

© 1983 ISIJ

ニオブ添加極低炭素冷延鋼板の機械的性質におよぼす熱間圧延の影響

論 文

佐藤 進*・入江 敏夫*・橋本 修*²

Effect of Hot Rolling on Mechanical Properties of Extra Low Carbon Cold Rolled Steel Sheet Containing Niobium

Susumu SATOH, Toshio IRIE, and Osamu HASHIMOTO

Synopsis :

Effects of hot rolling conditions on the mechanical properties of extra low carbon cold rolled steel sheets containing niobium have been investigated. The mechanical properties of this steel depend on the hot working conditions and heat history after hot rolling, and the former effect is stronger than the latter. Hot rolling with high reductions, high speeds or low finishing temperatures ($\geq Ar_3$) improves the Lankford-value and the ductility of cold rolled and continuously annealed steel sheets. The reason can be explained as follows. When carbo-nitride precipitation is accelerated through the hot rolling with the above conditions, the grain size of the hot rolled sheets becomes smaller and the density of fine carbo-nitrides precipitating after hot rolling decreases extremely. The smaller grain size of hot rolled sheets contributes to the improvement of Lankford-value. The low density of fine carbo-nitrides in hot rolled sheets increases the ductility of cold rolled and rapidly heated steel sheets.

1. 緒 言

深絞り性の優れた冷延鋼板を得る方法の一つとして、極低炭素鋼にチタン¹⁾、ニオブ^{2)~4)}などの炭窒化物形成元素を添加し、熱延板の段階で鋼中の固溶炭素、固溶窒素を安定な炭窒化物として析出固定する方法がある。

橋本ほか⁴⁾は炭素に対し原子濃度比が約1の割合でニオブを添加した極低炭素アルミキルド鋼を、工場と実験室でそれぞれ製鋼-熱延-冷延-再結晶焼なましした場合その鋼板の深絞り性と延性は工場製造材のほうがはるかに優れていることを示し、この原因は熱間圧延工程における炭窒化物の析出挙動の差にあるのではないかと考察した。

厚板材など炭素含有量の多いニオブ鋼では熱間圧延時に NbC (あるいは Nb(C, N)) が歪み誘起析出し機械的性質を支配することが知られている^{5)~9)}。ところが極低炭素鋼でかつニオブ含有量も少ない場合には、Nb-C系平衡溶解度積^{6)10)~14)}から推定するとオーステナイト(γ)温度域の熱延時に NbC はまったく析出しないか、析出してもわずかであり、したがって冷延鋼板の機械的性質にまで熱間圧延条件が影響するかどうかは明らかでない。

本研究は炭素量に対し NbC として当量程度の微量のニオブを添加した極低炭素冷延鋼板の機械的性質におよぼす熱間圧延過程の影響を熱間加工過程と加工後の冷却、巻き取り過程とに分離して調べたものである。

2. 実験方法

供試鋼は真空溶製した小型鋼塊 (50 kg) であり、その化学組成を Table 1 に示す。極低炭素アルミキルド鋼にニオブを添加しており、ニオブと炭素の原子濃度比は1である。

熱間圧延の前の鋼片の均熱処理は 1250°C, 20 min と一定にした。鋼片の初期板厚は 10 mm, 30 mm, 50 mm の3水準、圧下率は 62% (10 mm→3.8 mm), 70% (10 mm→3.0 mm), 87% (30 mm→3.8 mm), 92% (50 mm→3.8 mm) の4種類とした。圧延速度は 5 m/min, 20 m/min, および 40 m/min の3水準とした。仕上げ温度 (FT) は鋼片の板厚中心部で測定し 850°C~950°C の範囲で変化させた。供試鋼の Ar_3 点は熱膨張試験によると 820~840°C と推定できた。圧延パス数は 92% 圧下率のとき5, 87% 圧下率のとき3で他は2である。

熱間圧延後の冷却条件は次の4種類である。(1)空冷 (室温までの平均冷却速度: 約 50°C/min)。(2)700°C

昭和 55 年 10 月本会講演大会にて発表 昭和 57 年 3 月 12 日受付 (Received Mar. 12, 1982)

* 川崎製鉄(株)技術研究所 (Research Laboratories, Kawasaki Steel Corp., 1 Kawasaki-cho Chiba 260)

*² 川崎製鉄(株)技術研究所 工博 (Research Laboratories, Kawasaki Steel Corp.)

Table 1. Chemical composition of steel used (wt%).

C	Si	Mn	P	S	O	N	sol. Al	Nb	Nb(at%)/C(at%)
0.005	0.01	0.15	0.03	0.005	0.002	0.0042	0.027	0.039	1.0

まで空冷したのち 700°C の炉に装入し、ただちに 30°C/h で徐冷。(3)室温までいつたん空冷し、700°C-5h の再加熱処理後、30°C/h の徐冷。(4)熱間圧延後 900°C(γ 温度) からただちに水焼入れ (Fig. 1 参照)。なお上記の熱処理前後において成分組成に変動は認められなかつた。

冷延焼なまし板の機械的性質を調べるために熱延板を冷間圧延により板厚 0.7 mm (熱延板板厚 3.0 mm, 圧下率 77%) と 0.8 mm (熱延板板厚 3.8 mm, 圧下率 79%) の冷延板とした。再結晶なましは N₂ ガスおよびアルミナ粉末を用いた流動熱処理炉で行った。このときの加熱速度は約 35°C/s, 均熱は 830°C-40s, 冷却は空冷 (500°C までの平均冷却速度 10°C/s) であつた。冷延焼なまし板はすべて 0.7~0.9% の圧下率で調質圧延を施したのち、JIS 5 号引張試験片に切削加工して機械的性質を求めた。引張方向は γ 値のみ圧延方向に対し 0°, 45°, 90° 方向であり、そのほかの特性については圧延方向とした。クロスヘッド速度は 10 mm/min であつた。降伏応力 (YS) は上降伏点, あるいは降伏点の明りようでないものは 0.2% 耐力とした。また引張強さ (TS) および全伸び (EI) を求めた。内耗測定では検出困難な 5 ppm 以下のごく微量の固溶炭素ないしは固溶窒素量を推定するために時効指数 (AI) を測定した。AI は 7.5% 引張歪み付加後とそれを 100°C-30 min の熱処理したときの応力差で表した。ちなみに AI=1 kgf/mm² は固溶炭素 2 ppm 程度に相当する¹⁵⁾。熱延板の時効指数も上記冷延焼なまし板の場合と同様の方法で求めた。

熱延板と冷延焼なまし板の組織調査を次のようにして行つた。(1)結晶粒径: 光学顕微鏡により圧延方向板厚断面の観察と粒度の測定を行つた。(2)析出物の形態: 透過電子顕微鏡法で観察あるいはその粒径分布を測定した。 γ 温度域からの水焼入れ材は転位密度が高く透過法では観察しにくいので、抽出レプリカ法で観察した。いずれの場合も観察は板厚中心近傍で行い、使用電子顕微鏡は日立製作所製 H-700, 加速電圧は 200 kV であつた。また析出物をアセチルアセトン系電解液により電解抽出して定量分析および X 線粉末法による同定を行つた。(3)集合組織: 熱延板について板厚中心部で X 線反射法により (200) 極点図を求めた。

3. 実験結果

3.1 材料特性と熱間圧延条件

供試鋼を小型圧延機により熱間圧延 (圧下率 62%, 速度 5 m/min, FT 900°C, パス数 2) し, Fig. 1 に示す 3 種類の熱処理を施したものの AI と, 供試鋼とほぼ同組成の転炉出鋼材を工場のタンデムミルで熱間圧延し 680°C で巻き取つた熱延板の AI を Table 2 に示す。またこれら熱延板を冷間圧延, 焼なまし, および調質圧延したときの材料特性を Table 2 に示す。冷延焼なまし後の材料特性のうち \bar{r} 値は空冷 (AC) がもつとも低く徐冷 (SC), 空冷後再加熱徐冷 (RC) 処理の順に高くなつていく。この原因は AI から判断すると空冷処理材の熱延板に固溶炭素, または窒素が他の処理法よりも多く存在していたことによると考えられる。徐冷材と再加熱徐冷材とでは AI に差がないにもかかわらず YS, TS および \bar{r} 値にわずかな差が認められ, 析出物の形態の差に起因すると考えられる。しかしながらそれらの特

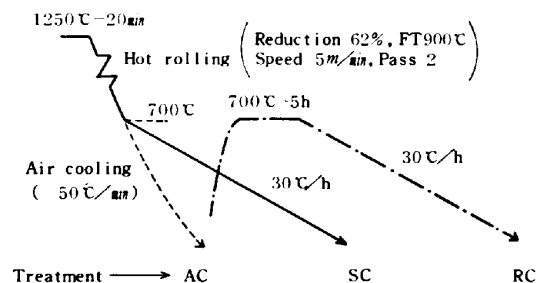


Fig. 1. Treatments after hot rolling.

Table 2. Effect of heat treatment after hot rolling on aging indices of hot rolled sheets and mechanical properties of cold rolled and annealed sheets. Treatments (AC, SC, RC) and hot rolling conditions are shown in Fig. 1. Mechanical properties produced by hot strip mill in factory are also referred⁴⁾.

Heat treatment	Hot rolled sheet	Cold rolled and annealed sheet				
	AI (kgf/mm ²)	YS (kgf/mm ²)	TS (kgf/mm ²)	EI (%)	\bar{r}	AI (kgf/mm ²)
AC	0.8	22	35	42	1.5	0.4
SC	0	22	35	42	1.6	0
RC	0	21	34	42	1.7	0
in factory	0	16	33	49	2.1	0

性値は工場熱延材を素材としたときのそれとは大きくかけ離れている。

熱延後の処理は空冷後再熱徐冷(RC)と一定にして、熱間圧延における加工条件を変化させたときの冷延焼なまし後の材料特性を Fig. 2 に示す。圧下率および圧延速度が大きいくほど、また仕上げ温度 (FT) が低いほど El, \bar{r} 値は著しく上昇し, YS, TS は低下する。Table 2 に示した工場材はさらに高速度 (80 m/min 以上) かつ高圧下率 (92%) の熱間圧延材から得られたものであり、冷延焼なまし後の材料特性における実験室材と工場材の差は主として熱延速度および圧下率の差に起因していたといえる。

3.2 冷延焼なまし板の組織と熱間加工条件

熱延圧下率が 62% と 87% (FT 950°C, 圧延速度 40 m/min) の熱延板を冷延, 焼なまし処理したときの光学顕微鏡組織と透過電子顕微鏡組織を Photo. 1 に示す。結晶粒は熱延圧下率により変化しないが析出物は熱延圧下率の大きいほうが 100 Å 以下の微細なものが減少し粗大化していることがわかる。

同様に熱延速度および熱延仕上げ温度の異なる冷延焼なまし板の組織を調べた結果、熱延速度の速いほうが、あるいは熱延仕上げ温度の低いほうが粒径の大きな析出物が粗に分布していた。したがって Fig. 2 に示したご

とく、熱延圧下率、熱延速度が高くなり、熱延仕上げ温度が低くなると降伏強度が低下し延性が向上した理由は

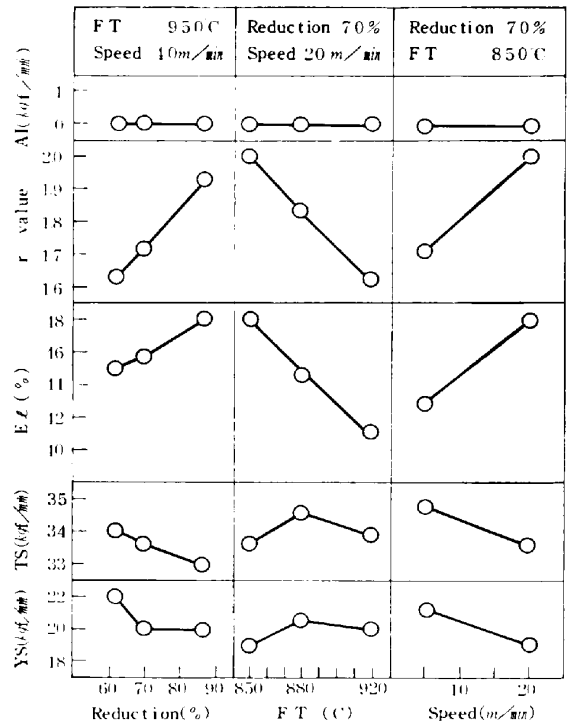


Fig. 2. Mechanical properties of cold rolled and annealed sheets plotted against reduction, finishing temperature (FT), and speed in hot rolling.

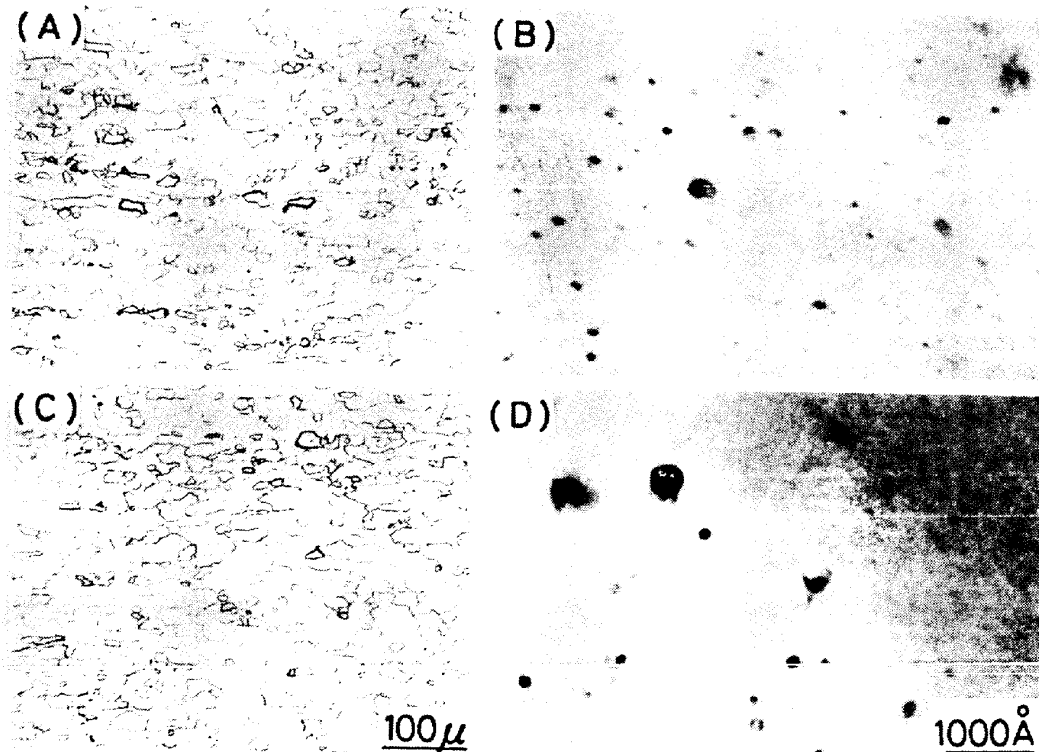


Photo. 1. Optical and transmission electron micrographs showing the effect of hot rolling reduction ((A) and (B) : 62%, (C) and (D) : 87%) on grain size and morphology of precipitates in cold rolled and annealed sheets (hot rolling speed : 40m/min, finishing temperature : 950°C).

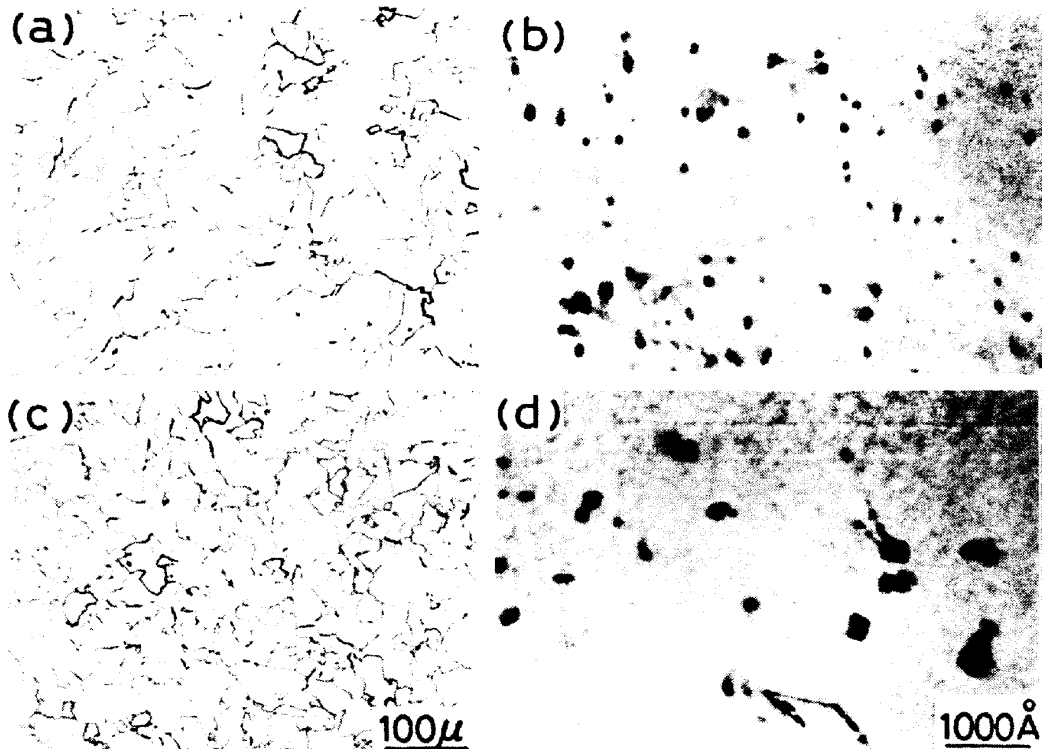


Photo. 2. Optical and transmission electron micrographs showing the effect of hot rolling reduction ((a) and (b) : 62%, (c) and (d) : 87%) on grain size and morphology of precipitates in hot rolled sheets (hot rolling speed : 40m/min, finishing temperature : 950°C).

微細析出物が減少したことによるといえる。

3.3 熱延板の組織と熱間加工条件

Photo. 1 に示した冷延焼なまし試料の熱延母板の光学顕微鏡組織と透過電子顕微鏡組織を Photo. 2 に示す。熱延板の析出物は熱延圧下率の高いほうが粒径が大きいかつ粗に分布しており、冷延焼なまし試料における分布状態と酷似している。一方熱延板の結晶粒径は圧下率が大きいほうが細かい。

熱延速度と熱延仕上げ温度が変化するときの熱延板の結晶粒度を Photo. 2 に示した熱延圧下率の場合も含めて Fig. 3 に示す。圧延速度が大きくあるいは仕上げ温度が低いほど結晶粒は細くなり本実験範囲におけるその変化量は、粒度番号にして最大約1であった。一般に熱延板の細粒化は冷延焼なまし板の{111}集合組織の発達に有利であり、Fig. 2 において \bar{r} 値が高くなった原因の一つとして説明できる。

熱延板の集合組織を調査した結果、{100} <01 $\bar{1}$ > と {111} <01 $\bar{1}$ > 方向への集積の度合に若干差は認められるが、加工条件によらず方位はほぼランダムであり、冷延焼なまし後の \bar{r} 値の変化を説明できる要因は見出せなかつた。

熱延速度、熱延仕上げ温度および熱延圧下率が変化するときの熱延板中の析出物の粒径分布を Fig. 4 に示

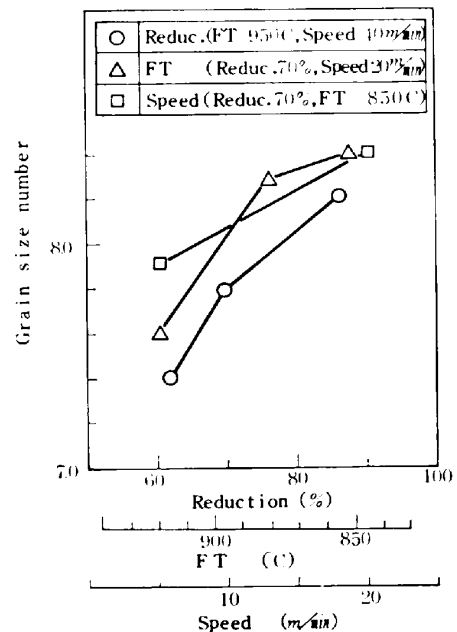


Fig. 3. Grain size number of hot rolled sheets plotted against hot rolling conditions.

す。圧延速度が大きくなると粒径 100Å 以下の析出物密度が著しく減少するとともに 200Å 以上の粒径の密度が増加して粒径分布は大粒径側へずれる。同様に仕上げ温度が低くなることにより、また圧下率の高くなることにより析出物は粗大化する

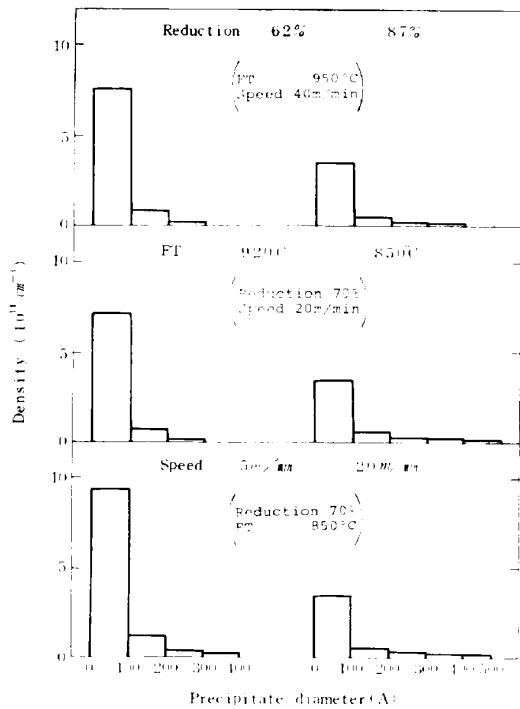


Fig. 4. Effect of hot rolling condition on particle size distribution of hot rolled sheets.

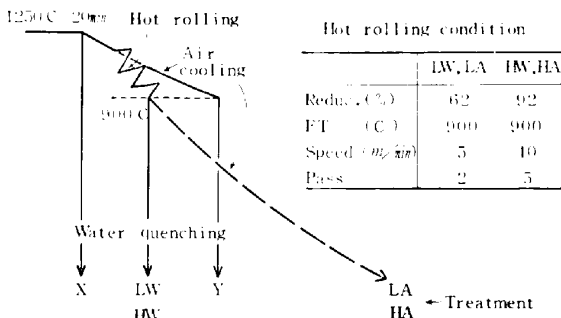


Fig. 5. Treatments for studying the effect of hot rolling on behavior of carbo-nitride precipitation in γ phase and α phase.

3.4 熱間圧延時および熱間圧延以降における炭窒化物の析出挙動

板厚が 10 mm と 50 mm の鋼片に Fig. 5 に示す熱処理ないしは熱間圧延を施したときの析出物を電解抽出法で定量分析した結果を Table 3 に示す。1250°C-20 min の均熱後水焼入れ処理したもの (X) および 900°C まで空冷処理 (Y) の場合にはニオブ化合物はまったく認められない。これに対して鋼片を均熱後、熱間圧延を加え 900°C から水焼入れしたもの (LW : Low reduction and speed-Water quenching, HW : High reduction and speed-Water quenching) には析出物中にニオブが検出され、同時に X, Y 処理材よりも多量の窒素, Nas AlN が認められる。熱延を加えた中では

Table 3. Analysis of precipitates on the specimens treated in the way shown in Fig. 5.

Treatment	Nb	N	N as AlN
X	<0.001	0.0005	0.0003
Y	<0.001	0.0006	0.0002
LW	0.004	0.0006	0.0004
HW	0.014	0.0018	0.0016
LA	0.037	0.0037	0.0017
(LA-LW)	(0.033)	(0.0031)	(0.0013)
HA	0.036	0.0039	0.0027
(HA-HW)	(0.022)	(0.0021)	(0.0011)

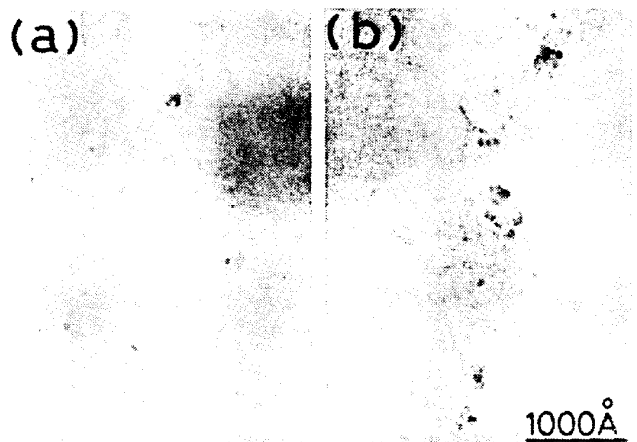


Photo. 3. Carbon extraction replicas illustrating the effect of hot rolling condition ((a) : LW, (b) : HW) on carbo-nitride precipitation prior to $\gamma \rightarrow \alpha$ transformation. Hot rolling conditions of LW and HW are shown in Fig. 5.

圧下率および圧延速度の大きい HW 処理材のほうが LW 処理材よりもニオブ、窒素および Nas AlN の検出量が 3 倍以上多い。HW 処理材の窒素量のうち約 90% は Nas AlN であり AlN 以外の窒化物はほとんどないことがわかる。またすべての処理材の電解抽出残さを X 線粉末法で同定した結果、ニオブ酸化物およびニオブ硫化物は検出されなかつた。これら二つのことから、少なくとも HW 処理材から検出されたニオブはほとんどが NbC として析出したものといえる。

熱延後、水焼入れした試料 (LW, HW) の析出物の形態を Photo. 3 に示す。HW 処理材においては析出物の密度が高くかつ粗大であり変形帯などの圧延組織の界面に沿って析出したことを示している。

つぎに熱間圧延以降に析出する炭窒化物の析出挙動を調べるために熱延後に室温まで空冷処理 (Fig. 5 に示す LA, HA, A : Air cooling) を行つた。Table 3 に示したこれら処理材の析出物の定量分析結果によると、熱間加工条件に依存せず空冷処理材の析出物中のニオブ

および窒素量は水焼入れ試料 (LW, HW) のそれよりはるかに多く、ほぼ供試鋼の組成に近い。熱延以降の冷却過程における析出量は空冷処理材と水焼入れ材の析出量の差 (Table 3 の LA-LW, HA-HW で示す。) から求まる。熱延以降の冷却過程で析出した AlN は熱間加工条件でほとんど差がないのに対し、析出ニオブと析出窒素は熱間加工条件に強く依存し高圧下率、高速度熱延材のほうがはるかに少ない。

一方空冷試料 (LA, HA) の析出窒素量は Nas AlN 量より 0.0012~0.0020% 多く、この分は NbN あるいは Nb(C, N) として析出したものと推定できる。

低圧下率、低速度で熱間圧延後、空冷処理した試料 (LA) の析出物の形態を Photo. 4 に示す。Photo. 4 (a) から 100Å 以下の微細析出物の密度がもつとも高いことがわかる。また Photo. 4(b) に示すようなほぼ等間隔で並んだ列状分布が頻度よく観察される。これに対し、LA 処理材よりも高圧下率、高速度で熱延し空冷処理した試料 (HA) には、Photo. 4(b) に示すような列状に分布した析出物はほとんど認められず、粗大な析出物が多かった。

4. 考 察

ニオブ添加極低炭素冷延鋼板の材料特性は熱間圧延条件に強く依存することがわかった。材料特性のうち r 値が熱間圧延条件により変化した理由として、(1)熱延板の結晶粒径の変化があげられるが、その他に(2)冷延および再結晶過程で存在する微量の固溶炭素、窒素量の変化、および(3)炭窒化物の粒径と分布状態の変化が冷延組織および再結晶過程に影響をおよぼした可能性も考えられる。一方、YS, TS, および EI の変化については熱間圧延条件により熱延板の炭窒化物の粒径と分布が変化しこれが冷延後の急熱、短時間焼なまし、急冷からな

る連続型焼なましの場合、冷延焼なまし板にも保持されることに起因することが明らかになった。

4.1 熱間圧延時の炭窒化物析出挙動

一般に炭窒化物の析出は熱間加工の付加により促進される。とくにニオブ含有鋼では加工歪み誘起によるニオブ炭窒化物の析出が顕著に促進される^{7)16)~19)}。熱間加工により炭窒化物の析出が促進される理由として二つが考えられる。

(1) 熱間圧延により析出核サイトとなりうる結晶粒界、亜粒界、変形帯、セル壁等の界面ないしは格子欠陥が増加すること (Photo. 3(b) 参照)。

(2) 熱間圧延より導入される格子欠陥がニオブなどの析出元素の拡散速度を増加させること。

まず、加工後の結晶粒径 D と加工条件の関係は静的再結晶組織となる場合つぎのように表される²⁰⁾。

$$D = k_1 \{ \ln(z/k_2) \}^{-2/3} \varepsilon^{-1} D_0^{1/2} \dots \dots \dots (1)$$

k_1, k_2 : 正の定数,

z (Zener-Hallomon 因子) = $\varepsilon \exp(Q/RT)$

ε : ひずみ量, D_0 : 加工前の結晶粒径

(1)式によると熱間加工に際しひずみ量およびひずみ速度が大きくなるほど、加工温度が低くなるほど、加工後の再結晶粒径は小さくなり粒界面積は増大する。動的再結晶の場合^{21)~23)}と未再結晶域圧延となる場合²⁴⁾も同様のことがいえる。

つぎに溶質原子の応力下の拡散係数 D' は次のように表される²⁵⁾。

$$D' = D \{ 1 + k_3 \varepsilon \exp(k_4/RT) \} \dots \dots \dots (2)$$

k_3, k_4 : 正の定数, $\dot{\varepsilon}$: ひずみ速度

D : 応力を加えない場合の拡散係数

この式は溶質原子の拡散が低温で高ひずみ速度の変形を加えるほど促進されることを示す。3.4 節に示した熱延の付加により、あるいは熱延の圧下率および速度が大

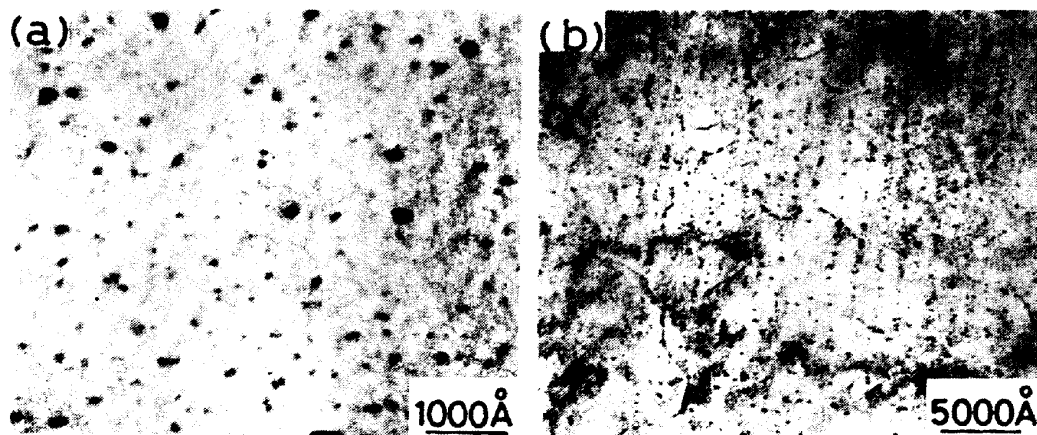


Photo. 4. Transmission electron micrographs showing the morphology of precipitates after hot rolling and air cooling to room temperature (treatment LA shown in Fig. 5).

きいほど炭窒化物の析出が促進された現象は以上二つの理由により理解できる。

4-2 γ 域における Al-N 系および Nb-C 系平衡溶解度積の検討

DARKEN (ほか²⁶) および KÖNIG²⁷) の Al-N 系平衡溶解度積を用いて、本供試鋼 (N=0.0042%, Al=0.027%) の 900°C における平衡 N as AlN 量を計算した結果を Table 4 に示す。3-4 節で述べた HW 処理材の N as AlN 0.0016% は DARKEN ほかの式から求めた値 0.0023% の約 70%, KÖNIG のその約 50% に相当する。

つぎに C=0.005%, Nb=0.039% の本供試鋼についてすでに報告されている Nb-C 系平衡溶解度積から計算した 900°C での N as NbC 量を Table 5 に示す。成田ら¹⁰、IRVINE⁶) からおよび MEYER¹²) の溶解度積からは 900°C で NbC が析出しないことになり、Table 3 に示した実験結果と矛盾するため支持できない。これに対して SMITH¹³) の溶解度積から求めたニオブ量は Table 3 に示した HW 処理材の値に近い。しかしながら高圧下率、高速度熱延により NbC の析出が促進された HW 処理といえども 900°C での平衡状態とはいえず、Al-N 系の結果と同様平衡 N as NbC 量は HW 処理よりももつと多いことが予想される。したがって真の γ 域の Nb-C 系平衡溶解度積は SMITH のものよりさらに低いものであろう。なお 1000°C 以下で SMITH の溶解度積よりも低い溶解度積を与える今井ほか¹⁴) の実験があるが、これは平衡析出処理前の溶体化処理で完全にニオブ炭窒化物が溶解していない可能性があり採用しなかつた。

4-3 熱間圧延以降の炭窒化物析出挙動

3-4 節の実験結果で、熱延を低圧下率、低速度で行う

Table 4. Content of nitrogen as AlN calculated on solubility products at 900°C⁽²⁶⁾⁽²⁷⁾.

Solubility products of AlN	N as AlN (wt%)
$\log[A:] [N] = -7400/T + 1.95^{26)}$	0.0023
$\log[A:] [N] = -7750/T + 1.80^{27)}$	0.0034

Table 5. Content of niobium as NbC calculated on solubility products at 900°C⁽⁶⁾⁽¹⁰⁾⁽¹²⁾⁽¹³⁾.

Solubility products of NbC	Nb as NbC (wt%)
$\log[Nb] [C] = -7900/T + 3.42^{10)}$	0
$\log[Nb] [C] = -6770/T + 2.26^6)$	0
$\log[Nb] [C] = -7290/T + 3.04^{12)}$	0
$\log[Nb] [C] = -9100/T + 3.7^{13)}$	0.016

と熱延時における炭窒化物の析出量は少ないが、逆に熱延以降の冷却過程における析出量が激増した。この場合、 $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態後における析出元素の過飽和度が高くかつ γ 域の熱延時に比較して低温域での析出となるので、Photo. 4 に示したような微細で高密度に析出したと考えられる。また $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態過程で γ/α 相界面が析出核サイトとなると、Photo. 4(b) に示したように列状に分布する⁽¹⁶⁾⁽²⁸⁾。

一方、熱延を高圧下率、高速度で行うと熱延時に析出する炭窒化物の量が多くなるのみならず、 γ 域の高温での析出であるため Photo. 3(b) に示したように粗大に析出する。これら粗大析出物は熱延後の冷却過程を経てもさらに粒成長することはあつても消失することなく熱延板にもちぎたされる。しかしながら、この場合も 3-4 節に示したように熱延以降の冷却過程で析出する炭窒化物は存在するが、その析出量は上述の低圧下率、低速度熱延に比較してはるかに少ない。したがって、熱延を高圧下率などとして γ 域での炭窒化物の析出を促進させると熱延板に 100Å 以下の微細炭窒化物が著しく減少するといえる。

一方、熱間圧延以降の炭窒化物の析出挙動には上述した熱延時の析出状態のほか熱延後の冷却条件も影響するはずである。とくに低圧下率、低速度熱延のような場合には熱間圧延以降の析出量が多いため冷却条件の影響が大きいと考えられる。ところが、熱間加工条件がほぼ同一で熱間圧延以降の熱処理が異なる Photo. 4(a) と Photo. 2(b) を比較するといずれも析出物の粒径はほとんど同じで微細なものが多く熱延後の熱処理により析出物は粗大化しにくいことがわかる。この理由は α 相における析出元素とくにニオブの拡散速度が小さく、700°C-5h、徐冷処理ではオストワルド成長による炭窒化物の形態変化が起こりにくかつたためと考えられる。

以上から、熱間圧延以降の炭窒化物の析出挙動は熱間圧延により生じた炭窒化物の析出形態に強く影響される。したがって圧下率など熱間加工条件は熱延板の炭窒化物の形態をほぼ支配し、その結果冷延焼なまし材の材料特性に重大な影響をおよぼしたと結論できる。

5. 結 論

ニオブ添加極低炭素冷延鋼板の材料特性におよぼす熱間圧延条件の影響を調べ、次のことを明らかにした。

(1) 材料特性は熱間圧延の加工条件と熱間圧延以降の熱処理条件に依存する。その影響は前者のほうが大きく、熱間圧延の圧下率および圧延速度が大きいほど、あるいは仕上げ圧延温度が低いほど冷延焼なまし板の延性

と深絞り性が向上する。

(2) 熱間圧延を高圧下率, 高速度, あるいは低温仕上げをするほど, 熱延板の結晶粒は細くなり, また熱延板および冷延焼なまし板において粒径 100\AA 以下の微細炭窒化物が減少する。しかしながら熱延板の集合組織は熱間加工条件にほとんど依存しない。

(3) 熱間圧延を高圧下率, 高速度とするほど, 熱間圧延時に析出する粗大炭窒化物が増加すると同時に熱間圧延以降の冷却過程で析出する微細炭窒化物が減少する。

(4) γ 域での熱間圧延時には NbC および AlN が, 熱間圧延以降の冷却過程では NbC, AlN のほかに NbN あるいは Nb(C, N) の析出が生ずると推定できる。

(5) 高圧下率, 高速度で熱間圧延すると, NbC は SMITH¹⁹⁾ の提案する Nb-C 系平衡溶解度式から求まる量に近く析出するが, 真の平衡溶解度積はこれまで提案されているいずれよりも低いことが予想される。

(6) r 値が熱間加工条件により変化した理由として, 熱延板の結晶粒径の変化があげられ, このほかに微量の固溶炭素, 固溶窒素量の変化ないしは炭窒化物の粒径と分布状態の変化が考えられる。

(7) El などの延性が熱間加工条件に依存したのは, 熱延板の炭窒化物の分布形態が圧下率などの熱間加工条件にほぼ支配されており, これが冷延後の焼なまし板にも保持されたからである。

文 献

- 1) 福田宣雄, 清水峯男: 塑性と加工, 13 (1972), p. 841
- 2) 秋末 治, 高階喜久男: 日本金属学会誌, 36 (1972), p. 1124
- 3) R. E. HOOK, A. J. HECKLER, and J. A. ELIAS: Metall. Trans., 6A (1975), p. 1683
- 4) 橋本 修, 佐藤 進, 田中智夫: 鉄と鋼, 67 (1981), p. 1962
- 5) J. M. GRAY, D. WEBSTER, and J. H. WOODHEAD: JISI, 203 (1965), p. 812
- 6) K. J. IRVINE, F. B. PICKERING, and T. GLADMAN: JISI, 205 (1967), p. 161
- 7) 関根 寛, 丸山忠克: 鉄と鋼, 58 (1972), p. 72
- 8) 田中智夫, 波戸村太根夫, 田畑綽久: 川崎製鉄技報, 6 (1974), p. 522
- 9) L. J. CUDDY, J. J. BAUWIN, and J. C. RALEY: Metall. Trans., 11A (1980), p. 381
- 10) 成田貴一, 小山伸二: 神戸製鋼技報, 67 (1966), p. 179
- 11) T. H. JOHASEN, N. CHRISTENSEN, and B. ANGLAND: Trans. Metall. Soc. AIME, 239 (1967), p. 1651
- 12) L. MEYER: Z. Metallkd., 58 (1967), p. 334
- 13) R. P. SMITH: Trans. Metall. Soc. AIME, 239 (1967), p. 1651
- 14) 今井勇之進, 庄野凱夫: 鉄と鋼, 53 (1967), p. 180
- 15) 小西元幸, 小原隆史, 田中智夫, 大橋延夫, 大橋善治: 鉄と鋼, 65 (1979), A97
- 16) J. M. GRAY and R. B. G. YEO: Trans. ASM, 61 (1968), p. 255
- 17) J. D. JONES and A. B. ROTHWELL: Iron Steel Inst. Spec. Rep., No. 108 (1968), p. 78
- 18) S. S. HANSEN, J. B. V. SANDE, and M. COHEN: Metall. Trans., 11A (1980), p. 387
- 19) S. YAMAMOTO and C. OUCHI: to be published
- 20) C. M. SELLARS and J. A. WHITEMAN: Met. Sci., 13 (1979), p. 187
- 21) 作井誠太, 酒井 拓, 武石和夫: 鉄と鋼, 62 (1976), p. 856
- 22) W. ROBERTS and B. AHLBLAM: Acta Metall., 26 (1978), p. 801
- 23) 牧 正志, 赤阪耕一, 奥野耕次, 田村今男: 鉄と鋼, 66 (1980), p. 67
- 24) 大内千秋, 三瓶哲也, 小指軍夫: 鉄と鋼, 67 (1981), p. 143
- 25) 平野賢一: 日本金属学会報, 2 (1963), p. 368
- 26) L. S. DARKEN, R. P. SMITH, and E. W. FLER: Trans. Am. Inst. Min. Metall. Eng., 191 (1951), p. 1174
- 27) P. KÖNIG: Acta Metall., 20 (1952), p. 361
- 28) Y. OHMORI: Trans. ISIJ, 15 (1975), p. 194