

(4) クリープ破断強度におよぼす Cr 量の影響

Fig. 3 にクリープ破断強度におよぼす Cr の影響を示す。これにより Cr 量を減ずることによりクリープ破断強度が低下するため 12% Cr 耐熱鋼の Cr 量としては最低 10.0~10.5% 程度添加しなければならないことがわかる。しかもまた Cr 量を 12% 以上にすれば δ フェライトが出てくるため、この系統の耐熱鋼の Cr 量としては 11% 付近にすることが最も適当である。

(5) クリープ破断伸び

Fig. 4 に S2, S4 および S5 の 550°C, 650°C における破断伸び時間曲線を示す。これらから 12% Cr 系の S5 は長時間のクリープ破断でも殆ど破断伸びは低下しないが 5% Cr 系の S2 は長時間になるにしたがって破断伸びは、いちじるしく減少する。したがってフェライト系耐熱鋼で Cr 量をさげることは、クリープ破断強度を減少させ、さらに破断伸びをも、いちじるしく低下させることがわかる。また S4 は 550°C でかなり破断伸びがあるが、650°C でかなり低くなるため破断伸びの点から Cr 量はどうしても 11% 程度が必要である。

(6) 焼戻硬度

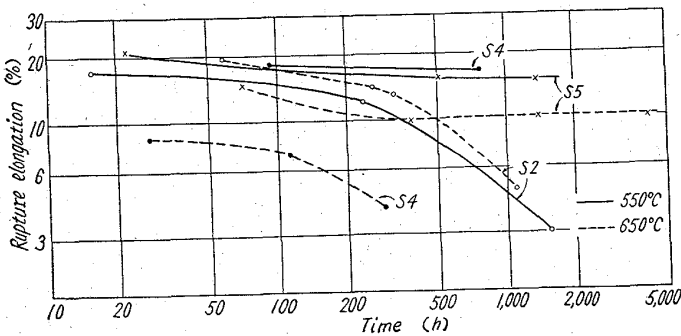


Fig. 4. Elongation at rupture of steels S2, S4 and S5.

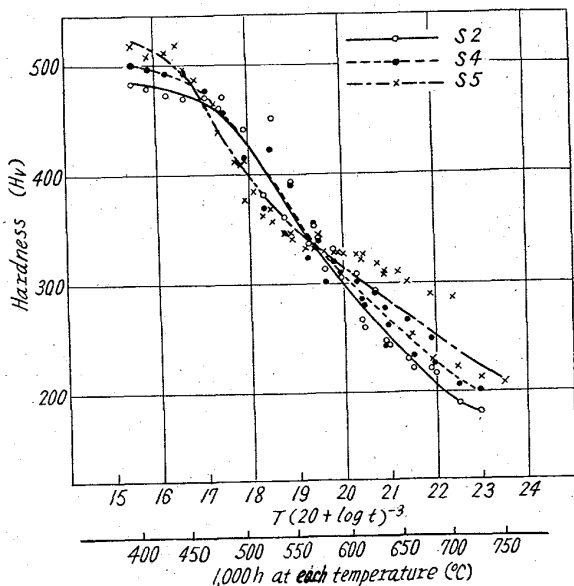


Fig. 5. Effect of chromium on the S-tempered hardness of the ferritic heat-resisting steel.

S2, S4 および S5 の各温度における焼戻硬度の変化を Fig. 5 に示す。横軸の T は焼戻温度の絶対温度、t は焼戻硬度時間 (h) をあらわす。これらから Cr 量が多くなると焼戻硬度はやや高くなるが、Cr 量がことなるフェライト系耐熱鋼では焼戻硬度からクリープ破断強度を推定することは非常に困難である。

III. 結 言

以上の実験結果を要約すればつぎのごとくである。

(1) 5~11% Cr 程度のフェライト系耐熱鋼では Cr 量が高くなるにしたがってクリープ破断強度および破断伸びが向上する。

(2) 5% Cr 系耐熱鋼のクリープ破断強度は Cr 量によりあまり影響を受けない。

(3) Cr 量が増えたフェライト系耐熱鋼の焼戻硬度から、それらのクリープ破断強度を推定することは非常に困難である。

(4) 550~650°C 付近のフェライト系耐熱鋼としては 11% Cr 耐熱鋼が最もすぐれていることがわかる。

文 献

- 1) 芥川, 藤田, 鉄と鋼, 42 (1956) 9, p. 766~768

669.14.018.44:669.15'26-  
 794-154:669.181.251.7-982  
 (166) 真空アーク溶解した 0.1% C-12% Cr 耐熱鋼について 63166

関東製鋼浜川工場  
 工博○大沢秀雄・松岡礼次郎・山田誠吉  
 Vacuum Arc Remelted 0.1% C-12% Cr Heat-Resisting Steel. 599~601  
 Dr. Hideo Ōsawa, Reijiro Matsuoka and Seikichi Yamada.

I. 結 言

0.1% C-12% Cr 耐熱鋼はスチーム・タービン翼材として古くから広く用いられている。用途が苛酷のために地疵や材料の均質性に対する要求が極めて高いので、著者らは本鋼に対する真空アーク溶解の効果を各種の角度から検討した。

II. 試 料

供試料は次の工程に依つて製造したものである。

大気溶解材

エルー 炉で溶解しこれを 1.5 t 鋼塊として後、215 mm φ のピレットに鍛造し、さらに 75 mm φ, 30 mm φ ~ 20 mm φ に鍛伸した。

真空溶解材

上述鋼塊を 210 mm φ に鍛造し、全面グラインダー後、真空アーク再溶解し、450 kg (300 mm φ) 鋼塊とし、これを 75 mm φ, 30 mm φ ~ 20 mm φ に鍛伸した。真空アーク再溶解により変動する組成は Mn 約 0.10% 減、N<sub>2</sub> 0.004% 減、O<sub>2</sub> 0.010% 減であつた。

III. 実 験 結 果

1. マクロ組織

75 mm φ 鍛造材の断面マクロ組織を調査した結果、大気溶解材よりも真空溶解材の方が美しいマクロ組織を

示した。

2. 非金属介在物

30mm φ 鍛伸材の非金属介在物を調査した結果、A系およびC系の介在物の減少がいちじるしい。

3. 肉眼地疵試験

30mm φ 鍛伸材の肉眼地疵試験を行なった。その結果は真空アーク再溶解により地疵は著減する。

4. 焼入性試験

30mm φ 鍛伸材を用いてジョミニー一端焼入法により、焼入性を調査した。その結果 Mn の減少による焼入性の減少が見られる。

5. 焼入硬度

20mm φ 鍛伸材の焼入硬度を調べるために 800~1200°C×1h A. C., OQ, WQ を行なった。その結果を Fig. 1 に示す。

大気溶解、真空溶解材いずれも 800°C 以上で硬化が起り、焼入温度 950~1000°C で最高硬度が出る。1050°C を越すと硬度は幾分低下する。焼入後の冷却速度が大きいものは硬化を促進させる。大気溶解材の方が真空溶解材に比較して硬度が高い。

6. 焼戻硬度と機械的性質の関係

焼戻温度によつて引張強さ、延性、靱性、硬度がいかに変化するかを Fig. 2 に示す。その結果引張強さ、硬度の両者は類似した傾向を示し、いずれも 400~500°C で二次硬化のため増加し、硬度は 500°C で焼入のままと殆んど同じになつてゐる。しかし 550°C 以上では急激に軟化の傾向を示す。耐力は焼戻硬度の上昇と共に 400°C 付近まで増大し、それ以上ではまた減少する。従つて降伏比は 400°C で一旦極大値を有し、500°C で極小となり、さらに温度の上昇とともに 600°C まで増大し、600°C を越えると再度減少する。800°C では一部焼きが入つて不安定な組織となるためか、降伏比はいちじるしく低く、40%程度に低下している。伸び絞りはいずれも焼戻温度の上昇を共に幾分増大して行くが、500°C を越すと可成の増加が認められる。衝撃値は焼戻温度の上昇と共に幾分増大し、300°C で可成の靱性を示すが、300°C 以上 500°C までは脆化し、550°C を越すといちじるしく増大する。800°C では焼きが入るために脆化するものと思われる。溶解条件の差をみると大気溶解材の方が、真空溶解材に比較して抗張力、耐力、硬度が幾分大きい、降伏比は殆んど同じで、伸び絞りは衝撃値いずれも低く、特に衝撃値については 600~750°C で大きく下廻つてゐる。大気溶解したものは延性、靱性において真空溶解材におとると思われる。強度については殆んど同一の傾向を示し、特に 500°C を越えた焼戻温度では全く差がない。

7. 熱間の機械的性質

熱間における抗張およびシャルピー衝撃試験 (2mm V ノッチ) の結果を Fig. 3 に示す。一般的傾向として抗張力は試験温度の上昇と共に減少し、伸び絞りは 450°C まで一旦減少するが、500°C 以上では急激に増大して行く。シャルピー衝撃値は 200~300°C まで増大するが、それ以上の温度では良好な靱性を示す。溶解条件の差を見ると、抗張力、伸び、絞りは殆んど差がなく衝撃値は真空アーク再溶解によりいちじるしく改善される。

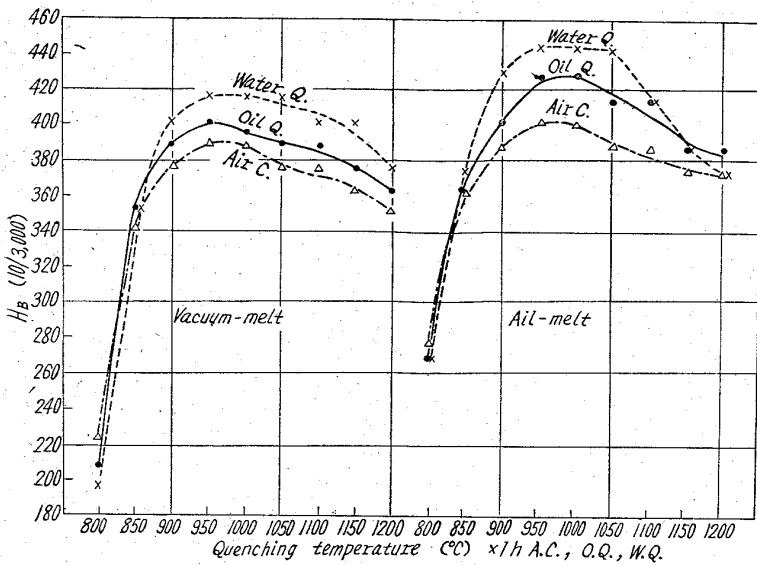


Fig. 1. As-quenched hardness of 0.1% C-12% Cr steel.

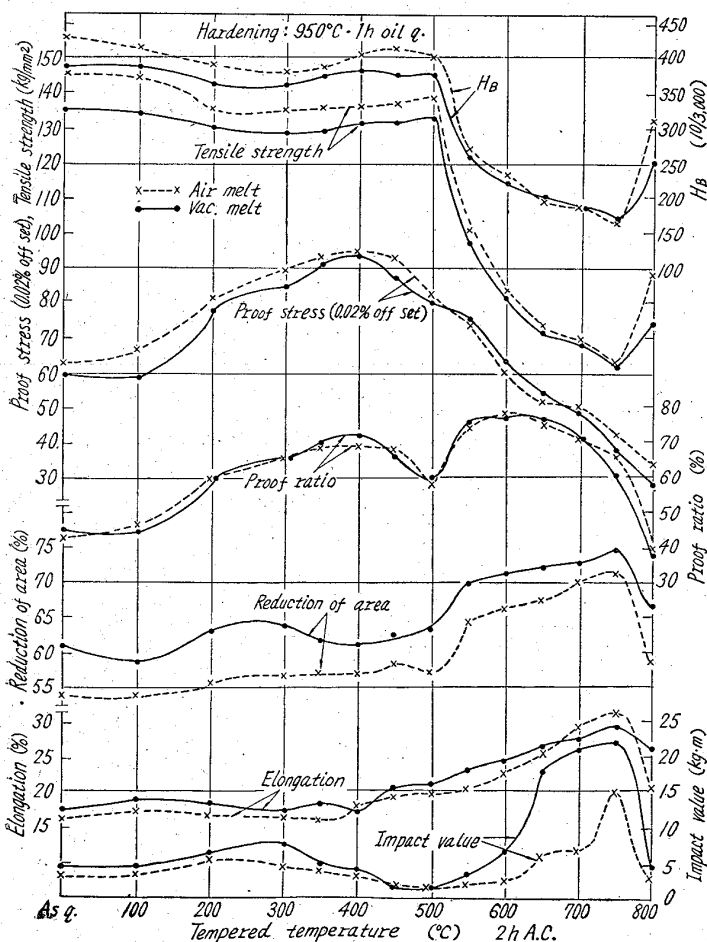


Fig. 2. Effects of tempering temperature on mechanical properties of 0.1% C-12% Cr steel.

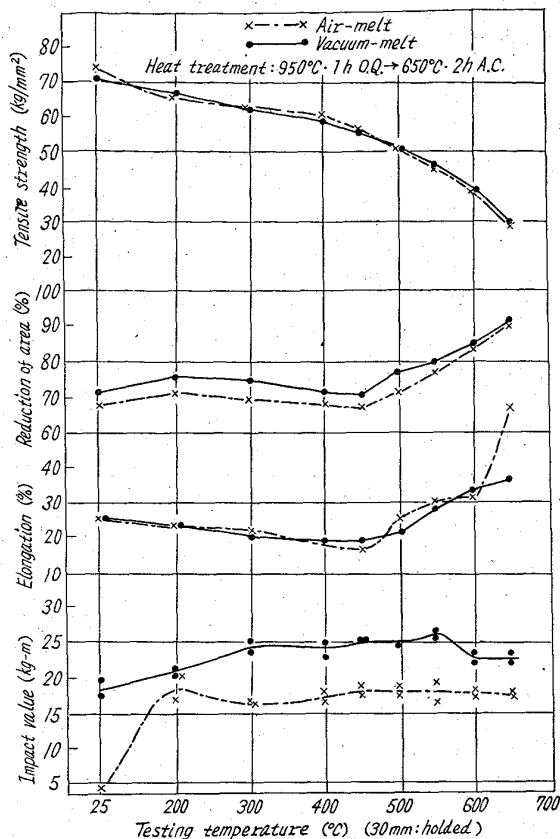


Fig. 3. Mechanical properties of 0.1% C-12% Cr steel at high temperatures.

8. 熱間加工性

熱間振り試験の結果を Fig. 4 に示す。トルクにおいては大気溶解材と真空アーク再溶解の差は殆んど認められないが、破断回転数においては明らかに真空アーク再溶解のものが大きいことが判る。

9. クリープ・ラプチャー試験

550°C で試験した結果を Fig. 5 に示す。試験を行なった範囲では殆んど差は認められない。

IV. 結 言

真空アーク溶解した 0.1% C-12% Cr 耐熱鋼の基礎

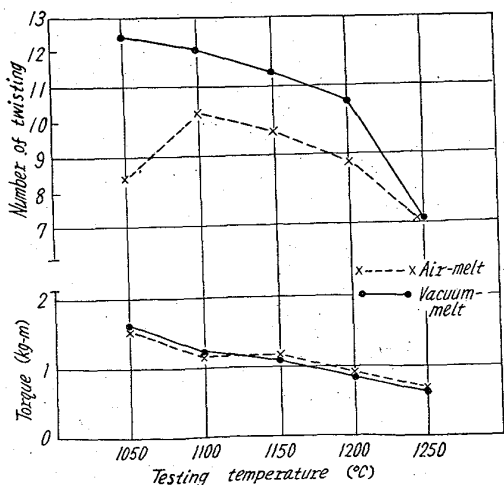


Fig. 4. Hot twist test of 0.1% C-12% Cr steel.

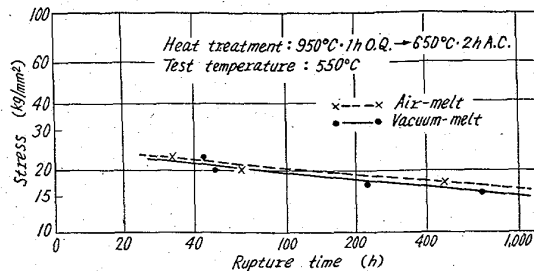


Fig. 5. Creep rupture design curves of 0.1% C-12% Cr steel.

的研究を行なった。その結果本鋼を真空溶解することによつて、

1. 清浄度がいちじるしく改善される。
2. 焼入性は殆んど変わらない。
3. 常温および熱間の機械的性質は強度、硬度においては幾分減少するが、延性および靱性がいちじるしく改善される。
4. 熱間加工性を改善する。
5. 1000 h のラプチャー時間程度のクリープ・ラプチャー強度は殆んど変わらない。

文 献

1) K. J. IRVINE: J. Iron & Steel Inst. (U.K.), 195 (1960) p. 386~405

669.14.018,44:669.15'26'28'292-  
194>621.165-233:539.434:539.4.016,3  
(167) 12% Cr 耐熱鋼の蒸気タービン用  
軸材への適用性について

日本製鋼所室蘭製作所 63167  
阪部喜代三・〇本間 亮介

Applicability of 12% Cr Heat-Resisting Steel to Turbine Shaft Forgings. 601~603  
Kiyozō SAKABE and Ryōsuke HOMMA.

I. 緒 言

近年における発電機用タービンの蒸気温度の上昇により、タービン軸に対してもより優れた高温性質を有する材料の開発が要求されつつあるが、タービン軸のごとき大型、高速回転軸へ適用する材料としては、単なる高温性質のみならず、内部欠陥はもとよりその他一般の機械的性質に対する考慮が必要である。

本報告は、12% Cr-Mo-V 耐熱鋼によるタービン軸材の試作を行ない、その健全性、各種機械的性質ならびにそれらにおよぼす C 量、熱処理などの影響について 2, 3 検討した結果である。

II. 軸材の試作結果とその検討

(1) 軸材の製造工程とその健全性: 製造工程は溶解(塩基性電弧炉)、造塊(真空鑄込, 9t 鋼塊)、鍛造、焼鈍、機削、調質(1050°C → 噴霧冷却, 680°C → 炉冷)から成る。Table 1 に軸材の化学成分, Fig. 1 に形状を示す。

一般に高合金耐熱鋼の場合、健全鋼塊製作の困難さなどの面で大型品製造上の問題があるが、本鋼による試作では製造上特に困難はなく、また超音波探傷試験あるい