

SiC粒子分散Al casting合金複合材料の機械的性質に及ぼす鍛造の影響

Effect of Forging on Mechanical Properties of SiC Particle Dispersed Aluminum Casting Alloy Composites

山本 匡昭* 上田 泰** 桜井 市蔵***

Masaaki Yamamoto, Yasushi Ueda, Ichizo Sakurai

SiC粒子分散Al合金複合材料の鍛造実験を行った。供試材は、9.0wt%Si-0.55wt%Mg-Al合金中に20vol%のSiC粒子を含有させた複合材料鋳物から作製した。この鋳物材料に据込率および据込圧力をかけて鍛造を行った後、溶体化処理および時効処理(T6, T71)の熱処理を施し材料強度を測定した。その結果、鋳造材に比べT6処理したものは引張強さに、T71処理したのものには伸びに顕著な効果が見られた。特に伸びは大きく改善され、組織観察の結果から初晶Alデンドライトを取り囲む共晶セルが鍛造時の変形によって壊れ、隣り合う初晶デンドライト同士が連結し伸びの向上に寄与したと推察される。

A forging test of SiC particle dispersed Al casting alloy composites has been performed. The sample material for the test was made of 9.0wt%-0.55wt%Mg-Al alloy containing 20 vol% SiC particle. This casting composite was forged with different upsetting ratios and upsetting pressure and then was solution treated and subsequently aged (T6 or T71), and the material strength of these samples was measured. As a result, the sample that treated by T6 process showed remarkable enhancement in the tensile strength and another sample treated by T71 process improved the elongation, both compared to those of the cast. Especially, the elongation has been improved significantly. It is guessed, from the result of observation of the microstructure, that the eutectic cell surrounding the primary phase (α) was broken by the deformation during the forging and that the α which were adjacent to one another were connected and the structure thus formed contributes to the improvement of the elongation.

1. はじめに

近年、アルミニウム合金中に硬質のセラミックス粒子を分散強化した種々のアルミニウム合金複合材料^{1)~3)}が開発されている。これら複合材料は、従来のアルミニウム合金にくらべ比強度、比剛性が高く、耐摩耗性や高温特性に優れていることから航空機をはじめ自動車や鉄道の軽量化部材として注目され、一部適用されている^{4), 5)}。当社では、鉄道用ブレーキディスクへの応用が図られ実用化が期待されている。

複合材料の成形法の中で鋳造法は最も安価で合理的な方法であるが、セラミックス粒子などを溶湯中に分散させると従来のアルミニウム溶湯に比べ粘性が高くなり鋳造性を悪化させると同時に鋳造欠陥（マイクロポロシティ）を助長するため材料強度の低下が予想される。

そこで本研究は、アルミニウム合金中に20vol%のSiC粒子を含有した複合材料鋳物を鍛造する⁶⁾ことによって組織の緻密化を図り材料の機械的性質をどの程度向上させることができるか実験すると同時に、熱処理条件を変えてそれらの効果との関係について検討を行った。

2. 実験方法

2.1 供試材の作製

鍛造用素材は、9.0wt%Si-0.55wt%Mg-Al合金中に20vol%SiCを含有したSiC粒子分散アルミニウム合金を電気抵抗式つば炉で溶解し、下型に金型、上型に砂型を配した鋳型に鋳造した。鋳造後、表1に示す4種類（A～D）の寸法に機械加工し鍛造用の供試材とした。供試材の寸法は、鍛造後寸法（金型寸法）を $\phi 140.0 \times t42.0(\text{mm})$ 一定とし、これを基準として据込率が5、10、20、40%となる寸法とした。また、比較材として非鍛造材も作製した。

表1 供試材の寸法

Table 1 Sample size

単位mm

素材No.	鍛造前寸法	鍛造後寸法
A	φ 108.4×t70.0	φ 140.0×t42.0
B	φ 125.2×t52.5	
C	φ 132.8×t46.7	
D	φ 136.5×t44.2	
E	φ 140.0×t42.0（非鍛造材）	

2.2 鍛造条件および熱処理条件

鍛造実験には、600t油圧鍛造プレス(KURIMOTO製HED-600)を使用した。鍛造用素材を電気抵抗式加熱炉内で773K $\times$ 0.9ks加熱保持した後、鋳造時の金型冷却面を下にして鍛造金型に配置し表2に示す条件で鍛造を行った。据込圧力は、10、20、40MPaの3水準で加圧保持時間を5s一定とし、据込率（鍛造前素材肉厚に対

* 開発室 素形材技術センター

** 開発室 ABプロジェクト

*** 開発室 素形材技術センター兼ABプロジェクト

する鍛造後素材肉厚の減少率)を5、10、20、40%の4水準に変化させた。各条件で3個ずつ鍛造試料を作製し、1つは鍛造のまま、残り2つについては一方が溶体化処理後、T71時効処理(以下、T71処理材と略す)を、他方には溶体化処理後、T6時効処理(以下、T6処理材と略す)の熱処理を行った。

表2 鍛造条件
Table 2 Forging conditions

据込率 (%)	据込圧力 (MPa)			
	0	10 (L)	20 (M)	40 (H)
40 (A)	-	AL(1, 2, 3) ¹⁾	AM(1, 2, 3)	AH(1, 2, 3)
20 (B)		BL(1, 2, 3)	BM(1, 2, 3)	BH(1, 2, 3)
10 (C)		CL(1, 2, 3)	CM(1, 2, 3)	CH(1, 2, 3)
5 (D)		DL(1, 2, 3)	DM(1, 2, 3)	DH(1, 2, 3)
0 (E)		E(1~3)	-	

1)記号説明:

例)AL(1, 2, 3)→据込率40% (A)、据込圧力10MPa (L)を3個作製
(1, 2, 3)の内 1:As forged材、2:溶体化+T71処理材、3:溶体化+T6処理材

2.3 引張試験

引張試験には、油圧サーボ式アムスラー型万能試験機を用い、鍛造条件および熱処理の条件を変えて作製した試料から図1に示す部位でJIS 4号試験片を3本採取し引張試験を行った。試験後、3本の平均を引張強さおよび伸びの値として評価を行った。

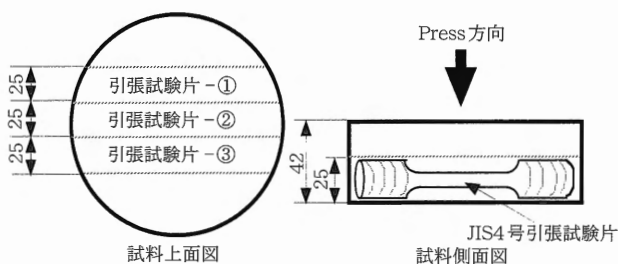


図1 引張試験片採取位置
Fig.1 Location of tensile test specimen

2.4 マクロおよびミクロ組織観察

マクロおよびミクロ組織観察位置を図2に示す。マク

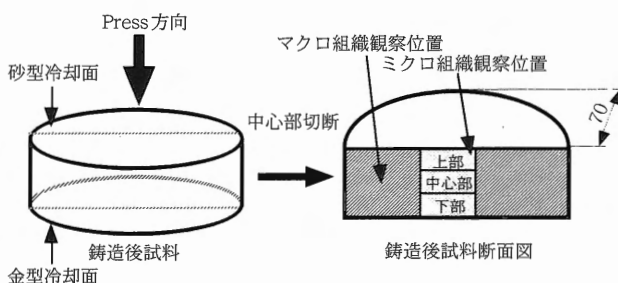


図2 GFコンバータ処理方法
Fig.2 Spheroidal treatment in GF converter

ロ組織観察は、熱処理を施していない鍛造試料AH1 (据込率40%、据込圧力40MPa) およびDH1 (据込率5%、据込圧力40MPa) と鍛造をしていないE 1 (非鍛造材) の3試料について観察を行った。マクロ腐食は、フッ酸-塩酸-硝酸水溶液 (15%HF-45%HCl-15%HNO₃-25%H₂O) に約60s浸漬後、十分に水洗し観察用の試料とした。マクロ組織観察後、上記3試料を同図に示す上部、中心部、下部の位置から試験片を切り出し光学顕微鏡を用いてミクロ組織観察を行った。

3. 実験結果

3.1 引張試験結果

引張試験結果を表3および図3～図5に示す。図3～図5は鍛造後に施した熱処理ごとに分類したもので図3は非熱処理材、図4はT71処理材、図5はT6処理材を示す。

表3 引張試験結果
Table 3 Result of tensile test

据込率 (%)	熱処理 No.	据込圧力 (MPa)			
		0	10 (L)	20 (M)	40 (H)
40 (A)	1	-	*177.3(1.2)	*210.7(2.3)	*215.7(2.4)
	2		*236.3(1.5)	*239.0(2.1)	*241.0(2.9)
	3		*305.3(0.3)	*348.7(0.7)	*342.7(0.7)
20 (B)	1	-	*175.3(1.6)	*201.7(2.1)	*206.0(1.0)
	2		*230.7(1.4)	*240.3(1.9)	*239.7(1.6)
	3		*331.0(0.4)	*351.0(0.5)	*350.0(0.4)
10 (C)	1	-	*197.3(1.6)	*211.7(1.1)	*255.0(1.4)
	2		*236.0(0.9)	*236.7(1.5)	*240.0(1.7)
	3		*308.0(0.3)	*345.7(0.4)	*347.7(0.3)
5 (D)	1	-	*214.3(1.1)	*184.0(1.0)	*222.7(1.3)
	2		*251.0(1.0)	*229.0(0.8)	*236.3(0.9)
	3		*294.0(0.2)	*336.0(0.4)	*347.0(0.4)
0 (E)	1	-	*181.5(1.2)	-	
	2		*240.7(1.0)		
	3		*281.3(0.1)		

*表中の数字は、引張強さ (N/mm²)、()内は伸び (%)を示す。

3.1.1 引張強さに及ぼす据込率および据込圧力の影響

引張強さに及ぼす据込率の影響は、非熱処理材(図3)については一定の傾向を示さないが、T71処理材(図4)では、据込率に対し引張強さはほぼ一定であった。しかし、T6処理材(図5)では据込率を40%まで増加させると若干強度の低下が見られた。据込圧力の影響は、非熱処理材ではばらつきが多く一定の傾向を示さない。一方、強度重視のT6処理材は、据込圧力の増加に伴い引張強さは大きくなり、圧力が20MPaで最高値に達した。また、延性重視のT71熱処理材では、引張強さに大きな変化は見られなかった。

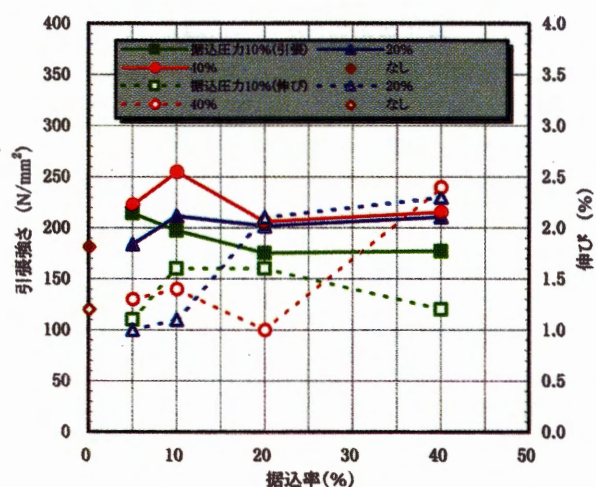


図3 各鍛造条件における引張強さおよび伸びの関係
Fig.3 Relationship between each forging conditions and tensile strength, elongation of specimens without heat treatment

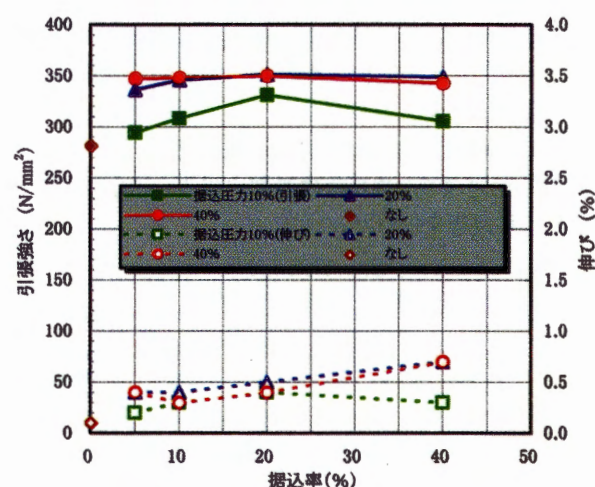


図5 各鍛造条件における引張強さおよび伸びの関係(T6 処理材)
Fig.5 Relationship between each forging conditions and tensile strength, elongation of T6 specimens

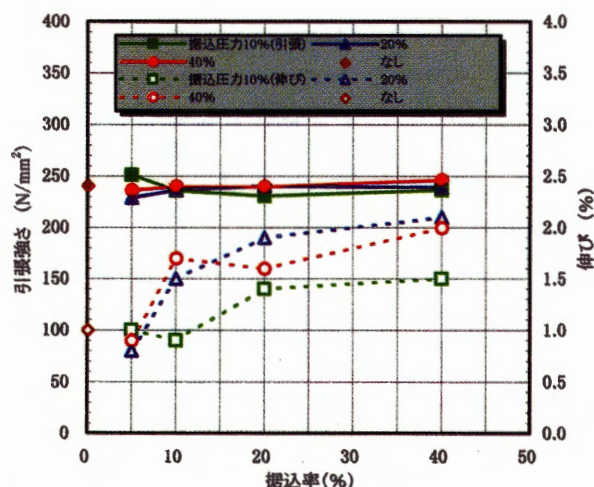


図4 各鍛造条件における引張強さおよび伸びの関係(T71 処理材)
Fig.4 Relationship between each forging conditions and tensile strength, elongation of T71 specimens

3.1.2 伸びに及ぼす鍛込率および鍛込圧の影響

伸びに及ぼす鍛込率の影響は、As forged材 (図3) では、一定の傾向が見られなかった。一方、T71、T6 処理材 (図4、図5) とともに鍛込率を高くすると伸びは向上することがわかった。特に延性重視の熱処理を施したT71熱処理材でその傾向は著しくなった。鍛込圧の影響は、As forgedでは一定の傾向が見られないが、T71、T6 処理材は共に鍛込圧を高くすると伸びが向上した。したがって、鍛込率および鍛込圧を高くすると鍛造材に比べ伸びを向上させることができた。

3.2 マクロ組織観察結果

マクロ組織観察結果を図6(a)~(c)に示す。鍛込率40%、鍛込圧40MPaのAH1試料は、鍛造特有の鍛流

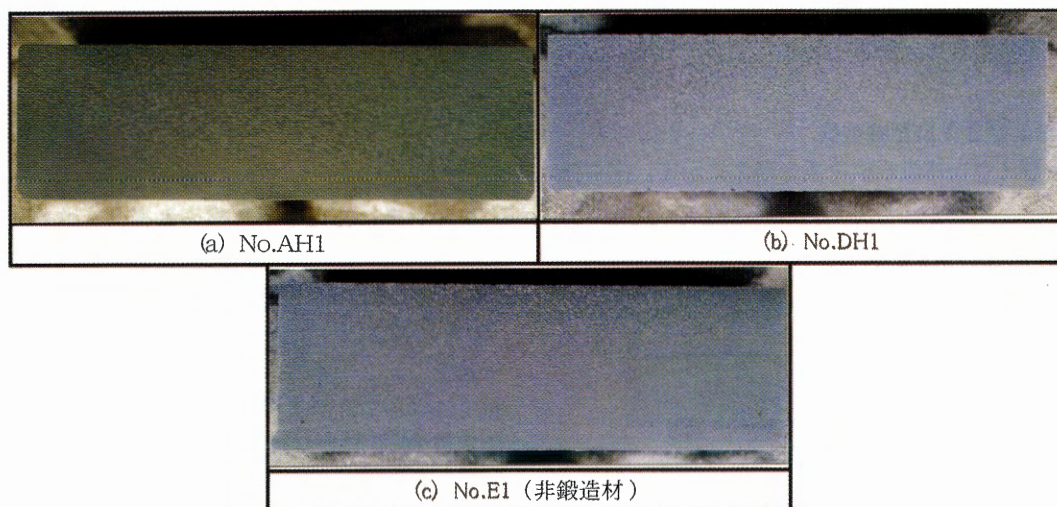


図6 マクロ組織観察結果
Fig.6 Result of observation of macrostructure

線が縞状に観察された。試料断面の上部中心付近には半円状のデッドゾーンが観察され、その外側を沿うように鍛流線が観察された。この観察結果から上部は鍛造による塑性流動が無く下部およびサイド部が流動し大きく展伸されたと思われる。一方、据込率、据込圧力の低い

DH1の試料では、明瞭な鍛流線が確認できなかった。

また、鍛造をしていない鑄造材のE1を観察すると上部砂型面の組織が粗く、下部金型面に近づくにつれて組織が細くなる傾斜組織になっていた。

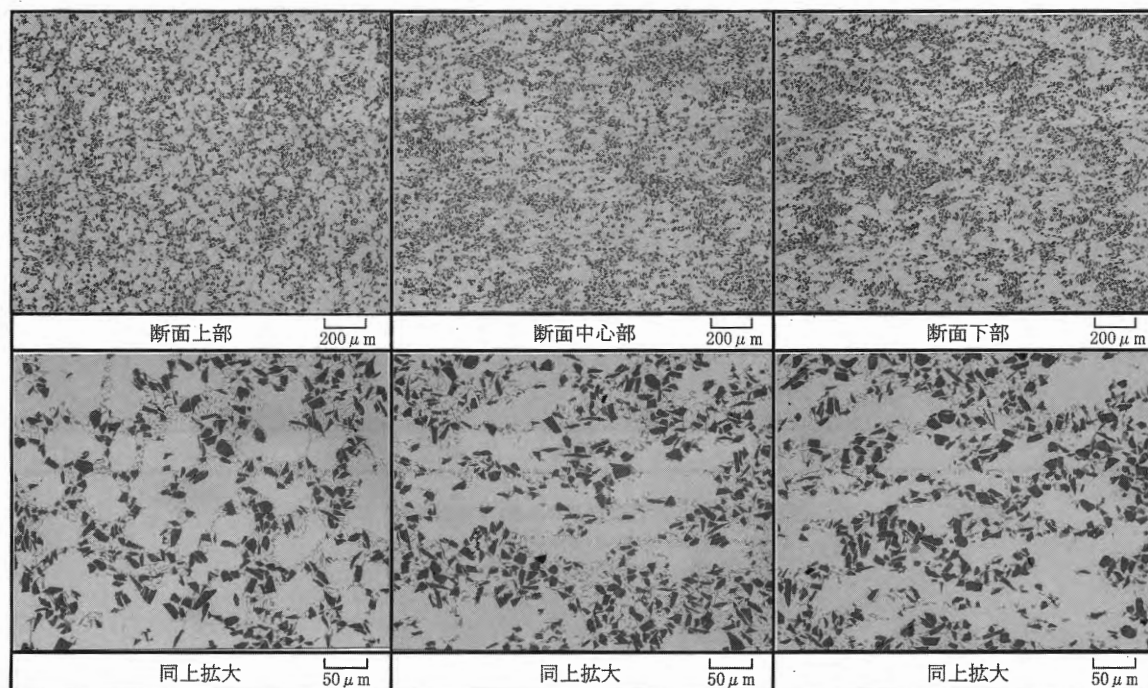


図7 ミクロ組織観察結果(No.AH1:据込率40%、据込圧力40MPa)

Fig.7 Result of observation of microstructure
(No.AH1:Upsetting ratio 40%,Upsetting pressure 40MPa)

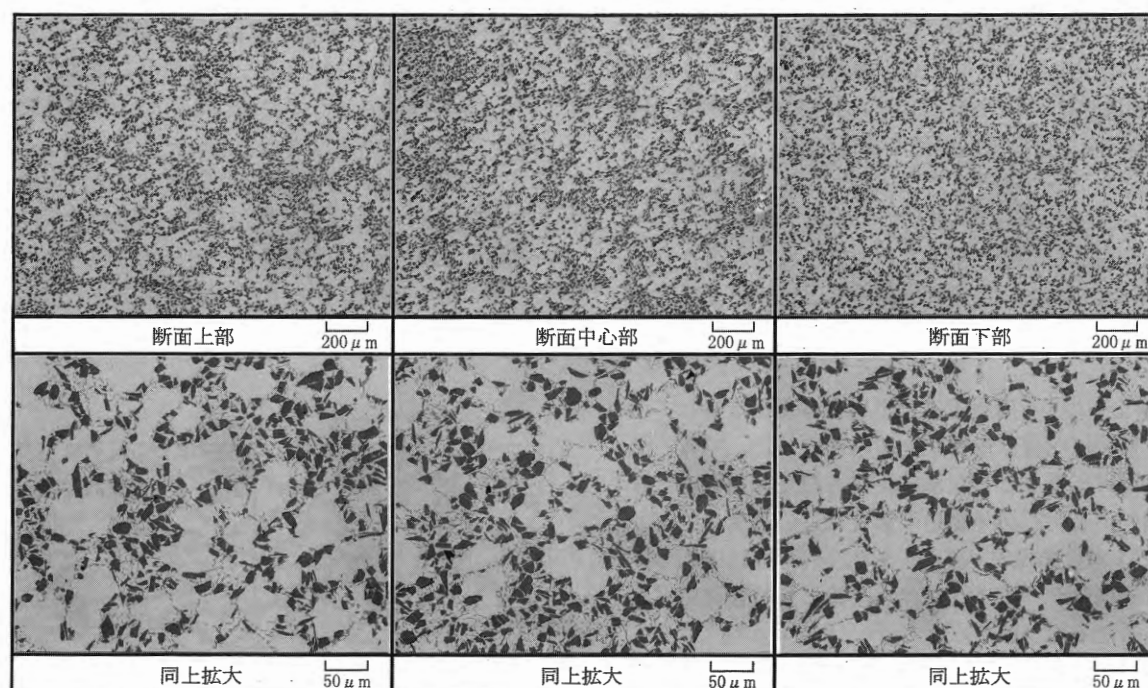


図8 ミクロ組織観察結果(No.DH1:据込率5%、据込圧力40MPa)

Fig.8 Result of observation of microstructure
(No.DH1:Upsetting ratio 5%, Upsetting pressure 40MPa)

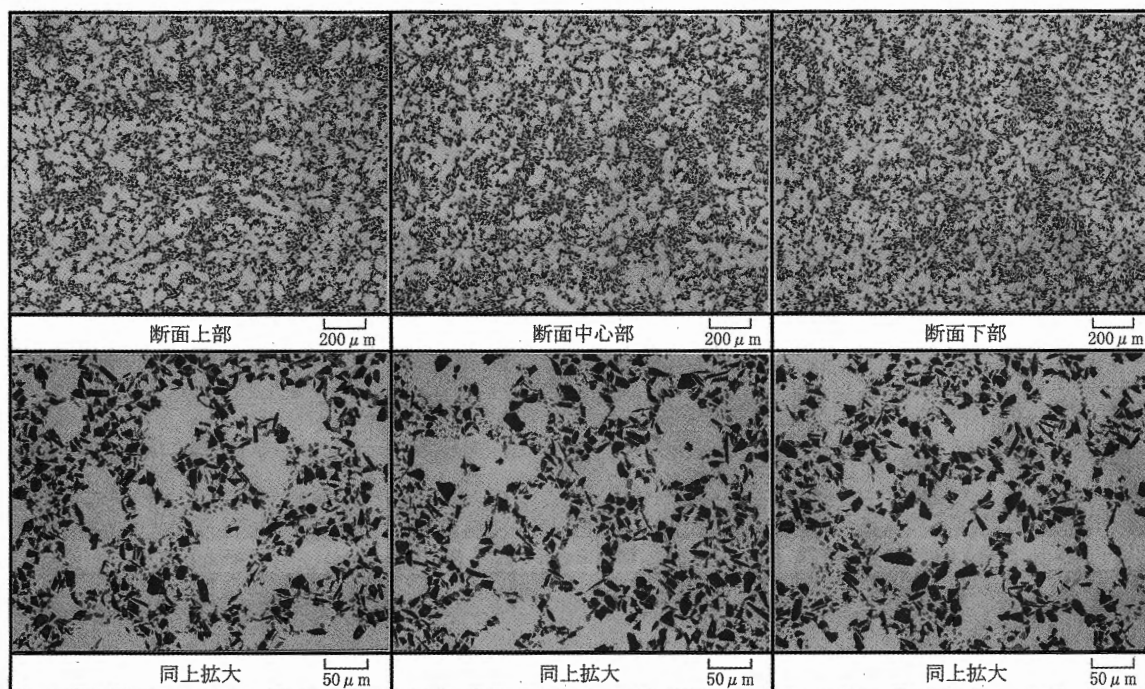


図9 ミクロ組織観察結果(No.E1：非鍛造材)

Fig.9 Result of observation of microstructure
(No.E1, Specimen without forging)

3.3 ミクロ組織観察結果

ミクロ組織観察結果を図7～図9に示す。据込率、据込圧力の高いAH1(図7)では、試料中心から下部にかけて初晶デンドライトの形態が鍛造によって横楕円状に変形していた。この変形によって隣り合うデンドライト同志が連結し、同時にSiC粒子および共晶Siは、それに押しやられ層状に並んだ様相を呈していた。一方、据込率、据込圧力の低いDH1(図8)では、断面の上部、中心部および下部にはそれほどの変化は観察されずE1(非鍛造材)(図9)の素材に近い組織形態をしていた。

4. 考察

本研究では、SiC粒子分散アルミニウム合金複合材料に鍛造プロセスおよび熱処理を施すことによって延性重視の材料には伸びに、強度重視の材料には引張強さに効果が見られた。

非熱処理材では、据込圧力、据込率の変化に対して引張強さや伸びに明確な影響が見られなかった。一方、熱処理材でははっきりとした傾向が得られた。これは、非熱処理材が鍛造時に溶体化処理温度に近い温度まで被熱を受け、その後、常温まで放冷する間に一部時効が進行し、それらの熱履歴が一定でなかったために材料強度にばらつきを生じたと思われる。

熱処理材の内、延性を重視したT71処理材では、引張強さは鍛造材とほぼ同等であったが、伸びは据込圧力、据込率を増加させることによって鍛造材に比べ大幅に大きくなっている。この特性についてミクロ組織観察で得

られた模式図(図8)によって説明する。素材鍛造後の凝固組織は、デンドライトAおよびBの周囲にSiC粒子と共晶Siが押しやられるように凝集する。これら隣り合うデンドライトA、Bは、鍛造による圧力を受け延性のある初晶デンドライトが横方向に展伸されると同時に、その周囲を取り囲むSiC粒子と共晶Siの境界を破り初晶デンドライトA、Bが相互に連結し粗大化する。この結果、横方向に引張試験を行うと、延性のある連続した初晶デンドライトが破断されずに伸びるため、伸びを増大させるが、強度にはあまり寄与しないと考えられる。一方、強度を重視したT6処理材では、据込率よりも据込圧力の効果が大きく、据込圧力を上げると引張強さは向上する。一般的に鍛造組織には初晶デンドライト間の共晶セル内にミクロポロシティがあり、これが鍛造圧力によって低減する。引張強さが向上した理由は、ミクロポロシティ

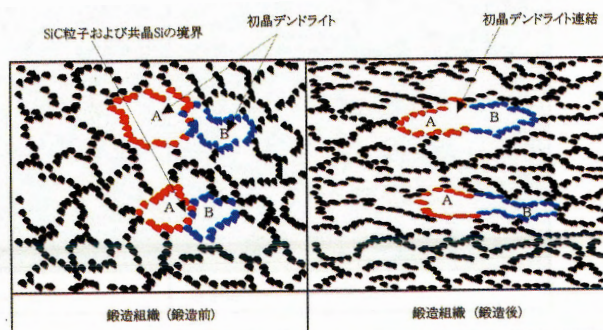


図10 ミクロ組織模式図

Fig.10 Schematic diagram of microstructure

に起因する切り欠き欠陥の減少が主要因と思われる。据込圧力20MPaと40MPaはほぼ同等の強度まで上昇しており、20MPaの最大値351N/mm²は、ミクロポロシティによる切り欠き欠陥の影響が無くなった時の強度であると思われる。

また、据込率が40%になると、引張強さが少し減少しているが、この原因と伸びが著しく増加している現象とは裏腹の関係にあり、上記模式図で説明されているように、横方向に組織の粗大化を生じた結果であると推察する。

5. まとめ

本研究において鋳造で得られたSiC粒子分散Al合金複合材料に鍛造プロセスを実施した結果、以下の事が明らかになった。

- 1) 強度重視のT6処理材では、引張強さおよび伸びともに向上し、引張強さは据込率20%据込圧力20MPaの時、最大25%高くなった。伸びは据込率、据込圧力ともに高くするほど大きくなった。
- 2) 延性重視のT71処理材では、伸びが改善された。据込圧力より据込率の影響が大きく、据込率40%、据込圧力40MPaの時、伸びは倍以上となった。しかし、引張強さへの影響は見られなかった。
- 3) 非熱処理材は引張強さ伸びともにばらつきが大きくなった。鍛造時の熱履歴のばらつきが原因と思われる。
- 4) ミクロ組織観察の結果、初晶デンドライトは鍛造時の変形によって共晶セルを破り、隣り合うデンドライト同士が連結することで伸びの上昇に寄与したものと推察される。

謝辞

本研究に協力いただいた(株)栗本鐵工所 機械事業部 鍛圧機グループならびに開発室 ABプロジェクトの方々に深謝する。

参考文献

- 1) 熊井、胡、石倉、肥後、布村：SiC粒子強化鋳造アルミニウム合金複合材料の引張特性に及ぼす凝固組織の影響、軽金属、Vol.44、No.4(1994)、pp.222-228
- 2) 河部、押田、小林、戸田：溶湯攪拌法によるナノサイズSiC粒子のアルミニウム合金への複合化、軽金属、Vol.49、No.4(1999)、pp.149-154
- 3) 深浦、砂田、横山 塚口：SiC粒子強化Al複合材料の硬さと摩耗特性、「粉体および粉末冶金」Vol.44、No.2、pp.198-201
- 4) 菅沼 克昭：コストパフォーマンスに優れた鋳造による金属セラミックスの複合材料、マテリアルインテグレーション、Vol.12、No.1(1999)、pp.23-31
- 5) 大久保、渋谷：粒子分散アルミニウム基複合材料の製造とその利用、住友金属技報、Vol.35、No.3、No.4(1994)、pp.184-198

- 6) 姚、小林、戸田、堀：鋳造鍛造アルミニウム合金鋳物の破壊靱性に及ぼすミクロ組織の影響、軽金属、Vol.47、No.11、pp.613-619

執筆者

山本 匡昭

Masaaki Yamamoto

平成9年入社

新材料の研究・開発に従事



上田 泰

Yasushi Ueda

昭和62年入社

金属材料技術部、鋳物技術部を経て
現在アルミ複合材の生産技術に従事



桜井 市蔵

Ichizo Sakurai

昭和41年入社

鉄管生産技術、新素材研究開発を経て
現在アルミ複合材の研究開発に従事

