

© 1988 ISIJ

論 文

鑄片凝固後圧延開始までの析出挙動と 圧延材の材質

松村義一*・佐柳志郎*²・尾上泰光*³・加藤 弘*⁴

Precipitation Kinetics in Cast Steels Prior to Hot Rolling and Mechanical Properties of Rolled Products

Yoshikazu MATSUMURA, Shirou SANAGI, Yasumitsu ONOE and Hiroshi KATOH

Synopsis :

Lowering the slab reheating temperature for subsequent rolling is effective for energy saving. However, the temperature has rarely been decreased to lower than 1150°C because of the necessity to desolve precipitates in steels with Nb, V, Al etc. To produce steels with good mechanical properties by a process of hot charging or direct rolling, the understanding of precipitation kinetics is the most important because the thermal history of the new process is quite different from that of a conventional process.

Experiments were carried out on Nb-microalloyed steels and Al-killed steels for batch annealing. Small ingots were hot charged into a furnace at 1050~1100°C and held for various times. Mechanical properties of rolled (and annealed) steels and precipitates were closely examined. With hot charging, the possibility arises that the temperature is free from any restriction ; as long as the slab is maintained above A_{r3} , precipitation of the alloying carbide or nitride will hardly occur in γ prior to deformation.

Key words : hot charge ; direct rolling ; precipitates ; mechanical properties ; Nb ; AlN.

1. 緒 言

鋼材製造時のエネルギーコスト低減と工程省略を目的として鑄造片をそのまま、あるいはエッジヒーター等の補助加熱を行つて圧延する直送圧延 (Hot Direct Rolling 以下 HDR と記す) プロセス¹⁾や、鑄片が鑄造時に有する熱を有効利用するホットチャージ (Hot Charge Rolling 以下 HCR と記す) プロセスが開発され、材質に関しても多数の報告^{2)~8)}がなされており、これらは量産プロセスとして既に重要な座についたと言えよう。

HDR や HCR によつて製造する鋼材の材質を考慮する場合、プロセス中に生起する金属学的挙動を従来の冷片再加熱プロセスと比較しながら相違を明らかにし、圧延以降の変化を把握することが重要である。新プロセスと従来プロセスにおける大きな差異は結晶組織と析出元素の挙動の2点である。

炭素鋼や低合金鋼の HDR の場合はオーステナイト (γ)/フェライト (α) 変態を経由せずに圧延が開始さ

れるとすれば、その時の組織はいわゆる凝固組織であり、 γ 結晶粒は巨大であろう。圧延時の再結晶挙動は加工前の粒径に大きく影響される⁹⁾から、圧延後の組織を制御するには従来プロセスとは異なつた加工熱処理を与えねばならない。

鑄片の圧延までの温度履歴により強く影響を受けるのは析出元素の挙動である。鋼材の材質は析出元素が固溶しているか、析出物を形成しているかで大きく異なるが、圧延開始時の析出元素固溶割合が鋼材製品中での析出形態を決定する基本になるので最も重要である。HDR 材中では析出元素の溶体化が完全に起こっていると考えられる一方、凝固時の偏析に起因して析出元素も偏在している可能性もあり、圧延以降の析出速度はかえつて早いかも知れない。

本報告は HCR における析出挙動に注目し、材質との関連から新プロセスの有用性と適用限界を検討したものである。

昭和 56 年 11 月本会講演大会にて発表 昭和 62 年 11 月 25 日受付 (Received Nov. 25, 1987)

* 新日本製鉄(株)薄板研究センター (現:新日本製鉄(株)名古屋技術研究部 (Sheet & Coil Research Lab., Now Nagoya R&D Lab., Nippon Steel Corp., 5-3 Tokai-cho Tokai 476)

*² 新日本製鉄(株)薄板研究センター (Sheet & Coil Research Lab., Nippon Steel Corp.)

*³ 新日本製鉄(株)厚板条鋼研究センター (Plate, Bar, Shape & Wire Rod Research Lab., Nippon Steel Corp.)

*⁴ 新日本製鉄(株)薄板研究センター 工博 (Sheet & Coil Research Lab., Nippon Steel Corp.)

2. 実験方法

供試鋼種は含 Nb 低合金高張力鋼 (以下 Nb 鋼と記す) と、箱焼鈍 (以下 BAF と記す) により製造される加工用低炭素 Al キルド鋼 (以下 Al-k 鋼と記す) を用いた。これらの鋼種はいずれも熱間圧延前に析出元素が地中に固溶している必要があり、従来プロセスでは十分な高温加熱が前提となつているために、省エネルギーを目的とする低温加熱化が制限を受けている。

Table 1 に供試鋼の成分範囲を示す。供試鋼の成分は厳密には実験ごとにわずかず異なるので、実験結果を述べる時に図中に示すこととし、Table 1 には範囲のみを示した。

供試鋼はすべて実験室溶解材で、目的により 20 kg~150 kg 真空溶解炉 (VF) または 250 kg 電気炉 (EF) で溶製され、10 kg~50 kg の鑄型に分注された。鑄片は凝固後直ちに鑄型より型抜きされ、所定の温度まで冷却の後直ちに、あるいは予加工を行つてから種々の温度に設定された加熱炉中へ装入された。予加工の目的は鑄片のサイジング等実圧延において加熱炉装入前に高温で与えられる加工の影響を調べることにある。加熱炉中で均熱された鑄片は所定時間後に加熱炉より抽出され、熱間圧延により Nb 鋼は 10~20 mm に仕上温度 (FT) 750°C~850°C で、Al-k 鋼は 3.0~3.8 mm に FT 850°C~920°C で圧延後空冷された。以上の工程を模式的に Fig. 1 に示す。検討された要因は 1) 加熱炉装入時の鑄片温度、2) 加熱炉の設定温度、3) 加熱炉中での保定期間、4) 加熱炉装入前の保定期間および保定期間、5) 加熱炉装入前の予加工であるが、Nb 鋼については Nb 添加量に

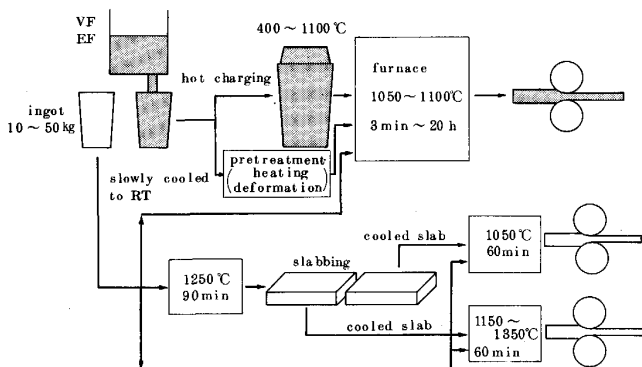


Fig. 1. Schematic illustration of experiments.

Table 1. Composition of steels investigated (mass%).

| Steel | C | Si | Mn | P | S | Al | Nb | N |
|------------|-------------|-----------|-----------|-------------|-------------|-------------|---------------|---------|
| Nb-steel | 0.09~0.16 | 0.20~0.22 | 1.22~1.59 | 0.006~0.011 | 0.005~0.011 | 0.017~0.062 | 0.0037~0.0100 | 0~0.042 |
| Al-k-steel | 0.045~0.068 | 0.01~0.03 | 0.27~0.31 | 0.009~0.011 | 0.007~0.010 | 0.035~0.068 | 0.0056~0.0080 | --- |

ついて、さらに HCR 時の析出ダイヤグラムの検討も行つた。

従来工程による比較材としては、鑄片を型抜きせずに室温まで冷却後、厚手のものは分塊を行つてから冷片を再加熱して圧延を実施した。

Al-k 鋼の熱延材についてはコイル巻取りを想定した熱処理を行つた後、圧下率 75% で冷間圧延し、BAF 相当の焼鈍を種々の加熱速度で行つた。

製品の引張特性と結晶組織は特にことわらない限り圧延板の中央 (M) 部より圧延方向と平行に採取した試験片により測定した。引張試験片は厚手材は JIS 4 号、薄板は JIS 5 号を使用した。また必要に応じて各工程における水冷材中の析出物の化学分析を行つた。

3. 実験結果

3.1 Nb 鋼の機械的性質におよぼす HCR 要因の影響

3.1.1 加熱炉装入時の鑄片温度

Fig. 2 は 50 kg 鑄片 (厚み 110 mm) をその表面温度が横軸に示される温度に低下した時点で 1050°C に設定された加熱炉に装入し、鑄片が均熱されてから 20 mm まで圧延した時の引張試験結果である。圧延は比較材を含め、板厚が 80 mm の時の嚙込温度を 900°C に揃えて行つた。Fig. 2 から強度は加熱炉装入時の鑄片表面温度が 900°C 以上であれば高温加熱材と同等の高強度を示すが、700°C 以下では低温加熱材同様低下する

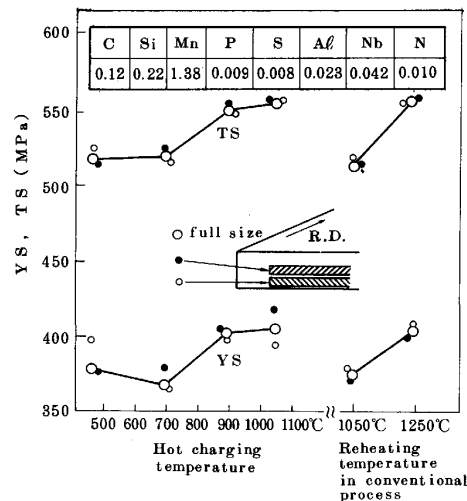


Fig. 2. Effect of temperature of steel prior to hot charging on strength.

こと、すなわち 700~900°C の間に Nb の固溶が維持される限界温度があることが分かる。

図中の小さな丸印は引張試験片を板厚の中心および表面から削り出したものについての結果で、鑄片の表面と内部の温度履歴差が影響を持つかどうか調べたものである。表面温度が 700°C 以上では板厚中心の方が高強度であるが、500°C 以下では表面側の方が高強度となる。これは鑄片温度の低下により Nb が効力を失い、かわりに細粒化による効果が強く現れるからで、引張強さ (TS) よりも降伏強さ (YS) における差が大きい。

3.1.2 加熱炉中保定期間の効果

Fig. 3 は鑄片を型抜き後 (表面温度 > 1100°C) 直ちに 1100°C に設定した加熱炉に装入し、炉温が設定温度に戻ってから所定時間経過後に抽出し、15 mm t に圧延したものの強度を従来再加熱材の強度と共に示す。炉

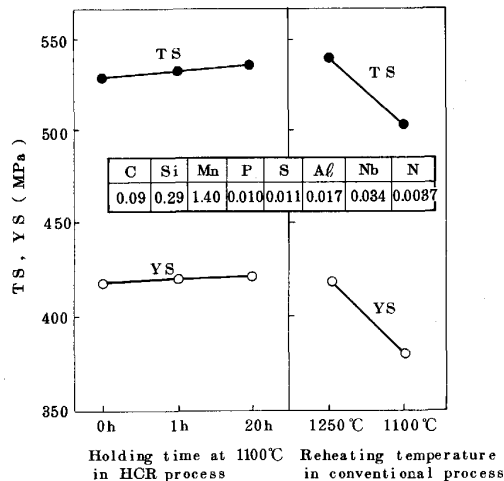


Fig. 3. Effect of holding time after hot charging on tensile properties of rolled plate.

温が 1100°C では保定期間が 20 h であつても強度低下は起こらない。加熱炉温度を 950°C まで低下させた時の結果を Fig. 4 に示す。図中の T, M, B はそれぞれ鑄片造塊時の Top, Middle, Bottom 位置を表している。T, M 部は 1 h の保定期間でも強度低下せず、18 h の保定期間でも低下する。これに対し B 部は 1 h の保定期間ですでに強度低下を見せている。鑄片の B 部は造塊時に最も温度が低下する部位で (< 700°C) 析出核が他の部分より多いのであろう。

3.1.3 加熱炉装入前における熱履歴の影響

HDR や HCR の実生産工程では連鑄機より出るスラブ温度を十分高温にすることは難しく、サイズ効果によつて変態点付近の温度に比較的長時間滞在することを余儀なくされると思われる。そこで加熱炉装入前の低温長時間という熱履歴を想定した実験を行った。鑄片型抜き

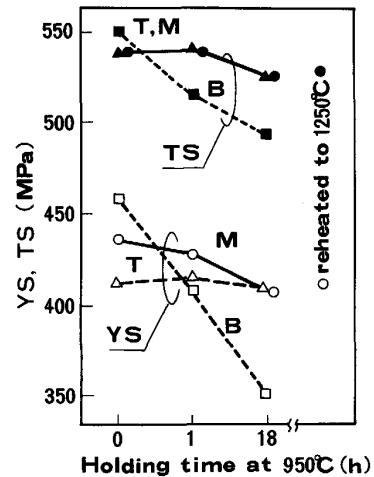
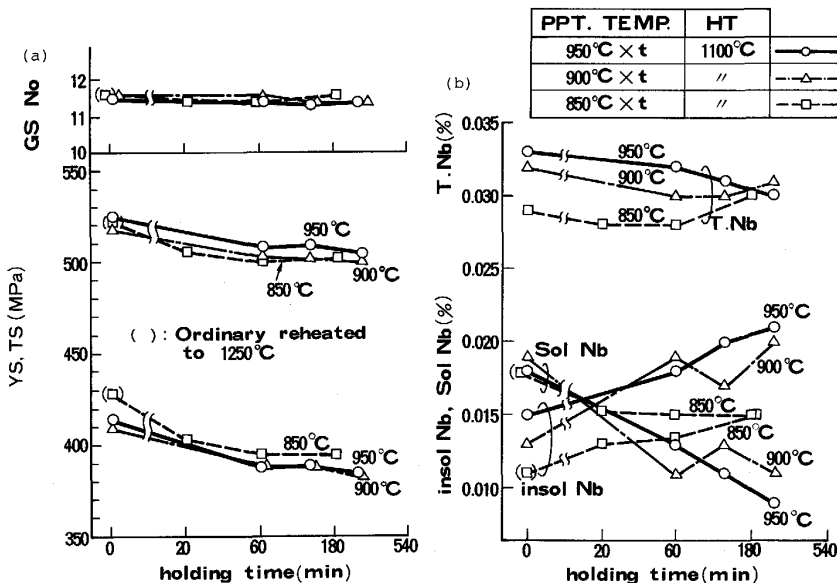


Fig. 4. Mechanical properties of a hot charged (950°C) and rolled plate.



(a) Tensile properties and grain size
(b) Chemical analysis of Nb precipitated
Fig. 5. Effect of preheating on tensile properties and precipitation.

後、850~950°C に 20 min~4 h 保定してから 1100°C の加熱炉に装入し、FT 830°C で 18 mm に圧延した。

Fig. 5 に前処理時間と熱延板の強度および Nb 分析値との関係を示す。前処理中には Nb の析出が起こるので熱延板の強度低下は当然であるが、950°C、1 h の処理でも強度低下を示すことは前節の結果と異なる。これは前処理中に生成した微細な析出物を核として 1100°C の加熱中に析出量が増加したためと考えられ、950°C から圧延された前節とは異なった結果が得られたのであろう。これらの結果は、実機生産の場合はその工場における熱履歴を十分考慮する必要があることを意味する。

前処理温度が 900、950°C の場合は Nb 析出量が 850°C の場合より増加しているが、これは従来報告されている Nb 析出 C 曲線^{10)~13)} の傾向と一致する。

3.1.4 加熱炉装入前における予加工の影響

加工が析出を促進することは知られている^{10)~12)14)~17)} から、予加工の影響を検討するために鑄片に 900、950、1000°C で 30% の加工を与え、1000°C の加熱炉へ装入し 20 min~3 h の保定後圧延を行った。その結果を Fig. 6 に示す。予加工により製品のフェライト結晶粒は大きくなり、強度が低下することが分かる。Nb 析出量は予加工により著しく増加する。予加工温度の影響は 950°C が最大であるが 900、1000°C と大きな差はない。この結果から、加熱炉装入前に加工のあるプロセスでは従来と同様に高温加熱を必要とすると言える。

3.1.5 Nb 添加量の影響

Fig. 7 は Nb 量を 0~0.033% に変化させ、鑄片を型抜き後直ちに 1050°C の加熱炉に装入し、FT 850°C で

15 mm に圧延した結果を示す。TS は 0.022% 以上の Nb 添加量ではプロセスによる差はない。0.01% Nb においてプロセスの差が見られる。再加熱材は明らかに強度低下を示すが、HCR 材は強度を保っており添加量の削減が可能であることを示唆する。

3.1.6 Nb の析出挙動

Nb の存在状態が冷片を溶体化した場合と凝固直後とは異なるかも知れないので、析出曲線を得る実験を行った。

20 kg 鑄片を表面温度 1000°C 以上で 825~1100°C 間の種々の温度に設定された加熱炉に装入し、30 min~20 h の保定後水中に焼入れたものの中心部より試片を切り出し、Insol. Nb の化学分析を行った。その結果を Fig. 8 に示す。比較材として冷片を 1300°C に 30 min

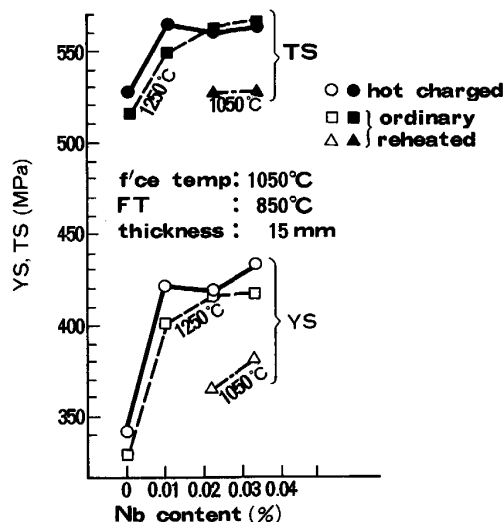


Fig. 7. Effect of Nb content on strength of hot charged Nb-steel.

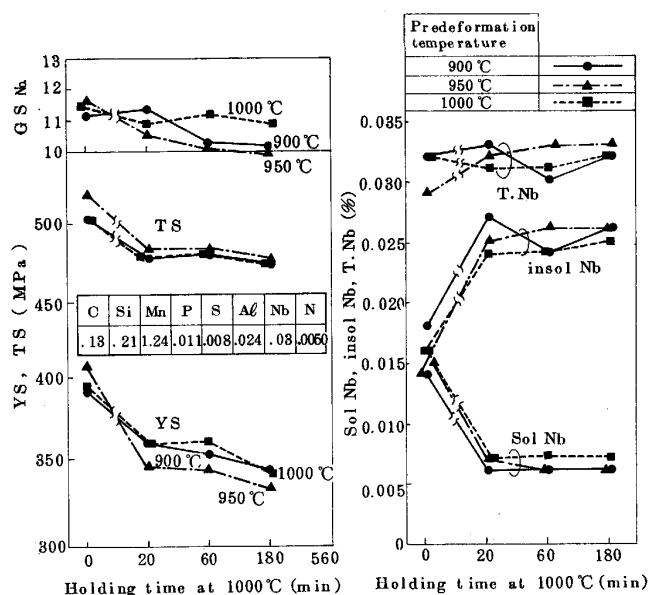


Fig. 6. Effect of predeformation prior to hot charging.

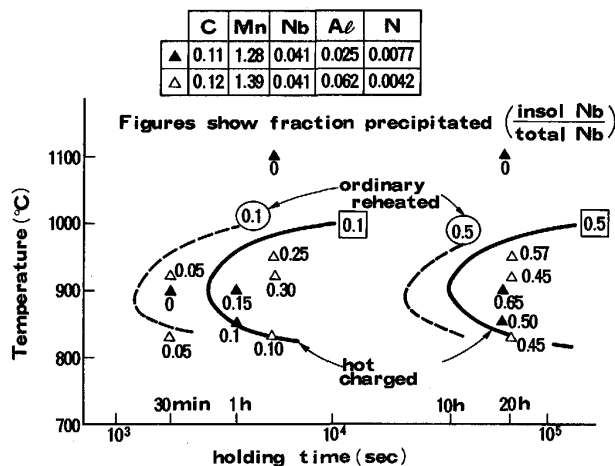


Fig. 8. Time-temperature-precipitation (TTP) diagram of hot charged Nb-steel.

加熱してから同様の処理を行ったものについて点線で示してあるが、HCR材中での析出は時間にして通常材中での2倍遅くなる事が分かる。

3.2 加工用低炭素 Al キルド (Al-k) 鋼の材質におよぼす HCR 要因の影響

3.2.1 加熱炉装入時の鑄片温度

Fig. 9 に Al-k 鋼鑄片を 1100°C の加熱炉へ装入した時の鑄片装入温度と FT 890°C で 3.4 mm に圧延された熱延板中の AlN 析出量の関係を示す。装入時温度が 700°C 以下では 70% の N が N as AlN として析出しているが、900°C 以上ではほとんどの N が固溶している。Fig. 10 に冷延、焼鈍板の r 値と結晶粒度の焼鈍加熱速度依存性を示した。熱延板での AlN 析出量と良く対応して鑄片温度が 700°C 以下のものは r 値も低く、結晶

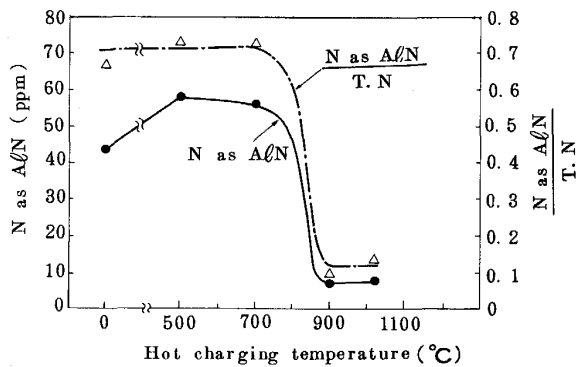


Fig. 9. Relation between charging temperature and amount of AlN precipitated in hot band.

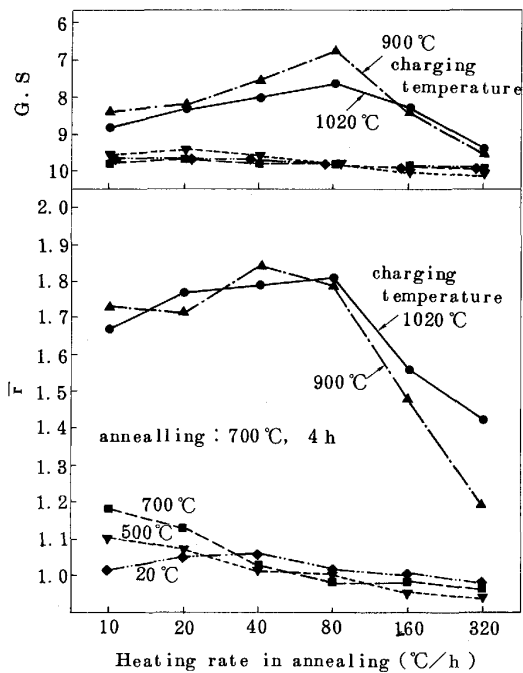


Fig. 10. Effect of charging temperature on heating rate dependency of \bar{r} and grain size.

粒も細くなり、900°C 以上のものは良好な r 値が得られている。

3.2.2 加熱炉中保定時間の影響

鑄片を表面温度 950~1000°C で 1050°C の加熱炉に装入し、13~250 min 保定してから圧延した熱延板の N as AlN と保定時間の関係を Fig. 11 に示す。保定時間を 4 h 程度まで長くしても N 量の 70~80% は固溶状態にある。HCR 材に見られる 10~20 ppm の N as AlN は熱延後の冷却中に析出したと考えられる。冷延、焼鈍後の結晶粒度や r 値にも変わつたところはなく、加熱炉保定時間の制約は実用上ないと言える。

3.2.3 加熱炉装入前における予加工の影響

予加工の効果を調べるために、鑄片に 1000, 1100°C で 1パス 50% の圧延加工を与え、直ちに同温度の加熱炉に装入し、5~240 min の保定後 3.4 mm まで熱延した。FT は 880°C で、熱延終了後直ちに冷却したものの

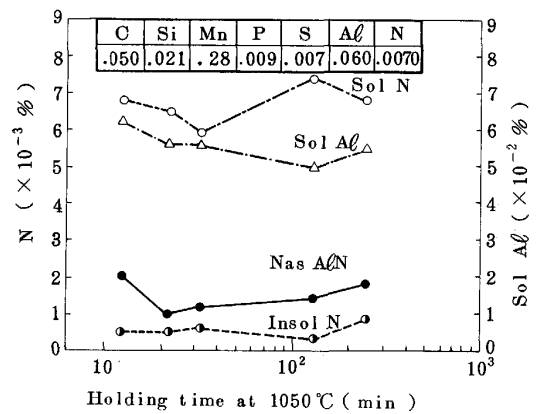


Fig. 11. Relation between holding time after hot charging and precipitation of AlN.

| Treating temp. | Hot charged | | Conventional |
|----------------|---------------------|------------------------|------------------------|
| | With predeformation | Without predeformation | Without predeformation |
| 1000°C | —▲— | —■— | —●— |
| 1100°C | —△— | —□— | —○— |

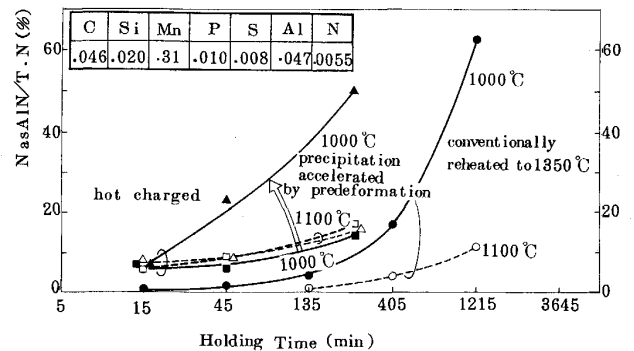


Fig. 12. Effect of predeformation prior to hot charging on precipitation of AlN.

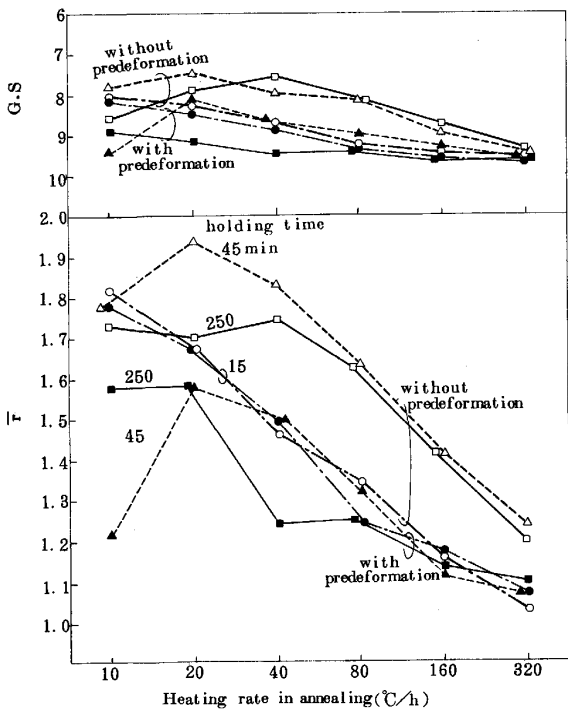


Fig. 13. Effect of predeformation prior to hot charging on \bar{r} and grain size of cold rolled and annealed sheet.

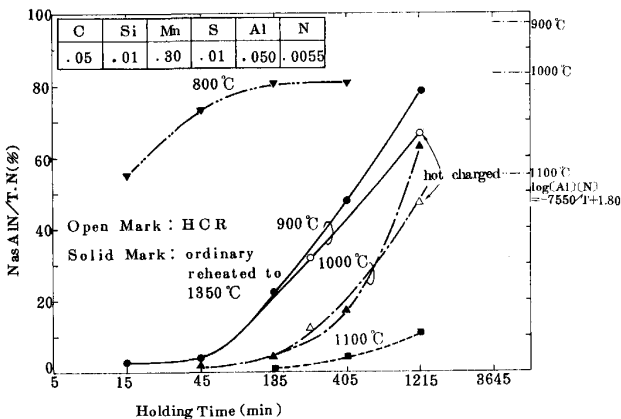


Fig. 14. Precipitation kinetics of AlN precipitation.

AIN 析出を Fig. 12 に示す。1100°C での予加工は影響をおよぼさないが、1000°C での予加工材を 15 min を超えて保定すると AIN の析出が析出時間で 5 倍程度促進される。1000°C 予加工材を冷延、焼鈍したものの r 値と結晶粒度を Fig. 13 に示すが AIN 析出によく対応して材質が予加工により悪影響を受けることが分かる。これは Nb 鋼と同様に実機条件によつては HCR プロセスであつても高温加熱が必要な場合があることを意味する。

3.2.4 AIN の析出挙動

凝固後の AIN 析出挙動を検討するため、10 kg 鋳片を凝固、型抜き後、表面温度が 900, 1000°C まで低下した時、それぞれの温度の加熱炉へ装入し、4, 22 h 保定後水冷したものの中心から試片を切り出し、AIN を分析した。冷片溶体化材 (1350°C, 60 min) の結果と併せて Fig. 14 に示す。これによれば AIN の析出挙動は Nb 鋼と異なり、プロセスによる差異はない。

4. 考 察

4.1 オーステナイト域における Nb の析出

無加工 γ 中での Nb の析出についてこれまでに報告されているデータ^{10)~17)} によれば全量の 50% が析出する温度と時間を示す C 曲線のノーズ位置は、950°C, 10³~10⁴ s にある。すなわち析出が最も早く進行する温度においても、30 min~10 h 程度の保定ではかなりの量の Nb が地中に固溶状態で存在する。このように無加工 γ における Nb の析出速度は遅いので、実験で時間的要因がかなり変動しても結果に重大な影響が表れることはないであろう。また、 γ 中での析出は温度がノーズ温度以下低くなればなるほど遅くなる。 α 域における Nb の析出は固溶限の低さと γ 中より 100 倍大きい拡散速度¹⁸⁾ のために非常に早い。従つて、HCR 時に固溶状態が維持される鋳片温度の限界が 700~900°C の間にあるならば、その温度は相が γ でなくなる温度、すなわち Ar₃ 変態点のはずである。

γ 中の析出は加工により促進され、析出時間が無加工 γ 中の 1/1000 程度になる¹⁷⁾。これは無加工 γ 中の Nb は析出の駆動力は大きいにもかかわらず、拡散定数が小さく動けないために析出が遅れるが、加工により生成した多数の転移が Nb の移動を容易にし、短時間で転位上に Nb が集まり析出核を形成するからと考えられている。

Nb 鋼は熱延時の加熱温度が低いと TS が低下することは以前より知られており¹⁹⁾²⁰⁾ 高温加熱により十分溶体化を行うことでその特徴を発揮できるのであるから、省エネルギーを目的とした低温加熱化には反する鋼種である。ところが HDR, HCR プロセスでは鋳片温度が Ar₃ 変態点以下にならない限り Nb 鋼の特徴が維持されることが実験結果と以上の考察より明らかとなつた。しかも HCR 材中での析出は再加熱材中よりも遅いという結果が得られたが、 γ 粒界面積が少なく析出サイト数が少ないことも理由の一つであろう。 γ 中の析出が遅いことは Nb 鋼にとつて都合が良い。ただし、1000°C 以下で加工された γ が 1000°C 以上溶体化温度以下の温度に保持されるときはこの限りではないので注意が必要で

ある。

4.2 強化に有効な Nb 量

従来工程による Nb 鋼の強度は 0.02% 未満の添加量では十分に得られず、0.02% を超えると効果が現れ、0.04% 程度で強度上昇は飽和することが知られており²¹⁾、Fig. 7 にもそれに準じた結果が得られている。これに対し HCR 材は 0.01% でも十分な強度を示したので強化に有効な Nb 量について考察する。

GLADMAN²²⁾ は析出強化に関する Orowan の理論を用い、強化量 $\Delta\sigma$ を次式で表した。

$$\Delta\sigma = 5.9 \cdot f^{1/2} / d \cdot \ln(d/2.5 \times 10^{-4}) \dots\dots\dots (1)$$

f : 析出物の体積割合 d : 析出物直径 (nm)

析出物が地と整合性を持つ時は整合歪みによる強化を考慮する必要がある。一般的には粒子径 d が

$$d < 2b/3\epsilon \dots\dots\dots (2)$$

b : バーガーズベクトル (0.25 nm)

ϵ : 整合歪み $\sim 2/3\delta$ δ : 粒子と地のミスフィット
のとき整合性があると考えられ²³⁾ 整合歪みによる応力増加 τ_{cs} は

$$\tau_{cs} = 4.1 G\epsilon^{3/2} f^{1/2} (d/2b)^{1/2} \dots\dots\dots (3)$$

G : 剛性率 (81 000 MPa)

によつて与えられる²³⁾。

Nb(CN) と α 地のミスフィットは格子定数より 0.1 程度であり、(2)式より $d < 2.5$ nm の時に整合性が考えられる。以上より析出物による応力増加分を(1)+(3)式によつて図示すると Fig. 15 が得られる。これによれば整合歪みがある場合は 100 MPa 程度の強化には Nb 量は 0.01% もあれば十分であり、添加 Nb の一部が γ に固溶していれば強化に有効であると考えられる。従つて HCR は有効なプロセスと言えるが、一方プロセス間で差がないという報告²⁴⁾ もあり極微量添加では銹片内の濃度ばらつき、温度むら等微妙な要因が影響する

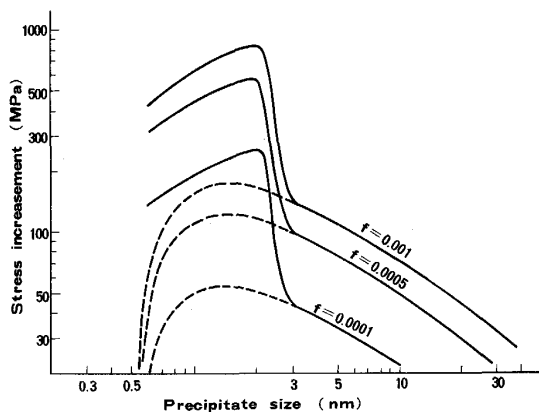


Fig. 15. Strengthening by precipitates with and without coherent strain.

かも知れないので、Nb 量低減については可能性を示すにとどめる。なお、従来工程で Nb 添加量を増加させても効果が飽和するのは、 γ 中での析出量が増加して変態直前に残存する固溶量は添加量にそれほど依存しないためであろう。実際に溶体化処理後添加 Nb 全量が固溶している γ を 600°C 以下のベイナイト生成域へ急冷すると Fig. 16 のように Nb 無添加材に比して 450~500 MPa に相当する強化が観察され、変態強化分を考慮しても圧延まま材よりはるかに大きな析出強化が認められる。

4.3 オーステナイト域における AlN の析出

Al-k 鋼における AlN の析出は Nb 鋼と異なり、再加熱による従来工程と HCR のプロセス間で差が見られなかつた。これは、低炭素鋼では溶体化処理時の γ 粒径が HCR 材と近いこと、析出核になると言われている MnS²⁵⁾ も完全に溶体化されること等により析出サイト数が同程度になるためと考えられる。ところで AlN の析出曲線もいくつか報告されているが^{26)~28)}、報告者によつてかなり異なるし、検討されている成分も極軟 Al-k 鋼とは異なるので 1350°C の溶体化により γ 域で

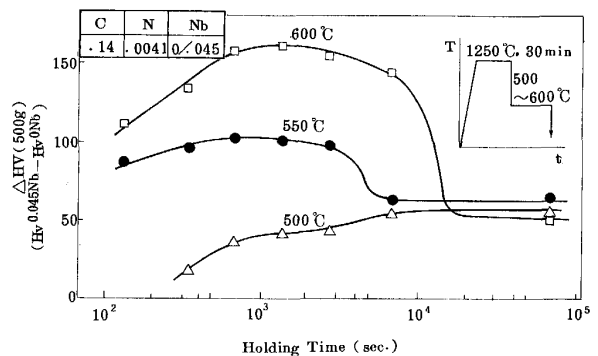


Fig. 16. Hardness increment due to Nb addition.

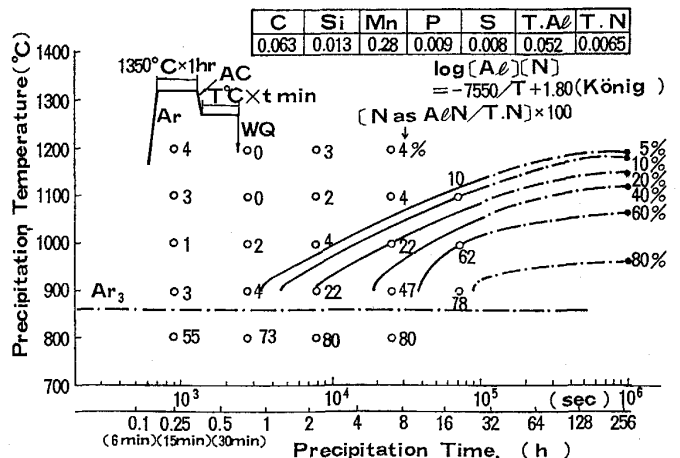


Fig. 17. Precipitation kinetics of AlN in Al-killed steel.

の析出曲線を作成した。Fig. 17 にそれを示すが、 γ 域では低温ほど析出が早いという傾向は札幌ら²⁹⁾の結果とも一致し、Fig. 14 の結果もこれに矛盾しない。また、Al の析出速度は Nb よりまだ遅いことが分かり、固溶を維持する HCR の有用性は明らかである。しかし先在析出核がある場合や加熱前に加工を受ける場合は Nb と同様に著しく促進されるので、加熱炉温度の低下は実機条件によっては制限を受けるので注意が必要である。

加工により析出時間が 1/5 になるという本実験結果は従来知見³⁰⁾とも大体一致するので妥当と思われる。

析出元素の固溶維持が好ましくない鋼種に対しては、鋳片温度をいつたん A_{r3} 以下に低下させることが効果的である。すなわち、連続焼鈍用 Al-k 鋼、IF 鋼、軟質熱延鋼板等がこれにあたることを最後に付け加える。

5. 結 論

Nb 系低合金鋼と BAF 用 Al-k 鋼を用い、ホットチャージプロセスを検討した結果以下の知見を得た。

(1) 熔融・凝固後に過飽和固溶状態にある Nb(CN)、AlN は HCR により有効に利用できる。

(2) 鋳片温度が A_{r3} 以上であれば加熱炉温度がどれほど低温でも Nb 鋼と BAF・Al-k 鋼の材質は確保される。

(3) 鋳片が加熱前に加工を受けたり、 γ 域の低温を長時間経過する時に析出元素を固溶維持させるためには、高温加熱が必要になる場合もある。

文 献

- 1) 蜂谷整生, 中島浩衛, 山口武和: 鉄と鋼, **68** (1982), S209
- 2) 日本鉄鋼協会講演大会討論会「連铸-熱間加工の直結化」, 鉄と鋼, **72** (1986), A215~A234
- 3) 松村義一, 尾上泰光, 佐柳志郎, 本田一年, 加藤 弘: 鉄と鋼, **67** (1981), S1194
- 4) 松村義一, 尾上泰光, 佐柳志郎, 勝田福生, 加藤 弘:

- 鉄と鋼, **68** (1982), S1195
- 5) 佐柳志郎, 松村義一, 尾上泰光, 西村秀之, 加藤 弘: 鉄と鋼, **68** (1982), S1196
- 6) 松村義一, 佐柳志郎, 尾上泰光, 加藤 弘: 鉄と鋼, **68** (1982), S1240
- 7) 佐柳志郎, 尾上泰光, 加藤 弘: 鉄と鋼, **68** (1982), S357
- 8) 佐藤一昭, 松倉亀雄: 鉄と鋼, **70** (1984), S1339, S1340
- 9) C. M. SELLARS: Hot Working and Forming Process Met. Soc., Sheffield (1980), p. 3
- 10) I. WEISS and J. J. JONAS: Metall. Trans. A, **10** (1979), p. 831
- 11) H. WATANABE, Y. E. SMITH and R. D. PEHLKE: Hot Deformation of Austenite, AIME (1977), p. 140
- 12) 小林 洋, 自在丸二郎: 日金誌, **40** (1976), p. 828
- 13) R. SIMONEAU, G. BEGIN and A. H. MERQUIS: Met. Sci., **12** (1978), p. 381
- 14) A. le BON, J. ROFES-VERNIS and C. ROSSARD: Met. Sci., **9** (1975), p. 36
- 15) C. OUCHI, T. SANPEI, T. OKITA and I. KOZASU: Hot Deformation of Austenite, AIME (1977), p. 316
- 16) A. T. DAVENPORT, R. E. MINER and R. A. KOT: 同上, p. 186
- 17) 松村義一: 鉄と鋼, **66** (1980), S1037
- 18) J. M. GRAY and R. B. G. YEO: Trans ASM, **61** (1968), p. 255
- 19) W. B. MORRISON and J. H. WOODHEAD: J. Iron Steel Inst., **201** (1963), p. 43
- 20) K. J. IRVINE, F. B. PICKERING and T. GLADMAN: J. Iron Steel Inst., **205** (1967), p. 161
- 21) 松原博義, 大須賀立美, 小指軍夫, 束田幸四郎: 鉄と鋼, **58** (1972), p. 1848
- 22) T. GLADMAN: Microalloying '75, Washington (1975), p. 26
- 23) L. M. BROWN: Strengthening in Crystals, ed. by A. KELLY, Applied Science Publishers, London (1971), p. 9
- 24) 橋本嘉雄: 鉄と鋼, **72** (1986), p. 2263
- 25) 潮田浩作, 小松 肇, 鈴木洋夫, 江阪一彬: 鉄と鋼, **68** (1982), S661
- 26) W. C. LESLIE and R. L. RICKETT: Trans. Am. Soc. Met., **46** (1954), p. 1470
- 27) 中村 素, 深川宗光: 材料科学, **2** (1965), p. 30
- 28) Von Paul KÖNIG, W. SCHOLZ and H. ULMER: Arch. Eisenhüttenwes., **32** (1961), p. 541
- 29) 札幌和彦, 秋末 治: 鉄と鋼, **66** (1980), S362
- 30) F. VODOPIVEC: J. Iron Steel Inst., **221** (1973), p. 664