

日本鋼管(株)鉄鋼研究所 ○安部伸雄、長江守康、中川大陸

1. 緒言

著者らは以前¹⁾に1-1/4Cr-1/2Mo鋼製石油精製反応容器において検出された割れについて調査し、割れの原因がクリープ脆化によるものであることを定量的に実証し、その防止対策を鋼材の化学成分および施工面の観点から検討した。また、長時間脆化の一つであるクリープ脆化現象を切欠を付与した試験片を用いる低至速度高温引張試験(以下切欠付SERT試験とする)における粒界破面率でもってその傾向を予測できることを示した。

ここではクリープ脆化感受性が高いとされている1/2Mo鋼および高温長時間使用中に割れが認められた²⁾ことのある21Cr-32Ni-Al-Ti鋼(以下Alloy 800Hとする)の溶接熱影響部について、クリープ脆化の挙動および改善策を検討するとともに、上記クリープ脆化の評価手法の妥当性をクリープ破断試験の結果と比較することにより検討した。

2. 実験方法

A302C相当の1/2Mo鋼およびAlとTi合計量が0.54、1.01、1.52%であるAlloy 800Hを実験室にて溶製、それぞれNor.および1,150℃×1hr→WQ処理を行い供試鋼とした。

実装置で検出される割れは溶接熱影響部の粗粒域に多いが、Alloy 800Hについては溶融境界線から離れた位置において割れが検出されることがあるため、溶融境界線近傍およびそれより1.8mm離れた位置の熱サイクルを付与した。1/2Mo鋼について熱サイクル付与後、①610℃×13.5hrPWHT、②900℃二次熱サイクル、③900℃二次熱サイクル+610℃×4.5hrPWHTの熱処理を行った。

これら試料から、6mmφ、10mmGLの平滑および1mm深さ、角度60°、底部半径0.1R(A302C)、0.25R(Alloy 800H)の切欠試験片を作製、クリープ破断およびSERT試験(クロスヘッド速度0.0005mm/min)を行った。その他、高温引張および静的時効試験等を行った。

3. 実験結果

-1/2Mo鋼-

Fig. 1に示すように顕著な切欠弱化傾向を示すが、900℃の二次熱サイクル付与によって母材と同等のクリープ破断強度まで改善する。顕著な切欠弱化傾向を示したPWHT材ではFig. 2に示すように切欠付SERT試験での粒界破面率が60%以上となるのに対し、二次熱サイクル付与材では粒界破面率が認められない。

-Alloy 800H-

Fig. 3に示される切欠弱化傾向とFig. 4での切欠付SERT試験での粒界破面率とが対応している。試験温度による粒界破面率の差はAl、Tiの含有量によって脆化しやすい温度が異なるためである。

4. 引用文献 1) 安部、長江; 溶接学会論文集vol.3, No.3, 2) Avery, R.E. et. al.; Chemical Engineering Progress. vol.64, No.1

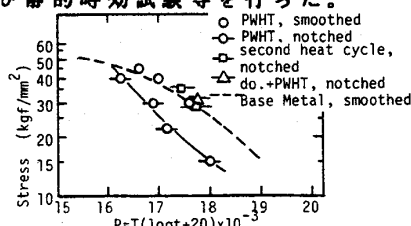


Fig. 1 Creep rupture properties of PWHT and reheat specimens of synthetic HAZ for 1/2Mo steel.

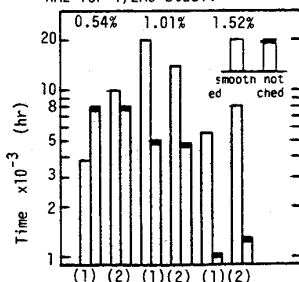
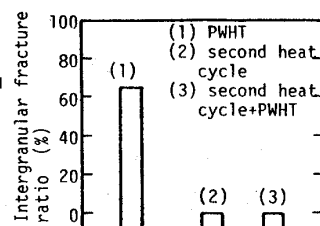
Fig. 3 Effect of Al, Ti contents on Creep rupture time (600°C, $\sigma = 18 \text{ kgf/mm}^2$).

Fig. 2 SERT test results of PWHT and reheat specimens of synthetic HAZ.

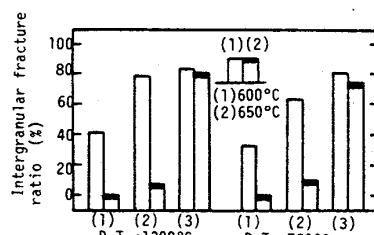


Fig. 4 Effect of test temp. and heat cycle condition on intergranular fracture ratio of SERT test.

(1) Al+Ti=0.54%, (2) 1.01%, (3) 1.52%.