核融合炉用高 Mn オーステナイト鋼の炭化物析出 による粒界脆化*

荒木 弘** 阿部富士雄** 野田 哲二**

J. Japan Inst. Metals, Vol. 53, No. 9 (1989), pp. 964-971

Grain Boundary Embrittlement due to Carbide Precipitation in High-Mn Austenitic Steels for Fusion Reactor Structures

Hiroshi Araki**, Fujio Abe** and Tetsuji Noda**

In order to clarify the effect of carbide precipitation on the embrittlement of reduced-activation high-Mn austenitic steels suitable for fusion reactors, Charpy impact testing was carried out for 10%Cr-30%Mn steels with 0.07, 0.11, 0.26 and 0.55%C after aging at temperatures between 823 and 973 K for the periods from 3.6 to 10800 ks.

The embrittlement due to the aging increased with increasing carbon content, aging temperature and time. The solution-annealed specimens exhibited a mode of ductile fracture with dimple pattern. The percentage of brittle grain boundary fracture in the fractured surface increased with aging time. The $M_{23}C_6$ carbide precipitated during aging preferentially along grain boundaries and the major component of the carbide was Cr. Therefore, the embrittlement resulted from the grain boundary precipitation of $M_{23}C_6$ which promoted grain boundary fracture. The activation energy for the embrittlement was evaluated to be 233-237 kJ/mol which correspond to that for diffusion of Cr in γ -iron. It was concluded that the rate-determining process of the transition from ductile to embrittlement was diffusion of Cr in the γ -matrix of the alloys for the grain boundary precipitation of the $M_{23}C_6$ carbide. The carbon content in the steels was recommended to be below 0.1% for preventing the grain boundary embrittlement.

(Received April 11, 1989)

Keywords: iron-chromium-manganese austenitic steels, reduced-activation, fusion reactor structures, aging, precipitation, $M_{23}C_6$, Charpy impact test, grain boundary embrittlement

I. 緒 言

核融合炉の放射能レベルは軽水炉や高速増殖炉に比べて非常に高くなるので、炉の保守・修理や廃棄物を処理する際の放射能安全性に関わる問題点が近年強く指摘されている⁽¹⁾⁻⁽⁵⁾。例えば、316ステンレス鋼やその改良鋼の場合、合金元素の Ni や Mo は核融合中性子照射環境で長寿命の放射性核種を生ずる。その結果、材料の誘導放射能が安全なレベルに減衰するまで数百年以上の長時間を要し、廃棄物の処理すら困難になると言われている。一方、Mn は Ni や鉄よりも放射能レベルが低く、Ni を Mn で置換したオーステナイト鋼は、十数年で安全な放射能レベルに減衰する。このように、材料面で放射能を低減化するには、Ni や Mo を含まない高 Mn オーステナイト鋼の開発が必要になっている。

高 Mn オーステナイト鋼は、古くから Fe-Ni-Cr ステンレス鋼に替わる材料として、近年では低温構造用非磁性鋼として注目されている。ところが、前者はオーステナイト

安定化の観点から数%の Ni を含有する⁽⁶⁾ので、低放射化に適合しない。後者は、オーステナイト安定化のために炭素や窒素を0.6%程度も多量に添加し、しかも固溶化状態で使用される⁽⁷⁾⁽⁸⁾。核融合炉ブランケット構造材の場合、高温で長時間使用されるので、微細組織変化に留意した合金設計が課題になっている。

核融合炉を対象とした高 Mn オーステナイト鋼に関する研究は極く最近に限られるが、スエリング等の照射特性に関する研究はあるものの⁽²⁾⁽⁹⁾⁻⁽¹²⁾高温における組織安定性や機械的性質に関する研究は少ない⁽¹³⁾。

最近著者らは、安定なオーステナイトが得られる Mn 濃度は Fe-Mn 2 元系では25%以上⁽¹⁴⁾なので、Mn 濃度を30%とした Fe-Cr-Mn 系について、1273 K 程度の高温から焼き入れたときオーステナイト単相が得られる Cr 濃度の上限を調べ10~12%であることを報告した⁽¹⁵⁾。また、10%Cr-30%Mn 組成の炭素無添加材では冷間加工した後時効すると σ 相生成が加速されること、炭素を添加すると σ 相生成が抑制されることを報告した⁽⁸⁾⁽¹⁶⁾⁽¹⁷⁾。Okazaki ら⁽¹⁸⁾も極く最近同様な結果を報告している。し

* 1986年10月日本金属学会名古屋大会に発表

** 金属材料技術研究所筑波支所 (Tsukuba Laboratories, National Research Institute for Metals, Tsukuba)

かし、Fe-Cr-Mn 合金中の炭化物の析出挙動や機械的性質への影響はほとんど知られていない。

そこで本研究では、炭素濃度を变化させた10%Cr-30%Mn オーステナイト鋼について、823~973 K での時効に伴う炭化物の析出挙動および衝撃特性の変化を系統的に調べた。その結果、炭化物の粒界優先析出の進行とともに粒界脆性破壊が促進される事が見出されたので、以下に報告する。

II. 実験方法

炭素濃度を変えた4種類の10%Cr-30%Mn 鋼を用いた。供試材の化学組成を **Table 1** に示す。窒素は、低温構造材では有力な固溶強化元素であるが、核融合中性子照射環境中では放射性核種 ^{14}C を生成し材料の放射能を高めるとの意見⁽⁵⁾もあるので、本研究では添加しなかった。

各合金とも、真空高周波溶解した17 kg インゴットを1423 K で86.4 ks (24 h) 均一化焼鈍し、熱間鍛造と溝ロール加工により断面が13 mm×13 mm の角材にした後、溶体化して水焼き入れた。溶体化温度は0.07, 0.11, 0.26, 0.55C 合金に対しそれぞれ1223, 1273, 1323, 1373 K で、溶体化時間は3.6 ks であった。平均結晶粒径は、各合金とも約50 μm であった。溶体化材から、長さ約20 mm の組織観察用試料と長さ約60 mm のシャルピー試験片用試料を切り出し、823, 873, 923, 973 K でそれぞれ10.8 Ms まで時効した。

シャルピー衝撃試験は、溶体化材および時効材から JIS 4 号試験片 (10 mm×10 mm×55 mm, 2 mmV ノッチ) に加工して、293 K で行い、破面を走査電顕で観察した。

組織観察は、走査電顕と200 kV の透過電顕によった。析出物の同定は、電解抽出残渣の X 線回折と透過電顕の制限視野電子線回折によった。電解抽出は10%塩酸+90%メチルアルコール溶液で行い、残渣を0.1 μm メッシュのフィルターに採取した。X 線回折は、ディフラクトメーターにて $\text{CuK}\alpha$ 線を用いて行った。

Table 1 Chemical composition of alloys examined (mass %).

Alloy	C	Cr	Mn	Si	S	P	O	N
0.07C	0.069	9.84	30.1	0.51	0.01	<0.002	0.007	0.002
0.11C	0.110	9.81	29.9	0.49	0.009	<0.002	0.005	0.001
0.26C	0.263	9.86	30.1	0.48	0.009	<0.002	0.003	0.001
0.55C	0.546	9.92	30.8	0.46	0.01	<0.002	0.002	0.002

III. 結 果

1. 時効脆化

Fig. 1 に、時効に伴うシャルピー吸収エネルギーの変化を示す。各合金とも、吸収エネルギーは高温長時間ほど

Fig. 1 Charpy absorbed energy of the alloys at 293 K, as a function of aging time.

低くなる。また、炭素濃度の高い合金ほど、吸収エネルギーの低下は短時間側から起こり、その程度も大きい。炭素濃度の高い0.26C 合金では973 K で3600 ks, 0.55C 合金では923, 973 K で3600 ks 時効すると吸収エネルギーの変化が完了する。変化が完了した後の吸収エネルギーの最小値 $E_{\min}$ は、0.26C 合金では39 J, 0.55C 合金では26 J であった。一方、炭素濃度の低い0.07C, 0.11C 合金の場合、本実験範囲内では変化が完了していない。後で述べるように、時効による吸収エネルギーの低下は炭化物の析出によっている。**Fig. 2** に、溶体化材および923 K で時効した後の吸収エネルギーを炭素濃度の関数として示す。溶体化材では、炭素濃度の増加に伴って吸収エネルギーが若干増大する。時効すると炭素濃度の高い合金ほど吸収エネルギー低下が大きいため、長時間時効後は炭素濃度の高い合金ほど吸収エネルギーが低くなり溶体化材の場合とは全く逆の炭素濃度依存性を示す。

Fig. 3 に、クロスカット法⁽¹⁹⁾により時効脆化の見かけの活性化エネルギーを求めるために、 $E_{\min}$ が得られた0.26C, 0.55C 合金について吸収エネルギー変化を全変化量 ($E_0 - E_{\min}$) で規格化した変化割合 F を示す。 F が0.7,

Fig. 2 Charpy absorbed energy of the alloys after aging at 923 K, as a function of carbon concentration.

Fig. 3 Normalized absorbed energy curves of the alloys (a) 0.26C and (b) 0.55C.

0.6, 0.5および0.4に達するのに要する時間のアレニウス温度依存性を Fig. 4 に示す。直線の勾配から時効脆化の見かけの活性化エネルギーを求めると、0.26Cと0.55Cの両合金ではほぼ同一の値が得られそれぞれ216および232 kJ/molであった。活性化エネルギーの内容に関しては、後で議論する。

Fig. 4 Time to fraction F of the alloys (a) 0.26C and (b) 0.55C, as a function of reciprocal temperature.

2. 破面形態

Fig. 5 に、0.55C 合金について923 K での時効に伴う破面形態の変化を示す。各合金とも、溶体化材は100%延性破面を呈し、ディンプルの大きさおよび形態に炭素濃度の影響は認められなかった。Fig. 1 の吸収エネルギー曲線との比較から、時効脆化の進行とともに粒界破壊の割合が増大することがわかる。このことは、時効に伴う吸収エネルギーの低下が粒界破壊の促進に関係していることを示唆している。0.55C 合金の場合、923 K では E_{min} に達した3600 ks で粒界破壊の割合も100%に達した。粒界破壊した部分の破面形態も時間とともに変化した。すなわち、36ないし360 ks の比較的短時間時効の場合、粒界面が波うっている部分もあり、粒界あるいはその近傍である程度の塑性変形を伴うことを示唆している。これに対し、 E_{min} に達した3600 ks 時効材では、粒界面に塑性変形の痕跡がほとんど認められず、著しく脆性的である。

Fig. 6 に、923 K で3600 ks 時効した各合金の破面形態の変化に及ぼす炭素濃度の影響を示す。炭素濃度の高い合

Fig. 5 Change in fractographs of the alloy 0.55C with aging time at 923 K. (a) As quenched, (b) 3.6, (c) 36, (d) 360 and (e) 3600 ks. Note that the percentage of grain boundary fracture increases with increasing aging time.

Fig. 6 Change in fractographs of the alloys with carbon concentration, after aging at 923 K for 3600 ks. (a) 0.07 C, (b) 0.11 C, (c) 0.26 C and (d) 0.55 C. The percentage of grain boundary fracture increases with increasing carbon concentration.

金ほど、粒界破壊の割合が大きい。溶体化材では炭素濃度によらず延性破壊を呈し吸収エネルギーが高いが、時効すると炭素濃度の高い合金ほど粒界破壊の割合が増加し脆化が大きくなった。

3. 炭化物の析出

溶体化材の組織を TEM で観察したところ、オーステナイト単相で粒界内にも炭化物は認められなかった。Fig. 7 に、0.55C 合金の 923 K での時効に伴う組織変化を示す。時効初期は粒界に優先的に析出が進行し、3600 ks 以上になると粒内にも多数の析出物が生じている。ただし、粒界析出物の方が粒内のそれよりも粗大化している。Fig. 7 では 3.6 ks での析出状況が不明瞭であるが、TEM

観察によると、Fig. 8 に示すように大きさが $0.05 \mu\text{m}$ 程度の微細な M_{23}C_6 が粒界に析出していた。923 K で 3600 ks 時効した 0.55C 合金から採取した電解抽出残渣の X 線回折パターンを Fig. 9 に示す。析出物は M_{23}C_6 1 種類と同定された。他の相、例えば本報の合金を冷間加工した後時効した際に見られたような σ 相の生成⁽¹⁵⁾⁽¹⁶⁾は認められなかった。さらに、電解抽出した M_{23}C_6 中の Fe, Cr, Mn, Si 濃度を EDX で分析したところ、化学量論組成の C 濃度 (21 at%) を仮定すると、12.7 at% Fe, 45.2 at% Cr, 21.2 at% Mn, 0.2 at% Si となった。従って、 M_{23}C_6 は $(\text{Cr}_{13}\text{Mn}_6\text{Fe}_4)\text{C}_6$ と表せる。Table 1 に示した合金組成と比較すると、Cr は M_{23}C_6 中に濃縮されるが、Fe と Mn は希薄となり、Si は M_{23}C_6 にはほとんど含まれないことがわかる。

Fig. 7 SEM micrographs of the alloy 0.55C after aging at 923 K. (a) 3.6, (b) 36, (c) 360 and (d) 3600 ks. The precipitates were identified as M_{23}C_6 .

Fig. 8 TEM micrographs near grain boundary of the alloy 0.55C after aging at 923 K for 3.6 ks. (a) bright field image, (b) SAD pattern and (c) key diagram of (b). The electron beam is perpendicular to the (123) plane of $M_{23}C_6$.

Fig. 9 X-ray diffraction pattern of electrolytically extracted residues taken from the alloy 0.55C after aging at 923 K for 3600 ks.

なお、0.55C 合金の場合、炭素が全て $(Cr_{13}Mn_6Fe_4)C_6$ として析出すれば、母相の組成は 61.9 wt%Fe, 5.6 wt%Cr, 31.4 wt%Mn となり、Cr 濃度は溶体化材の半分程度まで低下することになる。

Fig. 10 に、各合金について 923 K で 3600 ks 時効した後の組織を示す。炭素濃度が 0.11% 以下の合金では、 $M_{23}C_6$ の析出は粒界のみで、析出量も少ない。このことは、他の時効温度でも同様であった。炭素濃度が 0.25% 以上になると、 $M_{23}C_6$ は粒界に連続して析出するとともに粒内にも析出するようになる。特に、0.55C 合金中の析出量は非常に多い。

BCC 金属および合金では、微量不純物の粒界偏析による粒界破壊が詳細に研究されている⁽²⁰⁾。本実験の場合、P や S 等の微量不純物の粒界偏析の効果も否定できない。しかし、Table 1 に示したように P と S の含有量は微量であるうえに各合金ではほぼ同一で、しかも炭化物の粒界析出量と粒界破壊の程度の間に明瞭な相関が認められたので、本実験の場合は粒界破壊が炭化物の粒界析出によるものと考えるのが最も妥当である。鉄鋼材料の場合、種々の炭化物、窒化物あるいは硫化物の粒界析出による粒界破壊の例が数多く報告されている⁽²¹⁾。

IV. 考 察

1. 粒界脆化の律速過程

前節で述べたように、本合金の時効脆化は $M_{23}C_6$ の粒界析出に伴う粒界破壊の促進によっている。本節では、粒

Fig. 10 SEM micrographs of the alloys after aging at 923 K for 3600 ks. (a) 0.07C, (b) 0.11C, (c) 0.26C and 0.55C.

界析出の速度過程を検討することにより時効脆化の律速過程を検討する。

時効の中間段階では破面は延性破壊した部分と粒界破壊した部分が混在するので、時効後の吸収エネルギー E は

$$E = (1 - \alpha_1)E_0 + \alpha_1 E_{\min} \quad (1)$$

と書ける。ここで、 E_0 と $E_{\min}$ はそれぞれ溶体化材および 100% 粒界破壊材の吸収エネルギーであり、 α_1 は粒界破面率である。右辺第 1 項は破面のうち延性破壊した部分、第 2 項は粒界破壊した部分のエネルギーに対応する。式 (1) より、時効による吸収エネルギーの変化 $E_0 - E$ は

$$E_0 - E = \alpha_1 (E_0 - E_{\min}) \quad (2)$$

と表せる。右辺の $(E_0 - E_{\min})$ は、時効による全変化量で定数である。 α_1 は粒界析出量に依存するので、

$$\alpha_1 = \alpha_2 M(t) \quad (3)$$

と書ける。ここで、 α_2 は定数で、 $M(t)$ は時間 t における粒界析出量である。以下では、溶体化処理によって過飽和に凍結された溶質原子が時効中に母相中を拡散して粒界で析出物を形成するとして $M(t)$ を求め、析出過程および時効脆化過程の律速過程を検討する。

各結晶粒を半径 a の球と仮定して、初期条件として溶体化材の溶質濃度は場所によらず一定で C_1 とし、境界条件として半径 a の球表面すなわち母相と析出物の界面における溶質濃度は時効中一定で C_0 ($< C_1$) とすると、時間 t における溶質濃度 C は球に対する拡散方程式

$$\delta C / \delta t = D(\delta^2 C / \delta r^2 + 2\delta C / r \delta r) \quad (4)$$

を解くことによって与えられる⁽²²⁾。すなわち、

$$(C - C_1) / (C_0 - C_1) = 1 + (2a/\pi r) \sum_{n=1}^{\infty} [(-1)^n / n] \sin(n\pi r/a) \exp(-Dn^2\pi^2 t/a^2) \quad (5)$$

ここで、 r は球の中心からの距離、 D は溶質の体拡散係数である。球表面に移動した溶質の量すなわち析出量 $M(t)$ は、

$$M(t)/M_{\infty} = 1 - (6/\pi^2) \sum_{n=1}^{\infty} [1/n^2 \exp(-Dn^2\pi^2 t/a^2)] \quad (6)$$

で表される。ここで、 M_{∞} は全析出量である。短時間の場合、式 (6) は次式で近似できる。

$$M(t)/M_{\infty} = 6(Dt/a^2)^{1/2} \{ \pi^{-1/2} + 2 \sum_{n=1}^{\infty} \text{ierfc}(na/\sqrt{Dt}) \} - 3Dt/a^2 \quad (7)$$

ここで、 ierfc は誤差関数 erfc を含む次式で定義される関数である。

$$\text{ierfc } x = (1/\pi^{1/2}) \exp(-x^2) - x \text{erfc } x \quad (8)$$

短時間近似の $Dt/a^2 \ll 1$ では、式 (6) は右辺第 1 項が優勢となり

$$M(t)/M_{\infty} = \alpha_3 (Dt)^{1/2} \quad (9)$$

となる。ここで、 α_3 は定数である。結局、式 (3)、(9) より式 (2) は

$$E_0 - E = \alpha_4 (Dt)^{1/2} \quad (10)$$

と表される。ここで、 α_4 は定数である。以上より、粒界析出が溶質原子の体拡散に律速されるならば、粒界析出量および時効脆化 ($E_0 - E$) は時効初期には時間の 1/2 乗に比例することになる。前節で述べたように、母相中にも炭化物が析出するがそれは時効後期であり、初期は粒界優先析出である。従って、時効初期を問題にするならば、上述した近似は妥当と思われる。

Fig. 11 は、炭素濃度の高い 0.26C、0.55C 合金について、時効による吸収エネルギーの変化 ($E_0 - E$) を時効時間の 1/2 乗に対してプロットしたものである。時効初期には、両者の間に直線関係が認められる。速度定数 $k[E_0 - E = (kt)^{1/2}]$ は式 (10) から

$$k = (\alpha_4)^2 D \quad (11)$$

で与えられ、Fig. 11 の直線の勾配を 2 乗して求められる。得られた速度定数のアレニウス温度依存性を Fig. 12 に示す。式 (11) より k の温度依存性は D の温度依存性に対応するので、直線の勾配から拡散の活性化エネルギーを求めると、両合金ともほぼ同一の値となり 0.26C 合金では 237 kJ/mol、0.55C 合金では 233 kJ/mol となった。

得られた活性化エネルギーがどの溶質原子に対応するの

Fig. 11 Parabolic plots of change in absorbed energy $E_0 - E$ due to aging for the alloys (a) 0.26C and (b) 0.55C.

Fig. 12 Arrhenius plots of rate constant k for the alloys 0.26C and 0.55C.

かを検討するために、 γ Fe 中の C, Cr, Mn, Fe の拡散の活性化エネルギーの報告値⁽²³⁾⁻⁽³⁶⁾を Table 2 に示す。本実験結果は、C の拡散の活性化エネルギーや Fe の粒界拡散の活性化エネルギーよりかなり大きい、Cr, Mn あるいは Fe の体拡散の活性化エネルギーとはほぼ一致している。この一致に加え $M_{23}C_6$ が Cr を主成分とする結果は、Fig. 12 で求めた活性化エネルギーが γ Fe 中の Cr の体拡散の活性化エネルギーに対応していることを示している。なお、本実験で得た活性化エネルギーは γ Fe 中の Cr の拡散の文献値より数十 kJ/mol 小さいが、これは本合金が高濃度の Cr と Mn を含有することが一因していると思われるが詳

Table 2 Activation energy for diffusion of C, Cr, Mn, Fe in γ -Fe.

	Q (kJ/mol)	Ref
C	156.6	24
Cr	286.3 ± 10.5 258.6 ± 9.2 277 ± 26	25 26 27
Mn	310 261.5 ± 4.2 301.8 ± 0.16	28 29 30
Fe	269.9 ± 4.2 267.8 ± 9.2 283.7 ± 8.3 283.9 ± 6.1	31 32 33 34
Fe (G.B.)	163 159	35 36

細は明らかでない。また、Fig. 5 に示した時効脆化の見かけの活性化エネルギーは、Fig. 12 で求めた活性化エネルギーと一致しており、やはり γ Fe 中の Cr の拡散の活性化エネルギーに対応している。以上より、時効脆化は Cr を主成分とする $M_{23}C_6$ の粒界析出量に依存し、その律速過程は Cr の体拡散であると結論できる。

2. 溶体化材の吸収エネルギーの炭素濃度依存性

溶体化材の吸収エネルギーは、炭素濃度の高い合金ほど若干大きくなった。このことは、一見固溶炭素が靱性を高めているように見える。しかし、破面観察からは、ディンプルの大きさおよび形態は炭素濃度によらず同一で、破壊靱性が固溶炭素に影響されることを示す結果は得られなかった。

シャルピー衝撃試験で延性破壊する場合は、破断に至るまでの変形量が等しければ、吸収エネルギーはき裂の発生および伝播に要する応力レベルすなわち強度レベルに依存することになる。詳細は別途報告する予定であるが、溶体化材について室温で歪速度 10^{-4} s^{-1} で引張試験したところ、炭素濃度とともに降伏応力および引張応力は増大したが延性(伸び、絞り)はほとんど変化しなかった。本実験の場合、溶体化材の吸収エネルギーの炭素濃度依存性は、破壊靱性の違いによるのではなく強度レベルの違いから生ずる見かけ上のものと思われる。

3. 核融合炉構造用鋼としての適性

本実験結果は、Fe-Cr-Mn オーステナイト合金に炭素を多量に添加すると粒界脆化を起こすことを示している。しかしながら、本合金の使用温度が 873 K 以下と予想されていることを考慮すると、炭素濃度を 0.1% 以下に抑えれば長時間使用後も十分な靱性を保持できると思われる。また、 $M_{23}C_6$ は Cr を主成分とするので、炭素を多量に添加すると析出の進行に伴って母相中の Cr 濃度が相当低下し、耐食性の低下を招くことになる。さらに、強力な炭化物形成元素の Ti などを少量添加することにより、炭化物を粒内に微細に分散させ、粒界優先析出を抑制することも検討する必要がある。例えば、316 ステンレス鋼の改良鋼である JPCA では、0.2~0.3% の Ti 添加によって TiC を粒内に微細に分散させている⁽³⁷⁾。TiC は凝集粗大化の速度が小さいので、長時間にわたって微細に分散している。

今後は、炭素濃度が 0.1% 以下の範囲の合金組成で、炭化物の微細分散化をはかるとともに他の性質例えば高温強度向上のための研究が必要と思われる。

V. 結 言

核融合炉用低放射化 Fe-Cr-Mn オーステナイト鋼の脆化に及ぼす炭化物析出の効果を明らかにするために、炭素濃度を 0.07 から 0.55% まで変えた 10%Cr-30%Mn 鋼を

823~973 K で時効してシャルピー衝撃特性を調べ、以下の結果を得た。

(1) 時効すると、シャルピー吸収エネルギーは高温長時間ほど、しかも炭素濃度の高い合金ほど低くなった。

(2) 溶体化材は、各合金ともディンブルを伴った延性破壊であった。時効脆化の進行とともに、粒界破壊の割合が増大した。

(3) 時効中に、Cr を主成分とする $M_{23}C_6$ が粒界に優先的に析出した。時効脆化は、 $M_{23}C_6$ の粒界析出に伴う粒界破壊の促進によると結論した。

(4) 粒界析出の速度過程を検討した結果、時効脆化の活性化エネルギーとして 0.26C 合金では 237 kJ/mol、0.55C 合金では 233 kJ/mol を得た。これらは、 γ Fe 中の Cr の拡散の活性化エネルギーに対応していた。時効脆化の律速過程は、母相中の Cr の拡散であると結論した。

(5) 炭化物析出による粒界脆化を抑制する観点から、炭素濃度は 0.1% 以下が望ましいと提言した。

終わりに、本研究に対し有益な御意見を頂いた当所 平賀啓二郎博士に感謝します。

文 献

- (1) E. E. Bloom, R. W. Conn, J. W. Davis, R. E. Gold, R. Little, K. R. Schultz, D. L. Smith and F. W. Wiffen: J. Nucl. Mater., **122**(1983), 17.
- (2) F. A. Garner and H. R. Brager: *Optimizing Materials for Nuclear Applications*, Ed. by F. A. Garner, D. S. Gelles and F. W. Wiffen, A Publication of The Metallurgical Society, Inc., (1985), 87.
- (3) R. L. Klueh and E. E. Bloom: Nucl. Eng. Design/Fusion, **2**(1985), 383.
- (4) T. Noda, T. Hirano, H. Araki and M. Okada: Trans. National Research Institute for Metals, Japan, **27**(1985), 195.
- (5) T. Noda, F. Abe, H. Araki and M. Okada: J. Nucl. Mater., **155-157**(1988), 581.
- (6) 吉田平太郎, 小池喜三郎, 依田連平: 鉄と鋼, **56**(1970), 285.
- (7) 吉村博文, 山田直臣, 矢田 浩, 本間弘之, 伊藤悌二: 鉄と鋼, **61**(1975), 321.
- (8) 藤倉正国, 加藤哲男: 鉄と鋼, **64**(1978), 2195.
- (9) H. Yoshida, K. Miyata, Y. Hayashi, N. Narui and H. Kayano: J. Nucl. Mater., **133-134**(1985), 317.
- (10) F. A. Gerner, H. R. Brager, D. S. Gelles and J. M. McCarthy: J. Nucl. Mater., **148**(1987), 294.
- (11) F. A. Garner, F. Abe and T. Noda: J. Nucl. Mater., **155-157**(1988), 870.
- (12) H. Takahashi, H. Kinoshita, S. Ohnuki, R. Nagasaki, F. A. Garner and D. S. Gelles: J. Nucl. Mater., **155-157**(1988), 908.
- (13) M. Tamura, H. Hayakawa, M. Tanimura, A. Hishinuma and T. Kondo: J. Nucl. Mater., **141-143**(1986), 1067.
- (14) H. Schaumann: Arch. Eisenhutt: **38**(1967), 647; **40**(1969), 1027.
- (15) 阿部富士雄, 荒木 弘, 野田哲二: 耐熱材料123委研究報告, **28**(1987), 169.
- (16) F. Abe, H. Araki and T. Noda: Mater. Sci. Technol., **4**(1988), 885.
- (17) F. Abe, H. Araki and T. Noda: *Proc. of Intern. Conf. on Phys. Met. Thermomechanical Proc. (THERMEC-88)*, Ed. by I. Tamura, Tokyo, The Iron and Steel Inst. of Japan, (1988), 253.
- (18) Y. Okazaki, M. Mochizuki, K. Miyahara and Y. Hosoi: *Proc. of 14th Intern. Symp. on the Effects of Radiation on Materials*, Andover, USA, AIME, (1988), in press.
- (19) A. C. Damask and G. J. Dienes: Point Defects in Metals, Gordon and Breach, (1971), 145.
- (20) H. Kimura: Trans. JIM., **29**(1988), 521.
- (21) C. L. Briant and S. K. Banerji: Inter. Met. Rev., **23**(1978), 164.
- (22) J. Crank: *The Mathematics of Diffusion*, Oxford, Clarendon Press, (1970), 84.
- (23) 拡散のデータは主として, H. Oikawa: Technical Reports, Tohoku University, **47**(1982), 67; **48**(1983), 7. を参考にして検索した。
- (24) P. Gibala and C. A. Wert: *Diffusion in B.C.C. Metals*, ASM, (1965), 225.
- (25) V. A. Lazarev and V. M. Golikov: Fiz. Metallov Metalloved., **29**(1970), 598.
- (26) V. A. Lazarev and V. M. Golikov: Fiz. Metallov Metalloved., **31**(1971), 885.
- (27) G. Salje and M. Feller-Kniepmeier: J. Appl. Phys., **48**(1977), 1833.
- (28) 辻 新次, 山中久彦: 日本金属学会誌, **34**(1970), 486.
- (29) K. Kohara and K. Hirano: Trans. ISIJ, **11**(1971), 1267.
- (30) J. Kucera, K. Stansky, J. Blazikova and K. Cihá: Kov. Mater., **17**(1979), 625.
- (31) F. S. Buffington, K. Hirano and M. Cohen: Acta Metall., **9**(1961), 434.
- (32) D. Graham and D. H. Tomlin: Phil. Mag., **8**(1963), 1581.
- (33) B. Sparke, D. W. James and G. M. Leak: J. Iron Steel Inst., **203**(1965), 152.
- (34) T. Heumann and R. Imm: J. Phys. Chem. Solids, **29**(1968), 1613.
- (35) P. Guiraldenq and P. Lacombe: Acta Metall., **13**(1965), 51.
- (36) D. W. James and G. M. Leak: Phil. Mag., **12**(1965), 491.
- (37) N. Yamamoto, H. Shiraishi, H. Kamitsubo, I. Kohno, T. Shikata and A. Hishinuma: J. Nucl. Mater., **133-134**(1985), 493.