

# フェライト系ステンレス鋼圧粉体の窒素吸収に伴う組織変化

中原 健\*・中村 展之\*<sup>2</sup>・後藤 秀人\*<sup>2</sup>・高木 節雄\*<sup>2</sup>

Microstructural Change with Nitrogen Absorption in Ferritic Stainless Steel Powder Compacts

Takeshi NAKAHARA, Nobuyuki NAKAMURA, Hideto GOTO and Setsuo TAKAKI

**Synopsis** : Sintering treatment in 1atm-N<sub>2</sub> gas atmosphere was applied for 23mass% Cr ferritic stainless steel powder compacts, and structural changes of the powder compacts by nitrogen absorption were investigated by means of optical microscopy, chemical analysis and X-ray diffraction. Mechanical properties of the sintered materials were also examined in relation to nitrogen content and microstructures. The results obtained are as follows :

(1) In the sintering of powder compacts in N<sub>2</sub> gas atmosphere, nitrogen absorption into powder particles causes phase transformations from ferrite to other phases. The phases formed are dependent on the temperature and nitrogen content.

(2) The amount of nitrogen absorbed into steel powder particles is determined by the surface equilibrium between N<sub>2</sub> gas and nitrogen content of steels, so that the saturation nitrogen content increases with a fall in the sintering temperature. At temperatures below 1473K, nitrogen is concentrated enough to form nitrides such as CrN and Cr<sub>2</sub>N.

(3) At around 1473K, the steel powder can absorb about 1mass% of nitrogen, and this causes a structural change of the matrix from ferrite to austenite which dissolves all of nitrogen. The austenitic structure obtained is so stable at room temperature that the sintered steel does not undergo martensitic transformation during tensile deformation.

(4) A sintered steel with the chemical composition of 23mass% Cr-1mass% N has about three times large 0.2% proof stress in comparison with a sintered SUS304L steel with little nitrogen, and also has a good ductility in spite of containing about 12vol.% of retained pores.

(5) Sintering in N<sub>2</sub> gas atmosphere makes the use of a large amount of nitrogen possible for stainless steels, therefore, stable austenitic structure is easily obtained without adding expensive alloying elements such as nickel.

**Key words** : ferritic stainless steel ; powder compacts ; sintering ; nitrogen absorption ; surface equilibrium ; saturation nitrogen content ; phase transformation ; stable austenitic structure.

## 1. 緒言

窒素はステンレス鋼の強度をはじめとした機械的諸特性を向上させる<sup>1-4)</sup>ばかりでなく、例えば、Cl<sup>-</sup>、NO<sub>x</sub>環境下での耐孔食性などの耐食性をも向上させる<sup>5-7)</sup>ことが知られている。しかし従来の溶製法では、窒素は凝固段階でブローホールを発生させたり加工性を劣化させたりすることから、0.2%程度の窒素が一部のオーステナイト(γ)系ステンレス鋼で合金元素として利用されているにすぎない。

これに対して粉末冶金法では、粉末の比表面積が非常に大きいため、固相状態で速やかに窒素を吸収させることができるだけでなく、吸収し得る窒素量<sup>†</sup>も、条件によっては数%のオーダーにも達する。さらに、雰囲気窒素分圧<sup>8)</sup>、鋼の成分<sup>9)</sup>、窒素を吸収させる温度を制御すれば、窒素量および組織を自由に制御できることなど、粉末の窒素吸収処

理は数多くの特長を有している。

ステンレス鋼の耐食性を向上させるために加えられているCrは、このような窒素吸収処理の観点からすれば、窒素との親和力が非常に大きく多量の窒素の吸収を可能にする<sup>10)</sup>働きもする。一方、窒素自体はγ安定化作用が極めて強力な元素であり、M<sub>s</sub>点を著しく降下させる<sup>11,12)</sup>効果があるため、多量の窒素を吸収させた高Cr鋼においては窒素吸収処理温度で生じたγ相を室温まで安定にもちきたすことも可能となる。つまり粉末冶金法では、単純な熱処理によって、高価なNiを使わずにFe-Cr-N系でγ系のステンレス鋼を製造することも可能ならずである。

本研究では、γ組織を有する高Cr高窒素焼結ステンレス鋼を開発するための基礎研究として、フェライト(α)系の23% (mass%) Cr鋼粉圧粉体の窒素吸収挙動を組織変化と関連させて明らかにし、さらに焼結体の機械的性質におよぼす

平成7年11月2日受付 平成8年1月18日受理 (Received on Nov. 2, 1995; Accepted on Jan. 18, 1996)

\* 九州大学大学院生 (現: NKK) (Graduate Student, Kyushu University, now NKK Corp., 6-10-1 Hakozaki Higashi-ku Fukuoka 812)

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

† 窒素量は、固溶窒素だけでなく窒化物としての窒素も含む。

窒素濃度と組織の関係についても調査しようとするものである。

## 2. 実験方法

### 2.1 鋼種の選定

Fig. 1は、鉄系粉末の焼結温度として工業上実用的な温度である1473KにおけるFe-Cr-N三元系合金の水平断面状態図<sup>13)</sup>を示す。Cr濃度が約12%以上のFe-Cr二元系合金の組織はすべての温度域で $\alpha$ 単相となるが、窒素の固溶に伴い $\gamma$ 単相、( $\gamma$ +窒化物)二相へと変化していくことが予想される。しかし、吸収される窒素の濃度は、窒素分圧と鋼中のCr量に依存した鋼の表面での界面平衡に依存する<sup>14)</sup>ことが指摘されており、たとえば中村らは12%Cr<sup>15)</sup>および27%Cr<sup>16)</sup>組成の鋼において、1473Kで窒素分圧が1気圧の条件下では、吸収窒素量が $\gamma$ 単相領域内の値で飽和し、窒化物が析出する領域までは増大しないことを確認している。

一方、窒素はもともと強力な $\gamma$ 生成元素であると同時に $M_s$ 点を著しく降下させ<sup>11,12)</sup>、また $\gamma$ 相中ではCr自体も $M_s$ 点を降下させる働きもする<sup>12)</sup>。岡本ら<sup>11)</sup>は、Cr量が20%以下のFe-Cr-N合金の $\gamma$ 相では、 $\gamma$ 相中に固溶する窒素量が少ないため水冷によって一部マルテンサイト( $\alpha'$ )が生成する傾向にあるが、約20%以上のCrを含む合金では適量の窒素を固溶することにより室温で安定な $\gamma$ が得られることを報告している。ただし、30%以上の多量のCrを含有した鋼では、Cr窒化物の形成能が高くなって冷却時に $\gamma \rightarrow \alpha + Cr_2N$ の共析反

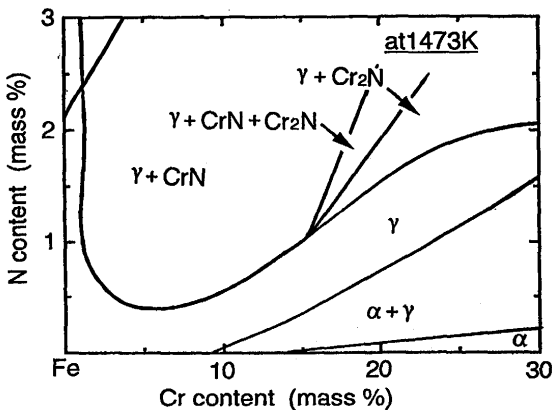


Fig. 1. Horizontal phase diagram at 1473K in Fe-Cr-N system alloy.

Table 1. Chemical compositions of 23mass% Cr ferritic steel powder and SUS304L austenitic steel powder.

	Cr	C	Si	Mn	P	S	Ni	N	Fe
Fe-23%Cr alloy	23.48	0.025	0.96	0.08	0.018	0.007	0.12	0.043	bal.
SUS304L	18.72	0.011	0.78	0.13	0.029	0.008	11.27	0.065	bal.

応が起こり易くなるため<sup>17)</sup>、室温で $\gamma$ 単相の組織を得ることが困難となる。したがって本研究では、空冷程度の冷却速度でも安定な $\gamma$ 相が得られる合金について予備実験を行って検討し、使用する粉末として $\alpha$ 系のFe-23%Cr合金を選定した。

### 2.2 試料作製

本研究で用いたFe-23%Cr合金成分の水アトマイズ鋼粉(大同特殊鋼(株)製、-100mesh)ならびに比較材の化学組成をTable 1に示す。この粉末をステアリン酸亜鉛で型潤滑を施した金型を用いて882MPaの圧力で加圧成形し、気孔率が(20.0±0.5)%の圧粉体を作製した。圧粉体は、1気圧の窒素雰囲気中にて1273~1573Kの各温度で種々の時間窒素吸収を兼ねた焼結を施したのち空冷、あるいは同条件で窒素吸収処理後ホットプレスして緻密化したのち水冷した。これらの試料は窒素濃度の化学分析、組織観察、X線回折および引張試験に供した。

### 2.3 組織観察とX線回折

組織は、試料の切断面をバフ仕上げ研磨後Vilella試薬で腐食したのち、光学顕微鏡を用いて観察した。また、相の同定は、リン酸クロム酸溶液を用いて電解研磨した試料について、X線発生装置(RU-200 ロータフレックス)を用いてX線回折(Co-K $\alpha$ )により行った。

### 2.4 引張試験

引張試験は、焼結体試料から切り出した平行部 $\phi 3 \times 10$ mmの試験片について、室温においてインストロン型引張試験機(クロスヘッド速度0.02mm·s<sup>-1</sup>)を用いて行い、機械的性質は引張強さ、0.2%耐力、伸びで評価した。

## 3. 実験結果

### 3.1 窒素吸収に伴う粉末の組織変化

Fig. 2は、Fe-Cr-N三元系合金の種々の温度における水平断面状態図<sup>18)</sup>に基づいて作成したFe-23%Cr-N合金の垂

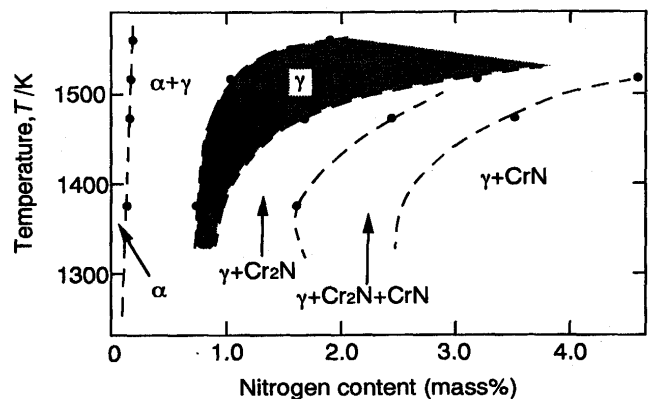


Fig. 2. Vertical phase diagram of the Fe-23mass% Cr-N ternary alloy: Constructed from several horizontal phase diagram in the Fe-Cr-N system alloy<sup>18)</sup>.

直断面状態図の概略を示す。もともと $\alpha$ 単相組織を有する本鋼粉末では窒素吸収に伴い $\gamma$ が出現し、吸収窒素量の増加により $\gamma$ 中に $\text{Cr}_2\text{N}$ や $\text{CrN}$ などのCr窒化物が析出した組織となる。ここで、図中にハッチングを施した温度-組成領域で $\gamma$ 単相組織となることが期待される。Fig. 3は、本鋼圧粉体を窒素雰囲気にて1273~1573Kの各温度で種々の時間焼結した場合の圧粉体の吸収窒素量と焼結時間の関係を示す。圧粉体の吸収窒素量は、焼結時間の経過とともに増加して飽和濃度に達し、1273Kでは実に4%以上になる。また、焼結温度が上昇するほど飽和濃度に達するまでの焼結時間が短くなり、かつ飽和濃度も低下する傾向にある。このことは、鋼への窒素の吸収が、鋼の表面での窒素ガスの分解・平衡に依存している<sup>†</sup>可能性を示唆している。

一方Fig. 4は、1273Kでの焼結時間を変えて吸収窒素濃度を変化させた焼結体の組織を示す。吸収窒素量の増加に伴い、析出物の量が増加し、かつ析出物自体も粗大化している様子がうかがわれる。なおFig. 4に示した組織は、水冷時の内部酸化を防ぐためにホットプレスによりある程度緻密化した試料から得たものであるが、緻密化が十分でなくかなりの量の気孔が残存していた。Fig. 5は、Fig. 4で用いた試料から得られたX線回折パターンを示す。この結果から、組織中に観察された析出物はクロムを主体とした窒化物で

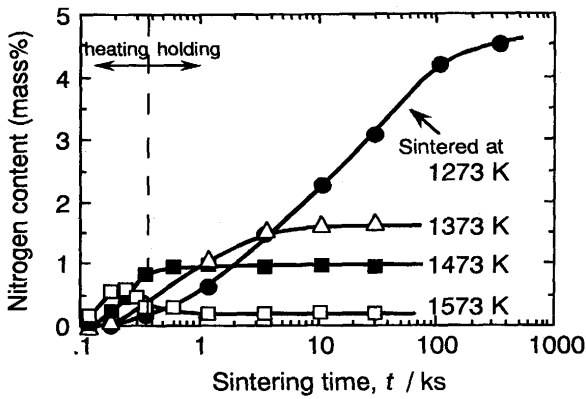


Fig. 3. Changes in nitrogen content of 23mass% Cr steel powder compacts during heating and holding at given temperatures in 1atm  $\text{N}_2$  gas atmosphere.

あり、吸収窒素量の増加とともに窒化物の種類が $\text{Cr}_2\text{N}$ から $\text{CrN}$ へと変化していることがわかる。なお、図中のbcc構造を示すピークは、高温で $\gamma$ であった部分が冷却中に変態して生成した $\alpha'$ に対応するもので、1273Kでは $\gamma$ 中の窒素の固溶限が小さいために室温で安定な $\gamma$ は得られない。前掲Fig. 2の概略図もあわせて考えると、1気圧の窒素雰囲気下での1273Kにおける本鋼粉末の組織は、吸収窒素量の増加とともに、 $\alpha \rightarrow \alpha + \text{Cr}_2\text{N} \rightarrow \alpha + \gamma + \text{Cr}_2\text{N} \rightarrow \gamma + \text{Cr}_2\text{N} \rightarrow \gamma + \text{Cr}_2\text{N} + \text{CrN} \rightarrow \gamma + \text{CrN}$ 、と変化していく。従来の研究では鋼の表面

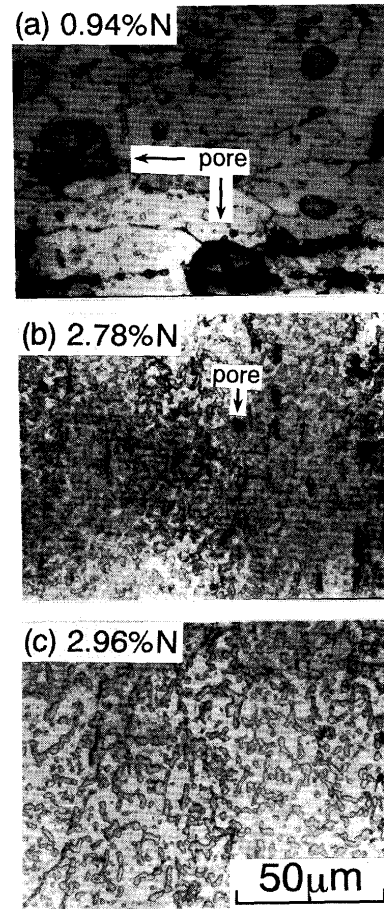


Fig. 4. Microstructures of 23mass% Cr steel powder compacts with different nitrogen contents, sintered at 1273K in 1atm  $\text{N}_2$  gas atmosphere.

<sup>†</sup> 窒素ガスの鋼表面での分解は(1)式で示され、

$$\frac{1}{2}\text{N}_2(\text{g}) = [\text{N}] \dots \dots \dots (1)$$

この反応の化学ポテンシャル、 $\mu_{\text{N}_2}$ および $\mu_{\text{N}}$ はそれぞれ次式で表される。

$$\mu_{\text{N}_2} = \mu_{\text{N}_2}^0 + RT \ln P_{\text{N}_2} \dots \dots \dots (2) \quad \mu_{\text{N}} = \mu_{\text{N}}^0 + RT \ln f_{\text{N}} [\% \text{N}] \dots \dots \dots (3)$$

$\mu_{\text{N}_2}^0$ は $\text{N}_2$ の標準化学ポテンシャルを、 $\mu_{\text{N}}^0$ はNの標準状態における化学ポテンシャルをそれぞれ表す。また $f_{\text{N}}$ はFe-Cr-N系におけるNの活量係数である。(1)式の反応の平衡が成立していれば、 $\Delta G (= \mu_{\text{N}} - \mu_{\text{N}_2}) = 0$ が成立する。すなわち窒素ガスと鋼表面での界面平衡が成り立っている場合には、窒素の飽和吸収量と窒素分圧、温度の関係式として次式が導かれる。

$$\ln [\% \text{N}] = - \left( \frac{\mu_{\text{N}}^0 - \mu_{\text{N}_2}^0}{R} \right) \cdot \frac{1}{T} \ln f_{\text{N}} + \frac{1}{2} \ln P_{\text{N}_2} \dots \dots \dots (4)$$

(4)式において、 $(\mu_{\text{N}}^0 - \mu_{\text{N}_2}^0) < 0$ であるので、(4)式は(1)式の界面平衡が成り立っている場合には、飽和吸収窒素量が単純に温度の上昇とともに減少することを示しており、定量的な比較はできないが実験結果とも傾向が一致している。ただし、窒素の吸収に伴い鋼中に窒化物が析出してくるような場合は、窒素ガスと鋼表面の平衡だけでなく窒化物と基底界面でのCrとNの平衡<sup>19)</sup>などの他の要因も考えられる。したがって、窒化物が析出する温度域では飽和濃度と温度の関係は厳密には(4)式では整理できないと思われる。

からの窒素の吸収は比較的高温<sup>20,21)</sup>で行われたものが多いため、飽和窒素濃度が窒化物が析出する領域まで濃化されるという報告はあまりされていない。しかし本実験では、拡散距離が短くてすむ粉末を使用しているため低温でも窒素の吸収が容易であり、本鋼粉末の場合窒素は窒化物が大量に析出する領域まで濃化し、最終的に窒素含有量は約4.5% Nにも達する。

またFig. 6は、より高温の1473Kで窒素を飽和濃度(約1% N)まで吸収させた焼結体の組織およびX線回折パターンを示す。焼結温度から空冷した試料(a)では、fccのピーク以外に小さなbccのピークが認められ、組織写真では共析変態( $\gamma \rightarrow \alpha + Cr_2N$ )<sup>17)</sup>によって生じたと思われる少量のセル状組織が気孔や $\gamma$ 粒界の近傍で観察される。bccのピークはこのセル状組織中の $\alpha$ に相当する。なお、 $Cr_2N$ に対応すると思われる析出物は拡大した組織では観察されたが、その総量が

少ないためX線回折では検出できなかった。一方、水冷した試料(b)では、X線回折ではfccのピークのみが認められ、組織写真からも $\gamma$ 単相であることが確認された。つまり、以上の結果より、空冷した試料中に認められた析出相は、1473K保持中ではなく冷却中に生じた組織であることが確認された。すなわち、1気圧の窒素雰囲気中にて1473Kで焼結した場合、吸収し得る窒素量は窒素ガスと鋼表面での界面平衡により約1%に制限されるが、1%の窒素を固溶した $\gamma$ は室温でも安定で、かつ空冷程度の冷却速度でも、ほぼ $\gamma$ 単相の組織が得られるわけである。

他の温度についても同様に窒素吸収挙動と組織の関係を調査した結果、Fe-23%Cr-N三元系合金の高温域での吸収窒素量と組織の関係はFig. 7のように表された。窒素分圧が1気圧の条件下では、本鋼の飽和吸収窒素量は界面平衡に律速されるため、利用し得る窒素量は、高温域では狭い範囲に限られる。したがって、 $\gamma$ 単相の組織が得られる条件もかなり厳しく制限されることになる。Fig. 8は、前掲Fig. 3

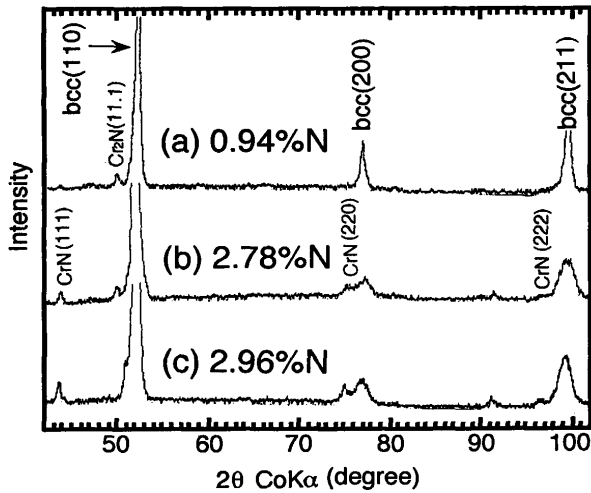


Fig. 5. X-ray diffraction patterns obtained from 23mass%Cr steel powder compacts with different nitrogen content, sintered at 1273K in N<sub>2</sub> gas atmosphere.

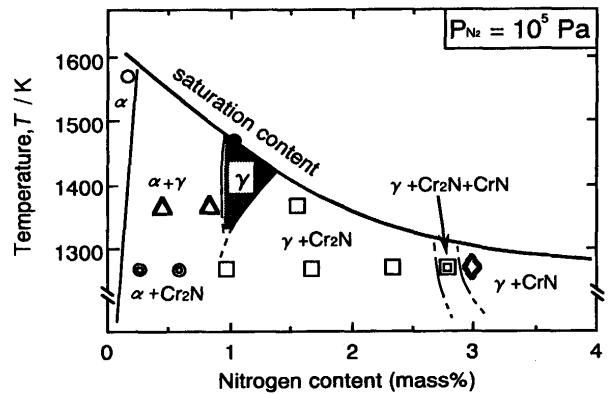


Fig. 7. Vertical phase diagram of the Fe-23mass%Cr-N ternary alloy constructed by means of microstructural examination. The saturation nitrogen contents at given temperatures are also shown in the figure.

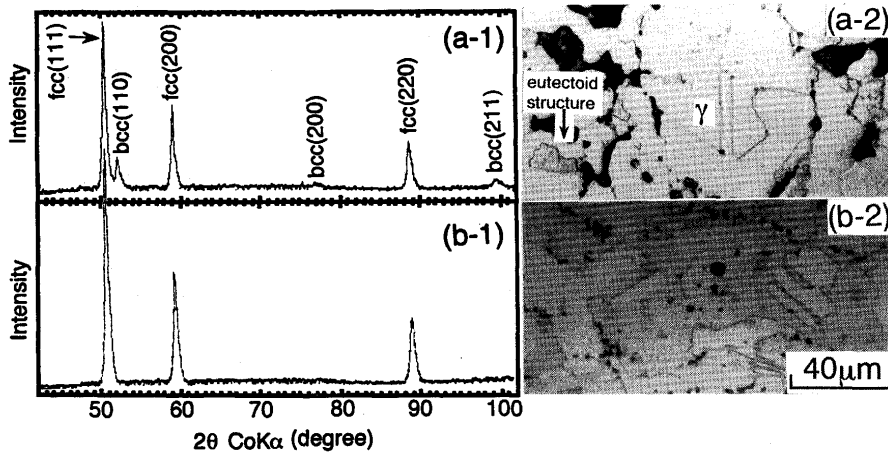


Fig. 6. Optical micrographs and X-ray diffraction patterns of 23mass%Cr steel powder compacts with saturation nitrogen content (about 1mass%) at 1473K in 1atm N<sub>2</sub> gas atmosphere : Air-cooled (a), and water-quenched (b) from 1473K.

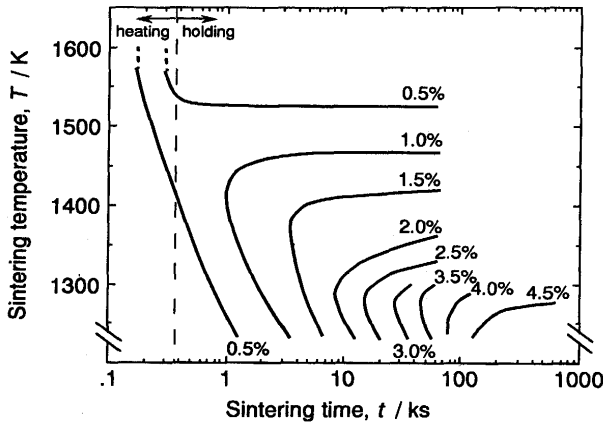


Fig. 8. Time-Temperature-Nitrogen content diagram in 23mass%Cr steel powder compacts sintered in 1atm N<sub>2</sub> gas atmosphere.

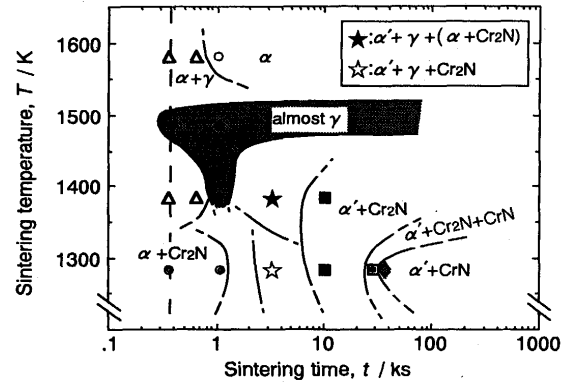


Fig. 10. Time-Temperature-Structure diagram at room temperature in 23mass%Cr steel powder compacts sintered in 1atm N<sub>2</sub> gas atmosphere. Specimens were air-cooled from each sintering temperature.

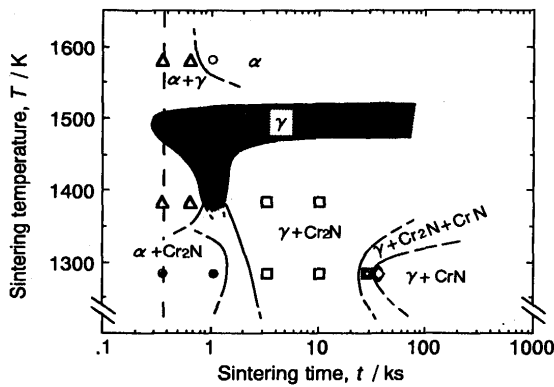
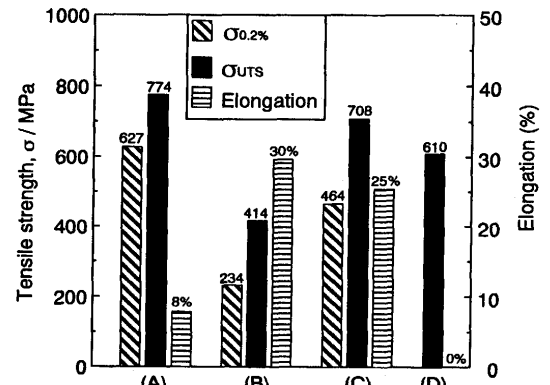


Fig. 9. Time-Temperature-Structure diagram at elevated temperatures in 23mass%Cr steel powder compacts sintered in 1atm N<sub>2</sub> gas atmosphere.

およびFig. 7の結果をもとに作成した本鋼粉圧粉体の焼結温度および時間と吸収窒素量の関係を示す。この図は等窒素吸収曲線とも言えるべきもので、吸収窒素量は焼結温度および時間を変化させて自由に調整し得ることを示している。また、焼結条件と組織の関係を示したものがFig. 9である。1373~1473Kで約1%の窒素を吸収させると、 $\gamma$ 単相の組織となることを前掲Fig. 7で示した。温度が1473Kより低い場合、窒素を吸収させる時間を1ks程度に調整する必要があるが、1473Kでは好都合なことに窒素ガスと鋼表面での界面平衡によって窒素の吸収量がちょうど1%程度に制限されるので焼結時間の影響を受けない。また、Fig. 10は、焼結後空冷した試料の室温での組織を、同様に焼結条件との関係で示したものである。なお、図中の( $\alpha + Cr_2N$ )は空冷時に共析相が生成することを意味するが、前述のように、高温域で約1%の窒素を含む焼結体の場合、空冷中に生成する共析相の量はわずかであり、ほぼ $\gamma$ 単相の組織が室温で得られる。1273K付近の低温域では、 $\gamma$ 相は多量の窒素を吸収するものの、保持温度で $Cr_2N$ や $CrN$ のCr窒化物が多量に析出するため、基地中のCrやN濃度が低下して冷却中に $\alpha'$ に変



Composition	Microstructure	Porosity
(A) Fe-23%Cr-1%N	Almost $\gamma$ .	11.5%
(B) SUS304L	Full $\gamma$ .	12.0%
(C) SUS304L-0.5%N	Full $\gamma$ .	10.2%
(D) Fe-23%Cr-4.3%N	$\alpha + CrN$	11.6%

Fig. 11. Mechanical properties of sintered materials with several microstructures and nitrogen contents.

態してしまう。

### 3・2 窒素を吸収した焼結体の機械的性質

オーステナイト系ステンレス鋼の引張強さは、固溶窒素濃度に大きく依存する。Fig. 11に、窒素ガス吸収・焼結処理法によって作製した種々の焼結体の引張特性を示す。得られた焼結体の組織および窒素濃度は表に示すように種々異なるが、気孔率はいずれも約12vol.%に調整されている。なお、比較材のSUS304L鋼焼結体は真空焼結により作製したものであり、含有窒素量は極微量である。Fe-23%Cr-1%N焼結体(A)では、耐力は、代表的な $\gamma$ 系ステンレス鋼であるSUS304L焼結体(B)に比べて、約1%の窒素の固溶強化により3倍程度まで増大し、なおかつ伸びについても、気孔が12vol.%程度残存しているにもかかわらず、8%程度の値が得られている点は注目すべきである。付加応力が高い状態で均一変形を続けるためには大きな加工硬化が起こる

必要がある。試料(A)と(B)について、引張強さと耐力の差を伸びで除した値を求めると、前者は18MPa/%、後者は6MPa/%となり前者の方が3倍程度大きいことがわかる。つまり試料(A)では多量の窒素の固溶により加工硬化率も著しく増大し、その結果良好な延性が得られたものと思われる。なお破断した試料の破面近傍では $\alpha'$ は検出されず、両試料とも加工誘起マルテンサイト変態は起こっていないことを確認している。一方SUS304L鋼粉を窒素ガス雰囲気中で焼結した場合、23%Cr鋼粉に比べてCr含有量が少ないため飽和吸収窒素量も0.5%N程度にまで少なくなり、得られたSUS304L-0.5%N焼結体(C)では窒素による固溶強化の寄与も小さい。したがって、その耐力や引張強さはFe-23%Cr-1%N焼結体のそれほど高くないが、適量の窒素を固溶することによって良好な強度-延性バランスが得られる。一方、4%以上の窒素を吸収した焼結体(D)は、基地組織は $\alpha'$ であり、また粉末内部に析出した多量の窒化物CrNの存在のため弾性変形の途中で脆性破壊してしまう。以上のことから、優れた機械的性質を有する焼結ステンレス鋼を得るためには、窒素濃度を適度に調整して、基地組織を $\gamma$ にすることが必要であり、Fe-23mass%Cr合金では高価なNiなどの合金元素を添加することなく、1気圧の窒素ガス雰囲気中で安定なオーステナイト組織が得られることが判明した。

#### 4. 結言

23mass%Crフェライト鋼圧粉体に1気圧の窒素ガス雰囲気中で焼結処理を適用し、窒素吸収に伴う圧粉体の組織変化ならびに様々な窒素濃度と組織に調整された焼結体の機械的性質について調査した結果、つぎのような結論を得た。

(1) 圧粉体を窒素ガス雰囲気中で焼結すると、粉末粒子が窒素を吸収することによりフェライトから他の種々の相への相変態が生じる。生成相は温度と窒素含有量に依存する。

(2) 鋼粉末が吸収する窒素量は、窒素ガスと鋼中の窒素濃度との間の界面平衡によって決定され、飽和窒素濃度は焼結温度が低下するにつれて増加する。とくに、1473Kより低い温度域では窒素はCrNやCr<sub>2</sub>Nなどの窒化物が析出する領域まで濃化する。

(3) 1473K付近では鋼粉末は約1mass%の窒素を吸収することができ、粉末の基地組織はフェライトから窒素をすべて固溶したオーステナイトへと変化する。得られたオー

ステナイトは空冷時に若干の共析変態を起こすものの室温でも安定で、引張変形中にもマルテンサイト変態は起こらない。

(4) 23mass%Cr-1mass%N組成の焼結鋼は、窒素をほとんど含まないSUS304L鋼焼結体に比べ、約3倍の大きな0.2%耐力を有し、また12vol.%程度の気孔が残存しているにもかかわらず、良好な延性を有する。

(5) 窒素ガス中での焼結は、ステンレス鋼に関して多量の窒素の使用を可能とし、それゆえNiのような高価な合金元素を添加せずに安定な $\gamma$ 組織が得られる。

#### 文 献

- 1) V.E.Zackay, J.F.Carson and P.L.Jackson: Trans. Amer. Soc. Metals, 48 (1956), 509.
- 2) S.Degallaix, J.I.Dickson and J.Foct: Proc. Int. Conf. on High Nitrogen Steels (HNS88), ed. by J.Foct and A.Hendry, The Institute of Metals, London, (1989), 380.
- 3) M.O.Speidel: Proc. Int. Conf. on High Nitrogen Steels (HNS90), ed. by G.Stein and H.Witulski, Stahleisen, Düsseldorf, (1990), 225.
- 4) 村田 康, 大橋誠一, 植松美博: 鉄と鋼, 78 (1992), 346.
- 5) J.E.Truman: Proc. Int. Conf. on High Nitrogen Steels (HNS88), ed. by J.Foct and A.Hendry, The Institute of Metals, London, (1989), 225.
- 6) S.Ahmed-Zaid, N.Jallerat and K.Vu.Quang: Proc. Int. Conf. on High Nitrogen Steels (HNS88), ed. by J.Foct and A.Hendry, The Institute of Metals, London, (1989), 240.
- 7) P.Le.Guevel, N.Jallerat, K.Vu.Quang and J.C.Bavay: Proc. Int. Conf. on High Nitrogen Steels (HNS88), ed. by J.Foct and A.Hendry, The Institute of Metals, London, (1989), 245.
- 8) X.Zheng, H.K.Feichtinger and M.O. Speidel: Proc. Int. Conf. on High Nitrogen Steels (HNS90), ed. by G.Stein and H.Witulski, Stahleisen, Düsseldorf, (1990), 320.
- 9) H.K.Feichtinger: Proc. Conf. on Stainless Steels, ISIJ, (1991), 1125.
- 10) 宮川大海, 岡本正三: 鉄と鋼, 46 (1960), 1468.
- 11) 岡本正三, 田中良平, 佐藤 昭: 日本金属学会誌, 22 (1958), 504.
- 12) G.E.Eichelman, Jr. and F.C.Hull: Trans. Amer. Soc. Metals, 45 (1953), 77.
- 13) V.Raghvan: Phase Diagram of Ternary Iron Alloys Part 1, ASM and The Indian Institute of Metals, (1987), 171.
- 14) E.T.Turkdogan and S.Ignatowicz: Phys. Chem. of Process Metallurgy, Vol.7, Met. Soc. Conf., ed. by G.R.St.Pierre, (1961), 617.
- 15) 中村展之, 高木節雄, 鎌田政智, 徳永洋一: 鉄と鋼, 79 (1993), 1204.
- 16) 中村展之, 高木節雄: 熱処理に投稿中
- 17) 山頭 理, 小野長門, 川波靖彦, 梶原正憲, 菊池 實: 日本金属学会秋季大会一般講演概要, (1992), 605.
- 18) S.Hertzman and M.Jarl: Met. Trans. A, 18A(1987), 1745.
- 19) B.Mortimer, P.Grievson and K.H.Jack: Scand. J.Metallurgy, 1 (1972), 203.
- 20) E.T.Turkdogan and S.Ignatowicz: Phys. Chem. of Process Metallurgy, Vol.7, Met. Soc. Conf., ed. by G.R.St.Pierre, (1961), 617.
- 21) 岡本正三, 宮川大海: 鉄と鋼, 45 (1959), 614.