

# 高Crフェライト鋼の溶接継手の クリープ破断時間への合金元素の影響

土田 豊\*・津田 幸夫\*<sup>2</sup>・徳永 良邦\*

Effects of Alloying Elements on the Creep Rupture Time of High Cr Ferritic Steel Weldments

Yutaka TSUCHIDA, Yukio TSUDA and Yoshikuni TOKUNAGA

**Synopsis :** The effects of precipitation strengthening by V and Nb additions and the effects of N and W additions on the creep rupture time (CRT) of heat affected zone (HAZ) in the weldment of high Cr ferritic steels were studied by welding heat cycle simulation.

The CRT of HAZ was slightly shorter than that of base metal, even in the steel without V and Nb addition. This can be explained by the coarsening of grain size in HAZ.

As the base metal is more strengthened by V and Nb containing nitrides (V, Nb)N, the CRT of HAZ drops more. The CRT of HAZ of stronger base metal never becomes lower than that of weaker base metal. Although the increase in nitrogen content improves the CRT of base metal, the CRT of HAZ is improved less than that of base metal. These results can be related with the state of (V, Nb)N precipitation by the local climb mechanism.

The W addition promotes the strengthening effects of (V, Nb)N precipitation, by increasing the solution of Nb during welding heat cycle. Thus, when the CRT of base metal is improved by W addition, the ratio of CRT in HAZ to that in base metal is kept nearly the same as that of steel without W addition.

**Key words :** high Cr ferritic steel; creep rupture strength; heat affected zone; vanadium nitride; niobium nitride; tungsten addition; nitrogen content.

## 1. 緒言

改良9Cr-1Mo鋼の継目無鋼管は、超々臨界圧発電ボイラの伝熱管や主蒸気管等に用いられている<sup>1)</sup>。最近、溶接により鋼板から製造される板巻管が、このボイラーの再熱蒸気管に使用されるようになってきている<sup>2)</sup>。改良9Cr-1Mo鋼においても、他のフェライト系の耐熱鋼と同様、溶接部のクリープ破断強度が低下することが知られており<sup>3-9)</sup>、溶接部のクリープ破断強度に関する研究の重要性が高まっている。

改良9Cr-1Mo鋼のクリープ破断強度は、マトリクスに薄板状に析出しているNbおよびCを含むVN(以下単にVN)により強化されている<sup>10)</sup>。溶接熱サイクルによるAc<sub>1</sub>~Ac<sub>3</sub>温度への再熱で、このVNの数密度がほとんど変化しないものの、VNがマトリクスとの整合性を失うとともに、粒状に変化し、クリープ破断強度が低下する。この低下は、溶接熱サイクルによりAc<sub>3</sub>温度近傍に再熱された部分で最も著しく、再熱の温度がAc<sub>3</sub>以上に上昇しVNの固溶量が増加すると、クリープ破断強度が再び上昇してくる。

上記の結果によれば、母材のクリープ破断強度へのVN析出の影響が大きいと、溶接部でのクリープ破断強度が低下することや、溶接熱サイクルでのVNの固溶が生じやすいと、溶接部でのクリープ破断強度の低下が軽減されること、が推察される。

本報では、改良9Cr-1Mo鋼を基本成分とし、VやNb添加量を変化させ、再現熱サイクル試験により溶接熱影響部でのクリープ破断時間への析出強化の影響を調査した。また、溶接熱影響部のクリープ破断強度へのN添加量およびW添加の影響についても調査した。

## 2. 実験方法

### 2・1 素材の製造

Table 1が示す化学成分を有する30kg鋼塊を真空溶解により溶製し、25mm厚に熱間圧延の後、1250°Cで1時間の保持から空冷(焼準)し、760°Cで1時間の焼もどしを行った。

また、N添加量の影響を調査するため、Table 2が示す化学成分を有する30kg鋼塊を真空溶解により溶製し、25mm厚

平成7年12月13日受付 平成8年3月4日受理 (Received on Dec. 13, 1995; Accepted on Mar. 4, 1996)

\* 新日本製鐵(株)名古屋技術研究部 (Nagoya R&D Labs, Nippon Steel Corp. 5-3 Tokai Tokai 476)

\* 2 新日本製鐵(株)名古屋製鐵所(現:大阪支店) (Nagoya Works, now Osaka Branch, Nippon Steel Corp.)

Table 1. Chemical compositions of steels for evaluating the effects of Nb and V additions.

Steel	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	V	Nb	Al	N
A1	0.10	0.24	0.43	0.006	0.001	9.04	0.98	—	—	0.008	0.081
A2	0.10	0.24	0.44	0.006	0.001	8.99	0.99	0.22	—	0.008	0.079
A3	0.10	0.24	0.43	0.006	0.001	8.83	0.98	0.22	0.069	0.009	0.076

Table 2. Chemical compositions of steels for evaluating the effect of N content.

Steel	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	V	Nb	Al	N
B1	0.12	0.24	0.44	0.005	0.003	8.47	0.98	0.22	0.078	0.004	0.021
B2	0.12	0.24	0.44	0.005	0.003	8.55	0.98	0.22	0.078	0.003	0.029
B3	0.11	0.23	0.43	0.004	0.003	8.49	0.97	0.22	0.078	0.002	0.044
B4	0.11	0.24	0.43	0.005	0.003	8.56	0.95	0.21	0.078	0.006	0.067

Table 3. Chemical compositions of steels for evaluating the effect of W addition.

Steel	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	W	V	Nb	Al	N
C1	0.11	0.02	0.47	0.013	0.007	9.22	0.47	1.72	0.20	0.07	0.001	0.043
C2	0.10	0.25	0.43	0.007	0.001	8.85	0.95	—	0.22	0.08	0.005	0.067

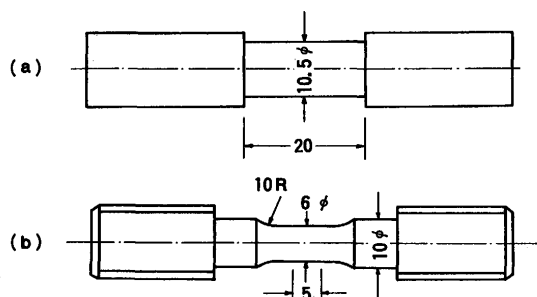


Fig. 1. Specimens for simulated HAZ test. (a) for welding heat cycle simulation. (b) for creep rupture test.

に熱間圧延の後、1050°Cで1時間の保持から空冷し、760°Cで1時間の焼もどしを行った。

さらに、Table 3が示す化学成分を有する25mm厚の熱延板を、1060°Cで1時間の保持から空冷し、760°Cで1時間の焼もどしを行った。

### 2・2 溶接熱サイクル再現試験およびクリープ破断試験

上記の各種25mm厚鋼板の板厚中心部より、Fig. 1 (a)が示す熱サイクル試験片を、その長手方向が圧延方向と一致するよう(L方向)に採取し、高周波誘導加熱により溶接熱サイクル再現の加熱を行った。昇温速度は60°C/s、最高温度は800~1200°C、最高温度での保持時間は1s、冷却速度は10°C/sである。この溶接熱サイクル再現試験の後、740°Cで8.4時間の溶接後熱処理に相当する熱処理(以下単にPWHT)を行い、Fig. 1 (b)が示す形状に加工し、650°Cでのクリープ破断試験に供した。本報では、PWHTが施された溶接熱サイクル再現試験片をSHAZ(Simulated Heat Affected Zone)と呼ぶ。

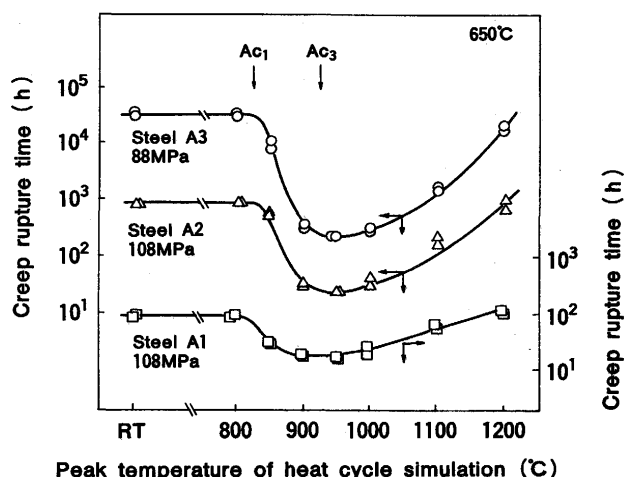


Fig. 2. Change of creep rupture time in simulated HAZ from Steels A1 to A3 with peak temperature of welding heat cycle simulation.

SHAZについては、光学顕微鏡による組織観察、エネルギー分散型X線分光(EDS)を付設した透過型電子顕微鏡による薄膜および抽出レプリカの観察を行った。

## 3. 実験結果

### 3・1 SHAZのクリープ破断時間へのNbおよびVの影響

Fig. 2はNbおよびV添加組合せが異なる場合の、SHAZのクリープ破断時間への溶接熱サイクル再現試験での最高温度(熱サイクル温度)の影響を示す。母材のクリープ破断強度が低いV、Nb無添加材(A1鋼)ではクリープ破断試験の応力を88MPa(9 kgf/mm<sup>2</sup>)、V添加材(A2鋼)およびV、Nb同時添加材(A3鋼)では108MPa(11 kgf/mm<sup>2</sup>)とした。各鋼種の昇温速度が60°C/sでのAc<sub>1</sub>温度およびAc<sub>3</sub>温度はほぼ同じであり、それぞれ約830°Cおよび約930°Cであった。

各鋼種とも、熱サイクル温度が800°Cまで、クリープ破断時間は母材と同じである。このように、熱サイクル温度がAc<sub>1</sub>温度以下であれば、クリープ破断時間は変化しない。熱サイクル温度がAc<sub>1</sub>温度を超えるとクリープ破断時間が短くなり、熱サイクル温度がAc<sub>3</sub>温度付近で最少となる。Ac<sub>3</sub>温度以上では、熱サイクル温度の上昇とともにクリープ破断時間が増加する。これらの挙動は、減少の程度が異なるものの、焼ならしの温度を1060°Cとした通常の改良9Cr-1Mo鋼の場合<sup>12)</sup>と同じである。

今回の実験では、各鋼種とも熱サイクル温度が950°CのSHAZ(950°C SHAZ)のクリープ破断時間が最も短い。950°C SHAZと母材とのクリープ破断時間の比は、A1鋼で約1/4、A2鋼で約1/35、A3鋼で約1/170である。このように、V単独添加やVとNbの同時添加により母材のクリープ破断強度が高くなる程、最弱SHAZでのクリープ破断時間の母材に対する減少率が大きい。しかし、減少率の最も大きいA3鋼の950°C SHAZのクリープ破断時間は、A1鋼やA2鋼の

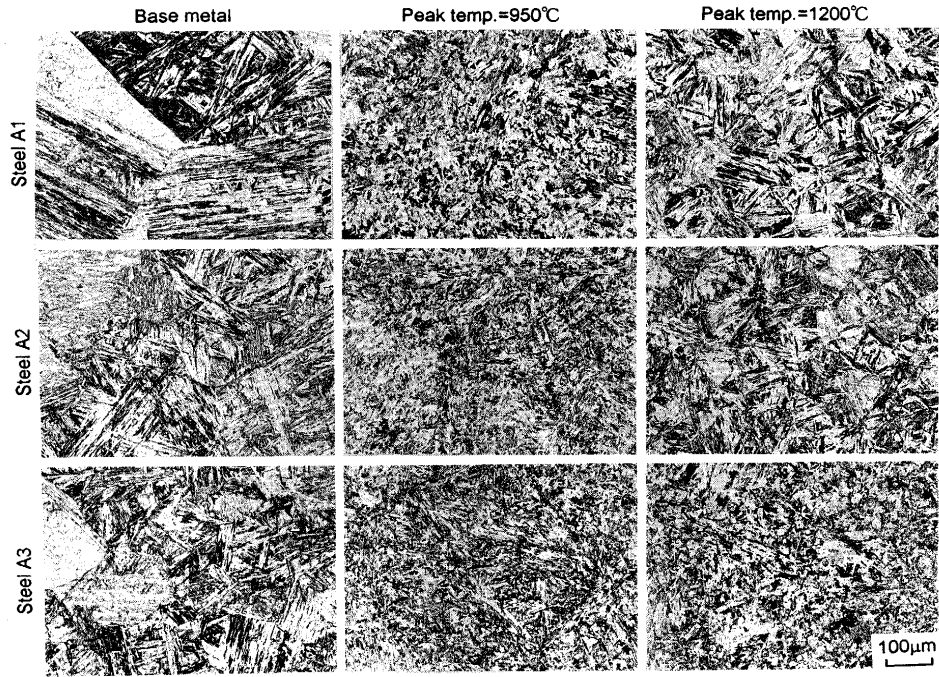


Fig. 3. Optical micrographs of simulated HAZ of Steels A1 to A3.

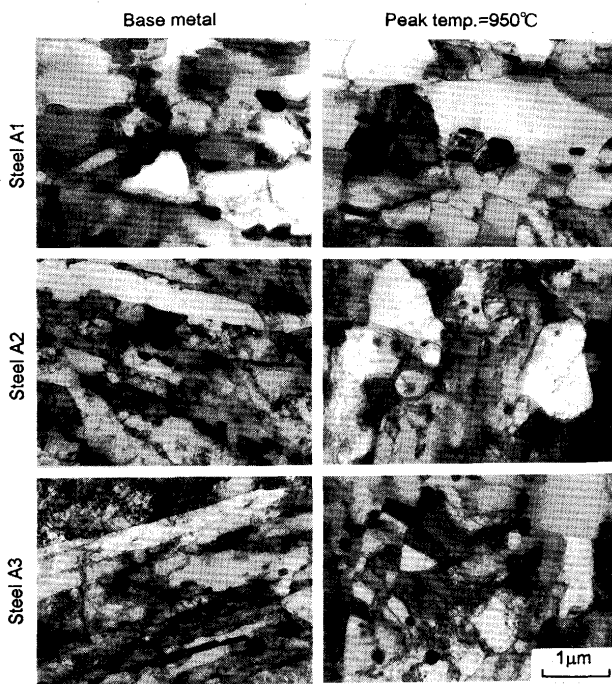


Fig. 4. Substructures observed by transmission electron microscopy of base metal and the weakest HAZ (peak temperature of 950°C) of Steels A1 to A3.

950°C SHAZより十分に長い。

Fig. 3は、A1～A3鋼の代表的なSHAZの光学顕微鏡による組織観察結果を示す。各鋼とも、焼ならし温度が1250°Cと高いため、母材の旧 $\gamma$ 粒径は大きい。鋼種間を比較すると、VとNbを同時添加したA3鋼の旧 $\gamma$ 粒径は他に比べて小さい。Ac<sub>3</sub>温度近傍の950°C SHAZでは、金属組織がフェラ

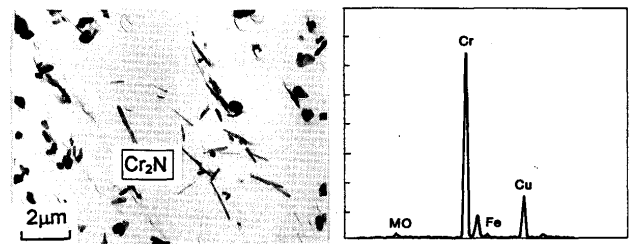


Fig. 5. Chromium containing needle-like precipitates on carbon extraction replica observed by transmission electron microscopy (TEM) and energy dispersive X-ray spectroscopy (EDS).

イトからオーステナイトへの変態により細粒化され、旧 $\gamma$ 粒径が明瞭に観察されなくなる。熱サイクル温度がAc<sub>3</sub>温度以上では再度旧 $\gamma$ 粒径が粗大になる。

Fig. 4はA1～A3鋼の母材および950°C SHAZの下部組織を示す。A1鋼では、母材でもマルテンサイト・ラス内の転位密度が低く、かなり亜結晶粒化している。A1鋼の950°C SHAZの下部組織は母材と同じく亜結晶粒化が進んでおり、粒径は母材より若干大きい。一方、A2鋼およびA3鋼の母材では、マルテンサイト・ラスが明瞭に残っている。ラス幅は0.5 $\mu$ m程度である。これは、通常の1060°C程度の焼ならし処理材のラス幅<sup>13)</sup>と同等であり、焼ならし温度はラス幅にほとんど影響していない。A2鋼およびA3鋼も、950°Cの熱サイクルでマルテンサイト・ラスが崩れてくるが、転位密度がかなり高い。マトリクスでのVNにより転位の移動が抑制されているためと思われる。

Fig. 5にA1鋼の抽出レプリカ観察結果とEDS分析結果を

示す。粒状のM23C6のほか針状の析出物が観察される。この析出物では、EDS分析により主としてCrが検出され、 $Cr_2N$ であると推察される。

### 3・2 SHAZのクリープ破断時間へのNの影響

Fig. 6は、母材のクリープ破断時間と950°C SHAZとのクリープ破断時間との関係を示す。950°C SHAZのクリープ破断時間は、母材のクリープ破断時間の2/3乗にほぼ比例している。N量が増加し、母材のクリープ破断時間が増加すると、950°C SHAZの母材に対するクリープ破断時間の減少率が大きくなる。

### 3・3 SHAZのクリープ破断時間へのWの影響

Fig. 7は、Wを添加したTable 3のC1鋼でのSHAZのクリープ破断時間への熱サイクル温度の影響を、改良9Cr-1Mo鋼(C2鋼)<sup>12)</sup>と比較して示す。C1鋼のクリープ破断強度が高いため、C1鋼およびC2鋼の試験応力を、それぞれ118MPa(12kgf/mm<sup>2</sup>)および108MPa(11kgf/mm<sup>2</sup>)と変化させた。さらに、同図では、母材のクリープ破断時間が一致するように縦軸の目盛りをずらせてある。

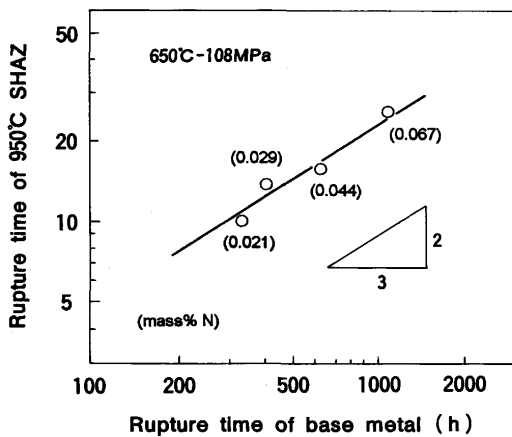


Fig. 6. Relation between creep rupture times of base metal and weakest simulated HAZ (peak temperature of 950°C) of 9Cr-1Mo-V-Nb steels with 0.021%N to 0.067%N.

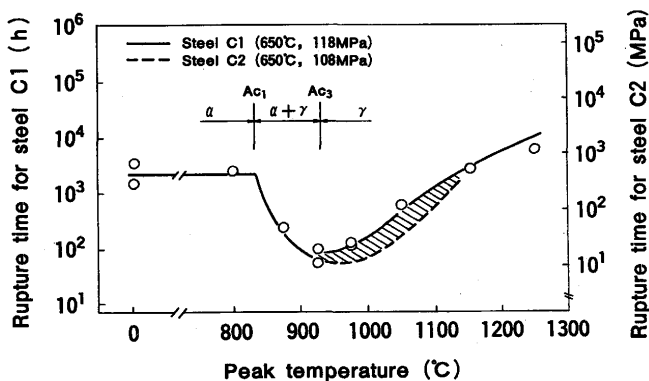


Fig. 7. Change of creep rupture time in simulated HAZ from Steel C1 (W bearing) in comparison with that from Steel C2 (Mod.9Cr-1Mo steel).

両者とも $Ac_3$ 温度でのクリープ破断時間の減少率は同等である。熱サイクル温度が1000~1100°Cで曲線の形状に若干の差異がみられ、C1鋼の方がクリープ破断時間が低温から回復している。

Fig. 8は、C1鋼の代表的なSHAZの組織観察結果を示す。母材は、旧 $\gamma$ 粒径が20 $\mu$ m程度の焼もどされたマルテンサイト組織である。925°C SHAZは金属組織の詳細が明瞭でない。1150°C SHAZでは、旧 $\gamma$ 粒径が20~30 $\mu$ mと母材と類似の組織となる。

Fig. 9はC1鋼の母材および925°C SHAZの下部組織を示す。母材は、0.5~1 $\mu$ m幅のマルテンサイト・ラスが明瞭に観察される。925°C SHAZでは、直径が1~2 $\mu$ mの等軸な亜結晶粒が観察される。Fig. 4の場合と比較して、粒界での粒状の析出物が多い。

## 4. 考察

### 4・1 SHAZのクリープ破断時間への析出強化の影響

既報<sup>12)</sup>において、改良9Cr-1Mo鋼の溶接継手部のクリープ破断強度を溶接熱サイクル再現試験により研究し、下記を見出した。

熱サイクル温度が $Ac_1$ 温度を超えると急激にSHAZのクリープ破断時間が減少する。熱サイクル温度が $Ac_3$ 温度でクリープ破断強度が最低となる。

フェライトと整合に析出していたVNが、マトリクスがオ

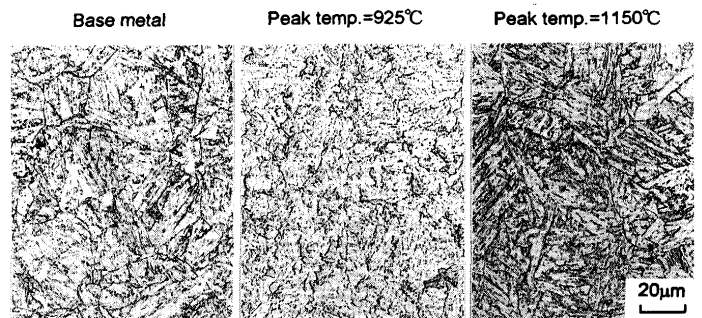


Fig. 8. Optical micrographs of base metal and simulated HAZ of Steel C1.

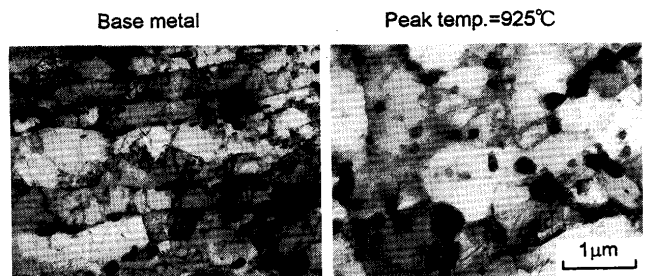


Fig. 9. Substructures observed by transmission electron microscope on thin films from base metal and the weakest HAZ (peak temperature of 925°C) of Steel C1.

ーステナイトに変態することにより、整合性を失うとともに粒状化する。VNの析出数密度はほとんど変化しない。熱サイクル温度がAC3温度で、VNの極一部が溶解し、PWHTで粒状のVNを核にマトリクスと整合に析出するが、格子定数が小さくマトリクスとの整合歪が小さく、クリープ破断強度の改善効果が少ない。

さらに、VNに対してShewfeltとBrownのlocal climb機構<sup>14)</sup>を適用し、SHAZのクリープ破断強度を記述する下式を導いた。

$$\sigma_R = A + \frac{1}{\lambda} \left\{ B + C \times \log \left( \frac{r^2}{t_R \lambda D_S} \right) \right\} \dots\dots\dots (1)$$

ここで、 $\sigma_R$ はSHAZのクリープ破断強度、 $A, B, C$ は定数、 $\lambda$ はVNの粒子間距離、 $r$ はVNの大きさ、 $t_R$ はSHAZのクリープ破断時間、 $D_S$ はVNの近傍での体拡散係数である。

上で述べたように、母材と950°C SHAZとでVNの数密度がほとんど変化せず、 $\lambda$ が一定と考えられる。このため、Fig. 2のように応力一定の条件でクリープ破断時間を比較する場合、(1)式の数の中が母材と950°C SHAZとで等しいことになる。すなわち、母材および950°C SHAZについて、添字 $B$ および $S$ を用い、 $t_{RS}$ と $t_{RB}$ との比を $\eta$ とすると、

$$\eta = t_{RS}/t_{RB} = (r_S/r_B)^2 (D_{SB}/D_{SS}) \dots\dots\dots (2)$$

が成り立つ。

母材でのVNが半径 $r_B$ 、厚さ $h$ の薄板状であり、950°C SHAZでこれと体積が同じ半径 $r_S$ の球に変化すると仮定すると、

$$\pi (r_B)^2 h = 4\pi (r_S)^3 / 3 \dots\dots\dots (3)$$

であり、

$$(r_B)^2 = 4 (r_S)^3 / 3h \dots\dots\dots (4)$$

である。また、前記のように、950°C SHAZではVNとがマトリクスとの整合歪はほとんど存在しない<sup>12)</sup>。このため、歪のないマトリクスでの体拡散係数を $D_0$ とすると、

$$D_{SS} = D_0 \dots\dots\dots (5)$$

である。さらに、 $h$ を焼ならしの温度によらず一定とし、(4)式および(5)式を(2)式に代入すると、

$$\eta = k D_{SB} / r_S \dots\dots\dots (6)$$

となる。ここで、 $k$ は $3h/4D_0$ で表される定数である。

母材の焼ならし温度が1060°Cの場合と1250°Cの場合とで、(2)式の $\eta$ の差異を考えることにする。既報<sup>13)</sup>から、焼ならし温度の上昇により、VNの寸法が大きくなった。したがって、高温で焼ならされた母材から得られる950°C SHAZの $r_S$ も大きいと推察される。また、焼ならし温度が高いとNbの固溶量が多くなる。その結果焼もどして析出するVN中でのNb量が増加し、VNの格子定数が大きくなる<sup>11)</sup>。このため、

VNの周りの整合歪が大きくなり、VN近傍の $D_{SB}$ が減少する<sup>11)</sup>。よって、(6)式より、1250°C焼ならし材の方が $\eta$ が小さくなり、Fig. 2での1250°Cで焼ならしたV、Nb同時添加材でのクリープ破断時間の低下が大きいことが説明される。析出物を粗大化することにより $r_S$ を大きくしたり、整合歪を増加すること等により $D_S$ を小さくすることにより母材のクリープ強度を向上しても、(6)式から $\eta$ の減少が大きく、溶接熱影響部のクリープ破断時間の増加は図れない。

Fig. 6で、Nを0.21~0.67%の範囲で増加させると、母材に対する950°C SHAZのクリープ破断時間の減少率が増加した。既報<sup>11)</sup>で述べたように、V量に対するN量の増加により、VNの格子定数が増大し、マトリクスとの整合歪が大きくなる。これは、(6)式での $D_{SB}$ が減少することであり、 $\eta$ すなわち母材に対するSHAZのクリープ破断時間を小さくする結果になる。

N、V、Nb添加量を減少させ、950~1050°Cで固溶させやすくすることが、母材に対する溶接継手部のクリープ破断強度の低下を抑制する一つの手法である。この場合、母材のクリープ破断強度も低下させる恐れがあり、母材の熱処理方法等の工夫が必要と考える。

Fig. 2でV、Nbが無添加(A1鋼)でも、クリープ破断時間の減少がみられた。この成分系では旧 $\gamma$ 粒界やマルテンサイトラス境界での $M_{23}C_6$ の外に、若干の $Cr_2N$ の析出がみられたが、これが析出強化に効いているとは考えにくい。母材および950°C SHAZとも転位密度がかなり低下し、回復が進み、亜結晶粒化が進んでいる。950°C SHAZの方が若干粒径が大きい。

Fig. 1から、A1鋼での950°C SHAZのクリープ破断時間( $t_R$ )は母材の約1/4である。Sherbyらの報告<sup>15)</sup>をもとに、 $t_R$ が亜結晶粒径の3乗に反比例するとすると、 $t_R$ が1/4に減少することは亜結晶粒径がほぼ1.6倍に増加することに相当する。この値は、Fig. 4の下部組織での亜結晶粒径の観察結果と対応する。

4・2 SHAZ のクリープ破断時間へのWの影響

既報<sup>16)</sup>で、1.8%Wの添加により、改良9Cr-1Mo鋼に比べてクリープ破断強度が約25%上昇した。この上昇の半分は、亜結晶粒界へのLaves相の析出が助長され、亜結晶粒径の粗大化が抑制されるためであった。残りの半分は、W添加が焼ならしでのNbの固溶を助長し、焼もどして析出するVN中でのNbが増加するためであった。すなわち、VNの格子定数が増大し、マトリクスとの整合歪の増加により、クリープ破断強度の向上効果をもたらしていた。

このような整合歪によるクリープ破断強度の強化は、前項で述べたように、溶接熱サイクルにより失われる。このため、W添加材のクリープ破断時間は溶接熱サイクルにより、Fig.10の実線①のように変化する。Fig.10には、比較のため、C2鋼(改良9Cr-1Mo鋼)の場合を破線で示している。

一方、熱サイクル温度がAC3温度より上昇すると、Vの

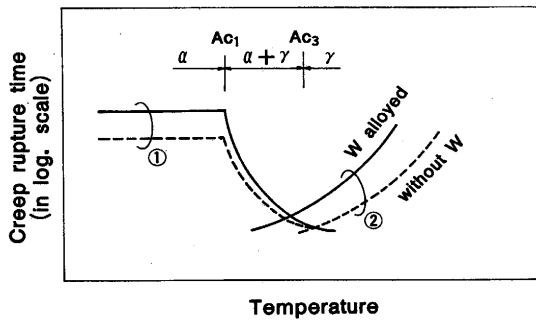


Fig. 10. Schematic illustration explaining the weakening in creep rupture time of HAZ between Steel C1 (with W) and C2 (without W).

固溶量が増加し、PWHTでVNとしてマトリクスと整合に析出し、Fig.10の実線②や破線②のようにクリープ破断時間が増加する。先に述べたように、W添加はNbの固溶を促進し、PWHTで析出するVNとマトリクスとの整合歪を増加させる<sup>16)</sup>。このため、実線②の方が破線②より上方に位置している。

実線①と②との和、および破線①と②との和、が熱サイクル温度によるクリープ破断時間の変化を表すことになる。このため、Fig.7で実測されたように、950°C SHAZでのクリープ破断時間の減少率が、C1鋼とC2鋼とではほぼ同等となるものの、C2鋼でのクリープ破断時間が減少する温度幅が狭くなる。

このように、VNあるいはクリープ破断強度の向上に効く析出物のオーステナイトでの固溶を促進することが、溶接熱サイクルによるクリープ破断時間の減少、すなわちクリープ破断強度の低下を抑制することに有用である。

## 5. 結論

高Crフェライト鋼の溶接熱影響部のクリープ破断時間に対するV、Nbによる析出強化、NおよびW添加の影響を調査し、local climb機構によりVNの析出状態と関連づけ、溶接熱影響部のクリープ破断時間の減少の抑制について考察した。得られた主要な結果は以下の通りである。

(1) VやNbを無添加の場合にも、溶接熱影響部のクリープ破断時間が低下する。これは、溶接熱サイクルにより、

亜結晶粒径が大きくなるためと推定される。

(2) 母材に対する溶接熱影響部のクリープ破断時間の減少率は、母材がV単独添加あるいはVとNbとの同時添加により析出強化されている程大きい。しかし、溶接熱影響部と母材とのクリープ破断時間の順序が逆転することはない。

(3) N添加量が0.21%から0.67%に増加すると、母材および溶接熱影響部のクリープ破断時間が増加するが、母材に対する溶接熱影響部のクリープ破断時間の減少率が増加する。

(4) 上記(2)および(3)の結果は、local climb機構により、VNの析出状態の変化と関連づけられる。

(5) W添加は、溶接熱サイクルによるオーステナイト域でのNbの固溶を容易にし、PWHTでのVNの析出強化を促進すると考えられる。このため、W添加により母材のクリープ破断強度を向上させる場合、母材に対する溶接熱影響部のクリープ破断時間の減少率は、Wを添加しない場合と同程度に抑制される。

## 文 献

- 1) 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), 931.
- 2) 大黒 貴, 増山不二光, 藤村浩史, 羽田壽夫, 南條房幸, 土屋 喬, 橋口 孝: 三菱重工技報, **22** (1985), 543.
- 3) 増山不二光, 羽田壽夫, 金子祥三, 豊田隆治: 三菱重工技報, **24** (1987), 491.
- 4) Y. Tsuchida, R. Yamaba, K. Tokuno, K. Hashimoto, T. Ogawa and T. Takeda: New Alloys for Pressure Vessels and Piping (PVP Vol.201), Nashville, Tennessee, (1990), 105.
- 5) 伊勢田敦朗, 甚木義淳, 吉川州彦: 鉄と鋼, **77** (1991), 581.
- 6) 小嶋敏文, 梶田恭之, 谷 三郎, 曾田督夫, 田中稔二: 材料とプロセス, **5** (1992), 2036.
- 7) C.R. Brinkman, P.J. Maziasz, B.L.P. Keys and H.D. Upton: ORNL/9Cr/90-1, (1990).
- 8) F. Bruel, K. Haarmann, G. Kalwa, H. Weber and M. Zschau: VGB Kraftwerkstechnik, **69** (1989), 1064.
- 9) D. J. Gooch and S. T. Kimmins: 3rd Int. Conf. Creep and Fracture of Eng. Materials and Structures, Swansea, (1987) April, 689.
- 10) K. Tokuno, K. Hamada, R. Uemori, T. Takeda and K. Itoh: Scripta Met., **25** (1991), 871.
- 11) 土田 豊, 岡本健太郎, 徳永良邦: 鉄と鋼, **81** (1995), 571.
- 12) 土田 豊, 岡本健太郎, 徳永良邦: 溶接学会論文集, **13** (1995), 573.
- 13) 土田 豊, 武田鐵治郎, 徳永良邦: 鉄と鋼, **80** (1994), 723.
- 14) R. S. Shewfelt and L. M. Brown: Phil. Mag., **35** (1977), 945.
- 15) O.D. Sherby, R.H. Kludt and A.K. Miller: Met. Trans., **8A** (1977), 843.
- 16) Y. Tsuchida, K. Okamoto and Y. Tokunaga: ISIJ Intern. **35** (1995), 317.