

討10 鋼中微量V, Nb, Tiの析出挙動に及ぼす炭化物生成元素の影響

早稲田大学理工学部 工博 長谷川 正義
大学院 ○館 野 正 毅

1. 結 言

筆者らはすでに微量V, NbおよびTi処理鋼を基として、その強化作用に及ぼす各種合金元素の影響を個別に調査して、逐次報告してきたが、^{1)~3)}本報告ではこれら処理鋼の析出挙動に及ぼす合金元素のうち、(i)W, Mo, Crの3種の炭化生成元素の影響と、(ii)V, Nb, Ti, (Zr)の2組の微量成分の組合せについて析出挙動を比較検討した。

2. 供試材および実験方法

0.2% C - 0.1% Si - 0.4% Mnの低炭素鋼を基準として、一連の炭化物生成元素を各々の炭化物生成傾向に応じて添加した試料を溶解した。V, NbあるいはTi処理鋼にW, Moなどの元素を1種添加し、V-W、V-Mo、Nb-Wなどとした鋼と比較材としてW, Moなどの単独の鋼種も作製した。すなわち基本の析出成分としてのV, Nb, Ti, Zrについては0.01~0.09%、添加合金元素としてのW, Mo, Crについては0.1~0.3%を添加した約60鋼種である。これらの試料はすべて高周波溶解炉にて大気溶解し、アルミキルドの鑄塊とし、10 mm角に鍛造後、各種熱処理を施して供試材とした。

これら各試料の強化作用に関しては冷却速度を変えた試料の引張強さ、降伏強さを測定して、その冷却速度依存性を求め、焼準温度、焼準後の再加熱による硬さ変化、恒温変態その他各種熱処理条件における硬さ変化を調べた。なお光学顕微鏡、電子顕微鏡観察も同時に行つた。

3. 実験結果

炭化物生成傾向が比較的弱く、本研究の添加量ではこれら元素自身の炭化物析出による鋼の強化が考えられないW, MoおよびCr添加の影響と、微細炭化物として析出すると考えられる強炭化物生成元素、すなわちV, Nb, Ti, Zrの2組の共存の場合における効果とに分けて述べる。

3.1 W, MoおよびCrの影響

V処理鋼：冷却速度と $\Delta\sigma_y$ (V-W, V-Mo, V-CrそれぞれとW, MoあるいはCr単独の比較材との降伏強さの差)の関係を図1に示す。W, MoまたはCrを添加すると $\Delta\sigma_y$ はV単独 (V処理鋼の降伏強さと炭素鋼のそれとの差)に比べ、遅い冷却速度でもかなりの強度を維持している。しかしV-0.1%Moではその傾向が顕著であるけれども、V-0.3%Moの場合だけは中間の冷却速度 (5.5°C/min)で最も大きな強化作用を示し、遅い冷却速度 (8.0°C/min)で強化作用の減少が大きい。

以上の事実はまた焼準後の再加熱の影響を示した図2からも理解される。すなわちW, MoまたはCrを添加することにより、1100°Cから420°C/minなる早い速度で冷却した状態では、V炭化物の析出は多少抑制されていることがわかる。またV-0.3%Moの場合に ΔH_v (0.3%Mo鋼との硬さの差)が増加する傾向が顕著にみられる。

さらに1050°C×30 min溶体化処理後600°C恒温変態中の ΔH_v (それぞれの比較材との硬さの差)の変化を図3に示す。この場合もW, MoまたはCrの共存により ΔH_v の増加す

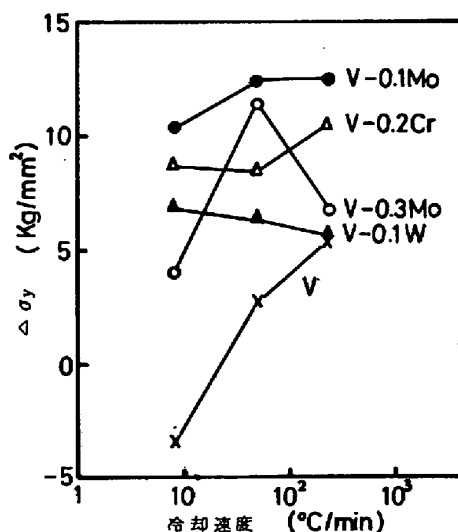


図1 降伏強さ増加量の冷却速度による変化

る時期が遅れる。なおWまたはMoが共存する場合にはとくに、160sec前後に小さなピークが認められた。これはJ.M.Grayら⁴⁾が報告している場合と同様な原因であろう。つまり準安定オーステナイト中で析出した微細炭化物はマトリックスがフェライトに変態しても、その強化作用が引きつがれるためであろうと考える。

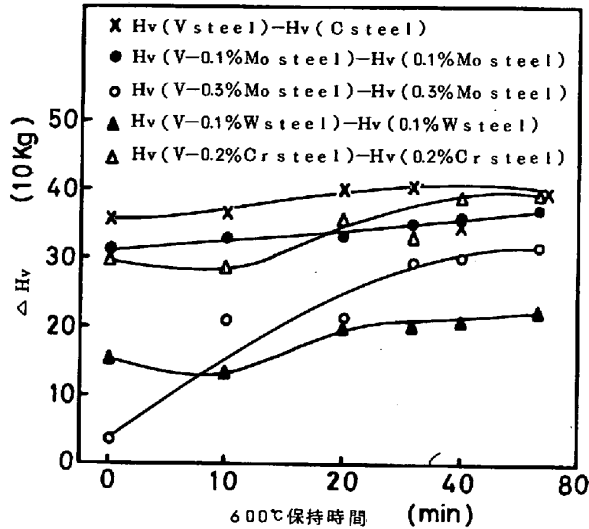


図2 600℃再加熱による硬さ変化

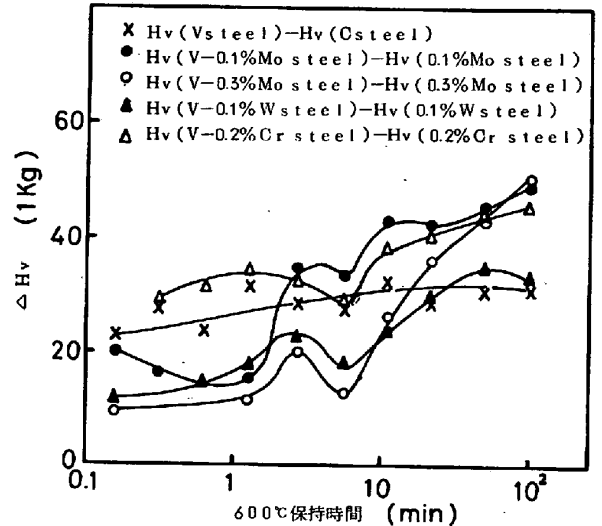


図3 600℃恒温変態中の硬さ変化(1050℃×30min後)

また表1に2段恒温変態の硬さを、表2に空冷(420℃/min)温度による硬さを0.1%、0.3%Moについて示す。V-0.1%Moでは A_3 点直上(850℃)のオーステナイト域での粗大な析出を抑制するが、V-0.3%MoではほとんどV単独と同じくらいに粗大析出が起るものと考えられる。

以上のようにV処理鋼への0.1%W、0.1%Moまたは0.2%Crの添加は、フェライト域、オーステナイト域での析出時期が遅滞され、そのために遅い冷却速度のときでも強化作用が保たれることとなる。ただ0.3%Mo添加ではフェライト域での析出は遅らすけれども、オーステナイト域ではほとんど変わらない。

Nb処理鋼：V処理鋼と同様にW、MoまたはCrの添加により、Nb炭化物の析出時期が遅れ、遅い冷却速度のときにとくに強度増加が認められる。しかしW、MoまたはCrの添加による強度増加の割合はV処理鋼における程大きくない。

表1 2段恒温変態による硬さ変化

鋼 種	1050℃×30min 600℃×15hr W.Q ΔHv	1050℃×30min, 850℃×15min 600℃×15hr W.Q			1050℃×30min, 850℃×30min 600℃×15hr W.Q		
		ΔHv	ΔHvの減少	減少の割合 %	ΔHv	ΔHvの減少	減少の割合 %
V	33	24	9	28	12	21	65
V-0.1Mo	48	—	—	—	34	14	29
V-0.3Mo	49	19	30	61	18	31	63

ΔHv: Hv(V steel)-Hv(C steel)
or Hv(V-Mo steel)-Hv(Mo steel)

表2 空冷温度による硬さ(25gr)

鋼 種	1050℃ 空 冷	1050℃→徐冷 850℃→空冷
Carbon	130	127
V	162	134
0.3Mo	185	159
V-0.3Mo	192	161

T処理鋼：焼準温度による硬さの変化から、Moを添加すると溶体化温度は低くなる傾向が見られたが、これは顕微鏡組織的な変化も重畳している。これに反してW、Crは溶体化温度にほとんど変化を与えない。Ti処理鋼もVあるいはNb処理鋼と同様に、W、MoまたはCrを添加すれば、遅い冷却速度のときでもそれ程強度を低下しない傾向が認められる。つまりTi炭化物の析出時期を遅らせたり、フェライト域での析出物の粗大化を阻止するためである。なお強度

増加が失われるような A_3 点直上のオーステナイト域での粗大析出も抑制されていることが2段恒温変態の様相から推定される。

以上V, NbあるいはTi単独の処理鋼に対するW, MoまたはCrの影響をまとめてみると、共通した点は、これらの元素を添加することにより、遅い冷却速度での強度低下が抑えられる。つまりV, NbあるいはTiの炭化物の析出時期を遅らせ、また粗大化を抑制する作用が認められることである。なお3鋼種に及ぼすこれらの元素の影響で異なる点は、速い冷却速度($240^\circ\text{C}/\text{min}$)のときに得られる強度で、VまたはNb処理鋼ではこれらの元素を添加しても、それぞれのV, Nb単独よりも低下することはないが、Ti処理鋼では低い強度を示すことである。しかしこの強度低下もW, MoまたはCrの添加により析出が抑制され、Ti単独よりも強度増加に寄与する析出物が少なくなっているためと考えれば、結局は前述の効果として説明されよう。

3.2 V, Nb, Ti, Zrの2元素の組合せの場合

V-Ti: 冷却速度と引張強さ、降伏強さの関係を図4に示す。0.02% Ti単独では強化にほとんど効かないが、0.06% Vと0.02% Tiが共存することにより、どの冷却速度でも引張強さ、降伏強さともにV単独の場合よりかえって低くなっている。すなわちこの量のTiはVの強化作用を減少させる。しかしTiが0.06%とそれ自身強化作用を示す量では0.06% Vと共存すればTi, Vのそれぞれ単独と同じ程度であるので、(図6参照)全く強化作用が失われるような悪影響は互に及ぼさないと考える。しかし焼入れ焼戻し過程においても共存により強化作用を十分示さないことから、析出挙動にはあまり影響がなく、炭化物同志の相互溶解度などによる析出物の形態あるいは析出の形態によるのではないかと推定する。

V-Zr: 0.05% Zr単独ではほとんど強化作用を示さないが、0.06% V-0.05% Zrの場合には冷却速度を変えても強度はV単独に比べてほとんど低下せず、Vの強化作用にZrは阻止効果を示さない。しかし今井ら⁵⁾は真空溶解0.043% V-0.13% Zrで悪影響があると報告しているので、Zr量、N量などの差異によるものか否か疑問が残っている。

V-Nb: これについてはすでに多くの報告があり、⁶⁾実用化されてもいるが、図5に示すように0.06% V-0.03% NbではそれぞれのV, Nb単独よりも当然のことながら強度が増加しており、とくに遅い冷却速度のときに共存の効果が顕著である。

Nb-Ti: 溶体化温度はNb, Tiそれぞれ単独の場合よりも高く、約 1300°C が必要である。0.04% Nb-0.03% Ti鋼は0.03% Ti単独ではほとんど強化しないので、0.04% Nb単独とほぼ同じ強度を示す。またTiが0.09%とそれ自身強化に効く量になると、 1300°C に1hr保持後焼準し、 600°C に再加熱保持したときの硬さ変化(ΔH_v ; 炭素鋼との硬さの差)を図6に示すが、硬さはTi, Nb単独よりも大きい。つまりオーステナイト化温度が十分高ければ、Nb, Tiそれぞれの効果が相加されて現われる。すなわちNb炭化物、Ti炭化物がそれぞれ別々に強化に寄与していると考えられる。

Ti-Zr: 図6に示した通り、この系では全くTi単独の効果も失われてしまう。これもV-Tiで述べたように、析出形態への効果で

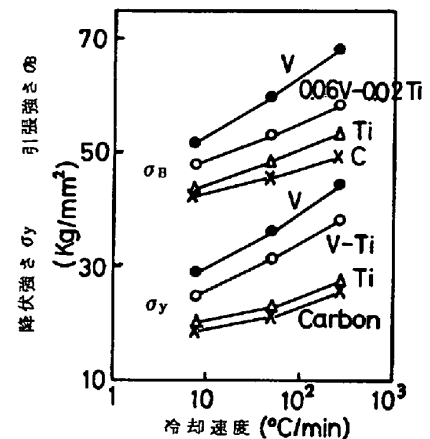


図4 降伏強さ、引張強さに及ぼす冷却速度の影響 ($1050^\circ\text{C} \times 30 \text{ min} \rightarrow$)

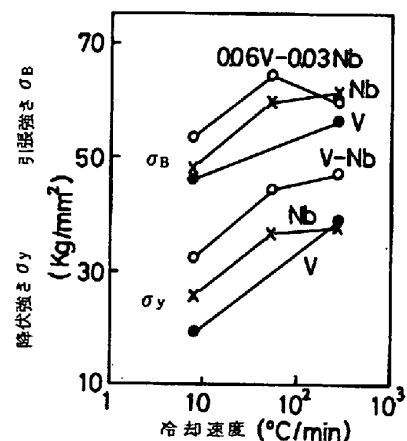


図5 降伏強さ、引張強さに及ぼす冷却速度の影響 ($1200^\circ\text{C} \times 30 \text{ min} \rightarrow$)

あろう。

Nb-Zr: データは少いが強度増加は認められない。

以上強炭化物生成元素同志の共存の影響について述べてきたが、強度増加が期待でき、しかも両元素の添加量、オーステナイト化温度などの影響を受け難い組合せはV-Nb系である。しかもこのV-Nb系では遅い冷却速度においても強度低下は少ない。またNb-Ti系もオーステナイト化温度を十分高くすれば、強度増加が期待できる。

4. 総括および結言

(1) W, MoまたはCrの添加は遅い冷却速度でも強度が維持できる。中でもMoは0.1%でかなり効果が現れる。各種元素の添加量によつてかなり析出挙動が変化する。

(2) 強炭化物生成元素同志はそれぞれ単独の効果を維持させるのが難しい。但しV-Nb, Nb-Ti系は例外である。

以上V, NbおよびTi処理鋼をベースとして、それぞれに及ぼす各種炭化物生成元素の影響をまず現象面からのみとらえてきたが、今後V, NbまたはTiの炭化物に対する合金元素(強炭化物生成元素)の炭化物との相互溶解度、W, MoまたはCrなどの固溶度を考慮して理論的な説明を加える必要がある。

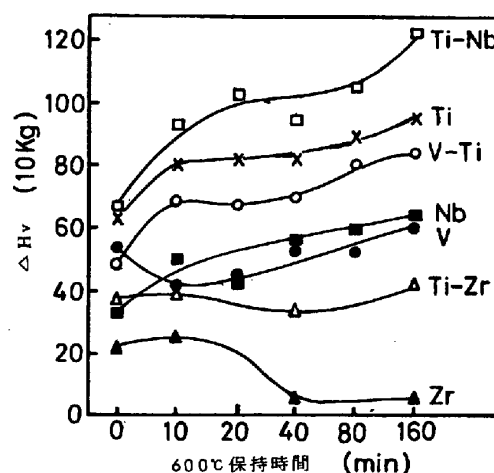


図6 焼準後の600℃再加熱による硬さ変化

参 考 文 献

- 1) 長谷川、橋詰、渡辺；日本鉄鋼協会第75回講演大会
- 2) 長谷川、渡辺；同第76回講演大会
- 3) 長谷川、渡辺、館野；同第77回講演大会
- 4) J.M.Gray, D.Webster & J.H.Woodhead；J.Iron Steel Inst. 22 (1965)
- 5) 今井；鉄鋼基礎共同研究会、微量元素部会Nb分科会共同研究報告書 (1967)
- 6) 例えば 今井；同上