

# 新型耐热合金SP2215的热变形行为

梁凯<sup>1</sup>, 姚志浩<sup>1</sup>, 付莹莹<sup>1</sup>, 王洪瑛<sup>1</sup>, 张砧耀<sup>1</sup>, 程健<sup>2</sup>, 代卫星<sup>3</sup>, 董建新<sup>1</sup>

(1. 北京科技大学 材料科学与工程学院, 北京 100083)

(2. 江苏武进不锈钢股份有限公司, 江苏 常州 213111)

(3. 湖州永兴特种不锈钢有限公司, 浙江 湖州 313099)

**摘要:** 针对火力发电超超临界锅炉过热器/再热器管道用新型耐热合金SP2215, 利用Gleeble 3500热模拟试验机对合金在1100~1250 °C、0.01~10 s<sup>-1</sup>、变形量为50%, 变形条件下进行了一系列热压缩试验, 研究了不同变形温度和变形速率对合金流变曲线、变形组织等的影响, 并通过对流变曲线进行摩擦与温度双修正, 建立了SP2215合金的热变形Arrhenius本构模型、Avrami动态再结晶模型与Yada动态再结晶平均晶粒尺寸模型, 同时基于不同的流变失稳准则分别构建了合金的Prasad热加工图、Murty热加工图和Malas热加工图。结果表明, 随着变形温度的升高, SP2215合金的加工硬化程度有所减小, 更容易发生动态再结晶; 随着应变速率的增加, 合金的流变应力更高, 加工硬化率更大, 当变形速率为1 s<sup>-1</sup>时合金的再结晶程度最低, 当变形条件选择不佳时合金极易出现混晶现象, 在实验条件下合金的最佳热变形窗口为1200~1250 °C、5~10 s<sup>-1</sup>。

**关键词:** SP2215耐热合金; 热变形; 本构模型; 微观组织; 热加工图

中图分类号: TG142.73

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2026)04-1019-18

## 1 引言

随着社会的持续发展, 电力在国家经济建设中的作用愈发重要, 电力的发展程度也严重影响着国民的生活质量。由于我国煤炭资源丰富, 决定了火力发电在我国电力结构中长期的主导地位, 然而燃煤过程中的排放问题日益成为环保议题的焦点。为提高燃煤发电效率、降低环境污染, 超超临界燃煤发电技术应运而生<sup>[1-2]</sup>。

SP2215耐热合金以其优异的高温持久强度以及优异的耐腐蚀性能, 可用于制备新一代620~650 °C超超临界火电锅炉用过热器、再热器等核心部件<sup>[3]</sup>。大部分金属材料在生产过程中均需要通过热塑性变形以获得所需要的形状、尺寸、性能等, 对于奥氏体耐热钢而言, 生产中常见的热加工工艺有热轧、环轧和锻造等, 采用合适的热加工变形工艺不仅可细化晶粒, 改善合金组织结构, 还可消除合金内应力与缺陷, 进而提高合金性能<sup>[4-6]</sup>。因此, 近年来对于合金热变形行为的研究及合理热加工参数的选取已越来越受到人们重视。

目前众多研究者基于热压缩试验数据, 通过热变形本构模型、动态再结晶模型对合金热变形行为进行描述, 该方法已被广泛用于铝合金<sup>[7-8]</sup>、钛合金<sup>[9-10]</sup>、镁合金<sup>[11-12]</sup>、高温合金<sup>[13-16]</sup>和钢铁<sup>[17-18]</sup>等众多领域。同时, 基于动态材料模型(dynamic materials model, DDM)的热加工图, 因其方便、精

确等特点, 已被公认为一种评估材料变形机理和优化工艺参数的有力方法<sup>[17]</sup>。Wang等人<sup>[19]</sup>通过建立HR3C耐热合金的Arrhenius本构模型并结合合金变形显微组织分析, 实现了对合金最终变形组织的调控。Cai等人<sup>[20]</sup>对33Cr23Ni8Mn3N耐热钢进行了一系列热压缩变形实验, 分别建立了Johnson-Cook模型、Fields-Backofen模型与Arrhenius模型, 并采用应变补偿的方式对Arrhenius模型进行修正, 结果表明, Arrhenius模型具有更高的预测精度。Sun等人<sup>[21]</sup>构建了适用于20CrMn钢的Yada动态再结晶模型, 该模型可准确计算振动轧制过程中晶粒尺寸的变化趋势, 在此基础上通过模拟计算有效改善了铸轧带断面上晶粒尺寸分布不均匀的情况。Li等人<sup>[22]</sup>发现单一的失稳准则并不适用于体心立方结构的单相高熵合金, 通过结合Prasad、Gegel、Malas和Murty 4种失稳准则, 得到了合金热加工工艺的流动失稳区和最优热加工工艺区。周舸<sup>[23]</sup>分别建立了GH79合金的Gegel、Prasad、Malas、Murty和Semiatin等5种热加工图, 发现在高温低应变速率下Malas和Gegel准则具有更高的预测准确度, 而Prasad和Murty准则更适用于表征高应变速率下合金的变形行为。然而, 目前关于SP2215合金的研究主要集中在持久性能、耐腐蚀性能及焊接性能等方面, 关于其热变形的研究仍相对不足<sup>[3, 23-28]</sup>。基于此, 本工作系统研究了SP2215耐热合金的热变形行为, 分别建立了合金热变形的

收稿日期: 2025-04-18

基金项目: 国家自然科学基金(52271087, 52471110)

作者简介: 梁凯, 男, 1998年生, 硕士, 北京科技大学材料科学与工程学院, 北京 100083, E-mail: liangkai593@163.com

Arrhenius 方程和动态再结晶模型,并基于不同失稳准则分别建立了合金的 Prasad、Murty 和 Malas 热加工图,结合宏观状态与显微组织分析,为 SP2215 合金热加工工艺参数的选择提供理论参考。

## 2 实验

实验所用 SP2215 耐热合金由北京科技大学进行成分设计,化学成分(质量分数,%)为:Cr 22, Ni 15, Cu 3.5, Nb 0.5, N 0.25, C 0.05, Mn 0.4, Si 0.6, Fe 余量。原材料为  $\Phi 110$  mm 的热轧态合金管坯,由永兴特种不锈钢股份有限公司和江苏武进不锈钢股份有限公司联合生产。使用线切割的方法将管坯加工为  $\Phi 8$  mm $\times$ 12 mm 的圆柱形试样。热压缩模拟实验在 Gleeble-3500 热模拟实验机上进行,具体流程为:先将合金试样以  $10$  °C/s 的速度升温至  $1250$  °C 并保温  $120$  s,使合金内析出相回溶;而后以  $10$  °C/s 的速度降温至变形温度并保温  $120$  s,以使合金内外温度一致,变形温度分别为  $1100$ 、 $1150$ 、 $1200$ 、 $1250$  °C,变形速率分别为  $0.01$ 、 $0.1$ 、 $1$ 、 $5$ 、 $10$  s $^{-1}$ ,变形量均为工程应变  $50\%$ ;变形完成后迅速将试样水冷,以保留合金变形完成后的显微组织。

选取试样纵剖面中心进行组织分析,将试样分别用 60、400、800、1000、2000# 砂纸打磨后,在抛光机上进行机械抛光,而后使用  $2.5$  g  $\text{KMnO}_4$ + $10$  mL  $\text{H}_2\text{SO}_4$ + $90$  mL  $\text{H}_2\text{O}$  的混合侵蚀剂煮沸  $10$  min,经草酸溶液和水清洗后使用乙醇吹干。最终使用 Imager M2m 光学显微镜(OM)对样品金相组织进行观察。

选用 3D 建模软件 Unigraphics NX2007 建立 SP2215 耐热合金热压缩模型,并选用专业有限元模拟软件 Simufact Forming 16.0 模拟不同变形参数下合金的热压缩行为,以验证合金热变形模型的准确性。

## 3 结果与讨论

### 3.1 流变曲线的修正

在 Gleeble 热模拟试验中,试件与压头间的摩擦会影响数据精确性。使用润滑剂可有效降低摩擦的影响,但却难以完全消除。且随着压缩的进行,润滑效果逐渐衰减,致使试样发生不均匀的变形,从而导致“鼓肚”的形成。而实验机所得应力数据未考虑摩擦的影响,致使测定的流变应力偏高,不足以真实反映合金的流变特性,因此对采集到的流变应力数据进行摩擦修正就显得尤为必要<sup>[29-31]</sup>。通过摩擦修正,可以更准确地反映合金在不同条件下的流变应力特性,为后续的研究和应用提供更可靠的数据支持。

流变应力摩擦修正公式采用传统的 Ebrahimi 修正模型,公式如下<sup>[31]</sup>:

$$\sigma = \frac{\sigma_0 C^2}{2[\exp(C) - C - 1]} \quad (1)$$

$$C = \frac{2\mu R}{h} \quad (2)$$

$$R = R_0 \sqrt{\frac{h_0}{h}} \quad (3)$$

式中, $\sigma$ 为摩擦修正后的理想真应力, $C$ 为无量纲参数,用于表征摩擦效应对应力修正的影响程度, $\sigma_0$ 为实测真应力, $\mu$ 为摩擦系数, $R$ 为等效接触半径, $R_0$ 为试样初始半径, $h_0$ 为试样初始高度, $h$ 为热压缩变形后试样高度。

摩擦系数 $\mu$ 的计算公式为:

$$\mu = \frac{\left(\frac{R}{h}\right)b}{\left(\frac{4}{\sqrt{3}}\right) - \left(\frac{2b}{3\sqrt{3}}\right)} \quad (4)$$

式中, $b$ 为鼓肚系数,其计算公式为:

$$b = 4 \frac{(R_M - R_T)h}{R(h_0 - h)} \quad (5)$$

式中, $R_M$ 为热压缩变形后试样的最大半径; $R_T$ 为热压缩变形后试样的最小半径,其计算公式为:

$$R_T = \sqrt{3 \frac{h_0}{h} R_0^2 - 2R_M^2} \quad (6)$$

由上式可知,只需确定热压缩变形过程中鼓形试样的最大半径 $R_M$ 与试样高度 $h$ ,便可通过计算获得摩擦系数 $\mu$ 值,进而对实际真应力-真应变曲线进行修正。热压缩变形过程中鼓形试样高度可根据真应变与工程应变的关系求得,二者关系式为:

$$\varepsilon_t = \ln(1 + \varepsilon_e) \quad (7)$$

式中, $\varepsilon_t$ 表示真应变; $\varepsilon_e$ 表示工程应变,其计算公式为:

$$\varepsilon = \frac{h_0 - h}{h_0} \quad (8)$$

由于热压缩过程中真应变为负值,因此可得:

$$h = \frac{h_0}{\exp(|\varepsilon_t|)} \quad (9)$$

有研究表明<sup>[32]</sup>,Gleeble 热模拟压缩变形过程中 $R_M$ 与真应变呈线性关系,应变速率与变形温度对其影响并不大。通过游标卡尺对实验所得样本的最大半径进行 3 次测量后,计算其平均值,得到本次实验最大半径 $R_M$ 与真应变 $\varepsilon_t$ 关系表达式为:

$$R_M = 4 + 2.886|\varepsilon_t| \quad (10)$$

除此之外,Gleeble 热模拟压缩试验过程中会有大部分塑性变形功转化为热能,从而使得试样温度提高,尽管 Gleeble 热模拟实验机安装有温度传感器,并通过改变电流对试样温度进行修正,然而由于实际变形过程非常复杂,且温度传感器位于试样表面,对试样内部温度感应存在偏差,当塑性变形产生热能无法及时耗散时,便会导致试样局部温度升高,即发生“绝热温升”效应<sup>[32]</sup>。特别是在低变形温度和高应变速率下,一方面变形温度降低,热扩散速率较慢,且随着温度降低合金变形难度增大,由此

产生的变形热更多；另一方面变形时间很短，实验设备无法及时校准温度且热量无法及时向周围环境散发，绝热温升现象更加明显<sup>[33]</sup>。因此，有必要进一步对热压缩变形过程中的流变应力曲线进行绝热温升修正。

热压缩变形过程中合金的绝热温升计算式为<sup>[34]</sup>：

$$\Delta T = \frac{\eta W}{\rho C_p} \int_{\epsilon_0}^{\epsilon_0 + \Delta \epsilon} \sigma d\epsilon \quad (11)$$

式中， $\Delta T$ 为热压缩变形过程中绝热温升量； $\eta$ 为热压缩变形过程中的绝热因子，是应变速率的函数，取值为0~1，考虑到实验情况，近似选取0.9； $W$ 为热功转换系数，即热压缩塑性变形能转化为变形热的比值，取值为0.9~0.95，对于本研究中 Gleeble 小试样， $W$ 取0.95； $\rho$ 为合金密度； $C_p$ 为合金比热容，在不同变形温度下 SP2215 合金密度与比热容存在明显差异，使用 JMatPro 热力学计算软件获得合金在不同变形温度下的密度与比热容数值，如表 1 所示； $\epsilon$ 为应变变量； $\sigma$ 为流变应力； $\int_{\epsilon_0}^{\epsilon_0 + \Delta \epsilon} \sigma d\epsilon$ 表示变形量为  $\Delta \epsilon$  时的机械能。

合金在某变形温度下的真应力可由下式求得<sup>[35]</sup>：

表 1 SP2215 合金密度与比热容

Table 1 Density and specific heat capacity of SP2215 alloy

Temperature/°C	1100	1150	1200	1250
Density/kg·m <sup>-3</sup>	7420	7400	7380	7350
Specific heat capacity/J·(kg·K) <sup>-1</sup>	661	672	685	699

$$\sigma_{iso}(\epsilon, \dot{\epsilon}, T_0) = \sigma_0(\epsilon, \dot{\epsilon}, T_0) - \left[ \frac{\partial \sigma(T)}{\partial T} T \right]_{\epsilon, \dot{\epsilon}} \cdot \Delta T \quad (12)$$

式中， $\sigma_0$ 为实验测得  $T_0$  温度下合金的流变应力，实际为绝热温升  $T_0 + \Delta T$  温度下的流变应力； $\sigma_{iso}$ 为变形温度  $T_0$  下合金的真实流变应力。

图 1 为 SP2215 耐热合金在各个变形温度和应变速率下进行热压缩变形的绝热温升情况。可以看到 SP2215 合金在等温热压缩过程中存在不同程度的绝热温升现象，在一定的变形温度和变形速率下，温度升高量与合金应变变量呈明显的线性相关关系，且变形温度越低、变形速率越快，绝热温升现象越显著。这主要是由于在低温与高应变速率的情况下，合金热扩散速率较慢且热扩散时间较短，较多的变形热无法及时耗散所致。在变形温度为 1100 °C、应变速率为 10 s<sup>-1</sup> 的条件下，合金内部温度升高高达 24.7 °C。可见在等温热变形过程中，材料内部温度并不恒定，普遍高于设定变形温度，导致实验测得的流变应力数据偏低，因此对合金等温热变形的流变曲线进行温度修正十分必要。

此外，当应变速率为 0.01 s<sup>-1</sup> 时，合金在各个变形温度下的绝热温升均较小（斜率最小），最高温升为 10.9 °C；而当应变速率不低于 1 s<sup>-1</sup> 时，在各个变形温度下合金均发生了明显的绝热温升现象（斜率均较大），最高温升均超过了 20 °C，这也说明了合金等温热变形的应变速率是影响绝热温升的最主要因素。

本研究针对在合金的 Gleeble 热压缩实验中所获的

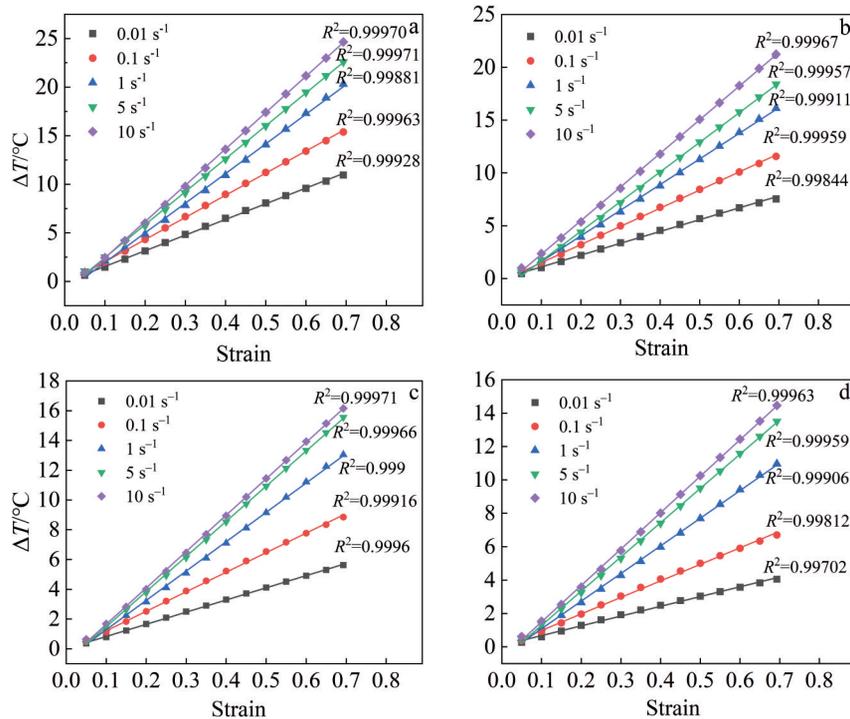


图 1 SP2215 合金在不同变形条件下的绝热温升情况

Fig.1 Adiabatic temperature rise of SP2215 alloy under different deformation conditions: (a) 1100 °C, (b) 1150 °C, (c) 1200 °C, and (d) 1250 °C

流变应力曲线,进行七次多项式平滑处理后,依据上述计算方法,获取摩擦修正后合金的真实流变应力值。进一步对摩擦修正后所得合金流变应力曲线进行绝热温升修正,得到摩擦-温度双修正后的流变应力-应变曲线,如图 2 所示。

由图 2 可知,摩擦与绝热温升现象的存在对合金流变应力值存在较大影响,经摩擦修正后,合金的流变应力值降低,这主要是由于实验所得的流变应力中包含由摩擦引起的应力值,导致实测流变应力值偏高,且变形温度越低/应变速率越高,摩擦对流变应力的影响越大;而绝热温升现象的存在使得实测流变应力数据偏低,这是由高温下材料的软化所致,特别是在变形后期绝热温升现象更加明显,应力偏差也越大,但在整个变形过程中流变应力曲线变化趋势在修正前后基本一致。从图中可以看出,在变形初期,SP2215 合金的流变应力值随应变的增加而迅速增大,这主要是由于在变形过程中,合金内部产生大量位错,位错的增殖与塞积导致合金在变形早期存在明显的加工硬化现象。在相同的应变速率下,随着变形温度的升高,合金的加工硬化程度有所减小,峰值应变也更小。由于流变应变的变化特点是位错引起的加工硬化效应与动态再结晶造成的软化效应相互竞争的结果<sup>[36]</sup>。在高温下,材料内部的原子热扩散加剧,更有利于位错的交滑移和攀移,因而更容易发生动态回复或再结晶,使得合金的变形抗力降低。并且变形温度越高,流变应力的降幅越低,说明变形温度越高,合金更容易发生动

态软化,且动态软化速率越快,软化程度也越大。而随着应变速率的增加,合金的流变应力更高,加工硬化率也更大,这是由于在较高的变形速率下,合金变形较快,由变形产生的空位、位错等缺陷尚未及时通过动态回复与动态再结晶消除。

### 3.2 合金热变形后的显微组织

图 3 为 SP2215 耐热合金热轧后管坯初始金相组织照片。可以看出热轧态合金组织为均匀的奥氏体组织并含有少量孪晶。图 4~图 8 为管坯在相同应变速率,不同变形温度下变形 50% 后的金相组织照片。选取各个热变形参数下合金显微组织照片各 3 张,使用截点法统计合金的动态再结晶平均晶粒尺寸如表 2 所示,同理可测得合金初始组织平均晶粒尺寸约为 40.0  $\mu\text{m}$ 。

动态再结晶主要包括形核和晶核长大 2 个过程,从图 4~图 8 可以看出,当变形温度较低,合金组织主要为被拉长的奥氏体晶粒,此时合金主要发生的动态再结晶形核。随着变形温度的升高,合金动态再结晶程度不断升高,越容易发生动态再结晶,晶粒不断长大。以应变速率为 5  $\text{s}^{-1}$  时的变形组织为例,如图 7 所示。当变形温度为 1100  $^{\circ}\text{C}$  时,如图 7a 所示,合金的显微组织大部分为被拉长的奥氏体晶粒,在拉长的奥氏体晶粒周围存在有细小的再结晶晶粒组织。当温度升高至 1150  $^{\circ}\text{C}$  时,如图 7b 所示,合金发生部分动态再结晶,组织中的变形奥氏体晶粒明显减少。随着温度继续升高,合金的动态再结晶体

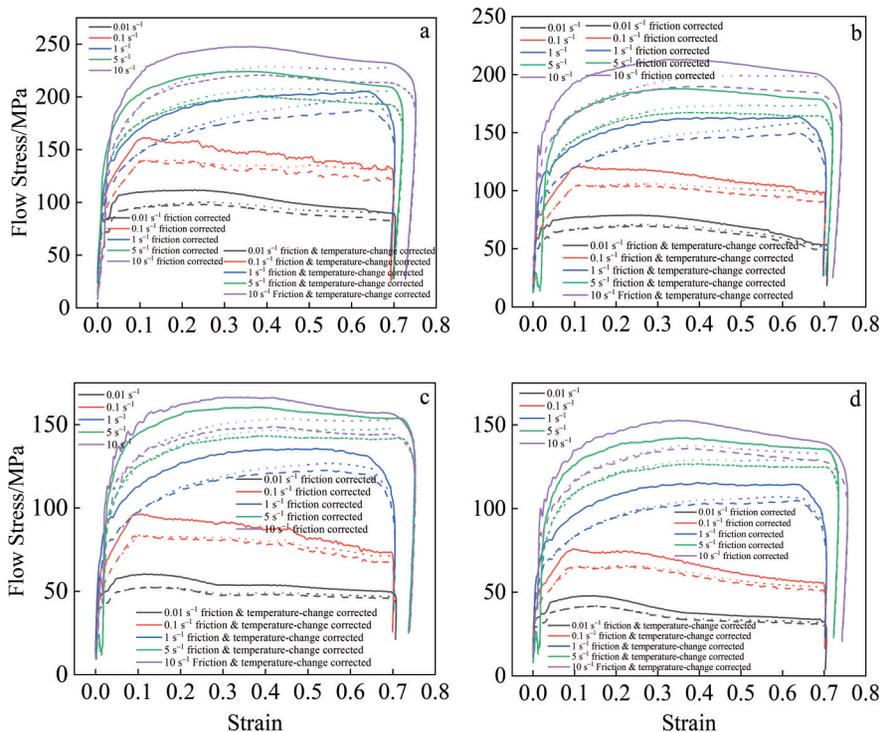


图 2 经摩擦与温度修正的 SP2215 合金流变应力-应变曲线

Fig.2 Flow stress-strain curves of SP2215 alloy modified by friction and temperature: (a) 1100  $^{\circ}\text{C}$ , (b) 1150  $^{\circ}\text{C}$ , (c) 1200  $^{\circ}\text{C}$ , and (d) 1250  $^{\circ}\text{C}$

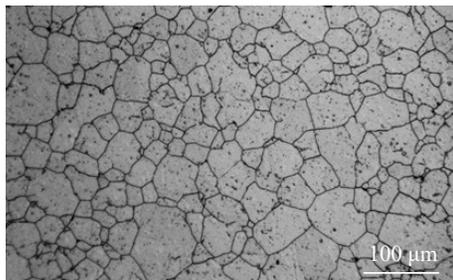


图3 SP2215 合金热轧态组织

Fig.3 Hot-rolled microstructure of SP2215 heat-resistant alloy

表2 不同变形条件下合金的动态再结晶平均晶粒尺寸  
Table 2 Average grain size of dynamic-recrystallized grains of the alloy under different deformation conditions (μm)

Temperature/°C	Strain rate/s <sup>-1</sup>			
	0.01	0.1	5	10
1150	24.93	14.59	12.75	10.36
1200	28.64	18.49	14.89	16.24
1250	46.15	21.23	18.04	19.40

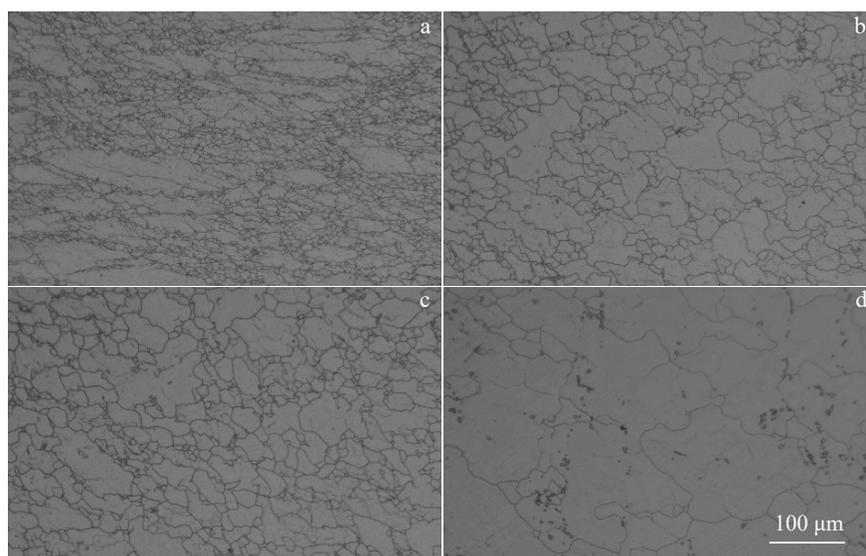


图4 应变速率为0.01 s<sup>-1</sup>时不同变形温度下管坯的OM照片

Fig.4 OM images of tube billet at different deformation temperatures with the strain rate of 0.01 s<sup>-1</sup>: (a) 1100 °C, (b) 1150 °C, (c) 1200 °C, and (d) 1250 °C

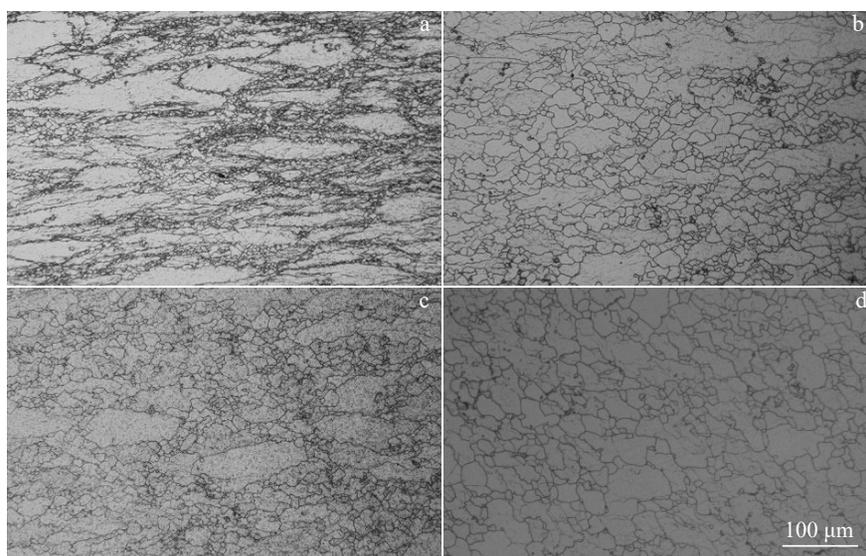


图5 应变速率为0.1 s<sup>-1</sup>时不同变形温度下管坯的OM照片

Fig.5 OM images of tube billet at different deformation temperatures with strain rate of 0.1 s<sup>-1</sup>: (a) 1100 °C, (b) 1150 °C, (c) 1200 °C, and (d) 1250 °C

积分数不断升高至发生完全动态再结晶,且随着温度的进一步升高,动态再结晶晶粒发生长大。

这是由于在高温变形过程中,位错攀移为合金塑性变形的主要变形机制,且温度越高位错开动数量增加、攀移速率越快。位错通过攀移形成小角度晶界,并逐渐吸收其他位错形成大角度晶界<sup>[37]</sup>。在形变储存能的驱动下,大角度晶界发生迁移,该过程即再结晶晶核的长大,此时位错密度逐渐降低,个别优先形核长大的晶粒会吞并临近尺寸较小的晶粒,导致金相组织中晶粒大小不一,个别变形条件下甚至出现混晶现象。

再结晶晶核的长大本质是大角度晶界的迁移,其迁

移机制是原子的热激活跳动,主要受温度的影响,二者符合 Arrhenius 关系。随着温度的升高,晶界迁移的表观激活能降低,晶界移动速度加快,因此随着温度升高,晶粒更容易长大。

此外,变形速率对合金显微组织也有较大的影响。当变形温度高于 1150 °C 时,合金在变形速率为 1 s<sup>-1</sup> 时的再结晶程度最低。当变形速率低于 1 s<sup>-1</sup> 时,在低变形速率下,合金的变形时间变长,因此合金有充足的时间进行动态再结晶晶核与晶核长大,也易出现混晶现象。且变形速率越低,变形时间则越长,因此动态再结晶晶粒更大。当变形速率升高至 5 s<sup>-1</sup> 时,在高变形速率下,动态再

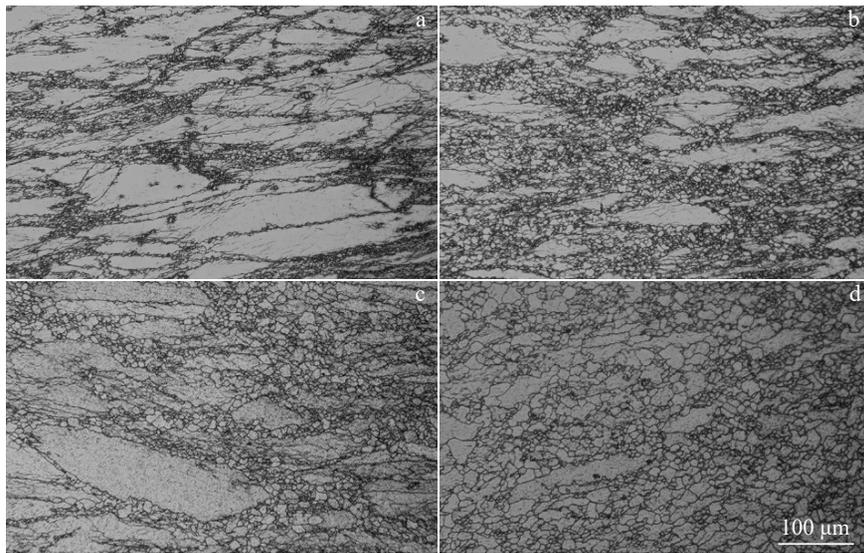


图6 应变速率为 1 s<sup>-1</sup> 时不同变形温度下管坯的 OM 照片

Fig.6 OM images of tube billet at different deformation temperatures with strain rate of 1 s<sup>-1</sup>: (a) 1100 °C, (b) 1150 °C, (c) 1200 °C, and (d) 1250 °C

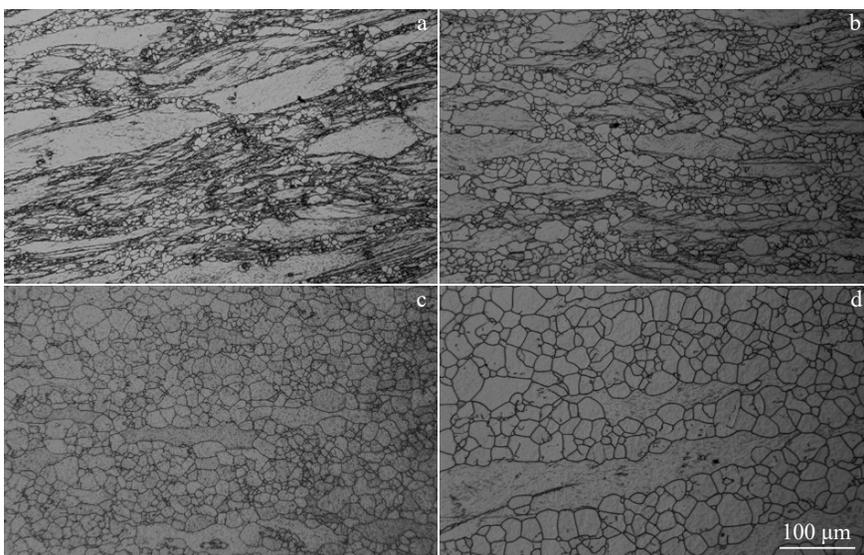


图7 应变速率为 5 s<sup>-1</sup> 时不同变形温度下管坯的 OM 照片

Fig.7 OM images of tube billet at different deformation temperatures with strain rate of 5 s<sup>-1</sup>: (a) 1100 °C, (b) 1150 °C, (c) 1200 °C, and (d) 1250 °C

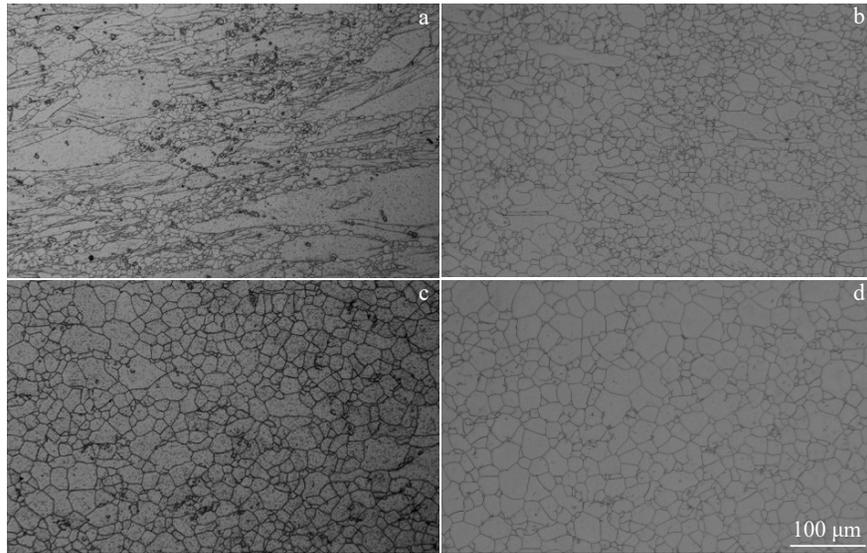


图8 应变速率为 $10 \text{ s}^{-1}$ 时不同变形温度下管坯的OM照片

Fig.8 OM images of tube billet at different deformation temperatures with strain rate of  $10 \text{ s}^{-1}$ : (a)  $1100 \text{ }^{\circ}\text{C}$ , (b)  $1150 \text{ }^{\circ}\text{C}$ , (c)  $1200 \text{ }^{\circ}\text{C}$ , and (d)  $1250 \text{ }^{\circ}\text{C}$

结晶晶粒没有充足的时间进行长大,因此其晶粒尺寸低于变形速率为 $0.1 \text{ s}^{-1}$ 时的晶粒尺寸。当变形速率进一步升高至 $10 \text{ s}^{-1}$ 时,由图1可知,变形速率为 $10 \text{ s}^{-1}$ 时合金的绝热温升最严重,当变形温度为 $1150 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 时,变形速率的升高较绝热温升的影响更大,即变形速率的升高使得动态再结晶晶粒没有充足的时间进行长大,因而此时晶粒组织较变形速率为 $5 \text{ s}^{-1}$ 时更加细小;当变形温度 $1200\sim 1250 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 时,绝热温升对合金组织的影响更大,即由于变形温度的升高,合金更容易发生动态再结晶,晶粒也更容易长大,因而此时晶粒组织较变形速率为 $5 \text{ s}^{-1}$ 时更加粗大。

当变形温度为 $1100 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 时,在各个变形速率下合金均未发生完全动态再结晶,但其动态再结晶程度变化规律与其他温度类似。

### 3.3 合金的唯象本构模型

本构模型可用于描述合金在热变形过程中,热变形参数(变形温度、应变速率)与流变应力之间的关系,选用目前金属材料最为常用的Arrhenius本构模型<sup>[38]</sup>:

$$\dot{\varepsilon} = AF(\sigma)\exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (13)$$

式中, $\dot{\varepsilon}$ 为应变速率; $A$ 为材料常数,与变形温度无关; $Q$ 为热变形激活能; $R$ 为气体常数,值为 $8.314 \text{ J}/(\text{mol}\cdot\text{K})$ ;  $T$ 为变形温度。

$F(\sigma)$ 为流变应力 $\sigma$ 的函数:

$$F(\sigma) = [\sinh(\alpha\sigma)]^n \quad (14)$$

当合金流变应力较低( $\alpha\sigma < 0.8$ )时,

$$F(\sigma) = A_1\sigma^{n_1} \quad (15)$$

当合金流变应力较高( $\alpha\sigma > 1.2$ )时,

$$F(\sigma) = A_2\exp(\beta\sigma) \quad (16)$$

式中, $\alpha$ 、 $n$ 、 $n_1$ 、 $A_1$ 、 $A_2$ 、 $\beta$ 均为材料常数,与变形温度无关,且 $\alpha = \beta/n_1$ 。

在金属发生热变形时,应变速率与变形温度的作用相反,为使用单一参数综合表征变形温度和应变速率对热变形过程的影响,定义(Zener-Hollomon) $Z$ 参数用于描述合金热变形的热加工状态<sup>[39]</sup>。

$$Z = \dot{\varepsilon}\exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \quad (17)$$

将式(13)代入式(17)可得,

$$Z = A[\sinh(\alpha\sigma)]^n \quad (18)$$

将式(15)、(16)分别带入式(13)中,并对两边取对数,整理得:

$$\ln\dot{\varepsilon} = \ln A + n_1 \ln\sigma - Q/RT \quad (19)$$

$$\ln\dot{\varepsilon} = \ln A + \beta\sigma - Q/RT \quad (20)$$

鉴于测量精度对流变应力的精确度有较大影响,一般会用峰值应力取代稳态流变应力进行计算。选取修正后的流变应力曲线,根据式(19)、(20),分别绘制不同变形条件下 $\ln\dot{\varepsilon}-\ln\sigma$ 曲线和 $\ln\dot{\varepsilon}-\sigma$ 曲线,如图9所示。其线性回归后所得斜率分别代表常数 $n_1$ 和 $\beta$ ,其平均值分别为 $6.665$ 和 $0.0606 \text{ MPa}^{-1}$ ,由此可得 $\alpha = 0.0091 \text{ MPa}^{-1}$ 。

对式(17)、(19)两边取对数,整理得:

$$\ln Z = \ln A + n \ln[\sinh(\alpha\sigma)] = \frac{Q}{RT} + \ln\dot{\varepsilon} \quad (21)$$

同理,根据式(21), $\ln\dot{\varepsilon}-\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ 曲线和 $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]-1/T$ 曲线经线性回归后所得斜率分别代表 $n$ 和 $Q/(nR)$ ,通过求取平均值计算可得 $n = 4.8966$ , $Q = 529.4 \text{ kJ/mol}$ 。

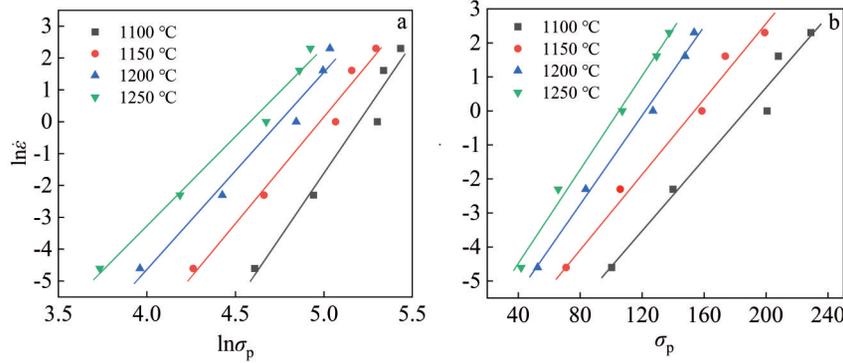


图9 lnε-dot-lnσ<sub>p</sub> 及 lnε-dot-σ<sub>p</sub> 关系

Fig.9 Relationships of lnε-dot-lnσ<sub>p</sub> (a) and lnε-dot-σ<sub>p</sub> (b)

根据式(17),通过所求热变形激活能  $Q$  值,即可求出不同变形条件下的  $Z$  值。由式(21)可知,  $\ln Z - \ln[\sinh(\alpha\sigma)]$  曲线截距即为  $\ln A$ ,经线性回归分析求得  $A=1.37 \times 10^{18}$ 。

据上述结果,可得到热轧态 SP2215 耐热合金的热变形 Arrhenius 本构模型:

$$\dot{\epsilon} = 1.37 \times 10^{18} [\sinh(0.0091\sigma)]^{4.8966} \exp\left(-\frac{529400}{RT}\right) \quad (22)$$

为验证所建立 Arrhenius 热变形本构模型的精确度,使用平均相对误差绝对值(AARE)(式(23))对其进行评估。

$$AARE = \frac{1}{N} \sum_{i=1}^N \left| \frac{Y_i - X_i}{Y_i} \right| \times 100\% \quad (23)$$

式中,  $Y_i$  为经修正后的流变应力值;  $X_i$  为 Arrhenius 本构模型预测流变应力值;  $N$  为样本个数。此处选取各个变形条件下的峰值流变应力进行预测验证,拟合曲线图如图 10 所示。可见流变应力预测值与修正值具有较高的相关性,  $R^2$  高达 0.979。且 AARE 较低,为 4.29%,因此求得的 Arrhenius 本构模型可以较好地反映 SP2215 合金的热变形行为。

尽管 Arrhenius 本构模型已成功证实可用于表征多种合金热变形行为,然而该模型未考虑应变对流变应力的影响,无法反映出热变形过程中应变变化对流变应力的影响。大量研究表明<sup>[20,40]</sup>, Arrhenius 本构模型中  $Q$ 、 $n$ 、 $A$  和  $\alpha$  等材料参数并非固定值,而是应变  $\epsilon$  的多项式函数,同时鉴于热变形过程中会发生动态软化行为,人们提出对原 Arrhenius 本构模型进行应变补偿修正,并称之为应变补偿 Arrhenius 本构模型。因此,考虑对所求得的 Arrhenius 本构模型进行应变补偿,以综合考虑变形温度、应变速率和应变变量对合金热变形行为的影响,得到更加精准的热变形本构模型。

根据上述 Arrhenius 本构模型的计算方法,在应变变量 0.05~0.693 的范围内,以 0.05 为间隔对其进行取值,分别计算出对应的  $Q$ 、 $n$ 、 $\ln A$  和  $\alpha$  等材料参数。对于这些参数的应变补偿通常可采用一次至九次多项式拟合,经研究

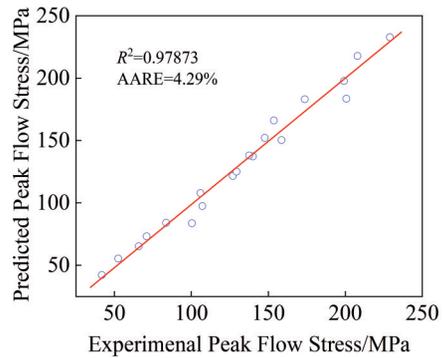


图 10 峰值流变应力预测值与实验值误差拟合图

Fig.10 Fitting line of predicted and experimental peak flow stresses

发现,采用六次多项式拟合时曲线拟合精度较高,拟合相关系数  $R^2$  均大于 0.99,由此得到热轧态 SP2215 耐热合金的热变形应变补偿 Arrhenius 本构模型:

$$\begin{cases} \dot{\epsilon} = A [\sinh(\alpha\sigma)]^n \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \\ Z = \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \\ \sigma = \frac{1}{\alpha} \ln \left\{ \left(\frac{Z}{A}\right)^{\frac{1}{n}} + \left[\left(\frac{Z}{A}\right)^{\frac{2}{n}} + 1\right]^{\frac{1}{2}} \right\} \end{cases} \quad (24)$$

$$\begin{cases} Q = 767.83 - 3077.74\epsilon + 21827.05\epsilon^2 - 89617.41\epsilon^3 \\ \quad + 198144.72\epsilon^4 - 219097.66\epsilon^5 + 94953.8\epsilon^6 \\ n = 7.9654 - 37.0324\epsilon + 264.1907\epsilon^2 - 1123.6\epsilon^3 \\ \quad + 2561.027\epsilon^4 - 2907.0403\epsilon^5 + 1290.5957\epsilon^6 \\ \ln A = 62.735 - 281.76\epsilon + 2047.74\epsilon^2 - 8482.02\epsilon^3 \\ \quad + 18860.5\epsilon^4 - 20969.22\epsilon^5 + 9140.75\epsilon^6 \\ \alpha = 0.01224 - 0.0353\epsilon + 0.164\epsilon^2 - 0.371\epsilon^3 \\ \quad + 0.4006\epsilon^4 - 0.1342\epsilon^5 - 0.0395\epsilon^6 \end{cases} \quad (25)$$

由此可求得各个热变形条件下合金的预测流变应力曲线,其与经摩擦-温度双修正后流变曲线对比图,如图 11 所示。由图 11 可知,二者流变应力相差较小,流变曲线趋势基本一致,个别条件下流变曲线甚至基本重合,说

明经应变补偿修正后,模型的预测效果很好。

同样地,使用 AARE 可对应变补偿本构方程的预测精确度进行量化评估,预测应力值与实验修正应力值拟合曲线图如图 12 所示。AARE=4.05%,略低于应变补偿前 AARE=4.29%,可见通过应变补偿可在一定程度上提高本构模型的精确度。

### 3.4 合金的动态再结晶模型

合金在热压缩变形过程中,首先进行的是加工硬化阶段,此时位错发生增殖并积累,当位错积累一定量后才可能形成再结晶核心发生在结晶,即再结晶发生需要一定的孕育应变变量,该应变变量也被称为再结晶发生的临界应变  $\epsilon_c$ ,对应的流变应力被称为临界应力  $\sigma_c$ 。

Wang 和 Poliak 等人<sup>[41-42]</sup>提出,合金热变形的动态再结晶临界应力  $\sigma_c$  可由加工硬化率  $\theta$  与流变应力  $\sigma$  的关系曲线确定,曲线拐点处所对应的流变应力即为  $\sigma_c$ 。

$\theta$  的表达式为:

$$\theta = \frac{d\sigma}{d\epsilon} \quad (26)$$

$\theta$  与  $\sigma$  的关系可表示为:

$$\theta = A'\sigma^3 + B'\sigma^2 + C'\sigma + D' \quad (27)$$

式中,  $A', B', C', D'$  均为常数,其值与变形参数有关。该三次方程拐点即为发生动态再结晶的临界应力  $\sigma_c = -B'/(3A')$ ,通过流应力应变曲线图,即可获得对应的临界应变  $\epsilon_c$ 。

根据式(26)和式(27)可得 SP2215 合金在变形温度和应变速率分别为 1250 °C、5 s<sup>-1</sup> 时的  $\theta$ - $\sigma$  关系曲线,

如图 13 所示,并求得相应的临界应力  $\sigma_c = 111.82$  MPa,临界应变  $\epsilon_c = 0.1147$ 。

采用上述方法计算可得到不同变形温度和应变速率下合金的临界应变值。研究表明<sup>[43-45]</sup>,动态再结晶的特征参数往往与 Z 参数相关,若能建立二者间的定量关系式,便可通过 Z 参数间接预测对各个变形条件下合金动态再结晶行为。图 14 为临界应力  $\sigma_c$  与 Z 参数间的关系图,通过线性回归拟合,在对数关系下二者相关指数高达 0.98,具有明显的线性相关性,可求得其关系为:

$$\ln\sigma_c = 0.1489\ln Z - 1.852 \quad (28)$$

通过合金应力-应变曲线可获得合金峰值应力  $\sigma_p$ 、峰值应变  $\epsilon_p$  及所做实验中已发生动态再结晶条件下合金的稳态应力  $\sigma_{ss}$ ,并绘制峰值应力  $\sigma_p$  和稳态应力  $\sigma_{ss}$  与 Z 参数关系图,如图 15 所示,其关系式分别为:

$$\ln\sigma_p = 15.8945\ln Z - 562.7417 \quad (29)$$

$$\ln\sigma_{ss} = 0.1797\ln Z - 3.1567 \quad (30)$$

研究表明,临界应变  $\epsilon_c$  通常为峰值应变  $\epsilon_p$  的线性函数<sup>[46]</sup>,通过线性回归拟合二者关系曲线可得,拟合曲线相关指数  $R^2 = 0.85$ ,说明二者具有一定的相关性,其关系式为:

$$\epsilon_c = 0.3\epsilon_p \quad (31)$$

大量研究表明,通过流变应力曲线可计算合金的动态再结晶程度,该方法最早由 Bergstrom 得出,动态再结晶体积分数  $X_{DRX}$  可表示为<sup>[47]</sup>:

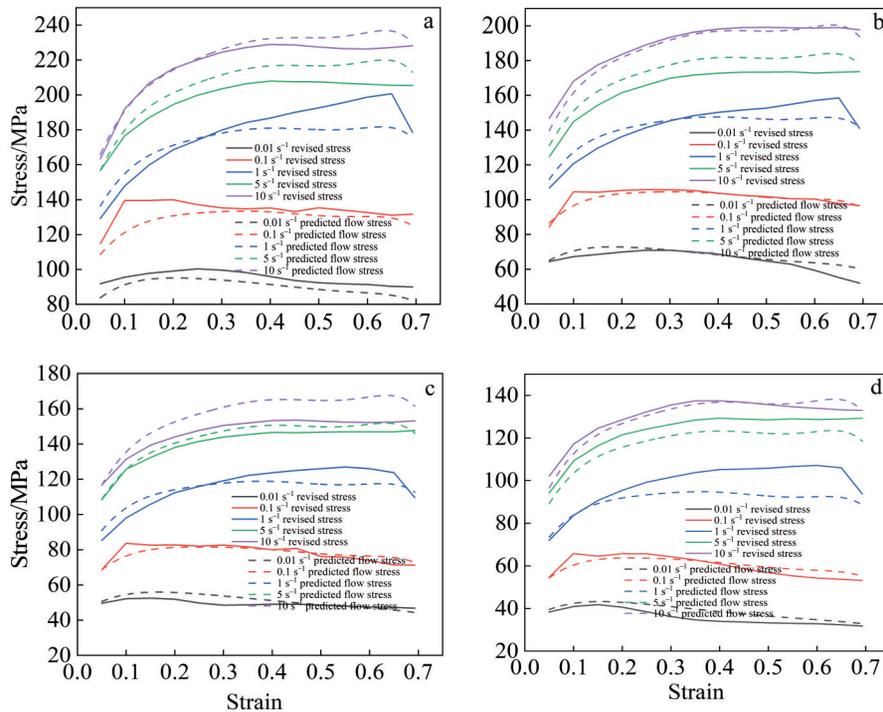


图 11 不同变形条件下流变应力预测值与修正值对比图

Fig.11 Predicted and revised flow stresses under different deformation conditions: (a) 1100 °C, (b) 1150 °C, (c) 1200 °C, and (d) 1250 °C

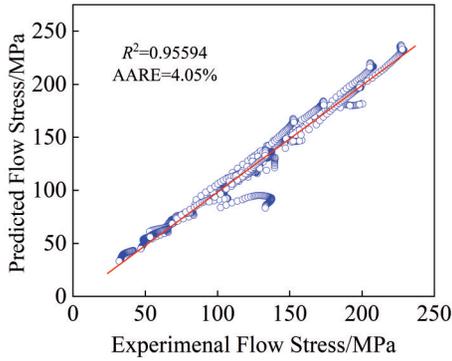


图 12 不同变形条件下流变应力预测值与修正值对比图

Fig.12 Fitting lines of predicted and revised the flow stresses

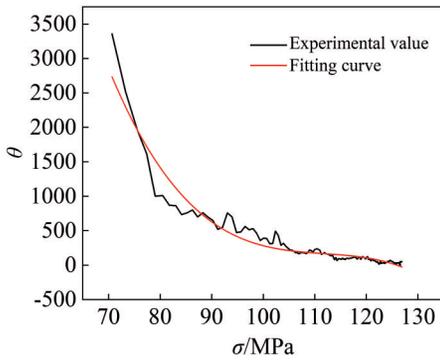


图 13 变形条件为 1250 °C/5 s<sup>-1</sup> 时的 θ-σ 关系曲线

Fig.13 Relationship curve of θ-σ under the deformation condition of 1250 °C/5 s<sup>-1</sup>

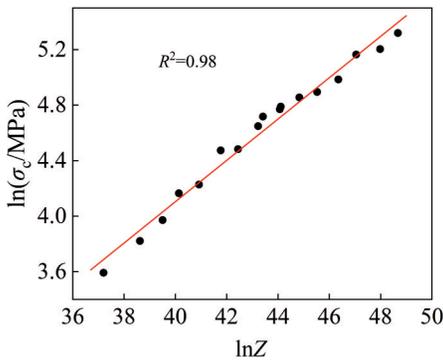


图 14 临界应力(σ<sub>c</sub>)与 Z 参数的关系

Fig.14 Relationship between critical stress (σ<sub>c</sub>) and Z parameter

$$X_{DRX} = \frac{\sigma_{ip} - \sigma_i}{\sigma_{ip} - \sigma_{iss}} \quad (32)$$

式中,σ<sub>i</sub>为合金在某一热变形状态下的流变应力,σ<sub>ip</sub>为该变形条件下的峰值应力,σ<sub>iss</sub>为该变形条件下的稳态应力。计算得到X<sub>DRX</sub>与真应变ε的关系曲线如图 16 所示。

Laasraoui 等人<sup>[48]</sup>通过对 Avrami 再结晶动力学方程优化,得出动态再结晶体积分数也可由式(33)得出。

$$X_{DRX} = 1 - \exp \left[ -k \left( \frac{\epsilon_i - \epsilon_{ic}}{\epsilon_{i0.5}} \right)^{n'} \right] \quad (33)$$

式中,k、n'均为材料常数;ε<sub>i</sub>为合金在某一热变形状态下的真应变,ε<sub>ic</sub>该变形条件下的临界应变;ε<sub>i0.5</sub>为该变形条件下动态再结晶百分数为 50% 时的真应变,可由图 16 得出。由图 16 可看出,总体而言,在一定变形温度下,随着应变速率的增加,合金发生动态再结晶所需的临界应变增大,然而动态再结晶速率会加快。这是由于在高应变速率下,合金的变形时间明显缩短,位错积累速度加快,然而位错运动及大角度晶界迁移时间亦明显缩短,不利于动态回复和动态再结晶的进行,积累的大量位错也使得高应变速率下合金的峰值应力更大,动态再结晶速率加快<sup>[49-50]</sup>。变形温度与变形速率的影响正好相反,变形温度越高,位错攀移等热激活过程进行得越完全,合金的峰值应力降低,合金发生动态再结晶所需的临界应变减小,动态再结晶速率降低。

对式(33)两边求对数,整理可得:

$$\ln \left[ -\ln(1 - X_{DRX}) \right] = \ln k + n' \ln \left( \frac{\epsilon_i - \epsilon_{ic}}{\epsilon_{i0.5}} \right) \quad (34)$$

通过最小二乘法线性拟合 ln[-ln(1-X<sub>DRX</sub>)] - ln[(ε<sub>i</sub>-ε<sub>ic</sub>)/ε<sub>i0.5</sub>]关系曲线,即可求得函数未知量 n'、k。为提高模型精确度,选取相关指数 R<sup>2</sup> 高于 0.9 的计算结果并求平均值,所得 n'、k 值分别为 5.316、2.586,代入式(33)可得,SP2215 耐热合金动态再结晶体积分表达式为:

$$X_{DRX} = 1 - \exp \left[ -2.586 \left( \frac{\epsilon_i - \epsilon_{ic}}{\epsilon_{i0.5}} \right)^{5.316} \right] \quad (35)$$

忽略合金初始晶粒大小的影响,ε<sub>0.5</sub>可表示为:

$$\epsilon_{0.5} = F \dot{\epsilon}^p \exp \left( \frac{Q_{DRX}}{RT} \right) \quad (36)$$

式中,F、p 为材料常数,Q<sub>DRX</sub>为动态再结晶激活能,R 为气体常数,T 为热变形温度。

对式(36)两边取对数可得:

$$\ln \epsilon_{0.5} = \ln F + p \ln \dot{\epsilon} + \frac{Q_{DRX}}{RT} \quad (37)$$

根据式(37)可知,在一定的变形温度 T 下,lnε<sub>0.5</sub>与 lnε̇存在线性关系,且其斜率为常数 p。不同温度下,二者关系图如图 17 所示,通过拟合求得斜率平均值 p = 0.064 99。

同理,根据式(37)可知,在一定的应变速率下,lnε<sub>0.5</sub>与 1/T 存在线性关系,且其斜率为 Q<sub>DRX</sub>/R,求取不同应变速率下结果平均值,最终可得 Q<sub>DRX</sub>=52 242.18 J/(mol·K)。将所得 p、Q<sub>DRX</sub> 值代入式(36),即可求得不同热变形参数下的 F 值,求取平均值可得 F=0.0071。由此可得 SP2215 耐热合金的动态再结晶体积分模型为:

$$\begin{cases} X_{DRX} = 1 - \exp \left[ -2.586 \left( \frac{\epsilon - \epsilon_c}{\epsilon_{0.5}} \right)^{5.316} \right] \\ \epsilon_{0.5} = 0.0071 \dot{\epsilon}^{0.06499} \exp \left( \frac{52242.18}{RT} \right) \end{cases} \quad (38)$$

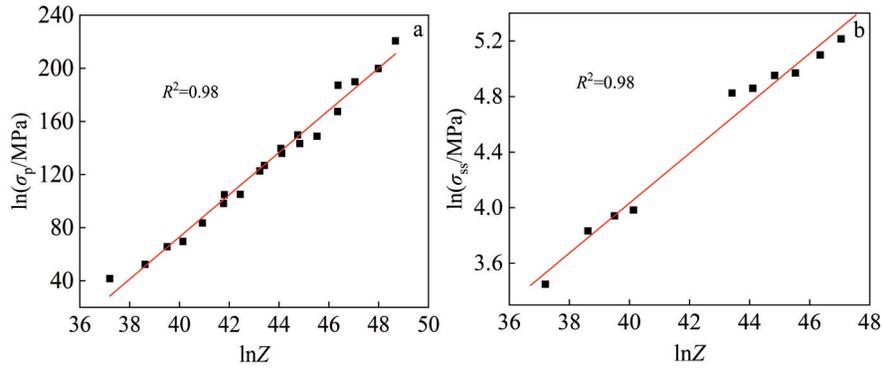


图15 峰值应力和稳态应力与Z参数关系

Fig.15 Relationship of peak stress (a) and steady-state stress (b) with Z parameter

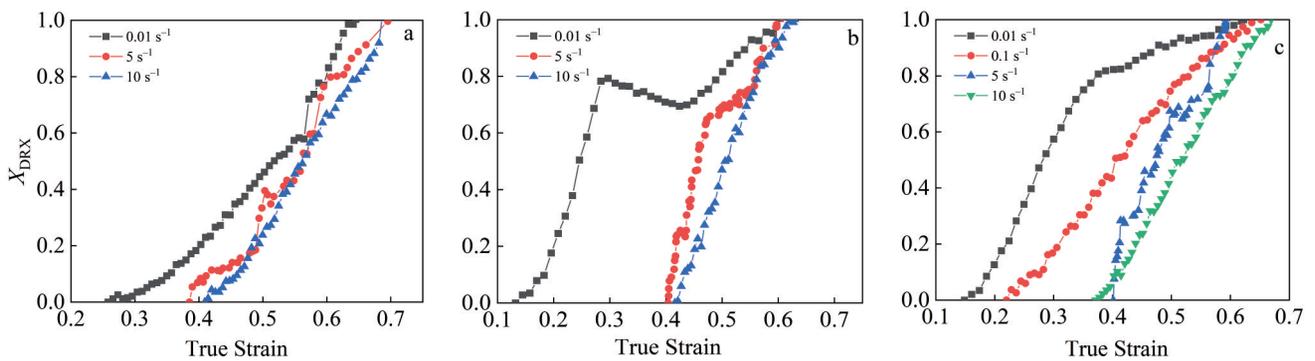


图16 不同变形条件下动态再结晶体积分数与真应变的关系

Fig.16 Relationships between volume fraction of dynamic-recrystallized grains and true strain of the alloy under different deformation conditions: (a) 1150 °C, (b) 1200 °C, and (c) 1250 °C

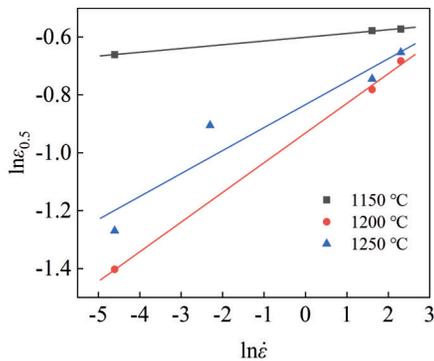


图17  $\ln\epsilon_{0.5}$  与  $\ln\epsilon$  的关系

Fig.17 Relationship between  $\ln\epsilon_{0.5}$  and  $\ln\epsilon$

大量研究表明,在热变形过程中,合金的动态再结晶平均晶粒尺寸与其初始晶粒尺寸  $d_0$ 、应变速率  $\dot{\epsilon}$ 、变形温度  $T$  及变形量  $\epsilon$  等均有关,其经验关系式为<sup>[51-53]</sup>:

$$D_{DRX} = F_1 d_0^s \dot{\epsilon}^{p_1} \epsilon^n \exp\left(-\frac{Q_1}{RT}\right) \quad (39)$$

式中,  $F_1$ 、 $s$ 、 $p_1$ 、 $n$  均为材料常数,由于本文实验所用 SP2215 合金初始晶粒尺寸相同,且热变形压缩量均为工程应变 50%,因此可将  $F_1 d_0^s \epsilon^n$  简化为常数  $F_2$ 。对简化后

的式(39)两边取对数可得:

$$\ln D_{DRX} = \ln F_2 + p_1 \ln \dot{\epsilon} - \frac{Q_1}{RT} \quad (40)$$

根据式(40)可知,在一定的变形温度  $T$  下,  $\ln D_{DRX}$  与  $\ln \dot{\epsilon}$  存在线性关系,且其斜率为常数  $p_1$ 。通过拟合不同变形温度下  $\ln D_{DRX}$ - $\ln \dot{\epsilon}$  关系曲线,可得其斜率平均值即为  $p_1 = -0.1004$ 。

同理,根据式(40)可知,在一定的应变速率下,  $\ln D_{DRX}$  与  $1/T$  存在线性关系,且其斜率为  $Q_1/R$ ,为方便绘图计算,绘制不同应变速率下,  $\ln D_{DRX}$ - $1000/T$  关系图如图 18 所示。曲线其斜率为  $Q_1/1000R$ ;截距为  $\ln F_2 + p_1 \ln \dot{\epsilon}$ ,通过代入不同变形速率及其对应  $p_1$  值,即可求得常数  $F_2$ 。由图 18 可知,变形速率对合金的动态再结晶平均晶粒尺寸有很大影响,当变形速率较高 ( $\geq 10 \text{ s}^{-1}$ ) 或较低 ( $\leq 0.01 \text{ s}^{-1}$ ) 时曲线斜率绝对值更大,说明在较高应变速率或较低应变速率下,变形温度对合金的动态再结晶平均晶粒尺寸影响较中等应变速率时更大。经过统计计算,分别得出高/低应变速率与中等应变速率下  $Q_1$  与  $F_2$  值分别为  $Q_{11} = 111\,916.2 \text{ J/mol}$ ,  $F_{21} = 182\,744.3$ ;  $Q_{12} = 65\,193.98 \text{ J/mol}$ ,  $F_{22} = 3281.95$ 。

由此可得 SP2215 耐热合金的传统动态再结晶平均晶粒尺寸模型为:

$$\begin{cases} D_{\text{DRX}} = 182744.3\dot{\epsilon}^{-0.1004} \exp\left(-\frac{111916.2}{RT}\right) \\ \quad (\dot{\epsilon} \geq 10 \text{ s}^{-1} \text{ or } \dot{\epsilon} \leq 0.01 \text{ s}^{-1}) \\ D_{\text{DRX}} = 3281.95\dot{\epsilon}^{-0.1004} \exp\left(-\frac{65193.98}{RT}\right) \\ \quad (0.1 \text{ s}^{-1} \leq \dot{\epsilon} \leq 5 \text{ s}^{-1}) \end{cases} \quad (41)$$

为验证模型准确性,将模型计算值与实验值进行对比,如图 19 所示。可以看出二者实际相差不大,平均相对误差绝对值约为 9.63%,满足实际工程应用要求。

此外, Yada 认为合金在动态再结晶过程中晶粒尺寸

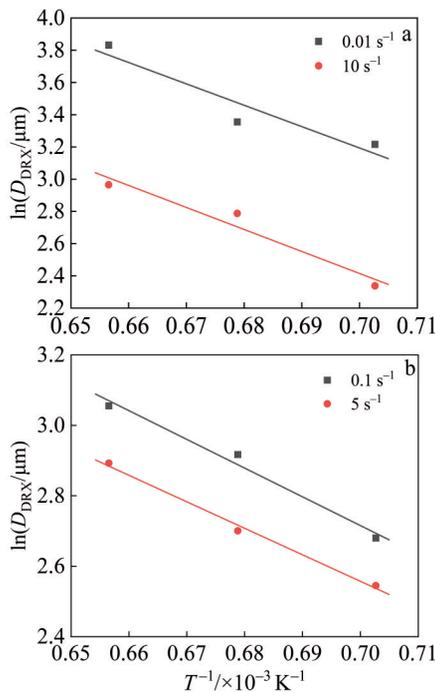


图 18  $\ln D_{\text{DRX}}$  与  $1/T$  关系

Fig. 18 Relationships between  $\ln D_{\text{DRX}}$  and  $1/T$  under different strain rates: (a) 0.01 and  $10 \text{ s}^{-1}$ ; (b) 0.1 and  $5 \text{ s}^{-1}$

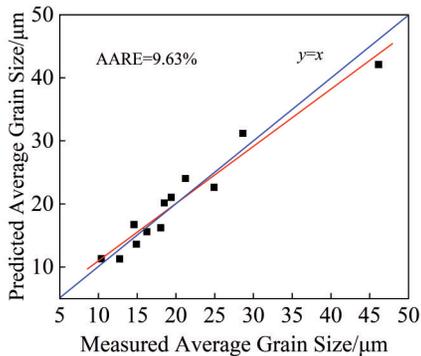


图 19 传统动态再结晶平均晶粒尺寸预测值与实测值误差拟合图  
Fig. 19 Error fitting diagram of predicted and measured average grain sizes of traditional dynamic-recrystallized grains

的变化情况与临界应变  $\epsilon_c$  有关,其关系式为<sup>[21]</sup>:

$$\begin{cases} D_{\text{DRX}} = d_0 & (\bar{\epsilon} < \epsilon_c) \\ D_{\text{DRX}} = C_1 \dot{\epsilon}^{-C_2} \exp\left(\frac{-C_3 Q}{RT}\right) & (\bar{\epsilon} \geq \epsilon_c) \\ \epsilon_c = C_4 \exp\left(\frac{C_5}{T}\right) \end{cases} \quad (42)$$

式中,  $d_0$  为热变形前的初始晶粒尺寸,  $\bar{\epsilon}$  为平均应变,  $Q$  为 Arrhenius 本构模型中的热变形激活能,  $C_1, C_2, C_3, C_4, C_5$  均为常数。

当变形温度一定时,式(42)可表示为:

$$C_2 = -\frac{d \ln D_{\text{DRX}}}{d \ln \dot{\epsilon}} \quad (43)$$

因此,通过拟合不同变形温度下  $\ln D_{\text{DRX}} - \ln \dot{\epsilon}$  关系曲线,其斜率即为常数  $C_2=0.1004$ 。

当变形速率一定时,式(42)可表示为:

$$C_3 = -\frac{R}{Q} \cdot \frac{d \ln D_{\text{DRX}}}{d(1/T)} \quad (44)$$

因此,通过拟合不同变形温度下  $\ln D_{\text{DRX}} - 1000/T$  关系曲线,如图 18 所示,其斜率经计算可得常数  $C_3=0.1673$ 。将  $C_2, C_3$  代入式(42)中,即可求得不同变形条件下的常数  $C_1$  值,求取平均值为  $C_1=24\ 655.51$ 。

由式(42)中临界应变计算公式可得:

$$\ln \epsilon_c = \ln C_4 + \frac{C_5}{T} \quad (45)$$

即:

$$C_5 = \frac{d \ln \epsilon_c}{d(1/T)} \quad (46)$$

因此,通过拟合不同变形温度下  $\ln \epsilon_c - 1000/T$  关系曲线,计算其斜率可得常数  $C_5=6044.92$ ,计算其截距可得常数  $C_4=0.002\ 762$ 。

由此可得 SP2215 耐热合金的 Yada 动态再结晶平均晶粒尺寸模型为:

$$\begin{cases} D_{\text{DRX}} = 40 \mu\text{m} & (\bar{\epsilon} < \epsilon_c) \\ D_{\text{DRX}} = 24655.51 \dot{\epsilon}^{-0.1004} \exp\left(\frac{-0.1673 Q}{RT}\right) & (\bar{\epsilon} \geq \epsilon_c) \\ \epsilon_c = 0.002762 \times \exp\left(\frac{6044.92}{T}\right) \end{cases} \quad (47)$$

为进一步验证 Yada 模型的准确性,使用 Simufact Forming 16.0 软件对合金热压缩行为进行有限元模拟。不同热变形条件下合金晶粒尺寸的模拟结果如图 20 所示,于试样中心部位随机选取 5 个点,可求得各个模拟变形条件下的动态再结晶晶粒尺寸平均值。可以看出,模拟结果具有较高的准确性,平均相对误差约为 8.64%,因此 Yada 模型可用于对 SP2215 合金热变形过程中动态再结晶行为的预测。

使用 Z 参数也可实现对动态再结晶平均晶粒尺寸

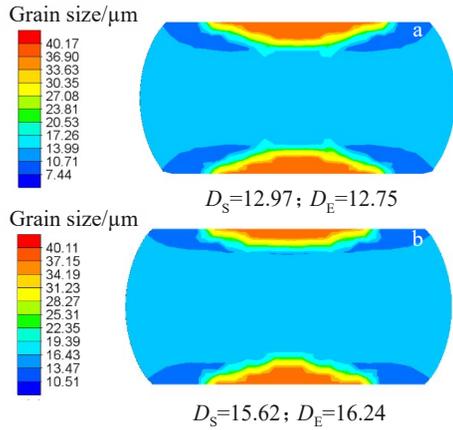


图20 不同热变形条件下 SP2215 合金晶粒尺寸纵截面分布图  
Fig.20 Longitudinal section distributions of grain size of SP2215 alloy under different thermal deformation conditions ( $D_s$ —simulated average grain size of dynamic-recrystallized grains;  $D_e$ —experimental average grain size of dynamic-recrystallized grains): (a) 1150 °C/5 s<sup>-1</sup> and (b) 1200 °C/10 s<sup>-1</sup>

$D_{DRX}$  的定量表征,  $\ln D_{DRX}$  与  $\ln(Z/A)$  关系图如图 21 所示, 其中  $A$  为 Arrhenius 本构模型中的材料常数  $A$ 。拟合关系式为:

$$D_{DRX} = 20.55 \left( \frac{Z}{A} \right)^{-0.11} \quad (48)$$

该方法计算过程较为简便, 然而经计算表明, 其 AARE=13.40, 与其他方法相比误差较大, 可用于对合金动态再结晶晶粒尺寸的初步预测。

### 3.5 合金的热加工图

在合金的热加工变形过程中, 变形温度与应变速率等热加工参数是影响合金性能的主要因素, 而热加工图便可展示合金在不同温度和应变速率下的变形特性, 并可预测热变形过程中可能出现的开裂、变形不均匀等问题, 进一步结合合金热变形过程中金相组织的演变, 可为合金实际生产过程中热变形参数的选择提供参考。

动态材料模型最初由 Gegel 提出, 该模型指出, 在热加工变形过程中, 合金可视为一种非线性的功率耗散体, 外界输入合金的功率一方面用于合金发生塑性变形, 被称为功率耗散量  $G$ , 该部分能量大部分会转化为热能, 小部分转变为晶体缺陷能; 另一部分用于合金变形过程中的组织演化, 被称为功率耗散协量  $J$ <sup>[54-55]</sup>。因此, 合金在热变形过程中吸收的能量  $P$  可表示为<sup>[56-58]</sup>:

$$P = \sigma \dot{\epsilon} = G + J = \int_0^{\dot{\epsilon}} \sigma d\dot{\epsilon} + \int_0^{\sigma} \dot{\epsilon} d\sigma \quad (49)$$

其中:

$$G = \int_0^{\dot{\epsilon}} \sigma d\dot{\epsilon} \quad (50)$$

$$J = \int_0^{\sigma} \dot{\epsilon} d\sigma \quad (51)$$

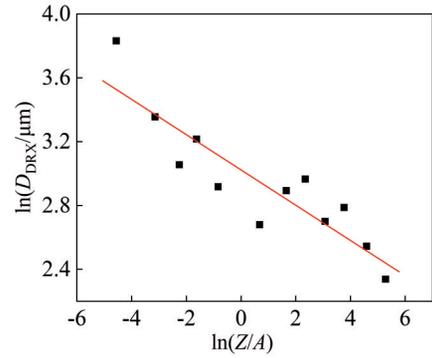


图21  $\ln D_{DRX}$  与  $\ln(Z/A)$  的关系  
Fig.21 Relationship between  $\ln D_{DRX}$  and  $\ln(Z/A)$

根据合金的本构方程可知, 当合金的变形温度和变形量恒定时, 本构关系也可表示为:

$$\sigma = \sigma(\dot{\epsilon}, T, S) \quad (52)$$

式中,  $\sigma$  为流变应力,  $\dot{\epsilon}$  应变速率,  $T$  为热变形温度,  $S$  为材料参数, 由材料的组织特征决定。

也可将流变应力  $\sigma$  表示为真应变  $\epsilon$  的函数, 即式(52)可表示为:

$$\sigma = \sigma(\dot{\epsilon}, T, \epsilon) \quad (53)$$

由此可知, 当变形温度和应变量一定时, 合金的流变应力与应变速率存在一种动态关系, 即:

$$\sigma = K \dot{\epsilon}^m \quad (54)$$

式中,  $K$  为影响强度的温度参数,  $m$  为应变速率敏感指数。式(54)也被称为动态本构方程。

对式(54)两边取对数, 可得:

$$\ln \sigma = \ln K + m \ln \dot{\epsilon} \quad (55)$$

则应变速率敏感指数  $m$  为:

$$m = \frac{\partial(\ln \sigma)}{\partial(\ln \dot{\epsilon})} \quad (56)$$

将动态本构方程(54)分别代入式(50)和式(51)可得:

$$G = \int_0^{\dot{\epsilon}} \sigma d\dot{\epsilon} = \int_0^{\dot{\epsilon}} K \dot{\epsilon}^m d\dot{\epsilon} = \frac{1}{m+1} \sigma \dot{\epsilon} \quad (57)$$

$$J = \int_0^{\sigma} \dot{\epsilon} d\sigma = \int_0^{\sigma} \left( \frac{\sigma}{K} \right)^{1/m} d\sigma = \frac{m}{m+1} \sigma \dot{\epsilon} \quad (58)$$

当材料热变形为理想线性耗散过程时,  $m=1$ , 此时功率耗散协量  $J$  达到最大值, 即:

$$J_{\max} = \frac{\sigma \dot{\epsilon}}{2} \quad (59)$$

当材料热变形为非线性耗散过程时, 功率耗散协量  $J$  可利用能量耗散效率  $\eta$  进行表示:

$$\eta = \frac{J}{J_{\max}} = \frac{2m}{m+1} \quad (60)$$

$\eta$  为无量纲参数, 与应变量  $\epsilon$ 、热变形温度  $T$ 、热变形速率  $\dot{\epsilon}$  均有关。其物理意义为热变形过程中合金的相对内熵产率, 描述了热变形过程中合金用于微观组织演变

所消耗的能量与总输入能量的比值,因而可表征不同热加工参数下合金的耗散微观组织,η值越高,则该热变形条件下合金的热加工性能越好,一般认为η大于30%时,合金在该热变形条件下具有较好的热加工性能<sup>[59]</sup>。

Prasad 等人认为合金在热变形过程中的流变应力σ与应变速率ε̇符合幂律关系,即式(51),且m值为定值。基于DMM原理,Prasad提出热变形过程中合金的流变失稳判据:

$$\zeta(\dot{\epsilon}) = \frac{\partial \left\{ \ln \left[ \frac{m}{(m+1)} \right] \right\}}{\partial (\ln \dot{\epsilon})} + m < 0 \quad (61)$$

式中,ζ为失稳因子,当ζ<0时,合金发生失稳。

根据上述理论计算,选用经摩擦与温度修正后的流变曲线数据,可分别得到真应变为0.693时SP2215合金的热变形功率耗散图与流变失稳图,将二者叠加即为合金的热变形图,如图22所示。图中各等值线上数值表示能量耗散效率η的百分数,阴影区为ζ<0的流变失稳区。可以看出,在该热变形范围内,合金存在3个高功率耗散区,分别为中温高应变速率区(区域1)、中低温低应变速率区(区域2)、高温中低应变速率区(区域3)。

而Murty等人则认为,对于复杂的合金,流变应力与应变速率并不为幂律关系。在多数情况下,应变速率敏感指数m也并非常数,而是会随着应变速率与变形温度的变化而变化,通过对动态材料模型进行修正,Murty提出了新的热加工图计算方法<sup>[54,60]</sup>。其中,能量耗散效率η的表达式为:

$$\eta = \frac{J}{J_{\max}} = \frac{P-G}{P/2} = 2 \left( 1 - \frac{G}{P} \right) = 2 \left( 1 - \frac{1}{\sigma \varepsilon \int_0^{\dot{\epsilon}} \sigma d\dot{\epsilon}} \right) \quad (62)$$

材料流变失稳准则为:

$$2m < \eta \text{ 或 } \eta \leq 0$$

由此通过Matlab插值计算,可得SP2215耐热合金在真应变0.693时的Murty热加工图,如图23所示。从图23中可以看出,在该热变形范围内,合金亦存在3个高功率耗散区,分别为中温高应变速率区(区域1)、中低温低应变速率区(区域2)、高温中应变速率区(区域3)。区域1与Prasad热加工图范围类似。

Malas等人<sup>[61]</sup>提出了一种使用应变速率敏感指数m与温度敏感指数s共同表征合金热变形加工稳定性的方法。在一定应变与应变速率下,温度敏感指数s的表达式为:

$$s = \frac{1}{T} \left\{ \frac{\partial (\ln \sigma)}{\partial (1/T)} \right\} \quad (63)$$

材料的稳定性准则为:

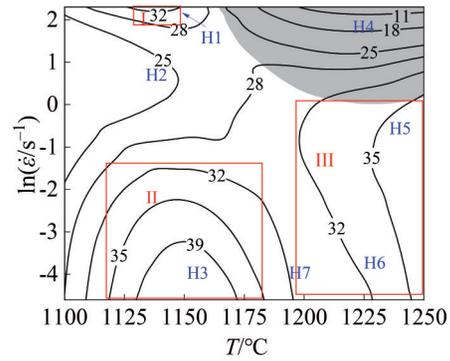


图22 真应变为0.693时SP2215耐热合金的Prasad热加工图  
Fig.22 Prasad hot working diagram of SP2215 heat-resistant alloy at true strain of 0.693

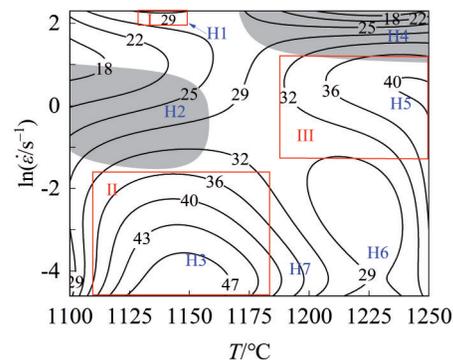


图23 真应变为0.693时SP2215耐热合金的Murty热加工图  
Fig.23 Murty hot working diagram of SP2215 heat-resistant alloy at true strain of 0.693

$$\begin{cases} 0 < m \leq 1 \\ m' = \frac{\partial m}{\partial (\lg \dot{\epsilon})} < 0 \end{cases} \quad (64)$$

$$\begin{cases} s \geq 1 \\ s' = \frac{\partial s}{\partial (\lg \dot{\epsilon})} < 0 \end{cases} \quad (65)$$

式中,式(64)用于表征合金在热变形过程中的宏观失稳行为,式(65)与用于表征合金在热变形过程中的微观组织失稳行为。其中,当m<0时可能会诱发微裂纹,导致合金发生宏观断裂;而m'越小,则合金在该变形条件下的应力场分布更加均匀,应变局部化趋势较小,裂纹萌生可能性较低。s可用于反映合金的微观变形机制,s较低时合金主要发生动态回复,而当s较高时合金通常发生了动态再结晶。当s'较大时,合金在高应变速率下容易发生严重的热软化行为,从而导致合金出现严重的应变局部化与绝热剪切带,容易导致工件发生开裂。

根据上述理论计算,选用经摩擦与温度修正后的流变曲线数据,可获得真应变为0.693时SP2215合金的Malas热加工图如图24所示。可以看出,Malas热加工图

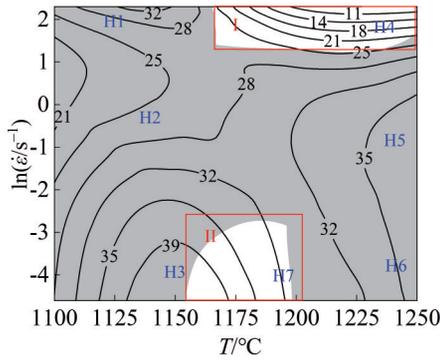


图24 真应变为0.693时SP2215耐热合金的Malas热加工图  
Fig.24 Malas hot working diagram of SP2215 heat-resistant alloy at true strain of 0.693

与Prasad、Murty热加工图有较大差异,在该热变形范围内,合金存在2个变形稳定区分别为高温高应变速率区

(区域1)、中低温低应变速率区(区域2),变形失稳区范围较大。

### 3.6 热变形失稳机制与典型组织

基于Malas与Prasad、Murty热加工图的不同变化趋势,将热加工图分为7个典型区域,分别为H1~H7,如图22~24所示。选取7个区域中典型微观组织如图25所示。

图25a为热加工图H1所示位置的显微组织,对应的热加工参数为(1150 °C/10 s<sup>-1</sup>)。可以看出此时合金已基本发生完全动态再结晶,组织结构为均匀细小的等轴晶晶粒,并含有少量孪晶,但仍存在部分细长的变形晶粒。该区域能量耗散效率η分别在32%(Prasad)、29%(Murty)、32%(Malas)以上,较易于发生动态再结晶,但其存在混晶现象,会使得合金的热加工性能降低,同时Malas热加工图显示此时合金容易发生失稳现象。

图25b为热加工图H2所示位置的显微组织,对应的

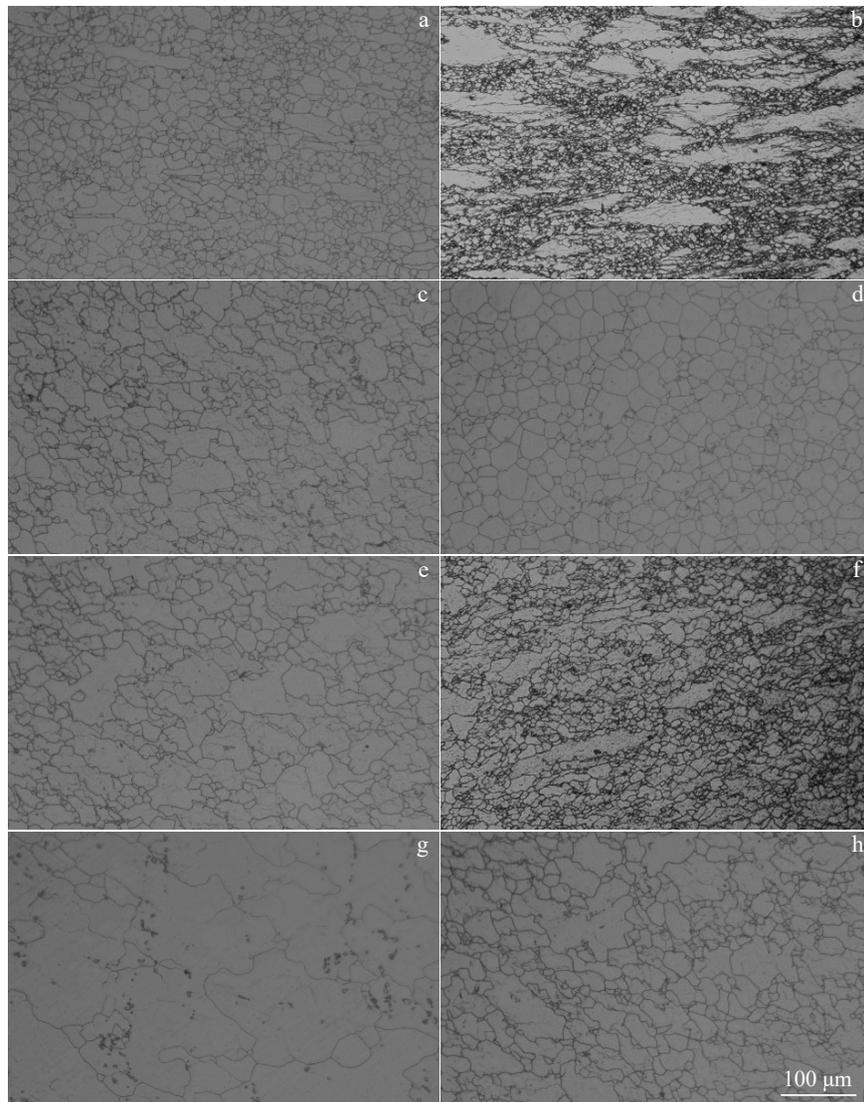


图25 热加工图中不同加工参数范围的典型微观组织

Fig.25 Typical microstructures of alloy after processing under different parameter ranges in hot working diagram: (a) H1, (b) H2, (c) H3, (d) H4, (e) Prasad's H5, (f) Murty's H5, (g) H6, and (h) H7

热加工参数为(1150 °C/1 s<sup>-1</sup>)。可以看出此时合金的组织结构非常不均匀,大部分为被拉长的变形晶粒,仅含有少量的再结晶晶粒。该参数下,合金的温度敏感指数  $s$  较小且热加工图能量耗散效率  $\eta$  均约为 25%,表示该区域为动态回复区,因此不适合合金进行热加工处理。

图 25c 为热加工图 H3 所示位置的显微组织,对应的热加工参数为(1150 °C/0.01 s<sup>-1</sup>)。可以看出此时合金早已发生完全动态再结晶,且 3 种热加工图在该区域内能量耗散效率均为最高,分别为 39%(Prasad/Malas)和 47%(Murty),说明该区域非常易于发生动态再结晶,但需要注意的是,此时再结晶晶粒已开始粗化,且部分晶粒异常长大,混晶现象严重,结合 Malas 热加工图显示此时合金易发生流变失稳,因此该区域也不适合合金进行热加工处理。

图 25d 为热加工图 H4 所示位置的显微组织,对应的热加工参数为(1250 °C/10 s<sup>-1</sup>)。从图中可以看出,此时合金已发生完全动态再结晶,组织为均匀细小的等轴晶粒,晶界平直且未出现混晶现象,无微观裂纹与孔洞。结合实际实验过程中,该变形参数下合金亦未发生宏观开裂等失稳现象,与 Malas 热加工图较为符合,故推荐在此区进行热加工处理。

图 25e 和图 25f 分别为 1250 °C/0.1 s<sup>-1</sup> 和 1250 °C/1 s<sup>-1</sup> 的热变形参数下合金的变形显微组织,分别对应 Prasad 和 Murty 热加工图所示功率耗散峰区 H5。在 1250 °C/0.1 s<sup>-1</sup> 时,合金已发生完全动态再结晶,但存在一定的混晶现象;在 1250 °C/1 s<sup>-1</sup> 时,合金仍含有大量被拉长的变形晶粒,未发生完全动态再结晶,因此均不适合合金进行热加工处理。同时可以看出,在该热加工参数区域,Prasad 热加工图较 Murty 热加工图更为准确。而 Malas 热加工图在此热加工范围内均显示为失稳现象,亦具有较高的准确度。

图 25g 为热加工图 H6 所示位置的显微组织,对应的热加工参数为(1250 °C/0.01 s<sup>-1</sup>)。可以看出此时再结晶晶粒已发生明显粗化,不利于合金综合性能的提高,不适合合金进行热加工处理。Murty 热加工图显示该区域为热加工失稳区,与实际情况较为符合。

图 25h 为热加工图 H7 所示位置的显微组织,对应的热加工参数为(1200 °C/0.01 s<sup>-1</sup>)。可以看出此时合金虽已发生完全动态再结晶,但再结晶晶粒已开始粗化,且部分晶粒异常长大,混晶现象严重,因此不适合对合金进行热加工处理。

总体而言,Prasad 和 Murty 热加工图相差不大,通过将 3 种热加工图与实际热变形组织结合分析发现,Malas 热加工图对合金热变形失稳行为的预测更为准确,可初步确定合金的最佳热变形参数为变形温度 1200~1250 °C,变形速率 5~10 s<sup>-1</sup>,为实际生产过程中合金热加

工工艺的制定提供参考。

## 4 结论

1)随着变形温度的升高,SP2215 合金的加工硬化程度有所减小,更容易发生动态再结晶;随着应变速率的增加,合金的流变应力更高,加工硬化率更大,当变形速率为 1 s<sup>-1</sup> 时的再结晶程度最低。

2)由于 SP2215 合金热变形过程中存在鼓肚与绝热温升现象,因此需要对流变曲线进行摩擦与温度修正。基于修正数据,分别建立了合金在 1100~1250 °C,0.01~10 s<sup>-1</sup> 的变形条件下的 Arrhenius 本构模型、Avrami 动态再结晶模型与 Yada 动态再结晶平均晶粒尺寸模型,并对 Arrhenius 本构模型进行应变补偿修正,以提升其预测准确度。

3)为满足工程应用需要,依据动态材料模型,建立了不同失稳准则判据的 Prasad、Murty 与 Malas 热加工图,其中 Prasad 和 Murty 热加工图变化趋势与加工稳定区的分布基本一致,其中 Prasad 热加工图在高温区域更为准确,Murty 热加工图则在低温区域具有更高的准确性。结合热变形组织分析,表明 Malas 热加工图具有最优的组织预测准确度,当变形条件选择不佳时合金极易出现混晶现象,最终确定合金在实验条件下的最佳热变形参数为变形温度 1200~1250 °C,变形速率 5~10 s<sup>-1</sup>。

## 参考文献 References

- [1] Wang H T, Du H Y, Wei Y H *et al.* *Steel Research International*[J], 2021, 92(2): 2000378
- [2] Zhang C, Wang Z Y. *Applied Thermal Engineering*[J], 2023, 235: 121365
- [3] Liang Kai(梁凯), Yao Zhihao(姚志浩), Xie Xishan(谢锡善) *et al.* *Acta Metallurgica Sinica(金属学报)*[J], 2023, 59(6): 797
- [4] Abbasi Z, Abedi H R. *Journal of Materials Research and Technology*[J], 2023, 27: 6458
- [5] Chu X, Fu Z D, Liu Y T *et al.* *Journal of Materials Research and Technology*[J], 2024, 30: 9381
- [6] Cai D Y, Xiong L Y, Liu W C *et al.* *Materials & Design*[J], 2009, 30(3): 921
- [7] Li C, Chen Z, Zhang X Q *et al.* *Rare Metals*[J], 2023, 42(1): 302
- [8] Liu L L, Zhao G Q, Wang G C *et al.* *Journal of Materials Research and Technology*[J], 2023, 27: 3191
- [9] Li C M, Huang L, Li C L *et al.* *Rare Metals*[J], 2022, 41(5): 1434
- [10] Meng Q G, Bai C G, Xu D S. *Journal of Materials Science & Technology*[J], 2018, 34(4): 679
- [11] Sun Chaoyang(孙朝阳), Luan Jingdong(栾京东), Liu Geng(刘赓) *et al.* *Acta Metallurgica Sinica(金属学报)*[J], 2012, 48(7): 853
- [12] Hadadzadeh A, Wells M A. *Journal of Magnesium and Alloys*[J], 2017, 5(4): 369
- [13] Yao Zhihao(姚志浩), Dong Jianxin(董建新), Zhang Maicang(张麦仓). *Acta Metallurgica Sinica(金属学报)*[J], 2011, 47(12): 1581

- [14] Yao Zhihao(姚志浩), Wang Qiuyu(王秋雨), Zhang Maicang(张麦仓) *et al. Acta Metallurgica Sinica(金属学报)*[J], 2011, 47(12): 1591
- [15] Yang P R, Liu C X, Guo Q Y *et al. Journal of Materials Science & Technology*[J], 2021, 72: 162
- [16] Ouyang L X, Luo R, Gui Y W *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2020, 788: 139638
- [17] Ren F C, Chen F, Chen J *et al. Journal of Manufacturing Processes*[J], 2018, 31: 640
- [18] Xu S G, He J S, Zhang R Z *et al. Journal of Materials Research and Technology*[J], 2023, 23: 1738
- [19] Wang J Z, Liu Z D, Cheng S C *et al. Journal of Iron and Steel Research International*[J], 2011, 18(10): 54
- [20] Cai Z M, Ji H C, Pei W C *et al. Results in Physics*[J], 2019, 15: 102633
- [21] Sun M H, Zhu Z W, Zheng L K *et al. Crystal Research and Technology*[J], 2019, 54(9): 1900044
- [22] Li J L, Zhou G, Han J K *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2023, 955: 170149
- [23] Zhou Ge(周舸). *Study on the Deformation Behavior and Microstructure Evolution Mechanism at Elevated Temperatures in High Superalloys(镍基高温合金高温变形行为及变形机理研究)*[D]. Shenyang: Northeastern University, 2017
- [24] Jin Xiaokun(靳晓坤), Zhang Shichao(张世超), Diao Wangzhan(刁旺战) *et al. Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2023, 52(9): 3250
- [25] Du J K, Zhang Y F, Wang S L *et al. Steel Research International*[J], 2020, 91(9): 2000122
- [26] Xu L L, Wu M H, Huang J Z *et al. Coatings*[J], 2024, 14(2): 194
- [27] Zhang Yu(张宇). *Creep Behaviors and Mechanisms of Combined Strengthened Novel Austenitic Heat-Resistant Steels and Welded Joints(新型复合强化奥氏体耐热钢及焊接接头蠕变行为与机制)*[D]. Tianjin: Tianjin University, 2020
- [28] Zhang S C, Jin X K, Du J F *et al. Journal of Materials Research and Technology*[J], 2024, 29: 4256
- [29] Li H Z, Yang L, Wang Y *et al. Materials Characterization*[J], 2020, 163: 110285
- [30] Liu Wei(刘伟). *Research on Hot Deformation Behavior of FGH4096 Nickel-Based Powder Superalloy(FGH4096 镍基粉末高温合金热变形行为的研究)*[D]. Yantai: Yantai University, 2023
- [31] Meng Q G, Bai C G, Xu D S. *Journal of Materials Science & Technology*[J], 2018, 34(4): 679
- [32] Satheesh K S S, Raghu T, Bhattacharjee P P *et al. Journal of Materials Science*[J], 2015, 50: 6444
- [33] Zhang H B, Zhang K F, Zhou H P *et al. Materials & Design*[J], 2015, 80: 51
- [34] Qin Cheng(覃程). *Research on Homogenization and Cogging and Hot Deformation Microstructure Control of GH4169 Superalloy(GH4169 合金均匀化开坯及锻造成形组织控制研究)*[D]. Beijing: University of Science and Technology Beijing, 2020
- [35] Gholamzadeh A, Taheri A K. *Mechanics Research Communications*[J], 2009, 36(2): 252
- [36] Liu J A, Zhang W H, Xin X *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2022, 919: 165755
- [37] Yao Hanxin(姚汉新). *Microstructure and Properties of Austenite Heat Resistant Steel HR3C(奥氏体耐热钢 HR3C 合金的组织性能研究)*[D]. Beijing: University of Science and Technology Beijing, 2010
- [38] Cao R, Wang W, Ma S B *et al. Journal of Materials Research and Technology*[J], 2023, 24: 6334
- [39] Han L Y, Zhu X J, Wei D J *et al. Journal of Magnesium and Alloys*[J], 2023, 11(3): 2213
- [40] Hu L, Lang M W, Shi L X *et al. Journal of Magnesium and Alloys*[J], 2023, 11(3): 1016
- [41] Wang B Z, Fu W T, Lv Z Q *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2008, 487(1–2):108
- [42] Poliak E I, Jonas J J. *ISIJ international*[J], 2003, 43(5): 684
- [43] Tan G, Li H Z, Wang Y *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2021, 874: 159889
- [44] Liu S H, Pan Q L, Li H *et al. Journal of Materials Science*[J], 2019, 54(5): 4366
- [45] Yan J, Pan Q L, Li B *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2015, 632: 549
- [46] Wang M J, Sun C Y, Fu M W *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2020, 820: 153325
- [47] Song Y H, Li Y G, Li H Y *et al. Journal of Materials Research and Technology*[J], 2022, 19: 4308
- [48] Laasraoui A, Jonas J J. *Metallurgical Transactions A*[J], 1991, 22: 151
- [49] Liu J A, Zhang W H, Xin X *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2022, 919: 165755
- [50] Xiao Z B, Huang Y C, Liu Y. *Journal of Materials Engineering and Performance*[J], 2018, 27: 924
- [51] Li Y J, Zhang Y, Chen Z Y *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2020, 847: 156507
- [52] Huo Q H, Zhao N, Zhou W *et al. Journal of Materials Engineering and Performance*[J], 2025, 34(11): 9388
- [53] Lin Y C, Chen M S, Zhong J. *Materials & Design*[J], 2009, 30(3): 908
- [54] Zhang Peng(张鹏), Zhang Cunsheng(张存生), Qin Heyong(秦鹤勇). *Fundamental Theory and Technology of Metal Hot Plastic Forming(金属热塑性成形基础理论与工艺)*[M]. Harbin: Harbin Industrial University Press, 2017: 138
- [55] Zhang Xiaolin(张晓琳). *Study on Hot Deformation Behavior of Forged Ti-6Al-7Nb Alloy(锻态 Ti-6Al-7Nb 合金高温热变形行为研究)*[D]. Xi'an: Chang'an University, 2021
- [56] Zhang J B, Wu C J, Peng Y Y *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2020, 835: 155195
- [57] Zhou G, Ding H, Cao F R *et al. Journal of Materials Science & Technology*[J], 2014, 30(3): 217

- [58] Hu X, Wang Z Y, Wang L *et al. Journal of Materials Research and Technology*[J], 2022, 16: 238
- [59] Sun H Y, Sun Y D, Zhang R Q *et al. Materials & Design*[J], 2015, 67: 165
- [60] Chen L, Zhang B, Yang Y *et al. Journal of Materials Research and Technology*[J], 2023, 24: 7638
- [61] Malas J C, Seetharaman V. *JOM*[J], 1992, 44: 8

## Hot Deformation Behavior of New Heat-Resistant Alloy SP2215

Liang Kai<sup>1</sup>, Yao Zhihao<sup>1</sup>, Fu Yingying<sup>1</sup>, Wang Hongying<sup>1</sup>, Zhang Longyao<sup>1</sup>, Cheng Jian<sup>2</sup>, Dai Weixing<sup>3</sup>, Dong Jianxin<sup>1</sup>

(1. School of Materials Science and Engineering, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China)

(2. Jiangsu Wujin Stainless Steel Pipe Group Co., Ltd, Changzhou 213111, China)

(3. Yongxing Special Materials Technology Co., Ltd, Huzhou 313099, China)

**Abstract:** A series of hot compression tests were conducted on the new heat-resistant alloy SP2215 for supercritical and ultra-supercritical power plant superheater/reheater tubes using a Gleeble 3500 thermal simulation testing machine at 1100–1250 °C and the deformation rate of 0.01–10 s<sup>-1</sup> with a deformation amount of 50%. The influence of deformation temperatures and deformation rates on the rheological curve and deformation structure of the alloy was investigated. Furthermore, by modifying the rheological curve based on friction and temperature effects, we established thermal deformation Arrhenius constitutive model, Avrami dynamic recrystallization model, and Yada dynamic recrystallization average grain size model for SP2215 alloy. Additionally, Prasad-Murty-Malas hot working maps were constructed for alloys based on various rheological instability criteria. The results indicate that as the deformation temperature increases, the degree of work hardening decreases while dynamic recrystallization becomes more obvious in SP2215 alloy. Moreover, higher strain rates result in increased flow stress and work hardening rate for this alloy. The recrystallization of the lowest degree occurs at a strain rate of 1 s<sup>-1</sup>; however, without certain conditions, mixed crystal phenomenon may occur easily in this alloy. Under experimental conditions in this research, the optimal thermal deformation window for SP2215 alloy is the temperature of 1200–1250 °C and the strain rate of 5–10 s<sup>-1</sup>.

**Key words:** SP2215 heat-resistant alloy; hot deformation; constitutive model; microstructure; hot working diagram

---

Corresponding author: Yao Zhihao, Ph. D., Professor, School of Materials Science and Engineering, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, P. R. China, Tel: 0086-10-62334980, E-mail: zhihaoyao@ustb.edu.cn