

高炭素鋼 (1.2% C) の高温変形特性  
(高炭素工具鋼の連鑄化技術の開発-1)

新日鉄 室蘭技術研究部 ○安齊 栄尚、重住 忠義  
基礎研究所 西村 哲

1 緒言

一般に高炭素鋼は、高温における割れ感受性が高いとされているが、過共析鋼に関する報告は少いようである。炭素を1.2%程度含む高炭素工具鋼を連鑄化するに当り、融点~700℃における高温変形特性を調べ、併せて脆化原因について若干の考察を行った。

2 実験方法

連鑄及び熱間圧延を想定し、グリーブル試験により高温変形特性を調査した。また脆化原因の調査のために試験片の破断後の破面のSEM観察も行った。供試材(SK2)の成分をTable 1に示す。試験温度は、溶融点~700℃、歪速度及び冷却速度は、それぞれ、 $5 \times 10^{-4}/s$ 、 $5/s$  及び $1.20^\circ C/s$ とした。

Table 1 Composition of the sample (%)

	C	S	Mn	P	S
SK 2	1.28	0.26	0.33	0.020	0.003

3 実験結果

Fig.1に、溶融法によるグリーブル試験結果を示す。冷却速度が $20^\circ C/s$  (●印)の場合I、II領域の脆化が明瞭には現われず、重複した延性特性を示し、極めて延性が低い、また、溶融後の冷却速度を変えても(▲印： $1^\circ C/s$ )延性の回復は認められない。従って、連鑄においては、バルジング矯正等によって、内部割れや表面割れが発生し易いと推定される。

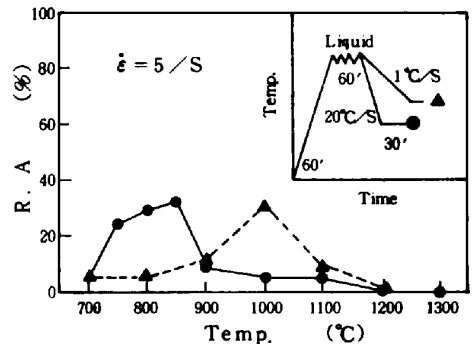


Fig.1 Hot ductility of SK2

Photo1は、溶融後の冷却速度が $20^\circ C/s$ で試験温度 $1000^\circ C$ で破断した試験片の破面である。丸味を帯びた $r$ 粒と一部液相の跡が認められる。従って、 $1000^\circ C$ においても延性が向上しない原因としては、濃化溶鋼が残存しているために、外力が加わった場合には、ここに応力集中が起こり割れの起点になるものと推定される。



Photo1 Example of fractured surface (1000°C)

Photo2は、同破面をSPEED法により腐食を行った場合である。 $r$ 粒表面にリン化合物が認められる。従って、1.2% Cの $1000^\circ C$ における脆化は、濃化溶鋼部が起点となって割れが発生し、 $r$ 粒界を伝播し、更に、リン化合物等の析出物が存在する場合には、割れを助長するものと考えられる。

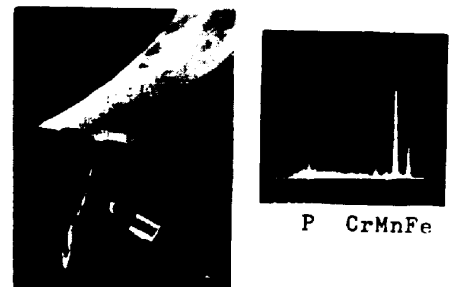


Photo 2. Example of fractured surface and precipitates after SPEED etching. (1000°C)

以上の結果から、1.2% Cの連鑄化に当っては、低P化、ロールアライメントの厳格な調整及び冷却条件の適正化が特に重要である。

4 結言

- 1) 1.2% C鋼の高温における延性は、極めて低く連鑄化が難しい。
- 2) 低延性の原因は、平衡状態図の固相線以下の温度でも濃化溶鋼が残存し割れの起点となるためである。更にリン化合物等の析出物が脆化を助長すると考えられる。

文献

- 1) 鈴木、西村、山口：鉄と鋼 65 (1979)、P 2038
- 2) 黒沢、田口、松本：日本金属学会誌、43 (1979)、P 1068