

(論文)

# 冷間鍛造時の変形抵抗に及ぼすひずみ速度の影響

## Effect of Strain Rate on Deformation Resistance in Cold Forging Steels



増田智一\*<sup>1</sup>(工博)

Dr. Tomokazu MASUDA



土田武広\*<sup>1</sup>

Takehiro TSUCHIDA



千葉政道\*<sup>2</sup>(理博)

Dr. Masamichi CHIBA

We conducted compression tests using cold forging steels with a wide range of strain rates. We discovered that carbon steel which contains dissolved nitrogen shows a distinctive increase in deformation resistance due to dynamic strain aging when a static load is applied. In addition, we realized that when a high deformation speed is applied, deformation resistance shows a decrease as the strain rate becomes higher due to limited dynamic strain aging. Hardness after deformation tends to increase in accordance with the strain rate in carbon steel with dissolved nitrogen. This phenomenon is due to a higher dislocation density which is stabilized by the dissolved nitrogen. We also observed a tendency that strain concentrates in the pearlite phase, and confirmed cementite decomposition along with finer ferrite dislocation cells adjacent to the cementite.

まえがき＝冷間鍛造用鋼線材・棒鋼は、鋼材を積極的に加熱せず、室温または室温に近い温度での鍛造に用いられる鋼材である。冷間鍛造は、熱間鍛造と比較して良好な寸法精度が得られるものの、鋼材の加工硬化によって金型に大きな負荷が加わって金型を損傷させることや、加工度の増加に伴って鋼材が脆（もろ）くなる問題がある<sup>1)</sup>。これらの問題を解消するためには、冷間鍛造時に生じる動的ひずみ時効を抑制することによる変形抵抗の低減が有効である。動的ひずみ時効の抑制方法として、Cr 添加による固溶 C 量の低減、Al の増量添加、Nb および B の添加による固溶 N 量の低減、および圧延後の過時効処理などが行われている<sup>2)</sup>。一方、動的ひずみ時効は、温度だけでなくひずみ速度にも影響を受ける。動的ひずみ時効とひずみ速度の関係は、主に薄鋼板の引張試験のようにひずみの小さい領域での報告が多く、冷間鍛造のようなひずみの大きい領域の報告は少ない<sup>3), 4)</sup>。

そこで当社では、冷間鍛造時の動的ひずみ時効に及ぼす温度およびひずみ速度の影響、その時のマイクロ組織変化を調べることを目的とし、各種実験と解析を実施したので以下に報告する。

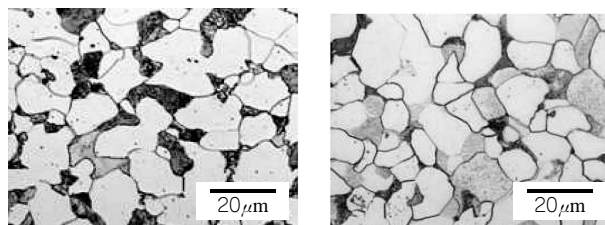
### 1. 実験方法

#### 1.1 供試材

供試材には 2 種類の冷間鍛造用鋼線材を用いた。表 1 に化学組成、図 1 にマイクロ組織を示す。Steel (I) は一般的な 0.25% 炭素鋼組成であり、Steel (II) は B を適量

表 1 供試材の化学組成  
Table 1 Chemical composition of samples (mass%)

Sample	C	Si	Mn	P	S	N	Others
Steel (I)	0.26	0.20	0.42	0.01	0.02	0.004	Al
Steel (II)	0.24	0.20	0.36	0.01	0.02	0.003	Al, B



(a) Steel (I) (b) Steel (II)

図 1 供試材のマイクロ組織  
Fig. 1 Microstructure of samples

表 2 圧縮試験条件

Table 2 Conditions for compression tests

Specimen size	φ6×9mm
Compressibility	20% (ε=0.27) 80% (ε=2.23)
Temperature	20-600°C
Strain rates	10 <sup>-3</sup> -10 <sup>2</sup> s <sup>-1</sup>
Sampling time	100 μs

添加し固溶 N を固着することによって冷間鍛造時の動的ひずみ時効を抑制した組成である。組織は、両鋼種共にフェライト・パーライト組織を呈しており、パーライト分率、結晶粒径共にほぼ同等である。

#### 1.2 強度および組織評価方法

本実験では、鋼材の冷間鍛造性の指標として圧縮加工における最大変形抵抗を用いた。圧縮加工と変形抵抗の測定は、容量 20kN の富士電波工機(株)製サーメックマスター Z で行った。圧縮試験片サイズおよび試験条件を表 2 に示す。圧縮荷重および圧縮率からそれぞれ真応力、真ひずみを算出する際には、樽型変形を考慮した式(1)および式(2)を用い、サーメックマスター Z の制御 PC で計算した<sup>5)</sup>。

$$\sigma = \frac{P}{A_{max}(1+G)} \dots\dots\dots(1)$$

\*<sup>1</sup>技術開発本部 材料研究所 \*<sup>2</sup>鉄鋼事業部門 技術開発センター 線材条鋼開発部

$$\epsilon = \frac{L_0}{L_0 - L_i + L_r} \dots\dots\dots (2)$$

ここで、

$P$ ：試験荷重、 $A_{max}$ ：試験片の最大直径、 $G$ ：バレルリングに伴う補正值、 $L_0$ ：試験片の初期長さ、 $L_i$ ：ストローク変位量、 $L_r$ ：試験機剛性の補正值

また、圧縮試験片の側面中央部に熱電対を溶着し、圧縮加工中の温度履歴を記録した。試験後の圧縮試験片は、試験片中心位置で圧縮方向と平行に切断して冷間樹脂に埋込み、研磨後、ピッカース、およびナノインデンタによる硬さ試験を実施した。また、同位置のTEM（(株)日立製作所製H-800）、およびSEM（Carl Zeiss NTS社製ULTRA55）による組織観察を行った。なお、硬さ測定および組織観察は、これらの断面において、素材の外周表面から中心に向かって直径の1/4に相当する位置にて行った。

## 2. 実験結果および考察

### 2.1 変形抵抗および加工後硬さのひずみ速度依存性

図2に、ひずみ速度  $10^{-3}\text{s}^{-1}$  における Steel (I) および (II) の真応力 ( $\sigma$ )—真ひずみ ( $\epsilon$ ) 曲線を示す。図中の  $\Delta\sigma$  は、 $\epsilon = 0.3 \sim 0.4$  および  $1.2 \sim 1.3$  の間の平均応力変動量を表している。Steel (I) は、試験雰囲気温度が室温の場合よりも  $200^\circ\text{C}$  の場合の方が変形初期から変形抵抗が高い。また、 $\epsilon = 0.7$  付近から加工硬化が顕著になるとともに、平均応力変動量も増加する傾向を示した。これは、固溶Nの転位の固着による繰返し降伏現象（セレー

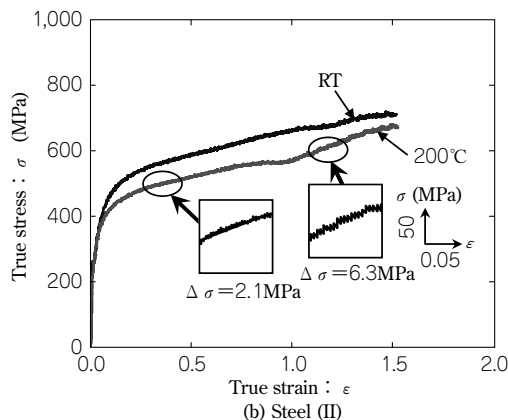
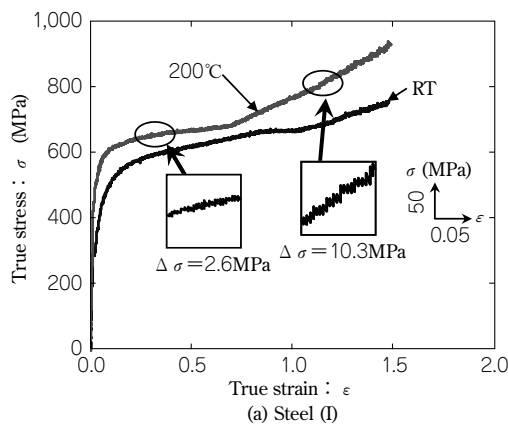


図2 Steel (I)および(II)のひずみ速度  $10^{-3}\text{s}^{-1}$  における真応力—真ひずみ曲線

Fig. 2 True stress-strain curves of Steel (I) and Steel (II) at a strain rate of  $10^{-3}\text{s}^{-1}$

ーション)<sup>6)</sup>と考えられる。一方、Steel (II) の変形抵抗は、Steel (I) と逆に試験温度が  $200^\circ\text{C}$  の方が低かった。また、Steel (II) は Steel (I) と比較して加工硬化しにくく、セレーションも小さくなっていることから、Bによる固溶Nの固着によって動的ひずみ時効が抑制されていることが分かる。

図3は、ひずみ速度  $10^2\text{s}^{-1}$  における Steel (I) および (II) の真応力—真ひずみ曲線を示す。Steel (I)、Steel (II) とともに、全ての真応力—真ひずみ曲線において変形初期に変形抵抗が急激に増加する降伏挙動を示し、ひずみの増加に伴う加工硬化はほとんど示さなかった。特に Steel (I) の真応力—真ひずみ曲線は、 $10^{-3}\text{s}^{-1}$  の場合と大きく異なり、変形抵抗は室温よりも  $200^\circ\text{C}$  の方が低くなり、室温での試験において  $\epsilon = 0.7$  付近から発生したセレーションも確認されなかった。Steel (I) のひずみ速度  $10^2\text{s}^{-1}$  の真応力—真ひずみ曲線は、動的ひずみ時効が抑制されている Steel (II) とほぼ同様の形状を示したことから、ひずみ速度  $10^2\text{s}^{-1}$  では、Nが固溶している状態でも動的ひずみ時効が抑制されていることが分かる。

図4に Steel (I) および Steel (II) の最大変形抵抗のひずみ速度依存性を示す。最大変形抵抗は、Steel (I)、Steel (II) とともにひずみ速度の増加に伴って低下する傾向を示した。Steel (I) は、ひずみ速度  $10^1\text{s}^{-1}$  以下において室温よりも  $200^\circ\text{C}$  の最大変形抵抗値が高くなっている。ひずみ速度の増加に伴って室温と  $200^\circ\text{C}$  の最大変形抵抗値の差は小さくなっていき、 $10^2\text{s}^{-1}$  では室温よりも  $200^\circ\text{C}$  の方が低くなっていた。一方、Steel (II) の最大変

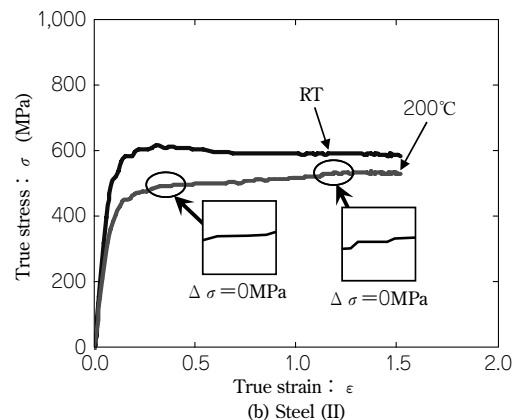
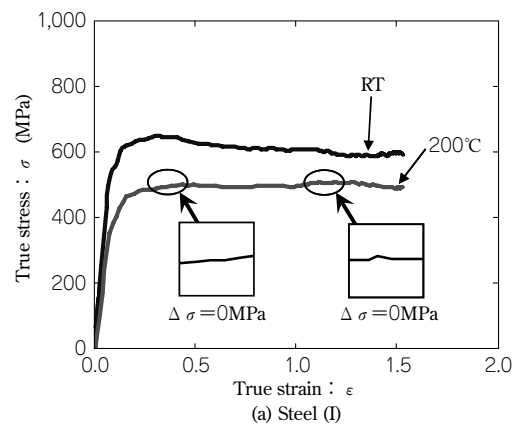


図3 Steel (I)および(II)のひずみ速度  $10^2\text{s}^{-1}$  における真応力—真ひずみ曲線

Fig. 3 True stress-strain curves of Steel (I) and Steel (II) at a strain rate of  $10^2\text{s}^{-1}$

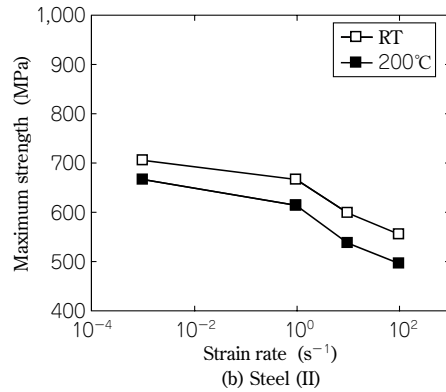
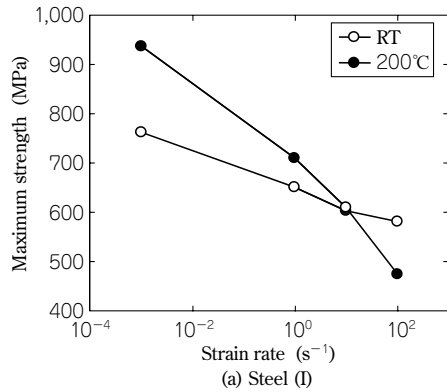


図4 Steel (I) および(II)の最大変形抵抗のひずみ速度依存性

Fig. 4 Strain rate dependency of the increase in maximum strength of Steel (I) and Steel (II)

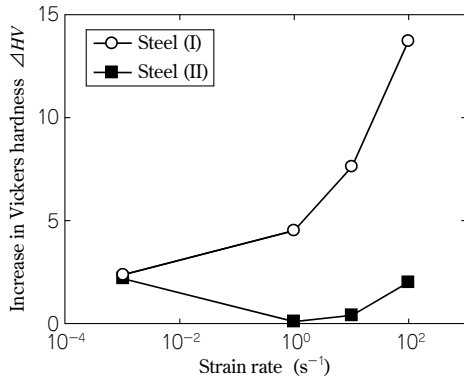


図5 Steel (I) および(II)のピッカース硬さ増分のひずみ速度依存性  
Fig. 5 Strain rate dependency of the increase in Vickers hardness of Steel (I) and Steel (II)

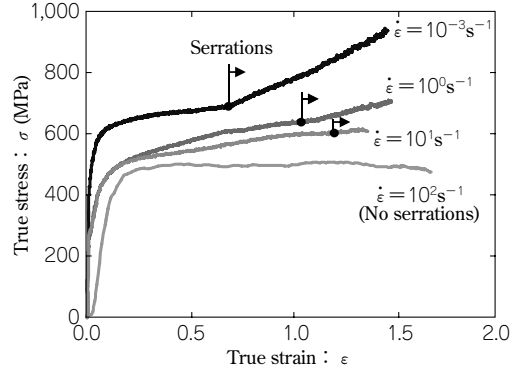


図6 Steel (I)の室温での真応力-真ひずみ曲線のひずみ速度による変化

Fig. 6 True stress-strain curves for Steel (I) at various strain rate and temperature of RT

形抵抗値もひずみ速度の増加に伴って低下する傾向を示し、室温と200℃とで同様の低下傾向を示した。

圧縮試験後のSteel (I) およびSteel (II)におけるピッカース硬さの増分とひずみ速度の関係を図5に示す。ここで、ピッカース硬さの増分とは、圧縮率80% ( $\epsilon = 2.23$ )まで圧縮加工し、100℃×20分の時効熱処理を施した後の硬さと、圧縮率80%まで圧縮加工した直後の硬さの差のことである。Steel (I)は、圧縮加工時のひずみ速度の増加に伴って硬さ増分が大きくなる。一方、Steel (II)の硬さは、ひずみ速度が増加してもほとんど変化しないことが分かる。

ここで、ひずみ速度の増加に伴って変形抵抗が低下する要因として、動的ひずみ時効の抑制のほか、加工発熱に伴う変形抵抗の低下も考えられる。Steel (I)の $10^2 \text{s}^{-1}$ における圧縮試験直後の実測温度は、室温圧縮材で184℃、200℃圧縮材で345℃となった。一般的な炭素鋼の最大変形抵抗の温度依存性<sup>7)</sup>によると、動的ひずみ時効の影響を除外した場合、温度が300℃まで上がっても変形抵抗の低下量は100MPa程度である。温度のみによる変形抵抗の低下は、図4(b)に示したとおりであり、Steel (I)のような変形抵抗の逆転現象は生じないはずである。また、ひずみ速度の増加に伴い、セレーシヨンの発生が抑制されたことに関して、例えば、セレーシヨンを伴うAl-Mg合金の場合、ひずみ速度の増加に伴って流動応力が減少し、ひずみ速度が $10^1 \text{s}^{-1}$ の時、引張強度が最小になることが報告されている<sup>8)</sup>。また、セレーシヨンが現れる場合に負のひずみ速度依存性が生じる報告も

ある<sup>9)</sup>。セレーシヨンの発生は、転位の溶質雰囲気による固着と荷重応力による固着からの開放によって生じると考えられている。図6に、Steel (I)の応力-ひずみ曲線のひずみ速度による変化、および動的ひずみ時効の開始点を示す。本実験において、変形抵抗が急激に増加するとともにセレーシヨンが発生し始める点を動的ひずみ時効の開始点とすると、この開始点はひずみ速度の増加に伴って高ひずみ側にシフトしていることが分かる。ひずみ速度の増加に伴って動的ひずみ時効が発生しにくくなる中、ひずみ速度 $10^2 \text{s}^{-1}$ でセレーシヨンが消失して動的ひずみ時効が完全に抑制されることを示している。動的ひずみ時効の発生条件は、温度とひずみ速度、すなわち、固溶Nの拡散速度と転位の移動速度によって決定される<sup>10)</sup>。ひずみ速度 $10^2 \text{s}^{-1}$ でセレーシヨンが抑制されたのは、ひずみ速度の増加によって固溶Nの拡散速度よりも転位の移動速度が相対的に速くなったことに起因している。すなわち、ひずみ速度の増加によって動的ひずみ時効が抑制され、その分だけ変形抵抗が低下したと考えられる。図5に示したように、加工後の時効熱処理(静的ひずみ時効)によって硬さが増加したことから、固溶Nは、圧縮加工中に転位と固着せずに残存していたものが存在すると考えられる。したがって、Steel (I)のひずみ速度に伴う変形抵抗の低下は、動的ひずみ時効の抑制が最も影響を及ぼしているといえる。

## 2.2 圧縮加工時のひずみ速度によるミクロ組織変化

前節で、ひずみ速度の増加に伴って圧縮加工後の硬さの増分が大きくなっていることに関して、動的ひずみ時

効に寄与しなかった固溶Nが、圧縮加工後の静的ひずみ時効によって硬さが増加したことを述べた。ただし、静的ひずみ時効が発生しないSteel (II) でもひずみ速度の増加に伴って硬さの増分が増加していることから、硬さのひずみ速度依存性には、高速での圧縮加工に起因した組織変化も影響していることが考えられる。例えば、IF鋼の転位組織に及ぼすひずみ速度の影響として、高速変形によって加工転位セルの形成が遅れる。このため、転位が不均一に分布する傾向があり、全体的に転位密度が低くなることが報告されている<sup>11)</sup>。

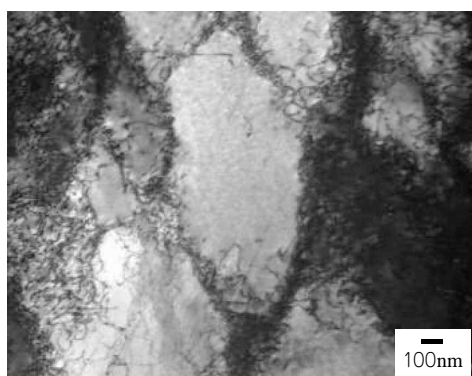
図7に、Steel (I) を20%圧縮 ( $\epsilon=0.27$ ) した時のフェライト部分をTEM観察した結果を示す。図7のように、大きなひずみを付与した圧縮加工の場合、ひずみ速度が  $10^{-3}\text{s}^{-1}$  では数百nmの転位セルが形成されていた。また、セル内は整理され、転位があまり存在しない。一方、ひずみ速度  $10^2\text{s}^{-1}$  の場合は、転位セルサイズが細くなり、また、セル内にも多数の転位が存在していることが確認された。転位セルと加工後の硬さの変化を関連付けると、ひずみ速度が遅い場合は、時効熱処理で硬さが変わらず、ひずみ速度の増加に伴って硬さが増加することから、セル内の転位が固溶Nによって固着された可能性があると考えられる。すなわち、ひずみ速度が低い場合、動的ひずみ時効によって転位が固着されるため静的ひずみ時効が発生しない。一方、動的ひずみ時効が発生しにくい高速変形下では、変形後も転位が移動できたため、静的ひずみ時効によって硬さがさらに増加したと

考えられる。

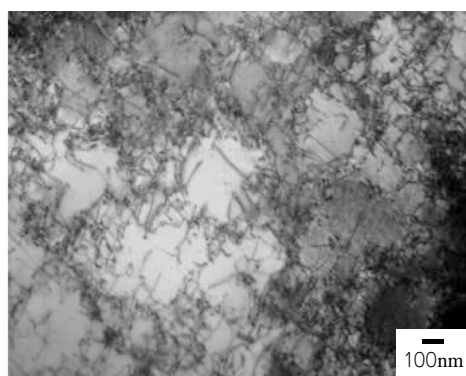
Steel (I) を20%圧縮 ( $\epsilon=0.27$ ) した時のパーライト部分のTEM観察結果を図8に示す。なお、変形量の指標として、TEM写真からパーライト中のフェライト間の方位差とパーライトのラメラ間隔を求め、樽井らによるラメラ間隔、転位密度および方位差の関係図からそれぞれのひずみ速度における転位密度を算出、比較した<sup>12)</sup>。その結果、圧縮試験後のフェライト部分の転位密度は、ひずみ速度  $10^{-3}\text{s}^{-1}$  で  $1.2 \times 10^{13}\text{m}^{-2}$ 、 $10^2\text{s}^{-1}$  で  $2.8 \times 10^{13}\text{m}^{-2}$  となった。すなわち、同じ圧縮率まで塑性変形を付与した時には、ひずみ速度が高いほど、パーライトに塑性変形が容易に導入されることが分かる。

図9に、Steel (I) を20%圧縮 ( $\epsilon=0.27$ ) した後のフェライトおよびパーライト単一組織のそれぞれの硬さ試験結果を示す。ひずみ速度  $10^{-3}\text{s}^{-1}$  と  $10^2\text{s}^{-1}$  の硬さ試験結果を比較すると、フェライトの硬さは  $10^{-3}\text{s}^{-1}$  が高く、パーライトの硬さは  $10^2\text{s}^{-1}$  が高くなった。ひずみ速度が低く、かつ、低ひずみ領域において、塑性変形は軟質なフェライト部分に優先的に導入されるため、フェライト部分が加工硬化しやすく硬さが増加しやすい。一方、高速変形下では、パーライトの硬さが増加していた。このことは、高速変形下では、組織の硬さに無関係に塑性変形が導入されることを表している。

図10は、Steel (I) を80%圧縮 ( $\epsilon=2.23$ ) した後のSEM画像である。ひずみ速度  $10^{-3}\text{s}^{-1}$  では、フェライトとパーライトの界面で変形帯が観察されるものの、パーライ

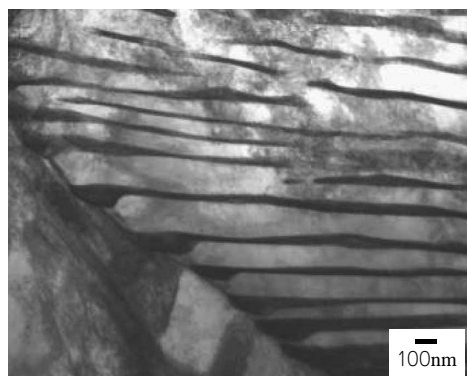


(a)  $10^{-3}\text{s}^{-1}$

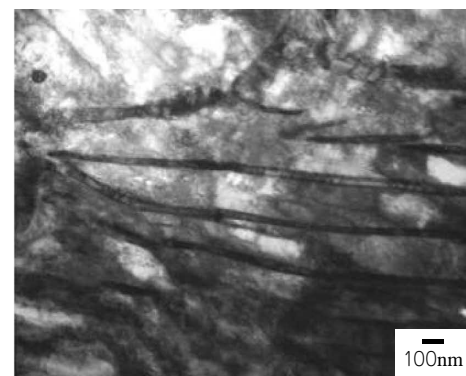


(b)  $10^2\text{s}^{-1}$

図7 Steel (I)における20% ( $\epsilon=0.27$ ) 圧縮後のフェライトのTEM写真  
Fig. 7 TEM image of ferrite in Steel (I) after compressed 20% ( $\epsilon=0.27$ )



(a)  $10^{-3}\text{s}^{-1}$



(b)  $10^2\text{s}^{-1}$

図8 Steel (I)における20% ( $\epsilon=0.27$ ) 圧縮後のパーライトのTEM写真  
Fig. 8 TEM image of pearlite in Steel (I) after compressed 20% ( $\epsilon=0.27$ )

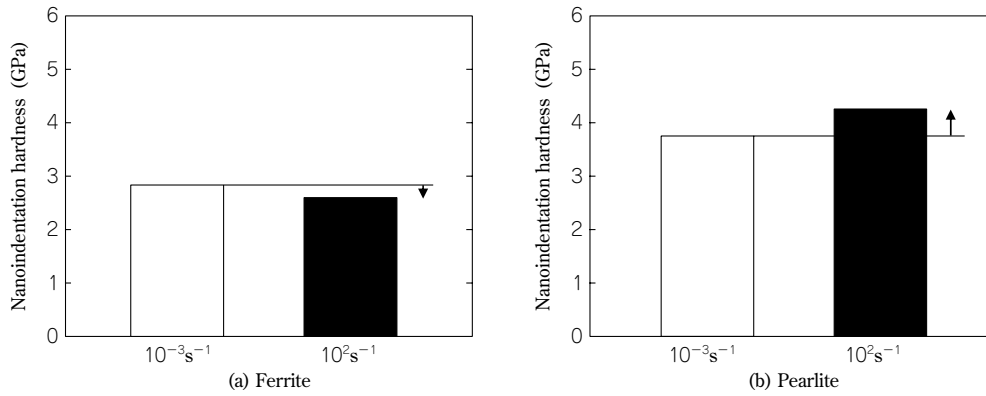


図9 Steel (I)における20% ( $\epsilon=0.27$ )圧縮後のフェライトおよびパーライトのナノインデンテーション硬さ  
 Fig. 9 Nanoindentation hardness of single-phase of ferrite and pearlite in Steel (I) after compressed 20% ( $\epsilon=0.27$ )

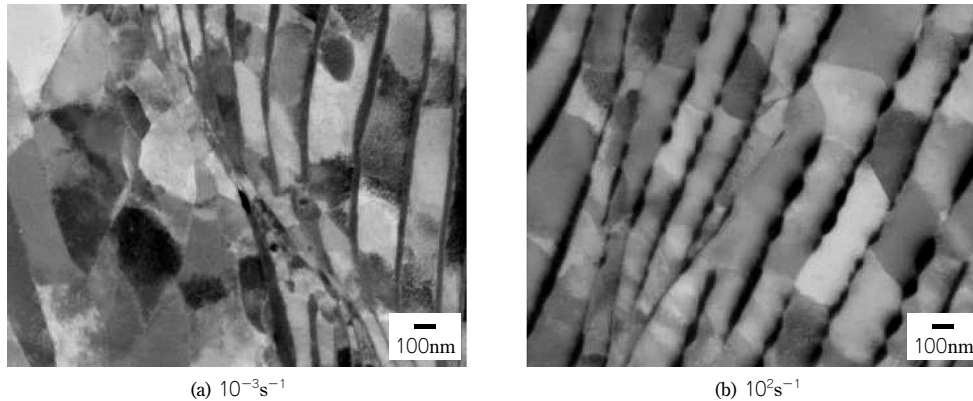


図10 Steel (I)における80% ( $\epsilon=2.23$ )圧縮後のフェライトおよびパーライトのSEM写真  
 Fig.10 SEM image of ferrite and pearlite in Steel (I) after compressed 80% ( $\epsilon=2.23$ )

ト内部では、転位セルが形成されているほかは特徴的な組織は見られない。一方、ひずみ速度  $10^2 s^{-1}$  では、部分的にセメントイトが溶解するとともに、その近傍のフェライトの転位セルが微細化する様子が確認された。すなわち、高速変形下では硬さの高いパーライト部分にも変形初期から塑性ひずみが導入されやすく、セメントイトの分解に伴う固溶Cの増加や転位セルの微細化も圧縮加工後の硬さの増加に寄与したものと考えられる。

むすび=固溶N量の異なる2種類の冷間鍛造用鋼線材を用い、幅広いひずみ速度範囲で圧縮加工を行った。変形抵抗に及ぼすひずみ速度の影響と、圧縮加工後の組織変化を詳細に調査し、以下の結論を得た。

- 1) 圧縮加工時のひずみ速度を増加させることによって動的ひずみ時効を抑制し、変形抵抗を低減させることができる。
- 2) 鋼中の固溶Nは、高速変形後も転位を固着しない状態で存在する。加工後に時効熱処理を施すことによって固溶Nは転位に固着し、硬さを増加させる。
- 3) 低速変形と高速変形とでは、フェライトとパーライ

トに導入されるひずみの配分が変化する。高速変形下ではパーライトにより多くの塑性ひずみが導入され、セメントイトの分解、その近傍の転位セルの微細化を生じさせる。このことは、時効熱処理後の硬さの増加にも寄与していると考えられる。

#### 参考文献

- 1) (社)日本塑性加工学会編：鍛造―目指すはネットシェイプー、(1995), p.2, (株)コロナ社。
- 2) 百崎 寛ほか：R&D 神戸製鋼技報, Vol.50, No.1 (2000), pp.45-48.
- 3) W. R. Carado et al. : ISIJ Int., Vol.48, No.11 (2008), pp.1592-1595.
- 4) L. Chen et al. : ISIJ Int., Vol.47, No.12 (2007), pp.1804-1812.
- 5) K. Osakada et al. : Annals of the CIRP, Vol.30, No.1 (1981), pp.135-138.
- 6) 小野寺龍太：塑性と加工, Vol.39, No.444 (1998), pp.7-12.
- 7) 橋爪 伸ほか：塑性と加工, Vol.4, No.34 (1963), pp.733-738.
- 8) 新倉正和ほか：軽金属, Vol.47, No.9 (1997), pp.469-474.
- 9) A. Korbel et al. : Acta Metall., Vol.29, No.1 (1981), pp.89-93.
- 10) E. Pink : Scr. Metall. Mater., Vol.30, No.6 (1994), pp.767-768.
- 11) 津山青史ほか：鉄と鋼, Vol.80, No.5 (1994), pp.401-405.
- 12) 樽井敏三：西山記念技術講座, No.188/189 (2006), pp.141-166, (社)日本鉄鋼協会。