

第九章 回复与再结晶

§ 9-1 冷变形金属在加热时的组织与性能变化

§ 9-2 回复

§ 9-3 再结晶

§ 9-4 晶粒长大和二次再结晶

§ 9-5 金属的热变形

2008.9.23

1

§ 9-1 冷变形金属在加热时的组织与性能变化

一、冷变形金属组织、性能特点

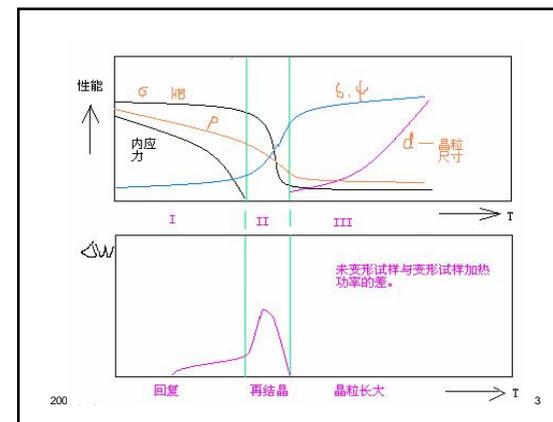
- 组织上: 大量位错缠结、位错交割形成过饱和点缺陷、晶粒强烈变形
- 性能上:

宏观加工硬化(或形变强化)作用, 内应力存在(三类内应力) 微观点阵畸变
电阻率提高、储存变形能、密度下降

二、冷变形金属加热时的变化过程

2008.9.23

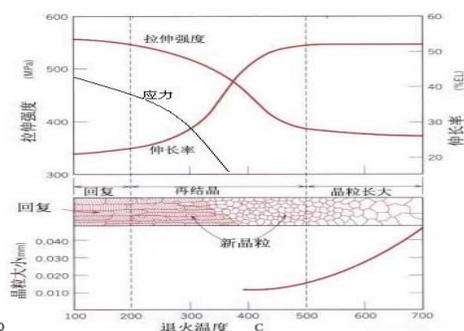
2



200

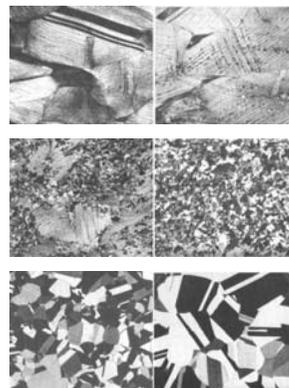
3

变形黄铜 (Cu-30%Zn)退火时的性能与组织变化



20

4



2008.9.23

5

§ 9-2 回复

- 定义: 冷变形金属在加热到发生再结晶过程之前所发生的性能和显微结构的变化过程称之为回复。

一、回复过程的特征:

- 1、在回复过程中, 显微组织不发生变化(晶粒形状、尺寸、位错密度等)。
- 2、回复过程中, 绝大部分应力(第一、第二类应力)得以消除。
- 3、力学性能变化不大; 但物理性能(如电阻率、密度等)有较显著变化。
- 4、形变储存能部分消除。
- 5、内部结构在回复过程中发生了变化。

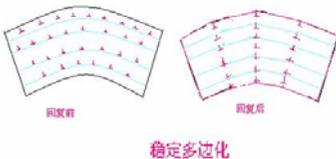
2008.9.23

6

- 二、回复机制
- 1、低温回复 (~0.1Tm)
 - 回复主要与点缺陷的迁移有关。
 - 冷变形时，位错交割作用产生的过饱和空位和间隙原子，在一定温度下被热激活，迁移，并消失。从而使电阻率下降，密度上升。
- 2、中温回复 (0.1-0.3Tm)
 - 回复主要与位错运动有关。
 - 温度较高时，位错运动将被激活，通过滑移、攀移（与空位的复合作用）等，使异号位错相互抵消而消失，使位错排列发生重新分布，从而使位错密度下降，部分应力得以消除，力学性能有微量变化。
 - 但若位错组态稳定，则该过程难以进行。
- 3、高温回复 (>0.3Tm)
 - 高温回复的主要机制是多边化。

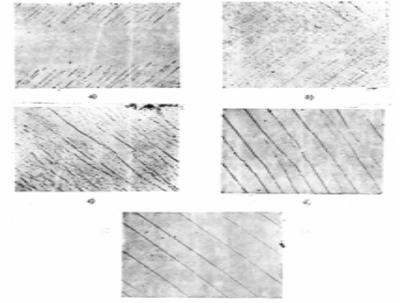
2008.9.23 7

- 因原始位错组态的不同，多边化有两种类型：
 - 稳定多边化、再结晶前多边化。
 - (1) 稳定多边化



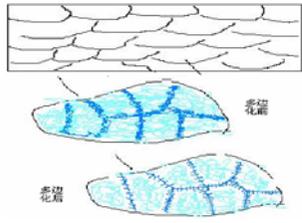
- 对于变形量较低金属（特别是弯曲变形），内部位错密度低、分布均匀，在高温回复阶段发生位错的滑移、攀移运动，使位错重新排列，形成位错壁，组成亚晶界。亚晶的形成大大降低了位错的弹性应变能。这一过程将对后来的再结晶产生阻碍作用。

2008.9.23 8

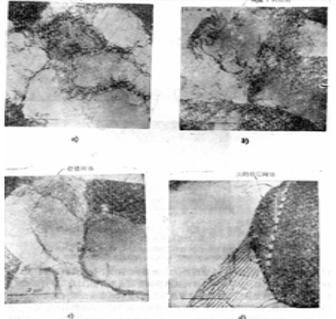


2008.9.23 9

- (2) 再结晶前多边化
- 对于经过大变形量的金属在材料内部形成位错缠结和位错胞。胞壁位错密度高包内位错密度低，位错不均匀分布。在高温回复阶段，胞壁上缠结位错通过交滑移（螺旋型）和攀移（刃型）产生位错的重新分布和位错密度的降低，从而使胞壁平直化。胞壁变成了更薄、更规则的。
- 亚晶界，每一个位错胞变成了一个亚晶。但这些亚晶内，仍具有较高的位错密度和畸变能，且亚晶细小，这一过程实际上是再结晶过程的前奏。通过亚晶的长大、合并，可形成新的晶粒核心。

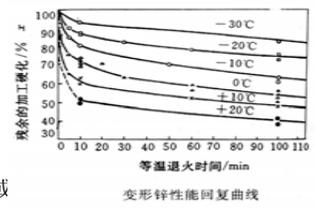


2008.9.23 10



2008.9.23 11

三、回复动力学



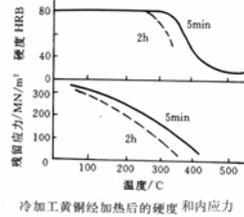
- 剩余加工硬化1-R或
- $\ln x = \text{常数} - A \cdot e^{\frac{Q}{RT}} \cdot t$
- 达到相同回复程度所需 时间 t 与温度 T 的关系为：
- $\ln t = \text{常数} + \frac{Q}{RT}$
- 有些时候，不遵循上述 公式，而满足下式：
- $1 - R = x = b - a \ln t$

2008.9.23 12

四、回复的应用

去应力退火，消除第一、二类应力，防止变形、开裂。

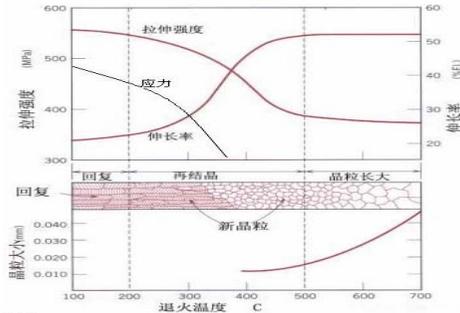
- 例如，黄铜弹壳的去应力退火 (200~300C)
- 冷拔钢丝的去应力退火 (铅浴)
- 铸件、焊接件的去应力退火。



2008.9.23

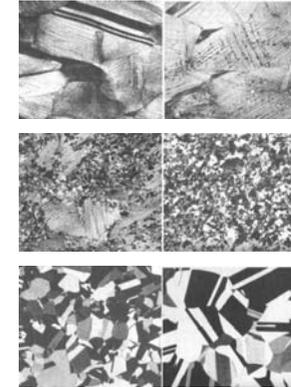
13

§ 9-3 再结晶



2008.9.23

14



2008.9.23

15

定义：当变形金属加热到较高温度，发生了显微组织结构（由变形晶粒变成了低缺陷密度的等轴晶粒），力学性能发生突变，这一过程称为再结晶。

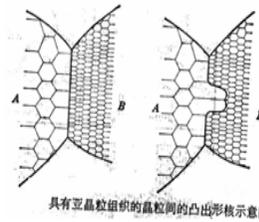
- 一、再结晶过程的特征
- 1、显微组织发生显著变化：强烈变形晶粒 → 新的等轴晶粒
- 2、力学性能发生剧变：强度 硬度 韧性，基本上恢复到变形前水平
- 3、变形储存能全部释放：第三类应力（点阵畸变）完全消除；位错密度大大降低。

2008.9.23

16

二、再结晶过程机制

- 再结晶过程也是一个形核和核心长大的过程。
- 但和一般的相变过程不同，新形成的晶核与原有晶粒是同一相，只是缺陷密度不同。因此再结晶过程不是相变。



- 1、晶界弓（凸）出形核

2008.9.23

17

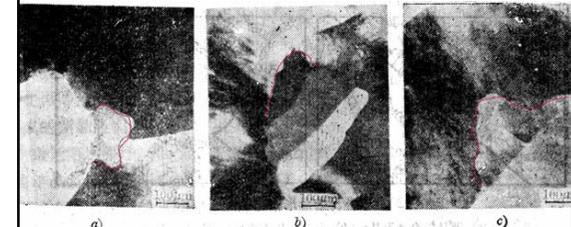


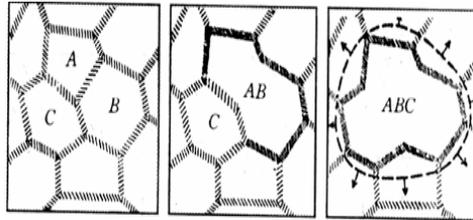
图 8-19 经 21% 压缩的铝在退火时的凸出形核

a) 395°C 退火 11 分钟；b) 同 a)，但另一视野；c) 395°C 退火 42 小时

2008.9.23

18

2、亚晶转动、聚合形核



亚晶转动、聚合模型

2008.9.23

19

3、亚晶界迁移、亚晶长大形核

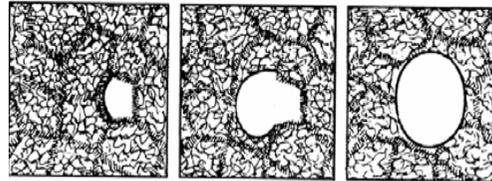


图 10-11 亚晶界迁移、亚晶长大形核模型

2008.9.23

20

三、再结晶形核的形核率N的影响因素

- 1、变形程度: $\varepsilon \uparrow \Rightarrow N \uparrow$
- 2、材料纯度: 杂质一方面, 增加变形难度, 提高储存能 $\Rightarrow N \uparrow$
另一方面, 杂质界面偏聚, 减少形核位置 $\Rightarrow N \downarrow$
- 3、晶粒大小: 细化晶粒, 产生细晶强化 \Rightarrow 提高储存能 $\Rightarrow N \uparrow$
增加界面形核位置 $\Rightarrow N \uparrow$
- 4、温度: $T \uparrow \Rightarrow N \uparrow$
$$N = N_0 \cdot \exp\left(-\frac{Q_n}{RT}\right)$$

 Q_n -- 形核激活能。

2008.9.23

21

四、再结晶核心的长大

- 长大的驱动力是缺陷的消失, 储存能的降低。
- 长大速率G可表示为:

$$G = \frac{D_B E_s}{KT \lambda}$$

D_B -- 晶界处的自扩散系数,
 λ -- 界面宽度, E_s -- 单位摩尔储存能。

根据扩散理论:

$$D_B = D_0 \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right)$$

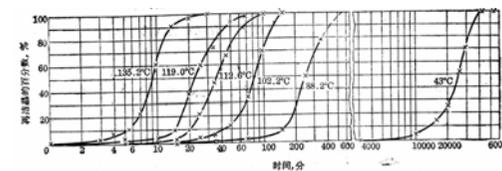
因此

$$G = G_0 \cdot \exp\left(-\frac{Q_s}{RT}\right)$$

2008.9.23

22

五、再结晶动力学



经 98% 冷轧的纯铜 (99.999% Cu) 在不同温度下的等温再结晶曲线

符合 S 形曲线, 有一孕育期, 生长先慢 -- 后快 -- 再慢。
Avrami (阿弗拉密) 提出, 再结晶的动力学曲线可表示为:
 $x = 1 - \exp(-Kt^n)$
 n, K 为常数。
或: $\ln(1-x) = -Kt^n$
或: $\lg \ln \frac{1}{1-x} = \lg K + n \lg t$
 n 几乎与温度无关。

2008.9.23

23

- 再结晶是一热激活过程, 因此温度越高, 再结晶进行得越快。再结晶速率 V_R 与温度 T 的关系可按阿尔尼乌斯公式给出。

$$V_R = A \cdot \exp\left(-\frac{Q_R}{RT}\right)$$

Q_R -- 再结晶激活能

另外, $V \propto \frac{1}{t}$, (t -- 产生一定

再结晶体积分数的时间)

$$\text{因而: } \frac{1}{t} = A' \cdot \exp\left(-\frac{Q_R}{RT}\right)$$

$$\Rightarrow \frac{1}{T} = K + \frac{R}{Q_R} \ln t$$

作 $\frac{1}{T} \sim \ln t$ 关系图, 其斜率为 $\frac{R}{Q_R}$,

从而可求得 Q_R 。 Q_R 与 T 基本无关,

因而在不同温度下, 得到相同体积再结晶晶粒的时间与温度的关系为:

$$\frac{t_1}{t_2} = \exp\left(-\frac{Q_R}{R} \left(\frac{1}{T_2} - \frac{1}{T_1}\right)\right)$$

2008.9.23

24

六、再结晶温度

严格地，再结晶温度是出现第一个再结晶晶粒的温度。但这一温度很难测定。一方面，人们无法预知在何处出现第一个再结晶晶粒，而且，出现第一个再结晶晶粒的温度还与加热速度密切相关。

实际再结晶温度，一般由实验测定：以经过大变形的金属 ($\epsilon > 70\%$) 在 0.5 ~ 1h 内，开始明显再结晶的温度，定义为再结晶温度 T_R 。

对于纯金属，一般有： $T_R = (0.35 \sim 0.40)T_m \approx 0.4T_m (K)$
而在实际再结晶退火时，一般选择再结晶退火温度 $T = T_R + 100 \sim 200 K$

2008.9.23

25

影响再结晶温度的因素：

- (1) 变形程度： $\epsilon \uparrow \Rightarrow N \uparrow G \uparrow \Rightarrow T_R \downarrow$
- (2) 杂质和微量元素： $\text{杂质}\% \uparrow \Rightarrow N \downarrow G \downarrow \Rightarrow T_R \uparrow$
- (3) 原始晶粒大小： $d \downarrow \Rightarrow N \uparrow G \uparrow \Rightarrow T_R \downarrow$
- (4) 退火时间： $t \uparrow \Rightarrow T_R \downarrow$
- (5) 第二相粒子：
大尺寸，大间距 \Rightarrow 在粒子表面形核 $\Rightarrow T_R \downarrow$
小尺寸，小间距 \Rightarrow 阻碍界面迁移 $\Rightarrow T_R \uparrow$

2008.9.23

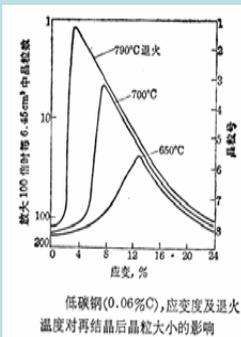
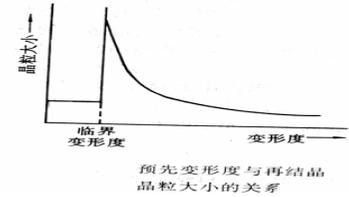
26

七、再结晶后晶粒大小

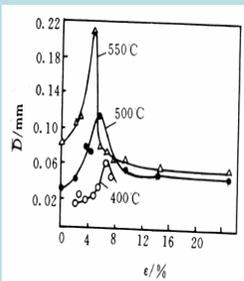
再结晶刚完成时，形变晶粒消失，新的无畸变等轴晶形成，晶粒细小。

一般来说， T 对 d 没有太大影响，但实际退火温度都高于再结晶温度，而且还要保温一定时间，晶粒要长大，因此，温度上升，晶粒尺寸变大。

在一定温度下，再结晶晶粒尺寸与变形度有关，并存在一个临界变形度 ϵ_c 。
 $\epsilon_c \approx 2 \sim 10\%$ ，
 $\epsilon < \epsilon_c$ ，不产生再结晶，晶粒尺寸与原始晶粒相同。
 $\epsilon >> \epsilon_c$ ，强烈变形，细化晶粒。
 ϵ 略大于 ϵ_c ，变形很不均匀，导致晶粒异常长大。



2008.9.23

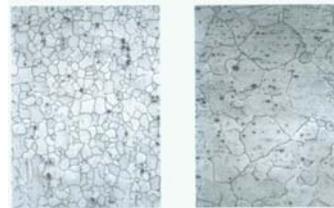


铝在不同退火温度下的临界变形度

28

§9-4 晶粒长大和二次再结晶

一、正常长大



(a) 正常再结晶

(b) 晶粒长大

驱动力：界面能。

大于六边的大晶粒长大；

小于六边的小晶粒缩小并消失。

温度 $\uparrow \Rightarrow$ 长大速度 $\uparrow \Rightarrow d \uparrow$

时间 $\uparrow \Rightarrow d \uparrow$

第二相粒子 \Rightarrow 阻碍长大 $\Rightarrow d \downarrow$

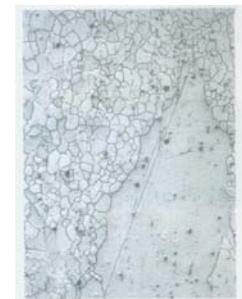
表面热蚀沟的形成 $\Rightarrow d \downarrow$

29

二、异常长大（二次再结晶）

• 驱动力：晶粒能量差。

• 异常晶粒长大是指：在一定条件下，继晶粒正常、均匀长大后发生的晶粒不均匀长大的过程。长大过程中，晶粒尺寸相差悬殊，少数几个晶粒择优生长，逐渐吞并周围小晶粒，直至这些择优长大的晶粒相互接触为止。形成的晶粒异常粗大。



(c) 二次再结晶

2008.9.23

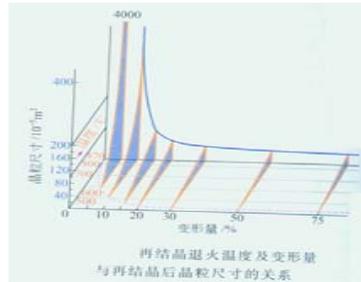
发生异常晶粒长大的基本条件:

- 1、稳定基体
- 存在阻碍晶粒的因素: 弥散第二相粒子、形成形变织构、表面热蚀沟。
- 造成再结晶正常长大后晶粒细小。
- 2、有利晶粒
- 有利尺寸、有利位向、有利表面、有利能量
- 3、高温加热
- 高温加热导致第二相粒子溶解, 阻碍因素突然消失, 使晶界快速迁移, 造成晶粒异常长大。

2008.9.23

31

再结晶图: 表示变形量、再结晶温度和晶粒尺寸的关系图。



2008.9.23

32

三、再结晶组织

- 冷变形金属在再结晶(一次、二次)过程中形成的组织(择优取向)称为再结晶组织。
- 再结晶组织是在形变结构的基础上形成的, 但形变结构在再结晶后出现两种情况: 一是保持原有组织, 再结晶组织与原有形变结构相同; 二是原有形变结构消失, 而代之以新的再结晶组织。
- 再结晶组织的形成与再结晶过程中核心的择优取向和选择生长有关, 目前有三种形成理论: (1) 定向形核理论; (2) 定向长大理论; (3) 定向形核和长大的联合理论。

2008.9.23

33



形变织构导致的“金属”

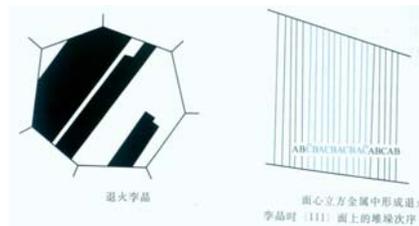
2008.9.23

34

	冷拔线材再结晶组织	冷拔板材再结晶组织
FCC	<110> <-100> <112>	{100}<001>
BCC	<110>	<110> {111}<-211> 等

四、退火孪晶

- 层错能低材料, 容易形成退火孪晶。



2008.9.23

35

§ 9-5 金属的热变形

- 一、热变形(热加工)
- 加工温度高于再结晶温度的加工称为热加工。

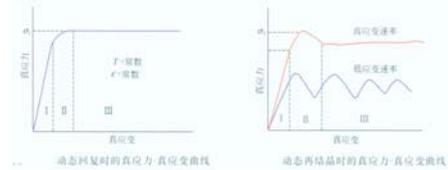
$$T_{加} > T_R$$

- 例如, Pb, Sn在室温下加工属于热加工。
- 而W在1100C加工, 还是属于冷加工 ($T_R=1200C$)。
- 热变形实质上是在变形中形变硬化与动态软化同时进行的过程。形变硬化被动态软化所抵消, 因而不显示加工硬化作用。

2008.9.23

36

二、动态回复和动态再结晶



- 在热变形过程中，与形变硬化同时发生的回复、再结晶过程叫作动态回复和动态再结晶。热变形停止后，继续进行的再结晶称为亚动态再结晶。
- 对层错能高的金属，如铝、铁、铁素体钢以及一些密排六方金属（Zn, Mg, Sn）等，交滑移容易进行，在热变形中动态回复是其软化的主要方式。
- 对具有低层错能的材料，如铜及其合金、镍及其合金、金、奥氏体不锈钢及奥氏体合金等，不易发生交滑移和动态回复，此时，动态再结晶成为其动态软化的主要方式。

2008.9.23

37

三、热变形引起组织与性能的变化

- 材料经过热变形后，将引起组织、性能的变化。
- 1、改善铸造状态的组织缺陷：
 - 气孔、疏松被焊合；粗大柱状晶变成等轴晶；偏析程度减弱。导致性能提高。
- 2、热变形形成流线，出现各向异性
- 夹杂物沿变形方向，呈流线分布，形成纤维状组织结构，导致材料性能呈现各向异性。



方向	σ_s /MPa	σ_b /MPa	δ /%	ψ /%	α_k /J/cm ²
纵向	715	470	17.5	62.8	62
横向	672	440	10	31	30

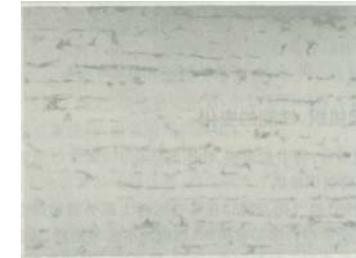
2008.9.23

38

3、带状组织的形成

- 两相组织的材料，在两相区变形，特别容易形成带状组织。

4、晶粒细化



2008.9.23

39

四、超塑性

- 在一定的条件下进行热变形，材料可得到特别大的均匀塑性变形，而不发生颈缩，延伸率可达500~2000%，材料的这一特性称为超塑性。

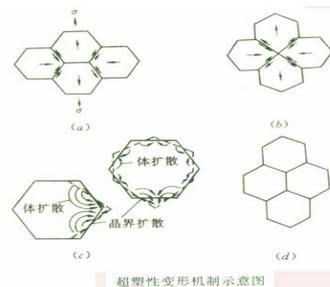
- 出现超塑性必须具备以下三个条件：
 - 1、材料本身具有细小、等轴、稳定的复相组织。晶粒直径小于10微米，一般在0.5~5微米，最好在1微米左右。
 - 2、超塑性的加工温度范围在(0.5~0.65) T_m 。在高温下变形主要依靠晶界滑动和晶界扩散迁移进行。
 - 3、超塑性变形，要求低的应变速率。 $\dot{\epsilon} = 10^{-2} \sim 10^{-4} \text{ mm/(mm}\cdot\text{s)}$
- 以保证晶界扩散过程的进行。以及高的应变速率敏感系数 m 。

$$m = \left(\frac{\partial \lg \sigma_T}{\partial \lg \dot{\epsilon}_T} \right)_{\epsilon_T, T}$$

2008.9.23

40

超塑性变形机理



2008.9.23

41

一些超塑性合金材料

材料	超塑变形温度/°C	延伸率 δ /%	m	
铝基	Zn-22Al	250	1500~2000	0.7
锡基	Sn-38Pb	20	700	0.6
铝基	Al-33Cu-7Mg	420~480	>600	0.72
	Al-25.2Cu-5.2Si	500	1310	0.43
	Al-11.7Si	450~550	480	0.28
	Al-6Cu-0.5Zn	420~450	~2000	0.5
铜基	Al-6Mg-0.4Zr	400~520	890	0.6
	Cu-9.8Al	700	700	0.7
铜基	Cu-19.5Al-4Fe	800	800	0.5
	Cu-9Al-4Fe	800	800	0.49
	Ti-6Al-4V	800~1000	1000	0.85
钛基	Ti-5Al-2.5Sn	900~1100	450	0.72
	Ni-38Cr-10Fe-2Ti	810~980	1000	0.5
镍基	Mg-6Zn-0.5Zr	270~310	1000	0.6
铁基	Fe-0.91C	716	133	0.42
	Fe-1.2C-1.6Cr	700	445	0.35
	Fe-0.18C-1.54Mn-0.11V	900	320	0.55
	Fe-0.16C-1.54Mn-1.98P-0.13V	900	367	0.55
	Fe-4Ni	900	820	0.58
	Fe-4Ni-3Mo-1.6Ti	960	615	0.67