



## S30432钢连铸和模铸管坯的高温加工性能对比

陈其为<sup>1</sup>, 包汉生<sup>1</sup>, 杨钢<sup>1</sup>, 王敬忠<sup>2</sup>, 陈根保<sup>3</sup>, 代卫星<sup>3</sup>

(1 钢铁研究总院有限公司, 北京 100081; 2 西安建筑科技大学冶金工程学院, 西安 710055;

3 永兴特种材料科技股份有限公司, 湖州 313099)

**摘要:**利用 Gleeble 热模拟试验机, 完成了同炉冶炼的 S30432 钢连铸和模铸工艺生产的管坯在高温下的拉伸热变形过程, 设置了 1 000、1 050、1 100、1 150 °C 系列温度和 0. 1、1、5 s<sup>-1</sup> 应变速率的不同热模拟试验条件, 获得了同炉冶炼的 S30432 钢连铸和模铸工艺生产的管坯在各个高温拉伸条件下的高温应力-应变曲线, 并对其进行修正和拟合, 使其尽可能符合实际试验情况。对同炉冶炼的 S30432 钢连铸管坯和模铸管坯的热变形本构方程进行了拟合, 并对 2 种工艺管坯的高温热塑性差异进行对比分析。结果表明, 连铸管坯和模铸管坯的热塑性在不同拉伸温度和速率下表现出一定规律性, 连铸管坯的热塑性存在较大的波动, 且整体上略逊于模铸管坯, 为改进优化管坯的穿孔工艺提供了参考。通过扫描电镜对高温拉伸断口的微观组织结构进行表征, 发现高温拉伸失效形式为塑性断裂, 绝大部分断口形貌属于韧窝断口。然而, 在特定条件下, 部分连铸管坯试样表现出较差的热塑性, 其断裂形式转变为脆性断裂。对于 S30432 钢连铸管坯的高温塑性加工, 建议使用较高的应变速率和较高的应变温度以获得良好的加工性能。

**关键词:** S30432 钢; 连铸; 模铸; 高温拉伸; 变形本构方程

**DOI:** 10. 20057/j. 1003-8620. 2023-00145 **中图分类号:** TG115

## Comparison of High-temperature Processing Properties of Continuous Casting and Die Casting Tube Billets of S30432 Steel

Chen Qiwei<sup>1</sup>, Bao Hansheng<sup>1</sup>, Yang Gang<sup>1</sup>, Wang Jingzhong<sup>2</sup>, Chen Genbao<sup>3</sup>, Dai Weixing<sup>3</sup>

(1 Center Iron and Steel Research Institute Co., Ltd., Beijing 100081, China; 2 School of Metallurgy and Engineering, Xi'an University of Architecture and Technology, Xi'an 710055, China;

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

**Abstract:** The high-temperature tensile thermal deformation processes of continuously cast and mold cast S30432 steel tube billets in same heat were investigated using the Gleeble thermal simulation machine, different thermal simulation conditions were set for temperature series of 1 000, 1 050, 1 100, and 1 150 °C, and strain rates of 0. 1, 1, and 5 s<sup>-1</sup>. The high-temperature stress-strain curves of continuously cast and mold cast S30432 steel billets from in same heat were obtained for both types of billets under various high-temperature tensile conditions, and these curves were corrected and fitted to align as closely as possible with actual experimental situations. The constitutive equations for the hot deformation of the continuously cast and mold cast S30432 steel billets from the same heat were derived through fitting, and a comparative analysis of the high-temperature hot plasticity differences between the two processing methods was conducted. The results indicated that the hot plasticity of both types of billets exhibited certain regularities at different tensile temperatures and rates, the continuously cast tube billets showed more significant fluctuations in hot plasticity and were slightly inferior to the mold cast tube billets in overall performance, providing insights for improving and optimizing the piercing process of the tube billets. Scanning electron microscopy was employed to characterize the microstructural features of the high-temperature tensile fracture surfaces, it was observed that the predominant fracture mode at high temperatures was ductile rupture, with most fracture surfaces exhibiting dimple features. However, under specific conditions, some samples of continuously cast tube billets exhibited poor hot plasticity and its fracture form was transformed into brittle fracture patterns. For the high-temperature plastic processing of S30432 steel continuously cast tube billets, it is recommended to employ higher strain rates and temperatures to achieve enhanced processing performance.

**Key Words:** S30432 Steel; Continuous Casting; Die Casting; High Temperature Stretching; Deformation Instanton Equation

**作者简介:** 陈其为(1994—),男,博士研究生; **E-mail:** sxchenqiwei@foxmail.com; **收稿日期:** 2023-07-15

**通信作者:** 包汉生(1979—),男,博士,教授级高级工程师; **E-mail:** baohansheng@nercast.com

积极应对环保和能源安全问题,发展高效的超(超)临界燃煤电站,以高参数、大容量、低能耗、低排放的火电机组替代现有高污染、低参数火电机组,是电力行业节能减碳的关键。S30432(Super304H)钢作为一种典型的含镍奥氏体耐热不锈钢,因其出色的高温强度、抗腐蚀性、稳定性,广泛用于超(超)临界电站机组的过热器和再热器管道<sup>[1]</sup>。

然而,因为含镍奥氏体耐热不锈钢的合金含量高,且凝固条件复杂,国内冶金企业在此类钢的铸造技术方面掌握不足。国内外学者<sup>[2-6]</sup>深入研究了长时服役过程中富镍相的演变及影响,但含镍奥氏体耐热不锈钢的铸造、轧制和穿管等工艺研究仍较有限。同时,高质量发展和节能减碳压力促使国内外不锈钢产业朝向连铸工艺生产含镍奥氏体耐热不锈钢,瑞典山特维克和日本住友金属等是先行者。连铸相对于模铸具有高效、高收得率和低能耗等优势,通过调节工艺参数可控制凝固条件得到质量优于模铸的铸坯<sup>[7]</sup>。然而,连铸需控制钢水洁净度、过热度、结晶器形状等参数,以改善冷却效率和流动性,需要二冷技术、拉坯矫直等,其难度更大,不良工艺影响质量。因此,国产含镍奥氏体耐热不锈钢管质量问题导致国内超(超)临界电站机组的建造仍依赖外国供应商。

国内亟需系统掌握含镍奥氏体耐热不锈钢的连铸技术,以生产高质量的铸坯,解决斜轧穿孔荒管成材率低的问题,并最终生产出高质量的含镍奥氏体耐热不锈钢钢管。根据相关调研和课题组的前期研究,国产含镍奥氏体耐热不锈钢钢管生产中,主要质量问题为铸造过程中由镍偏析引起的一次富镍相异常析出问题<sup>[8-10]</sup>。在对同为含镍奥氏体耐热不锈钢的 TP347H 的连铸坯研究中,研究者<sup>[11]</sup>发现,连铸坯横向截面上,从连铸坯 1/2 半径处开始存在严重的镍偏析现象,并导致 TP347H 连铸坯横向截面的 1/2 半径处和中心的一次富镍相尺寸较大,形貌呈团簇状或长链状,其作用类似于夹杂物。异常析出的一次富镍相会导致制管过程中穿管工序的成材率降低,团簇分布的富镍相还会影响钢管的高温服役性能<sup>[12-14]</sup>。多篇文献<sup>[15-19]</sup>报道了国产含镍奥氏体耐热不锈钢连铸坯经过热轧、斜轧穿孔等工艺制备出的荒管内壁出现了批量间断无规律的裂纹缺陷和内表面鼓包,并将其产生的原因归结为含镍的脆性质点。部分研究者<sup>[20-22]</sup>还发现国产含镍奥氏体耐热不锈钢成品钢管的微观组织中有较多

的大颗粒含镍析出相,沿轧制方向呈链状分布。因此,可以说连铸坯中严重的富镍相偏析使得材料在制管过程中的热塑性较差,从而导致斜轧穿孔工序的荒管成材率大幅降低。

为了对比同炉生产的 S30432 钢连铸管坯和模铸管坯间的斜轧穿管差异,参考李胜祗、加藤健三等<sup>[23-24]</sup>的研究,确定斜轧穿管的轧辊作用方向对圆管坯施加的应力状态为压应力和拉应力的混合状态,其中,在靠近圆管坯与轧辊接触面处为压应力,而在圆管坯中心区域则为拉应力。据此,通过 Gleeble 试验机进行高温拉伸热模拟试验,对 2 种管坯进行模拟斜轧穿管高温热变形过程的性能对比研究,以分析并修正其真应力-真应变曲线,并拟合得到相应的本构方程。通过对比分析 S30432 钢铸造工艺对其斜轧穿管性能的影响,旨在揭示连铸与模铸工艺对 S30432 钢制管过程中的关键影响因素。

## 1 试验材料与方法

使用同炉生产的 S30432 钢连铸管坯和模铸管坯。该炉熔炼的钢液重量为 20 t,部分钢液熔炼得到方形模铸锭(近似 210 mm×210 mm),部分钢液用于生产 210 mm×210 mm 的连铸坯。S30432 钢连铸坯和模铸锭的横向截面的镍分布的微束荧光 X 射线扫描如图 1 所示,扫描图展示了连铸坯与模铸锭间的微观结构差异。模铸锭存在一定的镍偏析,主要表现为中心处存在低镍区域与高镍区域混杂的情况,但整体的偏析区为块状,偏析区内部偏析情况均匀。连铸坯的镍偏析则表现为在中心处存在圈状低镍区,在 1/4 边长处存在镍偏析的条块区域,在边缘存在线形高镍区域,连铸坯的元素与组织均匀性整体上较模铸锭差。

S30432 钢连铸坯与模铸锭均轧制加工成  $\phi 90$  mm 圆管坯。2 种管坯的成分符合 GB/T 5310—2017 要求,成分要求与试验用钢成分典型值见表 1,管坯的生产工艺流程如图 2 所示。

取样位置位于管坯边缘到中心的 R/2 处均匀对称取 4 个点。连铸和模铸试样各取 3 个管坯。试样为带螺纹的 M10 mm×110 mm 热模拟试样,螺纹长度为 10 mm,加工精度要求为 +0 mm、-0.03 mm。在设定的试样长度下,0.1、1、5 s<sup>-1</sup> 三个应变速率对应的拉伸速率分别为 11、110、550 mm/s。

使用 Gleeble-3500 热模拟试验机进行高温拉伸试验。采用 4 种试验温度(1 000、1 050、1 100、1 150 °C)和 3 种试验应变速率(0.1、1、5 s<sup>-1</sup>),形成共

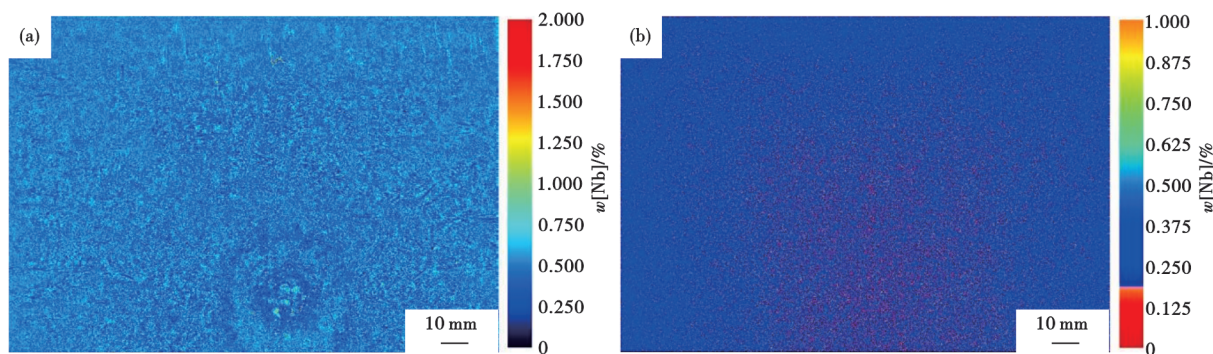


图 1 S30432 钢连铸坯和模铸锭的横向截面的铌分布的微束荧光 X 射线扫描图: (a) 连铸坯, (b) 模铸锭

Fig. 1 Microbeam fluorescence X-ray scan of niobium distribution in transverse sections of continuous cast billets and molded ingots of S30432 steel : (a) continuous casting billet , (b) mold casting ingot

表 1 S30432 钢的成分要求与试验用钢成分典型值(质量分数)

Table 1 Chemical composition requirements of S30432 steel and typical values of chemical composition for tested steel %

分类	C	Si	Mn	Cr	Ni	B	Al <sub>tot</sub>	Cu	Nb	N	P	S
最大值	0.13	0.30	1.00	19.00	10.50	0.010	0.030	3.50	0.600	0.120	0.030	0.010
最小值	0.07	0	0	17.00	7.50	0.001	0.003	2.50	0.300	0.050	0	0
试验用钢典型值	0.074	-	-	18.270	9.120	-	-	-	0.410	0.097	-	-

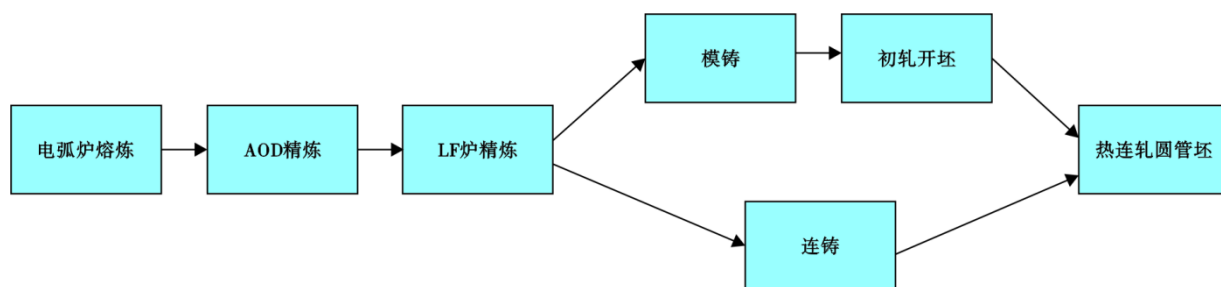


图 2 试验用 S30432 钢连铸管坯和模铸管坯的生产工艺流程图

Fig. 2 Production process flow diagram for continuous casting and die casting of S30432 steel tube billets for testing

计 12 组正交试验。

高温拉伸试验以 10 °C/s 的速率将试样加热到 1 100 °C,保温 5 min,然后以 10 °C/s 的速率将试样加热或冷却至预设的试验温度(对于 1 100 °C 的拉伸试验,则直接进行拉伸),最后以设定的应变速率进行拉伸,直到试样断裂为止。使用蔡司钨灯丝扫描电镜 EVO25 对 2 种管坯试样的高温拉伸断口的微观组织结构进行表征。

## 2 S30432 钢连铸管坯与模铸管坯的真应力-真应变曲线与本构方程

根据高温拉伸试验的行程(Stroke, mm)和力值(Force, N)数据,可以计算绘制 S30432 钢 2 种管坯的真应力-真应变拉伸曲线。然而,通过这种方法得到的高温拉伸真应力-真应变曲线与实际热变形过程相比存在较大的差异,差异主要由颈缩时局部失

稳、试验时试样与夹具之间存在摩擦和震动等原因产生的系统误差所导致<sup>[25-27]</sup>。因此,对试验得到的真应力-真应变曲线进行数值修正是常见的方法<sup>[28-32]</sup>。

采用 Mirone 等<sup>[33-36]</sup>提出的修正方法,该方法结合了物理试验和弹塑性理论。以误差较小的峰值应力为基准,将整个真应力-真应变曲线分为峰值应力前的未颈缩阶段和峰值应力后的颈缩阶段。首先统计了各试验条件下的峰值应力和与峰值应力对应的应变值,具体数据见表 2。高温拉伸试验中,两种管坯的峰值应力随拉伸速率增加而升高,但随拉伸温度增加而减小。同时,对比相同条件下两种管坯的高温拉伸后获得的峰值应力,发现无论试验条件如何,模铸管坯的峰值应力始终高于连铸管坯,表明模铸管坯在高温下强度更好。值得注意的是,通常情况下,模铸工艺冷却速度较慢,晶粒生长

表 2 S30432 钢的两种管坯高温拉伸的峰值应力  
Table 2 Peak stress of two kinds of tube billets of S30432 steel at high temperature tensile

浇注方式	拉伸速率/ s <sup>-1</sup>	拉伸温度/°C							
		1 000		1 050		1 100		1 150	
		$\epsilon_p$	$\sigma_p$ /MPa	$\epsilon_p$	$\sigma_p$ /MPa	$\epsilon_p$	$\sigma_p$ /MPa	$\epsilon_p$	$\sigma_p$ /MPa
模铸管坯	0.1	0.028 1	133.767 9	0.026 2	110.582 6	0.026 0	88.431 9	0.024 5	75.267 1
	1.0	0.037 5	177.113 0	0.030 5	147.472 5	0.028 2	128.319 4	0.026 1	98.024 0
	5.0	0.047 9	212.553 5	0.040 1	175.687 3	0.036 7	153.175 5	0.023 9	128.403 7
连铸管坯	0.1	0.024 4	121.277 5	0.021 5	104.693 4	0.023 6	85.287 6	0.019 8	67.983 3
	1.0	0.035 8	174.544 6	0.027 9	138.281 4	0.029 8	113.862 6	0.027 8	97.576 6
	5.0	0.041 8	201.044 3	0.043 0	172.371 3	0.040 9	145.995 4	0.025 8	127.652 8

周期较长,内部结构和晶粒取向存在异质性。连铸管坯由于连铸工艺快速冷却,内部结构均匀紧密。因此,连铸管坯的性能通常较稳定,在高温拉伸试验中具有优势<sup>[7]</sup>。然而,表 2 中 S30432 钢连铸管坯高温拉伸峰值应力低于模铸管坯,可能源于不成熟的连铸工艺。

在峰值应力前的未颈缩阶段,应变硬化作用较为显著。基于 Hollomon 方程构建应力与应变之间的幂指数关系,其方程表达式如式(1)<sup>[33]</sup>。

$$\sigma = k\epsilon^n \quad (1)$$

式中: $\epsilon$ 为真应变值; $\sigma$ 为对应 $\epsilon$ 的真应力值,MPa; $k$ 为强度因子,MPa; $n$ 为应变硬化指数,是一个与温度相关的常数。

以连铸管坯在 1 000 °C 下进行高温拉伸的试验数据为例,选取 $\epsilon$ 最接近 0.010 0、0.013 0、0.016 0 及与峰值应力对应的应变值,共计 4 个点,并使用最小二乘法进行拟合。通过最小二乘法拟合后,可以得到 3 条拟合直线的斜率,将这些斜率的平均值作为模铸管坯在 1 000 °C 下的应变硬化指数 $n$ ,可近似取 $n \approx 0.315 8$ 。然后,通过反算法,根据峰值应力和与之对应的应变值数据,计算得到不同拉伸速率下的强度因子 $k$ 。进而,可以得到不同试验条件下的 Hollomon 方程,并使用该方程来拟合在峰值应力前的未颈缩阶段的真应力-真应变曲线,具体的数据见表 3。

当试样在高温拉伸过程中,达到峰值应力后进入颈缩阶段,应变会集中在圆柱形试样的中心颈缩区域,使其逐渐变形为沙漏状,这将导致试样所受的应力状态改变为三轴性和非均匀性。此时需要使用 Mirone<sup>[34]</sup>提出的 MLR 模型对峰值应力后的真应力-真应变曲线进行修正。MLR 模型通过 $\sigma_{E_q}$ 和 $\epsilon_{E_q}$ 这 2 个参数进行转换,使用 2 个校正函数 $MLR_\sigma(\epsilon_{E_q}-\epsilon_N)$ 和 $MLR_\epsilon(\epsilon_{E_q}-\epsilon_N)$ ,对峰值应力后的真应力-真

表 3 S30432 钢的连铸管坯在 1 000 °C 高温拉伸的 Hollomon 方程

Table 3 Hollomon equation for high temperature tensile testing of continuous casting tube billets of S30432 steel at 1 000 °C

拉伸速率/s <sup>-1</sup>	$n$	$k$ /MPa	Hollomon 方程
0.1	0.315 8	391.735 8	$\sigma = 391.735 8 \times \epsilon^{0.315 8}$
1.0	0.315 8	499.761 8	$\sigma = 499.761 8 \times \epsilon^{0.315 8}$
5.0	0.315 8	547.891 2	$\sigma = 547.891 2 \times \epsilon^{0.315 8}$

应变曲线进行修正,得到更准确的 $\sigma'(\epsilon')$ 函数<sup>[35-36]</sup>。

$$\sigma'(\epsilon') = \sigma(\epsilon) \cdot MLR_\sigma(\epsilon_{E_q} - \epsilon_N) \quad (2)$$

$$MLR_\sigma(\epsilon_{E_q} - \epsilon_N) = 1 - 0.605 8 \cdot (\epsilon_{E_q} - \epsilon_N)^2 + 0.631 7 \cdot (\epsilon_{E_q} - \epsilon_N)^3 - 0.210 7 \cdot (\epsilon_{E_q} - \epsilon_N)^4 \quad (3)$$

$$\epsilon' = \epsilon \cdot MLR_\epsilon(\epsilon_{E_q} - \epsilon_N) \quad (4)$$

$$MLR_\epsilon(\epsilon_{E_q} - \epsilon_N) = 1 - 0.265 0 \cdot (\epsilon_{E_q} - \epsilon_N) + 0.241 0 \cdot (\epsilon_{E_q} - \epsilon_N)^2 - 0.074 0 \cdot (\epsilon_{E_q} - \epsilon_N)^3 \quad (5)$$

式中: $\epsilon_{E_q}$ 为材料的等效塑性应变; $\sigma$ 为拉伸试验得到的真应力值; $\epsilon$ 为拉伸试验得到的真应变值; $\sigma'$ 为修正后的真应力值; $\epsilon'$ 为修正后的真应变值; $\epsilon_N$ 为颈缩开始时的应变值,即峰值应力对应的应变值。

通过使用 MLR 模型进行修正,可以获得能更准确地反映材料颈缩后应力-应变特性的真应力-真应变曲线。结合 Hollomon 方程,可以得到完整的真应力-真应变修正曲线。2 种管坯在不同试验条件下进行高温拉伸的修正后真应力-真应变曲线分别如图 3 和图 4 所示。

为了分析材料在高温变形时的流动应力与应变关系,使用本构方程来描述温度和应变速率对流动应力与应变关系的影响规律。合金塑性流变应力 $\sigma$ 取决于形变亚结构、变形温度 $T$ 和应变速率 $\dot{\epsilon}$ <sup>[37-38]</sup>。表明材料高温拉伸变形时的流动应力与变形温度和应变速率之间的关系的关系的 Arrhenius 本构方

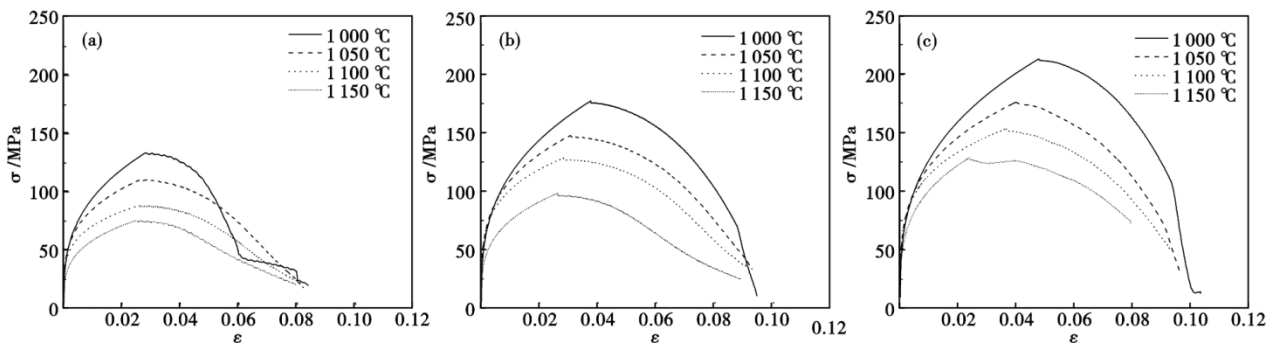


图 3 S30432 钢的模铸管坯的真应力-真应变拉伸曲线图(修正后): (a) 0.1 s<sup>-1</sup>, (b) 1 s<sup>-1</sup>, (c) 5 s<sup>-1</sup>

Fig. 3 True stress-true strain tensile curves of die casting billets of S30432 steel (after correction): (a) 0.1 s<sup>-1</sup>, (b) 1 s<sup>-1</sup>, (c) 5 s<sup>-1</sup>

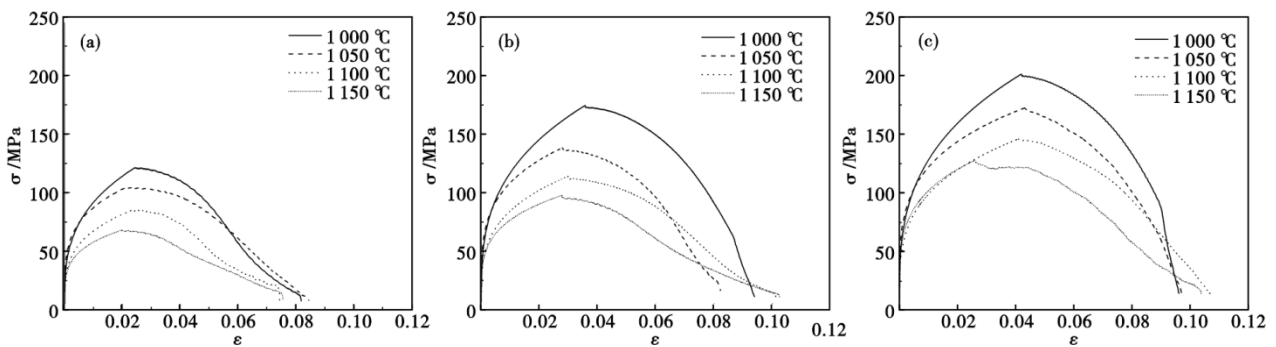


图 4 S30432 钢的连铸管坯的真应力-真应变拉伸曲线图(修正后): (a) 0.1 s<sup>-1</sup>, (b) 1 s<sup>-1</sup>, (c) 5 s<sup>-1</sup>

Fig. 4 True stress-true strain tensile curves of continuous casting billets of S30432 steel (after correction): (a) 0.1 s<sup>-1</sup>, (b) 1 s<sup>-1</sup>, (c) 5 s<sup>-1</sup>

程如式(6)<sup>[39-43]</sup>。

$$\dot{\epsilon} = A [\sinh(\alpha\sigma)]^n \cdot \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (6)$$

根据不同拉伸温度、不同拉伸应变速率的多次高温拉伸试验的数据,得到材料在不同拉伸温度  $T$ 、不同拉伸应变速率  $\dot{\epsilon}$  下的塑性流变应力  $\sigma$  (使用峰值应力  $\sigma_p$  代替),代入式(6)计算出材料的 Arrhenius 本构方程相关常数  $A$ 、 $\alpha$ 、 $n$  和  $Q$ ,最终拟合出材料的 Arrhenius 本构方程。

以模铸管坯为例,如图 5(a)所示为  $\sigma_p$ - $\ln\dot{\epsilon}$  拟合曲线,平均斜率  $1/\beta=16.6449$ 。如图 5(b)所示为  $\ln\sigma_p$ - $\ln\dot{\epsilon}$  拟合曲线,平均斜率  $1/n=0.1286$ 。因此,计算出,  $\beta=0.0601$ ,  $n=7.7768$ ,  $\alpha=\beta/n=7.7253 \times 10^{-3}$ 。

将求得的  $\alpha$  代入,计算并绘制  $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]-1/T$  的拟合曲线,如图 5(c)所示,平均斜率  $k_1=8923.8755$ ,并求得  $Q=k_1 \cdot R \cdot n=576985 \text{ J} \cdot \text{mol}^{-1}=576.985 \text{ kJ} \cdot \text{mol}^{-1}$ 。

根据不同的应变速率,绘制  $\ln(Z)-\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$  的拟合曲线,如图 5(d)所示,计算得到截距  $\ln(A)=50.0129$ 。因此,可以计算出  $A=5.2518 \times 10^{21}$ 。

所以,S30432 钢模铸管坯在高温拉伸变形中的本构方程如式(7)。

$$\dot{\epsilon} = 5.2518 \times 10^{21} \cdot \left[ \sinh\left(7.7253 \times 10^{-3} \cdot \sigma_p\right) \right]^{7.7768} \cdot \exp\left(-\frac{576985}{8.314 \cdot T}\right) \quad (7)$$

按照相同的方法,可以求得 S30432 钢连铸管坯在高温拉伸变形中的本构方程如式(8)。

$$\dot{\epsilon} = 6.4111 \times 10^{19} \cdot \left[ \sinh\left(8.1597 \times 10^{-3} \cdot \sigma_p\right) \right]^{7.2002} \cdot \exp\left(-\frac{526788}{8.314 \cdot T}\right) \quad (8)$$

### 3 S30432 钢连铸管坯与模铸管坯的热塑性对比分析

按不同拉伸温度统计的 S30432 钢连铸管坯和模铸管坯整体的断面收缩率统计如图 6 所示,可以比较研究同一拉伸速率下 2 种管坯之间的热塑性差异。

图 6(a)显示在相同拉伸温度下,模铸管坯的热塑性随着拉伸速率呈规律性变化。1000 °C 高温拉伸时,试样的热塑性随拉伸速率增加而降低;

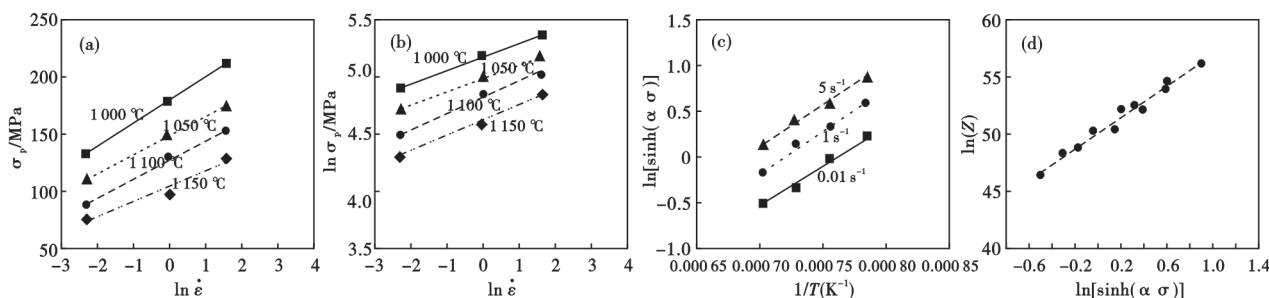


图 5 S30432 钢的模铸管坯的本构方程的拟合曲线: (a)  $\sigma_p$ - $\ln \dot{\epsilon}$  拟合曲线, (b)  $\ln \sigma_p$ - $\ln \dot{\epsilon}$  拟合曲线, (c)  $\ln[\sinh(\alpha \sigma)]$ - $1/T$  拟合曲线, (d)  $\ln(Z)$ - $\ln[\sinh(\alpha \sigma)]$  拟合曲线

Fig. 5 Fitting curves of the constitutive equation for the die casting billets of S30432 steel : (a)  $\sigma_p$ - $\ln \dot{\epsilon}$  fitting curve , (b)  $\ln \sigma_p$ - $\ln \dot{\epsilon}$  fitting curve , (c)  $\ln[\sinh(\alpha \sigma)]$ - $1/T$  fitting curve , (d)  $\ln(Z)$ - $\ln[\sinh(\alpha \sigma)]$  fitting curve

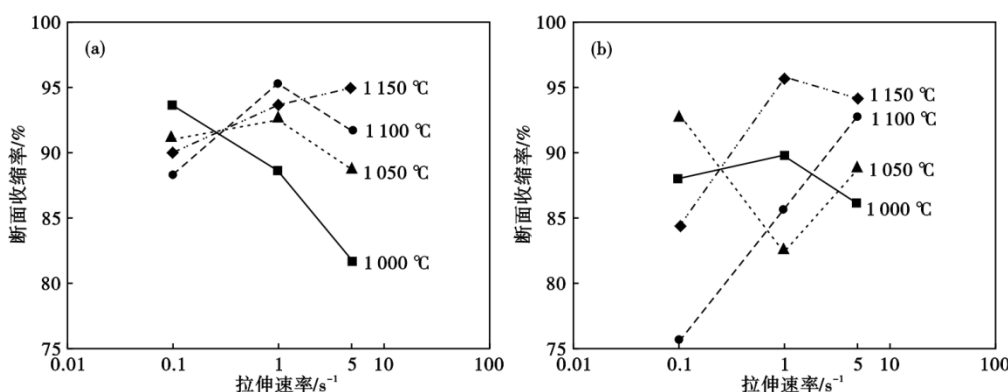


图 6 S30432 钢的 2 种管坯的断面收缩率统计图: (a) 模铸管坯, (b) 连铸管坯

Fig. 6 Statistical figure of cross-sectional shrinkage rate of two billets of S30432 steel : (a) die casting tube billet , (b) continuous casting tube billet.

1 050 °C 和 1 100 °C 下, 热塑性随拉伸速率增加先升高后降低; 1 150 °C 下, 试样的热塑性随拉伸速率增加而升高。高温塑性变形受应力下的位错运动和增殖的影响, 形成位错亚结构, 导致晶粒内滑移受阻, 变形主要在晶界发生。拉伸速率影响热塑性, 与位错密度和晶界滑移有关。低拉伸速率易在晶界形成裂纹, 高拉伸速率需要高位错密度维持, 增加晶粒强度, 降低材料的塑性。此外, 增加拉伸速率会降低晶界滑移引起的变形量占比, 有利于热塑性提升。拉伸速率与热塑性的变化受两种机制相互制约<sup>[44-46]</sup>。

因此, 拉伸速率与金属材料热塑性之间的变化规律, 同时受作用方向相反的两个机制制约, 其具体规律需要分析拉伸条件、拉伸试样原始组织等因素对两个机制的影响。就模铸管坯而言: 当拉伸温度适中且拉伸速率较低时, 随着拉伸速率的增加, 晶粒内部位错密度增加带来的热塑性降低的影响, 弱于晶界滑移引起的变形量占比减小带来的热塑性升高的影响, 材料热塑性整体上随拉伸速率的增

加而升高; 而当拉伸速率较高时, 随着拉伸速率的增加, 位错密度增加的影响开始增强。所以在适中的拉伸温度(1 050、1 100 °C)时, 同一拉伸温度下材料的热塑性随着拉伸速率的增加先升高后降低。当拉伸温度较低(1 000 °C)时, 材料的动态再结晶较缓慢, 再结晶晶粒数量少, 材料整体的晶粒尺寸较大, 晶界数量较少, 晶界滑移引起的变形量占比减小带来的热塑性升高的影响较弱, 试样的热塑性随着拉伸速率的增加而降低。与之相反, 当拉伸温度较高(1 150 °C)时, 由于高温使动态再结晶效应增强, 晶界增加, 晶界滑移引起的变形量占比减小带来的热塑性升高的影响显著提升, 同一拉伸温度下, 试样的热塑性随着拉伸速率的增加而升高。

图 6(b) 为 S30432 钢连铸管坯的断面收缩率统计图。对比同一拉伸温度, 当温度较低(1 000 °C)时, 随拉伸速率增加, 连铸管坯的热塑性先升高后降低。这表明连铸管坯中的晶粒尺寸较小, 即使拉伸温度较低、动态再结晶较弱时, 整体晶粒尺寸仍然不大, 晶界数量较多, 晶界滑移变形占比减小带

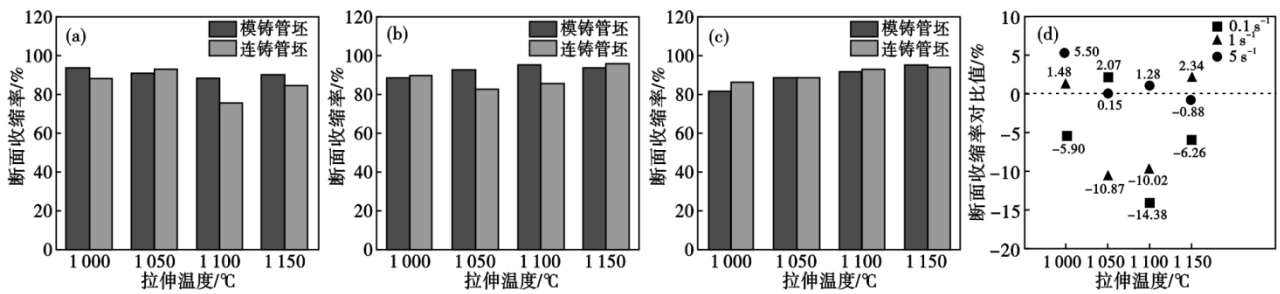


图7 S30432钢的2种管坯的断面收缩率对比:(a)0.1 s<sup>-1</sup>, (b)1 s<sup>-1</sup>, (c)5 s<sup>-1</sup>, (d)对比值

Fig. 7 Comparison of cross-sectional shrinkage rate of two billets of S30432 steel: (a) 0.1 s<sup>-1</sup>, (b) 1 s<sup>-1</sup>, (c) 5 s<sup>-1</sup>, (d) reduced value

来的热塑性升高的影响较为显著。高温(1100、1150 °C)下,晶粒尺寸减小,晶界数量增多,滑移减少效应更强。同温度下,随速率增加,热塑性提升。但1050 °C的情况不同,可能因连铸管坯整体组织不均匀,条件为1050 °C、0.1 s<sup>-1</sup>的试验热塑性较好,断面收缩率高于正常值。假设其正常断面收缩率低于82.44%(1050 °C、1 s<sup>-1</sup>),则整体变化趋势仍与其他温度接近。

对S30432钢连铸管坯和模铸管坯的断面收缩率按不同拉伸速率进行对比分析,如图7所示。其中,图7(d)的对比数据计算公式如式(9)。

$$\frac{A_{L_2} - A_{M_2}}{A_{M_2}} \times 100\% \quad (9)$$

式中, $A_{L_2}$ 为连铸管坯的断面收缩率,%; $A_{M_2}$ 为模铸管坯的断面收缩率,%。

从图7中可以观察到,在较高拉伸速率(如5 s<sup>-1</sup>)下,模铸管坯和连铸管坯的断面收缩率随拉伸温度增加而升高,趋势相似,两者比较值相近。通常,随温度升高,屈服强度降低<sup>[47-49]</sup>,塑性增强。高温促进动态回复,减少晶界应力集中,延缓微裂纹生成,提升热塑性。因此,在适宜的拉伸温度范围,热塑性随温度升高而增强。低拉伸速率(0.1、1 s<sup>-1</sup>)下,2种管坯的热塑性随温度变化不明显。模铸管坯不同温度下的断面收缩率相对稳定,而连铸管坯的波动大,整体热塑性相对差。这表明连铸管坯组织均匀性较差,热塑性不及模铸管坯。

为进一步分析S30432钢连铸管坯和模铸管坯的热塑性差异,对2种管坯相同试验条件下的高温拉伸试样断口组织进行表征。

S30432钢连铸管坯和模铸管坯在1050 °C、5 s<sup>-1</sup>条件下的高温拉伸断口如图8所示,其中模铸管坯的断面收缩率为88.71%,连铸管坯的断面收缩率为88.84%,二者的断面收缩率对比值仅为0.15%。从

断口整体的形貌中可以观察到,2个断口均为韧窝断口。其余条件的高温拉伸断口的扫描表征也显示,断口类型主要为韧窝断口,这表明在高温拉伸过程中,材料发生了动态再结晶,导致材料软化,整体上表现出较好的塑韧性,高温拉伸失效形式为塑性断裂。对比韧窝的形貌细节,可以观察到2个断口中的韧窝大小、深度均较为一致,符合二者的热塑性差异。

S30432钢连铸管坯和模铸管坯在1100 °C、0.1 s<sup>-1</sup>条件下的高温拉伸断口如图9所示,其中模铸管坯的断面收缩率为92.49%,连铸管坯的断面收缩率为82.44%,二者的断面收缩率对比值为-10.87%,连铸管坯的热塑性远差于模铸管坯。从断口的微观形貌中可以观察到,模铸管坯仍为塑性断裂的韧窝断口。而连铸管坯尽管断面收缩率大于部分其他拉伸条件下的塑性断裂的模铸管坯试样,但断口整体平坦并被氧化层完全覆盖,部分区域呈现类似晶粒的界面被氧化层覆盖后的球节状隆起。这可能代表连铸管坯在1100 °C、0.1 s<sup>-1</sup>条件下高温拉伸的试样发生脆性的沿晶解理断裂,每个晶粒的断面呈多面体形貌,晶粒断面多面体被氧化层覆盖后则呈现如图9(e)、图9(f)的隆起。此外,脆性断裂由于断裂面外观上没有明显发生过塑性变形迹象,直接由弹性变形状态过渡到断裂,断裂面和拉伸轴接近正交,端口平齐,图9(d)的平坦断口符合该特征。

S30432钢连铸管坯在1100 °C、0.1 s<sup>-1</sup>条件下进行高温拉伸,其脆性断裂形式可能是由于S30432钢连铸管坯的连铸工艺缺陷导致一次富镍相异常析出,1100 °C、0.1 s<sup>-1</sup>条件下的连铸管坯高温拉伸试样中存在含镍的脆性质点,使试样在拉伸过程中发生脆断;也可能是由于该拉伸条件下,S30432钢连铸管坯的热塑性较差,无法有效进行高温塑性变形。

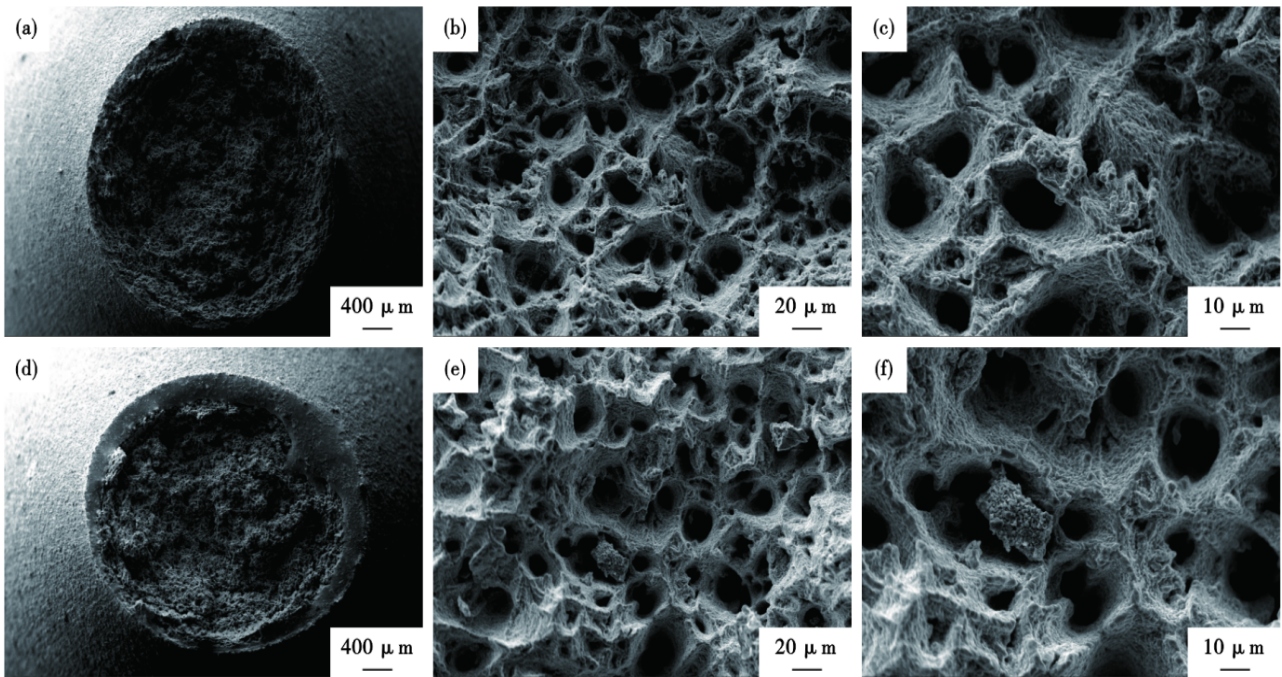


图 8 1 050 °C, 5 s<sup>-1</sup>条件下的 S30432 钢的 2 种管坯的韧窝断口对比: (a) 模铸管坯, 整体; (b) 模铸管坯, 韧窝-1; (c) 模铸管坯, 韧窝-2; (d) 连铸管坯, 整体; (e) 连铸管坯, 韧窝-1; (f) 连铸管坯, 韧窝-2。

Fig. 8 Comparison of tough fossa fracture in the two kinds of tube billets of S30432 Steel under the 1 050 °C , 5 s<sup>-1</sup> tensile conditions : (a) die casting tube billet, whole ; (b) die casting tube billet, toughness-1 ; (c) die casting tube billet, toughness-2 ; (d) continuous casting tube billet, whole ; (e) continuous casting tube billet, toughness-1 ; (f) continuous casting tube billet, toughness-2.

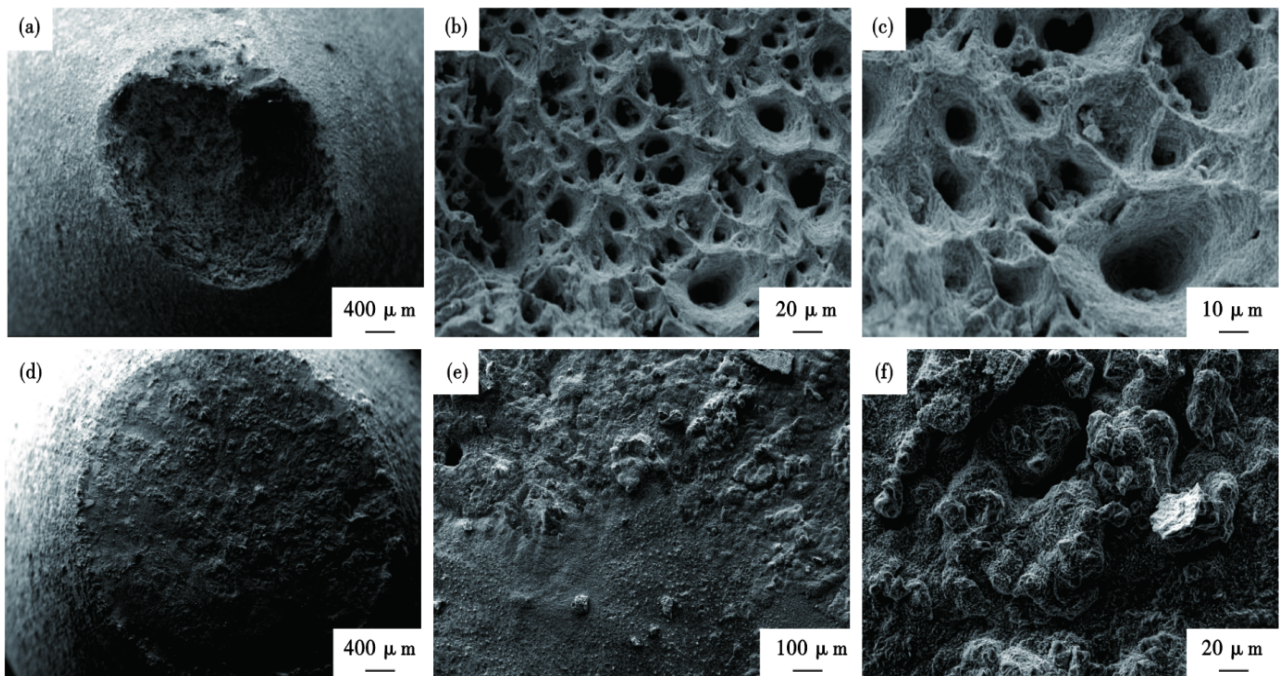


图 9 1 100 °C, 0.1 s<sup>-1</sup>条件下的 S30432 钢的 2 种管坯的韧窝断口对比: (a) 模铸管坯, 整体; (b) 模铸管坯, 韧窝-1; (c) 模铸管坯, 韧窝-2; (d) 连铸管坯, 整体; (e) 连铸管坯, 细节-1; (f) 连铸管坯, 细节-2。

Fig. 9 Comparison of tough fossa fracture in the two kinds of tube billets of S30432 Steel under the 1 100 °C , 0.1 s<sup>-1</sup> tensile conditions : (a) die casting tube billet, whole ; (b) die casting tube billet, toughness-1 ; (c) die casting tube billet, toughness-2 ; (d) continuous casting tube billet, whole ; (e) continuous casting tube billet, toughness-1 ; (f) continuous casting tube billet, toughness-2.

综上所述,对于S30432钢连铸管坯的高温塑性加工,建议使用较高的应变速率和较高的应变温度,使管坯达到较好的加工性能。

#### 4 结论

通过Gleeble试验机的高温拉伸热模拟试验,研究同炉冶炼的S30432钢连铸管坯和模铸管坯的高温拉伸热变形过程,得出以下结论。

(1)S30432钢连铸管坯和模铸管坯在高温下的真应力-真应变曲线,通过Hollomon方程和MLR模型纠正了试验数据的系统误差,得到修正后的真应力-真应变曲线,修正后的曲线能更准确地反映材料的应力-应变特性。从2种管坯在不同条件下进行高温拉伸得到的峰值应力对比看,模铸管坯的高温强度稍优于连铸管坯。

(2)通过对S30432钢连铸管坯和模铸管坯的高温拉伸试验数据进行分析 and 拟合,得到了2种管坯的本构方程。模铸管坯在高温拉伸变形中的本构方程为:  $\dot{\varepsilon} = 5.2518 \times 10^{21} \cdot \left[ \sinh \left( 7.7253 \times 10^{-3} \cdot \sigma_p \right) \right]^{7.7768} \cdot \exp \left( - \frac{576985}{8.314 \cdot T} \right)$ ; 而连铸管坯的本构

方程为:  $\dot{\varepsilon} = 6.4111 \times 10^{19} \cdot \left[ \sinh \left( 8.1597 \times 10^{-3} \cdot \sigma_p \right) \right]^{7.2002} \cdot \exp \left( - \frac{526788}{8.314 \cdot T} \right)$ 。

(3)通过高温拉伸实验的断面收缩率数据分析,对S30432钢连铸管坯和模铸管坯的热塑性进行对比研究。结果显示,模铸管坯和连铸管坯的热塑性在不同拉伸温度和速率下呈现出一定规律性。2种管坯的热塑性在不同拉伸条件的影下随拉伸速率的变化而规律性变化。二者在同一拉伸速率下,随着拉伸温度的增加,热塑性趋势相似,但连铸管坯的波动较大。整体上,连铸管坯的热塑性受组织均匀性的影响,整体上较模铸管坯稍差。对于S30432钢连铸管坯的高温塑性加工,建议使用较高的应变速率和较高的应变温度以获得更好的加工性能。

(4)使用扫描电镜对S30432钢连铸管坯和模铸管坯的高温拉伸断口的微观组织结构进行表征,发现高温拉伸断口形貌大部分属于韧窝断口,表明在高温拉伸过程中,动态再结晶导致材料软化,整体塑韧性较好,高温拉伸失效形式为塑性断裂。部分连铸管坯试样的热塑性远差于同条件的模铸管坯试样,其断裂形式则转变为脆性断裂。

#### 参考文献

- [1] Yoshikawa K, Teranishi H, Tokimasa K, et al. Fabrication and properties of corrosion resistant TP347H stainless steel[J]. Journal of Materials Engineering, 1988, 10(1):69-83.
- [2] 臧华勋, 罗林, 徐刚, 等. 氮对TP347H耐热奥氏体不锈钢室温拉伸和高温持久性能的影响[J]. 钢铁, 2009, 44(8): 81-84.
- [3] Pütz R D, Zander D. High temperature oxidation mechanisms of grain refined Fe-25Al-1.5Ta(+TaC/(Ta, Nb)C) iron aluminides at 700 °C in air[J]. Corrosion Science, 2022, 198: 110149.
- [4] Liao L H, Zhao Z X, Xu F H, et al. Influence of N on precipitation behavior and transformation kinetics of super austenitic stainless steels after isothermal ageing at 900 °C[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2022, 19: 3670-3684.
- [5] Vaché N, Steyer P, Duret-Thual C, et al. Microstructural study of the NbC to G-phase transformation in HP-Nb alloys[J]. Materialia, 2020, 9: 100593.
- [6] Aditya D M, Ardy H, Lantang Y S F, et al. The study of sigma and carbide in cast austenitic stainless-steel grade HH after 24 years of high-temperature service [J]. Heliyon, 2023, 9(3): e14109.
- [7] 张富强, 王久彬. 连铸坯凝固过程中传输现象基础知识系列讲座[J]. 鞍钢技术, 1997(6): 60-65.
- [8] 王哨兵, 孙文强, 王曼, 等. Gleeble热模拟在S32750奥氏体-铁素体双相钢中的热塑性应用研究[J]. 特殊钢, 2022, 43(4): 5-9.
- [9] 谭舒平. 成分和工艺对S30432钢性能的影响及强化机理研究[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2009.
- [10] 王敬忠. 奥氏体耐热钢S31042钢组织与性能研究[D]. 北京: 钢铁研究总院, 2011.
- [11] 陈其为, 包汉生, 杨钢, 等. 连铸TP347H钢坯中Nb的偏析现象分析[J]. 中国冶金, 2022, 32(6):61-70.
- [12] 段卫平, 袁航, 李京社, 等. 30CrMo精冲连铸板坯高温力学性能研究[J]. 特殊钢, 2021, 42(5): 65-68.
- [13] Clark R N, Searle J, Martin T L, et al. The role of niobium carbides in the localised corrosion initiation of 20Cr-25Ni-Nb advanced gas-cooled reactor fuel cladding [J]. Corrosion Science, 2020, 165: 108365.
- [14] 王敬忠, 刘正东, 程世长, 等. 固溶态S31042钢高温塑性波动大的原因分析[J]. 钢铁, 2012, 47(1):60-64.
- [15] 王志军, 杨永超. 夹杂物对TP347H不锈钢 $\phi 108 \text{ mm} \times 15 \text{ mm}$ 荒管裂纹缺陷的影响和工艺改进[J]. 特殊钢, 2018, 39(3): 17-19.
- [16] 王婀娜, 彭海龙, 尹人洁, 等. TH347H奥氏体不锈钢内表面“鼓泡”缺陷分析研究[J]. 四川冶金, 2016, 38(3):68-71.
- [17] 何玉东. 连铸TP347荒管内壁微裂纹探讨[J]. 特钢技术, 2013, 19(2):26-30.
- [18] 李长毅. 电站锅炉用TP347H不锈钢无缝钢管的开发[J]. 冶金标准化与质量, 2006, 44(5):42-45.

- [19] 孙乐飞, 帅 勇, 郭文波, 等. C36 船板钢铸坯角部横裂和高温热塑性分析及改进工艺[J]. 特殊钢, 2022, 43(3): 64-68.
- [20] 郭 玲. 连铸 TP347H 管坯的缺陷分析及探讨[J]. 特钢技术, 2012, 18(4): 18-22.
- [21] 刘荣藻. 低合金热强钢的强化机理[M]. 北京: 冶金工业出版社, 1981.
- [22] Dulieu D. The role of niobium in austenitic and duplex stainless steels[J]. Niobium, Science and Technology, 2001: 975-999.
- [23] 李胜祗, 陈大宏, 孙中建, 等. 二辊斜轧穿孔时圆管坯的变形与应力分布及其发展[J]. 钢铁研究学报, 2000, 12(5): 26-30.
- [24] 加藤健三著. 金属塑性加工学[M]. 东京: 丸善, 1971.
- [25] Vu V D, Mir A, Nguyen G D, et al. A thermodynamics-based formulation for constitutive modelling using damage mechanics and plasticity theory [J]. Engineering Structures, 2017, 143: 22-39.
- [26] Cisse C, Zaki W, Ben Zineb T. A review of constitutive models and modeling techniques for shape memory alloys [J]. International Journal of Plasticity, 2016, 76: 244-284.
- [27] 张 艳, 党紫九. 影响流变应力曲线测试的因素[J]. 北京科技大学学报, 1997, 19(1): 117-121.
- [28] 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(5): 722-726.
- [29] Parteder E, Bünten R. Determination of flow curves by means of a compression test under sticking friction conditions using an iterative finite-element procedure[J]. Journal of Materials Processing Technology, 1998, 74(1-3): 227-233.
- [30] Lin X B, Zhai F B, Zhang Z L. Determination of metal material flow stress by the method of C-FEM[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2002, 120(1-3): 144-150.
- [31] 严 巍, 陈国学. 轴对称压缩流动应力-应变曲线有限元修正方法的研究[J]. 塑性工程学报, 2004, 11(4): 19-21+26.
- [32] Roebuck B, Lord J D, Brooks M, et al. Measurement of flow stress in hot axisymmetric compression tests [J]. Materials at High Temperatures, 2006, 23(2): 59-83.
- [33] 何建丽, 师名林, 陈 飞, 等. 316LN 不锈钢高温拉伸颈缩区塑变行为[J]. 材料科学与工艺, 2019, 27(6): 41-46.
- [34] Mirone G, Corallo D. A local viewpoint for evaluating the influence of stress triaxiality and lode angle on ductile failure and hardening [J]. International Journal of Plasticity, 2010, 26(3): 348-371.
- [35] Mirone G. Approximate model of the necking behaviour and application to the void growth prediction [J]. International Journal of Damage Mechanics, 2004, 13(3): 241-261.
- [36] Mirone G. A new model for the elastoplastic characterization and the stress-strain determination on the necking section of a tensile specimen [J]. International Journal of Solids and Structures, 2004, 41(13): 3545-3564.
- [37] 张海鑫, 杨 沫, 于 娟, 等. TC4 钛合金高温热拉伸行为及本构方程研究[J]. 机械制造与自动化, 2017, 46(2): 34-36+74.
- [38] 史廷春, 陈森灿. TC4 钛合金高温本构方程的数据拟合[J]. 金属成形工艺, 1999, 17(1): 47-49.
- [39] 邱 霖, 唐建敏, 刘洪光. 基于热拉伸试验的 DP590 高强钢变形本构关系及热加工图[J]. 锻压技术, 2017, 42(1): 121-125.
- [40] Zener C, Hollomon J H. Effect of strain-rate upon the plastic flow of steel[J]. Journal of Applied Physics, 1944, 15(1): 22-32.
- [41] 王忠堂, 张士宏, 齐广霞, 等. AZ31 镁合金热变形本构方程[J]. 中国有色金属学报, 2008, 18(11): 1977-1982.
- [42] Sellars C M, McTegart W J. On the mechanism of hot deformation [J]. ACTA Metallurgica, 1966, 14(9): 1136-1138.
- [43] Whittenberger J D. The influence of grain size and composition on slow plastic flow in FeAl between 1100 and 1400 K[J]. Materials Science and Engineering, 1986, 77: 103-113.
- [44] 侯国清, 朱 亮, 田彦龙, 等. 应变速率对铸态低镍奥氏体不锈钢热塑性的影响[J]. 机械工程材料, 2014, 38(2): 19-23.
- [45] Hutchinson W B. Deformation Substructures and Recrystallisation [J]. Materials Science Forum, 2007, 558/559: 13-22.
- [46] McQueen H J, Yue S, Ryan N D, et al. Hot working characteristics of steels in austenitic state [J]. Journal of Materials Processing Technology, 1995, 53(1-2): 293-310.
- [47] 侯国清, 朱 亮, 马 蓉, 等. 奥氏体不锈钢 Cr15Mn9Cu2Ni1N 连铸坯壳层的热塑性[J]. 材料科学与工艺, 2011, 19(1): 91-94.
- [48] 朱 亮, 张孝平, 侯国清. Cr15Mn9Cu2Ni1N 奥氏体不锈钢的热变形本构特性[J]. 塑性工程学报, 2009, 16(5): 96-100.
- [49] Mintz B, Yue S, Jonas J J. Hot ductility of steels and its relationship to the problem of transverse cracking during continuous casting [J]. International Materials Reviews, 1991, 36(1): 187-220.