

(株) 日立製作所 日立研究所

○ 玉村建雄

工博 根本正

1. 緒言

タービン軸材は機器の性能向上に伴い品質の向上、特に切欠靱性の増大が望まれている。そこで、鋼質の改善度が切欠靱性に及ぼす影響を究明するため、1Gr-1Mo- $\frac{1}{4}$ V鋼(以後A鋼と略称)および3.6Ni-2Gr-0.4Mo-0.15V鋼(以後B鋼と略称)について真空溶解ならびに消耗電極式真空アーク溶解を使用して鋼質の改善度を变化せしめて比較検討を行なった。

2. 実験方法

試料はまず大気溶解材(以後AMと略記)を高周波炉により溶製し、これを真空中で再溶解したもの(以後VMと略記)から鍛造によつて電極棒を作製して消耗電極式真空アーク溶解を行ない(以後ArcMと略記)、更にこれを2回繰返す(以後DAMと略記)などして溶解法の異なる計4種類の試料を溶製し、これらについて鍛造後適正な熱処理を行なつて主としてVノッチシャルピ表1ガス分析結果(PPM)一衝撃試験により遷移曲線を作成した。

3. 実験結果ならびに考察

表1は真空溶解法によるガス分析結果、表2はクリンガーコッホ法による非金属夹杂物の分析結果を示す。これより真空処理が進むにしたがって、鋼中の酸素あるいは SiO_2 の減少が著しくなることが知られる。溶解時の溶湯温度を 1600°C 付近と推定すると、 10^{-3} atmのCOガス圧力下においては SiO_2 よりも安定な Al_2O_3 でも0.01%の炭素により十分還元されることが知られており、このことから酸素あるいは SiO_2 の減少は主として SiO_2 の還元によるものと考えられる。図1はAおよびB鋼の遷移曲線を示す。A鋼は 75°C 以下の低温域では溶解法の差が現われないが、それ以上の高温側では明瞭に認められる。すなわちA鋼においては遷移点以上の靱性域においてのみ溶解法の差が現われる。一方、B鋼はこれに比較して試験温度の全範囲において溶解法の差違が顕著に認められる。これはB鋼が -100°C の低温でもかなりの靱性を有するためである。

以上の原因を更に究明するため焼戻し温度に再加熱して急冷した試料を用いて内部障害の測定を行ない、侵入型溶質原子の挙動についても十分検討を加えたが、これらはマトリックス中には固溶しておらずすべて化合物として鋼中に存在することが知られた。これらのことから靱性の向上した理由は主として SiO_2 の減少に伴う鋼質改善の効果によるものと考えられる。なお同一鋼種の試料間には結晶粒度の差違は認められなかった。

試料	O	N	H
A-AM	87	48	2.9
A-VM	22	27	2.3
A-ArcM	10	18	1.8
A-DAM	2	16	1.4
B-AM	145	46	1.6
B-VM	33	18	1.6
B-ArcM	12	21	2.0
B-DAM	6	23	1.2

表2 夹杂物分析結果(PPM)

試料	SiO_2	FeO	Al_2O_3	Cr_2O_3	MnO	MgO	合計
A-AM	96	3	6	5	4	tr	114
A-VM	48	2	3	3	2	"	58
A-ArcM	32	1	2	2	1	"	38
A-DAM	14	1	2	2	1	"	20
B-AM	128	3	12	8	2	tr	153
B-VM	53	3	8	6	1	"	71
B-ArcM	34	2	4	4	1	"	45
B-DAM	18	1	3	2	1	"	25

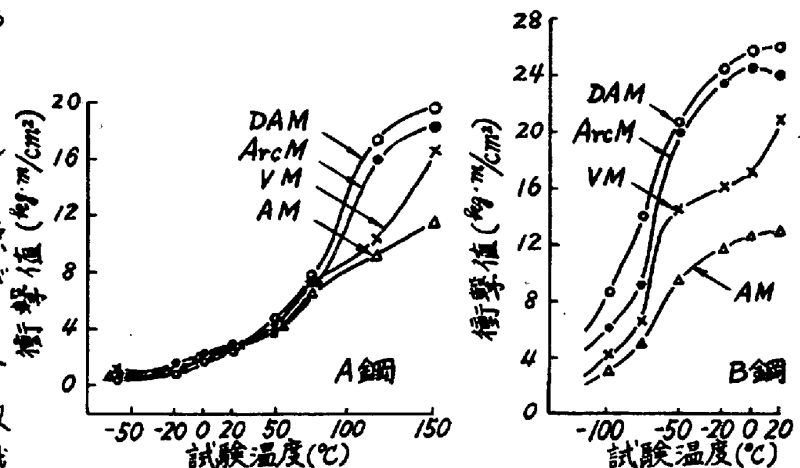


図1 A鋼およびB鋼の遷移曲線に及ぼす溶解法の影響