

住友金属工業(株)中央技術研究所

寺崎富久長

○中里 福和

I 緒言：超強力鋼の遅れ破壊特性は，材料の強度レベルのみならず，セメンタイト析出形態などの冶金学的因子によって影響を受け，通常の焼入焼戻鋼の場合 300~400℃ の焼戻温度で，旧  $\gamma$  粒界でのセメンタイト析出により，遅れ破壊亀裂の伝播速度が増大する<sup>(1)</sup>。この点からみれば， $\gamma$  粒界の炭化物析出を防止することは，耐遅れ破壊性の向上に有効と推定され，例えば変態中に炭化物が析出するベイナイト組織が考えられる。ベイナイトに関しては，最近詳細な研究が行なわれ，とくに B<sub>III</sub> 型ベイナイトではセメンタイトがフェライトラス内部の特定面に析出して，約 600℃ 以下の低温で焼戻しても，炭化物形態はほとんど不変である。このような B<sub>III</sub> 型ベイナイトは，セメンタイト析出形態の特異性から，焼戻マルテンサイトとは耐遅れ破壊性が異なるものと考えられるので，本研究ではこれらについて比較検討した。

II 実験方法：供試鋼の化学成分，熱処理および強度レベルを表 1 に示す。遅れ破壊試験は，中央環状切欠付丸棒試験片(10φ×300ℓ，Vノッチ，1mm深さ，0.05R)を用い，3点曲げ式定歪型試験機で，0.1N-HCl 中で行ない，遅れ破壊曲線を求めた。また電顕で炭化物形態を観察し，遅れ破壊曲線と対応づけた。

表 1. 供試鋼の化学成分，熱処理および強度レベル

区分	化学成分範囲										チャー ジ数	B <sub>III</sub> 型ベイナイト			焼戻マルテンサイト		
	C	Si	Mn	Cu	Ni	Cr	Mo	sol Al	その他	恒温変態		焼戻	T.S.(kg/mm <sup>2</sup> )	焼入	焼戻	T.S.(%)	
低炭素系	0.10 ~0.25	0.35 ~1.0	1.0	1.0 ~3.0	2.0 ~3.0	1.0	0.5	0.03	Ti, R V, Nb	15	350℃	500, 550℃	123~147	—	—	—	
中炭素系	0.25 ~0.40	0.5	1.5	0.5	1.0 ~2.0	1.0	0.5 ~2.0	0.04	"	11	320℃	550, 610℃	181~169	1000℃ OQ	550, 610℃	133 ~168	

III 実験結果

1. 中炭素系 B<sub>III</sub> 型ベイナイトは，同一鋼種の焼戻マルテンサイトよりも耐遅れ破壊性が優れており，とくに 2%Mo 添加によって強化した B<sub>III</sub> 型ベイナイトは，強度および耐遅れ破壊性がともに焼戻マルテンサイトよりも優れている。(図 1)
2. 上記 2%Mo を含む中炭素系 Mn-Ni-Cr-Mo-Cu 鋼は，従来鋼 SCM3 や SNCM8 の焼戻マルテンサイトと比較すると，焼戻マルテンサイトで 1 桁，B<sub>III</sub> 型ベイナイトで約 2 桁破断時間が長くなっている。
3. これらの優れた耐遅れ破壊性は，セメンタイトの析出形態と結びつけて理解できる。
4. Cu 析出を利用した低炭素系 Mn-Ni-Cr-Mo-Cu 鋼は，Cu の時効条件によって遅れ破壊特性が著しく変化し，高温長時間時効によってはじめて優れた耐遅れ破壊性を発揮できる。
5. 以上のように超強力鋼の遅れ破壊特性はセメンタイトの析出状況によって変化するが，時効析出強化を利用する場合，時効条件の差によるマトリックスの性質の変化もあわせて考慮せねばならない。

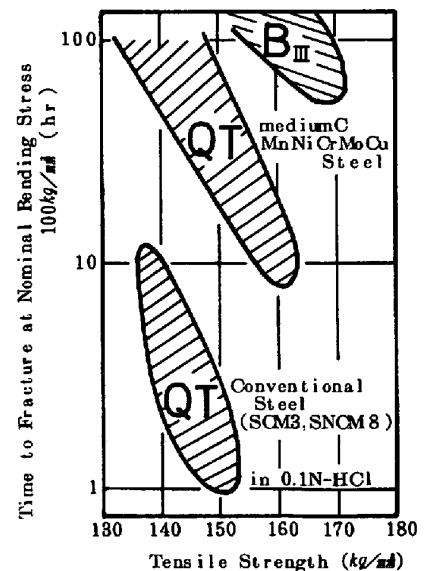


図 1. B<sub>III</sub> 型ベイナイトの遅れ破壊特性

なお，この B<sub>III</sub> 型ベイナイト組織を利用した高力ボルトを試作し，締付曝露試験をすでに実施している。

(1)寺崎，中里：鉄と鋼，59(1973)，S528

(2) T.Kunitake, F.Terasaki, Y.Ohmori and H.Ohtani: Iron and Steel, 45(1972), p 647~653