

CrMoVロータ材の靱性に及ぼす成分並びに製造方法の影響

藤田 明次*・篠原 正朝*・横田 宏*²・加来 勝夫*³・添田 暉平*⁴・黒田 康文*⁴

Effect of Chemical Composition and Manufacturing Procedure on Toughness of CrMoV HP Rotor Forgings.

Akitsugu FUJITA, Masatomo SHINOHARA, Hiroshi YOKOTA, Katsuo KAKU, Kihei SOEDA and Yasufumi KURODA

Synopsis : CrMoV (1Cr-1Mo-0.25V) rotor steel is commonly utilized for high pressure (HP) or intermediate pressure (IP) turbine rotor forgings used at steam temperature up to 566°C. The steel has excellent mechanical properties at elevated temperatures, especially creep rupture strength. Improved toughness of the CrMoV rotors, however, is desired in order to minimize the warm-up time of the turbine system. In this study, a fundamental examination was performed using small laboratory ingots. Optimal chemical composition and heat treatment conditions of developed CrMoV rotor steel were selected to obtain good fracture appearance transition temperature (50%FATT) without loss in the creep rupture strength. Toughness was improved by decreasing the silicon content (VCD: Vacuum Carbon Deoxidation) and increasing hardenability to a level greater than conventional HP rotor forgings. The toughness was also improved by accelerating the cooling rate by oil quenching instead of blast cooling. Based on the knowledge obtained through the fundamental study, actual full size HP/IP rotor forgings were manufactured. As test results, it was verified that these rotor forgings show higher toughness along with excellent creep rupture strength.

Key words : CrMoV steel; rotor forgings; oil quenching; hardenability; toughness; creep rupture.

1. 緒言

蒸気タービンの高圧ロータ材もしくは高中圧ロータ材としてはCrMoV鋼(1Cr-1Mo-0.25V鋼)が広く用いられている。このCrMoV鋼製高圧ロータ材は高温強度に優れ、低合金鋼でありながら566°Cまでの蒸気条件でロータ材として適用することが可能であるが、製造に際してはクリープ破断特性を安定化させるために焼入れ温度及び焼もどし温度条件を適正に選ぶ必要がある。

また、高圧ロータ材の靱性を考えると使用条件が高温であることやロータ素材が低圧タービンロータに比べて小型であるため、脆性破壊に対する抵抗力、すなわち靱性に対する要求は低圧タービンロータ材のように厳しいものではなく、あくまでも高温強度を重視する材料選定が行われていた。このため、高圧ロータ材の製造に際しては従来からの手法であるシリコン脱酸が多く採用されており、靱性に有用と言われている真空カーボン脱酸(Vacuum Carbon Deoxidation, VCD)はあまり用いられていない。また、焼入れに際しては比較的ゆっくりとした冷却方法である衝風冷却法を採用して上部ベイナイトが主体の組織となるよう

にして、高温強度の確保を重視したものとなっており、必ずしも良好な靱性が得られる製造方法は採用されていない。

このような状況において火力発電プラントでは電力需要の変化に対応して頻繁に発停を繰り返すようになっており、これに対応するためには冷態起動時間の短縮が強く求められている。

蒸気タービンの冷態起動時間短縮には高圧タービンの暖気時間の長いことが挙げられており、これを解決するためには、高圧ロータ材の靱性を改善することが不可欠となっている。

そこで本研究ではこれまでの高圧ロータ材の良好なクリープ破断特性を損なうことなく靱性を改善し、衝撃遷移温度の50%FATT(50% Appearance Transition Temperature)が50°C以下の新しい高圧ロータ材の開発を目指し、最適成分や熱処理方法などの検討を行った。

2. 基礎試験結果

2・1 試験方法

Table 1 に試験に供した小型試験材(25kg)の化学成分を

平成9年7月30日受付 平成9年11月14日受理 (Received on July 30, 1997; Accepted on Nov. 14, 1997)

- * 三菱重工業(株)長崎研究所 (Nagasaki Research & Development Center, Mitsubishi Heavy Industries, Ltd., 5-717-1 Fukahorimachi Nagasaki 851-03)
- * 2 三菱重工業(株)長崎造船所 (Nagasaki Shipyard & Machinery Works, Mitsubishi Heavy Industries, Ltd.)
- * 3 日本鑄鍛鋼(株)技術開発部 (Research and Development Dept. Japan Casting & Forging Corporation)
- * 4 日本鑄鍛鋼(株)技術部 (Engineering Dept. Japan Casting & Forging Corporation)

Table 1. Chemical composition of steels used in basic experiments and optimized chemical composition.

		C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V	(mass%) Multiplying factor*
Step 1	H1	0.30	0.25	0.78	0.008	0.004	0.34	1.18	1.13	0.240	57.4
	H2	0.31	0.07	0.79	0.007	0.004	0.34	1.18	1.12	0.241	51.6
	H3	0.29	0.07	0.94	0.007	0.003	0.43	1.31	1.12	0.238	64.9
	H4	0.27	0.07	0.91	0.007	0.003	0.44	1.31	1.13	0.201	64.0
	H5	0.25	0.07	0.68	0.007	0.003	0.63	1.19	0.83	0.263	41.0
	H6	0.30	0.12	0.76	0.008	0.003	0.67	1.28	1.03	0.287	57.0
	H7	0.28	0.06	0.79	0.007	0.003	0.70	1.31	1.14	0.240	62.3
	H8	0.27	0.23	0.91	0.006	0.003	0.70	1.30	1.13	0.236	75.7
	H9	0.25	0.07	0.71	0.007	0.003	0.60	0.89	0.80	0.322	33.9
	H10	0.25	0.23	0.71	0.007	0.002	0.64	0.90	0.81	0.323	38.4
Step 2	H11	0.31	0.06	0.73	0.007	0.003	0.66	1.29	1.16	0.235	58.3
	H12	0.30	0.06	0.88	0.007	0.003	0.65	1.27	1.25	0.233	69.5
	H13	0.31	0.06	0.90	0.007	0.003	0.67	1.29	1.13	0.240	66.7
	H14	0.31	0.06	0.90	0.007	0.003	0.84	1.28	1.12	0.239	69.1
	H15	0.28	0.06	0.90	0.006	0.003	0.86	1.30	1.14	0.232	71.2
	H16	0.29	0.06	0.91	0.006	0.003	0.85	1.30	1.25	0.239	76.6
	H17	0.31	0.07	0.89	0.007	0.003	0.71	1.39	1.15	0.235	72.0
	H18	0.30	0.06	0.89	0.007	0.003	0.84	1.39	1.12	0.232	72.7
New target	0.27	0.04	0.90	Max. 0.005	Max. 0.002	0.85	1.40	1.15	0.24	74.4	

* : Multiplying factor: $F=[(\%Mn) \times 3.19 + 1] \times [(\%Mo) \times 2.43 + 1] \times [(\%Cr) \times 2 + 1] \times [(\%Si) \times 0.68 + 1] \times [(\%Ni) \times 0.35 + 1]$

Table 2. Mechanical properties of test steels quenched under conditions simulating the center of a full size rotor.

Material	0.2% Proof Stress (MPa)	Tensile Strength (MPa)	Elongation (%)	Reduction in Area (%)	Absorbed Impact Energy (J)	50% FATT (°C)	
Conventional CrMoV Rotor Steel (Blast Cooling)	630	789	22.6	65	16	87	
Step 1	H1	622	788	22.8	65.3	19	82
	H2	618	777	22.6	62.7	13	77
	H3	643	796	21.0	62.3	25	64
	H4	606	755	21.4	66.1	21	60
	H5	635	774	23.2	65.3	14	90
	H6	643	794	24.6	67.0	37	56
	H7	641	783	20.0	64.5	15	56
	H8	644	796	21.4	65.7	25	60
	H9	637	780	22.0	64.0	10	98
	H10	646	785	24.0	69.0	9	96
Step 2	H11	604	760	21.8	64.6	26	54
	H12	600	764	23.6	67.3	43	44
	H13	578	742	24.2	68.1	37	53
	H14	595	762	24.8	66.3	25	47
	H15	608	762	24.4	68.1	51	33
	H16	598	756	24.0	68.1	77	32
	H17	627	785	24.0	66.3	56	37
	H18	604	766	23.6	67.3	29	48

Heat Treatment: 955°Cx25hrs Simulating cooling + 670-680°Cx30hrs FC

示す。この試験材の中で、H1～H10は最初に試験を行ったものであり (Step 1), H1は現用高圧ロータ材、他のものはH1を基本に合金成分を変えたものである。また、H11～H18はStep 1で良好な特性を示したH6及びH7を基本成分として合金成分を変えたものである。

溶解は真空高周波溶解炉を用いて25kg鋼塊とし、熱間鍛造を行い、3S程度の鍛錬比を与えた。熱間鍛造後には実機と同等の子備熱処理 (1010°C×5時間保持後300°Cまで22時間で冷却、その後空冷。次いで、720°C×5時間炉冷) 及び実機高圧ロータを模擬した焼入れ (直径: 1200mmφのロータを油焼入れした場合の表層<200°Cまで7時間冷却>並びに中心<130°Cまで13時間冷却>) のシミュレート熱処理) 並びに焼もどし処理 (0.2%耐力が617MPa程度となるように670～680°Cで30時間保持後炉冷) を施し、機械的性質の評価及びクリープ破断試験に供した。

2・2 試験結果及び考察

2・2・1 靱性に及ぼす種々の因子の影響

Table 2には各試験材の中心部相当のシミュレート熱処理材の機械的性質を示す。

この表の結果から次のことが示される。

- 1) H1は現用材相当の材料であるが、この材料をそのまま油焼入れをしたとしても、Table 2の結果に示されるように50%FATTは82°Cと高く、比較の現用高圧ロータの87°Cと大差はなく、油焼入れだけでは十分な靱性は得られない。
- 2) H2はH1のSiを低く下げたものであり、現用高圧ロータ材に対して真空カーボン脱酸 (VCD) を適用した場合を模擬したものであるが、この材料の場合でも50%FATTは77°Cと高く、油焼入れ及びVCDの適用だけでは靱性改善は十分には達成できない。ただし、Siを低く下げることで50%FATTはわずかに向上する。

3) H 6, H 7 やStep 2 の材料で良好な50%FATTを示す材料はCr, Mo, Mn, Ni量を増加させた材料であり、これらの合金元素の増加が靱性向上に有効である。

上述のようにCr, Mo, Mn, Niの合金元素を増加させることが靱性向上に有用である。これらの元素は焼入れ性を増す元素であり、焼入れ性の向上がCrMoV鋼の靱性向上に寄与するものと考えられる。ただし、Siも焼入れ性を向上させるがSiが高いと衝撃遷移温度は高くなるので、Siを除く焼入れ倍数の大きい元素の添加が靱性向上に有用であると考えられる。

そこで、合金元素の焼入れ倍数の積：Fを下記に示すように計算し、この焼入れ倍数の積(以下、単に焼入れ倍数という)と50%FATTの関係をFig. 1に示す。

$$F = F_{Mn} \cdot F_{Mo} \cdot F_{Si} \cdot F_{Ni}$$

$$F_{Mn} = (\%Mn) \times 3.19 + 1, F_{Mo} = (\%Mo) \times 2.43 + 1,$$

$$F_{Si} = (\%Si) \times 0.68 + 1, F_{Ni} = (\%Ni) \times 0.35 + 1$$

この図から明かであるようにSiを除く焼入れ性を増す元素の添加、言い換えれば、焼入れ倍数が大きくなることは50%FATTが低くなることを意味し、靱性向上に寄与するものと言える。

2.2.2 C量の影響

Fig. 2にはC添加量で50%FATTの値を評価した図を示す。

基礎試験材の18チャージの材料は3つのグループに分れる。衝撃特性の悪いものから順に分けると、

- 1) H 5, H 9, H10の材料(C, Mo添加量が低く、十分な焼入れ性が確保できていない材料)
- 2) 上記1)グループに含まれないStep 1の材料
- 3) Step 2の材料

これらの材料グループは基本的には焼入れ倍数の大きさ別に分けることができるグループである。すなわち、1)は焼入れ倍数が小さな材料、2)は焼入れ倍数が中くらいのもの、3)は焼入れ倍数が大きいもの、と分けられる。

このとき、各グループ毎に考えた場合、C含有量を低く抑

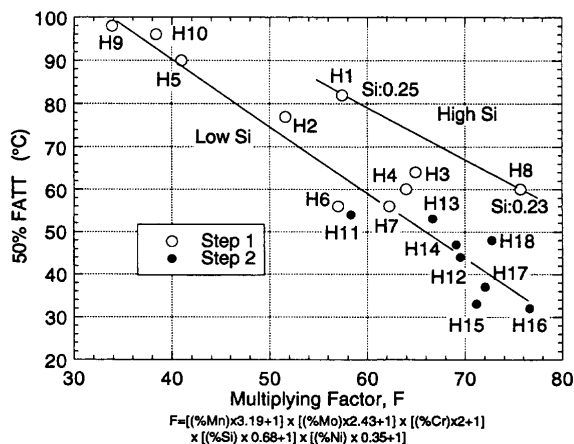


Fig. 1. Effect of multiplying factor on 50%FATT.

えた方が50%FATTは小さくなり、靱性が向上することになる。この結果が示すように、CはSiと同様に焼入れ性を増す元素であるがCが増すと50%FATTが上昇し、靱性が低下する。

2.2.3 焼入れ倍数と顕微鏡組織の関係

高圧ロータ材の靱性は焼入れ倍数を大きくすることによって改善されることは恐らくベイナイト組織が緻密になることによって達成されているものと判断される。このことを確認するために、焼入れ時の結晶格子の歪みの度合いを比較することとした。

実験は各基礎試験材に対して中心相当シミュレート焼入れ処理までの処理を行い、X線ディフラクトメータによって各焼入れ材の{110}基本格子反射の半価幅を測定し、焼もどし後の各材料の50%FATTと比較を行った。その結果をFig. 3に示す。ここで用いた半価幅はバルク材が持つ方位依存性の影響を取り除くために{110}反射強度全体の面積を最大強度で割った値としている。

このように整理したとき横軸の半価幅は結晶の歪みを表わすことになる。なお、この図で横軸は焼入れ材の半価幅を採用している。これは格子の歪んだ状態をより顕著に表わすためであり、焼もどし材を用いても同様な傾向は現れ

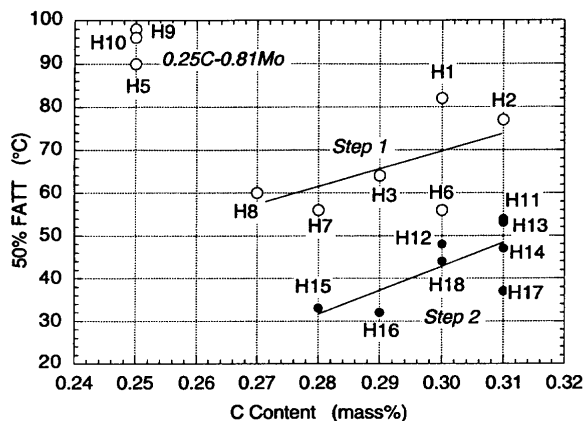


Fig. 2. Effect of C content on 50%FATT.

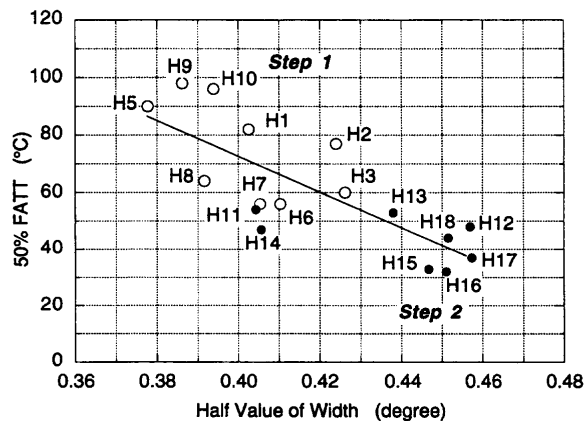


Fig. 3. Relationship between half value of width of quenched condition and 50%FATT of tempered condition.

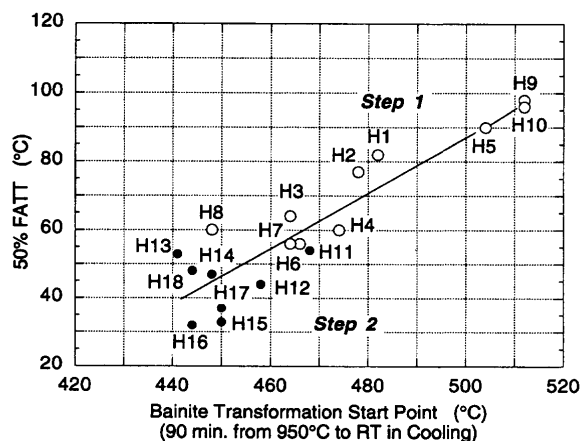


Fig. 4. Relationship between Bs point and 50% FATT.

るとは考えられるが、変態に於ける格子の歪みを明確に示すため焼入れ材の半価幅を採用している。また、縦軸の50% FATTは焼もどし材の値を採用している。これは、実機ロータ材は焼きもどされた状態で使用されることによる。

高圧ロータ材は通常ベイナイト組織を有するが、焼入れ冷却速度が速い場合には、固溶しているCが変態時に十分拡散できないことになり、格子を歪ませるとともに、緻密なベイナイト組織である下部ベイナイト組織になる。このため、Fig. 3に示すように、半価幅の大きい、言い換えれば、下部ベイナイト組織の割合の大きい材料であるほど、50% FATTは良好になるものと判断される。

また、Fig. 4には、ベイナイト変態開始温度と50%FATTの関係を示す。このときのベイナイト変態開始温度は焼入れ温度の950°Cから室温までを5.4ks(90分)で冷却した場合のものである。この図においてベイナイト変態開始温度が低いものほど下部ベイナイト組織が多くなるものと考えられるが、ベイナイト変態開始温度が低いものほど50%FATTが低くなっており、良好な靱性を有することがわかる。

したがって高圧ロータ材において靱性を向上させるためには焼入れ倍数を大きくする合金元素を多く添加して、上部ベイナイト組織から下部ベイナイト組織の割合を多くさせることによって達成されると考えられる。

Fig. 5に走査電子顕微鏡で観察したH1及びH16の焼入れ材の走査電子顕微鏡組織を示す。焼入れ倍数の大きいH16の炭化物は焼入れ倍数の小さいH1より微細でしかも針状である。一方、H1の炭化物はH16より大きく成長した形態となっており、焼入れ中に拡散変態が生じたものと推察され、上部ベイナイトが多いものと判断される。

2.2.4 クリープ破断特性

Fig. 6に基礎試験材の焼入れ倍数とクリープ破断時間の関係を示す。縦軸のクリープ破断時間は600°Cで応力：196MPaで試験を行った場合の破断時間を示す。焼入れ倍数の値が大きくなるほどクリープ破断時間は短くなっており、下部ベイナイト組織が増えるに従いクリープ破断強さは低下する

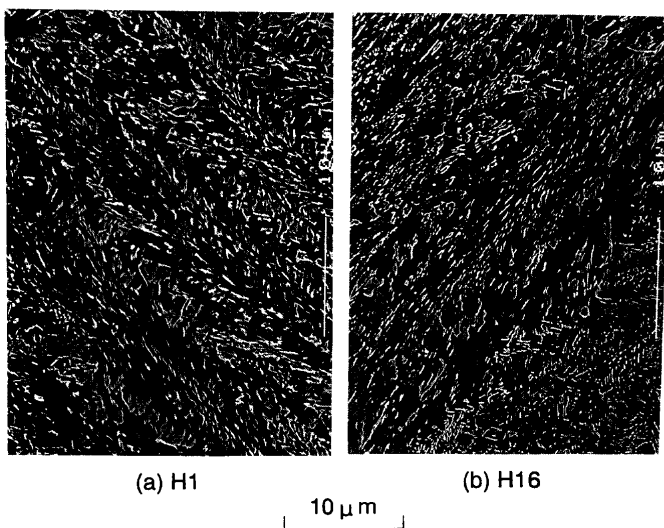


Fig. 5. Scanning electron microstructure of simulated quenched H1 and H16.

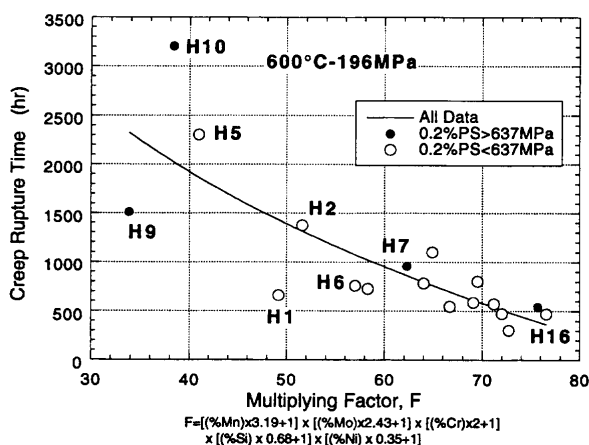


Fig. 6. Relationship between multiplying factor and creep rupture time.

ことを表わしている。ただし、現用の高圧ロータ材の場合、この試験条件では200~800時間で破断すること(後述のFig.11のデータバンドから推定)からクリープ破断強さが低いH16でも現用材並のクリープ破断強さは有するものと判断される。

以上の基礎試験の結果に基づきTable 1に新規提案高圧ロータ材の化学成分の狙いを示す。狙いとする高圧ロータ材の成分の特徴は従来材と比較してMn, Ni, Crを高くしC及びSiを低く下げていることにある。Niを高くしSiを低くした志賀ら²⁾提案のロータやさらにCを低くした欧州タイプのロータ³⁾があるが、本New targetロータは成分全体を総括して考えた場合、焼入れ倍数を高くしていることが他のロータ材と最も異なる特徴と言える。

3. 実機ロータの製造と確性試験

基礎試験に基づいて実機高圧ロータを製造してその特性評価を実施した。

3・1 ロータ素材の製造

Fig. 7に今回製造した高圧ロータの製造プロセスを示す。銅塊は電気炉で溶解並びに精錬後、取鍋精錬炉(Ladle Furnace)にて再度精錬及びVCD処理を行って製造した。得られた銅塊は8000トンプレスにて熱間鍛造並びに成形を行い、熱処理を施した。熱処理では焼入れに際して油冷を採用した。

実機ロータの製造に際しては次の点を製造におけるポイントとした。

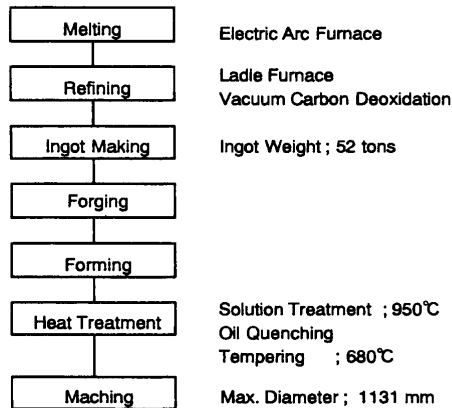


Fig. 7. Production flow chart of trial rotor forging.

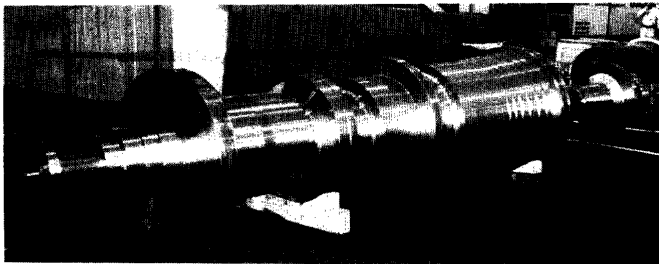


Fig. 8. Appearance of trial rotor forging.

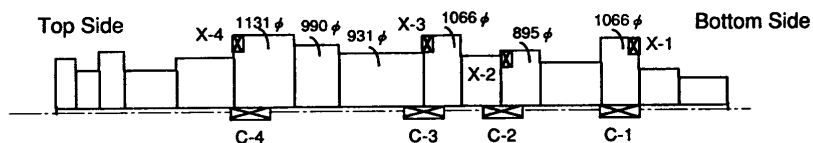


Fig. 9. Configuration of trial rotor forging and location of test pieces.

Table 3. Chemical composition of trial rotor forging.

	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	V	Al	Sn	As	Sb	F*	
Spec.	0.25-0.32	Max. 0.10	0.70-1.00	Max. 0.010	Max. 0.005	Max. 0.15	0.70-1.00	1.20-1.50	1.00-1.30	0.21-0.29	Max. 0.015	Max. 0.015	-	-	-	
Ladle	0.27	0.03	0.92	0.003	0.001	0.03	0.83	1.42	1.14	0.24	0.002	0.004	0.006	0.0009	75.0	
Surface	X-1	0.27	0.04	0.91	0.004	0.001	0.03	0.80	1.41	1.16	0.24	0.004	0.005	0.006	0.0009	74.9
	X-2	0.27	0.04	0.89	0.003	0.001	0.02	0.82	1.40	1.14	0.24	0.003	0.005	0.005	0.0009	72.7
	X-3	0.27	0.04	0.90	0.004	0.001	0.02	0.85	1.41	1.16	0.24	0.003	0.005	0.006	0.0010	75.3
	X-4	0.27	0.05	0.89	0.004	0.001	0.03	0.80	1.42	1.16	0.24	0.004	0.005	0.006	0.0009	74.5
Center	C-1	0.26	0.04	0.88	0.004	0.001	0.02	0.82	1.39	1.13	0.23	0.004	0.003	0.004	0.0009	71.3
	C-2	0.28	0.04	0.89	0.004	0.001	0.02	0.85	1.39	1.15	0.23	0.005	0.003	0.004	0.0009	73.4
	C-3	0.29	0.04	0.92	0.004	0.001	0.02	0.88	1.43	1.16	0.24	0.005	0.004	0.005	0.0010	77.9
	C-4	0.30	0.04	0.92	0.003	0.001	0.02	0.87	1.43	1.16	0.24	0.003	0.004	0.005	0.0009	77.7

* : Multiplying factor: $F = [(\%Mn) \times 3.19 + 1] \times [(\%Mo) \times 2.43 + 1] \times [(\%Cr) \times 2 + 1] \times [(\%Si) \times 0.68 + 1] \times [(\%Ni) \times 0.35 + 1]$

1)以前に製造したロータ素材の結果⁴⁾に基づいてCの狙いを0.27%と低く下げる。

2)工業生産レベルで可能な限りの高純度材料⁵⁾として、脆化をもたらす不純物元素であるP, Sn, As, Sbを低く抑える。

なお、Fig. 8にはロータ素材の仕上がり時の外観状況をそれぞれ示す。

3・2 ロータ素材の確性試験

(1) 試験材の採取位置

Fig. 9に熱処理状態におけるロータ素材の形状と試験片採取位置を示す。試験材は、表層及び中心部より採取して各試験に供した。

(2) 化学成分

Table 3にロータ素材の化学成分を示す。表層部はほぼレールと同じC量となっているが、中心部についてはCの変動が大きく、C-1以外はレールよりもC量が多くなっている。

不純物量の中で脆化に大きな影響を与えるPについては、工業生産レベルでの低減技術が向上した⁵⁾のために、0.004%程度と以前のロータ⁴⁾に比べて大幅に低減されている。

(3) 機械的性質

Table 4に本ロータ素材の機械的性質を示す。機械的強度は0.2%耐力で607~632MPaとほぼ狙い通りの強度となっている。また、引張延性も十分に高く、問題ないものと判断される。50%FATTは全て50°Cよりも低くなっており、良好な値であると言える。これは、Fig.10に示すようにCを低減した効果によるものと判断される。

(4) クリープ破断特性

Fig.11に本ロータ素材のクリープ破断試験結果を示す。以前の实機ロータ⁴⁾と同様に低指数側ではCrMoV高圧ロータ

Table 4. Mechanical properties of trial rotor forging.

Location	Mark	Tensile Test at Room Temperature				2mm V Notched Charpy Impact test		Heat Treatment
		0.2% Proof Stress (MPa)	Tensile Strength (MPa)	El. (%)	RA (%)	Impact Value (20°C) (J)	50%FATT (°C)	
Spec.	-	590-690	Min. 720	Min. 15	Min. 40	Min. 8.1 (Out) (In)	Max. 90 (Out) (In)	-
	X-1	607	756	22.8	70.4	79, 84 69, 58	19 29	
Surface	X-2	617	762	22.2	67.7	-	-	950°C × 23hr OQ
	X-3	627	772	21.4	68.6	-	-	680°C × 30hr FC
	X-4	621	766	24.2	70.4	95, 103 95, 92	10 20 10 20	
Center	C-1	619	756	22.8	67.3	42 37	37	
	C-2	621	771	22.8	64.0	20 33	45	950°C × 23hr OQ
	C-3	632	781	21.4	62.1	21 32	48	680°C × 30hr FC
	C-4	625	782	21.6	62.1	37 29	45	

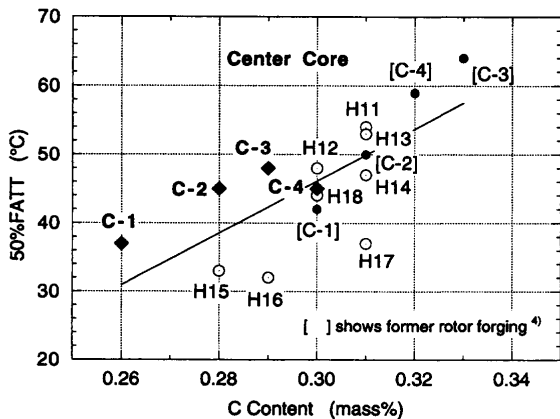


Fig. 10. Relationship between C content and 50% FATT in trial rotor forging compared with fundamental test materials and the previous rotor forging.

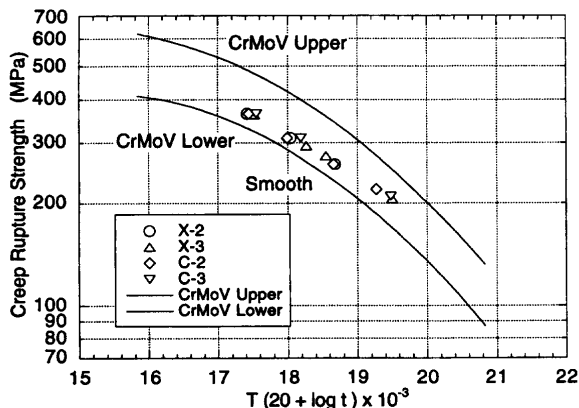


Fig. 11. Creep rupture strength of trial rotor forging.

材のデータバンドの下限側にあるが、高温長時間側である高指数側ではデータバンドに対して高い応力を示す傾向が認められる。

4. 結言

CrMoV鋼製高圧ロータ材の靱性改善を目的として、基礎

試験及び実機ロータの試作並びに確性試験を行い、以下のことが明らかとなった。

(1) 現用高圧ロータ材を単に油焼入れを行い焼入れ冷却速度を速くしたとしても、十分な靱性は得られない。

(2) 現用高圧ロータ材に対して油焼入れ及び真空カーボン脱酸(VCD)を適用したとしても、靱性の改善は十分には達成できない。

(3) Cr, Mo, Mn, Ni量等の焼入れ性を向上させる合金元素を増加させた材料に対して油焼入れ及びVCDを適用することにより初めて良好な靱性を得ることができる。

(4) 焼入れ性を向上させる合金元素を増加させることにより靱性が向上することは、上部ベイナイトが多い状態から下部ベイナイトが多い状態へと変化することによるものと考えられる。

(5) 靱性が良好な材料においても、クリープ破断強さは現用高圧ロータ材と同等以上の特性を示す。

(6) 基礎試験の結果に基づいて実機高圧ロータを製造した。製鋼においてはVCDを適用し、また焼入れでは油冷を採用した。その結果、クリープ破断強さを損なうことなく、良好な靱性を有するロータ材を得ることができた。

(7) 実機ロータでは靱性を確保する上でCの制御が重要である。

文 献

- 1) Metals handbook vol.1 10th ed., ed. by ASM International Handbook Committee, Materials park, (1990), 394.
- 2) 志賀正男, 桐原誠信, 渡辺康雄, 栗山光男, 金子了市, : 鉄と鋼, **72** (1986), 1937.
- 3) J.Ewald, C.Berger, K.H.Keienburg and W.Wiemann: Steel Res., **57** (1986), 83.
- 4) A.Fujita, M.Kamada, M.Shinohara, Y.Takano, M.Wani, I. Kitagawa and K.Kaku, : Proc. of CSPE-JSME-ASME International Conf. on Power Engineering 95 ICOPE, (1995), 1099.
- 5) K.Soeda, I.Kitagawa, K.Morinaka, K.Kaku, Y.Nakano and A.Fujita: 12th International Forgemasters Meeting Conf., (1994).