

# オーステナイト鋼における金属間化合物相の析出挙動

研究代表者 東京工業大学大学院理工学研究科 准教授 竹山雅夫

## 1. 緒言

現在、火力発電の超々臨界圧蒸気タービン(USC)プラントの発電効率は、蒸気条件 600 °C, 25 MPa にて約 43%に達している<sup>[1]</sup>。しかし、世界規模の環境問題及びエネルギー需要の増大のため、700 °C 級 A-USC プラントの開発の機運が高まっている。これを実現するためには 700°C, 10<sup>5</sup>h クリープ破断強度が 100MPa 以上が必要であり、フェライト系耐熱鋼では強度が不十分、一方、Ni 基超合金ではコストが高くなりすぎる。オーステナイト系耐熱鋼は強度及びコストの観点から両者の中間に位置する材料である。しかし、既存のオーステナイト系耐熱鋼 (SUS347HTB 等) の 973 K におけるクリープ強度は 1000 h を超えると著しく低下する。これは、強化相である炭化物 (MC, M<sub>23</sub>C<sub>6</sub> 等) の凝集・粗大化及び  $\sigma$  相等の粗大な金属間化合物の粒界上への析出による炭化物の消失に起因する<sup>[2]</sup>。

そこで我々は、不安定な炭化物ではなく、安定相である金属間化合物を強化相とするオーステナイト系耐熱鋼の開発指針を提案することを目標に系統的な研究を行っている<sup>[3]</sup>。その結果、まず平衡論の観点から、Fe-Ni-Nb 3 元系において、六方晶 C14 型構造の Fe<sub>2</sub>Nb- $\epsilon$  Laves 相は Ni を最大 44at.%も固溶し、広い  $\gamma+\epsilon$  2 相域を形成することを見出した<sup>[4,5]</sup>。この 3 元系に Cr を添加すると  $\epsilon$  相の軸比  $c/a$  を cubic symmetry の値 1.633 に近づけることができ、その結晶対称性の向上に起因して  $\gamma$  母相中の  $\epsilon$  相の形態を微細に制御可能であることも明らかにした<sup>[6,7]</sup>。これらの知見を基に選定した Fe-20Cr-30Ni-2Nb (at%) において、 $\epsilon$  相が  $\gamma$  母相中に微細均一に析出することも明らかにした<sup>[8-10]</sup>。このように、 $\epsilon$  相はその形態を制御できることから  $\gamma$  相の強化相として有望である。しかし、Laves 相はこれまで有害相とみなされ、とくに、Fe<sub>2</sub>Nb を含めた Fe<sub>2</sub>M Laves 相を形成する M 元素は全てフェライトフォーマーであるため、フェライト系耐熱鋼中での存在は知られるが、 $\gamma$  相中における Laves 相の析出挙動を系統的に調べた研究はない。

本研究では、Fe-20Cr-30Ni-2Nb 4 元系合金を用いて、時効に伴う組織変化を調べ、とくにオーステナイト母相中における Laves 相の析出挙動について検討する。

## 2. 実験方法

供試合金は Fe-20Cr-30Ni-2Nb (at%) である。この合金は高周波溶解炉にて約 7 kg のインゴットに溶製した後、1553 K の熱間鍛造により直径 12 mm の丸棒に加工した。この棒材に  $\gamma$  単相域となる 1523 K において溶体化処理を施し、水冷した。その後、973 K~1273 K の温度において最長 13.0 Ms の時効を施し、Fe<sub>2</sub>Nb Laves 相を析出させた。なお、3.6 ks より短時間の時効については塩浴炉を用いて行った。組織観察には光学顕微鏡及び SEM を用いた。組成分析には波長分散型の EPMA、相の同定には TEM を用いた。硬さはピッカース硬度計を用いて荷重 9.8 N にて測定した。

粒内 Laves 相の数密度の測定は、各結晶粒について 40x40  $\mu\text{m}^2$  の領域で行った。また、粒界 Laves 相の数密度は、長さ 1000  $\mu\text{m}$  程度の粒界について測定した。組織から実測した粒内 (粒界) Laves 相の数密度は、Laves 相の形状を球と仮定して、3次元 (2次元) の

析出密度に換算した<sup>[11,12]</sup>. Laves 相の体積率の測定は、粒界三重点を含む  $130 \times 100 \mu\text{m}^2$  の領域について点算法により行なった. 粒内 Laves 相のサイズ測定は、各結晶粒内で最も長い Laves 相の長手方向に対して行った.

### 3. 実験結果及び考察

#### 3-1 初期組織

**Figure 1** に鍛造まま材 (a) 及び 1523 K/36 ks 溶体化材 (b) の光学顕微鏡組織を示す. 鍛造まま材は結晶粒径  $10 \mu\text{m}$  から  $100 \mu\text{m}$  までの混粒であり、粒界の形状はいびつである. 一方、溶体化材は均一な  $\gamma$  单相の等軸粒となる. **Figure 2** に本合金の 1523 K における溶体化時間に伴う結晶粒径の変化を、硬さの変化とあわせて示す. 硬さは鍛造ままでは 2.3 GPa であるが、3.6 ks 以上の溶体化を施すと 1.3 GPa まで低下し、一定となる. 結晶粒径は、硬さが飽和した後溶体化時間に伴い増大し、36 ks にて  $1200 \mu\text{m}$  に達する. 本研究では  $\gamma$  粒内における Laves 相の析出挙動に着目するため、粒径  $1200 \mu\text{m}$  の溶体化材を用いる.

#### 3-2 時効に伴う組織変化

**Figure 3** に 1173 K での時効に伴う組織変化を示す.  $\gamma$  粒内に着目すると、0.3 ks の時効 (a) では、大きさ  $0.2 \mu\text{m}$  程度の白いコントラストの粒状の Laves 相が極わずかに認められる. 10.8 ks まで時効 (b) すると、大きさ  $2 \mu\text{m}$  程度の Laves 相が密に析出する. なお、一部に  $5 \mu\text{m}$  程度の棒状の Laves 相も認められる. 86.4 ks 時効 (c) すると、約  $3 \mu\text{m}$  の棒状の Laves 相が粒内全面に均一に認められるようになる. さらに 4.32 Ms まで時効 (d) すると、Laves 相の分布はまばらになり、長さ  $10 \mu\text{m}$  以上の粗大な棒状 Laves 相が認められる. 一方、粒界では、0.3 ks (a) で既に大きさ  $0.5 \mu\text{m}$  程度の Laves 相がまばらに認められるが、時効に伴って析出量は増加し、86.4 ks では大半の粒界が Laves 相で覆われる. しかし、4.32 Ms 時効後は明らかに凝集する.

**Figure 4** に 1073 K 時効に伴う組織変化を示す. 粒内 Laves 相は 0.9 ks の時効 (a) ではまだ認められない. 86.4 ks 時効 (b) すると、大きさ  $1 \mu\text{m}$  以下の微細な Laves 相が高密

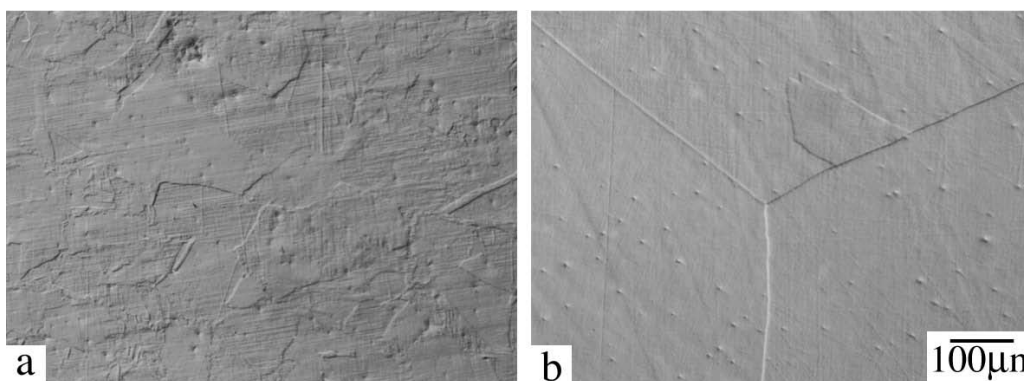


Fig. 1 Optical microstructures of Fe-20Cr-30Ni-2Nb: (a) as forged, (b) solution treated at 1523 K/36 ks ( $d=1200 \mu\text{m}$ )

に析出する。しかし、一部に Laves 相の数密度の低い領域も存在する。864 ks 時効 (c) すると、1  $\mu\text{m}$  程度の Laves 相が粒内全面に均一に分布する。さらに 13.0 Ms まで時効 (d) すると、一部に Laves 相が凝集・粗大化した領域が認められるものの、微細な形態を維持している。一方、粒界 Laves 相は粒状であり、時効に伴い析出量は増加し、13.0 Ms 時効しても 1  $\mu\text{m}$  程度の粒状である。しかし粒内 Laves 相と比べるとその大きさは大きい。

**Figure 5** に 973 K 時効材の組織を示す。粒内 Laves 相は、259 ks (a) 及び 864 ks (b) 時効後でも未だ明瞭には認められない。4.32 Ms まで時効 (c) すると、微細な析出相が認められるようになる。一方、粒界の Laves 相は 4.32 Ms 時効しても 0.5  $\mu\text{m}$  程度と微細粒状のみである。

**Figure 6** に各温度での時効に伴う硬さの変化を示す。時効前の硬さは 1.3 GPa である。1173 K において、硬さは 0.3 ks から増加し始め、36 ks にて約 1.7 GPa と最も高くなる。しかし、その後硬さは時効に伴い徐々に低下する。1073 K での硬さは 1173 K に比べて約 1 order 遅れて増加し始め、約  $10^6$  s にて 1173 K とほぼ同じ 1.7 GPa となり、13.0 Ms 時効しても硬さの減少は認められない。一方、973 K での硬さは約  $10^5$  s から増加し始めるが、4.32 Ms 後には 2.1 GPa と著しく硬化する。この硬さの増大は 1023 K でも認められ、1173 K 及び 1073 K の場合とは明らかに異なる。

**Figure 7** に 973 K/4.32 Ms 時効材の TEM 像 (a) を、図中 A 及び B の析出相から得られた制限視野回折像 (SADP) (b, c) とあわせて示す。A の析出相は  $\mathbf{g}=\bar{1}\bar{1}1_{\gamma}$  に対して垂直な方向に伸びた長さ約 1  $\mu\text{m}$  の針状であり、SADP (b) から C14 構造の Laves 相と同定された。母相との結晶学的方位関係は  $\{\bar{1}\bar{1}1\}_{\gamma} // (0001)_{C14}$ ,  $\langle 110 \rangle_{\gamma} // [10\bar{1}0]_{C14}$  である。一方、B の析出相は  $\mathbf{g}=002_{\gamma}$  に対して垂直な方向に伸びた長さ約 500 nm のディスク状であり、SADP (c) から  $D0_{22}$  型構造の  $\text{Ni}_3\text{Nb}-\gamma''$  相と同定された。その母相との方位関係は  $\{100\}_{\gamma} // (001)_{\gamma''}$ ,  $\langle 010 \rangle_{\gamma} // \langle 010 \rangle_{\gamma''}$  である。A の周りにおける析出相はいずれも  $\{100\}_{\gamma}$  を晶へき面として析出した  $\gamma''$  相である。したがって、973 K において硬さが著しく増大したのは、Laves 相に加え、 $\gamma''$  相が析出したためである。

以上の組織観察結果を基に作成した本合金の TTP (Time-Temperature-Precipitation) 図を **Fig. 8** に示す。図中の太線は粒界及び粒内における Laves 相の析出開始線 ( $P_s$ )、細線は  $\gamma''$  相の  $P_s$  である。なお、図中の \* 印をつけたものはアーク溶解法によって作成したボタンインゴット材である<sup>[6]</sup>。Laves 相の  $P_s$  ノーズ温度は粒内、粒界ともに約 1273 K であり、わずかに粒界の方が析出開始は早い。このノーズ温度は既存の 347 系オーステナイト系耐熱鋼の強化相 NbC のノーズ温度<sup>[2]</sup>よりも 150 K 程度高い。粒内 Laves 相の析出は、1173 K においては約 200 s で生じるが、1073 K では約 4.6 ks と 1 order 遅滞する。

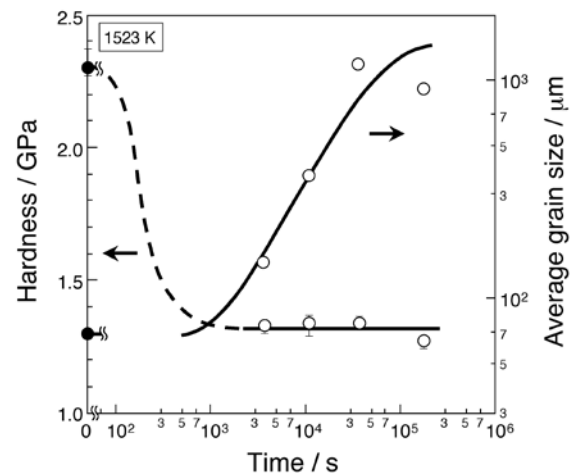


Fig. 2 Change in hardness and average grain size of Fe-20Cr-30Ni-2Nb with time for solution treatment at 1523 K.

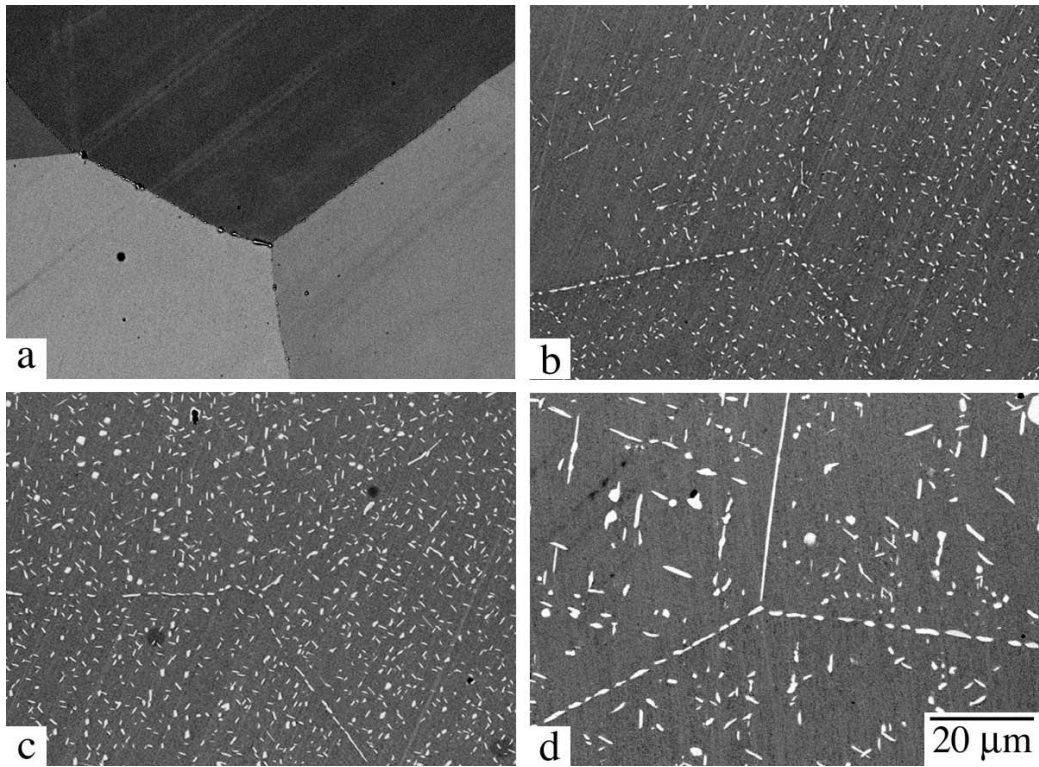


Fig. 3 Backscattered electron images of Fe-20Cr-30Ni-2Nb aged at 1173 K: (a) 0.3 ks, (b) 10.8 ks, (c) 86.4 ks, (d) 4.32 Ms.

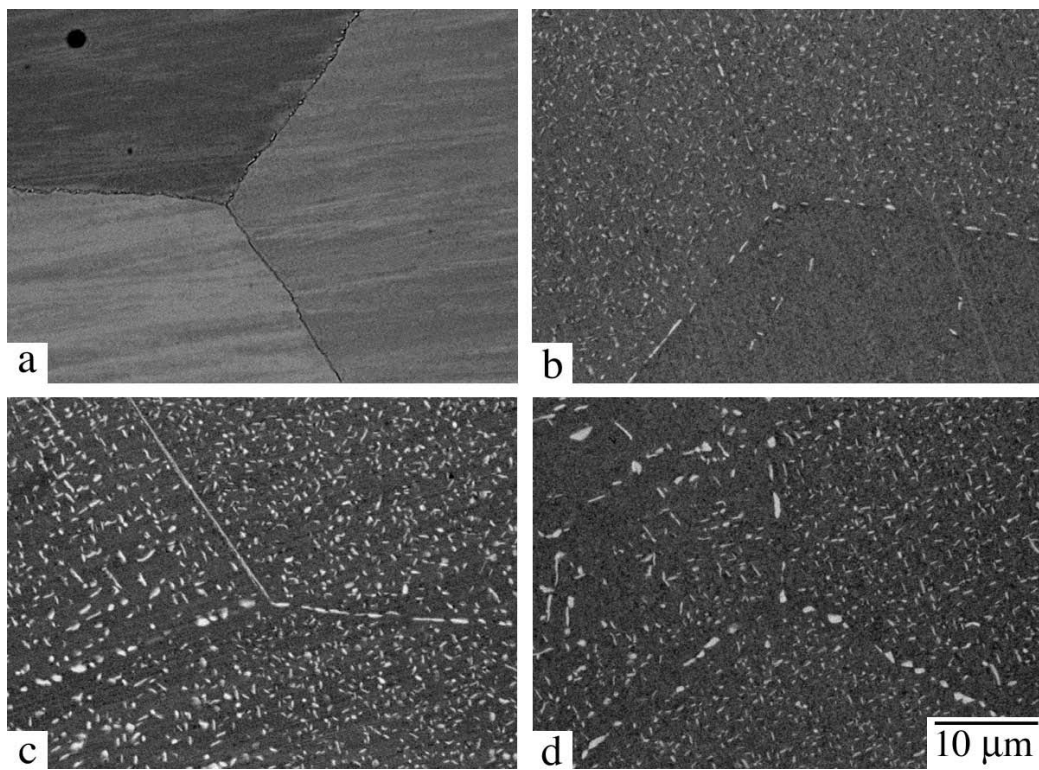


Fig. 4 Backscattered electron images of Fe-20Cr-30Ni-2Nb aged at 1073 K: (a) 0.9 ks, (b) 86.4 ks, (c) 864 ks, (d) 13.0 Ms.

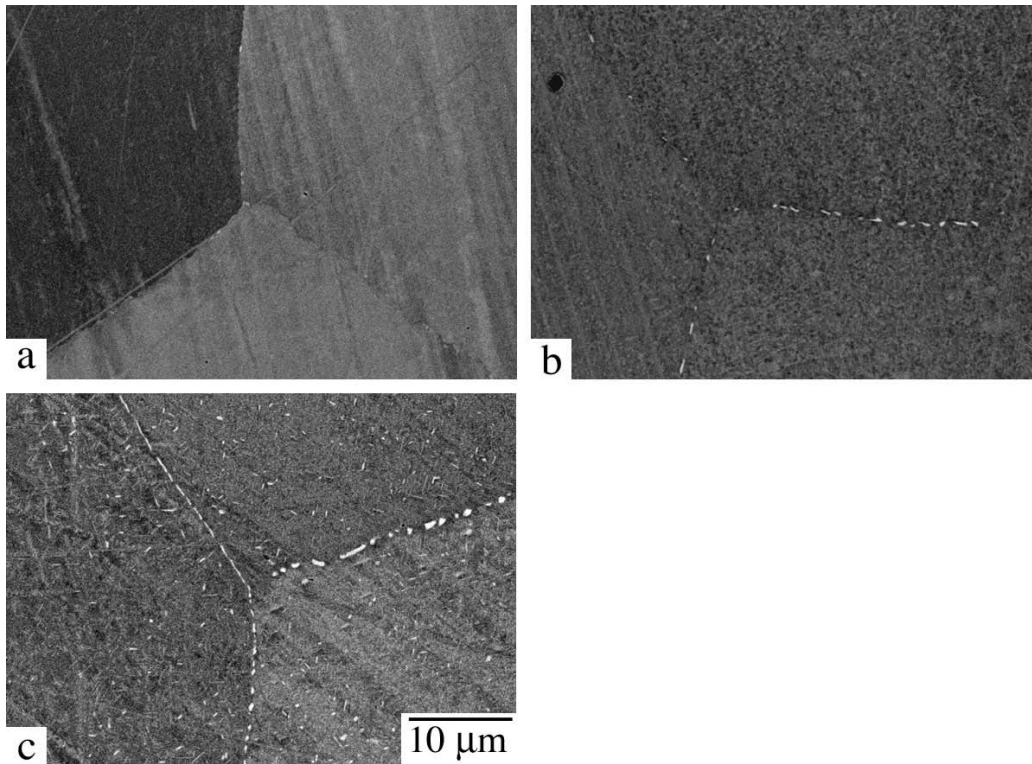


Fig. 5 Backscattered electron images of Fe-20Cr-30Ni-2Nb aged at 973 K: (a) 259 ks, (b) 864 ks, (c) 4.32 Ms.

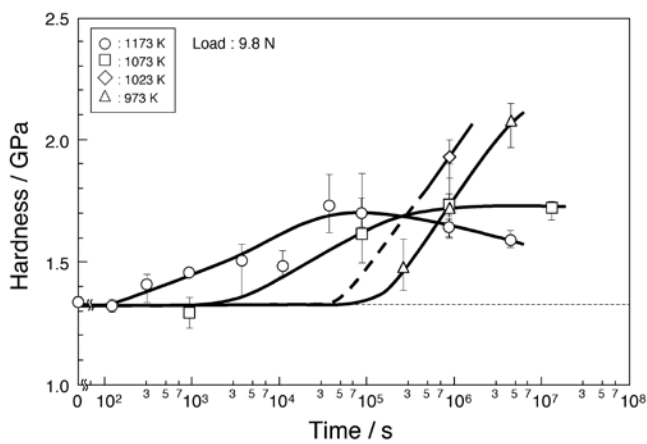


Fig. 6 Change in hardness with aging time at 1173 K~973 K in Fe-20Cr-30Ni-2Nb.

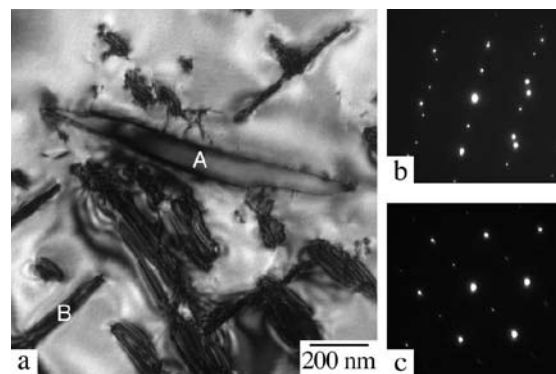


Fig. 7 A bright field image (BFI) of Fe-20Cr-30Ni-2Nb aged at 973 K/4.32 Ms, together with selected diffraction patterns (SADP): (a) BFI ( $\mathbf{B}=110_{\gamma}$ ), (b) SADP from the region A ( $\mathbf{B}=110_{\gamma} // 10\bar{1}0_{C14}$ ), (c) SADP from the region B ( $\mathbf{B}=110_{\gamma} // 110_{\gamma''}$ ).

また、973 K では約 2.0 Ms と 4 order も遅滞する。この温度においては Laves 相の析出に先立ち  $\gamma''$  相も析出し、 $\gamma''$  相の  $P_s$  は硬さの増加し始める  $10^5$  s と推察され、Laves 相よりも約 1 order 早い。なお、 $\gamma''$  相のノーズ温度については今後検討を要するが、少なくとも 973 K 以下にある。

ところで、古典的核生成理論によると、固相内の析出における核生成速度  $I$  は核生成の障壁エネルギー項と体積拡散項の積で表される。核生成までに要する時間（潜伏期間）、すなわち  $P_s$  は、 $I$  が一定の場合  $I$  に反比例する ( $P_s \propto 1/I$ )。ここで、核生成の熱障壁エネルギー  $Q^*$  は析出相の溶解温度 (solvus 温度) からの過冷度  $\Delta T$  の 2 乗に反比例するため、 $\Delta T$  が充分大きい時には  $I$  は拡散項のみに依存する ( $I \propto D$ )。すなわち、 $P_s \propto 1/D$  となる<sup>[13]</sup>。本合金における Laves 相の solvus 温度は約 1473 K であり、ノーズ温度以下となる時効温度、1173 K における過冷度  $\Delta T$  は 300 K と充分大きい。そこで、 $\gamma$  相中の Nb の相互拡散の活性化エネルギー  $Q_D = 286$  kJ/mol<sup>[14]</sup> を用いて、Laves 相のみが析出する 1173 K と 1073 K における  $D$  の比  $D^{1173K}/D^{1073K}$  を求めると約 15 となり、この値は Fig. 8 に示す実験的に決定した  $P_s$  の比  $P_s^{1073K}/P_s^{1173K} \approx 23$  とほぼ等しい。同様の解析を 1073 K と 973 K においても行ったところ、 $D^{1073K}/D^{973K} \approx 27$ 、一方、 $P_s^{973K}/P_s^{1073K} \approx 435$  となり、1 order も大きな値となる。これは、Laves 相の析出に先立って  $\gamma''$  相が析出し、Laves 相の析出の駆動力が低下したためと推察される。なお、 $\gamma''$  相の  $P_s$  ( $10^5$  s) を用いて求めた比 (22) は、 $D$  の比とほぼ一致する。以上のことから、ノーズ温度以下において Laves 相の核生成に至る過程は  $\gamma$  母相中の Nb の体積拡散のみによって律速される。また、Laves 相が微細均一に析出するのはノーズ温度が高く、核生成の障壁エネルギーが十分小さいためと推察される。

ところで、古典的核生成理論によると、固相内の析出における核生成速度  $I$  は核生成の障壁エネルギー項と体積拡散項の積で表される。核生成までに要する時間（潜伏期間）、すなわち  $P_s$  は、 $I$  が一定の場合  $I$  に反比例する ( $P_s \propto 1/I$ )。ここで、核生成の熱障壁エネルギー  $Q^*$  は析出相の溶解温度 (solvus 温度) からの過冷度  $\Delta T$  の 2 乗に反比例するため、 $\Delta T$  が充分大きい時には  $I$  は拡散項のみに依存する ( $I \propto D$ )。すなわち、 $P_s \propto 1/D$  となる<sup>[13]</sup>。本合金における Laves 相の solvus 温度は約 1473 K であり、ノーズ温度以下となる時効温度、1173 K における過冷度  $\Delta T$  は 300 K と充分大きい。そこで、 $\gamma$  相中の Nb の相互拡散の活性化エネルギー  $Q_D = 286$  kJ/mol<sup>[14]</sup> を用いて、Laves 相のみが析出する 1173 K と 1073 K における  $D$  の比  $D^{1173K}/D^{1073K}$  を求めると約 15 となり、この値は Fig. 8 に示す実験的に決定した  $P_s$  の比  $P_s^{1073K}/P_s^{1173K} \approx 23$  とほぼ等しい。同様の解析を 1073 K と 973 K においても行ったところ、 $D^{1073K}/D^{973K} \approx 27$ 、一方、 $P_s^{973K}/P_s^{1073K} \approx 435$  となり、1 order も大きな値となる。これは、Laves 相の析出に先立って  $\gamma''$  相が析出し、Laves 相の析出の駆動力が低下したためと推察される。なお、 $\gamma''$  相の  $P_s$  ( $10^5$  s) を用いて求めた比 (22) は、 $D$  の比とほぼ一致する。以上のことから、ノーズ温度以下において Laves 相の核生成に至る過程は  $\gamma$  母相中の Nb の体積拡散のみによって律速される。また、Laves 相が微細均一に析出するのはノーズ温度が高く、核生成の障壁エネルギーが十分小さいためと推察される。

### 3-3 Laves 相の核生成・成長・粗大化

Figure 9 に時効材の組織の定量解析結果を示す。Fig. 9 (a) に 1173 K における粒内 Laves 相の時効に伴う数密度 ( $N_v$ ) の変化を、粒界での結果 ( $N_s$ ) とあわせて示す。 $N_v$  は析出が開始する約 120 s から 3.6 ks の間に約  $5 \times 10^{16} \text{ m}^{-3}$  まで増加する。これは、一辺が 10  $\mu\text{m}$  の立方体の母相中に 50 個の Laves 相が存在することを意味する。その後、 $N_v$  は時効に伴い緩やかに減少し、 $10^5 \text{ s} \sim 10^6 \text{ s}$  では一定となるが、その後再び減少し、4.32 Ms 時効後には最大時の約 1/3 になる。一方、 $N_s$  は析出開始 (約数 10 秒) からわずか 0.3 ks で約  $1.5 \times 10^{12} \text{ m}^{-2}$  まで急増し、その後、 $N_v$  が最大となる 3.6 ks までに 1/3 まで減少する。また、粒内と同様、 $N_s$  は  $10^6 \text{ s}$  から減少し始め、4.32 Ms 時効後には最大時の約 1/10 になる。

Fig. 9 (b) に粒中心部及び粒界近傍 (粒界から 5  $\mu\text{m}$  以内の領域) の時効に伴う  $\gamma$  母相中の Nb 濃度変化を示す。1173 K において、粒中心部の Nb 濃度は核生成段階ではほとんど

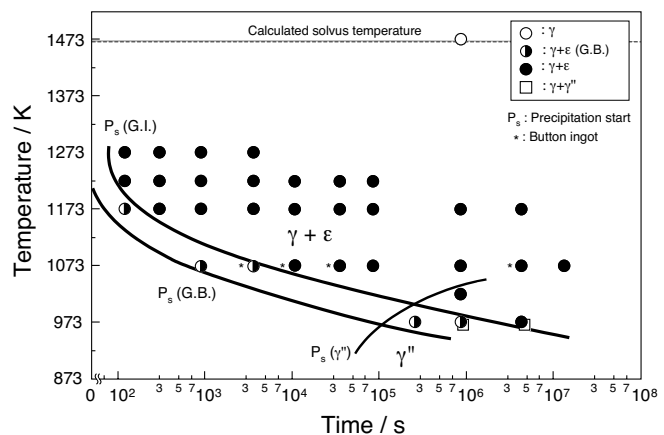


Fig. 8 Time-Temperature-Precipitation (TTP) digram of Fe-20Cr-30Ni-2Nb.

変化せず, 10.8 ks から急激に減少し, 約  $10^6$  s にて 0.83 at.% に飽和する (Table 1). 粒界近傍の Nb 濃度もわずかに早く減少する傾向を示すが, 粒中心部とほとんど同じである. 1073 K では, 粒中心部において Nb 濃度の急激に減少し始める時間は 1173 K に比べて約 1 order 遅滞する. また, 過飽和度が消失する時間も  $3 \times 10^6$  s と 1173 K に比べて約 1 order 遅滞し, その Nb 濃度は 0.56 at.% である (Table 1). この温度での粒界近傍の Nb 濃度は粒中心部より早期に減少し, その差は低温ほど顕著になる.

Fig. 9 (c) に Laves 相の体積率  $V_f$  の時効に伴う変化を示す. 破線は各温度における  $\gamma$  相及び Laves 相の平衡組成 (Table 1) からてこの原理を用いて計算した体積率  $V_f^{eq}$  である. 1173 K において,  $V_f$  は Laves 相の核生成段階である約  $10^3$  s から増加し始め,  $\gamma$  母相中の Nb の過飽和度が減少する成長段階で大きく増加し, 約  $10^6$  s 後に 4.7 % に達して飽和する S 字曲線を示す. 1073 K においても,  $V_f$  の時効に伴う変化は約 1 order 長時間側に移行するものの, 1173 K と同様であり,  $V_f$  は過飽和度の低下とともに増大し, それが消失する 13.0 Ms にて約 5.5 % に達して飽和する. これら  $V_f$  の時効に伴う変化は  $\gamma$  相中の Nb 濃度変化

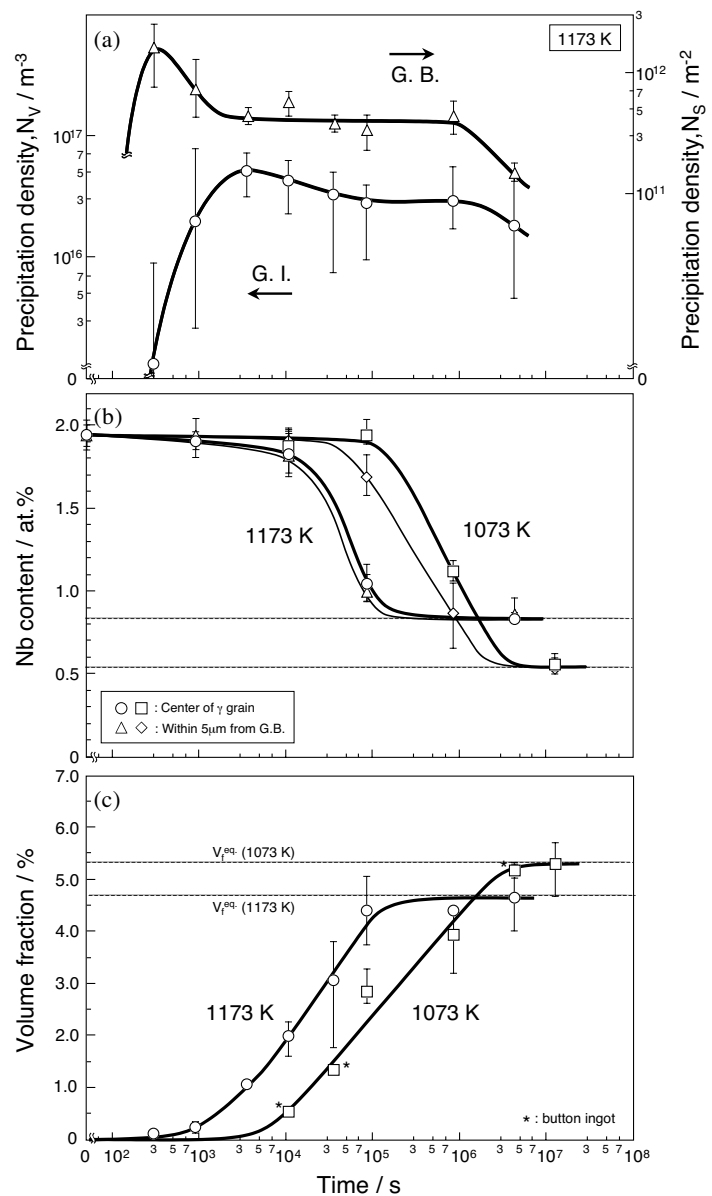


Fig. 9 Quantitative analyses of the microstructure of Fe-20Cr-30Ni-2Nb: (a) Precipitation density of the Laves phase at GB and GI, (b) Nb concentration in  $\gamma$  phase near and center of grains, (c) Volume fraction of Laves phase.

Table 1 Compositions of the phases present in solution treated and aged Fe-20Cr-30Ni-2Nb.

Heat treatment	Phases present	Composition / at%			
		Cr	Ni	Nb	Fe
As solution treated	$\gamma$	20.5	29.4	1.91	48.3
1173 K / 4.32 Ms	$\gamma$	20.1	30.2	0.83	48.9
	$\epsilon$	13.1	21.6	25.0	40.3
1073 K / 13.0 Ms	$\gamma$	20.1	30.7	0.56	48.7
	$\epsilon$	-	-	-	-

と非常によく対応する。すなわち、粒内 Laves 相の析出挙動は、 $\gamma$  母相中の Nb の拡散に起因することは明らかである。

これらの定量解析結果より、1173 K 時効において、 $\gamma$  母相中に析出する Laves 相の核生成、成長、粗大化の各段階は明確に区別できる。すなわち、核生成段階は、析出密度が増加する  $3 \times 10^3$  s まで、成長段階は過飽和度が消失する約  $10^6$  s まで、粗大化段階は  $N_V$  が低下する  $10^6$  s 以降である。なお、粒界と粒内での最も顕著な違いは核生成初期段階にあるが、その時効に伴う析出挙動の変化は基本的には同じである。

ところで、Laves 相の成長段階では、その析出量は増大するが、析出密度はほとんど変化しない。このことは、粒内に均一に核生成した Laves 相の粒子間距離が十分大きく、個々の粒子の大きさが増加することを示唆する。一方、粗大化段階では  $N_V$  が飽和しており、且つ、 $N_V$  が減少する。これは成長した Laves 相どうしが互いに合体・凝集する Ostwald 成長が生じていることを意味する。組織観察結果より、粒内に析出する Laves 相は析出初期にはほぼ粒状であるが、成長に伴い棒状へと変化する。ここで、Fig. 9(a)より 1173 K において  $N_V$  が最大となる核生成終了時の粒子間距離を計算すると、約  $3 \mu\text{m}$  となる。棒状 Laves 相の優先成長方向は C14 構造の  $\langle 11\bar{2}0 \rangle_{C14} // \langle 112 \rangle_\gamma$  であるため<sup>[6]</sup>、異なる方向に成長する Laves 相が互いに合体するには、少なくとも  $6 \mu\text{m}$  以上の長さが必要である。そこで、棒状 Laves 相の長さの時効に伴う変化を Fig. 10 に示す。なお、測定は各々の粒内において最も長い棒状の Laves 相のみを選んで行なった。1173 K において、Laves 相の長さは核生成の終了段階では約  $2 \mu\text{m}$  であるが、過飽和度を駆動力とする成長段階においては約  $6 \mu\text{m}$  まで増大し、その後一定となる。したがって、Laves 相は、成長段階では、互いの距離はかなり接近するものの合体には至っておらず、粗大化は界面エネルギーを駆動力とする凝集により生じる。しかし、温度が低下すると棒状 Laves 相の合体は成長段階から生じる。これは、1073 K における Laves 相の長手方向の長さが、まだ過飽和度が存在する 864 ks 時効材において約  $5 \mu\text{m}$  に達して一定となることから明らかである (Figs. 9 (b), 10)。組織観察結果からも、粗大化の開始は  $10^6$  s ~  $10^7$  s の間にあり (Figs. 4(c) and (d))、この値は拡散の温度依存性から予想されるよりも早い。この原因は、温度の低下により棒状 Laves 相の成長先端の曲率半径が減少し、成長速度が増加したためと推察される。

以上の結果より、Laves 相はオーステナイト母相中に微細均一に析出し、低温側ほど微細に析出する。しかし、より優れた強化相とするには、Laves 相の形態を制御し、凝集・粗大化を遅滞させることが重要である。

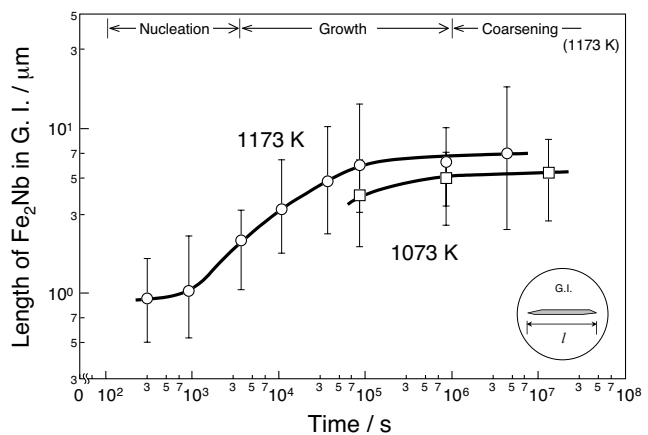


Fig. 10 Change in the longitudinal length of the Laves phase with aging at 1173 K and 1073 K in Fe-20Cr-30Ni-2Nb.



#### 4. 結 言

本研究では、金属間化合物を強化相とするオーステナイト系耐熱鋼の開発に資する基礎的知見を得ることを目的に、意図的に結晶粒径を粗大にした Fe-20Cr-30Ni-2Nb 合金を用いて、 $\gamma$  母相中に析出する Fe<sub>2</sub>Nb Laves相の核生成・成長・粗大化を調べ、以下の結論を得た。

- 1) Laves 相の析出のノーズ温度は 1273 K である。
- 2) Laves 相は fcc 母相中に微細均一に析出する。その析出の開始は 1173 K では約 200 s であり、それ以下の温度では  $\gamma$  相中の Nb の拡散係数の温度依存性にしがたって遅滞する。なお、973 K では Laves 相の析出に先立って、Ni<sub>3</sub>Nb- $\gamma'$ 相が析出する。
- 3) Laves 相の成長は $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ 方向に優先的に生じ、棒状形態となる。粗大化は径の増加によって生じ、長手方向は変化しない。
- 4) Laves 相の核生成、成長、粗大化は温度の低下に伴って遅滞する。しかし、粗大化は低温程早期に開始する。

#### 参考文献

- [1] 増山不二光：学振 123 委員会研究報告，46（2005），293-302.
- [2] 田中秀雄，村田正治，上平一茂，山崎政義，木村一弘，阿部富士雄：学振 123 委員会研究報告，47（2006），31-42.
- [3] M. Takeyama: Novel Concept of Austenitic Heat Resistant Steels Strengthened by Intermetallics, Materials Science Forum Vols. 539-543 (2007), pp. 3012-3017.
- [4] 五味伸幸，森田純男，竹山雅夫，松尾孝：材料とプロセス，16，6（2003），31.
- [5] 五味伸幸，森田純男，竹山雅夫，松尾孝：日本熱処理技術協会講演大会プログラム，56（2003），1-2.
- [6] 森田純男，竹山雅夫，松尾孝：材料とプロセス，15，6（2002），1173.
- [7] 五味伸幸，森田純男，松尾孝，竹山雅夫：学振 123 委員会研究報告，45（2004），157-166.
- [8] 竹山雅夫：学振 123 委員会研究報告，45（2004），51-58.
- [9] M. Takeyama, N. Gomi, S. Morita and T. Matsuo: Mater. Res. Soc. Symp. Proc., 842（2005），461-466.
- [10] 竹山雅夫：金属，76，7（2006），11-16.
- [11] A. Kaufman, N. J. Hoffman and H. Lipson: Scripta Metallurgica, 3（1969），715-720.
- [12] 佐久間健人，西沢泰二：定量金属組織学，日本金属学会報，10（1971），279-289.
- [13] J. Burke: The kinetics of Phase Transformations in Metals, Pergamon Press,（1965）.
- [14] B. Spark, D. W. James and G. M. Ieak: J. Iron Steel Inst., 203（1965），152-153.