Al系およびFe系アモルファス合金の結晶化過程

藤田 廣志* 坪井 猛文** 原田 勝之**†

*近畿大学理工学総合研究所

**近畿大学理工学部

J. Japan Inst. Metals, Vol. 60, No. 11 (1996), pp. 1031-1036

Crystallization Processes of Amorphous Al- and Fe-Base Alloys

Hiroshi Fujita*, Takefumi Tsuboi** and Katsuyuki Harada**†

*Research Institute for Science and Technology, Kinki University, 3-4-1 Kowakae, Higashiosaka, Osaka 577

**Department of Metallurgy, Faculty of Science and Engineering, Kinki University, 3-4-1 Kowakae, Higashiosaka, Osaka 577

An electron microscope study has been carried out on the crystallization processes of amorphous aluminum- and iron-base alloys with the following results: 1) The nucleus sizes of both primary crystals are almost constant in a wide temperature range more than 100 K. 2) Lattice constants of both primary crystals are gradually changed until the crystallization is finished, i.e., it increases in the Al-alloy and decreases in the Fe-alloy. 3) The size of primary crystals becomes about $\phi 10$ nm in both alloys after crystallization, and do not grow until the secondary phases are precipitated. 4) They grow further to $\phi 50\sim 100$ nm at 573 K in the former specimens and at 973 K in the latter ones. After that, there is no remarkable change in their size in a temperature range of 100~150 K higher than these temperatures.

The results are discussed in terms of the effect of guest elements exhausted from the primary crystals.

(Received May 27, 1996)

Keywords: amorphous aluminum-base alloy, amorphous iron-base alloy, crystallization, primary crystal, nucleus size, exhausted guest element, nanoscale grain size

I. 序 論

アモルファス合金はその原子構造に依存する特異な性質を示すが、最近になってある特種な目的にはアモルファス合金を結晶化によって超微細結晶粒度の材料とする方がより効果的であることが分かってきた。その一つは軟磁化材料⁽¹⁾であり、今一つは高強度材料⁽²⁾の製作である。この2つの目的とも、結晶粒度を10 nm尺度で制御すると同時に、できれば熱的にも安定な組織とすることが必要であるが、そのためには結晶化過程を左右する要因を明らかにすることが必要である。しかし、アモルファス合金の結晶化過程すら必ずしも明確にされておらず、アモルファス化のために添加される元素の役割についても未だ明らかにされていない。

著者らは、先にこのアモルファス化について調べた結果、主として3つの基本法則に従うことを見出し、それ迄に提唱されてきた諸因子との関係をも明らかにした⁽³⁾。本研究は、この基本法則の立場からアモルファス合金の結晶化過程を再検討することを目的とした。

一方、この結晶化には結晶核の形成が必要であるが、通常

† 近畿大学大学院生 (Graduate Student, Kinki University)

結晶核の成長速度が材料の過冷度に極めて敏感なために、その機構は勿論のこと、その寸法すら正確に求めることは極めて困難である。既に著者らが発表⁽³⁾したように、結晶のアモルファス化には物質固有の臨界寸法があるが、ある意味ではアモルファス合金の結晶化はこの逆の過程であり、この臨界寸法に相当するものが結晶核である可能性が強い。その意味で、比較的低温で結晶化が起こるばかりか、それらの成長も抑制されるアモルファス合金の低温における結晶化は、結晶核の形成を調べる目的に適していると言える。

以上の観点から、本研究ではFe系およびAl系アモルファス合金を用いて、両者に共通な現象を中心に結晶化過程を詳細に調べた。

II. 試料および実験方法

試料として、液体急冷法で作製したat%でFe_{73.5}Cu₁Nb₃Si_{13.5}B₉(断面が約18 $\mu\text{m} \times 5$ mmのリボン)およびAl_{94.5}Ni_{3.5}Cu_{1.4}Ce_{0.6}(断面が約16 $\mu\text{m} \times 0.5$ mmのリボン)のアモルファス合金を用いた。使用したFe系およびAl系合金ともに加熱時には極めて酸化し易いために、(Ar+10 vol% H₂)の混合ガス中でも処理したが、主として 9×10^{-5} Paの真空封入

および水素気流中で 1.8 ks の等時間焼鈍を行い、結晶化と最大約 100 nm 径までの結晶粒の成長過程を調べた。

これら熱処理を施した試料について、Fe 系合金では主としてイオンミリング法で、また Al 系合金では主として電界研磨法で薄膜化した後に、それらの結晶化過程を透過型電子顕微鏡(以下電顕)JEM-3010 型を用いて、加速電圧 300 kV で観察した。また、電子回折像より、結晶化に伴う格子定数の変化を同時に測定した。この際、使用したイオンミリング法では Ar ガスを用いて電圧 10 kV で試料を回転させながら両面よりイオン照射を行い、電解研磨法では液として約 240 K に保った(3 vol% HNO_3 + アルコール)液を用いて、電圧 10 V、電流 40 mA で行った。

III. 実験結果

1. アモルファス合金の結晶化とその後の結晶粒成長

(1) Fe 系アモルファス合金

Fe 系合金では、真空封入処理により 603 K から 1173 K までの種々の温度で 1.8 ks の等時間焼鈍を行った。この際、本研究では、試料方位を広範に変化させて観察を行い、後述のように各結晶粒のコントラストが大きく変化した多くの写真から個々の結晶粒および結晶化の度合を判定した。Fig. 1 は、このようにして得られた組織の変化を示す一例で、これらの写真から次のことが分かる。

まず、693 K までの熱処理では、ブラッグ反射による像のコントラストは現れず、703 K で所々に約 6 nm 径の bcc の Fe 初晶が形成される。743 K では 6~7 nm 径の Fe 初晶粒の数が増加するが、結晶粒度は 703 K のものに比べて殆ど変化していない。763 K になると、約 10 nm 径の結晶粒が

多く形成されるが、結晶粒の最小径は依然 6 nm 径であった。

Fig. 2 は 803 K で試料全体が結晶化したと考えられるものであるが、結晶粒の平均の大きさは約 10 nm 径から殆ど変化せず、また結晶粒の最小径は番号 1~6 で示したように 6 nm 径であることが分かる。Fig. 2 の(a)と(b)は試料方位を互に 10° 変化させて撮影したもので、図中の矢印は試料の同一箇所を示している。また結晶化の度合の判定には、試料を電子線に対して 10° 傾けて全方位に回転させ、その間に Fig. 2 の(a)と(b)のようにブラッグ条件の変化によってコントラストが変化した結晶粒の多くの写真を撮影して互いに重

Fig. 2 Contrast change of individual crystals in the amorphous Fe-alloy annealed at 803 K by changing specimen orientation.

Micrograph (b) was taken after the specimen orientation was changed to 10° from that in micrograph (a). In micrographs (a) and (b), arrows and figures show the same grains and primary crystals of the minimum size respectively.

Fig. 1 Crystallization process of the amorphous Fe alloy. An enlarged micrograph at the upper left corner of each micrograph shows the minimum size of the primary crystals in a framed part.

ね合わせ、その時に鮮明に現れた結晶粒の数とその分布から決定した。

さらに、この結晶化終了後に 923 K まで温度を上昇させたが、結晶粒径は殆ど変化せずに約 10 nm であった。その後、973 K にまで温度を上昇させると、Fe 結晶粒は顕著な成長を起こすと同時に、Fig. 1 に見られるように Fe_3B および Fe_{23}B_6 の析出⁽¹⁾が起こり、殆どの結晶粒は 50 nm 径を越える大きさとなる。その後は、さらにそれより 200 K 高い 1173 K まで温度を高めても結晶粒度に大きな変化はなかった。

Fig. 3 は、以上の結果を図示したものであり、その中で結晶粒径の変化が少ない 743~823 K の温度領域での結晶粒度分布を Fig. 4 に示した。この図で注目すべきことは、最小粒径はこの温度範囲では約 6 nm と一定で、この寸法以下の結晶粒は確認されなかったことである。したがって、この合金系における bcc の Fe 初晶の臨界寸法は 6 nm 径であり、これがこの結晶の結晶核に相当すると考えられる。

(2) Al 系合金

この合金では、真空封入および水素気流中処理により、300 K から 673 K までの種々の温度で 1.8 ks の等時間焼鈍を行い、Fig. 5 の結果を得た。これらの結晶粒度に関する結果は、上述の 2 種類の処理で大差はなかった。

この Al 系合金は、材料強化の目的でアモルファス合金中にあらかじめ約 5 nm 径の fcc の Al 初晶が点在する状態に処理されている⁽²⁾。この試料の熱処理では、373 K で新たに結晶粒径が約 5 nm の fcc の Al 結晶粒が現れ始め、結晶化温度は 373 K であることが分かる。さらに温度を上げると、413 K では約 10 nm 径の結晶粒が確認できるようになり、433 K で結晶粒の数はさらに増大して試料全体を占める。この結晶粒度は、さらに温度を上げて約 500 K までは変わらなかった。この際、この温度範囲での結晶の最小粒径は

Fig. 3 Grain size of the primary crystals in the amorphous Fe-alloy as a function of annealing temperatures.

Fig. 4 Distribution of grain size of the primary crystals in the amorphous Fe-alloy as a function of annealing temperatures. Each number in parenthesis shows a volume fraction of crystallized regions.

Fe 系合金と同様に一定で、いずれも約 5 nm 径であった。焼鈍温度をさらに 573 K に上げると、Al 結晶粒は 50 nm 径以上のものへと成長し、同時に Al_3Ni および Al_3Ce の析出⁽²⁾が認められる。その後に、これより 100 K 高い 673 K の焼鈍を行ったが、これも Fe 合金と同様に結晶粒度には大きな変化は認められなかった。Fig. 6 はこの関係を図示したもので、(a) 約 500 K までの初晶の最小粒径はすべて約 5 nm であること、(b) 平均粒径もこの間には約 10 nm とほぼ一定で、結晶粒数のみ増大すること、さらに (c) 平均粒径は 573 K で急速に成長した後は、少なくとも 673 K までは大きな変化のないこと、が分かる。

2. 結晶化に伴う格子定数の変化

上述のように、Fe 系および Al 系合金のいずれにおいても、初晶の組成から考えて結晶化の間には局所的な元素濃度の変化が起こっていると考えられる。そこで、電子回折法により結晶化中の格子定数の変化を測定した。

(1) Fe 系アモルファス合金

Fig. 7 は Fe 系アモルファス合金中での bcc の Fe 結晶の析出に伴う格子定数の変化を示したものである。まず、熱処理温度が 693 K まではアモルファス構造であるが、6 nm 径の bcc の Fe 初晶が点在する 703 K では強度の弱い {110} 回折リングが確認でき、その時の格子定数は 0.292 nm であった。その後、743 K から結晶粒が試料全体を覆う 803 K までの熱処理では、結晶化に伴って格子定数は 0.287 nm にまではほぼ直線的に減少した。この格子定数の変化から、結晶化温度以上では bcc の Fe 結晶の生成に伴って、その中に固溶している Fe よりも原子半径が大きい元素か、または侵入型添加元素が排出されていることが分かる。

Fig. 5 Crystallization process of the amorphous Al-alloy. Enlarged micrographs show the minimum size of the primary crystals at each annealing temperature.

Fig. 6 Grain size of the primary crystals in the amorphous Al-alloy as a function of annealing temperatures.

(2) Al系アモルファス合金

電子回折像では、最初に{111}回折リングが結晶粒の数が増加し始める 393 K で確認され、その時の格子定数は 0.401 nm であった。その後、413 K から結晶粒が試料全体を覆う 433 K までの間に格子定数は Fig. 8 のように 0.404 nm にまで増加した。このことより、この場合には Al より小さい元

Fig. 7 Lattice constant of the primary crystals in the amorphous Fe-alloy as a function of annealing temperatures.

素が結晶化の進行に伴い排出され、Al の格子定数は増加したと結論される。

IV. 考 察

本実験では、Fe 系および Al 系アモルファス合金の結晶化について調べた結果、次のことが両合金について共通であ

Fig. 8 Lattice constant of the primary crystals in the amorphous Al-alloy as a function of annealing temperatures.

ることが分かった。

1. 初晶の結晶核と熱処理温度

Fe 系アモルファス合金では、約 740 K の等時間焼鈍で bcc の Fe 初晶が形成され始め、加熱温度の上昇とともに初晶の数は増加して、約 803 K で試料全体が結晶化する。一方、Al 合金の結晶化は 373 K から始まり、433 K で完了する。この間、いずれの合金でも初晶の核に相当する最小粒径は変わらず、Al 系では約 5 nm、鉄系合金では約 6 nm とともに一定であり、結晶粒の数だけが增加する。しかも、新しく現れる各結晶粒は Fig. 1 および Fig. 5 に見られるように互いに独立に形成され、その後の互いに接し合って結晶化の完成する時点で両合金ともに約 10 nm 径となり、僅かに成長する。その後は、さらに約 100 K の温度上昇を行っても結晶粒度の大きな変化は認められない。

以上の結果から、Fe 系合金の場合には 6 nm 径が、Al 系合金の場合には 5 nm 径がそれぞれ初晶の結晶核寸法と考えられる。さらに、これらの結晶核寸法は焼鈍温度が約 200 K も変化したにも拘わらず殆ど変化しなかった。このことは、著者らが既に発表した⁽⁴⁾ように、アモルファス相→結晶遷移を含む相変態には電子構造の変化が必要と考え、それに要する活性化エネルギーは一般に数百 kJ/mol (数 eV) となり、これに対して上述の焼鈍における熱エネルギー kT (k : ボルツマン定数, T : 絶対温度) は桁違いに小さく、 $T=1000$ K で 10 kJ/mol 以下であることを考えると理解できる。

2. 初晶の成長に及ぼす添加元素の影響

使用した両合金では、Fig. 3 と 4 に見られるように、初晶の核寸法は一定で、その結晶粒度は焼鈍温度の上昇とともに結晶化の完了する約 10 nm 径までゆっくりと増加する。ところが、結晶化の完了した 803 K より 923 K までは、Fig. 3 に示したように個々の結晶粒は殆ど成長しない。この現象

は添加元素の種類と密接な関係があると考えられる。

Fig. 7 および Fig. 8 に示したように、両合金ともに初晶の格子定数は結晶化の開始より完了するまで変化をつづけ、アモルファス地に含まれていた添加元素がこれら初晶より排出されていることが分かる。これら添加元素の多くは、母相のアモルファス化に寄与しており、筆者らが既に発表している⁽³⁾ように、アモルファス化のためには構成原子の 1 つは複数の結合モードを持つと同時に、Table 1 から分かるように、構成原子間ではその電子構造の違いが大きいほど(周期律表で互いに離れるほど)アモルファス化が容易となる。

これらの元素は、Fe 系の場合には結晶化によって格子定数の減少していることから、Vegard の法則より Fe 原子より大きい Nb 原子、侵入型である B、または固溶限の少ない Cu が、また同じく Al 系合金では格子定数の増加から主として Ni および Cu が排出されていることが分かる。また、Al 系合金の場合には、原子半径の大きな Ce が初晶の形成とともにその界面に偏析する可能性が強い。これら排出された元素の多くは、最初より初晶の結晶化を阻害しているが、さらに排出された添加元素間でも Table 1 のごとく互いに周期律表上の位置は離れている。したがって、これら初晶に排出された元素集団は互いに結晶化を妨げる作用が強いばかりか、その偏析層の薄いことから結晶化は難しい⁽⁴⁾。その結果、各初晶はこれら排出された添加元素の層に包まれ、その層が後述の第 2 相として析出するまでは初晶の成長を妨げることになる。前述の Fig. 1 と Fig. 5 では、初晶は殆ど成長せずにその数のみを増加させる結果は、このことを裏付けるものと考えられる。

ところで、この初晶を包む添加元素を多く含む界面層は、母相元素に対して電気陰性度の差の大きいほど母相の電子構造を大きく変化させる⁽⁵⁾ものと考えられる。Al 系合金では Cu, Ni と Ce 原子が、また Fe 系合金では Nb と B 原子がそれに相当して脆性を促進すると考えられるが、特に Al 系合金での Ce は酸化し易いためにその傾向を強めると考えられる。したがって、両アモルファス合金ともに、結晶化と同時に界面の脆化が促進され、これら排出元素が第 2 相として析出するまでは脆化の度合は著しくなると考えられる。

3. 熱的に安定な結晶粒径約 100 nm への成長

上述のように、Al 系および Fe 系合金の初晶は、添加元素の影響によって結晶化の開始よりさらに約 200 K も高い温度でも著しい粒成長は認められなかった。ところが、Fe 系合金では、973 K より、Al 系合金では 573 K より、ともに結晶粒径は約 10 nm より 50~100 nm へと急速に成長する。この粒径が約 100 nm に成長した試料を観察して見ると、各母相粒子の間に結晶の対称性の悪い第 2 相が Fig. 1 および Fig. 5 のように析出してくる。すなわち、この段階では、前述の初晶を取り巻く脆化層は第 2 相として結晶化し、50~100 nm の間隔で形成される。この第 2 相は Al 系では Al_3Ni および Al_3Ce 相⁽²⁾として、Fe 系の場合には Fe_3B

Table 1 Relationships between different constituent elements of amorphous Fe- and Al-base alloys in the periodic table. In the table, open circles and triangles show elements involving in the Al- and the Fe-base alloys respectively. Difficulty of crystallization increases with increasing separation among different constituent elements in the periodic table.

																<div>1 H 1.008</div>																	<div>18 / VIII He 4.003</div>															
1 / I		2 / II																		13 / III	14 / IV	15 / V	16 / VI	17 / VII																								
2	<div>3 Li 6.941</div>	<div>4 Be 9.012</div>																	<div>5 B 10.81</div>	<div>6 C 12.01</div>	<div>7 N 14.01</div>	<div>8 O 16.00</div>	<div>9 F 19.00</div>	<div>10 Ne 20.18</div>																								
3	<div>11 Na 22.99</div>	<div>12 Mg 24.31</div>	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	<div>13 Al 26.98</div>	<div>14 Si 28.09</div>	<div>15 P 30.97</div>	<div>16 S 32.07</div>	<div>17 Cl 35.45</div>	<div>18 Ar 39.95</div>																														
4	<div>19 K 39.10</div>	<div>20 Ca 40.08</div>	<div>21 Sc 44.96</div>	<div>22 Ti 47.88</div>	<div>23 V 50.94</div>	<div>24 Cr 52.00</div>	<div>25 Mn 54.94</div>	<div>26 Fe 55.85</div>	<div>27 Co 58.93</div>	<div>28 Ni 58.69</div>	<div>29 Cu 63.55</div>	<div>30 Zn 65.39</div>	<div>31 Ga 69.72</div>	<div>32 Ge 72.61</div>	<div>33 As 74.92</div>	<div>34 Se 78.96</div>	<div>35 Br 79.90</div>	<div>36 Kr 83.80</div>																														
5	<div>37 Rb 85.47</div>	<div>38 Sr 87.62</div>	<div>39 Y 88.91</div>	<div>40 Zr 91.22</div>	<div>41 Nb 92.91</div>	<div>42 Mo 95.94</div>	<div>43 Tc 99</div>	<div>44 Ru 101.1</div>	<div>45 Rh 102.9</div>	<div>46 Pd 106.4</div>	<div>47 Ag 107.9</div>	<div>48 Cd 112.4</div>	<div>49 In 114.8</div>	<div>50 Sn 118.7</div>	<div>51 Sb 121.8</div>	<div>52 Te 127.6</div>	<div>53 I 126.9</div>	<div>54 Xe 131.3</div>																														
6	<div>55 Cs 132.9</div>	<div>56 Ba 137.3</div>	<div>La-Lu</div>	<div>72 Hf 178.5</div>	<div>73 Ta 180.9</div>	<div>74 W 183.8</div>	<div>75 Re 186.2</div>	<div>76 Os 190.2</div>	<div>77 Ir 192.2</div>	<div>78 Pt 195.1</div>	<div>79 Au 197.0</div>	<div>80 Hg 200.6</div>	<div>81 Tl 204.4</div>	<div>82 Pb 207.2</div>	<div>83 Bi 209.0</div>	<div>84 Po 210</div>	<div>85 At 210</div>	<div>86 Rn 222</div>																														
7	<div>87 Fr 223</div>	<div>88 Ra 226</div>	<div>Ac-Lr</div>	<div>104 Unq 261</div>	<div>105 Unp 262</div>	<div>106 Unh 263</div>	<div>107 Uns 262</div>	<div>108 Uno 265</div>	<div>109 Une 266</div>																																							
<table><tr><td>57 La 138.9</td><td><div>58 Ce 140.1</div></td><td>59 Pr 140.9</td><td>60 Nd 144.2</td><td>61 Pm 145</td><td>62 Sm 150.4</td><td>63 Eu 152.0</td><td>64 Gd 157.3</td><td>65 Tb 158.9</td><td>66 Dy 162.5</td><td>67 Ho 164.9</td><td>68 Er 167.3</td><td>69 Tm 168.9</td><td>70 Yb 173.0</td><td>71 Lu 175.0</td></tr><tr><td>89 Ac 227</td><td>90 Th 232.0</td><td>91 Pa 231.0</td><td>92 U 238.0</td><td>93 Np 237</td><td>94 Pu 239</td><td>95 Am 243</td><td>96 Cm 247</td><td>97 Bk 247</td><td>98 Cf 252</td><td>99 Es 252</td><td>100 Fm 257</td><td>101 Md 258</td><td>102 No 259</td><td>103 Lr 262</td></tr></table>																			57 La 138.9	<div>58 Ce 140.1</div>	59 Pr 140.9	60 Nd 144.2	61 Pm 145	62 Sm 150.4	63 Eu 152.0	64 Gd 157.3	65 Tb 158.9	66 Dy 162.5	67 Ho 164.9	68 Er 167.3	69 Tm 168.9	70 Yb 173.0	71 Lu 175.0	89 Ac 227	90 Th 232.0	91 Pa 231.0	92 U 238.0	93 Np 237	94 Pu 239	95 Am 243	96 Cm 247	97 Bk 247	98 Cf 252	99 Es 252	100 Fm 257	101 Md 258	102 No 259	103 Lr 262
57 La 138.9	<div>58 Ce 140.1</div>	59 Pr 140.9	60 Nd 144.2	61 Pm 145	62 Sm 150.4	63 Eu 152.0	64 Gd 157.3	65 Tb 158.9	66 Dy 162.5	67 Ho 164.9	68 Er 167.3	69 Tm 168.9	70 Yb 173.0	71 Lu 175.0																																		
89 Ac 227	90 Th 232.0	91 Pa 231.0	92 U 238.0	93 Np 237	94 Pu 239	95 Am 243	96 Cm 247	97 Bk 247	98 Cf 252	99 Es 252	100 Fm 257	101 Md 258	102 No 259	103 Lr 262																																		

および Fe_3B_6 相の析出物⁽¹⁾を形成することが分かっている。その結果、母相結晶粒はこれら第2相の間隔と同程度まで成長できることになる。これら第2相は $0.7 T_m$ 近くの温度でも十分熱的に安定なために、上述の成長後は第2相の析出温度より少なくとも200 K 程度高い温度までは熱的に安定であり、これらの粒子で成長を妨げられている母相粒子の粒度も変わらなかったものと考えられる。この結晶粒度100 nm の材料は引張強度が著しく高くなると予想され⁽⁶⁾⁽⁷⁾、しかも熱的に安定なために、今後実用的に重要になることが予測される。この際、既述の第一段階で形成される初晶界面に形成される脆化物質も、このように高温に加熱することによって第2相として結晶粒の微細化に利用することが可能となるであろう。

V. 結 論

本研究では、Al 系および Fe 系アモルファス合金について1.8 ks の等時間焼鈍を行い、その結晶化過程を調べた結果、次のことが明らかとなった。

(1) Al 系および Fe 系アモルファス合金の結晶化温度はそれぞれ373 K および703 K であり、その後433 K および803 K ではほぼ試料全体が結晶化する。この時、結晶化完了直後の結晶粒度は両合金ともに約10 nm であった。

(2) この可成り広い温度範囲にも拘わらず、この間に形成されるそれぞれの結晶核に相当する初晶の最小寸法は両合金ともに一定で、Al 系合金では約5 nm 径、Fe 系合金では約6 nm 径であった。さらに、この温度範囲では前者の格子定数は結晶化とともに増加し、後者のそれは減少した。

(3) Al 系合金では433 K よりさらに500 K まで、Fe 系

合金では803 K より923 K までは結晶粒度に変化はなく、ともに約10 nm であった。

(4) Al 系合金では573 K で第2相の析出とともに結晶粒は50~100 nm 径に成長した後、少なくとも、673 K までは再び結晶粒度の変化は殆どなかった。Fe 系合金でも同じく、973 K で第2相の析出とともに50 nm 以上の結晶粒度に成長した後、少なくとも1173 K までは結晶粒の成長は認められなかった。

これらの諸結果について、各初晶とそれより排出される添加元素との相互作用の立場から考察を加えた。

本研究に使用したAl 系アモルファス合金は東北大学・金属材料研究所 井上明久教授より、またFe 系アモルファス合金は日立金属^(株) 荒川俊介および戸田忠俊両氏の提供によるものであり、ここに衷心よりこれらの方々のご厚情に感謝申し上げる次第です。また、この研究の一部を協力願った近畿大学・理工学部学生 春田博信および山本和紀両氏に謝意を表します。

文 献

- (1) 吉沢克仁, 山内清隆: 日本金属学会会報, **28**(1989), 302; 日本金属学会誌, **55**(1991), 588.
- (2) A. Inoue, K. Nakazato, Y. Kawamura and T. Masumoto: Mater. Sci. Eng., **A179/A180**(1994), 654.
- (3) H. Fujita: Proc. New Mater. '88, 2nd Int. New Mater. Conf., Osaka, (1990), 523; Mater. Trans., JIM, **31**(1990), 523.
- (4) H. Fujita: Mater. Trans., JIM, **35**(1994), 563.
- (5) 例えば, C. L. Briant and R. P. Messmer: Phil. Mag., **B42**(1980), 569.
- (6) S. Miyazaki, K. Shibata and H. Fujita: Acta Metall., **27**(1978), 855; H. Fujita and S. Miyazaki: Acta Metall., **26**(1978), 1273.
- (7) 藤田廣志: 金属, AGNE, (1987), 5.