

669.14.018.292-413-557.96: 621.785.796: 539.4.016.3

(討8)

Mn-Ni-Mo 極厚鋼板の熱処理条件と靱性

川崎製鉄 技術研究所 水島研究室 ○榎並 一 佐藤新吾

1 緒言

構造物の大型化にとむな、て調質鋼板に要求される板厚は増加する傾向にある。一般調質鋼板と比較した場合、極厚鋼板の熱処理条件としての特徴は

- (i) 焼き入れでは十分な冷却速度が得られないこと
- (ii) 焼きもどしおよび溶接後熱処理が長時間におよぶこと

である。これらの条件はいずれも靱性を低下させる傾向にあるため、調質極厚鋼板において必要な靱性を確保するためにはこれらの条件の選択に十分な配慮が必要である。

通常、調質鋼板の靱性は、十分な焼き入れ性を確保すること、すなわち焼き入れによ、てマルテンサイトあるいは下部ベイナイトを得ることによ、て改善される。しかし、板厚の増加とともに焼き入れ性の確保は困難になり、化学成分、板厚によ、ては焼き入れによ、て靱性の良好な変態組織を得ることが不可能になる。

ここではそのような鋼種として、原子炉圧力容器に用いられる代表的な調質極厚鋼板であるMn-Ni-Mo鋼をとり上げ、変態組織が上部ベイナイトあるいはこれにフェライトが混在した組織である場合を主に、焼きもどし後の靱性にたいする熱処理条件の影響について報告する。

2 実験方法

異なる変態組織を得るために、板厚を変えた試験材を930℃に4hr加熱後、さらに冷却方法を変えて連続冷却した。供試鋼の化学成分を表1に、得られに平均冷却速度および変態組織を表2に示す。

これらの試験材をAc₁以下で、加熱温度、時間を変えて焼きもどしを行なった。のち、JIS 4号衝撃試験片を採取し、50%ゼイ性破面遷移温度(T_{rs})を求めて靱性を評価した。さらにそれぞれの熱処理条件について、平行部が4mmφ×30mmの引張試験片による室温引張試験を行なったほか、電子顕微鏡による組織観察、走査型電子顕微鏡による衝撃試験片破面の観察も行なった。

表1 供試鋼の化学成分 (%)

C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Al
0.20	0.29	1.37	0.012	0.007	0.68	0.01	0.58	0.036

表2 平均冷却速度と変態組織

800~400℃間の 平均冷却速度	変態組織
37 °C/sec	マルテンサイト+下部ベイナイト
24 °C/min	上部ベイナイト
10 °C/min	上部ベイナイト+フェライト

3 変態組織と靱性

焼きもどし条件を焼きもどしパラメーター($T[20 + \log t]$, T : 加熱温度 °K, t : 加熱時間 hr) で整理したときのT_{rs}を図1に、引張強さとT_{rs}との関係を図2に示す。

変態組織が上部ベイナイトあるいは上部ベイナイト+フェライトの場合には、マルテンサイト+下部ベイナイトの場合に比べて、焼きもどし後のT_{rs}は、同一強度でも同一焼きもどし条件と比較しても常に高い。これにたいし、変態組織が上部ベイナイトのみの場合と、上部ベイナイト+フェライトの場合との比較では、焼きもどし後のT_{rs}はあまり変わらない。これは本実験条件ではフェライトの析出量が少なかったことによると考えられる。

図1および図2から、焼きもどし後の T_{rs} に影響を与える要因のうち、変態組織によ、てきまり、焼きもどし条件には独立な要因の存在が予想される。

調質鋼の T_{rs} はぜい性破面単位の大きさでよく整理され、¹⁾ 変態組織が上部ベイナイトの場合、その大きさはオーステナイト結晶粒径に等しいといわれている。²⁾

そこで本実験でも、オーステナイト結晶粒およびぜい性破面単位の大きさを交叉法により測定した。その結果を表3に示す。

ぜい性破面単位の大きさは変態組織に依存するが、焼きもどしによ、ては変化しないこと、変態組織が上部ベイナイトの場合、その大きさはほぼオーステナイト結晶粒の大きさに等しいことなどが表3からわかる。

したが、て、Mn-Ni-Mo 鋼の極厚鋼板に相当する熱処理条件の範囲を含めて、靱性に影響を与える要因のうち、変態組織のみによ、てきまり焼きもどしによ、ては変化しない要因として、ぜい性破面単位の大きさを採用することができる。また、図1および図2から、焼きもどしによる T_{rs} の変化の傾向は変態組織によ、て大きくは影響されないといえる。

これらのことから、オーステナイトからの冷却速度の差、すなわち変態組織の差はほとんどぜい性破面単位の大きさを通じてのみ T_{rs} に影響を与えていると考えられる。

変態組織がマルテンサイトあるいは下部ベイナイトである場合には、オーステナイト結晶粒が大きい方位差をもついくつかの単位に分割されることが、これらの組織の高靱性の原因のひとつとされている。¹⁾ しかし、変態組織が上部ベイナイトである場合にはこのような分割作用はない。したが、て、化学成分、板厚の点から、変態組織として上部ベイナイトを主とした組織しか得られないような極厚鋼板では、小さいぜい性破面単位によ、て良好な靱性を得るためには、化学成分あるいはオーステナイト化条件によ、てオーステナイト結晶粒を細粒化することが必要である。

4 焼きもどし条件と靱性

焼きもどしによる靱性の変化：Mn-Ni-Mo 鋼の T_{rs} は図1に示したように、オーステナイトからの冷却速度だけでなく、焼きもどし条件によ、ても変化する。焼きもどしにともない T_{rs} は最初低下し、最低値を全にのちふたにび上昇するという全過をにどる。このような変化の傾向自体はいずれの変態組織の場合にも共通しており、最低値までの T_{rs} の低下量および T_{rs} が最低値を示す焼きもどし条件にわづかに変態組織による差が認められる。このことから焼きもどしによる T_{rs} の変化は焼きもどしによ

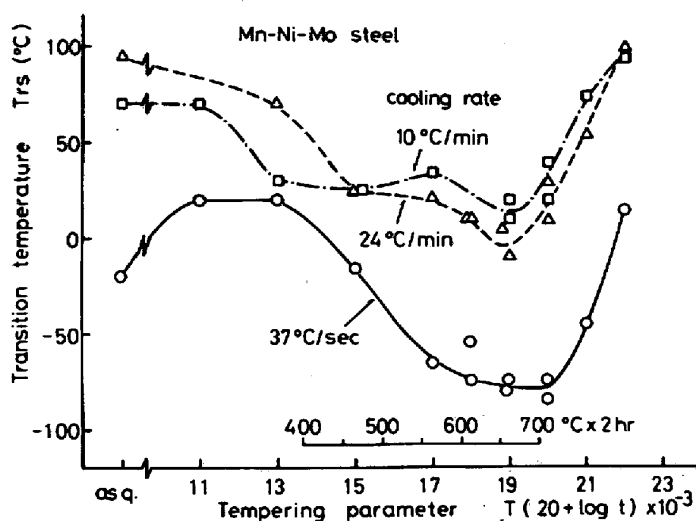


図1 破面遷移温度の熱処理条件による変化

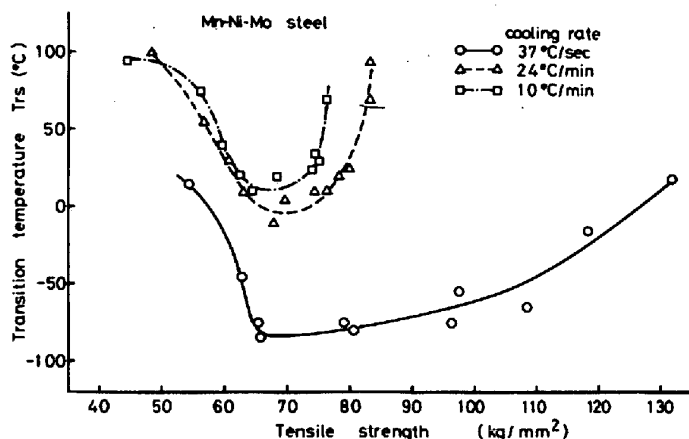


図2 破面遷移温度と引張強さの関係

って変態組織に関係なく生じる変化に主として支配されていると考えられる。このような要因の T_{rs} への寄与が大きいことは、図1に示されるように、本実験で用いた最も高温、長時間($690^{\circ}\text{C} \times 700\text{hr}$)の焼きもどし後では、 T_{rs} はほぼ焼きもどし前の値にまで上昇していることからわかる。

焼きもどしによる微細組織の変化：電子顕微鏡による観察では、変態組織がマルテンサイト+下部ベイナイトの場合、焼きもどしパラメーターが 19×10^3 以下の焼きもどしにより、転位密度が低下し、析出物が比較的均一に析出、成長する。焼きもどしパラメーターが 19×10^3 程度の焼きもどしにより、約 0.5μ の大きさの再結晶粒の発生が認められ、さらに高温、長時間の焼きもどしでは再結晶粒および析出物の成長が認められた。

変態組織が上部ベイナイトあるいは上部ベイナイト+フェライトの場合、焼きもどしパラメーターが 19×10^3 までの焼きもどしでは、焼きもどし前に認められた大きい片状析出物が球状化することによって、かえって小さくなり、たほか、転位密度の変化は明りようには認められなかつた。焼きもどしパラメーターが 19×10^3 程度の焼きもどしでは、部分的に再結晶粒が認められたがその大きさは、マルテンサイト+下部ベイナイトを焼きもどした場合に比べて小さかつた。さらに高温、長時間の焼きもどしによる再結晶粒および析出物の成長の程度はマルテンサイト+下部ベイナイトの場合に比べて小さく、その結果、最も高温、長時間の焼きもどし後では、転位密度、析出物、再結晶粒のいずれにも変態組織による差はほとんど認められなくなつた。

焼きもどしによる T_{rs} の変化は、このときの析出物の大きさ、分布、組成や転位密度、再結晶粒サイズの変化などの複合効果によつて生じると考えられるが、これらの変化はいずれも焼きもどし中に重複して起こっているため、この結果だけからそれぞれの単独の効果を明らかにすることはできない。

極厚鋼板の焼きもどし：極厚鋼板の焼きもどしにとつて重要なのは焼きもどしとともに T_{rs} が上昇する焼きもどし条件の範囲が存在することである。この範囲は図1から、変態組織が上部ベイナイトである場合、焼きもどしパラメーターが 19×10^3 以上の範囲に相当し、Mn-Ni-Mo鋼板の場合、実際に使用される焼きもどし、溶接後熱処理条件はこの範囲になることが多いために、実用上からも重要である。

19×10^3 以上の焼きもどしパラメーターの焼きもどしによるおもな変化は析出物および再結晶粒の成長である。しかし、変態組織が上部ベイナイトである場合には再結晶粒の大きさは T_{rs} にあまり影響しないと考えられることから、焼きもどしによる T_{rs} の上昇には析出物の効果が大きいと思われる。

5 靱性におよぼすNiの効果

焼きもどし条件を変えたときの引張強さ- T_{rs} 曲線は図2に示されるように、変態組織によつて変わるが、この曲線に影響を与えるそのほかの因子の例として、ここではNiの効果について述べる。

0.20% C - 0.25% Si - 1.45% Mn - 0.6% Mo を基本成分とし、これに1%までのNiを添加した5種類の鋼板を用いて、 $900^{\circ}\text{C} \times 3\text{hr}$ のオーステナイト化後、 $105^{\circ}\text{C}/\text{min}$ の平均冷却速度で冷却した。このとき得られた主変態組織はいずれも上部ベイナイトであり、Ni量が少い場合には少量のフェライトが混在した。これらの試験材に、 630°C 、 650°C 、 665°C 各4hrの焼きもどし処理を行なったほか、 665°C 焼きもどし材にはさらに $620^{\circ}\text{C} \times 20\text{hr}$ 炉冷の焼きもどし

表3 オーステナイト粒径およびぜい性破面単位の大きさ

平均冷却速度	オーステナイト粒径	焼きもどし条件	ぜい性破面単位の大きさ
37 $^{\circ}\text{C}/\text{sec}$	— M	冷却のみ	3.7 M
		$645^{\circ}\text{C} \times 66\text{hr}$	3.9
24 $^{\circ}\text{C}/\text{min}$	12.9	冷却のみ	14.5
		$645^{\circ}\text{C} \times 66\text{hr}$	13.5
10 $^{\circ}\text{C}/\text{min}$	11.6	冷却のみ	14.3
		$645^{\circ}\text{C} \times 66\text{hr}$	14.4

し処理を追加した。これらの試験材について、引張および衝撃試験を行って得た引張強さと遷移温度との関係を図3に示す。

一定Ni量では、焼きもどし温度の増加とともに引張強さは低下するが、遷移温度は一度低下したのち再び上昇するという図2と同様の傾向が認められ、引張強さ-遷移温度曲線の形状にたいして、1%までのNiはあまり大きい影響を与えない。

Ni量増加の効果は単に、同一焼きもどし条件での引張強さを4~5 kg/mm²/%Niの割合で増加させて、Trsを10℃/%Niの割合で低下させるだけであり、これらの変化量はいずれもフェライトへのNiの固溶効果によって説明できる範囲である。

このことから、Mn-Mo鋼へのNi添加の効果は、変態組織を変えないかぎり、フェライトへの固溶による効果のみであるといえる。この結果、図3に示れるとおり、同一強度で比較した場合、Ni量の増加は靱性をかえり、劣化させる場合が生じる。

6 まとめ

圧力容器用極厚鋼板として広く用いられるMn-Ni-Mo鋼について、極厚鋼板に特有の熱処理条件下での、熱処理条件と靱性の関係について調べた。

焼きもどし後のTrsを支配する要因は

- (i) オーステナイトからの冷却により、つまり、その後の焼きもどしにより、変化しない要因
 - (ii) 各変態組織に共通し、焼きもどしにより、変化する要因
- に大別される。

前者はぜい性破面単位の大きさにあり、変態組織が上部ベイナイトの場合、これはほぼオーステナイト結晶粒の大きさに等しく、645℃×66hrまでの焼きもどしによっても変化しない。

後者としては、転位密度、析出物の大きさ、分布状態、組成などが考えられるが、高温、長時間の焼きもどしによるTrsの上昇にたいしては析出物の影響が大きいと考えられる。

Mn-Mo鋼への1%までのNiの添加は、変態組織を変えないかぎり、同一焼きもどし後の引張強さを増加させ、Trsを低下させる。それぞれの変化量はフェライトへの固溶による効果の程度である。高温、長時間の焼きもどしでは、Ni量の増加は同一強度における靱性を劣化させることがある。

参考文献

- 1) 大谷、寺崎、邦武：鉄と鋼，58(1972) P434
- 2) 三村：鉄と鋼，58(1972)，P1822

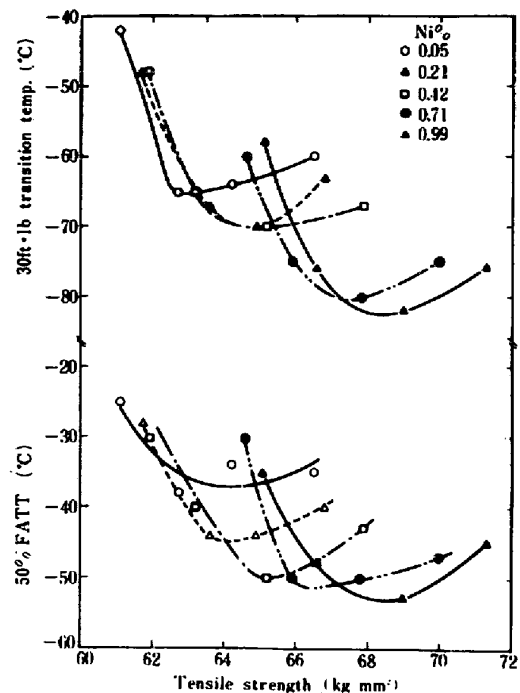


図3 遷移温度と引張強さの関係におけるNi量の影響