

Cr-Mo-V 鍛鋼のクリープキャビティの生成・
成長挙動と破断延性に影響する冶金的因子

角 屋 好 邦*・後 藤 徹*

Metallurgical Factors Affecting Creep Cavitation Behavior and
Rupture Ductility of Cr-Mo-V Steel Forging

Yoshikuni KADOYA and Toru GOTO

Synopsis :

In order to clarify metallurgical factors affecting creep rupture ductility of Cr-Mo-V steel, creep tests for the specimens with actual rotor materials differing in quenching temperature and also in impurity content were carried out at 550°C-210 MPa and 575°C-160 MPa. Creep properties were compared and also nucleation-growth behavior of creep cavities during creep and rupture ductility were investigated. The obtained results are as follows :

(1) The high-purity materials have the best rupture ductility among as-heat-treated materials quenched at 940-970°C and show rupture elongation higher than 10%. Other low-purity materials show rupture elongation lower than 10%. The decrease in ductility corresponds to the increase in impurity content.

(2) The rupture ductility of the re-heat-treated rotor materials quenched at 1025°C decreases greatly to less than half the value of as-heat-treated materials in (1). The decrease in ductility corresponds to grain growth of prior-austenite grains.

(3) The metallurgical factors that affect rupture ductility remarkably are (a) the pre-austenite grain size corresponding to rotor quenching temperature, and (b) the amounts of impurity, and the smaller (a) is and the lower (b) is, the higher is the rupture ductility.

(4) Consequently a parameter is proposed so that rupture ductility of Cr-Mo-V steel can be obtained, combining both the above-mentioned (a) and (b) factors. This creep ductility parameter, defined as the Y-factor, is expressed as :

$$Y = 0.34[P] + 3.8[S] + 8.4[Sn] + 12.0[As] + 5.6[Sb] + 2.6G.S.$$

where [P], [S], [Sn], [As], and [Sb] are the contents of respective elements (wt.%), and G.S. is grain size (mm).

Rotor materials of $Y > 0.5$ show notch-sensitive behavior, and so the Y-factor is effective in judging the notch-sensitive/notch-insensitive property.

Key words : creep; creep ductility; intergranular fracture; Cr-Mo-V steel; notch sensitivity; impurity; grain size.

1. 緒 言

筆者らは先に、実機のロータ材である 1Cr-1Mo-1/4 V 鋼を用い、500-675°C の温度範囲でクリープ試験を行い、クリープ変形とクリープ破断特性を調べて、クリープ変形の律速過程及びクリープ破断形態は、オロワン応力を境にして異なることを明らかにした¹⁾。また、この結果によれば Cr-Mo-V 鋼が広く使用されている蒸気タービンロータの使用条件範囲は、上記のオロワン応力

以下にあり、実用上問題となる破壊機構は破断延性の低下を伴う粒界破壊であることが予想された。

一方、このクリープ破断延性の変化は、切欠き部を多く含むタービンロータの場合には切欠きクリープ破断特性と密接な関係があると従来から言われている²⁾。これに加えてクリープ破断延性は最近ではタービンロータの運用上問題となるクリープ・疲労寿命にも影響を及ぼすとの報告^{3,4)}もあり、実用上重要な因子と考えられる。

これまで、Cr-Mo-V 鋼のクリープ特性についてはい

平成 4 年 1 月 24 日受付 平成 4 年 6 月 5 日受理 (Received on Jan. 24, 1992; Accepted on June 5, 1992)

* 三菱重工業(株)高砂研究所 工博 (Takasago Research & Development Center, Mitsubishi Heavy Industries, Ltd., 2-1-1 Shinhamma Arai-cho Takasago 676)

ろいろな角度から調べられているが、主に高温強度の観点から、クリープ強さと組織変化との関係を検討した報告^{5)~11)}が多い。しかも上述のような実用上問題となるCr-Mo-V鋼のクリープ粒界破壊に着目して、粒界に生じたクリープ損傷を定量的に評価した研究は報告¹²⁾¹³⁾されているものの、さらには本鋼種の粒界損傷と破断延性との関係までを系統的に調べた研究報告は少なく、いまだ不明な点も多い。

ところで、Cr-Mo-V鋼の粒界破壊を示す場合のクリープ破断延性は、損傷の中味としてのクリープキャビティや粒界き裂の発生量に支配されていると考えられるが⁶⁾、冶金因子として製造時の熱処理、組織及び合金成分にクリープ破断延性が影響を受けることはよく知られている^{14)~16)}。このうち、製造時の熱処理条件については、過去のロータの翼根部の破壊事故調査²⁾の経験等から、ロータの焼入れ温度を1010°Cから現在の955°C付近に下げる処置がとられ、クリープ破断延性は著しく改善されている。しかしながら、その改善効果が結晶粒の微細化によるものか、焼入れ温度における母相への炭化物の固溶量の差に伴う焼戻し時における炭化物の析出挙動の変化によるものか、いずれが主たる役割を演じているのかに関しては依然として不明である。また、クリープ破断延性に及ぼす組織及び合金成分の影響については、その後詳しく調査され、ベイナイト組織の優位性が確認されるとともに、不純物元素も影響を及ぼすことが明らかにされている¹⁴⁾。従って、現状では本鋼種のクリープ破断延性に影響を及ぼす冶金因子として、上に述べた焼入れ温度の影響とロータの溶製間で相違が認められる不純物元素の影響を取り上げ、これらについて調べる必要がある。特に、不純物元素の影響は興味深いが、これまでの研究は主に不純物元素と寿命や伸びの関係に集中していた¹⁷⁾¹⁸⁾。不純物元素と損傷の実体であるクリープキャビティの生成過程との関係付けが重要であり、とりわけ、不純物元素量と破断延性との定量的な関係を合理的な基準に基づいて確立することが重要である。

そこで、本研究では不純物元素含有量の異なる5種

類の実機のロータ材であるCr-Mo-V鋼を用いて550及び575°Cにおいて約10⁴hで粒界破断する応力でのクリープ試験を行うとともに、同じ条件におけるクリープ中断試験片を作製し、クリープキャビティの生成過程の変化を調べた。さらに、そのうち3種類の供試材については、焼入れ温度を1025°Cと高くした供試材を作製し、940~970°Cの通常の焼入れ温度のものとのクリープ特性を比較するとともに、クリープキャビティの生成・成長挙動と破断延性について調べ、それらに影響する冶金因子の検討を行った。

2. 供試材及び実験方法

2.1 供試材

供試材は、タービンロータとして10万時間程度使用された3種類の実機ロータ及び2種類の製造ままの実機ロータである。いずれの供試材もCr-Mo-V鋼であり、ロータ中心孔近傍からロータ周方向に試験片を採取した。実機ロータの試験片採取位置は、長期間使用による影響を避けるためロータ中心孔の未使用材と同等とみなせる低温低応力部を選んだ。供試材の化学成分をTable 1に示す。また、Table 1には各ロータ材を不純物元素含有量で特徴づけるため、RoanとSeth¹⁷⁾らにより提案されている式で定義された全有効不純物含有量 I_s を各ロータ材について算出し併記した。以下、この表において、 $I_s > 0.6$ に分類されるロータ材A、C及びEを低純度材、 $I_s < 0.6$ に分類されるロータ材B及びDを高純度材と呼ぶことにする。さらに、供試材のロータ製造時の公称の熱処理及び旧オーステナイト粒径をTable 2に示す。なお、供試材の組織は焼戻しベイナイト組織である。

次に、Table 1に示した供試材の中で、破断延性の最も大きいロータ材Dと小さいロータ材C及びEを再熱処理用の供試材に選んだ。これにTable 3に示す再熱処理を施した。すなわち、ロータ材C及びDは焼入れ温度を1025°Cとし、この温度より冷却後、ロータ製造時の素材に施された条件と同一条件の焼戻しを施した。さらに、ロータ材Eについては、マルテンサイト

Table 1. Chemical compositions and total effective impurity content of Cr-Mo-V steels studied.

(wt%)

Rotor	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V	Sn	As	Sb	Total effective impurity content I_s^* (%)
A	0.28	0.20	0.79	0.027	0.013	0.39	1.05	1.15	0.24	0.018	0.021	0.003	0.97
B	0.31	0.25	0.80	0.013	0.016	0.14	1.09	1.26	0.23	0.010	0.009	0.002	0.57
C	0.30	0.25	0.75	0.008	0.008	0.35	1.23	1.20	0.26	0.017	0.016	0.003	0.62
D	0.33	0.28	0.85	0.005	0.007	0.34	1.12	1.13	0.24	0.002	0.005	0.002	0.24
E	0.30	0.28	0.69	0.013	0.014	0.28	1.11	1.36	0.23	0.005	0.024	0.004	0.67

* $I_s = 16.1 \cdot [\text{Sb}] + 13.8 \cdot [\text{Sn}] + 12.6 \cdot [\text{P}] + 10.5 \cdot [\text{As}] + 8.8 \cdot [\text{S}]$; from ref. 17)

Table 2. Nominal heat treatment condition and grain size of as-received Cr-Mo-V steels.

Rotor	Nominal heat treatment		Grain size	
	Austenitising treatment	Tempering treatment	JIS No.	Grain diameter (μm)
A	970°C; B. C.*	680°C; F. C.**	4.5	90
B	955°C; B. C.	680°C; F. C.	4.0	80
C	970°C; B. C.	665°C; F. C.	5.0	60
D	955°C; B. C.	680°C; F. C.	3.5	100
E	940°C; B. C.	670°C; F. C.	3.5	100

* B. C.: Blast Cooling

** F. C.: Furnace Cooling

Table 3. Re-heat treatment condition and grain size.

Rotor	Re-heat treatment	Grain size	
		JIS No.	Grain diameter (μm)
C	1 025°C × 10h; cooling rate* of 25°C/h, 670°C × 50h; A. C.**	3.0	120
D	Ditto	2.8	150
E	950°C × 0.2h; W. Q.***, 930°C × 0.2h; W. Q. × 3, 1 025°C × 10h, 670°C × 50h, A. C.	4.3	80

* Cooling rate: Correspond to the cooling rate at the center of rotor of $\phi 1\,000\text{ mm}$

** A. C.: Air cooling

*** W. Q.: Water quenching

オーステナイトの繰り返し熱処理を施し、前もって結晶粒径を細粒とした後、上記のロータ材 C 及び D と同一の調質処理を施した。なお、焼入れ時の冷却速度は、直径 1 000 mm ロータの中心部相当を模擬した。再熱処理後の旧オーステナイト粒径を Table 3 に示した。

2.2 クリープ試験

試験片は、直径 10 mm、標点間距離 50 mm の丸棒試験片であり、クリープ破断試験には、シングルレバー式クリープ試験機を用いた。試験温度は 550 及び 575°C

の 2 温度とした。これらの温度で約 10^4 h で破断するように、試験応力はそれぞれ 210 及び 160 MPa とした。すなわち、前報¹⁾の結果に基づきクリープキャビティを伴う粒界破壊で破断する試験条件を選んだ。また、これらの各条件で破断時間のほぼ 1/5 の間隔でクリープ中断試験片をも作製した。

2.3 微細組織調査方法

クリープ破断試験片及びクリープ中断試験片を用いて前報¹⁾と同様に光学顕微鏡(光顕)、走査型電子顕微鏡(走査電顕)及び透過型電子顕微鏡(透過電顕)による組織観察を行った。これらの試験方法の詳細は前報¹⁾と同じである。クリープキャビティの観察は、上記試験片の平行部を縦割りにした面について光顕及び走査電顕により行った。さらに、観察されたクリープキャビティについては、光顕を用いて A パラメータ値¹⁹⁾を計測し、走査電顕を用いて単位面積当たりのキャビティ数及びキャビティの面積率を計測した。なお、キャビティ数及びキャビティの面積率の計測は画像処理装置を用いて行った²⁰⁾。また、製造時の熱処理まま材及び再熱処理材のクリープ試験を行った試験片のうち、一部の試験片については、5%塩酸エチルアルコール溶液を用いて電解抽出残渣を採取し、X 線回折により析出相を同定した。

3. 実験結果

3.1 クリープ試験

本研究で行ったクリープ試験結果を Table 4 に示す。この表のうち、ロータ材 A 及び B のクリープ速度-時間曲線を Fig. 1 に示す。前報¹⁾でも述べたが、この図からわかるように本鋼種のクリープ曲線の遷移クリープ域は全クリープ域の 20~30% を占めており、最小クリープ速度を示した後は、定常クリープ域はほとんど認められず加速クリープ域に移行することが認められた。

Table 4. Creep rupture properties of Cr-Mo-V steels studied.

Heat treatment	Rotor	Creep test condition		Minimum creep rate $\dot{\epsilon}_m$ (%/h × 10^4)	Time to rupture t_r (h)	Time to onset of tertiary t_3 (h)	Elongation δ (%) = ϵ_f	Reduction of area φ (%)	
		T (°C)	σ (MPa)						
Nominal (940~970°C quenching)	A	550	210	1.16	8 195	5 900	4.4	3.0	
		575	160	2.18	7 063	4 200	6.0	5.0	
		550	210	2.94	15 323	7 600	14.8	41.0	
	B	575	160	3.69	12 102	5 400	18.7	52.0	
		550	210	3.30	12 768	7 720	6.9	6.0	
		575	160	3.26	9 694	4 840	6.7	4.0	
	D	550	210	1.40	12 645	8 400	13.8	55.0	
		575	160	2.80	9 226	4 700	15.2	37.0	
		550	210	1.90	5 653	4 700	4.4	6.0	
	E	575	160	1.70	4 434	4 100	4.6	8.0	
		C	550	210	0.78	13 884	12 600	3.2	5.0
			575	160	1.15	9 814	7 800	2.4	6.0
	550		210	0.60	20 323	16 300	5.2	6.0	
	Re-heat (1 025°C quenching)	D	575	160	0.88	13 160	10 100	4.8	7.0
			550	210	1.64	11 420	8 000	6.2	10.0
575			160	2.75	8 433	6 830	6.0	4.0	

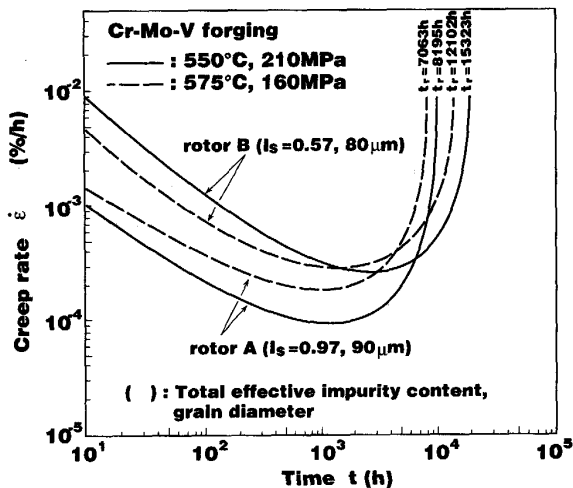


Fig. 1. Creep rate-time curves of rotor A and B at 550°C -210 MPa and 575°C-160 MPa.

一方、製造時熱処理まま材の破断延性は高純度材であるロータ材 B 及び D が最も良く、破断伸びで 10% 以上を示した。その他の低純度材のロータ材は、いずれも破断伸びが 10% 以下であった。また、再熱処理を施したロータ材の破断延性は、ロータ材 E を除いていずれも製造時熱処理まま材のそれに比べて 1/2 以下に大きく減少することが認められた。なお、いずれの破断試験片も粒界破壊であった。

3.2 クリープ試験片の抽出レプリカ観察

製造時熱処理まま材及び再熱処理材のクリープ試験片の平行部の抽出レプリカによる透過電顕組織については別報²¹⁾したが、製造時熱処理まま材と再熱処理材の間で炭化物の分散状態及び粗大化の傾向に特別な差は認められなかった。

3.3 電解抽出残渣の X 線回折結果

製造時熱処理まま材及び再熱処理材のクリープ破断試験片の平行部から採取した電解抽出残渣の X 線回折結果は、別報²¹⁾したが、いずれの試験片の場合も炭化物

V_4C_3 , Mo_2C , $Cr_{23}C_6$ 及び Fe_3C が確認され、供試材及びクリープ試験条件の間で析出相の種類及び量に特別な差は認められなかった。

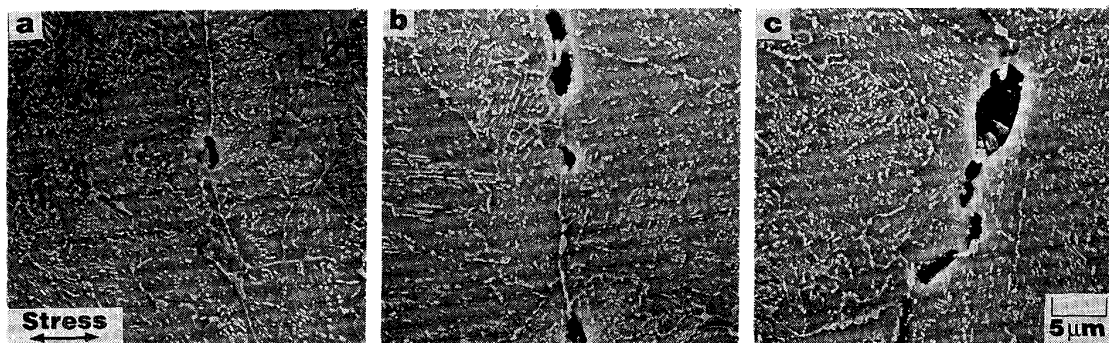
3.4 クリープ試験片の薄膜観察

クリープ試験片の平行部の薄膜による透過電顕組織の代表的なものは、別報²¹⁾したが、いずれの試験片の場合も試験時間の増加とともに粒界上及び粒内の炭化物はともにわずかに粗大化し、特に、粒界炭化物がその凝集粗大化の傾向が著しいことが観察されている。また、試験時間の増加とともに、転位密度が低くなる傾向にあり、炭化物のない領域及びサブグレインが旧オーステナイト粒界に接して認められ、それらサブグレインは粒内へと拡大していることも観察された。

一方、木村ら^{8)~10)}は旧オーステナイト粒界における局所的な転位の回復領域に着目し、この回復領域とクリープ速度の増加傾向とがよく対応していることを見だしている。本研究で用いた抽出レプリカ観察及び薄膜観察においては木村ら^{8)~10)}が定義した局所的な転位の回復領域の幅を明確にかつ精度よく計測できなかったが、検討の余地があろう。

3.5 クリープキャビティの生成過程の観察

クリープの各段階で中断した試験片には、いずれもクリープキャビティが認められた。代表的なものとして 550°C-210 MPa におけるクリープ中断試験片に観察されたクリープキャビティを Photo. 1 に示す。クリープキャビティは負荷応力に対する傾きが直角方向に近い粒界に生成しており、クリープ試験時間とともに、その数はしだいに増加し、寸法も大きくなる。しかも、クリープキャビティは楕円状の形状を保ちながら粒界に沿って成長し、さらには隣接する成長中のクリープキャビティと合体してき裂となる。なお、いずれの試験片においても楔型き裂は観察されなかった。



a : 1792 h ($t/tr = 0.21$)

b : 4145 h ($t/tr = 0.50$)

c : 8195 h ($t/tr = 1.0$)

Photo. 1. Scanning electron micrographs of specimens crept of rotor A at 550°C -210 MPa.

4. 考 察

4.1 クリープ特性の旧オーステナイト粒径依存性

最小クリープ速度の旧オーステナイト結晶粒径依存性を Fig. 2 に示す。この図は、最小クリープ速度 $\dot{\epsilon}_m$ と結晶粒径 D を $\log \dot{\epsilon}_m - \log D$ の関係で示したものである。本研究で試験した $60 \mu\text{m} \sim 150 \mu\text{m}$ の範囲内では最小クリープ速度は旧オーステナイト粒径の増加に伴い直線的に減少し、その勾配は約 -2 である。

クリープ速度やクリープ破断強度におよぼす旧オーステナイト結晶粒径の影響の中には他の因子による影響が含まれる場合もある。例えば、本鋼種の場合には前述したようにロータの焼入れ温度の違いによって旧オーステナイト粒径も変わるが、同時に母相への炭化物の固溶量も変化するため、固溶強化や析出強化の寄与が変わるものと考えられる。本研究では、それら旧オーステナイト粒径および母相の炭化物などの変化を分離してクリープ特性におよぼす効果を調べるため、Table 3 に示した再熱処理を施した。すなわち、Table 3 でロータ材 E については、熱処理により前もって結晶粒径を細粒とした後、他のロータ材 C 及び D と同じ焼入れ温度 1025°C の調質処理を施した。従って、再熱処理材は母相の炭化物の固溶量を同一とし、旧オーステナイト粒径のみ変化させた供試材となっている。実際に、抽出レプリカ観察結果及び電解抽出残渣の X 線回折結果からも再熱処理材のロータ材の間で炭化物の分散状態、種類及び量に特

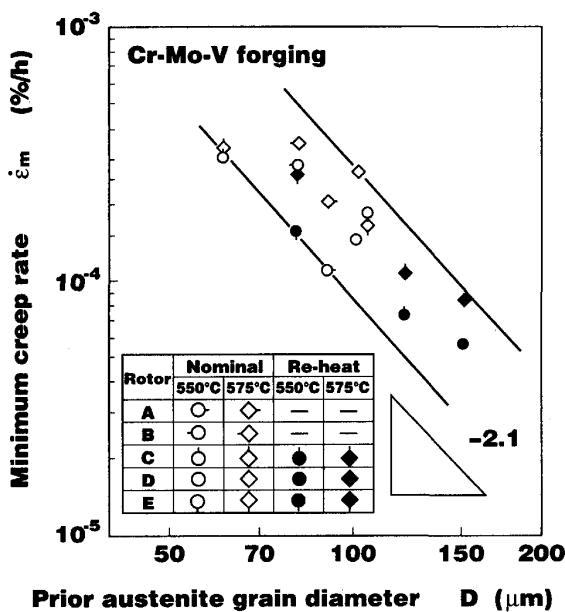


Fig. 2. Relation between the minimum creep rate at 550°C -210 MPa and 575°C -160 MPa and prior austenite grain size.

別な差は認められていない。再熱処理材の結果は、Fig. 2 には黒塗りで示したが、これらのロータ材の間における最小クリープ速度の差は明らかに旧オーステナイト粒径のみの影響と考えられる。

4.2 キャビティの生成過程とクリープ挙動

本研究で実施したクリープ試験条件下でのクリープ変形は別報²¹⁾で述べたように転位密度の減少とサブグレインを伴う転位組織の回復が支配する機構により生じていると推論されるが、同時にクリープ損傷としては粒界にクリープキャビティが生成・成長する。クリープキャビティの発生及び成長機構は不明な点が多いのが現状であるが、その中でも後者の成長機構に関する研究は盛んである²³⁾。提唱されているクリープキャビティの成長機構モデルのひとつに組合せモデル²³⁾がある。すなわち、このモデルはマトリックスの変形や粒界すべりに関連した変形依存性の因子と拡散に関連した時間依存性の因子が重なり合ったモデルであり、後述するようにクリープキャビティの生成・成長挙動の特徴をかなりよく説明できる。

A パラメータ、キャビティ数及びキャビティの面積率で表示したクリープキャビティの生成過程は、クリープひずみの関数だけで単純に比例関係で整理し得なかったため、上述の組合せモデルを考慮してクリープ損傷の時間あるいはひずみに対する依存性の観点から、時間とひずみの積 ($t \times \epsilon_c$) に対して対数でプロットしてみた。A パラメータで整理した場合の結果を Fig. 3 に示す。キャビティ数及びキャビティの面積率で整理した場合の結果は、別報²¹⁾したが、いずれの場合もかなりのばらつきはあるものの対数表示に対して直線近似が可能である。これらの図中の線群は、クリープ損傷が時間とひずみの積の n 乗に比例し、かつ $n=1$ であることを示している。これは、Greenwood²⁴⁾らが、クリープキャビティの生成速度はクリープひずみ量に比例し、成長は単純な粒界拡散モデルによって支配されるとした考え方に対応している。

Fig. 3 からわかるように、粒界損傷量を示す A パラメータ値は、時間とひずみの積に比例し、図中直線群で示したように、 550°C 及び 575°C でそれぞれ異なる直線となるような温度依存の傾向が認められた。また、A パラメータで整理すると高純度材及び低純度材の材料の組成依存差は認められず、直線群の中をばらついている。

さらに、別報²¹⁾に示したが、キャビティ数及びキャビティの面積率で整理した場合は、Fig. 3 で認められた温度依存性の他にも高純度材と低純度材の材料の組成依存性も認められた。低純度材のキャビティ数及びキャ

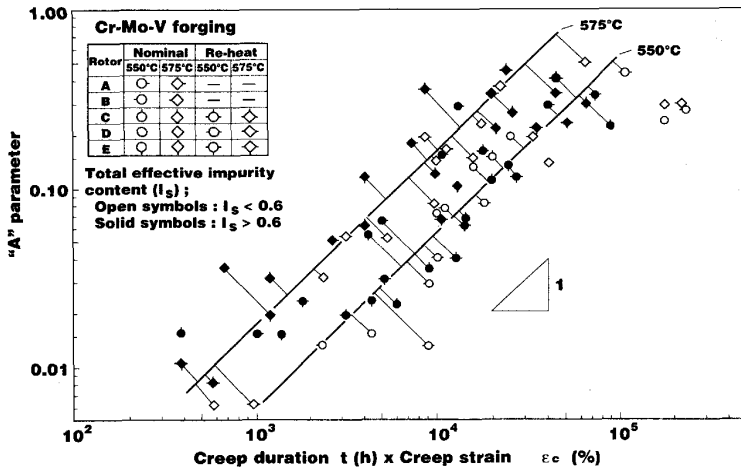


Fig. 3. Relation between "A" parameter and creep duration × creep strain.

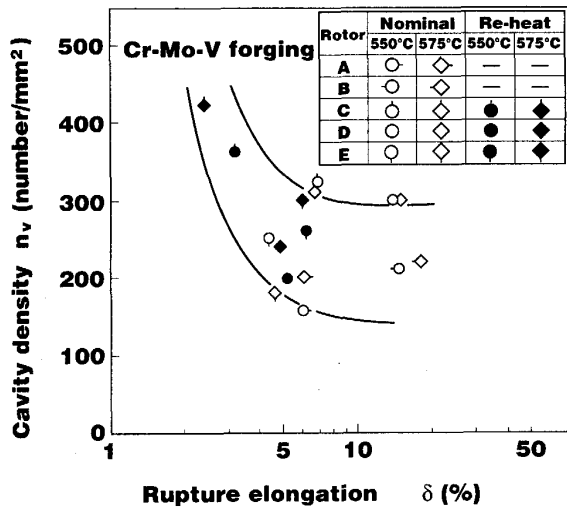


Fig. 4. Effect of cavitation on rupture ductility.

ビティの面積率は、高純度材のそれに比べて約2~4倍程度大きくなっている²¹⁾。これらのことから、キャビティ発生と成長には、P, S, Sn, Sb, Asなどの不純物元素が強く影響を及ぼし、これら不純物元素の多いものほどキャビティの発生と成長が活発になるものと考えられる。つまり、不純物元素は粒界に偏析し表面エネルギーや粒界エネルギーを減じ、その結果キャビティはより小さい安定キャビティ寸法及びひずみで発生し、その核生成の割合も大きくなるために上述のような結果になったものと推定される。

次に、破断時のキャビティ量を破断延性に対して整理した結果を Fig. 4 に示す。この図は、キャビティ数と破断伸びの関係を示したものであるが、クリープキャビティの生成に伴ない破断延性が低下する傾向が認められる。また、京野ら²⁵⁾も Cr-Mo-V 鋳鋼で調べ同様な結果を報告しているが、粒界き裂及びクリープキャビティが粒界破壊を招き破断延性を低下させるものと考えられ

る。

4.3 破断延性に影響する冶金的因子

前節で述べたように、Cr-Mo-V 鋼における粒界破壊を示す場合のクリープ破断延性は、クリープキャビティや粒界き裂に支配されていると考えられる。前節までに得られた結果及び従来の知見に基づき Cr-Mo-V 鋼の破断延性に対する冶金的因子の影響をまとめ、次の2項目について考えてみる。

- (1) ロータの焼入れ温度の影響
- (2) ロータの不純物元素の影響

まず(1)の項目に関しては、前にも述べたようにクリープ破断延性に対して旧オーステナイト粒径の変化と炭化物の種類の変化とのいずれが主たる役割を演じているのかが問題である。本研究で得られた結果の範囲内においては、後者の炭化物の種類の影響は少なく、前者の旧オーステナイト粒径のみが支配的因子と考えて差しつかえない。そこで、本研究で得られたクリープ破断伸びを旧オーステナイト粒径で整理し Fig. 5 に示す。この図から、破断伸びは細粒ほど大きく、粗粒ほど小さくなるのがわかる。また同時に、この延性の傾向には、材料の組成依存性があり、高純度材と低純度材の2群に分けられ、不純物元素の影響も顕著である。粗粒になるほど破断伸びが低下する現象は、以下のように説明される。すなわち、粒界すべりがキャビティ生成に関係していると仮定すると、粗粒のものほど粒界すべり量が大きくなり²⁶⁾、キャビティの発生及びき裂の進展速度が大きくなり、最終的に破断延性が低下する。

次に(2)の項目については、Cr-Mo-V 鋼における P, S, Sn, Sb, As などの微量不純物元素の破断延性への影響は比較的良好に調べられており、これらが増加すると破断延性を低下させることやクリープキャビティの生成・成長を促進させることなどが報告されている¹⁷⁾¹⁸⁾²⁵⁾。

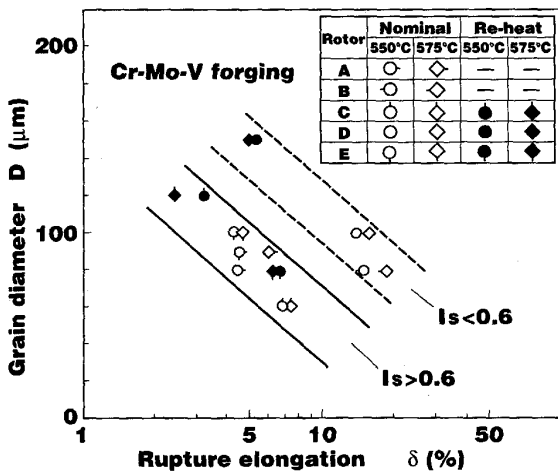


Fig. 5. Effect of prior austenite grain size on rupture ductility.

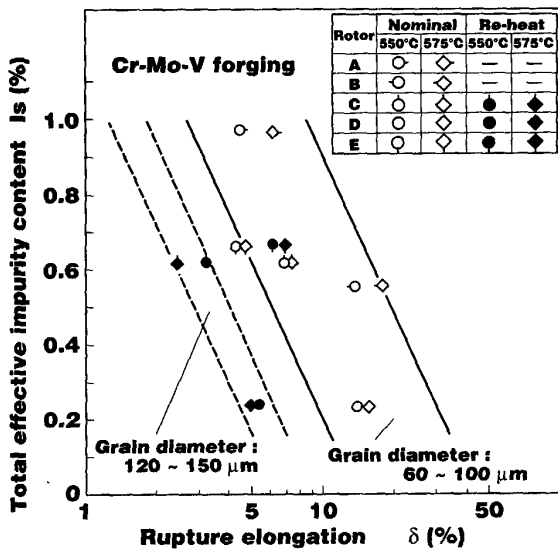


Fig. 6. Effect of total effective impurity content on rupture ductility.

本研究で得られたクリープ破断伸びを Roan と Seth¹⁷⁾ により提案されている全有効不純物含有量 I_e で整理し Fig. 6 に示す。この図から、破断伸びは I_e が大きくなるほど、すなわち不純物元素含有量が多くなるほど小さくなる事がわかる。また、同じ記号の白ヌキ符号と黒塗り符号を比較すると I_e が等しいにもかかわらず、破断伸びは大きく異なり、不純物元素含有量だけでは破断伸びを整理することはできない。そして、図中に破線及び実線のバンド線を引いたようにこの延性の傾向は、旧オーステナイト粒径の影響も顕著であり、粗粒と細粒の2群に分けられる。不純物元素含有量が多くなるほど破断伸びが低下する現象は、以下のように説明される。すなわち、P, S, Sn, Sbなどは粒界に偏析し、表面エネ

ルギーを小さくするとされているが、これが小さくなるとキャビティはより小さい安定キャビティ寸法及びひずみで発生し、さらにき裂成長速度及びキャビティの発生速度は増大する。この現象は定性的には前節で述べたように本研究において確認されているが、実際に粒界の不純物偏析量を調べた例²⁵⁾は少ない。

以上のことから、上記(1)及び(2)の因子をあわせてCr-Mo-V鋼の破断延性を推定する指標を次のようにして求めた。まず、Table 4に示したクリープ破断データの他に金材技研の550°C-196 MPaのクリープ破断データ²⁶⁾及びTuとSeth¹⁸⁾の行った566°C-262 MPaのクリープ破断データを加えて破断伸び δ を式(1)に示すようなP, S, Sn, As, Sbの各不純物元素と結晶粒径で表示する回帰式を求めた。ここで、 δ_0 は定数、[P], [S], [Sn], [As], [Sb]は各元素含有量(wt%), G.S.は結晶粒径(mm)である。

$$\delta = \delta_0 - (a_1[P] + a_2[S] + a_3[Sn] + a_4[As] + a_5[Sb] + a_6 G.S.) \dots\dots\dots (1)$$

次に、式(1)により回帰式の各係数を求め、式(1)の右辺の第2項をYと置き、次式で表示した。

$$Y = 0.34[P] + 3.8[S] + 8.4[Sn] + 12.0[As] + 5.6[Sb] + 2.6 G.S. \dots\dots\dots (2)$$

上記(2)式をクリープ延性パラメータ、Y因子と定義した。各材料ごとにY因子を求めて破断伸びとの関係で整理した結果をFig. 7に示す。また、平滑試験片

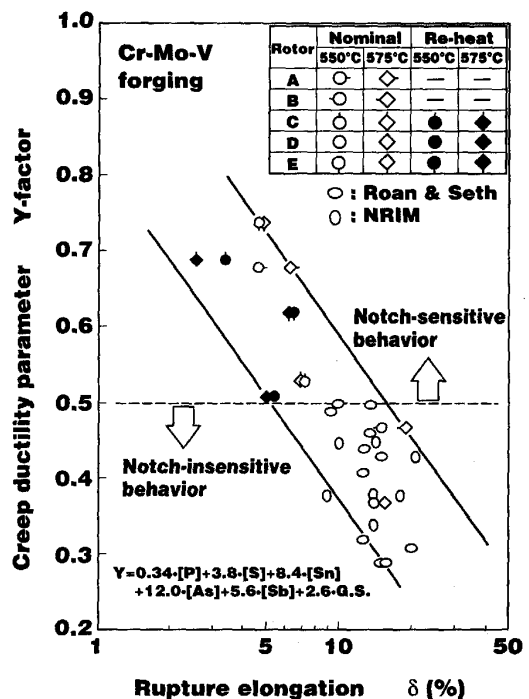


Fig. 7. Relation between creep ductility parameter and rupture elongation.

と同じ条件で実施した切欠きクリープ破断試験は、製造時熱処理まま材のロータ材 B 及び D 材以外はいずれも切欠弱化であった。その結果に基づけば、Fig. 7 には切欠弱化傾向を示す領域とそうでない領域を $Y=0.5$ を基準にして工学的に区分される。なお、経年劣化調査の対象となる古いロータは、 $Y=0.5$ を超すものもあるが、最近の新製ロータは、いずれも $Y=0.5$ 以下であり、切欠弱化の問題はない。

5. 結 言

焼入れ温度が異なり、かつ不純物元素含有量の異なる実機のロータ材である Cr-Mo-V 鋼を用いて 550 及び 575°C において約 10^4 h で粒界破断する応力でのクリープ試験を行い、クリープ特性を比較するとともに、クリープ過程でのクリープキャビティの生成・成長挙動と破断延性について調べ、それらに影響する冶金的因子を検討した結果、以下の結論を得た。

(1) 製造時熱処理まま材の破断延性は高純度材が最も良く、破断伸びで 10% 以上示した。その他の低純度材のロータ材は、いずれも破断伸びが 10% 以下であり、この低下は不純物元素含有量が増加するのに対応する。

(2) 1025°C 焼入れの再熱処理を施したロータ材の破断延性は、微細化を図ったロータ材を除いていずれも 940~970°C で焼入れた製造時熱処理まま材のそれに比べて 1/2 以下に大きく減少し、この低下は旧オーステナイト粒径が粗大化するのに対応する。

(3) 旧オーステナイト粒径の増加に伴い、最小クリープ速度は減少する。

(4) クリープキャビティは時間とひずみの積に比例して生成・成長する。また、それらが粒界破壊を招き破断延性を低下させる。

(5) 破断延性に著しく影響する冶金的因子として (a) ロータの焼入れ温度に対応した旧オーステナイト粒径の大きさ及び (b) P, S, Sn, As, Sb などの不純物元素量があり、(a) が小さく (b) が少ないほど破断延性は大きくなる。

(6) 以上のことから、上記 (5) の (a) 及び (b) の因子をあわせて Cr-Mo-V 鋼の破断延性を推定する指標としてクリープ延性パラメータ、Y-因子を提案した。Y は次式で表される。

$$Y = 0.34[P] + 3.8[S] + 8.4[Sn] + 12.0[As] + 5.6[Sb] + 2.6 G.S.$$

ここで、[P],[S],[Sn],[As],[Sb] は各元素含有量 (wt.%) 及び G. S. は結晶粒径 (mm) である。この Y が、 $Y=0.5$ を超えるロータ材は切欠弱化傾向を示し、Y-因子は切欠弱化/強化の判定に有効である。

終わりに、本論文をまとめるに際し、有益なご助言をいただきました東京工業大学工学部 菊池 實教授に深く感謝します。

文 献

- 1) 角屋好邦, 後藤 徹: 鉄と鋼, **76** (1990), p. 1171
- 2) J. D. Conrad and N. L. Moche: Trans. ASME, **80** (1958), p. 1210
- 3) T. Endo and T. Sakon: International Conf. on Creep (1986), p. 263
- 4) 山口弘二, 鈴木直之, 井島 清, 金沢健二: 鉄と鋼, **71** (1985), p. 1526
- 5) K. R. Williams: Mater. Sci. Eng., **28** (1977), p. 2892
- 6) N. Shinya and S. R. Keown: Met. Sci., **13** (1979), p. 89
- 7) 松尾 孝, 木佐貫哲也, 田中良平, 小松周一: 鉄と鋼, **70** (1984), p. 565
- 8) 木村一弘, 木佐貫哲也, 小松周一, 松尾 孝, 田中良平: 鉄と鋼, **71** (1985), p. 1803
- 9) 木村一弘, 松尾 孝, 菊池 實, 田中良平: 鉄と鋼, **72** (1986), p. 474
- 10) 木村一弘, 大井成人, 松尾 孝, 菊池 實, 田中良平: 鉄と鋼, **74** (1988), p. 1641
- 11) D. A. Miller, W. T. Plumbridge and R. A. Bartlet: Met. Sci., **15** (1981), p. 413
- 12) H. R. Tipler and B. E. Hopkins: Met. Sci., **10** (1976), p. 47
- 13) 新谷紀雄, 京野純郎, 横井 信: 鉄と鋼, **70** (1984), p. 573
- 14) F. E. Werner, T. W. Eichelberger and E. K. Hann: Transaction of the ASM, **52** (1960), p. 376
- 15) J. F. Norton and A. Strang: J. Iron Steel Inst., **207** (1969), p. 193
- 16) P. G. Stone and J. D. Murray: J. Iron Steel Inst., **203** (1965), p. 1094
- 17) D. F. Roan and B. B. Seth: ASME, MPC-8-7 (1978), p. 79
- 18) L. K. Tu and B. B. Seth: Met. Technol., **5** (1978), p. 79
- 19) 角屋好邦, 後藤 徹: 材料, **36** (1987), p. 999
- 20) 角屋好邦, 後藤 徹, 飯田泰久, 釣辰太郎, 春木仁朗, 生野 建: 材料とプロセス, **4** (1991), p. 814
- 21) 角屋好邦, 後藤 徹: 学振 123 委研究報告, **32** (1991), p. 149
- 22) 松尾 孝, 木村一弘, 菊池 實: 電気製鋼, **58** (1987), p. 94
- 23) 堀内 良, 大塚正久: 日本金属学会会報, **22** (1983), p. 293
- 24) G. W. Greenwood: Phil. Mag., **19** (1969), p. 423
- 25) 京野純郎, 新谷紀雄, 九島秀昭: 鉄と鋼, **75** (1989), p. 972
- 26) 須藤 一: 日本金属学会会報, **5** (1966), p. 379
- 27) NRIM Creep Data Sheet No. 9B (1990)