

1250°C で飽和するまでNを吸収させた 20% Cr-Fe 合金 (0.67% N) および 20% Cr-4% Ni-Fe 合金 (0.68% N) の板状および粉末状試料を大気中、 10^{-5} mm Hg の N_2 中および高純度の 1 気圧アルゴン中にて 1100°C に加熱した場合の脱窒現象を検討した結果つぎの結論が得られた。

(1) 大気中 1100°C の加熱によつては脱窒はほとんど起らない。

(2) 10^{-5} mmHg の N_2 中で 1100°C に加熱すると両合金とも脱窒がいちじるしく、試料の形状、寸法にもよるが 1100°C-2 h 程度の加熱によつて合金中のNはまったくなくなる。20% Cr-4% Ni-Fe 合金は 20% Cr-Fe 合金に比べて脱窒の進行がややおそい。

(3) 試料表面に生成した酸化被膜によつて 10^{-5} mm Hg の N_2 中で加熱した場合の脱窒はかなり抑制される。この場合脱窒の速さは合金の種類によつてあまり差異がない。

(4) 高純度 1 気圧のアルゴン中における 1100°C の加熱によつては脱窒はほとんどみられない。

(166) 冷間加工した 18-8 ステンレス鋼の加熱過程における異常性

東北大学金属材料研究所

工博 今井勇之進・工博○斎藤 利生

On the Anomaly of Cold-Worked 18-8 Stainless Steel in Heating Process.

Dr. Yūnoshin IMAI and Dr. Toshio SAITŌ.

I. 緒 言

オーステナイトの不安定な 18-8 ステンレス鋼は常温あるいはサブゼロ温度における加工により容易に相変化を起すことが知られている。これらの相変化の程度は鋼の組成および加工温度、加工度、加工方法などの加工条件によつてきわめて大きい影響を受ける。一方加工により相変化を起した 18-8 鋼の加熱過程における変化は、従来の研究では $\alpha \rightarrow \gamma$ 逆変態の様相は必ずしも一致していない。

著者らは各種の常温加工を施した 18-8 鋼の相変化および加工後の加熱による相変化の様相を主として熱膨張により研究中、とくに圧延加工材の熱膨張曲線に異常性を見出したので本報に報告する。

II. 実験試料および方法

供試材は Table 1 の成分の 18-8 鋼で、とくにオーステナイトの不安定な組成を選んだものである。本鋼は

Table 1. Chemical analysis of the steel tested (%).

C	Si	Mn	Ni	Cr
0.065	0.43	1.12	7.25	18.33

1100°C \times 1/2 h, WQ の溶体化処理状態で約 15% のマルテンサイトを有することが顕微鏡組織から認められる。引張加工試料は溶体化処理後常温で 3~45% の伸びを与えた引張試験片の平行部から $5\phi \times 70 l$ の膨張試験片を作成した。鍛打試料は同じ寸法の膨張試験片を定盤上で均一に鍛打して各種の伸びを与えたものである。また圧延試料は $5.1 \sim 7.0\phi$ の各種径の試片を溶体化処理後 5.0ϕ に圧延して各圧延比の試料を得た。圧延は普通のチルド溝ロールで行なつた。

かくして得た膨張試験片は本多式示差膨張計により Ni-Co 合金を中性体として 3°C/mn の速度で 1000°C まで加熱し、その間の膨張曲線の変化を調べた。これらの曲線に現われたいちじるしい変化は爾後 X 線、硬度計顕微鏡、弾動磁力計などを利用してその原因を追求した。X 線撮影は別に 1.25ϕ に線引した試料に加工を与え、電解後 CrK α 線を使用した。圧延試料だけは 5ϕ の試料から小試片を削出して使つた。

III. 実験結果

1. 加工による相変化

各試料の加工度と硬化を調べた結果、引張および鍛打試料はほぼ同様の硬化曲線を示し、加工による相変化も加工度の増加によりしだいに α が増加して強加工試料ではほぼ完全に α だけとなるが、圧延試料は圧延比が少なくして硬化はきわめていちじるしく、一方加工による相変化は比較的少なく圧延比が大きい試料でもなお多量の γ の残留が X 線で認められた。すなわち引張および鍛打試料の硬化がマルテンサイトの形成によるのに対して、圧延試料の硬化はマルテンサイトの形成と γ の加工硬化の両者によるものと見做される。

2. 加工後の加熱による相変化

引張加工試料の熱膨張曲線は Fig. 1 に示した。溶体化処理状態の曲線は明瞭な変化はなく温度とともにほぼ直線的に増加するに過ぎない。Fig. 1 における第 1 の変化は 150°C 付近の低温域に現われている収縮である。この変化は後述する他の加工法には現われず単純な一軸方向の引張加工のみに現われるもので、従来から認められており本報では一応触れないこととする。

第 2 の変化は 600°C 付近に現われている大きい収縮で、加工度の増加にしたがつてしだいに大きくなり、か

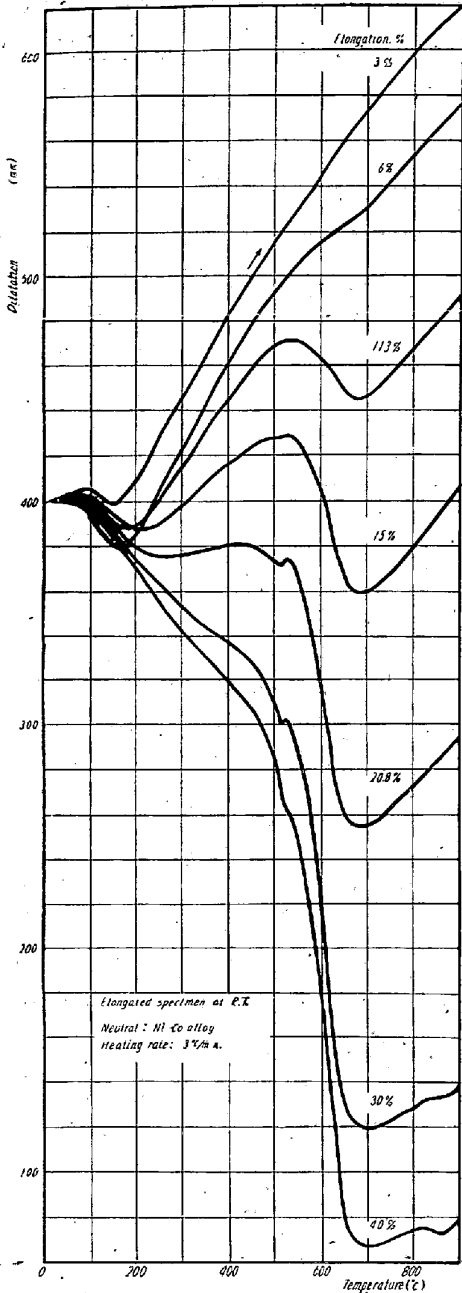


Fig. 1. Heating vs. dilatation curves with the specimens elongated at room temperature after solution treatment.

つ収縮の始りも低温側に移る。また加工度 15% 以上の試料の収縮途中に小さい膨張が明瞭に現われており、加工度によらず 530°C に一定して現われる。本報の主題とする異常性はこの 530°C の膨張をさしている。

第3の収縮はさらに高温の 860°C 付近にわずかに現われており、加工度の大きい 30, 40% 試料に明瞭である。

X線分析および検鏡の結果から第2の大きい収縮は加工により相変化した α の γ への逆変態であることが判つたが、収縮の終了した 700°C においても α の線は明瞭

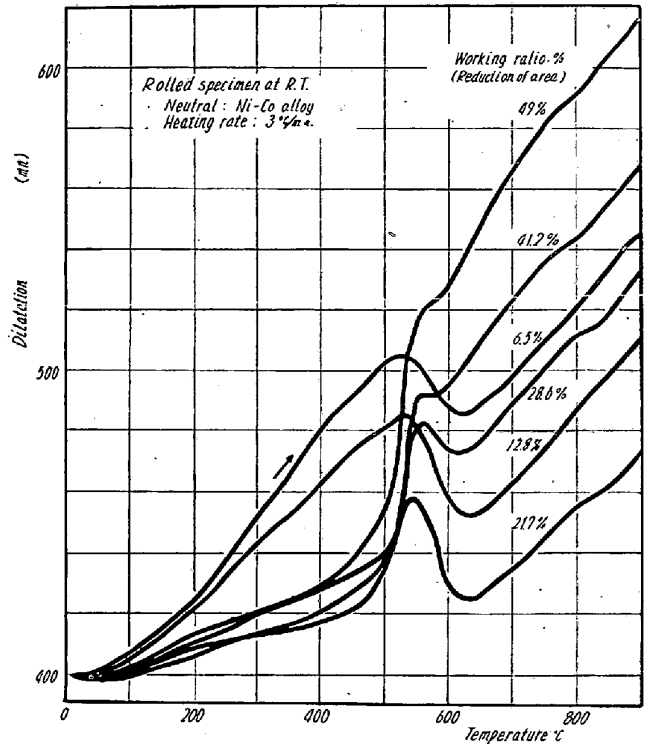


Fig. 2. Heating vs. dilatation curves with the specimens rolled at room temperature after solution treatment.

に残っており、また組織にも細かい α が相当量残存しているのが認められた。すなわち加工により相変化した α は大部分が 600°C 付近で逆変態して γ に戻るが、なお安定な一部の α はさらに高温の第3の収縮 860°C 付近で γ に逆変態するものである。

鋸打試料の加熱過程の変化は引張加工の場合の第1の収縮が現われない以外は同じ様相を示している。これに対して圧延加工の場合はまったく異なる様相を呈している。圧延試料の熱膨張曲線は Fig. 2 に示した。加工度の少ない 6.5, 12.8% 試料までは他の加工法と同様の曲線を示すが、さらに加工度が増加すると 530°C における膨張がしだいに大きくなると同時に、一旦 12.8% で最大を示した第2の収縮がしだいに小さくなり、49% 加工ではきわめてわずかな収縮となつてしまう。この異常膨張の前後のX線は、膨張後に γ の線が強くなつていてだけで同様に $\gamma + \alpha$ を示している。

硬度測定の結果圧延および鋸打試料は約 425°C で硬度の最高値を示した後軟化を始め、圧延試料の 530°C 変化は硬度には無関係と見做される。また加工後の熱磁曲線は Fig. 3 のごとく引張、圧延両試料ともまったく同じ様相で、約 450°C から第2の収縮すなわち $\alpha \rightarrow \gamma$ 逆変態に対応して磁気を減少する。すなわち圧延試料の 530°C 異常性は磁気にも無関係な変化である事が判る

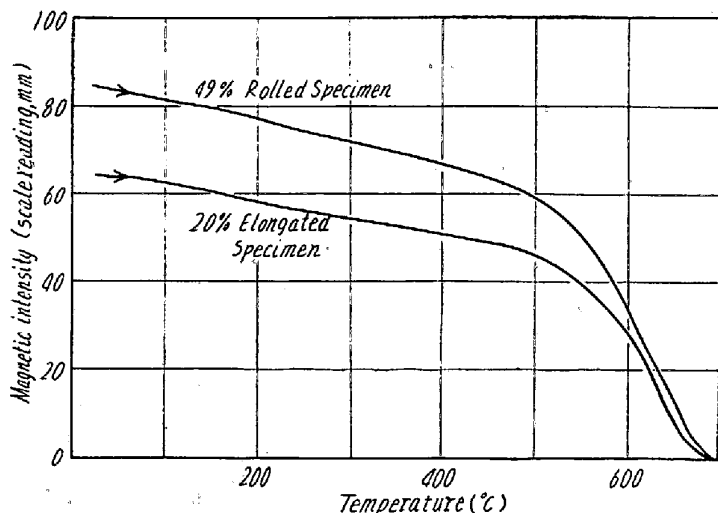


Fig. 3. Heating vs. magnetic intensity curves with the 49% (reduction of area) rolled specimen and the 20% elongated specimen.

IV. 要 約

圧延加工材の加熱過程において 530°C に異常膨張を示すことが認められた。この膨張は引張、錘打あるいは線引試料においてもわずかであるが明瞭に現われる。ここで熱膨張曲線において膨張の変化を考えるとつぎの現象が挙げられる。1) 残留 γ の分解, 2) 475°C 脆性, 3) $\epsilon \rightarrow \gamma$ 変態, 4) 規則 \rightarrow 不規則変態

第1の残留 γ の分解は磁気および硬度に影響ないためただちに否定できる。第2の475°C 脆性は18-8鋼でも α の量が多い場合現われる可能性もあるが、圧延試料が比較的 α の量は少ないにもかかわらず530°C 膨張はきわめて大きいことから不適當である。第3の $\epsilon \rightarrow \gamma$ 変態は膨張曲線の形態や ϵ 相の遷移相としての性格からは一致するが、変態温度がやや高過ぎ、またX線にまったく現われないことから否定される。第4の規則 \rightarrow 不規則変態は溶体化処理したCr-Niオーステナイト鋼の500°C付近に存在が推論されており、その温度は概ね一致する。然し一般に規則合金は加工によつて不規則化するのが普通であつて、加工によつて規則化するという考えは認められていない。以上の論述のごとく現在の段階ではこの530°C 異常膨張の原因は未解決であつて今後の研究にまたなければならぬ。本報では常温加工したオーステナイトの不安定な18-8鋼の加熱過程においてかかる異常性が現われること、とくに圧延比の大きい圧延加工材にいちじるしいことを報告するに止める。

(167) 18-8-Ti 鋼の高温強度におよぼす溶体化処理の影響

日立製作所日立研究所 工博 小野 健二

〃 根本 正・〇佐々木良一

Effects of Solution Treatment on High-Temperature Properties of 18Cr-8Ni-Ti Steel.

Dr. Kenji Ono, Tadashi NEMOTO
and Ryoichi SASAKI.

I. 緒 言

18-8-Ti ステンレス鋼は大容量高温高圧ボイラの過熱管に用いられている。溶体化処理条件によつてクリープ破断特性がいちじるしく変り、これに関する研究報告は少なくないが、報告されているクリープ破断特性には相当な開きがあり、またその変動の原因については充分明らかにされていない。クリープ破断特性は同一鋼種間であつてもかなり大きなばらつきを示すものであるから、一、二の実験から断定的な結論は下し難い面があるので、当所においても本問題について実験を行なつた。

II. 実 験

高周波溶解炉で Table 1 に示す組成の試料を熔製し比較のため Ti を含まない材料についても実験した。950°C ~ 1150°C で 25 ϕ に鍛伸し、1050°C で 2h 保持して水冷の処理を施してから、500°C に加熱し 15 ϕ まで鍛伸してこれを素材とした。このような熱冷加工を与えた素材を約 100mm に切断し、Table 2 に示すように 800°C ~ 1200°C の範囲で 1h 保持したのち水冷の溶体化処理を行なつた。また 1100°C \times 1h 水冷したのち 1000°C \times 2h, 900°C \times 5h, 800°C \times 100h の再加熱を行ない結晶粒度が大體等しく、炭化物の析出状態の異なる試料を得た。これらについて室温および 650°C で引張試験を、650°C でクリープ破断試験を行なつた。

III. 実験結果および検討

熱冷加工のままでは結晶粒が流れている。溶体化温度

Table 1. Chemical compositions (%).

Specimen	C	Si	Mn	P
No. 9	0.04	0.46	0.81	0.008
No. 5	0.06	0.93	0.79	0.009

Specimen	S	Ni	Cr	Ti
No. 9	0.014	11.58	18.22	0.40
No. 5	0.008	8.98	17.44	tr