

研究論文

多元多相共晶とその鑄造用高強度アルミニウム合金開発への適用

後藤 正治,* 金 炳日,** 朴 炯鎬,*** N. A. Belov,****
V.S. Zolotarevskij,**** 麻生 節夫,* 小松 芳成*

Application of Multiphase Eutectics to Development of High Strength Cast Aluminum Alloys

Shoji GOTO,† Byung-Il KIM,†† Hyeoung-Ho PARK,††† Nikolay A. BELOV,††††
Vadim S. ZOLOTAREVSKIJ,†††† Setsuo ASO,† and Yoshinari KOMATSU†

Abstracts

In order to develop high strength new casting aluminum alloys, a relation between microstructure and strength in multiphase eutectic alloys was analyzed from points of view of both theoretical and experimental approaches. Initially, microstructure of multiphase eutectics was discussed.

Secondary, an Al-Ce-Ni multiphase eutectic alloy was cast and examined by compression test.

Finally, strengthening mechanism of the Al-Ce-Ni multiphase eutectic alloy was analyzed. The results obtained are as follows. Even in the conventional foundry technique the multiphase eutectic alloy has large amounts of aluminide particles being very fine because of the independently crystal nucleation. The Al-Ce-Ni multiphase eutectic alloy showed 30~200% higher strength than commercial casting aluminum alloys. The strength consisted of strength of the aluminide particle itself, internal stress due to dislocations in Al phase and also Orowan stress increments due to the fine aluminide particles. This indicates the possibility in principal to develop new casting aluminum alloys.

Key Words : Casting alloys, Al-Ce-Ni alloy, Multiphase eutectics, Mechanical property, Microstructure

1. 緒言

アルミニウム合金は、その軽量性と経済性の点において他の合金にくらべて比較的有利であることから、最も良く使用されている構造材料のひとつである。最近では航空機産業のみならず自動車産業など他の分野においても軽量化と高強度化の要求が強く、現在実用中のアルミニウム合金においてさえも新合金の開発が強く望まれている。また、チタニウムやマグネシウムも軽金属として有望であるが、アルミニウムと比較すると、そのリサイクル性では技術的に困難な点が多く、経済的に難点があるといわれている。

このような状況のもとで、現在でもなお新しいアルミニウム合金の開発が続けられている。ところで最近のアルミニウム合金研究のほとんどのものは、鑄造用合金においても展伸用合金

においても市販のアルミニウム合金に対してその添加元素をわずかに変えたり、熱処理条件をわずかに変えたりするだけであるので^{(1)~(4)}、抜本的な特性改善に結びつくような新合金開発は望めそうにない。

一方、最近開発された液体急冷凝固法やメカニカルアロイング法などの特殊な技術を用いれば、従来の実用アルミニウム合金とは異なる特性を有するものが得られるものと期待されるが^{(5)~(8)}、実用化の点からみると、それらの方法もコスト高となるので、その使用範囲はきわめて制限されてしまう。そのためこれらの方法が近い将来において実用化されることは考え難い。

したがって、当面は、とくに鑄造用アルミニウム合金においては、従来の基本的な製造技術を駆使した上での新合金開発が進むものと思われる。その場合に、特に多相共晶合金は、従来の鑄造技術を用いてもなお液体急冷凝固法などの場合と同程度に分散粒子相を大量にしかも微細に分散できるので高強度の鑄造用合金の開発にきわめて有効であると考えられる。

そこで本研究では、多相共晶合金の高強度鑄造用合金開発に対する基本的考え方について検討するとともに、その一例としてAl-Ce-Ni三元共晶合金鑄造材をとりあげ、その機械的性質と組織の関係について調べることにより、その有効性について検討することを目的とした。

2. 基本的考え方

アルミニウム合金においては、銅合金等にくらべて一般に一次固溶体(α 相)の組成範囲がせまいために第二元素を添加す

平成14年11月11日受付

* 秋田大学工学資源学部材料工学科

〒010-8502 秋田市手形学園町1-1

** 韓国 順天大学 環境親和形物質工程技術革新センター

*** 韓国 順天大学 希有金属素材研究所

**** ロシア モスクワ鉄鋼合金研究所

† Faculty of Engineering and Resource Science, Akita University,
1-1 Tegata Gakuencho, Akita city 010-8502, Akita prefecture,
Japan

†† Technology Innovation Center for Green Materials Processing,
Sunchon National University, Korea

††† Korea Research Institute of Rare Metals (KIRaM), Sunchon
National University, Korea

†††† Department of Physical Metallurgy of Non ferrous Metals,
Moscow State Institute of Steel and Alloys, Russia

Table 1 Characteristics of two-phase eutectics in some binary eutectic aluminum alloys: Q_M and Q_V show mass fraction and volume fraction of eutectic aluminide particles, respectively.

No	Eutectic phases	Alloy system	Composition and temperature for eutectic crystallization	Q_M mass%	Q_V vol.%
1	(Al)-Si	Al-Si	12mass%Si, 850K	10.5	10.9
2	(Al)-Mg ₂ Si	Al-Si-Mg	8.5mass%Mg-4.5mass%Si, 868K	16.5	11.5
3	(Al)-Al ₃ Ni	Al-Ni	6mass%Ni, 913K	14.3	9.7
4	(Al)-Al ₄ Ce	Al-Ce	12mass%Ce, 913K	19.6	13.1
5	(Al)-Al ₆ Fe	Al-Fe	2mass%Fe, 928K	7.7	6.5

Table 2 Characteristics of three-phase eutectics in some ternary eutectic aluminum alloys: Q_M and Q_V show mass fraction and volume fraction of eutectic aluminide particles, respectively.

No	Eutectic phases	Alloy system	Composition and temperature for eutectic crystallization	Q_M mass%	Q_V vol.%
1	(Al)-Si-Mg ₂ Si	Al-Si-Mg	Al-13mass%Si-5mass%Mg, 828K	16.5	19.2
2	(Al)-Si-Al ₃ Ni	Al-Si-Ni	Al-11mass%Si-4.5mass%Ni, 838K	20.5	18.0
3	(Al)-Mg ₂ Si-Al ₃ Ni	Al-Si-Mg-Ni	Al-4mass%Si-7mass%Mg-3mass%Ni, 861K	16.5	18.2
4	(Al)-(Si)-Mg ₂ Si-Al ₃ Ni	Al-Si-Mg-Ni	Al-12mass%Si-4mass%Mg-2mass%Ni, 821K	19.2	20.1
5	(Al)-Mg ₂ Si-Al ₃ FeNi	Al-Ni-Fe-Mg-Si	Al-1mass%Ni-1mass%Fe-7mass%Mg-4mass%Si, 863K	14.1	16.9
6	(Al)-Al ₃ Ni-Al ₄ Ce	Al-Ni-Ce	Al-12mass%Ce-5mass%Ni, 900K	33.0	25.9

ることによる固溶体硬化はあまり期待されず、もっぱら時効硬化を利用した材料強化が行われている。一次固溶体の固溶限以上の組成で一次相（Alを主成分とする軟らかい α 相）と二次相（硬い β 相）からなる共晶系の状態図を示す場合も多い。二元共晶系の合金においては、第二元素の添加とともに亜共晶、共晶、過共晶と組織が変化する。亜共晶合金はデンドライト状に発達した粗大な α 相と $(\alpha + \beta)$ 共晶相からなり、比較的低い強度を示すのに対し、過共晶合金では粗大な β 相と $(\alpha + \beta)$ 共晶相からなり高い強度を示すにもかかわらず脆性的である。これらに比較して共晶合金は組織が微細でかつ強度と延性を兼ねそなえた特性を有する。これが製造用合金として実用される一因でもある。ところで、アルミニウム系二元共晶合金においては、状態図から知られるように二次相（硬い β 相）の体積率は比較的少なく、かつまた共晶相における β 相間隔が比較的広い（通常の製造凝固法において、10k/sの凝固速度でも1 μ m以上）ために、いわゆる粒子分散強化型の強化機構が十分発揮されていない。

Table 1は二次相を多量に含むアルミニウム二元共晶合金における二次相の体積率 Q_V を示したものである⁹⁾。Al-Si, Al-Ni, Al-CeおよびAl-Feなどは、組織形態や共晶相の特性の点からも注目すべき合金系であるが、 Q_V の値は13vol%以下の場合が多く、材料強化に寄与できる硬化相の量もあまり多くないことがわかる。上述の二元共晶合金における難点は、以下に述べる理由から、合金の組成を二元共晶から三元共晶などの多元多相共晶へ変えることによって打開することができる。

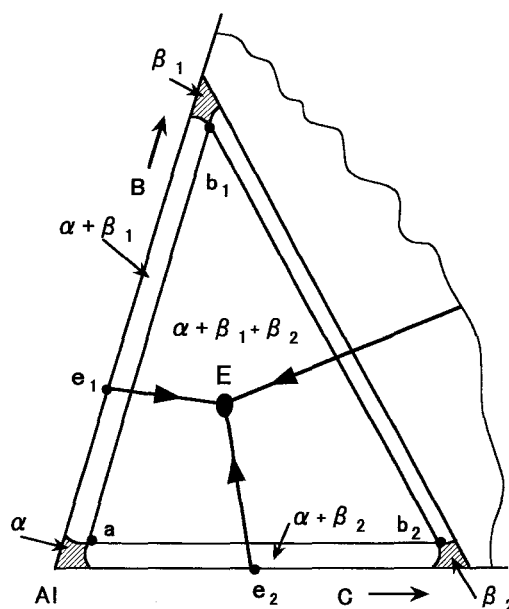
Figure 1 An aluminum side phase diagram of ternary system Al-B-C: α is solid solution of aluminum base alloy; B and C are the alloying elements; β_1 and β_2 are the binary aluminide phases of types of (Al-B) and (Al-C), respectively.

Figure 1 は三元共晶系液相状態図を示したものである。図中の e_1 , e_2 点は一次相 (軟らかい α 相) と二次相 (硬い β_1 , β_2 相) との二元共晶点であるのに対し, E 点は α , β_1 および β_2 相からなる三元共晶点である。E の三元共晶点では相律から明らかなように e_1 , e_2 のいずれの二元共晶の場合よりも硬質相 (β_1 , β_2) の体積率が多くなることが明らかである。その上, β_1 と β_2 はそれぞれ独立な相であることから, 共晶凝固の際に微細に分散することが期待できる。Belov らによれば, 通常の鑄造凝固法における 10K/s の凝固速度でも硬質相の間隔

が $0.1 \sim 0.5 \mu\text{m}$ と小さくなることが報告されている⁽¹⁰⁾⁽¹¹⁾。すなわち, 合金組成を二元共晶から三元共晶以上の多元共晶に変えることによって, 液体急冷凝固法によって作られた合金にみられるように硬質相を大量に含有することができ, かつ硬質相間隔を微細にできることがわかる。したがって, 多元系多相共晶の状態図を調べることによって, 高強度の新材料を開発する手掛かりが得られるものと考えられる。

アルミニウム合金においては, 四元系共晶およびそれ以上の多元系共晶に関する状態図は報告されていないので, 三元系共晶に関する例を Table 2 に示す⁽⁹⁾。表から明らかなように, ほとんどの合金系で硬質相を 16vol.% 以上と大量に含有する。したがって, これらの三元系共晶は二元系共晶合金にくらべて高い強度を示すことが期待される。

一般に共晶点の低い合金では高温において構成相の原子の拡散が活発となるために硬質相のオストワルド成長がおこることによって硬質相の間隔が大きくなり, 高温における強度の劣化が懸念される。これに対して, Al-Ce-Ni 系三元共晶合金では高い Q_v 値を有する上に共晶点温度も高いことから高強度であると同時に高温でもその強度を維持できるものと期待できる。

3. 実験的検証

前章の結果より, Al-Ce-Ni 系三元共晶凝固合金は高い Q_v 値を示し, 10K/s 程度の凝固速度でも硬質相が微細に分散して高強度を示すことが期待された。この点について検証するために, Al-Ce-Ni 三元共晶合金を用い, 比較材として Al-Ni 系, Al-Ce 系二元共晶合金および純 Al 試料を用いて, それらの組織と強度の関係について調べた。それぞれの共晶組成の合金を大気溶解法により 1023K の温度で溶製し, これらを金型に鑄込み $20 \times 90 \times 100\text{mm}$ のインゴットを得た。この際の凝固速度は約 10K/s であった。これらのインゴットを切削加工することにより, 直径 5mm, 長さ 15mm の円柱状圧縮試験片を作成した。得られた試験片の組織の一例を Figure 2 に示す。Al-Ni 共晶, Al-Ce 共晶および Al-Ce-Ni 共晶合金では平衡状態図⁽⁹⁾ から明らかなようにそれぞれ, Al_3Ni , Al_3Ce および Al_3Ni と Al_3Ce の化合物相が微細に分散した組織を示すことがわかる。なお, Al-Ce-Ni 共晶合金の場合は個々の粒子相が Al_3Ce と Al_3Ni のいずれかについては, このままでは不明であるが, Belov ら⁽¹⁰⁾ は TEM 分析の結果よりそれら 2 種類のアルミニウム化合物がランダムに分布したものであると報告している。特に Al-Ce-Ni 共晶合金では前章で予想した通りに他の二元共晶合金にくらべて化合物粒子の体積率が高く, かつ粒子の数密度が大きく, 組織が微細である。

これらの共晶合金に対して室温から 873K までの温度範囲で, $5.6 \times 10^{-3}/\text{s}$ の初期ひずみ速度で圧縮試験を行った。なお, 本実験の場合鑄造後とくに均質化熱処理を施すことなく直接圧縮試験を行った。それはこれらの共晶合金では熱処理によって結晶粒径が変化することは考え難いこと, かつまた一次相 (α 相) に対して Ni や Ce 元素はほとんど固溶しないことが知られている⁽¹¹⁾ ので均質化熱処理による効果は期待されないからである。Figure 3 は全試験片に対して圧縮試験を行ったときに得られた応力-ひずみ曲線を示したものである。純 Al 試験片の応力-ひずみ曲線は, 全体的に低い応力レベルで小さな加工硬化を伴った形状を示している。これに対し, 共晶系の試験片で

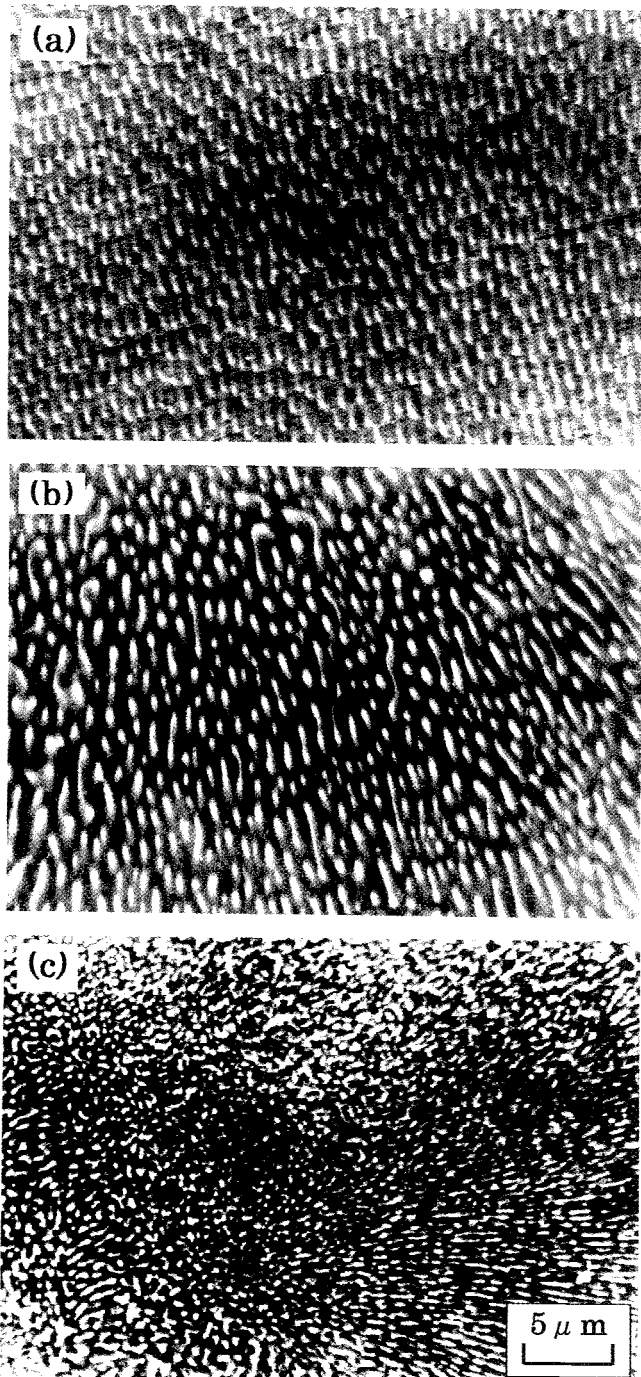


Figure 2 Microstructures of Al-Ce-Ni system eutectic alloys cast at a cooling rate of 10K/s: (a) Al-6mass%Ni, (b) Al-12mass%Ce and (c) Al-12mass%Ce-5mass%Ni.

は試料の種類や試験温度によらず、いずれの場合でも変形初期に変形応力は急速に立ち上がり、ピーク値を経たのちにひずみの増加とともに漸減する傾向を示している。またピーク値に対応する塑性ひずみ量は試験温度の低下とともに減少する傾向がみられる。ところで、圧縮試験の場合は引張試験の場合とちがって試料にクラックが発生しても急激な応力低下は生じない。また、これらの共晶合金においては一次相 (α 相) に対して Ni や Ce はほとんど固溶せず、 α 相はほぼ純 Al 相に近いことが知られている⁽¹¹⁾。したがって Figure 3 において共晶系合金の応力-ひずみ曲線上でピーク値を経たのち、ひずみの増加とともに応力が漸減して加工軟化挙動を示し、変形応力が低下するのは溶質原子と転位の相互作用にもとづくいわゆる加工軟化現象ではなく、アルミニウム化合物粒子相の破壊やクラック発生などによるものであると思われる。実際同様の現象が Al-CuAl₂ 共晶合金の圧縮試験でも生ずることが知られている⁽¹²⁾。

以上に示した形状の応力-ひずみ曲線は、粒子分散強化型複合合金や積層強化型複合合金を変形した際に観察されるものと非常に良く似ており⁽¹²⁾、本実験で用いた共晶系合金でも複合材料としての強化機構が働いているものと考えられる。Figure 4 は全試験片について同一条件で 1~3 回の試験を行い、その結果の平均をもとにして降伏応力 (0.2%耐力: $\sigma_{0.2}$) とピーク応力 (最大圧縮応力: σ_B) の温度依存性を示したものである。 $\sigma_{0.2}$ と σ_B の値は、ほとんどの温度において Al-Ce-Ni 共晶、Al-Ni 共晶、Al-Ce 共晶、純 Al の順に低くなり、かついずれの試料においても大きな温度依存性を示すことがわかる。

以上の実験結果より、通常の製造法 (凝固速度が 10K/s 程度) で作製しても、Al-Ce-Ni 三元共晶凝固合金は高い Q_v 値を示し、硬質相が微細に分散して Al-Ce や Al-Ni 二元共晶凝固合金に比較して高い強度を示すことが明らかとなった。

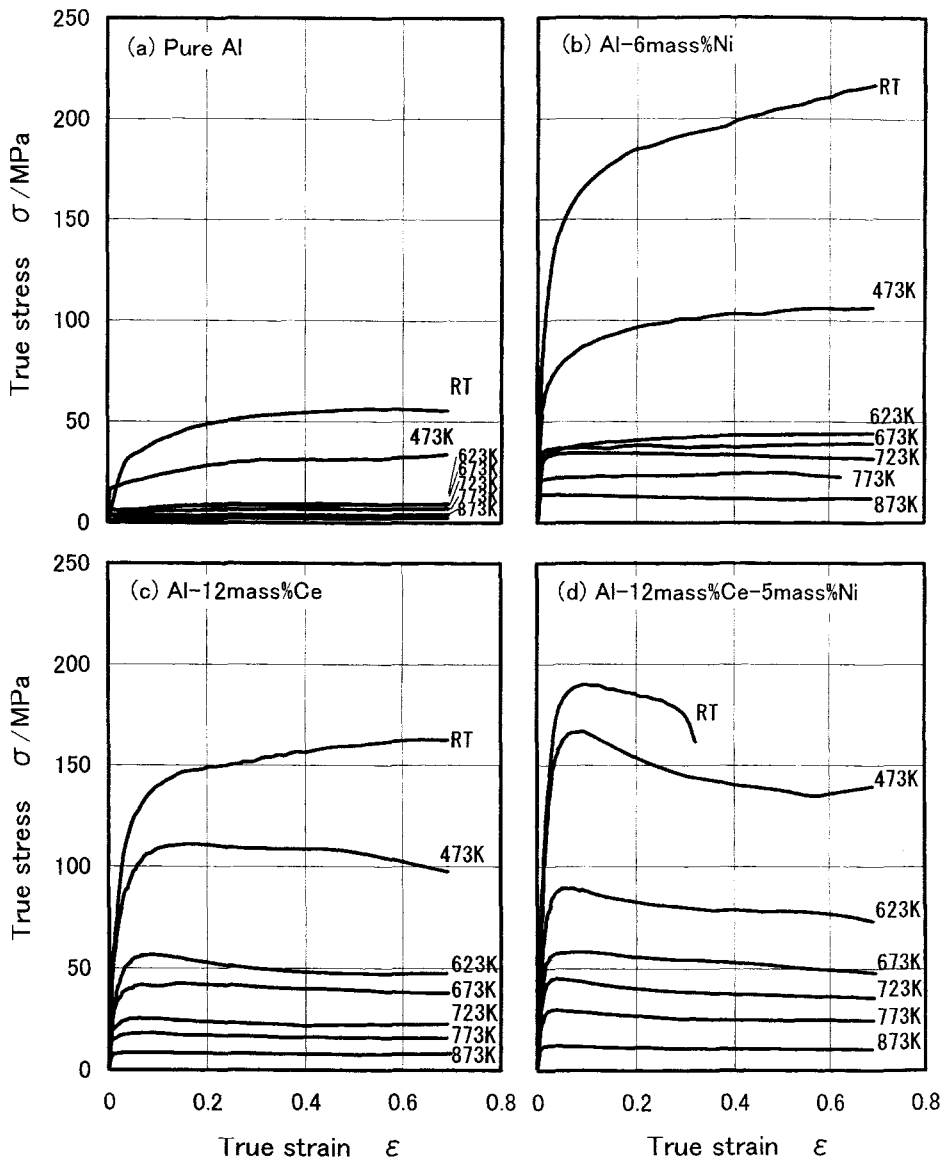


Figure 3 True stress-true strain curves of the Al-Ce-Ni system eutectic alloys compressed under a strain rate of 5.6×10^{-3} /s at various temperatures : (a) pureAl, (b) Al-6mass%Ni, (c) Al-12mass%Ce and (d) Al-12mass%Ce-5mass%Ni.

Table 3 Dispersion parameter of aluminide particles in the Al-Ce-Ni system eutectic alloys.

	Q _v / vol. %			Inter particle spacing (surface to surface)
	Al ₃ Ni	Al ₄ Ce	Σ	λ / μm
Al-6mass%Ni	10.2		10.2	0.56
Al-12mass%Ce		15.2	15.2	0.55
Al-12mass%Ce-5mass%Ni	10.0	15.9	25.9	0.20

4. 考 察

4.1 強化原理

前章で述べたように、本実験で用いた共晶系合金では応力-ひずみ曲線の形状等から複合材料としての強化機構が働いてい

るものと推察された。強化機構を明らかにすることは、新しい高強度合金を開発する上で特に重要となる。そこで本実験で得られた室温における強度をもとに本共晶系合金の強化原理について以下に検討する。

一般に、強化相粒子の体積率 Q_v を有する複合材料の降伏強

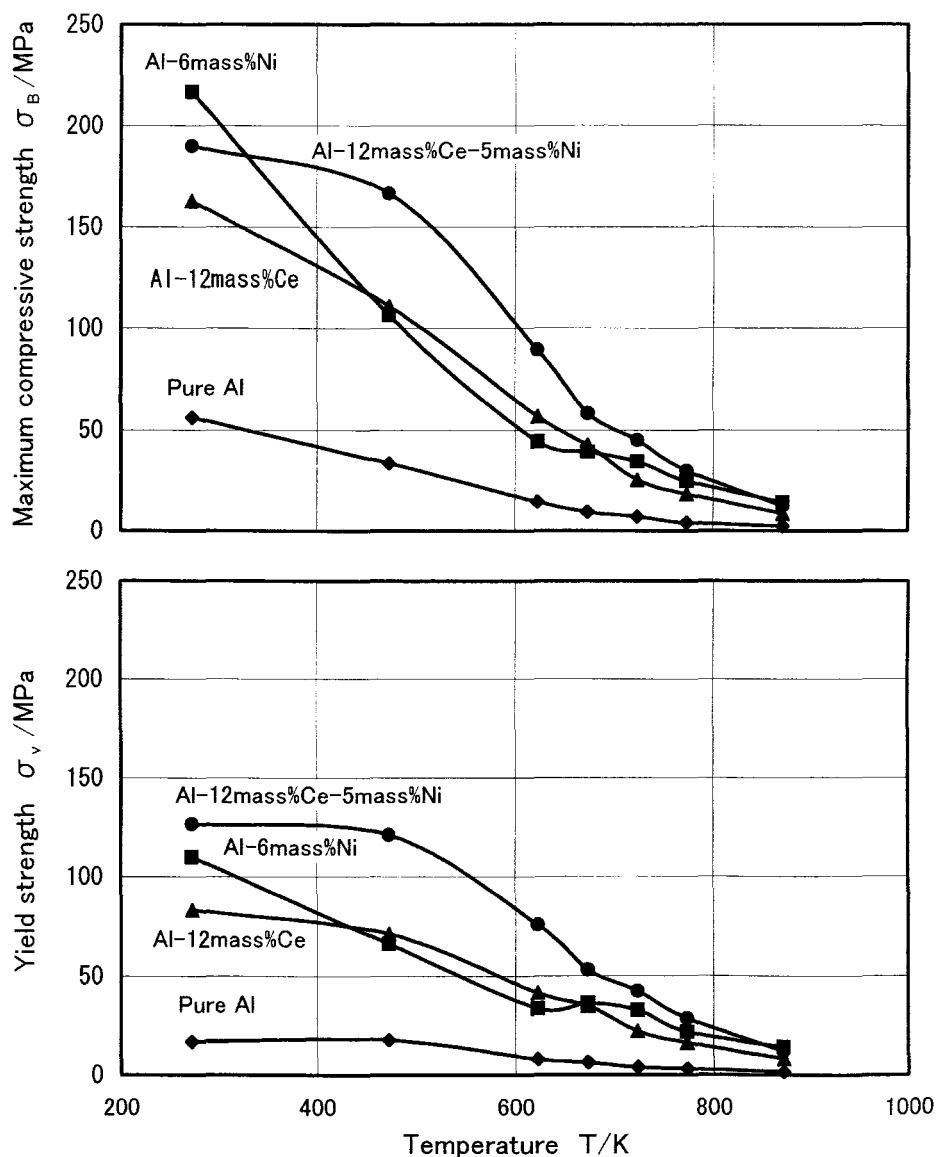


Figure 4 Temperature dependence of yield strength and maximum compressive strength of the Al-Ce-Ni system eutectic alloys compressed under a strain rate of 5.6×10^{-3} /s at various temperatures.

Table 4 Comparison between experiment and calculated values in yield strength of the Al-Ce-Ni system eutectic alloys compressed at room temperature.

	Experimental value	Calculated value			
	$\sigma_{0.2}^{exp} / \text{MPa}$	$Q_V \sigma_{0.2}^S / \text{MPa}$	$(1-Q_V) \sigma_{0.2}^m / \text{MPa}$	$(1-Q_V) 3.06 \frac{Gb}{\lambda} / \text{MPa}$	$\sigma_{0.2}^{cal} / \text{MPa}$
Al-6mass%Ni	128	35	29	37	101
Al-12mass%Ce	119	38	28	34	100
Al-12mass%Ce-5mass%Ni	182	97	24	84	205

度 $\sigma_{0.2}^c$ は母相の強度 $\sigma_{0.2}^m$ と強化相の強度 $\sigma_{0.2}^S$ を用いて次のように表すことができる。

$$\sigma_{0.2}^c = Q_V \sigma_{0.2}^S + (1-Q_V) \sigma_{0.2}^m \quad (1)$$

ここで右辺第一項は複合材の強度における強化相の寄与部分である。本実験の場合、この項の値は次のように評価することができる。

すなわち、Belov らによれば種々の共晶組織を有する Al-Ce-Ni 系共晶合金の室温におけるピッカース硬さ H_V を測定して、アルミニウム化合物粒子相の Q_V 、その相間隔 λ に依存した因子 $S_E (=1/\lambda)$ を用いて次のような実験式を得ている⁽¹³⁾。

$$H_V = 30.3 + 1.7Q_V(\text{Al}_3\text{Ce}) + 2.0Q_V(\text{Al}_3\text{Ni}) + 11.0S_E \quad (2)$$

ここで $Q_V(\text{Al}_3\text{Ce})$ と $Q_V(\text{Al}_3\text{Ni})$ はそれぞれ Al_3Ce 相と Al_3Ni 相の体積率 (vol.%) である。一方、ピッカース硬さ H_V と降伏強度 $\sigma_{0.2}$ の間には次のような関係があることが一般的に知られている。

$$H_V = 3\sigma_{0.2} \quad (3)$$

本実験の場合、Al-6mass%Ni、Al-12mass%Ce、Al-12mass%Ce-5mass%Ni の室温における降伏強度 ($\sigma_{0.2}$) は Figure 3 の結果からそれぞれ 128, 119, 182MPa であった。したがって(2)式と(3)式および彼らの得た H_V 測定値との関係を用いることにより、Al-6mass%Ni ($Q_V(\text{Al}_3\text{Ni})=8.4$)、Al-12mass%Ce ($Q_V(\text{Al}_3\text{Ce})=12.5$) および Al-12mass%Ce-5mass%Ni ($Q_V(\text{Al}_3\text{Ni})+Q_V(\text{Al}_3\text{Ce})=25.9$) における強化相の寄与分 $Q_V \sigma_{0.2}^S$ はそれぞれ 35, 38, 97MPa と見積もられる。(1)式の第2項は複合材の強度における母相の寄与分である。ここで $\sigma_{0.2}^m$ は母相中を転位が運動するとき他の転位などの障害にもとづく内部応力 $\sigma_{0.2}^m$ と強化相間を転位が通過するときのオローワン応力 $3.06Gb/\lambda$ の和として与えられる。すなわち、次式で表される⁽¹⁴⁾。

$$(1-Q_V) \sigma_{0.2}^m = (1-Q_V) \left\{ \sigma_{0.2}^m + 3.06 \frac{Gb}{\lambda} \right\} \quad (4)$$

ここで G は母相の剛性率 ($G=2.58 \times 10^4 \text{MPa}$)、 b はバークスベクトルの大きさ ($b=2.86 \times 10^{-10} \text{mm}$)、 λ は強化相表面間の距離、また 3.06 はテラー因子である。 $\sigma_{0.2}^m$ は Figure 3 の純 Al 試験片の降伏強度で置きかえることによって 33MPa と見積もられる。

一方、オローワン応力の算定には λ などの強化相の分散パラメータが必要である。Figure 2 の写真をもとに切片法によって得られた λ の値を他の分散パラメータと一緒に Table 3 に示す。以上の結果をもとに、各合金のオローワン応力を算定する

ことができる。得られた結果をまとめて実験値 $\sigma_{0.2}^{exp}$ とともに Table 4 に示す。表中の $\sigma_{0.2}^{cal}$ は強化相の寄与分と母相中の転位内部応力による寄与分と母相中の転位内部応力による寄与分およびオローワン応力としての寄与分を合計した計算値である。 $\sigma_{0.2}^{cal}$ と $\sigma_{0.2}^{exp}$ の間には厳密な一致はみられない。その原因としては Figure 2 に示されたような組織の不均一性およびそれにもとづく λ や $\sigma_{0.2}^{cal}$ の測定誤差などが考えられる。しかし Table 4 の結果は定性的には比較的良くその内容を示しているものと思われる。このことから、強化相の寄与分とオローワン応力にもとづく寄与分が強度全体に対してそれぞれ 35~45% 程度占めていることがわかる。すなわち多相共晶系合金の強度には主に強化相自体の強度による強化とオローワン応力にもとづく粒子分散強化型の強化の機構が同程度に作用しているものと結論される。二元系共晶合金にくらべて三元系共晶合金で強度が上昇するのは、この2つの強化機構による強度増加が同時に作用するためである。つまり、多元多相共晶系にすればするほど強度上昇に有利である。

4.2 多相共晶の有効性

鑄造用アルミニウム合金として共晶系を考慮したものに Al-Si 系と Al-Mg 系の合金がある。実用合金の Al-Si 系鑄造合金 (B443.0) と Al-Mg 系鑄造合金 (A218) の室温における降伏強度はそれぞれ 55, 140MPa と報告されている⁽¹⁵⁾。これに対して本実験で得られた三元系共晶 Al-Ce-Ni 合金の降伏強度は 182MPa ときわめて高いことが知られた。その原因は前節で述べたように、①アルミニウム化合物粒子相を多量に含有することと②微細に粒子を分散することによってオローワン応力が上昇することが主なものである。①の点については第2章で検討したようにアルミニウム系二元共晶合金では状態図上の制約から Q_V が 15vol.% 以下の場合が多いため新合金開発に応用することは不可能とされた。しかし、鉄系鑄造合金などではこの方法がしばしばとり上げられている。たとえば炭化物を含まない α Fe の降伏強度は約 200MPa であるのに対して、Fe-24mass%Cr-3.2mass%C 鑄造用共晶合金 (Fe-M₇C₃ 凝二元系共晶) では約 50vol.% もの硬質の M_7C_3 炭化物粒子を含有するために 2500MPa ときわめて高い降伏強度を示すことが知られている⁽¹⁶⁾⁽¹⁷⁾。一方、Al-CuAl₂ や Al-Al₃Ni 系共晶凝固合金でも多量のアルミニウム化合物粒子を含有するが、それらの降伏強度は高々 120MPa 程度にすぎず延性がなく脆性的である⁽¹³⁾。

上述の②の点の組織微細化は延性改善にも役立っているものと推察される。組織微細化には液体急冷凝固法が有効であるが、

その場合は $10^3 \sim 10^6$ K/s もの急冷速度が必要である⁽⁶⁾。これに対して本実験の場合は ~ 10 K/s の比較のおそい冷却速度でも、急冷凝固に匹敵する組織が得られることが知られた。このことは次のように考えることができる。すなわち、Al-Ce-Ni 三元共晶凝固の場合には、合金液相から CeAl_4 (正方晶, $a=0.437$, $c=1.01\text{nm}$) と Al_3Ni (斜方晶, $a=0.6611$, $b=0.7336$, $c=0.4812\text{nm}$) の結晶構造の異なるアルミニウム化合物が晶出する。この場合、晶出核は結晶構造が異なるために互いに独立に核形成することになり、微細分散するものと考えられる。つまり、多元素の多相共晶の場合ほど組織が微細化して高強度が期待できる。

ちなみに、母相の方のオローワン応力上昇には時効析出の方法も有効な手段として実用されている。本実験の場合の微細化された共晶組織における母相 (α 相) に対して時効析出に有利な元素を添加すれば一段と高いオローワン応力が得られるものと考えられる。実際に α 相の時効硬化に Ti, Zr, Mn, Fe などの遷移金属元素の添加が有効であることが知られているので⁽⁸⁾, これらの元素を Al-Ce-Ni 系共晶合金に添加すれば、さらに高強度の時効硬化性铸造用多元共晶アルミニウム合金の開発が可能であると推察される。

5. 結 論

铸造用高強度アルミニウム合金を開発する目的で、多相共晶の利用について検討した。また、実際に Al-Ce-Ni 系共晶合金を用いて実験を行い、その強化機構について調べた。その結果以下の結論が得られた。

1. 二元系共晶凝固合金にくらべて多元素共晶凝固合金では大量のアルミニウム化合物を含有することができ、かつ通常の凝固速度でも微細に分散させることができる。これは凝固の際に異なる結晶構造の結晶核が形成されるためと考えられる。
2. Al-Ce-Ni 系共晶合金の場合には、ほとんどの温度において Al-Ce 共晶, Al-Ni 共晶, Al-Ce-Ni 共晶の順に強度が上昇した。室温における降伏強度は Al-Ce 共晶と Al-Ni 共晶でそれぞれ 119, 128MPa であるのに対し, Al-Ce-Ni 共晶では 182MPa もの高い値を示した。これは市販の铸造用アルミニウム合金よりかなり高い値である。
3. Al-Ce-Ni 系共晶合金の強度は強化相粒子 (アルミニウム化合物) 自体の強度寄与, 母相中の転位内部応力による寄与およびオローワン応力としての寄与から成立している。
4. したがって多元多相共晶系にすればするほど高強度の铸造用アルミニウム合金が得られるものと期待される。なお、凝固速度を速くすれば一層強度上昇に有効であると推察される。すなわち、多元多相共晶は铸造用高強度アルミニウム合金の開発にきわめて有効である。

文 献

- 1) J. E. Hatch (ed.); Aluminum: Properties and Physical Metallurgy, ASM, Metals. Park. (1984).
- 2) L. F. Mondolfo: Aluminum Alloys: Structure and Properties, Butterworths, London/Boston (1979).
- 3) V. I. Dobatkin (ed.); Plavka i litye alyuminievyykh splavov (Melting and Casting of Aluminum Alloys),

Moscow, Metallurgiya (1983).

- 4) A. G. Prygunova, N. A. Belov, Yu. N. Taran etc: Atlas struktur i fraktigramm promyshlennykh siluminov, Moscows, MISIS (1996).
- 5) V. I. Dobatkin: Rapidly solidified aluminum alloys, Moscow, VILS (1995).
- 6) A. Inoue, Y. Horio, Y. H. Kim and T. Masumoto: Elevated-Temperature Strength of an $\text{Al}_{88}\text{Ni}_9\text{Ce}_2\text{Fe}_1$ Amorphous Alloy Containing Nanoscale fcc-Al Particles, Metall. Trans., Japan Inst. Met., vol. 33 (1992) 669.
- 7) S. L. Langenbeck, J. M. Cox and R. F. Simeng: Proc. Int. Conf. Rapidly Solidified Powder Aluminum Alloys, ASTM STP 890, M. E. Fine and E. A. Starke Jr. (ed.), Filadelfia, ASTM, (1986) p450~463.
- 8) S. Dermarkar: Proc. Int. Conf. Rapidly Solidified Powder Aluminum Alloys, ASTM STP 890, M. E. Fine and E. A. Starke Jr. (ed.), Filadelfia, ASTM, (1986) p154~165.
- 9) N. A. Belov and V. S. Zolotovskij: Prospects for new aluminum alloys based on multiphase eutectics, Journal of Advanced Materials vol.5 No.3 (2001) p1~8.
- 10) N. A. Belov and E. S. Naumova: Perspectives of development of aluminum eutectic casting alloys on the base of Al-Ce-Ni system, Metally No.6 (1996) p146~152.
- 11) N. A. Belov, E. A. Naumova, D. G. Eskin : Casting alloys of the Al-Ce-Ni system : microstructural approach to alloy design : Materials Science and Engineering A vol. 271 (1999) p134~142.
- 12) S. Goto, S. Yamashita, T. Mimura and H. Yoshinaga: Yield strength of Al-CuAl₂ lamellar-eutectic composites at high temperatures, Trans. Japan Inst. Metals vol.27 No.7 (1986) P512~523.
- 13) N. A. Belov and Yu. V. Lavrishchev: Optimization of the composition and structure of heat-resistant casting aluminum alloys with addition of cerium, iron, nickel and zirconium, Metally No.6 (2000) p37~43.
- 14) P. B. Hirsh and F. J. Humphreys: Physics of strength of Plasticity, Ed. By Argon. M. I. T. Press. (1969) p189.
- 15) J. Gilbert Kaufman (ed.). Properties of Aluminum Alloys: Tensile, Creep and Fatigue Data at High and Low Temperatures, Handbound: Publisher: Copublication of the Aluminum Association, Inc. and ASM (1999) p269
- 16) C. Liu, S. Aso, S. Goto and Y. Komatsu: High Temperature Compressive Strength of High Chromium White Cast Iron, Journal of Japan Foundry Engineering Society vol.70 No.11 (1998) p793~799.
- 17) C. Liu, S. Aso, S. Goto and Y. Komatsu: Mechanical Properties of Chromium White Cast Irons at High Temperature: Int. J. of The Soc. of Mat. Eng. For

- Resources vol.7 No.2 (1999) p350~358.
- 18) N. A. Belov: Principles of Optimising the structure of Creep-Resisting Casting Aluminum Alloys Using Transition Metals: Principles of Development of Materials for Key Technologies, Journal of Advanced Materials, vol.1 No.4 (1994) p321~329.