

マルテンサイト系ステンレス鋼の組織および硬さに及ぼす未固溶炭化物の影響

土山 聡宏*・高木 節雄*²・中村 定幸*³

Effects of Insoluble Carbide on Microstructure and Hardness of Martensitic Stainless Steels

Toshihiro TSUCHIYAMA, Setsuo TAKAKI and Sadayuki NAKAMURA

Synopsis : The Effects of insoluble carbide on the microstructure and hardness of martensitic stainless steels were investigated in 12%Cr-(0.1~0.4%)C steels. In high carbon steels, carbide does not dissolve into austenite fully at a solution treatment temperature around 1300K and the insoluble carbide affects the mechanical properties of martensite at room temperature. By means of hardness testing in specimens solution-treated at different temperatures (T; K), the solubility of carbon in austenite ([C]; mass%) was given by the equation; $\log [C] = -6100/T + 4.1$. The relation between volume fraction of insoluble carbide (F; vol%) and carbon content of steels (C; mass%) was given by the equation; $F = 20(C - [C])$ by taking the densities of carbide and martensite into consideration. The contribution of insoluble carbide was added to the hardness of martensite matrix, so that the hardness of martensitic steels with insoluble carbide (Hv*) was represented by the equation; $Hv^* = 25 + 1250\sqrt{[C]} + 500(C - [C])$

Key words : stainless steel; high carbon steel; martensite; solution treatment; solubility; insoluble carbide; microstructure; grain size; hardness.

1. 緒言

マルテンサイト(α')系ステンレス鋼は、高強度、耐摩耗性を有する耐食材料として機械部品等に広く使用されている。なかでも炭素をおよそ0.1mass%含有するSUS410がその主流であり、高温で焼戻した本鋼は、345MPa以上の耐力と、540MPa以上の引張強さを有する。また最近では、高強度化のニーズが高まり、SUS420、SUS440といったより高炭素の α' 系ステンレス鋼の需要も増える傾向にある。Fe-12%Cr-C系の3元合金では、0.1mass%C付近に共析点が存在し¹⁾、上述の α' 系ステンレス鋼はいずれも過共析組成の鋼であるため、炭素濃度が高くなるにつれて炭素の完全固溶温度が上昇する。したがって高炭素濃度の鋼では、溶体化温度が低い場合には未固溶炭化物が残留し、オーステナイト(γ) + 炭化物の二相組織となる。高炭素 α' 系ステンレス鋼の溶体化処理は、焼き割れを避けるために、通常、未固溶炭化物が存在するような比較的低い温度で行われているが、この未固溶炭化物は鋼の組織や機械的性質に多大の影響を及ぼす。例えば、粒界炭化物の存在で靱性が低下したり²⁾、また炭化物が粗大になると冷間加工性も劣化することなどが知られている³⁾。しかし一方で、Kimら⁴⁾は、溶体化温度

が低下するにつれて未固溶炭化物量が増加し、シャルピー衝撃値が上昇するという事実も報告している。このような差異は、おそらく未固溶炭化物の量や分散状態が、使用した鋼の種類や熱処理条件によって異なっているために生じたもので、 α' 系ステンレス鋼の機械的性質を改善するには、まず炭化物の析出形態をうまく制御することが重要であろう。そのためには、未固溶炭化物の量や分散状態に及ぼす鋼中の炭素量や溶体化温度の影響を正確に把握しておく必要がある。

本研究では、炭素含有量の異なる(0.11~0.34)%C-12%Cr鋼を用いて、炭素の γ 相への固溶限の決定、ならびに α' の硬さと固溶炭素量との関係について調査を行った。ついで、一部の炭化物が未固溶に残留し、かつ基底は γ となるような温度で焼鈍する部分溶体化処理を施した試料について、種々の温度から水冷して得られる α' の組織や硬さに及ぼす未固溶炭化物の影響を定量的に評価した。

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。各鋼材は30kg真空溶

平成6年5月13日受付 平成6年9月2日受理 (Received on May 13, 1994; Accepted on Sep. 2, 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 Laboratories, Nisshin Steel Co., Ltd.)

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

steels	C	Si	Mn	P	S	Cr	Fe
A	0.106	0.28	0.50	0.016	0.004	12.52	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

解炉で溶製し、鍛造、熱延を施して最終板厚を12mmに仕上げた。得られた熱延材のうち、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施したのち、これらの温度から水冷して α' 変態させた。各鋼種について M_s 点を計算すると、A鋼(537K)、B鋼(490K)、C鋼(459K)、D鋼(445K)となり、炭素濃度が高いC、D鋼では、 M_f 点が室温以下になって γ が残留することが予想される。溶体化後に水冷した試料についてX線回折を行った結果、C、D鋼で実際に少量の γ が検出されたので、水冷材はすべて液体窒素を用いてただちにサブゼロ処理を施した。完全に α' 単相とした各鋼は、いったん1073Kで10.8ks焼鈍して α' 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、種々の温度で再び部分溶体化処理を行い、1.8ks保持後水冷して各種実験に供した。

2・2 実験方法

組織は光学顕微鏡と走査型電子顕微鏡(SEM)により観察した。組織は、試料をフッ酸、硝酸、グリセリン混液(配合比1:1:2)で腐食して観察した。 α' 鋼の旧 γ 粒径の測定は、100倍のASTM標準組織を基準にして、得られた組織写真と

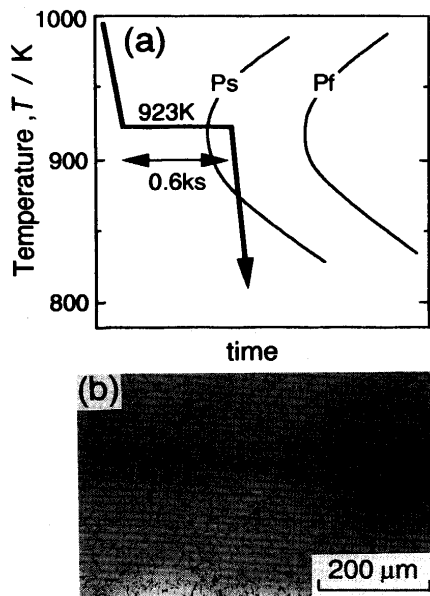


Fig. 1. Heat treatment for carbide precipitation on austenite grain boundaries (a) and a typical microstructure of a 12%Cr-0.28%C steel obtained by the above heat treatment (b).

の比較法により決定した。旧 γ 粒径が小さい試料については、光顕組織から粒界を識別するのが困難であったため、Fig. 1 (a)に示すような恒温変態処理で粒界に炭化物を析出させたのち、しゅう酸10%溶液中で電解エッチングして組織を観察した。このような処理を施して観察した組織の一例をFig. 1 (b)に示す。

炭化物の抽出は、試料を333Kのヨウ素メタノール溶液中で溶解し、メンブランフィルター(孔径0.10 μ m)を用いて未溶解の炭化物を吸引ろ過して行った。抽出した炭化物は、重量分析、化学分析、およびX線回折に供した。試料の硬さはビッカース硬度計を用いて98Nの荷重で測定した。なお、以上の実験はすべて脱炭層(表層約0.5mm)を除去した試料について実施した。

3. 結果

3・1 溶体化温度とマルテンサイトの組織および硬さとの関係

Fig. 2は、1073Kで焼鈍して炭化物の析出処理を施したC鋼(0.28%C)について、種々の温度で再溶体化後水冷した試料の α' の組織を示す。1373K(a)および1323K(b)で溶体化した試料では、旧 γ 粒界、ならびにラスマルテンサイトに特有の針状のブロックや、ブロックの集合体であるパケットなどの組織を明瞭に識別できる。旧 γ 粒内のブロックの発達は不十分であり、1個のパケット内を貫通することなく細かく分断されているのが特徴である。このような α' の形態は、

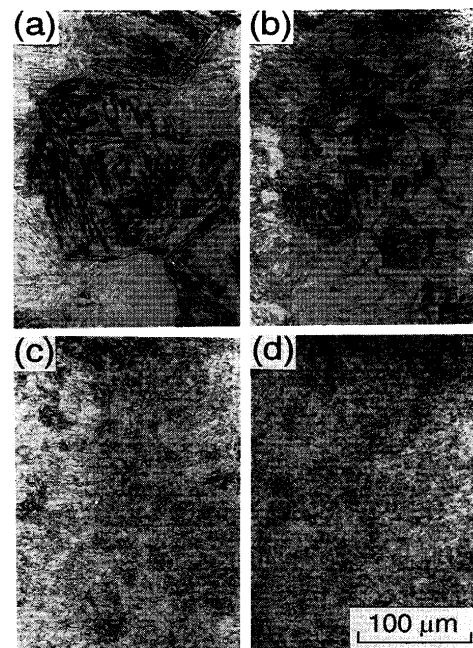


Fig. 2. Optical micrographs showing martensitic structure of a 12%Cr-0.28%C steel. Solution-treated for 1.8ks at 1373K (a), 1323K (b), 1273K(c) and 1223K (d) and then quenched into water. All of specimens were subjected to the sub-zero treatment of 77K-600s.

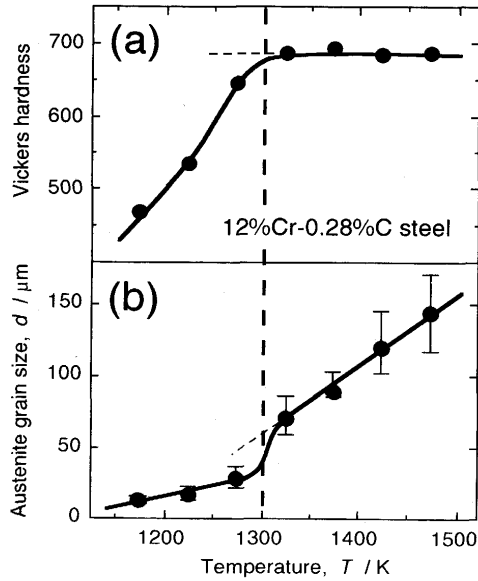


Fig. 3. Effects of solution treatment temperature on hardness (a) and prior austenite grain size (b) in a martensitic 12%Cr-0.28%C steel.

0.1~0.3%の炭素を含む普通炭素鋼の α' で観察される形態⁶⁾に類似しており、このことは、 α' の形態が主に固溶炭素量で決まってしまう、Crなどの置換型元素の含有量にそれほど依存していないことを示唆している。一方、(a)、(b)に比べて、より低温の1273K(c)あるいは1223K(d)で溶体化処理した試料の α' の組織は、(a)や(b)の組織とは著しく異なり、旧 γ 粒界のみならずパケットやブロック組織の識別が困難なほど微細な組織となっている。

Fig. 3は、同鋼について各温度から水冷した試料の硬さ(a)および旧 γ 粒径(b)と溶体化温度との関係を示す。試料の硬さは、1300Kを境として高温側で溶体化処理した場合ほぼHv680の一定値となっているが、1300K以下で溶体化処理した場合には温度の低下とともに低くなる。一方、旧 γ 粒径は溶体化温度が低いほど小さくなるが、ここで注目すべきことは、 α' 組織や硬さに顕著な変化がみられる1273Kと1323Kの間でやはり γ 粒径も不連続に変化している点である。すなわち1300Kを境にして低温側で溶体化した試料の γ 粒径は、これより高温側で溶体化した試料の γ 粒径から予測される粒径よりも小さい値となっており、1173K溶体化材では直径10 μ m程度の微細粒が得られる。ただし、1150K以下の温度では保持中にフェライト(α)相が形成される¹⁾ので、 γ 粒径を10 μ m以下に細かくすることは困難であった。

3・2 部分溶体化処理で残留する未固溶炭化物

Fig. 4に、1300Kを境として高温側の1423K(a)ならびに低温側の1223K(b)でそれぞれ溶体化して水冷した試料のSEM像を示す。試料の表面は、組織の観察を容易にするため過腐食されている。1423K溶体化材(a)では単にブロックに対応する針状の組織が観察されるだけであるが、1223K溶体化材(b)では直径0.4 μ m程度の微粒子の存在が確認された。この粒子は、1073Kでの焼鈍で α' 中に析出させた炭化物が1223

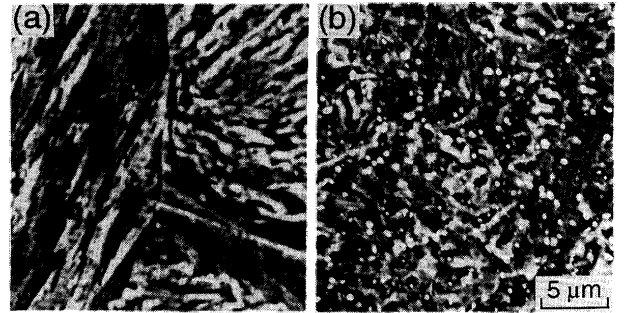


Fig. 4. Scanning electron micrographs showing martensitic structures of a 12%Cr-0.28%C steel. Solution-treated for 1.8ks at 1423K (a) and 1223K (b). Carbide fully dissolves into austenite matrix at 1423K but retains insolubly at 1223K.

Table 2. Chromium content and stoichiometry in insoluble carbide extracted from a martensitic 12%Cr-0.28%C steel. Specimens were solution-treated for 1.8ks at a selected temperature and then quenched into water.

S. T. temp. (K)	1273	1223	1173
Cr content (mass%)	40.83	53.36	61.12
stoichiometry	(Cr _{44.9} Fe _{55.1}) ₂₃ C ₆	(Cr _{58.2} Fe _{41.8}) ₂₃ C ₆	(Cr _{66.3} Fe _{33.7}) ₂₃ C ₆

Kでの溶体化温度でも γ に固溶しきれずに残存したものである。このような未固溶炭化物は、 γ 粒の成長を抑制するだけでなく、 $\gamma \rightarrow \alpha'$ 変態に影響して α' のブロックを細かくしてのようにも思われる。抽出した未固溶炭化物についてX線回折を行った結果、溶体化時に残存する炭化物はM₂₃C₆型の炭化物であることがわかった。ステンレス鋼では、この種の炭化物はCr原子の一部がFe原子と置換して(Cr, Fe)₂₃C₆の形で存在すること⁷⁾、またその平衡組成も温度やマトリックス中のCr濃度によって変化すること⁸⁾が知られている。Table 2は、抽出した炭化物のCr濃度ならびに化学量論組成と溶体化温度との関係を示す。この結果より、抽出された炭化物M₂₃C₆では、Cr原子の30%~50%がFe原子で置き換えられていることがわかる。

3・3 マルテンサイト基地の硬さに及ぼす炭素の影響

α' 組織を有する鋼の強度は、フェライト鋼の強度に、主に $\gamma \rightarrow \alpha'$ 変態で導入された転位による強化量や炭素の固溶強化量などが加算されたものと考えられる。そして、耐力と炭素濃度の関係については、耐力の増加分が炭素濃度Cの平方根に比例することが知られており、一般に次式のように表される。ここで、定数A, Bについては、鋼種によって異なった値をとる⁹⁾¹⁰⁾。

$$\sigma_{0.2\%} = A + B\sqrt{C} \dots \dots \dots (1)$$

また、 α' の硬さと耐力の間には直線的な対応関係が成立する¹⁰⁾ので、 α' の硬化量も炭素濃度の平方根に比例して増大す

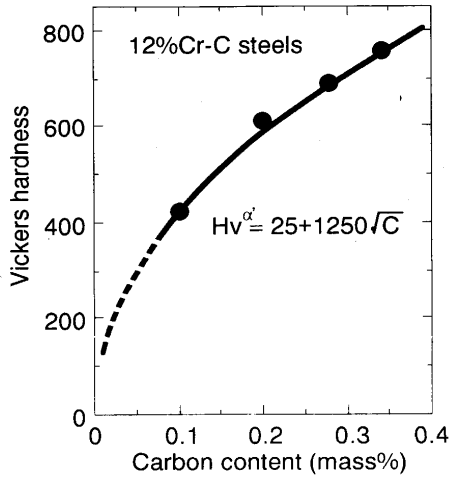


Fig. 5. Relation between hardness and carbon content in martensitic 12%Cr-C steels.

ることが予想される。Fig. 5は、炭素を完全に固溶させた α' 組織を有する12%Cr鋼について、炭素含有量と硬さの関係を示しており、 α' の硬さは炭素濃度Cの関数として次式で与えられることがわかった。

$$Hv^{\alpha'} = 25 + 1250\sqrt{C} \quad (0.1\% < C < 0.4\%) \quad \dots\dots\dots(2)$$

ただし、炭素濃度が低下すると溶体化温度で δ フェライトが析出するので、0.1%C未満の鋼にはこの式は適用できない。

以上の結果から判断して、前掲Fig. 3で部分溶体化材の硬さが低下した主たる理由は、未固溶炭化物が存在する分だけ α' 中の炭素濃度が低下したためと解釈してよいであろう。ただし、部分溶体化した試料では、前掲Fig. 4 (b)で示したように、かなりの量の炭化物が残存しているのが当然その影響も無視できない。そこで以下、部分溶体化処理した試料について、未固溶炭化物の量や試料の硬さに及ぼす炭素含有量の影響を考察する。

4. 考察

4・1 溶体化温度と未固溶炭化物量の関係

4・1・1 炭素のオーステナイト相への固溶限

Fig. 6は、12%Cr鋼の炭素含有量と硬さの関係に及ぼす溶体化温度の影響を示す。破線は、前掲Fig. 5の(2)式で与えられる炭素濃度と α' の硬さの関係(以下 $Hv^{\alpha'}$ 曲線とする)を示している。試料の硬さが $Hv^{\alpha'}$ 曲線上の値をとる場合、試料中の炭素は溶体化温度で完全に固溶しており、 α' 単相の組織となっている。この曲線は α' 単相の組織を有する鋼の硬さの上限値を示しており、溶体化温度を変えても γ 粒径が変化するだけで、これ以上に試料が硬化することはない(前掲Fig. 3)。一方、部分溶体化材では、図中に示すように旧 γ 粒径が小さく、かつ α' 中に未固溶炭化物が分散した組織となっている。この場合、 α' 基地の硬さは、溶体化温度での γ 相中の炭素の固溶量で決まってしまうので、溶体化温

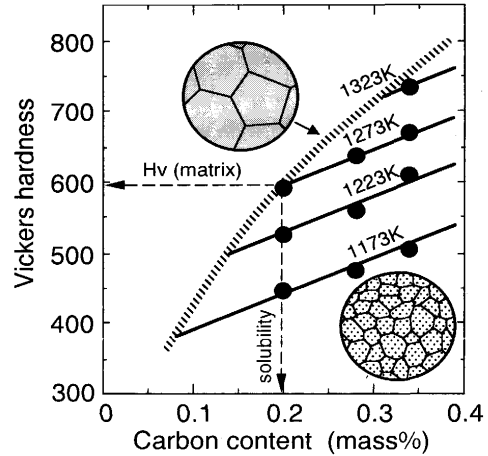


Fig. 6. Effect of solution treatment temperature on the relation between hardness and carbon content in martensitic 12%Cr-C steels. Broken line is the result shown in Fig.5. Intersections of the broken line and linear lines give the carbon solubility in austenite at each solution treatment temperature and hardness of martensite matrix.

度が同じであれば鋼の炭素含有量にかかわらず同一の値となっているはずである。しかし、部分溶体化材の硬さは、図から明らかなように鋼の炭素含有量が増すにつれて上昇しており、このことは、炭素含有量の増加とともに増大する未固溶炭化物が鋼の硬化に寄与している事実を示している。また、その硬化率は溶体化温度によらずほぼ一定の値($Hv500/\%C$)となっている。

一方この図より、種々の温度での γ 相中の炭素の固溶限を決定することもできる。同一温度の部分溶体化材の硬度をつないで外挿した直線と $Hv^{\alpha'}$ 曲線の交点は、未固溶炭化物が残存しない完全溶体化材の硬さを示しており、言い換えれば、各溶体化温度での固溶限[mass%]と α' 基地の硬さを同時に示していることになる。例えば、溶体化温度が1273 Kの場合、 γ 相中の炭素の固溶限はおおよそ0.2%であり、室温では0.2%炭素を固溶した α' (約 $Hv600$)が基地を構成していることがわかる。 γ 相中の炭素の固溶限については、 γ 系のステンレス鋼を中心に数多くの報告^{11)~13)}がなされており、西野ら¹¹⁾はそれらのデータからCrとNiの効果を考慮に入れて、次式を報告している。

$$\log[C] = -6100/T + 4.21 - 0.0186(Cr + Ni) \quad \dots\dots\dots(3)$$

ここで、[C]は炭素の γ 相への固溶限[mass%]、Tは絶対温度(K)である。(3)式にCr=12, Ni=0を代入すると(4)式が得られる。

$$\log[C] = -6100/T + 3.99 \quad \dots\dots\dots(4)$$

Fig. 7は、Fig. 6について外挿法で求めた γ 相中の炭素の固溶限を、(4)式で算出した固溶限と比較して示したものである。西野らは、主に高濃度のCrとNiを含有した γ 系鋼種を用いて(3)式を実験的に導出しているため、成分の影響

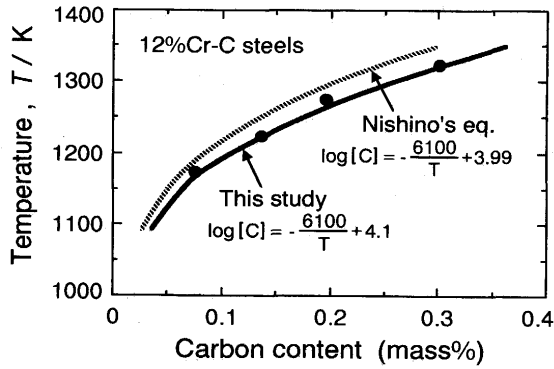


Fig. 7. Carbon solubility in austenite obtained from Fig.6. Reference data after Nishino's equation¹¹⁾.

で若干の相違はみられるが、傾向としてはよく対応していることから、本実験では西野の式を補正した次式を用いることにした。

$$\log[C] = -6100/T + 4.1 \dots\dots\dots (5)$$

4.1.2 M₂₃C₆型炭化物の密度

未固溶炭化物の体積率を求めるためには、まず炭化物の密度を知っておく必要がある。Cr₂₃C₆炭化物は、格子定数が1.064nmの複合面心立方晶で、単位格子中に92個の金属原子と24個の炭素原子を含む複雑な構造をしている。Fig. 8にその模式図⁷⁾を示す。Table 2の結果や他の文献値¹⁴⁾から判断して、M₂₃C₆中のCr濃度を55%程度とするとFe原子の置換率が約4割となるので、M₂₃C₆の密度ρ^cは、Fe, Cr, C各原子1個の質量を9.27×10⁻²⁶kg, 8.64×10⁻²⁶kg, 1.99×10⁻²⁶kgとして、CrとFeの置換による格子定数の変化を無視すれば次式で与えられる。

$$\begin{aligned} \rho^c &= (\text{単位格子の質量}) / (\text{単位格子の体積}) \\ &= \{92(0.4 \times 9.27 \times 10^{-26} + 0.6 \times 8.64 \times 10^{-26}) + 24 \\ &\quad \times 1.99 \times 10^{-26}\} / (1.064 \times 10^{-9})^3 \\ &= 7.19 \times 10^3 \text{ kg/m}^3 \dots\dots\dots (6) \end{aligned}$$

また、M₂₃C₆中に含まれる炭素量についても、単位格子中の

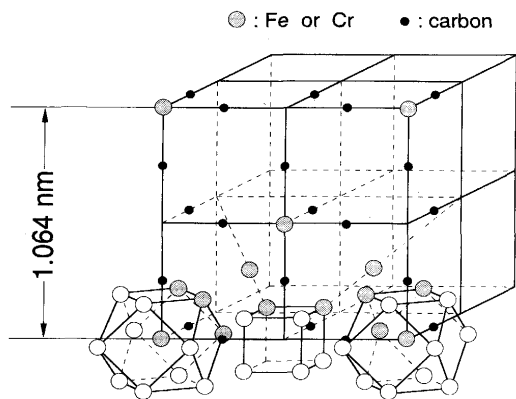


Fig. 8. Structure of M₂₃C₆ type carbide⁷⁾.

炭素の質量割合から約5.52%と見積もることができる。

4.1.3 部分溶体化材の未固溶炭化物の定量的評価

種々の温度での未固溶炭素の量は、鋼中の炭素含有量から(5)式で算出した炭素の固溶限を差し引くことによって求められる。そして、α'中の未固溶炭化物の体積率F[vol%]は、未固溶炭素の量と炭化物の密度から以下の手順で容易に算出できる。鋼の炭素含有量をC[mass%]、試料全体の平均密度をρ*、α'基地の密度をρ^{α'}とすれば、炭素の物質収支の関係から次式が成立する。

$$C \times \rho^* = 5.52 \times (F/100) \times \rho^c + [C](1 - F/100) \times \rho^{\alpha'} \dots\dots\dots (7)$$

ここで、ρ*は組織のほとんどを占めるα'の密度ρ^{α'}に近い値になることが予想されるので、ρ^{α'}=ρ*として(7)式を整理すると次式が得られる。

$$F = \{\rho^*(C - [C]) \times 100\} / (5.52\rho^c - [C]\rho^*) \dots\dots\dots (8)$$

ρ*は、実験的に7.74×10³kg/m³と決定され、ρ^c=7.19×10³kg/m³、[C]が0~0.3%の値をとることを考慮にいて(8)式を書き換えると次のような簡単な近似式が得られる。

$$F = 20(C - [C]) \dots\dots\dots (9)$$

Fig. 9に、(9)式の近似式と実験値の対応関係を示す。実験値は、1273K, 1223Kおよび1173Kで部分溶体化処理したC鋼の試料から抽出した炭化物の質量を、Table 2の化学分析結果から算出した炭化物の密度で除した値を示している。実験値は、いずれも近似値とよく一致することがわかる。

一方、γ中の炭素の固溶限[C]は(5)式で与えられることがわかっているため、(5)式に(9)式を代入して次式が得られる。

$$\log(C - F/20) = -6100/T + 4.1 \dots\dots\dots (10)$$

Fig.10は、0.1~0.4%の炭素を含む12%Cr-C鋼について、(10)式から算出した溶体化温度Tと未固溶炭化物の体積率Fの関係を示す。温度がおおよそ1150K以下になると、α相が析出するようになるので、ここではそれ以上の温度での結

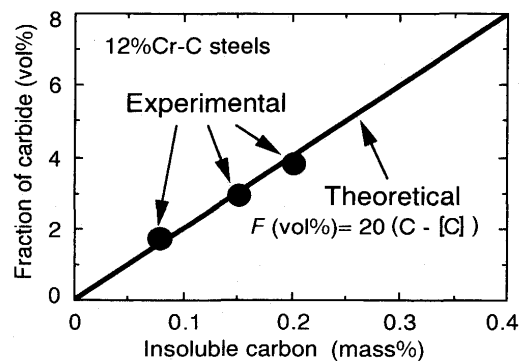


Fig. 9. Relation between insoluble carbon and the volume fraction of M₂₃C₆ carbide.

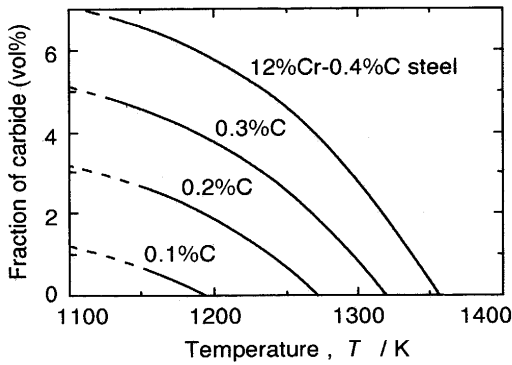


Fig.10. Relations between solution treatment temperature and the volume fraction of insoluble $M_{23}C_6$ carbide in 12%Cr-(0.1~0.4%) C steels.

果を示している。本研究で主として用いた0.3%C鋼の場合、完全溶体化の下限温度は1320Kで、溶体化温度が下がるにつれて、最大4.5vol%程度の $M_{23}C_6$ が未固溶に残留するようになることを示している。

4・2 未固溶炭化物を含むマルテンサイトの硬さの評価

溶体化温度で鋼中の炭素濃度Cが固溶限[C]以下である場合 ($C < [C]$)、炭素が完全に γ 中に固溶するため、焼入後の鋼の組織は α' 単相となる。この場合、 α' の硬さは前述のように(2)式で表される。一方、溶体化温度で鋼の炭素濃度Cが固溶限[C]以上である場合 ($C > [C]$)、炭素が完全に固溶できず組織は α' +炭化物の二相となり、試料の硬さ Hv^* は(2)式とFig. 6の結果を組み合わせることで次式で与えられる。

$$Hv^* = 25 + 1250\sqrt{[C]} + 500(C - [C]) \dots\dots\dots (11)$$

ここで、[C]は(5)式で与えられる値で、溶体化温度に依存して変化する。ただし注意すべき点は、(i)溶体化温度や鋼の炭素含有量によっては α 相が析出する可能性があること、(ii) $M_{23}C_6$ 型炭化物が M_7C_3 型炭化物に遷移すると、固溶限[C]が(5)式で表せなくなることである。このような理由から(11)式の適用範囲は、鋼の炭素含有量が0.1%~0.4%で、溶体化温度については1150K~1450Kの範囲に限られる。また、固溶炭素濃度の高い鋼については、室温で $\gamma \rightarrow \alpha'$ 変態が完了せずに γ が残留する可能性もあるので、焼入れ後にサブゼロ処理を施す必要もある。

5. 結言

炭素含有量の異なる(0.11~0.34)mass%C-12mass%Cr鋼を用いて、マルテンサイト系ステンレス鋼の組織および硬さに及ぼす未固溶炭化物の影響について調査し、以下の結論を得た。

(1)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得られる α' の硬さ $Hv^{\alpha'}$ は、鋼の炭素含有量をC[mass%]として次式で与えられる。

$$Hv^{\alpha'} = 25 + 1250\sqrt{C}$$

(2)炭化物を未固溶に残留させる部分溶体化処理を行った試料において、未固溶炭化物の体積率F[vol%]と溶体化温度T[K]の間には次式の関係が成立する。

$$\log(C - F/20) = -6100/T + 4.1$$

また、部分溶体化材の硬さ Hv^* は、マルテンサイト中の固溶炭素濃度を[C][mass%]として次式で与えられる。

$$Hv^* = 25 + 1250\sqrt{[C]} + 500(C - [C])$$

文 献

- 1) K.Bungardt, E.Kunze und E.Horn: Arch.Eisenhüttenwes., 29 (1958), p.193
- 2) 川上 哲, 朝日 均, 上野正勝: 材料とプロセス, 4 (1991), p.894
- 3) 岡部道生, 飯久保知人: 電気製鋼, 64 (1993), p.77
- 4) H.D.Kim and I.S.Kim: ISIJ Int., 34 (1994), p.198
- 5) K.J.Irvine, D.J.Crowe and F.B.Pickering: The Metallurgical Evolution of Stainless Steels, ed. by F.B.Pickering, (1979), p.43 [American Society for Metals and The Metals Society]
- 6) 牧 正志, 田村今男: 鉄と鋼, 67 (1981), p.852
- 7) H.J.Goldschmidt: J.Iron Steel Inst., 160 (1948), p.345
- 8) M.Waldenström and B.Uhrenius: Scand. J.Metall., 6 (1977), p.202
- 9) G.Krauss: Hardenability Concepts with Applications to Steel (1978), p.385 [AIME]
- 10) G.R.Speich and H.Warlimont: J.Iron Steel Inst., 206 (1968), p.385
- 11) 西野知良, 加賀直彦: 鉄と鋼, 58 (1972), p.107
- 12) 新井 宏, 竹田誠一: 鉄と鋼, 72 (1986), p.831
- 13) H.Tüma, P.Gröbner und K.Löbl: Arch.Eisenhüttenwes., 40 (1969), p.727
- 14) 佐藤知雄: 鉄と鋼, 45 (1959), p.813