

# 未固溶炭化物によるマルテンサイト系ステンレス鋼の オーステナイト粒径の制御

土山 聡宏\*・高木 節雄\*<sup>2</sup>・中村 定幸\*<sup>3</sup>

Austenite Grain Size Control by Insoluble Carbide in Martensitic Stainless Steels

Toshihiro TSUCHIYAMA, Setsuo TAKAKI and Sadayuki NAKAMURA

**Synopsis :** Effect of insoluble carbide on the size of prior austenite ( $\gamma$ ) grains was investigated in martensitic stainless steels with the chemical composition of 12%Cr-(0.12~0.34)%C(in mass%). When fully tempered martensite ( $\alpha'$ ) is subjected to partial solution treatment; the solution treatment in ( $\gamma$ + $M_{23}C_6$ carbide) two phase region, the growth of  $\gamma$  grains is effectively suppressed by insoluble carbide particles retained in the  $\gamma$  matrix owing to the grain boundary pinning effect. The mean diameter ( $D$ ) of  $\gamma$  grains changes depending on the volume fraction ( $f$ ) and diameter ( $d$ ) of dispersed carbide particles and is given by the equation;  $D=\beta(d/f)$  ( $\beta=1.0\sim 1.5$ ). With increasing carbon content of steels, the growth of  $\gamma$  grains is suppressed up to higher temperature. For instance,  $\gamma$  grain size of a 12%Cr-0.34%C steel can be kept as small as about 20  $\mu\text{m}$  even at a high temperature around 1300K. Smaller the size of dispersed carbide particles is,  $\gamma$  grain size is expected to become finer. However, the grain refining by partial solution treatment was limited to around 12 $\mu\text{m}$ , because, in tempered martensitic steels, homogeneous dispersion of carbide particles is not obtained due to the fact that carbide precipitates preferentially on the boundaries of martensite laths and blocks.

**Key words :** stainless steel; martensite; solution treatment; insoluble carbide; grain size; grain refining; precipitation.

## 1. 緒言

マルテンサイト ( $\alpha'$ ) 系ステンレス鋼は、優れた耐熱性ならびに耐食性と高い強度を兼ね備えており、発電プラントや化学工業プラントなどの構造用鋼として不可欠の材料となっている。また低合金炭素鋼に比べて良好な焼入性を有することから、冷却速度の遅い大型構造物への適用を目的とした調質鋼としても期待されている。なかでもFe-12%Cr-0.1%C合金 (SUS410) は、 $\alpha'$ 系ステンレス鋼の代表的鋼種であるが、より高い強度を得るために炭素含有量を増加させたSUS420J2 (0.26~0.4%C) 鋼なども実用化されている。ただし、鋼の強化に有効な炭素は、一方ではマルテンサイト変態時の焼き割れの原因にもなり得るため、変態応力の影響が顕著に現れる大型の構造物に本系鋼種を適用する場合には、おのずと炭素の添加量に制限が加えられることになる。

しかしながら、焼き割れを起こさない程度の量の炭素をオーステナイト ( $\gamma$ ) に固溶させて $\alpha'$ の強化に利用し、残りの炭素を未固溶炭化物として基地中に分散させて鋼の強化や組織制御に利用する溶体化処理(部分溶体化処理とする)を施せば、鋼中の炭素量を大幅に増大させて高強度化を図

ることができる。前報<sup>1)</sup>では、Fe-12%Cr-C三元合金について、部分溶体化処理を施した場合に $\gamma$ 中に残存する未固溶炭化物 ( $M_{23}C_6$ ) の量と溶体化温度、ならびに含有炭素量の関係について報告し、未固溶炭化物が $\gamma$ 粒の成長を抑制する働きがあることを明らかにした。本研究では、前報で得られた知見をもとに、未固溶炭化物を利用して $\gamma$ 粒径を制御することを目的として、炭化物の量や大きさならびにその分散状態と $\gamma$ 粒径の関係について調査した。

## 2. 実験方法

### 2・1 試料および熱処理

供試材の化学成分をTable 1に示す。試料は、1423Kの温

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

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

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

平成6年7月19日受付 平成6年10月14日受理 (Received on July 19, 1994; Accepted on Oct. 14, 1994)

\* 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)

\* 3 日新製鋼(株)鉄鋼研究所 (Steel R&D Lab. Nisshin Steel Co., Ltd.)

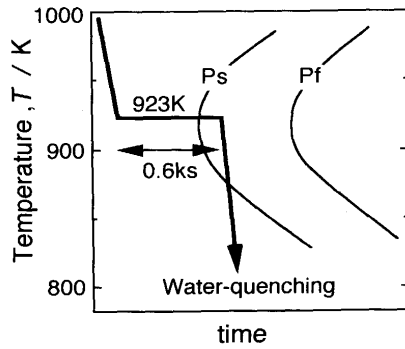


Fig. 1. Heat treatment for the sensitization; carbide precipitation on austenite grain boundaries. Ps and Pf mean the start and finish of carbide precipitation, respectively.

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施したのち、水冷して $\alpha'$ 変態させた。溶体化後水冷した試料についてX線回折を行った結果、AおよびB鋼で少量の $\gamma$ が検出されたので、すべての試料は水冷後ただちに液体窒素を用いてサブゼロ処理を施した。 $\alpha'$ 単相とした各試料は、いったん1073Kで10.8ks焼鈍して $\alpha'$ 基地中に炭化物を析出させる処理を施した。ついでこれらの試料は再び種々の温度で部分溶体化処理(1.8ks保持)を施し、水冷後サブゼロ処理して組織観察に供した。熱処理は、試料表面の脱炭を避けるためにArガス雰囲気中にて行った。

2・2 組織観察

組織は、中央で切断した試料(10mm角)の中心部を光学顕微鏡と走査電子顕微鏡(SEM)により観察した。 $\alpha'$ の光顕組織は、完全溶体化処理した試料についてはフッ酸、硝酸、グリセリン混液(配合比1:1:2)による化学腐食を、また炭化物を析出させた試料(焼戻し $\alpha'$ と部分溶体化材)については塩酸10%イソプロピルアルコール溶液中で5Vの電解腐食を施して観察した。 $\gamma$ 粒の観察には、粒界の識別を容易にするために、Fig. 1に示すような恒温変態処理で $\gamma$ 粒界に炭化物を析出させた(鋭敏化処理)試料を用いた。 $\gamma$ 粒径は、鋭敏化した試料をしゅう酸10%溶液中で電解腐食して光顕観察し、ASTM標準組織と比較して決定した。炭化物の粒子径は、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)<sup>2)</sup>を用いて5mA/cm<sup>2</sup>の電流密度で10~15s定電流電解を行い、基地のみを優先溶解して炭化物を表面に浮き立たせた試料をSEMで観察して測定した。粒子径は、50個以上の炭化物を無作為に選出し、大きいものおよび小さいものからそれぞれ10%を除去した残りの80%の粒子について平均値を求めて評価した。粒子の形状が球状でない場合には、長軸と短軸の平均値を粒子径とした。

3. 結果

3・1 焼戻しマルテンサイトにおける炭化物の析出形態

Fig. 2は、B鋼(0.28%C)について1423Kで1.8ks完全溶

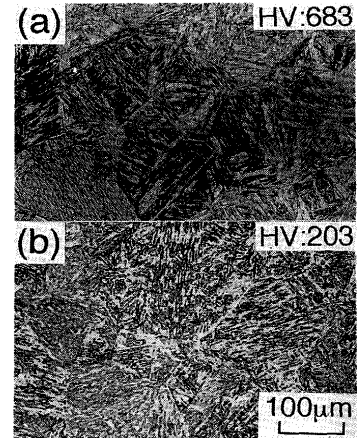


Fig. 2. Optical micrographs showing martensitic structure of a 12%Cr-0.28%C steel. Water-quenched after the solution treatment of 1423K-1.8ks(a), and then tempered at 1073K for 10.8ks(b).

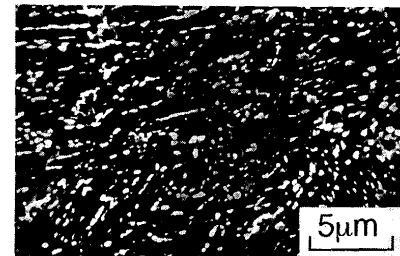


Fig. 3. Scanning electron micrograph showing the dispersion of carbide in the specimen used for Fig.2(b).

体化処理した試料(a)、およびそれを1073Kで10.8ks焼鈍して炭化物を析出させた試料(b)の $\alpha'$ の組織を示す。両組織とも大きな違いはみられず、焼鈍によってマクロ的な再結晶が起こっていないことを確認できるが、硬度が大幅に低下していることから判断して、基地の回復はかなり進んでいるものと思われる<sup>3)</sup>。また、鋼中の炭素はほとんど炭化物として $\alpha'$ 基地中に析出しているものと推察されるが、写真(b)では、炭化物粒子が微細であるため識別することは困難である。Fig. 3は、Fig. 2 (b)の試料を過腐食して観察したSEM像である。白く見える粒子が炭化物であり、この写真からは、ブロック境界やラス境界に沿って析出した炭化物がある程度球状化している様子がうかがわれる。このような炭化物の析出・成長挙動は、低合金マルテンサイト鋼<sup>4)</sup>の場合と全く同じであるが、低合金鋼の場合に比べて炭化物の成長速度はかなり小さいようである。炭化物の平均粒子径は約0.35 $\mu$ mであり、種類については、X線回折の結果からM<sub>23</sub>C<sub>6</sub>型炭化物であることが判明した。また、すべての炭素がM<sub>23</sub>C<sub>6</sub>炭化物として析出しているとすれば、炭化物の体積率は、この鋼の場合6 vol%程度の値になる<sup>1)</sup>。

3・2 再溶体化温度とオーステナイト粒径の関係

Fig. 4は、前もって1073Kで10.8ks焼戻した $\alpha'$ 鋼を種々の温度で1.8ks再溶体化したのち、前掲Fig. 1の方法で鋭敏化

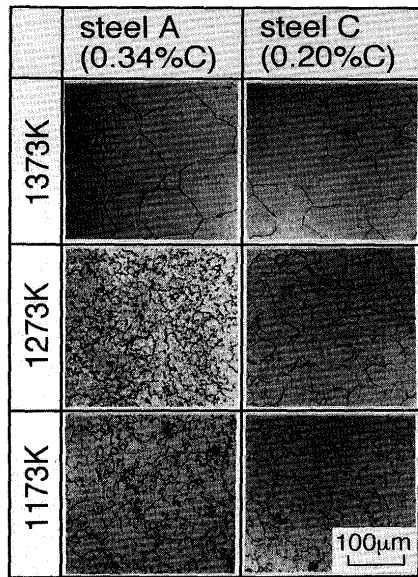


Fig. 4. Optical micrographs showing prior austenite grain boundaries in 12%Cr-0.34%C and -0.20%C steels. After the tempering of 1073K-10.8ks, re-solution-treated for 1.8ks at the selected temperatures and then subjected to the heat treatment shown in Fig.1.

した試料の代表的な組織を示す。恒温変態中に析出した粒界炭化物を優先腐食することにより、明瞭に旧 $\gamma$ 粒界を観察できる。 $\gamma$ 粒径は溶体化温度の低下とともに小さくなっており、両鋼ともに1373K溶体化材ではおおそ80 $\mu$ mの粗大粒、1173K溶体化材では20 $\mu$ m以下の微細粒となっている。ところが、その中間の温度である1273Kでは明らかに両鋼で粒度が異なっており、C鋼に比べて炭素含有量の多いA鋼ではかなり細かい $\gamma$ 粒組織となっている。

Fig. 5は、A~Dのすべての鋼種についてFig. 4と同様の実験を行い、再溶体化温度と旧 $\gamma$ 粒径との関係を整理した結果を示す。炭素濃度の低いD鋼については、 $\gamma$ 粒径の測定は、

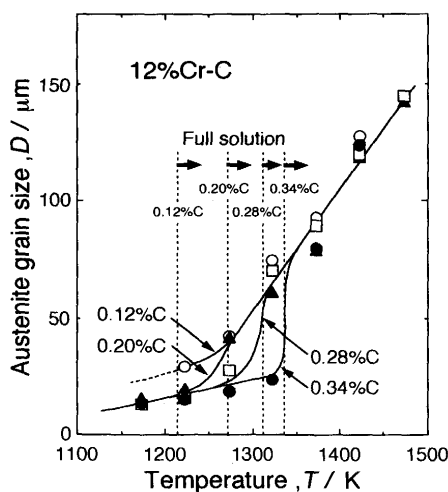


Fig. 5. Relations between austenite grain size and re-solution treatment temperature in 12%Cr-C steels. Broken lines display the lowest full solution temperature for each steel.

$\delta$ フェライトの析出を避けて1223Kから1423Kの温度での溶体化材についてのみ行った。どの鋼種も溶体化温度が低いほど $\gamma$ 粒径が小さくなる傾向にあるが、ここで注目すべきことは、炭素含有量が0.2%以上の鋼(A, BおよびC鋼)では、粒径がある特定の温度を境に不連続に変化している点である。粒径が不連続に変化する温度は鋼種によって異なっており、鋼中の炭素含有量が増加するにつれて高温側に移行している。このように $\gamma$ 粒径の変化に不連続性が生じる理由は、当然、溶体化温度での未固溶炭化物の有無や量に関係することが予想される。12%Cr-C鋼の温度 $T$ [K]における $\gamma$ 中の炭素の固溶限 $[C]$ [mass%]は次式<sup>1)</sup>で与えられるので、

$$\log[C] = -6100/T + 4.1 \quad \dots\dots\dots (1)$$

本実験で用いた各鋼種について、炭化物が完全に固溶する下限の温度をこの式から求めると、図中に破線で示したように、A鋼で1335K, B鋼で1311K, C鋼で1271K, D鋼で1215Kとなる。A, BおよびC鋼で $\gamma$ 粒径が不連続に変化する温度は、完全溶体化の下限温度にほぼ一致しており、これより高温側で完全溶体化した試料では、 $\gamma$ 粒径は炭素含有量に依存せず温度の上昇とともにほぼ直線的に大きくなっている。ところが未固溶炭化物が残存する低い温度域で部分溶体化した試料の $\gamma$ 粒径は、完全溶体化した試料の $\gamma$ 粒径の変化から予測される粒径よりも小さな値となっており、その差は温度が高いほど大きくなる傾向にある。たとえば、12%Cr-0.34%C鋼については、1300K付近の高温でも $\gamma$ 粒径は20 $\mu$ m程度の大きさに保持されており、このことは、原子の拡散が容易で $\gamma$ 粒の成長が起こりやすい高温ほど、未固溶炭化物の粒界ピンニングによる $\gamma$ 粒成長の抑制効果が有効に働くことを示唆している。

### 3・3 再溶体化温度と未固溶炭化物の分散状態の関係

分散粒子による結晶粒成長の抑制効果については、主に分散粒子の体積率や粒子径が影響するので、ここでは溶体化温度と未固溶炭化物の分散状態の関係について調査した。一例としてFig. 6は、前もって1073K-10.8ksの焼戻しを施したA鋼ならびにC鋼を1223Kおよび1173Kで再溶体化し、水冷して得られる $\alpha'$ 組織中に残存する未固溶炭化物の分散状態を示す。未固溶炭化物の量は鋼種や再溶体化温度によってかなり異なっているが、炭化物の粒子径についてはそれほど顕著な差異はみられない。炭素含有量が0.2%以上の鋼(A, BおよびC鋼)について、同様な実験により得られた未固溶炭化物の粒子径と溶体化温度の関係をFig. 7に示す。破線で示した各鋼種の完全溶体化下限温度では、炭化物が完全に分解することを考慮すると、粒子径はゼロに漸近すると考えられる。一方、再溶体化する前の試料中の炭化物の粒子径は、鋼の炭素含有量に関係なくどの鋼種でも平均0.35 $\mu$ mであった。部分溶体化処理した試料の未固溶炭化物の粒子径は0.3~0.4 $\mu$ m程度の値であり、図中に示すように再溶体化前の粒子径と比べてもとくに粗大化している

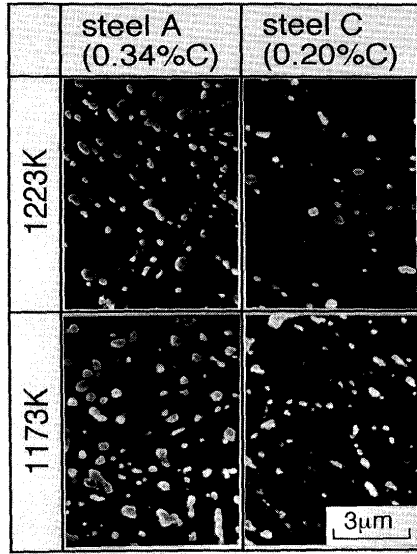


Fig. 6. Scanning electron micrographs showing the dispersion of carbide in 12%Cr-0.34%C and -0.20%C steels with the re-solution treatment of 1.8ks at 1223K or 1173K. Specimens were previously tempered at 1073K for 10.8ks before subjecting to the re-solution treatment.

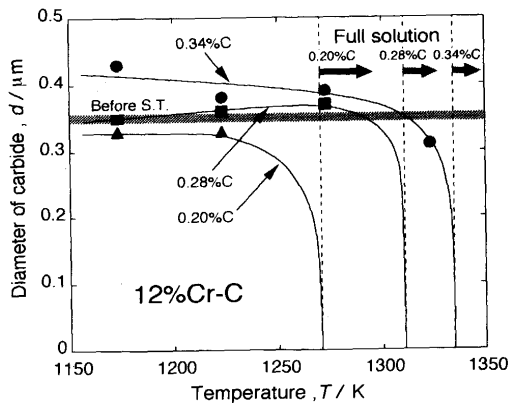


Fig. 7. Changes in the size of carbide particles with rising re-solution treatment temperature in 12%Cr-C steels. Subjected to the re-solution treatment for 1.8ks after the tempering of 1073K-10.8ks. Broken lines display the lowest full solution temperature, and horizontal bold line represents the mean diameter of carbide particles in the tempered martensitic steels.

様子はみられない。

一般に、 $M_{23}C_6$ 型炭化物の成長はCr原子の拡散によって律速される<sup>4)</sup>ため、炭化物の成長速度は基地中でのCrの拡散係数で評価できる。Crの拡散係数はフェライト( $\alpha$ )基地と $\gamma$ 基地とでは大きく異なり、それぞれ(2)式<sup>5)</sup>と(3)式<sup>6)</sup>で与えられる。

$$D_{Cr}^{\alpha} = 1.29 \exp(-230500/RT) \quad (\text{cm}^2/\text{s}) \quad \dots\dots(2)$$

$$D_{Cr}^{\gamma} = 0.13 \exp(-264000/RT) \quad (\text{cm}^2/\text{s}) \quad \dots\dots(3)$$

ここで $R$ は気体定数、 $T$ は絶対温度(K)である。1073Kで焼戻した $\alpha'$ 試料の基地は $\alpha$ と見なせるので、この温度でのCr

の拡散係数は(2)式から $7.7 \times 10^{-12} \text{cm}^2/\text{s}$ となる。一方、再溶体化した試料の基地は $\gamma$ なので、Crの拡散係数は(3)式で与えられ、高温の1323Kの場合でもその値は $4.8 \times 10^{-12} \text{cm}^2/\text{s}$ で、焼鈍温度より250Kも高温であるにもかかわらずむしろ小さな値となっている。つまり $\gamma$ 基地中での炭化物の成長は十分に遅く、 $\alpha'$ 基地の状態では高温で長時間焼鈍して粗大化させた炭化物が、短時間の溶体化処理によって粗大化しないのはむしろ当然のことと言えよう。また、溶体化温度が高くなると、炭化物粒子のオストワルド成長と同時に、固溶による体積率の減少の効果も加わってくるため、固溶限近傍の温度では両者のバランスによって炭化物粒子の大きさが変化する点にも注意すべきである。

#### 4. 考察

##### 4・1 部分溶体化材の未固溶炭化物量と炭素含有量の関係

未固溶炭化物の体積率 $f$ と、鋼中の炭素含有量 $C$  [mass%]、および $\gamma$ 中の炭素の固溶限 $[C]$  [mass%] の間の関係は、炭化物( $M_{23}C_6$ )と基地の $\gamma$ の密度を考慮にいた計算により、未固溶炭素量( $C - [C]$ )の関数として次式<sup>1)</sup>で与えられる。

$$f = 0.20(C - [C]) \quad \dots\dots(4)$$

また、固溶限 $[C]$ は、温度 $T$  [K]の関数として前述の(1)式で与えられるので、これらの式を用いて0.1%~0.4%の炭素を含有する12%Cr-C鋼について、溶体化温度と未固溶炭化物の体積率の関係を算出した結果をFig. 8に示す。未固溶炭化物量は、高炭素の鋼ほど、また溶体化温度が低いほど増加し、0.4% C鋼では最大6 vol%以上の炭化物を $\gamma$ 粒成長を抑制するために利用できることがわかる。また、 $f = 0$ となる温度は、各鋼種の完全溶体化の下限温度に相当する。

##### 4・2 未固溶炭化物によるオーステナイト結晶粒の成長抑制効果

Zener<sup>7)</sup>は、定常的な結晶粒の成長が、粒界エネルギーに基づく駆動力と分散粒子のピン止め力とのバランスに支配

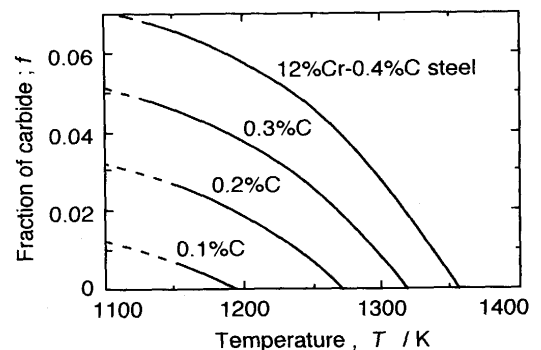


Fig. 8. Relations between temperature and the volume fraction of insoluble carbide in 12%Cr-(0.1~0.4%)C steels.

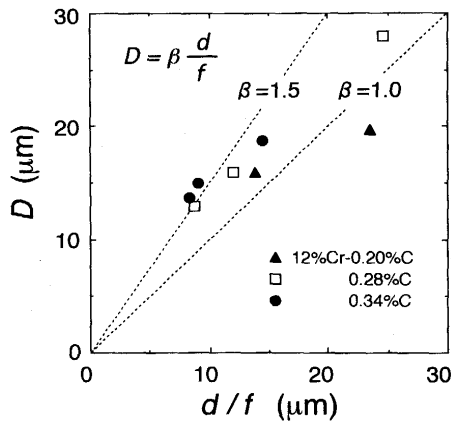


Fig. 9. Relation between austenite grain size ( $D$ ) and the value of  $d/f$  in 12%Cr-C steels;  $d$  and  $f$  are diameter and volume fraction of insoluble carbide particles.

されて進行するものと推定し、つぎのようなZenerの関係式を提案した。

$$R = \beta \frac{r}{f} \quad (\beta = 4/3) \dots\dots\dots (5)$$

ここで、 $R$ は結晶粒の平均半径、 $r$ は分散粒子の平均半径、 $f$ は分散粒子の体積率である。 $R$ と $r/f$ の関係を示す係数 $\beta$ については多くの修正値が提示されている<sup>8)9)</sup>が、分散粒子が存在する粒界の性質（粒界面や三重点など）や、粒界エネルギーの見積りによっても変化し得る<sup>10)</sup>。

Fig. 9は、本研究で使用した種々の部分溶体化処理材について、旧 $\gamma$ 粒径 $D (=2R)$ および未固溶炭化物の粒子径 $d (=2r)$ 、体積率 $f$ の関係をZenerの式に基づいて整理した結果を示す。ただし1323Kで部分溶体化したA鋼については、完全溶体化の下限温度の直下であるため未固溶炭化物の量が少なく、 $d/f$ の値の誤差が大きいためデータを除外した。図より明らかなように、 $D$ と $d/f$ の値はほぼ比例関係にあり、その傾き $\beta$ は、鋼種や溶体化温度によらずほぼ1.0~1.5の範囲内にある。つまり、本実験で使用した12%Cr-C鋼については、部分溶体化処理材の $\gamma$ 粒径 $D$ は、 $\beta$ を4/3としたつぎのZenerの関係式からおおよそ予測し得ることがわかる。

$$D = \frac{4}{3} \cdot \frac{d}{f} \dots\dots\dots (6)$$

#### 4・3 部分溶体化材のオーステナイト粒径に及ぼす未固溶炭化物の量と粒子径の影響

Fig.10は、未固溶炭化物の粒子径 $d$ を $0.3\mu\text{m}$ で一定として、(6)式に(1)と(4)式を代入して得られた溶体化温度と $\gamma$ 粒径の関係を示す。図中には炭素含有量がそれぞれ0.2%、0.3%、0.4%の鋼について得られた結果(以後、部分溶体化曲線とよぶ)を示している。また、太線で示した曲線は、前掲Fig.5において炭化物がすべて固溶した場合の

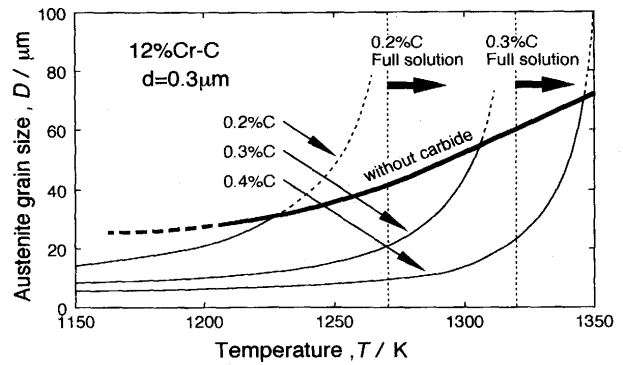


Fig. 10. Effect of carbon content on the relation between austenite grain size and temperature in 12%Cr-C steels, when the diameter ( $d$ ) of carbide particles is given as  $0.3\mu\text{m}$ .

温度と $\gamma$ 粒径の関係(以後、完全溶体化曲線とよぶ)である。部分溶体化曲線は、溶体化温度が高くなって完全溶体化温度の下限温度付近に達すると、未固溶炭化物の量が少なくなるために急激に大きくなる傾向にある。しかし当然のことながら、炭化物粒子が全くない場合の $\gamma$ 粒径より大きく粒成長することはないので、部分溶体化曲線から完全溶体化曲線へ遷移する温度付近で $\gamma$ 粒径の変化に不連続性が生じることになる。ここで注目すべき点は、高炭素の鋼ほど高温域まで粒成長が効果的に抑制され、かつより細かい $\gamma$ 粒が得られることである。高炭素の0.4%C鋼を例にとると、 $\gamma$ 粒径は、1300K付近の高温まで $10\mu\text{m}$ 前後の大きさに保持されてもよいことになるが、実際には、分散粒子の粒度や分散状態の不均一性のために、これより大きな $\gamma$ 粒径( $12\sim 20\mu\text{m}$ )となってしまう。

また、分散粒子による $\gamma$ 粒成長の抑制効果は、粒子の体積率にのみならず分散粒子の大きさにも顕著に依存する。Fig. 11は、炭素含有量を0.3%で一定とし、炭化物の粒子径を $0.1\mu\text{m}$ 、 $0.3\mu\text{m}$ 、 $0.5\mu\text{m}$ に変化させた場合の $\gamma$ 粒径に関する部分溶体化曲線を示す。完全溶体化曲線もFig.10の場合と同様に図中に示している。炭化物の粒子径が小さくなるほど $\gamma$ 粒が粗大化し始める温度は高温側へ移行し、かつ部分溶体化処理で得られる $\gamma$ 粒径もより細くなる点は興味深い。仮に

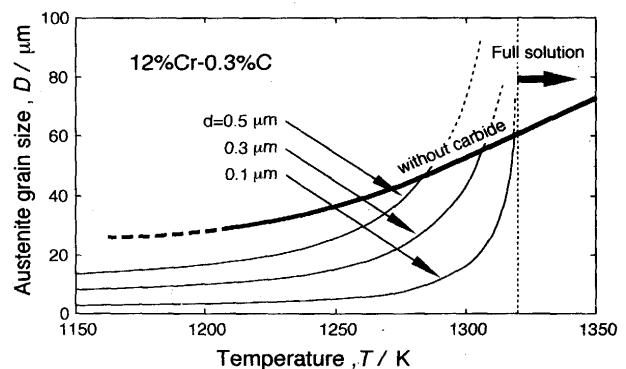


Fig. 11. Effect of the size of carbide particles on the relation between austenite grain size and temperature in 12%Cr-0.3%C steel.

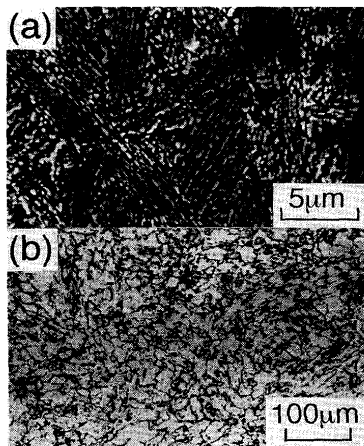


Fig. 12. Scanning electron micrograph showing the dispersion of carbide in a 12%Cr-0.28%C steel tempered at 923K for 3.6ks(a), and optical microstructure of a specimen subjected to the heat treatment shown in Fig.1 after the re-resolution treatment of 1173K-1.8ks(b).

分散粒子の大きさを $0.1\mu\text{m}$ 程度に小さく制御できれば、結晶粒径が $5\mu\text{m}$ 以下の $\gamma$ 粒組織を得ることも可能であろう。そこで試みとして、分散させる未固溶炭化物の粒子径をより小さくするために、部分溶体化処理の前に行う $\alpha'$ 組織の焼戻し条件をより低温(923K)、かつ短時間(3.6ks)として同様の実験を行った。Fig.12は、923Kで3.6ks焼戻した $\alpha'$ 試料中の炭化物の分散状態(a)、そして焼戻し処理後1173Kで1.8ks部分溶体化し、前掲Fig.1の熱処理で $\gamma$ 粒径を現出させた試料の組織(b)を示す。写真(a)からもわかるように、炭化物の粒子径はFig.3に示した1073K-10.8ks焼戻し材よりも細かくなっているが、炭化物はラス境界やブロック境界に沿って連なって析出する傾向にある<sup>3)</sup>ため、その分散状態は局部的には特定の方向性を持っている。したがって、部分溶体化処理した試料の $\gamma$ 粒も、不均一に分散した炭化物の影響を受けて成長するため、写真(b)に示すようにいびつな形態となり、また、その平均粒径も $12\mu\text{m}$ 程度の値にとどまっている。つまりFig.11の結果は、あくまでも球状の微細な粒子が均一に分散していることを前提として得られたものであり、ラス境界やブロック境界などの優先析出サイトを内蔵する $\alpha'$ 組織を基地とする鋼では、炭化物の分散状態の不均一性があるため、これ以上の細粒化は困難なのかもしれない。それに加えて、 $\gamma$ 粒径が $10\mu\text{m}$ 程度にまで細かくなると、結晶学的な変態バリエーションの問題など $\alpha'$ 基地における $\gamma$ の核生成挙動<sup>11)</sup>もからんでくるため、 $\gamma$ 粒径と未固溶炭化物の関係は、単純なZenerの式では整理できなくなる可能性も十分あり得る。

また本研究では、部分溶体化処理の前に炭化物を細かく

分散させる目的で $\alpha'$ 組織の焼戻しという間接的な手法を採用したが、より高炭素の鋼種では焼き割れが起こりやすくなるため、加工熱処理等の直接的な手法で未固溶炭化物を分散させる手法を確立することも重要な課題の一つとなってくるであろう。

## 5. 結言

炭素含有量の異なる(0.12~0.34)mass%C-12mass%Cr鋼を用いて、マルテンサイト( $\alpha'$ )系ステンレス鋼のオーステナイト( $\gamma$ )粒径に及ぼす未固溶炭化物の影響について調査した結果、組織制御に関する知見として以下の結論を得た。

(1)未固溶炭化物の粒界ピンニング効果によって $\gamma$ 粒の成長は効果的に抑制され、 $\gamma$ 粒の粒径 $D$ は、未固溶炭化物の粒子径を $d$ 、体積率を $f$ としてつぎのような関係式で与えられる。

$$D = \beta \frac{d}{f} \quad (\beta = 1.0 \sim 1.5)$$

(2)未固溶炭化物の粒界ピンニング効果を利用して $\gamma$ 粒の微細化を図る場合、鋼中の炭素量が多いほどより高温まで微細な $\gamma$ 粒組織が保持される。

(3)部分溶体化処理で得られる $\gamma$ 粒の大きさは、未固溶炭化物粒子径を細かくするほど小さくなるものと考えられるが、 $\alpha'$ 組織を有する鋼を焼戻した場合、ラス境界やブロック境界が優先析出サイトとなって炭化物が均一に分散した組織が得られないため、 $\gamma$ 粒の細粒化も $12\mu\text{m}$ 程度が限界である。

## 文 献

- 1) 土山聡宏, 高木節雄, 中村定幸: 鉄と鋼, **80** (1994), p.938
- 2) 黒澤文夫, 田口 勇, 松本龍太郎: 日本金属学会誌, **43** (1979), p.1068
- 3) 高木節雄, 飯塚俊治, 富村宏紀, 徳永洋一: 日本金属学会誌, **54** (1990), p.1329
- 4) 新井 宏, 竹田誠一: 鉄と鋼, **72** (1986), p.831
- 5) R.A.Wolfe and H.W.Paxton: Trans. Metall. Soc. AIME, **230** (1964), p.1426
- 6) R.A.Perkins, R.A.Padgett, Jr. and N.K.Tunali: Metall. Trans., **4** (1973), p.2535
- 7) C.Zener, private communication to C.S.Smith: Trans. AIME, **175** (1948), p.15
- 8) M.F.Ashby, J.Harper and J.Lewis: Trans. Metall. Soc. AIME, **245** (1969), p.413
- 9) P.Hellman and M.Hillert: Scand.J.Metall., **4** (1975), p.211
- 10) 高木節雄: 熱処理, **34** (1994), p.260
- 11) Setsuo Takaki, Kouki Tomimura and Seishin Ueda: ISIJ Int., **34** (1994), p.522