

Incoloy825 合金热变形行为与组织演变

郑跃武, 楚志兵, 李亚杰, 秦凤明, 武佳奇, 李玉贵

(太原科技大学 材料科学与工程学院, 山西 太原 030024)

摘要: 通过热压缩试验, 研究了 Incoloy825 合金在变形量为 60%, 温度为 950~1150 °C 和应变速率 0.001~1 s⁻¹ 范围内热变形行为。基于 Arrhenius 方程和 Zener-Hollomon 参数模型, 建立该合金的本构方程模型。采用电子背散射衍射 (EBSD) 技术研究了合金的组织演变规律。结果表明, 随着变形温度的升高或应变速率的降低, 动态再结晶 (DRX) 的含量增加。热变形过程中 DRX 既包括晶界弓起形核机制的不连续动态再结晶 (DDRX), 也包括渐进式亚晶旋转形核机制的连续动态再结晶 (CDRX)。随着变形温度的升高或应变速率的降低 DDRX 增强而 CDRX 减弱。此外随着温度的升高或应变速率的降低, 小角度晶界逐渐向大角度晶界转化。同时随机分布的 $\Sigma 3$ 孪晶界趋于均匀化, 且对动态再结晶起促进作用。

关键词: Incoloy825 合金; 热变形行为; 本构方程; 动态再结晶; 微观组织

中图分类号: TG132.3³

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2022)06-2063-10

Incoloy825 高温合金是以镍为基体的全奥氏体合金, 并添加了铜和钼。该合金是一种通用的工程合金, 在氧化和还原环境中都具有抗酸和碱金属腐蚀性能^[1,2], 广泛应用于各种使用温度不超过 550 °C 的工业领域。如: 硫酸酸洗工厂用的加热管、海水冷却热交换器、酸性气体环境管道、石油精炼中的空气热交换器、化工流程、航空航天等^[3-7]。目前这些应用领域广泛的部件主要通过热加工而成, 因此研究镍基高温合金的热变形行为具有重要意义。近年来, 人们对镍基合金的热变形行为、微观组织演变和晶界演化进行了一些研究。如 Zhong 等^[8]对流变应力分析和显微组织观察证实了动态再结晶 (DRX) 是 Incoloy028 合金的主要软化机制, Chen 等^[9]对 GH4169 合金研究也得到了类似的结论。Li 等^[10]建立了描述典型镍基高温合金 (GH690) 流变行为的本构方程。Kumar 等^[11]研究了热变形参数对镍基高温合金 DRX 含量的影响, 发现 DRX 在较高的变形温度下达到最大值, 而在较低的变形温度下 (尤其是在较高的应变速率下) 出现有限的再结晶。Lin 等^[12]利用 EBSD 证实了镍基高温合金在热变形的过程中会发生连续动态再结晶 (CDRX) 和不连续动态再结晶 (DDRX)。Wang 等^[13]也做了类似的工作。Zhang 等^[14]对热变形下镍基高温合金特殊晶界进行了研究, 发现 $\Sigma 3$ 孪晶界不仅可以促进动态再结晶而且还可也提高合金的力学性能。尽管前人对镍基合金做了一些研究, 但仍有必要进一步深入研究不同变形条件下的微观组织演变及其机制。

本研究通过本构方程表征了热变形工艺参数与流变应力之间的对应关系。并结合热变形过程中显微组织演变规律, 揭示微观组织在热变形过程中的演化规律及动态再结晶特点。通过合理控制热变形参数可以得到均匀、细小的等轴再结晶晶粒组织, 使变形后的内部组织得到改善, 提高材料的性能, 为生产实践提供理论指导。

1 实验

本实验中采用压铸态 Incoloy825 高温合金, 化学成分列于表 1。利用快走丝 DK7780 在母材芯部取 $\Phi 8 \text{ mm} \times 12 \text{ mm}$ 的圆柱形试样, 采用 Gleeble-3800 热模拟试验机进行等温压缩试验, 通过集成模块对温度实时控制。热压缩在变形量为 60%、应变速率 0.001~1 s⁻¹ 和温度为 950~1150 °C 下进行。试样变形后在 1 s 内完成水淬, 减少静态再结晶 (SRX) 的影响, 压缩工艺示意图如图 1 所示。通过热压缩试验获得了合金的应力-应变曲线, 并根据流变曲线建立本构方程。试验中为了减小摩擦降低鼓形效应, 在试样与压头之间放置 0.3 mm 厚的石墨箔。热变形后的试样沿压缩方向对称中线切开 (ND) 制备 EBSD 试样。用于 EBSD 的试样经过机械抛光后在 HClO₄ 和 C₂H₅OH (体积比 1:9) 的溶液中, 在电压为 30 V 下进行电解抛光 25~30 s, 利用卡尔蔡司 (SIGMA300) 扫描电镜 (SEM) 搭载 EBSD 探头进行对微观组织表征和微区晶体取向测定。根据晶粒度

收稿日期: 2021-06-15

基金项目: 山西省关键核心技术和共性技术研发公关专项 (20201102017)

作者简介: 郑跃武, 男, 1992 年生, 硕士, 太原科技大学材料科学与工程学院, 山西 太原 030024, E-mail: zyw028@yeah.net

的不同，选取步长为 0.3~1 μm 和工作电压为 20 kV。所有数据都在试样中心采集，然后通过 Channel5 软件对数据进行处理。

2 结果与讨论

2.1 热变形行为

图 2 为 Incoloy825 合金在不同温度和应变速率下的真应力-应变曲线。从图中可以看出，流变曲线对温度和应变速率都具有很强的依赖性。当应变速率为 0.01 s⁻¹ (图 2a) 时，随变形温度的升高流变应力明显减小。这是因为较高的温度使试样存储能增加，转变为点阵畸变能增多，DRX 变得尤为活跃，晶界迁移能力增强加速了软化机制。而在较低的变形温度下恰好相反。当温度为 1050 °C (图 2b) 时，随着应变速率的增加流变应力明显增大。这是因为较高的应变速率，动态回复和动态再结晶软化行为来不及发生，导致加工硬化效应显著。然而，在较低应变速率下，流变应力明显较小，这是由于较低的应变速率为动态软化提供了充足的时间，加工硬化效应减弱。此外，应变速率为 0.01 s⁻¹ (图 2a) 和温度为 1050 °C (图 2b 中 0.001 和 0.01 s⁻¹) 曲线表现为典型的动态再结晶特征，即流变应力达到峰值应力之后具有降低的趋势。而应变速率为 0.1 和 1 s⁻¹ (图 2b) 的曲线表现为明显的动态回复特征，即流变曲线达到峰值应力之后未发生明显降低的趋势。

总体来看，在不同温度和应变速率下，曲线走势不同，但整体满足硬化-软化-稳定的流变过程^[15]。在初始压缩阶段，流变应力随应变迅速的增加，这是由

于在变形过程中晶界阻碍了位错的滑移，位错不断累积导致加工硬化(WH)增大^[16,17]，此时加工硬化占主导地位，曲线有上升趋势。之后流变应力随应变增加的上升趋势显著减弱，这是因为位错进一步累积点阵畸变能增大且达到了临界状态，激发了 DRX 形核和生长引起位错的湮灭，导致流变软化现象^[18]，对于低层错能热变形材料 Incoloy825 合金来说 DRX 是主要的软化机制。在 DRX 初始阶段时加工硬化仍占主导地位，曲线仍在小幅上升。当应变超过峰值应变时，流变应力随应变的增大而减小或趋于稳定，这是因为随着位错的塞积，畸变能持续增加，DRX 占主导地位，曲线略微下降或保持水平。当进一步压缩时，流变应力呈稳定趋势，这是由于 WH 和动态软化(DRX 和动态回复 DRV)达到了动态平衡^[19]。

2.2 热变形本构方程

高温合金流变应力不仅与化学成分有关，而且与变形过程中的变形温度、变形速率以及变形量有关。Sellars 和 Tegart^[20] 建立了一种本构模型，也叫 Arrhenius 方程。本构模型广泛用于描述材料热变形过程中变形条件和流变应力之间的关系，主要有 3 种形式：指数形式、幂函数形式和双曲线正弦形式^[21]，该模型表述如下：

表 1 Incoloy825 合金成分

Table 1 Chemical composition of Incoloy825 alloy (wt%)

Fe	Ni	Cr	C	Mn	Si	Co	Al	Ti	Cu	Mo
Bal.	42.5	20.0	0.02	1.0	0.1	0.8	0.18	0.82	2.0	2.6

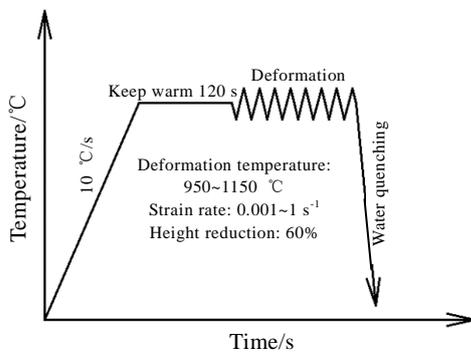


图 1 热压缩实验过程示意图

Fig.1 Schematic diagram of hot compression tests

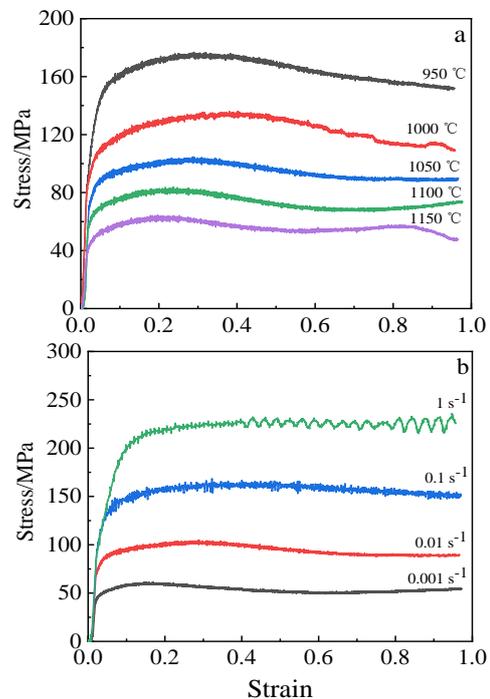


图 2 Incoloy825 合金在不同变形条件下的应力-应变曲线
Fig.2 Stress-strain curves of Incoloy825 alloy under different deformation conditions: (a) strain rate of 0.01 s⁻¹ and (b) deformation temperature of 1050 °C

$$\dot{\epsilon} = A_1 \sigma^{n_1} \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad \alpha\sigma < 0.8 \quad (1)$$

$$\dot{\epsilon} = A_2 \exp(\beta\sigma) \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad \alpha\sigma > 1.2 \quad (2)$$

$$\dot{\epsilon} = A [\sinh(\alpha\sigma)]^n \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad \text{for all } \sigma \quad (3)$$

式中, $A, A_1, A_2, n, n_1, \alpha$ 和 β 是材料常数, 其中 α 通过 β/n_1 确定^[22], Q 为热变形激活能(kJ/mol), R 为气体常数, 一般取定值 8.314 J/(mol K), T 为热变(K)形温度, $\dot{\epsilon}$ 为应变速率, σ 为峰值应力。

Z 为 Zener-Hollomon^[23] 参数, 物理意义为温度补偿的应变速率因子, 可表示为^[24]:

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

对公式(1)和公式(2)两边同时取对数, 可得:

$$\ln \dot{\epsilon} = \ln A_1 + n_1 \ln \sigma_p - \frac{Q}{RT} \quad (5)$$

$$\ln \dot{\epsilon} = \ln A_2 + \beta \sigma_p - \frac{Q}{RT} \quad (6)$$

根据式(5)、式(6), β 和 n_1 分别为 σ_p - $\ln \dot{\epsilon}$ 和 $\ln \sigma_p$ - $\ln \dot{\epsilon}$ 线性拟合的斜率, 求得 $\beta=0.044\ 535$, $n_1=5.507\ 129$, 则 $\alpha=\beta/n_1=0.008$, 如图 3a 和 3b 所示。

通过线性拟合可以得到 $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ - $\ln \dot{\epsilon}$ 和 $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ - $1/T$ 的关系图, 如图 3c 和 3d 所示。通过

其斜率和截距可求出 $n=3.969953$, $Q=383.95$ kJ/mol。

分别对公式(3)和(4)两边同时取对数得到公式(7)和(8)如下:

$$\ln \dot{\epsilon} = \ln A + n \ln [\sinh(\alpha\sigma)] - \frac{Q}{RT} \quad (7)$$

$$\ln Z = \ln \dot{\epsilon} + \frac{Q}{RT} \quad (8)$$

将公式(8)代入到公式(7)中得:

$$\ln Z = \ln A + n \ln [\sinh(\alpha\sigma)] \quad (9)$$

根据公式(7), $\ln A$ 为 $\ln Z$ - $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ 线性拟合的截距, 求得 $\ln A=30.594\ 65$, 则 $A=1.937 \times 10^{13}$, 如图 4 所示。

将表 2 参数(A, α, n, Q)的值代入式(3)中, 即可得到本构关系式:

$$\dot{\epsilon} = 1.937 \times 10^{13} \{ \ln[\sinh(0.008\sigma)] \}^{3.97} \exp\left(-\frac{383.95}{RT}\right) \quad (10)$$

从图 4 中可以看出 Incoloy825 合金峰值应力实验值与预测值相关性很高, 从而验证了本构方程的准确性。

表 2 Incoloy825 合金本构方程参数

Table 2 Constitutive equation parameters of Incoloy825 alloy

Parameter	A	α	n	$Q/\text{kJ mol}^{-1}$
Value	1.937×10^{13}	0.008	3.97	383.95

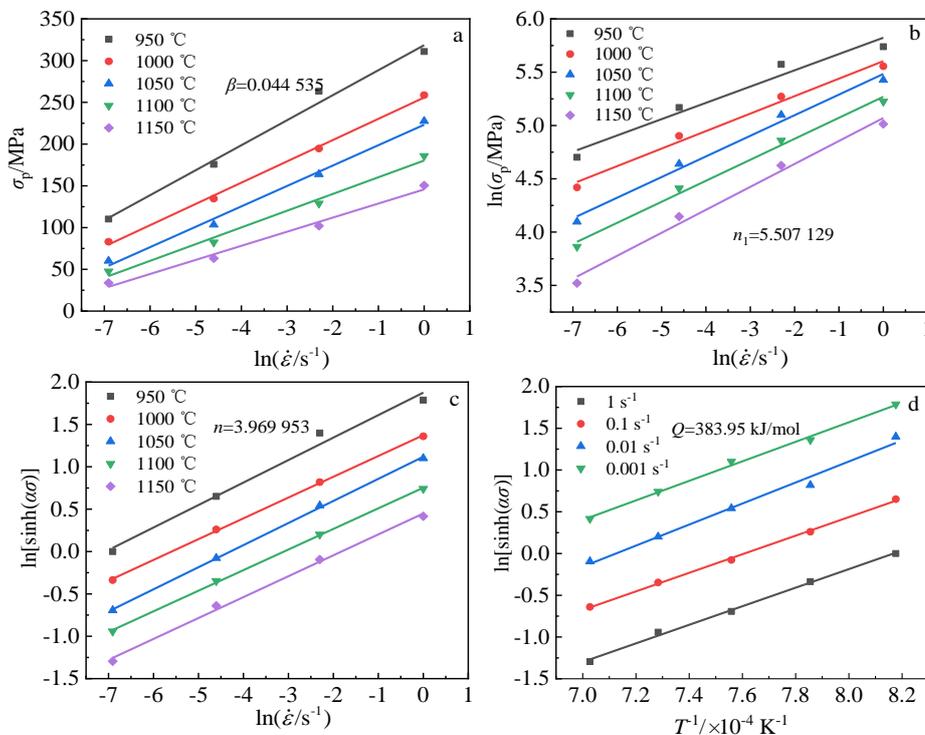


图 3 不同参数之间的拟合

Fig.3 Plotting curves of different parameters

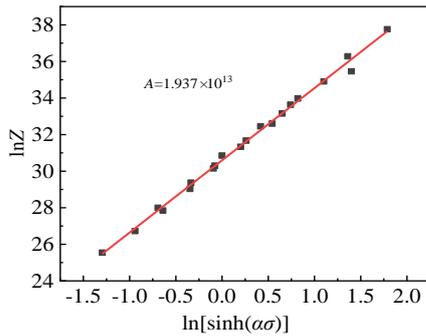


图 4 峰值应力与 Z 参数的关系

Fig.4 Relationship between lnZ and ln[sinh(ασ)]

2.3 微观组织表征

2.3.1 温度对微观组织演变的影响

基于 EBSD 技术分析温度对微观组织演变的影响, 图 5 为变形量为 60%, 在应变速率 0.01 s^{-1} 下, 温度为 $950\sim 1150 \text{ }^\circ\text{C}$ 的 Incoloy 合金微观组织, 不同的颜色代表不同取向。从图 5 可以看出, 当变形温度为 $950 \text{ }^\circ\text{C}$ (图 5a) 时, 原始晶粒在热变形过程中被严重拉长, 晶界附近有少量小晶粒出现, 表明此温度下的热变形不足以发生大量动态再结晶。当温度为 $1000 \text{ }^\circ\text{C}$ (图 5b) 时, 新晶粒围绕原始晶界逐渐产生, 组织呈典型的项链状结构。当温度为 $1050 \text{ }^\circ\text{C}$ (图 5c) 时, 原始

晶粒在减少的同时, 新生的部分晶粒逐渐长大。当温度为 $1100 \text{ }^\circ\text{C}$ (图 5d) 时, 原始晶粒几乎被完全取代, 所有晶粒趋于均匀化。当温度为 $1150 \text{ }^\circ\text{C}$ (图 5e) 时, 组织呈完全动态再结晶状态, 且由均匀的等轴晶粒和孪晶组成, 晶粒粗化明显。说明在应变速率为 0.01 s^{-1} , 首次完全动态再结晶发生在 $1100\sim 1150 \text{ }^\circ\text{C}$ 之间。

利用 EBSD 技术获取微区取向数据, 通过 Channel 5 软件对晶界取向作定量分析。图 6 为 Incoloy 825 高温合金在应变量为 60%、应变速率为 0.01 s^{-1} 时不同温度下典型的 OIM 图。小角度晶界(LAGB, $2^\circ \leq \theta \leq 15^\circ$) 用绿线表示, 大角度晶界(HAGB, $\theta > 15^\circ$) 用黑线表示, $\Sigma 3$ 孪生晶界($\langle 111 \rangle > 60^\circ$) 用红线表示。当在低变形温度下(图 6a), 在原有大角度晶界处可以看到少量的弓出现象。表明在低变形温度下, DDRX 的形核机制尚未发育完全。在较高变形温度下(图 6b), 原始晶粒内出现部分小角度晶界的亚晶粒, 同时沿原始晶界可以看到较多的大角度晶界。这表明在较高的变形温度下, CDRX 和 DDRX 的形核机制相互作用。在中等变形温度下(图 6c), 沿原始晶界可以看到大量大角度晶界, 而原始晶粒内部观察不到单个的大角度晶界。表明中等变形温度下 DDRX 是主要的形核机制。在高变形温度下(图 6e), DRX 已经完成, 晶界分布趋于均匀化。

为了进一步研究温度对渐进式亚晶旋转形核机制的影响, 结合图 6 绘制了图 7 沿直线的局部点对点取

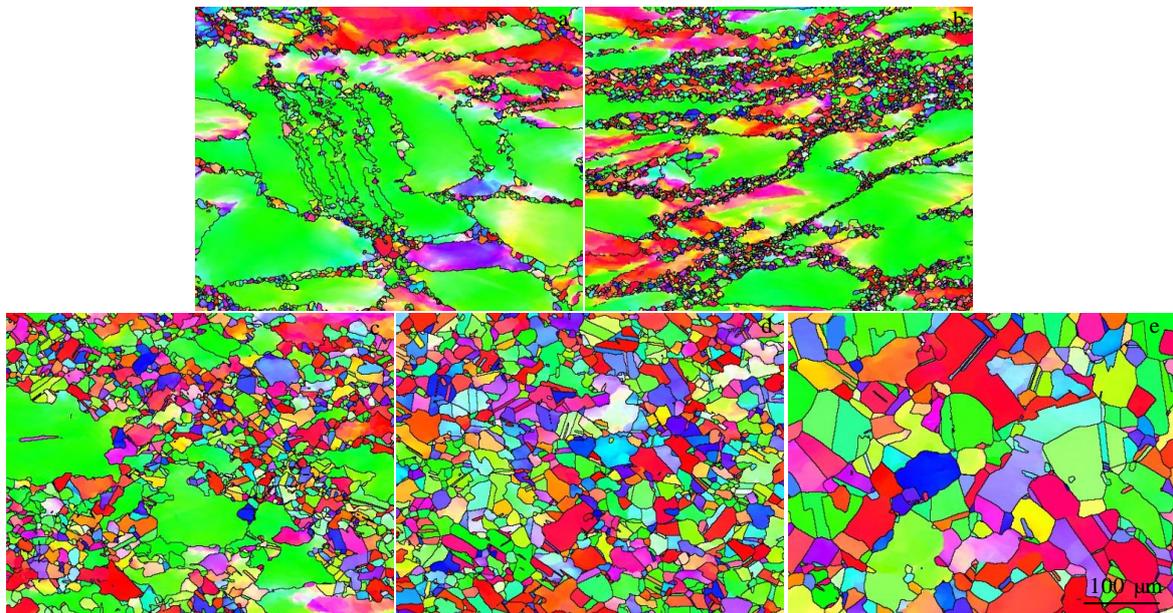


图 5 不同温度下在应变速率 0.01 s^{-1} 和变形量 60% 的 Incoloy825 合金的 EBSD 晶界图

Fig.5 EBSD grain boundary maps of the Incoloy825 alloy under the deformation of 60% and stress rate of 0.01 s^{-1} at different temperatures: (a) $950 \text{ }^\circ\text{C}$, (b) $1000 \text{ }^\circ\text{C}$, (c) $1050 \text{ }^\circ\text{C}$, (d) $1100 \text{ }^\circ\text{C}$, and (e) $1150 \text{ }^\circ\text{C}$

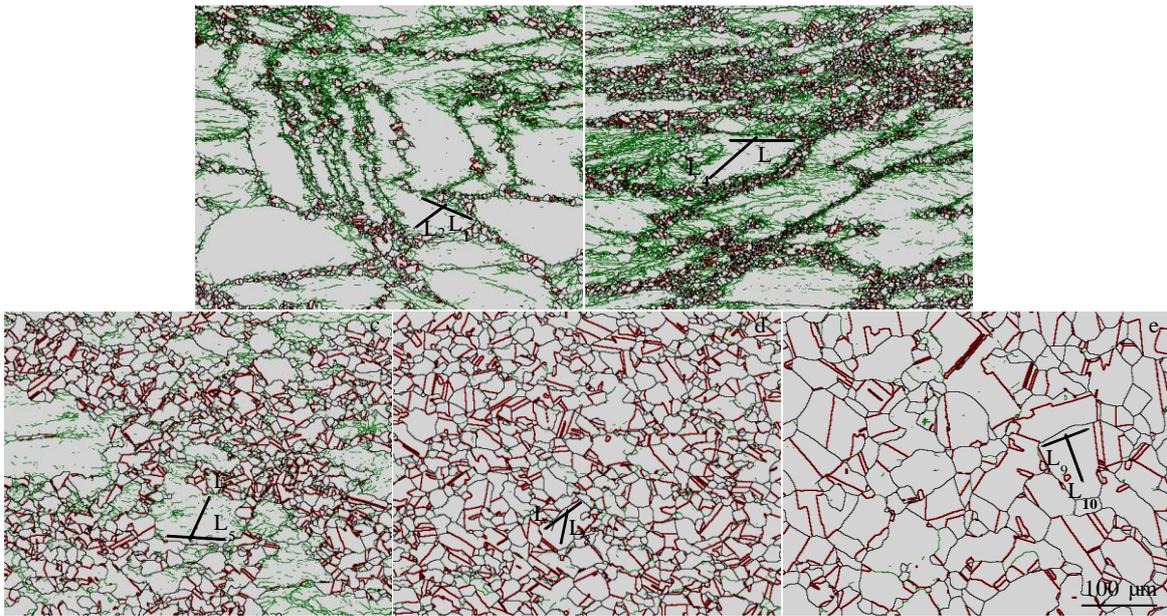


图 6 不同温度下在应变速率 0.01 s^{-1} 和变形量为 60% 的 Incoloy825 合金的 OIM 图

Fig.6 OIM maps of the Incoloy825 alloy under the deformation of 60% and stress rate of 0.01 s^{-1} at different temperatures: (a) $950 \text{ }^{\circ}\text{C}$, (b) $1000 \text{ }^{\circ}\text{C}$, (c) $1050 \text{ }^{\circ}\text{C}$, (d) $1100 \text{ }^{\circ}\text{C}$, and (e) $1150 \text{ }^{\circ}\text{C}$

向差(黑线)和累积取向差(红线)。在低变形温度下(图 6a),发现无论是在原始晶界附近还是晶粒内部(图 7a),点对点的取向差不超过 3° , 累计取向差很容易超过 15° ; 同时原始晶界弓出不明显。这些现象表明低变形温度下 CDRX 是 DRX 的主要形核机制。在中等变形温度下(图 6c), 点对点的取向差和累积取向差都显著减小(图 7c)。表明在中等变形温度下 CDRX 的形核机制减弱。而在高变形温度下(图 6e), 完全动态再结晶的晶界附近和晶粒内部(图 7e), 点对点的取向差和累积取向差都很低。这些现象表明随变形温度的升高 CDRX 的形核机制逐渐变弱。Guo 等人^[25]对镍基合金的研究也得到了类的结论。

为了研究不同变形温度下晶界含量的变化趋势, 通过图 6 绘制了 Incoloy825 合金在应变量为 60%, 应变速率为 0.01 s^{-1} 时, 不同温度下的取向角和 DRX 的含量变化(图 8)。由图 8a 可以看到随着变形温度的升高, 小角度晶界逐渐减少, 而大角度晶界逐渐增多。这表明随着温度的升高, 小角度晶界向大角度晶界发生了转化。而在高变形温度下小角度晶界转化幅度明显减小, 这种现象也证明了 CDRX 随温度的升高而减弱。

人们普遍认为 DRX 是热激活的过程^[26], 对温度具有依赖性。随着变形温度的升高, 动态再结晶的含量逐渐增加(图 8b)。这是因为较高的温度使组织的内

能增加, 促使晶界迁移或亚晶聚合能力增强, 动态再结晶形核率和长大速率加快。然而有趣的是 $\Sigma 3$ 孪晶的含量与动态再结晶变化规律一致, 随着动态再结晶含量的增加 $\Sigma 3$ 孪晶也增加。 $\Sigma 3$ 孪晶主要分布在动态再结晶晶粒中, 且随着再结晶晶粒增多的同时分布趋于均匀化。对于低层错能材料来说, 孪生机制的动态再结晶是主要的变形机制。 $\Sigma 3$ 晶粒的孪生作用可以细化晶粒从而导致晶界数量的增加, 为动态再结晶提供有力的形核位置。故而 $\Sigma 3$ 孪晶在 Incoloy825 高温合金的动态再结晶过程中是有利的。

2.3.2 应变速率对微观组织演变的影响

图 9 为在变形量为 60%, 温度为 $1050 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 下, 应变速率为 $0.001 \sim 1 \text{ s}^{-1}$ 的 Incoloy825 合金的微观组织。由图可以看出, 在热变形过程中组织演变与应变速率密切相关^[27]。当应变速率为 1 s^{-1} 时(图 9a), 只有在部分原始晶界三晶界节点处才能看到极少的动态再结晶晶粒, 同时原始晶粒变形严重。这是因为较快的应变速率, 合金原子来不及扩散, 不利于动态再结晶。较大的应力使原始晶粒变形。当应变速率为 0.1 s^{-1} (图 9b) 时, 沿原始晶界新晶粒明显增多。在应变速率 0.01 s^{-1} (图 9c) 时, 少量被拉长的变形晶粒夹杂在较小的等轴再结晶晶粒中, 呈混晶组织。当应变速率为 0.001 s^{-1} (图 9d) 时, 组织呈完全动态再结晶状态。且由均匀的

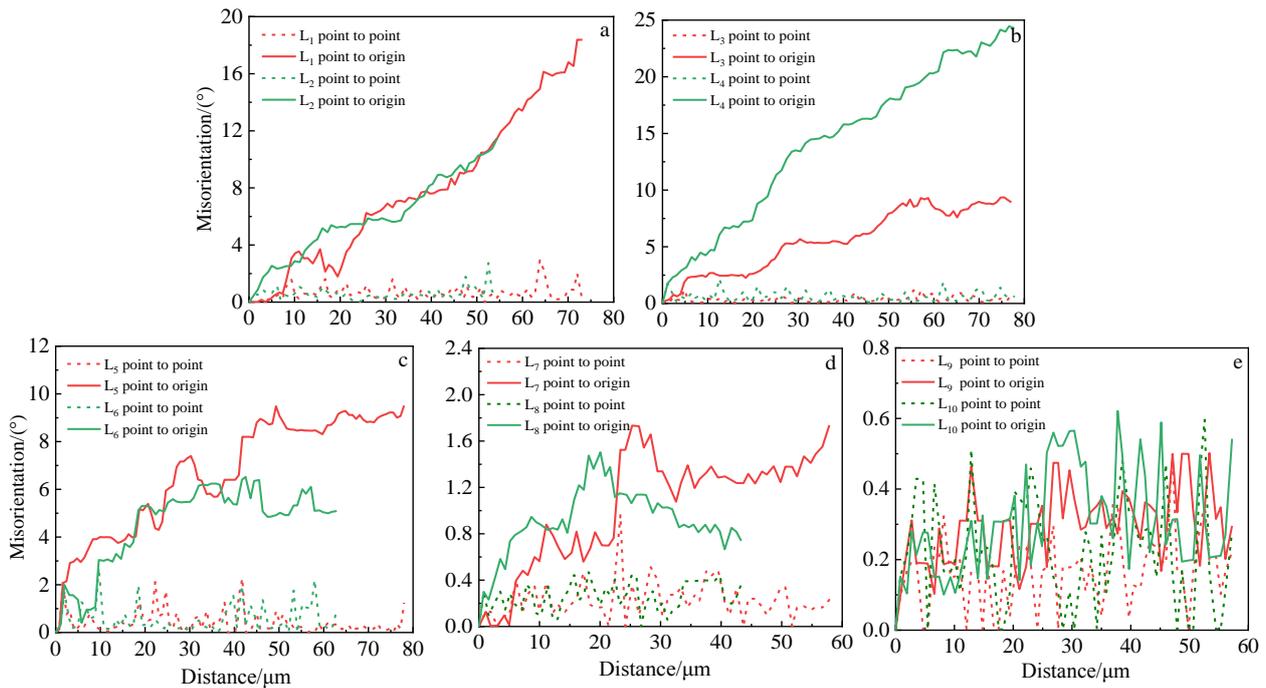


图 7 对应于图 6 中 L₁~L₁₀ 沿直线的取向测量差

Fig.7 Misorientations measured along the lines marked in Fig.6: (a) L₁, L₂; (b) L₃, L₄; (c) L₅, L₆; (d) L₇, L₈; (e) L₉, L₁₀

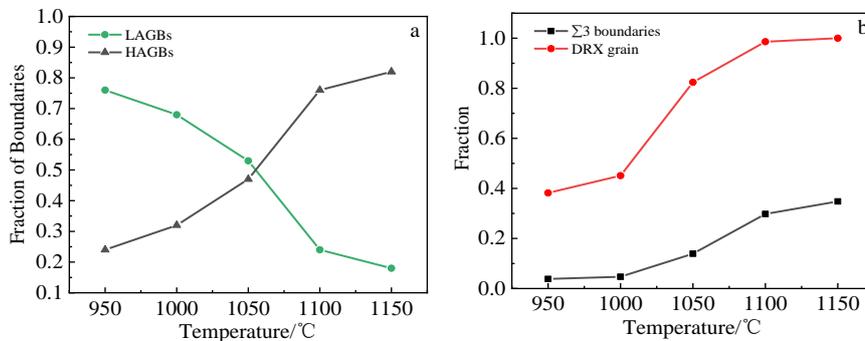


图 8 在变形量为 60% 和应变速率 0.01 s⁻¹ 时不同温度下取向角和 DRX 的分数

Fig.8 Fraction of boundaries and DRX versus temperatures under the deformation of 60% and strain rate of 0.01 s⁻¹: (a) LAGBs and HAGBs; (b) Σ₃ boundaries and DRX grain

等轴晶粒和孪晶组成,晶粒粗化明显。说明在温度为 1150 °C 时,首次完全动态再结晶发生在 0.01~0.001 s⁻¹ 之间。

图 10 为 Incoloy 825 高温合金在应变量为 60%、温度为 1050 °C 时不同应变速率下典型的 OIM 图。由图可以看到,在高应变速率下(图 10a),大量原始晶界仍趋于平直化,只有少量原始晶界略微弓出。这表明 DDRX 属 DRX 的形核机制较弱。在相对较高的应变

速率下(图 10b),弓起的大角度晶界含量明显增多,同时在原始晶粒内部可以看到较多具有大角度晶界的亚晶粒。这些现象表明在相对较低的应变速率下 DRX 的形核机制由 DDRX 和 CDRX 共同作用。当在低应变速率下(图 10c),原始晶界呈高度锯齿化,且晶粒内部几乎看不到单个大角度晶界。表明在低应变速率下 DDRX 是 DRX 的主要的形核机制。当在极低应变速

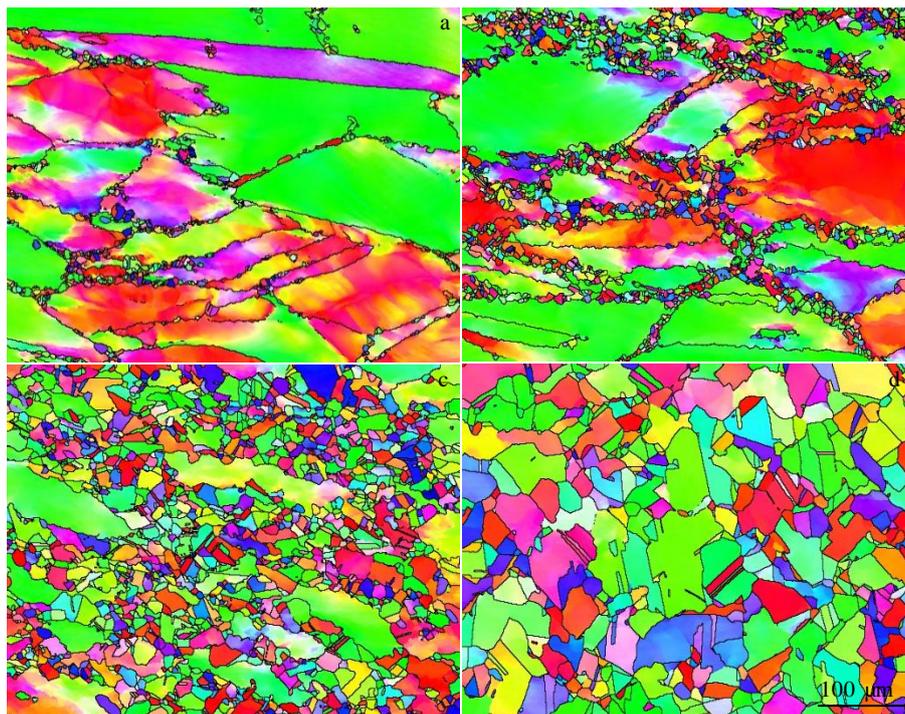


图 9 不同应变速率下在温度 1050 °C 和变形量 60% 的 Incoloy825 合金 EBSD 晶界图

Fig.9 EBSD grain boundary maps of the Incoloy825 alloy under the deformation of 60% and the temperature of 1050 °C with different strain rates: (a) 1 s^{-1} , (b) 0.1 s^{-1} , (c) 0.01 s^{-1} , and (d) 0.001 s^{-1}

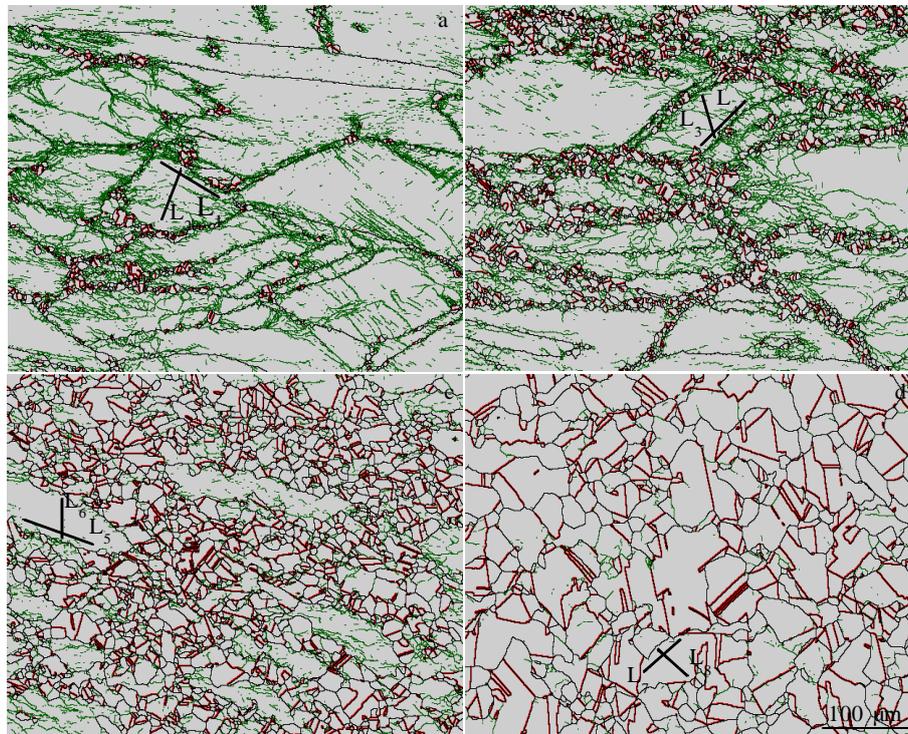


图 10 不同应变速率下在温度为 1050 °C 和变形量为 60% 的 Incoloy825 合金的 OIM 图

Fig.10 OIM maps of the Incoloy825 alloy under the deformation of 60% and the temperature of 1050 °C with different strain rates: (a) 1 s^{-1} , (b) 0.1 s^{-1} , (c) 0.01 s^{-1} , and (d) 0.001 s^{-1}

率下(图 10d), 晶界趋于平直化, 首次完全动态再结晶已经完成。

为了进一步研究应变速率对渐进式亚晶旋转形核机制的影响, 结合图 10 绘制了图 11 沿直线的点对点取向差(黑线)和累积取向差(红线)。当高应变速率下(图 10a), 无论在原始晶界附近还是晶内, 累积取向差很容易超过 10°(图 11a), 表明在高应变速率下亚晶旋转效果发达。这一现象与前人的研究结果一致^[28,29]。在较高应变速率下(图 10b), 原始晶粒内的累积取向差明显高于晶界附近(图 11b)。表明原始晶粒内的亚晶旋转效果比晶界附近活跃。当在低应变速率下(图 10c), 无论在原始晶粒晶界附近还是晶粒内累积取向差都不

超过 10°(图 11c), 表明随着应变速率的降低, 亚晶粒的旋转效果逐渐减弱。而在极低的应变速率下(图 10d), 处于完全动态再结晶的晶界附近或晶粒内取向差都不超过 2°(图 11d), 表明在极低应变速率下亚晶的旋转效果变的十分微弱。

图 12 为 Incoloy825 合金在应变量为 60%, 变形温度为 1050 °C 时不同应变速率下的晶界含量。通过观察发现, 小角度晶界含量随应变速率的升高而增加, 这意味着在高应变速率下 CDRX 的形核机制得到了促进。然而有趣的是, 无论是小角度晶界还是大角度晶界的含量变化近乎直线趋势, 这表明小角度晶界转化为大角度晶界^[30], 且呈线性关系。

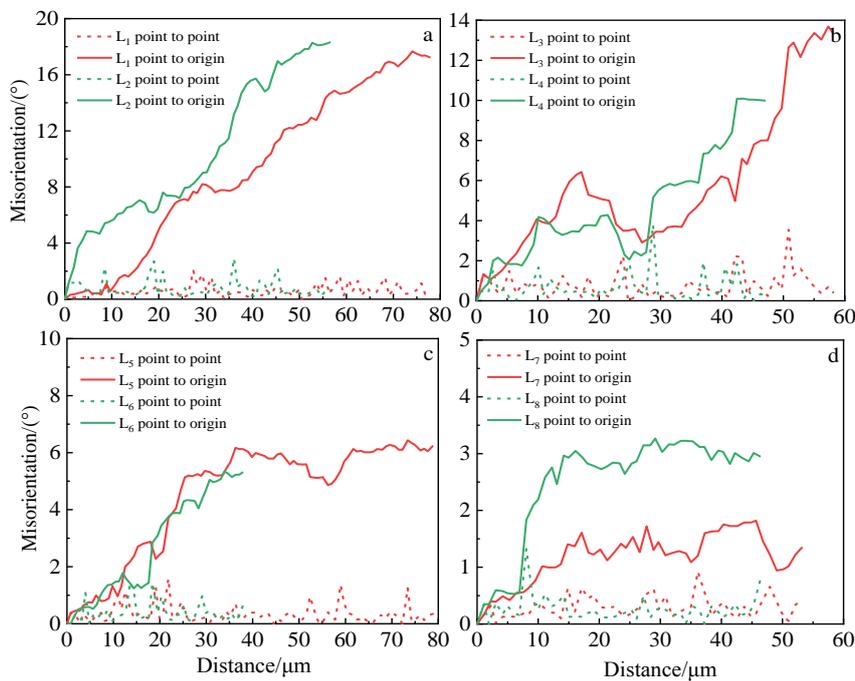


图 11 对应于图 10 中 L₁~L₈ 的沿直线的取向测量差

Fig.11 Misorientations measured along the lines marked in Fig.10: (a) L₁, L₂; (b) L₃, L₄; (c) L₅, L₆; (d) L₇, L₈

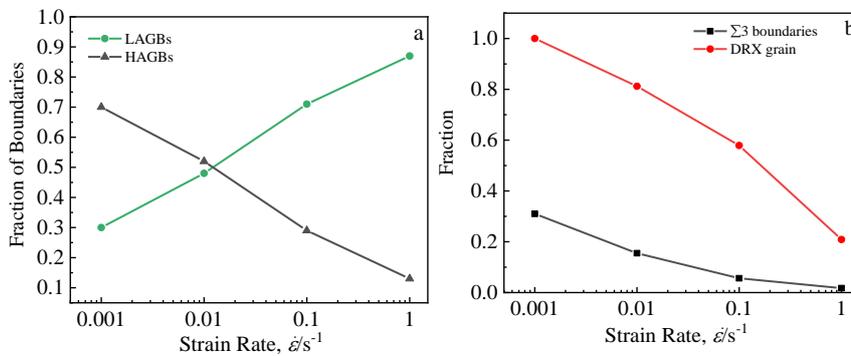


图 12 在应变量为 60% 和温度为 1050 °C 时不同应变速率下取向角和 DRX 的含量

Fig.12 Fractions of boundaries and DRX under the deformation of 60% and the temperature of 1050 °C with different strain rates:

(a) LAGBs and HAGBs; (b) Σ3 boundaries and DRX grain

整体来看应变速率对 DRX 晶粒的形核、生长和晶粒的体积分数有很大的影响。随着应变速率的降低, 新晶粒在长大的同时动态再结晶的含量也逐渐增加(图 12b)。Wang 等人^[31]报道了高温合金 718 在热变形过程中也出现了类似的现象。这是因为较低的应变速率为动态再结晶提供了充足的时间, 有利于动态再结晶的发生。同时 $\Sigma 3$ 孪晶随着应变速率的降低逐渐趋于均匀化, 且含量逐渐增加, 这与动态再结晶变化趋势基本一致。研究表明较多的 $\Sigma 3$ 孪晶界不仅为动态再结晶提供有利的形核位置, 而且 $\Sigma 3$ 孪晶界原子的有序排列还降低了合金的晶面能使合金处于稳定状态。这与文献报道的一致^[32]。由此可见 $\Sigma 3$ 孪晶界对 Incoloy825 高温合金的组织与性能都具有重要意义。

3 结 论

1) 应力-应变曲线整体满足硬化-软化-稳定的流变过程。然而应变速率为 0.01 s^{-1} 的曲线和温度为 $1050 \text{ }^\circ\text{C}$ 时应变速率为 0.001 、 0.01 s^{-1} 的曲线表现为典型的动态再结晶特征。在 $1050 \text{ }^\circ\text{C}$ 时应变速率为 0.1 和 1 s^{-1} 的曲线表现为明显的动态回复特征。

2) 通过拟合发现 Incoloy825 合金峰值应力实验值与预测值相关性很高, 该合金热激活能为 383.95 kJ/mol , 本构方程为:

$$\dot{\epsilon} = 1.937 \times 10^{13} \{ \ln[\sinh(0.08\sigma)] \}^{3.97} \exp\left(-\frac{383.95}{RT}\right)$$

3) 热变形过程中随变形温度的升高或应变速率的降低, 动态再结晶的含量逐渐增加。低变形温度或高应变速率下, CDRX 是 DRX 的主要形核机制, 随着变形温度的升高或应变速率的降低 CDRX 迅速减弱。Incoloy825 合金首次发生完全动态再结晶在 $1100\sim 1150 \text{ }^\circ\text{C}$ 和 $0.01\sim 0.001 \text{ s}^{-1}$ 之间。

4) 热变形过程中随变形温度的升高或应变速率的降低, 小角度晶界逐渐向大角度晶界转化。随机分布的 $\Sigma 3$ 孪晶界逐渐趋于均匀化, 且含量增加。 $\Sigma 3$ 孪晶界对动态再结晶具有促进作用。

参考文献 References

- [1] Wang M L, Chang H. *Engineering & Test*[J], 2019, 59(3): 90
- [2] Lv H X, Liang W, Ji L *et al. Natural Science Edition*[J], 2018, 33(5): 101
- [3] Aytekin H, Yelda A. *Materials and Design*[J], 2013, 50: 515
- [4] Li J, Wang H M. *Materials Science and Engineering A*[J], 2010, 527(18): 4823
- [5] Zhang H L, Li M, Rao Q Q *et al. Metallic Functional*

- Materials*[J], 2021, 28(2): 59
- [6] Chang Z L, Mao X Q, Ma T B *et al. Welded Pipe and Tube*[J], 2020, 43(10): 61
- [7] Luo W J, Peng G, Cai S Y. *Ship Science and Technology*[J], 2020, 42(8): 98
- [8] Zhong X T, Wang L, Huang L K *et al. Journal of Materials Science & Technology*[J], 2020, 42: 241
- [9] Chen X M, Lin Y C, Chen M S *et al. Materials & Design*[J], 2015, 77: 41
- [10] Li Y J, Zhang Y, Chen Z Y *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2020, 847: 156 507
- [11] Kumar S S S, Raghu T, Bhattacharjee P P *et al. Materials Characterization*[J], 2018, 146: 217
- [12] Lin Y C, Wu X Y, Chen X M *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2015, 640: 101
- [13] Wang M J, Sun C Y, Fu M W *et al. Materials & Design*[J], 2020, 188: 108429
- [14] Zhang H B, Zhou H P, Qin S X *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2017, 696: 290
- [15] Wu K, Liu G Q, Hu B F *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2011, 528(13): 4620
- [16] Wen D X, Lin Y C, Chen J *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2015, 618: 372
- [17] Lin Y C, Chen M S, Zhong J. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2008, 205: 308
- [18] Zhong X T, Wang L, Huang L K *et al. Journal of Materials Science & Technology*[J], 2020, 42: 241
- [19] Gajalappa Y, Krishnaiah A, Kumar K B *et al. Materials Today: Proceedings*[J], 2021, 45: 5320
- [20] Sellars C M, Tegart W J. *Science Review Method*[J], 1966, 63: 731
- [21] Lin Y C, Wen D X, Deng J *et al. Materials & Design*[J], 2014, 59: 115
- [22] Mirzadeh H, Cabrera J M, Prado J M *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2011, 528: 3876
- [23] Medina S F, Hernandez C A. *Acta Materialia*[J], 1996, 44: 137
- [24] Aytekin H, Yelda A. *Materials and Design*[J], 2013, 50: 515
- [25] Guo Q M, Li D F, Guo S L *et al. Journal of Nuclear Materials*[J], 2011, 414 (3): 440
- [26] Li Y J, Zhang Y, Chen Z Y *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2020, 847: 156 507
- [27] Ma T F, Li Y L, Zhou X *et al. Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2020, 49(1): 201
- [28] Cao Y, Di H S, Zhang J Q *et al. Materials Science and*

- Engineering A*[J], 2013, 585: 71
- [29] Yan H, Xu S W, Chen R S *et al. Scripta Materialia*[J], 2011, 64: 141
- [30] Wang Yan(王 岩), Xu Fanghong(徐芳泓), Li Yang(李 阳) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2014, 23(12): 3027
- [31] Wang Y, Shao W Z, Zhen L *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2008, 497: 479
- [32] Zhang C, Zhang L W, Shen W F *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2017, 728: 1269

Microstructure Evolution and Hot Deformation Behavior of Incoloy825 Alloy

Zheng Yuewu, Chu Zhibing, Li Yajie, Qin Fengming, Wu Jiaqi, Li Yugui

(College of Materials Science and Engineering, Taiyuan University of Science and Technology, Taiyuan 030024, China)

Abstract: The hot deformation behavior of Incoloy825 alloy under deformation of 60%, temperature of 950~1150 °C and strain rate of 0.001~1 s⁻¹ was studied by hot compression test. Based on Arrhenius equation and Zener-Hollomon parameter model, the constitutive equation model of the alloy was established. The microstructure evolution of the alloy was studied by metallographic microscope (OM) and electron backscattering diffraction (EBSD). The results show that the percentage of dynamic recrystallization (DRX) increases with the increase of deformation temperature or the decrease of strain rate. DRX includes both discontinuous dynamic recrystallization (DDRX) and continuous dynamic recrystallization (CDRX) during hot deformation. With the increase of deformation temperature or the decrease of strain rate, DDRX increases and CDRX decreases. In addition, with the increase of temperature or the decrease of strain rate, the low angle grain boundary gradually transforms to the high angle grain boundary. Simultaneous random distribution $\Sigma 3$ twin boundaries tend to homogenize, which also promotes the dynamic recrystallization.

Key words: Incoloy825 alloy; hot deformation behavior; constitutive equation; dynamic recrystallization; microstructure

Corresponding author: Li Yugui, Ph. D., Professor, College of Materials Science and Engineering, Taiyuan University of Science and Technology, Taiyuan 030024, P. R. China, E-mail: lygykd@163.com