

UDC 669.14.018.292 : 669.15'24'25'28-157.8-194.55 : 539.56 : 669.788 :
620.172 : 620.171.313

論 文

245 kg/mm² 級および 280 kg/mm² 級マルエージ鋼の
水素脆性と引張性質の歪み速度感受性との関係*

添 野 浩**・田 口 和 夫***

Relation between Hydrogen Embrittlement and Strain Rate
Sensitivity in the Tensile Properties of 245 kg/mm² Grade
and 280 kg/mm² Grade Maraging Steels

Kô SOENO and Kazuo TAGUCHI

Synopsis:

Tensile properties and their strain rate sensitivity have been investigated on 245 kg/mm² grade and 280 kg/mm² grade maraging steels as a function of testing temperature. Tensile test was carried out at temperatures ranging from -76° to 150°C, and a crosshead travel speed was varied from 0.005 to 30 mm/min. The strain rate sensitivity in the maraging steels was produced by selecting aging temperature and time.

It was found that temperature range where the tensile properties were very sensitive to strain rate was from about -40° to about 75°C. As the strain rate decreased, tensile elongation decreased. Tensile elongation at a decreased strain rate was increased in tensile tests at temperatures where no strain rate sensitivity was observed. It was also found that tensile elongation at room temperature was increased by increasing the strain rate. Accordingly, hydrogen embrittlement is vitally concerned with the strain rate sensitivity of the tensile properties.

1. 緒 言

既報^{1)~3)}において、210 kg/mm² 級、245 kg/mm² 級および 280 kg/mm² 級マルエージ鋼などの延性に及ぼす時効条件の影響を検討し、低歪み速度の引張りにおいて延性が顕著に低減する現象が認められることを報告した。この現象は、(1)基質と整合した微細析出物相が主として形成されていると推定される時効条件、すなわち一般には比較的低温で短時間時効した試料でとくに顕著に認められる^{1)~3)}。さらに 280 kg/mm² 級マルエージ鋼の場合、析出硬化元素を多量に含有するため、析出相の成長による強度減少(過時効)もすすみやすく³⁾⁴⁾、(2)280 kg/mm² 級マルエージ鋼の過時効段階においても歪み速度の低減による顕著な延性の減少が認められる³⁾。

塑性変形において、大きい応力集中が形成されやすいかどうかは時効組織と密接に関連し、応力集中領域に水

素が拡散してクラックの発生を容易にすることが、低歪み速度における延性低減の原因になると考察した²⁾³⁾。なお延性の歪み速度依存性を除去するには、時効組織の調整が重要で、真空中時効などの効果はほとんど認められなかった¹⁾³⁾。

以上の考察が正しいか否かを検討するため、とくに顕著な延性の歪み速度依存性を示す 245 kg/mm² 級および 280 kg/mm² 級マルエージ鋼をとりあげ、温度ならびに歪み速度をかえて引張試験を行い、水素脆性の特徴を示すか否かを検討する研究を行った。

2. 実 験 方 法

試料の組成を Table 1に示すが、いずれも既報^{1)~3)}と同一試料である。すなわち、245 kg/mm² 級マルエージ鋼の場合は 950°C で 1 h 溶体化した 2 mm の板を 0.5 mm に冷間圧延、280 kg/mm² 級マルエージ鋼は

* 昭和 54 年 5 月 4 日受付 (Received May 4, 1979)

** (株)日立製作所日立研究所 工博 (Hitachi Research Laboratory, Hitachi Ltd., 3-1-1 Saiwai-cho Hitachi 317)

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

Table 1. Chemical compositions of the maraging steels investigated (wt%).

Grade	Ni	Co	Mo	Ti	Al	C	Si	Mn	P	S
245 kg/mm ²	17.50	12.80	4.00	1.70	0.08	0.004	0.05	0.03	0.005	0.005
280 kg/mm ²	12.96	15.15	10.26	0.16	0.01	0.003	0.01	—	0.006	0.005

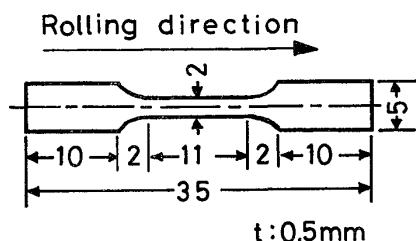


Fig. 1. Tensile test specimen.

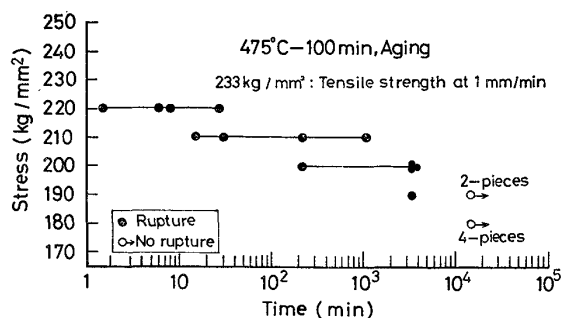
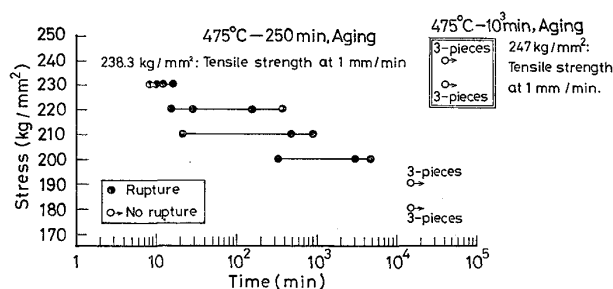
1 100°C で 1 h 溶体化した 1 mm の板を 0.5 mm に冷間圧延し, Fig. 1 に示す引張試験片を打ち抜いた. 試験片を Ar 雰囲気中で溶体化後 (245 kg/mm² 級マルエージ鋼: 815°C-30 min, 280 kg/mm² 級マルエージ鋼: 1 075°C-1h) 水冷し, 所定の時効を行い引張試験に用いた. 試料のオーステナイト粒度は, 245 kg/mm² 級マルエージ鋼が ASTM, No. 10.5~11.5, 280 kg/mm² 級マルエージ鋼が No. 3.5~4.5 である. 時効は 1 000 min までは引張試験片を塩浴中に浸漬して行つたが, さらに長時間時効する場合には 1 000 min まで塩浴中時効, その後 Ar 雰囲気炉に試料を移して時効を継続した.

引張試験はクロスヘッド速度を 0.005~30 mm/min の範囲に変化させ, また温度を -76~150°C の範囲に変えた. -76~約 5°C までは 99.5% のエチルアルコール (ドライアイスの添加で温度を調節), 室温以上の高温側はシリコンオイル (ヒータ加熱で温度を調節) 中に試験片を浸漬し, 引張試験を行つた. なお 245 kg/mm² 級マルエージ鋼の一部について, レバー式 3 t クリブ試験機により Fig. 1 の試験片を用い, 室温で定荷重負荷の遅れ破壊試験を行つた.

3. 実験結果および検討

3.1 245 kg/mm² 級マルエージ鋼, 遅れ破壊試験

既報¹⁾²⁾ で明らかにしたように, オーステナイト粒度 10.5~11.5 の 245 kg/mm² 級マルエージ鋼を 475°C で時効した場合, 500 min から 5 000 min までの時効試料はクロスヘッド速度を 0.005~1 mm/min (歪み速度 $7.5 \times 10^{-6} \sim 1.5 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$) の範囲に変えても等しい延性を示すが, 10 min から 350 min までの時効で強度が十分増加しない試料において延性の歪み速度依存性が顕著で, 低速引張りで延性が減少する.

Fig. 2. Delayed fracture of the 245 kg/mm² grade maraging steel aged at 475°C for 100 min.Fig. 3. Delayed fracture of the 245 kg/mm² grade maraging steel aged at 475°C for 250 min. and for 1 000 min.

475°C で 100 min および 250 min 時効した試料の室温, 空気中における遅れ破壊試験の結果を Fig. 2 および Fig. 3 に示す. 15 000 min 経過後においても破断しない場合, 試験を中止したが, 低速引張りで延性の減少が認められる 100 min および 250 min 時効試料には明らかに遅れ破壊現象がみられる. 一方 475°C-1 000 min 時効で 247 kg/mm² の強度を示し, 延性の歪み速度依存性がみられなかつた試料については 240 kg/mm² および 230 kg/mm² の負荷応力で 40 000 min まで試験したが, Fig. 3 から明らかなようにいずれも破断しなかつた. 475°C, 100 min および 250 min 時効試料の 15 000 min までの遅れ破壊試験における下限界強度を 1 mm/min の引張りで得られる強度に対する割合で示すと, 100 min 時効試料で約 77%, 250 min 時効試料で約 80% になり, 下限界強度に若干の差が認められる. なお延性の歪み速度感受性に関しては, 後に詳細を明らかにするが, 475°C, 100 min 時効試料の方が広い引張試験温度範囲にわたって延性に歪み速度感受性がみられ,

この点で 475°C, 250 min 時効試料との間に明瞭な差が認められる。

3.2 245 kg/mm² 級マルエージ鋼, 引張性質におよぼす温度, 歪み速度の影響

475°C で 25 min, 100 min および 250 min 時効し, 低歪み速度の引張りで延性が減少する時効条件¹⁾²⁾ の試料について, 温度および歪み速度を変えて引張試験を行った結果を Fig. 4~Fig. 6 に示す。なお図中の測定点は 3~6 本の試験片で得られた結果の平均である。

475°C, 25 min および 100 min 時効試料は, -76°C の低温引張りおよび 100°, 150°C の引張りでは延性の歪み速度依存性が認められず, 約 1.25% (25 min 時効の場合) あるいは約 1.1% (100 min 時効の場合) の均一伸びの後に局部伸びをともなう延性破断になる。延性の歪み速度依存性は -40~-75°C 間の引張りで認められ, 室温あるいは室温よりやや低温の領域で最も顕著である。475°C, 250 min 時効試料の場合, 延性の歪み速度依存性は室温付近を中心とする比較的せまい温度領域で認められ, -76°C~-20°C および 75~150°C 間の引張りでは歪み速度に依存しない延性を示す。なお 250 min 時効試料の均一伸びは約 0.9% である。均一伸びは時効時間を長くして強度を増加すると明らかに減少する傾向が認められるが, 温度および歪み速度による均一伸びの変化傾向は明らかでなかった。

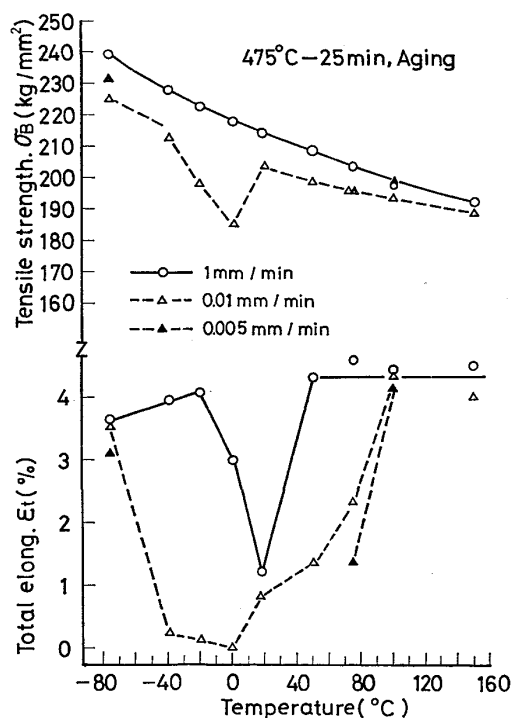


Fig. 4. Effect of testing temperature on the tensile properties of the 245 kg/mm² grade maraging steel aged at 475°C for 25 min.

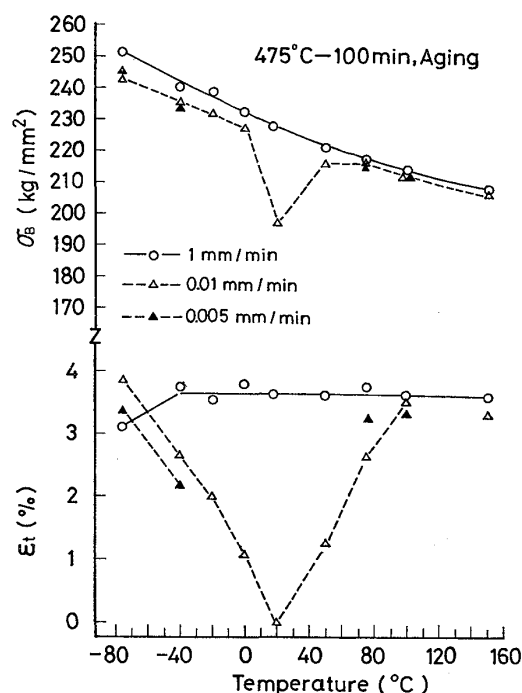


Fig. 5. Effect of testing temperature on the tensile properties of the 245 kg/mm² grade maraging steel aged at 475°C for 100 min.

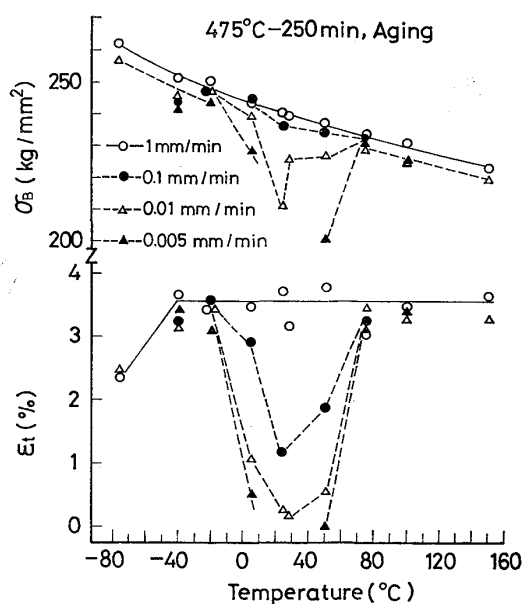


Fig. 6. Effect of testing temperature on the tensile properties of the 245 kg/mm² grade maraging steel aged at 475°C for 250 min.

Fig. 4~Fig. 6 の結果は, 明らかに従来の研究で指摘されている水素脆性の特徴⁵⁾⁶⁾ を示している。すなわち低温引張りにおいて歪み速度によらない高い延性が得られるのは, 水素の拡散速度が減少して本実験で採用した歪み速度の範囲では応力集中領域でのクラックの発生に含有水素が寄与しなくなるためと考えられる。また

比較的高い温度の引張りでも延性の歪み速度依存性が低減するか或いは無視できるようになるのは、水素の溶解度増加および熱振動などにより応力集中領域への水素濃化が緩和されるためと考えられる。

既報²⁾でも述べたが、Al および Cu 系の析出硬化型合金を対象にした多数の研究⁷⁾ および比較的最近における Fe 基合金に関する研究^{8)~12)} などから、基質と整合した微細析出相が形成される比較的初期の時効段階の試料においては、転位が析出相をせん断して運動することができ、かつすべり帯の分布も不均一と考えてよい⁷⁾。

さらに初期時効段階の試料では、

$$\sigma = K\epsilon^n$$

における n の値が溶体化材に比較して増加することが明らかにされている¹⁰⁾。すなわち基質と整合した微細析出相が主として形成されている時効段階の試料では交さすべりがおこりにくく、このため粒界に転位の集積による応力集中を形成しやすいと推定され、Fe-18Ni-2Al⁸⁾ および Fe-18Ni-5Si⁹⁾ など組織学的に明らかにされた例もある。245 kg/mm² 級マルエージ鋼の 475°C、25~250 min 時効は、既報²⁾で詳しく考察したように基質と整合した析出相が多く形成される析出段階であるが、Fig. 4~Fig. 6 の結果から明らかなように、単純引張りで形成される応力集中のみでは延性が劣化せず、応力集中領域に含有水素が拡散濃化してクラックの発生を容易にすることが延性劣化の原因になると考えるのが妥当である。なお粒界における応力集中の形成については、以上に述べた時効組織の考慮のみでは不十分で、粒径を d とすると転位の集積により $1/\sqrt{d}$ に比例するような応力集中が粒界に形成されることを考慮しなければならない。すなわち 475°C、25~250 min 時効試料の単純引張りにおける延性についての以上の議論は、オーステナイト粒度を No. 10.5~11.5 の範囲に調整した本実験試料に関するものである。

Fig. 7 および Fig. 8 に 400°C、425°C および 450°C で時効した試料を室温で速度をかえて引張試験を行つた結果を示す。Fig. 7 (a) の 400°C 時効に注目すると、500 min 時効試料は 20, 30 mm/min の引張りで高い延性を示すが、1000 min 時効試料の場合、引張速度を増加しても延性の増加傾向が小さく、30 mm/min の引張りではかえって延性の減少が認められる。なお 5000 min 時効試料についても検討したが、引張速度 (1~30 mm/min) にかかわらず、いずれも低応力破壊を示した。既報²⁾の結果から推定されるように、400°C、500~5000 min 間の時効では基質と整合した微細析出相の形成によつて漸次析出硬化が進行すると考えられるが、

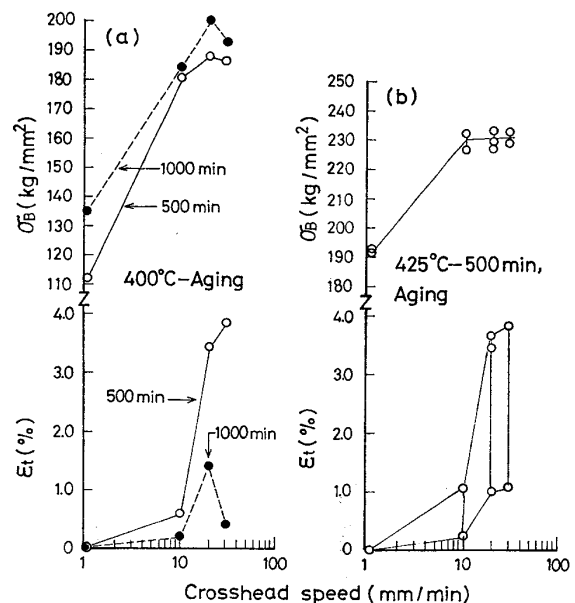


Fig. 7. Effect of crosshead speed on the tensile properties of the 245 kg/mm² grade maraging steel aged at 400°C (a) and at 425°C (b).

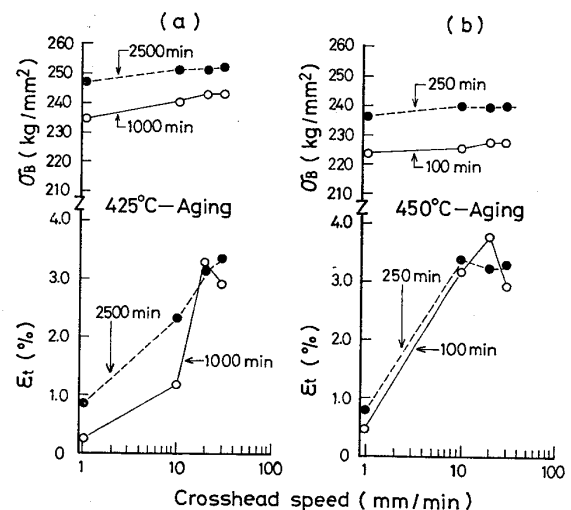


Fig. 8. Effect of crosshead speed on the tensile properties of the 245 kg/mm² grade maraging steel aged at 425°C (a) and at 450°C (b).

500 min 時効試料のように強度が十分には増加していない時効段階で引張速度を増加すると高い延性を示す場合には、水素脆性が関与しており、単純引張りの過程で形成される応力集中のみによつて延性の小さい破壊をおこさないことを示すと考えられる。すなわち 400°C 時効においては、約 180~190 kg/mm² 程度の強度に達するまでは、水素脆性が関与しなければ延性は比較的高いが、約 200 kg/mm² 以上に析出硬化すると歪み速度を増加しても延性の顕著な増加がみられないので、水素脆

性の寄与によつて延性が低下する傾向が低減し単純引張りで形成される強い応力集中が主因で延性の低い破壊をおこし得ることを示すと考えられる。

既に前論文²⁾で詳しく考察したように、425° および 450°C 時効においても Fig. 7(b) および Fig. 8 に示した時効時間の範囲では基質と整合した析出相が主として形成されるが、時効時間を長くしあるいは時効温度を上昇すると析出相の成長および半整合析出相の混入などの微視的な時効組織の変化により、単純引張りの際に引き起こされる応力集中の様相にも変化があらわれることが予想される。425°C、500 min 時効試料の場合 (Fig. 7(b) 参照)、引張速度の増加によつて大きい延性を示す試料と、比較的小さい延性で破断する試料とがみられる。すなわちこの時効条件では単純引張りで大きい応力集中が引き起こされる時効組織の試料もあらわれ、このような場合に歪み速度を増加しても延性の顕著な増加がみられないと考えられる。425°C の 1000 min および 2500 min 時効試料 (Fig. 8(a) 参照)、450°C の 100 min および 250 min 時効試料 (Fig. 8(b) 参照) などの延性は高速の引張りで顕著に増加し、かつ延性のばらつきも小さい。したがって引張りにおける応力集中のみでは延性が低減せず、水素脆性が重要な影響を及ぼしていることがわかる。なお 425°C、2500~20000 min および 450°C、500~10000 min 時効試料の延性については、水素脆性が大きく影響していることを既に報告した¹⁾²⁾。

475°C で種々の時間時効した試料を -76°C~150°C の温度範囲について 1 mm/min の速度で引張つた結果をまとめたのが Fig. 9 である。25, 100, 250 min 時効試料の伸びは既に示したので省略し (Fig. 4~Fig. 6)、1000 min および 10000 min 時効試料の伸びだけを示した。Fig. 9 でとくに注目されるのは、温度による強度の変化が時効時間の短い試料ほど大きいことである。例えば -76°C と 150°C における引張強さの差は、25 min 時効試料: 46 kg/mm², 100 min 時効試料: 43 kg/mm², 250 min 時効試料: 38 kg/mm², 1000 および 10000 min 時効試料: 32 kg/mm² である。マルエージ鋼の降伏比は約 0.98 で、降伏強度の温度依存性も引張強度の場合と同様としてよい。転位が析出相をせん断して運動することができる場合すなわち整合析出相が形成されている試料において耐力の温度依存性が大きく、硬い析出相が形成されていて転位が析出相をせん断して運動するのが困難な場合に耐力の温度依存性は小さいとされている⁷⁾。時効時間の経過にともない強度の温度依存性が低減するのは (Fig. 9 参照)、転位によつてせん断されない硬い析出相の量が増加するためと考えるのが妥当で

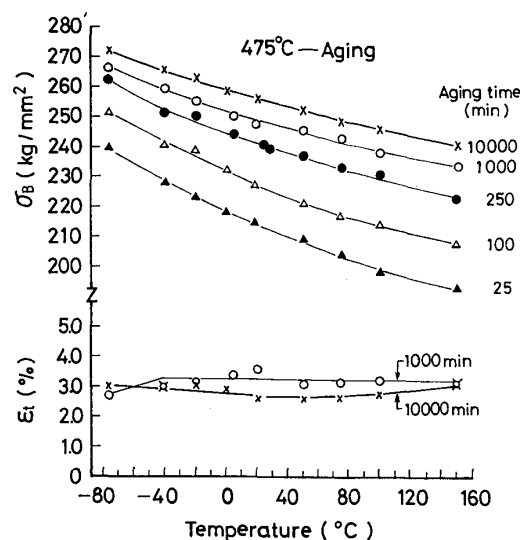


Fig. 9. Effect of testing temperature on the tensile strength of the 245 kg/mm² grade maraging steel aged at 475°C for various times.

ある。なお 475°C、1000 および 10000 min 時効試料の均一伸びは、それぞれ約 0.81% および 0.74% で、温度による均一伸びの変化は明らかでなかった。なお、強度の温度依存性が大きければ、強度の歪み速度依存性も大きいことになる。

3.3 280 kg/mm² 級マルエージ鋼、引張性質におよぼす温度、歪み速度の影響

既報³⁾で明らかにしたように、オーステナイト粒度 No. 3.5~4.5 の 280 kg/mm² 級マルエージ鋼の場合、時効温度を 500°~575°C にすると延性の歪み速度依存性がかなり低減する。このような温度範囲で 2 種類の代表的な時効条件をえらび、温度および歪み速度を変えて引張試験を行つた結果を Fig. 10 および Fig. 11 に示す。Fig. 10 の 500°C 時効では、500 min 時効ではほぼ最高強度になり³⁾、また 525°C-500 min (Fig. 11) は過時効* の条件に相当し³⁾、500°C-500 min 時効試料に比較して均一伸びが顕著に増加する³⁾。

Fig. 10, Fig. 11 のいずれにおいても 20~50°C の範囲で延性の歪み速度依存性がとくに顕著で、明らかに水素脆性の特徴がみられる。75°C 以上では水素脆性の影響がなく、1 mm/min と 0.005 mm/min の引張りで同程度の延性を示すが、0°~-40°C の範囲では Fig. 4, 5 の結果からも予想されるようになお低歪み速度の引張りで延性が減少すると考えてよい。-40° および -76°C の 1 mm/min の引張りで、水素脆性の影響が低減しても、均一伸びの途中あるいは均一伸びを示す前の段階で

* 前報³⁾ p. 665 に詳しく指摘しているように、この時効条件では γ 相の生成を考慮する必要がない。

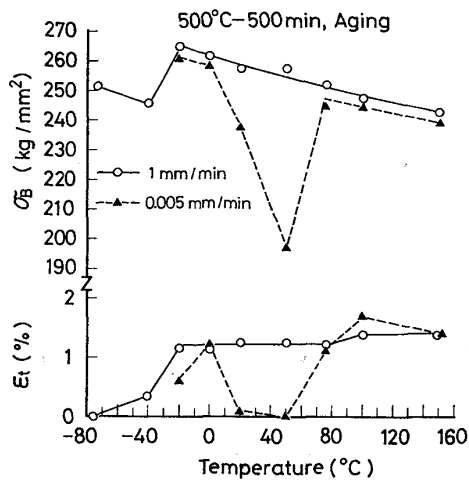


Fig. 10. Effect of testing temperature on the tensile properties of the 280 kg/mm² grade maraging steel aged at 500°C for 500 min.

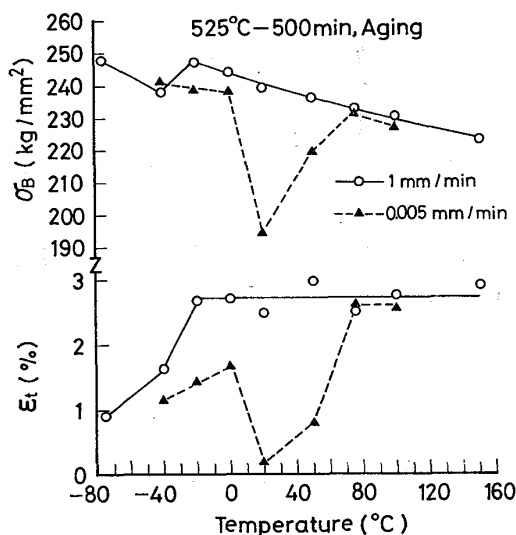


Fig. 11. Effect of testing temperature on the tensile properties of the 280 kg/mm² grade maraging steel aged at 525°C for 500 min.

破断する試料があらわれ、引張強さの平均値とくに伸びの平均値が顕著に減少するが、これについては後に検討する。

Fig. 10 および Fig. 11 で、1 mm/min の引張りにおける伸びを $-20^{\circ}\sim 150^{\circ}\text{C}$ の温度範囲について検討すると、温度上昇にともない均一伸びはわずかに減少し、局部伸びはわずかに増加する傾向である。すなわち $-20^{\circ}\sim 150^{\circ}\text{C}$ の範囲における均一伸びは $0.85\sim 0.6\%$ ($500^{\circ}\text{C}-500\text{ min}$ 時効) および $2.0\sim 1.75\%$ ($525^{\circ}\text{C}-500\text{ min}$ 時効)、局部伸びは $0.3\sim 0.7\%$ ($500^{\circ}\text{C}-500\text{ min}$ 時効) および $0.55\sim 0.95\%$ ($525^{\circ}\text{C}-500\text{ min}$ 時効) であ

る。 $500^{\circ}\text{C}-500\text{ min}$ 時効試料における上記均一伸びの値は、一般に強度が増加するほど均一伸びが減少することを考慮すると、3.2 で述べた 245 kg/mm^2 級マルエージ鋼の均一伸びに比較して妥当な値とみなされ、局部伸びが小さいために $-20^{\circ}\sim 150^{\circ}\text{C}$ の範囲にわたる伸びが小さい。過時効試料において均一伸びが顕著に増加するのは、硬い析出相のまわりに転位輪が形成され、これが転位の発生源 (Frank-Read 源) に対して外部応力と逆方向の応力を及ぼし、Frank-Read 源の活動を阻止するように作用して急速な加工硬化をひきおこすためと考えられているが⁷⁾¹³⁾、この場合においても局部伸びは上記のように小さい。オーステナイト粒を微細化すると局部伸びが増加することが知られている¹⁰⁾ので、本報で用いた 280 kg/mm^2 級マルエージ鋼の局部伸びが小さい理由はオーステナイト粒が比較的粗大 (No. 3.5~4.5) なためである*。

既に指摘したように、転位が粒界に集積するためにおける応力集中は $\sqrt{d}$ (d : 粒径) に比例するので、結晶粒が粗大であるとクラックの発生を容易にする。さらにオーステナイト粒径 d を主軸とする楕円体状のクラックを仮定し、主軸に垂直に作用する引張応力を σ 、クラック先端の曲率半径を ρ とすると、クラックの先端における応力の大きさ σ_m は¹⁵⁾

$$\sigma_m \approx \sigma \sqrt{2d/\rho}$$

したがって d が大きく ρ が小さいほど σ_m が大きく、クラックが拡大しやすい。オーステナイト粒が粗大な場合に局部伸びが減少するのは、以上の理由によると考えられる。なおクラック先端で塑性変形がおこれば ρ が増加し、 σ_m が減少してクラックが拡大しにくくなる。しかし 280 kg/mm^2 級マルエージ鋼のような高強度材を低温で引張ると、すべりに対する抵抗が増加するので、双晶やへき開などにより粒径 d の程度のクラックを発生しやすくなるとともにクラック先端における塑性変形もおこりにくく、クラックが拡大しやすい。水素脆性の影響を無視できる場合でも、 -40° および -76°C における引張性質が劣化するのは、上記のような理由によると考えられる。

450° および 475°C で時効した試料を室温で歪み速度を変えて引張った結果を Fig. 12~Fig. 14 に示す。前報³⁾ で詳しく考察したように 450°C 500 min の時効 (Fig. 12) では基質と整合した析出相が主として形成され、しかも析出硬化がなお十分には進行していない段階

* 合金元素を多量に含有する 280 kg/mm^2 級マルエージ鋼の場合、溶体化温度を高温にせざるを得ないので、熱間加工→焼入れ¹⁴⁾ のような加工熱処理法を適用しない限り、オーステナイト粒の微細化は困難である。

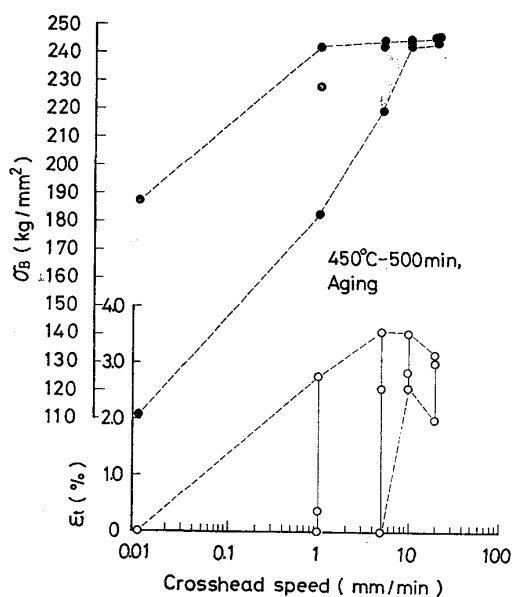


Fig. 12. Effect of crosshead speed on the tensile properties of the 280 kg/mm² grade maraging steel aged at 450°C for 500 min.

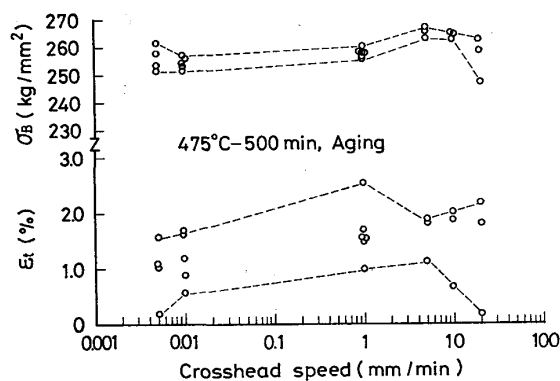


Fig. 13. Effect of crosshead speed on the tensile properties of the 280 kg/mm² grade maraging steel aged at 475°C for 500 min.

であるが、この場合には歪み速度の増加にともない延性が増加し引張強さのばらつきも小さくなる。すなわち 450°C-500 min 時効試料において水素脆性の影響がなければ、240~245 kg/mm² 程度の引張強さで 2~3.5% 程度の伸びを示すと推定される。475°C-500 min 時効で 250~260 kg/mm² 程度に析出硬化した試料の場合 (Fig.13), Fig.12 のように明白には歪み速度の影響が認められなかつた。析出にともなう液体窒素温度における比抵抗減少の測定結果によると⁴⁾, 475°C-500 min 時効は第1段階の比抵抗減少過程に含まれ、したがって整合析出相も多く、また既に指摘したようにオーステナイト粒も比較的粗大なため、引張りにおいて大きい応力集中

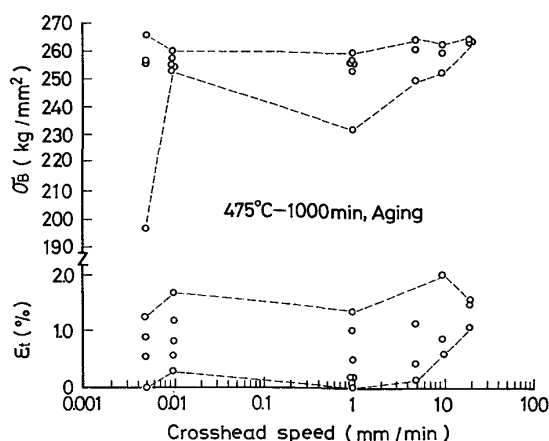


Fig. 14. Effect of crosshead speed on the tensile properties of the 280 kg/mm² grade maraging steel aged at 475°C for 1000 min.

が形成されやすい傾向があると考えられる²⁾³⁾。したがって高強度に析出硬化された状態においては、単純引張りで大きい応力集中が発生して延性の小さい破壊をおこす試料もあらわれ、延性の歪み速度依存性が Fig. 12 のように明白には認められなかつたものと考えられる。475°C-1000 min 時効 (引張強さ約 255~265 kg/mm²) は、第2段の比抵抗減少を開始する初期に相当しているため³⁾⁴⁾, 半整合析出相も形成され、引張りの際に大きい応力集中を形成する傾向は 475°C-500 min 時効試料に比較して減少する傾向にあると考えられる。このため、水素脆性の影響が小さいと推定される 20 mm/min の引張りにおいて、伸びがやや増加し引張強さのばらつきも低減したと考えられるが、オーステナイト粒が十分微細化されていないため、高強度に析出硬化された状態ではなお伸びの値が小さい。

4. 総 括

得られた結果を要約すると次のとおりである。

(1) 245 kg/mm² 級マルエージ鋼を 475°C で 100 min あるいは 250 min 時効し、低歪み速度の引張りで延性が減少する試料について、室温空气中で定荷重遅れ破壊試験を行うと、1 mm/min の引張りで得られる強度より小さい負荷応力でおくれ破壊現象を示す。長時間の時効で延性の歪み速度依存性を示さなくなつた試料では、明らかにおくれ破壊に対する抵抗が改善される。

(2) 245 kg/mm² 級マルエージ鋼の場合、整合析出相の生成が多いような時効条件の試料では引張性質の歪み速度依存性が顕著である。475°C で 25, 10, 250 min 時効した試料において典型的な水素脆性の特徴がみられる。すなわち引張りの際に形成される応力集中のみによ

つては延性が劣化せず、応力集中領域に水素が拡散してクラックを発生させるために延性が劣化する。

400°C においても約 190 kg/mm² 以下では、水素脆性が関与しなければ比較的高い延性を示す。しかし約 200 kg/mm² 以上に達すると、引張変形で形成される強い応力集中の影響で延性の低い破壊をおこす。時効温度を 425°C, 450°C のように漸次高温にすると、高い強度レベルまで時効硬化しても引張変形で形成される応力集中で延性が劣化する傾向は減少し、応力集中領域に水素が拡散して延性劣化をひきおこす影響が明らかになる。

(3) 475°C で 25~10 000 min 時効した試料の -76~150°C における強度の温度依存性は、時効時間が短く、整合析出相が多いと推定される試料において大きく、長時間の時効で転位の運動により剪断されない硬い析出相を多く含有する試料において小さい。

(4) 280 kg/mm² 級マルエージ鋼においては、整合析出相が多い場合および過時効の条件でも引張性質の歪み速度依存性が顕著である。500°C 時効で最高強度に達する 500 min 時効および過時効に相当する 525°C-500 min 時効試料などにおいて、典型的な水素脆性の特徴が認められた。

245 kg/mm² 級マルエージ鋼の場合と同様、整合析出相によつて十分高い強度レベルに硬化されれば引張り変形で形成される強い応力集中の影響で延性の小さい破壊をおこす試料があらわれ、このような場合延性の歪み速度依存性が明らかでなくなるが、強度がそれほど大きくなければ応力集中の形成とそれへの水素拡散によつて延性の劣化がおこる。

本研究を行うに当たり、有益な討論と御支援とをいただいた当所小川卓三博士ならびに黒田哲郎氏に深甚なる

謝意を表する。

文 献

- 1) 添野 浩, 黒田哲郎, 田口和夫: 鉄と鋼, 64 (1978), p. 1056
- 2) K. SOENO, T. KURODA, and K. TAGUCHI: Trans. ISIJ, 19 (1979), p. 484
- 3) 添野 浩, 田口和夫, 土屋正利: 鉄と鋼, 65 (1979), p. 665
- 4) 添野 浩, 近崎充夫, 土屋正利: 鉄と鋼, 63 (1977), p. 505
- 5) P. COTTERILL: The Hydrogen Embrittlement of Metals Progress in Material Sci., 9 (1961), p. 201
- 6) 遅れ破壊部会報告書: 水素による遅れ破壊の機構, (日本鉄鋼協会) (昭和 50 年 10 月)
- 7) A. KELLY and R. B. NICHOLSON: Precipitation Hardening, Progress in Material Sci., 10 (1963), p. 148
- 8) 安中 嵩, 荒木 透: 日本金属学会誌, 36 (1972), p. 1202
- 9) 安中 嵩, 荒木 透: 日本金属学会誌, 38 (1974), p. 877
- 10) 河部義邦, 金尾正雄, 宗木政一: 鉄と鋼, 59 (1973) p. 1388
- 11) 河部義邦, 金尾正雄, 中沢興三, 宗木政一: 鉄と鋼, 60 (1974), p. 269
- 12) 河部義邦, 中沢興三, 金尾正雄, 宗木政一: 鉄と鋼, 60 (1974), p. 1613
- 13) 幸田成康監修: 合金の析出, (1972), [丸善]
- 14) 河部義邦, 宗木政一, 中沢興三, 谷治治男: 鉄と鋼, 63 (1977), p. 1691
- 15) 例えば A. S. TETELMAN, A. J. McEVILY, Jr. (宮本 博訳): 構造材料の強度と破壊 I, (1970), [培風館]