研究与开发

25Mn-7Al-1C低密度钢的热力耦合变形模型计算

李学志[1],王子童[2],曲晓东[2],刘威[2],孟凡志[2],刘鹏[2]
(1.鞍山钢铁集团有限公司,辽宁 鞍山 114021;
2.鞍钢股份有限公司热轧带钢厂,辽宁 鞍山 114021)

摘要: 通过单道次热压缩试验,研究了25Mn-7Al-1C低密度钢在热变形温度900~1 150 ℃、应变速率0.01~10 s^{-1}条件下的热变形行为,构建了试验钢的本构方程及其热加工图。研究表明,25Mn-7Al-1C钢的热变形激活能为447.514 kJ/mol,不同试验条件下试验钢发生的动态再结晶程度不同。结合动态再结晶情况与热加工图得出,低温、高应变速率的热加工条件可以提升低密度钢冲击韧性,25Mn-7Al-1C钢最优化的轧制工艺参数范围为热变形温度1 000~1 100 ℃、应变速率0.01~1 s^{-1}。

关键词: 低密度钢;热力耦合变形;本构方程;热加工图
中图分类号: TG113 **文献标志码:** A **文章编号:** 1006-4613(2026)04-0020-10
DOI:10.3969/j.issn.1006-4613.2026.04.003

Calculation of Thermo-mechanical Coupling Deformation Model for 25Mn-7Al-1C Low-density Steel

LI Xuezhi[1], WANG Zitong[2], QU Xiaodong[2], LIU Wei[2], MENG Fanzhi[2], LIU Peng[2]
(1. Anshan Iron & Steel Group Co., Ltd., Anshan 114021, Liaoning, China; 2. Hot Rolled Strip Steel Mill of Angang Steel Co., Ltd., Anshan 114021, Liaoning, China)

Abstract: The hot deformation behavior of 25Mn-7Al-1C steel was investigated through single-pass hot compression tests in the range of 9 00~1 150 °C for temperature and 0.01~10 s^{-1} for strain rate. The constitutive equation and hot processing map of the tested steel were established. The results showed that the hot deformation activation energy of the steel was 447.5 kJ/mol, and the degree of dynamic recrystallization changed under different experimental conditions. Through synergistic analysis of dynamic recrystallization behavior and the hot processing map, hot working parameters with low temperature and high strain rate could enhance the impact toughness of the low-density steel. The optimal rolling process parameters for 25Mn-7Al-1C steel were confirmed as deformation temperature of 1 000~1 100 °C and strain rate of 0.01~1 s^{-1}.

Key words: low-density steel; thermo-mechanical coupling deformation; constitutive equation; hot processing map

“低密度钢”这一概念最早于1933年由美国学者Ton和Korter首次提出,也称轻质钢[1]。1958年Ham等[2]开发了一种Fe-34Mn-10Al-0.76C低密度钢,这种低成本Mn、Al钢的抗拉强度达到了750 MPa,这一成果使低密度钢迅速成为了20世纪50年代先进汽车钢炙手可热的研究方向[3]。我国对汽车用先进高强钢(Advanced High Strength Steel,AHSS)的研究稍显落后。材料本构方程构建与热加工图分析是揭示金属材料高温流变行为、优化热加工工艺的重

李学志,工程师,2006年毕业于北京科技大学热能与动力工程专业。E-mail:13841214212@163.com

要手段[4]。材料高温塑性变形本质为热激活控制的微观组织演化过程，热激活能是表征材料变形阻力、反映位错滑移与再结晶难易程度的核心参数。实际热加工过程中，材料流变应力并非恒定值，而是受变形温度、应变速率等工艺参数共同调控，三者的耦合作用直接决定材料的高温变形稳定性与组织性能演变规律[5]。借助Zener-Hollomon（Z）参数可有效表征温度与应变速率的耦合作用，精准修正真应力-真应变与热加工参数的内在关联；结合Prasad动态材料模型（Dynamic Material Modeling，DMM），能够科学划分材料的稳定变形区间与失稳区间，为制定合理轧制工艺窗口提供理论依据[6]。基于上述研究背景与现有研究不足，本文以25Mn-7Al-1C新型低密度钢为研究对象，系统探究该钢种在900~1 150 ℃、应变速率0.01~10 s^{-1}范围内的热变形行为，构建高温本构方程、绘制热加工图，明确其最优热加工工艺区间，旨在为该类高锰铝低密度钢的工业化热轧生产与工艺优化提供理论支撑与数据参考。

1 试验材料与方法

用电炉冶炼75 kg25Mn-7Al-1C低密度钢并浇铸成锭。通过锻造工艺将铸锭开坯到170 mm×200 mm×280 mm。通过电磁感应电炉1 250 ℃保温4 h后，经单机架轧机往复轧制为18 mm的中厚板，并采用层流进行反复冷却至室温。垂直于板坯轧制方向取50个Φ8 mm×12 mm圆柱试样。

使用Gleeble-3800试验机将试样加热至1 200 ℃保温25 min，降温至1 150 ℃、1 100 ℃、1 050 ℃、1 000 ℃、950 ℃、900 ℃的热变形温度，分别在0.01 s^{-1}、0.1 s^{-1}、1 s^{-1}、10 s^{-1}的应变速率下，使试样受压应力变形65%完成热模拟试验，如图1所示。

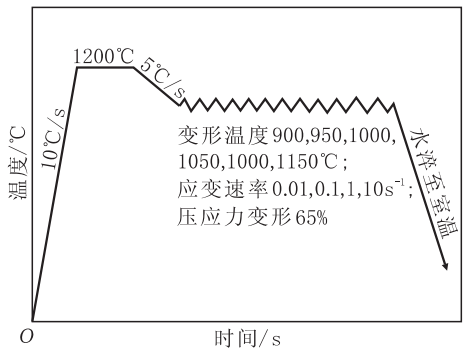


图1 单道次热压缩试验工艺图

Fig. 1 Process Diagram of Single-pass Hot Compression Test

2 试验钢的流变应力本构方程构建

通过Gleeble-3800试验机自带传感器采集材料变形时的真应力、真应变数据，绘制各变形温度、不同应变速率的真应力-真应变曲线，具体如图2所示。

根据图2获得的各试验参数条件下25Mn-7Al-1C钢的峰值应力值如表1所示。

为了进一步研究材料的热变形行为并调整实际工艺，推导25Mn-7Al-1C钢的本构关系方程。热变形过程中再结晶发生的依据与应变和Z参数关联最大，目前用于模拟再结晶的模型主要有三种。本文主要选用的是第三种，即Zener-Hollomon参数模型[7-10]，其表达式见式（1）。

$$Z = \dot{\varepsilon}\exp\left(Q/\mathrm{R}T\right) \tag{1}$$

式中，$\dot{\varepsilon}$为应变速率，s^{-1}；Q为激活能，J/mol；R为气体常数，8.314 J/（mol·K）；T为变形温度，K。

式（1）中$\dot{\varepsilon}$可以用三种形式表达，即

$$\dot{\varepsilon} = A_1\sigma^{n_1}\exp\left(-Q/\mathrm{R}T\right) \tag{2}$$

$$\dot{\varepsilon} = A_2\exp\left(\beta\sigma\right)\exp\left(-Q/\mathrm{R}T\right) \tag{3}$$

$$\dot{\varepsilon} = A\left[\sinh\left(\alpha\sigma\right)\right]^n\exp\left(-Q/\mathrm{R}T\right) \tag{4}$$

式中，σ为高温变形流变应力，MPa；n_1、n为应力-应变指数；A、A_1、A_2为与温度无关的材料固有常数；α、β为与温度无关的材料固有常数，且$\alpha=\beta/n_1$。

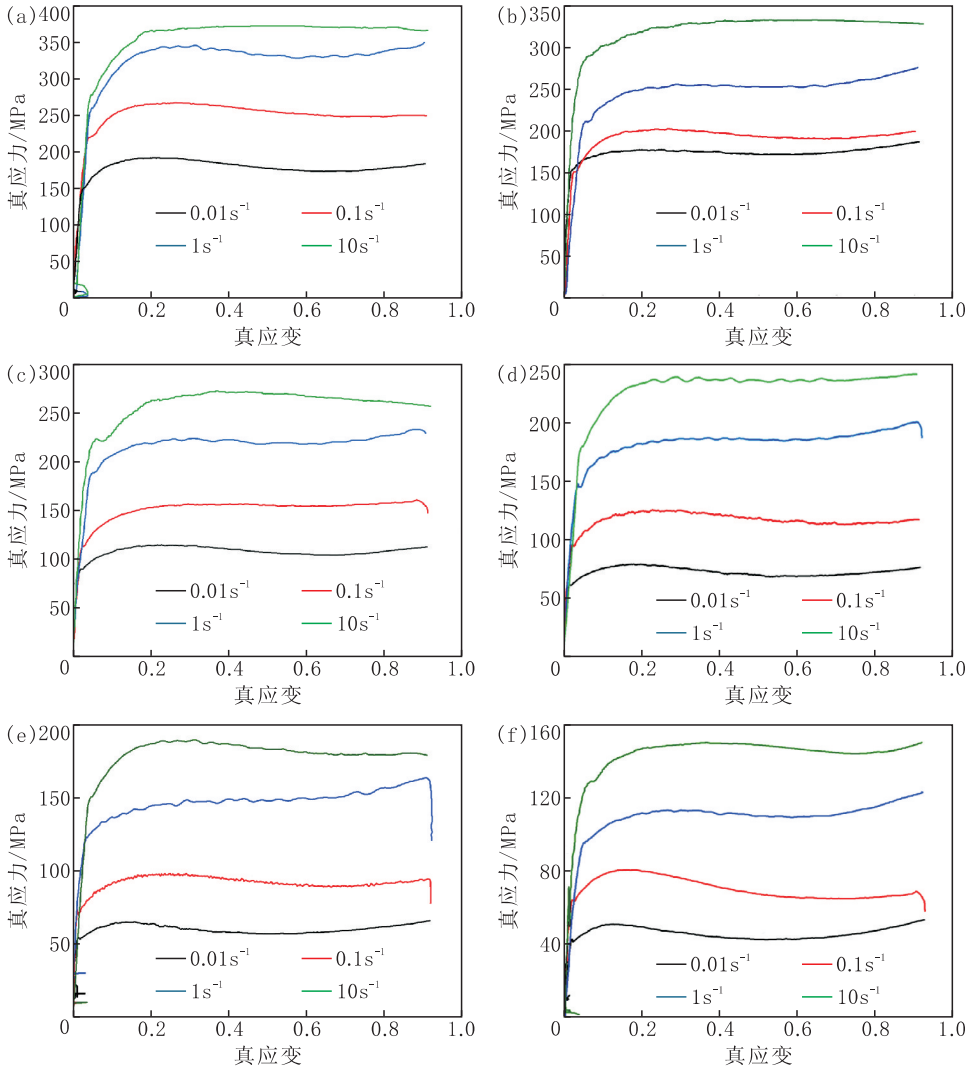
其中，式（2）通常适用于高温低应变速率（$\alpha\sigma<0.8$），式（3）通常适用于高应变速率（$\alpha\sigma>1.2$），C. M. Sellars与W. J. MTegart修正了双曲正弦函数模型，在低应力水平时三者之间的关系即可用式（4）所示的函数概括，建立流变应力与宽区域应变速率和温度之间的联系，进而准确表现热变形过程中材料的流变行为，故选取式（4）表示试验钢的本构关系。对式（2）~（4）两端分别取对数，得到式（5）~（7）。

$$\lg\dot{\varepsilon} = \lg A_1 + n_1\lg\sigma + \left(-Q/\mathrm{R}T\right) \tag{5}$$

$$\lg\dot{\varepsilon} = \lg A_2 + \beta\sigma + \left(-Q/\mathrm{R}T\right) \tag{6}$$

$$\lg\dot{\varepsilon} = \lg A + n\lg\left[\sinh\left(\alpha\sigma\right)\right] + \left(-Q/\mathrm{R}T\right) \tag{7}$$

将表1中数值代入式（5）、（6）处理后得出$\lg\dot{\varepsilon}$-$\lg\sigma$散点非线性回归拟合曲线、$\lg\dot{\varepsilon}$-σ散点非线性回归拟合曲线，由$\alpha=\beta/n_1$定量关系求解三者数值。各变形温度下$\lg\dot{\varepsilon}$与$\lg\sigma$拟合曲线的平均斜率即为$1/n_1$，计算得出平均斜率为0.141，则n_1=7.089；各变形温



(a) 900 ℃; (b) 950 ℃; (c) 1 000 ℃; (d) 1 050 ℃; (e) 1 100 ℃; (f) 1 150 ℃

图2 各变形温度、不同应变速率的真应力-真应变曲线

Fig. 2 True Stress-strain Curves at Different Temperatures and Strain Rates

表1 25Mn-7Al-1C钢的峰值应力值

Table 1 Peak Stress of 25Mn-7Al-1C Steel MPa

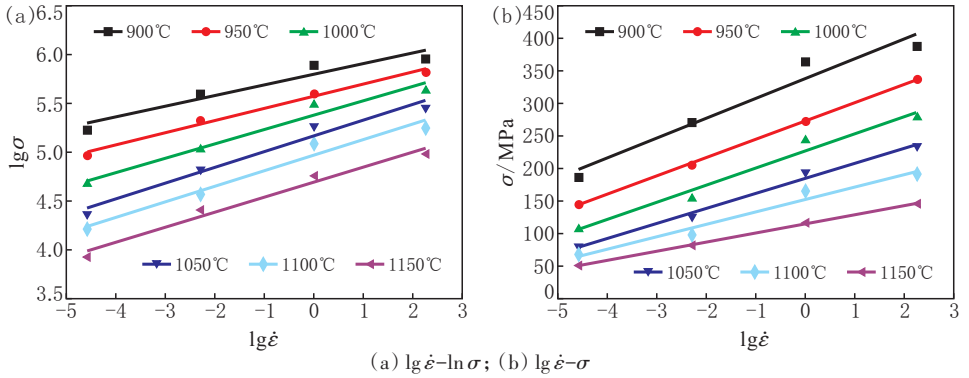
应变速率/s^{-1}	热变形温度					
	900 ℃	950 ℃	1 000 ℃	1 050 ℃	1 100 ℃	1 150 ℃
0.01	191	189	128	82	65	53
0.1	268	202	161	125	98	81
1	351	277	234	201	164	123
10	385	332	278	241	189	150

度下$\lg\dot{\varepsilon}$与σ拟合曲线的平均斜率即为$1/\beta$,计算得出平均斜率为23.452,则β=0.043;因为$\alpha=\beta/n_1$,所以α=0.006。$\lg\dot{\varepsilon}$-$\ln\sigma$与$\lg\dot{\varepsilon}$-σ的线性回归分析图见图3。

将式(7)转换得到式(8)。

$$\lg[\sinh(\alpha\sigma)]=(1/n)\lg\dot{\varepsilon}+(1/n)(-Q/RT)-(1/n)\lg A \quad (8)$$

将表1中数值代入式(7)、(8)分别得到$\lg\dot{\varepsilon}$-$\lg[\sinh(\alpha\sigma)]$散点非线性回归拟合曲线、1 000/T-$\lg[\sinh(\alpha\sigma)]$散点非线性回归拟合曲线。$1/n$值



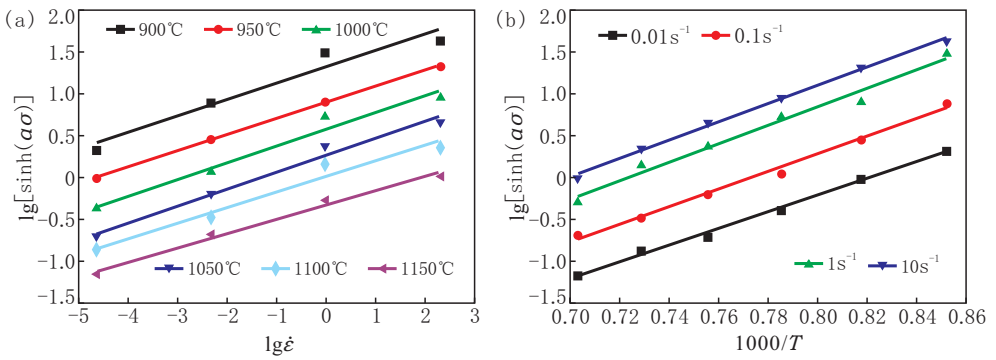
(a) $\lg\dot{\varepsilon}$–$\ln\sigma$; (b) $\lg\dot{\varepsilon}$–σ

图3 $\lg\dot{\varepsilon}$–$\lg\sigma$和$\lg\dot{\varepsilon}$–σ的线性回归分析图

Fig. 3 Linear Regression Analysis Plots of $\lg\dot{\varepsilon}$–$\lg\sigma$ and $\lg\dot{\varepsilon}$–σ

即为各变形温度$\lg\dot{\varepsilon}$与$\lg[\sinh(\alpha\sigma)]$拟合曲线斜率平均值，$1/n=m=0.196$也称为材料对应变速率的敏感系数，计算得出n值为5.102；Q/nR值即为各变形温度1 000/T与$\lg[\sinh(\alpha\sigma)]$拟合曲线斜率平均值，计算得出Q/nR=10.55；由文献得知摩尔气体常数R=8.314 J/(mol·K)，将n值代入Q/nR中可求得热变形激活能Q=447.514 kJ/mol。$\lg\dot{\varepsilon}$–$\lg[\sinh(\alpha\sigma)]$和1 000/T–$\lg[\sinh(\alpha\sigma)]$线性回归分析图见图4。

由式(1)可知Z参数主要受应变速率$\dot{\varepsilon}$、热变形激活能Q、变形温度T三个变量影响，Z参数越小，动态再结晶发生倾向越大。计算时先对式(1)两边取



(a) $\lg\dot{\varepsilon}$–$\lg[\sinh(\alpha\sigma)]$; (b) 1 000/T–$\lg[\sinh(\alpha\sigma)]$

图4 $\lg\dot{\varepsilon}$–$\lg[\sinh(\alpha\sigma)]$和1 000/T–$\lg[\sinh(\alpha\sigma)]$线性回归分析图

Fig. 4 Linear Regression Analysis Plots of $\lg\dot{\varepsilon}$ –$\lg[\sinh(\alpha\sigma)]$ and 1 000/T– $\lg[\sinh(\alpha\sigma)]$

对数得到式(9)，再将式(7)代入式(9)可得式(10)。

$$\lg Z = \lg\dot{\varepsilon} + Q/\mathrm{R}T \tag{9}$$

$$\lg Z = \lg A + n\ln[\sinh(\alpha\sigma)] \tag{10}$$

由式(9)可知，固定热变形激活能条件下，Z参数与应变速率$\dot{\varepsilon}$成正比，与变形温度T成反比，将上述过程求得的热变形激活能Q以及应变速率$\dot{\varepsilon}$和摩尔气体常数R、变形温度T均代入式(1)中求得各峰值应力对应的Z参数，具体如表2所示。

将表1中各流变应力对应表2中各Z参数，根据式(10)拟合成$\lg Z$–$\lg[\sinh(\alpha\sigma)]$线性回归分析图(见图5)，并得到截距$\lg A$=40.356 6，因此A=3.36×10^{17}。观察表2可知，变形温度T与Z参数负相关，应变速率$\dot{\varepsilon}$与Z参数正相关，验证了应力–应变曲线反映的规律，即高温、低应变速率有利于再结晶的发生。同时，由图5可以看出，$\lg Z$–$\lg[\sinh(\alpha\sigma)]$呈现出良好的线性相关性，且图中各试验数据点均于拟合线的两侧呈现窄范围均匀分布。

表2 25Mn-7Al-1C钢在不同变形条件下的Z参数值

Table 2 Z Parameter Value of 25Mn-7Al-1C Steel under Different Deformation Conditions

应变速率/s^{-1}	热变形温度					
	900 ℃	950 ℃	1 000 ℃	1 050 ℃	1 100 ℃	1 150 ℃
0.01	2.67×10^{18}	3.91×10^{17}	6.65×10^{16}	1.29×10^{16}	2.83×10^{15}	6.89×10^{14}
0.1	2.67×10^{19}	3.91×10^{18}	6.65×10^{17}	1.29×10^{17}	2.83×10^{16}	6.89×10^{15}
1	2.67×10^{20}	3.91×10^{19}	6.65×10^{18}	1.29×10^{18}	2.83×10^{17}	6.89×10^{16}
10	2.67×10^{21}	3.91×10^{20}	6.65×10^{19}	1.29×10^{19}	2.83×10^{18}	6.89×10^{17}

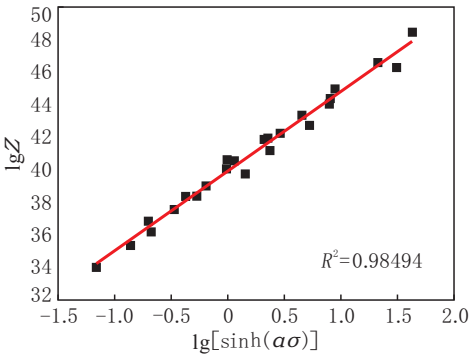


图5 lg$Z$-lg[sinh (ασ)]的线性回归分析图

Fig. 5 Linear Regression Analysis Plot of lg$Z$- lg[sinh(ασ)]

经由上述线性拟合法,求出流变应力本构方程所需各参数如下:变形激活能Q=447.514 kJ/mol,n_1=7.089,β=0.043,α=0.006,n=5.102,A=3.36×10^{17},可以得出25Mn-7Al-1C钢在热变形温度900~1 150 ℃、应变速率0.01~10 s^{-1}进行热变形时的流变应力本构方程为

$$\dot{\varepsilon} = 3.36\times10^{17}[\sinh(0.006\sigma_p)]^{5.102}\exp[-4.475\,14\times10^5/RT] \quad (11)$$

$$Z = \dot{\varepsilon}\exp[4.475\,14\times10^5/RT] \quad (12)$$

3 试验钢的热加工图绘制

通过上节得到的流变应力本构方程建立起了热变形过程中各工艺之间的联系,而为了进一步优化25Mn-7Al-1C钢的热加工工艺窗口,实现热变形工艺的精确制定,还需要进一步对其热加工图进行绘制和研究。

DMM理论细致拟合了热加工过程中的流变应力行为与能量消耗,可以通过各参数的拟合结果——热加工图,准确描述热加工不同区域的微观变形规律,也可以结合实际微观组织观察,避免加工过程的失稳参数区间,实现优化工艺控制显微组织的目的并验证其准确性[8]。

在单道次热压缩试验过程中,耗散量G(变形过程产生的能量消耗)与耗散协量J(塑性变形过程中用于组织演变的能量,耗散于相变、回复、再结晶中较多)之和被认为是能量功率耗散P。三者之间的关系可由式(13)表达。

$$P = G + J = \int_0^{\varepsilon}\sigma\mathrm{d}\dot{\varepsilon} + \int_0^{\sigma}\dot{\varepsilon}\mathrm{d}\sigma \quad (13)$$

应变速率敏感指数m决定了单位体积功率耗散体中耗散量G与耗散协量J在热变形过程中所占比例,m与G、J之间的函数关系可由式(14)表达。

$$m = \partial J/\partial G = \partial(\ln\sigma)/\partial(\ln\dot{\varepsilon}) \quad (14)$$

在热变形过程中,敏感指数m受变形温度T、应变速率$\dot{\varepsilon}$的影响。当m取值为1时,试样被认为处于理想耗散状态,此时耗散协量将取到最大值J_{max},热变形过程中用于发生试样显微组织演变的耗散协量J与理想耗散状态下的耗散协量最大值J_{max}之间的比值被称为功率耗散因子η,η可用来描述材料热加工行为中显微组织微观变形发生的程度,其表达式见式(17)。结合式(13),并认为固定体系材料的敏感指数m为常数可推知耗散协量J的表达式,具体见式(15),进一步推知J_{max}的表达式,具体见式(16)。

$$J = \int_0^{\sigma}\dot{\varepsilon}\mathrm{d}\sigma = \sigma\dot{\varepsilon}m/(m+1) \quad (15)$$

$$J_{max} = \sigma\dot{\varepsilon}/2 \quad (16)$$

$$\eta = J/J_{max} = 2m/(m+1) \quad (17)$$

能量耗散系数随应变速率$\dot{\varepsilon}$、热变形温度T的变化规律构成了能量耗散系数图,按下述过程绘制25Mn-7Al-1C钢的能量耗散系数图。

首先求解不同变形温度、应变速率条件下的m值,这需要从真应力-应变曲线中将材料一

般轧制完成后所发生应变量的对应真应力值取对数，然后对数值进行三次样条函数拟合，结果见式(18)，将得到的拟合系数a、b、c、d代入式(19)计算的m值，将各m值代入式(16)得到各功率耗散系数η，绘制出T-$\ln\dot{\varepsilon}$-$\ln\sigma$三维形貌图，再对其进行轮廓投影，最终得到能量耗散图。

$$\ln\sigma = a + b\ln\dot{\varepsilon} + c(\ln\dot{\varepsilon})^2 + d(\ln\dot{\varepsilon})^3 \quad (18)$$

$$m = d(\ln\sigma)/d(\ln\dot{\varepsilon}) = b + 2c(\ln\dot{\varepsilon}) + 3d(\ln\dot{\varepsilon})^2 \quad (19)$$

为覆盖实际轧制工艺范围，对应变为0.65的较大应变条件下能量耗散行为进行了测算，选取的流变应力值如表3所示。

表3 应变为0.65时的流变应力值

Table 3 Flow Stress Values at the Strain of 0.65 MPa

应变速率/s^{-1}	热变形温度					
	900 ℃	950 ℃	1 000 ℃	1 050 ℃	1 100 ℃	1 150 ℃
0.01	172.74	132.22	92.99	68.69	54.19	40.53
0.1	256.69	197.37	146.09	119.10	92.02	70.53
1	345.67	254.78	220.83	184.27	146.12	112.17
10	376.66	324.82	264.33	228.86	185.68	146.36

将表3中各流变应力值使用式(18)进行三次样条函数拟合，$\ln\dot{\varepsilon}$-$\ln\sigma$散点图与三次样条拟合曲线如图6所示，得到拟合系数a、b、c、d数值如表4所示。

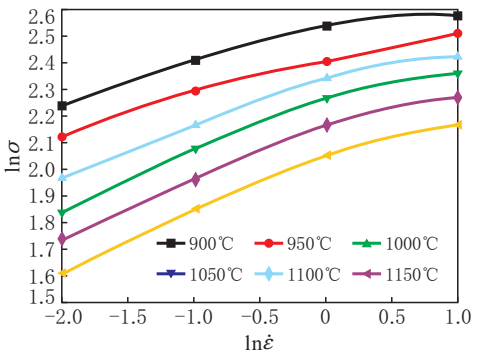


图6 $\ln\dot{\varepsilon}$-$\ln\sigma$散点图与三次样条拟合曲线

Fig. 6 Scatter Plots and Cubic Spline Fitting Curves of $\ln\dot{\varepsilon}$-$\ln\sigma$

表4 各变形温度下的拟合系数

Table 4 The Fitting Coefficients at Each Deformation Temperature

变形温度/℃	a	b	c	d
900	2.538 66	0.091 47	−0.045 98	−0.008 20
950	2.406 17	0.098 57	−0.002 70	0.009 62
1 000	2.344 06	0.142 86	−0.050 67	−0.014 10
1 050	2.265 45	0.149 49	−0.047 71	0.007 66
1 100	2.164 71	0.163 71	−0.048 39	−0.011 27
1 150	2.049 88	0.166 33	−0.042 98	−0.007 81

将各拟合系数a、b、c、d代入式(19)中求得m值，具体如表5所示。

根据式(16)计算得到功率耗散系数η值，结果如表6所示。

表5 应变速率敏感系数m

Table 5 Strain Rate Sensitivity Coefficient m

应变速率/s^{-1}	热变形温度					
	900 ℃	950 ℃	1 000 ℃	1 050 ℃	1 100 ℃	1 150 ℃
0.01	0.176 99	0.224 81	0.176 34	0.432 25	0.222 03	0.244 53
0.1	0.158 83	0.132 83	0.201 90	0.267 89	0.226 68	0.228 86
1	0.091 47	0.098 57	0.142 86	0.149 49	0.163 71	0.166 33
10	−0.025 09	0.122 03	−0.000 78	0.077 05	0.033 12	0.056 94

将表6中T、$\ln\dot{\varepsilon}$、η值数据进行矩阵化处理，绘制出T-$\ln\dot{\varepsilon}$-η的三维形貌(见图7)，再对图7进行

表6 功率耗散系数η

Table 6 Power Dissipation Coefficient η

应变速率/s^{-1}	热变形温度					
	900 ℃	950 ℃	1 000 ℃	1 050 ℃	1 100 ℃	1 150 ℃
0.01	0.300 75	0.367 09	0.299 81	0.603 59	0.363 38	0.392 97
0.1	0.274 12	0.234 51	0.335 96	0.422 57	0.369 58	0.372 48
1	0.167 61	0.179 45	0.250 00	0.260 10	0.281 36	0.285 22
10	−0.051 47	0.217 51	−0.001 56	0.143 07	0.064 12	0.107 75

轮廓投影,得到能量耗散系数图(见图8)。

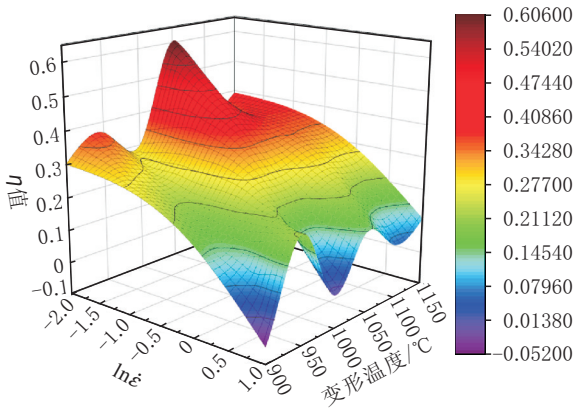


图7 T-ln $\dot{\varepsilon}$-η三维形貌图

Fig. 7 Three-dimensional Morphology Diagram of T-ln $\dot{\varepsilon}$-η

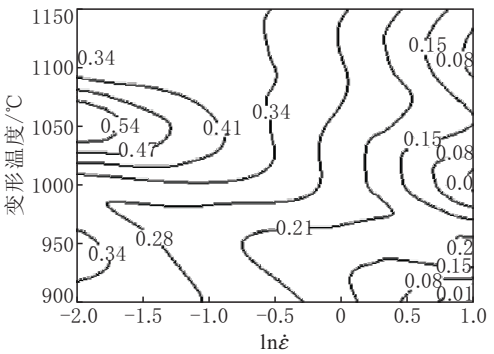


图8 能量耗散系数图

Fig. 8 Energy Dissipation Coefficient Chart

不同变形条件下材料组织转变机制不同,对应的η值也不尽相同,通常认为η值越高其微观组织转变越稳定。但此规律并不适用于所有参数区间,因为在某些η值较大的参数区间也存在热加工失稳现象,因此DMM模型还提出了失稳判据,将由失稳判据得到的失稳图与能量耗散系数图叠加才能准确地反映出材料的热加工工艺窗口,本文采用Prasad Y提出的热变形行为中的流变失稳判据标准计算失稳函数值($\xi(\dot{\varepsilon})$),表达式见式(20)。

$$\xi(\dot{\varepsilon}) = \frac{\partial \ln \frac{m}{m+1}}{\partial \ln \dot{\varepsilon}} + m < 0 \tag{20}$$

将表5中获得的m值代入式(20)中,得出失稳函数值,并绘制出T-ln $\dot{\varepsilon}$-η三维失稳图,具体如图9所示。

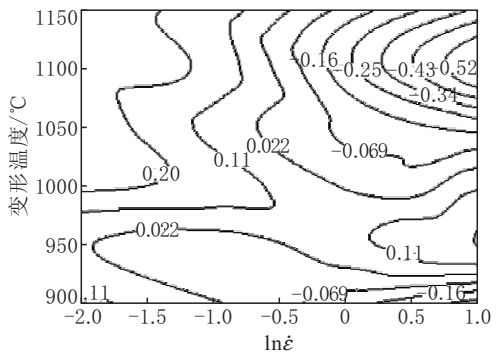


图9 失稳函数图

Fig. 9 Instability Function Chart

由图9可知,在应变量为0.65时,25Mn-7Al-1C钢在低温低应变速率(小于1 s^{-1})和中高温中高应变速率(1~10 s^{-1})条件下,根据Prasad判据出现了失稳现象,将失稳函数二维投影图于功率耗散系数二维投影图叠加即得出热加工图,如图10所示,热加工图直观显示了材料的适宜加工窗口。

图10中灰色区域即为易失稳区域,可以看出,灰色区域集中于低变形温度的中、高应变速率区,随着变形温度升高,失稳区先缩小后向图的右上方发展,即中高温的中高应变速率区,最后基本稳定在1 000~1 150 ℃、1~10 s^{-1}的中高应变速率区间。这是由于中高应变速率条件下金属材料的局部变形程度较高且变形并不均匀,动态再结晶软化程度低,因此呈现出了一定范围内的失稳区。

而在热加工图中的白色区域η值较高，容易获得均匀的变形组织，白色区域主要为950~1 150 ℃，应变速率小于1 s^{-1}范围，此区域内温度较高、应变速率较低、动态再结晶驱动力高且有足够的时间发生，此区域的能量耗散因子也较失稳区高，此区域的耗散系数η值在0.28~0.54。

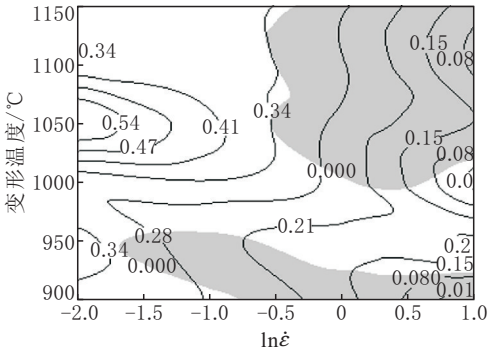


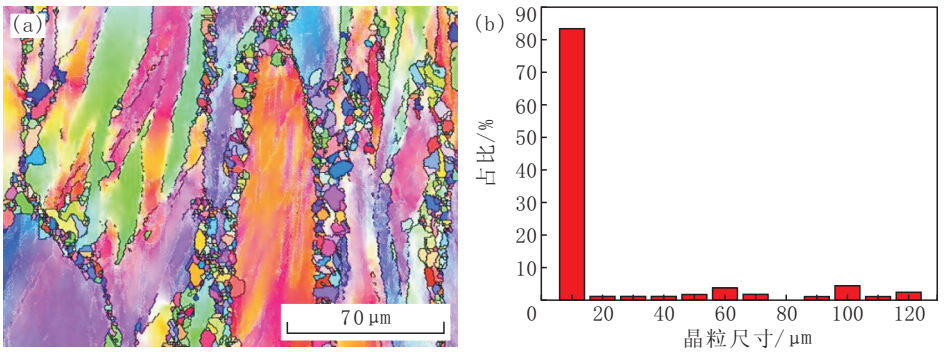
图10 热加工图

Fig. 10 Hot Processing Map

4 EBSD组织统计

应变速率1 s^{-1}、变形温度900 ℃时的EBSD特征及晶粒尺寸和数量统计见图11，应变速率1 s^{-1}、1 050 ℃时的EBSD特征及晶粒尺寸和数量统计见图12。

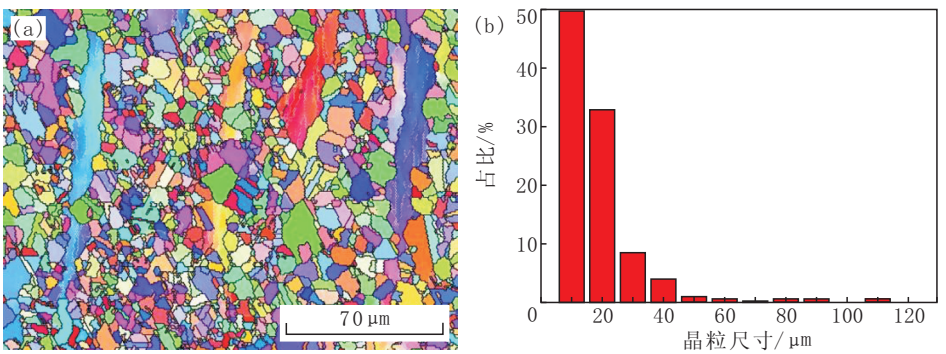
通过对二者晶粒尺寸及数量进行统计发现，应变速率1 s^{-1}、900 ℃条件下，尺寸为10 μm以下的晶粒数量最多，变形奥氏体晶粒最大尺寸120 μm，再结晶晶粒体积占比19.5%，此时η值为0.168；应变速率1 s^{-1}、1 050 ℃条件下，尺寸为10 μm以下的晶粒数量开始减少，20~40 μm晶粒数量明显增加，大尺寸变形奥氏体晶粒数量及尺寸减少，最大尺寸110 μm，再结晶晶粒体积占比54.4%，此时η值为0.26。两种温度下分别发生了部分动态再结晶、不完全再结晶，且功率耗散系数越高，用于发生相变、回复、再结晶等行为的能量占比越高，再结晶发生的越完全。



(a) EBSD特征；(b) 晶粒尺寸和数量统计

图11 应变速率1 s^{-1}、变形温度900 ℃时的EBSD特征及晶粒尺寸和数量统计

Fig. 11 EBSD , Grain Size and Quantity Statistics under Strain Rate of 1 s^{-1} and Deformation Temperature of 900 ℃

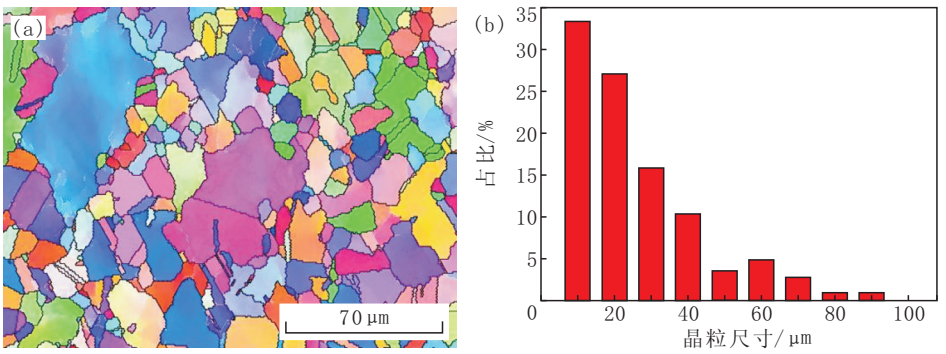


(a) EBSD特征；(b) 晶粒尺寸和数量统计

图12 应变速率1 s^{-1}、变形温度1 050 ℃时的EBSD特征及晶粒尺寸和数量统计

Fig. 12 EBSD, Grain Size and Quantity Statistics under Strain Rate of 1 s^{-1} and Deformation Temperature of 1 050 ℃

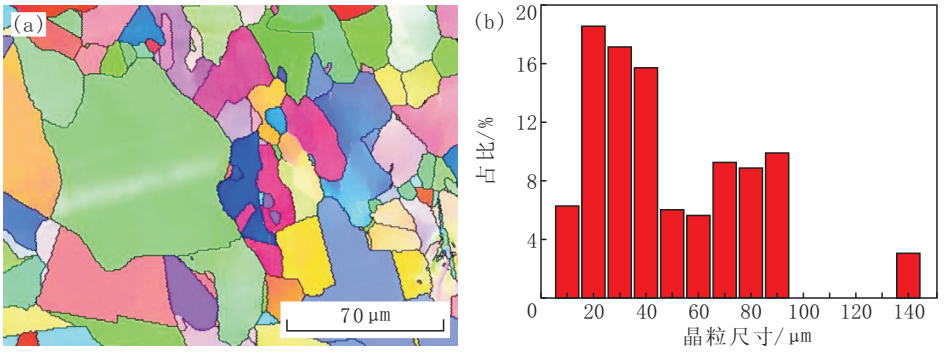
应变速率0.1 s^{-1}、1 050 ℃时的EBSD特征及晶粒尺寸和数量统计见图13,应变速率0.1 s^{-1}、1 100 ℃时的EBSD特征及晶粒尺寸和数量统计见图14。



(a) EBSD特征;(b) 晶粒尺寸和数量统计

图13 应变速率0.1 s^{-1}、变形温度1 050 ℃时的EBSD特征及晶粒尺寸和数量统计

Fig. 13 EBSD, Grain Size and Quantity Statistics under Strain Rate of 0.1 s^{-1} and Deformation Temperature of 1 050 ℃



(a) EBSD特征;(b) 晶粒尺寸和数量统计

图14 应变速率0.1 s^{-1}、变形温度1 100 ℃时的EBSD特征及晶粒尺寸和数量统计

Fig. 14 EBSD, Grain Size and Quantity Statistics under Strain Rate of 0.1 s^{-1} and Deformation Temperature of 1 100 ℃

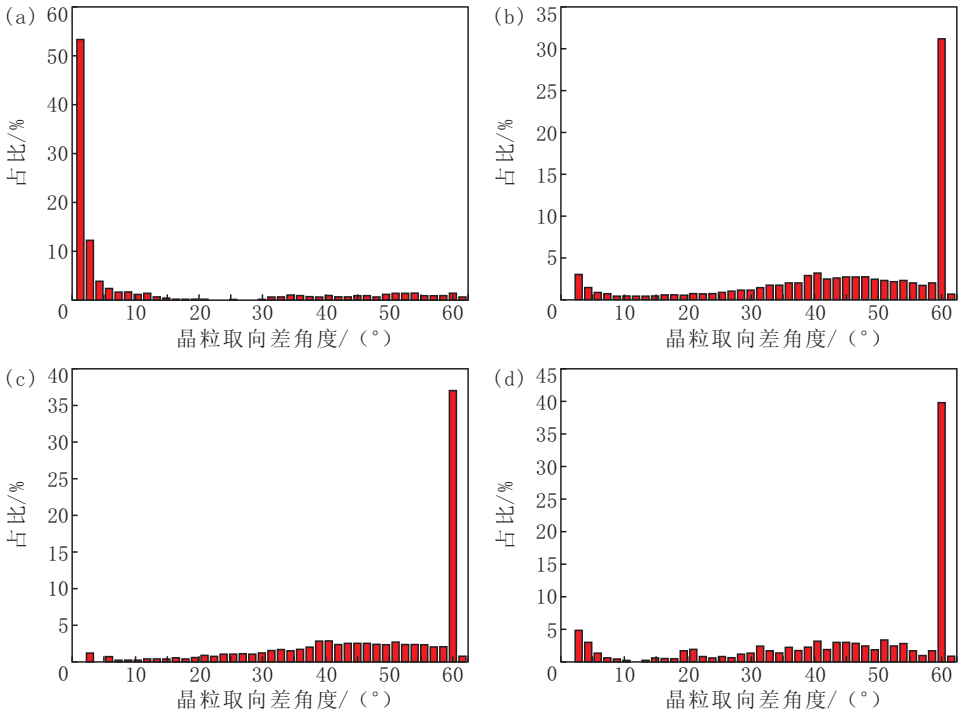
通过统计中高变形温度、低应变速率下晶粒尺寸及数量发现,应变速率0.1 s^{-1}、1 050 ℃条件下,仍是尺寸10 μm以下的晶粒数量最多,但其相对占比减少,此时10 μm以上各尺寸晶粒占比相对增加,变形奥氏体晶粒最大尺寸仅为90 μm,再结晶晶粒占比再次提升,这是部分再结晶晶粒充分长大的结果,最大尺寸160 μm,此时已经发生了完全再结晶,η值为0.363。应变速率0.1 s^{-1}、1 100 ℃条件下,尺寸为10 μm以下的晶粒数量占比大幅下降,20~60 μm晶粒占大多数,大尺寸晶粒占比增大,未见失稳组织,此时η值为0.423,远高于中低温、高应变速率条件下η值。两种温度下材料再结晶程度均很高,热加工图得到了进一步验证。对于25Mn-7Al-1C材料,可认为η值高于0.34时材料不易出现失稳组织,更容易出现均匀的再结晶组织。

将一晶粒取向作为初始取向,单道次热压缩组织取向差分布图见15。

由图15可知,900 ℃时小角度晶界占比较高,这是由于低温大应变速率条件下位错增殖造成的;而1 050 ℃以上时大角度晶界占比逐渐增多,且在60°出现峰值,大角度晶界可以改变裂纹扩展方向,不利于裂纹扩展,其占比增加对冲击韧性的提高起到有利作用。

5 结论

采用Gleeble-3800试验机进行25Mn-7Al-1C低密度钢流变应力试验,通过试验采集得到了试



(a) 900 ℃-1 s^{-1}; (b) 1 050 ℃-1 s^{-1}; (c) 1 050 ℃-0.1 s^{-1}; (d) 1 100 ℃-0.1 s^{-1}

图15 单道次热压缩组织取向差分布图

Fig. 15 Misorientation Distribution of Microstructures after Single-pass Hot Compression

验钢热力学模拟数据；使用双曲正弦曲线模型，通过线性拟合的方法得到试验钢的流变应力本构方程；结合DMM模型与Prasad失稳判据，建立了应变量为0.65的热加工图。

（1）25Mn-7Al-1C钢热激活能Q的取值为447.514 kJ/mol。通过Z参数模型双曲正弦关系，分别得出本构方程、Z参数方程。

（2）将Prasad失稳函数二维投影图与DMM模型二维投影图叠加，得出25Mn-7Al-1C钢热加工图，结合热加工图与热变形过程中的材料的EBSD数据分析得出本材料适宜的热加工工艺应选择高温、低应变速率范围，参考区间为1 000~1 100 ℃，0.01~1 s^{-1}，以形成完全动态再结晶组织，并有利于轧制进行与板材性能控制。

（3）热加工过程的变形温度和应变速率直接影响着材料的动态回复与动态再结晶演化规律。其中，高温、低速率对再结晶和晶粒长大具有积极作用，但温度过高时也使部分晶粒异常长大，对强韧性不利；而低温、高应变速率增加了材料动态再结晶形核率，同时大角度晶界的增加，可对冲击韧性起到一定的提升作用。

（4）25Mn-7Al-1C钢在失功率耗散系数η值大于0.34的工艺区间更容易出现均匀的再结晶组织。

参考文献

[1] Werner Köster, Willi Tonn. Die Eisenecke des Systems Eisen-Mangan-Aluminium[J]. Archiv für das Eisenhüttenwesen, 1933(6):365-366.

[2] HAM J, CAIRNS JR R. Manganese joins aluminum to give strong stainless[J]. Science New Letter, 1958, 74(11):170.

[3] 田野. Fe-30Mn-9Al-1C低密度钢的热变形行为与控制冷却工艺的影响[D]. 秦皇岛：燕山大学，2022.

[4] 储滔，沈慧，斯庭智. 30CrNi3MoV钢的热变形行为及热加工图[J]. 金属热处理，2020，45(10)：24-30.

[5] PASCAL D, MICHEL B. Micromechanical application of digital speckle correlation techniques[C]// Proceedings of the Conference on Interferometry in Speckle Light: Theory and Applications. Lausanne: Springer, 2000.

[6] 吕建平，王晓辉，刘振宝，等. Custom 450钢热加工图及显微组织分析[J]. 钢铁，56(6)：112-119.

[7] PARK N-K, YEOM J-T, NA Y-S. Characterization of deformation stability in hot forging of conventional Ti-6Al-4V using

（下转第45页）

2019, 271: 456-466.
[10] Haiko O, Valtonen K, Ijalainen A, et al. Effect of tempering on the impact-abrasive and abrasive wear resistance of ultra-high strength steels[J]. Wear, 2019, 440-441: 203098.
[11] Zhao L, Wang X, Zhang Y. Design of carbide free bainitic steels for hot rolling practices[J]. Materials Science and Technology, 2024, 40(6): 678-689.
[12] Kim J H, Park S J, Lee Y K. Influence of quenching conditions on texture and mechanical properties of ultra-high-strength steels [J]. Materials Science & Engineering A, 2019, 758: 127-135.
[13] Bhadeshia H K D H. Mechanical behaviour and microstructural characteristics of high-silicon ultra-strong bainitic steels for hot rolling practice[J]. ISIJ International, 2025, 65(3): 412-420.
[14] Luo H, Wang X, Liu Z, et al. Influence of refined hierarchical martensitic microstructures on yield strength and impact toughness of ultra-high strength stainless steel[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2020, 51: 130-136.
[15] 范泽熙,杨弋涛. 重载车用特种低合金钢的铌钛微合金化技术研究与应用现状[J]. 铸造,2021,70(1):62-67.

(编辑 白璐)
修回日期:2026-03-10

(上接第19页)

[44] HU J P,FANG Z,HUANG Y F,et al. Fabrication of superhydrophobic surfaces based on fluorosilane and TiO_2/SiO_2 nanocomposites[J]. Surface Engineering,2021,37(3):271-277.
[45] 曹皓,孙宏刚,庞思洋,等. 纳米复合超疏水涂层在防腐领域的研究进展[J]. 涂层与防护,2025,46(2):55-62.
[46] Binyaseen A M, Bayazeed A, Al-nami S Y, et al. Development of epoxy/rice straw-based cellulose nanowhiskers composites mart coating immobilized with rare-earth doped aluminate:Photoluminescence and anticorrosionproperties for sustainability [J].Ceramics International, 2022, 48(4):4841-4850.
[47] 陈子汉, 刘晓阳,杨天祥,等. 生物基防腐涂层的研究进展[J]. 化工学报,2026,77(1):96-113.
[48] JI X H, JI W H, Pourhashem S,et al. Novel superhydrophobic core-shell fibers/epoxy coatings with self-healing anticorrosion properties in both acidic and alkaline environments[J]. Reactive and Functional Polymers,2023,187:105574.
[49] 刘孝青. 超音速火焰喷涂铁基复合涂层的制备及其耐磨耐蚀性能研究[D]. 广州:华南理工大学,2022.
[50] 赵乐. 超疏水材料及其涂层的研究进展[J]. 表面技术,2024,53(24):54-68.
[51] 赵霞, 朱泳昊,金祖权,等. 长余辉发光材料/超疏水颗粒改性防腐涂层性能研究[J]. 表面技术, 2023,52(11):51-52.

(编辑 白璐)
修回日期:2026-03-09

(上接第29页)

processing maps[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2002,130:540-545.
[8] BALASUBRAHMANYAM V, PRASAD Y. Deformation behaviour of beta titanium alloy Ti-10V-4.5Fe-1.5Al in hot upset forging[J]. Materials Science and Engineering: A,2002,336(1-2): 150-158.
[9] ZENER C, HOLLOMON J H. Effect of strain rate upon plastic flow of steel[J]. Journal of Applied Physics,1944,15(1):22-32.
[10] 孙文伟,张楚函,赵亚军,等. 奥氏体不锈钢的热压缩本构方程及动态再结晶行为[J]. 机械工程材料,2022,46(6):49-56.

(编辑 查松妍)
修回日期:2025-09-08