

不同层错能镍基合金梯度结构的构筑与组织演变

马元俊^{1,2}, 丁雨田^{1,2}, 闫康^{1,2}, 高钰璧^{1,2}, 陈建军^{1,2}, 王兴茂^{1,2}

(1. 兰州理工大学 省部共建有色金属先进加工与再利用国家重点实验室, 甘肃 兰州 730050)

(2. 兰州理工大学 材料科学与工程学院, 甘肃 兰州 730050)

摘要: 以 Inconel 625 合金作为参照对象, 基于界面调控的合金设计思路, 采用热力学软件设计出一种低合金化低层错能的镍基变形高温合金。通过表面机械碾压处理 (SMGT) 技术, 研究层错能对镍基合金梯度结构的演化机制和晶粒细化机制的影响规律。结果表明, 经 SMGT 处理在 Inconel 625 合金、M1 和 M2 合金表层中分别制备出了 450、300 和 250 μm 厚的梯度结构层。此外, 不同合金梯度组织的演化机制也不同, 在 Inconel 625 合金中, 随着应变的逐渐增加, 其微观结构细化机制逐步从位错分割机制转变为剪切带和孪晶分割机制; 而在 M 合金中, 以形变孪晶分割机制为主。因此, 基于设计理念及对应的组织演变机制, 可为低层错能镍基变形高温合金的成分设计提供一定的参考。

关键词: 镍基合金; 层错能; 梯度结构; 组织演变; 晶粒细化机制

中图分类号: TG146.1⁺5

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2022)09-3289-08

现代工业的快速发展导致对金属材料综合力学性能的要求不断提高, 如何获取兼具高强度和良好塑性与韧性的高性能金属材料是材料、物理、力学等不同学科长期以来亟待解决的难题^[1,2]。近年来, 随着“材料素化”的提出^[3-5], 其旨在通过跨尺度多级构筑与组织结构调控替代合金化来提高材料的综合性能, 这为实现材料强度与塑/韧性匹配提供一个重要的研究方向。目前, 通过在金属材料中引入梯度结构, 这种结构不仅能有效地避免尺寸突变引起的性能突变, 还能使具有不同特点尺寸的结构相互协调, 同时表现出各种特征尺寸所对应的多重作用机制, 使材料的强塑/韧性得到很好的匹配^[6-8], 这已经在纯铜^[9]、纯镍^[10]、Fe-Mn 钢^[11]和镍基合金^[8]中取得了重大突破。金属材料梯度结构的制备方法可分为“自上而下 (Top-down)”和“自下而上 (Bottom-up)”的方式, 如塑性变形法、电沉积法和磁控溅射法等^[12-15]。其中, 表面机械碾压处理 (SMGT) 能够在金属材料表层实现高速剪切塑性变形, 在材料最表层引入大剪切变形量、高应变速率和高应变梯度^[9]。随距表面距离的增加, 剪切变形量、剪切应变速率和剪切应变呈梯度降低, 形成梯度分布的微观结构。同时, 与表面机械研磨处理 (SMAT) 和表面机械滚压处理 (SMRT) 相比, SMGT 的样品表层变形量大, 梯度纳米层厚而且均匀^[9,16,17]。

众所周知, 镍基变形高温合金的发展主要依赖合

金化, 但高合金化面临着变形难、成本高以及造成污染等问题。因此, 通过稳定界面调控设计并制备出同时具有高耐高温能力、高强度和良好的变形能力的合金成为目前的研究重点^[18]。同时, 层错能又是影响 fcc 材料微观变形机制的内在因素之一, 材料在不同条件下的塑性变形过程中会启动相应的变形方式来协调变形, 而变形方式的不同导致引入的晶粒细化机制也不同。位错滑移和孪生是材料塑性变形的 2 个重要方式, 也是晶粒细化的 2 种主要机制。对于高层错能的 fcc 金属材料来说, 位错滑移是其主要的微观变形机制和晶粒细化机制; 对于低层错能 fcc 金属材料而言, 孪生变形在塑性变形过程中起到更重要的作用^[19-21]。因此, 本工作以 Inconel 625 合金作为参照对象, 选用基于界面调控的合金设计思路设计出的一种具有较低层错能和适量 γ' 相的模型合金, 通过 SMGT 实验研究层错能对镍基合金梯度结构的构筑、变形机制与组织演变的影响规律, 为后续界面可调控合金设计提供一定的理论支持与研究基础。

1 实验

选用材料为热挤压态 Inconel 625 合金棒材和一种基于界面调控设计的模型合金, 化学成分见表 1。采用线切割在热挤压 Inconel 625 合金棒材中心区域取若干尺寸为 $\Phi 13 \text{ mm} \times 110 \text{ mm}$ 的长棒。为了去除合金中

收稿日期: 2021-09-15

基金项目: 国家重点研发计划 (2017YFA0700703); 国家自然科学基金 (51661019); 甘肃省科技重大专项 (145RTSA004); 兰州理工大学红柳一流学科建设计划

作者简介: 马元俊, 男, 1993 年生, 博士生, 兰州理工大学材料科学与工程学院, 甘肃 兰州 730050, E-mail: m372367004@163.com

表 1 Inconel 625 合金和模型合金化学成分及层错能

Table 1 Chemical composition ($\omega/\%$) and stacking fault energy of Inconel 625 alloy and model alloy

Alloy	Solution strengthening element					Precipitation strengthening element			Grain boundary strengthening element	Other	Substrate	Stacking fault energy/ mJ m^{-2}
	Cr	Co	W	Mo	Fe	Al	Ti	Nb	C	Si	Ni	
Inconel 625	21.77	-	-	8.79	3.68	0.2	0.2	3.6	0.042	0.12	Bal.	229.4
Model alloy	16.5	17.0	6.0	-	-	2.55	2.4	-	-	-	Bal.	113.0

Note: stacking fault energy of the alloy is calculated by the software, which is the stacking fault energy of the alloy solid solution

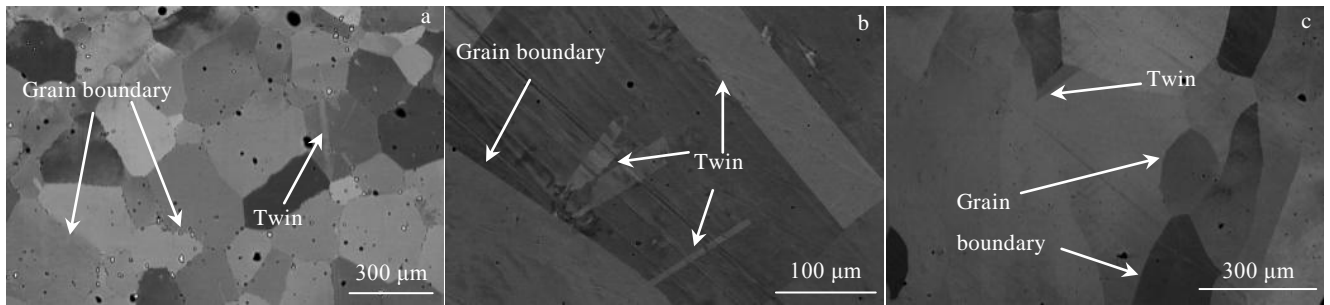


图 1 退火后合金 SEM 照片

Fig.1 SEM images of alloy after annealing: (a) Inconel 625, (b) M1 alloy, and (c) M2 alloy

残余应力和析出相对后续变形的影响，将其封管（氩气保护）进行固溶处理，固溶处理参数为 1150 °C/1 h/AC。固溶后合金组织由均匀的奥氏体等轴晶和少量的退火孪晶组成（如图 1a 所示）。

基于界面调控的设计思路，本课题组通过“ γ' 相+孪晶”的耦合强韧化方式，采用软件辅助设计合金成分。其中，选用 Ni 作为基体元素，Cr 作为抗氧化和抗腐蚀元素，Ti 和 Al 作为 γ' 相强化元素，W 和 Co 作为调控层错能元素，除此之外 W 还能使 γ' 全熔温度明显提高，所以最终确定合金体系为 Ni-Cr-Al-Ti-W-Co。综合考虑文献中合金元素降低纯 Ni 层错能的程度、合金成本， γ' 相体积分数、TCP 相析出倾向和错配度的变化趋势，不断调整合金元素配比，最终优化成分后确定模型合金成分为 Ni-17.0Co-16.5Cr-6.0W-2.55Al-2.4Ti (质量分数，%)，关于合金设计的具体细节可参考本课题组相关研究结果^[22]。然后，分别采用电弧炉熔炼+吸铸或浇铸的方法制备出模型合金，分别标记为 M1 和 M2 合金，其尺寸分别为 $\Phi 13 \text{ mm} \times 50 \text{ mm}$ 和 $\Phi 10 \text{ mm} \times 75 \text{ mm}$ 。在对模型合金表面处理前，先进行均匀化退火处理，退火工艺为 1180 °C/18 h/AC，退火后的组织由单一的奥氏体晶粒和少量的退火孪晶组成（如图 1b 和 1c）。M 合金微观组织中晶粒明显较为粗大，其中，M1 合金中分布着较多的尺寸较小的等轴状晶粒，M2 合金中分布着更多的退火孪晶。

在室温下，对热处理后的 Inconel 625 合金和 M 合金棒材进行表面机械碾磨(SMGT)处理，其工作原理

示意图如图 2 所示。SMGT 处理时，先将样品表层 1 mm 车削掉，以排除表面氧化、杂质及同轴度对样品后续加工的影响。SMGT 加工参数为：刀头直径 $D=8 \text{ mm}$ ， $v_1=400 \text{ r/min}$ ， $v_2=8 \text{ mm/min}$ ， $a_p=20 \text{ }\mu\text{m}$ ，加工道次 $P=6$ ，加工过程中采用液态润滑油作为润滑与致冷介质。其中，刀头材料为 WC/Co 硬质合金， v_1 为样品旋转速度， v_2 为刀头沿合金表面轴向 (TD) 滑动速度， a_p 为刀头压进样品表面深度。当刀头从合金棒材的一端滑到另一端时，样品表面被定义为经过一次处理（道次记为 P ）。

通过 FEI Verios 460 扫描电子显微镜(SEM)的背散射电子成像模式对不同状态样品 SD-ND 截面微观组

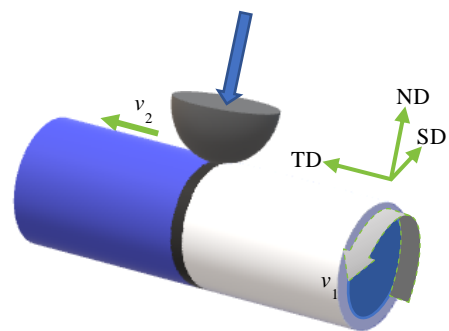


图 2 表面机械碾磨处理(SMGT)示意图

Fig.2 Schematic diagram of SMGT

织结构进行表征，试验中使用加速电压为 15 kV，探针电流(束流)为 1.6 nA。在表征前，为避免在样品切割及电解抛光处理过程中对合金表层造成破坏，先在样品表面电沉积约 1 mm 厚的镍镀层进行保护，然后通过线切割将试样切成 5 mm×3 mm×1 mm 的片状试样。将片状试样截面按照标准金相程序经碳化硅水磨砂纸逐级研磨，然后抛光至镜面状态，最终进行电解抛光，电解抛光液配方为：高氯酸 50 mL、乙醇 450 mL，抛光时温度为室温，电压为 10 V，时间约为 25 s。

使用 Qness Q10A+显微硬度计对 SMGT 后合金样品表面及截面硬度进行测量，测试载荷为 50 g，加载时间为 10 s。截面样品制样过程与扫描电镜样品相同。由于截面样品微观结构呈梯度分布，需要对不同深度尽可能连续测量其硬度变化，所以采用连续阵列压痕模式进行硬度测量，压痕之间距离为 15 μm，最终用硬度随深度变化散点图来描述样品硬度的变化规律。

2 结果与分析

2.1 Inconel 625 合金梯度结构的构筑与硬度变化

Inconel 625 合金表面经 SMGT 处理后，沿着合金表层向合金芯部的方向变形程度逐渐减小，在表层约 350 μm 厚的区域内发生了严重的塑性变形(见图 3a)。结合硬度变化趋势(图 3b)可知，合金的硬度沿表层向芯部呈梯度降低，由表层的 7.6 GPa 逐渐降低到芯部的 2.5 GPa；根据 Hall-Petch 关系可知^[23]，金属材料的强度和硬度与平均晶粒尺寸的平方根的倒数呈线性关系，这将间接的表明经 SMGT 处理后合金的晶粒尺寸沿表层向芯部呈梯度增大，并在合金表层获得 450 μm 厚的梯度结构层。由图 3c 可知其梯度结构层由表层的纳米晶(NG)层，亚表层的超细晶(UFG)层和近芯部层的位错结构(DS)层组成；同时对不同结构层进行深入表征与分析发现，在合金芯部(约 450 μm)，组织基本保持了奥氏体微米级等轴晶粒的形貌特征，原始晶界清晰可见，没有明显的变形特征出现，晶界有少量碳化物存在，如图 3g 所示。在距表面 350~450 μm 处，为合金低应变区，组织中仍能看到奥氏体晶体特征，

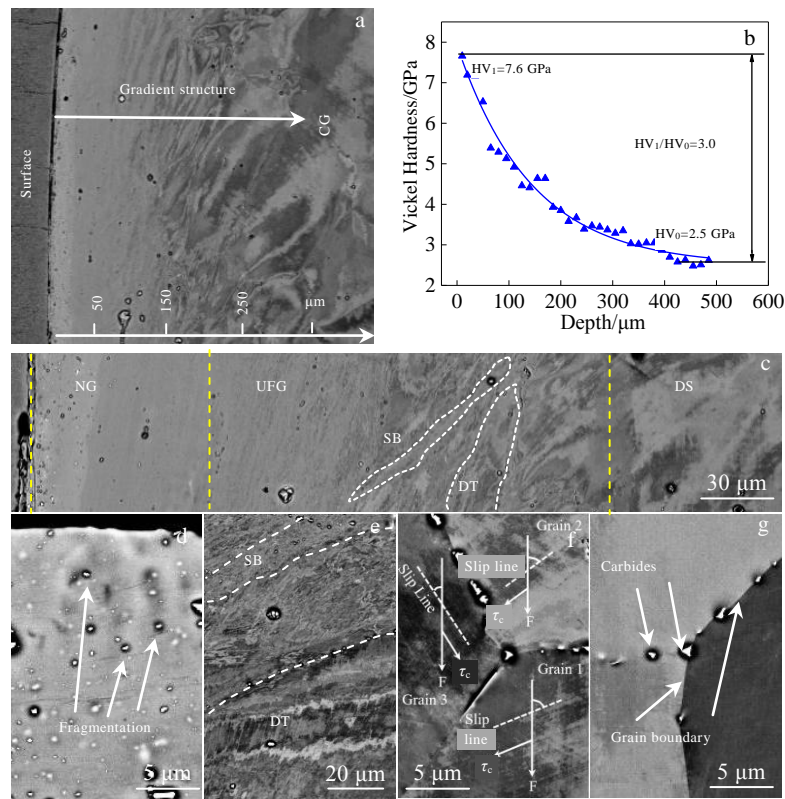


图3 Inconel 625 合金组织演变及硬度分布

Fig.3 Microstructure evolution and hardness distribution of Inconel 625 alloy: (a) the gradient morphology of the alloy after SMGT; (b) hardness distribution in different depths of the alloy section; (c) gradient microstructure composed of NG layer, UFG layer, DT/SB, DS and CG; nanocrystalline (d), deformation twin/shear band (e), and dislocation structure (f) correspond to NG, DT/SB, DS zones in Fig.3c; (g) CG (coarse grain) zone in Fig.3a

晶界清晰,但在晶内能看到明显的滑移带,如图 3f 所示。将图 3f 中 3 个晶粒分别记为 G1、G2 和 G3,在晶粒内出现互相平行且沿着不同方向的滑移线,这说明在这一区域晶粒开始相互协调变形。这是因为 fcc 金属材料在塑性变形开始时,晶体只有在某一滑移系中分切应力 τ_c 首先达到一定的临界值时,这一滑移系开动,才能开始滑移。所以在相同的受力情况下,根据 Schmid 定律($\tau = \sigma \cos \lambda \cos \varphi = \mu \sigma$),位错滑移是否容易进行,与取向因子 μ 有关^[24]。当 λ 角度越接近 45° 时,取向因子越接近最大值 (0.5),滑移处于越有利的取向(即晶粒取向越接近软取向),晶粒越容易发生滑移。由此可知,该区域在切应力的作用下,不同取向晶粒先后开始滑移变形, λ 角度接近 45° 的晶粒(G3, 35 $^\circ$)优先发生塑性变形。随着应力的增加,位错在晶界处塞积,造成应力集中,产生的应力场作用在相邻晶粒(G1 和 G2)上,使其它晶粒也开始滑移,协调变形。在距表面 250~350 μm 处,随着应力应变的增加,晶粒中多个滑移系 $\{111\}\langle 110\rangle$ 同时启动^[25,26],使得晶内的位错在晶界处增殖,原始晶界已经无法清晰辨识,组织中主要为位错结构(DS),如图 3c 所示。在距表面 80~250 μm 处,随着应力应变的持续增加,可以看到大量的变形组织,主要由拉长状晶粒、形变孪晶(DT)和剪切带(SB)组成,这些结构整体上沿剪切方向分布,如图 3e 所示。同时,大量形变孪晶的出现说明变形机制发生改变,此区域已发生孪生变形。这是因为应力和应变水平逐渐增加,当切应力超过孪晶形成的临界切应力时,会导致不同孪生面的孪生系 $\{111\}\langle 112\rangle$ 被

激活^[25,26],变形机制由位错滑移向孪生变形转变。随着距离表面越近,变形组织逐渐趋于剪切方向分布,晶粒明显变小,组织越致密,如图 3c 中 UFG 区域所示。在距表面 0~80 μm 处的 SEM 下已经很难看清结构特征,但可以看到大量变形流线,由此可以推测合金表层发生了剧烈的塑性变形,且组织晶粒尺寸非常细小,达到纳米尺寸,如图 3c 中 NG 区域和图 3d 所示。此外,在最表层区域还分布着大量的碎化后的碳化物,其尺寸在微米级以下。

2.2 M 合金梯度结构的构筑与硬度变化

M 合金经 SMGT 处理后的组织形貌和硬度分布趋势如图 4 所示。图 4a 和 4b 分别为 M1 和 M2 合金梯度组织形貌,图中黄线区域组织发生剧烈的塑性变形,为高应变区(HSZ),该区域在 SEM 下已经很难看清结构特征,即 M1 和 M2 合金 NG 层厚分别为 9 和 16 μm 。黄线以下区域为低应变区(LSZ),在该区域能看到明显的原始晶界,且在近高应变区,观察到晶界沿着剪切方向弯曲变形,并有形变孪晶存在,如图 4a 和 4b 所示。结合硬度分布图 4c 和 4d 可知, M1 合金最表层硬度为 5.8 GPa,略高于 M2 合金的 5.6 GPa,但是其基体硬度为 4.1 GPa,略低于 M2 合金的 4.5 GPa。SMGT 前后, M1 合金表层硬度增加了 1.4 倍, M2 合金增加了 1.2 倍,合金表层硬度均在 5.7 GPa 左右达到饱和,但 M1 合金因基体硬度较低,所以加工后的硬度增加比较大。在 M1 合金中,当深度大于 300 μm 时,合金硬度趋于原始硬度;而在 M2 合金中,当深度大于 250 μm 时,合金硬度就趋于原始硬度。由此可知,

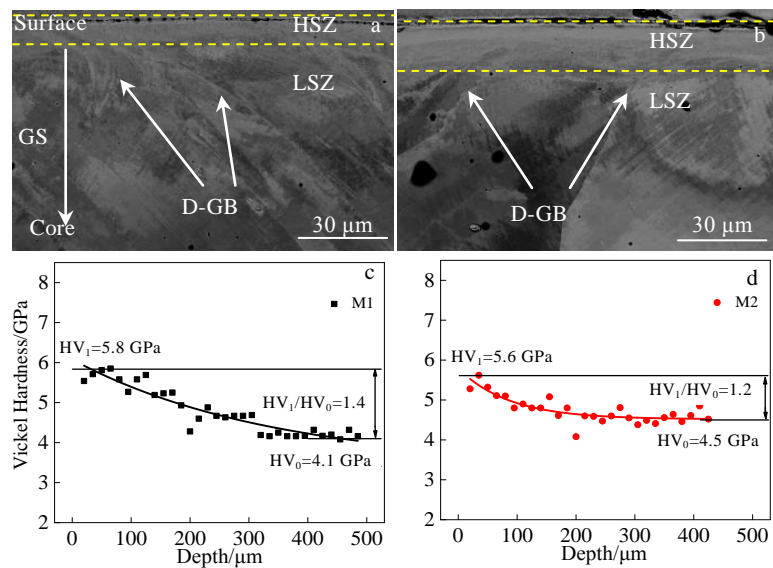


图 4 M 合金经 SMGT 后组织形貌和硬度分布

Fig.4 Microstructures (a, b) and hardness distributions (c, d) of M alloy after SMGT (GS-gradient structure; D-GB-deformed-grain boundary; HSZ-high strain zone; LSZ-low strain zone): (a, c) M1 alloy and (b, d) M2 alloy

吸铸成型的合金 (M1 合金) 经退火调控后硬度较低, 整体变形层较厚, 但是表层发生剧烈变形的区域没有浇注成型的合金 (M2 合金) 明显, 所以 2 种 M 合金对于表面梯度结构的制备各有优缺点。

M 合金经 SMGT 处理后的表层微观组织演变和晶粒细化机制明显与 Inconel 625 合金不同, M 合金变形层更薄, 组织更简单, 如图 5 所示。图 5a 和 5b 分别是 M1 和 M2 合金梯度结构组织, 其组织演变近似, 随着应变的增加, 都是从粗晶 (CG)、形变孪晶 (DT)、超细晶 (UFG) 到纳米晶 (NG)。由图 1 可知, M 合金芯部原始组织为等轴状奥氏体晶粒, 但是随着应变的逐渐增加, 组织也逐渐发生改变。以图 5b 为例, 在距表面 70 ~ 300 μm 处, 为合金低应变区, 组织主要是原始粗晶晶界和高密度形变孪晶。将此区域 2 个晶粒分别编为 G1 和 G2, 2 个晶粒之间的晶界清晰可见, 且沿着晶界两边分布着取向不同的形变孪晶, 如 Twin 1 和 Twin 3。这是因为不同位向的晶粒的滑移系取向不相同, 滑移方向也不相同, 滑移也不可能从一个晶粒直接延续到另一个晶粒中, 所以沿着同一晶界的 2 个晶粒内部的孪晶取向不相同; 另一方面, 当外力 (F) 作用于多晶体时, 由于晶体的各向异性, 位向不同的各个晶体所受应力并不一致, 而作用在各晶粒的滑移系上的分切应力 (τ_c) 更因晶粒取向不同而相差很大。因此, 各晶粒并非同时开始变形, 接近软取向的晶粒

(G2, λ 接近 45°) 首先发生滑移, 如图 5b 所示。由于多晶体中的晶粒都是被其它晶粒所包围, 所以它的变形必然与其临近晶粒相互协调配合, 故带动其它晶粒取向转变进行滑移, 最后达到变形的目的。一般来说, 在低层错能 fcc 结构金属中, 变形时位错首先在 $\{111\}$ 面上滑移并相互交割形成网状结构, 然后形成单系孪晶并逐渐过渡到多系孪晶, 不同取向的变形孪晶相互交割从而细化晶粒^[27,28]。在 M 合金中也发现近似变形机制, 如图 5b 所示, 在同一晶粒中, 随着应变的逐渐增加, 孪晶层片厚度逐渐减小, 密度逐渐增加。在近高应变区, 孪晶界和粗晶晶界均沿剪切方向发生变形, 孪晶由原来的板条状转变成弯曲的弧状 (图 5b), 在镍基变形高温合金 C-22HS 中也观察到相似现象^[29]。同时, 随着应力应变的继续增加, 当应力大于孪晶形成的临界应力时, 合金不同滑移面的孪生变形会被启动, 如图 5b 中 Twin 1 和 Twin 2 所示, 同一晶粒中有 2 种取向的形变孪晶产生, 并且相互交割, 最终导致晶粒细化。在距表面 0~70 μm 处, 为高应变区, 晶粒明显较为细小。在距表面 50~70 μm 处, 为平行于剪切方向的变形带, 变形带内分布着高密度形变孪晶。材料在发生孪生后, 晶体取向大多会变得较有利于滑移, 所以经过严重孪生的金属晶体, 反而可以更顺利地进行形变, 从而可提高合金的塑性, 并且也有利于合金的细化。在距表面 15~50 μm 和 0~15 μm 处, 在

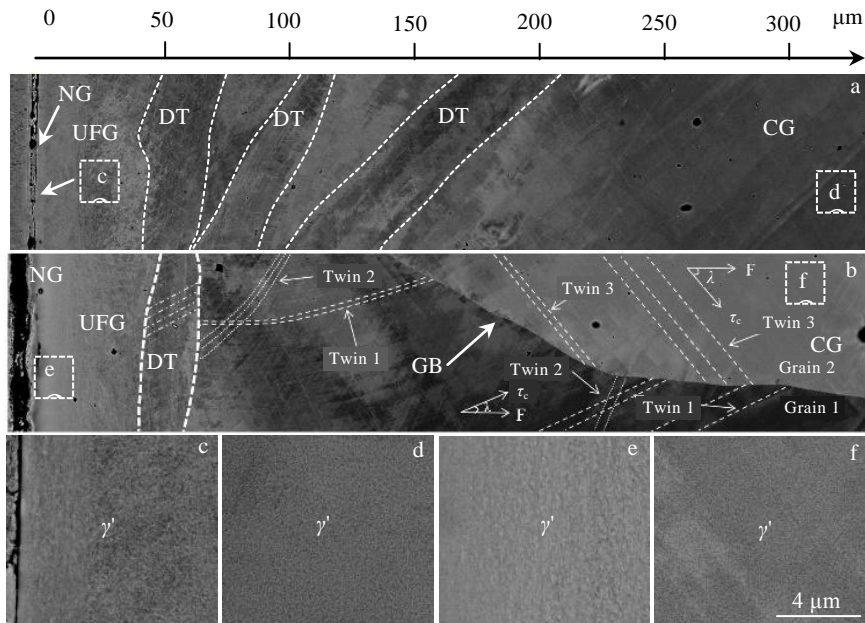


图 5 M 合金经 SMGT 后梯度组织

Fig.5 Gradient microstructures of M alloy after SMGT: (a) M1 alloy; (b) M2 alloy; (c~f) enlarged images of corresponding areas of c, d, e, f marked in Fig.5a and 5b

SEM 下已经很难看清其晶粒特征, 主要是晶粒尺寸较小的超细晶和纳米晶。分别将图 5a 和 5b 中表层和芯部区域放大, 如图 5c~5f 所示, 合金组织中均是弥散分布的 γ' 相, 尺寸在纳米级。在合金最表层, γ' 相分布较为致密, 如图 5c 和 5e 所示; 在芯部, γ' 相分布较之表层略微稀疏, 如图 5d 和 5f 所示。

2.3 层错能对镍基合金细化机制的影响

通常, 金属材料材料塑性变形主要是以位错滑移和孪生为主。同时, 金属材料的变形方式受到材料结构(如晶体结构和层错能)和变形条件(变形温度、应变速率和应变)的影响。在 fcc 金属材料中, 高层错能材料主要以位错滑移为主, 而在低层错能材料中孪生具有更重要的作用, 特别是在低温或/和高应变速率时^[19,21,30]。因此, 降低材料的层错能有利于产生孪晶和层错, 使得材料的变形机制从位错滑移为主导的变形转变为孪生为主导的变形。一般来说, 高层错能材料首先会形成位错墙和位错胞, 然后演变成亚晶界, 并通过位错分割粗晶粒, 最后将晶粒细化到纳米级^[20,31]。而低层错能材料位错容易分解成层错, 位错扩展的宽度也越大, 束集越困难, 越不容易产生交滑移, 当应力大于孪生应力临界值, 孪生变形将起到更重要的作用^[32]。随着应变速率的增加, 塑性变形逐渐加剧, 各晶粒中不同取向孪晶先后开始滑移, 并且逐渐趋向切应力方向, 晶粒细化机制以变形孪晶分割碎化机制为主。然而, 中层错能材料既不足以使部分位错(和交滑移)易于收缩, 也不足以使孪生发

生, 因而其变形机制不同于高层错能材料的纯位错滑移机制, 常常在不同阶段发生不同的变形机制, 如滑移机制、孪生机制和剪切机制, 所以变形机制为位错滑移到孪生/剪切带的转变^[33], 如图 6 所示。

根据计算和实验结果可知, Inconel 625 合金属于中层错能材料, 而 M 合金属于低层错能材料, 如图 6a 所示。对于 Inconel 625 合金来说, 在低应变区以位错滑移为主, 随着应变的增加, 合金组织中出现了高密度的形变孪晶和剪切带, 且形成不同取向的形变孪晶, 其变形机制明显由位错滑移机制转变成孪生机制; 同时, 随着应变的逐渐增加, 其晶粒细化机制逐步从位错分割机制转变为孪晶碎化机制, 材料的平均晶粒尺寸从微米级粗晶范围细化至超细晶或纳米晶尺度。而对于 M 合金来说, 其层错能较低, 滑移带长度就越短, 全位错转变为不全位错, 层错越容易形成, 因此产生孪生变形所需要的临界分切应力较小, 在低应变区出现了高密度的变形孪晶; 随着应变的增加, 塑性变形逐渐加剧, 各晶粒中不同取向孪晶先后开始滑移, 并且逐渐趋向切应力方向, 晶粒细化机制以形变孪晶分割碎化机制为主。此外, 在 Inconel 625 合金梯度结构中存在较多的剪切带和形变孪晶的混合结构, 而在 M 合金梯度结构中存在大量的形变孪晶, 剪切带明显减少。根据孪晶结构优异的稳定性^[34,35](热稳定性和机械稳定性)以及剪切带的不稳定性^[36,37], M 合金具有更好的组织稳定性。

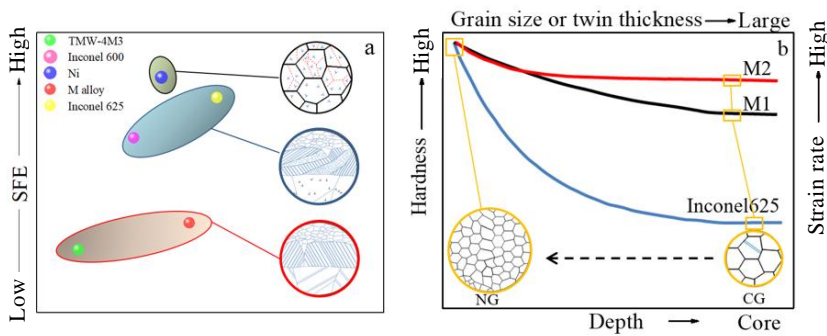


图 6 不同层错能合金的变形机制及性能

Fig.6 Deformation mechanism and properties of alloys with different stacking fault energies

3 结论

1) 经表面机械研磨(SMGT)处理的 Inconel 625、M1 和 M2 合金中分别制备出 450、300 和 250 μm 厚的梯度结构层, 表层硬度分别为 7.6、5.8 和 5.6 GPa。

2) 不同层错能 fcc 结构合金在剪切变形条件下的梯度组织演化机制不同。在中层错能梯度结构 Inconel 625 合金中, 随着应变的逐渐增加, 其微观结构细化机制逐步从位错分割机制转变为孪晶碎化机制; 而在低层错能梯度结构 M 合金中, 随着应变

的增加, 各晶粒中不同取向孪晶先后开始滑移, 并且逐渐趋向切应力方向, 晶粒细化机制以形变孪晶分割碎化机制为主。

致谢: 特别感谢在实验加工和数据分析上提供帮助的金属研究所李秀艳老师、张宝兵老师和梁晨老师。

参考文献 References

- [1] Frommeyer G, Brux U, Neumann P. *Transactions of the Iron & Steel Institute of Japan*[J], 2003, 43(3): 438
- [2] Koch C C, Morris D G, Lu K *et al. Mrs Bulletin*[J], 1999, 24(2): 54
- [3] Li X Y, Lu K. *Nature Materials*[J], 2017, 16: 700
- [4] Yang Le(杨乐), Li Xiuyan(李秀艳), Lu Ke(卢柯). *Acta Metallurgica Sinica(金属学报)*[J], 2017, 53(11): 1413
- [5] Li X Y, Lu K. *Science*[J], 2019, 364: 733
- [6] Lu Ke(卢柯). *Acta Metallurgica Sinica(金属学报)*[J], 2015, 51(1): 1
- [7] Wei Y J, Li Y Q, Zhu L C *et al. Nature Communications*[J], 2014, 5(4): 1
- [8] Ding J, Li Q, Li J *et al. Acta Materialia*[J], 2018, 149: 57
- [9] Li W L, Tao N R, Lu K. *Scripta Materialia*[J], 2008, 59(5): 546
- [10] Liu X C, Zhang H W, Lu K. *Acta Materialia*[J], 2015, 96: 24
- [11] Wang H T, Tao N R, Lu K. *Scripta Materialia*[J], 2013, 68(1): 22
- [12] Lu L, Chen X Y, Huang X X *et al. Science*[J], 2009, 323(5914): 607
- [13] Valiev R. *Nature Materials*[J], 2004, 3: 511
- [14] Cao Y, Ni S, Liao X Z *et al. Materials Science and Engineering R: Reports*[J], 2018, 133: 1
- [15] Wu G, Chan K C, Zhu L L *et al. Nature*[J], 2017, 545: 80
- [16] Wang K, Tao N R, Liu G L *et al. Acta Materialia*[J], 2006, 54(19): 5281
- [17] Huang H W, Wang Z B, Yong X P *et al. Materials Science and Technology*[J], 2013, 29: 1200
- [18] Devaux A, Georges E, Héritier, P. *Advance Materials Research*[J], 2011, 278: 405
- [19] Iwahashi Y, Horita Z, Nemoto M *et al. Acta Materialia*[J], 1997, 45(11): 4733
- [20] Iwahashi Y, Horita Z, Nemoto M *et al. Acta Materialia*[J], 1998, 46(9): 3317
- [21] Tao N R, Lu K. *Scripta Materialia*[J], 2009, 60(12): 1039
- [22] Yan Kang(闫康). *Design of Nickel-based Superalloy with Lower Stacking Fault Energy and the Control of “ γ' Phase and Nanotwin” Structure* (低层错能镍基高温合金的设计与“ γ' 纳米孪晶”结构调控)[D]. Lanzhou: Lanzhou University of Technology, 2021
- [23] Hughes G D, Smith S D, Pande C S *et al. Scripta Metallurgica*[J], 1986, 20(1): 93
- [24] Hu Gengxiang(胡赓祥), Cai Xun(蔡珣), Rong Yonghua(戎咏华). *Fundamentals of Materials Science(材料科学基础)*[M]. Shanghai: Shanghai Jiao Tong University Press, 2010: 205
- [25] Gao Y B, Ding Y T, Chen J J *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2019, 767: 138 361
- [26] Madhavan R, Ray R K, Suwas S. *Philos Mag*[J], 2016, 96: 3177
- [27] Lu K, Lu J. *Materials Science & Engineering A*[J], 2004, 375-377: 38
- [28] Tao N R, Zhang H W, Lu J *et al. Materials Transactions*[J], 2003, 44(10): 1919
- [29] Liao Z R, Polyakov M N, Diaz O G *et al. Acta Materialia*[J], 2019, 180: 2
- [30] Zhu K Y, Vassel A, Brisset F *et al. Acta Materialia*[J], 2004, 52(14): 4101
- [31] Zhang H W, Hei Z K, Liu G *et al. Acta Materialia*[J], 2003, 51(7): 1871
- [32] Wang Jianmin(汪建敏), Zhou Kongkang(周孔亢), Lu Jin(陆晋) *et al. Journal of Mechanical Engineering(机械工程学报)*[J], 2008, 44(11): 132
- [33] Madhavan R, Ray R K, Suwas S. *Philosophical Magazine*[J], 2016, 96(30): 1
- [34] Randle V. *Acta Materialia*[J], 1999, 47(15-16): 4187
- [35] Lehigh E M, Palumbo G, Lin P. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 1998, 29(12): 3069
- [36] Mughrabi H, Höppel H W. *International Journal of Fatigue*[J], 2010, 32(9): 1413
- [37] Malekjani S, Hodgson P D, Cizek P *et al. Acta Materialia*[J], 2011, 59(13): 5358

Architecture and Microstructure Evolution of Gradient Structured Nickel Based Alloy with Different Stacking Fault Energies

Ma Yuanjun^{1,2}, Ding Yutian^{1,2}, Yan Kang^{1,2}, Gao Yubi^{1,2}, Chen Jianjun^{1,2}, Wang Xingmao^{1,2}

(1. State Key Laboratory of Advanced Processing and Recycling of Non-ferrous Metals, Lanzhou University of Technology, Lanzhou 730050, China)

(2. School of Material Science and Engineering, Lanzhou University of Technology, Lanzhou 730050, China)

Abstract: Using Inconel 625 alloy as a reference object, based on the alloy design ideas of interface control, a model alloy with lower stacking fault energy was designed by Thermodynamic software. The influence of stacking fault energy on the evolution mechanism and grain refinement mechanism of nickel-based alloy with gradient structure was studied by surface mechanical grinding treatment (SMGT) technology. The results show that 450, 300 and 250 μm thick gradient structure layers were prepared in Inconel 625 alloy M1 and M2 alloys by SMGT, respectively. Moreover, the evolution mechanism of the gradient structure of different alloys is also different. For the Inconel 625 alloy, with the gradual increase of strain, its microstructure refinement mechanism gradually changes from dislocation segmentation mechanism to shear band and/or twin segmentation mechanism. However, for the M alloy, the deformation twin splitting mechanism is dominant. Therefore, the design concept and the corresponding microstructure evolution mechanism can provide a reference for the composition design of low stacking fault energy nickel base wrought superalloy.

Key words: nickel base alloy; stacking fault energy; gradient structure; microstructure evolution; grain refinement mechanism

Corresponding author: Ding Yutian, Ph. D., Professor, State key Laboratory of Advanced Processing and Recycling of Nonferrous Metals, Lanzhou University of Technology, Lanzhou 730050, P. R. China, E-mail: dingyt@lut.edu.cn