解 説

自動車ホイール用アルミニウム鑄造合金について

佃 誠*・鈴木 敏夫*

Aluminum casting alloy for automobile wheel

Makoto TSUKUDA* and Toshio SUZUKI*

1. は し が き

わが国でアルミニウム合金鑄物製自動車用ホイールを生産したのは、1960年代の始めであつた。最初ほとんど米国に輸出していたが、1970年代後半になると、国内でも販売されるようになった。車時代を迎えて、鋼板製にないデザインの多様性が若人のファッション志向に受け入れられて、次第に生産量が増してきている。これには、軽量化による燃料の節約、操縦性の向上などのメリットと共に、スノータイヤなど広幅ラジアルタイヤ用のホイールは鋼板製でも標準品よりもはるかに高価であり、若干余分の金を支払えばファッション性が高い、他人が装着していない形状のアルミニウム合金ホイールとなることから、スポーツ用・ツーリング用として歓迎されるからでもある。

この傾向から最近ではカーメーカーで、アルミニウム合金ホイールを装着した新車を販売する Original Equipped Market 分野が展開してくると、鑄造ホイールの需要も飛躍的に増大してきている。

この型のホイールのいきさつは、米国最大のオートレーシングであるインディアナポリスレースで、マグネシウム合金鑄物ホイール装着の車が優勝したことから、軽量化を求めて出場の全レーシングカーにマグネシウム合金鑄物製ホイールが使用されるようになった。この風潮がオン・ロードのスポーツ車やスポーツタイプ車に拡がり、マグネシウム合金製ホイールが普及していく。そしてこの普及版として、廉価なアルミニウム合金鑄物製ホイールが MAGTYPE と称して製造されるようになり、主として若人向けに大量の需要を生みだしてきた。

今日ではアルミニウム合金鑄物製ホイールは、わが国、米国、西側ヨーロッパだけでなく、ソ連、ブルガリアを始めとする共産圏諸国でもかなり普及されている。

この鑄造ホイールを補うものとして、一体構造式のアル

ミニウム合金鍛造ホイールや、板材やそれとの結合による組立構造式である2ピース、3ピースホイールが登場してきた。かつ四輪自動車だけでなく、二輪のオートバイにも利用され始めている。

わが国ではホイールが、生命の危険を招くほどの重要部品に指定されていることから、ホイールメーカー乱立の兆に合せ、運輸省、通産省、自動車技術会、軽金属協会と、関連会社の技術者によつて規格が審議され、自動車規格 (JASO) として1975年制定された。この規格の要求はかなり高い水準で外国製軽合金製ホイールはほとんどが合格しないほどであり、また通常の鋼板製ホイールにとつても非常に厳しいものである。換言すれば、わが国の軽合金製ホイールの品質は世界最高水準にあるといえる。

このように厳しい規格で保証され、ファッション性の高いアルミニウム合金鑄造ホイールは、最近再び増量しており、1978年度には、わが国で恐らく約250万個程が生産され、この用途に約2万トンの地金が消費されている。この量はアルミニウム鑄造分野にとつては少なくないウエイトである。

このため合金、鑄造法の研究も活発で、以下にその概要を記した。

2. ホイール用合金

わが国や外国での軽合金ホイールの材質と製造方式に関する文献・資料と、われわれの調査結果について第1表にアルミニウム合金鑄造ホイール、第2表にマグネシウム合金鑄造ホイール、展伸材利用の2ピースホイールを第3表に、3ピースホイールを第4表に示す。これらの合金の化学成分を第5～7表に、常温での機械的性質、物理的性質を第8～10表に示す。

現在軽合金ホイールの主流を占めているのは、Al-Si-Mg系合金のA356.0合金の金型鑄造法あるいは低圧力鑄

* ㈱神戸製鋼所 (名古屋市)。Kobe Steel Ltd. (Nagoya).

第1表 アルミニウム鑄造ホイール材質と製造方式

材 質		製 造 方 式
A 413.0—F		砂 型
A D C 3—F		ダイカスト
A 380.0—F		ダイカスト
356.0	F	金 型 鑄 造
	T 6	金 型 鑄 造
		低 圧 鑄 造
		溶 湯 鑄 造
A 356.0	F	低 圧 鑄 造
	T 6	金 型 鑄 造
		低 圧 鑄 造
		溶 湯 鍛 造
514.0 (旧214)—F		低 圧 鑄 造

第2表 マグネシウム鑄造ホイール材質と製造方式

材 質		製 造 方 式
AM60—F		ダイカスト
AZ91C—T5		金型鑄造
AM100A—T4		金型鑄造

第3表 2ピースホイール材質と製造方式

	部 位	材 質	製造方式	接合法
1	リ ム	5154—0	板 材	溶接
	ディスク	6061—T6	鍛 造	
2	リ ム	5052—T6	板 材	溶接
	ディスク	514..0—F	鑄 造	
3	リ ム	6061—T6	板 材	溶接
	ディスク	514.0—F	鑄 造	
4	リ ム	5083	板 材	溶接
	ディスク	5083	鍛 造	

造品である。この合金は通常T 6 処理をしているが、欧州の一部では後述の伸びが高くなる元素を添加した改良 A 356.0 合金で熱処理をせずにかなり使用されている例がある。ダイカストでは ADC 3, A380.0合金で熱処理をしていない。熱処理しない Al-Mg 系の AC 7 A も一部利用されているが、鑄造が難しいので、まだ一般化されていない。

第4表 3ピースホイール材質と製造方式

	部 位		材 質	製造方式	接合法
1	リ ム	フロント側	5052—0	板材	ボルト
		リ ア 側			
	ディスク		356.0—T6	鑄造	
2	リ ム	フロント側	6061—T6	板材	ボルト
		リ ア 側			
	ディスク		356.0—T6	鑄造	
3	リ ム	フロント側	5454—0	板材	ボルト・溶接
		リ ア 側			
	ディスク		6062—T6	鑄造	
4	リ ム	フロント側	6061—T6	板材	ボルト
		リ ア 側			
	ディスク		6061—T6	鑄造	

展伸材は、加工性の良い5083, 5454合金のO材の状態
で、または6061合金のT 6 処理が利用されている。

マグネシウム合金では、ダイカストと金型鑄造法が一般的であり、AZ 91よりも鑄造性のよい AM60のダイカストか、AM 100 の金型鑄造品が流通している。

上記のように、材質・製造方式が異なれば当然機械的性質の値も差異がある。規格値と比較しても、引張強さは30~16 kg/mm², 耐力: 25~8 kg/mm², 伸び: 33~3 %と広い範囲の差がある。

しかしホイールとしては、鑄造品であろうと鍛造品・板加工品であろうと、アルミニウム合金・マグネシウム合金との差もなくホイールとして自動車規格 JASO-C608-75, 軽合金製ディスクホイールに規定されている、性能、寸法、外観、材料、非破壊の各検査に合格しなければならない。これに合格するためには、ホイールの形状すなわち断面係数・応力分布などが関与する設計的要素部分が大きいの、単位断面積当りの強さや伸び率を単純に固定化して考える必要はない。

各種のホイールから試験片を切り出して引張試験した結果を第11表に示す。これから合金による差、またそれ以上に製造法による差がかなり認められる。

いずれにしても、相当の機械的性質と耐食性があれば良いのであって、鑄造でも展伸材でも加工性が良いことが望ましいには変わらない。

すなわち鑄造品では、溶湯の流動性が良く、収縮やガスポロシティの欠陥が生じ難く、鑄造熱間割れを起し難い、いわゆる鑄造性の良い合金であつて、製造現場での作業性の高い合金が望まれることになる。

第5表 鋳造ホイール・アルミニウム合金化学成分¹⁾

合金名	J I S相当規格	化 学 成 分 %								
		Si	Mg	Cu	Zn	Fe	Mn	Sn	Ni	Ti
A413.0	A C 3 A	10.0 ~13.0	<0.10	<0.6	<0.50	<2.0	<0.35	<0.15	<0.50	—
356.0	A C 4 C	6.7 ~7.5	0.20 ~0.40	<0.25	<0.35	<0.6	<0.35	—	—	<0.25
A356.0		6.5 ~7.5	0.20 ~0.40	<0.20	<0.10	<0.2	<0.10	—	—	<0.20
514.0	A C 7 A	<0.35	3.5 ~4.5	<0.15	<0.15	<0.50	<0.35	—	—	<0.25
A360.0	A D C 3	9.0 ~10.0	0.4 ~0.6	<0.6	<0.50	<1.3	<0.35	<0.1	<0.50	—
A380.0	A D C 10	7.5 ~9.5	<0.10	3.0 ~4.0	<1.0	<1.3	<0.50	<0.35	<0.50	—

1) 合金名, 成分値はA A規格による。

第6表 鋳造ホイール・マグネシウム合金化学成分¹⁾

合金名	J I S相当規格	化 学 成 分 %					
		Al	Zn	Mn	Cu	Ni	Si
AM60*	—	6	—	0.3	—	—	0.1
A Z 91 C	M C 2	8.1~9.3	0.4~1.0	<0.13	<0.10	<0.01	<0.3
AM100A	M C 5	9.3~10.7	<0.3	>0.10	<0.10	<0.01	<0.3

1) 合金名, 成分値はA A規格による。

2) *は標準成分値を示す。

第7表 2ピース, 3ピース用展伸材・アルミニウム合金化学成分¹⁾

合金名	J I S相当規格	化 学 成 分 %							
		Mg	Cu	Mn	Cr	Zn	Si	Fe	Ti
5052	5052	2.2 ~2.8	<0.10	<0.10	0.15 ~0.35	<0.10	(Si+Fe)<0.45		—
5154	5154	3.1 ~3.9	<0.10	<0.10	0.15 ~0.35	<0.20	(Si+Fe)<0.45		<0.20
5454	5454	2.4 ~3.0	<0.10	0.50 ~1.0	0.05 ~0.20	<0.25	(Si+Fe)<0.40		<0.20
5083	5083	4.0 ~4.9	<0.10	0.3 ~1.0	0.05 ~0.25	<0.25	<0.40	<0.40	<0.15
5086	5086	3.5 ~4.5	<0.10	0.20 ~0.7	0.05 ~0.25	<0.25	<0.40	<0.50	<0.15
6061	6061	0.8 ~1.2	0.15 ~0.40	<0.15	0.04 ~0.35	<0.25	0.40 ~0.8	<0.7	<0.15
6062*	—	0.80 ~1.20	0.15 ~0.40	<0.10	0.04 ~0.14	<0.10	0.40 ~0.80	<0.7	—

1) 合金名, 成分値はA A規格による。

2) *は合金名, 成分値ともに Alloy Digest による。

第8表 鋳造用アルミニウム合金の機械的性質と物理的性質¹⁾

材質	機 械 的 性 質					物 理 的 性 質					熱処理条件
	引張強さ (kg/mm ²)	耐 力 (kg/mm ²)	伸び (%)	せん断 強 さ (kg/mm ²)	疲れ強さ 5×10 ⁸ モア式 (kg/mm ²)	比重 (g/cm ³)	凝固温 度範囲 (℃)	熱伝導度 20℃ C G S	電気伝 導度% I A C S	熱膨張 係 数 ℃×10 ⁻⁶	
A 413-F	19.3	7.9	13.3	16.1	5.8	2.65	585~574	0.37	31	20.0	—
356.0 -T6	28.0	18.9	5.0	22.4	9.1	2.68	613 ~558	0.36 ~0.40	39~43	21.5	535℃× 12hr -155℃× 4hr
A 356.0 -T6	28.7	20.0	10.5	19.6*	9.1*	2.68	613 ~558	0.36 ~0.40	39~43	21.5	535℃× 8hr -155℃× 4hr
514.0-F	17.5	8.4	9.0	14.0	4.9	2.65	641~599	0.33	35	24.0	—
A 360.0	32.2	16.8	5.0	14.2	12.5	2.68	590~566	0.35	37	—	—
A 380.0	29.4	14.7	3.0	18.9	14.0	2.72	593~538	0.23	23	21.0	—

1) 機械的性質, 物理的性質は Alloy Digest による。

2) * は T61 処理の値を示した。

第9表 鋳造用マグネシウム合金の機械的性質と物理的性質¹⁾

材質	機 械 的 性 質					物 理 的 性 質					熱処理条件
	引張強さ (kg/mm ²)	耐 力 (kg/mm ²)	伸び (%)	せん断 強 さ (kg/mm ²)	疲れ強さ 5×10 ⁸ モア式 (kg/mm ²)	比重 (g/cm ³)	凝固温 度範囲 (℃)	熱伝導度 20℃ C G S	電気伝 導度% I A C S	熱膨張 係 数 ℃×10 ⁻⁶	
A M60 -F	21.3*	11.4*	7.5*	—	—	—	—	—	—	—	—
A Z91C -T5	16.9*	10.1*	5.2*	—	—	1.81	596 ~468	0.11 ~0.13	11.0	26.1	—
A M100 -T4	28.0	9.1	10	14.0	7.7	1.81	594 ~464	0.10	10.0 ~15.1	26.1	416℃× 18hr

1) 機械的性質, 物理的性質は Alloy Digest による。

2) * はホイール実体の平均強度値を示す。

第10表 ホイール用・展伸材合金の機械的性質と物理的性質¹⁾

材質	機 械 的 性 質					物 理 的 性 質				
	引張強さ (kg/mm ²)	耐 力 (kg/mm ²)	伸び (%)	せん断 強 さ (kg/mm ²)	疲れ強さ 5×10 ⁸ モア式 (kg/mm ²)	比重 (g/cm ³)	凝固温度 範 囲 (℃)	熱伝導度 20℃ C G S	電気伝導度 %	熱膨張係数 ℃×16 ⁻⁶
5052-0	15.0	5.5	6	10.5	8.5	2.68	649~593	0.33	35	23.4
5154-0	24.5	12.0	27.1	15.5	12.0	2.66	643~593	0.30	32	23.9
5454-0	25.2	11.9	22.0	16.1	—	2.69	645~600	0.32	34	23.6
5083-0	30.8	15.4	21.0	17.5	—	2.66	638~574	0.28	28.9	23.4
5086-0	27.0	12.0	22.0	16.1	—	2.66	640~585	0.30	31.3	23.4
6061-T6	31.5	28.0	17.0	21.0	10.0	2.70	650~582	0.37~0.41	40~45	23.6
6062-T6	31.5	28.0	17.0	—	—	2.71	651~582	0.37~0.41	40~45	23.6

1) 機械的性質, 物理的性質は Alloy Digest による。

第11表 軽合金ホイールの実体機械的性質

	材 質	製造方法	試験片位置	引張強さ kg/mm ²	耐 力 kg/mm ²	伸 び %	衝 撃 値 kg・m/mm ²
アルミニウム合金 鑄物	A413.0-F	砂 型	リヤフレンジ リヤリ スボ ハ	17.2 15.7 16.9 14.7	11.7 11.1 11.1 11.0	8.3 7.0 15.0 11.0	0.68 — 0.72 —
	A D C3-F	ダイカスト	リヤフレンジ リヤリ スボ	21.3 22.1 21.3	20.1 21.1 20.8	3.8 3.8 4.2	— 0.45 0.36
	A380.0-F	ダイカスト		34~35	21	4	—
	356.0-F	金型鑄造	リヤフレンジ リヤリ スボ ハ	20.8 19.4 18.0 16.5	16.7 15.9 16.3 15.9	7.3 6.8 5.7 4.3	0.57 — 0.68 —
	A356.0-T6	金型鑄造	リヤフレンジ リヤリ スボ ハ	27.1 29.0 27.1 24.3	24.3 24.2 24.3 23.2	3.7 6.4 4.1 2.3	0.46 0.58 0.53 0.15
	A356.0-T6	金型鑄造	リヤフレンジ リヤリ スボ	23.7 22.6 24.7	19.5 20.4 19.8	6.5 3.44 6.5	— 0.76 —
	A356.0-T6	金型鑄造	リヤフレンジ リヤリ スボ ハ	25.0 25.9 25.2 22.2	23.2 23.7 23.5 19.9	3.1 3.5 3.0 1.6	0.58 0.65 0.61 0.52
	A356.0-T6	金型鑄造	フ リ ヤ ス ボ	27.0 24.9 24.9 21.9	17.4 17.8 17.3 17.0	12.0 6.5 7.0 4.5	— — — —
	A356.0-T6	低圧鑄造	フ リ ヤ ス ボ	21.4 22.5 20.8 18.6	15.0 14.9 14.8 14.2	7.8 11.8 8.1 4.2	0.69 0.86 0.60 0.48
	A356.0-T6	低圧鑄造	フ リ ヤ ス ボ	20.7 22.6 21.7 20.5	18.2 18.7 18.7 18.2	4.0 6.5 3.8 3.3	0.58 0.65 0.42 0.39
	A356.0-T6	低圧鑄造	フ リ ヤ ス ボ	26.2 25.1 20.6 21.3	17.3 17.4 17.0 17.2	11.5 8.5 5.0 4.5	— — — —
	A356.0-T6	低圧鑄造	フ ラ ン ス ポ ー	23.4 21.4	17.8 16.2	9.8 8.9	— 0.83
	A356.0-F	低圧鑄造		19.5	9.5	14.5	—
	A356.0-T6	溶湯鍛造	フ リ ヤ ス ボ	28.9 30.6 30.2	— 30.4 29.5	1.7 2.5 3.6	— 0.50 0.54
	514.0-F	低圧鑄造	フ リ ヤ ス ボ	18.5 23.3 16.5 20.5	12.0 12.3 12.1 12.0	11.6 15.3 7.5 15.6	2.6 11.9 2.4 7.9

第11表 (つづき)

マグネシウム合金鑄物	材 質	製造方法	試験片位置	引張強さ kg/mm ²	耐 力 kg/mm ²	伸 び %	衝 撃 値 kg・m/mm ²
	AM60-F	ダイカスト	フ ラ ン ジ ム	23.9	11.5	10.0	—
			リ ヤ リ	21.1	11.9	6.8	—
			ス ポ ー ク	19.1	10.7	5.0	—
AZ91-T5	金 型 鑄 造	リ ヤ リ ム ク	19.0	10.7	5.0	—	
		ス ポ ー	14.4	10.0	5.0	—	
		ハ	17.5	9.5	5.5	—	
AM100-T4	金 型 鑄 造	リヤフランジ	27.9	11.4	11.3	—	
		ス ポ ー ム ク	23.6	11.5	9.4	—	
		リ ヤ リ	27.1	11.7	12.3	—	
		ス ハ	22.6	9.8	8.1	—	
2 ピース・3 ピースホイール	5154-O 6061-T6	板 材 鍛 造	フ ラ ン ジ ム	25.3	20.5	23.5	—
			リ ヤ リ	25.4	19.9	19.3	—
			ス ポ ー ク	34.4	31.3	15.3	—
			ハ	35.5	33.5	13.5	—
	5052-O 514.0-F	板 材 鑄 造	フ ラ ン ジ ム	22.0	18.0	19.0	—
			リ ヤ リ	17.3	13.6	26.5	—
			ス ポ ー ク	14.4	9.4	11.5	—
			ハ	12.9	8.5	12.5	—
	6061-T6 514.0-F	板 材 鑄 造	フ ラ ン ジ ム	33.8	25.8	16.5	—
			リ ヤ リ	31.6	27.2	9.0	—
			ス ポ ー ク	15.7	9.8	5.8	—
			ハ	11.8	9.6	3.0	—
	5154 6061	板 材 鍛 造	フ ラ ン ジ ム	25.5	17.0	27.5	—
			リ ヤ リ	26.7	19.5	19.0	—
			ス ポ ー ク	34.7	31.2	17.5	—
			ハ	33.0	28.1	15.5	—
	6061 A356.0	板 材 鑄 造	フ ラ ン ジ ム	30.5	27.0	14.5	—
			リ ヤ リ	32.5	29.0	16.5	—
			ス ポ ー ク	25.0	15.8	10.0	—
			ハ	23.5	13.8	9.6	—

第1図 曲げモーメント耐久試験装置

第2図 半径方向負荷耐久試験装置

自動車規格に定められた性能は、曲げモーメント耐久性、半径方向負荷耐久性、耐衝撃性、リム部の気密性であつて、以下の試験方法で合格しなければならない。

1) 曲げモーメント耐久試験 (第1図)

主としてディスク部の耐久性確認のための試験

2) 半径方向負荷耐久試験 (第2図)

主としてリム部の耐久性確認のための試験

3) 衝撃試験 (第3図) 主として衝撃を受けた際のタイヤ空気圧保持とリムディスクおよび接合部の強度確保のための試験

4) 空気漏れ試験 (第4図)

主としてリム部の気密性確保を目的とする試験

これらの試験の規格値を第12表に示す。

第3図 衝撃試験装置

第12表 性能試験時荷重規格値

ホイールサイズ	試験用タイヤサイズ	回転疲労 曲げ kgf・m	半径方向 ² 負荷耐久 kgf	衝撃 高さ in
3½ B × 10	135 S R 10 or 520-10	82.9	686.3	5
4 J × 12	175/70 H R 12 or 155 S R 12	125.8	933.8	6
4½ J × 12	175/70 H R 12 or 155 S R 12	125.8	933.8	
5 J × 12	175/70 H R 12	125.8	933.8	
4 J × 13	175/70 H R 13 or 155 S R 13	145.0	990.0	7
4½ J × 13	175 H R 13 or 155 S R 13	163.1	1113.8	
5 J × 13	175/70 H R 13 or 155 S R 13	177.9	1215.0	
5½ J × 13	175/70 H R 13 or 165 S R 13	177.9	1215.0	
6 J × 13	195/70 H R 13	177.9	1215.0	
4 J × 14	155 S R 14	140.5	956.3	9
4½ J × 14	185/70 H R 14 or 165 S R 14	193.3	1237.5	
5 J × 14	185/70 H R 14 or 165 S R 14	247.0	1496.3	
5½ J × 14	185/70 H R 14 or 165 S R 14	247.0	1496.3	
6 J × 14	195/70 H R 14 or 185 S R 14	234.7	1417.5	
5 J × 15	175 S R 15	274.4	1552.5	9
5½ J × 15	185 S R 15	288.8	1642.5	

¹ 10万回転, オフセット25mmの場合
曲げモーメント $M = 1.5 \times \text{タイヤ設計最大荷重値} W \times$
(タイヤ静荷重半径 $r \times 0.7 + 0.025$)

² 50万回転,
半径方向負荷 $Q = 2.25 \times \text{タイヤ設計最大荷重値} W$

3. 鋳造法について

鋳造方式と鋳造条件は鋳造ホイールの各部の機械的性質に大きく影響する重要な因子の一つである。しかし健全な鋳物を作るためには、最後に凝固する押湯から収縮に従って溶湯が補給されるような、指向性凝固となるようにしなければならない。

金型鋳造法では湯口部と押湯部に最終凝固部があり、凝固の進行方向は第5図(a)のようにフロントフランジ部を凝固の開始点とし、スポークとリムの交差部を経て一方はリアリム・リアフランジ部の方へ、また一方はスポーク・ディスク部のほうへと指向性凝固となるようにする。これに対して低圧力鋳造法では第5図(b)のようにフロントとリアの両フランジ部から、スポークとリムの交差部に向いさらにディスクから、押湯を兼ねる湯口に向つての指向性を図らなければならない。溶湯鋳造にお

第4図 空気漏れ試験装置
(a) 金型鋳造法

第6図 Al-7% Si-0.3% Mg-0.15% Fe-x% Ti 合金の機械的性質に及ぼす凝固点から固相40%晶出温度間の冷却速度の影響

(b) 低圧力鋳造法

時間 (秒)

等温線 ○ 溶湯到達時間 ◇ 固相率 40%
△ 凝固開始時間 □ 凝固終了時間

第5図 金型鋳造法・低圧力鋳造法における凝固指向性の形態
(各位置における等温線の時間的な動きで示した。)

第7図 Al-6.9%Si-0.19%Fe-0.13%Ti, Al-6.9%Si-0.006%Fe-0.07%Ti合金の機械的性質に及ぼすMg量の影響

いても同様、押湯となるべき加圧口部に向っての指向性をとらなければならない。

この指向性を図るためには、金型の各部に到達した溶湯温度を適正にすることと共に、金型の一部を加熱・保温あるいは冷却することが行なわれている。この結果、凝固の開始点となるフランジやリムは冷却速度が早く、引張強さ、耐力、伸びも優れた値となる。凝固の指向性

第8図 Al-6.9%Si-0.23%Mg-0.13%Ti合金の機械的性質に及ぼすFe量の影響

維持のため保温された押湯近傍の部分では冷却速度も遅く、機械的性質は若干低下する。

A356.0合金の機械的性質は凝固点から固相40%までの凝固前半区間冷却速度によって第6図¹⁾のような影響を受ける。凝固前半区間冷却速度0.3~0.5°C/secまでは急速に機械的性質が向上する。0.5°C/sec以上では増加の程度が小さくなるものの引張強さ・伸び共に向上する。

第9図 Al-7% Si-0.3% Mg-0.2% Fe-0.12% Ti 合金の機械的性質に及ぼす溶体化処理温度・時間の影響 (T4 状態)

ホイール鋳造では、金型鋳造法、低圧力鋳造法とも $0.5 \sim 2^\circ\text{C}/\text{sec}$ の凝固前半区間冷却速度である。溶湯鍛造法では、加圧力などによるが $3 \sim 5^\circ\text{C}/\text{sec}$ 程度となる。したがって、同一合金でも冷却速度で第6図程度の差があるので、第11表に見られるごとく、試験片採取位置・合金・製造方式によつて異なっている。

4. 合金の研究

4.1 Al-Si-Mg 系合金

前述のように Al-7% Si-0.3% Mg 合金がホイールに主として用いられるが、この系の細部について研究が多くなつてきている。

滝北ら²⁾は Si 2~10%, Mg 0.2~0.8% の範囲で、焼もどし処理条件と機械的性質について研究し、靱性の点から 5% Si-0.5% Mg を推奨している。しかし Fe 量が不明なことと溶湯鍛造法で試験片を作成しているため、JIS 金型試験片の既知の値と対比し難い。

Fe 量 0.006% と A356.0 合金規格上限の 0.2% とで Mg 量の機械的性質に及ぼす影響を第7図³⁾に示す。JIS 金型試験片の引張強さは、Mg 量 0.7% までは、焼もどし条件によらず添加量と共に急激に向上する。Mg 0.15% では強さが低く、熱処理条件による差が認められない。Fe 量の影響は同一 Mg 量、熱処理条件では強さに対して大きな差が認められない。耐力もほぼ同様の傾向である。しかし伸びは Mg 量と共に低下する。また焼もどし温度が高いほど、Fe 量が高いほど、とくに Mg が 0.2% 以上では低い値となり、Fe が 0.2% で 180°C で焼もどすと、Fe 0.006%, 140°C で焼もどした場合の $\frac{1}{2}$ の値になる。衝撃値ではこの傾向が顕著で Mg 量 0.15% の高い値が約 1%

になるとほぼ $\frac{1}{2}$ に低下する。焼もどし温度が高いと、Mg 0.2% でも約 $\frac{1}{3} \sim \frac{1}{2}$ に低下する。

Mg 量 0.2% における Fe の影響を第8図³⁾に示す。T6 処理材の引張強さは 0.09~0.35% Fe で最高になるが、Fe による強さの変化よりも焼もどし温度の影響のほうが大きい。耐力は焼もどし温度が高いと Fe 量と共に向上する。伸びは焼もどし温度が高くなるほど低くなるが、Fe 0.09% 以上になると大幅に低下する。Fe が 0.09 から 0.35% になると約 $\frac{2}{3}$ に、0.9% では $\frac{1}{2}$ に低下してしまう。衝撃値ではこの傾向が顕著で Fe 0.09% から 0.35% になると約 $\frac{1}{2}$ に、Fe 0.9% になると約 $1/5 \sim 1/10$ に低下する。

これらは Mg_2Si 析出物あるいは晶出物と Fe 化合物の量によるもので、晶出物が多くなると伸び、衝撃値が低下する。

しかし高橋ら⁴⁾は Fe 0.08~0.3% 範囲での Al-7% Si-0.45% Mg 合金で、冷却速度による結晶粒の大きさ、Si・Fe の晶出物、T6 状態での機械的性質への影響を研究し、この範囲では、冷却速度が早ければ、Fe が多くても引張強さ、耐力には差がないが伸びの向上が認められるとしている。この結果から早い冷却速度で、化合物、晶出物を微細にすれば、0.3% Fe までは、Fe の悪影響を抑制して伸びの向上が期待できる。

この系の合金は熱処理条件で機械的性質が変動する。熱処理条件の機械的性質に及ぼす影響を改めて求めた。同一成分の Al-7% Si-0.3% Mg-0.2% Fe-0.12% Ti 合金で、溶体化処理温度と保持時間の機械的性質に及ぼす悪影響を第9図³⁾に示す。520, 530°C では 12 hr の加熱でも溶体化が不充分である。540°C の 9 hr 加熱により、引張強さ・耐力・硬さの下降、伸び・衝撃値の飽和が見ら

第10図 Al-6.85% Si-0.30% Mg-0.20% Fe-0.12% Ti 合金の機械的性質に及ぼす焼もどし温度と時間の影響 (溶体化処理 540°C×9hr—15°C 水焼入れ—直ちに焼もどす)

れる。このような条件のミクロ組織は共晶 Si 晶が“なまこ状”から“球状”へ形状変化している。

焼もどし処理実験結果を第10図⁵⁾に示す。540°C×9 hrの溶体化処理し15°Cの水焼入れ後ただちに焼もどし処理をした。強さ、耐力、硬さを求めたい場合には、180°C×6 hr、伸び・衝撃値が高く、かつ中程度の強さを必要とする場合には140°C×4 hrが適当である。

焼入れの後、焼もどし処理するまでの室温放置の機械的性質に及ぼす影響を第11図⁶⁾に示す。Fe量の異なる

Al-7%Si-0.3%合金を535°C×9 hrの溶体化処理し15°Cの水焼き入れて、140°C×5 hrの焼もどしの前に1,000 hrまでの室温に放置して、機械的性質の変動を求めた。3 hr以上放置するとただちに焼もどした場合よりも、Fe量によらず硬さ・引張強さ・耐力は低下し、伸び・衝撃値は向上する。この変動は23 hrではほぼ飽和し、それ以上の時間での変化は少ない。ただ Feが多くなると、伸び・衝撃値が向上してもその程度は少ない。この室温放置の影響は焼もどし温度により異なる。第12図⁶⁾に示

第11図 Al-7% Si-0.80% Mg-x% Fe-0.07%Ti 合金の機械的性質に及ぼす焼入れ後の室温放置の影響

第13図 Al-7% Si-x% Mg-0.15%Fe 合金の 140°C ×5hr の焼もどし処理条件での機械的性質に及ぼす焼入れ後の放置温度の影響

すように、温度が高くなり200°Cでは、23 hr 放置したのとただちに焼もどしたのと値の差がなくなる。またこの現象は低温で 23 hr 放置すると第13図⁷⁾のごとく、-50, -75°Cにおいては、放置の影響が認められなくなる。したがってこの現象はクラスタリングによる析出の阻害のために、析出への外力が低いレベルでは、充分に析出硬化しないためと考えられる。

したがって Fe の少ない A 356.0 合金を比較的低低温

第12図 Al-7% Si-x% Mg-0.04%Fe 合金の機械的性質に及ぼす室温放置時間・焼もどし温度の影響

第14図 (a) 引張強さと伸び Fe量, Mg量と焼戻し温度

第14図 (b) 引張強さと衝撃値 Fe量, Mg量と焼戻し温度

第14図 Mg量, Fe量と焼もどし温度が Al-7% Si-x% Mg-y% Fe-0.13% Ti-0.005%Na 合金の引張強さ, 伸び, 衝撃値に及ぼす影響

第13表 機械的性質に及ぼすSbの効果

	* Sb 量 (%)	引張強さ (kg/mm ²)		耐 力 (kg/mm ²)		伸 び (%)		ブリネル硬さ (10/500/30)		衝撃値 (kg・m/cm ²)	
		F	T 6	F	T 6	F	T 6	F	T 6	F	T 6
A	0	15.7	—	6.4	—	3.6	—	52.2	—	0.37	—
	0.01	15.9	—	6.3	—	5.3	—	50.5	—	0.41	—
C	0.04	15.6	—	6.5	—	4.8	—	50.6	—	0.40	—
	0.10	18.7	—	7.3	—	11.6	—	53.2	—	1.15	—
3	0.20	18.3	—	6.8	—	15.0	—	51.5	—	1.52	—
	0.30	17.4	—	6.6	—	13.4	—	50.4	—	1.25	—
A	Na0.015	19.5	—	8.5	—	14.0	—	55.6	—	1.57	—
A	0	19.0	31.6	9.3	24.6	7.3	8.0	59.2	98.1	0.35	0.60
	0.01	18.9	29.9	9.7	21.7	6.8	8.4	55.9	90.5	0.55	0.78
C	0.04	20.0	30.1	10.2	22.7	7.8	7.8	59.2	90.5	0.57	1.09
	0.10	20.3	31.1	9.1	23.2	10.0	12.9	59.1	92.4	1.02	1.45
4	0.20	21.0	31.8	9.3	24.3	11.3	13.8	58.4	91.3	1.13	1.59
	0.30	20.0	29.3	8.7	20.8	11.0	12.5	56.0	89.5	1.09	1.50
C	Na0.007	19.4	29.5	9.1	23.4	10.1	10.9	53.4	92.1	0.79	0.98

T6 ; 520℃×9hrs 水冷, 160℃×6hrs 放冷

* Sb は添加量

第15図 Al-7% Si-0.3% Mg-0.12% Sb 合金の凝固から共晶温度間の冷却速度と共晶過冷度 (ΔT) の関係

第16図 Al-x% Mg-0.3% Mn 合金の機械的性質に及ぼす Mg 量の影響

度で焼もどし処理する場合、室温放置時間に注意する必要がある。

上述のように、Mg 量、Fe 量、常温時効を含めた焼もどし温度とが、相乗して機械的性質に影響する。重回帰分析⁸²した結果、各要因が独立して影響し、また第14図⁸¹のような関係図が得られた。Mg 量、Fe 量、焼もど

第17図 Al-5% Mg-x% Si-0.3% Mn 合金の機械的性質に及ぼす Si 量の影響

し温度と、第14図(a)では引張強さ・伸び、第14図(b)は引張強さ・衝撃値の関係で示した。Mg 量が 0.5% 以上で Fe が 0.3%、焼もどし温度 180℃では、引張強さ 33kg/mm² 程度となるが、伸びは Fe を極めて少なくしなければ 10%、衝撃値の 0.5 kg·m/mm² が得られない。Mg 0.3% 以下、Fe 0.3% 以下で 140℃で焼もどすと伸び 20%、衝撃値 2 kg·m/mm² となるが、強さは 22kg/mm² 程度になる。強さと伸び・衝撃値のいずれを優先するかは設計者の選択である。一般にホイールでは最近伸びが重視されるようになってきている。

不純物としての Fe は少ないほうが良いが、若干存在していても Fe の弊害を軽減するための研究⁸³も行なわれている。Fe が 0.35% 程度であれば 0.2% の Cr 添加によって、Fe 化合物、針状晶の先端が丸味を帯びてくる。このために伸び値が改善される。

4.2 改良処理

Al-Si 系合金では靱性の向上のために従来から Na により改良処理をしているが、Na による改良処理では、金型鑄造法・低圧力鑄造法などの比較的高い温度で長時間保持する場合に、時間と共に改良効果が薄れ“改良切れ”を生ずること、添加剤の形態によつては溶湯中にガス量が増加しやすいなどの欠点がある。これに対する改良添加剤の研究開発が行なわれている。

冷却速度 (°C/sec) (615~570°C)	3.0	0.83	0.13
ΔT (°C)	18	9	0
ミ ク ロ 組 織 (×400)

写真1 Al-7% Si-0.3% Si-0.12% Sb 合金の凝固点から共晶温度までの冷却速度、共晶過冷度 (ΔT) と改良組織

新しい有効な改良処理元素として Sb, Sr, Ca, Ba についての報告がある。

Sr^{10)~12)}は Na よりは改良効果があるものの、時間と共に改良効果が消滅する。また添加後ある時間までは改良組織とならない潜伏期間があり、最高の伸び値となるのに約 2 hr を要する。しかも Sr は放射性元素としての取扱いになる。

Ca¹⁴⁾は改良効果があり、他と同様伸びが向上するがその程度は弱い。Ba¹⁵⁾も改良効果はあるが、その効果は Sr よりも弱く、引張強さ・伸びともに Sr 添加よりも低い。

これらに対して Sb^{16)~18)}は組織が改良され、持続性があり、再溶解によっても、改良効果が損なわれない。機械的性質は第13表に示す¹⁹⁾ように、伸び・衝撃値が高くなる。しかし T 6 処理すると鋳肌が黒茶色に変色し機械加工面でも黒ずんで異なつた色調になるという現場にとっては大きな問題点がある。

この合金は溶解法が難しく、Al-Sb, Mg₃Sb₃, などの針状化合物が晶出して伸び・衝撃値が低くなり、また Sb が存在していても溶湯保持温度によつては、改良組織とならないことがある¹⁹⁾。改良効果のある場合でも良好な機械的性質となるまでに約 1 hr の潜伏期間を要する¹⁹⁾。

また凝固の際、冷却速度が遅い砂型鋳物では改良効果が少ない^{16),18)}とされている。Al-7% Si-0.4% Mg-0.12% Ti-0.12% Sb 合金について、凝固点から 570°C の共晶温度までの凝固前半区間冷却速度と、共晶過冷度 (ΔT) の大きさとの関係を第15図²⁰⁾に示す。凝固前半区間冷却速度が 0.13°C では $\Delta T=0$ なのが冷却速度が早くなるほ

ど過冷度が大きくなる。この過冷度と組織との関係を写真1に示す。明らかに過冷度が小さいほど改良効果が小さい。したがって金型鋳造法や低圧力鋳造法でも押湯・湯口近くの冷却速度の遅い部分は、改良組織とならない危険性がある。

4.3 Al-Mg 系合金

耐食性が良く熱処理しなくても、相当の強さ・伸びがある Al-Mg 系合金もホイールに利用されている。この合金系は第16図²¹⁾に示すごとく、Mg 7.5% までは Mg 量と共に強さが向上する。伸びは 5% 以上では低下するものの、Mg 7.5% でも 20% の値を示す。T 4 熱処理すると Mg 12% までは強さは Mg 量の増加につれて強化し、さらに向上するが、伸びは変わらない。衝撃値は減少する。したがって Mg 3.5~5.5% が適当である。また鋳造性の改善のために B 214.0 のごとく、Si を 1.4~2.2% 添加することも行なわれている。しかし Mg 5% において Si を添加すると第17図²¹⁾のように Si の添加量とともに強さ、とくに伸びが急激に低下する。

5. あとがき

今日ではサイズの違いも含めると約 1,000 種類のアルミニウム合金製ホイールが市販され、自己の好みに合ったホイールを入手することができるようになってきている。さらに 2 ピース、3 ピースホイールも登場し、ますます選択の自由度が増してきた。しかもアルミニウム合金製ホイールの良さも、次第に浸透してきている。今後若干の盛衰はあるにしても、大勢としては次第に軽合金製ホイールは増加していくことであろう。

以上この種ホイールに関して極く表面的な部分につい

て述べた。今後さらに製造方式・合金の研究開発がますます進展し、より優れた日本製軽合金ホイールとして高い評価を受けるよう、その発展を期待している。

参 考 文 献

- 1) 佃, 鈴木, 福井, 原田: 未発表 軽金属投稿中.
- 2) 滝北, 橋本, 井藤: 軽金属学会第51回秋期大会講演概要, p3.
- 3) 佃, 原田, 鈴木, 小池: 軽金属 **28**(1978)109.
- 4) 高橋, 渡辺, 佐藤: 軽金属学会第46回春期大会講演概要, p3.
- 5) 佃, 小池, 原田: 軽金属 **28**(1978)8.
- 6) 佃, 小池, 浅野: 軽金属 **28**(1978)531.
- 7) 小池, 浅野, 佃: 軽金属学会第54回春期大会講演概要, p81.
- 8) 佃, 鈴木, 原田, 小池: 軽金属 **29**(1979)131.
- 9) 高橋, 渡辺, 佐藤: 軽金属学会第54回春期大会講演概要, p77.
- 10) 上田, 竹村: 軽金属学会 第47回 秋期大会講演概要, p7.
- 11) W. Meyer: Aluminium. **50** (1974) 699.
- 12) D. C. Jenkinson, L. M. Hogan: Jr. *Crystal Growth*. **28** (1975) 171.
- 13) S. Jacob: *Fondrie* **13** (1977) 363.
- 14) 井藤, 橋本, 滝北: 軽金属学会 第52回 春期大会講演概要, p56.
- 15) 津村, 豊田, 石川: 軽金属学会 第53回 秋期大会講演概要, p65.
- 16) 久保, 上田, 清野, 竹村: 軽金属学会第46回春期大会講演概要, p21.
- 17) R. P. Paris: *Giesserei* **60** (1973) 703.
- 18) M. Garat, S. Bercovici, C. Fauvel: Texte presented at American Foundrymen Society, Detroit, April 24, 1978.
- 19) 佃, 鈴木, 福井, 原田: 未発表, 軽金属 投稿中.
- 20) 佃, 鈴木, 福井: 未発表.
- 21) 佃, 鈴木, 福井: 未発表.