

© 1991 ISIJ

論 文

9Cr-1Mo-V-Nb 鋼溶接熱影響部のクリープ
破断強度に及ぼす窒素量と焼もどし処理の
影響伊勢田敦朗*・榎木 義淳*・吉川 州彦*²Effects of Nitrogen Content and Tempering Treatment on Creep Rupture
Properties of 9Cr-1Mo-V-Nb Steel with Simulated HAZ Heating

Atsuro ISEDA, Yoshiatsu SAWARAGI and Kunihiko YOSHIKAWA

Synopsis:

Creep rupture properties of 9Cr-1Mo-V-Nb steel welded joints change with chemical compositions and heat treatments. Therefore, simulated HAZ heating below or over A_{c1} temperature of 830°C was conducted in order to investigate microstructural changes of welded joints of the steel. Effects of nitrogen contents and tempering treatments on hardness and creep rupture properties were discussed. The results are summarized as follows.

(1) Hardness and creep rupture strength of the steel heated at 850°C (simulated HAZ heating) decreased significantly after post-weld heating at 740°C for 5 h. It was confirmed that recovery and softening of martensitic structure were accelerated by partially γ -transformed heating just over A_{c1} temperature.

(2) On the above simulated HAZ heating, finely dispersed Vanadium Nitride (VN), which increased in amount by addition of nitrogen, was observed. These precipitates were confirmed to retard recovery, and to improve creep rupture strength effectively.

(3) In case of relatively low temperature tempering at 620°C , excess free carbon and nitrogen precipitated as fine VN and $M_{23}C_6$ during simulated HAZ heating and post-weld heat treatment. These precipitates were confirmed to improve creep rupture strength.

Key words: heat resistant steel; 9wt%Cr steel; creep rupture strength; hardness; recovery; softening; nitrogen; precipitation; carbide; nitride; HAZ.

1. 緒 言

米国で開発された 9Cr-1Mo-V-Nb 鋼¹⁾は、既存の 9Cr 鋼の中では最も高い高温強度を有する材料であり、ASME および ASTM に規格化され^{2,3)}、ボイラ用過熱器管、再熱器管として、国内外のボイラに適用されている⁴⁾。また、最近では国内初の超超臨界圧ボイラ用大径厚肉管として採用されるとともに、高速増殖炉用耐熱材料として、国家的研究も進められている⁵⁾。

ところで、本鋼の特徴は、V、Nb および窒素添加による析出強化を積極的に活用していることである。これまでに、実用化研究を含め、クリープ強度や、靱性、長時間加熱後の機械的性質に及ぼす熱処理条件、合金元素、

加工条件の影響について、多くの報告がある^{4)~11)}。しかし、溶接継手に関する報告は少ない。最近の報告では、本鋼の溶接継手のクリープ破断試験において、しばしば溶接熱影響部で破断が生じ、継手の強度が母材に比べ低くなることが報告されている¹⁰⁾。実用上は、設計において種々の対策が行われているが、強度低下の原因については、まだ明らかにされていない。

本報告では、9Cr-1Mo-V-Nb 鋼の溶接熱影響部相当の加熱試験により、硬さとクリープ破断強度に及ぼす窒素量と熱処理条件の影響について調査した。その結果から、本鋼の溶接部の微視組織変化と諸特性の関係について考察した。

平成元年 9 月本会講演大会にて発表 平成 2 年 7 月 25 日受付 (Received July 25, 1990)

* 住友金属工業(株)鉄鋼技術研究所 (Iron & Steel Research Laboratories, Sumitomo Metal Industries, Ltd., 1-8 Fuso-cho Amagasaki 660)

*² 住友テクノリサーチ(株) (Sumikin Techno Research, Ltd.)

2. 実験方法

Table 1 に、供試材の化学成分を示す。0.1C-9Cr-1Mo-0.2V-0.08Nb（組成は wt%）を基本組成とし、窒素添加量を変化させた。A～D 鋼は 150 kg 真空溶解後、熱間鍛造により厚さ 20×幅 200×長さ 400 (mm) の板に加工した。また、E 鋼と F 鋼は、50 t 電気炉溶解、分塊鍛造、熱間圧延により、厚さ 25×幅 1000×長さ 11000 (mm) の板とした。熱処理としては、1050°C×1 h 空冷焼ならし後、620、780°C×1 h 空冷焼もどし処理を行った。

溶接熱影響部（HAZ と称す）相当材の硬さとクリープ破断強度に及ぼす窒素添加量の影響を明らかにするため、A～F 鋼について Fig. 1(a) に示す HAZ 相当加熱を行った。加熱条件は、1250～800°C×15 min 空冷処理とした。ここで、15 min の保持は、組織を均一にし、成分の影響を明確にするためである。また、溶接後熱処理（PWHT と称す）として、740°C×5 h 空冷処理を行った。

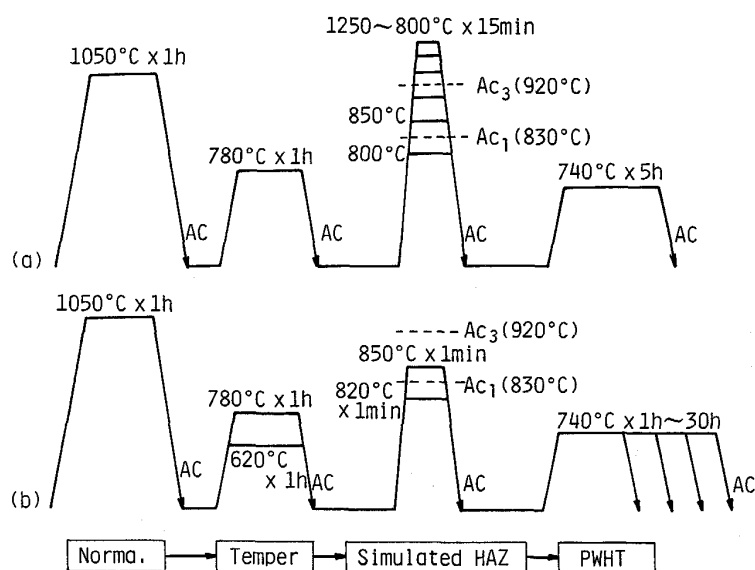
つぎに、焼もどし温度の影響を明らかにするため、標準窒素量の C 鋼（0.043 wt% N）について、1050°C×

1 h 空冷焼ならし後、780 および 620°C×1 h 空冷焼もどし処理を行った。Fig. 1(b) に示す HAZ 相当加熱試験は、直径 13 mm、長さ 130 mm の丸棒試験片を用い、直接通電加熱（均熱帯約 10 mm）により行った。加熱条件は、後述するように軟化の最も顕著な Ac_1 点（約 830°C）直上の 850°C と、比較として Ac_1 点直下の 820°C において、1 min 保持後空冷とした。さらに、PWHT は、740°C×1～30 h 空冷とした。

これらの母材（焼ならし焼もどし）および HAZ 相当材について、PWHT 前後の硬さを測定した。組織調査として、光顕および透過電顕組織観察を行った。また、析出物の定量として、非水溶媒抽出残渣の化学分析と、X 線回折による同定を行った。析出物の抽出は、10% アセチルアセテート-メタノール溶液中で、10 mA/cm²×20 h の定電流条件で実施した。また、析出物中の窒素分析には、ブロムエステル溶液により抽出した残渣を用いた。クリープ破断試験には、直径 6 mm、標点間距離 30 mm の丸棒引張試験片を用いた。直接通電加熱材では、標点間の中央部に HAZ 相当加熱の均熱部（約 10 mm）がはいるようにした。

Table 1. Chemical compositions (wt%).

Steel	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V	Nb	Sol. Al	N
A	0.10	0.24	0.48	0.002	0.004	0.09	8.62	1.02	0.20	0.08	0.003	0.003
B	0.10	0.27	0.45	0.007	0.004	0.09	8.61	1.02	0.20	0.08	0.005	0.025
C	0.10	0.27	0.43	0.005	0.002	0.06	8.60	1.02	0.21	0.08	0.014	0.043
D	0.11	0.25	0.44	0.002	0.004	0.09	8.54	1.02	0.20	0.08	0.010	0.052
E	0.10	0.39	0.41	0.013	0.001	0.06	8.77	0.98	0.20	0.09	0.008	0.052
F	0.09	0.38	0.38	0.007	0.001	0.06	8.57	0.93	0.21	0.08	0.016	0.062
ASTM SA213-T91	0.08/0.12	0.20/0.50	0.30/0.60	≤0.020	≤0.010	≤0.40	8.00/9.50	0.85/1.05	0.18/0.25	0.06/0.10	≤0.04	0.030/0.070



(a) Effect of nitrogen content
(b) Effect of tempering treatment

Fig. 1. Simulated HAZ heating test conditions.

3. 実験結果

3.1 硬さとクリープ破断強度に及ぼす窒素量の影響

Fig. 2 に、HAZ 相当材の PWHT (740×5 h 空冷) 後の硬さと加熱温度の関係を示す。供試材の A_{c1} 点は約 830°C、 A_{c3} 点は約 920°C である。 A_{c1} 点以上の加熱では、いずれも加熱温度の上昇とともに硬さが高くなる。 A_{c1} ~ A_{c3} 点温度の加熱では、高温ほど γ 変態する割合が増加し、かつ炭窒化物の固溶が促進されるため、冷却後の硬さも上昇すると考えられる。 A_{c3} 点以上では、完全に γ 変態し、さらに炭窒化物の固溶が促進される結果、硬いマルテンサイト組織になると考えられる。いずれの鋼でも、最も軟化しているのは、 A_{c1} 点直上の 850°C 加熱の場合である。また、窒素量が高いほどこの最軟化硬さが高くなる傾向にある。しかし、1250°C および 850°C 加熱を除きその他の温度の加熱では、比較的窒素量による硬さの差が小さい。また、母材も PWHT 後の硬さの差は小さい。1250°C 加熱の場合は、固溶窒素量の多い高窒素鋼の硬さが高くなることが推察される。ただし、0.003 wt% N 鋼 (A 鋼) は、1250°C 加熱により、 δ -フェライトを生成し、硬さが低くなったと考えられる。他鋼は、いずれもマルテンサイト単相組織であることを確認している。

本結果から、 A_{c1} 点直上加熱材の PWHT による軟化が最も大きく、また、窒素量が高いほど HAZ 軟化が大きくなることがわかる。

Fig. 3 に、焼ならし焼もどしまの母材と、PWHT

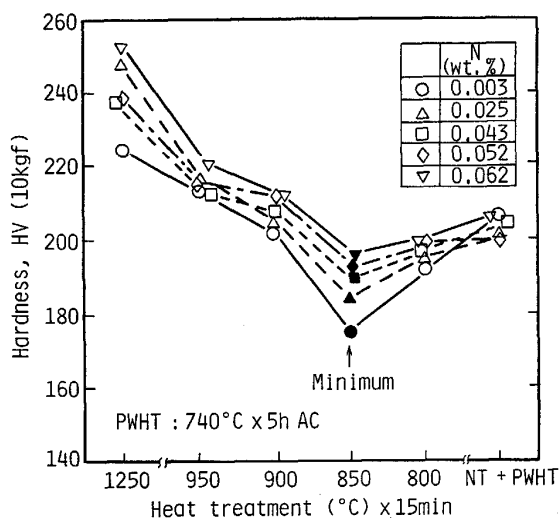


Fig. 2. Softening behavior of simulated HAZ after Post-Weld Heating (PWHT) at 740°C for 5 h. Steels were tempered at 780°C for 1 h before heating.

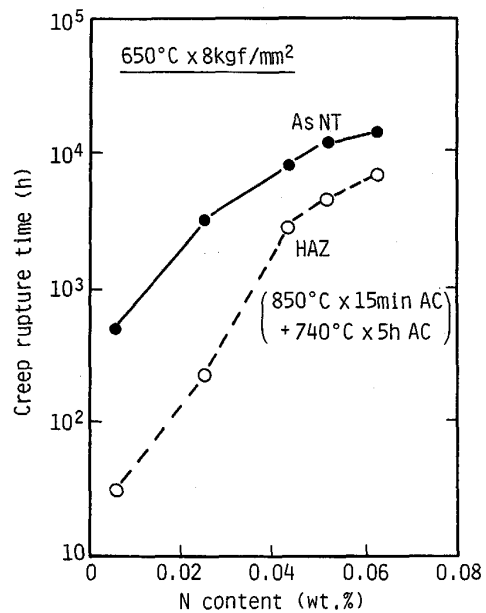


Fig. 3. Effect of nitrogen content on creep rupture time of base metal and simulated HAZ crept at 650°C and 8 kgf/mm².

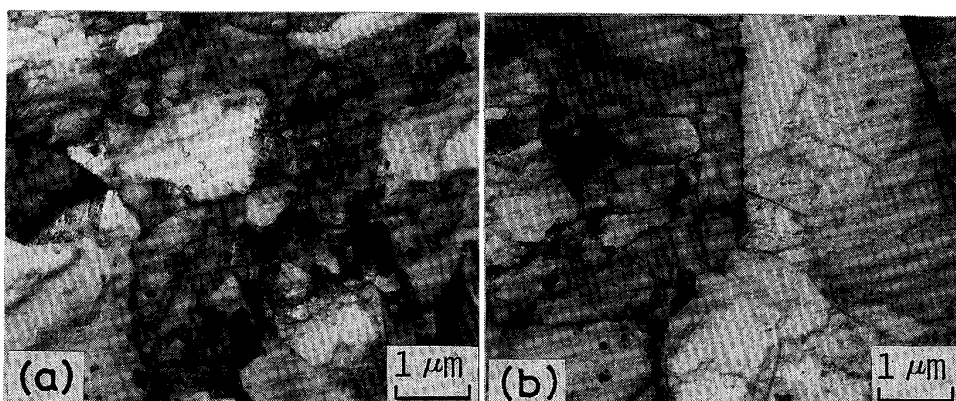
を行った HAZ 相当材の、650°C×8 kgf/mm² におけるクリープ破断時間と窒素量の関係を示す。いずれも窒素量の増加とともに、破断時間は長くなる。HAZ 相当材は、母材に比べ強度が低い。しかし、高窒素鋼の HAZ 相当材は、低窒素鋼の母材よりクリープ破断時間が長く、窒素添加の効果が認められる。

3.2 窒素量を変化させた HAZ 相当材の組織

窒素量と HAZ 相当材の硬さ、クリープ破断強度の関係について金属組織の観点から調査した。

Photo. 1 に、0.052 wt% N 鋼 (D 鋼) と 0.025 wt% N 鋼 (B 鋼) の HAZ 相当材 PWHT 後の薄膜電顕組織を示す。いずれの鋼も回復の著しい焼もどしマルテンサイト単相組織であるが、粗いラス組織 (等軸フェライトに近い組織) と細かなラス組織の二つの領域が混在している。また、いずれの鋼でも、等軸フェライト化した大きなフェライト粒内 (未変態領域) は、転位密度が低く、ラス境界や、旧 γ 粒界以外のラス内に粗大化した析出物が多い。全体として、低窒素鋼のほうが、組織の等軸フェライト化が顕著である。

一方、細かなラス組織では、転位密度が比較的高い。この細かいラス組織は、850°C の HAZ 相当加熱で γ 変態し、冷却中にフレッシュ・マルテンサイトになった領域と考えられる。いずれもラス構造の回復軟化により、セル構造に変化しているが、低窒素鋼の方が、より等軸フェライト化が顕著と判断される。



Post-weld heated at 740°C for 5 h

(a) Steel D, 0.052 wt%N (b) Steel B, 0.025 wt%N

Photo. 1. Transmission electron micrographs of simulated HAZ heated at 850°C for 15 min.

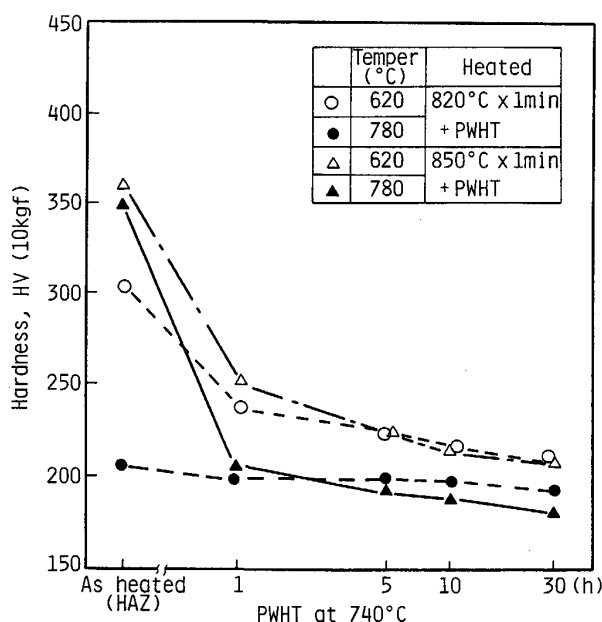


Fig. 4. Softening behavior of simulated HAZ. Steel C with 0.043 wt%N was tempered at 620 and 780°C for 1 h before heating.

3.3 硬さとクリープ破断強度に及ぼす焼もどし温度の影響

Fig. 4 に、0.043 wt%N 鋼 (C 鋼) の 620°C および 780°C 焼もどし材について、 A_{c1} 点近傍に加熱した HAZ 相当材の PWHT に伴う軟化挙動を示す。780°C 焼もどし材では、Fig. 2 の結果のように、850°C 加熱材の軟化が大きい。また、820°C 加熱材の軟化量は小さい。

一方、620°C 焼もどし材では、820°C 加熱ままで約 HV300 と高く、PWHT に伴って軟化する。850°C 加熱ままだでは 780°C 焼もどしと同等であるが、その後の軟化挙動が異なる。二つの HAZ 相当材の 740°C × 5 h 以

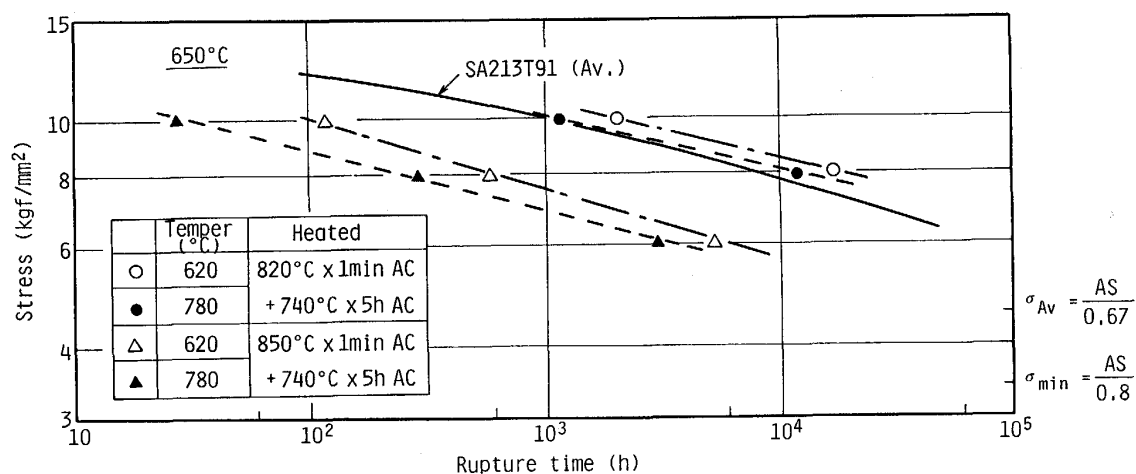
降の硬さは、ほぼ同じであり、いずれも 780°C 焼もどし材より硬さが高い。すなわち、620°C 焼もどし材は、HAZ 相当加熱材の PWHT に伴う軟化が抑制される。

Fig. 5 に、HAZ 相当材のクリープ破断試験結果を示す。820°C 加熱材のクリープ破断強度は、780°C 焼もどし材に比べ、620°C 焼もどし材の方がやや高いものの、いずれも母材の平均強度なみである。一方、850°C 加熱材の強度は、いずれも母材に比べ低い。しかし、780°C 焼もどし材に比べて、620°C 焼もどし材の方が、短時間側では強度低下が小さい。また、650°C × 8 kgf/mm² のクリープ破断時間は、Fig. 3 の結果に比べかなり短い。この理由は、直接通電加熱による HAZ 軟化部 (約 10 mm) にクリープ変形が集中し、早期にくびれを生じて破壊したためと考えられる。Fig. 3 は試験片全体が HAZ 相当組織で、比較的長い均一変形の後、くびれを生ずることを確認している。

3.4 HAZ 相当材の組織と焼もどし温度の影響

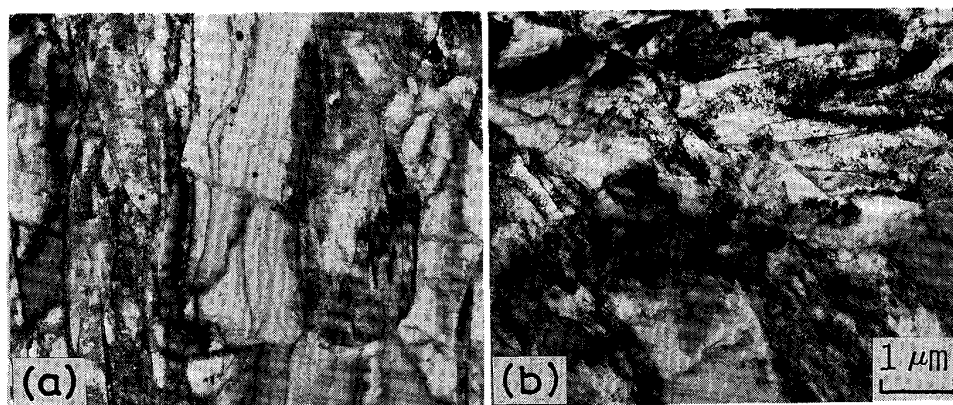
Photo. 2 に 850°C 加熱ままの HAZ 相当材の電顕組織を示す。いずれの鋼にも、転位密度の高いフレッシュマルテンサイトの領域 (γ 変態領域) と、転位密度の低い未変態領域が認められる。未変態領域の組織を比較すると、620°C 焼もどし材に比べ、780°C 焼もどし材の転位密度はかなり低く、等軸フェライト化している。また、780°C 焼もどし材には粗大析出物が多数認められる。

Photo. 3 に、HAZ 相当材 γ 変態領域の PWHT 後の電顕組織を示す。780°C 焼もどし材に比べ、620°C 焼もどし材は、比較的回復が遅くラス構造を残している。また、ラス内の析出物が多いのが特徴である (Photo. 3 (b))。この析出物は、 $M_{23}C_6$ と同定された。以上の組織観察の結果から、620°C 焼もどしの方が、HAZ 相当材の PWHT に伴う組織の回復軟化が小さいと判断でき



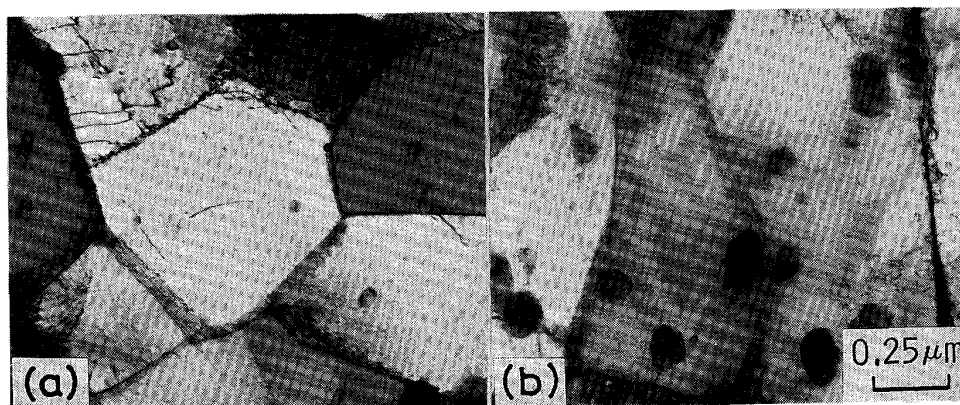
AS : Allowable tensile stress (ASME standard)

Fig. 5. Effect of tempering temperature on creep rupture properties of simulated HAZ (Steel C with 0.043 wt%N) after post-weld heating at 740°C for 5 h.



(a) Tempered at 780°C (b) Tempered at 620°C

Photo. 2. Transmission electron micrographs of simulated HAZ (Steel C, 0.043 wt%N) after heating at 850°C for 1 min.



(a) Tempered at 780°C (b) Tempered at 620°C

Photo. 3. Transmission electron micrographs in γ -transformed region during simulated HAZ heating. Steel C with 0.043 wt%N was post-weld heated at 740°C for 5 h.

る。

3.5 HAZ 相当材の微細析出物の挙動

Fig. 6 は、窒素量を変化させた母材 (780°C 焼もどし材) の、抽出残渣中の V および Nb 量と窒素添加量の関係である。窒素添加量の増加とともに、抽出残渣中の V 量が増加する。Nb は低窒素 (0.003 wt%N) でも、添加量のほとんどが析出しており、抽出 Nb 量は窒素添加量によらずほぼ一定である。したがって、窒素添加に

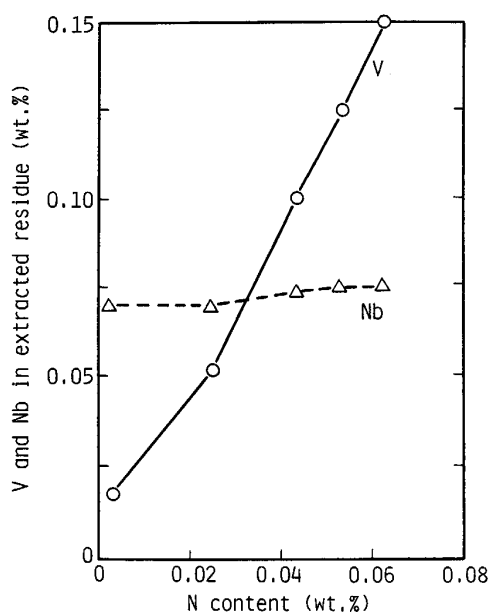


Fig. 6. Relationship between nitrogen content and amount of vanadium and niobium in the extracted residues of base metal after tempering at 780°C for 1 h.

よって増加する V 析出物は、VN に近い組成と考えられる (以下、VN と略す)¹²⁾。高 Cr 鋼の VN は、安定で長時間強度に有効であることから¹³⁾、窒素添加による、HAZ 相当材の軟化の抑制とクリープ破断強度の向上は、窒素添加とともに析出量の増加する VN が寄与していると考えられる。

Fig. 7 に、0.062 wt%N 鋼 (F 鋼) について、850~1250°C × 15 min 加熱した HAZ 相当材の抽出残渣分析結果を示す。M₂₃C₆ を構成する Fe, Cr, Mo は、850°C 加熱において、焼もどしま材の約 40% が、再固溶していると判断される。また、Ac₃ 点直上の 950°C 加熱では、ほとんど固溶する。抽出 Nb 量は、950°C 以上で減少するが、依然未固溶 Nb (C, N) が多いと判断される。

一方、抽出 V 量は、850°C 以上で温度上昇とともに減少し、1050°C でほとんど完全に固溶する。これまでの結果から、窒素量の高い鋼の方が、高温まで VN が多く存在すると推察される。したがって、Ac₁ 点直上加熱では、高窒素添加鋼ほど、著しい組織の回復軟化が抑制されるものと推察される。

つぎに、焼もどし温度の影響について検討する。Fig. 8 に、0.043 wt%N 鋼 (C 鋼) の母材および PWHT 前後の HAZ 相当材の抽出残渣分析結果を示す。780°C 焼もどし材では、焼もどし処理により、十分に炭窒化物が析出しており、850°C × 1 min HAZ 相当加熱および PWHT に伴う残渣量の変化が少ない。Fig. 7 の結果と異なり、Ac₁ 点直上の 850°C 加熱において、炭窒化物の固溶量が少ない。これは、均熱時間と窒素添加量の差

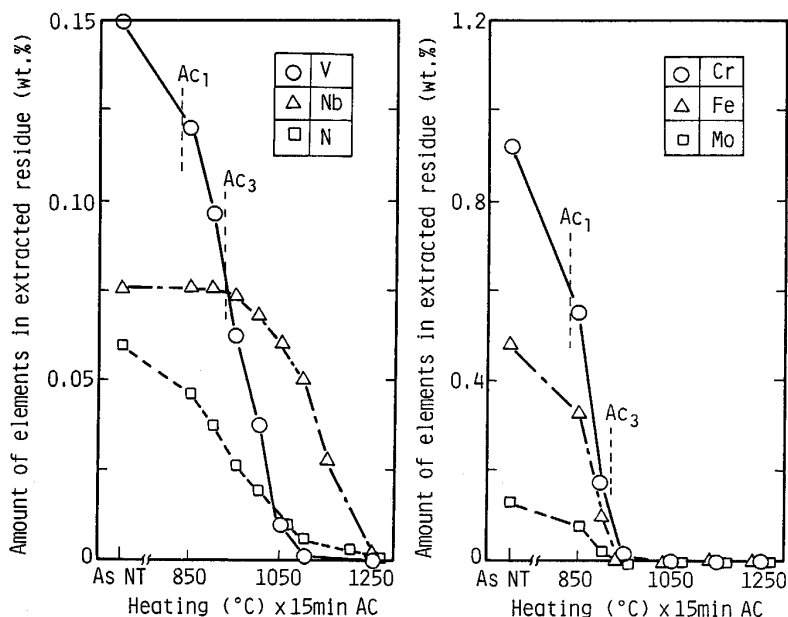


Fig. 7. Variation in amount of alloying elements in the extracted residues after simulated HAZ heating. Steel F with 0.062 wt%N was tempered at 780°C for 1 h before heating.

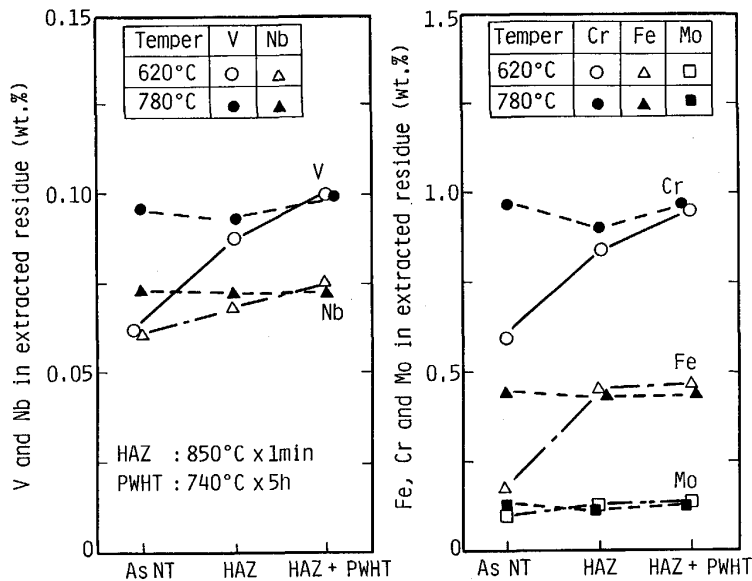


Fig. 8. Variation in amount of alloying elements in the extracted residues of base metal and simulated HAZ (Steel C, 0.043 wt%N).

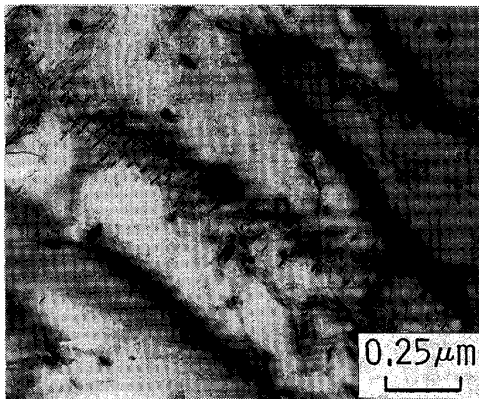


Photo. 4. Fine precipitates in γ -transformed region during simulated HAZ heating at 850°C for 15 min. Steel C with 0.043 wt%N was tempered at 620°C for 1 h before heating and post-weld heated at 740°C for 5 h.

異によると考えられる。620°C 焼もどし材では、母材の抽出量が、780°C 焼もどし材の半分程度で、HAZ 相当加熱、PWHT 中に、新たに析出している。PWHT 後の抽出量は、およそ 780°C 焼もどし材なみで、析出がほぼ完了したものと判断される。特に、620°C 焼もどし材では、V が HAZ 相当加熱と PWHT 中に VN として顕著に析出することが特徴である。Photo. 4 に示すように、620°C 焼もどした HAZ 相当材 (PWHT 後) には、微細な VN を確認している。これらの結果から、620°C 焼もどし材では、加熱中の VN や $M_{23}C_6$ の析出 (Photo. 3(b)) が、組織の回復軟化を抑制していると判断される。

4. 考 察

4.1 HAZ 軟化と微視組織の関係

軟化の著しい Ac_1 点直上加熱では、微量の γ 変態領域と、未変態領域が共存する。この温度では、主に $M_{23}C_6$ が固溶し、VN, Nb (C, N) の固溶は少ない (Fig. 7)。したがって、 γ 変態領域から生成するマルテンサイト組織は、焼もどし軟化抵抗が低下している。また、 γ 変態領域に残存した微細炭窒化物は、もはや母相との整合性を失い、転位のピンニング作用が低下することが考えられる。したがって、PWHT により急激な組織の回復軟化が生じたと推察される。また、未変態領域では、HAZ 相当加熱温度における回復軟化とともに、炭窒化物の粗大化がすすみ、転位密度の減少と組織の再結晶化が促進される (Photo. 1, Photo. 2)。したがって、 Ac_1 点直上加熱では、全体に組織の回復軟化が大きくなると考えられる。

一方、HAZ 相当加熱が高温になるほど、 γ 変態量が増える。また、拡散が活発になり、 $M_{23}C_6$, VN などの固溶が促進されるとともに、未変態領域から γ 領域への合金元素の拡散がおこると推測される。したがって、生成するマルテンサイト中には、固溶 C, N が多く、焼もどし軟化抵抗が高まるために、硬さは上昇する。また、PWHT 中に微細炭窒化物が析出し、組織の急激な回復軟化は抑制されることが考えられる (Fig. 8, Photo. 3)。一方、未変態領域の減少も、全体の軟化量の抑制に寄与する。したがって、HAZ 相当材の PWHT による組織の回復軟化は、 Ac_1 点直上加熱の場合が最も大きいと推察される。

これまでの結果から、窒素の添加は、VN の析出量を増やし、未変態領域の組織の回復軟化を抑制する。また、変態領域でも固溶窒素量が増えて、マルテンサイト組織の安定性に寄与するものと推察される。

また、前処理の影響として、620°C 焼もどし材には、過飽和の炭素、窒素が存在する。これらは、HAZ 相当加熱中に、一部は炭窒化物として析出し、残りは γ 変態領域へ容易に拡散して、濃縮すると考えられる。一方、780°C 焼もどし材の場合、炭窒化物が焼もどし中に析出し、過飽和の炭素、窒素はほとんど無いと考えられる。したがって、780°C 焼もどし材では、 A_{c1} 点直上加熱中の炭窒化物の再固溶過程は、格段に遅く、 γ 変態領域への炭素、窒素の濃縮は少ないと推察される。620°C 焼もどしの方が、850°C 加熱ままの残渣量が少ないこと (Fig. 8)、ならびに γ 変態領域の PWHT 後の $M_{23}C_6$ の析出量が多いこと (Photo. 3) が、この裏付けである。

4.2 クリープ破断強度と組織の関連性

硬さは、一般にマルテンサイト組織の転位密度に対応している。一方、クリープ強度は、高温クリープ中における回復軟化が遅いこと (組織の安定性) と、微細析出物が粗大化しにくいこと (強化因子) に支配されると考えられる。したがって、硬さ変化から、長時間のクリープ破断強度を推定することは難しい。620°C 焼もどし材に、見かけ上軟化層がないのは、マトリックスの転位密度がもともと高いので、内在する組織変化が硬さとして検出されなかったと考えられる。また、高窒素鋼の場合、微細析出する VN は、あまり硬さを上昇させず、回復軟化を抑制する効果があると判断される。

しかし、 A_{c1} 点直上で γ 変態した HAZ 部の組織は、これまでに述べたように不均質である。したがって、620°C 焼もどし材の場合でも、850°C 加熱した HAZ 相当材のクリープ破断強度は、母材より低くなったと推察される。しかし、620°C 焼もどしした HAZ 相当材は、HAZ 相当加熱や PWHT 中の微細な炭窒化物 ($M_{23}C_6$ と VN) の析出が多い。また、780°C 焼もどし材より、組織の回復軟化が遅い。これらの事実から、620°C 焼もどしした HAZ 相当材のクリープ破断強度が高くなったと推察される。また、 A_{c1} 点直下で加熱した HAZ 相当材の場合は、 γ 変態による組織変化はなく、単純な焼もどしの繰返しであるから、クリープ破断強度の低下は小さいと判断される。

以上のように、本鋼の HAZ 部の軟化挙動とクリープ破断強度は、組織と対応し、窒素添加量と焼もどし処理

に依存することが明らかである。

5. 結 言

ボイラ用 9Cr-1Mo-V-Nb 鋼の溶接熱影響部相当の加熱試験により、硬さとクリープ破断強度に及ぼす窒素量と熱処理条件の影響について、微視組織の観点から調査した。結果を要約して以下に示す。

(1) HAZ 軟化とクリープ破断強度の低下が最も大きいのは、 A_{c1} 点直上加熱の場合であった。これは、 γ 変態領域と未変態領域の組織の回復軟化が著しいこと、クリープに有効な微細析出物の形態が変化することが原因と推察された。

(2) 窒素添加により、微細で安定な VN の析出が増加し、HAZ 軟化とクリープ破断強度の低下を抑制することがわかった。

(3) 620°C 焼もどし材では、過飽和の炭素と窒素が存在し、溶接加熱と PWHT 中の VN、 $M_{23}C_6$ などの炭窒化物を微細析出させることがわかった。この結果、これらの炭窒化物が組織の回復軟化を抑制し、クリープ破断強度を改善するものと推察された。

文 献

- 1) V. K. SIKKA, M. G. GOWGILL and B. W. ROBERTS: Topical Conf. Ferritic Alloy for Use in Nuclear Energy Tech., Snowbird, Utah (1983 年 6 月), p. 413
- 2) ASTM A213-83, Standard Specification for Seamless Ferritic and Austenitic Alloy-Steel Boiler, Superheater and Reheater Tubes (1983)
- 3) ASME Boiler Pressure Vessel Code, Code Case 1943, Seamless Modified 9Cr-1Mo Section 1 (1983)
- 4) A. ISEDA, M. KUBOTA, Y. HAYASE, S. YAMAMOTO and K. YOSHIKAWA: The Sumitomo Search, **36** (1988), p. 17
- 5) 二瓶 勲: 第 133 回西山記念技術講座 (日本鉄鋼協会編) (1990), p. 211
- 6) 橋 浩史, 加根魯和宏, 服部圭助: 学振 123 委員会研究報告, **28** (1987), p. 49
- 7) 増山不二光, 羽田寿夫, 金子祥三, 豊田隆治: 三菱重工技報, **24** (1987), p. 491
- 8) 石本礼二, 梶谷一郎, 馬木秀雄, 我孫子治: 火力原子力発電, **36** (1985), p. 48
- 9) V. K. SIKKA and P. PATRIARCA: Oak Ridge National Laboratory, Report No. ORNL/TM-9045, DE85 012618 (1984 年 5 月)
- 10) C. R. BRINKMAN, P. J. MAZIASZ, B. L. P. KEYS and H. D. UPTON: Oak Ridge National Laboratory Report No. ORNL/9Cr/90-1 (1990 年 2 月)
- 11) Von F. BRÜHL, K. HAARMANN, G. KLAWA, H. WEBER and M. ZSCHAU: VGB Kraftwerkstechnik, **69** (1989) 12, p. 1215
- 12) 伊勢田敦朗, 寺西洋志, 吉川州彦, 行俊照夫: 学振 123 委員会研究報告, **25** (1984), p. 1
- 13) 伊勢田敦朗, 寺西洋志, 吉川州彦: 鉄と鋼, **76** (1990), p. 1076