

ε は相当塑性ひずみである。WILSONの方法¹⁸⁾にしたがい外径8mm、内径6mm、平行部30mmの薄肉円筒ねじり試験片を用いて、ねじりによるバウシinger効果の実験を行い600°C焼もどし材に発生する長範囲内部応力 σ_i を求めてみると、Fig. 11に示すように微小ひずみ域では σ_i と $\sigma_{i, cal}$ の差は比較的小さいが、ひずみが増加するにつれて σ_i は $\sigma_{i, cal}$ に比べて非常に低くなる。この結果はX線法を用いて求めた HANABUSA¹⁹⁾の結果とよく似た傾向を示す。それゆえ、実測された H_{II} の $f/(1-f)$ 依存性が $H_{II, cal}$ に比較して小さかつ

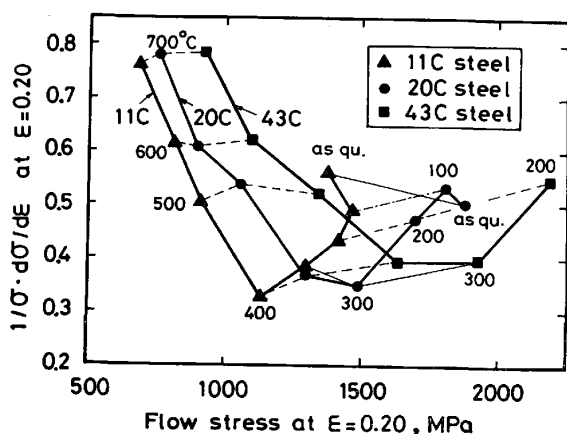


Fig. 12. Relationship between $h=1/\sigma \cdot d\sigma/d\varepsilon$ and flow stress at $\varepsilon=0.20$.

た主な原因は、オロワンループ機構に起因する長範囲内部応力が変形の初期から析出物のまわりに形成される高密度の2次転位によつて緩和される¹⁹⁾ためであろう。

3.5 マルテンサイト鋼のひずみ硬化特性と靱性

マルテンサイト鋼のひずみ硬化特性と靱性との関係について考える。マルテンサイト鋼は変形の初期(第I段階)においてはひずみ硬化率が極めて高いが、第III段階に入るとひずみ硬化率が低下する。真ひずみが0.2(第III段階、一部II'段階)のときの相対的ひずみ硬化率 $h=1/\sigma \cdot d\sigma/d\varepsilon$ を Fig. 12 に示す。この図から、焼もどし温度が300°~400°C のとき h の値が極めて低いことがわかる。従来、鋼を300°C 前後で焼もどすと旧オーステナイト粒界あるいはラス境界にフィルム状のセメンタイトが析出して²⁰⁾靱性を劣化させる(低温焼もどし脆性)といわれている。これに加えて、本研究で明らかになった300°~400°C 焼もどし材における低い h の値も、衝撃試験片などの切り欠き先端部に塑性ひずみを集中させ²¹⁾300°C 付近における靱性の劣化を促進させる重要な因子になつていると考えられる。

焼入材および100°~200°C 焼もどし材の h の値は複合組織鋼の延性を考えるうえで重要であるが、これについては稿を改めて論ずることにしたい。

4. 結 言

(0.11~0.43)%C-1.4%Mn マルテンサイト鋼の引張変形過程およびひずみ硬化特性への炭素量ならびに焼もどし温度の影響を明らかにした。得られた結果を以下に要約する。

- (1) マルテンサイト鋼の変形はひずみ硬化特性の異なるいくつかの基本的変形段階の組み合わせからなる。
- (2) 焼入状態および400°C 以下の焼もどしを施し

たマルテンサイトでは、ひずみ硬化率が高くひずみの増加とともにひずみ硬化率が低下する第I段階と、直線硬化を示す第IIIおよび第IV段階からなつている。このうち、第Iおよび第III段階のひずみ硬化率は炭素量の m' 乗に比例する。また、両段階のひずみ硬化率は焼入状態および100°~200°C 焼もどしの場合高く、300°~400°C 焼もどしではきわめて低い。

(3) 500°C 以上の焼もどしを施したマルテンサイトではリューダース伸びが現れるため第I段階は消失するが、粗大球状セメンタイトに起因する高いひずみ硬化率を生ずる直線硬化段階(第II段階)が現れる。この段階のひずみ硬化率は $f/(1-f)$ に比例する。第III段階のひずみ硬化率は300°~400°C 焼もどしの場合よりやや高い。

(4) マルテンサイト鋼の相対的ひずみ硬化率 $1/\sigma \cdot d\sigma/d\varepsilon$ は焼もどし温度によつて著しく変化する。300°~400°C で焼もどしたときのとくに低い相対的ひずみ硬化率は低温焼もどし脆性の一要因となると考えられる。

文 献

- 1) 高橋政司, 国重和俊, 岡本篤樹: 日本金属学会会報, 19 (1980), p. 10
- 2) 古川 敬: 日本金属学会会報, 19 (1980), p. 439
- 3) 西田 稔: 第74・75回西山記念技術講座(日本鉄鋼協会編)
- 4) 友田 陽, 田村今男: 鉄と鋼, 67 (1981), p. 439
- 5) 坂木庸晃, 杉本公一, 福里俊郎: 鉄と鋼, 69 (1983), p. 470
- 6) 田村今男: 鉄鋼材料強度学 (1970) [日刊工業新聞社]
- 7) M. J. ROBERTS and W. S. OWEN: JISI, 206 (1968), p. 375
- 8) A. T. McEVILY, R. C. KU and T. L. JOHNSTON: Trans. Metall. Soc. AIME, 236 (1966), p. 108
- 9) 坂木庸晃, 杉本公一, 宮川大海: 鉄と鋼, 67 (1981), p. 2172
- 10) P. W. BRIDGMAN: Trans. ASM, 32 (1944), p. 553
- 11) A. R. COX: JISI, 205 (1967), p. 55
- 12) D. E. DALTON and S. GARBAR: JISI, 208 (1970), p. 633
- 13) 邦武立郎: 鉄と鋼, 54 (1968), p. 710
- 14) K. TANAKA and T. MORI: Acta Metall., 18 (1970), p. 931
- 15) Y. W. CHANG and R. J. ASARO: Met. Sci., 12 (1978), p. 277
- 16) L. ANAND and J. GURLAND: Acta Metall., 24 (1976), p. 901
- 17) W. B. MORRISON: Trans. ASM, 59 (1966), p. 824
- 18) D. V. WILSON: Acta Metall., 13 (1965), p. 807
- 19) T. HANABUSA and H. FUJIWARA: X-Ray Study on Strength and Deformation of Metals, Soc. Mat. Sci. Japan, Kyoto (1971), p. 33
- 20) 田村今男: 鉄と鋼, 67 (1981), p. 852
- 21) G. T. HAHN and A. R. ROSENFELD: ASTM STP 432 (1968), p. 5