
圧力容器用 Mn-Mo 鋼の引張りおよび衝撃特性におよぼす Ni の影響

Effect of Ni on the Tensile and Impact Properties of Mn-Mo Steel for Pressure Vessel

榎並 禎一(Teichi Enami) 波戸村 太根生(Taneo Hatomura) 田中 智夫(Tomoo Tanaka) 船越 督巳(Tokushi Funakoshi)

要旨：

Mn-Mo 鋼の引張りおよび衝撃特性におよぼす Ni の影響を極厚鋼板に相当する焼入れ、焼もどし条件のもとで調べた。早い焼入れ冷却速度では、Ni は引張りおよび降伏強さを上げ、破面遷移温度を下げる。これにたいし、おそい焼入れ冷却速度の場合、強度の増加はさらに大きかったが、破面遷移温度にたいしては効果が認められなかった。これらの結果は、主として Ni のフェライトへの固溶による効果によって、さらに Ni 添加による焼入れ組織の差によって説明される。

Synopsis：

Effect of addition of Ni on the tensile and impact properties of Mn-Mo steel was studied under quenching and tempering conditions corresponding to heavy section plate. In moderate quenching rate, Ni increased the yield and tensile strength, lowered the 50% fracture appearance transition temperature. On the other hand, in slow quenching rate, Ni had additional strengthening effect, but no effect on the 50% fracture appearance transition temperature. These effects of addition of Ni were not influenced by tempering condition in both quenching rates. These results can be explained mainly by the solid solution effect to the ferrite and partially by the difference of quenched structure due to Ni.

(c)JFE Steel Corporation, 2003

本文は次のページから閲覧できます。

圧力容器用 Mn-Mo 鋼の引張りおよび衝撃特性に およぼす Ni の影響

Effect of Ni on the Tensile and Impact Properties of
Mn-Mo Steel for Pressure Vessel

榎 並 禎 一*

Teiichi Enami

波戸村 太根生**

Taneo Hatomura

田 中 智 夫***

Tomoo Tanaka

船 越 督 己****

Tokushi Funakoshi

Synopsis:

Effect of addition of Ni on the tensile and impact properties of Mn-Mo steel was studied under quenching and tempering conditions corresponding to heavy section plate.

In moderate quenching rate, Ni increased the yield and tensile strength, lowered the 50% fracture appearance transition temperature. On the other hand, in slow quenching rate, Ni had additional strengthening effect, but no effect on the 50% fracture appearance transition temperature. These effects of addition of Ni were not influenced by tempering conditions in both quenching rates.

These results can be explained mainly by the solid solution effect to the ferrite and partially by the difference of quenched structure due to Ni.

1. 緒 言

Ni は 鋼の靱性を改善する合金元素として知られており¹⁾, 2.5%~9% Ni 鋼は低温用鋼として規格化されている²⁾。

鉄鋼の強度および靱性におよぼす Ni の影響は 2つの効果に分けられる。そのひとつはフェライト中に固溶した Ni による直接の効果であり、他は Ni 添加による変態特性の変化を通じて生じる間接的效果である。

フェライトに固溶した Ni は固溶硬化によりフェライトの強度を上げ、遷移温度を下げる。Jolley³⁾, Leslie ら⁴⁾によれば、 10^{-3}sec^{-1} のひずみ速度では Ni は $2\sim 5\text{kg/mm}^2/\%$ Ni の割合でフェライトの降伏応力を増加させる。引張強さに

ついては、Lacy ら⁵⁾は $4.3\text{kg/mm}^2/\%$ Ni の割合で Ni はフェライトを強化するとしており、フェライトの遷移温度を低下させる Ni の効果は、Stoloff⁶⁾ および Gensamer⁷⁾ によれば $-10^\circ\text{C}/\%$ Ni であり、Jolley³⁾ によれば $-18^\circ\text{C}/\%$ Ni である。このように Ni はフェライトを強化させ、かつその靱性を改善する数少ない合金元素ではあるが、1%程度の添加ではその効果はあまり大きくない。

これにたいし、鋼とくに調質鋼における Ni は変態点を低下させ、焼入れ性を大きくする効果を通じて、強度および靱性に好ましい影響を与える。実用鋼におけるこのような Ni の間接効果は、おそい焼入れ冷却速度のために十分な強度、靱性の確保が困難になる極厚調質鋼板においてとくに重要である。

* 技術研究所水島研究室主任研究員

*** 技術研究所厚板研究室主任研究員・工博

** 技術研究所厚板研究室

**** 技術研究所厚板研究室室長・工博

圧力容器用 Mn-Mo 鋼板において、板厚の増加による機械的性質の低下を防ぐために、Ni の添加が認められてきた事実はそのよい例である。しかし極厚調質鋼板ではおそい焼入れ冷却速度とともに、焼入れ後の焼もどしおよび溶接後熱処理での加熱が長時間におよぶことが特徴であり、このような条件下では、Mn-Mo 鋼の機械的性質、とくに靱性には特有の効果が現われる⁸⁾。

このような条件のもとで、Ni の添加がどのような効果を生じるかを調べるために、ここでは極厚鋼板を想定して、おそい冷却速度による焼入れと高温、長時間の焼もどしを行なった場合の Mn-Mo 鋼の強度および靱性におよぼす Ni の影響について検討した。

2. 試験方法

2.1 供試材および熱処理

高周波真空溶解炉を用いて、Ni 量のみを 0～1% に変化させた 5 種類の Mn-Mo 鋼の 50kg 鋼塊を溶製した。それらの化学成分を Table 1 に示す。

鋼塊を 15×200×1500mm に熱間鍛造したのち 15×200×250mm の試験片素材を採取した。試験片素材を 925°C×4h→空冷の一定条件で焼ならししたのち、冷却速度可変炉を用いて、各鋼種とも 2 種類の冷却速度で焼入れした。焼入れ加熱条件は 900°C×3h の一定条件であり、焼入れ時の目標冷却曲線は Fig. 1 に示すとおりである。

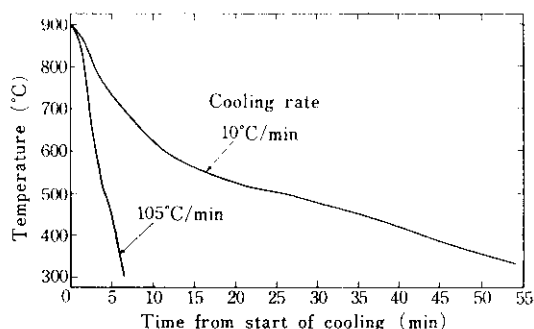


Fig. 1 Simulated cooling curves on quenching

冷却曲線から求めた 800°～400°C における平均冷却速度は 105°C/min および 10°C/min であり、これらはそれぞれ厚さ 100mm および 370mm の鋼板を水冷したときに板厚中心部で得られる平均冷却速度に相当する。

焼入れされた試験片素材に、加熱温度=630, 650 および 665°C、保持時間=4h の焼もどしを行なったほか、665°C 焼もどし材にはさらに 620°C×20h→炉冷の焼なまし処理を追加した。

2.2 試験

熱処理された試験片素材の中心部から、平行部=8mmφ×70mm の丸棒引張試験片を鍛造方向と直角に、2mmV ノッチシャルピー試験片 (10×10mm) を平行に採取した。

引張試験は室温で、インストロンを用いて 5mm/min のクロスヘッド速度で行なった。

衝撃試験では吸収エネルギーおよび脆性破面率に関する遷移曲線から吸収エネルギーが 30ft·lb

Table 1 Chemical compositions of steels used

(wt %)

Nominal content of Ni	C	Si	Mn	P	S	Ni	Mo	Cu	Cr	Al
0	0.20	0.26	1.45	0.014	0.009	0.05	0.59	0.001	0.02	0.017
0.2	0.20	0.26	1.44	0.015	0.009	0.21	0.59	0.002	0.01	0.018
0.4	0.19	0.25	1.44	0.015	0.010	0.42	0.59	0.002	0.01	0.018
0.7	0.20	0.25	1.44	0.015	0.010	0.71	0.59	0.001	0.01	0.019
1.0	0.19	0.26	1.44	0.015	0.010	0.99	0.59	0.001	0.01	0.018

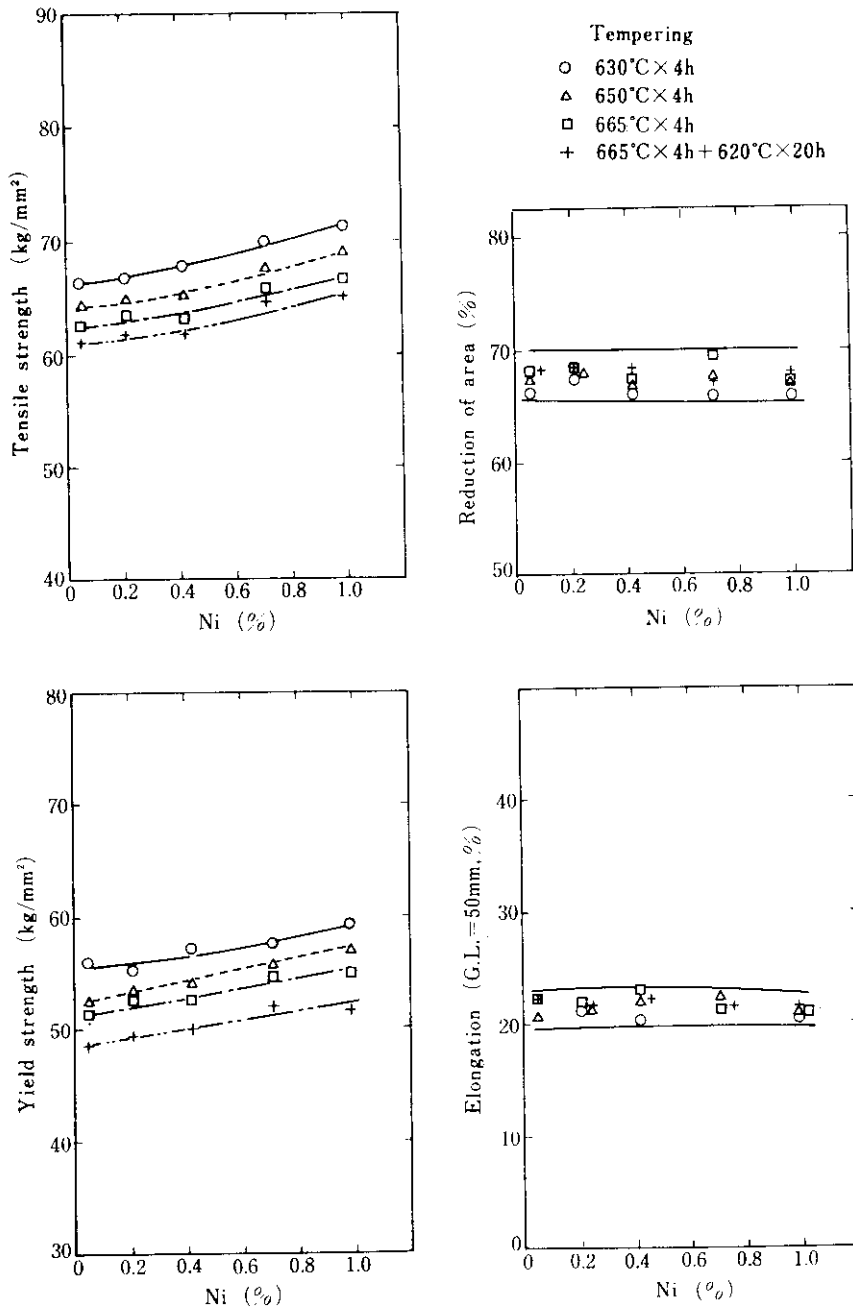


Fig. 2 Effect of Ni contents on the tensile properties of Mn-Mo steel quenched at the cooling rate of 105°C/min and tempered.

を示す遷移温度および破面遷移温度を求めたほか、 -12°C における吸収エネルギーおよび飽和吸収エネルギーを求めた。

3. 結果および考察

3.1 同一熱処理条件における引張特性

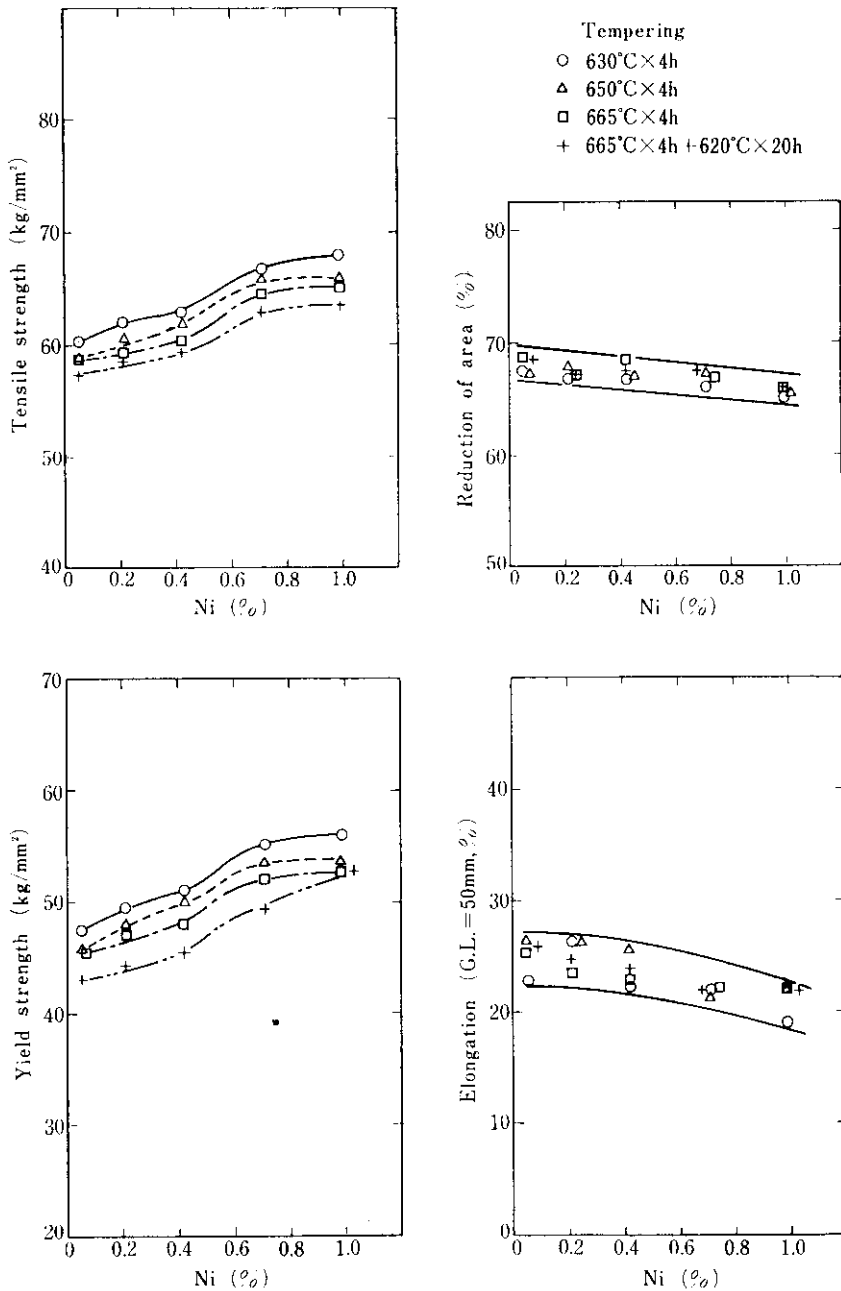


Fig. 3 Effect of Ni contents on the tensile properties of Mn-Mo steel quenched at the cooling rate of 10°C/min and tempered.

焼入れ冷却速度および焼もどし条件が等しいときの引張特性におよぼす Ni の影響を Fig. 2 および Fig. 3 に示す。

平均焼入れ冷却速度 105°C/min の場合、Fig. 2 に示されるように、降伏強さおよび引張強さは

Ni の添加によりほぼ直線的に増加する。1% Ni の添加による降伏強さの増加量は 3~4kg/mm²、引張強さの増加量は 4~5kg/mm² である。焼もどし条件の差による降伏強さおよび引張強さの差は Ni 無添加材でも生じており、この差は 1%Ni

材でもほぼ同じであることから、0~1%Niの範囲では、Niが焼もどしによる強度の変化に与える影響はほとんどないと考えられる。Fig. 2では伸びは20~23%、絞りは65~70%の範囲でそれぞれ一定であり、これらにおよぼすNiの影響も認められない。

これにたいし、平均焼入れ冷却速度 $10^{\circ}\text{C}/\text{min}$ の場合、Fig. 3に示されるように、1%Niの添加により降伏強さは $7\sim 10\text{kg}/\text{mm}^2$ 引張強さは $6\sim 8\text{kg}/\text{mm}^2$ 増加し、伸びおよび絞りはやや減少する。Ni添加による強度の増加量が焼もどし条件の影響を受けないのは早い焼入れ冷却速度の場合と同様であるが、1%Niあたりの強度の増加量は平均焼入れ冷却速度 $105^{\circ}\text{C}/\text{min}$ の場合より大きい。この強度の増加量の差はFig. 3からわかるように、0.4~0.7% Niの領域で生じた不連続的な強度の増加に基づいており、この付加的な要因による強度の増加を除けば、両者の強度の増加量はほぼ同じといえる。

フェライトの降伏応力におよぼすNiの影響について現在までに報告されている結果を、Niの効果は添加量に比例すると考えて整理すると、Niはフェライトの降伏応力を $2\sim 5\text{kg}/\text{mm}^2/\%\text{Ni}$ 増加させる^{3,4,6,9}。ただしこの効果にはひずみ速度依存性があるといわれている^{3,4}。またLacyらはNiはフェライトの引張強さを $4.3\text{kg}/\text{mm}^2/\%\text{Ni}$ 増加させることを報告している⁵。これらの値はほぼ結晶粒度が等しい場合について得られた結果であるから、この効果はNiによる固溶硬化であると考えられる。

構造用低合金鋼へのNiの効果としては、Si-Mn鋼への1%程度までのNi添加の影響を調べた報告では、Niは降伏点を低下させる¹⁰とか、効果が認められない¹¹という結果のほか $3\sim 6\text{kg}/\text{mm}^2/\%\text{Ni}$ の割合で降伏点を増加させるという結果^{11~14}が得られている。またこれらの報告では引張強さの増加の程度は $2\sim 8\text{kg}/\text{mm}^2/\%\text{Ni}$ とされている。

このようにSi-Mn鋼の強度にたいするNiの効果は、フェライトの強度への効果よりも変動が大きい。鋼にたいするNiの添加はフェライトへの固溶による効果以外に、変態特性すなわち組織

を通しての効果も生じうる。そして鋼の組織はNi以外にはかの合金元素および熱処理の影響も受ける。これらのことが鋼へのNi添加の影響を大きく変動させたと考えられる。

これらの結果を本実験の結果と比較すると、Fig. 2に示した焼入れ冷却速度 $105^{\circ}\text{C}/\text{min}$ の場合、1%Niの添加による降伏強さ、引張強さの増加量はいずれも上記のフェライトへのNiの固溶による硬化で説明できる程度である。これにたいし、焼入れ冷却速度 $10^{\circ}\text{C}/\text{min}$ の場合の強度の増加量はこれより大きい。

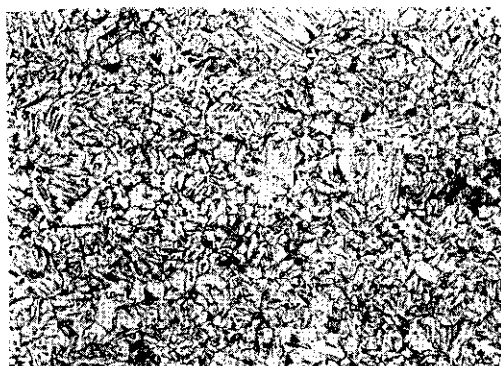
Photo. 1およびPhoto. 2に示した 665°C 焼もどしの光学顕微鏡組織から、焼入れ冷却速度 $105^{\circ}\text{C}/\text{min}$ の場合、焼もどし後の組織にはNiの影響があまり認められないのにたいし、焼入冷却速度 $10^{\circ}\text{C}/\text{min}$ の場合、0.4%以下のNi添加材では焼入れ時初析フェライトが析出していたが、0.7%以上のNi添加材では同じ焼入れ冷却速度でも初析フェライトは認められないという組織上の不連続が生じていることがわかる。すなわち、焼入れ冷却速度 $10^{\circ}\text{C}/\text{min}$ の場合、0.4~0.7%Niを境にして生じた焼入れ組織の差が焼もどし後まで保持された結果、Fig. 3のような強度の不連続な増加が生じたものと考えられる。そして焼入れ冷却速度 $10^{\circ}\text{C}/\text{min}$ の場合でも、このような変態組織の差に基づく強度の差を除けば、Niによる強度の増加量は早い焼入れ冷却速度の場合と同程度であり、この部分の強度増加はNiの固溶硬化であると考えられる。

けっきょく、本実験におけるNiの添加による降伏強さ、引張強さの増加は本質的には固溶硬化に基づくものであり、この硬化は焼入れ冷却速度、焼もどし条件の影響を受けない。しかし、一定の焼入れ冷却速度でもNi添加量の差が焼入れ組織を変えるような焼入れ冷却速度では、組織の相違に基づく強度の変化がこれに追加されると考えられる。

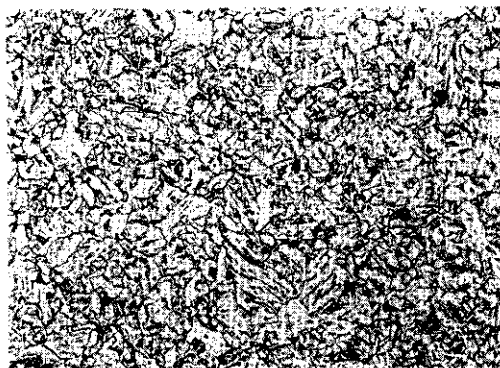
3.2 同一熱処理条件における衝撃特性

同一熱処理条件の場合の衝撃特性におよぼすNiの影響をFig. 4およびFig. 5に示す。

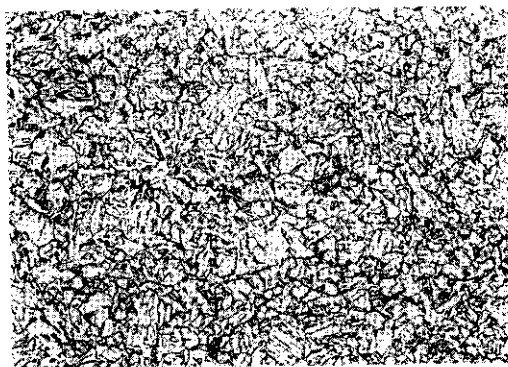
焼入れ冷却速度 $10^{\circ}\text{C}/\text{min}$ の場合の破面遷移温



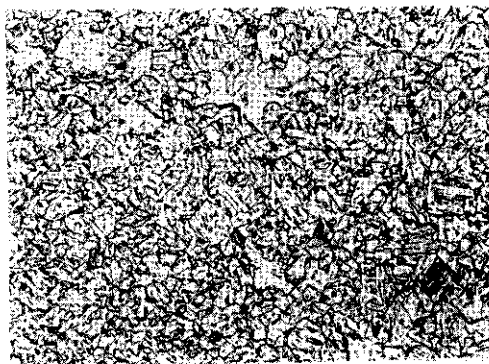
0.05%Ni



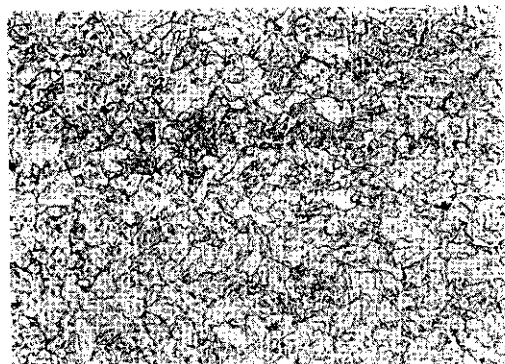
0.21%Ni



0.42%Ni



0.71%Ni



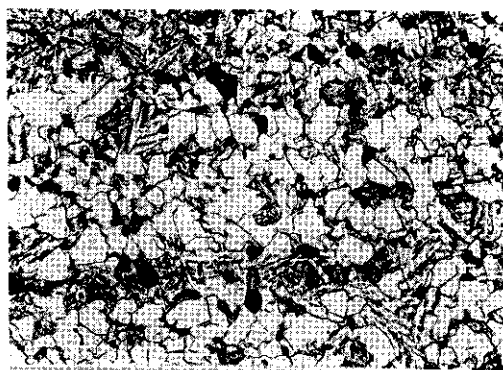
0.99%Ni

25 μ

Quenching
900°C × 3h → 105°C/min

Tempering
665°C × 4h A. C.

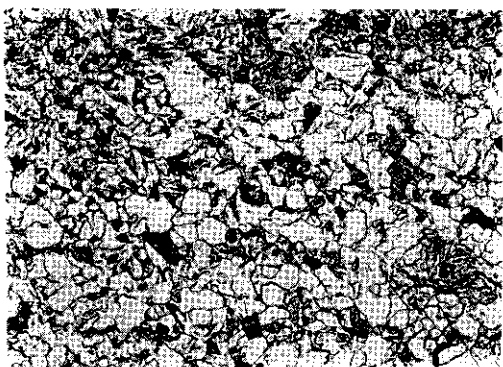
Photo. 1 Microstructures of Mn-Ni-Mo steels quenched at the rate of 105°C/min and tempered at 665°C



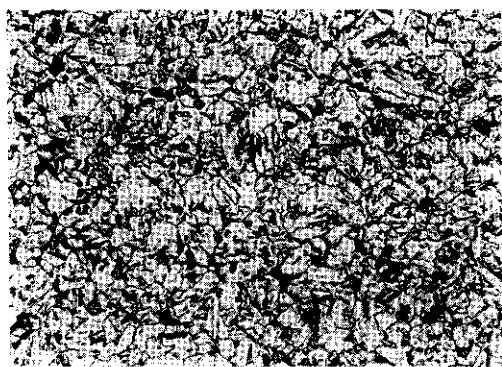
0.05%Ni



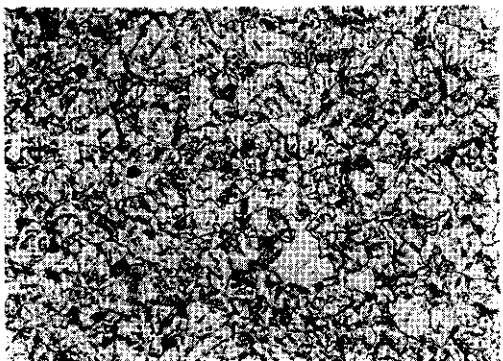
0.21%Ni



0.42%Ni



0.71%Ni



0.99%Ni

25 μ

Quenching
900°C × 3h → 10°C/min

Tempering
665°C × 4h A. C.

Photo. 2 Microstructures of Mn-Ni-Mo steels quenched at the rate of 10°C/min and tempered at 665°C

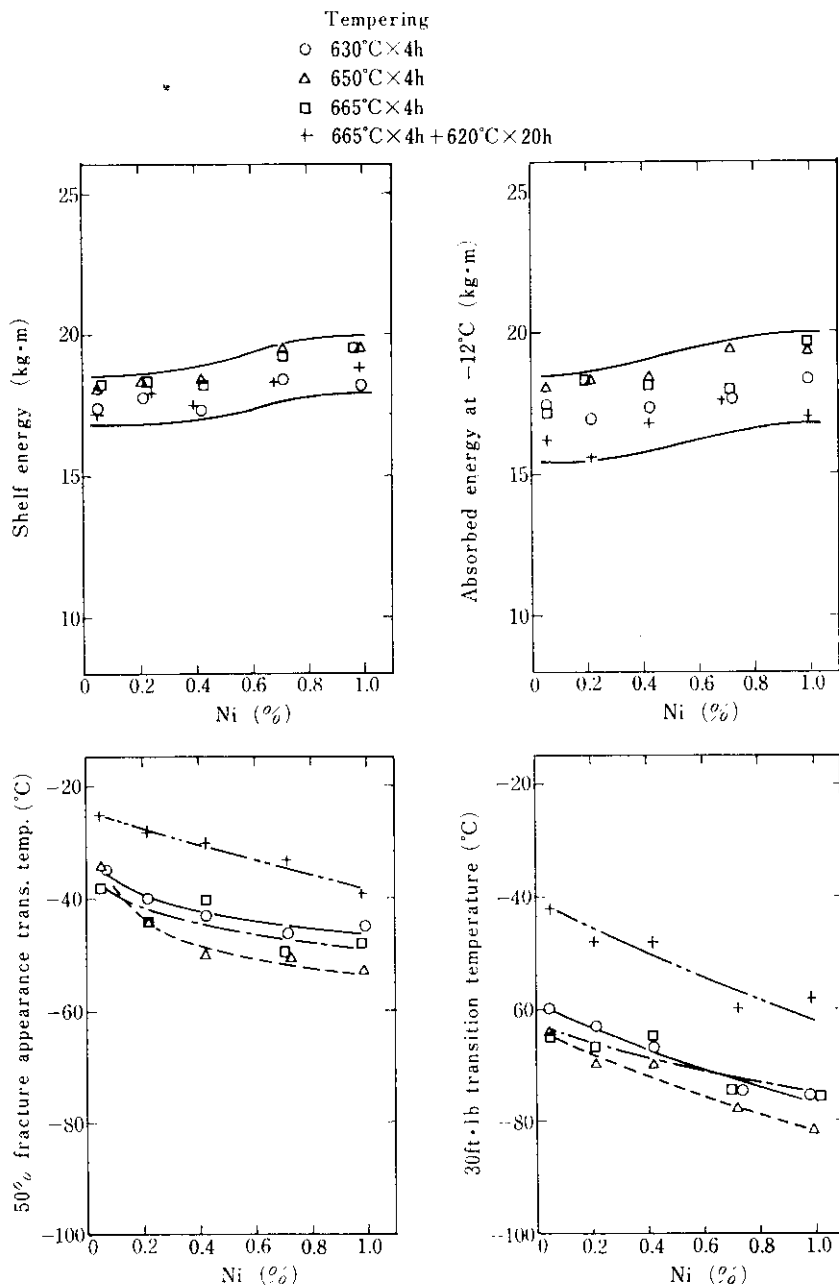


Fig. 4 Effect of Ni contents on the impact properties of Mn-Mo steel quenched at the cooling of rate 105°C/min and tempered.

度にたいし, Ni の効果が認められない以外, Ni の添加は同一熱処理条件における遷移温度を低下させる。このときの遷移温度の低下量は破面遷移温度にたいして 10°C/% Ni, 30ft·lb 遷移温度にたいして 15°C/% Ni であり, 30ft·lb 遷移温度の

ほうが変化が大きい。すなわち Ni の添加は遷移領域の温度範囲を拡げる。同様な傾向は Fe-Ni 合金でも認められている¹⁵⁾。

飽和吸収エネルギーはいずれの焼入れ冷却速度の場合も, Ni 量および焼もどし条件の影響をあ

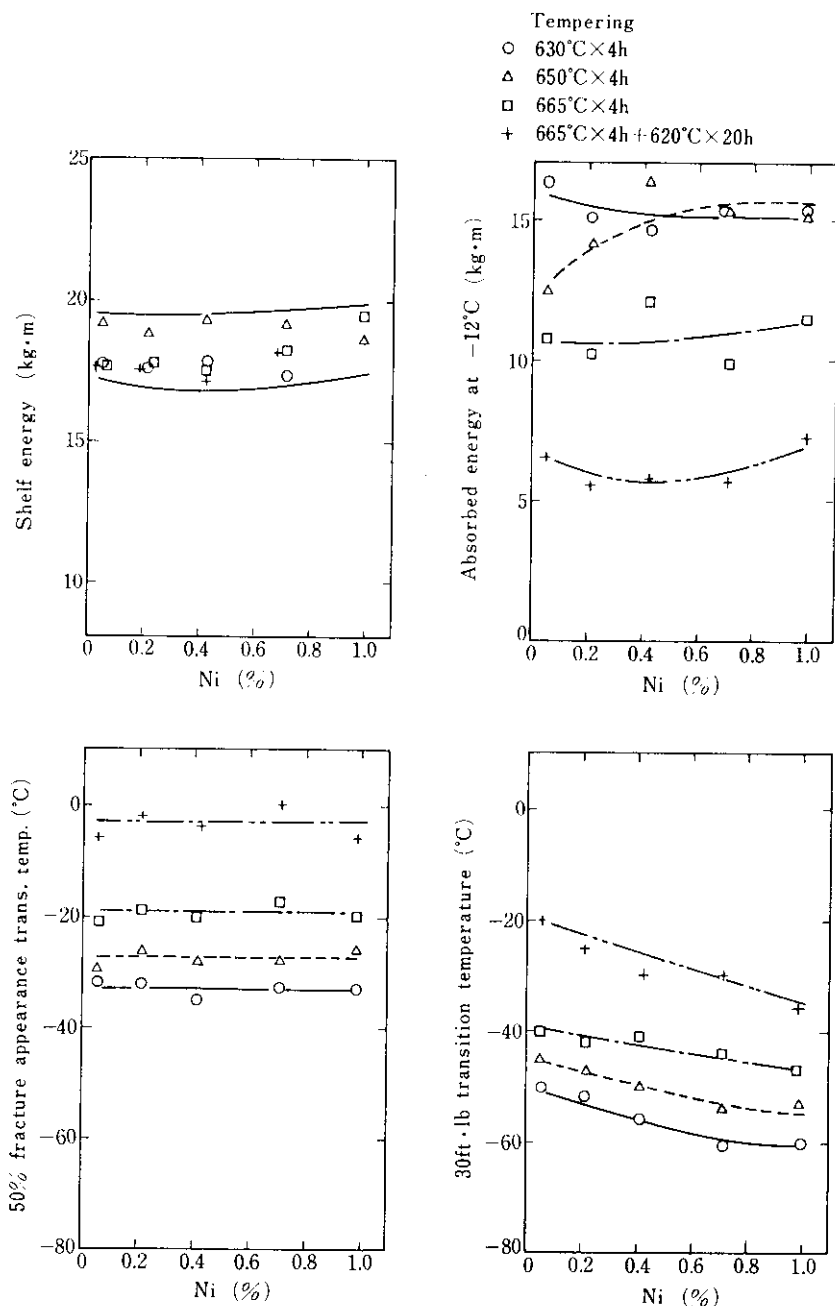


Fig. 5 Effect of Ni contents on the impact properties of Mn-Mo steel quenched at the cooling rate of 10°C/min and tempered.

まりうけず、17~20kg·mの範囲にある。-12°Cにおける吸収エネルギーは、焼入れ冷却速度 105°C/min の場合、遷移温度が十分ひくいために、飽和吸収エネルギーよりやや低い値を示す以外にこれと同様の傾向を示す。焼入れ冷却速度 10°C/

min の場合の -12°C における吸収エネルギーは、遷移温度が高くなるために変動が大きい、Ni の影響よりも焼もどし条件の影響のほうが大きい。

Ni がフェライトの遷移温度に与える効果は、

Stoloff⁶⁾によれば衝撃試験、引張試験のいずれにおいても、 $-10^{\circ}\text{C/at}\%\text{Ni}$ であり、Gensamer⁷⁾による3.42%Ni-Fe、およびJolley⁸⁾による3.28%Ni-Feを用いた結果では、それぞれ同一結晶粒度において、 $-10^{\circ}\text{C}/\%\text{Ni}$ および $-18^{\circ}\text{C}/\%\text{Ni}$ の割合である。

鋼における報告例として、鈴木ら¹¹⁾は0.14%C-0.35%Si-1.10%Mn 鋼の15ft·lb 遷移温度にたいする効果として、焼ならし材では $-5^{\circ}\text{C}/\%\text{Ni}$ 、焼入れ焼もどし材では $+5^{\circ}\text{C}/\%\text{Ni}$ の値を報告している。大きい効果の例としては、大竹ら¹⁰⁾は0.05%C-0.2%Si-0.49%Mn 鋼に0.38%Niを添加したとき、焼ならし材で15ft·lb 遷移温度が -17°C 変化したことを、Dahlら¹⁴⁾は0.19%C-0.21%Si-1.42%Mn 鋼に1.03%Niを添加したとき、焼ならし焼もどし材でエネルギー遷移温度が -25°C 変化したことを報告している。また1at%Niあたり遷移温度が -6°C ¹⁶⁾あるいは $+15^{\circ}\text{C}$ ⁶⁾ 変化するという報告もある。

強度におよぼすNiの影響と同様、靱性へのNiの効果でも、鋼の場合はフェライトの場合ほど結果が一定していない。この理由もまた強度の場合と同様と考えられる。

本実験でも、破面遷移温度にたいするNiの影響は焼入れ冷却速度によって異なり、早い焼入れ冷却速度の場合だけに影響が認められた。おそい焼入れ冷却速度では早い焼入れ冷却速度の場合に比べて、同一焼もどし条件ではNiによる強度の増加が大きかったことが、おそい焼入れ冷却速度のときのNiの効果小さくした原因の一つと考えられる。さらに別の説明は次節で与えられる。

別に報告したように、圧力容器用鋼板の靱性にたいする熱処理条件の影響は大きく、とくに、焼入れ冷却速度がおそく、焼もどしおよび溶接後熱処理が長時間におよぶ極厚鋼板に相当する熱処理条件では、この影響は非常に重要である⁸⁾。この傾向は本実験の結果においても認められた。たとえば使用した焼もどしおよび焼なまし条件の範囲内で、これらの変化による遷移温度の変化は、Fig. 4においては、1%Ni添加による遷移温度の変化量に相当し、Fig. 5においてはNi添加による変化よりも大きい。したがって、極厚鋼板を

想定した本実験における靱性へのNiの効果はむしろ、熱処理条件が靱性におよぼす影響がNi添加によってどう変わるかという立場から理解されるべきであり、この点について次に述べる。

3.3 焼もどしによる強度、靱性の変化におよぼすNiの影響

一定成分のMn-Ni-Mo 鋼を一定の焼入れ冷却速度で焼入れたのち、温度、時間をかけて焼もどしを行なうと、焼もどしが高温、長時間になるにしたがって、強度は一樣に低下するが、遷移温度は一度低下したのち、再び上昇する⁸⁾。

本実験においても、焼入れ冷却速度 $105^{\circ}\text{C}/\text{min}$ のときの破面遷移温度はFig. 4に示されるように、 $650^{\circ}\sim 665^{\circ}\text{C}$ 焼もどし間で最低値を示している。しかし、焼入れ冷却速度 $10^{\circ}/\text{min}$ の場合、Fig. 5から明らかなように遷移温度は焼もどし温度が高くなるとともに上昇するのみである。これはここで用いられた最低の焼もどし条件でも、遷移温度が最低値を示す焼もどし条件を越えていたためと考えられる。

化学成分、焼入れ冷却速度が一定の場合、焼もどし条件をかえたときの引張強さと破面遷移温度の関係をFig. 6およびFig. 7に示す。

焼入れ冷却速度 $105^{\circ}\text{C}/\text{min}$ の場合、Niの添加は、焼もどしによる強度と靱性の変化に影響を与えず、同一焼もどし条件での強度を上げ遷移温度を下げる結果、強度と遷移温度の関係を示す曲線を、Fig. 6のように強度および靱性の両方を改善する方向に、ほぼ平行に移動させる。このときのNiによる強度、靱性の変化の大きさはいずれも前述のフェライトへの効果の程度である。Fig. 6から注目すべきことは、焼もどしとともに遷移温度が上昇する領域では、同一強度で比較すると、Ni量の多いほうが高い遷移温度を示すことである。

焼入れ冷却速度 $10^{\circ}\text{C}/\text{min}$ の場合にはFig. 7に示すように、早い焼入れ冷却速度のときとは異なる傾向が得られた。

Fig. 6あるいはFig. 7のような強度と靱性の関係を示す曲線の位置は焼入れ冷却速度の影響を

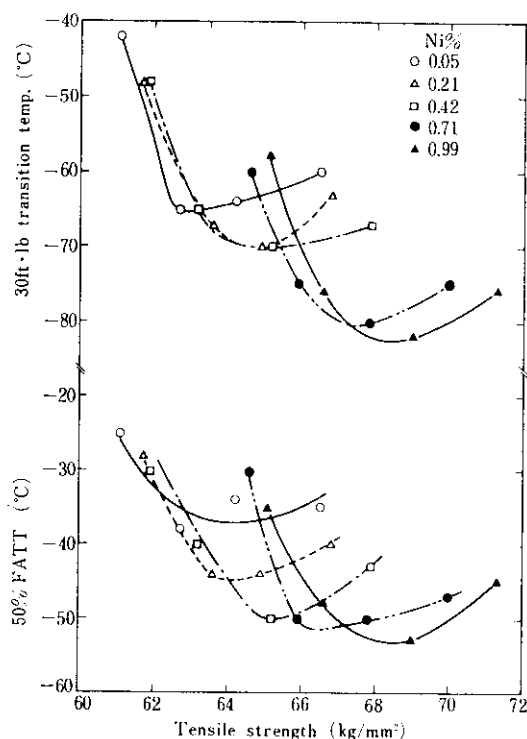


Fig. 6 Relations between the tensile strength and the transition temperature on Mn-Ni-Mo steels quenched at the cooling rate of 105°C/min and tempered at various temperatures

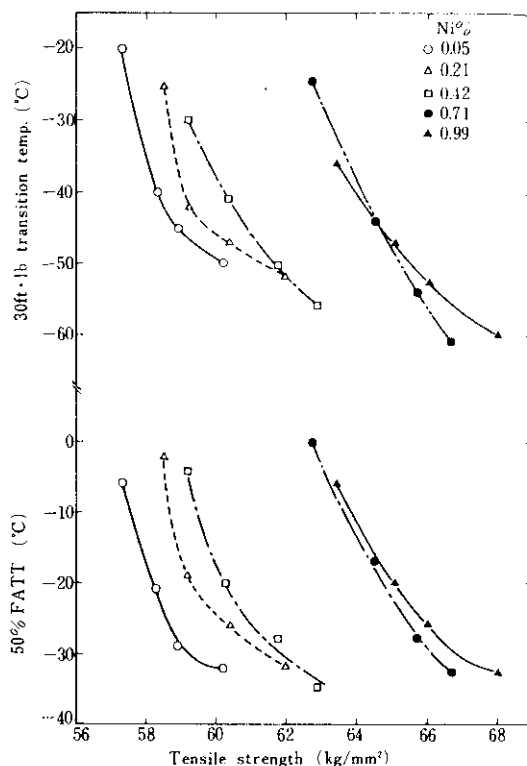


Fig. 7 Relations between the tensile strength and the transition temperature on Mn-Ni-Mo steels quenched at the rate of 10°C/min and tempered at various temperatures

うけ、この効果はおもに単位脆性破面の大きさを通じて生じていると考えられる⁸⁾。すなわち単位脆性破面の大きさは、焼入れ組織が上部ベイナイトである場合にはもとのオーステナイト結晶粒の大きさにほぼ等しく、フェライトが析出する場合にはフェライトの大きさに等しい。焼入れ組織に混在する少量の初析フェライト結晶粒の大きさはもとのオーステナイト結晶粒の大きさより小さいと考えられるから、焼入れ冷却速度がおそくなって初析フェライトが析出するようになると、その部分の単位脆性破面の大きさは小さくなることが予想される。この効果は焼入れ冷却速度がおそくなったときの靱性の劣化を緩和する方向に働くが、そのときの成分系にたいしてある範囲内の焼入れ冷却速度が使用されたときに限られる。

本実験では、焼入れ冷却速度 10°C/min の場合がこれにあてはまると考えれば、この効果が、お

そい焼入れ冷却速度のとき、遷移温度におよぼす Ni の影響が少なかった理由の一つと考えられる。

けっきょく、強度および靱性におよぼす Ni の影響としては、焼入れ冷却速度 105°C/min の場合にはフェライトへの効果のみが生じ、焼入れ冷却速度 10°C/min の場合には、さらに上述の変態特性の変化にともなう付加的な効果も重なりと考えることができる。

Fig. 6 および Fig. 7 に示されるもうひとつの傾向は図中の各曲線の形状に関してであり、これは焼入れ冷却速度によって変化するが、Ni 量によっては変化しない。前者についてはすでに述べたとおり、遷移温度が最低になる焼もどし条件は焼入れ冷却速度がおそいほど低温、短時間側に移動する⁸⁾ということに由来する。後者の意味するところは Ni は焼もどしによる強度、靱性の変化

に影響を与えないということである。強度、靱性への Ni の影響がフェライトへの固溶による効果である場合には上記の傾向は当然である。

しかし、Ni が変態特性の変化を通じて強度、靱性に影響を与える場合、その効果の大きさは焼もどし条件の影響をうけるはずである。この効果が生じたと考えられる焼入れ冷却速度 $10^{\circ}\text{C}/\text{min}$ の場合にも、Ni の効果が焼もどし条件の影響をうけなかった理由として、焼もどし条件の変化の範囲が狭く、かつ全体として比較的高温、長時間の焼もどしが行なわれたことがあげられる。

この要因はまた、焼入れ冷却速度 $105^{\circ}\text{C}/\text{min}$ の場合にも生じたと思われる Ni 量の差によるわずかの焼入れ組織の相違を、焼もどし後では消滅させたと考えられる。

4. ま と め

Ni 量を $0 \sim 1\%$ に変化させた $0.2\% \text{C} - 0.25\% \text{Si} - 1.45\% \text{Mn} - 0.6\% \text{Mo}$ 鋼を用いて、おそい冷却速度による焼入れののち、比較的高温、長時間の焼もどしを行なって、引張特性、衝撃特性におよぼす Ni の影響を調査した。結果は次のように

要約される。

(1) 平均焼入れ冷却速度 $105^{\circ}\text{C}/\text{min}$ の場合、Ni の添加は、同じ焼もどし条件における降伏強さを $3 \sim 4 \text{kg}/\text{mm}^2/\% \text{Ni}$ 、引張強さを $4 \sim 5 \text{kg}/\text{mm}^2/\% \text{Ni}$ の割合で増加させ、破面遷移温度を $10^{\circ}\text{C}/\% \text{Ni}$ の割合で低下させる。のび、絞りおよび飽和吸収エネルギーへの影響は少ない。

(2) 平均焼入れ冷却速度 $10^{\circ}\text{C}/\text{min}$ の場合、Ni の添加は、同じ焼もどし条件において、降伏強さを $7 \sim 10 \text{kg}/\text{mm}^2/\% \text{Ni}$ 、引張強さを $6 \sim 8 \text{kg}/\text{mm}^2/\% \text{Ni}$ の割合で増加させ、のびおよび絞りをわずかに減少させる。また破面遷移温度および飽和吸収エネルギーには Ni 量の影響は認められない。

(3) いずれの焼入れ冷却速度の場合にも、Ni の添加による強度、靱性の変化の大きさにたいして焼もどし条件は影響を与えない。

(4) 以上の結果は、Ni 量の変化が焼入れ組織を大きく変えない範囲では Ni の効果はフェライトへの効果と同様であり、焼もどし条件には影響されないが、初析フェライトの析出のように焼入れ組織を大きく変える場合には、さらに変態特性を通じた効果が付加されるとして理解される。

参 考 文 献

- 1) A. M. Hall: Ni in Iron and Steel, (1954), 194, [John Wiley & Sons, New York]
- 2) 鋼材倶楽部: 日本鋼構造協会誌, 4 (1968) 31, 49
- 3) W. Jolley: Trans. Met. Soc. AIME, 242 (1968) 2, 306
- 4) W. C. Leslie, R. J. Sober, S. G. Babcock and S. J. Green: Trans. ASM, 62 (1969), 690
- 5) C. E. Lacy and M. Gensamer: Trans. ASM, 32 (1944), 88
- 6) N. S. Stoloff: Proceedings of the 4th Annual Symposium on Materials Sciences, (1966), 197, [Plenum Press, New York]
- 7) M. Gensamer: Trans. Met. Soc. AIME, 215 (1959) 2, 2
- 8) 榎並, 佐藤, 田中, 船越: 川崎製鉄技報, 6 (1974) 2, 15
- 9) T. Tanaka and S. Watanabe: Acta Met., 19 (1971) 10, 991
- 10) 大竹, 村山, 江口: 鉄と鋼, 45 (1959) 9, 1089
- 11) 鈴木, 田村: 鉄と鋼, 44 (1958) 2, 129
- 12) R. Raring, J. A. Rinebolt and W. J. Harris: J. Metals, 3 (1951) 5, 395
- 13) K. J. Irvine and F. B. Pickering: JISI, 201 (1963) 11, 944
- 14) V. W. Dahl, H. H. Hengstenberg and H. Adrian: Stahl u. Eisen, 90 (1970) 12, 613
- 15) W. P. Rees, B. E. Hopkins and H. R. Tipler: JISI, 177 (1954) 5, 93
- 16) J. A. Rinebolt and W. J. Harris: Trans. ASM, 43 (1951), 1175