

住友金属工業(株) 中央技術研究所
和歌山製鉄所

○前原泰裕, 安元邦夫, 大森靖也
友野 宏

1. 緒 言

溶融もしくは高温加熱後の冷却過程において、低温 $\gamma \sim \gamma/\alpha$ 2相域で低歪速度 ($\dot{\epsilon} = 10^{-4} \sim 10^{-3} \text{ s}^{-1}$) 変形すると、 γ 粒界延性破壊を伴って鋼の延性が著しく低下する。これは炭窒化物の γ 粒界および粒内への動的析出に起因するものであり、CCスラブの表面疵と密接に関係するが未だ抜本策は見い出されていない。そこで炭窒化物の析出形態制御に着目して脆化防止策を検討することにした。

2. 実 験

Table 1 に示す鋼を実験室的に溶解し、熱間圧延材より平行部が $8\phi \times 20 \text{ t}$ の引張試験片を採取し、1300℃に加熱後種々の加工・熱履歴を経た後 800℃, $\dot{\epsilon} = 0.83 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ で破断まで等温変形し、その破壊形態と炭窒化物の析出形態を観察した。

3. 結 果

(1) 変形温度への冷却速度を下げるか冷却途中で1000~1100℃近辺で等温保持すると炭窒化物の凝集粗大化が起こり (Photo. 1), 延性は大幅に向上し粒内強度が減少して (Fig. 1) 破壊は粒内延性破壊へと移行する (Photo.

2).
(2) しかしそれには極めて長時間を要し、対策としては現実的でない。

(3) そこで現象の加速が必要となるが、それにはスラブ表層部の軽加工に相当する5~20%の歪付与と熱履歴の組合せが有効であり、短時間に著しい延性の向上が図れる (Fig. 1)。

(4) γ 粒の微細化によっても延性の向上が図れるが、凝固後の γ 組織は粗く、少なくとも20%以下の加工では再結晶による微細化は起こらない。

[文献] 1) Y. Maehara and Y. Ohmori : Mat. Sci. Eng., 62 (1984), 109

2) Y. Maehara et al : Trans. ISIJ, 25 (1985), 1045

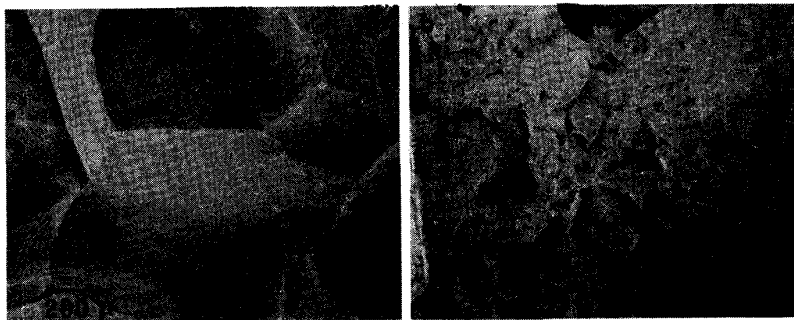


Photo. 2 Fracture surfaces; (a) without prior deformation, (b) 10% deformed at 1000°C, Steel B.

Table 1. Chemical composition (wt.%).

Steel	C	Si	Mn	P	S	Nb	Al	N
A	0.21	0.33	1.50	0.021	0.007	—	0.030	0.0117
B	0.21	0.35	1.57	0.022	0.005	0.055	0.012	0.0027

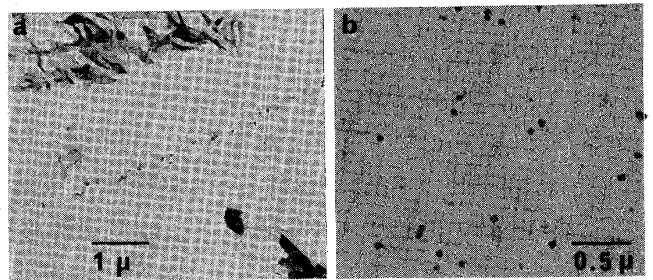


Photo. 1 Precipitation of NbC in Steel B deformed at 800°C, $\dot{\epsilon} = 0.83 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$; (a) without prior deformation, (b) 10% deformed at 1000°C.

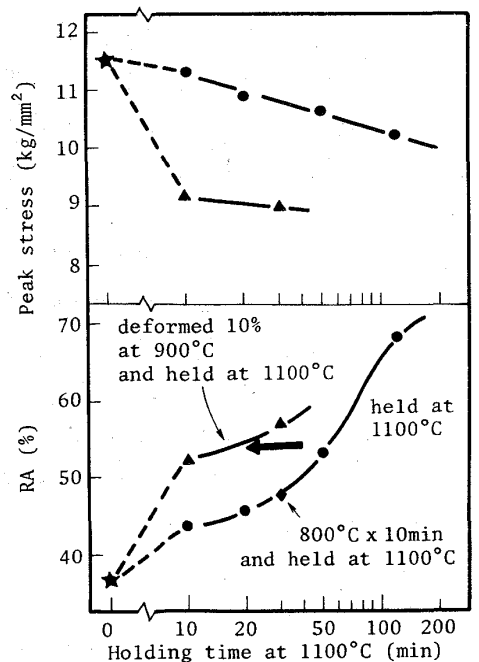


Fig. 1 Tensile properties of Steel B after various thermo-mechanical treatments.