高温高压下における Fe-Al-Si 合金の機械的性質

小 口 醇* 海江田 義 也*
信 木 稔* 太田口 稔*

Atsushi Oguchi, Yoshinari Kaieda, Minoru Nobuki and Minoru Otaguchi : Mechanical Properties of an Fe-Al-Si Alloy under High Pressure and High Temperature.

In order to study the mechanical properties of brittle materials, bending tests have been carried out for a polycrystalline Fe-Al-Si alloy containing 6.22% Al and 9.63% Si (Sendust) under high pressure and high temperature up to 800 MPa and 900°C. The transition temperature from brittle to ductile decreased from 770 to 650°C by application of a pressure of 800 MPa. At lower temperatures, no distinct change in fracture stress due to testing temperature was seen at atmospheric pressure. However, under 800 MPa, it increased with increasing temperature and the difference was almost the same order of magnitude as the applied pressure. At temperatures higher than about 860°C at atmospheric pressure and about 720°C under 800 MPa, the material could be deformed largely. But, many grain boundary cracks were induced on the specimen deformed at atmospheric pressure, while the formation of cracks was suppressed under high pressure. The pressure required for a rapid increase in ductility without cracks at a given temperature was almost the same order as the yield stress at that temperature.

(Received September 1, 1977)

I. 緒 言

金属材料の応力-ひずみ曲線に及ぼす静水圧の影響についてはすでに多くの研究がなされており、筆者らもこれについていくつかの結果を報告してきた。また脆性-延性遷移現象や、延性(破断絞り)に対する圧力の効果についてもいろいろと議論がなされている。これらの結果を概観すると、まず応力-ひずみ曲線は静水圧によって一般にはあまり大きな変化は示さないといえる。その変化は材料の弾性定数の圧力による変化のオーダーである^{(1)~(5)}。しかし変形中に相変態を生ずる場合には大きな変化がみられる^{(6)~(7)}。一方、延性に対する静水圧の効果は大きく、大気圧下で脆性なものがあるいはごくわずかな塑性変形後急激に破壊するものが、ある圧力以上で大きな延性を示すようになる現象が知られている⁽⁸⁾。またこれに関連のある現象として、脆性破壊応力が、静水圧下で上昇する場合としない場合があるという報告⁽⁹⁾もされている。

このような現象はまた温度によっても影響を受けるから、圧力と温度を同時に加えた場合の機械的性質あるいは破壊や変形の挙動は興味のある問題であるが、このようなデータはまだ十分得られているとはいえない。

ここでは主として室温、大気圧下で脆性な材料の、高温高压下における機械的性質を調べる目的で、Fe-Al-Si 合金(センダスト)を用い、900°C、800 MPa までの条件下で曲げ試験を行って、破壊応力、降伏応力、延性などについて調べた結果を報告する。

II. 材料および実験方法

実験に用いた材料の化学分析値は Al: 6.22%, Si: 9.63%, 残り Fe であった。この鑄造材より断面 3 mm × 3 mm, 長さ 20 mm の角柱状試験片を切り出し、真空中で 950°C, 3 h の焼鈍を行ったのち実験に用いた。なお結晶粒径は約 0.4 mm であった。

高温高压下の曲げ試験に用いた実験装置は前報⁽¹⁰⁾の通りであり、試験条件としては曲げスパン長 15 mm の 3 点曲げで、曲げ速度は 0.5 mm/min である。実験は大気圧下、800 MPa 下で、温度を室温から 900°C の間で変化させて行い、曲げ荷重-たわみ曲線を求めた。なおこの際、試料に与える曲げたわみ量は実験の都合上今回は 3 mm までとした。また破面の観察もあわせて行った。

III. 実験結果

Fig. 1 は大気圧下および 800 MPa 中で得られた曲げ荷重-たわみ曲線の例である。図中の数字は試験温度(°C)を示している。大気圧下では温度約 700°C まではほとんど巨視的な塑性変形を生じないで破壊したが、770°C になるとわずかではあるが変形が認められ、860°C 以上では 3 mm 以上のたわみ量まで破壊せずに変形が可能であった。一方 800 MPa 下では約 650°C 以上で巨視的な塑性変形がみられはじめ、720°C 以上では全て 3 mm 以上の曲げたわみ量を得ることができた。なお、いずれの場合にも、大きな変形を示す温度範囲ではほぼ平らな形となった。

* 金属材料技術研究所(National Research Institute for Metals, Tokyo)

Fig.1 Examples of the bending load-deflection relation of an Fe-Al-Si alloy obtained at atmospheric pressure and under 800 MPa. Testing temperatures are indicated in the figure.

Fig.2 は、Fig.1 に例を示したような荷重-たわみ曲線から降伏応力(σ_y)および破壊応力(σ_f)を求めた結果を示したものである。これらの応力は次のようにして求めた。

3 点曲げの場合、たわみ量が小さく弾性変形の範囲であれば、引張および圧縮の応力が最大となるのは試料の表面であってその値の絶対値は等しく、曲げ荷重 L のとき次式によって表わせる。

$$L = \frac{2}{3} \frac{a^2 b \sigma}{l} \quad (1)$$

ここで、 l , a , b はそれぞれ曲げスパン長、試料の厚み方向寸法および幅方向寸法である。また σ は試料表面における引張または圧縮の応力である。本実験の場合、 $a=b=3$ mm, $l=15$ mm であって、厳密には試料断面に働くせん断応力の影響を考慮に入れるべきであろうが、後に述べるような理由によりここでは大よその傾向を論ずるに止める。

Fig.2 Fracture stress (triangles) and yield stress (circles) as a function of temperature. Open and black symbols represent the results obtained at atmospheric pressure and under 800 MPa, respectively. Downward triangles show the fracture stresses obtained under 800 MPa at low temperatures after the specimens were held at 700 °C for 20 min under the same pressure.

ので、式(1)がそのまま用いられるものとする。

まず、試料が巨視的には弾性変形の範囲内で急激に破壊した場合には、その破壊時の荷重 L を用いて式(1)より σ を求め、これを σ_f とした。すなわちここでいう σ_f は試料の引張側表面における最大引張応力である。

次に、 σ_y は試料の引張側表面が降伏を生ずるとき、この表面に沿って働いている引張応力として求めた。この場合、Fig.1 に示したような荷重-たわみ曲線から、試料表面が降伏を生じた点を求めることは困難である。しかし非加工硬化性材料では、表面で降伏を生ずるときの曲げ荷重 L_0 と、試料断面全部が降伏するときの荷重 L_0 との間に

$$L_0 = \frac{3}{2} L_0 \quad (2)$$

の関係があり、またこの値 L_0 が曲げ荷重の極限となることがわかっている。本実験の結果では Fig.1 にみられるように、大きな曲げたわみ量が得られるような温度では、荷重-たわみ曲線が平らとなり加工硬化はほとんどないと考えられるから、Fig.1 の曲線で荷重がほぼ一定となったところの値を L_0 とし式(2)より L_0 を求め、これより式(1)から σ を得て σ_y とした。しかし塑性変形をしてもわずかで、荷重が一定となる以前に破壊してしまったものについては、一応 Fig.1 の曲線の立上り部において、曲線が弾性変形の関係からずれるはじめる点を L_0 として用いた。いずれにせよこのようにして求めた σ_y の値はそれほど厳密な議論には用いられないが、大よその傾向を論ずることはできよう。

Fig.2 にみられる通り、 σ_y は温度の上昇と共に急激に低下するが圧力による変化はデータのばらつき以内である。一方 σ_f に対する圧力の効果は複雑である。大気圧下での σ_f は室温から約 500 °C まではほぼ一定とみなせるが、これ以上では温度の上昇と共に徐々に低下していくようにみえる。しかし 800 MPa 下の σ_f の場合、低温では大気圧下の値にくらべてはきりした差は認められないが、温度が上昇すると σ_f も上昇し、400~500 °C においては大気圧下にくらべ大よそ周囲圧力の分(800 MPa)位高くなるようにみえる。

次に、破面の観察結果によれば、大気圧下、800 MPa 下共に低温においては粒内のへき開破壊であったが、約 500 °C 以上になると破面には粒界破壊の占める割合が増加した。そして巨視的塑性変形がみられる温度に近くなると破面は大部分が粒界となった。

Photo.1 は 3 mm の曲げたわみ量を与えた試料の引張側表面および側面を示す。大気圧下の場合、Fig.1 に示したように 860 °C では 3 mm のたわみを与えることができたが、その変形後にはこの写真にみられるように多くの粒界クラックが観察された。しかし 800 MPa 中では 720 °C においても、かなりの粒界の跡はみられるがクラックは発生しなかった。またこのような光学顕微鏡でみえる程度の粒界の跡は低温では観察されなかったが、温度が

Photo.1 Surface of the specimens deformed at atmospheric pressure (0.1 MPa) at 860°C (a) and under 800 MPa at 720°C (b).

上昇して 800 MPa では約 650°C, 大気圧下では約 750°C になると明瞭に観察された。

IV. 検 討

1. 降伏応力

一般に金属材料の降伏応力(σ_y)は, 静水圧下で剛性率 G の変化にはほぼ等しい変化を示すと考えられる^{(1)~(4)}. この材料については G の変化のデータはないので σ_y の変化を推定することはできないが, 一般に G の変化はあまり大きくない. 前節において述べたように測定された σ_y の値にはデータのばらつき以上の圧力による変化は認められなかった. すなわちこの材料においても試験された温度範囲では圧力による σ_y の変化はあまり大きくはないといえよう.

2. 破壊応力

ぜい性材料の破壊応力(σ_f)の静水圧による変化について, 坂田ら⁽⁹⁾はガラスを用いて実験を行い, 静水圧 P 中で測定した破壊応力 σ_f^P は $\sigma_f^P = \sigma_f^0 + \alpha P$ で表わせると報告している. ここで σ_f^0 は大気圧下での破壊応力, α は圧力の効果を表わす係数で, 材料に被覆がなされているときには 1, 被覆されていないときには 0 である. これは試料表面には先在クラックがあり, ここに圧力媒体が浸入すると圧力の効果はなく $\alpha=0$ であるが, 被覆をして圧力媒体の浸

入を防ぐと P によりクラックを閉じようとする力が働き, その分だけ応力が高くなるまで破壊しないため $\alpha=1$ となると説明されている. もし材料表面にまったく欠陥がなければ $\alpha=1$ となる.

本実験の結果は Fig.2 に示した通りであり, 温度が低いときには P の効果はデータのばらつき以上には認められない. 本実験では試料には被覆を施していないし, 試料表面には微細なクラックは存在するであろう. また曲げ試験において, 破壊は特に表面の欠陥より発生しやすいから, 本実験の低温において P の効果が殆んどみられなかったのは坂田らの結果と類似のものと考えられる.

しかし温度が上昇すると 800 MPa 下での σ_f は明らかに上昇し, 400~500°C で観察されたその増加分は大よそ加えた周囲圧力のオーダーであった. この σ_f の上昇の原因は定性的には以下のように考えることができる.

まず, 室温~200°C の低温では先在表面クラックが弾性的に成長して破壊し, この場合には先に述べたように坂田ら⁽⁹⁾の考えに従うと考えられる. またこの材料の場合, 破壊は粒内のへき開で生ずる.

しかし温度が上昇するとクラック先端に生ずる微視的塑性変形の領域の大きさが増加し応力緩和を生ずるため, 低温におけるような破壊はできない. その結果, 一般の破壊力学で論じられているように, 大気圧下ではこのクラックの前方に新しいクラックを生じ, 破壊はこれらのクラック

が連結して発生する。しかし高静水圧下の場合、このような新しいクラックは圧力媒体から隔離された材料の内部に発生しようとするもので、先に試料に被覆した場合の表面クラックについて述べたと同じ理由によりその発生が抑えられるから、材料はこのような新しいクラックの発生なしに大きな塑性仕事をしながら破壊し、破壊応力は大気圧下よりも上昇することになる。Fig.2 の 300~400°C で、静水圧下の破壊応力 σ_f^P が上昇していくが、大気圧下の破壊応力 σ_f^0 との差がまだ周囲圧力 P に相当する分には達しない過程は、このような理由によるものであろう。ただしこの場合、塑性領域に粒界も含まれるが、粒界強度が粒内強度より低くなるほどにはまだ温度が高くなかったため、クラックは粒内を通りへき開破面が見られたものと思われる。

このようにして温度の上昇と共に σ_f^P が σ_f^0 より増加して行き、 $\sigma_f^P = \sigma_f^0 + P$ に達すると、いいかえれば材料中の真の応力が、大気圧下で新しいクラックを作る応力と等しくなると、もはやそれ以上大きな塑性仕事をして破壊するよりも新しいクラックを作って破壊する方が容易となる。もしこのときの温度ですでに粒界が粒内より弱くなっていると、塑性領域内に含まれる粒界ではじりを生じており、粒界の3重点などにクラックを発生して破壊する。すなわち、この場合には上に述べた新しいクラックは粒界にできることになる。しかしいづれにしても σ_f^P は σ_f^0 より P の分だけ高くなることになる。

ところで本実験の場合、前述したように 800 MPa 中では約 650°C において試料表面に粒界じりの跡が明瞭に観察された。このように試料表面に粒界じりの跡がみられるということは、すでにじりがかかなり広範囲に生じていることを意味しているから、静水圧下で σ_f^P が大よそ P の分だけ σ_f^0 よりも増加した温度範囲 (400~500°C) でも、微視的にはあるがクラック先端近傍では粒界じりを生じ、これが破壊に関係していると考えてもよいであろう。また破壊も約 500°C の温度で粒内破壊から粒界破壊へ変化していたことも前に述べた。結局、Fig.2 の 400~500°C において、 σ_f^P が大よそ P に相当する分だけ σ_f^0 より上昇した実験事実は上に述べたような理由によるものであり、この材料の場合、新しいクラックは粒界に発生したものであると考えることができよう。

ところで Shashkov⁽¹¹⁾ は、 Cu_3Si , Ni_3Sn_2 の金属間化合物について、静水圧を加えると粒界硬度は低下し、粒内硬度は上昇すると報告している。そしてこの理由は、大気圧下では粒界に偏析している不純物ガスが高静水圧下では粒内へ拡散するためと考察している。もしこのような現象が本実験に用いた材料でも生ずるとすれば、これは圧力中で σ_f が増加する現象に対し、上に述べた静水圧のいわば力学的な効果とは別の一つの原因になり得る。すなわち、Shashkov の考えを本実験にあてはめると、まず拡散現象は温度が高いほど生じやすいから、高圧下では温度の

上昇と共に粒内硬度の上昇が生じ、その結果粒内へき開破壊に対する σ_f も上昇する可能性がある。そうするとそれだけの理由によっても σ_f は高圧下で上昇することになる。ところでこの現象は一種の組織変化によるもので、もし高圧中で十分高温に長時間保持すれば生じ、圧力を保持しながら温度だけを低下させれば残留すべきものである。そこで実際に 800 MPa で 700°C に 20 min 保持したあと、ただちに温度のみ降下させ、同じ圧力中の室温で曲げ試験を行って σ_f を求めたところ、その結果を Fig.2 の中に下向きの黒三角形で示したようにこの操作による σ_f の明らかな増加は認められなかった。

結局この材料の場合、Shashkov の述べた現象は 400~500°C 付近における粒内破壊応力の上昇の主な原因とは考えられず、先に述べたような破壊の過程に対する圧力の力学的な効果が支配的であろう。

3. 延 性

曲げ試験の場合、延性を表わす特性値として引張試験における絞りのような値を用いることができない。そこでここでは破壊後試料の引張表面における幅収縮を求め、 $\ln(w_0/w_f)$ (w_0 , w_f はそれぞれ試験前、試験後の試料の幅) の形で延性を表わすことを試みた。このようにすると、変形中に表面クラックを生じ、このクラックが開きながら変形が進行していく場合、表面の見掛けの引張りずみの中にはクラックの開口によるひずみが大きい割合を占め、幅の収縮は小さく現われる。したがってこのような場合の延性を小さく表わすことができ、延性の評価法の一つとして用いることができよう。

Fig.3 はこのようにして求めた延性の温度による変化を大気圧下、800 MPa 下の場合について示したものである。このように高温、高静水圧下では延性の著しい増加がみられ、変形過程におけるクラックの発生と成長が静水圧によって抑されているといえる。すなわち、この場合には巨視的な塑性変形によって粒界じりを生じ、これによって粒

Fig.3 Change in ductility ($\ln w_0/w_f$) as a function of temperature. Open and black symbols represent the results obtained at atmospheric pressure and under 800 MPa, respectively.

界にクラックが発生してこれが各々に連結しながら破壊が進行していく。高温、大気圧下ではこれらの粒界クラックが試料の引張側表面へ開口して多くの表面クラックを形成したと思われる。しかし高静水圧下ではこれらの空隙の発生は大きく抑えられるし、表面では粒界の迂りは拘束されないから大きなひずみまでクラックの発生が起らず欠陥で変形ができるものと考えられる。

ところで Fig.3 にみられる通り、材料の延性が急に増加する温度は圧力によって変化する。いいかえれば、ある温度で、延性が急に増加するような圧力が存在する。Fig.4 は温度 800°C において、圧力と延性の関係を示したもので、圧力約 600 MPa で延性の急激な増加がみられる。Fig.5 は Figs.3, 4 の結果をまとめて、延性の急激な増加を生ずる圧力 (P_D) を温度の関数として示したものである。この圧力の値は、同図に破線で示した各温度における材料の降伏応力に大よそ等しい。このような大きな延性が得られる高温では加工硬化にほとんど生じていないと考えられるから、この値は材料の変形応力と考えてよいであろう。そこで P_D とこの変形応力の関係について考える。ところで、本実験の場合、延性の急激な増加が生ずるのは、変形に伴って粒界クラックが発生しかつ成長することが静水圧

Fig.4 Change in ductility ($\ln w_0/w_f$) as a function of pressure. The temperature was kept constant at 800°C.

Fig.5 Yield stress (σ_y , broken line) and ambient pressure required to obtain a large plastic deformation (P_D , solid line) as a function of temperature.

下では抑止されるためであると考えられるが、ここではクラックの発生を抑止する圧力の条件が満足されればそれは十分な条件であるという立場から以下に検討を行う。

McLean⁽¹²⁾は Stroh⁽¹³⁾の理論を用い、粒界にクラックを生ずるための最小せん断応力 τ_{min} を

$$\tau_{min} = \frac{2\gamma G}{\pi L} \quad (3)$$

として求めた。ここで γ は単位面積当りの表面エネルギー、 G は剛性率、 L は迂りの長さで結晶粒径としている。一般に γ は $E a_0/20$ (E : ヤング率、 a_0 : 格子定数) の程度であるから、 $E = (2 \sim 3)G \approx 300 \sigma_y$ と仮定すると、式(3)から $\tau_{min} \approx 0.1 \sigma_y$ となり、1軸引張応力では $\sigma_{min} = 2\tau_{min} \approx 0.2 \sigma_y$ となる。すなわち材料の変形応力にくらべてかなり低い引張応力でクラックは発生できることになる。

ところで式(3)はクラック発生に必要なせん断応力の形で表わされている。しかしすべての主応力が負の十分大きい値の場合には、せん断応力成分が大気圧下の場合と同じであってもクラックが発生するとは考えられない。すなわち、大気圧下において式(3)で与えられるようなせん断応力成分を生ずる引張応力がクラック発生条件であって、静水圧下ではこの引張応力が圧力の分だけ相殺されると考えることができよう。いいかえれば迂りによってクラックを発生する場合、クラックを開こうとする引張応力成分が存在し、これに対して静水圧が負の方向に働くためクラックの発生が抑止される。したがって上で求めた $\sigma_{min} \approx 0.2 \sigma_y$ は、試料に働く真の応力としてクラック発生条件を与えるものと考えれば、材料の変形応力(降伏応力 σ_y)を σ_{min} 以下とするような圧力、すなわち約 $0.8 \sigma_y$ を加えることによってクラックの発生を抑えることができることになる。

ところで、このクラック発生のための最小応力 σ_{min} とは、最もクラックが発生しやすいところにクラックを作るための応力であって、一般にはさらに高い応力が必要となる。したがって、最も容易な場所にクラックができて他の場所での発生がおくれれば、試料全体としてみたとき巨視的な変形が認められることもあろう。そのいみではクラック発生条件と、巨視的塑性変形を生ずる条件とは必ずしも一致しない。むしろ先の条件により、最も容易な場所にもクラックは発生しないとすれば、これは大きな塑性変形を得るための十分条件となる。さて、上に求めた $0.8 \sigma_y$ の圧力の値は大よそ σ_y のオーダーであって、Fig.5の結果を説明できるように思われる。しかし前記の計算には仮定も含まれているしまた結晶粒径や粒界の方位のばらつきもある。さらに Figs.3, 4の結果は延性の急激な増加を得る温度、圧力の関係であって、クラックの発生を完全に阻止し無限大の延性を得るものではない。したがって上の考えは厳密なものではあり得ないが大体の傾向は示しているものと思われる。

V. 結 言

脆性な材料の高温高圧下における機械的性質を調べる目的で Al 約 6%, Si 約 10% を含む Fe-Al-Si 合金 (センダスト) の鑄造材を用い, 800 MPa, 900°C までの条件下で曲げ試験を行って降伏応力, 破壊応力, 延性の変化を求めた。得られた結果は次の通りである。

(1) この材料は室温においてはきわめてもろく, 800 MPa 中でもへき開により破壊した。しかし大気圧下では約 770°C, 800 MPa 中では約 650°C 以上の温度で巨視的な塑性変形を生ずるようになった。

(2) 巨視的な塑性変形を生ずることなく破壊する温度範囲では, 破壊応力は大気圧下の場合室温から約 500°C まではほぼ一定とみなせるが, これ以上では温度の上昇と共に徐々に低下するようにみられた。しかし高圧力下における破壊応力は, 低温では大気圧下での値にくらべてデータのばらつき以上の差は示さなかったが, 温度が上昇すると増加し, 400~600°C においてその差は大よそ周囲圧力と同程度となった。

(3) 破壊様式は大気圧下, 800 MPa 下共, 低温では粒内のへき開破壊であったが, 約 500°C 以上では粒界破壊を生じはじめ, 巨視的塑性変形を生ずる温度以上ではほとんど粒界破壊であった。

(4) 大気圧下では約 860°C 以上, 800 MPa 下では約 720°C 以上の温度で, 試料は 3 mm 以上のたわみまで変形が可能になった。しかし大気圧下で変形した場合には多

くの粒界クラックが発生した。一方高静水圧下ではこのクラックの発生は抑止され, 欠陥の発生なしに大きな変形量を得ることができた。また, ある温度においてこの大きな延性を得るために必要な圧力の値は, 大よそその温度における材料の降伏応力と同程度であった。

文 献

- (1) 吉田 進, 小口 醇: 日本金属学会誌, **34**(1970), 401.
- (2) 吉田 進, 小口 醇, 信木 稔: 日本金属学会誌, **34**(1970), 973.
- (3) 小口 醇, 吉田 進, 信木 稔: 日本金属学会誌, **35**(1971), 81.
- (4) 小口 醇, 吉田 進, 信木 稔: 日本金属学会誌, **35**(1971), 321.
- (5) J.O.Chua and A.L.Ruoff: J.Appl. Phys., **46**(1975), 4659.
- (6) 小口 醇, 吉田 進: 日本金属学会誌, **36**(1972), 550.
- (7) 小口 醇, 吉田 進, 太田口 稔: 日本金属学会誌, **38**(1974), 559.
- (8) M.Brandes: *Mechanical Behaviour of Materials under Pressure*, Elsevier Publishing Co., Ltd., (1970), 236.
- (9) 坂田 勝, 青木 繁: 材料, **22**(1973), 532.
- (10) 小口 醇, 信木 稔, 太田口 稔, 海江田義也: 日本金属学会誌, **42**(1978), 573.
- (11) D. P. Shashkov: Fiz. Metal. Metalloved., **31**(1971), 1299.
- (12) D. McLean: J.Inst. Metals, **85**(1956-57), 468.
- (13) A. N. Stroh: Proc. Roy. Soc., **223**(1954), 404.

TiN-Ni 系混合圧粉体の焼結特性について*

三 谷 裕 康** 永 井 宏** 福 原 幹 夫***

Hiroyasu Mitani, Hiroshi Nagai and Mikio Fukuhara: On the Sintering of the TiN-Ni Binary Powder Compacts. Sintering characteristics of TiN-Ni mixed powder compacts were studied by heating them in a gas atmosphere of nitrogen, hydrogen or argon, or in a vacuum.

Shrinkage during sintering was disturbed in all of the gas atmospheres, whereas in a vacuum it was promoted remarkably accompanying the occurrence of the liquid phase and denitridation. The solubility of nitrogen in the nickel phase was very small and the composition of the titanium nitride phase equilibrated with the nickel phase was slightly lower than stoichiometric, i.e., $\text{TiN}_{0.99}$.

The solid solubilities of TiN_{1-x} in the nickel phase at various temperatures were determined by X-ray diffraction, and the maximum solubility of 5.2 wt% was found at 1350°C.

(Received October 3, 1977)

** 大阪大学工学部金属工学科 (Department of Metallurgy, Faculty of Engineering, Osaka University, Suita)

*** 大阪大学大学院 (Graduate School, Osaka University, Suita)

* 1975 年 4 月日本金属学会東京大会に発表