

論文

連続铸造鋼片の中心偏析におよぼす合金元素の影響

村山順一郎*・市橋弘行*・大谷泰夫*²・大森靖也*²

The Effect of Chemical Composition on the Center-line Segregation of Continuous Casting Slabs

Junichiro MURAYAMA, Hiroyuki ICHIHASHI, Hiroo OHTANI and Yasuya OHMORI

Synopsis:

The effect of chemical composition on the center-line segregation of continuous casting slabs have been studied using the simulated cast ingots. The ingots were hot-rolled and were examined mainly by means of EPMA.

Segregation of alloying elements is mostly determined by the alloy partition between molten steel and δ -ferrite phase as well as the diffusion in δ -ferrite region, and decreases with increasing temperature difference between solidus and that of γ -phase nucleation, i.e., temperature width in δ -ferrite region. Thus the segregation of P is the largest because of the small partition co-efficient in δ -ferrite, and the increase of C content enhances the segregation due to the reduction of δ -ferrite temperature range. The segregation behaviours of Ni, Mo and Cr are also discussed.

1. 緒 言

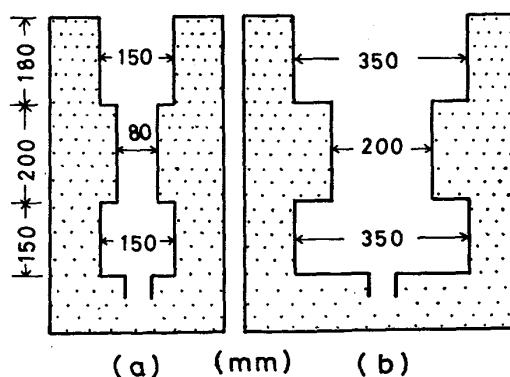
鋼の凝固およびそれにつづく冷却過程における液相/固相、固相間の合金元素の分配によつて決まる偏析は、熱間加工や熱処理などの加工・熱履歴によつても完全には消滅することなく製品の機械的性質を左右することが多い。たとえば、厚さ 200~300 mm の鋼片を連続铸造工程で製造する場合、鋼の組成や操業条件が不適當であると鋼片の側面から柱状晶が成長する結果、中心部には P や S などの不純物が異常に濃縮することが知られている⁹⁾。このような偏析部は熱間圧延によつて数 10~数 100 μm の薄い層となるが P や Mn が高濃度に存在するため、その部分の焼入性が高く焼入処理を施さなくてもマルテンサイトやベイナイトなどの低温変態生成物が生じる。したがつて、つづく工程によつては著しい焼もどし脆化を生じることもあり¹⁰⁾、鉄鋼製造における重要な課題の一つである。

一方、このような中心偏析は実工程でしか生じないため詳細な研究には限界があつたが、最近、適切な鑄型形状の採用と凝固過程の冷却速度の制御により、それを実験的に再現することが可能となつた¹¹⁾。そこで、本報告ではこの方法を用いることにより、鋼の組成が熱間圧

延鋼板の中心偏析挙動にどのように影響するかを主として EPMA 分析と凝固過程の熱分析によつて検討することにした。

2. 実験方法

実験に供した鋼の化学成分を Table 1 に示す。いずれも大気中で 200 kg の高周波炉で溶解し所定の成分に調整後 1600°C でトラフを介して Fig. 1 に示す砂型に下注した。砂型鋼塊の冷却速度測定の一例を Fig. 2



(a) Longitudinal cross section (b) Transverse cross section
Fig. 1. Schematic diagram of sand mould simulating center-line segregation of continuous cast slab.

昭和 58 年 4 月本会講演大会にて発表 昭和 60 年 11 月 6 日受付 (Received Nov. 6, 1985)

* 住友金属工業(株)総合技術研究所 (Technical Research Laboratories, Sumitomo Metal Industries, Ltd., 1-3 Nishinagahondori Amagasaki 660)

*² 住友金属工業(株)総合技術研究所 工博 (Technical Research Laboratories, Sumitomo Metal Industries, Ltd.)

Table 1. Chemical composition of materials used (wt%).

Steel	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Al
A	0.013	0.23	1.21	0.020	0.001	—	—	—	0.018
B	0.048	0.26	1.23	0.018	0.003	—	—	—	0.010
C	0.08	0.24	1.21	0.018	0.002	—	—	—	0.016
D	0.006	0.22	1.45	0.020	0.001	0.03	0.08	0.005	0.035
E	0.07	0.25	1.51	0.017	0.001	0.02	0.03	0.001	0.038
F	0.14	0.20	1.57	0.020	0.001	0.02	0.06	0.005	0.028
G	0.013	0.24	1.56	0.019	0.002	0.50	0.01	0.001	0.029
H	0.06	0.26	1.56	0.017	0.002	0.50	0.01	0.001	0.023
I	0.012	0.28	1.56	0.020	0.001	1.04	0.08	0.004	0.030
J	0.08	0.23	1.45	0.020	0.001	0.97	0.02	0.001	0.030
K	0.015	0.25	1.52	0.020	0.001	0.02	0.54	0.001	0.031
L	0.07	0.22	1.47	0.019	0.001	0.01	0.53	0.001	0.033
M	0.008	0.24	1.40	0.018	0.001	0.01	1.06	0.001	0.025
N	0.06	0.29	1.52	0.018	0.001	0.01	1.09	0.001	0.032
O	0.015	0.25	1.51	0.020	0.001	0.01	0.02	0.20	0.035
P	0.08	0.22	1.47	0.022	0.001	0.01	0.02	0.19	0.038
Q	0.012	0.24	1.48	0.016	0.001	0.01	0.02	0.55	0.021
R	0.07	0.27	1.56	0.022	0.001	0.01	0.01	0.51	0.016

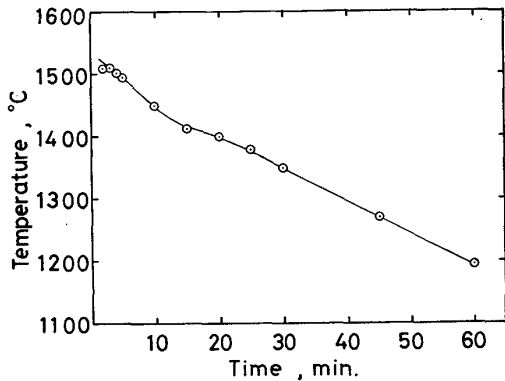


Fig. 2. An example of the cooling curves of the ingots cast in sand mould.

に示す。1000~1500°C の平均冷却速度は約 0.1°Cs⁻¹ で連続铸造鋼片の中心部に、ほぼ、相当するものである。これらの鑄塊から厚さ 80 mm, 幅 200 mm, 長さ 350 mm の鋼片を切り出し、1200°C に 2 h 加熱後 900°C 以上の温度で厚さ 10 mm, 幅 200 mm の鋼板に一方向圧延した。鋼 D~R は圧延材の中心偏析を調査しようとするもので、鋼 D~F は C 量の影響、鋼 G~J, 鋼 K~N, 鋼 O~R は、それぞれ、Ni, Cr および Mo 添加の効果を検討するために用いた。これらの圧延鋼板は断面の顕微鏡組織観察を実施するとともに中心偏析部を EPMA で線状走査し Si, Mn, P, Ni, Cr, Mo 等、元素 X の最大偏析濃度 (C_{Xmax}) と板厚 1/4 近傍の平均濃度 (C_{Xave}) の比、C_{Xmax}/C_{Xave} を求め中心偏析率と定義した。また、この中心偏析と凝固挙動の関連を調査するためにタンマン炉を用いアルゴン気流中において各鋼約 150 g をアルミナ甘鍋内で 1600°C に加熱・溶解したのち電源を切り冷却過程の温度変化を測定した。

1500~1000°C の平均冷却速度は 1°Cs⁻¹ で中心偏析再現材の冷却速度より 1桁大きい凝固温度や δ-γ 変態温度の相対比較は可能と考えられる。一方、鋼 A~C は凝固直後、および常温まで徐冷したときの偏析と圧延材のその対応を解明しようとするものであるが、凝固直後に急冷して合金元素の偏析を固定するには試料寸法が十分小さくしなければならず砂型鋼塊による中心偏析の再現は不可能である。そこで、再凝固材では 2 次樹枝状晶間のマイクロ偏析に着目しその分析を行った。圧延材の偏析としては板厚 1/4 近傍で偏析の少ない領域における合金元素濃度のゆらぎを調査した。凝固直後急冷材や徐冷材は同じくタンマン炉を用い、その冷却過程の測温により凝固完了を確認した後直ちに水冷するか常温まで炉中で放冷することにより得た。

なお、EPMA は ARL-島津製で電子線加速電圧は 25 kV, 電子線束径は 1 μm である。

3. 実験結果

3.1 熱分析

Fig. 3 にタンマン炉を用いた熱分析の結果の一例として鋼 D の場合を示す。溶湯は 1520°C 近傍まで過冷されたのち δ-フェライトが晶出をはじめる温度 T_L (液相線) で反応が進行する。しかし、液相/固相間の合金元素の分配により過冷され T_S (固相線) で凝固が完了することになる。更に温度が低下すると δ-フェライトから γ 相への変態が T_{rS}~T_{rL} の間で生じるのがわかる。このようにして求めた T_L, T_S, T_{rS} および T_{rL} と化学組成の関連を Fig. 4~7 にまとめた。Fig. 4 は 0.25%Si-1.5%Mn 鋼における各相の生成温度と C 量の関係を示している。鋼 D, E は包晶点の内側にあるの

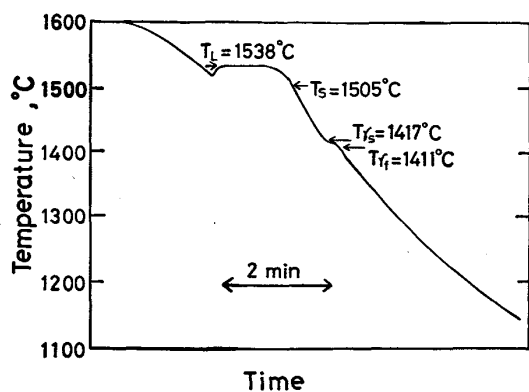


Fig. 3. An example of thermal analysis.

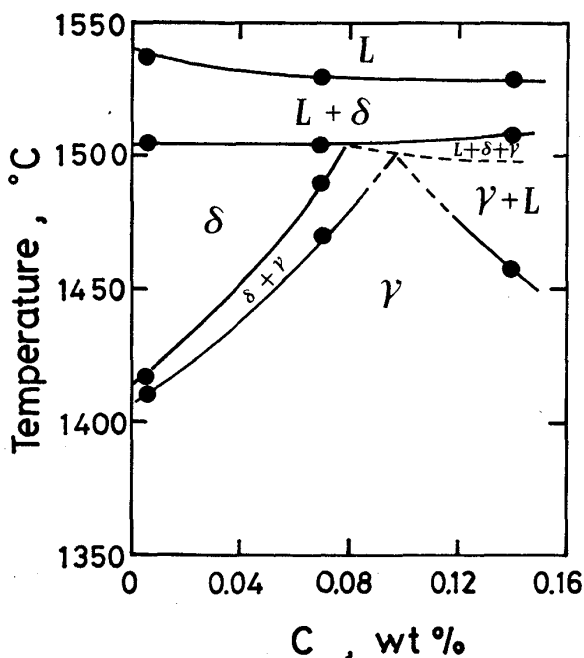


Fig. 4. Fe-0.25%Si-1.5%Mn/C phase diagram.

で、いつたん、 δ -フェライトに凝固したのち γ に変態するが、鋼Fはその外側であり液相(L)と δ -フェライトの共存域から液相と γ の共存状態へ移行したのち γ として凝固を完了する。ただし、この実験では反応が連続的に進行したので液相、 δ および γ の3相共存域の決定は困難であった。

Fig. 5 は、この状態図の0.5%および1%のNi添加による変化を示したものでNiの増量により固相線の低下が著しく包晶点も低C側にずれることがわかる。その結果、高Ni材では δ -フェライト域が縮小し0.08% C-1%Niの鋼Jは包晶点の外側にでてしまうことになる。Fig. 6 および7はいずれもフェライト形成元素であるCrとMoを添加した場合で、その増量により固相線は低下するが前者は $\delta \rightarrow \gamma$ 変態温度も低下するので

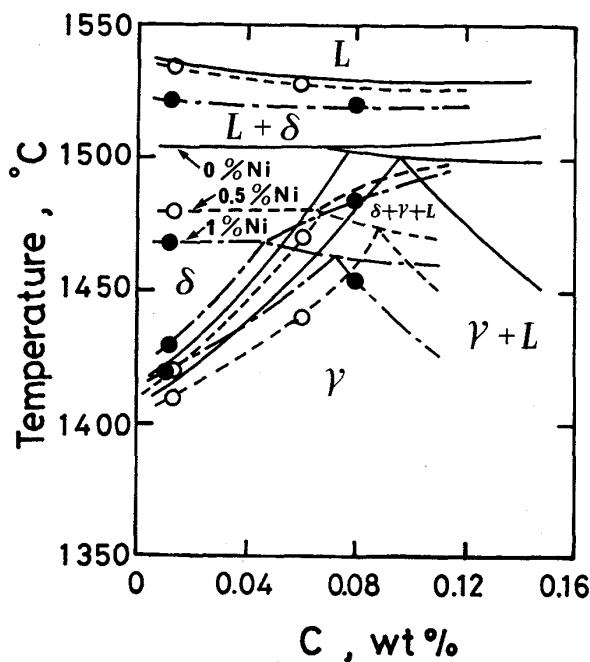


Fig. 5. The effect of Ni content on phase diagram.

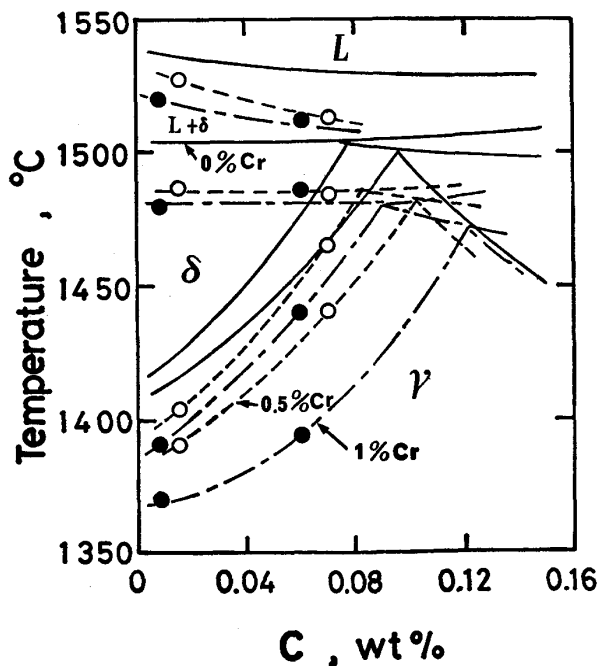


Fig. 6. The effect of Cr content on phase diagram.

δ -フェライト域の面積はあまり大きく変化しない。Cr量を変化した場合はいずれも δ 凝固完了後に γ に変態したが、Mo添加鋼の場合、0.08% C-0.2% Moでは最終凝固は γ 相となつた。また、0.07% C-0.5% Moでは、一応、 δ 凝固と判定したが冷却曲線の変化がゆるやかで確定的なものではない。

このような実験データを用い固相線(T_S)と γ 相の析出開始($T_{r\delta}$)までの温度幅、すなわち、 δ -フェライ

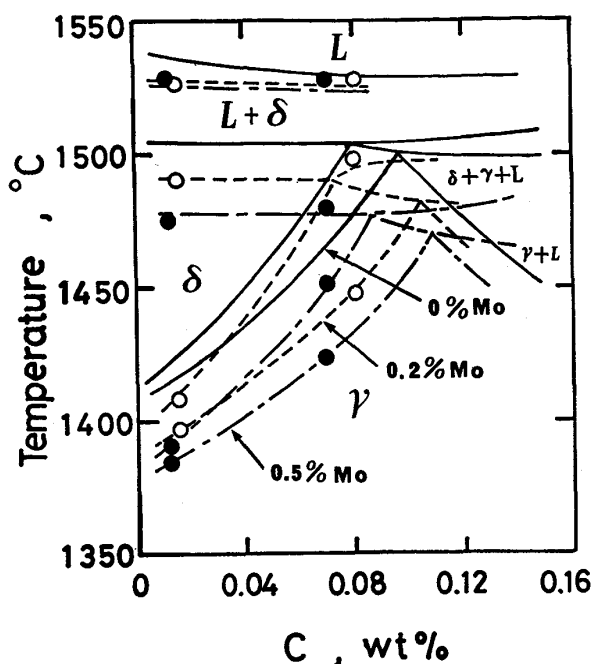


Fig. 7. The effect of Mo content on phase diagram.

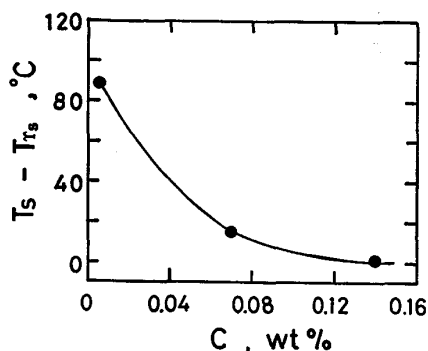


Fig. 8. The relationship between temperature width in δ -ferrite range and C content.

ト域の温度幅と合金元素の添加量の関係を Fig. 8 および 9 に示した。Fig. 8 からわかるように、この温度幅に最も大きく影響するのは C 量であり、C 量の増加につれて $(T_s - T_{r_s})$ が著しく減少する。なお、0.14% C でこの温度幅を 0 としたのは包晶点より高 C 側となるため δ 凝固の完了前に γ が析出を開始するからである。一方、Fig. 9 は Ni, Cr, Mo の影響を C 量が 0.02% 以下の場合と 0.06~0.08% の場合について示したものである。オーステナイト形成元素である Ni の添加は $(T_s - T_{r_s})$ を減少するが、Cr と Mo の増量は、いつたん、極小値を示したのち増加した。この極小は Fig. 6 と 7 から明らかなように C 量のわずかな差に起因し、C 量が包晶組成以下ならば添加量とともにわずかながら単調に増加するものと考えられる。

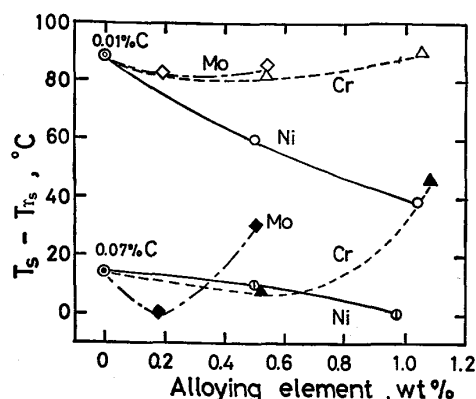


Fig. 9. The relationship between the alloying contents and temperature width in δ -ferrite range.

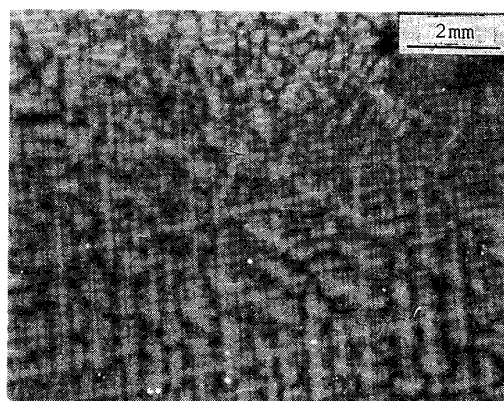
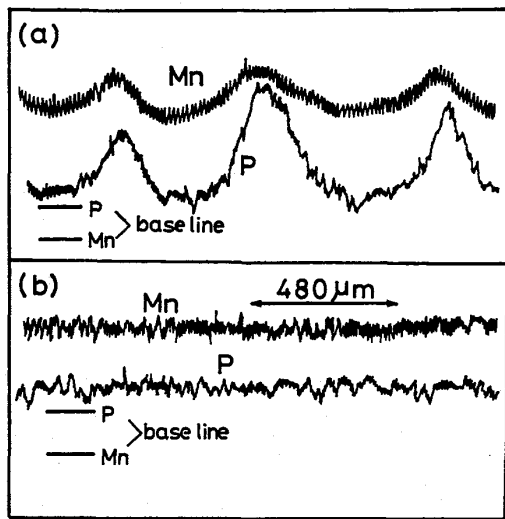


Photo. 1. The dendritic structure of Steel A quenched after solidification.

3.3 EPMA による偏析の調査

まず、凝固直後の偏析がその後の熱・加工履歴でどのように変化するかを 2 次樹枝状晶間の偏析を利用して検討した。Photo. 1 は 0.013% C の鋼をタンマン炉で凝固させた直後にとり出して水冷しデンドライト腐食した組織である。これより凝固直後には 2 次樹枝状晶間にも高濃度のマイクロ偏析が存在することが予想される。このような偏析の、つづく、常温までの冷却過程における変化の一例として 0.08% C の鋼 C の EPMA 線分析の結果を Fig. 10 に示す。分析元素としては比較的拡散の遅い Mn と容易に拡散する P を選んだ。これより明らかなように、凝固直後に水冷すると (a) に示すように Mn の偏析部には P も著しく高濃度に偏析しているが、タンマン炉中で放冷 (徐冷) すると Mn および P ともに 2 次樹枝状晶間に対応する偏析は、ほとんど、検出できなくなり固相中での拡散の寄与が大きいことがわかる。このような効果を定量的に把握するために P の偏析率と C 量の関係を Fig. 11 に示した。図中、As-rolled と記したものは再溶解前の圧延材の板厚 1/4 付近で偏析の少ない領域の分析結果である。凝固直後の P 偏析は著し



(a) Quenched in water subsequently after solidification
 (b) Slowly cooled to room temperature
 Fig. 10. Micro-segregation of Mn and P in Steel A.

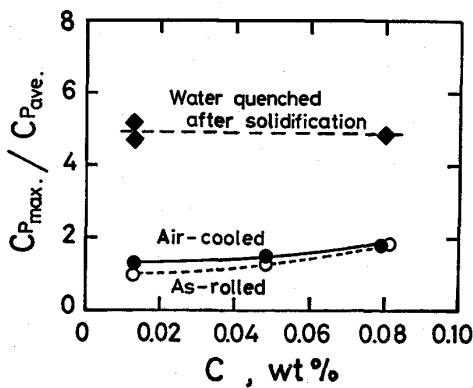


Fig. 11. The effects of C content on the segregation ratios of P.

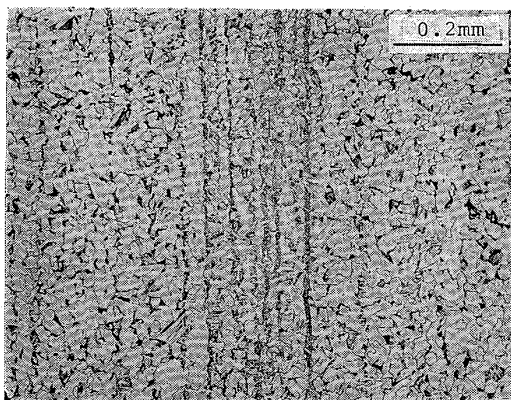
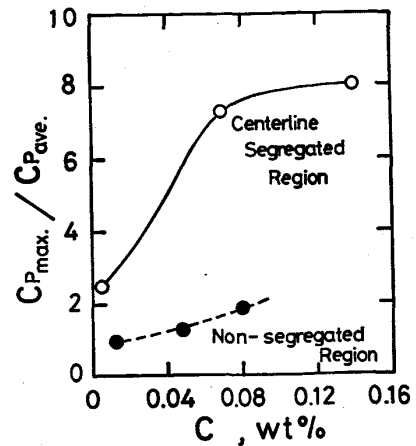
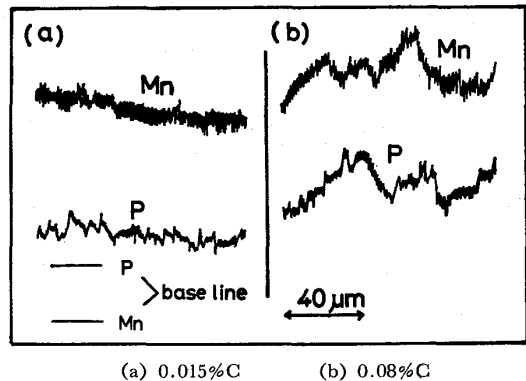


Photo. 2. An example of center-line segregation in hot-rolled plate (Steel H).

く大きいのが常温まで徐冷した材料中のそれはほとんど消滅し、しかも、C量の増加につれてわずかながら偏析率が大きくなっているのがわかる。圧延材の偏析率が徐冷材のそれより、若干、低いのは再加熱時の拡散と圧延に



Center-line segregation : Steel D-F
 Micro-segregation : Steel A-C
 Fig. 12. The effect of C content on P segregation in hot-rolled plate.



(a) 0.015% C (b) 0.08% C
 Fig. 13. Example of EPMA line analyses of Mn and P in the steels containing 0.2% Mo.

よる拡散の促進効果によるものと考えられる。

一方、中心偏析再現材の板厚中心部には Photo. 2 に一例を示すように 2% 硝酸アルコールによつて容易に現出できる縞状組織が認められる。上述の 2 次樹枝状晶間のマイクロ偏析とこの中心偏析の差を明らかにするために鋼 D~F の圧延材の中心偏析部と鋼 A~C の非偏析部の圧延後の P 偏析率を Fig. 12 に示した。これより中心偏析部にいかに合金元素が濃化しているかが理解できる。中心偏析の場合には、特に、大きな C 量依存性が認められ、C 量の増加とともに P の偏析率は著しく増大した。このような偏析の C 量依存性は他の合金元素を添加した場合にも同様に認められる。0.2% Mo 鋼中の Mn と P の偏析層に垂直な方向の線分析結果の一部を Fig. 13 に示す。ここでも高 C 化(b)によつて Mn と P の偏析量の増加がわかるが同時に興味深い事実は高 C 材においては中心偏析帯中の微細構造ともいえる偏析層が極めて顕著に現れていることである。もちろん、鋳片は圧延されているため本来の偏析部の形態を再現してい

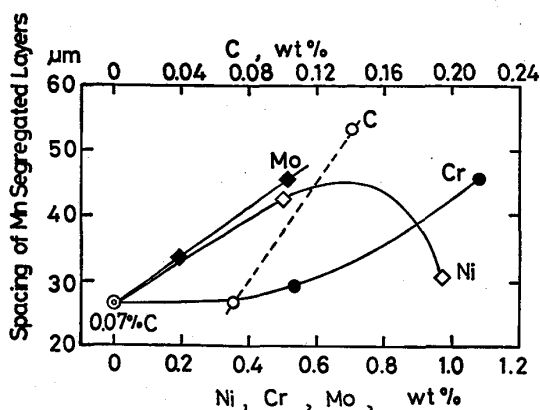


Fig. 14. The effects of alloy contents on the inter-layer spacings of segregation in the CC simulated hot-rolled plates.

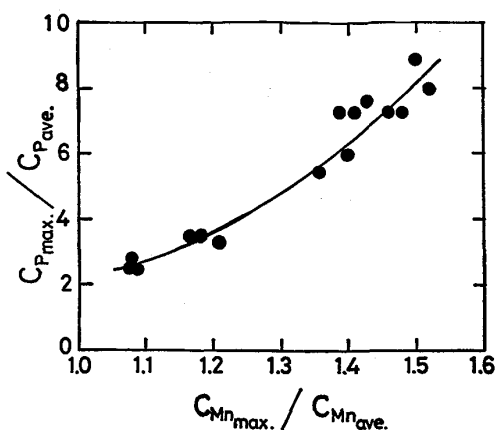


Fig. 17. The relationship between P segregation ratio and that of Mn.

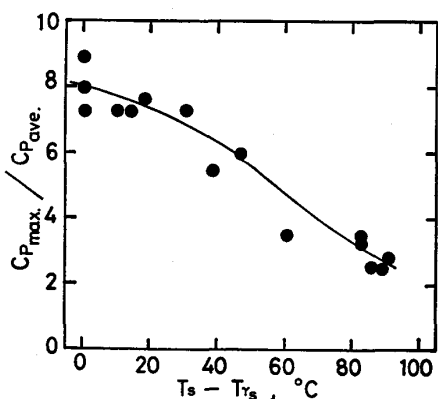


Fig. 15. The relationship between P segregation and temperature width in δ -ferrite range.

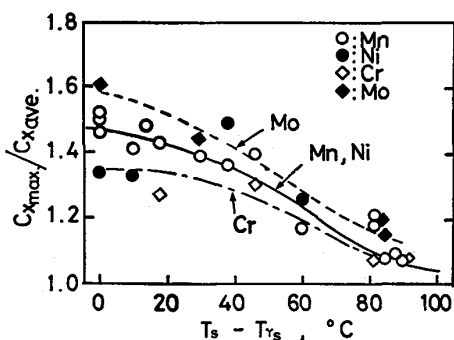


Fig. 16. The effect of temperature width in δ -ferrite range on the segregation ratios of Mn, Ni, Cr and Mo.

ないが試みにその幅に及ぼす合金元素の影響を実測し Fig. 14 に示した。ここで、C量が 0.02% 以下の材料ではこのような偏析層が現れないので 0.06% 以上のものに限った。その幅は、いずれも 20~60 μm の幅の中にあつて合金元素の添加量の増加につれて増大したが δ 凝固から γ 凝固に移行する 0.97%Ni の鋼 J のみは逆に低下の傾向を示した。

このようにして求めた各種元素の偏析率と δ -フェライト域の温度幅 ($T_s - T_{r_s}$) の関係を Fig. 15 および Fig. 16 に示した。Fig. 15 は P の偏析率で δ -フェライト域の温度幅が増加すると減少するのがわかる。Fig. 16 は Mn, Ni, Cr, Mo の場合をまとめて示したもので P に比べこれら元素の偏析率は著しく小さく、しかも、各元素による多少のばらつきはあるものの同じく δ -フェライト域の温度幅が増加すると低下する傾向は明瞭に認められる。Fig. 13(b) から、当然、予想されるように P 偏析率は Mn のそれと密接に相関しており Fig. 17 に示す関係が得られた。

4. 考 察

凝固直後に急冷した材料では 2 次樹枝状晶間のマイクロ偏析でさえも極めて大きく Fig. 11 から明らかなようにその偏析の程度、例えば P の偏析率、は 5 倍程度にもなつており C 量によつて大きく変化することはない。しかし、常温まで徐冷すると P 偏析率が著しく低減する事実は最終凝固時の偏析がつづく固相中での拡散により緩和されることを示している¹²⁾¹³⁾。HAYS ら¹⁴⁾や FISCHER ら¹⁵⁾によると P の液相と δ -フェライト間の平衡分配係数 k_0 は、それぞれ、0.13 ないし 0.16 と求めているので凝固時の偏析は大きい筈であり今回の急冷材の P 偏析を説明し得るものである。一方、固相中での拡散係数は同温度であればオーステナイト中よりフェライト中で著しく大きいので γ より高温の δ -フェライト中のそれを考慮すれば十分であると考えられる。 α -フェライト中の P の拡散係数を 1450°C の δ -フェライトまで延長すると $D = 3.4 \times 10^{-7} \text{ cm}^2 \text{ s}^{-1}$ 程度となるのでタンマン炉の徐冷過程を考慮して δ -フェライト中に 100 s 程度留まつたとし平均の拡散係数を 1450°C のそれでおきかえれば平均拡散距離 \sqrt{Dt} (ただし $t = 100 \text{ s}$) は 50~60

μm となる. この距離はマイクロ偏析で生じた P 偏析の鋭いピークを消すのに十分であると考えられる.

しかしながら, 中心偏析再現材においては圧延後でさえも極めて大きな偏析が残っており特にその C 量に対する依存性が大きい (Fig. 12). もちろん, 中心偏析の場合はスラブ側面から中心に向かって柱状晶が発達する上に未凝固部の溶湯がある程度流動する¹³⁾ので合金元素の残溶湯中における濃化は極めて大きくなり著しい中心偏析帯を生じると考えられる. したがって, 凝固完了時の偏析率はマイクロ偏析に比べて更に高くなるのが考えられる. しかし, この場合においても圧延材中の偏析率が C 量の増加に伴って大きくなる事実はマイクロ偏析の場合と同様に δ -フェライト中での拡散が偏析の緩和を支配していることを示している^{16)~18)}. 今回の実験では圧延後に調査しているのでその偏析帯の微細構造である高 C 材の偏析層の厚さがいかなる組織単位に対応するかは不明であるが, その厚さが $20\sim 50\ \mu\text{m}$ である事実はスラブの段階で $150\sim 400\ \mu\text{m}$ であり上述の 2 次樹枝状晶の間隔と大差ない. 砂型の $1500\sim 1200^\circ\text{C}$ の平均冷却速度が 0.1°C s^{-1} であり低 C 鋼の δ -フェライト域を $1500\sim 1400^\circ\text{C}$ と仮定するとその間の通過に約 $1000\ \text{s}$ 要することになる. 今, 極めて粗い近似であるがこれを 1450°C の等温保持でおきかえると各種元素の平均拡散距離は δ -フェライト中の拡散係数や α -フェライトのそれを延長して Ni で $75\ \mu\text{m}$ ¹⁹⁾, Mn で $115\ \mu\text{m}$ ²⁰⁾, Cr で $150\ \mu\text{m}$ ²¹⁾ (Mo と Cr は同程度), また P で $185\ \mu\text{m}$ ²²⁾ となる. したがって, いずれの元素も δ -フェライト域をタンマン炉で冷却した場合の P と同等以上に偏析部の微細構造である偏析層が消滅してもよいと考えられる.

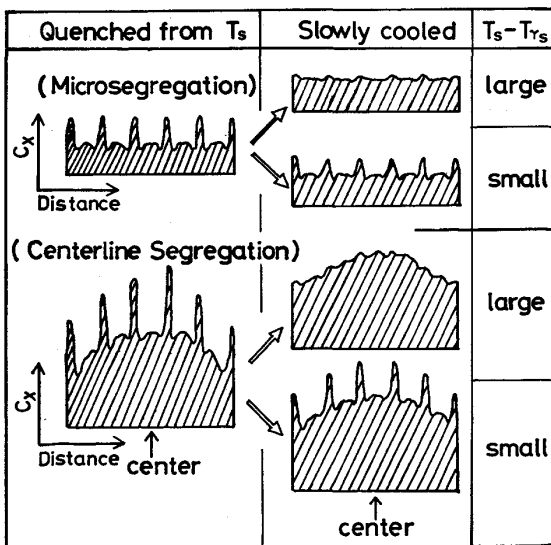


Fig. 18. The schematic illustration of micro-segregation depending on thermal history.

ただし, δ -フェライト域の幅が狭い高 C 材や合金元素を添加した材料ではその微細構造が残つてもよい. これをマイクロ偏析部の偏析率変化と比較して模式的に示すと Fig. 18 のようになる. このように考えると各種合金元素の偏析率が δ -フェライト域の温度幅 ($T_s - T_{r_s}$) と近似的にはよい相関を示したこと (Fig. 15, 16) が理解できる. 前述したように P の偏析率が他の合金元素に比べて著しく高いのは溶鋼と δ -フェライト間の平衡分配係数 k_0 が小さい¹⁴⁾¹⁵⁾ことに起因するものである. Mn, Ni, Cr, Mo がばらつき範囲で Fig. 16 のように, ほぼ一致するのはこれら元素の δ -フェライト中での拡散係数が大差ないのに加えて溶鋼/ δ -フェライトの平衡分配係数の差が小さい¹⁵⁾²³⁾²⁴⁾ことによるものと考えられる.

また, Mn の偏析率と P のそれが極めて良好な対応を示した事実は両者の偏析挙動が同一機構によること, すなわち, 凝固過程における元素分配と δ -フェライト中における両元素の拡散が律速過程であること²⁶⁾²⁷⁾を支持するものである. しかも, Mn がオーステナイト形成元素, P がフェライト形成元素であるので, 後の熱間圧延工程であるオーステナイト化と $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態過程における元素拡散が最終偏析率に関与するとすれば両元素のその対応が逆に減少するはずであり γ 中の拡散係数からも予想されるようにこの工程が偏析率に対し特に大きな意味をもたないことがわかる.

5. 結 論

(1) 連続鋳造鋼片の中心偏析を模擬した実験により, 中心偏析部における各元素の偏析率は溶質の固液分配と固相内拡散の程度に依存し, δ -フェライト域の温度幅が大きくなると低下する結果を得た. この事実は従来の理論¹²⁾¹³⁾を支持するものである.

(2) 溶鋼と δ -フェライト間の平衡分配係数が小さい P は²⁵⁾, Ni, Cr, Mo などに比べて著しく高い偏析率を示すことが本実験においても確認された.

(3) 固液分配係数と δ -フェライト中の拡散係数にそれほど差のない Ni, Cr および Mo は, δ -フェライト域の温度幅もほとんど変化しないため同程度の偏析率を示す.

(4) δ -フェライト域の温度幅への影響が大きい C は, その増加に対応して他の合金元素の偏析率を増大させ, 従来の結果^{16)~18)26)27)}と矛盾しない.

(5) Ni と Mo の添加は固相線温度を低下するが, γ の析出温度をあまり変化しないため δ -フェライト域の温度幅が減少し偏析率が高くなる.

(6) Cr の添加は固相線, γ 析出温度とも低下する結果, δ -フェライト域の温度幅の変化は少なく偏析に大きな影響を及ぼさない。

終わりに本研究の過程において有益な助言を賜った住友金属工業(株)総合技術研究所副所長寺崎富久長博士ならびに同所次長池田隆果博士に謝意を表します。

文 献

- 1) 高橋忠義: 日本金属学会誌, 29 (1965), p. 1152
- 2) M. C. FLEMINGS and G. E. NEREO: Trans. Metall. Soc. AIME, 239 (1967), p. 1449
- 3) 大橋徹郎, 浅野鋼一, 藤井博務: 鉄と鋼, 60 (1974), p. 894
- 4) 高橋忠義, 工藤昌行: 鉄と鋼, 61 (1975), p. 2198
- 5) 白岩俊男, 藤野允克, 山中和夫, 原田武男: 鉄と鋼, 62 (1976), p. 84
- 6) A. OHNO, T. MOTEKI and H. SODA: Trans. ISIJ, 11 (1971), p. 18
- 7) 佐々木寛太郎, 杉谷泰夫, 小林純夫, 石村 進: 鉄と鋼, 65 (1979), p. 60
- 8) 佐々木寛太郎, 杉谷泰夫, 石村 進: 鉄と鋼, 66 (1980), p. 43
- 9) Y. TSUCHIDA, M. NAKADA, I. SUGASAWA and S. TOKUSIGE: Trans. ISIJ, 24 (1984), p. 899
- 10) K. KUNISHIGE, M. FUKUDA and S. SUGISAWA: Trans. ISIJ, 19 (1979), p. 325
- 11) 鉄木是明, 宮本剛汎: 鉄と鋼, 59 (1973), p. 1540
- 12) H. D. BRODY and M. C. FLEMINGS: Trans. AIME, 236 (1966), p. 615
- 13) T. W. CLYNE and W. KURZ: Metall. Trans., 12A (1981), p. 965
- 14) A. HAYS and J. CHIPMAN: Trans. Metall. Soc. AIME, 135 (1938), p. 85
- 15) W. A. FISCHER and H. FRYE: Arch. Eisenhüttenwes., 41 (1970), p. 293
- 16) V. V. KURZ and K. LÖHBERG: Arch. Eisenhüttenwes., 42 (1971), p. 123
- 17) Ö. HAMMAR and G. GRÜNBAUM: Scand. J. Metall., 3 (1974), p. 11
- 18) H. FREDRIKSSON: Scand. J. Metall., 5 (1976), p. 27
- 19) K. HIRANO, M. COHEN and B. L. AVERBACH: Acta Metall., 9 (1961), p. 440
- 20) 金属データブック (日本金属学会編) (1974) p. 25 [丸善]
- 21) A. W. BOWEN and G. M. LEAK: Metall. Trans., 1A (1970), p. 1695
- 22) G. SIEBEL: Compt. Rend., 256 (1963), p. 4661
- 23) J. CHIPMAN and J. F. ELLIOTT: Electric Furnace Steelmaking, ed. by C. E. SIMS, 2(1962), p. 99 [John Wiley & Sons.]
- 24) 藤沢敏治, 今岡和也, 松尾 弘: 鉄と鋼, 64 (1978), p. 196
- 25) 例えば鉄鋼便覧第II巻製鉄・製鋼 (日本鉄鋼協会編) (1979), p. 600 [丸善]
- 26) M. WOLF and W. KURZ: Metall. Trans., 12B (1981), p. 85
- 27) T. MATSUMIYA, H. KAJIOKA, S. MIZOGUCHI, Y. UESHIMA and H. ESAKA: Trans. ISIJ, 24 (1984), p. 873