研究

低合金焼結鋼の連続冷却変態組織と機械的性質*

鎌田 政智**, 森山 雅之***, 徳永 洋一**

Masatomo Kamada, Masayuki Moriyama and Youichi Tokunaga: Effect of Continuous Cooling on the Microstructure and Mechanical Properties of Sintered Low Alloy Steels.

In order to improve the mechanical properties of sintered low alloy steels, Fe-1.5%Si-2.0%Ni-(0.5%Mo)-0.1~0.5%C compacts sintered at 1250°C for 3.6 ks were cooled in various conditions after the solution treatment at 960°C. The structures of specimens were controlled by changing the cooling rate. The relation between the structures which transformed during continuous cooling and the mechanical properties was studied. The results are summarized as follows:

On the continuous cooling transformation diagram, the addition of molybdenum shifted the ferrite and pearlite noses to longer time and enlarged the sections of bainitic and martensitic transformations.

It was necessary, under the optimum carbon content and cooling rate, to get the fine mixed structure of polygonal ferrite, bainitic ferrite and upper bainite which resulted in good combination of strength, ductility and toughness. But lower bainite and martensite appeared constantly in the structure of the specimens cooled in uniform cooling rate and decreased the ductility and toughness.

The STEP cooling, which was the treatment of changing the cooling rate at 600°C, lead the fine mixed structure mentioned above containing 10~25 vol% retained austenite. The STEP cooled specimens showed good mechanical properties; for example in 0.3~0.4%C specimen, 750 MPa of tensile strength, 8% of elongation and 120 kJ/m² of Charpy impact value.

(Received June 13, 1989)

I 緒 言

すでに著者らは、焼結 Si-Ni 鋼にオーステンパー処理を基本とした熱処理を施して、強度と延性のすぐれた組合せが得られることを報告した^{1,2)}。しかしながらこの手法は溶体化した試料を塩浴中に投入し所定時間保持しなければならないので、鉄系焼結材料に特有な経済性や大量生産性が損なわれ、実用化の観点からは若干問題が残る。

最近、鉄鋼メーカーにおいては制御圧延、制御冷却で変態組織の調整を行い機械的性質の向上を図る試みがなされており、種々の条件で連続冷却して得た dual-phase 鋼や tri-phase 鋼について組織と機械的性質の関係が系統的に調査されている^{3~5)}。このような連続冷却による組織制御の手法を低合金焼結鋼にも適用すると、強度、延性、靱性バランスにすぐれた焼結機械部品を安価に製造できる可能性も高い。そこで本報では、まず C 量を変化させた 1.5 wt%Si-2.0 wt%Ni (以下 wt% は単に % と記す) および 1.5%Si-2.0%Ni-0.5%Mo 焼結鋼の CCT 図を作成し、これに基づいて連続冷却を施した試料の組織と機械的性質の関係について検討した。

II 実験方法

原料鉄粉には -100 mesh のミルスケール還元粉 (川崎製鉄製, KIP-255M) を、添加元素用粉としては -325 mesh の Si 粉 (福田金属箔粉工業製), 平均粒径 3 μm のカーボニル Ni 粉 (INCO 製, Type 123), 平均粒径 2 μm の Mo₂C 粉 (日本新金属製) および天然黒鉛粉 (日本黒鉛工業製, ACP-1000) を用いた。これらの粉末を Fe-1.5%Si-2.0%Ni-(0.5%Mo)-0.1~0.5%C の組成となるように配合し、攪拌らいかい機で 3.6 ks 混合した。なお、合金組成の選定にあたっては前報^{1,2)}で用いた 2%Si-3%Ni 鋼を基本とした。ただ前報ではベイナイト組織中にオーステナイトを残留させるために多量の Si, Ni を添加したが、本報ではフェライトとベイナイトの微細混合組織を得ることを目標とし、かつ合金元素の均質化も考慮してこれらの元素の添加は 1.5%Si, 2.0%Ni に抑えている。

成形にはステアリン酸亜鉛を塗布した金型を用い、

* 昭和63年11月本協会秋季大会にて一部発表, 平成元年6月13日受理。

** 九州大学工学部鉄鋼冶金学教室, 〒812 福岡市東区箱崎。

*** 九州大学大学院, 〔(現) 三菱金属(株)〕。

JSPM 標準規格の引張り試験片, 小型衝撃試験片 ($8 \times 8 \times 40$ mm), および磁気分析用試験片 ($4 \times 4 \times 40$ mm) を以下の手順にて作製した。まず 392 MPa で圧粉し, 焼鈍を兼ねて H_2 中 $700^\circ C$ で 3.6 ks の予備焼結を行い, さらに 784 MPa で再加圧したのち $1250^\circ C$ で 3.6 ks の真空焼結 (10^{-2} Pa) を施した。得られた試料の密度は引張り試験片が $7.10 \pm 0.05 \text{ Mg/m}^3$ (真密度の約 91%), その他が $7.30 \pm 0.05 \text{ Mg/m}^3$ (同 94%) であった。焼結体は H_2 雰囲気中 $960^\circ C$ で 0.9 ks の溶体化後, 種々の冷却速度を得るために油焼入れ, 炉端水冷帯冷却, 炉冷および STEP 冷却を施し各種測定に供した。

CCT 図の作成は Formastor-F (富士電波工機製)* を使用し, $4 \times 4 \times 40$ mm の焼結体から $\phi 3 \times 10$ mm の寸法に切り出した試料を真空中 (10^{-2} Pa) $960^\circ C$ で 0.3 ks 保持したのち, 同雰囲気中での制御冷却や Ar, He ガスによる強制冷却を行った。引張り試験はインストロン型試験機を用いて歪速度 $6.7 \times 10^{-4}/s$ で行い, 伸びはゲージ長さ 20 mm の歪ゲージ伸び計を用いて測定した。衝撃試験は支持台間隔 30 mm の小型シャルピー試験機 (容量 $7 \text{ kg} \cdot \text{m}$)⁶⁾ により加圧方向と垂直に底面半径 1 mm, 深さ 1.6 mm の U ノッチを付けた試験片を用いて, 液体窒素温度から $200^\circ C$ の範囲で行った。これら機械試験では原則として同一条件で作製した試験片 3 本について測定を行い, その平均値を表示することにした。また, 残留オーステナイトの定量は飽和磁化法⁷⁾ により行った。

III 実験結果および考察

III-1 連続冷却による組織変化

まず C 量を 0.1~0.5% で変化させた Fe-1.5%Si-2.0%Ni 鋼 (以下 Mo free 鋼), Fe-1.5%Si-2.0%Ni-0.5%Mo 鋼 (以下 Mo 添加鋼) について CCT 図を作成した。

Fig. 1 に Mo free 鋼の代表例として, (a) 0.15%C, (b) 0.3%C, (c) 0.5%C 試料の結果を示す。図中 A, F, P, B および M の記号はそれぞれオーステナイト, フェライト, パーライト, ベイナイトおよびマルテンサイトの生成領域を示している。また実線上の○印は熱膨張曲線より求めた変態点, 破線は組織観察より推定した部分である。C 量の増加にしたがってフェライトノーズが長時間側へ, Ms 線が低温側へ移行し, 焼入性が向上していることがわかる。一方, パーライトノーズはいずれの C 量においてもほとんど変化しておらず, C 量とともにパーライト量は増加するもののその変態挙動には差異がないことを示唆している。また, 結果の詳細は省略するが, 高 C 試料ほどオーステナイトが安定化し Fs 線が低温側

Fig. 1 Continuous cooling transformation diagrams of Fe-1.5%Si-2.0%Ni-0.15~0.5%C compacts, sintered at $1250^\circ C$ for 3.6 ks in vacuum.

へ移行した結果, 初析フェライトが微細になり同時に組織全体も微細化する傾向を示した。

Photo. 1 に Fig. 1 (b) の 0.3%C 試料で①油焼入れ, ②炉端水冷帯冷却, ③炉冷の各冷却を施した場合の光顕組織を示す。これら 3 種類の冷却曲線は Fig. 1 (b) にも太線で示しているが, $800 \sim 600^\circ C$ の平均冷却速度はそれぞれ① $69^\circ C/s$, ② $8^\circ C/s$, ③ $0.1^\circ C/s$ である。これらの冷却は必ずしも等速冷却とは言えないが, 得られた組織はいずれも CCT 図から予想される組織とほぼ一致し, (a) all M, (b) F+(P)+B, (c) F+P を示している。このように冷却速度が大きい試料ほどマルテンサイト, ベイナイトの量比が, 逆に小さい試料ほどフェライト, パーライトの量比が増大する。従って延性改善を狙って主組織成分をフェライト相とし, 残りの第 2 相がパーライト組織になるような冷却条件は容易に設定できるが, 一方, 延性, 靱性とのバランスを保ちながら高強度化を図るため第 2 相をベイナイト化する⁸⁾ には, 高速度側の非常に限定された範囲で冷却速度を制御しなければならない。

そこで (F+B) 組織が得られる冷却速度範囲をもっと

* Formastor-F は金属材料の各種変態の測定を目的とした高周波誘導加熱式の膨脹計であり, 種々の速度で試料を等速冷却すると同時に温度-熱膨脹曲線を記録することができる。曲線上に現れた膨脹や収縮に基づいて各変態点を決定し, これらを結ぶことで CCT 図を得た。

Photo. 1 Microstructures of (a) oil quenched, (b) cold zone cooled and (c) furnace cooled Fe-1.5%Si-2.0%Ni-0.3%C sintered compacts.

長時間側に拡大するために、パーライト変態の抑制効果が大きい Mo の添加を試みた。すでに焼結鋼への Mo 添加については詳細な研究がなされており⁹⁾、とくに Fe 中への拡散が遅いことが問題点として指摘されている。そこで添加量を 0.5% に抑え、かつ添加原料粉も焼結時に拡散し易い Mo_2C 粉を用いた。Fig. 2 に Mo 添加鋼の (a) 0.15%C, (b) 0.3%C, (c) 0.5%C 試料の CCT 図を、また Photo. 2 に 0.3%C 試料について Mo free 鋼同様

に 3 種類の冷却 (冷却曲線は Fig. 2 (b) に表示) を施した場合の光顕組織を示す。Fig. 1 と比較するとフェライトやとくにパーライトの生成領域が著しく長時間側へ移行しており、同時にベイナイト、マルテンサイトの生成領域も長時間側へ拡大している。したがって Photo. 2 の組織も (a) M+(B), (b) M+B, (c) F+(P)+B を呈しており、Mo free 鋼に比べてマルテンサイトやベイナイトの量比も増加している。0.3%C 試料で上記の 3 種類の冷却条件を用いる限り完全な (F+B) のみの組織は得られていないが、CCT 図をもとに適当な冷却条件を選定すれば容易にこの組織を得ることが可能である。

III-2 連続冷却試料の機械的性質

Fig. 3 に種々の条件で冷却した Mo free 鋼の C 量と常温における引張り特性、衝撃値の関係を示す。まず冷却速度の影響に着目すると冷却速度が大きい試料ほど引張り強さは上昇し、伸び、衝撃値は低下するが、これは前

Fig. 2 Continuous cooling transformation diagrams of Fe-1.5%Si-2.0%Ni-0.5%Mo-0.15~0.5%C compacts, sintered at 1250°C for 3.6 ks in vacuum.

Fig. 3 Effect of carbon content on the mechanical properties of Fe-1.5%Si-2.0%Ni sintered compacts cooled in various conditions from the solution temperature.

Photo. 2 Microstructures of (a) oil quenched, (b) cold zone cooled and (c) furnace cooled Fe-1.5%Si-2.0%Ni-0.5%Mo-0.3%C sintered compacts.

掲 Photo. 1 に示したような組織変化に対応している。すなわち、軟質なフェライト相が減少しマルテンサイトやベイナイトの量比が増した試料ほど基盤が強化され高強度を示すが、同時に気孔の内部切り欠き作用に対する感受性が増大するため延、靱性は低下する。同様の傾向は C 量を変化させても現れており、同一冷却速度で比較した場合、高 C 試料ほど CCT 図が全体的に長時間側へ移行しマルテンサイトやベイナイト量が増加、フェライト量が減少するため強度が上昇し伸び、衝撃値が低下する。さらにマルテンサイトやベイナイト相自体も高 C 試料ほど硬くなるので、この傾向が一層助長される。

Fig. 4 は Mo 添加鋼の機械的性質を Fig. 3 同様に整理したものである。冷却速度や C 量による影響については Mo free 鋼と大差はないが、Mo 添加により CCT 図が長時間側へ移行してマルテンサイトやベイナイトの量比が増加した結果、全体的に強度が高く延、靱性は低下し

ている。

以上の結果より考察すると、良好な強度、延性、靱性バランスを得るには適切な C 量と冷却速度を選定して組織を (F+B) 微細混合組織とすることが肝要である。しかし上述してきたような単純な連続冷却を施した場合、同じベイナイトでも比較的軟質なベイニティックフェライト、これよりやや低温で生成する上部ベイナイトだけでなくさらに低温側で下部ベイナイトも生成するので、とくにこの組織はマルテンサイトに近い性質を示し延、靱性への悪影響が懸念される。また、本実験のように混合法で試料を作製した場合、通常の焼結では合金元素の完全な均質化は難しい。したがって適切な冷却速度を選定して (F+B) 混合組織を得ることができても、とくに合金元素が偏析している部分で所々マルテンサイト組織が認められた。したがって、単純な連続冷却だけでは得られる機械的性質にも限度があると言える。

III-3 STEP 冷却による機械的性質の改善

前節で述べたように強度、延性、靱性バランスを考えた場合、下部ベイナイトやマルテンサイトの生成はなるべく抑える方向で検討を進める必要がある。そこで As roll 法¹⁰⁾による複合組織鋼板の製造法に適用される条件を参考にして、冷却中の所定温度から冷却速度を変化させる STEP 冷却を試みた。前掲 Fig. 2 (a) 中にその冷却曲線を示す。まず試料を炉端水冷帯において溶体化温度から Ps 線より短時間側を通過させてパーライト変態を回避しながら 600°C まで冷却し、ついで Ar ガス冷却で 0.2°C/s の徐冷を施してフェライト、ベイニティックフェライト、上部ベイナイトを十分に生成させ、下部ベイナイトやマルテンサイトの出現を抑制した。なお本実験では、パーライト変態を確実に回避するためにパーライトノーズが長時間側に位置する Mo 添加鋼についてのみこの冷却を施している。得られた組織の代表的な例として (a) 0.1%C, (b) 0.3%C, (c) 0.5%C 試料の光顕組織を Photo. 3 に示す。いずれもフェライト基中に比較的高温側で生成したと思われる上部ベイナイトが微細に分散している。ただ光顕観察では検出できないが、STEP

Fig. 4 Effect of carbon content on the mechanical properties of Fe-1.5%Si-2.0%Ni-0.5%Mo sintered compacts cooled in various conditions from the solution temperature.

Photo. 3 Microstructures of STEP cooled Fe-1.5%Si-2.0%Ni-0.5%Mo-0.1~0.5%C sintered compacts. Carbon content: (a) 0.1%, (b) 0.3% and (c) 0.5%.

冷却試料はフェライトやベイナイトの生成温度域に保持される時間が長いとCの濃縮によりオーステナイトが安定化し、室温冷却後に残留する可能性もある。

Fig. 5 にC量が0.1~0.5%の Mo 添加鋼について STEP 冷却、炉冷および炉端水冷帯冷却を施した場合の残留オーステナイト量を示す。STEP 冷却や炉冷を施した試料の残留オーステナイト量はC量とともに増加しており、とくに前者ではその量も多い。したがってこのような場合には、機械的性質が残留オーステナイトによって影響を受けることも考慮しなければならない。なお炉端水冷帯で速く冷却するとフェライトの析出も抑制されるので、オーステナイトへのC濃縮も不十分になり高C試料においても全体として残留オーステナイトの量は少ない。

Fig. 6 は STEP 冷却を施した Mo 添加鋼の常温における引張り特性および衝撃値をC量で整理したものである。比較のために同図中には前節で得られた炉冷、炉端水冷帯冷却試料の結果も併示している。STEP 冷却試料は強度的には水冷帯冷却試料に及ばないものの、伸びは炉冷試料と同程度の値を示し、さらに衝撃値は0.3%C以上で他の試料に比べてとくにすぐれた値を示している。

Fig. 5 Effect of carbon content on the volume fraction of retained austenite of Fe-1.5%Si-2.0%Ni-0.5%Mo sintered compacts cooled in various conditions from the solution temperature.

これは前掲 Photo. 3 で示したように組織がフェライトとベイニティックフェライト、上部ベイナイトの微細混合組織を呈しているだけでなく、さらに高Cの試料では変形時に残留オーステナイトが加工誘起変態して延、靱性の向上に寄与しているため¹⁾と考えられる。

Fig. 7 は、STEP 冷却を施したC量0.3%の Mo 添加鋼の衝撃遷移曲線を示す。図中には比較のため同一C量の Mo 添加鋼および Mo free 鋼にそれぞれ炉端水冷帯冷却を施した場合の結果も併示している。STEP 冷却を施した Mo 添加鋼は、他の2鋼種に比べ延性-脆性遷移挙動が明確化し、遷移温度も若干上昇する傾向が現れている。しかし実用的な使用温度範囲である $-20 \sim +100^{\circ}\text{C}$ における延性衝撃値は3鋼種のなかで最も高く、とくに室温付近での靱性にすぐれている。この理由として上述したように残留オーステナイトの加工誘起変態による寄与が考えられ、これに関してはすでに著者らは(上部ベイナイト+残留オーステナイト)微細混合組織をもつ焼結

Fig. 6 Effect of carbon content on the mechanical properties of STEP cooled Fe-1.5%Si-2.0%Ni-0.5%Mo sintered compacts.

Fig. 7 Ductile-brittle transition temperature curves of STEP cooled Fe-1.5%Si-2.0%Ni-0.5%Mo-0.3%C sintered compacts by U-notched Charpy impact test.

鋼について同様なことを指摘している¹⁾。つまり、いわゆる TRIP 効果は加工によりマルテンサイト変態が誘起し始める Md 点と Ms 点の中間温度付近で最大となることが知られており¹⁾、本焼結鋼の残留オーステナイトではちょうど室温付近がこの温度に相当しているようである。

以上のように STEP 冷却を施した Mo 添加鋼は、強度、延性、靱性のすぐれたバランスを示したが、この理由をさらに詳細に検討するため V ノッチを入れた試料 (8×8×5 mm) を用いて 3 点曲げ試験を行い、破断直前で

Photo. 4 Microphotographs of bending cracks in (a) furnace cooled, (b) oil quenched and (c) STEP cooled Fe-1.5%Si-2.0%Ni-0.5%Mo-0.3%C sintered compacts.

試験を中止してクラック伝播過程を観察した。Photo. 4 は C 量が 0.3% の Mo 添加鋼に (a) 炉冷, (b) 炉端水冷帯冷却, (c) STEP 冷却を施した試料のクラック先端部分の光顕組織である。いずれも基本的には (F+B) 混合組織から成る試料であるが、すでに述べたように冷却方法によって組織に若干の差異があるので、クラックの伝播にも影響が現れている。まず (a) の炉冷試料の組織は、軟質なフェライトが塊状を呈しているため、クラックがベイナイト部分を回避しながらフェライト相内を優先的に進んでいる²⁾。(b) の炉端水冷帯冷却試料の場合、矢印で示したように下部ベイナイトあるいはマルテンサイトと思われる硬質相が点在しているので、この部分を連結する形でクラックが伝播している。最後に STEP 冷却試料の (c) では、フェライト、ベイニティックフェライト、上部ベイナイトが微細に混合しているのでとくにクラックが優先的に伝播した部分は認められない。つまり STEP 冷却試料ですぐれた機械的性質が得られる理由は、試料全体にわたって微細混合組織を呈しているので変形が均一に進行し、残留オーステナイトの寄与も含めて各相が十分にその変形特性を示したためと結論できる。

IV 結 言

1.5%Si-2.0%Ni-(0.5%Mo)-0.1~0.5%C の組成をもつ焼結鋼 (Mo free 鋼, Mo 添加鋼) の CCT 図を作成し、これに基づいて連続冷却または STEP 冷却を施した場合の光顕組織と機械的性質の関係を検討した結果、以下のことがわかった。

- (1) Mo 添加鋼の CCT 図は、Mo free 鋼に比べフェライト、パーライトノーズが著しく長時間側へ移行し、ベイナイト、マルテンサイト生成領域が拡大している。
- (2) 良好な強度、延性、靱性のバランスを得るには、適切な C 量と冷却速度を選定しフェライトとベイニティックフェライト、上部ベイナイトの微細混合組織とすることが肝要である。しかし Mo 添加鋼, Mo free 鋼いずれにおいても、単純な連続冷却だけで上記の組織を得ることは若干困難である。
- (3) Mo 添加鋼に STEP 冷却を施すことにより、残留オーステナイトを 10~25 vol% 程度含む上記の微細混合組織に制御できる。その結果、たとえば 0.3~0.4%C 鋼において引張り強さ 750 MPa, 伸び 8%, シャルピー衝撃値 120 kJ/m² 程度のすぐれた強度、延性、靱性のバランスが得られる。

文 献

- 1) 三浦, 酒田, 徳永: 粉体および粉末冶金, **33** (1986), 132.
- 2) 鎌田, 阿南, 徳永: 粉体および粉末冶金, **35** (1988), 499.
- 3) M. Sudo, M. Higashi, H. Hori, T. Iwai, S. Kanbe, Z. Shibata: Trans. ISIJ, **21** (1981), 820.
- 4) 須藤, 岩井: 鉄と鋼, **68** (1982), 1285.

- 5) 須藤, 橋本, 三村, 細田: 鉄と鋼, **72** (1986), 1736. **28** (1981), 173.
 6) 黒木, 徳永: 粉体および粉末冶金, **16** (1969), 295. 10) A. P. Coldren, G. Tither: Journal of metals, **30** (1978), 6.
 7) 高木, 徳永, 富村: 鉄と鋼, **73** (1987), s539.
 8) 杉本, 坂本, 栗橋, 宮川: 鉄と鋼, **72** (1986), 2101. 11) たとえば田村: 鉄と鋼, **56** (1970), 429.
 9) たとえば沖, 難波, 秋山, 庄司: 粉体および粉末冶金,

新 入 正 会 員

(平成元年12月6日現在)

氏 名	卒業学校	卒業 年次	会 員 番 号	専 門	動 務 先	現 住 所
大 山 猛	新潟大	59	105117	ガスの新 素材に対 する応用	300-26 つくば市東光台5-9-9 ㈱ エールリキードラポラトリーズ新 素材研究室 029747-8656	305 つくば市吾妻4-17-4 ドミ ニールつくば404号 0298-51-0487
伊 東 潤子	筑波大	61	102114	粉体の化 学	479 常滑市鯉江本町3-6 ㈱INAX 中央研究所技術室 05693-5-6292	479 常滑市新開町2-29 コーポ サンライズ201号室 05693-5-6292
黄 鶴 年	(在学中)		105115	粉末冶金 学	169 新宿区西早稲田2-8-26 早稲 田大学 材料技術研究所渡辺研究 室 03-203-4313	188 田無市南町2-9-10 寿荘205 号 0424-64-6486
鈴 木 寛明	熊本工高	38	123043	電気工学	350-02 坂戸市小山123 ㈱ヤマザ キ電機 技術部 0942-83-3511	350-02 坂戸市千代田4-75-302 0492-81-2508
杉 谷 順弘	慶応大	31	123044		146 大田区矢口1-23-2 杉谷金属 工業㈱ 03-759-5451	113 文京区湯島4-6-11-507 03-811-9280
高 橋 伸幸	森村学園	56	131118	粉末冶金 学	153 目黒区上目黒1-3-9 三友特 金㈱ 03-719-5421	194 町田市つくし野4-11-9 0427-95-6969
野 尻 涉	(在学中)		145013	粉末冶金 学	169 新宿区西早稲田2-8-26 早稲 田大学 材料技術研究所渡辺研究 室 03-203-4313	182 調布市深大寺東町5-23-3 0424-82-5793
Mohamed Aly Saleh	(在学中)		165024		606 京都市左京区吉田本町 京都 大学 工学部 機械工学教室島研 究室 075-753-5231	601-13 京都市伏見区小栗栖南 後藤町公団栗栖北団地35-301 075-573-3794
酒 井 貴明	阪 大	51*	121072	化 学	550 大阪市西区江戸堀1-10-8 ダ イソー化成成品開発部 06-445-8853	564 吹田市山手町3-15C-114 06-380-7546
廖 萬 隆	文化大		501039	超硬合金	台北市林森北路500号7F 春保 工廠股份有限公司	台北市建国南路2段308基11号 8F
中 村 有夫	(在学中)		141097		135 江東区東雲1-10-13 超電導 工学研究所 03-536-5711	335 戸田市喜沢2-40-15 0484-42-3957
宮 本 敬	神戸大		162044		550 大阪市西区江ノ子島2-1-53 大阪府立産業技術総合研究所 06-443-1121	631 奈良市西千代ヶ丘1-23-17 0742-48-5960
桑 原 秀行	関西大	46	113041	表面処理	606 京都市左京区田中大堰町49 ㈱応用科学研究所 075-701-3164	612 京都市伏見区深草越後屋敷 町63-1, 214 075-644-0722
伊 藤 義康	阪 大	55*	102115	溶 接	230 横浜市鶴見区末広町2-4 ㈱ 東芝 重電技術研究所 045-509-6653	241 横浜市旭区二俣川2-42-3 二俣川ガーデンア303 045-361-1727
江 村 浩司	(在学中)		104006	金属工学	106 港区六本木7-22-1 東京大学 生産技術研究所 03-402-6231	124 葛飾区新小岩4-20-15 第2 矢作マンション202 03-651-8099
藤 内 秀人	(在学中)		153046	金属材料 学	106 港区六本木7-22-1 東京大学 生産技術研究所 03-402-6231	270 松戸市横須賀730-1 J. P. 33-103 0473-44-0465
渡 辺 匡	(在学中)		191030	金属材料 学	106 港区六本木7-22-1 東京大学 生産技術研究所 03-402-6231	349-01 蓮田市関山4-12-3 048-768-6145
佐々木 眞	都立大	54*	121073	傾斜機能 材 料	980 仙台市片平2-1-1 東北大学 金属材料研究所 022-227-6200	982 仙台市若林区南小泉3-1-3 藤マンション202 022-285-7301