

UDC 669.15'24'28-157.8-194.55 : 621.785.797 : 669.1.017.3 :
539.374 : 539.4.019.1

論 文

18%Ni マルエージ鋼の変態誘起塑性挙動*

上野 恵 尉**・小林 勝***

鎌田 充也**・中根 龍男****

Behaviour of Transformation Induced Plasticity of 18%Ni
Maraging Steels

Keii UENO, Masaru KOBAYASHI, Atsuya KAMADA, and Tatsuo NAKANE

Synopsis :

The behaviour of transformation induced plasticity under tensile test has been experimentally investigated at various temperatures between 300°C and room temperature, and at various strain rates for 18% Ni maraging steels. The results obtained are as follows :

(1) Total elongation up to about 60% is obtained at the optimum condition (strain rate of below 0.03/min and temperature of 225°C for the 210 kg/mm² class maraging steel or temperature of 275°C for the 245 kg/mm² class one).

(2) The "n value" (work hardening exponent) is not constant with increase in strain, and have two peaks at the optimum condition mentioned above. The first peak indicates the characteristic of work hardening of austenite and the second one depends on the work hardening by transformation.

(3) Total elongation is constant (about 60%) at strain rate of below 0.03/min, decreases with increase in strain rate in the range of 0.03~0.3/min and is constant (about 30%) over 0.3/min at above mentioned temperature. Decrease of total elongation in high strain rate depends on the heat of deformation.

(4) In the double stage tensile test, the optimum temperature in the second stage to get maximum total elongation for the 210 kg/mm² class maraging steel, which is 20% prestrained at 300°C in the first stage, is 20 degrees lower than that of single stage tensile test, and the range of temperature to get more than 40% total elongation is 6 times of that of single stage tensile test.

(5) The tensile strength and optical microstructure at room temperature are not significantly affected by the transformation induced plasticity.

1. 緒 言

マルエージ鋼は極低炭素の Fe-Ni をベースに Co, Mo などの強化元素を添加したものであり、比強度 (強度/密度) が極めて大きい材料である。この材料は航空機、压力容器などに使用されており、近年量産品にも用途が拡大されつつある。量産品の製造には塑性加工が望ましいが、マルエージ鋼は溶体化処理を施した状態でも、室温の変形抵抗は約 100kg/mm² (981MPa) と大きく、また伸びは 5~6% と小さいため、成形は容易ではない。これまでのマルエージ鋼に関する研究は強度を主

にした金属学的な研究¹⁾ が主体であり、塑性変形および加工に関する研究²⁾ はほとんどない。

そこで著者らは成形性改善法として、溶体化処理温度からの冷却過程で生ずる組織変化 (オーステナイト→マルテンサイト) を利用した変態誘起塑性 (TRIP : Transformation Induced Plasticity) に着目して研究を進めた。変態誘起塑性を塑性加工に利用するには、温度、ひずみ速度、応力状態などの成形性への影響を明らかにする必要がある。本報においては、マルエージ鋼の変態誘起塑性挙動に対する温度、ひずみ速度の影響を単軸応力状態 (引張試験) で調べた結果について述べ、応力状

* 昭和 52 年 4 月本会講演大会にて発表 昭和 53 年 4 月 10 日受付 (Received April 10, 1978)

** (株)日立製作所生産技術研究所 (Production Engineering Research Laboratory, Hitachi Ltd., 292 Yoshida-cho Totsuka-ku Yokohama 244)

*** (株)日立製作所生産技術研究所 工博 (Production Engineering Research Laboratory, Hitachi Ltd.)

**** (株)日立製作所生産技術研究所 (現:熊本大学) (Production Engineering Research Laboratory, Hitachi Ltd., Now Kumamoto University)

態および実際のプレス成形での問題点などについては次報で述べる。

なお、この他の成形性改善法としては過時効処理によつて残留オーステナイトを生じさせその変態誘起塑性を利用する方法もあるが、この場合には成形後にもう一度溶体化処理を施さなくては時効後に十分な強度が得られないという問題点がある。

また、他の材料の変態誘起塑性に関する研究は、SUS 304 に代表されるオーステナイト系ステンレン鋼に関してかなり詳細に研究されており^{3)~5)}、プレス成形性に関する研究も少なくない⁶⁾。

2. 実験方法

2.1 供試材

供試材は各種マルエージ鋼の中より、210kg/mm² 級および 245kg/mm² 級の 18%Ni マルエージ鋼の 2 種類である。本材料は Fe-18%Ni をベースに強化元素の Co, Mo, Ti など添加したものであり、その化学成分を Table 1 に示す。供試材の室温での組織はマルテンサイト組織になっており、変態誘起塑性を生じさせるためには Ms, Mf 点を知る必要があり、まず微量定荷重熱膨

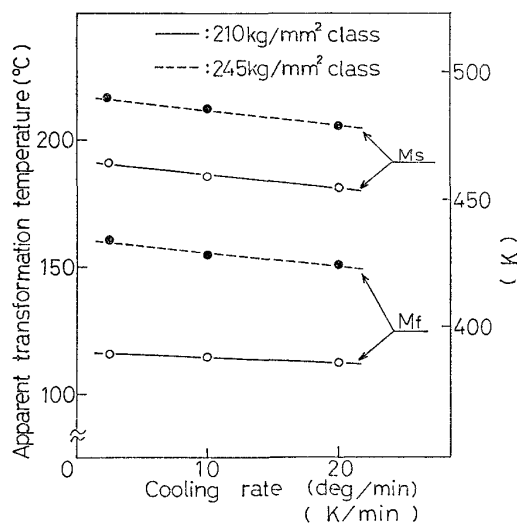


Fig. 1. Relation between cooling rate and apparent transformation temperature.

脹計 (TDA 標準型: 理学電機製) を用いて熱膨脹曲線を求めた。試料は幅 4mm, 長さ 20mm, 板厚 1mm であり両端面は研磨してある。測定条件は加熱速度 40 deg/min, 最高加熱温度 900°C (1173K), 冷却速度は 5, 10 および 20deg/min である。この熱膨脹曲線より求めたみかけの Ms, Mf 点の冷却速度依存性を Fig. 1 に示す。温度測定の時間的遅れを考慮して冷却速度零の点で Ms, Mf 点を定義すると、210 kg/mm² 級および 245kg/mm² 級の Ms, Mf 点はそれぞれ 190°C (463 K), 110°C (383K) および 220°C (493K), 160°C (433K) と認められる。

2.2 実験方法

引張試験片は板厚 0.5mm の冷間圧延板より Fig. 2 に示すような形状に削り出し、実験に供した。試験片の採取方向 (長手方向) は圧延方向と一致させてある。

実験はインストロン型材料試験機に付属の高温真空炉 (真空度: 10⁻² Torr) を取り付けて行なつた。引張速度は $V=0.1\sim 50$ mm/min (ひずみ速度 $\dot{\epsilon}=0.003\sim 1.7$ /min) の間の 6 段階である。

溶体化処理条件は 820°C (1093K), 30min であり、冷却速度 5deg/min で所定の温度まで冷却し、その温度で 10min 保持した後、実験を行なつた。また、実験温度は Md 点直上から室温までの範囲とした。

3. 実験結果および検討

3.1 温度の影響

伸びおよび 0.2% 耐力の温度依存性を Fig. 3 に示すこれによると、Mf 点 (210kg/mm² 級の場合は 110°C (383 K), 245kg/mm² 級の場合は 160°C (433 K) 以下では安定なマルテンサイト組織になっているため、全伸び、0.2% 耐力ともほぼ一定である。また、210kg

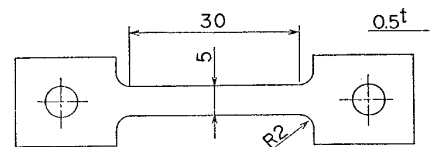


Fig. 2. Dimension of specimen.

Table 1. Chemical composition of 18%Ni maraging steels.

wt% (vol %)

	Ni	Co	Mo	Ti	Al	C	Si	Mn	P	S
210 kg/mm ² class	18.71 (16.78)	9.35 (10.40)	5.14 (4.02)	0.90 (1.60)	0.10 (0.30)	0.007 (0.025)	0.02 (0.07)	0.02 (0.02)	0.005 (0.017)	0.006 (0.023)
245 kg/mm ² class	17.05 (15.22)	12.70 (13.20)	4.00 (3.11)	1.64 (2.89)	0.07 (0.21)	0.004 (0.014)	0.05 (0.17)	0.03 (0.03)	0.005 (0.017)	0.005 (0.019)

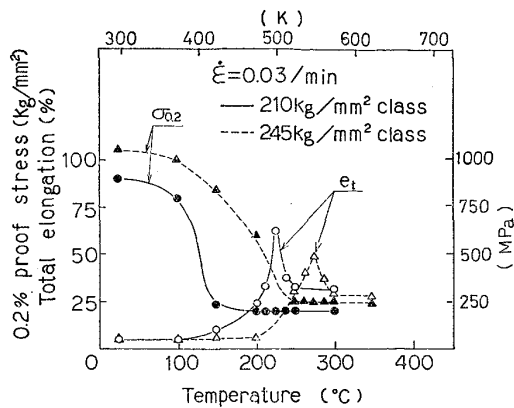


Fig. 3. Effect of testing temperature on total elongation and 0.2% proof stress.

/mm² 級の場合は 250°C (523K) 以上, 245 kg/mm² 級の場合は 300°C (573K) 以上では全伸びは一定になっている。これは, このような温度域では安定なオーステナイト組織になっており, 大きな応力が加えられても変態を生じないためと考えられる。したがって, Md 点は 210kg/mm² 級の場合は 250°C (523K), 245 kg/mm² 級の場合は 300°C (573 K) である。最大伸びを生ずる温度は 210kg/mm² 級の場合は 225°C (498 K), 245 kg/mm² 級の場合は 275°C (548 K) であり, それらの温度では全伸びは, 室温の約 10 倍と非常に大きな伸びを生じている。全伸びは一様伸びと局部伸びとの和であるが, 局部伸びは温度によらずほぼ一定となっており, 全伸びの増大は一様伸びが増大しているためである。しかし, 大きな伸びが得られる温度域は極めて狭い。例えば 210 kg/mm² 級の場合, 40% 以上の全伸びを確保するには 225°C (498 K) ± 5deg の温度調整が必要となる。また, 0.2% 耐力も変態誘起塑性を生ずる温度域では室温の約 1/4 と大幅に低下しており, ほぼオーステナイトの 0.2% 耐力と同程度になっている。なお, 牧ら⁹⁾ による Fe-Ni-C 合金の実験では, 0.2% 耐力が Ms 点付近で異常に低下することが報告されているが, マルエージ鋼の場合はこのような耐力の異常現象は認められなかった。

以上のように, マルエージ鋼は変態誘起塑性を生じさせることにより室温に比べて非常に大きな伸びと 0.2% 耐力の大幅低下が可能となるが, SUS 304 の場合など⁹⁾ と比較するとその適正温度域はかなり狭くなっている。この理由は SUS 304 と比較して Ni 量が多く, また Cr 量が少いため積層欠陥エネルギーが相対的に大きいためと考えられる⁹⁾。

変態誘起塑性を生ずる場合の *n* 値(加工硬化指数)は, マルテンサイトの発生にともない変化することが田村ら⁹⁾ による Fe-Ni 系合金を用いた実験で明らかにさ

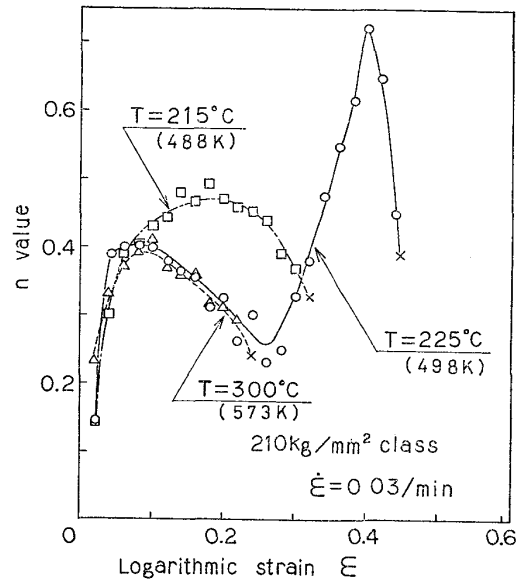


Fig. 4. Variation of *n* value (work hardening exponent) with logarithmic strain at each temperature.

れている。210 kg/mm² 級マルエージ鋼について, 応力-ひずみ曲線より *n* 値のひずみ量に対する変化挙動を調べた結果を Fig. 4 に示す。最大伸びを示した 225°C (498 K) では *n* 値は 2 つのピークを生じており, これはステンレス鋼などでは認められなくマルエージ鋼の変態誘起塑性の特徴である。前半のピークは 300°C (573 K) (安定オーステナイト温度域) での挙動と良く似ており, オーステナイトの加工硬化特性を表わしているものと考えられ, 一方後半のピークは加工誘起変態によるマルテンサイト発生時の加工硬化特性を表わしているものと考えられる。最適温度より 10 deg 低い 215°C (488 K) では大きなピークが 1 つ生じているだけであり, これはマルテンサイトの発生がひずみの小さいとき(応力の小さいとき) から起こり, これによるピークがオーステナイトの加工硬化によるピークに重なっているためと思われる。

次に, 引張試験における塑性不安定について調べてみた。安定・不安定の判定条件としては次式が知られている¹⁰⁾。

$$f(\sigma, \epsilon) = A \cdot \sigma \cdot d\epsilon \left(\frac{d\sigma}{d\epsilon} / \sigma - 1 \right) \dots\dots\dots (1)$$

- $f > 0$ 安定
- $f = 0$ 不安定開始点
- $f < 0$ 不安定

n 乗硬化則 ($\sigma = F \epsilon^n$: *F*, *n*.....定数) が成立するような材料では, (1) 式に *n* 乗硬化則を代入すると, 一様伸びの限界である不安定開始点は $\epsilon = n$ となる。しか

し、マルエージ鋼のように変態誘起塑性を生ずる場合には、Fig. 4 で示したように n 値は大きく変化するの
で、 n 乗硬化則が成立しているとは言えず、 n 値で延性を
を評価することは困難である。そこで、(1) 式の $\frac{d\sigma}{d\epsilon}/\sigma$
の変化挙動を応力-ひずみ曲線より求めたのが Fig. 5 で
ある。 $\frac{d\sigma}{d\epsilon}/\sigma$ が 1 以下になると、塑性不安定すなわち
くびれが生じて破断してしまうことを示している。この
図において、最大伸びを示す 225°C (498 K) では、
 $\frac{d\sigma}{d\epsilon}/\sigma$ は 1 に近づいたのち、加工誘起マルテンサイト
生成による硬化のため再び上昇して大きな破断伸びを示
す。この再上昇部分が Fig. 4 に示した 225°C (498 K)
の n 値の後半のピークに相当する部分である。215°C
(488 K) の場合には $\frac{d\sigma}{d\epsilon}/\sigma$ は 225°C (498 K) の場合より
同一ひずみ量において相対的に大きい、破断伸びは小
さくなり $\epsilon = 0.3$ で不安定に達してしまう。これは、
Ms 点 (190°C (463 K)) により近い温度での変形のため

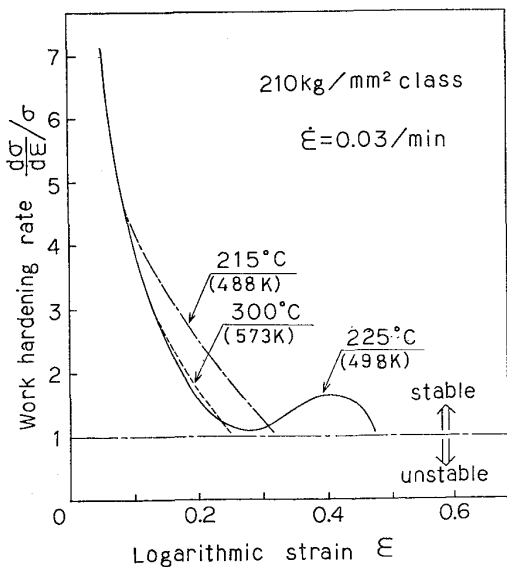


Fig. 5. Variation of work hardening rate with logarithmic strain of each temperature.

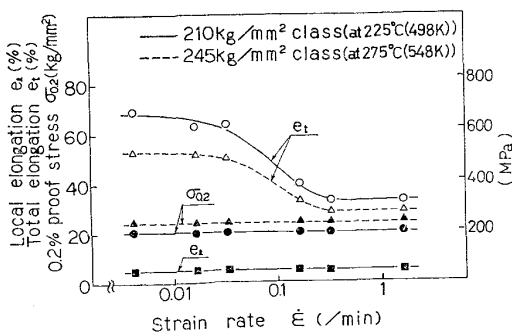


Fig. 6. Effect of strain rate on 0.2% proof stress, total elongation and local elongation.

小さなひずみで加工誘起マルテンサイト生成による硬化
が生ずることによるためと考えられる。

3.2 ひずみ速度の影響

全伸びおよび 0.2% 耐力のひずみ速度依存性を Fig.
6 に示す。実験温度は Fig. 3 において 210 および 24
5 kg/mm² 級マルエージ鋼が、それぞれ最大伸びを示す
225°C (498 K) および 275°C (548 K) とした。全伸びは
ひずみ速度の影響が大きく、ひずみ速度が 0.03/min
以下および 0.3/min 以上ではほぼ一定となつてい
るが、この間では急激に減少している。また局部伸びはひ
ずみ速度によらずほぼ一定しており、全伸びの変化は一
様伸びの変化によるものであるといえる。一方、0.2%
耐力はひずみ速度によらずほぼ一定している。これは実
験温度が Ms 点よりむしろ Md 点に近いため耐力を測
定しているひずみ量 0.2% では変態を生じておらず、し
たがってこの 0.2% 耐力はオーステナイトの変形特性
を表わしているためと考えられる。また大きいひずみの
領域においても変形抵抗へのひずみ速度の影響はないこ
とを実験的に確認しており、したがって塑性不安定の判
定条件を (1) 式のように応力とひずみの関数と仮定した
ことは妥当といえる。

高ひずみ速度における温度の全伸びへの影響を Fig.
7 に示す。高ひずみ速度においては大きな伸びが得られ
る温度域は存在なくなり、また伸びが著しく減少する
温度は低温側にずれ、Ms 点 (190°C (463 K)) 以下でも
かなりの伸びを示す。

このように伸びへのひずみ速度の影響が生ずる理由の
一つとして塑性変形による発熱の影響が考えられる。
BREZZANELLI ら¹¹⁾ により SUS 301 および SUS 304 の
空気中の引張試験において伸びのひずみ速度依存性がある
ことが明らかにされており、ひずみ速度が大きい場合

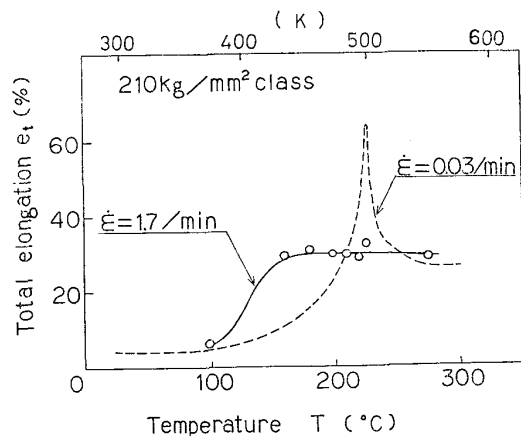


Fig. 7. Relation between temperature and total elongation at high strain rate.

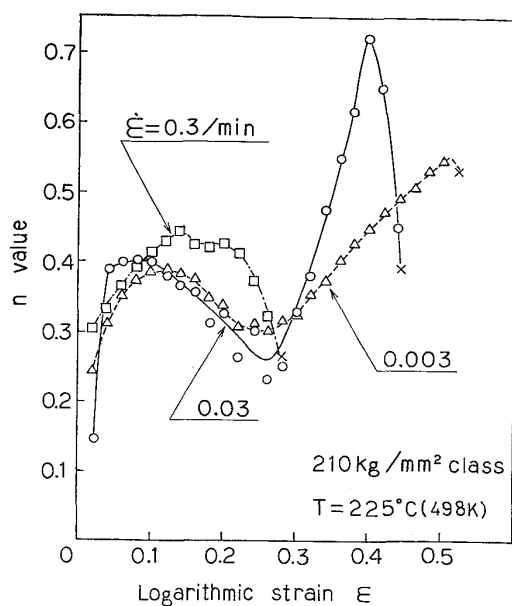


Fig. 8. Variation of n value (work hardening exponent) with logarithmic strain at each strain rate.

には試料が塑性変形中にかなり温度上昇することも実測されている。本実験は試験片の酸化防止のため真空中で行なっており、空气中よりさらに塑性変形熱の発散が起こりにくい。したがって温度上昇が生じやすい。マルエージ鋼は Fig. 7 に示すように、ひずみ速度が小さい場合でも大きな伸びが得られる温度域が狭く、また温度変化に対し伸びは大きく変化する。これは伸びへのひずみ速度の影響が大きくなる原因と考えられる。

ひずみ速度が異なる場合の n 値のひずみ量に対する変化挙動を Fig. 8 に示す。温度は Fig. 3 において 210 kg/mm^2 級マルエージ鋼が最大伸びを示す 225°C (498 K) である。ひずみ速度が小さい場合には、 n 値は 2 つのピークを有しており、一方高ひずみ速度においては後半のピークを生じないうちに破断してしまう。前半のピークは Fig. 4 における 300°C (573 K) のピークの形状とほぼ一致しており、オーステナイトの加工硬化特性を表わしているものと考えられる。したがって、ひずみ速度が大きい場合にはマルテンサイトをほとんど発生せず破断しているものと推定される。一方、ひずみ速度が小さくなると後半のピークが生ずるようになるが、ピークの形状はひずみ速度によつて異なる。これはマルテンサイトの発生する時期の違いによるものと考えられるがその詳細については後述する。

$\frac{d\sigma}{d\varepsilon}/\sigma$ のひずみ速度による変化挙動を Fig. 9 に示す。ひずみ速度が大きい場合 ($\dot{\varepsilon}=0.3/\text{min}$) にはひずみ量が比較的小さいうちに塑性不安定に達して破断するが、

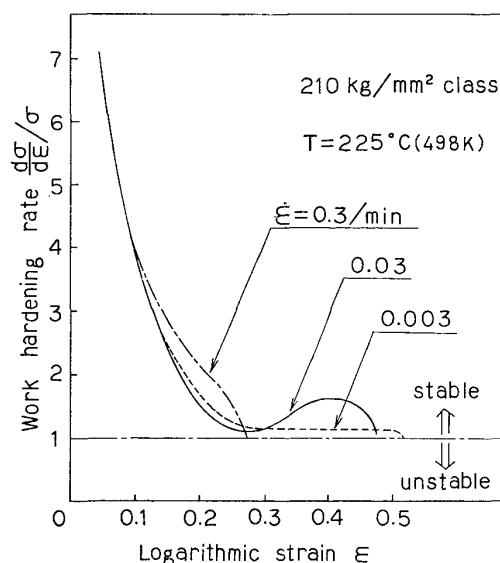


Fig. 9. Variation of work hardening rate with logarithmic strain at each strain rate.

ひずみ速度が $0.03/\text{min}$ の場合にはひずみ量が 0.25 付近で $\frac{d\sigma}{d\varepsilon}/\sigma$ が 1 近くまで低下したのち、再び大きくなり大きな延性を示している。そして、さらに低ひずみ速度の場合 ($\dot{\varepsilon}=0.003/\text{min}$) には、ひずみの後半において $\frac{d\sigma}{d\varepsilon}/\sigma$ が 1 直上のまま維持されて変形が進行し、最も大きな延性を示している。

この差異はマルテンサイトの発生時期との関連において次のように考えられる。すなわち、ひずみ速度が $0.003/\text{min}$ の場合には、ひずみ量が 0.25 付近からマルテンサイトを発生し始め、その後は塑性不安定に至らないために必要な加工硬化を維持するマルテンサイトを発生しており、したがって $\frac{d\sigma}{d\varepsilon}/\sigma$ が 1 近くの値を維持した状態で大きな延性を示すものと考えられる。一方、ひずみ速度が $0.03/\text{min}$ の場合には、ひずみ量が 0.25 付近よりマルテンサイトを発生し始めるのは同様であるが、その後は前者より多くのマルテンサイトを発生するので加工硬化は大きくなり、したがって $\frac{d\sigma}{d\varepsilon}/\sigma$ は再び大きくなるものと考えられる。マルテンサイトの発生状況としては、全発生量が限られているので、より大きな延性を得るには前者の方が有効と判断される。

3.3 温度変換を利用した二段成形

オーステナイト系ステンレス鋼の成形では延性向上法として、第一段変形は変態誘起塑性温度域より高温で変形を与え、引続いて温度を低下させて第二段変形を与える方法が知られている¹²⁾。これを二段成形と呼ぶことにする。この方法をマルエージ鋼に適用する方法として、第一段変形では温度 300°C (573 K) において 20% のひ

ずみを与え、その後温度を低下して第二段変形を行なった結果を Fig. 10 に示す。二段成形を行なった場合には、全伸びの最高値（第一段変形と第二段変形との和）は一段成形の場合とほぼ一致しているが、最大伸びが得られる温度は 205°C (478 K) と約 20 deg 低下し、また大きな伸びの得られる温度域が大幅に拡大する。例えば、40% 以上の全伸びを確保するには、一段成形の場合には $220\sim 230^{\circ}\text{C}$ ($493\sim 503\text{ K}$) にする必要があるが、二段成形では $150\sim 210^{\circ}\text{C}$ ($423\sim 483\text{ K}$) でよい。二段成形を行なっても全伸びが増大しない理由としては、通常のオーステナイト系ステンレス鋼を一段成形する場合は最大伸びを示す温度でも破断後に残留オーステナイトが相当残っているが¹²⁾、マルエージ鋼は一段成形でもほぼ 100% マルテンサイト変態しているためと思われる。また、大きな伸びの得られる温度域が拡大するのは、第一段変形によつて、オーステナイトの安定度が増し、 M_s , M_d 点がいずれも低下するが、 M_s 点の低下の程度

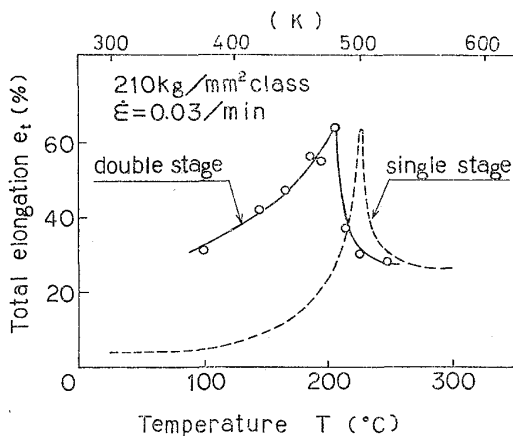


Fig. 10. Relation between total elongation and temperature with double stage tensile test (first stage strain 20% at 300°C).

の方がより大きいと思われる。これはあたかも結晶粒径が小さくなったのと同様な効果⁵⁾を示している。

高ひずみ速度において、二段成形を行なった場合の全伸びを Fig. 11 に示す。一段成形では全伸びのピークは認められなかったが、二段成形では 155°C (428 K) 付近で約 40% の全伸びのピークを生じている。この理由は前項で述べたように高ひずみ速度では塑性変形熱の蓄積が避けられないが、二段成形においては Fig. 10 に示したように大きな伸びが得られる温度域が拡大されたことにより、塑性変形による発熱の結果温度上昇が生じても大きな伸びが得られる温度域が存在し得るためと思われる。

塑性変形による発熱の結果の温度上昇を断熱変形の仮定のもとに計算すると、ひずみ量の増大に比例して温度は上昇し、ひずみ量 0.3 では 43 deg の温度上昇となる。

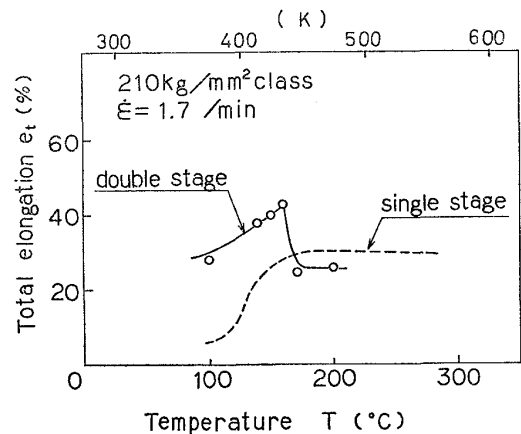
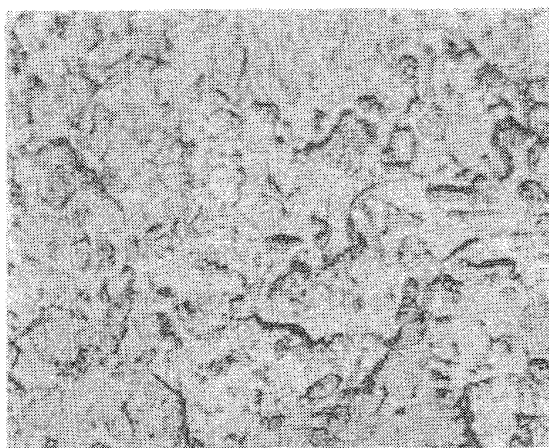
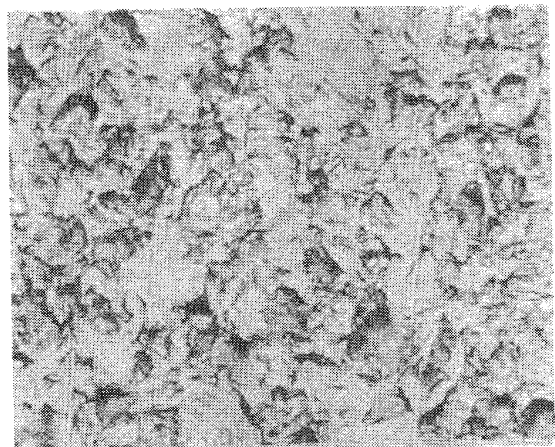


Fig. 11. Relation between total elongation and temperature with double stage tensile test at high strain rate (first stage strain 20% at 300°C).

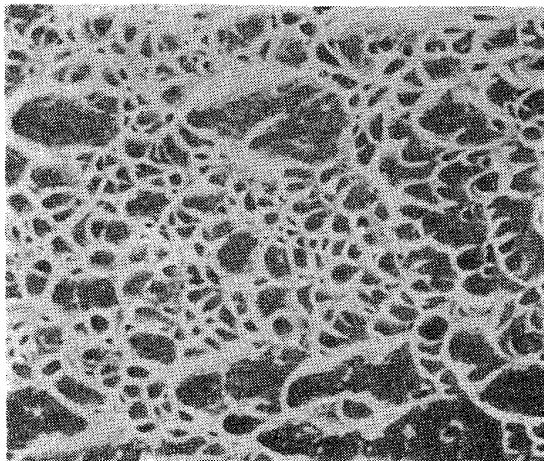
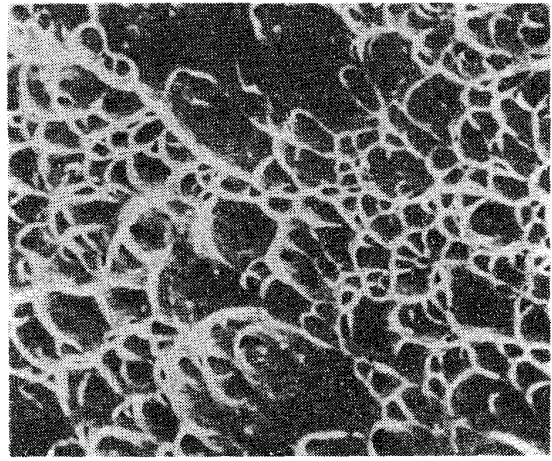


(a) Solution treated



(b) 45% deformed at 225°C (498 K)

Photo. 1. Microphotographs of 210 kg/mm² class maraging steel. ($\times 1000$)

(a) Fractured at room temperature
($\epsilon_t=6\%$)(b) Fractured at 225°C
($\epsilon_t=60\%$)Photo. 2. Scanning electron micrographs of fracture surface of 210 kg/mm² class maraging steel.
(×900)

4. 考 察

4.1 成形後の組織

210kg/mm² 級材の溶体化処理後および変態誘起塑性 ($T=225^\circ\text{C}$ (498 K)) で 45% の変形を与えた後の室温における組織写真を Photo. 1 に示す。これによると結晶粒径は共に数 μ 以下で非常に細かく、変態誘起塑性によつて変形を与えたことの影響はほとんど認められない。

室温および 225°C (498 K) 破断させた場合の破面の走査電顕写真を Photo. 2 に示す。破断までの全伸びは室温の場合は 6%、225°C (498 K) の場合は 60% と大幅に異なるが、破断は両者の場合とも典型的なディンブルパターンであり大差は認められない。この理由としては、変態誘起塑性を生ずる場合でも 3.3 項で述べたように破断直前ではほぼ 100% マルテンサイトになつており、したがつて破断時にはマルテンサイトの破断となり、室温と同じ破断パターンとなるものと考えられる。また、3.1 項で述べた破断部近傍の局部変形を表わす局部伸びが温度によらずほぼ一定していることも同様な理由と思われる。

4.2 時効後の強度

各種処理後の室温における 0.2% 耐力および引張強さを Table 2 に示す。時効前の室温での 0.2% 耐力および引張強さとも変態誘起塑性により変形を与えても溶体化処理材と比較して大差がない。また、時効後の強度にもほとんど影響しない。245 kg/mm² 級の場合も 210 kg/mm² 級と同様に変態誘起塑性の影響はほとんど認められない。

Table 2. Tensile strength at room temperature.
(210 kg/mm² class)

Treatment	$\sigma_{0.2}$ kg/mm ² (MPa)	σ_B kg/mm ² (MPa)
Solution treated	86.0 (842)	101.8 (998)
TRIP (45% elongated)	88.4 (866)	102.6 (1006)
Solution treated→aging	208.0 (2038)	213.9 (2096)
TRIP (45% elongated) →aging	207.2 (2031)	212.8 (2085)

(245 kg/mm² class)

Solution treated	107.6 (1055)	117.8 (1154)
TRIP (45% elongated)	109.5 (1073)	119.5 (1172)
Solution treated→aging	235.8 (2311)	242.0 (2372)
TRIP (45% elongated) →aging	235.0 (2303)	241.0 (2362)

(aging : 490°C (763K) × 5h)

5. 結 言

210 kg/mm² 級および 245 kg/mm² 級マルエージ鋼の成形性向上法として、変態誘起塑性の利用について検討を行ない、加工温度、ひずみ速度などの成形性への影響を明らかにした。その結果を要約すると次の通りである。

(1) 210 kg/mm² 級の場合は 225°C (498 K) で、ま

た 245 kg/mm² 級の場合は 275°C (548 K), でそれぞれ最大伸びを生じ, それらの温度では室温の約 10 倍の伸びとなつている. また, その場合の 0.2% 耐力はオーステナイトの耐力である. (室温の約 1/4)

(2) 変態誘起塑性を生ずる条件下では, n 値のひずみに対する変化挙動は 2 つのピークを有する曲線になつており, 前半のピークはオーステナイトの加工硬化特性を, 後半のピークはマルテンサイトの発生による加工硬化特性を表わしているものと考えられる.

(3) 変態誘起塑性を生ずる温度域では伸びはひずみ速度に強く依存する. 高ひずみ速度 ($\dot{\epsilon} > 0.3/\text{min}$) での伸びはオーステナイト温度域での伸びと同程度になり, マルテンサイトをほとんど発生していないものと考えられる.

(4) 塑性不安定条件から考察すると, 低ひずみ速度 ($\dot{\epsilon} = 0.003/\text{min}$) ではマルテンサイトは破断に至らない必要最小の加工硬化を維持するだけの量を発生していると考えられ, ほぼ理想的な変形となつている.

(5) オーステナイト温度域では第一段変形を与え, 引続いて温度を低下させた後に第二段変形を与える二段成形法では, 一段成形と比較して全伸びはほとんど変わらないが, 最大伸びを示す温度は約 20 deg 低下し, また大きな伸びが得られる温度域が大幅に拡大される.

(6) 一段成形では高ひずみ速度 ($\dot{\epsilon} = 1.7/\text{min}$) になると大きな伸びが得られる温度域が存在しなくなるが, 二段成形することにより 40% 程度の全伸びのピークを有するようになる.

(7) 変態誘起塑性により変形を与えても, 光学顕微鏡組織および強度上からは溶体化処理材と比較してほとんど差異は認められない.

(8) 破断面の走査電顕の観察によると, 変態誘起塑性を生ずる場合の破面は溶体化材の室温での破面 (ディンプルパターン) とほぼ同じパターンを示している.

文 献

- 1) 例えば, 添野 浩, 黒田 哲郎, 土屋正利, 田口和夫: 鉄と鋼, 62 (1976), p. 56
- 2) J. C. WRIGHT: Sheet Metal Ind., (1974-2), p. 80
- 3) D. C. LUDWIGSON & J. A. BERGER: JISI, 207 (1969), p. 63
- 4) 野原清彦, 小野 寛, 大橋延夫: 鉄と鋼, 63 (1977), p. 772
- 5) 牧 正志, 友田 陽, 田村今男: 日本金属学会誌, 38 (1974), p. 871
- 6) 例えば, 星野和夫: 塑性と加工, 16 (1975), p. 993
- 7) 河合 望, 後藤 学, 松田敏雄: 塑性と加工, 15 (1974), p. 11
- 8) 田村今男: 鉄鋼材料強度学, (1970), p. 239, [日刊工業新聞社]
- 9) 田村今男, 牧 正志, 波戸 浩, 油井孝輔: 日本金属学会誌, 33 (1969), p. 1383
- 10) W. ジョンソン, P. B. メラー: 塑性加工学 I, p. 175, [培風館]
- 11) J. P. BRESSANELLI & A. MOSKOWITZ: Trans. ASM, 59 (1966), p. 223
- 12) 河合 望, 済木弘行, 平手久徳: 塑性と加工, 17 (1976), p. 899