

Table 1. Compositions of molten steel used in this study (mass%).

	C	Si	Mn	P	S	Al
Ultra Low Carbon	0.001	tr.	tr.	0.02	tr.	0.01
Low Carbon	0.05	tr.	tr.	0.02	tr.	0.01
Middle Carbon	0.15	tr.	tr.	0.02	tr.	0.01

すいと報告されている。原料は高純度の電解鉄を使用し、凝固組織の顕出を容易にするためPを0.02mass%添加した。凝固に及ばず炭素の影響をより明確にするため、その他の元素は添加しなかった。

溶鋼のスーパーヒートは40Kとし、鑄型を浸漬速度約1m/sで溶鋼へ浸漬し、0.5~7s保持した後に溶鋼から引き上げた。

試験後、凝固シェルを切断・研磨し、ピクリン酸で腐食して凝固組織を観察した。

2・2 鑄型表面近傍における冷却曲線の測定

大気溶解炉で溶製した10kgの溶鋼に、表面近傍に熱電対を装着した銅鑄型(Fig. 1)を浸漬し、鑄型表面近傍で溶鋼が凝固する過程における冷却曲線を測定した⁵⁾。本測定方法の特徴は、0.1mmφという非常に細い熱電対を使用することにより、短時間で起こる核生成時の過冷現象を観測可能とした点にある。熱電対の熱接点と鑄型表面との距離は0.5mmとした。熱接点の溶接にあたっては溶接電圧を一定とし、その大きさが0.2mmφ程度となるように管理した。また、前報⁵⁾ではアルミナ製コーティング剤で熱接点を被覆したが、今回は測定精度を向上させるため被覆しなかった。溶鋼成分は、極低炭素鋼と中炭素鋼であり、溶鋼温度は共に1833Kとした。浸漬にあたっては、鑄型浸漬支持装置を用いて下降速度20mm/sで浸漬し、1s保定した後引き上げた。熱接

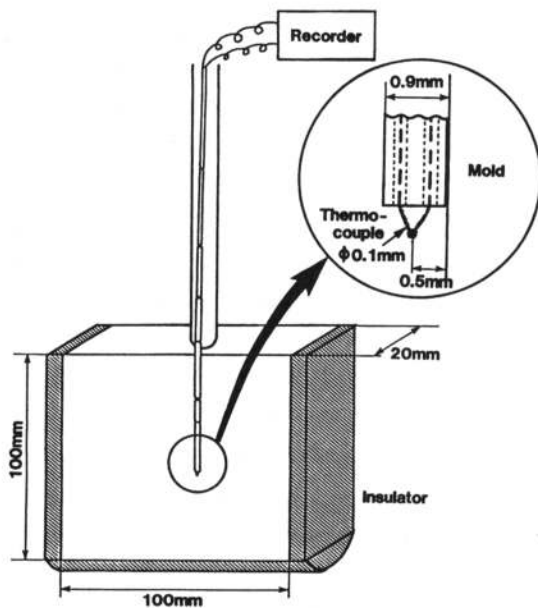


Fig. 1. A schematic view of temperature measurement system near chill surface in dipping test.

点は5.5s間浸漬された。

3. 実験結果

3・1 鑄型浸漬実験

Fig. 2に、鋼種別に凝固シェルの溶鋼側の外観を示す。極低炭素鋼では、低炭素鋼さらには中炭素鋼に比べて、凝固が極めて不均一である。また、その不均一の形態は、 δ/γ 変態起因の中炭素鋼とも大きく異なる。すなわち、中炭素鋼では凝固シェル表面の凹凸の周期が規則的であるのに対して、極低炭素鋼では不規則である。

つぎに、極低炭素鋼で浸漬時間を変更する試験を行った。Fig. 3に、初期凝固シェル外観の浸漬時間による変化を示す。まず、浸漬初期(浸漬1s)において、すでに凝固が不均一であることがわかる。さらに、その後の凝固シェルの成長にともなって、凝固不均一のピッチと深さが大きくなっている。

Fig. 4は、浸漬時間0.5sと5sにおける凝固シェルの断面写真である。浸漬0.5sでは、凝固不均一は生じているものの、

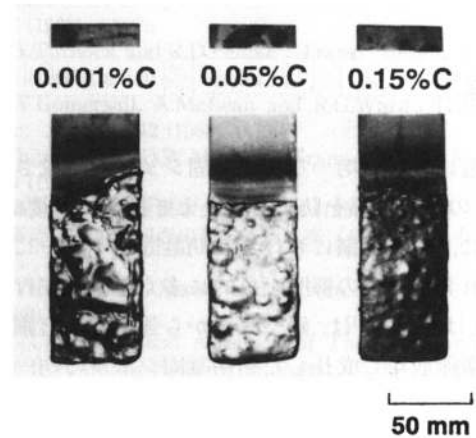


Fig. 2. Appearance of solidified shells after the dipping test as a function of carbon content.

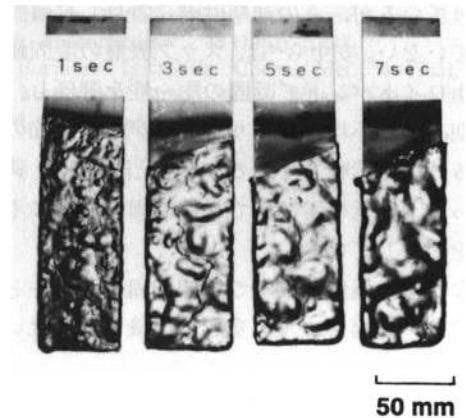


Fig. 3. Change of shell appearance by dipping period in ultra low carbon steel.

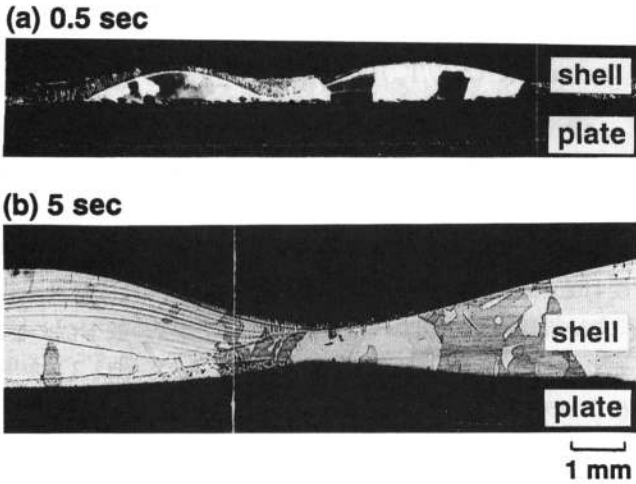


Fig. 4. Cross section of solidified shell of ultra low carbon steel after dip tests. (a) dipping period : 0.5 sec, (b) dipping period : 5 sec.

凝固シェルが鋳型から浮き上がった様子は認められない。一方、浸漬時間 5 s では凝固遅れ部において著しいシェルの浮き上がりが観察される。このシェルの浮き上がりは、Fig. 5 に示したように、1 s 以上で発生している。したがって、浸漬時間 1 s 以上では、この浮き上がりが凝固不均一に関与している。

浸漬初期、すなわち浸漬 0.5 s で凝固が不均一となる原因を明確にするため、凝固組織を解析した。

Fig. 6 に、(a) 中炭素鋼と (b) 極低炭素鋼の断面凝固組織を示す。Fig. 7 は、Fig. 6 (b) の一部をさらに高倍率で観察したものである。極低炭素鋼で特徴的なことは、鋳型側最表層に微細で 2 次枝の見られないセル状の凝固組織 (以下微細組織と称す) が観察される点である。そのセル間隔は約 10 μm である。微細組織に続いて、バンド状の負偏析帯 (以下ホワイトバンドと称す) が存在し、さらにセル間隔が 70 μm 程度と粗い凝固組織へと移行している。一方、中炭素鋼では、極低炭素鋼で見られたような明瞭な微細組織は観察されず、2 次枝のあるデンドライトが表面から連続的に存在している。

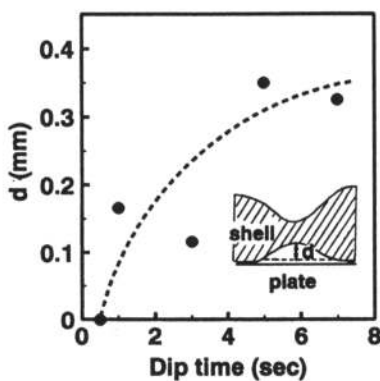


Fig. 5. Change of shell deformation by dipping time in ultra low carbon steel.

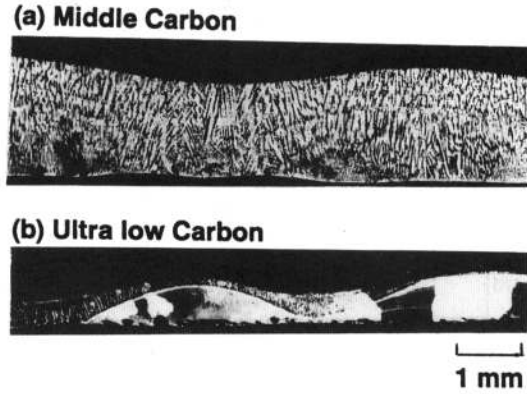


Fig. 6. Difference of solidification microstructure between (a) middle carbon and (b) ultra low carbon steel.

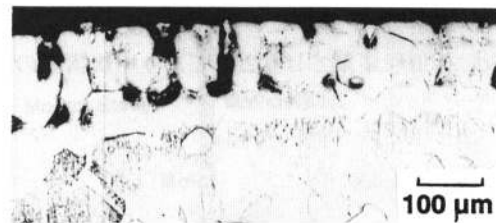


Fig. 7. Solidification microstructure of ultra low carbon steel (high magnification of Fig.6(b)).

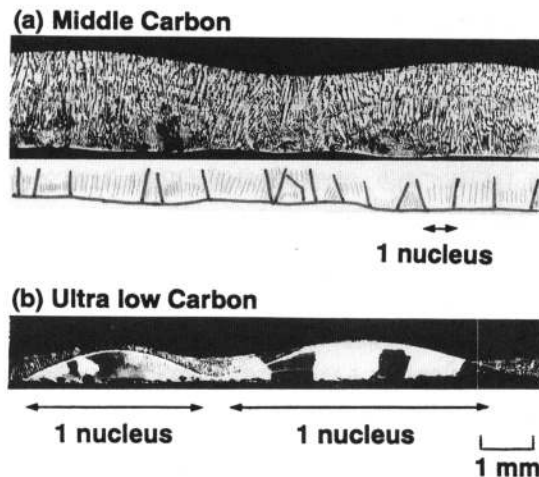


Fig. 8. Number of nuclei at the surface of solidified shell.

次に、鋳型表面での核生成の個数を凝固組織から見積もった。中炭素鋼では、1 次デンドライトが同一方向に成長しているデンドライトの群を、ひとつの核から生成した粒と考えて、1 次デンドライトの方向が極端に変化している位置で粒と粒の境界線を引いた (Fig. 8 (a))。これより、中炭素鋼では核生成が約 1 mm 程度の間隔で起こっていることがわかる。一方、極低炭素鋼では Fig. 8 (b) に示したように、核生成の間隔が 3 ~ 5 mm と、中炭素鋼に比べて大きい。

3・2 鋳型表面近傍における冷却曲線の測定

Fig. 9 に鋳型表面近傍に設置した熱電対で測定した冷却曲

