

東大工学部

○長井 寿

柴田浩司

藤田利夫

I. 緒言；従来マルエージ鋼では溶体化処理の際の冷却速度はあまり問題になっていない。しかし著者らの研究におけるFe-11Ni-Mo系鋼では 溶体化処理後の冷却速度によって機械的性質が変化する。この原因について検討を加えてみた。

II. 実験方法；表1に示す鋼種を用いて実験を行なった。M0~4は極低C-11Ni-Mo系でMnを0.5%含む。N1~3は約0.02%Cを含む11Ni-Mo系でMnは添加してない。N5, N8は極低C, Mn無添加のそれぞれ11%Ni, 9%Niのものである。11Ni-Lは低CのNi-Co-Mo鋼で強靱鋼の系列である。溶体化処理温度は900°C及び800°Cである。主として硬度測定を行ない、一部シャルピー試験等も行なった。

III. 実験結果及び考察；i) 900°C 1h加熱後、1°C/minで冷却し700~200°Cの各温度で炉から取り出したものの硬度変化を求めた。(図1) M0と比較すると明確だが、ある温度から硬化が認められ、その硬化開始温度はそれぞれのMs点に対応している。ii) 次に900°C 1h→W.Q., 800°C 1h→W.Q. 後200~550°Cで1h時効した場合の硬度変化を求めたところ(一例を図2に示す) 11Ni-Lでは500°Cに合金炭化物の析出によると思われるピークが現われるが、その他の11Ni-Mo系ではCのあるなしにかかわらず、400~450°Cに時効硬化ピークが観察される。11Ni-Lにも対応するサブピークが見られる。このピークは従来Fe-Ni-Co-Mo系マルエージ鋼で報告されている低温側析出²⁾やFe-(0Ni)鋼³⁾の約400°Cでのサブピーク³⁾に対応するものと思われる。この硬化は350°C付近から生じる。11Ni-Mo系ではMs点が350°C以上となるので徐冷中にマルテンサイトの時効硬化が起こると考えられる。10mmφ×10mmの小片でも空冷程度でこの硬化は観察される。iii) 0%MoのM0でも400°C付近にピークが現われるが、

Mnを含まないN1, N5, N8では見られない。iv) 含Mo材の徐冷材の低温靱性は低下する。普通サイズの試験片を硬化しないように急冷するのは困難である。

リ今井, 長井, 柴田, 藤田;
鉄と鋼, 63(1977)S.771

2) 例は 黒田, 赤野;
ibid; 60(1974)S.287

3) 金沢, 森川, 日本金属
学会報, 14(1975)P.195

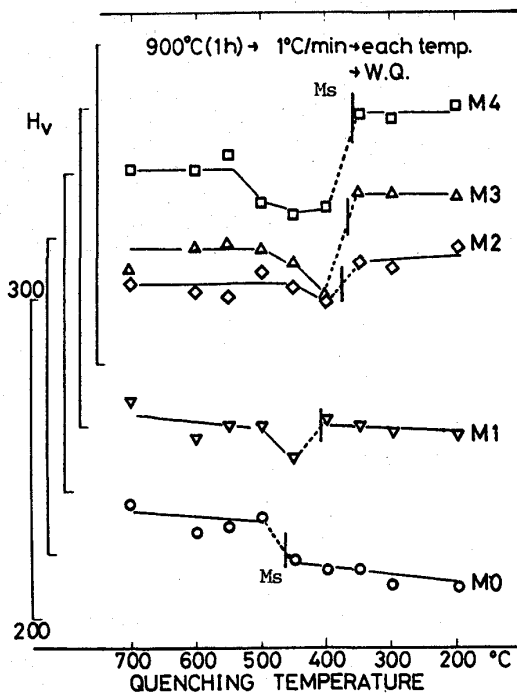


図1. 徐冷中の硬化

表1. 供試材の化学成分 (wt%)

	C	Ni	Mo	Mn	N	others
N1	0.016	11.10	0.03	-	0.0028	
N2	0.015	10.90	1.88	-	0.0027	
N3	0.022	11.14	3.89	-	0.0046	0.016(O)
N5	0.004	10.98	-	-	0.0029	0.011(O)
N8	0.002	9.02	-	-	0.0036	0.014(O)
M0	0.005	11.09	-	0.50	0.0026	
M1	0.004	10.89	1.00	0.52	0.0032	
M2	0.005	10.83	1.98	0.52	0.0027	
M3	0.005	10.73	2.95	0.51	0.0025	
M4	0.005	11.05	4.09	0.54	0.0027	
11Ni-L	0.068	10.98	2.89	0.44	0.0004	[0.95Cr,] [4.98Co]

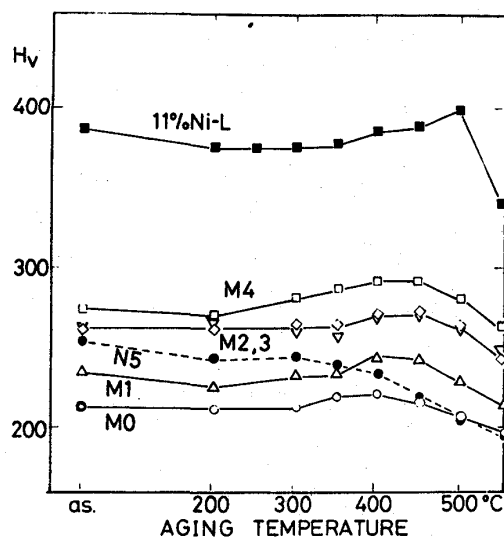


図2. 時効曲線の一例