

18Cr-8Niステンレス鋼の双ロール鋳造における 凝固組織の形成

溝口 利明*・宮沢 憲一*2

Formation of Solidification Structure in the Twin Roll Casting Process of 18Cr-8Ni Stainless Steel

Toshiaki MIZOGUCHI and Ken-ichi MIYAZAWA

Synopsis : In order to elucidate the formation of solidification structure in twin roll process, experiments of the strip casting of SUS304 austenitic stainless steel were done by using a laboratory scale twin roll caster. In the cast strips, there exist two kinds of solidification structures ; columnar dendrite and equiaxed crystal zones. With increasing contact time between roll and metal, the thickness of dendritic zone increases, while that of equiaxed zone is kept almost constant. With increasing initial roll gap, only the equiaxed zone is enlarged. Furthermore, effects of the superheat of molten steel and the roll supporting force on the formation of solidification structure have been made clear.

The dendritic zone is formed when the solidifying shells are contacting with rolls. On the basis of the experimental results and theoretical analysis of heat transfer in the strip, it has been deduced that, under the conditions of relatively high superheat of molten metal and low roll supporting force, the equiaxed zone results from the preferential growth of free crystals ahead of the dendritic solidification front, with the abrupt decrease in the heat transfer coefficient on strip surface after the strip goes away from rolls.

Key words : strip casting ; twin roll process ; continuous casting ; solidification structure ; stainless steel, solidification.

1. 緒言

省工程メリットや急冷による材質向上効果を狙った双ロール鋳造法などの薄板直接鋳造プロセスでは、溶融金属から最終製品に近い素材を直接造るため、一般に、鋳片厚さ、鋳片形状および凝固組織を高精度で制御する鋳造技術が必要となる。

従来、双ロール鋳造における凝固組織形成に関し、鋳造条件によって、(1)鋳片中心部に等軸晶帯が存在する場合と、(2)等軸晶が存在せず、柱状デンドライト帯だけの場合の2種類の鋳片断面組織が報告されている^{1)~3)}。

柱状晶帯におけるデンドライトの2次アーム間隔に関しては、SUS304ステンレス鋼について、冷却速度との間の有用な経験式が既に報告されている^{4)~7)}。また、水上ら^{7)~9)}によって、18Cr-8Niステンレス鋼の初期凝固組織形成に及ぼす過冷度、冷却速度、熱伝達係数、冷却板の表面性状などの効果が明らかにされている。

一方、等軸晶の生成について、Kogikuら¹⁾は、鋳造中に発生するロールのミスアラインメントによって、ロール離脱後の鋳片中心部に残存した融体部分で等軸晶が生成するものと推定している。また、山内ら²⁾は、鋳片内のホワイトバンドの生成状況から、等軸晶は凝固シェルがロール最近接

点に到達する以前に形成されたものと推定している。さらに、Fiedlerら³⁾は、局所的な伝熱条件の違いが等軸晶帯の生成に影響を及ぼすと報告している。

しかしながら、双ロール鋳造における凝固組織帯の厚さに及ぼす操作条件の効果や等軸晶帯の生成機構については、定量的に明らかにされていないのが現状である。本研究では、双ロール鋳造における凝固組織の形成機構の解明を目的に、操作条件を大幅に変更したSUS304ステンレス鋼の双ロール鋳造実験と熱移動解析を行い、凝固組織に及ぼす主要操作変数の効果や鋳片の凝固過程について検討した。

2. 実験方法

真空容器内に設置された高周波誘導溶解炉(溶解量5~8 kg)、銅合金製鋳造ロール(直径300mm、幅100mm)と駆動機構、バネによるロール圧下機構などから構成される双ロール鋳造装置¹⁰⁾を用い、オーステナイト系ステンレス鋼 SUS304(Cr : 18.5, Ni : 9.0, C : 0.05, Si : 0.6, Mn : 1.0, P : 0.015, S : 0.005, Cu : 0.04, Mo : 0.005, Al : 0.003 mass%)を使って、Ar雰囲気中で鋳造実験を行った。本実験における主要な操作変数には、鋳造速度、ロール/メタル間の接触弧長、初期ロール間隔、溶鋼の過熱度および初期

平成6年7月8日受付 平成6年10月14日受理 (Received on July 8, 1994 ; Accepted on Oct. 14, 1994)

* 新日本製鉄(株)プロセス技術研究所 (Process Technology Research Laboratories, Nippon Steel Corp.)

* 2 新日本製鉄(株)君津技術研究部 (Kimitsu R&D Lab., Nippon Steel Corp., 1 Kimitsu, Kimitsu 299-11)

ロール支持力などがある。鋳造速度と接触弧長を各々0.15~1.57m/s, および50~85mmの範囲で種々変化させ、厚さ約0.5~3mm, 幅約97mmの鋳片を鋳造した。初期ロール間隔は、通常、鋳片厚さの約1/2の値とした。また、1部の実験では、等軸晶の生成機構を検討するため、初期ロール間隔だけを意図的に大きくし、ロール最近接点以降の鋳片中心部に溶鋼が残存するようにした。

溶解炉内における鋳造時の溶鋼温度と初期ロール支持力は、通常、各々1783K(過熱度43K)と約1.47kNで一定とし、これらの影響を調査する実験では、各々、最大1833K(過熱度93K)と40.5kNまで変化させた。

鋳片の凝固組織の観察は、厚さが一定の定常部の鋳片部位において、幅および鋳造方向の数カ所からサンプルを切り出し、観察断面の鏡面研磨と蔭酸電解による腐食を施した後、光学顕微鏡を使って行った。

3. 結果と考察

3.1 鋳片の凝固組織

鋳造方向に平行な鋳片断面(L断面)における凝固組織をFig. 1に示す。この図は、鋳片中心部に等軸晶が存在する場合の例である。鋳片表層では主軸間隔の密なデンドライトがランダムな方向に成長しているが、中心に近づくほど組織の寸法が大きくなり、2次アームが明瞭に観察される。デンドライトが凝固前面に平行な溶鋼の流れの上流側へ傾いて成長することは既に知られているが¹¹⁾、本実験における鋳造方向へのデンドライト主軸の傾きは、凝固前面における溶鋼の相対的流動によるものであり、鋳片厚み方向に対する傾角は約10~30°であった。なお、等軸晶帯の形成機構については後述する。

鋳片L断面におけるデンドライト2次アーム間隔の分布の一例をFig. 2に示す。2次アーム間隔は3~10 μ m程度であり、鋳片表面ほど間隔は小さい。SUS304に関する2次アーム間隔 S_2 (μ m)と平均冷却速度 R (K/s)との関係($S_2 = aR^{-n}$)につ

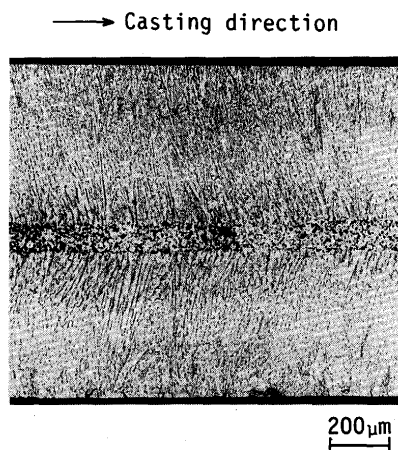


Fig. 1. Solidification structure of cast strip in longitudinal section.

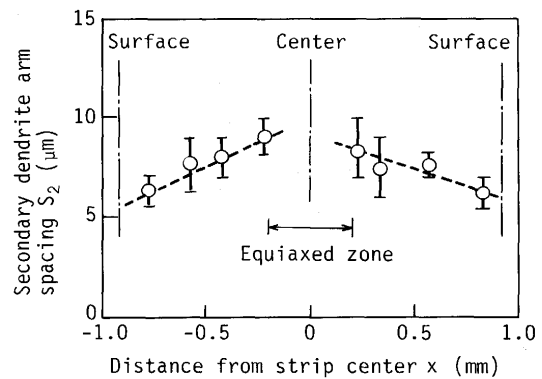


Fig. 2. Observed secondary dendrite arm spacing. (Strip thickness $2H_1 = 1.85$ mm)

いては、Wolf⁴⁾(約 $6 < R < 1450$ K/sの冷却速度の範囲で、 $a = 82$, $n = 0.30$)、江阪ら⁵⁾(約 $0.2 < R < 10^3$ K/sの範囲で、 $a = 111.3$, $n = 0.45$)、郡司ら⁶⁾(約 $10^{-2} < R < 10^3$ K/sの範囲で、 $a = 96$, $n = 0.25$)、水上ら⁷⁾(約 $10^{-1} < R < 10^4$ K/sの範囲で、 $a = 100$, $n = 0.35$)の報告がある。本実験で得られた2次アーム間隔の実測値を使って、江阪ら⁵⁾の実験式に基づき、鋳片中心部近傍から表層部近傍での平均冷却速度を推定すると、約200~3100K/sの冷却速度である。なお、本実験で観察されたデンドライト主軸の傾きと2次アーム間隔の測定結果は、Tsukigahoraら¹²⁾の報告とほぼ一致する。

3.2 凝固組織に及ぼす鋳造条件の影響

3.2.1 ロール/メタル間の接触時間の影響

凝固組織に及ぼす鋳造速度の影響をFig. 3に示す。ロール/メタル間の接触弧長が同じ場合、鋳造速度が大きくなると、柱状デンドライト帯の厚さが薄くなり、鋳片厚さも薄くな

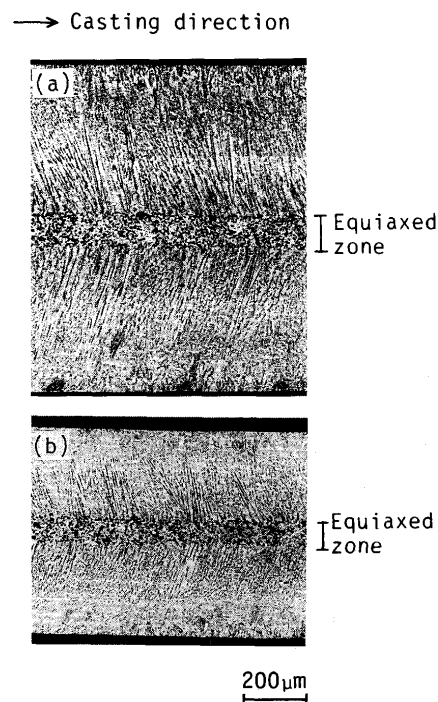


Fig. 3. Effect of casting velocity (V_c) on solidification structure of cast strips. (a) $V_c = 1.18$ m/s, $2H_1 = 1.14$ mm, (b) $V_c = 1.37$ m/s, $2H_1 = 0.76$ mm.

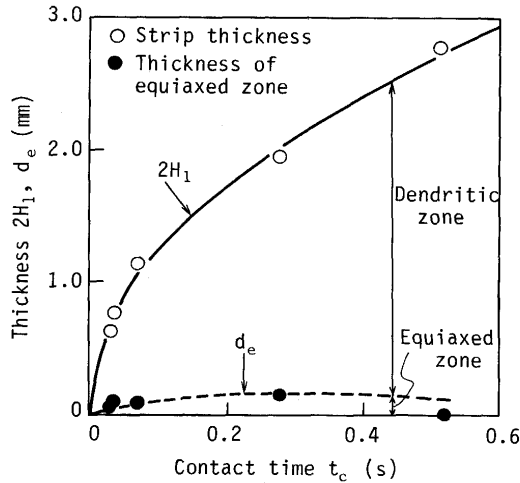


Fig. 4. Effect of contact time on the thicknesses of strip ($2H_1$) and equiaxed zone (d_e).

る。凝固組織帯の厚さに及ぼすロール/メタル間の接触時間(接触弧長と铸造速度の比)の影響をFig. 4に示す。なお、铸片が厚い場合、铸造表面に铸造方向や幅方向の表面しわが観察されるが¹⁰⁾、各厚さとして铸片表面が平滑な部分における値を採用した。Fig. 4において、接触時間の増加に伴って、铸造時のロール間隔の拡大により铸造中のロール支持力(圧延反力)は初期値よりも増加するが、柱状デンドライト帯の厚さのみが増大し、等軸晶帯の厚さはほぼ一定であることが分かる。この傾向は、SUS304鋼を使った1ton規模の铸造実験¹³⁾(ロール径1200mm、幅800mm)においても確認されている。

3.2.2 初期ロール間隔の影響

凝固組織に及ぼす初期ロール間隔の影響をFig. 5に示す。なお、初期ロール間隔を余り大きくすると、铸造中の铸片の破断や铸片表面しわ(凹凸)が生じる。Fig. 5の(a)と(b)では、各々0.3、1.6mmの初期ロール間隔に対して、各々1.14、1.60mmの铸片厚さが得られ、等軸晶帯の厚さは、各々約110、600 μ mであり、初期ロール間隔が大きい場合の方が約5.5倍厚い。さらに、初期ロール間隔が大きい条件では、柱状デンドライト帯と等軸晶帯の凝固組織が粗くなっている。この原因は、初期ロール支持力が同じで初期ロール間隔が大きいほど、铸造中のロール支持力は小さくなり、ロールと铸造金属の密着性が悪くなり、熱移動が低下することにより、柱状デンドライト帯の成長時の冷却速度が遅くなったこと、および、後述する伝熱解析の結果によれば、ロール最近接点直後の復熱によって铸片表面温度が約1700Kと非常に高くなり、铸片内部の等軸晶帯が遅い冷却速度の下で凝固したためと推定される。

柱状デンドライト帯と等軸晶帯の厚さに及ぼす接触時間の効果を各々Fig. 6と7に示す。両図中の実線は、初期ロール間隔が铸片厚さの約1/2の場合の実験結果であり、Fig. 4に示したものである。Fig. 6において、柱状デンドライト帯の厚さは、初期ロール間隔を大幅に変更しても変化は少な

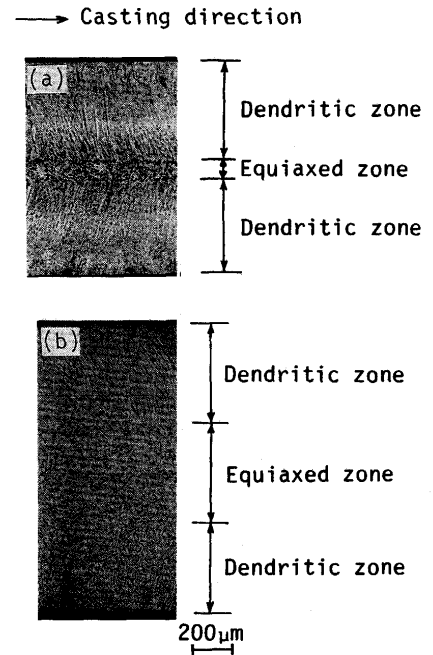


Fig. 5. Effect of initial roll gap ($2H_{00}$) on solidification structure of cast strips. (a) $V_c = 1.18\text{m/s}$, $2H_{00} = 0.3\text{mm}$, $2H_1 = 1.14\text{mm}$, (b) $V_c = 1.18\text{m/s}$, $2H_{00} = 1.6\text{mm}$, $2H_1 = 1.60\text{mm}$.

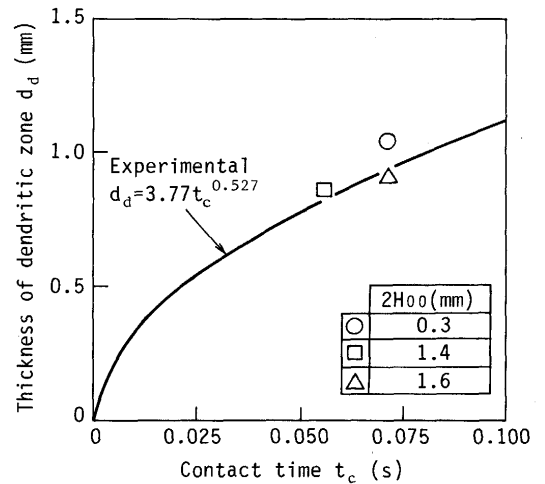


Fig. 6. Effect of contact time on thickness of dendritic zone in cast strips. ($2H_{00}$: initial roll gap).

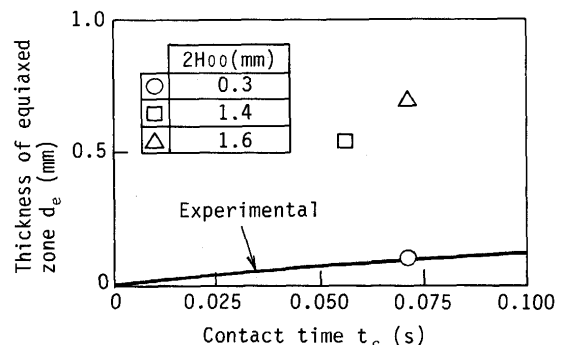


Fig. 7. Effect of contact time on thickness of equiaxed zone in cast strips.

く、主に接触時間のみに支配されており、凝固シェルがロールと接触している期間に成長しているものと推定される。一方、Fig. 7において、等軸晶帯の厚さは、接触時間による変化が小さく、初期ロール間隔の増大に伴って大幅に増加することが分かる。

3.2.3 注湯温度と初期ロール支持力の影響

鋳片厚さ、柱状デンドライト帯や等軸晶帯の厚さに及ぼす注湯時の溶鋼過熱度と初期ロール支持力の効果を各々Fig. 8と9に示す。Fig. 8において、溶鋼過熱度の増加に伴って、柱状デンドライト帯の厚さが僅かに減少し、結果として鋳片厚さが僅かに減少している。この柱状デンドライト帯厚さの減少は、溶鋼温度の上昇による抜熱流束の増加により、凝固シェルの成長速度(凝固速度)が多少抑制されたことによるものと考えられる。なお、本実験で採用した約40K以上の溶鋼過熱度の条件下では、溶鋼過熱度の増加に伴う等軸晶帯の厚さの減少は極めて小さい。

一方、Fig. 9において、初期ロール支持力を増加すると、

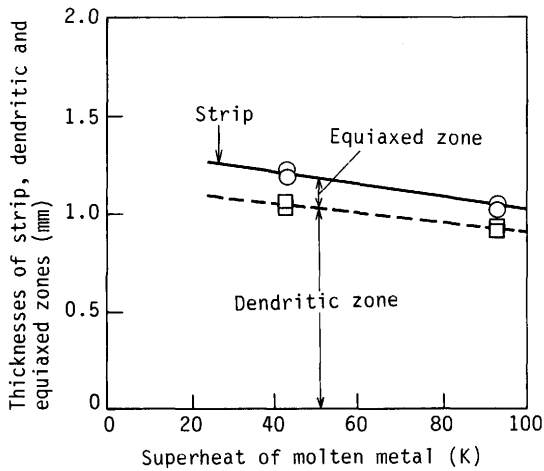


Fig. 8. Effect of superheat of molten metal on thicknesses of solidification structure zones. ($V_c=1.18\text{m/s}$, $2H_{00}=0.5\text{mm}$)

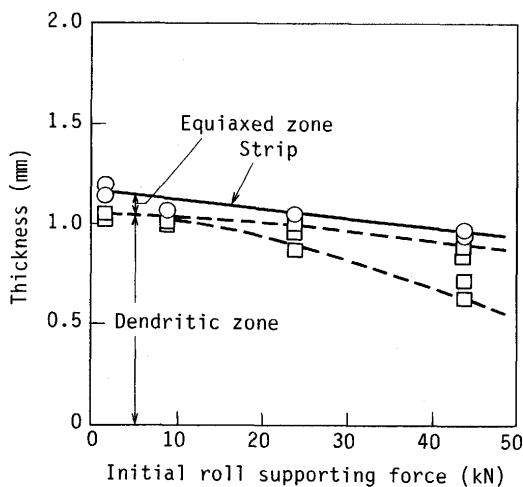


Fig. 9. Effect of initial roll supporting force on thicknesses of solidification structure zones. ($V_c=1.18\text{m/s}$, $2H_{00}=0.5\text{mm}$)

鋳片厚さは僅かに減少し、約10kNまでの領域では、柱状デンドライト帯の厚さはほぼ一定であり、等軸晶帯厚さは僅かに減少する。しかし、Fig. 9の2つの破線は柱状デンドライト帯の厚さの変動範囲を示すが、約25kN以上の高ロール支持力になると、柱状デンドライト帯と等軸晶帯の厚さは、鋳片の幅方向や鋳造方向で不均一となり、変動が大きくなる。

一般に、ロール支持力が増加すると、ロール/凝固シェル間の接触状況が良くなり、凝固シェル表面の伝熱抵抗の低減による柱状デンドライト帯の厚さの増加、2つの凝固シェルの間の未凝固層の圧延、さらにロール支持力が増加すると、凝固シェル(柱状デンドライト帯)の圧延が生じることが考えられる。本実験において、約10kNまでの低ロール支持力の範囲では、柱状デンドライト帯厚さはほぼ一定であり、等軸晶帯の厚さが僅かに減少しているため、伝熱抵抗減少の効果より、ロール間の未凝固層の圧延の効果の方が多少大きいものと考えられる。

一方、約25kN以上の高ロール支持力の領域では、鋳片の中心近くまで柱状デンドライト帯が伸びている部分と等軸晶帯が中央部に存在する部分が混在し、凝固組織の厚さの変動が大きく、また、柱状デンドライト帯が鋳片の中心まで伸びている部分には、圧延によると思われるデンドライトの変形が散見された。この凝固組織の厚さ変動の原因として、過度なロール支持力によるロール回転速度の変動、ロール/凝固シェル間の伝熱抵抗減少による凝固速度の局所的増加、未凝固層と凝固シェルの不均一な圧搾流動・変形が考えられる。

なお、高ロール支持力の場合、他の研究者²¹⁾²²⁾によって報告されている通り、固液共存相内の液体の圧搾流動により生じるホワイトバンド(負偏析帯)が、鋳片の凝固組織写真に観察された。本試験で得られた鋳片では、柱状デンドライト帯が中心近くまで伸びている鋳片部分で顕著なホワイトバンドが観察されるが、同じ鋳片内で比較的厚い等軸晶帯が存在する部分ではホワイトバンドは明瞭でなく、柱状デンドライト帯が発達している部分ほどホワイトバンドが生じ易い傾向であった。

以上、凝固組織に及ぼす主要鋳造条件の影響を明らかにしたが、その他の因子の影響として、著者ら¹⁴⁾、およびTanakaら¹³⁾によって、ロール/メタル間の局所的伝熱抵抗により凝固遅れ部が発生し、そこでは柱状デンドライト帯が薄く、等軸晶帯が厚いことが既に報告されている。

3.3 等軸晶帯の形成

上述の実験結果、および鋳片の熱移動解析と従来の知見に基づき、双ロール法における等軸晶帯の形成機構を考察した。

凝固組織の厚さ変動が少ない低ロール支持力の場合の等軸晶帯の形成を模式的にFig.10に示す。ロール最近接点までに形成される凝固シェル(柱状デンドライト帯)の厚さが初

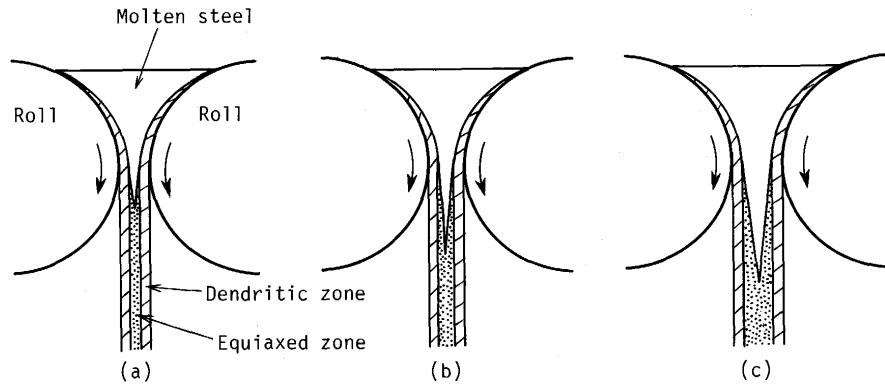


Fig. 10. Schematic view of the formation of equiaxed zone.
 (a) $V_c = 1.18\text{m/s}$, $2H_{00} = 0.3\text{mm}$, $2H_1 = 1.14\text{mm}$
 (b) $V_c = 1.50\text{m/s}$, $2H_{00} = 1.4\text{mm}$, $2H_1 = 1.40\text{mm}$
 (c) $V_c = 1.18\text{m/s}$, $2H_{00} = 1.6\text{mm}$, $2H_1 = 1.60\text{mm}$

期ロール間隔に対して十分大きければ、凝固シェルがロールを押し広げる時の反力によって、両凝固シェルは薄い未凝固層を挟んで圧着され、凝固はロール最近接点付近で完了する (Fig.10(a))。一方、この凝固シェルの厚さが初期ロール間隔に対して小さい条件では、初期ロール間隔と凝固シェルの厚さの差だけ铸片中心部に未凝固層が存在することになる (Fig.10(b), (c))。したがって、等軸晶帯の形成は、ロール離脱時に铸片中心部に存在する未凝固層の凝固に関連すると考えられる。この考えに基づけば、低ロール支持力下におけるロール支持力の増加に伴って、等軸晶厚さが僅かに減少する理由は、ロール最近接点で铸片中心部に存在する未凝固相が圧延によって薄くなった結果と考えられる。なお、ロール最近接点において凝固シェルが薄く、未凝固層が厚い操作条件の場合、溶鋼静圧による凝固シェルのバルジング、铸片の表面しわや破断が生じ易くなる。

次に、既報告の計算方法¹⁰⁾によって推算した温度変化の一例を Fig.11 に示す。なお、ロール離脱後の铸片表面の総括熱伝達係数の推算は後出の付録に従った。同図において、铸片表面温度はロール最近接点まで急激に減少するが、铸片がロールから離脱すると、表面における熱伝達係数の急激な減少によって1650K付近まで復熱し、速やかに中心温度とおおよそ等しくなる。一方、铸片中心の温度変化は比較的緩やかである。

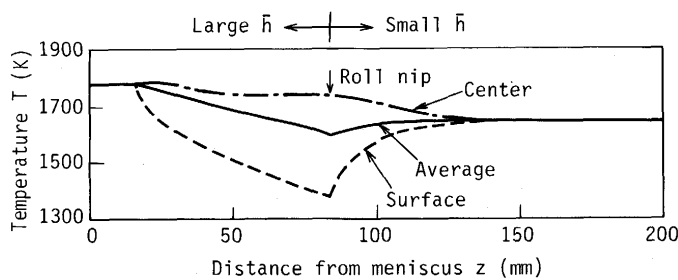


Fig. 11. Temperature change of strip with the distance from meniscus.
 ($V_c = 1.5\text{m/s}$, $2H_1 = 0.98\text{mm}$, \bar{h} : heat transfer coefficient)

メナスカスからの各距離における铸片厚さ方向の温度分布を Fig.12 に示す。本計算結果において、溶鋼プール内の温度は液相線温度以上であるが、ロール最近接点 ($z = 84\text{mm}$) では铸片中心温度が液相線温度より僅かに低くなっている。ロール離脱後、铸片表面の総括熱伝達係数が急激に減少するため、铸片表面側の温度が上がり、温度勾配は急激に小さくなる。しかし、凝固シェルの再溶解は見られず、メナスカスからの距離が増加するに従って、固相線の位置は中心側へ移動し、固液共存域の温度勾配は順次減少する。したがって、铸片の復熱に伴う dendrite 凝固界面の再溶解や樹枝の溶断による等軸晶の生成の可能性は少ないものと考えられる。

一般に、等軸晶帯の形成は、融体中に存在する浮遊晶の成長、沈降・堆積による¹⁵⁾¹⁶⁾。浮遊晶の形成原因として、融体中での核生成・成長の観点に基づいた組成的過冷説¹⁷⁾、自由チル晶説¹⁸⁾、シャワリング説¹⁹⁾などや、既存結晶からの増

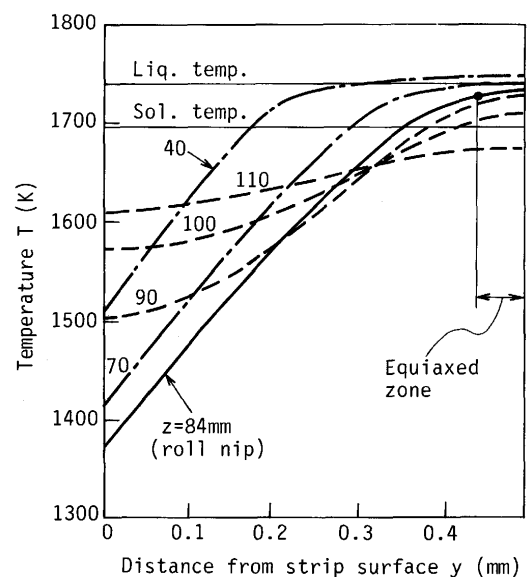


Fig. 12. Change in the temperature profile in thickness direction of strip.
 ($V_c = 1.5\text{m/s}$, $2H_1 = 0.98\text{mm}$, z : distance from meniscus.)

殖の観点に基づいた結晶遊離説²⁰⁾、デンドライトの溶断²¹⁾等の説が提唱されている。これらの考え方、および本研究における実験と伝熱計算の結果に基づく、双ロール法における等軸晶の形成機構として、(1)溶鋼中の浮遊晶の沈降・堆積によるデンドライト成長の停止と堆積した浮遊晶の成長、または、(2)ロール直下の急激な冷却速度の減少により、デンドライト凝固界面の成長が減速し、鑄片中央部の未凝固溶鋼中の微小浮遊晶が優先的に成長することが考えられる。

本実験において、ロール間の溶鋼の滞留時間(約2~5秒)が短いこと、溶鋼過熱度(通常43K)が大きいことなどを考慮すると、溶鋼プールに多数の浮遊晶が存在し、これらが沈降・堆積し、ロールにかみ込まれることによって等軸晶帯が形成される可能性は小さいものと考えられる。また、溶鋼を下方から供給する異径双ロール法において、浮遊晶の沈降・堆積が生じなくても、SUS304の鑄片中心部に鑄片厚さの約10%の等軸晶帯が形成されることがDubkeら²²⁾によって報告されている。したがって、本双ロール実験における等軸晶の形成原因は、ロール離脱後の鑄片表面の総括熱伝達係数の急激な減少に伴って、鑄片中心部の過冷液体中に存在する浮遊晶が、デンドライト凝固界面の成長よりも優先的に成長することによるものと考えられる。

4. 結言

双ロール製造プロセスにおける凝固組織の形成を明らかにする目的で、小型双ロール装置を用いたSUS304ステンレス鋼の鑄造実験を行い、以下の結果を得た。

(1)鑄片断面には柱状デンドライト帯と等軸晶帯が存在するが、ロール/メタル間の接触時間の増加に伴って、柱状デンドライト帯の厚さが増大し、等軸晶帯の厚さはほぼ一定である。

(2)初期ロール支持力を一定にして初期ロール間隔だけを増加すると、鑄造中のロール支持力は減少するが、柱状デンドライト帯の厚さはほぼ一定であるのに対し、等軸晶帯の厚さのみが増加する。

(3)注湯温度が増加すると、柱状デンドライト帯厚さは僅かに減少し、等軸晶帯厚さの変化は極めて少ない。また、初期ロール支持力を増加させると、柱状デンドライト帯の厚さは、約10kNまでの低ロール支持力の範囲ではほぼ一定であるが、約25kN以上の高ロール支持力になると、凝固組織の厚さの変動が大きくなる。

(4)双ロール鑄片における柱状デンドライト帯は、凝固シェルがロールと接触している期間に形成される。一方、等軸晶帯は、本実験における低ロール支持力と比較的高い溶鋼過熱度の条件下では、鑄片のロール離脱後の総括熱伝

達係数の急激な減少に伴って、鑄片中心部の過冷液体部分に存在する浮遊晶が、デンドライトの成長よりも優先的に成長することにより形成されるものと推定される。

文 献

- 1) F.Kogiku, M.Yukumoto, K.Shibuya, M.Ozawa and T.Kan: Materials Research Society Symposium Proceedings, 58 (1986), p.15
- 2) 山内 隆, 中乗敬之, 長谷川守弘, 矢葺 隆, 大西脩嗣: 日新製鋼技報, 61 (1989), p.1
- 3) H.Fiedler, M.Jurisch, P.Preiss, R.Gobel, G.Sickert, H.Zimmermann, W.Neumann and R.Sellger: Materials Science and Engineering, A133 (1991), p.671
- 4) M.Wolf: Ironmaking Steelmaking, 13 (1986), p.258
- 5) 江阪久雄, 溝口庄三, 梶岡博幸, 千田祐美: 材料とプロセス, 1 (1988), p.268
- 6) 郡司好喜, 安元邦夫, 富田俊郎: 急速凝固プロセスの基礎と応用, (1989), p.59 [日本鉄鋼協会]
- 7) 水上英夫, 鈴木俊夫, 梅田高照: 鉄と鋼, 78 (1992), p.767
- 8) 水上英夫, 鈴木俊夫, 梅田高照: 鉄と鋼, 78 (1992), p.580
- 9) 水上英夫, 鈴木俊夫, 梅田高照: 鉄と鋼, 78 (1992), p.1369
- 10) 溝口利明, 宮沢憲一, 上島良之: 鉄と鋼, 80 (1994), p.36
- 11) M.C.Flemings, C.M.Adams, E.E.Hucke and H.F.Talor: Trans. AFS, 64 (1956), p.636
- 12) M.Tsukigahara, K.Yamada, M.Mohri, H.Sakaguchi, K.Sasaki, K.Fukuda and N.Nishimae: Preprint No.2, of Int. Conf. on New Smelting Reduction and Near Net Shape Casting Technologies for Steel, (1990), p.550 [Korean Inst. Metals]
- 13) S.Tanaka, I.Suichi, S.Ogawa, T.Furuya, K.Sasaki and K.Yanagi: Steelmaking Conference Proceedings, (1991), p.809
- 14) 溝口利明, 宮沢憲一, 中村正和: 材料とプロセス, 1 (1988), p.1347
- 15) 岡本 平, 村上健児: 日本金属学会会報, 25 (1986), p.42
- 16) 高橋忠義: 第110, 111回西山記念技術講座, (1986), p.1 [日本鉄鋼協会]
- 17) W.C.Winegard and B.Chalmers: Trans. ASM, 46 (1954), p.1214
- 18) B.Chalmers: J.Aust. Inst. Met., 8 (1963), p.255
- 19) R.T.Southin: Trans. Met. Soc. AIME, 239 (1967), p.220
- 20) A.Ohno, T.Motegi and H.Soda: Trans. Iron Steel Inst. Japan., 11 (1971), p.18
- 21) K.A.Jackson, J.D.Hunt, D.R.Uhlmann and T.P.Seward III: Trans. Met. Soc. AIME, 236 (1966), p.149
- 22) M.Dubke, K.H.Hanke, H.Pfeifer, T.Sasaki, H.Tanaka, K.Umeda and K.Ohno: Proceedings of 8th Japan-Germany Seminar, (1993), p.201 [ISIJ]
- 23) 化学工学便覧, 改訂三版(化学工学協会編), (1975), p.227 p.260 [丸善]

付録: ロール離脱後の鑄片表面の総括熱伝達係数(\bar{h})

\bar{h} の推算には(1)式を用いた。 h_r と h_c は、各々、放射と対流の熱伝達係数を示し、(2)、(3)式で与えられる²³⁾。

$$\bar{h} = h_r + h_c \dots \dots \dots (1)$$

$$h_r = \varepsilon \sigma (T_s^4 - T_e^4) / (T_s - T_e) \dots \dots \dots (2)$$

$$h_c = 0.664 (k/l) \cdot (V_c \rho / \mu)^{1/2} (c \mu / k)^{1/3} \dots \dots \dots (3)$$

ここで、 ε : 輻射率(0.8)、 σ : ステファン-ボルツマン定数、 T_s : 鑄片表面温度、 T_e : 雰囲気温度(300K)、 k : 雰囲気ガス(Ar)の熱伝導率($1.75 \times 10^{-5} \text{ kW}/(\text{m} \cdot \text{K})$)、 ρ : 密度($1780 \text{ kg}/\text{m}^3$)、 μ : 粘度($22.3 \times 10^{-6} \text{ Pa} \cdot \text{s}$)、 c : 比熱($0.523 \text{ kJ}/(\text{kg} \cdot \text{K})$)、 l : ロール離脱後の距離、 V_c : 鑄造速度。