

超微細フェライト-セメンタイト鋼の高速引張変形挙動

土田 紀之*・友田 陽*²・長井 寿*³

Tensile Deformation Behavior at High Strain Rate for Ultrafine-grained Ferrite-cementite Steels

Noriyuki TSUCHIDA, Yo TOMOTA and Kotobu NAGAI

Synopsis : We performed a high-speed tensile test at a strain rate of 10^3 s^{-1} below room temperature for ultrafine-grained ferrite-cementite (FC) steels with ferrite grain sizes of 0.47, 0.7, 1.1, and $1.5 \mu\text{m}$, which were obtained by using a low carbon steel. In the high-speed tensile tests, with decreasing of ferrite grain size, flow stress increased but uniform and total elongations decreased. When the effects of temperature and strain rate on flow stress between the FC steels and the FP steels are compared at the investigated range of temperature and strain rate, thermal stress component of the FC steels is bigger than that of the FP steels. The effect of ferrite grain size on flow stress of the FC steels is almost independent of temperature and strain rate including the high strain rate. That means the ultrafine-grain strengthening depends on the increasing of athermal stress component. The effect of ferrite grain size on absorbed energy obtained by the high-speed test was discussed in various steels.

Key words : ultrafine-grained steel; low carbon steel; high-speed tensile test; temperature; strain rate; ferrite grain size.

1. 緒言

現在我々は低炭素鋼JIS-SM490相当鋼を用いて、フェライト粒径の異なるフェライト-パーライト (FP) 鋼およびフェライト-セメンタイト (FC) 鋼を作製し、常温以下における引張特性に関し研究を行っている。現在までに、平均フェライト結晶粒径が $3.6, 9.8, 46.2 \mu\text{m}$ の FP 鋼の静的ならびに高速引張試験^{1,2)}、および、 $0.47, 0.7, 1.1, 1.5 \mu\text{m}$ の超微細 FC 鋼の静的引張試験結果³⁾について報告した。通常、変形応力 (σ) におよぼす結晶粒微細化の影響は、以下に示すホール・ペッチの関係式⁴⁾で記述することができる。

$$\sigma = \sigma_0 + kD^{-1/2} \dots \dots \dots (1)$$

ここで、 D は平均フェライト結晶粒径 (μm)、 σ_0 、 k はそれぞれ定数を示す。本研究における FP 鋼や FC 鋼についても、静的引張試験における上・下降伏応力や変形応力はホール・ペッチ式で整理することができた³⁾。また、常温以下における広いひずみ速度範囲での引張試験結果を考察した結果、同じ組織で議論した場合、結晶粒微細強化は温度やひずみ速度に依存しない非熱的応力成分の増大に繋がり、このとき温度やひずみ速度に依存する熱的応力成分はフェライト粒径に依存しないことが明らかとなった³⁾。しかし、同じ化学組成の低炭素鋼から作製された FP 鋼と FC 鋼と比較すると、第二組織であるパーライトとセメンタイト、およびそれらの体積率が異なることにより、加工硬化率や変

形応力の粒径依存性が異なる。

鉄鋼材料の高速変形挙動におよぼす結晶粒微細化の影響については、いくつかの報告がある。例えば、作井ら^{5,6)}は純鉄を用いて常温と 195K において公称ひずみ速度 30 s^{-1} での衝撃引張試験を行い、下降伏応力の粒径依存性は温度、ひずみ速度によらないことを示した。また、三浦らは強度とフェライト粒径の異なるフェライト鋼⁷⁾や種々の薄鋼板⁸⁾を作製し、ひずみ速度 $2 \times 10^3 \text{ s}^{-1}$ での高速引張試験を行い、降伏応力の粒径依存性や結晶粒微細化による吸収エネルギーの増加等について報告した。最近では、純鉄粉をミリング処理することにより得られた粒径 $1 \mu\text{m}$ 以下のナノオーダーの超微細鋼の高ひずみ速度圧縮試験結果についても報告がされている⁹⁾。現在、自動車用鋼板に関する様々な研究が行われている¹⁰⁻¹²⁾が、軽量化や高強度化、衝突安全性を視野に入れると、主に組織制御により高強度化が可能な結晶粒微細強化は、高強度自動車用鋼板を得るための選択肢のひとつとして期待できる。これまでの研究では、主に単一組織鋼であるフェライト鋼を中心にその粒径依存性が検討されてきた。フェライト鋼の場合、微細化により強度は増大するが粒径が $1 \mu\text{m}$ 以下になるとほとんど加工硬化せず均一伸びはゼロに近い⁹⁾。微細鋼、超微細鋼の強度-延性バランス向上の手段のひとつとして複合組織化が有効であり、 $D=3.6 \mu\text{m}$ の微細 FP 鋼の場合結晶粒微細化だけでなく第二組織としてパーライトが約 25% 存在していることで、高速引張試験においても優れた強度-延性バラ

平成 16 年 7 月 14 日受付 平成 16 年 9 月 2 日受理 (Received on July 14, 2004; Accepted on Sep. 2, 2004)

* 兵庫県立大学工学部 (School of Engineering, University of Hyogo, 2167 Shosha Himeji 671-2201)

* 2 茨城大学大学院理工学研究科 (Graduate School of Science and Engineering, Ibaraki University)

* 3 物質・材料研究機構 超鉄鋼研究センター (Steel Research Center, National Institute for Materials Science)

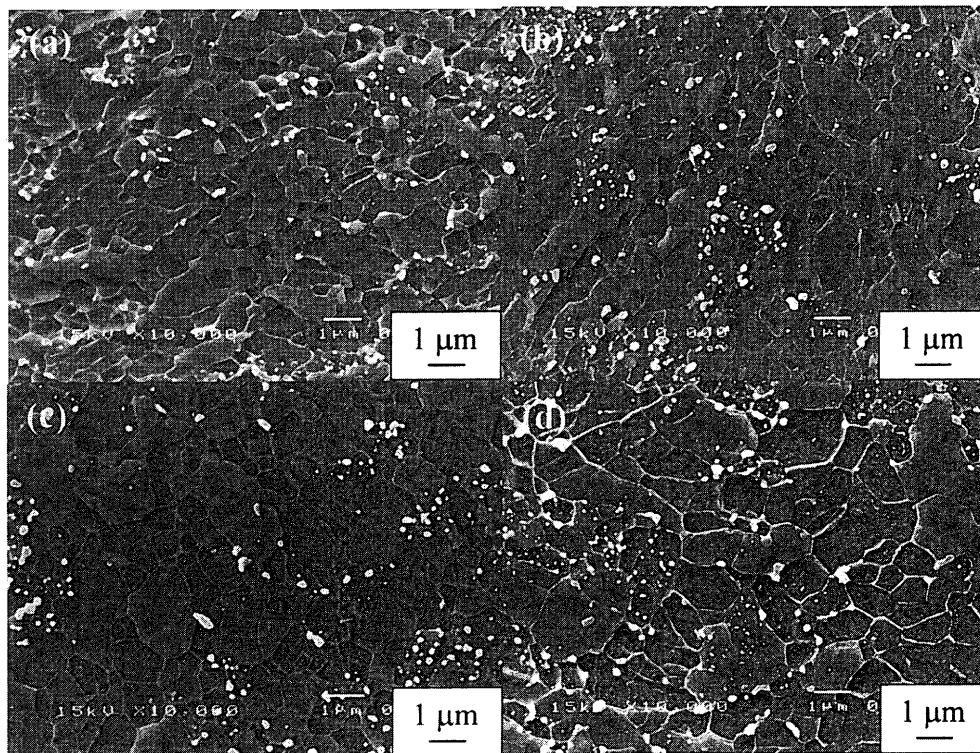


Fig. 1. SEM micrographs of ferrite-cementite steels used in this study; (a) $D=0.47\ \mu\text{m}$, (b) $D=0.7\ \mu\text{m}$, (c) $D=1.1\ \mu\text{m}$, and (d) $D=1.5\ \mu\text{m}$.

ンスを示した²⁾。

本研究では、SM490相当鋼より作製した粒径 $2\ \mu\text{m}$ 以下の超微細FC鋼を用いて、静的引張試験³⁾に続き常温以下における高速引張試験を行った。これらの結果を整理してFC鋼の高速引張時の変形特性、変形応力におよぼすひずみ速度とフェライト粒径の影響、吸収エネルギーについて検討した。一方で、同じくSM490相当鋼より作製した粒径の異なるFP鋼の結果^{1,2)}と比較を行い、超微細FC鋼の高速変形挙動について考察した。

2. 実験方法

本研究で用いたフェライト粒径の異なる4種類のFC鋼は、前報同様JIS-SM490相当鋼(0.15C-0.3Si-1.43Mn-0.009P-0.001S (mass%))より作製した。作製条件の詳細については、前報³⁾を参照していただきたい。この低炭素鋼より、平均フェライト粒径が 0.47 , 0.7 , 1.1 , $1.5\ \mu\text{m}$ の4種類のFC鋼を作製した。本研究で用いたFC鋼の縦断面組織のSEM写真をFig. 1に示す。

これらのFC鋼材より厚さ $1\ \text{mm}$ 、平行部長さ $3.8\ \text{mm}$ 、つ

かみ部幅 $10.4\ \text{mm}$ 、つかみ部長さ $11\ \text{mm}$ の平板試験片を作製した。高速引張試験は、ホプキンソンプレッシャーバー法による試験機¹³⁾を用いて、試験温度 $296\ \text{K}$ (常温)、 $210\ \text{K}$ (低温アルコール)、 $77\ \text{K}$ (液体窒素)の3種類の温度で、ひずみ速度 $10^3\ \text{s}^{-1}$ にて行った。

3. 結果と考察

3.1 応力-ひずみ曲線と変形特性

Fig. 2に、 296 , 210 , $77\ \text{K}$ 、ひずみ速度 $10^3\ \text{s}^{-1}$ における高速引張試験で得られた超微細FC鋼の公称応力-ひずみ曲線をそれぞれ示す。各図には、 $D=3.6$, 9.8 , $46.2\ \mu\text{m}$ のFP鋼の公称応力-ひずみ曲線²⁾もあわせて示した^{*}。Table 1には、 $296\ \text{K}$ における高速引張試験で得られたFC鋼とFP鋼の引張特性を整理した。 $296\ \text{K}$ については、微細化に伴い強度は増大し、均一伸びや全伸び、局所伸びは減少した。 $D=0.47\ \mu\text{m}$ のFC鋼は静的引張試験³⁾においてはほとんど加工硬化せず均一伸びはゼロであったのに対して、高速引張試験ではわずかに加工硬化し、均一伸びは約 13% を示した。一方 $210\ \text{K}$, $77\ \text{K}$ では、 $D=1.5\ \mu\text{m}$ の $210\ \text{K}$ を除いて降伏後加

* Fig. 2を見ると、各温度での超微細FC鋼の公称応力-ひずみ曲線は応力が $600\ \text{MPa}$ 以上でヤング率に相当する傾きからずればはじめ、静的引張試験で観察されたような降伏応力におけるひずみは約 5% であった。このような挙動は本FC鋼と同じかそれ以上の強度を持つ高強度鋼に対しても同様に見られた。この理由として、ホプキンソンプレッシャーバー法における試験片内の衝撃応力伝播が関係していると考えられる。つまり、衝撃付与後衝撃波が試験片内を数回往復した後に試験片内は定常状態に達し、試験片つかみ部の幅と長さにより定常状態に到達するまでの応力の大きさと到達するまでの時間が変化すると予想される。具体的には、つかみ部幅が大きいほど応力は大きくなり、つかみ部長さが大きいほど到達するまでの時間は長くなる。このことから本研究の超微細FC鋼や $1,000\ \text{MPa}$ 級の高強度鋼を用いて試験片のつかみ部の寸法を本実験方法よりも大きくし同様の条件で高速引張試験を行ったところ、変形初期の立ち上がりに見られたずれはなくなり、それ以降の応力-ひずみ関係は同じ挙動を示したことを確認した。両者を比較、検討した結果、変形初期を除き本論文で議論するひずみ 7% 以降の変形応力や吸収エネルギーについてはほとんど影響がないと考えられる。

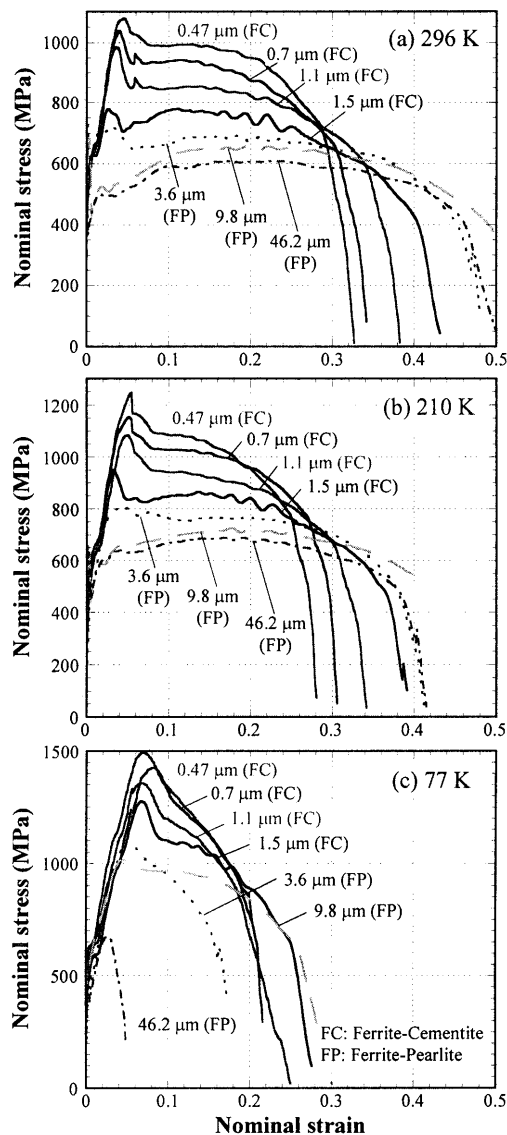


Fig. 2. Nominal stress-nominal strain curves of the ferrite-cementite (FC) steels and the ferrite-pearlite (FP) steels²⁾ obtained by high-speed tensile tests with a strain rate of 10^3 s^{-1} at 296K (a), 210K (b), and 77K (c).

工硬化することなく荷重は減少した。通常、ひずみ速度 10^3 s^{-1} までは塑性変形を単一の熱活性化過程¹⁴⁾で考えることができ、等温変形であればひずみ速度を高くすることによる効果と温度を低くすることによる効果は等価であり、静的引張試験で加工硬化率が温度低下とともに増大した¹³⁾ように、ひずみ速度が高くなった場合も同様に加工硬化率は増大したと考えられる。しかしながら、高速変形の場合は変形中の発熱の影響も無視できない。変形とともに温度が上昇し、それに伴って変形応力の温度依存成分(熱的応力成分)が低下し、それに伴う加工硬化率の減少も予想される。ひずみ速度増加による変形応力増大と発熱による変形応力減少のバランスにより、高速変形時の加工硬化率や均一伸びの大きさが決まり、296Kにおいては塑性不安定条件を満足するひずみ(均一伸び)が静的引張試験より向上したと考えられる。高速試験の際の発熱の影響

Table 1. Tensile properties obtained by high-speed tensile tests at 296K for the ferrite-cementite (FC) steels and the ferrite-pearlite (FP) steels (strain rate = 10^3 s^{-1}).

D (μm)	Microstructure	TS (MPa)	U.El (%)	T.El (%)
0.47	FC	994	12.9	32.7
0.7	FC	942	11.6	34.4
1.1	FC	854	14.0	38.2
1.5	FC	779	11.2	43.2
3.6	FP	692	18.6	48.8
9.8	FP	656	22.2	50.9
46.2	FP	608	17.7	50.5

TS: Tensile strength, U.El: Uniform elongation, T.El: Total elongation

は、得られた応力-ひずみ曲線から変形による発熱量の95%が試料の温度上昇をもたらすと仮定し、以下の式を用いて推算することができる¹⁵⁾。

$$\Delta T = \frac{0.95}{\rho \cdot C_p} \int_0^e s(e) de \dots \dots \dots (2)$$

ここで、 ρ は密度 (kg/m^3), C_p は比熱 ($\text{J/g}\cdot\text{K}$), s と e はそれぞれ公称応力、公称ひずみを示す。(2)式と高速引張試験で得られた296Kでの公称応力-ひずみ曲線を用いると、ひずみ20%において $D=0.47 \mu\text{m}$ のFC鋼では約60K、 $D=46.2 \mu\text{m}$ のFP鋼では約35Kの温度上昇が推算された。推定の妥当性を調べる目的で、296Kにおける高速引張試験においては試験片中央部にスポット溶接にて熱電対を付け、温度上昇を測定した。その結果は、(2)式による推算結果とほぼ一致した。したがって、微細化による高強度化は発熱量を増すので高速変形時の温度上昇が大きくなることが予想される。また、変形応力の高くなる低温(210Kや77K)での高速引張試験でも発熱量が大きくなり、試験片の温度上昇に伴う応力低下が296Kよりも大きく現れていると考えられる。

3.2 変形応力におよぼすひずみ速度の影響

高速引張試験結果より、変形応力におよぼすひずみ速度の影響について検討を行う。ここでは前報³⁾同様、均一変形時の変形応力として主にひずみ7%以降における変形応力を用いた。超微細FC鋼については、Fig. 2に示したように210Kや77Kではほとんど加工硬化しなかったため、ここでは296Kの結果を用いて検討を行った。

Fig. 3には、296KにおけるFC鋼とFP鋼の、ひずみ速度に対するひずみ7%における変形応力($\sigma_{0.07}$)を示す。ひずみ速度の範囲は、静的引張試験での $3.33 \times 10^{-6} \text{ s}^{-1}$ から高速引張試験の 10^3 s^{-1} までを対象とした。Fig. 4には、296K、ひずみ速度 10^{-4} s^{-1} におけるひずみ7%と10%での変形応力に対する、ひずみ速度 10^3 s^{-1} におけるひずみ7、10%での変形応力の関係を示す。図中には縦軸と横軸の値が一对一の関係を示した。一般的に、静的引張試験の強度が増大するに従って、高ひずみ速度との強度差は小さくなり一对一の直線に近づく傾向にある⁸⁾。FC鋼とFP鋼それ

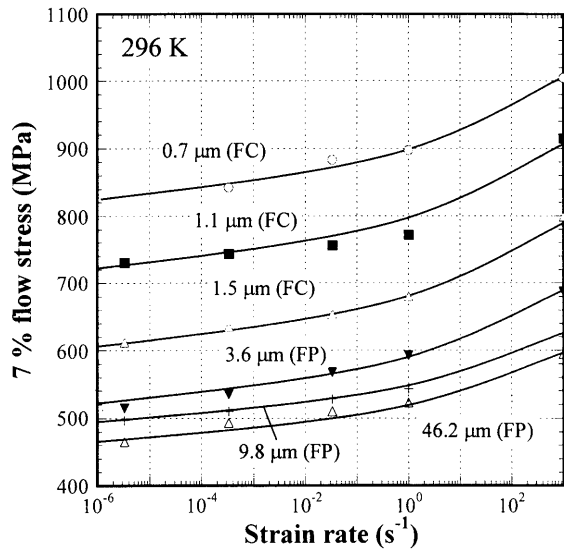


Fig. 3. 7% flow stress as a function of strain rate between 10³ and 10⁻⁶ s⁻¹ for the ferrite-cementite (FC) steels³⁾ and the ferrite-pearlite (FP) steels^{1,2)} at 296K.

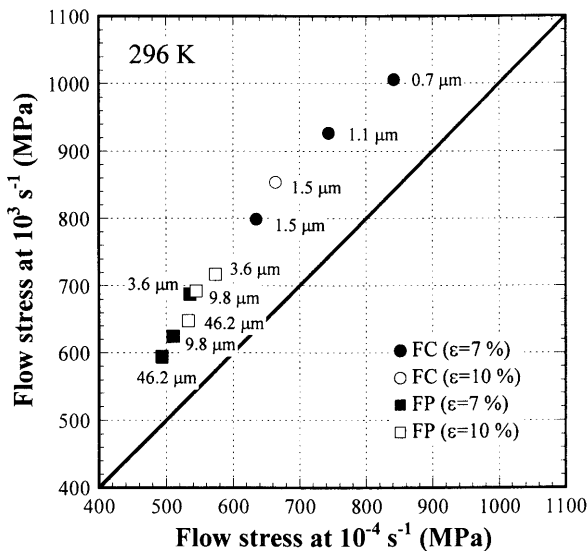


Fig. 4. 7% and 10% flow stresses at 10³ s⁻¹ as a function of those at 10⁻⁴ s⁻¹ for the ferrite-cementite (FC) steels and the ferrite-pearlite (FP) steels at 296K.

それぞれの微細化に伴う変形応力の変化は、この直線とほぼ平行である。Fig. 5は、Fig. 4をもとに縦軸をひずみ速度 10³ s⁻¹ と 10⁻⁴ s⁻¹ の変形応力差 ($\Delta\sigma_{(10^3-10^{-4} s^{-1})}$) で整理した。 $\Delta\sigma_{(10^3-10^{-4} s^{-1})}$ は FC 鋼の方が大きいと判断できる。静的引張試験結果³⁾を議論する限り、FC 鋼と FP 鋼の変形応力におよぼす温度やひずみ速度の影響はほぼ同じであると判断できたが、高速変形の結果を含めて広いひずみ速度範囲で議論すると、FC 鋼の方が変形応力におよぼすひずみ速度の影響が大きい、つまり、変形応力の熱的応力成分が大きいと考えられる。Fig. 6には、種々の鉄鋼材料^{8,9,16)}に関する高速、静的引張試験を整理して得られた、静的引張試験でのひずみ 10%における変形応力に対する、高速試験と静的試験との変形応力差 ($\Delta\sigma$) を示す。ここで、FC 鋼、FP 鋼

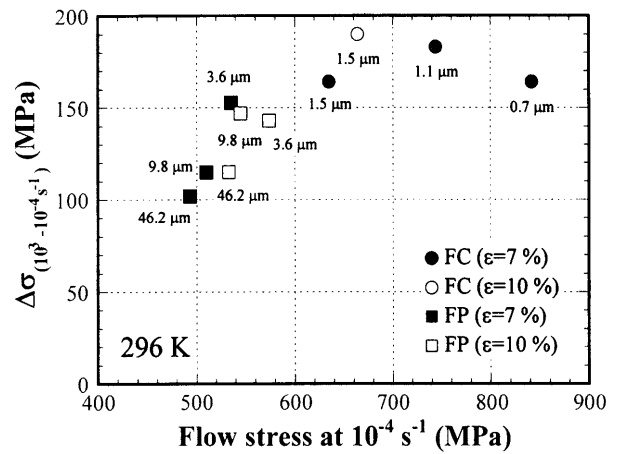


Fig. 5. Difference of 7% and 10% flow stresses between 10³ and 10⁻⁴ s⁻¹ ($\Delta\sigma_{(10^3-10^{-4} s^{-1})}$) as a function of those at 10⁻⁴ s⁻¹ for the ferrite-cementite (FC) steels and the ferrite-pearlite (FP) steels at 296K.

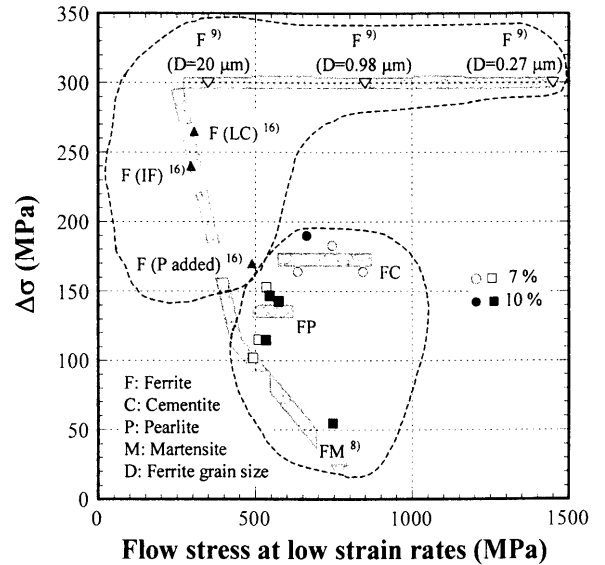


Fig. 6. Difference of 10% flow stress between 10³ and 10⁻⁴ s⁻¹ ($\Delta\sigma$) as a function of 10% flow stress at 10⁻⁴ s⁻¹ for the FC³⁾, FP^{1,2)} and various steels^{8,9,16)} at 296K, where flow stresses of the FC and the FP steels contain 7% flow stress and those of Jia *et al.*⁹⁾ show 4% flow stress, respectively.

についてはひずみ 10%だけでなく7%の変形応力も示し、Jiaらの超微細フェライト鋼⁹⁾は均一変形域が小さかったためひずみ4%における変形応力で整理した。対象とするひずみは異なるが、材料による強度と変形応力差の傾向は捉えることができる。FC 鋼、FP 鋼や Jia らの結果は、縦軸の応力差はほとんど変化しないことから、結晶粒微細化の影響は温度やひずみ速度に依存しない非熱的応力成分の増加のみに寄与していることがわかる。一方で、Jia ら⁹⁾や IF 鋼、ULC 鋼¹⁶⁾のようなフェライト単一組織鋼 (フェライト 100%) と、FC 鋼 (フェライト 98%)、FP 鋼 (フェライト 75%) のような複合組織鋼とを比較すると、単一組織鋼の方が大きな応力差を示す。すなわち、フェライト体積率が

多い方が高速試験と静的試験の応力差は大きくなると整理される。フェライト体積率の違いによる熱的応力成分への影響に関してより詳細に検討すれば、高速変形挙動設計のためにさらに興味深い知見が得られる可能性が高いことを示している。

3.3 変形応力におよぼすフェライト結晶粒径の影響

次に、高速変形時の変形応力におよぼすフェライト粒径の影響について議論する。Fig. 7に、FC鋼の高速引張試験で得られた296Kにおける $\sigma_{0.07}$ を、フェライト粒径の $-1/2$ 乗($D^{-1/2}$)に対して整理した。同図には、前報³⁾で報告したFC鋼の静的引張試験で得られた様々な温度、ひずみ速度における $\sigma_{0.07}$ とFP鋼^{1,2)}における $\sigma_{0.07}$ もあわせて示した。まずFC鋼のひずみ速度 10^3 s^{-1} における変形応力は、静的引張試験結果同様ホール・ペッチの関係で整理することができ、このときホール・ペッチ式における傾き k は温度、ひずみ速度によらず等しいと判断することができる。これは、FP鋼の場合についても同様であった。しかしながら、FC鋼とFP鋼ではホール・ペッチ式における傾き k が異なる。Table 2には、Fig. 7で示したFC鋼、FP鋼の $\sigma_{0.07}$ を、

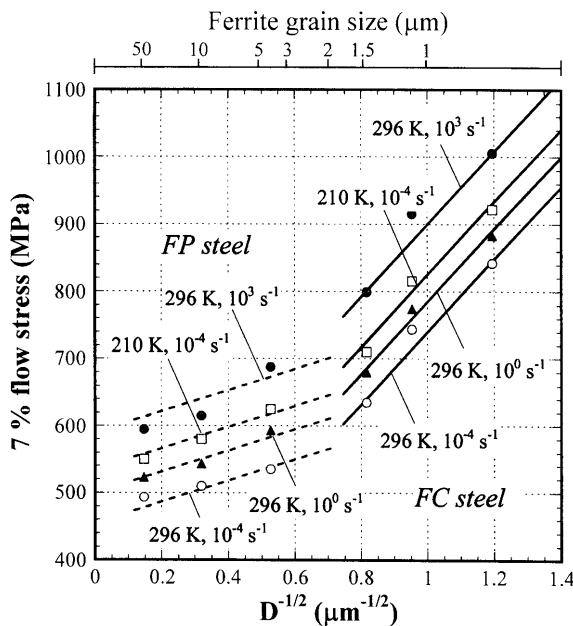


Fig. 7. 7% flow stress as a function of the inverse square root of ferrite grain size ($D^{-1/2}$) for the ferrite-cementite (FC) steels³⁾ and the ferrite-pearlite (FP) steels^{1,2)} at various temperatures and strain rates.

ホール・ペッチ式により整理した。過去の報告では、作井ら⁵⁾やJiaら⁹⁾も粒径の異なるフェライト鋼の高速試験より、降伏応力や変形応力の粒径依存性は温度やひずみ速度に依存しないことを報告している。以上のことから、変形応力におよぼすフェライト粒径の影響は、本研究で対象とした温度、ひずみ速度範囲においては温度やひずみ速度に依存しない変形応力の非熱的応力成分の変化のみに関係すると考えられる。結晶粒が微細化し約 $1 \mu\text{m}$ 以下になると変形機構が変わる可能性が高い。しかしながら、Fig. 6にも示したように結晶粒径が 270 nm まで調べたJiaらの圧縮試験結果⁹⁾と本実験の引張試験結果は統一的に整理できるようなのである。したがって、粒径 270 nm までは転位運動の熱活性化機構が変形応力の温度、ひずみ速度依存性を支配し、結晶粒径の微細化は非熱的応力成分の増加として理解すればよいと考えられる。

3.4 吸収エネルギー

296Kにおいて得られた公称応力-ひずみ曲線より、結晶粒微細化による吸収エネルギー(E)の変化について検討を行った。Table 3に、FC鋼とFP鋼のひずみ7%、10%、20%、30%、および破断までの吸収エネルギーを整理した。Fig. 8には、 $D^{-1/2}$ に対するひずみ7%、10%、20%、30%までの吸収エネルギーを示す。ひずみ30%までは、吸収エネルギーは微細化により増加し、その関係は $D^{-1/2}$ で整理することができる。しかし、Table 3に示すように破断までの吸収エネルギーで比較すると、FC鋼とFP鋼の値はほとんど変わらない。これは微細化により強度は増大するものの、一方で均一伸びや全伸びが減少することを反映している。Fig. 9(a)には、静的引張試験で得られたひずみ速度 10^{-4} s^{-1}

Table 2. 7% flow stress ($\sigma_{0.07}$) summarized by using the Hall-Petch equation⁴⁾ at various temperatures and strain rates for the ferrite-cementite (FC) steels and the ferrite-pearlite (FP) steels.

Microstructure	T (K)	Strain rate (s^{-1})	$\sigma_{0.07}$ (MPa)
FC	296	10^3	$360+540D^{-1/2}$
FC	210	10^{-4}	$285+540D^{-1/2}$
FC	296	10^0	$245+540D^{-1/2}$
FC	296	10^{-4}	$200+540D^{-1/2}$
FP	296	10^3	$590+158D^{-1/2}$
FP	210	10^{-4}	$535+158D^{-1/2}$
FP	296	10^0	$500+158D^{-1/2}$
FP	296	10^{-4}	$455+158D^{-1/2}$

Table 3. Absorbed energy for the ferrite-cementite (FC) steels and the ferrite-pearlite (FP) steels at 296K (MJ/m^3).

D (μm)	Microstructure	7 %	10 %	20 %	30 %	Total
0.47	FC	63	93	191	273	283
0.7	FC	60	88	180	260	278
1.1	FC	58	83	167	244	286
1.5	FC	50	73	149	220	284
3.6	FP	46	65	131	196	304
9.8	FP	38	55	119	183	288
46.2	FP	35	52	112	172	266

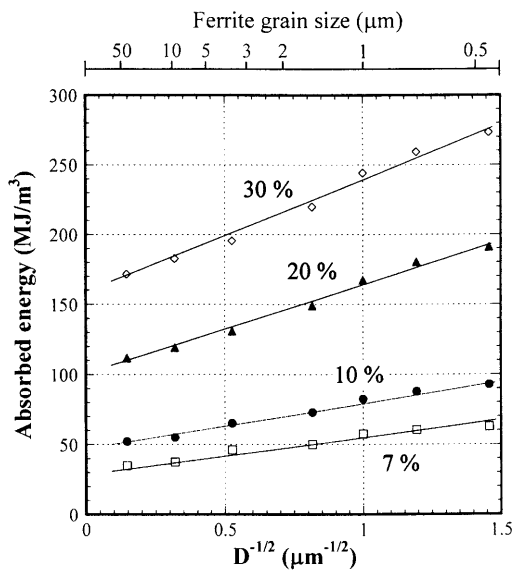


Fig. 8. Absorbed energies until strain of 0.07, 0.1, 0.2, and 0.3 as a function of the inverse square root of ferrite grain size ($D^{-1/2}$) for the ferrite-cementite (FC) steels and the ferrite-pearlite (FP) steels at 296K.

における下降伏応力(σ_{YS})に対する、高速引張試験で得られたひずみ7, 10, 20, 30%までの吸収エネルギーを示す。Fig. 9(b)は、Fig. 9(a)の結果をもとにこの中で一番粒径の大きい $D=46.2 \mu\text{m}$ のFP鋼の値を基準値として、吸収エネルギー、下降伏応力ともに各値との比で整理した図である。結晶粒微細化に伴い σ_{YS} 、吸収エネルギーともに増大するが、Fig. 9(b)に示すように σ_{YS} に対する吸収エネルギー増大の割合はひずみが大きくなるほど小さくなった。SM490鋼の場合、 $D=46.2 \mu\text{m}$ から $0.47 \mu\text{m}$ の微細化で下降伏応力は約3.5倍に増大するが、吸収エネルギーの増加率はひずみ7%の場合で約1.8倍であった。ひずみ7%の吸収エネルギーで考えると、強度2倍に対して吸収エネルギー量は約1.4倍増えており、これは板厚を0.72倍、重量にすると約28%低減できる可能性を意味する。今後、結晶粒微細強化と別の強化機構を組み合わせることで、図における傾きをより大きくすることが重要になると考えられる。

次に、高速変形挙動に及ぼす結晶粒微細化の影響についての報告より、結晶粒微細化による強度と吸収エネルギーの関係について検討した。三浦ら⁷⁾による強度レベルの異なる3種類のフェライト鋼(290 MPa級、440 MPa級、590 MPa級)、Jiaら⁹⁾による純鉄粉をミリング処理して作製した $D=20, 0.98 \mu\text{m}$ のフェライト鋼、そして本研究におけるFC鋼、FP鋼の値をFig. 9(a)同様に整理した結果を、Fig. 10に示す。Fig. 10における縦軸の値はひずみ10%までの吸収エネルギーを示し、横軸の静的試験での降伏応力(σ_{YS})は通常ひずみ速度 10^{-2}s^{-1} における値であり、Jiaらのフェライト鋼⁹⁾についてはひずみ速度 10^{-4}s^{-1} での降伏応力を示す。三浦らによる3種類のフェライト鋼は、極低炭素鋼をベースにSi, Mn, Pなどの固溶強化元素を添加して強度を

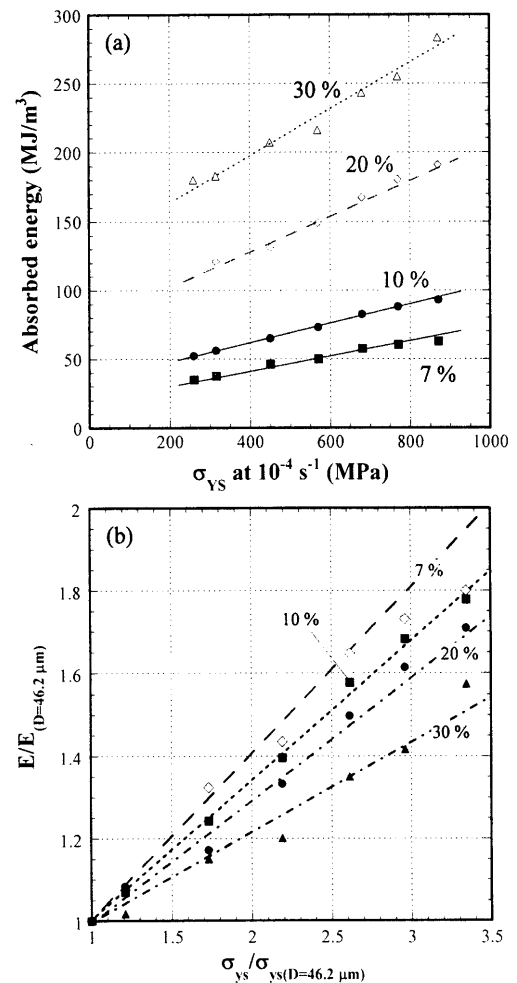


Fig. 9. (a) Absorbed energy (E) as a function of yield strength (σ_{YS}) at 10^{-4}s^{-1} for the ferrite-cementite (FC) steels and the ferrite-pearlite (FP) steels, and (b) the relationship between each E and the E of the FP steel at $D=46.2 \mu\text{m}$ ($E/E_{(D=46.2 \mu\text{m})}$) as a function of the relationship between each σ_{YS} and the σ_{YS} of the FP steel at $D=46.2 \mu\text{m}$ ($\sigma_{YS}/\sigma_{YS(D=46.2 \mu\text{m})}$).

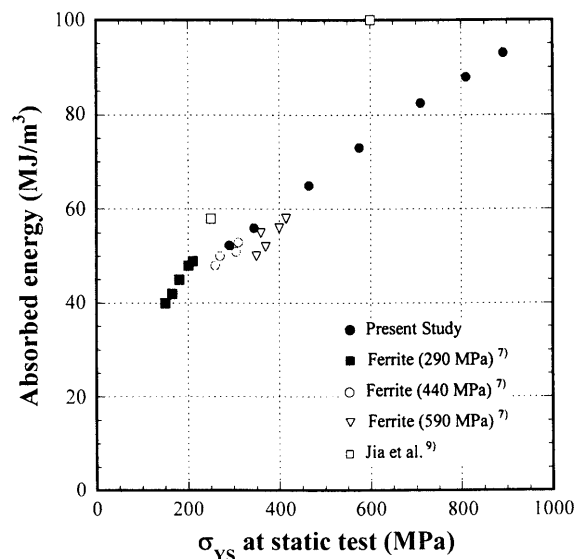


Fig. 10. Absorbed energy until strain of 0.1 as a function of yield strength (σ_{YS}) at static tests for the FC, FP and various steels^{7,9)}.

変えた材料であり、Jiaら⁹⁾は純度99.9%の鉄粉をボールミリングしてフェライト鋼を作製した。これらの材料について結晶粒微細化の影響を比較すると、材料の強度が大きくなるほど微細化による強度増加に対する吸収エネルギー増加の傾きは小さくなっている。以上の結果を議論する限り、結晶粒微細化による強度増大に対する吸収エネルギー増大は、材料の強度レベルにより整理することができるかもしれない。Fig. 7で示したように、変形応力におよぼす結晶粒微細化の影響は温度やひずみ速度に依存しない非熱的応力成分の増大のみに寄与するため、高速変形時の吸収エネルギー増大におよぼす結晶粒微細化の影響は、Fig. 6で示した変形応力の熱的応力成分の大きさ、つまり、材料のひずみ速度依存性が重要な因子として考えられる。

4. 結言

SM490相当鋼より作製した、フェライト粒径の異なる4種類の超微細フェライト-セメンタイト(FC)鋼を用いて、常温以下においてひずみ速度 10^3 s^{-1} での高速引張試験を行った。得られた結果を整理するとともに、同じくSM490鋼より作製したフェライト-パーライト(FP)鋼の結果と比較を行った。主な結論は、以下の通りである。

(1) 高速引張試験において、4種類の超微細FC鋼の変形応力は微細化に伴い増大したが、均一伸びや全伸びは減少した。

(2) 静的、高速引張試験結果をもとに広いひずみ速度範囲で検討した結果、FC鋼の変形応力のひずみ速度依存性はFP鋼よりも高いことが明らかとなった。つまり、変形応力の熱的応力成分はFC鋼の方が大きいと考えられる。

(3) FC鋼のひずみ速度 10^3 s^{-1} における変形応力は、ホール・ペッチ則に従い増大した。この時、ホール・ペッ

チ式における傾き k は、本検討で対象とした温度(296, 210, 77K)、ひずみ速度範囲($10^{-6} \sim 10^3 \text{ s}^{-1}$)ではすべて同じ値で整理できた。つまり、結晶粒微細化の影響は、温度やひずみ速度に依存しない非熱的応力成分のみに寄与すると考えられる。

(4) 結晶粒微細化により吸収エネルギーは増大した。同じ微細化でも、材料の強度レベルにより強度に対する吸収エネルギー増大の割合は異なり、強度が大きいほど吸収エネルギー増大の割合は小さかった。

本研究を遂行するにあたり、ご助言、ご協力をいただいた物質・材料研究機構、超鉄鋼研究センターの鳥塚史郎博士、川鉄テクノロジー(株)の橋口耕一博士、JFEスチール(株)の高木周作博士に心より感謝申し上げます。

文 献

- 1) N.Tsuchida, T.Ono, Y.Tomota and K.Nagai: *Trans. Jpn. Soc. Mech. Eng. A*, **68A** (2002), 1547.
- 2) N.Tsuchida, Y.Tomota and K.Nagai: *ISIJ Int.*, **42** (2002), 1594.
- 3) N.Tsuchida, Y.Tomota and K.Nagai: *Tetsu-to-Hagané*, **89** (2003), 1170.
- 4) N.J.Petch: *J. Iron Steel Inst.*, **174-5** (1953), 25.
- 5) S.Sakui and T.Mori: *Bull. Jpn. Inst. Met.*, **3** (1964), 405.
- 6) S.Sakui and T.Mori: *J. Jpn. Inst. Met.*, **28** (1964), 443.
- 7) K.Miura, S.Takagi, O.Furukimi and S.Tanimura: *J. Soc. Mater. Sci., Jpn.*, **47** (1998), 1053.
- 8) S.Takagi, K.Miura, O.Furukimi, T.Obara, T.Kato and S.Tanimura: *Tetsu-to-Hagané*, **83** (1997), 748.
- 9) D.Jia, K.T.Ramesh and E.Ma: *Acta Mater.*, **51** (2003), 3495.
- 10) H.Hayashi: *J. Jpn. Soc. Technol. Plast.*, **44** (2003), 196.
- 11) A.Sato and S.Nishimura: *J. Jpn. Soc. Technol. Plast.*, **44** (2003), 202.
- 12) H.Takechi, M.Takahashi, K.Ito, T.Endo and Y.Tomota: *Tetsu-to-Hagané*, **88** (2002), 703.
- 13) K.Miura, S.Takagi, O.Furukimi, T.Obara and S.Tanimura: *SAE Tech. Pap.*, Ser. #960019, (1996).
- 14) H.Conrad: *J. Met.*, **16** (1964), 582.
- 15) J.D.Campbell and W.G.Ferguson: *Philos. Mag.*, **21** (1970), 63.
- 16) 自動車用材料の高速変形に関する研究会成果報告書、日本鉄鋼協会、東京、(2001).