

(220) 熱延ままNb添加鋼におけるMnの効果

新日本製鉄 基礎研究所 関根 寛 丸山 忠克
関口 昭一

1. 緒言: 先に熱延ままNb添加鋼における低C化は、スラッグ加熱時の固溶Nb量を増加させるにも拘わらずこれに見合う強度上昇が得られないこと(図1F), この原因のひとつは低C化によるオーステナイト(γ)/フェライト(α)変態温度上昇が α 地に析出するNbC(N)の過時効をもたらすためであろうこと, を報告した(鉄と鋼, 56(1970)569)。今回は極低C-Nb添加鋼について, Ar3温度低下に有効なMnの増量の効果を調べ, 上の考察の妥当性を検討した。

2. 方法: 供試鋼は0.05C-1.6Mn系真空溶解鋼3種(表1上)で, 前報の1.2Mn系との(表1F)比較をおこなった。前報と同じく70mm厚の鍛造材を1200°Cに加熱し, 連続8圧下, 目標仕上がり温度900°Cとして, 7mm厚に熱延した。最終圧下温度(LFRT)および冷却時のAr3はスラッグにさし込んだ熱電対によって測定した。析出硬化の評価には, 下降伏強度(Y_S)の値を $d(Y_S)/d(\alpha\%) = 2.0 \text{ kg/mm}^2$ として α 粒度番号(N_d)10番に補正した値($Y_S(N_d=10)$)を, 靱性の評価には, 前報の試験材0.05C/0.18C-1.2Mn-Nb/鋼20種について得られた回帰式 $vTrs \text{ calc} = 4.02(TS) - 18.0(N_d) + 196(C\%) - 125 \pm 14^\circ\text{C}$ を用いて得られた計算結果と実測 $vTrs$ の比較と併用した。 α 地に析出したNbC(N)については, 蒸膜法による電顕観察をおこなひ, その定量法としては, 前報の材料についても, 定電位電解分離法(B誌誌, 32(1969)899)による結果とHNO₃分離結果との差の値を併用した。

表1. 供試鋼の化学成分(%)と7mm厚熱延まま材の性質

Steel	C	Si	Mn	Nb	N	FRT	Ar3	N_d	YS	TS	EL	vE_{20}	$vTrs$
5CBaseM	0.052	0.22	1.52	—	0.004	890	—	8.5	30.1	41.1	42.8	19.5	-97
5C5NbM	0.048	0.22	1.56	0.052	0.002	910	740	10.0	50.7	56.9	26.8	13.7	-89
5C10NbM	0.054	0.25	1.59	0.095	0.001	900	735	11.5	57.2	61.6	29.1	14.8	-101
5CBase	0.065	0.23	1.18	—	0.001	(900)	—	7.0	25.2	38.3	43.7	13.5	-92
5C3Nb	0.050	0.21	1.16	0.027	0.001	915	760	9.5	39.5	47.1	36.2	14.7	-87
5C5Nb	0.048	0.22	1.16	0.041	0.001	900	755	10.7	47.1	51.8	33.1	14.6	-106
5C10Nb	0.072	0.24	1.20	0.113	0.002	(890)	—	11.2	50.5	54.6	29.3	14.0	-80

P ≤ 0.003 S ≤ 0.008 5mm厚材

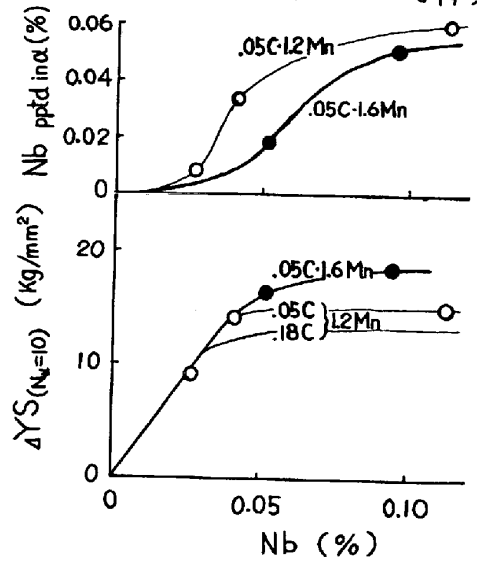


図1. Nbによる強度上昇, α 中析出Nb量とMn添加量

3. 結果: 0.05C-1.2Mn系への0.4%のMn増量は本実験の7mm厚熱延まま材において以下の諸結果を生ずることになった。

- (1) 熱延後のAr3を20~25degC低下させ, α 粒を細かくする(表1)。
- (2) 平測通り, Nb添加量あたりの析出硬化量は上昇する(図1F)。
- (3) α 地に析出するNbC(N)も, 平測通り微細化し, 非常に見出し難くなる。この傾向は析出Nb定量結果ともよく一致する(図1E)。
- (4) Nb添加鋼の靱性は, (1)の α 粒細化から期待される以上に改善される(図2)。

以上の諸結果は, 先のBowenの結論(Preprint C138 of ASM, 1959)のより低C高Mn側への一般化であり, 熱延ままNb添加鋼にあつては γ (α 変態温度を低く抑えて α 地析出のNbC(N)の過時効を抑制する)とは, 強度上昇に有効のみならず, 先程に併せて脆化の抑制にも有効であることとを示すものと考えられる。

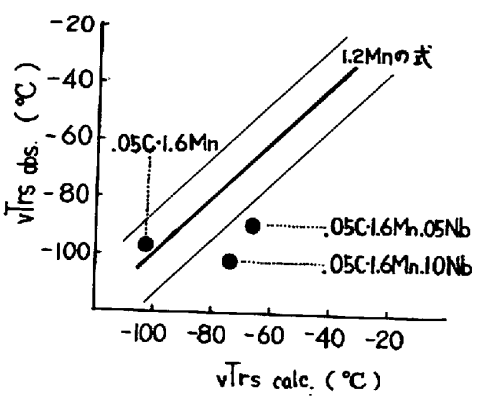


図2. $vTrs$ におよぼすMn添加量の効果