研 究

窒素を含む TiC-Mo₂C-Ni 合金の高温強度*

鈴木 寿**, 林 宏 爾***,
松原 秀 彰**, 徳 本 啓**

Hisashi Suzuki, Koji Hayashi, Hideaki Matsubara and Kei Tokumoto: High Temperature Strength of TiC-Mo₂C-Ni Alloys Containing Nitrogen.

The strength and deformation characteristics of nitrogen contained TiC-Mo₂C-Ni alloys were mainly studied at 1273K. The TiC-Mo₂C-Ni, TiC_{0.7}N_{0.3}-Mo₂C-Ni and TiC_{0.5}N_{0.5}-Mo₂C-Ni alloys with different carbon and Mo₂C contents were used as specimens.

In usual bending tests, the deformation was suppressed and transverse-rupture strength increased with increasing nitrogen, carbon and Mo₂C contents of the alloy. In creep bending tests, the suppression of deformation and an increase in creep strength were observed with increasing nitrogen and Mo₂C contents of the alloy. The improvement of T.R.S. and creep strength was markedly observed, in particular, in the alloys containing nitrogen, and clearly related to the decreased grain size of carbonitride and the increased molybdenum content in binder it was phase, respectively.

(Received June 28, 1982)

I 結 言

最近, 我国では窒素 (N) 添加の TiC-Mo₂C-Ni 系合金 (サーメット) が切削工具用材料として広く用いられてつあるが, この理由は N 添加により室温強度^{1),2)}, 高温強度^{3)~5)} ならびに耐酸化性⁶⁾ などが改良されることにあると思われる。しかし高温強度についての既報^{3),4)} の結果は, 試料中の N 量および Mo₂C 量を変化させていないし, N 添加は TiN の形で行っている (この場合は TiN が組織中に一部残留) ので, さらに詳しい検討が必要であると考えられた。TiC-Mo₂C-Ni 合金に N を添加すると, 切削時のノーズだれが抑えられるとする Moskowitz ら⁵⁾ の試料にも TiN が添加されている。よって本研究では TiC と TiN の固溶体である Ti (C,N) 粉末を用いて作った Ti(C,N)-Mo₂C-Ni 合金を対象に, 1273 K における高温強度を詳しく調べた。ここで N 無添加の TiC-Mo₂C-Ni 合金を比較試料とした。

II 試料調製および実験方法

市販の TiC (粒度は 2.6 μm), TiC_{0.7}N_{0.3} (1.2 μm), TiC_{0.5}N_{0.5} (1.2 μm), Mo₂C (3.6 μm), Ni (2.7 μm) 粉末を用いて, 混合, 乾燥, 成形をへて, (1623~1873) K × 3.6 ks の真空焼結 (真空度 6.7 Pa) により, TiC-(11~27)% Mo₂C-(24~25)% Ni, TiC_{0.7}N_{0.3}-(11~27)% Mo₂C-(24~25)% Ni, TiC_{0.5}N_{0.5}-19% Mo₂C-23% Ni の 2 相合金²⁾ (以下それぞれ TiC, TiC_{0.7}N_{0.3}, TiC_{0.5}N_{0.5}

合金と呼ぶ****) を作った。どの合金も合金炭素量を変化させたが, 結合相の体積率はすべて 16.4% 一定とした。

焼結後, 各試料をダイヤモンド・ホイールで研削し, JIS 試片とした後, 1273 K における抗折試験, 短時間曲げクリープ試験などに供した。また抗折試験はクロスヘッド・スピード, 8.3×10^{-6} m/s, クリープ試験は負荷応力, 0.3 および 0.4 GPa 下で行ない, 各試料の抗折力 (σ_m), 荷重 (P)-たわみ (d) 曲線, クリープ曲線などを求めた。ここで試験温度を 1273 K としたのは, 本系合金を切削工具として用いる場合, 刃先温度は約 1273 K にも上昇するので, このような高温における合金の強度がとくに重要と思われるからである。

他方, 各試料の炭化物または炭素化合物の平均粒度を求めた。それには SEM 組織と Fullman の式⁷⁾ とを用いた。また結合相中の Ti および Mo 固溶量を以下のようにして求めた。HNO₃/HCl/H₂O=1/3/10 の混酸水溶液により各試料の結合相のみを溶解・抽出し, この溶

* 1982年4月, 日本金属学会東京大会にて一部発表, 昭和57年6月28日受理

** 東京大学工学部金属材料学科, 〒113 東京都文京区本郷7-3-1

*** 東京大学生産技術研究所, 〒106 東京都港区六本木7-22-1

**** 一般に N 添加合金は真空焼結中に脱窒する。この場合は TiC_{0.7}N_{0.3}, TiC_{0.5}N_{0.5} 中の N 量は最大約15%減少した。しかしこの脱窒は本論文の主旨に影響しないので, ここでは TiC_{0.7}N_{0.3}, TiC_{0.5}N_{0.5} 合金のように呼ぶ。

Photo. 1 SEM microstructures of TiC-Mo₂C-Ni, TiC_{0.7}N_{0.3}-Mo₂C-Ni and TiC_{0.5}N_{0.5}-Mo₂C-Ni alloys (called TiC, TiC_{0.7}N_{0.3}, TiC_{0.5}N_{0.5} alloys, respectively) with medium carbon content. Sintered at 1693 K for 3.6 ks. The Mo₂C and Ni contents are 19 and 23~24 mass%, respectively.

液中の Ni, Mo は原子吸光分析法により, Ti は ICP (Inductively Coupled Plasma) 発光分析法によって定量分析した*. ここで, いずれの分析法においても, 種々の Ni, Ti, Mo 濃度溶液を用いて検量線を作製した. そして高温機械的性質に及ぼす N 添加の影響を炭(窒)化物粒度, 結合相組成などとの関係で検討した.

III 実験結果

Photo. 1 は, 中炭素の TiC, TiC_{0.7}N_{0.3}, TiC_{0.5}N_{0.5} 合金 (Mo₂C 量はいずれも 19%) の SEM 組織例であるが, TiC 合金はもちろんのこと TiC_{0.7}N_{0.3}, TiC_{0.5}N_{0.5} 合金の場合も, それぞれ炭化物または炭窒化物粒子は, いわゆる周辺組織 (Surrounding Structure, SS)⁸⁾ を有している. しかし N 量が増加すると, SS の厚さが減少し, 芯部 Ti(C,N) の平均粒径も減少の傾向にあり, 炭窒化物は著しく微粒となっている. これは, 既報⁹⁾ の結果によると, 主として N の存在により粒成長が抑えられたためとして良いと思う. ここで, 写真を略したが, いずれの合金でも炭(窒)化物は高炭素, 高 Mo₂C の合金となるほど微粒となった^{4), 11)}.

Fig. 1 には, 19% Mo₂C 含有の TiC, TiC_{0.7}N_{0.3} および TiC_{0.5}N_{0.5} 合金の σ_m におよぼす合金炭素量の影響を示す. これより σ_m は高 N 合金ほど全体的に上昇する. また, どの合金においても高炭素となるほど σ_m は上昇するが, その炭素量依存性は高 N 合金ほど小さくなるなどがわかる. Fig. 2 には, 中炭素の TiC および TiC_{0.7}N_{0.3} 合金について, σ_m に及ぼす Mo₂C 量の影響

を示す. 両合金とも σ_m は Mo₂C 量の増加とともに上昇するが, N 添加合金は Mo₂C 量によらず常に無添加合金より高強度である. また N 添加合金の σ_m は Mo₂C

Fig. 1 Effect of carbon content on transverse-rupture strength (σ_m) of TiC, TiC_{0.7}N_{0.3} and TiC_{0.5}N_{0.5} alloys with 19% Mo₂C. Test temperature is shown in the figure. The two phase region (ref. 2) of each alloy is also shown.

Fig. 2 Effect of Mo₂C content on σ_m of TiC and TiC_{0.7}N_{0.3} alloys with medium carbon (M. C.).

* 従来, 結合相組成は粗粒合金の結合相を EPMA 分析することによって求められてきている^{8), 9)}が, 本研究で用いた試料は著しく微粒組織のため, 少なくとも EPMA 分析はできない. もちろん, 粗粒合金を用いた EPMA 分析では, 結合相が非平衡状態になっている可能性があり¹⁰⁾, 問題がある. よって, ここでは湿式分析を前提に, 結合相のみを溶解する試薬を種々検討した結果, 上記のような混酸が最適であることが見出された.

Fig. 3 Effects of nitrogen, carbon and Mo_2C contents on load-deflection curves. H.C.-high carbon; L.C.-low carbon. Crosshead speed, 8.3×10^{-6} m/s.

量によってあまり影響されない。

Fig. 3 (a~c) には、 P - d 曲線に及ぼす、それぞれ N 量、炭素量および Mo_2C 量の影響を示したが、曲線の位置は、(a) によると高 N 合金ほど、(b) によると高炭素合金ほど、(c) によると高 Mo_2C 合金ほど高くなる。そして変形しにくい (曲線の位置が高い) 合金ほど、 σ_m が大となる。 P - d 曲線に及ぼす N 量の影響は炭素量、 Mo_2C 量のそれよりも大きい (市販の TiC 基合金における Mo_2C 量は結合相量にもよるが約 20% 以下)。なお、(b) の結果に対し、既報⁴⁾で述べた TiN 添加合金は高炭素となるほど、逆に変形しやすく、低強度となったが、これは TiN 添加合金の場合は本研究の場合よりも全体的に脱窒量が多くなり²⁾、TiN 添加の高炭素合金では脱窒に基づくミクロ・ポアが生じやすかったためであろう (高炭素合金では低炭素合金よりも脱窒量が多い²⁾)。

つぎに、クリープ試験を行った。Fig. 4 は 19% Mo_2C

Fig. 4 Creep curves of TiC and $\text{TiC}_{0.7}\text{N}_{0.3}$ alloys affected by carbon content.

含有の TiC および $\text{TiC}_{0.7}\text{N}_{0.3}$ 合金のクリープ曲線に及ぼす炭素量の影響である。両合金ともクリープ変形は、低炭素となるほど抑えられ、 P - d 曲線の場合と傾向が逆となる。また、N 添加合金は全体的に著しく変形しにくい。なおここで、 $\text{TiC}_{0.5}\text{N}_{0.5}$ 合金の結果は略したが、その変形量は $\text{TiC}_{0.7}\text{N}_{0.3}$ 合金の約 1/2 程度となり、さらに変形しにくくなった。Fig. 5 には、両合金のクリープ曲線に及ぼす Mo_2C 量の影響を示す。両合金とも Mo_2C 量が増加するほど変形しにくくなるが、Fig. 4 の場合と同様、N 添加合金の方が著しく変形が抑えられる。なおクリープ破断時間は、Fig. 4, 5 において、必ずしも明瞭に示されていないが、N 添加合金の方が TiC 合金に比べて著しく大となり、両合金とも低炭素、高 Mo_2C となるほど大きくなる傾向にあった。

Table 1 には、炭素量と Mo_2C 量の異なる TiC 合金、 $\text{TiC}_{0.7}\text{N}_{0.3}$ 合金について炭(窒)化物の粒度および結合相組成を求めた結果を示す。粒度は炭素量、 Mo_2C 量によらず N 添加合金において著しく減少し、また両合金とも高炭素かつ高 Mo_2C となるほど減少する (既述)。他方、結合相組成をみると、Ti 固溶量は両合金とも低炭素合金ほど増加し、高 Mo_2C 合金ほど低下する。つぎに Mo 固溶量は、低炭素合金ほど、高 Mo_2C 合金ほど

Table 1 Mean grain size of carbides (or carbonitrides) and binder phase composition of TiC and $\text{TiC}_{0.7}\text{N}_{0.3}$ alloys, sintered at 1693 K for 3.6 ks.

Alloy composition	Carbon content	Grain size/ μm	Ti, Mo contents in binder phase/mass %	
			Ti	Mo
TiC-11 % Mo_2C -24 % Ni	M. C.	1.8	12.7	0.2
	H. C.	1.1	4.9	0.3
	L. C.	1.4	12.0	1.1
TiC-27 % Mo_2C -24 % Ni	M. C.	1.5	16.3	1.8
	M. C.	1.2	11.9	2.1
$\text{TiC}_{0.7}\text{N}_{0.3}$ -11 % Mo_2C -24 % Ni	M. C.	1.1	10.6	3.4
	H. C.	0.9	2.7	2.3
	M. C.	1.0	8.4	5.9
$\text{TiC}_{0.7}\text{N}_{0.3}$ -19 % Mo_2C -24 % Ni	L. C.	1.1	9.3	10.0
	M. C.	0.9	5.7	8.2

Fig. 5 Creep curves of TiC and TiC_{0.7}N_{0.3} alloys affected by Mo₂C content.

増加するが、N添加による増加はとくに著しい。ところで、従来の EPMA 分析の結果^{9),10)}によると、Ti および Mo 固溶量に及ぼす各要因の影響は、本結果とほぼ同じ傾向を示すが、EPMA 分析によるそれら固溶量の上限値は本結果の値よりも小さく、本結果の約 1/2 程度となっている。これは主として EPMA 分析における吸収補正が十分でなかったためであろう。なお、結合相粒度¹²⁾は表示しなかったが、高 N、低炭素、高 Mo₂C 合金ほど微粒となった。

IV 考 察

以上により、TiC-Mo₂C-Ni 合金に N を添加した Ti(C,N)-Mo₂C-Ni 合金(遊離の TiN は組織中に存在しない)は、*P-d* 曲線とクリープ曲線のいずれにおいても 1273 K の高温で変形しにくくなり、 σ_m もクリープ強度(破断時間)も上昇することが示された。すなわちサマットの高温強度は N 添加によって確実に改良されることがわかった。もちろんこの場合、合金の高温強度は N 量一定下で、合金炭素量や Mo₂C 量に応じてしかるべく変化した。

まず、Fig. 1, 2 に示した σ_m 、Fig. 3 に示した *P-d* 曲線の結果を考える。これらの結果によると、高 N、高炭素、高 Mo₂C 合金ほど変形が抑えられ、 σ_m は上昇した。そこで Table 1 をみると、そのような合金ほど炭(窒)化物が微粒化し、N 添加による微粒化はとくに著しいことがわかる。そして結合相組成については、そのような合金ほど、Ti 固溶量は常に減少し、一方、Mo 固溶量は常に増加するというわけではない。他方、高温強度と結合相粒度の関係については、粗粒合金ほど高温強度が上昇することが知られている¹³⁾が、本研究では高 N、低炭素、高 Mo₂C 合金ほど微粒となった(既述)。すなわち、高温強度が優れる合金ほど、結合相粒度が大となるということはない。以上述べた通りであるので、高 N、高炭素、高 Mo₂C 合金ほど機械的性質が優れたのは、そのような合金ほど炭(窒)化物が微粒化したからと思われる。

そこで、高、低炭素の 2 種の TiC 合金について、焼結温度を 1623~1873 K の範囲で変化させ、各種粒度の

試料を作り、それら試料の *P-d* 曲線を調べ、Fig. 6 (a, b) をえた。(a) は高炭素合金、(b) は低炭素合金についての結果である。図には TiC_{0.7}N_{0.3} 合金の結果 (Fig. 3 (b)) も併示したが、これによるといずれの炭素量でも、合金の変形は N 添加の有無によらず炭(窒)化物粒度の減少とともに抑えられ、それとともに σ_m が上昇する。すなわち、高 N、高炭素、高 Mo₂C 合金ほど高強度となったのは、炭(窒)化物の微粒化によるとして良い。付記すると、Fig. 6 (a) と (b) を重ね合わせると、炭素量によらず微粒合金ほど高強度になることが確かめられる。

ところで、WC-Co 超硬合金 (WC 粒度 1.3~3.8 μm)¹⁴⁾ では約 1083 K 以上の高温で WC が粗粒の合金ほど変形しにくく、高強度となった。そしてこの現象は粗粒合金ほど、結合相が曲げ変形中に動的回復を起こしにくい(転位の上昇運動距離が大)ためとして理解された。そうすると、本試料の場合、微粒合金ほど変形しにくかったのは、その結合相が WC-Co 合金の結合相に比べ、何らかの理由によって、1273 K でも動的回復をおこしにくいことを示す(後述)。

つぎに、クリープ曲線の結果を考える。Fig. 4, 5 によると N 添加合金ほど、また低炭素、高 Mo₂C 合金ほどクリープ変形が抑えられ、炭素量の影響は *P-d* 曲線の場合と逆になっている。故にクリープ変形は粒度の大小と必ずしも対応しないことになるが、この点を粒度の異なる TiC 合金について詳しく調べた結果は Fig. 7 (a, b) の通りとなった。ここで (a) は高炭素合金、(b) は低炭素合金の結果であり、応力は 0.3 と 0.4 GPa の 2 通りとした。これによると、高炭素の TiC 合金は、0.4 GPa では *P-d* 曲線の場合と同様、微粒合金の方が変形しにくい、0.3 GPa では逆に粗粒合金の方が変形しにくくなる。低炭素合金では、負荷応力の高低によらず、

Fig. 6 Load-deflection curves of TiC alloys affected by carbide grain size. Curves of TiC_{0.7}N_{0.3} alloy shown in Fig. 3(b) are referred to.

Fig. 7 Creep curves of TiC alloys affected by grain size. Curves of $\text{TiC}_{0.7}\text{N}_{0.3}$ alloy shown in Fig. 4 are referred to.

微粒合金の方が変形しにくい、低応力下では粒度に基づく変形の差がほとんどなくなる。他方、 $\text{TiC}_{0.7}\text{N}_{0.3}$ 合金は、いずれの炭素量においても、ほぼ同一粒度のTiC合金に比べ著しく変形しにくくなっている。以上の結果から負荷応力が低く、同一歪量に達するまでの時間が長くなると、結合相の回復の影響が現われてくることがわかる。そして、回復の程度は低炭素合金ほど、さらにはN添加合金ほど小さくなることが示されよう。

そこで、Table 1 をみると、N添加合金ほどまた低炭素合金ほど結合相中のMo固溶量が増加している。また、同一N量および炭素量の下では、高 Mo_2C 合金ほどMo固溶量が多くなる。そこで、Fig. 8には、TiC、 $\text{TiC}_{0.7}\text{N}_{0.3}$ 合金について、Fig. 4, 5, 7のクリープ曲線（応力は0.4 GPa）より求めた定常クリープ速度（ $\dot{\epsilon}$ ）をMo固溶量との関係で示したが、両合金とも炭素量や Mo_2C 量の変化しても、 $\dot{\epsilon}$ とMo固溶量との間には強い相関のあることがわかる。よって、本系合金のクリー

Fig. 8 Relation between creep rate and Mo content in binder phase in TiC and $\text{TiC}_{0.7}\text{N}_{0.3}$ alloys.

プ変形がN添加などによって抑えられたのは、結合相中にNが固溶するから^{3),4)}ではなく、Moがより多く固溶するために結合相の動的回復が起こりにくくなったことに原因があるのではないと思われる。これはNi基耐熱合金の高温強度に及ぼす固溶元素の影響は、Tiは有効でないが、Mo、Wなどはある量までの固溶において著効を示すことが知られているからである^{15),16)}。Mo固溶の効果をこのように捉え、 P - d 曲線において微粒合金ほど変形しにくかったことについても、一応の説明が可能となる。

しかしここで、本系合金の高温強度に関する機構が十分に明らかになったわけではない。現象論的には極めて興味ある結果がえられたと思うが、その機構についてはWC-Co合金との比較において今後詳しく検討したい。

V 結 言

炭素量を変化させたTiC-(11~27%) Mo_2C -(24~25%)Ni、 $\text{TiC}_{0.7}\text{N}_{0.3}$ -(11~27%) Mo_2C -(24~25%)Niおよび $\text{TiC}_{0.5}\text{N}_{0.5}$ -19% Mo_2C -23%Ni合金について、真空中、1273 Kにおける抗折力、荷重(P)-たわみ(d)曲線およびクリープ曲線などを求めた。そして、TiC-Mo₂C-Ni合金の高温機械的性質に及ぼす窒素(N)添加の影響(この場合は合金中にTiNの分散相はない)を詳しく検討し、以下の結果を得た。

- 1) 高N、高炭素、高 Mo_2C 合金ほど、 P - d 曲線における変形が抑えられ、またそのような合金ほど高温抗折力の優れることがわかった。そしてそのような合金ほど炭(窒)化物の粒度が減少した。この粒度依存性はWC-Co超硬合金の場合と逆であった。
- 2) クリープ変形はN添加によって著しく抑えられ、また低炭素、高 Mo_2C 合金ほど抑えられ、このような合金はクリープ強度の優れることが示された。そして、そのような合金ほど結合相中のMo固溶量が増し、 $\text{TiC}_{0.7}\text{N}_{0.3}$ -19% Mo_2C -24%Ni合金においては、約10%にも達した。すなわち合金のクリープ変形が抑えられるのは、結合相中へのMoの固溶により結合相の動的回復が抑えられるためと考えられた。微粒合金ほど P - d 曲線における変形が抑えられたのも、同様と考えられた。ただし、これらの詳しい機構は後報で検討する。
- 3) 以上により、TiC-Mo₂C-Ni合金の高温変形(強度)に及ぼすN量、炭素量、 Mo_2C 量さらには炭(窒)化物粒度の影響が明らかになったが、とりわけN添加は合金の高温変形を著しく抑え、抗折力、クリープ強度を大幅に改善することが明確になった。

最後に、本研究の結合相組成分析に関し、種々御配慮を願った日本鋳業中央研究所の中村靖分析試験室長ならびに関係各位に深く謝意を表する。

文 献

- 1) 鈴木, 林, 山本, 李: 粉体および粉末冶金, **23** (1976), 224.
- 2) 鈴木, 林, 久保, 松原: 粉体および粉末冶金, **28** (1981), 147.
- 3) 鈴木, 林, 久保: 粉体および粉末冶金, **27** (1980), 266.
- 4) 鈴木, 林, 久保, 軒: 粉体および粉末冶金, **28** (1981), 67.
- 5) D. Moskowitz and M. Humenik: *Modern Developments in Powder Metallurgy, vol. 14*, edited by H. H. Hausner et al., Plenum Press, N.Y., (1980), 307.
- 6) 鈴木, 松原, 林: 日本金属学会誌, **46** (1982), 651.
- 7) R. L. Fullman: J. Metals, **5** (1953), 447.
- 8) 鈴木, 林, 寺田: 日本金属学会誌, **35** (1971), 936.
- 9) 西垣, 土井: 粉体および粉末冶金, **27** (1980), 130.
- 10) 林, 鈴木, 川勝: 日本金属学会誌, **32** (1968), 997.
- 11) 鈴木, 林, 寺田: 日本金属学会誌, **36** (1972), 514.
- 12) 鈴木, 林, 寺田, 福田: 粉体および粉末冶金, **21** (1974), 51.
- 13) 鈴木, 林, 久保: 粉体および粉末冶金, **26** (1979), 192.
- 14) 鈴木, 林, 谷口, 松原: 日本金属学会誌, **44**(1980), 1210.
- 15) 須藤: 材料, **21** (1972), 159.
- 16) 藤田, 柴田: 日本金属学会報, **16** (1977), 231.

会 告

第3回電子材料研究討論会

——講演募集——

主 催: 窯業協会

協 賛: 粉体粉末冶金協会 他

日 時: 10月14日 (金)

会 場: 東京大学工学部5号館 (東京都文京区本郷)

テーマ: エレクトロニク・セラミックスの基礎科学

講演時間: 講演25分, 討論10分 (講演申込数により時間を調整する場合があります。)

講演申込: 官製はがきに, 題目, 発表者所属・氏名 (講演者に○印), 100字程度の概要, 連絡者氏名, 住所, 電話番号を明記のうえ, 下記宛お申込み下さい。講演要旨は約1300字詰の所定の原稿用紙2枚に書いていただき, オフセット印刷いたします。

申込締切: 7月9日 (土)

申 込 先: 〒113 東京都文京区本郷7-3-1 東京大学
工学部 工業化学科 柳田研究室 宮山 勝
電話: (03)812-21111(内線7198)

新 入 特 別 会 員

(昭和58年4月現在)

団 体 名	口数	所 在 地	担 当 者 名	業 務 内 容
住友スリーエム(株)	1	229 神奈川県相模原市南橋本3丁目8番8号 0427(72)7111	川 崎 喜 敬	化学製品の製造及び販売
不二製砥(株)	1	478 愛知県知多市新知字中殿1番地 05625(5)3115	岸 本 明 雄	人造研削砥石 (ビットリファイド法, レジノイド法, メタル法), 軸付砥石, CBN 砥石, ダイヤモンド砥石, 一般研削砥石, 切断砥石等の製造
和光物産(株)	1	100 千代田区大手町2-6-2 日本ビル622号 03(241)6791	天 野 能 人	稀少金属, セラミックスの輸出入, 国内商事
日本電信電話公社 茨城電気通信研究所	1	391-11 茨城県那珂郡東海村白方白根162 02928(7)7902	平 松 純 子	電気通信
三菱製鋼(株)	1	135 江東区東雲1-9-31 03(532)3111	吉 田 雄 二	鉄鋼の製造・加工・販売
(株)日本フィラーメ タルズ	1	270-03 千葉県東葛飾郡関宿町元町487番地 0471(96)2551	佐 藤 匡	非鉄金属製造販売 (はんだ)