

日本原子力研究所
Univ. of Pennsylvania

○菊山 紀彦
C. J. McMahon, Jr.

目的 A533B鋼などの低合金鋼は発電用軽水炉の圧力容器として広く使用されている。またFBRやHTGRなどでも低合金鋼が利用されている。圧力容器などの構造物を製造する場合、溶接残留応力を除去するため600℃～630℃の温度で数時間わたる焼なましを繰返しおこなう。この応力除去焼なまし中に溶接の熱影響部に割れが発生することがしばしば見られる。一方Cr-Mo-V鋼などの低合金鋼を480℃～600℃付近で長時間加熱すると現れる脆化現象は焼戻し脆性として広く研究されているが、McMahon等はこの焼戻し脆性と微量不純物との関係について系統的な研究を行い、焼戻し脆性の主要な因子が粒界へのP, S, Ge, As, Se, Sb等の偏析であることを明らかにした⁽¹⁾。筆者らは応力除去焼なまし割れが応力下での微量不純物の拡散による粒界への偏析が原因となった焼戻し脆性の一様ではないかという点に着目して研究を行った。

方法 不純物含有量の異なる2種の同一規格のA533B鋼、高純度材はP含有量約40ppm、低純度材は約90ppm、を用い、溶接熱影響部を近似するための1300℃10時間のバルス状急速加熱処理を行った後、応力除去焼なましを近似するStress RelaxationおよびStress Annealingを行った。試験片についてそれぞれの場合における2種類の鋼の常温引張破壊モードの差をしらべた。Stress RelaxationおよびStress Annealingはそれぞれ図1a, bに示す装置を用いて615℃初期応力18kg/mmの条件で行った。

結果 615℃6時間のStress Relaxationを行った試験片を室温で $\dot{\epsilon} = 10^{-2}/\text{min}$ で引張試験した結果、高純度材と低純度材の間には破壊モードに著しい差が見られた。破断部の外観を図2a, bに示す。低純度材は伸び絞りが殆んどなく、また破面も粒界破壊の様子を示している。この材料は615℃30時間のStress Annealing後、室温で14%の引張変形を与えると粒界に沿ってきり割れが発生したが高純度材ではきり割れは見られなかった。

結論 低合金鋼で焼戻し脆性のみられる温度領域は480℃～600℃とされ、応力増加の場合にその温度領域が拡大することが明らかとなった。溶接熱影響部に見られる応力除去焼なまし割れも焼戻し脆性の一様であると考えられる。

(1) B.J.Schultz, C.J.McMahon, Jr., ASTM STP 499, 1972, P104

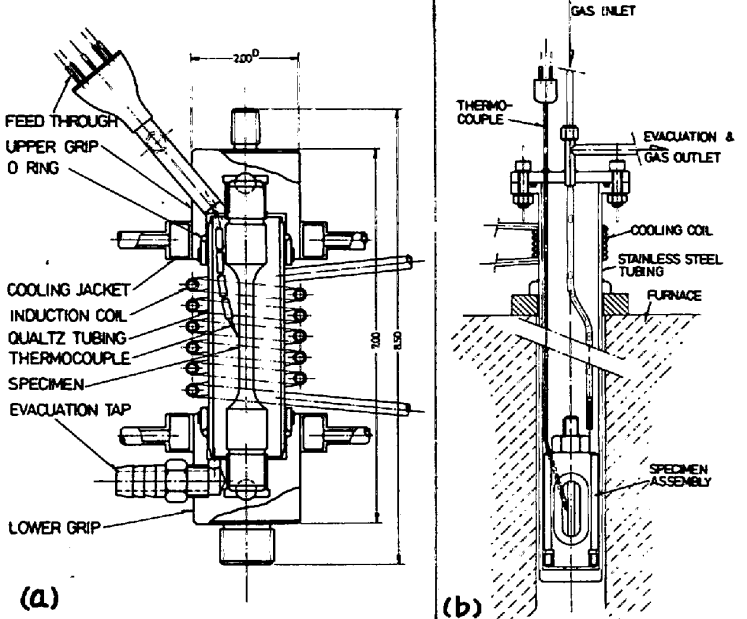


図1 a. 真空中 Stress Relaxation 試験装置
b. Stress Annealing 試験装置

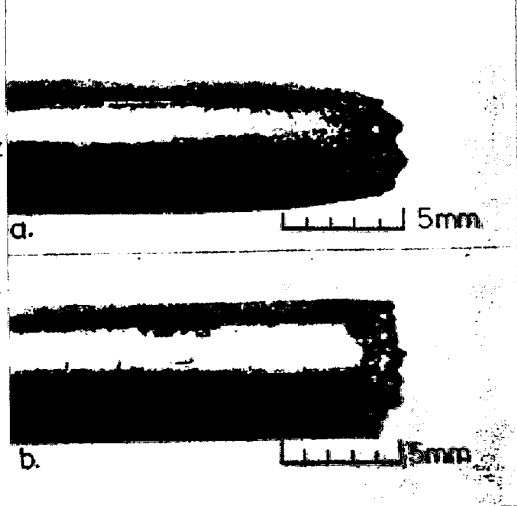


図2 常温引張試験後の破断部外観
a. A533B高純度材, b. A533B低純度材