

9Cr-1Mo-VNbN鋼のクリープ破断強度への圧延および焼ならし条件の影響とV,Nb炭窒化物の役割

土田 豊*・武田 鐵治郎*²・徳永 良邦*

Effect of Rolling and Normalizing Conditions on the Creep Rupture Strength of 9Cr-1Mo-VNbN Steel and the Role of V, Nb Carbo-nitride

Yutaka TSUCHIDA, Tetsujiro TAKEDA and Yoshikuni TOKUNAGA

Synopsis : The effects of heating, rolling and normalizing conditions on creep rupture strength (CRS) have been examined in a 9Cr-1Mo-VNbN steel. When the steel was rolled after heating at 1,250°C, normalized at temperature as high as 1,100°C, and then tempered, the CRS was improved without the coarsening the prior austenite (γ) grain size.

It is supposedly the reasons for the prevention of γ grain growth that the heating at 1,250°C dissolves Nb (C, N) into solution completely, and the dissolved Nb, then, precipitates as Nb (C, N) during normalizing and acts fully as the inhibitor against grain growth.

The CRS was hardly influenced by the prior γ grain size, possibly because the sub-grain size is an effective unit for the CRS, and the sub-grain size was not varied by the coarsening of prior γ grain size.

Improvement of the CRS is attained through optimizing the precipitation of complex carbo-nitride of V and Nb by the control of rolling and heat treating processes. High temperature heating makes the inter-precipitate distance short, and changes the CRS along with the yield strength. Higher normalizing temperature makes the precipitate larger. In this case, the CRS is higher for larger precipitate, and the yield strength is unchanged.

Key words : 9Cr-1Mo-VNbN steel; heating temperature; normalizing temperature; creep rupture strength; γ grain size; sub-grain; V (CN); precipitation strengthening.

1. 緒言

9Cr-1Mo-VNbN鋼¹⁾のような焼もどしマルテンサイト系の耐熱鋼は高Crフェライト鋼と総称され、超々臨界圧ボイラー用鋼材として使用されており²⁾³⁾、また、高速増殖炉の蒸気発生器への適用⁴⁾も具体的に検討されている¹⁾³⁾。高Crフェライト鋼の特徴は、オーステナイト系耐熱鋼に匹敵するクリープ破断強度を持つとともに、温度変化により生ずる熱応力が小さいことである。これまでの高Crフェライト鋼の品質向上に関する研究では、クリープ破断強度の向上を目的とした合金成分系の開発が主体であった^{5)~8)}。しかし、上記のような高温プラントにこの鋼材を適用する場合には、安全性や信頼性の観点から優れた低温靱性をあわせ持つことが必要である^{9)~11)}。

クリープ強度は第一義的には合金成分により決定されるため、通常、高Crフェライト鋼には多量の合金元素が添加されている。しかし、これらの添加元素が強度向上に対し有効に利用されるためには、極めて高い焼ならし温度が必要であり、このような高い焼ならし温度は、旧オーステナ

イト(γ)粒を粗大にし、低温靱性を低下させる結果となっていた。したがって、これらの添加元素を活用するため、製造条件の最適化が不可欠である。添加元素の効用は、焼ならし焼もどし処理前の熱的条件によって変化する筈であるが、熱処理前の履歴の影響に関する研究はほとんど行われていない。

本報は、この事情を背景として、9Cr-1Mo-VNbN鋼を焼ならし焼もどしで使用する場合について、圧延熱処理条件、すなわちスラブ加熱温度(以下加熱温度)、最終圧延温度および焼ならし温度が、旧 γ 粒径およびクリープ破断強度に及ぼす影響について検討したものである。

2. 実験方法とその結果

2・1 供試材と実験方法

実験に用いられた原板は、Table 1の化学成分¹²⁾を有する80mm厚×200mm幅×350mm長のスラブで、この実験室用スラブが、Table 2に示される温度条件の下で25mm厚に熱間圧延され、一旦室温まで冷却された後、1,020~1,100°C

平成6年3月1日受付 平成6年6月3日受理 (Received on Mar. 1, 1994; Accepted on June 3, 1994)

* 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)鉄鋼研究所 (Steel Research Laboratories, Nippon Steel Corp.)

Table 1. Chemical composition (mass%).

C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	V	Nb	Al	N
0.10	0.25	0.43	0.007	0.001	8.85	0.95	0.22	0.08	0.005	0.067

Table 2. Rolling conditions.

Steel	Reheating temperature	Finish-rolling temperature
A	1,150°C (1,423K)	900°C (1,173K)
B	1,250°C (1,523K)	970°C (1,243K)
C	1,250°C (1,523K)	750°C (1,023K)

の温度で1時間加熱により焼ならされ、さらに、760°C-1時間の焼もどしおよび溶接後熱処理(PWHT)相当の740°C-8.4時間の加熱が行われて、各種試験に供せられた。本鋼の焼入硬化性は高く、焼ならしの空冷によりマルテンサイト相となる。マルテンサイト変態開始温度は約400°Cである。

クリープ破断試験片は、その長手方向が圧延方向と直角となるように採取された平行部直径6mm、標点間距離30mmの丸棒試験片であり、バネ式マルチ型クリープ破断試験機により600°Cでのクリープ破断試験に供された。

組織観察は光学および電子顕微鏡により行われ、また、析出物中の元素量の分析は、非水溶媒中で電解抽出された残渣を化学分析することにより定量された。

2・2 旧オーステナイト結晶粒径の変化

Fig. 1は、旧オーステナイト(旧 γ)粒の焼ならしでの粗大化挙動への加熱温度の影響を示す。加熱温度が1,150°Cと低い場合、10~20 μ m程度の微細な旧 γ 粒径が得られるのは焼ならし温度が1,040°C迄であり、1,060°C以上では旧 γ 粒が0.5mmにも及ぶ異常粗大粒に急激に変化する。Fig. 2 (a)は1,060°C焼ならしでの異常粗大粒の様相を示す。

これに対し、加熱温度が1,250°Cの場合、1,100°Cの高温焼ならしによっても旧 γ 粒は10~20 μ mの細粒を保っている。この細粒はFig. 2 (b)に示されるように、全板厚にわたって得られている。旧 γ 粒径の細粒化に対する高温加熱の効果は、最終圧延温度が970°Cから750°Cに低下しても存在しており、

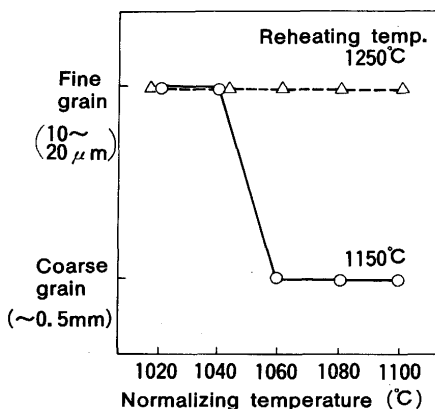


Fig. 1. Grain coarsening behavior after normalizing.

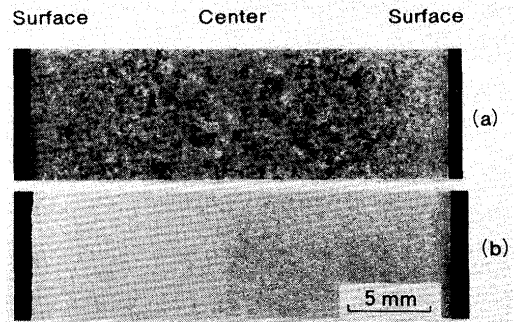


Fig. 2. Cross-sectional micro-structure after normalizing.

(a) A steel, normalized at 1,333K (1,060°C).
 (b) B steel, normalized at 1,373K (1,100°C).

このことはスラブの高温での加熱が旧 γ 粒径の安定化に重要であることを示している。

シャルピー試験等により得られる低温靱性は、一般に旧 γ 粒径が微細なほど改善される。したがって、高温加熱は低温靱性の改善に有用である。

2・3 クリープ破断強度

Fig. 3は、600°C、167MPaの条件でのクリープ破断試験結果を示す。いずれの圧延条件でも焼ならし温度が上昇するとクリープ破断時間がほぼ直線的に長くなり、クリープ破断強度が向上する。また、加熱温度が高く、最終圧延温度が低いほど、クリープ破断時間が長い。

Fig. 1に示されたように、1,150°Cに加熱後圧延されたA鋼の旧 γ 粒は、1,060°C以上の焼ならしで急激に異常粗大化しているが、このことがクリープ破断時間に及ぼす影響は殆どみられない。また、そのクリープ破断時間は、旧 γ 粒径が微細な1,250°C加熱圧延のB鋼あるいはC鋼より短い。

旧 γ 粒径観察結果とクリープ破断試験結果から、加熱温度を高く、圧延仕上げ温度を低くすることにより、クリープ破断強度と低温靱性がともに改善されていることが判る。

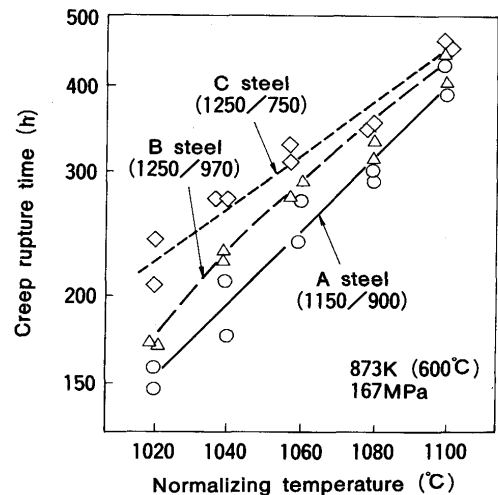


Fig. 3. Dependence of creep rupture time on process parameters (heating temperature/finish-rolling temperature) and normalizing temperature.

2・4 加熱および焼ならしでの析出状態

Fig. 4は、焼ならし段階での析出物の抽出レプリカ観察結果を示す。1,250°C加熱材では、粗大なNb(C, N)粒子が認められない。また、1,150°C加熱のA鋼では、0.5 μ mに近い粗大なNb(C, N)粒子と0.1 μ m以下の微細なNb(C, N)粒子が混在している。

Fig. 5は、A鋼およびB鋼について、加熱後、1,060°Cで1時間焼ならし後、およびPWHT後の、残渣中のVおよびNb量、すなわち析出しているVおよびNb量の推移を示す。各段階での析出V量は、加熱温度により殆ど影響されない。これに対し、析出Nb量への加熱温度の影響は大きい。

加熱後でのNbの析出量は、1,150°C加熱の場合には添加量(0.08%)の約半分である。この析出NbはNb(C, N)と考えられる。これに対し、1,250°Cの加熱では析出Nbが存在せず、全量固溶している。

Fig. 5において、1,060°Cの焼ならしによりNb(C, N)の析出量が増す。この新たに析出するNb(C, N)の量は高温加熱の方が多い。焼ならし温度は加熱温度より低いことから、焼ならして新たに析出するNb(C, N)粒子の大きさは、加熱温度の下で粗大化したNb(C, N)粒子より微細であると考えられる。この結果、1,150°Cで加熱されたA鋼には、焼ならし段階で二種類の大きさのNb(C, N)が混在することになる。

Fig. 5から、焼ならし以降PWHTまでに析出するNb(C, N)の量も加熱温度の影響を受け、高温加熱材の方が多い。

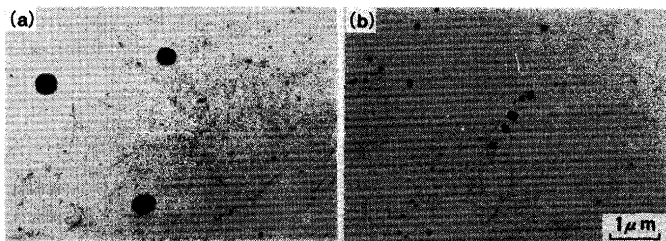


Fig. 4. Transmission electron micrograph of extraction replicas after quenching from 1,333K (1,060°C).

(a) A steel, (b) B steel

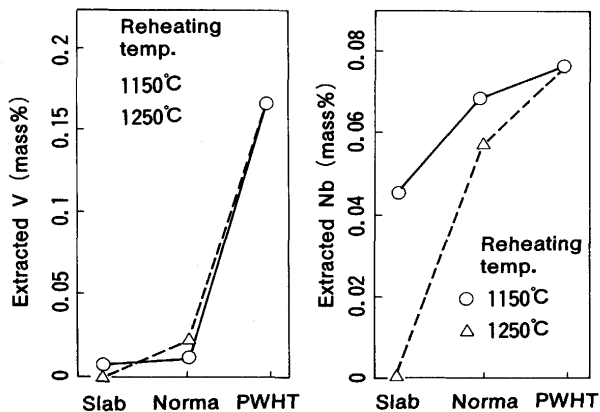


Fig. 5. Change in the amount of V and Nb precipitates by different process parameters.

このNb(C, N)はさらに微細であり、焼ならし以降に析出するV含有の析出物とともにクリープ破断強度に影響すると考えられる。これらの析出状態については次に述べられている。

2・5 PWHT材での析出状態

Fig. 6 (a)~(c)は、PWHT相当の熱処理後での抽出レプリカ観察結果を示す。旧 γ 粒界およびラス境界にFig. 6 (a)に示されるような塊状の $M_{23}C_6$ が観察される。また、ラス内にはFig. 6 (b)に示されるような長円形の板状微細析出物が多数析出している。

ラス内の微細析出物はFig. 6 (c)に示す形態から、K. Tokunoら¹³⁾が報告しているV-Nb複合析出物である。中心部がNb(C, N)であり、その周囲にV(C, N)が薄い板状に存在する。V(C, N)およびNb(C, N)の溶解度積の差および特徴的な複合析出形態から、この複合析出物は焼ならしの冷却中あるいは焼もどしの初期にNb(C, N)が転位のような組織不均一部に析出し、これを核にV(C, N)が析出したも

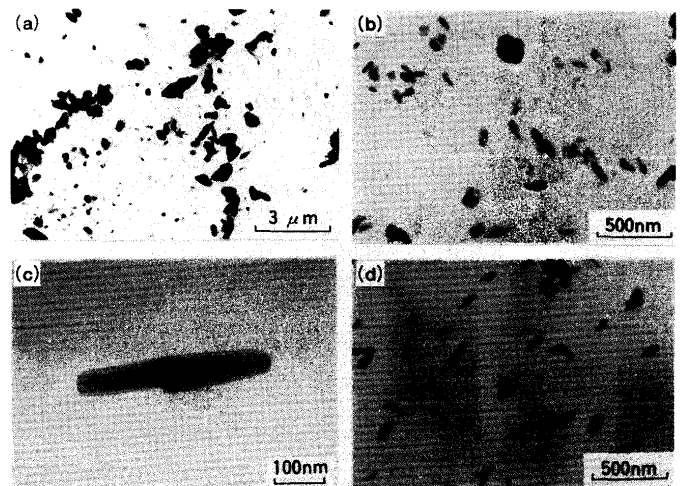


Fig. 6. Transmission electron micrographs of extraction replicas of carbo-nitrides in B steel which is normalized at 1,333K (1,060°C), tempered at 1,013K (760°C), and heated at 1,013K (740°C) for 30.24ks (8.4h) simulating PWHT.

(a)(b)(c) before creep rupture test
(d) after crept at 873K (600°C)
(rupture time : 332h)

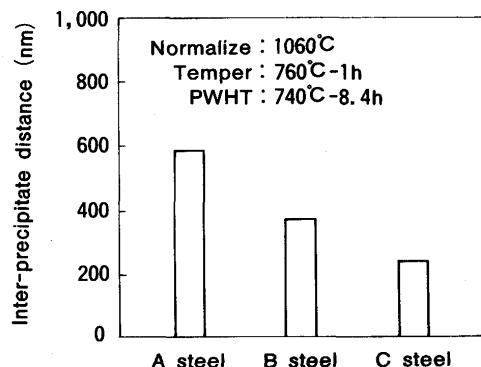


Fig. 7. Difference of inter-precipitate distance among the steels.

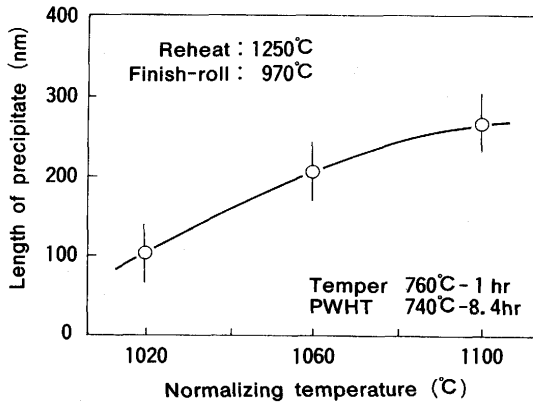


Fig. 8. Effect of normalizing temperature on the length of precipitate.

のと推察される。

このラス内の微細析出物は、圧延条件および焼ならし温度の変化に伴い、Fig. 7が示すように析出物間隔が小さく、Fig. 8が示すように析出物の大きさ(長さ)が長くなる。また、Fig. 6 (b)と6 (d)の比較から分かるように、ラス内の微細析出物の長さはクリープ試験によってもほとんど変化せず、安定である¹³⁾。

2・6 クリープ試験前後の下部組織

旧 γ 粒が0.5mm以上の異常粗大粒から成るA鋼と10~20 μ mの微細粒から成るB鋼との下部組織がFig. 9および10に示されている。Fig. 9は、PWHTまま、すなわちクリープ試験前での両鋼の比較を示す。両鋼とも明瞭なマルテンサイト・ラス組織を有しており、旧 γ 粒径が極端に異なるにも拘らず、ラス幅に明瞭な差異がない。

Fig.10の示すクリープ試験後の下部組織を、Fig. 9の示すクリープ試験前のものと比較すると、A鋼およびB鋼とも転位密度が低下し、ラスが亜結晶粒化している。亜結晶粒

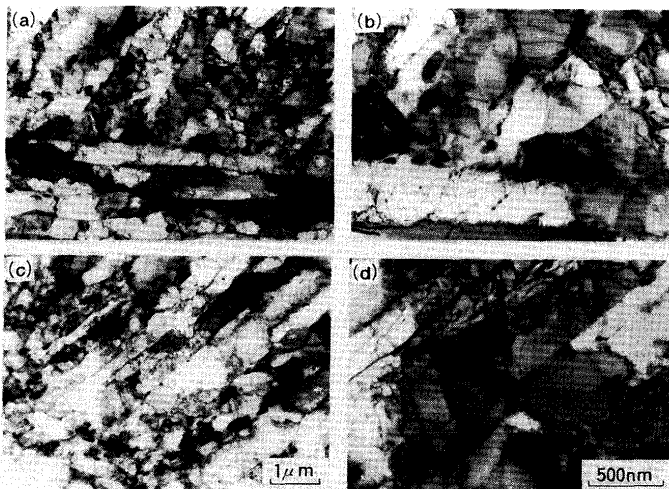


Fig. 9. Transmission electron micrographs of steels which are normalized at 1,333K (1,060°C), tempered at 1,013K (760°C), and heated at 1,013K (740°C) for 30.24ks (8.4h) simulating PWHT.

(a)(b) A steel, (c)(d) B steel

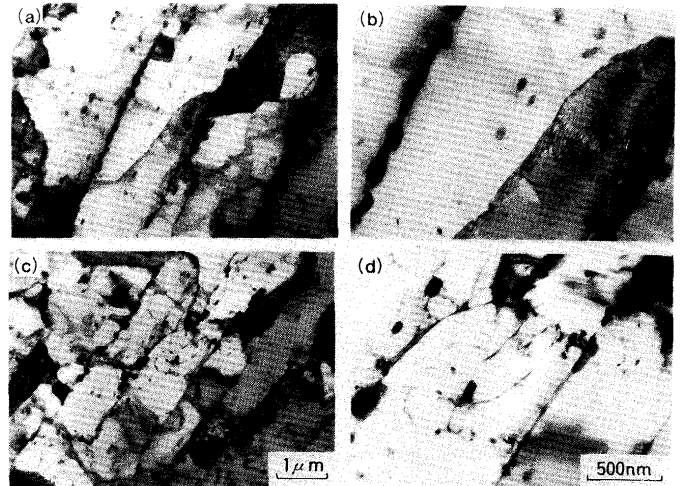


Fig.10. Transmission electron micrographs of specimens crept at 873K (600°C).

(a)(b) A steel, rupture time: 239h
(c)(d) B steel, rupture time: 332h

径は1~2 μ mであり、元のラスを長さ方向に分断するとともに、ラス幅が2~4倍に広がっている。A鋼とB鋼を比較すると、旧 γ 粒径が極端に異なるものの、クリープ破断材の亜結晶粒径に明瞭な差異は認められない。

3. 考察

3・1 粗粒化挙動への圧延条件の影響理由

結晶粒の粗大化については、AlN, Nb(C, N)などの析出物が粒界移動のインヒビターとして働くことが知られている¹⁴⁾。Fig. 1で高温の焼ならしにも拘らず細粒の旧 γ 粒が得られた1,250°C加熱圧延材の場合には、焼ならし段階で、Fig. 4 (b)が示すような、0.1 μ m以下のNb(C, N)粒子が析出している。この粒子が結晶粒界移動に対するインヒビターとして働き、旧 γ 粒径の粗大化防止に作用しているものと推察される。

T.Gladman¹⁴⁾は、異常粒成長の時の諸因子間の関係を導いている。その関係から、異常粒成長を防止する条件として次式が導かれる。

$$\frac{r}{f} < \frac{6R_0}{\pi} \left(\frac{3}{2} - \frac{2}{Z} \right)^{-1} \dots\dots\dots (1)$$

ここで、rは析出粒子の半径、fは析出粒子の体積分率、R₀はマトリクス平均結晶粒半径、ZはR₀と異常粒成長し始める大粒の平均半径R_xの比R_x/R₀であり、Zは通常 $\sqrt{2}$ ~2の間の値をとる。

(1)式の左辺に注目すると、r/fが小さいほど異常粒成長が防止される。本供試鋼の場合、上述のように、粒成長のインヒビターとして効くのは焼ならし段階で析出する0.1 μ m以下の微細Nb(C, N)粒子である。焼ならし温度が同じであるためrが一定であるとする、(1)式からfが大きいほど異常粒成長が抑制される。f、すなわち焼ならし段階で析

出するNb(C, N)量は、Fig. 5から、高温加熱の場合に多い。これが、高温加熱で異常粒成長が防止された理由である。

(1)式の右辺に注目すると、Zが大きいほど値が小さくなり、異常粒成長が生じ易い。一般に異常粗大化を始める前の γ 粒、すなわち焼ならし初期の γ 粒径は前組織の影響をうけるため、異常粒成長抑制には圧延により焼ならし処理前の組織を均一化しておくことが有効である。

3.2 クリープ破断強度への旧 γ 粒径の影響

Fig. 1が示すように、加熱温度が1,150°Cの場合、1,060°C以上の焼ならし温度では旧 γ 粒が異常粒成長する。旧 γ 粒の粗大化によりクリープ破断強度が上昇するとされることがあるが、Fig. 3が示すように、焼ならし温度が1,060°C以上のクリープ破断時間は、低温側からの滑らかな延長線上にあり、クリープ破断強度に及ぼす旧 γ 粒の異常粗大化の影響は殆どみられない。

旧 γ 粒径のクリープ破断強度への影響を検討する場合、焼ならし温度が変化させる¹⁶⁾ことが多い。焼ならし温度の上昇は、旧 γ 粒径を粗大にする外に、NbやVなどの固溶量を増加させる。また、本鋼より焼入硬化性の低くフェライトとベイナイトの混合組織となり易い2.25Cr-1Mo鋼のような鋼種では、旧 γ 粒の粗大化は焼入性を上昇し、フェライト相を変化させる。従来の焼ならし温度を変化させた実験では、旧 γ 粒径の影響にこれらの因子が交絡している。これに対し、Fig. 3では同じ焼ならし温度でクリープ破断強度を比較することができる。

さらに、本供試材は焼もどしマルテンサイト相系であり、オーステナイト系やフェライト系の鋼とは異なり、Fig. 9やFig. 10が示すように旧 γ 粒がラスや亜結晶粒で分断されている。ラス境界や亜結晶粒界の面積は旧 γ 粒界に比較して十分に大きいため、これらがフェライト系鋼での粒界¹⁵⁾のようにクリープ破断強度に影響すると考えられる。一方、Fig. 9および10が示すように、旧 γ 粒が異常に粗大となっても、ラス・サイズや亜結晶粒径は顕著な変化を示さない。このため、旧 γ 粒径はクリープ破断強度にほとんど影響しなかったものと考えられる。

3.3 クリープ破断強度と引張強度の関連性

降伏強さ(あるいは0.2%耐力)には、マトリクス内でのNb(C, N)のような微細析出物の状態が敏感に影響する。そこで、クリープ破断強度への圧延条件の影響を解析する目的で、時間に依存しない強度である0.2%耐力(550°C)と、時間に依存するクリープ破断強度の関係が検討された。クリープ破断強度として600°C-1,000時間での強度(σ_R)が解析に用いられた。本鋼のような高Crフェライト鋼では、この σ_R は550°C-100,000時間のクリープ破断強度にほぼ相当する。

Fig. 3のクリープ破断時間から σ_R を算出するに際し、 $\log(\sigma_R)$ と $\log(t_R)$ の勾配が1,060°C焼ならし材¹²⁾での勾配-0.0818と同等であると仮定し、(2)式により σ_R が求められた。

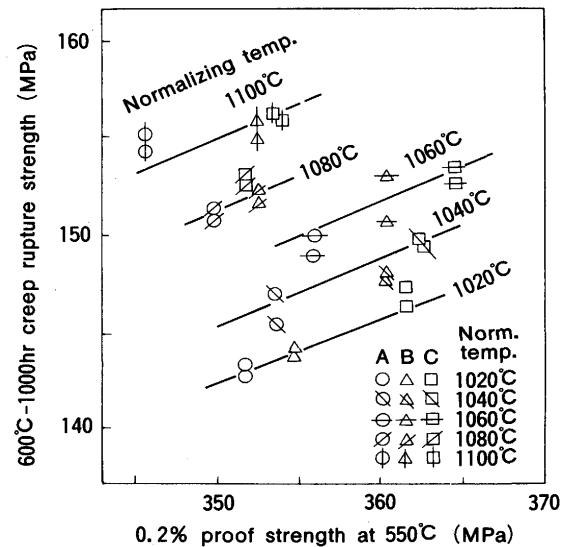


Fig.11. Relation between creep rupture strength and 0.2% proof strength.

$$\log(\sigma_R/167) = -0.0818 \log(1,000/t_R) \quad \dots\dots\dots (2)$$

ここで、 t_R は600°C、167MPaでのクリープ破断時間(h)である。また、引張試験片は、クリープ破断試験片と同一の方向となるように原板から採取された平行部直径10mm、標点間距離50mmの丸棒試験片で、引張試験は550°Cの下でJIS G 0567に準拠して行われている。

解析の結果がFig.11に示されている。 σ_R と0.2%耐力の関係は焼ならし温度で層別される。各層中では圧延条件の変化に応じて σ_R と0.2%耐力が直線的に変化している。この直線の傾きは約0.33~0.37である。このように、圧延条件と焼ならし温度とでは、クリープ破断強度への影響の仕方が異なっている。

3.4 圧延条件のクリープ破断強度への影響理由

一般に、実用鉄鋼材料において、炭窒化物形成元素を添加すると、炭窒化物の増加に応じて降伏強さが増加する。この増加量($\Delta\sigma_y$)が析出による硬化に等しいと考えると、析出粒子の直径(d)が無視できない場合、

$$\Delta\sigma_y = K_y/(\lambda-d) \quad \dots\dots\dots (3)$$

となる。ここで、 λ は析出粒子間隔、 K_y は定数である。

転位によるクリープ変形で、固溶や析出により変形に必要な応力が上昇する。析出物が存在することによるクリープ破断強度の上昇量($\Delta\sigma_R$)は、析出に基づくしきい応力を用いると、

$$\Delta\sigma_R = K_R/(\lambda-d) \quad \dots\dots\dots (4)$$

と表せる。

ここで、 K_R はクリープ変形のメカニズムに固有の定数である。

(3)式および(4)式から、 $\Delta\sigma_y(550^\circ\text{C})$ と $\Delta\sigma_R$ の比は、(5)式ようになり、Fig.11での直線の傾きは(5)式を評価してい

ることになる。

$$\frac{\Delta\sigma_R}{\Delta\sigma_y} = \frac{K_R/(\lambda-d)}{K_y/(\lambda-d)} = \frac{K_R}{K_y} \dots\dots\dots (5)$$

(5)式において、 K_R および K_y がそれぞれ一定であれば、 $\Delta\sigma_y$ と $\Delta\sigma_R$ は比例する。換言すれば、 $\Delta\sigma_y$ と $\Delta\sigma_R$ が直線的に変化することになる。この挙動は、圧延条件が変化する場合の挙動、すなわち、Fig. 7が示すように、Nb(C, N)とV(C, N)の複合析出物間の距離 $(\lambda-d)$ が変化し、Fig. 11が示すように、クリープ破断強度と0.2%耐力とが直線関係を示す、と同じである。このことから、圧延条件の変化は、複合析出物の分散状況を変化させることにより、0.2%耐力およびクリープ破断強度に影響すると言える。

クリープ変形での転位と微細析出物の相互作用については、local climb¹⁷⁾、genaral climb¹⁸⁾、ポイド強化¹⁹⁾などが機構が提案されている。それぞれの機構での強化量が見積もられており、Gをマトリクス剛性率、bをバーガースベクトルの大きさとする、general climbでは $0.04Gb/(\lambda-d)^{20)}$ 、local climbでは $0.3Gb/(\lambda-d)^{20)}$ 、ポイド強化では $0.65Gb/(\lambda-d)^{21)}$ である。

微細析出物による0.2%耐力(降伏強さ)の強化はオローワンの強化機構によると考えて良く、強化の大きさは $0.84Gb/(\lambda-d)$ である²²⁾。上記の諸機構とオローワン機構での強化の大きさの比を求め、Fig. 11での直線の傾き $0.33\sim 0.37$ と比較すると、local climb機構での 0.36 がFig. 11での傾きに極めて近い。このことから、local climb機構が9Cr-1Mo-VNbN鋼のクリープ強度の支配機構として注目されるが、今後の詳細な検討が必要である。

Fig. 11が示すように、焼ならし温度の上昇によりクリープ破断強度が上昇する。このことは、(5)式において K_R が焼ならし温度に依存することを示す。一方、Fig. 8が示すように、焼ならし温度の上昇により複合析出物が大きくなっており、析出物の大きさが K_R の増加に効いていると考えられる。

クリープ変形の理論では、粒子の大きさの影響が考察されていることが多い。例えば、SchewfeltとBrown¹⁷⁾のlocal climb機構では、半径(r)の球形粒子の影響が考察されており、 K_R が $\log(r)$ に比例して増加するとされており、上記の推察が傍証される。

なお、Fig. 11で、焼ならし温度の上昇により、 σ_R が上方に移動するものの、傾きの変化が明瞭でなかったのは、析出物が存在しない場合の σ_y および σ_R がかなり低応力側にあり、今回の実験での σ_y の変化幅が小さかったためであると考えている。

4. 結言

9Cr-1Mo-VNbN鋼の旧 γ 粒径およびクリープ破断強度

に及ぼす、加熱温度、最終圧延温度および焼ならし温度の影響に関する検討により、以下の結論を得た。

(1) 加熱温度を高く最終圧延温度を低くし、高温の焼ならしを組合せることにより、旧 γ 粒の粗大化を防止しながら、クリープ破断強化を改善することができる。

(2) 旧 γ 粒の粗大化は、加熱で固溶し焼ならして析出するNb(C, N)粒子の量の増加で抑制される。

(3) 旧オーステナイト(γ)粒径が不連続に変化しても、クリープ破断強度に顕著な変化がみられなかった。これは、旧 γ 粒径がクリープ破断強度に余り影響しないことを示す。旧 γ 粒内のマルテンサイト・ラスや亜結晶粒が実質的にクリープ破断強度に影響し、これらが旧 γ 粒の異常粗大化によっても殆ど変化しないためと推察される。

(4) クリープ破断強度の向上は、Nb(C, N)とV(C, N)の複合析出物の析出状況で説明される。複合析出物間距離は、圧延条件により変化し、降伏強さの上昇とともにクリープ破断強度が上昇する。また、焼ならし温度は、複合析出物の大きさを変化させ、降伏強さとは独立にクリープ破断強度に影響する。

文 献

- 1) V.K.Sikka: Proc. 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) 二瓶 勲: 第133回西山記念技術講座(日本鉄鋼協会編), (1990), p.211
- 5) K.Hashimoto, M.Yamanaka, Y.Otoguro, T.Zaizen and M.Onoyama: Proc. Topical Conf. on Ferritic Alloys for Use in Nuclear Energy Technologies, Snowbird, Utah, (1983), p.307
- 6) 藤田利夫: 鉄と鋼, **76** (1990), p.1053
- 7) 伊勢田敦朗, 寺西洋志, 増山不二光: 鉄と鋼, **76** (1990), p.1076
- 8) 安部仲継, 渡邊壽之, 田川寿俊, 鈴木治雄, 島田俊一, 杉山忠男, 長嶺多加志: 火力原子力発電, **39** (1988), p.159
- 9) 細井祐三, 和出 昇, 國光誠司, 瓜田龍実: 鉄と鋼, **76** (1990), p.1116
- 10) 朝倉健太郎, 藤田利夫, 渡辺 久: 鉄と鋼, **74** (1988), p.2001
- 11) 松崎昭博, 齊藤良行, 渡辺 修, 志賀千晃, 中川一郎: 鉄と鋼, **76** (1990), p.1108
- 12) Y.Tsuchida, R.Yamada, K.Tokuno, K.Hashimoto, T.Ogawa and T.Takeda: New Alloys for Pressure Vessels and Piping, Nashville, Tennessee. (PVP vol. 201), (1990), p.105
- 13) K.Tokuno, K.Hamada, R.Uemori, T.Takeda and K.Itoh: Scripta Met., **25** (1991), p.871
- 14) T.Gladman: Proc.Roy.Soc., **294** (1966), p.298
- 15) 木村 健, 松尾 孝, 菊池 実: 日本金属学会秋期大会講演概要集, (1992), p.320
- 16) 劉 興陽, 藤田利夫: 鉄と鋼, **74** (1988), p.1065
- 17) R.S.Schewfelt and L.M.Brown: Phil. Mag., **35** (1977), p.945
- 18) M.McLean: Acta Met., **33** (1985), p.545
- 19) D.Srolovitz, R.Petkovic-Luton and M.J.Luton: Scri. Met., **16** (1982), p.1401
- 20) E.Arzt and M.F.Ashby: Scripta Metall., **16** (1982), p.1285
- 21) R.W.Weeks, S.R.Pati, M.F.Ashby and P.Barrand: Acta Metall., **17** (1969), p.1403
- 22) 後藤正治, 森 和彦, 吉永日出男: 日本金属学会誌, **50** (1986), p.154