

論 文

UDC 669.15'26-194.2 : 620.184.4 : 620.192.43 : 539.531

低クロム鋼鑄物に現われるミクロ偏析*

岸武 勝彦**・松尾 秀助***・岡本 平****

Microsegregation in Low Chromium Steel Castings

Katsuhiko KISHITAKE, Shūsuke MATSUO, and Taira OKAMOTO

Synopsis:

In order to elucidate the relationship between inhomogeneity of hardness and microsegregation of alloying elements in low chromium hypereutectoid steel castings, the distribution of chromium and carbon and the microhardness in both dendrite-arm and interdendritic regions were measured in iron-carbon-chromium alloys containing 2-3% Cr. The effects of several other alloying elements such as silicon and nickel, which raise the carbon activity in solid state, on the segregation of chromium and carbon were also examined.

The results obtained are summarized as follows;

- 1) Segregation ratio of chromium is independent of chromium content up to 3% and increases with an increase of carbon content up to 1.5% above which eutectic appears.
- 2) The difference of hardness between dendrite-arm and interdendritic regions is caused by the concentration difference of carbon between the both regions and is independent of the concentration difference of chromium.
- 3) Carbon enrichment into interdendritic region is accompanied by the segregation of chromium because chromium gathers carbon into its rich region at the temperatures below the A_{cm} line in the phase diagram. A small addition of silicon or nickel has no effect to prevent carbon enrichment.

1. 緒 言

鑄塊の凝固組織の形成に伴って生じるミクロ偏析は完全な均質化焼鈍を行わなければ消失せず、鍛造あるいは圧延を受けた材料においては、デンドライト組織とともに変形を受けた方向に引き伸ばされ、亜共析鋼においてはパーライトとフェライトの縞状組織として、また過共析鋼においては炭化物の列状分布として現われる。このような組織をもつた鋼材においては機械的性質が著しく劣化することが知られている^{1)~3)}。

ミクロ偏析している合金元素による過共析鋼の炭化物の二次偏析については ROSE⁴⁾ によつて調べられているが、合金の濃度分布との定量的な対応は示されていない。そこで本研究では、合金元素のミクロ偏析と炭化物の分布に関する基礎的知見を得る目的で、Fe-C-Cr 合金に注目して Cr の偏析に及ぼす C 含有量の影響を調べ、さらにデンドライトの樹枝部と樹間部の硬さを測定し、偏析および炭化物の分布との対応を調べた。

2. 実験方法

電解鉄、電解クロムおよび黒鉛を用いて、種々の組成の Fe-C-Cr 三元合金を高周波真空溶解炉で 1 kg 溶製し、底面に水冷銅板を有する発熱鑄型に鑄込み方向性凝固した。発熱鑄型のキャビティの大きさは底面で $25 \times 35 \text{ mm}^2$ 、上面で $30 \times 40 \text{ mm}^2$ 、高さ 105 mm である。作製した試料の組成を Table 1 に示す。方向性凝固した鑄塊を底面から所定の距離の数個所で凝固方向に垂直に切断し、デンドライト組織の観察に供した。C 含有量の高い試料は鑄放しではベイナイト組織で、デンドライト組織の識別が困難であるため、熱処理を行ないパーライト組織としてから、表面活性剤を含むピクリン酸アルカリ水溶液で腐食した。熱処理の目的はベイナイト組織の消失であるので、凝固時に形成された偏析にできるだけ影響しないように、 900°C に 20 min 加熱して炉冷した。このときの冷却速度は $10^\circ\text{C}/\text{min}$ とした。偏析に及ぼす熱処理の影響を同一にするため、全試料に同様の

* 昭和 50 年 10 月本会講演大会にて発表 昭和 51 年 7 月 5 日受付 (Received July 5, 1976)

** 大阪大学産業科学研究所 工博 (現 九州工業大学金属加工学科) (Kyushu Institute of Technology, 1-1 Sensui-cho Tobata-ku Kitakyushu 804)

*** (株)日立製作所勝田工場 (Katsuta Works, Hitachi Ltd.)

**** 大阪大学産業科学研究所 工博 (The Institute of Scientific and Industrial Research, Osaka University)

熱処理を施した。

これらの試料は X 線マイクロアナライザー (EPMA) で Cr と C の濃度分布を測定し、また Cr の最高濃度と最低濃度の比からその偏析指数を求めた。EPMA は島津 ARL-EMX II を使用し、濃度測定はあらかじめタンマン炉で作成した数種類の Fe-Cr 合金および Fe-

C 合金を標準とし、これから得られた検量線を基とした。さらに dendrite の樹枝部と樹間部での硬さを調べるため、パーライト組織を示す試料について、マイクロビッカース硬度計を用いて荷重 200 g または 500 g で測定した。

3. 実験結果

3.1 クロムと炭素の濃度分布

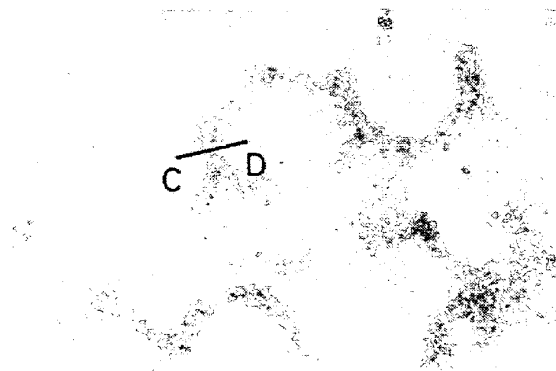
EPMA で測定した一次 dendrite・アームに垂直な面での Cr と C の濃度分布の一例を Fig. 1 に示す。Fig. 1 (a) は試料 2Cr1.0C, (b) は試料 3Cr1.0C に対する測定結果である。これらの試料では全面がパーライト組織を示し、dendrite の樹枝部より樹間部が強く腐食されている。Cr の最高濃度を示す場所は最終凝固部に相当し、強腐食の部分に一致していた。Cr の濃度分布から dendrite の中心部での Cr の濃度は試料 2Cr1.0C で約 1.5%, 試料 3Cr1.0C で約 2.4% が得られた。また Cr の最高濃度は試料 2Cr1.0C で 3.0~3.7%, 試料 3Cr1.0C で 5.0~6.5% の範囲にあり、個々の dendrite でかなりのバラツキが認められた。これは dendrite の複雑な成長に伴い、Cr 富化領域が三次元的広がりをもつため、測定面が最高濃度の場所

Table 1. Chemical composition and segregation ratio of Cr, I_s in Fe-C-Cr alloys.

Alloy	Composition		Cooling rate (°C/sec)	I_s
	C	Cr%		
2Cr0.5C	0.35	1.82	2.2	1.6
			0.8	1.4
2Cr1.0C	0.82	1.81	1.7	2.4
			0.6	2.6
2Cr1.5C	1.28	1.95	1.4	2.7
			0.5	3.1
2Cr2.0C	1.56	1.99	0.8	5.0
			0.2	
3Cr0.5C	0.28	2.68	2.7	1.7
			0.7	1.8
3Cr1.0C	0.77	2.61	2.4	2.6
			0.6	2.9
3Cr1.5C	1.29	2.74	1.8	2.9
			0.7	
3Cr2.0C	1.75	2.91	1.6	4.4
			0.5	



(a) 2Cr 1.0C ×100 (×5/7)



(b) 3Cr 1.0C ×100 (×5/7)

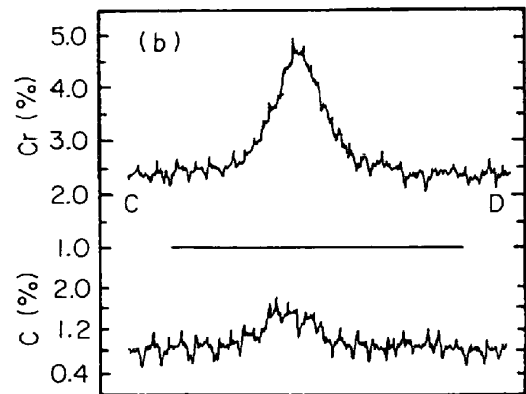
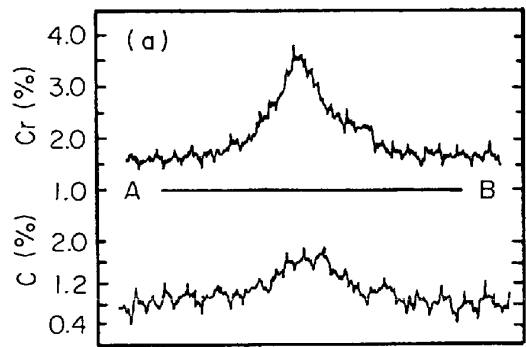


Fig. 1. Distribution of chromium and carbon through interdendritic region in (a) Fe-0.82% C-1.81% Cr and (b) Fe-0.77% C-2.61% Cr alloys.

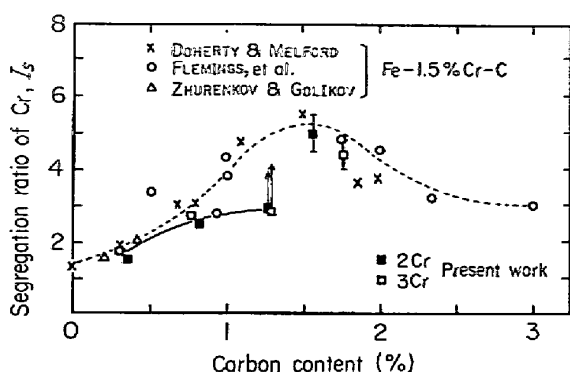


Fig. 2. Segregation ratio of Cr as a function of carbon content in Fe-C-Cr alloy.

と一致しない場合、低い値になると考えられる。C濃度はCrに比較して測定精度がさらに悪くなり、絶対値の評価は困難であるが、樹枝部でのC濃度は各試料の平均C量とほぼ等しく、樹間部におけるそれはCr濃度の増加とともに増加することが認められ、試料 2Cr1.0C および 3Cr1.0C で最高 1.7~1.8% となる。

3.2 クロムの偏析指数

EPMA による Cr の濃度分布測定から得られた最高濃度と最低濃度との比を Cr の偏析指数 I_s として求めた結果を Table 1 の右欄に記し、C含有量との関係を Fig. 2 に示す。図には Fe-1.5%Cr-C 合金に対する DOHERTY ら⁵⁾、FLEMINGS ら⁶⁾ および ZHURENKOV ら⁷⁾ の結果も示してある。ほかに Fe-1.3%C-1%Cr 合金で $I_s=2.3$ という値がある⁸⁾。いずれの結果も C 含有量が 0.8% まで増加するにともない Cr の偏析指数は 1 から約 3 まで増加し、Cr 含有量による差はほとんど認められない。したがって、Cr の偏析指数は Cr 含有量よりも C 含有量によって大きく影響されることが明らかである。C 含有量が約 1.3% では、本実験結果は他の研究者の結果よりも低い値を示している。これは Cr 含有量の差によるものではなく、例えば DOHERTY らはデンドライト樹間部に存在する微細な分離共晶の炭化物を含む領域での Cr の平均濃度を最高濃度として求めているためである。本実験で用いた試料 2Cr1.5C および 3Cr1.5C にもこの種の炭化物が認められ、電子線径をこの炭化物の大きさ以下に絞って、Cr の最高濃度を炭化物の Cr 濃度として求めた偏析指数は約 10 となる。電子線径を大きくすると、Cr の最高濃度は炭化物を含む領域での平均濃度となり、偏析指数はこの値より小さくなる。このように凝固の終期に分離共晶として炭化物が形成される場合には、Cr の最高濃度は炭化物組成によって示されることとなるが、炭化物が電子線径より小さいときは測定される Cr の最高濃度は炭化物組成より低くなる。

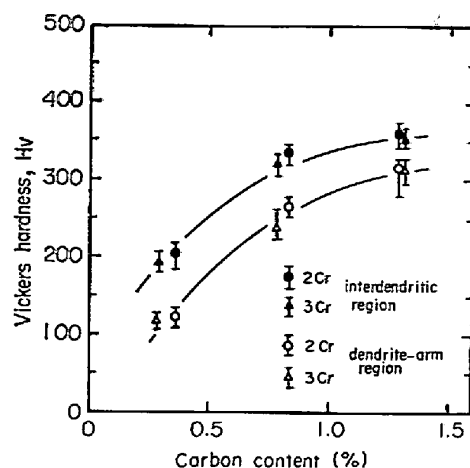


Fig. 3. Relationship between Vickers hardness in interdendritic and dendrite-arm regions and carbon content in 2Cr and 3Cr alloys.

したがって、測定時の電子線径と炭化物の大きさとの関係に依存して Cr の最高濃度が変化することになる。このような理由から、図中の本実験結果は炭化物相が存在しない場所での Cr の最高濃度を測定して求めた偏析指数を示した。それゆえに約 1.3%C を含む鋼での実際の偏析指数は矢印で示すように測定結果より大きくなることは明らかである。さらに C 含有量を増して 1.5%C および 1.7%C となると、デンドライト樹間部は完全な共晶となる。したがって、Cr の最高濃度は共晶濃度となるが、測定場所によって共晶量が異なるため、共晶中に均一に分布する Cr の平均濃度に差を生じるので、偏析指数は縦線で範囲をもたせた。C 含有量が 1.5% よりも高くなると偏析指数が低下するのは共晶量が多くなり、共晶中の Cr の平均濃度が低下することに起因すると考えられる。

偏析指数と冷却速度の関係を調べた報告は多い。DOHERTY ら⁵⁾ は Fe-C-Cr 合金において冷却速度を 2000 から 6°C/min まで変えると、Cr の偏析指数が 3 から 29 まで増大することを示している。鈴木ら⁹⁾ も 4 t 鋼塊で冷却速度を 100 から 0.5°C/min へ小さくすると、Cr と Mo の偏析指数はそれぞれ 1.3 から 1.5 および 2.5 から 3.9 に増加することを報告している。一方、偏析指数が冷却速度に依存しないという報告も多い^{10)~12)}。本実験での冷却速度の異なる位置での偏析指数は Table 1 に示すように、2Cr0.5C および 2Cr2.0C の試料を除き、冷却速度が低下すると偏析指数はわずかながら小さくなることが認められる。DOHERTY らの測定結果はかなり広い冷却速度にわたって測定して、偏析指数の顕著な変化が観察される。これは存在する炭化物相あるいは

共晶の Cr 濃度を測定しているためと考えられる。一方、冷却速度を比較的広い範囲にかえた鈴木らのデータは Cr の偏析指数の冷却速度依存性が小さい。いずれにしても、本実験試料のような小さな鑄塊における偏析指数の冷却速度依存性は小さいのが当然であろう。

3.3 硬さと炭素の二次偏析

Fig. 3 はデンドライトの樹枝部と樹間部の硬さをマイクロビッカース硬度計で測定した結果を示す。0.3% C の樹枝部はフェライトで、Cr 濃度の差に関係なく Hv で約 120 の値である。これは炭素鋼におけるフェライ

トの硬さに等しく、Cr の影響は認められない。他のプロットはパーライトに対する結果であるが、樹枝部および樹間部ともに Cr 含有量の差による硬さの差は認められず、C 含有量が同じであればほぼ等しい硬さを示している。先にも述べたように、試料 2Cr1.0C と 3Cr1.0C の Cr の最高濃度はそれぞれ 3.0~3.7%、および 5.0~6.5% で、両試料間の最高濃度差は 2~3% である。このような差があるにもかかわらず、両試料間の樹間部における硬さの差はほとんどないことから、本実験試料のようにフェライトまたはパーライト組織が形成される

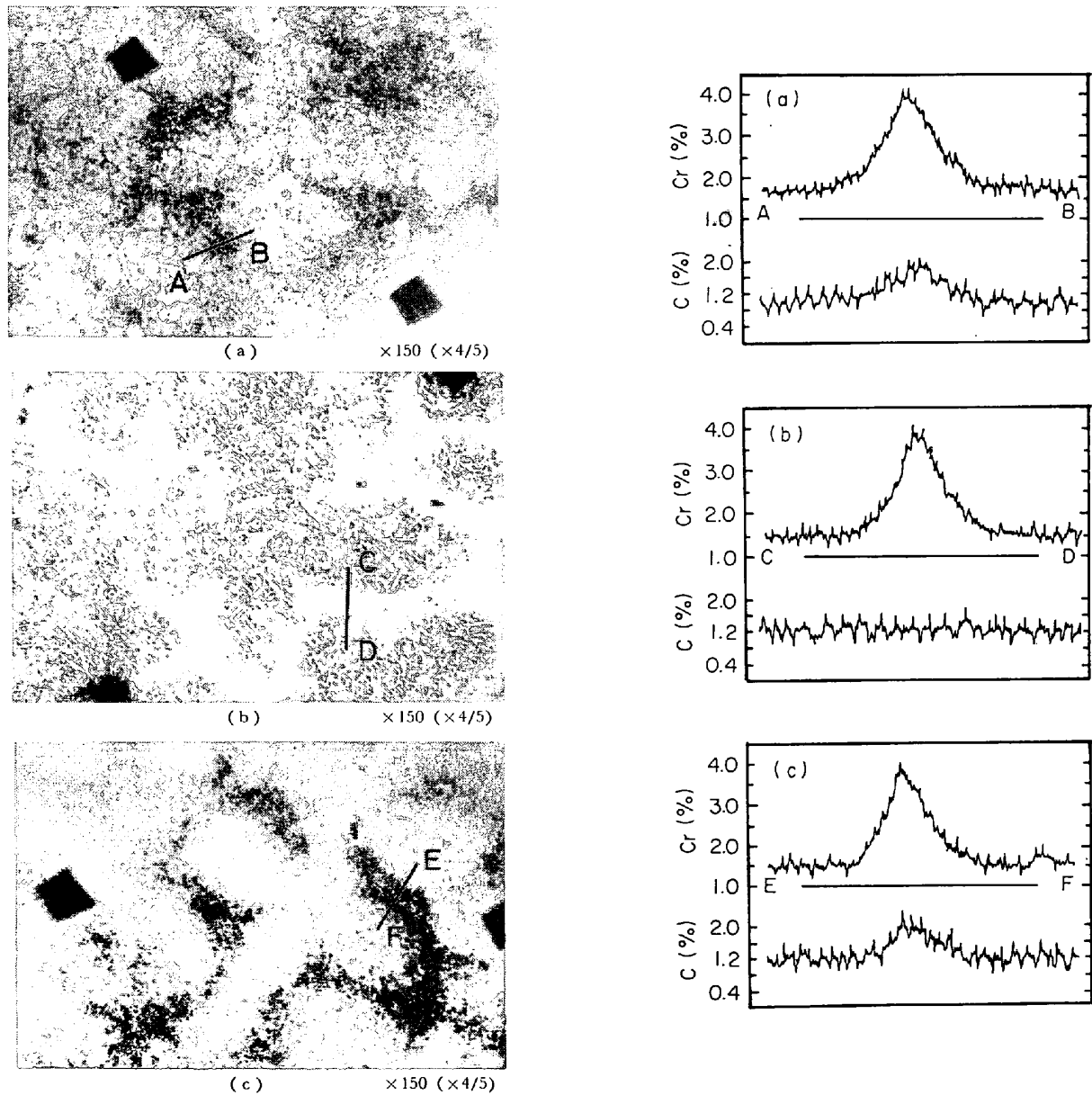


Fig. 4. Distribution of chromium and carbon through interdendritic region of an Fe-1.28%C-1.95%Cr alloy.

- Heated at 900°C for 20 min and furnace-cooled.
- a) was followed by heating at 1100°C for 10 min and water-quenching.
- b) was followed by heating at 900°C for 20 min and furnace-cooling.

場合には、硬さは Cr 濃度にはほとんど影響されず、C 濃度と密接に関係していると考えられる。

フェライトに固溶した合金元素がフェライトの硬化に役立つことは古くから知られている。例えば BAIN¹³⁾ によると、1% の合金元素がフェライトへ固溶することで上昇するピッカース硬さは Cr: 40, W: 50, V: 7.1, Mo: 8.0, Ni: (13.5), Mn: 24.0, Si: 42.5 と報告されている。このことからフェライトの硬さに及ぼす Cr の作用はあまり顕著でないといえる。炭素鋼および低合金鋼の硬さは炭化物の量と粗さに依存することが邦武¹⁴⁾, JINDAL ら¹⁵⁾ によつて示されている。本実験で取り扱った硬さ測定試片は同じ熱処理条件のものであるから、炭化物の粗さがあまり変わらないと考えると、すでに述べたように、樹枝部の C 濃度は試料の C 含有量にほぼ等しいので、Fig. 3 の樹枝部の C 含有量-硬さの関係は C 濃度-硬さの関係とみなしてもよい。いまこの関係を数式で示すと、Cr 濃度に無関係に、C 濃度を %C とすると、硬さは

$$Hv = 281 + 310 \log(\%C)$$

で表わすことができる。Fig. 1 に示した試料 2Cr1.0C および 3Cr1.0C の樹間部での C 濃度はそれぞれ 1.65 および 1.45% であるから、樹間部の硬さが C 濃度のみ依存するならば、硬さは上式から前者で 348、後者で 331 となる。これらの値は測定誤差を考慮するとそれぞれ実測値の 335 と 320 に一致しているといえる。

4. 考 察

Fig. 4 (a) は凝固後 900°C で 20 min 加熱したのち炉冷した試料の組織と Cr および C の濃度分布を示したもので、Fig. 1 に示した試料と同様に、樹間部での Cr の偏析にともなつて、C が約 0.8% 富化していることを示す。この試料を石英管に真空封入し、1100°C に 10 min 保持してオーステナイト化したのち水焼入れしたものに対する組織と合金元素の濃度分布を示したものが Fig. 4 (b) である。ここで樹枝部にはマルテンサイトが形成され樹間部は残留オーステナイトとなつてデンドライト組織が識別される。1100°C での Cr の拡散係数は $10^{-10} \text{ cm}^2/\text{sec}$ 程度であるので¹⁶⁾、Cr の濃度分布は焼入れ前と特に変化はおこらないはずである。一方 C の拡散係数は Cr の約 10^4 倍大きく、1100°C に 10 min の保持でほぼ均一な濃度分布になる。さらにこの試料を 900°C で 20 min 加熱して炉冷した場合の濃度分布が Fig. 4 (c) である。ここで Cr の濃度分布は変化していないが、C の分布は (a) と同様に樹間部に富化していることが認められる。以上のことから、樹間部における

硬度上昇の原因となる C の偏析は A_3 線または A_{cm} 線以下の温度域でおこる変態にともなう二次偏析によるものといえる。このような C の二次偏析が C の活量に及ぼす合金元素の影響の結果として現われるという意見もある¹⁷⁾。

オーステナイト域での C の活量に及ぼす合金元素の影響は和田ら^{18)~20)} によつて系統的に調べられ、1000°C のオーステナイト中では次のようである。

合金系	相互作用母係数
Fe-C	+7
Fe-Si-C	+10.6
Fe-Ni-C	+4.3
Fe-Mn-C	-4.0
Fe-Cr-C	-10.2
Fe-Mo-C	-11.4
Fe-V-C	-19.4

これから、Si および Ni は C の活量を高め、Mn, Cr, Mo, V は C の活量を小さくすることがわかる。したがつて、Cr の凝固偏析にともない、Cr 濃度の高い樹間部では樹枝部よりも C 濃度が高くなる。1000°C での上述の値が 1100°C にも適用しうるならば、1100°C での C の活量が樹枝部および樹間部で等しくなる場合、試料 3Cr1.5C の樹間部の C 濃度は樹枝部のそれよりも約 0.2% 高くなる。1100°C から焼入れ後の試料には 0.2% の C の濃度差が存在していたとしても、これは EPMA の測定精度以下の値であるから Fig. 4 (b) に現われていない。このように、オーステナイト域で保持したさいに活量計算から求められる C の偏析は、実際に観察される C 偏析に比べると小さすぎることが明らかである。

しかし、倉部¹⁷⁾は 0.45% C, 0.6% Cr 含有の低合金鋳鋼において、C の活量を高める元素である Si を 1.5% 添加することにより、Cr の偏析に起因した C の二次偏析を低減できると述べ、C の活量に及ぼす Cr と Si の効果が相殺する結果と考えている。これは鋳鋼の C 含有量が低いために、Fig. 2 に示したように Cr の偏析指数が小さく、Si の偏析効果が現われたためであろう。

そこで、試料 3Cr1.0C に C の活量を高める元素である Si あるいは Ni を添加して、C の偏析状態が変化するかどうかを調べた。Fig. 5 (a) は Si を 1%, (b) は Ni を 1% 添加した試料の合金元素の分布を示す。Si と Ni の偏析指数はそれぞれ 1.5 と 1.1 で、Cr の偏析指数は Si と Ni の添加でほとんど影響されない。Cr と Ni の偏析指数は他の研究者によると、0.3% C, 0.8% Cr, 2.8% Ni を含む鋼でそれぞれ 1.6 と 1.3 であり¹¹⁾、また 0.3% C, 1.0% Cr, 1.5% Ni を含む鋼でそれぞれ 1.3~1.6 と 1.06~1.30 と求められていて²¹⁾、Ni は Cr

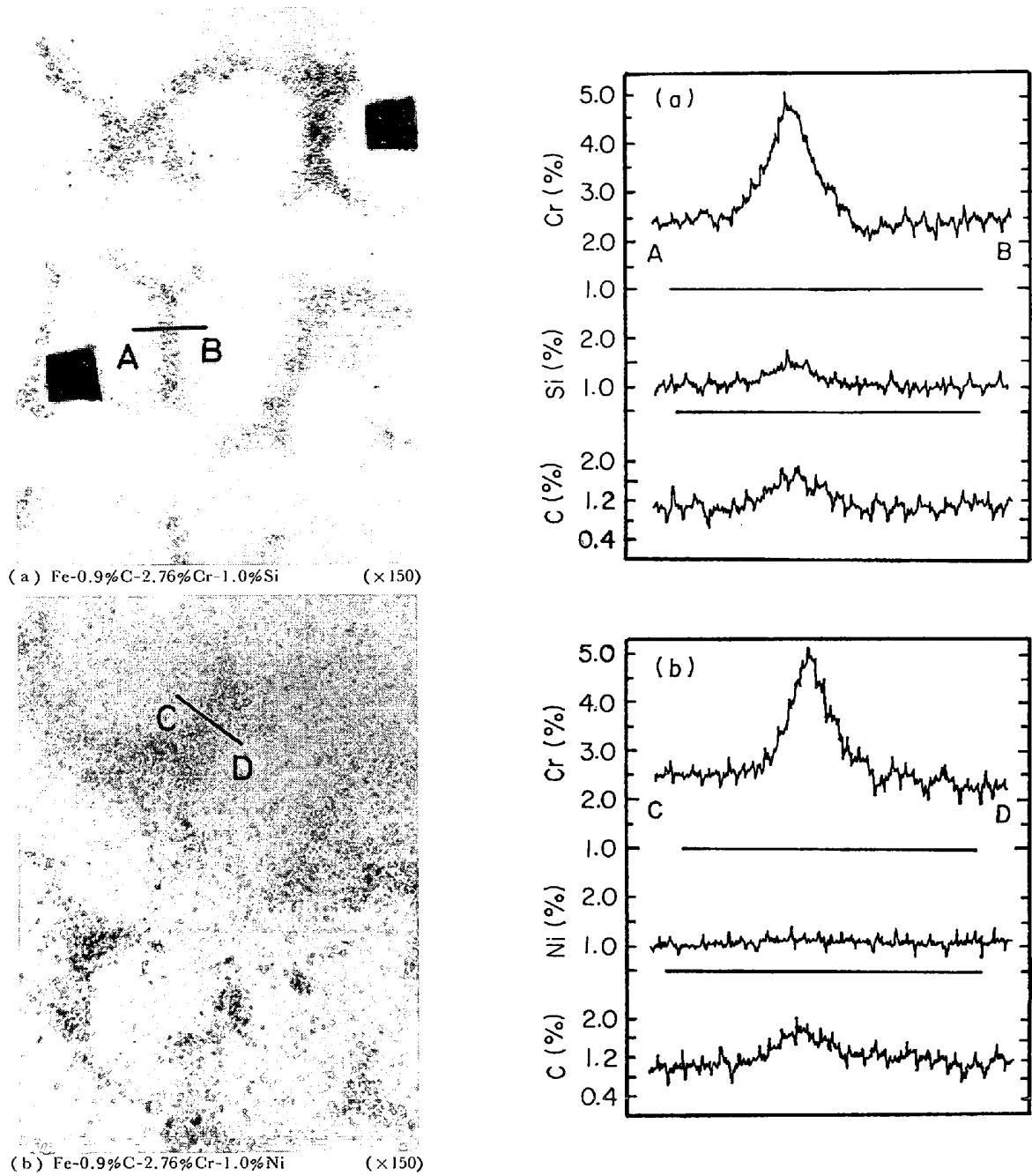


Fig. 5. Distribution of alloying elements through interdendritic region in (a) Fe-0.9%C-2.76%Cr-1.0%Si and (b) Fe-0.9%C-2.76%Cr-1.0%Ni alloys.

にくらべ偏析しにくいことで本実験と一致している。Si および Ni を添加した試料は無添加のものと同様、900°C で 20 min 加熱し炉冷したものである。図から明らかなように、C の二次偏析に及ぼす Si あるいは Ni の効果は認められず、C は Fig. 1 に示されたのと同じ程度に樹間部に偏析している。Fig. 5(a) の結果をもとに、樹枝部と樹間部で C の活量が等しくなる場合の樹枝部と樹間部との C の濃度差を算出すると 0.08% となる。このように、C の活量に及ぼす Cr の影響から C の二次偏析を説明することは難しい。

オーステナイトから初析フェライトまたは初析セメンタイトが析出し始める温度、すなわち A_s 線または A_{cm} 線および共析温度に及ぼす合金元素の影響はよく知られている。Si, Cr および Mo はオーステナイト領域を狭くして、共析変態温度を上げる。V, Mn および Ni はオーステナイト領域を広げ、共析変態温度を下げる。過共析鋼の試料 3Cr1.0C の場合、Cr 濃度は樹枝部で約 2.4%、樹間部で最高約 4.5% である。BAINら²²⁾ による共析組成と共析温度に及ぼす合金元素の影響に関するデータによると、樹枝部の共析点は 765°C で 0.6%C であ

り、樹間部の最高 Cr 濃度部で 792°C で 0.5% C である。したがって、樹間部の最高 Cr 濃度部が樹枝部より共析温度は約 30°C、 A_{cm} 線は約 60°C 高くなり、オーステナイト域から冷却した場合、初析セメンタイトの析出および共析変態が樹枝部よりも樹間部において優先して起こる。この場合、C は変態温度においてもなお十分な拡散速度をもつため、初析セメンタイトの析出が最初に起こる樹間部においてセメンタイトの析出が進行し、周囲の樹枝部から C の拡散が起こる。したがって、変態完了後は樹枝部より樹間部の C 濃度が高くなる。Photo. 1 は Si あるいは Ni を 1% 添加した試料の鑄放し組織を示すが、鑄放し組織でも樹間部が強く腐食されて C の偏析が観察される。

過共析鋼を A_{cm} 線と共析変態温度との間の温度に保持したさいにおこる炭化物の凝集について ROSE⁴⁾ の詳細な研究がある。その研究によると、セメンタイトを安定化する元素が富化している領域には炭化物が凝集

し、一方セメンタイトを不安定にする元素が富化している領域には炭化物が少なくなることが結論されている。セメンタイトの安定性に及ぼす合金元素の影響はその元素のセメンタイトへの溶解度に関係し、Fe-C-Cr 合金の場合、セメンタイトに固溶しやすい Cr はセメンタイトを安定にする元素であり、Cr 濃度の高い樹間部に炭化物が凝集することとなる。

BUNGARDT²³⁾ の Fe-C-Cr 系平衡状態図から、1% C では約 3.5% Cr 以上で、1.5% C では約 5% Cr 以上で、また 2.0% C では 6.5% Cr 以上で $(Fe, Cr)_7C_3$ が形成されるから、試料 3Cr1.5C の樹間部には $(Fe, Cr)_7C_3$ が存在するはずである。Photo. 2 は 900°C で 20 min 保持した試料 3Cr1.5C を村上氏液で腐食したもので、樹間部に $(Fe, Cr)_7C_3$ の存在が認められる。この試料の鑄放し状態では、村上氏液で腐食される炭化物すなわち $(Fe, Cr)_7C_3$ は認められなかつたから、900°C での保持中にこの炭化物が形成されたこととなる。もちろ

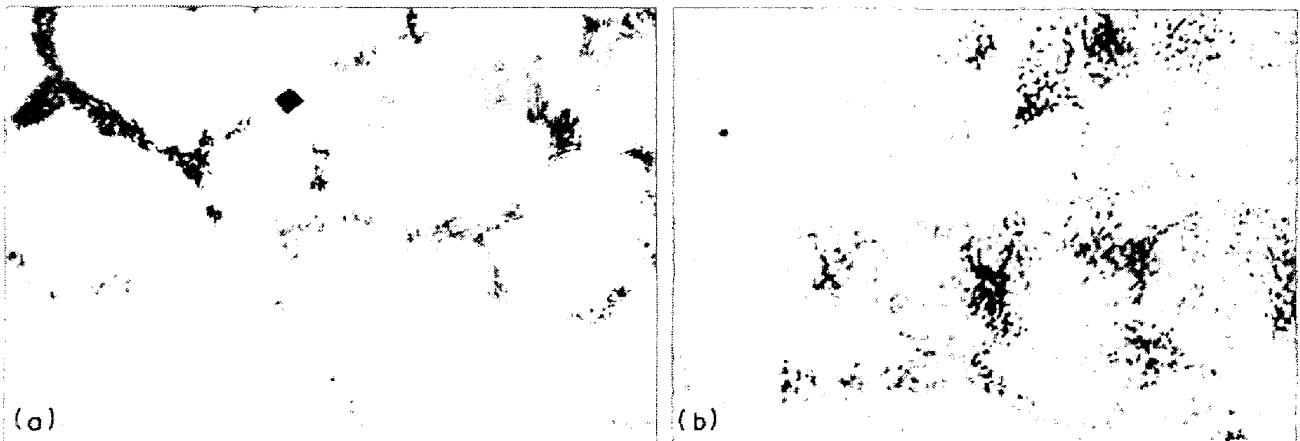


Photo. 1. As-cast structures of (a) Fe-0.9%C-2.76%Cr-1.0%Si and (b) Fe-0.9%C-2.76%Cr-10%Ni alloys. $\times 200$ ($\times 9/10$)

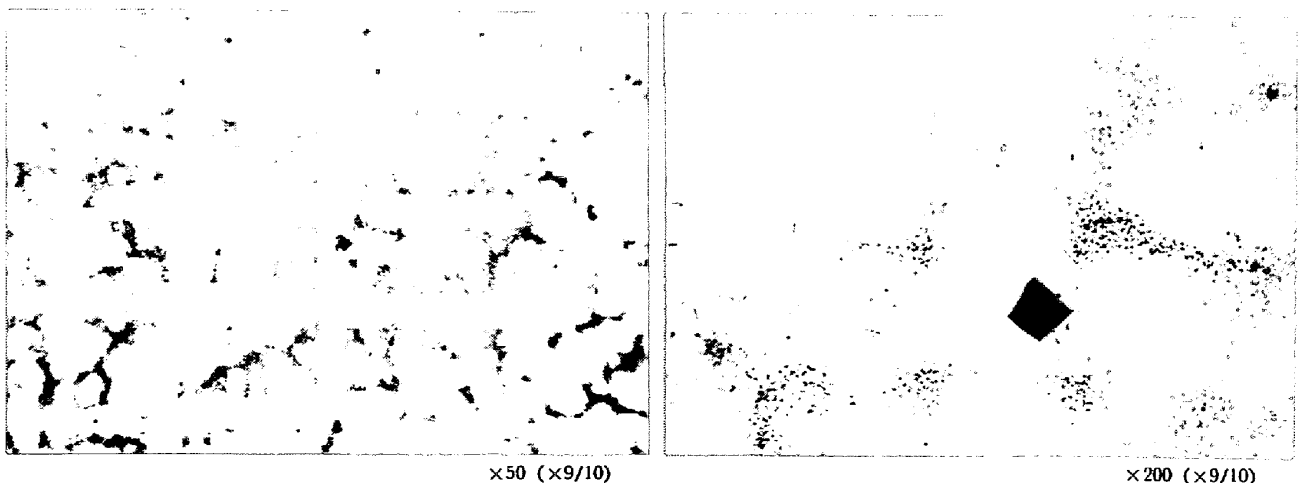


Photo. 2. Microstructure showing carbide distribution in Fe-1.29%C-27.4%Cr alloy heated at 900°C for 20 min and furnace-cooled. Etched with Murakami's reagent.

んこれはオーステナイト域から徐冷すると形成されるはずである。

Fe-C-Cr 過共析鋼での C の二次偏析の機構は、Cr 濃度の高い樹間部で優先的に初析炭化物の析出がおこるためか、または ROSE らが指摘しているように、炭化物安定化元素である Cr 濃度の高い樹間部で C の凝集がおこるためかのどちらかの理由によるものであり、C の活量に及ぼす合金元素の効果によるものではないといえる。C の二次偏析の機構が上述のどちらによるかを明らかにするために、炭化物を不安定にするとともに A_{cm} 線を高温側へあげる Si を含む過共析 Fe-C-Si 合金を使つて検討したが、いまのところ明白な結論が得られなかった。

過共析 Fe-C-Cr 合金での凝固時の C の二次偏析を防止するには、オーステナイト域から室温への冷却を速くすればよいが、この方策がとれない場合は均質化熱処理の方法によつて Cr のマイクロ偏析を減ずるか、または他の元素の添加によつて C の二次偏析をおとしくくするという方法が考えられる。後者の方法は合金元素の添加量が少ない場合、本実験で示したように効果がないといえる。

5. 結 論

過共析クロム鋼鋳物における硬さの不均一および炭化物の偏析と合金元素の濃度分布との対応を明らかにする目的で、2~3%Cr を含むクロム鋼を方向性凝固して、デンドライトの樹枝部と樹間部での Cr と C の濃度分布、偏析指数、硬さを調べ、さらに C の偏析に及ぼす二三の合金元素の影響を調べて次の結果を得た。

- 1) Cr の偏析指数は Cr 含有量には依存せず、共晶が晶出しない範囲では C 含有量の増加につれて大きくなる。
- 2) デンドライトの樹枝部と樹間部の硬度差は Cr の濃度差によるのではなく、C 濃度の差に起因する。
- 3) デンドライトの樹間部における C 富化は Cr の偏析によつて引き起される C の二次偏析の結果であり、少

量の他の合金元素の添加ではこの二次偏析を消去できない。

文 献

- 1) P. J. AHEARN and F. C. QUIGLEY: Trans. AFS, 72 (1964), p. 435
- 2) R. F. POLICH and M. C. FLEMINGS: Trans. AFS, 73 (1965), p. 28
- 3) F. WEINBERG and R. K. BUHR: The Solidification of Metals, (1967), p. 295, (ISI)
- 4) A. ROSE, S. TAKAISHI, and H. P. HOUGARDY: Arch. Eisenhüttenw., 35 (1964), p. 209
- 5) R. D. DOHERTY and D. A. MELFORD: JISI, 204 (1966), p. 1131
- 6) M. C. FLEMINGS, D. R. POIRIER, R. V. BARONE, and H. D. BRODY: JISI, 208 (1970), p. 371
- 7) P. R. ZHURENKOV and I. N. GOLIKOV: Metal Sci. Heat Treat. Metals, No. 5-6 (1964), p. 293
- 8) A. ROSE, H. de BOER, and H. P. HOUGARDY: Arch. Eisenhüttenw., 39 (1968), p. 829
- 9) 鈴木 章, 岩田至弘, 戸田晴彦: 日本金属学会誌, 33 (1969), p. 839
- 10) T. Z. KATTAMIS and M. C. FLEMINGS: Trans. Met. Soc. AIME, 233 (1965), p. 992
- 11) P. J. AHEARN and F. C. QUIGLEY: JISI, 204 (1966), p. 16
- 12) F. WEINBERG and R. K. BUHR: JISI, 207 (1969), p. 1114
- 13) E. C. BAIN: 鋼中の合金元素の機能, 梶山正孝訳 (1942), p. 86 [科学主義工業社]
- 14) T. KUNITAKE: Trans. JIM, 11 (1970), p. 264
- 15) R. C. JINDAL and J. GURLAND: Met. Trans., 5 (1974), p. 1649
- 16) R. A. WOLFE and H. W. PAXTON: Trans. Met. Soc. AIME, 230 (1964), p. 1426
- 17) 倉部兵次郎: 鋳物, 47 (1975) p. 40
- 18) T. WADA, H. WADA, J. F. ELLIOT, and J. CHIPMAN: Met. Trans., 2 (1971), p. 2199
- 19) T. WADA, H. WADA, J. F. ELLIOT, and J. CHIPMAN: Met. Trans. 3 (1972), p. 1657
- 20) T. WADA, H. WADA, J. F. ELLIOT, and J. CHIPMAN: Met. Trans., 3 (1972), p. 2865
- 21) D. B. CLAYTON, T. B. SMITH, and J. R. BROWN: J. Inst. Metals, 90 (1962), p. 224
- 22) E. C. BAIN: 鋼中の合金元素の機能, 梶山正孝訳 (1942), p. 167 [科学主義工業社]
- 23) K. BUNGARDT, E. KUNGE, and E. HORN: Arch. Eisenhüttenw., 29 (1958), p. 193