

東京大学 工学部

○山田武海, 藤田利夫

1. 目的.

熱機関などの高熱効率化はその作動温度の上昇をもたらす。その結果下およびNb入りオーステナイト鋼がしばしば使用されるようになってきた。しかしNb入り鋼の組織については充分な知見が得られているとは言えず、さらには高温強度と組織の関係についてはこれを説明する資料はほとんどない。そこで本研究ではNb入りオーステナイト鋼の溶体化処理状態、時効処理状態の性質と組織を定量的に把握し、これらの基礎資料を基にクリープ特性を論ずることを目的とした。

表.1 試料の化学組成。(WT%)

	C	Si	Mn	Cr	Ni	P	S	Nb
S-1	0.003	0.43	0.90	15.09	14.13	0.001	0.006	-
S-2	0.005	0.50	0.91	15.83	14.28	0.002	0.007	0.61
S-3	0.16	0.40	1.68	15.61	14.03	0.008	0.010	-
S-4	0.19	0.43	1.24	15.39	14.22	0.007	0.012	0.10
S-5	0.19	0.44	1.35	15.43	14.22	0.006	0.012	0.20
S-6	0.18	0.46	1.36	15.43	14.17	0.006	0.012	0.54
S-7	0.19	0.45	1.35	15.39	14.22	0.006	0.014	1.03
S-8	0.18	0.49	1.37	15.71	14.08	0.006	0.014	2.02

2. 実験方法.

表.1に示す8種類の鋼を試験に供した。溶体化処理状態については、900~1300°C-1hr/wa したS-8と1050~1200°C-1hr/wa したS-3~8を光顕、電顕組織観察、電解抽出残渣のX線解析および化学分析、硬さの測定を行った。時効組織観察および硬化特性を1200°C-1hr/wa したS-4, 7, 8を600~750

°Cで時効して調べた。1050~1200°C-1hr/wa したS-1~8を650°Cでクリープ破断試験を行い、15Cr-14Ni鋼のクリープ特性におよぼすNbおよび溶体化処理温度の影響を調べた。

3. 実験結果

1). 1050~1200°C-1hr/wa した15Cr-14Ni-0.15C鋼の硬さおよびオーステナイト粒径はNb量の増大とともにそれぞれ上昇および減少し、両者のNb量依存性は低Nb側、高温溶体化ほど大きい。S-8の900~1300°C-1hr/waの溶体化処理状態におけるNbCの溶解度積は

$$\log(Nb\%)(C\%) = 4.349 - 12400/T^{\circ}K$$

となり、未固溶NbCの平均粒径は溶体化処理温度の上昇とともにわずかに増大し、分布率は減少する。(図1)従ってこの状態では晶出あるいは鍛圧加工中に析出したNbCの成長および固溶が同時に起きていることが予想される。1200°C-1hr/wa したS-3~8について得られたNbCの溶解度積と生成可能は全てのNbCの積との関係は実験式として

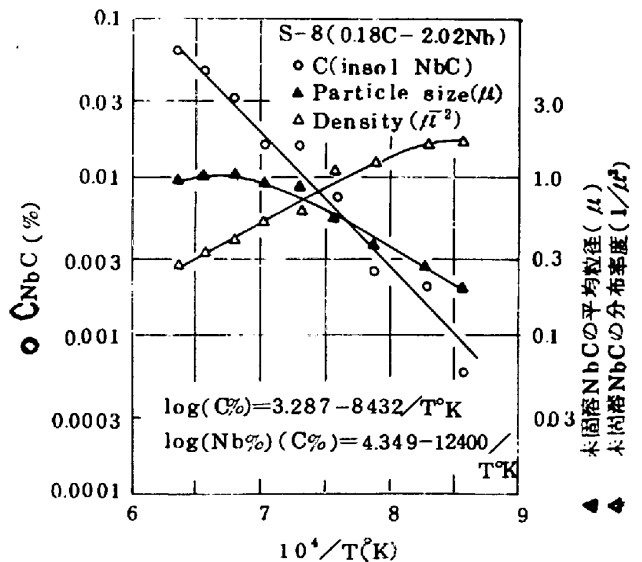


図.1 溶体化処理状態におけるCの溶解度と未固溶NbCの挙動.

$$(Nb\%)(C\%)_{sol} \approx A \{(Nb\%)(C\%)_{total}\}^{1.56}$$

のよう示され、未固溶NbCの分布密度および平均粒径は未固溶NbCの積、すなわちNb量の増加とともに増大する。

2). 1200°C-1hr/WQ した 15Cr-14Ni-0.15C-Nb 鋼の時効硬化特性は 0.10% Nb 鋼では 600~750°C で、1.03% Nb 鋼では 600~650°C で短時間側に K-一次硬化が認められるが、1.03% Nb 鋼の 700~750°C、2.02% Nb 鋼の 600~750°C では認められない。この一次硬化は粒状  $M_{23}C_6$  の粒界近傍への析出(写真1)に起因すると考えられる。以後低 Nb、低温時効ほど立方体および三角形状  $M_{23}C_6$  (写真2)の析出硬化が、高 Nb 高温時効ほど NbC の析出(写真4)としばしば棒状  $M_{23}C_6$  (写真3)の析出硬化が生じ、後者は前者に比べ短時間で過時効軟化する。立方体もしくは三角形状  $M_{23}C_6$  の平均粒径は平均的に実験式として

$$d = At^{1/2} \exp(-23000/RT)$$

のように示される。Nb 量の変化に対して  $M_{23}C_6$  の析出はほとんど変化しないが、NbC の析出が支配的になるとこの関係から次第にずれていく。一方析出 NbC は時効とともに糸状→連鎖状→粒状と変化し、NbC の析出は Nb 量の増加とともに促進される。1200°C-1hr/WQ した 2.02% Nb 鋼の不溶炭素量は時効とともにほぼわすか減り減少する。これは未固溶 NbC の固溶と NbC の析出が同時に起きているためと考えられる。(図2)。

3). 15Cr-14Ni 鋼のクリープ破断強さは 0.61% Nb の添加により 100 hr 破断強さで約 3.5% 上昇し、クリープ延性を著しく低下する。1200, 1150, 1050°C-1hr/WQ した 15Cr-14Ni 鋼のクリープ破断強さにおよぼす Nb/C の影響は図3に示すようである。クリープ延性は Nb 量の増加、溶体化処理温度の低下とともに改善され、低応力長時間側で認められるクリープ延性の増大は Nb 量の増加、溶体化処理温度の低下とともに短時間側に移行する。またクリープ抵抗は高応力側では Nb 量の増加、溶体化処理温度の上昇とともに増大するが、応力の低下とともに最大クリープ抵抗を示す Nb% が低 Nb 側に移行する。

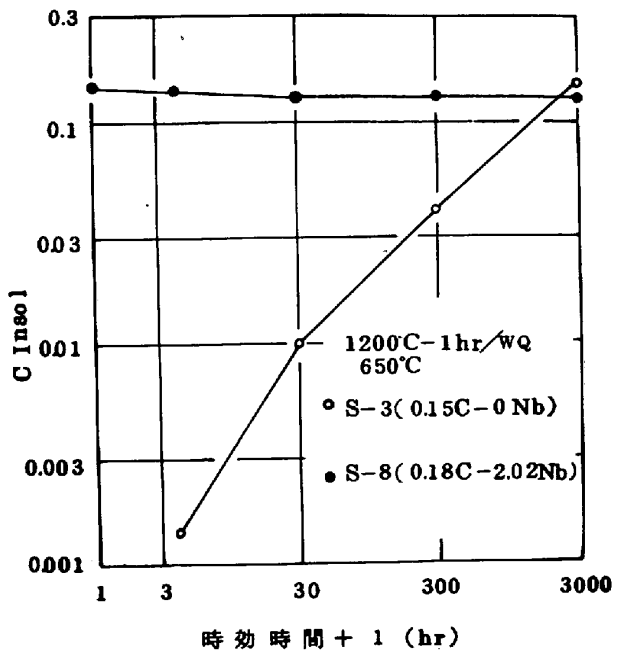


図2. 時効中の不溶炭素量の変化。

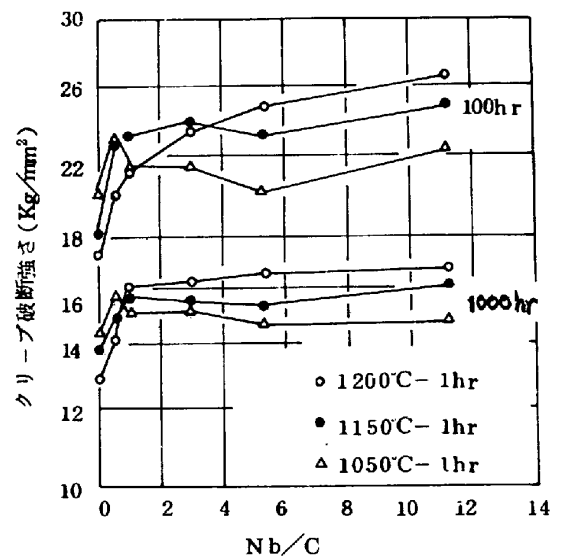


図3. 15Cr-14Ni-0.15C-Nb 鋼の破断強さと Nb/C の関係。



写真1. S-4(0.10Nb)  
650°C, 10hr

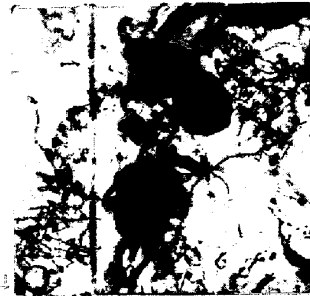


写真2. S-7(1.03Nb)  
650°C 1000hr



写真3. S-7(1.03Nb)  
750°C 10000hr

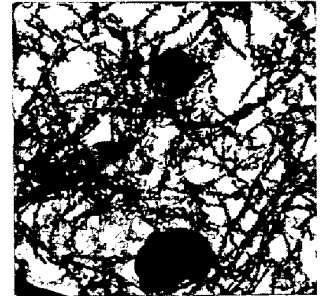


写真4. S-8(2.02Nb)  
600°C 10000hr