

窒素吸収処理による 20% Cr-Mn-Fe 合金の材質改善について*

(耐熱材料における合金元素としての窒素の作用について—X)

宮川大海**・岡本正三***

On the Improvement of Various Properties of 20% Cr-Mn-Fe Alloys
by Nitrogen-Absorption Treatment.

(On the function of nitrogen as an alloying element in heat-resisting materials—X)

Ōmi MIYAKAWA and Masazō OKAMOTO

Synopsis:

The formation of the nitrogen-bearing austenite in 20% Cr-Mn-Fe alloys containing manganese up to 10% by the authors' nitrogen-absorption method and the thermal behavior of the formed austenite were studied. The creep property of the nitrogen-absorbed alloys at elevated temperature was also investigated. The results obtained are as follows:

(1) The depth of the single austenite zone formed by the nitrogen-absorption in 20% Cr-Mn-Fe alloys is widened with increase of the manganese content of alloys, and the nitrogen content of the nitrogen-absorbed alloys is also increased as the manganese content is raised. In the alloys containing 8% or more of manganese, the single austenite zone contains about 0.8% nitrogen.

(2) When the manganese content of the alloys is 2% or more, the nitrogen-bearing austenite is retained by quenching in water. In the alloys containing 4% or more of manganese, no martensite is formed even by subzero-treatment using the liquid oxygen.

(3) In the alloys containing manganese lower than 2%, the austenite decomposes readily by aging at 700°C, while, in the alloys containing 4% or more of manganese, the lamellar phase of nitride is developed from the surface zone to the inner one during aging at 700°C. The hardness of the single austenite zone of the alloys containing about 8% manganese is maintained as high as about Hv 400 even after aging for up to 800 hours.

(4) Both the bending creep property and the tensile creep property at elevated temperature of the nitrogen-absorbed 20% Cr-8% Mn-Fe alloy are excellent in the same degree as 316L type alloy shows, and the property is further improved by an intermediate and light rolling prior to solution-quenching of the nitrogen-absorbed alloy.

(5) The oxidation resistance of these alloys is lowered to a certain extent by nitrogen-absorption treatment.

I. 緒 言

第9報¹⁾において 10% までの Ni を含む 20% Cr-Ni-Fe 合金が N 吸収処理により含 N オーステナイトに変る状況, このオーステナイトの熱処理挙動および N 吸収処理によりこの合金の耐食性, 高温バネ特性などが改善されることについて報告した。

本報告では 20% Cr-Fe 合金に対して Ni と異なり N との親和力の大きいオーステナイト安定化元素なる Mn を最大 10% まで加えた合金が N 吸収処理により含 N オーステナイトに変る状況, このオーステナイトの熱処理挙動および N 吸収処理によるこの合金の高温クリープ特性の改善などについて実験的考察を行なった。

II. 試料および実験法

Cr 20% で Mn を最大 10% まで 2% おきに加えた 6 種の合金を高純度の原料金属を用いてタンマン炉により急速熔解して試料とした。これらの試料の記号を Mn 濃度の低いものより順次 0M, 2M, 4M, 6M, 8M および 10M とする。試料の調整法, N 吸収処理およびその後の実験法などはクリープ破断試験に関するものを除いては従来の報告²⁾におけるとほとんど同様であるのでここでは省略する。クリープ特性を調べるには高温曲げ

* 昭和 34 年 10 月本会講演大会にて発表

** 東京都立大学工学部

*** 東京工業大学, 工博

クリープ試験および高温引張りクリープ破断試験を行なったが、高温曲げクリープ試験は断面寸法 3×5mm、長さ 90mm の試片を 700°C に保った炉中でスパン 70mm の支点間に水平に支え、まず初荷重 1kg をスパンの中央に吊り 1/3h 経過後所定の総荷重になるごとく荷重を加え、スパン中央部の撓みと時間との関係を求め 10mm 撓んだ後試片を炉から取り出して破断の状況を調べた。引張りクリープ破断試験は断面寸法 3×5mm、標点間距離 30mm の試片に対して同じく 700°C で行ない、まず 1kg/mm² の初応力を加えて 1h 保持後所定の総応力となし、破断までの時間および伸びを求めた。

III. 実験結果および考察

1. N 吸収による顕微鏡組織の変化および N 吸収量

N 吸収処理により 20% Cr-Mn-Fe 合金中に含 N オーステナイト相の生成する状況が合金中の Mn 濃度とともに如何に変わるかを知るために 5×5mm の断面をもつ 0M~10M に対して 1250°C -4h の N 吸収処理を行ないそのまま水冷し、その組織を N 吸収処理を行わず真空中で 1/2h 加熱水冷したものと比較して N 吸収による組織変化を調べた。Photo. 1 は N 吸収処理前後の顕微鏡組織を例示したものである。N 吸収前の組織は 10% の Mn を含む合金でもフェライト単相であるが、1250°C -4h の N 吸収処理を行なうといずれの合金も周辺部はもとオーステナイト単相であつたことを示す組織（以下単一オーステナイト層と記す）に変わり、この層の深さは Fig. 1 に示すように Mn 濃度の増すにつれて増加する。単一オーステナイト層よりさらに内部へ入った部分は N の吸収によりフェライトとオーステナイトとの

混合組織に変わり、オーステナイト量は高 Mn 濃度の合金ほど多い。また 0M ではフェライト中に微細な窒化物が多数認められる。つぎにこの N 吸収処理における N 吸収量を求めると、それは Fig. 1 に示すように Mn

濃度の増加とともにかなり急激な増加を示す。N 吸収量が Mn 濃度の増加とともにこのように増す理由についてつぎに少しく考察しよう。第 9 報¹⁾でも述べたように高 Cr-Fe 合金の N 吸収は合金のオーステナイト化が容易なほど、またオーステナイト中の N の溶解度が大きいほど容易であるが、Mn のオーステナイト生成能は概して小さく、Mn 濃度がある程度以上になると Mn はもはや Fe-Cr 合金の高温におけるオーステナイト域の拡大に寄与しない²⁾か、または Mn 濃度の増加はかえつてわずかながらオーステナイト域を狭める³⁾。一方 Mn は N との親和力が大きく Fe に Mn を加えると融態⁴⁾、固態⁵⁾を問わず N の溶解度は増すことが知られている。しかし 20% Cr-Fe 合金においてオーステナイト中の N の溶解度が Mn の添加により如何に変わるかは明らかでないので、40~100 メッシュの粉末状試料を用いて 1250°C における N の溶解度（飽和 N 濃度）を求めてみると、後述の Fig. 2 に示すように Mn 濃度の増すにつれて N の溶解度はしだいに増加することが知られた。前述のよう

に 20% Cr-Mn-Fe 合金の N 吸収量が Mn 濃度の増すにつれて増大するのは主としてこのような Mn のオーステナイト中の N の溶解度を高める効果によるのである。第 4 報⁶⁾において 20% Cr-Fe 合金の吸収量が合金中の C 濃度が増すにつれて顕著に増大することを報告し、これは主として C の強力なオーステナイト生成能に基づくことを指摘したが、同じく N の吸収を助長する効果をもちながら、C と Mn とではこのように N 吸収を助長する理由が対照的である。

2. 吸収試料の N 濃度

1250°C -4h の N 吸収試料の表面部の N 濃度と合金中の Mn 濃度との関係を知るために 5×5mm の断面をもつ試料を表面から深さ 0.2mm ずつ順次削

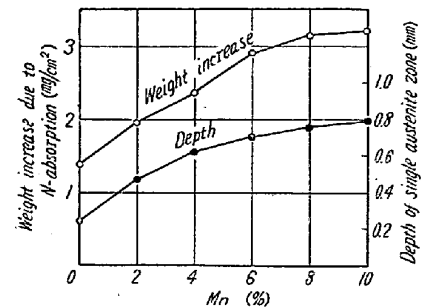
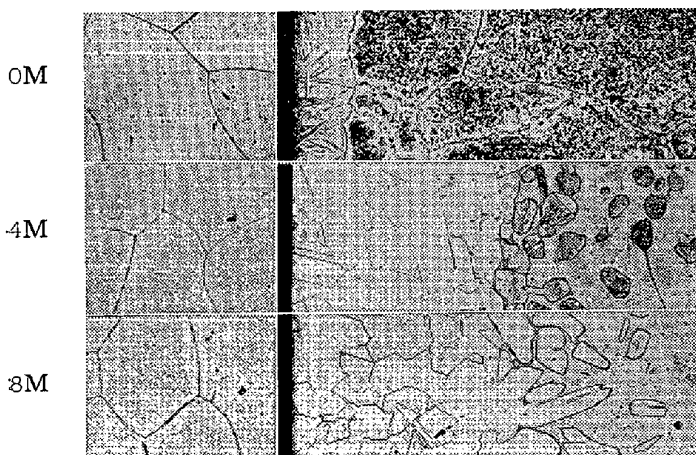


Fig. 1. Weight increase and depth of single austenite zone of 20% Cr-Mn-Fe alloys nitrogen-absorbed at 1250°C for 4h.



Left: Heated at 1250°C for 1/2 h and water-quenched.
Right: Nitrogen-absorbed at 1250°C for 4 h and water-quenched.

Photo. 1. Microstructures of 20% Cr-Mn-Fe alloys. ×60 (2/3)

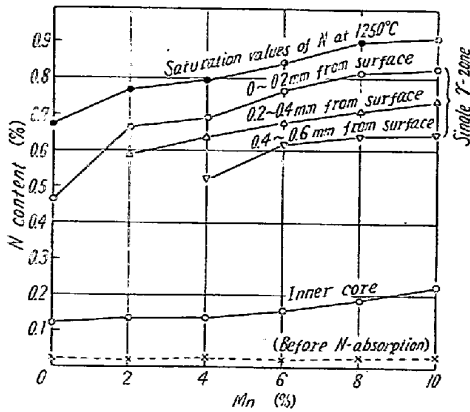


Fig. 2. Correlation between N% and Mn content of 20% Cr-Mn-Fe alloys after N-absorption at 1250°C for 4 h.

度の高い合金ほど高く8M~10Mでは0.8%にもおよぶことが知られる。また試料中心部でもN吸収によるN濃度の増加が認められ、この部分のN濃度もMnを多く含む合金ほど高い。

3. N吸収試料の熱処理挙動

まず各試料を1250°C-4hのN吸収処理後そのまま水冷し、また水冷直後液体酸素中へ1/2h浸漬してサブゼロ処理を行なった場合の含Nオーステナイトのマルテンサイト化の様相を検鏡および硬度測定によつて調べると、Mnが2%以上添加されるとMnを含まない合金においてみられた水冷によるいちじるしいマルテンサイト化はもはやまったくみられなくなり、またMnが4%以上になると含Nオーステナイトはサブゼロ処理に対してもまったく感じなくなることがわかった。

つぎにN吸収試料の焼戻し時効に対する熱処理挙動をまず熱膨張測定によつて調べた。Fig. 3は1250°C-4hのN吸収後水冷した直径4.5mm、長さ70mmの試片を700°Cに保持したときの示差膨張測定結果を例示したものである。0Mおよび2Mで

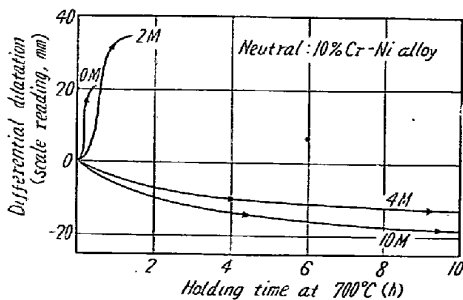
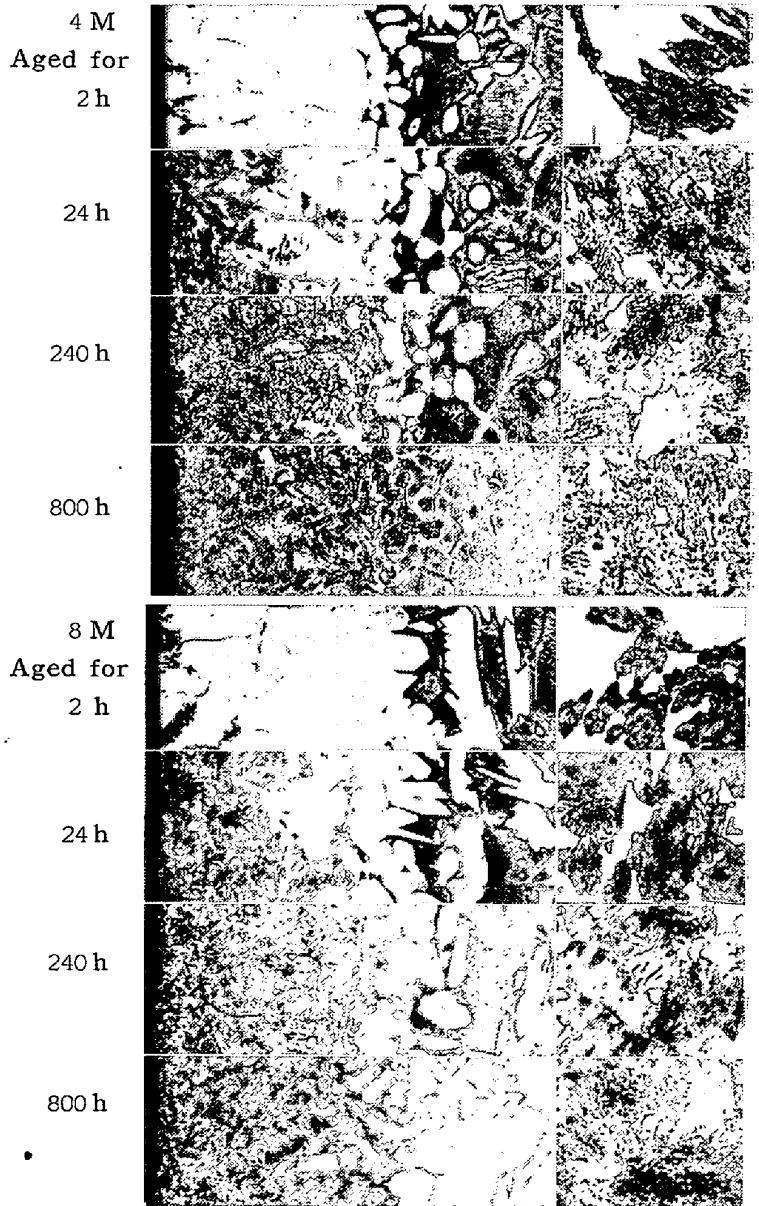


Fig. 3. Differential dilatation curves of the nitrogen-absorbed specimens during the holding at 700°C.

りつて分析し、さらに試料断面の中心部において2x2mmの部分から分析試料を採取して中心部のN濃度を求めた。

Fig. 2はその結果でN吸収試料の表面部のN濃度はMn濃

は示差膨張曲線はいちじるしく上向きの傾向を示すが、これは単一オーステナイト層中の残留オーステナイトの分解によるもので、このことは検鏡およびX線解析などによつても確められた。ところが4M~10Mでは700°Cの時効中オーステナイトの分解はまったくみられず、窒化物の析出に基づく収縮が徐々に起る。以下時効中の熱処理挙動を検鏡および硬度測定によりさらに検討しよう。Photo. 2は4Mおよび8Mの1250°C-4hのN吸収試料を700°Cで最大800hまで時効し空冷した場合の顕微鏡組織で、両試料とも時効時間の経過につれて試料表面部より層状析出層の拡がるのが認められ、またX-線解析の結果この析出物は主としてβ-Cr₂N相であ



Leat: 0~1.2mm from the surface. x60 (2/3)
Right: 0.1mm from the surface. x500 (2/3)
Photo. 2. Microstructures of N-absorbed specimens aged at 700°C for various periods up to 800h.

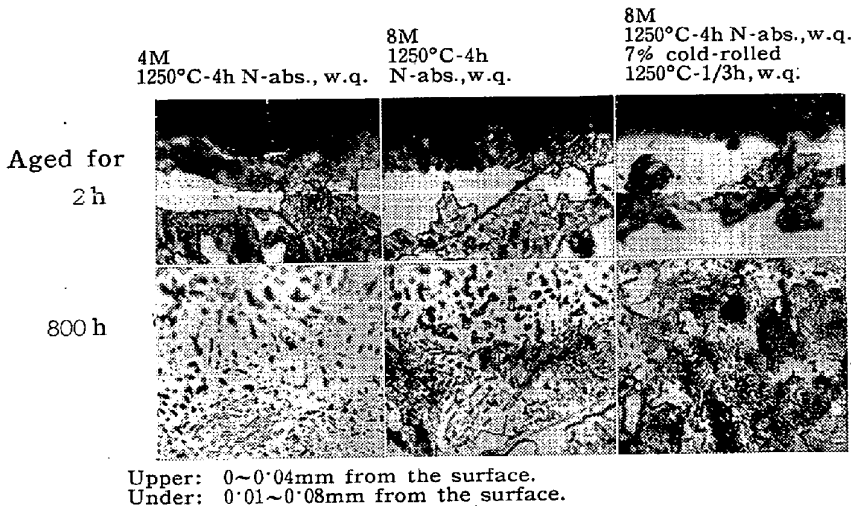


Photo. 3. Microstructures of the nitrogen-absorbed specimens after aging at 700°C for 2 h or 800 h. $\times 600$ (2/3)

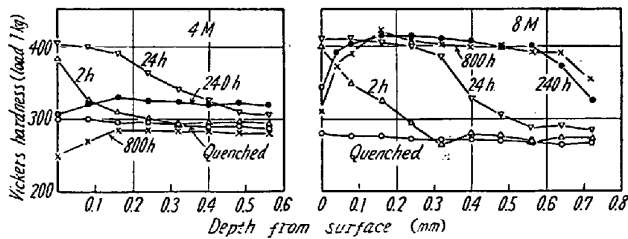


Fig. 4. Hardness distribution of single austenite zone of the nitrogen-absorbed specimens aged at 700°C for various periods up to 800h.

ることが知られた。時効時間が 800 h にもおよぶと両試料とも単一オーステナイト層のほとんど全部が析出物によつて蔽われるが、4M では析出物が凝集し過時効の傾向が明らかに認められるに対し、8M は 4M より N 濃度が高いにもかかわらず過時効になりにくい。このことは試料の表層部の組織を高倍率で示した Photo 3 をみるとさらに明らかである。

Fig. 4 は単一オーステナイト層の表面からの硬度分布と時効時間との関係を示したもので、4M では長時間時効した場合の硬度の低下がいちじるしいのに対し、8M では表面より深さ 0.05 mm 程度のごく表層部においてやや過時効の傾向が認められるのみで、単一オーステナイト層のほとんど全層に亘つて 800 h の時効後も Hv 400 程度の高い硬度が保たれる。なお 4M および 8M 以外の合金についての結果の記述は省略したが、10M の時効に対する挙動は 8M と大差なく、また 6M は 8M に比べてやや過時効の傾向が強い。

4. N 吸収処理による高温クリープ特性の改善

(a) N 吸収処理による高温曲げクリープ特性の改善
Cr-Ni 系オーステナイト耐熱鋼のクリープ特性におよぼす N 添加の影響については、その添加量が 0.2% 程

度以下の場合のみ若干の報告があり N の有用性が知られている。例えば岡本ら⁷⁾は 316L 型鋼 (17%Cr-12%Ni-2%Mo) を約 2 気圧の N_2 中で熔製して 0.2% 程度の N を合金化すると N を加えないものに比べてクリープ特性が非常に向上すると報告している。またこれとは別に 18-8 オーステナイト鋼の Ni の一部を Mn および N で置換した 201 型および 202 型鋼は近時急速にその需要が伸びつつあり、これらの鋼の 650°C における 1000 h のクリープ破断強度はそれぞれ 304 型または 347 型鋼よりやや優れるといわれる⁸⁾。これらの鋼においても N の添加量を 0.2% 程度以上に増すことは普通の熔製法による限り困難なため

安定なオーステナイト組織を得るためになお最低 4% 程度の Ni を残している。ところで 8~10% の Mn を含む 20% Cr-Mn-Fe 合金の N 吸収材は前述のように 0.8% にもおよぶ高濃度の N を含有するため Ni をまったく加えずに安定なオーステナイト組織となつており、Ni の節減という意味ではきわめて注目すべきものがあり、しかも高濃度の N の作用で 700°C-800 h の時効硬度は Hv 400 程度の高い値を示すので N 吸収処理のクリープ特性に対する効果が充分期待される。それで以下主として 8M を対象として高温曲げクリープ特性に対する N 吸収処理の効果を調べた。Fig. 5 は 0M~10M に対する 700°C、荷重 11 kg の高温曲げクリープ試験の結果で、比較のためにタンマン炉により急速に熔製せる 20% Cr-10% Ni 合金および 316L 型鋼についても試験した。N 吸収処理は 1250°C で 4 h 行ない、N を吸収しない 0M~10M、20% Cr-10% Ni 合金および 316L 型鋼はいずれも真空中で 1150°C-1 h 加熱水冷して実験に供した。まず N を吸収しない 0M~10M についてみると、これらの合金は Mn 濃度のもつとも高い 10M でさえ精々 20% 程度のオーステナイトを含むのみで、

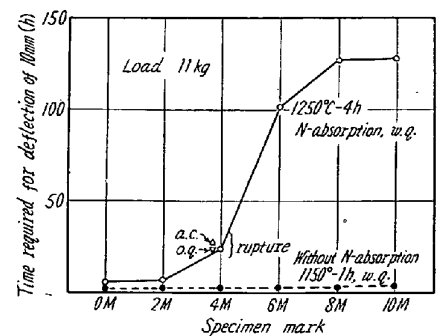


Fig. 5. Improvement of the bending creep characteristics of 20% Cr-Mn-Fe alloys at 700°C by the nitrogen-absorption treatment.

そのためにいずれも 1~2 h のきわめて短時間で 10 mm の

撓みを生ずる。またN吸収材の内 0M および 2M ではその含Nオーステナイトが焼戻しにより容易にフェライトに変るため、N吸収処理によるクリープ特性の改善はほとんどない。しかるに 6M~10M では 10mm 撓むのに 100 h 以上を要しN吸収処理によるクリープ特性の改善がきわめていちじるしく、また 316L 型鋼および 20%Cr-10%Ni 合金はともに約 10h で 10mm の撓みを生ずるので、ここに述べる 6M~10M の N 吸収材の方がこれらの比較材よりはるかに抗クリープ性が高い。これらN吸収材のクリープ特性が優れているのは、曲げクリープ試験においてもつとも大きい応力のかかる試片の周辺部にかなりの深さに亘つて高いN濃度のオーステナイト層が存在し、試験中空化物が析出して高温強度が増すためである。なお、このようなN吸収処理の効果を考察する場合 316L型鋼などの比較材は試片の中心部までオーステナイト単相であるに対し、N吸収材では試片中心部にはオーステナイトに比べてはるかに高温強度の低いフェライトがかなり多量に存在することを考慮せねばならない。

以上 11 kg の荷重による比較的短時間のクリープ特性についてN吸収処理の効果を論じたが、つぎに 8M について 9 kg, 8 kg および 6 kg の荷重による長時間のクリープ特性を検討した。Fig. 6 はその結果で、これより 400 h 程度までの比較的短時間のクリープ強度はNを吸収した 8M の方が 316L 型鋼よりかなり優れているが

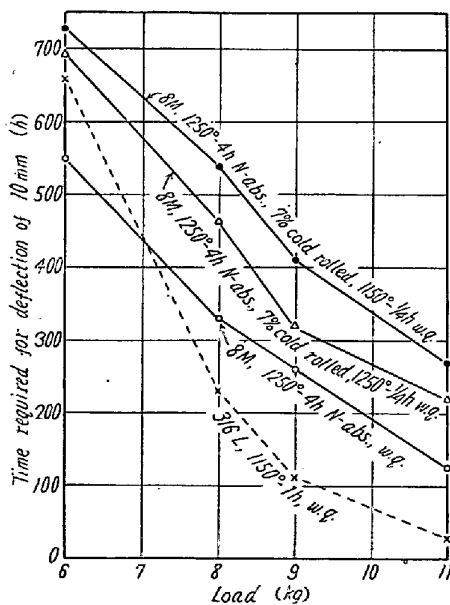


Fig. 6. Effect of the nitrogen-absorption treatment on the bending creep characteristics of 20% Cr-8% Mn-Fe alloys at 700°C.

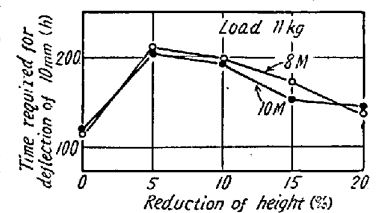
試験時間が 500 h 程度にもなると 316L 型鋼よりかえつてやや劣ることが知られる。これは時効硬度を示した先の Fig. 4 から明らかなように、8M の N 吸収材は長時間の時効中 N 濃度の極端に高い試片の表層部においてしだいに過時効となるため、このような表層部の過時効現象は引張りク

リープ特性に対してよりも曲げクリープ特性に対してその影響がよりいちじるしいと考えられる。

(b) N 吸収処理後の圧延による高温曲げクリープ特性の改善

N 吸収材のごく表層部の過時効を抑制し長時間クリープ特性をさらに改善するため、N 吸収処理後圧延および溶体化処理を行なつて表層部と内部との N の拡散を容易にし N 濃度の均一化を試みた。以下このような圧延の効果について述べる。供試試料として 8M および 10M を用い 1250°C-4h の N 吸収処理水冷後最大 20% まで 5% おきの圧延率で冷間圧延を行ない、さらに 1250°C-1/4h の溶体化処理を行なつて高温曲げクリープ試験に供した。ところで N を含む合金を高温に加熱する場合の雰囲気を選定はきわめて重要であるが*、試料表層部におけるごくわずかの N の出入りおよび酸化を極力避けるため、この場合は高純度の 1 気圧アルゴン中で溶体化処理を行なつた。なお、1250°C という処理温度は一般的にはやや高きに失するきらいがあるが、圧延の効果のみを明確に知るためあえて N 吸収温度と同じに選んだ。

さて Fig. 7 は N 吸収圧延材の荷重 11 kg の場合の高温曲げクリープ特性と圧延率との関係を 8M および 10M について示したもので、これより明らかな



ように N 吸収材のクリープ特性は両試料とも 5~10% 程度の軽度の

Fig. 7. Effect of the cold-prerolling before solution quenching on the bending creep characteristics of the nitrogen-absorbed alloys under 11 kg load.

圧延により顕著に改善され、圧延率がさらに増すとクリープ特性に対する圧延の効果は単一オーステナイト層の深さの圧延による減少のためにかえつて少なくなる。

つぎに長時間のクリープ特性に対する溶体化処理前の冷間圧延の効果を調べるために、1250°C-4h の N 吸収処理後圧延率を 7% に選んで冷間圧延を行ない、ついで 1250°C-1/4h の溶体化処理をした 8M について 9 kg 8 kg および 6 kg の荷重で高温曲げクリープ試験を行ない、その結果を先の Fig. 6 に併せ示した。これより 8M の N 吸収材では 7% の冷間圧延によりかなりいちじるしい高温曲げクリープ特性の改善がみられ、6 kg の荷重の場合でも 316L 型鋼より優れたクリープ特性をもつことが知られる。しかしてこのように冷間圧延およ

* N 吸収材の高温加熱時の脱窒については 1961 年 4 月本会東京大会に発表

びその後の溶体化処理によりクリープ特性が改善されるのは先の Photo. 3 より明らかなように圧延材では表層部の N 濃度の均一化のためこの部分の過時効が起こりにくいためである。このことはまた表層部の時効硬度の測定によっても確かめられた。

以上主として 8M について高温曲げクリープ特性におよぼす N 吸収処理後の冷間圧延の影響について調べたが、この場合圧延後の溶体化処理温度は圧延の影響を明確に知るためとくに N 吸収処理温度と同じく 1250°C に選んだ。しかしながら 8M の N 吸収材は試片の中心部に相当量のフェライトを残しこれが少ないほど高温クリープ強度は多少とも高くなると考えられるので、圧延後この合金のオーステナイト化がもつとも容易な 1150°C で 1/4 h の溶体化処理を行ない高温曲げクリープ試験を行なってみた。その結果は同じく先の Fig. 6 に併せ示したが、1150°C で溶体化処理を行なうと 1250°C の場合に比べて試料中のオーステナイト量が増加するためクリープ特性はさらに向上することが知られた。

(c) N 吸収処理およびその後の圧延による高温引張りクリープ破断特性の改善

引張りクリープ破断試験と曲げクリープ試験とは試験中に試片にかかる応力の分布状態が非常に異なるので、曲げクリープ特性の改善に効果のあつた処理がそのまま同じ程度引張りクリープ破断特性の改善に寄与するとはいえない。しかしながら試片表層部の過時効は多少とも引張りクリープ特性を低下させるし、試片中心部のフェライト量の多少は曲げクリープ特性の場合よりむしろその影響が大きいと考えられるので、曲げクリープ特性に対してもつとも有利な熱処理法すなわち 1250°C - 4 h の N 吸収処理、7% の冷間圧延および 1150°C - 1/4 h の溶体化処理を 8M に対して行なつて高温引張りクリープ破断試験に供した。なお比較のために 1150°C - 1 h 加熱水冷した 316L 型鋼および N 吸収処理後そのまま水冷した状態で圧延を行なわない 8M についても試験した。

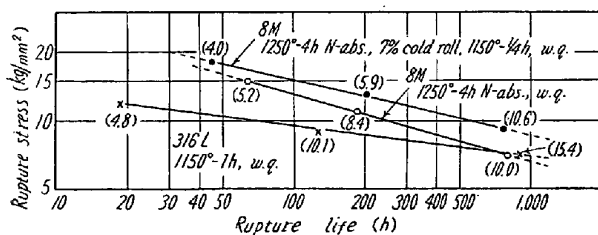


Fig. 8. Effect of the nitrogen-absorption treatment on the tensile creep-rupture characteristics of 20%Cr-8%Mn-Fe alloys at 700°C. Figures in parentheses show the rupture elongation.

Fig. 8 はその結果を示したもので、まず 1250°C - 4 h の N 吸収処理のみを行なつた 8M についてみると、比較的短時間の場合には 316L 型鋼よりはるかに優れたクリープ破断特性を示すが 800 h 程度以上では 316L 型鋼よりやや劣るようになる。このような傾向は前述の曲げクリープ特性におけるとまったく同様でやはり長時間時効による表層部の過時効がその原因である。したがつて N 吸収後 7% の圧延を行なつた後溶体化処理を行ない N 濃度を均一化すると 8M のクリープ破断強度は短時間の場合にはもとより 1000 h 程度の長時間でも 316L 型鋼よりかなり高くなる。一方破断伸びは図中括弧内の数字で示すように N 吸収材の方がやや少ない。

5. N 吸収試料の耐酸化性

以上のように 20%Cr-8%Mn-Fe 合金の N 吸収材は非常に良好なクリープ特性を示すが、このような高温強度を論ずる場合高温における耐酸化性もまた重要な問題である。一般に高 Cr-Fe 合金はその Cr 濃度が高いほど耐酸化性が優れており、これは Cr が選択的に酸化して合金表面に緻密で安定な Cr 酸化物の被膜を形成するためである。したがつてここに述べる N 吸収材のようにその表面部に高濃度の N が合金化され、それが加熱中窒化物として析出するような場合には、オーステナイト素地中の Cr 濃度の低下とそれによる耐酸化性の劣化が予想される。ところで耐酸化性試験は一般には 1000°C 程度以上の高温で 1~2 h 程度の短時間行なうのが普通のものであるが、実際の使用条件で行なう方がより有意義と考え 700°C - 500 h の大気中加熱を行なつて N 吸収材の耐酸化性を調べた。供試試料は 4M~10M, 316L 型鋼および 20%Cr-10%Ni 合金の 1250°C - 4 h の N 吸収材と比較材としてはこれらの合金を N 吸収せずに真空中で 1150°C - 1 h 加熱水冷したものを用いた。

Fig. 9 はその結果を示したもので、N 吸収材はいずれも N 吸収しないものに比べて耐酸化性が悪いことが知られる。しかしながら合金中の Cr 濃度が高いため N 吸収材においてさえ 700°C - 500 h の大気中加熱後の重量増加はわずかに 0.4 mg/cm² 程度以下であり、試験後の試

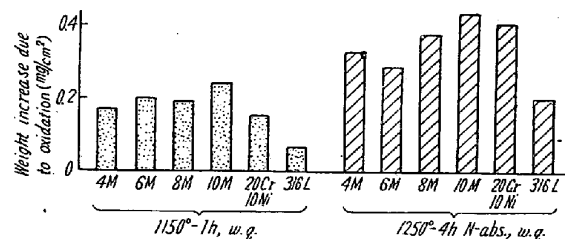


Fig. 9. Effect of the nitrogen-absorption treatment on the oxidation resistance of 20%Cr-Mn-Fe alloys.

料表面の酸化被膜もN吸収材の方がやや黒色がかつた程度で、被膜の剝離もまったくみられない。したがってN吸収処理によるこの程度の耐酸化性の低下は實際上ほとんど問題にならないと考えられる。

なお 1100°C 程度の窒化物の析出の起らない高温ではN濃度の高い合金の方がむしろ耐酸化性が優れていることが見出されたが、これについては稿を改めて報告する。

IV. 総 括

最大 10% までの Mn を含む 20%Cr-Mn-Fe 合金がN吸収処理により含Nオーステナイトに変る状況、このオーステナイトの熱処理挙動、さらにN吸収処理によるこの合金の高温クリープ特性の改善などにつき実験的考察を行ないつぎの結果を得た。

1) 20%Cr-Mn-Fe 合金に対してN吸収処理を行なった場合のN吸収量は Mn がこの合金のオーステナイト中のN溶解度を高める効果をもつため、合金中の Mn 濃度の増加によつていちじるしく増大する。

2) N吸収処理によつて生成する試料周辺部の単一オーステナイト層は Mn 濃度の高い合金ほど深い。N吸収材のN濃度も高 Mn 濃度の合金ほど高く、8~10%の Mn を含む合金では 1250°C-4 h のN吸収処理により試料周辺部で 0.8%におよぶN濃度が得られる。

3) N吸収処理により生成した含Nオーステナイト相の Ms 点は 2% の Mn の添加により常温以下に、また 4% の Mn の添加により -190°C 以下に下る。N吸収材を 700°C で焼戻し時効すると、Mn 濃度が 2% 以下の合金では含Nオーステナイトの分解が速かに起こるが、これより Mn 濃度が高いと焼戻しに対して安定となり、焼戻し時効中表層部から窒化物が層状に析出し

しだいに内層におよぶ。Mn 濃度が 4% 程度の合金では長時間の時効により過時効の傾向がいちじるしいが、8% 程度の合金ではごく表層部を除いて過時効になりにくく、700°C-800 h の時効後も Hv 400 程度の高い硬度を示す。

4) 20%Cr-8%Mn-Fe 合金のN吸収材の高温曲げクリープ特性および高温引張りクリープ破断特性は Ni をまったく含まぬにかかわらずいずれも良好で、比較的短時間では 316L型鋼よりはるかに優れているが、長時間になると試料表層部の過時効のため 316L型鋼よりやや劣る。N吸収処理後軽度の圧延を行なった後溶体化処理すると表層部の過時効は抑制され、長時間のクリープ特性も 316L型鋼より優れるようになる。

5) この合金のN吸収材の 700°C における耐酸化性はNを吸収しないものに比べてやや劣る。

終りにNの分析について御援助を頂いた株式会社鉄興社技術部の各位に厚く御礼を申し上げます。

(昭和35年9月寄稿)

文 献

- 1) 岡本, 宮川: 鉄と鋼, 47(1961), 43
- 2) 岡本, 宮川: 鉄と鋼, 45(1959), 614
- 3) W. KÖSTER: Arch. Eisenhüttenw., 7 (1933/34), 678
- 4) R. FRANKS, W. O. BINDER and J. THOMPSON: Trans. Amer. Soc. Metals, 47 (1955), 231
- 5) 例えば前川, 中川, 梁川: 鉄と鋼, 46 (1960), 748
- 6) 例えば岩瀬, 福島: 日本金属学会誌, 1 (1937), 151
- 7) 岡本, 田中, 佐藤: 鉄と鋼, 45 (1959), 1351
- 8) 例えば E. A. LORIA: Iron Age, 29 (1955), Sep., 65