



Title	高炭素鋳鋼の結晶粒度に及ぼすNb, Ti, Zrの影響
Author(s)	河野, 藤孝; Kawano, Fujitaka; 松原, 嘉市 他
Citation	北海道大學工學部研究報告, 48, 289-300
Issue Date	1968-06-20
Doc URL	https://hdl.handle.net/2115/40872
Type	departmental bulletin paper
File Information	48_289-300.pdf



高炭素鋳鋼の結晶粒度に及ぼす Nb, Ti, Zr の影響

河野 藤 孝*

松原 嘉 市*

(昭和 43 年 1 月 16 日受理)

Effects of Niobium, Titanium, and Zirconium on the Grain Size of High Carbon Cast Steel

Fujitaka KAWANO*

Kaichi MATSUBARA*

(Received January 16, 1968)

Abstract

Niobium and titanium (up to 0.2%), zirconium (up to 0.8%), and aluminium (up to 0.7%) as a possible cast-grain-refiner, were added respectively to steels containing 0.5~0.8% carbon. The relation between the austenite grain size and the behaviour of the precipitations in the steels which were reheated from 900°C to above the melting point of the steel, were investigated by means of an optical microscope, an electron microscope, and an electron probe microanalyser.

The addition of 0.1% niobium or titanium proved to be effective cast-grain-refiners and the cast-grain size of the steel was controlled by electron microscopic carbides and nitrides in molten steel. On the other hand, the optical microscopic precipitations at grain boundaries prevented the grain growth of the reheated steel to below the melting point of the steel, but the presence of the precipitations resulted in a 20% decrease in the fracture strength of the cast steel.

1. 緒 論

クリープを除く他の機械的性質、とりわけ展延性については結晶粒の細かい金属が勝れていることは周知のことである。また鋼のような同素変態を有する金属にあっては、最終熱処理時のオーステナイト(γ)結晶粒度がフェライト(α)の展延性に大きく影響し、Alによる熱処理結晶粒生長の抑制、熱間加工温度の制御、熱処理プログラミングの選定などに注意が払われている。しかし鋳物、溶接製品などのごとき熱処理を施行し難いもの、あるいは鋳塊からの熱間粗工程が激しい加工を蒙るものでは、鋳造状態における結晶粒の小さいことが展延性のみならず熱間脆性に対しても不純物の均一分散化の点で望ましいと思われる。

* 冶金工学科

* Department of Metallurgical Engineering

従来鑄鋼の鑄造結晶粒微細化については、急速凝固法、振動凝固法、回転凝固法、攪拌凝固法、異質核剤添加法などの諸法が提案され、一部工業的にも利用されているが、実施が最も簡単と思われる異質核剤添加法の結果について具体的な報告がないようである。

以上の見地から異質核剤添加による鑄鋼の結晶粒微細化の検討を目的として研究を行なった。実験の単純化のため初晶が γ 晶として晶出する0.5%<Cの高炭素鋼(約0.7% C)を基準組成として選び、添加すべき異質核生成剤としてはA. Cibula¹⁾が引用している条件、1) γ 晶と異質核の構造、大きさが似ていること、2) 鋼の融体中で異質核が固体であり、また安定であることなどを参照し、Al, Nb, Ti, Zrを0.2%程度まで添加した。

2. 添加元素と鑄造結晶粒度

2.1 実験方法

Table 1の組成をもつ25 mm 鍛造角棒(1% C鋼)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分経過して脱酸のため0.2% Al投入、2分後添加元素投入、続いて2分後凝固速度を一定に制御するため予め1500°Cに保持したSiC炉にるつぼを移し、鋼浴中心部に5-20 PR熱電対を挿入して凝固開始温度の読み1480°Cまで約20°C/min、凝固終了温度の読み1468°Cまで5~7分、1440°Cまで2~3°C/min、以後切電炉冷した。スポンジチタン、フェロニオブウム(65% Nb)、フェロジルコニウム(75% Zr)はいずれも5 mm位の粒子に破碎後Al箔で包み添加し、Alは箔の形で添加した。

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

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の鋼塊を縦半分に切断し、Oberhoffer腐蝕及び2%硝酸ピクラー腐蝕によってマクロ組織観察と鑄造結晶粒度(初晶オーステナイト粒度)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2等分縦分割面全面からの平面機削片を混合し、C, 酸溶解性Al, 添加元素について分析を行なった。

2.2 実験結果

鋼塊の化学組成をTable 2に示す。試料No. Aは脱酸のAlのみを添加した基準組成のものであって、それにAl, Nb, Ti, Zrをそれぞれ単独で0.2または0.7%まで添加している。各鋼塊のC含有量は、試料No. Ti 1(0.45%)を除き0.5%以上であって0.51~0.82%にわたっている。

鋼塊の冷却温度-時間曲線には約1490°Cの明瞭な凝固開始階段部が認められ、過冷却部分は観察出来なかったが、鋼塊の縦断面に対するOberhoffer腐蝕の結果、鋼塊表面層は微細な急

Table 2. Chemical analyses of 1kg ingots (%)

No.	C	Al	Nb	Ti	Zr
A	0.73	0.030			
Al 1	0.78	0.742			
Al 2	0.70	0.408			
Al 3	0.51	0.156			
Nb 1	0.54	0.050	0.217		
Nb 2	0.71	0.030	0.166		
Nb 3	0.74	0.090	0.102		
Nb 4	0.74	0.092	0.067		
Nb 5	0.72	0.058	0.039		
Ti 1	0.45	0.084		0.208	
Ti 2	0.70	0.140		0.154	
Ti 3	0.56	0.116		0.119	
Ti 4	0.73	0.132		0.076	
Ti 5	0.74	0.142		0.032	
Zr 1	0.75	0.200			0.765
Zr 2	0.82	0.150			0.090
Zr 3	0.74	0.112			0.054
Zr 4	0.66	0.140			0.044
Zr 5	0.65	0.126			0.039

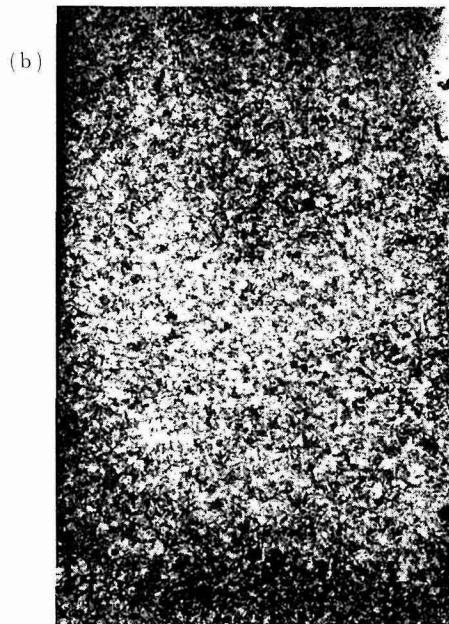
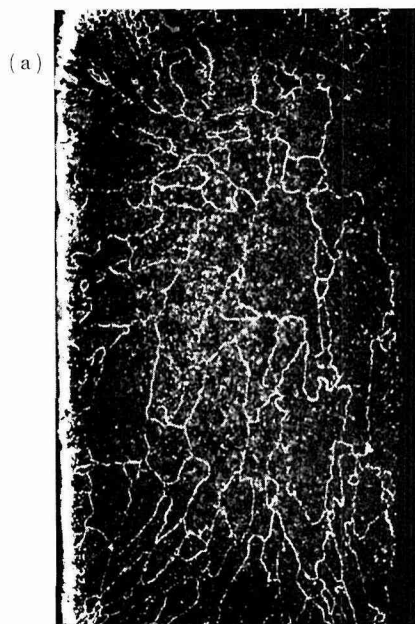


Photo. 1 a) Macrostructure of the ingot No. A (Al 0.030%), Etchant: 5% HNO₃ ×2
b) Macrostructure of the ingot No. Nb 1 (Nb 0.2%), Etchant: 5% HNO₃ ×2

冷晶，内部は等軸晶からなり，いずれの鋼塊にも柱状晶は観察されなかった。収縮孔や気孔は鋼塊中心部に発生しているが，その他の部分には添加元素の有無に関せず少なかった。硝酸ピクラル腐蝕後の検鏡結果，鋼塊表面より約2 mmの深さの低炭素層が見られるが，それより内層では稀に粒界にフェライト網の観察される程度でほとんどが縞状パーライト組織のみから構成されていた。

铸造結晶粒度の測定は表面の低炭素層を除く鋼塊の全縦断面について行なったが，無添加の基準組成のもの (No. A)，Al 添加のもの (Nos. Al 1~4)，Nb，Ti，Zr 添加では最小量のもの (Nos. Nb 5，Ti 5，Zr 5) にはそれぞれ混粒が観察され，鋼塊上中下の各部の平均粒度 (JIS オーステナイト結晶粒度表示法による) も 0.5 の差を生ずるが，Nb，Ti，Zr の添加量が増すと鋼塊全体は細かな齊粒を示すようになる。(Photo.

1 (a)，(b) 参照)

添加元素量と铸造結晶粒度との関係は Fig. 1 に見られるように Al は極めて緩慢に，Zr は中程度に，Nb と Ti は急速に結晶粒を微細化する。0.1% 添加元素において単位面積当りの結晶粒数を基準鋼と比較すると，Al 1.4 倍，Zr 16 倍，Nb 64 倍，Ti 128 倍となって，Ti，Nb の微細化効果の大きいことが知られる。

Nb，Ti とも 0.06% 以上の添加量の増大と共に粒界に網状析出物の出現と増加が認められた。(Photo. 2 (a)，(b)，(c)) Zr の場合，0.09% 添加では上記のような粒界析出物は観察されず，0.77% の大量添加で粒界析出と共に 0.2% Nb 相当の結晶粒微細化が生じた。(Photo. 2 (d)) Al の添加は粒界，粒内に Al_2O_3 の析出を増加させるのみで，結晶粒微細化に余り寄与していない。

Nb，Ti，Zr をそれぞれ含有する鋼では，その添加量が微量であっても粒内析出物が観察されることは粒界析出物の場合と異なっている。(Photo. 2 (a)) もちろん添加量と共に粒内析出物の量も増加する。(Photo. 2 (b)，(c)，(d))

以上の実験結果から，铸造結晶粒の微細化には Ti，Nb が 0.1% 程度の添加で有効であること，更に Ti，Nb の 0.2% 以上添加は余り効果がないこと，Zr は 0.7% の大量添加を必要とすることから実用的でないこと，Al はほとんど効果がないことが結論される。しかし Ti，Nb の 0.06% 以上添加は粒内析出物と共に粒界析出物を発生し，これは結晶粒微細化による展延性の向上と結晶内析出による強度増加の利点を粒界の網状析出による展延性の低下によって減殺する恐れがある。

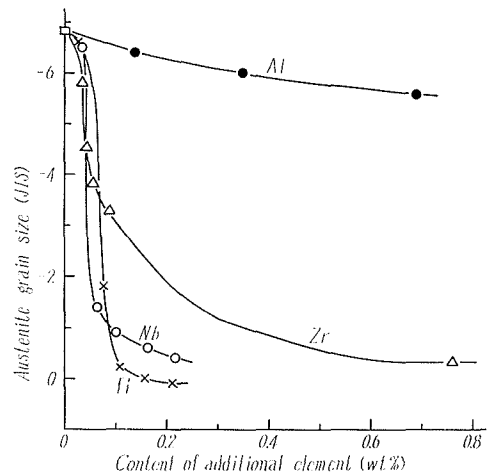


Fig. 1. Austenite grain size of cast steel ingots vs. content of additional elements.

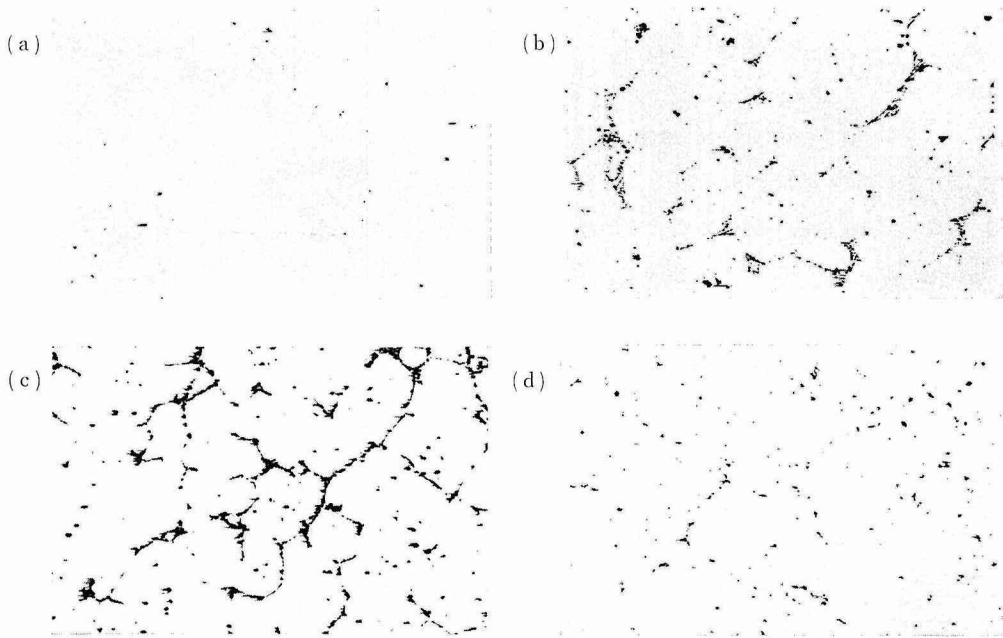


Photo. 2 a). Microstructure of the ingot No. Nb 5 (Nb 0.04%), Etchant: picral $\times 50$
b). Microstructure of the ingot No. Nb 1 (Nb 0.2%), Etchant: picral $\times 50$
c). Microstructure of the ingot No. Ti 1 (Ti 0.2%), Etchant: picral $\times 50$
d). Microstructure of the ingot No. Zr 1 (Zr 0.8%), Etchant: picral $\times 50$

3. 熱処理オーステナイト結晶粒度と析出物の性質、挙動

鑄造結晶粒微細化に著効のあった Ti, Nb, 穏やかな作用をもった Zr は V や Al と共に, α から γ に加熱された鋼の結晶粒生長を抑制する元素であることはよく知られた事実である。しかし鑄造結晶粒微細化を十分に生ずるような添加量についての結晶粒生長抑制過程の報告はないようである。また第 2 章で述べたように, Ti, Nb, Zr の諸元素添加による鑄造結晶粒微細化作用には光学顕微鏡的所見の結果, 粒界, 粒内の析出物が関係しているようである。以上の二見地から Ti, Nb, Zr によって鑄造結晶粒の微細化された試料を γ 域及び融体の温度まで加熱して熱処理オーステナイト結晶粒度と析出物の挙動を調べた。

3.1 実験方法

鑄造結晶粒度が No. (-1~0) の十分に微細化され, しかも粒内, 粒界に析出物が豊富に存在する Nos. Nb 1 (0.2% Nb), Ti 1 (0.2% Ti), Zr 1 (0.8% Zr) の各鋼塊から直径 9 mm, 長さ 10 mm の試料を切出し, 内径 11 mm, 長さ約 100 mm の不透明石英管のカプセルに 10^{-2} mmHg 以下の真空中で封入した。SiC 炉で $900\sim 1460^{\circ}\text{C}$ にそれぞれ 1 時間加熱保持後水冷した。 1500°C 以上の加熱は第 2 章と同じく高周波炉で溶解後, 溶湯を水中に流入して小滴を試料とした。

析出物の同定は XMA による金属元素の定量と, 光学顕微鏡下における化学試薬に対する

反応，色，形から行なった。

3.2 熱処理オーステナイト結晶粒度

オーステナイト粒度は Fig. 2 に示すように、 α から γ へ変態後は 930°C で No. 8 程度の細粒鋼であるが、結晶粒生長開始温度は Zr 鋼-930°C、Ti 鋼-1000°C、Nb 鋼-1050°C の順で Zr 鋼が最も早く粗大化し始める。しかし 1100~1150°C の間でどの鋼も急速に生長しほぼ結晶粒度は No. (1~0) の一定値を示す。1150°C 以後の生長は極めて緩慢で 1350~1400°C 付近まで粒度 No. 0 を保っている。結晶粒界が融体となる温度(後述)、Ti 鋼~1400°C、Nb 鋼~1460°C、Zr 鋼~1460°C に達すると再び急速な結晶生長を生ずるが、1490°C 付近でほとんど全体が融体となる。Ti、Nb、Zr のような熱処理オーステナイト結晶粒生長抑制効果のある元素は、鋼に対する添加量と共に結晶生長開始温度を高めることは従来から報告^{2),3)} されているところであるが、0.2% Ti あるいは Nb、0.8% Zr 添加鋼の急速な結晶生長温度が 1150°C (0.03% Al 添加鋼では約 1050°C) と高温側にずれること、またこの急速な生長後の極めて緩慢な生長も、Al 添加鋼と比較して大きな特長であり、熱処理鋼として有利な点である。粒界が融体となる直前の結晶粒度がオーステナイトに加熱する以前の鑄造結晶粒度と等しくなり、また粒界が融体として存在する温度に 1 時間保持した試料が、以前の鑄造結晶粒より生長していることは興味深い。

3.3 析出物の性質と挙動

鋼塊に存在する光学顕微鏡的サイズの粒界、粒内の析出物は、XMA 分析の結果各添加元素を多量に含有し、色⁴⁾、形⁴⁾、化学試薬に対する反応⁴⁾ (TiC と TiN の区別は 25 N-H₂SO₄、220°C×1 時間の恵藤⁵⁾ の方法による) から粒界析出物は各添加元素の炭化物、粒内析出物は同じく添加元素の炭化物と窒化物、あるいは両者の固溶体の 3 者が存在する。(Table 3) 粒界析出物は一般に不定形をなし、鉄と共晶を形成している。(Photo. 3 (b), 4 (c), 5 (c) 参照) 一方粒内

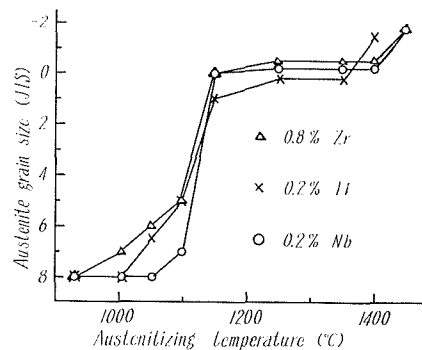


Fig. 2. Austenite grain growth of steels with each 0.8% Zr, 0.2% Ti and 0.2% Nb, respectively.

Table 3. Precipitations in Nb steel, Ti steel and Zr steel.

	Grain boundary	Grain
Nb steel	NbC: creamy, lamellar, eutectic	NbC: lavender, rectangular
Ti steel	TiC: blue, lumpy, eutectic	TiC: blue, rectangular TiN: pink, rectangular Ti(CN): blue to pink, rectangular
Zr steel	ZrC: creamy, lumpy, eutectic	ZrC: light blue, rectangular ZrN: golden, rectangular

析出物は Photo. 3 (a), 4 (a), (b), 5 (a), (b)に見られるように特長的な方形結晶で, ZrC と ZrN はそれぞれ単独の場合もあるが, Photo. 5 (a), (b)のように一つの結晶内でラセン転位の周囲に生長しているものもよく観察される。

これらの析出物を含む鋼試料を γ 域に加熱した場合, 前節の 1100~1150°C の急速なオーステナイト結晶生長とこれら光学顕微鏡的大きさの析出物との間に対応が認められず, 粒内, 粒界の析出物共不変であった。しかし 1400°C (Ti 鋼), 1460°C (Nb 鋼, Zr 鋼) 付近の急速な結晶生長を生ずる温度に加熱した試料を水冷して検鏡すると, Photo. 3 (b) と 3 (c), Photo. (4 c) と 4 (d), Photo. 5 (c) と 5 (d) に示されるように, 粒界析出物の形, 分布が細かく再配列されている。これは明らかに粒界部分が融体となって引続く水冷までの間に析出物と鋼地が共晶晶出したものであろう。更に加熱温度を 1500°C 以上に上昇させて完全融体となった試料を水中急冷して飛散した小片を検鏡すると, 粒界析出物は観察されず, 粒内析出物は数に僅か減少を認められるが, 大きさ, 形の点では鑄造試料のものと変りがなかった。すなわち粒内析出物は融体の鋼中ですでに大きな固体として存在しているが, 粒界析出物は鋼の凝固に際して生じる粒界の濃縮液相が凝固末期に共晶凝固して生成されるものである。

以上の析出物の挙動と熱処理オーステナイト結晶粒生長の過程を結び付けて考えると, 光学顕微鏡的大きさの粒界, 粒内の析出物中結晶粒生長に関係があるのは, 1100~1150°C から粒

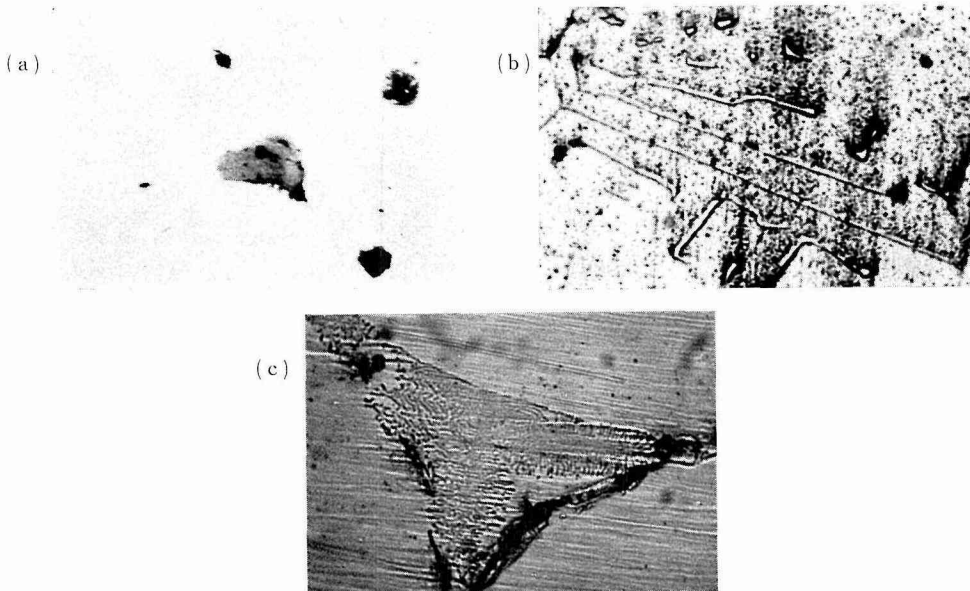


Photo. 3 a). NbC precipitations in a grain of the ingot No. Nb 1 (Nb 0.2%), no etched $\times 1000$
b). NbC precipitations at a grain boundary of the ingot No. Nb 1 (Nb 0.2%), no etched $\times 1000$
c). NbC precipitations at a grain boundary of the specimen, water quenching after reheating at 1460°C, no etched $\times 1000$

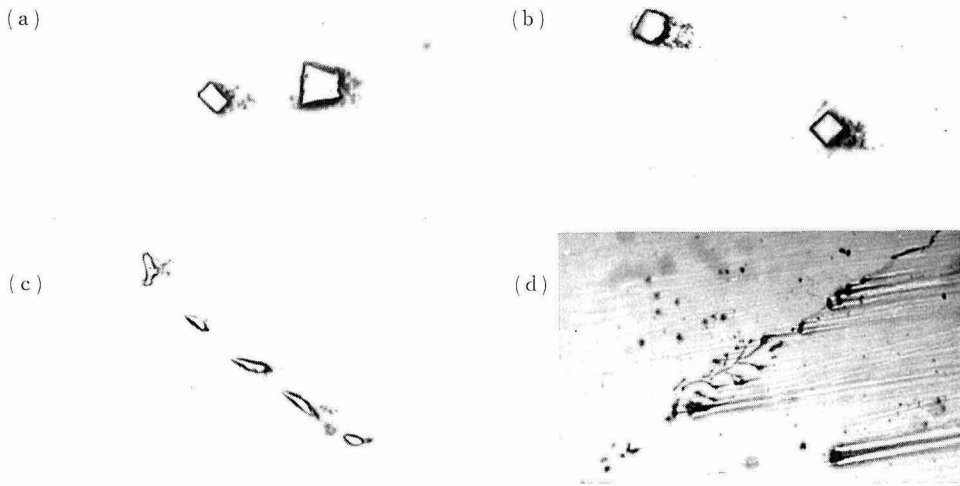


Photo 4 (a). Ti(CN) precipitations in a grain of the ingot No. Ti 1 (Ti 0.2%), no etched $\times 1000$
 (b). TiN precipitations in a grain of the ingot No. Ti 1 (Ti 0.2%), no etched $\times 1000$
 (c). TiC precipitations at a grain boundary of the ingot No. Ti 1 (Ti 0.2%), no etched $\times 1000$
 (d). TiC precipitations at a grain boundary of the specimen, water quenching after reheating at 1400°C, no etched $\times 1000$

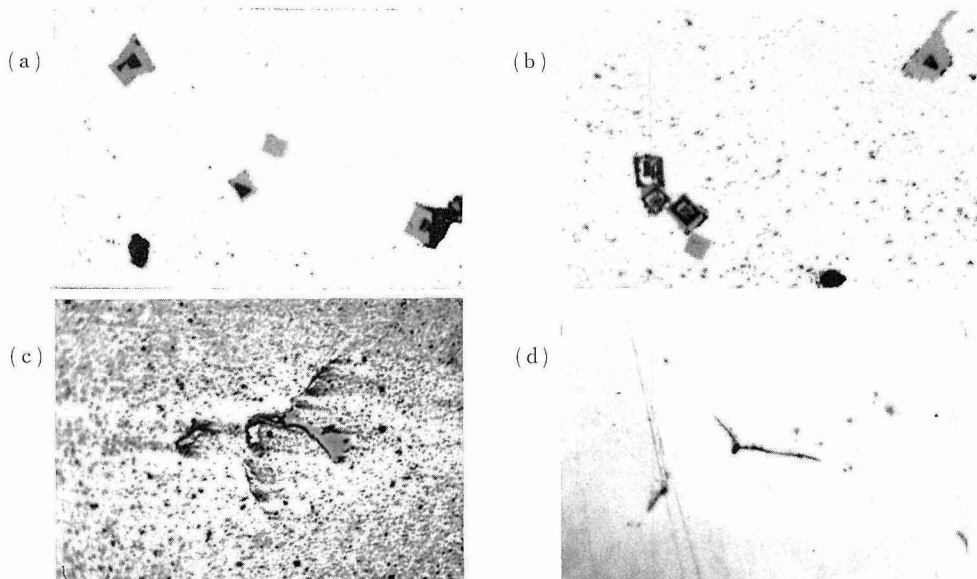


Photo 5 (a). ZrN (center of the crystal) and ZrC precipitations in a grain of the ingot No. Zr 1 (Zr 0.8%), no etched. $\times 1000$
 (b). ZrN (center and fringe of the crystal) and ZrC precipitations in a grain of the ingot No. Zr 1 (Zr 0.8%), no etched. $\times 1000$
 (c). ZrC precipitations at a grain boundary of the ingot No. Zr 1 (Zr 0.8%), no etched. $\times 1000$
 (d). ZrC precipitations at a grain boundary of the specimen, water quenching after reheating at 1460°C, no etched. $\times 1000$

界析出物の溶融直前の温度までの生長抑制が、粒界析出物に依存すると考えられるだけで、1100°C以下の生長抑制と铸造結晶粒の微細化にこれら粒界、粒内の析出物が寄与するとは認め難い。

4. 電子顕微鏡観察

前章で述べたように、光学顕微鏡の大きさの析出物は铸造結晶粒度に影響を与えないので、熱処理オーステナイト結晶生長抑制の根拠として挙げられている電子顕微鏡の大きさの析出微粒子²⁾について、鋼の融体温度、粒界溶融温度における挙動を铸造炉冷したものと比較観察した。

試料は前章の実験で用いた 0.2% Nb 鋼, 0.2% Ti 鋼, 0.8% Zr 鋼で、常温下における槌打破断面からレプリカを作製した。炭素抽出レプリカ法あるいはトリアセチルセルロースの二段レプリカ法(白金蒸着 45°)を用いたが、抽出される析出物量は両者共差がないようであった。

铸造 Nb 鋼試料の抽出レプリカ上には Photo. 6 (a) に示されるように 100~5000 Å にわたる大小種々の析出物が多数存在し、立方形からその形の乱れたものに及んでいる。しかしその

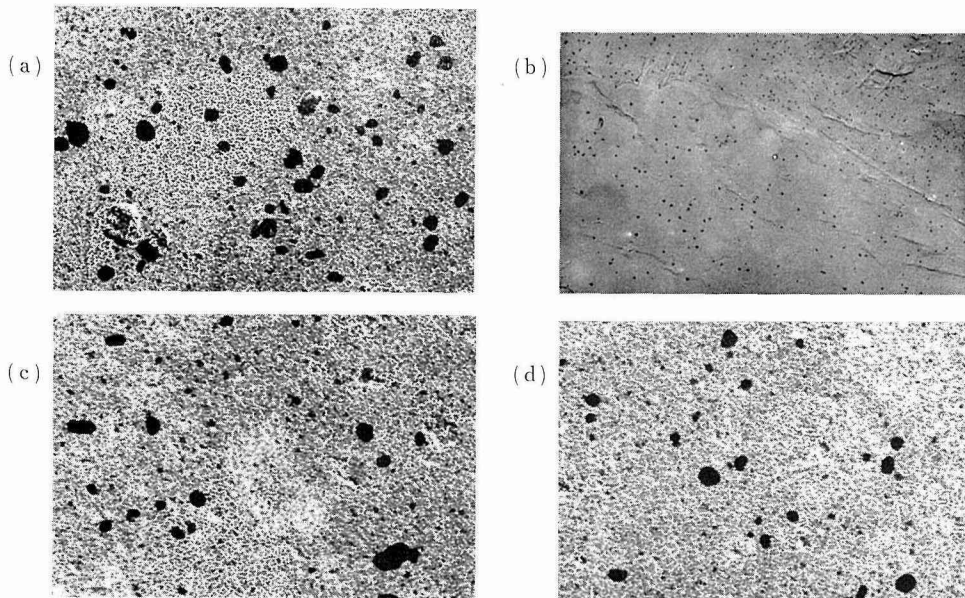


Photo 6 (a). Extracted precipitations of NbC on a replica from the ingot No. Nb 1 (Nb 0.2%) $\times 10,000$
 (b). Distribution of NbC precipitations in the ingot No. Nb 1 (Nb 0.2%) $\times 3,000$
 (c). Extracted Precipitations of NbC in the specimen of the ingot No. Nb 1 (Nb 0.2%), water quenching after reheating 1460°C. $\times 10,000$
 (d). Extracted precipitations of NbC in the piece of 0.2% Nb molten steel. $\times 10,000$

析出物は場所によって析出密度が非常に相異している。(Photo. 6 (b)) そのため熱処理温度の異なる試料中の電子顕微鏡的大きさの析出物密度を少数抽出のレプリカ観察の結果から比較することは出来ないが、一試料数枚の抽出レプリカの全視野観察の結果からは、粒界溶融温度に加熱した試料では著しく析出物数が減少している。(Photo. 6 (c)) 更に鋼の融体温度から急冷した試料でも析出物はすでに存在し、粒界溶融温度から急冷した試料と比較して大きさ、数量の点で変化がないようである。(Photo. 6 (d))

以上の過程は Nb 鋼に限らず、Ti 鋼、Zr 鋼の場合も全く同様であった。

析出物に関する電子回折結果は、100 kV の加速電圧に対して不透過部分が多く、完全な回折模様が得られないが、いずれも立方晶であることを示した。しかし炭化物、窒化物、炭窒化物の区別はそれらの格子常数⁹⁾が極めて接近しているので同定出来なかった。

電子顕微鏡観察の結果、鋼の融体中に存在する微細な固体析出物が鑄造結晶粒度を規制するものと考へられる。

しかし Nb 鋼の光学顕微鏡観察の結果では NbC のみが検出され、NbN は認められなかった。

それ故 Nb 鋼の鑄造結晶粒微細化に寄与する電子顕微鏡的大きさの析出物が NbC であるか NbN であるかを決定するため、炭素を 0.03% 以下含有する電解鉄を第 2 章で述べたのと同様に高周波炉で溶解し、脱酸のため高炭素鋼の場合の約 2 倍量の 0.4% Al を投入後 Nb を添加し、SiC 炉で徐冷した。鑄造結晶粒度は Nb 無添加の No. (-6.5) から 0.2% 添加の No. (-6.0) までほとんど変化がなく、粒内、粒界に Nb 酸化物が散見されるに過ぎなかった。Nb 添加量を 3.5% と大量に増加した場合はクリーム色をした板状の NbFe₂ (XMA の定量による) が析出する。この鋼塊の電子顕微鏡観察では微細な析出物を発見出来なかった。以上の結果から、高炭素 Nb 鋼の鑄造結晶粒微細化に寄与するものは電子顕微鏡的大きさの NbC 粒子であると結論される。しかし Ti 鋼や Zr 鋼の場合にも微粒炭化物のみが結晶粒微細化に寄与するとは言えない。それは光学顕微鏡観察に際してそれらの鋼中には炭化物以外に窒化物も認められるから、NbN と異なって TiN, ZrN は 1500°C 付近の温度で AlN よりも生成し易いと想像され⁹⁾、従って微粒の窒化物が炭化物と共に結晶粒微細化に貢献し得るからである。

5. 強度と展延性

電子顕微鏡的大きさの析出物と光学顕微鏡的大きさの析出物を粒内に、更に網状の析出物を粒界に分布する添加鋼について鑄造結晶粒微細化と析出物分散による強度と展延性の向上と、粒界析出物による影響を測定するため、圧壊試験と引張試験を行なった。

5.1 圧壊試験

鋼塊の 4 等分縦分割片から外径 8 ± 0.24 mm, 内径 2 ± 0.06 mm, 高さ 18 ± 0.54 mm の円筒状試験片 2 本を鋼塊の高さ方向から採取し、一鋼塊から計 4 本について 15 ton の圧縮荷重によ

る亀裂開始圧力を測定した。

4本1組の試験片中1本が気泡などのため異常な低値を示すことがあったが、その他の試験片内のバラツキは2~3kg/mm²以内であったので、その平均値をもって圧壊強度とした。

亀裂は全試験片とも圧縮軸に対して大約45°方向に走って鋸歯状を呈し、検鏡結果はすべて粒内破壊であった。

試験片間の炭素含有量が0.45~0.78%にわたっているので、添加元素量対破壊強度曲線 (Fig. 3) 中に各試験片の炭素含有量も併記した

が、Ti, Nbの各0.2%の点は含炭素量が高ければ更に大きな破壊強度を示したであろう。各種添加元素が増加すると共に破壊強度も上昇の傾向にあるが、添加量0.1~0.2%の範囲内で比較すれば、Ti, Nb, Zr, Alの間に差があるとは認め難い。

5.2 引張試験

鑄造結晶粒が十分微細でしかも粒界に多量の析出物を有するような試料, Nos. Nb 2, Ti 2, Zr 1と基準鋼について比較を行なった。引張試験片の寸法は標点間距離19±0.02 mm, 平行部長さ28 mm, 平行部直径5±0.03 mm, 肩部の半径15 mm, 両端部直径12.7 mm, 試験片全長55~65 mmで延長保持金具を用いた。採取位置は圧壊試験片と同様に4等分縦分割片から鋼塊の高さ方向に沿って1本を切出し、一鋼塊計2本とした。Ti鋼の試験片中1本は微小収縮孔のため異常低値で破断したが、その他の試験片は破壊強度で最大±2.4 kg/mm², 伸びで±0.4%, 絞りで±0.6%以内のバラツキであり、平均値をTable 4に示した。荷重-伸び曲線はいずれの鋼も脆性型で、最大荷重を示さずに破断し、破面はヘキ開の基準鋼からNb, Ti, Zrを添加した鋼では更に粒界破断とヘキ開破断の混合であった。破壊強度は基準鋼が約77 kg/mm²で添加鋼はその80%程度に低下した。伸び, 絞り値はNb, Ti鋼が僅か増加の傾向にあるが、Zr鋼は基準鋼よりも低値である。このように粒界に多量の析出物を有する添加鋼では、鑄造結晶粒が微細であっても粒界破断を生じ、破壊強度の低下をもたらす。その反面、伸び,

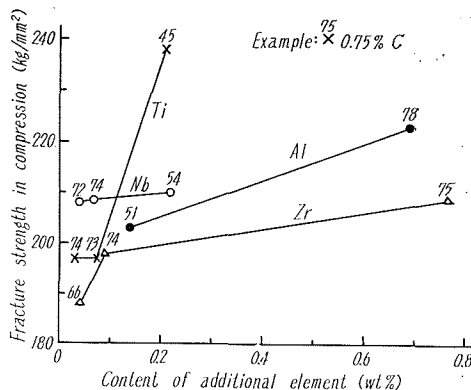


Fig. 3. Fracture strength in compression vs. content of additional elements.

Table 4. Comparison of mechanical properties in tension.

Steel No.	Fracture strength (kg/mm ²)	Elongation (%)	Reduction of area (%)	Facet of fracture
A	77.2	6.3	6.5	Cleavage
Nb 2	56.2	7.3	7.8	Cleavage and intergranular
Ti 2	57.1	6.7	6.8	Cleavage and intergranular
Zr 1	60.9	5.8	4.8	Cleavage and intergranular

Note: gage length 19 mm, and diameter 5 mm.

絞りの向上も期待されないから、粒界析出物の量が出来るだけ少なくてもしかも鑄造結晶粒の細かな程度の添加量，例えば Nos. Nb 4, Ti 4 付近を選定すべきなのかも知れない。あるいは脆性破壊出現転移温度が常温よりも非常に高くしてヘキ開破断を生じている 0.7% C 基準鋼では、結晶粒微細化による転移温度低下の効果が少ないのかも知れない。これらについては将来の研究に待ちたい。

6. 結 論

0.5~0.8% C 鑄鋼について鑄造結晶粒微細化を目的として Nb, Ti, Zr, Al を添加し、その効果を明らかにすると共に熱処理オーステナイト結晶粒度に及ぼす影響、析出物の性質と加熱に対する挙動、添加鋼の機械的性質を研究した。

その結果以下の事が明らかとなった。

- (1) 鑄造結晶粒微細化に効果がある元素は Ti, Nb で 0.1% 程度の添加で十分であること。
- (2) 熱処理オーステナイト結晶粒度に及ぼす 0.2% Ti あるいは Nb の影響は、急速な生長温度を 1150°C に高めること。
- (3) その後の生長は粒界析出物が抑制し、最終的に鑄造結晶粒度と同一に保つこと。
- (4) 粒界析出物が融体となると急速に結晶生長が再開されること。
- (5) 鋼浴中に固体の微粒炭化物、窒化物が存在し、これらが鑄造結晶粒度を規制すること。
- (6) Nb 鋼の鑄造結晶粒度を規制するものは NbC であること。
- (7) 鑄造結晶粒の微細化された鋼の圧縮強度は増加の傾向にあるが、引張りに対しては網状の粒界析出物のため破壊強度は 20% 低下し、展延性の増加も微小であること。
- (8) 常温引張りでもヘキ開破断するような高炭素鑄鋼では、結晶粒微細化の効果が有効か否か疑問である。

この研究に際し、溶解資材の供与と化学分析を行なって戴いた日立金属工業株式会社に厚く感謝の意を表します。

文 献

- 1) Cibula, A.: J. Inst. Metals, **82** (1953-54), pp. 513-524.
- 2) 日本金属学会：新版材料篇，鉄鋼 I (昭 36), p. 49, 日本金属学会.
- 3) 足立・木川・菅田：鉄と鋼, **49** (1963), p. 894.
- 4) 成田貴一：鉄と鋼, **52** (1966), 7, pp. 1098-1147.
- 5) 恵藤文二：鑄物用鋳鉄におけるチタン化合物に関する研究, (昭 40), p. 29, 北工学部博士論文.
- 6) 日本学術振興会：鉄鋼と合金元素 (上), (昭 41), pp. 10-11, 誠文堂新光社.