

18 Cr, 0.48N ×100 (9/10)

Photo. 1. Microstructure of 18% Cr-0.48% N-Fe alloy rapidly-cooled in N₂ atmosphere from 1250°C, etched in 15% HCl alcohol solution.



23 Cr, 0.76N ×100 (9/10)

Photo. 2. Microstructure of 23% Cr-0.76% N-Fe alloy rapidly-cooled in N₂ atmosphere from 1250°C, etched in 15% HCl alcohol solution.

真空中で加熱した際いかなる挙動を示すかを知る目的で熱天秤を用いて加熱による重量変化を測定した結果、例えば 40%Cr 1.87%N を含む合金では約 200°C 付近から脱窒が起り始め加熱温度の上昇とともにその程度は大きくなる。これを 1100°C~180 mn 間保持すると保持時間とともに脱窒はいちじるしくなる。1100°C~180 mn 間加熱保持後の合金の元の N 濃度に対する脱窒率は 69.8%であった。

IV. 結 言

Cr 12~60%, N 約 2% までの組成範囲における Fe-Cr-N 合金について大気中での凝固時の相変化の概要を熱分析、顕微鏡検査ならびに X 線廻折によつて明らかにした。また Cr 濃度を異にする Fe-Cr 合金を、1 atm の N₂ 中において 1250°C で N を吸収せしめて、大気中で安定な高窒素合金を調製してその際の組織変化を調べ γ 相の組成の拡がりやその安定度を明らかにし、さらに N 吸収した試料の真空中加熱による脱窒について検討した。結果を要約すると次の通りである。

(1) Fe-Cr-N 系異相平衡の検討により Fe-N 系の Fe に富む融液に関する異相平衡には、 $L + \delta \cdot Fe \rightleftharpoons \gamma \cdot Fe$ なる包晶反応が存在すると推定した。また、Cr-N 系には 11.6%N 以下の範囲において $L \rightleftharpoons \delta \cdot Fe + Cr_2N$ なる共晶反応が存在するとみなした。

(2) Fe-N 合金側で Cr が増すときおよび Cr-Cr₂N 合金側で Fe が増すときにはいずれも δ の初晶出温度が低下し、それぞれ包晶あるいは共晶の一変系反応をみるが、この 2 つの一変系反応は Fig. 1 に見ることく 16% Cr 0.9%N なる s 点で会合して 1328°C, $L + \delta \cdot Fe \rightleftharpoons Cr_2N + \gamma \cdot Fe$ なる包共晶反応を生ずる。その不変系反応の拡がる組成範囲を推定した。

(3) Cr 12~40% の組成範囲の Fe-Cr 合金の薄板を 1250°C 1atm の N₂ 中で加熱すると前記の Cr 濃度のいかにかわらず γ が生成する。しかし Cr が 22% 以下の範囲における γ は室温までにマルテン化する。また Cr を 23% 以上含む範囲の γ は高温から水冷してもマルテン化しない。γ のみよりなる合金組成は 1250°C で前記不変系反応にあづかる γ-Fe の組成よりもかなり高 Cr, 高 N 側にあることを知った。

(4) N を吸収せしめた Fe-Cr-N 合金を真空中で加熱するときは脱窒をみる。また、Cr 濃度が高いものほど Cr 濃度の低いものよりも脱窒しにくい。

文 献

- 1) M. HANSEN: Constitution of Binary Alloys, (1958) p. 670
- 2) 岡本, 藤本, 内藤, 鉄と鋼, 48 (1962) 2, p. 123
- 3) 岡本, 宮川: 鉄と鋼, 45 (1959) 6, p. 614

669.15'26'28'292-194:539.434:621,785.6
6:621,785, 72, 539, 4, 016, 3

(162) 1 Cr-1¹/₄ Mo-1¹/₄ V 鋼のクリープ破断特性におよぼす焼入れおよび焼もどし温度の影響 63162

日立製作所日立研究所

○佐々木良一

Effect of Quenching and Tempering Temperature on Creep Rupture Properties of 1% Cr-1.25% Mo-0.25% V Steel.

591~593
Ryoichi SASAKI.

I. 緒 言

1 Cr-1¹/₄ Mo-1¹/₄ V 鋼はタービンロータ軸材として広く使用されている。本鋼は熱処理によつていちじるしくクリープ破断特性が変化し、すでに 2~3 にの研究者¹⁾²⁾³⁾によつて高温強度におよぼす熱処理の影響が報告されている。しかし十分明かでない点があり、室温強度の高いもの、あるいは短時間強度の高いもの必ずしも長時間側の強度はすぐれていない。また切欠クリープ破断強度の熱処理による変化は平滑破断強度のそれと並行的な傾向を示さず、全く相反する傾向を示すことがある。よつて本鋼の長時間クリープ破断強度におよぼす焼入れおよび焼もどし温度の影響を明かにすべく本研究を行なつた。

II. 試 料

Table 1 は試料の組成を示す。大型タービンロータ素材胴部から 40×90×130(mm³) の鋼片を切り取り、目的の熱処理を行ない、半径方向から各種試験片を採取した。

Table 1. Chemical composition of specimens.

	C%	Si%	Mn%	P%	S%	Ni%	Cr%	Mo%	V%
A : for effect of Q. T.	0.33	0.34	0.85	0.008	0.010	0.09	1.24	1.19	0.20
B : for effect of T. T.	0.32	0.22	0.81	0.012	0.007	0.11	1.14	2.24	0.24

平滑クリープ破断試験片は平行部直径 10mm ϕ 標点間距離 50mm とした。切欠クリープ破断試験片は切欠底の直径を 10mm ϕ とし、切欠底半径 0.25R の V 型切欠とした。引張試験片は平行部直径 8mm ϕ で標点間距離 28mm とした。衝撃試験片は V ノッチの JIS 4 号試験片とした。

III. 焼入温度の影響

(1) 熱処理

Table 1 の A 材を用いて焼入温度を 900, 950, 1000 および 1050°C と変えてそれぞれ 2h 保持後衝風冷却 (約 70°C/mn) し、660°C \times 68h 焼もどして炉中冷却した。

(2) 実験および実験結果

結晶粒度は焼入温度 900°C では非常に微細 (G. S. = 11.5) であるが、焼入温度が上昇するに伴い粗大化し、1050°C 焼入では G. S. = 2.6 になる。室温の衝撃値は焼入温度が高くなるにつれて低下し、焼

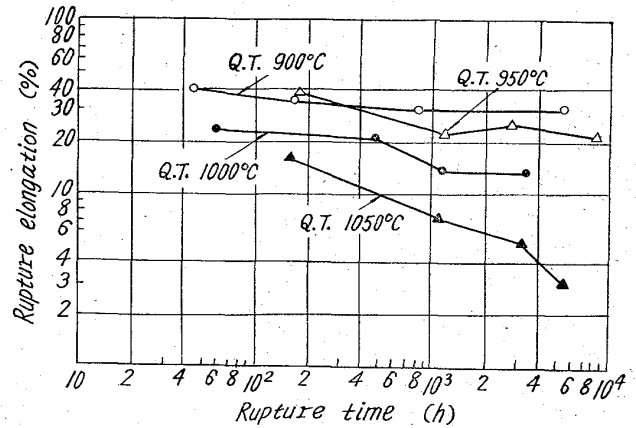


Fig. 2. Effect of quenching temperature on the rupture elongation.

入温度 900°C では 10.2kg \cdot m/cm² で 1050°C 焼入れでは 3.3kg \cdot m/cm² にすぎない。引張強さ降伏点は焼入温度の上昇とともに若干高くなり、伸び、絞りは低くなる。Fig. 1 は 550°C で行なつたクリープ破断試験結果を Fig. 2 は平滑クリープ破断伸びを示す。焼入れ温度が低くなるにつれてクリープ破断強度は低下し、焼入温度 1050°C から 950°C までの強度差は僅少であるが、900°C になるといちじるしく低下する。クリープ破断伸びは焼入温度の低い程大きく、焼入れが 1000°C 以上になると長時間側の破断伸びがいちじるしく低下する。切欠クリープ破断強度におよぼす焼入温度の影響を見ると、1000h 強度は 950°C 焼入れが最も高く 33.5kg/mm² で、ついで 900, 1000, 1050°C 焼入れの順になる。しかし応力-破断時間線の傾斜は焼入れ温度の上昇とともにいちじるしく急になり、10,000h 以上の長時間切欠クリープ破断強度は焼入温度の高い場合いちじるしく小さい。Fig. 3 は Fig. 1 から求めたクリープ破断強度および切欠強度比、破断伸びと焼入れ温度との関係を示す。

IV. 焼もどし温度の影響

(1) 熱処理

Table 1 の B 材を用いて焼入温度は 955°C 一定として 2h 保持後衝風冷却し、600, 625, 650, 675 および 700°C で 60h 焼もどして炉中冷却した。

(2) 実験および実験結果

675°C までは焼もどし温度の上昇とともに衝撃値はいちじるしく大きくなるが、700°C 焼もどしでは 675°C より若干低下する。焼もどし温度の上昇に伴い引張強さ、降伏点は減少するが、伸び、絞りは増加する。625, 650 および 700°C 焼もどしのものについて 550°C でクリープ破断試験を行なつた。

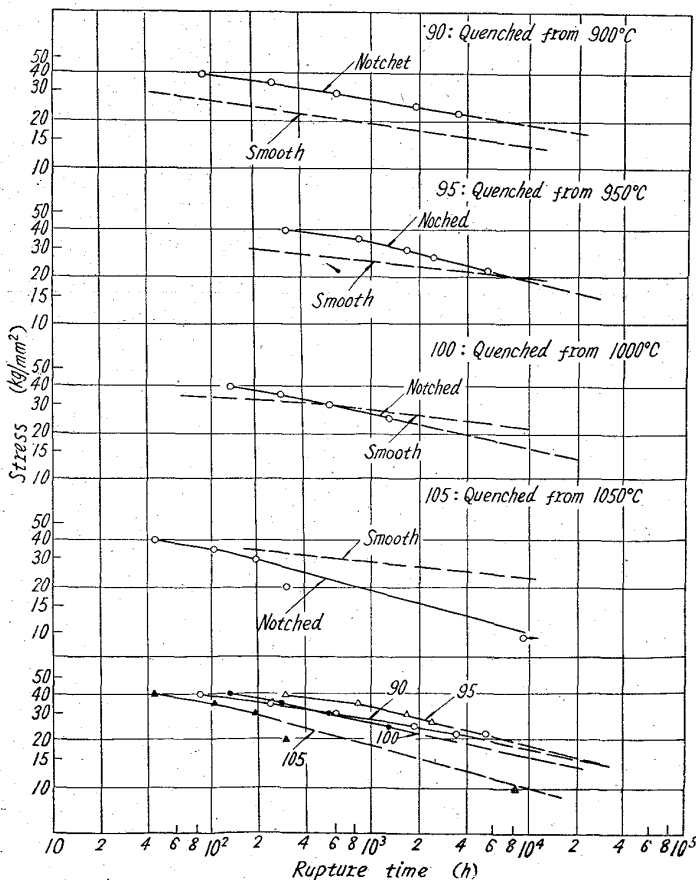


Fig. 1. Creep rupture curves of 1Cr 1.25 Mo 0.25 V steels which quenched from various temperatures and tempered at 660°C for 68 hours.

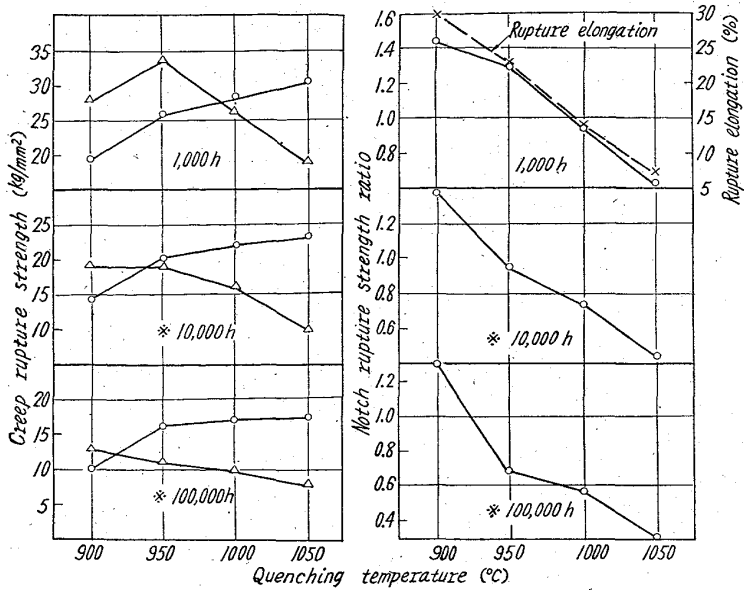


Fig. 3. Effect of quenching temperature on rupture strength, notch rupture strength ratio and elongation.

Fig. 5 は試験結果を示す。実験の範囲内では 625°C 焼もどし材が最も強く、焼もどし温度が高くなるにしたがい破断強度は低下するが、応力-破断時間線図の傾斜は 625°C 焼もどし材が一番急で、675°C 焼もどし材が一番ゆるやかであり、100,000 h 強度は三者同一値に収斂する傾向を示す。クリープ破断伸びは 675°C 焼もどし材

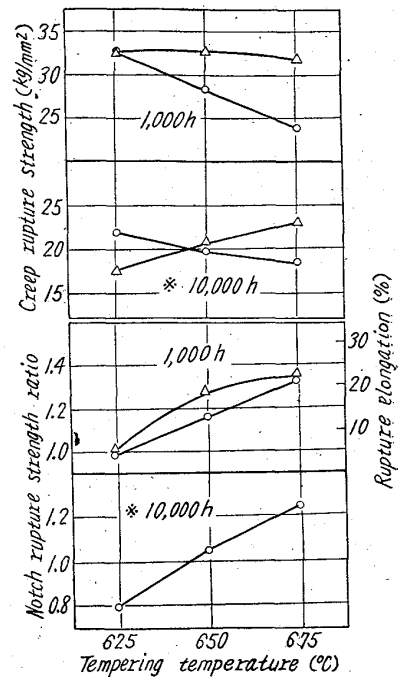


Fig. 5. Effect of tempering temperature on rupture strength, notch rupture strength ratio and elongation.

が最も大きく、もどし温度の低下とともに小さくなる。切欠クリープ破断強度は 2000 h 以内では、625°C と 650°C もどし材がほぼ同一強度を示し、675°C もどし材がこれより僅かに低いが、2000 h 以上になると 675°C もどし材が最も強く、次いで 650, 625°C もどしの順になる。Fig. 5 はクリープ破断強度、切欠強度比、破断伸びと焼もどし温度との関係を示す。1000 h までの平滑強度は焼もどし温度の上昇とともにいじりしく低下するが、10,000 h では低下が少なくなる。一方切欠強度は 1000 h ではもどし温度による差が余りないが、10,000 h では焼もどし温度の高い程強い。

文 献

- 1) 渡辺, 本間, 熊田: 鉄と鋼, 47 (1961), p. 1475~1477
- 2) 熊田, 本間, 渡辺: 鉄と鋼, 48 (1962), p. 595~596
- 3) F. E. WERNER, T. W. EICHELBERGER, E. K. HANN: Amer. Soc. Metals, Preprint, 52 (1960), p. 376

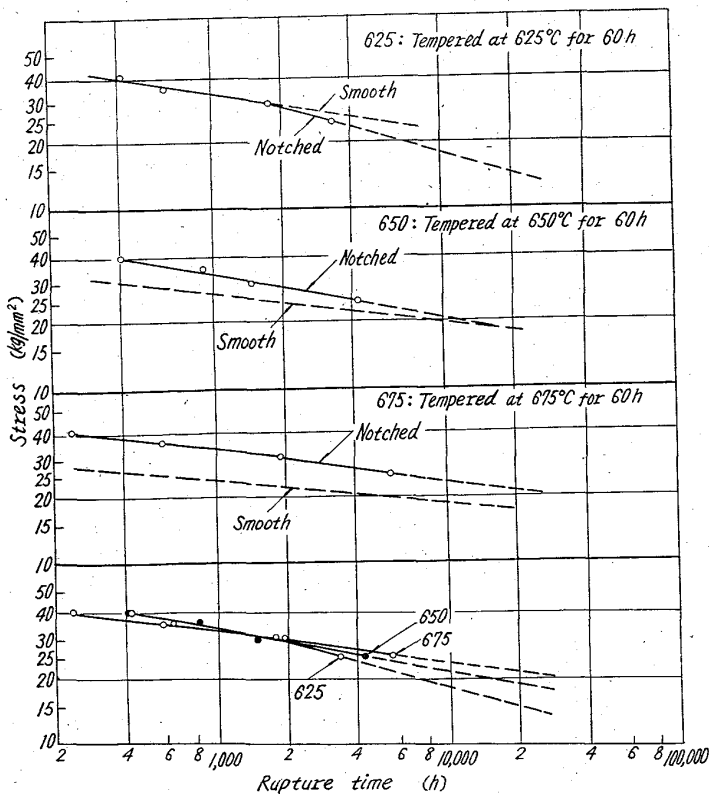


Fig. 4. Creep rupture curves of 1Cr 1.25 Mo 0.25 V steels which were quenched from 955°C and tempered at various temperatures.