

© 1990 ISIJ

 ///////////////  
 論文  
 ///////////////

# 9Cr-1Mo-V-Nb 鋼の機械的性質に及ぼす 加工熱処理の影響

 松崎 明博\*・斉藤 良行\*<sup>2</sup>・渡辺 修\*  
 志賀 千晃\*<sup>2</sup>・中川 一郎\*<sup>3</sup>

## Effect of Thermo-Mechanical Control Process on Mechanical Properties of 9Cr-1Mo-V-Nb Steel

 Akihiro MATSUZAKI, Yoshiyuki SAITO, Osamu WATANABE,  
 Chiaki SHIGA and Ichiro NAKAGAWA

### Synopsis :

An extensive study has been made on the effect of rolling condition on recrystallization of austenite, dissolution behavior of alloying elements and mechanical properties of 9Cr-1Mo-V-Nb steel. Thereafter, metallurgical factors for improving mechanical properties have been investigated and a suitable rolling condition for thermo-mechanical control process was determined. The results obtained are as follows.

- 1) In the higher slab reheating temperature, especially above 1200°C, dissolution of Nb is accelerated and creep rupture strength increases.
- 2) The recrystallization in hot working occurs above 1000°C, and makes fine grain structure, thereby improves toughness of the steel.
- 3) Recovery is mostly completed in the steel rolled at the non-recrystallizing region above 900°C. The steel shows higher resistance to the softening by tempering.
- 4) However, in the steel rolled at non-recrystallizing region below 900°C, there is a fear of decrease in tensile and creep rupture strength.
- 5) Suitable mechanical properties according to the required material specification can be obtained by thermo-mechanical control process through controlling precipitation behavior.

**Key words :** steel for elevated temperature service ; precipitation ; recrystallization ; creep ; low alloy steel ; thermo-mechanical control process.

## 1. 緒 言

近年、火力・原子力発電や化学プラント等の高温高圧化、腐食環境の過酷化が進んでいる。それに伴いそれらに使用される高温構造材料も従来の 2.25Cr-1Mo 鋼等の低合金系フェライト鋼に替わり、高温強度や耐酸化性に優れる高 Cr 系鋼、特に 9Cr-1Mo-V-Nb 鋼が注目され適用範囲が拡大している。9Cr-1Mo-V-Nb 鋼は ASTM A387-91 等に規定されており、従来の 9Cr-1Mo 鋼に V, Nb および N 等を添加し、これらの炭窒化物の析出により高温クリープ強度の改善を図ったものである<sup>1)</sup>。

本鋼は通常熱間加工後焼ならし焼もどし (N-T) の熱

処理を施され使用に供される。従来、中低温域で使用される炭素鋼あるいは低合金鋼に対しては、熱間加工を利用した強化手法である加工熱処理 (TMCP : Thermo-Mechanical Control Process) が技術的に確立されている<sup>2)~4)</sup>。しかし本鋼のように比較的合金量の高い鋼種、しかも高温域で使用される耐熱鋼について TMCP 適用の報告<sup>5)6)</sup>は少ない。その理由の一つは、TMCP 材は一般的に熱間の加工転位を直接的、間接的に利用しており熱的には不安定な組織をもつため、高温で使用する場合には逆効果となる恐れがあることである。また従来の TMCP 適用材の特徴である細粒化は耐熱鋼に対してはむしろ高温クリープ強度の低下を招く可能性もある。

しかし本鋼のように析出強化によりクリープ強度を確

平成元年 9 月本会講演大会にて発表 平成元年 11 月 22 日受付 (Received Nov. 22, 1989)

- \* 川崎製鉄(株)鉄鋼研究所 (Iron & Steel Research Laboratories, Kawasaki Steel Corp., 1 Kawasaki-cho Chiba 260)
- \*<sup>2</sup> 川崎製鉄(株)鉄鋼研究所 工博 (Iron & Steel Research Laboratories, Kawasaki Steel Corp.)
- \*<sup>3</sup> 川崎製鉄(株)水島製鉄所 (Mizushima Works, Kawasaki Steel Corp.)

保する鋼に対しては、TMCPにより析出挙動を制御できれば高温特性の改善も期待されると考えられる。そこで筆者らはこれまでに本鋼に対して、制御圧延後焼ならしを省略して直接焼もどしを行う TMCP-T 工程の適用を検討し優れた特性が得られることを明らかにしてきた<sup>7)~9)</sup>。TMCP-T 工程では熱間圧延が重要であり、適切な材料特性を確保するためには圧延条件の組織、析出挙動および材料特性に及ぼす影響を明確にしておく必要がある。そこで本研究では圧延条件の中で最も重要であるスラブ加熱温度や圧延温度とオーステナイト相の再結晶、合金元素の固溶挙動および焼もどし後の機械的性質との関係を調べ、TMCP 適用による本鋼の機械的性質改善のための冶金的因子および圧延条件を検討した結果について報告する。

## 2. 実験方法

### 2.1 供試鋼

供試鋼の代表的な化学組成を Table 1 に示す。供試鋼の組成は ASTM 規格を満足している。本供試鋼を 100 kg 真空溶解炉で溶製後 25 および 100 mm 厚さのスラブに圧延し以下の実験に供した。

### 2.2 2パス圧延実験

圧延条件の影響を調べるために 25 mm 厚さのスラブを 1050~1250°C の種々の温度に加熱後空冷し、750~1150°C の所定温度に到達後 12.5 mm 厚さまで 2パスで圧延した。圧延時の歪み量は約 0.35/パス、歪み速度は 2/s またはパス間時間は約 10 s でありこの間の温度低下は約 30°C 以内であった。圧延後は空冷したが、組織はいずれの圧延についても極く少量のベイナイト相が混在するマルテンサイト相であった。その後焼ならしを省略して直接 780°C、4 h の焼もどし処理を行い機械的性質を調べた。

### 2.3 多パス圧延実験

上記の 2パス圧延実験結果に基づき、さらに実工程に相当する多パス圧延実験を行った。すなわち厚さ 100 mm のスラブを 1150、1200 および 1250°C の 3水準に加熱し、板厚 23 mm に等圧下比配分で 6パスの圧延後空冷した。パススケジュールとしては後述の理由から、

1000°C 以上の再結晶温度域で 4パス、さらに焼もどし軟化抵抗の効果を確保するために 900°C 以上の高温未再結晶温度域で 2パス圧延とした。比較材としては上述の 1150°C 加熱圧延材を 1060°C で焼ならししたものを用いた。また焼もどし条件は、室温の強度水準を同一にするために TMCP 材は 780~790°C、4 h、焼ならし材は 760°C、4 h とした。

### 2.4 機械的性質、組織および析出挙動の調査

機械的性質としては硬さ、引張特性、シャルピー衝撃特性およびクリーブ破断特性を調べた。硬さ、引張試験はいずれも室温で実施した。シャルピー衝撃特性は JIS Z2202-4 号試験片を用い 0°C での吸収エネルギー値および破面遷移温度で評価した。またクリーブ破断試験は直径 6 mm、平行部長さ 30 mm の丸棒型試験片を用いた。なおいずれの試験片も圧延方向に平行になるように採取した。またクリーブ破断試験条件は次の理由から主として 600°C、15 kgf/mm<sup>2</sup> とした。すなわち本鋼の代表的な使用温度である 550°C でのクリーブ破断強さとしては、例えば ASME によれば 550°C、100 000 h のクリーブ破断強さの平均値が許容応力の 1.5 倍以上であることが要求される。そこで Larson-Miller パラメーターで換算して 550°C、100 000 h に相当し、しかも試験時間が約 1000 h となるように設定した。なお Larson-Miller パラメーターの定数値としては、クリーブ破断時間の残差平方和が最小になるように最適化する手法<sup>10)</sup>による検討結果に基づき、本鋼に対して適切と判断される値 30 を採用した。

圧延、焼もどしの各段階での組織と析出挙動の変化を調べるために光顕および電顕観察ならびに析出物の抽出残渣の同定、定量分析を行った。旧オーステナイト粒の観察には 10% しゅう酸水溶液による電解腐食法 (約 1 A/cm<sup>2</sup> × 60 s) を採用した。

## 3. 実験結果

### 3.1 2パス圧延実験結果

#### 3.1.1 スラブ加熱温度の影響

供試鋼を種々の温度に加熱後冷却し、電解抽出された析出物中の合金元素量およびオーステナイト ( $\gamma$ ) 粒径

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

|                                | C         | Si        | Mn        | Ni    | Cr        | Mo        | Nb        | V         | N           |
|--------------------------------|-----------|-----------|-----------|-------|-----------|-----------|-----------|-----------|-------------|
| Steel used                     | 0.09      | 0.24      | 0.38      | 0.08  | 8.99      | 0.95      | 0.09      | 0.22      | 0.0420      |
| Specification of ASTM A387-91* | 0.08~0.12 | 0.20~0.50 | 0.30~0.60 | ~0.40 | 8.00~9.50 | 0.85~1.05 | 0.06~0.10 | 0.18~0.25 | 0.030~0.070 |

\* Heat analysis

を調べた結果を Fig. 1 に示す. 加熱温度の上昇に伴い合金元素の固溶が進み, 従来の焼ならし温度に近い 1050°C よりも高温でその変化が大きい. 特に Nb の固溶量が著しく増大し, 1200°C 以上ではほぼ固溶が完了する. 一方加熱温度の上昇に伴い  $\gamma$  粒は粗大化し, とくに 1200°C 以上で著しい.

3.1.2 圧延条件の影響

1250°C 加熱材の圧延後の組織例を Photo. 1 に示す. 圧延温度は 2 パス目の温度で整理した. 950°C 圧延材の

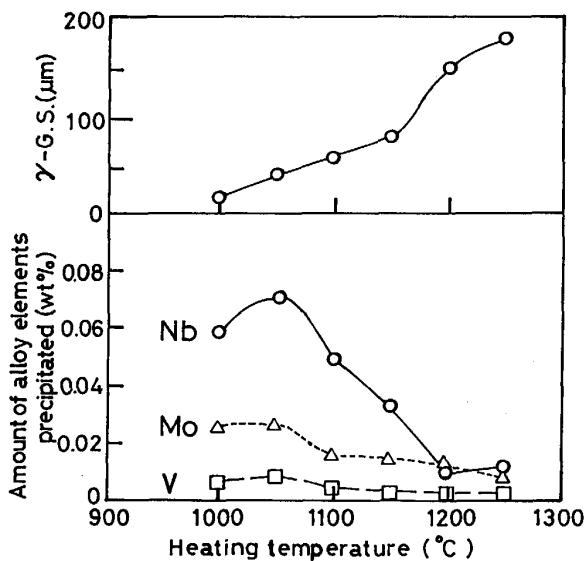


Fig. 1. Effect of heating temperature on amount of Nb, V and Mo precipitated and  $\gamma$ -grain size.

組織は加熱時の粗大粒のままであり, 再結晶粒は認められない. 一方 1050°C 圧延材では部分的に再結晶が進行し, さらに 1150°C 圧延材では再結晶は全面にわたり完了している. このような圧延実験に基づき圧延中の  $\gamma$  の再結晶挙動を整理した結果を Table 2 に示す. 950°C 以下の圧延では  $\gamma$  の再結晶は起こらない. 1050°C 圧延材では部分的に再結晶が進行し, 1150°C 圧延材では加熱温度に依存せず全面にわたり再結晶する. これらの結果から本鋼の熱間圧延時の  $\gamma$  の再結晶下限温度は約 1000°C と推察される.

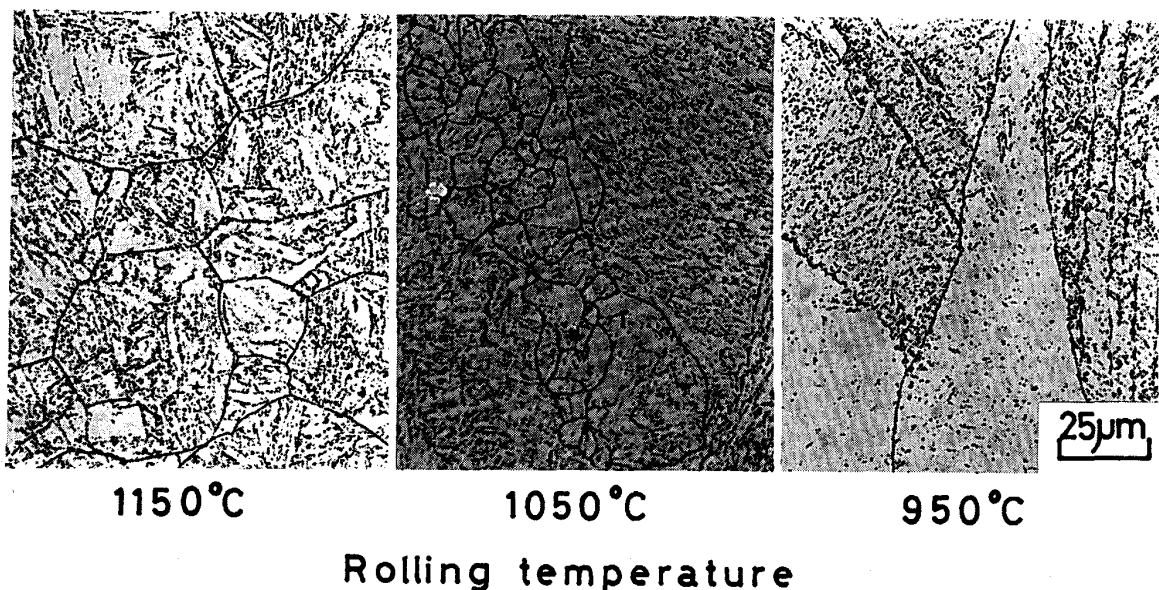
3.1.3 焼もどし過程での変化

1250°C に加熱後圧延した鋼板の焼もどしによる硬さ変化を N-T 材と比較して Fig. 2 に示す. 上段の  $\Delta HV$  はそれぞれの焼もどし温度における N-T 材の硬さとの差を示す. TMCP 材の焼もどし前の硬さは圧延温度が

Table 2. Recrystallization behavior of  $\gamma$  grain after hot rolling.

|                          |      | Slab reheating temperature (°C) |      |      |      |      |
|--------------------------|------|---------------------------------|------|------|------|------|
|                          |      | 1050                            | 1100 | 1150 | 1200 | 1250 |
| Rolling temperature (°C) | 750  | ×                               | ×    | ×    | ×    | ×    |
|                          | 850  | ×                               | ×    | ×    | ×    | ×    |
|                          | 950  | ×                               | ×    | ×    | ×    | ×    |
|                          | 1050 | □                               | □    | □    | △    | △    |
|                          | 1150 | —                               | —    | —    | ○    | ○    |

○ Fully recrystallized    △ Partially recrystallized  
 □ Mostly recrystallized    × Unrecrystallized



Slab reheating temperature : 1250°C  
 Photo. 1. Change in  $\gamma$ -grain in the case of 2-pass hot rolling.

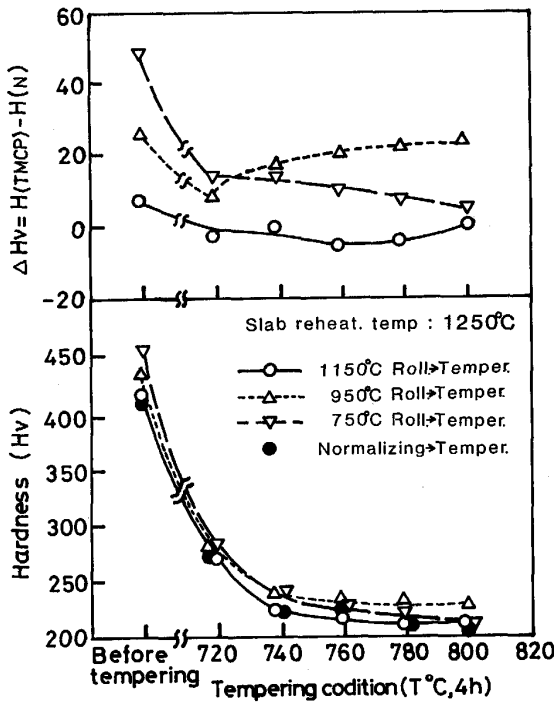


Fig. 2. Relation between hardness after tempering and 2-pass rolling temperature.

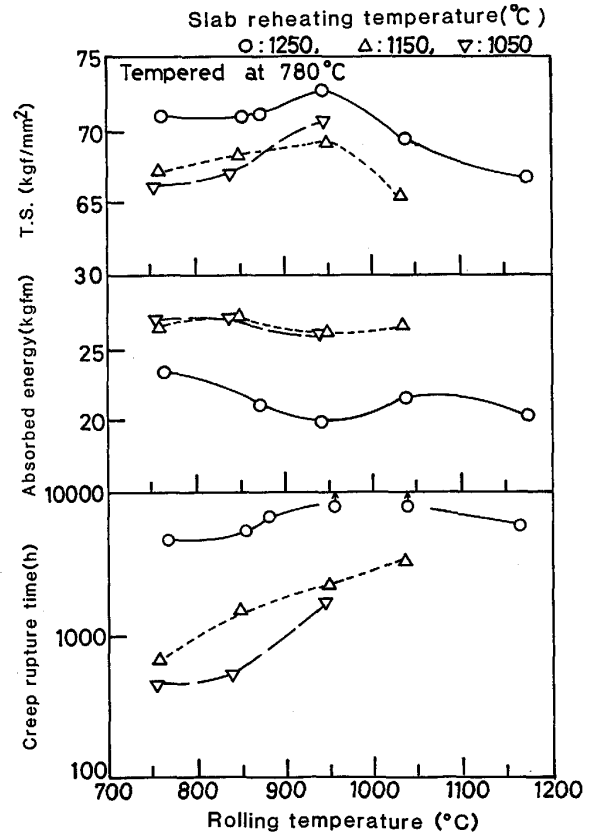


Fig. 4. Effects of hot rolling temperature on mechanical properties (2-pass rolling).

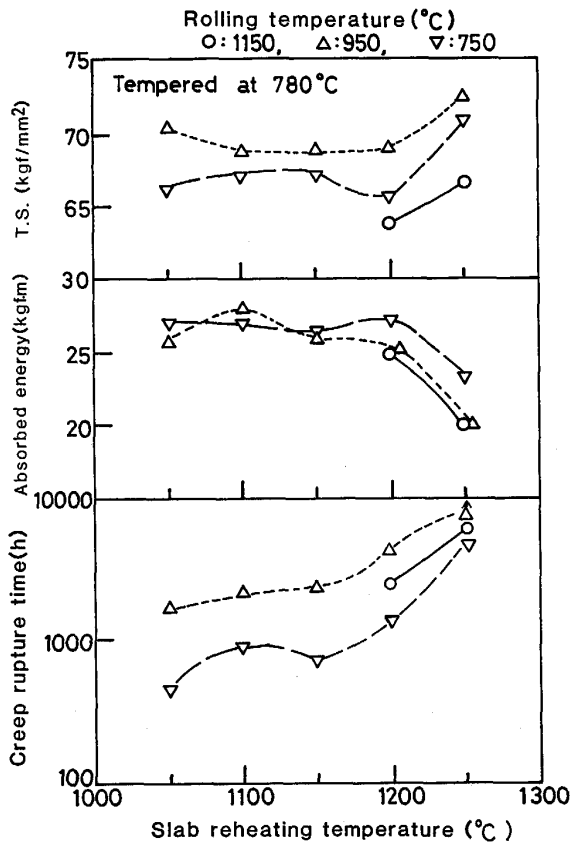


Fig. 3. Effects of slab reheating temperature on mechanical properties (2-pass rolling).

高いほど小さく、1150°C 圧延材では焼ならし材とほぼ同等である。次に焼もどしによる硬さ変化に注目すると、1150°C 圧延材の硬さ変化は焼ならし材とほぼ同等である。また、950 および 750°C 圧延材の硬さは、1150°C 圧延材あるいは焼ならし材よりも高く焼もどし軟化抵抗が大きい。しかし 750°C 圧延材は焼もどし温度がより高くなると急速に軟化し、800°C 焼もどしでは焼ならし材とほぼ同等の硬さにまで低下する。一方 950°C 圧延材は逆に焼もどし温度の上昇に伴い焼ならし材との硬度差が増加するという特徴を示す。したがって TMCP 材では圧延温度により焼もどし軟化挙動が異なり、950°C 圧延により最も高い焼もどし軟化抵抗を示すことがわかる。

### 3・1・4 機械的性質に及ぼす圧延条件の影響

圧延条件と引張強さ、シャルピー吸収エネルギーおよびクリーブ破断時間との関係についてスラブ加熱温度および圧延温度で整理した結果をそれぞれ Fig. 3 および 4 に示す。クリーブ試験条件は 600°C、15 kgf/mm<sup>2</sup> である。まず引張強さはスラブ加熱温度が 1250°C で高い値を示す。一方圧延温度でみると、引張強さはいずれの加熱温度についても 950°C 圧延温度近傍で最も高く

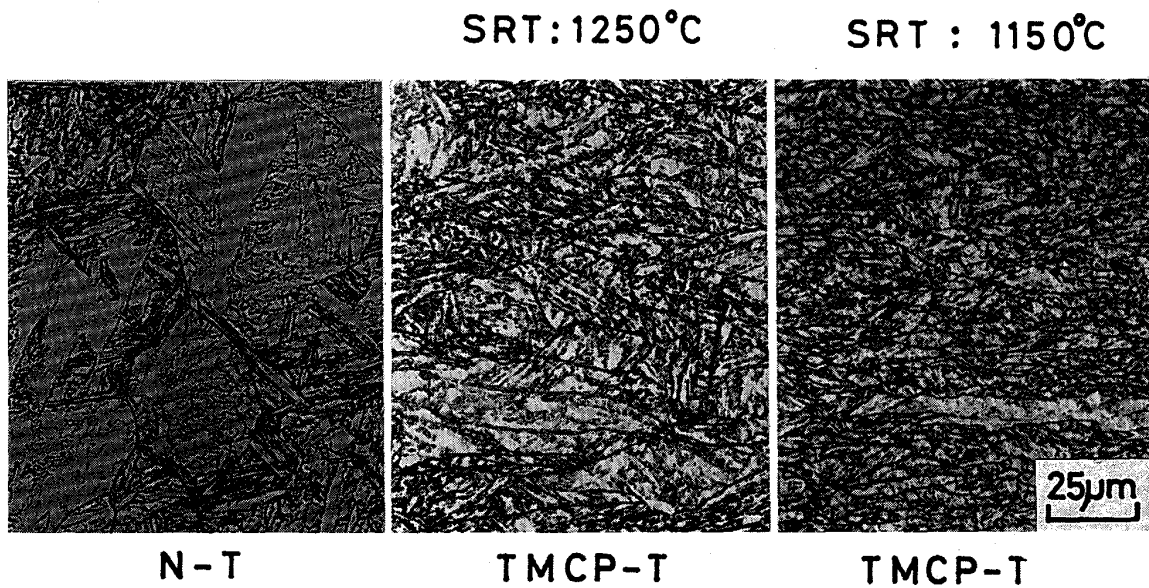
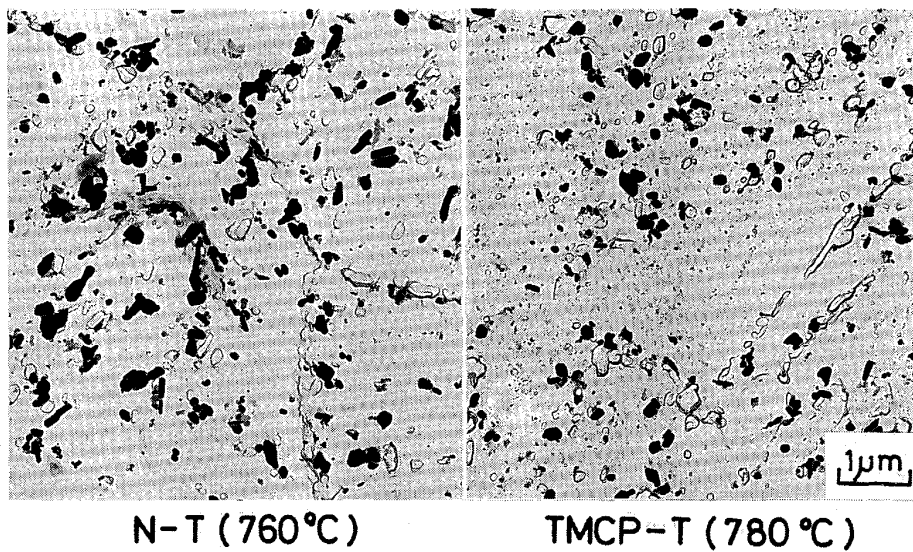


Photo. 2. Change in  $\gamma$ -grain with Slab Reheating Temperature (SRT) in the case of multi-pass rolling.



Slab reheating temperature : 1150°C      Finish rolling temperature : 950°C

Photo. 3. Electron micrographs of the precipitates of N-T and TMCP-T steels by extraction replica (Multi-pass rolling).

なる。シャルピー吸収エネルギーは加熱温度に依存し、1200°C以下ではほとんど変化しないが、1200°Cを超えるとやや低下が大きくなる。クリープ破断時間は本試験条件下ではスラブ加熱温度が高いほど大きくなり、とくに1200°Cを超えると顕著である。またクリープ破断時間は圧延温度にも依存し、圧延温度1000°C以下では圧延温度が低いほどクリープ破断時間は低下する。

### 3.2 多パス圧延実験結果

多パス圧延後の $\gamma$ 粒をN-T材と比較してPhoto. 2

に示す。1150°C加熱材の $\gamma$ 粒は1250°C加熱材に比べてやや小さく、初期 $\gamma$ 粒径の差が現れている。しかし再結晶温度域での圧延により、 $\gamma$ 粒そのものは微細化されておりいずれも焼ならし材よりも $\gamma$ 粒は微細である。

焼もどし後の析出物を抽出レプリカにより観察した結果をPhoto. 3に示す。N-T材と1150°C加熱のTMCP-T材はともに粗大な $M_{23}C_6$ 型析出物が観察されるが、N-T材の方がそのサイズがやや大きい。またTMCP-T材にはNb, Vの炭窒化物と推察される微細

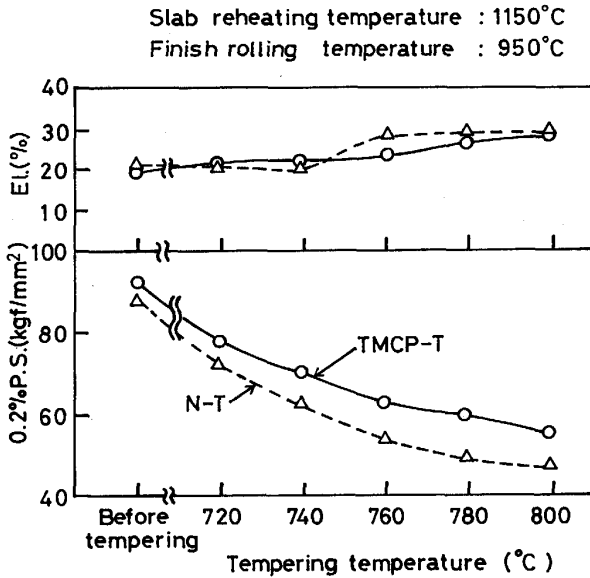


Fig. 5. Comparison of change in mechanical properties by tempering between normalized and TMCP treated steels (Multi-pass rolling).

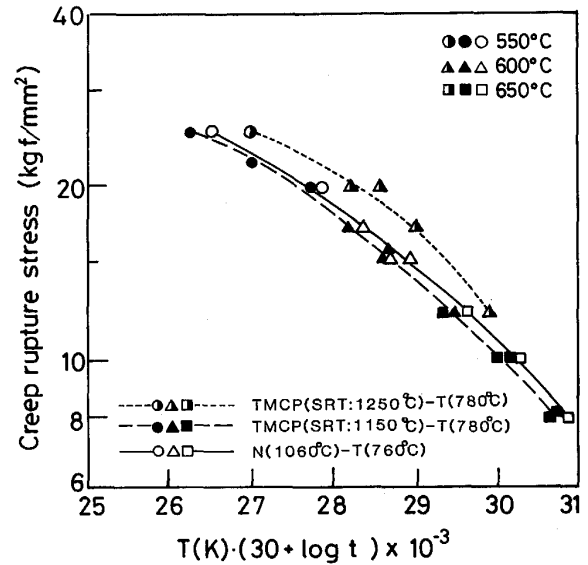


Fig. 7. Effect of slab reheating temperature on creep rupture strength (Multi-pass rolling).

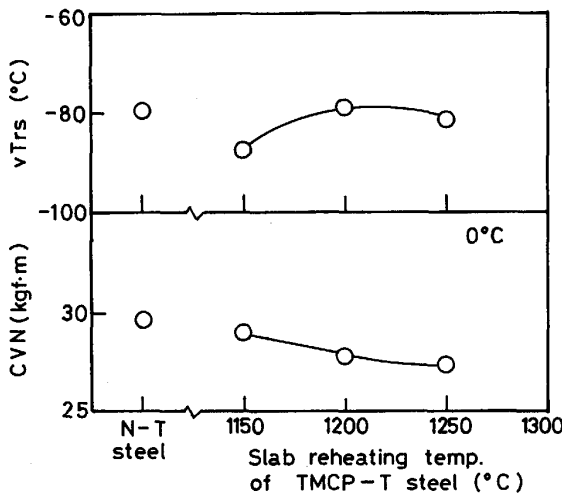


Fig. 6. Effect of slab reheating temperature on toughness (Multi-pass rolling).

な析出物が多く観察されるが N-T 材では少ない。

Fig. 5 に焼もどしによる強度変化を示す。1150°C 加熱の TMCP-T 材は N-T 材よりも焼もどし軟化抵抗が高いことが多パス圧延材についても確認された。次にスラブ加熱温度とシャルピー衝撃特性との関係を Fig. 6 に示す。多パス圧延材ではスラブ加熱温度を上昇させることによる靱性の低下は極めて小さく、いずれの加熱温度でも N-T 材と同等の靱性を示す。クリーブ破断強さを Larson-Miller パラメーターで整理した結果を Fig. 7 に示す。1150°C 加熱の TMCP-T 材は N-T 材とは

ほ同等のクリーブ破断強さを示す。一方 1250°C 加熱の TMCP-T 材のクリーブ破断強さは N-T 材よりもかなり優れており、しかもパラメーター換算で 550°C、100 000 h に相当する条件 (L. M. パラメーター値 =  $28.8 \times 10^3$ ) でも十分に優位性が確保されている。

#### 4. 考 察

本鋼への TMCP の適用により、クリーブ破断強さの向上および焼もどし軟化抵抗の上昇が実現される。焼もどし軟化抵抗の上昇は焼もどし温度の高温化を可能とし、そのために溶接施工時の後熱処理による母材強度の変化が小さく<sup>9)</sup>、しかも後熱処理条件が拡大されるため溶接施工性の改善、溶接部の信頼性の向上が期待される。そこでクリーブ破断強さの向上および焼もどし軟化抵抗の上昇のための冶金的因子および適正な圧延条件について、TMCP-T の各段階ごとに考察する。

##### 4.1 スラブ加熱温度の影響

Fig. 3 および 7 に示すように、スラブ加熱温度の上昇はクリーブ破断強さを向上させる。また Fig. 1 に示すように、加熱温度の上昇は  $\gamma$  粒を粗大化させるとともに合金元素とくに Nb の固溶を促進する。したがってスラブ加熱温度の上昇に伴うクリーブ破断強さの向上には  $\gamma$  粒の粗大化あるいは Nb の固溶が有効に作用していると考えられ、以下に考察を加える。

拡散クリーブが支配的となるクリーブ条件下では、結晶粒の粗大化によりクリーブ破断強さが上昇することはよく知られている<sup>11)</sup>。しかし Photo. 2 および Fig. 7 に

示すように、多パス圧延実験においては再結晶温度域での圧延により結晶粒の微細化が促進されるため TMCP-T 材の  $\gamma$  粒径の加熱温度依存性は比較的小さいにもかかわらず、クリーブ破断強さの加熱温度依存性は大きい。また TMCP-T 材は N-T 材よりも細粒であるにもかかわらず 1250°C 加熱の TMCP-T 材のクリーブ破断強さは N-T 材よりも優れている。従ってスラブ加熱温度の上昇によるクリーブ破断強さの向上に対する  $\gamma$  粒径の影響は小さいと考えられる。

Nb は焼もどし時あるいはクリーブ過程で炭窒化物を生成しクリーブ破断強さの向上に寄与する<sup>12)</sup>。しかし Fig. 1 に示すように Nb の固溶がほぼ完了する温度は約 1200°C であり、従来の焼ならしではかなりの量が未固溶のままである。加熱時の未固溶 Nb の存在は  $\gamma$  粒の粗大化抑制には有効であるが、その後の焼もどしおよびクリーブ過程での析出強化作用は小さくなる。これに対し TMCP 材では圧延途上での析出を考慮しても、スラブ加熱温度が 1200°C 以上では焼ならし材に比べて焼もどし前の固溶 Nb 量が多く、その後の焼もどしおよびクリーブ過程での析出強化に有効に作用しクリーブ破断強さの向上をもたらしたものと推察される。

#### 4.2 圧延過程の変化

Table 2 および Photo. 1 に示したように、約 1000°C 以上の再結晶温度域での圧延により  $\gamma$  粒は微細化され、このことは以下に示すように靱性の改善に寄与すると考えられる。まず Fig. 3 に示す 2 パス圧延実験結果によれば、スラブ加熱温度 1250°C 材のシャルピー吸収エネルギー値は低温加熱材に比べて低下している。この原因としては強度レベルの影響も考えられるが、 $\gamma$  粒の粗大化が一因と判断される。一方 Fig. 6 に示す多パス圧延実験結果によればスラブ加熱温度 1250°C 材の靱性低下は極めて小さく、また Photo. 2 に示したように多パス圧延実験材では  $\gamma$  粒が小さいことから、再結晶温度域での圧延による  $\gamma$  粒の微細化効果により靱性が確保されたものと考えられる。

一方約 1000°C 以下は未再結晶温度域であるが、Fig. 2 および 4 に示すように高温域圧延材と低温域圧延材では焼もどし軟化挙動やクリーブ破断強さに変化する。すなわち高温未再結晶温度域である 950°C 圧延材は高い焼もどし軟化抵抗を示すのに対し、低温未再結晶温度域である 750°C 圧延材は逆に軟化が加速される。またクリーブ破断強さは低温圧延材ほど低下する。この原因としては未再結晶温度域での組織の回復に起因すると推察される。そこでこの点を明確にするために以下の検討を行った。

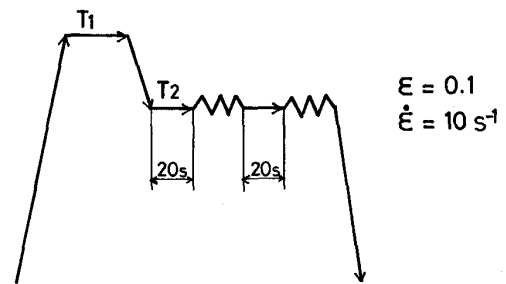


Fig. 8. Hot working schedule of interrupted compression testing.

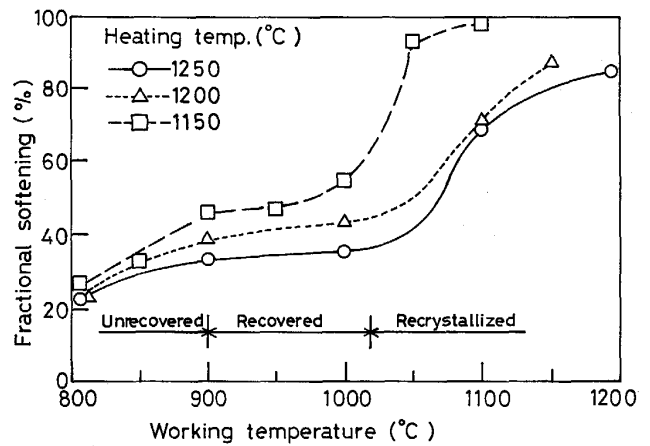


Fig. 9. Relation between fractional softening and working temperature showing the level of recovery and recrystallization of austenite.

供試鋼に Fig. 8 に示す条件で 2 パスの圧縮加工熱履歴を与え、それぞれの圧縮時の応力-歪み曲線を求めた。1 回目の加工後の組織の回復あるいは再結晶の進行度合いに応じて、2 回目の加工時の 0.2% offset 耐力 (YS) は変化する。そこで 1 回目の加工時の YS および加工中断時の応力をそれぞれ  $YS_1$  および  $FS$ 、また 2 回目の加工時の YS を  $YS_2$  とすると、(1) 式により定義される軟化度から回復と再結晶の進行度合いを推定することが可能となる<sup>13)</sup>。

$$\text{軟化度}(\%) = (FS - YS_2) / (FS - YS_1) \times 100 \dots (1)$$

本手法により求めた結果を Fig. 9 に示す。いずれの加熱温度についても加工温度が 1000°C を超えると軟化度が急激に大きくなる。この変化は  $\gamma$  の再結晶に基づくものであり、Table 2 の圧延実験結果ともよく一致する。一方 1000°C 以下の加工温度では加工温度の上昇に伴い軟化度がわずかながら上昇しており、加工組織の回復に対応する。さらに約 900~1000°C 加工温度域に軟化度が一定となる領域が存在する。これは回復がほぼ完了したことに対応すると考えられる<sup>13)</sup>。

以上の検討によれば、高い焼もどし軟化抵抗を示す 950°C 圧延材はかなり回復の進行した加工  $\gamma$  からマルテンサイト相へ変態したものである。したがって得られるマルテンサイト相は  $\gamma$  中に残存する加工転位を引き継ぎ<sup>14)</sup>、しかもマルテンサイトの下部組織は微細化される<sup>15)</sup>。そのため焼もどし時の析出サイトが増加し、Photo. 3 に示すように微細な析出物が増加しこれが焼もどし軟化抵抗の上昇に寄与したものと推察される<sup>8)16)</sup>。一方 750°C 圧延材はまだ回復が十分に進行していない加工  $\gamma$  からのマルテンサイト変態である。したがって焼もどし温度が上昇するにともない急速に回復が進行するものと考えられる。

未再結晶温度域での加工によりクリーブ破断強さが低下するのは、上述のように熱間加工組織がまだ残存しているためにクリーブ過程とくに遷移クリーブの変形を促進する<sup>17)</sup> ことによると考えられる。クリーブ破断強さの確保のためにはもちろん未再結晶温度域での加工を回避すればよい。しかし Fig. 4 に示すように、本鋼の通常の使用温度条件では、回復がほぼ完了した高温未再結晶温度域での加工によるクリーブ破断強さへの悪影響は比較的小さいと判断される。さらに Fig. 7 に示すようにスラブ加熱温度を高くすることによりクリーブ破断強さは改善され、550~600°C で 100 000 h に相当する条件でもその優位性は維持されている。したがって TMCP-T 材は長時間の安定性にも優れていると判断されるが、今後さらに長時間データの蓄積が必要である。

#### 4.3 9Cr-1Mo-V-Nb 鋼への TMCP-T 工程の適用効果

これまでに述べたように 9Cr-1Mo-V-Nb 鋼へ TMCP-T 工程を適用することによりクリーブ破断強さを向上させ、また焼もどし軟化抵抗を上昇させることが可能である。その冶金的因子としては、結晶粒の著しい粗大化を招くことなく合金元素とくに Nb の固溶を促進できること、また高温未再結晶温度域での加工を利用し焼もどし時の析出を微細にすることである。従って、これらの手法は析出物制御による特性改善であり、耐熱鋼である本鋼への TMCP 適用は有効と考えられる。また本鋼は TMCP 条件により組織や機械的性質を制御でき、構造物の使用条件に応じた材質の作込みが可能である。

## 5. 結 言

9Cr-1Mo-V-Nb 鋼の圧延条件とオーステナイト相の再結晶、合金元素の固溶挙動および焼もどし後の機械的性質との関係を調べ、加工熱処理による機械的性質改善

のための冶金的因子および圧延条件を検討し、次の結論を得た。

(1) スラブ加熱温度の上昇により Nb の固溶が促進され、クリーブ破断強さが向上する。とくに 1 200°C 以上の加熱でその効果は顕著となる。

(2) 熱間圧延中の  $\gamma$  相の再結晶下限温度は約 1 000°C であり、再結晶温度域での圧延により  $\gamma$  粒は微細化され靱性が改善される。

(3) 900°C 以上の高温未再結晶温度域での圧延材は回復がほぼ完了している。この温度域での圧延は焼もどし時の微細析出を促進し、焼もどし軟化抵抗が上昇する。

(4) 900°C 以下の低温未再結晶温度域での圧延材は回復が未完了である。この温度域での過度の加工は、逆に焼もどし時やクリーブ過程での回復を促進し引張強さやクリーブ破断強さを低下させる可能性がある。

(5) 本鋼は加工熱処理により析出物制御による組織や機械的性質の改善が可能であり、構造物の使用条件に応じた材質の作込みが可能である。

## 文 献

- 1) V. K. SIKKA, M. G. COWGILL and B. W. ROBERTS: Proc. of Topical Conference of Ferritic Alloys for Use in Nuclear Energy Tech., Snowbird, Utah (1983 年 6 月), p. 413
- 2) 田中智夫: 日本金属学会会報, **17** (1978), p. 104
- 3) I. TAMURA, C. OUCHI, T. TANAKA and H. SEKINE: Thermomechanical Processing of High Strength Low Alloy Steels (1988)[Butterworths]
- 4) 森山 康: 新しい製造法による鋼材 (TMCP 鋼) の溶接構造物への適用に関するシンポジウム (日本造船学会編) (1983), p. 1
- 5) 土田 豊, 山場良太, 山口勝利, 橋本勝邦, 武田鉄次郎, 岡本健太郎: 材料とプロセス, **2** (1989), p. 1724
- 6) 佐藤光司, 渡辺力蔵: 耐熱金属材料第 123 委員会研究報告, **30** (1988), p. 51
- 7) 松崎明博, 岡 裕, 志賀千見, 中川一郎: 材料とプロセス, **1** (1988), p. 919
- 8) 松崎明博, 劉 興陽, 齊藤良行, 志賀千見: 材料とプロセス, **1** (1988), p. 1763
- 9) 松崎明博, 齊藤良行, 山浦晃央, 増子 修, 志賀千見, 劉 興陽: 材料とプロセス, **2** (1989), p. 764
- 10) 横井 信, 門馬義雄: 鉄と鋼, **65** (1979), p. 831
- 11) 平 修二, 大谷隆一: 材料の高温強度論 (1980), p. 2 [オーム社]
- 12) 藤田利夫: 熱処理, **27** (1987), p. 4
- 13) R. A. P. DJAIC and J. J. JONAS: J. Iron Steel Inst., **210** (1972), p. 256
- 14) H. MORIKAWA and T. HASEGAWA: Proc. of Symp. on Accel. Cool. Steel (1988), p. 83
- 15) I. TAMURA, K. TSUZAKI and T. MAKI: Proc. of Int. Conf. on Martensitic Transformations (ICOMAT-82), Leuven, Belgium (1982), p. c4. 551
- 16) 松崎明博, 齊藤良行, 渡辺 修, 志賀千見: 鉄と鋼に投稿予定
- 17) 阿部富士雄, 中沢静夫, 荒木 弘, 野田哲二: 耐熱金属材料第 123 委員会研究報告, **30** (1988), p. 17