

論 文

低合金鋼における凝固・冷却中のオーステナイト
粒成長に及ぼす合金元素と冷却速度の影響安元邦夫*・長道常昭*・前原泰裕*²・郡司好喜*²Effects of Alloying Elements and Cooling Rate on Austenite Grain Growth
in Solidification and the Subsequent Cooling Processes of Low Alloy
Steels

Kunio YASUMOTO, Tsuneaki NAGAMICHI, Yasuhiro MAEHARA and Koki GUNJI

Synopsis:

Effects of alloying elements and cooling rate on γ grain growth behavior in the solidification and subsequent cooling processes of low alloy steels have been studied in relation to surface cracking of continuously cast (CC) slabs.

Grain growth of γ phase occurs rapidly below a completion temperature of transformation into γ phase (T_γ), since strong pinning effect of the second phase such as δ -ferrite and/or liquid phase on γ grain boundary migration disappears. Thus γ grain size of as-cast steels can mainly be determined by T_γ , i.e., the maximum grain size is obtained at a peritectic composition, as expected from Fe-C phase diagram. The carbon concentration at the peritectic point is significantly shifted by the addition of alloying elements. The coefficient k_x on the shifting was determined separately for Mn, Ni, Si, Cr and S. Using the k_x for element X, carbon equivalent (C_p) for peritectic reaction of low alloy steels can be written additively as

$$C_p = C + \sum k_{xi} \cdot X_i$$

In the same composition, the γ grains are largely refined by increasing the cooling rate because of the effects of decrease in T_γ and of the suppress of γ grain boundary migration below T_γ .

Key words: continuous casting; low alloy steel; solidification; cooling; grain growth; grain size; phase diagram; phase transformation; peritectic reaction.

1. 緒 言

低合金鋼の連続铸造 (CC) 铸片に発生する縦割れや横ひび割れ,あるいは铸片を室温まで冷却することなく直接圧延する直送圧延時に発生する表面疵の発生頻度は, C 含有量に大きく依存し, 0.10~0.15% 近傍で極大値をとることはよく知られている^{1)~3)}. 従来, その原因については包晶反応との関連において議論され^{3)~10)}, 液相中での $\delta \rightarrow \gamma$ 変態に伴う不均一凝固やその変態応力に起因するという説明がなされている^{3)~10)}. 凝固点直下で生じる縦割れやそれが凝固殻の破断に至ったブレイクアウトは, それらによつてある程度説明できると思われる. しかしながら, 凝固が十分進んだ γ 域で生じる横ひび割れや直送圧延時の割れは^{11)~22)}, 上述の不均一

凝固のみでは説明できない.

そこで著者らは, このような γ 域もしくは $\gamma + \alpha$ 二相域における割れが γ 粒界延性破壊であり^{11)~22)}, 延性は γ 粒径の逆数に比例して低下すること²³⁾ から, γ 粒組織との関係に着目して凝固鋼の延性に及ぼす C の影響を調べ, 問題の C 域では γ 単相となる温度が高いために γ 粒の粗大化が起こりやすく, したがつて粒界破壊を伴う延性低下を招くことを明らかにし, γ 組織制御の重要性を示した²⁴⁾. 凝固, 冷却中に γ 単相となる温度は Fe-C 系平衡状態図からは包晶点である 0.18% C で最大となるので割れ感受性もこの C 濃度で最大となるはずであるが, 実際の現象はそれよりもかなり低 C 側にずれている²⁾. この原因として, 実用鋼では他に合金元素を含んでいることや, 冷却速度が大きいことによる不純物元素

昭和 61 年 4 月本会講演大会にて発表 昭和 61 年 11 月 28 日受付 (Received Nov. 28, 1986)

* 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 the base steels used (wt%).

C	Si	Mn	P	S	Al	O	N
0.02	~0.01	<0.01	~0.02	~0.002	~0.03	~0.006	<0.001
0.56							

Table 2. Amount of each alloying element added separately to the steels (wt%).

Si	Mn	Ni	Cr	Mo	S
2	1~2	1~2	1~2	1	0.03

の偏析などのために、包晶点が移動することが考えられ²⁵⁾、実用上極めて重要であるにもかかわらず、その詳細は明らかではない。わずかに平衡状態を想定した包晶点に及ぼす第三元素の影響の熱力学的な検討が行われているに過ぎない²⁶⁾²⁷⁾。

そこで本研究では、 γ 域の割れと密接に関係する凝固、冷却中の γ 粒成長挙動との関連において、 γ 単相化温度のC依存性に及ぼす第三元素としての合金元素および冷却速度の影響を検討することにした。

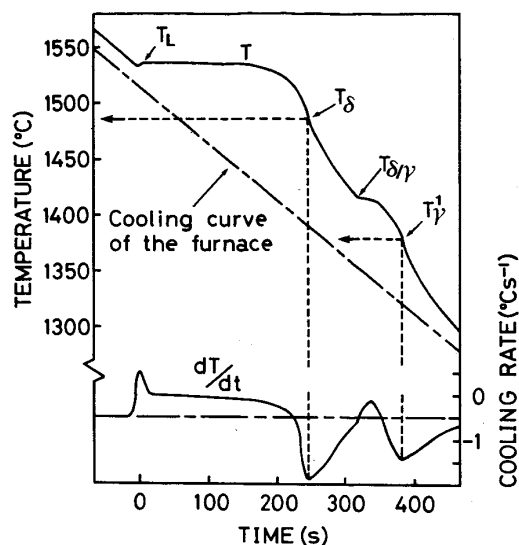
2. 実験方法

Table 1 に示すC含有量を0.02~0.56%の範囲で変えた基本組成鋼を高周波炉で真空溶解して50 kg 铸塊とし、熱間鍛造と熱間圧延によって直径20 mmの棒鋼とした。これらより直径18 mm長さ20 mmの再溶解用素材を採取し、実用的に重要と思われるSi, Mn, Ni, Cr, Moを最大2%およびSを0.03%までTable 2に示すように所定の量それぞれ単独添加し、内径20 mm深さ40 mmのアルミナるつぼに入れ、グラファイトを発熱体とする炉を用いてArガス雰囲気下で1580°Cに加熱して再溶解した。均質化のため10 min保持の後、炉内雰囲気気の冷却速度が0.1~1.5°C s⁻¹の所定の速度になるように連続冷却した。この場合の冷却速度の制御は試料近傍に挿入した熱電対で行い、同時に試料中心部に挿入した熱電対によって冷却曲線を記録し、その微分曲線から変態点を求めた。一部については冷却中に所定の温度よりるつぼごと水焼入れし、組織観察によって変態点の確認と γ 粒成長挙動を調べた。

3. 実験結果

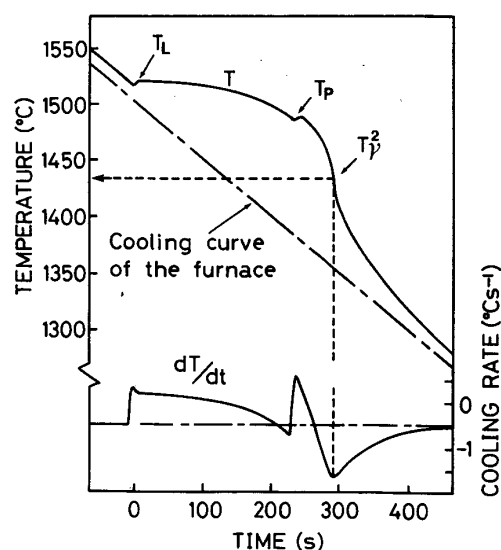
3.1 熱分析結果と組織観察

まず、本研究で得た熱分析結果とその妥当性について述べる。Fe-C系(基本組成鋼)の冷却曲線とそれを時間微分した熱分析曲線は包晶反応が起こらない低C域



T_L : Liquidus temperature
 T_δ : Complete solidification temperature from liquid into δ -ferrite
 $T_{\delta/\gamma}$: Starting temperature of $\delta \rightarrow \gamma$ transformation
 T_{γ}^1 : Finishing temperature of $\delta \rightarrow \gamma$ transformation

Fig. 1. Example of thermal analysis; 0.06% C base steel cooled at a rate of 0.5°C s⁻¹.



T_L : Liquidus temperature
 T_p : Starting temperature of peritectic reaction
 T_{γ}^2 : Complete solidification temperature into γ phase

Fig. 2. Example of thermal analysis; 0.18% C base steel cooled at a rate of 0.5°C s⁻¹.

(<0.1%)と包晶反応が起こる高C域(0.1~0.5%)とで異なり、大きく二種類に分類できる。それぞれの代表例として0.06% Cおよび0.18% C鋼の結果をFig. 1とFig. 2に示す。その時間微分曲線から前者では液相線温度(T_L)、固相線温度(T_δ)、 $\delta \rightarrow \gamma$ 変態開始温度($T_{\delta/\gamma}$)およびその終了温度(T_{γ}^1)が、後者では T_L , γ



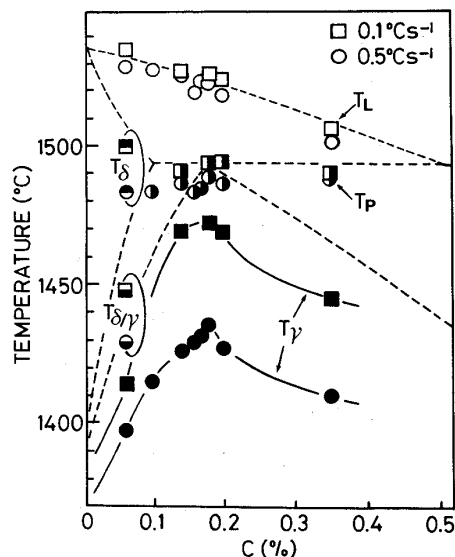
a) Quenched at 1470°C ($T_\gamma + 5^\circ\text{C}$) b) Quenched at 1460°C ($T_\gamma - 5^\circ\text{C}$)
 c) Higher magnification of the grain indicated by an arrow in b), showing γ grain boundary
 Echant: a), b); 2% nital and c); Picric acid 0.15% C-1.48% Mn steel cooled at a rate of 0.1°C s^{-1}

Photo. 1. Microstructural change during continuous cooling.

相の晶出開始を示す包晶反応開始温度 (T_p) および γ 相の晶出終了もしくは $\delta \rightarrow \gamma$ 変態終了温度 (T_γ^2) が明瞭に読みとれる²⁸⁾。このような熱分析法による変態点測定の精度については種々議論のあるところであるが、本研究では主として γ 粒成長挙動に着目するため、以後上述の T_γ^1 と T_γ^2 のみに注目した。 γ 粒成長挙動に関しては T_γ^1 と T_γ^2 が同様な意味を持つこと²⁴⁾ から、 γ 単相化温度として $T_\gamma (= T_\gamma^1, T_\gamma^2)$ を定義し、同義に取り扱うことにした。

T_γ 前後の組織変化の一例を 0.15% C-1.48% Mn 鋼を 0.1°C s^{-1} で冷却した場合について Photo. 1 に示す。熱分析における T_γ は 1465°C であり、Photo. 1 a), b) は試料中心部の温度が T_γ の直前と直後に相当する 1470°C と 1460°C に達した時につぼごと水焼入れしたものである。 T_γ を過ぎると急激に γ 粒が粗大化し始めることがわかる。組織の現出は 2% ナイタルで行った。写真上の濃淡はマルテンサイトパケットに対応するもので、高倍率の観察では 1 個の γ 粒から発生したラスマルテンサイトからなっており、Photo. 1 c) に示すピクリン酸腐食による γ 粒組織と一致することが確認された。したがって、このような組織観察で見られる組織はほぼ γ 粒組織に対応していると判断される。なお Photo. 1 a), b) に見られる混粒は、冷却速度の不均一によるものと考えられ、逆に T_γ 前後での γ 粒成長挙動の歴然とした差を反映しているものと思われる。

熱分析法で求めた T_γ は、凝固時に $\delta \rightarrow \gamma$ 変態を伴う溶質の再分配現象を数値解析することにより求めた T_γ よりも幾分高く²⁹⁾、計算で求めた固相率が 1 となる温度とは必ずしも一致していない。しかしながら、少なくとも γ 相の結晶粒成長を大きく妨げない程度にそれ以外の相が消失した時点のものであると判断され、 γ 粒成長挙動と密接に関係するので、以後、この T_γ を用いて議



T_L : Liquidus temperature
 T_δ : Complete solidification temperature from liquid to δ -ferrite
 T_p : Starting temperature of peritectic reaction
 $T_{\delta/\gamma}$: Starting temperature of $\delta \rightarrow \gamma$ transformation
 T_γ : Completion temperature into γ phase

Fig. 3. Phase transformation of base steel cooled at rates of 0.1 and 0.5°C s^{-1} .

論を進める。

3.2 γ 単相化温度 (T_γ) の C 依存性に及ぼす合金元素と冷却速度の影響

まず、基本組成鋼における γ 単相化温度 (T_γ) の C 依存性に及ぼす冷却速度の影響について調べた結果を Fig. 3 に示す。同図には Fe-C 二元系平衡状態図³⁰⁾³¹⁾ および他の変態温度 (T_L , T_δ , $T_{\delta/\gamma}$ および T_p) も併記した。 T_L や T_p は冷却速度にほとんど依存しないが、固相内変態開始点である $T_{\delta/\gamma}$ や変態終了点である T_δ , T_γ は冷却速度が大きいほど低温側に移行することがわかる。これらの結果は、非平衡状態での状態図が破線で

示した平衡状態のそれよりもかなり異なってくることを示しており、 γ 相の粒成長挙動とも関連するので後述する。 T_γ が極大を示すC量は、平衡状態図の包晶点である0.18%Cよりもやや低く、冷却速度の増大に伴って若干低C側へずれる傾向が認められた。

Fig. 4 と Fig. 5 に T_γ の C 依存性に及ぼす Mn, Ni,

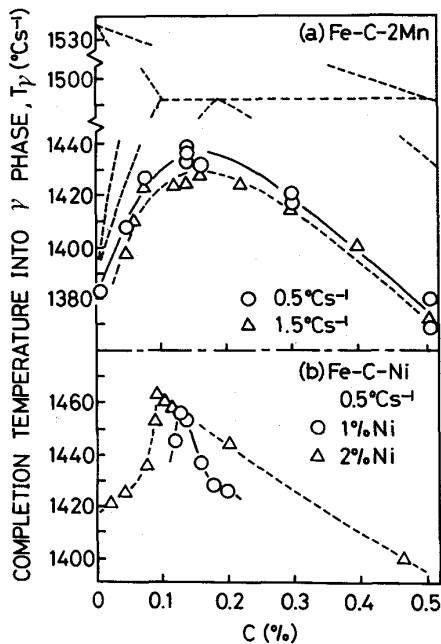


Fig. 4. Effects of Mn and Ni on the C dependence of T_γ of the specimens cooled at 0.5 and 1.5°C s⁻¹.

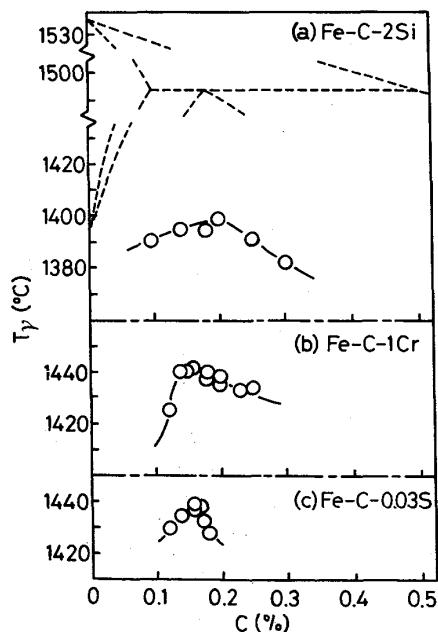


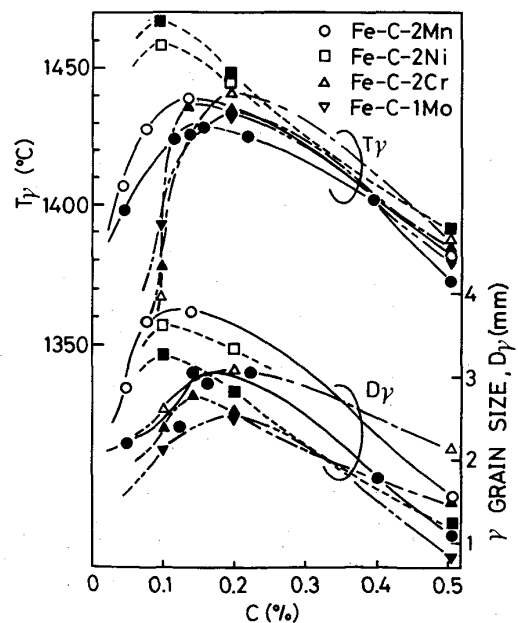
Fig. 5. Effects of Si, Cr and S on the C dependence of T_γ of the specimens cooled at 0.5°C s⁻¹.

Si, Cr および S の影響について一定の冷却速度の下で調べた結果を示す。 T_γ が極大を示すC量は合金元素の添加によつて Fe-C 系の包晶点 (0.18%C) からずれてくる。すなわち Si によりやや高C側に、その他の元素では低C側にずれることがわかる。 T_γ は冷却速度の増大に伴い、また Si の添加によつて低下し、逆に Ni の添加によつて上昇するが、他の元素ではほとんど変わらなかった。

3.3 オーステナイト粒径の C 量依存性に及ぼす合金元素と冷却速度の影響

Fig. 6 は種々の合金系において再溶解後 0.5°C s⁻¹ および 1.5°C s⁻¹ で連続冷却し、1300°C から水焼入れした時の γ 粒径 (D_γ) と C 含有量との関係を示す。いずれの場合も D_γ が極大を示すC量と参考のために併記した T_γ のそれとはよく一致しており、少なくとも同一合金系における D_γ は T_γ によつて決定されることがわかる。当然のことながら、冷却速度の増大によつて T_γ が低下するので D_γ も低下している。Fig. 7 には一例として 0.2%C-2%Mn 鋼の T_γ と 1300°C で水焼入れした時の D_γ に及ぼす冷却速度の影響を示す。両者の冷却速度に対する変化は類似しており、冷却速度の影響は特に 0.5°C s⁻¹ 以下で著しい。

次に、 T_γ 以降の温度域での冷却速度が γ 粒の成長挙動に及ぼす影響について検討した。0.2%C-2%Mn 鋼に



Specimens cooled at a rate of 0.5 or 1.5°C s⁻¹ and quenched at 1300°C

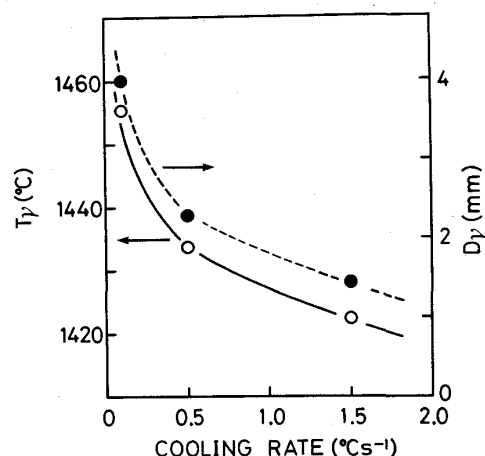
Open : Cooled at 0.5°C s⁻¹ Filled : Cooled at 1.5°C s⁻¹

Fig. 6. Variation of T_γ and γ grain size (D_γ) with C content in various alloy systems.

ついて調べた結果を Photo. 2 に示す. 再溶融後 T_γ ま
で 0.1°C s^{-1} で徐冷しても T_γ において粒成長は生じて
いないが (a), T_γ 以降も徐冷し続けると急激に γ 粒が
粗大化する (b). それに対し T_γ 以降の冷却速度を大き
くすると粒成長が抑制されている (c). すなわち T_γ 以
降の冷却速度も γ 粒成長挙動に大きく影響することがわ
かる.

4. 考 察

まず Fe-C 系状態図が非平衡ではどのように異なつ
てくるかについて簡単に述べる. Fig. 3 に示したよう
に液相線温度 (T_L) や包晶反応開始温度 (T_p) は熱平
衡の状態とほとんど変わらないが, 固相内での変態開始
もしくは終了温度はかなり低温側へ移行する. これらの



T_γ : Open circle D_γ : Filled circle

Fig. 7. Variations of T_γ and D_γ with cooling rate in 0.2%C-2%Mn steel.

結果より不純物元素をある程度 (0.02%P, 0.002%S)
含有した時の Fe-C 系非平衡状態図は Fig. 8 のよう
になると考えられる. すなわち $\delta+\gamma$ や $L+\gamma$ (L は液相)
の二相域に加えて包晶反応域では $L+\delta+\gamma$ の三相共存
域がかなり広い範囲にわたって存在すると考えられ
る²⁷⁾²⁹⁾³²⁾. したがって, 凝固, 冷却中の γ 粒成長挙動
はこのような相変化を加味して議論せねばならない. γ
単相化温度 (T_γ) は Fig. 8 の太線のようになり, 平衡
状態に比べてかなり低温側に移行するとともに包晶点の
低C側への移行も認められる. さらに包晶点C量は第三
元素の添加によつて低C側もしくは高C側へ移行するこ

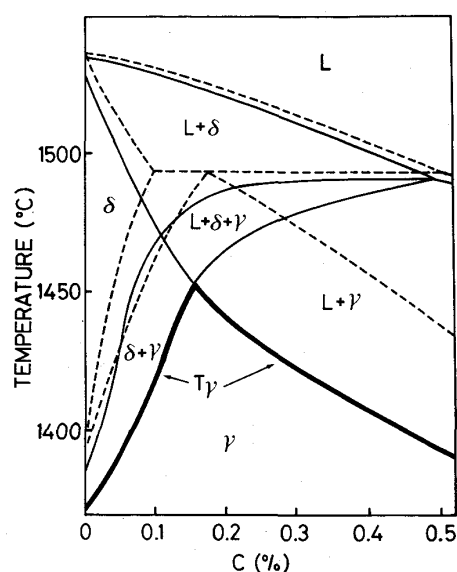


Fig. 8. Phase transformation during continuous cooling of the base steels containing 0.02%P and 0.002%S. Broken line is Fe-C equilibrium phase diagram³⁰⁾³¹⁾.



The specimens were remelted at 1580°C , cooled at 0.1°C s^{-1} to T_γ (1455°C) and then a) quenched into water, b) continuously cooled at 0.1°C s^{-1} before water quenching at 1300°C , c) cooled in air (about 10°C s^{-1}) followed by water quenching at 1300°C .

Photo. 2. Effect of cooling rate (v) after passing through T_γ in 0.2%C-2%Mn steel.

Table 3. Effects of alloying elements on shifting the peritectic point.

Alloying element, X		Mn	Ni	Si	Cr	S	Method	Remarks
k_x	Present work	0.02	0.04	-0.01	0.02	0.67	Thermal analysis	Non-equilibrium (Cooling rate: 0.5°C s^{-1}) (0.02%P-0.002%S)
	ISHIDA <i>et al.</i>	0.015	0.038	0	0.019	2.9	Thermodynamics	Equilibrium

k_x : Coefficient of each alloying element on shifting the peritectic point of Fe-C system (C%/%)

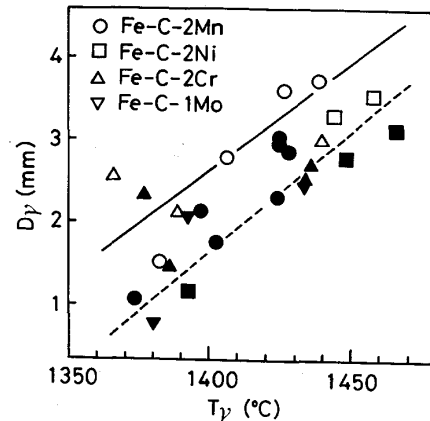
とがわかった。本研究での基本組成鋼 (0.02% P, 0.002% S) の包晶点C量に対する各元素 X の単位添加量あたりの影響係数を k_x とし、低C側へ移行させるものを正、高C側へ移行させるものを負として求めると Table 3 のようになる。Table 3 には熱力学的な検討によつて得られた石田ら²⁶⁾の結果も併せて示した。純粋な Fe-C 系の平衡状態を想定した石田らの結果と本研究結果とはSを除いてよく一致している。各合金元素の添加量が少量であり、それぞれの包晶点C量の変化に対する影響は加算的であると考えられるので、複合添加した材料の包晶C当量 (C_p) は上述の k_x を用いて

$$C_p = C + \sum_i k_{xi} \cdot X_i \dots \dots \dots (1)$$

と表され、これによつて実用鋼の T_γ が最大となるC量を求められる。また T_γ のC依存性は大きい第三元素添加による変化は比較的小さく、最大 T_γ はSi添加によつて下がりNi添加によつて上昇するものの、その他の元素ではほとんど変化が認められなかった。

次に冷却後の γ 粒径 (D_γ) と T_γ との関係について述べる。冷却中の γ 粒成長は T_γ を通過直後に急激に起こり始める (Photo. 1)。これは他相の存在による γ 粒界移動のピン止め効果が解消されるからであり、低C側では δ フェライト、高C側では液相、中間C域ではその両方が γ 粒成長を阻止していると考えられる。このようなピン止め効果が第二相がどの程度消失したときに解消されるかは明らかではないが、おそらく 98~99% 程度と思われる³³⁾。このことは、本研究で求めた T_γ が完全に γ 単相となる温度ではなく約 99% 変態が進んだ状態のものであると考えられる²⁹⁾ こと、および T_γ 前後の粒成長が急激であることと対応している。したがって今回熱分析法で求めた T_γ は冷却中の γ 粒成長挙動を議論するには十分と考えられる。Fig. 9 は各合金系によつて多少異なるものの、 D_γ は結晶粒成長が起こり始める T_γ によつてほぼ決定されることがわかる。

いま、ある合金系について連続冷却中の T_γ のCによる変化、および冷却速度の違いがその後の結晶粒成長にどのように影響するかを考える。初期 γ 粒径 D_0 に対し



Open: Cooled at 0.5°C s^{-1} Filled: Cooled at 1.5°C s^{-1}

Fig. 9. Relation between T_γ and D_γ in various steels.

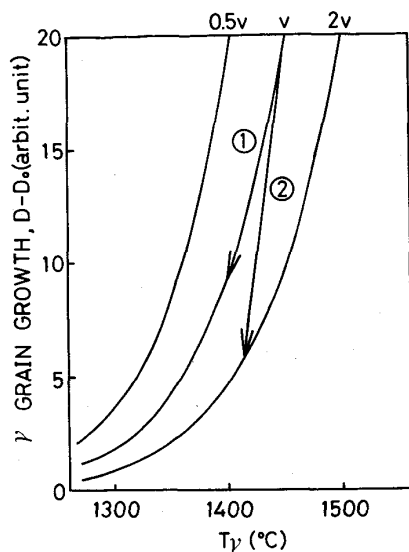
て、 T_γ を通過直後に粒成長が始まり、 1000°C までに D になったとする (ただし $D \gg D_0$) と、粒成長は次式で近似的に表されるであろう。

$$D^3 - D_0^3 = C \int_{T_\gamma}^{1273} t \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) dt \dots (2)$$

ここで、 C は定数、 t は時間、 Q は粒界移動の活性化エネルギー、 R はガス定数、 T は温度 (K) である。冷却速度 v の連続冷却を仮定すると、

$$T = T_\gamma - vt \dots \dots \dots (3)$$

となり、相対的な粒径の T_γ に対する変化は v と T_γ のみ依存し、Fig. 10 のようになる。たとえば冷却速度が一定でCの変化によつて T_γ が 1450°C から 1400°C に 50°C 下がったとすると、粒径は Fig. 10① のように約 1/2 となり、実験結果 (Fig. 9) をほぼ説明できる。また冷却速度が v から $2v$ と 2 倍になったとすると、それによる T_γ の低下とその後の粒成長の抑制とによつて Fig. 10② のように D_γ は大きく変わると予想される。 γ 粒が成長可能な温度域は T_γ 以降の γ 単相域であり、高温ほどその成長速度が大きい²⁴⁾。冷却速度の上昇により、 T_γ が低下し粒成長可能な温度域が低温側に狭められ (Fig. 7)、さらにその温度域に存在する時間が短くなるので T_γ 以降の粒成長も抑制される (Photo. 2)。



①: Grain refining due to the reduction of T_γ from 1450°C to 1400°C

②: Grain refining due to increase of the cooling rate after T_γ and due to decrease of T_γ

Fig. 10. Austenite grain growth during continuous cooling at rates of v , $2v$ and $0.5v$ between T_γ and 1000°C.

したがって実鑄片の鑄型内での冷却のような大きい冷却速度下では、 T_γ の低下による影響に加えて、 T_γ を超えてからの冷却速度が D_γ に与える影響も大きい。このような D_γ の変化が γ 粒界破壊を伴うCCスラブの表面疵に大きな影響を与えることになる²⁴⁾と考えられる。

5. 結 論

γ 域での割れであるCCスラブの表面疵と密接に関係する γ 粒成長挙動との関連において、低合金鋼における凝固、冷却中の変態挙動を熱分析法によって調べ、Pを0.02%、Sを0.002%含む鋼を基準にそのC依存性に及ぼす合金元素と冷却速度の影響を主に γ 単相化温度(T_γ)に注目して検討した。

(1) 非平衡状態での液相線や包晶反応開始温度は平衡状態でのそれとほとんど変わらないが、固相内変態開始および終了の温度は冷却速度の上昇に伴って低温側へ大きく移行する。したがって非平衡Fe-C系状態図には、 $\delta+\gamma$ や $\gamma+L$ の二相域に加えて、包晶点を含む中C域では $\delta+\gamma+L$ の三相共存域が存在することになる。

(2) これらの二相あるいは三相共存域を通過した後の T_γ の極大点すなわち包晶点は、合金元素の添加によって低C側もしくは高C側へ移行するとともに、その温度がSi添加では下降し、Ni添加によって上昇する。

(3) 低合金鋼における合金元素の影響を考慮した包晶

C当量(C_p)は、冷却速度一定の条件下では加算的に

$$C_p = C + \sum_i k_{x_i} \cdot X_i$$

と表されることが考えられ、その影響係数 k_x をSi, Mn, Ni, Cr, Sについて求めた。

(4) γ 粒の成長は T_γ を通過すると δ や L の γ 粒界移動に対するピン止め効果が解消されるので急激に起こり、同一合金系では冷却後の γ 粒径は T_γ によって決定される。

(5) 同一合金系では、冷却速度を大きくすることにより、 T_γ が低下するだけでなく T_γ 以降での γ 粒界の移動も抑制される効果によって、 γ 粒は微細化される。

終わりに、本研究の遂行に際し、有益な助言と激励を賜った住友金属工業(株)総合技術研究所小林純夫博士、同和歌山製鉄所友野宏博士を初めとする関係各位に厚くお礼申し上げます。

文 献

- 1) R. J. GRAY, A. PERKINS and B. WALKER: Sheffield International Conference on Solidification and Casting (1977), p. 967
- 2) 橋尾守規, 川崎守夫, 渡部忠男, 大谷泰夫, 村山順一郎: 鉄と鋼, **66** (1980), S757
- 3) 佐伯 毅, 大口 滋, 溝口庄三, 山本利樹, 三隅秀幸, 常岡 聡: 鉄と鋼, **68** (1982), p. 1773
- 4) L. I. MOROZENSKII, O. A. MITENEV and V. K. KRUTIKOV: Stahl in Eng., **4** (1965), p. 272
- 5) S. N. SINGH and K. E. BLAZEK: J. Met., **26** (1974) 10, p. 17
- 6) A. GRILL, K. SORIMACHI and J. K. BRIMACOMBE: Metall. Trans. B, **7** (1976), p. 177
- 7) A. GRILL and J. K. BRIMACOMBE: Ironmaking Steelmaking, **3** (1976), p. 76
- 8) 杉谷泰夫, 中村正宣: 鉄と鋼, **65** (1979), p. 1702
- 9) M. WOLF and W. KURZ: Metall. Trans. B, **12** (1981), p. 85
- 10) 松宮 徹, 佐伯 毅, 田中 純, 有吉敏彦: 鉄と鋼, **68** (1982), p. 1782
- 11) W. T. LANKFORD: Metall. Trans., **3** (1972), p. 1331
- 12) G. BERNARD, J. P. BIRAT, B. CONSEIL and J. C. HUMBERT: Rev. Métall., **75** (1978), p. 467
- 13) B. MINTZ and J. M. ARROWSMITH: Met. Technol., **6** (1979), p. 24
- 14) K. YAMANAKA, F. TERASAKI, H. OHTANI, M. ODA and M. YOSHIHARA: Trans. Iron Steel Inst. Jpn., **20** (1980), p. 810
- 15) H. G. SUZUKI, S. NISHIMURA and S. YAMAGUCHI: Trans. Iron Steel Inst. Jpn., **22** (1982), p. 48
- 16) C. OUCHI and K. MATSUMOTO: Trans. Iron Steel Inst. Jpn., **22** (1982), p. 181
- 17) Y. MAEHARA and Y. OHMORI: Mater. Sci. Eng., **62** (1984), p. 109
- 18) Y. OHMORI and Y. MAEHARA: Trans. Jpn. Inst. Met., **25** (1984), p. 160
- 19) J. R. WILCOX and R. W. K. HONEYCOMBE: Met. Technol., **11** (1984), p. 217
- 20) H. G. SUZUKI, S. NISHIMURA and Y. NAKAMURA: Trans. Iron Steel Inst. Jpn., **24** (1984), p. 54

-
- 21) K. YASUMOTO, Y. MAEHARA, S. URA and Y. OHMORI: *Mater. Sci. Technol.*, **1** (1985), p. 520
 - 22) Y. MAEHARA, K. YASUMOTO and Y. OHMORI: *High Temp. Technol.*, **4** (1986), p. 13
 - 23) Y. OHMORI and T. KUNITAKE: *Met. Sci.*, **17** (1983), p. 325
 - 24) Y. MAEHARA, K. YASUMOTO, Y. SUGITANI and K. GUNJI: *Trans. Iron Steel Inst. Jpn.*, **25** (1985), p. 1045
 - 25) 安元邦夫, 前原泰裕, 長道常昭, 郡司好喜: *鉄と鋼*, **71** (1985), S205
 - 26) 石田清仁, 深井英明, 大谷博司, 西沢泰二: *鉄と鋼*, **71** (1985), S198
 - 27) 香川明男, 岡本 平: *鉄と鋼*, **71** (1985), S1065
 - 28) L. BÄCKRUD and H. U. PFEIFER: *Scand. J. Metall.*, **1** (1972), p. 159
 - 29) 小林純夫, 長道常昭, 郡司好喜: *鉄と鋼*, **72** (1986), S131
 - 30) M. HANSEN: *Constitution of Binary Alloys* (1958), p. 353 [McGraw-Hill]
 - 31) 田中良平: *鉄と鋼*, **53** (1967), p. 1586
 - 32) E. SCHMIDTMAN and F. RAKOSKI: *Arch. Eisenhüttenwes.*, **54** (1983), p. 357
 - 33) 前原泰裕, 加藤信一郎, 大森靖也, 邦武立郎: *鉄と鋼*, **69** (1983), p. 275
-