

顆粒材料

〔苏〕A. И. 柯尔巴什尼可夫 著
A. B. 叶弗烈莫夫
周光垓 薛永春 朱子棨 译

国防工业出版社

内 容 简 介

颗粒化工艺是提高金属和合金质量的一种有效方法,其特点是:使金属液滴在高速冷却条件下凝固,以获得颗粒。所以,亦称快速凝固工艺。

在生产半成品和零件时,通常采用铸锭作原始坯料,要经过许多道工序才能制成,而用颗粒作坯料时,可大大地简化工序,且制成的零件,其机械性能也有明显的提高,所以这种工艺颇有推广价值。

本书是苏联学者阐述颗粒化工艺的专著,可供从事材料工作的科技人员以及高等院校有关专业的师生参考。

ГРАНУЛИРОВАННЫЕ МАТЕРИАЛЫ

А. И. Колпашиников

А. В. Ефремов

Металлургия 1977

*

颗 粒 材 料

〔苏〕А. И. 柯尔巴什尼可夫 А. В. 叶弗烈莫夫 - 著

周光垓 薛永春 朱子梁 译

*

国防工业出版社出版

新华书店北京发行所发行 各地新华书店经售

国防工业出版社印刷厂印装

*

787×1092 1/32 印张 8.176千字

1986年2月第一版 1986年2月第一次印刷 印数: 0,001—1,460册

统一书号: 15034·2967 定价: 1.65元

前 言

在《苏联在 1976~1980 年期间国民经济发展的主要方向》一文中指出：要推广先进的生产方法及提高金属材料的质量和性能。

采用使金属溶液在结晶过程中快速冷却并凝固成颗粒材料的方法，可以提高金属和合金的性能。过去，在生产零件和半成品的传统方法中，常用铸锭作原始坯料，需经许多道工序才能制成。目前，已能用颗粒材料作坯料，不仅可以简化一些工序，而且还能提高制件的性能。

快速凝固工艺（即颗粒化工艺）的研究范围较广泛，它涉及到物理-化学、金相学、结晶学以及变质处理方面的许多问题。

有关这方面技术的首批著作是苏联学者 А. Ф. 别洛夫 (Белов)、И. Н. 弗里德梁得尔 (Фридляндер)、В. И. 多巴特金 (Добаткин) 和 В. А. 里旺诺夫 (Ливанов) 等人发表的。

近年来，这个问题引起了人们的很大注意，然而，遗憾的是，时至今日，对这个科技问题的各种数据，还缺少系统的整理。

本书是阐述颗粒化工艺的初版书。

我们在分析第一章中引用的技术文献的基础上拟定了几种方案，做了一些理论和实验性研究，目的在于提高铝合金的机械性能。

39078

第二章的内容是：研究颗粒的制取方法；第三章的内容是：解决由颗粒加工成工业半成品过程中出现的理论和工艺问题，这两章的内容颇有重要意义。

第四章介绍一些有实用价值的独创性研究结果。试验表明，由 AK-4 型合金颗粒制成的制件具有较好的使用性能。

通过研究组织、性能和合金组分的影响，就能找出最佳的热力学参数，并确定 Al-Zn-Mg-Cu-Zr 系颗粒材料的新成分，拟定能获得高机械性能的半成品和制件的工艺方案。

如何利用次级铝合金重新加工成符合标准的结构材料，是有色冶金中最重要的课题之一。研究某些铸造铝合金的组织 and 性能，制定半成品的生产工艺，研究可焊性及耐蚀性，就能在技术上打下基础，为挤压半成品拟定工业生产方案。

由颗粒轧制成板材半成品，具有特殊的意义。第八章介绍由颗粒轧制成板材的主要规律、工艺参数和技术-经济性。

本书介绍著者在 1964~1975 年期间，在颗粒材料方面所作的理论和实验性研究工作，以及对其他研究人员的著作进行的分析。

著者谨向参加在试验室和在生产条件下从事试验工作并帮助整理手稿的 М. Б. 西林 (Силин)、И. И. 依万诺夫 (Иванов)、Е. К. 费阿克基什托娃 (Феоктистова)、Е. В. 余梁叶夫 (Ширяев)、В. А. 符雅洛夫 (Вялов)、М. Н. 索柯洛夫 (Соколов)、С. В. 苏霍夫 (Сухов)、С. С. 罗得钦柯夫 (Родченков)、Л. Н. 谢尔盖叶娃 (Сергеева) 和 Л. П. 列皮娜 (Репина) 等人表示感谢。

目 录

第一章 提高铝合金机械性能的主要研究方向	1
过渡元素的影响	1
结晶速度对合金组织和性能的影响	5
氧化物相和金属间化合物相弥散质点的作用	9
颗粒化——获得高性能材料的新方法	15
第二章 颗粒的制取及其加工成半成品的的方法	17
制取颗粒的装置	17
离心甩出法和振动浇铸法制取颗粒的一些特征	25
生产半成品前的颗粒准备工作	31
颗粒的加热	32
颗粒半成品的挤压(静液挤压)	35
第三章 颗粒化的理论基础以及由颗粒加工 成半成品的工艺特点	42
颗粒的组织特征	42
颗粒的加工工艺与过饱和固溶体分解过程的关系	44
金属颗粒的结合机理	52
评定颗粒结合质量的方法	58
挤压工艺参数对颗粒结合质量的影响	62
挤压时塑性对颗粒结合质量的影响	64
颗粒材料的含气量	71
研制颗粒材料的主要方向	74
第四章 AK4 型合金颗粒制件生产工艺的研究	85
AK4 和 AK4-1 合金的组织及性能	85
AK4 和 AK4-1 合金颗粒和半成品的组织及性能	92
颗粒化对铁、镍含量较高的 AK4 型合金棒材性能的影响	101

用铬、钛和锆进行合金化的 AK4 型合金颗粒棒材的性能	103
化学成分和生产方法对 AK4 型合金颗粒半成品组织的影响	105
AK4 型合金颗粒棒材的最佳制造工艺的制定	118
用 AK4 型合金颗粒在生产条件下制造棒材和活塞	131
第五章 高强度铝合金颗粒半成品生产工艺的制定	140
高强度铝合金的组织 and 性能	140
铬和锆对高强度铝合金颗粒半成品的组织和性能的影响	145
生产工艺参数对半成品性能的影响	150
Al-Zn-Mg-Cu-Zr 系合金颗粒棒材的组织特征	159
用合金颗粒在生产条件下制造半成品	167
第六章 再生铝合金颗粒挤压型材生产工艺的研究	174
某些铸造铝合金的组织 and 性能	174
颗粒和铸锭挤压棒材的组织与性能	183
再生铝合金颗粒型材生产工艺的制定	187
再生铝合金半成品的可焊性	200
颗粒挤压型材的抗蚀性	207
在生产条件下制造 AJI3Y 合金颗粒型材	212
第七章 铜基和镍基颗粒材料	216
高铬青铜半成品的性能	216
铅锌白铜半成品的性能	217
ЖС6-КП 热强合金半成品组织和性能的研究	224
第八章 颗粒板材半成品的连续轧制	232
轧制颗粒带材的基本规律	232
轧制工艺参数对 АД1 合金热轧带材性能的影响	237
轧制工艺参数对 АД1 合金冷轧带材性能的影响	240
高合金化铝合金颗粒带材的轧制工艺和性能	241
颗粒带材轧制的技术经济特点	242
利用颗粒材料制作多层板的夹层	244
参考文献	246

第 一 章

提高铝合金机械性能的主要研究方向

铝合金的室温和高温机械性能主要取决于合金组织中的两个主要组成部分——固溶体（合金基体）和强化相——之间的相互作用。

过渡元素的影响

浓度在溶解度极限以下时，随着固溶体合金化程度的增大，强度水平也有某种程度的增加，但是，同含有剩余强化相的合金相比，增加的幅度并不大。固溶体的合金化程度实际上对多相合金的强度不产生直接的影响，仅产生间接的影响；弥散强化时，对相形成元素的扩散过程产生影响，当合金是由原子半径大的元素进行合金化时，影响特别明显。设计热强合金时，实际上，一般都使用固态时不与基体起作用的稳定化合物作为强化相。根据 A. A. 包切瓦尔（Бочвар）和 M. B. 札哈洛夫（Захаров）的数据^[1~4]，Al-Cr，Al-Mn，Al-Fe 等二元系合金以及由固态铝中溶解度低的元素进行合金化而成分又较复杂的合金，都具有高的热强性。

合金高温时机械性能的变化与加热时的软化过程有关。软化程度不仅与剩余强化相的性质有关，而且还与合金的组织特征有关。根据 A. A. 包切瓦尔的数据^[3]，在塑性低于变形合金的热强铸造合金中，第二相析出时最好为网状或骨骼状。变形合金的塑性之所以高，就在于剩余强化相的分布特

征发生了变化。当剩余相均匀地分布在主要固溶体的体积中并封锁住潜藏的滑移面即材料的断裂源时，弥散状是剩余相最合适的析出形式。

细晶粒组织的铝合金具有强度高、塑性好、抗冲击性好和各向异性程度较小的特征^[6]。但是，铝及其合金的铸锭组织却有产生粗大晶粒的明显倾向。在 B. И. 多巴特金的著作中指出，铝合金中的粗晶组织，是半连续铸造法生产的铸锭中产生裂纹的根本原因^[6]。铸锭中的粗大晶粒会使金属在压力加工时带来一定的困难，变形程度大时，可能造成铸锭开裂。另外，原始坯料的粗晶组织，在变形程度小（达不到沿半成品整个截面加工铸锭组织所需的程度）时，不能保障半成品和制件获得高而均匀的机械性能。这种不利的现象，只有在铸锭获得均匀的细晶组织时，才能全部或部分地消失。添加某些高熔点元素及其化合物，是细化铸锭组织的有效方法之一。

在研究过渡元素影响铸锭组织及其性能的一篇文章内指出^[7]，含有少量的钛时，断口呈细晶组织，可是，含钛量 $>2\%$ 时，组织反而粗化。添加少量的钛（ $<0.5\%$ ），不仅能细化铸造铝的晶粒，而且还能提高它的强度和塑性。钛对变形半成品的再结晶倾向起良好作用。例如，纯铝的再结晶始温为 300°C ，添加 0.19% 钛后，再结晶始温提高到 350°C 。

进一步对各种变质剂所做的研究表明，它们对铸锭组织的影响程度并不相同。在参考文献〔8 和 9〕中，将所研究过的各种元素，按其变质处理时所需的浓度，划分成两类：第一类为强变质剂；第二类为弱变质剂。第一类包括六个元素，按其变质能力的强弱，依次排列如下：钛、铈、锆、硼、钼及钨。第二类包括：镁、铜、锌、铁、铬、锰及硅。第一类元

素的添加量小于1%时,就已表现出变质作用,而第二类元素的添加量,要到百分之几,才能起细化晶粒的作用。第一类元素的添加量所起的变质作用比第二类元素大得多。第一类元素,按其作用特点,又有两种情况:钛和铌随其浓度的增加,变质作用不断增大;钨、锆和钼的作用,是突变性的,刚加入少量时,对铸锭中晶粒的细化作用并不明显,一旦超过规定的浓度,变质作用突然明显,而且非常充分。

在变质理论和实践方面,苏联学者Н. А. 列宾得尔(Ребиндер)、М. В. 马尔采夫(Мальцев)、В. И. 多巴特金和В. И. 依拉金(Елагин)等作出了重大贡献。根据研究结果^[6,10,12]确定,结晶时,含有过渡元素的合金熔液首先生成金属间化合物——过渡金属的铝化物,这种化合物会成为结晶中心。结晶中心(晶胚)的大量均匀分布能保证铸锭具有细晶组织。变质剂的含量不应超过形成临界尺寸(1×10^{-6} 厘米)的晶胚所需的规定值,应保证在固溶体晶体结晶前晶胚的稳定性。超过规定值时,变质作用可能因晶胚生长并析出成独立相而减弱。凡按共晶或包晶反应与铝生成化合物的元素(当加入的元素浓度较小时)是最有效的变质剂。

对于工业铝合金(АМц1、Д16、В95、АМг等),不仅保存高熔点变质剂的变质作用,而且变质效果比在纯铝中还好。另外,变质剂的添加量对合金来说明显放宽。某些高熔点元素如钽、钼和钨,在纯铝中的作用不大,但在合金中却成为有效的变质剂。

过渡元素对铸锭半成品和制件的性能有良好的影响。过渡元素能提高合金的再结晶稳定性,获得没有再结晶组织的半成品,从而使强度和屈服极限提高 $10 \sim 15$ 公斤/毫米²。强度提高的原因是附加组织强化作用——挤压效应——的

结果。

在实际的生产条件下，铸锭的结晶速度超过合金的平衡结晶速度。这对半连续铸造是很有代表性的。在不平衡结晶的条件下，会产生过渡元素的过饱和固溶体。这种固溶体与其它金属的过饱和固溶体有明显的区别，具有更高的热稳定性。但是，在压力加工及热处理的温度下，过饱和固溶体分解并析出金属间化合物相的弥散质点。铸锭和半成品在塑性变形时也能产生这种过程。过渡元素呈弥散状金属间化合物析出时，对半成品的组织和性能产生极好的影响，大大提高半成品的再结晶温度。而且，析出的质点愈弥散，质点间的距离愈短，再结晶的温度就愈高。如果变形半成品中保留着过饱和固溶体，那么再结晶温度就比固溶体分解时为低。如果固溶体分解产物发生聚集，再结晶温度也会下降。

锆、铪及锰等过渡元素能大幅度提高再结晶温度（超过淬火温度），使变形半成品中保存着多边形组织。如果合金中不含过渡元素，就不可能保留这种组织。因此，变形半成品的挤压效应与过渡元素的铝化物弥散质点的形成有关，而且，这些质点上的位错密度也比较大。

在 В. И. 多巴特金、В. И. 依拉金和 Е. И. 库达依采娃（Кутайцева）等人的著作中^[18~15]，已经确立了往铝合金中加入适当的过渡元素作为合金化元素的基本原则。尤其是，为了提高强度，除主要合金化元素外，还应往铝合金中加入过渡元素，也就是说，合金化应当是复杂型的。过渡元素应当在铝中有极大的溶解度，但含量不应超过给定结晶速度时的不平衡溶解度。合金中加入少量的过渡元素时，可以获得良好的效果。实际上，一切过渡元素，对半成品的再结晶稳定性，都起良好作用，而且，与铝相比，过渡元素的原子半

径越大，合金的再结晶温度就越高。镍除外，因为它不会与铝生成过饱和固溶体。

由于过渡元素对铸锭及半成品的性能和组织起良好的作用，所以强过饱和固溶体具有重大的实用价值，但是，这种固溶体，只有在合金快速凝固时，才能获得。

结晶速度对合金组织和性能的影响

快速结晶对铸锭组织和性能的良好影响是众所周知的^[6,11,16~18]。结晶速度对多元合金的性能和组织产生影响的实质，是晶粒内部结构的细化。B. A. 里旺诺夫指出^[16]，同多相合金中晶粒尺寸的作用相比，枝晶的内部结构占主导地位。

对铝及其低合金化合金来说，如果晶粒大小对铸锭性能起决定性作用的话，那么对高合金化的铝合金来说，其铸态性能则主要取决于枝晶的分枝尺寸和枝晶间隙的扩大程度。

开始结晶前，增加液相的冷却速度和结晶过程本身的速度，就会因枝晶单个分枝的厚度减小和分枝数量的增多而有利于晶体内部结构的细化（见图1）。随着内部结构的细化，第二相夹杂和内部显微空洞不可避免地会变得更小，分布得更均匀，结果，铸锭的机械性能明显提高。

铸锭（Д1合金，直径280毫米）的平均结晶速度 v_{Σ} ，由0.5增加到8米/小时，其强度极限， σ_{Σ} ，由10提高到28公斤/毫米²；这时的相对延伸率， δ ，从2.5增加到8%。铸造硬铝合金热处理后的机械性能与结晶速度的关系见图2。

机械性能决定着铸锭在热压力加时的行为。铸锭的塑性大，可以提高加工速度，减少废品，提高成品率。同时，铸锭的机械性能，在很大程度上决定着半成品的性能，而且，

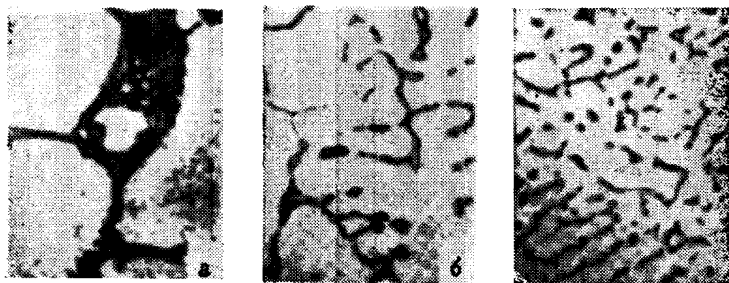


图1 枝晶内部结构的变化与结晶速度的关系⁽¹⁶⁾

$a-U_k = 6$ 毫米/分; $b-U_k = 36$ 毫米/分;

$c-U_k = 100$ 毫米/分。

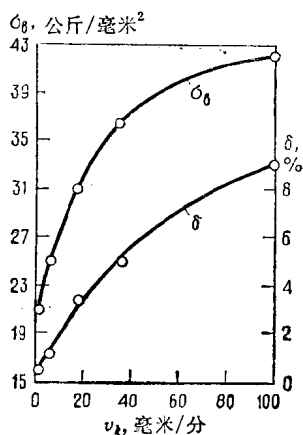


图2 铸造硬铝合金的机械性能与结晶速度的关系⁽¹⁸⁾

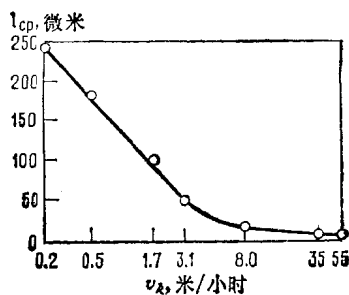


图3 硬铝合金组织的细化程度与结晶速度的关系⁽¹⁷⁾

性能越高, 铸锭的变形程度就越小。但是, 当变形程度大时, 铸造组织能影响成品件中不溶解相的尺寸, 这对利用在固态

铝中低溶解度的元素进行合金化的合金具有重大意义。

研究铸锭微观组织与结晶速度的关系表明^[17]，枝晶结构的细化同结晶速度之间的关系完全一致。将反映上述关系（枝晶网格的平均线性尺寸 l_{cp} ，与结晶速度之间的关系）的曲线（见图3）进行推导后指出，原则上可以得到单相组织的合金。

但是，大家知道，每种合金和每种尺寸的铸锭都有自己的极限结晶速度，而与合金的导热性有关。铸锭尺寸越大，极限结晶速度就越小。譬如，直径195毫米的Д16合金铸锭的极限结晶速度为6.2米/小时，而直径370毫米的铸锭则明显下降，为3.25米/小时。甚至，合金对产生裂纹的倾向也限制其结晶速度。合金的合金化程度越高，铸锭的尺寸越大，许用的结晶速度就越低。

加快冷却也不能无限制地提高铸锭的结晶速度。然而，减小被冷却的合金熔液的体积尺寸，却可以大量提高合金的结晶速度，改善其组织及性能。

小体积金属的冷却工艺，在В. Г. 葛罗弗金(Головкин)推荐的丝状毛坯的连续铸造法中得到了应用。按照这种工艺，金属熔液呈细流状（直径<7毫米）从炉壁的孔中流出，被水冷却，并凝固成细丝。金属因快速结晶而得到被细化了的合金组织，使铸造出的丝状毛坯获得高的机械性能（见表1）。

曾经有许多专著讨论了含过渡元素的铝固溶体的过饱和程度与合金结晶速度的关系^[19~28]。其中的大多数著作都是研究锰在铝中的过饱和固溶体^[19~28]。例如，在参考文献[22]中指出，快速结晶时，可能产生含锰3.65%的 α -固溶体。И. Н. 弗里德梁得尔和 Н. С. 苏沃洛娃(Суворова)得到过

表1 硬铝合金的机械性能与
结晶时散热速度的关系

试 样	铸造方法	散热速度 (卡/厘米 ² ·小时)	σ_b (公斤/毫米 ²)	δ (%)
铸锭, 直径 20 毫米①	水冷模铸造	5	30	2
铸锭, 直径 200 毫米②	连续铸造, 往铸锭上喷水	100	39	7
铸造的丝状毛坯③	B. Γ. 葛罗 弗金法	1000	42	15

- ① 铸锭在加热状态下可轧制和挤压, 但不能锻造;
- ② 铸锭在加热状态下可锻造、轧制和挤压, 但不能冷变形;
- ③ 在铸造状态下也可以冷拉。

相同的结果。对 Al-Mn 系合金采用很高的结晶和冷却速度 (合金熔液的结晶速度为 25000°C/秒, 凝固后的合金冷却速度为 5000°C/秒) 表明, 在铸锭的表层中, α -固溶体含有 9.2% 锰, 大大超过在淬火温度下的平衡溶解度 (1.82%)^[24]。同时, 在铸锭的深层中, 锰的溶解度剧烈下降。

在参考文献[25、26]中曾经研究过 Al-Mn 和 Al-Cr 系合金薄膜。这种薄膜是用喷射法制取的, 即将合金熔液在 800~890°C 下喷射到铜板上, 这时的冷却速度为 50000°C/秒。曾指出, 随着固溶体中锰含量增加到 9%, 铬含量增加到 5.9%, 薄膜的显微硬度也不停地迅速增高。利用顺磁法测定铝中锰和铬的过饱和固溶体的单相化程度。业已确定, 在 Al-Mn 系中, 当冷却速度大时, 结晶出含锰 < 6% 的单相固溶体。在含锰量多的合金中, 固溶体处于平衡状态, 有 γ -

相，其数量极少，用X射线照相法查不出来， γ -相一旦存在，合金的点阵常数将随锰含量增加到10.2%而不断减小。在Al-Cr系中，当铬含量 $\leq 2\%$ 时，结晶出单相固溶体。铬含量高时，过饱和固溶体处于平衡状态，有介稳定 Al_4Cr 相。

研究含钨、钒和钼的铝合金表明^[27]，在介稳定状态下，钒在铝中的最大过饱和度为1.2%，钼为0.63%，钨为1.0%，然而，这些元素的平衡溶解度却为：0.3%钒、0.25%钼及0.16%钨。同时获得含铁 $\leq 0.2\%$ 和锆 $\leq 0.6\%$ 的铝基过饱和固溶体（铁和锆在铝中的平衡溶解度各等于0.52%和0.28%）。过渡元素在铝中的低速扩散使过饱和固溶体具有较高的高温稳定性。含锰至4.0%的固溶体，当温度大于400°C时，发生分解。含钒、钼和钨的铝固溶体，在350~400°C时，开始分解。Al-Cr系合金，用锆和钼合金化时，可以大大推迟其过饱和固溶体的分解过程^[28]。这类固溶体大体上在475~600°C的范围内发生分解。

因此，快速结晶实际上是提高半成品机械性能的发展前途的方向之一。

氧化物相和金属间化合物相弥散质点的作用

氧化物相和金属间化合物相的弥散质点对金属及合金的室温和高温性能有好的影响。这类质点具有高温稳定性，能提高半成品的再结晶温度，从而，机械性能得以大幅度增加。可以利用各种方法往金属基体中添加氧化物相的弥散质点，例如采用金属和氧化物粉末的机械混合法、内部氧化法、氧化物或氢氧化物混合物的选择还原法、等等。文献中还介绍了制取方法和由异类氧化物（如Cu-SiO₂、Cu-Al₂O₃、Ni-Al₂O₃、Ni-ThO₂、Fe-Al₂O₃、W-ThO₂等）弥散质点所强

化的材料的组织和性能。

对于铝，广泛采用细弥散粉末的表面氧化法。这种方法主要用来生产烧结铝粉材料(САН)。大多数著作专门研究烧结铝粉的生产工艺组织及性能。参考文献[29~32]对这些研究结果作了最全面的评价。采用压缩空气雾化工业纯铝熔液。这种方法制得的粉末呈球形，尺寸为100~300微米。将粉末放在球磨机中研磨，为了避免因铝粉剧烈氧化而产生强热，建议在汽油、酒精或控制含氢量的保护气氛（如氮气）中进行研磨。由于铝与氧的亲合力大，所以在研磨过程中粉末表面被覆上一层厚0.01微米的氧化膜。铝粉在球磨机中研磨时，要添加脂类润滑剂，防止粘结。一般采用硬脂酸作为润滑剂。硬脂酸的数量决定于粉末的研磨度，以及粉末中氧化铝的相应数量。

单个粉末为厚度小于1微米的粉片。研磨度最大时，粉末的松装比重为0.2~0.3克/厘米³。要把这种粉末压实成密度为2.8克/厘米³的半成品，显然，是困难的。因此，球磨机不能因获得最大研磨度的粉末而停止工作，应在粉末无法再细化的条件下继续工作，使粉末团化，也就是说，使粉末大致上粘结成尺寸为50~100微米的等轴球团，这时，粉末的松装比重明显增大（达到1.0~1.4克/厘米³），也容易被加工成压实材料。根据半成品的生产目的，将球团状粉末压成块，挤压，轧制或进行其它的加工。

从历史上看，烧结铝粉并不是由氧化物相质点强化的最早的材料。由二氧化锆强化的铂和加有二氧化钍的钨(W-ThO₂)比烧结铝的时间早得多。但是，由氧化物相弥散质点强化金属的思想正好是在烧结铝粉的生产方面体现出来，而且应用上也最为成功。因此，烧结铝粉是一种有开拓意义

的典型新材料（氧化物相弥散质点强化材料）。

烧结铝粉型材料与普通时效合金的区别，不仅在制造方法上有其特殊性，而且也不能把烧结铝粉及其类似材料的强化机理看成是由过饱和固溶体分解并析出第二相弥散质点的合金强化机理。电子显微镜的研究表明，与时效合金中的析出物相比，烧结铝粉中的氧化铝质点为较粗大的夹杂物。在第二相质点的尺寸方面，已知的大多数烧结铝型材料只能与强过时效合金相比。根据 CTY-1-2-64 技术条件，CAП-1 板材的室温强度极限为 ≥ 28 公斤/毫米²，在 500°C 时，为 ≥ 3.5 公斤/毫米²。CAП 半成品短时拉伸试验的典型机械性能列于表 2。

表 2 CAП 半成品的机械性能

材料牌号	t (°C)	σ_b (公斤/毫米 ²)	$\sigma_{0.2}$ (公斤/毫米 ²)	δ (%)
焊接板材 (厚 1.5~2 毫米)				
CAП-1	20	34	30	4
	250	16.5	—	12
	350	8.0	—	15
	500	4	—	8
挤压棒材和带材				
CAП-1	20	29~31	20	7~9
	250	18~19	—	4~6
	350	14~15	—	3~4
	500	10	—	2
CAП-2	20	32	23	4
	250	19	16	3
	350	15	13	2
	500	10	8	1