



镍基高温合金沉淀相粗化之后的 硬度退化及其各向异性特征

张顺咏^{1,2}, 李继承^{1,2}

(1. 中国工程物理研究院 总体工程研究所, 绵阳 621999;
2. 西南科技大学 工程材料与结构冲击振动四川省重点实验室, 绵阳 621999)

摘要: 镍基高温合金广泛应用于制造军事和民用工程领域中的关键热端部件, 在服役过程中内部沉淀相容易发生粗化, 并导致材料力学性能退化。本文结合有限元模拟和机理分析, 研究镍基高温合金材料发生沉淀相粗化之后的硬度变化特性, 并探讨相关变化与材料微结构演化的关联。结果表明: 合金硬度随沉淀相粗化的发生而显著退化, 并呈现出各向异性特征, 总体来说, 当沉淀相体积分数较低或沉淀相粗化程度不高时, 其硬度随加载角度增大而先逐渐增加后又逐渐降低; 而对于沉淀相体积分数和沉淀相粗化程度均较高的合金, 硬度则随加载角度增大而单调升高, 合金硬度的相关变化与沉淀相的形状、大小和分布特性密切相关; 材料微结构的改变导致内部位错的形核、增殖和运动特性发生变化, 进而影响宏观材料的硬度。

关键词: 镍基高温合金; 沉淀相粗化; 硬度; 退化; 各向异性

文章编号: 1004-0609(2022)-10-3030-18

中图分类号: TB301

文献标志码: A

引文格式: 张顺咏, 李继承. 镍基高温合金沉淀相粗化之后的硬度退化及其各向异性特征[J]. 中国有色金属学报, 2022, 32(10): 3030-3047. DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2021-42811

ZHANG Shun-yong, LI Ji-cheng. Degradation and anisotropy characteristics of hardness in Ni-base superalloys after precipitation phase coarsening[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2022, 32(10): 3030-3047.

DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2021-42811

镍基高温合金具有优异的高温强度、塑性、断裂韧性和较大的疲劳与蠕变抗力等力学性能, 广泛应用于制造重大装备的关键热端部件, 具有重要的军事和民用价值^[1-5]。镍基高温合金在服役过程中, 内部沉淀相容易发生粗化(也称为 Ostwald 熟化), 沉淀相的尺寸、形貌和分布特性等将发生明显变化^[6-8]。材料的宏观力学行为与其内部微结构特征紧密相关, 微结构的变化将导致材料力学性能发生改变^[9-12], 因此, 沉淀相发生粗化之后, 镍基高温合金的硬度、强度和延展性等力学性能将发生变

化^[13-16]。装备热端部件在服役时常承受复杂的载荷作用, 部件材料力学性能的改变将可能导致装备安全性风险。

相关研究显示, 镍基高温合金内部 γ' 沉淀相和 γ 基体相之间的界面对位错运动具有较强的阻碍作用^[13-20]。同时, 试验分析表明, 材料的变形和破坏特性与内部位错运动特征紧密相关。沉淀相发生粗化之后, 位错运动主要表现为绕过沉淀相机理, 其沉淀强化作用随沉淀相尺寸增大而逐渐越弱^[13-16], 进而也引起材料硬度等力学性能发生变化, 并呈现

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(12072333)

收稿日期: 2021-12-21; 修订日期: 2022-03-08

通信作者: 李继承, 副研究员, 博士; 电话: 0816-2488428; E-mail: lijc401@caep.cn

出不同的形变特征^[21-22]。

然而, 试验观测主要是分析试验前后的材料变形和破坏形貌, 参量的测量也常限于试件表面, 难以实时跟踪材料内部结构和内变量的演化特征, 因此, 在表征微结构特征对材料力学行为影响的细节方面存在困难。随着计算机技术的发展, 有限元模拟手段逐渐成为试验观测的良好补充和完善。数值模拟不仅可以获得详细的变形和破坏历程以及内变量演变过程, 而且还可方便讨论不同内外部因素的影响, 有助于对材料力学性能开展更深入的机理分析^[23-27]。

本文针对两种 γ' 沉淀相体积分数、三种沉淀相粗化程度的镍基高温合金, 基于材料微结构特征建立几何模型, 并开展针对维氏硬度试验的细观有限元模拟分析, 详细研究合金的硬度变化特征及其各向异性特性, 并深入讨论相关变化同材料微结构中沉淀相粗化之间的关联。值得注意的是, 本文的分析方法和结论对于通过 γ' 沉淀相强化并发生沉淀相粗化行为的镍基高温合金具有普适性, 包括 Inconel 718、GH4151 和 DZ125 等多种类型合金^[28-30]。

1 有限元模型

一般来说, 三维有限元模拟能够更好地反映材料内部结构特征和实际受力状态, 而二维模型则可直观地观察材料的变形和破坏过程, 同时可以减小计算规模, 节约计算时间和成本; 此外, 作者前期工作显示, 二维模拟也可较好地描述材料的主要力学行为^[23-25]。因此, 本文将主要依据二维有限元模拟结果展开相关分析。

1.1 几何模型

几何模型基于有限元软件前处理程序, 结合材料的微结构特征来建立, 共选取三种沉淀相粗化程度的材料微结构。为使有限元模型能够较好地体现材料内部微结构特征, 模型网格需尽量细化以能建立较好的沉淀相几何模型。而网格细化将导致计算量增加, 为减小计算规模, 仅在试件中的主要变形区域考虑材料微结构特征, 其余区域视为均质材料, 且可建立相对较粗的模型网格。

根据维氏硬度测试方法^[31-32]建立的二维简化模

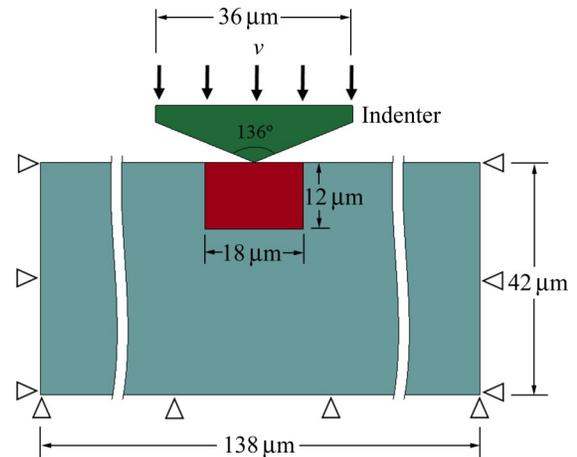


图 1 维氏硬度试验二维有限元模型

Fig. 1 2-D FEM geometrical model for Vickers indentation test

型如图 1 所示, 试件中红色区域为考虑材料微结构特性的考察区域, 蓝色区域视为均质材料。所有模型均采用四节点平面应变单元划分网格, 其中试件考察区划分为 600×400 正方形有限元网格单元。鉴于镍基高温合金中 γ' 沉淀相平均尺寸约为 200 nm ^[33], 故将考察区域有限元网格尺寸设置为 30 nm , 也即考察区域尺寸为 $18 \mu\text{m} \times 12 \mu\text{m}$ 。为减少模型单元总数, 单元尺寸从考察区域向试件外部区域逐渐过渡粗化。值得注意的是, 在实际有限元程序的求解过程中, 相应的试件及其网格尺寸均处理为无量纲参量。此外, 图中也给出了模型加载和约束情况, 即试件下端面和左右侧面采用固支方式约束, 压头以速度 v 做匀速向下运动。

此时建立的几何模型考察区域内还未包含沉淀相, 还需进一步构建相应的几何模型。实际材料中, 沉淀相和基体之间的界面区域常为材料内部的薄弱环节^[34-36]。为更好地体现材料微结构特征, 将利用有限元软件的关键字文件格式特征, 同时建立沉淀相以及相应界面层的几何模型。基于合金材料微结构 TEM 扫描照片或者模拟结果图片, 通过图片数字化处理可得到相应网格节点信息, 结合有限元模型考察区的单元信息, 利用网格投影算法可生成沉淀相及其相应界面层的有限元模型, 具体处理方法参见作者此前工作^[23-24]。

结合镍基高温合金相粗化相场模拟结果^[37-38], 按上述方法所生成的考察区有限元模型如图 2 所示。为对比分析沉淀相体积分数及其粗化程度的

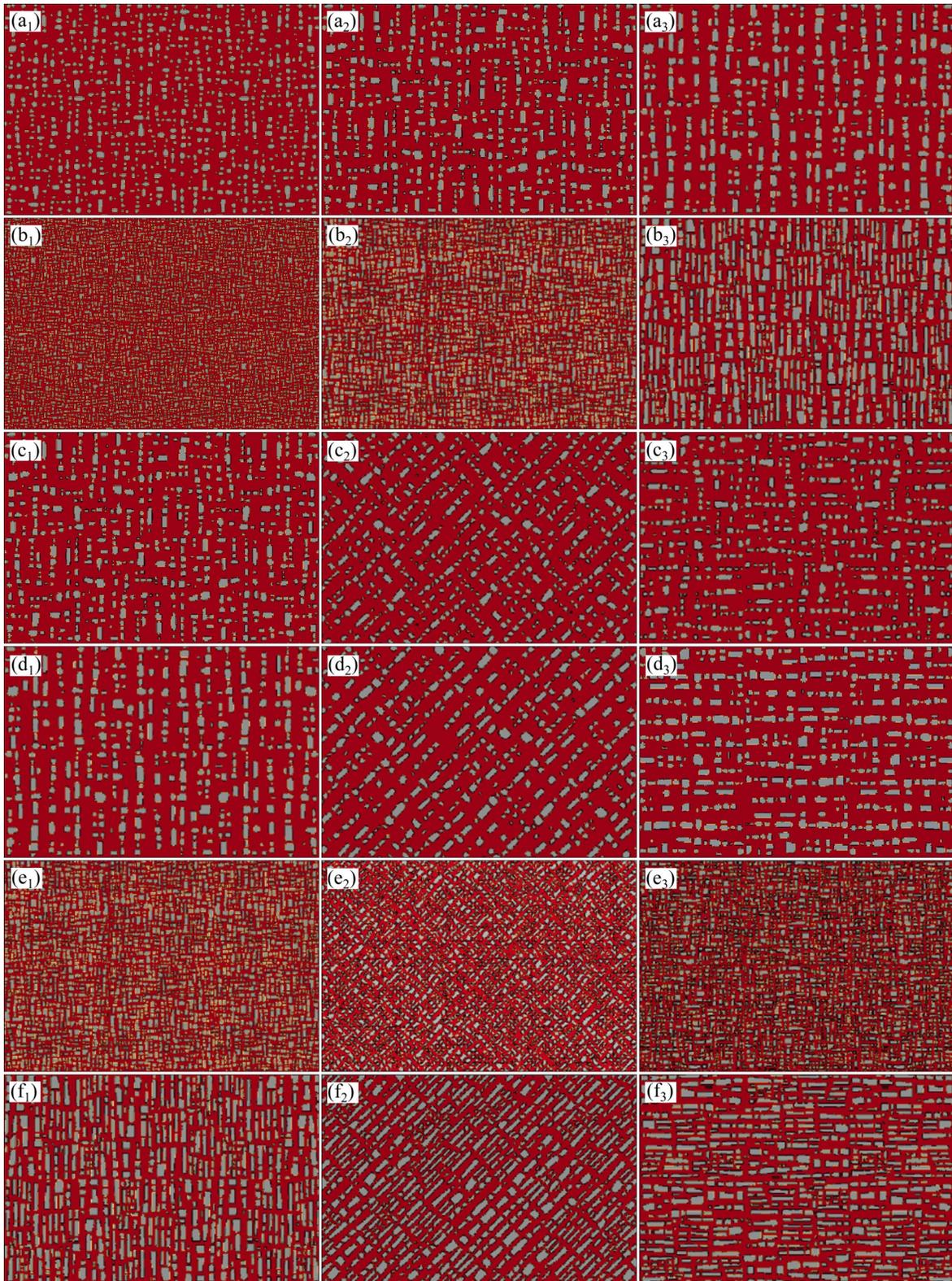


图2 不同工况下材料试件考察区材料微结构有限元模型

Fig. 2 FEM geometrical models of representative zone in specimen corresponding to different microstructures and loading directions: (a₁) Material 1, $r_a=0^\circ$; (a₂) Material 2, $r_a=0^\circ$; (a₃) Material 3, $r_a=0^\circ$; (b₁) Material 4, $r_a=0^\circ$; (b₂) Material 5, $r_a=0^\circ$; (b₃) Material 6, $r_a=0^\circ$; (c₁) Material 2, $r_a=0^\circ$; (c₂) Material 2, $r_a=45^\circ$; (c₃) Material 2, $r_a=90^\circ$; (d₁) Material 3, $r_a=0^\circ$; (d₂) Material 3, $r_a=45^\circ$; (d₃) Material 3, $r_a=90^\circ$; (e₁) Material 5, $r_a=0^\circ$; (e₂) Material 5, $r_a=45^\circ$; (e₃) Material 5, $r_a=90^\circ$; (f₁) Material 6, $r_a=0^\circ$; (f₂) Material 6, $r_a=45^\circ$; (f₃) Material 6, $r_a=90^\circ$

影响, 选择 $\varphi=30\%$ 和 $\varphi=60\%$ 两种体积分数, 并针对每种体积分数分别考虑三个时效时间($t_1=20$ h、 10 h, $t_2=40$ h、 50 h, $t_3=67$ h、 1000 h)对应的微结构, 如图2(a)~(b)所示。可见粗化时效后期沉淀相均逐渐转变为长条形结构, 且呈现出队列分布特征, 本文后续分析将统一称时效时间 t_1 、 t_2 和 t_3 所对应的材料微结构状态为沉淀相粗化初期、中期和后期; 此外为方便表述, 按照体积分数 $\varphi=30\%$ 和 $\varphi=60\%$ 将镍基高温合金分为材料1~3和材料4~6两组, 其中按照编号顺序依次对应为沉淀相粗化初期、中期和后期材料。为分析沉淀相粗化所导致材料硬度各向异性特征, 还需考虑材料在不同加载方向下的力学性能, 共设置3种加载方向: 纵向、斜向和横向, 也即长条形沉淀相长轴方向与压头运动方向之间的夹角(r_a)大小分别为 0° 、 45° 和 90° , 其中沉淀相粗化中期和后期所对应的材料微结构几何模型如图2(c)~(f)所示。图3进一步给出材料6几何模型右下端 $2400\text{ nm}\times 2400\text{ nm}$ 区域的网格局部放大图示, 可以看出按此方法建立有限元模型可得到较好的网格质量。

图4所示为实际镍基高温合金材料微结构TEM像^[37]。对比图2中沉淀相粗化后期材料微结构的几何模型可知, 有限元模型较好地体现了实际材料的内部微结构特征。

1.2 材料本构模型

镍基高温合金材料常表现为良好的弹塑性变形特性, 且材料的破坏一般先经历一定时段的损伤才导致最终的断裂; 同时, 尽管在微观层面, 合金内

部晶格特性和滑移系特征等因素使得各组成相的力学性能通常表现为各向异性, 鉴于本文主要关注沉淀相粗化的作用, 即沉淀相几何结构以及分布特性对材料硬度的影响, 在细观有限元模拟中依据统计平均思想将各组成相整体近似视为各向同性材料, 该假设也同多数镍基单晶高温合金的宏观力学行为相符。因此, 本文将利用考虑材料损伤的各向同性弹塑性模型来描述不同相的力学行为^[39]。模型认为, 材料经初期弹性变形之后发生屈服, 之后经历塑性变形并产生一定的应变硬化; 待塑性应变累积到一定程度时, 材料内部开始发生损伤, 应力逐渐下降; 当材料损伤累积到临界值时, 材料发生破坏, 不能继续承载外载荷。具体本构表达式以及对参量的分析和讨论参见作者此前的工作^[23-25], 本文为节约篇幅不再列出, 仅将相应的应力-应变曲线示意图绘出, 如图5(a)所示。其中, E 为弹性模量, ε 为材料总应变, σ_{y0} 为初始屈服应力, H 为材料硬化模量, ε_c^p 为等效塑性应变, $\varepsilon_{c,d}^p$ 为材料开始发生损伤的等效塑性应变阈值, D 为材料损伤因子, $\varepsilon_{c,c}^p$ 为材料最终发生断裂($D=1$)所对应的临界等效塑性应变取值。

结合针对镍基高温合金力学性能的相关研究^[17-20, 22, 34-36], 得到合金内不同成分模型参数, 如表1所示。由表1可知, 不同相成分之间密度 ρ 、弹性模量 E 和泊松比 ν 等参量完全相同, 临界应变 $\varepsilon_{c,d}^p$ 、损伤速率(Q)、损伤判据($D=1$)和破坏临界应变 $\varepsilon_{c,c}^p$ 也相同。三相之间的不同参量仅为初始屈服应力 σ_{y0} , 其中 γ' 沉淀相的屈服应力大于基体相屈服应力, 为其1.25倍, 而界面层屈服应力较小, 为基

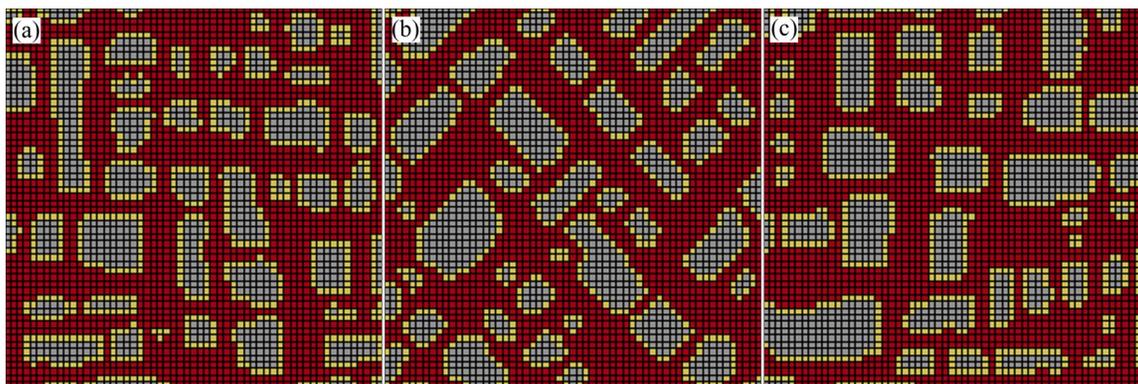


图3 材料6试件考察区右下端区域的有限元网格图示

Fig. 3 Local meshes in right bottom of representative zone corresponding to microstructure of material 6: (a) $r_a=0^\circ$; (b) $r_a=45^\circ$; (c) $r_a=90^\circ$

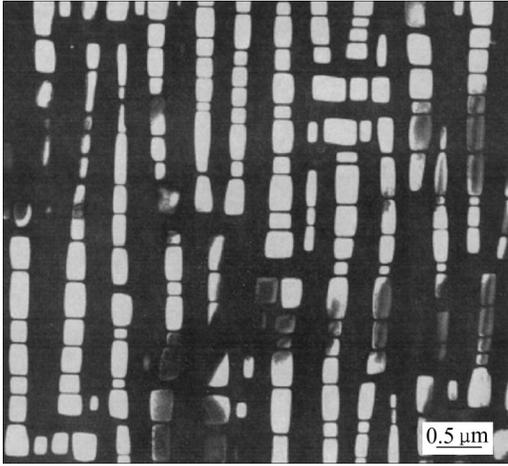


图4 镍基高温合金中沉淀相粗化的TEM像^[37]

Fig. 4 TEM image of Ni-base superalloy after precipitation phase coarsening^[37]

体相屈服应力的0.94倍，三相材料参数所对应的应力-应变曲线数值模拟结果如图5(b)所示。对于试件中视为均质材料的部分(Homogenized zone, HZ)，其屈服应力取值按沉淀相和基体之间的混合准则

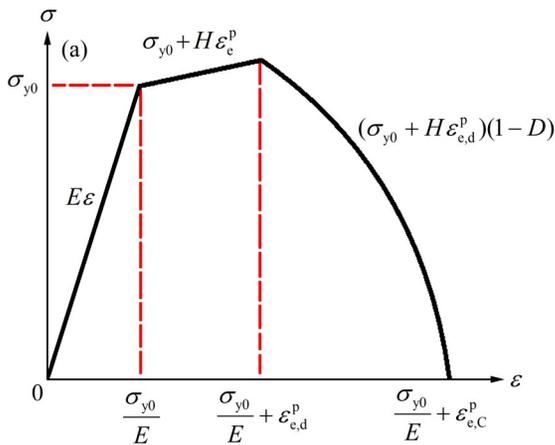


图5 考虑材料损伤的各向同性弹塑性模型应力-应变曲线

Fig. 5 Stress-strain curves in isotropic elasto-plastic model combined with material damage: (a) Sketch of theoretical stress-strain curve; (b) Numerical stress-strain curves corresponding to different phases

表1 镍基高温合金不同组成相的模型参数

Table 1 Mechanical parameters for different phases in Ni-base superalloy

Phase	$\rho/(\text{kg}\cdot\text{m}^{-3})$	E/GPa	ν	σ_{y0}/MPa	H/MPa	$\varepsilon_{c,d}^p$	$Q/(\text{MN}\cdot\text{m}^{-1})$
Matrix	8900	200	0.32	800	50	1.2	2
Precipitate	8900	200	0.32	1000	50	1.2	2
Interface layer	8900	200	0.32	750	50	1.2	2
Homogenized zone	8900	200	0.32	860 ($\varphi=30\%$) 920 ($\varphi=60\%$)	50	1.2	2

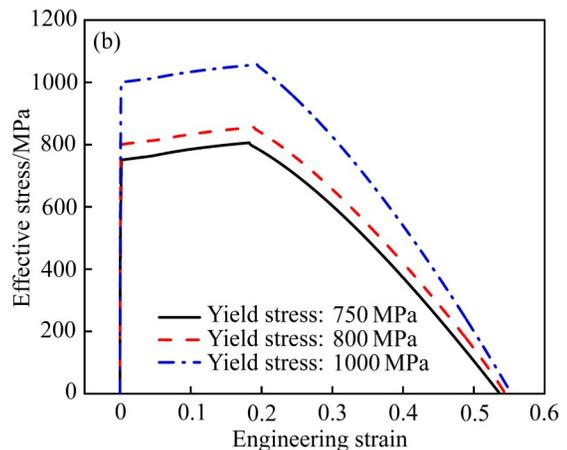
(Law of mixtures)^[39-40]求得，相应于两种 φ 取值的均质材料屈服应力取值也列于表1。另外，模型中压头结构定义为理想弹性材料。

2 模拟结果及分析

本节将依据第1节所建立的有限元模型开展数值仿真分析，并着重考察不同材料的变形形貌和硬度变化特征。在实际准静态试验中，材料变形的应变率常低至 10^{-4} s^{-1} 量级，鉴于本文中材料本构模型未涉及应变率效应，为节约求解时间，数值模拟中采取恒定低速率加载方式(见图1)，针对不同变形条件，应变率均设为 10^{-2} s^{-1} 。作者前期研究工作显示，此种加载方式既可节约求解时间，又能保证数值模拟结果的合理性^[23-24]。

2.1 等效应力-位移曲线

针对不同材料微结构试件的维氏硬度试验，从压头上端面提取的等效应力-位移曲线如图6所示。



可看出,不同材料微结构的等效应力-位移曲线较为相似。随着压头位移增加,等效应力逐渐增大。在初期曲线呈现显著的锯齿形变化特征,到后期锯齿形振荡逐渐减弱,最后变得相对光滑。该锯齿状等效应力-位移曲线对应于材料内部的动态应变时效(Dynamic strain aging, DSA)过程,也即局域范围内变形带的反复形成和传播,相关机制将在第3节中详细分析。压头在压入3630 nm之后开始反向运动,进而使试件得到卸载,等效应力逐渐减小,直到最后压头与试件分离,等效应力降为零值。

从图6中还可发现,随着 φ 取值增大,等效应力峰值逐渐升高,而卸载之后,针对不同材料微结构的等效应力-位移曲线基本重合。这表明随着沉淀相体积分数增加,合金材料的硬度有所增大,也即沉淀强化的效果得到提高。另外,对于同一 φ 取值,随着时效时间 t_a 增加,等效应力峰值均有所降低,这表明材料硬度随沉淀相的粗化程度增大而逐渐降低,也即粗化效应弱化了镍基高温合金的硬度。

类似地,针对同一微结构材料在不同加载方向的维氏硬度试验也可得到相应的等效应力-位移曲线。数值模拟结果显示,对于沉淀相粗化初期(t_1),两种沉淀相体积分数的材料在三种加载方向的曲线基本一致;而对于沉淀相粗化中期(t_2)和后期(t_3),材料不同加载方向的等效应力-位移曲线则互不相同,具体列出如图7所示。

由图7可看出,在 $r_a=45^\circ$ 和 90° 加载方向下,材料硬度随沉淀相体积分数 φ 和时效时间 t_a 增加的变

化特性同在 $r_a=0^\circ$ 情形相似(见图6),也即在不同加载方向下,沉淀相均起到强化效果,而沉淀相粗化则都弱化了材料硬度。然而,针对同一材料微结构,等效应力峰值随加载方向角 r_a 的变化则未呈现出单调特征,且对应于不同微结构材料的变化特性互不相同,对于沉淀相粗化中期材料,加载方向引起的等效应力峰值变化相对较小,尤其是对于 $\varphi=30\%$ 情形;而对于沉淀相粗化后期材料, r_a 对等效应力峰值具有显著影响,且对于两种 φ 取值的材料,其影响规律并不一致。

以下来具体对比不同材料微结构导致的硬度变化。本文二维有限元模拟中,压头(见图1)难以完全体现实际维氏硬度试验中的正四棱锥体形貌,且加载方式设为压头压入同样深度,针对不同材料得到不同等效应力幅值(见图6和7)。因此,基于数值模拟结果难以求得精确的材料硬度,以下将数值模拟结果进行无量纲约化,并利用相对硬度开展对比分析。

维氏硬度试验中的硬度值计算公式为 $H_V=CF/S_{sur}$ (式中 F 为试验力, S_{sur} 为压痕表面积, C 为比例常数)。数值模拟结果显示,在压头反向运动卸载之后,试件压痕凹槽产生轻度回弹。材料硬度越低,回弹程度将越小。图8中列出软硬程度不同的三种典型材料在压头反向运动990 nm之后的压痕凹槽形貌。可看出,凹槽形貌极为相似,同压头之间的间隙大小也基本相同,也即压痕表面积 S_{sur} 基本相等。不同材料微结构所对应的硬度之比等于试验力 F 之比,而不同试验中压头相同,因

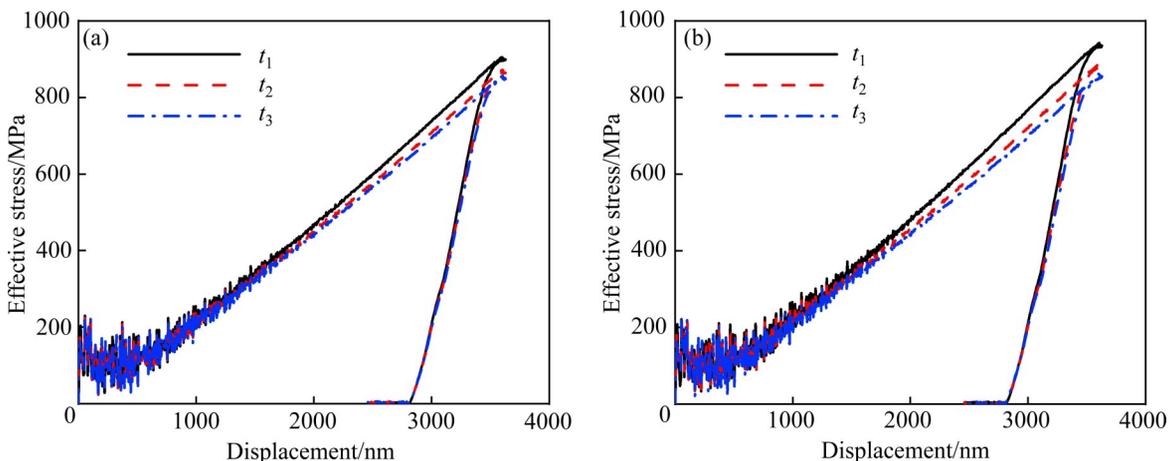


图6 加载方向 $r_a=0^\circ$ 时维氏硬度试验中不同材料对应的等效应力-位移曲线

Fig. 6 Effective stress-displacement curves corresponding to different microstructures in Vickers hardness tests at loading direction of $r_a=0^\circ$: (a) $\varphi=30\%$; (b) $\varphi=60\%$

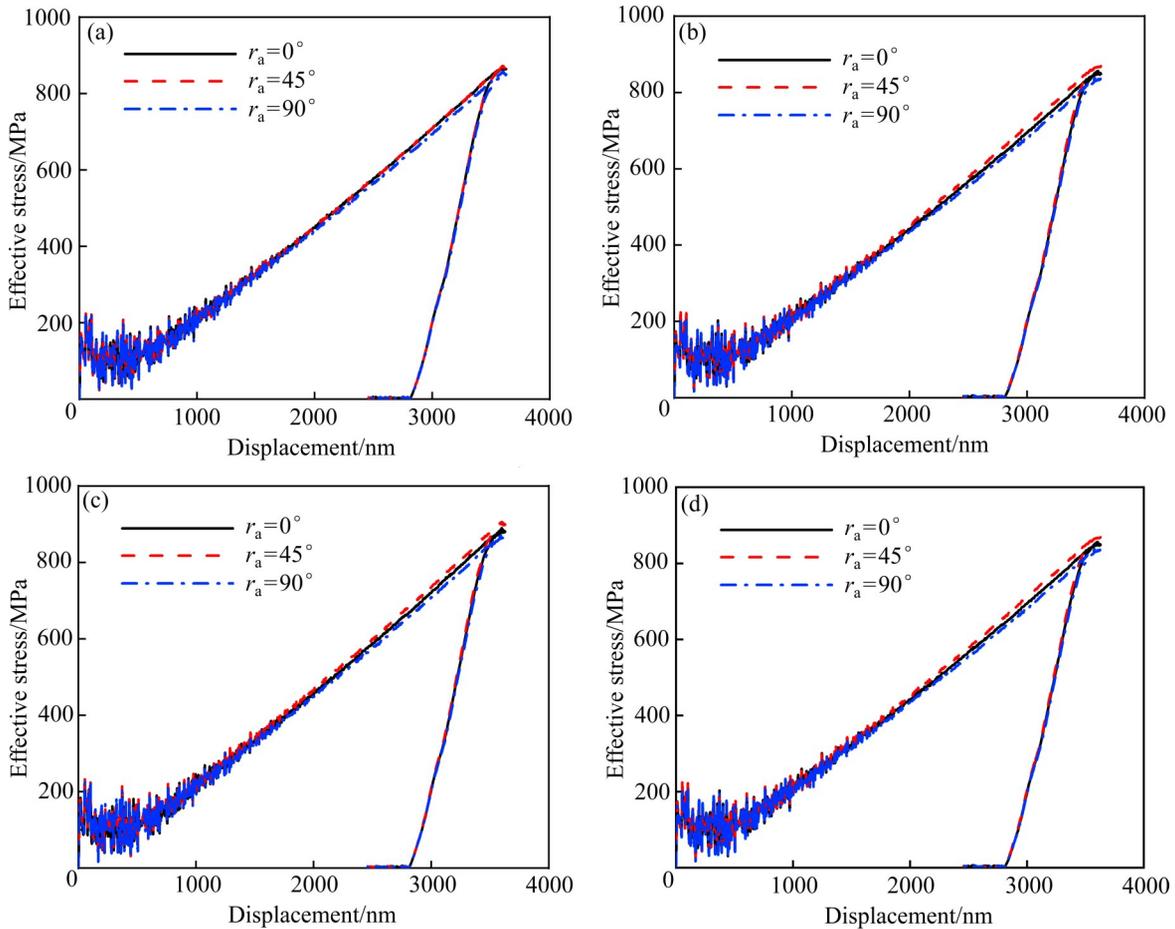


图7 不同加载方向维氏硬度试验中不同材料对应的等效应力-位移曲线

Fig. 7 Effective stress-displacement curves corresponding to different microstructures in Vickers hardness tests under different loading directions: (a) Material 2; (b) Material 3; (c) Material 5; (d) Material 6

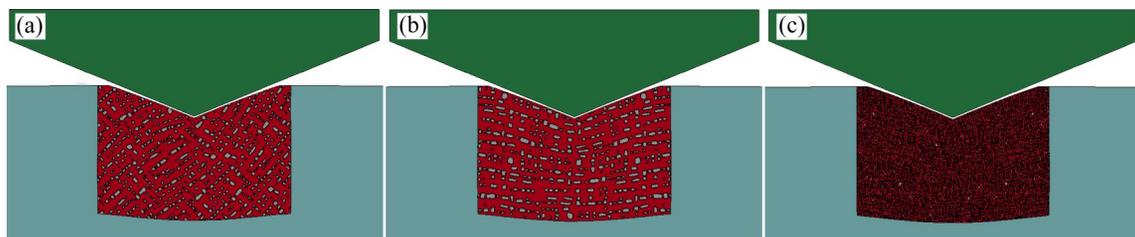


图8 维氏硬度试验中不同材料微结构对应的最终压痕形貌(压头压入3630 nm深度之后反向运动990 nm)

Fig. 8 Final indentations corresponding to different microstructures in Vickers hardness tests (Indenter moving backwards 990 nm after pressing into depth of 3630 nm): (a) Material 2, $r_a=45^\circ$; (b) Material 3, $r_a=90^\circ$; (c) Material 4, $r_a=0^\circ$

此, 试验力 F 之比即等于压头等效应力 σ_c 之比。

针对 $r_a=0^\circ$ 加载方向下不同微结构特征材料的模拟结果, 将最大等效应力峰值(对应于材料4)作为基准值, 求得材料相对硬度变化情况如图9所示。由图9可以看出, 随着粗化时效时间增加, 沉淀相粗化均导致材料硬度有所降低, 且前期的下降速率较快而后期较为平缓; 再者, 对应于较大 φ 取

值, 材料硬度相对较高, 这表明增加沉淀相体积分数可以提高沉淀强化的效果; 另外, φ 取值越大, 材料硬度的下降越明显, 说明沉淀相对硬度的影响随其体积分数增加而增大。相关试验观察也显示了同样的变化趋势^[41-42]。

以下再来分析加载方向对材料硬度的影响, 主要针对沉淀相粗化时效中期和后期材料进行对比分

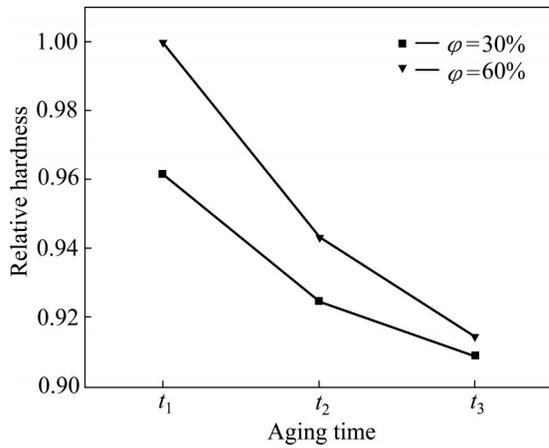


图 9 $r_a=0^\circ$ 时含不同沉淀相体积分数材料在不同时效时间之后的相对硬度

Fig. 9 Relative hardness of Ni-base superalloys with different volume fractions of precipitates after aging for different time at $r_a=0^\circ$

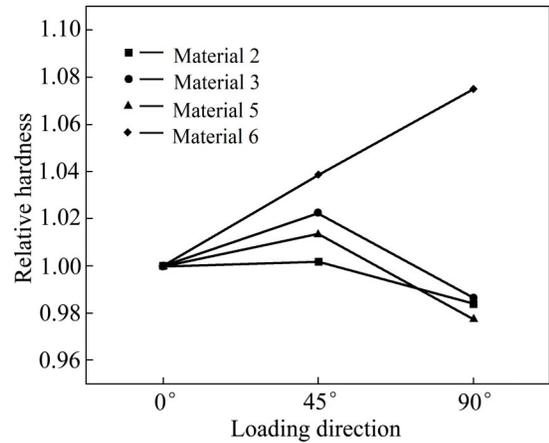


图 10 不同沉淀体积分数和不同时效时间材料在不同加载方向下的相对硬度

Fig. 10 Relative hardness of Ni-base superalloys with different volume fractions of precipitates and different aging time under different loading directions

析。基准值取为各微结构材料试件在 $r_a=0^\circ$ 加载方向下的压头等效力峰值, 计算得到材料在不同加载方向下的相对硬度如图 10 所示。由图 10 可以看出, 材料硬度随加载方向的变化并未呈现单调变化特征, 不同微结构材料的演化特性互不相同。对于 $\varphi=30\%$ 材料, 材料硬度变化特征大致呈现倒“V”形, $r_a=45^\circ$ 时材料硬度最高, 且沉淀相粗化程度越大, 硬度的变化幅度越明显; 而对于 $\varphi=60\%$ 材料, 材料硬度随加载方向的变化关系较为复杂, 对于沉淀相粗化中期材料(材料 5), 其硬度变化特征同 $\varphi=30\%$ 材料情形相似, 然而沉淀相粗化后期材料(材料 6)的硬度则随着 r_a 增大而持续增大。因此可知, 镍基高温合金微结构发生沉淀相粗化将导致其硬度呈现复杂的各向异性特征, 具体物理机制将在第 3 节中讨论。

2.2 材料内部应力状态

以下来分析材料内部的应力状态, 以 $r_a=0^\circ$ 加载方向为例, 类似于图 8, 再将三种软硬程度不同的材料试件在压头压入深度 $s=600\text{ nm}$ 时刻考察区内的等效力分布情况列出如图 11 所示。由图 11 可以看出, 压头正下方的圆圈区域内等效力幅值最大, 且等效力按照大致半圆形的梯度层向外围区域逐渐减小。特别地, 在同一梯度区域内, 由于沉淀相的屈服应力较高, 沉淀相内的等效力幅值也明显高于基体等效力。对于材料 2, 其沉淀相分布较分散且数量较少, 沉淀相间的相互阻碍作用较小, 压头压入时, 沉淀相比较容易随着基体材料一起移动, 其本身的变形量相对较小, 因此, 沉淀相内部的等效力升高幅值也较低。相对比地, 对于材料 4, 其沉淀相分布密集, 压头压入时沉淀相间相互挤压作用较为明显, 沉淀相难以移动, 其自身

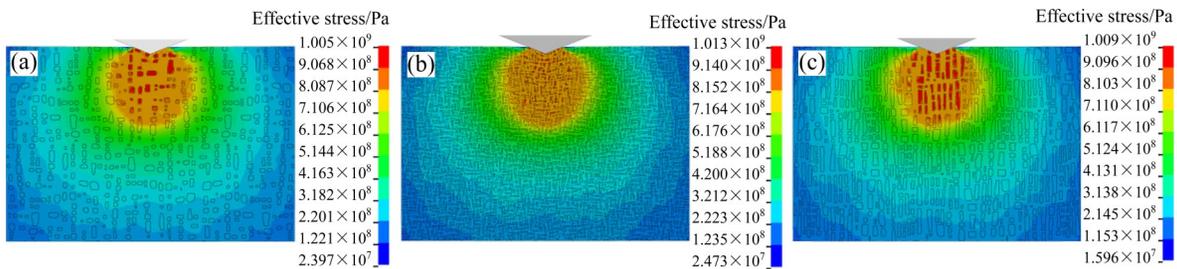


图 11 维氏硬度试验中压头压入深度 $s=600\text{ nm}$ 时不同微结构材料内部等效力分布云图

Fig. 11 Effective stress distributions in different microstructures at penetrating depth of $s=600\text{ nm}$ in Vickers hardness tests: (a) Material 2; (b) Material 4; (c) Material 6

的变化量较大,内部等效应力升高幅值也较明显,并且等效应力幅值升高的沉淀相也明显增多。因此,压头压入相同的深度需要提供更高的外载荷,也即材料硬度得到提高。

2.3 材料内部变形特征

类似地,再来分析材料内部的变形特征。压头压入之后,压头下端区域的材料发生塑性变形。随着压入过程继续,塑性变形的范围也逐渐向外围区域扩展。将材料3在 $r_a=0^\circ$ 和压入深度 $s=1200\text{ nm}$ 时的内部塑性应变分布列出如图12(a)所示,可看出材料塑性变形是以变形带(Deformation band)扩展的方式进行的。随着压入过程进行,变形带同时沿着纵向和横向逐渐扩展。

对于实际合金材料,塑性变形是位错运动的结果,塑性变形产生和扩展的微观过程牵涉位错的萌生、增殖与运动。图12(b)~(c)所示实际镍基高温合金在准静态拉伸变形条件下变形带和位错形貌的TEM像^[15],可看出塑性变形带内分布有许多位错。当材料受到较大的外载荷作用时,内部的应力集中场所将发生新位错的形核或老位错的脱钉等过程,使得可滑移位错数量增加,进而导致材料发生塑性变形。另外,对于沉淀相强化合金材料,沉淀相相当于一系列的点障碍,同位错发生交互作用并阻碍位错的运动。位错克服沉淀相的阻碍的方式主要有三种:直接切过沉淀相、通过Orowan机制绕过沉淀相、通过攀移方式绕过沉淀相。对于发生沉淀相粗化的合金材料,内部位错的运动方式主要为通过Orowan机制绕过沉淀相,更详细的讨论可参见作者此前工作^[23-25]。特别地,作者此前的分析显示,

有限元模拟结果中的塑性应变幅值大小同实际材料中的位错密度相对应,也即大的塑性应变对应于高的位错密度,依据有限元模拟中塑性应变的发展特性即可推知实际合金材料中位错的生成和运动特征。

再对比图12(a)~(c)中的数值模拟和试验观测结果可发现,数值模拟结果较好地体现了实际合金材料的微观变形特征。尽管有限元模拟中无法直接体现塑性变形带内的位错形貌,但塑性变形带的形貌和扩展特征同实际情形符合较好,塑性应变幅值也同实际材料位错数量相对应。图12(a)中显示不同变形带之间产生交割作用,图12(b)中的确观察到变形带之间的交叉;再者,塑性变形带内不同区域的塑性应变幅值也互不相同,图12(a)显示在变形带交叉位置以及沉淀相附近塑性应变幅值较大,图12(b)~(c)中也表明,在相应位置处的位错数量远高于其余区域的位错数量。另外,图12中的数值模拟结果和试验观测结果均显示,塑性变形带的确实未直接穿过沉淀相,而主要是绕过沉淀相扩展,同位错Orowan绕过机制相符。

由此可知,相关有限元模拟可较好地体现由沉淀相粗化导致的镍基高温合金硬度变化趋势。针对不同工况有限元模拟结果之间的对比分析具有实际参考意义。

3 物理机制分析

综上所述,镍基高温合金沉淀相及其沉淀相粗化特征对材料硬度具有显著影响,发生沉淀相粗化之后,加载方向也将对材料硬度产生影响。总体来

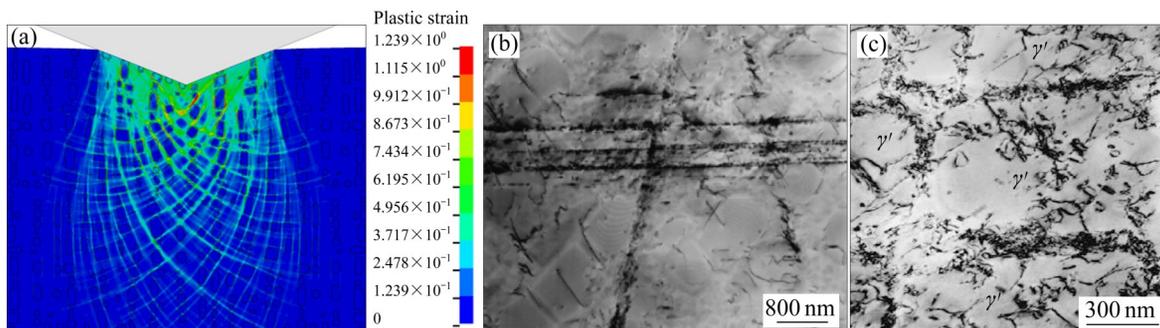


图12 塑性变形过程中合金材料内部的变形带

Fig. 12 Plastic deformation bands in Ni-base superalloy during deformation process: (a) FEM simulation result, deformation band (Material 3, $s=1200\text{ nm}$); (b) TEM image of intersections of plastic deformation bands^[15]; (c) TEM image of piling up of dislocations around precipitate particles^[15]

说, 材料硬度随沉淀相体积分数增加而提高, 对于相同沉淀相体积分数, 随着沉淀相粗化程度增加, 材料硬度发生明显减小; 特别地, 沉淀相粗化中后期的材料硬度还呈现各向异性特征, 且随加载方向改变表现出复杂的变化特性。

以下将详细分析沉淀相粗化导致材料硬度变化的相关机理。如前所述, 材料硬度特征同内部位错密切相关, 而位错运动在表象上又与塑性变形带相对应, 故可通过对材料内部塑性变形带的产生和扩展特征来开展分析。此外, 为便于对有限元模拟结果的描述, 以下分析中将主要使用塑性变形带这个参量, 塑性变形带的形核和扩展即代表位错的生成、增殖和运动, 塑性应变幅值的大小即对应于位错密度的高低。

3.1 硬度弱化特征

在相同加载方向下, 鉴于沉淀相粗化对不同材料微结构的影响具有相似性, 相关分析将选取具有代表性的 $\varphi=60\%$ 材料以及典型加载方向 $r_a=0^\circ$ 展开讨论, 并选取时效时间最短(材料4)和最长(材料6)的两种情况进行对比分析。在维氏硬度试验下, 两种材料试件考察区内的塑性应变发展历程分别如图

13和14所示。

由图13(a)可以看出, 压头压入之后, 材料内部开始发生塑性变形, 并有多条塑性变形带从压头底部区域同时沿横、纵两个方向扩展。变形带扩展过程中受到沉淀相的阻碍作用, 但由于此时沉淀相已发生粗化, 材料内部的基体通道相对较宽, 塑性变形带绕过沉淀相继续扩展。随着压入过程继续, 压头下端区域的塑性应变持续增加, 靠近压头的整个区域内均发生了塑性变形, 且该区域内部分沉淀相也产生了塑性应变, 这表明该区域内位错密度持续增加, 且部分位错已切入沉淀相内部。众多塑性变形带的同时扩展导致了显著的动态应变时效(DSA)效应, 并对应力产生弛豫影响, 进而导致应力-位移曲线呈现显著的锯齿形振荡现象(见图6)。

由图13(b)可以看出, 随着压头继续压入, 塑性变形带继续向外扩展, 同时产生许多新的变形带。塑性应变幅值也持续增加, 表明先前已发生塑性变形的区域的位错密度持续增大。另外可发现, 压头附近的塑性变形区域范围明显增大。而在已完全发生塑性变形的区域内, 位错运动将变得缓和, 也即动态应变时效有所削弱, 且效应明显的区域(也即弹塑性边界区域)同压头之间的距离逐渐增

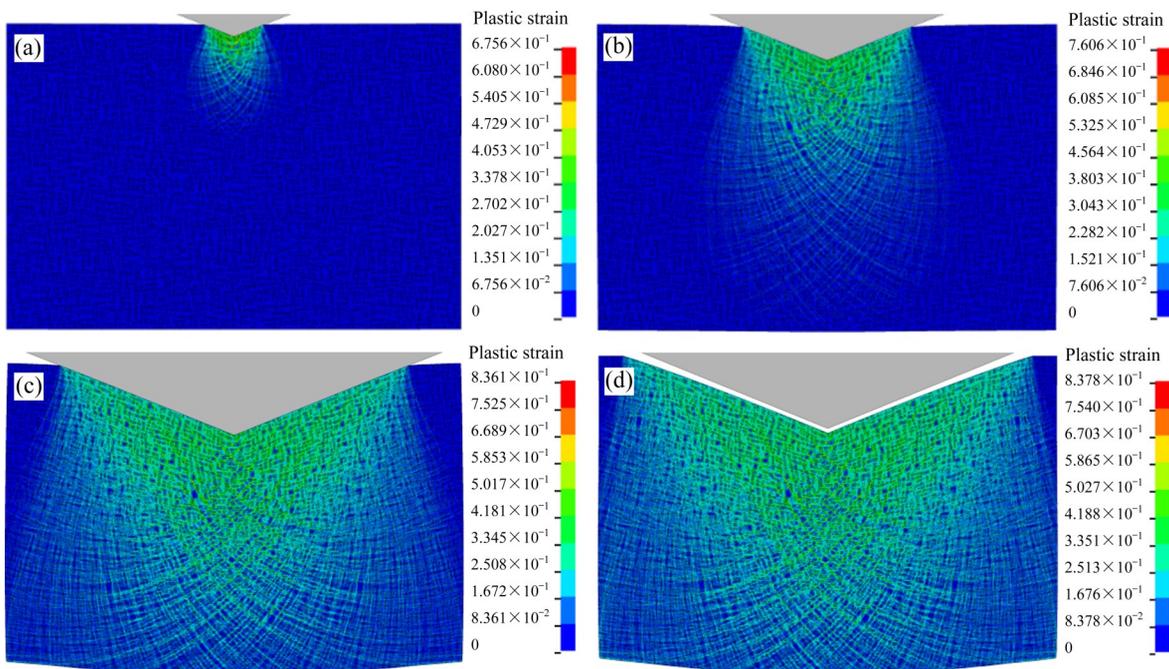


图 13 材料4在 $r_a=0^\circ$ 维氏硬度试验中内部塑性应变变化历程

Fig. 13 Deformation process of material 4 and corresponding distributions of effective plastic strain in Vickers hardness test at loading direction of $r_a=0^\circ$: (a) 660 nm; (b) 1620 nm; (c) 3180 nm; (d) 3630+(-990) nm (i.e., indenter moving backwards 990 nm after pressing into depth of 3630 nm)

大, 因此, 从压头上提取的等效应力-位移曲线, 振荡特性逐渐变弱(见图6)。

在后续压入过程中, 塑性变形区域持续扩大, 应变幅值也继续升高, 如图13(c)所示, 表明材料内部继续生成了更多的位错。待压头反向运动卸载之后, 塑性变形无法恢复, 因此, 在试件表面留下压痕凹坑, 如图13(d)所示。由图13(d)还可以看出, 此时塑性变形带已几乎扩展到考察区内所有范围, 且基体材料均已发生显著的塑性变形, 越靠近压头的区域, 塑性应变幅值越大。相对比地, 沉淀相内部则基本未发生塑性变形, 仅在靠近压头区域的部分沉淀相内部产生塑性应变, 其幅值也明显低于附近基体材料的应变。这也正是沉淀相导致材料硬度提高的原因, 也即沉淀相有效阻碍了位错的运动, 使得位错的滑移变得困难。

而对比图13和图14可知, 对于沉淀相粗化后期材料, 由于沉淀相进一步粗化, 基体通道进一步变宽, 塑性变形带相对更容易扩展。如图14(a)中所示, 塑性变形带宽度较沉淀相粗化初期材料(见图13(a))增大, 扩展距离也稍远, 且塑性应变幅值也明显增加, 表明材料内部位错的增殖和运动变得更容易。在压头压入位移 $s=1620\text{ nm}$ 时(见图14

(b)), 变形带已扩展到考察区底端, 且横向的扩展范围也较粗化初期情况(见图13(b))要大。在后续的压入过程中, 直到压头反向离开试件, 材料内部新生成和扩展的塑性变形带也相对粗大, 塑性应变幅值也明显较高(见图14(c)和(d))。特别地, 沉淀相周围基体材料内部的塑性应变增加得更为明显, 也即粗化之后沉淀相周围更容易导致位错的聚集。

由此可知, 材料内部沉淀相发生粗化之后, 沉淀相对位错的阻碍作用变弱, 进而使得材料的硬度有所降低。沉淀相尺寸越大, 基体中的位错通道也越宽, 沉淀相的强化效果越差, 这同相关理论分析结论^[43]相一致。为对比分析, 再将上述材料微结构中基体通道最宽(材料3)和最窄(材料4)的两种材料在维氏硬度试验之后的塑性应变分布形貌列出如图15所示。由图15可以看出, 对于材料3, 其内部大部分区域均发生了塑性变形, 且塑性应变幅值较大, 也即材料内部生成了更多的位错, 因此, 材料硬度相对较低(见图6); 而对于材料4, 塑性变形仅局限于狭小的基体通道内, 且塑性应变幅值也较小, 众多的沉淀相并未发生塑性变形, 也即材料内部位错的增殖和运动较困难, 因此, 材料硬度相对较大。

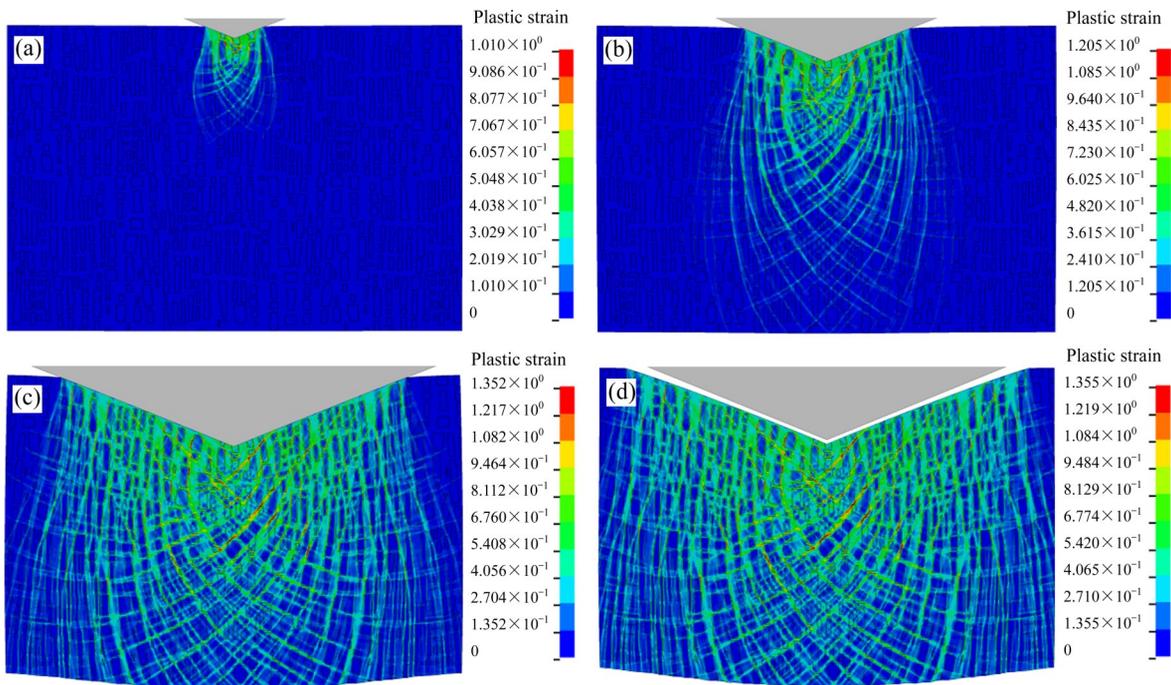


图14 材料6在 $r_a=0^\circ$ 维氏硬度试验中内部塑性应变变化历程

Fig. 14 Deformation process of material 6 and corresponding distributions of effective plastic strain in the Vickers hardness test at loading direction of $r_a=0^\circ$: (a) 660 nm; (b) 1620 nm; (c) 3180 nm; (d) 3630+(-990) nm (i. e., indenter moving backwards 990 nm after pressing into depth of 3630 nm)

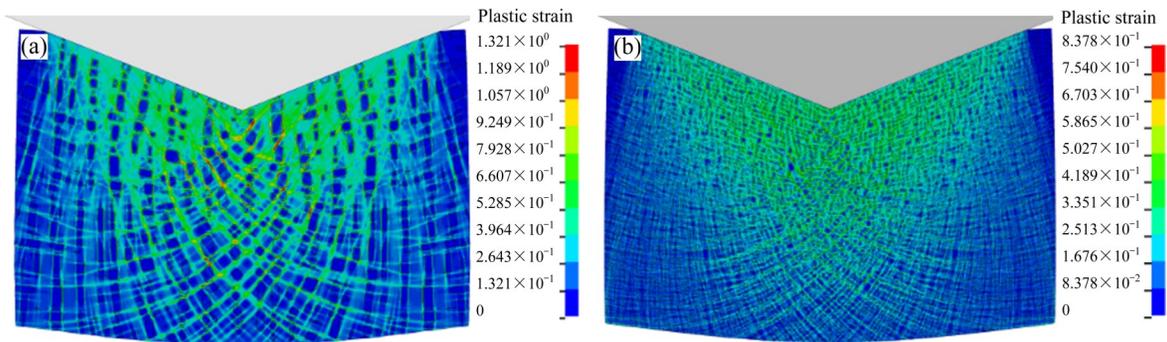


图 15 在 $r_a=0^\circ$ 维氏硬度试验中压头压入深度 $s=3660$ nm 时不同材料微结构对应的塑性应变分布

Fig. 15 Effective plastic strain distributions in different microstructures at indenter displacement of $s=3660$ nm in Vickers hardness test at loading direction of $r_a=0^\circ$: (a) Material 3; (b) Material 4

3.2 各向异性特征

第 2.1 节中的分析显示, 对于沉淀相粗化中期和后期的合金材料, 由于沉淀相的长条形状及其队列排布特征, 导致材料硬度呈现各向异性特征。在此将通过材料微结构塑性变形带的产生和扩展特征, 具体分析各向异性产生的主要机理。由于 $\varphi=30\%$ 材料(材料 2 和 3)和材料 5 的硬度随加载方向的变化特性相似, 而材料 6 的硬度演变特征则存在明显差异(见图 10), 以下将以材料 3 和 6 的两种微结构特征为例开展具体分析。两种材料在加载方向 0° 、 45° 和 90° 维氏硬度试验过程中的变形历程及其内部塑性应变分布分别如图 16 和 17 所示。

由图 16 可知, 对于材料 3, 粗化的沉淀相形状变为长宽比较小的长条形颗粒, 同时沉淀相的分布呈现出一定的条形排布特征, 因此, 沉淀相在不同加载方向下对位错运动的阻碍作用将有所不同。但总体来说由于沉淀相体积分数较低, 沉淀相分布较为分散, 且间距较大, 因此, 对位错运动的阻碍作用相对较弱。随着 r_a 逐渐增加到 45° , 长条形沉淀相以及其条形分布特征可对塑性变形带的横向和纵向扩展起到更好的阻碍作用, 塑性变形带扩展距离有所缩短, 材料相对更不容易发生塑性流动, 因此, 硬度较 $r_a=0^\circ$ 情形有所增加(见图 10); 在 r_a 进一步增加到 90° 过程中, 条形分布特征使得沉淀相间的纵向距离变大, 在压头压入作用下, 沉淀相整体更容易随基体的变形而向下运动, 对塑性变形带扩展的阻碍作用变弱, 进而导致材料硬度较 $r_a=0^\circ$ 情形有所降低(见图 10)。因此, 材料硬度呈现出各向

异性特征, 但总体来说, 材料在不同加载方向的硬度差异相对较小。

对于材料 2, 由于沉淀相粗化程度相对较小, 大部分沉淀相仍显示为大致圆形或正方形, 颗粒形状自身的各向异性特征较不明显(见图 2(c)), 在不同加载方向下对位错运动的阻碍作用差异小于材料 3, 因此, 在 3 种加载方向下, 材料变形过程中内部塑性变形带在基体内的通道变化不大, 塑性变形带的扩展特征较为接近, 因此, 材料硬度各向异性的差异程度有所降低(见图 10)。

对于材料 4, 沉淀相也为长宽比较小的条形颗粒, 其分布也大致呈现按纵向条形排布的特性(见图 2(e)), 由于材料 4 的沉淀相体积分数较高, 沉淀相分布密集, 间距较小, 对位错运动的阻碍作用较强。在 r_a 逐渐增加到 45° 的过程中, 沉淀相对塑性变形带扩展的阻碍作用的增大, 且其阻碍效果较材料 2 情形更为明显, 因此材料硬度提高程度有所增加(见图 10); 在 r_a 进一步增加到 90° 过程中, 随基体变形而整体向下运动的沉淀相数量也较多, 沉淀相对塑性变形带扩展的阻碍作用下降得更为明显, 材料硬度较材料 2 下降幅度更大(见图 10)。因此, 材料硬度的各向异性特征更为明显。

相对比地, 材料 6 中沉淀相粗化之后大多呈现细长条状, 其分布也显示为显著的纵向条形排布特征。在 $r_a=0^\circ$ 加载方向下, 塑性变形带在横向上的扩展受到强烈阻碍, 而纵向则存在多条无阻碍的基体通道, 因此, 塑性变形带横向扩展距离较近, 而在纵向方向则扩展了较远距离(见图 17(a))。在 r_a 逐

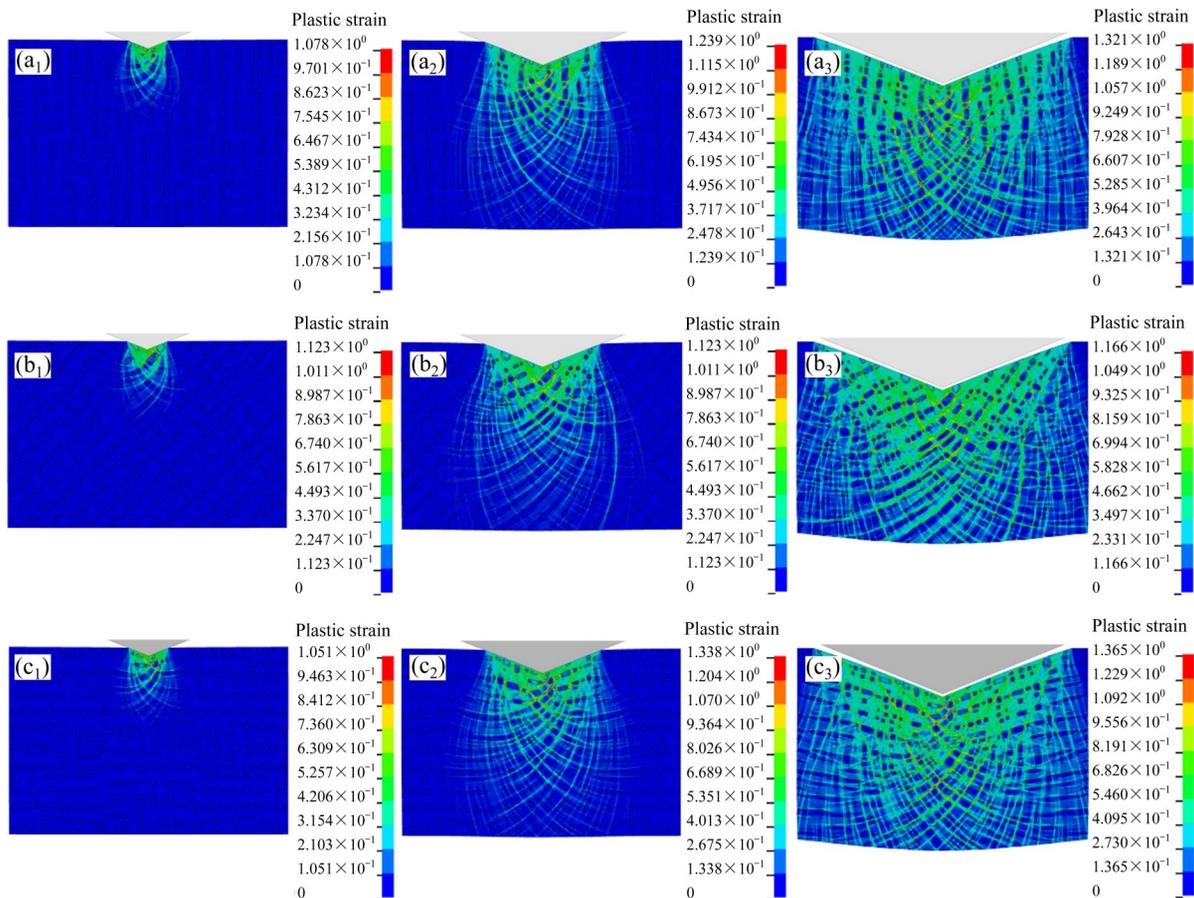


图 16 材料3在不同加载方向维氏硬度试验中内部塑性应变变化历程

Fig. 16 Deformation process of material 3 and corresponding distributions of effective plastic strain in vickers hardness test at different loading directions: (a₁) $r_a=0^\circ$, $s=720$ nm; (a₂) $r_a=0^\circ$, $s=1800$ nm; (a₃) $r_a=0^\circ$, $s=3630+(-990)$ nm; (b₁) $r_a=45^\circ$, $s=720$ nm; (b₂) $r_a=45^\circ$, $s=1800$ nm; (b₃) $r_a=45^\circ$, $s=3630+(-990)$ nm; (c₁) $r_a=90^\circ$, $s=720$ nm; (c₂) $r_a=90^\circ$, $s=1800$ nm; (c₃) $r_a=90^\circ$, $s=3630+(-990)$ nm (i.e., indenter moving backwards 990 nm after pressing into depth of 3630 nm)

渐增加到 45° 过程中, 沉淀相对塑性变形带纵向扩展的阻碍作用逐渐增强, 且对横向扩展依然保持较好的阻碍作用(见图17(b)), 因此, 材料硬度明显增加(见图10); 在 r_a 继续增加到 90° 过程中, 条形排布的长条形沉淀相对塑性变形带纵向扩展的阻碍作用进一步增大, 且由于较高的沉淀相体积分数, 塑性变形带在基体中的纵向扩展通道数量显著变少, 宽度急剧变窄, 此时部分塑性变形带转为穿过沉淀相(见图17(c)), 众多沉淀相的塑性变形导致材料硬度进一步升高, 在加载方向 $r_a=90^\circ$ 时材料硬度达到最大, 如图10所示。这对应于实际材料中位错切过沉淀相, 所需应力大于位错以Orowan机制绕过沉淀相所需应力, 同相关试验观测结果^[44]相一致。

由此可知, 镍基高温合金微结构发生沉淀相粗化之后, 材料硬度逐渐表现出各向异性特征, 且同

材料内部沉淀相的数量、形状和分布特征紧密相关。大致来说, 沉淀相体积分数较低时, 沉淀相粗化中后期材料在加载角度逐渐增加过程中, 材料硬度先逐渐增大, 在 $r_a=45^\circ$ 达到最高值, 之后又逐渐减小; 而沉淀相体积分数较高时, 沉淀相粗化中期材料的硬度变化特征同低沉淀相体积分数材料相似, 沉淀相粗化后期材料的硬度则随加载角度增加而单调升高, 其原因在于横向加载下材料内部位错与沉淀相的相互作用方式发生转变, 即由Orowan绕过机制为主转变为以切割沉淀相机制为主。

上述相关分析显示, 本文有限元模拟较好地体现了镍基高温合金材料硬度变化的主要特征。值得注意的是, 有限元模拟分析基于二维缩比试验, 且仅在试件考察区内考虑材料微结构的非均匀特性。因此, 数值模拟结果同实际试验结果之间在材料力学

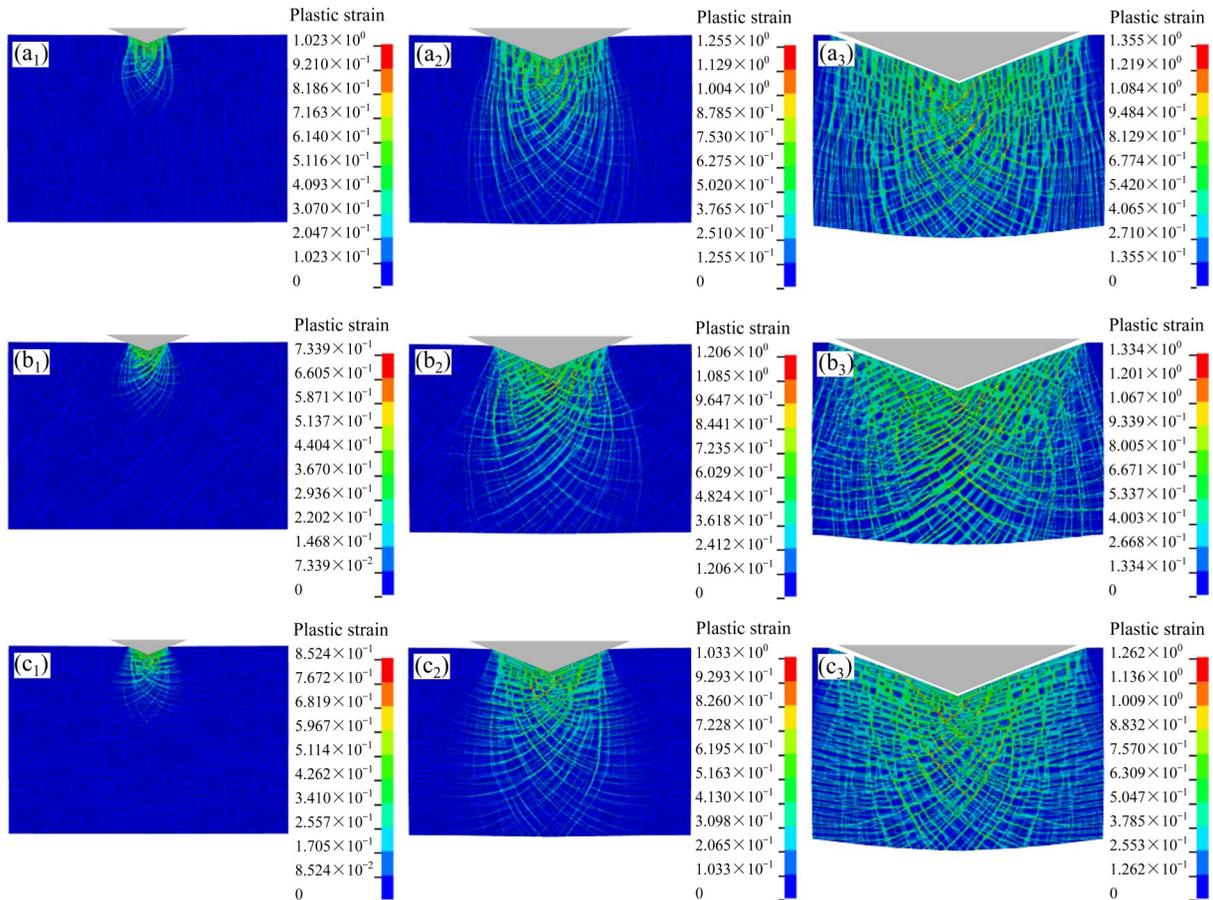


图 17 材料 6 在不同加载方向维氏硬度试验中内部塑性应变变化历程

Fig. 17 Deformation process of material 6 and corresponding distributions of effective plastic strain in Vickers hardness test at different loading directions: (a₁) $r_a=0^\circ$, $s=720$ nm; (a₂) $r_a=0^\circ$, $s=1800$ nm; (a₃) $r_a=0^\circ$, $s=3630+(-990)$ nm; (b₁) $r_a=45^\circ$, $s=720$ nm; (b₂) $r_a=45^\circ$, $s=1800$ nm; (b₃) $r_a=45^\circ$, $s=3630+(-990)$ nm; (c₁) $r_a=90^\circ$, $s=720$ nm; (c₂) $r_a=90^\circ$, $s=1800$ nm; (c₃) $r_a=90^\circ$, $s=3630+(-990)$ nm (i.e., indenter moving backwards 990 nm after pressing into depth of 3630 nm)

性能变化的具体细节方面仍存在一定差异。数值模拟结果主要是体现合金由于沉淀相粗化导致的硬度变化的物理机制, 仍难以精确地定量预测其变化幅度。相关的模型简化主要源于程序中计算规模和求解时间的限制, 要在数值模拟中更精确地讨论相应的力学性能变化, 需建立尺度更大、更为精细的数值计算模型, 例如开展三维有限元模拟等, 而这将使得模型计算量急剧增大。再者, 通过改变有限元模拟中的材料本构参数(见表 1), 还可更详细地讨论沉淀相、基体以及界面层等不同组份的性能对合金力学行为的影响。另外, 还可在材料本构模型中考虑应变率的影响, 进而讨论材料力学性能的应变率效应。更精细的数值计算以及更详细的讨论, 将安排在后续的研究工作中。

4 结论

1) 基于“结构-性能”联系的细观有限元模拟方法, 分析镍基高温合金微结构相粗化之后的硬度变化特征。针对含有不同微结构特征的合金, 通过维氏硬度试验有限元模拟, 并结合位错运动物理机制, 系统地分析了由于沉淀相粗化导致材料硬度退化及各向异性等变化特征。相关分析结果表明, 相应数值模拟结果能够较好地描述合金材料发生沉淀相粗化之后硬度变化的主要特征, 并可为实际镍基高温合金部件服役安全性评估和使用寿命预测、合金材料设计等提供具有实际意义的参考。

2) 沉淀相对镍基高温合金硬度具有显著的强化效应, 沉淀相体积分分数增大可提高材料硬度; 沉淀

相发生粗化之后,将导致材料硬度减小,同时逐渐表现出各向异性特征,且硬度取值随加载方向的改变呈现出复杂变化特征。总体来说,当沉淀相体积分数较低或相粗化程度不高时,材料硬度随加载角度增大先逐渐增大而后又逐渐减小,呈倒“V”形特征,在 $r_a=45^\circ$ 加载方向时材料硬度最大;而对于沉淀相体积分数和沉淀相粗化程度均较高的合金材料,其硬度则随加载角度增加而单调升高。

3) 镍基高温合金的硬度变化同材料微结构演化密切相关,特别是沉淀相的形状、尺寸和分布特性等,材料微结构特征以及加载方向等的变化将导致材料内部位错的形核、增殖和运动等特征互不相同。对于发生沉淀相粗化的合金材料,内部位错的运动主要通过Orowan机制绕过沉淀相,沉淀相发生粗化之后,对位错的阻碍、钉扎作用变弱,进而使合金硬度减小,也即沉淀强化效果有所降低,沉淀相尺寸越大,基体中的位错通道越宽,沉淀强化效果越差。此外,在不同加载方向下,沉淀相粗化之后长条形状沉淀相及其条形分布特征对位错的阻碍作用也互不相同,甚至导致位错运动由Orowan绕过机制转变为直接切过沉淀相机理,因此,导致材料硬度呈现各向异性特征。

4) 在实际工程应用中,有必要特别关注镍基高温合金在服役过程中的沉淀相粗化行为及其所导致材料硬度的演变特征,尤其是硬度退化以及各向异性特征,这对于评估和预测镍基高温合金部件的性能安全具有重要意义。

REFERENCES

- [1] REED R C. The superalloys: Fundamentals and applications [M]. Cambridge: Cambridge University Press, 2006.
- [2] 郭建亭. 高温合金材料学(中册)[M]. 北京: 科学出版社, 2008.
GUO Jian-ting. Materials science and engineering for superalloys(II)[M]. Beijing: Science Press, 2008.
- [3] WAN Z P, HU L X, SUN Y, et al. Hot deformation behavior and processing workability of a Ni-based alloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2018, 769: 367–375.
- [4] 张健, 王莉, 王栋, 等. 镍基单晶高温合金的研发进展[J]. 金属学报, 2019, 55(9): 1077–1094.
ZHANG Jian, WANG Li, WANG Dong, et al. Recent progress in research and development of nickel-based single crystal superalloys[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2019, 55(9): 1077–1094.
- [5] 吕少敏. GH4151合金高温变形行为及组织与性能控制研究[D]. 北京: 北京科技大学, 2021.
LÜ Shao-min. Research on hot deformation behavior and microstructure-properties control of GH4151 alloy[D]. Beijing: University of Science and Technology Beijing, 2021.
- [6] BALDAN A. Progress in Ostwald ripening theories and their applications to nickel-base superalloys, Part I: Ostwald ripening theories[J]. Journal of Materials Science, 2002, 37(11): 2171–2202.
- [7] BALDAN A. Progress in Ostwald ripening theories and their applications to the γ' -precipitates in nickel-base superalloys, Part II: Nickel-base superalloys[J]. Journal of Materials Science, 2002, 37(12): 2379–2405.
- [8] 戴贤创, 李振锋, 陈继光, 等. 镍基高温合金端淬梯度冷却过程中 γ' 相演化规律[J]. 中国有色金属学报, 2017, 27(2): 258–264.
DAI Xian-chuang, LI Zhen-feng, CHEN Ji-guang, et al. Gamma prime phase evolution rule during end quench cooling in nickel-based superalloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2017, 27(2): 258–264.
- [9] 谢君, 于金江, 孙晓峰, 等. 含钨高钨K416B镍基铸造高温合金的组织与蠕变行为[J]. 中国有色金属学报, 2015, 25(6): 1490–1497.
XIE Jun, YU Jin-jiang, SUN Xiao-feng, et al. Microstructure and creep behavior of Hf-containing K416B as-cast Ni-based superalloy with high W content[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2015, 25(6): 1490–1497.
- [10] 田素贵, 朱新杰, 田宁, 等. Ru对镍基单晶合金组织结构与蠕变行为的影响[J]. 中国有色金属学报, 2018, 28(2): 275–284.
TIAN Su-gui, ZHU Xin-jie, TIAN Ning, et al. Influence of element Ru on microstructure and creep behavior of single crystal nickel-based superalloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2018, 28(2): 275–284.
- [11] 闫化锦, 田素贵, 董志峰, 等. 含Re/Ru镍基单晶合金的高温蠕变行为和损伤特征[J]. 中国有色金属学报, 2021, 31(2): 401–409.
YAN Hua-jin, TIAN Su-gui, DONG Zhi-feng, et al. Creep behavior and damage feature of Re/Ru-containing single crystal nickel-based superalloy at high temperature[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2021, 31(2): 401–409.
- [12] 赵国旗, 田素贵, 刘丽荣, 等. 6%Re/5%Ru单晶镍基合金的超高温蠕变行为和影响因素[J]. 中国有色金属学报, 2021,

- 31(4): 868–878.
- ZHAO Guo-qi, TIAN Su-gui, LIU Li-rong, et al. Creep behavior and effect factors of 6%Re/5%Ru single crystal nickel-based superalloy at ultra-high temperature[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2021, 31(4): 868–878.
- [13] QIN X Z, GUO J T, YUAN C, et al. Effects of long-term thermal exposure on the microstructure and properties of a cast Ni-base superalloy[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2007, 38(12): 3014–3022.
- [14] XIA P C, YU J J, SUN X F, et al. The influence of thermal exposure on the microstructure and stress rupture property of DZ951 nickel-base alloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2007, 443(1/2): 125–131.
- [15] LIAN Z W, YU J J, SUN X F, et al. Temperature dependence of tensile behavior of Ni-based superalloy M951[J]. Materials Science and Engineering A, 2008, 489(1/2): 227–233.
- [16] YU J J, LIAN Z W, CHU Z K, et al. Properties and microstructures of M951 alloy after long-term exposure[J]. Materials Science and Engineering A, 2010, 527(7/8): 1896–1902.
- [17] 侯介山, 丛培娟, 周兰章, 等. Hf对抗热腐蚀镍基高温合金微观组织和力学性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2011, 21(5): 945–953.
- HOU Jie-shan, CONG Pei-juan, ZHOU Lan-zhang, et al. Effect of Hf on microstructure and mechanical behavior of hot corrosion resistant Ni-based superalloys[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2011, 21(5): 945–953.
- [18] 赵运兴, 王 薪, 刘 军, 等. 新型镍基单晶高温合金的显微组织与力学性能[J]. 中国有色金属学报, 2015, 25(10): 2695–2706.
- ZHAO Yun-xing, WANG Xin, LIU Jun, et al. Microstructure and mechanical properties of new nickel-base single crystal superalloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2015, 25(10): 2695–2706.
- [19] 何国爱, 丁晗晖, 刘琛仄, 等. 粉末特性对镍基粉末冶金高温合金组织及热变形行为的影响[J]. 中国有色金属学报, 2016, 26(1): 37–49.
- HE Guo-ai, DING Han-hui, LIU Chen-ze, et al. Effects of powder characteristics on microstructure and deformation activation energy of nickel based superalloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2016, 26(1): 37–49.
- [20] 谭 钢, 李慧中, 王 岩, 等. 退火处理对新型Ni-Co-Cr基粉末高温合金微观组织与性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2020, 30(5): 1027–1037.
- TAN Gang, LI Hui-zhong, WANG Yan, et al. Effect of annealing treatment on microstructure and properties of a new Ni-Co-Cr based powder superalloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2020, 30(5): 1027–1037.
- [21] SUI S, CHEN J, MING X L, et al. The failure mechanism of 50% laser additive manufactured Inconel 718 and the deformation behavior of Laves phases during a tensile process[J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2017, 91(5/6/7/8): 2733–2740.
- [22] 许庆爽, 曹铁山, 徐芳泓, 等. TG700A合金时效过程中的析出行为和力学性能[J]. 中国有色金属学报, 2018, 28(8): 1559–1567.
- XU Qing-shuang, CAO Tie-shan, XU Fang-hong, et al. Precipitation behavior and mechanical properties of TG700A alloy during aging[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2018, 28(8): 1559–1567.
- [23] LI J C, WANG K G. Effect of phase coarsening on the mechanical properties of alloys: I. Numerical simulations[J]. Engineering Fracture Mechanics, 2018, 201: 229–245.
- [24] LI J C, WANG K G. Effect of phase coarsening on the mechanical properties of alloys: II. Mechanism analysis[J]. Engineering Fracture Mechanics, 2018, 201: 246–260.
- [25] LI J C, WANG K G. Influence of phase coarsening on fatigue crack growth in precipitate strengthened alloys[J]. Engineering Fracture Mechanics, 2019, 205: 229–252.
- [26] 陈继光, 邓文凯, 周 萍, 等. IN718合金热机械疲劳试验非稳态温度场的数值模拟[J]. 中国有色金属学报, 2017, 27(2): 265–271.
- CHEN Ji-guang, DENG Wen-kai, ZHOU Ping, et al. Numerical simulation of transient temperature field during thermomechanical fatigue of IN718 alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2017, 27(2): 265–271.
- [27] 温红宁, 金俊松, 滕 庆, 等. 新型镍基粉末高温合金包覆挤压数值模拟与工艺窗口优化[J]. 中国有色金属学报, 2022, 32(9): 2664–2679.
- WEN Hong-ning, JIN Jun-song, TENG Qing, et al. Numerical simulation and processing window optimization on cladding extrusion of a novel nickel-based powder superalloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2022, 32(9): 2664–2679.
- [28] 吾志岗, 李德富. GH625镍基合金的高温压缩变形行为及组织演变[J]. 中国有色金属学报, 2010, 20(7): 1321–1327.
- WU Zhi-gang, LI De-fu. Hot compression deformation behaviors and microstructure evolution of GH625 Ni-based alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2010,

- 20(7): 1321–1327.
- [29] 田宁, 田素贵, 于慧臣, 等. DZ125镍基合金的显微组织与蠕变行为[J]. 中国有色金属学报, 2014, 24(5): 1232–1240.
TIAN Ning, TIAN Su-gui, YU Hui-chen, et al. Microstructure and creep behavior of DZ125 nickel-based superalloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2014, 24(5): 1232–1240.
- [30] 邓文凯, 徐晴昊, 江亮. IN718镍基高温合金的热机械疲劳性能[J]. 中国有色金属学报, 2019, 29(5): 983–989.
DENG Wen-kai, XU Jing-hao, JIANG Liang. Thermo-mechanical fatigue behavior of Inconel 718 superalloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2019, 29(5): 983–989.
- [31] ASTM. Standard test method for vickers hardness of metallic materials[M]. West Conshohocken: ASTM International, 1997.
- [32] DIJMARESCU M C, DIJMĂRESCU M R. Design and development of a software for the estimation of the Vickers hardness measurement uncertainty[J]. Materials Science and Engineering A, 2020, 916(1): 012026.
- [33] LI X, ZHANG X N, LIU C P, et al. Regular γ/γ' phase interface instability in a binary model nickel-based single-crystal alloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2015, 633: 366–369.
- [34] QIN X Z, GUO J T, YUAN C, et al. Decomposition of primary MC carbide and its effects on the fracture behaviors of a cast Ni-base superalloy[J]. Materials Science and Engineering A, 2008, 485(1/2): 74–79.
- [35] LINK T, EPISHIN A, FEDELICH B. Inhomogeneity of misfit stresses in nickel-base superalloys: Effect on propagation of matrix dislocation loops[J]. Philosophical Magazine, 2009, 89(13): 1141–1159.
- [36] ZHU Y X, LI Z H, HUANG M S. Atomistic modeling of the interaction between matrix dislocation and interfacial misfit dislocation networks in Ni-based single crystal superalloy[J]. Computational Materials Science, 2013, 70: 178–186.
- [37] WANG Y, BANERJEE D, SU C C, et al. Field kinetic model and computer simulation of precipitation of L12 ordered intermetallics from f. c. c. solid solution[J]. Acta Materialia, 1998, 46(9): 2983–3001.
- [38] WANG T, SHENG G, LIU Z K, et al. Coarsening kinetics of γ' precipitates in the Ni-Al-Mo system[J]. Acta Materialia, 2008, 56(19): 5544–5551.
- [39] MEYERS M A, CHAWLA K K. Mechanical Behavior of Materials[M]. Cambridge: Cambridge University Press, 2008.
- [40] 沈观林, 胡更开, 刘彬. 复合材料力学[M]. 2版. 北京: 清华大学出版社, 2013.
SHEN Guan-lin, HU Geng-kai, LIU Bin. Mechanics of composite materials[M]. 2nd ed. Beijing: Tsinghua University Press, 2003.
- [41] YUAN T, JIANG J H, WU Y N, et al. Cooperative effect of Li content and equal-channel angular pressing on microstructure and mechanical properties of Al-Mg-Li alloy[J]. Metals, 2019, 9(8): 840.
- [42] 杨飞. B、Al和Ti对K325合金组织和性能的影响[D]. 合肥: 中国科学技术大学, 2021.
YANG Fei. Effect of B, Al and Ti on microstructure and properties of K325 alloy[D]. Hefei: University of Science and Technology of China, 2021.
- [43] ASHBY M F. Results and consequences of a recalculation of the frank-read and the orowan stress[J]. Acta Metallurgica, 1966, 14(5): 679–681.
- [44] CHEN S J, OH H S, GLUDOVATZ B, et al. Real-time observations of TRIP-induced ultrahigh strain hardening in a dual-phase CrMnFeCoNi high-entropy alloy[J]. Nature Communications, 2020, 11: 826.

Degradation and anisotropy characteristics of hardness in Ni-base superalloys after precipitation phase coarsening

ZHANG Shun-yong^{1,2}, LI Ji-cheng^{1,2}

(1. Institute of Systems Engineering, China Academy of Engineering Physics, Mianyang 621999, China;

2. Shock and Vibration of Engineering Materials and Structures Key Laboratory of Sichuan Province, Southwest University of Science and Technology, Mianyang 621999, China)

Abstract: Ni-base superalloys were widely used in the manufacture of the hot-end components in the military and civil engineering. Coarsening of the precipitation phase usually occurs during the service of this kind of precipitate strengthened alloys, and it will induce degradation for their mechanical properties. By integrating with related finite element method (FEM) simulations and mechanism analysis, the present paper focuses on the effect of precipitation phase coarsening on the hardness of Ni-base superalloys, in which the relationship between the evolution of microstructure in the material and its macroscopic mechanical properties was analyzed in detail. After coarsening of the precipitation phase, the results demonstrate that considerable degradation occurs for the hardness of alloys, and the hardness also displays an anisotropic characteristic. In general, when the volume fraction or the coarsening's degree of precipitation phase are relatively low, the hardness of alloys increases first and then decreases gradually along with the increase of loading direction. Comparatively, in the case of high volume fraction and high coarsening's degree of precipitation phase, the hardness increases monotonously with the loading direction. The related variations of alloy hardness are correlated with the evolution of precipitation phase shape, size and distribution within the alloy. The microstructural evolution changes the manners of the nucleation, multiplication and movement of dislocations within the material, and it further leads to different macroscopic hardness.

Key words: Ni-base superalloy; coarsening of precipitation phase; hardness; degradation; anisotropy

Foundation item: Project(12072333) supported by the National Natural Science Foundation of China

Received date: 2021-12-21; **Accepted date:** 2022-03-08

Corresponding author: LI Ji-cheng; Tel: +86-816-2488428; E-mail: lijc401@caep.cn

(编辑 龙怀中)