

(585) 極低C, N フェライトステンレス鋼のシャルピー衝撃特性

川崎製鐵 技術研究所 ○木下 昇 吉岡啓一  
小野 寛

1 緒言

フェライトステンレス鋼の  $vT_{rs}$  を引き下げるには, C, N および O などの含有量を低減させた上で適量の Nb あるいは Ti などを添加し, さらに 1000°C 前後に加熱して急冷することが必要である。これらの条件がいかんして靱性向上に寄与しているかを明らかにするため, それらの内の 1 つ以上を欠落させた試片を用い主として脆性亀裂の発生挙動を検討した。

2 実験方法

実験材料の主なものは表 1 に示した 3 種類の 5 mm 厚熱延鋼板である。Ar 雰囲気下, 1200°C で 5 min 保持し, 種々の速度で冷却する熱処理を施した 5 × 10 × 25 mm 試片を, 鏡面研磨された圧延方向 (長手) 断面が曲げ面になるようサイドバンド式に低温で衝撃曲げた。

光学顕微鏡および走査電子顕微鏡で曲げ面に生じた亀裂を観察した。なお炉冷処理した材料の 2 mm V シャルピー遷移曲線は図 1 に示すごとくである。

3 実験結果

脆性亀裂の発生位置はほとんどの場合に結晶粒界と判定されたが, その成長形態には 2 通りあった。1 つは写真 1 に示すタイプであり, 亀裂端部破面にみられる微細亀裂の進展状況が示唆しているごとく, 粒界を起点として粒内へ直ちに伝播する形態のものである。A 鋼では冷却速度の大小に

よらず, また B 鋼では冷却速度が大きかった試片にこのタイプの亀裂を生じやすかった。もう 1 つは写真 2 に示すタイプである。この場合には, 粒界に沿った割れは隣接の粒内においてもしばらくの間は粒

表 1 実験材料の化学組成, wt%

	C	N	Cr	Mo	Nb	SO1 A1
A	0.002	0.0065	17.80	2.50	0.22	0.025
B	0.003	0.0027	17.73	—	—	0.004
C	0.005	0.013	18.32	—	—	0.008

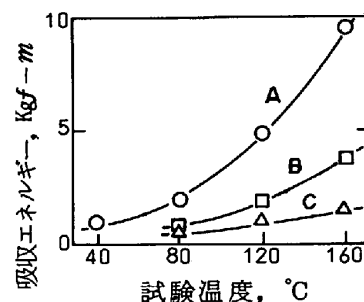
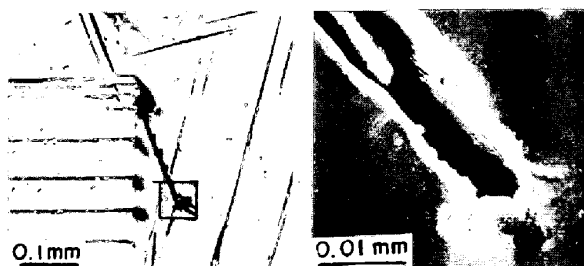
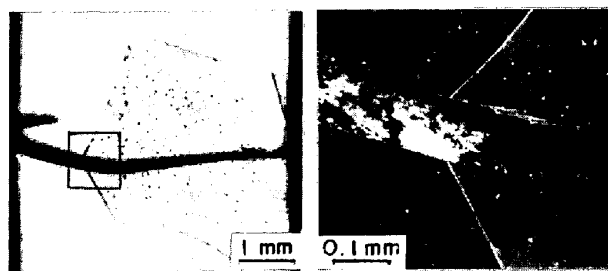


図 1 炉冷材の遷移曲線



a 光頭下での形態 b a の枠内拡大

写真 1 A 鋼炉冷材を -100°C で衝撃曲げたときに生じた亀裂



a 光頭下での形態 b a の枠内拡大

写真 2 B 鋼炉冷材を -70°C で衝撃曲げたときに生じた割れ

界の延長線上にあり, 粒界剝離が先行したことを示している。C 鋼では粒界剝離先行型の頻度が高く, 水冷試片にもこの形態の亀裂が観察された。

C 鋼炉冷材の 2 mm V シャルピー試片の 160°C における破面を写真 3 に示す。破面は剝離粒界, リバーパターンおよびデンプルから成っており, 図 1 の C 鋼が 160°C においても吸収エネルギーの低い一因は粒界剝離にある。フェライトステンレス鋼のシャルピー衝撃特性は粒界への炭窒化物析出により著しく損なわれることが以上の観察結果から結論される。

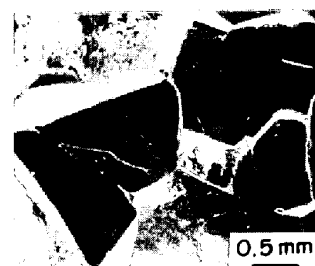


写真 3 C 鋼炉冷材 160°C におけるシャルピー破面