航空航天轴承用 G13Cr4Mo4Ni4V 钢的热变形行为研究

人本集团有限公司技术中心　傅健　刘斌　郭长建

摘要：针对航空航天轴承用 G13Cr4Mo4Ni4V 钢在锻造热变形过程无法避免的鼓形问题导致应力分布不均，通过温度和摩擦修正判定，获得材料在变形过程中准确的流变应力和变形抗力关系，发现实验钢是一种正应变率敏感材料；通过应力应变曲线分析，其流应力曲线整体呈连续动态再结晶趋势，峰值应力随着变形温度的增加和应变速率的降低而减小，低温和应变率较低的温度下，动态软化现象更为明显；通过修正计算得到 G13Cr4Mo4Ni4V 钢峰值应变处的热变形活化能 Q(429.536 kJ/mol），应变指数为 5.52，并且实际锻造温度在 1100℃，单道次压下量在 80%左右可以实现，热激活能壁垒较小，能够激发动态再结晶改善晶粒组织，并建立相关本构方程。

关键词：变形抗力；G13Cr4Mo4Ni4V；热变形激活能

Study on thermal deformation behavior of aerospace bearing G13Cr4Mo4Ni4V steel

Technology center of C&U group co., LTD. Fu Jian, Liu Bin, Guo Chang Jiang

Abstract: According to the uneven stress distribution caused by the drum shape problem in the forging hot deformation process of aerospace bearing G13Cr4Mo4Ni4V steel, the accurate relationship between flow stress and deformation resistance was obtained by temperature and friction correction. The experimental steel was found to be a positive strain rate sensitive material. By analyzing the stress-strain curve, it is found that the flow stress curve shows a continuous dynamic recrystallization trend, and the peak stress decreases with the increase of deformation temperature and the decrease of strain rate. The dynamic softening phenomenon is more obvious at low temperature and low strain rate. The thermal deformation activation energy Q(429.536 kJ/mol) at the peak strain of G13Cr4Mo4Ni4V steel is obtained by modified calculation, and the strain index is 5.52. The actual forging single pass reduction can be achieved at about 80% with 1100℃, and the thermal activation energy barrier is small, which

can stimulate dynamic recrystallization to improve the grain structure, and the relevant constitutive equation is established

Key words: Deformation resistance; G13Cr4Mo4Ni4V; Activation energy of thermal deformation

前言

国内外针对 G13Cr4Mo4Ni4V 钢的研究主要集中在表面性能和热处理工艺研究，对其热变形行为的研究较少。本文用 G13Cr4Mo4Ni4V 钢，探究合金在高温变形过程中的行为，高温变形产生的流变应力为金属发生塑性变形的抵抗能力，是材料内部组织演变的反映，影响着工艺规程的制订、变形过程的组织演变和性能变化，也是确定塑性加工能力的重要因素[1]。在化学成分和微观组织一定的条件下，高温热变形过程中的流变应力主要受变形温度、应变速率和应变量的影响。我们通常从拉伸和压缩结果获得材料在变形过程中准确的流变应力和变形抗力关系，从而指导实际合金成形工艺。而在锻造压缩过程金属一般处于三向受力状态，实际热压缩变形过程中，材料并不是处于理想状态的变形条件，得到的应力应变不是真实的[2]。如下图 1 所示，针对均匀变形的局限性，相关学者[3]通过有限元法模拟在热压缩过程中试样的应力分布，由于试样的两端和侧面鼓形受力分布明显不一致，材料心部受力较为均匀，心部区域可以表征试样的真实应力场，也是真实的组织观察区。此外，在高温下实际压缩中材料内部的瞬时情况无法测量，通常在热压缩实验前通过减小和消除摩擦的方式来提高精确性。在压头和试样端部接触面上涂敷润滑剂，例如石墨、玻璃粉等，以及使用导热性差的磨具来减小轴向上的温度梯度[4]。这些方法可以减少摩擦，但不可能完全消除，变形鼓包的问题不可避免，也不可能完全通过简单的压缩实验来估计真实的应力-应变曲线。本文通过 G1eeb3500 热膨胀仪模拟了 G13Cr4Mo4Ni4V 钢的热压缩变形过程，修正温度和摩擦因素对流变应力的影响，探讨了不同变形温度和应变速率下

材料的热变形行为，为工业生产中 G13Cr4Mo4Ni4V 钢用轴承的热加工工艺制订提供理论支持。

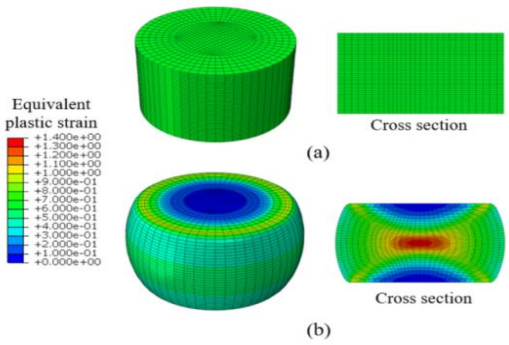

图 1 模拟压缩试样的等效塑性应变分布

（a） 无摩擦条件下的模拟结果; （b）摩擦条件下的模拟结果

1.试验材料及方案

1.1 试验材料

本文研究试验材料为高温渗碳轴承钢，其牌号为 G13Cr4Mo4Ni4V，满足 YB/T1406 材料标准，采用 VIM+VAR 双真空冶炼，其主要化学成分如下表 1 所示。试验材料直径为 60mm 棒料，其显微组织为退火珠光体如图 1.1（a）所示，硬度在 225HBW 左右，材料密度为 7.85kg/m^3，对其进行低倍酸洗观察如图 1.1（b），其暗斑、白斑、径向偏析、环状花纹均为 A 级，符合 GJB9443 规定。

表 1 G13Cr4Mo4Ni4V 钢化学成分/%

元素	C	Cr	Mo	Ni	V	Si	Mn	S	P	O
含量	0.13	4.20	4.30	3.38	1.25	0.18	0.20	0.001	0.003	5¯8ppm

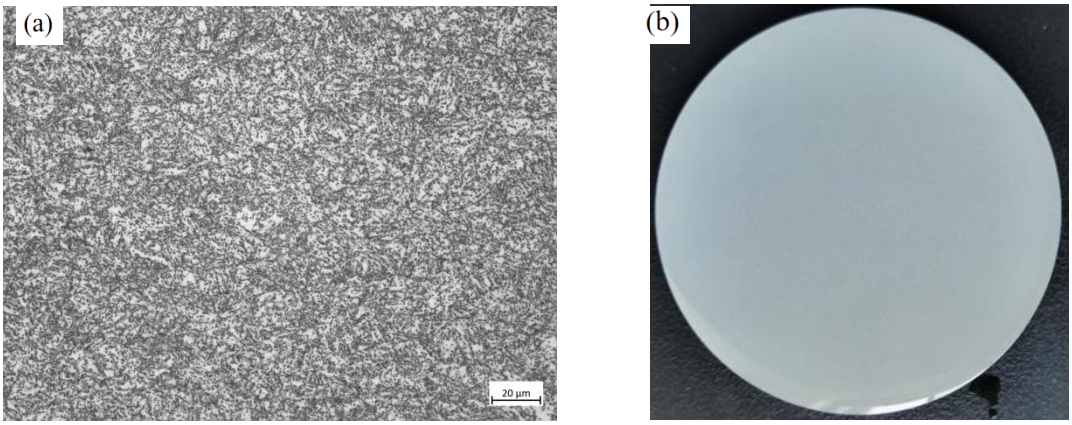

图 1.1 G13Cr4Mo4Ni4V 钢原材料检验
（a）显微组织；（b）低倍组织

1.2 试验方案

实验采用 G13Cr4Mo4Ni4V 钢，根据 Gleeble3500 热压缩试样标准，加工尺寸为 $\phi 8 \times 12$mm 的圆柱状试样。利用 JmatPro 数据库的热力学软件计算和实际相变点测定，得到材料的 A_{c1} 和 A_{c3} 温度分别为 738℃和 944℃。制定如下图 1.2 的热变形工艺及原理图。试验前两端面涂润滑剂并加入 0.1mm 的钽片保持润滑和减小端面摩擦，防止试样和压头粘接，保证均匀变形。以 10℃/s 速度将试样加热到奥氏体化温度 1100℃保温 10min，随后以 5℃/s 冷却到预设的变形温度，分别为 900、1000 和 1100℃，通过设定变形温度阶梯来分析热变形行为;压缩变形前保温 180s 使得温度均匀化,减小温度变化带来的影响，变形速率为 0.1、1 和 $10s^{-1}$。现有 G13Cr4Mo4Ni4V 钢产品的实际锻造压下率在 80%左右，因此单道次变形量 80%压下后保温 2s，最后快冷至室温保留高温组织，便于观察在高温热变形下的组织演变。

试验发现添加钽片可减小摩擦,但在试验过程中磨具和试样总会存在摩擦,热压缩变形后试样为圆鼓形状，导致热压缩后试样各个区域变形量不一。根据应变状态主要分为三个区域，Ⅰ区为均匀变形区，Ⅱ区为小变形区，Ⅲ区为难变形区，如下 1.3 示意图所示。在理想的热压缩变形过程中，G13Cr4Mo4Ni4V 钢在无摩擦条件下，整体变形都是均匀的，Ⅰ区为实际变形区域进行研究。将热变形后的试样沿着压缩中轴线切开，以便观察整体压缩

截面组织。对压缩后试样在轴向上对半切割，可观测整个压缩面组织。切割后将试样镶嵌，砂纸打磨抛光。采用 4%硝酸酒精腐蚀约 6¯10min，通过 Axio Vision ZEISS 光学显微镜进行组织观测，对晶粒尺寸进行分析，探究 G13Cr4Mo4Ni4V 钢热变形后的组织演变规律。

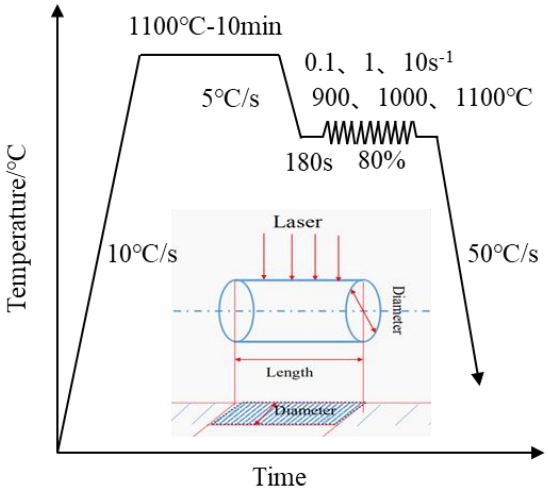

图 1.2 热变形工艺及原理图

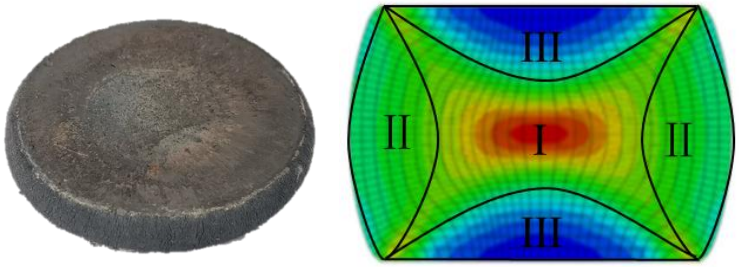

图 1.3 热变形后 G13Cr4Mo4Ni4V 试样变形区域划分示意图

2.流变曲线的修正

2.1 流变曲线的温度修正

G13Cr4Mo4Ni4V 实验钢在热变形过程受到热效应的影响较大，随着应变速率越大，热变形时间越短，热变形过程传热不及时导致试样温度升高，其内部热量来不及转移，内外温差增大，得到的应力数据的精准性降低，为了获得采集的温度差异，对比了不同速率下设备采集的实时温度和设定温度的差值ΔT，如图 2.1 所示。

变形速率对 G13Cr4Mo4Ni4V 温差的影响较大，由图 2.1（a）观察可知，

在 0.1s^{-1} 应变速率下，开始出现较小温差。这是由于压缩散热和传热需要一定时间，低应力速率下的时间充足，温差波动基本较小，之后随着压下量不断增加，低温下变形内部组织变形抗力较大，温差开始出现上升，能够反映出真实的应力状况。由图 2.1（b）应变速率为 1s^{-1} 时，温差开始出现反复波动，在 0.4 和 1.2 应变左右出现明显温度阶梯，在较低温度 900℃时出现明显的温升。温度的提高会使得奥氏体相比例增加，珠光体和奥氏体比例的改变使得传热效率增大，温升开始下降并趋于稳定波动。图 2.1（c）在 10s^{-1} 更大应变速率下，在 0.6 应变左右温差开始显著增大，最大温差 30℃，低温下温差变化趋势类似，高温下稳定增长，远远大于低应变速率下的温度梯度。

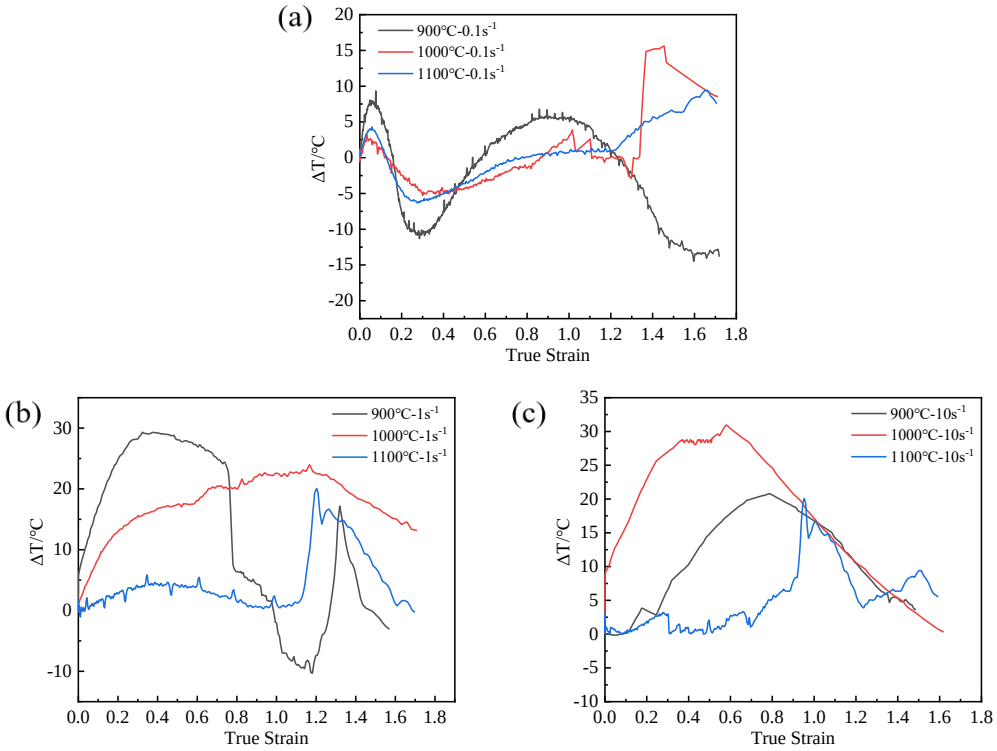

图 2.1 热压缩过程 G13Cr4Mo4Ni4V 试样的温度差变化

(a) 0.1s^{-1}; (b) 1 s^{-1}; (c) 10 s^{-1}

鼓形问题导致的温度分布不均，使高应变速率下不能在恒定温度下进行压缩，而热电偶是连接在试样表面，使得热电偶在这样瞬时升温条件下采集的应力数据偏离真实数据。为了减小温升对流变应力的影响，须对流变应力进行修正，得到接近真实的应力曲线。Laasraoui 等人[5,6]通过对热效应影

响的研究，得到以下温升的关系：

$$\Delta T = \frac{\eta \Delta W}{\rho c} \tag{1}$$

$$\Delta W = 0.95 \int_0^{\varepsilon} \sigma d\varepsilon \tag{2}$$

其中，ΔW为机械做工，0.95 是机械功转换热做工的效率，剩余功会对显微组织有一定的改变，通常取值在 0.9-0.95，ΔT 为温升（K），σ为瞬时流变应力，ρ为材料密度（7.85 g/cm^3），c为材料的比热 0.45979（J·g^{-1}·K^{-1}），η为绝热修正系数，受应变速率影响，其适用范围在 10^{-3}-10s^{-1}，在 10^{-3}s^{-1}速率以下认为长时间热压缩过程温度保持恒定，η为 0，大于 10s^{-1}时取值 1，绝热修正系数是绝热热量分数，通常由实际温度与恒定绝热温度的关系得到，如式(3)所示[7,8]。通过材料的物理属性得到了较为合理的修正方法，即下式(4)为温升应力Δσ的换算方式，式中 T 为实验设定的变形温度。

$$\eta = \frac{\Delta T_{实际}}{\Delta T_{绝热}} \tag{3}$$

$$\Delta\sigma = \left(\frac{\partial\sigma}{\partial\left(\frac{1}{T_n}\right)}\right)_{\varepsilon,\dot{\varepsilon}} \left(\frac{1}{T} - \frac{1}{T+\Delta T}\right) = \left(\frac{\partial\sigma}{\partial\left(\frac{1}{T_n}\right)}\right)_{\varepsilon,\dot{\varepsilon}} \left(\frac{\Delta T}{T^2 + T\Delta T}\right) \tag{4}$$

低温高应变速率下温差较大，通过对应变速率为 10s^{-1}最大应变下应力变化值分析，得到如表 2 所示结果。从温升应力来看，温升引起的流变应力幅度小，对整体流变应力影响较小可以忽略不计，因此可以忽略温度偏差的影响。

表 2 $\dot{\varepsilon}$=10 s^{-1}应变速率下不同温度的应力变化

温度	900℃	1000℃	1100℃
Δ σ/MPa	0.0568	0.0356	0.0233

2.2 流变曲线的摩擦修正

G13Cr4Mo4Ni4V 试样在热压缩过程中，系统误差要是由摩擦力和形变热效应导致的，其大小受材料的性能和测试条件影响。相关学者[9]认为材料的

几何形状和体积、摩擦因数、实验温度、应变率和应变等参数均有一定影响作用，但影响最为显著的是摩擦和试样的几何形状，应变和应变速率次之，试样体积和实验温度最小（设备因素，如上节对温差的分析）。热压缩后的示意图如下图 2.2 所示，图中 R_0和 H_0分别为压缩前试样的初始半径和高度，R_M和 R_T为热变形后试样的最大鼓肚半径（一般为鼓形中间）和压头接触端部半径，H为热变形后高度。

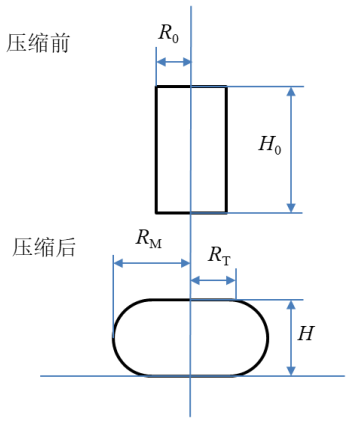

图 2.2 试样热变形前后示意图

需对不同变形条件下的实测流变曲线进行摩擦修正，以消除摩擦效应的影响。Roebuck 等[10]认为，当摩擦效应对流变应力的影响很小，可忽略流变应力实测值与真实值之间的偏差，并提出用圆鼓系数 B作为摩擦效应对流变应力影响的评定模型，其表达式为:

$$B=\frac{HR_M^{\ 2}}{H_0R_0^{\ 2}} \tag{5}$$

根据公式计算得到下表 3 不同变形条件下的 B值。

表 3 G13Cr4Mo4Ni4V 试样在不同变形条件下的膨胀系数 B值

应变速率/s^{-1}	变形温度/℃		
	900	1000	1100
0.1	4.608	4.100	4.172
1	4.151	4.053	4.005
10	3.964	3.698	3.838

B值随着圆鼓量的增加而增大，数值越大，在流变应力测量中的不确定性越大。当鼓形参数在 1-1.1 之间，可以忽略摩擦效应对应力的影响，当 B值⩾1.1 以上说明摩擦效应对应力影响很大，对应力应变曲线的修正非常有必要[11]。本研究中，试样在不同变形条件下的膨胀系数如上表 3 所示，该条件下平均 B值大于 1.1，说明该实验所得应力应变曲线需要进行修正。

Ebrahim 等[9]在无润滑剂、使用云母粉润滑以及玻璃粉润滑剂润滑条件下，经热压缩对比，结合上限定理以及能量法，并考虑了应变速率、变形温度、材料特性和微观结构等一系列因素的影响，推导出压缩后试样的理论高度和半径，简化出消除摩擦和冗余功后修正的恒定摩擦参数公式，具有普遍适用性。解决了高温和高应变速率下一些参数测量困难的问题，只需要测量热变形后的高度 H和变形后的最大鼓肚半径 R_M，根据应力修正模型式结合摩擦修正参数，就可以通过简化公式得到修正后的真实应力关系，相关表达式如下所示:

$$\frac{\sigma_0}{\sigma}=8\frac{Rb}{H}\left\{\left[\frac{1}{12}+\left(\frac{H}{Rb}\right)^2\right]^{3/2}-\left(\frac{H}{Rb}\right)^3-\frac{\mu}{24\sqrt{3}}\cdot\frac{1}{1-e^{b/2}}\right\} \tag{6}$$

式中，σ和 σ_0分别为修正后的流变真应力和实测应力(MPa)，μ为摩擦修正参数，范围在 0-1 之间，其表达式为:

$$\mu=\frac{(R/H)b}{\left(4/\sqrt{3}\right)-\left(2b/3\sqrt{3}\right)} \tag{7}$$

式中，R为试样压缩后的平均半径，b为圆柱度参数。

$$R=R_0\sqrt{\frac{H_0}{H}} \tag{8}$$

$$b=4\frac{\Delta RH}{R\Delta H} \tag{9}$$

其中，ΔH为热压缩前后试样的高度差值（H_0-H, ㎜）；ΔR为试样热压缩后的最大鼓肚半径和端部半径之间的差值（R_M-R_T, ㎜），差值越大说明材料热压缩后的鼓形越明显，为了更好的表示压缩后顶部半径，排除测量误差，

可以将试样压缩后的高度方向轮廓视为圆弧形，通过下式，得到 R_T:

$$R_T = \sqrt{3\frac{H_0 R_0^2}{H} - 2R_M^2} \tag{10}$$

2.3 应力应变曲线分析

压头与试样之间的接触面积增大，摩擦效应影响越显著，摩擦修正系数也增大，即摩擦修正系数与应变有直接关系。根据上述 2.2 节方式修正了材料的真实应力，得到在不同应变速率下摩擦修正的应力-应变曲线，如下图 2.3 所示，由于摩擦效应导致材料在热变形过程的不均匀变形，使实验得到的流变应力高于摩擦修正后的流变应力。材料在高温变形时的应力应变曲线主要包括如下图 2.4 所示几种类型。图中 σ_p为材料的峰值应力， σ_{ss}为应力达到稳定后的稳态应力， ε_c为金属开始动态再结晶时的临界应变； ε_p为峰值应力所对应的峰值应变； ε_{ss}是应力趋于稳定的稳态应变。曲线 A 为只产生加工硬化时的应力-应变关系曲线，此时的临界应变 ε_c很大；曲线 B 表示材料在变形过程中先发生加工硬化现象，然后发生动态回复，此时峰值应变 ε_p与稳态应变 ε_{ss}大致相等;曲线 C 则表示材料在热变形过程中先产生加工硬化，外界施加的应力达到动态再结晶的临界应力后，峰值应变 ε_p与稳态应变 ε_{ss}大致相等。通过曲线 A-C 可以描述出材料在热变形过程中的所处不同状态下的应力与应变关系。

本实验得到的高温状态下修正后的流变应力-应变曲线符合图 2.4 中曲线 C 的特征，G13Cr4Mo4Ni4V 实验钢的流变应力曲线总体上是呈现连续动态再结晶趋势。在变形前期应力曲线迅速上升，是由于塑性变形造成位错的萌生和增值，位错运动聚集导致塞积，提高了位错滑移的阻力，导致实验钢的强度上升，产生明显的加工硬化现象。此外，G13Cr4Mo4Ni4V 钢在 1050℃高温以上奥氏体化转变完全，低温下仍有大量珠光体稳定保留，珠光体是由铁素体和渗碳体组成的片层组织，其中铁素体能容纳大量的应变，导致材料强

度在开始阶段主要受铁素体回复效率控制，在高温热变形时应力优先集中在铁素体软相处，而奥氏体层错能低使得动态回复受到限制。

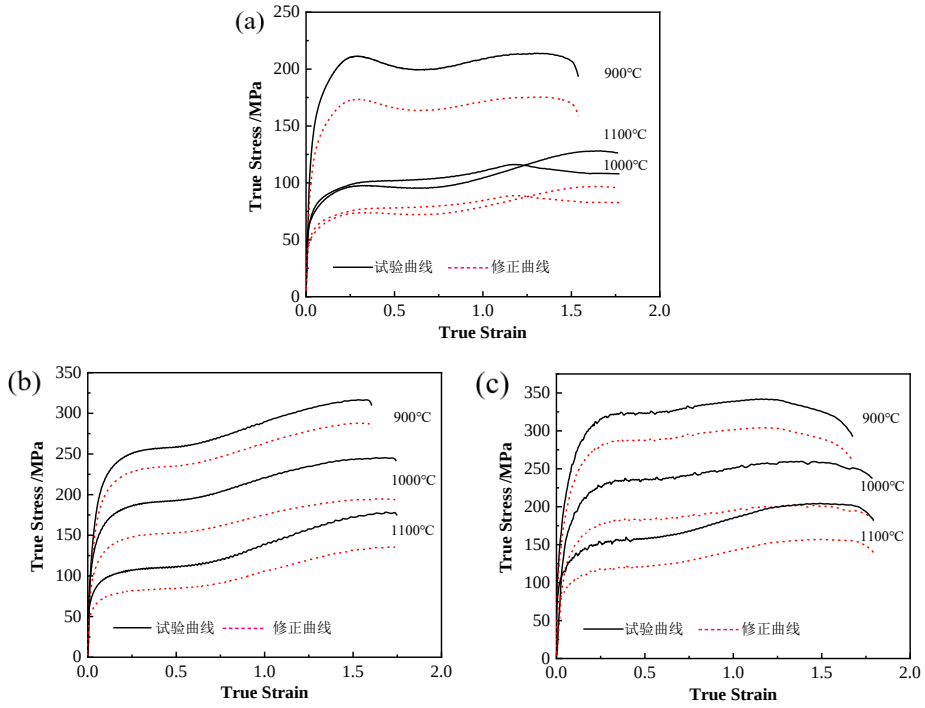

图 2.3 试样在不同应变速率下修正后的流变应力-应变曲线

(a) 0.1s^{-1}; (b) 1s^{-1}; (c) 10 s^{-1}

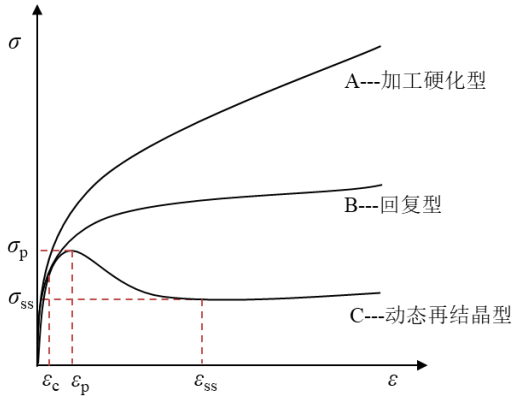

图 2.4 高温变形时应力-应变关系曲线

根据具体曲线分析如下图 2.5 所示，发现图 2.5(a, c)中流变应力随着变形温度的增加明显降低，并且峰值应力（σ_p）受变形温度影响显著。G13Cr4Mo4Ni4V 实验钢的峰值应力在较小的应变下就可以达到，这是由于加工硬化所产生的位错密度增速不变，当变形温度较高时，动态再结晶更容易

发生，此时动态再结晶的软化效果与加工硬化相平衡，所以能够较早达到峰值应力。变形温度一定下，流变应力随着应变速率减小而减小（图 2.5(b, c)），这是由于动态再结晶是一个热激活过程，只有当变形激活能量达到动态再结晶水平时，它才可以继续进行。充足的孕育时间能够实现更多的完全再结晶软化，峰值应力下降的原因也是低应变率为动态再结晶提供了更多的孕育时间，使得动态软化抵消了更多的加工硬化。例如，在 1100℃的变形温度下，峰值应力从应变速率 10 s^{-1} 的 120.59 MPa 降至 1 s^{-1} 时的 84.12 MPa。应变速率为 0.1s^{-1} 软化程度更高，峰值应力仅为 73.80MPa，这表明 G13Cr4Mo4Ni4V 实验钢是一种正应变率敏感材料。

在相同的应变速率下观察到，在较低的变形温度下发生更有效的软化现象，这可能与动态再结晶程度有关。如图 2.5(d)所示，在 900° C 的变形温度下，峰值应力（σ_p）到稳态应力（σ_{ss}）的梯度明显高于 1100° C，这是由于低应变率提供了更多的软化时间，并增加了奥氏体与铁素体参与的可能性，使抵消初始加工硬化几率增加，而具体参与动态再结晶相的比例需要进一步组织分析。

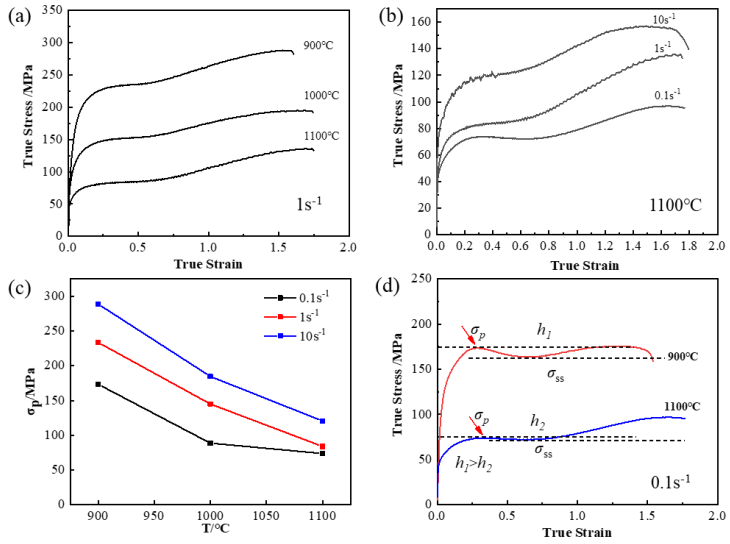

图 2.5 真应力-应变曲线

(a) 1 s^{-1}; (b) 1100℃; (c) 峰值应力-温度曲线; (d) 0.1 s^{-1}

2.4 动态再结晶的组织演变规律

为了验证上述流变应力曲线的分析，对热变形后的试样进行了显微组织观察，如图 2.6 所示。在相同变形温度，不同应变速率下，900℃时，由于变形温度过低，试样内部储能还很小，$0.1s^{-1}$的显微组织中，可以大致看到组织中晶界明显，且出现大量尺寸小于 2μm 的小晶粒。这可能是由于该变形条件下有充足的形核时间,显微组织即将发生动态再结晶行为;变形温度在 1000℃时，由于变形温度相对来说较高，试样内部存储能显著增加，使得试样在各个应变速率下都发生了动态再结晶。当应变速率为 $0.1s^{-1}$ 时，显微组织中没有拉长晶，且晶粒存在细小和长大现象，表明此变形条件下的动态再结晶行为不完全。当应变速率增大到 $1s^{-1}$ 时，显微组织中存在任然存在拉长晶粒，没有长大的再晶晶核增多，动态再结晶程度进一步增强。当应变速率增大到 $10s^{-1}$时,可以看出，随着应变速率的增大，显微组织中的拉长晶明显增多，细小的再结晶晶核也明显增多，动态再结晶程度逐渐减小; 变形温度为 1100℃时，只有应变速率为 $0.1s^{-1}$ 的显微组织中有少数混晶，这是因为此变形温度下材料内部储能已经非常大，除了能够用来完成动态再结晶行为外，还有一部分多余的能量用来完成动态再结晶后晶粒的长大行为。各应变速率下的晶粒尺寸范围分别为 6~50μm、12~35μm、14~27μm，即随着应变速率的增大，晶粒尺寸有所减小。且应变速率为 $0.1s^{-1}$、$1s^{-1}$、$10s^{-1}$时，晶粒度分别为 8.7 级，9.0 级和 9.4 级。此变形温度下，各变形速率下晶粒能同时满足均匀且细小的条件，这也更能满足实际生产的需要。

在相同变形温度，不同应变速率下，应变速率为 $0.1s^{-1}$ 时，只有 900℃下的显微组织呈现出拉长晶，表明没有动态再结晶行为发生，而其他各变形温度下均发生了完全动态再结晶。这个结果表明在此应变速率下，对于发生完全动态再结晶行为的显微组织来说，变形温度的升高，将会导致动态再结晶后的晶粒尺寸呈现出逐渐增大的趋势。从 1000℃到 1100℃，晶粒尺寸分别

为 4~50μm、6~50μm，但 1100℃温度下晶粒度更细小。这也解释了上图 2.6（d）的流变曲线中发现峰值应力与稳定状态应力之间产生较大差异的原因。应变速率继续增大到 $1s^{-1}$时，900℃时仍呈拉长状。而其他温度下都有动态再结晶行为发生。但是动态再结晶程度表现为变形温度越低越不完全的差异。变形温度为 1000℃的显微组织可以明显看到在原始晶粒晶界处有大量动态再结晶晶核晶粒尺寸在 5μm 左右，仍有部分拉长的粗大晶粒，表现为不完全动态再结晶。而变形温度为 1100℃的试样晶粒较细小均匀，晶粒尺寸分别为 12~35μm，晶粒度已达到 9.0 级，且无拉长晶，表现为完全动态再结晶。这是试样变形速率进一步增大，从而阻碍了材料内部储能释放，使得动态再结晶行为由于能量不足而无法继续进行，所以动态再结晶程度明显较 $0.1s^{-1}$时的弱；应变速率继续增大到 $10s^{-1}$时，900℃时仍呈拉长状。而其他温度下都有动态再结晶行为发生。大变形速率下提供更多的变形能，在 1100℃时发生完全动态再结晶，晶粒度达到 9.4 级。

综上，提高变形温度和降低变形速率都将加强 G13Cr4Mo4Ni4V 钢的动态回复核再结晶行为，但是变形温度对显微组织动态再结晶的影响要明显强于应变速率的影响。因此，可以大致得出 G13Cr4Mo4Ni4V 钢的热加工工艺参数为：变形温度为 1100℃，应变速率为 $1~10s^{-1}$。

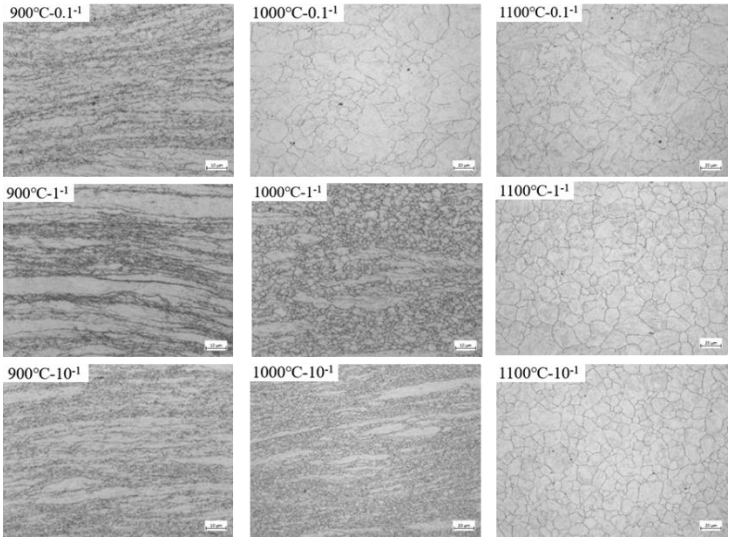

图 2.6 热变形后显微组织图（横向相同变形速率；竖向相同变形温度）

3.热变形激活能与流变本构方程的建立

3.1 热变形激活能 Q

G13Cr4Mo4Ni4V 试样在热变形过程中，其内部的原子跨越能量“壁垒”才能激发再结晶行为，即热变形激活能量（Q）。热变形活化能量通常反映出发生动态再结晶难易程度。因此，通过建立流变应力方程，掌握变形过程中流应力的变化，研究在锻造过程中各工艺参数的影响具有十分重要意义。通常，其主要受变形参数的影响，包括应变率（ε）、变形温度（T）和变形量，遵循 Arrhenius 关系[12,13]：

$$\dot{\varepsilon}=AF(\alpha\sigma)\exp\left(\frac{-Q}{RT}\right) \tag{11}$$

在不同变形条件具有其他表达方式，在低应力条件下（$\alpha\sigma<0.8$）：

$$\dot{\varepsilon}=A_1\sigma^{n_1}\exp(\frac{-Q}{RT}) \tag{12}$$

在高应力水平下（$\alpha\sigma>1.2$）：

$$\dot{\varepsilon}=A_2\exp(\beta\sigma)\exp\left(\frac{-Q}{RT}\right) \tag{13}$$

在 1966 年，Sellars 和 Tegart 提出一种包含各种变形条件的双曲正弦修正模型[14,15]：

$$\dot{\varepsilon}=A\left[\sinh(\alpha\sigma)^n\right]\exp(\frac{-Q}{RT}) \tag{14}$$

式中，A，A_1，A_2，β，α，n 和 n_1是与温度无关常数，但随着应变变化而变化，n 和 n_1是应力硬化指数；R 是摩尔气体常数 8.314 J/(mol·K)；T 是变形温度(K)；Q 是热激活能（J/mol），σ是指定对应的峰值应力。常数 α，n_1和 β 关系为 $\beta=\alpha n_1$，对上式（13）和（14）取对数关系得到：

$$\ln\dot{\varepsilon}=\ln A_1+n_1\ln\sigma-\frac{Q}{RT} \tag{15}$$

$$\ln\dot{\varepsilon}=\ln A_2+\beta\sigma-\frac{Q}{RT} \tag{16}$$

通过拟合 $\ln\dot{\varepsilon}-\ln\sigma$ 和 $\ln\dot{\varepsilon}-\sigma$ 曲线，如图 3.1(a,b)所示，发现都呈线性关系，从而得到 n_1为 8.301，β 为 0.0492 以及 α 为 0.0059。

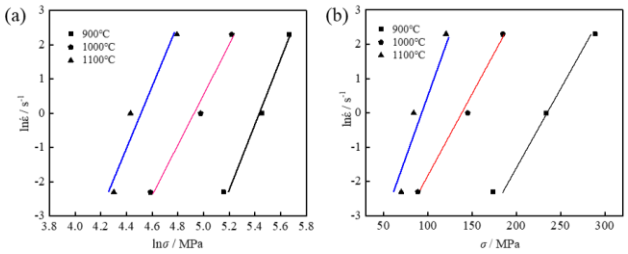

图3.1 G13Cr4Mo4Ni4V钢在不同变形条件下峰值应力、变形速率和变形温度的关系

(a) $\ln\dot{\varepsilon}-\ln\sigma$; (b) $\ln\dot{\varepsilon}-\sigma$;

将α带入式(14)中，对其取对数并整理关系表达式:

$$ln[sinh(\alpha\sigma)] = \frac{1}{n} ln\dot{\varepsilon} + \frac{1}{n}\left(\frac{Q}{RT} - ln A\right) \tag{17}$$

$$ln[sinh(\alpha\sigma)] = \frac{1}{T}\left(\frac{Q}{\mathrm{Rn}}\right) + \frac{1}{n}\left(ln\dot{\varepsilon} - ln A\right) \tag{18}$$

$$Q = \mathrm{R}\frac{\partial \ln\dot{\varepsilon}}{\partial \ln\left[\sinh(\alpha\sigma)\right]}\Big|_T \cdot \frac{\partial \ln\left[\sinh(\alpha\sigma)\right]}{\partial\left(1/T\right)}\Big|_{\dot{\varepsilon}} = \mathrm{RnL} \tag{19}$$

对式(17)和(18)拟合 ln[sinh(α σ)]-$ln\dot{\varepsilon}$和 ln[sinh(α σ)]-1/T 关系得到图 3.2 所示，图 3.2(a)斜率的平均值即为 n 值，5.52，图 3.2(b)通过斜率的得到 L 为 9.358，即可计算出 G13Cr4Mo4Ni4V 材料得热变形激活能 Q 为 429.536 kJ/mol，Q 值主要与变形机理和材料有关。例如相关材料热变形激活能数据，GCr15 钢为 351kJ/mol，G13Cr4Mo4Ni4V 钢为 437.6 kJ/mol，M50 钢为 385.848kJ/mol，A100 钢为 380.177kJ/mol，双相不锈钢 2205/2207 可达 550kJ/mol。

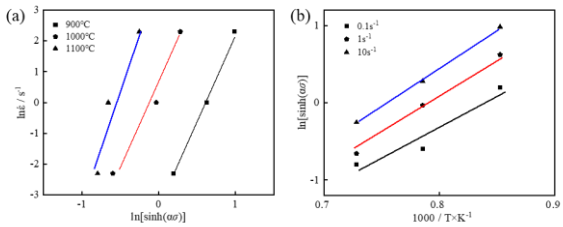

图3.2 G13Cr4Mo4Ni4V钢在不同变形条件下峰值应力、变形速率和变形温度的关系

(a) $\ln\dot{\varepsilon}-\ln[\sinh(\alpha\ \sigma)]$; (b) $\ln[\sinh(\alpha\ \sigma)]-1000/T$

3.2 流变本构方程

为了准确描述变形温度和应变速率在热变形过程中的影响，通常引入温度补偿应变率因子 Z[16]。

$$Z = \dot{\varepsilon}\, exp\left(\frac{Q}{RT}\right) = A[sinh(\alpha\sigma)]^n \tag{20}$$

通过对方程(20)求取对数进行拟合得到相关参数，

$$ln\, Z = ln\, A + n ln[sinh(\alpha\sigma)] \tag{21}$$

如图 3.3 所示，使用回归分析发现 $\ln Z$ 与 $\ln[\sinh(\alpha\ \sigma)]$ 之间为线性关系。因此，通过线性拟合可以获得常数 lnA，相关系数 R^2=0.98，说明方程能准确表达 G13Cr4Mo4Ni4 钢在高温下的热变形行为。通过这一方法将计算的参数转换为方程得到热变形补偿参数 Z 关系(22)和流变应力本构方程(23)。

通过参数 Z 的关系曲线可以推断出不同变形条件下发生再结晶的难度，随着 Z 值增大，位错和晶界开动越难，动态再结晶激发概率越小。例如在 10 s^{-1} 应变速率下 900℃变形时，材料的 Z 值为 46.3，此时动态回复软化都较难进行，所以产生的流变应力也是最大的。

$$Z = e^{40.8}[sinh(0.0059\sigma)]^{5.52} \tag{22}$$

$$\dot{\varepsilon} = e^{40.8}[sinh(0.0059\sigma)]^{5.52}\, exp\left(\frac{-429536}{RT}\right) \tag{23}$$

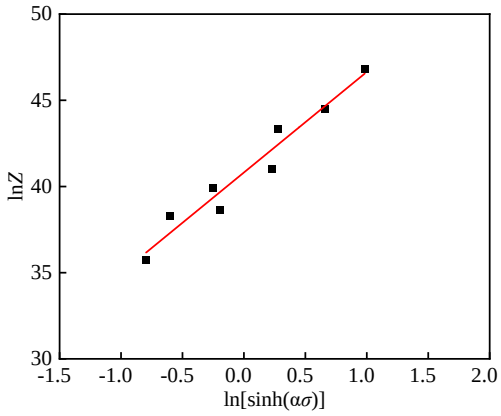

图3.3 $\ln Z$和$\ln[\sinh(\alpha\ \sigma)]$关系曲线

4.结论

本文主要通过研究 Gleeble3500 热膨胀仪模拟 G13Cr4Mo4Ni4V 实验钢的

热变形过程，分析了不同变形温度和应变速率下材料的热变形行为，为G13Cr4Mo4Ni4V钢的热加工工艺制度的制定提供理论支持，主要结论如下:

（1）G13Cr4Mo4Ni4V实验钢在热压缩过程无法避免的鼓形问题导致应力分布不均,热变形过程受摩擦因素影响较大,通过温度修正和摩擦修正判断,获得材料在变形过程中准确的流变应力和变形抗力关系。

（2）G13Cr4Mo4Ni4V实验钢是一种正应变率敏感材料。其软化机理主要依赖于奥氏体的回复和动态再结晶软化。其流应力曲线整体呈连续动态再结晶趋势，流变应力随着应变增加先迅速升高，达到峰值应力后开始下降。峰值应力随着变形温度的增加和应变速率的降低而减小，并且在低温和应变率较低的温度下,动态软化现象更为明显,在较低温度下由于晶粒未完全长大,流变应力曲线趋于平稳后略有上升。

（3)G13Cr4Mo4Ni4V实验钢受温度对动态再结晶晶粒影响较大,在900°C条件下未发生了完全的动态再结晶，但晶粒未完全长大抵消更多的位错,导致峰值应力与稳定状态应力之间产生较大差异，而在1000℃变形温度以上的动态再结晶软化明显，使得流变应力显著降低，因此实际锻造工艺温度范围应当控制在1100℃左右，应变速率为1~10s^{-1}。

（4）通过修正计算得到G13Cr4Mo4Ni4V钢峰值应变处的热变形活化能（Q=429.536 kJ/mol），应变指数为5.52，并且实际锻造单道次压下量在80%左右可以实现，热激活能壁垒较小，能够激发动态再结晶，此外，相关本构方程也建立如下:

$$Z = e^{40.8}[sinh(0.0059\sigma)]^{5.52}$$

$$\dot{\varepsilon} = e^{40.8}[sinh(0.0059\sigma)]^{5.52}\, exp\left(\frac{-429536}{RT}\right)$$

参考文献

1.袁晓云，陈礼清．一种高Mn奥氏体TWIP钢的高温热变形与再结晶行为[J]．金属学报，2015，51(6)：651-658.

2.彭宁琦, 唐广波, 刘正东. 热压缩流变应力曲线的修正方法[J]. 热加工工艺, 2012, 41(17): 12-15.

3.Wang X, Li H, Chandrashekhara K, et al. Inverse finite element modeling of the barreling effect on experimental stress-strain curve for high temperature steel compression test[J]. Materials Processing Technology, 2017, 243: 465-473.

4.周滨, 申昱, 陈军, 等. 高温流变应力曲线修正方法[J]. 上海交通大学学报, 2009, 43(05): 722-732.

5.Laasraoui A, Jonas J J. Prediction of steel flow stresses at high temperatures and strain rates[J]. Metallurgical Transactions A. 1991, 22(7): 1545-1558.

6.Devadas C, Baragar D, Ruddle G, et al. The thermal and metallurgical state of steel strip during hot rolling: Part II. Factors influencing rolling loads[J]. Metallurgical Transactions A, 1991, 22(2): 321-333.

7.Thomas J F, Srinivasan R. Constitutive equations for high temperature deformation[J]. Computer Simulation in Materials Science, 1988: 269-290.

8.Charpentier P L, Stone B C, Ernst S C, et al. Characterization and modeling of the high temperature flow behavior of aluminum alloy 2024[J]. Metallurgical Transactions A, 1986, 17(12): 2227-2237.

9.Ebrahlmi R, Najafizadeh A. A new method for evaluation of friction in bulk metal forming[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2004, 152(2): 136-143.

10.Roebuck B, Lord J, Brooks D, et al. Measurement of flow stress

in hot axisymmetric compression tests[J]. Materials at High Temperatures, 2006, 23(2): 59-73.

11.任书杰, 罗飞, 田野, 等. A100 超高强度钢的流变应力曲线修正与唯象本构关系[J]. 材料工程, 2019, 47(06): 144-151.

12.Jonas J J, Sellars C M, et al. Strength and structure under hot-working conditions[J]. Metallurgical Reviews, 1969, 14(1): 1-24.

13.Sun S l, Zhang M G, Wang T. et al. Thermal deformation behavior and texture of 9Cr-2Wheat resistant alloy[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2010, 39: 1995-1996.

14.李德君, 白强, 宋生印, 等. Fe-20Mn-3Si-3Al TRIP 钢热变形行为及热加工图[C]//太原,第十一次全国热处理大会, 2015, (5): 1140-1144.

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

16.Zener C, Hollomon J H. Effect of strain rate upon plastic flow of steel[J]. Applied Physics, 1944, 15(1): 22-32.