

UDC 669.14.018.295 : 669.15' 24' 25' 28' 295-194.55 : 539.52 :
621.785.78.620.171.313

論 文

13Ni-15Co-10Mo-0.2Ti(280kg/mm² 級)系マルエージ鋼の
延性に及ぼす時効条件と歪速度の影響*

添野 浩**・田口 和夫***・土屋 正利***

Effects of Aging Conditions and Strain Rate on Rupture Elongation
of 13Ni-15Co-10Mo-0.2Ti(280kg/mm²-Grade) Maraging Steels

Kô SOENO, Kazuo TAGUCHI, and Masatoshi TUCHIYA

Synopsis:

Tensile strength and elongation have been measured in aged 13Ni-15Co-10Mo-0.2Ti, 14Ni-10Co-10Mo and 14Ni-15Co-7Mo maraging steels. The temperature range in aging has been varied from 450°C to 575°C for the 13Ni-15Co-10Mo-0.2Ti steel, and from 425°C to 475°C for the 14Ni-10Co-10Mo and 14Ni-15Co-7Mo steels. A cross head speed in a tensile test has been ranged from 1 mm/min to 0.005mm/min. The effect of strain rate on tensile elongation has been investigated in relation to aging temperature and time.

In tensile tests of the maraging steels in which fine coherent precipitates are considered to be formed, it is observed that tensile elongation is decreased with decreasing a strain rate. The elongation decrease in a low strain rate is also observed in tensile tests of the 13Ni-15Co-10Mo-0.2Ti steel in which coarse precipitates are contained by over-aging. It is considered that the elongation decrease in a low strain rate is attributed to both stress concentrations resulting from plastic deformation characteristics of the aged maraging steels and hydrogen diffused to regions having intense stress concentrations.

1. 緒 言

既報¹⁾において 245kg/mm² 級および 210kg/mm² 級マルエージ鋼の延性に及ぼす時効条件と歪速度の影響について報告した。すなわち比較的低温で短時間時効した試料において、低速引張りで低応力破壊あるいは伸びが顕著に低減する現象などがみられ、したがって負荷中におくれ破壊をおこしやすいことになる^{1)~7)}。時効条件の調整によつて低速引張りにおける脆性をさげることができ¹⁾、400°C 以上の時効温度について、実験で採用した最小のクロスヘッド速度 0.005mm/min (歪速度約 0.00045/min) で脆性を示さなくなる時効時間を明らかにした¹⁾。

同様な現象が、13Ni-15Co-10Mo-0.2Ti 系 280kg/mm² 級マルエージ鋼の場合にも認められると予想されるが、明らかにされた結果がないので、既報¹⁾と同様な方法で延性に及ぼす時効条件と歪速度の影響を研究した結果を

報告する。なお低速引張りにおける脆性は、既報¹⁾のように時効条件の調整によつてさけられるので、析出組織に密接に関連する現象とみられ、したがって化学組成にも影響されると考えられる。本報で、14Ni-10Co-10Mo および 14Ni-15Co-7Mo 系マルエージ鋼の延性に及ぼす時効条件と歪速度の影響をあわせて報告する理由は、低速引張りで脆性を示す時効条件と化学組成との関係を検討する上で重要と考えたためである。

2. 実験方法

試料の組成を Table 1 に示す。13Ni-15Co-10Mo-0.2Ti は高周波溶解後コンセルアークで再溶解、1 200°C で 20h 均質化後分塊鍛造したもので、これら機械切削で冷間圧延用 50(W)×100(L)×10mm(T) の板を切りだした。冷間圧延と 1 100°C-1h(真空中)の溶体化を 3 回繰り返して 10mmT の板を 1mmT あるいは 1.5mmT にし、さらに 1 100°C-1h(真空中)溶体化して 1mmT→

* 昭和 53 年 6 月 20 日受付 (Received June 20, 1978)

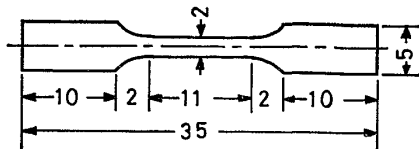
** (株)日立製作所日立研究所 工博 (Hitachi Research Laboratory, Hitachi Ltd., 3-1-1 Saiwai-cho Hitachi 317)

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

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

Grade	Ni	Co	Mo	Ti	Al	C	N	Si	Mn	S	P
280 kg/mm ²	12.96	15.15	10.26	0.16	0.01	0.003	0.003	0.01	—	0.006	0.005
*	14	10	10						0.15		
*	14	15	7						0.15		

* Nominal composition.



T=0.5mm for 13Ni-15Co-10Mo-0.2Ti
 T=0.25mm for 14Ni-10Co-10Mo & 14Ni-10Co-7Mo

Fig. 1. Tensile test specimen.

0.5mmT あるいは 1.5mmT→0.84mmT に冷間圧延した。

13Ni-15Co-10Mo-0.2Ti の 0.5mmT 冷間圧延板の場合には、圧延方向に沿って Fig. 1 に示す引張試験片を打抜き、Ar 中で 1075°C-1h の溶体化後に水冷し、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結晶粒度は ASTM, No. 3.5~4.5 の範囲である。13Ni-15Co-10Mo-0.2Ti の 0.84mmT 冷間圧延板の場合には、これを Ar 中で 1075°C-1h 溶体化して水冷し、0.84mmT→0.5mmT (約 40%) に冷間圧延して、圧延方向および直角方向から Fig. 1 の試験片を打抜き所定の時効を行った。すなわち溶体化後に約 40% 冷間圧延した試料を時効して引張性質を測定したことになる。

14Ni-10Co-10Mo と 14Ni-15Co-7Mo は時効によってほぼ同一強度が得られ、低速引張りで脆性を示す時効条件と化学組成との関係を検討するのに便利のためとりあげた。いずれも真空溶解した電解鉄(脱酸剤として 0.1%Al を添加)に純度 99% 以上の添加元素を配合し、非消耗電極型アーク炉(Ar 雰囲気)で約 0.1kg 溶解した試料である。なお合金の溶解に用いた電解鉄は、真空溶解後に 1mmT に圧延され、C と N とを除去するために 650°C-1h の湿水素焼鈍を行なったものである。鑄塊を 1000°C-8h (真空中) 均質化してから熱間鍛造し、さらに 1100°C-4h (真空中) 溶体化してから 0.25mmT の冷間圧延板を作り、圧延方向に沿って Fig. 1 の引張試験片を打抜いた。引張試験片の溶体化は Ar 中で 1025°C-30min 加熱後水冷で、オーステナイト結晶粒度は ASTM, No. 7.5~8.5 である。

いずれの試料においても、溶体化後に未溶解相を残留しないことを薄膜の透過観察で予め確認してある。また

時効は、1000min までは引張試験片を塩浴に浸漬して行つたが、さらに長時間時効する場合には 1000min まで塩浴中で時効、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・ヘッドの速さを 0.005, 0.01, 1mm の範囲に変えて行ない、変形曲線を記録して抗張力の他に均一伸び、全伸びなどを検討した。なお等温時効にともなう比抵抗減少(液体窒素温度)を、既報^{8)~10)}と同じ方法で測定して析出過程を検討したが、本報では結果の一部を報告するにとどめた。

3. 実験結果および検討

3.1 280kg/mm² 級マルエージ鋼: 低速引張りにおける延性の減少と時効条件との関係

1075°C-1h の溶体化試料を時効して引張試験を行なった結果を Fig. 2~Fig. 4 に示す。図示した測定点は 3~7 本の試験片を引張り、結果を平均した値である。

450°C および 475°C 時効試料の場合(Fig. 2 参照)、低速引張りにおける延性の減少がとくに顕著である。すなわち 450°C 時効試料の 0.01mm/min の引張りでは

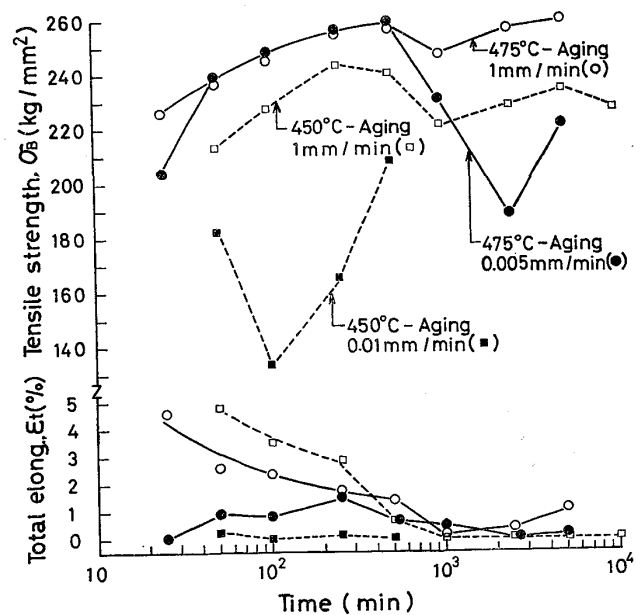


Fig. 2. Effects of cross head speed and aging conditions on the tensile properties of the 280 kg/mm²-grade maraging steel.

脆性破壊がおり、1mm/min の引張りの場合に匹敵する強度が得られない。さらに 450°C で 1000min 以上時効すると 1mm/min の引張りでも脆性破壊をおこし、伸びがほとんどなくなるとともに引張強度も見掛け上減少する。475°C 時効の場合、50~500min 間の時効では 1mm/min と 0.005mm/min の引張りではほぼ一致する引張強度になるが、上記時効より短時間側あるいは長時間側のいずれにおいても、0.005mm/min の引張りでは脆性破壊する試料がみられ、引張強度の平均値が減少する。なお 50~500min 間の時効試料でも伸びの平均値が 0.005mm/min の引張りにおいて減少するが、これは 1mm/min の引張りでは均一伸びの後に不均一伸びをとる破断になるが、0.005mm/min の引張りでは均一伸びの途中で破断する試料がみられるためである。

500°C 時効の場合 (Fig. 3A), 1000min までの時効試料を 1mm/min および 0.01mm/min で引張る限り均一伸びの後に不均一伸びを示す破断で、全伸びの平均値がほぼ一致する。しかし 0.005mm/min で引張ると均一伸びの途中で破断する試料があらわれ、伸びの平均値が減少する。2500min 時効試料の 1mm/min の引張りでは、最高時効強度よりやや小さい引張強度と、主として

均一伸びが増加したことによる全伸びの増加がみられる。しかし、これを 0.01 および 0.005mm/min で引張ると低応力破断や均一伸びの途中で破断する試料があらわれ、引張強度と全伸びの平均値がともに減少する。525°C 時効では (Fig. 3B), 100min までの時効試料に関する限り 1.0~0.005mm/min の引張りでは、ほぼ一致する引張強度と伸び(均一伸び+不均一伸び)が得られる。しかし 250~1000min 時効試料の場合、500°C-2500min 時効と同様な現象が認められる。

Fig. 4 の 550°C および 575°C 時効の場合も、100min までの時効試料の延性は 1~0.005mm/min の引張速度の範囲でほぼ一致するとしてよい。250min あるいは 500min 時効して最高時効強度をこえると、既に指摘したように 1mm/min の引張りでは均一伸びが大きく増加するが、このような試料を低速で引張ると、1mm/min の引張りより小さい均一伸びの段階で破断するため、伸びの平均値が減少する。

以上の結果から、低速引張りでは延性が減少するのは、(1) 比較的低温で時効した試料でとくに顕著で、また、(2) 最高時効強度をこえて軟化した試料 (以下過時効試料とよぶ) にも認められる。前報¹⁾(210kg/mm² 級, 245 kg/mm² 級マルエージ鋼)で述べたのは、上記 (1) に相

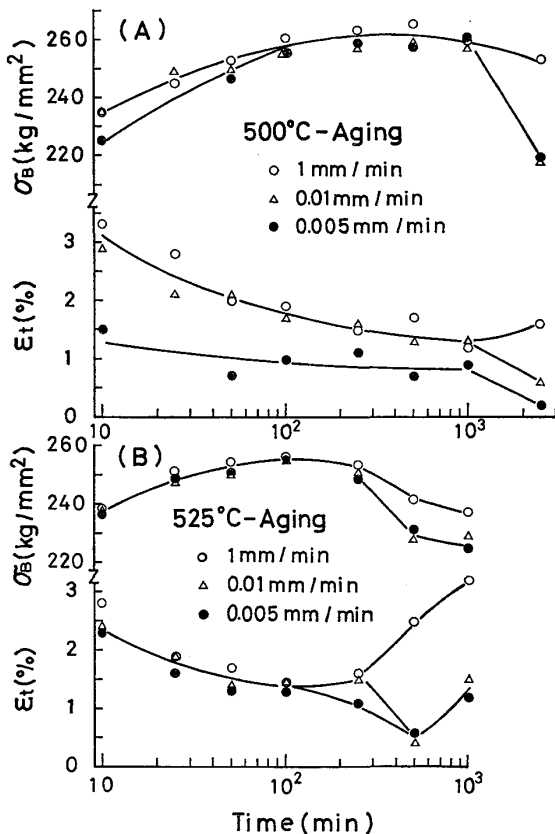


Fig. 3. Effects of cross head speed and aging conditions on the tensile properties of the 280 kg/mm²-grade maraging steel.

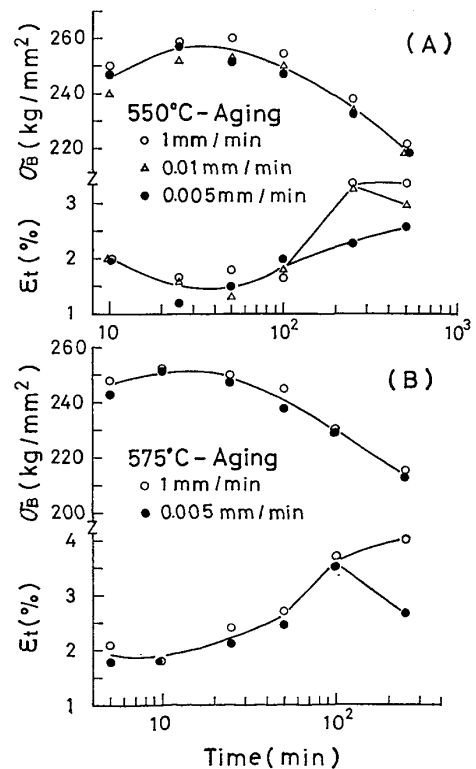


Fig. 4. Effects of cross head speed and aging conditions on the tensile properties of the 280 kg/mm²-grade maraging steel.

当する現象である。210kg/mm² 級および 245kg/mm² 級マルエージ鋼の場合¹⁾、等温時効で最高強度に達する以前の比較的初期の時効試料において低速引張りで延性が減少する現象がみられ、時効時間を延長すると強度が増加するにもかかわらず、延性の歪速度依存性がなくなる。なお 210kg/mm² 級および 245kg/mm² 級マルエージ鋼の場合、前報¹⁾の時効条件の範囲では上記 (2) に相当する現象は認められなかつた。

280kg/mm² 級マルエージ鋼の析出過程については既に報告¹⁰⁾したが、時効温度によつて析出相が変化し、低温側および高温側で形成される析出相をそれぞれ Phase L および Phase H として区別した。そこで既報¹⁰⁾の結果を用いて Fig. 2~Fig. 4 の時効と析出組織との関連を検討すると、以下のようになる。すなわち Fig. 2 の 450° および 475°C 時効の場合、それぞれ 10 000min および 1 000min までは主として Phase L が析出した状態である。さらに 500°C 時効の場合も (Fig. 3A) 50min までは主として Phase L が析出した状態としてよい。450°~500°C 間の時効で同様に Phase L が形成された析出状態の試料でも、時効温度をあげるほど延性の歪速度依存性が低減する傾向になるので、延性の歪速度依存性と Phase L の析出とは単純には対応しないが、両者の関係については後に詳しく検討する。450°~500°C 間でさらに長時間時効すると、Phase H の形成がすすむとともに第 2 段階の比抵抗減少がすすみ、同時に Phase L の量が漸減する。なお第 2 段階の比抵抗減少がすすむと引張強度が低減する傾向になる¹⁰⁾。比抵抗減少曲線からみて、450°C で 10 000 min まで時効しても析出相は主として Phase L で、Phase H が形成されたとしてもその量は少量と推定されるが、475°-5 000min および 500°-2 500min 時効では析出相の大部分が Phase H に変化していると推定される。Fig. 2 および Fig. 3 の結果から、Phase L+Phase H および析出相の大部分が Phase H に変化した析出状態でも、なお延性の歪速度依存性があることを示している。

525°~575°C で約 100min までの時効試料の延性は歪速度依存性が小さい。このような時効条件では Phase L +Phase H の析出状態で、時効温度が高いほど、また一定の時効温度では時効時間の長い試料ほど Phase L が少ないと考えてよい。525°~575°C でさらに長時間時効した試料の延性には歪速度依存性がみられるが、析出状態はなお少量の Phase L を含む Phase L+Phase H で、

525°-1 000min, 550°-500min および 575°-250min の時効で、ほぼ Phase H のみの析出状態になると推定される*。

以上の検討から明らかなように、延性が歪速度依存性を示すことと析出相との間に単純な対応関係はない。しかし時効条件すなわち析出組織の如何によつて負荷時における塑性変性の様相が異なり、結果としてクラックの発生源になる応力集中のおこり方に差があらわれることは予想される。さらに試料に含有される(微量の)水素が応力集中部に拡散してクラックの発生を容易にするとの考え方³⁾⁶⁾⁷⁾¹¹⁾を用いると、既に指摘した比較的低温で時効した試料および最高強度をこえて軟化した試料などにおいて低速引張りで延性が減少する現象を定性的に説明することができる。すなわち比較的低温で時効された試料には基質と整合した微細な Phase L の析出相が形成されており、転位が析出相を剪断して運動することが可能と推定される¹²⁾¹³⁾¹⁴⁾。このため負荷時に迂り帯が不均一に分布し、また迂り帯が粒界まで進行しやすく、迂り帯と粒界あるいは表面との交差領域、迂り帯相互の交差領域などに大きい応力集中を形成しやすく、低速引張りでは応力集中領域に水素が拡散してクラックの発生が容易になり粒界や迂り帯などに沿つて伝ばすると考えられる。一方 Phase H の形成量が増加し(したがって Phase L は減少)軟化の傾向を示す過時効試料では迂り帯が不均一に分布する傾向は減少するが、なお延性の歪速度依存性を顕著に示す理由は、析出相が成長し加工硬化能が顕著に増加したことによると考えられる。Photo. 1 に時効組織の例を示すが、析出硬化元素を多量に含有するため 210kg/mm² 級および 245kg/mm² 級マルエージ鋼などに比較して明らかに析出相が粗大化しやすい。析出がすすんで硬い析出相が分散されると、転位は析出相を剪断できず、Orowan の機構で析出相のまわりに転位輪を残して通りぬけまた交さ迂りで通りぬける。析出相のまわりに形成された転位ループが転位源に逆応力を及ぼすため、加工硬化が著しくなり、したがって既に指摘したように均一伸びの顕著な増加がみられる。Phase H の形成量が多い過時効試料では基質と整合した微細な Phase L が主として形成されている低温時効試料のように迂り帯の不均一分布による応力集中の形成は減少するが、粒内および粒界に形成された硬い析出相(Phase H)のまわりに転位の堆積による応力集中がおこりやすく、低速引張りで応力集中部に水素が拡散してクラックの発生を容易にすると考えられる。

迂り帯の分布が比較的均一で、しかも析出相が粗大化していない状態、すなわち Phase L と Phase H が適

* α - γ の逆変態がおこると比抵抗が増加する⁸⁾。525°-1 000min, 550°-500min および 575°-250min 時効ではなお比抵抗の増加がみられないので、 γ 相の生成を無視してよいと考えられる。

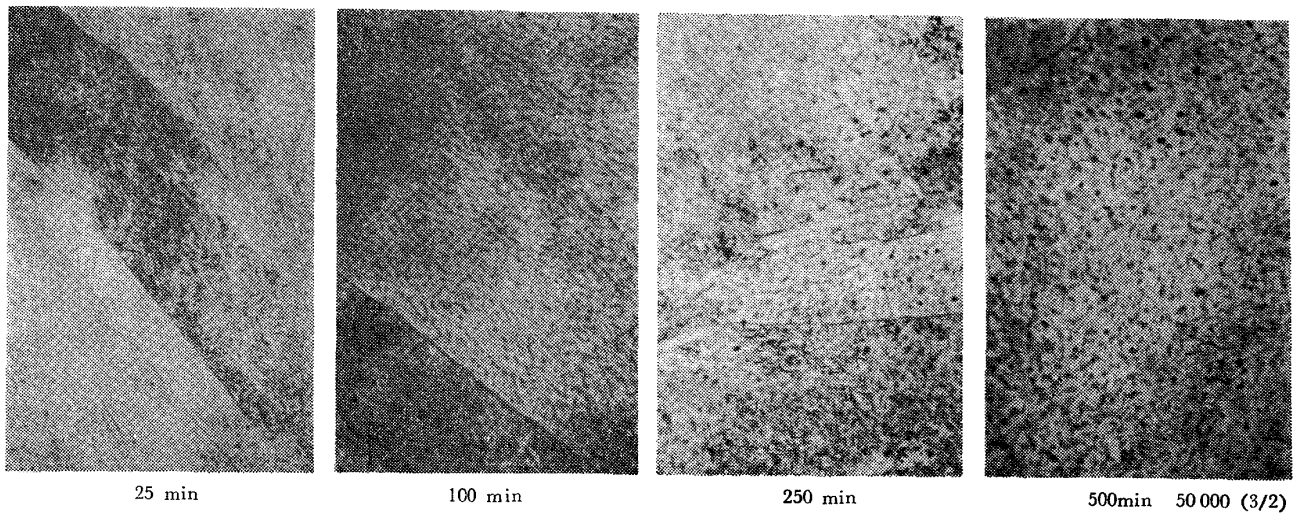


Photo. 1. Transmission electron micrographs of the 280 kg/mm²-grade maraging steel aged at 550°C for various times.

当量で混合して析出した状態で負荷時に大きい応力集中をおこしにくい場合に、低速引張りにおける延性の減少が最も小さくなると考えられる*。

3.2 280kg/mm² 級マルエージ鋼：40% 冷間圧延後に時効した試料の延性に及ぼす歪速度の影響

1 075°C-1h 溶体化後に 40% 冷間圧延した板から引張

* 本論文では、ほぼ一定のオーステナイト粒度の試料について、延性の歪速度依存性と時効組織との関連を検討したが、同様な時効組織でも試料のオーステナイト粒度に差があれば、粒界における応力集中は粗大オーステナイト粒であるほど大きい。したがって延性の歪速度依存性と時効条件との関係は、試料のオーステナイト粒度にも影響されるが、このような組織的因子の影響については今後の問題である。

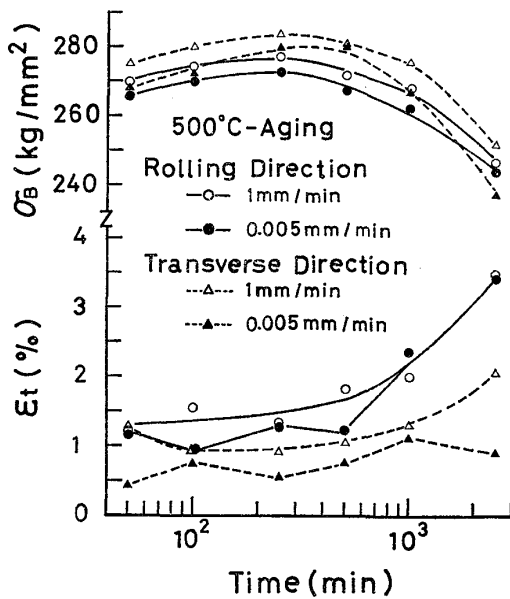


Fig. 5. Effect of cross head speed on the tensile properties of the 280 kg/mm²-grade maraging steel cold rolled to 40% in thickness and aged at 500°C for various times.

試験片をとり、500°~550°C で時効して引張試験を行った結果を Fig. 5~Fig. 7 に示す。

まず圧延方向の引張りに注目すると、500°C で 500 min まで時効した試料の 0.005mm/min の引張りにおける延性は 1mm/min の引張りの場合に比較して小さいが、500°C で 1 000~2 500min 時効および 525°, 550°C 時効などの場合、1mm/min と 0.005mm/min の引張りと同程度の延性が得られる。すなわち低速引張りで延

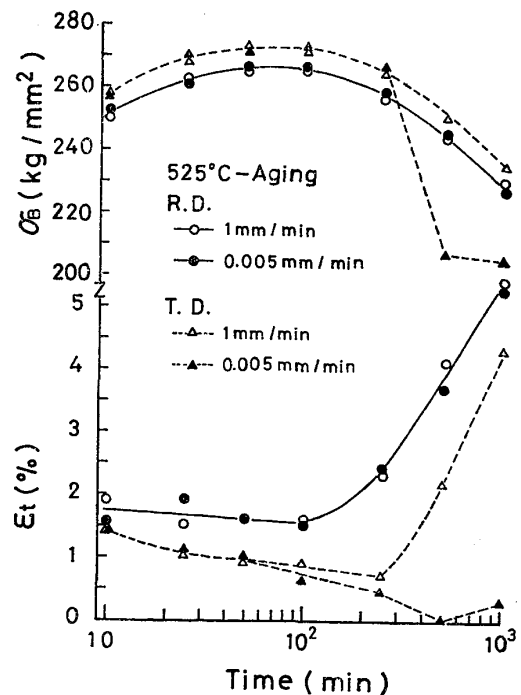


Fig. 6. Effect of cross head speed on the tensile properties of the 280 kg/mm²-grade maraging steel cold rolled to 40% in thickness and aged at 525°C for various times.

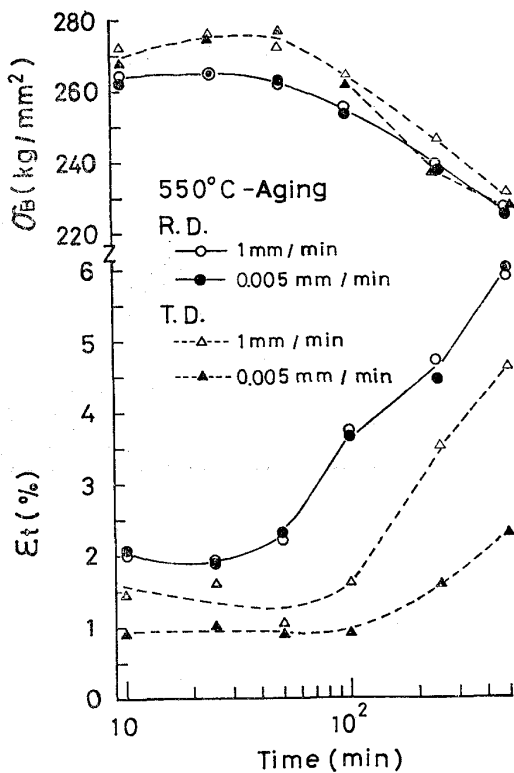


Fig. 7. Effect of cross head speed on the tensile properties of the 280 kg/mm²-grade maraging steel cold rolled to 40% in thickness and aged at 550°C for various times.

性が減少する傾向は、基質と整合した微細な Phase L が比較的少量に形成されていて、負荷時に絞り帯が不均一に分布するとともに絞り帯が粒界まで進行しやすいと推定される析出組織の場合には改善されにくい、過時効組織の場合には著しく改善される。

Fig. 3 および Fig. 4 で示したように、溶体化試料を 525° および 550°C で 10~100min 時効した試料の延性は歪速度依存性が小さい。しかし圧延板の横方向の引張りでは、Fig. 7 から明らかなように 550°C で 10~100 min 時効した試料でも低速引張りでは延性の減少がみられる。525°C で 10~50min 時効した横方向試料の延性 (Fig. 6参照) には引張速度の影響がみられないが、これは 550°C 時効の場合に比較して延性が小さく、このため延性の歪速度依存性を明確に測定できなかつたと考えられる。なお横方向の引張りでも、過時効組織においては延性の歪速度依存性が明らかである。

過時効組織においては、絞り帯が比較的均一に分布し、クラックが絞り帯に沿って伝ばする傾向は小さい。しかし加工硬化能は大きく、また過時効の段階では旧オーステナイト粒界に比較的粗大な析出相が生成し、負荷時に応力集中によるクラックの発生源になりやすいとも

に、クラックが旧オーステナイト粒界に沿って成長する傾向になると考えられる。横方向の引張りでは、圧延における変形から推定されるように、引張応力に直角な横方向に伸長した旧オーステナイト粒が配列する傾向になり、低速引張りでは応力集中部に水素が拡散してクラックの発生が容易になるとともに、横方向にクラックが進展しやすく、このため横方向試料を低速で引張ると延性が減少する。圧延方向の引張りでは、引張応力に直角な方向へのクラックの進展が比較的困難で、過時効試料を低速で引張っても延性の減少がみられないと考えられる。

500°C で短時間時効した試料のように、基質と整合した微細な Phase L が多く形成されている場合には、不均一に分布した絞り帯に沿ってもクラックが進展すると考えられる。このため、クラックが引張応力に直角に旧オーステナイト粒界に沿って進展しにくい圧延方向の引張りでも、低速引張りにおいて延性が減少する傾向がみられると考えられる。時効温度を上昇すれば絞り帯の不均一分布の傾向が減少するので、圧延方向の引張りでは延性の歪速度依存性がみられなくなるが、横方向の引張りでは既に指摘したように引張応力に直角な方向にオーステナイト粒界に沿うクラックの進展が容易で、低速引張りでも延性の減少が認められると考えられる。

3.3 14Ni-10Co-10Mo および 14Ni-15Co-7Mo : 低速引張りにおける延性の減少と時効条件との関係

14Ni-10Co-10Mo について引張試験を行った結果を Fig. 8~Fig. 10 に示す。425° および 450°C で比較的短時間時効した試料の低速引張りにおいて、延性の減少が認められる。なお 475°C では 100min 以上の時効試料を検討したが、低速引張りによる延性の減少は認められなかつた。

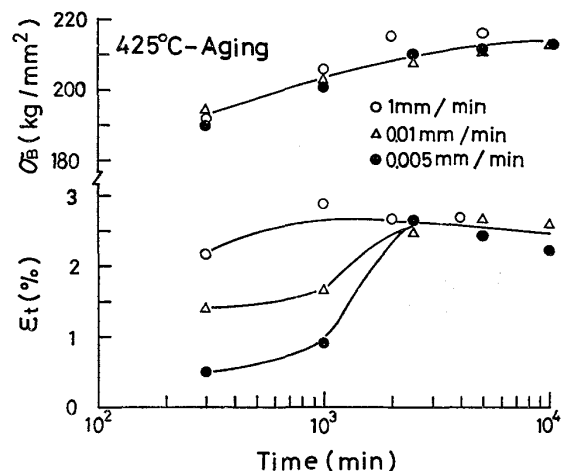


Fig. 8. Effect of cross head speed on the tensile properties of the 14Ni-10Co-10Mo maraging steel aged at 425°C for various times.

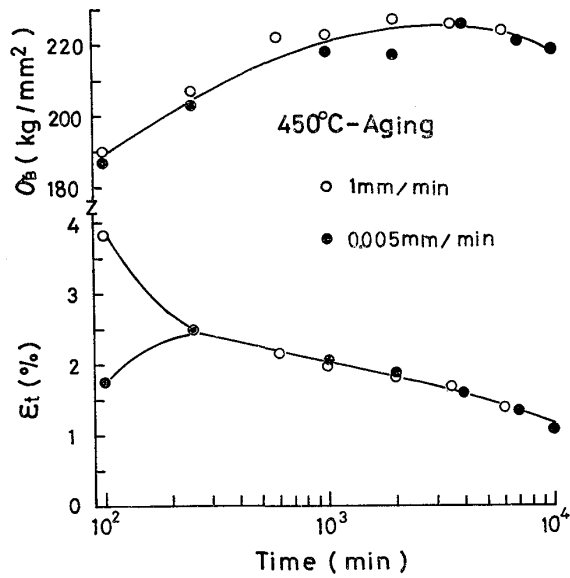


Fig. 9. Effect of cross head speed on the tensile properties of the 14Ni-10Co-10Mo maraging steel aged at 450°C for various times.

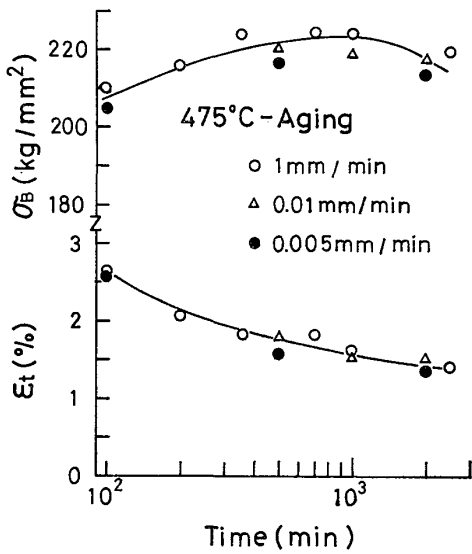


Fig. 10. Effect of cross head speed on the tensile properties of the 14Ni-10Co-10Mo maraging steel aged at 475°C for various times.

14Ni-15Co-7Mo の引張試験結果を Fig. 11 および Fig. 12 に示す. 450°C 時効の場合 10 000min 時効試料のみが引張速度 1~0.005mm/min の範囲で同様な延性を示すが, 5 000min 以下の時効試料の低速引張りでは延性の減少がみられる. 475°C 時効の場合も 0.005 mm/min の引張りにおいて 300min までの時効試料で延性の減少がみられるとしてよい. なお 450°C 時効の結果から推定されるように, 14Ni-15Co-7Mo を 425° で 10 000min まで時効した試料では, いずれも低速引張りで延性の減少が顕著である.

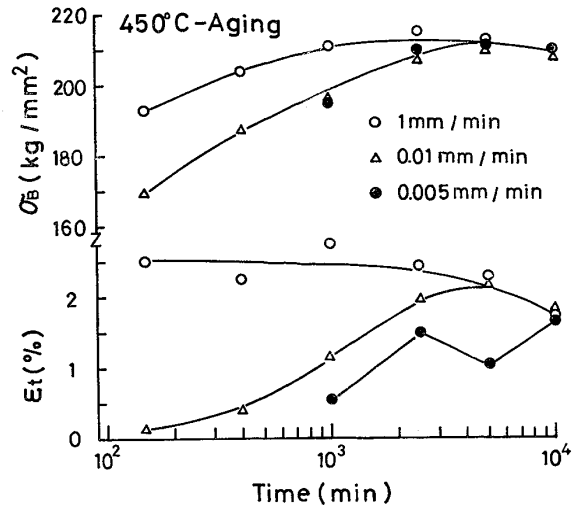


Fig. 11. Effect of cross head speed on the tensile properties of the 14Ni-15Co-7Mo maraging steel aged at 450°C for various times.

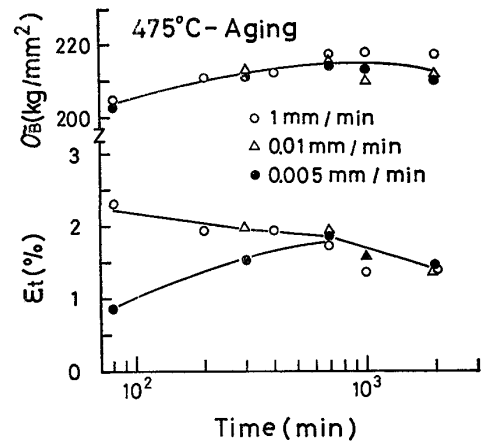


Fig. 12. Effect of cross head speed on the tensile properties of the 14Ni-15Co-7Mo maraging steel aged at 475°C for various times.

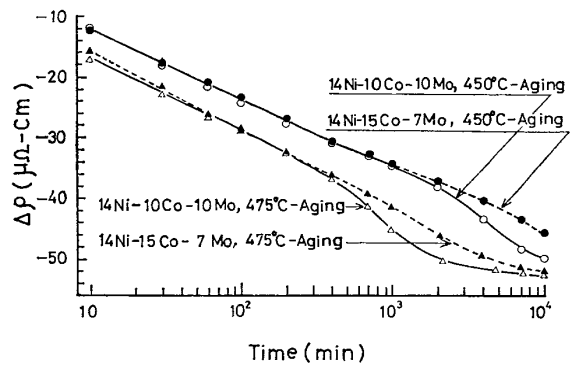


Fig. 13. Decrease in specific resistivity at liquid nitrogen temperature during isothermal aging of the 14Ni-10Co-10Mo and 14Ni-15Co-7Mo maraging steels.

Fig. 8~Fig. 12 の比較から明らかなように、最高時効強度は 14Ni-10Co-10Mo の方がやや大きい。しかし低速引張りにおける延性の減少は 14Ni-15Co-7Mo の方が顕著で、同一時効温度で 14Ni-10Co-10Mo より長時間時効しないと低速引張りにおける延性の減少を除去できない。比較的初期の時効試料において低速引張りで延性が減少する理由は既に述べたが、14Ni-10Co-10Mo に比較して 14Ni-15Co-7Mo の方が同一時効温度で基質と整合した微細析出相が長時間形成されていて、このため比較的長時間の時効試料まで負荷時に迂り帯が不均一に分布する傾向になると考えられる。この推定は、析出にもなう比抵抗減少(溶体窒素温度) Fig. 13 から妥当と考えられる。すなわち既報^{9)~10)}で詳しく述べたが、Phase L の析出によつて第 1 段階の比抵抗減少がおこり、さらに長時間の時効で Phase H の形成がすすむにともない第 2 段階の比抵抗減少が明瞭になる。Fig. 13 から明らかなように、14Ni-15Co-7Mo の方が長時間時効後に第 2 段階の比抵抗減少が明瞭になる。基質と整合した微細析出相の分散は、Phase L が析出する比較的初期の時効段階で顕著であると考えられるが、Fig. 13 は 14Ni-15Co-7Mo において Phase L がより長時間まで存在し得ることを示している。

3.1 において、低速引張りで延性が減少する現象と析出相とが単純に対応しないことを指摘した。しかし 14Ni-10Co-10Mo と 14Ni-15Co-7Mo との比較から推定されるように、Phase L が準安定相として存在できる時効領域(時効温度および時効時間)が広いほど、時効初期に低速引張りで延性が減少する現象が広い時効条件(温度および時間)にわたつてあらわれると考えられる。Fe-Ni-Co-Mo 系マルエージ鋼において、Phase L が準安定相として析出する時効領域は、Ni, Co, Mo などの含有量を増加すると顕著に拡張されることを既に詳しく報告した⁹⁾。

4. 総 括

(1) 溶体化後 450°C~575°C で時効した 280kg/mm² 級マルエージ鋼の場合、比較的低温(450°C~500°C)で時効した試料および最高時効強度をこえて軟化した試料などの延性は、低速引張り(0.005mm/min)で減少する。

低温時効試料には基質と整合した微細な Phase L の析出相が主として形成されていて、負荷時に大きい応力集中を形成しやすく、低速引張りで試料に含有される水素が応力集中領域に拡散してクラックの発生を容易にすると考えられる。

Phase H の生成量を増加した過時効試料の場合には

迂り帯の分布は比較的均一と推定されるが、硬い析出相(Phase H)が形成されていて加工硬化能も大きい。このため硬い析出相のまわりに応力集中を形成しやすく、低速引張りで水素が応力集中領域に拡散してクラックの発生を容易にすると考えられる。

Phase L と Phase H が適当な量で混合した析出状態で、迂り帯の分布が比較的均一になり負荷時に大きい応力集中を形成しにくいような析出状態において、低速引張りでの延性減少が最も小さくなると考えられる。

(2) 溶体化後 40% 冷間圧延してから時効した 280 kg/mm² 級マルエージ鋼の圧延方向の引張りでは、低速引張りにおける延性の減少は比較的低温の時効で基質と整合した Phase L が多く形成されている試料で認められるが、過時効試料では認められない。また横方向の引張りでは、時効組織の如何にかかわらず低速引張りで延性の減少が認められた。

(3) 析出相は、比較的低温の時効で Phase L、高温時効で Phase H が形成されるが、Phase L が析出する比較的初期の時効段階で基質と整合した微細析出相が顕著に形成される。したがつて比較的初期の時効において低速引張りで延性の減少がみられる時効領域(温度および時間)は、Phase L が準安定相として析出する時効領域に関連する。

14Ni-10Co-10Mo と 14Ni-15Co-7Mo との間で、同一時効温度で Phase L が存在できる時効時間を比較すると、14Ni-15Co-7Mo において、より長時間存在できる。これに対応して、時効初期に低速引張りで延性が減少する現象も 14Ni-15Co-7Mo において、より広い時効領域にわたつてあらわれる。

文 献

- 1) 添野 浩, 黒田哲郎, 田口和夫: 鉄と鋼, 64 (1978), p. 1056
- 2) G. W. TUFFNELL and R. L. CAIRNS: Trans. ASM, 61 (1968), p. 798
- 3) C. S. CARTER: Met. Trans., 1(1970), p.1511, 2 (1971), p. 1621
- 4) A. J. STAVROS and H. W. PAXTON: Met. Trans. 1 (1970), p. 3049
- 5) H. J. RACK and D. KALISH: Met. Trans., 2 (1971), p. 3011
- 6) 河部義邦, 金尾正雄, 中沢興三, 宗木政一: 鉄と鋼, 60 (1974), p. 269
- 7) 河部義邦, 中沢興三, 金尾正雄, 宗木政一: 鉄と鋼, 60 (1974), p.1613
- 8) 添野 浩: 金属学会誌, 39 (1975), p. 528
- 9) 添野 浩, 土屋正利: 金属学会誌, 44 (1977), p. 647, 756
- 10) 添野 浩, 近崎充夫, 土屋正利: 鉄と鋼, 63

- (1977), p. 505
- 11) 例えば, 鉄鋼基礎共同研究会遅れ破壊部会: 水素による遅れ破壊の機構 (昭 50, 10 月)
- 12) E. HORNBÖGEN: Z. Metallk., 58 (1967), p. 28
- 13) 安中 嵩, 荒木 透: 金属学会誌, 36 (1972), p. 1202, 38 (1974), p. 877
- 14) 例えば, 村上陽太郎: 金属学会々報, 17 (1978), p. 190
-