

連铸二次冷却中の微細炭化物の析出と鋼の高温脆化

鈴木 健一郎*・宮川 昌治*²・斉藤 良行*²

Precipitation of Fine Carbonitride and High Temperature Embrittlement
of Low Carbon Steel during Cooling in Secondary Cooling Zone of Continuous Caster

Ken-ichiro SUZUKI, Shoji MIYAGAWA and Yoshiyuki SAITO

Synopsis : In order to reduce frequency of surface cracks in continuously cast low carbon steel slabs containing niobium, relation between morphology of carbonitride precipitates and high temperature ductility has been examined under the condition simulating thermal cycle of steel slabs passing through secondary cooling and bending zones of a vertical bending type continuous caster. Through experiments, it is found that precipitation of niobium carbonitrides is mainly affected by thermal cycle in the temperature range from 973 to 1073K, and fine precipitates at γ grain boundary make high temperature ductility worse. Number of fine precipitates containing niobium increases when a specimen stays in the temperature range longer. It is found that grain boundary embrittlement is becoming dominant in case when ductility becomes less, which means deformation takes place mainly at γ grain boundary because grain itself is strengthened by fine precipitates.

For improvement of high temperature ductility, it is recommended to modify fine niobium carbonitrides to coarser ones containing titanium and niobium by microalloying of titanium.

Key words : continuous casting; steel slab; secondary spray cooling; high temperature ductility; carbonitride precipitation; microalloying by titanium.

1. 緒言

低炭素鋼の連続铸造において、Al, Nb, V, Cr, Moなどを含有する連铸铸片の表面欠陥の低減は、操業条件の適正化に多大な努力が払われているにもかかわらず、今なお重要課題として残されている。このため、铸片表面欠陥の解消を目的として、鋼の高温脆化に関する研究が活発に行われている。

铸片横割れについては、金属組織学的検討から γ 粒界への硫化物や炭窒化物の析出による粒界のエネルギーの低下^{1)~7)}、 γ 相と比べて変形応力の著しく低い α 相が γ 粒界へ析出することによる粒界脆化^{8)~11)}、炭窒化物の析出による γ 相の再結晶の遅延²⁾⁵⁾¹²⁾、などの高温脆化機構が提案されている。一般に、鋼の高温延性は、鋼の組織や析出物の存在状態に影響する鋼の組成、変形温度、変形前の熱履歴、歪速度などの影響を受ける。

本研究においては、連铸二次冷却帯における低炭素鋼中の炭窒化物の析出挙動に着目し、これが鋼の高温延性ひいては連铸铸片の横割れに及ぼす影響について実験室的に検討する¹³⁾。

2. 実験方法

2・1 高温引張試験装置

実験に用いた高温引張試験機は、高周波加熱装置と油圧サーボ装置を組み合わせたもので、マイクロ・コンピュータにより20ステップの温度制御と10ステップの変形制御が可能である。試験片は圧力0.13Pa以下の真空チャンバー内で所定の熱サイクルを付与し、所定の温度に30s保持した後引張変形を行った。破断を確認した後試験片を常温に至るまでHeガスにより強制冷却した¹³⁾。

2・2 二次冷却帯での铸片熱履歴のシミュレート実験

連铸二次冷却帯での铸片熱履歴が、炭窒化物の析出挙動を介して鋼の高温延性に及ぼす影響をシミュレートするため、熱サイクルを付与した上で高温引張試験を行った。

Fig. 1に示す熱サイクルは二次冷却帯における1323~1183Kの铸片表層部の熱履歴の測定結果¹⁴⁾を単純化したもので、温度振幅を0~250Kとして7水準の熱サイクル・パターンを設定した¹³⁾。

供試材はTable 1に示す組成の含Nb低炭素鋼で、連铸as cast材の铸片表層部より铸込み方向と直角方向に切りだし、平行部10mm ϕ 、長さ50mmのJIS 4号相当試験片として実験

平成4年12月25日受付 平成5年7月2日受理 (Received on Dec. 25, 1992; Accepted on July 2, 1993)

* 川崎製鉄(株)ハイク研究所 (High-Technology Research Laboratories, Kawasaki Steel Corp., 1 Kawasaki-cho Chuo-ku Chiba 260)

* 2 川崎製鉄(株)鉄鋼研究所 (Iron & Steel Research Laboratories, Kawasaki Steel Corp.)

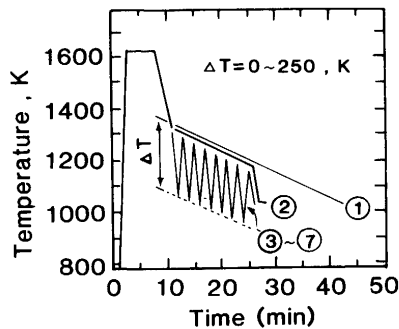


Fig. 1. Thermal cycle patterns of specimen before tension test, simulating thermal cycle of slab surface in secondary cooling zone of a continuous caster.

Table 1. Chemical composition(mass%).

C	Si	Mn	P	S	Al	Cu	Ni	Nb
0.10	0.39	1.56	0.010	0.002	0.030	0.14	0.15	0.029

に供した。

2・3 炭窒化物形成元素の微量添加実験

析出物の存在形態と高温延性の関係を調べるため、標準組成 (Table 1) に対して炭窒化物形成に有効と考えられるTiを微量添加した50kg鋼塊を高周波溶解炉により溶製した。大気雰囲気中で上注ぎ鋳造し、鍛造した素材よりJIS 4号相当の試験片を作成した。Fig. 1中に示す熱サイクルパターン、①を付与した後に高温引張試験を行った。

2・4 高温延性の評価と急冷試験片の調査

高温延性の指標として引張試験片の断面減少率を測定した。予備実験において、脆化現象は $10^{-2}/s$ の歪み速度においても十分再現できること、また $10^{-2}/s$ と $10^{-4}/s$ の場合で脆化温度域は変わらないことを確認し、本実験では歪み速度を $10^{-2}/s$ 一定とした。さらに、破断部については走査型電顕 (SEM) による破面観察、光学顕微鏡による組織観察を行った後、抽出レプリカ法により作成した試験片中の析出物の形態・組成を分析電顕、EELS (Electron Energy Loss Spectroscopy) や湿式分析により調べた。

3. 実験結果

3・1 二次冷却における鑄片熱履歴のシミュレート実験の結果

3・1・1 高温延性

含Nb鋼の高温延性についての測定結果をFig. 2に示す。なお、Fig. 1の熱サイクルにおいては冷却/復熱過程で γ/α 変態が関与しないことを予備実験で確認している。

Fig. 2に明らかなように、温度振幅が0 Kで引張試験温度を1123Kとした場合の断面減少率の80%程度に対し、試験温度を100K低め1023Kとした場合の断面減少率は約40%程度まで低下する (これらは、鋼の脆化温度域を求める際に一般に用いられる、単純冷却パターンにおける高温延性の温度

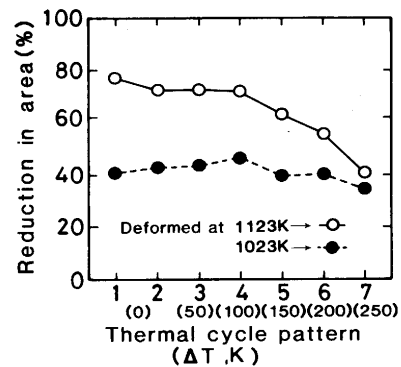


Fig. 2. Influence of thermal cycle pattern before tension tests on hot ductility of Nb bearing low carbon steel.

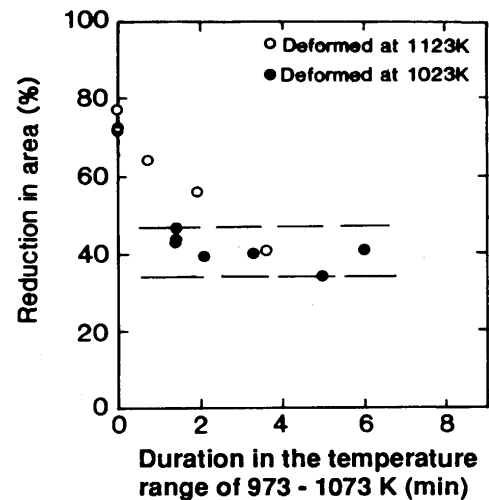


Fig. 3. Relation between reduction in area and duration of a specimen in the brittle temperature range before tension test.

変化に対応する)。しかし、鑄片熱履歴の高温延性に対する影響として重要な点は、Fig. 2に示すように、1)冷却~復熱の温度振幅が大きく、脆化温度域¹³⁾の973~1073Kに試験片が滞留する時間が長い場合には1123Kの引張試験温度においても断面減少率は著しく低下し、1023Kのそれに近づくこと、2)引張試験温度を脆化温度域内の1023Kとした場合の延性は極めて低く、温度振幅によらず低位に安定していること、である。Fig. 2のデータを脆化温度範囲の973~1073Kに試験片が滞留した時間により整理してFig. 3を得る。これより、1123Kの引張試験の場合には滞留時間が長くなるにしたがい断面減少率は75%から約40%まで減少する一方、1023K変形の場合には滞留時間によらず約40%の低位に安定していることが明らかである。

一方、Fig. 1に対して250K高温側にシフトした最大温度振幅250Kの熱サイクル後1123Kで高温引張を行った場合、試験片は熱サイクル過程で析出・脆化温度域に滞留しないため、断面減少率は温度振幅によらず65%以上となることが確認されている¹³⁾。

3・1・2 破面観察結果

試験片の破面観察 (Fig. 4) より、引張試験温度を1023Kと

した場合、破断は粗大な旧 γ 粒界に沿って進行することが明らかである。熱サイクルの温度振幅の増加に伴い、破面形態は旧 γ 粒界の形状に漸近し、粒界脆化が顕著になることが判明した。これは延性の低下現象と対応している。すなわち、破断面を高倍率で観察すると、Fig. 5 に示すように1023K、

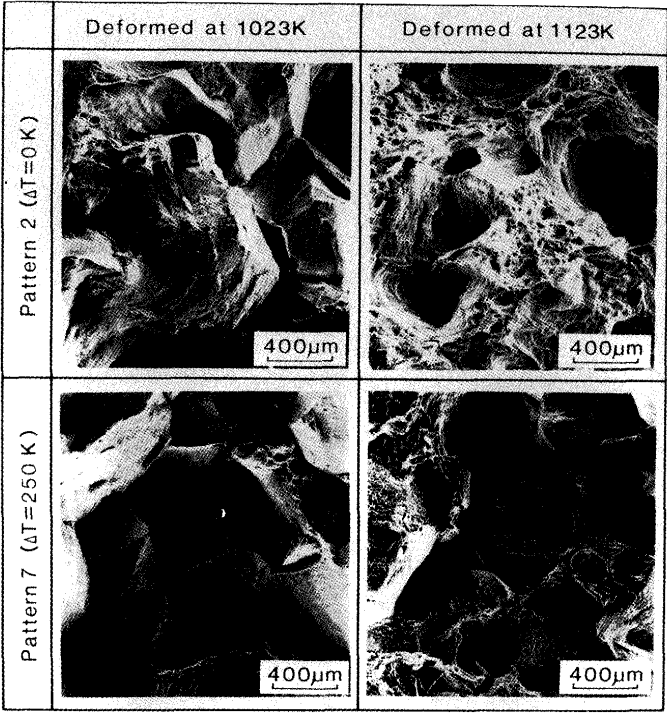


Fig. 4. Influence of thermal cycle pattern and deformation temperature on fracture of Nb bearing low carbon steel.

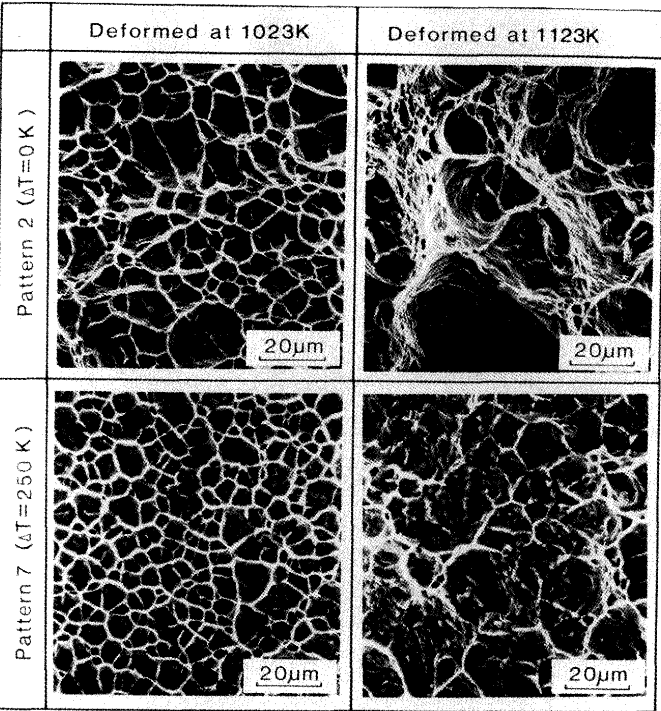


Fig. 5. Influence of thermal cycle pattern and deformation temperature on fracture of Nb bearing low carbon steel (higher magnification).

1123Kのいずれの場合においても破面は細かなディンプルから形成され、低延性のものほどディンプルの単位胞が小型化し、かつ輪郭が明瞭になっている。

3・1・3 析出物の観察結果

冷却/復熱のサイクルが多数回に及ぶ場合 (Fig. 1, パターン, ③～⑦) の析出物の変化は以下のようなものである。引張変形温度が1023Kの場合には極めて微細な析出物が集団をなして存在する (Fig. 6)。一方、1123Kでは温度振幅 0 K の単調冷却の場合 (パターン, ①) にやや粒径の大きい析出物が存在するのに対し、冷却/復熱の熱サイクルを付与した試験片中の析出物は微細で、クラスター状に析出している (Fig. 7)。なお、電顕観察では粒径が大きくなるほど析出数が少くなる傾向が見られた。また、析出物の形態と延性との対応関係から、クラスター状の分布を示す微細析出物の存在下で延性が低下すると考えられる。

なお、Fig. 6, 7 に示す観察例ではNbとSのピークが認められているが、EELSによる分析によりCおよびNが検出され、NbはNb(C, N)として、この場合にはMnSに隣接して存在することが判った。

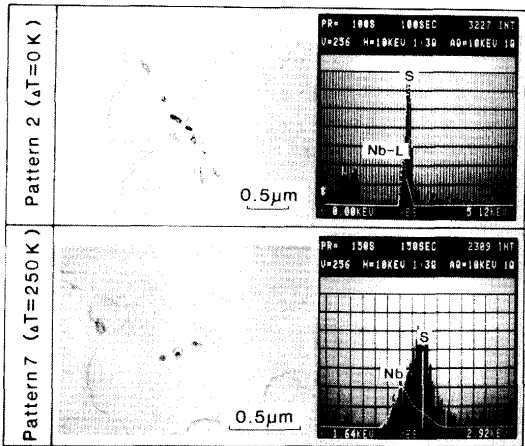


Fig. 6. Influence of thermal cycle patterns on morphology of precipitates in Nb bearing low carbon steel slab deformed at 1023K.

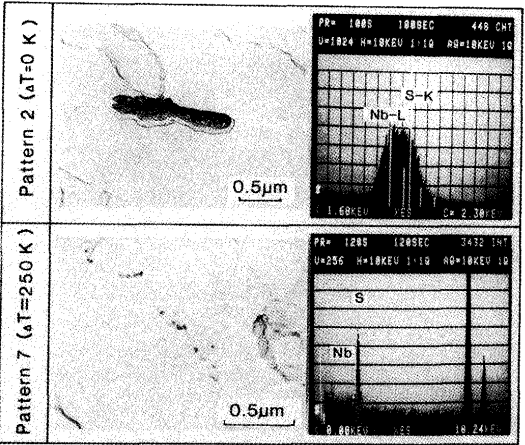


Fig. 7. Influence of thermal cycle patterns on morphology of precipitates in Nb bearing low carbon steel slab deformed at 1123K.

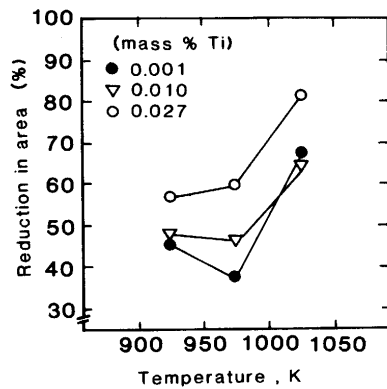


Fig. 8. Influence of microalloyed titanium on hot ductility of Nb bearing low carbon steel tested after the thermal cycle pattern ①.

3・2 炭窒化物形成元素の微量添加実験の結果

3・2・1 高温延性

Fig. 8 に示すように低炭素含Nb鋼の高温脆化は1000K付近で著しいが、Tiの微量添加により改善されることが本実験で明らかになった。さらに、Tiと同様に鋼中で炭窒化物を形成するBe, Ca, Y, LaおよびZrの微量添加による高温延性の改善の程度を調べた結果、含Nb鋼の高温延性は0.0012mol%までの原子分率の範囲で直線的に向上することが判っている¹³⁾。

3・2・2 組織観察結果

含Nb鋼のas cast組織の特徴はFig. 9 に示すように旧 γ 粒界に初析フェライトがフィルム状に析出し、粒内はベイナイト組織を呈することにある。この組織は微量Tiの添加により、ほぼ均一なフェライト・パーライト組織となる。これは、旧 γ 粒界以外でのフェライト析出が活発となることが一因と考えられる。

引張変形後の試験片破断面縦断面の組織観察の結果、Fig. 10, 11に明らかなように、Tiを含まない場合にはほとんど変形しない組織を示すが、微量Tiの添加により粒内フェライトの析出が促進され絞り値が80%以上の、塑性変形の著しい組織へと変化している。

3・2・3 破面観察結果

含Nb鋼の破面はいずれも典型的な粒界破面である。これに対し、微量Ti添加鋼では旧 γ 粒界は明瞭に観察されず、Fig.12に示すように粒内破面となる。Fig.13に示す高倍率下の破面観察において、含Nb鋼は旧 γ 粒界上に10 μ m程度の単

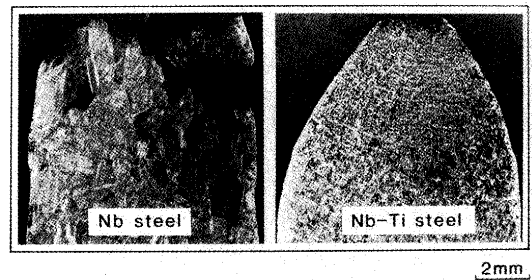


Fig. 10. Effect of microalloyed titanium on fracture of Nb bearing low carbon steel observed in longitudinal cross section of specimen (fractured at 1023K after thermal cycle pattern ①).

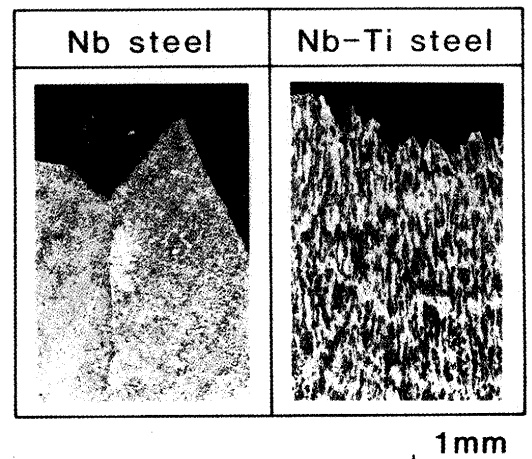


Fig. 11. Effect of microalloyed titanium on fracture of Nb bearing low carbon steel observed in longitudinal cross section of specimen (fractured at 1023K after thermal cycle pattern ①).

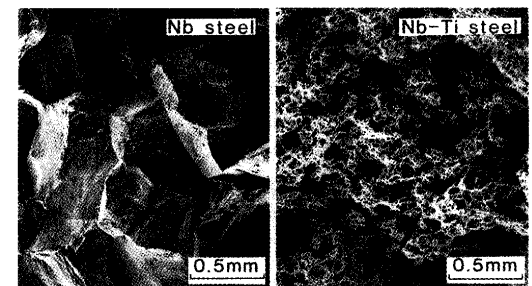


Fig. 12. Effect of microalloyed titanium on fracture of Nb bearing low carbon steel (fractured at 1023K after thermal cycle pattern ①).

位胞のディンプル構造を呈する。一方、微量Ti添加鋼も破面は微細なディンプルから成るが、単位ディンプルのサイ

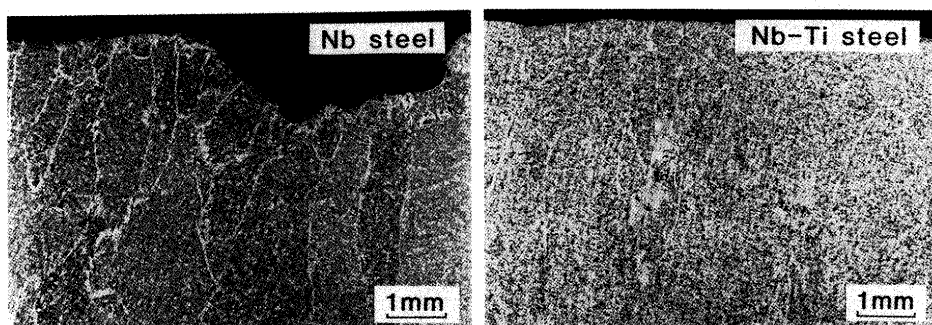


Fig. 9. Effect of microalloyed titanium on sub-surface micro-structure of continuously cast Nb bearing low carbon steel slab.

ズは含Nb鋼より大きく、20~50μmとなっている。

3・2・4 析出物の観察結果

高温引張試験片の破断部の析出物を観察し、Tiの微量添加が析出物形態ならびに組成に及ぼす影響を調べた結果、以下の諸点が明らかとなった。

- 1)炭窒化物中のTiとNbの存在比、 X_{Ti} (precipitates)は鋼中のTiとNbのモル濃度の比率、 X_{Ti} (steel)の増加に伴い増加し、Ti主体へと変化する (Fig.14)。
- 2)Nb単独の際にγ粒界あるいはその近傍にクラスター状に析出した微細なNb(C, N)は微量Tiの存在によりやや大きな(Nb, Ti) (C, N)に変化し (Fig.15), 粒内に析出する。
- 3)熱サイクルパターン①を付与した試験片の電顕写真を画像処理し、100μm²相当の被検面積について、炭窒化物の

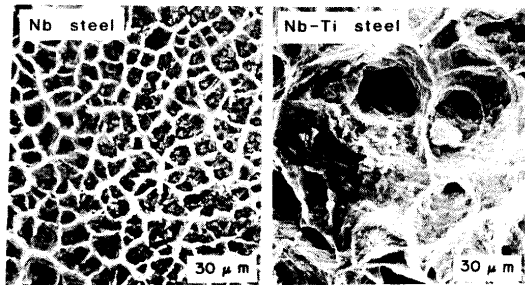


Fig. 13. Effect of microalloyed titanium on fracture of Nb bearing low carbon steel (fractured at 1023K after thermal cycle pattern ①) (higher magnification).

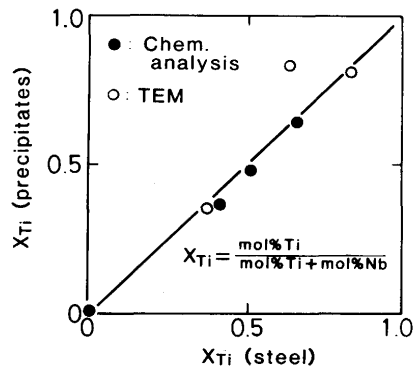


Fig. 14. Relation between Ti/Nb ratio in precipitates and that in steel.

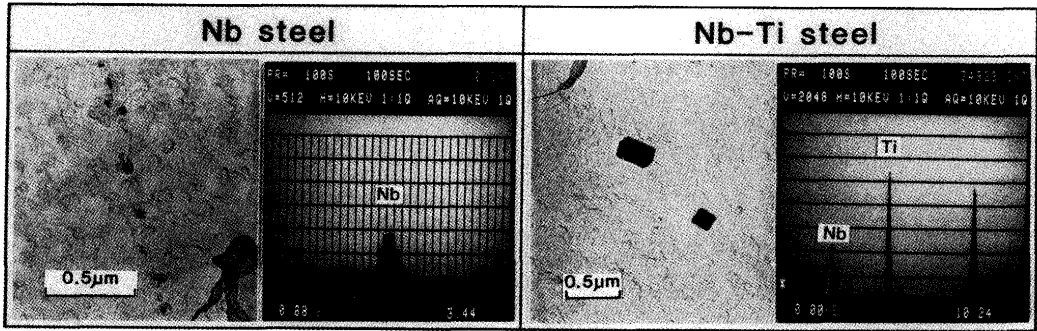


Fig. 15. Effect of microalloyed titanium on morphology of precipitates in Nb bearing low carbon steel specimen (fractured at 1023K after thermal cycle pattern ①).

Table 2. Number and size of carbonitride precipitates in specimen deformed at 1023 K after thermal cycle pattern ①.

No.	Chemistry(mass.%)			Precipitates	Number in 100μm ²	Diameter (μm)
	C	Nb	Ti			
1	0.10	0.030	0	Nb (C,N)	800	0.045
2	0.11	0.031	0.018	(Nb,Ti) (C,N)	40	0.15

サイズ、個数を調べTable 2 に示す。Tiの微量添加は炭窒化物の析出形態に著しい変化をもたらすことが判る。

なお、同様の現象はTiに代えてZrを微量添加した場合にも観察されている¹³⁾。

4. 考察

4・1 炭窒化物の析出挙動に及ぼす熱サイクルの影響

二次冷却帯での連続鋳造鋳片の熱サイクルは炭窒化物の形態あるいは分布状態に影響し、その析出挙動を介して高温延性に影響を及ぼすことをすでに3・1において述べた。すなわち、含Nb低炭素鋼で観察された熱サイクルに依存する脆化現象は、微細な炭窒化物の析出状態に対応しており、高温変形後の破断面には、変形温度1023, 1123Kのいずれの場合も延性が低いほど明瞭となるγ粒界と微細な炭窒化物が認められる。Fig. 3 に示した熱サイクル中に試験片が1073~1173Kに滞留した時間と断面減少率の関係は、1)1123K変形の場合、Nb(C, N)の析出は試験片が脆化温度域直上に長時間滞留するほど進行して脆化をもたらすが、2)1023K変形の場合には変形温度到達前に析出がほぼ完了しているため断面減少率が滞留時間に無関係となる、として説明できる。

赤松らは熱間加工再現装置によりNb(C, N)の析出挙動を観察し、析出物はオーステナイト粒径の大小にかかわらず比較的均一に分布することを示している。彼らは粒内の転位線を核形成サイトと仮定してこの実験事実を説明している¹⁵⁾。本研究においても、実鋳片表層部の硬さがスプレー冷却部で高く(後述)、Nb(C, N)の析出により粒内強化されていると推測される。

これらの実験事実、含Nb低炭素鋼の高温脆化は、微細

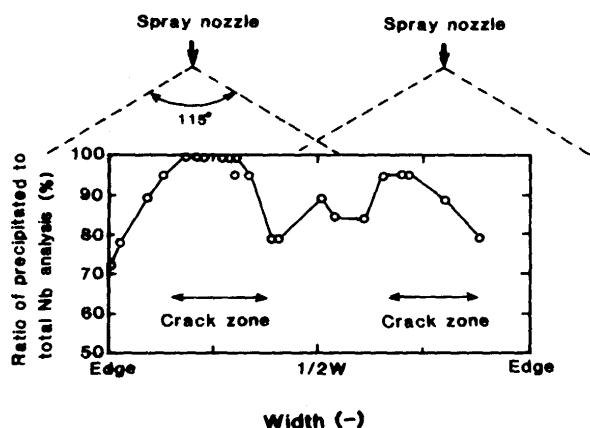


Fig. 16. In-width profile of the ratio of Nb content precipitated as Nb(C, N) to total Nb analysis, in continuously cast low carbon Nb bearing steel.

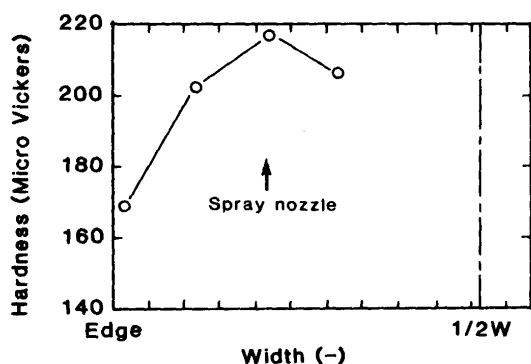


Fig. 17. In-width profile of microhardness in sub-surface of continuously cast Nb bearing low carbon steel slab.

析出物による粒内強化のため変形が粒界やその近傍に集中した結果として起こる、粒界脆化と考えるべきことを示唆している。

二次冷却帯における冷却/復熱の熱サイクルの影響を確認するために、実铸片における炭窒化物の分布をしらべた。含Nb低炭素鋼連铸スラブの表層部においてNbが析出物として存在する比率を湿式分析により求め、Nb析出率としてスラブ幅方向に対してFig.16に示す。同図は幅方向1/4あるいは3/4付近の位置においてNb析出率が高いことを明示している。この部位は連铸二次冷却帯におけるスプレーノズルの位置に相当し、スプレー水ならびにロール間での溜まり水による冷却も含めて、冷却/復熱の温度振幅が大きい箇所に対応している¹⁴⁾。また、含Nb鋼連铸スラブの表層部の硬さ(表層直下から10mmまでの10箇所の測定値の平均値)をFig.17に示す。このように、実铸片表層部のNb析出率、硬さのいずれもスプレー水が直撃する部位において高くなっており、垂直曲げ型連铸機で铸造した含Nb鋼スラブの横割れ多発箇所(Fig.16に表示)に対応していることが注目される。

なお、野崎ら¹⁾はAlキルド鋼連铸スラブにおけるAIN析出挙動を調べ、AINの析出は析出温度域での熱サイクル、とくに復熱により加速されると述べている。本研究において

は、炭窒化物の析出に対して冷却、復熱のいずれの影響が支配的かを特定することは不可能であった。しかしながら、連铸機二次冷却帯から矯正域にわたる铸片の冷却では、単に矯正域での铸片表面温度のみならず、ロール間隔を単位とする冷却/復熱の温度振幅をスラブ幅方向の全域にわたって低減することがとくに重要と考えられる。

4・2 炭窒化物形成元素による高温延性の改善

鋼中において炭窒化物を形成する合金元素を微量添加することにより、含Nb鋼の973~1073Kにおける脆化現象は著しく改善される。大内らは⁵⁾、含Nb鋼において認められる γ 低温域での延性低下はNの低減あるいは微量Tiの添加により改善されることを示し、その機構として微量TiがAINの析出を抑制することを挙げている。さらに、大内らは¹⁰⁾制御圧延材を主体として焼準材、焼戻し材の析出物を調べ、含Nb低炭素鋼にTiを添加した場合、あるいはNが25ppm以下でかつC/Nbのモル比が2.0以上の場合、析出物は炭窒化物、 $(\text{NbC}_{0.6}\text{N}_{0.26})$ から炭化物、 $(\text{NbC}_{0.88})$ に変化し、実用鋼ではNbNは形成されないとしている。ただし、これは鋼の抽出残渣の格子定数の変化から得られた結論である。Colemanら¹⁷⁾は含Nb鋼に対しCe, CaあるいはTi, Zrを微量添加し、それぞれMnSあるいはAINの粒界析出が抑制されることにより延性が改善されるとしている。

これに対して本研究の結果は含Nb鋼の高温延性に対する微量添加Tiの効果は、炭窒化物の析出温度域を高温側にシフトさせ、微細なNb(C, N)をやや粒径の大きな(Nb, Ti)(C, N)に変換する析出形態上の変化と、析出物個数の減少をもたらしことにより発揮されることを示唆している。このことは古典的核形成理論に基づくコンピュータシミュレーションでも確認されており¹⁸⁾、大内らの説とは異なる。

さらに、本研究ではTi添加鋼のas cast組織あるいは引張変形後の急冷組織を観察し、微量Tiの存在がフェライトの粒内析出を促進していることが明らかにされた。この点について、金沢らはTi添加大入熱溶接用鋼に関する詳細な研究¹⁹⁾を行い、微細なTiNによりオーステナイト粒の阻大化が抑制される一方、 $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態前に密集して存在するTiN群がポリゴナル・フェライトの核生成サイトとして有効に作用すると報告している。

以上により、炭窒化物生成元素、とくにTi微量添加による含Nb鋼の高温延性の改善は、析出物の存在形態の制御と、それに基づく組織の改善にあると考えられる。

4・3 二次冷却帯における鋼の脆化

铸片横割れに関しては多くの金属組織学的議論がなされている。鈴木ら²⁾は含Nb鋼、Si-Mn鋼では γ 粒界近傍のフィルム状初析フェライトの存在により高温脆化すること、また、含Nb鋼ではオーステナイト低温域で動的析出したNb(C, N)のまわりのボイド生成により脆化が起こることを示した。山中ら³⁾は低炭Alキルド鋼の高温脆化に関して初析フェライトが悪影響を及ぼすことを人工2相鋼を用いて実験的に

示した。また、Si-Mn鋼の高温延性は初析フェライトの厚みが大いほど改善される¹²⁾、Cr-Ni系2相ステンレス鋼の高温延性はフェライト体積率に依存し、フェライト体積率が10%以下あるいは40%以上が好ましい⁹⁾、などの報告がある。

初析フェライトが鋼の高温延性に大きく影響するのは明らかであるが、含Nb鋼の脆化温度域は($\alpha + \gamma$)二相域から γ 低温域に及んでおり、 γ 低温域での脆化と A_{r3} 点との関係を論じる必要がある。例えば本研究で用いた供試鋼の A_{r3} 点を冷却速度100K/minの条件で実測したところ883Kであって脆化温度域の低温側であった。しかし、この時観察されるフェライトの析出は静的な条件下のものであり、動的条件—すなわち加工下のフェライトの析出挙動を示すものではない。牧¹¹⁾は A_{e3} 点以下の温度において準安定 γ を變形すると初析フェライトの生成がはやめられ、その結果變形中にフェライト生成が起こることを観察している。すなわち、初析フェライトによる脆化機構は A_{e3} 点以下の γ 低温域でも成りたつと考えられる。

本研究では、連铸機二次冷却帯での铸片熱履歴に相当する熱サイクル下における低炭素含Nb鋼中の炭窒化物の析出挙動、あるいはTiなどの炭窒化物生成元素が共存する条件下の炭窒化物の析出挙動を詳細に観察した結果、析出物の存在形態が鋼の高温延性や組織に大きく影響することを明確にした。

筆者らは、二次冷却帯における鋼の高温延性について以下のように考える：連铸二次冷却帯の冷却/復熱の熱サイクル下で析出するNbの炭窒化物は極めて微細でクラスター状に析出することを特徴とし、析出物と母相との整合性がよいため整合歪により γ 粒内が強化される。このため、外部からの応力あるいは内部に発生する応力に対応する變形は γ 粒界近傍に集中し、著しく脆化する。析出による粒内強化がNb鋼の主たる脆化要因であるが、($\gamma + \alpha$)2相域では γ 粒界近傍に析出した初析フェライトは γ と比べて變形抵抗が低い。ため、この部分に變形が集中し著しい脆化が起こる。また、 A_{e3} 点以下の γ 低温域においては、加工下で動的に析出した初析フェライトによる脆化も考えられる。向井⁷⁾はNbの添加により脆化温度域が大きく拡大し、温度履歴が大きく影響することを示しているが、この結果に対しても上述のメカニズムが適用可能と考えられる。

5. 結言

低合金鋼の連続铸造铸片の表面欠陥の解消を目的として、二次冷却帯における炭窒化物の析出挙動と鋼の高温延性の関係を含Nb鋼を対象として実験室的に検討し、以下の知見

を得た。

1) 二次冷却帯における冷却/復熱の熱サイクルの下で、973~1073Kの脆化温度域を経た場合の析出物は極めて微細でクラスター状に析出することを特徴とし、鋼を著しく脆化させる。

2) 析出物形態に及ぼす温度の影響については、熱履歴の最終温度が脆化温度域にある場合、あるいは熱サイクルの過程で脆化温度域に滞留する時間が長い場合に、微細な炭窒化物が析出しやすい。

3) 破面形態は高温延性と密接な関連を有し、低延性のものほど粒界脆化が顕著である。これは微細な析出物により粒内が強化され、變形が γ 粒界近傍に集中するためと考えられる。

4) Tiの微量添加によりNbの炭窒化物はやや粒径の大きい(Nb, Ti)(C, N)の複合炭窒化物に変化し、析出物個数は減少する。

5) 微量Tiの添加による含Nb鋼の高温延性の改善は、炭窒化物の析出形態の変化による粒内フェライトの析出の促進、組織の改善と γ 粒界近傍への變形の集中を抑制することによるものと考えられる。

文 献

- 1) 野崎 努, 松野淳一, 村田賢治, 大井 浩, 児玉正範: 鉄と鋼, **62**(1976), p.1503
- 2) 鈴木洋夫, 西村 哲, 山口重裕: 鉄と鋼, **65**(1979), p.2038
- 3) 山中和夫, 寺崎富久長, 大谷泰夫, 小田光雄, 吉原正裕: 鉄と鋼, **65**(1979), p.1410
- 4) B. Mintz and J. M. Arrowsmith: Mat. Tec., **6**(1979), p.24
- 5) 大内千秋, 三瓶哲也, 松本和明: 鉄と鋼, **69**(1979), A293
- 6) 小野清雄, 柳田 稔, 河野富夫, 柴田範嘉: 電気製鋼, **54**(1983), p.265
- 7) 向井達夫, 萩林成章, 辻野良二, 内藤俊太, 鈴木洋夫, 阿部義雄, 長田修次: 鉄と鋼, **68**(1982), A161
- 8) Y. Maehara and Y. Ohmori: Mat. Sci. Eng., **62**(1984), p.181
- 9) J. H. Decroix, A. M. Neveu and R. J. Castio: Proc. Conf., Deformation under Hot Working Conditions, (ISI Publication 108), (1968), p.135
- 10) 松本和明, 三瓶哲也, 大内千秋: 高温變形と高温破壊(鉄鋼基礎共同研究会高温變形部会編), (1981), p.136[日本鉄鋼協会]
- 11) 牧 正志, 長道常昭, 阿部直樹, 田村今男: 鉄と鋼, **71**(1985), p.1367
- 12) G. Bernard, J. P. Birad, B. Conseil and J. C. Humbert: Rev. Met., **75**(1978), p.467
- 13) 宮川昌治, 鈴木健一郎, 村田賢治, 中西恭二, 小口征男, 藤山寿郎: 鉄と鋼, **71**(1985), S1035, 学振19委-No.10714(昭和61年2月)
- 14) 宮川昌治, 鈴木健一郎, 村田賢治: 私信
- 15) 赤松 聡, 松村義一, 瀬沼武秀, 矢田 浩, 石川信二: 鉄と鋼, **75**(1989), p.933
- 16) 山本定弘, 高橋隆昌, 大内千秋: 鉄と鋼, **69**(1983), S608
- 17) T. H. Coleman and J. R. Wilcox: Mat. Sci. Tec., **1**(1985), p.80
- 18) 齊藤良行, 宮川昌治, 鈴木健一郎, 上田修三, 志賀千晃: 鉄と鋼, **74**(1988), p.266
- 19) 金沢正午, 中島 明, 岡本健太郎, 金谷 研: 鉄と鋼, **61**(1975), p.2589