

9Cr-1Mo-V-Nb-N鋼のクリープ破断強度へのV添加量の影響

土田 豊*・岡本 健太郎*²・徳永 良邦*

Role of Vanadium in Creep Rupture Strength of 9Cr-1Mo-V-Nb-N Steel

Yutaka TSUCHIDA, Kentaro OKAMOTO and Yoshikuni TOKUNAGA

Synopsis : The effect of V addition on the mechanical properties of 9Cr-1Mo-V-Nb-N steel, especially creep rupture strength (CRS), has been examined and the factors that control the CRS have been discussed.

Though the specified V addition is 0.18 to 0.25 mass% in ASME SA387 Grade 91 steel, the increase in V addition from 0.15 to 0.32 mass% resulted in the decrease in high temperature proof strength (PS) and CRS. The δ ferrite is not observed even in the 0.32 mass% V containing steel. The δ ferrite is not the cause of decrease of CRS. The change of CRS should be explained by precipitation strengthening; not only by the inter-precipitate distance but also by the size of precipitate and the coherency strain around precipitate.

The increase in V addition causes the sparse precipitation of VN. This could be the reason of the decrease in CRS by increased addition of V. The increased V addition also causes the increase in size of VN and the decrease in coherency strain around VN. Supposing the local climb model for creep deformation, these are also the factors that affect the CRS; their effects are estimated to be almost same in magnitude and to cancel each other.

Key words : high Cr ferritic steel; creep rupture strength; δ ferrite; vanadium nitride; niobium nitride; coherency strain; lattice constant; precipitate size.

1. 緒言

9Cr-1Mo-V-Nb-N鋼¹⁾などの高Crフェライト鋼は、優れたクリープ破断強度を有しているため、火力発電プラントのボイラーやタービン・ロータ等の高温部材として使用されている^{2)~8)}。

高Crフェライト鋼には、クリープ破断強度の向上を図るため、NbおよびNが多量に添加されていて、これらの元素の添加量は綿密な実験をベースに決定されている場合⁹⁾もあるが、決定の根拠が明瞭でない場合の方が多い。

著者らは、9Cr-1Mo-V-Nb-N鋼において成分元素の添加量を最適化し、また製造プロセス条件をも制御することにより優れた特性を有する鋼板を開発することを目的として、本鋼のクリープ破断強度および低温靱性に及ぼすVおよびNbの効果、および圧延熱処理条件の影響を明らかにするための一連の研究を行ってきた¹⁰⁾¹¹⁾。

本論文は、クリープ破断強度向上のための主たる添加元素と考えられるV添加量のクリープ破断強度に及ぼす影響について報告するとともに、微視的な解析によりその理由を明らかにし、さらに、V、NbおよびNの添加量間の相互関係についても考察したものである。

2. 実験方法

Table 1が示す3水準のV含有量を持つ50Kgf鋼塊を、真空溶解により溶製した。これらの鋼塊を1,250°Cで加熱し、最終圧延温度が1,000°Cとなるように、20mm厚に熱間圧延し、常温まで空冷した。1,060°Cで1時間の焼ならしおよび760°Cで4時間の溶接後熱処理(PWHT)を兼ねた焼もどしを行った。

上記の供試材の厚さ中央部より、平行部の直径が10mm、標点間距離が50mmの丸棒試験片を、それらの長手方向が圧延方向と直角(T方向)となるように採取し、常温および550°CでJIS-Z2241あるいはJIS-G0567に準拠して引張試験を行った。

平行部の直径が6mm、標点間距離が30mmのクリープ破断試験片を、供試材の厚さ中央部からT方向に採取し、バネ式マルチ型クリープ破断試験機により550~650°Cでクリープ

Table 1. Chemical composition. (mass%)

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	V	Nb	Al	N
A	0.11	0.25	0.33	0.007	0.003	8.8	1.0	0.15	0.07	0.012	0.038
B	0.11	0.25	0.33	0.007	0.003	8.8	1.0	0.24	0.07	0.010	0.037
C	0.11	0.25	0.33	0.007	0.003	8.8	1.0	0.32	0.07	0.011	0.036

平成6年6月28日受付 平成7年1月13日受理 (Received on June 28, 1994; Accepted on Jan. 13, 1995)

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

* 2 新日本製鉄(株)厚板破壊力学研究部 (Plate & Engineering Metallurgy, Nippon Steel Corp.)

破断試験を実施した。

厚さ中央部よりT方向に採取したJIS-Z2202の3号試験片を用い、JIS-Z2242に準拠し、0°Cおよび-60°Cでシャルピー衝撃試験を行った。

光学顕微鏡により圧延方向に平行な断面(L断面)のマイクロ組織を観察するとともに、L断面にて作製した薄膜および抽出レプリカを、エネルギー分散型X線分光器(EDS)を付設した電子顕微鏡により観察した。EDS分析および電子線回折は、5個の析出物につき行い、得られた結果の算術平均を用いた。

3. 実験結果

3.1 引張、シャルピーおよびマイクロ組織観察結果

Fig. 1は引張およびシャルピー試験結果を示す。V添加量の増加に伴い、引張強さ、0.2%耐力とも低下する。これに伴い0°Cでのシャルピー吸収エネルギーが上昇する。常温および550°Cの試験とも、引張強さより0.2%耐力の変化が大きい。

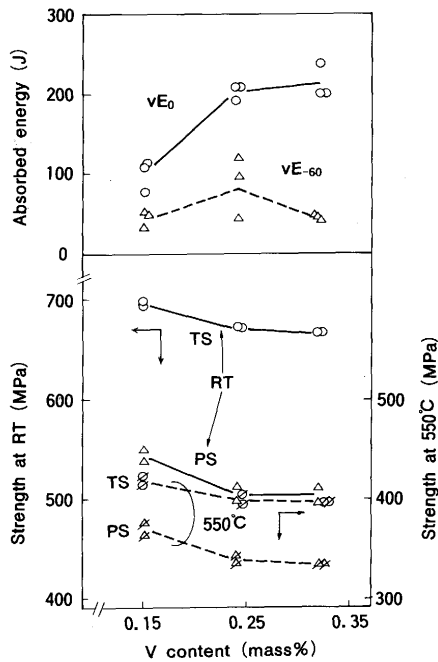


Fig. 1. Effect of V content on tensile and Charpy impact properties.

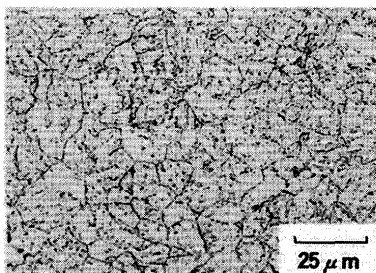


Fig. 2. Microphotograph of 0.32 mass% V steel after normalizing and tempering.

Vはフェライト生成元素であり、引張での強度の低下はδフェライトの生成によるとも考えられるが、Fig. 2が示すように、Vを最も多く含む0.32mass% (以下単に%) V添加鋼でもマイクロ組織は焼もどしマルテンサイト一相であり、δフェライトの生成は認められない。

3.2 クリープ破断強度

Fig. 3は各鋼種の550°Cクリープ破断試験での応力-破断時間曲線を示す。3鋼種とも応力と破断時間との対数は直線で整理され、V添加量が多いほどクリープ破断強度は低い。600および650°Cのクリープ破断試験結果を加え、C=35のLarson-Millerパラメータ(LMP)で整理しなおした結果をFig. 4に示す。600°C-10³時間に相当するLMP=35×10³でも、V添加量が0.15から0.32%に増加するに伴い、クリープ破断強度が低下している。

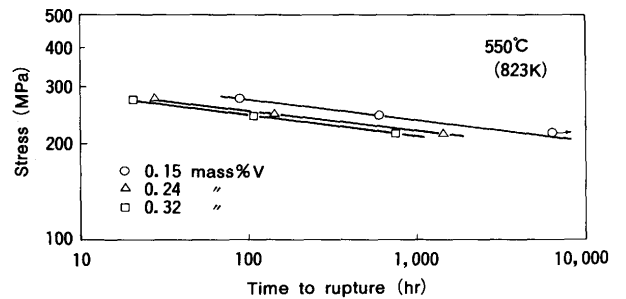


Fig. 3. Creep rupture curves of steel A to C.

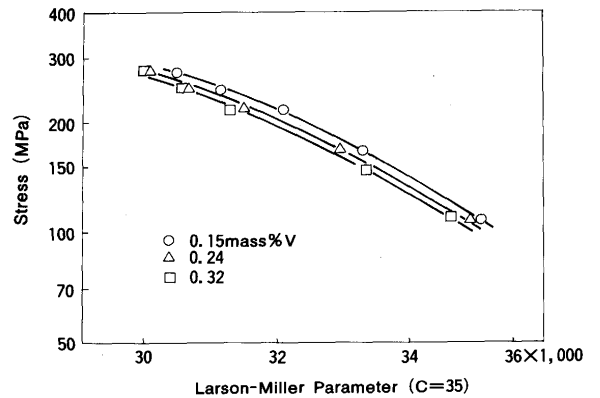


Fig. 4. Master creep rupture curves for steels A to C.

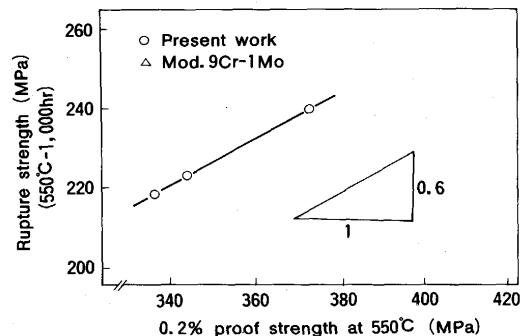


Fig. 5. Relation between creep rupture strength and tensile strength.

Fig. 5に、550°C-1,000時間の破断強度をクリープ破断強度の基準とし、550°Cでの0.2%耐力との関係を示す。0.2%耐力の上昇に伴い、クリープ破断強度が直線的に上昇して、その傾きは、約0.6である。

Vは高Crフェライト鋼においてクリープ破断強度向上のために添加され、ASME SA387 Grade91でのV添加量は0.18~0.25%である。ところが、前述の試験結果によれば、0.15%を超えるV添加は却ってクリープ破断強度を低下させている。

3・3 V添加量による下部組織の変化

Fig. 6はクリープ破断試験片つかみ部での硬さ測定結果を示す。クリープ試験中の加熱によっても硬さには有意な変化が認められず、焼もどしままでの鋼種間の引張強さの差異に相当する硬度差が保たれている。そこで、焼もどしま材につき下部組織を観察することにした。

Fig. 7は、供試材の下部組織の電子顕微鏡による観察結果の一例を示す。0.15%V添加材では、ラスが明瞭に残っておりラス内での転位密度もかなり高く、焼もどし軟化抵抗が大きいことが分かる。これに対し、V添加量の多い0.32%V鋼では、ラスの亜結晶粒化が進み、転位密度が低下している。また、0.32%V鋼のマトリクスには50nm程度の析出物

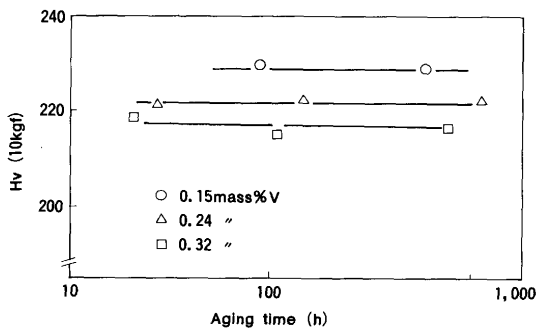


Fig. 6. Hardness of the head of creep ruptured specimen.

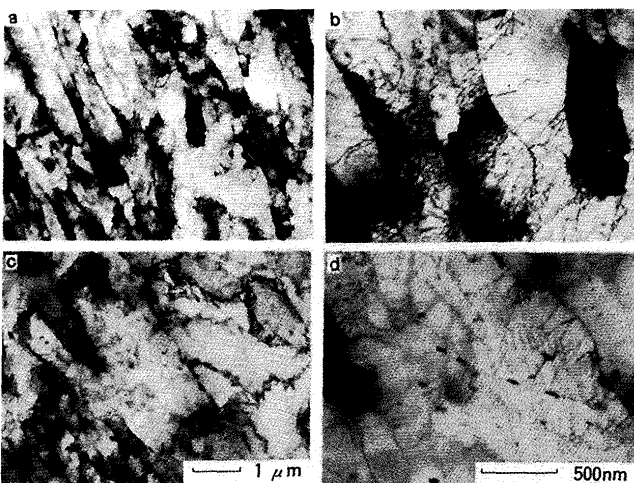


Fig. 7. Transmission electron micrograph after normalizing and tempering.
a) b) 0.15 mass% V, c) d) 0.32 mass% V

が認められる。

3・4 V添加による析出物の変化

Fig. 8は、抽出レプリカにより観察された析出物の状態を示す。0.15%Vおよび0.32%V添加材とも、 γ 粒界およびラス境界に塊状 $M_{23}C_6$ が観察され、両者の間には大きな差異は認められない。マトリクス中には微細な析出物が存在し、0.15%V添加材ではその平均粒径が20~30nmであるのに対し、0.32%V添加材での微細析出物は30~50nmと大きく、その析出量も多い。また、0.15%V添加材の方が析出の密度が高く、析出粒子間の距離が短い。

Fig. 9はマトリクス中の微細析出物の分析結果をまとめている。透過像が示すように、濃淡の異なる2種の析出物が複合している。電子線回折結果が示すように、両者は平行方位関係にある。また、EDS分析結果が示すように、それぞれには少量のVあるいはNbが含まれている。この析出物

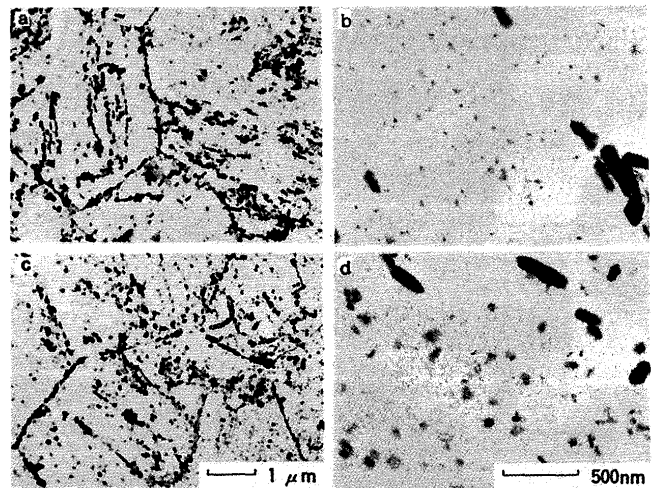


Fig. 8. Transmission electron micrographs of extraction replicas of normalized and tempered steels.
a) b) 0.15 mass% V, c) d) 0.32 mass% V

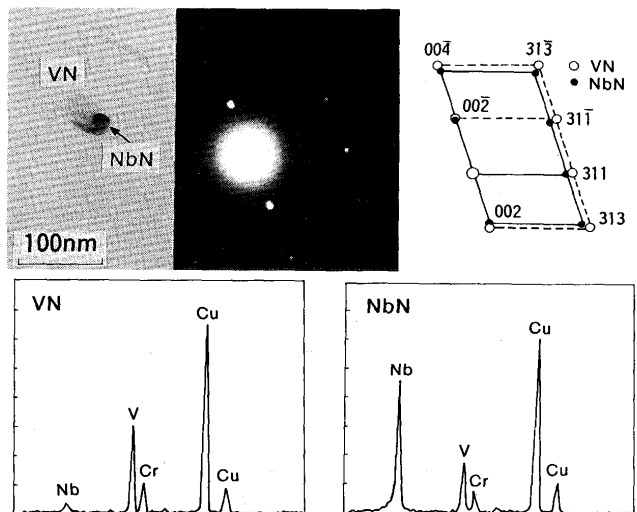


Fig. 9. Complex VN and NbN precipitate in 9Cr-1Mo-0.24V-Nb-N steel.

は、4・1節で考察されるように、NbNを主体とするMX析出物(以下NbN)の周りにVNを主体とするMX析出物(以下VN)が複合したものである。

Fig.10が示すように、V添加量が0.15%から0.32%に増加すると、VN中のNb量(以下Nb固溶量)が減少する。また、電子線回折により得られるVNの格子定数は、Fig.11のように、V添加量の増加とともに小さくなる。Fig.10とFig.11の対比から、VNへのNbの固溶によりVNの格子定数が大きくなるのが推察される。なお、EDS分析結果でのCuピークは、抽出レプリカ膜の保持具からのものであり、析出物とは無関係である。

Fig.12はNbNでのEDS分析結果を示す。V添加量の増加とともにVN中でのV量が増加する。0.32%V添加材ではNbN

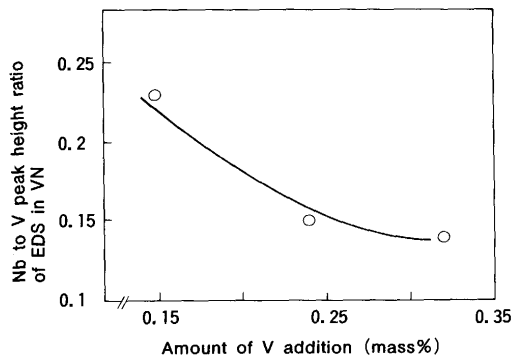


Fig. 10. Change of the chemistry of VN due to the increase of V addition.

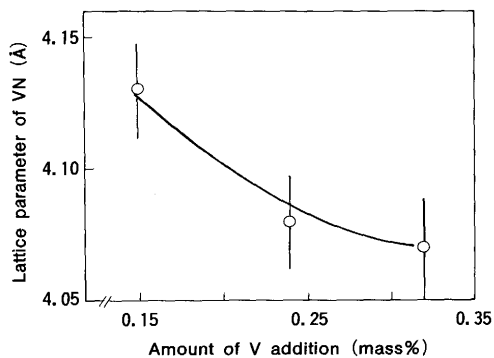


Fig. 11. Change of the lattice parameter of VN due to the increase of V addition.

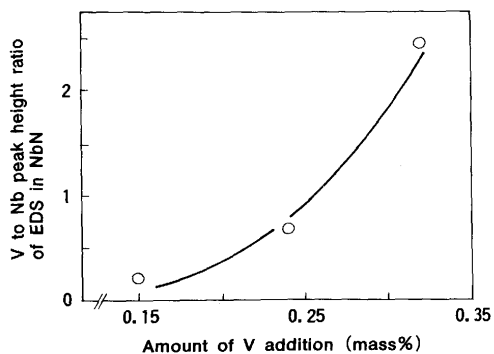


Fig. 12. Change of the chemistry of NbN due to the increase of V addition.

と言うよりNb固溶量の多いVNと言えるほどV固溶量が多い。さらに、0.15%V添加材でのEDS分析結果によれば、NbNにはVがほとんど含まれていない。また、電子線回折により得られる格子定数の測定値の平均は4.39Åであり、ASTMカードでのNbN (i12-256)の格子定数の値4.392Åにほぼ一致する。

4. 考察

4・1 V添加による炭窒化物の化学成分の変化

Table 4は、谷野¹²⁾により集録された炭窒化物の格子定数の測定結果の一部を示している。この表によれば、NbNの格子定数はVNより大きい。VNとNbNが互いに固溶し得る¹²⁾ことから、VNにNbが固溶することによりVNの格子定数が大きくなると言える。これはFig.10とFig.11との因果関係、すなわちVNへのNbの固溶によりその格子定数が大きくなることを傍証している。

Table 2が示すように、VN中のN/Vの原子数比が小さい(VN_{0.72})場合、その格子定数は4.066Åである。この数値はVが多量に添加された0.32%V材でのVNの格子定数4.07Åに近い。これらから、N添加量に対するVの過剰添加により、VN中のNb固溶量が減少するばかりでなく、その中のN量も減少することが推察される。

VN中にはCも固溶し得ることが知られている¹²⁾。Table 2にはVCの格子定数も示されている。一般に、VCではVとCの原子数の比が1からずれており、V₄C₃と表されることもある。VとCの原子比が1に近い場合、VCの格子定数はVNに比べて大きく、Cの固溶によりVNの格子定数が増加すると予想される。ところが、VがNとの当量を超えて添加されるためVCが生成しやすいと考えられる0.32%V材では、VNの格子定数は4.07Åと小さく、この析出物中にCが実質的に固溶していないことが示唆される。高Crフェライト鋼中でのVの炭窒化物がCを殆ど固溶しないことは12Cr-1Mo-V-Nb-N鋼でも推察されている。¹³⁾

3・4節で述べたように、0.15%V添加材でのNbNの格子定数測定値の平均は4.39Åである。これはTable 2中のNbNの格子定数に近く、NbC(NbC_{0.99}およびNbC_{0.77})よりかなり小さい。9Cr-1Mo-V-Nb-N鋼では、VNの場合と同じくNbNもCを殆ど固溶していないと言える。

Table 2. Lattice parameters of carbides and nitrides.

Composition	Lattice parameter	ASTM card No.
NbN	4.392 Å	i12-256
NbN _{0.9}	4.381	"
VN	4.139	i25-1252
VN _{0.72}	4.066	"
VC _{0.88}	4.1656	1-1159
VC _{0.73}	4.1310	"
NbC _{0.99}	4.4707	10-181
NbC _{0.77}	4.4318	"

4・2 炭窒化物の組成の違いによる析出状況の変化

VN等のMX析出物は一般にフェライトマトリクスと下に示されるBaker-Nutting型の方角関係を持つことが知られている¹²⁾。

$$\begin{aligned} (100)_{MX} // (100)_{BCC} \\ [010]_{MX} // [011]_{BCC} \dots\dots\dots (1) \\ [001]_{MX} // [011]_{BCC} \end{aligned}$$

また、高Crフェライト鋼の δ フェライト中でも上記の方角関係が確認されている¹³⁾¹⁴⁾。焼もどしマルテンサイト中でも上記の方角関係が成立つと仮定し、X線回折により求めた9Cr-1Mo-V-Nb-N鋼のマトリクスの格子定数(2.872Å¹⁵⁾)を用い、(100)[001]_{MX}と(100)[011]_{BCC}でのミスフィットが0となるMXの格子定数を計算すると、4.06Åが得られる。これはVがNに対して過剰に添加された0.32%V添加材でのVNの格子定数にほぼ等しく、0.32%V添加材でのVNとマトリクスとのミスフィットはほとんどないと考えられる。V添加量が0.15%に抑制され、格子定数が4.13Åまで増加すると、ミスフィットは約2%に上昇する。

V₄C₃もVNと同じくFCC(面心立方)型の結晶構造を有しており、MX析出物と総称されている。谷野ら¹⁶⁾はマトリクスとのミスフィットが2.1%のV₄C₃(格子定数:4.14Å)につき詳細な電子顕微鏡観察を行い、一辺が1μmにも及ぶ大きな正方形のV₄C₃の薄片においても、マトリクスと(1)式の整合関係が保たれていることを確認している。本供試材のVNとマトリクスとのミスフィットは前記のように約2%であり、谷野らの場合より小さく、マトリクスとVNとの整合関係の存在が十分に推察される。析出物がマトリクスと整合した場合、ミスフィットが大きい程析出物近傍のマトリクスとの格子の歪が大きくなる。この歪が、クリープ変形等の転位に対し抵抗となり、クリープ破断強度を向上し得る¹⁷⁾ことが考えられる。

Fig.12が示すように、V添加量が多くなるとNbNへのVの固溶量が増加する。VNのマトリクスでの溶解度はNbNに比較して大きい¹⁸⁾。従って、Vの固溶によりNbNの溶解度が増すことになる。この結果、析出における過飽和度が減少し、NbNの析出密度が低下すると推察される。既に述べたようにNbNはVNの析出核となるため、V添加量の増加によりVNの析出数密度も低下する。Fig.8の0.32%V添加材でVNの析出数密度が低下したのはこのためと言える。

Fig.8が示すように、V添加量の増加によりVNの平均粒径が大きくなる。これは、上述のとおり、析出密度の低下が主因と考えられるが、V添加量を増加することによるV/N原子数比の変化も一つの要因である。すなわち、Fig.11の格子定数測定結果およびTable2から、0.32%V添加材でのVN中のN/Vの原子数比は0.72(VN_{0.72})程度と考えられる。焼ならして固溶しているN量が一定の場合を考えると、VとNの原子数比が1に近いと考えられる0.15%V添加の場合に

比べて、析出物の体積分率が1.4倍に増加し、VNを薄板状と考えると寸法は1.2倍に増加することになる。

4・3 V多量添加材でのクリープ破断強度低下理由

Fig.3が示したように、V添加量の増加によりクリープ破断強度が低下した。Fujitaら¹⁹⁾は、0.05%C-10%Cr-2%Mo-V-0.55%Nb系でクリープ破断試験を行い、600°Cで10⁵時間のクリープ破断強度が0.15%V添加で最大になり、0.15%以上のV添加によりクリープ破断強度が低下することを報告しているが、その理由を明らかにしていない。

0.15%を超えてのV添加が δ フェライトを生成し、クリープ破断強度を低下することが考えられる。しかし、Fig.2が示すように、Vを最も多く含む0.32%V添加鋼でも δ フェライトの生成は認められない。

Fig.7が示すように、V添加量の増加により転位密度が減少する。一般に、転位密度のクリープ破断強度への影響について、種々の議論がある。高Crフェライト鋼についてのAbeら²⁰⁾の報告によれば、転位はクリープ変形を加速しクリープ破断強度を低下させるとしている。また、前報¹¹⁾でのクリープ破断試験後の下部組織観察によれば、200~300時間のクリープ変形後でもほとんど消滅している。従って、0.15%V添加材でのクリープ破断強度の向上に転位密度が影響しているとは考えにくい。

前報¹¹⁾で、9Cr-1Mo-V-Nb-N鋼のクリープ破断強度と高温での0.2%耐力との関係が、SchewfeltとBrownのlocal climb機構²¹⁾から予測される関係に近いことを示し、local climb機構が9Cr-1Mo-V-Nb-N鋼のクリープ強度の支配メカニズムとして有望であることを考察した。以下では、このlocal climb機構を仮定し、V添加量がクリープ破断強度へ及ぼす影響を解析する。

SchewfeltとBrown²¹⁾は、運動している転位が分散粒子と接すると、粒子界面近傍での空孔の濃度勾配を生じ、これによって生ずる空孔の拡散により転位が粒子界面を局所的に上昇運動をして通過するとして、下式を導いた。

$$\Delta\sigma_R = \frac{Gb}{\lambda} \left\{ 0.51 + 0.12 \log \left(\frac{\epsilon k_B T r^2}{4\pi \rho b^2 \alpha_v \lambda D_s} \right) \right\} \dots (2)$$

ここで、 $\Delta\sigma_R$ はlocal climb機構による強度の上昇、 ϵ は歪速度、 k_B はボルツマン定数、 T は絶対温度、 r は分散粒子半径、 ρ は転位密度、 b はバーガースペクトルの大きさ、 α_v は転位の上昇に関与した空孔一個あたりの上昇運動の面積、 G は剛性率、 λ は粒子間距離、 D_s は粒子近傍での体拡散係数である。

前報¹¹⁾が示したように、 ρ は短時間のクリープ試験で減少し、鋼種による差異が無くなる。このため、(2)式において ρ を定数とし、さらに、 ϵ 、 r 、 D_s 以外を定数とし、降伏強さの増加 $\Delta\sigma_y$ が析出物だけに依存するとし、 $\Delta\sigma_y$ にオロワソン応力である $0.84Gb/\lambda$ ²²⁾を用いると、下式が得られる。

$$k = \frac{\Delta \sigma_R}{\Delta \sigma_y} = A + 0.14 \log \left(\frac{\dot{\epsilon} r^2}{D_s} \right) \dots \dots \dots (3)$$

Fig. 5で、9Cr-1Mo-V-Nb-N鋼へのV添加量が変化するときの傾きkは約0.6であった。ここでは、 σ_R の基準として550°C-1,000時間強度をとっている。一方、前報¹¹⁾では、 σ_R の基準として650°C-1,000時間強度(550°C-10⁵時間に相当)をとり、9Cr-1Mo-V-Nb-N鋼で微細析出物の間隔が変化する場合のkの値として、0.33~0.37を得ている。最小クリーブ速度 $\dot{\epsilon}_m$ とクリーブ破断時間 t_R の間に、下に示されるMonkman-Grant則が成り立つとすると、

$$\dot{\epsilon}_m \cdot t_R = \text{const} \dots \dots \dots (4)$$

σ_R の基準が10⁵時間強度から1,000時間強度に変更されることは、最小クリーブ速度が100倍に増加することになる。 $\dot{\epsilon}_m$ を $\dot{\epsilon}$ とみなすと、(3)式から上記の基準の変更によりk値が0.28増加し、0.61~0.64となる。この値はFig. 5での傾き0.6に近い。このことは、V添加量の増加によるクリーブ破断強度の低下が析出物間隔の変化のみで説明され得ることを示す。

しかしながら、Fig. 11が示すように、V添加量の増加はVNを主体とする析出物の格子定数を減少させ、マトリクスとの整合歪を減少させる。また、Fig. 8が示すように、V添加量の増加はこの析出物を大きくする。

VNとマトリクスとの整合歪およびVNの粒径の変化がクリーブ破断強度に及ぼす影響は次のように考察される。Fig. 8が示すように、V添加量が0.15%から0.32%に増加することによりVNの平均粒径が約1.6倍になる。これにより、(3)式からk値が0.057程度大きくなる。

4・2節で考察されたとおり、VNを主体とする析出物はマトリクスと整合であると考えられる。既に述べたように、V添加量が0.15%から0.32%に増加すると、VNとマトリクスとの整合歪が約2%減少する。このことにより、拡散の頻度因子は変化せず、活性化エネルギーが整合歪の変化に当たる2%だけ減少すると仮定すると、鉄の自己拡散の活性化エネルギーが60kcal/mol程度であることから、 D_s は約1/2倍となる。即ち、(3)式からk値は0.042だけ減少する。この格子間距離の縮小によるk値の減少量は、上記のVNの寸法の変化によるk値の増加量である0.057とほぼ一致する。V添加量が増加する時のVNの整合歪の変化と、VNの寸法の変化との影響とが無視できることになる。

以上から、9Cr-1Mo-V-Nb-N鋼のクリーブ変形がlocal climb機構により支配されていると仮定すると、VNの間隔ばかりでなく、その大きさおよびこの析出物とマトリクスとの整合歪がクリーブ破断強度に影響すると推察される。

5. 結言

9Cr-1Mo-V-Nb-N鋼において、V添加量が材質、特にクリーブ破断強度に及ぼす影響と、その理由とに関する検討、および、V、Nb、Nによるクリーブ破断強度向上メカニズムに関する考察の結果得られた主要な成果は以下のとおりである。

(1) ASME SA387 Grade91規格でのV添加量は0.18~0.25%であるが、V添加量を0.15%から0.32%に増加すると、引張強さおよびクリーブ破断強度が低下する。

(2) 9Cr-1Mo-V-Nb-N鋼のクリーブ破断強度は、析出粒子の数密度ばかりでなく、析出物の大きさ、および析出物とマトリクスとの整合歪に依存していると考えられる。

(3) N添加量に対するV添加量の増加は、VNを主体とするMX析出物(以下VN)の数密度を減少させる。これが、V添加量の増加によるクリーブ破断強度の低下の基本的な原因と推察される。

(4) N添加量が一定でV添加量が増加する場合、VNとマトリクスとの整合歪が減少するものの、VNの体積分率が增加する。供試材のクリーブ変形がlocal climb機構によると仮定すると、これらの因子もクリーブ破断強度に影響するが、今回の実験では両者がほぼ相殺していると推察される。

文 献

- 1) V.K.Sikka: Topical Conf. on Ferritic Alloys for Use in Nuclear energy Technologies, Snowbird, Utah, (1983), p.317
- 2) 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), p.491
- 3) 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.931
- 4) 山田政之, 渡辺 修, 吉岡洋明, 宮崎松正: 鉄と鋼, **76** (1990), p.1084
- 5) 志賀正男, 福井 寛, 桐原誠信, 金子了一, 伊藤文夫, 菅井茂勝: 同上 **76** (1990), p.1092
- 6) 竹田頼正, 高野勇作, 横田 宏, 肥爪彰男, 土山友博, 高野正義, 木下修司, 鈴木 章: 同上 **76** (1990), p.1100
- 7) 二瓶 勲: 第133回西山記念技術講座(日本鉄鋼協会編), (1990), p.211
- 8) T.Noda, F.Abe, H.Araki and M.Okada: J.Nuclear Mat., **141-143** (1986), p.1102
- 9) 藤田利夫: 鉄と鋼, **76** (1990), p.1053
- 10) Y.Tsuchida, R.Yamaba, K.Tokuno, K.Hashimoto, T.Ogawa and T.Takeda: New Alloys for Pressure Vessels and Piping (PVP vol.201), (1990), p.105, Nashville Tennessee
- 11) 土田 豊, 武田鐵治郎, 徳永良邦: 鉄と鋼, **80** (1994), p.723
- 12) 谷野 満: 鉄鋼便覧, 初版, (1985), [日刊工業新聞刊]
- 13) 伊勢田敦朗, 寺西洋志, 増山不二光: 鉄と鋼, **76** (1990), p.1076
- 14) F.Abe, F.Araki, T.Noda and M.Okada: J.Nucl. Mater., **155-157** (1988), p.656
- 15) 佐伯義隆 (名古屋工業大学): 私信
- 16) 谷野 満, 西田卓彦: 日本金属学会誌, **29** (1965), p.794
- 17) 細井祐三, 和出 昇: 日本金属学会会報, **23** (1984), p.920
- 18) 土田 豊, 山口勝利, 徳永良邦: 熱処理, **35** (1995) 1 掲載予定
- 19) T.Fujita, K.Asakura, T.Sawada, T.Takamatu and Y.Otoguro: Met. Trans., **12A** (1981), p.1071
- 20) F.Abe, S.Nakazawa, H.Araki and T.Noda: Met. Trans., **23A** (1992), p.469
- 21) R.S.W.Schewfelt and L.M.Brown: Phil. Mag., **35** (1977), p.945
- 22) 後藤正治, 森 和彦, 吉永日出男: 日本金属学会誌, **50** (1986), p.154