

© 1983 ISIJ

論文

オースエージ後にマルエージした 245 kgf/mm² 級 18Ni 鋼の引張性質

添野 浩*・田口 和夫*²・土屋 正利*²

Tensile Properties of 245 kgf/mm² Grade 18Ni Steel Maraged after Ausaging

Kō SOENO, Kazuo TAGUCHI, and Masatoshi TSUCHIYA

Synopsis :

A study has been made on the precipitation behavior in the austenite region of an 18Ni 245kgf/mm² grade maraging steel. Because of relatively high titanium content, considerable precipitation-hardening is observed in ausaging. Tensile properties of the maraging steel preaged in the austenite region and maraged have also been investigated. The considerable increase in maximum tensile strength after an isothermal maraging is found in the maraging steel preaged in the austenite region. The maraging steel preaged at 550°C shows high tensile properties with good ductility after maraging. However, the maraging steel preaged at 600°C and maraged is less ductile because of relatively coarse precipitates formed at the austenite grain boundaries.

1. 緒 言

245 kg/mm² 級 18Ni マルエージ鋼には INCO 型 (17.5Ni-12.5Co-3.75Mo-1.7Ti) と VASCO 型 (18Ni-12Co-4.5Mo-1.4Ti) とがあるが、いずれも Ti 含有量が比較的高いため、約 650°C 以下の γ 相領域で Ni₃Ti が析出し、 $\gamma \rightarrow \alpha_M$ 変態後に顕著な析出硬化が認められることを報告した¹⁾。 γ 相領域での Ni₃Ti の析出は比較的かんまんであるが²⁾、大型部材で溶体化後に徐冷される場合には無視できなくなる。

オースエージにおいて γ 相粒界で析出相が成長する傾向があり、オースエージ温度が高いほど、また比較的低温 (例えば 550°C) でも長時間時効すると γ 相粒界での析出相成長の影響が認められるようになる³⁾。すなわち $\gamma \rightarrow \alpha_M$ 変態後の引張試験で、旧 γ 相粒界に沿う粒界破面があらわれ、とくに絞りの減少が顕著になる。

後述するように、オースエージ後 $\gamma \rightarrow \alpha_M$ 変態させ、しかる後マルエージする方が、溶体化後急冷してマルエージする通常の時効処理に比較して高強度になるが、オースエージ条件のいかんによつてはマルエージ後の引張性質に、旧 γ 粒界に形成された比較粗大な析出相の影響が認められるようになる。本報は、オースエージ後にマルエージした試料と通常のマルエージ処理試料^{2)~5)}の引張性質を比較し、245 kg/mm² 級マルエージ鋼の引張

性質についてさらに理解を深めようとするものである。

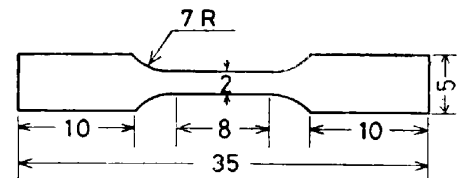
2. 実験方法

用いた試料は厚さ 2mm の圧延材として購入した 245 kg/mm² 級マルエージ鋼で、その組成を Table 1 に示す。素材を 950°C、1h 溶体化後水冷し、これを 55% 冷間圧延して厚さ 0.9mm にした板から、Fig. 1 に示す引張試験片を、その長さ方向と圧延方向とを一致させて作った。

引張試験片を Ar ガス雰囲気中 820°C、1h 溶体化後、あらかじめオースエージ温度 550° および 600°C に

Table 1. Chemical composition of 18Ni maraging steel investigated. (wt%)

C	Si	Mn	P	S	Ni	Mo	Co	Al	Ti	Fe
0.003	0.03	0.03	0.006	0.005	17.71	3.82	12.85	0.07	1.71	Bal.



Thickness,
 t = 0.9 mm for specimens ausaged.
 t = 0.5 mm for specimens maraged after ausaging.

Fig. 1. Tensile test specimen.

昭和 57 年 2 月 8 日受付 (Received Feb. 8, 1982)

* (株)日立製作所日立研究所(現: 芝浦工業大学) 工博 (Hitachi Research Laboratory, Hitachi Ltd., Now Shibaura Institute of Technology, 3-9-14 Shibaura Minato-ku 108)

*² (株)日立製作所日立研究所 (Hitachi Research Laboratory, Hitachi Ltd.)

保持してある塩浴中に試験片を浸漬して所定時間時効後水冷した。試料のオーステナイト粒度は ASTM, No. 10.5 で、オースエージ中における結晶粒成長は認められなかった。なお厚さ 0.9 mm の試験片をクロスヘッド速度 1 mm/mm² で引張り、オースエージ試料の室温引張性質を測定した。

既に明らかにしたように¹⁾, 550°C オースエージでは γ 相粒界での析出相成長がおこりにくく、600°C オースエージで比較的成長しやすい。このように旧 γ 相粒界の性質を異にするオースエージした試験片および 820°C, 1 h 溶体化後水冷した試験片を 500°, 525° および 550°C で 100~1000 min 間マルエージし (Ar ガス気流中), 室温の引張性質を検討した。この場合には試験片表面の酸化層を除去する目的で、試験片の両面をそれぞれ 0.2 mm 研磨して除去し、厚さ 0.5 mm にして引張性質を測定した。比較的低温で時効し、基質と整合した析出相が形成されている時効段階の試料では、延性に顕著な歪み速度感受性があらわれ、低歪み速度で引張ると延性が減少する^{2)~8)}。そこでマルエージ温度を 500°C 以上にし、また引張性質を 1 mm/min および 0.005 mm/min の引張速度で測定して、延性の歪み速度感受性も検討した。

なお析出を検討するため、直径 2 mm の線材を作り、液体窒素温度における電気抵抗を 4 端子法で測定する実験も行った。

3. 実験結果および検討

3-1 オースエージ試料の引張性質

550° あるいは 600°C でオースエージ後水冷した試料の室温引張強度および溶体化後 (820°C, 1 h) 直ちに水冷した試料とオースエージして水冷した試料との比抵抗

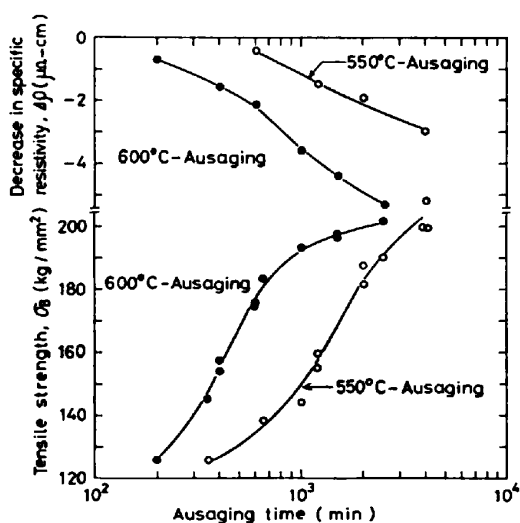


Fig. 2. Resistivity decrease and tensile strength as a function of ausaging time.

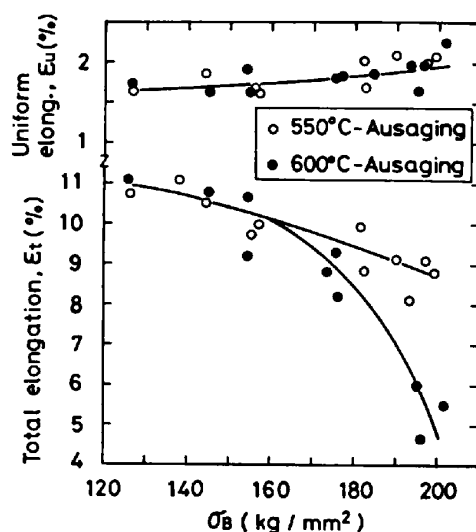


Fig. 3. Ductility versus tensile strength of the steel ausaged.

差 (液体窒素温度) などを Fig. 2 に示す。なお比抵抗は同一条件の試料 5 本について平均した値で、オースエージによる比抵抗の減少は前報¹⁾で示したように Ni_3Ti の析出によると思われる。

オースエージ試料の荷重-伸び曲線から求めた全伸び (ϵ_t) および均一伸び (ϵ_u) を引張強度との関係で示したのが Fig. 3 である。550° および 600°C オースエージ試料との間で ϵ_u に明白な差は認められないが、引張強度の増加にともなう ϵ_t の減少は、約 160 kg/mm² 以上の範囲で 600° オースエージ試料の方が顕著である。比較的高い温度でオースエージすると、析出相が γ 相粒界で成長しやすいことを前報¹⁾で指摘したが、このような析出物が引張りにおいてボイドの発生およびクラックの伝ばを容易にし、 ϵ_t の減少をひきおこすと考えられる。Fig. 3 は前報¹⁾の結果に傾向がよく一致しているが、 ϵ_t と引張強度との関係に比較して絞り引張強度との関係においてオースエージ温度の影響がより明白にあらわれることを既に明らかにした。

オースエージ後 $\gamma \rightarrow \alpha_M$ 変態した試料は、Mo およびオースエージで未析出のまま残留した Ti を固溶したラスマルテンサイト基質中に Ni_3Ti (η 相- DO_{24} タイプと考えるとよい¹⁾) を微細に分散した組織になつていて考えるとよい。基質の組成を溶体化温度から急冷した試料の基質と比較すると、固溶状態にある Ti および Ni 濃度はオースエージされた試料で低減しているが、固溶 Mo の濃度は両者の間で差がほとんどないと考えられる。 $\gamma \rightarrow \alpha_M$ 変態後の強度は、オースエージで基質中に分散された Ni_3Ti の平均分散距離に支配されることになるが、さらに Ni_3Ti の析出量を推定する目的で比抵抗の測定

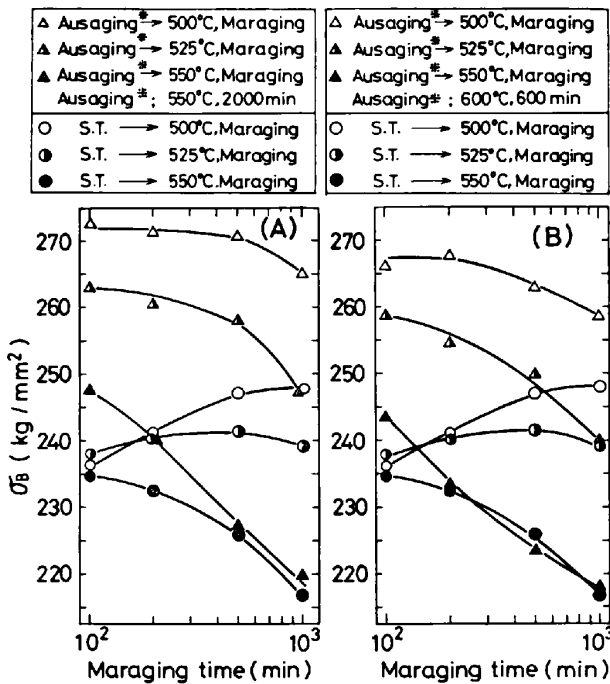


Fig. 4. Tensile strength as a function of maraging time.

を行つた。Fig. 2 から明らかなように、600°C オースエージにおける Ni₃Ti の析出は 550°C オースエージと比較して顕著に進行することがうかがえる。

3.2 オースエージ後マルエージした試料の引張性質

オースエージ後マルエージ (以後 A→M 処理と略称する) した試料と通常マルエージ処理 (以後 M 処理と略称する) 試料の室温引張強度 (引張速度 1 mm/min) を比較した例を Fig. 4 に示す。同一温度でマルエージした後の引張強度を A→M 処理試料と M 処理試料との間で比較すると、得られる最高強度は A→M 処理試料の方が明らかに大きい。とくに 500° および 525°C でマルエージする場合には、A→M 処理試料の強度は広い時効時間の範囲で M 処理試料より大きい。

550°, 1 200 min, 4 000 min および 600°, 400 min, 1 500 min オースエージ試料についても Fig. 4 と同一条件、すなわち 500°, 525° および 550°C で 100~1 000 min マルエージして引張性質 (引張速度 1 mm/min) を測定した。これらの結果および Fig. 4 を総合し、荷重-伸び曲線から求めた ε_t, ε_u と引張強度との関係を図示したのが Fig. 5 および Fig. 6 である。A→M 処理試料については、ε_u に対するオースエージ時間の系統的影響が明らかでなかつたので、A→M 処理試料の ε_u をバンドで図示した。

Fig. 5 によると、550°, 4 000 min オースエージ後にマルエージした試料の ε_t は、約 215~270 kg/mm² の

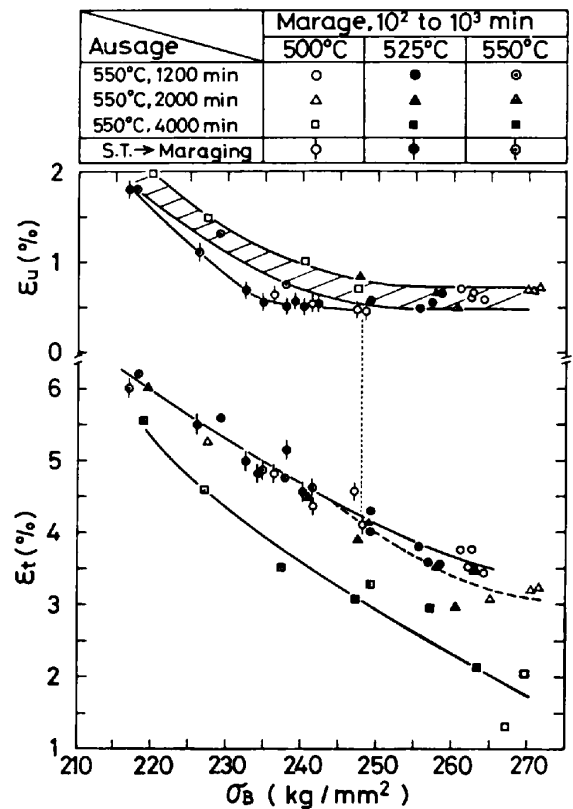


Fig. 5. Ductility versus tensile strength of the steel ausaged and maraged.

強度範囲で 1 200 min および 2 000 min オースエージ後にマルエージした試料の ε_t より明らかに小さい。1 200 min および 2 000 min オースエージ試料の場合もマルエージで約 250 kg/mm² 以上に強化されると ε_t にわずかな差が認められる傾向になる。なお Fig. 5 と Fig. 6 との比較から、600°C でオースエージ後マルエージした試料の ε_t は全般的に小さく、600°, 600 min オースエージ後マルエージした試料の ε_t-σ_B 関係曲線が 550°, 4 000 min オースエージ後に同様な熱処理をして得られる ε_t-σ_B 関係曲線にはほぼ一致する。オースエージ条件による A→M 処理試料の ε_u の変動は小さいので、オースエージ温度を上昇あるいは時間を長くした場合に A→M 処理後の ε_t が減少するのは、局部伸びの減少によることが明らかである。

600°C, 400 min オースエージ試料および 550°C, 1 200 min オースエージ試料の引張強度は約 155 kg/mm² で (Fig. 2 参照)、この強度水準では両者の ε_t に明白な差がない (Fig. 3 参照)。しかし A→M 処理によつて強度水準を増加すると、Fig. 5 と Fig. 6 との比較から明らかなように、両者の ε_t に明瞭な差が認められるようになる。すなわちオースエージ条件による組織上のわずかな差でも A→M 処理によつて強度水準を増

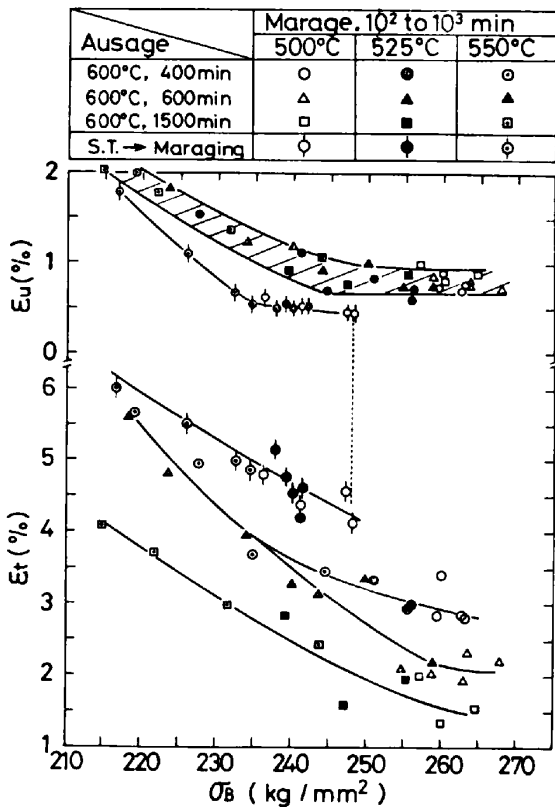


Fig. 6. Ductility versus tensile strength of the steel ausaged and maraged.

加すると局部伸びの大きさに影響があらわれ、旧 γ 相粒界に成長した析出相をより多く含むと推定される試料の局部伸びが減少する。なお Fig. 2 と Fig. 3 との対比から、600°C で 600 min および 1500 min オースエージされた試料の場合、550°C でオースエージされた同一強度水準の試料に比較して ϵ_t が小さいので、生長した析出相が γ 相粒界に比較的多く存在していると考えてよい。なお旧 γ 相粒界で成長した析出相が引張りにおいてポイドの発生およびクラックの伝ばを容易にして局部伸びの減少をひきおこすことについては既に指摘した。

Fig. 5, 6 で明らかなように、A→M 処理試料の ϵ_u は、同一強度水準での比較においてM処理試料の ϵ_u より大きい。オースエージで微細に分散された Ni_3Ti が転位の運動で剪断されにくい硬い析出相としてマルエージ後にも微細に分散し、硬い析出相のまわりに形成された転位ループが Frank-Read 源の活動をおさえるように作用して加工硬化の増加をひきおこすと考えられる⁹⁾。すなわち真応力、真歪みをそれぞれ σ_{tr} および ϵ_{tr} 、試料の断面積および荷重をそれぞれ A , $P(\equiv A\sigma_{tr})$ とすると、局部伸びの開始条件を $dP=0$ とおくことができる。一方 σ_{tr} と ϵ_{tr} との間に

$$\sigma_{tr} = K\epsilon_{tr}^n$$

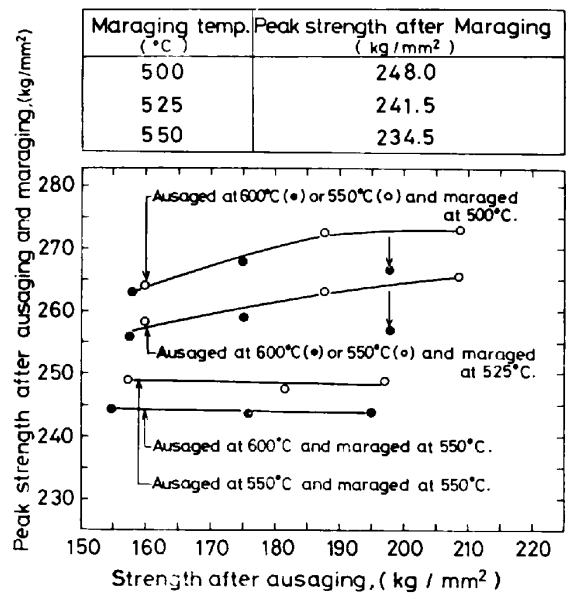


Fig. 7. Peak strength obtained by ausaging and maraging as a function of strength after ausaging.

が成りたつものとする、 $\epsilon_u < 0.1$ なので、 $dP=0$ から $n=\epsilon_u$ を導くことができる。なお A→M 処理試料の ϵ_u - σ_B 関係曲線を Fig. 5 と Fig. 6 との間で比較すると、Fig. 6 の ϵ_u の方が同一強度水準においてやや大きい傾向がある。

550°C, 1200 min, 2000 min, 4000 min および 600°C, 400 min, 600 min, 1500 min オースエージ試料について Fig. 4 と同様なマルエージを行い、各マルエージ温度で得られた最高強度をオースエージ後の引張強度との関係で示したのが Fig. 7 である。なお 525° および 550°C マルエージの場合、100 min 以後の時効で引張強度が減少するので、最高強度として 100 min 時効試料の強度を示した。しかし Fig. 4 の時効曲線から推定して、525°C 時効試料の強度は最高値に近いとしてよい。

Fig. 7 においてマルエージ温度を 500° および 525°C とした場合の A→M 処理試料の強度に注目すると、オースエージで析出した Ni_3Ti の平均分散距離すなわち強度の影響が明瞭に認められる。しかし 600°C, 1500 min オースエージ試料のように、比抵抗減少 (Fig. 2 参照) からみて基質の Ti 濃度が比較的大きく低減している試料の場合には、図示した関係曲線より低強度側に外れる。Fe-Ni-Co-Mo-Ti 系 マルエージ 鋼における Ti の析出硬化能は Mo に比較して大きい¹⁰⁾¹¹⁾。基質の Ti 濃度の低減が大きい 600°C, 1500 min オースエージ試料の場合、マルエージにおける基質の析出硬化量の低減も比較的大きく、このため A→M 処理後の強度が Fig. 7 に示した関係曲線より低強度側に外れると考えられ

る。A→M 処理におけるマルエージ温度を 550°C にすると、オースエージにおける Ni₃Ti 分散の影響が、マルエージ温度 500° および 525°C の場合に比較して異なる傾向になる。これは急速に進行する軟化の影響をうけるためである。すなわち種々のオースエージ条件の試料について Fig. 4 に示すような時効曲線を検討した結果、一定温度でオースエージした試料の場合、時効時間を長くして基質の Ti 濃度を低減した試料は次のマルエージで比較的短時間の時効後に最高強度に達し、その後の軟化が急速である。一方オースエージ後の比抵抗減少量がほぼ等しい 550°C, 1200 min と 600°C, 400 min および 550°C, 2000 min と 600°C, 600 min などの試料間でマルエージの際の時効を比較すると、600°C オースエージ試料の方が短時間のマルエージで最高強度に達し、その後の軟化も急速である。

オースエージ後 $\gamma \rightarrow \alpha_M$ 変態した試料の基質については既に考察したが、マルエージにおける基質の析出硬化は Ni および Ti の固溶濃度が低減している A→M 処理試料の方が小さいと推定される。しかし Fig. 7 で明らかのように、A→M 処理と M 処理とで得られる最高強度を同一マルエージ温度で比較すると、A→M 処理試料の強度がかなり大きい。その主な理由は、以下に考察するように、A→M 処理によつて転位の運動で剪断されにくい Ni₃Ti (DO₂₄ 型) の量が増加し、硬い析出相による分散強化量を増加できるためと考えられる。転位の線張力を T 、転位の通過に対する析出粒子の抵抗力を F_p 、析出粒子間の平均分散距離を l 、パーガース・ベクトルの大きさを b とする。析出粒子が硬く $F_p > 2T$ の場合、転位は析出粒子のまわりにループを残して通り抜けるが、その際すべり面に沿つてパーガース・ベクトル方向に作用する必要外部せん断応力 τ_H は次式のようになる¹²⁾。

$$\tau_H = 2T/lb$$

析出粒子が軟らかく、転位の運動でせん断される場合には $F_p < 2T$ で、必要な外部せん断応力 τ_s は

$$\tau_s = F_p/lb$$

となり¹²⁾、 l が等しい場合には $\tau_H > \tau_s$ である。

マルエージにおいては Ni₃Ti (DO₃ 型, DO₂₄ 型) の析出が優先し、さらに Ni₃Mo (あるいは Fe₂Mo, Fe₇Mo など¹⁵⁾) の析出も進行して、例えば Fig. 4 の 500° および 525°C 時効における M 処理試料でみられるように比較的軟化しにくい析出硬化曲線になることが明らかにされている¹³⁾。マルエージ初期に形成される Ni₃Ti は転位の運動で比較的剪断されやすい DO₃ 型と考えられ、時効時間の経過にともない硬い DO₂₄ 型に変化する⁹⁾¹³⁾¹⁴⁾。Fe-Ni-(Co)-Ti 系マルエージ鋼では Ni₃Ti が DO₃ 型 → DO₂₄ 型に変化する過程で軟化する傾向になるが⁹⁾¹⁴⁾、これは析出粒子間の平均分散距離が増加するためである。Fe-Ni-Co-Mo-Ti 系マルエージ鋼のように、Ti の析出が減衰するにともない Mo を含有する化合物の析出が進行する場合には¹³⁾、上記の軟化が起きにくい。

A→M 処理においては、オースエージで析出した Ni₃Ti が DO₂₄ 型の硬い析出相としてマルエージの初期から微細に分散し、また基質中の Ti の固溶濃度も低減しているので Mo の析出が促進される¹³⁾と考えられる。定量的評価が困難であるが、A→M 処理においては比較的初期の時効段階から硬い析出相 (DO₂₄ 型 Ni₃Ti および既述の Mo を含有する析出相) の微細分散による硬化が寄与し、M 処理に比較して高い強度が得られると推定される。

3.3 延性の歪み速度感受性

著者らは、種々のマルエージ鋼について引張性質に及ぼす歪み速度の影響を研究し^{2)~8)}、速い歪み速度の引張りで高い延性が得られても歪み速度を小さくすると延性が顕著に低減する現象を示す時効組織があることを報告した。このように延性の歪み速度感受性が高い場合、空気中の負荷で遅れ破壊をおこすので、歪み速度にかかわらず安定した延性を示す時効組織にして用いる必要がある⁴⁾⁵⁾。本報で用いたマルエージ鋼のオーステナイト粒度は ASTM No. 10, 5 で比較的微細なため、通常マルエージ処理に関する限り本報で採用したいずれの時効条件についても、時効試料の延性には歪み速度感受性が認められず、これは既報²⁾³⁾¹⁶⁾の結果に一致する。

既に指摘したように、550°C, 1200 min および 2000 min オースエージ試料はマルエージ後に比較的良好的な延性を示す。そこで本報では、これらの条件でオースエージ後にマルエージした試料に重点をおいて、延性に及ぼす歪み速度の影響を検討した結果を述べる。一例としてマルエージ温度を 525°C とした場合の結果を Fig. 8 に示すが、歪み速度によらない安定した延性を得るために 550°C, 1200 min オースエージ試料の方がより長時間の時効を要することがわかる。

低歪み速度の引張りで延性が減少する理由は、既報^{2)~8)}で詳しく考察したように、塑性変形の際に形成される応力集中領域に水素が拡散して脆性をひきおこすためである。微細整合析出相によつて硬化された時効組織の場合、塑性変形の際に鋭い切り帯が不均一に分布する傾向があり結晶粒界に大きい応力集中を形成しやすい。このような理由で、延性の歪み速度感受性は比較的短時

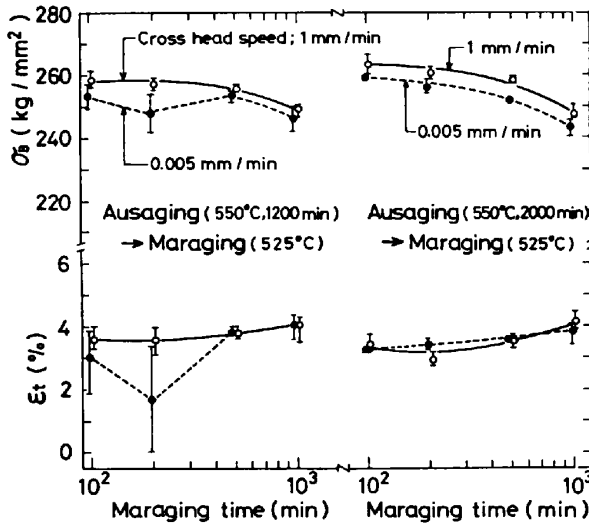


Fig. 8. Effect of cross head speed on tensile properties of the steel ausaged and maraged.

間の時効試料で大きい。時効時間の経過により転位の運動で剪断されない硬い析出相が増加すると迂り帯が不均一に分布する傾向が低減し、このため延性の歪み速度感受性も減少するようになる。Fig. 8 によると、550°C、2000 min オースエージ試料は 550°C、1200 min オースエージ試料より強度が大きい段階でも延性に歪み速度感受性が認められない。このことを考慮すると、550°C、1200 min オースエージ試料は 525°C マルエージの初期に微細整合析出相による硬化の寄与が比較的大きいと考えられる。

550°C、1200 min および 2000 min オースエージ試料のマルエージ温度を 500°C にすると、0.005 mm/min の引張りで延性の顕著な減少が認められ、歪み速度感受性をなくするには少なくとも 1000 min 以上の時効を必要とする。これは時効温度の低下により、整合析出相の硬化への寄与が増加し、また Fig. 4 から推定されるように 525°C 時効に比較して強度水準も相当高いためと考えられる。マルエージ温度を 550°C に上昇すると、整合析出相の硬化への寄与および強度水準などの減少により、100~1000 min 間の時効試料に関する限り延性に歪み速度感受性が認められない。

550°C、4000 min オースエージ試料は、既に指摘したようにマルエージ後の延性が比較的小さい。この試料を 500°C で 100~1000 min マルエージすると、Fig. 7 から予想されるように約 270 kg/mm² 程度の強度水準になり、伸びのばらつきが大きく延性の歪み速度感受性が明らかでない。525°C マルエージの場合も 100 min および 200 min 時効後の強度は約 265 kg/mm² で、500°C マルエージの場合と同様伸びのばらつきが大きい。しかし 525°C で 500 min、1000 min マルエージ試料およ

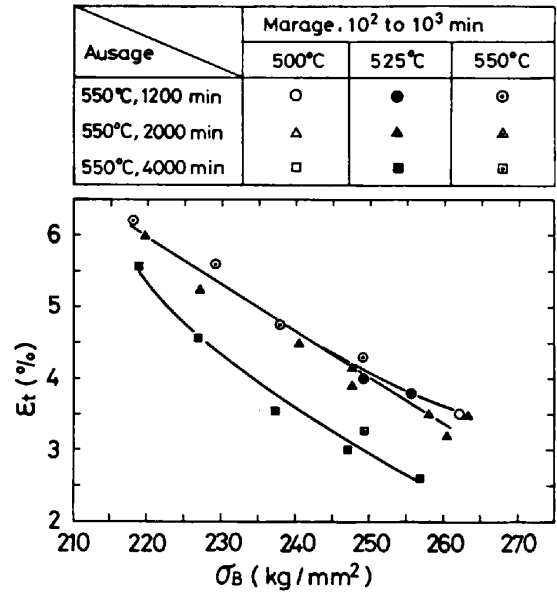


Fig. 9. Ductility insensitive to strain rate as a function of tensile strength.

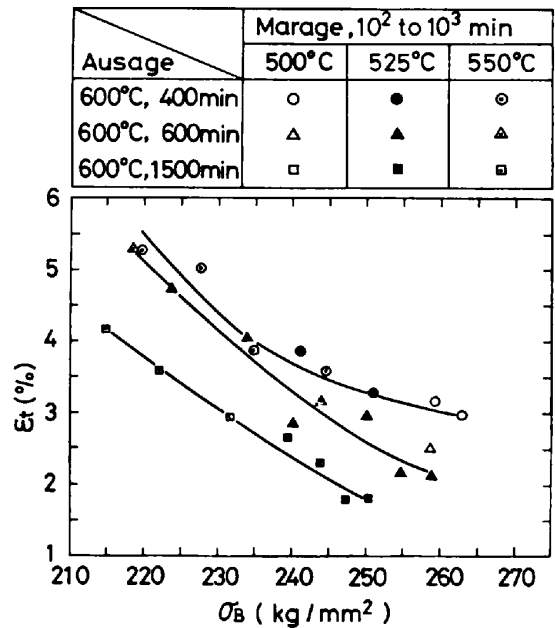


Fig. 10. Ductility insensitive to strain rate as a function of tensile strength.

び 550°C、100~1000 min マルエージ試料などの強度は約 260~220 kg/mm² 範囲に減少し、延性も増加して 0.005 mm/min の引張りで延性の減少は認められない。

0.005 mm/min の引張りで延性が減少する時効組織では実用上問題がある^{2)~8)}。そこで 1 mm/min と 0.005 mm/min の引張りとして実質的に同等な延性が得られる場合について引張強度と延性との関係を示したのが Fig. 9 である。すなわち 550°C、1200 min あるいは 2000 min オースエージ後 525°C マルエージあるいは既

に指摘したように 500°C で少なくとも 1000 min 以上マルエージすることにより、通常のマルエージ処理で得られる最高強度よりも大きい強度が得られ延性も比較的大きい。

600°C オースエージ後マルエージした試料についても同様に延性の歪み速度感受性を検討し、0.005 mm/min の引張りで延性の低減が認められない場合について結果をまとめたのが Fig. 10 である。550°C, 4000 min オースエージ試料および 600°C オースエージ試料などは、既に指摘したように旧 γ 相粒界に成長した析出相が存在するため、マルエージ処理で約 260 kg/mm² 以上に強度を増加すると伸びのばらつきが増加し、延性の歪み速度感受性を精度よく評価できなくなる。マルエージ条件の調整により、約 260 kg/mm² 以下の強度範囲で 0.005 mm/min の引張りでも延性が低減しない時効組織を得ることができる。しかし旧 γ 相粒界に成長した析出相が存在する試料の延性は小さい。

4. 総 括

1) Ti 含有量の高い 245 kg/mm² 級 18%Ni マルエージ鋼はオースエージで時効硬化し、オースエージ後にマルエージすると溶体化後急冷してマルエージする通常の時効処理に比較して高い時効強度が得られる。

2) γ 相粒界に成長した析出相が形成されるまでオースエージした試料をマルエージすると局部伸びが減少する。600°C オースエージでは析出相が γ 相粒界で成長しやすいが、550°C オースエージの場合約 2000 min 時効までは γ 相粒界における析出相成長の傾向は小さい。

3) 550°C, 1200~2000 min オースエージ後に 525°C でマルエージすると、最高約 260 kg/mm² の強度で比較的高い延性を示す引張性質が得られる。すなわち γ 相粒界における析出相成長の影響が小さく、また時効条件の調整により、比較的容易に延性の歪み速度感受性を

低減することができる。同様にオースエージした試料のマルエージ温度を 500°C にすると、最高時効強度を増加できるが延性の歪み速度感受性を低減するのに約 1000 min 以上の時効を要し、またマルエージ温度を 550°C にすると時効時間にもなう強度減少が急速である。なお溶体化後にマルエージする通常の時効処理で得られた本鋼の最高時効強度は約 248 kg/mm² (500°C 時効) であつた。

文 献

- 1) 添野 浩, 黒田哲郎: 鉄と鋼, 64 (1978) 1, p. 88
- 2) 添野 浩, 黒田哲郎, 田口和夫: 鉄と鋼, 64 (1978) 7, p. 1056
- 3) K. SOENO, T. KURODA, and K. TAGUCHI: Trans. ISIJ, 19 (1979), p. 484
- 4) 添野 浩, 田口和夫: 鉄と鋼, 66 (1980) 6, p. 677, Trans. ISIJ, 21 (1981), p. 618
- 5) 添野 浩: 日本金属学会会報, 20 (1981) 11, p. 928
- 6) 添野 浩, 田口和夫, 土屋正利: 鉄と鋼, 65 (1979) 6, p. 665
- 7) K. SOENO: Trans. ISIJ, 21 (1981), p. 469
- 8) 添野 浩, 土屋正利: 鉄と鋼, 67 (1982) 2, p. 309
- 9) A. KELLY and R. B. NICHOLSON: Precipitation Hardening, Progress in Material Science, 10 (1963) [Pergamon Press Ltd., New York]
- 10) 荒木 透: 鉄と鋼, 52 (1966) 2, p. 163
- 11) 河野義邦: 日本金属学会々報, 14 (1975) 10, p. 767
- 12) 例えば, 幸田成康監修: 合金の析出 (1972) [丸善]
- 13) 高木節雄, 筋田康稔, 徳永洋一: 日本金属学会誌 45 (1981) 10, p. 1101
- 14) 添野 浩: 日本金属学会誌, 39 (1975) 10, p. 1059
- 15) 鈴木朝夫: 鉄と鋼, 59 (1973) 6, p. 822, Trans. ISIJ, 14 (1974), p. 67
- 16) 黒田哲郎, 添野 浩: 鉄と鋼, 66 (1980) 9, p. 1361