

鋁合金

第二機械工業部第四〇研究所

1957

6 0073

鋁 合 金

內 部 資 料



②



第二机械工業部第四〇研究所

18

1957

出版者的話

本書系根据苏联国防工業出版社 (ОБОРОНГИЗ) 1955年出版的鋁合金 (АЛЮМИНИЕВЫЕ СПЛАВЫ) 一書翻譯的。

本書由楊復麟、刘翰英、朱峰三位同志翻譯，并由吳云壽教授等作了技術審查。

АЛЮМИНИЕВЫЕ СПЛАВЫ

鋁 合 金

譯者 楊復麟 刘翰英 朱 峰
第二机械工業部第四()研究所出版
1957年5月第一版·第一次印刷
共446千字·插圖共2頁
書号103—6—13

目 录

工厂二十年.....	9
A. Ф. 别洛夫著 楊复麟译	
关于錳对鋁合金組織和性能的影响.....	11
C. M. 伏龙諾夫、B. И. 伊拉金和Г. А. 弗拉索娃著 楊复麟译	
Al-Mn系平衡圖和某些含錳的三元鋁合金的相变.....	11
关于鋁合金挤压效应的实质.....	20
关于AMn合金板材半成品的粗大結晶組織.....	34
关于AK5合金挤压件和模压件断口的片層狀組織.....	45
参考文献.....	48
熔融金屬結晶时所观察到的現象利用的新範圍.....	49
Д. А. 彼得罗夫和А. А. 布汗諾娃著 楊复麟译	
过程原理.....	50
实验工作.....	53
实验的条件和方法.....	53
沿試样長度上含錳量的变化.....	54
上述方法可能应用的範圍.....	58
参考文献.....	60
合金組織的变質处理.....	61
M. B. 馬里采夫著 楊复麟译	
初晶粒的变質处理 (細化).....	62
一些理論前提.....	62
某些工業合金变質处理的試驗.....	65
变質效应对合金机械性能和工艺性能的影响.....	76
脆的金屬間化合物相初次析出物的变質处理.....	79
概述.....	79
鋁合金中含鉄相变質处理的試驗.....	79
变質效应对合金的机械性能的影响.....	80
易熔相的变質处理.....	82
易熔相变質处理的某些理論前提.....	82

含易熔相的合金組織的變質處理試驗.....	83
參考文獻.....	88
製造鋁合金板材用的大型鑄錠的鑄造.....	89
B. A. 李瓦諾夫著 劉翰英譯	
扁錠上裂紋的型別.....	90
鑄錠中應力的分布.....	92
鑄錠形狀及拉降速度對裂紋形成的影響.....	94
底部裂紋防止法.....	98
頂部裂紋防止法.....	99
側部裂紋防止法.....	100
鑄造工藝規程.....	101
表面裂紋及其防止法.....	103
合金的化學成分對裂紋形成的影響.....	106
Д16和Д1合金.....	106
純鋁.....	108
AMu合金.....	110
阿維型合金.....	111
Al-Mg合金.....	111
減少產生裂紋危險的幾種工藝措施.....	112
製造鋁合金管材用的空心錠的鑄造.....	116
B. И. 陀巴特肯著 劉翰英譯	
空心錠連續鑄造的特點.....	116
空心錠的結晶條件.....	116
空心錠中的裂紋.....	119
空心錠的組織.....	122
空心錠的機械性能.....	125
工具的選擇和計算.....	126
鑄錠的鑄造規範及尺寸.....	127
直徑大於 500 公厘的圓錠的鑄造.....	128
B. И. 陀巴特肯和 E. Г. 沙福諾娃著 劉翰英譯	
試驗錠的鑄造.....	128
結晶過程的研究.....	131
凹底的深度.....	131
結晶的計算速度.....	132
由液態到固態的過渡區域的尺寸及形狀.....	133
鑄錠的殘收縮率.....	133

鑄錠中的裂紋	134
對於鑄錠表面的意見	134
鑄錠質量的研究	134
鑄錠截斷示意圖	134
鑄錠的組織	137
鑄錠的致密性及偏析不均一性	139
鑄錠的機械性能	139
鑄錠的鍛造及鍛件性能的研究	142
用連續鑄造法所鑄的鑄錠的鍛件	142
用浸入法所鑄的鑄錠制成的鍛件	143
實驗數據的討論	144
結晶的主要參數及與鑄造性能有關的某些性能	144
機械性能	145
大型鑄錠鑄造方法的選擇	145
用連續鑄造法試鑄B95合金扁錠	147
И.Н. 弗里德拉基尔、Ф.В. 吐拉金、В.З. 薩哈洛夫和И.А. 普洛斯托夫著 刘翰英譯	
鑄錠液面的高度、澆注速度及均勻化對於裂紋顯現的影響	147
澆注鑄錠用的裝置	147
預先試驗	148
繼續試驗	152
特形結晶器的研究	156
在高度為400公厘的硬鋁結晶器中鑄造鑄錠	156
在帶有端面夾板的銅結晶器中鑄造鑄錠	158
在寬面帶有不完全切口的銅結晶器中鑄造鑄錠	159
在寬面帶有完全切口的銅結晶器中鑄造鑄錠	160
在窄面帶有切口的結晶器中鑄造鑄錠	160
B95合金扁錠的機械性能	161
鑄錠中的偏析	162
關於B95合金扁錠上裂紋顯現的原因	165
И.Н. 弗里德拉基尔、Ф.В. 吐拉金、В.З. 薩哈洛夫和И.А. 普洛斯托夫著 刘翰英譯	
鋁合金半成品淬火用的現代熱處理設備	177
Р.И. 巴尔巴涅里著 刘翰英譯	
對流加熱的特徵	179
制件在空氣循環爐中加熱時間的計算方法	181
關於空氣循環爐中的溫度差	185
淬火時制件的冷卻	186

气流温度的测量	189
爐子的空气循环系統	190
空气循环爐的結構	192
爐子的温度规范及热规范	193
淬火产品的性能	194
机械性能	194
組織	195
腐蝕性能	196
参考文献	198
有“彼特罗夫鎖閉端”的連續鑄造扁錠的橫軋	199
Н.И.斯魏杰-施維茨著 朱 峰譯	
軋制方向上扁錠截面变形的不均匀性和采用И.А.彼特罗夫鎖閉端 的必要性	199
橫展的特性及軋制板材时扁錠立軋的必要性	200
扁錠的橫軋(不經反复的橫向及縱向軋制)	202
AK4-1合金模压件的生产工艺及性能	205
В.И.陀巴特肯、К.Н.克魯彼尼娜和З.Н.切耳乃赫著 朱 峰譯	
合金成分	205
鑄錠的鑄造工艺	206
模压件的制造工艺	209
AK4-1合金模压件組織的特点	213
AK4-1合金模压件組織和性能方面的統計数据	219
低倍組織和显微組織	219
断口的組織	220
机械性能	222
参考文献	223
在压力机和鍛錘上进行模压的鋁合金模压工艺的比較研究	224
В.С.李馬尔著 朱 峰譯	
П8零件实验批的制造和研究	225
在压力机和鍛錘上制造C76零件实验批	226
毛坯的截取	226
毛坯的鍛粗	226
模压	227
修整工序	228
C76零件质量的研究	229

技术经济指标	232
参考文献	234
生产硬铝挤压型材的两种工艺方法的比较研究	235
B·A·崔佛柯著 朱 峰譯	
型材实验批的制造	236
型材实验批的研究	239
型材两种挤压方法的技术经济指标	241
型材	241
成品生产率	241
工資	242
廢品損失	242
成本	243
在長心棒上控制輕合金管材的远景	245
H·A·伊沙柯夫著 朱 峰譯	
在長短心棒上控制时变形的特性	245
在長心棒上控制时所需的工具和設備	246
我厂在長心棒上控制輕合金管材的初步經驗	248
鋁合金管材和型材的表面氧化	250
E·B·康斯坦季諾娃著 朱 峰譯	
型材上的暗斑	250
管材上的暗斑	254
軋制和光軋薄板材用軋輥复杂型面的設計及其計算方法	256
H·И·斯維杰-施維茨著 朱 峰譯	
軋輥产生彈性弯曲时軋輥間空隙的修正(消除变形)	256
輥間間隙彈性翹曲的修正	263
参考文献	265
AK6及AK6-1合金模压件的試制經驗	266
Ф·B·屠梁金、И·И·夫里得梁杰尔、B·З·扎哈洛夫和Ф·Ф·安得里諾夫著 朱 峰譯	
用普通的鍛粗法以AK6合金鍛制造压缩机叶輪模压件	266
用AK6合金挤压毛坯制造压缩机叶輪模压件	267
用鍛造毛坯制造压缩机叶輪模压件	273
提高金屬純度的工作	285

本書附有以下插頁

插頁1 (第58頁后)

圖 19 測量显微硬度时在試片上所打印痕的显微照片，試片是由含4%銅的熔融合金中得到的可变成分試样的各个区域取的，拉伸速度为0.17公厘/分， $\times 300$

插頁2 (第60頁后)

圖 22 自含0.9%Mn的熔融合金中得到的可变成分試样的各个区域取的試片的显微照片，拉伸速度为0.17公厘/分， $\times 300$

圖 23 含0.17%鉄和0.17%矽的原始鋁的試片的显微照片(左)和由同样成分的熔融合金中得到的可变成分試样的各个区域取的試片的显微照片，拉伸速度为0.17公厘/分， $\times 300$

工厂二十年

革命前的俄国没有生产铝和轻合金的工厂。当时在古里楚金工厂有一批工程师曾对试制硬铝的生产进行过研究工作，但这一工作并没有得到沙皇政府和工厂占有主们的支持，因为他们违反了主宰俄国有色冶金业的国外资本家的利益。

只有在十月社会主义革命以后，才开始了轻合金的生产组织工作。在古里楚金、莫斯科（指都克斯工厂）、列宁格勒出现了不少的小型工场，而后是一些车间，在这些地方进行了创立祖国轻合金的初次尝试。这些车间的技术装备是极端简陋的，金属的熔炼是在坩埚焦炭炉中进行的，完全没有机械化。在一个相当长的时间内，仅能出产重20公斤以下的锭材。生产的规模很小。『都克斯』工厂的全部冶金生产化学实验室只容纳在一间面积约30平方米的屋子里，金相实验室所占面积则更小。

虽然如此，但就在这个时期和这样一个困难的条件下，开始规划了发展祖国轻合金半成品生产的工业，并为这些合金的制造和加工工艺创立了科学的基础。

根据第十四次党代表大会关于第一个五年计划期间国家工业化的历史性决议，拟定了建立铝厂和轻合金生产和加工工厂。

我们国家在创立生产轻合金的大型工业企业方面缺乏经验，这样就严重地阻碍了我们设计新型工厂。在走过的一段生产道路中，我们只能制定一些工艺图表和确定生产的基本原则，但对建立最新技术的综合工业企业是非常不够的。

看来，似乎设计新型工厂唯一的道路是利用国外的经验。

经过我们的工程师对欧洲类似工厂的情况进行了解以后指出，他们的技术不能作为建立近代化的先进企业的设计基础。

当时美国的工厂，特别在制铝工业上已占据了壟断康采恩地位的『制铝公司』的工厂内有着相当高的生产技术水平。

苏维埃的组织与美国的公司开始进行了谈判，估计有可能签订一个关于工厂设计和供给设备的技术援助合同。但是壟断资本家却采取了各种花招，不许可美国的专家在苏维埃联邦参与建立工厂。

事实很明显，帮助是无从期待的。在苏维埃知识分子的面前摆着一个艰巨的任务，这个任务就是要他们为祖国自立更生地建立完全先进的生产设计、选择设备、安装、制定新的工艺过程、到最后企业开工，所有这些都是苏维埃人民用自己的双手完成的。

1933年苏联的第一个生产和加工轻合金的工厂开工了。

宽敞的厂房、电炉设备、最大型的三辊轧压机、轧制带材所用的多辊轧压机、大功率压床、利用这些设备所拟定的新式工艺、所建立的规模宏大的研究中心和实验室，所有这些事情不仅得到欧洲工厂的赞扬，即使那些曾经高谈阔论着『布尔什维克在俄国建立铝厂的企图是徒然的』、那些『制铝公司』的工厂也在羡慕着。

不只是一个铝厂，而是许多铝厂被建立起来了。

这是我們人民的巨大胜利，国家工業化政策的胜利。

工厂的設計和掌握，是为爭取新的先进的斗争，其斗争的結果鍛煉了新型工業部門的全体工人和專家們，我們現在的紀念会正是为了庆祝这些成就而举行的。这个集体中包括了『都克斯工厂』和其他工厂車間里輕合金生产范圍內工作的創始人和大群的青年專家。他們飞速的掌握了新的技术，并以批判的态度精通了它們，这就为进一步的技术高漲創造了基础。

随着工厂的开工，苏維埃的飞机制造業和航空發动机制造業获得了大踏步前进的可能。曾經关于如何广泛应用鋁合金模压件的問題解决了。对生产模压葉叶、机匣、活塞和其他零件的試制工作就預先决定了祖国發动机制造業的全部阶段。工厂已为新品种的板材和挤压型材作了大批生产的安排，这就为飞机的新型構造的生产發展創造了先决条件。

工厂全体人員、生产工作者、研究員和實驗室的工作人員同飞机和發动机設計師們是在紧密合作的情况下进行工作的。这种傳統普及到了我們其他生产輕合金的各个工厂中。

在工厂的成長过程中，曾有过重重的困难。譬如，試制某些新型产品。但是在企業經歷过的全部困难阶段中，全体工作人員都能正确地了解到当时的环境，并善于揭發和改正錯誤，最后达到成功。

如同我們工業中的所有部門一样，生产輕合金的工厂在衛国战争中受到了严重的考驗。如何保證作战飞机的金屬的生产，决定于当时航空工業冶金学家所进行的全部工作。

这些工厂的全体人員，包括工人、工長、工程师，肩負起了这些复杂的任务。在極端困难的条件下，他們拆除了所有的設備，將其迁移至新的地址并重新安裝起了工厂的設備。用極短的时间整頓了生产，逐日地增長着前綫所必需的金屬产量。

战争期間，生产輕合金的工厂不間断地給航空工業供应了金屬。有两个工厂的全体人員获得了列宁勳章的獎勵，其中一个工厂还一直保存着国家国防委員會的獎旗。

在战争的年代里，这些工厂的全体人員解决了一系列重大的技术問題。这个期間，在扩展的計劃中曾研究过連續鑄造的原理，采用了圓錠的鑄造并为扁錠的采用作了准备。頑強地解决了工序（煉煉、鑄造、模压、軋制、挤压等）中一系列提高劳动生产率的問題。在这些年代里更多的工厂工作人員成長了起来，譬如，特别是經過战争鍛煉的許多干部和在克服困难当中培养出来的干部。

工厂参加會議的全体人員坚决地解决党所提出掌握新技术的任务，坚忍不拔地去試制大量的新机种所用的各种型材。

战后，工厂和科学院共同研究出了B95新型合金，这种合金在几种主要合金中占有显著的位置。

为苏联共产党第十九次代表大会決議所鼓舞的光荣的工厂全体人員，毫無疑义地在为提高航空工業用金屬生产的斗争中，为爭取提高金屬質量的斗争中，將获得进一步的胜利。

关于錳对鋁合金組織和性能的影响

錳是輕合金所用的組元中最老的一种元素。众所周知,远在1908年A·威尔姆就在自己的硬鋁典型成分中規定了錳的含量。在許多近代工業用的合金中都加有錳:高强度的硬鋁Д6、Д16和AK8,鍛造合金AK5和AK6,鋁鎂合金(AMr、AMr5B、AMr6T、AЛ13),热处理能强化的砂鋁敏合金(AЛ4和AЛ3),高强度鋁合金B95及大部分的鎂合金(МЛ3、МЛ4、МЛ5、МЛ6、MA2、MA3、MA5)。在近代作为焊接結構的某些鋁合金和鎂合金中(AMu、MA1、MA8和MЛ2),錳也是一种主要的添加物。然而,不論錳应用的如何广泛,它始終被認為是一种次要的組元。一般都認為錳在輕合金中的作用是有限的,或者增高一些抗蝕性,或者在結晶时細化晶粒,或者在淬火时略起强化的作用,或者稍加改善鑄造的組織。現以砂鋁敏AЛ4为例來說明后一种情况。錳在AЛ4合金中应与鉄結合形成四元相(Al-Mn-Fe-Si),根据文献中的資料,它將結晶成密集的形状,而不是鋁鉄相或Al-Fe-Si三元相的粗針狀晶体。

下面我們將証明,錳作用的这种特点并不是常常正确的。根据合金的成分、鑄造条件、塑性变形和热处理,錳既可以急剧地影响制件的組織和性能,也可以不起显著的影响。

虽然曾对含有錳的二元和更复杂的輕型合金平衡圖进行过許多研究工作,但对錳作为这些合金的一个組元的意义來說,到目前为止还不清楚。过去对錳的作用估計不足,而在許多情况下又是相互矛盾的。毫無疑义,工業合金不平衡的結晶条件和合金中含錳量較低,是这种估計不足和自相矛盾的主要原因之一。仅在最近五年来,才在錳对各种鋁合金半成品組織和性能的影响方面以及在这种影响下各种特性的原因方面进行了許多較詳細的研究。

我們的工作是确定一系列变形鋁合金在組織和性能的某些特点方面,錳所起的作用。

現在,我們只着重对于錳在生产各种鋁合金半成品时,具有决定意义的一些現象討論一下。本文中將論述一系列鋁合金的挤压效应,AMu合金板材半成品中的粗結晶組織和AK5合金模压件断口的片層狀組織等方面的問題。

Al-Mn系平衡圖和某些含錳的三元鋁合金的相变

研究Al-Mn平衡圖的时候,必須涉及到笛克斯和凱伊史^①在測定共晶体的成分和熔点以及Mn在鋁中固态溶解度曲綫的研究。

他們和所有过去的研究者们(吉依、哈得里赫氏、洛节卡依等)不同,他們采用了更純的金屬(含0.02%Cu, 0.012%Fe和0.013%Si)进行研究。根据他們繪制的平衡圖,Al-Mn系共晶体含有2.2%的Mn,熔点为657°C。在657、600、550、500和200°C时,錳的溶解度各为0.65、0.3、0.25、0.15和小于0.14%。在笛克斯、芬卡和維列^②的晚年研究工作中,曾应用了更純的金屬,其共晶体的熔点为658.5°C, Mn在Al中的固态溶解度在658.5、626、570和

① E·Dix a·W·keith, Proc. Inst. Met. Div. of Amer. Inst. Min. Met. Eng, P. 315, 1927.

② E·Dix, W·Fink a·L·Willey, Proc. Inst. Met. Div. of Amer. Inst. Min. Met. Eng, P. 335, 1933.

500°C时各为1.82（用外推法算出）、1.35、0.75和0.36%（圖1）。

Mn在固态铝中的固态溶解度数值較低，在笛克斯和凱伊史以前的研究工作中，曾用形成Al-Mn-Fe相来解釋。在710°C以上和以下初次析出的相成分曾确定为 Al_6Mn （25.35%Mn）和 Al_4Mn （33.74%Mn）。曾确定 Al_4Mn +熔融物 $\rightarrow Al_6Mn$ 的包晶轉变溫度在冷却时为678°C，在加热时为710°C。710°C即为平衡溫度。

Al_6Mn 化合物結晶成斜方系，其显微硬度为 $H_{5\mu} = 540$ 公斤/公厘²。 Al_4Mn 化合物属于六方系，其显微硬度为 $H_{5\mu} = 778$ 公斤/公厘²。

Al-Mn系平衡圖的特点如下：

- a. 固溶体的垂直結晶間隔非常小，約为0.5—1°C。
6. 水平結晶間隔寬度很大，这就不平衡的結晶条件下生成晶内偏析現象。

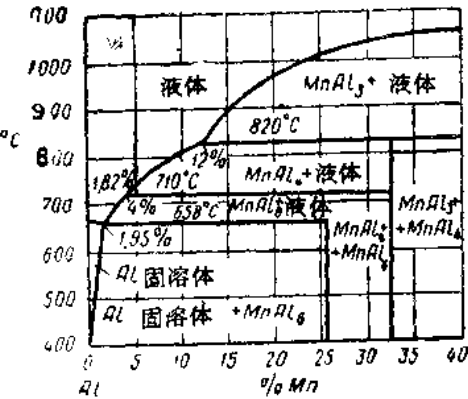


圖1 Al-Mn平衡圖（笛克斯、芬卡和維列）

b. 錳在共晶溫度時具有相當高的溶解度，在450—550°C溫度範圍內冷卻時，這種溶解度將急劇降低，眾所周知，這個溫度範圍內包括用熱處理能強化的近代工業用鋁合金的淬火和其他熱處理的全部溫度範圍。

當Al-Mn合金迅速冷卻和高速結晶時，所進行的結晶與緩冷時不同。此時，就有過飽和的 α -固溶體和 Al_4Mn 的結晶而沒有 Al_6Mn 。隨後在加熱時， Al_4Mn 即轉變成 Al_6Mn 穩定相，而過飽和的 α -固溶體以 Al_6Mn 的形式析出多餘的錳。當結晶的速度很小時， Al_6Mn 即直接從熔融的合金中結晶出來。如以中等速度結晶時，就將成層地結晶出 Al_6Mn 的穩定結晶和 Al_4Mn 的介穩定結晶。

圖2是根據哈尼曼和什拉吉爾^①的研究所繪制的Al-Mn系介穩定平衡圖。在 E_m 點時，產生 $\alpha + Al_4Mn$ 的共晶體，且 α -固溶體內含有過飽和的錳。在加熱過程中，當 Al_4Mn 轉變成 Al_6Mn 時，就將在每一個 Al_4Mn 的晶體中產生無數的 Al_6Mn 晶體。

關於Mn在Al中形成過飽和固溶體的可能性，蘇聯和外國的研究者們都進行過一系列的工作。E.C.什皮琴尼金、И.Л.羅杰別和B.B.楚托科^②都對硬模中鑄造的、並以高速進行冷卻^③的鋁錳合金（14%以下的Mn）的組織和電性作過研究。

關於電阻和溫度系數隨錳含量而改變的性能，可從圖3的曲線判斷。显微組織的研究證明，錳相的初次析出物只有在硬模中鑄造的、含錳為3%的合金中才會出現，而在快速冷卻的鑄造合金中，當含3.65%Mn時才會出現。高溫下退火將使電阻降低並使溫度系數增大。作者的結論是，當在硬模中鑄造時，特別在快速冷卻時，就能創造急劇過冷的條件，引起共晶點向含錳量多的一方移動。在И.Н.弗利德吉爾和H.C.蘇伏洛夫的研究工作中亦獲得了類似

① H. Hanemann u. A. Schrader, ternäre Legierungen des Aluminiums. Atlas metallographicus, B. 111, T. 2-s. 119, 1952 (Düsseldorf).

② E.C. Шпичицкий, И. Л. Рогольберг и в-в-чутко, сборник Научных работ института [Гипроцветметобработка], вып. X11, Металлургиздат, 1950.

③ 作者並沒有指出用何種方法達到高速冷卻。

的結果。

格弗曼測定出了在硬模中鑄造的Al-Mn合金中鋁固溶體的晶格常數，并確認它將連續減小(至4%Mn)。

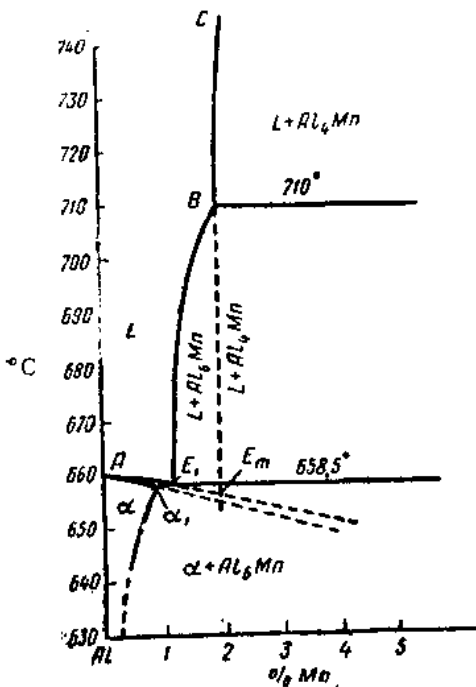


圖2 Al-Mn系中的介穩定平衡示意圖(哈尼曼和什拉吉爾)

(用水直接將冷凝的鑄錠中的熱量放出)，或在很低的結晶速度下都是一樣。下面將說明所獲得的晶格常數值(Al+2%Mn的合金， $a=4.0364\text{\AA}$)以及顯微組織分析的數據都證明了大部分錳在合金結晶後，仍留在固溶體中。此時，根據Al-Mn合金平衡圖，Mn在Al中的溶解度在室溫時接近於零。所有的合金在變形和熱處理後，都證明其晶格常數顯著的增大。

在格弗曼和法利凱汗金^①最近的研究工作中，曾將Al-Mn合金進行高速冷卻，即液態合金以25000°/秒以上的速度進行結晶，冷凝的合金^②以~5000°/秒的速度進行冷卻。

由上面的研究證實，在鑄件的表層中，過飽和的固溶體含有極高量的錳(達到9.2%的Mn)，也就是超過平衡溶解度值的5.7倍(圖4)。

別克來^③曾進行過顯微組織的研究，證明了在鑄件較深的層中，Mn在Al中的溶解度大大地降低，因而呈現出初次錳

1951年^①，本文的幾位作者曾對Al-Mn，Al-Cu-Mn，Al-Mg-Mn和複雜成分的合金如16固溶體晶格常數的變化與含錳量的關係進行過研究。在各種情況下，曾証實了隨著含錳量增高到2%(重量)，常數將減小。這種情況不論在連續鑄造時的快速冷卻下

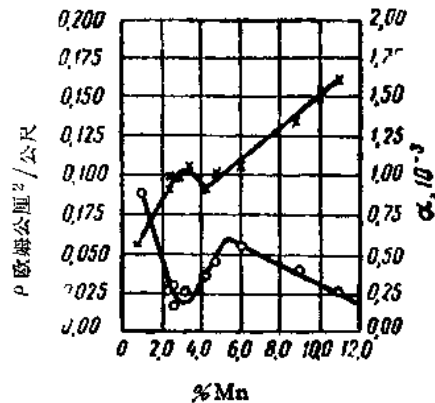


圖3 快速冷卻時電阻及溫度系數的變化與含錳量的關係(什皮琴尼金、羅杰別及楚托科)

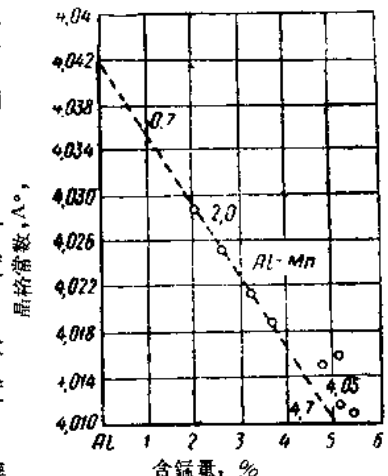


圖4 固溶體晶格常數的改變與含錳量的關係(格弗曼和法利凱汗金)

① 該論文曾于1951年6月在莫斯科航空工藝學院的科學技術會議上首次報告過。
 ② W·Hofmann u. Falkehageh, Zetschr.f.Metallkunde, B.43, №3, 1952。
 ③ 用液體空氣冷卻的一種吸熱硬模(Всасывающий кокиль)。
 ④ Н·Вишниц, Z.f.Metallkunde, B.43, №3, 1952。

相的析出物。与我們的試驗工作相同，格弗曼和法利凱汗金曾用他們自己获得的合金进行过研究，証明了在 450—550° 溫度下退火数小时后，就将使过饱和固溶体分解，并急剧地增大晶格常数。这两位研究者工作的最重要的结果是，他們确定了 Al-Mn 合金 (~300°C) 比純鋁 (~100°C) 有較高的过冷度。格弗曼和法利凱汗金認為当高速冷却时，由于 Al-Mn 合金具有很大的过冷度，因而在低于該合金熔点的溫度时具有形成鋁錳相晶核的較大的功，这就能形成介稳定的固溶体。

在合金中如加有鉄就会影响錳在 α -固溶体中的溶解度。一般，鉄与鋁合金中其他組元和雜質的相互作用对制成的半成品和制件的組織和性能影响很大。这种影响不仅关系到抗腐蝕性能，而且在許多情況下能引起鑄造性能、压力加工时合金的塑性以及淬火和时效时强化效应急剧降低。由于鋁及其合金中經常含有鉄和砂的雜質，因此，即使很簡略地討論一下 Al-Mn-Fe 和 Al-Mn-Si 三元系中的錳同它們相互作用的特点也是必要的。近年来，杰吉什尔^①和費利浦氏^②曾对 Al-Mn-Fe 三元系中的鋁角 (Алюминиевый угол) 研究过。兩位研究者發現由 $\alpha + Al_6Mn + Al_3Fe$ 組成的三元共晶点 E_T ，恰好符合于成分比为 1.8 或 1.75% Fe 和 0.7 或 0.75% Mn，熔点为 654.1 或 654°C。

不用詳細的討論該三元系中的相变，我們只想就錳与鋁和鉄相互作用的两个特点加以討論。首先，必須指出，根据許多研究者的数据知，即使很少量的鉄，也会急剧地降低錳在 α -固溶体中的溶解度。

杰吉什尔在不同溫度下得出錳在含鉄固溶体中的含量和晶格常数值如下：

640°C $\alpha = 4.0403\text{\AA}$ ，相当于 0.36% Mn；

500°C $\alpha = 4.0408\text{\AA}$ ，相当于 0.22% Mn；

400°C $\alpha = 4.0413\text{\AA}$ ，相当于 0.08% Mn。

采用外推法测出 654.1°C 时，Mn 在固溶体中的含量为 0.45%。

第二个重要的特点是，在 Al_6Mn 中可溶解相当数量的鉄，在含 14% Mn 时，鉄在 Al_6Mn 中的固溶体可达 13% (Fe)。根据萊伊諾尔^③的研究， Al_6Mn 中的錳可被鉄原子置換到一半。因此，最后的成分符合于分子式 $Al_6(Mn_{\frac{1}{2}}Fe_{\frac{1}{2}})$ 。由于鉄在 Al_6Mn 中的溶解度，产生了 $\alpha + Al_6Mn$ 二相扩大区 (圖 5)，且 Al_6Mn 的显微硬度由 540 增高至 704 公斤/公厘²。

然而，在 Al_3Fe 中，仅約 $\frac{1}{10}$ 的鉄可以被錳置換，因而急剧地縮小了 $\alpha + Al_3Fe$ 二相区。

Fe 在 Al_6Mn 中的溶解能力使其在 Al_6Mn 中的固溶体呈現粗大的層狀晶体，严重地使工業合金的鑄造塑性和強度性能惡化。因此，不能概括地說 Mn 对于含有鉄雜質的合金的組織和性能的作用

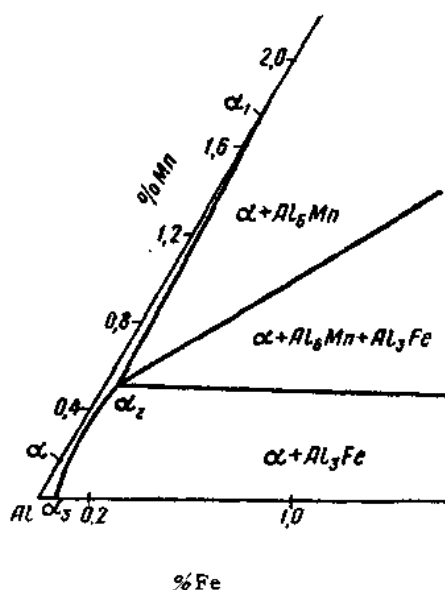


圖 5 在三元共晶的熔点时，在 Al-Fe-Mn 系的鋁角中相区的分布 (費利浦氏)

① E·Degischer, Aluminium-Arch, 1939.

② M·W·Phillips, L. J. Inst. Metals, v. 69, 1943, p. 275—316.

③ G·V·Raynor, J. Inst. Metals, v. 70, 1944, p. 531—542.

用是有利的，正如矽鋁鐵合金中對各種含量加以相應的限制所產生的情況是一樣的。

在C.M.伏龍諾夫和B.M.陀巴特肯^①的研究中曾利用很多的實例證明了Fe在 Al_6Mn 固溶體中所形成的粗大晶體的負作用。因此，就必須在某些合金中對錳和鐵的含量加以限制。

因為Mn在 α -固溶體中的溶解度，即使鐵雜質的含量不大也會急劇地降低。所以在含有0.4%Fe和0.6%Mn的合金中可看到相當多的 Al_6Mn ，但是在不含鐵的二元合金中，如含有同量的錳時，並沒有 Al_6Mn 晶體，而且也看不見任何二元共晶。

當Al-Mn合金中同時有鐵和矽的雜質時，所獲得的組織又將不同。

第一次研究Al-Mn-Si平衡圖中鉛角的是別克來^②，除了 Al_6Mn 和Si的晶體外，他還觀察到三元化合物T，這種化合物能與錳和矽形成固溶體並結晶成立方晶系。弗拉格曼^③將這個相從含有4%Mn和4%Si的合金中分離開，測出了它的成分為26.6%Mn；8%Si；餘量為鋁，符合分子式 $Al_{10}Mn_2Si$ （26.23%Mn；6.95%Si；66.82%Al），並証實了它的立方對稱性。

$Al_{10}Mn_2Si$ （T）形成了大量的骨骼狀結晶，這些骨骼是由單個立方晶體組成的（圖6）。T相具有極高的顯微硬度（ $H_{5\mu} = 958$ 公斤/公厘²）。



圖6 T相的晶體 ($Al_{10}Mn_2Si$) $\times 50$

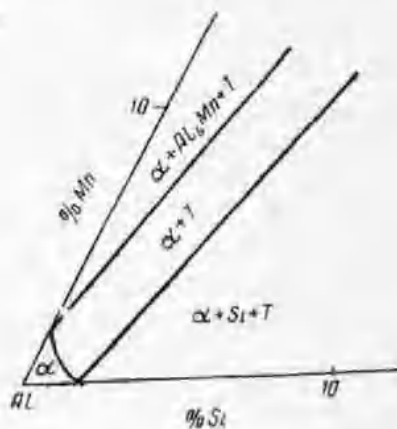


圖7 凝固後Al-Mn-Si系鉛角中相區的分布（費利浦氏）

準確的三元平衡圖是由費利浦氏、亞諾、什拉吉爾和哈尼曼^④測定的。在平衡圖的鉛角中有兩個三相區 $\alpha + Al_6Mn + Al_{10}Mn_2Si$ 和 $\alpha + Al_{10}Mn_2Si + Si$ ，在兩個三相區之間有二相區 $\alpha + Al_{10}Mn_2Si$ （圖7）。二相區 $\alpha + Al_6Mn$ 和 $\alpha + Si$ 在該系中所占的位置是靠邊的，並且是很窄狹的。在錳的一邊，即使含矽量為0.1%時，也會出現 $Al_{10}Mn_2Si$ ；而在矽的一邊，當含錳量為0.1%時，也會出現 $Al_{10}Mn_2Si$ 。由此就有可能根據晶格常數來測定兩個三相區的固溶體中Mn或Si的含量。相應的數據見表1。

由於 α -固溶體的晶內偏析，所以三元共晶體 $\alpha - Al_{10}Mn_2Si - Si$ 當含矽量不大時就已經出現。在共晶體中 α ， $Al_{10}Mn_2Si$ 和Si的重量含量為：83.7% α ，5% $Al_{10}Mn_2Si$ 和11.3%Si。

① С.М.Воронови В.И.Добаткина,цветные Металлы, №5,1945.

② H·Bückle, Aluminium-Arch.13,1938.

③ G·phragmen, J·Inst.Metals, V.77,1950, P.489—552

④ H·Jan, A.Schrader u.Hanemann, Fiat-Review of German Science, 31,1946.

于不同的溫度下，在 α_2 和 α_3 -固溶体中錳和矽的含量和晶格常数

表 1

含量, %		相	淬火溫度, C°	晶格常数, Å	相应含量
Mn	Si				
1.25	0.1	$\alpha_2 + Al_6Mn + Al_{10}Mn_2Si$	400	4.0399	0.49% Mn
			500	4.0385	0.93% Mn
			620	4.0376	1.15% Mn
			647	外推法測定	1.3 %Mn
0.5	2.1	$\alpha_3 + Al_{10}Mn_2Si + Si$	400	4.0412	0.14% Si
			500	4.0405	0.45% Si
			570	4.0388	1.19% Si
			575.5	外推法測定	1.3 %Si

α -固溶体在結晶时一般是过饱和的，因此在鑄造合金中沒有析出物。随后在加热时，即从过饱和的固溶体中析出細晶粒或『柱狀』組元。在更高的溫度下加热使之呈平衡状态时，也不能使这些析出物完全溶解，且在合金的組織中，除了粗大的晶体外，还可观察到細晶粒的 $Al_{10}Mn_2Si$ 晶体（圖 8）。

在含0.4—1%Si的Al-Mn-Si合金中如有鉄时，就可能产生含鉄的相，譬如： Al_3Fe ， $Al_{12}Fe_3Si$ 或 $Al_9Fe_2Si_2$ 。

但是哈尼曼和什拉吉尔却認為，鉄会溶入 $Al_{10}Mn_2Si$ 或 Al_6Mn 內，所形成的含鉄晶体在相应的合金中極不易遇到。因此根据兩位研究者的数据，含少量鉄和矽雜質的合金的組織。一般是由初次 α -固溶体和共晶体 α -T ($Al_{10}Mn_2Si$) 或 α 和 α -T-Si所組成。

在C.M.伏龙諾夫和Л.А.采列林的早期研究工作中曾确定AMu合金中存在有鉄而沒有矽时，將形成粗大的層狀晶体 $Al_6(Mn-Fe)$ ，因而对合金的鑄造性能和塑性的影响極坏。加入矽可使該相消失，且在半成品板材上呈現出細小的結晶碎片。作者認為这是由于在軋压时能形成易碎的Al-Fe-Si三元相的結果。根据哈尼曼和什拉吉尔的研究結果，这种解釋显然需要修正。

既然錳是硬鋁中常存的組元，就必須討論一下Al-Cu-Mn三元系。別特爾^①曾对該三元系的鋁角进行过研究并确定了三元相T的存在之后，弗拉格曼对T-相晶体单独进行了研究，并測定出它們的成分为12.8%Cu，22.1%Mn，65.1%Al。該成分接近于分子式 $Al_{12}CuMn_2$ 。列伊諾尔^②將T-相写成分子式 $Al_4(CuMn)$ ，而哈尼曼和什拉吉尔則將T-相写成分子式 $Al_{20}Cu_2Mn_3$ 。



圖 8 含1.59%Mn和0.75%Si的合金的显微組織。在砂模中鑄造，在570°C时退火 8 天並淬火。腐蝕剂—0.5% HF。×300。相： $\alpha + T$ 。

① H.G.Petri, Aluminium-Arch, 14, 1938.

② G.W.Raynor, J.Inst.Metals, V.70, 1944, P.507—529.