

ニオブ添加鋼の高温延性に及ぼす熱履歴の影響

//////////
 論 文
 //////////

鎌田 芳彦*・大谷 泰夫*²

Effect of Thermal History on Hot Ductility of Nb Containing Steel

Yoshihiko KAMADA and Hiroo OHTANI

Synopsis :

Hot cracking of Nb containing steels (Nb steel) during HCR (Hot Charge Rolling) process has been investigated by means of laboratory rolling simulation using small ingots and conducting the hot tensile tests simulated HCR process.

Hot cracking in Nb containing steels occurs in the case of HCR process with the charging temperature ranging from 650°C to 900°C. This phenomenon can be explained by the precipitation of Nb (CN) at the large austenite grain boundaries succeeded from solidification at the interval of casting process and heating process before rolling. The precipitation of Nb (CN) at such a large austenite grain boundary during rolling process leads to larger strain concentration and promotes the initiation of microvoids due to decohesion of the grain boundary precipitates from the matrix. Final fracture mode is ductile intergranular fracture of austenite by microvoid coalescence.

To avoid the hot cracking in Nb containing steels during HCR process, it is favourable to chose the charging temperatures out of above mentioned temperature region. But, even if cast slabs are charged to furnace with such temperature, hot cracking in Nb containing steels can be avoided by controlling the heating temperature before rolling higher than solution temperature of Nb (CN).

Key words : high strength low alloy steel; phase transformation; precipitation; recrystallization; solidification; ductility.

1. 緒 言

近年鉄鋼の製造には、省エネルギーの観点より連铸鑄片の保有熱を利用した、連続鑄造と熱間圧延の直結化をはかる直送圧延プロセスの導入が盛んである¹⁾²⁾。直送圧延（以後 HCR と呼ぶ）プロセスが導入されても、現状では鑄片を圧延するために保熱をする場合が多い。しかし、保熱炉への装入温度によっては凝固ままの粗大なオーステナイト (γ) 粒が圧延初期 γ 粒となる場合が生じる。ニオブ (Nb) を含有する低合金高張力鋼の製造において、装入温度が A_{r1} 変態点より高い HCR の場合、(1) 凝固ままの粗大な γ 粒が圧延初期 γ 粒となること、(2) Nb の大部分が固溶して γ の未再結晶領域が拡大する³⁾ ことが報告されている。

一方、Nb を含有する低合金高張力鋼の高温延性についてはこれまで多くの研究が行われており、低温 γ 域における Nb 炭窒化物の生成に起因する高温延性低下が

報告されている。これより、Nb 添加鋼に HCR プロセスが適用されると、 γ の未再結晶域の拡大に起因する γ 粒の細粒化の遅延化と熱間圧延中の炭窒化物析出により高温延性の低下が助長されることが推察される^{3)~6)}。しかし、これまでの研究は無欠陥連铸鑄片の製造技術に関するものが主体であり、HCR プロセスにおける圧延割れに関する検討はまだ不十分である。

そこで、本報告では Nb 添加鋼について実験室的な HCR プロセスのシミュレーションを行い、鑄造後の保熱炉への装入温度によっては圧延割れを生じることが判明したため、Nb 添加鋼の高温延性に及ぼす熱履歴の影響を Nb の固溶・析出挙動と γ の再結晶挙動の観点から検討した。

2. 実験方法

2.1 圧延実験

Table 1 に供試鋼の化学組成を示す。0.03% Nb 添加

昭和 61 年 4 月本会講演大会にて発表 平成元年 4 月 6 日受付 (Received Apr. 6, 1989)

* 住友金属工業(株)鉄鋼技術研究所 (Iron & Steel Research Laboratory, Sumitomo Metal Industries, Ltd., 1-3 Nishinagasu-hondori Amagasaki 660)

*² 住友金属工業(株)鉄鋼技術研究所 工博 (Iron & Steel Research Laboratory, Sumitomo Metal Industries, Ltd.)

Table 1. Chemical composition (wt%).

Steel	C	Si	Mn	P	S	Nb	Sol.Al	N
10C1	0.09	0.27	1.32	0.008	0.007	—	0.021	0.0068
Nb1	0.09	0.21	1.34	0.003	0.005	0.034	0.025	0.0053
10C4	0.09	0.24	1.37	0.003	0.004	—	0.023	0.0084
Nb6	0.10	0.22	1.33	0.003	0.005	0.025	0.022	0.0060
Nb7	0.09	0.27	1.33	0.020	0.005	0.030	0.020	0.0081

Table 2. Chemical composition (wt%).

Steel	S81	S82	S83	S84	S85	S86
Nb	<0.001	0.028	0.028	0.030	0.030	0.029
Sol.Al	0.028	<0.001	0.027	0.012	0.015	0.015
N	0.0015	0.0018	0.0019	0.0019	0.0045	0.0097

0.1%C-0.25%Si-1.35%Mn-0.01%P-0.003%S

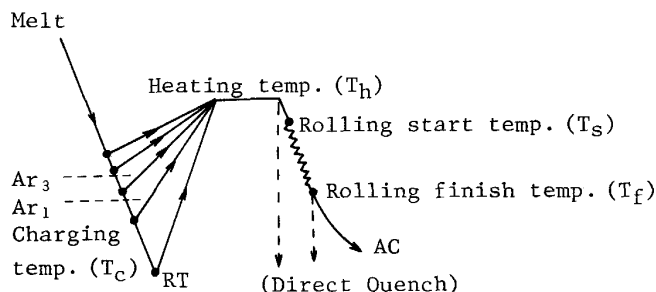


Fig. 1. Laboratory simulation method for HCR process.

の有無により Nb 添加鋼と 10C 鋼に区分した。HCR プロセスのシミュレーション実験の内容の概略を Fig. 1 に示す。供試鋼は大気 200 kg 高周波溶解炉を用いてアルゴンシール溶製し、17 kg 用鑄型 (100 × 100 × 200 mm³) に 11 分湯 (約 1.5°C/s の冷却速度) した。この時、各鋼種 1 分湯のみ鑄型内に R 熱電対 (直径 0.5 mm) を内装したアルミナ保護管を設置して凝固後の鑄塊表面部の冷却速度及び変態点 (A_{r3} , A_{r1}) を測定した。他の鑄塊は凝固後、直ちに型抜きを行い、表面温度をランド放射温度計で測定し、所定の装入温度 (T_c) に到達後、一定温度 (T_h) に保熱された電気炉に装入し、1 h 保熱した。保熱後、直ちに 14 パス圧延により 750°C の仕上温度 (T_f) で 15 mm 厚に仕上圧延し、空冷した。圧延後、目視にて圧延材側面の圧延割れの有無を観察した。

また、HCR 材の圧延割れの発生位置を確認するため、Fig. 1 に示した HCR シミュレーションの各工程において直接焼入れを行い、マクロ組織 (断面を研磨後 20% 硝酸水溶液で 2 min 浸漬) と圧延割れとの相関を調査した。

2.2 Nb 添加鋼の高温延性の調査

グリーンブル試験機を用い、HCR の熱履歴をシミュレートした高温引張試験を行い、熱履歴による高温延性の変化を調査した。Table 2 に供試鋼の化学組成を示す。10C1 をベース鋼として、Nb, Al, N 量を変化させた 6 鋼種を真空 17 kg 高周波溶解炉で溶製した。高温引張試験片には平行部直径 10 mm, 平行部長さ 130 mm のものを用いた。これらは、17 kg 鑄塊を熱間鑄造と熱間圧延により 15 mm 厚に仕上げた鋼板から機械加工して採取した。HCR プロセスをシミュレートした高温引張試験

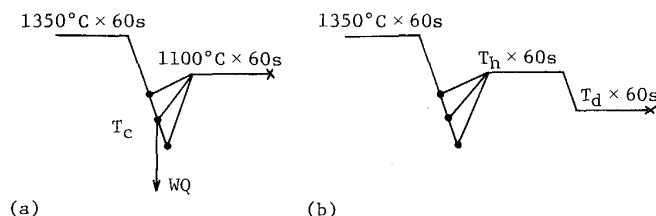


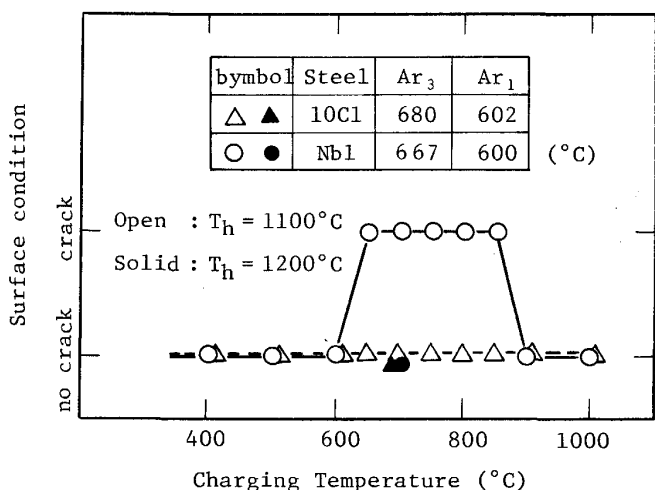
Fig. 2. Heat history of hot tensile tests simulating HCR process.

の熱履歴を Fig. 2 に示す。ここで、HCR をシミュレートするため、最初に 1350°C で 5 min 加熱している。これにより、初期 γ 粒を約 10 μ m と粗大化させ、かつ Nb 添加鋼では Nb の完全固溶をはかっている。また、試験は昇温・降温速度を 20°C/s、保熱時間は 60 s、破断時の歪み速度は 10⁻²/s で実施した。高温引張りにおける試験片の均熱帯は試験片平行部直径及び長さにより変化する。本試験片では中央部の約 10 mm が加熱温度の $\pm 5\%$ 以内であることから、これを均熱帯とし、均熱帯のみが高温引張り時に変形すると仮定してクロスヘッド速度から歪み速度を計算した。試験はいずれも破面の酸化を防止する目的で流動 Ar ガス雰囲気中で行った。これら試験材について、走査型電子顕微鏡 (SEM) による破面観察、光学顕微鏡及び電子顕微鏡による組織観察を行い、高温延性との関連について検討した。さらに、上述した鋼板から同様に直径 8 mm, 高さ 12 mm の試験片を採取し、熱間加工再現装置を用いて Nb-Al の組成比による圧縮荷重の変化を調査した。

3. 実験結果

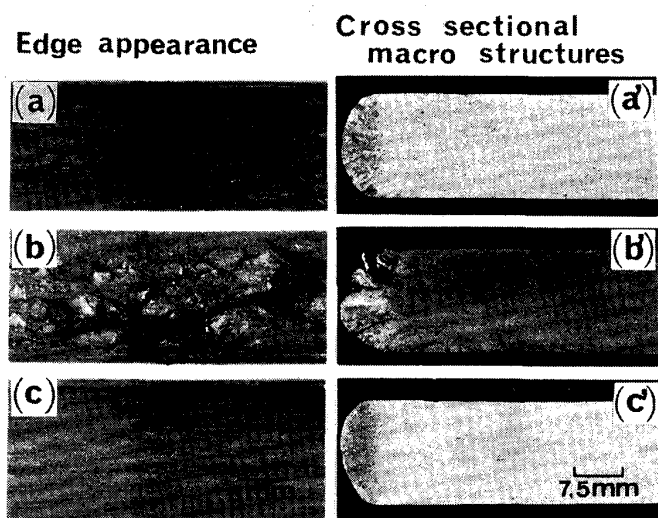
3.1 装入温度と直送圧延割れ

Fig. 3 に 10C1 と Nb1 を用いた HCR 実験時の装入温度 (T_c) と圧延割れの相関について示す。10C1 は圧延割れを生じないが、Nb1 は 650~900°C の装入温度で圧延割れを生じる。Photo. 1 は圧延割れを生じた Nb1 の装入温度による圧延材の側面外観と横断面のマクロ組織を示す。Fig. 3 中に併記した変態点から、650~900°C すなわち (A_{r1} 点以上~低温 γ 域) の温度域から装入すると Nb1 では圧延割れを生じる。しかし、保熱炉での保熱温度を 1100°C から 1200°C に上げると圧



$T_s = T_h$ $T_f = 750^\circ\text{C}$

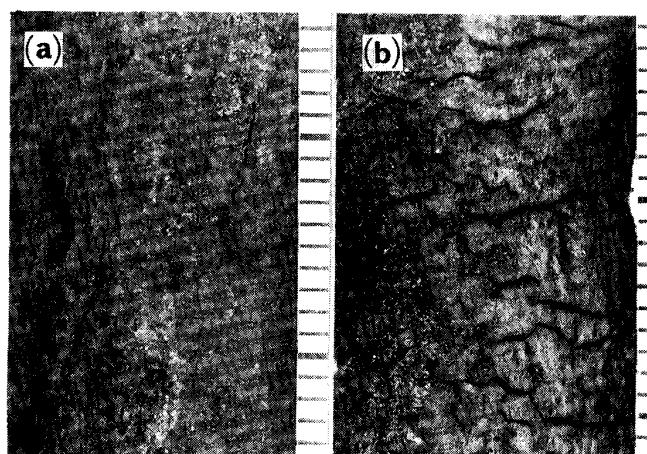
Fig. 3. Effect of charging temperature on hot cracking of HCR processed Nb1 and 10C1 steels.



(a) (a) $T_c=900^\circ\text{C}$, (b) (b) $T_c=700^\circ\text{C}$, (c) (c) $T_c=RT$

Photo. 1. Edge appearance and cross sectional macro structures of HCR processed Nb1 steel.

延割れの著しい 700°C 装入の HCR でも圧延割れは生じない。 700°C 装入時の圧延割れは圧下方向に対し 45° に交差して発生している (Photo. 1 (b)) が、マクロ組織では粗大な旧 γ 粒界に沿った割れの様相を呈している。 HCR による圧延割れの発生位置を確認するため、圧延割れの著しい 700°C 装入・ 1100°C 保熱の条件で、Nb7 を保熱直後と保熱後 2 パス圧延 ($100 \rightarrow 90 \rightarrow 80 \text{ mm}$) 直後に水焼入れした。 Photo. 2 に铸塊コーナー部の外観を示す。保熱直後に水焼入れした場合は割れを生じないが、2 パス圧延後では铸塊コーナー表面に数 mm~十数 mm の多角形状の割れが認められ、圧延により割れが生じることを確認した。この多角形状の割れは、縦断



(a) as heated (b) 2 pass rolled

Photo. 2. Appearance of the rolling crack on ingot corner of hot charge rolling processed Nb7 steel.

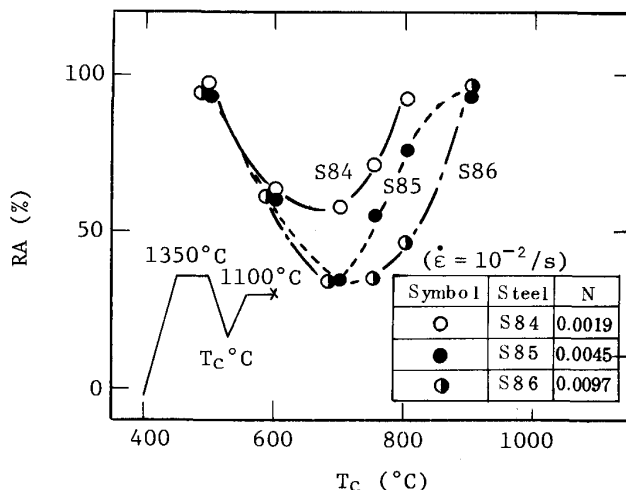


Fig. 4. Effect of charging temperature (T_c) and N content on hot ductility of HCR simulated Nb steels.

面のマクロ観察により粗大な凝固ままの γ 粒界に生じた割れであることを確認している。

3.2 グリーブル試験機による高温延性の調査

3.2.1 装入温度と高温延性

Nb 添加鋼の高温延性 (RA) の装入温度依存性を調査するため、グリーブル試験機により HCR の熱履歴をシミュレートした高温引張試験を行った。窒素 (N) 量を 3 水準に変化させた Nb 添加鋼の RA と装入温度との関係を Fig. 4 に示す。RA はいずれの鋼においても 700°C 装入時に最低値を示し、それより高温側あるいは低温側になると RA は高い値を示す。また、高 N の鋼ほど RA の低下が大きく、かつその低下温度領域が高温側に拡大している。Photo. 3 は 1350°C に保熱後 700°C に降温し、30 s 保持して水冷した S85 の抽出レ

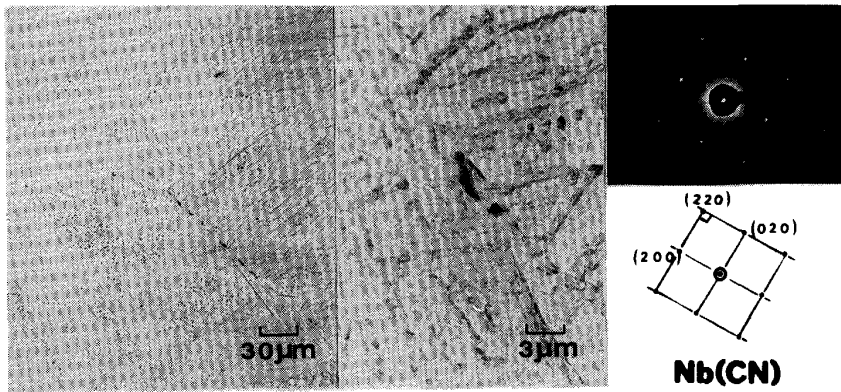


Photo. 3. Extraction replica image of Nb(CN) particles in the specimen (S85) quenched from 700°C following solution treatment at 1350°C.

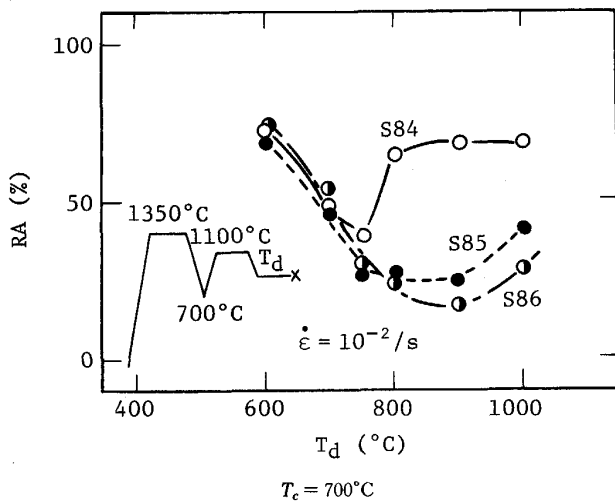


Fig. 5. Effect of deformation temperature (T_d) on hot ductility of HCR simulated Nb steels.

プリカの透過電顕観察組織である。旧 γ 粒界に沿って Nb(CN) の析出が認められ、Nb の析出が圧延割れの発生と関連していることが示唆された。

3.2.2 破断温度と高温延性

圧延割れの著しかった 700°C 装入、1100°C 保熱の HCR をシミュレートした S84, 85 及び 86 について、RA の変形温度依存性を Fig. 5 に示す。高温になると RA は低下するが、温度がさらに高くなると RA は上昇する。また、N 量が増加すると、この RA の低下量は大きくなり、かつ高温側に拡大する。すなわち、RA が最低値を示す温度は、N = 19 ppm で 750°C であったのが N = 97 ppm では 900°C とする。RA が最低値を示した S84 及び 86 の破断部の光顕観察組織を Photo. 4 に示す。750°C 破断材 (S84) では旧 γ 粒界に沿ったフィルム状の初析フェライト (α) を起点とした破壊形態を示し、900°C 破断材 (S86) では旧 γ 粒界割れの形態を示している。前者の 700°C での RA の低下は初析 α が γ に比べ高温時には軟らかいため、高温引張りによるひずみが初析 α に集中した⁴⁾⁷⁾ ことに起因すると理解され

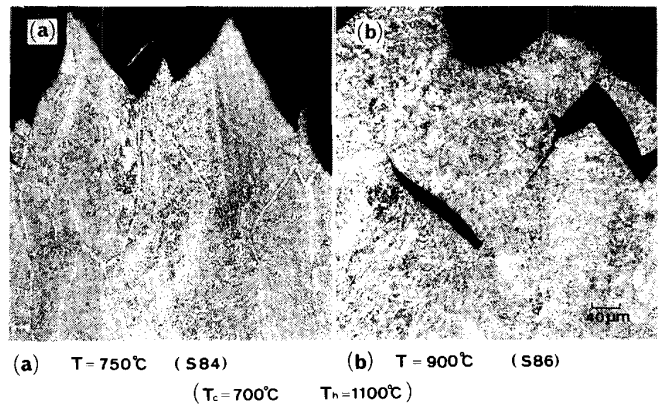


Photo. 4. Variation of fracture mode with temperature in HCR simulated Nb steels.

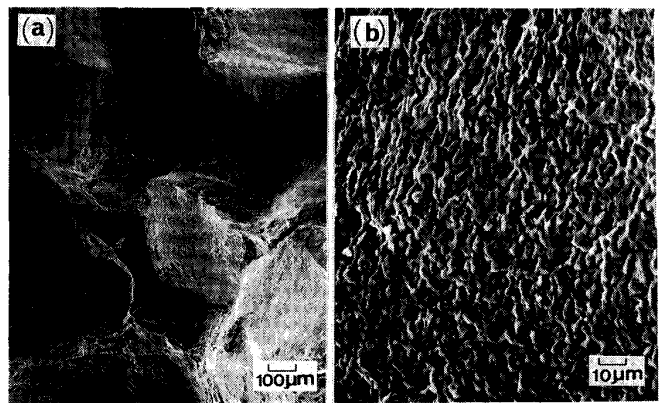


Photo. 5. Fracture surface of HCR simulated Nb steel.

る。後者については破断部破面の SEM 観察写真を Photo. 5 に示し、直接カーボンレプリカ法により破面上の析出物を抽出し STEM-EDX にて析出物の同定をした結果を Photo. 6 に示す。破面は粒界ディンプルの形態を示しており、かつディンプル底には丸みをおびた 0.1 μ m 程度の Nb 炭窒化物の存在が認められた。これより 900°C における RA の低下は γ 粒界上に存在する

Nb 炭窒化物を起点にした微小クラックの合体によると考えられる。

3・2・3 保熱温度と高温延性

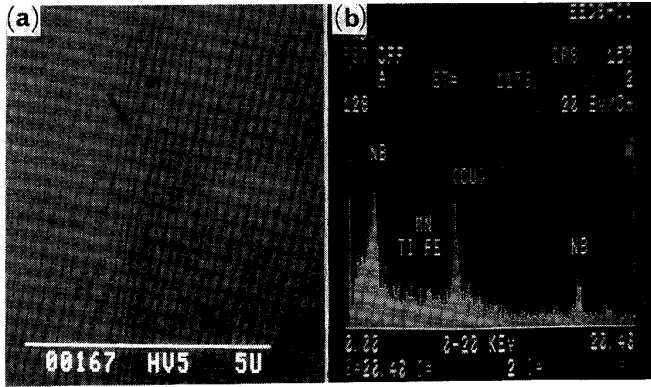


Photo. 6. STEM-EDX analysis of precipitates on fracture surface of HCR simulated Nb steel.

Fig. 3 より Nb 添加鋼の HCR 時の圧延割れは 700°C 装入・1100°C 保熱圧延時に生じるが、1200°C の高温保熱すると圧延割れは回避できた。Fig. 6 は 700°C 装入の HCR シミュレート時の S84, 85 及び 86 の RA に及ぼす保熱温度の影響を示す。保熱温度の上昇に伴い、RA は改善され、Fig. 3 の結果を再現している。なお高 N のものほど RA の回復は高温側に移行する。Photo. 7 に保熱温度を変えた S86 の破面の SEM 観察写真を示す。保熱温度の上昇にともない破面は粒界破壊から粒内破壊へと形態を変化している。なお、計算上 1300°C で Nb は完全固溶すると考えられる。これらのことから、粒界の脆化要因が高温保熱により解消されることが確認された。

3・2・4 高温延性に及ぼす Al, Nb 添加の効果

Fig. 7 は 700°C 装入・1100°C 保熱の HCR をシミュ

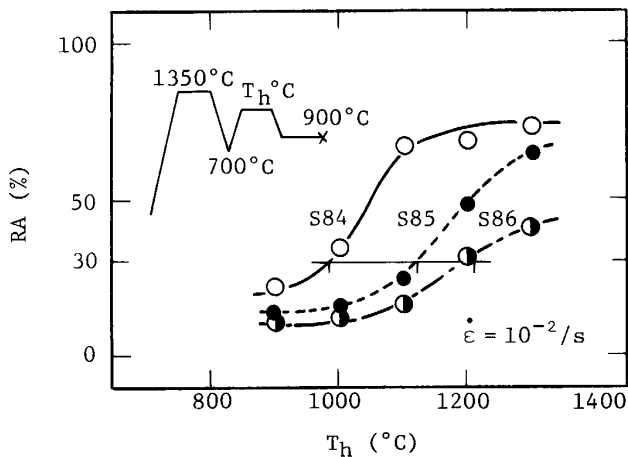


Fig. 6. Effect of heating temperature (T_h) and N content on hot ductility of HCR simulated Nb steels.

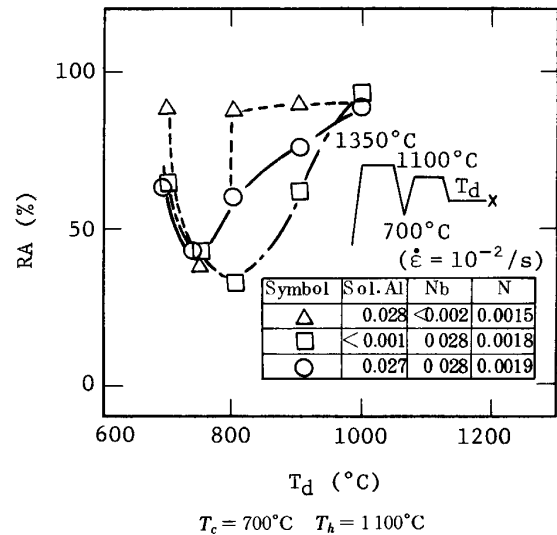


Fig. 7. Effect of deformation temperature on hot ductility of HCR simulated HSLA steels.

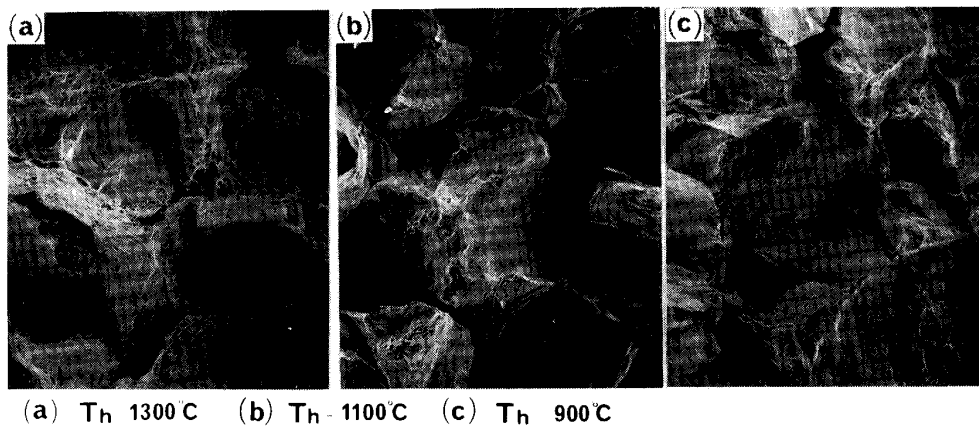


Photo. 7. Variation of fracture mode with heating temperature (T_h) in HCR simulated Nb steel (S86).

レートした時の Al, Nb の単独あるいは複合添加鋼の RA と変形温度の相関を示す。いずれも低N鋼であるため低温 γ 域における RA は 60% 以上であるが, RA の谷は 750°C 付近において存在する。これは Photo. 4 (a) で示したように, 旧 γ 粒界に析出したフィルム状の初析 α にひずみが集中するためであり, 低N化しても回避することはできない。Al 無添加鋼に Nb を単独で添加 (S82) するとこの脆化領域は高温側に拡大するが, さらに Al を添加 (S83) すると 800~900°C の低温 γ 域の RA の低下が緩和される。Fig. 8 は熱間加工再現装置にて 1350°C に保熱後所定の温度に降温し, 0.2% 加工時の変形応力 ($\sigma_{0.2}$) を測定した結果である。10C 鋼 (S81) に比し Nb 添加鋼 (S82, 83) は 1100°C 以下の温度域で $\sigma_{0.2}$ が上昇するが, 1000°C 以下では Nb を単独に添加した鋼 (S82) に比べ, Nb, Al を組み合わせ添加した鋼 (S83) の $\sigma_{0.2}$ が低くなっている。これは, Al が N を AlN として固定し, Nb (CN) の析出を抑制

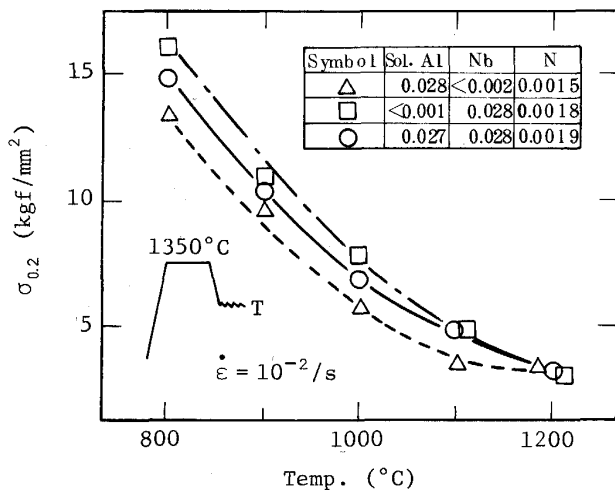
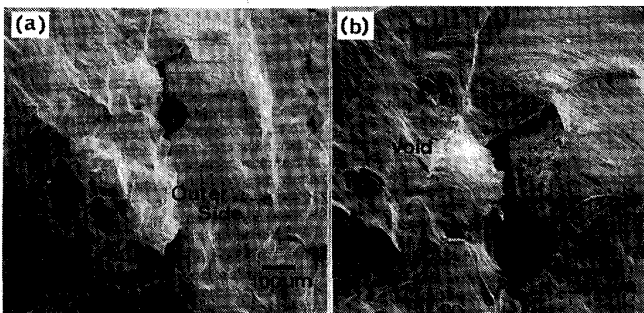


Fig. 8. Change in flow stress ($\sigma_{0.2}$) of HCR simulated steels with Nb-Al balance.



($T_c = 700^\circ\text{C}$, $T_h = 1100^\circ\text{C}$, $T_d = 900^\circ\text{C}$)

Photo. 8. Fracture mode of HCR simulated Nb steel (S82).

した結果と考えられる。すなわち, AlN の析出は Nb (CN) と比較すると微細な析出物形態ではなく粗大であるため, RA 低下につながる粒内の析出強化には寄与しないものと考えられる。

Fig. 7 における S82 (Al < 0.001% - 0.028% Nb - 0.0018% N) の高温引張試験破断部の SEM 観察写真を Photo. 8 に示す。低N化により RA = 76% と高い値を示し, 破面の形態も粒内破壊が主体となっているが (Photo. 8 (a)), 試験片の側面にはパンケーキ状の旧 γ 粒界に沿った割れが認められる (Photo. 8 (b))。破壊時に割れまで至らなかった旧 γ 粒界上には点列状にポイドが形成されており, この試験片側面の割れは点列状のポイドが合体した形状を示している。また試験片側面の割れは Photo. 1, 2 の割れ形状と類似している。

4. 考 察

4.1 圧延初期 γ 粒と高温延性

本実験によれば, Nb 添加鋼を直送圧延する場合 650~900°C の装入温度において圧延割れを生じた。ここで, $A_{r3} = 667^\circ\text{C}$, $A_{r1} = 600^\circ\text{C}$ であることから, 圧延割れの生じる装入温度の下限は $\gamma + \alpha$ の 2 相域に相当する温度であり, 上限の温度は低温 γ 域に相当する温度である。津崎⁷⁾らの報告によれば, $\gamma + \alpha$ の 2 相域からの γ 化は α の消失のみによって変態が進行し, γ 変態完了直後, γ 粒の細粒化は観察されない。これより, Nb 添加鋼が凝固後 A_{r1} 点以上の温度で保熱炉に装入される HCR では, 圧延初期 γ 粒は, γ 粒界の初析の α が生成したとしても保熱炉内で γ 化するとき凝固ままの粗大な γ 粒にもどるものと考えられる。Photo. 9 に 100 mm から 60 及び 40 mm に直送圧延した 10C4 及び Nb6 のマクロ組織を示す。著者の一人が既に報告しているように¹⁾, 凝固ままの粗大な γ 粒の圧延による再結晶は casting 組織に依存する。すなわち, 中心部の等軸晶領域から生じ加工量の増加に伴い外周部の粗大な柱状晶領域に拡大していく (Photo. 9)。外周部の柱状晶領域の再結晶挙動に着目すると, Photo. 9 (C) に示した Nb6 においては γ 粒界部から再結晶粒が形成していた。このことから, 粗大な γ 粒の熱間圧延時には γ 粒界付近にひずみが集中することが示唆される。10C 鋼と Nb 添加鋼を比較すると, 再結晶抑制効果を発揮する元素を有さない 10C 鋼では圧延により容易に再結晶が進行し, 圧下量の増加により外周部の柱状晶領域は不明瞭になる。一方, Nb 添加鋼では 800°C 以上の温度域で 100→40 mm の圧下を 8 パス圧延で加えても, Nb の再結晶抑制効果がよく発揮され外周の柱状晶領域は明瞭に残る。このように,

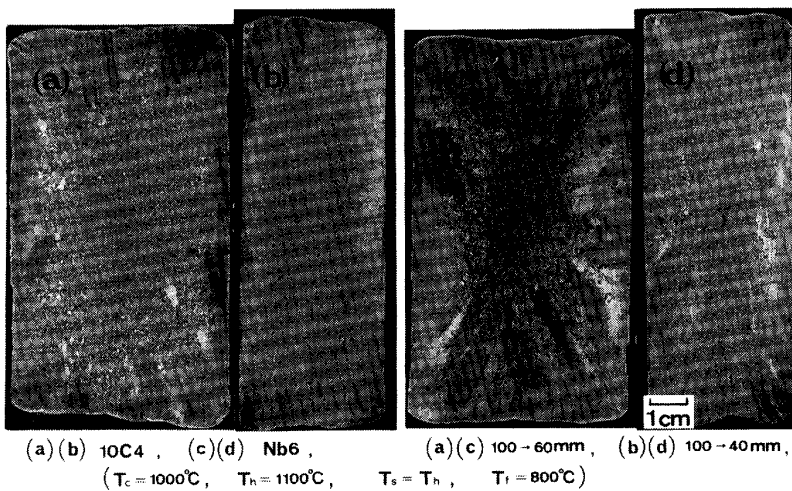


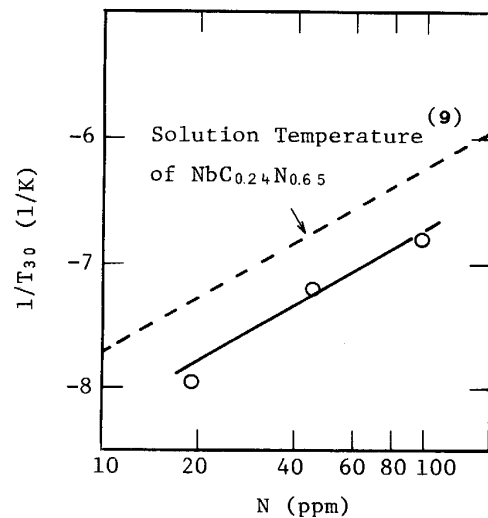
Photo. 9. Comparison in recrystallization behaviour of HCR processed Nb6 steel and 10C4 steel.

外周部が圧延しても再結晶による細粒化がはかれない粗大な柱状晶を有す Nb 添加鋼の HCR では、粒界にひずみが集中して圧延割れを生じることが考えられる。しかし、Fig. 3 に示すように 1000°C 以上の温度で装入する HCR では圧延割れは生じず、(Ar₁ 点以上～低温 γ 域) の温度域から装入する HCR のみ圧延割れを生じる。これより、HCR 時の圧延割れは γ 粒が大きいことと、固溶 Nb による γ の未再結晶領域の拡大することによって圧延ひずみが凝固ままの粗大な γ 粒界へ集中することによって起因する高温延性の低下から説明はできない。

4.2 Nb 炭窒化物の析出と高温延性

HCR 時の Nb 添加鋼の圧延割れについて前原ら⁸⁾は、「圧延に先立つ連続鋳造での曲げ・矯正時の炭窒化物の動的析出が主原因である」とし、圧延温度を上げることによって炭窒化物の粗大化を図り高温延性に対し無害化させることを提案している。しかし、固溶 Nb を Nb 炭窒化物として析出・粗大化させてしまうと、Nb 添加による再結晶抑制効果は得られず、制御圧延による強靱化は期待できなくなるので、Nb 添加の意味が薄れる。

本実験によれば、Nb 添加鋼は (Ar₃ 点直下～低温 γ 域) の温度域から装入される HCR 時に圧延割れを生じるが、保熱温度を 1100°C から 1200°C へ高くすると圧延割れは回避される。すなわち、加熱温度を上昇して Nb の固溶をはかっておけば、Nb の再結晶抑制効果を活用でき、かつ圧延割れも回避できる。Fig. 6 に示すように、保熱温度の上昇により Nb 添加鋼の高温延性が改善することはグリーンブル試験機のシミュレーションでも確認されている。Fig. 9 は RA が 30% に相当する保熱温度を Fig. 6 より求めおのおの N 量にて整理したものであり、併せて盛ら⁹⁾による NbC_{0.24}N_{0.65} の固溶温度を示した。このように保熱温度上昇による Nb 添加鋼



T_{30} = Temperature at RA = 30%

Fig. 9. Effect of N content on hot ductility of HCR simulated Nb steel.

の高温延性の改善は Nb の固溶に対応している。しかし、高温で保熱するほど固溶の Nb が増加し圧延時の Nb (CN) の加工誘起析出量の増加につながり、粒内強化による粒界へのひずみの集中が促進され、圧延割れに対しては悪影響を及ぼすと考えられるが、Photo. 7 に示すように、保熱温度を上昇させると破面も粒界破壊から粒内破壊へと変化し、高温延性が改善されている。これは、高温保熱化により粒界の Nb の析出物を固溶させ、粒界脆化因子を解消させることが圧延割れを回避する上で重要であることを意味している。

JONAS ら¹⁰⁾によれば、前加工のない場合の Nb の析出は 950°C をピークに低温 γ 域で生じるが 1000°C 以上の温度域では析出を生じない。本実験結果の直送圧延割れを生じる装入温度は、この Nb の析出温度域に合致し

ている。この Nb の析出物は Photo. 3 に示すように、旧 γ 粒界に沿って析出する。Nb 添加鋼が鑄造されて (A_{r1} 点以上～低温 γ 域) の温度域から保熱炉に装入される時、この温度域が徐冷・徐加熱されるため粗大な凝固ままの γ 粒界に Nb (CN) が析出する。これを Nb (CN) の固溶温度以下の温度域で保熱して圧延する場合、圧延初期 γ 粒は粒界に未固溶の Nb (CN) を有することになる。すなわち、圧延時にひずみがこの粒界と粒界上に存在する未固溶の Nb 析出物の界面に集中し、析出物とマトリクスの剝離を生じてマイクロクラックが形成される。そして、圧延の進行と共に合体し粗大な凝固ままの γ 粒界に沿った圧延割れとなったものと考えられる。1200°C の高温保熱すると圧延割れが回避されるのは、この粒界に存在する未固溶の Nb (CN) が固溶されてひずみの集中源が消失するためと考えられる。しかし、Fig. 6 に示すように高温保熱すると高温延性は改善されるが、N 量により高温延性の回復の程度が異なり、低 N ほど高温延性は良好である。これは、圧延時に加工誘起析出する Nb (CN) による粒内分散強化量が低 N ほど小さく、粒界への圧延によるひずみの集中が緩和されるためと考えられる。

5. 結 論

Nb 添加鋼の直送圧延実験において、鑄造後保熱炉に装入する温度によっては圧延割れを生じることが判明したので、Nb 添加鋼の高温延性に及ぼす熱履歴の影響について Nb (CN) 析出物の固溶・析出挙動と γ の再結晶挙動の観点から検討した。以下に得られた結果を列記する。

(1) 10C 鋼と Nb 添加鋼を用いて直送圧延実験を行い、Nb 添加鋼のみ (A_{r1} 点以上～ γ 低温域) の温度域か

ら保熱炉に装入・圧延すると圧延割れを生じることが判明した。

(2) これは凝固後、保熱炉に装入されて圧延までの過程で粗大な凝固のままの γ 粒の粒界上に Nb (CN) が形成されることに起因する。すなわち、圧延時に γ 粒界と粒界上析出物の界面にマイクロボイドが形成され、圧延の進行とともにマイクロボイドが合体して圧延割れを生じることにより説明される。

(3) Nb 添加鋼の高温延性は N 量の増加により低下する。これは N 量の増加により γ 粒内で Nb (CN) の微細析出が促進され、粒内強化による粒界へのひずみ集中が大きくなるためと推測される。

(4) 低温 γ 域装入の直送圧延の場合、Nb 単独添加鋼に Al を複合添加すると、800～900°C 付近の高温延性が改善される。これは、高温変形時 Al が N を AlN として固定するため、Nb (CN) の析出が抑制されることによると考えられた。

文 献

- 1) 鎌田芳彦, 橋本 保, 渡辺征一: 鉄と鋼, **74** (1988), p. 1466
- 2) 村田正彦, 西岡 潔, 為広 博: 鉄と鋼, **74** (1988), p. 1454
- 3) 橋本 保, 鎌田芳彦: 鉄と鋼, **72** (1986), S483
- 4) 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. 1414
- 5) 鈴木洋夫, 西村 哲, 山口重裕: 鉄と鋼, **65** (1979), p. 2033
- 6) C. OHUCHI and T. MATUMOTO: Trans. Iron Steel Inst. J., **22** (1982), p. 181
- 7) 津崎兼彰, 山口健児, 牧 正志, 田村今男: 鉄と鋼, **74** (1988), p. 1430
- 8) 前原泰裕, 中井 健, 安元邦夫, 三島健士: 鉄と鋼, **73** (1987), p. 876
- 9) 盛 利貞, 時実正治, 中嶋由行, 佐伯俊秀: 鉄と鋼, **50** (1965), p. 2031
- 10) J. J. JONAS and I. WEISS: Met. Sci., **13** (1973), p. 238