

# 镍基单晶高温合金的反常屈服行为与变形机制

## Abnormal Yield Behavior and Deformation Mechanism of Nickel Base Single Crystal Superalloy

李 影, 苏 彬 (北京航空材料研究院, 北京 100095)

LI Ying, SU Bin (Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, China)

**摘要:** 镍基单晶高温合金是高推重比发动机涡轮叶片的关键材料。综述了镍基单晶高温合金的反常屈服行为, 并讨论了导致产生这种反常屈服行为的变形机制及这些变形机制的发展过程。

**关键词:** 镍基单晶高温合金; 屈服行为; 变形机制

中图分类号: TG146.1+5 文献标识码: A 文章编号: 1001-4381 (2004) 03-0045-04

**Abstract:** Nickel base single crystal superalloy is a key material blade for turbine engine blade having high thrust-weight ratio. A comprehensive description is given to the abnormal yield stress of nickel base single crystal superalloy. Meanwhile, the deformation mechanism of nickel base single crystal superalloy is discussed.

**Key words:** nickelbase single crystal superalloy; yield stress; deformation mechanism

在过去 30 年中, 喷气发动机涡轮叶片材料最大进展是单晶高温合金的研制和应用。单晶高温合金因其具有优异的高温性能而倍受各国研究者和制造商的关注。首先单晶高温合金去除了晶界强化元素, 合金的初熔点大大提高, 使  $\gamma$  相在热处理过程中几乎可以全部溶解, 从而减小枝晶倾向, 相应地使工作温度也大幅度提高; 去除了在高温下易于发生破坏的晶界后, 使材料的蠕变性能得到大幅度的提高; 纵向模量较低, 从而提高热疲劳性能。所有这些都导致镍基单晶合金性能相对于传统铸造合金及定向凝固合金有大幅度提高。但相对于传统合金, 单晶合金表现出很高的各向异性, 晶体取向对其弹性模量<sup>[1]</sup>、拉伸强度<sup>[2]</sup>、蠕变抗力<sup>[3]</sup>、低周疲劳<sup>[4]</sup>及高周疲劳<sup>[5]</sup>等力学性能都有重要的影响。深入研究单晶合金这些力学性能是充分发挥这类先进合金应用潜力的前提条件。

### 1 镍基单晶高温合金的反常屈服行为

含有高体积分数的  $\gamma$  的镍基单晶高温合金同单相  $\gamma$  及其它 L1<sub>2</sub> 型化合物一样, 都表现出十分复杂的屈服行为: 随着温度的升高屈服强度增加到某个峰值后急剧下降, 高温下  $\langle 111 \rangle$  取向附近时经常出现立方滑移而非通常的八面体滑移。即使是立方滑移, 屈服应力也不随拉伸轴取向的变化遵循 Schmid 定律, 甚至其拉伸屈服和压缩屈服强度也有所不同。

#### 1.1 温度及晶体取向对镍基单晶高温合金屈服强度的影响

不同的  $\gamma/\gamma$  单晶合金, 温度-屈服应力变化趋势是大致相同的。屈服强度随温度的变化可分为三个阶

段: 室温到 600 左右屈服强度基本保持不变或略有下降; 600~750 屈服应力随温度升高而反常上升; 750 以上, 屈服强度急剧下降。通过比较可发现,  $\gamma$  相粒子控制镍基单晶合金的这种反常屈服现象。用于解释  $\gamma$  屈服行为的交滑移机制可用于这种现象<sup>[6]</sup>。图 1 中列出了几种镍基高温合金、多晶及其两种主要组成相屈服应力与温度的关系。

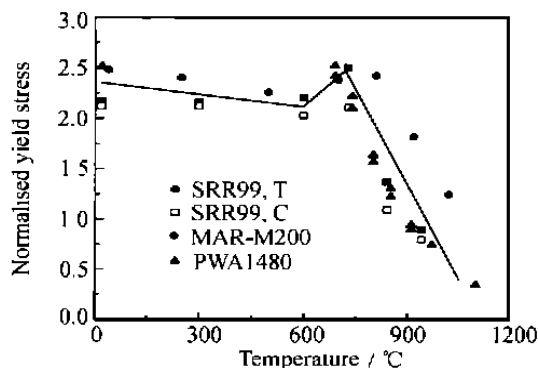


图 1 几种镍基高温合金、多晶及其两种主要组成相屈服应力与温度的关系

Fig. 1 Relationship between yield stress and temperature of nickel base superalloy

从图 1 中可以看出, 在 600 附近单晶合金 CRSS 略有降低。W. W. Milligan<sup>[7]</sup>对此现象进行了解释, 认为这种现象与 SISF (超晶格内禀层错) 的形成有关。这种 SISF 一般形成柏氏矢量为  $1/3\langle 112 \rangle$  的层错环, 随变形温度的增加, SISF 环的密度降低, 在 400~700 区则没有观察到 SISF 环的产生。SISF 环影响材料的强度机制有两种可能: 一是层错阻碍进一步

滑移,二是位错可动性由于  $1/2\langle 112\rangle$  肖克莱不全位错而对降低。400~760 区间强度的增加与由热激活的立方交滑移过程有关。

### 1.2 屈服强度拉压不对称性

镍基单晶高温合金另一种反常的屈服特征表现在:其拉伸屈服应力和压缩屈服应力往往存在一定的差异。这种差异与温度和取向有关。对于  $[001]$  取向,拉伸屈服应力大于压缩屈服应力,而随着温度上升到中温附近,这种差异逐渐变小,之后随着温度的升高又重新变大;对于  $[011]$  取向,拉伸屈服应力和压缩屈服应力大致相当;对于  $[111]$  取向,拉伸屈服应力小于压缩屈服应力。

Shah 和 Duhal<sup>[8]</sup> 定性地用 LCP 模型解释了取向对 PW A1480 屈服应力的影响,用分解压缩应力解释  $[001]$  取向的拉压不对称性。拉伸压缩使作用在肖克莱位错上的分解切应力,导致两不全位错间的距离在拉伸时减小,在压缩时扩大。由于较小的不全位错距离易于立方交滑移,立方交滑移的位错段会钉扎八面体滑移面上的位错,使屈服应力提高,从而使  $[001]$  取向合金表现为拉伸强度高于压缩强度。

### 1.3 $\gamma$ 尺寸与体积分数的影响

对于镍基单晶高温合金, $\gamma$  粒子尺寸的减小使各种取向及不同温度下合金的强度都有所增加<sup>[9]</sup>。可以用交滑移解释温度及粒子尺寸对以  $\{111\}$  面作为主滑移系的取向的屈服强度的影响。对于高体积分数  $\gamma$  ( $> 50\%$ ) 合金来说,相对于绕过  $\gamma$  粒子,位错更易于切过粒子。 $\gamma$  剪切机制需要一对位错以免产生过大 APB。但当位错对进入有序  $\gamma$  粒子后,如果有足够的热激活,则会出现立方交滑移,领先位错的交滑移部分由于形成固定障碍,而使位错运动阻力增大,发生交滑移两个位错段之间的平均自由程成为控制强度的因素。随温度升高,热激活作用增加交滑移倾向,平均自由程减小。对于粗大  $\gamma$  尺寸的合金  $\lambda < R$ , 增加温度则增加交滑移倾向,使强度升高,细小粒子  $\lambda > R$  ( $\lambda$  为平均自由程,  $R$  为  $\gamma$  尺寸,下同),则  $\lambda$  不作为制约因素,故随温度升高强度降低。

Beardmore 等<sup>[10]</sup> 及 Davies 和 Johnson<sup>[11]</sup> 研究了具有不同  $\gamma$  体积分数的 Ni-Al-Cr 三元合金。发现含有小体积分数  $\gamma$  的合金低温时有较高且稳定的屈服强度,700 以上则迅速下降。含有高体积分数  $\gamma$  的合金,在低温时屈服应力较低,但随温度升高而升高,并且在 900 以上迅速下降。含有大致相当体积分数  $\gamma$  和  $\gamma$  相的合金则介于两者之间。

Shah 和 Duhal<sup>[8]</sup> 研究了在  $\gamma$  相体积分数不变时  $\gamma$  粒子尺寸对  $\gamma/\gamma$  合金屈服应力的影响,发现取向远离  $[111]$  取向(避免立方滑移)、 $\gamma$  粒子直径为  $0.2\mu\text{m}$  的试样的屈服应力基本上不随温度变化。但当  $\gamma$  粒子平

均尺寸增加至  $2\mu\text{m}$ , 屈服应力-温度曲线与  $\gamma$  单晶十分相似,即随温度增加急剧上升。

另外应变速率也会对镍基单晶高温合金的屈服行为产生影响。Leverant 等<sup>[12]</sup> 研究了应变速率对 Mar-M 200 单晶 CRSS 的影响。单晶拉伸轴为  $[001]$  取向时,在接近屈服应力-温度曲线的 760 温度处,应变速率表现出对屈服应力的较小的正向影响。

## 2 镍基单晶高温合金的变形机制

### 2.1 $\gamma$ 相的变形机制

由于  $\gamma$  相是镍基单晶合金中对力学性能起关键作用的相,纯  $\gamma$  的一些屈服性能也反映在  $\gamma/\gamma$  合金上,所以有必要了解  $\gamma$  的一些力学特性。

1957 年 Westbrook<sup>[13]</sup> 第一个指出了  $\text{Ni}_3\text{Al}$  性能是反常的,发现了  $\text{Ni}_3\text{Al}$  的硬度随温度的增加而增加,但由于硬度是屈服强度与加工硬化速率的综合反映,并不能决定这种行为是由于滑移阻力的增加、加工硬化加快或两者共同作用。1960 年 Flinn<sup>[14]</sup> 通过拉伸实验证实  $\text{Ni}_3\text{Al}$  的屈服应力确实随着温度的增加而增加。Flinn 认为屈服应力的反常行为的原因是连接超不全位错的 APB 能量最小的平面不是滑移面,从近邻原子作用,计算出具有  $1/2[101]$  矢量的 APB 的能量是 APB 所在平面的函数。发现由于 (010) 面上的 APB 没有最近邻违反,所以在 (010) 面 APB 的能量最低。认为高温下位错会通过扩散机制从平面状态转变为非平面,由于  $1/2[101]$  超位错在 (111) 晶面上的继续运动受到 (111) 晶面上 APB 的阻碍,从而提高了屈服应力。

Kear 和 Wilsdorf<sup>[15]</sup> 首先提出了交滑移机制,对 Flinn 模型加以变化,用于解释有序结构  $\text{Cu}_3\text{Au}$  中有反常高加工硬化速率的原因。研究表明塑变后有序  $\text{Cu}_3\text{Au}$  中的位错结构主要包含长直螺型位错,其中许多位于 (100) 面上。认为这是  $1/2[101]$  (111) 螺型位错从可以运动的 (111) 晶面上交滑移至不能运动的 (010) 面上的结果。Thorton<sup>[16]</sup> 建议 Kear-Wilsdorf 交滑移机制可以用于屈服应力的反常增长。

Takeuchi 和 Kuramoto<sup>[17]</sup> 对另一种  $\text{L}_{12}$  型合金  $\text{Ni}_3\text{Ga}$  的研究结果在很大程度上推动了对  $\gamma$  屈服性能的理解。研究了  $\text{Ni}_3\text{Ga}$  压缩时屈服应力和温度及晶向的关系,发现在峰值温度以下滑移发生在  $1/2[101]$  (111) 滑移系,位错以螺型位错为主。在峰值温度以上,滑移通过 (001)  $[110]$  滑移系。另外一个非常重要的现象是  $[101]$  (111) 的临界分解切应力 (CRSS) 依赖于压缩轴的取向(不服从 Schmid 定律),屈服强度是温度与取向的函数。在 T-K 模型中建议用以下理论来解释他们的结果:由于  $[101]$  (111) 的

CRSS 在  $-196^\circ\text{C}$  是不随取向改变的, 所有相对于  $-196^\circ\text{C}$  时  $[101]$  ( $111$ ) 的 CRSS 的增加量  $\Delta\tau_{pb}$  是由螺位错发生从  $(111)$  到  $(010)$  的交滑移而产生的, 在峰值温度以上屈服应力由  $(001)$   $[110]$  控制。在 CRSS 随温度增加而增加的区域里,  $\Delta\tau_{pb}$  是由交滑移段控制的。由于螺位错在  $(111)$  晶面上运动时, 一些短段位错交滑移至  $(010)$  面并形成钉扎点, 它们之间的位错要继续运动必须首先弯曲。

Lall 等<sup>[18]</sup>对 T-K 理论加以完善。根据 T-K 理论, 具有相同  $\tau_{cb}/\tau_{pb}$  在同一温度下的滑移应具有相同的 CRSS, 但事实上有所不同。Lall 解释这种不同的原因, 认为除了 RSS 对交滑移十分重要外, 组成的两肖克莱不全位错扩张或束集的 RSS 也对交滑移同样产生影响。如果肖克莱不全位错扩张则有利于交滑移, 如果束集则不利于交滑移。为描述这种影响引入参数  $Q$ ,

$$Q = \frac{S_{(111)}[\bar{1}2\bar{1}]}{S_{111}[\bar{1}0\bar{1}]}$$

Paidar<sup>[9]</sup>通过模拟位错核心证实这种影响, 他称之为“芯宽”影响。这里肖克莱不全位错如果扩张则  $Q$  为正, 拉伸情况下则  $Q$  变号。如果再引入  $N$ ,

$$N = \frac{S_{(001)}[\bar{1}0\bar{1}]}{S_{111}[\bar{1}0\bar{1}]}$$

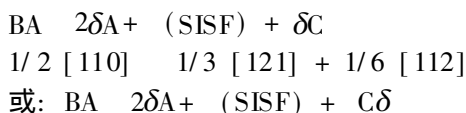
则晶体取向对 CRSS 的影响由两个参数  $N, Q$  控制。 $N, Q$  在标准极射投影图中的分布如图 2b 和 c, 图 2a 为各晶体取向八面体主滑移系的 Schmid 因子。 $N$  使得晶体取向在远离  $[001]$  取向时八面体滑移系的 CRSS 增加,  $Q$  则引起拉压不对称性。

## 2.2 $\gamma$ 相中 SISF 的形成机制

在影响高温合金强度的多种因素中, 基体位错剪切  $\gamma$  粒子起着关键的作用。SISF 的形成是高温合金变形微结构中的一个主要特征。在  $L1_2$  结构中, 任何对 SISF 形成的描述必须以最终形成  $1/3\langle 112 \rangle$  不全位错为结果。关于 SISF 形成的机制, 已有许多的描述。

有两种不同的 SISF 形成的机制。一种是双位错机制, 如 Kear<sup>[19, 20]</sup>提出的机制: 基体中的具有不同柏氏矢量的两个全位错首先在基体通道中反应以产生  $1/2\langle 112 \rangle$  ( $3\delta A$ ), 通过这种结合生成的  $1/2\langle 112 \rangle$  再进一步分解出所需的  $1/3\langle 112 \rangle$  ( $2\delta A$ ) 肖克莱不全位错。这样一个  $1/6\langle 112 \rangle$  ( $\delta A$ ) 会钉扎在界面上。

最简单的领先  $1/3\langle 112 \rangle$  超肖克莱位错只包含一个基体全位错的分解, 即单位错机制, 如下式:



P. D. Caron<sup>[21]</sup>对这种机制进行了进一步的研究。在某一  $\{111\}$  面上, 立方体  $\gamma$  粒子的形状为正三角形或六角形, 假设为正三角形, 并且基体位错已包绕住  $\gamma$  粒子, 通过 Orowan 机制在  $\gamma$  粒子周围形成一个位错环 AB, 这个位错环通过分解出一个  $2\delta C$  从角上进入  $\gamma$  粒子而形成 SISF。

在另一种单位错机制<sup>[22]</sup>中, BA 位错先进入  $\gamma$  粒子形成 APB, APB 然后通过肖克莱位错环的形核与长大而形成 SISF。

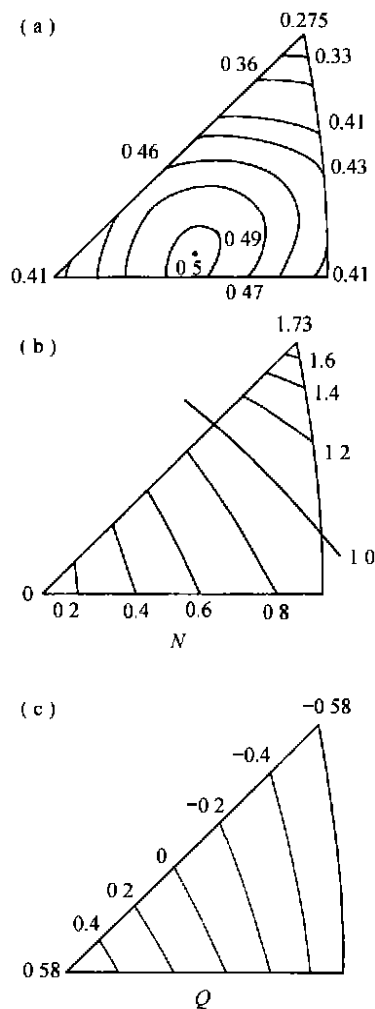


图2  $N, Q$  在标准极射影图中的分布<sup>[21, 22]</sup>

Fig. 2 Contours of  $N$  and  $Q$  values

通过这种机制得到的组态表明,  $\gamma$  粒子中的超肖克莱不全位错与  $\gamma/\gamma$  界面上的肖克莱不全位错的柏氏矢量间的夹角为  $120^\circ$ 。

温度会影响 SISF 的形成。由于随着温度的升高, SISF 的能量会迅速增加<sup>[23]</sup>, 所以在不同的温度下则形成机制也不同。在  $700\sim 900^\circ\text{C}$  单个独立的 SISF 通过  $1/2\langle 112 \rangle$  基体位错在  $\gamma/\gamma$  界面分解而形成, 其中  $1/3\langle 112 \rangle$  部分剪切粒子, 形成 SISF。

## 参考文献

- [1] S X Li, E G Flisou, D J Smith. J Strain Analysis, 1994, 29 (2): 147—153.
- [2] S X Li, D J Smith. Mater Sci Tech, 1995, 11: 1253—1260.
- [3] S S K Gunturi, D W MacLachlan. Material Science Engineering, 2000, A 289: 289—297.
- [4] R Chieragatti, L Remy. Mater Sci Eng, 1991, A 141: 1—9.
- [5] J S Crompton, J W Marton. Mater Sci Eng, 1984, 64: 37—43.
- [6] S M Copley, B H Kear, G M Powe. Mater Sci Eng, 1972, 10: 87—93.
- [7] W W Milligan, S D Antolovich. Metall Trans, 1987, 18A: 85—95.
- [8] D P Pope, S S Ezz. Inter Metals Rev, 1984, 29 (3): 136—167.
- [9] D M Shah, D N Duhl. In: Proceedings of the 5th International Symposium on Superalloy, TMS-AIME [C]. Warrendale: PA, 1984. 105—114.
- [10] R G Davies, T L Johnston. Ordered Alloy [M], 1970. 447.
- [11] D M Shah, D N Duhl. J Met, 1981, 33 (12): 24.
- [12] S M Copley, B H Kear. Trans AIME, 1967, 239: 984.

- [13] D A Finn. Trans AIME, 1960, 218: 145.
- [14] B H Kear, H G F Wilsdorf. Trans AIME, 1962, 224: 382.
- [15] P H Thornton, R G Davies, T L Johnston. Metall Trans, 1970, 1: 207.
- [16] S Takiuchi, E Kuramoto. Acta Metall, 1973, 21: 1415.
- [17] C Lall, S Chin, D P Pope. Metall Trans, 1979, 10A: 1323.
- [18] V Paidar, D P Pope, V Vitek. Acta Metall, 1984, 32: 435—448.
- [19] B H Dear, B J Pearcey. Trans AIME, 1987, 279: 1209.
- [20] B H Kear, A F Giamei, J M Silcock, R K Ham. Scripta Metall, 1969, 3: 123.
- [21] P Caron, T Khan. Philos Mag, 1988, 57A: 859.
- [22] M Condat, B Decamps. Scripta Metall, 1987, 21: 607—609.
- [23] W W Milligan, S D Antolovich. Metall Trans, 1991, 22A: 2309—2318.

收稿日期: 2003-04-02; 修订日期: 2003-08-25

作者简介: 李影 (1974-), 男, 工程师, 博士, 研究方向为高温结合材料的力学行为, 联系地址: 北京市81信箱23分箱 (100095)。

\* \* \* \* \*

(上接第14页)

虽然无法测得焊缝中的残余塑性应变, 但从图7中还是可以看出, DC-LSND 焊近缝区的压缩塑性应变小于常规焊的相应值, 与数值模拟结果一致。

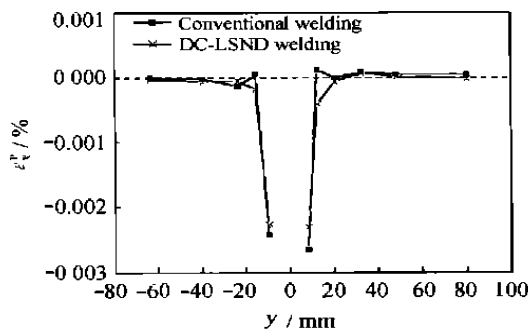


图7 实验测得的纵向残余塑性应变沿焊缝横向的分布

Fig. 7 Experimental measured residual  $\epsilon_y^p$  distribution in y direction

## 5 结论

(1) DC-LSND GTAW 焊中, 紧随电弧之后热沉作用部位金属的急冷收缩对熔池与热沉之间的高温金属产生强烈的拉伸作用, 使得焊缝中纵向拉伸塑性应变增大, 近缝区纵向压缩塑性应变减小, 焊缝与近缝区的不协调应变减小。

(2) 在所选用的焊接条件下, DC-LSND GTAW 焊缝中出现了与常规焊符号相反的拉伸的不协调应变。

(3) 试验与数值模拟的结果吻合良好, 有限元模拟可用于分析 DC-LSND 焊中热沉对纵向残余塑性应变的影响规律, 定量地揭示采用热沉获得低应力、无变形焊接结构的机理。

## 参考文献

- [1] 曹春晓, 闫渊林, 黄旭. 我国航空系统钛合金发展现状与展望 [J]. 钛工业进展, 2002, (4): 26—29.
- [2] James D Destefani. Introduction to Titanium and Titanium alloys, Metals Handbook, Vol2 [M]. 1990. 634—646.
- [3] 关桥, 张崇显, 郭德伦. 动态控制薄板构件低应力无变形焊接法及其装置 [P]. 中国专利: 93101690.8, 1993—02—25.
- [4] Zhang C X, Guan Q, Guo D L. Study on application of Dynamic control of welding stress and distortion in thin aluminium elements [A]. Proc of the Int Symp [C]. Nagoya: JWS, 1996. 539—544.
- [5] 陈丙森. 计算机辅助焊接技术 [M]. 北京: 机械工业出版社, 1999.
- [6] 关桥, 彭文秀, 刘继达, 等. 焊接热源有效利用率的测试算法 [J]. 焊接学报, 1982, 3 (1): 10—23.
- [7] 中国航空材料编委会航空材料手册 [M]. 北京: 中国标准出版社, 1988.
- [8] 李菊, 关桥, 史耀武, 等. 钛合金薄板带热沉的TIG 焊温度场 [J]. 焊接学报, 2003, 24 (1): 69—72.

收稿日期: 2003-07-04; 修订日期: 2003-12-28

作者简介: 李菊 (1970-), 女, 博士研究生, 主要从事焊接应力与变形的控制工作, 联系地址: 北京340信箱102室 (100024)。