

12%Cr鋼のマルテンサイト変態に及ぼす 部分溶体化処理の影響

土山 聡宏*・高木 節雄*²

Effect of Partial Solution Treatment on Martensitic Transformation of 12%Cr Steels

Toshihiro TSUCHIYAMA and Setsuo TAKAKI

Synopsis : When high chromium martensitic steels are subjected to partial solution treatment in (austenite + $M_{23}C_6$ carbide) two-phase region, not only the coarsening of austenite grains is effectively suppressed by insoluble-carbide particles, but also martensitic structure, which has formed during cooling, is refined through the treatment. In this study, the mechanism of refining of martensitic structure was discussed in Fe-12%Cr-C ternary alloys by investigating the relation between M_s temperature and solution treatment conditions, and the effect of insoluble-carbide particles on the substructures such as martensite-lath or -block. The M_s temperature of steels with full solution treatment simply depends on the content of C and Cr, but that of steels with partial solution treatment is dependent on the effective chemical composition of matrix, which is evaluated by taking the amount of C and Cr in insoluble-carbide away from their total content. Refining of martensite-block structure within grains is not caused directly by insoluble-carbide particles, but done indirectly through the refining of austenite grain size. While, on the martensite-lath structure, insoluble-carbide particles supply nucleation sites for laths, and work also as obstacles for growing laths. As a result, martensite-laths in steels with partial solution treatment are divided finely by insoluble carbide particles, and the arrangement of laths is tend to be confused.

Key words : stainless steel ; martensitic transformation ; partial solution treatment ; insoluble carbide ; microstructure ; M_s temperature ; grain size.

1. 緒言

過共析組成であるマルテンサイト(α')系ステンレス鋼は、焼戻した α' をオーステナイト(γ)と炭化物の二相共存域で再溶体化する処理(部分溶体化処理)を施すことにより炭素量を大幅に増量して高強度化を図ることができるだけでなく、溶体化温度で残存する未固溶炭化物によって組織制御を行うことも可能となる。著者ら^{1,2)}は、部分溶体化の特性を利用した α' 系ステンレス鋼の高強度化・強靱化を目的として、これまで12%Cr-C鋼の組織や硬さに及ぼす未固溶炭化物の影響を調査してきた。その結果、部分溶体化処理を施した鋼では、溶体化温度で残存する未固溶炭化物粒子の粒界ピンニング効果によって γ 粒成長が抑制されて微細組織が得られ、また γ 粒内の組織についてもブロックが微細化されることが明らかになっている。

従来、 γ 粒内のパケットやブロックあるいはラスといった α' の内部微視組織については、Fe-C系やFe-Ni系の α' 鋼を中心に、形態や大きさに影響を及ぼす諸因子に関する多くの研究がなされている。例えば、ラス状あるいはレンズ状

といった α' の形態は M_s 点や γ の積層欠陥エネルギー等によって変化すること^{3,4)}、またブロック幅は γ 粒径に⁵⁾、ラス幅は炭素量に⁶⁾それぞれ影響されることなどが報告されている。それに加えて部分溶体化材では、 γ 粒内に多量に分散させた未固溶炭化物が $\gamma \rightarrow \alpha'$ 変態に直接影響を及ぼす可能性もあり得る。一方、 α' の内部微視組織の形態や大きさは、鋼の強度や靱性などの機械的性質にも多大の影響を及ぼすこと⁶⁾が指摘されており、部分溶体化処理によるブロックの微細化は、 α' 系ステンレス鋼の高強度化・強靱化という観点からも γ 粒の微細化と同様に注目すべき現象である。

本研究では、Fe-12%Cr-C三元系合金を用いて部分溶体化材の α' 変態に影響を及ぼす種々の要因について検討し、部分溶体化処理によって粒内の組織が微細化される機構を明らかにした。

2. 実験方法

供試材の化学成分をTable 1に示す。各鋼材は30kg真空溶融炉で溶製し、鍛造、熱延を施して最終板厚を12mmに仕上

平成8年5月8日受付 平成8年9月9日受理 (Received on May 8, 1996; Accepted on Sep. 9, 1996)

* 九州大学大学院生 (Graduate Student, Kyushu University, 6-10-1 Hakozaki Higashi-ku Fukuoka 812)

* 2九州大学工学部 (Faculty of Engineering, Kyushu University)

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

steels	C	Si	Mn	P	S	Cr	Fe
A	0.122	0.26	0.87	0.025	0.005	12.02	bal.
B	0.203	0.26	0.49	0.021	0.005	12.59	bal.
C	0.281	0.24	0.47	0.023	0.005	12.30	bal.
D	0.340	0.11	0.25	0.008	0.016	12.28	bal.

others : Ni<0.01, Al<0.01, N<0.011

げた。炭素濃度が低いA鋼については、 δ フェライトの析出を避けるために若干低温の1323K, その他の鋼材は1423Kの温度で1.8ks保持して炭化物をすべて固溶させる完全溶体化処理を行ったのち、これらの温度から水冷して α' 変態させた。各鋼は、液体窒素を用いてただちにサブゼロ処理を施して完全に α' 単一組織とし、いったんA₁点以下の1073Kで10.8ks焼鈍して α' 中に炭化物を析出させる焼戻し処理(炭化物析出処理)を施した。ついでこれらの試料は、種々の温度で再び1.8ks保持して完全溶体化処理あるいは部分溶体化処理を施したのち水冷した。

ブロック組織の観察には、Greninger-Troiano法⁷⁾(以後G-T法と称す)で熱処理した試料を用いた。G-T法とは、溶体化温度に保持後、Ms点直下まで冷却して部分的に α' 変態させたのち、再び1000K程度の焼戻し温度まで昇温し、その後室温まで冷却して残りの γ を α' 変態させる方法である。このような熱処理を施した試料をしゅう酸10%溶液を用いて電解エッチングすると、焼戻された α' のみが強く腐食されるため、Ms点直下で最初に生成した変態初期の α' 組織を現出させることができる。 α' 変態は、平行なラスが集合して帯状のブロックを形成しながら進行するため⁸⁾、 α' 量が少ない変態初期の組織を観察すればブロックの形態や大きさを知ることができる。

α' 組織の観察は、光学顕微鏡および200kV透過型電子顕微鏡(TEM)を用いて行った。電顕観察用薄膜は、過塩素酸10%、酢酸90%の電解液を用いたジェット研磨法で作製した。炭化物の分散状態の観察は、非水溶媒系電解液(10%アセチルアセトン-1%テトラメチルアンモニウムクロライド-メチルアルコール)を用いて5mA/cm²の電流密度で10~15s定電流電解し、基底のみを優先溶解して炭化物を表面に浮き立たせた試料について走査型電子顕微鏡(SEM)を用いて行った。変態点は、 ϕ 8mm×30mmの丸棒の試料を用いた熱膨張・収縮試験を行って測定した。

3. 結果および考察

3・1 部分溶体化材の組織

Fig. 1は、前もって炭化物析出処理をしたC鋼(0.28%C)について、種々の温度で1.8ks再溶体化処理を行ったのち水冷した試料の光顕組織およびSEM像を示す。1323Kで完全

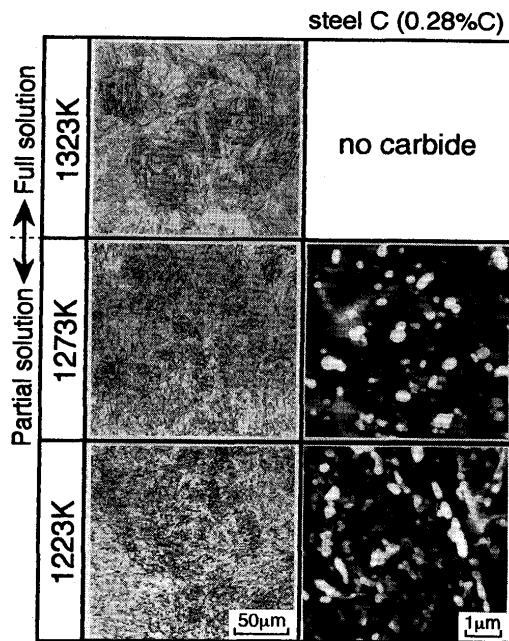


Fig. 1. Optical micrographs showing martensitic structure and scanning electron micrographs showing the dispersion of carbide in steel C. Solution-treated for 1.8Ks at 1323K, 1273K and 1223K, and then quenched into water.

溶体化した試料では、ラスマルテンサイト特有の針状のブロック、ブロックの集合体であるパケット、ならびに旧 γ 粒などの組織を識別できるが、1273Kおよび1223Kで部分溶体化した試料については、これらの組織を識別できないほど微細な組織になっている。一方、部分溶体化材の粒内に残存している未固溶炭化物については、ほぼ球状の形態でかつ均一に分散していることがわかる。炭化物の種類については、X線回折の結果からM₂₃C₆型炭化物と同定された。また炭化物の大きさは部分溶体化温度によってそれほど変化することなく、直径0.3~0.4 μ m程度の大きさであった。残留炭化物の量は、すでに報告した(1)式¹⁾に基づいて算出すると、温度の低下とともに増大し、例えば1273Kでは約1.5vol%, 1223Kでは約3.0vol%となる。

$$f = 0.20(C - [C]) \dots\dots\dots (1)$$

f : 未固溶炭化物の体積率
 C : 鋼中の炭素含有量(mass%)
 [C] : 固溶炭素量(mass%)

なお、固溶炭素量[C]は、溶体化温度T(K)での炭素の固溶限を意味しており、温度Tの関数として次式で与えられる¹⁾。

$$\log [C] = -6100/T + 4.1 \dots\dots\dots (2)$$

Fig. 2は炭素含有量の異なる種々の鋼における再溶体化温度と旧 γ 粒径の関係を示す。図中の破線は(2)式より算出した各鋼の固溶限界温度、すなわち炭化物が完全に固溶する下限の温度であり、この線より高温側では完全溶体化、

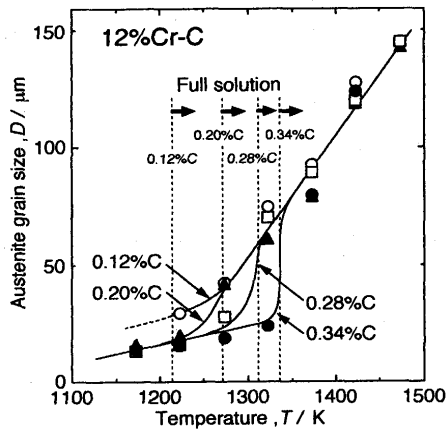


Fig. 2. Relations between austenite grain size and re-solution treatment temperature in 12% Cr-C steels. Broken line displays the lowest temperature for the full solution of carbide in each steel.

低温側では未固溶炭化物が残存した部分溶体化となる。ここで注目すべきことは、炭素含有量が0.2%以上の鋼(B, CおよびD鋼)の γ 粒径が、炭化物が固溶する下限の温度を境に不連続に変化しており、その傾向は高炭素の鋼ほど顕著となる点である。このことは、部分溶体化材では炭化物粒子による粒界ピンニング効果により γ 粒の粗大化が抑制され、その効果は炭素含有量が多いほど有効であることを示唆している。炭化物にピン止めされた部分溶体化材の γ 粒径Dと、未固溶炭化物の粒子径dおよび体積率fの間には次式で与えられるZenerの関係式が成立しており、部分溶体化材の γ 粒径は、鋼の成分と部分溶体化温度を調整することで容易に制御できる²⁾。

$$D = \beta(d/f) \quad (\beta = 1.0 \sim 1.5) \quad \dots \dots \dots (3)$$

3・2 部分溶体化材におけるMs点と固溶炭素量の関係

α' の形態や内部組織はその生成温度の影響を受けることが指摘されているので⁹⁾、まずMs点に及ぼす炭素含有量や溶体化温度の影響について調査した。Ms点は、主に鋼の化学成分に依存して変化し、合金元素量との間に種々の相関式が提唱されている^{10,11)}。部分溶体化処理を行うと、同一鋼種でも溶体化温度によって γ 中への炭素の固溶量が変化するため、それに伴ってMs点も変化することが当然予想される。Fig. 3は、B鋼(0.28% C)について種々の溶体化温度での γ 中の固溶炭素量およびMs点の実測値を再溶体化温度との関係で示したものである。破線より高温側で完全溶体化した場合の固溶炭素量は、鋼の炭素含有量に相当する0.28%でありMs点は490K程度で一定となっている。一方、破線より低温側で部分溶体化した試料では、温度の低下とともに固溶限〔(2)式〕に対応して固溶炭素量が減少するためMs点は上昇することになる。

ここで得られた結果および炭素含有量の異なる他の鋼のデータをもとに、Ms点を固溶炭素量との関係で整理すると

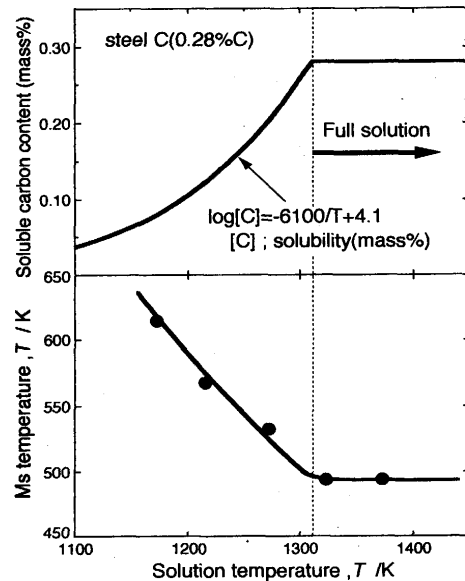


Fig. 3. Changes in soluble carbon content and Ms temperature with rising re-solution temperature in steel C. Broken line displays the lowest temperature for full solution of carbide in this steel.

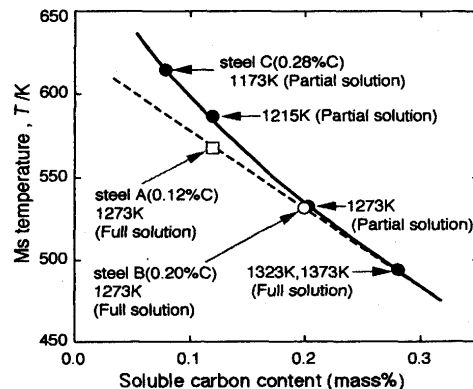


Fig. 4. Relations between soluble carbon content and Ms temperature. Solid line and broken line are the results obtained from steel C with partial solution treatment and from several steels with full solution treatment, respectively.

Fig. 4 のようになる。完全溶体化材のMs点は固溶炭素量の増加に伴い直線的に低下しており、その変化量は約470K/(% C)で、Irvineら¹¹⁾が報告している474K/(% C) とほぼ一致している。ところが部分溶体化材のMs点は、固溶炭素量が同一の完全溶体化材のMs点よりも高い値となっており、その差は固溶炭素量が少ない鋼ほど大きくなっている。これは、部分溶体化材中の未固溶炭化物が、炭素だけでなく多量のCrも取り込んでいるため基地中のCr濃度が低下したこと起因しており、その効果は未固溶炭化物の量が多い、低温で部分溶体化した試料でより顕著となる。C鋼の部分溶体化材について、基地のCr濃度の低下量を未固溶炭化物の量とCr濃度¹⁾から算出すると、1273K, 1215K, 1173Kの部

分溶体化処理では、それぞれ0.5%、1.2%、1.8%だけ基地のCr濃度が低下していることが予想される。CrによるMs点の低下量は $17\text{K}/(\%Cr)^{11)}$ であることから、部分溶体化によるMs点の上昇量はそれぞれ9K、20K、31Kと算出され、Fig. 4の実験結果ともよく一致した。なお、Fe-Ni-C系の α' 鋼については、Ms点が低下するにつれて α' の形態がラス→パタフライ→レンズ→thin plateと変化する⁹⁾ことが知られているが、本研究で用いた鋼のMs点の範囲内(493K~615K)においては、そのような変化は見られずいずれもラス状の α' のみが観察された。

3・3 ブロック組織に影響を及ぼす諸因子

前掲Fig. 1に示した α' の光顕組織で γ 粒内のブロック組織に着目すると、同一鋼種でも溶体化温度によってその大きさや形態が異なっており、ブロック組織が固溶炭素量や γ 粒径の影響を受けていることがわかる。しかし、部分溶体化材では非常に微細な組織となっているためブロックの輪郭を識別することが困難である。そこでG-T法を用いて変形初期段階の α' の組織からブロックの大きさや形態を評価することを試みた。

Fig. 5に、G-T法を用いて現出させたブロック組織の例を示す。まず、A鋼(0.12%C)を1323K(a)および1223K(b)で溶体化処理して、平均 γ 粒径をそれぞれ約 $80\mu\text{m}$ および $30\mu\text{m}$ とした2種類の試料を作製して、ブロック組織に及ぼす γ 粒径の影響を比較検討した。なお、鋼種および溶体化温度は、固溶炭素量や未固溶炭化物の有無による影響を排除して、

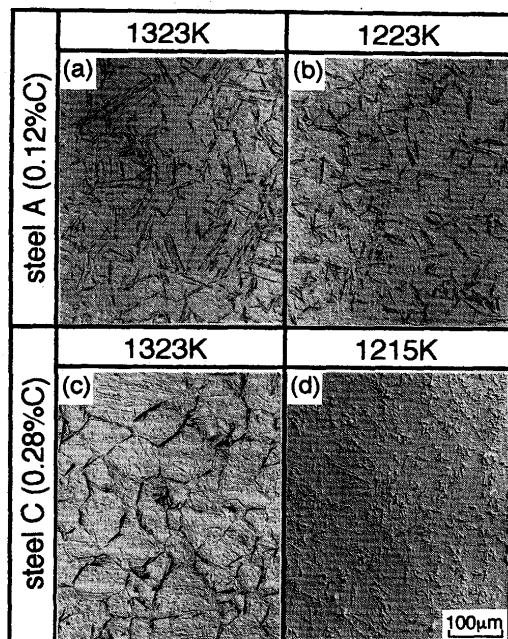


Fig. 5. Optical micrographs showing the morphology of martensite-blocks which were formed at an early stage of martensitic transformation in steel A and C. Specimens were previously solution-treated for 1.8ks at the given temperature and then subjected to G-T method.⁷⁾

粒径だけの影響のみを評価できるように(a)(b)ともに完全溶体化処理となる条件を選定している。粒径が大きい試料(a)の方が小さい試料(b)に比べて全体的に大きなブロック組織となっており、また同一試料でも大きな γ 粒内でより長いブロックが生成する傾向にある。これは、粒内でのブロックの成長が γ 粒界や他のブロックに突き当たったところで止められていることを考慮すれば当然の結果といえよう。

また、A鋼(0.12%C)(a)およびC鋼(0.28%C)(c)を1323Kで完全溶体化処理した試料の組織を比較することにより、ブロックの形態に及ぼす固溶炭素量の影響を評価できる。Fig. 2からもわかるように、完全溶体化材の γ 粒径は、鋼の炭素含有量に依存せず溶体化温度で決定されるため、どちらの試料の平均粒径もほぼ等しく約 $80\mu\text{m}$ となっている。ところが固溶炭素量の異なるA鋼($[C]=0.12\%$)とC鋼($[C]=0.28\%$)では、明らかに変態初期に生成する α' の分布に違いが見られる。固溶炭素量の少ないA鋼では γ 粒内に向かって成長するブロックも多く観察されるのに対して、固溶炭素量の多いC鋼では主に γ 粒界に沿って生成した α' ブロックがほとんどであり、粒内に向かって成長するブロックはあまり見られない。その結果、ブロックの大きさを比較すると粒界に沿ってブロックが生成するC鋼の方がやや小さくなっている。炭素量によって α' の生成サイトが異なる理由に関して、その詳細は不明であるが γ 中の固溶炭素量が多くなると、 α' 格子の異方性が大きくなり、もともと結晶配列の乱れの多い粒界近傍(格子歪みを相殺するような歪みを持っている領域)を選んで α' が生成するものと思われる。

α' のブロックの大きさや形態は、既述のとおり γ 粒径や固溶炭素量に大きく影響されるので、部分溶体化材を用いて α' のブロック組織に及ぼす未固溶炭化物の影響を調査するには、比較材として用いる完全溶体化材の γ 粒径および固溶炭素量を部分溶体化材と同じにしておく必要がある。部分溶体化材の固溶炭素量は、溶体化温度の関数として(2)式で与えられ、C鋼(0.28%C)を1215Kで部分溶体化すれば、A鋼(0.12%C)の完全溶体化材と同一になるように固溶炭素量を調整できる。A鋼(0.12%C)を1223Kで完全溶体化した試料(b)とC鋼(0.28%C)を1215Kで部分溶体化した試料(d)についてブロックの大きさを比較すると、固溶炭素量が同じでも、ブロックの大きさは明らかに部分溶体化材の方が小さくなっていることがわかる。ただし部分溶体化すると γ 粒も小さくなってしまいうため、両鋼の粒径をそろえて比較することは困難であり、部分溶体化した鋼でブロックが細くなることは明確でも、微細に分散した未固溶炭化物が直接 α' 変態に影響を及ぼしたか否かをこの結果から議論することはできない。Fig. 6は、A鋼を種々の温度で完全溶体化した試料、およびC鋼を1215Kで部分溶体化処理して固溶炭素量をA鋼の完全溶体化材と同じ0.12%に調整した試料について、ブロックの長手方向の大きさをそれぞれ実測し、その値を平均 γ 粒径との関係で整理した結果を示す。

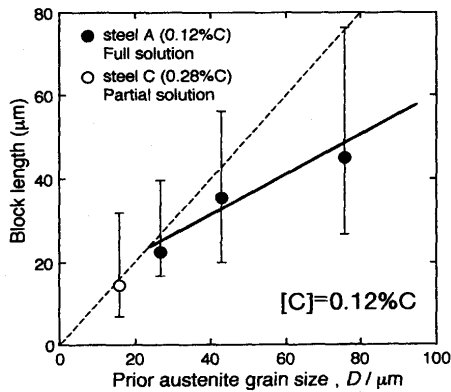


Fig. 6. Effect of prior austenite grain size on the length of martensite-blocks. Solid circles and an open circle show the results in steel A with full solution treatment and in steel C with partial solution treatment, respectively. In steel C, soluble carbon content is controlled to be 0.12% by the partial solution treatment at 1215K.

A鋼を完全溶体化した試料の場合、ブロックの長さは γ 粒の粗大化に対応して長くなる。また、ブロックの長さや粒径との差は粗大粒になるほど大きくなっており、これは粒径が大きい場合には、ブロックの成長が γ 粒界だけでなくブロック同士の衝突によって止められてしまうことに起因している。一方、部分溶体化材に着目すると、粒内に未固溶炭化物が多量に分散しているにもかかわらず、ブロックの平均長さと平均 γ 粒径がほぼ等しくなっていることから、ブロックの成長は、未固溶炭化物によって抑制されているのではなく γ 粒界にのみ拘束されていることがわかる。

3・4 ラスの形態に及ぼす未固溶炭化物の影響

部分溶体化材に残存する未固溶炭化物は、前項で述べたようにブロック組織に対しては直接影響を及ぼさないが、ラスの生成に対しては、 α' 変態時のすべりの阻害要因となり、組織的にもなんらかの影響を及ぼす可能性がある。Fig. 7は、A鋼(0.12%C)を1223Kで完全溶体化処理した試料(a)と、C鋼(0.28%C)を1215Kで部分溶体化して固溶炭素量を(a)と同じ0.12%に調整した試料(b)について、 α' ラスの形態(TEM像)を示している。なお、完全溶体化材のラスの大きさや分布は γ 粒径の影響をほとんど受けない^{3,12,13}ことが知られているので、ここでは γ 粒径の違いについては議論しない。ラスの形態は幅の狭い薄い板状を呈しており⁶、観察する方向によって厚さや長さが異なって見えるため、両試料とも電子線の入射方向を α' の晶へき面に対して垂直となる $\langle 110 \rangle \alpha'$ 方向(ラスの幅を真上から見る方向)として観察を行った。完全溶体化材(a)については、普通炭素鋼や低合金鋼と同様に、幅0.5~1 μm 程度のラスが $\langle 111 \rangle \alpha'$ 方向に長く伸びた形態⁴⁾をしている。一方、部分溶体化材(b)についても、基本的にはラスマルテンサイト組織となっているが、多くの観察例から判断して、ラスは炭化物によって細かく分断され、その配列も乱される傾向にあった。すなわち、未固

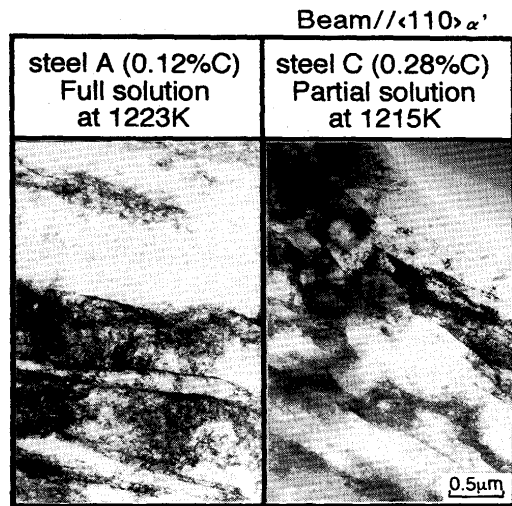


Fig. 7. Transmission electron micrographs showing the morphology of martensite laths. Steel A and C was subjected to the full solution treatment of 1223K-1.8ks and the partial solution treatment of 1215K-1.8ks, respectively.

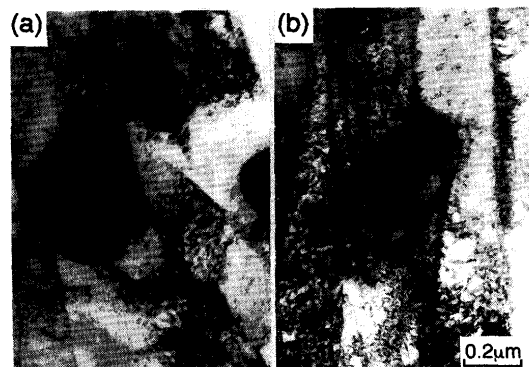


Fig. 8. Transmission electron micrographs showing the effects of insoluble carbide particles on the morphology of martensite-laths in steel C with the partial solution treatment of 1215K-1.8ks.

溶炭化物はブロックの大きさに影響を及ぼさないが、ブロック内部の組織についてはラスを微細化する効果があることがわかる。Fig. 8に、C鋼(0.28%C)を1215Kで部分溶体化した試料について、炭化物近傍を拡大して観察した組織の一例を示す。ラスの成長は炭化物に妨害されて止められたり(a)、あるいは曲げられたりしており(b)、炭化物がラスの生成過程で物理的な影響を及ぼしている様子がうかがわれる。また、場所によってはFig. 9に示すように、先端に炭化物が付着しているようなラスも観察された。このようなラスは、周囲のラスとはコントラストが違うことから変態のバリエーションが異なること、さらにラス幅が炭化物の大きさによく一致していることなどの理由から、成長が止められているのではなく、炭化物を核として単独で生成したラスである可能性が高い。Fig. 10は、部分溶体化したC鋼(0.28%C)について、未固溶炭化物付近から得た制限視野回折像

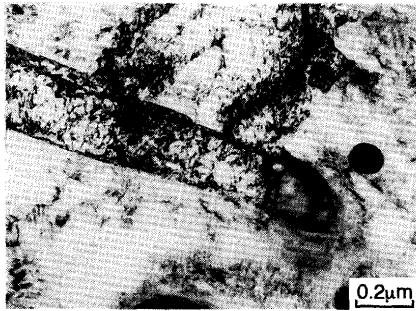


Fig. 9. Transmission electron micrograph showing a martensite-lath nucleated on the interface of an insoluble carbide particle in steel C with the partial solution treatment of 1215K-1.8ks.

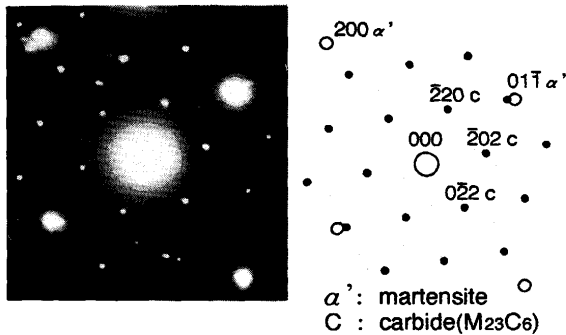


Fig. 10. Diffraction pattern obtained from steel C with the partial solution treatment of 1215K-1.8ks, and its key-diagram showing the crystallographic relationship between insoluble carbide(M₂₃C₆) and martensite matrix.

ならびにキーダイアグラムを示す。解析の結果、この回折像は、母相 α' の $[110]$ 晶帯の回折像と $M_{23}C_6$ の $[111]$ 晶帯の回折像からなっており、両者間に $(011)\alpha' // (111)c, [011]\alpha' // [211]c$ なる関係、すなわち西山の関係が成立していることがわかった。 $M_{23}C_6$ 型炭化物はフェライト相中で整合析出することが知られているが¹⁴⁾、部分溶体化材では、再溶体化時に α' が γ へ逆変態し、ついで室温まで冷却する際には再び α' 変態するという2回の相変態を経るため、部分溶体化材において未固溶炭化物と母相との間の整合性がその間連続して保存されているとは考えがたい。そうであるなら、基地の α' に対して特定の結晶方位関係を有する炭化物が存在しているという事実は、未固溶炭化物と γ 相の界面でラスの核生成が生じたことを示唆しているのではなからうか。つまり、 γ 中の未固溶炭化物は、一部はラスの核生成サイトとして働き、一部はラスの成長を妨げる障害物となって、 α' の

ラス組織を微細化し、かつラスの配列を乱す傾向にある。本鋼では、未固溶炭化物の量が少ないのでブロック組織を微細化するまでには至らなかったが、炭化物の体積率を増大させることができれば、分散した炭化物を利用してマクロな α' 組織を制御することも可能になるとと思われる。

4. 結言

炭素含有量の異なる Fe-(0.12~0.34)mass%C-12 mass%Cr組成のマルテンサイト系ステンレス鋼において、部分溶体化処理した鋼のマルテンサイト変態挙動を調査し、以下の結論を得た。

(1) 部分溶体化材のMs点は、未固溶炭化物によって取り込まれる炭素とCrの量を含有総量から差し引いた基地の組成によって決定される。

(2) 部分溶体化処理すると、未固溶炭化物によってオーステナイト粒径が微細化し、その結果間接的にブロック組織も微細化される。未固溶炭化物自体はブロックの大きさに影響を及ぼさない。

(3) 部分溶体化材では、未固溶炭化物が一部はラスの核生成サイトとして、一部はラスの成長を妨げる障害物として作用するため、ラスが細かく分断され、かつその配列も乱れたマルテンサイト組織となる傾向がある。

最後に、試料を溶製していただいた日新製鋼株式会社技術研究所に感謝します。さらに、本研究の一部が文部省科学研究費補助金により行われたことを付記し謝意を表します。

文 献

- 1) 土山聡宏, 高木節雄, 中村定幸: 鉄と鋼, **80** (1994), 938.
- 2) 土山聡宏, 高木節雄, 中村定幸: 鉄と鋼, **81** (1995), 147.
- 3) G.Krauss and A.R.Marder: Metall. Trans., **2** (1971), 2343.
- 4) P.M.Kelly and J.Nutting: J. Iron Steel Inst., **197** (1961), 199.
- 5) 牧 正志, 津崎兼彰, 田村今男: 鉄と鋼, **65** (1979), 515, Trans. Iron Steel Inst. Jpn., **20** (1980), 207.
- 6) 牧 正志, 田村今男: 鉄と鋼, **67** (1981), 852.
- 7) A.B.Greninger and A.R.Troiano: Trans. Am. Soc. Met., **28** (1940), 537.
- 8) 津崎兼彰, 牧 正志: 鉄と鋼, **45** (1981), 126.
- 9) 牧 正志, 田村今男: 日本金属学会会報, **23** (1984), 229.
- 10) G.H.Eichelman, Jr. and F.C.Hull: Trans. Am. Soc. Met., **45** (1953), 77.
- 11) K.J.Irvine, D.J.Crowe and F.B.Pickering: The Metallurgical Evolution of Stainless Steels, ed. by F.B.Pickering, American Society for Metals and The Metals Society, (1979), 43.
- 12) M.J.Roberts: Metall. Trans., **1** (1970), 3287.
- 13) 牧 正志, 森本啓之, 田村今男: 鉄と鋼, **65** (1979), 1598; Trans. Iron Steel Inst. Jpn., **20** (1980), 700.
- 14) P.R.Howell, J.V.Bee and R.W.K.Honeycombe: Metall. Trans., **10A** (1979), 1213.