

神戸製鋼所 中央研究所 太田定雄 青田健一

○元田高司 本庄武光

1. 緒言

筆者らはすでに、Ni-Cr-W系合金で固溶限を越えて析出する α -W相は強度を向上させることを指摘した。また、Ni-15Cr-W-Mo系合金の組織を検討し、Ni-15Cr-W系のWをMoで置換していくと、析出相が α -W相から μ 相に変化することを明らかにした。本報では、このような析出相の移行に伴う強度の変化について調べた。

2. 実験方法

W量とMo量は前報で求めたNi-15Cr-W-Mo系合金の1000℃での固溶限から、 $(W+Mo)$ (wt%) $\sim$ 19.23になるように選定した。前者は固溶限の直下で、後者は直上にそれぞれ位置する。供試材は真空溶解後、18 ϕ に鍛伸し、1240℃ $\sim$ 1300℃ $\cdot$ 1 hr $\cdot$ A.C.の熱処理を行ったものである。クリープ破断試験は1000℃で行った。

3. 実験結果

クリープ破断試験から求めた1000hr破断強度を、 W (at%) / $(W+Mo)$ (at%) で整理したものを図1に示す。固溶限直下の場合の強度はW量の割合が増加すると、ほぼ直線的に高くなる傾向を示した。

一方、固溶限を越えて、 α -W相の析出する場合では、固溶限直下のものに比べて強度が高く、W量が増すとともに、この差は大となっている。

また、 μ 相の析出する場合では固溶限直下のものと、同じ強度であった。これから、 α -W相は強度を向上させるが、 μ 相は強度に寄与していないものと考えられる。写真1に示すように、析出した α -W相は μ 相に比べて、かなり微細であり、これも α -W相が強度を向上させている一因子と考えられる。この結果から、PHACOMPによって強度を推定する方法は α -W相の析出する範囲では不適当と考えられる。

表1 供試材の化学成分 (wt%)

C	Si	Mn	P	S	Cr	W	Mo	Nb	Zr	Ni
.059	.018	<.002	.001	<.002	15.37	—	17.2	.36	.05	bal
.052	.018	.002	.001	<.002	14.99	—	21.1	.39	.039	bal
.059	.024	<.002	.001	<.002	15.50	5.29	15.8	.28	.053	bal
.060	.016	<.002	.001	<.002	15.46	11.32	7.8	.36	.062	bal
.047	.020	.002	.001	<.002	15.13	11.50	10.4	.36	.047	bal
.049	.015	<.002	.001	0.002	15.28	16.10	2.3	.42	.058	bal
.055	.016	.002	.001	<.002	14.89	20.10	3.38	.45	.048	bal
.038	.024	.006	.001	<.002	14.83	20.18	—	.40	.041	bal
.044	.016	.003	.002	<.002	14.46	24.74	—	.32	.041	bal

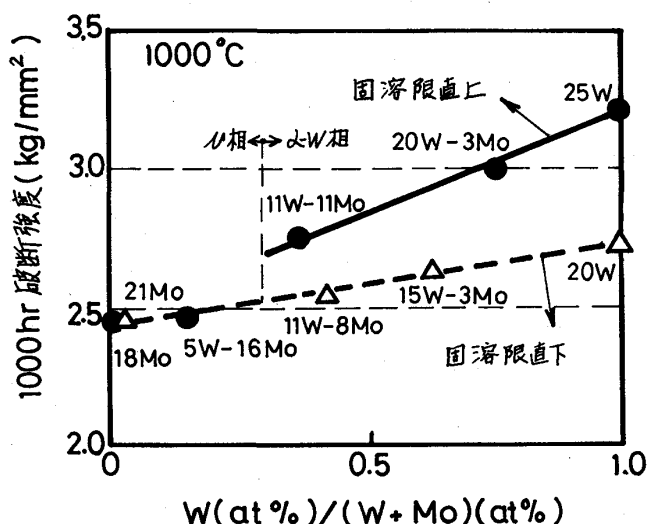
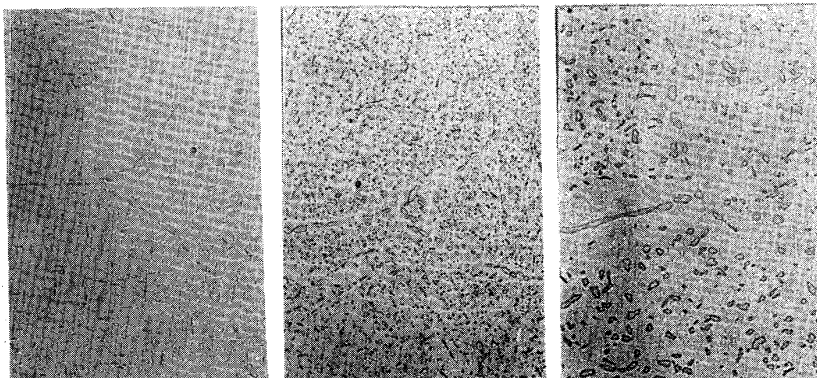


図1 クリープ破断強度に及ぼすW/Moの影響

(a) 15W-3Mo (b) 20W-3Mo (α -W相析出) (c) 21Mo (μ 相析出)写真1 Ni-15Cr-W-Mo合金の組織 ($\times 400$)