

1420 MPa 級焼戻しマルテンサイト鋼の 一様伸びに及ぼす合金元素の影響

横田 智之*・白神 哲夫*・山下 英治*²・溝口 茂*²

The Effects of Alloying Elements on Uniform Elongation of 1420 MPa Grade Tempered Martensite

Tomoyuki YOKOTA, Tetsuo SHIRAGA, Eiji YAMASHITA and Shigeru MIZOGUCHI

Synopsis : The effects of alloying elements addition on uniform elongation of tempered martensite has been investigated. Tempered martensite is considered as dual phase structure composed of ferrite matrix and harder second phase: cementite. Cementite volume fraction and morphology were observed by scanning and transmission electron microscopy. Microstrain of ferrite matrix were evaluated by means of X-ray diffraction analysis. It was observed that Carbon addition effectively increased uniform elongation. It was explained that high cementite volume fraction contributed to high uniform elongation. It was also observed that Silicon addition increased uniform elongation remarkably. It was considered that Silicon addition led to refinement of cementite and extremely low microstrain of matrix and both of them contributed to high uniform elongation.

Key words : high strength steel; tempered martensite; ductility; uniform elongation; yield strength; Silicon; Carbon; cementite; microstrain.

1. 緒言

近年、建物の耐震性を向上させる観点から建物の杭体の曲げ特性の向上が求められている。杭体の曲げ特性を向上させるためには、杭体中に用いられている1420 MPa 級 PC 鋼棒を耐力、引張強さ確保の上で高一様伸び化する必要がある¹⁾。筆者らはこれまでに、焼戻しマルテンサイトを主体とした1420 MPa 級 PC 鋼棒の高一様伸び化の検討を行い、Siの多量添加により現用で3%であった一様伸びが5%まで向上することを報告した²⁾。またその中で、焼戻しマルテンサイト中に存在する数%の第二相フェライトが一様伸び向上に寄与すること、さらに焼戻しマルテンサイトの微視組織因子の中で、特に析出セメンタイト形態とフェライトマトリクスの格子歪みが一様伸びに影響している可能性が強いことを指摘した²⁾。

従来から鋼の高一様伸び化、特に低降伏比化によってこれを図る場合には組織の複相化がなされてきた。1000 MPa 級未満の強度レベルの鋼においては、複相組織化によって低降伏比化を達成した例が数多くある。代表的なものとしてフェライトマトリ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³⁻⁵⁾ が知られており、加工用高張力鋼板として実用化されている。この知見をふまえれば、1420 MPa 級 PC 鋼棒のさらなる高一様伸び化へむけては、まず軟質第二相フェライトの量を増やすことが有効と考えられる。軟質第二相フェライトの利用は、いわば従来の複相組織鋼の思想をマルテンサイト主体の高強度鋼へ応用し

たものにとらえることができ、低降伏比化を通して確実に一様伸び向上をねらえる手法であると考えられる。

しかしながら1420 MPa 級 PC 鋼棒の規格である JIS G 3137 「細径異形 PC 鋼棒」においては、先にもふれたように0.2% 耐力：1275 MPa 以上という制限がある。従って耐力確保の観点から多量のフェライトの導入は期待できず、一様伸び向上には限界があるように思われる。

そこで筆者らは発想を全く変えて着眼点を焼戻しマルテンサイトそのものに限定し、焼戻しマルテンサイト単相鋼を高一様伸び化することを試みた。単相鋼とはいうものの、見方を変えれば焼戻しマルテンサイトはフェライトマトリクスと硬質第二相：セメンタイトからなる、いわば微視的複相組織である。この微視的複相組織における重要な組織因子は、上述のようにセメンタイトの量・形態とフェライトマトリクスの特性であると考えられる。本研究では、焼戻しマルテンサイトの一様伸びに及ぼすセメンタイト量の影響を調べるためにC添加を、またセメンタイト形態やフェライトマトリクスの特性の影響を調べるために Si, Cr, Mo, Ni 添加を行い、成分系の異なる鋼を同一レベルの引張強さにそろえた場合の一様伸び向上の指針について考察を試みた。なおこの研究は1420 MPa 級 PC 鋼棒の高一様伸び化を念頭に置いた基礎的検討の一環として行ったものである。

平成11年6月24日受付 平成11年10月18日受理 (Received on June 24, 1999; Accepted on Oct. 18, 1999)

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

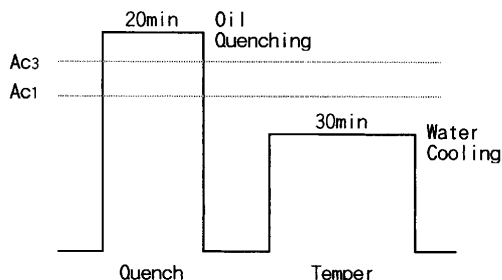
* 2 高周波熱錬 (株) 製品事業部 (Specialty Steel & Wire Products Div., Netsuren Co., Ltd.)

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

	C	Si	Mn	P	S	Sol. Al	Cr	Mo	Ni
Steel A	0.60	3.04	0.74	0.009	0.007	0.024	0.02	<0.01	0.02
Steel B	0.61	0.21	0.72	0.009	0.008	0.024	3.37	<0.01	0.02
Steel C	0.60	0.20	0.71	0.009	0.007	0.029	0.02	1.02	0.02
Steel D	0.59	0.20	0.72	0.008	0.007	0.023	0.02	<0.01	3.04
Steel E	0.33	2.99	0.71	0.010	0.007	0.024	0.02	<0.01	0.02
Steel F	0.33	0.20	0.69	0.009	0.007	0.024	3.37	<0.01	0.02
Steel G	0.33	0.20	0.72	0.009	0.007	0.023	0.02	<0.01	3.04

Table 2. Conditions of heat treatment.

	Chemical composition	Reheating temp. (°C)	Tempering temp. (°C)
Steel A	0.6C-3Si	970	530
Steel B	0.6C-3Cr	840	510
Steel C	0.6C-1Mo	850	580
Steel D	0.6C-3Ni	800	390
Steel E	0.3C-3Si	1020	430
Steel F	0.3C-3Cr	890	430
Steel G	0.3C-3Ni	850	340



2. 実験方法

供試鋼の化学成分を Table 1 に示す。Steel A, B, C, D は 0.6% C をベースとして、それぞれ Si, Cr, Mo, Ni を添加したもの、Steel E, F, G は 0.3% C をベースとして、Si, Cr, Ni を添加したものである。いずれも真空溶解炉で溶製して 5 kg のインゴットを得た後、それらを 1150°C に加熱し、熱間鍛造で 15 mm 厚の素材とした。供試鋼の熱処理条件を Table 2 に示す。焼入れ温度はそれぞれの供試鋼について計算で求めた Ac_3 点より 100°C 高い温度に設定した。焼戻し温度は、それぞれの供試鋼について予め焼戻し曲線を作成しておき、1500 MPa 前後の引張強さが得られるように決定した。

引張試験片は熱処理を行った鋼から平行部長さ：30 mm、平行部径：6 mm の JIS-14 号試験片として採取した。一様伸びは、引張試験で得られた荷重-伸び線図において、最高荷重における伸び値から弾性伸びを差し引いた値として求めた。ミクロ組織は 3% ナイタル液を用いてエッチングし、光学顕微鏡で観察を行った。焼戻しマルテンサイトのセメントタイトの形態観察には走査型電子顕微鏡 (SEM) を用いた。観察は試料を 3% ナイタル液でエッチングした後行った。セメントタイト形態を定量的に把握するために、SEM で得られた 2 万倍の像の画像解析を行った。Steel A, B, C, D についてはさらに透過型電子顕微鏡 (TEM) による薄膜試料の観察も行った。

焼戻しマルテンサイトのマトリックス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

Table 3. Mechanical properties of steels.

	Chemical composition	0.2% Proof strength (MPa)	Tensile strength (MPa)	Yield ratio (%)	Elongation (%)	Uniform elongation (%)
Steel A	0.6C-3Si	1282	1467	87.5	14.0	6.7
Steel B	0.6C-3Cr	1367	1478	92.0	13.8	4.2
Steel C	0.6C-1Mo	1351	1456	93.0	12.1	4.4
Steel D	0.6C-3Ni	1374	1497	92.0	13.4	3.1
Steel E	0.3C-3Si	1404	1537	91.5	13.6	2.3
Steel F	0.3C-3Cr	1369	1558	88.0	14.6	2.8
Steel G	0.3C-3Ni	1317	1450	91.0	15.2	2.4

供試鋼の格子歪み (microstrain) を測定した。格子歪みは Wilson の積分幅法により、フェライト回折線の拡がりに対する結晶子の大きさの影響を取り除いて算出した⁶⁾。さらに残留オーステナイト量を X線ディフラクトメーターで測定した。得られた回折プロファイルからフェライトの (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、各反射の組み合わ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。

3. 実験結果

3.1 引張試験結果

引張試験の結果を Table 3 に示す。引張強さはいずれも 1450~1550 MPa 程度となっている。耐力は最も低いのが Steel A で 1282 MPa であり、最も高いのが Steel E で 1404 MPa である。全伸びはおおよそ 12~15% であり鋼種間でそれほど変動が大きいことが、一様伸びに関しては鋼種により大きく変化している。一様伸び向上に対する合金元素添加の寄与度は、0.6% C での比較において $Ni < Cr < Mo \ll Si$ であることがわかる。すなわち Cr, Mo, Ni 添加の Steel B, C, D が 3~4% の一様伸びであるのに対し、Si 添加の Steel A は 6.7% と著しく大きい一様伸びを示している。0.3% C ではいずれも一様伸びは 2% 台にとどまっておき、合金元素添加の影響は顕著な差となって現れていない。一様伸びに及ぼす C 量の影響は明瞭に現れている。0.3% C の場合 2~3% であるのに対して、0.6% C の場合 3~7% となっており、C 量が高い方が一様伸びが大きいことがわかる。

Fig. 1 は供試鋼の一様伸びをその焼戻し温度で整理したものである。前述のように C 量の高い方が大きい一様伸びを示すことが確認できる。同一 C 量での比較において焼戻し温度が高い供試鋼ほど一様伸びは増大する傾向にあることがわかる。しかしながら、今回の実験では Steel A の一様伸びだけは 6.7% と突出しており、単純に焼戻し温度が高いほど良いとはいえないことがわかる。このことは、焼戻しマルテンサイト鋼の一様伸びを考える場合、その微視組織因子を詳細に観察し、一様伸びの支配因子を見極める必要があることを示唆している。

Fig. 2 は 1500 MPa 前後に引張強さをそろえた供試鋼の 0.2% 耐力と一様伸びとの関係を示したものである。同一 C

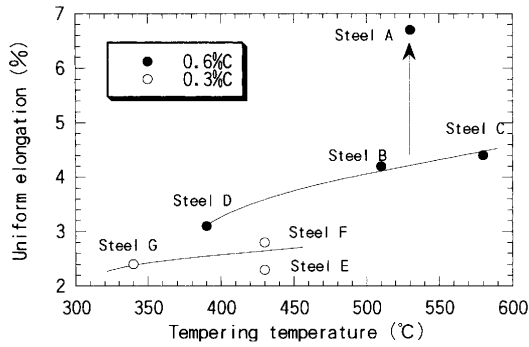


Fig. 1. Effect of tempering temperature on uniform elongation.

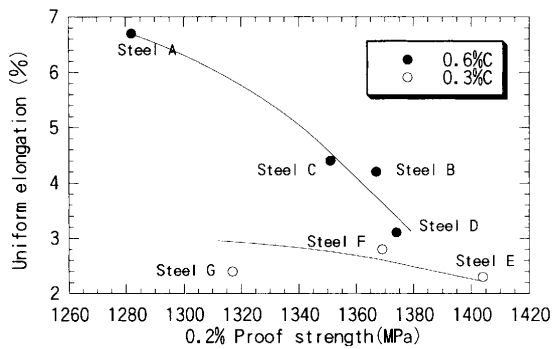


Fig. 2. Relation between 0.2% P.S. and uniform elongation.

量での比較において、0.2%耐力が大きくなるほど一樣伸びが低下する傾向にあることがわかる。この傾向は0.3% Cの場合には供試鋼間で一樣伸びの差が小さいことから顕著でないが、0.6% Cの場合についてははっきりした相関が認められる。

3・2 組織調査結果

3・2・1 光学顕微鏡およびSEM観察結果

供試鋼のマイクロ組織を Fig. 3 に示す。いずれも第二フェライトは存在しておらず、完全な焼戻しマルテンサイト単相組織である。

供試鋼のSEM像（二次電子像）を Fig. 4 に示す。Steel A のセメンタイトは粒状の形態をしており、その直径は大きいもので $0.1 \mu\text{m}$ 程度である。また中には非常に微細な粒状セメンタイトが観察されている。Steel B, C, D では、セメンタイトはいずれも細長い形態をしている。とくに Steel D のセメンタイトは Steel B, C のものに比べて粗大である。Steel E, F, G は C 量が Steel A, B, C, D に比べて、0.3% と半分であるため、セメンタイトの量は少ない。Steel E では、ほかの供試鋼で見られるような比較的大きいサブミクロンのオーダーのセメンタイトは観察されず、非常に微細なセメンタイトだけが観察されている。Steel F, G では、セメンタイトはいずれも細長い形態をしており、Steel G の方が Steel F に比べて粗大である。

2万倍のSEM像においてセメンタイト形態の画像解析を行った結果を Table 4 に示す。画像解析で得られたセメン

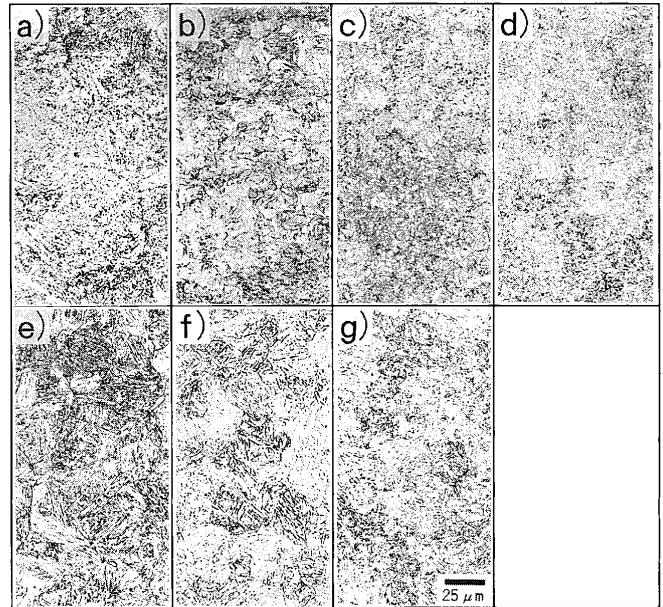


Fig. 3. Optical micrographs of (a) Steel A, (b) Steel B, (c) Steel C, (d) Steel D, (e) Steel E, (f) Steel F and (g) Steel G.

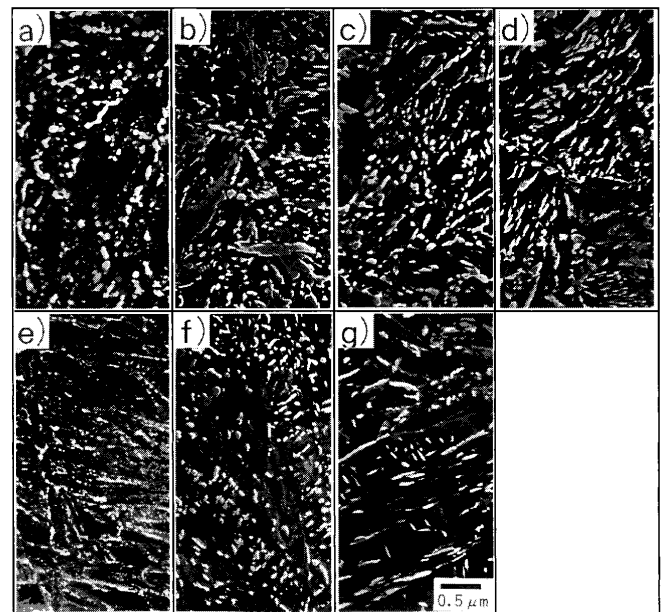


Fig. 4. SEM micrographs of (a) Steel A, (b) Steel B, (c) Steel C, (d) Steel D, (e) Steel E, (f) Steel F and (g) Steel G.

Table 4. Cementite morphology and fraction.

	Chemical compositions	Cementite morphology		Calculated cementite fraction (vol%)	Uniform elongation (%)
		Average size ($\times 10^{-3} \mu\text{m}^2$)	Average aspect ratio		
Steel A	0.6C-3Si	4.30	1.96	9.2	6.7
Steel B	0.6C-3Cr	5.09	2.35	9.2	4.2
Steel C	0.6C-1Mo	5.86	2.40	9.2	4.4
Steel D	0.6C-3Ni	6.73	2.62	9.2	3.1
Steel E	0.3C-3Si	2.11	2.03	4.6	2.3
Steel F	0.3C-3Cr	3.59	2.60	4.6	2.8
Steel G	0.3C-3Ni	6.99	2.98	4.6	2.4

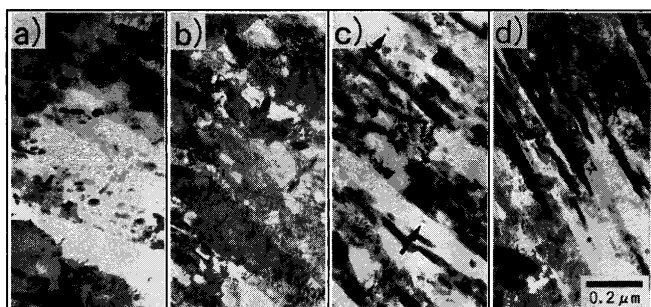


Fig. 5. TEM micrographs of (a) Steel A, (b) Steel B, (c) Steel C and (d) Steel D.

タイト形態に関する定量値はSEMでの観察結果を反映する値となった。0.6% Cの供試鋼での比較において、Si添加のSteel Aはセメンタイト個々の平均面積が $4.30 \times 10^{-3} \mu\text{m}^2$ と小さく、平均アスペクト比（長径/短径）も1.96と小さい。逆にNi添加のSteel Dはセメンタイト個々の平均面積が $6.73 \times 10^{-3} \mu\text{m}^2$ と大きく、平均アスペクト比も2.62と非常に大きい。セメンタイト形態に及ぼす合金元素の影響は0.3% Cの供試鋼でも同様であった。セメンタイト個々の平均面積はアスペクト比に比例しており、本研究ではセメンタイト形態を表す指標としてはアスペクト比だけで十分であることがわかる。なお供試鋼はいずれも十分に焼戻されているため、鋼中のCは大部分がセメンタイトとして析出していると考えられる。このときセメンタイト量(vol%)は $15.3 \times (\text{mass}\%C)$ で表される⁷⁾。これによればSteel A, B, C, Dでは9.2 vol%, Steel E, F, Gでは4.6 vol%となる。この結果も併せてTable 4に示す。

3.2.2 TEM観察結果

Steel A, B, C, Dの薄膜TEM像をFig. 5に示す。セメンタイト形態はSEM像で観察した結果と同様であった。Steel Aでは0.1 μm 程度のセメンタイトに混じって0.01 μm 程度未満の微細なセメンタイトが認められた。Steel Cでは、矢印で示すような0.01 μm 程度の微細炭化物が若干認められ、EDX分析で Mo_2C であることがわかった。

マトリクスについても詳細に観察を行った。Steel A, B, C, Dともにマトリクスが再結晶した様子は認められなかった。すなわち転位密度の小さい、大傾角で囲まれた等軸フェライト粒は認められなかった。Si添加のSteel Aは、Steel B, C, Dと比べて、Fig. 6に示すように直径数 μm 程度にわたってラスバウンダリーが認められない領域が多く存在することが大きな特徴であった。

3.2.3 格子歪みおよび残留オーステナイト量測定結果

フェライトマトリクスの格子歪みを焼戻し温度で整理したのがFig. 7である。0.3% CのSteel E, F, Gの格子歪みが0.18~0.31であるのに対して、0.6% CのSteel A, B, C, Dの格子歪みは0.06~0.18と低くなっている。0.6% Cの供試鋼での比較においては、焼戻し温度が高い供試鋼ほど格子歪みが小さくなる傾向にあることがわかる。合金元素別で

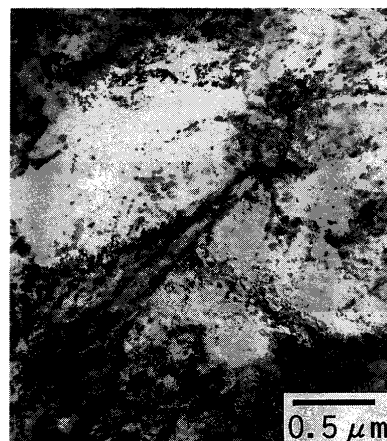


Fig. 6. TEM micrographs of Steel A.

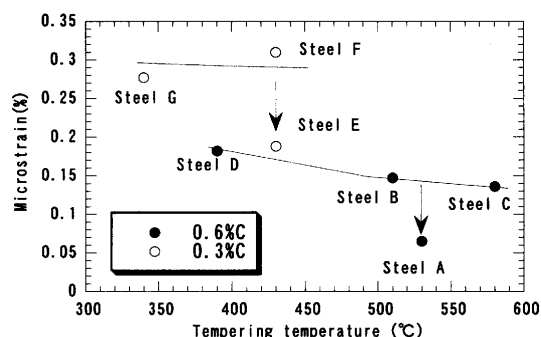


Fig. 7. Effect of tempering temperature on microstrain.

はCr, Mo, Ni添加のSteel B, C, Dの格子歪みが0.13~0.19であるのに対して、Si添加のSteel Aの格子歪みは0.06程度と著しく小さいことがわかる。0.3% Cの供試鋼での比較においてもSi添加のSteel Eの格子歪みは他に比べて小さくなっている。このように、引張強さをそろえた供試鋼での比較において、格子歪みは必ずしも焼戻し温度だけに依存しているわけではないことがわかる。なお残留オーステナイトはいずれの供試鋼においても測定限界量である0.5%以下であった。

4. 考察

4.1 焼戻しマルテンサイトの微視組織における一様伸び支配因子

実験結果に示したように、Cや合金元素の添加は焼戻しマルテンサイトの微視組織に大きく影響を及ぼした。ここで焼戻しマルテンサイトの組織因子を再度整理してみる。比較的大きな組織因子として、旧オーステナイト粒径、パッケージ径、微視的な組織因子としてセメンタイト量・形態、合金炭化物、マトリクスの転位密度（ラス形態も含む）、残留オーステナイト、さらに固溶元素が挙げられる。この中で残留オーステナイトに関しては、実験結果からその存在が認められないため一様伸びへの影響を無視できる。合

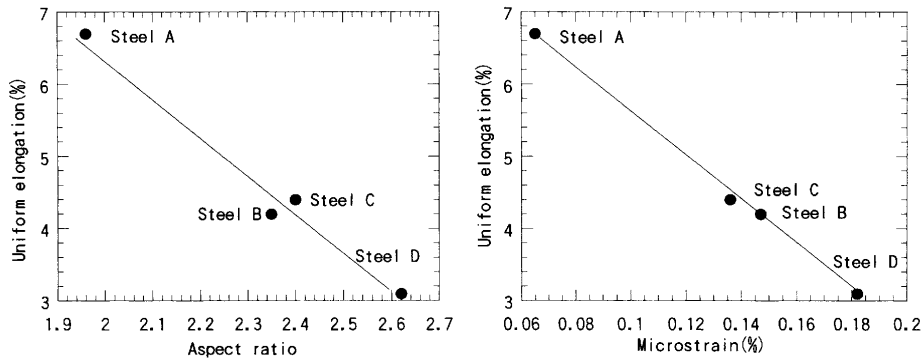


Fig. 8. Effect of aspect ratio and microstrain on uniform elongation.

金炭化物については、Steel C において Mo_2C の存在が確認されているが、ここではその影響について扱わないこととする。また旧オーステナイト粒径は $50\sim 100\mu\text{m}$ の範囲内で一樣伸びに対して重要な寄与をしないことが著者らの報告によりわかっている²⁾。パケット径は旧オーステナイト粒径を反映した大きさとなるので⁸⁾、これの一樣伸びに対する影響も無視できるであろう。また固溶元素は、一樣伸びに関わりのある n 値に対して重要な寄与をしないことがわかっている⁹⁾。そこで、以下の考察では一樣伸びに及ぼす C 添加および合金元素添加の影響をセメント量・形態とマトリクスの格子歪みの変化に着目して考察する。

ところでマトリクスの格子歪みには、線欠陥、積層欠陥、弾性歪みの影響が含まれるが¹⁰⁾、ここでのケースでは転位密度と析出物による整合歪みの影響が考えられる。Steel C を除く供試鋼の場合、整合歪みを発現するような析出物は考えられないので、格子歪みは転位密度そのものを評価しているものと判断される。ただ Steel C だけについては転位密度に加えて Mo_2C の整合歪みの影響が含まれていると考えられる。

4・2 一樣伸びに及ぼす C 添加および合金元素添加の影響

Fig. 1 より、一樣伸びに及ぼす C 量の影響は明瞭に現れており C 量が高い方が一樣伸びが大きくなっている。3 章で述べたように C は大部分がセメントとして存在していると考えられることから、C 量が増えることによりセメント量が増えていることが明らかである。また Fig. 7 からわかるように 0.6% C の供試鋼の方が 0.3% C の供試鋼に比べて格子歪みが小さくなっており、焼戻し温度の上昇によりマトリクスの転位密度が低下していることがわかる。セメント量が多くなれば粒子間距離が小さくなることによるオロワン応力の増大があり、耐力は増大する方向に働くであろう。しかしその一方で焼戻し温度の上昇に伴うマトリクスの軟化により耐力は低下する方向に働く。Fig. 2 で 0.6% C の供試鋼の耐力が 0.3% C の場合と同じかむしろ低い傾向にあることは、後者の効果すなわち焼戻し温度の上昇に伴うマトリクスの軟化の効果が耐力に対して支配的であり、これが一樣伸び向上に影響を及ぼしている

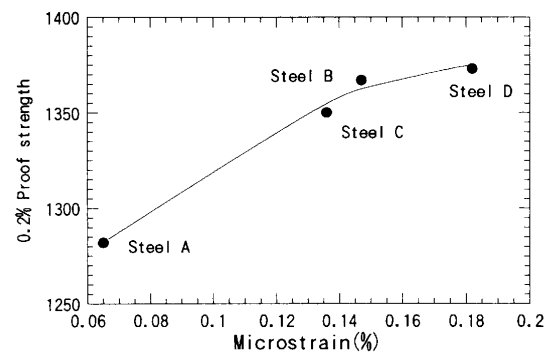


Fig. 9. Relation between 0.2% P.S. and microstrain.

ものと考えられる。

Fig. 1 で 0.6% の同一 C 量で比較した場合でも一樣伸びに差があることは、合金元素添加によるセメント形態とマトリクスの格子歪みの違いが大きく作用していることを示唆している。0.6% C の供試鋼についてセメント形態を示す指標すなわち、セメントのアスペクト比と一樣伸びとの関係を Fig. 8 に示す。また格子歪みと一樣伸びとの関係も同時に Fig. 8 に示す。一樣伸びはセメント形態が粒状であるほど、また格子歪みが小さいほど大きくなることわかる。

J. Daigne らは中炭素焼戻しマルテンサイト鋼の降伏強度に関して詳細な検討を行い、ラスバウンダリーがセメントによって多く占められるほど降伏強度が大きくなることを示している¹¹⁾。セメントはラスバウンダリーに優先的に析出するが、この形状が粒状であるとラスバウンダリーがセメントに占められる割合が小さくなると考えられる。つまりセメントのアスペクト比が小さくなること、つまり粒状化することは、耐力の低下につながると考えられる。一方、Fig. 9 は格子歪みと 0.2% 耐力の関係を示したものである。格子歪みが小さくなるほど耐力が低下することがはっきりしており、転位密度が小さくなったことにより耐力が低下していることがわかる。このようにセメントの粒状化とマトリクスの転位密度低下は 0.2% 耐力の低下をもたらす、一樣伸び向上につながったと考えられる。

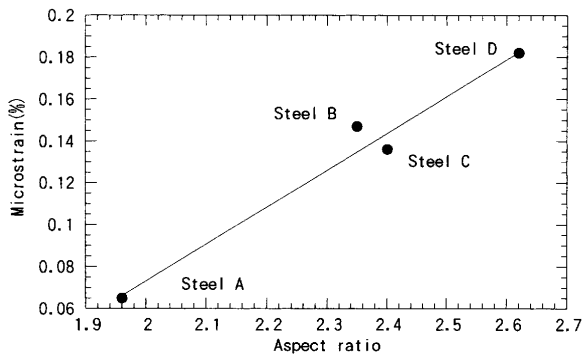


Fig. 10. Relation between cementite aspect ratio and matrix microstrain.

4・3 Si添加鋼の組織の特異性

セメンタイト形態（アスペクト比）は、焼戻しの際マトリクスの回復過程に影響を及ぼすことにより、焼戻し後の転位密度に影響を及ぼしていると考えられる。Fig.10 はセメンタイトのアスペクト比とマトリクスの格子歪みの関係を示したものであり、両者は直線の相関をもっていることがわかる。

非常に大きい一様伸びを有する高Si鋼のSteel Aは、セメンタイトが粒状でありかつマトリクスの転位密度が小さいという特徴をもつ。岩永らは、マルテンサイト系耐熱鋼のクリープ変形挙動と組織の関係を調べ、ラス境界上に連結して析出した棒状炭化物がオストワルド成長により分離すると、転位はその間隙を通過して自由に移動できるようになりマトリクスの回復が急激に進行することを報告している¹²⁾。応力の負荷がないという違いがあるものの、焼戻し過程においても、セメンタイトがラスバウンダリーに沿って棒状に存在するよりも高Si鋼のようにセメンタイトが粒状でアスペクト比が小さいほうがマトリクスの回復が速やかに進行することが推察される。

ところで G.Krauss は焼戻しによる炭素鋼のラスの変化が再結晶ではなく回復・粒成長のメカニズムによるものであり、転位密度の減少はラス内の転位密度の低下と小角のラスバウンダリーの消滅によって生ずることを指摘している¹³⁾。TEM観察で高Si鋼のSteel Aにおいて認められたFig. 6のような組織は、このようなラスバウンダリーの消失、すなわち回復の進行によって生じた組織であると思われる。以上のようにセメンタイト形態と転位密度の相関が説明され、特に高Si鋼においてはアスペクト比が極端に小さいためマトリクスの回復が速やかに生じ、著しく格子歪みすなわち転位密度を低減させたものと考えられる。

4・4 ひずみ硬化の影響

一様伸びを考える場合、実際には降伏現象とその後のひずみ硬化現象の両者を考える必要がある。今、応力ひずみ曲線を直線硬化式で表せば、

$$\sigma = \sigma_y + H \epsilon_p \dots \dots \dots (1)$$

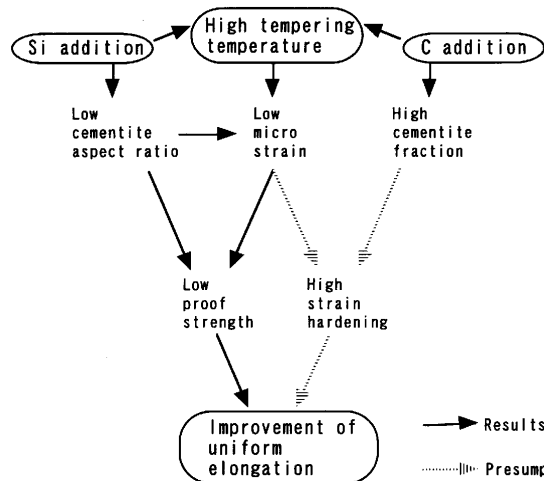


Fig. 11. Improvement of uniform elongation of 1420 MPa grade tempered martensite.

σ_y : 耐力
 ϵ_p : 塑性歪み
 H : ひずみ硬化率 ($=d\sigma/d\epsilon_p = d\sigma/d\epsilon$)
 となる。塑性不安定条件 $d\sigma/d\epsilon = \sigma$ より、一様伸び: ϵ_u は

$$\epsilon_u = (1 - \sigma_y/H) \dots \dots \dots (2)$$

となる。つまり一様伸びは耐力が低いほど、またひずみ硬化率が大きいほど大きくなる。これまでの議論では、焼戻し温度上昇やセメンタイト粒状化によるマトリクスの転位密度低下が耐力を低下させることに着目してきたが、ここではひずみ硬化の影響の可能性を考える。

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、転位ループの逆応力に基づく直線硬化式を導く Tanaka and Moriの理論¹⁴⁾と、逆応力を考慮せず硬質第二相の周囲に幾何学的に必要となる転位を見積もって硬化率を導く Ashby の理論¹⁵⁾がよく知られている。両者はこのようにひずみ硬化式を導く過程が全く異なるものの、ひずみ硬化率は硬質第二相が多量に分散するほど大きくなるという結論は同じである。硬質第二相としてセメンタイトを考えれば、その量が多いほどひずみ硬化率が大きくなることは容易に想像できる。これらのことから、セメンタイト量はひずみ硬化への寄与を通じて一様伸び増大へ導いている可能性がある。

硬質第二相の大きさに関しては、Tanaka and Mori の理論¹⁴⁾が影響しないことを導く反面、Ashby の理論¹⁵⁾では硬質第二相が小さいほどひずみ硬化が大きくなることが導かれている。今回の実験では実際にセメンタイトの大きさがひずみ硬化に寄与するかどうかを検証するに至っておらず、今後の検討課題である。マトリクスの転位密度低下は、セメンタイトとの硬度差を大きくすることにより引張り変形時に効率的にひずみ硬化を生じ、これをとおして一様伸び向上に寄与している可能性もある。

以上、1420 MPa以上の引張強さを有する焼戻しマルテ

ンサイト鋼の高一様伸び化の考え方をまとめるとFig.11のようになる。

5. 結論

本論文では、1420 MPa 級焼戻しマルテンサイト鋼の一樣伸びに及ぼす合金元素添加の影響を調べるとともに、一樣伸びに及ぼす組織因子の影響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) 1420 MPa 級焼戻しマルテンサイト鋼の一樣伸びは、0.3% C 鋼の場合 2~3% であったのに対し、0.6% C 鋼の場合 3~7% であり、C 量が多い方が大きくなった。

(2) C 添加により一樣伸びが向上したのは焼戻し温度の上昇によりマトリクスの転位密度が低下して耐力が低下したためであると考えられる。セメントタイト量の増大も、ひずみ硬化の増大を通して一樣伸び向上に寄与している可能性がある。

(3) 1420 MPa 級焼戻しマルテンサイト鋼の高一様伸び化に対する合金元素の寄与度は、0.6% C での比較において $Ni < Cr < Mo \ll Si$ であった。すなわち Cr, Mo, Ni 添加鋼が 3~4% の一樣伸びであったのに対し、Si 添加鋼では 6.7% と著しく大きい一樣伸びを示した。

(4) Si 添加により一樣伸びが著しく向上したのは、セメントタイトのアスペクト比が小さくなって粒状となり、かつマトリクスの転位密度が顕著に低下したことにより耐力

が低下したためであると考えられる。Si 添加により転位密度が低下したのは、セメントタイトが粒状であることにより焼戻し過程で回復が進行しやすくなり、小傾角のラスパウダーが多く消失したためであると推察される。

本研究を遂行するにあたり、有益なご助言をいただきました茨城大学工学部物質工学科の友田陽教授に謝意を表します。

文 献

- 1) M.Nishiyama, H.Muguruma and F.Watanabe: *Proc. Jpn. Concrete Inst.*, **9** (1987) 2, 477.
- 2) T.Yokota, T.Shiraga, E.Yamashita and S.Mizoguchi: *Tetsu-to-Hagané*, **85** (1999), 59.
- 3) Y.Tomota and I.Tamura: *Tetsu-to-Hagané*, **68** (1982), 1147.
- 4) K.Kurihara, Y.Hosoya and K.Nakaoka: *Tetsu-to-Hagané*, **68** (1982), 1195.
- 5) S.Hanai, K.Watanabe and K.Esaka: *Tetsu-to-Hagané*, **68** (1982), 1306.
- 6) A.R.Stokes and A.J.C.Wilson: *Proc. Phys. Soc.*, **56** (1944), 174.
- 7) S.Takaki: *Netsu Shori*, **34** (1994), 260.
- 8) T.Maki, K.Tsuzaki and I.Tamura: *Tetsu-to-Hagané*, **65** (1979), 515.
- 9) F.B.Pickering 著, 藤田利夫訳: 鉄鋼材料の設計と理論, 丸善, 東京, (1981), 15.
- 10) 西山善次: マルテンサイト変態基本編, 丸善, 東京, (1971), 101.
- 11) J.Daigne, M.Guttman and J.P.Naylor: *Mater. Sci. Eng.*, **56** (1982), 1.
- 12) K.Iwanaga, T.Tsuchiyama and S.Takaki: *Tetsu-to-Hagané*, **84** (1998), 896.
- 13) G.Krauss: *Principles of Heat Treatment of Steel*, ASM, Ohio, (1980), 205.
- 14) K.Tanaka and T.Mori: *Acta Metall.*, **18** (1970), 931.
- 15) M.F.Ashby: *Philos. Mag.*, **14** (1966), 1157.