

2.25Cr-Mo-V鍛鋼のクリープ特性に及ぼす Cr, Mo, W, MnおよびNiの影響

角屋 好邦*・北井 敬人*²・辻 一郎*²・松尾 朝春*³・田中 泰彦*⁴・東 司*⁴・池田 保美*⁵

Effects of Cr, Mo, W, Mn and Ni on Creep Properties of 2.25Cr-Mo-V Rotor Steel

Yoshikuni KADOYA, Takato KITAI, Ichiro TSUJI, Asaharu MATSUO, Yasuhiko TANAKA, Tsukasa AZUMA and Yasumi IKEDA

Synopsis : The effect of Cr, Mo, W, Mn and Ni contents on the creep properties of a 2.25Cr-Mo-V based bainitic steel was investigated and microstructural factors which affect the creep rupture strength were discussed. The creep rupture strength is decreased by increasing Cr, Mn and Ni contents although it is slightly increased with the addition of W. The effect of Mo is very small. Addition of Ni in excess of 1.8% decreases the creep rupture strength remarkably.

Preferable precipitation of $Cr_{23}C_6$ and Cr_7C_3 due to the increase of Cr content suppresses the precipitation of V_4C_3 , and decreases the creep rupture strength. Ni and/or Mn addition decreases the creep rupture strength because the stacking fault energy which makes cross slip easier is increased. No further improvement of creep rupture strength due to solid solution strengthening is expected by the addition of Mo in excess of 0.8%. W contributes to the increase in creep rupture strength through solid solution strengthening effect. In addition, it is concluded that the creep rupture strength of the 2.25Cr-Mo-V steels equals or exceeds that of the conventional 1Cr-Mo-V steels.

Key words : 2.25Cr-Mo-V steel ; creep ; alloying element ; microstructure ; precipitation.

1. 緒言

2.25Cr-Mo-V鍛鋼は、高低圧一体型ロータ材¹⁾およびガスタービンディスク材²⁾として、開発、実用化されている。このうち、高低圧一体型ロータ材については、最近の単車室蒸気タービンの容量増大と運用性向上に対応させる要求から、高強度・高じん性化のニーズが高まっている。しかしながら、この鋼種についてじん性および高温強度に及ぼす合金元素の影響に関する研究は、上に述べた高強度・高じん性化のニーズに対して合金設計の観点からも実用上重要であるにもかかわらず、これまで系統的に調べた研究報告は少ない。しかも、この中でCr-Mo-V系鋼においてじん性および高温強度に及ぼす合金元素の影響を調べた研究報告³⁾⁴⁾はいくつか見られるものの、2.25Cr-Mo-V系鋼において同様な検討を行った研究報告⁵⁾⁶⁾は少なく、特に、じん性および高温強度に及ぼす合金元素と組織因子の相関については、いまだ不明な点も多い。そこで、より大容量のプラントに適用できる高強度・高じん性高低圧一体型ロータ用耐熱鋼の開発を目的として、著者らは2.25Cr-Mo-V鋼のじん性および高温強度に及ぼす合金元素の影響に関する一連

の研究を行っている⁷⁾。その成果のうち、じん性に及ぼす合金元素の影響については、「2.25Cr-Mo-V鍛鋼のじん性に及ぼすCr, Mo, W, MnおよびNiの影響」⁷⁾(以下、前報と呼ぶ)として報告した。すなわち、CrおよびNiの添加は、2.25Cr-Mo-V鋼のFATTを低下させるが、Mnの添加はFATTをほとんど変化させない。また、Moの添加は2.25Cr-Mo-V鋼のFATTを低下させるが、その添加量が1.5%を超えるとFATTを増大させる。Wの添加は2.25Cr-Mo-V鋼のFATTを増大させる。さらに、2.25Cr-Mo-V系鋼は、1Cr-Mo-V系鋼と比較してベイナイト変態開始温度が低温側に位置しており、じん性向上の点で優位に立っていることを明らかにした。

そこで、本研究では2.25Cr-Mo-V鋼のクリープ特性に及ぼす合金元素の影響を調べることとし、前報⁷⁾と同一の試料を用い、565°Cにおいて220, 250および280MPaの3水準の応力でのクリープ試験を行い、クリープ特性に及ぼす合金元素の影響を調べるとともに、前報⁷⁾と同様に炭化物を中心とした金属組織の観察を試み、炭化物の析出に及ぼす合金元素の効果をも調べて、組織因子とクリープ特性との関係についても考慮する。

平成4年11月2日受付 平成5年3月5日受理 (Received on Nov. 2, 1992; Accepted on Mar. 5, 1993)

- * 三菱重工業(株)高砂研究所 (Takasago Research & Development Center, Mitsubishi Heavy Industries, Ltd., 2-1-1 Shinhama Arai-cho Takasago 676)
- * 2 三菱重工業(株)高砂製作所 (Takasago Machinery Works, Mitsubishi Heavy Industries, Ltd.)
- * 3 三菱重工業(株)タービン技術部 (Turbine Engineering Department, Mitsubishi Heavy Industries, Ltd.)
- * 4 (株)日本製鋼所室蘭研究所 (Muroran Research Laboratory, The Japan Steel Works, Ltd.)
- * 5 (株)日本製鋼所室蘭製作所 (Muroran Plant, The Japan Steel Works, Ltd.)

Table 1. Chemical compositions of steel.(wt. %)

Steel	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V	W
A	.25	.02	.71	<.003	<.003	.81	2.27	1.16	.26	—
B	.25	.02	.71	<.003	<.003	1.46	2.28	1.16	.26	—
C	.26	.02	.02	<.003	<.003	1.45	2.28	1.18	.25	—
D	.26	.02	.03	<.003	<.003	1.80	2.26	1.17	.25	—
E	.25	.02	.04	<.003	<.003	2.28	2.27	1.19	.25	—
F	.25	.03	.03	<.003	<.003	1.77	2.23	.82	.26	—
G	.26	.02	.03	<.003	<.003	1.81	2.26	1.51	.25	—
H	.26	.02	.03	<.003	<.003	1.82	2.28	1.80	.25	—
I	.25	.03	.03	<.003	<.003	1.78	2.22	.84	.25	.50
J	.26	.02	.03	<.003	<.003	1.79	2.26	.86	.25	1.00
K	.26	.02	.03	<.003	<.003	1.79	3.20	.84	.25	1.02
L	.26	.02	.03	<.003	<.003	1.81	3.67	.86	.25	1.03

2. 供試材および実験方法

供試材は前報⁷⁾で使用した2.25Cr-Mo-V鋼にCr, Mo, W, MnおよびNiの添加量を変えた計12鋼種の高圧部模擬材であり、その化学組成をTable 1に示す。これら供試材の作製方法は前報⁷⁾と同じであり、そのようにして準備した供試材の平板の幅方向(鍛造方向に垂直な方向)から直径6mm, 標点間距離30mmのクリープ試験片を採取し、シングルレバー式クリープ試験機を用いて565°C, 応力220, 250および280MPaの3水準でのクリープ試験を行った。

未使用材およびクリープ破断試験片については前報⁷⁾と同様に光学顕微鏡観察, 抽出レプリカを用いた透過型電子顕微鏡(透過電顕)観察および電解抽出残渣によるX線回折ならびに化学分析を行った。これらの試験方法の詳細は前報⁷⁾と同じである。さらに、クリープ変形過程中的転位組織を調べるため、破断部近傍から離れた一様伸びを示している平行部から薄膜試料を採取し、透過電顕観察を行った。薄膜試料は10%過塩素酸エチルアルコール溶液を用いて双ジェット法により電解研磨して作製した。なお、供試材のミクロ組織は、いずれの場合もすべてベイナイト組織であり、結晶粒度はJISNo. 4~5である。

3. 実験結果および考察

3.1 クリープ破断特性および合金元素添加の効果

565°C, 応力220MPaでの代表的なクリープ速度-時間曲線をCrを2.25%から3.75%まで変化させた鋼J, KおよびL鋼についてFig. 1に示す。Cr添加の増量に伴い最小クリープ速度が大きくなるとともに、破断時間は減少することが認められる。また、これらクリープ曲線はいずれの場合もCr-Mo-V鋼⁸⁾の場合と同様に遷移クリープ域が全クリープの20~30%を占めており、最小クリープ速度を示した後の定常クリープ域はほとんど認められず、加速クリープ域を示すことが認められる。なお、この傾向は本研究の試験条件範囲内において、いずれの鋼種でも同じであった。

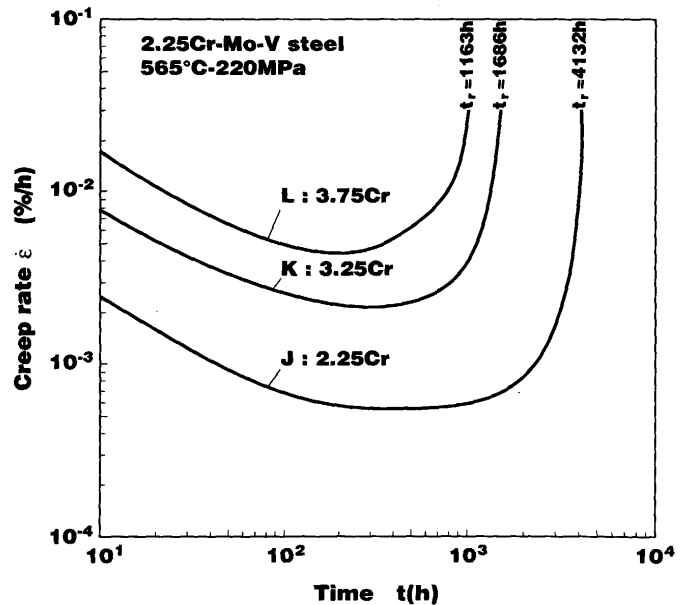


Fig. 1. Creep rate-time curves of 2.25Cr-Mo-V steel at 565°C-220MPa.

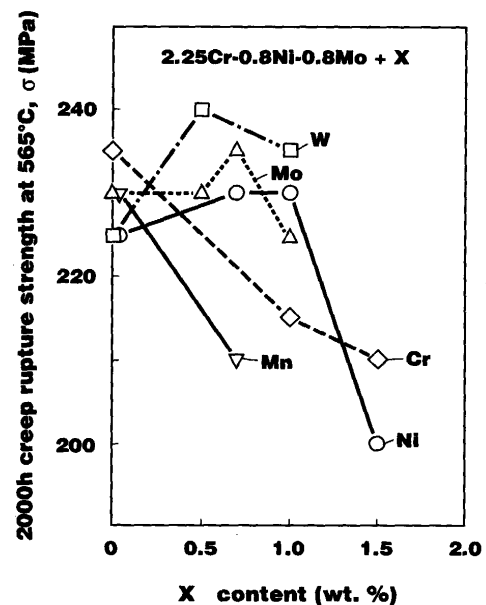


Fig. 2. Effect of alloy elements, Cr, Mo, W, Mn and Ni, on the 2000h creep rupture strength at 565°C for 2.25Cr-Mo-V steels.

次に、本研究で得られたクリープ破断試験結果から、565°C, 2×10^3 hクリープ破断強度の外挿値を求め、合金元素Xの添加量をパラメータとして整理した結果をFig. 2に示す。ここで、横軸の合金元素量は、2.25Cr-0.8Ni-0.8Moを基準にした場合の合金元素Xの添加量で整理し直してある。これよりCr, Mo, NiおよびMnの増量は、クリープ破断強度を減少させることが認められる。ただし、CrおよびMnの場合はそれら元素の添加によりクリープ破断強度が漸次減少しているのに対して、Niの場合はNiの1.8%までの添加量の範囲では、クリープ破断強度はほとんど変化しないが、そ

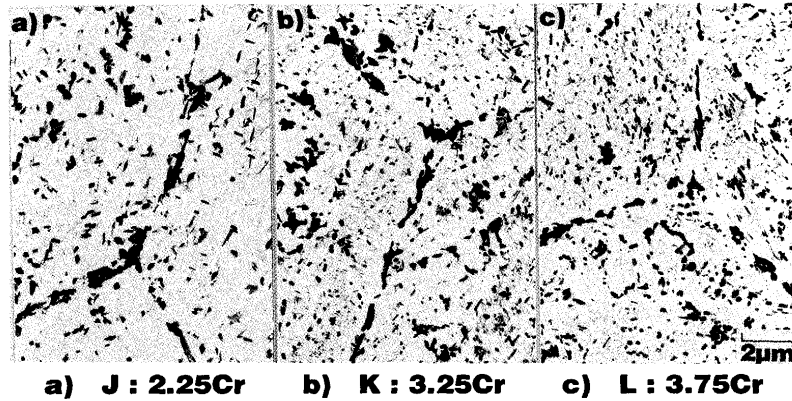


Fig. 3. Electron micrographs of extraction replicas of specimens crept for the (a)J, (b)K and (c)L steels simulating HP part.

れ以上の添加量の範囲ではクリープ破断強度は著しく低下することが認められる。一方Wの増量は、クリープ破断強度を増加させることが認められる。また、Moの増量はクリープ破断強度をほとんど変化させないことがわかる。

3・2 合金元素によるベイナイト組織の変化

Fig. 3 ~ 5 に、565°C、応力220MPaのクリープ破断試験片の抽出レプリカによる透過電顕組織を示す。全般に、前報⁷⁾で示した未使用材の結果と同様であり、クリープ試験による炭化物の粗大化はあまり生じていない。また、いずれの場合も、粒界炭化物に比較して粒内炭化物の変化が顕著である。これらの結果から次のことが言える。

(1) Fig. 3 は、Crを2.25%から3.75%まで変化させた鋼J, KおよびLの結果を示したものであるが、Cr添加の増量に伴い、粒内において塊状の析出物の数が減少するとともに、棒状および針状の析出物の数が増加する。これら析出物を抽出レプリカ上で電子線回折を行うとともに分析電顕を用い成分分析した結果、塊状の析出物は3種類あり、比較的小さいものは Fe_3C 、大きいものは Cr_7C_3 および M_6C 、棒状の析出物は $Cr_{23}C_6$ 、針状の析出物は Mo_2C と同定された。一方、粒界の塊状の析出物は Cr_7C_3 、 $Cr_{23}C_6$ および M_6C と同定された。

(2) Fig. 4 は、Niを0.8%から2.25%まで添加した鋼AおよびEの結果を示したものであるが、粒内炭化物の析出密度が若干高くなっていること以外には両鋼のベイナイト組

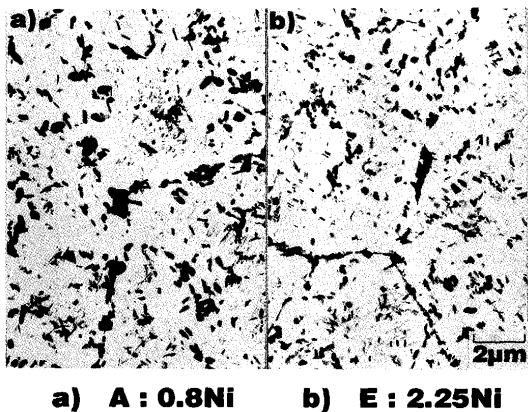


Fig. 4. Electron micrographs of extraction replicas of specimens crept for the (a)A and (b)E steels simulating HP part.

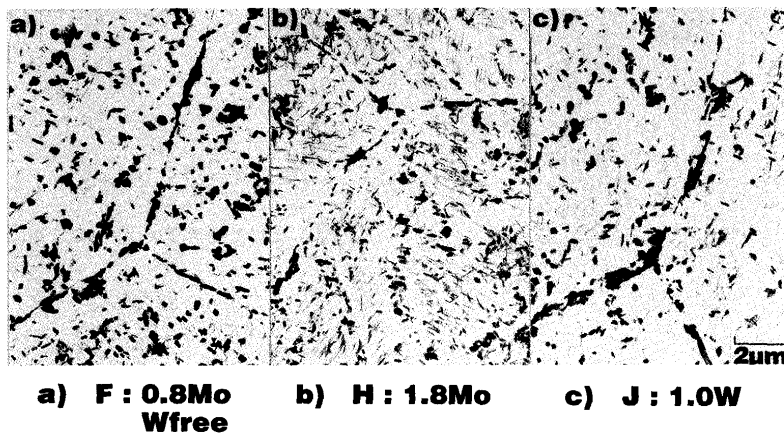


Fig. 5. Electron micrographs of extraction replicas of specimens crept for the (a)F, (b)H and (c)J steels simulating HP part.

織の間で大きな差は認められない。

(3) Fig. 5は, Moを0.8%から1.8%まで添加した鋼FおよびH, W無添加の鋼FとWを1.0%まで添加した鋼Jの結果を示したものであるが, Moを1.8%まで添加した鋼Hにおいて, 粒内の針状炭化物(Mo_2C)の析出量が増加していることおよび相対的に個々の粒内炭化物が微細化していること以外は大きな変化はない。また, W添加の影響もほとんどなく, これらの間で炭化物形態の特徴に特別な差は認められない。

高压部模擬材の未使用材の電解抽出残渣のX線回折結果および化学分析結果は前報⁷⁾に示したが, 要点は次の通りである。

(1) いずれの鋼の場合も, Cr_{23}C_6 , Cr_7C_3 , M_6C , Fe_3C , Mo_2C および V_4C_3 が確認された。

(2) Cr添加の増量に伴い, Cr_{23}C_6 および Cr_7C_3 が大幅に増加するとともに, Fe_3C , V_4C_3 および M_6C が減少する。これより, Cr含有量の増加がCr炭化物の析出を助長し, MoおよびV炭化物の析出を抑制する効果のあることが確認された。

(3) Ni添加の増量にともない, Cr_{23}C_6 および Mo_2C が若干増加すること以外には炭化物形態に大きな差は認められない。

(4) Mo添加の増量にともない Cr_{23}C_6 および Fe_3C が減少し Mo_2C および M_6C が増加する傾向にある。また, W添加の増加にともない Cr_{23}C_6 および Fe_3C が減少し, M_6C が若干増加すること以外変化はなく, さらに, Mn添加の増量にとまなう変化もなく, これらの間で炭化物形態の特徴に特別な差は認められない。

以上のことから, 2.25Cr-Mo-V系鋼における析出炭化物の形態に及ぼす合金元素の影響は大きく次の二つの傾向にまとめられる。すなわち, CrおよびMoの添加は析出炭化物の形態を大きく変化させ, Ni, WおよびMnの添加は析出炭化物の形態の変化にあまり影響を及ぼさない。

3.3 微細組織に及ぼす合金元素の影響

一般に, Cr-Mo-V系鋼のすぐれたクリープ強さは細かく均一に分散した V_4C_3 炭化物の析出強化に起因するものと考えられている⁹⁾。この V_4C_3 炭化物の形態は前節で述べたCr炭化物およびMo炭化物の形態変化の影響を強く受けるものと考えられる。そこで, Fig. 3~5に示した同じ試料を透過電顕により10万倍で粒内の V_4C_3 炭化物を詳細に観察した。さらに, V_4C_3 炭化物の単位面積当りの炭化物数を画像処理装置を用いて計測した。その結果を, Fig. 6に示す。この図の横軸は, Fig. 2と同様に2.25Cr-0.8Ni-0.8Moを基準にした場合の合金元素Xの添加量で整理し直してある。この図からNi, MnおよびWの増加に対して V_4C_3 炭化物の数はほとんど変化せず, 一方CrおよびMoの増加とともに V_4C_3 炭化物数は著しく減少することが認められる。この原因は, CrおよびMoは炭化物形成元素であり, 前節で述べたようにCr含有量の増加がCr炭化物の析出を, また, Mo含有量の増加が

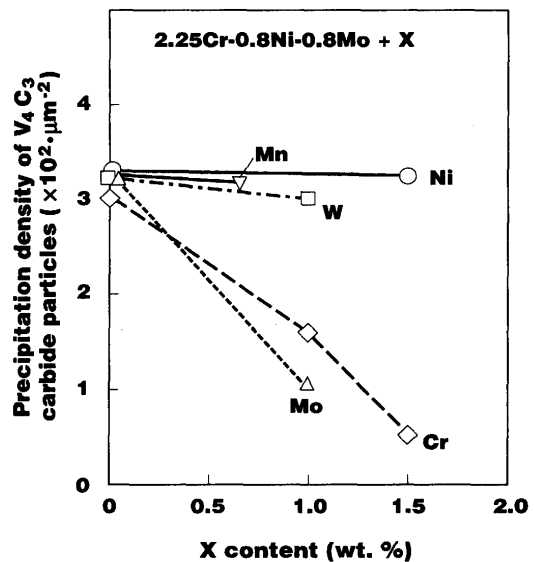


Fig. 6. Effect of alloy elements Cr, Mo, W, Mn and Ni, on the precipitation density of V_4C_3 carbide particles for 2.25 Cr-Mo-V steel.

Mo炭化物の析出をそれぞれ助長するために, 結果的に, V炭化物の析出が抑制されるものと考えられる。このうち, Cr添加によるV炭化物生成の抑制効果は, この種低合金鋼において同様な結果が報告されている¹⁰⁾¹¹⁾。

3.1節で述べたように, 2.25Cr-Mo-V鋼のクリープ曲線の特徴はCr-Mo-V鋼の場合と同様であることから, クリープの変形もまた同じ機構により変形しているものと予想される。そこで, 実際に薄膜により転位組織を観察してみた。565°C, 応力220MPaでの代表的なクリープ破断材の薄膜による透過電顕の観察結果を鋼A, EおよびLについてFig. 7に示す。いずれの場合もCr-Mo-V鋼の場合と同様に転位クリープによる回復過程が進行しておりサブグレインの形成も観察される。しかも, これら鋼種間においてサブグレインの形成の割合が異なっていることが認められる。このうち, Fig. 7b)に示したNiを2.25%添加した鋼Eの転位組織については, その他の鋼の場合に比較して良く発達した明瞭なサブグレインの形成が認められている。このサブグレインの形成はクリープ速度に直接影響を与えるものと考えられるが, 観察されたサブグレインは, 粒内に均一に形成されておらず, 旧オーステナイト粒界近傍の一部の領域に限定される。そのため, これらのサブグレインサイズとクリープ速度との関係を直接対応づけることには無理があるものと考えられるが, ここでは以下のことを試みてみた。まず, これらサブグレインサイズを計測し, それと破断時間の関係を整理してみた。その結果をFig. 8に示す。また, この図にはFig. 6と同様に整理した合金元素Xの添加量とサブグレインサイズの関係も併記した。Fig. 8a)からまず, サブグレインサイズの増加とともに破断時間は減少してゆく傾向が認められる。また, Fig. 8b)から合金元素の効果についてみてみると, Moの増加に対してサブグレイ

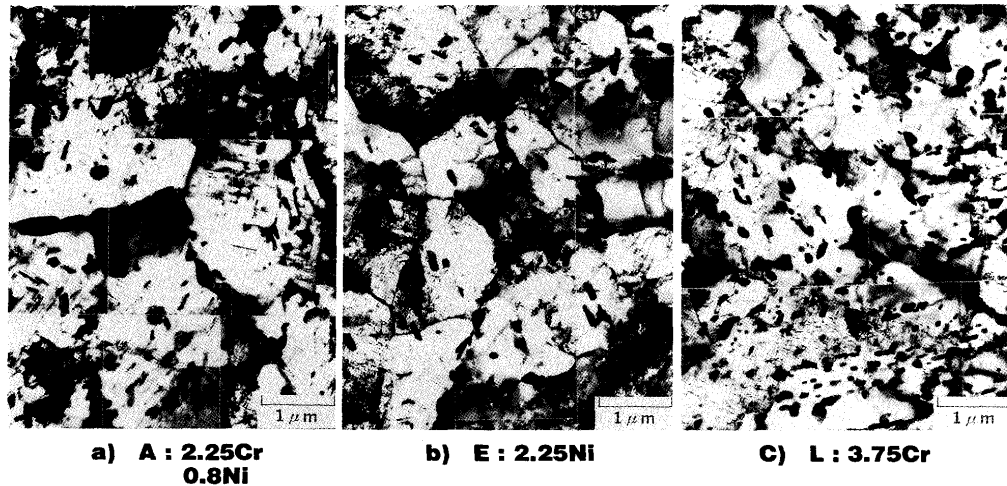


Fig. 7. Transmission electron micrographs of specimens crept at 565°C-220MPa for 2.25 Cr-Mo-V steels.

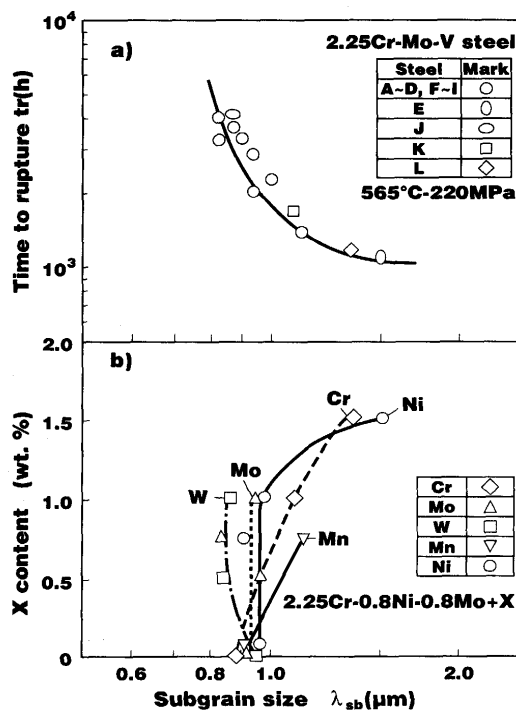


Fig. 8. Relationship between subgrain size and (a) time to rupture at 565°C-220MPa (b) alloy elements for 2.25 Cr-Mo-V steels.

ンサイズはほとんど変化せず、一方Cr, NiおよびMnの増加とともにサブグレインサイズは著しく大きくなることが認められる。また、Wの増加に対してサブグレインサイズは減少することが認められる。なお、ここで計測したサブグレインサイズは、クリープ破断試験片の一樣伸びを示している平行部の位置の観察結果であり、これはクリープ曲線上の最小クリープ速度を示した後の加速クリープ域の転位組織にほぼ対応しているものとみなして差し支えない。従って、Fig. 8 b) に示した合金元素の効果は、主にこれら加速クリープ域、すなわち交差すべりが起こり転位の動きの活発な領域の挙動を反映しているものと考えられる。

一方、Fig. 8 に示したサブグレインサイズと最小クリープ速度の関係を図. 9 に示す。Fig. 8 に示した破断時間との関係と同様に、最小クリープ速度とサブグレインサイズの間にも良い対応関係が認められる。ただし、Niを2.25%添加した鋼Eの結果は、図に示した直線から逸脱している。すなわち、この図において鋼Eと同じ最小クリープ速度を示す直線上の点のサブグレインサイズと、鋼Eのそれとが大きくずれている。このずれは、鋼Eとその他の鋼との間の加速クリープ域におけるサブグレインの発達量の差に対応しており、鋼Eは、特に、加速クリープ域において転位の回復が顕著であることを示唆している。

3・4 クリープ破断強度と合金元素との相関

すでに述べたように、Cr-Mo-V系鋼の高いクリープ強度

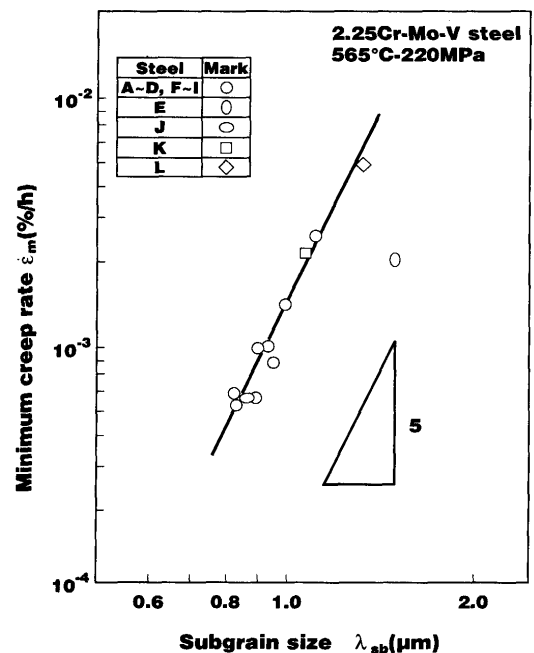


Fig. 9. Relationship between subgrain size and minimum creep rate at 565°C-220MPa for 2.25 Cr-Mo-V steels.

は主に微細均一に分散した V_4C_3 炭化物の析出強化に起因するものと考えられている。そこで、3・3節で得られた電解抽出残渣の化学分析のV量から炭化物として析出したV量を求め、その値を V_4C_3 炭化物の析出量とみなしてクリープ破断時間との関係をみてみた。その結果をFig.10に示す。ここで、横軸のV量は得られたVの分析値に抽出残渣量を掛け合わせて炭化物として析出したV量に換算してある。この図からわかるように、いずれの条件においてもばらつきはあるものの両者は良い対応関係があり、V量の増加とともに破断時間が増加することが認められる。また、V量を最小クリープ速度で整理した場合も同様な値向であった。なお、いずれの場合においても鋼Eのデータ点は、これらの直線関係からの逸脱が著しく、その原因については後述する。

まず、Cr量とクリープ破断強度の相関について次のように考える。3・3節に述べたように、Cr増量によりCr炭化物の生成が促進する一方で、MoおよびV炭化物の析出が抑制される。特に、上に述べた通りCr-Mo-V系鋼の高温強度の重要な強化因子として、 V_4C_3 炭化物の析出強化があげられ、このV炭化物の減少がクリープ破断強度の低下を招いたものと考えられる。その機構としては、粒内に微細に分散した V_4C_3 炭化物が転位の移動を阻止するためと考えられるが、分散強化合金におけるこれら組織因子とクリープ強度との定量的な関係は、一般に最小クリープ速度と炭化物間隔に

良い相関のあることが報告されている⁹⁾¹²⁾。そこで、本研究で得られた結果から、565°C、応力220MPaでの最小クリープ速度と V_4C_3 炭化物間隔の関係を整理した結果をFig.11に示す。ここで、 V_4C_3 炭化物間隔は、Fig.6で求めた炭化物数と同様にして、画像処理装置を用いて計測した。この図より、最小クリープ速度と V_4C_3 炭化物間隔との間に良い対応関係があり、 V_4C_3 炭化物間隔の増加とともに最小クリープ速度は増加していることがわかる。しかも、Cr量を変化させた鋼J, KおよびLの結果は、この図の直線上に乗っている。これより、Cr添加によりクリープ破断強度が低下する原因としては、Cr増量によりCrを主成分とするCr炭化物の生成が促進され、クリープ破断強度に大きな寄与を果たすと考えられる V_4C_3 炭化物の生成が抑制されることによるものと推論される。

次に、Ni量とクリープ破断強度との相関については、次のように考える。これまでフェライト鋼の高温強度に及ぼすNiの影響について調べた研究報告は少なく、Cr-Mo-V鋼については福井ら¹³⁾の報告および12Cr-Mo-W-V鋼についてはMarrisonら¹⁴⁾の報告がある。これらの報告は、フェライト鋼にNiを添加するとクリープ破断強度が低下する原因に関して同じ結論が得られており、次の2点を示唆している。すなわち、(1)Niの増大とともにベイナイトノズが長時間側にずれることにより、焼戻しされた下部ベイナイト組織の生成割合が増加する。しかも、下部ベイナイト組織と上部ベイナイト組織の間では V_4C_3 炭化物の析出形態が異なり、前者の組織ではその析出は粗く析出密度も小さい。(2)その結果、析出強化に寄与できる V_4C_3 炭化物の微細分

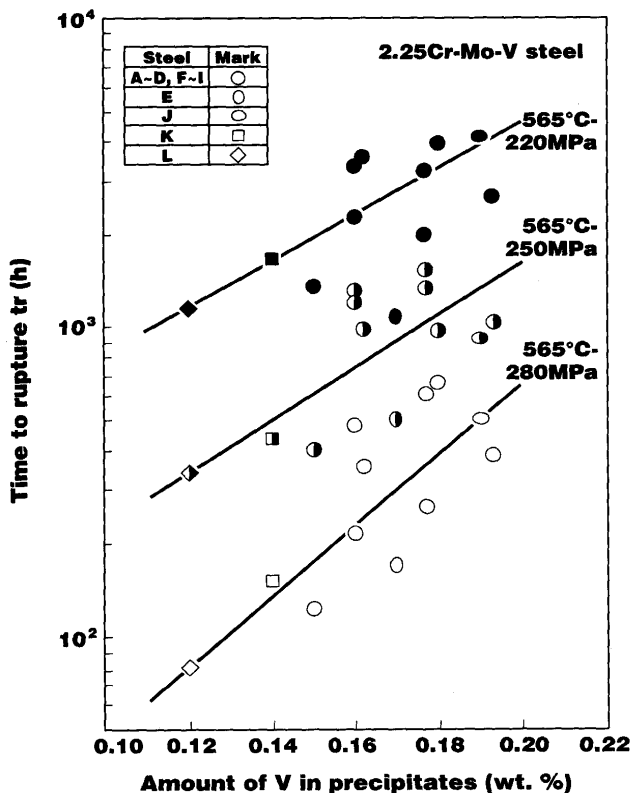


Fig. 10. Relationship between time to rupture and amount of V in precipitates for 2.25 Cr-Mo-V steels.

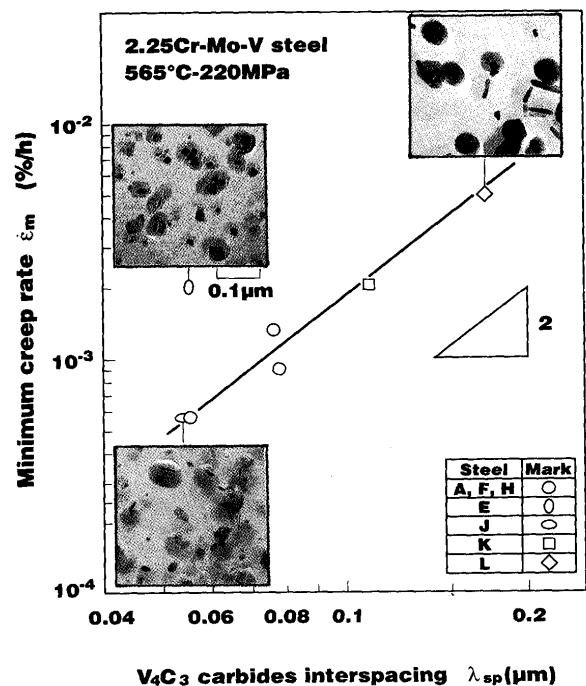


Fig. 11. Relationship between V_4C_3 carbides interspacing and minimum creep rate of 565°C-220MPa for 2.25Cr-Mo-V steels.

析出する割合が小さくなることによりクリープ破断強度が低下すると推定している。本研究の場合、まず、(1)の点については、可能性はないものと考えられる。すなわち、前報⁷⁾で報告したCCT曲線からわかるようにNiを0.8%から2.25%まで添加した鋼の間でベイナイトノウズに差はなく本研究で実施した冷却速度条件下ではいずれも同じ上部ベイナイト組織となっている。さらに、(2)の点についても、Fig. 6 および Fig. 11 に示したようにNi添加によりV₄C₃炭化物形態に大きな差は認められておらず、可能性はないものと判断される。一方、前報⁷⁾でも述べたようにNiはフェライトの積層欠陥エネルギーを増加させる元素である。一般に、この積層欠陥エネルギーが高くなると拡張転位の幅が狭くなり、転位の移動および交差すべりが容易に起こり変形しやすくなる¹⁵⁾。以下に述べるように、本研究で得られた実験結果は、このことを支持している。すなわち、Fig. 11 に示したようにNiを2.25%添加した鋼EのV₄C₃炭化物間隔が基準鋼のそれと同じであるにもかかわらず、最小クリープ速度が大きいことおよびFig. 8 b) と Fig. 9 に示したようにNiを2.25%まで添加した鋼Eの加速クリープ域におけるサブグレインの発達に特に著しいことがあげられる。これらのことから勘案して、Ni添加によりクリープ破断強度が低下する原因としては、Ni増量により母相中の積層欠陥エネルギーが高くなり、その結果転位の移動および交差すべりが容易に起こりやすくなることによるものと推論される。

Mo量とクリープ破断強度との相関については、Mo増量によりMo炭化物(Mo₂C)の生成が促進され粒内炭化物の微細化が図られるにもかかわらず、クリープ破断強度の著しい改善は認められなかった。また、この合金系のMoの固溶強化については、これまでもCr-Mo-V鋼について調べられており、Mo含有量が0.5~1.0%を超えるとクリープ破断強度に及ぼす影響はほとんどなくなることが報告されている¹⁶⁾¹⁷⁾。Fig. 8 b) に本研究の結果を示したように基準鋼以上のMoを添加しても、サブグレインサイズに著しい変化は認められていない。このことから、Cr-Mo-V鋼と同様に2.25 Cr-Mo-V鋼においても固溶強化として働くMo量は0.8%添加で飽和状態にあり、母相に固溶するMo以外のMoは、上に述べたようにMo炭化物として析出するためそれ以上のMoによる固溶強化は期待できないものと判断される。なお、Fig. 2 において、Moを1.8%添加した鋼Hのクリープ破断強度は、1.8%以下のMo添加量の鋼のそれらに比べてわずかに低下しているが、これは、Fig. 6 に示したようにMoを1.8%まで添加するとV₄C₃炭化物が減少するためこのような結果になったものと考えられる。

Mn量およびW量とクリープ破断強度との相関については、本実験結果においてそれら元素添加にともなう炭化物の析出形態の変化がほとんど観察されていないことから、炭化物形態の影響は少ないものと考えられる。むしろ、Mn増量によるクリープ破断強度の低下については、MnもNiと同じ

くフェライト中の積層欠陥エネルギーを高める元素であることおよびFig. 8 b) に示したようにサブグレインサイズの変化も顕著なことからNiの場合と同様な効果であると推論する。W量については、W添加によるクリープ破断強度の改善がわずかに認められ、Fig. 8 b) に示したようにW添加によりサブグレインの発達が抑制されていることから、この合金系におけるWの固溶強化による効果であるものと判断される。

以上述べたCr, Mo, W, MnおよびNiの合金元素とクリープ破断強度との相関をまとめてTable 2 に示す。この表の内容は、上に述べた通りである。

最後に、本合金系の合金元素の影響として前報⁷⁾で報告し

Table 2. Summary of effects of alloy element on creep rupture strength of 2.25Cr-Mo-V steels.

Element	Creep rupture strength	Mechanism
Cr	Reduce	decrease of precipitation of fine V ₄ C ₃ due to the formation of Cr ₂₃ C ₆ and Cr ₇ C ₃
Mo	No effect (Under a 1.5% Mo content)	solid solution strengthening
	Reduce (over a 1.5% Mo content)	decrease of precipitation of fine V ₄ C ₃ due to the formation of Mo ₂ C and M ₆ C
W	Improve	solid solution strengthening
Mn	Reduce	high-mobility of dislocation and easy to make cross slip with a higher stacking fault energy
Ni	Reduce	high-mobility of dislocation and easy to make cross slip with a higher stacking fault energy

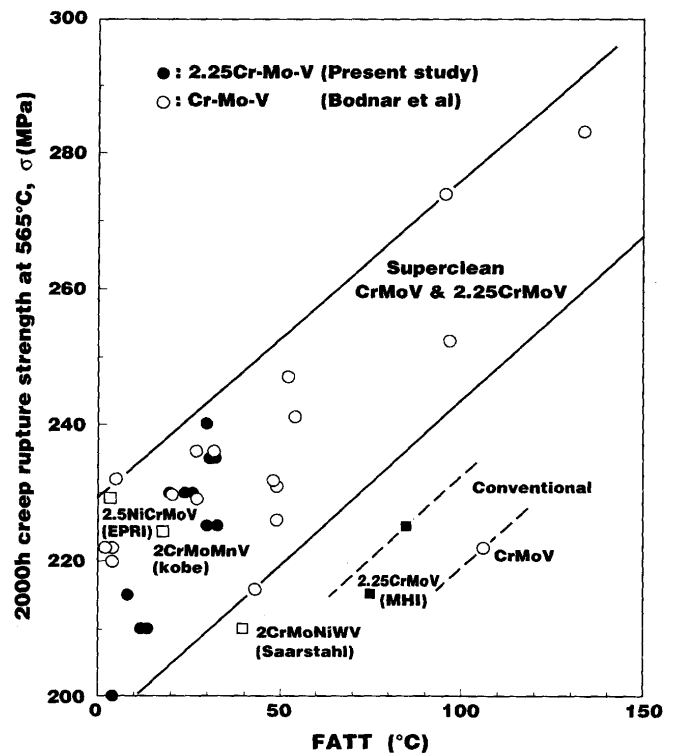


Fig. 12. Relationship between toughness (FATT) and creep rupture strength of 2.25 Cr-Mo-V and Cr-Mo-V steels.

たじん性および本報で述べたクリープ破断強度の両者の関係をみるために、Fig. 2 に示した565°C, 2×10^3 hクリープ破断強度をFATTで整理してFig.12に示す。なお、この図には本合金系鋼に関する著者ら¹⁾、Bodnarら¹⁸⁾、Finklerら¹⁹⁾およびTanakaら²⁰⁾のデータも併記した。この図から、本合金系鋼のクリープ破断強度は、FATTと比例関係にあり、FATTを抑制するとクリープ破断強度が減少することが認められる。さらに、本研究で検討した2.25Cr-Mo-V鋼は、Cr-Mo-V鋼のクリープ破断強度を維持し、かつCr-Mo-V鋼よりもじん性にすぐれた合金であることが明らかである。

4. 結論

2.25Cr-Mo-V鋼を基本組成として、これにCr, Mo, W, MnおよびNiを変化させた12種類の合金を溶製して、565°Cにおいて220, 250および280MPaの3水準の応力でのクリープ試験を行い、クリープ特性に及ぼす合金元素の影響を調べるとともに、炭化物を中心とした金属組織の観察を試み、炭化物の析出に及ぼす合金元素の効果をも調べて、組織因子とクリープ特性との関係についても考察を加え、以下の結論を得た。

(1)Cr, NiおよびMnの添加は2.25Cr-Mo-V鋼のクリープ破断強度を低下させるが、一方Wの添加はクリープ破断強度を増大させる。また、Moの添加は、クリープ破断強度をほとんど変化させない。このうち、Niの添加については、その添加量が1.8%まではクリープ破断強度をほとんど変化させないが、それ以上の増量添加はクリープ破断強度を著しく低下させる。

(2)Cr, Mo, W, MnおよびNiの合金元素とクリープ破断強度との相関を調べて次のように推論した。(a)Cr添加によりクリープ破断強度が低下するのは、Cr増量によりCrを主成分とするCr炭化物の生成が促進され、クリープ破断強度に大きな寄与を果たす V_4C_3 炭化物の生成が抑制されることによる。(b)NiおよびMn添加によりクリープ破断強度が低下するのは、NiおよびMn増量により母相中の積層欠陥エネルギーが高くなり、その結果転位の移動および交差すべりが容易に起こりやすくなることによる。(c)固溶強化として

働くMo量は0.8%添加で飽和状態にあり、それ以上のMoを添加しても、Mo炭化物として析出するためそれ以上の固溶強化は期待できない。(d)W添加によりクリープ破断強度が改善されるのは、Wの固溶強化による効果である。

(3)2.25Cr-Mo-V鋼のクリープ破断強度は、FATTと比例関係にある。FATTを抑制するとクリープ破断強度も減少するが、本系鋼は、Cr-Mo-V鋼のクリープ破断強度を維持し、かつCr-Mo-V鋼よりもじん性にすぐれた合金であると結論された。

文 献

- 1) 辻 一郎, 松尾朝春: 鉄と鋼, **76**(1990), p.1163
- 2) 辻 一郎, 角屋好邦: 鉄と鋼, **77**(1991), p.707
- 3) 川口寛二, 河合光雄, 宮崎松生, 渡辺 修: 鉄と鋼, **70**(1984), p.1414
- 4) Y. Fukui, M. Shiga, R. Kaneko, T. Tan, N. Morisada, Y. Ikeda, T. Ishiguro and T. Azuma: 11th International Forgemasters Meeting, Terni, (1991), IX, 9
- 5) 松村慶一, 森田益夫, 土山友博, 宮川陸啓: 材料とプロセス, **5**(1992), p.889
- 6) 津田陽一, 山田政之, 渡辺 修, 宮崎松生, 田中泰彦, 竹之内朋夫: 材料とプロセス, **4**(1991), p.2031
- 7) 角屋好邦, 北井敬人, 辻 一郎, 松尾朝春, 田中泰彦, 東 司, 池田保美: 鉄と鋼, **79**(1993), p.980
- 8) 角屋好邦, 後藤 徹: 鉄と鋼, **76**(1990), p.1171
- 9) T. Prnka, D. V. Foldyna and J. Sobotka: Arch. Eisenhüttenwes., **44**(1973), p.321
- 10) 石黒 徹, 大西敬三, 渡辺十郎: 鉄と鋼, **71**(1985), p.986
- 11) 池 兼河, 下村順一, 藤田利夫, 柴田浩司: 鉄と鋼, **78**(1992), p.798
- 12) G. S. Ansell and J. Weertman: Trans. of the Metallurgical Society of AIME, **215**(1959), p.838
- 13) 福井彰一, 山田誠吉, 多田光一郎: 電気製鋼, **52**(1981), p.99
- 14) T. Marrison and A. Hogg: J. Iron Steel Inst., **210**(1972), p.242
- 15) J. Nutting: J. Iron Steel Inst., **207**(1969), p.872
- 16) 渡辺十郎, 熊田有宏: 鉄と鋼, **49**(1963), p.594
- 17) C. Florin, P. Hammerstein and H. Imgrund: Arch. Eisenhüttenwes., **41**(1970), p.231
- 18) R. L. Bodnar, J. R. Michael, S. S. Hansen and R. I. Jaffee: Trans. of the ASME, Journal of Engineering Materials and Technology, **112**(1990), p.99
- 19) H. Finkler and E. Potthast: Steel Forgings, ASTM STP 903, (1986), p.107
- 20) Y. Tanaka, T. Azuma, Y. Ikeda, O. Watanabe, M. Yamada, A. Kaplan and R. C. Schwant: Proceedings of the R. I. Jaffee Memorial Symposium on Clean Materials Technology, Chicago, (1992), p.169