

# 高炭素冷延鋼板の延性におよぼすミクロ組織の影響

藤田 毅\*・仮屋 房亮\*・中村 展之\*・細谷 佳弘\*

Effect of Microstructure on Elongation in Cold-rolled High Carbon Steel Sheets

Takeshi FUJITA, Nobusuke KARIYA, Nobuyuki NAKAMURA and Yoshihiro HOSOYA

**Synopsis :** The effect of void initiation due to microstructural factors, including the size and distribution of spheroidized cementite and ferrite grain size, on elongation in JIS S35C and JIS S65C high carbon cold-rolled steel sheets were investigated.

Among mechanical properties after 2nd annealing, yield strength (YS) and tensile strength (TS) both increased as cold-rolling reduction increased, and total elongation (T.E.L.) also increased simultaneously. This resulted in large improvement in the TS-T.E.L. Balance. As microstructural changes in this case, with the increase in cold-rolling reduction, the ferrite grain diameter decreased and cementite on the ferrite grain boundary increase.

According to the results of a detailed study of S35C, when the microstructure was composed of fine ferrite and cementite on the ferrite grain boundary, elongation was high. In the tensile deformation process, destruction of the grain boundary cementite was frequently observed. Voids were initiated from these points of origin, and fracture then occurred rapidly. On the other hand, when the microstructure was composed of coarse ferrite grains and fine cementite existed within the ferrite grain, elongation was low. In particular, uniform elongation was markedly decreased. In this deformation process, voids were initiated from cementite on deformation bands, then joined to form cracks, resulting in fracture.

**Key words:** S35C; S65C; high carbon steel; elongation; ferrite grain diameter; cementite diameter.

## 1. 緒言

高炭素冷延鋼板は、これまで機械構造用の材料として自動車部品や工具等で幅広く使用されている。これらの部品の多くは、種々の複雑な形状に加工されるため、優れた加工性が重要となる。とくに、近年では部品製造コスト低減の要求が強く、加工工程の省略や加工方法の変更がなされつつあり、材料の加工性に対する要求は益々厳しくなっている。例えば、CVTユニットの構成部品であるピストンは、強度・剛性と摺動・耐摩耗性、接触強度が要求される。この部品に難成形性の高炭素鋼板を用いて局部増肉成形と工程の大幅な短縮を可能にした複動成形技術が開発<sup>1)</sup>され、一部の部品に実用化されている。高炭素鋼板をこれらの部品に適用するためには、高い延性を示し、優れたプレス成形性を有することが求められている。

これまで、高炭素鋼板の延性に関し、いくつかの報告がなされている。井上ら<sup>2-5)</sup>は、フェライト・パーライト鋼や第2相炭化物の球状化程度を変化させた鋼について延性破壊過程のボイド発生と成長に関する検討を行っている。福井ら<sup>6)</sup>は、第2相を黒鉛化させて延性の向上を図っている。このように多くは第2相の炭化物形態に関する検討であり、母相のフェライト粒との複合的な研究は少ない。

本研究では、S35CおよびS65Cを用い、球状セメンタイ

トの粒径および分散状態を変化させるとともに、フェライト粒径も変化させ、延性との関係を明らかにすることを目的として検討を実施した。また、延性を支配するボイド発生と成長の観点から考察を行った。

## 2. 実験方法

### 2.1 供試鋼

供試鋼は、JIS S35CおよびJIS S65Cの実機熱延板を用いた。板厚はそれぞれ5.0 mm, 2.3 mmである。化学組成をTable 1に示す。熱間圧延条件は、スラブ加熱温度1513K、仕上げ温度(FT)および巻取り温度(CT)は、S35CにおいてFT=1133K, CT=883K, S65CにおいてFT=1103K, CT=853Kである。この熱延板をFig. 1に示すようにAc1変態点以下の913K, 953K, 993Kにて72 ksおよび144 ksの一次焼鈍を行い、球状セメンタイトの粒径を変化させた。このときの昇温速度は、 $1.7 \times 10^{-2} \text{ K} \cdot \text{s}^{-1}$ とし、冷却は炉冷(FC)とし

Table 1. Chemical composition of steels used. (mass%)

|          | C    | Si   | Mn   | P     | S     | Sol.Al | N      |
|----------|------|------|------|-------|-------|--------|--------|
| JIS S35C | 0.34 | 0.19 | 0.74 | 0.015 | 0.002 | 0.02   | 0.0036 |
| JIS S65C | 0.62 | 0.20 | 0.78 | 0.015 | 0.005 | 0.01   | 0.0041 |

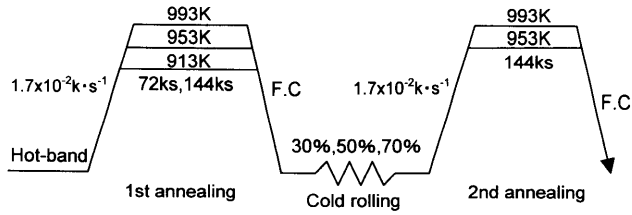


Fig. 1. Experimental procedure.

た。つぎに、一次焼鈍板を両面研削した後、種々の冷間圧延率(C.R)で冷間圧延を行った。S35Cは、板厚1.5mmまでC.R=70% (5.0mm→1.5mm), C.R=50% (3.0mm→1.5mm), C.R=30% (2.1mm→1.5mm)とした。S65Cは、板厚0.7mmまでC.R=70% (2.3mm→0.7mm), C.R=50% (1.4mm→0.7mm), C.R=30% (1.0mm→0.7mm)とした。この冷延板を953Kおよび993Kにて144ksの二次焼鈍を行った。

## 2.2 調査方法

これらの二次焼鈍後の鋼板について走査電子顕微鏡によるマイクロ組織観察を行った。

二次焼鈍後の機械的性質は、圧延方向に対し、0°, 45°, 90°方向のJIS5号引張試験片を採取し、常温で歪速度 $3.3 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ にて測定した。 $r$ 値の3方向平均値は、 $(r_0 + 2 \cdot r_{45} + r_{90})/4$ で求めた。引張試験後の破面観察および試験片の縦断面において走査電子顕微鏡によるマイクロ組織観察を行い、このときの観察位置のひずみは、試験片の板厚から $\varepsilon = \ln(T_1/T_0)^2$ より求めた。ここで、 $T_0$ : 試験前の板厚、 $T_1$ : 試験後の板厚である。二次焼鈍板のフェライト粒径およびセメンタイト粒径は画像解析処理で求めた。また、変形過程における転位の挙動については透過型電子顕微鏡により調査した。撮影に際し、局所的な試料傾斜や変形に起因する回折コントラストを軽減させるため、明視野法に対し入射角をロッキング(ロッキング角16mrad)したモードとした。また、マトリクスの結晶方位は、[111]bcc晶帯軸近傍とし、(110)励起条件とした。

## 3. 実験結果および考察

### 3.1 機械的特性におよぼす冷間圧延率の影響

S35CおよびS65Cの二次焼鈍後の機械的特性におよぼす冷間圧延率の影響をFig. 2に示す。いずれの鋼板も冷間圧延率の増大にともない降伏強度(YS), 引張強度(TS)ともに上昇し、S35Cにおいて顕著であった。また、同時に全伸び(T.EI.)も上昇した。これより、TS-T.EI. バランスの関係をFig. 3に示す。図中に冷間圧延率を併記したが、いずれの鋼板も冷間圧延率の増大にともないTS-T.EI. バランスが大幅に向上した。このような特性の変化に対し影響をおよぼすマイクロ組織因子としては、フェライトとセメンタイトの粒径・形態およびセメンタイトの分散状態が考えられ、まず、粒径測定を行い整理した。Fig. 4に、二次焼鈍

S35C: 953K, 144ks → Cold-rolled → 953K, 144ks  
S65C: 993K, 144ks → Cold-rolled → 953K, 144ks

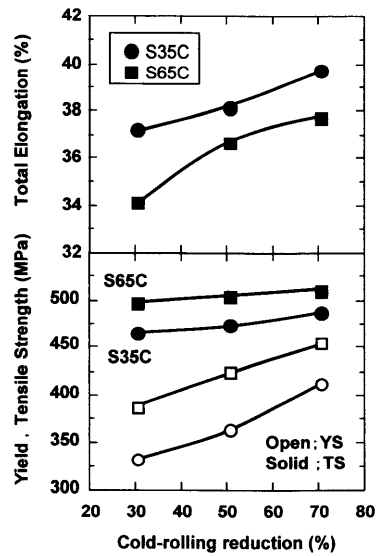


Fig. 2. Effect of cold-rolling reduction on tensile properties of 2nd annealed steels.

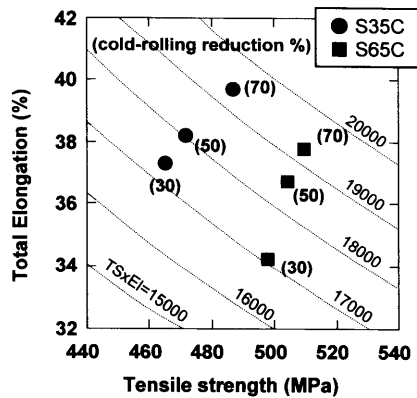


Fig. 3. The relationship of tensile strength to total elongation in the high carbon cold-rolled steels.

S35C: 953K, 144ks → Cold-rolled → 953K, 144ks  
S65C: 993K, 144ks → Cold-rolled → 953K, 144ks

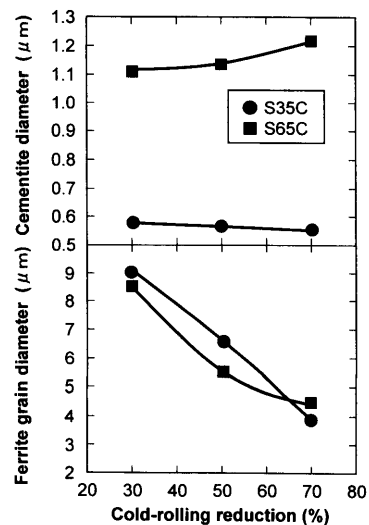


Fig. 4. Effect of cold-rolling reduction on ferrite grain diameter and cementite diameter in 2nd annealed steels.

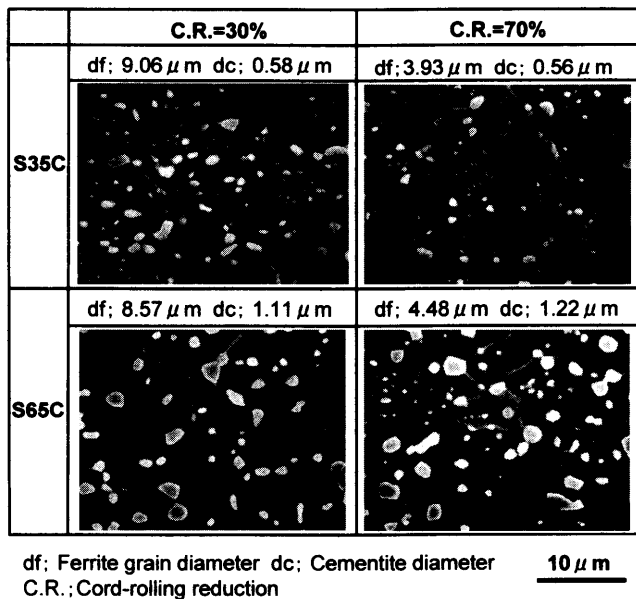


Fig. 5. Microstructure of steels after 2nd annealing.

後のフェライト粒径は、いずれの鋼板も冷間圧延率の増大にともない減少した。一方、セメンタイト粒径の変化は小さく、S35Cでは冷間圧延率の増大とともにわずかに減少するが、S65Cではやや増大する。

つぎに、冷間圧延率30%および70%の二次焼鈍後のミクロ組織をFig. 5に示す。いずれもフェライトは均一な整粒組織を呈しており、セメンタイトの球状化率はほぼ100%である。また、冷間圧延率が低い場合、粒内にセメンタイトが多く分散している。

延性低下のミクロ組織要因として、混粒フェライト<sup>8)</sup>あるいは未球状化セメンタイトを含む残留パーライト<sup>3)</sup>が考えられるが、いずれも認められなかった。これより、延性に対しては、フェライト粒径およびセメンタイト粒径・分散状態が影響するものと考えられた。

### 3・2 延性におよぼすフェライト粒径の影響

S35CおよびS65Cの二次焼鈍後の伸びとフェライト粒径の関係をFig. 6に示す。いずれもフェライト粒径と強い相関が認められフェライト粒径の減少にともない全伸び(T.El.)および一様伸び(U.El.)ともに上昇した。

一般的にフェライトの細粒化は局部伸び(L.El.)を増大させるが、このような高炭素鋼板においては、むしろ一様伸びが増大した。これは、第2相セメンタイトの分散状態がフェライト粒径の細粒化にともない粒内から粒界上へと変化することで、引張変形時のひずみが均一に伝播する作用をもたらし、均一変形を促進したものと考えられた。

### 3・3 S35C冷延鋼板の延性支配因子

#### 3・3・1 加工硬化挙動

S35CおよびS65Cのいずれも製造条件によって延性に大きな違いが認められた。この延性の違いに対して、どのような因子が作用しているのか明らかにするために、S35C

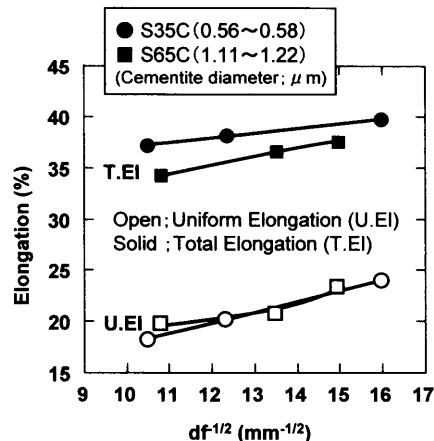


Fig. 6. Effect of ferrite grain diameter on elongation of 2nd annealed steels.

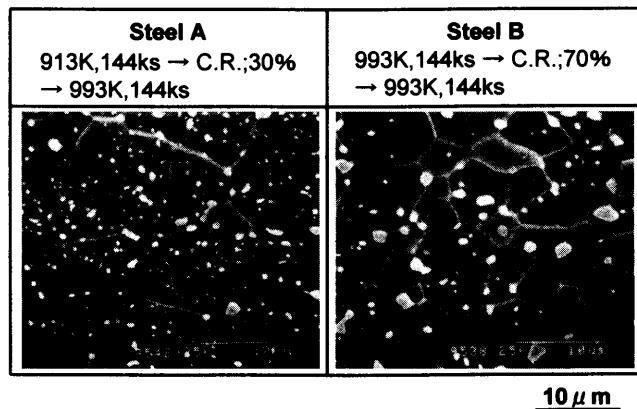


Fig. 7. Microstructure of S35C steels after 2nd annealing.

Table 2. Microstructural parameter, mean *r*-value, and elongation of S35C steels after 2nd annealed steels.

|                             | Steel A | Steel B |
|-----------------------------|---------|---------|
| df ( $\mu\text{m}$ )        | 11.4    | 6.54    |
| dc ( $\mu\text{m}$ )        | 0.54    | 0.77    |
| $\lambda$ ( $\mu\text{m}$ ) | 1.66    | 2.88    |
| TS (MPa)                    | 456     | 469     |
| T.El (%)                    | 34.6    | 41.8    |
| U.El (%)                    | 15.6    | 20.4    |
| L.El (%)                    | 19.0    | 21.4    |
| Mean <i>r</i> -value        | 1.17    | 1.02    |

について詳細な検討を行った。二次焼鈍後のミクロ組織をFig. 7に、フェライト粒径とセメンタイト粒径、粒子間距離 $\lambda$ および機械的特性をTable 2に示す。一次焼鈍温度および冷間圧延率が低いSteel Aは、フェライト平均粒径が11.4 $\mu\text{m}$ と大きく、セメンタイトがフェライト粒内に均一微細に分散している。一方、一次焼鈍温度および冷間圧延率が高いSteel Bは、フェライト平均粒径が6.54 $\mu\text{m}$ とSteel Aの1/2程度と微細であるが、セメンタイトはフェライト

粒界上に凝集粗大化している。なお、フェライトはいずれも整粒で、セメンタイトの球状化率はほぼ100%である。

Steel Bの伸びは、Steel Aより全伸び7%、一様伸び5%高い。この伸び特性の違いは、マイクロ組織の影響が大きいと考えられるが、一次焼鈍温度および冷間圧延率も異なることから集合組織の影響も考慮する必要がある。そこで、平均 $r$ 値の測定を行った。Table 2より、伸びとの相関が強い平均 $r$ 値<sup>9)</sup>は、Steel Bの方が低いことから集合組織のマイナス面を考慮してもマイクロ組織のプラス因子が大きく働いているものと考えられた。なお、冷間圧延率の高いSteel Bの平均 $r$ 値が低くなったが、これは $\{111\}$ 再結晶粒の形成に対し、粗大なセメンタイトがマイナスの影響をおよぼしているためである<sup>8)</sup>。

第2相粒子の分散状態により延性に影響をおよぼすことが知られており<sup>2-5,10)</sup>、粒内に微細なセメンタイトが存在する場合、一様伸びが劣化する<sup>10)</sup>。同様に粒内に微細なセメンタイトを有するSteel Aでは、一様伸びが低い。そこで、一様伸びと相関の強い $n$ 値<sup>11)</sup>について引張ひずみに対する変化をFig. 8に示す。Steel Aは、いずれのひずみ域においてもSteel Bより $n$ 値が低く、ピークを示すひずみ量も小さい。

### 3.3.2 引張り変形時のマイクロ組織変化

第2相球状炭化物を含む鋼の延性破壊過程は、まずマトリクスのフェライトに塑性変形が生じ、球状炭化物への応力が高くなり、ついにはその破壊応力に達して、ボイドが生成し、その後、ボイドの成長および連結の過程で起こる<sup>2,5)</sup>。

引張ひずみ8%、18%を与えたときの下部組織変化をFig. 9に示す。引張ひずみ8%では、いずれの鋼板もセメンタイト周りに転位が多く認められ、転位同士あるいはセメンタイトと転位のからいみ合いがみられる。引張ひずみ18%では、Steel Aにおいてセメンタイトをつなぐように転位が増殖しているのに対し、Steel Bでは、マトリクスに転位セルが認められた。

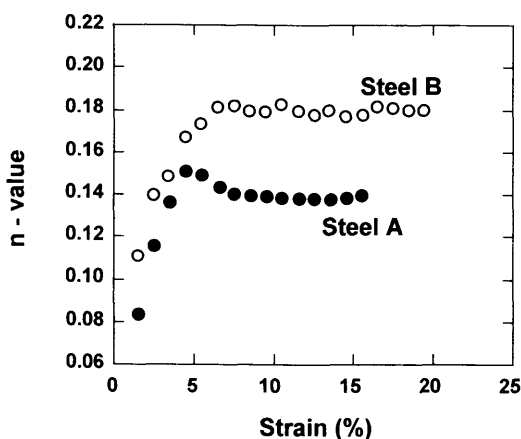


Fig. 8. Comparisons of work-hardening coefficient of steel A and B.

Fig.10に、引張破断面近傍のフェライトの変形状態とセメンタイトを起点としたボイドの生成状況をSEMにより観察した結果を示す。

板厚減少より計算したひずみ $\varepsilon=0.36$ において、Steel Aでは、筋状変形帯<sup>12)</sup>が顕著となりセメンタイトがフェライト粒内の筋状変形帯上に点列(矢印)しているのも認められる。また、他視野ではボイド生成の初期も多く観察された。Steel Bでは、フェライト粒がさらに引張方向に伸長し、ボイドは、フェライト粒界上のセメンタイトが隣接している部分(矢印)に認められた。このときの引張破断面近傍

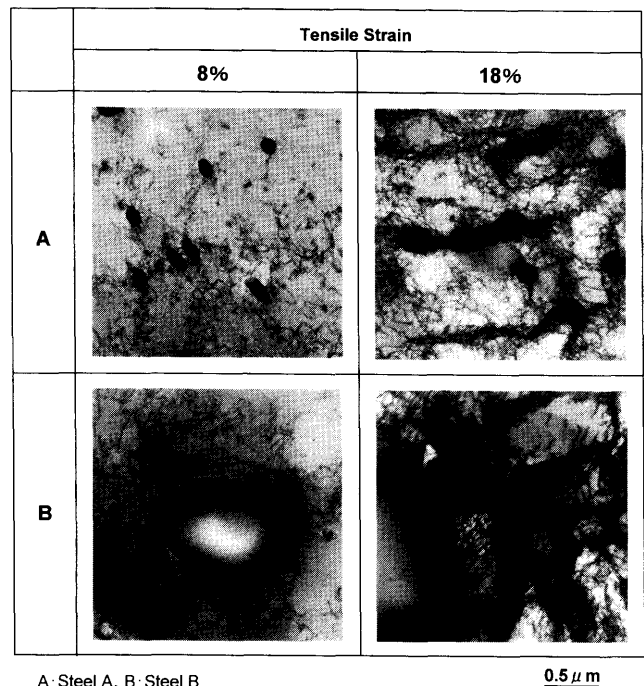


Fig. 9. Transmission electron micrographs showing microstructural change during deformation due to morphological difference in ferrite and cementite.

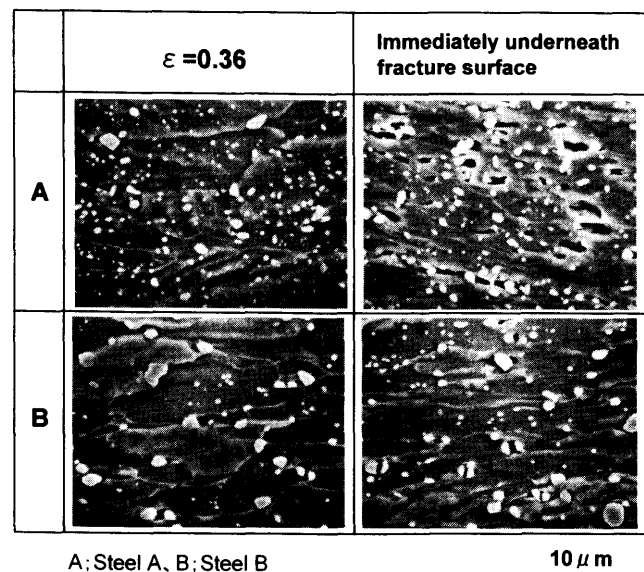


Fig. 10. Microstructural change during deformation due to morphological difference in ferrite and cementite.

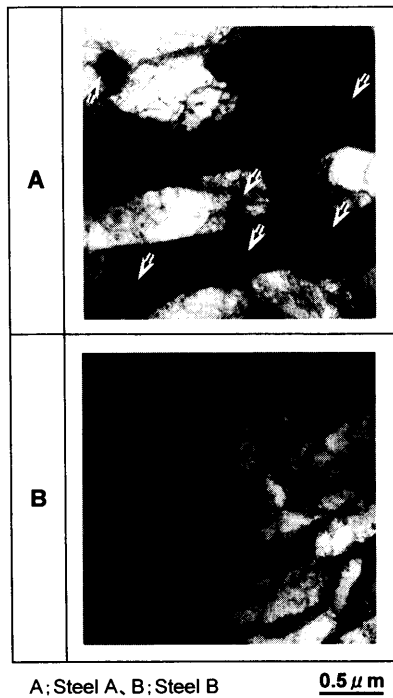


Fig. 11. Transmission electron micrographs of steel A and B as  $\epsilon=0.36$ .

( $\epsilon=0.36$ )の下部組織をFig.11に示す。Steel Aは、セメンタイト(矢印)を核とするように転位セルを形成し、帯状を呈している。これは、Fig.10で示した筋状変形帯に対応したものと考えられた。一方、Steel Bは転位セル組織が発達し、Fig. 9で観察された転位セルよりも微細化している。

Fig.10に示す破断面直下におけるボイドの状態は、鋼板により大きく異なっている。Steel Aはボイドが多く認められ、引張方向(写真左右方向)に対しやや角度を持って伸びており、筋状変形帯上のセメンタイトを起点として生成したものと考えられる。また、ボイドが連結しクラック状を呈しており、フェライトが局所的に大きなひずみを受けてinternal neckingを起こしたものと考えられる。ボイドの伸びは、ボイド発生後のひずみを反映するものであり、ボイド発生から破断まで大きな伸びを示したものと考えられる。なお、セメンタイトの割れは観察されなかった。Steel Bのボイドは、フェライト粒界上のセメンタイト部で生成が多く、セメンタイトがせん断あるいはセメンタイトとフェライトの界面ではなく離が生じて生成したものである。また、ボイドの伸びは小さいことから、ボイドが引張過程の最後期に生じたものと推察される。

引張試験片の延性破壊過程のひずみ変化を定量的に知るために、試験片を縦断面に切断し、板厚測定を行った。破断面から距離 $X$ のひずみ $\epsilon_x$ を次式<sup>7)</sup>により求めた。

$$\epsilon_x = \ln(T_X/T_0) \dots \dots \dots (1)$$

ここで、 $T_0$ :試験前の板厚、 $T_X$ :破断後の破面からの距離 $X$ における試験片の板厚とした。Fig.12に、破断端からの

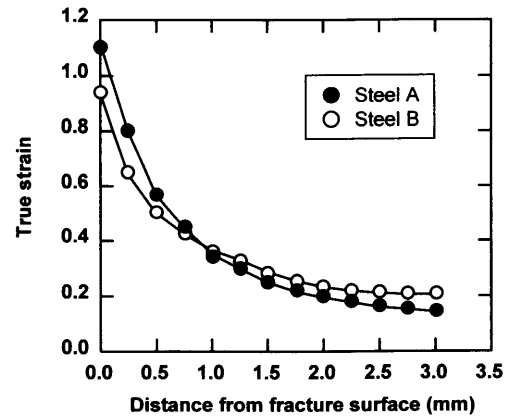


Fig. 12. True strain as a function of distance from fracture surface in steel A and B.

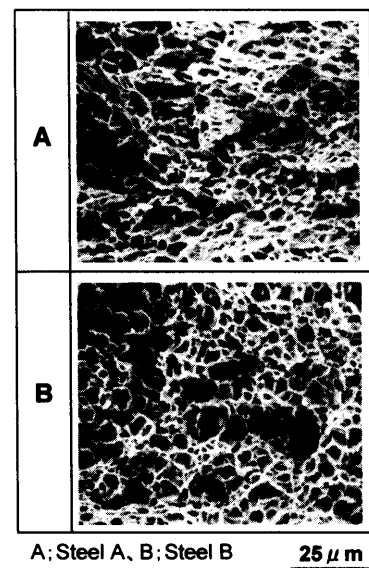


Fig. 13. Fractographs of tensile specimens of steel A and B.

ひずみ変化を示す。破断面でのひずみは、Steel Aの方が大きい。破断面から離れるにしたがい漸近し、1 mm以上で逆転した後は、Steel Bの方がひずみは大きくなる。これより、全伸びおよび一様伸びの高いSteel Bは、試験片全体が均一に変形し、ボイド発生後、急速に破断に至ったものと考えられる。破面のSEM観察結果をFig.13に示す。ボイド生成頻度に対応してSteel Aはディンプルサイズが小さく、伸長した様相を呈している。いずれの鋼板も、ディンプル底にはセメンタイトが多く認められ、ボイドの起点となり、これが連結して破断に達した。

### 3・3・3 一様伸びと局部伸びの支配因子

球状炭化物を含む鋼の場合、炭化物粒子径は破壊延性(T.EI.)に対する影響が小さく、むしろ、ボイド発生および成長に作用することが説明されてきた<sup>5)</sup>。本研究では、S35CおよびS65Cともに球状炭化物に関する検討であるが、いずれの鋼板もT.EI.は大幅に異なっている。そのため、セメンタイトの分散状態やそれを左右するフェライト粒を

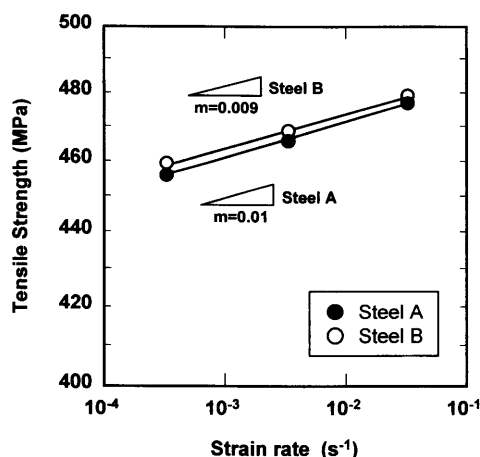


Fig. 14. Strain rate dependence of tensile strength in tensile test at 300K.

含めたミクロ組織の違いがT.EI.に影響しているものと考えられた。

ミクロ組織の大きく異なるS35Cにおいて、Steel BはSteel Aに比べて、一様伸びおよび局部伸びともに高く、とくに一様伸びの増加量が多い。それについては以下のようなことが考えられる。Steel Aのような微細セメンタイトが粒内に分布する場合、引張試験の初期ひずみでは転位がセメンタイトにトラップされて増殖する。その後、転位セル形成が十分に発達せず加工硬化は飽和し、析出強化型特有の初期加工硬化型となったため一様伸びが低下したのと考えられる。また、Fig.10に示すように筋状変形帯が明瞭となり、局所変形へと推移している。一方、Steel Bは低ひずみ域においてセメンタイト周りに転位が増殖するが、その後の引張ひずみの増大では、粒内にSteel Aに見られる微細なセメンタイトが少ないことから転位セルが容易に形成され、フェライト粒の微細化によるセルの微細化も加わって加工硬化能が向上<sup>13)</sup>し、高い一様伸びが得られたのと考えられる。

局部伸びについては、拡散くびれにおけるひずみの局所化の難易の評価指標として歪み速度感受性パラメータ ( $m$  値)<sup>14)</sup>の測定を行った。結果をFig.14に示す。Steel A (0.009)とSteel B (0.01)の $m$ 値は、ほぼ同等であった。フェライト粒の影響として細粒ほど $m$ 値が増大<sup>10)</sup>する。一方、セメンタイトについては、粒内に分布する場合 $m$ 値が増大するが、フェライト粒界上に占める場合は、フェライトとセメンタイト界面ではなく離によるマイクロクラックの発生などにより、 $m$ 値は低下<sup>10)</sup>する。これより、それぞれの鋼板においてフェライト粒径およびセメンタイト分布の効果が相殺され差異が小さくなったのと考えられる。Steel Bにおいて、一様伸びに比べて局部伸びの向上が小さかったのは、粒界上の粗大セメンタイトのせん断と同時にボイドが生成し、急速に破断に到ったためと考えられる。

セメンタイトのせん断については、以下のようなことが

考えられる。Steel Bのセメンタイト粒径は $0.77\mu\text{m}$ と大きく、高木ら<sup>15)</sup>の検討結果から、変形過程では転位がセメンタイトの間を張り出して運動するOrowanのLooping modelとなる。しかし、実際には粒界上のセメンタイトはせん断 (Fig.10, 破断面直下) されており、Cutting model相当の極めて大きな応力が作用している。多結晶金属が変形を受けると、変位と面力 (隣接する粒の応力-ひずみ関係) の連続性から変形の拘束により、粒界近傍では多くのすべり系が活動するため、高い応力が発生するとともに高ひずみ領域が形成される<sup>16-18)</sup>。また、結晶粒が微細であるため変形応力が増大し、より高い応力がセメンタイトに作用したものと考えられる。

Steel Bの延性向上は、微細フェライト粒による転位セルの微細化と粒内セメンタイトの減少により粒内でのボイド生成が抑制され、粒界上のセメンタイトが破断する応力まで均一に変形が進行したため、破壊延性(T.EI.)とくに、一様伸び(U.EI.)が向上したのと考えられる。

## 4. 結言

高炭素冷延鋼板の延性におよぼすミクロ組織の影響について、フェライト粒径とセメンタイト分散形態による引張り変形挙動の変化に関して検討した結果、以下の結論を得た。

(1) S35CおよびS65Cの二次焼鈍後の機械的特性は、冷間圧延率の増大にともない降伏強度(YS)、引張強度(TS)が上昇し、同時に全伸び(T.EI.)も上昇した。これによりTS-T.EI. バランスは大幅に向上した。

(2) この場合のミクロ組織変化は、冷間圧延率の増大にともないフェライト粒径は減少し、フェライト粒界上に占めるセメンタイトの割合が増加する。

(3) S35Cの詳細な検討の結果、伸びはフェライトが細粒で粒界上にセメンタイトが占める場合に高く、とくに、一様伸びが向上した。一方、フェライト粒径が粗大で、粒内に微細なセメンタイトが存在する場合に伸びが低く、一様伸びの低下が著しい。

(4) 破断面直下のボイドの状態は、伸びが低い粒内にセメンタイトが分散する場合、低ひずみ域から変形帯上のセメンタイトを起点としてボイドが生成し、連結してクラック状を呈する。一方、高い伸びを示したフェライトが微細で粒界上にセメンタイトを有する場合、高ひずみ域で粒界セメンタイトの破壊が多く認められ、これを起点にボイドが生成した。

## 文 献

- 1) S.Ishihara, K.Mine and T.Suzumura: *J. Jpn. Soc. Technol. Plast.*, **44** (2003), 409.
- 2) T.Inoue and S.Kinoshita: *J. Jpn. Soc. Technol. Plast.*, **14** (1975), 291.
- 3) T.Inoue, Y.Ochida and S.Kinoshita: *Tetsu-to-Hagané*, **61** (1975), 808.

- 4) T.Inoue and S.Kinoshita: *Tetsu-to-Hagané*, **62** (1976), 90.
- 5) T.Inoue and S.Kinoshita: *Tetsu-to-Hagané*, **62** (1976), 875.
- 6) K.Fukui and A.Okamoto: *Tetsu-to-Hagané*, **76** (1990), 1349.
- 7) Handbook of Ease or Difficulty in Press Forming, ed. by K.Yoshida, JDDRG, (1993), 460.
- 8) T.Fujita, N.Nakamura, T.Urabe, K.Okuda and Y.Hosoya: *J. Jpn. Inst. Met.*, **68** (2004), 568.
- 9) T.Matsuoka and C.Sudo: *Sumitomo Met.*, **21** (1969), 52.
- 10) Y.Hosoya, T.Takahashi, H.Kobayashi, T.Shimomura and K.Matsudō: *Tetsu-to-Hagané*, **70** (1984), 396.
- 11) J.H.Holloman: *Trans. TMS-AIME*, **62** (1945), 269.
- 12) N.Tsuji, K.Tsuzaki and T.Maki: Prediction and Control of Deformation Property, ISIJ, Tokyo, (1994), 114.
- 13) H.Masui and H.Takechi: *Tetsu-to-Hagané*, **60** (1974), 284.
- 14) A.K.Ghosh: *Metall. Trans.*, **5** (1974), 1607.
- 15) S.Takaki: *NMS-ISIJ*, **141-142** (1992), 3.
- 16) K.Tsuzaki: *Netsu Shori*, **38** (1998), 146.
- 17) Y.Hosoya: Recrystallization, Texture and Their Application to Structural Control, ISIJ, Tokyo, (1999), 54.
- 18) H.Inagaki: *J. Jpn. Inst. Met.*, **50** (1986), 250.