

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

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 Toughness 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 toughness of a 2.25Cr-Mo-V based bainitic steel was investigated and microstructural factors which affect the toughness of this steel were discussed. Fracture appearance transition temperature (FATT) is decreased remarkably with the increase of Cr, Mo and/or Ni contents whereas the FATT is increased with the addition of Mo in excess of 1.5% or with the addition of W. Mn exerts no significant effect on the FATT.

Cr addition refines the bainitic microstructure by lowering the bainite start temperature (Bs) and improves the toughness. Ni addition also contributes to the improvement of toughness by increasing stacking fault energy which makes cross slip easier. The decrease in toughness with the addition of Mo over 1.5% may be attributed to the high precipitation density of coarse particles of M_6C in the matrix. In addition, it is demonstrated that the toughness of the 2.25Cr-Mo-V steels is superior to that of the conventional 1Cr-Mo-V steel.

Key words : 2.25Cr-Mo-V steel ; toughness ; alloying element ; microstructure ; bainite transformation.

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。従来、高低圧一体型ロータ材としては、2.5Ni-Cr-Mo-V鋼³⁾およびCr-Mo-V鋼⁴⁾が使用されてきているが、前者はクリープ強度が低く最近の高温化には対応できず、一方、後者はロータ中心部でのじん性が不十分であることから、ロータ直径に限界があり大型化は難しいのが現状である⁵⁾。これに対して、最近注目されている2.25Cr-Mo-V鋼ロータ材は、高低圧一体型蒸気タービンの高温大型化に対処するために開発された新しいロータ材である¹⁾。

ところで、これまで压力容器用およびボイラ用として広く使われている2.25Cr-Mo系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研究については従来から多く行われている。しかしながら、上に述べたロータ用に開発された2.25Cr-Mo-V系鋼の同様な検討は、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^{4,6)}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^{7,8)}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¹⁾。

本研究では、前報¹⁾において、すでに実用化している2.25Cr-Mo-V鋼を基本組成として、これにCr, Mo, W, MnおよびNiを添加した12種類の合金を溶製して、衝撃試験を行い、じん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、組織因子とじん性との関係についても考察する。

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.)

2. 供試材および実験方法

供試材の化学組成をTable 1に示す。前報¹⁾において、すでに実用化している2.25Cr-Mo-V鋼を基本組成として、これにCr, Mo, W, MnおよびNiの添加量を変えた計12鋼種を用いた。すなわち、炭素量を0.25%としてCrを2.25~3.75%, Moを0.8~1.8%, Wを0~1.0%, Niを0.8~2.25%まで変化させた合金である。また、Mnは高純度化を指向して0.03%に減じた合金を基準とし、前報¹⁾で用いた0.7%添加した合金も検討に加えた。これらの合金は、真空誘導溶解炉にて50kgの鋼塊に溶製し、これを幅140mm, 厚さ35mmの平板に熱間鍛造後、低圧部(直径2000mm)および高圧部(直径1300mm)の中心部の冷却速度を模擬した調質熱処理をそれぞれ施した。ここで、低圧部の模擬熱処理条件は、900°Cで5h保持後、50°C/hの冷却速度で焼入れ後、600~660°Cで20hの焼戻し処理を行った。一方、高圧部の模擬熱処理条件は、950°Cで5h保持後、25°C/hの冷却速度で焼入れ後、650~660°Cで20hの焼戻し処理を行った。また、加熱および連続冷却時の臨界変態温度を測定するとともに、低圧部模擬材については焼戻し温度条件を変えて、0.2%耐力が650~900MPaの範囲で4水準の異なる供試材を作製した。その後、以下の実験に供した。

平板の幅方向(鍛造方向に垂直な方向)から引張および衝撃試験片を採取し、各種試験を行った。引張試験には直径10mm, 標点間距離50mmの試験片を、衝撃試験にはシャルピーVノッチ試験片を用いた。さらに、金属組織的な観点からの検討を試みるために、光学顕微鏡観察の他に、次の実験を行った。すなわち、ミクロ試験片を用いて抽出レプリカ試料を採取し、炭化物組織を透過型電子顕微鏡(透過電顕)により観察した。また、5%塩酸エチルアルコール溶液を用いて電解抽出残渣を採取し、X線回折により析出相を同定するとともに、その残渣中の化学分析をも行った。

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、低圧部模擬材の結晶粒度は、JIS No. 7~9, 高圧部模擬材のそれはJIS No. 4~5である。

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

3. 実験結果および考察

3.1 連続冷却変態と臨界変態温度

供試材の加熱と冷却に関して測定した臨界変態温度は別報²⁾したが、本研究で用いた供試材のすべては、900°Cおよび950°C双方において十分にオーステナイト化されており、焼戻しも A_{c1} 以下で実施されたことが確認されている。また、ベイナイト変態開始温度(以下Bs温度と略称する)は、一般には、冷却速度の増加に伴い減少する傾向があるが、本研究で実施した範囲の冷却速度の相違では、あまり差は認められなかった³⁾。

Bs温度を各合金元素の含有量で整理した結果をFig. 1に示す。この図より、Cr, Mo, MnおよびNi含有量の増加とともに、Bs温度は低下することが認められる。一方、W含有量の増加に対しては高圧部模擬材の場合はBs温度の低下が認められるが、低圧部模擬材の場合はほとんどBs温度の変化は認められない。そこで、このような各元素の相対的

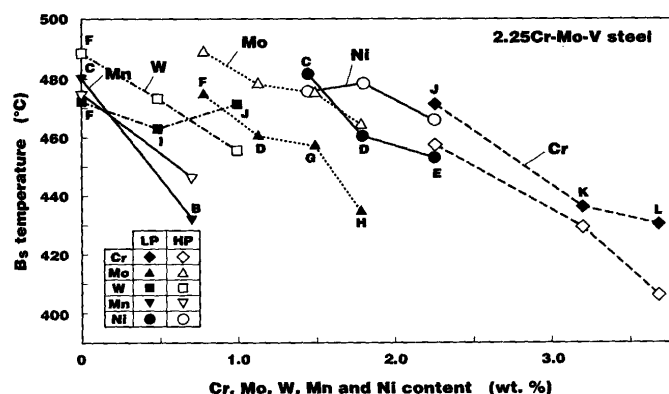


Fig. 1. Effect of alloy elements on Bs temperature in 2.25Cr-Mo-V steels.

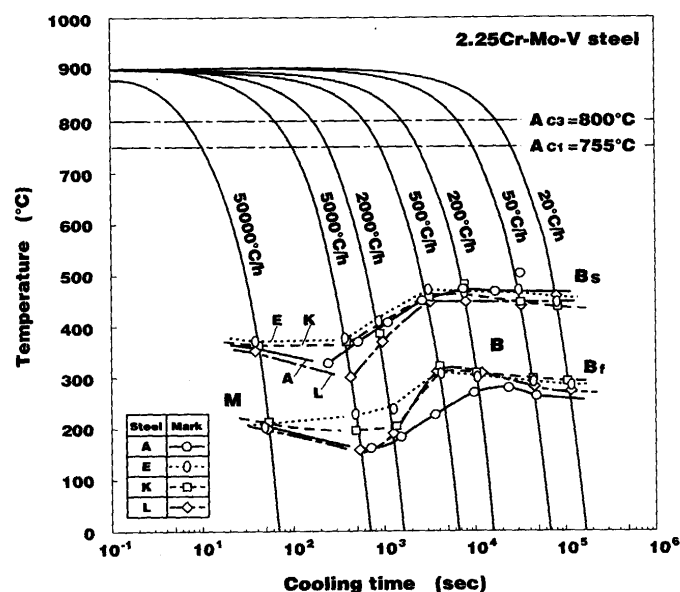


Fig. 2. Continuous cooling transformation diagram of 2.25Cr-Mo-V steels austenitized at 900°C.

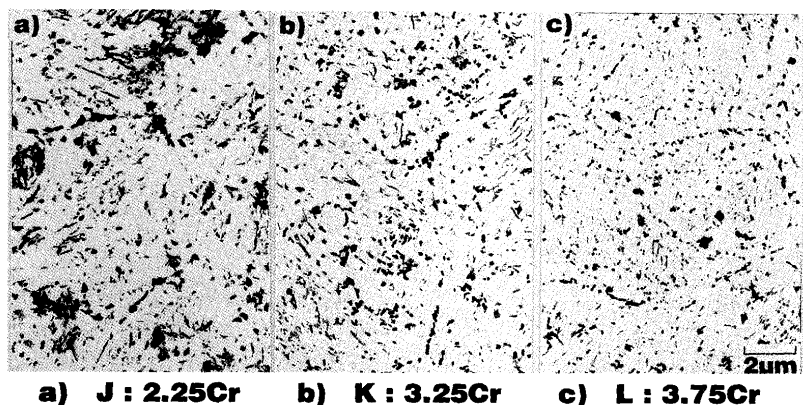


Fig. 3. Electron micrographs of extraction replicas for the (a) J, (b)K and (c)L steels simulating LP part.

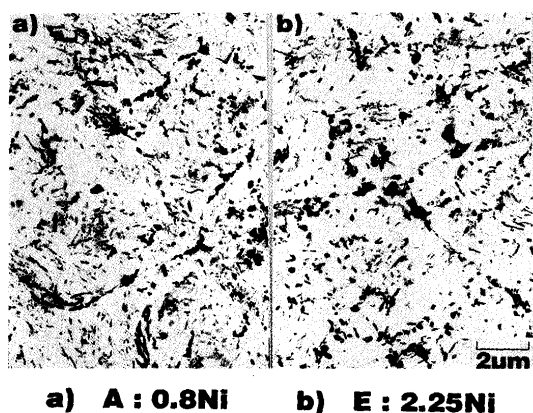


Fig. 4. Electron micrographs of extraction replicas for the (a)A and (b)E steels simulating LP part.

な影響を定めるため、低圧部模擬材(50°C/h)のBs温度データ、Bodnarら¹⁰⁾および田中ら¹¹⁾のデータをも含めて、本合金系のBs温度に関する回帰式を求めた。その結果は次式の通りである。

$$\text{Bs}(^{\circ}\text{C}) = 680 - 175[\text{C}] - 49[\text{Mn}] - 28[\text{Ni}] - 46[\text{Cr}] - 12[\text{Mo}] + 11[\text{W}] \dots \dots \dots (1)$$

ここで、[C]，[Mn]，[Ni]，[Cr]，[Mo] および [W]

は、各元素含有量 [wt.%) である。この式は、Bs温度は、Wを除いて式(1)中の合金元素によって低下することを示しており、その傾向はStevenら¹²⁾およびBodnarら¹⁰⁾¹³⁾の回帰式とも良く対応している。

Fig. 2は、0.7%Mn含有量をもつ基本組成の鋼A、Niを最も多量に添加した鋼E、Crを多量に添加した鋼KおよびLのCCT曲線である。いずれの鋼の場合にも、同じ傾向を示すが、最もCr量の高いL鋼のベイナイトのC曲線のノウズは、他の鋼のそれらに比較して長時間側に移行している。また、この範囲の冷却速度では、マルテンサイトおよびベイナイト変態領域のみであり、冷却速度が最も遅い20°C/hの条件下においてもフェライトノウズは現れない。さらに、この図から次のことが言える。すなわち、本合金系では冷却速度を広範囲に変えてもベイナイトが形成される。また、ベイナイトのC曲線は上部が水平に近いので、冷却速度が変わっても変態温度はほぼ一定である。従って、ロータの直径が大きい場合でも表層と中心とで均一なベイナイト組織が得られる。

3・2 合金元素によるベイナイト組織の変化

Fig. 3～5に、代表的な抽出レプリカによる透過電顕組織を低圧部模擬材について示す。全般に、粒界炭化物に比較して粒内炭化物の形態、分布の変化が顕著である。さらに、

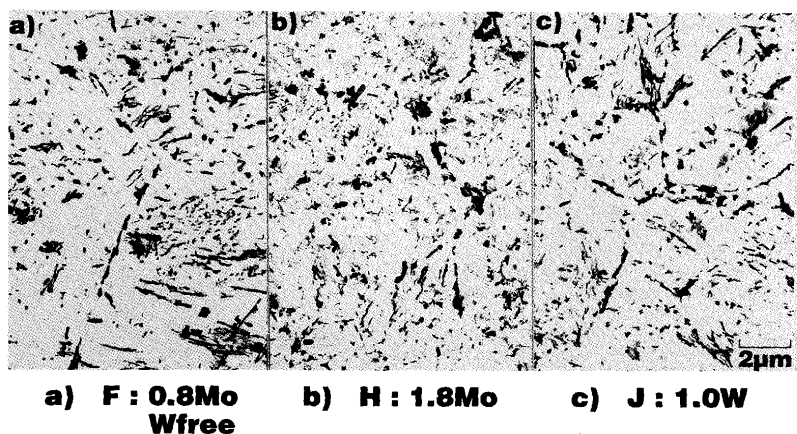


Fig. 5. Electron micrographs of extraction replicas for the (a)F, (b)H and (c)J steels simulating LP part.

Fig. 3～5で観察される粒内炭化物形態の特徴を定量的に見るために画像処理装置を用いて単位面積当りの炭化物数を計測した。その結果を、Fig. 6に示す。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、粒内において塊状および棒状の析出物の数が減少するとともに、針状の析出物の数が増加し、Fig. 6に示すように全体ではこれら析出物の密度が著しく高くなる。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をそれぞれ0.8%、2.25%添加した鋼AおよびEの結果を示したものであるが、Fig. 6に示すように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析出炭化物の形態、分布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)および塊状炭化物(M_6C)の析出量がFig. 6に示したように増加していること以外は大きな変化はない。また、W添加の影響もやや塊状炭化物(M_6C)の析出が目立つ以外は大きな変化はなく、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。

一方、Fig. 3～5からは明確なベイナイト組織のラスを観察することはできないが、Fig. 6で数え上げた炭化物の多くは、ラス境界に存在しているものと推定される。従って、Fig. 6の縦軸の単位面積当りの炭化物数は、ラスサイズと反比例の関係にあるともみなせる。そこで、ここでは炭化物

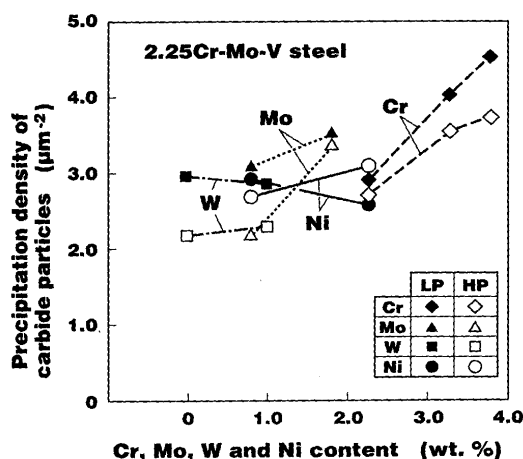


Fig. 6. Effect of alloy elements on precipitation density of carbide particles in 2.25Cr-Mo-V steels.

間隔は、ラスサイズを比較する上でのひとつの尺度となるものと仮定し、次式¹⁴⁾を用いてラスサイズを推定してみた。

$$L_p = [(\pi/f)^{0.5} - 2] (2/3)^{0.5} r \dots \dots \dots (2)$$

ここで、 L_p は、平均炭化物間隔であり、上に述べた仮定によりここではラスサイズ(μm)の目安に置き換えた。 f は、析出物の体積率であり、ここでは電解抽出残渣の析出物抽出率から比重を考慮して求めた体積率を用いた。 r は、析出物半径であり、画像処理により求めた平均析出物半径(μm)を用いた。得られた結果を、Fig. 7に示す。また、この図には、平均析出物半径およびFig. 6に示した単位面積当りの炭化物数も併記した。これより、Bs温度が低くなるほどラスサイズは細くなり、ラス境界の炭化物も微細化し、数も多くなることが認められる。すなわち、Bs温度が低下するとともに、ベイナイト組織が緻密になることが確認された。

高圧部模擬材の電解抽出残渣のX線回折結果をFig. 8に示す。また、電解抽出残渣の化学分析結果をFig. 9に示す。ここで、Fig. 8は、各炭化物の析出量の定量的比較を行うことを目的に、以下の整理を行った結果を示したものである。まず、各炭化物の最大強度を示す回折面でのピーク強度の値を各炭化物ごとの総量として求めた。次に、各鋼のなかで電解抽出残渣の抽出量の最も多い鋼Lを基準にして、鋼L

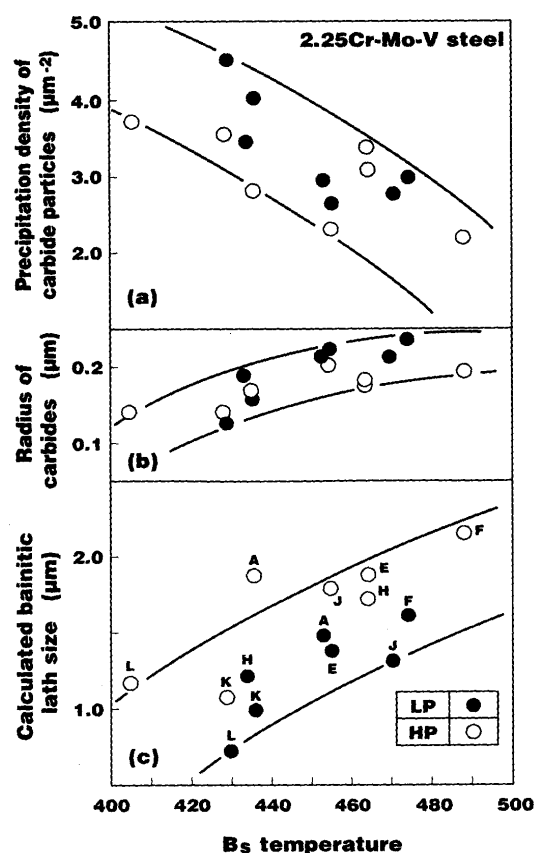


Fig. 7. The influence of Bs temperature on (a) carbides density, (b) carbide radius and (c) calculated bainitic lath size for 2.25Cr-Mo-V steels.

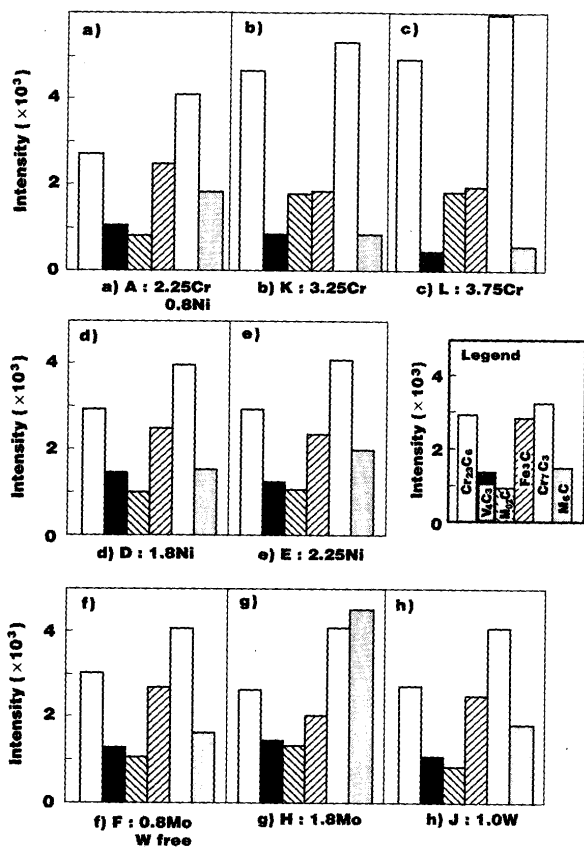


Fig. 8. Comparison of peak intensity of various carbides by X-ray diffraction data for 2.25Cr-Mo-V steels.

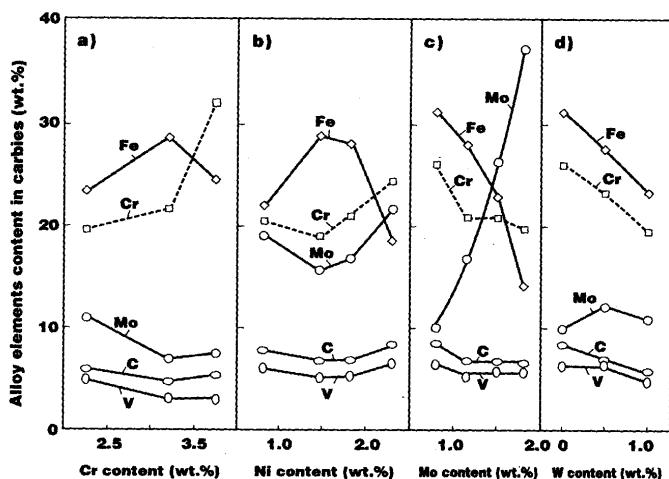


Fig. 9. Results of the chemical analysis of the extracted carbides in 2.25Cr-Mo-V steels.

の抽出量を1とした各鋼の抽出量比を求め、その値にピーク強度を掛け合せた。これらの結果から次のことが言える。

(1) いずれの鋼の場合も、Cr₂₃C₆、Cr₇C₃、M₆C、Fe₃C、Mo₂CおよびV₄C₃が確認された。

(2) Fig. 8 a) ~ c) は、Crを2.25%から3.75%まで変化した鋼A、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、Cr₂₃C₆およびCr₇C₃が大幅に増加すると

もに、Fe₃C、V₄C₃およびM₆Cが減少する。この傾向は、Fig. 9 a) の抽出残渣の化学分析結果とも良く対応している。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) Fig. 8 a), d) および e) は、Niを0.8%から2.25%まで添加した鋼A、DおよびEの結果を示したものであるが、Cr₂₃C₆およびMo₂C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。この傾向は、Fig. 9 b) の結果とも対応している。

(4) Fig. 8 f) および g) は、Moを0.8%から1.8%まで添加した鋼FおよびH、また、f) および h) は、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においてはCr₂₃C₆およびFe₃Cが減少し、Mo₂CおよびM₆Cが増加する傾向にある。また、W添加した鋼Jの結果はCr₂₃C₆およびFe₃Cが減少し、M₆Cが若干増加すること以外は、これらの中で炭化物形態の特徴に特別な差は認められない。これらの傾向は、Fig. 9 c) および Fig. 9 d) の結果とも対応している。なお、結果は省略するが、Mnを0.03%まで減少させた鋼Cの結果は、Mnを0.8%含有する鋼Aの結果と同じであり、これらの中で炭化物形態の特徴に特別な差は認められなかった。

これらの結果は、Fig. 3 ~ 5 に示した抽出レプリカによる透過電顕観察結果とも良く対応している。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 FATTに及ぼす合金元素の影響

高圧部模擬材および低圧部模擬材のVノッチシャルピー衝撃試験により求めた50%破面遷移温度(Fracture Appearance Transition Temperature, 以下FATTと略称する)を各合金元素の含有量で整理した結果をFig. 10に示す。この図より、CrおよびNi含有量の増加とともに、FATTは著しく低下する一方で、Mn含有量の増加に対してFATTはあまり

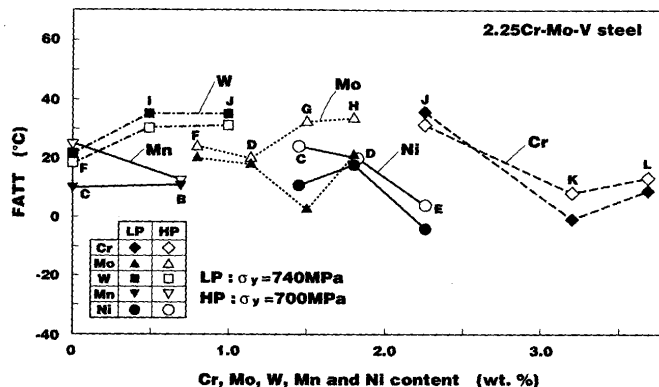


Fig. 10. Effect of alloy elements on FATT of 2.25Cr-Mo-V steels.

変化しないことが認められる。また、W含有量の増加とともに、FATTは上昇する傾向が認められる。さらに、Mo含有量の増加とFATTとの関係には極小値を示す傾向が認められる。これらの傾向は、以下に示すようにその他の低圧部模擬材の耐力水準を変化させた供試材でも同様であった。また、上に述べた傾向は、MoおよびWを除いて、Fig. 1に示したBs温度で整理した結果とも良く対応している。耐力水準の異なる低圧部模擬材のFATTの結果も入れてMo含有量の影響を整理した結果をFig. 11に示す。いずれの場合もFATTは上に述べたようにMo含有量に対して極小値を示しながら増加する傾向を示す。この結果は、Fig. 1に示したBs温度がMo含有量の増加とともに単調に減少する傾向とは対応していない。このように、Mo含有量とFATTの関係については、Bs温度の傾向で一義的に説明することは難しく、MoによるFATTへの影響はいくつかの要因が相互に関連し合って作用していることを示唆しているものと考えられる。そこで、前節までに得られた知見に基づきMo量とじん性との相関について次のように考えた。Fig. 5に示したMoを0.8%から1.8%添加した鋼FおよびHの炭化物析出状態の観察結果から、Mo量の増加はベイナイト中の個々の炭化物を相対的に微細化せしめる効果のあることが認められている。しかも、Fig. 7に示したように鋼Fから鋼HへとBs温度が低下するにつれてラスサイズも細かくなっている。これより、Moの少量添加の範囲におけるじん性の向上はBs温度の低下に伴うベイナイト組織の緻密化によるものと考えられる。

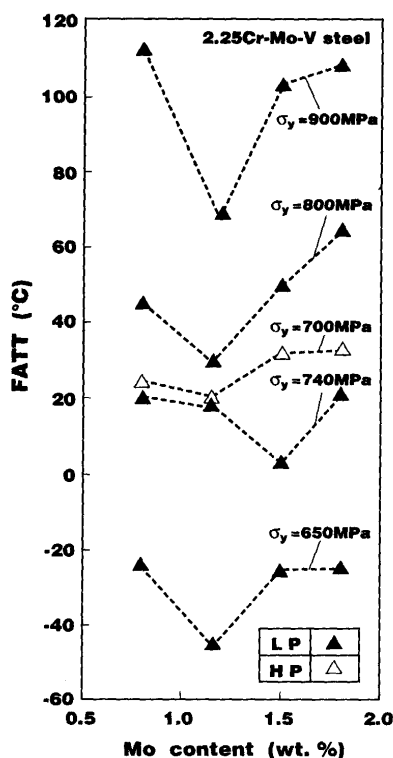


Fig. 11. Effect of alloy elements, Mo, on FATT of 2.25Cr-Mo-V steels with various proof stress.

しかしながら、Moを多量に添加してゆくと、Fig. 8 f), g)およびFig. 9 c)に示したように、棒状あるいは粒状の形態で粒内に均一に分散し、じん性に悪影響の少ない Cr_{23}C_6 および Fe_3C が減少し、それらに代わって特に粒内に塊状の M_6C および微細な針状の Mo_2C が増加し高密度に析出する傾向にある。特に、この塊状の M_6C 炭化物の析出量の増加がじん性に悪影響を及ぼすものと考えられる。このように、これら炭化物の析出形態の変化とBs温度の低下に伴うラス組織の緻密化の相乗効果としてFig. 11に示したような結果を導いたものと考えられる。以上のようにMo量によるじん性への影響は、その改善効果と低下効果が混在しているので、本合金系のじん性改善に関する合金設計の観点からは、1.0~1.5%Mo含有量が最適であると結論される。

W量とじん性との相関については、式(1)のBs温度の回帰式によればBs温度の上昇と関与しているものと考えられる。しかしながら、本研究で得られた実験結果の範囲では、Fig. 1に示したようにW添加に対してBs温度は変化しないか低下する傾向にある。従って、Bs温度の影響は少なく、むしろ上に述べたMoの場合と同様に M_6C 炭化物の析出量の増加がじん性に悪影響を及ぼすものと考えられる。

Cr量とじん性との相関については、Fig. 7に示したようにBs温度の低下に伴うベイナイト組織の緻密化によるものと考えられる。すなわち、Cr添加によりBs温度が低くなり、それに伴いラスサイズは細かくなり、ラス境界の Cr_{23}C_6 および Fe_3C 炭化物も微細化し、数も多くなる。

Ni量とじん性との相関については、次のように考える。従来からフェライト鋼にNiを添加するとじん性が良くなる原因として次の2点が示唆されている¹⁵⁾。(1)Niの増大とともにBs温度が低下するためベイナイト組織が緻密化すること、および(2)Niの増大とともに、積層欠陥エネルギーが増大し、交差すべりが容易になることである。Fig. 7の結果に基づけばNiを2.25%添加した鋼E(Bs: 455および464°C)のラスサイズは微細化しているとは言いがたく、さらに、Fig. 4に示した観察結果からも、粒内炭化物の析出密度が若干高くなっているものの、炭化物形態が大きく変化しているとは言いがたい。これらの実験結果から判断すると、Niを添加するとじん性が良くなる原因としては、上に述べた(1)の効果よりもJolleyら¹⁶⁾が炭素鋼においてNiの添加により交差すべりが容易になることがじん性改善の原因と考えているように、この合金系においても(2)の効果の方がより強く寄与しているものと考えられる。

Mn量とじん性との相関については、本実験結果においてMn添加に伴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、Fig. 1に示したようにMn量についてはBs温度の低下による効果が関与しているものと考えられる。

以上述べたCr, Mo, W, MnおよびNiの合金元素とじん性との相関をまとめてTable 2に示す。この表の内容は、

Table 2. Summary of effects of alloy element on toughness of 2.25Cr-Mo-V steels.

Element	Toughness	Mechanism
Cr	Improve	refinement in the bainitic microstructure with a lower B _s temperature
Mo	Improve (before a minimum point)	ditto
	Reduce (after a minimum point)	formation of coarse particles of M ₆ C
W	Reduce	ditto
Mn	Improve and/or no effect	effect of a lower B _s temperature
Ni	Improve	easy to make cross slip with a higher stacking fault energy

上に述べた通りである。

3・4 Bs温度とFATTの関係

耐力水準650MPaの低圧部模擬材のFATTとBs温度データを整理してFig.12に示す。この図には、本合金系に関してこれまでに報告されているBodnarら¹⁰⁾およびFinklerら¹⁷⁾のデータを併記した。この図からわかるように、Bs温度の低下に伴いFATTが低下することが認められる。これは、前節で述べたように、概してBs温度が低下するとベイナイト組織の緻密化が増加する効果であると考えられる。

ところで、この図は、耐力が650MPa水準のデータで整理した結果であるが、耐力水準の異なる供試材のBs温度とFATTの関係は図中のバンドに対して平行に上下に移行することが予想される。従って、実用上は耐力の因子もとり入れてFATTとBs温度の関係を整理することが望ましい。

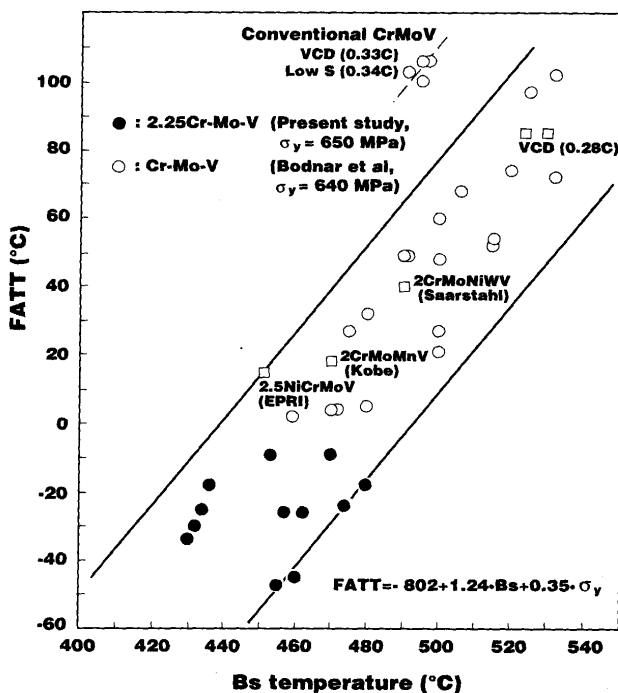


Fig. 12. The influence of Bs temperature on FATT of 2.25Cr-Mo-V steels.

そこで、FATTとBs温度の関係を系統的に整理するため、本研究で得られた耐力水準の異なる低圧模擬材のFATTおよびBs温度データ、Bodnarら¹⁰⁾およびFinklerら¹⁷⁾のデータをも含めて、本合金系のFATTとBs温度との回帰式を求めた。その結果は、次式の通りである。

$$FATT(^{\circ}C) = -802 + 1.24 \cdot Bs(^{\circ}C) + 0.35 \cdot \sigma_y(MPa) \cdots (3)$$

ここで、BsはBs温度(°C)、 σ_y は0.2%耐力(MPa)である。さらに、Fig.12からわかるように、2.25Cr-Mo-V系鋼は、1Cr-Mo-V系鋼に比較してBs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、衝撃試験を行い、じん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、組織因子とじん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, Mo, MnおよびNiの添加は2.25Cr-Mo-V鋼のBs温度を低下させる。これより、本合金系のBs温度に関する回帰式を求め、次式を提案した。

$$Bs(^{\circ}C) = 680 - 175[C] - 49[Mn] - 28[Ni] - 46[Cr] - 12[Mo] + 11[W] \cdots (1)$$

ここで、[C], [Mn], [Ni], [Cr], [Mo] および [W] は、各元素含有量 [wt.%] である。

(2)CrおよびNiの添加は、2.25Cr-Mo-V鋼のFATTを低下させるが、一方、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。さらに、Wの添加は2.25Cr-Mo-V鋼のFATTを増大させる。

(3)Cr, Mo, W, MnおよびNiの合金元素とじん性との相関を調べて次のように推論した。(a)Cr添加によるじん性の改善は、Bs温度の低下に伴うベイナイト組織の緻密化による。(b)Mo添加による最小値を示すまでのじん性の改善は、Bs温度の低下に伴うベイナイト組織の緻密化による。一方、最小値を示した後のじん性の低下は、主に塊状のM₆C炭化物の増加による。(c)W添加によるじん性低下は、M₆C炭化物の析出による。(d)Mn添加はじん性にほとんど影響を及ぼさないが、じん性がわずかに改善される効果は、Bs温度の低下による。(e)Ni添加によるじん性の改善は、主にNi添加により積層欠陥エネルギーが増大し、交差すべりが容易になることによる。

(4)以上のことより、2.25Cr-Mo-V系鋼のFATTとBs温度との回帰式を求め、次式を提案した。

$$\text{FATT}(\text{°C}) = -802 + 1.24 \cdot \text{Bs}(\text{°C}) + 0.35 \cdot \sigma_y(\text{MPa}) \cdots (3)$$

ここで、BsはBs温度(°C)、 σ_y は0.2%耐力(MPa)である。
さらに、2.25Cr-Mo-V系鋼は、1Cr-Mo-V系鋼に比較してBs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) 飯田義治, 朝生一夫, 和中宏樹, 小石想一, 内田 清, 狩野征明, 佐藤信二, 中野善文: 川崎製鉄技報, **12**(1980), p.581
- 4) 川口寛二, 河合光雄, 宮崎松生, 渡辺 修: 鉄と鋼, **70**(1984), p.1414
- 5) 角屋好邦, 辻 一郎: 金属, **62**(1992), p.64
- 6) 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
- 7) 松村慶一, 森田益夫, 土山友博, 宮川睦啓: 材料とプロセス, **5**(1992), p.889
- 8) 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
- 9) 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: 学振123委員会研究報告, **34**(1993), p.10
- 10) 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
- 11) 田中泰彦, 東 司, 石黒 徹: 材料とプロセス, **2**(1989), p.1941
- 12) W. Steven and A. G. Haynes: J. Iron Steel Inst., **183**(1956), p.349
- 13) R. L. Bodnar, T. Ohhashi and R. I. Jaffee: Metall. Trans. A., **20A**(1989), p.1445
- 14) L. M. Brown and R. K. Ham: Strengthening Methods in Crystals, ed. by A. Kelly and R. B. Nicholson, (1971), p.34 [Elsevier, Amsterdam]
- 15) W. C. Leslie: The Physical Metallurgy of Steels, (1981), p.123 [McGraw-Hill, New York]
- 16) W. Jolley: Trans. AIME, **242**(1968), p.306
- 17) H. Finkler and E. Potthast: Steel Forgings, ASTM STP 903, (1986), p.107