

© 1986 ISIJ

Cr-Mo-V 鋼ロータ材の焼もどし脆化及び クリープ破断強度に及ぼす Si 及び不純物 低減の影響

技術報告

志賀 正男*・栗山 光男*・桐原 誠信*²
金子 了市*³・渡辺 康雄*⁴

Effects of Lowering Si and Impurities on Temper-embrittlement and Creep Rupture Strength in Cr-Mo-V Steel for Turbine Rotor

Masao SHIGA, Mitsuo KURIYAMA, Seishin KIRIHARA,
Ryoichi KANEKO and Yasuo WATANABE

Synopsis:

Effects of lowering Si and impurities on temper embrittlement and creep rupture strength in Cr-Mo-V steel were investigated, using specimens with various amounts of Si (0.02~0.26 wt%) and embrittlement factor \bar{X} (4.3~25.4).

(1) Microstructure of samples with a heat treatment corresponding to the center position in a large rotor was completely bainitic without ferrite, even though with reducing Si content to 0.02 wt%.

(2) Temper embrittlement susceptibility decreased with lowering Si content and \bar{X} . Low Si low \bar{X} steel was not embrittled by the step-cooling treatment.

(3) Creep rupture strength of low Si and low \bar{X} steel remarkably increased beyond that of high Si and high \bar{X} steel.

(4) A low Si and low \bar{X} turbine rotor of actual size (32 t) was manufactured as a trial based on the above basic investigation, and it was proved that this had higher creep rupture strength than that of commercial one, and was not embrittled by aging at elevated temperature.

1. 緒 言

近年、省エネルギーの観点から、火力発電プラントの高温・高圧化による熱効率向上の要請が高まっている。また大容量蒸気タービンにも毎日起動停止、急速起動等の中間負荷運用が要求されるようになってきた。そのため、蒸気タービンロータの使用条件はますます苛酷になってきており、この品質に対する要求も厳しくなっている。特に高圧ロータ及び中圧ロータは高温で使用されるので、低合金鋼の中で最も高温強度の高い Cr-Mo-V 鋼が用いられている。アメリカにおける最近のロータ破壊事故¹⁾がこの Cr-Mo-V 鋼であったこともあり、ロータの品質及び強度向上が問題になっている。このロータの品質向上策として真空カーボン脱酸 (Vacuum Carbon Deoxidation, VCD) などの適用が提案検討され始めている²⁾。VCD 法によれば Si の強制脱酸が不用とな

り、低 Si 鋼の製造が可能となるが、Cr-Mo-V 鋼の機械的性質に及ぼす Si の影響が必ずしも明確でない。また低合金鋼の高温で使用中の脆化は、不純物元素の結晶粒界偏析が大きな要因であるといわれている³⁾。

そこで、従来の Cr-Mo-V 鋼ロータ材よりも強度の優れた材料を開発する目的で、高温強度及び脆化に及ぼす Si 及び不純物元素の影響について検討した。また、この結果に基づいて実機規模大の低 Si、低不純物ロータを試作し、その機械的性質を調べたので報告する。

2. 実験方法

2.1 供試材

供試材の化学組成を Table 1 に示す。1Cr-1.25Mo-0.25V 鋼の Si を 0.02~0.26% に、不純物元素から計算される焼もどし脆化係数 \bar{X} ³⁾ を 4.3~20.7 に変化させた試料 (No. 1~No. 7) を高周波溶解炉でそれぞれ 50

昭和 59 年 4 月本会講演大会にて発表 昭和 60 年 8 月 1 日受付 (Received Aug. 1, 1985)

* (株)日立製作所日立研究所 (Hitachi Research Laboratory, Hitachi, Ltd., 3-1-1 Saiwai-cho Hitachi 317)

*² (株)日立製作所日立研究所 工博 (Hitachi Research Laboratory, Hitachi, Ltd.)

*³ (株)日立製作所日立工場 (Hitachi Works, Hitachi, Ltd.)

*⁴ (株)日立製作所勝田工場 (Katsuta Works, Hitachi, Ltd.)

Table 1. Chemical composition of the steels examined (wt%).

No.	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V	Sn	Sb	As	\bar{X} *
1	0.25	0.21	0.67	0.004	0.010	0.46	1.05	1.28	0.28	0.002	0.0003	0.001	5.05
2	0.27	0.10	0.65	0.004	0.009	0.45	1.01	1.27	0.24	0.002	0.0002	0.001	5.05
3	0.28	0.02	0.69	0.004	0.012	0.45	1.01	1.28	0.23	0.002	0.0002	0.001	5.05
4	0.31	0.04	0.74	0.002	0.009	0.47	1.11	1.27	0.26	0.003	0.0004	0.009	4.30
5	0.33	0.05	0.71	0.009	0.002	0.59	1.08	1.43	0.27	0.006	0.0009	0.010	13.7
6	0.29	0.11	0.75	0.013	0.009	0.52	1.14	1.31	0.25	0.007	0.0016	0.009	17.5
7	0.32	0.26	0.87	0.014	0.011	0.12	1.09	1.22	0.21	0.012	0.0017	0.023	20.7
8	0.30	0.23	0.74	0.015	0.013	0.35	1.04	1.25	0.27	0.016	0.0035	0.011	25.4

* Embrittlement factor Heat treatment

$$\bar{X} = \frac{10P + 5Sb + 4Sn + As}{100}$$
 (ppm) 970°C·80°C/h, 665°C·FC

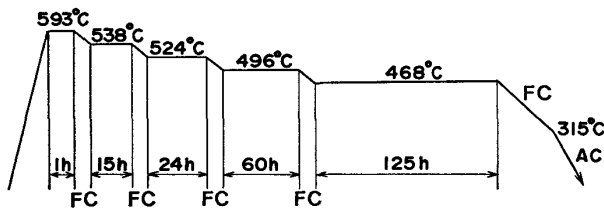


Fig. 1. Step cooling heat treatment used to produce temper-embrittlement.

kg 溶製した。

焼もどし脆化係数： $\bar{X} = (10P + 5Sb + 4Sn + As) / 100$ (1)

ただし、P, Sb, Sn, As の単位は ppm

この鋼塊を 1100°C~970°C の温度で幅 200 mm, 厚さ 30 mm に鍛伸後, 大型ロータ 中心部相当の焼入れ (970°C×26 h→80°C/h 冷却) 及び焼もどし (665°C×50 h→80°C/h 冷却, 665°C×50 h→20°C/h 冷却) を施した。熱処理後の顕微鏡観察は硝酸アルコール溶液で腐食し行つた。

試料 No. 8 は 1960 年代に製造した代表的な高 Si・高 \bar{X} ロータ材から切り出した試料である。この試料にも No. 1~No. 7 試料と同じ熱処理を施した。

2.2 実験方法

2.2.1 焼もどし脆化試験

熱処理のままの材料と Fig. 1 に示すステップクーリング脆化処理⁴⁾を施した試料から JIS 4 号 V ノッチ シャルピー衝撃試験片を採取した。衝撃試験は 30 kg-m シャルピー衝撃試験機を用い, 20°C~160°C の温度で試験し, 破面遷移温度の上昇 $\Delta FATT$ (ステップクーリング脆化処理材の FATT-熱処理ままの材料の FATT) を求めた。

2.2.2 クリープ破断試験

クリープ破断試験は, 平行部直径 6 mm, 長さ 30 mm の試験片を用い, レバー式 3t クリープ試験機により 538°C~650°C の温度で行つた。この結果を Larson-Miller 法⁵⁾で整理し, 538°C, 10⁵ h 強度を求めた。

3. 実験結果

3.1 顕微鏡組織

Photo. 1 は代表的な大型ロータ中心部相当の熱処理を施した材料の顕微鏡組織を示す。本実験試料の顕微鏡組織はいずれも全焼もどしペーナイト組織であつた。

Si は焼入性を高める元素であるといわれており⁶⁾, 低 Si 化による焼入性の低下が懸念された。しかしながら, Si を 0.02% まで低減しても, 全焼もどしペーナイト組織であり, 高い焼入性が得られている。これらの結果から, Si 無添加 Cr-Mo-V 鋼ロータでも, ロータ中心部に初析フェライトは析出しないと考えられる。

3.2 焼もどし脆化試験

焼もどし脆化の問題点は 1) 熱処理温度 (焼もどし, 応力除去焼なまし) からの冷却中の脆化と, 2) 高温での長時間使用による脆化の二つに大別できる。特に後者が重要で, Cr-Mo-V 鋼ロータ材でもこの脆化現象が認められている⁷⁾。この脆化現象を実験室にて比較的短時間で再現する加速脆化処理として, ステップクーリング処理が一般に採用されている。脆化程度の判定には, 脆化処理による 50% 破面遷移温度の増加 ($\Delta FATT$) が一般に用いられている。

Fig. 2 はステップクーリング脆化処理による破面遷移温度の上昇 $\Delta FATT$ に及ぼす Si 及び \bar{X} の影響を示す。この図中の数字は $\Delta FATT$ 値を示す。高 Si・高 \bar{X} 材 (試料 No. 7, 8) は脆化するが, Si=0.3% と $\bar{X}=20$ を結ぶ線 (破線) より下の低 Si・低 \bar{X} 材 (試料 No. 2~5) は脆化しないことが明らかになつた。また試料

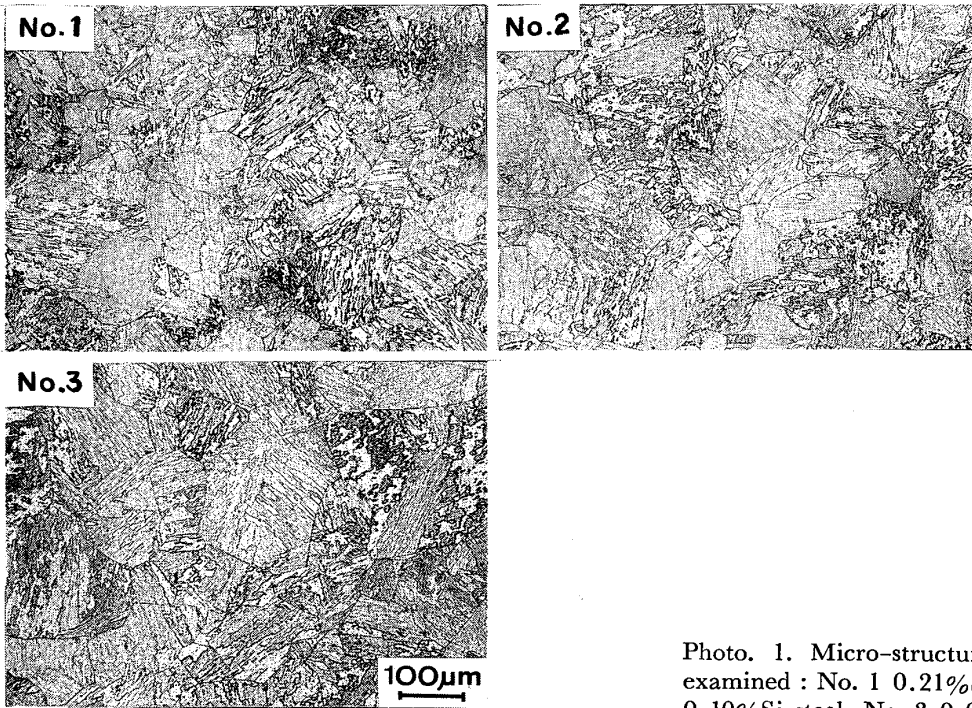


Photo. 1. Micro-structure of the steels examined : No. 1 0.21%Si steel, No. 2 0.10%Si steel, No. 3 0.02%Si steel.

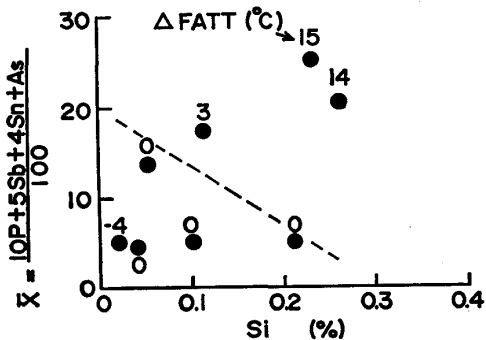


Fig. 2. Effect of \bar{X} and Si on $\Delta FATT$.

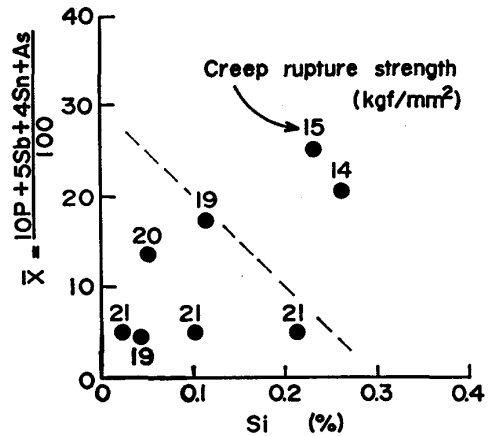


Fig. 4. Effect of \bar{X} and Si on 538°C, 10^5 h creep rupture strength.

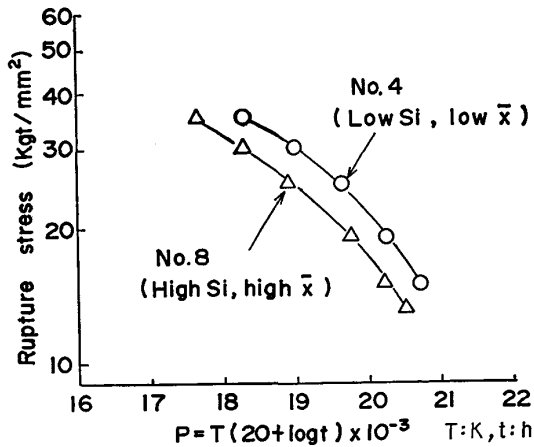


Fig. 3. Creep rupture strength of low Si, low \bar{X} steel and high Si, high \bar{X} steel.

No. 1 (Si 0.21%, \bar{X} 5.05) のように高 Si 材でも, \bar{X} が小さい場合には脆化しないことも判明した。

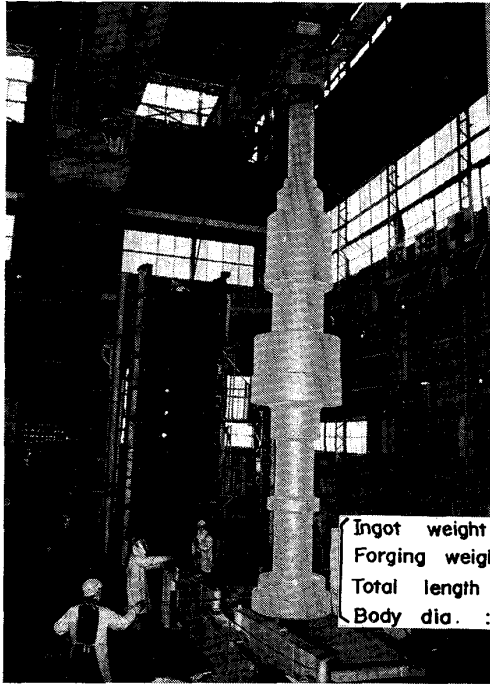
3.3 クリープ破断試験

Fig. 3 に代表的な試料の Larson-Miller のマスター破断曲線を示す。低 Si・低 \bar{X} 材のクリープ破断強度は、低パラメータ値（低温・短時間側）から高パラメータ値（高温・長時間側）までの全範囲で、高 Si・高 \bar{X} 材より明らかに高い。Fig. 4 はクリープ破断強度に及ぼす Si 及び \bar{X} の影響を示す。図中の数字は Larson-Miller 法で求めた 538°C, 10^5 h クリープ破断強度を示す。高 Si・高 \bar{X} 材（試料 No. 7, 8）の 538°C, 10^5 h クリープ破断強度は 14~15 kgf/mm² なのに対し, Si =

Table 2. Chemical composition of low Si, low \bar{X} rotor. (wt %)

C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V	Sn	Sb	As	\bar{X}
0.30	0.05	0.76	0.009	0.002	0.54	1.08	1.40	0.30	0.002	0.0012	0.012	11.6

Ingot weight : 50 t, Forging weight : 32 t, Heat treatment {Quench : 970~980°C W. F. Q
Temper : 655~665°C A. C



Ingot weight : 50ton
Forging weight : 32ton
Total length : 7655mm
Body dia. : 1200mm

Photo. 2. View of quenching of low Si, low \bar{X} rotor.

0.3% と $\bar{X}=30$ を結ぶ線 (破線) より下の低 Si・低 \bar{X} 材 (試料 No. 2~5), 低 Si・高 \bar{X} 材 (No. 6) 及び高 Si・低 \bar{X} 材 (No. 1) は 19~21 kgf/mm² と高くなるこ
とが明らかになった。

4. 実機規模ロータ試作による検証及び考察

前章で述べた基礎研究の結果, Cr-Mo-V 鋼ロータ材の脆化感受性及びクリーブ破断強度は, 低 Si・低 \bar{X} 化することにより改善されることが明らかにされた。この研究成果を基にして, 32t 低 Si・低 \bar{X} ロータを試作し, その諸特性を調べた。

4.1 ロータ製造

溶解は塩基性電気炉で行い, VCD 法により 50t 鋼塊に溶製し, 実機形状 (直径 : 1200 mm, 長さ : 7660 mm) に鍛伸した。熱処理は 975°C 噴水冷却焼入れ, 660°C 焼もどしとした。Table 2 にこの試作ロータ材の化学組成を, Photo. 2 にこのロータ材の焼入れ状況を示す。

4.2 試作ロータの性状及び室温機械的性質

試作した低 Si・低 \bar{X} 32t ロータの外周及び中心孔を機械加工後, 外周の全面超音波探傷試験, 中心孔のボア

Table 3. Mechanical properties of low Si, low \bar{X} rotor.

	0.02% Y. S. (kgf/mm ²)	T. S. (kgf/mm ²)	E. l. (%)	R. A. (%)
H. P.	62.3	82.5	17.7	52.0
Turbine side	63.9	82.3	18.1	49.8
I. P.	63.1	81.7	17.3	49.8
Turbine side	64.2	81.7	18.1	52.0
ASTMA 470 Class 8	—	73.8~87.9	≥14	≥38

Sampling position of the specimens : Center core
H. P. Side I. P. Side

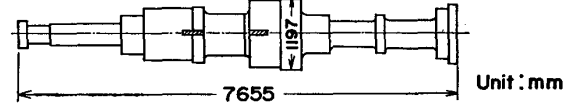
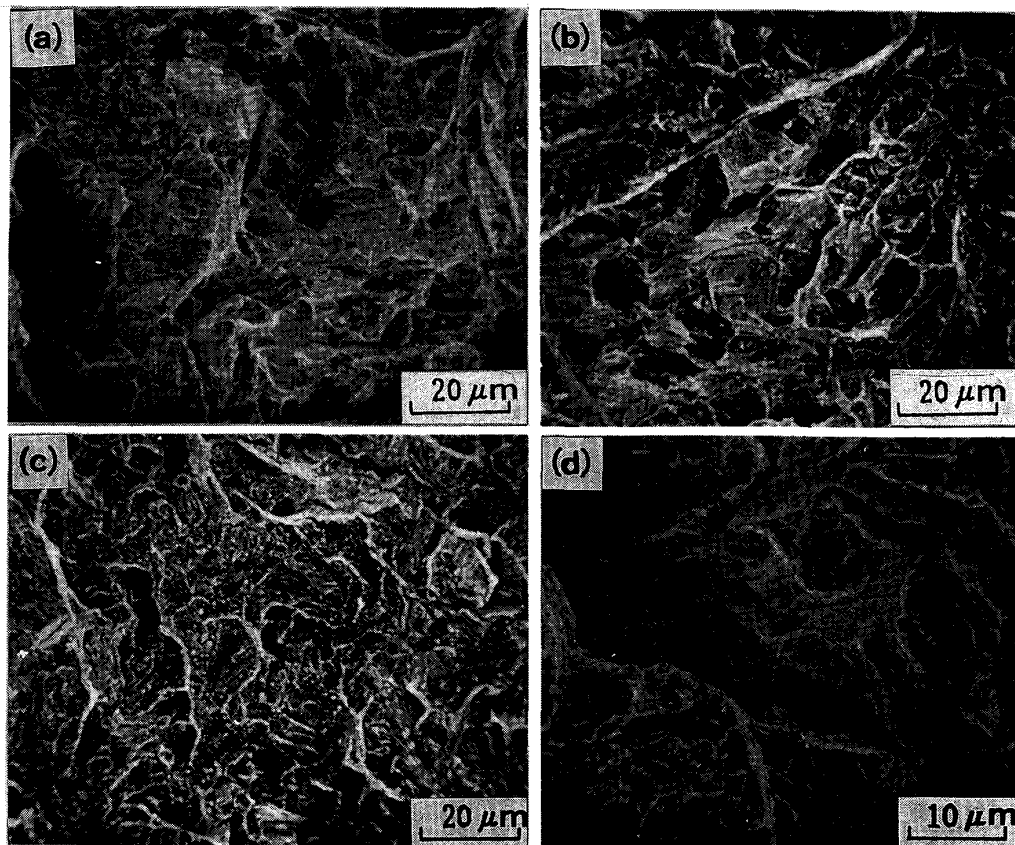


Photo. 3. Micro-structure of the center core.

スコープ疵見試験, 磁粉探傷試験及び超音波探傷試験を実施した。その結果, ASTMA 470 ロータ規格にすべて合格し健全なロータであることが確認された。また清浄度は 0.02% であり, 非金属介在物の非常にすくないロータであることも確認された。

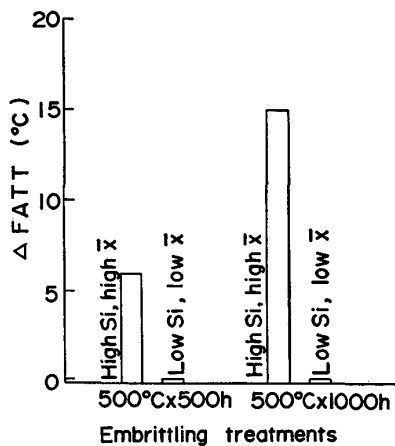
顕微鏡組織はロータ内外とも均一な焼もどしペーナイト組織であり, 懸念されたロータ中心部でのフェライト析出も認められず, 良好であった。Photo. 3 にその顕微鏡組織を示す。

Table 3 に試作ロータ材の引張試験結果を示す。これら室温の機械的性質試験結果は ASTMA 470 Class 8 規格を十分満足している。本低 Si・低 \bar{X} ロータ材の引張強さ及び耐力は, 現用の Si 脱酸ロータと同等であり, Si 低減による大きな影響は認められない。



(a) Low Si, low \bar{X} steel, as-received (b) Low Si, low \bar{X} steel, aged at 500°C for 1000h
 (c) High Si, high \bar{X} steel, as-received (d) High Si, high \bar{X} steel, aged at 500°C for 1000h

Photo. 4. SEM fractography of Charpy specimens.



Low Si, low \bar{X} rotor: Si 0.05%, \bar{X} =11.6

High Si, high \bar{X} rotor: Si 0.23%, \bar{X} =25.4

Fig. 5. Δ FATT of low Si, low \bar{X} rotor and high Si, high \bar{X} rotor.

4.3 試作ロータ材の脆化特性

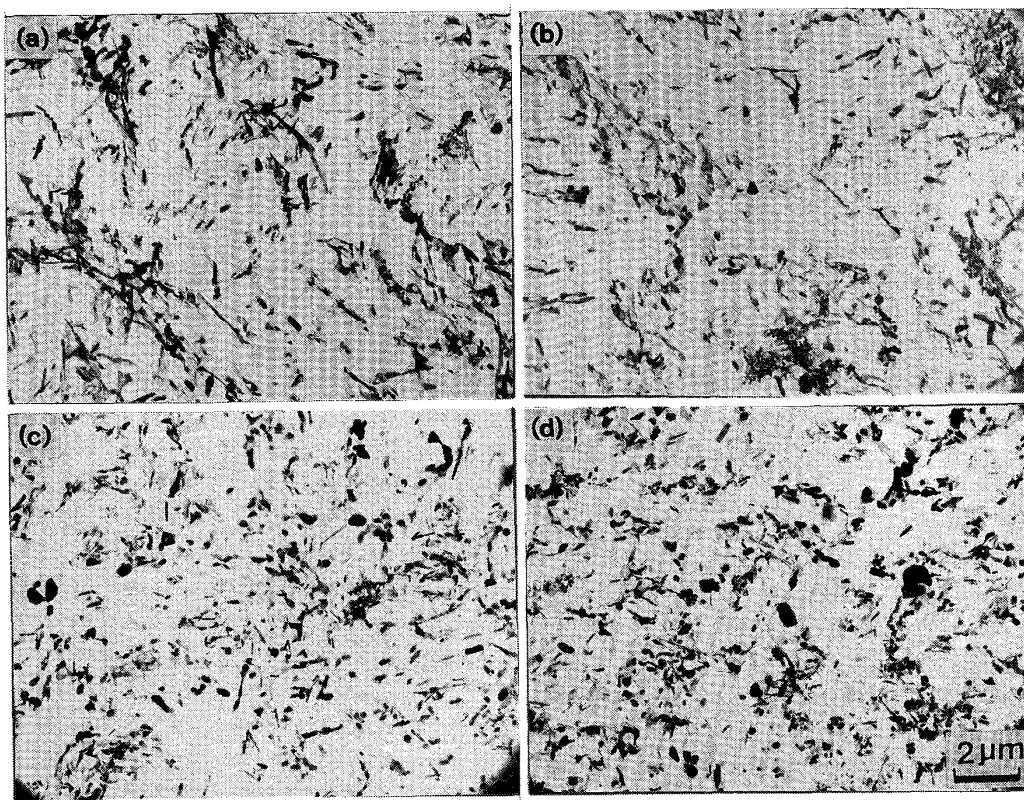
使用中脆化の判定法として2.3.2項で用いたステップクーリング法⁴⁾が多く採用されているが、実際に問題となる現象は稼動温度で長時間保持された結果生ずるものである。そこで本試作ロータ材の脆化特性は、500°C一

定温度で500h及び1000h加熱後の破面遷移温度を求め評価した。

Fig. 5は今回試作した低Si・低 \bar{X} ロータ材と1960年代の代表的なロータ材(高Si・高 \bar{X} 鋼: Table 1のNo. 8試料)の500°C長時間加熱による破面遷移温度の上昇 Δ FATTを示す。高Si・高 \bar{X} ロータ材の破面遷移温度の上昇 Δ FATTは、500°C×500h加熱材が+6°C、500°C×1000h加熱材が+15°Cなのに対し、本試作低Si・低 \bar{X} ロータ材の Δ FATTは0°Cであり脆化しないことが確認された。

Photo. 4は20°C衝撃試験片破面の走査電顕写真を示す。脆化しない低Si・低 \bar{X} ロータ材の破面は、脆化処理前後とも全面へき開破面であり、結晶粒内破壊であることがわかる。これに対し、脆化する高Si・高 \bar{X} ロータ材の破面は、脆化処理前にはへき開破面(結晶粒内破壊)であるが、脆化処理後には結晶粒界破面が30%程度(残り70%はへき開破面)見られるようになる。

焼もどし脆化に関しては広範な研究が行われ、その機構についてはまだ不明な点があるものの、P, Sn, Sb, Asなどの不純物元素が結晶粒界に偏析し脆弱化するという



(a) and (c) As-received (b) Rupture tested at 600°C, 19 kgf/mm² for 1556 h
 (d) Rupture tested at 600°C, 15 kgf/mm² for 1363 h
 Photo. 5. Extraction replica electron micrograph of low Si, low \bar{X} steel [(a), (b)] and high Si, high \bar{X} steel [(c), (d)].

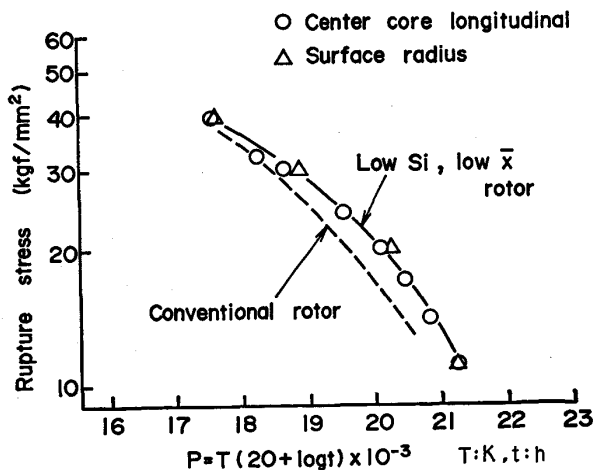


Fig. 6. Creep rupture strength of low Si, low \bar{X} rotor.

点では見解が一致している⁷⁾。筆者らも Cr-Mo-V 鋳鋼について研究し、結晶粒界の P 偏析量と $\Delta FATT$ との間に相関関係があることを実証している⁸⁾。本実験において高 Si・高 \bar{X} ロータ材が 500°C で長時間加熱すると、脆化し粒界破面が現れるようになるのは、不純物元素の粒界偏析によるものと考えられる。

一方、佐藤らは 2 $\frac{1}{4}$ Cr-1Mo 鋼について研究し、Si を低減することにより脆化感受性を著しく軽減できることを明らかにしている⁹⁾。Cr-Mo-V 鋼ロータ材に対しても Si 低減は、脆化感受性を軽減する効果のあることが、本研究結果 (Fig. 2 及び Fig. 5) から明らかである。しかし、その機構 (Si は不純物の粒界偏析を助長するのか、Si 自体が粒界または炭化物周辺に偏析し脆化するのか) については、現在のところ明らかでなく今後の研究課題である。

4.4 試作ロータ材のクリープ破断強度

Fig. 6 に低 Si・低 \bar{X} 試作ロータの胴部外層半径方向及び中心孔軸方向のクリープ破断試験結果を示す。この図には比較のため現用ロータ材の平均クリープ破断強度を記入した。本試作ロータ材の 10⁵ h クリープ破断強度は 538°C で 19 kgf/mm²、566°C で 13.2 kgf/mm² であり、現用ロータ材の平均強度より約 30% 高い。

Cr-Mo-V 鋼のクリープ破断強度に及ぼす Si の影響に関しては、Si が 0.18~0.39% に変動している 35 本のロータについて Tu らが検討しているが¹⁰⁾、明確な結論は得られていない。

Photo. 5 はクリープ破断試験前後における炭化物の

形状及び分布状態を抽出レプリカ法により電子顕微鏡観察したものである。低 Si・低 \bar{X} 材はクリープ破断試験前後とも炭化物が微細で比較的均一に分布している。高 Si・高 \bar{X} 材の炭化物は、試験前でも低 Si・低 \bar{X} 材より若干粗く、クリープ破断試験により幾分粗大化している。Cr-Mo-V 鋼の炭化物は、低 Si・低 \bar{X} 化により微細化すると共に高温における安定性が向上するようである。本試作ロータ材のクリープ破断強度が高いのは、低 Si・低 \bar{X} 化によつて炭化物が微細化し高温における安定性が向上したことが大きな要因と考えられる。この点については、引き続き長時間クリープ破断試験データを蓄積した上で、炭化物の定量的データ（平均粒径、単位面積当たりの数、組成等）を取り今後検討する予定である。また低 \bar{X} 化により不純物の粒界偏析を軽減したこともクリープ破断強度向上の要因であろう。TIPLER¹¹⁾ からも商業用 Cr-Mo-V 鋼及び高純度 Cr-Mo-V 鋼についてクリープ破断強度を調べ、高純度鋼のほうが高くなる結果を得ている。しかし、P, Sn, As 及び Sb のどの元素がどの程度悪影響を及ぼしているのかは明らかでなく今後さらに検討する必要がある。

5. 結 言

Cr-Mo-V 鋼の Si を 0.02~0.26% に、焼もどし脆化係数 \bar{X} [$= (10P + 5Sb + 4Sn + As) / 100$ (ppm)] を 4.3~25.4 に変化させた試料について、脆化特性及びクリープ破断強度を調べ、以下の点を明らかにした。

(1) 大型ロータ中心部相当熱処理 (970°C, 80°C/h 焼入れ) 試料の顕微鏡組織は、Si を 0.02% まで低減し

ても全ベイナイト組織であり、フェライトは析出しない。

(2) 脆化感受性は低 Si・低 \bar{X} 化すると低くなり、脆化しなくなる。

(3) 低 Si・低 \bar{X} 鋼のクリープ破断強度は高 Si・高 \bar{X} 鋼より著しく高い。

(4) 上記の基礎研究成果を基にして、実機規模大 (32t) の低 Si・低 \bar{X} ロータを試作し、現用材よりもクリープ破断強度が高く、脆化しないことを実証した。

文 献

- 1) L. D. KRAMER and D. RANDOLPH: ASME-MPC Symposium on Creep Fatigue Interaction, Winter Annual Meeting (1976)
- 2) R. VISWANATHAN and R. I. JAFFEE: Trans. ASME, 105 (1983), p. 286
- 3) R. BRUSCATO: The Welding Journal, 49 (1970), p. 148 S
- 4) 服部直次, 山本茂昭, 芳野文人: 圧力技術, 17 (1979) 6, p. 302
- 5) F. R. LARSON and J. MILLER: Trans. ASME, 74 (1952), p. 765
- 6) 石原善雄: 鋼の熱処理 (日本鉄鋼協会編) (1957), p. 39 [丸善]
- 7) 田中淳一, 大内千秋, 大須賀立美: 鋼の強靱性 (1971) [Climax Molybdenum Development Co., Ltd.]
- 8) 志賀正男, 佐々木良一, 桐原誠信, 幡谷文男, 篠田哲守, 青木逸郎: 材料, 33 (1984) 336, p. 298
- 9) 佐藤信二, 小野 寛: 川崎製鉄技報, 12 (1980) 1, p. 115
- 10) L. TU and S. SETH: Proc. 8th Int. Forgemasters Meeting, Kyoto, Japan (1977 年 10 月), p. 267