

# 引張強さ 1420 MPa 以上の PC 鋼棒の 一様伸びに及ぼす Si の影響

横田 智之\*・白神 哲夫\*・山下 英治\*<sup>2</sup>・溝口 茂\*<sup>2</sup>

Effect of Silicon on Uniform Elongation of 1420 MPa Grade Steel Bar for Prestressed Concrete

Tomoyuki YOKOTA, Tetsuo SHIRAGA, Eiji YAMASHITA and Shigeru MIZOGUCHI

**Synopsis :** Recent antiearthquake design is on the basis of ultimate state design which aims absorption of earthquake's energy by plastic deformation of buildings. From this point of view, it is required that deformability of buildings' pile should be improved much more. Inside pile, steel bar for prestressed concrete (PC-bar) is used for reinforcement. One of the main factors which affect deformability of the pile is uniform elongation of PC-bar. Therefore it is pointed out that the PC-bar with high uniform elongation is indispensable. It is known that high uniform elongation is attained by dual phase in the case of lower strength steels. But study which treats with high strength steels such as 1420 MPa grade PC-bar is quite few. In this paper, we focus on Si and study the effect of Si on ductility of high strength steels. Finally we found that uniform elongation was improved to 5% by 3.5% Si addition. Improvement on uniform elongation by Si addition is mainly attributed to appearance of ferrite and refinement of carbide.

**Key words :** high strength steel; PC-bar; uniform elongation; Silicon; tempered martensite; ferrite; strain hardening.

## 1. 緒言

近年の耐震設計では、巨大地震の入力エネルギーを構造物の塑性変形で吸収することをねらいとする終局限界状態設計がある。このような観点から、建物のくい体に対しても、その曲げ変形特性を向上させることが求められている。

建物のくい体中には、引張応力に弱いコンクリートに対して、予め圧縮応力を負荷してこれを強化することを目的とした PC 鋼棒(Steel Bar for Prestressed Concrete)が用いられている。PC 鋼棒はコンクリートに対する緊縮力をできるだけ大きくするために高強度を有することが前提であり、JIS G3137「細径異形 PC 鋼棒」では 1420 MPa 以上の強度レベルを有するものまで規格化されている。ここでくい体の曲げ変形特性を考える場合、その主な支配因子の一つがくい体中に用いられる PC 鋼棒の一様伸びであることから、高一様伸びを有する PC 鋼棒の必要性が指摘されている<sup>1)</sup>。しかしながら一様伸びに関しては規格化されておらず、引張強さが 1420 MPa 以上の現用 PC 鋼棒では、一様伸びは高々 3% 程度であるのが実状である。くい体の曲げ変形特性改善に関する西山らの報告<sup>1)</sup>の中で高一様伸び PC 鋼棒についての記載があるものの、詳細は明らかにされていない。

従来、鋼の高強度・高延性を達成した例としてフェラ

イトマトリックスに硬質のマルテンサイトを分散させたいわゆる Dual Phase 鋼<sup>2-4)</sup>が知られている。また残留オーステナイトの応力誘起変態を利用して高延性を生み出す TRIP 鋼<sup>5-7)</sup>もよく知られている。TRIP 鋼の組織はフェライト+ベイナイト+残留オーステナイトあるいはベイナイト+残留オーステナイトである。これらは主に加工用高張力鋼板として用いられ、実用強度レベルはほとんどの場合 600~1000 MPa 程度である。これ以上の強度レベルでは 1700 MPa 級のマルエージ鋼の一様伸びについて考察を加えた報告例はあるが<sup>8)</sup>、1420 MPa 級低合金鋼での検討はほとんどなされていない。一様伸びに及ぼす合金元素の影響では、上述の TRIP 鋼のようなベイナイト+残留オーステナイトを主体とする組織において、Si 添加の効果がよく知られている<sup>9)</sup>。しかしながらマルテンサイトを主体とする組織においては、その影響はあまり知られていない。

そこで本研究では、高周波による急速加熱・冷却プロセスを利用し、引張強さ 1420 MPa 以上の、マルテンサイトを主体とした PC 鋼棒の一様伸びに及ぼす Si 添加の影響を調べた。なお PC 鋼棒では、低リラクセーションを確保する観点から、各規格強度ごとに耐力の下限値が設定されている。今回は JIS G3137「細径異形 PC 鋼棒」の D 種規格である、引張強さ：1420 MPa 以上、0.2% 耐力：1275 MPa 以上を確保したうえでの検討を行った。

平成 10 年 7 月 6 日受付 平成 10 年 9 月 26 日受理 (Received on July 6, 1998; Accepted on Sep. 26, 1998)

\* NKK 総合材料技術研究所 (Materials & Processing Research Center, NKK Corp., 1-1 Minamiwatarida-cho Kawasaki-ku Kawasaki 210-0855)

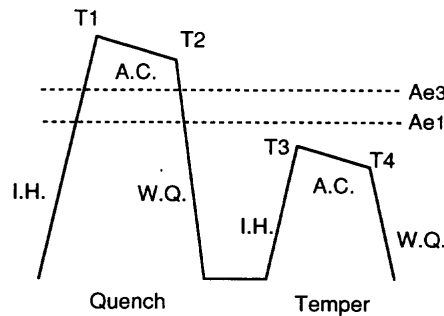
\* 2 高周波熱錬 (株) 製品事業部 (Specialty Steel & Wire Products Div., Netsuren Co. Ltd.)

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

	C	Si	Mn	P	S	Ti	B(ppm)	sol.Al	N(ppm)	Ae3(°C)
Steel A	0.31	0.20	0.72	0.006	0.006	0.02	18	0.035	47	800
Steel B	0.32	3.04	0.73	0.006	0.006	0.02	20	0.020	39	920
Steel C	0.30	3.56	0.64	0.006	0.005	0.02	18	0.025	35	970
Steel D	0.32	4.03	0.72	0.007	0.007	0.02	18	0.025	38	1030

Table 2. Conditions of heat treatment.

	Quench			Temper		
	Heating Rate (°C/sec)	T1 (°C)	Cooling Rate (°C/sec)	Heating Rate (°C/sec)	T3 (°C)	Cooling Rate (°C/sec)
Steel A	282	900.930.960.990	153	304	360	60
Steel B	331	1020.1050.1080.1110	182	450	520	99
Steel C	340	1050.1080.1110	188	468	540	104
Steel D	344	1065.1090.1125	190	486	560	108



2. 実験方法

2.1 PC鋼棒の製造方法

供試鋼の化学成分を Table 1 に示す。Steel A は現用の 1420 MPa 級 PC 鋼棒用鋼である。Steel B, C, D は、これに Si を 3.0% から 4.0% まで添加したものである。いずれも 150 kg 真空溶解炉にて溶製し、熱間圧延で直径 8 mm の線材にした。これを直径 7.1 mm に異形伸線し、オンラインの高周波加熱により断面全体に焼入れ焼戻しを行い、1420 MPa 以上の引張強さを有する PC 鋼棒とした。焼入れ前組織はいずれもフェライト・パーライトである。

供試鋼の高周波熱処理条件を Table 2 に示す。ここで T1 は焼入れ前の最高加熱温度、T3 は焼戻しの最高温度である。焼入れ・焼戻しともに、温度 T1, T3 に到達した後、約 7 秒間空冷した。空冷後、水冷が始まるときの温度がそれぞれ T2, T4 である。T1→T2 の温度降下はおよそ 100°C、T3→T4 の温度降下はおよそ 90°C である。Steel A, B, C, D の焼入れ時の加熱速度および冷却速度は、それぞれ T1 が 900°C、1050°C、1080°C、1090°C のときの値である。焼戻し温度は各供試鋼につき 1420 MPa 級の引張強さが得られるよう一定とした。Fig. 1 は熱力学計算ソフト Thermo-Calc により得られた (Fe-0.3%C-0.7%Mn)-Si の状態図である。Si の添加により Ae3 点は急激に上昇して γ ループを形成し、二相領域が広がることわかる。またこの図より Steel A, B, C, D の Ae3 点は、それぞれ 800°C、920°C、970°C、1030°C であることがわかる。図中黒丸で示したのは各供

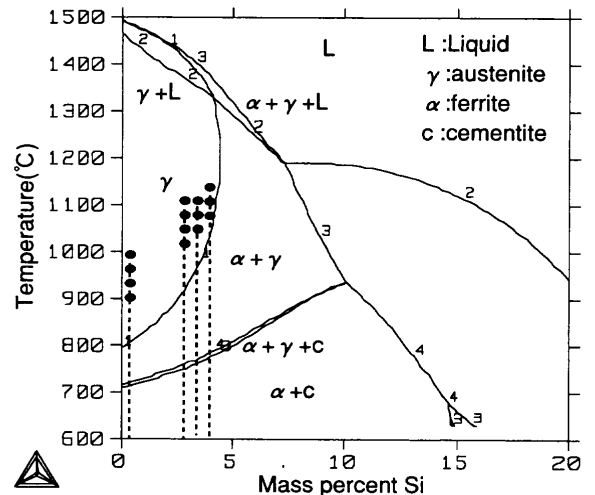


Fig. 1. Pseudo binary equilibrium diagram of (Fe-0.3C-0.7Mn)-Si obtained by Thermo-Calc.

試鋼の T1 であり、いずれも Ae3 点以上であることが確認できる。

2.2 PC鋼棒の引張試験と組織調査

得られた PC 鋼棒をそのまま引張試験に供した。一様伸びは、破断部から 5d (d は直径) 以上離れたところで<sup>10)</sup> 10d を標点距離として測定した。供試鋼のマイクロ組織は光学顕微鏡で観察した。炭化物の形態観察には走査型電子顕微鏡および透過型電子顕微鏡を用いた。また炭化物の結晶構造を確認するために、供試鋼のスケールを去除した後、定電流電解法によって抽出残渣を採取し、X 線回折による同定

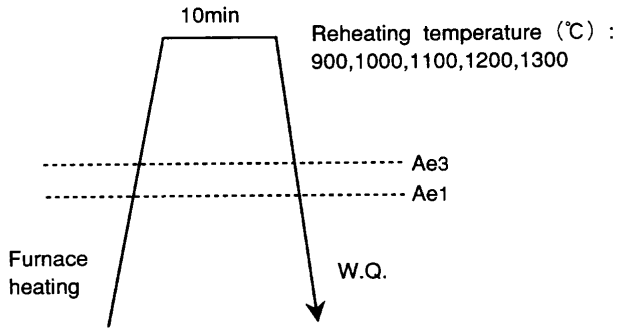


Fig. 2. Conditions of heat treatment for as quenched specimens.

を行った。電解液には10%アセチルアセトン-1%塩化テトラメチルアンモニウム-メタノールを用いた。残留オーステナイト量は、PC鋼棒のC断面全体を対象としてX線ディフラクトメーターにより測定した。得られた回折プロファイルからマルテンサイトの(200)(211)反射、オーステナイトの(200)(220)(311)反射の積分強度を算出し、各反射の組合せで求められるオーステナイト体積分率の平均値を残留オーステナイト量とした。

### 2.3 高温焼入れまま材の引張試験

Steel AおよびSteel Bについては、旧オーステナイト粒径が一樣伸びに及ぼす影響を調べるため、フェライトおよびセメンタイトの影響を排除できるよう高温からの焼入れまま材の引張試験を別途行った。引張試験片は、上述の1420MPa級PC鋼棒を素材として、これをマッフル炉でFig. 2のように再加熱焼入れし、ここから機械加工によりJIS-14号試験片として採取した。

## 3. 実験結果

### 3.1 PC鋼棒の引張試験結果と組織調査結果

#### 3.1.1 一樣伸びに及ぼす焼入れ前の最高加熱温度およびSi添加の影響

Fig. 3に供試鋼の機械的性質に及ぼす焼入れ前の最高加熱温度(以下T1と記す)およびSi添加の影響を示す。図中矢印は目標性能である引張強さ $\geq 1420$ MPa, 0.2%耐力 $\geq 1275$ MPa, 一樣伸び $\geq 5\%$ を示したものである。各供試鋼において、T1の上昇とともに0.2%耐力が減少していく傾向がみられるのに対し、一樣伸びは顕著な変化を示さなかった。引張強さおよび0.2%耐力は、Si添加量によらずいずれの供試鋼も、JIS G3137「細径異形PC鋼棒」のD種規格を満足している。一樣伸びに関しては、Si添加量が増えるに従って顕著に増加している。Si $\geq 3.5\%$ では一樣伸びは5%にも及ぶことがわかる。

#### 3.1.2 一樣伸びに及ぼすフェライトの影響

Fig. 4に各供試鋼の代表的なマイクロ組織写真を示す。図中には焼入れ前の最高加熱温度(T1)も示した。Siの多量添加により、高周波焼入れ後にもフェライトが存在すること

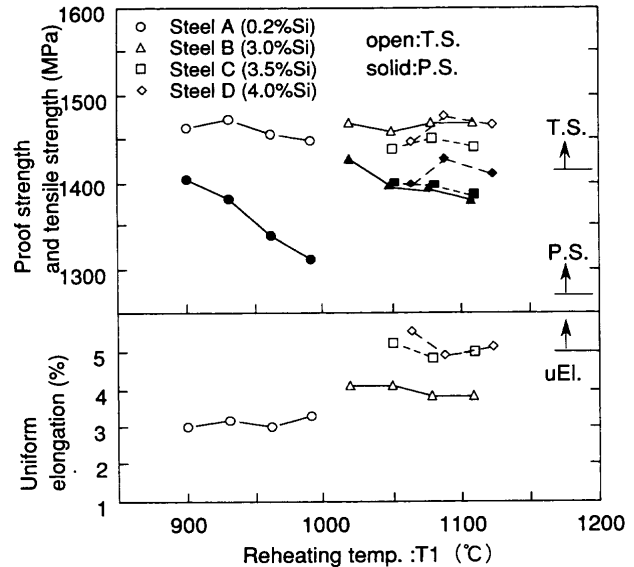


Fig. 3. Effect of reheating temperature and Si content on mechanical properties.

がわかる。そこでT1の変化に伴うフェライト分率の変化を詳細に調査した。Steel Aでは、いずれのT1でもフェライトは存在していなかった。Steel BではT1が1110°Cのときフェライトは存在していなかったものの、T1が1080°C以下ではマルテンサイト中に数%のフェライトが確認された。Steel CではT1が1050°C, 1080°C, 1110°Cのときいずれもフェライトは存在しており、T1の上昇とともにフェライト分率は10%, 7.5%, 6%と減少した。Steel Dでも同様の傾向であり、T1が1065°C, 1090°C, 1125°Cのとき、フェライト分率はそれぞれ14.5%, 11%, 11%であった。このように、T1の上昇とともに各供試鋼のフェライト分率は低下した。このことから、このフェライトの大部分は昇温時に残存したものと考えられる。ただSteel CおよびSteel Dでは、T1からT2の間およそ100°Cの空冷でAe3点をきるケースがあり、この場合については昇温時の残存フェライトに加えて、冷却中に析出したフェライトが一部混在している可能性も考えられる。Fig. 5は、各供試鋼の焼入れ前最高加熱温度をおおよそAe3点+100°Cにそろえて、フェライト分率に及ぼすSi添加の影響をまとめたものである。この図より、Siの添加量が増加するにつれ、マルテンサイト中のフェライト量が増加していることがわかる。

Fig. 6はフェライト分率と一樣伸びとの関係を図示したものである。フェライト分率はSi含有量の増加とともに増大し、Steel D (4% Si)において10%を超える。各Si量において複数点のプロットがあるのはT1の違いに対応している。この図において焼戻しマルテンサイト+フェライトの二相の場合、一樣伸びがフェライト分率に依存していることから、フェライトの存在が一樣伸び向上に寄与していることがわかる。一方、焼戻しマルテンサイト単相組織の場合でも、3.0% Siの一樣伸びは、0.2% Siに比較して優れ

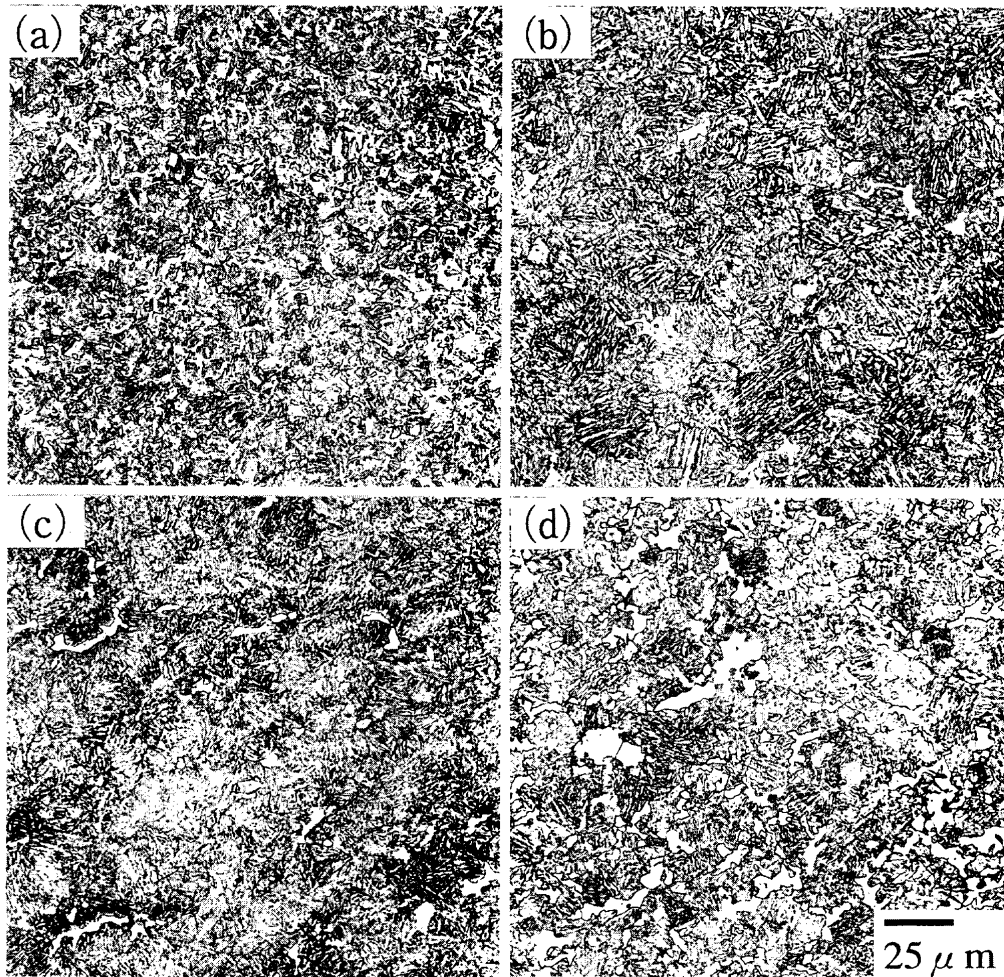


Fig. 4. Optical micrographs of (a) Steel A reheated at 900°C, (b) Steel B reheated at 1050°C, (c) Steel C reheated at 1080°C and (d) Steel D reheated at 1065°C.

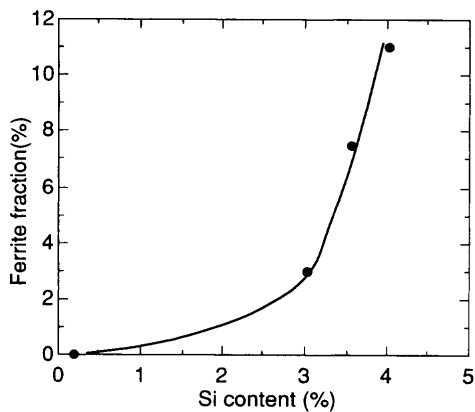


Fig. 5. Effect of Si content on ferrite fraction.

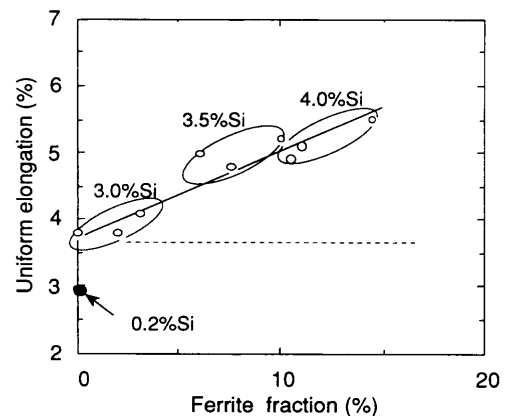


Fig. 6. Effect of ferrite fraction on uniform elongation.

ており、焼戻しマルテンサイトの微視組織や固溶Si自体の寄与があることを示唆している。

### 3.1.3 焼戻しマルテンサイトの観察

焼戻しマルテンサイトにおいて、一様伸びを含めた機械的特性に及ぼす影響が大きいと考えられる炭化物に着目して組織観察を行った。Fig. 7はSteel A, Steel BおよびSteel DのSEM写真である。それぞれT1が900°C, 1110°C,

1065°Cの試料から得られたものである。Steel Aでは長さ0.2~0.3 μm程度の棒状の炭化物がマルテンサイトラスの境界および内部に多数観察されるのに対し、Steel Bではマトリックスへの析出炭化物の量は少なく、かつ非常に微細である。Steel Bでは、図中矢印で示すマルテンサイトラス境界にも炭化物のような白いコントラストが観察される。Steel DもSteel Bと同様である。

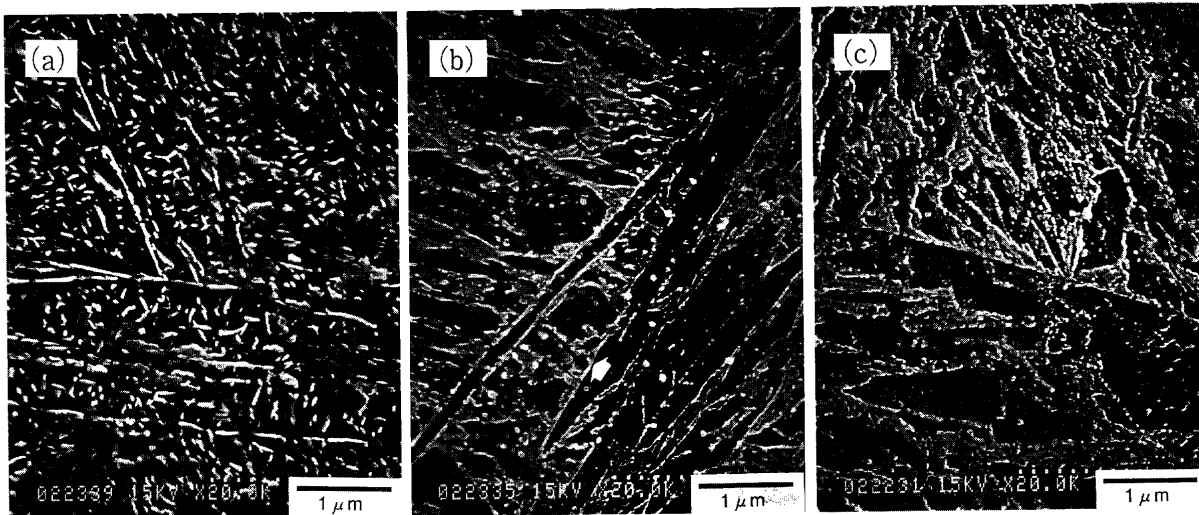


Fig. 7. SEM micrographs of (a) Steel A, (b) Steel B and (c) Steel D.

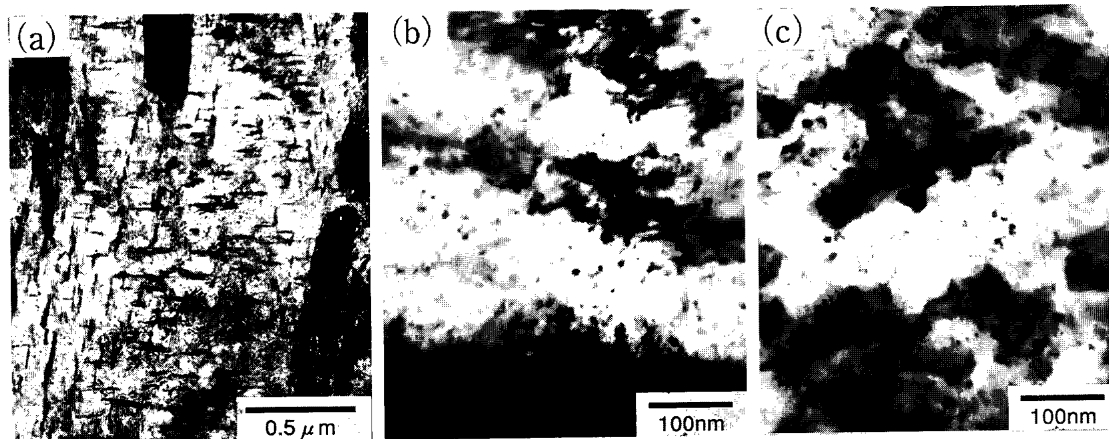


Fig. 8. TEM micrographs of (a) Steel A, (b) Steel B and (c) Steel D.

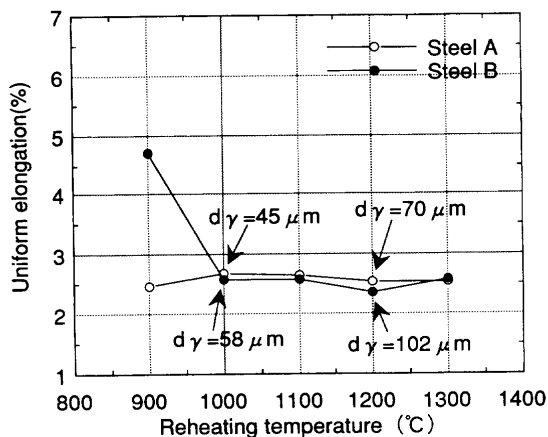


Fig. 9. Effect of reheating temperature and Si content on uniform elongation of as quenched specimens ( $d\gamma$ : prior austenite grain size).

さらに炭化物形態に関するより詳細な情報を得るために TEM を用いて観察を行った。Fig. 8 は Steel A, Steel B および Steel D の薄膜法による TEM 写真である。高 Si 材である Steel B および Steel D では、ラス内部に直径 10 nm 程度の非常に微細な球状の炭化物が無数に観察される。SEM 像で

観察されたようなラス境界の炭化物は認められなかった。抽出レプリカ法による観察においても、ラス境界の炭化物は確認できなかったため、Fig. 7 の矢印部は析出炭化物ではないと考えられる。炭化物を電解抽出し TEM により観察したところ、Steel A では棒状炭化物、Steel B および Steel D では微細球状炭化物のみが観察された。これら抽出できたものを X 線回折により同定したところ、いずれも Fe<sub>3</sub>C 構造を有しており、セメントナイトであることが確認された。なお残留オーステナイトは、いずれの供試鋼においてもその体積分率が測定限界以下であった。

### 3.2 高温焼入れまま材の引張試験結果

Fig. 9 に Steel A および Steel B の焼入れまま材の一樣伸びに及ぼす焼入れ加熱温度の影響を示す。Steel A, Steel B いずれも、加熱温度が高くなり旧オーステナイト粒が粗大化しても、一樣伸びに影響を及ぼさないことがわかる。Steel B において 900°C 加熱で一樣伸びが大きくなっているのは、フェライトが混在しているためである。また 1000°C 以上の加熱温度で、Steel A と Steel B の一樣伸びはほとんど同じであることもわかる。3.1 の実験結果で示したよう

に、焼戻した後両者の一様伸びに差がでることをふまえると、一様伸びに及ぼす旧オーステナイト粒径の影響は小さいと判断される。

#### 4. 考察

Siを3.5%以上添加することにより、1420 MPa以上の引張強さでの一様伸びが5%以上にもおよぶこと、これらの供試鋼は高周波焼入れによる急速加熱・冷却の効果で焼戻しマルテンサイト中にフェライトが残存していること、また焼戻しマルテンサイトのセメンタイトが微細球状化していることが明らかとなった。本章では、高周波焼入れ組織に及ぼすSi添加の影響、および一様伸びに及ぼす焼戻しマルテンサイトの微視組織の影響について考察する。

##### 4.1 高周波焼入れ組織に及ぼすSi添加の影響

高周波焼入れ後の組織に影響を及ぼす因子として、素材のTTA (Time-Temperature-Austenitization)特性および電気的・磁気的特性があげられる<sup>11)</sup>。ここでは、最も影響が大きいと考えられる供試鋼のTTA特性について考える。高周波加熱前組織については、すべての供試鋼において同様のフェライト+パーライト組織であったので、TTA特性への影響は無視できる。

高周波焼入れのように急速加熱冷却の場合、平衡状態図上のオーステナイト域においてもCの拡散時間が不足してフェライトが残存しやすくなる。とくに高SiのSteel B, C, Dは平衡状態図上でγ-β境界の近傍であり、Steel Aと比較して、同じAe3点+100°Cでも、オーステナイトとフェライトの自由エネルギー差が小さいと推測される。そのため加熱の際オーステナイトへの逆変態の駆動力が小さく、反応が遅れたと考えられる。また逆変態の駆動力が小さかったことに加えて、Steel B, C, DではSiの存在が炭素の拡散係数に対して大きく影響を及ぼしていることも考えられる。

橋本ら<sup>12)</sup>は、S43Cに対してSiを1.5%添加すると、高周波加熱の際オーステナイト化が遅延することを報告しており、今回得られた結果と同様の結果であるといえる。橋本らの用いた鋼、0.45%C-1.5%Si-0.8%Mn鋼のAe3点をThermo-Calcにより計算すると805°Cであった。彼らの報告によれば、900°C (=Ae3点+100°C)でのオーステナイト化時間はおよそ6秒である。従ってこの鋼を、今回の高周波熱処理パターンのように905°C (=Ae3点+100°C)から7秒間放冷した場合、フェライトはほとんど残存していないものと推測される。すなわちSi:1.5%程度の添加範囲においては、オーステナイト化は遅延されるものの、Ae3点+100°C程度を目標加熱温度とした高周波加熱処理においてフェライトが残存するまでには至らないと考えられる。

本報告におけるSteel BのようにSiを3%添加した鋼をAe3点+100°C目標に高周波加熱冷却することにより、マ

ルテンサイト中にフェライトを残存させる技術はこれまでになかったことであり、今回得られた重要な知見の一つであるといえる。

##### 4.2 一様伸びに及ぼす焼戻しマルテンサイトの微視組織の影響

###### 4.2.1 一様伸びに及ぼす焼戻しマルテンサイトの組織因子

マルテンサイト中に残存するフェライトに関しては、その体積分率が大きくなるほど一様伸びが大きくなるという明確な相関があることがわかったが、焼戻しマルテンサイトの微視組織が一様伸びにどのように影響を与えるかははっきりしていない。一様伸びに影響を及ぼす焼戻しマルテンサイトの組織因子としては、パケット径<sup>13)</sup>、セメンタイト、マトリックスの転位および残留オーステナイトがあげられる。例えばKraussは低温焼戻しを施した中炭素焼戻しマルテンサイト鋼の変形・破壊特性について調査を行い、焼戻しマルテンサイトのひずみ硬化が、残留オーステナイトの存在とセメンタイトのひずみ硬化能によると指摘している<sup>14)</sup>。また、赤澤らは焼戻しマルテンサイト鋼のひずみ硬化率の変化挙動が焼戻し温度に依存し、焼戻し温度が高くなると高ひずみ側でのひずみ硬化率の低下が緩やかになることを指摘している<sup>15)</sup>。このことは、セメンタイトの形態やマトリックスの転位密度が一様伸びに影響することを示している。

今回の供試鋼においては残留オーステナイトは存在しておらず、またパケット径と密接な関係にある旧オーステナイト粒径が一様伸びに影響を及ぼしていないことから、焼戻し後のセメンタイト形態、およびマトリックスの転位の影響が大きいものと考えられる。

###### 4.2.2 セメンタイトの影響

Si添加による一様伸び向上に重要な影響を及ぼしているセメンタイトの効果について考察を試みる。ここではKraussも指摘しているセメンタイトの分散によるひずみ硬化を考える。変形不可能な硬質第二相が分散する組織のひずみ硬化理論としては、Ashbyの理論<sup>16)</sup>がよく知られている。Ashbyの理論は変形時に軟質のマトリックスが硬質第二相(完全剛性体)から塑性拘束を受けることにより、その界面に転位が導入されひずみ硬化するというモデルである。

$$\frac{d\sigma}{d\varepsilon} = 0.78kG \cdot \sqrt{\frac{b}{\varepsilon}} \cdot \sqrt{\frac{f}{d}} \dots\dots\dots (1)$$

$k$  : 定数

$G$  : 剛性率

$b$  : バーガースベクトルの大きさ

$f$  : 硬質相分率

$d$  : 硬質相径

この理論では、(1)式からわかるようにひずみ硬化率

$d\sigma/d\varepsilon$  は硬質第二相が微細に多数分散するほど大きくなる。ここで硬質第二相としてセメンタイトを考えると、Steel B のセメンタイトは直径が 10 nm 未満と非常に微細であり、その量が少ないことを補うに十分なひずみ硬化への寄与があったと考えられる。Steel A のセメンタイトは長さ 0.3  $\mu\text{m}$  程度の粗大針状であり、ひずみ硬化への寄与が小さいうえに、自身が割れやすくボイドの発生が容易であるために<sup>17)</sup>、くびれが生じやすくなり一樣伸びが低いと考えられる。Steel B は Steel A に比べて焼戻し温度が高い。通常焼戻し温度が高くなればセメンタイトは粗大化するが、Si の添加によってこれが抑制されたことが大きなひずみ硬化をもたらし、一樣伸びを向上させる結果を導いたといえる。

#### 4.2.3 マトリックスの転位の影響

Steel A および Steel B の転位密度を評価することを目的として、X線ディフラクトメーターを用いてそれぞれの C 断面における回折線の拡がりを測定した。Wilson の積分幅法<sup>18)</sup>によって格子歪みを算出した結果、Steel A ( $T_1=900^\circ\text{C}$ ,  $T_3=360^\circ\text{C}$ ) が 0.23%、Steel B ( $T_1=1050^\circ\text{C}$ ,  $T_3=540^\circ\text{C}$ ) が 0.17% であった。得られた格子歪みの値には、転位以外の格子欠陥の影響も含まれるが、概ね Steel B の転位密度が Steel A に比べて小さいことが示唆された。このことから、Steel B では Steel A よりマトリックスが軟化しており、セメンタイトとの硬度差が大きくなって引張り変形時に効率的にひずみ硬化を生じた可能性もある。

Steel B の転位密度が Steel A に比べて小さい理由として、Steel B の焼戻し温度が  $520^\circ\text{C}$  と高いことがあげられるが、この温度域で鋼の転位密度がそれほど減少しない<sup>19)</sup> ことをふまえると、固溶 Si の影響など焼戻し温度以外の要因がある可能性が高い。このようなマトリックスの転位密度の相違に加え、実際に引張り変形をした際の最大荷重近傍での転位形態が固溶 Si の存在によって異なることも予想される。これらの要因が一樣伸びに影響を及ぼしていることも考えられ、この点に関しては今後検討を要する。

## 5. 結論

本論文では、引張強さ 1420 MPa 以上の、焼戻しマルテンサイト組織を主体とした PC 鋼棒の一樣伸びに及ぼす Si 添加の影響を述べるとともに、Si 添加による一樣伸び向上のメカニズムについて考察を行った。得られた結果は以下

の通りである。

(1) 引張強さ 1420 MPa 以上の PC 鋼棒の一樣伸びは、Si の多量添加により増大し、3.5% 以上の添加で 5.0% 以上にもおよぶ。

(2) Si 添加量 3.0% 以上では、急速加熱・冷却した PC 鋼棒の焼戻しマルテンサイト中にフェライトが認められた。焼入れ温度を  $Ae_3$  点  $+100^\circ\text{C}$  としたとき、フェライト分率は Si 添加量の増加とともに増大し、Si 添加量 4.0% においてフェライト分率は 10% を超える。引張強さ 1420 MPa 以上の PC 鋼棒の一樣伸びはフェライト分率の増大に伴って向上する。

(3) 引張強さ 1420 MPa 以上の PC 鋼棒の一樣伸びは、焼戻しマルテンサイトの微視組織にも影響される。Si の添加によりマルテンサイトの析出セメンタイトは微細球状化し、この微視組織が大きひずみ硬化能を有するために一樣伸びが向上すると推定される。また、Si の添加によりマトリックスの転位密度が減少してセメンタイトとの硬度差が大きくなり、引張り変形時に効率的にひずみ硬化を生じた結果、一樣伸びが向上した可能性もある。

## 文 献

- 1) 西山峰広, 六車熙, 渡辺史夫: コンクリート工学年次論文報告集, 9-2 (1987), 477.
- 2) Y. Tomota and I. Tamura: *Tetsu-to-Hagané*, **68** (1982), 1147.
- 3) K. Kurihara, Y. Hosoya and K. Nakaoka: *Tetsu-to-Hagané*, **68** (1982), 1195.
- 4) S. Hanai, K. Watanabe and K. Esaka: *Tetsu-to-Hagané*, **68** (1982), 1306.
- 5) Y. Tomota: *CAMP-ISIJ*, **8** (1995), 544.
- 6) J. Itami, K. Ushioda, M. Takahashi and Y. Sakuma: *CAMP-ISIJ*, **8** (1995), 552.
- 7) T. Yamada and S. Tagashira: *CAMP-ISIJ*, **8** (1995), 560.
- 8) Y. Sakamoto, K. Sugimoto and O. Miyagawa: *Tetsu-to-Hagané*, **67** (1981), 2172.
- 9) T. Maki: *Imono (J. Jpn. Foundrymen's Soc.)*, **65** (1993), 420.
- 10) *Materiaux et Constructions*, vol. 6-N-35, ed. by 9/RC Committee for prestressing steels, (1973), 321.
- 11) *ASM Handbook: vol. 4 Heat Treating*, 164.
- 12) S. Hashimoto, T. Yamazaki and K. Hujita: *Netsu Shori*, **15** (1975), 19.
- 13) T. Maki, K. Tsuzaki and I. Tamura: *Tetsu-to-Hagané*, **65** (1979), 515.
- 14) G. Kraus: 36th MWSP Conf. Proc., Vol. XXXII, ISS-AIME, Pennsylvania, (1995), 411.
- 15) S. Akazawa, S. Sugimoto, M. Umemoto and Y. Tomota: *CAMP-ISIJ*, **9** (1996), 439.
- 16) M. F. Ashby: *Philos. Mag.*, **14** (1966), 1157.
- 17) 須藤 一: 鋼の強化組織と延性靱性, 日本鉄鋼協会, 東京, (1975), 37.
- 18) A. R. Stokes and A. J. C. Wilson: *Proc. Phys. Soc.*, **56** (1944), 174.
- 19) T. Kunitake: *Tetsu-to-Hagané*, **54** (1968), 710.