

冷延鋼板用アルミキルド鋼の連続铸造・熱間
圧延直結工程における AlN の析出挙動中澤 吉*・秋末 治*²・札幌和彦*³・織田昌彦*⁴AlN Precipitation of Al-killed Steel for Cold-rolled Sheets
in Continuous Casting and Direct Rolling Process

Kichi NAKAZAWA, Osamu AKISUE, Kazuhiko FUDABA and Masahiko ODA

Synopsis :

A continuous casting and direct rolling process for Al-killed cold-rolled steel sheets was examined. AlN precipitation in steels which were melted before precipitation treatment was studied in the laboratory and AlN precipitation diagrams (TTP) were obtained. AlN precipitation in melting-treated steels is delayed and a larger amount of aluminum and nitrogen are kept in solution in comparison with that in AlN solution-treated steels. When the temperature of steels after casting and solidification is kept above A_{r3} transformation temperature, AlN hardly precipitates. Production-scale tests of the process were performed by using the continuous casting machine and the hot strip mill. AlN precipitation in hot-rolled steel sheets was also observed. Enough amount of solute aluminum and nitrogen for obtaining high r -value after cold-rolling and box-annealing were maintained in hot-rolled steel sheets. Even in case of high content of aluminum and nitrogen, most of them are in solution in hot-rolled sheets and cold-rolled steel sheets which have high r -value are obtained by using the process.

Key words : continuous casting ; hot-rolling ; continuous casting and direct rolling ; aluminum nitride ; solution ; precipitation ; box annealing ; aluminum killed steel ; cold-rolled steel sheet ; r -value.

1. 緒 言

箱焼鈍により製造される深絞り用アルミキルド冷延鋼板の材質特性, 特に深絞り加工性はその再結晶集合組織と密接な関係がある^{1)~6)}。そしてその深絞り加工性にとつて好ましい再結晶集合組織は箱焼鈍中に微細に析出する窒化アルミによつて発達させられる^{7)~17)}。従つて冷間圧延前の熱延板中では大部分のアルミニウムと窒素は固溶した状態になくはない。熱延板中のアルミニウムと窒素が AlN として析出していると {554} <225> および {111} <110> 再結晶集合組織の十分な発達は起こらない。

Al と N が固溶した状態の熱延板を得る従来の方法はいつたん常温まで冷却された鑄片を熱間圧延に先立ち高温に再加熱して AlN を Al と N に溶体化¹⁸⁾¹⁹⁾してから熱間圧延をおこない, 熱間圧延後の鋼帯は約 600°C 以下の低温で巻き取り AlN を析出させないようにする。

本研究は従来の製造方法にたいして, 連続铸造で得ら

れる高温の鑄片を直接熱間圧延をして熱延鋼帯を製造しようとするものであり, その場合に Al と N の溶体化と析出挙動はどうか, 更に冷延鋼板の材質特性にどのような特徴を与えるのかを研究室および工場での実スラブを使つての実験をおこない調査したものである。連続铸造機の高温鑄片を加熱炉に装入して加熱することなくそのまま熱間圧延ができるようになれば, これによつて大幅な加熱エネルギーが省けると同時に溶製から熱延鋼帯を製造するまでに従来では約 3 日間を要した工程が約 1h に短縮されるという効果が生じる²⁰⁾²¹⁾。

2. 溶融処理および溶体化処理後の AlN の析出挙動

2.1 実験方法

供試材には 100 t 転炉で溶製され連続铸造によつて得られたアルミキルド鋼の鑄片を用いた。AlN の析出挙動を明らかにするために特に Al と N 量の変化したものを供試材に選んである。Table 1 にその化学成分を示す。

昭和 55 年 4 月・62 年 4 月本会講演大会にて発表 昭和 62 年 10 月 13 日受付 (Received Oct. 13, 1987)

* 新日本製鉄(株)広畑製鉄所 工博 (Hirohata Works, Nippon Steel Corp.)

*² 新日本製鉄(株)広畑技術研究部 理博 (Hirohata R&D Lab., Nippon Steel Corp., 1 Fuji-cho Hirohata-ku Himeji 671-11)

*³ 新日本製鉄(株)広畑製鉄所 (Hirohata Works, Nippon Steel Corp.)

*⁴ 新日本製鉄(株)広畑技術研究部 工博 (Hirohata R&D Lab., Nippon Steel Corp.)

Table 1. Chemical composition of steels.

	(wt%)						
	C	Si	Mn	P	S	Sol. Al	T. N
Steel-A	0.047	0.027	0.33	0.012	0.013	0.046	0.0045
Steel-B	0.043	0.017	0.24	0.013	0.014	0.059	0.0040
Steel-C	0.043	0.029	0.30	0.012	0.014	0.086	0.0045
Steel-D	0.051	0.030	0.29	0.012	0.012	0.058	0.0052
Steel-E	0.050	0.021	0.27	0.015	0.014	0.047	0.0041
Steel-F	0.044	0.019	0.25	0.013	0.018	0.082	0.0039

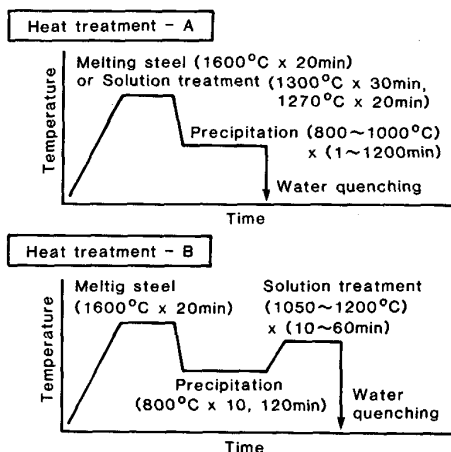


Fig. 1. Heat treatment cycles for (A) precipitation of AlN after its solution treatment or melting steel, (B) precipitation and solution of AlN after melting steel.

Steel-A, B, Cは溶融処理後の AlN の析出挙動の調査に、また Steel-D は溶体化処理後の AlN の析出挙動の調査に使用した。更に Steel-E, F は溶融処理後いつたん AlN を析出させ続いてその AlN の再溶体化挙動調査の実験に用いた。

アルミキルド鋼の熱処理は Fig. 1 に示す熱処理-A の温度履歴によつておこなつた。溶融処理はアルゴンでシールされたタンマン炉でアルミナるつばを用いておこなつた。溶融後 1600°C で 20 min 保定してからそのるつばを取り出して溶鋼を凝固させた。その高温のるつばは更に空冷により所定の温度にまで冷却しシリコニット炉で AlN の析出処理を施した。析出処理は 800°C から 1000°C の間の一定温度で 1 min から 20 h 保持しておこないその後水冷をした。なお、溶融処理用に鑄片から切り出したサンプルのサイズは 32 mm ϕ \times 50 mm である。また凝固後析出処理温度までの空冷速度は約 15~20°C/min であつた。一方、溶融処理後の AlN の析出挙動の特徴を明らかにするためにシリコニット炉を 2 台用い、1270°C \times 20 min および 1300°C \times 30 min での AlN の溶体化処理にひきつづいて AlN の析出処理をおこなつた。

AlN の再溶体化挙動の調査は Fig. 1 の熱処理-B の温度履歴でおこなつた。溶融処理はタンマン炉でおこなつ

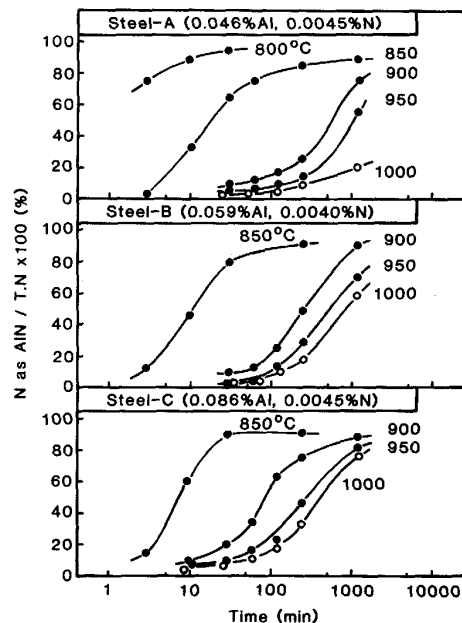


Fig. 2. Precipitation of aluminum nitride after melting treatment of Steel-A, B and C.

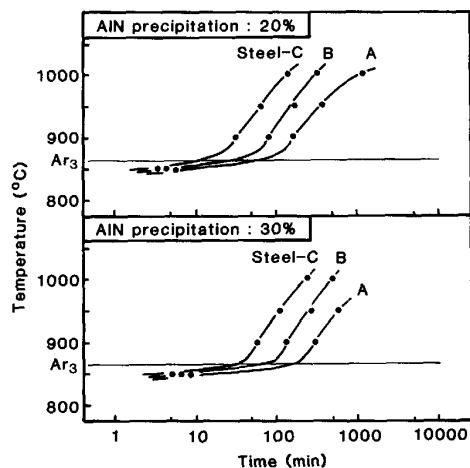


Fig. 3. 20 percent precipitation diagrams of aluminum nitride and 30 percent ones in Steel-A, B and C.

た。溶鋼はるつばを取り出して凝固させその後空冷により 800°C まで冷却し 800°C で 10 min および 120 min 保持して AlN を析出させた。その後直ちに炉温 1050°C から 1200°C の溶体化処理炉に挿入し 10 min から 60 min 保持して AlN の再溶体化挙動の調査をおこなつた。

2.2 溶融処理後の AlN の析出挙動

1600°C で 20 min の溶融処理をした鋼の 800°C から 1000°C の温度域における AlN の析出挙動を Fig. 2 に示す。また、全 N 量の 20% および 30% が AlN として析出する等析出曲線を Fig. 3 に示す。なお AlN の析出量の測定はよう素メタノール抽出分離・蒸留電量滴定

法²²⁾でおこなった。

Steel-A, B, C のいずれにおいても 900°C 以上のオーステナイト温度域での AlN の析出の進行は比較的ゆっくりであるが 850°C 以下の温度になりフェライト相が存在しはじめると AlN の析出は非常に短時間で進む。特に Steel-A の 800°C の場合にみられるようにフェライト相が多くなると数分で AlN の析出は完了してしまう。従つてこの溶融処理後の AlN の等温析出曲線は LESLIE ら¹⁹⁾の求めた溶体化処理後の AlN の等温析出曲線のように一つの C 曲線とはなっていない。

オーステナイト温度域における AlN の析出はオーステナイトとフェライトの二相温度域のそれに比べて遅いが、その析出の速さは Al と N 量によつて大きく変わる。Sol. Al 量が 0.046% の Steel-A の場合は 900°C 以上の温度域で全 N 量の 30% が AlN として析出するのに必要な時間は約 300 min 以上である。しかし、Sol. Al 量の 0.086% と多い Steel-C ではそれが約 60 min に短くなる。

箱焼鈍用アルミキルド鋼の標準的な Sol. Al および N 量の範囲において熱延鋼板中の N が AlN として析出する量が約 30% 以下であればアルミキルド鋼特有の深絞り性を高める再結晶集合組織を発達させることができる¹³⁾。従つて、Fig. 1, 2 の結果からアルミキルド鋼中の Sol. Al と N 量および熱間圧延される前のスラブ温度がわかれば N が AlN として析出する量を 30% 以下に抑えるためのスラブの滞在時間の上限がさだまり、その時間以内で連続鋳造・直接熱間圧延工程での熱間圧延を完了すればよいことになる。

一方、 A_{r3} 変態点以下の温度域での AlN の析出速さはオーステナイト温度域のそれよりもはるかに速い。Sol. Al 量 0.046% の Steel-A の場合 850°C の温度における AlN として析出する N 量は約 6 min で全 N 量の 20% に達する。更に 800°C になるとわずか 3 min で 70% 以上の N 量が AlN として析出してしまふことがわかる。Steel-A, B, C の 850°C における AlN の析出量の変化を比較すると Sol. Al 量の多い Steel-C の方が析出は速く進むが、これに対する配慮よりも Sol. Al 量に関係なく A_{r3} 変態点以下の温度にスラブ温度を下げないことの方が固溶した Al と N の状態を確保して連続鋳造・直接熱間圧延工程を実現させるためには必要である。

2.3 溶融処理後と溶体化処理後の AlN の析出挙動の比較

Sol. Al 量 0.058% の Steel-D を 1300°C で 30 min および 1270°C で 20 min 溶体化処理後 800°C から

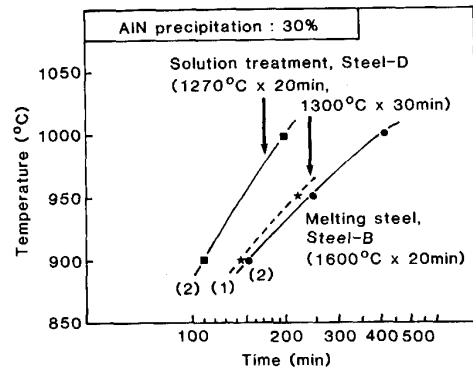


Fig. 4. Effects of melting steel and solution treatment on 30 percent aluminum nitride precipitation. A number in a parenthesis represents N as AlN in ppm just before precipitation treatment.

1000°C までの間の温度で一定温度に保持して AlN の析出挙動を調べた。Fig. 4 にオーステナイト温度域での全 N 量の 30% が AlN として析出する等析出曲線の一部を示す。この Steel-D における AlN の析出速さにおよぼす溶体化処理条件の影響はかなり大きいことがわかる。すなわち 1300°C で 30 min 溶体化処理を施してから AlN の析出処理をしたものに比べて、やや低温で短時間の 1270°C で 20 min の溶体化処理したものの方が AlN の析出は速い。その速くなる程度は温度によつて異なるが全 N 量の 30% が AlN として析出するのに必要な時間は約 6 割程度に短くなる。

更に Fig. 4 には Sol. Al 量 0.059% の Steel-B を溶融処理した場合の 30% の AlN 析出曲線が同時に記載されているが、それと 1300°C × 30 min の溶体化処理の場合ではほとんど一致する。なお、同図中の括弧内の数字で析出処理前の N as AlN 量を ppm で示しているが析出処理直前の AlN の量には差がない。

2.4 窒化アルミの再溶体化挙動

Sol. Al 量が 0.047% の Steel-E と Sol. Al 量が 0.086% と多い Steel-F を Fig. 1 の熱処理-B によつて熱処理を施して AlN の再溶体化挙動を調査した。溶融後 1600°C で 20 min 保定した鋼を凝固させその後 AlN を完全に析出させるために 800°C で 10 min または 120 min の間保定した。続いて AlN の再溶体化の程度を調べるために 1050°C から 1200°C の炉で 10 min から 60 min の間保定した。AlN の完全析出のために 800°C を選んだのは Fig. 2 に示したように速い AlN の析出挙動を利用するためであると同時に連続鋳造・熱間圧延直結工程で A_{r3} 変態点以下に鋳片温度がさがったときに Al と N の固溶状態に、ひいては材質にどのような影響を与えるかを調べるためである。

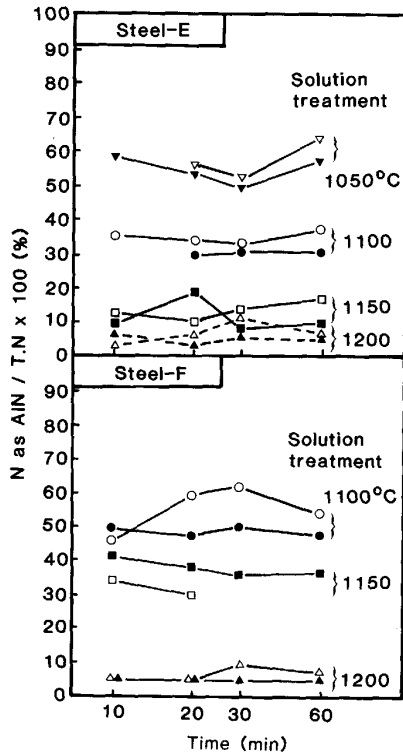


Fig. 5. Effects of solution treatment temperature and time on residual aluminum nitride after precipitation treatment of $800^{\circ}\text{C} \times 10 \text{ min}$ (solid marks) and $800^{\circ}\text{C} \times 120 \text{ min}$ (open marks).

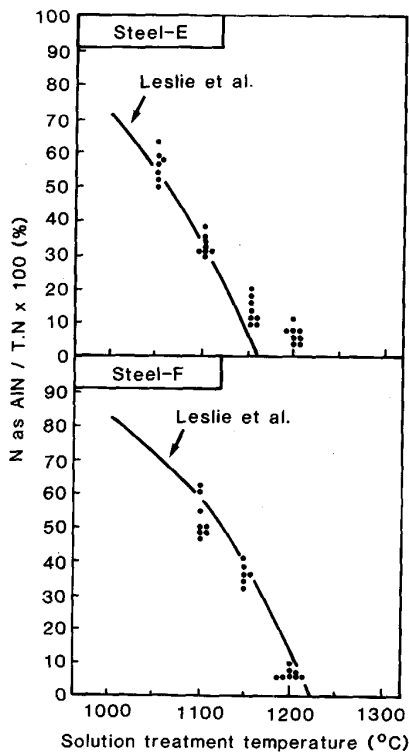


Fig. 6. Effect of solution treatment temperature on residual aluminum nitride.

Steel-E, Fにおける溶体化処理後の残存 AlN 量を溶体化温度と時間の関係において求めそれを Fig. 5 に示す。Steel-E, F において溶体化処理度が高くなるにつれて AlN 量は少なくなっている。Sol. Al 量の多い Steel-F の方が Steel-E の場合よりも高い溶体化処理温度まで多量の AlN が残っている。また溶体化処理時間の効果は 10 min と 60 min との間ではほとんど変化はない。800°C での AlN の析出処理時間の効果もやや長時間の 120 min の場合の方が AlN 量は多いようにもみられるが、10 min 以上の溶体化処理時間の場合では 800°C で 10 min と 120 min の析出処理時間の効果は明確にあらわれていない。

Fig. 6 に Fig. 5 で示した溶体化処理後の N as AlN/T. N としての AlN の析出量と溶体化処理温度との関係を示す。更に同図に LESLIE らが求めた“Apparent solubility product”の式¹⁹⁾,

$$\log [\% \text{Al}] [\% \text{N}] = -6770/T + 1.033 \dots (1)$$

によつて計算した溶体化処理温度と AlN 量との関係を示す。同図からわかるように本実験値と LESLIE らの関係式から計算した値はよく一致している。従つて連続製造・熱間圧延直結工程において AlN の再溶体化の程度を検討するには(1)式は有効である。

3. 連続製造・熱間圧延直結工程の工場実験

3.1 工場実験方法

100 t 転炉で溶製されたアルミキルド鋼を連続製造しその高温铸片を加熱することなく直接熱間圧延をおこなう Continuous Casting-Direct Rolling (HDR) 工程や凝固後の铸片がいつたん A_{r3} 変態点以下の温度まで冷却されその後圧延可能な温度まで再加熱して圧延する Continuous Casting-Hot Charge (HCR) 工程での Al と N の固溶状態および AlN の析出状態の変化と箱焼鈍後の冷延鋼板の材質上の特徴を調査した。それらは従来工程である連続製造スラブをいつたん常温まで冷却後再加熱してから熱間圧延をおこなう Continuous Casting-Cold Charge (CCR) 工程との比較においておこなわれた。

実験に用いられた3種類のアルミキルド鋼 Steel-G, H, I の化学成分を Table 2 に示す。Steel-G, I は箱焼鈍用アルミキルド鋼としての標準的な Sol. Al と N 量を有するものであるが、Steel-H の Sol. Al 量は 0.075%, N 量は 0.0110% と高めにして工程の特徴を把握できるようにした。連続製造に際しては高温の铸片が得られるように連続製造機中での冷却の仕方を制御しながら製造した。HDR および HCR 工程での連続製造から連続熱

Table 2. Chemical composition of steels.

	(wt%)						
	C	Si	Mn	P	S	Sol. Al	T. N
Steel-G	0.050	0.020	0.28	0.013	0.014	0.047	0.0040
Steel-H	0.054	0.032	0.28	0.013	0.014	0.075	0.0110
Steel-I	0.057	0.016	0.24	0.013	0.015	0.053	0.0038

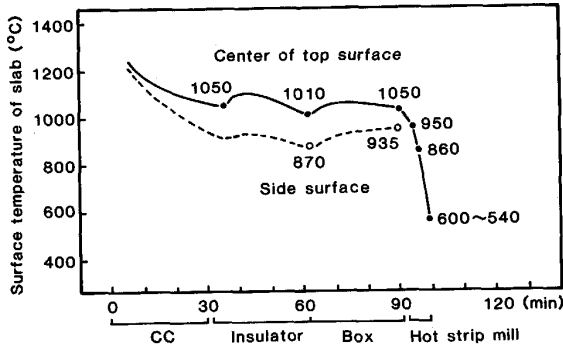


Fig. 7. Measured surface temperatures and calculated ones of Steel-G in HDR process.

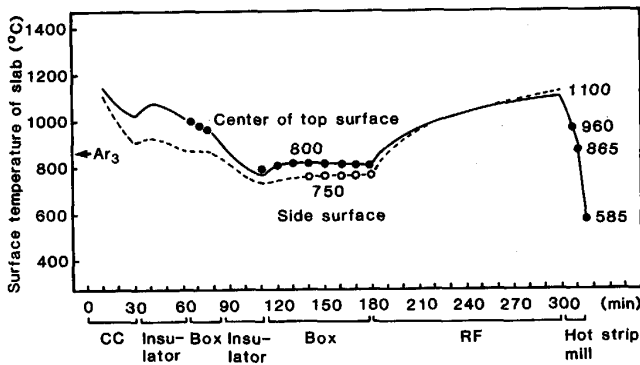


Fig. 8. Measured surface temperatures and calculated ones of Steel-I in HCR process.

間圧延の終了までの間の鋼の温度履歴を Fig. 7, 8 に示す。図中にはスラブの上面幅中央および側面板厚中央の実測値が示されており、また実線および破線で実測値をもとにして計算により求めた温度履歴が示されている。なお、Fig. 7 は、Steel-G の HDR の温度履歴であるが、Steel-H の HDR の温度履歴も Steel-G のそれとほぼ同じであり連続熱延開始時間が Steel-G の場合は 92 min であるが Steel-H の場合は 96 min であるといった程度の差である。

HDR の場合は連続鋳造機をでたとき上面幅中央の温度が 1050°C であった。この温度が連続熱間圧延を開始するまでに低くならないように、まず鑄片の上側面をカオウルで履いその後断熱施工された保温箱の中に入れて連続熱間圧延機の入側まで運搬してそれを直接熱間圧延した。連続鋳造機を出てから連続熱間圧延を開始するまでの時間は約 60 min であった。HCR の場合は連続鋳造機を出てからできるだけ均一にスラブ温度を Ar_3

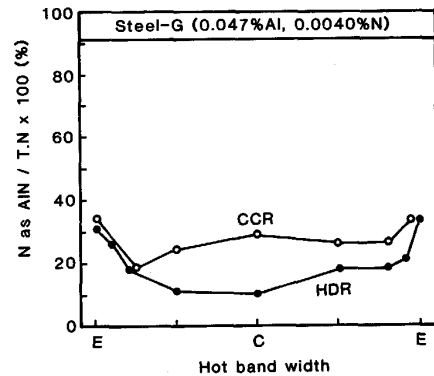


Fig. 9. Aluminum nitride in hot bands of Steel-G processed by HDR and CCR.

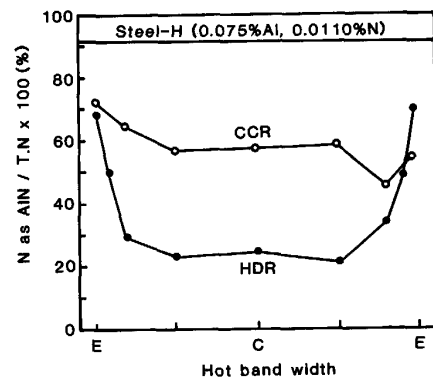


Fig. 10. Aluminum nitride in hot bands of Steel-H processed by HDR and CCR.

変態点以下の 800°C に近づけるために、上側面のカオウルによる履いの取り外しや保温箱への出し入れを繰り返しながら 90 min かけてスラブ温度を約 800°C にした。その後は AlN を完全析出させるために保温箱の中に約 60 min 保持しておき、その後加熱炉に装入してスラブの表面温度で約 1100°C の温度まで加熱してから連続熱間圧延をおこなった。比較のための CCR でのスラブ加熱温度は 1210°C であった。HDR, HCR, CCR のいずれの場合も連続熱間圧延は 860°C 以上の温度で仕上げ 600°C 以下の低温で巻取りをおこなった。

この工場実験に用いたスラブは厚さ 250 mm, 幅 1000 mm, 長さ 4.3 m であり、それは連続熱間圧延によつて 3.2 mm に、更に冷間圧延によつて 1.0 mm の板厚に圧延された。その冷延鋼板には 710°C × 12 h の箱焼鈍が施された。

3.2 工場実験結果

Fig. 9, 10 に Steel-G, H の HDR によつて得られた熱延板中における AlN の板幅方向の析出量分布を示す。Sol. Al 量が 0.047% の Steel-G の場合には 1210°C で再加熱をした CCR 材よりも HDR 材における方が AlN の析出量が少ない。板幅端部での AlN の析出量は

両者で同じ程度になっている。この HDR の場合、計算で求めたスラブ上面幅中央の板厚方向の平均温度は連続鑄造機を出たとき 1290°C であり約 60 min 後の連続熱間圧延直前のそれは 1044°C である。Al と N が完全に固溶の状態であれば 1044°C 以上の温度で約 60 min 保持されても Al と N はほとんど析出を開始しない。このことは Fig. 2, 3 の結果からも予測されることである。従つて HDR 工程の方が Al と N の完全固溶状態が得られやすいといえる。

Sol. Al と N 量の多い Steel-H の CCR の場合では全 N 量の約 60% が AIN として既に熱延板中に析出してしまつている。(1)式からも予測されるように Sol. Al と N 量がそれぞれ 0.075%, 0.0110% と多いこの鋼では Al と N の完全な固溶状態は期待できないのでそれは当然の結果である。これに対してこの鋼の HDR の場合では熱延板の端から約 50 min 以内の中央の部分においては N の AIN としての析出量は 30% 以下であり大半の Al と N は固溶した状態になつている。端部 25 mm や 50 mm の位置においては 50% 以上の N は AIN として析出している。これは端部がやや低温で保持されていたためであると考えられる。

計算により推定したそのスラブの端部 25 mm および 50 mm における板厚方向の平均温度は、連続鑄造機を出た時点でそれぞれ 934°C, 997°C であり、連続熱間圧延直前のそれらは 922°C, 927°C である。つまりこれらのスラブ端部では 922°C から 997°C の温度範囲に約 60 min 保持されたことになる。Fig. 2 の Steel-C と Steel-H ではそれらの Sol. Al, N 量が全く同じであるといえないが、同図の Steel-C の AIN の等温析出曲線を見ると 900°C から 950°C の低いオーステナイト温度領域では 60 min 程度の保定でも全 N 量の 20~30% が AIN として析出している。従つて、Fig. 10 で示した Steel-H の端部での速い AIN の析出は、その鋼の N 量

が非常に多いことも助長して全 N 量の 50% 以上が AIN として析出したものと思われる。

Fig. 11 には Steel-I の HCR 工程で得られた熱延板中の AIN の析出状態を示す。板幅中央部では全 N 量の約 50% は AIN として析出している。いつたん完全に析出した AIN も再加熱によつて一部分は再固溶するが、再加熱温度がスラブの表面温度で約 1100°C と低い温度であるので Al と N の完全固溶の状態は達成されない。Fig. 11 に示すように熱延板の端部の方が AIN の析出量はやや少ない。これは約 1100°C の再加熱を施したがその時間が短くスラブ温度が均一になつていないため、むしろ端部や表面部の温度の方が高い状態であつたためである。再加熱後のスラブ端部 25 mm と 100 mm および板幅中央部における計算により推定した板厚方向の平均温度はそれぞれ 1113°C, 1104°C, 1072°C である。この再加熱後の温度と AIN の析出量との関係は (1)式で示される関係によく一致している。この HCR 工程で再加熱温度が低いと Al と N の十分な固溶量が得られないので冷延後箱焼鈍を施してもアルミキルド鋼特有の再結晶集合組織は発達しない。Al と N の十分な固溶量を得るには CCR 工程並の高い再加熱温度が必要である。一方、大半の N を AIN として固定しておきたい場合には再加熱温度の低い HCR を用いることができる。

Fig. 12 に熱延板中の固溶 N 量を高周波横振動法の内部摩擦測定法によつて求めたものを熱延後の巻取り温度との関係において示す。なお、測定サンプルのサイズは 120 mm × 10 mm × 1.6 mm である。これからわかるように HDR 材の固溶 N 量は CCR 材よりも多い固溶 N 量が確保される。特に Steel-H のように Al と N 量の高い鋼では通常の CCR 工程では多量の固溶 N を確保することはできないがこの HDR 工程ではそれが可能である。

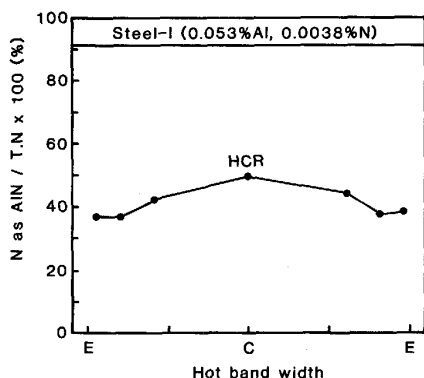


Fig. 11. Aluminum nitride in hot band of Steel-I processed by HCR.

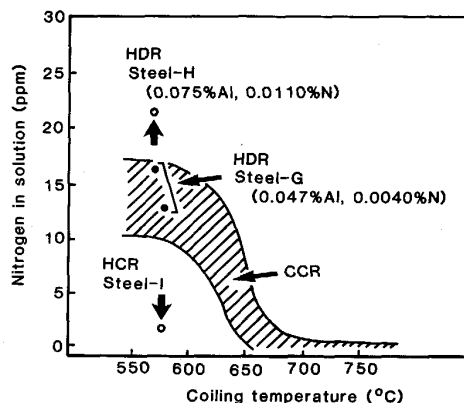


Fig. 12. Nitrogen in solution in hot bands processed by HDR, HCR and CCR.

Table 3. Mechanical properties of cold-rolled steel sheets of Steel-G and H processed by HDR and CCR.

	Process	Y. P. (kgf/mm ²)	T. S. (kgf/mm ²)	El. (%)	r-value
Steel-G	HDR	14.8	30.1	47.5	1.78
Steel-G	CCR	15.0	29.9	48.5	1.75
Steel-H	HDR	15.3	32.5	47.5	1.72
Steel-H	CCR	21.8	35.0	46.5	1.22

Table 4. X-ray reflection intensities of annealed steel sheets. (×random)

	Process	(110)	(200)	(211)	(222)
Steel-G	HDR	0.16	0.27	2.37	7.79
Steel-G	CCR	0.18	0.33	2.17	6.95
Steel-H	HDR	0.16	0.26	2.05	9.02
Steel-H	CCR	0.37	1.02	1.89	5.35

一方、HCR 工程によれば巻取り温度が低くても固溶 N 量を低く抑えることができる。

Table 3 に Steel-G, H の箱焼鈍後の冷延鋼板の材質特性を HDR と CCR 工程との比較において示す。Steel-G の場合は HDR 材と CCR 材の r 値や機械的性質においてその差は少ない。しかし Sol. Al, N 量の多い Steel-H の場合には Fig. 10 で示したように HDR と CCR 工程とで熱延板中の AIN の析出量は大きく異なる。熱延板での AIN の析出量の少ない HDR 工程材では Al, N 量が多いにもかかわらず高い r 値を有し降伏点、引張強度も低く軟質になる。これは箱焼鈍中に析出する微細な AIN が再結晶集合組織を制御しつつ大きな結晶粒が得られるためである。

Table 4 に Steel-G, H の焼鈍板の板面に平行な結晶面からの X-線反射強度を示す。Steel-G の場合は HDR 材の方が CCR 材よりもやや (222) が高く (110) と (200) が低い。HDR 材においては箱焼鈍中の微細な AIN の析出が集合組織の制御により有効に働いているためと考えられる。しかしそれらの再結晶集合組織を (100) 極点図でみるかぎりピーク位置における集積度には多少の差はあるものの再結晶集合組織の基本的な型は変わらない。Sol. Al, N 量の多い Steel-H の場合には HDR 材と CCR 材との間には明瞭な差があり、CCR 材に比べて HDR 材では (222) が非常に高く (110) や (200) は低くなっている。Steel-H のように Sol. Al, N 量の多い場合でも HDR 工程は箱焼鈍中の微細な AIN の析出を活用することができ極めて有用である。

4. 考 察

実験室で求めた溶融処理後の AIN の等温析出挙動は、

工場実験による実コイル中の AIN の析出挙動とよく一致しているといえる。箱焼鈍用アルミキルド鋼の標準的な Sol. Al, N 量の場合、例えば Steel-A のそれぞれ 0.046 %, 0.0045 % の場合にはオーステナイト温度域であれば全 N 量の 30 % 以上が AIN として析出するのに約 300 min 以上かかる。連続熱間圧延中の AIN の析出は圧延時間が短いことと、低温での巻取りをおこなうためにほとんど進行しないと考えられる。従つて、連続熱間圧延前のスラブ中の AIN の析出の程度によつて連続鋳造・直接熱間圧延工程が成り立つかどうかを判定すればよい。しかし、本研究では AIN の析出挙動におよぼす熱間加工ひずみの影響についてはふれていないが、さらにこの工程における AIN 析出量の推定精度を高めるためにはその影響の程度についても検討をする必要がある。

LESLIE ら¹⁹⁾ の報告では化学分析にかかるような未溶体化状態の AIN が存在すればこれが析出の核となり析出の速さを高めることが指摘されている。しかし、Fig. 4 中に示したように析出処理直前の AIN の量には差がない。従つて本実験の場合における析出の速さの差は化学分析にはかからない更に微細な AIN の存在、あるいは Al と N は溶体化していてもそれらが均一に分散していないことによるものと考えられる。溶体化温度を高くしてその保定時間を長くすれば溶融処理の場合とほとんど一致するのはこのためであろう。

また LESLIE らの求めた溶体化処理の AIN の等温析出曲線はオーステナイト温度域からオーステナイトとフェライトの二相温度域さらにフェライト温度域にわたつて一つの析出 C 曲線で表されている¹⁹⁾。これに対して本研究の結果は Fig. 3 に示したようにオーステナイトからオーステナイトとフェライトの二相温度域にかけては一つの析出 C 曲線で表現されるものではない。Ar₃ 変態点の上下で AIN の析出速さが極端に変わる。一方、中村ら²³⁾ は高炭素、高窒素系の材料でオーステナイトとフェライト温度域に二つの AIN の析出ノーズがあることを報告しているが、本研究の場合では二つの析出ノーズが明瞭な形で認められる結果にもなっていない。

いずれにしても本研究結果では、Ar₃ 変態点直下の温度域ではフェライト分率が高くなるにつれて AIN の析出が速くなっている。オーステナイトとフェライトの温度域での析出の速さの差はフェライト温度域での Al と N との溶解度積がオーステナイト温度域でのそれに比べて 1/10 と小さく¹⁹⁾、また、N と Al の拡散係数^{24)~26)} は一桁程度大きいためであると考えられる。

本論文では AIN の析出挙動におよぼす炭素量の効果

についての記載を割愛した。炭素量が0.0010%程度に低くなった場合の溶解処理後のAINの析出挙動において一つの大きな特徴的なことは、低炭素化に伴う Ar_3 変態点の上昇によつてAINの析出が速い温度域が高温領域にまで広がることである。例えば、875°Cの温度においては1minの析出処理時間でも全N量の80%以上がAINとして析出してしまふことである。このことも連続鋳造・熱間圧延直結工程での極低炭素アルミキルド鋼板の製造条件を検討する上で十分に考慮しなければならないことである。

5. 結 言

連続鋳造・熱間圧延直結工程でアルミキルド冷延鋼板を製造していくためには、溶融された鋼から出発してAINの溶体化、析出、再溶体化等の挙動を把握しなければならない。そのために研究室および工場での実験をおこない以下の結果を得た。

1) 溶融処理されたアルミキルド鋼のオーステナイト温度域でのAINの析出はSol. Al量が多いほど速くなる。標準的なAlとN量の場合では全N量の30%以上がAINとして析出するのに約300min以上かかる。

2) Ar_3 変態点以下の温度域になるとAINの析出の速さはオーステナイト温度域でのそれに比べ非常に速くなる。従つて、溶融処理された鋼からのAINの析出は一つの析出C曲線では表せない。

3) 溶体化処理後のAINの析出は溶融処理された鋼のそれよりも速く進行する。しかし十分な高温で溶体化処理をおこなうと溶融処理された鋼の場合のAINの析出速さとほぼ同じになる。

4) 溶融処理された鋼の場合であつても、いつたんAINを析出させるとその後の熱処理温度とAINの再溶体化量との関係はLESLIEらのもつめた“Apparent solubility product”の式とよく一致する。

5) HDR工程と従来のCCR工程を比べると、HDR工程における方がAlとNの固溶状態が確保されやすい、特にAl量が多いときにはその差が大きくなる。従つて、HDR工程による方が箱焼鈍後軟質でしかも r 値

の高いアルミキルド冷延鋼板が製造されやすい。

文 献

- 1) W. T. LANKFORD, S. C. SNYDER and J. A. BAUSER: Trans. ASM, **42** (1950), p. 1159
- 2) R. S. BURNS and R. H. HEYER: Sheet Metal Ind., **35** (1958), p. 261
- 3) R. L. WHITELEY: Blast Furnace and Steel Plant, **48** (1960), p. 1245, Sheet Metal Ind., **38** (1961), p. 349
- 4) J. A. ELIAS, R. H. HEYER and J. H. SMITH: Trans. Metall. Soc. AIME, **224** (1962), p. 678
- 5) R. H. HEYER, D. E. McCABE and J. A. ELIAS: Flat Rolled Products, III (1962), p. 29 [Interscience Pub.]
- 6) R. L. WHITELEY and D. E. WISE: Flat Rolled Products, III (1962), p. 47 [Interscience Pub.]
- 7) R. L. RICKETT, S. H. KALIN and J. T. MACKENZIE: Trans. Metall. Soc. AIME, **185** (1949), p. 242
- 8) R. L. SOLTER and C. W. BEATTE: Trans. Metall. Soc. AIME, **191** (1951), p. 721
- 9) C. A. STICLES: Trans. Metall. Soc. AIME, **236** (1966), p. 1295
- 10) R. H. GOODENOW: Trans. ASM, **59** (1966), p. 804
- 11) P. N. RICHARDS: J. Aus. Inst. Metals, **12** (1967), p. 2
- 12) J. T. MICHALAK and R. D. SCHOONE: Trans. Metall. Soc. AIME, **242** (1968), p. 1149
- 13) 花井 諭, 秋末 治: 日本金属学会誌, **32** (1968), p. 235
- 14) 阿部秀夫, 鈴木竹四: 鉄と鋼, **56** (1970), p. 869
- 15) 花井 諭, 竹本長晴, 水山弥一郎, 佐直康則: 鉄と鋼, **57** (1971), p. 386
- 16) H. ABE and T. SUZUKI: Trans. Iron Steel Inst. Jpn. **11** (1971), p. 201
- 17) 阿部秀夫, 高木甲子雄: 鉄と鋼, **60** (1974), p. 1585
- 18) L. S. DARKEN, R. P. SMITH and E. W. FILER: Trans. Metall. Soc. AIME, **191** (1951), p. 1174
- 19) W. C. LESLIE, R. L. RICKETT, C. L. DOTSON and C. S. WALTON: Trans. ASM, **46** (1954), p. 1470
- 20) 竹村洋三, 溝口庄三, 椿原 治, 桑原達郎, 齋藤 実: 製鉄研究 (1982) 310, p. 251
- 21) 松村 久, 吉井正孝, 齋藤 実, 福田武幸: 製鉄研究 (1984) 313, p. 1
- 22) 武井格道, 長島晋一, 藤島敏行, 島田春夫, 横大路照男: 鉄と鋼, **50** (1964), p. 2006
- 23) 中村 素, 深川宗光: 材料科学, **2** (1965), p. 30
- 24) J. D. FAST and M. B. VERRIJP: J. Iron Steel Inst., **176** (1954), p. 24
- 25) P. GRIEVESON and E. T. TURKDOGAN: Trans. Metall. Soc. AIME, **230** (1964), p. 407
- 26) C. J. SMITHELLS: Metal Reference Book (1955), p. 555 (1962), p. 593 [Butterworths]