

# 高W含有10Crフェライト系耐熱鋼における 微細整合析出Laves相

村田 純教\*・鷹見 恭平\*<sup>2</sup>・神谷 美紗紀\*<sup>3</sup>・森永 正彦\*・橋詰 良吉\*<sup>4</sup>  
三木 一宏\*<sup>5</sup>・東 司\*<sup>5</sup>・石黒 徹\*<sup>5</sup>

Coherent Laves Phase Finely Precipitated in Heat Resisting High-W and 10% Cr Ferritic Steels

Yoshinori MURATA, Kyohei TAKAMI, Misaki KAMIYA, Masahiko MORINAGA, Ryokichi HASHIZUME,  
Kazuhiro MIKI, Tsukasa AZUMA and Toru ISHIGURO

**Synopsis :** In recent advanced high Cr ferritic steels, it is known that the Laves phase precipitates during creep test when the steels contain a relatively high level of Mo+W content. The Laves phase is believed to be granular in shape and to exist in the boundaries of lath, block, packet and prior austenite grains, but a number of fine Laves-phase precipitates are found to exist even inside the martensite lath in the tempered steels containing 10 mass% Cr and 4.6 mass% W. The shape of this Laves phase is plate-like, and the size is below 300 nm. The crystallographic relationship between the fine Laves phase and the matrix phase is as follows;  $(111)_{\text{ferrite}} // (001)_{\text{Laves}}$  and  $[0\bar{1}1]_{\text{ferrite}} // [110]_{\text{Laves}}$ . In the microstructure aged at 923 K for 7~14 Ms, the fine precipitates of the Laves phase disappear inside the martensite lath, and coagulated Laves phase is observed at the lath-, block-, or packet- boundaries. Only the low C steel containing 0.08% C and 3% W shows a few amounts of the fine precipitates of the Laves phase after aging at 923 K for 7.268 Ms. This compositional dependence of the precipitation behaviour can be understood qualitatively with the aid of the System-Free-Energy Concept.

**Key words:** ferritic steel; high Cr; heat resisting; Laves; coherent precipitate; martensite.

## 1. 緒言

超々臨界圧発電プラントの効率向上を目指して蒸気温度の上昇が計画され、そのために必要な耐熱鋼、とくに9~12Cr系のフェライト系耐熱鋼の開発が進められている<sup>1,2)</sup>。その発電プラントの実現には、これらフェライト鋼の高温強度、とくにクリープ強度の向上が必要不可欠である。フェライト系耐熱鋼のクリープ強度の向上については、藤田らによる一連の研究があり<sup>1,4,5)</sup>、BおよびW, Moなどの耐火金属元素が有効であることが示されている。クリープ強度に対する耐火金属元素の役割については、その固溶強化が有効であると考えられているが、耐火金属元素の含有量によっては金属間化合物による強化も無視できず、必ずしも定説とはなっていない。

最近、著者らはタングステンを含む高クロムフェライト鋼において、通常の炭素鋼と異なり炭素量が少なくなるほど常温および高温の降伏強度が上昇することを見だし、これは微細に析出した整合Laves相に起因することを示唆した<sup>6)</sup>。これまで、フェライト系耐熱鋼において、Laves相はクリープ試験中にマルテンサイト組織のラ

ス境界、パケット境界、あるいはブロック境界に析出し、その形態は塊状であると認識されている<sup>7)</sup>。一方、フェライト系耐熱鋼に関するこれまでのThermo-Calcの計算結果から、Laves相の析出上限温度は鋼のW+Mo量に大きく依存し、たとえば、P91鋼では約480°C、NF616鋼では約973K (700°C)程度とされている<sup>8)</sup>。したがって、鋼のW量によりLaves相の析出形態が大きく変化することは十分に予想される。また、その析出形態によってクリープ強度も大きく影響されることも十分考えられ、Laves相の析出形態および高温での形態変化を調べることは重要である。

そこで、この研究では、 $\delta$ フェライト相の生成を抑制しつつW量を変化させた高Crフェライト系耐熱鋼を用いて、Laves相の析出形態を調べるとともに、超々臨界圧発電の目標とされている923 K (650°C)における形態変化を調べ、組織変化と鋼の組成との関連を検討した。

## 2. 実験方法

### 2.1 供試材

用いた供試鋼は、C量を0.08と0.11 mass%の2種類とし、

平成13年9月25日受付 平成14年1月8日受理 (Received on Sep. 25, 2001; Accepted on Jan. 8, 2002)

\* 名古屋大学大学院工学研究科 (Graduate School of Engineering, Nagoya University, Furo-cho Chikusa-ku Nagoya 464-8603)

\* 2 名古屋大学大学院生 (現:日立金属(株)) (Graduate Student, Nagoya University, now Hitachi Metals Ltd.)

\* 3 名古屋大学大学院生 (Graduate Student, Nagoya University)

\* 4 関西電力(株)総合技術研究所 (Technical Research Center, The Kansai Electric Power Co. Inc.)

\* 5 (株)日本製鋼所室蘭研究所 (Muroran Research Laboratory, The Japan Steel Works, Ltd.)

Table 1. Chemical compositions of steels used in this study, mass%.

Steel	C	Si	Mn	Cr	Mo	V	Nb	W	Co	B	N	Ni	Fe	Md
S8C30W	0.08	0.03	0.01	10.0	0.11	0.14	0.06	3.0	3.0	0.011	0.02	0.2	Bal.	0.854
S8C46W	0.08	0.03	0.01	10.2	0.11	0.14	0.07	4.6	3.1	0.011	0.02	0.2	Bal.	0.860
S11C30W	0.11	0.03	0.01	10.1	0.11	0.19	0.08	3.0	3.1	0.010	0.02	0.2	Bal.	0.854
S11C46W	0.11	0.03	0.01	10.0	0.11	0.19	0.08	4.6	3.0	0.010	0.02	0.2	Bal.	0.859

W量を3.0および4.6 mass%の2種類、変化させた合計4種類の10Crフェライト鋼である。それらの組成をTable 1に示す。供試鋼の名称であるS8C30W, S8C46W, S11C30WおよびS11C46Wは、それぞれのC量とW量の特徴を反映している。以後、とくに断らないかぎり、組成はすべてmass%で表すものとする。表からわかるように、供試鋼では炭素量に依存してVの量もやや変化させてあるが、その他の元素はすべて同じである。また、表にはこれまでわれわれが $\delta$ フェライト相生成抑制のために用いてきた $\overline{Md}$ パラメータも併せて示してある<sup>9)</sup>。3% Co含有鋼における $\delta$ フェライト相生成限界値は概ね0.86である<sup>10)</sup>。表中の $\overline{Md}$ パラメータからもわかるように、いずれの鋼の値もこの $\overline{Md}$ 値より小さい。

それぞれの供試鋼について、高周波真空誘導加熱炉により50kgのインゴットを作成したのち、35mm厚に熱間鍛造した。その後、結晶粒度調整を目的として1373K(1100°C)で18ks(5h)保持したのち、0.014K/s(50°C/h)で徐冷し、その後再び993K(720°C)で72ks(20h)保持した後、0.014K/sで徐冷して、焼準処理を行った。その後、調質処理として、1343K(1070°C)で18ks(5h)のオーステナイト化後、0.028K/s(100°C/h)で冷却してマルテンサイト化したのち、843K(570°C)で72ks(20h)の第一段焼戻し、および953K(680°C)で72ks(20h)の第二段焼戻しを行った。なお、いずれの焼戻しにおいても冷却は徐冷とし、その速度を0.014K/s(50°C/h)とした。上述の熱処理で用いた冷却速度は、実機の大型ロータ中心部の冷却速度を模擬したものである。

## 2.2 実験方法

### (1) ミクロ組織観察

調質処理後の試料表面をエメリー紙およびバフ研磨により鏡面とした後、15%塩酸+1%ピクリン酸-メタノール溶液によって腐食した試料のミクロ組織を光学顕微鏡で観察した。さらに、調質処理後の試片から双ジェット電解研磨法により薄膜試料を作成し、加速電圧を200kVとして透過電子顕微鏡(TEM)により組織観察を行った。なお、薄膜試料作成には10%過塩素酸-エチルアルコール溶液を用いて、液温約280K、電圧40Vの電解条件を採用した。

一方、クリーブ破断後の試験片グリップ部を用いて、上述と同様の方法によりTEM用薄膜試料を作成し、TEM観察を行い、調質後の組織と比較検討した。

### (2) 抽出レプリカおよびEDX分析

調質処理後およびクリーブ試験後の試験片ネジ部の試料から10%塩酸-メタノール溶液を用い<sup>11)</sup>、抽出レプリカ試料を作成した。

### (3) X線回折

調質材およびクリーブ破断試験片グリップ部から採取した抽出残渣について、Zrフィルターを通したMo-K $\alpha$ 線を用いて通常のX線回折を行った。 $\theta$ -2 $\theta$ スキャン速度は0.017°/s(1°/min)である。

## 3. 実験結果

### 3.1 調質処理後のミクロ組織

Fig. 1に供試鋼の調質処理後の光学顕微鏡組織を示す。供試鋼はWを3.0~4.6%と比較的多く含んでいるが、いずれの鋼にも $\delta$ フェライトは観察されず、均一な焼戻しマルテンサイト組織となっている。このことは、Table 1に示した $\overline{Md}$ パラメータにより $\delta$ フェライト相の生成が抑制されていることを示している。

Fig. 2に供試鋼の調質処理後のTEM組織を示す。いずれも幅1 $\mu$ m前後の焼戻しマルテンサイト・ラス組織を示し、ラス境界には塊状析出物が認められる。Fig. 2(a)および(c)に示すように、3.0% Wを含有するS8C30WとS11C30W鋼では、いずれもラス内に目立った析出物は見られない。一方、(b)および(d)のS8C46WとS11C46W鋼では、ラス内に板状(針状)の微細析出物が観察される。後述するように、この微細析出物は(Fe,Cr)<sub>2</sub>W型のLaves相である。これまで報告されている種々の高強度フェライト鋼で、クリーブ試験中にLaves相がラス境界に塊状に析出することはよく知られている<sup>7,8,12)</sup>。しかしながら、ここで示したように、4.6%Wを含む鋼では調質状態ですでにLaves相の生成が認められ、かつラス内に微細析出している。

### 3.2 抽出レプリカによる微細析出相の解析

Fig. 3にS8C46W鋼の調質処理材を用いて作成した抽出レプリカ組織を示す。図中、矢印はマルテンサイト・ラス境界を示す。マルテンサイト・ラス内およびラス境界に、抽出された析出物が多数認められる。まず、ラス内の板状析出物から得られたEDX分析スペクトルをFig. 4に示す。図中Cuのスペクトルはレプリカを支持するためのCuメッシュに起因するもので、析出物とは無関係のピークである。これを除外すると、主な元素としてFe, CrおよびWの

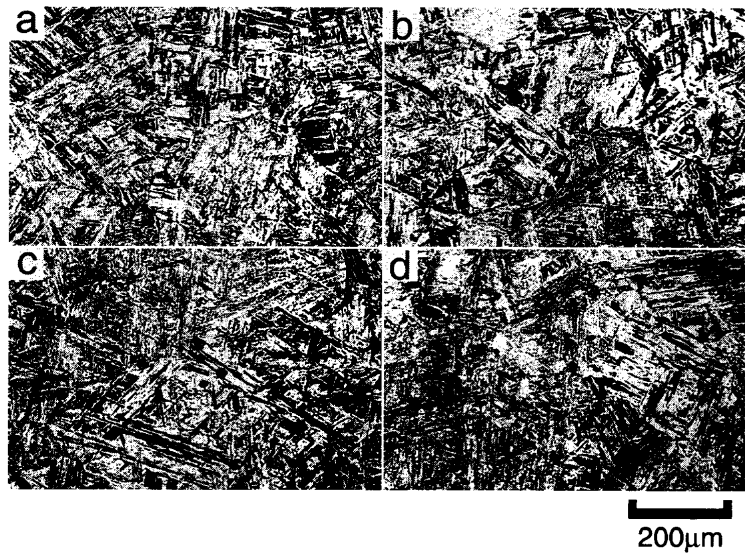


Fig. 1. Optical micrographs of steels, (a) S8C30W, (b) S8C46W, (c) S11C30W, and (d) S11C46W, in the as-tempered state.

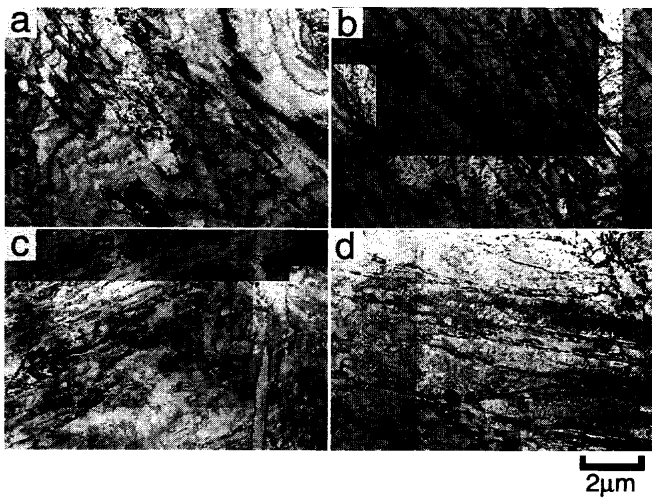


Fig. 2. TEM micrographs of steels, (a) S8C30W, (b) S8C46W, (c) S11C30W, and (d) S11C46W, in the as-tempered state.

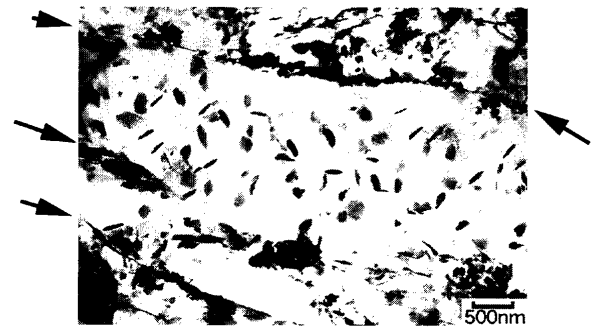


Fig. 3. TEM micrograph of extraction replica showing the fine Laves phase in S8C46W steel in the as-tempered state. Arrows indicate the martensite-lath boundaries.

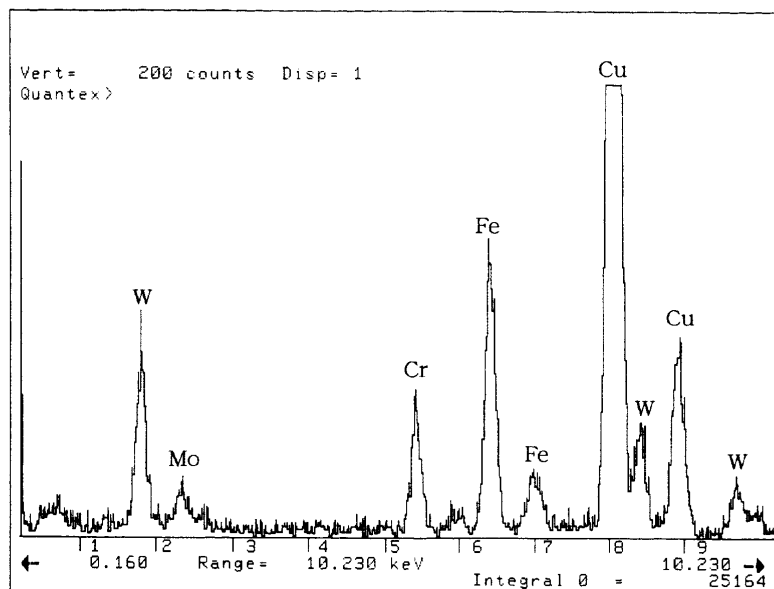


Fig. 4. EDX spectrum obtained from the fine Laves phase in S8C46W steel in the as-tempered state.

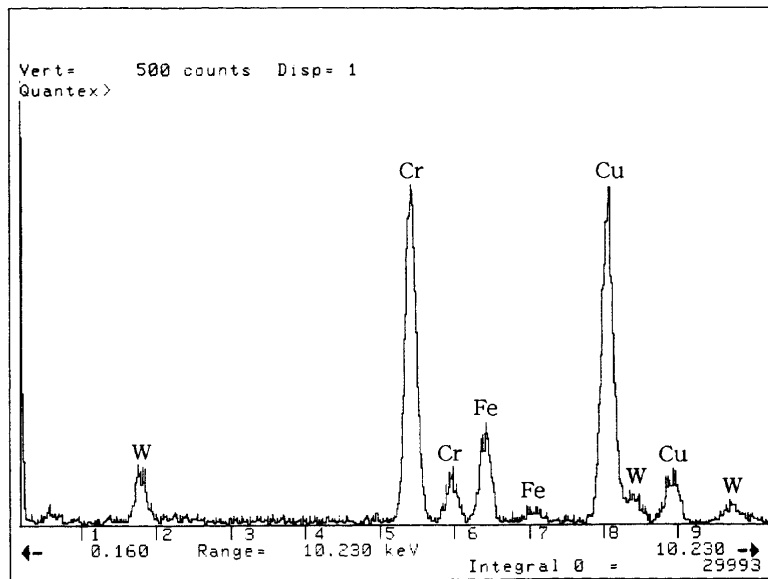


Fig. 5. EDX spectrum obtained from  $M_{23}C_6$  ( $Cr_{23}C_6$ ) carbide in S8C46W steel in the as-tempered state.

ピークが認められる。これらのスペクトルを基にZAF計算で求められた組成比率は、およそFe: 52 mol%, Cr: 14 mol%, W: 34 mol%であった。これより微細析出物は $(Fe,Cr)_2W$ のLaves相と理解される。ラス内の板状析出物はその大きさによらず、いずれもFig. 4と同様の組成比を示すスペクトルが得られた。

これに対し、ラス境界に見られる塊状析出物の中には、上述のLaves相の他にFig. 5のスペクトルに見られるような $Cr_{23}C_6$ 型 ( $M_{23}C_6$ 型)炭化物が多数認められた。Fig. 5のスペクトルから求められた金属元素の組成は、およそCr: 68 mol%, Fe: 22 mol%, W: 10 mol%であった。抽出レプリカ作成の際、蒸着によるカーボン支持膜を用いているので、炭素量の分析は行っていないが、12Cr系フェライト系耐熱鋼についてSchwindらが行ったAPFIMの結果によれば、 $Cr_{23}C_6$ 型炭化物の炭素量はほぼ21 mol%で<sup>12)</sup>、 $6/(23+6)$ に一致している。したがって、Fig. 5における $Cr_{23}C_6$ 型炭化物は $(Cr_{0.68}Fe_{0.22}W_{0.10})_{23}C_6$ であるといえる。この他に、極めてまれにNbC型炭化物に相当するスペクトルを示す球状析出物も観察された。

Fig. 6には、抽出レプリカTEM組織の1対の組写真を示す。(a)と(b)は同一視野で、電子線入射方向を変えて観察したものである。それぞれの組織中に示した番号は対応する同一の析出物を示している。これらを比較すると、微細Laves相は板状であることがわかる。

調質材において、Laves相と $Cr_{23}C_6$ 型炭化物を大きさから区別することは容易でないが、Fig. 6に示したようにラス内で特定の方位を示す板状析出物、あるいは多数の面欠陥<sup>9)</sup>をもつ析出物はLaves相といえる。なお、S8C46W鋼の調質処理材における抽出残渣総量は約7.5 wt%であったが、本実験ではLaves相、 $Cr_{23}C_6$ 型炭化物量を個別には求めている。ただ、調質状態では析出物のほとんどが $Cr_{23}C_6$ 型

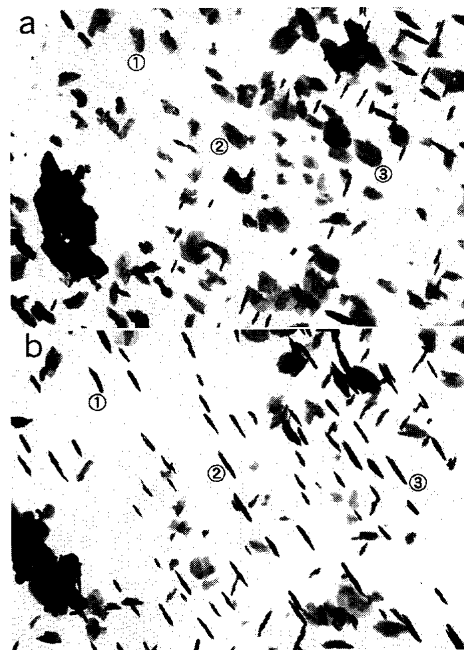


Fig. 6. A pair of micrographs of extraction replica obtained from the same area but by changing tilt angles. The fine plate-like Laves phase is present in S8C46W steel in the as-tempered state.

炭化物のみの2 mass% W含有鋼について別途行った面分析の結果では、 $Cr_{23}C_6$ 型炭化物の体積率はほぼ3.8 vol%程度であった。このことから、Laves相、 $Cr_{23}C_6$ 型炭化物、および鋼の平均原子量を勘案すると、S8C46W鋼のLaves相体積率は1~1.5 vol%程度と見積もられる。

### 3.3 マルテンサイト相とLaves相の晶癖関係

一般に、地相と析出相が非整合で、化学的な界面エネルギーのみが重要な場合、析出物は表面積を小さくするよう球状になることが知られている。一方、整合の場合、弾性エネルギーの効果により、特徴的な形状を示すことが知られている。このことから、ラス内の微細析出Laves相は地

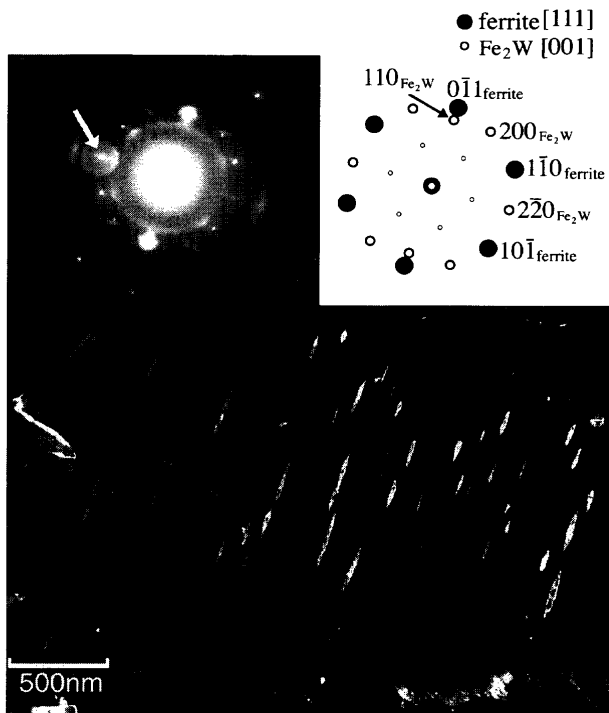


Fig. 7. Dark field image and the corresponding diffraction pattern showing the precipitation of fine coherent Laves phase in S8C46W steel in the as-tempered state.

相と整合界面をもっていることが示唆される。Fig. 7に、S8C46W鋼におけるLaves相について電子回折反射を用いて得た透過電子顕微鏡暗視野像 (DFI) を示す。図には電子回折パターンとその模式図を併せて示してある。ここで、炭素量が0.1%以下の本供試鋼では、マルテンサイトもbcc相であるフェライトの格子定数とほとんど等しいため、模式図では地相の回折パターンをフェライトと記し、Laves相を構成元素を代表させて便宜上Fe<sub>2</sub>Wと記した。Fig. 7から、マルテンサイト・ラスとLaves相の晶癖関係は、

$$\begin{aligned} (111)_{\text{ferrite}} // (001)_{\text{Laves}} \\ [0\bar{1}1]_{\text{ferrite}} // [110]_{\text{Laves}} \end{aligned}$$

であることがわかった。

### 3.4 X線回折結果

S8C46W鋼の調質材の抽出残渣について行ったX線回折の結果をFig. 8に示す。図中、番号1で示すLaves相の回折線と番号2で示すCr<sub>23</sub>C<sub>6</sub>炭化物の回折線の重なりが多く、かつCr<sub>23</sub>C<sub>6</sub>炭化物の析出量が多いためその強度が強く現われているが、2θの20~30度にかけてLaves相の存在が確認できる。

### 3.5 923K 時効後の微細組織

923K, 176 MPaのクリープ破断試験片のグリップ部から採取した供試鋼のTEM組織をFig. 9に示す。応力の負荷されていないグリップ部の組織は単純時効組織に相当する。ここで、破断時間はそれぞれS8C30W鋼が7.268Ms (2019

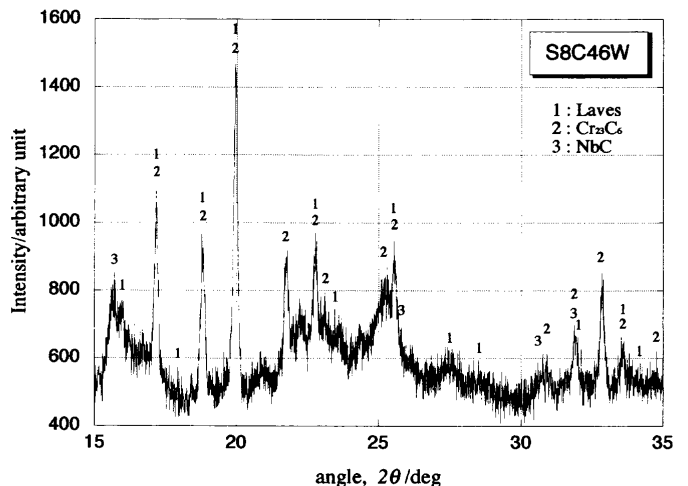


Fig. 8. Result of X ray diffraction obtained from the residue extracted from S8C46W steel in the as-tempered state.

h), S8C46W鋼が14.144 Ms (3929 h), S11C30W鋼が9.072 Ms (2520 h), およびS11C46W鋼が14.386 Ms (3996 h)である。破断時間が異なるため4鋼を同一に比較することはできないが、S8C30WとS11C30W鋼、およびS8C46WとS11C46W鋼は、それぞれほぼ同等の破断時間であり、比較が可能である。

まずS8C30W鋼とS11C30W鋼を比較する。これらの鋼ではFig. 2(a)と(c)に見られるように、調質状態でラス内の微細整合Laves相は観察されないが、時効後のS8C30W鋼にはFig. 9(a)に見られるように、ごくわずかに微細に板状析出したLaves相が認められる。一方、S11C30W鋼では板状析出は認められない。これら両鋼における組成の差は炭素量のみである。この組成差と組織変化の関連については、後で考察する。

次に、S8C46W鋼とS11C46W鋼の時効組織を見ると、いずれの鋼でも調質状態で見られたマルテンサイト・ラス内の微細析出Laves相 (Fig. 2(b)と(d))はほとんど観察されず、塊状析出相が大部分を占めていることがわかる。

## 4. 考察

### 4.1 微細整合析出

9~12% Crを含む高Crフェライト系耐熱鋼の析出相として、MX, M<sub>23</sub>C<sub>6</sub>, M<sub>2</sub>X, M<sub>6</sub>C, M<sub>7</sub>C<sub>3</sub>などの炭化物、炭窒化物、あるいはZ相などが知られている<sup>13-15)</sup>。これらのうち、MX型炭窒化物はマルテンサイト中にも微細析出し、その鋼の高温強度に貢献する。また、M<sub>23</sub>C<sub>6</sub>炭化物もマルテンサイト・ラス内およびラス境界に比較的微細に析出し、その強度に貢献するが、MX型炭窒化物に比べ成長・粗大化速度が速いことも知られている。一方、Mo, Wを比較的多く含む最近の高Crフェライト鋼では、クリープ中にLaves相あるいはμ相が析出すると報告されている<sup>14,16)</sup>。これま

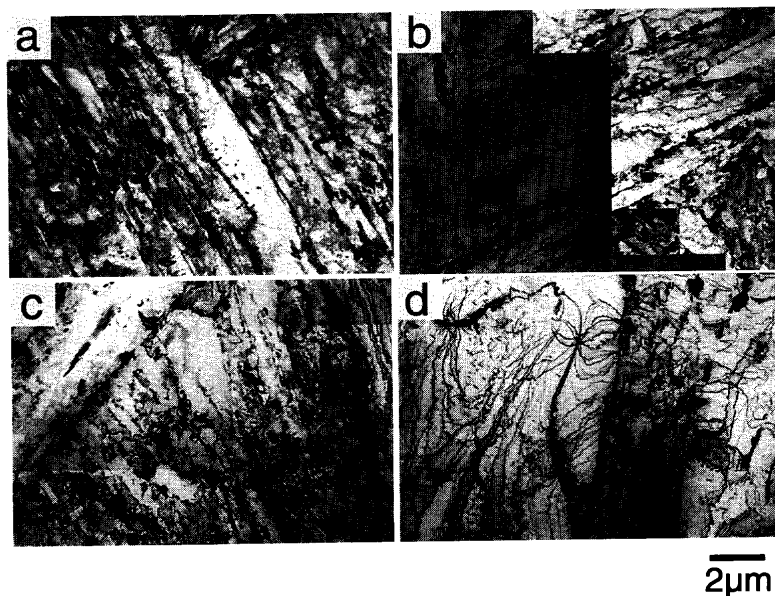


Fig. 9. TEM micrographs of the experimental steels aged at 923K for, (a) 7.268 Ms for S8C30W, (b) 14.144 Ms for S8C46W, (c) 9.072 Ms for S11C30W, and (d) 14.386 Ms for S11C46W.

で報告されているクリープ中に析出するLaves相は粗大で、クリープ強度に直接寄与するとは考えにくい。しかしながら、本研究の実験結果でも示したように、鋼によっては調質状態でLaves相が微細にマルテンサイト・ラス内に析出することがわかった。後述するように、このLaves相の析出形態の差は明らかにMo+W量に起因する。言い換えれば、一般の析出型合金でよく知られているように、状態図上で固溶限温度から離れるにしたがって、析出相のサイズが小さくなることに対応している。

ここで、Wの拡散係数から、調質状態でどの程度Wの拡散が可能かどうか検討してみる。2.1節で述べたように、この実験に用いた鋼の熱処理では、大型ロータの中心部を模擬した徐冷を行っている。また、843Kおよび953Kでそれぞれ72ks (20h)の焼戻しを行っている。フェライト鋼中のW拡散のパラメータを $D_0=2.00 \times 10^{-4} \text{ m}^2 \cdot \text{s}^{-1}$ 、および $Q=246 \times 10^3 \text{ J} \cdot \text{mol}^{-1}$ として<sup>17-19)</sup>、W原子が953K、72ksの間に拡散可能な距離、 $x$ 、を $x \approx \sqrt{Dt}$ として計算すると、 $x \approx 700 \text{ nm}$ となる。Fig. 2の調質組織に見られるように、微細析出Laves相の析出間隔はこの値に比べ十分小さく、調質状態で $\text{Fe}_2\text{W}$ 型のLaves相が析出可能であることがわかる。

次に、Fig. 2およびFig. 7の組織を見ると板状微細Laves相の大きさは最大でも300nm程度で、その析出サイズは比較的大きさがそろっている。これはこの微細整合Laves相の大きさの上限が300nm程度であることを示唆している。言い換えれば、整合板状析出を保つ限界の大きさが300nm程度で、それ以上の大きさになると整合性が破れ、歪エネルギーが緩和される結果、界面エネルギーを駆動力として塊状に成長するものと考えられる<sup>20)</sup>。たとえば、Fig.10はS8C46W鋼の調質材で観察された板状Laves相の



Fig. 10. TEM micrograph showing the interface dislocations around the fine Laves phase precipitated in S8C46W steel in the as-tempered state. Morphological change from the plate-like to granular shape is seen in the part of the Laves phase surrounding by the dislocations as indicated by arrows.

まわりの転位である。矢印で示すように、転位が絡んだ部分が板状から塊状に成長しかけている様子がわかる。これは、界面転位によって整合歪みが緩和され、緩和された部分が弾性エネルギーを緩和したため、界面積を小さくするように丸みを帯びた形状になったものと考えられる。さらに、転位の存在によって溶質原子（この場合はW原子）の拡散が速くなることもこの塊状化を助長しているものと考えられる。このように、整合性が破れた状態では急速に塊状相として粗大化するものと思われる。Fig.10は、応力負荷試料ではないが、析出相の粗大化を助長する転位の役割を示すもので、一般に知られているように、応力が負荷された状態では組織変化が単純時効に比べ急速に進行するという現象<sup>7)</sup>に対応していると考えられる。

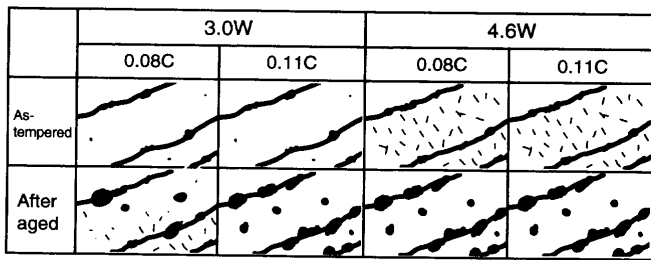


Fig. 11. Schematic illustration showing the microstructural evolution of the Laves phase in the experimental steels during aging at 923K.

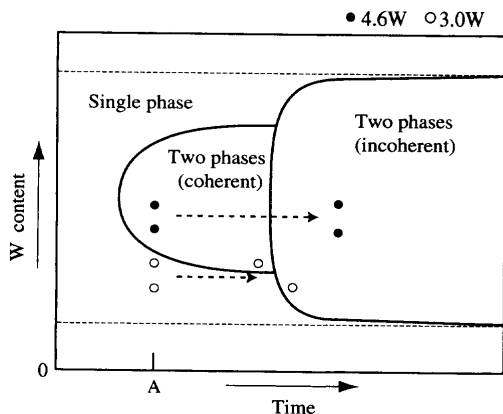


Fig. 12. Schematic illustration showing the microstructural evolution of the Laves phase during aging at 923K. It depends on both time and W content. This figure is constructed on the basis on the Temperature-time-composition (T-t-c) system diagram for a binary alloy reported by Koyama *et al.*<sup>20,21)</sup>

#### 4・2 時効による微細析出相のW量による変化

本実験に用いた4鋼種の調質組織 (Fig. 2) から時効組織 (Fig. 7) への変化を模式的にまとめると、Fig.11のようになる。すなわち、炭素量によらずWを4.6%含む場合、調質状態で微細整合Laves相が析出し、この整合Laves相は時効により粗大化し、ラス境界や粒界に存在する塊状相となる。一方、3.0% W鋼では、時効に伴う組織変化は炭素量により変化する。すなわち、炭素量のやや少ないS8C30W鋼では時効により微細整合Laves相が析出するが、それに比べ炭素量の多いS11C30W鋼では微細整合Laves相が析出することなく、塊状相となる。

析出型合金の組織変化に関し、小山らは組織自由エネルギーという概念を導入して、組成、析出相サイズ、温度をパラメータとして系統的に整理できることを示した<sup>20)</sup>。小山らは理想的な析出型二元系合金の、ある温度における整合析出と非整合析出の領域を、組成と析出相サイズで整理した図を提案している<sup>21)</sup>。Fig.12は、その図を基に作成したFe-Cr-W系のLaves相析出の時間変化とW量の関係を定性的に示した図である。本実験に用いた鋼は多元系であるが、Laves相の析出に着目すれば (Fe,Cr,C)-Wの擬二元系と考えてFig.12から定性的な議論が可能と考えられる。また、小山らの原論文では図の横軸は析出物サイズで示してある

が、析出物サイズが時間とともに成長することを考慮すると、横軸は時間に相当する。ただし、この図における時間は定性的に示したもので、線形か対数かをとくに限定はしていない。

さて、図中の破線に示すように、合金組成によりLaves相が整合析出する場合と、固溶体から直接非整合析出する場合があることがわかる。本研究に用いた鋼は2・1節で述べたような焼戻しを行った調質状態を出発点としているので、厳密に言えばFig.12のある時間 (A点) における組織からの変化を見ていることになる。ここで、Fig.11の模式図に示した本研究の実験結果を、Fig.12を用いて定性的に説明する。すなわち、3.0% W鋼は白丸に相当し、4.6% W鋼は黒丸の組成に対応する。それぞれ2つあるのは、後述するように、炭素量の差に対応している。4.6% W鋼ではいずれも整合析出領域を経るため微細析出相が生じる。そして時間とともに粗大化する。一方、微細整合析出が生じる限界組成に近い白丸の組成の場合、炭素量はその析出形態に影響すると考えられる。炭素量が多い場合、MX炭窒化物やM<sub>23</sub>C<sub>6</sub>炭化物量が多くなる。W含有鋼では、M<sub>23</sub>C<sub>6</sub>のMにはわずかにWが含まれる (Fig. 5参照)。その結果、炭素量が多い鋼ではLaves相形成のための有効W量が減少し、見かけ上組成が低W側に移行し整合析出を生じなくなるものと考えられる。これはS11C30W鋼に相当する (Fig. 9(b) およびFig.11)。

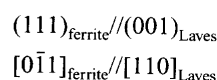
以上のように、高Wフェライト鋼におけるLaves相析出の振舞いは定性的に組織自由エネルギーの考え方で説明しようが、今後、鋼の組成との定量的な検討が長時間クリープと組織との対応を考える上で重要になると考えられる。

#### 5. 結論

3.0および4.6 mass% Wを含む10Crフェライト系耐熱鋼の微細組織とその923K (650°C) 保持による変化を光顕、TEMおよびX線回折によって調べ、以下の結論を得た。

(1) 大型ロータの中心部の冷却速度を模擬した調質処理において、4.6 mass% Wを含む鋼ではマルテンサイト・ラス内に微細に整合析出したLaves相が観察された。一方、3.0 mass% W鋼ではこのような微細析出は認められなかった。

(2) 整合析出Laves相は板状に析出しており、地相のマルテンサイト相とは以下の方位関係があった。



(3) 整合析出Laves相の大きさの上限はほぼ300 nmであった。これ以上の大きさではその整合性が保持できなくなり、塊状粗大に成長することが示唆された。

(4) 923Kに長時間保持することによって、整合析出

Laves相は消失し、塊状粗大化してラス境界や旧オーステナイト粒界に存在した。

本研究の一部は文部科学省の科学研究費補助金により成されたことを付記して謝辞を表します。

## 文 献

- 1) T.Fujita: *Tetsu-to-Hagané*, **76** (1990), 1053.
- 2) F.Masuyama: *Advanced Heat Resistant Steels for Power Generation*, eds. by R.Viswanathan and J.Nutting, Institute of Materials, London, (1999), 33.
- 3) E.Metcalf and B.Scarlin: *Materials for Advanced Power Engineering 1998*, ed. by J.Lecomte-Beckers *et al.*, Forschungszentrum Jülich GmbH, Jülich, Germany, (1998), 35.
- 4) H.Naoi, M.Ogami, Y.Hasegawa, H.Mimura and T.Fujita: *Advanced Heat Resistant Steels for Power Generation*, eds. by R.Viswanathan and J.Nutting, Institute of Materials, London, (1999), 259.
- 5) K.Hidaka, Y.Fukui, S.Nakamura, R.Kaneko, Y.Tanaka and T.Fujita: *Advanced Heat Resistant Steels for Power Generation*, eds. by R.Viswanathan and J.Nutting, Institute of Materials, London, (1999), 418.
- 6) Y.Murata, M.Morinaga, R.Hashizume, K.Takami, T.Azuma, Y.Tanaka and T.Ishiguro: *Mater. Sci. Eng. A*, **A282** (2000), 251.
- 7) P.Bianchi, P.Bontempi, A.Benvenuti and N.Ricci: *Microstructural Stability of Creep Resistant Alloys for High Temperature Plant Applications*, ed. by A.Strang *et al.*, The Institute of Materials, The University Press, Cambridge, (1998), 107.
- 8) J.Hald: *Steel Res.*, **67** (1996), 369.
- 9) H.Ezaki, M.Morinaga, K.Kusunoki and Y.Tsuchida: *Tetsu-to-Hagané*, **78** (1992), 1377.
- 10) M.Morinaga, R.Hashizume and Y.Murata: *Materials for Advanced Power Engineering 1994*, ed. by D.Coutsouradis *et al.*, Kluwer Academic Publishers, Dordrecht, (1994), 319.
- 11) H.Kutsumi, A.Chino and Y.Ishibashi: *Tetsu-to-Hagané*, **78** (1992), 594.
- 12) M.Schwind, M.Hättestrand and H.-O.Andren: *Microstructural Stability of Creep Resistant Alloys for High Temperature Plant Applications*, ed. by A.Strang *et al.*, The Institute of Materials, The University Press, Cambridge, (1998), 197.
- 13) T.Fujita, K.Asakura, T.Sawada, T.Takamatsu and Y.Otoguro: *Metall. Trans. A*, **12A** (1981), 1071.
- 14) A.Strang and V.Vodarek: *Microstructural Stability of Creep Resistant Alloys for High Temperature Plant Applications*, ed. by A.Strang *et al.*, The Institute of Materials, The University Press, Cambridge, (1998), 117.
- 15) A.Jakobova, V.Vodarek, K.Hennhofer and V.Foldyna: *Materials for Advanced Power Engineering 1998*, ed. by J.Lecomte-Beckers *et al.*, Forschungszentrum Jülich GmbH, Jülich, Germany, (1998), 373.
- 16) M.Igarashi and Y.Sawaragi: *Report on the 123rd Committee on Heat-Resisting Materials and Alloys, Japan Soc. for Promotion of Sci.*, **35** (1994), 285.
- 17) H.Oikawa: *Tetsu-to-Hagané*, **68** (1982), 1489.
- 18) P.J.Alberry and C.W.Haworth: *Met. Sci.*, **8** (1974), 407.
- 19) J.Kucera, B.Milliona and K.Cha: *Kovové Mater.*, **7** (1969), 97.
- 20) T.Koyama and T.Miyazaki: *J. Jpn. Inst. Met.*, **53** (1989), 643.
- 21) T.Koyama, T.Miyazaki and M.Doi: *J. Jpn. Inst. Met.*, **53** (1989), 651.