

© 1989 ISIJ

論 文

1Cr-1Mo-1/4V 鋳鋼の長時間クリープ破断
性質に影響する金属学的因子京野 純郎*・新谷 紀雄*²・九島 秀昭*Effect of Metallurgical Factors on Long Time Creep Rupture Properties
of 1Cr-1Mo-1/4V Steel Castings

Junro KYONO, Norio SHINYA and Hideaki KUSHIMA

Synopsis :

Creep rupture data extending 80 000 h duration have been obtained from nine castings of Cr-Mo-V steam turbine steel. The data of the nine castings showed a wide range of rupture time at higher stresses and lower temperatures, and also a wide range of rupture ductility at lower stresses and longer rupture times.

The rupture time variation was found to arise from the differences in fine distribution of V_4C_3 and high matrix dislocation density. The V_4C_3 distributions and the dislocation densities of the nine castings became similar one another as stress was reduced and rupture time consequently increased, which corresponded to a narrow range of rupture time at lower stresses and higher temperatures.

All of the castings showed the rupture ductility falling at longer times, which was associated with a change from transgranular to intergranular fracture due to cavitation. Therefore the rupture ductility behaviour at longer times depended mainly on a susceptibility to cavitation, and the susceptibility was closely connected with segregation of impurities (P, S, Sn, Sb, Cu and As) to grain boundaries. Total amount of the impurities segregated to grain boundaries had a clear correlation with the reduction of area at rupture.

Key words : Cr-Mo-V steel castings ; long time rupture properties ; microstructure ; cavitation ; impurities ; segregation to grain boundaries.

1. 緒 言

クリープデータシートを作成することを目的に、タービンケーシング用 1Cr-1Mo-1/4V 鋳鋼の多数チャージについて長時間クリープ破断試験¹⁾を行っており、約 80 000 h までのクリープ破断データが得られている。これらの破断データから 1Cr-1Mo-1/4V 鋳鋼は短時間側ではチャージ間に破断強度の大きなばらつきがあること、また長時間側では破断延性に大きなばらつきがあることを示している。このような 1Cr-1Mo-1/4V 鋳鋼の破断特性は類似鋼種のタービンロータ用 1Cr-1Mo-1/4V 鍛鋼²⁾と比べ、やや異なり、ブローホール、非金属介在物及び不純物が多いこと、熱処理が一樣でないことなど鋳鋼特有の問題点もあると考えられた。

Cr-Mo-V 鍛鋼のクリープ破断性質については種々研究され、多くの報告^{3)~16)}があるが、Cr-Mo-V 鋳鋼についての研究^{17)~19)}は少なく、破断性質と金属学的因

子との関連等について必ずしも明らかになつてはいない。最近、火力機器の老朽化対策が重要な課題となっており、その一環として Cr-Mo-V 鋳鋼製タービンケーシングの寿命診断や損傷評価^{20)~23)}が必要となつている。このような観点からもサンプリング時期が古く、老朽化機器の製造時と対応するデータシート材料の長時間のクリープ破壊形態、損傷等を明らかにすることも重要であろう。

本研究では、クリープ破断試験前後の微細組織変化、クリープ中に生じる損傷、破壊機構変化、不純物の粒界偏析等を調べ、これらと破断強度や破断延性との関係を明らかにすることにより、1Cr-1Mo-1/4V 鋳鋼の長時間にわたるクリープ破断性質を支配する要因とチャージ間に生じた破断性質のばらつき原因について検討を行った。

昭和 60 年 10 月本会講演大会にて発表 昭和 63 年 9 月 5 日受付 (Received Sep. 5, 1988)

* 金属材料技術研究所 (National Research Institute for Metals, 2-3-12 Nakameguro Meguro-ku, Tokyo 153)

*² 金属材料技術研究所 工博 (National Research Institute for Metals)

Table 1. Manufacturing details of 1Cr-1Mo-1/4V steel castings used.

Cast	Deoxidation process	Melting weight (t)	Weight of pouring/test block (kgf)	Size of test block (mm) ¹⁾	Thermal history ²⁾	Austenite grain size number ³⁾	Rockwell hardness (HRB)
A F H	Ca-Si-killed	25 25 15	380/190	100-120 T 375 H 580 W	1 050°C/15h WBC 730°C/15h AC	5.9 6.2 6.1	96 98 101
B G M	Si-killed	25.5 24.5 10	640/220	100-130 T 400 H 580 W	650°C/10h→720°C/20h FC 1 050°C/15h BC 720°C/20h FC	6.3 5.9 5.9	98 97 97
D J N	Ti-killed	20 9 20	650/304	100-200 T 430 H 580 W	1 025°C/8h AC 690°C/15h FC	7.3 7.1 8.0	98 99 97

1) T: thickness (bottom-top), H: height, W: width

2) WBC: water blast cooling, BC: blast cooling

3) JIS G 0551-1977, "Method of Austenite Grain Size Test for Steel"

Table 2. Chemical composition (wt%) of 1Cr-1Mo-1/4V steel castings used.

	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Cu	V	Al	As	Sn	Sb	N
ASTM A356-9	0.13 ~0.20	0.20 ~0.60	0.50 ~0.90	≤0.035	≤0.030	—	1.00 ~1.50	0.90 ~1.20	—	0.20 ~0.35	—	—	—	—	—
A	0.18	0.36	0.65	0.022	0.014	0.16	1.23	0.96	0.11	0.27	0.004	0.013	0.020	0.009	0.0078
F	0.18	0.37	0.70	0.018	0.015	0.09	1.02	1.00	0.14	0.29	0.020	0.014	0.009	0.009	0.0081
H	0.18	0.37	0.71	0.020	0.016	0.09	1.02	1.02	0.14	0.29	0.016	0.017	0.032	0.008	0.0064
B	0.19	0.52	0.71	0.015	0.007	0.20	1.02	0.94	0.20	0.24	0.003	0.020	0.013	0.004	0.0111
G	0.18	0.45	0.73	0.023	0.014	0.25	1.05	0.94	0.20	0.23	0.002	0.020	0.015	0.004	0.0104
M	0.15	0.51	0.72	0.017	0.008	0.30	0.99	0.89	0.23	0.24	0.002	0.024	0.026	0.004	0.0103
D	0.15	0.54	0.75	0.015	0.010	0.11	1.05	0.97	0.10	0.23	0.003	0.014	0.018	0.002	0.0102
J	0.23	0.50	0.67	0.013	0.005	0.11	1.13	0.96	0.08	0.24	0.003	0.014	0.010	0.002	0.0106
N	0.14	0.34	0.67	0.014	0.006	0.11	1.02	0.98	0.09	0.23	0.003	0.013	0.014	0.003	0.0106

2. 供試材及び実験方法

本実験に用いた 1Cr-1Mo-1/4V 鋼 (以後 Cr-Mo-V 鋼と呼ぶ) は ASTM-A356 Grade 9 に適合するもので、実際にタービンケーシングを製造する際、鑄込まれる溶鋼を用い、所定の大きさに分鑄されたもので、サンプリングの時期は昭和 44~45 年である。サンプリングされた 9 チャージの製造履歴等を Table 1 に、化学成分を Table 2 に示す。1Cr-1Mo-1/4V 鋼²⁾ (以後 Cr-Mo-V 鋼と呼ぶ) に比べ C が平均して 0.1% ほど低く、また不純物では P が 0.006%, Sn が 0.01% ほど平均して高めである。

試験前における 9 チャージの微細組織を光顕及び電顕により観察し、破断性質に関係すると考えられた組織因子については定量的に計測した。すなわち、フェライト量及び非金属介在物量は光顕を用いた点算法により、また V₄C₃ 炭化物については抽出レプリカを用い、倍率 75 000 倍、120 視野の透過電顕観察により平均的な析出密度を求めた。また 9 チャージの中から特徴的な破断性質を示したチャージ H, M 及び N について試験温度や破断時間による V₄C₃ の析出、クリープキャビティの生成、回折 X 線半価幅等の変化を調べた。粒界キャビティは走査電顕を用いて観察し、その平均的な分布密度 (単

位面積あたりの数) は、破断試験片の破面から離れた一様な伸び部の縦割りした面を、2 000 倍の倍率で 480 視野にわたり計測して求めた。回折 X 線半価幅は、内部ひずみの変化を求めることにより転位密度の変化や下部組織の回復の程度を定量的に把握することを目的に測定した。CrK α 線、回折面 (211) を用い、測定値のばらつきを考え、同一試料について数回測定を繰返し、平均値を用いた。

不純物の粒界偏析量は、オージェ電子分光装置を用い、クリープ破断した試験片から採取した直径 3.6 mm、長さ 32 mm の切欠付きの試料を超高真空中 (10⁻⁹ Torr) で、また液体窒素で試料ステージを冷却することにより得た低温 (約 -150°C) で衝撃破壊させ、その粒界破面のオージェピークから求めた。測定回数は一試料につき多数回行い、その中で粒界面データと判断できる 10 点のデータを選んで解析に用いた。

3. 実験結果及び考察

3.1 クリープ破断強度と微細組織

Cr-Mo-V 鋼 9 チャージについての応力-破断時間プロットを Fig. 1 に示す。図中のハッチングで示したバンドはタービンロータ用 Cr-Mo-V 鋼 9 チャージの破断時間のばらつき幅である。Cr-Mo-V 鋼のク

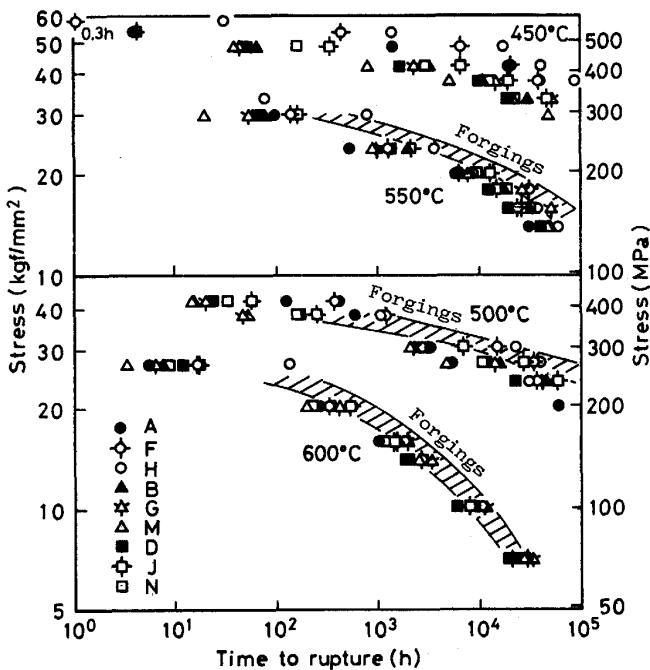


Fig. 1. Relationships between stress and time to rupture for nine castings of 1Cr-1Mo-1/4 V steel compared with scattered bands for forgings of the same steel.

リープ破断時間は、低温、高応力側ではばらつき幅が3桁にも及び、Cr-Mo-V 鍛鋼よりばらつきがかなり大きく、また短寿命側にある。しかし、高温低応力側になるにつれ、破断時間のばらつき幅が減少し、また鍛鋼との差は小さくなっていく。

チャージ間の破断時間の差異を生じる原因として種々考えられるが、化学成分、結晶粒度、製造過程、公称の熱処理等におけるチャージ間の差異と破断時間とは単純、明確には対応していない。

Cr-Mo-V 鍛鋼及び鋳鋼の破断強度は、微細組織に敏感であり、ベイナイト量とフェライト量との比¹⁸⁾や旧オーステナイト結晶粒内(以後粒内と呼ぶ)の微細析出 V_4C_3 の分布密度⁷⁾¹¹⁾¹⁸⁾¹⁹⁾ に著しく影響されると報告されている。そこでこれら微細組織と破断強度との関係を調べた。9チャージの組織はいずれも焼もどしベイナイトとフェライトとの混合組織であり、9チャージのフェライト量の割合は4~20%の範囲にあつた。

MURPHY ら¹⁸⁾ は Cr-Mo-V 鋳鋼についてフェライト量が増加するにつれて破断強度が低下するとし、フェライト量と破断強度との定量的な関係を得ている。この MURPHY らの結果によると、フェライト量が多く、ベイナイトあるいはパーライト量の少ないところでは、フェライト量比の破断寿命への影響は大きい、フェライト

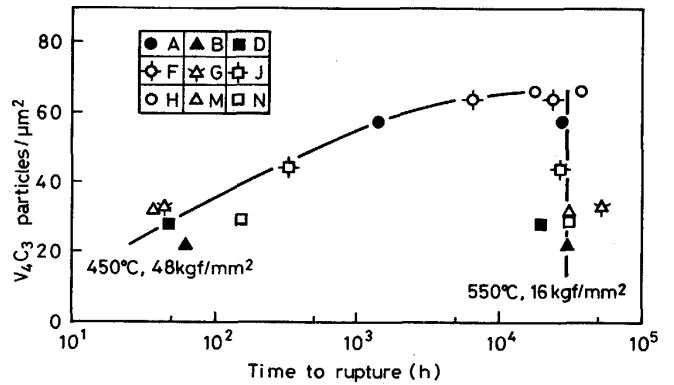


Fig. 2. Relationship between time to rupture and distribution of fine vanadium carbide particles.

量比が20%以下のところではわずかである。従つて、本研究における破断寿命のばらつきに占めるフェライト量比の違いは、ばらつき原因の一つであつても、主要なものとは考えられず、実際フェライト量と破断寿命の直接的な相関関係はみられなかつた。

Photo. 1 に9チャージの試験前の抽出レプリカによる電顕組織を示す。電顕組織は製造履歴 (Table 1) により、大まかに三つのグループに分類される。すなわち、微細な V_4C_3 が密に分布しているチャージ A, F, H のグループ、時効材等に多くみられる H 型の炭化物¹⁸⁾²⁴⁾ が析出し、かつ V_4C_3 の分布が比較的疎なチャージ B, G, M のグループ、そしてやはり V_4C_3 の分布が比較的疎であるが、H 型の炭化物の少ないチャージ D, J, N のグループである。しかし各グループ内でも、チャージごとに微細組織はかなり異なる。

クリープ破断強度には粒内の微細な V_4C_3 の析出状態が著しい影響を与えるとされているので、この V_4C_3 の試験前における単位面積当たりの析出数を計測し、破断時間との関係を調べた。450°C, 48 kgf/mm² 及び 550°C, 16 kgf/mm² の2条件下の破断時間との関係を Fig. 2 に示す。450°C, 48 kgf/mm² では V_4C_3 の初期析出密度が高いチャージほど破断時間が長い傾向を示しているが、550°C, 16 kgf/mm² では V_4C_3 の初期析出密度の影響はみられなくなつている。これはクリープ試験中に V_4C_3 が凝集、粗大化し、そのため V_4C_3 の破断寿命に対する寄与が小さくなることと、析出密度のチャージ間による相対的な差異が小さくなるためと考えられる。

そこで9チャージの中で、クリープ破断強度が最も高いチャージ H, 最も低いチャージ M 及びやや低いチャージ N について、破断した試験片の V_4C_3 析出密度を計測した。また、 V_4C_3 の凝集、粗大化と転位組織の回復との関係を調べるため回折 X 線半価幅の変化を併

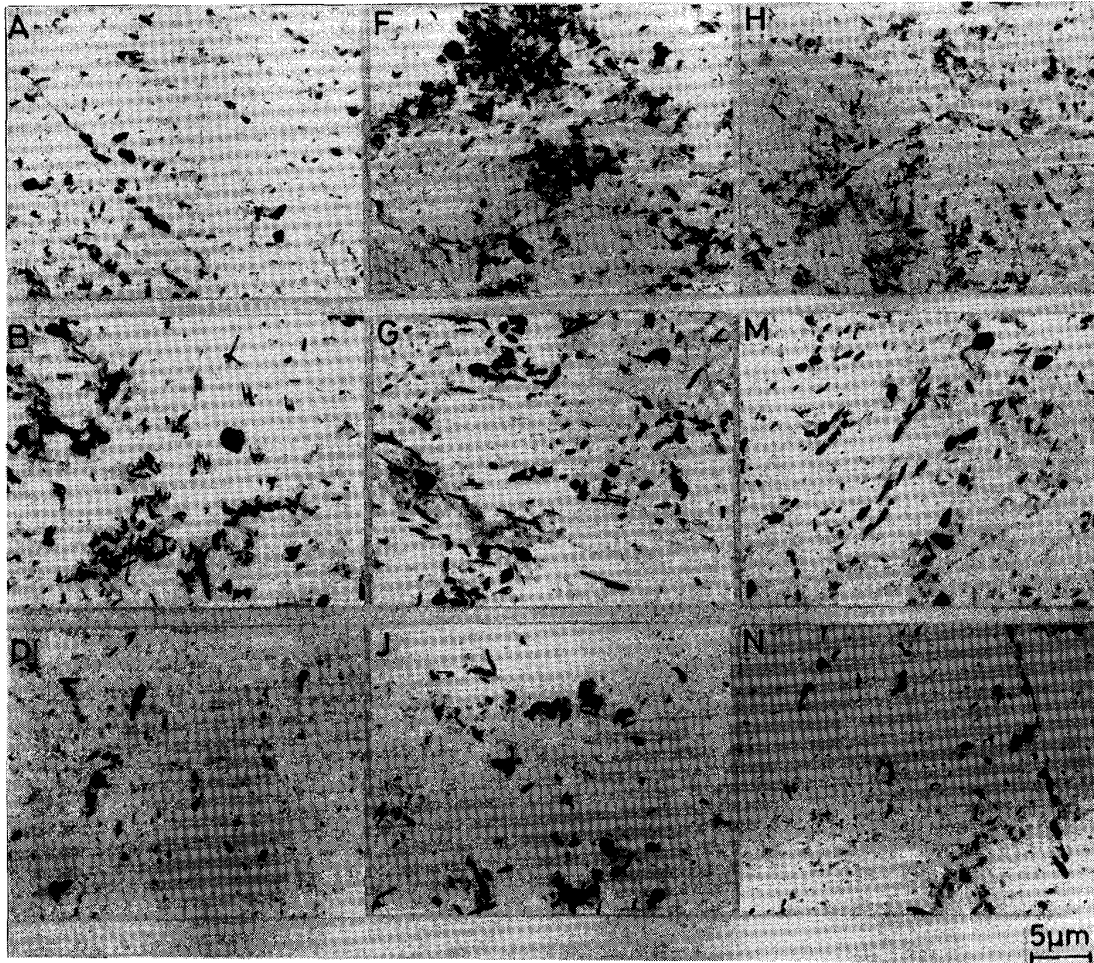


Photo. 1. Microstructure before test by extraction replica.

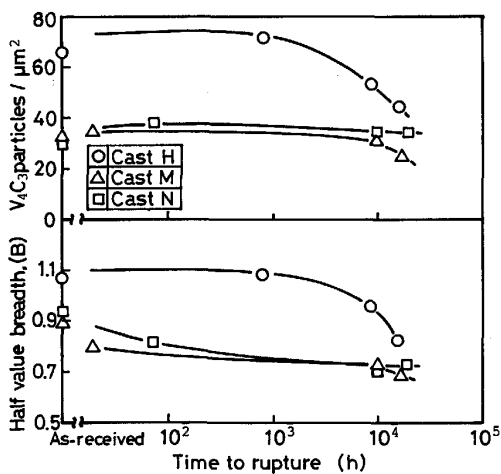


Fig. 3. Changes of distribution of fine vanadium carbide particles and half value breadth of diffracted X-ray with time to rupture at 550°C.

せて測定した。550°Cにおけるこれらの結果を Fig. 3 に示す。チャージ H の V_4C_3 析出密度はチャージ M 及

び N に比べて大きな値を示しているが、長時間側では著しく減少する。一方、チャージ M 及び N は破断時間による変化は少ない。その結果、3チャージ間の析出密度の違いは短時間側では大きい、長時間側で少なくなっている。また回折X線半価幅は、 V_4C_3 の析出密度の変化と良く対応して、破断時間の経過に伴い減少している。

Cr-Mo-V 鍛鋼及び鋳鋼についての従来の報告⁷⁾¹¹⁾¹⁸⁾¹⁹⁾と同様に、本研究においても微細な V_4C_3 の析出密度の違いが、チャージ間に破断寿命のばらつきを生じるおもな原因と考えられた。このような V_4C_3 のチャージ間の析出密度の違いは、熱処理過程や異なつたテストブロックサイズ (Table 1) によるオーステナイト化後の冷却速度の違い等により生じたものと考えられる。また V_4C_3 の析出密度と回折X線半価幅の減少傾向とが比較的よく対応していることから、微細で密に析出している V_4C_3 はベイナイト変態時に導入された高密度の転位群の減少や下部組織の回復を遅らせることにより、破断強

度への寄与が大きい^{19)24)~26)}と考えられた。

最近、松尾ら^{14)~16)}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することを見いだしている。本研究で用いた抽出レプリカにおいてはこのような回復領域の幅を精度よく計測できなかつたが、検討の余地があろう。

なお、非金属介在物として、MnS, Al₂O₃, Ti系介在物などが観察され、それらの総量はCr-Mo-V鍛鋼に比べて多く、いずれのチャージも体積率で0.1~0.2%程度あつた。また試験片表面の染色浸透探傷法(JIS Z 2343 VC-W)による検査では、鑄造欠陥は何も検出されなかつたが、顕微鏡による観察では、いずれのチャージにおいても微小なブローホール(各チャージとも直径0.04~0.1mm以下)がみられた。しかし、その量(体積率)は介在物に比べ、はるかに少なかつた。

破面近傍の走査電顕等による観察では、これら非金属介在物やブローホールを起点としたクラックや破壊に直接つながる粒界キャビティの生成等はみられなく、非金属介在物やブローホールの破断性質に及ぼす影響は他の因子に比べて大きくないと考えられた。

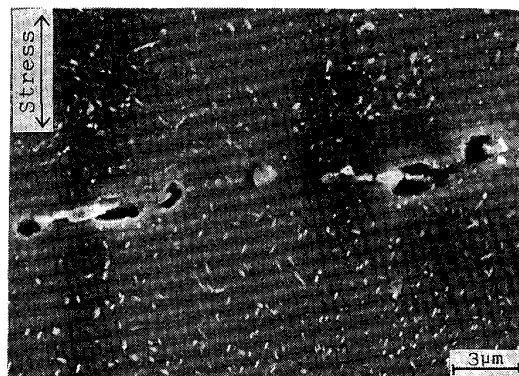
3.2 クリープ破断延性と粒界キャビティ

Fig. 4はCr-Mo-V鑄鋼9チャージの破断絞りを破断時間に対してプロットしたもので、図中のハッチングのバンドはCr-Mo-V鍛鋼9チャージの破断絞りを示す。Cr-Mo-V鑄鋼の破断絞りは各温度とも長時間側で

大きなばらつきを示すが、これは破断時間の増加とともに破断絞りが著しく低下するチャージと低下の度合いが比較的小さいチャージとがあるためである。

Cr-Mo-V鍛鋼と比べると、長時間側での破断絞りの低下とばらつきの大きさが顕著であることがわかる。なお、破断伸びについても、破断絞りと同様の傾向であつた。

長時間側で低破断延性を示した試験片には、Photo. 2に示すような旧オーステナイト結晶粒界(以後粒界と呼ぶ)の炭化物界面に生じた粒界キャビティが多数みられた。破面近傍ではこれら粒界キャビティが合体し、粒界クラックを形成しており、最終的な破断はこれら粒界クラックの成長、連結により生じる粒界破壊であつた。な



Cast M 550°C, 18 kgf/mm², tr = 16 800 h

Photo. 2. Grain boundary cavities observed in a ruptured specimen.

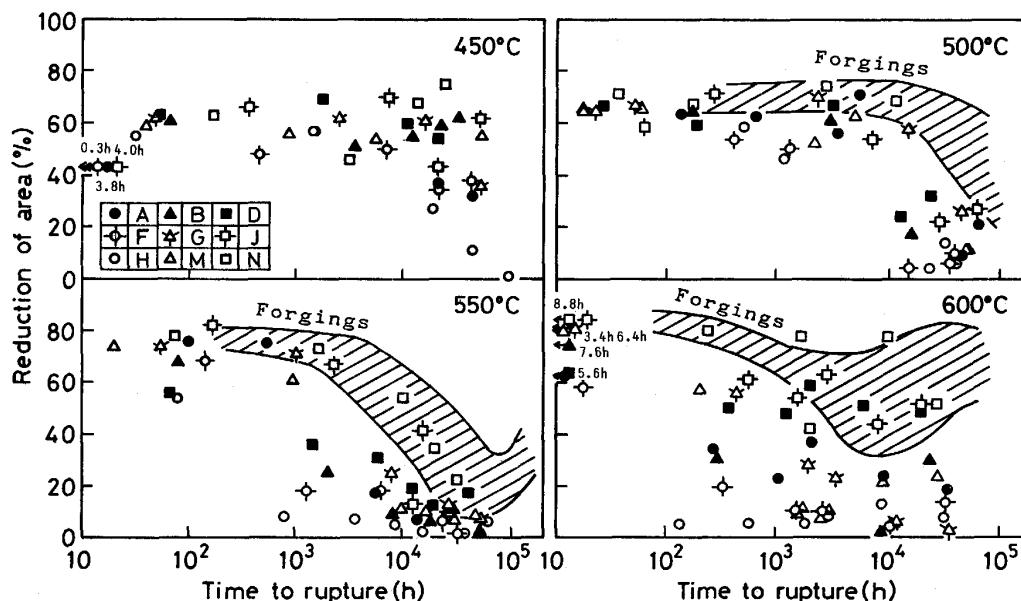


Fig. 4. Relationships between reduction of area and time to rupture for nine castings of 1Cr-1Mo-1/4V steel compared with scattered bands for forgings of the same steel.

お、他で報告¹⁸⁾されている楔型クラックは観察されなかつた。

このような粒界キャビティの生成が破断延性の低下と関係する²⁷⁾と考えられたので、その生成傾向を把握するため、粒界キャビティ生成量の定量的計測を行った。粒界キャビティの総量を定量的に把握する方法として密度変化測定による方法があるが、鋳鋼の場合には鍛鋼に比べて密度測定に影響を及ぼすブローホールや非金属介在物が多く、また同一チャージ内におけるそのばらつきの影響もあるため、この方法の適用は困難である。そこで走査電顕を用い、粒界キャビティの生成数を数えた。

Fig. 5 は特徴的な破断性質を示した前記3チャージ、すなわち破断延性の最も低いチャージ H、最も高いチャージ N 及び中間的なチャージ M についての550°Cにおける結果で、破断時間の増加に伴う破断紋りと粒界キャビティの分布密度の変化を比較して示す。チャージ H は数百時間で、チャージ M は数千時間で、そしてチャージ N は 10 000 h を超えてから著しい破断延性の低下がみられるが、この破断延性の低下に対応して粒界キャビティの数が著しく増加している。また図中に粒内破壊から粒界破壊へと遷移する境界をハッチングで示した。破断延性の低下及び粒界キャビティ生成数の増加と粒内から粒界への破壊モードの変化^{27)~29)}とがよく対

応している。従つて、クリープ破断延性の低下は、粒界キャビティ生成による粒界破壊への移行によりおもに生じ、また長時間側の破断延性のチャージ間の差異は、粒界キャビティ生成が早い遅いかに依存すると考えられる。

3.3 微量不純物の影響

Cr-Mo-V 鍛鋼における Sn, Sb, P, S などの微量不純物の破断性質への影響は比較的よく調べられており、破断延性を低下させることや粒界キャビティの生成を促進させることなどが報告⁵⁾⁸⁾⁹⁾¹¹⁾¹³⁾されている。

Fig. 4 において、Cr-Mo-V 鋳鋼の方が鍛鋼より破断紋りが長時間で著しく低下するのは、このような不純物量が多い²⁾ことが主原因と考えられる。これら微量不純物は粒界に偏析することにより影響すると考えられているが、実際に調べた例¹¹⁾は少ない。そのため、オージェ電子分光装置を用い、微量不純物の粒界偏析量を調べた。

Fig. 6 は 550°C, 18 kgf/mm² で破断した 9 チャージの試験片から採取した試料のオージェ電子分光測定結果である。測定点は低温真空中で破壊させた粒界面で、得られた不純物のピークを Fe 703 eV のピークとの比で示した。Fig. 5 と対応づけて考えるため、チャージ H, M 及び N の相対比較を行う。Sn を 0.032 wt% 含むなど不純物量を多く含んでいるチャージ H は、Sb, Sn, P, S の粒界への偏析量が多い。それに対して、チャー

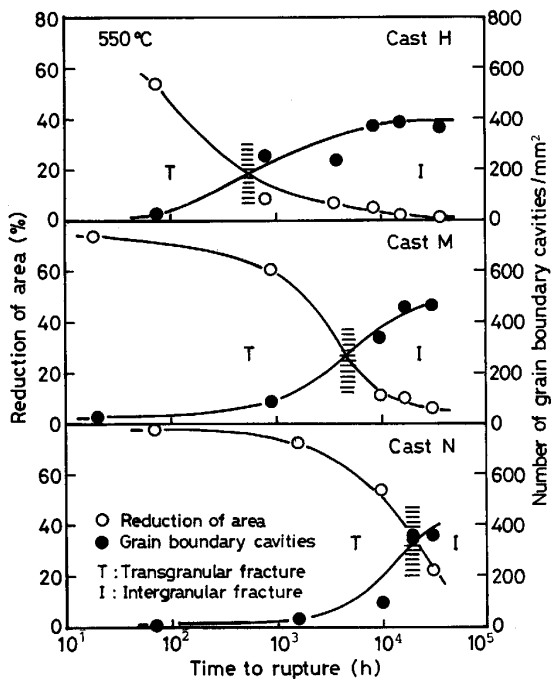


Fig. 5. Correlation between reduction of area and number of grain boundary cavities in ruptured specimens, and change in fracture mode; 550°C, Casts H, M and N.

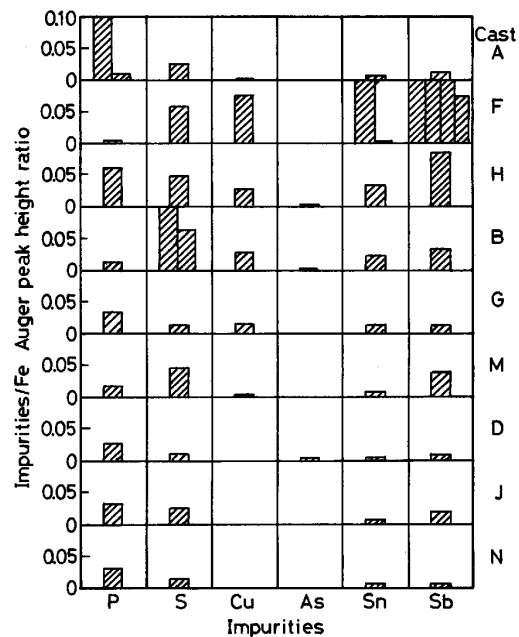


Fig. 6. Impurities to iron Auger peak height ratio of intergranular fracture surface. Samples were taken from specimens ruptured at 18 kgf/mm² and 550°C.

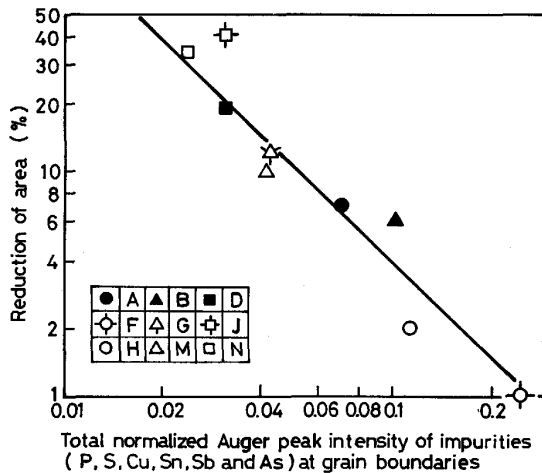


Fig. 7. Correlation between grain boundary segregation of impurities and reduction of area for nine castings rupture tested at 18 kgf/mm² and 550°C.

ジ M 及び N では不純物の粒界への偏析量が少なく、特にチャージ N は少ない。これらの結果は、不純物の粒界への偏析量の多さと粒界キャビティの早期の生成、さらにその結果としての破断延性の著しい低下とがよく対応している。

次に定量的比較を行うことを目的に不純物元素の粒界偏析の総量を求めることとした。すなわち、Fe 703 eV ピークとの比を Ag のデータを媒介として求めた相対感度係数により規格化²⁹⁾し、各不純物の規格化した値の総和を求めた。この総和値は粒界において不純物元素が占める割合に対応する量である。Fig. 7 は 9 チャージについてのこの総和値と破断延性との関係である。両者は強い相関関係があり、前記不純物の粒界偏析量が多いほど破断延性の低下を促進させることを示している。

なお、破断延性には結晶粒の大きさの違い (Table 1) の影響もあり、結晶粒の小さいチャージの方が破断延性が大きい傾向にあったが、明確なものではなかった。本供試材における粒度の違い (粒度番号: 6~8) の場合は、粒界面積の大小による不純物の粒界偏析量への影響として作用し、その効果は Fig. 7 の関係に包含されると考えられる。

4. 結 言

タービンケーシング用 1Cr-1Mo-1/4V 鋳鋼について得られている長時間クリープ破断試験片を用い、微細組織、クリープ損傷、不純物の粒界偏析等を計測することにより破断強度や破断延性に対して支配的な金属学的要因を明らかにするための検討を行った。得られたおも

な結果を以下に示す。

1) 破断試験を行った範囲 (450~600°C, 7~58 kgf/mm²) において、低温高応力側での破断寿命のチャージ間のばらつきは極めて大きい、高温低応力側になるとばらつき幅は小さくなる。このようなチャージ間の差異は熱処理等の熱履歴過程で生じた微細組織、特に V₄C₃ の析出密度の違いとよく対応している。

2) 破断延性はいずれのチャージも長時間側では著しく低下する。しかしチャージにより、破断延性が低下し始める時間は著しく異なり、その結果として長時間破断延性に大きなばらつきを招いている。このような破断延性の低下傾向と粒界キャビティ生成数の増加傾向とが一致しているなど、破断延性の低下は粒界キャビティの粒界破壊促進により生じると考えられた。

3) 粒界に偏析する不純物として P, S, Sn, Sb, Cu 及び As がオージェ電子分光装置により測定された。これらの不純物が粒界を占める割合と破断延性の減少とがよく対応しており、これら粒界に偏析する不純物が粒界キャビティの生成を促進し、さらに粒界キャビティは粒界破壊を促進して破断延性を低下させると考えられた。

4) 鋳鋼特有の問題であるブローホールや鍛鋼に比べて格段に多くかつ密集する傾向のある非金属介在物の長時間破断性質に対する影響はみられなかった。長時間破断性質を支配する基本的な金属学的因子は鋳鋼及び鍛鋼とも同じであるが、鋳鋼においては熱履歴の違いが大きいことや不純物コントロールがよくないことが破断強度や破断延性に大きなばらつきを生じさせている。

終わりに、本研究において、オージェ電子分光による計測を御指導下さいました本研究所の吉原一紘博士及び藤原純氏に感謝します。

文 献

- 1) NRIM Creep Data Sheet (金属材料技術研究所編) No. 31A (1984)
- 2) NRIA Creep Data Sheet (金属材料技術研究所編) No. 9A (1979)
- 3) J. BARFORD and G. WILLOUGHBY: Met. Sci. J., 5 (1971), p. 32
- 4) H. R. TIPLER, L. H. TAYLOR, G. B. THOMAS, J. WILLIAMSON, G. D. BRANCH and B. E. HOPKINS: Met. Technol., 2 (1975), p. 206
- 5) R. VISWANATHAN and C. G. BECK: Met. Trans. A, 6 (1975), p. 1997
- 6) H. R. TIPLER and B. E. HOPKINS: Met. Sci., 10 (1976), p. 47
- 7) G. L. DUNLOP and R. W. K. HONEYCOMBE: Met. Sci., 11 (1977), p. 495
- 8) D. F. ROAN and B. B. SETH: Ductility and Toughness Considerations in Elevated Temperature Service, ed. by G.

- V. SMITH, ASME, MPC-8 (1978), p. 79
- 9) L. K. L. TU and B. B. SETH: *Met. Technol.*, 5 (1978), p. 79
- 10) A. D. BATTE and M. C. MURPHY: *Stahl Eisen*, 98 (1978), p. 941
- 11) J. YU and H. J. GRABKE: *Met. Sci.*, 17 (1983), p. 389
- 12) V. SKLENIČKA, V. ŠUSTER, I. SAXL and J. ČADEK: *Mater. Sci. Eng.*, 62 (1984), p. 1
- 13) T. TAKASUGI and D. P. POPE: *Mater. Sci. Eng.*, 57 (1983), p. 15
- 14) 松尾 孝, 木佐貫哲也, 田中良平, 小松周一: *鉄と鋼*, 70 (1984), p. 565
- 15) 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
- 16) 木村一弘, 松尾 孝, 菊地 実, 田中良平: *鉄と鋼*, 72 (1986), p. 474
- 17) 前田徳美, 清重正典, 伊藤公雄, 江淵 悟: *学振 123 委研究報告*, 10 (1969), p. 255
- 18) M. C. MURPHY and G. D. BRANCH: *J. Iron Steel Inst.*, 207 (1963), p. 1347
- 19) 大田定雄, 猪狩 哲, 内田博幸, 藤原優行: *学振 123 委研究報告*, 23 (1982), p. 63
- 20) 佐々木良一, 幡谷文男, 志賀正男, 青木逸郎: 第 17 回高温強度シンポジウム前刷集 (日本材料学会編) (1979), p. 29
- 21) 林 真琴, 清水 翼, 青木逸郎: 第 19 回高温強度シンポジウム前刷集 (日本材料学会編) (1981), p. 25
- 22) 坂田信二, 清水 翼, 志田 茂, 久野勝邦: *火力原子力発電*, 33 (1983), p. 1373
- 23) 火力発電プラント, 化学プラント及び鋼橋梁等公共構造物における材料の使用環境, 損傷等に関する調査報告書 (科学技術庁研究調整局編) (1984), p. 28
- 24) 小松周一, 中村新一, 中橋昌子: *日本金属学会誌* 43 (1979), p. 485
- 25) B. WASLER: *Met. Sci.*, 13 (1979), p. 49
- 26) 山田政之, 渡辺 修, 小松周一, 中村新一: *学振 123 委研究報告*, 22 (1981), p. 1
- 27) N. SHINYA and S. R. KEOWN: *Met. Sci.*, 13 (1979), p. 89
- 28) 新谷紀雄, 京野純郎, 田中秀雄, 村田正治, 横井 信: *鉄と鋼*, 69 (1983), p. 1668
- 29) 新谷紀雄, 京野純郎, 九島秀昭, 横井 信: *材料*, 34 (1985), p. 436
- 30) L. E. DAVIS, N. C. MACDONALD, P. W. PALMBERG, G. E. RIACH and R. E. WEBER: *Handbook of Auger Electron Spectroscopy* (1976), p. 11 [Perkin-Elmer Corporation]