

高クロム鋼の材料特性試験（Ⅲ）  
HCM12A（2001年度材）の熱時効後の機械的強度特性  
(研究報告)

2004年2月

核燃料サイクル開発機構  
大洗工学センター

本資料の全部または一部を複写・複製・転載する場合は、下記にお問い合わせください。

〒319-1184 茨城県那珂郡東海村村松 4 番地 4 9

核燃料サイクル開発機構

技術展開部 技術協力課

電話：029-282-1122（代表）

ファックス：029-282-7980

電子メール：[jserv@jnc.go.jp](mailto:jserv@jnc.go.jp)

Inquiries about copyright and reproduction should be addressed to :

Technical Cooperation Section,

Technology Management Division ,

Japan Nuclear Cycle Development Institute

4-49 Muramatsu , Tokai-mura , Naka-gun , Ibaraki 319-1184 ,  
Japan

© 核燃料サイクル開発機構 (Japan Nuclear Cycle Development Institute)

2004

高クロム鋼の材料特性試験(III)  
HCM12A(2001年度材)の熱時効後の機械的強度特性  
(研究報告)

安藤勝訓\* 加藤章一\* 吉田英一\* 鈴木高一\*\*

要旨

高速炉における荷重条件には、高温・低圧で過渡熱応力が主体的という特徴がある。実用化戦略調査研究では、これらの特徴を踏まえ、高温強度と熱的特性がバランスよく、耐熱過渡強度に優れる高クロム(以下、Cr)フェライト系鋼を、高速増殖炉構造材料として適用することが検討されている。本研究では、高クロム鋼の HCM12A(2001年度 FBR 热処理材)について、長時間熱時効後の基本材料特性および組織安定性を評価することを目的に、受入材と熱時効材(600°C·3000h/6000h)(以下、時効)の引張試験、硬さ試験、衝撃試験、リラクセーション試験およびミクロ組織観察を行った。

これらの試験の結果、以下の結論を得た。

(1)0.2%耐力および引張強さは、時効により若干低下する傾向がみられた。しかし、時効後も HCM12A(火力)および Mod.9Cr-1Mo 鋼の受入材のそれに比較して高い値を示した。また、0.2%耐力および引張強さは、HCM12A 鋼材料強度基準試案で定められた  $S_u$  値および  $S_y$  値を上回っていた。

(2)破断伸びおよび破断絞りは、時効によりわずかに低下する傾向が見られた。また、破断絞りおよび破断伸びは、HCM12A(火力)および Mod.9Cr-1Mo 鋼よりもやや低い値を示した。

(3)衝撃特性では、時効にともない上部棚吸収エネルギーは低くなり、受入材の  $110 \text{ J/cm}^2$  程度に対して、 $600^\circ\text{C}\cdot6000\text{h}$  時効材では、 $70\text{J/cm}^2$  程度の値を示した。受入材における上部棚吸収エネルギーは、Mod.9Cr-1Mo 鋼のそれに比較し  $1/2$  以下、HCM12A(火力)のそれに比較し約  $2/3$  であった。

(4)応力緩和挙動については、時効材は受入材に比較し、 $0.10\%$  および  $0.30\%$  ひずみ制御とともに応力緩和量がやや小さかった。

(5)ミクロ組織観察より、HCM12A(2001年度 FBR 热処理材)の時効による脆化は、主として旧  $\gamma$  粒界・パケット境界およびラス境界に凝集・粗大化する炭化物および時効中に析出する Laves 相により導かれる可能性が示唆された。

---

\*大洗工学センター 要素技術開発部 新技術開発試験グループ

\*\*常陽産業株式会社

Material Properties of High Cr-Mo Steel (III)  
Mechanical Properties of HCM12A(FBR) after Thermal Aging  
Masanori Ando\* Shoichi Kato\* Eiichi Yoshida\* Takaichi Suzuki\*\*

Abstract

In the FBR components, cyclic thermal loads are predominant and creep deformation must be taken into account. Therefore, the applicability of high chromium ferritic steel for structural material of the future advanced Fast Breeder Reactor is investigated in the feasibility study on commercialized FBR cycle systems, since both of thermal properties and high temperature strength of the steel are superior to those of conventional austenitic stainless steels. In this study, tensile, hardness, impact and relaxation tests are conducted in order to evaluate the basic mechanical properties of each HCM12A(2001-FBR). The material is aged at 600°C for 3000h and 6000h. The aged materials are also tested as well as the as-received one. As a result, the following conclusions are obtained;

- (1) Though 0.2% proof stress and ultimate tensile strength of thermal aged specimens are smaller than those of as-received ones, those properties still larger than those of as-received Mod.9Cr-1Mo and HCM12A steels for thermal power generating plants and the values of Sy and Su which were given in a tentative plan of HCM12A material properties guideline.
- (2) The ductility of the material are degraded by aging. The Fracture elongation and reduction of area of the as-received are inferior to those of Mod.9Cr-1Mo and HCM12A steels.
- (3) Upper shelf energy(USE) of the materials in Charpy impact test decreases with aging. 600°C-6000h aging process degrades the USE of HCM12A(2001-FBR) from about 110 J/cm<sup>2</sup> to 65 J/cm<sup>2</sup>. The USE of the HCM12A(2001-FBR) steel is less than 1/2 and 2/3 of those of Mod.9Cr-1Mo and HCM12A steels, respectively.
- (4) Relaxation stress material aged at 600°C for 6000h was smaller than as-received one in both 0.15% and 0.30% strain controlled stress relaxation test.
- (5) The metallurgical examinations suggest that coarsening of M<sub>23</sub>C<sub>6</sub> and precipitation of Laves phase in prior  $\gamma$ -grain, lath and packet boundaries due to thermal aging result in ductility decrease.

---

\*Advanced Technology Division, Advanced technique develop Group

\*\*Joyo Sangyo Co. Ltd

## 目次

1. はじめに	1
2. 試験方法	2
2.1 供試材	2
2.2 試験片採取要領および試験片寸法	2
2.3 引張試験方法	2
2.4 衝撃試験方法	3
2.5 リラクセーション試験方法	3
2.6 ミクロ組織観察および硬さ試験方法	3
3. 試験結果および検討	9
3.1 引張特性	9
3.1.1 0.2%耐力	9
3.1.2 引張強さ	9
3.1.3 降伏比	10
3.1.4 引張破断伸び	10
3.1.5 引張破断絞り	10
3.2 衝撃特性	15
3.2.1 衝撃特性	15
3.3 リラクセーション試験	20
3.3.1 リラクセーション特性	20
3.4 ミクロ組織観察結果および硬さ試験	24
3.4.1 ミクロ観察	24
3.4.2 ピッカース硬さ試験	24
4. 考察	33
4.1 時効と引張特性	33
4.2 時効とリラクセーション特性	33
4.3 時効と衝撃特性およびミクロ組織との関係	33
5. おわりに	38
謝辞	39
参考文献	40
Appendix	42

**List of Table**

Table 2.1-1 供試材化学成分	5
Table 2.1-2 供試材熱処理条件	5
Table 3.1-1 引張試験結果	11
Table 3.2-1 シャルピー衝撃試験結果	17
Table 3.3-1 リラクセーション試験結果	21
Table 3.4-1 ピッカース硬さ試験結果	26

**List of Figurers**

Fig.2.1-1 試験片採取要領 (模式図)	6
Fig.2.2-1 引張試験片形状(受入材)	7
Fig.2.2-2 引張試験片形状(時効材)	7
Fig.2.2-3 シャルピー衝撃試験片形状	8
Fig.2.2-4 リラクセーション試験片形状	8
Fig.3.1-1 受入れ材および時効材の温度と0.2%耐力の関係	12
Fig.3.1-2 受入れ材および時効材の温度と引張強さの関係	12
Fig.3.1-3 受入れ材および時効材の温度と降伏比の関係	13
Fig.3.1-4 受入れ材および時効材の温度と引張破断伸びの関係	14
Fig.3.1-5 受入れ材および時効材の温度と引張破断絞りの関係	14
Fig.3.2-1 シャルピー衝撃試験結果 (延性-脆性遷移温度)	18
Fig.3.2-2 シャルピー衝撃試験結果 (衝撃吸収エネルギー)	18
Fig.3.2-3 シャルピー衝撃試験結果 (他の鋼種との比較)	19
Fig.3.3-1 リラクセーション試験における応力緩和量と時間の関係	22
Fig.3.3-2 リラクセーション試験における初期応力と緩和応力の関係	22
Fig.3.3-3 リラクセーション試験における応力緩和量と時間の関係 (550°C/0.30%)	23
Fig.3.3-4 リラクセーション試験における応力緩和量と時間の関係 (550°C/0.15%)	23
Fig.3.4-1 受入材の光学顕微鏡観察結果	27
Fig.3.4-2 600°C-3000h 時効材の光学顕微鏡観察結果	28
Fig.3.4-3 600°C-6000h 時効材の光学顕微鏡観察結果	29
Fig.3.4-4 受入材の走査型電子顕微鏡観察結果	30
Fig.3.4-5 600°C-3000h 時効材の走査型電子顕微鏡観察結果	31
Fig.3.4-6 600°C-6000h 時効材の走査型電子顕微鏡観察結果	32
Fig.4.1-1 受入材の0.2%耐力に対する時効後の比	35
Fig.4.1-2 受入材の引張強さに対する時効後の比	35
Fig.4.1-3 受入材の引張破断伸びに対する時効後の比	36
Fig.4.1-4 受入材の引張破断絞りに対する時効後の比	36

Fig.4.2-1 リラクセーション試験における 1000 時間到達時の応力比とひずみの関係	• • • • 37
Fig.4.3-1 HCM12A(FBR)の時効に伴う衝撃吸収エネルギーの低下率	• • • • 37

**Appendix**

HCM12A(FBR) 検査証明書(写)	• • • • 42
----------------------	------------

## 1. はじめに

高速増殖炉(以下、FBR) サイクルの実用化に向けては、安全性の向上や軽水炉と比肩する経済性の達成などの要求がある。そのなかで、構造材料に対しては、FBR の特徴を的確に反映した新材料の開発あるいは選択による経済性向上への寄与が期待されている。すなわち、FBR 構造材料における主要な負荷が熱過渡・温度変動に起因するひずみ制御型負荷であることから、温度変動の影響を抑制する熱的特性および高温下での負荷に対する強度に優れた材料を開発・採用することにより、機器・構造物のコンパクト設計が可能となり、材料の大幅な減容が図れるとともに、設計選択肢の広がりや安全裕度の増加も期待されている。

このような背景の下で、実用化戦略調査研究では、熱的特性と高温強度特性がバランスよく優れる高クロム(以下、Cr) フェライト系鋼である 12Cr 鋼の FBR 構造材料への適用が検討されている<sup>(1)</sup>。FBR 用の構造材料においては設計供用末期までの健全性の確保が前提となるが、12Cr 鋼は、優れた高温強度と熱的特性を併せ持つ材料であるものの、オーステナイト系のステンレス鋼や、Mod.9Cr-1Mo 鋼等の既存の材料に比較して、延性と韌性が乏しいことが指摘されており、これが適用に際しての懸案事項となっている<sup>(2)</sup>。

そこで、本研究においては、12Cr 鋼の基本材料特性を把握することを目的に、HCM12A(2001 年度 FBR 熱処理材)を用いて長時間熱時効処理材(600°C・3000h, 600°C・6000h)を製作し、引張試験、硬さ試験、シャルピー衝撃試験、リラクセーション試験およびミクロ組織観察を行い、受入材との比較により、同材料の長時間時効後の基本材料特性および組織安定性に関して検討を行った。

## 2. 試験方法

### 2.1 供試材

供試材の仕様を Table 2.1-1 に示す。供試材には、2001 年度に製作した HCM12A(2001 年度 FBR 熱処理材 以下、HCM12A(FBR)) の圧延鋼板(板厚 30mm)を用い、不活性加熱炉(Ar)により、 $600^{\circ}\text{C} \times 3000\text{h}$  および  $6000\text{h}$  の長時間熱時効処理(以下、「時効」)を行った。時効温度は FBR の最高使用温度の約  $550^{\circ}\text{C}$  より  $50^{\circ}\text{C}$  高く設定した。これは温度加速により長時間供用後の組織安定性を検討するためで、 $600^{\circ}\text{C} \cdot 3000\text{h}$  および  $600^{\circ}\text{C} \cdot 6000\text{h}$  は、Larson-Miller 型の時効パラメータ<sup>(3)</sup> (以下、「LMP」) を用いると  $P=20500(C=20)$  および  $P=20760(C=20)$  となり、 $550^{\circ}\text{C}$  では、約  $80000\text{h}$  および約  $167000\text{h}$  に相当する。

12Cr 系鋼においては、TTP 線図において、Laves 相の析出ノーズが  $620^{\circ}\text{C} \sim 670^{\circ}\text{C}$  にあるとの報告がある<sup>(4)(5)</sup>ことから、組織への影響を考えると  $600^{\circ}\text{C}$  以上の温度加速は組織安定性を検討する上で好ましくないと考えられる。このため時効温度は  $600^{\circ}\text{C}$  に設定した。

受入材についても時効材と同様の試験を行った。Table 2.1-2 に示すように HCM12A(FBR) は、 $1050^{\circ}\text{C}$  の焼準の後、 $718^{\circ}\text{C}$  で焼戻しが行われているのが特徴で、火力発電プラントに用いられている HCM12A<sup>(6)(7)</sup> に比較し低温で焼き戻しが行われている。本供試材のミルシートを Appendix に添付する。

### 2.2 試験片採取要領および試験片寸法

本研究で用いた試験片は、すべて同一のヒートより採取した。また、試験片の採取に当っては、いずれも板厚の  $1/4$  厚さ(以下「 $1/4\text{t}$ 」)が試験片中心で、圧延方向(「以下、L 方向」)が、各々の試験片長手方向と平行となるように試験片を採取した。試験片採取要領を Fig.2.1-1 に示す。なお、硬さ試験およびミクロ観察は、衝撃試験片の端部を切り出し行った。

各々の試験に用いた試験片寸法を、Fig.2.2-1～Fig.2.2-4 に示す。試験片は、それぞれ引張: JIS Z 2201、クリープ: JIS Z 2271、衝撃: JIS Z 2202、リラクセーション: JIS Z 2276 の JIS に準じて作製した。なお、引張、クリープおよびリラクセーション試験片においては、平行部の表面を、#600 のエメリー紙を用いて軸方向に研磨し、最終仕上げとした。また、最終仕上げ後に、試験片の寸法測定を実施し、これらの値を試験の評価に用いた。

### 2.3 引張試験方法

引張試験は、JIS G 2241 「金属材料引張試験方法」、JIS Z 0567 「鉄鋼材料および耐熱合金の高温引張試験方法」に準じて、詳細な手法の記載されている「FBR 金属材料試験実施要領書」<sup>(8)</sup>に準拠して実施した。ひずみ速度は、2%以下の低ひずみ側では  $0.3\%/min$  の標点間ひずみで制御し、これを超える高ひずみ側では、引張速度  $7.5\%/min$  の標点間ひずみ制御方式により試験した。高温引張試験においては、ひずみ量が 2%以下の低ひずみ速度試験( $0.3\%/min$ )領域において、最大応力となるひずみ量を与えてしまい、同じひずみ速度( $7.5\%/min$ )で、引張強さを得られなくなる可能性があることから、ひずみ量 1%でひずみ速度の切り替えを行った。引張試験温度は、FBR 使用温度域を考慮し、室温、 $500^{\circ}\text{C}$ 、 $550^{\circ}\text{C}$  および  $600^{\circ}\text{C}$  とし、約 20 分の均熱保持後に試験を実施した。なお、引張試験は、時効材は

$\phi 6 \times 30\text{GL}$  の試験片を用い、受入材では、 $\phi 10 \times 50\text{GL}$  の試験片を用いて試験を行った。なお、引張特性に及ぼす試験片形状の差異の影響はほとんどないと考えられる。

#### 2.4 衝撃試験方法

衝撃試験は、V ノッチサブサイズ試験片 ( $7.5 \times 10 \times 55\text{mm}$ ) を用いて、JIS Z 2242 「金属材料衝撃試験方法」に準じて実施した。試験条件が $-50^\circ\text{C} \sim 70^\circ\text{C}$ の低温で試験を行う場合は、試験片を目的とする試験温度に対して $\pm 1^\circ\text{C}$ で保ったエタノール液槽中に 15 分以上浸漬し、試験片温度を一定に保った後、試験片を取り出して、試験機の試験受台に置き、ハンマで衝撃を与えた。 $100^\circ\text{C}$ で試験を行う場合は、 $\pm 2^\circ\text{C}$ で気槽中に 30 分以上保持した。室温で行った試験は、試験温度であった  $25^\circ\text{C}$ とした。試験は、各槽中より試験片を取り出して 5 秒以内に行つた。試験片を液槽および気槽から取り出して試験片受台に置く際には、正確な位置に速やかに置けるよう試験片つかみジグを用いた。また、ジグは試験片と同じ液槽もしくは気槽に保持し、試験片移動時の放熱を抑制した。破面率の測定には、まず目を刻んだルーペを用いて、面積を計算し 1%まで求めた。

#### 2.5 リラクセーション試験方法

リラクセーション試験は、JIS-Z-2276 「金属材料の引張りリラクセーション試験方法」に準じて、詳細な手法の記載されている「FBR 金属材料試験実施要領書」<sup>(8)</sup>に準拠して、ひずみ量 0.15%および 0.8%にて実施した。試験にはレバー式の自動平衡型リラクセーション試験装置を用いた。同試験装置においては、荷重負荷は、重錐と送錐により与えられ、伸び計で検出されるひずみ量と設定ひずみとの偏差量により送錐が自動で移動し、設定ひずみを保持する。試験温度は、FBR の使用温度域を考慮し、 $550^\circ\text{C}$ とした。試験は、所定の温度で 20 ~22 時間均熱保持した後、重錐を設置し、次に送錐を移動させて、試験片のひずみ量が目標近くに達した時点で送錐を停止、停止後のひずみの増加により、目標ひずみに試験片のひずみ量が達した時点で試験を開始した。ただし、送錐の停止から、試験開始までの時間は 30 秒を目安として試験を行つた。

#### 2.6 ミクロ組織観察および硬さ試験方法

HCM12A(FBR)材の時効による組織変化を調べることを目的として、受入材および時効材について、光学顕微鏡(OM : Optical Microscopy)および走査型電子顕微鏡 (SEM : Scanning Electron Microscope) を用いて、ミクロ組織観察および分析を行つた。観察試料は、衝撃試験片の端部を適度な大きさに切断し、樹脂込め研磨後、腐食液を用いてエッティングを行つた。エッティングには、アルコール 100ml に対して塩酸 1ml およびピクリン酸 1g の割合で混合した腐食液を用いた。エッティング温度およびエッティング時間は、 $20^\circ\text{C}$ で約 90s~105s 程度とした。観察位置はほぼ板厚  $1/4t$  である。

SEM は電子工学的に収束された電子ビームを観察試料表面に照射することで得られる方位、形態、形状、組織などに応じた強度の 2 次電子や反射電子を倍増管で検出し、その信号を CRT 上に輝度変調することにより映像化すもので、通常、2 次電子像(SEI : secondary

electron image)は SEM 像と呼ばれ、反射電子像は後方散乱電子像(BEI : back scattered electron image)と呼ばれる。特に後者の反射電子は元素の情報を与え、試料表面状態が同一の場合には像の明るい方が暗い方よりも原子番号の大きい元素が存在していることを示す。本研究においてはこれを利用し、大まかな Laves 相の析出・分散状況を探ることを試みた。即ち、W(原子番号：74)や Mo(原子番号：42)は、Fe(原子番号：26), Cr(原子番号：24)、C(原子番号：6)等に比較して重元素であり、BEIにおいては高輝度となる。

また、同材料を用いて、ビックアース硬さ試験を JIS Z 2244 「ビックアース硬さ試験方法」に準じて行った。試験は、外表面からの距離が両端から 1mm の位置および試験片中央の 3 点に対して、試験荷重 9.807N(1Kgf)、保持時間 10s にてそれぞれ 2 回試験を行った。

**Table 2.1-1 供試材化学成分**

Material	Analysis	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	W	Cu	V	Nb	N	B
HCM12A(FBR)	Ladle	0.11	0.28	0.62	0.015	0.002	10.54	0.39	0.32	1.82	0.98	0.19	0.054	0.063	0.0032
	Check	0.11	0.26	0.64	0.016	0.002	10.87	0.39	0.31	1.86	1.03	0.20	0.054	0.064	0.0034

**Table 2.1-2 供試材熱処理条件**

焼きなまし	焼き戻し	端面軟化熱処理
1050°C×1.05h AC	718°C×1.05h AC	718°C×1.03h AC

Heat : N2 (F114206)、Hot rolled Plate : 30×1300×3000 (mm)      Austenite grain size 11.0 (JIS)

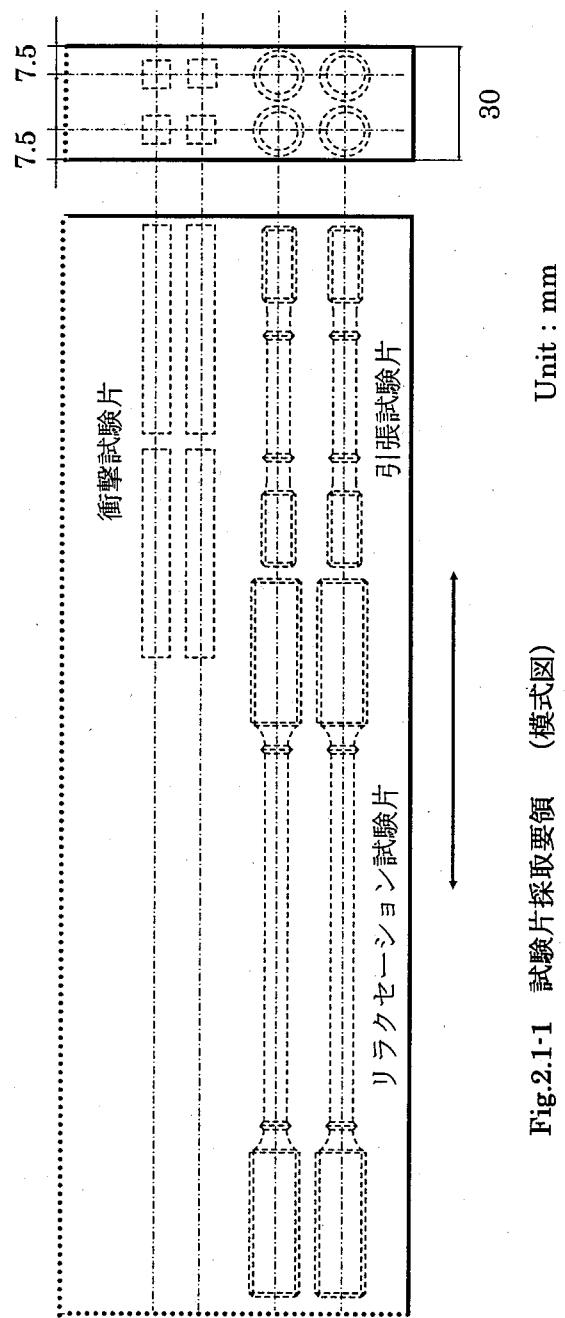
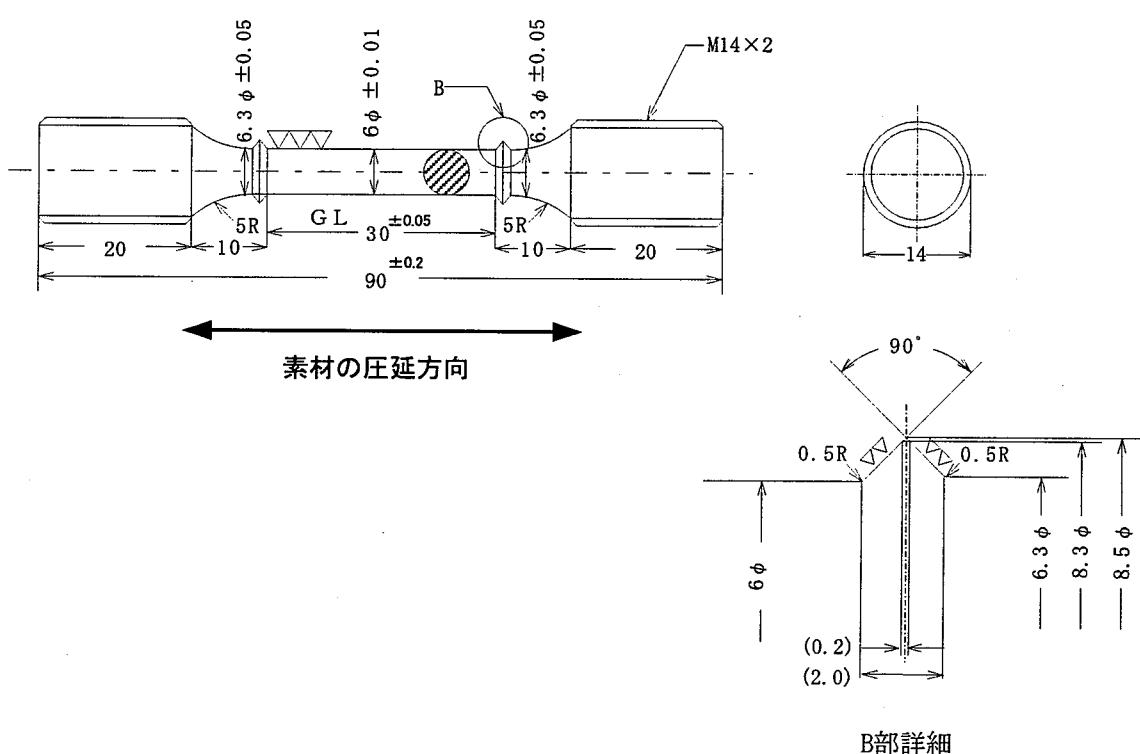
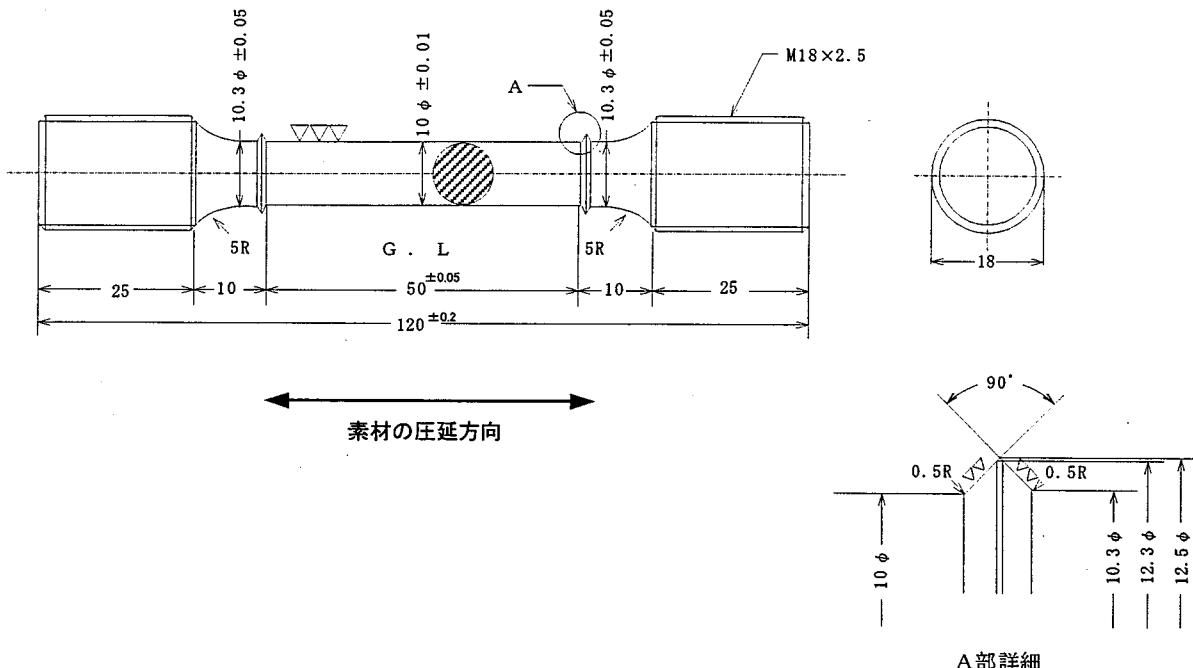


Fig.2.1-1 試験片採取要領 (模式図) Unit : mm



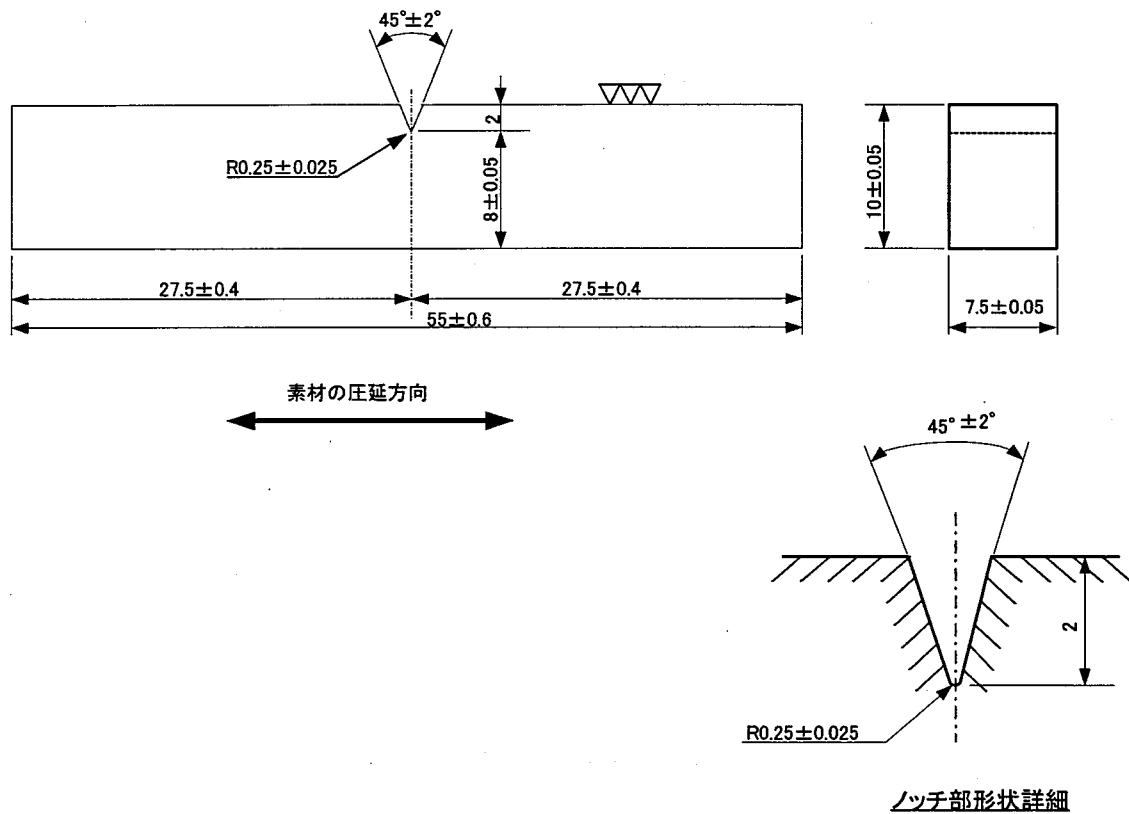


Fig.2.2-3 シャルピー衝撃試験片形状

Unit : mm

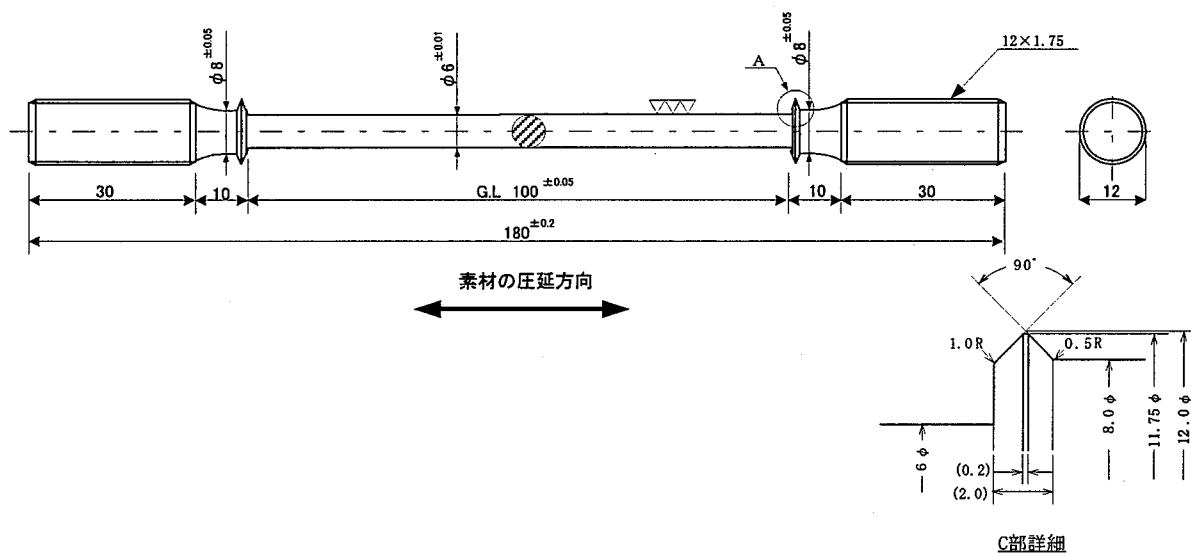


Fig.2.2-4 リラクセーション試験片形状

Unit : mm

### 3. 試験結果および検討

#### 3.1 引張特性

時効材および受入材の引張試験の結果を Table 3.1-1 および Fig.3.1-1～Fig.3.1-5 に示す。図中には、Mod.9Cr-1Mo 鋼(25t)<sup>(9)</sup>および火力プラント用 HCM12A と同じ熱処理条件の HCM12A 火力熱処理材(52t)（以下、HCM12A(火力)とする。）の文献値<sup>(6)</sup>と、Mod.9Cr-1Mo 鋼<sup>(10)</sup>および HCM12A の基準値<sup>(11)</sup>も併せて示す（以下、Mod.9Cr-1Mo 鋼の基準値を「DDS」、HCM12A のそれを「試案」とする。）。

##### 3.1.1 0.2%耐力

Fig.3.1-1 に各温度における 0.2%耐力を示す。HCM12A(FBR)の受入材は、室温で 800MPa 以上の値を示し、図中に示した Mod.9Cr-1Mo 鋼<sup>(9)</sup>および HCM12A(火力)<sup>(6)</sup>の受入材に比較して 1.4 倍程度高い値を示した。この傾向は試験温度が高くなった後も保たれ、550°Cでも、HCM12A(火力)<sup>(6)</sup>および Mod.9Cr-1Mo 鋼<sup>(9)</sup>に比較して 1.4 倍程度高かった。すなわち、温度の上昇にともない HCM12A(FBR)と HCM12A(火力)<sup>(6)</sup>および Mod.9Cr-1Mo 鋼<sup>(9)</sup>の 0.2%耐力の絶対差は減少するものの、相対差でみれば、温度に依存せず、HCM12A(FBR)が HCM12A(火力)<sup>(6)</sup>および Mod.9Cr-1Mo 鋼<sup>(9)</sup>に比較し、すべて 1.4 倍程度高い値を示した。

0.2%耐力は、600°C・3000h 時効材と 600°C・6000h 時効材の間には明確な違いは見られなかった。ただし、両時効材の 0.2%耐力は今回試験を行ったすべての温度において受入材のそれよりも若干低くなる傾向を示した。また、この時効材と受入材との差は、同じ引張試験温度の範囲であれば HCM12A(火力)<sup>(6)</sup>および Mod.9Cr-1Mo 鋼<sup>(9)</sup>においてもほぼ同様に見られる。

HCM12A(FBR)の 0.2%耐力は、「DDS」および「試案」で示される基準値に比べて十分大きい。これは、「試案」では、火力仕様の熱処理(1050°C焼ならし、760°C～790°C焼戻し)を行った HCM12A 鋼の引張試験データに基づき基準値が策定されているためで、HCM12A(FBR)は、火力仕様の熱処理に比較して低温で焼戻しが行われているために、基準値よりも高い 0.2%耐力を示したと考えられる。

##### 3.1.2 引張強さ

Fig.3.1-2 に各温度における引張強さを示す。HCM12A(FBR)の受入材の引張強さは、室温で約 940MPa と高い値を示した。また、0.2%耐力と同様、引張強さの絶対値は、HCM12A(FBR)と HCM12A(火力)<sup>(6)</sup>および Mod.9Cr-1Mo 鋼<sup>(9)</sup>の間で温度の上昇とともに減少するものの、その相対差は、温度にほとんど依存せず、HCM12A(FBR)が HCM12A(火力)<sup>(6)</sup>および Mod.9Cr-1Mo 鋼<sup>(9)</sup>に比較して 1.3 倍～1.5 倍以上大きな値を示した。

時効後の引張強さにおいても 0.2%耐力と同様に、HCM12A(FBR)の 600°C・3000h 時効材と 600°C・6000h 時効材の間には明確な違いは見られなかった。また、試験を行ったすべての温度において時効材の引張強さは受入材に比べてやや低い値を示した。なお、

この時効材と受入材との差は、同じ引張試験温度の範囲であれば HCM12A(火力)<sup>(6)</sup>および Mod.9Cr-1Mo 鋼<sup>(9)</sup>においてもほぼ同様に見られる。

また、HCM12A(FBR)の引張強さも「DDS」および「試案」の基準値に比べて大きな値を示した。これもまた 0.2%耐力と同様、HCM12A(FBR)が低温焼戻しを行われていることに起因すると考えられる。

### 3.1.3 降伏比

Fig.3.1-3 に各温度における引張強さ( $\sigma_u$ )に対する 0.2%耐力( $\sigma_{0.2\%}$ )の比( $\sigma_{0.2\%}/\sigma_u$ )で示される降伏比を示す。HCM12A(FBR)の降伏比は、HCM12A(火力)<sup>(6)</sup>および Mod.9Cr-1Mo 鋼<sup>(9)</sup>に比較し、室温では若干高いが、550°Cではほぼ同等であった。また、鋼種による差が若干見られるものの、各鋼種の降伏比は時効により大きくなる傾向が認められた。

### 3.1.4 引張破断伸び

Fig.3.1-4 に破断伸びの関係を示す。HCM12A(FBR)の受入材の破断伸びは、HCM12A(火力)<sup>(6)</sup>および Mod.9Cr-1Mo 鋼<sup>(9)</sup>のそれに比較し、わずかに低くなる傾向が見られた。

引張破断伸びに対する時効の影響は小さく、HCM12A(FBR)の受入材、600°C・3000h 時効材および 600°C・6000h 時効材の引張破断伸びに明確な違いは見られなかった。なおこの傾向は HCM12A(火力)<sup>(6)</sup>および Mod.9Cr-1Mo 鋼<sup>(9)</sup>も同様である。

### 3.1.5 引張破断絞り

Fig.3.1-5 に、温度と破断絞りの関係を示す。受入材の破断絞りは、Mod.9Cr-1Mo 鋼<sup>(6)</sup>より、15%程度小さい値であった。また、HCM12A(火力)<sup>(9)</sup>とは 500°C以上の温度で同等の値を示した。

破断絞りに関して時効時間の影響は小さく、HCM12A(FBR)の 600°C・3000h 時効材と 600°C・6000h 時効材の破断絞りには明確な違いは見られなかった。ただし、時効材の室温の破断絞りは、受入材より若干小さくなる傾向が見られた。この時効材と受入材との差は、HCM12A(火力)<sup>(6)</sup>および Mod.9Cr-1Mo 鋼<sup>(9)</sup>においてもほぼ同様に見られる。しかしながらその傾向は、試験温度が高くなるに従い明確ではなくなり、600°Cでの引張破断絞りは、受入材と時効材でほとんど差は見られなかった。

Table 3.1-1 引張試験結果

履歴	試験片番号	試験温度(°C)	0.2%耐力(MPa)	引張強さ(%)	破断伸び(%)	絞り	破断位置	見かけの綫弾性係数(MPa)	比例限(MPa)	真一様伸び(%)	真破断応力(MPa)	真破断延性(%)
受入材	EN2A02	RT	806	937	18.4	60.5	A	211000	638	5.8	1544	92.9
	EN2A05	500	569	650	17.8	67.2	A	157000	283	2.6	1144	111.5
	EN2A04	550	500	590	21.2	75.9	A	140000	280	1.0	1068	142.3
	EN2A06	600	410	501	24.8	81.3	A	112000	227	1.0	970	167.7
600°C X 3000hr	E03N2T01	RT	755	918	16.1	53.5	A	200000	577	5.7	1432	76.6
	E03N2T02	500	515	610	17.2	60.8	A	184000	261	2.7	974	93.6
	E03N2T03	550	456	543	22.0	71.8	A	143000	238	1.3	919	126.6
	E03N2T04	600	366	466	25.1	81.9	A	126000	188	1.0	904	170.9
600°C X 6000hr	E06N2T01	RT	751	914	15.9	49.0	A	200000	578	5.6	1362	67.3
	E06N2T02	500	515	609	17.0	57.2	A	155000	252	2.4	930	84.9
	E06N2T03	550	447	535	21.4	70.0	A	141000	243	1.3	891	120.4
	E06N2T04	600	368	459	27.7	79.5	A	123000	226	1.0	820	158.5

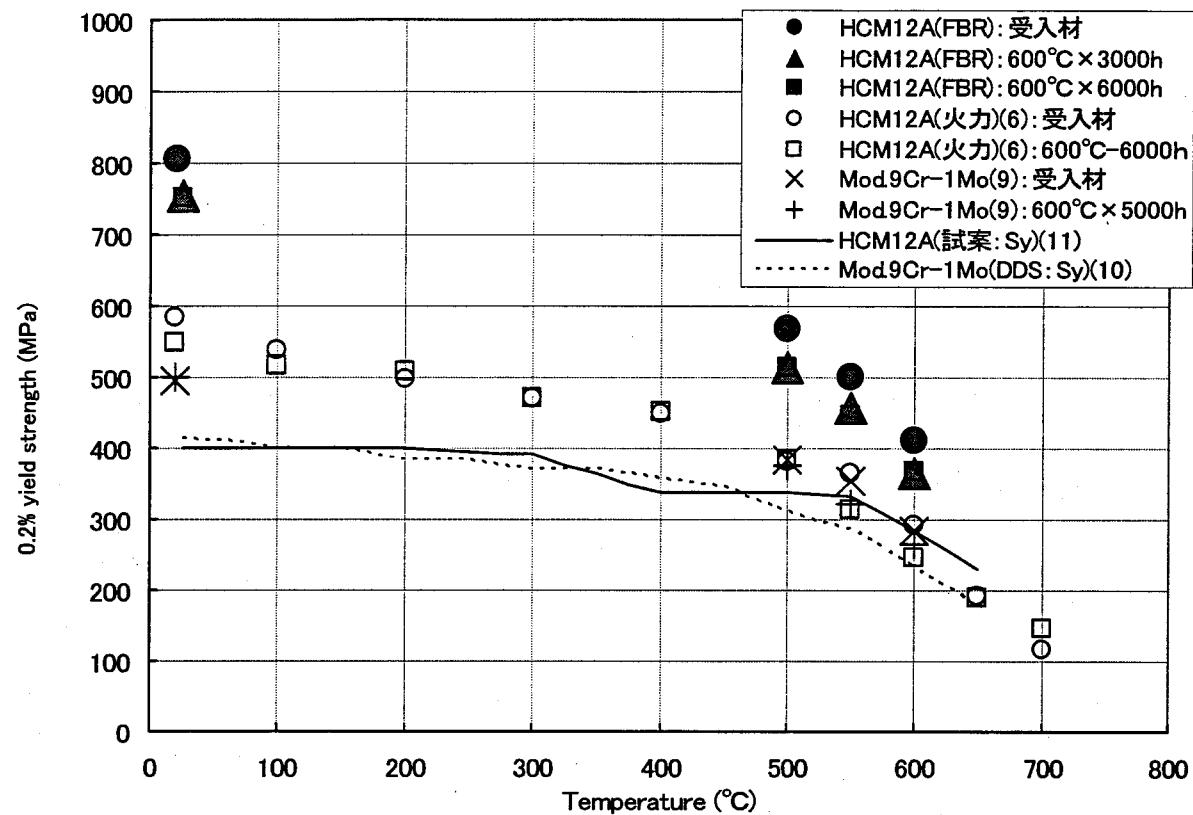


Fig.3.1-1 受入れ材および時効材の温度と 0.2%耐力の関係

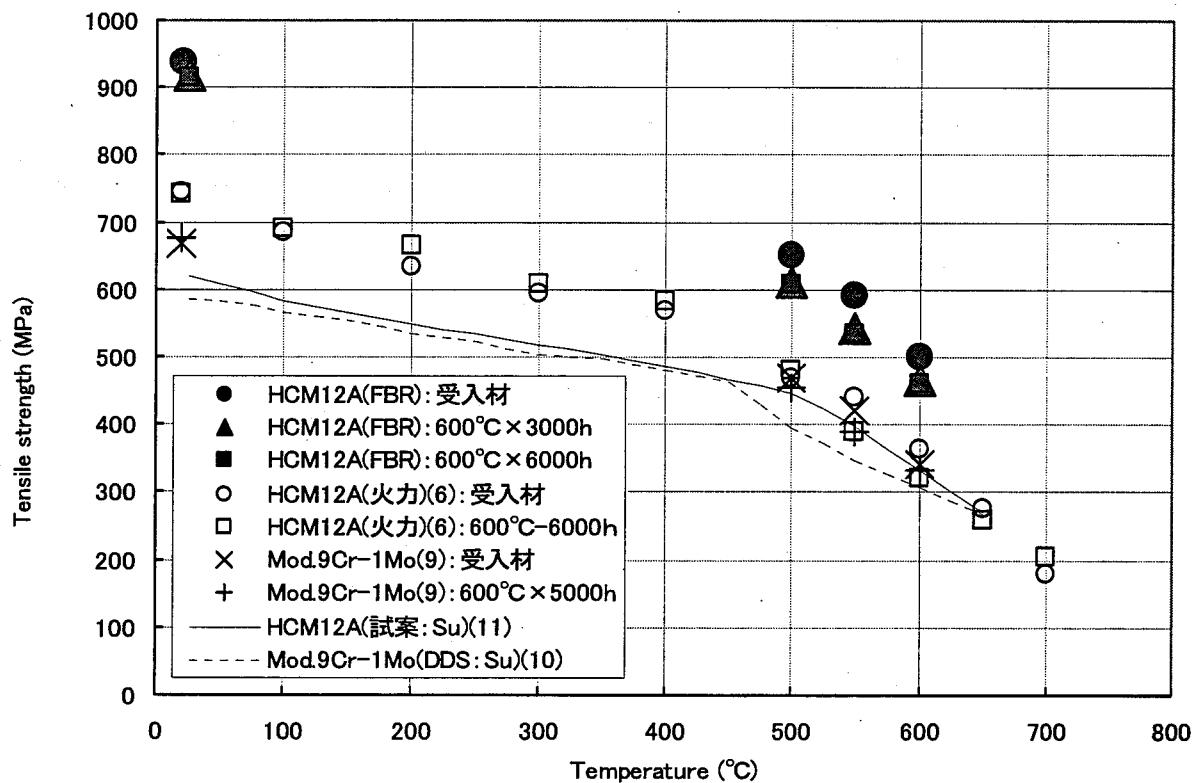


Fig.3.1-2 受入れ材および時効材の温度と引張強さの関係

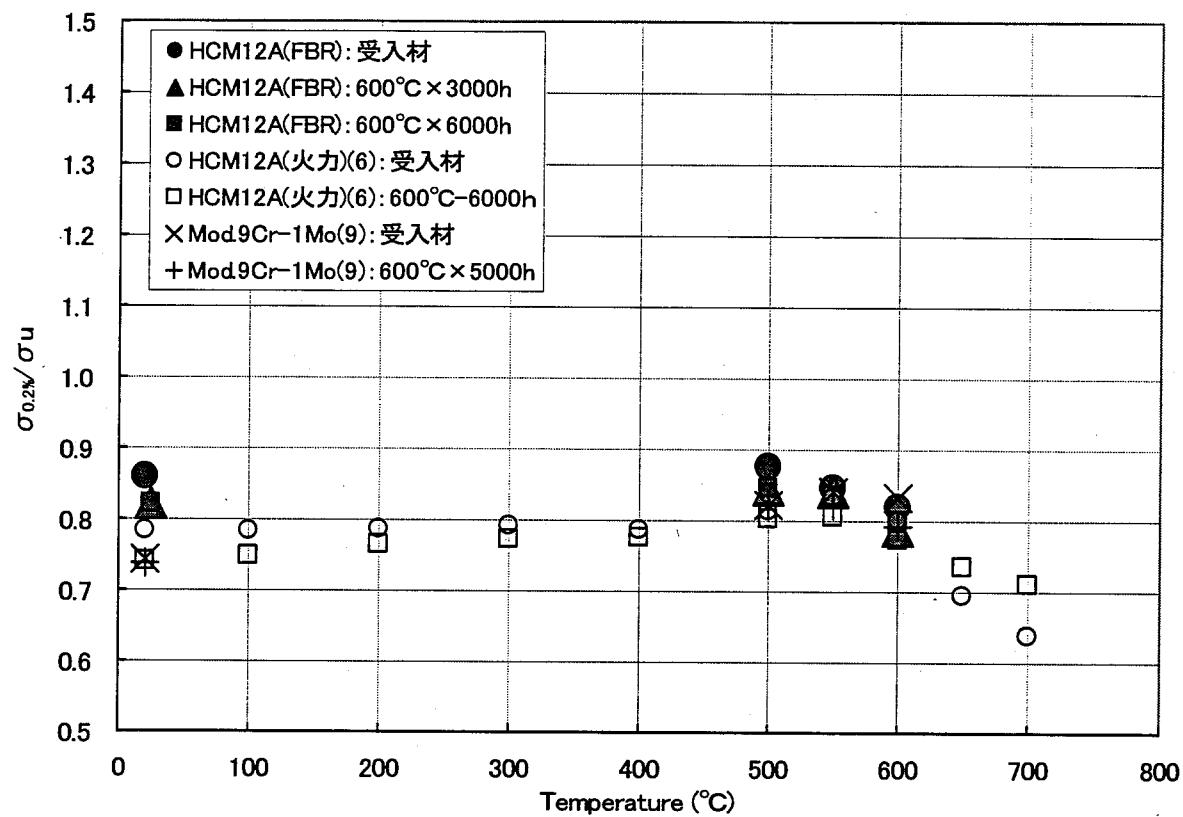


Fig.3.1-3 受入れ材および時効材の温度と降伏比の関係

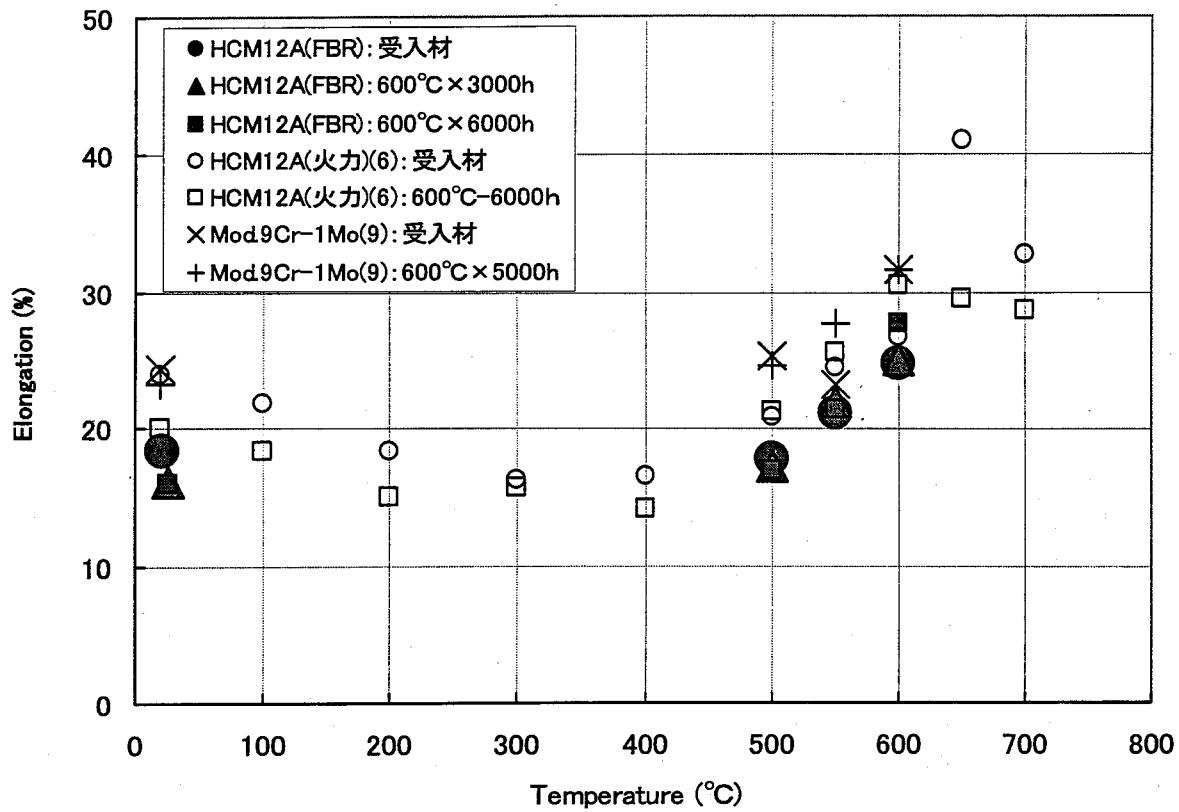


Fig.3.1-4 受入れ材および時効材の温度と引張破断伸びの関係

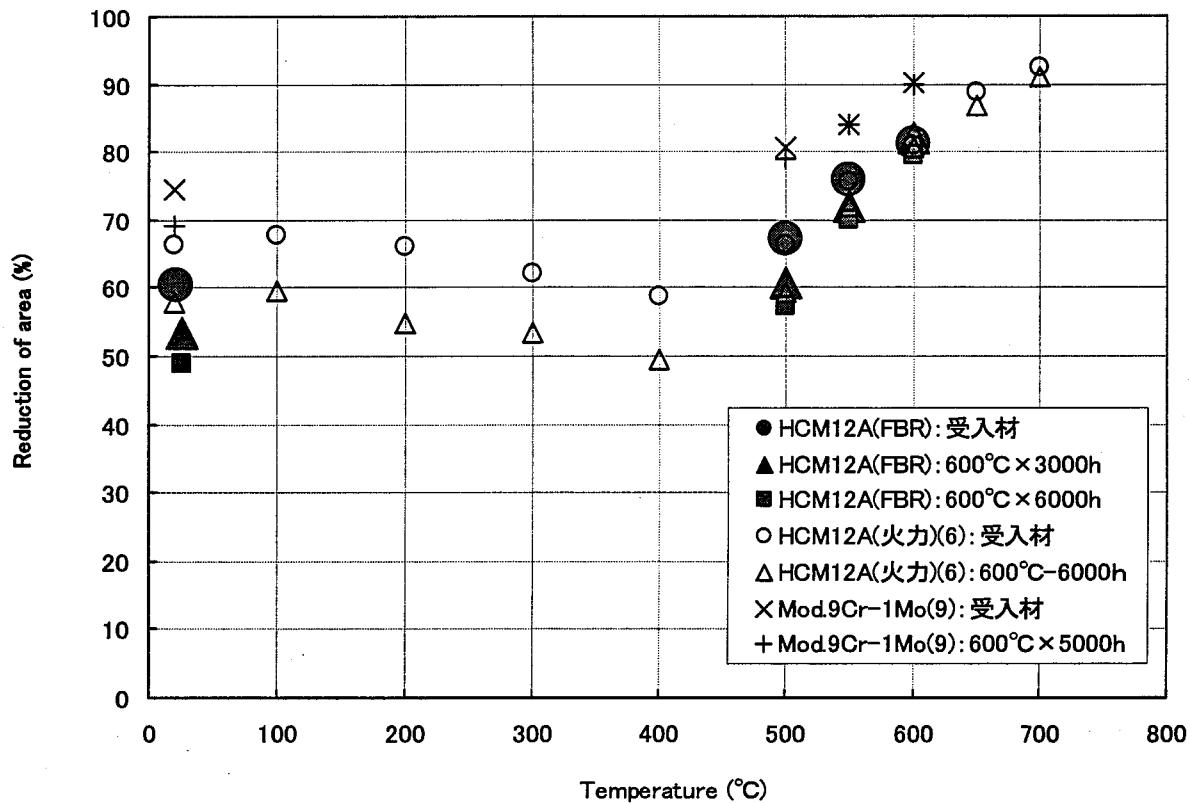


Fig.3.1-5 受入れ材および時効材の温度と引張破断絞りの関係

### 3.2 衝撃特性

時効材および受入材のシャルピー衝撃試験の結果を Table 3.2-1 および Fig.3.2-1～Fig.3.2-3 に示す。試験温度は、試験中の脆性破面率を参考に、−50°C～100°Cの4 レベルで1 温度条件あたり 2 本実施し、衝撃吸収エネルギーを求めた。また、シャルピー吸収エネルギーが、上部棚吸収エネルギー (Upper shelf energy) の 50% になる温度 (エネルギー遷移温度:  $vT_E$ ) および衝撃試験片の破面形態が 50% の脆性破面を呈する温度(破面遷移温度:  $vT_s$ ) を求めた。

#### 3.2.1 衝撃特性

Fig.3.2-1 および Fig.3.2-2 に、受入材および時効材の温度と単位面積あたりの衝撃吸収エネルギーの関係、温度と脆性破面率の関係をそれぞれ示す。またそれぞれの図中には、エネルギー遷移温度( $vT_E$ )および破面遷移温度( $vT_s$ )も併せて示す。

受入材の衝撃吸収エネルギーは、温度の上昇とともに、明瞭な立ち上がりが見られ、温度と吸収エネルギーの関係から得られる  $vT_E$  と、温度と脆性破面率より求められる  $vT_s$  ともに 0°C 程度と同等であった。

温度と破面遷移率の関係は時効時間に依存せず、600°C・3000h 時効材と 600°C・6000h 時効材の間で、明確な差は見られなかった。しかし、100°Cにおける衝撃吸収エネルギーでは、時効時間によって異なり、600°C・3000h 時効材では、受入材とほぼ同等の値を示したが、600°C・6000h 時効材では、その 2/3 以下の値を示した。70°C以下の試験になると、衝撃吸収エネルギーは、時効時間による明確な影響は見られなかった。なお、600°C・3000h 時効材では、 $vT_E$  は約 61°C、 $vT_s$  は約 58°C で、600°C・6000h 時効材では、 $vT_E$  は約 55°C、 $vT_s$  は約 53°C であった。

600°C・3000h 時効材は、受入材よりも大きな上部棚吸収エネルギー(Upper Shelf energy : USE)を示した。同様の傾向は、9Cr-1Mo-NbV 鍛造品(G3)における受入材と時効材の同様の試験において認められている<sup>(12)</sup>。しかしながら、今回の試験において、70°C以下ではほぼ同等の値であった 600°C・3000h 時効材と 600°C・6000h 時効材の吸収エネルギーが、USE を与える 100°Cの試験で値が異なったのかは定かではなく、今後の検討課題と考えられる。

Fig.3.2-3 に本衝撃試験結果と、Mod.9Cr-1Mo 鋼での受入材および 600°C・5000h 時効材の結果<sup>(9)</sup>と HCM12A(火力)の受入材および 600°C・6000h 時効材の結果<sup>(6)</sup>を併せて示す。ただし、図中に示した Mod.9Cr-1Mo 鋼時効材<sup>(9)</sup>の 0°Cにおける衝撃試験の脆性破面率は平均 30%であるが、仮にここでは USE として比較する。

HCM12A(FBR)受入材の USE は、110J/cm<sup>2</sup>であるのに対して Mod.9Cr-1Mo 鋼<sup>(9)</sup>の受入材においては、その 2 倍以上となる 250J/cm<sup>2</sup>程度の高い USE を示す。同様に、HCM12A(火力)受入材<sup>(6)</sup>においても、USE は 170J/cm<sup>2</sup>程度と HCM12A(FBR)よりも大きい値を示す。同じ 12Cr 系鋼である両者の受入材で吸収エネルギーに差が見られた理由としては、HCM12A(FBR)は HCM12A(火力)<sup>(6)</sup>に比較して約 50°C 低温で焼戻されていること、および図中に示される HCM12A(火力)<sup>(6)</sup>は、750°C × 125min の SR 処理を施し

ていることが考えられる。

時効後の比較では、HCM12A(FBR)時効材と HCM12A(火力)時効材<sup>(6)</sup>の衝撃吸収エネルギーの差は小さくなる傾向が見られた。しかし、脆性破面率が 25%であるにも関わらず、Mod.9Cr-1Mo 鋼<sup>(9)</sup>時効材の衝撃吸収エネルギーは 140～180J/cm<sup>2</sup>で、HCM12A(FBR)受入材の USE よりも高かった。このように本結果の範囲では HCM12A(FBR)の衝撃特性は、Mod.9Cr-1Mo 鋼<sup>(9)</sup>よりも劣っていた。

Table 3.2-1 シャルピー衝撃試験結果

	試験片記号	試験温度 °C	振上げ 角度	吸収エネルギー J	衝撃値 J/cm²	脆性 破面率 %	横膨出量 (mm)
受入材	JN2A01	-50	139.8	16	27	94	0.03
	JN2A02	-50	137.8	20	33	94	0.09
	JN2A09	0	131.6	33	55	46	0.47
	JN2A10	0	131.8	32	53	40	0.43
	JN2A03	25	121.0	56	93	0	0.71
	JN2A04	25	121.0	56	93	0	0.75
	JN2A05	50	120.8	57	95	0	0.98
	JN2A06	50	120.8	57	95	0	1.04
	JN2A07	100	117.2	66	110	0	0.70
	JN2A08	100	118.2	63	105	0	0.69
600°C-3000h 時効材	J03N2T03	0	142.6	12	20	96	0.03
	J03N2T04	0	141.5	13	22	96	0.04
	J03N2T05	50	137.8	20	33	55	0.35
	J03N2T06	50	138.4	19	32	60	0.23
	J03N2T01	70	133.2	29	48	29	0.52
	J03N2T02	70	133.2	29	48	27	0.55
	J03N2T07	100	116.9	67	112	0	0.63
	J03N2T08	100	117.0	66	110	0	0.64
600°C-6000h 時効材	J06N2T03	0	142.2	12	20	95	0.02
	J06N2T04	0	141.1	14	23	94	0.04
	J06N2T05	50	136.8	20	33	55	0.27
	J06N2T06	50	138.1	22	37	62	0.24
	J06N2T01	70	133.0	30	50	24	0.42
	J06N2T02	70	133.4	29	48	25	0.48
	J06N2T07	100	126.5	44	73	0	0.83
	J06N2T08	100	127.7	41	68	0	0.78

※JIS2202 サブサイズ 4 号試験片 (7.5×10×55mm)

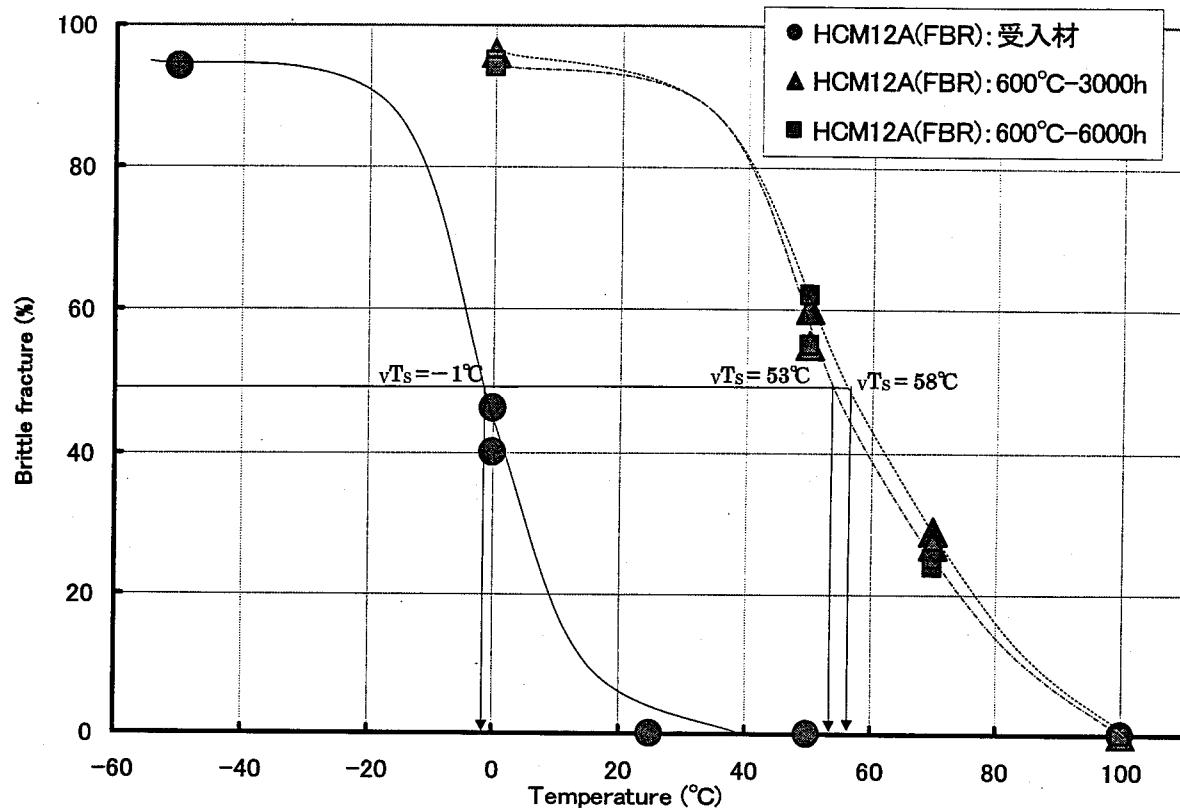


Fig.3.2-1 シャルピー衝撃試験結果（延性-脆性遷移温度）

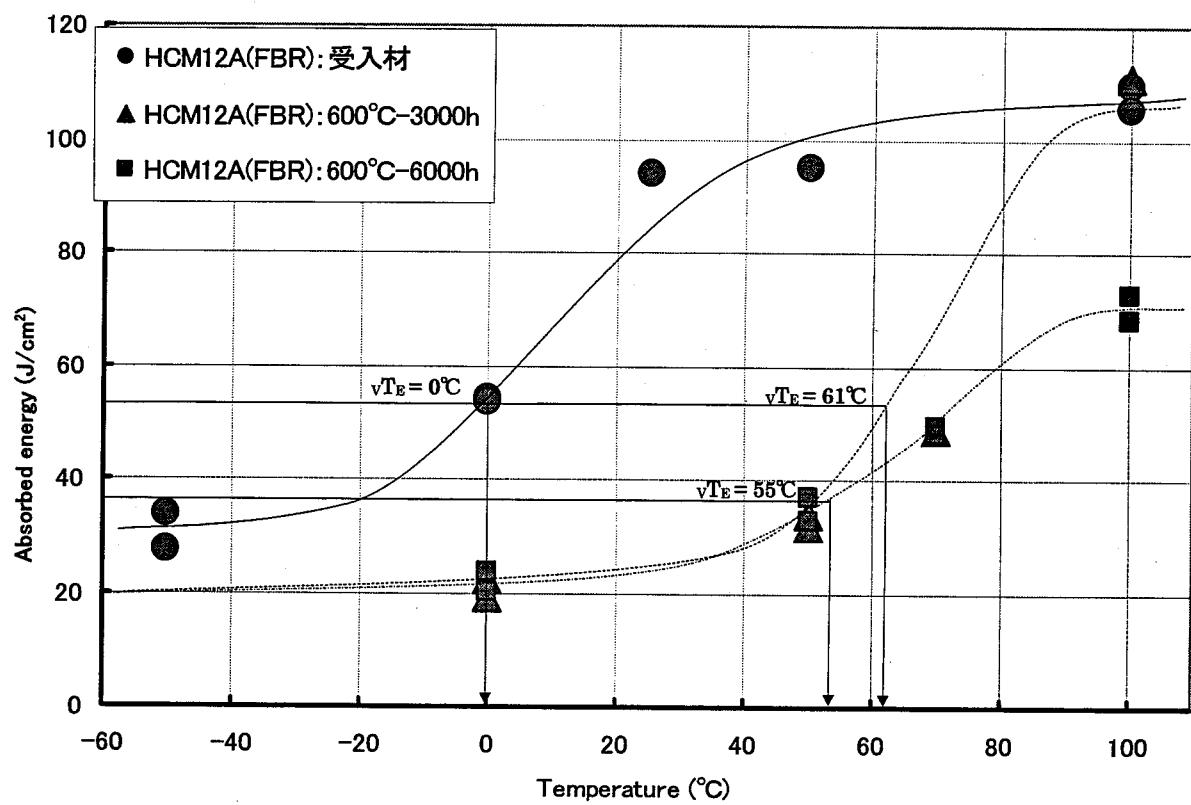


Fig.3.2-2 シャルピー衝撃試験結果（衝撃吸収エネルギー）

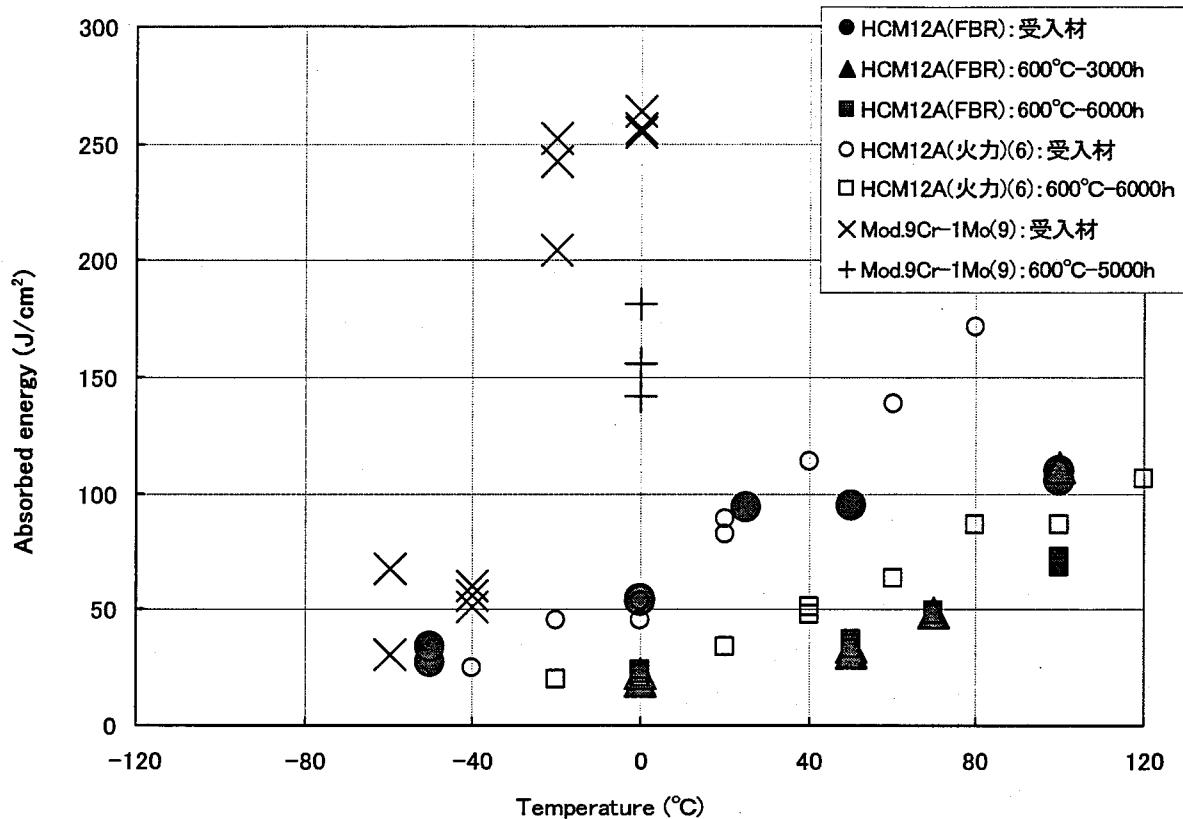


Fig.3.2-3 シャルピー衝撃試験結果（他の鋼種との比較）

### 3.3 リラクセーション試験

受入材および 600°C・6000h 時効材を用いて、550°C・0.3%(mm/mm) および 550°C・0.15%(mm/mm) の条件下で、1000h を目標にリラクセーション試験を行った。リラクセーション試験の結果を Table 3.3-1 および Fig.3.3-1～Fig.3.3-4 に示す。

#### 3.3.1 リラクセーション特性

時効材および受入材の応力緩和挙動を Fig.3.3-1 に示す。時効材および受入材とともに、試験開始初期の数時間においては、大きな応力緩和量を示し、その後は徐々に小さくなる。また、目標試験時間である 1000h においても、わずかながら応力緩和傾向が継続する傾向が見られた。時効材においては、初期応力の相違が見られるが、受入材とほぼ同等の応力緩和挙動を示した。これらの挙動は、Mod.9Cr-1Mo 鋼<sup>(13)(14)</sup>と類似している。

Fig.3.3-2 には、初期応力値( $\sigma_i$ )に対する、各時間における応力値( $\sigma_r$ )の比 ( $\sigma_r/\sigma_i$ ) を示す。なお、Fig.3.3-2 中には Mod.9Cr-1Mo 鋼受入材における一連のリラクセーション試験結果<sup>(15)</sup>を併せて示す。制御ひずみが 0.30% の結果で比較すると、初期応力からの応力緩和の割合は、Mod.9Cr-1Mo 鋼の方が大きく、緩和の割合は、大きい方から Mod.9Cr-1Mo 鋼<sup>(15)</sup>、HCM12A(FBR)受入材、HCM12A(FBR)時効材の順となる。

Fig.3.3-3 および Fig.3.3-4 には、「試案」のクリープひずみ式を用いて、設計緩和強さ  $S_r$  の策定手法により評価したファクター3との比較を示す。評価は緩和開始初期のばらつきを  $\alpha_y=1.5$  ( $\alpha_y$  : 平均降伏点/設計降伏点)、クリープひずみ式中の時間係数  $\alpha_c=3$  および  $\alpha_c=1/3$  によって行い、これを応力緩和挙動のばらつき範囲とし、図中に示した。Fig.3.3-3 に示されるように、0.30%ひずみ制御における応力緩和挙動は、受入材では、ファクター3の範囲内に内包され、時効材では、 $\alpha_c=1/3$  よりも大きい値を示した。一方、Fig.3.3-4 に示されるように 0.15%ひずみ制御では、受入材は、 $\alpha_c=3$  よりも小さい値を示し、時効材は、試験開始初期を除けば、ファクター3の範囲内に内包された。

「試案」に基づき策定した応力緩和挙動のファクター3 で、HCM12A(FBR)の応力緩和挙動が内包されなかったのは、「試案」が火力仕様の熱処理を施した HCM12A 鋼の値を用いて策定されているためと考えられる。HCM12A(FBR)は、火力仕様の HCM12A 鋼に比べて低温焼戻し材であり、火力仕様 HCM12A 鋼より高強度材である。応力緩和曲線は、弾塑性ひずみ式とクリープひずみ式により求められるが、HCM12A(FBR)は低温焼戻し材であるため、「試案」で用いられたそれ 2 つの式とは異なる挙動を示すと考えられる。このことが、HCM12A(FBR)の応力緩和挙動が内包されなかった理由であると考えられる。

Table 3.3-1 リラクセーション試験結果

		受入材		600°C-6000h 時効材	
試験温度(°C)		550			
試験片番号		RN2A01	RN2A03	R06N2T01	R06N2T02
荷重制御保持(sec)		2	8	49	5
送錘(kg)		580	1100	580	1100
重錘(kg)		120	200	100	100
制御ひずみ (%)		0.15	0.30	0.15	0.30
応力 (MPa)	時間(hr)				
	0.0	204.662	385.135	199.709	371.112
	1.0 × 10 <sup>-2</sup>	198.365	358.518	197.816	340.298
	2.0 × 10 <sup>-2</sup>	195.589	346.599	195.463	329.835
	3.0 × 10 <sup>-2</sup>	192.974	337.537	193.452	321.168
	6.0 × 10 <sup>-2</sup>	188.528	321.620	189.310	307.383
	1.0 × 10 <sup>-1</sup>	185.310	309.320	185.529	296.806
	2.0 × 10 <sup>-1</sup>	181.126	293.289	182.432	284.091
	3.0 × 10 <sup>-1</sup>	177.585	284.721	180.550	276.264
	6.0 × 10 <sup>-1</sup>	172.234	269.147	176.963	264.312
	1.0	168.734	260.199	174.469	255.262
	2.0	163.484	248.470	172.076	242.814
	3.0	160.165	240.436	169.905	239.187
	6.0	155.719	229.964	166.285	230.214
	1.0 × 10 <sup>1</sup>	152.259	222.463	163.369	226.434
	2.0 × 10 <sup>1</sup>	146.224	211.458	159.347	216.964
	3.0 × 10 <sup>1</sup>	143.669	205.213	157.276	212.000
	6.0 × 10 <sup>1</sup>	138.379	193.751	154.018	203.141
	1.0 × 10 <sup>2</sup>	132.444	183.927	149.594	197.872
	2.0 × 10 <sup>2</sup>	129.326	173.684	144.849	188.670
	3.0 × 10 <sup>2</sup>	123.694	166.068	142.013	182.675
	6.0 × 10 <sup>2</sup>	118.162	153.768	136.781	173.625
	1.0 × 10 <sup>3</sup>	113.314	142.535	132.659	165.798
	終了時間(hr)	1006	1006	1007	1001

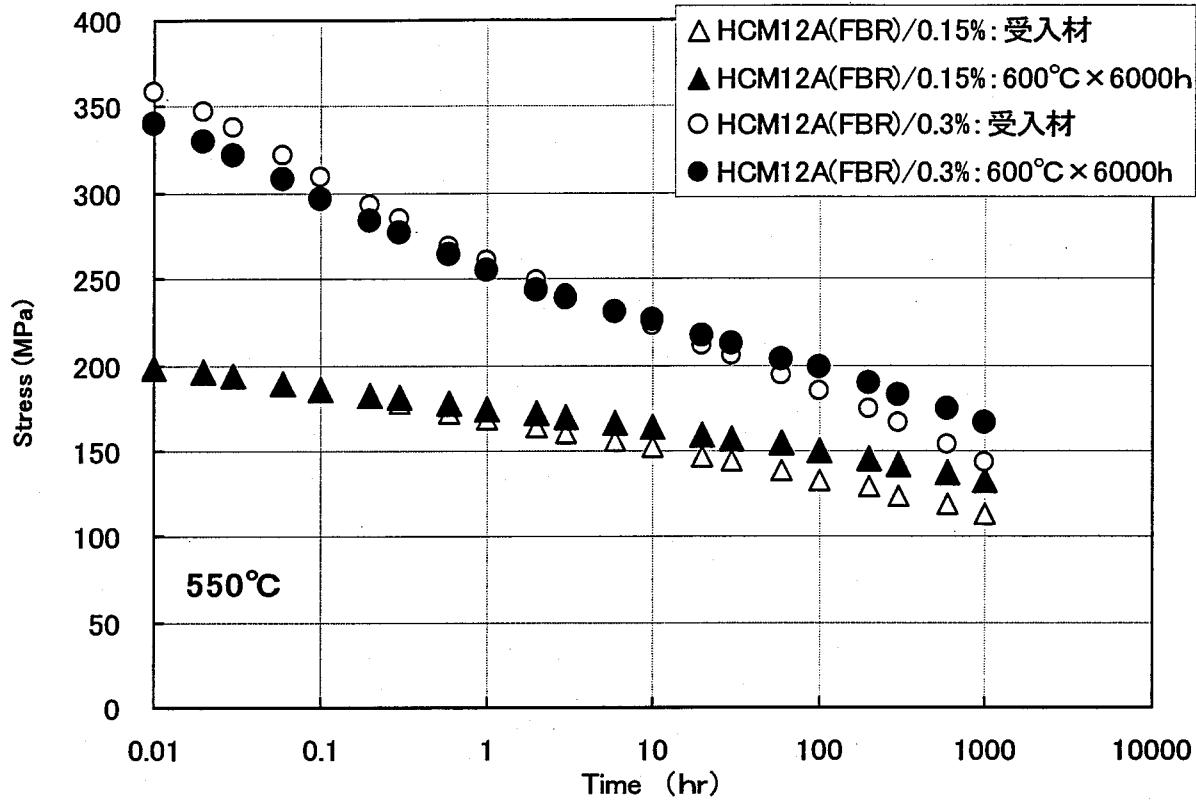


Fig.3.3-1 リラクセーション試験における応力緩和量と時間の関係

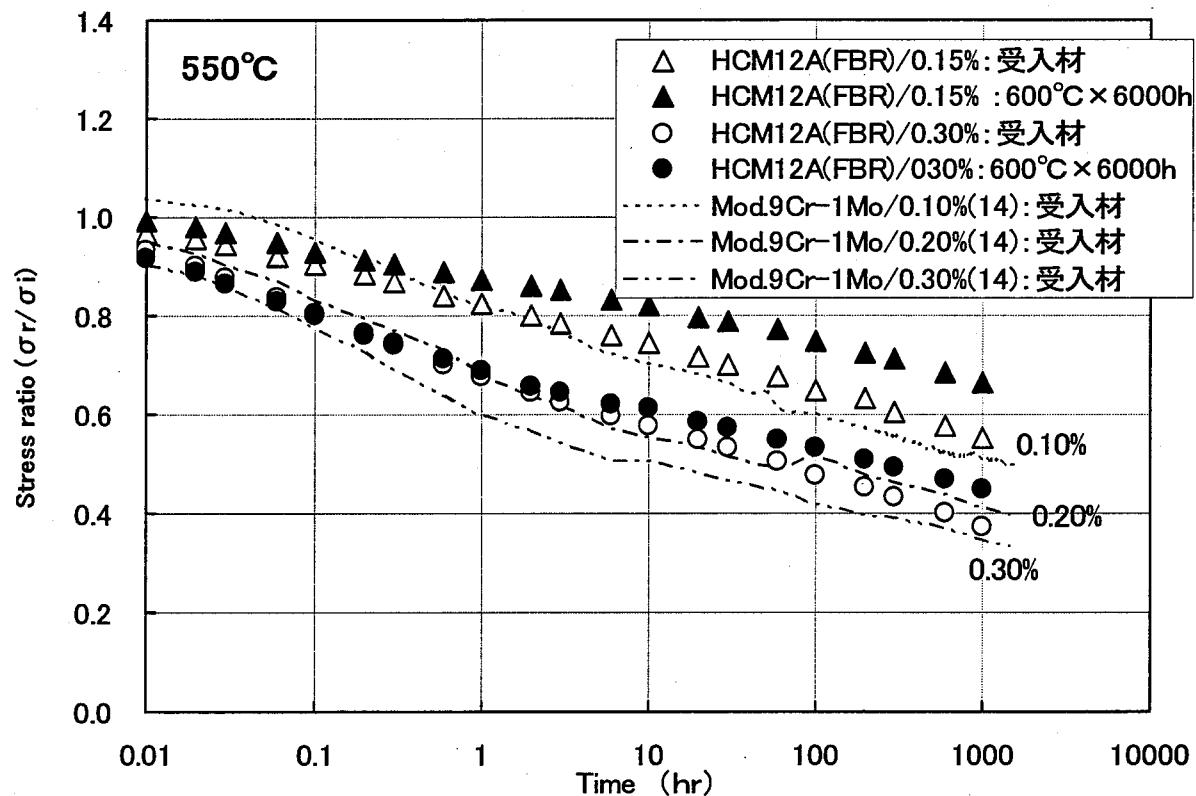


Fig.3.3-2 リラクセーション試験における初期応力と緩和応力の関係

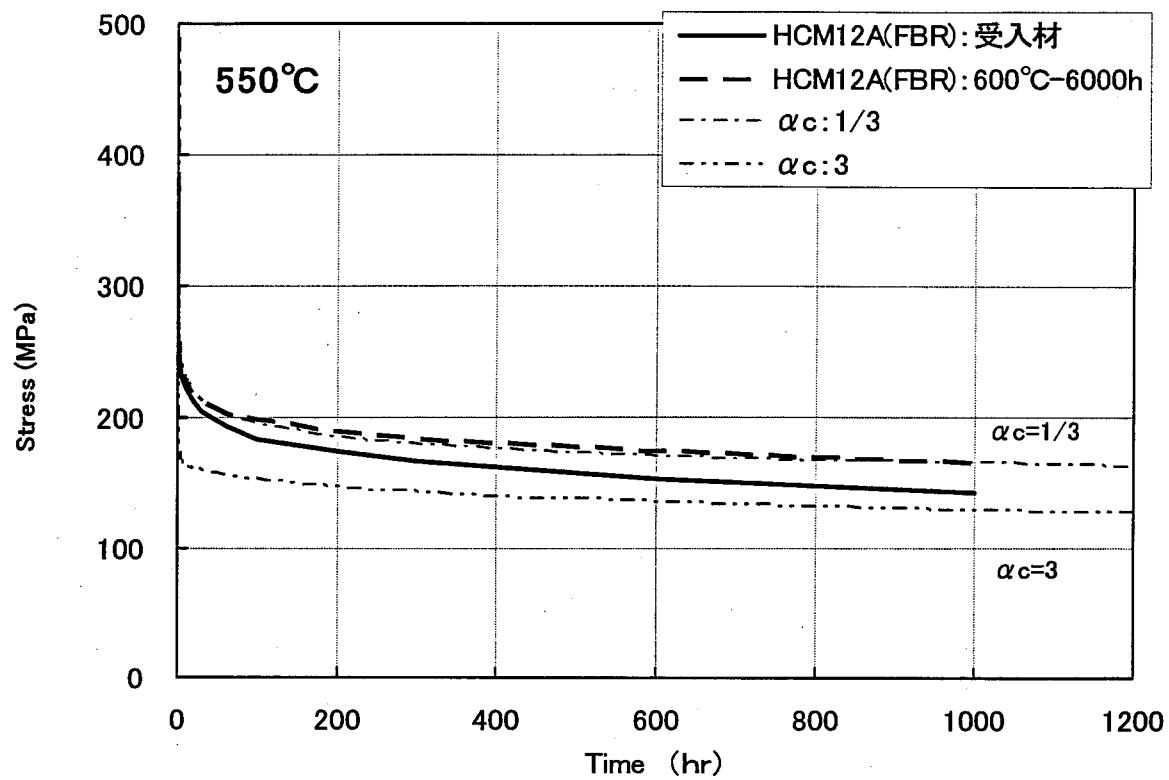


Fig. 3.3-3 リラクセーション試験における応力緩和量と時間の関係 (550°C/0.30%)

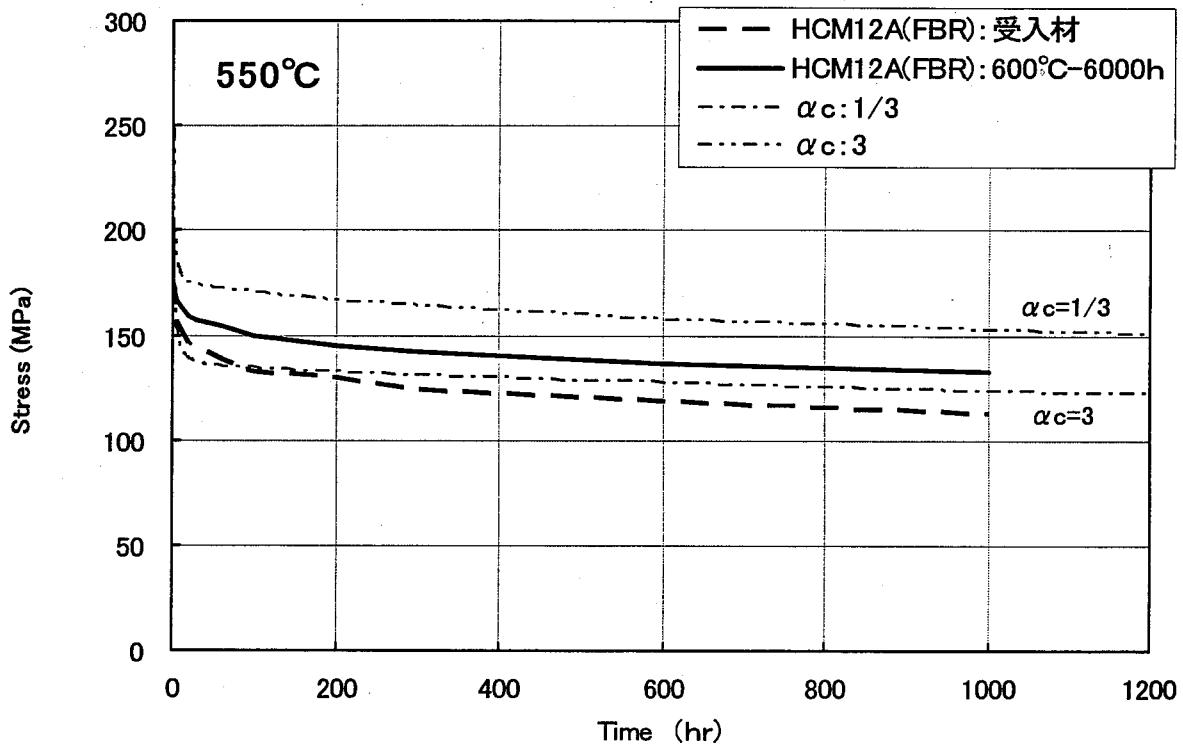


Fig. 3.3-4 リラクセーション試験における応力緩和量と時間の関係 (550°C/0.15%)

### 3.4 ミクロ組織観察結果および硬さ試験

衝撃試験片の残材を用いて、断面中央部付近のミクロ組織観察(光学顕微鏡(OM)、走査型電子顕微鏡(SEM))およびビッカース硬さ試験を行い、時効がミクロ組織に及ぼす影響を調査した。Fig.3.4-1～Fig.3.4-6に受入材、600°C・3000h 時効材および600°C・6000h 時効材の観察結果を、Table 3.4-1に硬さ試験の結果を示す。

#### 3.4.1 ミクロ観察

Fig.3.4-1～Fig.3.4-3に受入材、600°C・3000h 時効材および600°C・6000h 時効材のOM 観察結果を示す。受入材および時効材ともに観察組織は、すべて微細な焼き戻しマルテンサイトの単相組織を有しており、 $\delta$  フェライト相は、ほとんど観察されなかった。また、受入材に比較して、時効材は、旧 $\gamma$ 粒界が鮮明となる傾向がみられた。これは、エッチングの差異によるものではなく、析出物の凝集・粗大化によるものと考えられた。ただし、OM 観察では、600°C・3000h 時効材と 600°C・6000h 時効材の間で、時効時間の相違による組織の差異は認められなかった。

Fig.3.4-4～Fig.3.4-6にSEM 観察結果を示す。本研究では、特に試料内部における元素情報を多く得るために、加速電圧を高め(4.5KeV)に設定した。このため、SEIでは若干鮮明さが欠け、またSEIにおけるエッジ効果も大きくなる。これはBEIにおいてこのような条件のほうが本研究で析出すると考えられる重元素(W,Mo)の析出物の生成状況が鮮明なコントラストとして把握できるためである。SEIでは、旧 $\gamma$ 粒界、パケット境界およびラス境界に沿って高輝度となる観察結果がみられる。これは受入材に比較して時効材の方が多い。この結果に対して、BEIによる観察結果では、受入材では、旧 $\gamma$ 粒界、パケット境界およびラス境界が高輝度で見られるということはない。これは、SEIで受入材の同部分が高輝度にて観察されたのは、エッジ効果によるものが主であることを示している。これに対して、600°C・3000h 時効材および600°C・6000h 時効材においては、BEIでも旧 $\gamma$ 粒界、パケット境界およびラス境界は明らかに高輝度にて観察される。これは、重元素であるWもしくはWの析出物が、析出、粗大化しているためである。BEIにおける高輝度の析出物は、重元素であるMoもしくはWを含有するFe<sub>2</sub>MoもしくはFe<sub>2</sub>WのLaves相と考えられた<sup>(16)(17)</sup>。本研究でのSEIおよびBEIによる観察では、Laves相の詳細および析出量の定量化は行っていないが、同受入材および時効材の析出物等に関する詳細な分析結果が別途報告されている<sup>(18)(19)</sup>。同報告書によれば、時効による主たる析出物はFe<sub>2</sub>WのLaves相である。また、600°C・3000h 時効材と 600°C・6000h 時効材間では、析出物の析出状況(形態、量)には、本研究と同様に明確な違いは見られないと報告している。

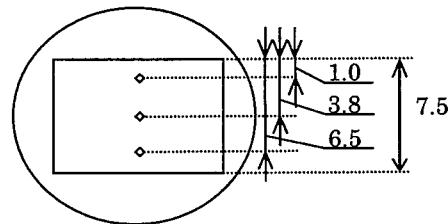
#### 3.4.2 ビッカース硬さ試験

Table 3.4-1に、ビッカース硬さ試験の結果を示す。受入材と時効材では、明確な相違は見られず、すべて約290 Hv1の硬さを示した。時効に伴う硬度の変化に関しては、後藤らが12Cr-Mo-W-V鋼で報告を行っている<sup>(20)</sup>。この報告によればビッカース硬さの時

効による変化を、LMP を用いて整理すると、LMP( $C=20$ )で  $P=18000$  以上で、軟化を示したと報告している。本研究で用いた時効材は  $P>20000$  であるが、そのような傾向は見られず、澤田らの Mod.9Cr-1Mo 鋼における報告<sup>(21)</sup>と同様に、時効のみでは硬さの変化は見られなかった。硬さの変化は、転位密度による<sup>(22)</sup>と考えられることから、本研究の時効条件においては転位密度の変化は、硬さ変化に影響を与えるほどはなかったものと考えられる。

Table 3.4-1 ビックケース硬さ試験結果

	外表面からの距離 (mm)	1回目硬さ (Hv1)	2回目硬さ (Hv1)	2回平均硬さ (Hv1)	平均硬さ (Hv1)
受入材	1.0	287.5	288.6	288.1	289.0
	3.8	289.7	291.9	290.8	
	6.5	287.2	289.3	288.3	
600°C-3000h 時効材	1.0	292.6	292.3	292.5	289.8
	3.8	286.1	286.1	286.1	
	6.5	290.4	291.2	290.8	
600°C-6000h 時効材	1.0	282.9	282.2	282.6	285.7
	3.8	284.7	286.5	285.6	
	6.5	289.3	288.6	289.0	



荷重 : 9.807N(1Kgf) 保持時間 10s

温度 : 19°C

湿度 : 44%

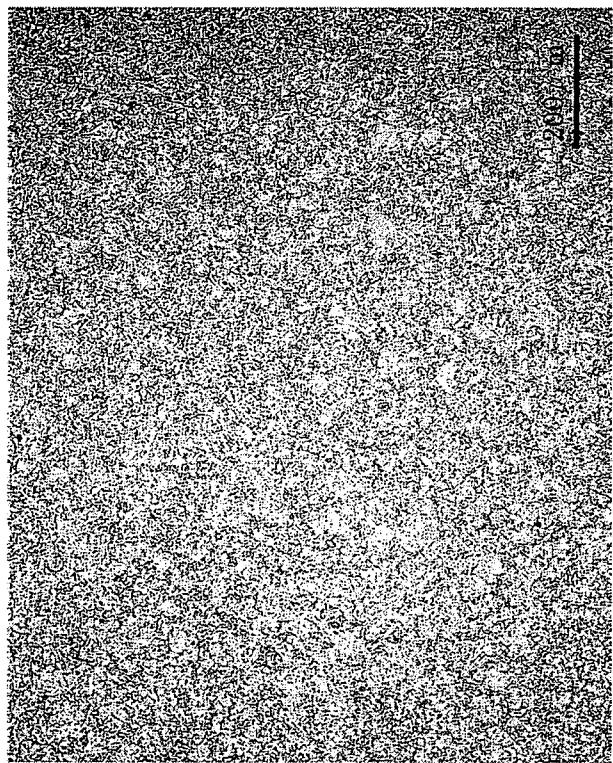
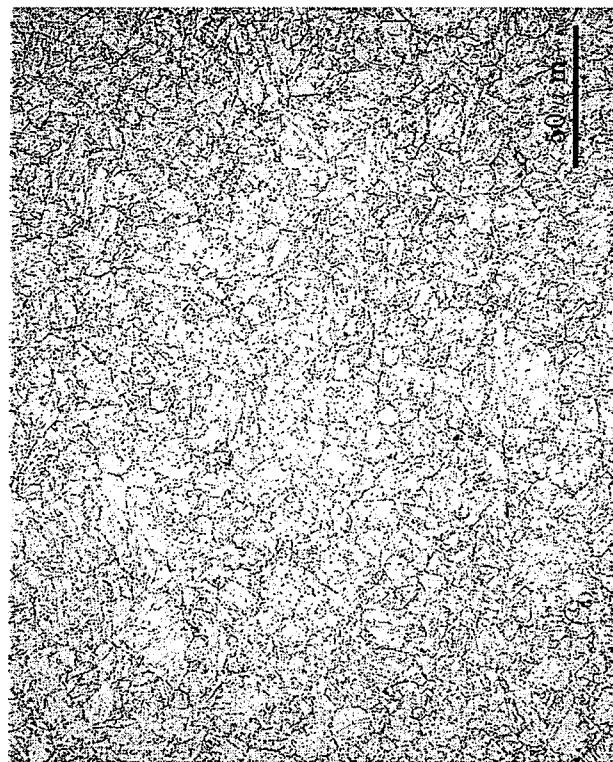


Fig.3.4-1 受入材の光学顕微鏡観察結果

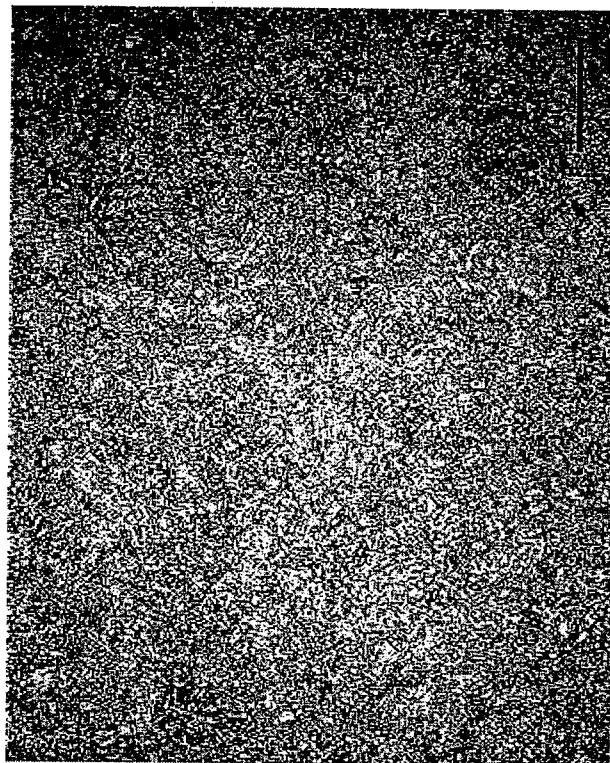
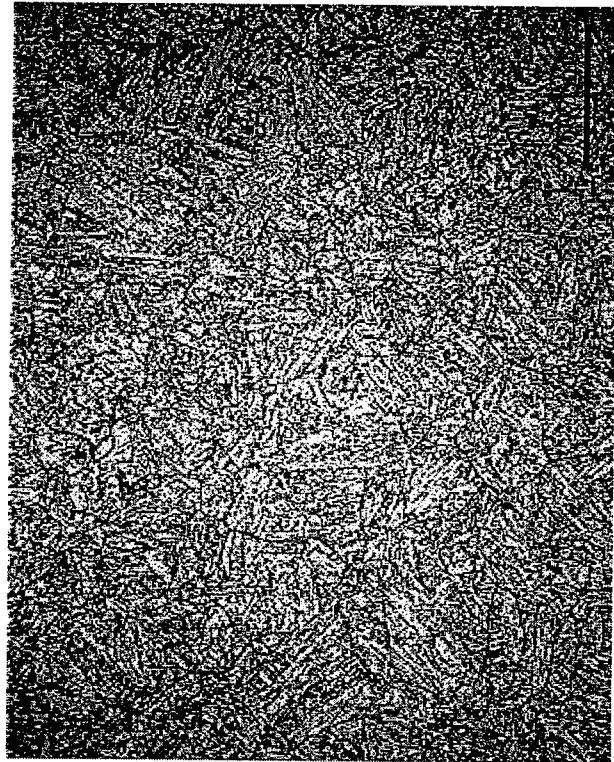


Fig.3.4-2 600°C·3000h 時効材の光学顕微鏡観察結果

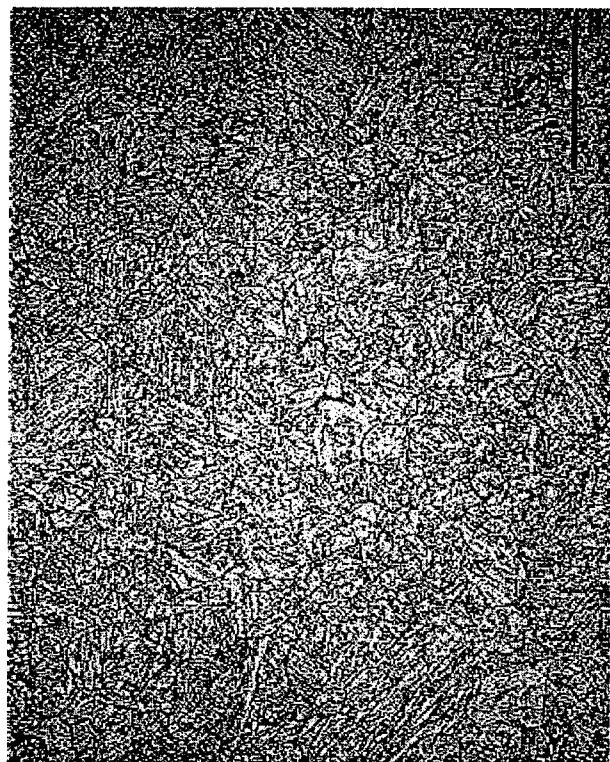
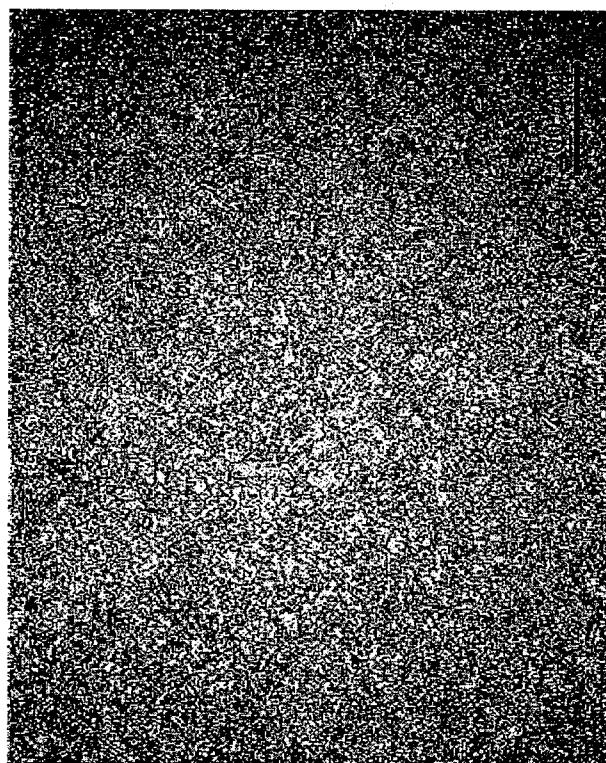


Fig.3.4-3 600°C・6000h 時効材の光学顕微鏡観察結果



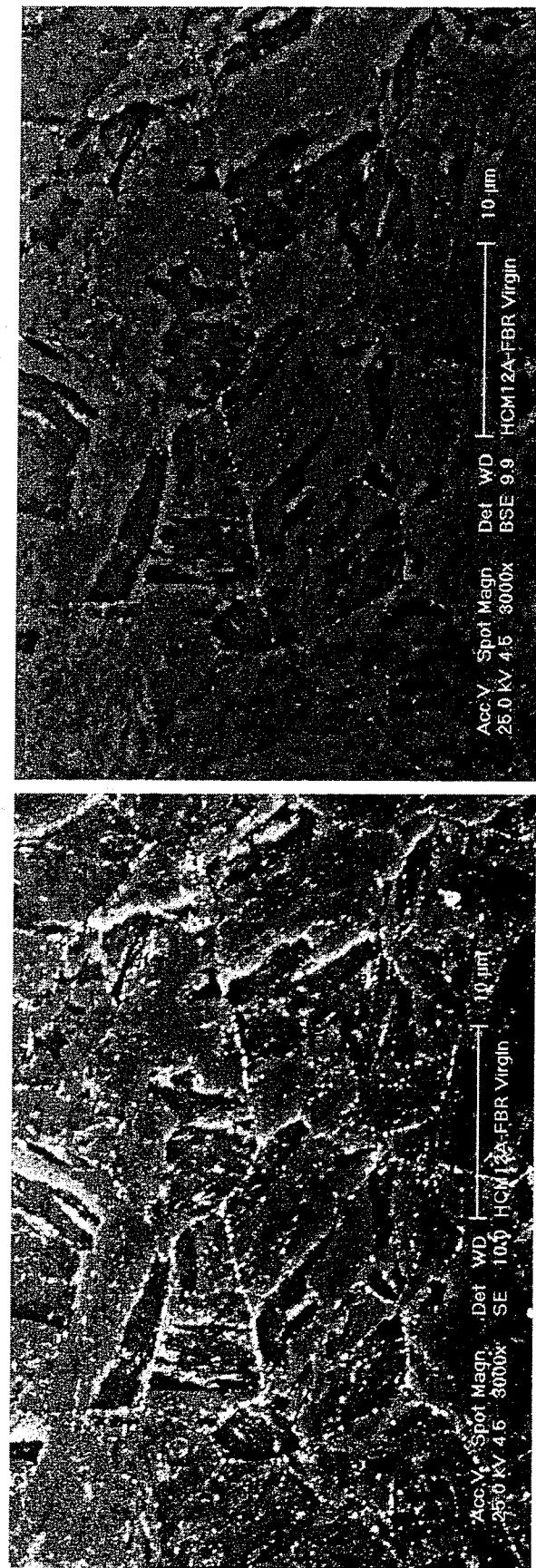


Fig.3.4-4 受入材の走査型電子顕微鏡観察結果  
(左 二次電子像 右 反射電子像)

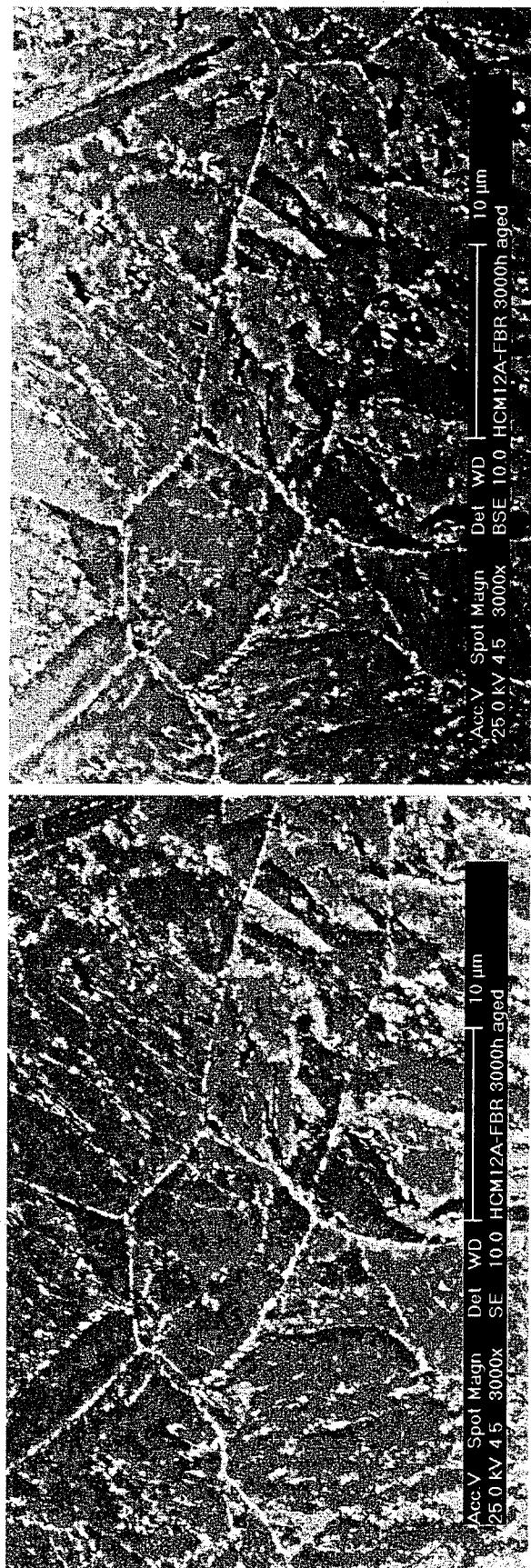


Fig.3.4-5 600°C-3000h 時効材の走査型電子顕微鏡観察結果  
(左 二次電子像 右 反射電子像)

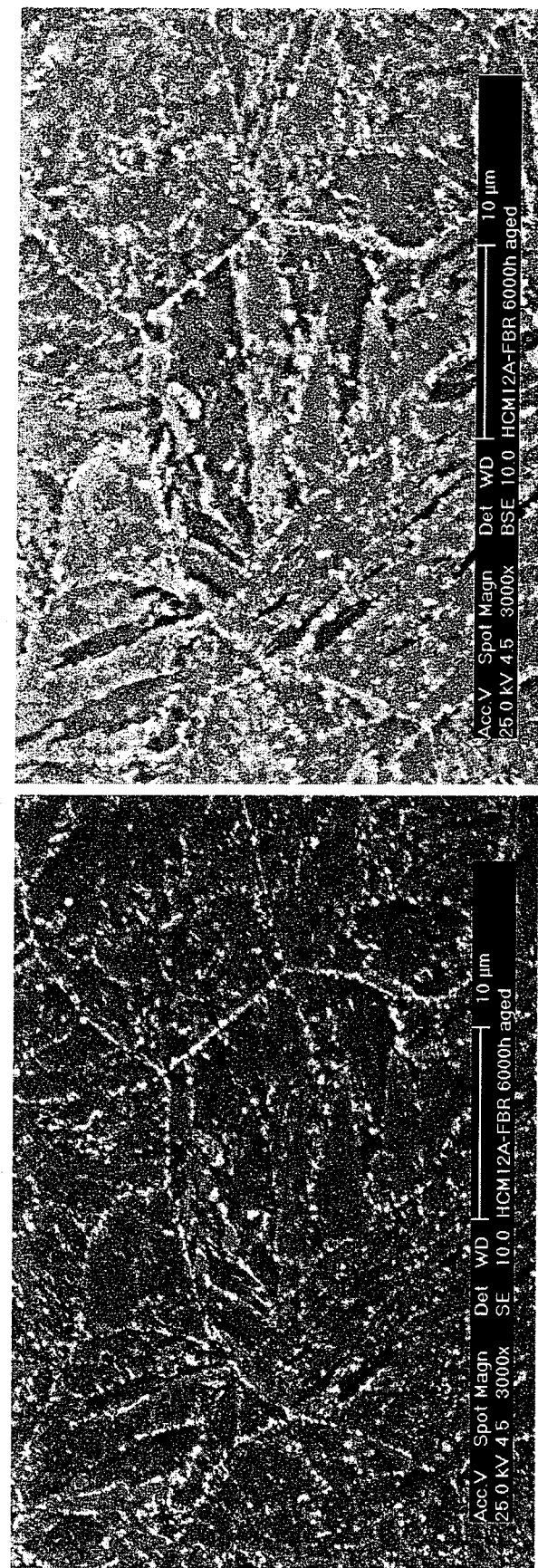


Fig.3.4-6 600°C·6000h 時効材の走査型電子顕微鏡観察結果  
(左 二次電子像 右 反射電子像)

## 4 考察

### 4.1 時効と引張特性

受入材の 0.2%耐力および引張強さに対する時効後の比( $X_{aged}/X_{received}$  : X=0.2%耐力, 引張強さ)を Fig.4.1-1 および Fig.4.1-2 に示す。HCM12A(FBR)では、時効の影響によりわずかに 1.0 を下回る傾向が見られた。その傾向は、同じ温度範囲での HCM12A(火力)<sup>(6)</sup>および Mod.9Cr-1Mo 鋼<sup>(9)</sup>もほぼ同様であった。また、HCM12A(FBR)の 600°C・3000h および 600°C・6000h 時効材の間には有意な差は認められなかった。

受入材の引張破断伸びおよび引張絞りに対する時効後の比( $X_{aged}/X_{received}$  : X=破断伸び, 破断絞り)を Fig.4.1-3 および Fig.4.1-4 に示す。HCM12A(FBR)では、550°Cよりも低温側で時効によりわずかに小さくなる傾向が見られるが、その傾向は、HCM12A(火力)<sup>(6)</sup>および Mod.9Cr-1Mo 鋼<sup>(9)</sup>と同等である。また、HCM12A(FBR)の 600°C・3000h および 600°C・6000h 時効材の間には有意な差は認められなかった。

HCM12A(FBR)と HCM12A(火力)<sup>(9)</sup>は、Fig.4.1-1～Fig.4.1-4 に示されるように、時効に伴う引張特性の変化はほぼ同等であり、焼戻し温度の差異による影響は認められなかった。また、Laves 相は、高温でのクリープ強度に対して有効に寄与するとの報告もある<sup>(23)</sup>が、受入材と 600°C・3000h および 600°C・6000h 時効材の引張特性の比較では、大きな相違が見られなかつたことから、時効中に析出した Laves 相が及ぼす引張特性への影響は、本試験条件においてはわずかであると考えられる。

### 4.2 時効とリラクセーション特性

HCM12A(FBR)と Mod.9Cr-1Mo 鋼<sup>(14)</sup>の各制御ひずみと、1000h 達成時の応力と初期応力の比( $\sigma_{r1000}/\sigma_i$ )の関係を Fig.4.2-1 に示す。制御ひずみが大きくなるほど応力比( $\sigma_{r1000}/\sigma_i$ )は大きくなる傾向を示すが、Mod.9Cr-1Mo 鋼<sup>(15)</sup>は制御ひずみの増加に伴う応力比の変化がゆるやかで、0.30%ひずみ制御では HCM12A(FBR)と近い値となる。

リラクセーション試験においては、受入材に比較して、時効材の方が、1000h 後の応力緩和量が小さい結果となった。リラクセーション試験開始時における応力値は、受入材の方が若干大きな値を示し、引張試験結果と一致する。しかしながら、1000h 後では、応力値の大小関係は逆転し、時効材のほうが約 20MPa 高い応力値を示した。

リラクセーション試験においては時効材の方がわずかに緩和しにくくなる結果が見られた。時効による炭化物の凝集・粗大化もしくは Laves 相の析出がこのような結果を招いた一因とも考えられるが、詳細に関しては今後検討していく必要があると考えられる。

### 4.3 時効と衝撃特性およびミクロ組織との関係

引張試験およびリラクセーション試験における引張強さや応力緩和挙動などは、受入材と時効材で大きく異ならず、時効による顕著な影響は見られなかった。しかし、衝撃特性においては、時効の影響を強く受け、吸収エネルギーが低下し、遷移温度が上昇していた。これは、ミクロ観察の結果および高橋ら<sup>(18)</sup>の報告より、旧  $\gamma$  粒界、パケット境界およびラス境界における  $M_{23}C_6$  の凝集・粗大化および Laves 相の析出に伴うものであると考えられる

(24)(25)(26)(27)(28)。

HCM12A(FBR)と HCM12A(火力)<sup>(6)</sup>における USE の時効に伴う変化を、受入材と時効材の USE の比で整理し Fig.4.3-1 に示す。HCM12A(火力)<sup>(6)</sup>は HCM12A(FBR)よりも 1.5 倍以上大きい USE であったが(Fig.3.2-3)、600°C・6000h 時効に伴う USE の低下率は、HCM12A(FBR)と HCM12A(火力)<sup>(6)</sup>で同等あることが Fig.4.3-1 で示された。さらなる時効処理を与えた場合には、USE の絶対差は時効とともに小さくなると推察される。

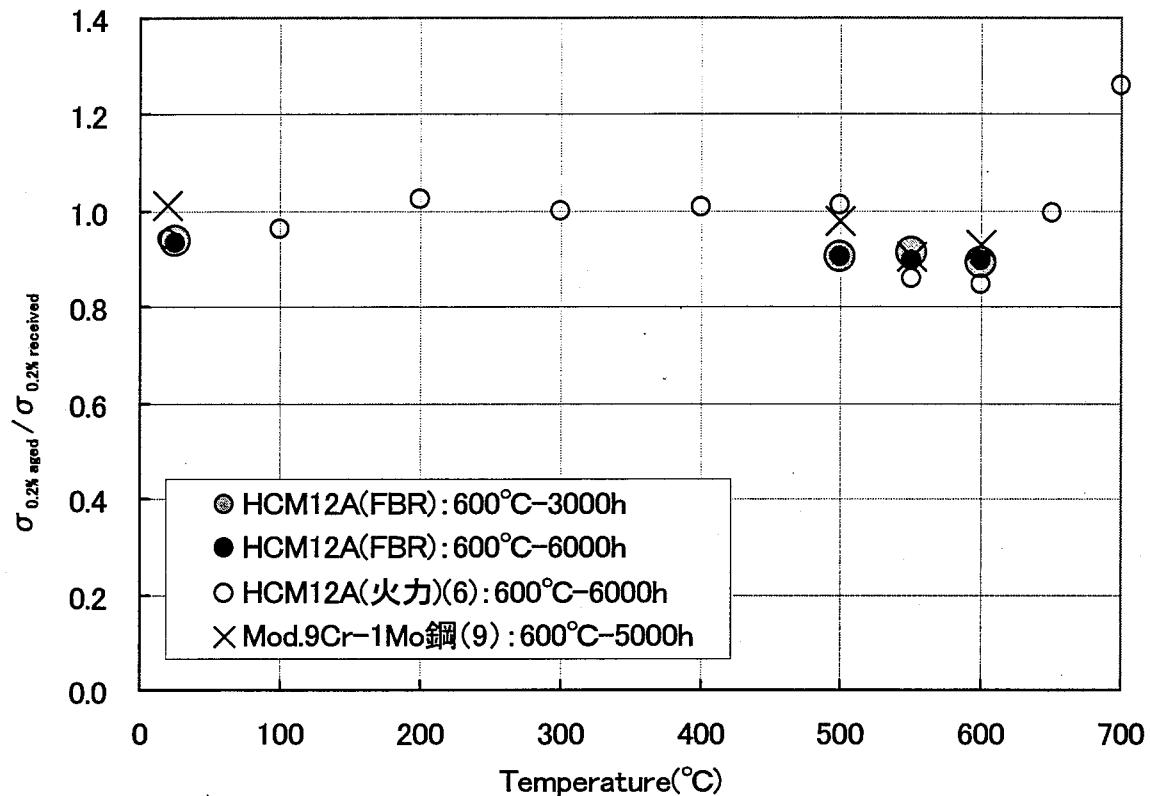


Fig.4.1-1 受入材の 0.2%耐力に対する時効後の比

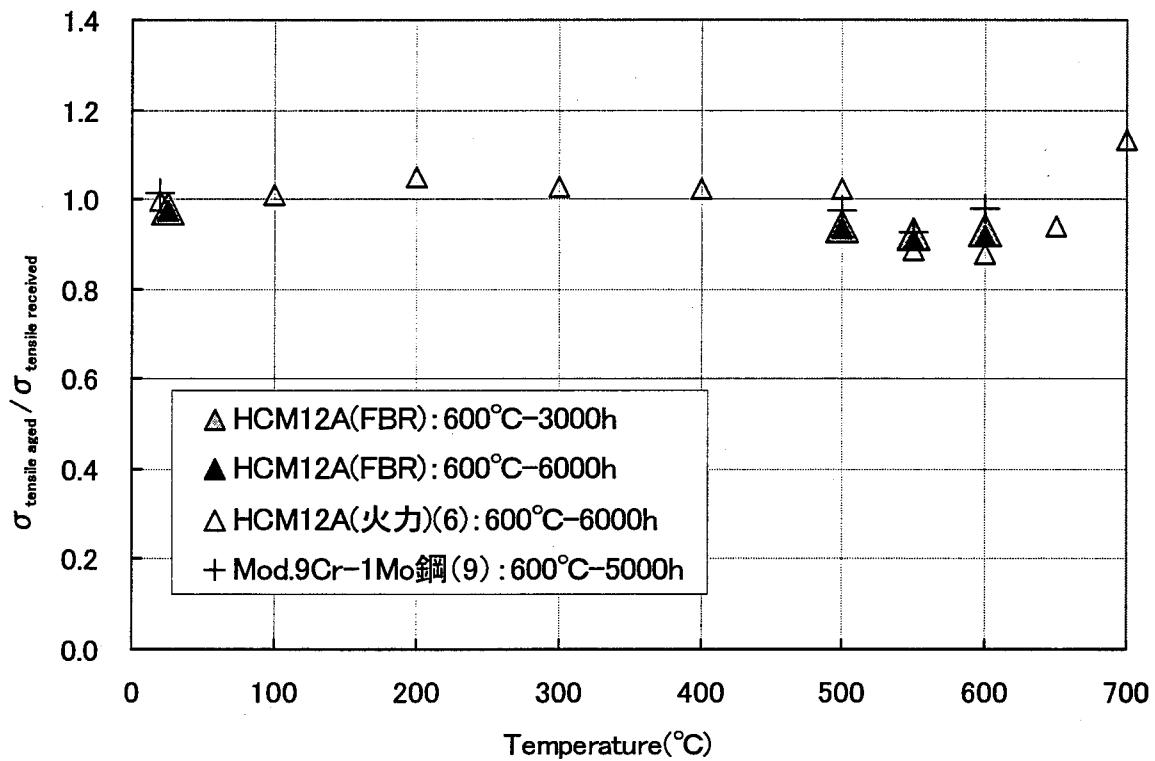


Fig.4.1-2 受入材の引張強さに対する時効後の比

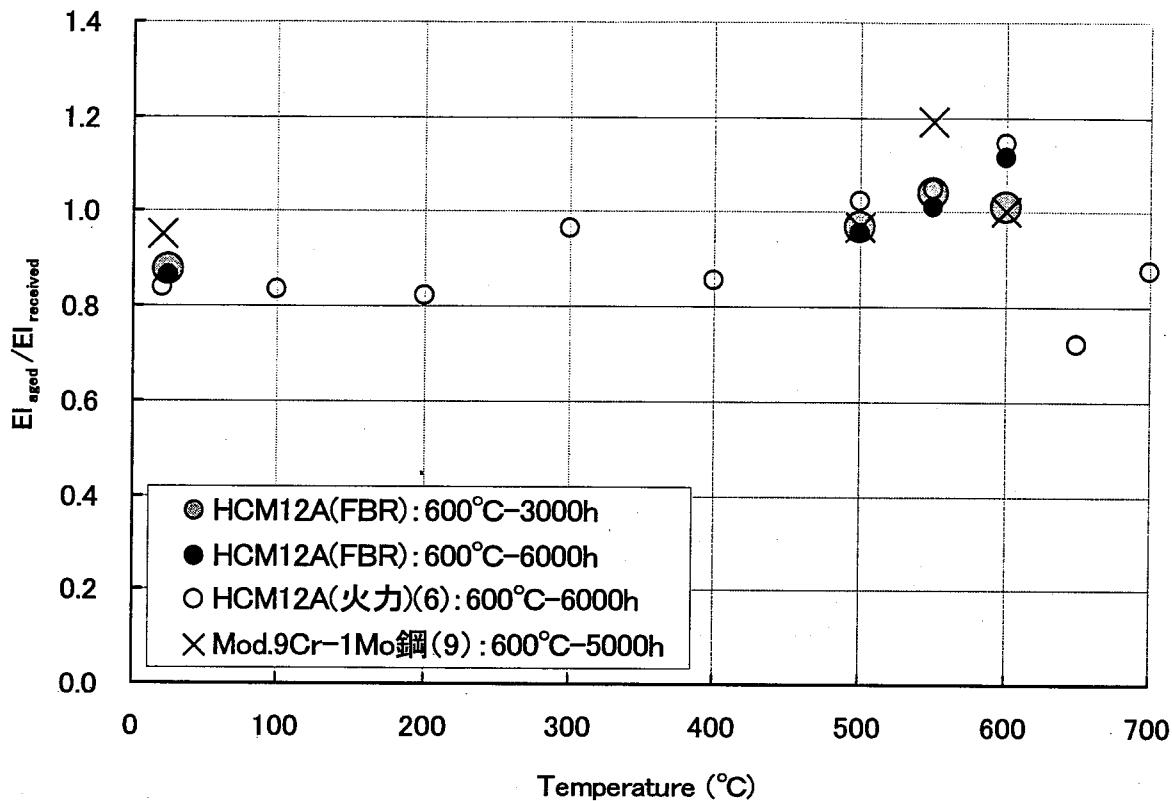


Fig.4.1-3 受入材の引張破断伸びに対する時効後の比

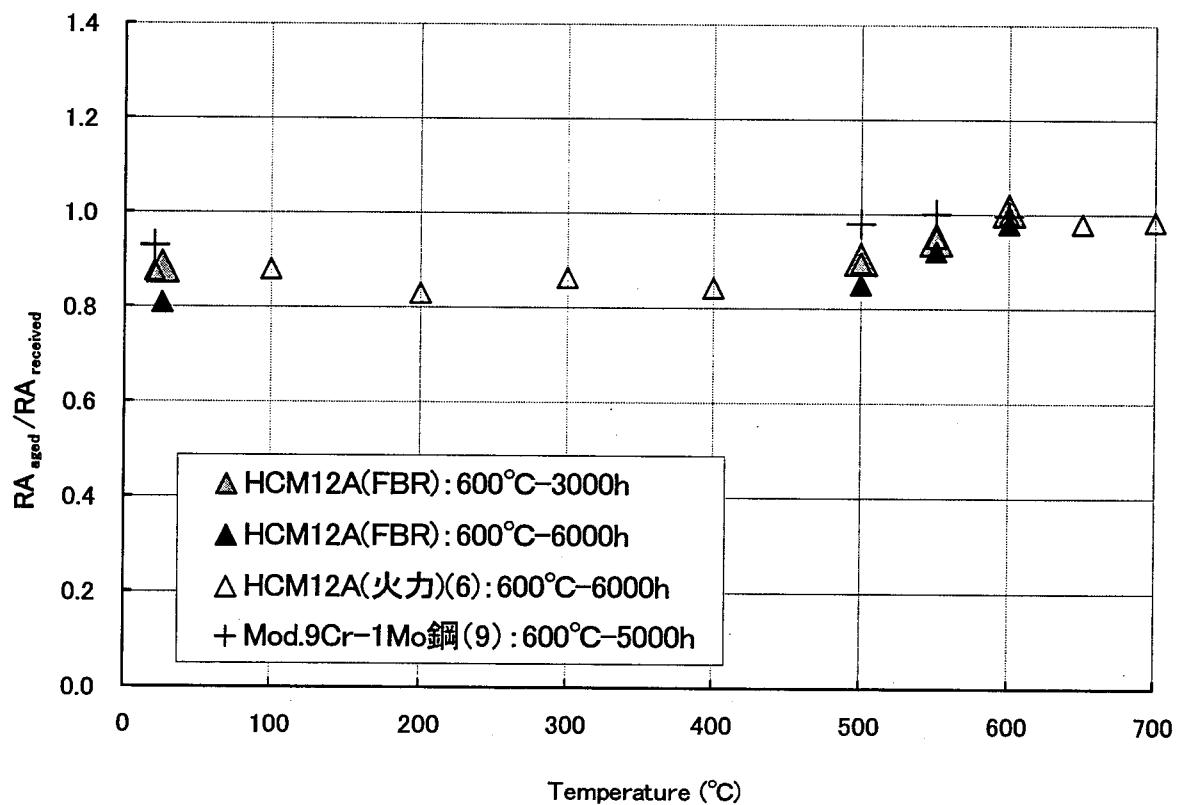


Fig.4.1-4 受入材の引張破断絞りに対する時効後の比

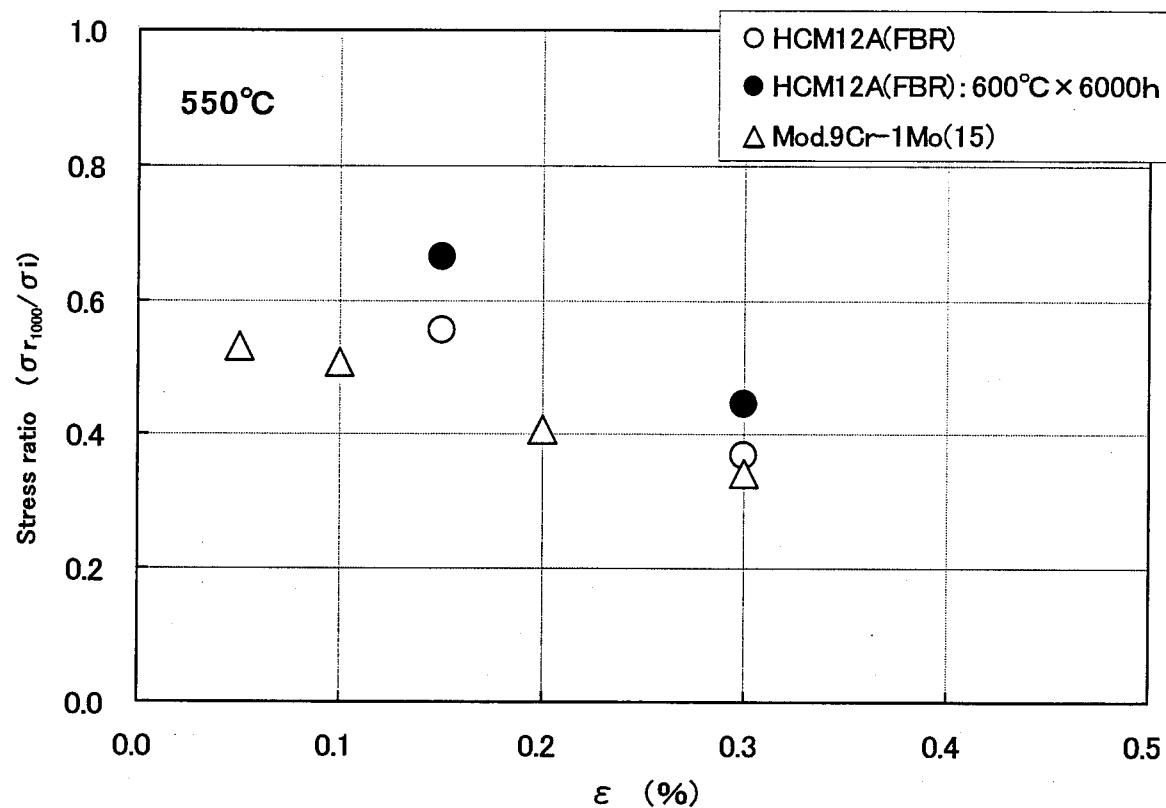


Fig. 4.2-1 リラクセーション試験における 1000 時間到達時の応力比とひずみの関係

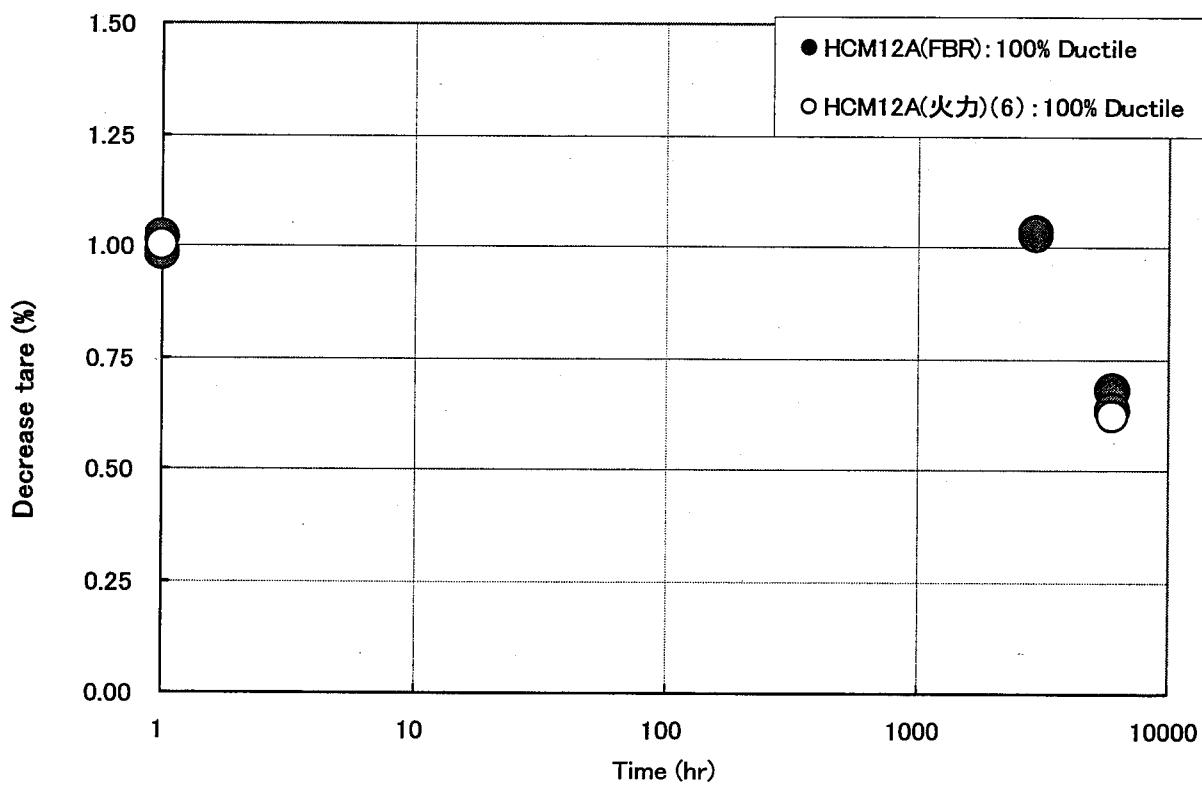


Fig. 4.3-1 HCM12A(FBR)の時効に伴う衝撃吸収エネルギーの低下率

## 5 おわりに

本研究においては、12Cr系鋼の長時間時効後の基本材料特性および組織安定性を評価することを目的に HCM12A(2001年度FBR熱処理材)に関して、長時間の熱時効処理(600°C・3000h・600°C-6000h)を行い、時効が、

- ・引張特性
- ・衝撃特性
- ・応力緩和特性
- ・ミクロ組織および硬さ

に与える影響を調査し、以下の結論を得た。

(1) 受入材の0.2%耐力および引張強さは、すべての温度でHCM12A(火力)およびMod.9Cr-1Mo鋼の1.3~1.5倍高い値を示した。また、0.2%耐力および引張強さは、時効により低下する傾向がみられたが、時効後もHCM12A(火力)およびMod.9Cr-1Mo鋼の受入材のそれに比較し高かった。時効後においてもHCM12A(2001年度FBR熱処理材)は、HCM12A鋼材料強度基準試験で定められたSy値およびSu値を上回っていた。

(2) 破断伸びおよび破断絞りは、時効の影響により若干低下する傾向が見られた。ただし、その傾向は試験温度が高くなるに従い明確ではなくなり、550°C以上では、受入材と時効材でほとんど差はなかった。また、受入材の破断絞りおよび破断伸びは、HCM12A(火力)およびMod.9Cr-1Mo鋼よりもやや低い値を示した。

(3) 衝撃特性では、時効にともない上部棚吸収エネルギーは低くなり、受入材の110J/cm<sup>2</sup>程度に対して、600°C-6000h時効材では、70J/cm<sup>2</sup>程度の値を示した。受入材における衝撃吸収エネルギーは、Mod.9Cr-1Mo鋼のそれに比較し1/2以下、HCM12A(火力)のそれに比較し約2/3であった。

(4) 応力緩和挙動については、時効材は受入材に比較し0.10%および0.30%ひずみ制御とともに、応力緩和量がやや小さかった。0.30%ひずみ制御で比較すると、1000h達成時の応力と初期応力の比( $\sigma_{r1000}/\sigma_i$ )は、小さい方からHCM12A(2001年度FBR熱処理材)時効材、HCM12A(2001年度FBR熱処理材)、Mod.9Cr-1Mo鋼の順であった。

(5) ミクロ組織観察より、HCM12A(2001年度FBR熱処理材)の時効による脆化は、主として旧 $\gamma$ 粒界・パケット境界およびラス境界に凝集・粗大化する炭化物および時効中に析出するLaves相により導かれる可能性が示唆された。

### 謝辞

本研究を進めるにあたり、高森裕二氏（常陽産業株）ならびに鴨川浩一氏（常陽産業株）には多大なるご助力を得た。ここに感謝の意を表します。また、要素技術開発部 新材料研究 Gr 青砥紀身グループリーダーおよび若井隆純 副主任研究員には、多大なるご助言をいただきました。ありがとうございました。

## 参考文献

- (1) 此村守ら “別冊(2)各種冷却材を有する高速増殖炉に関するプラント設計評価(1)”、サイクル機構技報、No.12、(2001)
- (2) 核燃料サイクル開発機構、日本原子力発電株式会社 “高温構造設計高度化研究(平成14年度共同研究報告書)” JNC-TY 9400-2003-001、(2003)
- (3) F.R.Larson et al “A time-temperature relationship for rupture and creep stresses”, Transaction of the ASME, July, pp.765-775, (1952)
- (4) Yoshikuni Kadoya et al, “Microstructural stability during creep of Mo- or W-bearing 12Cr steels”, Metallurgical and Materials Transactions A, Vol.33A, Aug., pp.2549-2557, (2002)
- (5) 中橋昌子ら、“12Cr-Mo-V-W鋼の長時間加熱に伴うLaves相の析出挙動”、日本金属学会誌、Vol.47、No.5、pp426-431、(1983)
- (6) 高橋由紀夫、“高クロム系フェライト鋼に対する解析的寿命評価法の開発－第1報:HCM12A鋼の基本強度特性の把握と高精度クリープ疲労寿命評価法の提案”、電力中央研究所報告T03002、(2003)
- (7) 横木義淳ら、“12Cr系高強度ボイラ用鋼管(HCM12A)の開発(第1報)-HCM12A鋼管の諸特性および実管使用性能－”住友金属 Vol.47、No.4、pp.29-38、(1995)
- (8) 加藤章一ら、“FBR金属材料試験実施要領書(改訂版)”, JNC TN9520 2001-001、(2001)
- (9) 丸山敏治ら、“高クロムモリブデン鋼のナトリウム中材料試験(II) 5000時間ナトリウム浸漬材の引張・衝撃試験” PNC ZN9410 89-133、(1989)
- (10) 日本原子力発電株式会社、高速増殖炉実証炉高温構造設計指針 材料強度基準等 (案) (1984)
- (11) 核燃料サイクル開発機構、日本原子力発電株式会社 “高温構造設計高度化研究 平成12年度報告書”, JNC TY9400 2001-026、(2001)
- (12) 青木昌典ら、“高クロムモリブデン鋼の基本材料特性試験(II) 極厚鍛鋼品(250~280mm)の衝撃試験” PNC ZN9410 90-142、(1990)
- (13) 青木昌典ら、“高クロムモリブデン鋼の基本材料特性試験(V) Mod.9Cr-1Mo鋼伝熱管相当板材および伝熱管材の引張、クリープおよびリラクセーション特性” PNC TN9410 94-261、(1994)
- (14) 青木昌典ら、“高クロムモリブデン鋼の基本材料特性試験(IV) Mod.9Cr-1Mo鋼板材(25t)の引張、クリープ、およびリラクセーション特性”, PNC ZN9410 92-179、(1992)
- (15) 鬼澤高志ら、“FBR構造材料のリラクセーション試験データ集”, PNC TN9450 2001-005、(2001)
- (16) Jhon Hald, Leona Korcakova, “Precipitate stability in creep resistant ferritic steels-experimental investigations and modeling”, ISIJ International, Vol.43、No.3, pp420-427、(2003)
- (17) Leona Korcakova et al, “Quantification of Laves phase particle size in 9CrW steel” Material Characterization, Vol.47, pp.111-117, (2001)
- (18) 高橋亨ら、“高クロム鋼の析出挙動に及ぼす高温長時間保持およびクリープの影響(第1報)光学顕微鏡および走査型電子顕微鏡による析出物の観察と抽出残渣分析”, Now Printing
- (19) 安藤勝訓ら、“高クロム鋼の析出挙動に及ぼす高温長時間保持およびクリープの影響(第2報)透過型電子顕微鏡による析出物の観察と分析”, Now Printing
- (20) 後藤徹、山内崇賢、“12%Cr-Mo-W-V鋼の長時間加熱による材質劣化の非破壊検出”, 材料, Vol.30, No.330, pp8-14、(1981)
- (21) 澤田浩太ら、“Mod.9Cr-1Mo鋼のクリープ寿命評価に関する研究 (その1)クリープ破断材の損傷組織の定量化—先行基礎工学分野に関する平成8年度報告書—” PNC-TN9410 97-035 (1997)
- (22) 石井龍一ら、“10Cr-1Mo-1W-VNbN鋼の軟化挙動に基づくクリープ損傷評価”, 鉄と鋼, Vol.89, No.6, pp.699-704, (2003)
- (23) 藤田利夫, “発電プラント用高クロムフェライト系耐熱鋼の開発”, 火力原子力発電, Vol.42,

---

No.11、pp.1485-1496

- (24) 伊勢田敦朗ら、”高Crフェライト系耐熱鋼の長時間加熱脆化とLaves相析出に及ぼすSiおよびMoの影響”、鉄と鋼、Vol.76、No.12、pp.132-139、(1990)
- (25) 劉興陽ら、”10Cr耐熱鋼のクリープ破断強度及び常温韌性に及ぼすMoとW量の影響”、鉄と鋼、Vol.74、No.3、pp.513-520、(1988)
- (26) 志賀正男、飯島活巳、”USCタービンロータ用耐熱鋼の開発”、金属、No.11、pp.50-56、(1992)
- (27) 日本鉄鋼協会共同研究会鉄鋼分析部会析出物分析小委員会、”高合金・超合金中析出物の抽出分離定量法(第一報)”、鉄と鋼、Vol.79、No.5、pp.10-19、(1993)
- (28) 細井祐三ら、”9Cr-2Mo耐熱鋼の長時間時効による脆化の機構に関する考察”、鉄と鋼、Vol.76、No.7、pp.1116-1123、(1990)

