

© 1990 ISIJ

/////////
 論文
 ///////////

Mo を含む準安定オーステナイト系ステンレス鋼の逆変態機構と機械的性質

富村 宏紀*・高木 節雄*²・徳永 洋一*²

Process of Reversion and Mechanical Properties in Metastable Austenitic Stainless Steels Containing Molybdenum

Kouki TOMIMURA, Setsuo TAKAKI and Youichi TOKUNAGA

Synopsis:

Effect of molybdenum on the behavior of reversion of deformation induced martensite to austenite and the mechanical properties of specimens containing reversed austenite were investigated within (15.5 ~ 13)% Cr-11%Ni-(0~2.5)%Mo steels by means of transmission electron microscopy, magnetic analysis and tensile testing. Reversion treatment of martensite to austenite was performed at a higher heating rate using a salt bath and at lower heating rate using an electric furnace. The results obtained are as follows.

(1) The steels used almost transform to lath martensite (α') from austenite (γ) by 90% cold rolling at 290 K. Effect of molybdenum on γ stability against deformation is almost same as that of chromium.

(2) The temperature range for reversion rises with increasing molybdenum content.

(3) In case of 923 K annealing at a higher heating rate, a process of reversion is changed from a martensitic type to a diffusional one with increasing molybdenum content. A 13%Cr-11%Ni-2.5%Mo steel which reverts to γ by a diffusional process has an ultra fine austenitic structure with a mean grain size of 0.2 μm giving a high 0.2% proof stress of 0.8 GPa, tensile strength of 1.0 GPa, and elongation of 30%.

(4) In case of 923 K annealing at a lower heating rate, α' reverts to γ by a diffusional process at lower heating temperatures. Therefore, molybdenum content of 0.5% is enough to obtain a high strength steel.

Key words: austenitic stainless steel; higher heating rate; lower heating rate; martensitic reversion; diffusional reversion; drag effect; ultra fine grain structure; mechanical property; high strength.

1. 緒 言

オーステナイト (γ) 系ステンレス鋼の高強度化の手段として、著者らは準安定 γ 系の鋼種を選び、いったん冷間加工によりマルテンサイト (α') としたのちに γ への逆変態を利用する加工熱処理法を試み^{1,2)}、 γ 粒径を 0.5 μm まで微細化することに成功した²⁾ が、Fe-Cr-Ni 3 元系ではこれ以上の微細粒を得るのは困難であり、本報ではさらに γ 粒を微細化する目的で Mo を添加した鋼種について検討した。

Mo を添加した γ 系ステンレス鋼では、SUS316 に代表されるように海水などの厳しい使用環境のもとでの耐孔食性・耐すきま腐食性が改善される³⁾ だけでなく、 γ 相の再結晶温度の上昇⁴⁾ ならびに Mo 原子自体のドラッグ効果^{5,6)} により、さらに γ 粒が微細化されることも期待される。

従って、Mo を添加した準安定 γ 系ステンレス鋼では、その $\alpha' \rightarrow \gamma$ 逆変態時にこのような影響が現れることも十分に予想される。マルエージング鋼や Fe-Cr-Ni γ 系ステンレス鋼に Mo を添加した鋼種の逆変態に関する研究はいくつかあるが^{7,8)}、逆変態機構や逆変態 γ 組織に及ぼす Mo 自体の影響を詳細に検討した例は見当たらない。

本研究は、0.5% から 2.5% の Mo を含む準安定 γ 系ステンレス鋼について、 $\alpha' \rightarrow \gamma$ 逆変態機構ならびに逆変態 γ 組織と機械的性質に及ぼす Mo 添加の影響を明らかにしようとするものである。

2. 実験方法

2.1 供試材および熱処理

試料は電解鉄、電解ニッケル、金属クロムおよび金属モリブデンを配合し、高周波真空解炉(真空度約 0.1 Pa)

昭和 62 年 10 月本会講演大会にて発表 平成 2 年 2 月 13 日受付 (Received Feb. 13, 1990)

* 九州大学工学部 (Faculty of Engineering, Kyushu University, 6-10-1 Hakozaki Higashi-ku Fukuoka 812)

*² 九州大学工学部 工博 (Faculty of Engineering, Kyushu University)

Table 1. Chemical composition of steels used (mass%).

Steels	C	Cr	Ni	Mo	Others
0 Mo	0.003	15.27	11.20	0.01	N < 0.005 Si < 0.1 Mn < 0.1
0.5 Mo	0.004	15.08	11.19	0.53	
1.0 Mo	0.003	14.59	11.19	0.99	
1.5 Mo	0.004	14.23	11.12	1.49	
2.0 Mo	0.002	13.62	11.13	1.98	
2.5 Mo	0.002	13.24	11.12	2.49	

で 1.5 kg 溶製したのち、30 mm×50 mm×100 mm の金型に鋳造した。合金成分は、Mo 量によって変化する γ の安定度を一定にするため、Mo+Cr=15.5~16.0% になるように Cr 量を調整した。その化学成分（質量 %）を Table 1 に示す。用いた鋼種は、15.5Cr-11Ni 鋼（以下 0 Mo 鋼）を基本成分にして、Cr を Mo に 1 対 1 でおきかえた Fe-15.0Cr-11Ni-0.5Mo（以下 0.5Mo 鋼）、Fe-14.5Cr-11Ni-1.0Mo（以下 1.0Mo 鋼）、Fe-14.0Cr-11Ni-1.5Mo（以下 1.5Mo 鋼）、Fe-13.5Cr-11Ni-2.0Mo（以下 2.0Mo 鋼）および Fe-13.5Cr-11Ni-2.5Mo（以下 2.5Mo 鋼）である。

試料は 1523 K で 18 ks 均質化焼鈍後、1323 K で厚さ 10 mm（圧下率 70%）まで圧延した。さらに所定の寸法まで切削加工と冷延を施したのち、1373 K-1.8 ks の溶体化処理後、空冷して各種試験に供した。また逆変態処理は塩浴炉と大気炉を用いて行った。逆変態温度域の加熱速度は、それぞれ約 300 K~100 K/s と約 6 K/s であった。逆変態温度の測定には、高周波誘導加熱の膨張測定装置（FORMASTOR-F）を使用した。組織は、硫酸 20%・エチルアルコール 40%・メチルアルコール 40% の電解液によるジェット研磨法で作製した薄膜試料を、200 kV 透過型電子顕微鏡を用いて観察し、 γ 粒径は倍率 100 倍の ASTM 標準組織を基に比較法により決定した。

2.2 マルテンサイトの定量

$\alpha' \rightarrow \gamma$ 逆変態挙動を調査するためには、 α' 量を正確に把握しておく必要があり、本研究では直流磁束計法による飽和磁化の測定⁹⁾で α' 量を求めた。 α' 単相の試料の飽和磁化； I_S^* (Wb/m²) は化学成分に依存し、Fe-Cr-Ni 系ではすでに (1) 式が求められている¹⁾。

$$I_S^* (\text{Wb/m}^2) = 2.154 - 0.0304 \times (\text{Cr} + 0.5\text{Ni}) \quad (1)$$

しかし本鋼種には Mo が含まれるので、 α' 量を正確に定量するにはその影響も把握しておく必要がある。

Fig. 1 に Fe-13Cr-6Ni 3 元合金を基本成分として Mo 量を種々変えた鋼種について、それぞれ 90% の強加工を施して完全に α' 単相とし、その I_S^* と Mo 量の

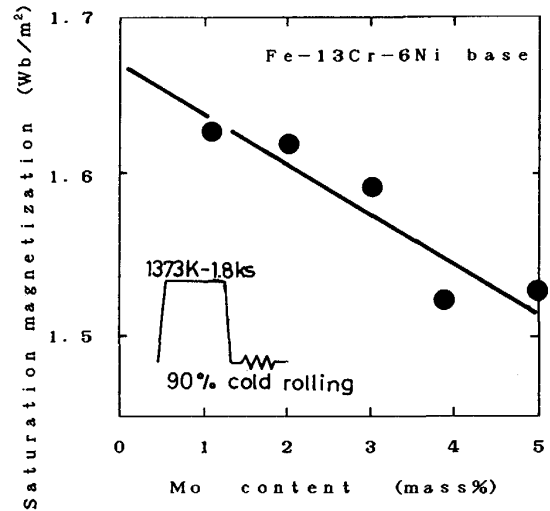


Fig. 1. Effect of molybdenum contents on saturation magnetization in Fe-Cr-Ni alloys.

関係を示す。5% までは Mo 量の増加にともない I_S^* はほぼ直線的に低下しており、この直線の傾きから Mo 量の I_S^* に対する係数を求め、Fe-Cr-Ni-Mo 系合金の I_S^* を与える式として、次式を得た。

$$I_S^* (\text{Wb/m}^2) = 2.154 - 0.0304 \times (\text{Cr} + 0.5\text{Ni} + \text{Mo}) \quad (2)$$

I_S^* に及ぼす固溶 Mo の影響は、Cr と同程度である。 α' 量は、試料の飽和磁化の実測値を I_S^* で除して求めた。

2.3 機械的性質

引張試験は厚さ 0.7 mm・平行部の幅 6 mm・長さ 35 mm の平板試験片を用い、インストロン型試験機（クロスヘッド速度 0.02 mm/s）で行った。0.2% 耐力は、標点間距離 20 mm の伸び計を試験片の平行部に装着して得られる荷重-変位曲線から、また伸びは付合せ法による破断伸びで求めた。

3. 実験結果および考察

3.1 加工誘起マルテンサイトからの逆変態

α' から γ への逆変態を利用して超微細 γ 単相組織を得るには、まず室温での加工で γ 相をほぼ完全に α' 相へ変態させておくことが望ましい¹⁰⁾。Fig. 2 に溶体化空冷後、ほぼ γ 単相である各鋼種を室温 (290 K) で圧延したときの加工率（断面減少率）と加工誘起 α' 量の関係を示す。加工率とともに α' 量は増加するが、その挙動には鋼種間で差異はなく、いずれも加工率 80% 以上で α' 単相になっている。強加工を施したときの $\gamma \rightarrow \alpha'$ 変態に対する安定度に及ぼす Mo の影響は Cr とほぼ同程度と考えられ、これは他の研究者の Md_{30} などの

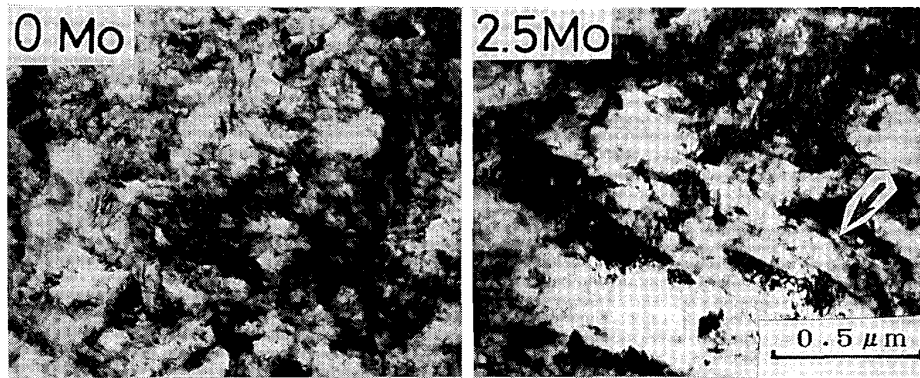


Photo. 1. Transmission electron micrographs of lath martensite induced by 90% cold rolling at 290K in 0Mo and 2.5Mo steels.

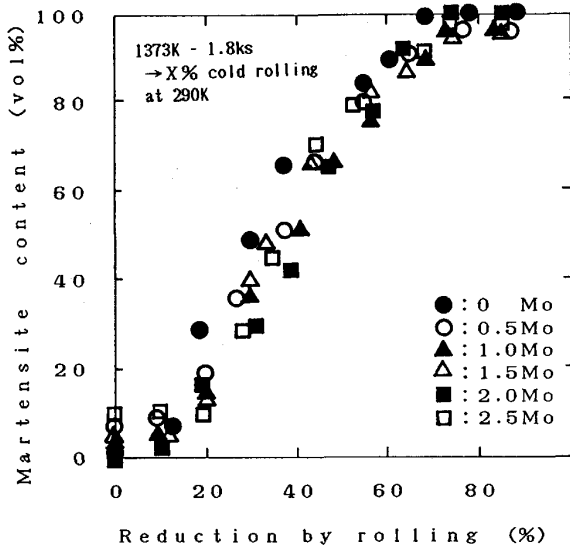


Fig. 2. Relation between reduction by cold rolling and deformation induced martensite content in 15.5~13Cr-11Ni-0~2.5Mo steels.

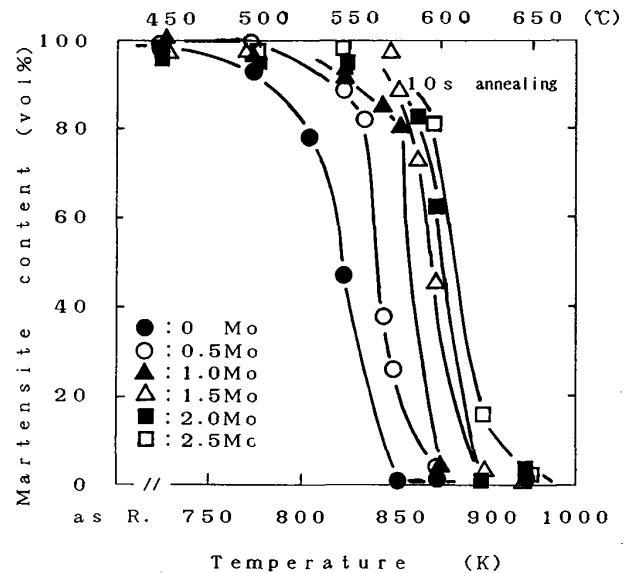


Fig. 4. Changes in martensite content after 10 s isochronal annealing after 90% cold rolling in 15.5~13Cr-11Ni-0~2.5Mo steels.

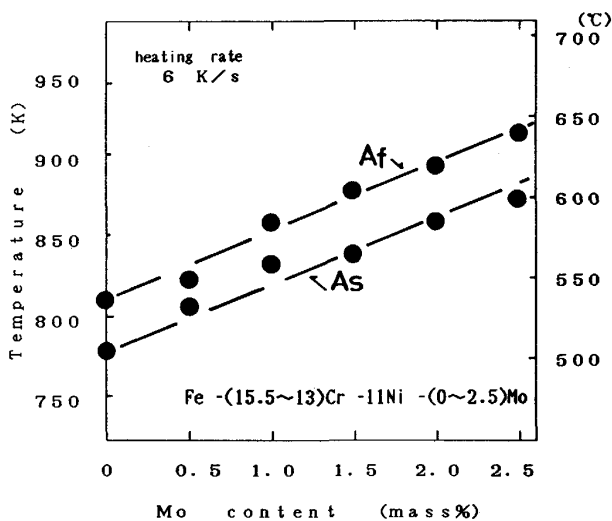


Fig. 3. Effect of molybdenum content on reversion temperature in 15.5~13Cr-11Ni-0~2.5Mo steels.

結果ともよく一致する¹¹⁾¹²⁾。ただ 0 Mo 鋼のみ Mo+Cr の値が他の鋼種より若干低いため、低加工率側での α' 量が多い。

Photo. 1 に室温で 90% 強加工して加工誘起 α' 単相とした 0 Mo 鋼と 2.5 Mo 鋼の電顕組織を示す。両鋼種ともラス α' であるが強加工を受けているために、必ずしも明確なラスが存在せず、セル組織を呈している箇所もある。とくに 0 Mo 鋼でその傾向が強い。また、観察されるラス幅は矢印で示すように 0.2 μm 程度である。

一方、加工誘起マルテンサイトの逆変態温度は Mo の含有量に大きく依存する。Fig. 3 に室温で 60% の冷延を施しほぼ α' 単相とした各鋼種の逆変態開始 (A_S) ならびに終了温度 (A_f) を示す。なお、加熱速度は 6 K/s である。Mo 量の増加 (Cr 量の減少) に伴い逆変

態温度域は直線的に増加し、Mo 量の 1% 増加 (Cr 量 1% 減少) で、約 60 K の上昇を示す。A_S~A_f間ほどの鋼種でもほぼ 30~40 K で差異はない。

Fig. 4 に室温で 90% の冷延を施して α' 単相とし、種々の温度で塩浴炉に 10 s 等時焼鈍後空冷した各鋼種の焼鈍温度と α' 量の関係を示す。いずれも温度の上昇に伴い、加工誘起 α' 相は γ 相へ逆変態する。逆変態は 773 K~823 K の温度範囲で始まり、特に 0 Mo 鋼が低温側から開始している。逆変態終了温度は 0 Mo 鋼と 2.5 Mo 鋼でそれぞれ 850 K, 923 K となり、明らかに Mo 添加量とともに高温側へ移行している。18 Ni マルエージング鋼では Mo 添加により逆変態が促進されることもあるが⁸⁾、本成分系では逆に遅れる傾向にある。また、逆変態に伴う α' の減少挙動には鋼種間による差異はみ

られない。いずれにせよ、以上の結果から Cr+Mo 量を一定にして Mo 量を増加させると大幅に逆変態温度が上昇することになる。これは Mo が Cr に比べてフェライト形成能が大きいことによるため γ 単相となる平衡温度が上昇したことに対応しよう。

3.2 逆変態オーステナイト相の組織と機械的性質

逆変態 γ 相の形態には、せん断型と拡散型の 2 種類あることが知られている¹³⁾。せん断型逆変態による γ 相は α' 相のブロックを組織単位に無拡散で逆変態し、内部にそのときの変態歪みで導入されたと考えられる高密度の転位を内蔵している。一方、拡散型のもは α' 相から直接核形成・成長した転位を含んでいない等軸状を呈していることが特徴である。

Photo. 2 に室温で 90% 加工して α' 単相とし、塩浴

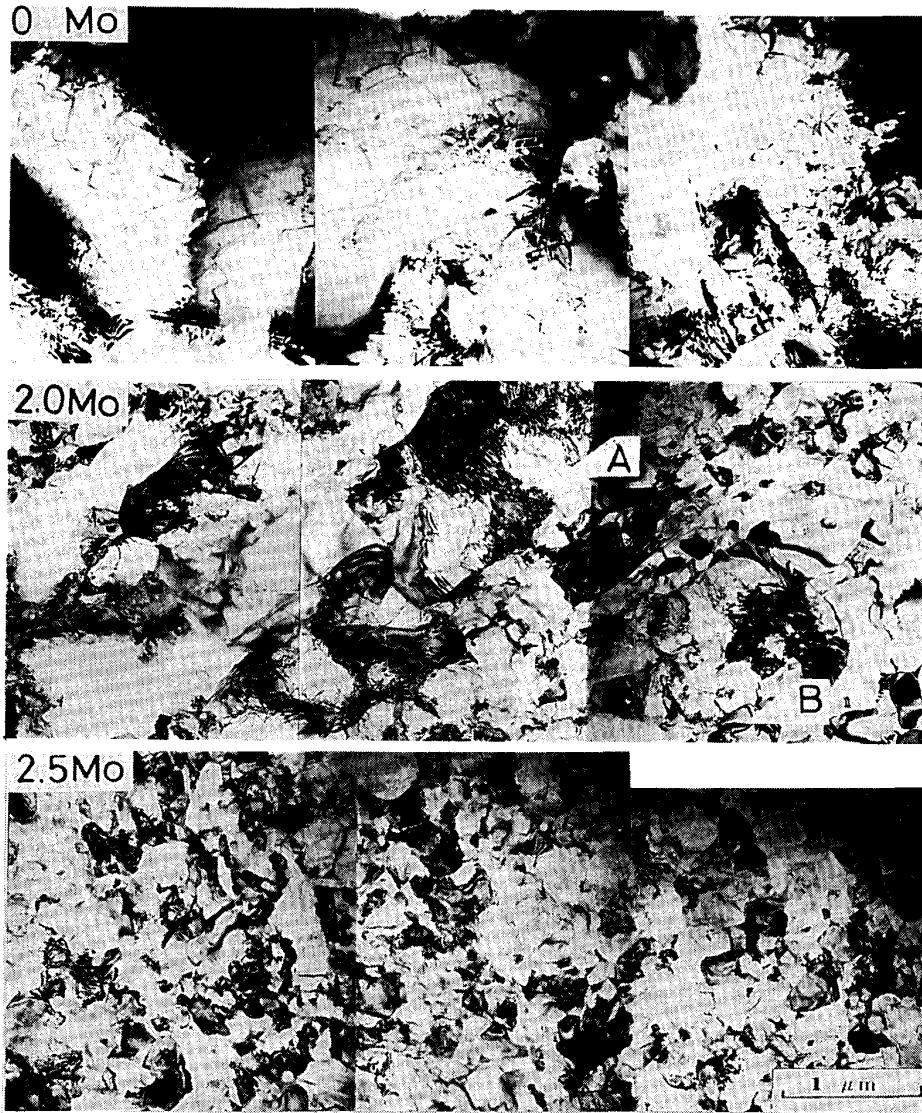


Photo. 2. Transmission electron micrographs of 0Mo, 2.0Mo and 2.5Mo steels annealed at 923K for 10 s using a salt bath after 90% cold rolling at 290K. Arrows A and B show a martensitic reversion and diffusional reversion, respectively.

炉を用い 923 K で 10 s 焼鈍した 0 Mo 鋼, 2.0 Mo 鋼および 2.5 Mo 鋼の電顕組織を示す. いずれも Fig. 3 で示したように完全に γ 相への逆変態は終了しているが, その形態に多少の差異が見られる. 0 Mo 鋼の逆変態 γ 相は内部に高密度の転位を含み, せん断型で形成されたものである. そのため, 個々の粒界も明確には現れておらず, 粒径も数 μm 程度である. このせん断型逆変態は, 同じ焼鈍温度の 0.5 Mo, 1.0 Mo および 1.5 Mo 鋼においても観察された. 2.0 Mo 鋼になるとせん断型(矢印 A)のものに加えて, それとは全く形態が異なる拡散型で形成した等軸 γ 粒が出現している(矢印 B). この等軸粒はせん断型逆変態で生じた γ 相からの再結晶粒とも考えられるが, 同じせん断型で逆変態した 0 Mo 鋼では認められず, さらに Mo 添加鋼のほうがその Mo のドラッグ効果で再結晶を遅らせる⁴⁾ という事実などからも, B のような粒は拡散型で形成されたものと考えてよいであろう. またここで見られるせん断型の γ (例えば矢印 A) 粒径は, 0 Mo 鋼と比べ, わずかながら小さい傾向にある. この現象は, Mo 添加の影響とも考えられるが, これについては今後詳細な検討を要する. さらに 2.5 Mo 鋼では完全にその逆変態機構が拡散型で支配されており, 得られる γ 粒は平均粒径 0.2 μm である. これは同じ加工熱処理を施した極低炭素の Fe-Cr-Ni 系では得られないほどの超微細組織で, 炭素を添加した Fe-16Cr-9Ni-0.1C 鋼の場合と同程度である¹⁴⁾. このように塩浴炉を用いた同じ 923 K-10 s 焼鈍材では, Mo 含有量の増加に伴い逆変態機構がせん断型から拡散型へと移行するという興味ある結果が得られた.

Photo. 3 にさらに保持時間を延ばして 923 K-100 ks 焼鈍した 0 Mo 鋼と 2.5 Mo 鋼の電顕組織を示す. 0 Mo 鋼はせん断型で逆変態したあと回復過程を経て, 数 μm 程度の再結晶粒を呈しているが, 2.5 Mo 鋼では Photo. 2 の 10 s 焼鈍材と比較してもほとんど γ 粒径に変化はなく, Mo による粒成長抑制効果を示している.

Fig. 5 は 90% 加工して α' 単相とし, 塩浴炉を用い 923 K で 10 s 焼鈍した各鋼種の室温での 0.2% 耐力 ($\sigma_{0.2}$), 引張強さ (σ_B) および伸びを Mo 量で整理したものである. また同時に 1373 K-1.8 ks 溶体化処理材(大気炉使用)の結果も示す. まず溶体化材 (S. T.) の 0.2% 耐力は Mo 量とともに若干上昇する傾向にあり, Cr に比べて Mo の方が固溶強化が大きいことを意味する. これは従来の結果とも一致する¹⁵⁾ が, その Mo の固溶強化による強度上昇分はごくわずかである. 一方, 923 K-10 s 焼鈍材 (Rev.) ではいずれも逆変態 γ 単相であり, この加工熱処理により 0.2% 耐力, 引張強さ

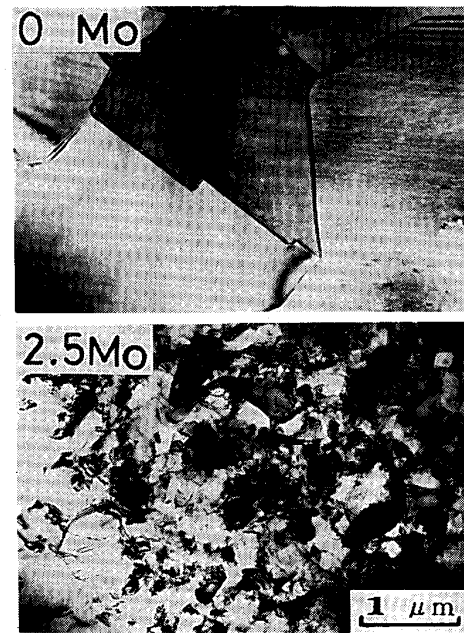
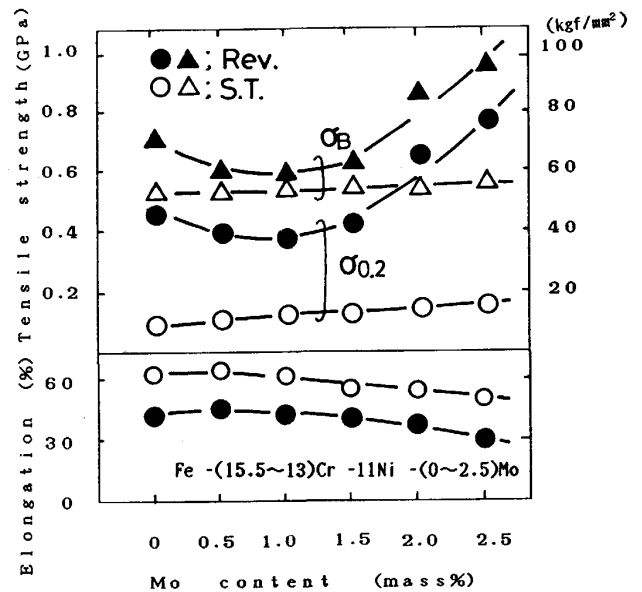


Photo. 3. Transmission electron micrographs of 0Mo and 2.5Mo steels annealed at 923K for 100ks using a salt bath after 90% cold rolling.



Rev.: 923K-10s annealing using a salt bath after 90% cold rolling
S.T.: 1373K-1.8ks solution treatment using an electric furnace
Fig. 5. Changes in ultimate tensile strength (σ_B), 0.2% proof stress ($\sigma_{0.2}$) and elongation as a function of molybdenum content in 15.5~13Cr-11Ni-0~2.5Mo steels.

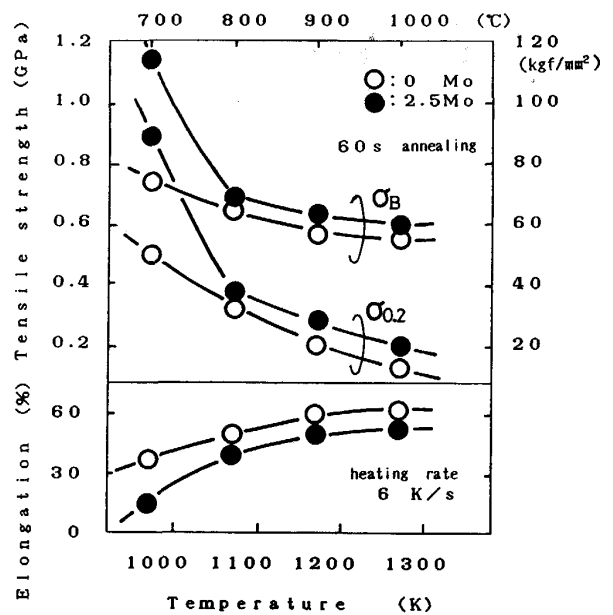
とも溶体化材のそれに比べて著しく上昇している. 伸びについては高強度化のために溶体化材よりは低下しているが, それでも TRIP 効果により 30~40% の良好な高延性を保っている. 0.2% 耐力を鋼種間で比較すると,

0 Mo 鋼から 1.5 Mo 鋼までは 0.4~0.45 GPa でほぼ一定であるが、2.0 Mo 鋼で 0.65 GPa そして 2.5 Mo 鋼で 0.8 GPa と上昇している。これは Mo の固溶強化だけでは十分に説明できず、むしろ Photo. 2 で示した逆変態機構の推移とよく一致している。つまり逆変態直後の試料と比較すると、せん断型で逆変態した 0 Mo 鋼などより、拡散型の 2.5 Mo 鋼のほうが高強度を示すという事実は、高強度化に関してせん断型 γ 相に含まれる高密度の転位の寄与よりも、拡散型 γ 相で粒径が $0.2 \mu\text{m}$ まで超微細化したことの方が、有効であることを意味している。なお、923 K-100 ks 焼鈍材の機械的性質にも同様な傾向が現れ、0.2% 耐力において 0 Mo 鋼は 0.2 GPa まで減少するのに対し、2.5 Mo 鋼では 0.7 GPa とわずかに減少しているにすぎず、Photo. 3 の組織とよく対応している。

3.3 低速加熱時の逆変態

逆変態処理を実際の工場ラインで施す場合には、塩浴炉のような急速加熱は困難であるので、これを考慮して加熱速度がかなり遅い大気炉（加熱速度約 6 K/s）を用いて逆変態挙動を検討した。

Fig. 6 は室温で 90% 加工して α' 単相とし、大気炉を用い種々の温度で 60 s 等時焼鈍した 0 Mo 鋼と 2.5 Mo 鋼の引張特性を焼鈍温度で整理したものである。この温度範囲では逆変態はすでに終了しており、焼鈍温度が高くなるにつれて強度は下降し、伸びは上昇している。両鋼種の 0.2% 耐力を比較すると、973 K 焼鈍材のみ顕著に異なり 2.5 Mo 鋼がかなり高い値を示しているが、1073 K 以上の焼鈍材では鋼種間の差異はみられない。この高温側の傾向は他の 0.5 Mo 鋼、1.0 Mo 鋼、1.5 Mo 鋼および 2.0 Mo 鋼でも確認された。Fig. 7 は大気炉を用い、973 K および 1073 K で 60 s 焼鈍した各鋼種の 0.2% 耐力の変化を示している。焼鈍温度 973 K の場合、0.2% 耐力が 0 Mo 鋼で約 0.5 GPa であるが、0.5 Mo 鋼になると 0.8 GPa と著しく上昇している。しかしさらに Mo 量が増加しても 0.2% 耐力の上昇はわずかである。つまり大気炉を用いた 973 K 焼鈍では、わずか 0.5% の Mo 添加でも強度上昇には非常に有効なことがわかる。一方、1073 K 焼鈍材になるといずれの鋼種も 0.2% 耐力は 0.35~0.4 GPa とほぼ一定である。ここでこの 973 K-60 s 焼鈍材と Fig. 5 で示した塩浴炉で急速加熱した 923 K-10 s 焼鈍材の 0.2% 耐力の結果を比較すると、いずれの鋼種も焼鈍温度が高いにもかかわらず大気炉による 973 K 焼鈍材のほうが高強度を示し、特に 0.5 Mo 鋼から 2.0 Mo 鋼でその傾向が顕著である。



$\sigma_{0.2}$: 0.2% proof stress σ_B : Ultimate tensile strength
Fig. 6. Effect of 60 s isochronal annealing temperature on mechanical properties in 0 Mo and 2.5 Mo steels with 90% cold rolled.

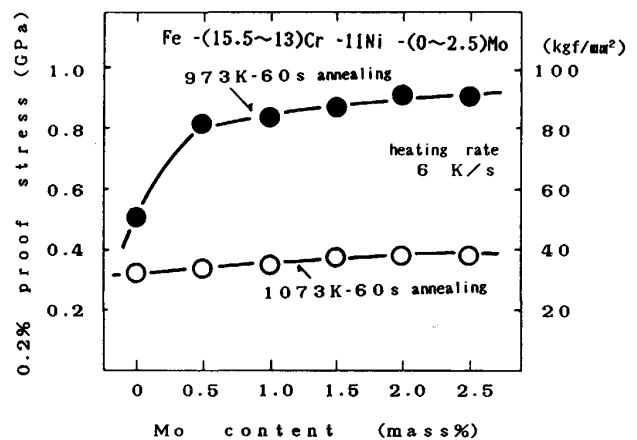


Fig. 7. Changes in 0.2% proof stress as a function of molybdenum content in 15.5~13Cr-11Ni-(0~2.5)Mo steels with 973K and 1073K-60 s annealing using an electric furnace after 90% cold rolling.

Photo. 4 に大気炉を用いて 973 K、1073 K で 60 s 焼鈍した 0 Mo 鋼、0.5 Mo 鋼および 2.5 Mo 鋼の電顕組織を示す。いずれも拡散型逆変態による γ 単相組織を呈しており、加熱速度が遅くなると逆変態機構がせん断型から拡散型へ移行しやすいという他の研究者の結果¹⁶⁾と一致する。973 K-60 s 焼鈍材では、それぞれの平均 γ 粒径は Mo 含有量が多くなるにつれて微細化し、0 Mo 鋼で $0.8 \mu\text{m}$ 、0.5 Mo 鋼で $0.3 \mu\text{m}$ そして 2.5 Mo 鋼では $0.2 \mu\text{m}$ の超微細組織が得られた。1073 K-60 s

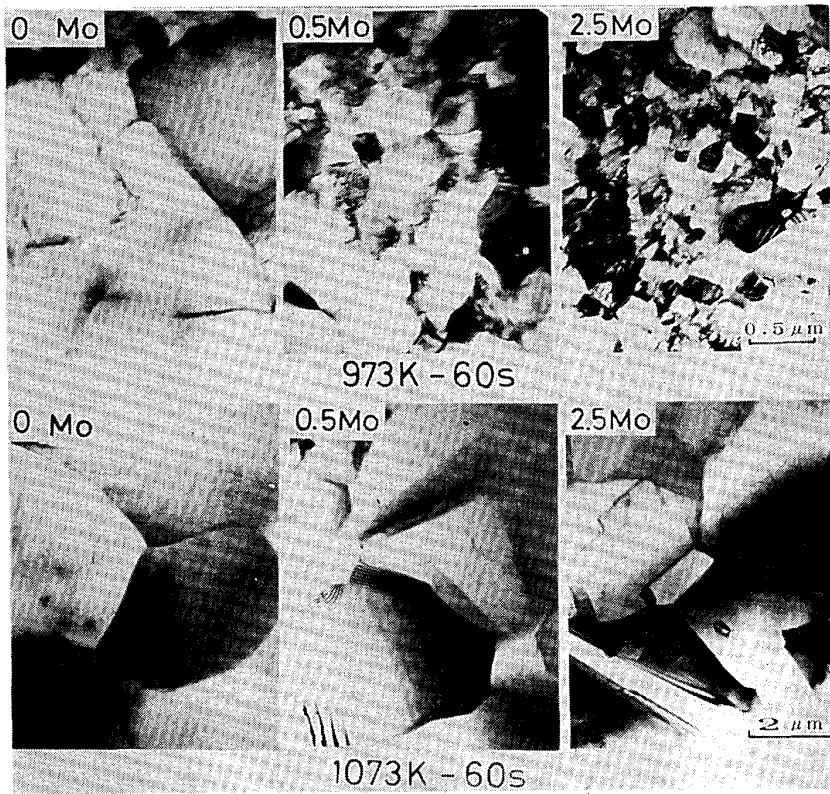


Photo. 4. Transmission electron micrographs of 0Mo, 0.5Mo and 2.5Mo steels annealed at 973 K, 1073 K for 60 s using an electric furnace after 90% cold rolling.

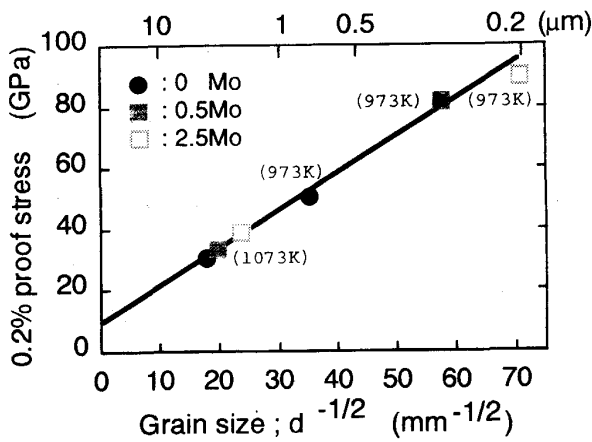


Fig. 8. Relation between reversed austenite grain size and proof stress in 0Mo, 0.5Mo and 2.5Mo steels annealed at 973K and 1073K.

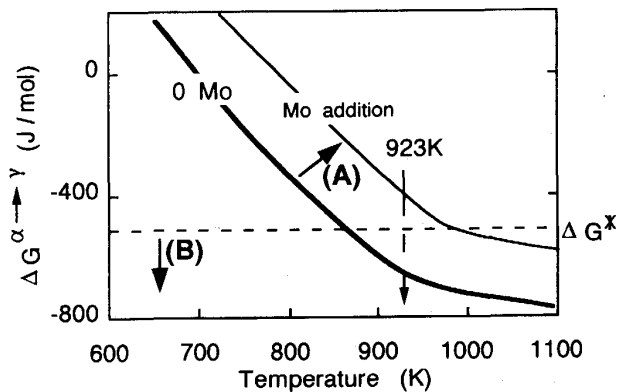


Fig. 9. Schematic diagram of relation between temperature and the gibbs free energy changes for ferrite to austenite transformation in 15.5~13Cr-11Ni-0~2.5Mo steels.

焼鈍材も同様な傾向がみられる。

Fig. 8 は 973 K, 1073 K で焼鈍したこの 3 鋼種の逆変態 γ 粒径と耐力の関係を示す。両者の間にはよい直線関係があり、ホール・ペッチ則が成立している。また鋼種間で顕著な差異はなく、強度変化は粒径にのみ依存している。従って Mo 量の増加に伴う強度上昇は γ 粒の結晶粒微細化が大きな原因である。ただこの図からも明らかのように粒径の小さい範囲での粒径変化の方が強度に大きく影響を及ぼすために、強度上昇には 973 K

焼鈍材の方が Mo 添加が有効である。

3.4 逆変態機構に及ぼす Mo の影響

これまで明らかにしてきたように塩浴炉を用いた急速加熱による 923 K 焼鈍の場合、0 Mo 鋼から 2.5 Mo 鋼へと Mo 量が増加するにつれ、その逆変態機構がせん断型から拡散型へ移行する。ここではこの逆変態に及ぼす Mo の影響を熱力学的な観点から考察する。Fig. 9 に熱力学的な観点から考察した α と γ の自由エネルギー差 ($\Delta G^{\alpha \rightarrow \gamma}$) の温度変化を模式的に示す。この値は化学成分と焼鈍温度に依存し、0 Mo 鋼 (Fe-16Cr-

11Ni)はKAUFMANNらが求めた式¹⁷⁾より太い実線で示す曲線が得られる。昇温過程においてこの値がゼロになる近傍で拡散型の逆変態が可能であり、さらにある負の臨界値(ここでは ΔG^* とおく)を超えるとせん断型逆変態が起こる¹³⁾。従って、0Mo鋼の923Kでの $\Delta G^{\alpha \rightarrow \gamma}$ はその臨界値 ΔG^* より下側に位置している。Cr-Ni鋼にMoを添加した場合の影響として次の二つが考えられる。その一つは、自由エネルギー曲線が+側もしくは高温側に移行する(矢印A)ことである。これは同じフェライト形成元素であるCrが同様な影響を示すことや¹⁷⁾、前述のように逆変態が起こる温度自体もMo量の増加で上昇することからも十分に予想される。もう一つの影響としては、Mo添加で ΔG^* が変化することである。Moの原子半径はCr, Niに比べ大きいために原子のせん断的移動に対して抵抗を大きくする可能性もあり、結果的にせん断型逆変態の駆動力 ΔG^* が大きくなることも予想される(矢印B)。いずれにせよこの二つの原因のために、923Kまでの温度では $\Delta G^{\alpha \rightarrow \gamma}$ が ΔG^* の値に達することが不可能となる。つまり塩浴炉を用いた923K焼鈍では、Mo量が多い鋼種ほどせん断型逆変態が起こりにくくなり、逆変態機構が拡散型へ変化すると考えられる。

一方、大気炉を用いた973K, 1023K-60s焼鈍材では、加熱速度が塩浴炉に比べ非常に遅いため、所定の保持温度に到達する前に、 ΔG^* より少ない駆動力で逆変態が可能となり、結果的には拡散型で逆変態が進行すると考えられる。

Fig. 7で示したように923K焼鈍材の場合、少量のMo添加でも0.2%耐力の上昇に有効であったが、これは拡散型逆変態 γ 粒の微細化のためである。結晶粒の大きさは通常、核形成頻度(核形成速度)と粒成長速度で決定される¹⁸⁾。Mo添加で0.2 μm 程度の超微細粒が得られる要因として、Moのドラッグ効果による粒成長抑制だけでなく、核形成頻度の増大も考えられるが、これらについても今後の検討を要する。いずれにせよ化学成分、焼鈍温度ならびに加熱速度をうまく調節して、逆変態機構を拡散型に移行させる方が粒微細化には有効であり、Mo添加はそれを促進する効果がある。

4. 結 言

Mo+Cr=15.5%と一定にして、Mo含有量を変えた準安定 γ 系ステンレス系(15.5~13)Cr-11Ni-(0~2.5)Mo鋼を用い、加工誘起 α' から γ への逆変態機構とその機械的性質に及ぼすMo添加の影響を調査し、次のような結論を得た。

(1) γ の加工に対する安定度に及ぼすMoの影響はCrとほぼ同程度であり、室温(290K)での90%冷延で α' 単相となる。

(2)90%冷延後の $\alpha' \rightarrow \gamma$ 逆変態温度域はMo添加で高温側へ移行する。

(3)急速加熱による923K焼鈍の場合、Mo量増加に伴い逆変態機構はせん断型から拡散型へ移行する。それに伴い γ 粒も微細化し、完全に拡散型で逆変態した2.5Mo鋼では平均粒径0.2 μm の超微細粒 γ 単相組織を呈し、室温での0.2%耐力0.8GPa, 引張強さ1.0GPa, 伸び30%の良好な機械的性質が得られる。

(4)低速加熱による923K焼鈍の場合、それより低い温度から拡散型逆変態がおこる。従ってMo添加量が0.5%でもそのドラッグ効果による粒成長抑制で、結晶粒が微細化し高強度化に有効である。

最後に、試料用母材を溶製していただいた日新製鋼(株)鉄鋼研究所に謝意を表します。また、本研究に熱心に協力された平尾 正君(現:(株)高周波熱錬), 田代文隆君(現:(株)東芝)に深く感謝致します。

文 献

- 1) 高木節雄, 谷本征司, 富村宏紀, 徳永洋一: 鉄と鋼, **74** (1988), p. 1052
- 2) 高木節雄, 谷本征司, 富村宏紀, 徳永洋一: 鉄と鋼, **74** (1988), p. 1058
- 3) ステンレス鋼便覧(長谷川正義監修)(1973)[日刊工業新聞社]
- 4) 津村輝隆, 鎌田芳彦, 田ノ上修二, 大谷泰夫: 鉄と鋼, **70** (1984), p. 1993
- 5) M. HILLERT and B. SUNDMAN: Acta Metall., **24** (1976), p. 731
- 6) 富樫房夫, 西沢泰二: 日本金属学会誌, **40** (1976), p. 12
- 7) H. SMITH and D. R. F. WEST: J. Mater. Sci., **8** (1973), p. 1413
- 8) D. T. PETER: Trans. Am. Soc. Met., **61** (1968), p. 26
- 9) 高木節雄, 徳永洋一, 富村宏紀: 鉄と鋼, **73** (1987), S 539
- 10) 富村宏紀, 高木節雄, 徳永洋一: 熱処理, **28** (1988), p. 274
- 11) 平山俊成, 小切間正彦: 日本金属学会誌, **34** (1970), p. 511
- 12) F. B. PICKERING: 鉄鋼材料の設計と理論(藤田利夫, 柴田浩司, 谷野 満訳)(1978), p. 207 [丸善]
- 13) 富村宏紀, 高木節雄, 徳永洋一: 鉄と鋼, **74** (1988), p. 1649
- 14) 富村宏紀, 奥 学, 高木節雄, 徳永洋一: 鉄と鋼, **75** (1989), p. 1186
- 15) K. J. IRVINE, T. GLADMAN and F. B. PICKERING: J. Iron Steel Inst. Jpn., **183** (1969), p. 1017
- 16) 中沢興三, 河部義邦, 宗木政一: 鉄と鋼, **67** (1981), p. 1795
- 17) J. F. BREEDIS and L. KAUFMAN: Metall. Trans., **2** (1971), p. 2359
- 18) 梅本 実: 熱処理, **26** (1986), p. 194