



## 稀土 Gd 对 Ni-Cr-Mo 合金热变形行为的影响

杨志豪<sup>1</sup>, 王琳琳<sup>2</sup>, 梁田<sup>3,4</sup>, 贾洞潇<sup>3,4</sup>, 马颖澈<sup>3,4</sup>, 王平<sup>1</sup>

(1 东北大学材料电磁过程研究教育部重点实验室, 沈阳 110819; 2 东北大学材料科学与工程学院, 沈阳 110819; 3 中国科学院金属研究所师昌绪先进材料创新中心, 沈阳 110016; 4 中国科学院金属研究所核用材料与安全评价重点实验室, 沈阳 110016)

**摘要:** 含 Gd 镍铬钼合金作为乏燃料贮存中子屏蔽材料具有广阔的应用前景, 却在热加工时极易发生开裂, 为了优化合金热变形工艺参数, 本文以 Ni-Cr-Mo 合金为研究对象, 研究了 Gd 加入后引起的组织变化。在变形温度为 1 000 ~ 1 200 °C、应变速率为 0.01 ~ 5 s<sup>-1</sup> 条件下进行等温热压缩实验, 计算合金相关材料常数及热变形激活能, 构建热加工图并确定热加工窗口, 结合微观组织进行分析, 研究 Gd 对合金热变形行为的影响。结果表明, Ni-Cr-Mo 合金中加入了 1.2% 的 Gd, 合金的变形激活能从 472.15 kJ/mol 降至 422.9 kJ/mol, 在热变形时合金的能量消耗效率更高, 组织演变更充分, 塑性失稳区域由高温向低温逐渐转移, 并且增大了合金在 1 000 ~ 1 060 °C, 0.01 ~ 0.32 s<sup>-1</sup> 低温低应变速率下安全区的面积。合金最佳热加工区间为: 0.5 真应变, 温度 (T) 为 1 113 ~ 1 164 °C, 应变速率 ( $\dot{\epsilon}$ ) 为 0.01 ~ 0.2 s<sup>-1</sup>。Gd 在晶界或枝晶间以金属间化合物 GdNi<sub>5</sub> 析出, GdNi<sub>5</sub> 相作为硬脆相, 在热变形过程中其周围产生较大应变, 导致组织中畸变能更高, 从而促进周围变形晶粒发生再结晶, 降低组织中的残余应变。

**关键词:** 中子吸收材料; 真空感应熔炼; GdNi<sub>5</sub> 相; 变形激活能; 热加工图; 动态再结晶; 热变形行为

**DOI:**10.20057/j.1003-8620.2024-00026 **中图分类号:** TG33

## Effect of Rare Earth Gd on Thermal Deformation Behavior of Ni-Cr-Mo Alloys

Yang Zhihao<sup>1</sup>, Wang Linlin<sup>2</sup>, Liang Tian<sup>3,4</sup>, Jia Dongxiao<sup>3,4</sup>, Ma Yingche<sup>3,4</sup>, Wang Ping<sup>1</sup>

(1 Key Laboratory of Materials Electromagnetic Processes Research Ministry of Education, Northeastern University, Shenyang 110819, China; 2 School of Materials Science and Engineering, Northeastern University, Shenyang 110819, China; 3 Shi Changxu Advanced Materials Innovation Center, Institute of Metal Research, Shenyang 110016, China; 4 Key Laboratory of Nuclear Materials and Safety Assessment, Institute of Metal Research, Shenyang 110016, China)

**Abstract:** As a neutron shielding material for spent fuel storage, Ni-Cr-Mo-Gd alloy has broad application prospects, but it is prone to cracking during thermal working. In order to optimize the hot deformation process parameters of the alloy, this paper focuses on the study of Ni-Cr-Mo alloy, investigating the microstructural changes induced by the addition of Gd. Isothermal hot compression experiments were conducted at deformation temperatures of 1 000 °C-1 200 °C and strain rates of 0.01 s<sup>-1</sup>-5 s<sup>-1</sup> to calculate the relevant material constants and the activation energy for thermal deformation. Thermal working map was established to determine thermal deformation window, while the influence of Gd element on the thermal deformation behavior of the alloy was analyzed in conjunction with the microstructure. The results indicate that the addition of 1.2% Gd to the Ni-Cr-Mo alloy reduces the deformation activation energy from 472.15 kJ/mol to 422.9 kJ/mol. This results in higher energy consumption efficiency during thermal deformation and more comprehensive microstructure evolution. The plastic instability zone gradually shifts from high to low temperatures, expanding the safe deformation zone of the alloy at low temperatures of 1 000 °C-1 060 °C and low strain rates of 0.01 s<sup>-1</sup>-0.32 s<sup>-1</sup>. Optimal thermal deformation zone for alloy is determined to be a true strain of 0.5 at temperatures of 1 113 °C-1 164 °C and strain rates of 0.01 s<sup>-1</sup>-0.2 s<sup>-1</sup>. Gd precipitates as the intermetallic compound GdNi<sub>5</sub> at grain boundaries or dendrite interfaces. The presence of GdNi<sub>5</sub>, as a hard brittle phase, leads to significant strain accumulation during the thermal deformation process, resulting in higher stored energy in the microstructure, thereby promoting recrystallization of the surrounding deformed grains and reducing the residual strain in the microstructure.

**Key Words:** Neutron Absorbing Material; Vacuum Sensing Melting; GdNi<sub>5</sub> Phase; Deformation Activation Energy; Thermal Working Map; Dynamic Recrystallization; Thermal Deformation Behavior

**基金项目:** 中子屏蔽用功能结构一体化含 Gd 双相不锈钢组织调控及制备技术 (No: CNNC-LCKY-202279)

**作者简介:** 杨志豪 (1998—), 男, 硕士; **E-mail:** 18438590010@163.com; **收稿日期:** 2024-02-01

**通信作者:** 梁田 (1983—), 男, 博士, 副研究员; **E-mail:** tliang@imr.ac.cn

当核反应堆内易裂变同位素的浓度下降到无法维持设定功率时,核燃料就会变成乏燃料(SNF)需要被移除。然而,随着核能产业的快速发展,堆内卸出的乏燃料面临着运输能力严重不足,贮存设施短缺等问题,成为我国核燃料循环后端的一个重大挑战<sup>[1]</sup>。为了提高乏燃料的运输效率以及优化储存容器的空间布局,急需开发用于核临界控制且集功能、结构一体化的中子屏蔽材料。

目前,可作为结构材料应用在屏蔽部件中,主要有含B材料、含Gd材料、含稀土(钷、钷、镱)材料。B具有良好的中子吸收截面而被广泛运用在屏蔽材料中<sup>[2]</sup>,含B材料中能够用作结构材料的只有含硼不锈钢和铝基碳化硼两类。含硼不锈钢在大剂量中子和 $\gamma$ 射线辐照下性能稳定<sup>[3]</sup>,因此,广泛应用于乏燃料水池以及快中子增殖反应堆当中。铝基碳化硼是将 $B_4C$ 颗粒添加到Al基体当中,基体和增强体相互融合<sup>[4]</sup>,溶解度没有上限,并且制备工艺多样化<sup>[5-7]</sup>,被应用在乏燃料储存格架上<sup>[8]</sup>。但加入过量的B或 $B_4C$ 颗粒都会在组织中形成脆性相<sup>[9-11]</sup>,致使材料变脆,强度下降,影响材料的加工和机械性能。此外,在高温中子照射下,产生大量的He<sup>[12]</sup>,导致材料的辐照肿胀开裂。在耐蚀性方面,富B相会消耗不锈钢中的铬<sup>[13]</sup>,降低不锈钢的耐蚀性。

Gd不仅中子吸收截面大而且加工性能好<sup>[14]</sup>,但在使用的过程中为了提高材料在硼酸溶液当中的耐腐蚀性能,通常将铝板外层包覆上不锈钢板,焊接时产生有毒的Gd蒸汽,危害人体健康及安全,逐渐退出使用<sup>[15]</sup>。稀土如Gd、Sm、Eu等具有比B更高的中子吸收能力,被认为是可替代的中子吸收材料<sup>[16]</sup>。其中Gd的热中子吸收截面为48800barns,是 $^{10}B$ (3840barns)的13倍左右<sup>[17]</sup>,此外, $^{155}Gd$ 、 $^{157}Gd$ 同位素和中子反应后不产生He和H,所以Gd在吸收中子后不会引起材料的肿胀<sup>[18-19]</sup>。而且,含Gd合金制备采用熔铸法,制备工艺简单、流程短、成本低,还具有高效的中子吸收性能,优良的强韧性以及耐腐蚀性,是乏燃料存储应用最有前景的材料之一,因此,含Gd材料近年来得到了研究者广泛的关注。Choi等<sup>[20]</sup>通过一系列手段制备出了Gd为1%的双相不锈钢板材。Yang X等<sup>[21]</sup>通过粉末冶金的方法将316L不锈钢中Gd提高到了7.87%,大幅提高了合金对热中子的屏蔽效率。Pan J等<sup>[22]</sup>制备了一系列不同镍含量的Gd掺杂铁镍合金,发现镍达到30%时,析出相类型由

$M_3Gd$ 转变为熔化温度更高的 $M_5Gd$ 。美国爱达荷州国家实验室开发了Gd约为2%的Ni-Cr-Mo-Gd合金,合金中Cr为14%~22%,Mo为14%~15%,C约为0.01%,合金先后经过真空感应熔炼和真空电弧重熔,重铸为直径14.3 cm的圆棒,随后热轧成厚为17.7 mm宽为150 mm的板材,发现合金的抗拉强度在680~780 MPa,断裂延伸率为43.6%~51.1%,并将其应用在尤卡山乏燃料地质储存的标准罐当中<sup>[23]</sup>。与本研究不同的是该合金Gd含量较高,且加入了一定量的碳。

赵勇等<sup>[24]</sup>研究了含Gd不锈钢中第二相的析出行为,并分析了第二相相对基体组织稳定性和轧制开裂的影响机制。谷明非等<sup>[25]</sup>通过多道次热轧和冷轧减薄工艺制备了厚度为2 mm的不锈钢板材,并认为Gd高于1.87%时轧制容易出现裂纹。Robino C V等<sup>[26]</sup>发现在316L合金中,Gd总是以金属间化合物的形式在晶界析出,从而破坏基体组织的稳定性导致热轧板材开裂。然而,含Gd析出相对合金热加工性能的影响机制研究还不明确,导致了合金热加工性能的不足,严重影响了含Gd合金的应用。

实验以Ni-Cr-Mo合金为研究对象,研究Gd加入后对合金铸态组织的影响,同时,采用等温热压缩实验,研究Gd对不同变形条件下合金热变形行为的影响,阐明不同应变速率、变形温度下Gd对组织再结晶行为的影响机制,优化合金热变形工艺参数。

## 1 实验材料及方法

实验材料为Ni-Cr-Mo-Gd合金铸锭,一种为零Gd合金,一种加入1.2%的Gd,分别命名为Gd0、Gd12。合金铸锭采用真空感应熔炼而成,真空感应炉公称容量为2 kg,铸锭直径约60 mm,其主要化学成分实测值见表1。切除冒口后,在铸锭1/2半径处切取10 mm×10 mm金相试样,压缩试样尺寸机械加工成 $\phi 8$  mm×12 mm,去油处理后在Gleeble-1500D热模拟试验机上完成等温热压缩实验。如图1所示,先将试样以20 °C/s的升温速率加热到1 200 °C保温180 s,然后以10 °C/s的降温速率降至相应的变形温度保温30 s后进行等温压缩。变形温度分别为1 000、1 050、1 100、1 150、1 200 °C,应变速率分别为0.01、0.1、1、5 s<sup>-1</sup>,为了将变形后的组织保留到室温,变形结束后立即进行水淬,以200 °C/s左右的降温速率冷却至室温。

对铸态样品和等温热压缩后的样品进行微观组织分析,压缩后的试样沿平行于压缩轴的方向

表 1 实验用两种合金的化学成分(质量分数)

Table 1 The chemical composition of the two alloys used for the experiment %

合金	Cr	Mo	Gd	Ni
Gd0	15.5	13.5	-	余量
Gd12	15.5	14.5	1.18	余量

从中心切开,将待分析试样用不同粗细的砂纸水磨至表面光滑并机械抛光,酒精冲洗表面并风干,腐蚀剂为高锰酸钾酸性水溶液(4 g  $\text{KMnO}_4$ +9.5 mL  $\text{H}_2\text{SO}_4$ +100 mL  $\text{H}_2\text{O}$ ),微观组织观察在 Olympus GX53 金相显微镜上进行。对需要进行电子背散射衍射(EBSD)分析和扫描电子显微(SEM)分析的待测试样,用高氯酸酒精溶液(10% $\text{HClO}_4$ )电解抛光,在装有 EDS 探头和 EBSD 探头的 Zessi 场发射扫描电镜上进行元素分布和组织分析。需要进行透射表征分析的样品,先切取 500  $\mu\text{m}$  的薄片,用砂纸磨至小于 50  $\mu\text{m}$  的厚度,冲压出直径为 3 mm 的圆片,在 RL-2 的电解双喷减薄仪上减薄后获得薄区,最后在 JEM2100P 透射电子显微镜(TEM)下进行明场像和选区电子衍射分析。

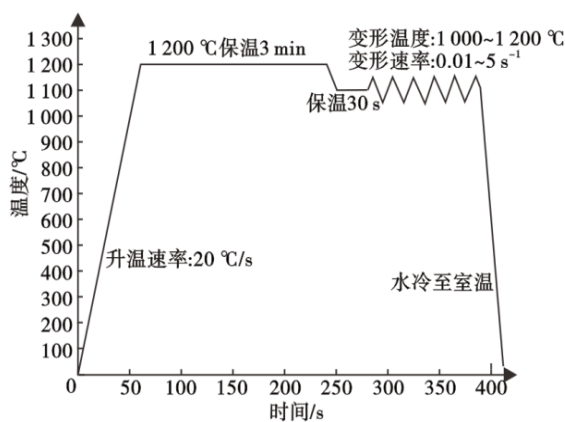


图 1 单道次压缩实验工艺

Fig. 1 Single compression experimental process

## 2 实验结果与讨论

### 2.1 铸态微观组织分析

Gd0 合金铸态组织如图 2(a)所示,能够观察到基体合金铸态组织中粗大的枝晶,其尺寸高达数百微米,枝晶内和枝晶间比较干净,组织中未见第二相析出。Gd12 合金铸态组织如图 2(b)、图 2(c)所示,可见粗大的枝晶变得更为细小,且枝晶间出现大量弥散分布的第二相,大多数以不规则的骨架状分布,少数为环形,部分相互连接成为一片,尺寸大于 100  $\mu\text{m}$ 。

Gd12 合金铸态组织在扫描和透射下的分析结果如图 3 所示,图 3(a)为相对应的扫描电镜(SEM)图片,图 3(b)中能够观察到 Gd 在第二相中富集,图 3(c)、图 3(d)中第二相中贫 Cr 和贫 Mo,图 3(e)中 Ni 基本没有偏聚,基体和富 Gd 相中的 Ni 相差不大。图 3(f)、图 3(g)分别为 Gd12 合金中富 Gd 相以及基体的明场像和选区电子衍射花样。对图 3(f)中位置点 I 的富 Gd 相进行 EDS 分析,结果如图 3(h)所示,富 Gd 相中 Cr 为 6.65%, Mo 为 5.44%, Gd 为 27.73%, Ni 为 60.18%。对富 Gd 相进行选区电子衍射分析,综合以上结果,确定富 Gd 相为  $\text{GdNi}_5$ , 为金属间化合物, Gd 在合金的奥氏体相中没有溶解度,  $\text{GdNi}_5$  与 Cr、Mo 溶解元素混合,为六方晶系结构,空间群为  $P6/mmm(191)$ , 晶格参数:  $\alpha=90^\circ$ ,  $\beta=90^\circ$ ,  $\gamma=120^\circ$ ,  $a=4.902\text{\AA}$ ,  $b=4.902\text{\AA}$ ,  $c=3.964\text{\AA}$ 。

### 2.2 合金流变行为分析

不同热变形条件下 Gd0 合金和 Gd12 合金的真应力-真应变曲线如图 4 所示,随应变速率的升高或变形温度的降低合金达到峰值应力所需应变量逐渐增大,但在 0.01 ~ 5  $\text{s}^{-1}$  应变速率下, Gd12 合金相比 Gd0 合金,在相同变形温度下, Gd12 合金更容易达到峰值应力,即在应变量较小时曲线便出现峰值,

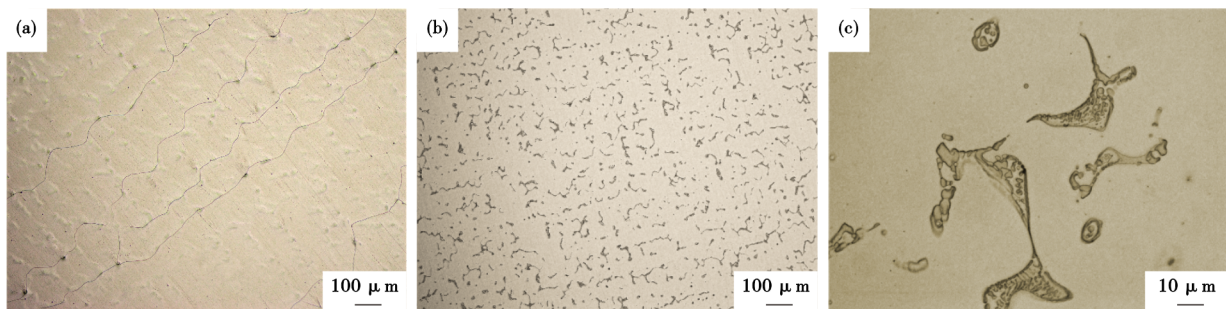


图 2 实验用合金的铸态组织: (a) Gd0 合金, (b) Gd12 合金视场一, (c) Gd12 合金视场二

Fig. 2 As-cast microstructure of the experimental alloy: (a) Gd0 alloy, (b) Gd12 alloy under the field I, (c) Gd12 alloy under the field II

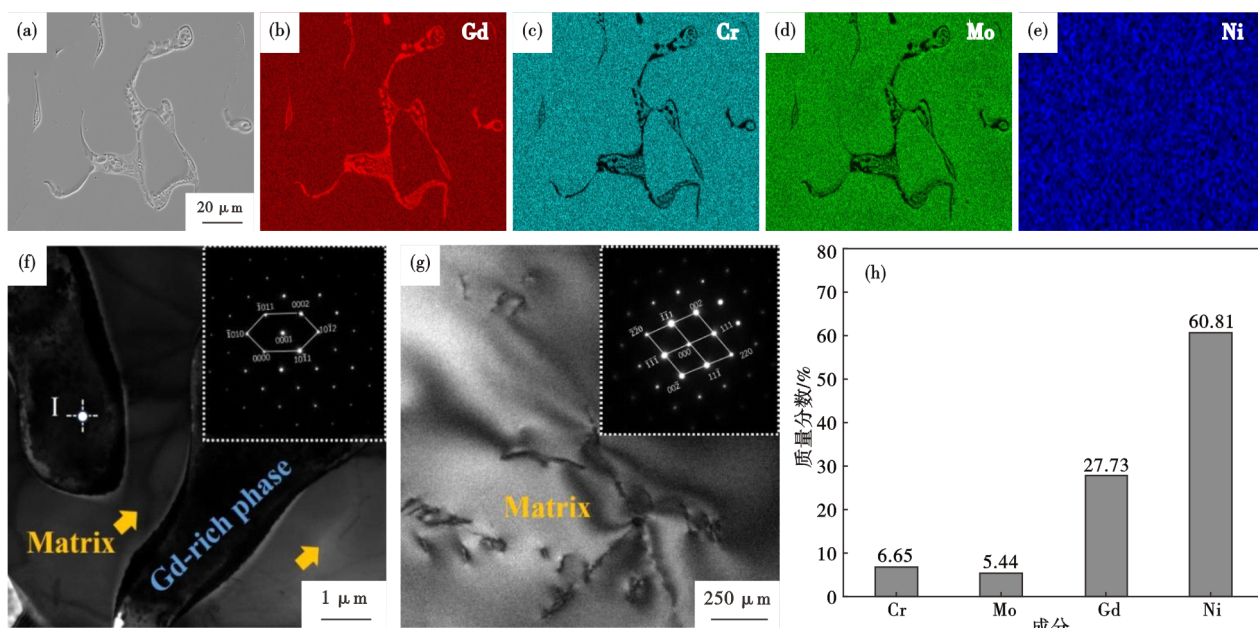


图 3 Gd12 合金铸态组织在扫描和透射下的分析结果: (a) SEM, (b) Gd, (c) Cr, (d) Mo, (e) Ni, (f) 富 Gd 相标定结果, (g) 基体标定结果, (h) I 点的 EDS 结果

Fig. 3 Analysis results of as-cast microstructure of Gd12 alloy under scanning and transmission: (a) SEM, (b) Gd, (c) Cr, (d) Mo, (e) Ni, (f) calibration results of Gd-Rich phase, (g) calibration results of Matrix, (h) EDS results of point one

峰值的提前出现,使得曲线斜率更陡,表明 Gd12 合金加工硬化率高于 Gd0 合金。当应变速率为  $0.01 \sim 0.1 \text{ s}^{-1}$  时,除  $0.1 \text{ s}^{-1}$ 、 $1000 \text{ }^{\circ}\text{C}$  热变形条件以外,Gd0 合金在峰值应力出现后逐渐降低,当应变达到 0.4 左右时应力值趋向于平衡,进入了稳态流变阶段。而 Gd12 合金在达到峰值应力后,随应变量的增大,应力值不断减小,软化作用大于硬化,曲线出现明显“下坡”现象。当应变速率为  $1 \sim 5 \text{ s}^{-1}$  时,Gd0 合金在峰值应力后,应力值趋向于平衡,且变形温度越高出现峰值应力的应变越小。Gd12 合金在峰值应力后,应力值逐渐降低。在  $1000 \text{ }^{\circ}\text{C}$ ,应变 0.4 以上时,应力值趋于平衡,进入了稳态流变阶段。

与 Gd0 合金相比,Gd12 合金中具有大量弥散析出的  $\text{GdNi}_5$  相,第二相的存在使得位错的运动受到更大阻碍,位错的运动变得困难。在相同变形量下,第二相导致合金中的变形抗力迅速增加,应力急剧升高。这也正是在变形的初期,在较小的应变情况下,Gd12 合金可快速达到峰值应力的主要原因。

由于基体 Ni-Cr-Mo 合金具有较低的层错能<sup>[27]</sup>,位错的攀移以及交滑移较为困难,几乎很难发生动态回复(DRV),故随着应变量的增大,此时合金内部开始发生动态再结晶(DRX)占主导的软化机制,当应变速率为  $0.01 \text{ s}^{-1}$ ,在  $1000 \sim 1200 \text{ }^{\circ}\text{C}$  时,合金具

有足够的时间发生动态再结晶,热变形过程中的位错逐渐减少,硬化效果减弱,所以流变应力达到峰值后不断降低。当应变速率为  $0.1 \sim 5 \text{ s}^{-1}$ ,在  $1000 \text{ }^{\circ}\text{C}$  和  $1050 \text{ }^{\circ}\text{C}$  时,由于温度降低,变形速度快,合金没有足够的时间发生动态再结晶,热变形过程中的位错逐渐增加,再结晶软化速度低于位错强化速度。变形温度在  $1100 \sim 1200 \text{ }^{\circ}\text{C}$  时,且应变较大时,组织中应变储能才能得到充分释放,再结晶软化和位错强化效果逐渐相抵,应力值才开始逐渐趋于平缓变化。而在 Gd12 合金中, $\text{GdNi}_5$  相作为硬脆相析出于晶界和枝晶间<sup>[28]</sup>,从该相的分布特点可推测出,在热变形时其与组织之间的相互作用,使得 Gd12 合金组织中储备了更多的畸变能,促进了合金的再结晶,且在较低应变速率下,合金有足够时间再结晶,再结晶软化效果强于位错强化效果。随着应变速率增加,软化效果降低。这也正是随着应变量的增加,Gd0 合金峰值应力先缓慢降低,后逐渐趋于平衡,而 Gd12 合金峰值应力先快速降低,后缓慢降低的主要原因。

对压缩变形过程中的峰值应力进行分析,如图 5 所示,随着应变速率的增大以及变形温度的降低合金的峰值应力表现为显著升高的趋势。Gd0 合金在  $1000 \text{ }^{\circ}\text{C}$  热压缩温度下, $5 \text{ s}^{-1}$  和  $0.01 \text{ s}^{-1}$  的应变速率峰值应力之间相差  $253.1 \text{ MPa}$ ,随热压缩温度的升高,

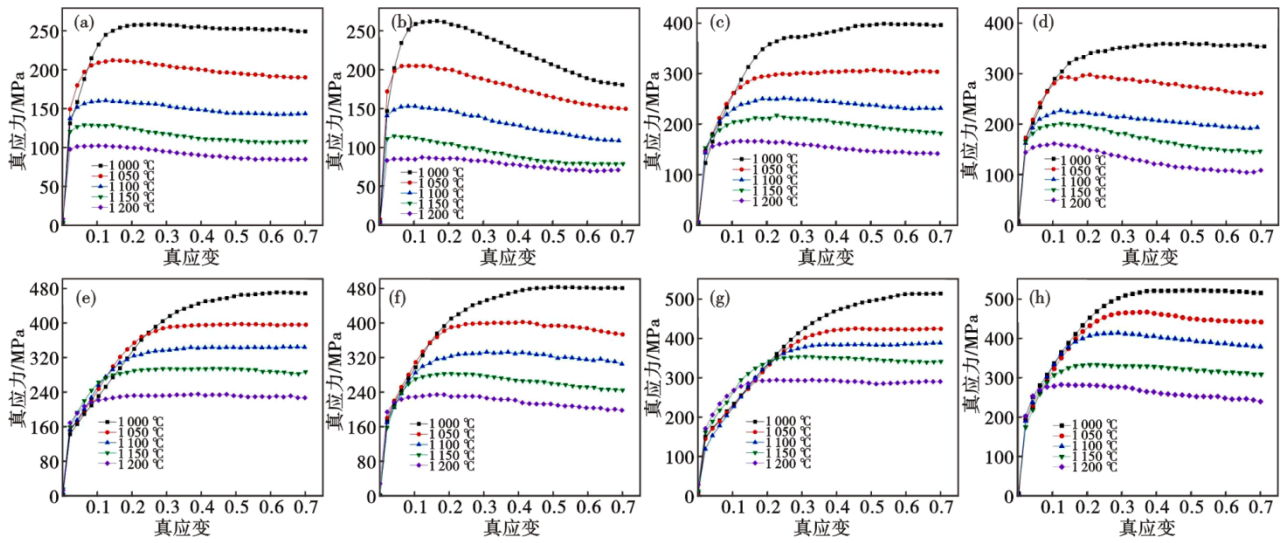


图 4 不同热变形条件下 Gd0 合金和 Gd12 合金的真应力-真应变曲线: (a) Gd0  $\dot{\epsilon}=0.01 \text{ s}^{-1}$ , (b) Gd12  $\dot{\epsilon}=0.01 \text{ s}^{-1}$ , (c) Gd0  $\dot{\epsilon}=0.1 \text{ s}^{-1}$ , (d) Gd12  $\dot{\epsilon}=0.1 \text{ s}^{-1}$ , (e) Gd0  $\dot{\epsilon}=1 \text{ s}^{-1}$ , (f) Gd12  $\dot{\epsilon}=1 \text{ s}^{-1}$ , (g) Gd0  $\dot{\epsilon}=5 \text{ s}^{-1}$ , (h) Gd12  $\dot{\epsilon}=5 \text{ s}^{-1}$   
 Fig. 4 True stress-true strain curves of Gd0 alloy and Gd12 alloy under different thermal deformation conditions : (a) Gd0  $\dot{\epsilon}=0.01 \text{ s}^{-1}$ , (b) Gd12  $\dot{\epsilon}=0.01 \text{ s}^{-1}$ , (c) Gd0  $\dot{\epsilon}=0.1 \text{ s}^{-1}$ , (d) Gd12  $\dot{\epsilon}=0.1 \text{ s}^{-1}$ , (e) Gd0  $\dot{\epsilon}=1 \text{ s}^{-1}$ , (f) Gd12  $\dot{\epsilon}=1 \text{ s}^{-1}$ , (g) Gd0  $\dot{\epsilon}=5 \text{ s}^{-1}$ , (h) Gd12  $\dot{\epsilon}=5 \text{ s}^{-1}$

差值分别为 219.88、231.3、220.24、192.34 MPa。Gd12 合金在 1 000 °C 热压缩温度下, 5 s<sup>-1</sup> 和 0.01 s<sup>-1</sup> 的应变速率峰值应力之间相差 257.4 MPa, 热压缩温度进一步升高, 差值分别为 260.23、260.57、222.17、201 MPa。由合金在同一热变形温度下 0.01 s<sup>-1</sup> 和 5 s<sup>-1</sup> 应变速率峰值应力之间的差值可知, 在相同的热压缩温度下, Gd12 合金峰值应力之间的差值总是高于 Gd0 合金, 可知加入 Gd 后, 合金受热压缩温度以及应变速率的影响增大, 这也说明了 Gd 提高了合金对热变形条件的敏感程度。

### 2.3 本构方程的建立以及合金热变形激活能的计算

本构方程是描述温度、应变速率、应力三者内在关系的函数关系, 根据应力水平的高低和不同,

通常有指数关系、幂指数关系和双曲正弦关系<sup>[29]</sup>, 其表达式分别为:

$$f(\sigma)=A_1\sigma^{n_1} \quad (1)$$

$$f(\sigma)=A_2\exp(\beta\sigma) \quad (2)$$

$$f(\sigma)=A\sinh(\alpha\sigma)^n \quad (3)$$

式中,  $\sigma$  为流变应力, MPa;  $A_1$ 、 $A_2$ 、 $A$ 、 $\alpha$ 、 $\beta$ 、 $n_1$  和  $n$  均为与温度无关的常数, 无量纲, 且满足  $\alpha=\beta/n_1$ 。通常用 Zener-Hollomon 参数<sup>[30]</sup>将应力、应变速率、温度以及材料的热变形激活能联系起来, 构建一个相应的方程模型, 表达式为:

$$Z=f(\sigma)=\dot{\epsilon}\exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \quad (4)$$

式中,  $\dot{\epsilon}$  为应变速率, s<sup>-1</sup>;  $Q$  为热变形激活能, J/mol;  $R$  为气体常数,  $R=8.314 \text{ J/mol}$ ;  $T$  为热力学温度, K;  $Z$  为

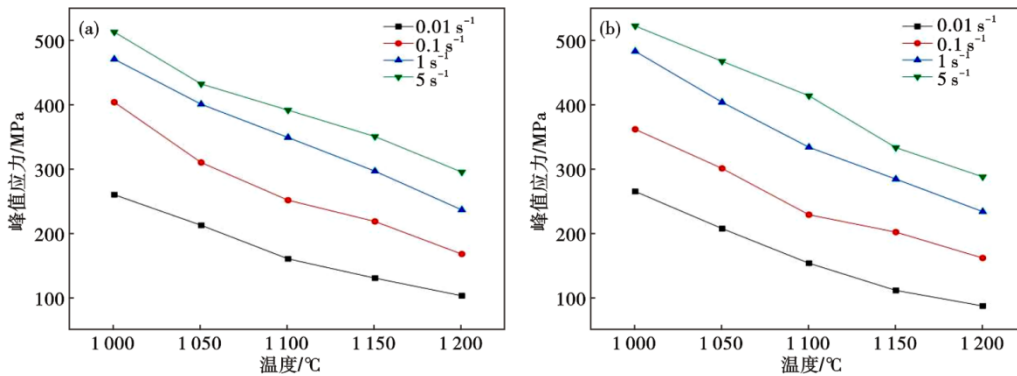


图 5 Gd0 合金和 Gd12 合金热变形时峰值应力敏感性分析: (a) Gd0, (b) Gd12  
 Fig. 5 Peak stress sensitivity analysis of Gd0 alloy and Gd12 alloy during thermal deformation: (a) Gd0, (b) Gd12

温度补偿的变形速率因子;将式(1)、(2)、(3)和式(4)联立方程两边取自然对数,并将 Gd0 及 Gd12 合金在不同的热变形条件下的峰值应力代入式中,通过最小二乘法对  $\ln\dot{\epsilon}-\ln\sigma$  和  $\ln\dot{\epsilon}-\sigma$  关系进行线性回归,求得材料常数  $n_1$ 、 $\beta$ , 计算得出应力水平参数  $\alpha$ , 并利用得到的  $\alpha$  值线性拟合  $\ln\dot{\epsilon}-\ln(\sinh(\alpha\sigma))$  关系, 求出应力指数  $n$ , 结合双曲正弦自然对数值和温度  $T$  的倒数关系  $(\ln(\sinh(\alpha\sigma))-10^4/T)$  得到材料常数  $A$  值, 关键材料常数数值见表 2。

表 2 Gd0 合金和 Gd12 合金关键材料常数数值

Table 2 Constant values of key materials for Gd0 alloy and Gd12 alloy

合金	$n_1$	$\beta$	$\alpha$	$n$	$A$
Gd0	7.08	0.027 4	0.003 87	5.236	$5.349 7 \times 10^{16}$
Gd12	6.63	0.025 9	0.003 91	4.834	$9.782 0 \times 10^{14}$

将上述参数代入双曲正弦函数关系式当中,式(5)为 Gd0 合金在峰值应力下的本构方程,式(6)为 Gd12 合金在峰值应力下的本构方程。

$$\dot{\epsilon} = 5.349 7 \times 10^{16} \sinh(0.003 87 \sigma_p)^{5.236} \exp\left(-\frac{472 150}{RT}\right) \quad (5)$$

$$\dot{\epsilon} = 9.782 0 \times 10^{14} \sinh(0.003 91 \sigma_p)^{4.834} \exp\left(-\frac{4229 002}{RT}\right) \quad (6)$$

将不同变形温度和不同应变速率带入关系式(4)求得相应温度补偿的变形速率因子  $Z$ , 得到  $\ln Z - \ln(\sinh(\alpha\sigma))$  关系曲线, 从图 6 中可以看出, Gd0 及 Gd12 合金峰值应力的实验值与预测值的相关性很好, 并且相关系数  $R^2$  分别为 0.982 22 和 0.991 71, 采用双曲正弦函数式描述不同应力水平下的流变行为是可靠的, 同时也充分验证了本构方程的

准确性。Gd0 合金热变形激活能  $Q=472.15$  kJ/mol, Gd12 合金热变形激活能  $Q=422.9$  kJ/mol, 对比发现加入 1.2%Gd 后, 热变形激活能下降了 49.25 kJ/mol。

## 2.4 Gd 对合金热加工图的影响

动态材料模型(Dynamic Material Modeling)成为工件塑性变形和外界作用的能量相连接的桥梁, 基于该模型构建热加工图, 将加工图和组织结合分析热变形机制。式(7)为功率耗散因子  $\eta$ <sup>[31]</sup>, 代表材料成形过程中组织演变消耗的能量所占比例。

$$\eta = \frac{2m}{m+1} \quad (7)$$

式中,  $m$  代表应变速率敏感因子, 考虑到材料塑性变形过程中开裂等失稳现象, 在不可逆热力学极值原理的基础上, Prasad 等通过引入了无量纲参数  $\xi$ , 得到流变失稳条件判据<sup>[32]</sup>, 其表达式为:

$$\xi = \frac{\partial \log\left(\frac{m}{m+1}\right)}{\partial \log \dot{\epsilon}} + m < 0 \quad (8)$$

$\xi < 0$  的区域为失稳区域, 与功率耗散因子绘制的等高线图叠加在一起即得到热加工图。

Gd0 和 Gd12 合金在 0.3、0.5 和 0.7 真应变变量下的二维热加工图如图 7 所示, 灰色部分代表材料失稳区域, 灰色部分以外为热加工安全区, 功率耗散因子  $\eta$  的值标注在等高线上, 随着材料成形过程中组织演变消耗的能量所占比例越大,  $\eta$  的值也就越大, 微观组织的演变也就更充分。但并不是  $\eta$  值越大材料热变形过程越安全, 通常只有满足处于失稳区外且功率耗散因子大于 0.3 才更有利于加工<sup>[33]</sup>, 功率耗散因子大于 0.3 区域用黄色表示。由图 7 可见, 在不同应变变量的影响下, 塑性失稳区以及功率耗散系数的分布也在发生着变化。分析图 7(a)、图 7(c)、图 7(e),

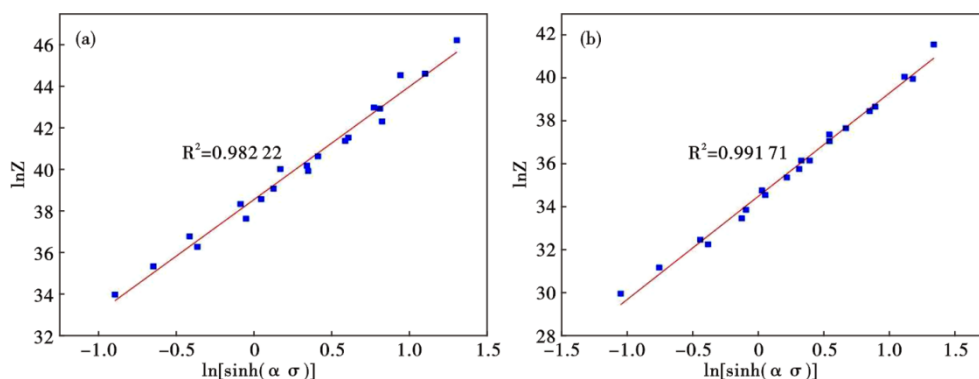


图 6 Gd0 合金和 Gd12 合金在不同温度和变形速率条件下  $Z$  参数值 ( $\ln Z$ ) 和双曲正弦应力值  $\{\ln(\sinh(\alpha\sigma))\}$  的线性关系: (a) Gd0, (b) Gd12

Fig. 6 The linear relationship between the  $Z$  parameter value ( $\ln Z$ ) and the hyperbolic sinusoidal stress value  $\{\ln(\sinh(\alpha\sigma))\}$  of Gd0 alloy and Gd12 alloy under different temperature and deformation rate: (a) Gd0, (b) Gd12

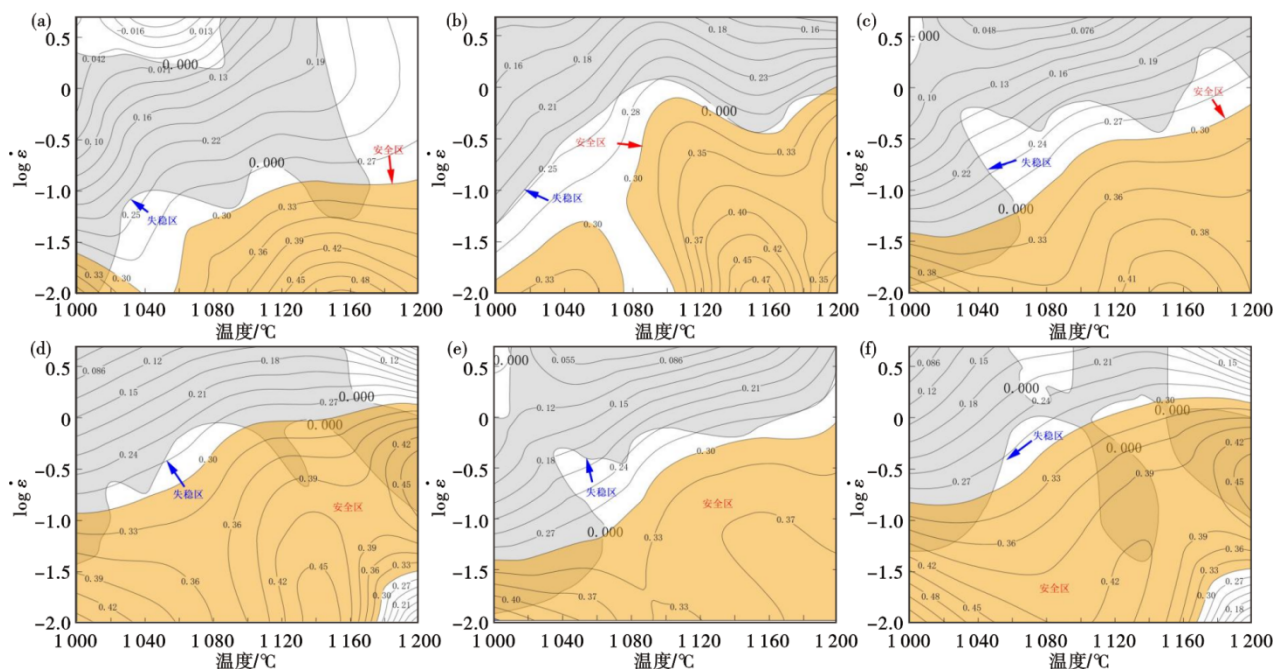


图 7 Gd0 合金和 Gd12 合金在不同应变变量下的热加工图: (a) Gd0  $\varepsilon=0.3$ , (b) Gd12  $\varepsilon=0.3$ , (c) Gd0  $\varepsilon=0.5$ , (d) Gd12  $\varepsilon=0.5$ , (e) Gd0  $\varepsilon=0.7$ , (f) Gd12  $\varepsilon=0.7$

Fig. 7 Thermal working map of Gd0 alloy and Gd12 alloy under different strain variants: (a) Gd0  $\varepsilon=0.3$ , (b) Gd12  $\varepsilon=0.3$ , (c) Gd0  $\varepsilon=0.5$ , (d) Gd12  $\varepsilon=0.5$ , (e) Gd0  $\varepsilon=0.7$ , (f) Gd12  $\varepsilon=0.7$

Gd0 合金在 0.3 应变变量下高温区域未出现塑性失稳, 当应变变量增加到 0.7 时失稳区已经扩展到 1 200 °C, 失稳区由低温向高温扩展, 与此相反, Gd12 合金在 0.3 应变变量下, 高温高应变速率下已全部是失稳区域, 应变量为 0.5 时, 高温高应变速率下失稳区面积减小, 出现失稳区由高温到低温的转移。在应变变量相同时, 在低温低应变速率条件下, Gd0 合金的失稳区面积总是大于 Gd12 合金, 结合图 4 对应的流变应力曲线, 大致可推断出塑性失稳与否和动态再结晶的行为有关。

分析能量消耗效率, 通过对比相同应变变量下  $\eta$  值大于 0.3 的区域, Gd12 合金该区域面积高于 Gd0 合金, 说明了前者组织演变的更加充分。在真应变量为 0.5 时, Gd0 合金功率耗散系数峰值可至 0.41 以上, Gd12 合金峰值可至 0.45 以上, 因此该变形量下 Gd0 合金合适的热加工区间 T 为 1 108 ~ 1 200 °C,  $\dot{\varepsilon}$  为 0.01 ~ 0.06 s<sup>-1</sup>、Gd12 合金合适的热加工区间 T 为 1 113 ~ 1 164 °C,  $\dot{\varepsilon}$  为 0.01 ~ 0.2 s<sup>-1</sup>。

## 2.5 热变形显微组织分析

结合图 4 中两合金的流变应力曲线, 选取 1 000 °C, 0.01 s<sup>-1</sup>、1 000 °C, 0.1 s<sup>-1</sup>、1 200 °C, 0.01 s<sup>-1</sup> 和 1 200 °C, 0.1 s<sup>-1</sup> 热变形真应力-真应变曲线变化差异较大的 Gd0 合金和 Gd12 合金进行显微组织分析,

如图 8 所示。图 8(a)、图 8(c) 为 Gd0 合金 1 000 °C 热变形温度下的组织, 由于再结晶的程度较低, 组织中保留许多拉长晶粒。图 8(b)、图 8(d) 为 Gd12 合金 1 000 °C 热变形温度下的组织, 0.01 s<sup>-1</sup> 应变速率下组织全部发生了再结晶, 而热压缩后组织中 GdNi<sub>5</sub> 呈现链状分布, 这是因为在压力的作用下, GdNi<sub>5</sub> 由最初的骨架状被压缩成与压缩方向垂直的流线形, 并且伴随着破碎为块状或颗粒状。此时 GdNi<sub>5</sub> 相尺寸较小, 全部在 10 μm 以下。当应变速率增大到 0.1 s<sup>-1</sup> 时, 再结晶的程度下降, 组织中出现少量的拉长晶粒, GdNi<sub>5</sub> 的尺寸也更细小。这是由于应变速率快温度较低, 组织中的畸变能不能充分释放, 同时 GdNi<sub>5</sub> 的尺寸较小, 造成基体畸变区域较小, 再结晶不够充分所导致的。由此可见, 在相同变形温度和应变速率下, 含 Gd 相可以大幅促进基体发生再结晶, 合金热变形激活能降低, 使得热变形过程容易。

当热变形温度提高到 1 200 °C, 组织全部发生了再结晶, 图 9(a)、图 9(c) 为 Gd0 合金 1 200 °C 热变形温度下的组织, 晶粒尺寸较大, 应变速率越高晶粒大小越不均匀。0.01 s<sup>-1</sup> 应变速率下的合金晶粒尺寸大于 0.1 s<sup>-1</sup> 的, 可知低应变速率下更容易进行再结晶<sup>[34-35]</sup>。在应变速率增加到原来的 10 倍后, 合金

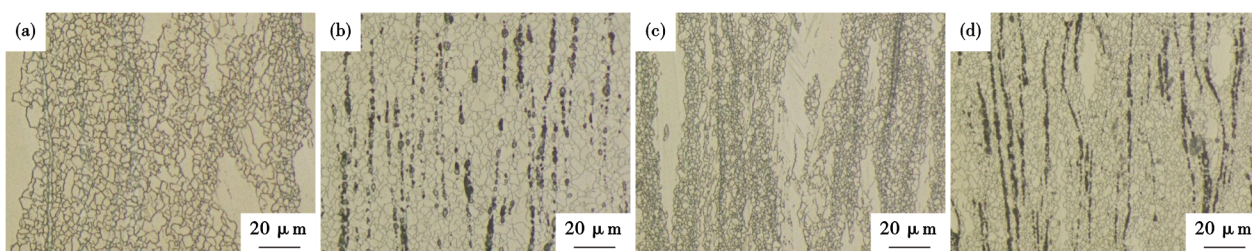


图8 1000 °C热变形温度下Gd0合金和Gd12合金的金相照片:(a) Gd0  $\dot{\epsilon}=0.01 \text{ s}^{-1}$ , (b) Gd12  $\dot{\epsilon}=0.01 \text{ s}^{-1}$ , (c) Gd0  $\dot{\epsilon}=0.1 \text{ s}^{-1}$ , (d) Gd12  $\dot{\epsilon}=0.1 \text{ s}^{-1}$

Fig. 8 Metallographic photograph of Gd0 alloy and Gd12 alloy at 1000 °C thermal deformation temperature : (a) Gd0  $\dot{\epsilon}=0.01 \text{ s}^{-1}$ , (b) Gd12  $\dot{\epsilon}=0.01 \text{ s}^{-1}$ , (c) Gd0  $\dot{\epsilon}=0.1 \text{ s}^{-1}$ , (d) Gd12  $\dot{\epsilon}=0.1 \text{ s}^{-1}$

进行再结晶的时间缩短,因此,晶粒没有充分的长大同时也起到细晶强化的作用,这也正是流变应力随着应变速率增大而增大主要原因。图9b、9d为Gd12合金1200 °C热变形温度下的组织,未出现拉长晶,再结晶程度加深,同时晶粒发生了长大。

结合热加工图,选取Gd0合金1000 °C,0.01 s<sup>-1</sup>以及Gd12合金1000 °C,0.01s<sup>-1</sup>、1000 °C,0.1 s<sup>-1</sup>对应的热压缩样品进行EBSD分析,对比IPF图,如图10所示。图10(a)中Gd0合金再结晶体积分数在65.7%左右,图10(b)、图10(c)分别为Gd12合金0.01 s<sup>-1</sup>、0.1 s<sup>-1</sup>应变速率下的IPF图,再结晶体积分数分别为100%和85.6%。可见在合金中加入Gd,再结晶的程度得到较大的提升。图10(e)为Gd12合金相分布图,可以看到GdNi<sub>5</sub>相附近晶粒更加细小,而黄色虚线框内未出现GdNi<sub>5</sub>,该区域为粗大的等轴晶。图10(f)中在远离含GdNi<sub>5</sub>相的地方发现了拉长晶,GdNi<sub>5</sub>相存在的地方合金再结晶的程度深,解释了Gd12合金流变应力曲线随着应变量增大出现“下坡”现象的合理性。

KAM图(Kernel Average Misorientation)用于表征残余应变分布及大小情况,通过对比残余应变值可评估应力集中的程度,组织演变过程中的开裂是热变形危险区极易导致的后果<sup>[36]</sup>,绿色部分为合

金残余应变值较大即应力集中较为严重最有可能发生开裂的地方,图10(g)、图10(k)明显观察到拉长晶处残余应变值非常大,而发生再结晶的部分的应力集中程度普遍较小,图10(h)中几乎观察不到有较大的残余应变量的存在。

结合以上分析可知,GdNi<sub>5</sub>相作为一种硬脆相存在于Gd12合金当中,其析出位置在晶界上以及粗大的枝晶间,如图11(a)所示。在0.01 s<sup>-1</sup>,1000~1200 °C以及0.1~5 s<sup>-1</sup>,1050~1200 °C变形条件下,GdNi<sub>5</sub>相能够提高合金的热变形能力,因含有硬脆相的Gd12合金受到压力产生塑性变形时,组织中会产生不均匀应变<sup>[37-38]</sup>,GdNi<sub>5</sub>相周围基体应变程度较大,组织内部储备的畸变能更高,在热变形过程中更容易激发基体再结晶形核,如图11(b)所示。随着应变量进一步增大,硬脆相GdNi<sub>5</sub>破碎为更小的颗粒,并在再结晶基体上继续起到应变诱发再结晶的作用,不断细化基体组织,同时组织中的再结晶晶粒不断发生长大,而在这种硬脆相细小颗粒周围的晶粒因受到钉扎作用晶界无法向外迁移<sup>[39]</sup>,因此,晶粒尺寸小于未出现GdNi<sub>5</sub>相的区域,如图11(c)所示。正是GdNi<sub>5</sub>相促进了合金在热变形时的再结晶行为,有效降低热加工过程中合金内部的应力集中,从而避免了合金的塑性失稳,这也是热加工图相同

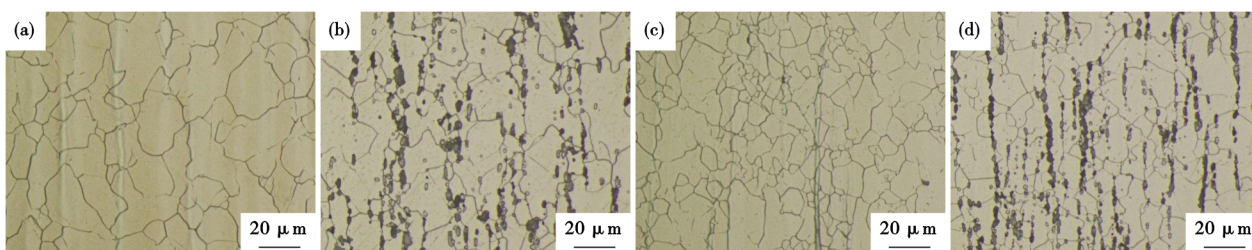


图9 1200 °C热变形温度下Gd0合金和Gd12合金的金相照片:(a) Gd0  $\dot{\epsilon}=0.01 \text{ s}^{-1}$ , (b) Gd12  $\dot{\epsilon}=0.01 \text{ s}^{-1}$ , (c) Gd0  $\dot{\epsilon}=0.1 \text{ s}^{-1}$ , (d) Gd12  $\dot{\epsilon}=0.1 \text{ s}^{-1}$

Fig. 9 Metallographic photograph of Gd0 alloy and Gd12 alloy at 1200 °C thermal deformation temperature : (a) Gd0  $\dot{\epsilon}=0.01 \text{ s}^{-1}$ , (b) Gd12  $\dot{\epsilon}=0.01 \text{ s}^{-1}$ , (c) Gd0  $\dot{\epsilon}=0.1 \text{ s}^{-1}$ , (d) Gd12  $\dot{\epsilon}=0.1 \text{ s}^{-1}$

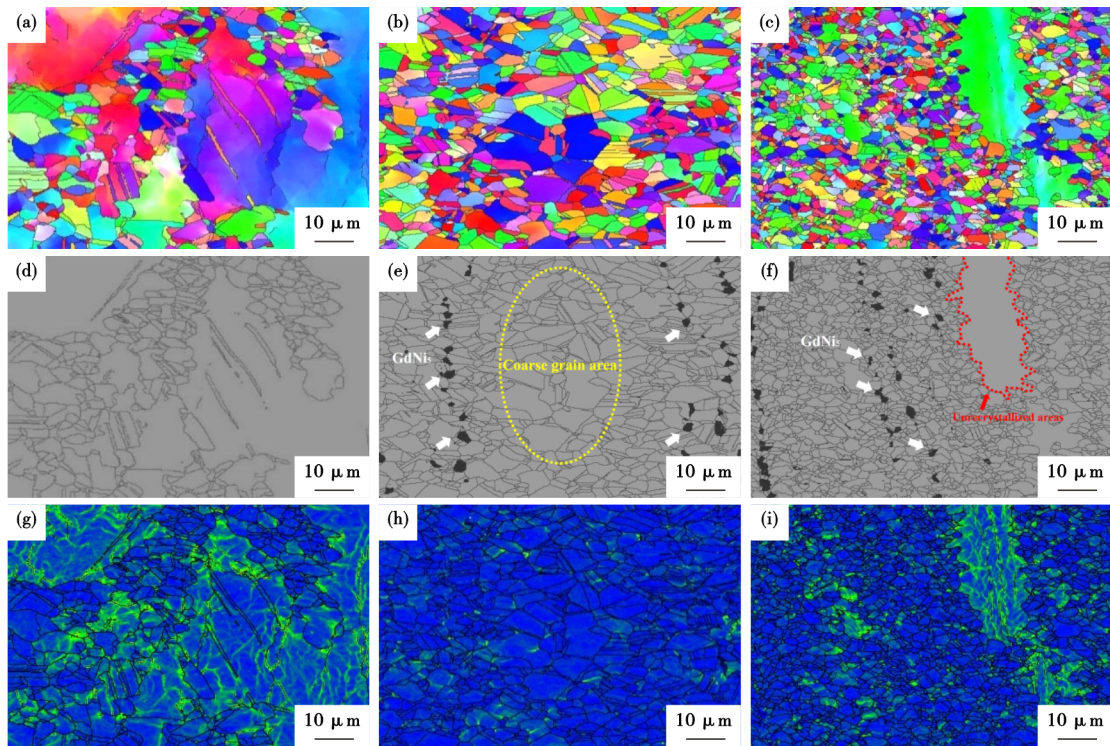


图 10 1 000 °C热变形温度以及不同应变速率下Gd0合金和Gd12合金的IPF图、相分布图和KAM图:(a) Gd0  $\dot{\epsilon}=0.01 \text{ s}^{-1}$ , IPF图;(b) Gd12  $\dot{\epsilon}=0.01 \text{ s}^{-1}$ , IPF图;(c) Gd12  $\dot{\epsilon}=0.1 \text{ s}^{-1}$ , IPF图;(d) Gd0  $\dot{\epsilon}=0.01 \text{ s}^{-1}$ , 相分布图;(e) Gd12  $\dot{\epsilon}=0.01 \text{ s}^{-1}$ , 相分布图;(f) Gd12  $\dot{\epsilon}=0.1 \text{ s}^{-1}$ , 相分布图;(g) Gd0  $\dot{\epsilon}=0.01 \text{ s}^{-1}$ , KAM图;(h) Gd12  $\dot{\epsilon}=0.01 \text{ s}^{-1}$ , KAM图;(k) Gd12  $\dot{\epsilon}=0.1 \text{ s}^{-1}$ , KAM图

Fig. 10 IPF Coloring, Phase distribution map and Kernel Average Misorientation diagram of Gd0 alloy and Gd12 alloy at 1 000 °C thermal deformation temperature and different strain rates : (a) Gd0  $\dot{\epsilon}=0.01 \text{ s}^{-1}$ , IPF Coloring; (b) Gd12  $\dot{\epsilon}=0.01 \text{ s}^{-1}$ , IPF Coloring; (c) Gd12  $\dot{\epsilon}=0.1 \text{ s}^{-1}$ , IPF Coloring; (d) Gd0  $\dot{\epsilon}=0.01 \text{ s}^{-1}$ , Phase distribution map; (e) Gd12  $\dot{\epsilon}=0.01 \text{ s}^{-1}$ , Phase distribution map; (f) Gd12  $\dot{\epsilon}=0.1 \text{ s}^{-1}$ , Phase distribution map; (g) Gd0  $\dot{\epsilon}=0.01 \text{ s}^{-1}$ , Kernel Average Misorientation diagram; (h) Gd12  $\dot{\epsilon}=0.01 \text{ s}^{-1}$ , Kernel Average Misorientation diagram; (k) Gd12  $\dot{\epsilon}=0.1 \text{ s}^{-1}$ , Kernel Average Misorientation diagram

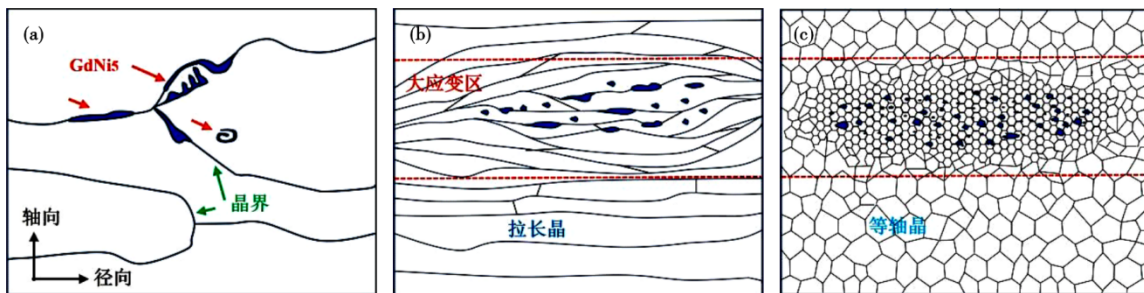


图 11 Gd12合金热变形过程中组织演变模型:(a)热变形前,(b)热变形中,(c)热变形后

Fig. 11 Microstructure evolution model of Gd12 alloy during thermal deformation : (a) before thermal deformation, (b) in the process of thermal deformation, (c) after thermal deformation

的位置, Gd12合金安全变形区更多、失稳区较少的主要原因。

### 3 结论

(1) 富Gd相中Cr为6.65%, Mo为5.44%, Gd为27.73%, Ni为60.18%。Gd在晶界或枝晶间以金属间化合物GdNi<sub>5</sub>析出,为六方晶系结构,空间群为

P6/mmm(191), 晶格参数 $\alpha=90^\circ, \beta=90^\circ, \gamma=120^\circ, a=4.902\text{\AA}, b=4.902\text{\AA}, c=3.964\text{\AA}$ 。

(2) 在热变形开始阶段GdNi<sub>5</sub>相促进了硬化过程,在相同热变形条件下Gd12合金更快达到峰值应力;达到峰值应力后,GdNi<sub>5</sub>相促进合金软化过程,Gd12合金真应力随应变增大不断下降,而Gd0合金真应力随应变增大缓慢降低,进入稳态流变

阶段。

(3) Gd0 合金热变形激活能  $Q=472.15$  kJ/mol, Gd12 合金的热变形激活能  $Q=422.9$  kJ/mol, 由于加入了 1.2% 的 Gd 使得热变形激活能降低了 49.25 kJ/mol, 提高了合金的热变形能力。Gd12 合金最佳热加工区域为: 0.5 真应变变量,  $T$  为 1 113 ~ 1 164 °C,  $\dot{\epsilon}$  为 0.01 ~ 0.2 s<sup>-1</sup>。

#### 参考文献

- [1] 李越, 肖德涛, 刘新华, 等. 我国乏燃料运输现状探讨[J]. 辐射防护, 2016, 36(1): 31-39+46.
- [2] Doan T C, Majety S, Grenadier S, et al. Fabrication and characterization of solid-state thermal neutron detectors based on hexagonal boron nitride epilayers [J]. Nuclear Instruments and Methods in Physics Research Section A: Accelerators, Spectrometers, Detectors and Associated Equipment, 2014, 748: 84-90.
- [3] Li Y W, Wang Z J, Fu D G, et al. Fabrication of high borated austenitic stainless steel thick plates with enhanced ductility and toughness using a hot-roll-bonding method [J]. Materials Science and Engineering: A, 2021, 799: 140212.
- [4] 尹素花, 董中奇, 彭可武, 等. B<sub>4</sub>C-Al 复合材料制备过程的化学反应[J]. 粉末冶金工业, 2022, 32(6): 95-99.
- [5] Jia L, Li S F, Imai H, et al. Size effect of B<sub>4</sub>C powders on metallurgical reaction and resulting tensile properties of Ti matrix composites by *in situ* reaction from Ti - B<sub>4</sub>C system under a relatively low temperature [J]. Materials Science and Engineering: A, 2014, 614: 129-135.
- [6] Oñoro J, Salvador M D, Cambronero L E G. High-temperature mechanical properties of aluminium alloys reinforced with boron carbide particles [J]. Materials Science and Engineering: A, 2009, 499(1-2): 421-426.
- [7] Litwa P, Kurpaska Ł, Varin R A, et al. The effect of He + irradiation on hardness and elastic modulus of Fe-Cr - 40wt. % TiB<sub>2</sub> composite rod designed for neutron absorbing [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2017, 711: 111-120.
- [8] Gang L I, Min J, Meiling W, et al. Research Progress in Neutron Absorbers Materials for Reactor Spent Fuel Storage and Transportation Applications [J]. Materials Review, 2011, 25(7): 110-113.
- [9] Fu H G, Li Z H, Jiang Z Q, et al. Solidification structure in a cast B-bearing stainless steel [J]. Materials Letters, 2007, 61(23-24): 4504-4507.
- [10] 杨家嵩. B<sub>4</sub>C 增强铝基复合材料制备及在中子吸收领域的应用[D]. 西安: 西安工业大学, 2023.
- [11] 巩鹏飞, 陈洪胜, 王文先, 等. 轧制态 B<sub>4</sub>C 铝基中子吸收板微观组织演变与力学性能[J]. 核技术, 2022, 45(7): 75-82.
- [12] Motte V, Gosset D, Sauvage T, et al. Helium apparent diffusion coefficient and trapping mechanisms in implanted B<sub>4</sub>C boron carbide [J]. Journal of Nuclear Materials, 2019, 517: 165-174.
- [13] He X, Sippel T, Ahn T. Corrosion of Borated Stainless Steel In Water and Humid Air [J]. NACE - International Corrosion Conference Series, 2012, 1: 761-783.
- [14] 石向东, 董广成, 张旭明, 等. 利用中子吸收材料进行乏燃料贮存的研究进展[J]. 辽宁工业大学学报(自然科学版), 2020, 40(6): 376-380.
- [15] 陈洪胜, 王文先, 聂慧慧, 等. 核屏蔽用中子吸收材料研究现状与展望[J]. 稀有金属材料与工程, 2020, 49(12): 4358-4364.
- [16] King J C, El-Genk M S. Submersion criticality safety of fast spectrum space reactors: Potential spectral shift absorbers [J]. Nuclear Engineering and Design, 2005, 236(3): 238-254.
- [17] Lee S W, Ahn J H, Moon B M, et al. Preliminary study on Fe Gd alloys as binary alloys and master alloys for potential spent nuclear fuel (SNF) application [J]. Materials & Design, 2020, 194: 108906.
- [18] Dumazert J, Coulon R, Lecomte Q, et al. Gadolinium for neutron detection in current nuclear instrumentation research: A review [J]. Nuclear Instruments and Methods in Physics Research Section A: Accelerators, Spectrometers, Detectors and Associated Equipment, 2018, 882: 53-68.
- [19] Hagiwara K, Yano T, Tanaka T, et al. Gamma-ray spectrum from thermal neutron capture on gadolinium-157 [J]. Progress of Theoretical and Experimental Physics, 2019, 2019(2): 023D01.
- [20] Choi Y, Moon B M, Sohn D S. Fabrication of Gd containing duplex stainless steel sheet for neutron absorbing structural materials [J]. Nuclear Engineering and Technology, 2013, 45(5): 689-694.
- [21] Yang X, Song L, Chang B, et al. Development of Gd-Si-O dispersed 316L stainless steel for improving neutron shielding performance [J]. Nuclear Materials and Energy, 2020, 23: 100739.
- [22] Pan J, Wang Z X, Mei Q L, et al. Control mechanism of gadolinium-rich precipitates in new nuclear shielding FeCrNi alloys [J]. Scripta Materialia, 2023, 234: 115575.
- [23] J N Du P O N T, Robino C V, Michael J R. Physical and welding metallurgy of Gd-enriched austenitic alloys for spent nuclear fuel applications-part II: Nickel-based alloys [J]. Welding Journal, 2004, 83(12): 319-(3S).
- [24] 赵勇, 刘云明, 谷明非, 等. 毒物不锈钢屏蔽材料中第二相的析出行为[J]. 金属热处理, 2020, 45(5): 34-39.
- [25] 谷明非, 黄大贵, 赵勇, 等. Gd 含量对 06Cr<sub>19</sub>Ni10 不锈钢热中子屏蔽性能及微观组织的影响[J]. 稀有金属材料与工程, 2022, 51(12): 4726-4732.

[26] Robino C V, Michael J R, DuPont J N, et al. Development of Gd-enriched alloys for spent nuclear fuel applications: Part 1: Preliminary characterization of small scale Gd-enriched stainless steels [J]. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2003, 12(2): 206-214.

[27] Ning Y, Wang T, Fu M, et al. Competition between work-hardening effect and dynamic-softening behavior for processing as-cast GH4720Li superalloys with original dendrite microstructure during moderate-speed hot compression [J]. *Materials Science and Engineering a-Structural Materials Properties Microstructure and Processing*, 2015, 642: 187-193.

[28] 武昭好. 新型富Gd镍基合金的微观组织及性能研究[D]. 上海: 上海大学, 2019.

[29] Lin Y C, Wen D X, Deng J, et al. Constitutive models for high-temperature flow behaviors of a Ni-based superalloy[J]. *Materials & Design*, 2014, 59: 115-123.

[30] Sellars C M, McTegart W J. On the mechanism of hot deformation [J]. *Acta Metallurgica*, 1966, 14(9): 1136-1138.

[31] 苏娟华, 孙 浩, 任凤章, 等. TA10钛合金热加工图的建立及分析[J]. *中国有色金属学报*, 2018, 28(1): 78-86.

[32] Patnamsetty M, Somani M C, Ghosh S, et al. Processing map for controlling microstructure and unraveling various deformation mechanisms during hot working of CoCrFeMnNi high entropy alloy [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2020, 793: 139840.

[33] 王敬丰, 谢飞舟, 刘世杰, 等. 均匀化态 Mg-Gd-Y-Zn-Mn 合金热变形行为及加工图[J]. *稀有金属材料与工程*, 2018, 47(6): 1700-1707.

[34] 李 莎, 赵振铎, 王贵平. N08800铁镍基合金热变形行为及组织演变[J]. *特殊钢*, 2021, 42(5): 16-20.

[35] 杜丽萍, 龚志华, 赵吉庆, 等. 9Cr<sub>3</sub>W<sub>3</sub>Co叶片钢的热变形行为研究[J]. *特殊钢*, 2023, 44(5): 90-96.

[36] 刘 泳, 赵海涛, 陈红卫, 等. DIN 1.2738塑料模具钢热变形及热加工图分析[J]. *特殊钢*, 2020, 41(1): 16-20.

[37] Wang Z J, Li Y W, Wang G D, et al. Effects of boron content on the microstructure and mechanical properties of twin-roll strip casting borated steel sheets [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2020, 793: 139847.

[38] 李永旺, 刘光军, 王昭杰, 等. 高硼不锈钢板的组织演化及制备工艺研究[J]. *钢铁研究学报*, 2019, 31(2): 207-212.

[39] Won C H, Jang J H, Kim S D, et al. Effect of annealing on mechanical properties and microstructure evolution of borated stainless steels [J]. *Journal of Nuclear Materials*, 2019, 515: 206-214.

# 欢迎订阅 2024 年《特殊钢》期刊

全国各地邮局均可订阅(可破订)

邮发代号:38-183 定价:40.00元/期、240.00元/年 邮编:435001

地址:湖北省黄石市黄石大道316号、大冶特殊钢有限公司《特殊钢》杂志社

电话:19371518672 0510-80673212