



Title	0.15%と1.4%炭素鋳鋼の結晶粒度の及ぼすNbの影響
Author(s)	河野, 藤孝; Kawano, Fujitaka; 富沢, 幸雄 他
Citation	北海道大學工學部研究報告, 58, 21-30
Issue Date	1970-12-19
Doc URL	https://hdl.handle.net/2115/41011
Type	departmental bulletin paper
File Information	58_21-30.pdf



0.15% と 1.4% 炭素鋳鋼の結晶粒度に及ぼす Nb の影響

河野 藤 孝* 富 沢 幸 雄*
舟 崎 光 則* 松 原 嘉 市*

(昭和 45 年 8 月 31 日受理)

Effects of Niobium on the Grain Size of 0.15% and 1.4% Carbon Cast Steels

Fujitaka KAWANO* Yukio TOMISAWA*
Mitsunori FUNAZAKI* Kaichi MATSUBARA

(Received August 31, 1970)

Abstract

Niobium (up to 0.6%) as a possible cast-grain-refiner and/or a modifier of austenitic grain-coarsening, was added to steels containing 0.15% and 1.4% carbon, respectively.

Both additions of 0.14% niobium to 0.15% carbon steel and of 0.13% niobium to 1.4% carbon steel, proved to be an effective cast-grain-refiner. But in the later, brittle eutectic-niobium-carbides were precipitated at the cast grain boundaries by an addition of 0.07% niobium or over as mentioned in the previous paper with eutectoid steel. This brittleness may be relieved by shortening of proeutectoid cementite in the hypereutectoid steel with an addition of niobium.

Niobium was a more powerful modifier of austenitic grain-coarsening for 0.15% carbon steel than aluminum, but no further effect of additions above 0.14% niobium was seen on the austenitic grain-coarsening.

Because of the lowering of solidus temperature of 1.4% carbon steel by additions of niobium, the grain-coarsening temperature of the niobium steel decreased markedly.

1. 緒 言

工業製品として取扱われる鋳鋼の炭素含有量は、鋼の全域 0.1~2% にわたっているが、亜共析鋼では結晶粒の微細化が強度と靱性の点から要求され、過共析鋼ではその他更に脆硬なセメントイト網の分布が機械的性質に重大な影響を与えるものとして関心が払われている。

著者は先に Zr, Ti, Nb, Al が共析鋼の鋳造結晶粒度並びに熱処理オーステナイト結晶粒度に及ぼす影響について報告¹⁾したが、Ti と Nb はそれぞれ 0.1% 添加で十分鋳造結晶粒を微細化し、Nb 鋼の場合には NbC が異質核として作用すること、また Ti と Nb は熱処理オーステナイトの結晶粒粗大化を抑制することなどを明らかにした。

本報告は、 δ 晶が初晶出する低炭素鋳鋼 (0.15% C) においても γ 初晶の共析鋳鋼の場合と同様に NbC が異質核として有効であるか、また過共析鋳鋼 (1.4% C) のセメントイト分布に Nb がどのような影響を与えるか、更に過共析鋳鋼の鋳造結晶粒度並びに熱処理オーステナイト結晶粒度に及ぼす Nb の影響を明らかにすることを目的として実験を行なった。

* 冶金工学科

* Department of Metallurgical Engineering

2. 鑄造結晶粒度

2.1 0.15% C 鋼

(1) 実験方法 Table 1 の組成をもつ 25 mm 鍛造角棒粗材と 99.9% の電解鉄を適量混合して約 1 kg を内径 58 mm のアルミナるつぼに装入し、高周波炉 (430 KC, 15 kw 出力) で大気中溶解後 1 分経過して脱酸と NbN の生成防止を兼ねて 0.2% Al 投入、2 分後 Al 箔に包んだ 5 mm 以下のフェロニオビウム (65% Nb, 2% C) を添加、続いて 2 分後初晶 δ 結晶粒度に大きく影響する凝固速度を一定に制御するため予め 1550°C に保持した SiC 炉にるつぼを移し、鋼浴中に 5-20 PR 熱電対を挿入して凝固開始温度付近 1530°C まで約 20°C/min, 凝固終了温度付近 1480°C まで 5~7 分, 1400°C まで 2~3°C/min, 以後切電炉冷した。

Table 1. Chemical composition of 25 mm square bar (wt%)

C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Cu
1.03	0.11	0.24	0.008	0.005	nil	0.02	0.01

直径、高さ共約 60 mm の鋼塊を縦半分切断し、Oberhoffer 腐蝕及び 2% 硝酸ピクラル腐蝕によってマクロ組織観察と鑄造結晶粒度 (初晶 δ を直接観察することは不可能なので、 $A_3 \sim A_1$ 変態で初析するフェライト網をもって r 結晶粒度を測定し、 δ 晶の大きさと r 晶の大きさに相関があるものとした) の測定を全面にわたって行なった。化学分析試料は、鋼塊表層約 5 mm 皮剥ぎ後の鋼塊二等分縦分割面全面からの平面機削片を混合し、酸溶解性 Al, C, Nb について分析を行なった。

(2) 鑄造結晶粒度 溶製鋼塊の化学組成を Table 2 に示す。試料 No. Lo は脱酸の Al のみを添加した基準組成のもので、他の鋼塊は更に Nb を 0.05~0.24% 添加した。

Table 2. Chemical analyses of 0.15% C steel ingots (wt%)

No.	C	Sol. Al	Nb
L 0	0.15	0.100	nil
L 5	0.13	0.083	0.048
L10	0.15	0.106	0.101
L14	0.14	0.115	0.141
L24	0.14	0.103	0.243

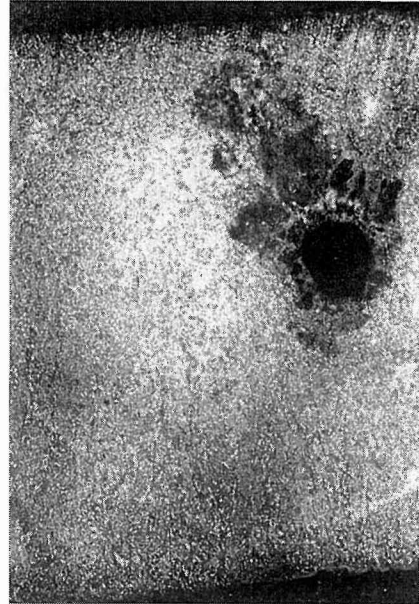
鋼塊の縦断面に対する Oberhoffer 腐蝕の結果、0% Nb 鋼塊 (No. Lo) はるつぼ壁から発達した柱状晶が最終凝固した鋼塊中心部の収縮孔の方向に向って優勢に存在する。(Photo. 1 a 参照) しかし Nb 含有量が増加すると共に次第に柱状晶は縮退し、0.14% Nb 鋼塊 (No. L14) ではほとんど微細な等軸晶をもって占められるようになる。(Photo. 1 b 参照)

鑄造結晶粒度の測定は 50 倍の倍率下で鋼塊の全縦断面について行なったが、Nb 添加量が 0~0.1% では混粒が観察され、0.14% 以上ではほぼ斉粒であった。Nb 添加量と鑄造結晶との関係は Fig. 1 に見られるように 0.14% までは急速に結晶粒が微細化し、それ以上の添加で鈍化している。0.14% Nb において単位面積当りの結晶粒数を 0% Nb 鋼と比較すると 16 倍となり、0.15% C 鋼に対する Nb の微細化効果の大きなことが知られる。

0.15% C 鋼に Nb を添加した場合は共析鋼¹⁾の時と異なって、0.06% 以上の添加でも粒界に網状析出物 (NbC と Fe の共晶) が出現せず、粒内にラベンダー色の方形結晶 (NbC) が Nb 添



(a) 0% Nb



(b) 0.14% Nb

Photo. 1 Macrostructure of the 0.15% C cast steel ingots with 0% and 0.14% Nb, respectively. Etchant: Oberhoffer's reagent. $\times 1.5$

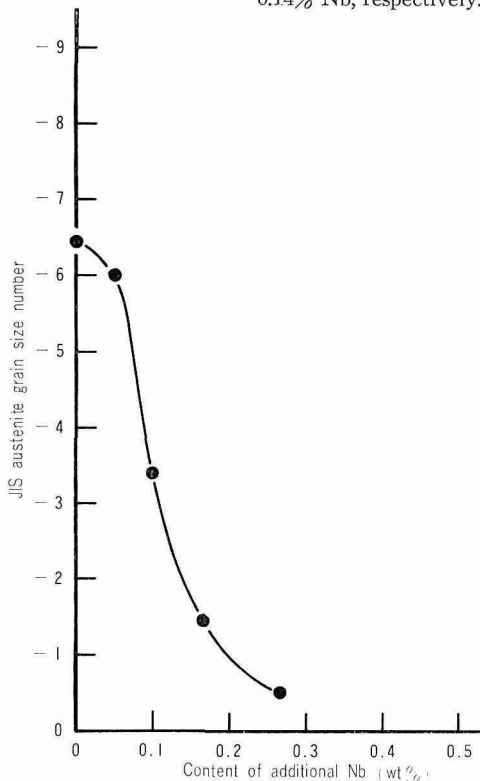


Fig. 1 Refining of austenite grain size of 0.15% C Cast steel ingots with Nb content,

加量の増大と共に僅かに増加し、本実験の最高添加量である 0.24% Nb でも網状析出物は観察されなかった。

以上の実験結果から、 δ 晶が初晶出する 0.15% C 鋼に対しても Nb の添加はその铸造結晶粒の微細化に有効であり、0.24% 添加でも粒界脆化の網状析出物が現出しないことが明らかとなった。しかし 0.14% 以上の Nb 添加は铸造結晶粒の微細化傾向を鈍化させているので、この添加量付近が経済的限界量であらう。A. Cibula²⁾ が異質核生成剤として引用している条件によれば、(1) 異質核と初晶の結晶構造が同じで、格子常数が近似していること、(2) 鋼の融体中で異質核が固体で、しかも安定であることが必要とされている。本実験のように十分な Al 添加量の下では NbN の生成は AlN の生成によってほとんど阻止され、铸造結晶粒の微細化に働く異質核としては NbC のみと考える¹⁾。NbC の融点は 3500°C³⁾ で Cibula の条件 (2) を充足している。NbC の結晶構造は NaCl 型の立方晶でその格子常数は 4.47 Å (室温)³⁾、一方 Fe の δ 晶は体心立方晶で 2.94 Å (1425°C)³⁾、 γ 晶は

面心立方晶で 3.656 \AA (950°C) であり、鋼の C 含有量、凝固温度における膨張などによって鋼の格子常数は Fe のそれと同一とはいえないが、近似的に NbC と δ 晶の格子常数の不整合割合は 51%, γ 晶は 22% で δ 晶よりも NbC の格子常数に近い。前報¹⁾で述べたように γ 初晶 (共析鋼) の微細化に NbC は著効があったが、また本実験のように不整合が 51% 程度の NbC が δ 初晶の微細化にも有効であったことは、鑄造結晶粒の微細化に寄与する諸因子中、異質核のみならず他の因子、例えば C 存在による Fe 中の Nb 分配係数の著しい変化⁴⁾があるのかも知れない。また同一添加量の Nb に対する微細化効果が 0.15% C 鋼 (δ 晶) で 16 倍、共析鋼 (γ 晶) で 64 倍¹⁾と差があるのは、低炭素鋼の鋼浴中に存在する不溶性 NbC の量が少なくて、微細化に働く有効核数の減少をもたらすことも一因と考えられる。

2.2 1.4% C 鋼

(1) 実験方法 Table 3 の組成をもつ 35 mm 鍛造丸棒約 800 g を内径 53 mm、高さ 100 mm のマグネシヤるつぼに装入し、酸化脱炭を防止するために黒鉛の上蓋をしてタンマン炉で溶解し

Table 3. Chemical composition of 35 mm round bar (wt%)

C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr
1.42/1.54	0.25/0.36	0.23/0.33	0.006/0.011	0.012/0.023	< 0.02	< 0.01

た。5-20 PR 熱電対を挿入して 1600°C に昇温後、NbN の生成防止と脱酸を兼ねて 0.2% Al を投入し、5 分後 Al 箔に包んだ 5 mm 以下のフェロニオビウム (組成は前と同じ) を添加、 $1600\sim 1650^\circ\text{C}$ で 30 分保持して高炭素鋼浴に難溶なフェロニオビウムを完全に溶解させた。初晶 γ 結晶粒度に大きく影響する凝固速度を一定に保つため、 $1450\sim 1150^\circ\text{C}$ の間を $2^\circ\text{C}/\text{min}$ で冷却し、また初析セメントタイトの粒界析出によって鑄造結晶粒の識別を容易にするため、 $A_{cm}\sim A_1$ 変態、つまり $1050\sim 700^\circ\text{C}$ の間を $1^\circ\text{C}/\text{min}$ で冷却した。

直径、高さ共約 50 mm の溶製鋼塊を縦半分に切断し、20% 過硫酸アンモン溶液で腐蝕後、酸化層の影響ある周縁 5 mm を除いた全断面について 50 倍の倍率下で結晶粒数を測定した。化学分析試料は、鋼塊表層 5 mm を皮剥ぎ後、鋼塊二等分縦分割面全面からの平面機削片を混合し、C, Al, Nb について分析を行なった。

(2) 鑄造結晶粒度 溶製鋼塊の化学組成を Table 4 に示す。試料 No. Ho は脱酸の Al のみ添加した基準組成のもので、他の鋼塊は更にそれに Nb を 0.07~0.58% 添加した。酸溶解性 Al の歩留りは 0.06~0.01% の間を変動しているが、AlN の生成には十分な Al 量である。

Table 4. Chemical analyses of 1.4% C steel ingots (wt%)

No.	C	Sol. Al	Insol. Al	Nb
H 0	1.41	0.058	0.006	nil
H 7	1.43	0.063	0.010	0.072
H13	1.44	0.110	0.004	0.130
H23	1.45	0.060	0.010	0.230
H58	1.44	0.091	0.006	0.580

鋼塊の縦断面に対する過硫酸アンモン溶液腐蝕の結果、Nb 添加の有無に関せず柱状晶は観察されなくて等軸晶のみから構成され、鋼塊頂部近傍に収縮孔の存在するものが多かった。Nb 無添加 (No. Ho), 0.07% Nb (No. H7) の鋼塊は混粒で、それ以上 Nb の添加量が増大すると微細な齊粒となった。(Photo. 2 a, b, c 参照) Nb 添加量と鑄造結晶粒度の関係は Fig. 2 に見ら

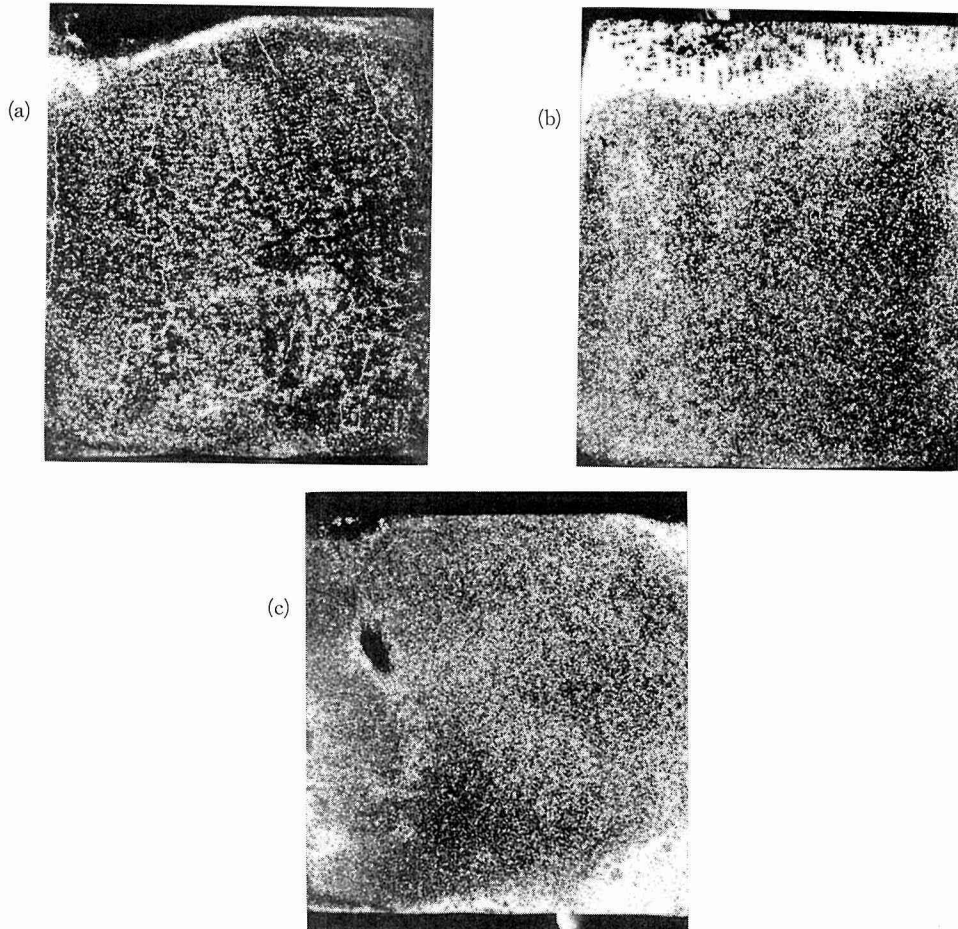


Photo. 2 Macrostructure of the 1.4% C cast steel ingots with 0% (a), 0.13% (b) and 0.58% Nb (c), respectively. Etchant: 20% ammonium persulfate. $\times 1.1$

れるように、0.13% Nb までは急速に、それ以後は緩慢に結晶粒が微細化している。0.13% Nb において単位面積当りの結晶粒数を Nb 無添加鋼と比較すると、64 倍となり 1.4% C 鋼に対する Nb の微細化効果の著しいことが知られる。この微細化の割合は共析鋼¹⁾の場合と同程度であり、前述の 0.15% C 鋼よりも 4 倍程度微細化効果がある。

しかし 1.4% C 鋼に Nb を添加すると粒内にラベンダー色、方形の NbC 析出物¹⁾、粒界にクリーム色、板状共晶型の NbC 析出物¹⁾が存在し、0.07% Nb (No. H7) 以上では Nb 添加量と共に鋼塊の各所に粒界析出物(共晶型 NbC 析出物)の分布が優勢となってくる。(Photo. 3 参照)この状況は共析鋼に 0.06% 以上の Nb 添加によって粒界析出物の出現と増加をもたらしたこと¹⁾と全く同様である。

以上の実験結果から、 r 晶が初晶出する 1.4% C 鋼に Nb を添加すると铸造結晶粒微細化に著効があり、その臨界添加量は 0.13% 付近であるが、0.07% 以上の Nb 添加は粒界に網状の共晶型 NbC 析出物を出現させるなど、1.4% C 鋼に対する Nb の挙動は共析鋼の場合とほぼ同じと見なし得る。

(3) 初析セメントタイト網に及ぼす Nb の影響 1.4% C 鋼の铸造組織は Photo. 4 a に示す

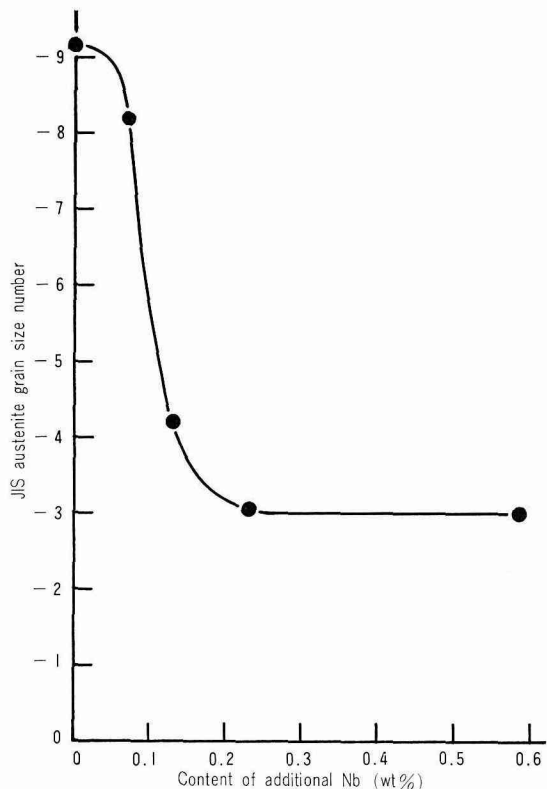


Fig. 2 Refining of austenite grain size of 1.4% C cast steel ingots with Nb content.

Fe_3C の約 60% となり、Nb を過共析鋼に添加するとセメンタイト網の縮退を促がすことが予想される。

前節 (2) 1.4% C 鋼の鑄造結晶粒度の実験で用いた試料を検鏡すると、Photo. 4 b に見られるように、Nb 添加によって粒界セメンタイト網は幅が狭くなりしかも不連続となっている。更に粒界セメンタイト網を多数横切るような大きな圧痕の得られる 150 kg 荷重 C スケールのロックウエル硬度計で Nb 添加鋼の硬度を測定すると、Fig. 3 の実線のように Nb 量の増加と共に硬度が減少する。またセメンタイト網を横切らぬような小さな圧痕の得られる 20 kg 荷重のヴィツ

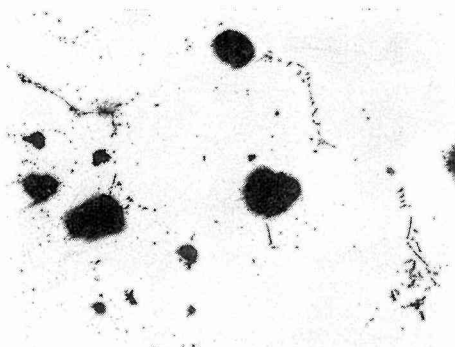
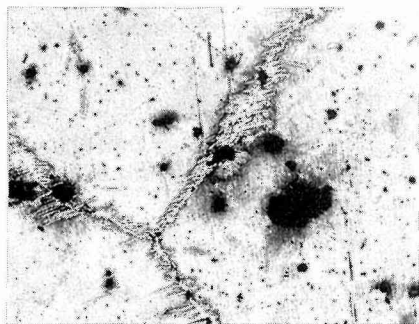
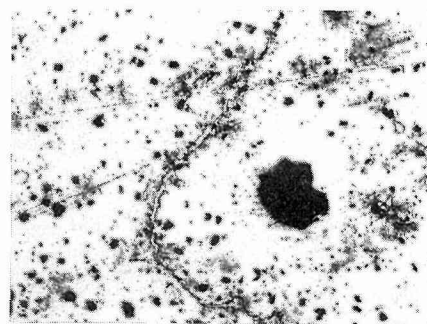


Photo. 3 NbC precipitates (eutectic-type) at grain boundaries of the 1.4% C cast steel ingot with 0.13% Nb. Etchant: 2% nital. $\times 100$

ように、初析セメンタイト網とそれに取り囲まれたパーライトから構成されるが、このセメンタイト網が粒界を連続した網状となって存在すると鋼材の展延性を害するものとされている。Nb は Fe よりも C に対する親和力が強く²⁾、鋼中の C の一部は NbC となって相対的に Fe_3C (セメンタイト) の量を減少させ、また NbC の密度 (7.82 ~ 7.85)³⁾ と Fe_3C のそれ (7.4 ~ 7.64)³⁾ との差から、同量の C に対する NbC の体積は



(a) 0% Nb



(b) 0.23 Nb

Photo. 4 Cementite net-work at grain boundary of the 1.4% C cast steel ingots with 0 and 0.23% Nb, respectively. Etchant: picral. $\times 100$

カーブ硬度計で結晶粒内のパーライト部分の硬度を測定すると、Fig. 3 の点線で示すように Nb 量の増加と共に硬度が減少している。Nb 添加による硬度差は両者共ほぼ同程度 (ロックウエル C スケール換算で約 4) である。セメンタイト網の体積率がパーライト部に比して微小であるから、Nb 鋼全体の硬度減少 (ロックウエル硬度計によるもの) は主としてパーライト部分の硬度低下が寄与していると考えられる。Nb 添加によって鋼中 C の一部が NbC となってパーライト構成体の Fe_3C の量を減じ、また残りのパーライト構成体であるフェライト中の固溶 C の減少⁶⁾によるフェライト硬度の低下が、パーライト全体の硬度減少となるのであろう。いずれにしろ 1.4% C 鋼に Nb を添加すると、粒界のセメンタイト網を縮小不連続化し、鋼全体の硬度を減少させる。これは鋼の展延性改良にとって有利と考えられるが、前節で述べたように 0.07% 以上の Nb 添加によって共晶型の NbC 析出物が網状に粒界析出するようになるから、最適の Nb 添加量は引張試験などによって決定されるべきであらう。

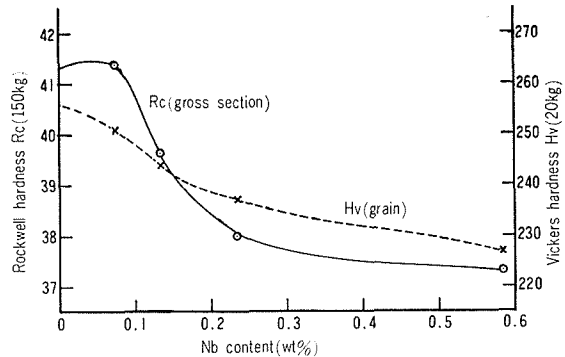


Fig. 3 Vickers hardness of grain and Rockwell hardness of gross section of Nb cast steels. (1.4% C)

3. 熱処理オーステナイト結晶粒度

Al や Nb が低炭素鋼の熱処理オーステナイト結晶粒生長を抑制する元素であることはよく知られ、工業的にも広く利用されている。通常鋼品の熱処理は、鑄込後室温まで冷却したものを改めてオーステナイト域に加熱することが多い。しかし普通報告される結晶粒粗大化開始温度は溶体化処理をした試料について求められたものであり、固溶限以上の Nb を含有する鋼では不固溶性 NbC を大量に包含して真の意味の溶体化処理を行なうことが出来ず、熱履歴に伴う不固溶性 NbC の凝集程度も異なるため、鋼品の熱処理にそった粗大化開始温度を求めることが必要である。また高炭素鋼の熱処理オーステナイト結晶粒度に及ぼす添加元素の影響に関する研究は乏しく、共析鋼について Nb, Ti が有効であることを著者ら¹⁾が示したが、過共析鋼について言及したものは無いようである。

3.1 0.15% と 1.4% C 鋼の実験方法

前章の鑄造結晶粒度の測定に用いた鋼塊から約 10 mm 立方の試料を切出し、 10^{-2} mmHg 程度に真空にした石英管に試料と共にアルゴン (99.99%) を 10^2 mmHg 程度封入して酸化を防止した。所定の温度に保持された SiC 炉に石英カプセルを装入して 1 時間加熱保持後水冷した。試料を二分割して中心面を研磨後 2% ナイタルまたはピクラルで腐蝕、100 倍検鏡下の結晶粒度を JIS 標準図と比較する方法及び切断方法で測定した。

3.2 オーステナイト粗大化温度

(1) 0.15% C 鋼 Nb 無添加、溶解性 Al 0.1% の試料 (No. Lo) を基準とし、1350°C 加熱でオーステナイトに少量の不固溶 NbC が残存する⁷⁾ ような 0.14% Nb 鋼 (No. L14)、多量の不固溶 NbC の存在する 0.24% Nb 鋼 (No. L24) について熱処理オーステナイト粒度を求めた。Fig. 4 に見られるように、Nb 無添加鋼の粗大化開始温度は 1072°C で AlN による結晶生長抑制作用が認められる。0.14% Nb 鋼は無添加鋼よりも 30°C 高い 1102°C の粗大化開始温

度を示し、Nb 添加が Al 添加よりも更に抑制効果のあることを示している。一方多量の不固溶 NbC を含む 0.24% Nb 鋼の粗大化開始温度は 1109°C で、無添加鋼より明らかに高くなっているが、0.14% Nb 鋼との差は 7°C 程度に過ぎない。この Nb 添加鋼間の差は、不固溶 NbC 中結晶生長抑制核として有効に作用し得る大きさと数の分布の相違によるものであらうが、これについては別の機会に報告する。いずれにしても低炭素鋳鋼の熱処理にとって Nb 添加は、Al よりも結晶生長抑制効果が大であって望ましいが、不固溶 NbC が多量に析出するような Nb 量の添加効果は小さいものであるといえる。前章で述べた低炭素鋼の鋳造結晶粒微細化に有効な Nb 添加量が 0.14% を限度とすることを考慮すれば、熱処理オーステナイト粒度に対する結果と併せて、0.14% Nb 添加が 0.15% C 鋳鋼に最適のものとなるであらう。

(2) 1.4% C 鋼 Nb 無添加、酸溶解性 Al 0.06% を含有する試料 (No. Ho) を基準とし、前章の鋳造結晶粒において急速な微細化する臨界量 0.13% Nb 鋼 (No. H 13)、十分に微細ではあるが結晶粒界の各所に共晶型 NbC 析出物の存在する 0.58% Nb 鋼 (No. H 58) について熱処理オーステナイト粒度を求めた。Fig. 5 に見られるように、Nb 無添加鋼の結晶粒度は AlN の影響で 1220°C まで一定でありその後急速に生長する。0.13% Nb 鋼は 1170°C で粗大化が始まり、

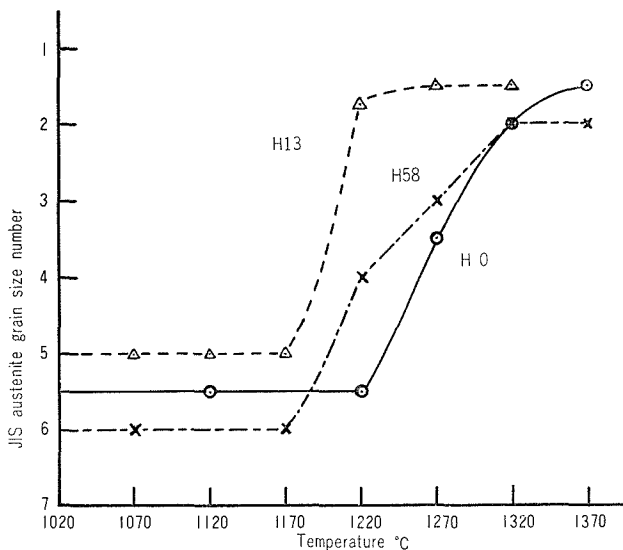


Fig. 5 Austenite grain-coarsening temperature of Nb cast steel. (1.4% C)

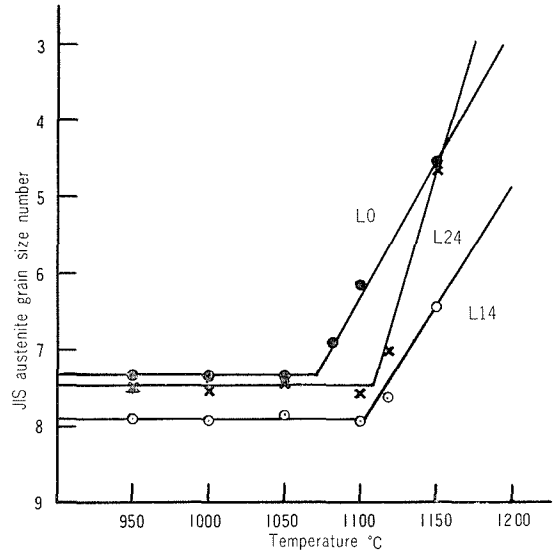


Fig. 4 Austenite grain-coarsening temperature of Nb cast steel. (0.15% C)

より、AlN 並びに NbC の抑制効果は Nb 無添加鋼よりも 50°C 低下している。この傾向は 0.58% Nb 鋼でも同じであってその粗大化温度は 1170°C である。このように過共析鋼に Nb を添加すると、低炭素鋼や共析鋼¹⁾の場合と全く逆の結果となって、粗大化開始温度を低下させたが、これら過共析鋼の試料を検鏡すると、粗大化開始温度以上に加熱された試料中には Photo.5 に示すような共晶型析出物が観察される。この析出物は加熱温度が高くなるにつれてほとんどの粒界に分布するようになる。この析出物の同定のため、ピクリン酸と苛性ソーダ混合溶液で煮沸腐蝕すると、析出物の 2 構成要素

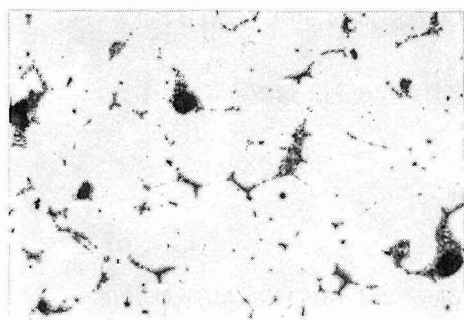


Photo. 5 Lederbrite network at grain boundaries of the specimen with 1.4% C and 0.13% Nb, water-quenched after 1320°C × 1 hr. Etchant: 2% nital. ×50

中多面積を占める要素は黒変して炭化物であることを示し、残りの要素は結晶粒内と同じく不変であった。なお粒界に析出している共晶型 NbC は同腐蝕で浸されずにクリーム色を保っているから、上記の黒変した炭化物は Fe_3C と推定される。すなわち粒界析出物は Fe_3C とそれに取り囲まれて互いに平行に走っているマルテンサイトから構成されている。これは粗大化温度においてレーデブライト組織であることを意味するが、たとえ高温でも 1.4% C 鋼の平衡状態組織には存在しないものである。しかしこれらの試料は粗大化温度から水冷されたものであり、もしもその加熱温度で r 相の固相線以上に達し粒界の一部が溶融していたとすると、それに対応する液

相線の組成の融液は引続く水冷によって過冷却され、不平衡状態の Fe_3C と r 晶が同時に晶出してレーデブライト組織となる可能性がある。現在までに Fe-C-Nb 系の固相線、液相線に関する報告がないので断定は出来ないが、Nb 添加鋼にのみレーデブライト組織の観察されることから、Nb が Fe-C 系における r 相の固相線温度を低下させるものと考えざるを得ない。従って Nb 添加によって結晶粗大化に対する抑制効果を失ったのは、固相線温度の低下による粒界の溶融が結晶生長を促進したものである。

以上のように 1.4% C 鋼に Nb を添加すると、Al 単独添加した場合よりも熱処理オーステナイト粒の粗大化開始温度が 50°C 低い 1170°C となり、むしろ Nb の添加は避けた方が良いことになる。しかし鑄造結晶粒の微細化とセメントタイトの縮少を目的として Nb を添加する時には、粗大化温度の低下に十分注意して熱処理を行なうべきである。

4. 結 言

共析鋼の鑄造結晶粒微細化と熱処理オーステナイト粗大化抑制に効果のあった Nb を、 δ 晶の初晶出する 0.15% C 鋼と r 晶の初晶出する 1.4% C 鋼に適用し、次のような結果が得られた。

(1) δ 晶と NbC の不整合が 51% と比較的大であるにもかかわらず、Nb 添加は 0.15% C 鋼の鑄造結晶粒微細化に有効で、その臨界添加量は 0.14% である。その時の微細化程度は無添加鋼の 16 倍であった。また共析鋼に 0.06% 以上の Nb 添加で発生した共晶型 NbC の粒界析出物が、0.15% C 鋼では 0.24% Nb 添加でも観察されなかった。

(2) 1.4% C 鋼の鑄造結晶粒微細化に Nb 添加は著効があり、臨界添加量は 0.13% である。その時の微細化程度は無添加鋼の 64 倍で、共析鋼の場合と同程度であった。しかし 0.07% 以上の Nb 添加は、粒界に共晶型 NbC 析出物を発生させ、その挙動は共析鋼と同様であった。一方 Nb 添加によって 1.4% C 鋼の初析セメントタイト網を縮少不連続化し、パーライト部の硬度低下と共に全体としての硬度を減少させて、展延性の向上に寄与するようであり、共晶型 NbC 粒界析出物による展延性の低下との釣合いを考慮する必要がある。

(3) 熱処理オーステナイト粗大化抑制に対する Nb の効果は、0.15% C 鋼では Al 脱酸のみに比して 30°C (0.14% Nb) 高めるが、それ以上の Nb 添加は影響を与えない。1.4% C 鋼の場合は、Nb を添加することによって Al 脱酸のみに比して逆に 50°C (0.13%, 0.58% Nb) も低める。これは Fe-C 系の r 相の固相線温度が Nb 添加によって低下するためと考えられる。共

析鋼ではこのような現象はなく，Nb 添加によって粗大化温度は約 40°C 高められている。

終りに試料の化学分析をして戴いた(株)日本製鋼所室蘭製作所と，顕微鏡写真の製作に協力された米沢襄君に感謝の意を表します。

文 献

- 1) 河野，松原：工学部研究報告，48 (昭 43) pp. 289-300.
- 2) Cibula, A. : J. Inst, Metals. 82 (1953-54) pp. 513-524.
- 3) Hansen, M. and Anderko, K. : Constitution of Binary Alloys, 2nd. ed., (1958), McGraw-Hill.
- 4) 大野篤美：鑄物，42 (1970) 7, pp. 566-578.
- 5) 橋口 編：金属学ハンドブック，(1958) p. 642, 朝倉書店.
- 6) 盛，時実，藤田，山口：鉄と鋼，50 (1964) p. 911.
- 7) Gladman, T. and Pickering, F. B. : J I S I, (1967) p. 653-664.