

晶粒粗大和细化

（一）晶粒大小对性能的影响

1. 晶粒大小对力学性能的影响

一般情况下，晶粒细化可以提高金属材料的屈服点（ σ_s ）、疲劳强度（ σ_{-1} ）、塑性（ ψ 、 δ ）和冲击韧度（ α_k ），降低钢的脆性转变温度，因为晶粒越细，不同取向的晶粒越多，晶界总长度越长，位错移动时阻力越大，所以能提高强度和韧性。因此，一般要求总希望获得细晶粒。

钢的室温强度与晶粒平均直径平方根的倒数成直线关系（见图1）。其数学表达式为

$$\sigma_s = \sigma_0 + Kd^{1/2}$$

式中 σ_s ——钢的强度（MPa）；

σ_0 ——常数、相当于钢单晶时的强度（MPa）；

K——与材料性质有关；

d——晶粒的平均直径（mm）

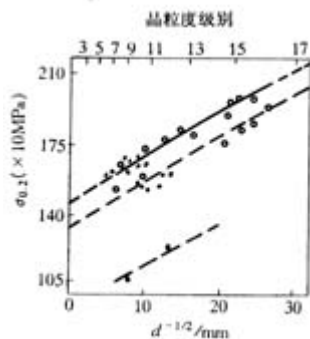


图1 晶粒大小对钢的强度影响

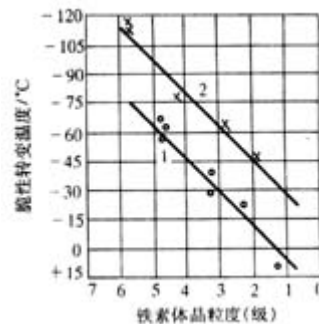


图2 晶粒大小对钢的脆性转变温度的影响

1— (C)=0.02%， (Ni)=0.03%

2— (C)=0.02%， (Ni)=3.64%

合金结构钢的奥氏体晶粒度从9级细化到15级后，钢的屈服强度（调质状态）从1150MPa提高到1420MPa，并使脆性转变温度从-50℃降到-150℃。图2为晶粒大小对低碳钢和低碳镍钢冷脆性转变温度的影响。

对于高温合金不希望晶粒太细，而希望获得均匀的中等晶粒。从要求高的持久强度出发，希望晶粒略为粗大一些。因为晶粒变粗说明晶界总长度减少，对以沿晶界粘性滑动而产生变形或破坏形式的持久或蠕变性能来说，晶粒粗化意味着这一类性能提高。但考虑到疲劳性能又常希望晶粒细一点，所以对这类耐热材料一般取适中晶粒为宜。例如GH135晶粒度对疲劳性能及持久性能的影响：晶粒度从4~6级细化到7~9级时，室温疲劳强度从290MPa提高到400MPa。在700℃下，疲劳强度从400MPa提高到590MPa。因为在多数情况下大晶粒试样疲劳断口的疲劳条痕间距较宽，说明疲劳裂纹发展速度较快；而疲劳裂纹在细晶粒内向前推进时，不但受到相邻晶粒的限制，而且从一个晶粒到另一个晶粒还要改变方向，这些都可能是细晶能提高疲劳强度的缘故。但是，晶粒细化后持久强度下降，蠕变速度增加。例如晶粒从5级细化到7级时，在700℃下100h的持久强度从450MPa下降到370MPa。而当晶粒度由4~5级细化到10~11级时，在700℃和44MPa下的最小蠕变速度比原来增加了25~100倍，持久寿命缩短到原来的十分之一。

2. 晶粒大小对理化性能的影响

（1）晶粒大小对晶界腐蚀敏感性的影响

以1Cr18Ni9Ti不锈钢为例（图3），从图中可以看出粗晶粒钢比细晶粒钢晶界腐蚀敏感性大。

一般说来，粗晶粒使晶界腐蚀的程度加深，抗应力腐蚀能力下降；但重量损失减少，因为粗晶粒比细晶粒的晶界少。

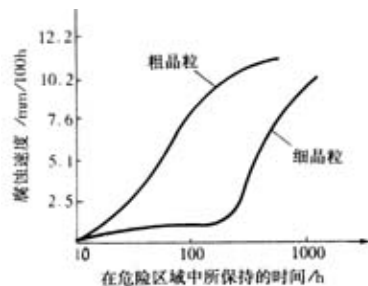


图3 晶粒大小对 1Cr18Ni9Ti 钢抗腐蚀性能的影响

(2) 晶粒大小对导磁性能的影响

工业纯铁常常作为导磁体广泛用于仪表生产中。室温下纯铁的晶粒尺寸对最大导磁率 μ_{\max} 的影响列于表 1。由表中可以看出，晶粒越大， μ_{\max} 也越大。

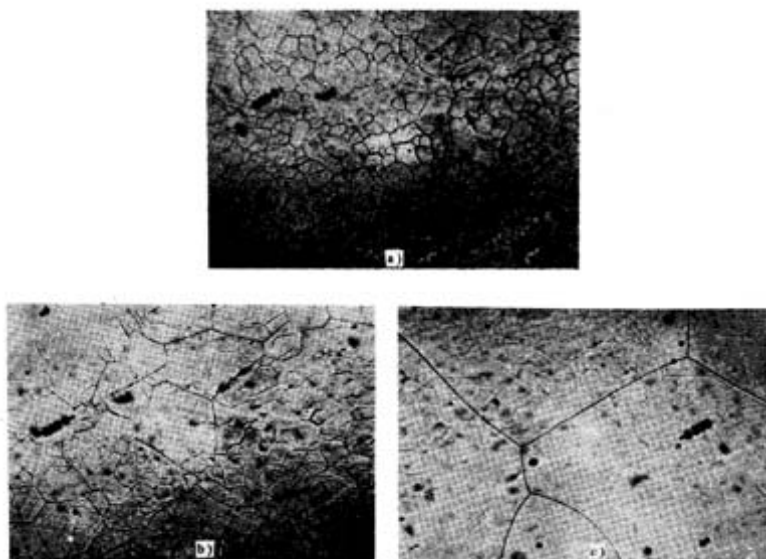
表 1 工业纯铁晶粒大小对最大导磁率 μ_{\max} 的影响

晶粒尺寸 (×100 倍) /mm	μ_{\max} (H/m)	晶粒尺寸 (×100 倍) /mm	μ_{\max} (H/m)
6.3	4×0.00082	0.6	4×0.000679
2.7	4×0.00080	0.3	4×0.000409
1.2	4×0.00073		

(二) 影响晶粒大小的一些主要因素

1. 加热温度

从热力学条件来看，在一定体积的金属中，晶粒愈粗，则其总的晶界表面积就愈小，总的表面能也就愈低。由于晶粒粗化可以减少表面能，使金属处于自由能较低的稳定状态，因此，晶粒长大是一种自发的变化趋势。晶粒长大主要是通过晶界迁移的方式进行的，要实现这种变化过程，需要原子有强大的扩散能力，以完成晶粒长大时晶界的迁移运动。由于温度对原子的扩散能力有重要影响。因此，加热温度愈高，晶粒长大的倾向愈大。图片 4a、b、c 是硅钢片试样的同一部位，在加热升温过程中，在高温显微镜下拍的，由图可知，随着加热温度的不断升高，晶粒不断长大。由于晶界的显示是采用真空热蒸发方式来完成，所以各阶段的晶界仍被保留下来。



图片 4 连续加热时硅钢片晶粒不断长大情况 200 ×

- a) 冷轧后在 870 ~ 880 °C 保温
- b) 升温到 1000 ~ 1020 °C
- c) 升温高于 1020 °C 保温

2. 机械阻碍物

一般说来,金属的晶粒随着温度的升高不断长大,几乎成正比关系。但是,也不完全如此。有时加热到较高温度时,晶粒仍很细小,可以说没有长大,而当温度再升高一些时,晶粒突然长大。例如本质细晶粒钢,在加热到 950℃ 之前,晶粒是细小的,之后晶粒则将迅速长大;有些材料,随加热温度升高,晶粒分阶段突然长大。一般称前一种长大方式为正常长大,后一种为异常长大。晶粒异常长大的原因,是由于金属材料中存在机械阻碍物,对晶界有钉扎作用,阻止晶界迁移的缘故。

图 5 为 Ly 铝合金中的机械阻碍质点影响晶粒长大的情况。此种质点在晶粒长大时使晶界发生弯曲,不易通过。

图 6 和 7 分别为有点状偏析的涡轮盘和点状偏析处的高倍组织,此处有较多的碳硼化合物,由于这些质点的存在,阻碍了这一区域晶粒的长大。



图 5 LD2 合金中的机械阻碍物对晶界迁移的阻碍(箭头所指) 530×

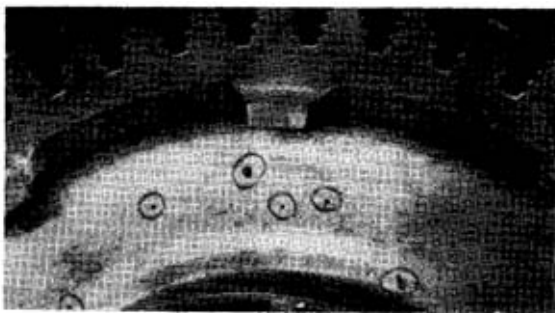


图 6 涡轮盘点状偏析的低倍组织

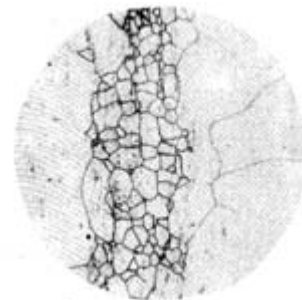


图 7 点状偏析处的高倍组织(细晶带为碳、硼化合物偏析区) 100×

同一钢种的电渣重熔钢比电炉钢的过热温度低,晶粒容易粗化,原因是由于前者夹杂物少。

机械阻碍物在钢中可以是氧化物(Al_2O_3 等)、氮化物(如 AlN 、 FeN 等)和碳化物(VC 、 TiC 、 NbC 、 WC 等)等;在铝合金中可以是 Mn 、 Cr 、 Ti 、 Fe 等元素及其化合物。

第二相质点对晶界迁移阻力愈大,则晶界迁移愈困难,晶粒愈不易长大。第二相质点的总钉扎力与第二相的体积分数和第二相粒子半径有关。第二相质点的体积分数愈大,则晶粒尺寸愈小;第二相体积分数一定时,粒子半径愈小,则总的钉扎力愈大,晶粒尺寸便愈小,反之,便愈大。因此,随着加热温度升高,第二相粒子集聚长大时,由于总的钉扎力减小,晶粒便随之长大。当加热温度很高,机械阻碍物溶入晶内时,晶粒便迅速长大到与其所处温度对应的尺寸大小。由于这些物质溶入基体时的温度有高有低(即稳定性大小不同),存在于钢内的数量有多有少,种类可能是一种或几种同时存在,因此,使晶粒突然长大的温度与程度就有所不同。例如本质细晶粒钢的机械阻碍物主要是 AlN 和 Al_2O_3 ,它们在 950℃ 之后溶入晶内,阻碍作用便消失,于是,晶粒便迅速长大。图 8 为 GH220 高温合金晶粒尺寸随加热温度变化的情况。GH220 中的机械阻碍物主要是 γ' 相、二次碳化物 M_6C 、硼化物和一次碳化物 TiC 、 $TiCN$ 等。 γ' 相的固溶温度是 1160℃, M_6C 的固溶温度是 1190℃,按图中的曲线可以将晶粒长大的过程分为三个阶段:第一阶段,在 1140℃ 以下,晶粒尺寸几乎没有变化,在 1140~1160℃ 范围内晶粒尺寸突然长大,这是由于 γ' 相溶解引起的;第二阶段,在 1180~1200℃ 范围内,由于 M_6C 的溶解,促使晶粒更迅速长大;第三阶段,当高于 1220℃ 时,晶粒继续长大,以至出现粗大晶粒,这是由于晶界微量相(主要是硼化物)的溶解引起的。

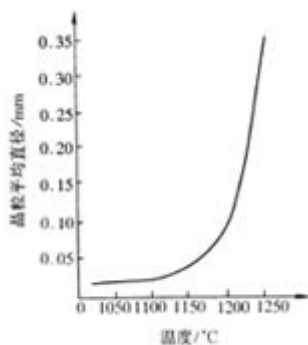


图 8 GH220 合金晶粒平均直径随温度变化的曲线

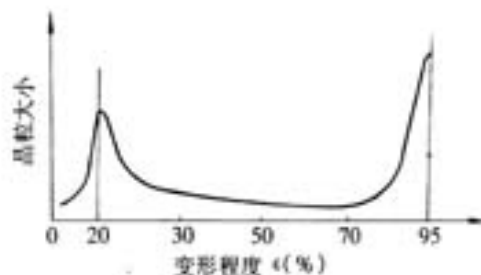


图 9 再结晶后的晶粒大小与变形程度的关系

应该指出,通常所说的机械阻碍物总是指一些极小的微粒化合物;但是第二相固溶体也可以起机械阻碍作用,阻止晶粒长大。例如,一些铁素体型不锈钢,特别是高铬($(Cr) > 21\%$)类型的不锈钢,加入少量镍($(Ni) \approx 2\%$)或锰($(Mn) \approx 4\%$),由于能形成少量奥氏体,使作为基体的铁素体晶粒不易长大,从而提高了材料的韧性。又例如, $\alpha + \beta$ 钛合金中的初生 β 相和 $\alpha + \delta$ 铜合金中的 δ 相,可以阻止 α 晶粒长大,当温度超过 β 转变温度时,由于 β 相消失, α 晶粒将迅速长大。

3. 变形程度和变形速度

变形程度对晶粒大小影响的规律如图 9 所示。总的看,随着变形程度从小到大,晶粒尺寸由大变小,但是晶粒大小有两个峰值,即出现两个大晶粒区,第一个大晶粒区叫做临界变形区。不同材料和不同变形温度时,临界变形程度的大小不一样,临界变形区是一个小变形量范围。在某些情况下,当变形量足够大时,可能出现第二个大晶粒区。

关于临界变形区晶粒长大的机理,有二种理论:一是按经典理论认为临界变形区粗晶是由于该区变形量小,形核数目少,新晶核靠消耗其周围已变形晶胞而长大;二是近代研究认为,该区是无形核长大形成的,是由于变形程度小,位错密度低,不足以形成再结晶核心。而某些晶粒由于位向不合适,没有塑性变形或变形很小,于是在加热过程中,这些晶粒的晶界以畸变能差为驱动力向邻近的畸变能高的晶粒内迁移。随着晶界迁移和晶粒长大,这些晶粒与相邻晶粒相比,不仅畸变能小,而且接口曲率小,于是接口曲率又成为新增加的驱动力。因此,晶界迁移的驱动力随着晶粒的长大而增大。在高温下第二相质点的集聚和固溶也加速了这一过程。临界变形区粗晶可能同时按上述两种机理或其中一种机理而形成。图 10、11 所示为热轧钢板在轧制过程中局部表面划伤,在划痕两侧,因变形量不大,处于临界变形,从而产生粗晶,图片 8-255 中见到的粗晶,也是属于临界变形的例子。

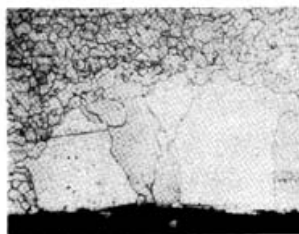
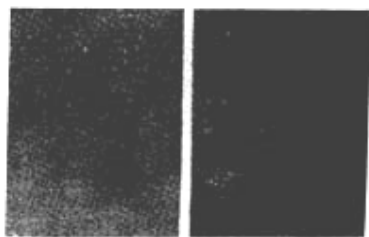


图 10 低碳钢热轧板的划痕(左)及其对应的粗晶带(右) 50 \times 图 11 粗晶处的板材端面晶粒情况 200 \times

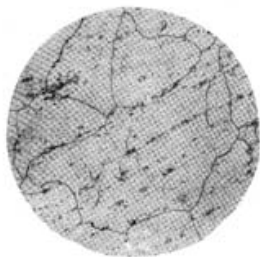


图 12 4Cr14Ni14W2Mo 钢排气阀门颈部的粗大晶粒 100 \times

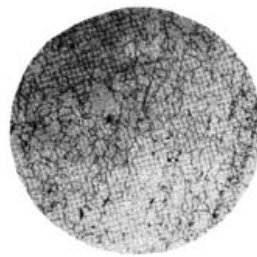


图 13 一火成形的排气阀门颈部的细小晶粒 100 \times

当变形量大于临界变形后，金属内部均产生了塑性变形，因而再结晶时，同时形成很多核心，这些核心稍一长大即互相接触了，所以再结晶后获得了细晶粒。图 13 就是改进工艺（即增大变形量，避免临界变形）后获得的细晶粒。

当变形量足够大时，出现第二个大晶粒区。该区的粗大晶粒与临界变形时得到的大晶粒不同，一般称为织构大晶粒。所谓织构，是指在足够大的变形量下，金属内的各个晶粒的某一个晶面都沿着变形方向排列起来，也叫做“择优取向”。由变形产生的织构称“加工织构”或“变形织构”。把已经有了“变形织构”的材料进行再结晶退火，发现再结晶后的晶粒位向与原来变形织构位向几乎一致，这种具有一定取向的再结晶组织，称为再结晶织构或退火织构。图 9 中出现的第二个大晶粒峰值，显然是先形成变形织构，经再结晶后形成了织构大晶粒所致。图 14 所示为 LD₂ 铝合金经大变形后出现的变形织构（箭头所指处）

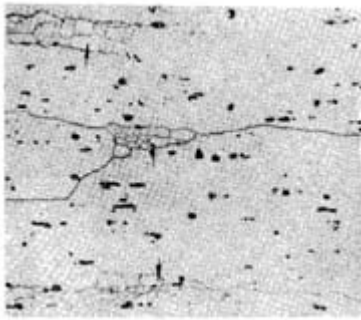


图 14 合金中的再结晶织构（箭头所指）210×

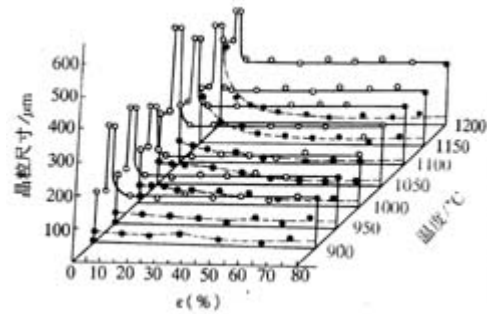


图 15 GH135 合金固溶再结晶图（图中虚线是 GH135 合金的第二类再结晶图）

关于第二峰值出现大晶粒的原因还可能是：

由于变形程度大（大于 90% 以上），内部产生很大热效应，引起锻件实际温度大幅度升高；

由于变形程度大，使那些沿晶界分布的杂质破碎并分散，造成变形的晶粒与晶粒之间局部地区直接接触（与织构的区别在于这时互相接触的晶粒位向差可以是比较大的），从而促使形成大晶粒。

4. 固溶处理前的组织情况

固溶处理后的晶粒大小除了受固溶温度和机械阻碍物质的影响外，受固溶加热前的组织情况影响很大。如果锻后是未再结晶组织，而且处于临界变形程度时，固溶处理后将形成粗大晶粒；如果锻后是完全再结晶组织，固溶处理后一般可以获得细小而较均匀的晶粒；如果锻后是不完全再结晶组织，即半热变形混合组织，固溶加热时，由于各处形核的时间先后、数量多少和长大条件等不一样，固溶处理后晶粒大小将是不均匀的。以 GH135 高温合金为例，图 15 为其固溶处理时的再结晶立体图。图上点划线是表示各种变形温度和变形程度下热变形后的晶粒大小。由于这种合金的再结晶温度高，再结晶速度慢，锻后常常出现未完全再结晶或未再结晶的组织。当锻后是未再结晶组织，且变形量处于临界变形区时，由图中可以看出，固溶处理后将形成粗晶。在非临界变形区范围内，如果锻后是半热变形的混合组织，虽然固溶处理后平均晶粒度不大，但是晶粒的不均匀程度较大。这对零件的力学性能是很不利的。

GH3 合金也是再结晶温度高、再结晶速度慢的一种材料。某厂在锻 GH3 合金的小型锻件时，锻前加热温度选用 1100，经平锻机一次锻造成形，固溶处理后因晶粒粗大导致了产品的报废。而将锻前加热温度提高后就得到了合格的晶粒组织。锻前加热温度选用 1100，虽然高于再结晶温度，但由于锻件尺寸较小，在操作过程中温度降低很快，所以变形时坯料的实际温度已接近或低于再结晶温度，于是经锻造和固溶处理后得到的是晶粒粗细不均的组织。后来，适当提高加热温度，虽然在操作过程中坯料温度会有所降低，但变形终了时仍能保证在再结晶温度以上，最后得到的是均匀的细晶组织。

除以上四个因素外，化学成分和原始晶粒度对晶粒尺寸也有不同程度的影响，在此不再一一讨论了。

（三）细化晶粒的途径

1) 在原材料冶炼时加入一些合金元素（钽、铌、锆、钼、钨、钒、钛等等）及最终采用铝和钛作脱氧剂等工艺措施来细化晶粒。它们的细化作用主要在于：当液态金属凝固时，那些高熔点化合物起结晶核心作用，从而保证获得极细的晶粒。此外，这些化合物同时又都起到机械阻碍作用，使已形成的细晶粒不易长大。

2) 采用适当的变形程度和变形温度也能达到细化晶粒的目的。例如在设计模具和选择坯料形状、尺

寸时，既要使变形量大于临界变形程度，又要避免出现因变形程度过大而引起的激烈变形区，并且模锻时应采用良好的润滑剂，以改善金属的流动条件，使其变形均匀。锻件的晶粒度主要取决于终锻温度下的变形程度。

碳素结构钢和合金结构钢的临界变形程度范围列于表 2 中。

表 2 碳素结构钢和合金结构钢的临界变形程度范围

锻造温度/	碳素结构钢（%）	合金结构钢（%）
850	6 ~ 10	5 ~ 15 （ < 20）
900 ~ 1000	2.5 ~ 20	5 ~ 15（ < 20）
1100	0 ~ 20	5 ~ 20
1200	0 ~ 30	5 ~ 20（ < 25）

锻造时应恰当控制最高热加工温度（既要考虑到加热温度，也要考虑到热效应引起的升温），以免发生聚合再结晶。如果变形量较小时，应适当降低热加工温度。

终锻温度一般不宜太高，以免晶粒长大。但是对于高温合金等无同素异构转变的材料，终锻温度又不宜太低，不应低于出现混合变形组织的温度。

生产实践表明 38Cr 和 40CrNiMoA 等钢种终锻温度也不宜过低，否则，本质晶粒度级别将增大。这是由于在较低温度锻造时，有部分 AlN 析出，热处理加热时，AlN 便在已存在的 AlN 颗粒上继续析出，使 AlN 的颗粒粗大，机械阻碍作用减小的缘故。因此，这些钢的终锻温度一般高于 930 。

3) 采用锻后正火（或退火）等相变重结晶的方法来细化晶粒。必要时利用奥氏体再结晶规律进行高温正火来细化晶粒。

4) 将材料加热到相变点以上，并迅速冷却，这样反复数次的急热急冷可以获得超细晶粒。急热时，在获得一定过热度的情况下，可产生大量晶核。急冷使晶核不能迅速长大。例如 GC15 材料快速加热到 800 ~ 850 用冷盐水冷却，反复四次可获得超细晶粒。