

論 文

低合金鋼凝固材の高温延性におよぼす
炭素の影響前原 泰裕*・安元 邦夫*²・杉谷 泰夫*²・郡司 好喜*

Effect of Carbon on Hot Ductility of As-cast Low Alloy Steels

Yasuhiro MAEHARA, Kunio YASUMOTO, Yasuo SUGITANI and Koki GUNJI

Synopsis :

The effect of C on hot ductility of low alloy steels has been studied in view of surface cracking of continuously cast (CC) slabs. As the ductility was not affected by C content in hot tensile test of the reheated specimens, the well-known C dependency of surface cracking susceptibility in CC slabs can be ascribed to the microstructural change during the solidification process. Austenite grain size of as-cast materials was found to depend largely on C content, i.e., the maximum grain size appears in 0.10~0.15% C region. This can be explained by the higher austenite formation temperature in this C region. Austenite grain growth rapidly occurred after the complete transformation or solidification into γ phase, as the strong pinning effect of the second phase such as δ -ferrite or liquid phase on γ grain boundary migration disappeared. Carbon dependency of γ grain size became more marked with increasing cooling rate up to that of ordinary continuous casting.

Such coarsening of γ grains enhanced intergranular fracture, resulting in ductility loss inversely proportional to the γ grain size. Uneven surface solidification in the mold due to the peritectic reaction will produce much coarser γ structure because of the local delay of cooling. Surface cracking susceptibility will also be largely accelerated by this mechanism. Carbon range where surface cracking susceptibility was the largest varied with the chemical compositions. This shift can be explained in terms of the effect of alloying elements such as Mn on the peritectic composition.

1. 緒 言

低合金鋼の連続铸造铸片に発生する縦われ感受性がC含有量に大きく影響されることはよく知られている¹⁾²⁾。また公表データは少ないが、横ひびわれあるいは直送圧延時の表面疵の発生頻度もC含有量に大きく依存するのも事実であり³⁾、いずれも0.10~0.15% C域においてわれ感受性が著しく高くなる。しかしながらこの問題についての詳細は不明であり、有効な対策も見出されていないのでこのようなC域を避けて操業が行われているのが実態であろう。

MOROZENSKIIらは0.17~0.20% C鋼では延性が0となる温度が異常に低温側まで広がることを示し、凝固時の収縮応力との関係を示唆した⁴⁾。その後この現象は包晶反応⁵⁾との関連において詳細に調べられ、0.10~0.15% C鋼では融液を含む状態で $\delta \rightarrow \gamma$ 変態が進むため不均一凝固しやすく、その結果铸型の抜熱量が激減する事実が報告されている^{3)6)~11)}。このような不均一凝固に伴い凝固殻の強度に著しいむらを生じ殻の破れが起りやす

くなると説明されている⁹⁾。このモデルによつて凝固点直下のわれをある程度説明できる。しかしながら凝固が完了した低温 γ 域や $\alpha + \gamma$ 2相域でのわれを説明することはできない。

一方、凝固、冷却中の組織変化はその後の高温延性と密接な関係があると考えられる。例えば上述の表面疵は形態や発生機構の違いこそあれ γ 粒界破壊を伴つて起こるという共通点がある^{12)~22)}。したがつてその粒径が延性に対して大きく影響すると考えられる²³⁾が、このような点に着目した研究はほとんど行われていない。

そこで本研究では、その発生機構が比較的詳細に解明されていると考えられる横ひびわれあるいは直送圧延時の表面われ感受性におよぼすCの影響とその原因を明らかにすることを目的として、主に凝固、冷却中の γ 粒成長挙動との関連に注目して γ 域の延性におよぼすCの影響を検討することにした。

2. 実験方法

Table 1に示す鋼を50 kg高周波炉で大気中溶解し、

昭和59年10月本会講演大会にて発表 昭和59年12月17日受付 (Received Dec. 17, 1984)

* 住友金属工業(株)中央技術研究所 工博 (Central Research Laboratories, Sumitomo Metal Industries, Ltd., 1-3 Nishinagahondori Amagasaki 660)

*² 住友金属工業(株)中央技術研究所 (Central Research Laboratories, Sumitomo Metal Industries Ltd.)

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

Steel	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Nb
A1	0.052	0.34	1.51	0.020	0.008	0.047	0.0059	0.052
A2	0.12	0.33	1.51	0.020	0.008	0.047	0.0056	0.055
A3	0.16	0.33	1.49	0.019	0.008	0.047	0.0051	0.051
A4	0.21	0.33	1.48	0.020	0.009	0.047	0.0064	0.038
A5	0.30	0.33	1.49	0.020	0.009	0.048	0.0060	0.052
B1	0.053	0.30	0.24	0.020	0.017	0.048	0.0062	—
B2	0.11	0.33	0.22	0.021	0.017	0.047	0.0053	—
B3	0.13	0.34	0.24	0.022	0.016	0.039	0.0147	—
B4	0.20	0.35	0.24	0.019	0.018	0.047	0.0054	—
B5	0.24	0.38	0.24	0.019	0.016	0.059	0.0046	—
C1	0.029	—	0.84	0.020	0.006	0.025	0.0047	—
C2	0.059	—	0.88	0.019	0.006	0.042	0.0056	—
C3	0.10	—	0.96	0.024	0.006	0.066	0.0059	—
C4	0.12	—	0.78	0.026	0.005	0.013	0.0054	—
C5	0.16	—	0.68	0.022	0.006	0.010	0.0043	—
C6	0.17	—	0.71	0.021	0.006	0.014	0.0054	—
C7	0.17	—	0.84	0.024	0.006	0.048	0.0060	—
C8	0.22	—	0.83	0.022	0.007	0.020	0.0055	—
C9	0.28	—	0.89	0.022	0.007	0.031	0.0066	—

熱間鍛造と熱間圧延によつて直径 20 mm の丸棒とした。これらより直径 15 mm 長さ 40 mm の再溶解用試験材と後述する 2 種類の引張試験片を素材中心部から圧延方向に採取した。再溶解用試験材は内径 20 mm 深さ 40 mm のアルミナるつぼに入れ Ar ガス雰囲気中で 1580°C に加熱して溶解し、0.28~5°C s⁻¹ の所定の冷却速度で 900°C まで冷却して水冷した。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、同時に試料に取りつけた熱電対によつて冷却曲線を記録し、その微分曲線から変態挙動を調べた²⁴⁾。これらの処理を行つたものについて光学顕微鏡によつて組織を観察し、 γ 粒成長挙動を調べた。高温引張試験はまず平行部の直径 8 mm 長さ 20 mm の引張試験片を採取し、インストロン型引張試験機に取りつけた赤外線イメージ炉中で 1100~1350°C の所定の温度に加熱して 10 min 保持の後、3°C s⁻¹ の冷却速度で 800°C ないしは 900°C に降温、均熱化の目的で 1 min 保持の後 0.83 × 10⁻³ s⁻¹ の歪み速度 ($\dot{\epsilon}$) で破断に至るまで等温変形した。また別に平行部の直径 10 mm 長さ 140 mm の引張試験片を用意し、グリーブル引張試験機に取りつけ通電加熱によつて試験片の中央部 7 mm を再溶解させた後 2°C s⁻¹ の所定の冷却速度で 1050°C に降温、1 min 保持の後 1.0 s⁻¹ の歪み速度で破断に至るまで等温変形した。これらの引張試験は流動 Ar ガス雰囲気中で行い、その破壊形態を走査型電子顕微鏡 (SEM) で観察した。

3. 実験結果

3.1 再加熱後の延性におよぼす C の影響

Nb 含有鋼 (Table 1 の A1~A5 鋼) を用いて 1300°C 加熱後の 800, 900°C での低歪み速度変形 ($\dot{\epsilon}=0.83 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$) 時の引張性質におよぼす C の影響を調べた。断面収縮率 (RA) と C 量との関係を Fig. 1 に示すが C 量による RA の差はほとんど認められない。Fig. 2 は A2 鋼を用いて加熱温度を 1100~1350°C の範囲で変え、引張性質におよぼす γ 粒径 (D_γ) の影響を調べ

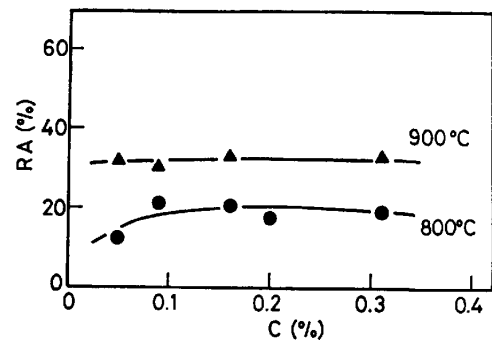


Fig. 1. The effect C content on hot ductility in Steels A1~A5 (0.35Si-1.5Mn-0.05Nb). The specimens were deformed at 800 or 900°C at a strain rate of $0.83 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ after solution treatment at 1300°C.

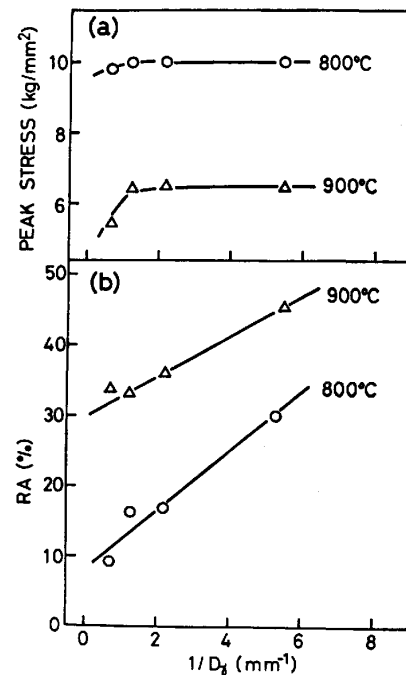


Fig. 2. Relationship between tensile properties and reciprocal of γ grain size (D_γ). Steel A2 specimens were solution-treated at 1100~1350°C and then deformed at 800 or 900°C at a strain rate of $0.83 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$.

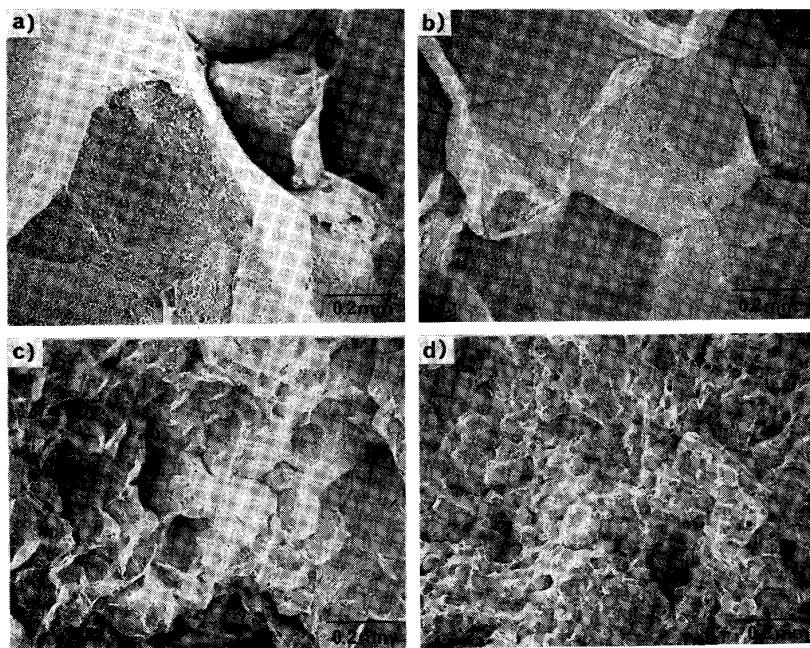


Photo. 1. The effect of γ grain size on fracture surface. Steel A2 specimens were deformed at 800°C at a strain rate of $0.83 \times 10^{-3} \text{s}^{-1}$ after heating at (a) 1350°C , (b) 1300°C , (c) 1200°C and (d) 1100°C .

たものである。強度は γ 粒径が最大となる 1350°C 加熱のときにやや低くなるが、それ以外では粒径による差は認められない。これに対しRAは γ 粒径に大きく影響され、その逆数に比例して低下している。このときの破面をPhoto. 1に示す。 1300°C や 1350°C に加熱し、 γ 粒が粗大化した後の破面はほぼ完全な粒界破壊を呈しているが、 1200°C 加熱では粒内変形が混入するようになり、 1100°C 加熱では粒内延性破壊が主体となつている。なお、いずれの場合も加熱時にはNbCがほぼ完全に溶解していると考えられ²⁵⁾、Fig. 2 (a)において加熱温度の低下に伴う強度低下が認められなかつたことと矛盾しない。すなわちこの結果はいずれの条件においても固溶したNbが低歪み速度変形中にほぼ同量再析出したことを示しており、加熱温度の違いによるNbCの溶解度の差は無視し得る程度のもつと判断される。粒界われを伴う脆化はこのようなNbCの粒界および粒内への動的析出によつて生じたものと考えられる¹⁸⁾¹⁹⁾。

大内と松本は同様な鋼を用いて約50%以上のRAを示して破断する条件下で延性におよぼす加熱温度の影響を調べ、その差は γ 粒径ではなくて固溶Nb量の差によつて説明できるとしている¹⁷⁾。しかしながら延性に粒径が大きく依存するのは粒界破壊を伴う場合であり、彼らの結果のように高延性を示して破断する場合は粒内延性破壊を主体とするので粒径の影響がほとんど現れないことを強調しておかねばならない。大森と邦武はこのような観点で同様の脆化機構で発生するSR(stress relief)われと粒径との関係を詳細に調べこのことを確認してい

る²³⁾。

3.2 γ 粒成長挙動におよぼすCの影響

Nb鋼(A1~A5)を再溶解し、 5°C s^{-1} で冷却したときの顕微鏡組織をPhoto. 2に示す。 γ 粒径は明らかに低C域と高C域で小さく、0.12, 0.16% C材(ここでは中炭素鋼と呼ぶことにする)で大きくなつていることがわかる。

NbCの析出などによつて γ 粒成長挙動に影響をおよぼす可能性のないC1~C9鋼を用いて γ 粒成長挙動におよぼすCの影響についてさらに詳細に検討した。Photo. 3はC5(0.16% C)鋼を用いて $0.28^{\circ}\text{C s}^{-1}$ の冷却速度で連続冷却中の γ 粒成長挙動を冷却途中より水冷した試料を用いて調べたものである。この条件では 1470°C から 1430°C にかけて大きな γ 粒の成長が起こり、その後の粒成長は比較的小さいことがわかる。同様な実験を0.03% C(C1)鋼と0.28% C(C9)鋼について行い、倍率を変えて撮影した光学顕微鏡写真の線分析によつて求めた γ 粒径と水焼入温度との関係をFig. 3にまとめた。0.16% C鋼では 1450°C 近辺で急激な成長が起こり低C、高C鋼で粒成長が起こり始める温度は0.16% C鋼のそれよりも約 50°C 低温側にあり、低温 γ 域に至つたときの粒径もかなり小さくなつている。図中の矢印は熱分析によつて求めた γ 单相となる温度であり、粒成長が起こり始める温度と極めてよく一致している。さらに注目されることは粒径の変化が起こり始めてから約 1200°C までの粒成長は著しいがその後の変化は小さいことである。Photo. 4はやはりC5(0.16% C)鋼を用

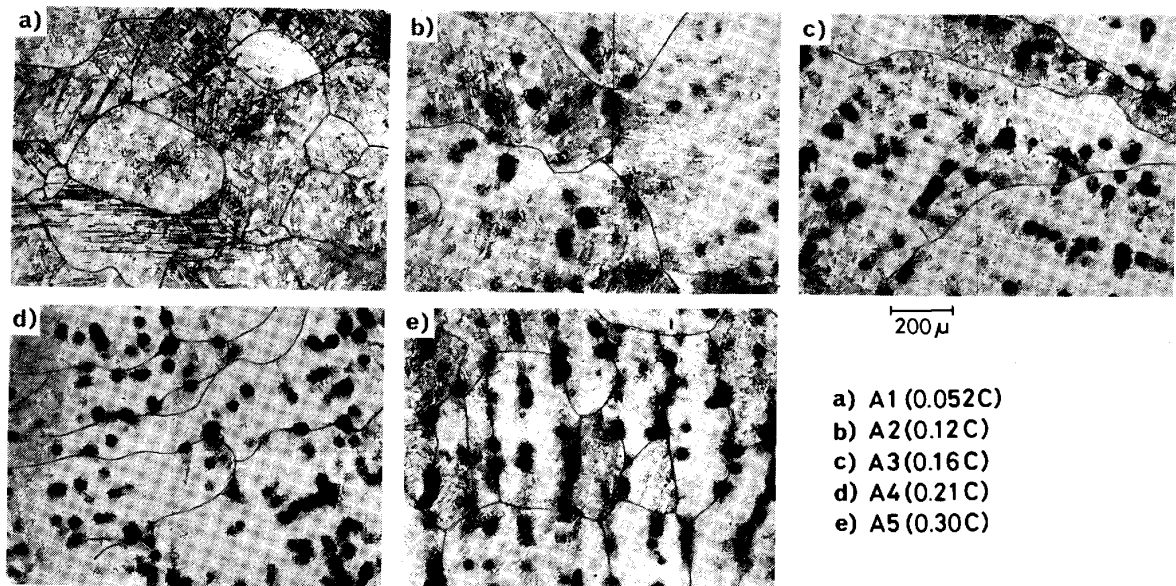


Photo. 2. The effect of C on γ grain size. Steel A1~A5 specimens were remelted at 1580 °C, cooled to 900°C at a rate of 5°C s⁻¹ and then quenched into water.

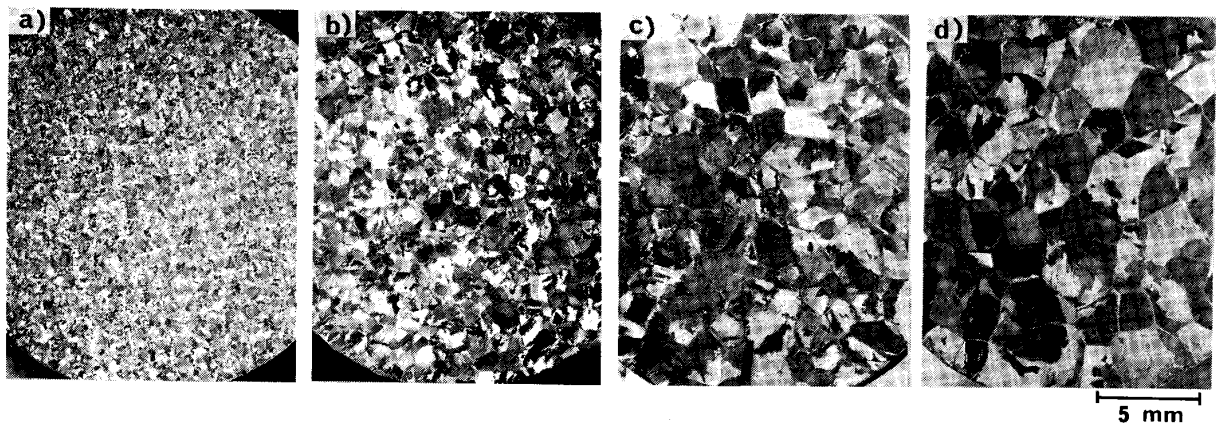


Photo. 3. Grain growth of γ phase during continuous cooling. Steel C5 specimens were remelted at 1580°C, cooled to given temperatures at a rate of 0.28°C s⁻¹, and then quenched into water.

いて冷却途中の1450°Cでの等温保持中の組織変化を調べたものであり、Fig. 4には γ 粒径の保持時間に対する変化をまとめた。2 minまでの保持では大きな変化は認められないが、5 min保持によつて γ 粒は著しく粗大化し、保持時間を10 minとしてもそれ以上の大きな変化は認められない。

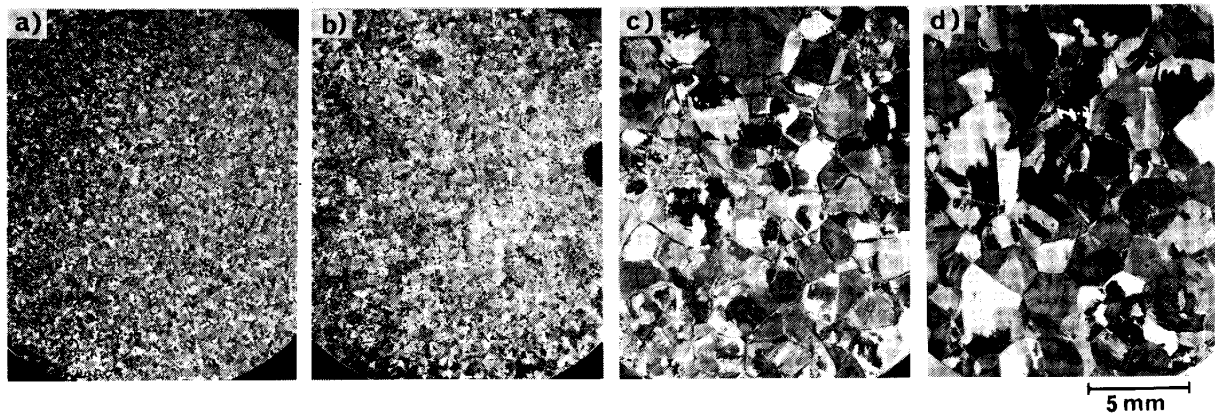
3.3 溶融後冷却中の高温延性におよぼすCの影響

Mnを減らしSを増量したB1~B5鋼を用いて再溶融後1050°Cで高歪速度変形した。Photo. 5に破面を示すように0.11%C (B2)鋼、0.13%C (B3)鋼の粒界破壊が最も顕著であり、0.05%C (B1)鋼や0.20, 0.24%C (B4, 5)鋼では粒内変形も混入し、特に0.24%C鋼では粒内延性破壊が主体となつていた。また0.11,

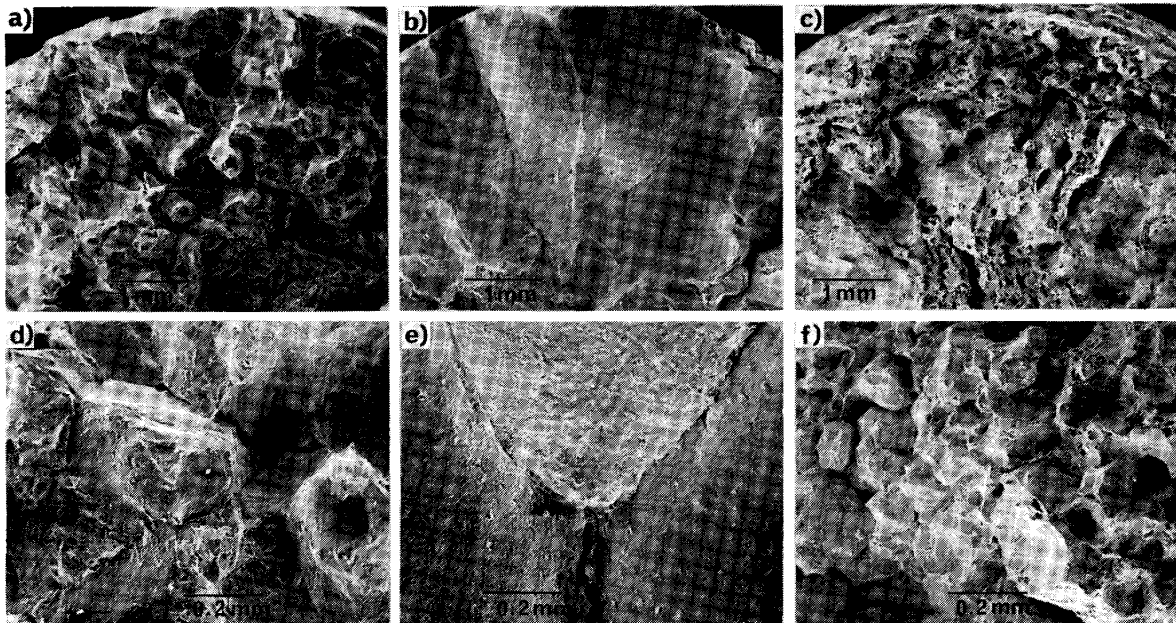
0.13%C鋼の粒径が非常に大きく、低Cや高C鋼では細かいこともわかつた。さらに注目されることは試料周辺から中心に向かって伸びた粒界破壊面を単位とする柱状 γ 粒の長さがC量によつて異なることであり、0.13%C鋼で非常に長く、低Cや高Cではほとんど等軸晶を呈していることである。

4. 考 察

既に述べたように鋼の高温延性におよぼすCの影響は大きく^{1)~3)}、Fig. 5に模式的に示すように0.12%C近辺で連続铸造铸片の表面疵発生頻度が極大値をとる。ところが、 γ 域や $\alpha+\gamma$ 2相域の脆化は従来考えられている不均一凝固^{9)~11)}のみでは説明できず、再加熱材の



(a) 0 min (b) 2 min (c) 5 min (d) 10 min
 Photo. 4. Grain growth of γ phase during isothermal holding at 1450°C. Steel C5 specimens were remelted at 1580°C, cooled to 1450°C at a rate of 0.28°C s⁻¹, held at 1450°C for given time, and then quenched into water.



(a), (d): Steel B1 (0.05%C), (b), (e): Steel B3 (0.13%C), (c), (f): Steel B5 (0.24%C)
 Photo. 5. Effect of C on fracture surface. The specimens were remelted at 1580°C, cooled to 1050°C at a rate of 2°C s⁻¹, and then deformed at a strain rate of 1.0 s⁻¹.

延性にCが何ら影響をおよぼさないことも確認された (Fig. 1). したがって脆化の原因は凝固、冷却中の組織変化との関連において議論せねばならない。

連続鋳造鋳片もしくはその直送圧延時に表面われをもたらす脆化の原因は、主として γ 粒界への炭窒化物や硫化物の析出あるいは不純物元素の偏析によるものと考えられ、いずれも γ 粒界破壊を伴うものである^{12)~22)}. したがって延性におよぼす結晶粒径の影響は極めて大きく粒径の逆数に比例して延性が低下することが知られており²³⁾, 今回も同様な現象が認められた (Fig. 2). そこで凝固後低温 γ 域に至ったときの γ 粒径を調べてみる

と 0.10~0.15%C 域で極大値をとることがわかった (Photo. 2). このときの γ 粒径のC依存性をグラフ化すると Fig. 6 (a) のごとくなる. Fig. 2 の結果より, 800°C, $\dot{\epsilon}=0.83 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ の引張試験を行つたとすると RA のC依存性は Fig. 6 (b) のようになると予想される. グリーブル試験機を用いた溶融後冷却過程における引張試験において引け巢の存在のために延性の評価はできなかつたものの, その破面観察において 0.11, 0.13%C 材の γ 粒径が低Cや高C材に比べて著しく粗大であり, 粒界破壊も激しくなつていることが認められた (Photo. 5). また注目すべき事実は問題となるC域では

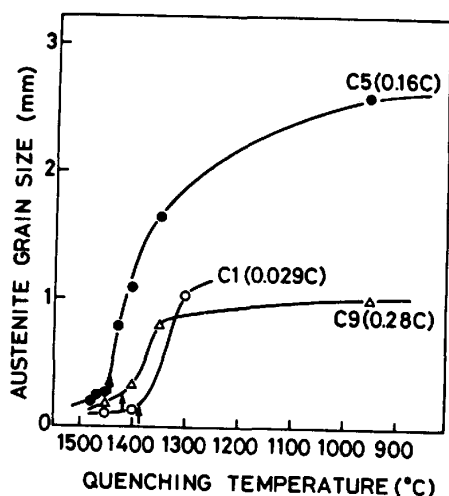


Fig. 3. Grain growth of γ phase during continuous cooling. The specimens were remelted at 1580°C, cooled to given temperature at a rate of 0.28°C s⁻¹, and then quenched into water.

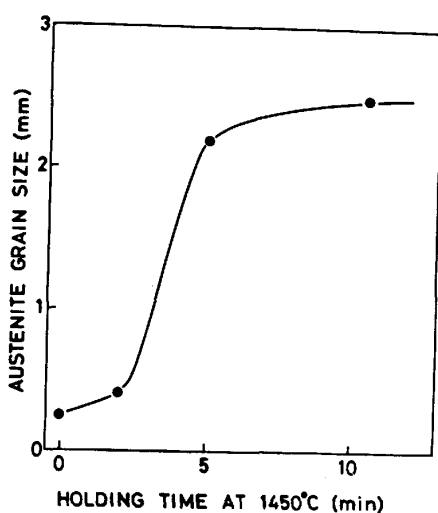


Fig. 4. Grain growth of γ phase during isothermal holding at 1450°C. Steel C5 specimens were remelted at 1580°C, cooled to 1450°C at a rate of 0.281°C s⁻¹, held at 1450°C, and then quenched into water.

柱状 γ 粒が発達しやすいことである。このような柱状組織の存在とその長径の増大はスラブ表面から中心部へ向かつての粒界われを著しく助長し、われの深さをも増すことは明らかである。この効果を考慮すると Fig. 6(b)のRAのCによる差はさらに大きくなると考えられ、粒界われに寄与する γ 粒の寸法としては最大長径をとるのが妥当であろう。以上の結果よりCは凝固、冷却中の γ 粒成長挙動を通じて高温延性に大きな影響をおよぼすことが結論される。

次に γ 粒成長挙動がなぜCの影響を受けるのかについて考える。まず γ 粒の成長はある温度以下で急激に起

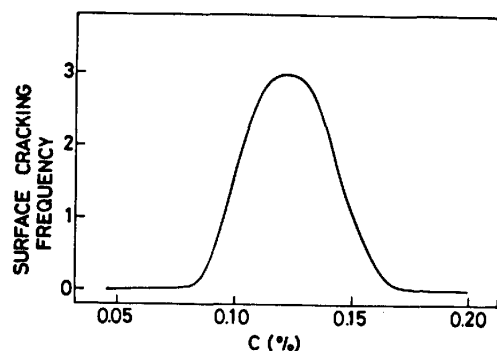


Fig. 5. Schematic illustration of the effect of C on surface cracking frequencies of continuously cast slabs^{1)~3)}.

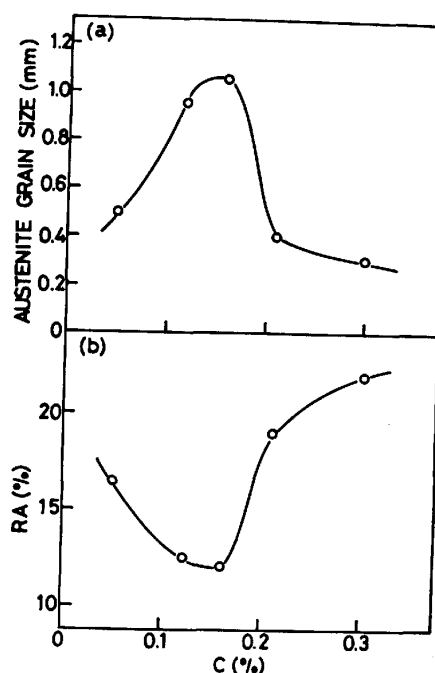


Fig. 6. The effect of C content on γ grain size and calculated value of RA. (a) Relationship between γ grain size and C content in the specimens shown in Photo. 2. (b) Calculated values RA which were deduced from the grain size dependency in Fig. 2 assuming that the specimens were deformed at 800°C and at a strain rate of 0.83×10^{-3} s⁻¹.

り始める (Fig. 3) ことに注目せねばならない。C5 (0.16% C) 鋼を 0.28°C s⁻¹ の冷却速度で冷却した場合その温度は約 1450°C であり、低Cや高C材ではそれよりもかなり低い (Fig. 3)。これらの温度は熱分析による γ 単相化温度と極めてよく一致することも確かめられた (Fig. 3)。このことは第2相の存在が γ 相の粒成長を著しく抑制することを示している。したがって γ 粒の成長は γ 単相化温度がいかに高いかによつて決定され、包晶点を通過するものが最も粗大化することになる。今純粋な Fe-C 系ではないので正確な包晶点はわか

らないが、それよりも低C側では γ 粒の成長を抑制する第2相は δ 相であり、高C側では液相であろう。いずれの場合も γ 粒が成長するには $\delta \rightarrow \gamma$ もしくは $L \rightarrow \gamma$ (L:液相)の相変化が必要であり、 γ/γ 粒界の移動に比べれば多くの物質移動と構造の変化を必要とするので桁違いに高いエネルギーを要することは明らかである²⁶⁾。第2相の消失は等温保持によつても起こりそれによつても著しい粒成長が起こる (Fig. 4)。このように第2相の存在が母相の粒成長を抑制する効果は他にも多く知られており、例えば2相ステンレス鋼の δ 粒は少量の γ の存在によつてもその成長を著しく阻止される²⁷⁾。

実用鋼において γ 粒径が極大を示すC量と実際に表面疵が発生しやすいC域とはよく一致する。しかしながらそのC量はFe-C系²⁸⁾において γ 単相化温度が最も高くなる包晶点すなわち0.18%よりもかなり低濃度側にずれている。この原因は第3元素の影響によるものと考えられる。今本実験結果を説明するのに最も重要と思われるMnの効果について議論する。C1~C9鋼を用いて種々の冷却速度での γ 単相化温度を熱分析によつて測定した結果をFig. 7に示す。 γ 単相化温度は併せて示したFe-C状態図(破線)²⁸⁾よりもかなり低温側へずれており、その程度は冷却速度の上昇に伴って大きくなっている。そのピークはFe-C系における包晶点よりもかなり低C側にずれているが、Fe-C²⁸⁾、Fe-Mn系²⁹⁾よりC1~C9鋼の平均Mn量0.85%を仮定して近似的に

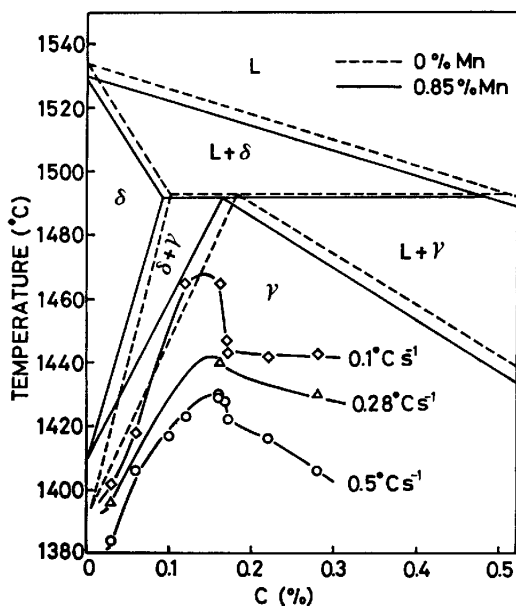


Fig. 7. Variation of γ formation temperature with C content in Steels C1~C9 cooled at various cooling rates with reference to the equilibrium Fe-C phase diagram (dotted line). Solid line was deduced by considering the effect of Mn.

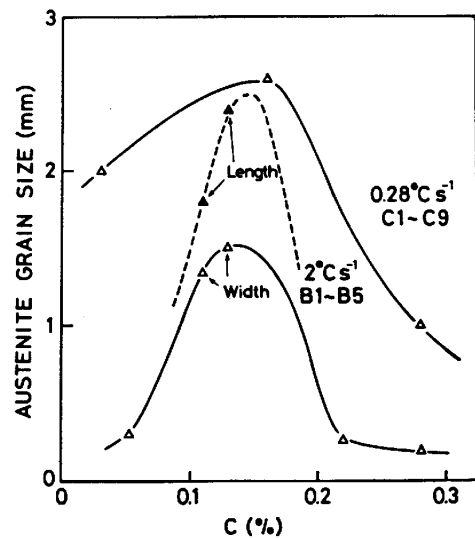
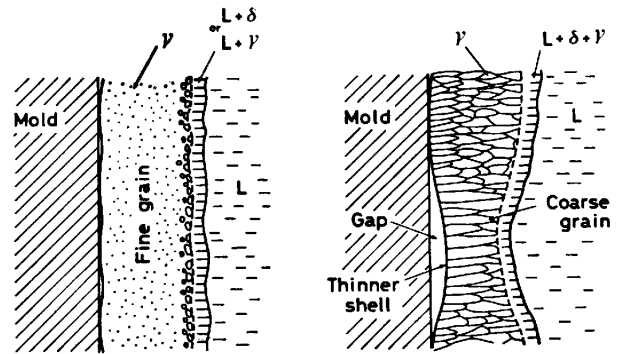


Fig. 8. Influence of cooling rate on the C dependency of γ grain size.



(a) Low or high C steel (b) Medium C steel
Fig. 9. Schematic illustration of austenite structure in solidified shell.

予想される状態図(実線)における包晶点と極めてよく一致する。

Fig. 7の結果からも予想されるように γ 粒径のC量依存性は冷却速度が大きいときにより顕著となる。Fig. 8はFig. 3に示した試料およびPhoto. 2に示した試料の γ 粒径をC量に対してプロットしたものであり、 2°C s^{-1} と連続鋳造並の冷却速度の場合にその影響が顕在化することがわかる。さらに前述の γ 粒が約0.15%鋼の速い冷却速度で柱状化しやすいという事実を考慮し、粒界われに対する実効 γ 粒径と考えられる長径で整理すると(図中の▲印)約0.15%C域では粒界われがいに助長されるかが明瞭である。柱状 γ 粒が約0.15%鋼の速い冷却速度での冷却時に生成しやすい理由は明らかではないが、おそらく包晶反応⁵⁾と凝固、変態中の温度勾配によつて説明されるべきものと考えられる。

今回得られた知見および不均一凝固現象とから0.10~0.15%鋼の脆化原因をまとめるとFig. 9のごとく

となる。まず同一冷却速度（鋳型に完全に接している場合）であつても低Cや高C鋼に比べて γ 粒が粗くなり、柱状化しやすくなる。さらに不均一凝固に伴う局所的な冷却の遅れ^{3)6)~11)}が粗大化をさらに促進するので粒界われ感受性がますます助長されるのが原因と考えられる。

5. 結 論

中・低炭素低合金鋼を用いて凝固、冷却中の γ 粒成長挙動との関連において低温 γ 域の延性におよぼすCの影響を調査し、従来の研究結果を統合して脆化原因を検討した。

(1) 再加熱材の高温延性はC含有量によつて何ら変わらない。

(2) 凝固材の γ 粒径はCに大きく依存し、0.10~0.15%C域で極大値をとる。

(3) この原因はより高い温度で γ 単相となるためであり、 δ 相等の第2相の存在が母相である γ 相の粒成長を著しく抑制する効果によつて説明できる。

(4) γ の粒成長は γ 単相となつてから急激に起こり約1300°C以下での変化は小さい。

(5) γ 粒度のC依存性は冷却速度を上げることによつて顕在化し、通常の連続鋳造の冷却速度ではC量による粒度の差が著しくなるばかりか0.1~0.15%C域では柱状 γ 粒が生成しやすくなる。

(6) このような γ 粒の粗大化は γ 粒界破壊を著しく助長し、粒径の逆数に比例して延性を低下させる。

(7) 包晶反応によつて不均一凝固が生じれば、冷却が遅れる場所で γ 粒の粗大化がますます助長され、この場所でのわれ感受性がいつそう高まると考えられる。

(8) 実用鋼で γ 粒径がピークを示すC量と鋳片表面疵のそれとはよく一致するが、Fe-C系における包晶点、0.18%Cよりはかなり低C側にある。これはMn等の第3元素の影響と考えられる。

終わりに本研究の過程において有益な助言を賜つた大森靖也博士、友野宏博士と岡本篤樹博士およびグループ試験機での実験に御配慮いただいた橋本保博士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), S 757
 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) 例えば, M. C. FLEMINGS: Solidification Processing (1974), p. 177 [McGraw-Hill]
 6) S. N. SINGH and K. E. BLAZEK: J. Met., 26 (1974) 10, p. 17
 7) A. GRILL and J. K. BRIMACOMBE: Ironmaking Steelmaking, 3 (1976), p. 76
 8) A. GRILL, K. SORIMACHI and J. K. BRIMACOMBE: Metall. Trans., 7B (1976), p. 177
 9) 杉谷泰夫, 中村正宣: 鉄と鋼, 65 (1979), p. 1702
 10) M. WOLF and W. KURZ: Metall. Trans., 12B (1981), p. 85
 11) 松宮 徹, 佐伯 毅, 田中 純, 有吉敏彦: 鉄と鋼, 68 (1982), p. 1782
 12) W. T. LANKFORD: Metall. Trans., 3 (1972), p. 1331
 13) G. BERNARD, J. P. BRAD, B. CONSEIL and J. C. HUMBERT: Rev. Metall., 75 (1978), p. 467
 14) B. MINTZ and J. M. ARROWSMITH: Met. Technol., 6 (1979), p. 24
 15) K. YAMANAKA, F. TERASAKI, H. OHTANI, M. ODA and M. YOSHIHARA: Trans. ISIJ, 20 (1980), p. 810
 16) H. G. SUZUKI, S. NISHIMURA and S. YAMAGUCHI: Trans. ISIJ, 22 (1982), p. 48
 17) C. OUCHI and K. MATSUMOTO: Trans. ISIJ, 22 (1982), p. 181
 18) Y. MAEHARA and Y. OHMORI: Mater. Sci. Eng., 62 (1984), p. 109
 19) Y. OHMORI and Y. MAEHARA: Trans. JIM., 25 (1984), p. 160
 20) J. R. WILCOX and R. W. K. HONEYCOMBE: Met. Technol., 11 (1984), p. 217
 21) K. YASUMOTO, Y. MAEHARA, S. URA and Y. OHMORI: Mater. Sci. Tech., 1 (1985), p. 111
 22) H. G. SUZUKI, S. NISHIMURA and Y. NAKAMURA: Trans. ISIJ, 24 (1984), p. 54
 23) 例えば, Y. OHMORI and T. KUNITAKE: Met. Sci., 17 (1983), p. 325
 24) L. BÄCKERUD and H. U. PFEIFER: Scand. J. Metall., 1 (1972), p. 159
 25) 成田貴一: 日本金属学会会報, 8 (1969), p. 49
 26) A. D. KRISHERBAUM and J. A. CAHILL: Trans. Metall. Soc. AIME, 224 (1962), p. 816
 27) 前原泰裕, 加藤信一郎, 大森靖也, 邦武立郎: 鉄と鋼, 69 (1983), p. 275
 28) M. HANSEN: Constitution of Binary Alloys (1958), p. 353 [McGraw-Hill]
 29) R. P. ELLIOTT: Constitution of Binary Alloys, First Supplement (1965), p. 419 [McGraw-Hill]