

(278) マルエージ鋼の遅れ破壊

金属材料技術研究所 ○青木孝夫 金尾正雄  
 東京大学工学部 荒木 透

1. 緒言

12% Ni, 18% Ni マルエージ鋼の強度, 靱性, 遅れ破壊きれつのは発生と伝ば特性, 時効処理の影響, 破面の微視的様相などについて調べた結果を報告する。

2. 実験方法

表1に供試材の化学組成を示す。ソルトバス中で820°C×1hr溶体化後空冷し, 430°C~560°Cの各温度で3hr時効した。遅れ破壊特性はボルト首下切欠き引張荷重型試験( $K_{t1} \approx 9$ )と予きれつ付き片持曲げ荷重試験により, 30°Cの蒸留水中で試験した。

3. 実験結果

表2に480°C時効材の引張, (\* ASTM基準を満足しない見かけの値) 遅れ破壊試験結果を示す。切欠靱性はほぼ等しいが, 12% マルエージ鋼は遅れ破壊感受性が高く, 同じ負荷応力レベルで比較して破断時間は18Ni マルエージ鋼の約1/10以下であった。写真1は18Ni マルエージ鋼のボルト切欠き試験片の遅れ破壊きれつ発生起点付近の走査電顕写真である。切欠き底部より10~30μ内側から擬へき割れが発生し, その起点と思われるところにはしばしばポイドが観察された。切欠き底とはシャーリップで連結しており, 腐食孔はとくに観察されなかった。遅れきれつが切欠底の内部から発生していることは, 水素に起因する遅れ破壊現象を示唆していると思われる。遅れきれつ成長部も擬へき割れが支配的であり, 急速破断部はdimpleパターンを示した。12Ni マルエージ鋼もほぼ同じ破壊様式で破断した。図1は18Ni マルエージ鋼の靱性と遅れ破壊感受性におよぼす時効温度の影響を示す。520°, 560°Cで時効すると,  $K_{Icx}$ の低下がみられ, 破面のdimpleが微細になる傾向が認められた。430°C時効材は急速破断の前になりに安定きれつの成長が認められ, 正確な $K_{Icx}$ の値は求められなかった。 $K_{Isc}$ の値は, 480°C時効の場合が最も高く, 430°Cで時効した場合 $K_{Isc}$ が低いと同時にきれつ伝ば速度が大きく, 遅れ破壊感受性が高いことを示した。520°, 560°C時効では $K_{Isc}$ 値は低下するが, 比 $K_{Isc}/K_{Icx}$ をとればより高くなっている。

表1 供試材の化学組成 (wt.%)

鋼種	Ni	Co	Cr	Mo	Ti	Al	C	P	S
1	18.55	8.67	-	3.31	0.28	0.14	0.003	0.001	0.003
2	12.17	-	4.95	3.30	0.29	0.63	0.003	0.001	0.004

表2 480°C時効材の引張性質と遅れ破壊感受性

鋼種	引張強さ ( $\text{kg}/\text{mm}^2$ )	耐力 ( $\text{kg}/\text{mm}^2$ )	伸び (%)	絞り (%)	切欠強さ ( $\text{kg}/\text{mm}^2$ )	100hr遅れ 破壊強さ ( $\text{kg}/\text{mm}^2$ )	1000hr遅れ 破壊強さ ( $\text{kg}/\text{mm}^2$ )	$K_{Icx}$ ( $\text{mm} \cdot \text{kg}/\text{mm}^2$ )	$K_{Isc}$
1	142.1	134.5	10.0	71.4	254.1	228	195	498	400
2	152.1	146.1	10.4	68.2	264.0	180	135	485	280

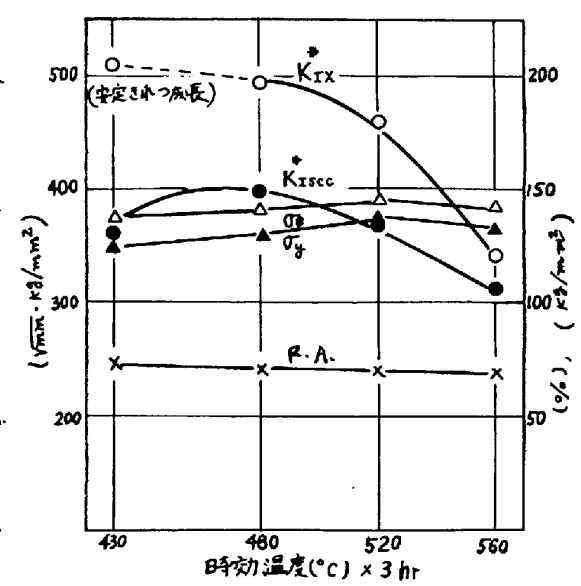
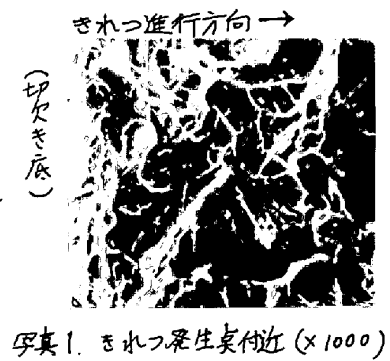


図1. No.1鋼の諸性質におよぼす時効温度の影響