

涡轮盘用新型GH4975合金拉伸变形机制与温度的关联性

邵文彬^{1,2}, 张瑞¹, 伍晶晶³, 周子荐¹, 崔传勇¹, 周亦霄¹, 孙晓峰¹

(1. 中国科学院金属研究所 师昌绪先进材料创新中心高温结构材料研究部, 辽宁 沈阳 110016)

(2. 中国科学技术大学 材料科学与工程学院, 辽宁 沈阳 110016)

(3. 中国航发沈阳黎明航空发动机有限责任公司, 辽宁 沈阳 110043)

摘要: 通过光学显微镜(OM)、扫描电子显微镜(SEM)、透射电子显微镜(TEM)系统研究了GH4975合金从25℃到1100℃之间的拉伸性能、变形机制及断裂行为。结果表明,该合金的变形机制由低温下的强耦合位错对剪切,转变至中温时的层错、微孪晶共同作用,当温度高于850℃后,位错绕过机制开始启动并随温度的升高逐渐主导位错运动。温度较低时碳化物裂纹主导了合金的开裂,随温度升高,晶界强度降低,晶界率先开裂成为裂纹源。晶界强度的降低和位错绕过机制的启动是合金高于800℃后强度迅速下降的主要原因。

关键词: GH4975合金; 拉伸性能; 变形机制; 断裂行为

中图分类号: TG132.3³

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2026)06-1557-10

1 引言

涡轮盘是航空发动机的核心热端部件,通常在高温高载荷的复杂环境下服役^[1-3]。其材料通常选择在高温下具有较高综合性能的镍基高温合金^[4]。随着航空发动机推重比达到12或更高,涡轮机进气温度可达2200 K,相应的涡轮盘材料的使用温度超过800℃^[5-6],也对涡轮盘材料的承温能力提出了更高的要求。据报道,GH4975合金^[7-8]是一种强化相含量高达60%的镍基沉淀强化型高温合金,也是目前承温能力最高的铸锻高温合金,由其制备的涡轮盘不仅可以在800℃下稳定服役,甚至可以在850℃高温环境下短时服役。

镍基高温合金优异的高温性能主要来自于固溶强化和具有有序的L₁₂结构的γ'相带来的沉淀强化作用^[9],γ'相与位错的相互作用与高温合金的承温能力息息相关。有大量研究指出^[10-11],温度会改变合金的变形机制从而影响合金的力学性能。Peng等人^[11]对105合金的拉伸行为进行了研究,发现合金在中低温度的变形机制为位错切过机制,并认为800℃以上的位错绕过机制会导致合金性能下降。Cui等人^[10]研究了M951G合金在不同温度下的变形机制并在合金组织中观察到了两种不同的层错结构,这两种层错结构分别在不同温区为合金带来强化作

用。Gu等人^[12]发现了一种高温合金中温区(与服役温区重合)的变形机制是层错和微孪晶机制,并通过元素调整降低了合金的层错能,诱导合金中产生高密度的层错与孪晶,从而实现了合金的服役性能优化。也有研究认为^[13-14],镍基高温合金拉伸变形机制的变化是因为γ'相随温度升高而粗化或溶解引起的。基于上述研究,温度变化会改变合金的变形机制从而使合金获得不同的性能,而这种作用还受到强化相特征与合金元素组成等因素影响。

与传统变形高温合金相比,GH4975合金中添加了更多的固溶强化元素(W、Co)、沉淀强化元素(Al、Ti、Nb)和晶界强化元素(C)。大量强化元素带来强化作用的同时也提高了合金的加工难度^[15]。但合金在不同温度下的具体变形机制尚无报道。为了进一步优化合金的服役寿命,提高合金的加工性能,有必要分析GH4975合金在不同温度下的变形机制与断裂行为。本实验对GH4975合金在不同温度拉伸后的微观组织进行研究,阐明合金拉伸变形机制与温度的关系,并重点关注服役温区合金的性能变化及影响机理。为合金的应用提供支撑,也为耐800℃以上用高温合金的优化设计提供思路。

2 实验

实验采用的GH4975合金名义成分如表1所示,测试

收稿日期:2025-06-21

基金项目:中国科学院金属研究所创新基金(2023-PY08);辽宁省科技重大专项(2024JH1/11700037)

作者简介:邵文彬,男,1992年生,博士生,中国科学院金属研究所师昌绪先进材料创新中心高温结构材料研究部,辽宁 沈阳 110016, E-mail: wbtai@imr.ac.cn

表 1 GH4975 合金名义成分
Table 1 Nominal chemical composition of GH4975 superalloy (wt%)

Cr	Co	W	Mo	Al	Ti	Nb	C	Ni
7.5–9.0	14.0–17.0	9.5–11.0	1.0–2.0	4.5–5.1	2.0–2.7	1.0–2.0	0.06–0.15	Bal.

的样品经过锻造和热处理后被加工成了标距段直径为 3 mm, 长度为 20 mm 的标准拉伸试样。对拉伸试样分别进行了室温 (25 °C)、500、700、800、850、900、1000 及 1100 °C 的拉伸, 拉伸速率为 $3 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$; 为了保证拉伸试样的温度均匀性, 到温后保温 10 min 再进行拉伸变形。

采用光学显微镜(OM)、配备能谱仪(EDS)的扫描电子显微镜(SEM)以及透射电子显微镜(TEM)对合金的微观组织形貌和位错组态进行观察。金相组织的样品机械研磨和抛光后, 利用 Kalling 试剂 (5 g $\text{CuCl}_2 + 100 \text{ mL HCl} + 100 \text{ mL ethanol}$) 进行腐蚀。对用于观察二次 γ' 相的样品进行电解腐蚀, 电解液为 170 mL $\text{H}_3\text{PO}_4 + 10 \text{ mL H}_2\text{SO}_4 + 15 \text{ g CrO}_3$ 溶液。在拉伸样品断口附近切取 0.6 mm 薄片, 双面研磨至 50 μm , 最后采用双喷电解减薄的方法制备出透射电镜观察样品, 双喷电解液为质量分

数为 10% 的高氯酸乙醇溶液。

3 实验结果

3.1 初始组织

实验样品的初始组织如图 1 所示, 合金的平均晶粒尺寸约为 41 μm 。合金中分布着两种尺寸的 γ' 相, 分别为少量晶界处的大尺寸初生 γ' 相 (平均直径 $\geq 1 \mu\text{m}$) 和晶内均匀分布的小尺寸的二次 γ' 相 (平均直径约为 210 nm)。此外, 在合金中观察到两种不同的碳化物, 通过衍射斑点和成分分布特征确定这两种碳化物为富 Ti、Nb 元素的大尺寸块状 MC 碳化物和沿晶界均匀分布的富 Cr 的小块状 $M_{23}C_6$ 碳化物。高温合金中的 MC 碳化物通常在凝固过程中产生^[16], 由于其回溶温度较高, 经热加工后难以完全消除。而 $M_{23}C_6$ 碳化物通常在时效处理过程中析出, 可

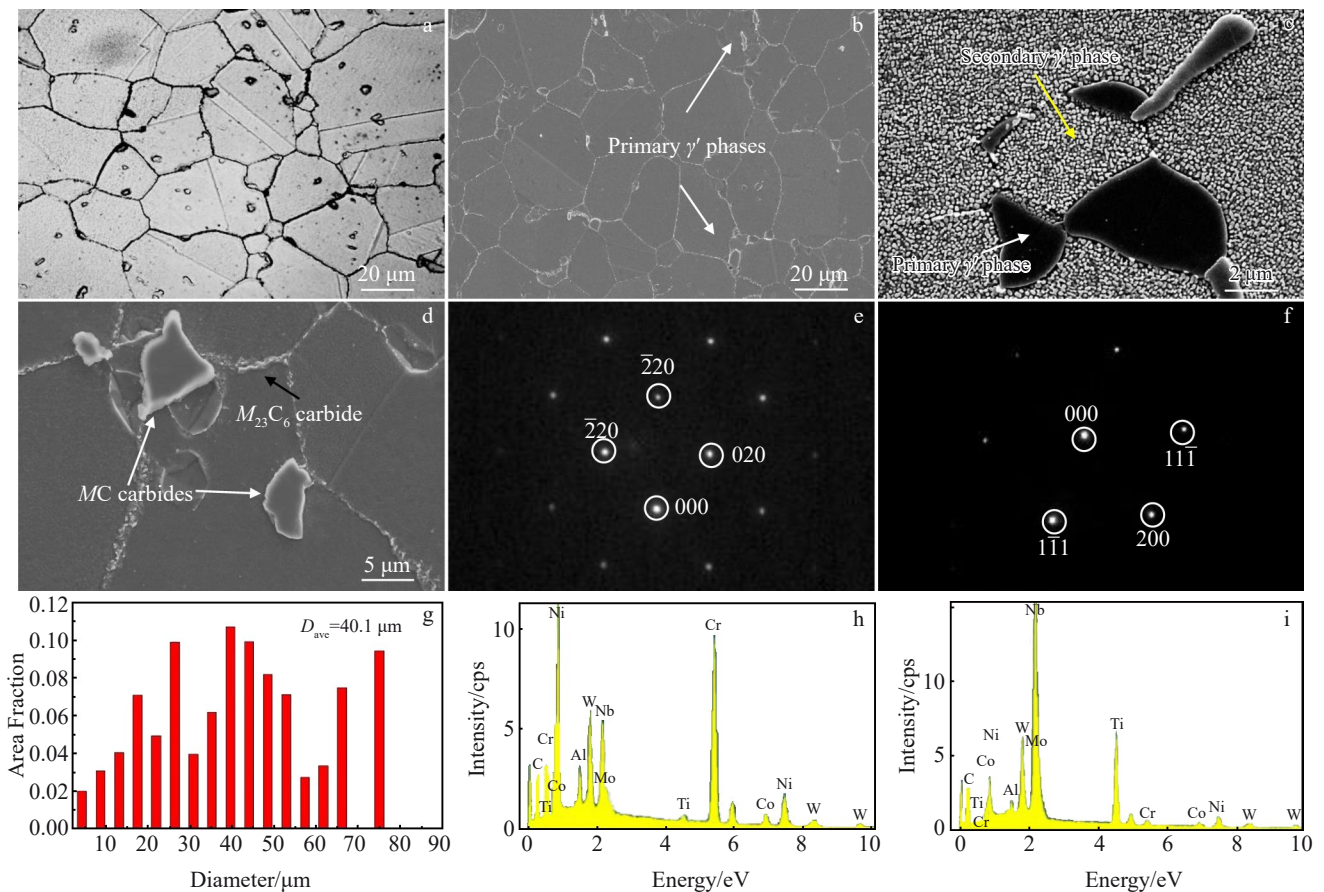


图 1 GH4975 合金初始组织: OM, 低倍 SEM 照片, γ' 相, 碳化物形貌, $M_{23}C_6$ 碳化物衍射斑点及元素含量, MC 碳化物衍射斑点, 平均晶粒尺寸统计及元素含量

Fig.1 Initial microstructure of GH4975 superalloy: (a) OM image, (b) SEM image at low magnification, (c) γ' phases morphologies, (d) carbides morphologies, (e) $M_{23}C_6$ carbide diffraction spots, (f) MC carbide diffraction spots, (g) average grain size statistics, (h) element content of $M_{23}C_6$ carbide, and (i) element content of MC carbide

以经过热处理进行调控^[17]。

3.2 拉伸性能

图2为合金在25至1100℃不同温度条件下的拉伸性能,其中图2a为合金的抗拉强度(ultimate tensile strength, UTS)和屈服强度(yield strength, YS),图2b为断面收缩率(reduction of area, RA)和延伸率(elongation, EI)。在25℃到800℃时,合金的抗拉强度随测试温度增加而缓慢下降,当拉伸温度高于800℃时,合金的抗拉强度随温度升高急剧下降。而合金的屈服强度在25到800℃之间变化更小,同样地,当拉伸温度高于800℃时随温度升高迅速下降。当拉伸温度高于800℃后,抗拉强度与屈服强度相差不大。合金出现明显的塑性低谷现象,低温时合金的断面收缩率和延伸率变化不大,在700℃后出现急剧下降的趋势,于850~900℃时达到最低值。当拉伸温度高于850℃后,塑性开始回升,并于1000℃后显著上升。

图3为合金在不同拉伸温度下的真应力-真应变曲线。可以看出,在25到700℃时,合金屈服后应力随着应变的增长增加,表现出明显的加工硬化行为。而在800~850℃时,应变硬化率明显降低。当温度高于1000℃时,应力应变曲线出现软化现象,峰值应力后强度随应变增加而降低。

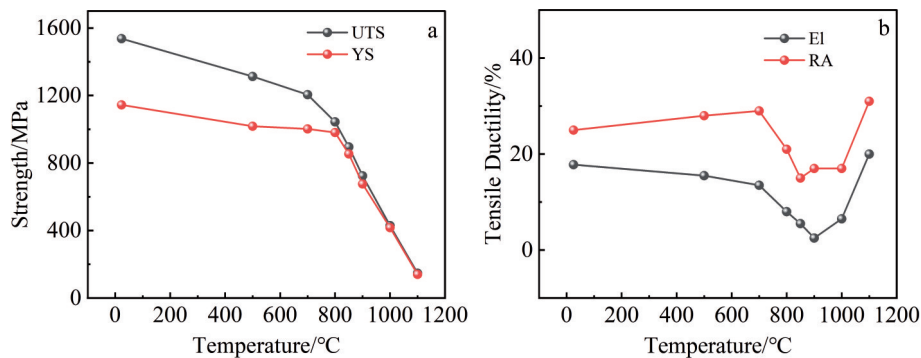


图2 GH4975合金在不同温度下的拉伸性能

Fig.2 Tensile properties of GH4975 superalloys at different temperatures: (a) UTS, YS; (b) RA, EI

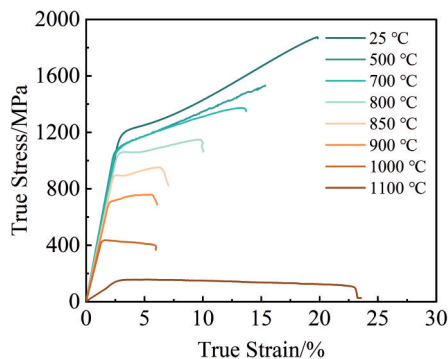


图3 GH4975合金在不同拉伸温度下的真应力-真应变曲线

Fig.3 True stress-true strain curves of GH4975 superalloy at different tensile temperatures

3.3 沉淀相演化

图4为GH4975合金不同温度拉伸后的晶内二次 γ' 相形貌和尺寸统计结果。从25℃到1000℃时,合金中二次 γ' 相形貌和尺寸变化不大, γ' 相呈近圆形,平均尺寸约为210 nm。当测试温度达到1100℃时,合金中二次 γ' 相尺寸发生明显变化,平均尺寸增大到270 nm左右。此外,其形貌也发生了改变,从近球形转变成成为立方状。在高温合金中, γ' 相的形貌通常与错配度相关,不同温度下合金的 γ/γ' 的错配度也不同^[18]。同时,从3.2的结果中可以看出,在1100℃下拉伸时,合金表现出了良好的塑性,因此在拉伸过程中,试样在1100℃下保温时间较长,在保温过程中,合金中二次 γ' 相的形貌发生了改变,尺寸也发生了增加。

3.4 晶内变形行为

合金在25和500℃下拉伸试样中可以观察到大量的位错在 γ 基体通道中塞积与缠结,在 γ' 相内部可以观察到少量切入的位错,这些位错通常成对出现,如图5所示。在高温合金中,有序的 γ' 相基于其尺寸不同通常会被弱耦合或强耦合位错对切割^[9]。此时成对位错的间距小于 γ' 相的直径,因此判断其为强耦合位错对。室温与500℃拉伸时合金的晶内变形行为基本一致,此时合金的变形机制为强耦合位错对剪切机制。

合金在800℃下的晶内变形行为如图6所示,此时合金的变形机制发生了较大的改变。在基体通道处塞积的位错数量大幅度减少,合金中观察到了大量的层错(stacking faults, SFs)、连续层错(continuous stacking faults, CSFs)和微孪晶(microtwinings, MTs)。作为重要的变形机制,层错与微孪晶对合金的强化作用近年来被广泛研究^[19-22]。层错与微孪晶都是金属材料中的特殊缺陷,可以有效阻碍位错运动,提高合金的强度^[19]。大量研究表明^[21,23-24],层错与孪晶缺陷的产生主要与合金的层错能有关,GH4975合金中大量的W、Co元素降低了合金的层错能。有研究指出,在低层错能合金中,当一个 $a/2<011>$ 全位错切割基体和 γ' 相时,会发生如下反应在

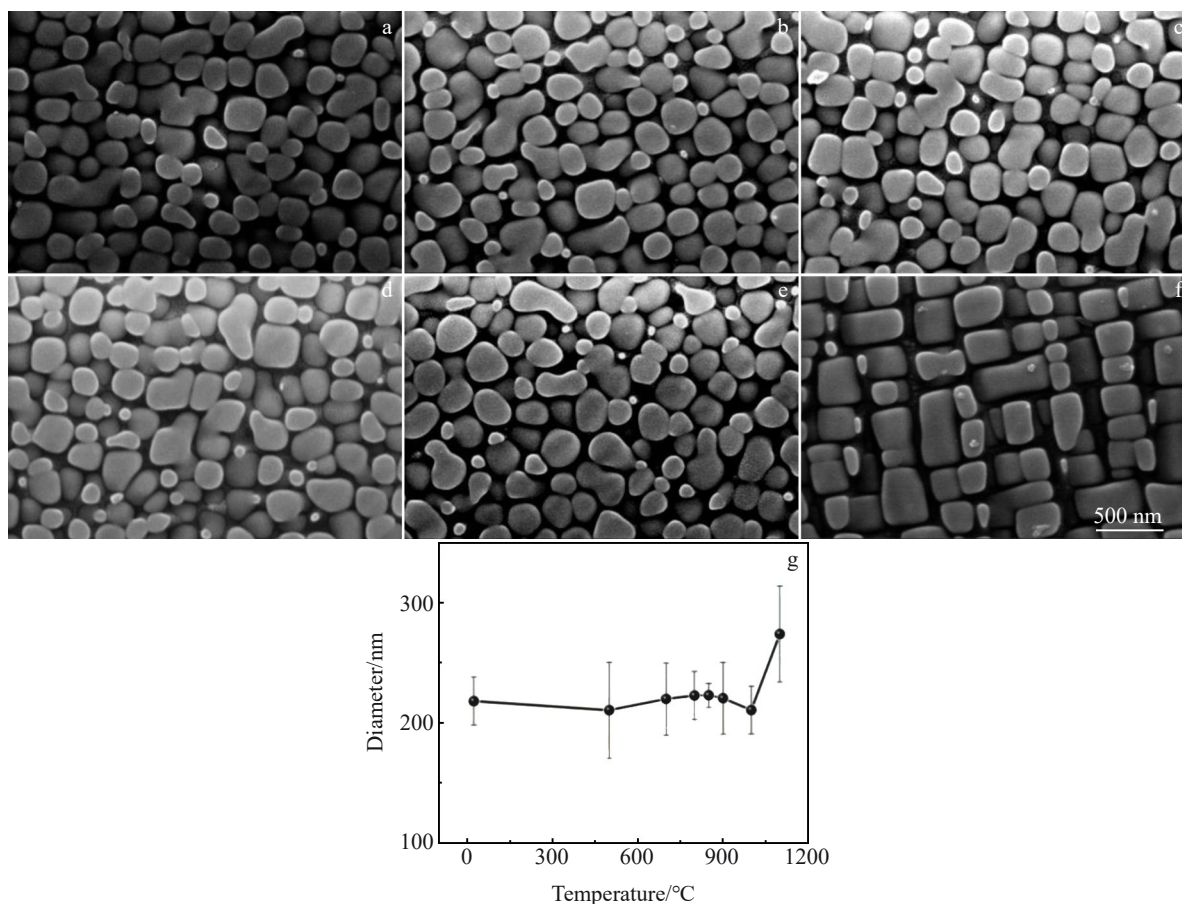
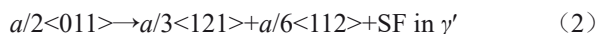
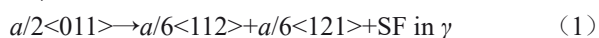


图4 GH4975合金不同温度拉伸后的晶内二次γ'相形貌和尺寸统计结果

Fig.4 Morphologies (a–f) and size statistics (g) of secondary γ' phase of GH4975 superalloy after tensile test at different temperatures: (a) 25 °C, (b) 700 °C, (c) 800 °C, (d) 850 °C, (e) 1000 °C, and (f) 1100 °C

基体与γ'相中留下两个肖克莱不全位错及层错^[25]。



Unocic提出了一种基于溶质原子短程扩散的原子重排序机制来解释微孪晶的形成^[20]，当 $a/6\langle 112 \rangle$ 不全位错切割到γ'相，最初会产生复杂的层错，然后通过原子重组转化为超晶格外禀层错(superlattice extrinsic stacking fault, SESF)，最终形成微孪晶。而连续层错的形成通常被认为与基体通道的宽度有关^[10]，GH4975合金中γ'相含量高达60%以上，合金基体通道极窄，这也促进了连续层错的形成。在高温合金中，由于层错与孪晶等面缺陷难以在更高温度下回复，因此其具有显著的阻碍位错运动的能力，这也保证了合金具有足够的中温强度。此外，值得注意的是，合金中还观察到了层错与微孪晶之间的交互作用，进一步为合金提供了加工硬化的作用。

当温度升高到850 °C时，合金的位错组态如图7所示，此时合金中依旧能观察到大量的层错出现，但值得注意的是，合金中并未观察到微孪晶。并且较多弯曲的位错在γ'相周围被观察到，这表明此时位错绕过机制开始启动，此时的变形机制为层错与少量位错绕过共同主导。

少量位错选择绕过机制导致了合金强度的下降。而图中观察到的大量层错，特别是不同滑移方向的层错，可以阻碍位错运动，提供加工硬化效果，这也与图3中的应力应变曲线变化趋势相吻合。

合金在1100 °C下的变形机制如图8所示。可以看出，γ'相尺寸略有增大，基体通道变宽，合金中仅能观察到大量的弯曲位错和弓形位错，这是位错发生交滑移和攀移的典型形貌，此时位错绕过机制主导了合金的晶内变形行为，并伴有部分位错在基体通道处塞积形成少量位错网。

3.5 断口形貌

为了研究合金在不同温度下的断裂行为，采用扫描电镜对合金的断口形貌及断口纵截面组织进行了观察。图9为合金的断口形貌，低于700 °C时，合金的拉伸断裂方式表现为以韧性断裂为主的穿晶断裂模式，断口表面可以观察到少量的解理平台；在700~900 °C，断裂方式由穿晶断裂向沿晶断裂转变；当温度达到1000 °C时，断裂模式已完全转变为沿晶断裂，但在断口表面处可以观察到细小的韧窝；当温度继续升高到1100 °C时，样品同样表现为完全的沿晶断裂，并出现明显的氧化现象。

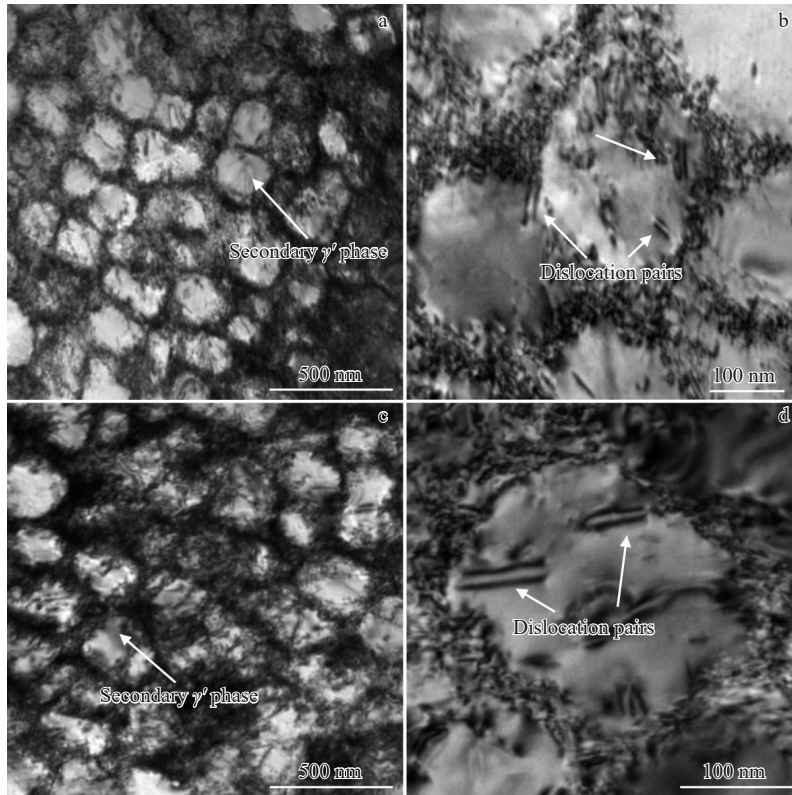


图5 25 °C和500 °C拉伸样品TEM照片

Fig.5 Low-magnification (a, c) and high-magnification (b, d) TEM images of tensile samples at 25 °C (a-b) and 500 °C (c-d)

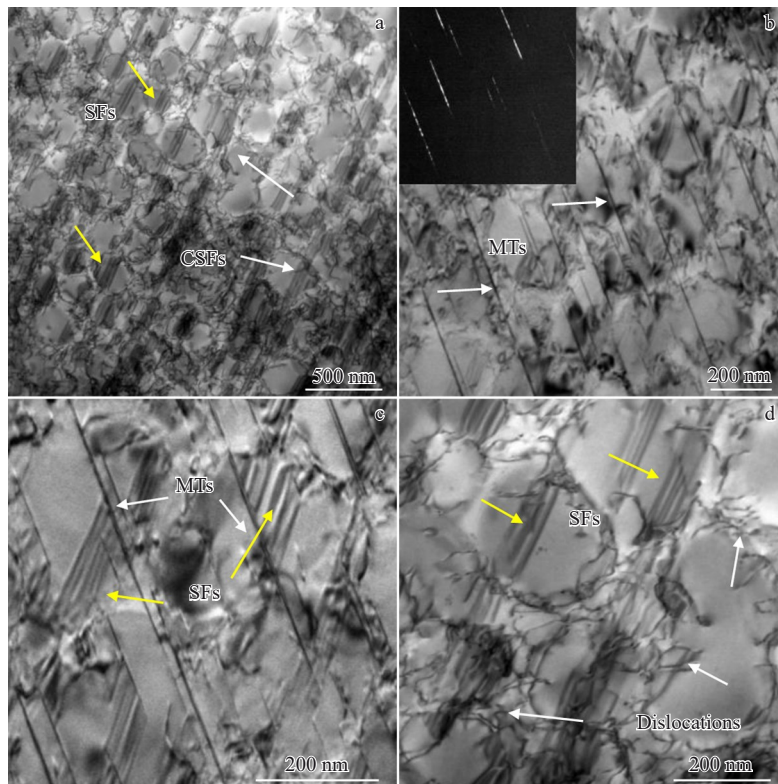


图6 800 °C拉伸样品晶内变形形貌TEM照片

Fig.6 TEM images of intragranular deformation morphologies of tensile samples at 800 °C: (a) SFs, (b) MTs, (c) interaction between SFs and MTs, and (d) dislocation

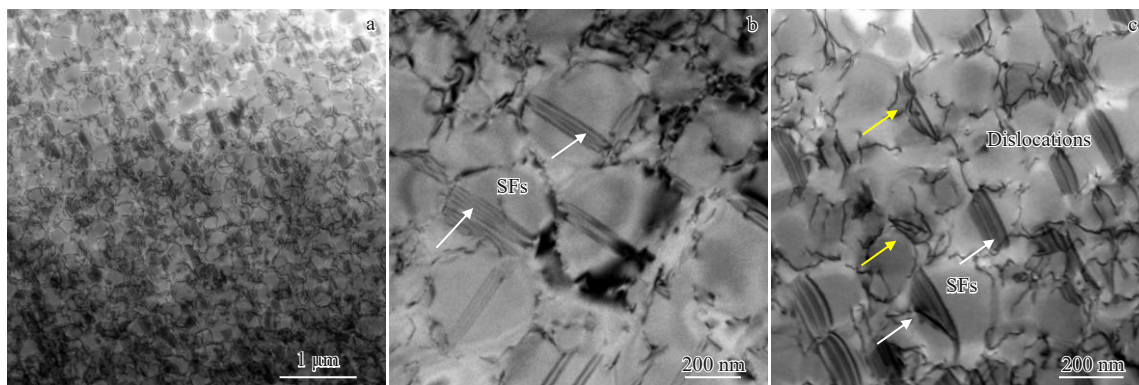


图7 850 °C拉伸样品晶内变形形貌TEM照片

Fig.7 TEM images of intragranular deformation morphologies of tensile samples at 850 °C: (a) low-magnification SFs, (b) high-magnification SFs, and (c) dislocation

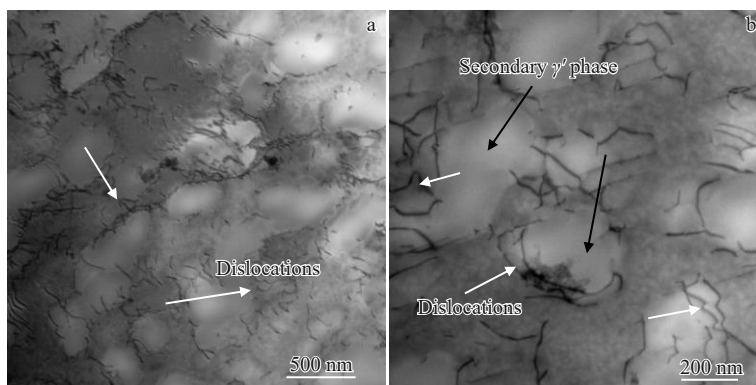


图8 1100 °C拉伸样品晶内变形形貌TEM照片

Fig.8 TEM images of intragranular deformation morphologies of tensile samples at 1100 °C: (a) low magnification and (b) high magnification

从图10的拉伸断口纵截面形貌可以看出,在800 °C以下拉伸时,近断口处的组织中可以观察到大量的碳化物裂纹,这是由于碳化物塑性无法匹配合金基体塑性变形而发生了开裂。这些碳化物裂纹的数量随着测试温度的升高发生了减少。当拉伸温度高于850 °C时,近断口处的组织中观察到了沿晶界的裂纹,表明此时合金的晶界强度显著降低。随着拉伸温度进一步升高,晶界裂纹的数量也发生了增加。

4 讨论

4.1 温度对变形机制的影响

在沉淀强化型变形高温合金中,γ'相由于其比基体更高的强度可以有效阻碍位错的运动。在应力作用下,位错遇到γ'相的阻碍后通常会切过或绕过γ'相,可以观察到在不同温度下GH4975合金的变形机制并不相同。有研究指出^[11,13],影响位错与γ'相相对运动方式的主要因素是温度和γ'相尺寸。而GH4975合金仅在1100 °C测试下二次γ'相的尺寸略有增加,因此,温度是本研究的GH4975合金变形机制改变的主要因素,不同温度下合

金的变形机制如图11所示。在较低温度下,位错对切割γ'相是合金的主要强化机制。此时,由于γ'相强度更高,位错运动到γ'相周围处会发生塞积并少量切入γ'相中,基体中缠结的位错可以阻碍新的位错运动。此时,合金表现出明显的加工硬化行为。

当温度升高到800 °C时,合金的变形机制发生了明显的改变,大量的层错、连续层错和微孪晶出现。中温区变形机制改变的原因主要有两点:(1)合金层错能随温度升高发生了变化,Pettinari等人^[26]研究了温度对镍基高温合金中γ基体堆垛层错能的影响,发现当温度从25 °C升高到750 °C时,合金的层错能略有降低。合金层错能降低促进了位错的分解,诱导更多层错和连续层错的产生,大量层错通过原子重排形成了微孪晶。(2)基体强度的降低也促进了中温区形成更多层错。基体强度较高时,位错运动阻力更大,大部分位错互相缠结难以运动;而随温度升高,基体强度降低,此时更多的位错可以运动到γ'相周围并切入发生分解形成层错、微孪晶等缺陷。这些难以消除的面缺陷(层错和微孪晶)可以阻碍位错的运动,所以基体中缠结的位错虽然减少,但合金同样表现出了

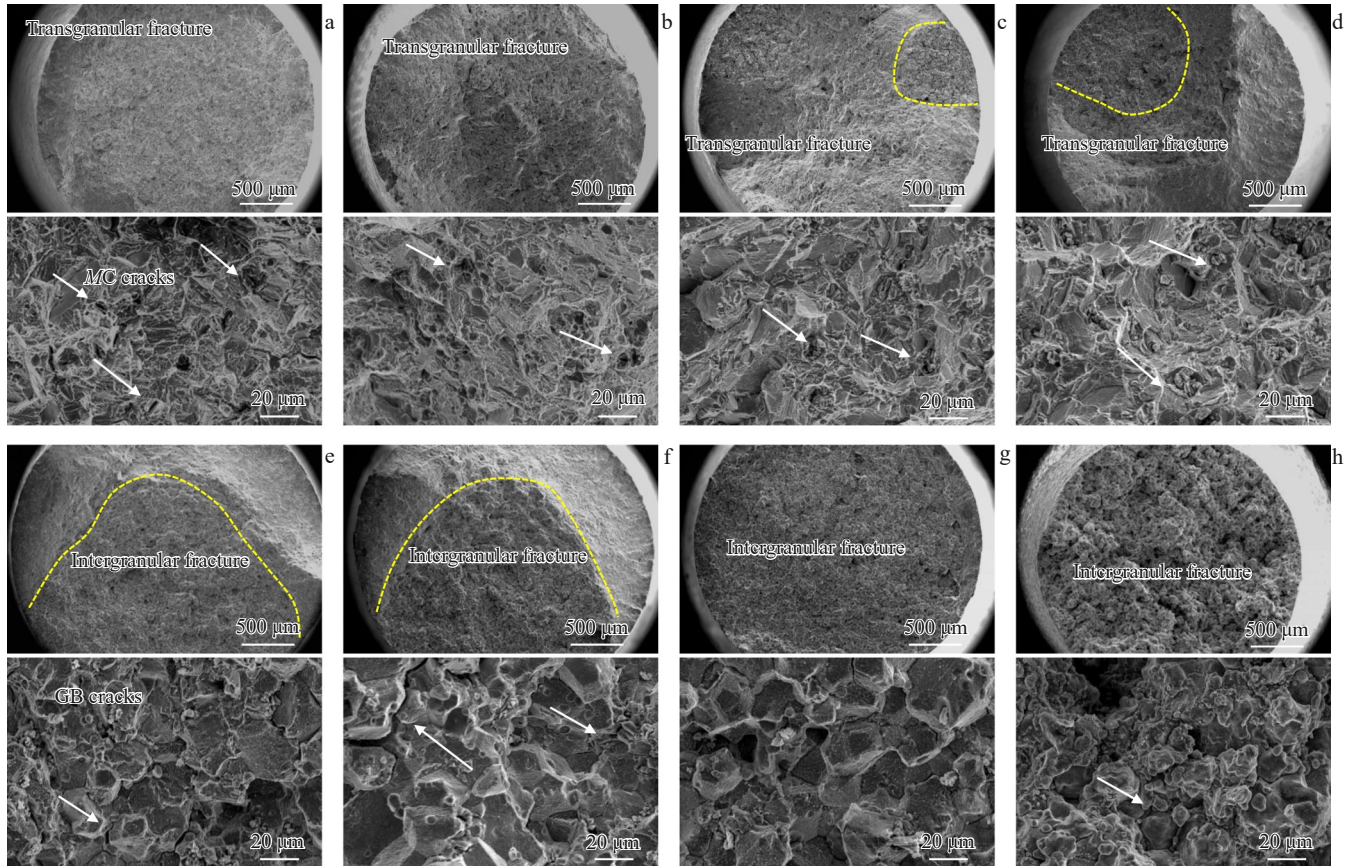


图9 不同温度拉伸的样品断口形貌

Fig.9 SEM images of fracture surfaces of the sample after tensile tests at different temperatures: (a) 25 °C, (b) 500 °C, (c) 700 °C, (d) 800 °C, (e) 850 °C, (f) 900 °C, (g) 1000 °C, and (h) 1100 °C

加工硬化现象。

当温度进一步升高到 850 °C 时,依然有大量的层错被观察到,但此时位错绕过机制已经开始启动。位错绕过机制启动的原因主要来自于两方面:首先随着温度的升高,热激活作用增加,位错攀移和交滑移运动更加容易^[9],位错绕过 γ' 相所需的能量更少^[7,9]。其次,随着温度的增加,基体强度下降快^[11],与 γ' 相的强度差增加。位错切过 γ' 相所需的能量增加。伴随着位错的攀移与交滑移运动,少量位错选择了能量较低的绕过机制,此时,切入 γ' 相的位错数量减少。因此,位错分解产生的层错数量也发生了减少,连续层错和微孪晶等缺陷难以形成。如图 11 所示,绕过机制开始启动后,合金的强度下降速率明显增加。

当温度继续升高时,随着热激活的作用和基体与 γ' 相强度差的进一步增加,位错绕过行为增加并逐渐主导了合金的变形机制。攀移与交滑移运动使位错难以缠结并阻碍后续位错的运动。此时合金的应变硬化行为逐渐减弱,并在 1000 °C 后观察到应变软化现象。值得注意的是,虽然在 1100 °C 下合金的二次 γ' 相尺寸增加,更大的 γ' 相尺寸可能会促进变形机制由位错切过向位错绕过转

变^[27]。但这并不是 GH4975 合金中变形机制改变的主要因素。位错绕过机制实际始于 850 °C,合金中变形机制改变主要基于温度增加带来的热激活影响,而 γ' 相尺寸增加带来的次要影响仅发生于 1100 °C 以上。

4.2 温度对合金断裂行为的影响

在多晶材料变形过程中,由于晶界上点阵畸变严重且晶界两侧的晶粒取向不同,因而在一侧晶粒中滑移的位错不能直接进入相邻晶粒,必须增大外加应力,以启动相邻晶粒中的位错源^[9,28-29]。在 25 °C 下,晶界对位错的阻碍作用大,晶界的强度高于晶内的强度,所以晶粒越细合金强度越高^[30]。但随着温度的升高,合金晶界强度降低的速率高于晶内强度下降的速率,温度升高到等强温度时,晶内强度与晶界强度相等^[31]。从拉伸试验结果可以发现,GH4975 合金的等强温度约在 700~900 °C。在低于等强温度时,晶界强度高于晶内,位错运动到晶界处产生塞积并诱导相邻晶粒的位错源启动,晶界此时并不会成为合金的断裂源。拉伸温度低于 800 °C 的试验样品的近断口处组织可以观察到大量的碳化物裂纹,断口表面观察到大量韧窝,这些碳化物裂纹与变形过程中产生的空位聚集形成的微孔是合金的主要裂纹源。由于低温拉

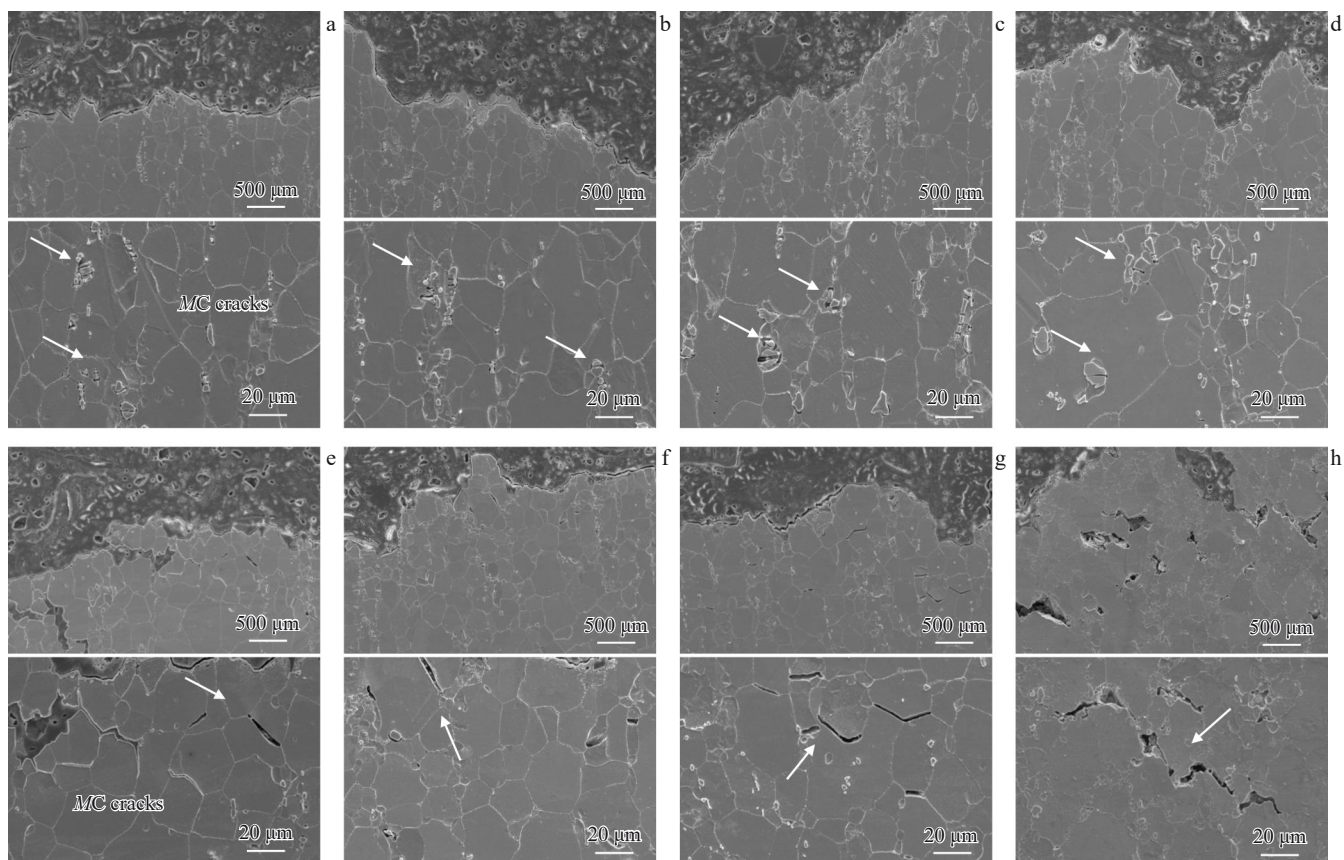


图 10 不同温度拉伸样品断口纵截面形貌

Fig.10 SEM images of longitudinal section of tensile fracture at different temperatures: (a) 25 °C, (b) 500 °C, (c) 700 °C, (d) 800 °C, (e) 850 °C, (f) 900 °C, (g) 1000 °C, and (h) 1100 °C

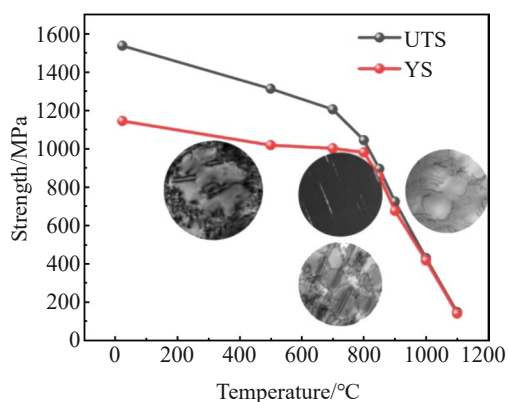


图 11 GH4975 合金变形机制示意图

Fig.11 Schematic diagram of deformation mechanism of GH4975 superalloy

伸时合金表现出了更好的塑性，基体的变形量较大，而晶界处的 MC 碳化物塑性难以匹配相同的变形量^[32]，在拉应力的作用下发生了开裂，并成为后续断裂的裂纹源，大量的 MC 的断裂也表明在拉伸过程中 MC 碳化物起到了提高合金抗拉强度的作用。而当温度高于合金的等强温度之后，晶界强度低于晶内强度，在拉应力作用下，位错运动到晶界处发生塞积后，强度低的晶界先发生开裂并

成为了合金断裂的裂纹源。因此，近断口组织观察到沿晶界失效的大量裂纹，合金的断裂方式转变为脆性的沿晶断裂。

4.3 温度对拉伸性能的综合影响

GH4975 合金在 25 到 800 °C 时屈服强度下降缓慢，当温度高于 800 °C 后，强度迅速降低。这与常见的变形高温合金的屈服强度随温度的变化规律一致^[10-11,33]。在室温时，大量的 γ' 相使合金获得了较高的强度。随着温度缓慢升高，由于合金的变形机制并没有发生改变，合金的强度降低非常缓慢。当温度升高到 800 °C 时，变形机制发生了改变，位错切割 γ' 相和基体并留下了大量的层错、连续层错与微孪晶，这些在高温下不易回复的面缺陷可以有效阻碍位错运动，保证了合金此时的强度。但当温度继续升高到 850 °C 时，由于热激活的作用，位错的交滑移和攀移开始启动，位错绕过 γ' 相所需的能量降低，所以合金强度下降速率增加。随着温度进一步升高，位错绕过机制逐渐主导了合金的塑性变形。此时合金强度大幅度降低，塑性升高。大量研究结果指出^[10,13,25]，当位错绕过成为主要的变形机制之后，合金的强度会显著下降。而此时，由于攀移和交滑移的启动，位错难以形成缠结位错进一步阻碍位错运动，导致合金的加工硬化作用消失。

在中低温下,合金的UTS和YS相差较大,而随着温度高于800℃,两者数值非常接近。在较低温度变形时,位错在基体中塞积并形成缠结,随着应变的增加位错密度增大,为合金提供了加工硬化的效果,从而提高了合金的UTS和YS差距。随着温度升高,位错的交滑移和攀移逐渐启动,动态软化作用抵消了应变增加带来的加工硬化作用^[34],合金的屈服强度接近抗拉强度。此外,在本实验中,大量的MC碳化物也为中低温下的抗拉强度贡献了作用。由于中低温下合金具有良好的塑性,在塑性变形过程中,碳化物难以匹配相同的变形量而发生断裂。而当温度高于800℃时,晶界强度降低,断裂方式转变为沿晶断裂,碳化物并不会发生破碎。因此,低温时碳化物破碎所需的应力也是UTS与YS之间差距的原因之一。

GH4975合金在700~900℃表现出了明显的中温脆性,中温脆性是高温合金中常见的现象^[35],晶界强度的降低被认为是变形高温合金中温脆性现象的主要原因^[36]。当温度进一步升高后,晶内位错绕过机制启动,晶内塑性迅速提高,合金的塑性随之发生回升,1100℃拉伸时大量晶界处的空位与裂纹也是塑性更高的原因之一。

5 结论

1)在较低温度时,强耦合位错对切割是合金的主要变形机制,并为合金提供了较高的强度。碳化物主导了合金的开裂并为合金的UTS提供了强化作用。此时,温度变化对合金的UTS和YS影响不大。

2)中温区间时,大量的层错、连续层错和微孪晶参与了合金的变形,提供了加工硬化作用,保证了合金在服役温区具有良好的强度。但温度的增加导致晶界强度降低,断裂源由碳化物向晶界转变。在此温度下合金的UTS与YS逐渐接近,随温度增加强度进一步下降。

3)位错绕过机制始于850℃,并随着温度的升高逐渐主导位错运动。此时晶界强度低于晶内强度,晶界裂纹主导了合金的失效。合金的UTS与YS相近并随温度升高迅速下降。

参考文献 References

- [1] Zhang B J, Huang S, Zhang W Y et al. *Acta Metall Sin*[J], 2019, 55(9): 1095
- [2] Pan Y, Pu D L, Li Y Q et al. *Materials Science and Engineering B*[J], 2020, 259: 114580
- [3] Pan Y, Pu D L, Jia Y L. *Vacuum*[J], 2020, 172: 109067
- [4] Pan Y, Wen M. *Vacuum*[J], 2018, 156: 419
- [5] Wang Y L, Tan Y, Zhang Y et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2024, 903: 146681
- [6] He J B, Wang L, Zou M K et al. *Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2025, 54(1): 202
- [7] Jiang He(江河), Dong Jianxin(董建新), Zhao Maicang(赵麦仓) et al. *Aeronautical Manufacturing Technology*(航空制造技术)[J], 2021, 64(1/2): 62
- [8] Jiang H, Xiang X M, Dong J X. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2022, 929: 167086
- [9] Reed R C. *The Superalloys: Fundamentals and Applications*[M]. Cambridge: Cambridge University Press, 2006
- [10] Cui L Q, Su H H, Yu J J et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2017, 696: 323
- [11] Peng T, Wang Y L, Yang B et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2021, 828: 142028
- [12] Gu Y F, Harada H, Cui C Y et al. *Scripta Materialia*[J], 2006, 55: 815
- [13] Zhang P, Yuan Y, Yin H Y et al. *Metall Mater Trans A*[J], 2018, 49: 1571
- [14] Sun F, Gu Y F, Yan J B et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2016, 657: 565
- [15] Gai Y C, Zhang R, Zhou Z J et al. *Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2024, 53(1): 159
- [16] Xiang X M, Jiang H, Dong J X et al. *Acta Metall Sin*[J], 2020, 56(7): 988
- [17] Hu R, Bai G H, Li J S et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2012, 548: 83
- [18] Guo Jianting(郭建亭). *Material Science and Engineering for Superalloys*(高温合金材料学)[M]. Beijing: Science Press, 2008
- [19] Qu Pengfei(屈鹏飞), Yang Wenchao(杨文超), Yue Quanzhao(岳全召) et al. *Materials Reports*(材料导报)[J], 2019, 33(23): 3971
- [20] Unocic R R, Viswanathan G B, Sarosi P M et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2008, 483-484: 25
- [21] Yuan Y, Gu Y F, Osada T et al. *Scripta Materialia*[J], 2012, 67: 137
- [22] Duan J X, An T, Gu Y et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2023, 865: 144323
- [23] Cui C Y, Gu Y F, Yuan Y T et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2011, 528: 5465
- [24] Wang Y Q, Yuan C, Xiao Y et al. *Intermetallics*[J], 2023, 157: 107882
- [25] Wang X G, Liu J L, Jin T et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2014, 598: 154
- [26] Pettinari F, Douin J, Saada G et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2002, 325: 511
- [27] Wang Y B, Zhao Z L, Wang T et al. *Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2024, 53(8): 2351
- [28] Guo Y, Britton T B, Wilkinson A J. *Acta Materialia*[J], 2014, 76: 1
- [29] Kvashin N, Ostapovets A, Anento N et al. *Computational Materials Science*[J], 2021, 196: 110509
- [30] Hansen N. *Scripta Materialia*[J], 2004, 51: 801
- [31] Takaki S, Kawasaki K, Kimura Y. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2001, 117: 359
- [32] Ge H L, Liu G S, Zheng S J et al. *Acta Materialia*[J], 2023, 246: 118669

- [33] Tai W B, Zhang R, Zhou Z J *et al. Metals and Materials International*[J], 2024, 30: 2397
- [34] Zhong Z H, Gu Y F, Yuan Y *et al. Metall Mater Trans A*[J], 2014, 45: 343
- [35] Kim I S, Choi B G, Hong H U *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2011, 528: 7149
- [36] Zheng L, Chellali R, Schlesiger R *et al. Scripta Materialia*[J], 2011, 65: 428

Temperature Dependence of Tensile Deformation Mechanism of GH4975 Superalloy for Turbine Disk

Tai Wenbin^{1,2}, Zhang Rui¹, Wu Jingjing³, Zhou Zijian¹, Cui Chuanyong¹, Zhou Yizhou¹, Sun Xiaofeng¹

(1. Shi Changxu Innovation Center for Advanced Materials, Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, China)

(2. School of Materials Science and Engineering, University of Science and Technology of China, Shenyang 110016, China)

(3. Shenyang Liming Aero-Engine Group Co. Ltd, Shenyang 110043, China)

Abstract: Tensile properties, deformation mechanism, and fracture behavior of the GH4975 superalloy were investigated using optical microscope, scanning electron microscope, electron backscatter diffractometer, transmission electron microscope, and other advanced characterization techniques. The results show that the deformation mechanism of the alloy transitions from strong coupling dislocation shear at low temperatures to stacking fault and microtwin formation at intermediate temperatures. At temperatures higher than 850 °C, the dislocation bypass mechanism is activated and gradually dominates the dislocation movement with the increase in temperature. Carbide cracking dominates the failure of the alloy at low temperatures. As the temperature increases, the grain boundary strength decreases. Therefore, grain boundary cracks become the primary crack sources. At temperatures above 800 °C, the reduction in grain boundary strength and the activation of the dislocation bypass mechanism are the primary reasons for the rapid decline in alloy strength.

Key words: GH4975 superalloy; tensile properties; deformation mechanism; fracture behavior

Corresponding author: Zhang Rui, Associate Professor, Shi Changxu Innovation Center for Advanced Materials, Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, P. R. China, E-mail: rzhang@imr.ac.cn; Cui Chuanyong, Professor, Shi Changxu Innovation Center for Advanced Materials, Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, P. R. China, E-mail: chycui@imr.ac.cn