

# 高Crフェライト系耐熱鋼における微細析出物

石井 龍一\*・津田 陽一\*・山田 政之\*・木村 和成\*

Fine Precipitates in High Chromium Heat Resisting Steels

Ryuichi ISHII, Yoichi TSUDA, Masayuki YAMADA and Kazushige KIMURA

**Synopsis** : Microstructural observations were carried out on modified high chromium steels which were subjected to tempering at various temperatures. The kind of identified fine precipitates was mainly influenced by tempering temperature. Large amount of  $M_2X$  was recognized in the steels tempered at below 993K regardless of its chemical composition.  $M_2X$  was scarcely identified in the steels tempered at above 1023K. Many MX, however, were recognized instead of  $M_2X$  in the steel tempered at above 1023K. The composition of  $M_2X$  was changed by tempering temperature. The amount of vanadium in the  $M_2X$  increased as tempering temperature was raised. A little amount of fine NbX was identified except for insoluble NbX. During high temperature exposure, the amount of extracted residue increased with time. One of the features of its tendency was that the amount of vanadium gradually increased in the steel tempered at below 933K. Precipitation of fine VX and Z phase were recognized in the steels aged or crept for more than 10000 h at 873K. Fine  $M_2X$  remained at least for 10000 h at around 873K.

**Key words**: martensite; precipitation;  $M_2X$ ; MX; Z phase; tempering.

## 1. 緒言

火力発電プラントの性能向上を目的とした蒸気温度の高温化が近年積極的に進められてきた。これらの実現には高温特性に優れた高Crフェライト系耐熱鋼<sup>1,2)</sup>の開発・実用化が大きく寄与している。一方、これらの実用化と並行して、高温機種ですでに運転に供されている既存の高Crフェライト系耐熱鋼<sup>3)</sup>の劣化あるいは損傷機構に関する研究の重要性が増している。これらの中には積算の運転時間がすでに70000hを超えるものもあり、劣化・損傷の程度を把握し機器の余寿命を判断していく段階に徐々に入りつつあるため、劣化・損傷評価用データの拡充とこれらを基にした適切な保守管理が重要な課題の一つである。

高Crフェライト系耐熱鋼の優れたクリープ破断強度は、高温長時間にわたり安定に存在する微細析出物の析出強化によるところが大きいとされている。代表的な微細析出物としてNbやVを主構成元素とするMX型炭窒化物が挙げられる<sup>1,4)</sup>。これらは焼戻し熱処理後にマルテンサイトラス内に高密度に分散し、クリープ中の転位の移動を抑制するとの報告が多数ある。また、 $M_{23}C_6$ 型炭化物やLaves相のように比較的粗大な析出物であっても、マルテンサイトラスを被覆することにより転位の消滅や回復を抑制する効果が期待できる<sup>5,6)</sup>。しかし、この種の鋼における析出物の大半は、その種類や形態が加熱によって複雑に変化し、かつ母相の固溶元素量にも影響を及ぼすため、これらがクリープ特性に及ぼす影響を特定するには至っていない。劣

化・損傷評価にあたっては多種多様な組織パラメータの取舍選択が不可欠であり、そのための基礎データとして、この種の鋼における析出挙動を明確にすることは重要と考えられる。

本論文では、高Crフェライト系耐熱鋼における析出物の種類とその形態を把握し、これらの析出挙動を決定する要因を明らかにするとともに、高温長時間加熱にともなう変化を確認することを目的とした。

## 2. 実験方法

供試鋼の化学組成および熱処理条件をそれぞれTable 1およびTable 2に示す。Steel A1, Steel A2とSteel BはSteel

Table 1. Chemical composition of steels studied.

	(mass%)									
	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	V	W	Nb	N
Steel A1	0.14	0.03	0.52	0.73	10.4	1.05	0.21	1.06	0.07	0.04
Steel A2	0.15	0.03	0.64	0.69	10.0	0.99	0.19	1.01	0.05	0.04
Steel B	0.16	0.07	0.49	0.79	11.0	0.99	0.20	1.09	0.21	0.04
Steel C	0.11	0.39	0.41	0.09	8.54	0.96	0.21	-	0.08	0.05

Table 2. Heat treatment condition of steels studied.

	Normalizing	1st tempering	2nd tempering
Steel A1	1,323K x 33h→O.Q.	843K x 33h→F.C.	933K x 49h→F.C.
Steel A2	1,323K x 5h→O.Q.	843K x 14h→A.C.	923K x 17.5h→A.C.
Steel B	1,393K x 3h→O.Q.	843K x 4h→A.C.	923K x 4h→A.C.
Steel C	1,323K x 1h→A.C.	1,053K x 2h→A.C.	-

平成13年4月24日受付 平成13年10月23日受理 (Received on Apr. 24, 2001; Accepted on Oct. 23, 2001)

\* (株)東芝 電力・産業システム技術開発センター (Power & Industrial Systems R&D Center, Toshiba Corp., 2-4, Suehiro-cho, Tsurumi-ku, Yokohama 230-0045)

Cに比べCおよびCr添加量が若干高く、約1 mass%のWを添加していること、Steel BはNb添加量が高いことが化学組成上の差違であり、Steel Bは他鋼種に比べ焼ならし温度が高く、Steel Cは他鋼種に比べ焼戻し温度が高いことが熱処理上の差違である。

微細析出物の析出挙動を観察するための熱処理条件をTable 3に示す。Table 2の素材に再度焼ならしを施し、これに923~1053Kで焼戻しを施した。

上記の焼戻し材に加え、873~903Kで最長30000hの時効材および866~903K、応力117.7~343.4 MPaでのクリープ破断材（最長破断時間：約43000h）を準備し、透過型電子顕微鏡によるカーボン抽出レプリカ組織観察、EDXと電子線回折を併用して析出物の種類およびその構成元素の同定を実施した。さらに、抽出残渣を回収し、これらのX線回折およびEDXによる析出物およびその構成元素の同定を実施した。カーボン抽出レプリカの採取には10%塩酸-エタノール溶液を用いた。抽出残渣は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-メタノール溶液を用いて定電位電解抽出を行い、孔径0.22  $\mu\text{m}$ のフィルターに回収した。

### 3. 結果および考察

#### 3.1 標準熱処理材の微細析出物の種類

Table 2の熱処理（以後、標準熱処理と呼ぶ）を施した供試鋼の粒内のカーボン抽出レプリカ組織をFig. 1に示す。

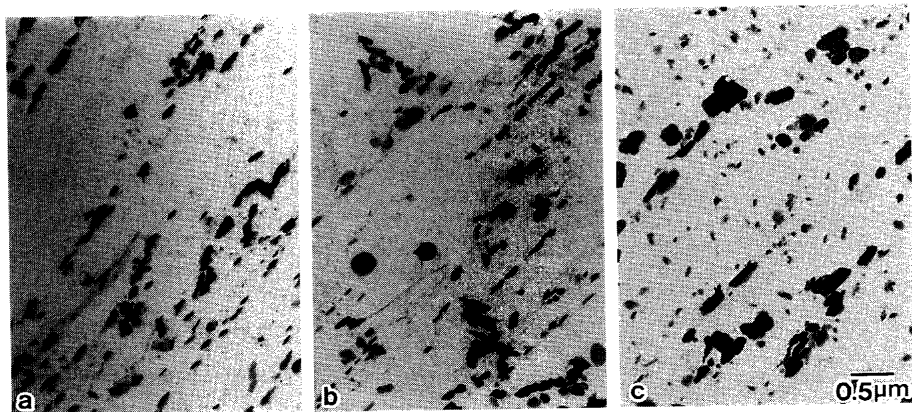
Table 3. Heat treatment condition of steels studied.

	Normalizing	1st tempering	2nd tempering
Steel A2	1,323K x 5h $\rightarrow$ O.Q.	843K x 14h $\rightarrow$ A.C.	923K x 17.5h $\rightarrow$ A.C.
Steel C		937K x 23.5h $\rightarrow$ A.C.	
		973K x 2h $\rightarrow$ A.C.	-
Steel A2	1,323K x 1h $\rightarrow$ A.C.	993K x 2h $\rightarrow$ A.C.	-
& Steel C		1,023K x 2h $\rightarrow$ A.C.	-
		1,053K x 2h $\rightarrow$ A.C.	-
			-

マルテンサイトラス境界（以後、ラス境界と呼ぶ）と考えられる位置には、Steel A2およびSteel Bでは最大で0.3  $\mu\text{m}$ 程度、Steel Cには最大で0.5  $\mu\text{m}$ 程度の析出物が析出していた。マルテンサイトラス内（以後、ラス内と呼ぶ）にはこれらより一桁あるいはそれ以上小さく、粒状、針状、棒状など多様な形状を呈する微細析出物が析出していた。また、Steel Bには0.3  $\mu\text{m}$ 程度の粒状析出物がラス内に散見された。

これらの析出物の同定を行った。各鋼について、それぞれ100個程度の析出物を対象に構成元素を分析し、平均値としてFig. 2に示す。ラス境界上（粒界上も含む）の析出物は主にCr, Fe, MoおよびWから構成される $M_{23}C_6$ であった。ラス内には、Steel A1, Steel A2およびSteel Bにおいては、主にCr, MoおよびVから構成される析出物と主にNbから構成される2種類の析出物が存在する。一方、Steel Cにおいてはそれぞれ主にNbとVから構成される2種類の析出物が認められた。ラス内の微細析出物について実施した解析の一例をFig. 3に示す。カーボン抽出レプリカ上の析出物について、撮影した電子線回折像の解析を行いJCPDSカード等で合致する析出物を判定するとともに、個々の析出物についてEDXによる構成元素の半定量分析を行ってその種類を同定した。これらの結果から、Steel A1, Steel A2およびSteel Bのラス内には主にMXと $M_2X$ が存在し、Steel Cのラス内にはMXのみが存在することが判明した。

Steel A1, Steel A2およびSteel Bで同定されたMXはNbを主構成元素とするNb炭窒化物（以後、NbXと呼ぶ）だが、0.3  $\mu\text{m}$ 程度の粒状のものとそれより一桁あるいはそれ以上小さい粒状の2種類に大別された。前者は主にNb添加量が高いSteel Bで顕著に認められ、Steel A1およびSteel A2ではほとんど認められない。しかし、この比較的大きな粒状析出物は未固溶のNbXと考えられる。また、いずれの鋼においても、後者は微細析出物100個中に数個程度と極めて少なく、ラス内に確認された微細析出物の大半は



a) Steel A2 b) Steel B c) Steel C

Fig. 1. Carbon extracted replicas of as tempered specimens.

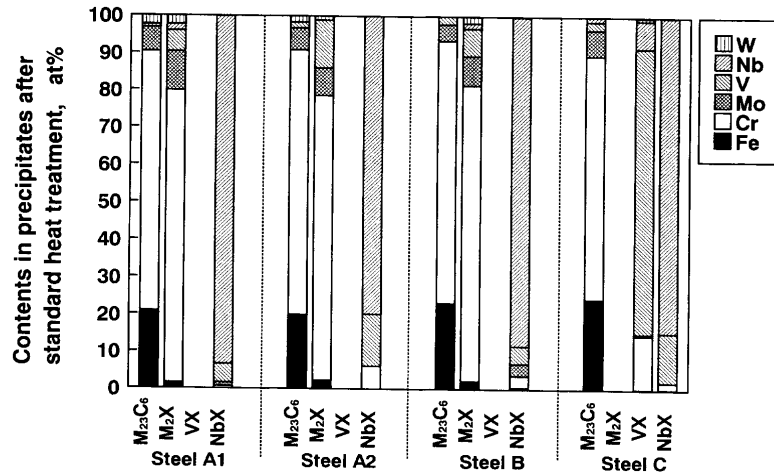


Fig. 2. Identified precipitates after tempering and measurement results for their content.

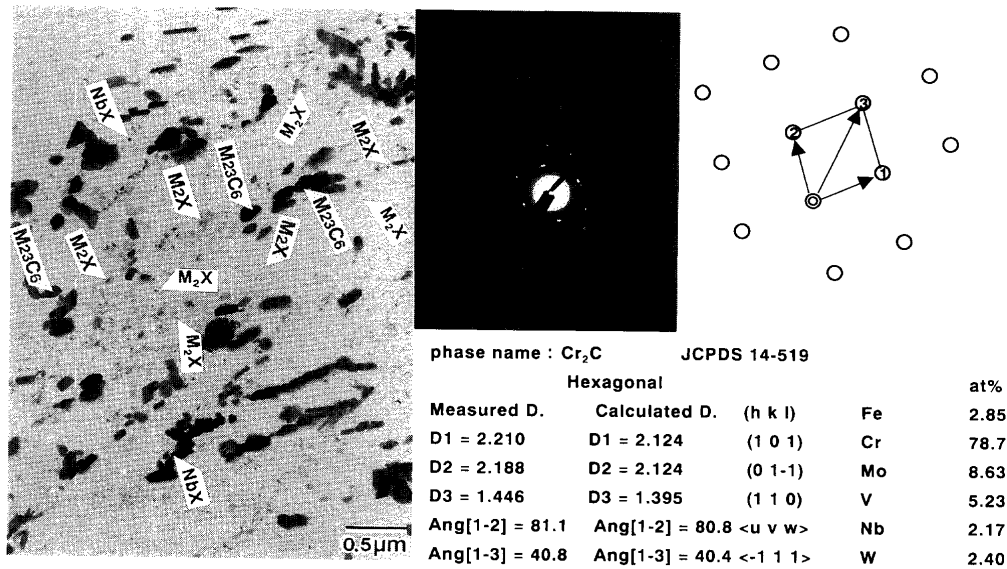


Fig. 3. Carbon extracted replica of Steel A2 after tempering and an example of analysis results for M<sub>2</sub>X.

M<sub>2</sub>Xであった。従来、この種の鋼におけるNbXは焼戻し過程で微細に析出し、析出強化に寄与するとされている<sup>7,8)</sup>が、上記3鋼種における微細なNbXはその量が少なく、析出強化を期待できるような析出量ではない。

M<sub>2</sub>XはCr<sub>2</sub>CあるいはCr<sub>2</sub>Nを基本構造とする炭窒化物であり、その結晶構造や回折パターンについて詳細な報告がある<sup>9-12)</sup>。Fig. 3にはCr<sub>2</sub>Cの回折パターンを基に同定した例を示したが、低次数の回折パターンが得られない場合には構成元素の種類と割合からM<sub>2</sub>Xと同定した。すなわち、Steel A1、Steel A2およびSteel BにおけるM<sub>2</sub>XはM<sub>23</sub>C<sub>6</sub>と同様にCrを主構成元素とするが、Feをほとんど含まずVを比較的多量に含む点がM<sub>23</sub>C<sub>6</sub>とは明らかに異なる。Irvineら<sup>10)</sup>は12Cr鋼におけるM<sub>2</sub>XはFe<sub>3</sub>CからM<sub>23</sub>C<sub>6</sub>への変態過程で生成する中間的な析出物であるとしており、このことからM<sub>2</sub>Xは高温では不安定な析出物であることが推察される。しかし、本鋼で同定されたM<sub>2</sub>XはCrに比べ炭化物形成傾向が高くCやNとの親和力がより強いVおよび

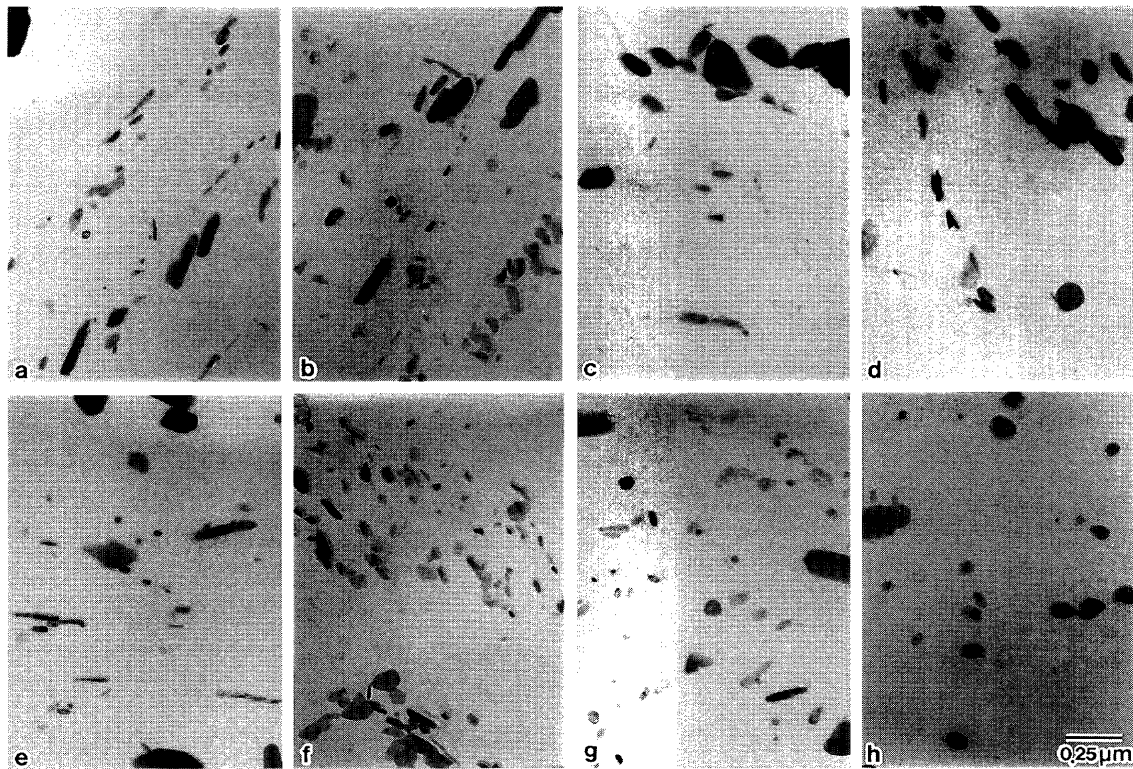
Moを合計20at%程度含む(Cr,V,Mo)<sub>2</sub>Xである。この析出物が高温にさらされ成長あるいは形態変化するにはCrに加えVやMoが同時に移動する必要がある。 (Cr,V,Mo)<sub>2</sub>Xは基本構造であるCr<sub>2</sub>Xに比べ成長速度が遅く安定性が高いと考えられる。なお、抽出残渣のX線回折パターンの強度比からは、3鋼種ともにM<sub>23</sub>C<sub>6</sub>が全析出物の約90%を占め、残りがM<sub>2</sub>XとMXであった。

Steel Cのラス内に析出した微細析出物は、粒状のNbXに針状のVXが接したV-wing<sup>13)</sup>と称される(Nb,V)(C,N)の複合炭窒化物もしくはNbがVのいずれかを主構成元素とするMXであり、M<sub>2</sub>Xは全く同定できなかった。

これらのことから、標準熱処理を施した後のSteel A1、Steel A2およびSteel BにはM<sub>23</sub>C<sub>6</sub>およびM<sub>2</sub>Xが析出し、MXはわずかであること、Steel CにはM<sub>23</sub>C<sub>6</sub>およびMXのみが析出することが明らかとなった。

### 3.2 微細析出物の種類の焼戻し温度依存性

各鋼種に対してそれぞれの標準熱処理を施した場合、微



Steel A2 : a) 973K b) 993K c) 1,023K d) 1,053K  
Steel C : e) 937K f) 973K g) 993K h) 1,023K

Fig. 4. Carbon extracted replicas of after tempering at various temperatures.

細析出物の種類に差があることが明らかとなった。そこで、この差が生じる要因を特定するため、Steel A2およびSteel Cに同一の条件で焼戻しを施し、微細析出物を調査した。

Table 3に示した条件で熱処理を施した両鋼種のカーボン抽出レプリカ組織をFig. 4に示す。両鋼種とも、焼戻し温度の上昇とともに析出物の密度が低下し、個々のサイズがわずかながら大きくなる傾向があった。

次に、Fig. 4で観察された析出物について、撮影した電子線回折像の解析とEDXによる構成元素の半定量分析を行い、析出物の種類を同定した。その結果をSteel A2についてはFig. 5に、Steel CについてはFig. 6に示す。図中の横軸は焼戻しの温度と時間をLarson-Millerパラメータ ( $P=T \times (25 + \log t)$ ,  $T$ : 焼戻し温度(K),  $t$ : 焼戻し時間(h))で整理したものであり、また、図中の( )はその量が極めて少ないことを意味する。923~1053Kの温度域で常に存在する析出物は $M_{23}C_6$ および少量のNbXであり、後者には未固溶のものを含む。993~1023Kを境により低温側では $M_2X$ が明確に同定されるが、より高温側では $M_2X$ はほとんど認められず、代わりにVを主構成元素とするMX (以後、VXと呼ぶ)が多数同定される傾向があった。これらの傾向は両鋼種とも同様であり、化学組成の差は影響していない。すなわち、 $M_2X$ とVXの析出挙動は焼戻し温度依存性を有し、焼戻し温度が993K以下ではラス内の微細

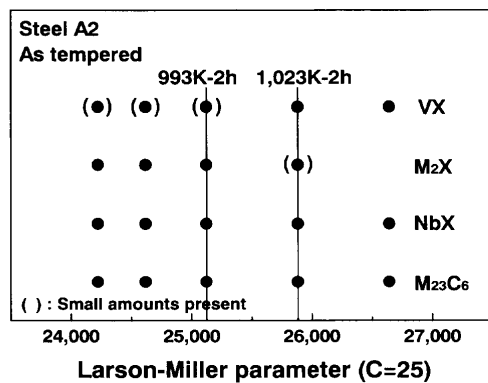


Fig. 5. Precipitates identified in Steel A2 tempered at various temperatures.

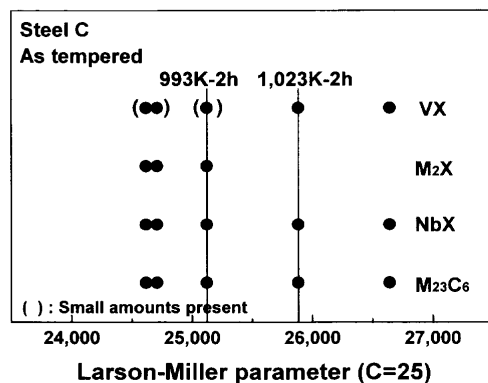


Fig. 6. Precipitates identified in Steel C tempered at various temperatures.

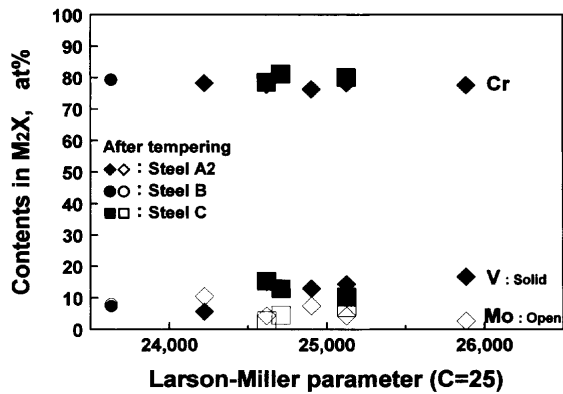


Fig. 7. Contents in  $M_2X$  identified in the steels tempered at various temperatures.

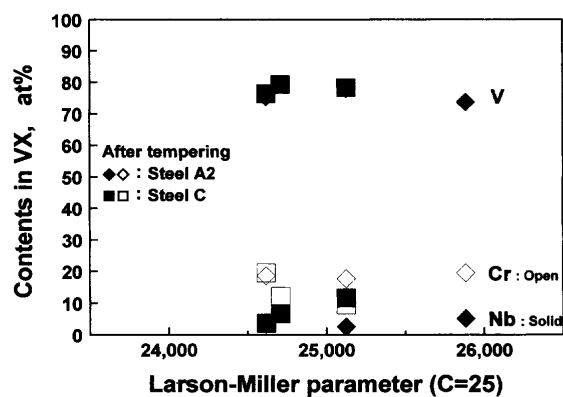


Fig. 8. Contents in  $VX$  identified in the steels tempered at various temperatures.

析出物は主に  $M_2X$  であり、1023K 以上では  $VX$  が析出することが明らかとなった。

次に、焼戻し温度依存性が大きく現れる  $M_2X$  および  $VX$  について、その構成元素を調査した。 $M_2X$  を構成する Cr, V および Mo の原子%の焼戻し温度依存性を Fig. 7 に示す。 $M_2X$  中の Cr 量は焼戻し温度によらず 80 原子%程度でほぼ一定だが、973K 以上 (パラメータ値: 約 24 600 以上) では V 量と Mo 量が逆転し、より高温ではほぼ Cr と V のみが構成元素となる。一方  $VX$  における Cr, V および Nb の原子%の焼戻し温度依存性を Fig. 8 に示す。 $VX$  は約 80 原子%の V を含有し、残部は Cr および Nb からなるが、 $VX$  が同定された温度域では  $VX$  の構成元素比には明瞭な焼戻し温度依存性は認められなかった。 $M_2X$  と  $VX$  の析出に温度依存性が生じる原因は明確ではないが、 $M_2X$  あるいは  $VX$  の析出傾向や析出量には焼戻し温度依存性があり、973K 以上で焼戻しを施した場合は析出物中の V 量が増加することが明らかとなった。

なお、Steel A1 は Steel A2 および Steel B と比べ焼戻し温度はほぼ同一だが、当該温度にさらされる時間が長い。Steel A1 の標準熱処理後に同定された析出物の種類は Steel A2 および Steel B と同様だが、 $M_2X$  の構成元素の原子%の平均は Cr: V: Mo が 76: 13: 7.5 程度と V 含有量が高かった。

$M_2X$  が析出する温度域においては、焼戻し時間の延長によっても  $M_2X$  中の V 量が増加することから、 $M_2X$  は C や N との親和力がより強い元素を含有することでより安定な形態に変化する傾向があると考えられる。

以上より、焼戻し後に析出する析出物の種類は焼戻し温度に強く依存し、993~1023K を境にそれ以下では主として  $M_{23}C_6$  と  $M_2X$  が析出し、MX は未固溶の Nb 炭窒化物を除くと期待されるほどの析出量は確保されないこと、および 1023K を超える温度では主として  $M_{23}C_6$  と MX が析出することが明確になった。また、 $M_2X$  中の構成元素は焼戻し条件に依存し、 $M_2X$  が存在しうる焼戻し温度域においては、高温長時間ほど  $M_2X$  中の V 量が増加することが判明した。

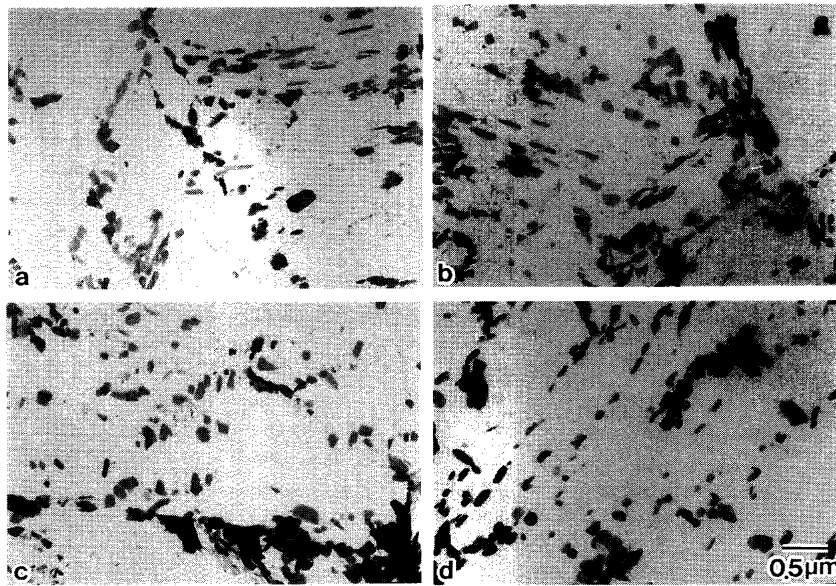
### 3.3 長時間加熱にともなう析出物の変化

3.1 および 3.2 に述べたように、焼戻し後の供試鋼には多様な析出物が存在し、これらの種類や形態は焼戻し温度依存性を有していた。このような初期状態の差は高温長時間加熱後の形態にも影響を及ぼすと予想される。そこで次に、標準焼戻しを施した各鋼種の時効あるいはクリープにともなう析出物の変化について調査した。

加熱にともなう析出形態の変化の一例として、Steel B の焼戻し材、873K-1000 h、3000 h および 30000 h 時効材のカーボン抽出レプリカ組織を Fig. 9 に示す。本鋼は加熱にともない  $(Fe,Cr)_2(Mo,W)$  型の Laves 相が析出し、これらは主に粒界上あるいはラス境界上に存在する<sup>9)</sup>が、本稿では Laves 相と  $M_{23}C_6$  を除くラス内の微細析出物の変化を把握する。ラス内には 3000 h までは微細析出物が多数観察されたが、それ以降は析出密度が大きく低下した。時効時間が 30000 h に至ると、ラス内に存在する微細析出物は極めて少なくなる。

Steel B で同定した析出物の構成元素を平均値として Fig. 10 に示す。 $M_2X$  は高温安定性が低い中間生成相とも考えられている<sup>10)</sup>が、析出密度は低下するものの、Steel B では 873K で少なくとも 10000 h まで、また、Steel A1 では 866K で約 42000 h、Steel A2 では 903K で 10000 h までは同定できた。Strang<sup>14)</sup> も 12CrMoVNb 鋼の 823K-約 79000 h 破断材および 873K-約 22000 h 破断材において  $M_2X$  を同定しており、その高温安定性は低くはないと考えられる。同定した  $M_2X$  の構成元素を調査した結果を Larson-Miller パラメータで整理して Fig. 11 に示す。866~903K で  $M_2X$  が存在する時間域では、高パラメータ値 (長時間) 側で V 量が増加する傾向があった。この現象は  $M_2X$  の構成元素の焼戻し温度依存性 (Fig. 7) と同様である。これらのことから、 $M_2X$  が存在しうる温度・時間域での  $M_2X$  の最終安定状態は Mo をほとんど含有しない  $(Cr,V)_2X$  であることがわかる。

一方、焼戻し後に  $M_2X$  が析出しない Steel C における時効あるいはクリープ中の V 量の変化を抽出残渣により確認した結果を Steel A1、Steel A2 および Steel B と併せて Fig. 12



a) As tempered      b) Aged for 1,000h  
c) Aged for 3,000h      d) Aged for 30,000h

Fig. 9. Carbon extracted replicas of Steel B aged at 873K.

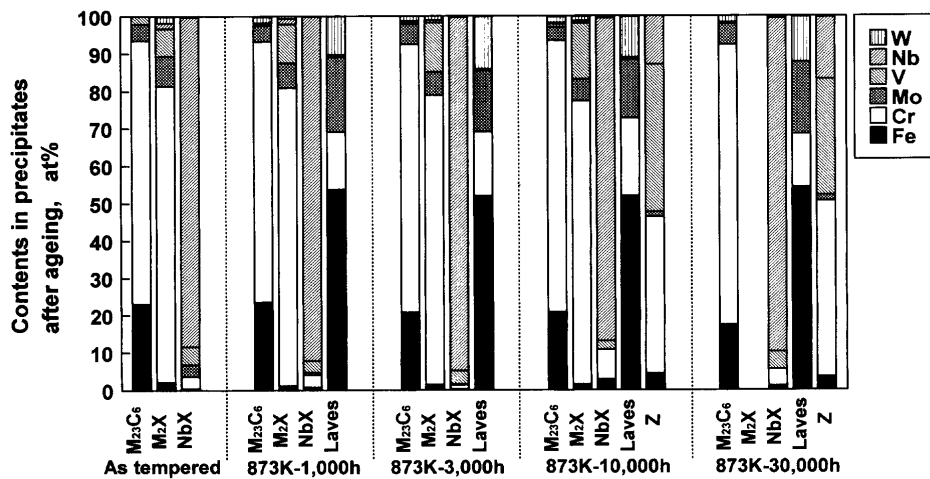


Fig. 10. Identified precipitates of aged Steel B and measurement results for their content.

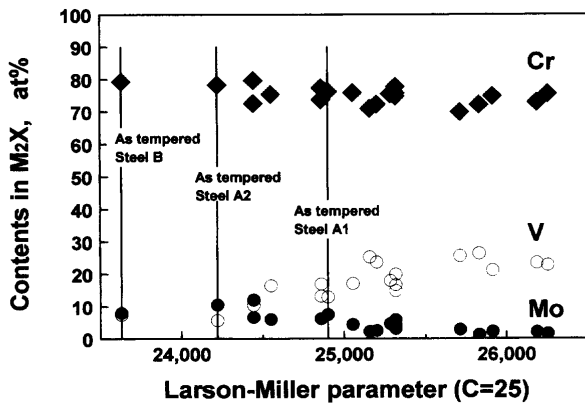


Fig. 11. Contents in  $M_2X$  identified in the Steel A1, Steel A2 and Steel B aged and/or crept at various temperatures.

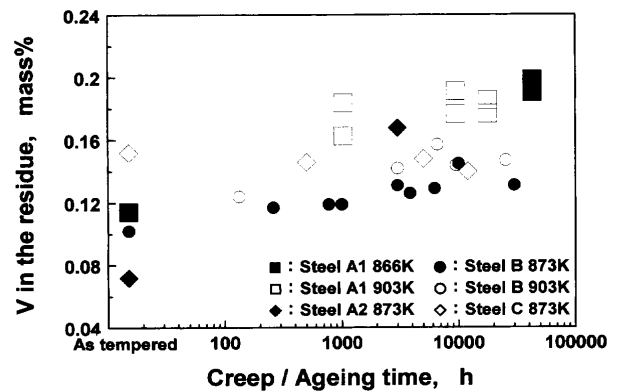


Fig. 12. Change of V content in the residue with time.



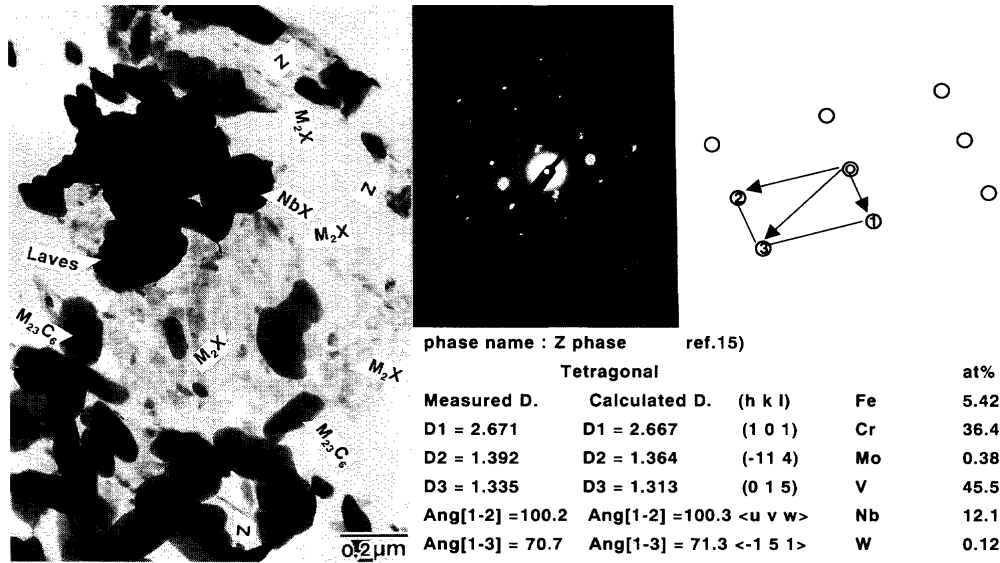


Fig. 13. Carbon extracted replica of Steel B aged for 10000h at 873K and an example of analysis results for Z phase.

に示す。1053Kで焼戻したSteel C以外は焼戻し後から約10000hに至るまで抽出残渣中のV量は徐々に増加したが、Steel Cの抽出残渣中のV量は焼戻し後から10000hに至るまで0.15 mass%程度でほぼ一定であった。焼戻し後にVの大半がMX中に移動し、これらが安定に存在したものと考えられる。なお、Steel A1およびSteel A2の時効あるいはクリープ材においてはVXがとくにラス境界上で容易に同定される傾向があり、これらとFig.11におけるM<sub>2</sub>X中のV量の増加が抽出残渣中のV量の増加をもたらしたものと考えられる。

M<sub>2</sub>XとMX以外に、873Kで10000h以上の加熱材ではZ相を確認できる場合があった。Steel BにおけるZ相の同定結果の一例をFig.13に示す。フェライト鋼に析出するZ相についてはStrangら<sup>15)</sup>および鈴木ら<sup>16)</sup>の詳細な解析があり、本稿でもこれらの単位格子と構成元素比を参考にした。Z相はM<sub>2</sub>Xに比べNbおよびV含有量が高くCr含有量が低い。また、その大きさは最大でも873K-30000h時効材における0.3 μm程度であり、大半はそれより一桁小さい粒状や棒状で、ラス境界上あるいはその近傍に存在した。鈴木ら<sup>16)</sup>はSteel Cと同種の鋼において、Z相近傍ではMXの析出量が低下することを報告しているが、Steel BにおけるZ相は873K-10000h時効材では多数の微細なM<sub>2</sub>XやMXといまだ共存していた(Fig.13)。しかし、873K-30000h時効材ではM<sub>2</sub>Xは認められないことから、Steel BにおけるZ相は長時間の時効でM<sub>2</sub>X中にVが濃縮し、母相中のNbをわずかに取り込むことによって形成されたものと推察される。

なお、上述のZ相あるいはVXにはNbが含有されているが、抽出残渣中のNb量(Fig.14)には、いずれの鋼種も焼戻し後から数万時間にわたり大きな変化は生じていない。このことから、Z相やVXへのNbの移動はわずかであり、焼

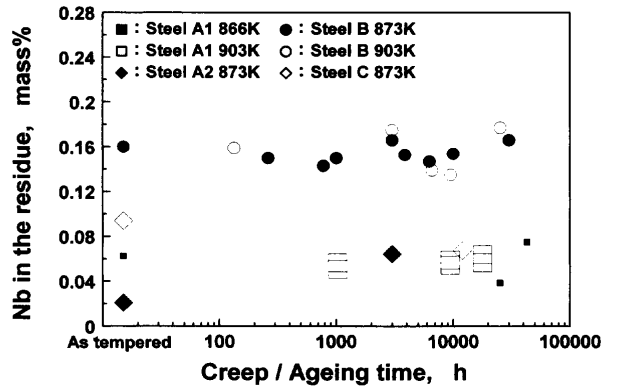


Fig. 14. Change of Nb content in the residue with time.

戻し後に存在したNbXは、未固溶のNbXを含めて少量ではあるが長時間にわたり安定に存在すると考えられる。

上述のように、とくに焼戻し後にM<sub>2</sub>Xが析出する鋼においては時効やクリープ中に微細析出物の種類が変化するが、これらの変化には相関があると推察される。すなわち、焼戻し後に多量に析出したM<sub>2</sub>Xは時効やクリープによって密度が低下し、個々のM<sub>2</sub>X中のV含有量が増加するが、サイズは焼戻し後に比べ大きくは変化しない。したがって、この密度低下は主に溶解・消失とみなすことが妥当である。溶解したM<sub>2</sub>X中のVと母相に残存していたVがCあるいはNと結合して、VXとして時効やクリープ中に新たに析出するものと考えられる。一方、長時間の時効やクリープを受けても残存していたM<sub>2</sub>Xは、母相からVやNbの供給を受けて徐々にZ相に変態するものと推察される。このように、個々の析出物は経時的にその組成や形態が変化するが、いずれの析出物も長時間にわたりラス内に微細な状態で残存しており、これらが鋼の析出強化量の維持に少なからず貢献していることは確実と考えられる。

以上より、高温長時間の866~903Kでの時効あるいはク

リーブを受けた高Crフェライト鋼においては、焼戻し後に $M_2X$ が析出している場合、この構成元素中のV量が時間とともに増加し、加えてVXが新たに析出することが明らかとなった。また、10000hを超えるとZ相が析出するが、 $M_2X$ やVXは数万時間を経ても残存することを確認した。焼戻し後に $M_2X$ が析出しない鋼では微細析出物の変化は少なく、比較的安定な析出形態が形成されていると考えられる。

#### 4. 結論

化学組成がわずかに異なる高Crフェライト系耐熱鋼における微細析出物の種類を調査し、これらの種類を決定する要因を検討した。また、高温長時間加熱にともなう析出物の形態変化を調査した。本研究を通して得られた知見を以下にまとめる。

(1) 焼戻し後に同定された析出物は鋼種によって異なり、 $M_{23}C_6$ 、Nbを主構成元素とするMXに加え、Cr、Mo、Vからなる多量の $M_2X$ が存在する鋼と、 $M_{23}C_6$ およびNb、Vを主構成元素とするMXのみが存在する鋼があった。

(2) (1)における焼戻し後の析出物の種類は主に焼戻し温度に依存し、993~1023Kを境にそれ以下では主として $M_{23}C_6$ と $M_2X$ が析出し、1023Kを超える温度では主として $M_{23}C_6$ とMXが析出した。これらの分類には化学組成の影響は認められなかった。

(3) 866~903Kでの時効あるいはクリープにより、 $M_2X$ の析出密度の低下とVXの析出が生じ、10000h以上ではZ相も確認された。この過程で、焼戻し後に $M_2X$ が存在

する場合は、抽出残渣中のV量が増加した。

(4) NbXは析出量は少ないものの、焼戻し条件によらず長時間にわたり安定して存在し、抽出残渣中のNb量もほぼ一定であった。

(5) 微細析出物が特性に及ぼす影響の明確化は今後の課題だが、高Crフェライト鋼の劣化・損傷評価にあたり、多種多様な組織パラメータの取捨選択を行う上での基礎的知見を得ることができた。

#### 文 献

- 1) T.Fujita: *Tetsu-to-Hagané*, **76** (1990), 1053.
- 2) F.Masuyama: *Tetsu-to-Hagané*, **80** (1994), 587.
- 3) M.Yamada, O.Watanabe, Y.Yoshioka and M.Matsuo: *Tetsu-to-Hagané*, **76** (1990), 1084.
- 4) A.Iseda, H.Teranishi and F.Masuyama: *Tetsu-to-Hagané*, **76** (1990), 1053.
- 5) R.Ishii, Y.Tsuda, M.Yamada, K.Fukuda, S.Nakamura and H.Endo: *123rd Committee on Heat Resisting Metals and Alloys Rep.*, **35** (1994), 1.
- 6) M.Igarashi and Y.Sawaragi: *123rd Committee on Heat Resisting Metals and Alloys Rep.*, **37** (1996), 77.
- 7) N.Takahashi and T.Fujita: *Tetsu-to-Hagané*, **61** (1975), 2829.
- 8) Y.Iwabuchi, S.Murata, S.Yamakuro, M.Yamada and O.Watanabe: *Tetsu-to-Hagané*, **76** (1990), 1060.
- 9) K.W.Andrews and H.Hughes: *J. Iron Steel Inst.*, **193** (1959), 304.
- 10) K.J.Irvine, D.J.Crowe and F.B.Pickering: *J. Iron Steel Inst.*, **195** (1960), 386.
- 11) J.Koutsky and J.Jezek: *J. Iron Steel Inst.*, **203** (1965), 707.
- 12) A.Hede and B.Aronsson: *J. Iron Steel Inst.*, **207** (1969), 1241.
- 13) K.Tokuno, K.Hamada, R.Uemori, T.Takeda and K.Itoh: *Scr. Mater.*, **25** (1991), 871.
- 14) A.Strang and V.Vodarek: Proc. of 6th Liege Conf., Part I, Central Library, Julich, (1998), 603.
- 15) A.Strang and V.Vodarek: *Mater. Sci. Technol.*, **12** (1996), 552.
- 16) K.Suzuki, S.Kumai, H.Kushima, K.Kimura and F.Abe: *Tetsu-to-Hagané*, **86** (2000), 550.