

ガスタービンディスク用 2¼Cr-Mo-V-Nb 耐熱鋼の開発

© 1991 ISIJ
技術報告
//////////

辻 一郎*・角 屋 好 邦*²

Development of a 2¼Cr-Mo-V-Nb Steel for Heavy Duty Gas Turbine Rotor Disk

Ichiro TSUJI and Yoshikuni KADOYA

Synopsis:

In order to develop a new low alloy steel for gas turbine rotor disk, considerable studies have been performed.

The targets of a new low alloy steel development for disk are to have excellent stress rupture strength which is not required to take account of creep below 400°C, and to have excellent both high temperature strength (Yield strength at 400°C is higher than 60 kgf/mm²) and fracture toughness (*FATT* is lower than +40°C) at bore of disk.

The effect of chemical composition on mechanical properties and the heat treatment characteristics of low alloy steel were investigated. As a result, the 2¼Cr-Mo-V-Nb steel containing low silicon manufactured by VCD or ESR process was found to have the best performance for large size disk.

Based on the above results, the 2¼Cr-Mo-V-Nb steel disk for turbine was produced by commercial base. Tensile, impact and metallurgical tests were conducted on this disk, and it is confirmed that this disk has excellent yield strength and impact properties at both rim and bore.

Key words: gas turbine disk; low alloy steel; 2¼Cr-Mo-V-Nb steel; Cr-Mo-V steel; yield strength; impact properties; stress rupture; Vacuum Carbon Deoxidization (VCD); Electroslag Remelting (ESR); quenching cooling rate.

1. 緒 言

近年のエネルギー情勢に対応し、火力発電プラントはエネルギー資源のよりいっそうの有効利用を旨とし、発電設備の効率向上、省エネルギー技術の開発などが積極的に進められている¹⁾。その中でも蒸気タービンとガスタービンとを組み合わせた複合発電(コンバインド)プラントが最近脚光を浴びており、その開発の実用化も盛んである²⁾³⁾。

コンバインドサイクルでは、主機となるガスタービンの高温・高性能化により、プラント総合効率の大幅な改善が期待されるので、信頼性向上はもとよりガスタービンの大容量・高温化の研究開発が現在積極的に進められている⁴⁾⁵⁾。このようなガスタービンの高出力、高効率化に伴い、それらに使用される耐熱部品に対する要求も

厳しいものとなっている。このうちガスタービン用ディスク材に関しては、大型化かつ高強度化のニーズが高まっている。

ところで、現在重量数 t 以上の大型ディスク鍛造品は溶解法、鍛造設備の容量、機械加工性及び合金元素の多量添加による技術的・経済的などの観点から低合金鋼が多く使用されている。上記のような要求に応えるためには、従来のディスク材よりも靱性と高温強度のバランスに優れ、しかも質量効果が少なく、かつ経済的な大型鍛造品用の耐熱鋼の開発が望まれる。

そこで、著者らは、高強度・高靱性の大型鍛造品用の耐熱鋼を開発することを目的として、既に高低圧一体型蒸気タービンローター材として開発されている低合金鋼 2¼Cr-Mo-V 鋼⁶⁾をベースにして、靱性と強度に及ぼす成分と調質処理の影響を調べ、新しいディスク用耐熱

平成 2 年 9 月本会講演大会にて発表 平成 2 年 10 月 2 日受付 (Received Oct. 2, 1990)

* 三菱重工業(株)高砂研究所 (現: 三菱重工業(株)高砂製作所) (Takasago Research & Development Center, Now Takasago Machinery Works, Mitsubishi, Heavy Industries, Ltd., 2-1-1 Shinhamma Arai-cho Takasago 676)

*² 三菱重工業(株)高砂研究所 (Takasago Research & Development Center, Mitsubishi Heavy Industries, Ltd.)

鋼の開発を試みた。この基礎試験結果に基づいて、本開発鋼により実用規模のディスクを試作して、その特性を調べた。

2. 開発目標と成分選定

産業用ガスタービンの組立断面図の例⁵⁾を Fig. 1 に示すが、圧縮機およびタービンのローターはディスクを焼ばめまたはボルト結合された構造となっている。各ローターは、それぞれ寸法の異なる数枚～十数枚の大型ディスクで構成されており、それらは焼ばめまたは結合ボルトで一体化される組立ディスクタイプである。この大型ディスクの大きさは各段ごとに異なるが、大きなものは最終仕上形状として直径 1500 mm、厚さ 100～300 mm 程度である。したがって、この種大型鍛造品の製造プロセス上からは、鍛造効果および質量効果を考慮して靱性と高温強度のバランスに優れた所期の材料特性を確保することが高強度・高靱性大型ディスク材の開発のポイントとなる。

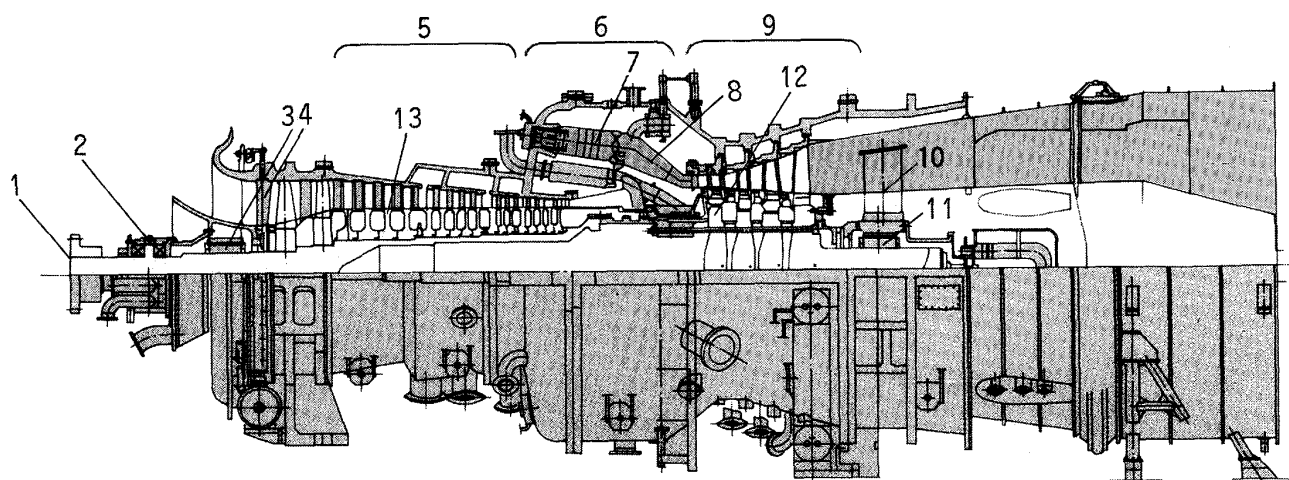
この大型ディスク材の開発目標は、Table 1 に示すとおりとした。すなわち、ディスク外周部において、400°C の 0.2% 耐力（以下、耐力と略称する）が 60 kgf/mm² 以上で、かつ FATT (V ノッチシャルピー衝撃試験片の破面の脆性破面率が 50% になる温度) が -20°C 以下とした。一方、ディスク中心部において、400°C 耐力は外周部と同じ 60 kgf/mm² 以上で、かつ FATT が +40°C 以下とした。さらに、クリープ破断特性については蒸気タービン高圧用ローター材として広く使用されている Cr-Mo-V 鋼⁷⁾と同等であることとし

た。

合金組成の考え方は、基本的には高低圧一体型蒸気タービンローター材として開発した 2¼Cr-Mo-V 鋼のそれと同じであるが⁶⁾、大型ディスク材（低合金鋼）のように径が φ1500 mm 程度ある大型鍛造品においては、強度と靱性向上のためには、まずベイナイト領域の焼入性を考慮しなければならない。なお、強度レベルについては、調質処理により上記開発目標に調整できると考えた。低合金鋼の焼入性を向上させる合金元素として、Cr、Mo などがあり、これら元素はいずれもベイナイト変態開始温度 B_s (°C) を低下させる⁸⁾⁹⁾。この他にも同様な効果を示す元素としては、C、Mn 及び Ni などがある⁹⁾。C、Mn の多量の添加は靱性向上に限界があり、また、Ni 添加は焼入性の向上により靱性を向上させるが、高温強度の観点（特にクリープ破断強さの低下¹⁰⁾ など）から多量添加は望ましくない。そこで、高温強度の確保の観点から基本成分系は既開発の 2¼Cr-Mo-V 鋼⁶⁾をベースとすることにした。

Table 1. Target of a new disk alloy steel.

Item	Rim	Bore
0.2% yield strength at 400°C (kgf/mm ²)	>60	>60
Charpy V impact a) Absorbed energy at 20~25°C (kg·m) b) FATT (°C)	>4.2 <-20	>3.0 <+40
Stress rupture properties	Same level as conventional 1 Cr-Mo-V steel	Same level as conventional 1 Cr-Mo-V steel



1: Output flange 2: Thrust bearing 3: Journal bearing 4: Inlet guide vane 5: Compressor cylinder
6: Combustor cylinder 7: Combustion basket 8: Transition piece 9: Turbine cylinder 10: Tangential
strut 11: Journal bearing 12: Turbine disk 13: Compressor disk

Fig. 1. Cross section of Mitsubishi's gas turbine.

一方、靱性向上のアプローチとしては上記のベイナイト組織の焼入性向上による方法以外にも結晶粒度の微細化による方法が考えられる。この効果を示す元素として従来から良く知られた元素に Nb があり、低合金鋼 (Cr-Mo-V 鋼) で Nb と Ni 複合添加し、実際に靱性が向上 (結晶粒の微細化などの効果) することを確認した報告¹¹⁾もある。

Fig. 2 は 2¼Cr-Mo-V 鋼の Nb 無添加鋼及び Nb 添加鋼について、焼入温度による結晶粒度の変化を検討した結果を示したもので、いずれの焼入温度においても Nb 添加により結晶粒が微細化することが認められた。

以上の知見より大型ディスク材の合金組成として、2¼Cr-Mo-V-Nb 鋼を開発の候補とした。

なお、本鋼種の CCT 曲線は Nb 無添加鋼の CCT 曲線⁶⁾とはほぼ同じであり、Nb 添加による影響はほとんど認められなかった。また、製造法については不純物元素の低減の観点から、真空カーボン脱酸法 (VCD) あるいはエレクトロスラグ再溶解法 (ESR) を採用することにした。

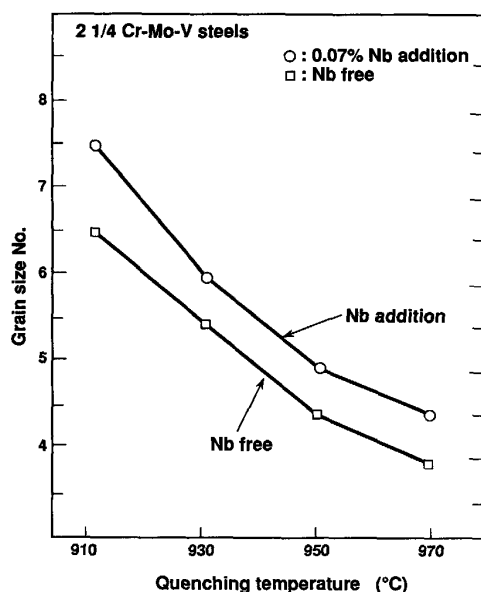


Fig. 2. Effect of quenching temperature on grain size number of 2¼Cr-Mo-V steels.

3. 試作ディスクの熱処理特性とその機械的性質

3.1 供試材及び試験方法

供試材の化学組成及び製造時の熱処理条件を Table 2 に示す。ディスク材 A は VCD により溶製し、大型ディスクの鍛造工程を想定して $\phi 1200 \times 300$ t mm に鍛造したものである。熱処理は、実際の大型ディスクの場合に合わせて水焼入れとした。この場合の焼入れ焼もどし温度は、 A_{c3} 変態点 (830°C) 及び従来の実験データを参考にして、Table 2 に示すとおりとした。一方、ディスク材 B は ESR により溶製し、ディスク材 A と同様にディスクの鍛造工程を想定して $\phi 500 \times 200$ t mm に鍛造したものである。この場合の熱処理は、実際のディスク (水焼入れ) より本鍛造品の方が質量が小さいので、その質量効果を考慮して油焼入れを行った。熱処理条件はディスク材 A と同様な考え方から Table 2 に示すとおりとした。なお、焼もどし処理は、 400°C 耐力が $60 \sim 70$ kgf/mm² の範囲に入るように調整した。また、調質処理は実際のディスクを調質する際に使用する設備で行うとともに、焼入れ時の冷却速度と機械的性質の関係を把握するため、ディスク材各部の焼入冷却曲線を実測した。調質処理後、ディスク材の各位置から引張り及び衝撃試験片を採取して、各部の性状を調べた。さらに、ディスク材の外周部からクリープ破断試験片及び長時間加熱試験片を採取して、それぞれの試験に供した。クリープ破断試験は、直径 6 mm の平滑・切欠組合せ試験片を用いて $400 \sim 550^{\circ}\text{C}$ で行った。長時間加熱試験は、大気電気炉中で、 350 、 400 及び 450°C において最長 2×10^4 h までの加熱を行った。その後、衝撃試験を実施して長時間加熱試験による脆化特性を調べた。

次に、ディスク材の A 及び B の外周部から熱処理特性用試験片 ($150 \times 200 \times 20$ t mm) を採取し、Table 3 に示す各種の調質処理を施した。その後、引張試験片及び衝撃試験片を採取して機械的性質を調べ、上記の熱処理特性と機械的性質の検討に加えた。なお、焼入熱処理は、冷却速度の可変電気炉を用いて実際のディスクを水冷した時の代表的な位置における冷却速度をシミュレー

Table 2. Chemical composition (wt%) and heat treatment of the steels examined.

Steels	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V	Nb	Heat treatment	Size & steel making
A	0.31	0.06	0.68	0.006	0.002	0.61	2.22	0.91	0.20	0.04	Quench : $930^{\circ}\text{C} \times 12$ h WC Temper : $645^{\circ}\text{C} \times 25$ h FC	$\phi 1200 \times 300$ t (mm) VCD
B	0.31	0.08	0.64	0.007	0.009	0.59	2.10	0.90	0.17	0.06	Quench : $930^{\circ}\text{C} \times 1.5$ h OC Temper : $660^{\circ}\text{C} \times 8$ h FC	$\phi 500 \times 200$ t (mm) ESR
C	0.32	0.01	0.82	0.008	0.001	0.60	2.27	1.00	0.19	0.06	Quench : $930^{\circ}\text{C} \times 1.5$ h OC Temper : $660^{\circ}\text{C} \times 6$ h FC	$\phi 1550 \times 200$ t (mm) ESR

Table 3. Heat treatment conditions of the steels examined for simulation test.

Steels	Quench		Temper	
	$T \times t$ (°C) (h)	Cooling rate* (°C/min)	$T \times t$ (°C) (h)	Cooling method
A	930×4	20 10 5	645×22	FC*2
		20 10 5 7	645×11	
B	930×1	20 10 5	660×8	FC*2

* mean cooling rate from 930°C to 250°C

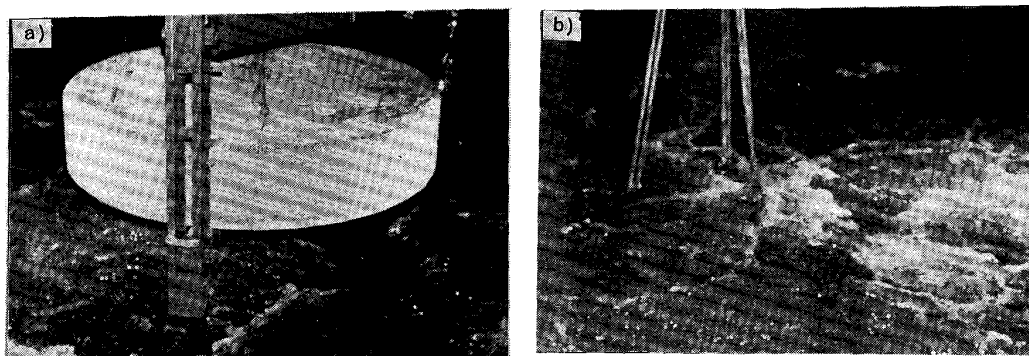
*2 Furnace Cool (10°C/h)

トした。

3・2 熱処理特性と機械的性質の関係

ディスク材 A の焼入実施状況を Photo. 1 に示す。また、その時の冷却曲線の実測結果を Fig. 3 に示す。焼入開始から終了までのディスク各部位の冷却曲線を測定することができたが、約 300°C 以下の温度範囲では、熱電対穴に水が浸入し温度測定にばらつきが認められた。ディスク材 A 及び B いずれの場合も各部のマイクロ組織は、いずれもベイナイト組織であり、Photo. 2 に示すように中心部より外周部へと焼入速度が速くなるほどベイナイト組織が緻密になる傾向が認められた。また、結晶粒度は外周部及び中心部いずれにおいても ASTM No. 5~7 の細粒であった。

次に、Fig. 3 に示した実体の冷却曲線及び小試験片の



a) Just before quenching b) In the midst of quenching

Photo. 1. View of quenching of the disk of steel A.

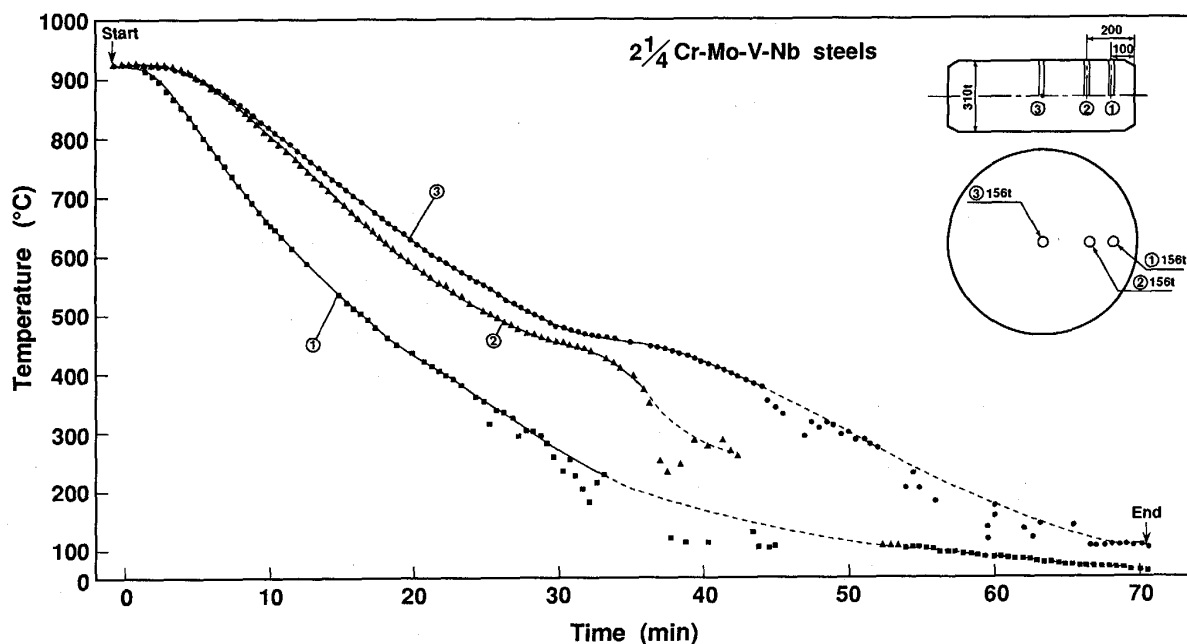
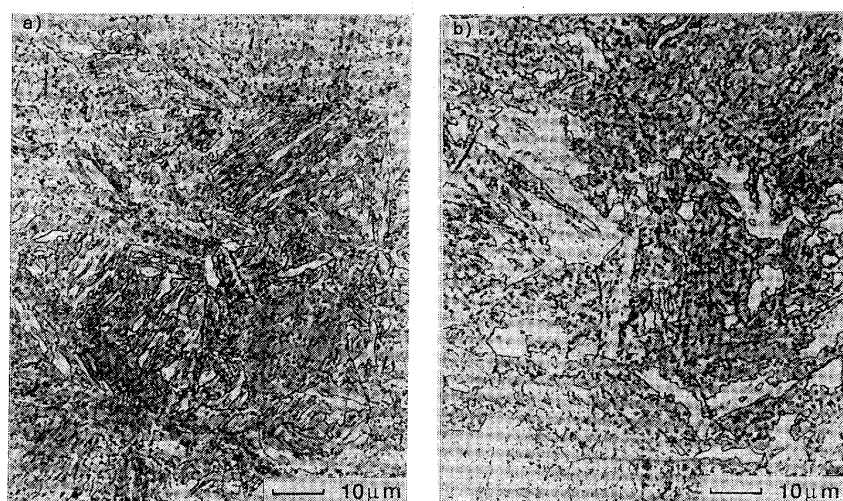


Fig. 3. The results of cooling curves from quenching temperature at various locations of the disk of steel A.



a) Rim (Cooling rate : 26°C/min)
b) Bore (Cooling rate : 12°C/min)

Photo. 2. Microstructure of the typical locations examined.

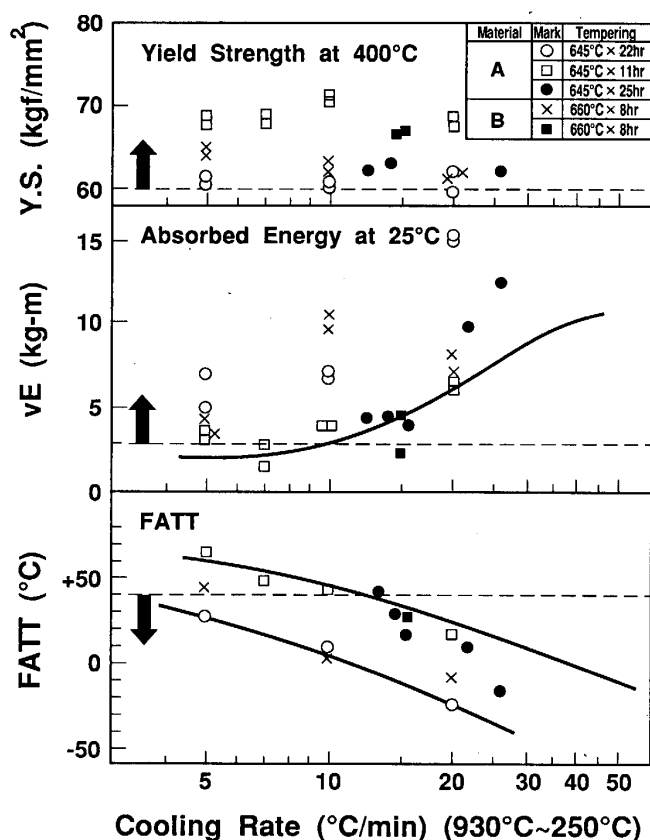


Fig. 4. Effect of cooling rate on yield strength and impact properties of 2¼Cr-Mo-V-Nb steels.

シミュレート熱処理の冷却曲線から 930~250°C 間の平均冷却速度を求めた。そして、本ディスク材の質量効果を検討するため、焼入冷却速度と引張性質及び衝撃性質との関係を求めた結果を Fig. 4 に示した。同図からわかるようにディスク中心部より外周部になるほど、すなわち焼入冷却速度が速くなるほど、FATT は低温側に移行し、衝撃吸収エネルギーは大きくなることが認めら

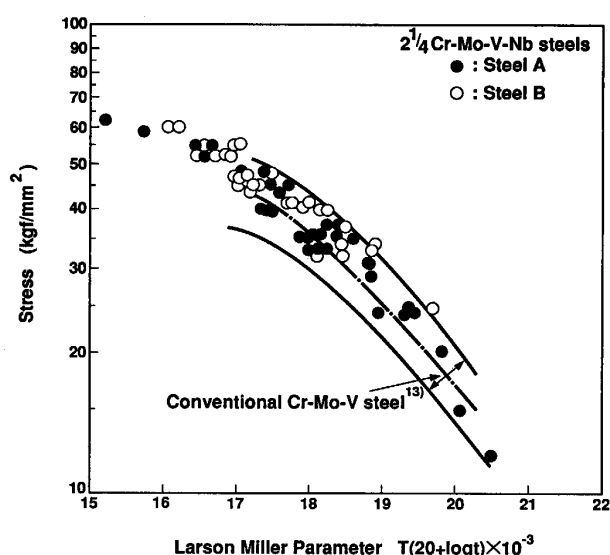
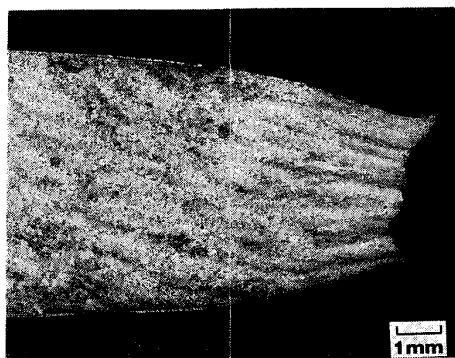


Fig. 5. Stress rupture strength of 2¼Cr-Mo-V-Nb steels for disk.

れた。一方、引張性質は、ディスクの外周から中心部全体にわたって顕著な変化はなく、ほぼ一定であることが認められた。これより、本開発鋼でディスク中心部の焼入冷却速度を 10°C/min 以上に保持することにより所期の開発目標の特性が得られる見通しを得た¹²⁾。

3.3 クリープ破断特性

クリープ破断強さをラーソン・ミラー・パラメーターで整理した結果を Fig. 5 に示した。平滑・切欠組合せ試験片を用いており、いずれの試験片の破断位置も平滑部であり切欠弱化は認められず良好であった。また、450°C-45 kgf/mm² で最長 37 800 h で破断した時のクリープ破断伸びは 26%、絞り率は 70% で大きな破断延性を示した。また、その試験片の破壊形態は Photo. 3 に示すように粒内破壊であった。これから明らかなように



450°C-45 kgf/mm² t_r = 37 800 h

Photo. 3. Optical microstructure of the ruptured portion of stress rupture specimen.

本鋼種のクリープ破断強度は従来の高圧ローター材 Cr-Mo-V 鋼のそれと¹³⁾ 比較すると、高応力・短時間側は Cr-Mo-V 鋼のばらつき幅上限側にあり、低応力・長時間側は Cr-Mo-V 鋼のばらつき幅の平均線上より上側にあり、Cr-Mo-V 鋼と同等に良好なクリープ破断強さを示すことが認められた。

3.4 長時間加熱試験による脆化特性

長時間加熱試験材のシャルピー衝撃試験から求めた $FATT$ と加熱前の $FATT$ との差である $\Delta FATT$ をパラメータにとり、加熱時間で整理した結果を Fig. 6 に示す。いずれの温度領域においても長時間加熱による $\Delta FATT$ の変化は $\pm 15^\circ\text{C}$ 以内であり、本鋼種は長時間加熱により脆化しないことが認められた。これは、本開発鋼の特長である。

一般にこの種低合金鋼の焼もどし脆化は、粒界に P や Sn などの不純物元素が偏析して粒界の結合強度が低下することによってと言われており、その脆化感受性は不純物元素をはじめ多くの合金元素の影響を受けることが

知られている。そして、それら元素の脆化に対する影響度を示すパラメータも種々提案されている。例えば、従来から良く知られているパラメータのひとつに $J\text{-factor}^{14)}$; $(P + Sn) \cdot (Si + Mn) \times 10^4$ があるが、この値が小さいほど、すなわち、P, Sn, Si, Mn の含有量が少ないほど脆化感受性が低いとされている。上記の本開発鋼の脆化に対する感受性が低い主な理由としては、溶解法に VCD あるいは ESR を採用し、まず Si 量を下げたこと、ならびに P, Sn などの不純物元素含有量が低いレベルにあるためと考えられる。

なお、電解抽出残渣の X 線回折などから、本鋼種の析出相は、大半が M_7C_3 及び $M_{23}C_6$ であり、その他に V_4C_3 , NbC が同定された。また、素材と長時間加熱材 (450°C- 2×10^4 h) の両者間でこれら析出相の種類に特別な差も認められず、かつ粒内及び粒界炭化物形状ともに粗大化しておらず安定であった。

4. 実用規模のディスク材の性状

4.1 製造プロセス

本開発鋼 2 $\frac{1}{4}$ Cr-Mo-V-Nb 鋼を用いて最大径が $\phi 1500$ mm、調質重量が約 3 t の実用規模のディスク材を製作することにした。

溶解量は約 6 t での ESR 用電極を作製し、ESR を行い、6 t の鋼塊を溶製した。この鋼塊を据え込み、粗鍛造、仕上鍛造を行い、更に調質形状加工を行い、調質重量が約 3 t で最大径が $\phi 1500$ mm の大型ディスク材を製作した。

焼入温度を 930°C とし、耐力は $60 \sim 70 \text{ kgf/mm}^2$ を目標として、焼もどし温度を 660°C とした。また、調質終了後粗仕上加工後の実用規模のディスク材の外観状況を Photo. 4 に示した。このディスク材の化学組成およ

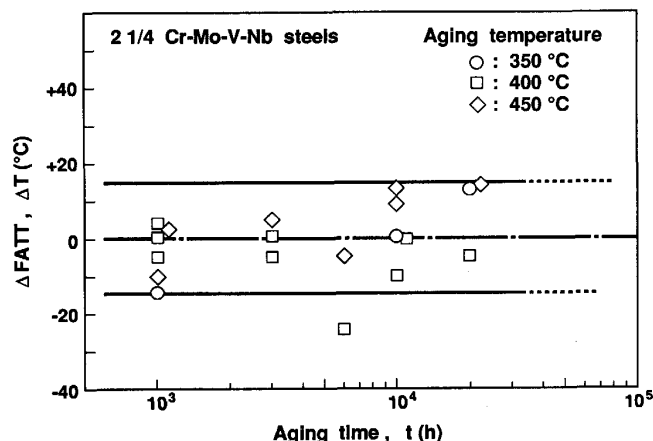


Fig. 6. Relation between $\Delta FATT$ and aging time of the 2 $\frac{1}{4}$ Cr-Mo-V-Nb steels.

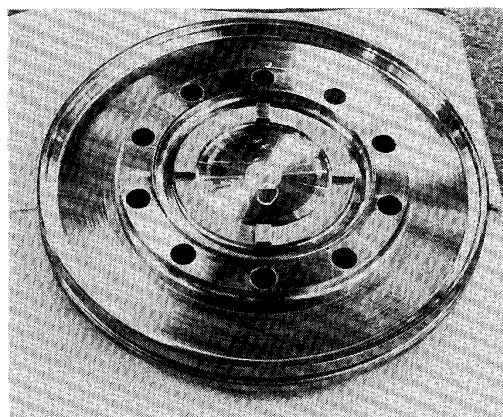


Photo. 4. Outview of turbine rotor disk steel produced by commercial base.

び熱処理条件を Table 2 (前掲) にディスク材 C として示した。

4・2 機械的試験

実用規模のディスク材について各位置における引張性質及び衝撃性質を調べた結果を Table 4 に示した。外周部 400°C 耐力は約 60 kgf/mm²、FATT は -44°C であり、一方中心部の 400°C 耐力は 63.7 kgf/mm² であり、FATT は -5°C であった。これら結果は、Table 1 に示した開発目標値を十分に満足している。

4・3 ミクロ組織試験

外周部及び中心部についてミクロ組織及び結晶粒度の測定を行った結果を Photo. 5 及び Photo. 6 に示した。

いずれのミクロ組織においても初析フェライトは認め

られず均質なベイナイト組織で良好であった。

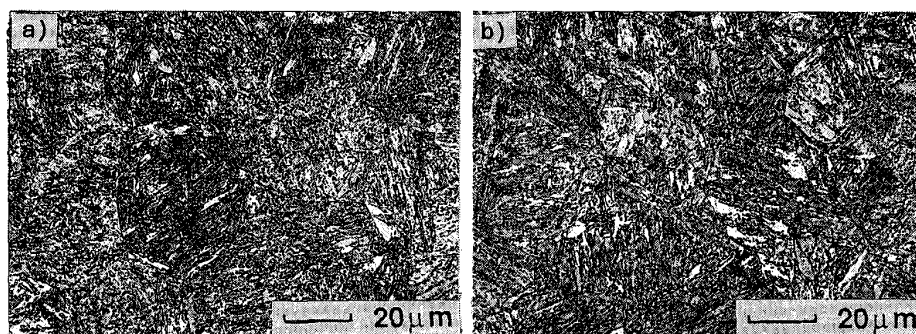
また結晶粒度 (旧オーステナイト結晶粒度) は外周部及び中心部いずれの場合も ASTM No. 7~8 程度と細粒であり、この種ディスク材として通常の結晶粒度であった。

5. ま と め

高強度・高靱性の大型鍛造品用の耐熱鋼を開発することを目的として 2¼Cr-Mo-V 鋼をベースにして、靱性と強度に及ぼす化学成分と調質処理の影響を調べ、新しい大型ディスク材用耐熱鋼の開発を試みた。この基礎試験結果に基づいて、本開発鋼により実用規模のディスクを試作してその特性を調べた。

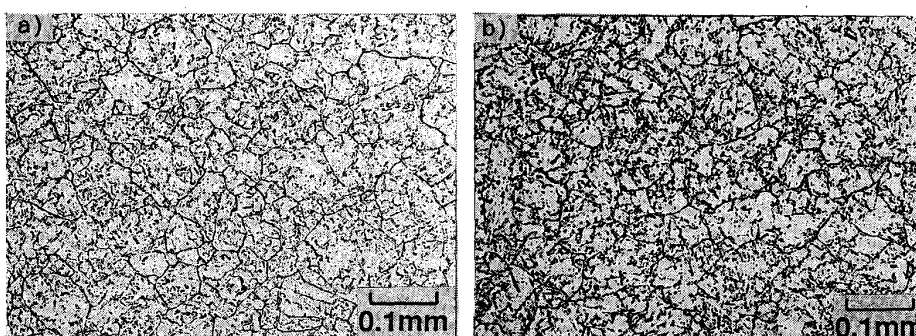
Table 4. Mechanical properties of the disk produced by commercial base (Steel C).

Location	Tensile properties					Charpy V impact	
	Test Temp. (°C)	Y. S. (kgf/mm ²)	T. S. (kgf/mm ²)	El (%)	R. A. (%)	Energy at 25°C (kgf-m)	FATT (°C)
Rim	25	80.9	93.6	21.5	65.6	13.6	-44
	400	63.0	76.4	20.8	69.2		
Bore	25	80.1	93.9	21.4	65.1	14.3	-5
	400	63.7	75.6	19.3	70.5		



a) Rim b) Bore

Photo. 5. Microstructure of the disk steel produced by commercial base.



a) Rim (ASTM No. 7.0) b) Bore (ASTM No. 7.0)

Photo. 6. Grain size of the disk steel produced by commercial base.

得られた結果を要約すると次のとおりである。

(1) 従来の蒸気タービンの高圧ローター材 1Cr-Mo-V 鋼より Cr 量を約 2 倍にし、かつ Nb を添加した 2 $\frac{1}{4}$ Cr-Mo-V-Nb 鋼は、1Cr-Mo-V 鋼より焼入性が向上し、400°C 耐力を 60 kgf/mm² 以上に高めても良好な靱性を確保することができる。

(2) 2 $\frac{1}{4}$ Cr-Mo-V-Nb 鋼はディスク径が ϕ 1500 mm に大型化し焼入冷却速度が遅くなってもディスク材の中心部に初析フェライトは生成せず、中心部まで十分に均一なベイナイト組織となり、強度と靱性の良好な材質となる。

(3) 2 $\frac{1}{4}$ Cr-Mo-V-Nb 鋼について焼入冷却速度と衝撃性質並びに高温引張性質との相関を検討した結果、ディスク径が ϕ 1500 mm になっても、焼入冷却速度が約 10°C/min 以上であれば耐力 60~70 kgf/mm² で、かつ FATT が約 +40°C 以下とすることができるものと推定された。

(4) 耐力が 60~70 kgf/mm² レベルのディスク材の外周部から試験片を採取し、クリープ破断試験を行った結果、2 $\frac{1}{4}$ Cr-Mo-V-Nb 鋼のクリープ破断強さは従来の高圧ローター材 Cr-Mo-V 鋼のそれと低温側ではすぐれ、高温側では同一レベルであった。

(5) 2 $\frac{1}{4}$ Cr-Mo-V-Nb 鋼の化学組成で最大径が ϕ 1500 mm、調質重量が約 3 t の実用規模のディスク材を製作し、外周部及び中心部のおおの位置における機械的性質の調査を行った。その結果、外周部の耐力は約 63 kgf/mm² に調質されており、中心部の FATT は -5°C であり、良好なじん性を有していることが認められた。

以上のように 2 $\frac{1}{4}$ Cr-Mo-V-Nb 鋼は高強度・高靱性の

大型ガスタービン用ディスク材として適切な低合金鋼であることが明らかになった。なお、現在既に本開発鋼による実機大型ディスクの製造の実績があり、その性状も良好な成績を納めている。

終わりに、本ディスク材の開発には、日立金属(株)安来工場及び日本鑄鍛鋼(株)戸畑製造所の関係各位に御世話になりました。ここに感謝の意を表したいと思います。

また、本稿をまとめるに際し、貴重な助言をいただきました大阪大学工学部材料物性工学科山根寿己教授に深く感謝いたします。

文 献

- 1) 鴻上享一, 伊坂 弘: 鉄と鋼, **76** (1990), p. 1043
- 2) 平田 賢: 日本ガスタービン学会誌, **13** (1985) 49, p. 2
- 3) 齊藤哲郎, 狩野公男: 日本ガスタービン学会誌, **18** (1990) 69, p. 30
- 4) 永井康男, 森 義孝, 日浦治也, 佐藤友彦, 福江一郎: 火力原子力発電, **38** (1987), p. 883
- 5) 三賢憲治, 青木素直, 塚越敬三, 青山邦明: 三菱重工技報, **27** (1990), p. 29
- 6) 辻 一郎, 松尾朝春: 鉄と鋼, **76** (1990), p. 1163
- 7) American Society of Testing and Material ASTM A470-84 (1988)
- 8) J. COMON, P. F. MARTIN and P. G. BASTIN: ASTM Special Technical Publication, **407** (1968), p. 74
- 9) W. STEVEN and A. G. HAYNES: J. Iron Steel Inst., **183** (1956), p. 349
- 10) 福井彰一, 山田誠吉, 多田光一郎: 電気製鋼, **52** (1981), p. 99
- 11) 川口賢二, 河合光雄, 宮崎松生, 渡部 修: 鉄と鋼, **70** (1984), p. 1414
- 12) 辻 一郎: 特許公告昭60-8299 (特許登録番号 1285638)
- 13) 広田良夫, 角家義樹, 後藤 徹, 和気幹雄, 藤井久司: 三菱重工技報, **19** (1982), p. 93
- 14) Y. MURAKAMI and J. WATANABE: ASTM STP755 (1982), p. 383