

DOI:10.11918/201903131

GH4169 合金高温动态应变时效实验及模拟

宋润华¹, 秦海龙^{2,3}, 毕中南^{2,3}, 张继^{2,3}, 仲政¹, 李东风¹

(1. 哈尔滨工业大学(深圳)理学院, 广东深圳 518055; 2. 高温合金新材料北京市重点实验室(钢铁研究总院), 北京 100081; 3. 北京钢研高纳科技股份有限公司, 北京 100081)

摘要: 为了解和掌握 GH4169 高温合金热处理过程中动态应变时效(dynamic strain ageing, DSA)现象对力学性能的影响, 通过高温单轴拉伸实验及数值模拟的方法对固溶态该合金高温条件下 DSA 现象进行了实验及模拟研究. 不同应变率的单轴拉伸实验在 620 °C 的高温下进行, 应变率分别为 10^{-2} 、 10^{-3} 、 10^{-4} s⁻¹. 实验结果表现出了由 DSA 效应导致的负的应变率敏感性, 以及明显的锯齿状屈服现象. 基于热激活能的塑性流动法则并对 DSA 效应予以明确考虑, 建立了材料宏观一维本构模型, 其中变形阻力被分为位错滑移阻力及 DSA 效应导致的变形阻力两部分, DSA 效应模型中引入等效时效时间及等效热激活等待时间两个内变量, 通过最小二乘法进行参数拟合. 该本构模型的计算结果与实验结果具有较高的一致性. 结果表明, 通过分析本构模型中内变量的变化趋势得出结论, 位错滑移阻力随应变速率的提高表现出上升趋势, 而 DSA 效应导致的变形阻力随应变速率的提高表现出下降趋势. 因此, 材料强度在一定应变率范围内的应变率负相关现象是由于 DSA 效应及正的率效应两种机制之间的竞争所导致.

关键词: 固溶态 GH4169; 高温拉伸; 动态应变时效; 负应变率敏感性; 本构模型

中图分类号: O341

文献标志码: A

文章编号: 0367-6234(2020)12-0021-06

Experimental and modeling investigations of high temperature DSA behaviour for GH4169 superalloy

SONG Runhua¹, QIN Hailong^{2,3}, BI Zhongnan^{2,3}, ZHANG Ji^{2,3}, ZHONG Zheng¹, LI Dongfeng¹

(1. School of Science, Harbin Institute of Technology, Shenzhen, Shenzhen 518055, Guangdong, China; 2. Beijing Key Laboratory of Advanced High Temperature Materials (Central Iron and Steel Research Institute), Beijing 100081, China; 3. Beijing CISRI-GAONA Materials and Technology Co., Ltd., Beijing 100081, China)

Abstract: To understand the influence of the dynamic strain ageing (DSA) phenomenon on the mechanical properties of GH4169 superalloy during heat treatment, experimental and modeling investigations of DSA were carried out for solid solution treated nickel-based GH4169 superalloy at elevated temperature. Uniaxial tensile tests at 620 °C with strain rates of 10^{-2} , 10^{-3} , and 10^{-4} s⁻¹ were performed to characterize the DSA effect, and negative strain rate sensitivity and serrated yielding behaviours were identified. Through the use of a thermal activation based viscoplastic flow rule with the DSA effect incorporated, a one-dimensional constitutive model was established. The deformation resistance was divided into two parts, i.e., slip resistance and deformation resistance caused by DSA effect. Two internal variables, equivalent ageing time and waiting time, were introduced to describe the DSA effect, and a least-squares method was adopted for parameter fitting. Comparison show that the calculated results of the constitutive model were in good agreement with the experimental results. The slip resistance increased with the increase of strain rate, whereas the deformation resistance caused by DSA effect decreased with the increase of strain rate. It further indicates that the identified negative strain rate sensitivity is the result of the competition between DSA effect and normal rate effect in certain strain rate range.

Keywords: solid solution treated GH4169; high temperature tensile test; dynamic strain ageing (DSA); negative strain rate sensitivity; constitutive model

GH4169 合金作为一种时效沉淀强化型镍基变形高温合金, 在高温下具有良好的力学性能, 广泛用

于航空发动机涡轮盘等热端部件中. 该合金在热加工过程中包括固溶处理、时效处理等一系列工艺, 最终获得具有时效沉淀相的组织结构形态, 称为时效态. 固溶态是指合金完成固溶处理之后, 尚未进行时效处理的状态, 是该合金热处理过程的一种中间状态, 该状态下合金组织结构中不含有沉淀相, 其力学性能与时效态的合金有较大差异. 目前对于该合金

收稿日期: 2019-03-18

基金项目: 国家自然科学基金(11872161); 深圳市科创委基础学科布局项目(JCYJ20160608161000821)

作者简介: 宋润华(1993—), 男, 博士研究生;
李东风(1978—), 男, 教授, 博士生导师

通信作者: 李东风, lidongfeng@hit.edu.cn

的力学性能研究主要集中在时效态,而对于固溶态的性能研究相对较少.为保证材料的服役性能,在 GH4169 合金固溶处理后常使用水淬或油淬的方法进行快速冷却,该过程会导致淬火残余应力的产生,淬火残余应力会对后续时效处理效过产生影响^[1].掌握固溶态 GH4169 合金的高温力学性能,对研究 GH4169 合金淬火残余应力的演化,从而优化热加工工艺具有重要意义.

研究者们对固溶态 GH4169 合金高温下析出行为及力学行为进行了相关研究. Han^[2]对析出相随温度、时间的演化关系进行了研究,结果表明析出相体积分数随时间的演化符合 Johnson-Mehl-Arvami (JMA) 方程,析出相粗化满足 LSW 理论. Du 等^[3]在该合金的研究中,也形成了成熟的热处理工艺,即 980 °C 固溶处理,以及 720 °C 加 620 °C 时效处理,并对热处理后该合金显微组织及力学性能进行了研究. Rezende 等^[4]对固溶态 GH4169 合金进行了速率为 $3.2 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 的高温单轴拉伸实验,结果显示,屈服强度在 600 °C 以下时随温度的升高而降低,600 °C 以上则随温度升高而显著提高,这是动态应变时效及强化相析出的作用所导致. Fisk 等^[5]对 GH4169 合金热处理过程中的高温力学行为进行了数值模拟,考虑了析出相演化的因素,并指出 GH4169 合金存在动态应变时效现象,但未将动态应变时效的因素加入到模型中.

动态应变时效现象是合金中溶质原子移动对可动位错造成拖拽所导致的强化现象,也被称为 Portevin-LeChatelier (PLC) 效应. 主要表现为具有负的应变率敏感性 (negative strain rate sensitivity, NSRS) 以及出现锯齿流变现象. 动态应变时效现象在铝合金^[6]、钛合金^[7]、镍基合金^[8]等材料中广泛存在. McCormick^[9]在 20 世纪 80 年代发展出 DSA 模型,提出了溶质原子钉扎位错所需的时效时间以及位错移动所需的热激活等待时间等理论,该模型可以对负的应变率依赖性以及锯齿流变进行预测. Ren 等^[10]运用 McCormick 模型对 C-Mn 钢的 DSA 现象进行了实验及有限元模拟工作,分析了合金在室温至 350 °C 下不同应变率的负应变率依赖性、锯齿流变等现象. 但是,尚未有研究者运用该模型对 GH4169 合金的 DSA 现象展开过研究.

本文对固溶态 GH4169 合金的高温拉伸行为进行了实验及数值模拟研究,实验中观测到负的应变率敏感性以及锯齿流变现象,然后通过数值模拟对该现象进行了分析. 该工作可以对高温合金力学行为研究提供参考,同时对热加工工艺的改进起到借鉴作用.

1 实验表征

1.1 实验方法

实验材料为固溶态 GH4169 合金,化学成分见表 1,拉伸试样尺寸如图 1 所示. 高温单轴拉伸实验在 MTS-C45 型万能试验机上进行,拉伸实验温度为 620 °C,采用 MTS-653 型高温炉对试样进行加热及保温,采用热电偶进行试样的温度检测. 拉伸进程开始前,待试样加热至 620 °C 后,进行 5 min 保温,以保证试样温度达到均匀. 采用陶瓷引伸计记录应变信息(如图 2 所示),拉伸实验分别以 10^{-2} 、 10^{-3} 、 10^{-4} s^{-1} 的拉伸速率拉伸至断裂.

表 1 GH4169 合金化学成分

Tab. 1 Chemical composition of GH4169 superalloy wt/%							
C	Cr	Nb	Ti	Al	Mo	Fe	Ni
0.023	18.05	5.42	0.91	0.48	2.90	18	余量

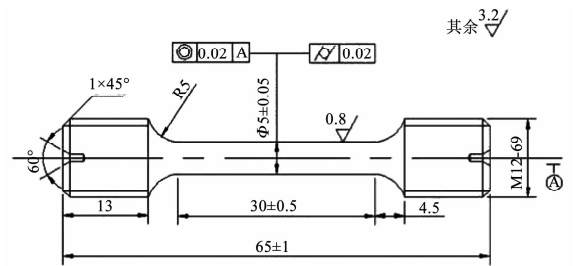


图 1 拉伸试样尺寸

Fig. 1 Schematic diagram of tensile specimen

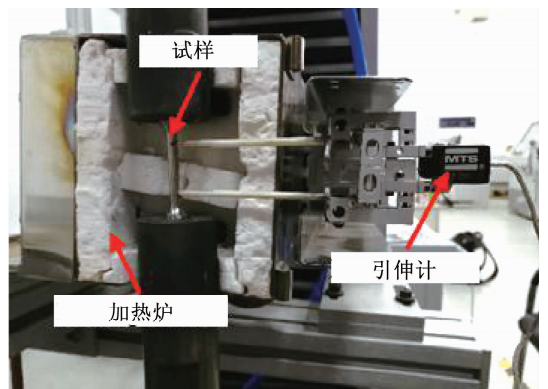


图 2 高温拉伸实验台

Fig. 2 Photo of high temperature tensile test bed

1.2 实验结果

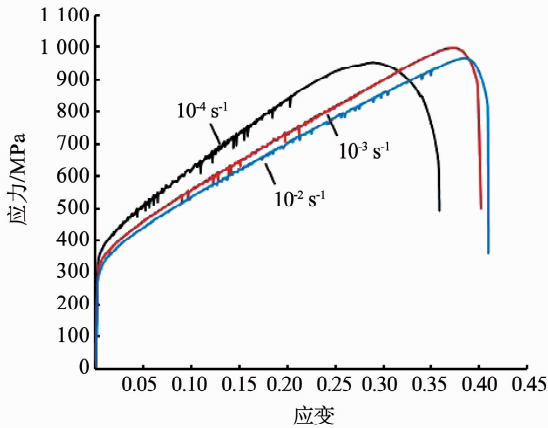
将高温拉伸实验中获得的载荷-位移曲线进行数据处理,获得真实应力-应变曲线如图 3 所示. 屈服强度见表 2, 10^{-2} s^{-1} 速率下屈服强度为 305.10 MPa, 10^{-3} s^{-1} 速率下屈服强度为 328.51 MPa, 10^{-4} s^{-1} 速率下屈服强度为 357.44 MPa, 屈服强度随拉伸速率的降低而升高,表现出负的应变率敏感性.

表 2 固溶态 GH4169 合金 620 °C 不同速率下屈服强度

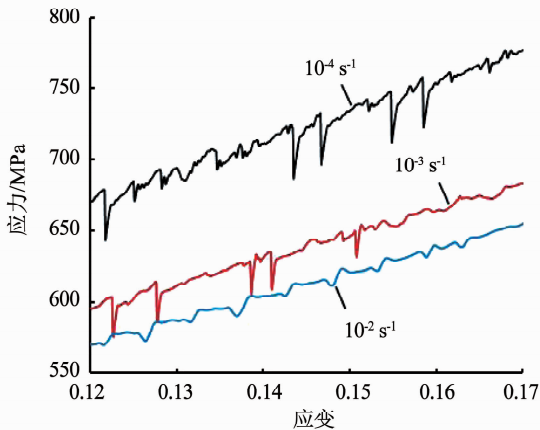
Tab. 2 Yield strength of solid solution treated GH4169 at 620 °C with different strain rates

拉伸速率/ s^{-1}	10^{-2}	10^{-3}	10^{-4}
屈服强度/MPa	305.10	328.51	357.44

同时,应力-应变曲线在达到屈服点后,应力值开始出现振动,呈现出锯齿状波形.其中, $10^{-2} s^{-1}$ 速率振幅最小,振动频率较低; $10^{-3} s^{-1}$ 速率振幅次之,振动频率与 $10^{-2} s^{-1}$ 速率下的结果相近; $10^{-4} s^{-1}$ 速率振幅最大,振动频率也最高.



(a) 应力-应变曲线



(b) 局部应力-应变曲线

图 3 固溶态 GH4169 在 620 °C 下不同拉伸速率的拉伸实验曲线

Fig. 3 Tensile test results obtained at 620 °C with different strain rates

1.3 结果分析

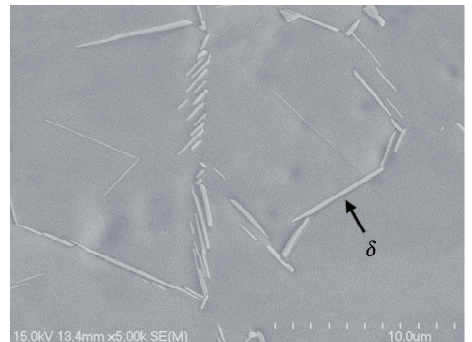
合金的强度受多方面因素影响,除本文研究的动态时效应变的影响外,还可能受到合金自身微观组织结构的影响.为进一步研究动态时效应变效应,需要排除其他强化因素对于合金材料强度的影响.

固溶态 GH4169 合金在经过长时间时效处理后,在晶粒内部会产生细小的沉淀强化相,强化相会

阻碍可动位错的运动,这是导致材料强度变化的关键因素.在对 GH4169 合金析出行为研究的文献中可以发现^[1],强化相以 γ'' 为主,其形貌为扁饼状,强化相体积分数随时间的变化符合 JMA 方程,即析出过程初期速度较慢,随后逐渐升高,最后析出速度逐渐降低直至饱和,呈现倒“S”型曲线.研究者们也通过实验^[11]及模拟^[12]的方法,获得了该合金析出相等温转变动力学图(TTT 图),文献中采用 JMatPro 软件进行相变动力学模拟,与实验结果一致性较好.结果显示在 620 °C 高温条件下,固溶态 GH4169 合金析出体积分数 0.5% 的 γ'' 相所需的时间约为 3 h.

本文中,高温拉伸实验在 620 °C 进行,3 个速率的拉伸实验从试样加热至指定温度到拉伸至断裂,持续时间分别为 6、11、50 min,根据上述分析,该温度下 γ'' 相的析出速度很慢,并处于析出过程的体积分数增长速度较低的早期阶段,因此可以近似认为实验过程中未产生沉淀强化相.所以本文中的高温拉伸实验结果,排除了沉淀强化相对材料强度的影响,材料强度随应变速率的变化表现出的负敏感性主要由 DSA 效应导致.

为了进一步验证假设的合理性,本文对高温拉伸实验后的试样进行扫描电子显微镜(SEM)及透射电子显微镜(TEM)表征,如图 4、5 所示. SEM 表征采用研磨并电解抛光,然后进行电解腐蚀的方法制备试样,该方法表征 GH4169 合金中沉淀强化相 γ'' 相的常用方法^[13].图 4 展示了 $10^{-4} s^{-1}$ 速率的高温拉伸实验后的试样的微观组织形貌,可以观察到针状的 δ 相,这是固溶处理后残余的 δ 相,该相粗化速度较慢,对高温拉伸结果不产生影响.而对合金强度影响较大的扁饼状 γ'' 相并未被发现. TEM 表征试样取自 $10^{-4} s^{-1}$ 速率的高温拉伸实验后试样的标距段,表征结果如图 5 所示.高分辨 TEM 二维晶格像显示,材料基体内并未出现 γ' 及 γ'' 相,选区衍射结果也证明了材料中仅有基体相,这与 SEM 表征结果相一致.

图 4 $10^{-4} s^{-1}$ 高温变形后试样微观组织结构Fig. 4 Microstructure of specimen at strain rate of $10^{-4} s^{-1}$

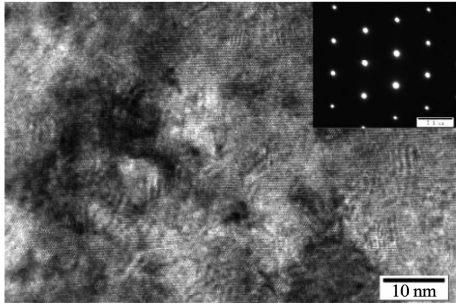


图 5 10^{-4} s^{-1} 高温拉变形后试样高分辨 TEM 及选区衍射结果

Fig. 5 HR-TEM image and SAED pattern of specimen at strain rate of 10^{-4} s^{-1}

由图 3(b) 局部锯齿状屈服曲线可以看出, 随着应变速率的降低, 应力-应变曲线中锯齿状波动的应力降幅呈现增大的趋势. 根据研究者们已得出的结论^[9,13], 动态时效应变的微观机理是溶质原子气团与可动位错的相互作用, 即固溶原子在扩散的过程中会移动到位错核内, 使得可动位错被钉扎, 材料强度出现短暂升高, 随后可动位错挣脱固溶原子的钉扎继续移动, 材料强度下降, 该过程使得材料的宏观拉伸曲线出现锯齿状波动. 该理论可以解释图 3(b) 中锯齿状振幅随应变速率降低而升高的现象. 这是由于固溶原子扩散速度有限, 当应变速率较快时, 可动位错的移动速度较快, 固溶原子扩散过程钉扎到的可动位错较少, 因此应力的涨幅及降幅也较小. 而当应变速率较慢时, 固溶原子的移动可以钉扎到较多位错, 此时锯齿波动的振幅相较于高应变速率条件下的振幅更高.

2 数值模拟

2.1 一维本构模型

总应变速率 $\dot{\varepsilon}$ 由弹性应变速率 $\dot{\varepsilon}^e$ 和塑性应变速率 $\dot{\varepsilon}^p$ 组成:

$$\dot{\varepsilon} = \dot{\varepsilon}^e + \dot{\varepsilon}^p,$$

其中, 弹性应变速率可以表示为应力变化率 $\dot{\sigma}$ 与弹性模量 E 的函数:

$$\dot{\varepsilon}^e = \frac{\dot{\sigma}}{E}.$$

塑性应变率由基于运动位错的热激活机制的流动法则表示^[14]:

$$\dot{\varepsilon}^p = \dot{\varepsilon}_0^p \exp\left(-\frac{F_0}{kT} \langle 1 - \frac{\sigma - S}{\tau_0} \rangle^p\right).$$

式中: F_0 、 k 、 T 分别为 Helmholtz 自由能常数、Boltzmann 常数以及绝对温度; p 、 q 、 $\dot{\varepsilon}_0^p$ 为常数; σ 、 S 、 τ_0 分别为应力、位错滑移阻力、临界分切应力. 运算

符号 $\langle \cdot \rangle$ 表示当 $x > 0$ 时, $\langle x \rangle \equiv x$, 而当 $x \leq 0$ 时, $\langle x \rangle \equiv 0$.

位错滑移阻力由两部分组成:

$$S = S_{\text{disl}} + S_{\text{DSA}}. \quad (1)$$

式中: S_{disl} 为受位错密度影响的滑移阻力, S_{DSA} 为由 DSA 效应引发的滑移阻力.

受位错密度影响的滑移阻力变化率可表示为

$$\dot{S}_{\text{disl}} = \dot{\varepsilon}^p \frac{S_{\text{sat}} - S_{\text{disl}}}{S_{\text{sat}} - S_0} h_s.$$

式中: h_s 为硬化系数; S_0 、 S_{sat} 分别为初始及饱和滑移阻力.

由 DSA 效应引发的滑移阻力可表示为

$$S_{\text{DSA}} = k \left(1 - \exp\left(-\left(\frac{t_a}{t_0}\right)^n\right) \right).$$

式中: t_0 为与原子扩散速度有关的常数; t_a 为溶质原子钉扎位错所需的等效时效时间; n 为常数; k 为锯齿状屈服中与最大振幅相关的参数^[15].

等效时效时间的变化率可表示为:

$$\dot{t}_a = 1 - \frac{t_a}{t_w}, \quad t_w = \frac{w}{\dot{\varepsilon}^p}, \quad t_a(t=0) = t_{a0}.$$

式中: t_w 为位错移动所需的热激活等待时间; w 为材料参数; t_{a0} 初始时刻等效时效时间的值^[10].

2.2 参数标定及模拟结果

固溶态 GH4169 合金的弹性模量由拉伸实验获得, 为 160 GPa. 流动法则中的参数, 可由文献[16-17]获得, F_0 取 $286 \text{ kJ} \cdot \text{mol}^{-1}$, p 、 q 、 $\dot{\varepsilon}_0^p$ 分别取 1.0、1.9、 450.0 s^{-1} . 根据文献[10], DSA 效应中的参数 n 、 w 、 t_{a0} 分别取 0.330 0、0.000 2、0 s.

将应变率分别设置为 10^{-2} 、 10^{-3} 、 10^{-4} s^{-1} , 基于一维本构模型中的本构模型模拟拉伸实验曲线. 需要拟合的参数包括: 临界分切应力 τ_0 , 材料硬化参数 h_s 、 S_0 、 S_{sat} , 以及 DSA 效应参数 t_0 、 k .

$$\sum_{i=1}^n \{ \sigma_i^{\text{simulation}} - \sigma_i^{\text{experiment}} \}^2 \rightarrow \min. \quad (2)$$

通过最小二乘法进行参数拟合, 拟合区间为总应变 0~10%. 拟合方法如式(2)所示, 拟合结果见表 3.

表 3 固溶态 GH4169 合金本构模型的参数标定

Tab. 3 Parameters of constitutive model of solid solution treated GH4169

t_0/MPa	h_s/MPa	S_0/MPa	$S_{\text{sat}}/\text{MPa}$	t_0/s	k
450	3 000	50	500	0.76	200

图 6 给出了模拟结果与实验结果的对比, 这里的实验结果是对图 3 的实验数据进行 Ramberg-Osgood 拟合后所得的数据^[18]. 可以看出, 本文模型

对固溶态 GH4169 合金的高温拉伸模拟结果与实验曲线较为吻合,能定量地模拟实验中所观察到的负应变率敏感性现象.在模拟曲线中可以看出,应力-应变曲线在达到屈服点后出现波动,即材料强度屈服后迅速下降.这是由于内变量 t_s 的值在出现塑性变形后迅速升高,随后迅速下降所导致,在物理上与 DSA 效应中单个位错被运动的固溶原子阻碍,然后脱离的过程相对应,这是锯齿状屈服现象的成因.但由于本文模型为一维模型,而实验中所观察到的硬化阶段的连续锯齿状波动现象与材料非局部的屈服失稳有关,因此其尚不能定量模拟硬化过程中锯齿状应力应变曲线.

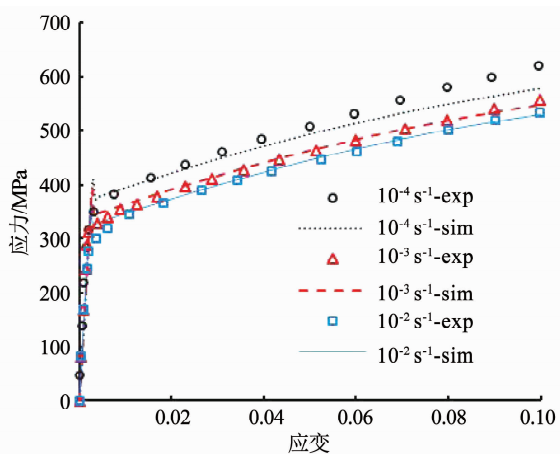


图 6 模拟结果与实验曲线对比

Fig. 6 Comparison of model results with experimental data

3 讨论

金属材料在高温条件下通常会展现出强度的正应变率依赖性:即强度随着应变率的提高而增大.为了深入分析固溶态 GH4169 合金的负应变率依赖性,本文根据所标定的一维本构模型定量地考察了材料强度与应变率之间的关系,计算了应变率在 $10^{-8} \sim 10^2 \text{ s}^{-1}$ 区间内总应变为 10% 时的应力随应变率的变化曲线,如图 7 中“With DSA”曲线所示.可以看到,应变率在一定区间时,材料强度具有明显的负应变率依赖性.为了参考对比,本文进一步将式(1)中的 S_{DSA} 取为恒定值 0,获得不考虑 DSA 效应的基于热激活能的材料本构模型,采用与考虑 DSA 效应时相同的材料参数进行拉伸模拟.得到应变 10% 时不考虑 DSA 效应的应力值.计算该应力值在应变率 $10^{-8} \sim 10^2 \text{ s}^{-1}$ 区间内的变化趋势,得到图 7 中“Without DSA”曲线.结果显示,该应力值随应变率的提高呈现单调递增的趋势,这说明无 DSA 效应时材料强度具有正常的应变率依赖性.这些结果说明在高温 620 °C 条件下固溶态 GH4169 合

金内存在着较强烈的正负应变率依赖性之间的竞争,并且由 DSA 效应导致的负应变率依赖性占优.

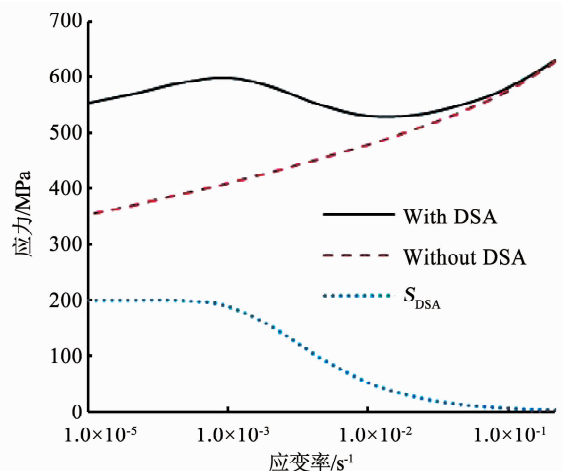


图 7 应变 10% 时的应力与应变率的关系预测

Fig. 7 Prediction of relation between stress and strain rate at total strain of 10%

图 7 中还给出了 DSA 效应引发的滑移阻力 S_{DSA} 与应变率之间的关系,如图 7 中“ S_{DSA} ”曲线所示.结果显示,DSA 效应对滑移阻力的贡献值随应变率的升高,呈现逐渐下降的趋势,下降曲线为先平缓,再快速,最后再平缓,最后趋于 0.可以看出 DSA 效应在一定应变率区间内比较强烈,因此在该应变率区间内材料展现出负应变率依赖性.

4 结论

1)对固溶态 GH4169 合金进行了 620 °C 下的单轴拉伸实验,应变率为 10^{-2} 、 10^{-3} 、 10^{-4} s^{-1} .结果表明,材料强度呈现出由 DSA 效应所导致的负的应变率效应及锯齿状屈服现象.

2)基于热激活能的塑性流动法则并考虑 DSA 效应,建立了材料的一维本构模型.基于实验数据进行了参数拟合,模拟结果与实验结果相吻合.

3)本文通过分析 DSA 效应对材料强度的贡献指出实验观察到的负应变率依赖性是由 DSA 效应及正的率效应两种机制之间的竞争所导致.

参考文献

- [1] QIN Hailong, BI Zhongnan, YU Hongyao, et al. Assessment of the stress-oriented precipitation hardening designed by interior residual stress during ageing in IN718 superalloy[J]. Materials Science and Engineering: A, 2018, 728: 183. DOI:10.1016/j.msea.2018.05.016
- [2] HAN Yafang. The coarsening behaviour of γ'' and γ' particles in inconel 718[D]. Winnipeg: University of Manitoba, 1982
- [3] DU Jinhui, LÜ Xudong, DENG Qun. Effect of solution treatment on the microstructure and mechanical properties of IN718 alloy[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2017, 46(9): 2359. DOI:

- 10.1016/s1875-5372(17)30197-2
- [4] REZENDE M C, ARAUJO L S, GABRIEL S B, et al. Oxidation assisted intergranular cracking under loading at dynamic strain aging temperatures in Inconel 718 superalloy [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2015, 643 (S1): S256. DOI:10.1016/j.jallcom.2014.12.279
- [5] FISK M, ANDERSSON J, DU RIETZ R, et al. Precipitate evolution in the early stages of ageing in Inconel 718 investigated using small-angle x-ray scattering [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2014, 612: 202. DOI:10.1016/j.msea.2014.06.036
- [6] BENALLAL A, BERSTAD T, BØRVIK T, et al. An experimental and numerical investigation of the behaviour of AA5083 aluminium alloy in presence of the Portevin-Le Chatelier effect [J]. *International Journal of Plasticity*, 2008, 24(10): 1916. DOI:10.1016/j.ijplas.2008.03.008
- [7] MARCHENKO A, MAZIÈRE M, FOREST S, et al. Crystal plasticity simulation of strain aging phenomena in α -titanium at room temperature [J]. *International Journal of Plasticity*, 2016, 85: 1. DOI:10.1016/j.ijplas.2016.05.007
- [8] GOPINATH K, GOGIA A K, KAMAT S V, et al. Dynamic strain ageing in Ni-base superalloy 720Li [J]. *Acta Materialia*, 2009, 57(4): 1243. DOI:10.1016/j.actamat.2008.11.005
- [9] MCCORMICK P G. Theory of flow localisation due to dynamic strain ageing [J]. *Acta Metallurgica*, 1988, 36(12): 3061. DOI:10.1016/0001-6160(88)90043-0
- [10] REN Sicong, MAZIÈRE M, FOREST S, et al. A constitutive model accounting for strain ageing effects on work-hardening. Application to a C-Mn steel [J]. *Comptes Rendus Mécanique*, 2017, 345(12): 908. DOI:10.1016/j.crme.2017.09.005
- [11] ORADEI-BASILE A, RADAVIDH J F. A current T-T diagram for wrought alloy 718 [J]. *Superalloys*, 1991, 718(625): 325. DOI:10.7449/1991/SUPERALLOYS_1991_325_335
- [12] QIN Hailong, BI Zhongnan, LI Dongfeng, et al. Study of precipitation-assisted stress relaxation and creep behavior during the ageing of a nickel-iron superalloy [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2019, 742: 493. DOI:10.1016/j.msea.2018.11.028
- [13] BAI Zhitong, FAN Yue. Abnormal strain rate sensitivity driven by a unit dislocation-obstacle interaction in bcc Fe [J]. *Physical review letters*, 2018, 120(12): 125504. DOI:10.1103/PhysRevLett.120.125504
- [14] BUSSO E P, MCCLINTOCK F A. A dislocation mechanics-based crystallographic model of a B2-type intermetallic alloy [J]. *International Journal of Plasticity*, 1996, 12(1): 1. DOI:10.1016/s0749-6419(95)00041-0
- [15] CHABOCHE J L, GAUBERT A, KANOUTÉ P, et al. Viscoplastic constitutive equations of combustion chamber materials including cyclic hardening and dynamic strain aging [J]. *International Journal of Plasticity*, 2013, 46: 1. DOI:10.1016/j.ijplas.2012.09.011
- [16] BUSSO E P, MEISSONNIER F T, O'DOWD N P. Gradient-dependent deformation of two-phase single crystals [J]. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 2000, 48(11): 2333. DOI:10.1016/s0022-5096(00)00006-5
- [17] LI Dongfeng, GOLDEN B J, O'DOWD N P. Multiscale modelling of mechanical response in a martensitic steel: A micromechanical and length-scale-dependent framework for precipitate hardening [J]. *Acta Materialia*, 2014, 80: 445. DOI:10.1016/j.actamat.2014.08.012
- [18] RAMBERG W, OSGOOD W R. Description of stress-strain curves by three parameters: NACA-TN-902 [R]. Washington: National Advisory Committee for Aeronautics, 1943

(编辑 张红)

封面图片说明

封面图片来自论文“应用卷积神经网络的遥感图像云层自主检测”，是云层覆盖区域测试效果对比图。为达到云层检测识别需要首先，首先，根据遥感图像的特性建立卷积神经网络。然后，使用大量人工标识的遥感图像完成云层检测网络训练，使其达到预期检测精度。最后，在卫星在轨运行阶段，将所拍摄的遥感图像根据尺寸划分为若干个子图，并通过训练完成的卷积神经网络对子图是否被云层覆盖进行分类预测，综合所有子图的预测结果给出整幅遥感图像的云层覆盖占比。结果表明：以 Landsat 卫星遥感图像为测试对象，该方法可以实现有云层覆盖检测正确率为 95.3%，无云层覆盖检测精度为 97.8%，误判率为 2.58%，漏判率为 0.90%，综合精度为 97.9%；由于使用了卷积神经网络和并行计算技术，该方法基本满足实时性需求，提高了算法的自主性与鲁棒性，为基于遥感图像的在轨实时应用奠定了基础。

(图文提供:吴云华,张泽中,华冰,陈志明.南京航空航天大学航天学院)