

UDC 669.14.018.295-413 : 539.537 : 621.77.016.2 : 620.192.43

論 文

80 kg/mm² 級高張力鋼板の衝撃性能の改善*

渡 辺 征 一**・大 谷 泰 夫**

酒 井 一 夫***・内 村 弘 己****

Improvement in Impact Properties of 80kg/mm² Grade High Tensile Strength Steel Plate

Seiichi WATANABE, Hiroo OHTANI,

Kazuo SAKAI, and Hiromi UCHIMURA

Synopsis:

High tensile strength steel plate of 80kg/mm² grade which contains rather higher Al content in order to make a small amount of boron effective, shows in some cases very poor impact property in transverse direction.

Authors made systematic investigations about manufacturing processes from slab rolling to plate rolling as well as chemical compositions such as nitrogen and titanium.

It was found that poor impact energy in transverse direction was caused by AlN which precipitated concentratedly at the austenite grain boundaries during slow cooling after slab rolling and afterwards on the stage of plate rolling modified its distribution to line in row to longitudinal direction.

The ways to get the improved impact energy in transverse direction were also found as follows:

1. lowering the finishing temperature in slab rolling below 1100°C.
2. increasing the cooling rate after slab rolling above 15°C/min.
3. raising the heating temperature before plate rolling above 1100°C so that AlN re-dissolves.
4. decreasing the nitrogen content as low as possible.
5. a small amount of Ti addition.

The methods 1-3 are intended to modify the distribution of AlN and the ones 4-5 to decrease the amount of it.

1. 緒 言

厚鋼板の機械的性質の圧延異方性の原因としては介在物の圧延方向への展伸¹⁾、集合組織の形成²⁾、ミクロ偏析に起因する異常組織の圧延方向への展伸³⁾などが挙げられるが、調質高張力鋼板において厚板圧延加熱温度が1150°C以下の場合、試験片の長手方向を圧延直角方向にとつた時（以下C方向）の衝撃値が著しく低下することがある。特に、この現象は solAl 量の高いボロン添加 80 kg/mm² 級高張力鋼板で顕著に現われる⁴⁾。

著者らは、分塊圧延-冷却（通常脱水素を意図して徐冷する。）-厚板圧延のプロセスの諸条件を系統的に検討すると同時に AlN の析出挙動におよぼす圧延の影響を基

礎的に調査し、電子顕微鏡観察により AlN の析出形態が本現象を基本的に支配していることを明らかにした。また、その結果をもとに N 量および微量 Ti 量の影響についても検討を加え、C 方向吸収エネルギーを化学成分的に改善する見通しを得た。

本論文は、C 方向吸収エネルギーを低下させる原因を基礎的に究明し、かつそれを改善するための製造プロセス上および化学成分的な溶製上の諸対策を示すものである。

2. 実験方法

供試材の化学組成を Table 1 に示す。なお、本研究では Cu-Ni-Cr-Mo-V-B 系 80 kg/mm² 級高張力鋼を

* 昭和 54 年 4 月本会講演大会にて発表 昭和 54 年 6 月 11 日受付 (Received June 11, 1979)

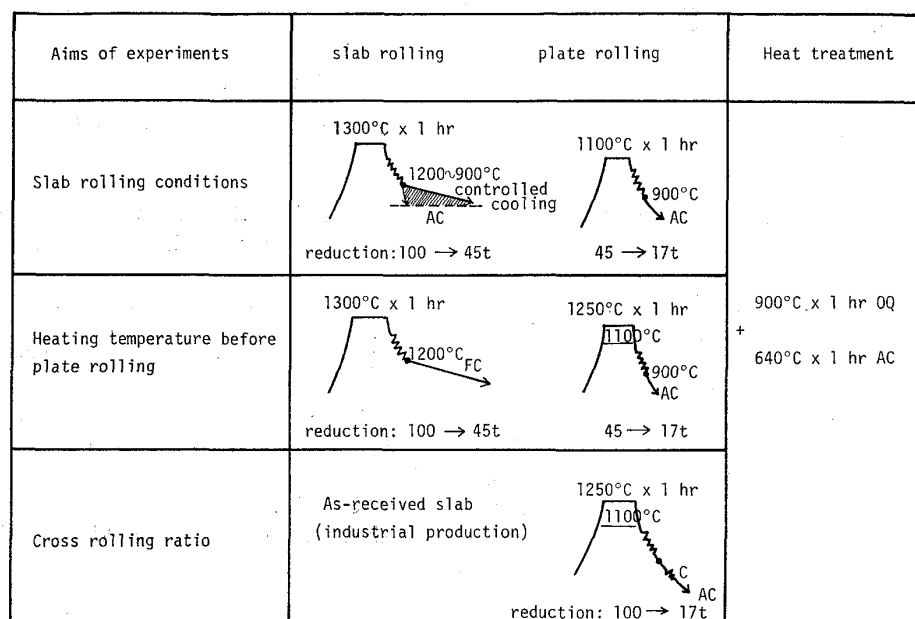
** 住友金属工業(株)中央技術研究所 工博 (Central Research Laboratories, Sumitomo Metal Industries, Ltd., 1-3 Nishinagahondori Amagasaki 660)

*** 住友金属工業(株)和歌山製鉄所 (Wakayama Steel Works, Sumitomo Metal Industries, Ltd.)

**** 住友金属工業(株)鹿島製鉄所 (Kashima Steel Works, Sumitomo Metal Industries, Ltd.)

Table 1. Chemical compositions of steels used (wt%).

Steel	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	V	Sol Al	B	N	Ti
S	0.13	0.28	0.85	0.011	0.003	0.24	0.88	0.45	0.41	0.05	0.052	0.0020	0.0065	—
T36	0.09	0.24	0.78	0.002	0.003	0.26	0.96	0.42	0.42	0.03	0.057	0.0008	0.0052	—
T37	0.11	0.25	0.79	0.002	0.003	0.26	0.97	0.43	0.43	0.03	0.060	0.0009	0.0044	0.015
T38	0.11	0.25	0.79	0.003	0.003	0.26	0.97	0.44	0.44	0.03	0.056	0.0006	0.0048	0.024
T39	0.09	0.24	0.79	0.003	0.003	0.25	0.98	0.44	0.44	0.03	0.052	0.0006	0.0046	0.031
T40	0.11	0.25	0.80	0.003	0.003	0.25	0.98	0.45	0.45	0.03	0.064	0.0012	0.0106	—
T41	0.10	0.25	0.79	0.003	0.003	0.26	0.98	0.44	0.44	0.03	0.063	0.0007	0.0112	0.020
T42	0.09	0.25	0.80	0.003	0.003	0.26	0.98	0.44	0.44	0.03	0.063	0.0008	0.0111	0.031



Rolling direction of mark C at plate rolling is perpendicular to that of slab rolling otherwise same to slab rolling.

Fig. 1. Conditions for slab and plate rolling processes.

基本成分とした。鋼 S は製造現場の 250 t 転炉で溶製し、鋼塊寸法約 880 t × 2 000 w × 2 900 h の 39 t 鋼塊に鑄込んだ。鋼 T36~T42 は実験室で 100 kg 高周波溶解炉で溶製したもので、T36~T39 は N 量約 50 ppm, T40~T42 は N 量約 110 ppm で、Ti 量がそれぞれトレース~0.03% の範囲で変わっている。鋼 S は、1 320°C × 10 h 均熱した後、分塊圧延により肉厚 220 mm まで圧下し、仕上温度 1 200°C から 150 h かけて 500°C まで徐冷した後、放冷した。このスラブの中心部から厚さ 100 mm の圧延用素材を切り出し、Fig. 1 に示すような再分塊-厚板圧延を模した種々の圧延条件で圧延した後、900°C × 1 h 油焼入、600°C × 1 h 焼もどしを行い確性試験に供した。鋼 T36~T42 の実験室溶製材については、分塊圧延: 1 300°C × 1 h 加熱後 60 → 45 mm に圧下後、仕上温度から 500°C までコントロール冷却した。厚板圧延: 1 250 および 1 100°C × 1 h 加熱 925°C から圧延

を開始し 750°C 仕上、圧下 45 → 12 mm (圧下比 3.75) で行つた。分塊後の冷却速度を詳細に検討するにあたっては鋼 T36 を用いた。分塊圧延仕上温度を変化させて分塊圧延した後、1.0, 3.3, 7.6, 15 および 20°C/min の 5 種類の冷却速度により冷却し、さらに 1 100°C × 1 h 加熱厚板圧延-熱処理を行つた。熱処理はいずれも 900°C × 1 h 油焼入 + 640°C × 1 h 空冷の焼入れ-焼もどしを行つた。また AIN の析出におよぼす圧延加工の影響を調査する目的で、鋼 S を Fig. 2 に示すように各温度で 1 パス圧延を行つた後、電子顕微鏡観察および窒素の態別分析を行つた。AIN の電顕観察に際しては、炭化物が固溶しかつ AIN が固溶しない温度 915°C に再加熱し直ちに水冷して AIN を観察しやすい状態にして抽出レプリカを採取した。一部の試料については衝撃試験片破面から抽出レプリカを採取し、破面上の AIN を観察した。

Aims of experiments	Rolling and heat treatment
For electron microscopic observation	$1300^{\circ}\text{C} \times 1 \text{ hr}$ T $\nearrow$ 1 pass reduction: 10 $\rightarrow$ 5t $\searrow$ FC rolling temperature T : 1200 – 900 $^{\circ}\text{C}$
For state analysis of nitrogen	$1300^{\circ}\text{C} \times 1 \text{ hr}$ T $\nearrow$ 1 pass reduction: 20 $\rightarrow$ 10t T : 1200 $\searrow$ 0.5 1 5 30 200 min $\searrow$ 700 $^{\circ}\text{C}$
	$1300^{\circ}\text{C} \times 1 \text{ hr}$ T $\nearrow$ no reduction T : 1200 $\searrow$ 1 5 30 200 min $\searrow$ 700 $^{\circ}\text{C}$

Fig. 2. Procedures for observation of AlN.

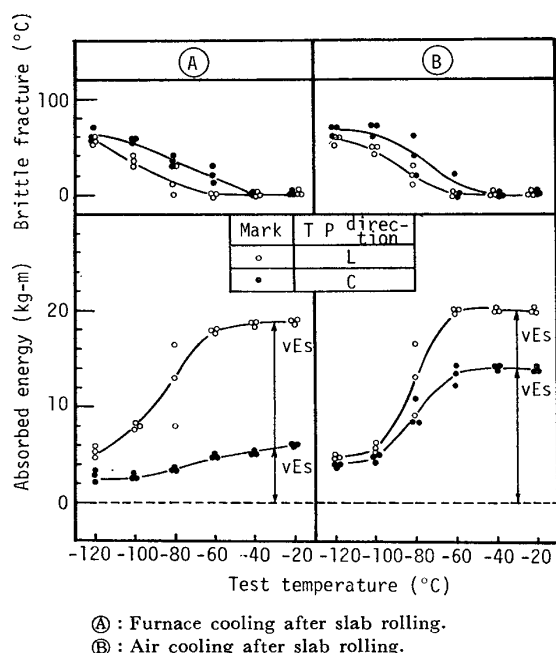


Fig. 3. Influence of cooling rate after slab rolling on impact transition curves.
 (Heating temperature before plate rolling: 1100 $^{\circ}\text{C}$)

3. 結 果

3.1 衝撃試験

Fig. 3 に衝撃遷移曲線におよぼす分塊後の冷却速度の影響を示す。分塊圧延後 1200 $^{\circ}\text{C}$ から炉冷した試験材と空冷したそれを比較すると、前者の C 方向シェルフエネルギー (以下 vEs) は約 6 kg-m、後者は約 14 kg-m であり、前者の C 方向 vEs が低いことがわかる。圧延方向 (以下 L 方向) の vEs は若干後者の方が高いが、その差は C 方向の場合の差と比較すると小さい。分塊後の冷却速度の影響は遷移温度には吸収エネルギーに対するほ

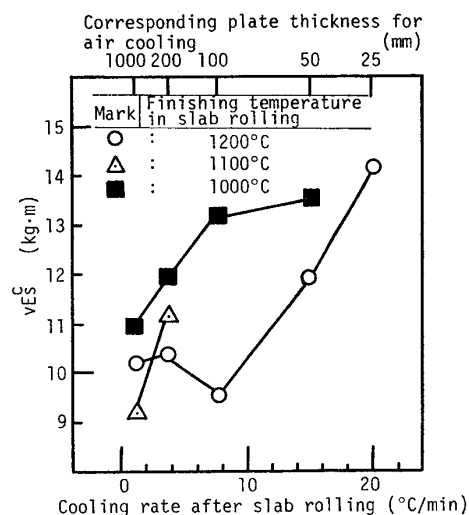


Fig. 4. Influence of the cooling rate after slab rolling and the finishing temperature in slab rolling on vE_s .
 vE_s : impact shelf energy in C direction.

ど大きく現れていない。このような分塊圧延後の冷却速度の影響を詳細に検討するために鋼 T36 を用いて調査した結果を Fig. 4 に示す。分塊圧延仕上温度 1200 $^{\circ}\text{C}$ のとき冷却速度が小さくなるにつれて吸収エネルギーが急激に低下し、板厚 25 mm 相当の空冷材と 100 mm 相当のそれと比較すると両者の吸収エネルギーの差は 5 kg-m に達する。分塊圧延仕上温度が低くなるにつれて吸収エネルギーが低下し始める冷却速度はより小さい側にずれる。分塊圧延後の冷却速度のみならず分塊圧延温度が本現象に影響していることがわかったので、分塊仕上温度の影響を詳細に調査するために鋼 S を用いて C 方向の vEs におよぼす分塊圧延仕上温度の影響を検討した結果を Fig. 5 に示す。分塊圧延仕上温度が 1100 $^{\circ}\text{C}$ 以下の範囲で低くなるにつれて vEs が向上する。仕上温度

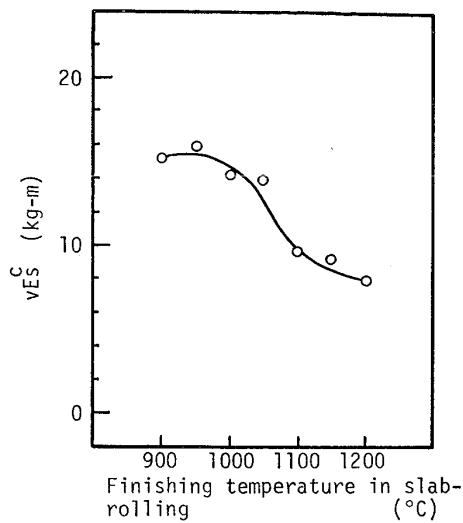


Fig. 5. Influence of finishing temperature in slab rolling on vE_s .
slab rolling : $1300^{\circ}\text{C} \times 1\text{h}$ rolling-FC
plate rolling : $1100^{\circ}\text{C} \times 1\text{h}$ rolling-AC

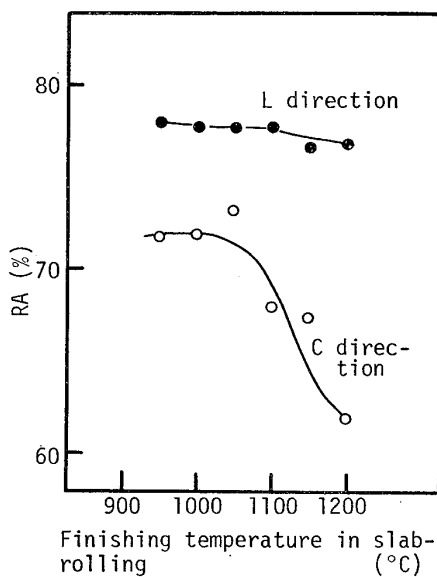


Fig. 6. Influence of finishing temperature in slab rolling on RA in tensile test.
slab rolling : $1300^{\circ}\text{C} \times 1\text{h}$ rolling-FC
plate rolling : $1100^{\circ}\text{C} \times 1\text{h}$ rolling-AC

1100°C および 1000°C とを比較すると約 50% 吸収エネルギーが向上している。この C 方向の vE_s の向上分は実生産上極めて貴重な改善である。分塊圧延仕上温度は C 方向吸収エネルギーの他に引張試験の C 方向の絞り (RA) にも影響する。Fig. 6 に RA におよぼす分塊圧延仕上温度の影響を示す。Fig. 5 の C 方向吸収エネルギーと同様に C 方向の RA は分塊圧延仕上温度 1100°C 以上で 60% 台であるが 1050°C 以下になると 70% 以上の良好な値を示す。これに対し L 方向の RA は分塊圧延仕上温度の影響をほとんど受けない。

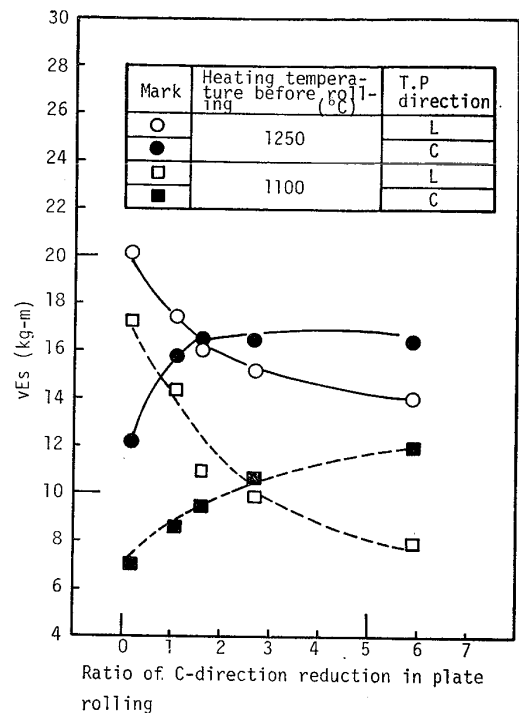


Fig. 7. Influence of ratio of C-direction reduction on the shelf energy in Charpy impact test.
slab rolling : $1300^{\circ}\text{C} \times 1\text{h}$ -rolling-furnace cooled from 1200°C

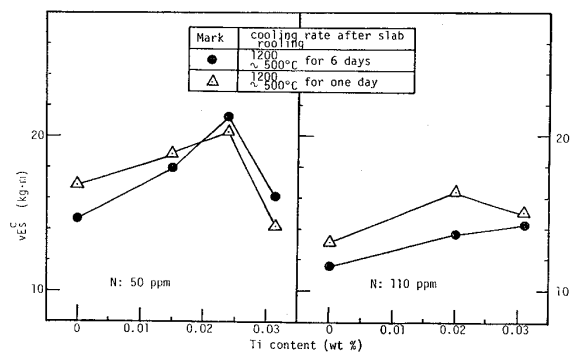
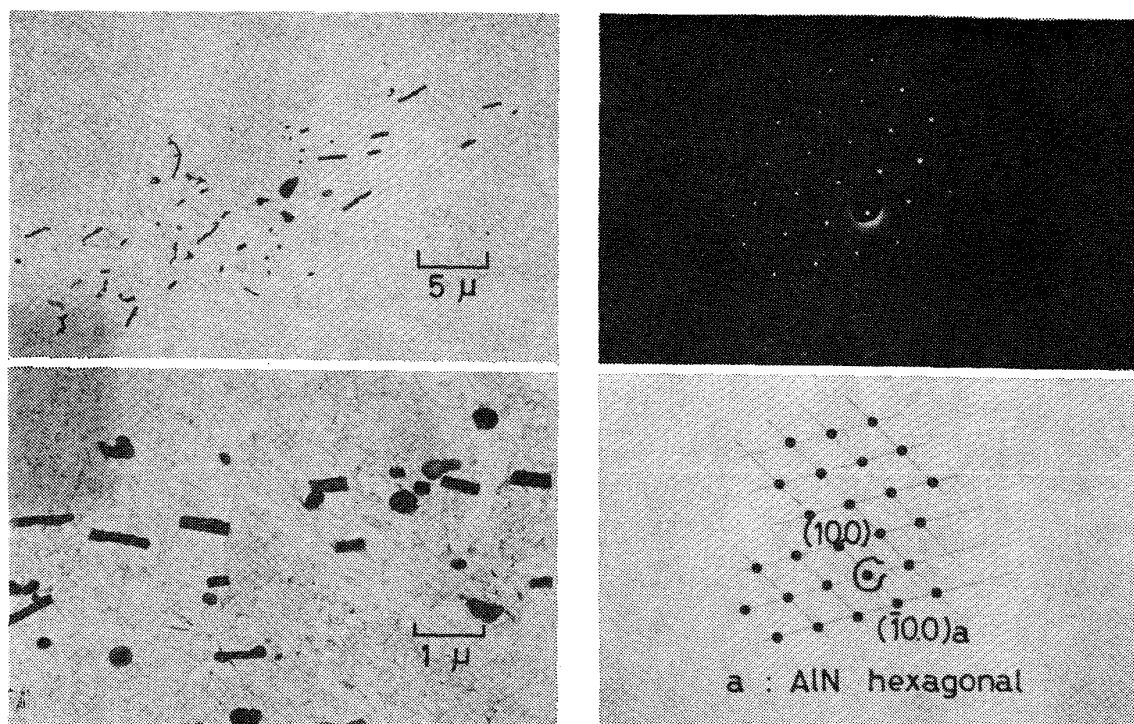


Fig. 8. Influence of Ti and N content on vE_s .

これまで述べてきたような圧延異方性を軽減する方法としてクロス圧延がある。これは、例えば介在物が原因で異方性が生じる場合、クロス圧延することにより介在物を L および C 両方向に伸展させ、延性を平均化する目的で行う。Fig. 7 は Fig. 1 に示す手順により C 方向圧延比 (C 方向圧延における圧延前厚さ/圧延後厚さ ÷ L 方向圧延における圧延前厚さ/圧延後厚さ) の影響を調査した結果である。 1250°C 加熱厚板圧延では C 方向圧延比 1.5 近傍で L および C 方向の vE_s は交差する。交差点でのエネルギーは約 16 kg-m である。 1100°C 加熱厚板圧延の場合、C 方向圧延比 8.5 の近傍で交差し、その



Slab rolling : 1300°C×1h rolling-FC Plate rolling : 1100°C×1h rolling-AC

Photo. 1. Microstructures with AlN extracted from steels S by extraction replica technique.

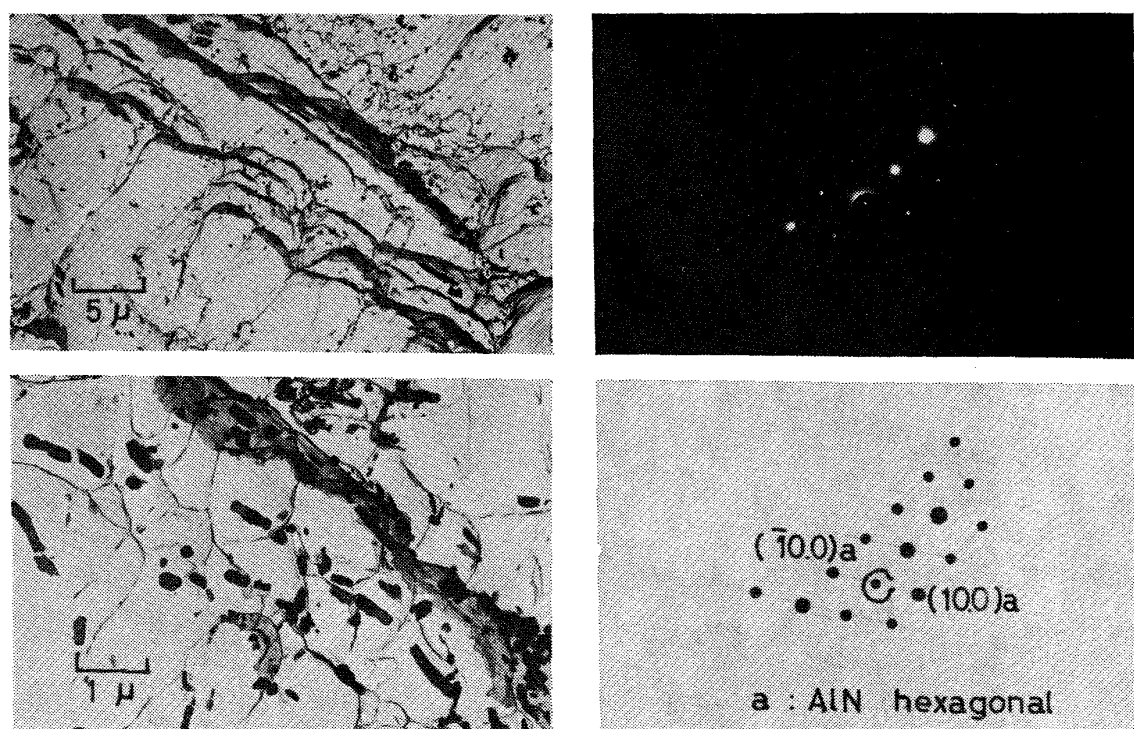


Photo. 2. Microstructures with AlN extracted from fractured surface of steel S by extraction replica technique.

エネルギーは 10 kg-m である。ストレート圧延 (C方向圧延比 $\ll 1$) に近づくと、これまでの結果と同様に厚板圧延熱温度 1100°C のC方向 vE_s は極めて低くなる。C方向圧延比が増加するにつれ緩やかに改善される。

鋼 T36～T42 を用いて吸収エネルギーにおよぼす Ti および N 量の影響を調査した結果を Fig. 8 に示す。N 量 50 ppm レベルにおいては Ti 量 0.02% 程度まで C 方向シェルフエネルギーは向上するが、それ以上添加する

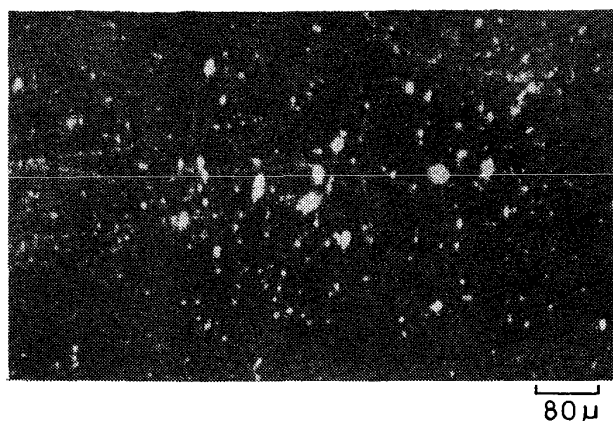


Photo. 3. Distribution of Al in steel S observed by ion micro-probe mass analyser.

と急激に低下する。1 200–500°C を 6 日間および 1 日間で冷却したものの吸収エネルギーの差異は大きくない。一方、 vE_0^0 は N 量 110 ppm では Ti 量の増加により緩やかに上昇するものの N 量 50 ppm のものと比較すると 3 ~ 4 kg-m 低い値を示す。

C 方向吸収エネルギー 5 ~ 6 kg-m と低い吸収エネルギーを示した試験材から抽出レプリカを採取して電顕観察を行つた結果を Photo. 1 に示す。短冊型あるいは折れた樹枝状の AlN が圧延方向と思われる方向に並んでいる。これらの AlN は分塊圧延後徐冷中にオーステナイト(γ)粒界に集中して析出し、厚板圧延加熱温度が低いために AlN が再固溶せず、厚板圧延によつて変形して圧延方向に並んだものと考えられる。

Photo. 2 は同じく低い C 方向吸収エネルギーを示した JIS 4 号衝撃試験片破面 (100 % 延性) から採取した抽出レプリカを電顕で観察したものである。ディンプルの底部に AlN が連なつて認められ、しかもその AlN の向きはそろつている。ディンプル形成に AlN が大きく影響していると考えられる。

また AlN の分布を広範囲にわたつて観察するため、

IMMA によつて調査した。その結果を Photo. 3 に示す。偏平になつた旧 γ 粒界に沿つて点列状に Al が分布しているのが観察される。この Al は Photo. 1 ~ 2 から明らかなように AlN として分布している。Al がとり囲んでいる偏平粒の長軸は 500 μ に達し、極めて粗大な γ 粒であつたことが推測される。

Photo. 4 は分塊仕上温度を変化させて延性の異方性を調査した試験材から採取した抽出レプリカ電顕組織である。分塊圧延仕上温度が低くなるにつれ、AlN は均一微細に分散する傾向にあるが、仕上温度 1 100°C 以上では旧 γ 粒界に析出したと思われる点列状の AlN が観察される。これらの AlN の分布と圧延条件の関係はこれ

まで述べてきた圧延異方性の直接の原因が AlN の分布に起因することを暗示している。

3.2 AlN の析出形態におよぼす圧延温度の影響

Photo. 1 などの観察結果は延性の異方性に AlN の分布状態が重要な影響をおよぼすことを暗示している。そこで鋼 T38 を用いて Fig. 2 に示すような圧延条件で圧延して AlN の析出形態を電顕観察により、また窒化物の析出速度を化学分析によつて調査した。

Photo. 5 に AlN の析出状況を圧延温度別に示す。圧延温度が 1 100°C 以上の場合には γ 粒界に樹枝状の AlN が集中して析出するのに対し⁶⁾、1 000°C 以下では粒状の AlN が均一分散している。 γ 粒界に集中して析出した AlN は厚板圧延加熱温度が低いと固溶せず、圧延方向に並んで圧延異方性の原因になる。これに対し均一微細分散した AlN は圧延方向に連なつて並ばないので、C 方向の延性を劣化させることはない。分塊圧延仕上温度を 1 050°C 以下に下げると C 方向の延性が向上するのは、このような AlN の分布に起因している。圧延温度を下げると AlN が均一微細分散する理由については考察において述べる。

Fig. 9 に圧延加工を加えた場合と加えない場合の AlN の析出挙動を示す。窒化物は AlN のみならず BN を含有するが、量的には AlN の方が多いので一応 AlN にのみ着目して議論を進める。ただし BN もその寄与は小さいものの AlN 同様異方性の原因になつていよう。

Fig. 9 の結果は圧下を加えない場合、例えば析出温度 1 000°C では保持時間 1 min で 0.0010% 程度の N 量しか窒化物として析出しないが、圧下を加えることにより保持時間 30 s 以内に 0.0020% の N が窒化物として析出するので、圧下を加えることによつて窒化物の析出が促進されることがわかる。1 100°C では、たとえ圧下を加えたとしても、5 min 経過しないと 0.002% の N は析出しない。圧下を加えたときの 1 100 および 1 000°C における 5 min と 30 s の時間の差は、高温における再結晶速度を考慮すると⁶⁾、AlN の分布におよぼす影響はきわめて大きい。すなわち 1 100°C で圧延するとき再結晶がほとんど終了した後に AlN の析出が起こるのに対し、1 000°C で圧延するときには、再結晶と AlN の析出が同時に進行する。このため 1 100°C 圧延・炉冷では粗大な γ 粒界に集中して AlN が析出するのに対し、1 000°C 圧延・炉冷では AlN の均一微細分散析出が期待できる。また AlN の析出速度は保持時間がある程度短かい間、900°C 近傍に析出速度のピークがあり、それ以下の温度でも、それ以上でも析出量は少ない。これは深川ら⁷⁾の結果と一致するが、保持時間が長くなる

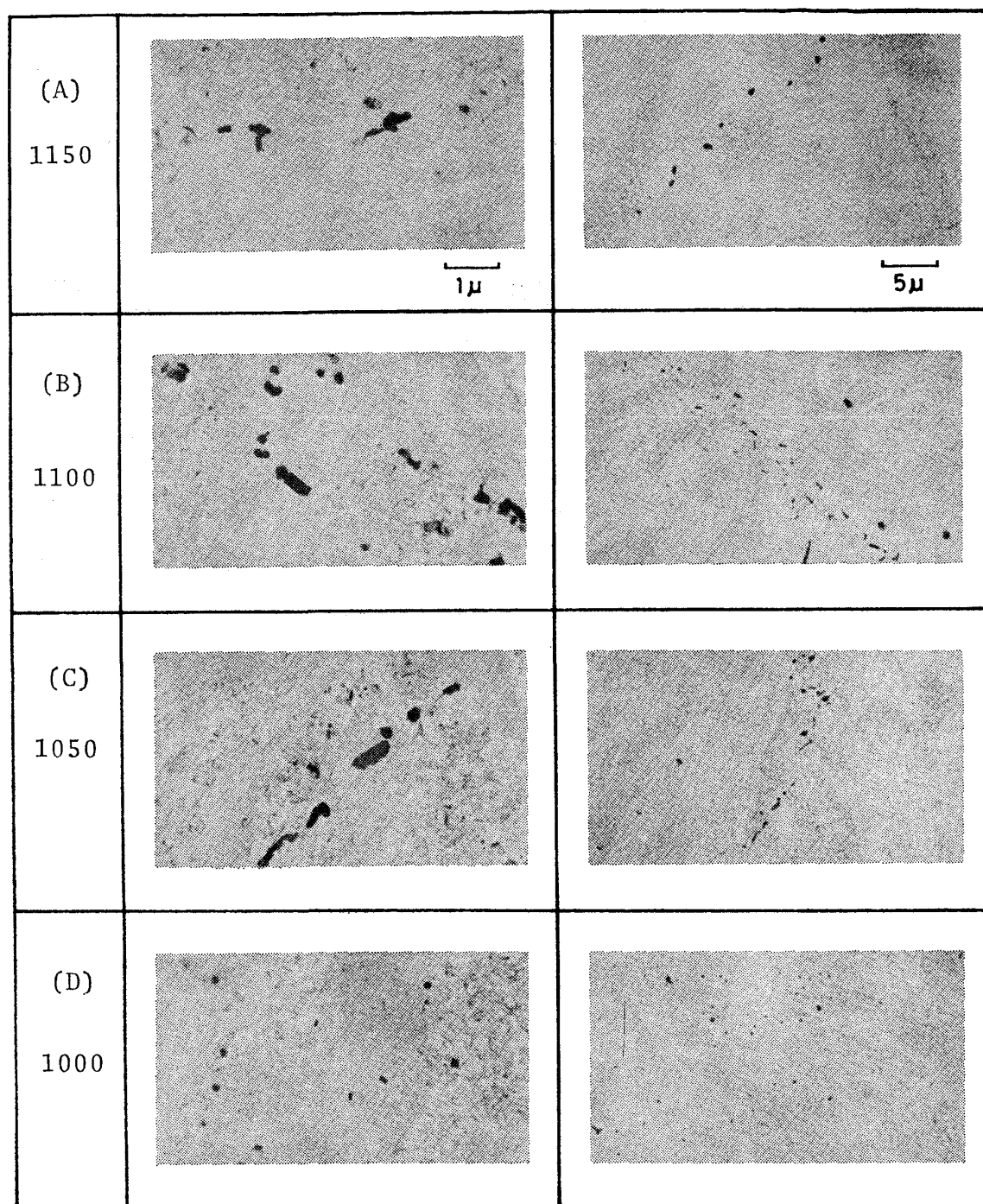


Photo. 4. Microstructures with AlN extracted from steel S by extraction replica technique.
Finishing temperature of slab rolling :
(A) 1150°C (B) 1100°C (C) 1050°C (D) 1000°C

と低温側の方が析出量が増加し、Fig. 9 のグラフで右上りの傾向を示す⁸⁾。この山型の析出曲線から右上り傾向への移り変りは、圧下を加えた場合 30 min で生じているのに対し圧下を加えないと 200 min まで起らない。圧下を加えることによつて保持時間が短い範囲内で AlN の析出が促進されることは Fig. 9 より明らかである。しかし保持時間が 200 min にも達すると両者の差はほ

とんどなくなる。

4. 考 察

本現象の結果をまとめると Table 2 となる。これらの結果を矛盾なく説明し得る本現象のメカニズムとして Fig. 10 が考えられる。すなわち分塊仕上温度が高い場合、分塊圧延後再結晶を終了した粗大 γ 粒界に徐冷中

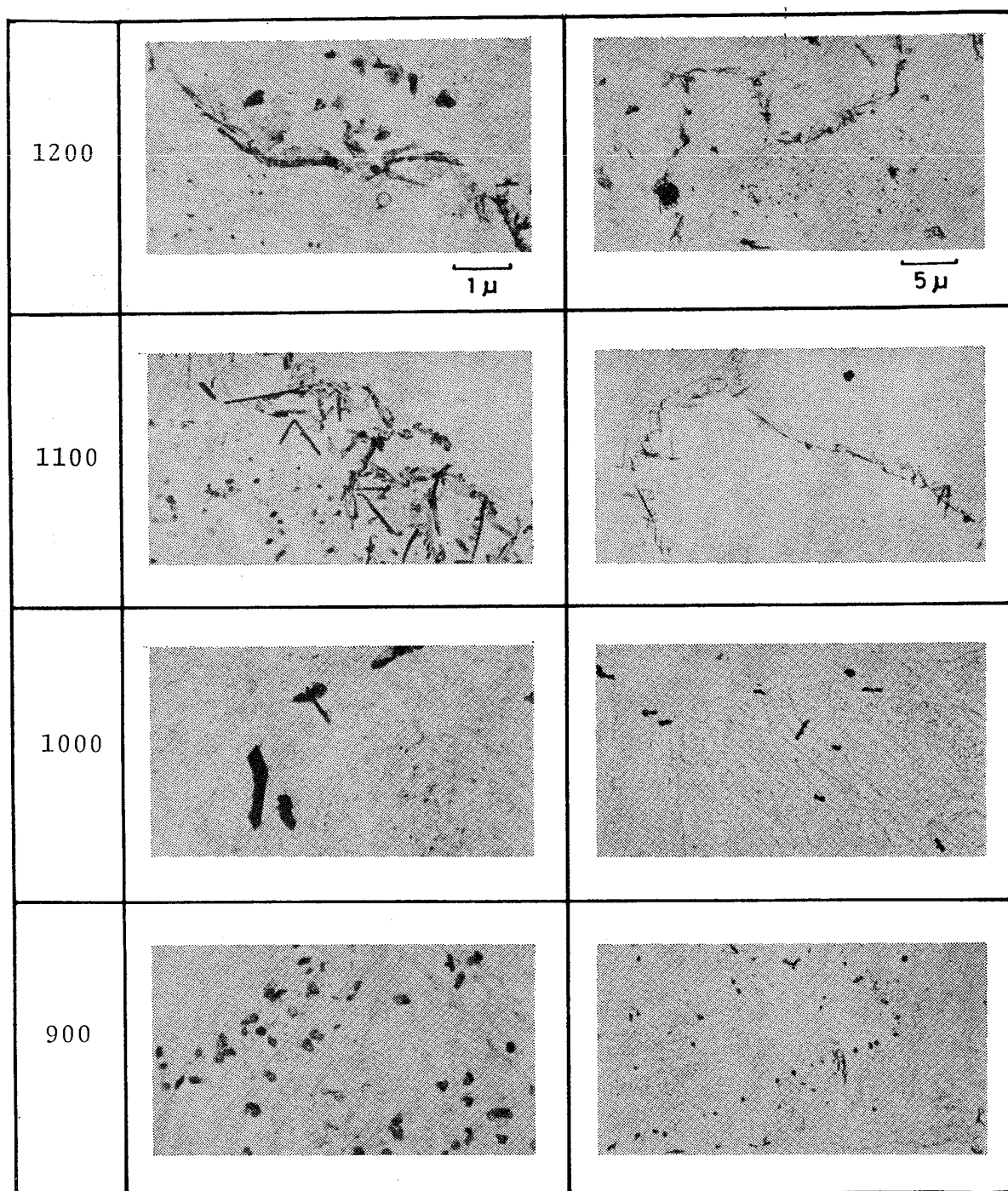


Photo. 5. Influence of reduction temperature on the precipitation behavior of AlN.
Reduction temperature : (A) 1200°C (B) 1100°C (C) 1000°C (D) 900°C.

AlN が集中して析出する。厚板圧延加熱温度が低い(< 1150°C) 場合、これらの AlN は再固溶せず、厚板圧延時に圧延方向に連なつて並ぶ。この AlN の分布は後の熱処理工程によつても変化しない。このため Fig. 10 で示す C 方向から試験片を採取した場合、著しい延性の低下をきたすのに対し、L 方向ではほとんど影響を受けない。なお、Fig. 10 では分塊圧延後の BN の析出および BN から AlN が生成する過程などは省略してある。

本現象において BN よりも AlN の寄与の方が圧倒的に大きいと考えられるからである。

本現象の改善対策の 1 つとして分塊圧延仕上温度を低くして、AlN の析出が促進される温度域まで下げると、Fig. 11 に示すような析出現象が生じると考えられる。圧下によつて変形した γ 粒が再結晶する際、再結晶の進行する γ 粒界に AlN の析出が生じる⁹⁾¹⁰⁾。このため γ 粒界の移動した背後では AlN が均一微細に分散する。

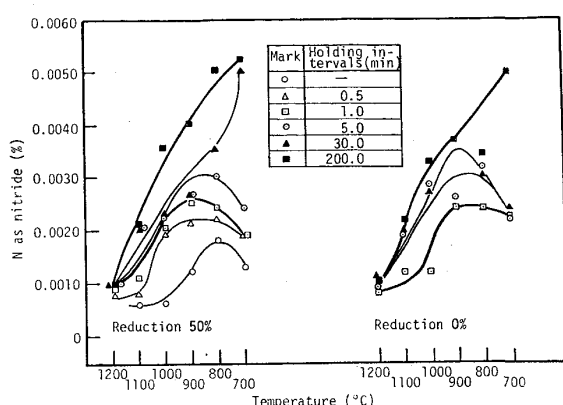


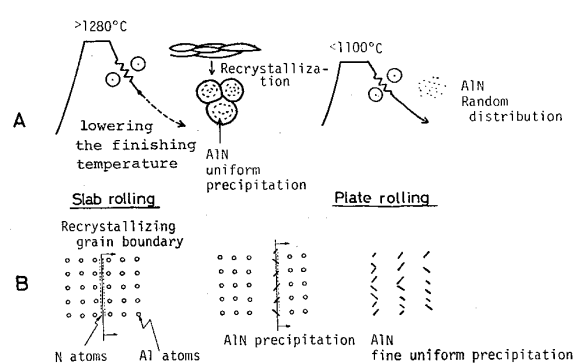
Fig. 9. Influence of holding temperature, interval and reduction on the precipitation of AlN of steel T38.

均一微細に分散した AlN が圧延異方性の主要原因にならないことは Fig. 10 と比較すると明らかである。

5. 結 言

C方向の延性が著しく低下する現象を 80 kg/mm² 級高張力鋼板の工場生産スラブおよび実験室溶製材を用いて基礎的に研究した結果それを改善するための製造プロセス上および化学成分的な溶製上の対策を示すことができた。

1) 分塊圧延仕上温度を 1 150°C 以上にすると、分塊



a : distribution of AlN in case of low finishing temperature at slab rolling.

B : mechanism of fine uniform precipitation of AlN in case of low finishing temperature.

Fig. 11. Influence of reduction on the precipitation behavior of AlN.

圧延後徐冷中に再結晶粗大化した γ 粒界に AlN が集中して析出する。厚板圧延加熱温度が 1 150°C 以下の場合、これらの AlN は再固溶せず圧延方向に連なつて並ぶ。この分布は後の熱処理によつても変化しないので、圧延直角方向の vEs および RA を著しく劣化させる。

2) 分塊圧延仕上温度を 1 050°C 以下に下げることにより AlN が均一微細分散し C 方向の吸収エネルギーは向上する。分塊圧延仕上温度を 1 050°C 以下に下げることにより AlN が均一微細分散するのは γ 粒の再結晶の進行に伴い、再結晶粒界に AlN が析出することによる。

Table 2. Summary of the phenomenon.

Items	Contents
1. Cooling rate after slab rolling.	vEs and RA in C direction of quench-tempered plates which are slowly cooled after slab rolling are inferior to those of rapidly cooled ones.
2. Finishing temperature of slab rolling.	Ductility in C direction is improved by lowering the finishing temperature of slab rolling below 1 100°C.
3. Heating temperature before plate rolling	Ductility in C direction of quench-tempered plate whose heating temperature before plate rolling is 1 250°C is superior regardless of cooling condition after slab rolling. Slabbing conditions affect when heating temperature before plate rolling is below 1 100°C.
4. Microstructure.	AlN precipitate in row in the specimen whose ductility in C direction is inferior. AlN are observed also in the same fashion on the fracture of C direction specimen.

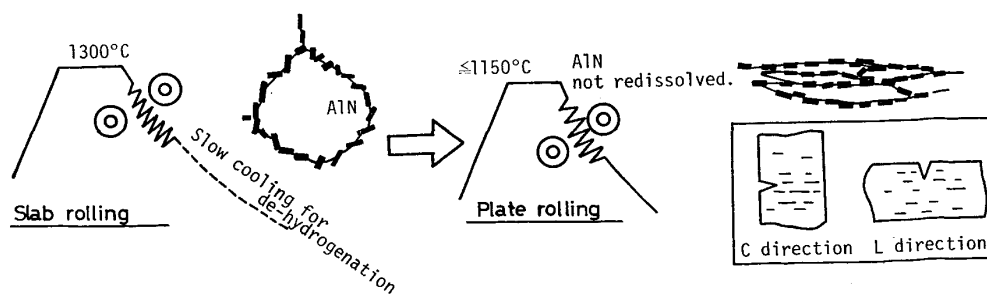


Fig. 10. Schematic representation of the present phenomenon.

3) 分塊圧延後の冷却を早くし、変態後に AIN を均一微細分散させることによつて C 方向吸収エネルギーを向上させることが可能である。

4) AIN が再固溶するように厚板圧延加熱温度を 1150°C 以上にする事によつて、上記のような異方性を生ずる分塊圧延条件下でも、C 方向の吸収エネルギーは劣化しない。

5) 圧延異方性を生ずる分塊圧延条件下で、厚板圧延の C 方向圧延比を上げることにより C 方向吸収エネルギーは改善される。

6) N 量を低減し AIN の析出量を減らすことによつて、C 方向吸収エネルギーを向上させることは可能である。また微量 Ti 添加によつて N を TiN と固定することによつても吸収エネルギーは向上する。

終わりに本論文の発表を許可された住友金属工業(株)常務取締役中央技術研究所長小田尚輝博士に厚く御礼申し上げます。そして本研究を遂行するにあたって激励下さつた本研究所次長邦武立郎博士および行俊照夫博士に深く感謝します。

文 献

- 1) 例えば, A. BROWNRIGG and F. M. CHAMBERS: JISI (1970), p. 1078
- 2) 寺崎富久長, 金子輝雄: 鉄と鋼, 60(1974), p. 1599
- 3) L. L. PYATAKOVA: Metal Sci. and Heat Treatment, 15 (1973), p. 1067
- 4) 土生隆一, 矢野清之助, 南田勝昭, 越智慎一郎: 鉄と鋼, 61(1975), S 597
- 5) 渡辺征一, 大谷泰夫: 鉄と鋼, 62(1976), p.1851
- 6) D. DULIEU and J. J. IRANI: JISI, 206(1969), p. 308
- 7) 中村 素, 深川宗光: 材料科学, 2 (1965), p. 30
- 8) 例えば, L. A. ERASMUS: JISI, 202(1964), p. p. 32
- 9) H. BORCHERS and Z. Q. KIM: Arch. Eisenhüttenw., 36(1965), p. 311
- 10) J. WYSZKOWSKI, A. TERESZKOWSKA, and J. KONARSKI: Stahl u. Eisen, 89 (1969), p. 768