

(724) 変態組織強化鋼の水素誘起割れ

神戸製鋼所 加古川製鉄所・横井利雄
中央研究所 須藤正俊

1. はじめに

サワーガス・原油用鋼板のHIC対策は、化学成分と圧延条件の観点から①極低S低P化②非金属介在物の形態制御③異常組織とバンド組織の低減などがあり、低強度材ではその製造条件がほぼ確立されている。しかし、高強度材については、とくに苛酷な腐食環境において、従来のHIC対策では不十分な場合が多い。本報では、高強度変態組織強化鋼のHICに及ぼすオ2相組織と鋼中非金属介在物の影響について調査した。

2. 実験方法

供試鋼は、大型電炉溶製塊スラアの端部から採取したNb-Ti複合添加のCa処理鋼である (Table 1)。オ2相の量、サイズおよび硬さを系統的に変化させる目的で以下の処理を実施した。鋼Aは熱延後冷却開始温度と冷却速度を鋼Bは熱処理法で加熱温度、焼入れ開始温度 (2相域) および焼戻し温度を変化させた。強度の変化範囲は、鋼Aで65~95kgf/mm²、鋼Bで50~80kgf/mm²。またオ2相サイズはそれぞれ約15μmおよび2~30μmであり、オ2相硬さは鋼A,Bともに250~450Hvの範囲であった。上記処理を施した厚さ7.8mmの鋼板を表裏面研削して5mm厚とし、完全脱脂後NACE腐食環境中に無負荷で96h浸漬した。同サンプルについてHIC面積率とオ2相硬さ、サイズおよび量の関係を調べた。

3. 実験結果および考察

鋼Aについては、オ2相の硬さが300Hv以下であればオ2相の種類と量によらずHICは生じないが、365Hv以上になると比較的強度材でもHICは認められる (異常組織やバンド組織のない部分, Fig 1)。またシャルピ-VtTsとHICの相関は認められなかった。より清浄な鋼Bについては、オ2相硬さが450Hvの材料でもHICは認められなかった。365Hv以上のオ2相を有する鋼Aおよび鋼BのHIC挙動の相異についてオ2相の分散と非金属介在物の分散の観点から検討した結果、硬いオ2相すべてに非金属介在物が含まれる場合にHICが認められることが示唆された。その場合、HIC発生サイトは、鋼中非金属介在物と地鉄 (オ2相である可能性大) の界面と思われる。

SEM観察によると、HIC伝播経路にはセメントライトが存在し、とくに粒界に析出しているセメントライトに沿って伝播する傾向がある。

4. まとめ

Ca処理を施した清浄な変態組織強化鋼のHICは、鋼中非金属介在物の量・分散とオ2相の硬さ・分散および材料強度が大きく影響を及ぼすものと考えられる。HIC伝播に対してはセメントライトも伝播に影響を及ぼす一つの因子になっているものと考えられ、伝播を抑制するためにはセメントライトの析出形態も制御する必要がある。

Table 1 Chemical composition (wt%)

steel	C	Si	Mn	P	S	Al	Nb	Ti	Ca	O	N	Cr	V	μ	※ (%)
A	0.085	0.25	1.18	0.014	0.0015	0.039	0.060	0.020	0.0017	0.003	0.0034	Cr	0.013	0.038	
B	0.07	0.29	0.86	0.011	0.0015	0.028	0.035	0.008	0.0027	0.002	0.0042	Cr	0.004	0.008	

※ cleanliness

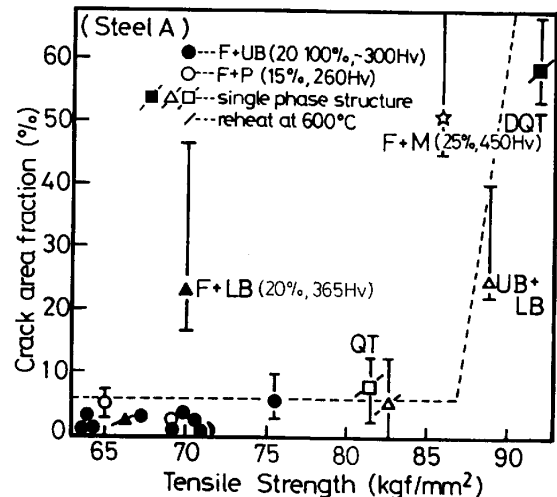


Fig.1 Relation between tensile strength and HIC area fraction for various structure of steel A