

タービンロータ Cr-Mo-V 鋼のクリープ破壊機構領域図とクリープ損傷

新谷 紀雄*・京野 純郎*・九嶋 秀昭*²

Creep Fracture Mechanism Map and Creep Damage of Cr-Mo-V Rotor Steel

Norio SHINYA, Junro KYONO and Hideaki KUSHIMA

Synopsis : Specimens of a Cr-Mo-V rotor steel with creep rupture periods up to 100000 h have been examined metallographically in order to clarify their creep fracture mechanisms and to construct creep fracture mechanism maps for the steel which show the dominant regions of each mechanism. The creep fracture mechanism maps have been drawn taking stress as y-axis and time to rupture as x-axis, and also stress as y-axis and testing temperature as x-axis. The constructed maps include three different creep fracture mechanism fields: transgranular creep fracture, intergranular creep fracture with cavitation and rupture with dynamic recrystallization. The maps indicate that the steel in power plants is being used under the conditions within the field of intergranular creep fracture with cavitation. This means that long time use of the steel under the conditions could cause extensive cavitation and ductility minimum.

Key words : Cr-Mo-V rotor steel; rupture data; cavitation; creep fracture mechanism; ductility; substructure.

1. 緒言

金属材料が破壊する機構は、温度や応力などの条件によって変化する。この破壊機構が変化する様子を温度や応力、さらには時間軸上に表し、想定される使用条件を含む広い範囲に亘って鳥瞰的にみられるのが破壊機構領域図¹⁾である。耐熱鋼のクリープ破壊は、この破壊機構領域図の一部をなしているが、破壊機構が複雑に変化する境界部に位置していることが多い。そのため、耐熱鋼を用いた高温機器を適切に設計・製作し、安全に管理していくには、クリープ破壊機構領域に焦点を当てた、より精密なクリープ破壊機構領域図²⁻⁶⁾が必要となる。

火力発電機器を始めとして各種高温機器の経年劣化が進み、耐熱鋼の損傷劣化の把握や余寿命予測が重要な課題となっている。また、クリープ破壊機構の変化は寿命予測に大きな誤差を生じさせるので、寿命管理には破壊機構変化を考慮する必要がある⁷⁾。このような目的に、クリープ破壊機構領域図は、正に地図として、信頼できる指針を与えるであろう。

Cr-Mo-V 鋼は、主要な蒸気タービンロータ材であり、10年以上使用されているものは数多い。高速回転している巨大なタービンロータのクリープ破壊はもとより、破壊につながるクリープ損傷の生成も深刻な問題であろう。深刻な事態を避けるには、先ず長期使用によるクリープ損傷

や想定されるクリープ破壊機構を明確にした上で、対処する必要がある。その指針となる Cr-Mo-V 鋼のクリープ破壊機構領域図を著者らは既に試行的に作成^{2,3)}しているが、本報告では、10万時間を超える長時間のクリープ破断データを加え、長時間側の破壊機構とその変化を正確に表現したより精密で設計・寿命管理に資するクリープ破壊機構領域図を作成した。また、クリープ破壊につながるクリープ損傷を定量的に把握し、クリープ破壊機構やクリープ破壊機構変化との関連性を明らかとした。

2. 供試材および実験方法

2.1 供試材

供試材のタービンロータ Cr-Mo-V 鋼は、実際に使用される蒸気タービンロータと一体的に作製されたロータの余肉部で、クリープデータシート作成⁸⁾のため採取された。鍛造、熱処理の一連の処理後、タービンロータの外縁部からドーナツ状に切り出された。この供試材の化学成分を Table 1 に、製造プロセスおよび熱処理を Table 2 に示す。供試材の採取は 1966 年に行われており、その後で作製さ

Table 1. Chemical composition of turbine rotor Cr-Mo-V steel used (mass%).

C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Cu	V	Al	N
0.28	0.22	0.68	0.015	0.012	0.31	1.08	1.16	0.20	0.27	0.002	0.0075

平成 17 年 10 月 14 日受付 平成 17 年 12 月 16 日受理 (Received on Oct. 14, 2005; Accepted on Dec. 16, 2005)

* (独) 物質・材料研究機構材料研究所 (Materials Engineering Laboratory, National Institute for Materials Science, 1-2-1 Sengen Tsukuba 305-0047)

* 2 (独) 物質・材料研究機構材料基盤情報ステーション (Materials Information Technology Station, National Institute for Materials Science)

Table 2. Melting process and thermal history of turbine rotor Cr-M-V steel used.

Type of melting	Size of ingot (t)	Deoxidation process	Thermal treatment
Basic electric arc furnace	112	Si-killed	1010°C/18h→870°C/5h AC 720°C/38h FC, 960°C/24h MC 660°C/83.5h FC

れたタービンロータCr-Mo-V鋼と比べると、不純物のPとSがやや多い。なお、旧オーステナイト結晶粒度は、Gc7.4であった。

2.2 実験方法

クリープ破断試験片は、試験片の軸がドーナツ状供試材の中心を通るよう、放射状に採取された。クリープ試験片の標点間距離を50mm、標点間の直径を10mmとした。クリープ破断試験は、450°Cに加え、500°Cから25°Cステップで675°Cまでの8温度を合わせた9温度条件で行った。試験応力は、47MPaから412Mpaの範囲で、最長破断時間は113000hであった。クリープキャビティ生成とクリープ破壊との関連をみる目的で、クリープキャビティによる粒界クリープ破壊領域の575°C、177MPaでクリープ試験を行った。クリープ試験は、クリープ初期、中間期、後期の各段階で終了し、それぞれの段階のクリープ損傷をもつクリープ試験片を得た。

クリープ破断試験後の試験片については、破断部および破面から10mm以上離れた一様伸びを示す部分を採取し、縦割りした面を光学顕微鏡（以下光顕）および走査型電子顕微鏡（以下走査電顕）により、破断様式を判定し、また、生成しているクリープ損傷を観察した。クリープキャビティについては、その生成量を定量的に把握する目的で、クリープ破断試験前後の密度変化^{9,10}を計測した。

微細組織の変化は、一部のクリープ破断試験片について、薄膜を採取し、透過型電子顕微鏡（以下透過電顕）により観察した。薄膜の作製は、過塩素酸アルコール溶液による双ジェット電解研磨により行った。試験前のCr-Mo-V鋼は、ベイナイト変態時に導入された転位の密度が高いが、この転位組織はクリープ中に回復し、転位密度が減少し、また、下部組織が形成される¹¹。転位組織変化の程度を把握する目的で、回折X線ピーク半価幅^{12,13}を計測した。回折X線ピーク半価幅計測の測定条件をTable 3に示す。

3. 実験結果と考察

3.1 クリープ破断試験結果

供試材のCr-Mo-V鋼の応力-破断時間プロットをFig. 1に示す。450~675°Cの各温度の応力-破断時間曲線の傾きの破断時間依存性をみると、600°Cを境として、600°Cより低温側と高温側とで異なった特徴がある。600°C以下では、長時間側で破断強度の低下の傾向が大きくなり、応

Table 3. Measurement condition of diffracted X-ray half value breadth.

Characteristic X-Ray Filter	Cr Ka V
Diffraction plane	(211)
Tube voltage	30 kV
Tube current	15 mA
Divergency slit	1 deg
Scattering slit	1 deg
Receiving slit	0.3 mm
Scanning speed	0.25 deg/min
Chart speed	20 cm/min
Time constant	1 sec
Scanning range	154~158 deg

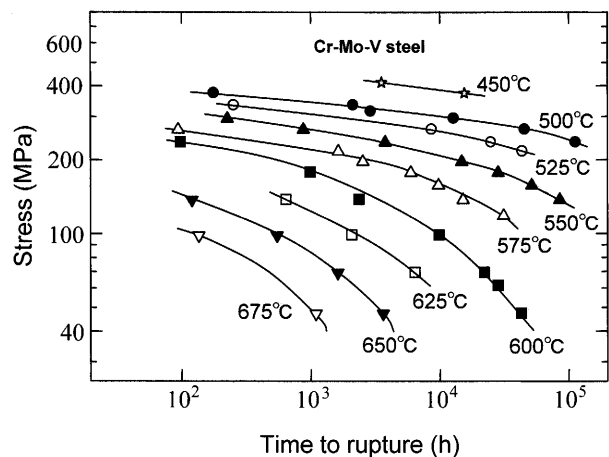


Fig. 1. Stress versus time to rupture for Cr-M-V steel.

力-破断時間曲線が低応力側に曲がる。この応力-破断時間曲線の低応力側への曲がり、温度が高いほど、より短時間で生じ、より大きくなる。そのため、450~600°Cの応力-破断時間曲線群は短時間側では相互に平行であったのが、長時間側では温度により勾配が著しく異なり、曲線群が発散して各試験温度の長時間破断強度に大きな差異を生じる。

600°C以上の600~675°Cの各温度の応力-破断時間曲線は、いずれも長時間破断になるほど傾きが大きくなる。この破断強度低下の加速傾向は、温度が高くなるほど短時間側で始まり、各温度の曲線は相似しており、時間軸に平行に移動させた関係にある。

破断伸び-破断時間および破断絞り-破断時間プロットをFig. 2に示す。破断伸びと破断絞りの両者を比べると、各温度の破断時間に対する変化は類似している。しかし、破断絞りの方が大きく変化し、ばらつきも少なく、その特徴がより鮮明に現れているので、以下破断絞りの結果について記す。450~675°Cの各温度の破断絞り-破断時間の関係は、かなり複雑ではあるが、全体として一貫した傾向を示している。即ち、450°Cおよび500°Cの短時間側の破断絞りは70%前後と大きく、また破断時間が長くなるにつれ、より大きくなる傾向にある。500°Cでは、最大値を示し、その後著しく減少する傾向を示す。525°Cでは、破断絞りの増大傾向はなく、破断時間が長くなるにつれ、破断

絞りの減少が始まり、10000hを超えると減少が著しくなる。550°Cでは、破断絞りの急な減少がより短時間で始まり、この急な減少は、50000h辺りに位置する破断絞りの底値、即ち最小値まで続く。最小値に達した後、破断絞りは破断時間とともに今度は増加し始める。破断絞りの著しい減少が始まる破断時間および最小値を示す破断時間は試験温度が高くなるにつれて短時間側に移行する。また、最小破断絞りは、温度が高くなるほど大きくなり、550°Cでは14%であるが、575°Cでは20%、600°Cでは45%と大きくなり、また、最小値を過ぎてからの破断絞りの増大は600°C以上では顕著である。650°C以上では、3000hを超えると90%以上の大きな破断絞りととなる。675°C以上では、短時間破断で既に最小値を過ぎており、破断時間とともに増加する傾向を示している。

全体として、破断絞りは、温度および破断時間が増加するとともに破断絞りは増大して最大値を示し、その後は減少し始める。破断絞りの減少は底値、最小値まで続き、最

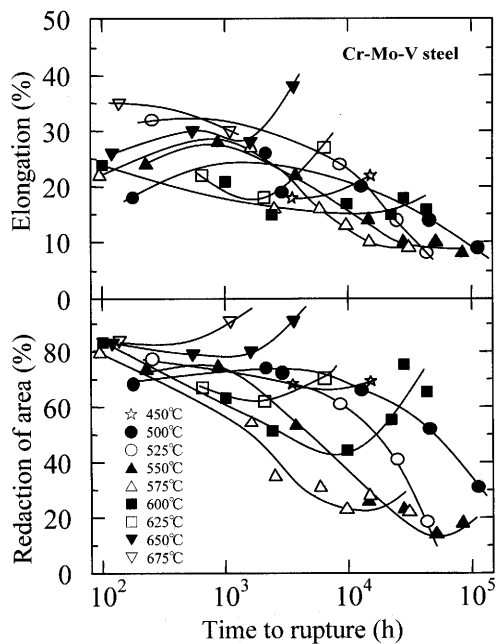


Fig. 2. Elongation and reduction of area at rupture for Cr-Mo-V steel.

小値に達した後、今度は増大し始める。

3.2 クリープ破壊機構領域図

3.2.1 クリープ破断様式

破断した試験片の破断部および破断部近傍の組織観察を行った。Fig. 3に破断部の光顕写真を示す。クリープ破断試験片の多くは、Fig. 3(a)に示されるように破断部近傍で結晶粒が応力軸方向に長く延ばされて粒内で破断していた。このような延性破断を以下粒内クリープ破壊と呼ぶことにする。525~575°Cの長時間側クリープ破断試験片には、Fig. 3(b)に示されるように粒界クラックが多数観察され、一部クラックが連結してマクロなクラックが形成されている。破面は粒界を通過しており、粒界クラックの連結・進展により破断したと考えられる。600°C以上の高温・長時間側の破断試験片の破面近傍はFig. 3(c)に示されるように、再結晶化しており、破面に近づくほど細粒となっている。クリープ変形に伴い、動的な再結晶を起こしていると考えられる。破面部は大きく絞られ、軟化しており、再結晶ラプチャー^{14,15)}による破断（以下再結晶ラプチャーと呼ぶ）である。2.25Cr-1Mo鋼の600°C以上の高温・長時間破断においても動的再結晶によるラプチャーが生じていることが報告されている⁶⁾。

3.2.2 クリープ損傷の観察

粒内クリープ破壊から粒界クリープ破壊へと変化する原因は、粒界に生成したクリープキャビティの成長によると考えられる。Fig. 4は、粒界クリープ破壊を示す試験条件である、575°C、177 MPaでのクリープ中断試験片に観察されたクリープキャビティである。比較的初期のクリープ段階に、応力に垂直方向の粒界上の析出物界面に生成したクリープキャビティ(Fig. 4(a))が、試験時間とともに粒界に沿って成長(Fig. 4(b))し、クリープキャビティ同士が相互に連結して粒界クラック(Fig. 4(c))を形成し始める。この粒界クラックがさらに進展してFig. 3(b)に示す粒界クリープ破壊を起こす。この粒界クリープ破壊はクリープキャビティに起因するので、このタイプの破壊をクリープキャビティ粒界破壊と以後呼ぶことにする。

なお、クリープキャビティは粒界上だけでなく、粒内の

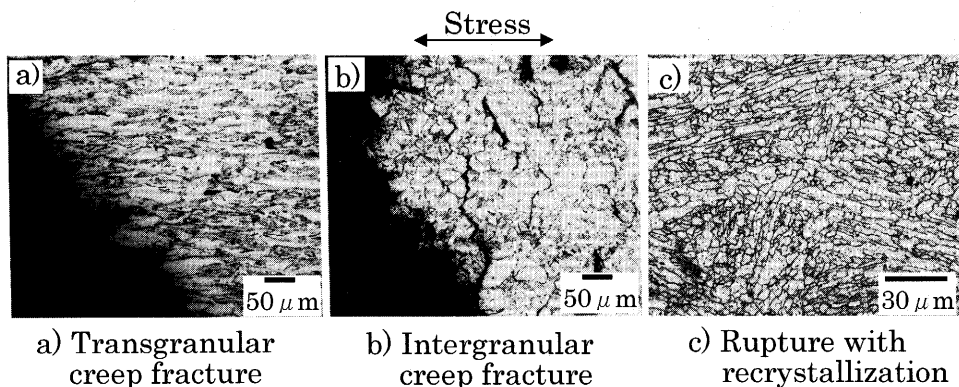


Fig. 3. Optical micrographs of ruptured parts of creep ruptured specimens (Cr-Mo-V steel).

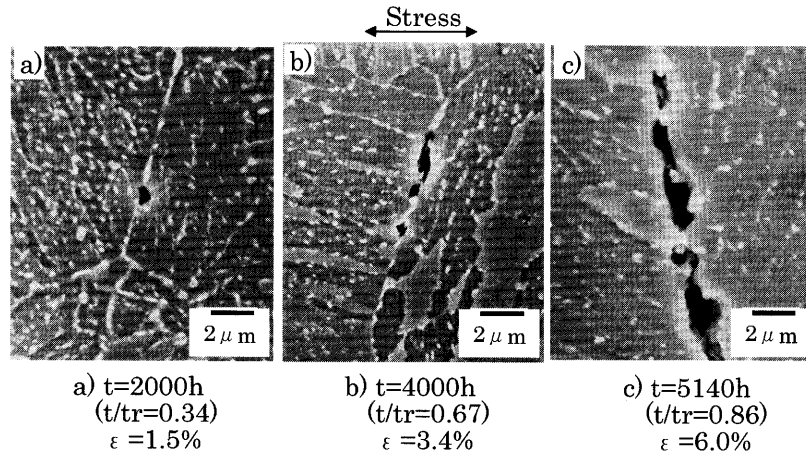


Fig. 4. Creep cavities at grain boundaries observed in specimens crept at 575°C and 177 MPa (Cr-Mo-V steel).

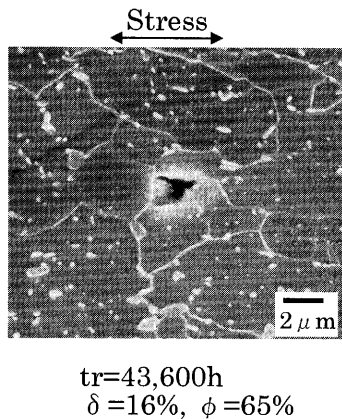


Fig. 5. Creep cavity observed in specimen ruptured at 600°C and 47 MPa (Cr-Mo-V steel).

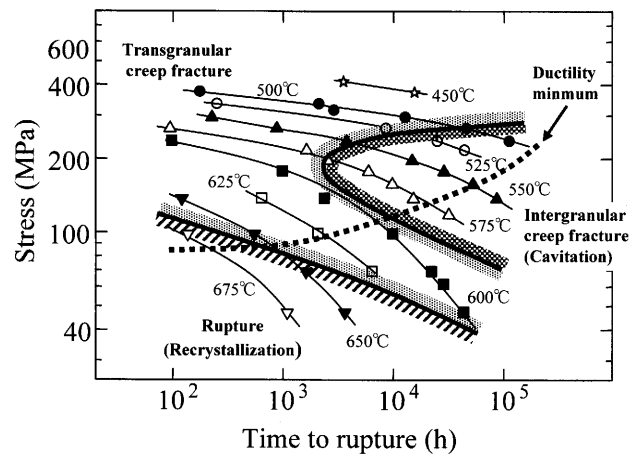


Fig. 6. Creep fracture mechanism map of stress versus time to rupture for Cr-Mo-V steel.

粗大な非金属介在物の MnS とマトリクスとの界面にも観察された。この粒内のクリープキャビティは MnS の周囲に沿って成長するが、それ以上に成長することはなく、破壊には直接的な影響をもたらさない¹⁰⁾。本供試材は比較的非金属介在物量が少ないので、この粒内クリープキャビティの影響を特に考える必要はない。

クリープキャビティ粒界破壊を示す試験条件より高温側での試験条件(600°C, 47 MPa)で破断(43600 h)した試験片に観察されたクリープキャビティを Fig. 5 に示す。クリープキャビティの生成数は少なく、また、クリープキャビティの形態は Fig. 4 のクリープキャビティとは異なっている。クリープキャビティは、粒界移動に対してピン止め効果があるため、粒界に付随しているものの、クリープキャビティが接している粒界は応力に対して垂直方向ではなく、平行方向である。粒界が移動した結果であろう。粒界に対して垂直に働く応力成分はゼロとなるので、粒界拡散による成長は望めない。Fig. 4 のクリープキャビティは、クリープキャビティが生成している粒界に垂直に働く応力成分により、粒界からクリープキャビティに向けて空孔の流れが生じて、応力に対して垂直方向の粒界に沿って成長す

る^{16,17)}。Fig. 5 のクリープキャビティは、拡散成長は望めないが、高温側ではクリープ変形が大きいため、応力方向の変形に伴って縦長に成長¹⁸⁾する。このようなクリープキャビティは、粒界破壊の原因とはならない。

3・2・3 クリープ破壊機構領域図

クリープ破断様式の一連の観察とクリープ中断およびクリープ破断試験片に生成しているクリープ損傷の走査電顕による観察結果を基に、全破断試験片のクリープ破壊機構を明らかとし、そのデータからクリープ破壊機構領域図を作成した。Fig. 6 は、応力を Y 軸、破断時間を X 軸とする座標上に応力-破断時間プロットと重ね合わせて、クリープ破壊機構領域図を示した。Fig. 7 は、応力を Y 軸、温度を X 軸とする座標上に 100~100000 h の定破断時間応力-温度線図と重ね合わせて、クリープ破壊機構領域図を示した。これらのクリープ破壊機構領域図では、応力をヤング率で割って規準化したり、温度を絶対融解温度で割って相応温度としたりせず、普段使われる応力や温度そのものとした。クリープ破壊機構領域図の作成の目的は、Cr-Mo-V 鋼を用いた高温機器、取り分け蒸気タービンロータの設計や余

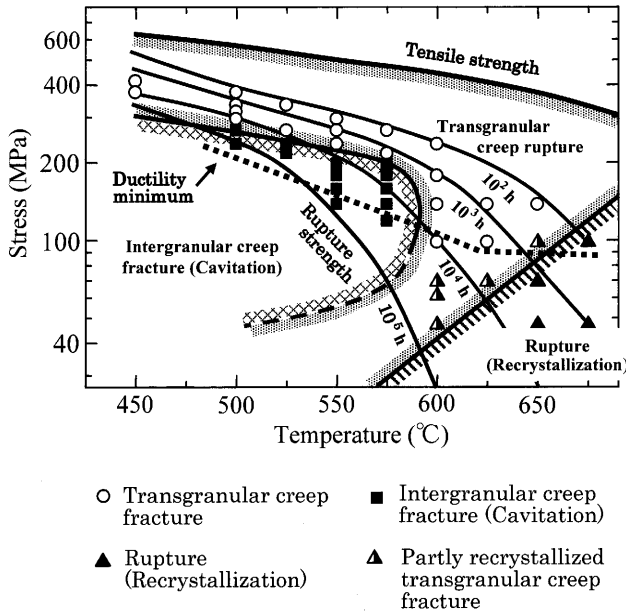


Fig. 7. Creep fracture mechanism map of stress versus temperature for Cr-Mo-V steel.

寿命予測等の信頼性評価に直接役立たせることで、そのため、分かり易く、シンプルな領域図とした。

応力-破断時間軸座標上に作成した Fig. 6 のクリープ破壊機構領域図は、みなれた応力-破断時間プロットとの対応が容易である。クリープ破壊機構領域は、①比較的短時間側に位置する粒内クリープ破壊、②500~575°Cの長時間側に位置するクリープキャビティ粒界破壊、および③600°C以上の高温・長時間側に位置する再結晶ラプチャーの3種のクリープ破壊機構領域からなる。実用上重要なのは、550°C以下の低応力・長時間破断の領域であり、クリープキャビティ粒界破壊の領域である。実使用において、クリープ負荷により破壊が生じるとすれば、想定されるのはクリープキャビティ粒界破壊で、粒内クリープ破壊や再結晶ラプチャーではない。

クリープキャビティ粒界破壊へと移行する境界線は、急なCカーブを形成しており、575°Cの応力-破断時間曲線上の応力200 MPa、破断時間2000 hの点をCカーブのノーズとして、それより高応力側、低応力側とも境界線は長時間側に移行する。このCカーブ内のクリープキャビティ粒界破壊の領域は、応力-破断時間曲線が長時間側で低応力側に曲がり、破断強度が著しく低下する領域 (Fig. 1) であり、また、破断絞りが著しく低下する領域 (Fig. 2) である。

600°C以上の試験温度では、クリープキャビティ粒界破壊は現れない。600°C以下と600°C以上での長時間破断のクリープ破壊機構は異なり、また、応力-破断時間曲線も異なった傾向 (Fig. 1) を示していることから、600°C以上のクリープ破断データから、575°C以下の低い温度の長時間破断現象を推定することは問題があることを示唆している。なお、図中に最小破断絞りを示す位置を線図として示

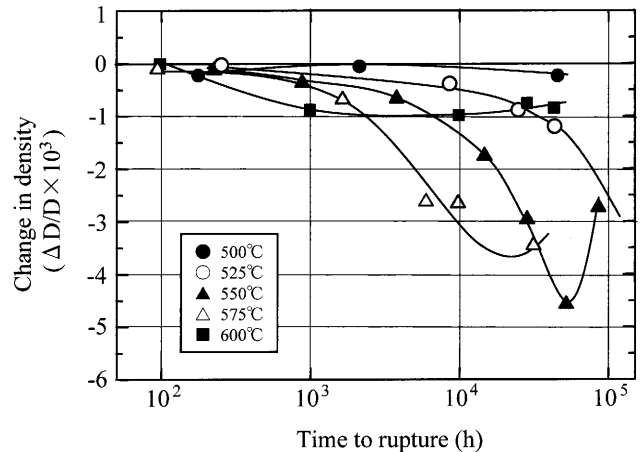


Fig. 8. Variation of change in density of creep ruptured specimens with time to rupture for Cr-Mo-V steel.

した。

Fig. 7の応力-温度軸座標上に作成したクリープ破壊機構領域図は、100~100000 hの定破断時間曲線と各試験温度における最小破断絞りを示す応力-温度線図を重ね合わせている。この領域図から、高応力側が粒内クリープ破壊、低応力・低温度側がクリープキャビティ粒界破壊、低応力・高温側が再結晶ラプチャー、その中間が粒内クリープ破壊と各破壊領域の応力、温度条件がより明確となっている。

Cr-Mo-V 鋼がタービンロータで使用される条件を500°C、100 MPa程度とすると、想定される破壊は Fig. 6 および Fig. 7 からクリープキャビティ粒界破壊であることが分かる。この使用条件は最小破断絞りを示す条件よりは、低温度、低応力ではあるが、クリープ破壊機構およびクリープ破断性質からは、望ましくない使用条件といえよう。

3.3 クリープキャビティとクリープ破壊機構

試験温度500~575°Cの長時間側での粒内クリープ破壊からクリープキャビティ粒界破壊への移行は、クリープキャビティの生成と成長による (Fig. 4)。このクリープキャビティの生成量を定量的に把握する目的でクリープ試験前後の密度変化を計測した。密度の減少はクリープキャビティ生成・成長に対応するもので、クリープキャビティの総体積量に相当する。Cr-Mo-V 鋼は十分な焼戻し処理がなされているため、クリープ中の組織変化による密度への影響は少ない⁹⁾が、クリープおよびクリープ破断試験片のネジ部から試料を採取し、組織変化による密度変化として計測して、クリープキャビティによる密度変化データから差し引いて補償した。

Fig. 8に500~600°Cのクリープ破断試験片の密度変化計測結果を示す。500°Cでは密度の減少は遅いが、525°Cでは10000 hを超えると密度の減少は加速し始める。550°Cおよび575°Cでは、それぞれ10000 hおよび3000 hを超え

る長時間側で密度は著しく減少する。550°Cでは70000hで、575°Cでは20000hで密度減少の最小値を示し、その後密度は増加し始める傾向を示す。600°Cになると密度の減少は少なく、長時間破断でも密度の減少は少ない。

500~600°Cの密度変化プロットから一定の密度減少を示す温度、応力条件を読み取り、定密度変化線図を作成し、Fig. 6のクリープ破壊機構領域図に重ね合わせた。Fig. 9にその結果を示す。 $\Delta D/D = -0.5 \times 10^{-3}$ から -4×10^{-3} の各密度変化線図は比較的シャープなノーズをもつCカーブを呈し、密度減少が大きくなるにつれ、平行的に長時間・低応力側に移動している。定密度変化線図のノーズの位置は575°Cの応力-破断時間曲線の近くにあり、575°Cにおいて最もクリープキャビティが生成し易いことを示している。定密度変化線図の形状は、粒内クリープ破壊からクリープキャビティ粒界破壊へと移行するCカーブ状の境界に類似している。クリープキャビティ生成・成長が顕著になる、 $\Delta D/D = -1.0 \times 10^{-3}$ の定密度変化線図は、この境界線

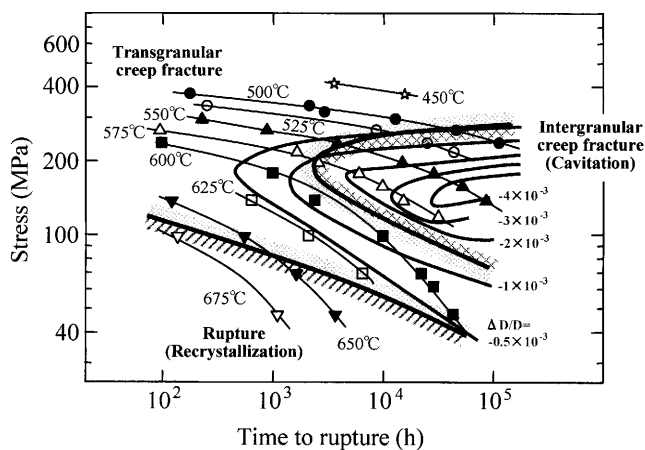


Fig. 9. Contour lines of change in density showing existence of 'nose' constructed on creep fracture mechanism map of stress versus time to rupture for Cr-Mo-V steel.

と同じような位置関係にある。

3.4 微細組織変化とクリープ破壊機構

Cr-Mo-V鋼に析出する析出物の主体は炭化物であり、その炭化物は M_3C , M_7C_3 , $M_{23}C_6$, V_4C_3 など多種に及び、また、クリープ中に多様に変化する¹⁹⁾。この析出物変化と連動し、転位組織も顕著に変化する。Fig.10は薄膜による透過電顕組織であり、図の(a)は試験前の試料、(b)は550°C、137MPaで破断した試験片、(c)は675°C、47MPaで破断した試験片である。試験前の試料では、ベイナイト変態時に導入された高密度の転位が観察される。転位の配列は一定傾向を示さず、ランダム状にみえる(Fig.10(a))。550°C、137MPaで破断した試験片では、転位密度が減少し、ベイナイト境界は消え、比較的小さなサブグレインが形成されている(Fig.10(b))。675°C、47MPaの破断試験片では、転位密度の減少はさらに進み、サブグレインがより明瞭で成長して大きくなり、サブグレイン内の転位はほとんどみられなくなっている(Fig.10(c))。

Fig.10に示した転位組織のクリープ中の変化は、析出物等の変化と密接に関係するが、析出物より転位組織の方がクリープやクリープ破断性質により直接的に関係すると考えられる。そこで、転位組織の回復度を定量的に把握する目的で、回折X線ピーク半価幅を計測した。回折X線ピーク半価幅は内部ひずみに対応する¹²⁾ものであるが、Cr-Mo-V鋼の場合は、半価幅変化は主として転位密度の変化や下部組織の回復に対応すると考えられる。

Fig.11にクリープ破断した試験片から採取した試料の回折X線ピーク半価幅の平均値を試験前と合わせて示す。得られた各試験温度の回折X線ピーク半価幅と破断時間のプロットは、応力-破断時間プロット(Fig. 1)と類似している。この類似性は回折X線ピーク半価幅の減少とクリープ破断寿命との関連性を示すものと考えられる。

この回折X線ピーク半価幅と破断時間のプロットにク

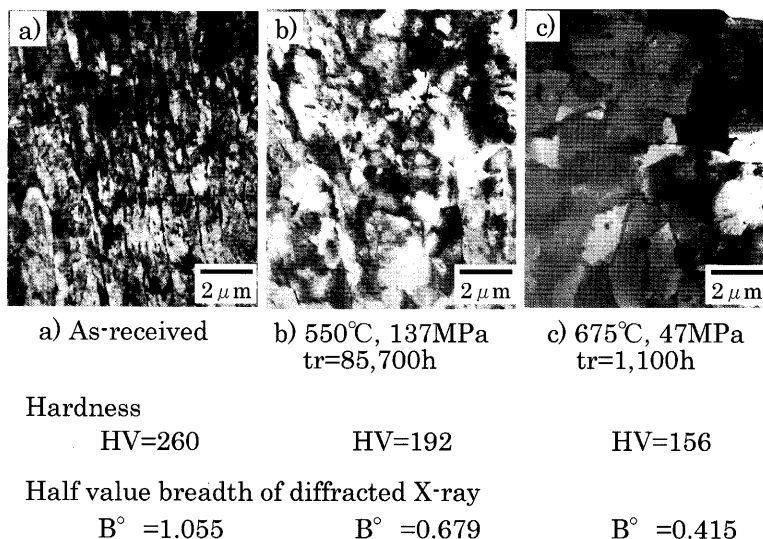


Fig. 10. Prior bainite lath in as-received sample and dislocation substructures developed during creep (Cr-Mo-V steel).

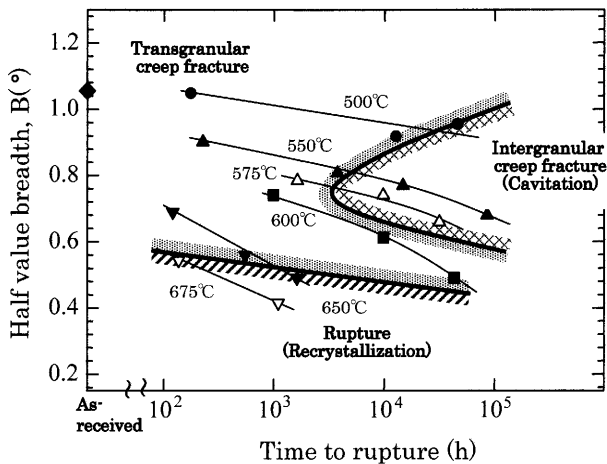


Fig. 11. Variation of diffracted X-ray half value breadth with time to rupture for Cr-Mo-V steel.

クリープ破壊機構領域を重ね合わせた。再結晶ラプチャーと粒内クリープ破壊との境界は、回折X線ピーク半幅が0.6以下の値のところにある。クリープ試験温度が高いほどやや大きな半幅で再結晶ラプチャー領域に移行する傾向にあるが、温度の影響は大きくはない。600°C近くでのクリープキャビティ粒界破壊から粒内クリープ破壊への移行も半幅が0.7以下と組織の回復が相当進んだ段階で生じている。このクリープキャビティ粒界破壊が抑制され、粒内クリープ破壊へと移行するのは、主として転位組織の回復によるクリープ変形の加速によるものと考えられる。クリープキャビティ成長が不十分な段階で第3期クリープの加速が大きくなることやFig. 5に示されるような粒界移動が一部生じ始め、クリープキャビティの成長が抑制されることなどが考えられる。

600°C以上での再結晶ラプチャーへの移行は、転位組織の回復に加え、粒界上の $M_{23}C_6$ 等の炭化物の凝集粗大化や溶け込み¹⁹⁾、不純物の粒界偏析が600°C以上で急減²⁰⁾することなどにより、粒界が動きやすくなり、再結晶が始まることによるのであろう。

4. 結言

タービンロータCr-Mo-V鋼について得られている450~675°C、47~412 MPaの10万時間を超えるデータを含むクリープ破断試験片の破断様式と破壊に結びつくクリープ損傷を調べ、精密なクリープ破壊機構領域図を作成した。

クリープ破壊機構領域図は、広い範囲に亘る粒内クリー

プ破壊、破断延性の低いクリープキャビティ粒界破壊、そして破断延性の大きい動的再結晶による再結晶ラプチャーの3領域からなる。

600°C以下のクリープ破断では、長時間になるほど粒界に生成するクリープキャビティの生成量が多くなり、粒内クリープ破壊からはクリープキャビティ粒界破壊領域へと移行する。

600°C以上となると、クリープに伴う転位組織の回復が顕著となり、クリープ速度が加速し、これに粒界析出物の凝集粗大化・溶け込みや不純物の粒界偏析の急減が粒界移動を容易とする。そのため、クリープキャビティの粒界に沿った成長は抑制され、クリープキャビティ粒界破壊から粒内クリープ破壊、さらに高温・長時間側では、粒界移動が活発化して、再結晶ラプチャーへと移行する。

応力-破断時間軸座標および応力-温度軸座標上に作成したクリープ破壊機構領域図は、タービンロータCr-Mo-V鋼の使用される温度・応力条件と考えられる500°C、100 MPa近傍では、クリープキャビティ粒界破壊領域にあり、クリープキャビティが生成し易い領域にあることを示している。

文 献

- 1) M.F.Ashby, C.G.Gandhi and D.M.R.Taplin: *Acta Metall.*, **27** (1979), 699.
- 2) N.Shinya: *Bull. Jpn. Inst. Met.*, **26** (1987), 801.
- 3) N.Shinya: *Tetsu-to-Hagané*, **73** (1987), 1089.
- 4) N.Shinya, J.Kyono, H.Tanaka and S.Yokoi: *Tetsu-to-Hagané*, **69** (1983), 1668.
- 5) N.Shinya, H.Tanaka, M.Murata, M.Kaise and S.Yokoi: *Tetsu-to-Hagané*, **71** (1985), 114.
- 6) N.Shinya, J.Kyono and M.D.Mathew: *Mater. Sci. Technol.*, **19** (2003), 1571.
- 7) K.Maruyama: *Bull. Iron Steel Inst. Jpn.*, **10** (2005), 669.
- 8) NRI Creep Data Sheet No. 9B, Data Sheets on the Elevated-Temperature Properties of 1Cr-1Mo-0.25V Steel Forgings for Turbine Rotors and Shafts (ASTM A470-8), National Research Institute for Metals, (1990).
- 9) N.Shinya, J.Kyono and S.Yokoi: *Tetsu-to-Hagané*, **70** (1984), 573.
- 10) N.Shinya and S.R.Keown: *Met. Sci.*, **13** (1979), 89.
- 11) D.A.Miller, W.J.Plumbridge and R.A.Barlet: *Met. Sci.*, **15** (1981), 413.
- 12) P.N.Pangborn, S.Weissmann and I.R.Kramer: *Metall. Trans. A*, **12A** (1981), 109.
- 13) A.Fujita, M.Shinohara, H.Yokota, K.Kaku, K.Soeda and Y.Kuroda: *Tetsu-to-Hagané*, **84** (1998), 236.
- 14) C.Gandhi and M.F.Ashby: *Acta Metall.*, **27** (1979), 1565.
- 15) R.J.Fields, T.Werasoriya and M.F.Ashby: *Metall. Trans. A*, **11A** (1980), 333.
- 16) D.Hull and D.E.Rimmer: *Philos. Mag.*, **4** (1959), 673.
- 17) M.V.Speight and J.E.Harris: *Met. Sci. J.*, **1** (1967), 83.
- 18) J.W.Hancock: *Met. Sci.*, **10** (1976), 319.
- 19) B.A.Senior: *Mater. Sci. Eng.*, **A103** (1988), 263.
- 20) E.D.Hondros and M.P.Seah: *Int. Met. Rev.*, **222** (1977), 262.