超微細フェライト–セメンタイト鋼の静的引張特性に 及ぼすセメンタイト体積率の影響

土田 紀之*・鳥塚 史郎*²・長井 寿*³・上路 林太郎*⁴

Effect of Cementite Volume Fraction on Static Tensile Properties in Ultrafine-grained Ferrite–Cementite Steels

Noriyuki TSUCHIDA, Shiro TORIZUKA, Kotobu NAGAI and Rintaro UEJI

Synopsis : Effect of cementite volume fraction on stress–strain relations in ultrafine-grained ferrite–cementite (FC) steels was studied. The ultrafine-grained FC steels with various cementite volume fractions between 0.3 and 13.7% and average ferrite grain size of about 0.25 μm were prepared by carbon steels. Lower yield stress, tensile strength and flow stress increased with increasing of the volume fraction of cementite. Effect of dispersed cementite on the work-hardening rate in the present ultrafine-grained FC steels was discussed by using Ashby's theory. It is very important for the work-hardening rate of the ultrafine-grained FC steels to control or maintain the size of finely dispersed cementite. By using the experimental results, true stress (σ_{pdl}) and true strain (ϵ_{pdl}) at plastic deformation limit were calculated. Effects of the volume fraction of cementite and the grain size on the σ_{pdl} – ϵ_{pdl} balance were summarized from the viewpoints of yield strength and the work-hardening rate at σ_{pdl} .

Key words: ultrafine-grained steel; stress–strain curve; cementite; plastic deformation limit.

1. 緒言

鉄鋼材料の高強度化の手段の一つとして、結晶粒微細化強化は大変有効であり、さまざまな手法による結晶粒微細化と作製された微細粒鋼の機械的特性に関する研究が進められている^{1–3)}。結晶粒径を数ミクロン以下にすると、ホール・ペッチの式⁴⁾に従って降伏応力や変形応力は著しく増大するが、同時に均一伸びなど延性は低下する^{1,2)}。この強度–延性バランスを改善する手段として、2種類以上の組織の組み合わせによる複合組織強化に注目した研究が報告されている^{5–7)}。炭素鋼の結晶粒を微細化し、平均フェライト粒径が2 μm 以下のフェライト–セメンタイト(FC)鋼については、これまでにセメンタイト体積率(炭素量)を変化させたときの機械的特性および強度–延性バランスに関する報告が多い^{8–12)}。FC鋼は素地組織であるフェライトに微細セメンタイトが分散した組織であり、その応力–ひずみ関係や加工硬化挙動はAshbyの理論^{13,14)}を用いて議論することができる。Ashbyの理論によれば、第二相粒子の体積率と粒子径がその加工硬化挙動に影響を及ぼす。FC鋼においても第二相粒子であるセメンタイト粒子径を一定にし、体積率のみを増加させると、加工硬化率が増大し、強度–延性バランスが向上すると報告されて

いる^{8,9,12)}。FC鋼の変形挙動に及ぼすセメンタイト体積率の影響については、これまでに体積率にして約10% (材料の炭素量が0.6 mass%)まで検討されている¹⁰⁾。超微細FC鋼(平均フェライト結晶粒径1 μm 以下)の応力–ひずみ曲線、高強度化、強度–延性バランスなどに及ぼすセメンタイト体積率の影響を明らかにするためには、より広い範囲のセメンタイト体積率において議論することが、超微細粒鋼の設計指針を提示するうえで重要かつ有効であると思われる。

以上のことから、本研究では超微細FC鋼の応力–ひずみ曲線に及ぼすセメンタイト体積率の影響を調査するために、0.02から0.9 mass%の炭素量を持つ材料より超微細FC鋼を作製し、常温にて静的引張試験を行った。得られた結果より、機械的特性と強度–延性バランスの変化や加工硬化率の関係について考察した。また、鉄骨建築物や自動車の軽量化を達成するために、厚板や薄板の高強度化が重要な課題となっているが、高強度化については、材料の強度に加えて、塑性変形限界についての議論も今後重要になると思われる^{15,16)}。塑性変形限界とは、引張試験において最高荷重点までの結果に加えて、試験片がくびれてから破断に至るまでの真応力–ひずみ関係を定量的に評価することを意味する。これまでに榎並らは、円周切欠引張試験もし

平成21年7月16日受付 平成21年8月27日受理 (Received on July 16, 2009; Accepted on Aug. 27, 2009)

* 兵庫県立大学工学部 (School of Engineering, University of Hyogo, 2167 Shosha Himeji 671–2280)

*² 物質・材料研究機構 材料創製・信頼性グループ (Material Creation and Reliability Group, National Institute for Materials Science)

*³ 物質・材料研究機構 環境・エネルギー材料領域 (Materials Research for the Environment and Energy, National Institute for Materials Science)

*⁴ 香川大学工学部 (Faculty of Engineering, Kagawa University)

くは断続引張試験により局所くびれ発生以降の真応力–ひずみ曲線の評価を行い、局所くびれ発生以降の真ひずみが約1.0までの真応力–ひずみ曲線を推定できることを明らかにした^{15,16)}。本研究では、静的引張試験結果から得られた真応力–ひずみ曲線や破断応力（破壊の発生点となる公称応力）より、塑性変形限界までの真応力–真ひずみ関係を計算し、超微細FC鋼含む単一ならびに複合組織鋼の結果について整理を試みた。

2. 実験方法

本研究では、Siが0.3 mass%、Mnが1.5 mass%、Pが0.01 mass%、Sが0.001 mass%で、炭素量が0.02, 0.1, 0.15, 0.3, 0.45, 0.6, 0.75, 0.9 mass%の8種類の炭素鋼を用いた。これらの炭素鋼は真空溶解によってインゴットを作製し、熱間鍛造によって80 mm角で長さ600 mmの圧延素材を作製した。この角棒に対して、温間多パス溝ロール圧延を施した。圧延条件は、 A_{c1} 点以下の823Kに加熱・保持したのち空冷し、温度773Kで80 mm角から18 mm角までの孔型圧延を行った¹⁷⁾。総パス数は21であり、1パス当たりの圧下率は8~20%である。本圧延では加工発熱が生じるため、圧延入側温度を接触温度計で計測しながら圧延を行い、圧延設定温度を20K上回らないようにした。ただし、変形抵抗が高く圧延が困難であったため、0.75, 0.9 mass% C鋼の

圧延温度は823Kとした。

これらは、透過型電子顕微鏡 (TEM) により組織観察を行った。TEM観察用薄膜は、縦断面 (TD面) が観察面となるように短冊状の試料を放電加工機で切り出した後、機械研磨により試料厚さを0.05 mmまで減じ、その後、ツイジェット型電解研磨装置を用いて10%過塩素酸+酢酸混合溶液中で薄膜化した。TEM観察からは、平均フェライト粒径とセメンタイト粒子径を線分法によりそれぞれ測定した。

これらの材料より、直径3.5 mm、平行部長さ25 mmの丸棒引張試験片を作製した。これらはギア駆動式引張試験機を用いて、296K（常温）にて、ひずみ速度 $3.3 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ における静的引張試験を行った。破断した試験片は、SEM観察により断面積を測定し、絞りを求めた。

3. 実験結果と考察

3.1 組織

Fig. 1に作製した超微細FC鋼のTEM写真を示す。これらの写真より線分法にて平均フェライト結晶粒径(D)とセメンタイト粒子径(d)を測定した。また、セメンタイト体積率は以下の式により計算した¹⁸⁾。

$$f_{\theta} = \frac{1.946C}{12.72 + 0.046C} \dots\dots\dots (1)$$

Fig. 1. TEM micrographs of ultrafine-grained ferrite–cementite steels with various cementite volume fractions; (a) 0.02% C, (b) 0.1% C, (c) 0.15% C, (d) 0.3% C, (e) 0.45% C, (f) 0.6% C, (g) 0.75% C, and (h) 0.9% C.

Table 1. Volume fraction of cementite (f_θ), average ferrite grain size (D), cementite particle size (d), $(f_\theta/d)^{1/2}$, and K in the Eq. (2) in the ultrafine-grained ferrite–cementite steels with various carbon contents.

C (mass%)	f_θ (%)	D (nm)	d (nm)	$(f_\theta/d)^{1/2}$ ($\mu\text{m}^{-1/2}$)	K in eq. (2)
0.02	0.31	297	—	—	—
0.1	1.53	250	—	—	—
0.15	2.29	266	58	0.63	—
0.3	4.58	246	57	0.90	0.42
0.45	6.87	228	97	0.84	0.51
0.6	9.16	226	81	1.06	0.44
0.75	11.44	228	100	1.07	0.42
0.9	13.72	228	122	1.06	0.42

ここで、 f_θ はセメンタイト体積率、 C は鋼中の炭素含有量(mass%)である。(1)式は、鉄中の炭素がすべてセメンタイトとして析出した場合の体積率である。したがって、炭素量の増加に伴いセメンタイト体積率は増加することになる。以上の結果はTable 1に整理した。今回作製したFC鋼の平均フェライト結晶粒径は、0.2~0.3 μm の間で変化し、炭素量が多いほどわずかに微細であった。また、炭素量の増加に伴い、セメンタイト粒子径は大きくなった。結晶方位に関しては、SEM-EBSDなどによる測定は行っていない。本研究と同様の方法により作製された、炭素量が0.45 mass%までの超微細FC鋼の報告¹²⁾から、70%以上が大角粒界となっていると考えられる。

3・2 静的引張特性

Fig. 2に、炭素量の異なる超微細FC鋼の296Kにおける静的引張試験で得られた公称応力–ひずみ曲線を示す。Table 2には296Kにおける静的引張試験で得られた機械的特性を整理した。いずれも変形初期に降伏点降下が観察され、炭素量増加に伴い降伏応力、引張強さや変形応力は増大した。また、炭素量が0.3 mass%以上になると、降伏後リューダース変形を経た後に加工硬化した。均一伸び(最高荷重点までの伸びを、U.EIと略す)は、炭素量が0.3 mass%から0.6 mass%までは約6.5%でほとんど変化はなく、炭素量がそれ以上になると低下した。炭素鋼のリューダース伸びは、下降伏応力における加工硬化率と関係があり、加工硬化率が大きいほどリューダース伸びが小さくなることがわかっている^{19,20)}。本実験結果も同様の整理が可能であり、炭素量の増加とともに下降伏応力における加工硬化率が増大し、それに伴ってリューダース伸びが小さくなったと説明することができる。

Fig. 3に、降伏応力(YS)または引張強さ(TS)と均一伸び(U.EI)の関係を示す。図には、本研究で検討した超微細FC鋼の結果に加え、これまでに報告されている炭素量の異なる超微細FC鋼^{10–12)}、低炭素鋼より作製した粒径の異なるFC鋼^{20,21)}およびフェライト–パーライト(FP)鋼^{16,22)}、フェライト²³⁾およびパーライト単一組織鋼と焼戻しマルテンサイト鋼¹⁶⁾の文献値もあわせて示した。ここで、降伏応力について、FC鋼およびFP鋼では下降伏応力、その

Fig. 2. Nominal stress–nominal strain curves in the ultrafine-grained ferrite–cementite steels with various cementite volume fractions obtained by static tensile tests with an initial strain rate of $3.3 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ at 296K.

Table 2. Mechanical properties of the ultrafine-grained ferrite–cementite steels with various cementite volume fractions.

C (mass%)	Lower yield stress (MPa)	Tensile strength (MPa)	Lüders elongation (%)	Uniform elongation (%)	Total elongation (%)
0.02	720	—	—	—	10
0.1	785	—	—	—	11.3
0.15	850	—	—	—	10.9
0.3	955	956	5.0	6.5	15.8
0.45	1020	1055	3.4	6.8	15.3
0.6	1060	1107	2.6	6.5	12.8
0.75	1126	1172	2.4	6.0	13.4
0.9	1235	1258	2.1	4.8	9.3

他では0.2%耐力で整理した。まず、本研究とZhaoら¹⁰⁾、Songら¹¹⁾などの結果において、同じ炭素量で比較すると、本超微細FC鋼は、Zhaoら、SongらなどのFC鋼よりもYSやTSが高く、U.EIは小さい。これは本超微細FC鋼のフェライト粒径がより微細なためと考えられる。一方で、本超微細FC鋼では、同じ強度レベルの焼戻しマルテンサイト鋼¹⁶⁾と比べると、U.EIが大きいことがわかる。また、YS–U.EIバランスは、YSが300~400 MPaの範囲においてはフェライト粒径の大きいFC鋼²⁰⁾がU.EIが大きく、パーライト単一組織鋼のU.EIは小さい。一方で、TS–U.EIバランスは、TSが高いほどU.EIは小さくなり、その関係はほぼ一本の曲線で表現できる。

Fig. 4に引張強さに対する絞りを整理した。図には、本実験結果に加えてTorizukaら¹²⁾による超微細粒FC鋼とスチールコードの文献値^{24–26)}などもあわせて示した。Torizukaら¹²⁾は、炭素量が0.02~0.45 mass%の範囲で平均フェライト粒径が約0.5 μm の超微細FC鋼を作製し、強度と絞りについて調べた。その結果、同じ強度レベルのFP鋼や焼

Fig. 3. Yield strength (a) and tensile strength (b) as a function of uniform elongation in various single and multi microstructure steels.^{10–12,16,20–23)}

Fig. 4. Reduction in area as a function of tensile strength in various single and multi microstructure steels.^{12,22–25)}

もどしマルテンサイト鋼より超微細FC鋼の絞りが優れていることを明らかにしている¹²⁾。本研究における超微細FC鋼は、 f_{θ} が約0.3~14%の間で変化し、平均フェライト粒径は0.3 μm 以下でほぼ一定である。本研究での炭素量が0.3, 0.45 mass%の場合は、Torizukaらの微細FC鋼よりもフェライト粒径が微細なためTSは高くなり、絞りは低下した。本研究ではさらに炭素量を増やして、炭素量を0.9 mass%とすると、TSは1200 MPa以上まで増大したが、絞りは急激に下がり約25%となった。絞りの急激な低下は、本超微細FC鋼の塑性変形限界とも関係していると思われるので、3・4項で考察する。

3・3 加工硬化率におよぼすセメンタイト体積率および粒子径の影響

Fig. 2に示した公称応力-ひずみ曲線のうち、降伏後加工硬化した0.3 mass%以上の炭素量を含む超微細FC鋼の真応力と加工硬化率を真ひずみに対して整理したのがFig. 5

Fig. 5. Work-hardening rate as a function of true strain in the ultrafine-grained ferrite-cementite steels with various cementite volume fractions.

である。同じ真ひずみにおける加工硬化率は、炭素量が0.3から0.6 mass%までは増大したが、0.75, 0.9 mass%では低下した。このような加工硬化率の変化が、Table 2やFig. 3に示した強度-延性バランスと関係していると思われる。

超微細FC鋼の加工硬化挙動については、これまでにHayashiら⁸⁾、Ohmoriら⁹⁾、Torizukaら¹²⁾などによってAshbyの理論^{13,14)}をもとに考察が加えられている。Ashbyの理論では、硬質第二相の体積率(f)と第二相の粒子径(d)を用いることで、真応力-ひずみ曲線は以下のように記述することができる。

$$\sigma = \sigma_0 + 1.56KG \sqrt{\frac{bf}{d}} \varepsilon \quad \dots\dots\dots (2)$$

ここで、 σ は真応力、 ε は真ひずみ、 G は母相の剛性率、 b はバーガースペクトル、 σ_0 、 K は定数である。(2)式に示すAshbyの理論において、応力-ひずみ関係に影響する重要な因子は、 f と d 、ならびにそれらからなる $(f/d)^{1/2}$ である。Fig. 6は、超微細FC鋼の真応力-ひずみ曲線を(2)式に従い、 σ と ε の1/2乗の関係($\sigma-\varepsilon^{1/2}$)で整理した。いずれも $\sigma-\varepsilon^{1/2}$ 関係は直線で整理できることから、これより(2)式を用いて超微細FC鋼の加工硬化率について議論を進める。Fig. 6とTable 1に示した f_θ と d を用い、本実験の炭素量0.3 mass%以上の超微細FC鋼の真応力-ひずみ曲線を(2)式を元に整理し、Table 1に示すように(2)式における定数 K を決定した。また、(2)式を ε で微分することで、以下のように加工硬化率の式を導くことができる。

$$\frac{d\sigma}{d\varepsilon} = 0.78KG \sqrt{\frac{bf}{d\varepsilon}} \dots\dots\dots (3)$$

Fig. 6. True stress vs. the square root of true strain relations in the ultrafine-grained ferrite-cementite steels with various cementite volume fractions.

Fig. 7. Calculated work-hardening rate as a function of true strain by using Eq. (3): (a) all the parameter in the Eq. (3) were listed in Table 1, (b) the values of f_θ and K were listed in Table 1 and the value of d was assumed to be 100 nm.

(3)式とTable 1に示す K を用いて、各FC鋼の加工硬化率を計算した結果をFig. 7(a)に示す。(3)式を用いた計算結果より、同じ ε における加工硬化率は炭素量0.6 mass%までは増大し、それ以上の炭素量では低下するという、Fig. 5と同様の傾向が示された。しかしながら、Fig. 5に示したような、炭素量による加工硬化率の変化を正確に再現することはできなかった。(3)式に基づいて考えると、炭素量が0.75 mass%以上で加工硬化率が上昇せずにむしろ低下した理由としては、 K の大きさに加えて、炭素量が増えるほど f_θ は増加するものの、 d も同時に大きくなるために、Table 1に示すように $(f_\theta/d)^{1/2}$ が炭素量0.6 mass%以上でほとんど変化しなかったことが影響していると考えられる。これまでは、炭素量が0.6 mass%までの超微細FC鋼が検討され、主に f_θ の上昇による加工硬化率の増大やTS-U.EIバランスの向上が報告されてきた^{9,11,12}。それに対して、本研究の結果は $(f_\theta/d)^{1/2}$ の観点から見るときに、高炭素量ほど、粒子径微細化が重要となることを示している。たとえば、(3)式において d を100 nmで一定とし、 f_θ と K はTable 1と同じ値を用いて加工硬化率を計算すると、Fig. 7(b)に示すように加工硬化率は f_θ の増加とともに増大した。すなわち、本超微細FC鋼のように超微細フェライト組織に微細析出物を分散させると、析出物の粒子径が応力-ひずみ関係や強度-延性バランスに極めて大きな影響を及ぼすことを実験的に明らかにした。特に、セメントタイト体積率が10%以上の場合や、本超微細FC鋼のように平均フェライト粒径とセメントタイト粒子径の大きさが接近する場合には、粒子径 d を微細に制御することが重要である。

3・4 超微細フェライト-セメントタイト鋼の塑性変形限界

次に、塑性変形限界の真応力と真ひずみについて議論する。通常の引張試験では、塑性不安定条件（最高荷重点）までの真応力-ひずみ曲線は計算可能であるが、それ以降の真応力-ひずみ曲線はHollomonやSwiftの式を用いた外挿による計算がほとんどである。一方で、塑性加工の際に

Fig. 8. Calculated true stress–true strain curves until plastic deformation limit: (a) the present study, (b) ferrite–cementite (FC) steels with various grain sizes,²⁰⁾ (c) ferrite and pearlite single microstructure steels and ferrite–pearlite (FP) steels,^{22,23)} and (d) FP and tempered martensite (QT) steels.¹⁶⁾

は単純引張試験における塑性不安定条件を超えるひずみ域まで変形を加える場合があり、最高荷重点以降の応力–ひずみ関係を知っておく必要がある。榎並ら^{15,16)}は、変形中の荷重、変位、くびれ断面直径、くびれの曲率半径の測定を行う、円周切欠引張試験もしくは断続引張試験により、局所くびれ以降の真ひずみが約1.0までの真応力–ひずみ曲線を推定できることを示した。これらの試験方法によって、引張試験時の破断応力までの σ – ϵ 関係がHollomonの式により記述できることを明らかにした。ここでは、以下の方法により塑性変形限界の真応力(σ_{pdl})と真ひずみ(ϵ_{pdl})を計算し、それぞれの大きさや組織による変化などを整理した。

通常、真応力(σ)と真ひずみ(ϵ)は公称応力(s)と公称ひずみ(e)を用いて、以下の式で記述することができる。

$$\sigma = s(1+e) \dots\dots\dots (4)$$

$$\epsilon = \ln(1+e) \dots\dots\dots (5)$$

また、 σ – ϵ 曲線を表すHollomonの式は、次式で示される。

$$\sigma = A\epsilon^n \dots\dots\dots (6)$$

ここで、 A と n は材料により決まる定数である。(4)–(6)式を用いることで、 ϵ と s の関係が以下のように求められる。

$$\sigma = A\epsilon^n = s(1+e) = s \exp \epsilon \dots\dots\dots (7)$$

$$\therefore s = \frac{A\epsilon^n}{\exp \epsilon} \dots\dots\dots (8)$$

以上より、Hollomonの式における定数 A 、 n 、および引張試験における破断応力がわかれば、(8)式を元に表計算により ϵ_{pdl} を計算することができる。ここで破断応力とは、引張試験における破断直前の荷重より求められる公称応力を指す。さらには、Hollomonの式を用いることで ϵ_{pdl} までの

Fig. 9. Calculated true stress (σ_{pdl}) and true strain (ϵ_{pdl}) at plastic deformation limit in various single and multi microstructure steels.^{16,20–23)}

真応力–ひずみ曲線や σ_{pdl} を計算できる。本研究では、最高荷重点以降の σ – ϵ 関係は正確に測定していないため、 σ_{pdl} と ϵ_{pdl} はあくまでも最高荷重点までのデータより決定した(6)式における A と n 、および破断応力に基づく外挿による計算値である。

上記の方法により計算した超微細FC鋼の塑性変形限界までの真応力–ひずみ曲線、および σ_{pdl} と ϵ_{pdl} の関係をそれぞれFig. 8, 9に示す。各図には、本実験と同じ試験片を用いた引張試験結果を元に同様の方法で σ_{pdl} と ϵ_{pdl} を計算した様々な単一、複合組織鋼の結果^{20–23)}、および、榎並らが断続引張試験により測定したフェライト–パーライト(FP)鋼と焼戻しマルテンサイト鋼の結果¹⁶⁾も合わせて示した。塑性変形限界までを考えることにより、本超微細FC

Fig. 10. (a) Reduction in area vs. ϵ_{pdl} and (b) fracture stress vs. ϵ_{pdl} relationships in various single and multi microstructure steels.^{16,20–23)}

鋼や焼戻しマルテンサイト鋼¹⁶⁾のようにU.EIが小さい材料でも、真応力と真ひずみそれぞれの範囲は広がり、最大の真ひずみはフェライト単相鋼の場合で約2.5であった。全体の $\sigma_{pdl}-\epsilon_{pdl}$ 関係は、Fig. 3に示した強度-延性バランスのように、 σ_{pdl} が高いほど ϵ_{pdl} は小さくなる傾向を示した。本超微細FC鋼もセメンタイト体積率の増加により同様の傾向を示したが、0.3C鋼や0.45C鋼の $\sigma_{pdl}-\epsilon_{pdl}$ 関係は、同じ ϵ_{pdl} であるFP鋼²²⁾やFC鋼²⁰⁾よりも σ_{pdl} が大きく、 $\sigma_{pdl}-\epsilon_{pdl}$ バランスが優れていると考えられる。また、0.15C鋼より作製したフェライト粒径の異なるFC鋼^{20,21)}では、フェライト粒径が0.7から13.6 μ mまで変化している。本超微細FC鋼の $\sigma_{pdl}-\epsilon_{pdl}$ 関係におよぼす結晶粒径の影響は、 σ_{pdl} を大きく変えずに ϵ_{pdl} を変化させることが示され、フェライト粒径が13.6 μ mのFC鋼は優れた $\sigma_{pdl}-\epsilon_{pdl}$ バランスを示した。優れた ϵ_{pdl} を示す組織はフェライト単相鋼²³⁾であり、複合組織鋼についてもフェライト体積率が多いとフェライト単相鋼に近づき ϵ_{pdl} は大きくなった。

Fig.10(a), (b)には、 ϵ_{pdl} と絞り、 ϵ_{pdl} と破断応力の関係をそれぞれ示す。 ϵ_{pdl} は破断応力時の真ひずみであるのに対して、絞りは破断後の試験片の断面積より決定される値である。組織によっては ϵ_{pdl} 以降もくびれ付近で変形が進み、さらに試験片直径が小さくなって破断に至る場合も考えられるが、おおよそ ϵ_{pdl} と絞りの関係は1本の曲線で表すことができそうである。また、Fig.10(b)に示した ϵ_{pdl} と破断応力の関係についても組織による違いは見られず、 ϵ_{pdl} は破断応力の大きさにより決定されると判断できる。これより、破断応力が小さいほど ϵ_{pdl} は大きくなり、加工硬化挙動など応力-ひずみ関係を支配する因子により σ_{pdl} が決定される。同じ組織や材料で考えた場合、Hollomonの式に

おける定数 A と n が同じ値であれば、 ϵ_{pdl} が大きくなるほど σ_{pdl} も大きくなる。つまり、優れた $\sigma_{pdl}-\epsilon_{pdl}$ バランスを得るためには ϵ_{pdl} と σ_{pdl} の両方を向上させる必要があり、これは引張試験における破断応力をより小さくすることに繋がる。引張試験における破断応力を小さくする手段や、破断応力が何で決定されるのかについては、不明な点が多い。しかしながら、Fig. 8に示した真応力-ひずみ曲線から考えると、強度レベルや加工硬化挙動が関係していると推察される。次に、強度としてYSと σ_{pdl} 、加工硬化挙動として σ_{pdl} における加工硬化率を用いて、 ϵ_{pdl} との関係について整理を試みた。

Fig.11に、YSに対する σ_{pdl} における加工硬化率の関係を示す。本研究で取り上げた炭素量の異なる超微細FC鋼は、炭素量の増加とともにYS、加工硬化率ともに大きくなった。これはフェライト単相鋼およびパーライト単一組織鋼、FP鋼との間にも同様の傾向が示されている。一方で、0.15C鋼より作製したフェライト粒径の異なるFC鋼^{20,21)}の場合は、結晶粒微細化によりYSは増大するが σ_{pdl} における加工硬化率は小さくなった。以上のことから、Fig.11はフェライト単相鋼²³⁾を基本として考えると、炭素量増加による第二相もしくは第二組織の体積率増加による挙動、ならびに、結晶粒径の変化による挙動のふたつのベクトルを示していると整理できる。

Fig.12には σ_{pdl} と σ_{pdl} における加工硬化率の比に対する ϵ_{pdl} の関係を示す。図における傾きは、次式で示すように加工硬化指数(n 値)であることがわかる。

$$\frac{\epsilon}{\sigma} \frac{d\sigma}{d\epsilon} = \frac{d \ln \sigma}{d \ln \epsilon} = n \quad (9)$$

Fig. 11. Calculated work-hardening rate at σ_{pd} as a function of yield strength in various single and multi microstructure steels.^{16,20–23)}

Fig. 12. ε_{pd} vs. the ratio of σ_{pd} to the work-hardening rate at σ_{pd} in various single and multi microstructure steels.^{16,20–23)}

(9)式とFig.12に示した傾きより、同じ n 値、つまり同じU.EIであっても、横軸の大きさによって ε_{pd} は異なることがわかる。たとえば、本研究で取り上げた超微細FC鋼の場合は、炭素量の増加に伴い σ_{pd} と σ_{pd} における加工硬化率がいずれも増大し、その比は小さくなった。同様のことは、フェライト単相鋼およびパーライト単一組織鋼、FP鋼の関係についても当てはまる。これらの結果から、炭素量の増加、もしくは第二相・第二組織体積率の増加とともに、 σ_{pd} とそのときの加工硬化率の比ならびに ε_{pd} は小さ

くなると整理できる。一方で、0.15C鋼より作製したFC鋼²⁰⁾は、フェライト粒径の微細化によって σ_{pd} は大きく変化せず加工硬化率は減少したために、 σ_{pd} と加工硬化率の比は大きくなり ε_{pd} は小さくなった。Fig.12も、 ε_{pd} に及ぼす第二相・第二組織の体積率とフェライト粒径微細化の影響を示す、二つのベクトルが存在していると考えられる。

Fig.11, 12より、塑性変形限界の真応力-ひずみ関係に及ぼす第二相・第二組織の体積率や結晶粒径の影響を、YSで示される強度や σ_{pd} における加工硬化率の観点より整理することができた。同じ組織や材料の場合、 ε_{pd} を大きくするためには σ_{pd} も大きくしなければならず、高強度化に伴う変形応力と加工硬化挙動の関係が、塑性変形限界を議論する上では非常に重要であることが示された。

4. 結言

本研究では、炭素量が0.02~0.9mass%の材料から平均フェライト結晶粒径が1 μ m以下の超微細フェライト-セメンタイト(FC)鋼を作製し、その静的引張特性について調査した。得られた結論は以下のとおりである。

(1) 本研究で作製した超微細FC鋼の組織は、いずれもフェライト平均結晶粒径が0.2~0.3 μ mであった。セメンタイト体積率は炭素量とともに増加し、セメンタイト粒子径も炭素量とともに大きくなった。

(2) 超微細FC鋼を296K, $3.3 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ で静的引張試験を行ったところ、炭素量とともに下降伏応力、引張強さ、変形応力は増大した。また、炭素量が0.3mass%以上になると、降伏後にリュース変形を経た後に加工硬化し、U.EIは炭素量が0.3mass%から0.6mass%までは約6.5%であり、0.75mass%以上になると低下した。

(3) 降伏後加工硬化した炭素量0.3~0.9mass%の超微細FC鋼の加工硬化率について、Ashbyの理論を用いてその変化を議論した。その結果、セメンタイト体積率の増加とともに加工硬化率が上がり続かなかった理由は、セメンタイトの粒子径が大きくなったためであると結論づけられる。

(4) 実験結果のHollomonの式による整理と破断応力より、塑性変形限界における真応力(σ_{pd})と真ひずみ(ε_{pd})について整理した。本研究で検討した炭素量が0.3および0.45mass%の超微細FC鋼の σ_{pd} と ε_{pd} は、同じ ε_{pd} の他の組織鋼よりも σ_{pd} が優れていた。また、結晶粒微細化の影響は、 σ_{pd} を大きく変えずに ε_{pd} を小さくすることや、 ε_{pd} は破断応力により決定されることが示された。さらに、 σ_{pd} - ε_{pd} 関係におよぼす第二相、第二組織の体積率や結晶粒径の影響を、YSや σ_{pd} における加工硬化率の観点より整理することができた。

本研究を進めるにあたり、多大なるご協力をいただいた兵庫県立大学工学部 深浦健三教授、香川大学工学部 国

重和俊教授に心より感謝申し上げます。また、塑性変形限界の議論において有益な助言をいただいた物質・材料研究機構 井上忠信博士，ならびにトピー工業（株）榎並啓太郎博士に心より感謝申し上げます。

文 献

- 1) Y.Tomota, A.Narui and N.Tsuchida: *ISIJ Int.*, **48** (2008), 1107.
- 2) N.Tsuji, N.Kamikawa, R.Uejii, N.Takata, H.Koyama and D.Terada: *ISIJ Int.*, **48** (2008), 1114.
- 3) S.V.S.N.Murty and S.Torizuka, *ISIJ Int.*, **48** (2008), 1088.
- 4) N.J.Petch: *J. Iron Steel Inst.*, **174-5** (1953), 25.
- 5) R.Song, D.Ponge, D.Raabe, J.G.Speer and D.K.Matlock: *Mater. Sci. Eng.*, **A441** (2006), 1.
- 6) K-T.Park, Y.K.Lee and D.H.Shin: *ISIJ Int.*, **45** (2005), 750.
- 7) M.Calcagnotto, D.Ponge and D.Raabe: *ISIJ Int.*, **48** (2008), 1096.
- 8) T.Hayashi and K.Nagai: *Trans. Jpn. Soc. Mech. Eng. A*, **68** (2002), 1553.
- 9) A.Ohmori, S.Torizuka and K.Nagai: *ISIJ Int.*, **44** (2004), 1063.
- 10) M.C.Zhao, T.Hanamura, H.Qiu, K.Nagai and K.Yang: *Scr. Mater.*, **54** (2006), 1385.
- 11) R.Song, D.Ponge and D.Raabe: *Scripta Mater.*, **52** (2005), 1075.
- 12) S.Torizuka, E.Muramatsu, S.V.S.N.Murty and K.Nagai: *Scr. Mater.*, **55** (2006), 751.
- 13) M.F.Ashby: *Philos. Mag.*, **14** (1966), 1157.
- 14) M.F.Ashby: *Philos. Mag.*, **21** (1970), 399.
- 15) K.Enami and K.Nagai: *Tetsu-to-Hagané*, **91** (2005), 285.
- 16) K.Enami and K.Nagai: *Tetsu-to-Hagané*, **91** (2005), 712.
- 17) A.Ohmori, S.Torizuka, K.Nagai, N.Koseki and Y.Kogo: *Tetsu-to-Hagané*, **89** (2003), 781.
- 18) 高木節雄：第141・142回 西山記念技術講座，日本鉄鋼協会編，東京，(1992)，1.
- 19) N.Tsuchida, Y.Tomota, K.Nagai and K.Fukaura: *Scr. Mater.*, **54** (2006), 57.
- 20) N.Tsuchida, H.Masuda, Y.Harada, K.Fukaura, Y.Tomota and K.Nagai: *Mater. Sci. Eng.*, **A488** (2008), 446.
- 21) N.Tsuchida, Y.Tomota and K.Nagai: *Tetsu-to-Hagané*, **89** (2003), 1170.
- 22) N.Tsuchida, Y.Tomota and K.Nagai: *ISIJ Int.*, **42** (2002), 1594.
- 23) N.Tsuchida, E.Baba, K.Nagai and Y.Tomota: *Acta Mater.*, **53** (2005), 265.
- 24) T.Minamida, N.Hiraga and T.Shibata: *Kobe Steel Eng. Rep.*, **50** (2000), No. 3, 31.
- 25) A.Miyawaki and Y.Fuchida: *Kobe Steel Eng. Rep.*, **49** (1999), No. 3, 77.
- 26) T.Tarui: *Nippon Steel Monthly*, (2006), 11.