

基于 γ' 相尺寸的新型 Ni-Cr-Co 基合金的高温变形行为

丁雨田^{1,2}, 张宝兵^{1,2}, 高钰璧^{1,2}, 陈建军^{1,2}, 闫康^{1,2}, 张霞^{1,2}, 马元俊^{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: 本研究在 600 °C、 $5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 条件下对不同 γ' 相尺寸的毫米级粗晶新型 Ni-Cr-Co 基合金进行高温拉伸实验, 并结合 OM, SEM 和 TEM 研究 γ' 相尺寸对合金高温变形行为和锯齿流变效应的影响。结果表明, γ' 相尺寸对合金力学性能影响显著, 随着 γ' 相尺寸的增加, 材料强度呈先提高后降低的趋势, 合金的主要变形机制由位错切过 γ' 相转变为位错绕过 γ' 相; 当 γ' 相尺寸持续增加时, 位错运动受阻难以绕过 γ' 相, 溶质原子钉扎可动位错, 当应力增大至一定程度时位错脱钉, 反复的钉扎与脱钉即动态应变时效导致合金在变形过程中出现锯齿流变效应, 可通过调控 γ' 相尺寸弱化。当 γ' 相平均尺寸为 57.18 nm 时, 锯齿流变效应微弱, 临界应变最大, 力学性能较高, 因此 γ' 相最佳尺寸为 57.18 nm。

关键词: Ni-Cr-Co 基合金; γ' 相; 变形行为; 位错; 锯齿流变

中图分类号: TG146.1⁺5

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2022)07-2490-09

镍基变形高温合金由于高温下具有优异的综合力学性能, 因此被广泛用于制备航空发动机涡轮盘等重要部件^[1-6]。随着航空发动机推重比的提高, 其热端部件受热温度越来越高, 对材料性能及制备工艺提出了更高的要求^[7,8]。目前主要通过传统的合金化方法提高合金性能, 但合金化为高温合金带来良好高温性能的同时也使合金的组织控制及加工制备变得愈发困难, 出现了“强化易、变形难”的瓶颈性问题^[9]。近年来界面调控已经成为实现材料强韧化的重要途径, 特别是纳米孪晶结构可同步提升材料的强度及塑性, 这种结构产生的必备条件是低层错能。鉴于此, 本课题组基于“材料素化”理念^[10,11]设计了一种低合金化、低层错能的新型 Ni-Cr-Co 基模型合金, 计划通过调控实现纳米孪晶与 γ' 相协同强韧化提高合金的综合性能, 以作为研究素化高温合金基于“ γ' +纳米孪晶”复合强化的模型合金, 为低层错能高温合金的设计与“ γ' +纳米孪晶”结构的调控提供参考。

该合金主要强化源自内部 $L1_2$ 型有序结构的 γ' (Ni_3Al) 强化相与位错间的交互作用。因此 γ' 相与合金高温变形行为的内在联系对于确定合金组织的调控方法至关重要。已有研究表明^[12-21], γ' 相与位错间的交互作用主要有以下 3 种: 1) $a/2\langle 110 \rangle$ 基体位错成对剪切 γ' 相, 在 γ' 相中形成反相畴界 (anti-phase

boundary, APB); 2) 不全位错剪切 γ' 相形成层错和微孪晶; 3) 位错绕过 γ' 相, 在 γ' 相周围形成位错环。早期的研究发现^[22-24], γ' 相对合金的性能及变形行为具有决定性作用, 而热处理制度对合金中 γ' 相的尺寸又有着重要的影响。Jackson 和 Reed^[23]采用位错剪切理论优化 Udimet 720Li 的 γ' 相。同时, Collins 和 Stone^[25]修改了 RR1000 合金的热处理制度以获得最佳的 γ' 相尺寸, 屈服强度与传统的微结构条件相比, 增加了 125 MPa。可见, 合金变形行为对 γ' 相尺寸存在很强的依赖性。因此, 通过改变热处理制度调控合金内部 γ' 相的尺寸, 研究服役温度下 γ' 相尺寸对合金变形行为的影响具有重要意义。此外, 晶界对合金变形行为同样存在较大影响, 为弱化晶界强化的影响, 需要在粗晶状态下进行研究。但目前大都是以普通晶粒的合金作为研究对象, 在粗晶乃至毫米级晶粒条件下探究 γ' 对合金变形行为影响却鲜有报道。根据 Chen 等^[26]的研究可知细晶 GH4720Li 合金经 1170 °C、1 h 热处理后晶粒尺寸可以达到 100~400 μm 。由此可见, 合金在单相区的高温区间保温时, 晶粒长大显著, 甚至可以得到毫米级的粗大晶粒。

因此, 本工作通过对铸态新型 Ni-Cr-Co 基合金进行 1180 °C 保温 40 h 的均匀化热处理获得毫米级粗晶合金试样, 并通过固溶及时效处理得到不同尺寸的 γ' 相, 进

收稿日期: 2021-07-23

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: 丁雨田, 男, 1962 年生, 博士, 教授, 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, E-mail: dingyt@lut.edu.cn

一步研究新型合金高温变形行为对 γ' 相尺寸的依赖性, 为合金实际服役温度下 γ' 相尺寸的调控提供理论依据。

1 实验

本工作所用新型 Ni-Cr-Co 基模型合金采用真空感应+电渣重熔双联工艺制备得到 $\Phi 120$ mm 的合金铸锭, 其化学成分(质量分数, %)为: 52.68Ni-17.72Cr-19.3Co-5.94W-3.12Ti-1.23Al-0.01C。首先对合金铸锭进行 1180 °C 保温 40 h 均匀化热处理后断电炉冷获得毫米级粗晶; 其次将粗晶合金进行 1150 °C 保温 2 h 固溶处理后迅速水冷至室温, 使 γ' 相全部溶解; 最后对固溶态合金在 850 °C 分别进行 1、5、50、100 h 的时效处理, 随后空冷至室温。将热处理后的合金分别加工成 $\Phi 10$ mm \times 10 mm 的金相试样, 机械抛光后采用 4 g CuSO₄+30 mL C₂H₅OH+15 mL HCl 的溶液进行化学腐蚀后, 利用光学显微镜 (OM) 观察合金微观组织; 同时将机械打磨抛光后的试样使用 10% HClO₄+90% C₂H₅OH (体积分数) 的溶液在 10 V、室温下进行电解抛光后, 采用 TESCAN MIRA3 场发射扫描电子显微镜 (SEM) 表征 γ' 相, 并用 Nano Measurer 1.2 软件统计 γ' 相尺寸。

将获得不同 γ' 相尺寸的合金试样加工成如图 1 所示的“骨头式”高温拉伸试样。在 Gleeble 3500 热模拟试验机上进行高温拉伸实验。所有试样均以 10 °C/s 的升温速率加热至 600 °C 保温 5 min 后进行应变速率为 5×10^{-4} s⁻¹ 的高温拉伸实验, 拉断之后立即水冷至室温, 保留合金高温拉伸变形组织。

拉伸后的试样沿拉伸方向取样, 采用电解双喷法进行化学减薄完成制样; 利用 FEI Talos F200X 透射电子显微镜 (TEM) 表征样品 γ' 相与位错的交互作用, 加速电压为 200 kV。并利用 TESCAN MIRA3 场发射 SEM 观察拉伸试样的断口形貌。

2 结果与讨论

2.1 粗晶组织

图 2 为不同热处理制度下新型 Ni-Cr-Co 基模型合金的微观组织。可以看出, 所有热处理制度下合金组织均为粗大的毫米级晶粒。由于对铸态合金在单相区的高温区间 1180 °C 进行了 40 h 的均匀化热处理, 在此期间 γ' 相全部溶解, 对合金晶粒长大的阻碍作用消失, 合金晶粒长大至毫米级粗晶 (图 2a), 根据 Hall-Petch 关系^[27]:

$$\sigma_y = \sigma_0 + k_y d^{-1/2} \quad (1)$$

其中, k_y 为 Hall-Petch 系数, 通常镍基高温合金的

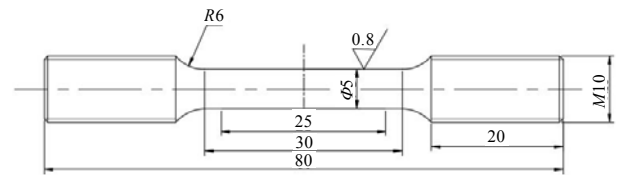


图 1 高温拉伸试样尺寸示意图

Fig.1 Size diagram of high temperature tensile specimen

$k_y=750$ MPa $\cdot\mu\text{m}^{1/2}$ ^[12,28]; d 为合金的晶粒尺寸, 由于本研究材料均属于毫米级晶粒, 所以取最小值 $d=1000$ μm , 由式(1)可得 $\sigma_y=23.72$ MPa, 由此可知晶界对合金强度的贡献低于 23.72 MPa, 不足均匀化态屈服强度 (310.1 MPa) 的 1/10, 并且后期的固溶及时效处理都会发生晶粒的长大, 使得晶界强化作用不断减弱, 因此晶界对合金屈服强度的贡献基本可忽略不计, 此时 γ' 相起主要强化作用。

2.2 γ' 相演变

图 3 为不同热处理制度下新型 Ni-Cr-Co 基合金 γ' 相形貌和尺寸演变规律。从图 3a 可以看出, 铸态合金经过长时间的均匀化处理后缓慢冷却导致其内部出现大量粗大的花形 γ' 相和少量细小的球形 γ' 相。分析认为, 粗大的花形 γ' 相是均匀化后断电炉冷过程中缓慢冷却时析出的初次 γ' 相; 而球形 γ' 相是当温度缓慢降低至一定程度时, 花形 γ' 相长大所需的元素长程扩散受阻, 且花形 γ' 相之间基体的过饱和度再次累积, 最终导致其在花形 γ' 相之间析出^[29-31]。图 3b 为均匀化后的合金在 1150 °C 保温 2 h 过固溶处理后的 SEM 组织, 可以看出, 固溶态合金组织为均匀的单相 γ 基体, 无 γ' 相析出。图 3c~3f 为固溶态合金在 850 °C 经过不同时间时效后的 SEM 组织, 可见合金时效 1 h 后, 大量细小的 γ' 相析出且弥散分布于 γ 基体中 (图 3c); 随着时效时间的增加, γ' 相尺寸逐渐变大, 但其仍保持良好的弥散性 (图 3d~3f)。

不同热处理制度下合金中 γ' 相的尺寸分布统计如图 4 所示。可以看出, 经高温均匀化后缓慢冷却的合金内部 γ' 相平均尺寸为 167.82 nm; 而过固溶后经过 1 h 时效的试样内部析出大量均匀分布且尺寸介于 11~21 nm 之间的 γ' 相, 平均尺寸为 17.80 nm; 随着时效时间增加, γ' 相平均尺寸逐渐增加至 24.77 nm (5 h)、57.18 nm (50 h) 和 67.46 nm (100 h)。合金中 γ' 相的粗化行为与 Ostwald 熟化理论的描述一致^[32,33], 随着时效时间的增加, γ' 相的尺寸不断增加, 正如图 4f 所示。可见, 时效过程中会不断发生 γ' 相的粗化, 即在临界尺寸以上的大 γ' 相以牺牲小 γ' 相为代价完成长大。

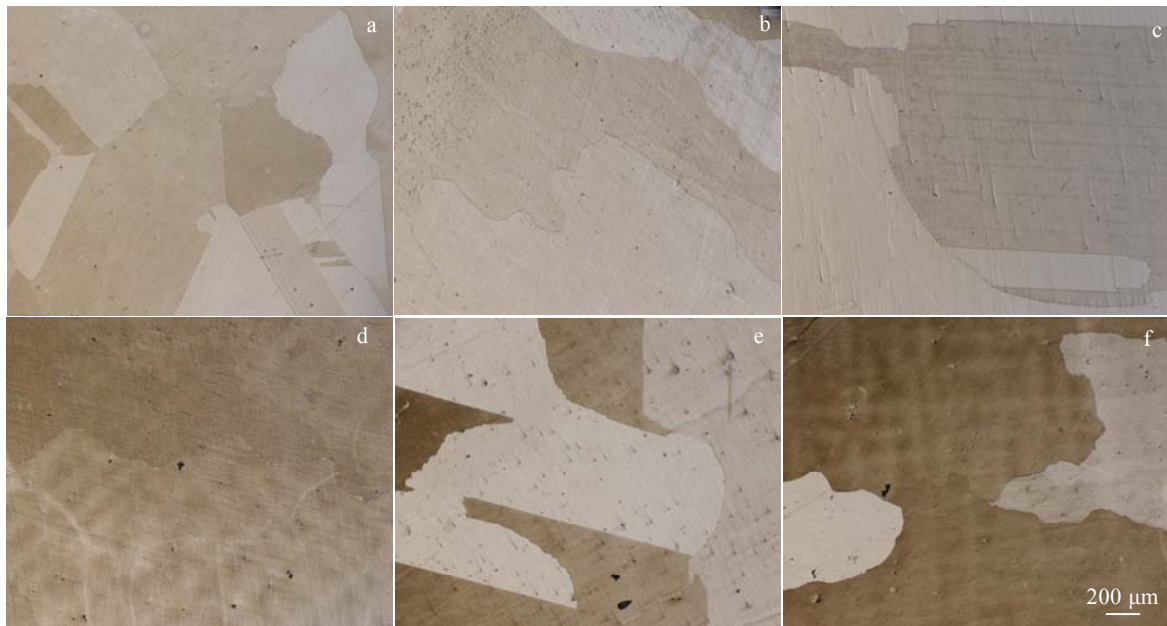


图 2 不同热处理制度下新型 Ni-Cr-Co 基合金的微观组织

Fig.2 Microstructures of new Ni-Cr-Co based alloys under different heat treatment systems: (a) homogenization, (b) 1150 °C/2 h, (c) 1150 °C/2 h+850 °C/1 h, (d) 1150 °C/2 h+850 °C/5 h, (e) 1150 °C/2 h+850 °C/50 h, and (f) 1150 °C/2 h+850 °C/100 h

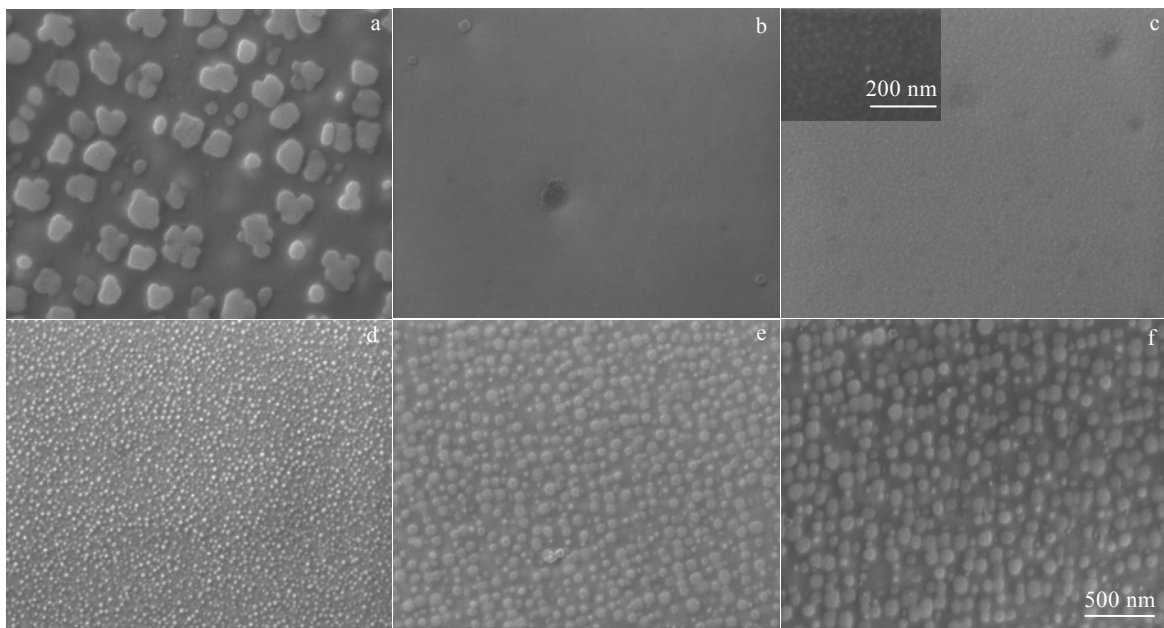


图 3 不同热处理制度下新型 Ni-Cr-Co 基合金的 γ' 相的 SEM 像

Fig.3 SEM images of γ' phase in new Ni-Cr-Co based alloys under different heat treatment systems: (a) homogenization, (b) 1150 °C/2 h, (c) 1150 °C/2 h+850 °C/1 h, (d) 1150 °C/2 h+850 °C/5 h, (e) 1150 °C/2 h+850 °C/50 h, and (f) 1150 °C/2 h+850 °C/100 h

这种扩散控制生长的动力学遵循 LSW 理论^[34]描述的标准 r^3-t 定律:

$$r_t^3 - r_0^3 = kt \quad (2)$$

其中, r_t 为时效周期 t 后的 γ' 相半径, r_0 为初始半径, k 为速率常数。如图 5 所示, 拟合直线的斜率即粗化

率 k 为 452.1 nm^3/h , 由此可见, 合金 γ' 相半径与时效时间基本符合标准的 r^3-t 定律。

2.3 高温拉伸性能

图 6a 为新型 Ni-Cr-Co 合金含不同 γ' 相尺寸的试样在 600 °C、 $5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 条件下拉伸时的工程应力-工

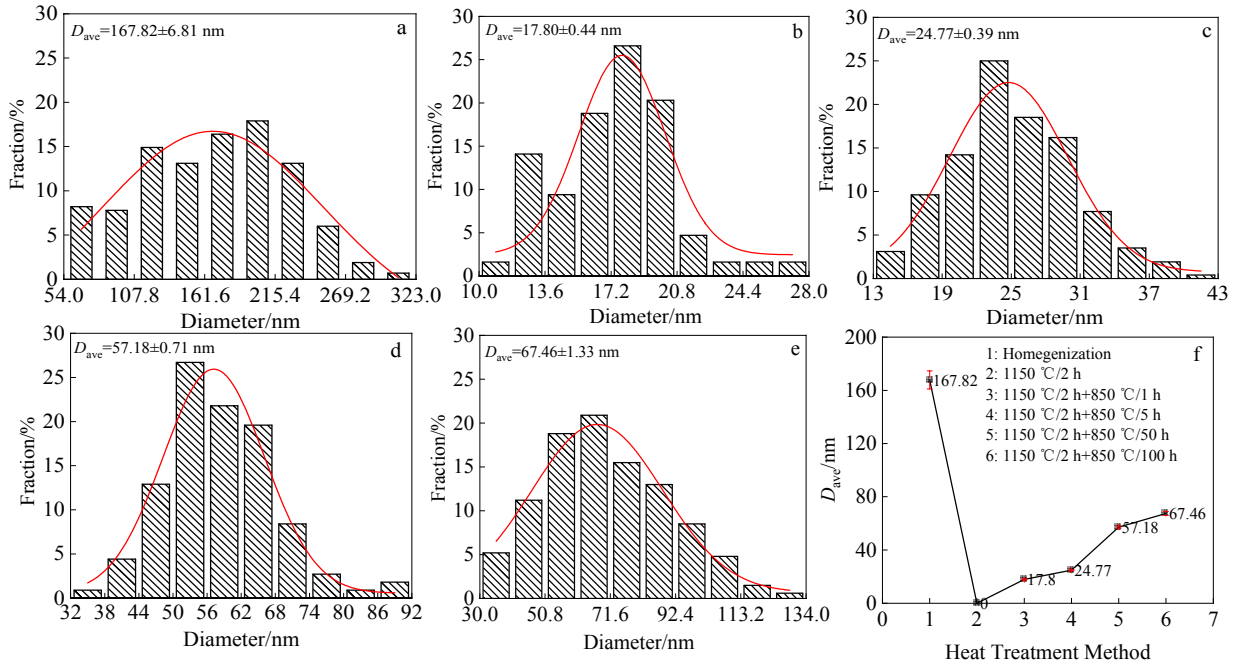


图 4 不同热处理后合金 γ' 相的尺寸分布统计

Fig.4 Size distribution statistics of γ' phase in alloys after different heat treatments: (a) homogenization, (b) 1150 °C/2 h+850 °C/1 h, (c) 1150 °C/2 h+850 °C/5 h, (d) 1150 °C/2 h+850 °C/50 h, and (e) 1150 °C/2 h+850 °C/100 h; (f) γ' diameter evolution

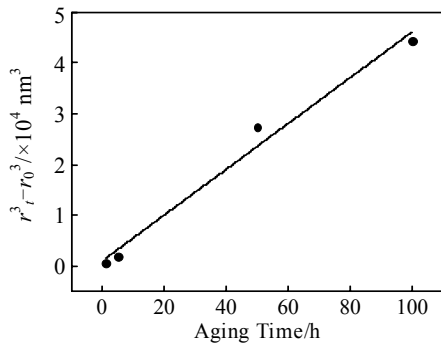


图 5 γ' 相的粗化规律

Fig.5 Coarsening law of γ' phase

程应变曲线。可以看出，所有试样在高温拉伸过程中均出现了明显的锯齿流变现象，将锯齿流变效应做了如图 7 所示的放大。合金力学性能随 γ' 相尺寸的变化规律如图 6b 所示，可见 γ' 相尺寸对合金力学性能影响显著，随着 γ' 相尺寸的增加，材料强度呈先提高后降低的趋势。当 γ' 相尺寸小于 57.18 nm 时，随着 γ' 相尺寸的增加，屈服强度逐渐提高，延伸率逐步降低； γ' 相尺寸在 57.18~67.46 nm 之间时，随着 γ' 相尺寸的增加，屈服强度大幅降低，而延伸率却逐步提高。抗拉

强度的变化与屈服强度略有差异，当 γ' 相尺寸从 24.77 nm 增加到 57.18 nm 时，抗拉强度出现微小的下降。仅经过均匀化处理后合金中 γ' 相尺寸达到 167.82 nm，只从强度来看，材料力学性能最佳，但由图 7 可以看出均匀化态合金在高温拉伸过程中会出现明显的塑性不稳定现象即锯齿流变效应，且该状态下发生锯齿流变效应的临界应变最小，仅为 0.038，即均匀化态合金在热加工过程中产生很小的应变时就会出现塑性不稳定现象，因此对合金后期的加工和应用造成极大困扰。但是均匀化态合金经过 1150 °C、2 h 的固溶处理后再进行 850 °C、50 h 的时效处理，合金中 γ' 相尺寸为 57.18 nm，此时合金锯齿流变效应锯齿幅度较小且发生锯齿流变效应的临界应变最大，高达 0.147，并且强度除均匀化态之外最高。可见 γ' 相尺寸为 57.18 nm 时合金综合性能最佳，属于合金 γ' 相的最优尺寸。

2.4 变形机制

沉淀强化型变形高温合金的主要变形机制是 γ' 相阻碍位错的运动^[35]，为研究该模型合金高温拉伸变形机制对 γ' 相尺寸的依赖性，选取 γ' 相尺寸分别为 0、24.77、57.18、167.82 nm 的 4 种试样进行 TEM 表征，结果如图 8 所示。图 8a~8c 为均匀化态合金过固溶处理后的 TEM 像，可见 γ' 相完全溶解于基体中，近似于单相合金，变形完全由位错间的相互作用主导，高温拉伸过程中滑移

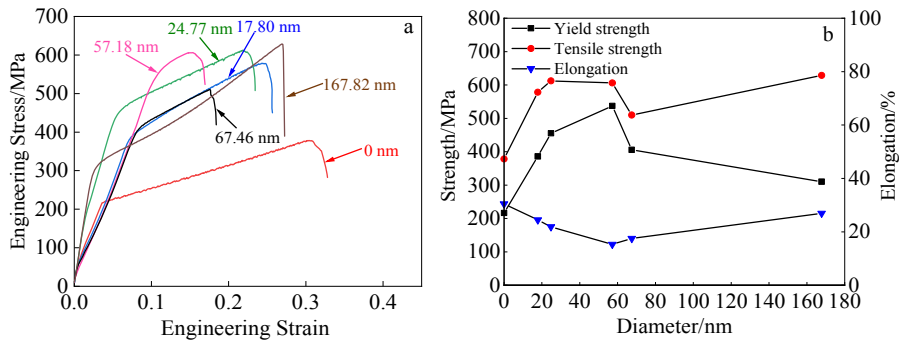


图 6 不同 γ' 相尺寸试样高温拉伸的工程应力-工程应变曲线及力学性能

Fig.6 Engineering stress-engineering strain curves (a) and mechanical properties (b) of samples with different γ' phase sizes under high temperature tensile test

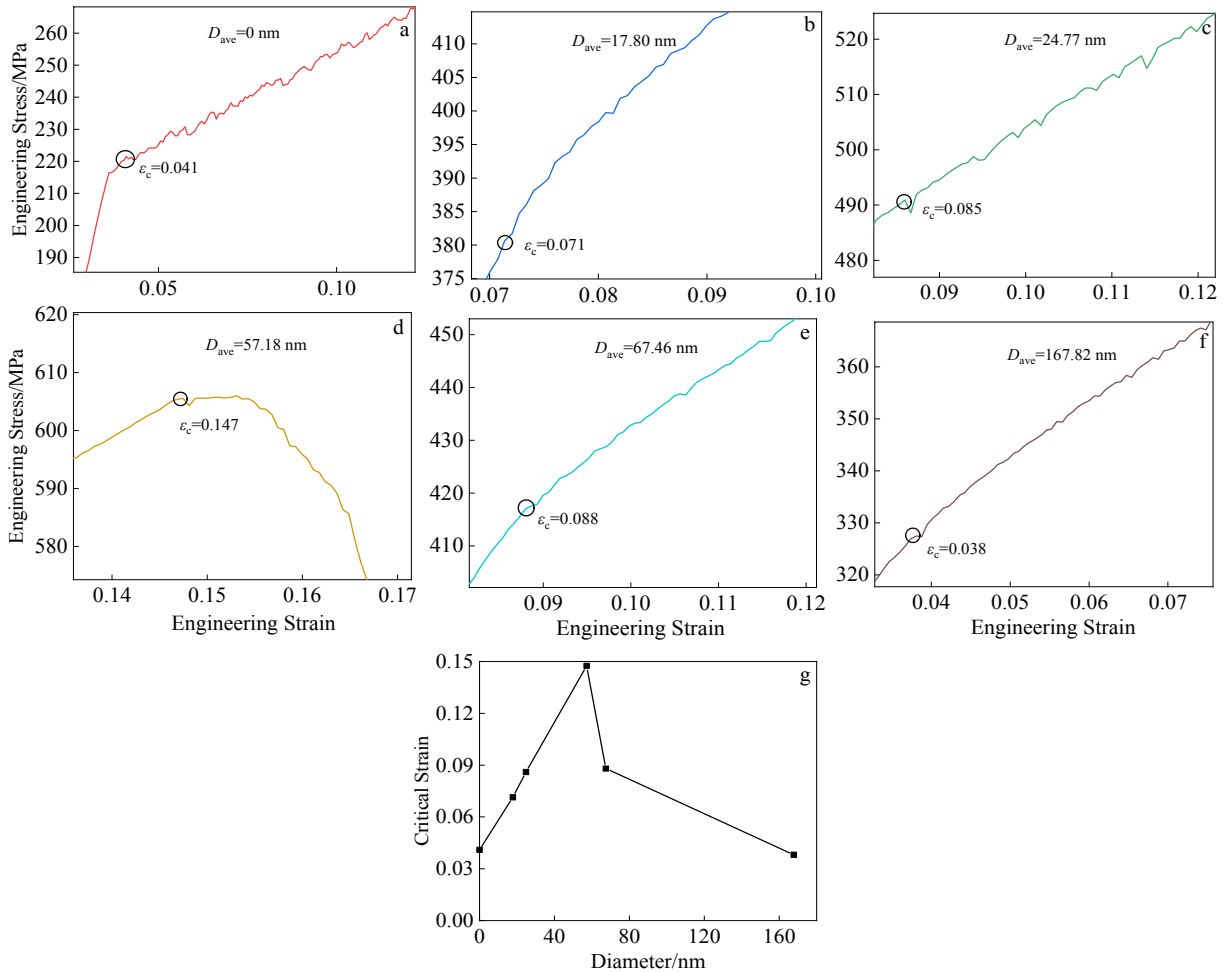


图 7 不同 γ' 相尺寸试样锯齿流变效应放大图及临界应变随 γ' 相尺寸的变化规律

Fig.7 Magnification diagrams of serrated flow effect of samples with different γ' phase sizes: (a) 0 nm, (b) 17.80 nm, (c) 24.77 nm, (d) 57.18 nm, (e) 67.46 nm, and (f) 167.82 nm; (g) variation of critical strain of serrated flow effect with γ' phase size

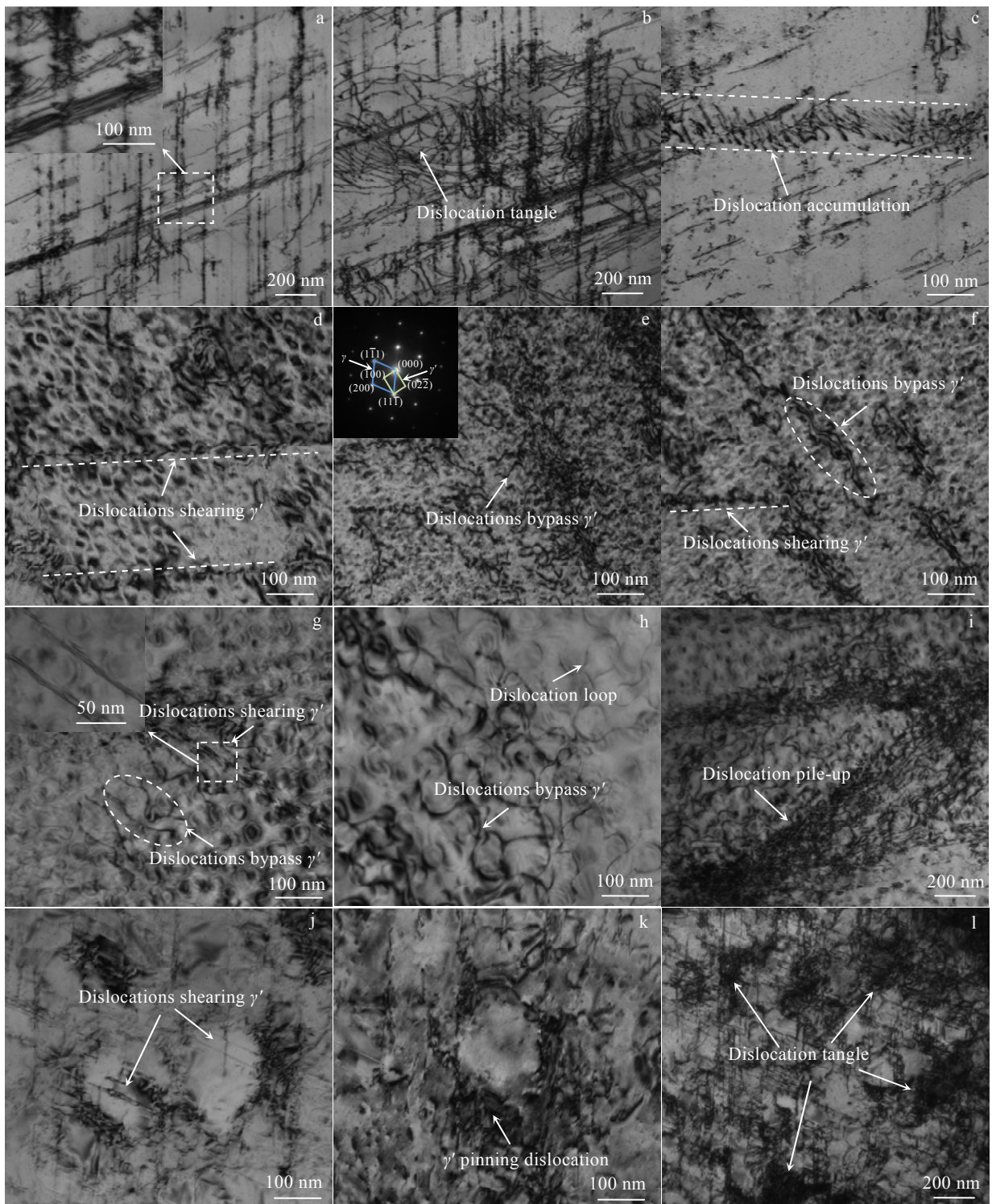


图 8 4 种 γ' 相尺寸试样的 TEM 像

Fig.8 TEM images of four γ' phase size samples: (a~c) 0 nm, (d~f) 24.77 nm, (g~i) 57.18 nm, and (j~l) 167.82 nm

系沿不同方向开动, 不同方向的滑移线相互交割 (图 8a); 当位错运动阻力增加, 合金中形成位错的三维结构, 即位错缠结 (图 8b), 当位错经过图示的高位错密度区

域时, 会停止移动并在此塞积, 引起硬化, 随着应力的累积及热激活作用, 位错塞积前的障碍会被“摧毁”, 从而使塞积位错群的高应力场得以松弛, 应力降低; 由图

8c 可见,合金在变形过程中会出现位错堆积,导致应力集中,微裂纹易在此处形核。图 8d~8l 为固溶态合金时效不同时间及均匀化态合金试样的 TEM 像。可见基体中皆存在 γ' 相,属于两相合金,其塑性变形与其第二相 γ' 相密切相关。图 8e 插图 为 γ 和 γ' 相的 SAED 花样。位错在滑移面上运动,遇到 γ' 相时位错会被阻碍,当切应力超过障碍的临界阻力时,位错就可越过第二相粒子,继续滑移。内部含 γ' 相的两相合金正是以上述方式完成变形的,但 γ' 相尺寸不同,位错越过第二相的方式又会有所不同。图 8d~8f 为 γ' 相平均尺寸为 24.77 nm 时的 TEM 像,合金变形主要以位错切割 γ' 相完成,位错切割 γ' 相时会产生台阶,增加界面能,又因为 γ' 相属于 L1₂ 型有序相,位错切割过程中除了增加界面能外,还在 γ' 相内产生反相畴界,产生了反相畴界能(图 8d);同时在尺寸较大的 γ' 相附近,合金变形过程中位错难以切过 γ' 相,因此以绕过的方式通过(图 8e);图 8f 中清晰可见位错切过、绕过 γ' 相同时发生,共同完成合金变形。图 8g~8i 为 γ' 相平均尺寸为 57.18 nm 时的 TEM 像,位错主要以绕过的方式通过 γ' 相即 Orowan 绕过机制,位错绕过 γ' 相后会 在其周围留下一个位错环(图 8h),由于位错的相互作用,这一过程相当于 γ' 相尺寸增大,下一个位错绕过时需要更大的应力。这与位错切割 γ' 相“弱化”滑移面相反,它“强化”了滑移面^[36]。但这些位错环很不稳定,当应力达到一定水平时,将会在基体上发生局部塑性流变或塑性松弛来缓解这些应力^[37],因此复合机制是必定存在的。同时位错通过大尺寸 γ' 相间的少量小

γ' 相时仍然以切割的方式通过,绕过与切割机制同时存在但绕过机制属于主要机制(图 8g)。由于 γ' 相尺寸较大,位错绕过困难,所需应力较大,因此在 γ' 相周围出现严重塞积(图 8i),造成应力集中,使得塑性变形出现暂时的停滞。图 8j~8l 为 γ' 相平均尺寸为 167.82 nm 时的 TEM 像,由于此状态合金 γ' 相大多属于大尺寸花形结构,位错难以绕过,因此部分位错以切割的方式通过花形 γ' 相间尺寸较小的球形 γ' 相(图 8j),另一部分位错被花形 γ' 相钉扎于其周围(图 8k),造成位错密度的急剧增加,产生位错塞积(图 8l),直至应力增加至一定值时,被钉扎的位错才会挣脱 γ' 相的钉扎,重新发生滑移。当可动位错运动受阻时,溶质原子能够以扩散方式向其偏聚,形成有效的溶质原子气团对可动位错产生钉扎作用,造成额外阻力,引起应力升高,在外加应力场作用下,可动位错能够以热激活的方式克服障碍及溶质原子气团,发生脱钉,引起应力下降,这种反复的钉扎与脱钉即动态应变时效(DSA),导致了材料在变形过程中出现锯齿流变效应^[38]。

2.5 断口特征

图 9 为不同 γ' 相尺寸的试样在 600 °C 高温拉伸断裂后的断口形貌特征。可见皆为脆性断裂,这是因为晶粒度对材料的断裂有重要的影响,晶粒粗大会导致材料的韧性下降从而易发生脆性断裂,此外,位错塞积导致的应力集中也会使得材料在应力集中处所受应力超过材料的许用应力而引发脆性断裂。然而,随着合金中 γ' 相尺寸的变化,合金断口的组织特征也发生了明显变化,

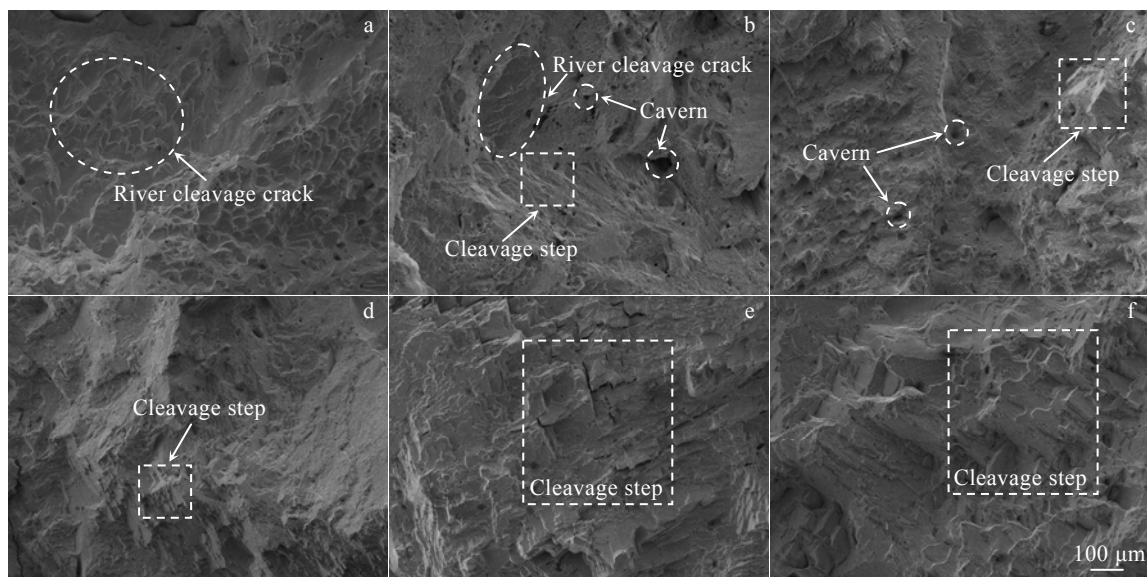


图 9 不同 γ' 相尺寸试样的断口形貌

Fig.9 Fracture morphologies of samples with different γ' phase sizes: (a) 0 nm, (b) 17.80 nm, (c) 24.77 nm, (d) 57.18 nm, (e) 67.46 nm, and (f) 167.82 nm

当合金内不含 γ' 相时其断口特征为河流状解理断裂 (图 9a); 当 γ' 相平均尺寸为 17.80 nm 时, 存在少量河流状裂纹, 但主要以台阶状解理断裂为主 (图 9b); 当 γ' 相平均尺寸为 24.77 nm 时, 断口存在大量微小的解理台阶 (图 9c); 随着 γ' 相平均尺寸的增加, 台阶状断口愈加明显 (图 9d~9f)。 γ' 相平均尺寸为 17.18 及 24.77 nm 时, 虽然解理断裂台阶微小但是明显可见解理面处存在大量形状不一的孔洞 (图 9b~9c), 裂纹易于在孔洞处扩展, 并随着变形进行发生解理断裂^[39]。 综上可知, γ' 相平均尺寸为 57.18 nm 时, 断口形貌优于其他 γ' 相尺寸, 再次印证了 57.18 nm 属于 600 °C、 $5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 条件下 γ' 相的最优尺寸。

3 结 论

1) 合金经高温均匀化处理后存在大量花形 γ' 相及少许球形 γ' 相; 采用过固溶后时效的热处理可以使 γ' 相变得细小且弥散分布; 随时效时间的增加, γ' 相逐渐长大但仍保持良好的弥散性。

2) γ' 相尺寸对合金力学性能影响显著, 随着 γ' 相尺寸增加, 材料强度呈先提高后降低的趋势, γ' 相平均尺寸为 57.18 nm 时, 锯齿流变效应微弱, 临界应变达到最大值, 并且力学性能相对较高, 因此 γ' 相最佳尺寸为 57.18 nm。

3) 固溶态 Ni-Cr-Co 合金组织中无 γ' 相, 合金变形机制主要是滑移线间相互交割对位错运动产生阻力, 出现位错缠结及位错堆积现象。时效态 Ni-Cr-Co 基合金组织中 γ' 相弥散分布在 γ 基体中, 其塑性变形与 γ' 析出密切相关, 位错在滑移面上运动, 会被 γ' 相阻碍, 当应力增大至一定值时, 位错即可越过 γ' 相, 继续运动。随着 γ' 相尺寸增加, 合金变形的机制由位错切过 γ' 相转变为位错绕过 γ' 相, γ' 相尺寸增加至一定值时, 位错难以绕过, 会被 γ' 相钉扎, 在 γ' 相周围出现严重塞积, 造成应力集中, 使得塑性变形出现短暂时停滞。

4) 位错运动受阻, 溶质原子钉扎可动位错, 应力增大至一定值时位错脱钉, 反复的钉扎与脱钉即动态应变时效导致合金在变形过程中出现锯齿流变效应, 可通过调控 γ' 相尺寸弱合金锯齿流变效应。

参考文献 References

[1] Guo Jianting(郭建亭). *Materials Science and Engineering for Superalloys*(高温合金材料与工程)[M]. Beijing: Science Press, 2008

[2] Guo Jianting(郭建亭). *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2010, 46(5): 513

[3] Jiang Hefu(江和甫). *Gas Turbine Experiment and Research*(燃气涡轮试验与研究)[J], 2002, 15(4): 1

[4] Gu Yuefeng(谷月峰), Cui Chuanyong(崔传勇), Yuan Yong(袁勇) *et al. Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2015, 51(10): 1191

[5] Zhang Beijiang(张北江), Huang Shuo(黄烁), Zhang Wenyun(张文云) *et al. Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2019, 55(9): 1095

[6] Pollock T M. *Nature Materials*[J], 2016, 15(8): 809

[7] Wang Jun(王君). *China New Communications*(中国新通信)[J], 2019, 21(1): 221

[8] Huang Wei(黄维), Huang Chunfeng(黄春峰), Wang Yongming(王永明) *et al. National Defense Manufacturing Technology*(国防制造技术)[J], 2009(3): 42

[9] Jiang He(江河), Dong Jianxin(董建新), Zhang Maicang(张麦仓) *et al. Aeronautical Manufacturing Technology*(航空制造技术)[J], 2021, 64(1): 62

[10] Li Xiuyan, Lu Ke. *Nature Materials*[J], 2017, 16(7): 700

[11] 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

[12] Kozar R W, Suzuki A, Milligan W W *et al. Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2009, 40(7): 1588

[13] Kovarik L, Unocic R R, Li J *et al. Progress in Materials Science*[J], 2009, 54(6): 839

[14] Sun Y Q, Hazzledine P M. *Philosophical Magazine A*[J], 1988, 58(4): 603

[15] Yuan Y, Gu Y F, Osada T *et al. Scripta Materialia*[J], 2012, 67(2): 137

[16] Qiu C L, Wu X H, Mei J F *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2013, 578: 454

[17] Tian C G, Han G M, Cui C Y *et al. Materials & Design*[J], 2015, 88: 123

[18] Francis E M, Grant B M B, Da Fonseca J Q *et al. Acta Materialia*[J], 2014, 74: 18

[19] Grant B M B, Francis E M, Da Fonseca J Q *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2013, 573: 54

[20] Mukherji D, Jiao F, Chen W *et al. Acta Metallurgica et Materialia*[J], 1991, 39(7): 1515

[21] Grant B M B, Francis E M, Da Fonseca J Q *et al. Acta Materialia*[J], 2012, 60(19): 6829

[22] Osada T, Gu Y F, Nagashima N *et al. Acta Materialia*[J], 2013, 61(5): 1820

[23] Jackson M P, Reed R C. *Materials Science and Engineering A*[J], 1999, 259(1): 85

[24] Viswanathan G B, Sarosi P M, Henry M F *et al. Acta Materialia*[J], 2005, 53(10): 3041

[25] Collins D M, Stone H J. *International Journal of Plasticity*[J],

- 2014, 54: 96
- [26] Chen J Y, Zhang P D, Dong J X *et al.* *Materials Transactions*[J], 2015, 56(12): 1968
- [27] Yang Fanghong(杨芳红), Zhao Zhilong(赵志龙), Yan Guangming(严光明). *Machinery Design & Manufacture*(机械设计与制造)[J], 2007(11): 102
- [28] Gao Y B, Ding Y T, Chen J J *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2019, 767: 138 361
- [29] Mullins W W, Sekerka R F. *Journal of Applied Physics*[J], 1963, 34(2): 323
- [30] Cui C Y, Xu L, Sun X F *et al.* *Precipitation of the Gamma Prime Phase in a Ni-Co-Based Superalloy During Different Stages of Cooling*[M]. Hoboken: John Wiley & Sons Ltd, 2013
- [31] Xu L, Tian C G, Cui C Y *et al.* *Materials Science and Technology*[J], 2014, 30(8): 962
- [32] Wu Zhifang(吴志方), Wu Run(吴润). *Material Reports*(材料导报)[J], 2010, 24(15): 117
- [33] Wu Zhifang(吴志方), Liu Chao(刘超). *Material Reports*(材料导报)[J], 2016, 30(5): 23
- [34] Tan Meilin(谭梅林), Wang Changshuai(王常帅), Guo Yong'an(郭永安) *et al.* *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2014, 50(10): 1260
- [35] Guo Jianting(郭建亭). *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2010, 46(11): 1303
- [36] Huang Hailiang(黄海亮), Liu Guoquan(刘国权), Wang Hao(王浩) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2019, 48(4): 1142
- [37] Guo Jianting(郭建亭). *Journal of Central South University*(中南大学学报)[J], 2007, 38(6): 1013
- [38] Qian Kuangwu(钱匡武), Li Xiaoqi(李效琦), Xiao Lingang(萧林钢) *et al.* *Journal of Fuzhou University*(福州大学学报)[J], 2001, 29(6): 8
- [39] Xie Jun(谢君), Yu Jinjiang(于金江), Sun Xiaofeng(孙晓峰) *et al.* *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2016, 52(3): 257

High Temperature Deformation Behavior of New Ni-Cr-Co Based Alloy Based on γ' Phase Size

Ding Yutian^{1,2}, Zhang Baobing^{1,2}, Gao Yubi^{1,2}, Chen Jianjun^{1,2}, Yan Kang^{1,2}, Zhang Xia^{1,2}, Ma Yuanjun^{1,2}

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

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

Abstract: In this study, the high-temperature tensile tests were carried out on the millimeter-level coarse-grained new Ni-Cr-Co-based alloy with different γ' phase sizes at 600 °C and $5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$, and the effects of γ' phase sizes on the high-temperature tensile behavior and serrated flow effect of the alloy were studied by OM, SEM, and TEM. The results show that the size of γ' phase has a significant effect on the mechanical properties of the alloy. With increasing of the size of γ' phase, the strength of material increases at first and then decreases. The main deformation mechanism of the alloy changes from dislocation cutting through γ' phase to dislocation by passing γ' phase. When the size of γ' phase continues to increase, the dislocation movement is blocked, and the dislocation is difficult to bypass the γ' phase. The solute atoms can pin the movable dislocation. When the stress increases to a certain extent, the dislocation is depinning. Repeated pinning and depinning, that is to say, the dynamic strain aging leads to the serrated flow effect in the deformation process of the alloy, which can be weakened by adjusting the size of γ' phase. When the average size of γ' phase is 57.18 nm, the serrated flow effect is weak, the critical strain is the largest, and the mechanical properties become higher. Therefore, the optimal size of the γ' phase is 57.18 nm.

Key words: Ni-Cr-Co-based alloy; γ' phase; deformation behavior; dislocation; serrated flow

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