

(219)

含Nb高Crフェライトステンレス鋼の靱性
(高Crフェライトステンレス鋼の研究II)

日新製鋼 周南製鋼所

○神余隆義
井原誠治

1. 緒言

高Crフェライトステンレス鋼の靱性改善には、C、N、Oなどの不純物元素を少なくすることが有効であることがよく知られており、電子ビーム溶解法等の特殊な溶製方法も実用化されている。しかし、この方法は、高価な設備と高純度な原料を必要とする。そこで著者等は、C、N安定化元素としてNbを添加した鋼種をLD-VAC製鋼法により溶製し、冷延鋼帯を試作した。そして、切欠靱性、延性に対する種々の脆化要因の検討を行なったので報告する。

2. 供試材および実験方法

表1の化学組成を有する、26G鋼(A)、28G-1Mo鋼(B)をLD-VAC法により溶製し、8Ton鋳型に鑄造し、通常の製造工程により板厚2.0~3.0mmの冷延鋼帯とした。試料は、2.0および3.0mmの製品材、ならびに板厚4.0~4.5mmの熱延材を使用し、各種熱処理、冷間圧延および時効処理した後、サブサイズJIS4号シャルピ-試片および、JIS13B号引張試片(平滑および切欠)を作成し、 $-150^{\circ}\text{C}\sim+150^{\circ}\text{C}$ で試験した。試験後、光学顕微鏡および走査電顕により組織ならびに破面観察を行なった。

表1. 供試材の化学組成 (wt%)

| 鋼種 | C | Si | Mn | P | S | Ni | Cr | N | Nb | Mo |
|----|-------|------|------|-------|-------|------|-------|-------|------|------|
| A | 0.014 | 0.15 | 0.32 | 0.018 | 0.008 | 0.17 | 26.96 | 0.019 | 0.46 | - |
| B | 0.016 | 0.27 | 0.42 | 0.023 | 0.007 | 0.16 | 27.70 | 0.023 | 0.55 | 1.02 |

3. 実験結果

(1) 低温靱性、鋼種A、Bにおけるシャルピ-衝撃靱性の差はほとんどなく、Cr、Mo量の増加の影響は少ない。(図1)。なお、VTsは、板厚2.0mmでは 0°C 以下となるが、板厚4.0mmでは三車由応力の増加により常温付近まで上昇する。また、高温加熱材あるいは溶接部においては、結晶粒の粗大化、粒界析出物の増加によりVTsの上昇が起る。なお、劈開破面単位は、結晶粒径と対応しており、粗大粒では双晶化によるマイクロクラックの発生が観察されるとともに、粒界破壊が発生し、吸収エネルギーが著しく低下する。

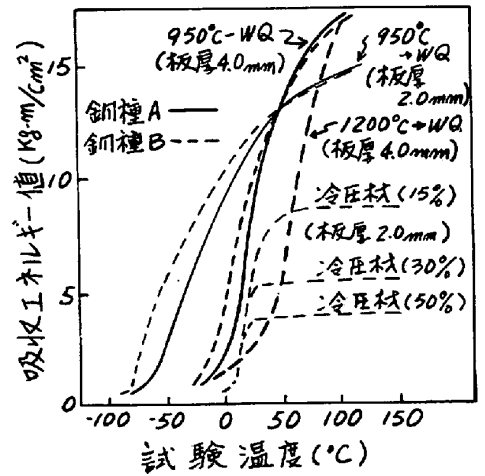


図1. 衝撃試験結果

(2) 時効脆化、 475°C 脆化は $400\sim500^{\circ}\text{C}$ で非常に短時間に発生し、 $500^{\circ}\text{C}\times 10$ 分の時効においてもVTsの上昇が見られる。(図2) また、 σ 相の析出による脆化は、鋼種Aでは、 $700^{\circ}\text{C}\times 50$ 時間では発生しないが、鋼種Bでは10時間で発生が認められ、Moの影響が著しい。

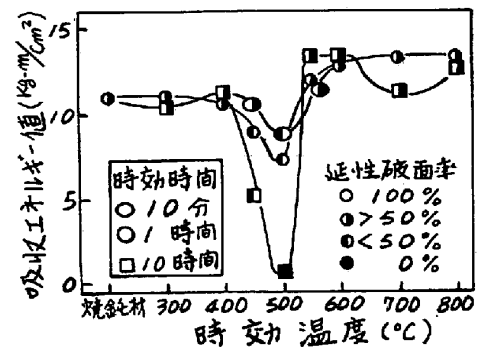


図2. 時効処理温度と衝撃値の関係(鋼種B)

(3) 冷間加工による脆化、冷間圧延材では約15%までの圧延率においてVTsの上昇が見られるが、それ以上の加工によってほとんど変化しない。(図1)しかし、降伏応力(σ_y)の増加とともに、吸収エネルギーが減少する。

(4) 切欠引張試験片における切欠強度比は、降伏応力の増加により減少し、劈開破壊を生ずる。しかし、冷間圧延材においては劈開破壊は生じなかった。