

电子束熔炼 M35 高速钢的热变形特征的研究

吴明慧^{1,2}, 王轶农^{1,2*}, 王以霖^{1,2}, 谭毅^{1,2}

(1. 大连理工大学材料科学与工程学院, 辽宁 大连 116024; 2. 大连理工大学辽宁省载能束冶金及先进材料制备重点实验室, 辽宁 大连 116024)

摘 要:利用 Gleeble-3 500 热模拟试验机对电子束熔炼 M35 高速钢进行了热压缩试验, 研究了其在变形温度为 1 273 ~ 1 423 K, 应变速率为 $0.01 \sim 10 \text{ s}^{-1}$ 条件下的热变形行为, 研究了其碳化物组织的演变规律, 建立了电子束熔炼 M35 高速钢的热变形本构方程, 并通过动态材料模型 (DMM) 建立了电子束熔炼 M35 高速钢的热加工图。同时将其与普通熔炼 M35 高速钢的热变形行为进行比较分析。结果表明, 电子束熔炼 M35 高速钢的真应力-应变曲线符合动态再结晶曲线特征, 在高应变速率下曲线出现锯齿特征, 流变应力随应变速率的提高和温度的减小而增大。热变形过程中的变形行为可用双曲正弦函数来表征, 其平均激活能为 504.642 kJ/mol。通过热加工图能展现 M35 高速钢的热变形失稳区域, 得到其热加工的最佳变形条件的区域为: 变形温度为 1 400 ~ 1 423 K, 应变速率为 $0.01 \sim 1 \text{ s}^{-1}$ 。

关键词:电子束熔炼; M35 高速钢; 热变形行为; 本构方程; 热加工图

中图分类号: TF134, TG142.45 文献标志码: A 文章编号: 1004-7638(2021)04-0182-09

DOI: 10.7513/j.issn.1004-7638.2021.04.030

开放科学 (资源服务) 标识码 (OSID):



听语音
与作者
聊科研

Study on the hot deformation characteristics of M35 high speed steel by electron beam smelting

Wu Minghui^{1,2}, Wang Yinong^{1,2*}, Wang Yilin^{1,2}, Tan Yi^{1,2}

(1. School of Materials Science and Engineering, Dalian University of Technology, Dalian 116024, Liaoning, China; 2. Key Laboratory for Energy Beam Metallurgy and Advance Materials Preparation of Liaoning Province, Dalian 116024, Liaoning, China)

Abstract: A Gleeble-3500 thermal simulation testing machine was used to conduct thermal compression experiments on electron beam melting M35 high speed steel. The hot deformation behavior under the conditions of deformation temperature of 1 273 ~ 1 423 K and strain rate of $0.01 \sim 10 \text{ s}^{-1}$ was established. The evolution law of its carbide structure was studied, the thermal deformation constitutive equation of electron beam melting M35 high-speed steel, and the use of dynamic material model (DMM) to establish the electron beam melting M35 high speed steel hot processing map. At the same time, it is compared and analyzed with the hot deformation behavior of normal melting M35 high speed steel. The results show that the true stress-strain curve of electron beam melting M35 high speed steel conforms to the characteristics of dynamic recrystallization curve, the curve appears jagged at high strain rates, and the stress increases with the increase of strain rate and decrease of temperature. The deformation behavior in the hot deformation process can be characterized by a hyperbolic sine function, and its average activation energy is 504.642 kJ/mol. Through the hot processing map, the hot deformation instability area

收稿日期: 2021-02-22

基金项目: 国家重点研发计划资助项目 (2019YFA0705300); 国家自然科学基金资助项目 (91860123)。

作者简介: 吴明慧 (1992-), 女, 河南焦作人, 硕士研究生, 主要研究方向为电子束熔炼高速钢材料, E-mail: 13069472128@163.com; * 通讯作者: 王轶农, 教授, 博士, E-mail: wynmm@dlut.edu.cn。

of M35 high-speed steel is intuitively displayed, and the best deformation conditions for hot working are obtained as follows: the deformation temperature is 1 400 ~ 1 423 K, and the strain rate is 0.01 ~ 1 s⁻¹.

Key words: electron beam smelting, M35 high speed steel, hot deformation behavior, constitutive equation, hot processing map

0 引言

高速钢^[1]即高速工具钢,是一种非常典型的刀具材料,因其在强度和塑韧性方面有着较为综合均衡的性能特点,因此在粗加工和半精加工过程中有着广泛的应用,又因其良好的工艺性,被广泛用于制造复杂刀具,是制造拉刀、钻头、丝锥等常见复杂刀具的主要材料。高速钢中合金含量以及碳含量高,成分复杂,铸态的高速钢基体上分布着大量共晶莱氏体网络,组织均匀性较差,严重影响高速钢的性能,对于高速钢中的粗大碳化物进行控制是对高速钢的研究中的关键内容。高速钢中的莱氏体网仅通过热处理方法难以消除^[2],因此高速钢在经过熔炼之后,通常需要进行一定变形量的热加工,使莱氏体网中的共晶碳化物一方面通过机械力的作用断裂破碎,一方面通过高温使其中的 M₂C 型碳化物分解为 MC 和 M₆C 型碳化物,同时消除铸态过程中的孔隙,提高材料的致密度,改善高速钢的性能。

目前我国所采用的高速钢的冶炼方式主要是电弧炉熔炼电渣重熔等传统熔炼手段^[3],这些生产方式虽然具有生产效率高的优势,但是冷却速度非常有限,枝晶间存在大量粗大的网状共晶碳化物,这些组织特点会增加高速钢中进行锻造、轧制等压力加工的难度,加工窗口小,容易发生失效。因此获得良好的高速钢铸态组织对于高速钢的后续加工过程十分重要。

电子束熔炼是一种新型熔炼工艺,是在高真空环境下利用高能量密度的电子束作为热源来进行金

属熔炼的一种真空熔炼方法。具有高真空,高能量密度,过程可控性好,水冷坩埚提供的过冷度大等特点,可以大幅提高被熔炼材料的纯净度,降低被熔炼材料的偏析程度,现已被广泛应用于制备高纯高温合金、超洁净钢及高纯特殊钢等领域^[4-5]。Fischmeister 等研究高速钢中冷却速度和共晶碳化物层片厚度的关系,证明了更大的冷却速度下,碳化物厚度更薄,更容易中热变形的过程中破碎^[6];而东南大学陈雷雷等通过提高冷却速度,使高速钢组织得到细化^[7]。

基于电子束熔炼工艺能降低材料偏析程度,提高材料均匀性的优势,笔者以 M35 高速钢为代表,研究对比了电子束熔炼相对于传统熔炼手段对于高速钢的组织与材料特征的影响,特别是对热变形行为特征的影响,为电子束熔炼高速钢的热加工工艺控制提供理论与试验依据。

1 试验材料与方法

本试验采用国产的 M35 高速钢作为电子束熔炼的母材。电子束熔炼过程采用的熔炼功率为 10.5 kW,将原料放入水冷铜坩埚后开启真空和循环水冷系统,待电子枪室真空度低于 5×10⁻³Pa 时启动电子枪开始熔炼,熔炼时间为 5 min。利用 XRF(X 射线荧光光谱分析仪)测定熔炼前后 M35 高速钢的化学成分如表 1 所示,利用 ON-300 型脉冲红外热导氧氮分析仪测得熔炼前后 M35 高速钢的氧含量由 9×10⁻⁶ 减小到 5×10⁻⁶,体现电子束熔炼工艺的在除杂方面的优势。

表 1 电子束熔炼 M35 高速钢的化学成分
Table 1 Chemical compositions of the EBS M35 steel

	W	Mo	Cr	V	Co	C	Si	Mn	P	S	Fe
原料	6.42	5.06	4.17	1.85	4.62	0.93	0.44	0.21	0.029	0.004	Bal.
熔炼后	6.42	4.90	4.18	1.84	4.51	0.93	0.35	0.09	0.027	0.004	Bal.

得到电子束熔炼 M35 高速钢铸锭后利用线切割方法从中取出大小相同的圆柱试样并打磨抛光端面及外缘,试样尺寸为 Φ8mm×12 mm。采用 Gleeble-3500 热模拟试验机对试样进行热压缩试验,将试样

以 10 K/s 的速度加热至变形温度并保温 5 min 后开始压缩变形,热压缩试验所采用的温度分别为 1 273、1 323、1 373、1 423 K,相应的应变速率为 0.01、0.1、1 s⁻¹ 和 10 s⁻¹,真应变为 0.7,压缩变形结

束后试样进行水淬处理。试样压缩后沿直径纵向切开取 2 mm 薄片进行研磨抛光处理用于观察试样显微组织形貌。

2 结果与讨论

2.1 热变形电子束熔炼 M35 高速钢的碳化物组织演变分析

图 1 为铸态电子束熔炼 M35 高速钢的显微组织形貌,从图 1 可以看出,在材料的基体上存在大量莱氏体网络,莱氏体网络间距为 20 μm 左右。根据东南大学王栋^[8]的研究,在电渣重熔 M35 高速钢中添加稀土后,莱氏体网络间距由 85 μm 左右减小到 65 μm 左右,明显大于铸态电子束熔炼 M35 钢的莱氏体网络间距。因此电子束熔炼工艺对于碳化物分布的均匀性有非常明显的改善,为后续热变形工艺提供了良好的组织遗传基础。

图 2 所示为温度为 1 373 K 时,在不同的应变速率下进行热压缩变形得到试验材料的碳化物的演

变规律;图 3 为在应变速率为 0.1 s^{-1} 时经过不同温度的热压缩变形后的试验材料的碳化物的演变规律。从图 2、3 可以看出,相比图 1 显示的铸态样品,试样在经过热压缩后共晶莱氏体网状碳化物在机械力和高温的作用下有着不同程度的破碎和分解。

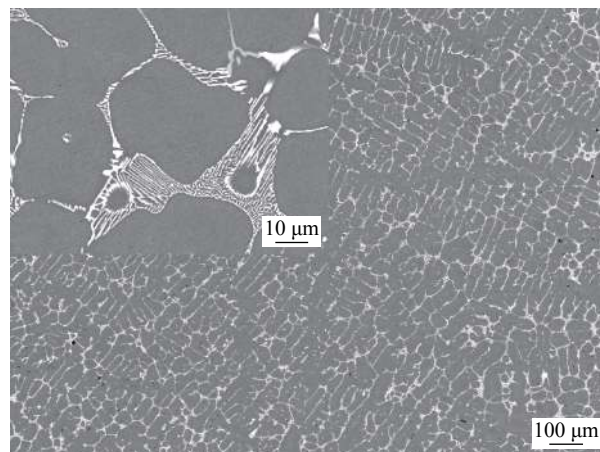
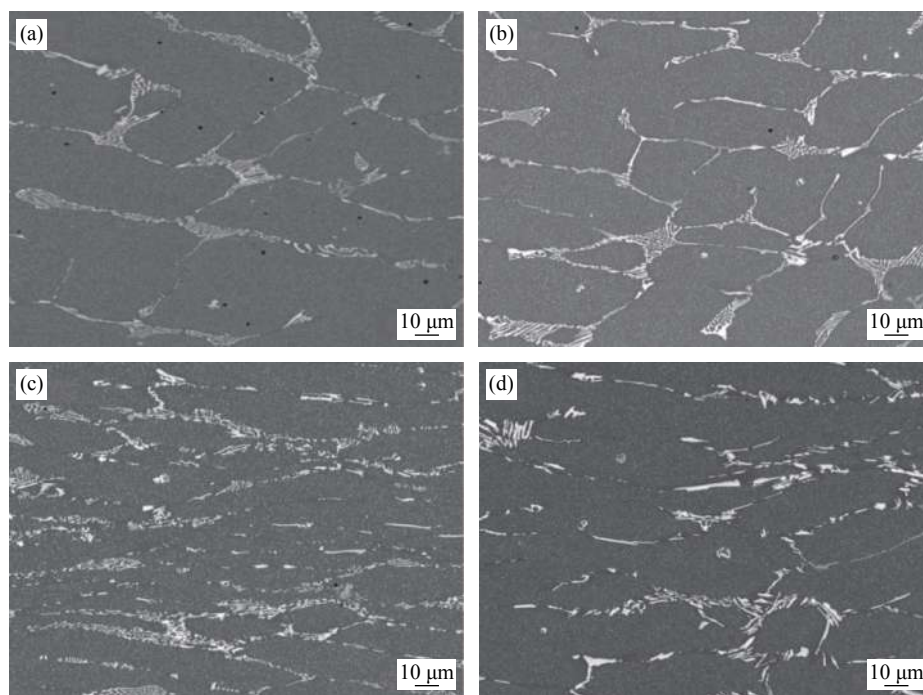


图 1 铸态电子束熔炼 M35 高速钢的组织形貌
Fig. 1 Microstructure of as-cast M35 high speed steel melted by electron beam



(a) 0.01 s^{-1} ; (b) 0.1 s^{-1} ; (c) 1 s^{-1} ; (d) 10 s^{-1}

图 2 电子束熔炼 M35 高速钢在温度为 1 373 K 时各应变速率下的显微组织

Fig. 2 Microstructure of electron beam smelting M35 high speed steel at various strain rates deformed at temperature of 1 373 K

从图 2 可以看出,在同样的变形温度下(1 373 K),在变形速率较大时对应的热变形后的碳化物的分布更加均匀,碳化物破碎的程度更大,碳化物平均颗粒更小,应变速率为 1 s^{-1} 以及 10 s^{-1} 时,基本不再具有

连续的网络状碳化物的特征,同时大块的碳化物基本被破碎为不连续的碳化物。这是由于相比低应变速率的情况,高应变速率会产生更大的机械破碎力,更容易使碳化物破碎,因此在进行热加工的时候可

以选择较高的应变速率, 但是应变速率增大的同时在材料内部产生更大的应力, 位错受到碳化物的阻

碍运动受到影响容易产生应力集中, 因此往往需要结合加工图来进一步确定加工参数。

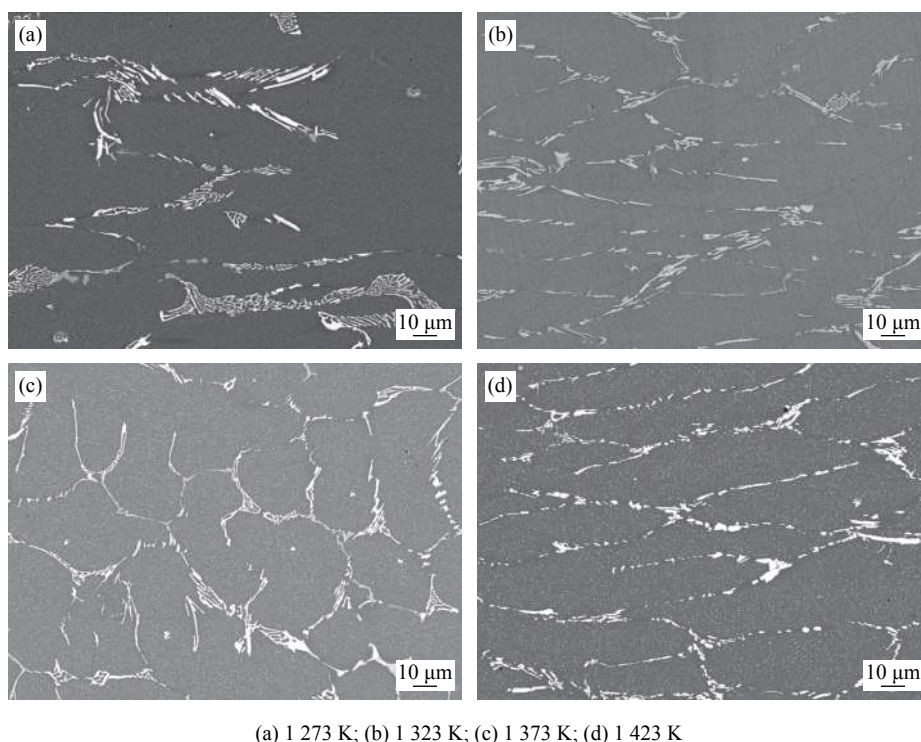


图3 电子束熔炼 M35 高速钢在应变速率为 0.1 s^{-1} 时各温度下的微观组织

Fig. 3 Microstructure of electron beam smelting M35 high speed steel deformed at various temperature with a strain rate of 0.1 s^{-1}

从图3可以看出, 在同样的应变速率下(0.1 s^{-1}), 在温度为 1273 K 时可以看到莱氏体网络已经断裂, 但是依然存在较大、连续的碳化物, 在 1323 K 时碳化物进一步断裂, 分散的更加均匀, 而在 1373 K 时碳化物显示出聚集长大的趋势, 在 1423 K 时原莱氏体网络线的碳化物发生球化, 呈虚线化特征。在高速钢热变形过程中温度对于碳化物的作用主要体现在两个方面^[1]。一方面高速钢中较为稳定的碳化物 M_6C , 其在高温下不容易分解, 但是它的原始形态通常表面积较大, 因此表面能很高, 在高温时它会倾向于聚集球化来减小表面积, 从而降低表面能。另一方面 M_2C 在高温下和奥氏体发生反应分解为稳定的 MC 和 M_6C , 通过分解得到的碳化物相对细小。因此, 在温度为 1273 K 到 1323 K 时, 我们可以看出 M_2C 已经开始分解, 并且温度越高分解的越充分。在温度为 1373 K 到 1423 K 时, 碳化物的球化聚集作用变得明显, 且随温度升高, 原子扩散能力增强, 聚集球化效应越明显。因此温度过高可能造成碳化物的粗化, 在合适的温度范围内进行热加工才能得到更加均匀细小的碳化物组织。

2.2 电子束熔炼 M35 高速钢的流变应力行为

众所周知, 材料的热变形过程在本质上是形变与动态回复、动态再结晶交替重复的过程, 因此其热变形行为与形变方式和动态回复、动态再结晶行为密切相关。图4为电子束熔炼 M35 高速钢的应力应变曲线。从图4可以明显看出在不同的变形条件下曲线均呈先上升后下降的趋势, 这种曲线特征符合动态再结晶型应变应力曲线特征。在热压缩变形过程中^[9], 通常存在两种应力应变曲线特征, 一种是动态回复型, 流变应力上升到一定高度后保持为稳定的流变应力, 一般发生在动态回复迅速的材料中。一种是动态再结晶型, 材料在达到临界变形条件时发生动态再结晶, 动态再结晶消耗大量位错, 流变应力的大小与位错密度直接相关, 位错密度下降, 于是流变应力开始变小。动态回复过程中主要发生了位错的攀移、交滑移和滑移, 而在电子束熔炼 M35 高速钢上存在的莱氏体网络, 会阻碍位错的运动, 降低动态回复的速度, 而在位错累积到一定程度时达到发生动态再结晶的条件, 从而呈现动态再结晶型应力应变曲线特征。

在应变速率为 1 s^{-1} 与 10 s^{-1} 时,在不同的温度下均可以从应力应变的曲线特征的峰值位置附近观测到锯齿形状曲线特征,这是由于在较高的应变速率下,高温所造成的软化作用时间较短,材料受到的应力较大,而材料内部缺陷位置容易发生滑移,滑移进一步进行传递,从而导致应力的波动。而同时在变形过程中,间隙原子向位错附近聚集形成柯氏气

团,对位错起到钉扎作用,从而导致应力增大,而当应力增大到被钉扎的位错重新开动后应力下降,该过程同样会导致曲线呈现锯齿形状。在较低的应变速率下,曲线没有表现出明显的波动,说明在应变速率较低时,高温带来的软化作用使得材料受到的应力相对应变速率较高的时候小,局部应力未能导致滑移系开动以及超过位错的钉扎作用^[10]。

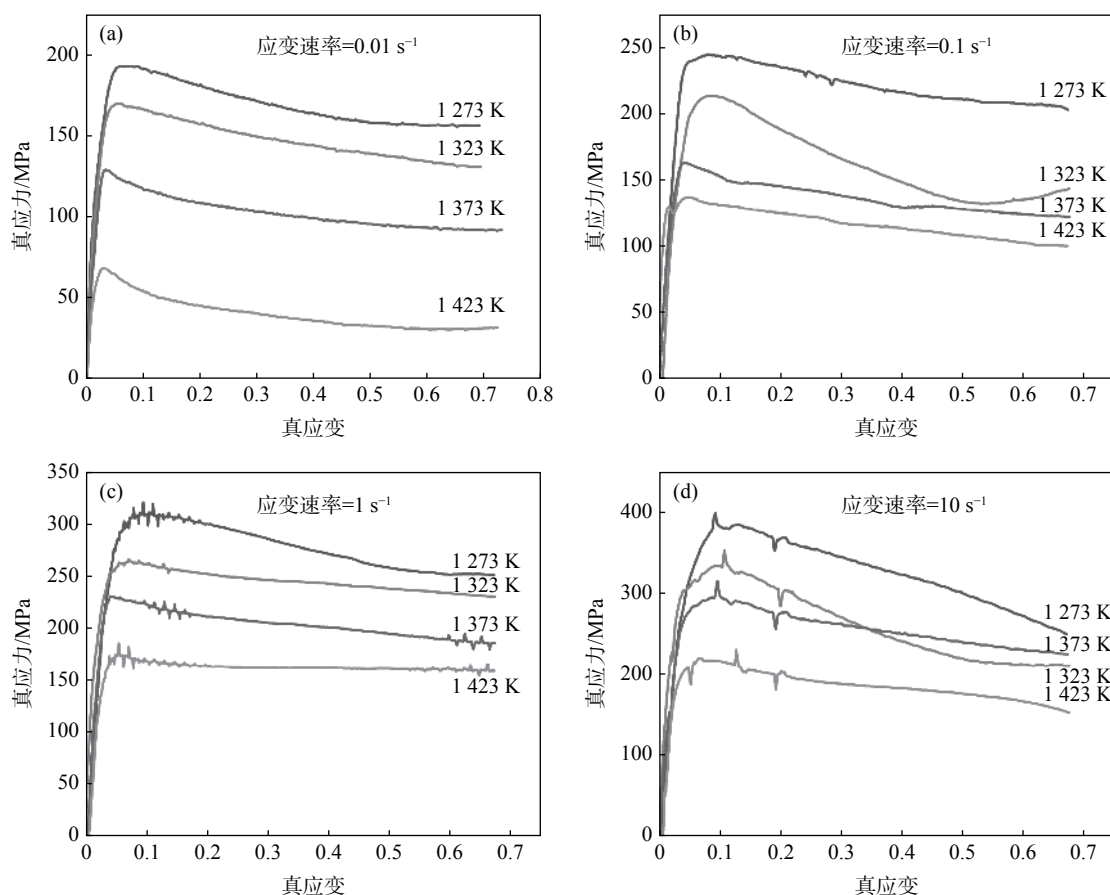


图4 电子束熔炼 M35 高速钢在不同温度和应变速率条件下的真应力-应变曲线

Fig. 4 True stress-true strain curves for electron beam smelting M35 high speed steel during hot deformation under different conditions

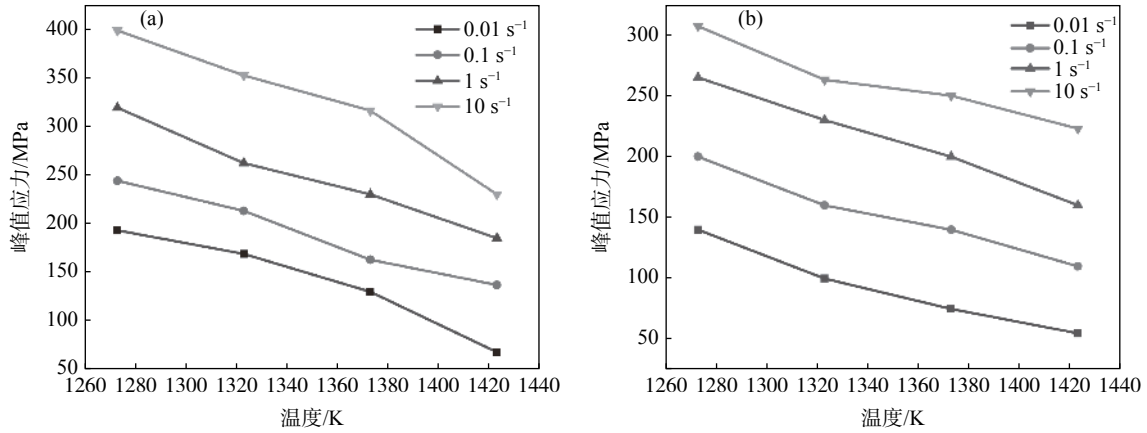
图 5(a)为电子束熔炼 M35 高速钢在不同变形条件下峰值应力变化曲线,在同一温度下,峰值应力随着应变速率的升高而增加,因为应变速率升高会导致动态再结晶的软化作用时间变短,因此对于位错的消耗能力降低,从而峰值应力增加;在同一个应变速率下,峰值应力随着变形温度的升高而降低,温度的升高给动态再结晶和动态回复过程提供了更高的驱动力,促进位错的消耗,导致峰值应力降低。

图 5(b)为普通熔炼 M35 高速钢在不同变形条件下峰值应力变化曲线^[11],容易看出在不同的变形条件下,电子束熔炼 M35 高速钢的峰值应力高于电

渣重熔 M35 高速钢。影响应力大小的因素主要有位错密度、固溶度、晶界、第二相粒子以及晶内摩擦几个方面,而普通熔炼 M35 高速钢和电子束熔炼 M35 高速钢的固溶度、晶内摩擦等性质相似,晶界在高温下对于强度的影响处于次要地位,因此这两种材料的峰值应力的差异主要来自位错密度和第二相粒子的差异。一方面,电子束熔炼 M35 高速钢中的莱氏体网络间距明显低于普通熔炼 M35 高速钢,根据奥罗万机制^[12],位错绕过粒子所需的切应力反比于颗粒间距,因此第二相颗粒间距越小,位错绕过粒子所需要的切应力越大;另一方面,莱氏体间距

减小使得碳化物与基体之间的界面面积增大, 基体与碳化物的界面处容易产生应变梯度, 因此会产生

更多的位错。



(a) 电子束熔炼; (b) 电渣重熔

图5 M35 高速钢在不同应变速率下的峰值应力随温度变化的规律曲线

Fig. 5 Curves of peak stress change with deformation temperature with different deformation rates for electron beam smelting M35 high speed steel

2.3 电子束熔炼 M35 高速钢热变形的动力学分析

热变形本构方程可以描述出在金属材料的热变形过程中, 温度、流变应力和应变速率之间的关系。它们可以在不同的应力水平条件下通过幂函数、指数函数和双曲正弦函数几种不同的函数关系描述^[13-14]。

在低应力水平下用幂函数描述, 如式 (1) 所示:

$$\dot{\epsilon} = A_1 \sigma^{n_1} \quad (1)$$

在高应力水平下用指数函数描述, 如式 (2) 所示:

$$\dot{\epsilon} = A_2 \exp(\beta \sigma) \quad (2)$$

其中, A_1 , n_1 以及 A_2 为与变形温度无关的常数。

金属材料的热变形和稳态蠕变变形的区别主要在于变形速率, 因此其对应关系非常相似, 因此 Sellars 和 Tegart 依据热变形与稳态蠕变的相似关系, 构建了双曲正弦形式的 Arrhenius 关系, 用以描述热激活变形行为, 它包含了温度 T 和变形激活能 Q , 被广泛应用于描述温度、流变应力和应变速率之间的关系, 对于低应力水平和高应力水平的情况均适用^[15-16]。基于双曲正弦函数, 电子束熔炼 M35 高速钢在压缩变形行为可以通过下面的公式进行描述:

$$A[\sinh(\alpha \sigma)]^n = \dot{\epsilon} \exp(Q/RT) = Z \quad (3)$$

式中, A 为材料常数, $n=1/m$, 这里的 m 是应变速率敏感系数, n 为应力因子, $\dot{\epsilon}$ 为材料变形速率, σ 为流变应力, Q 为变形激活能, R 为气体常数, T 为绝对温度, Z 为 Zener-Hollomon 参数。

通过式 (1) 和式 (2) 可以计算得到式 (3) 中的

α 值, 其中 $\alpha = \beta/n_1$, 式中的 A_2 和 A_3 都是材料常数, 为了下一步的计算, 对式 (1) 和式 (2) 进行取对数处理, 可得:

$$\ln \dot{\epsilon} = \ln A_1 + n_1 \ln \sigma \quad (4)$$

$$\ln \dot{\epsilon} = \ln A_2 + \beta \sigma \quad (5)$$

在不同温度下对 $\sigma_p - \ln \dot{\epsilon}$ 和 $\ln \sigma_p - \ln \dot{\epsilon}$ 进行线性拟合, 如图 6 所示, 拟合结果显示 n_1 值和 β 分别为 0.128 和 26.557, 则 α 的值为 0.00483 MPa^{-1} 。

将式 (3) 取对数得:

$$\ln \dot{\epsilon} + \frac{Q}{RT} = \ln A + n \ln[\sinh(\alpha \sigma)] \quad (6)$$

当温度一定时, 将式 (6) 两边对 $\ln[\sinh(\alpha \sigma)]$ 求偏导, 得:

$$n = \left\{ \frac{\partial \ln \dot{\epsilon}}{\partial \ln[\sinh(\alpha \sigma)]} \right\}_T \quad (7)$$

当应变速率一定时, 将公式 (6) 两边对 $1/T$ 求偏导, 得:

$$\frac{Q}{R} = n \left\{ \frac{\partial \ln[\sinh(\alpha \sigma)]}{\partial \frac{1}{T}} \right\}_{\dot{\epsilon}} \quad (8)$$

联立式 (7) 和式 (8), 可以得到热变形激活能 Q 的求解方程:

$$Q = R \left\{ \frac{\partial \ln \dot{\epsilon}}{\partial \ln[\sinh(\alpha \sigma)]} \right\}_T \left\{ \frac{\partial \ln[\sinh(\alpha \sigma)]}{\partial \frac{1}{T}} \right\}_{\dot{\epsilon}} \quad (9)$$

根据式(7)和式(8), 分别作出不同温度下的 $\ln[\sinh(\alpha\sigma)] - \ln\dot{\epsilon}$ 和不同应变速率下的 $\ln[\sinh(\alpha\sigma)] - 1/T$ 的关系, 如图 7 所示。

由 $\ln[\sinh(\alpha\sigma)] - \ln\dot{\epsilon}$ 关系图拟合得到 n 的近似值为 10.593, 由 $\ln[\sinh(\alpha\sigma)] - 1/T$ 关系图拟合得到斜率平均值为 5.730。则电子束熔炼 M35 高速钢的热变形激活能的平均值为:

$$Q = R \left\{ \frac{\partial \ln \dot{\epsilon}}{\partial \ln[\sinh(\alpha\sigma)]} \right\}_T \left\{ \frac{\partial \ln[\sinh(\alpha\sigma)]}{\partial \frac{1}{T}} \right\}_{\dot{\epsilon}} = 504.642 \text{ kJ/mol} \quad (10)$$

对公式 (3) 取对数得到:

$$\ln A + n[\sinh(\alpha\sigma)] = \ln \dot{\epsilon} + \frac{Q}{RT} = \ln Z \quad (11)$$

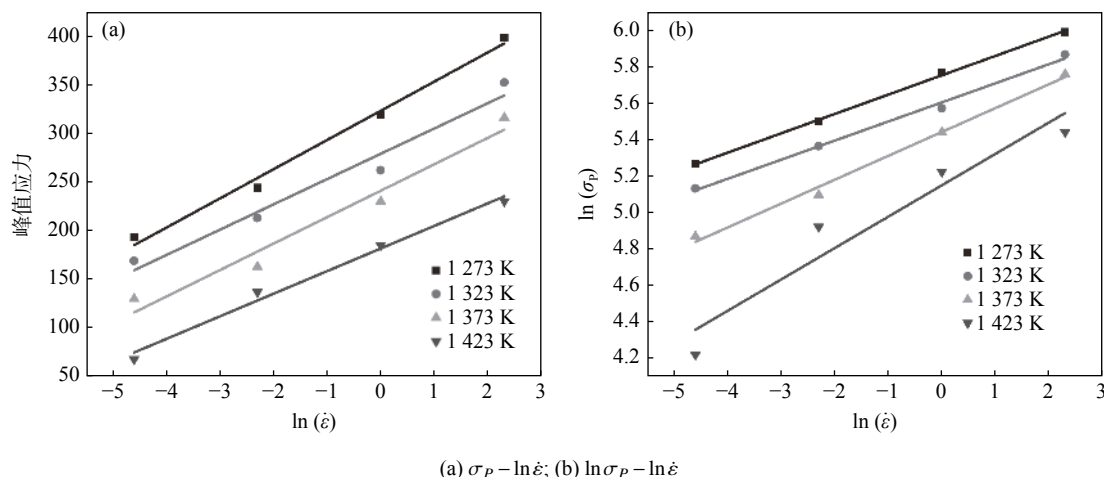


图 6 不同温度下应力与应变速率的关系曲线

Fig. 6 Relationship between stress and strain rate of steel deformed at different temperatures

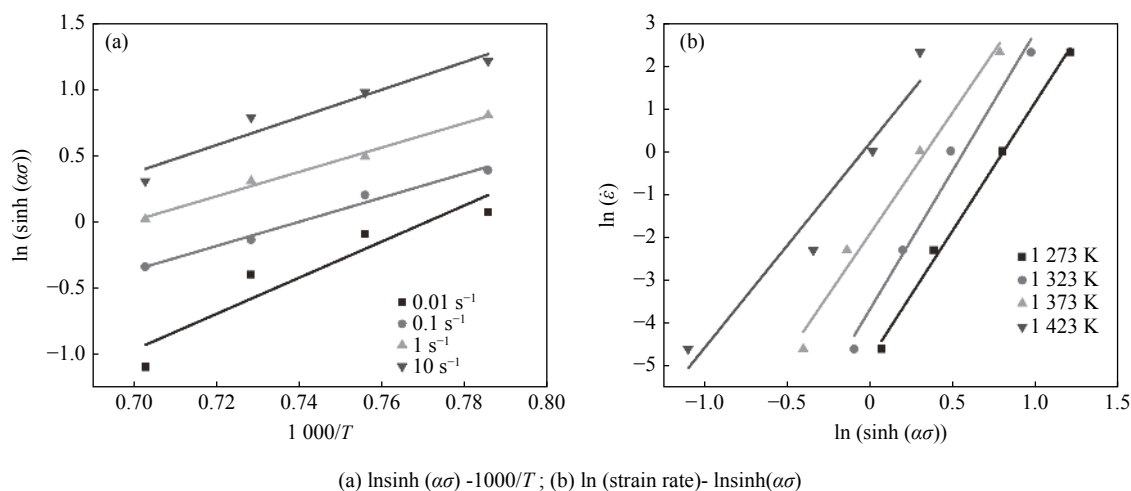


图 7 电子束熔炼 M35 高速钢在不同变形条件下个参数的对应关系

Fig. 7 Relations among various parameters of electron beam smelting M35 high speed steel under different deformation conditions

将激活能 Q 值代入公式求得各个变形条件下的 $\ln Z$ 的值, 将 $\ln Z$ 与 $\ln \sinh(\alpha\sigma)$ 进行线性拟合, 然后得到 $\ln A$ 与应力因子 n , 结果如图 8 所示。电子束熔炼 M35 高速钢有关于温度、流变应力和应变速率的流变本构公式为:

$$\dot{\epsilon} = 3.67 \times 10^{19} [\sinh(0.0483\sigma)]^{5.58} \exp\left(-\frac{504642}{RT}\right) \quad (12)$$

昆明理工大学的研究人员王坚^[11]等对普通熔炼 M35 高速钢进行热压缩实验, 得到的平均热变形激活能为 333.04 kJ/mol, 明显低于电子束熔炼 M35 高速钢。热变形激活能是指原子在变形过程中扩散所需要克服的能量势垒, 一方面来自材料本身的自扩散激活能, 另一方面与材料的固溶度、第二相粒子的尺寸分布以及热变形过程中发生动态回复与再结晶的过程有关, 电子束熔炼 M35 高速钢和普通熔

炼 M35 高速钢的合金组成成分一致, 因此它们的自扩散激活能大小几乎一致, 高出的激活能很可能来自电子束熔炼工艺对于碳化物分布的改善, 使原子在扩散过程中需要克服更大的能量。

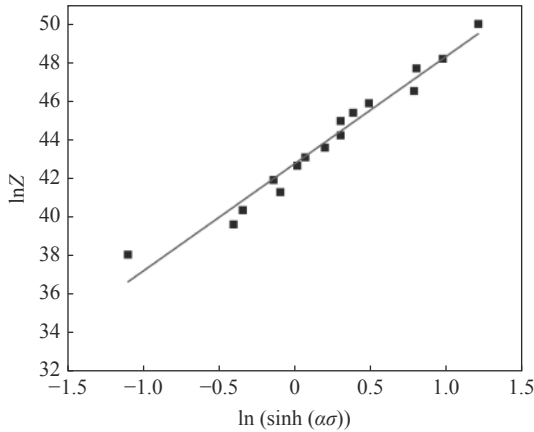


图 8 $\ln Z$ 与 $\ln \sinh(\alpha\sigma)$ 的线性拟合
Fig. 8 Linear fitting of $\ln Z$ and $\ln \sinh(\alpha\sigma)$

2.4 电子束熔炼 M35 高速钢热变形的热加工图

热加工图是一种反映材料固有的加工性好坏的图形, 运用热加工图可以帮助选择变形工艺参数和材料的加工性能^[17-19]。本研究采用动态材料学模型 (DMM)^[4,20] 来研究电子束熔炼 M35 高速钢的加工性, 其特点是将外界给予的能量同材料发生塑性变形消耗的能量相联系, 将设备、模具和受力材料视为热力学封闭系统, 输入的能量 (P) 将分为材料发生塑性变形消耗的能量即耗散量 (G) 以及变形过程中组织演变消耗的能量即耗散协量 (J) 两种形式耗散, 根据能量守恒定律, 可表达如下:

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

定义流变应力对于应变速率的敏感指数 m 定义如下:

$$m = \left(\frac{\partial J}{\partial G} \right)_{T, \dot{\epsilon}} = \left(\frac{\partial \ln \sigma}{\partial \ln \dot{\epsilon}} \right)_{T, \dot{\epsilon}} \quad (14)$$

由式 (14) 可知, m 反应了总能量在塑性变形耗散量和组织演变耗散量的分配配比。通过组织演变耗散的能量 J 可以表示为:

$$J = \int_0^{\sigma} \dot{\epsilon} d\sigma = \frac{m}{1+m} \sigma \dot{\epsilon} \quad (15)$$

当材料处于理想线性耗散状态时, 应变速率敏感指数 $m=1$ 时, 此时 J 值达到最大值 J_{max} 。为了描述材料成形过程中组织演变消耗的能量所占的比例, 引入功率耗散因子 η , 从而构建能量耗散图。

$$\eta = \frac{J}{J_{max}} = \frac{2m}{1+m} \quad (16)$$

动态材料模型准则由不可逆极值原理的各国研究者提出, 其中 Prasad 提出的动态连续法则分析严谨, 应用广泛, 该方法提出的材料流变失稳的判据为:

$$\xi(\dot{\epsilon}) = \frac{\partial \ln \left(\frac{m}{m+1} \right)}{\partial \ln \dot{\epsilon}} + m < 0$$

根据 $\zeta(\dot{\epsilon})$ 随变形温度和变形速率的变化可以绘制出流变失稳图。在一定的应变下, 将流变失稳图与能量耗散图叠加即为该应变条件下的热加工图。

图 9 为电子束熔炼 M35 高速钢在真应变为 0.7 时的热加工图, 轮廓线上的数字代表功率耗散值的百分率。灰色区域代表不稳定区域, 在此区域不稳定系数 $\zeta(\dot{\epsilon})$ 的值为负值。如图所示, 功率耗散值 η 随着温度的升高和应变速率的减小而增加。在热加工图中, 失稳区域主要出现在温度在 1 300 ~ 1 340 K, 应变速率为 0.01 s⁻¹ 附近的区域以及温度为 1 360 ~ 1 390 K, 应变速率为 10 s⁻¹ 附近的区域, 这些区域对应的微观组织中发现沿粗大碳化物有开裂现象。在较低温度变形时, 材料中的碳化物分解不充分, 造成组织不均匀, 且温度较低时不利于动态回复与动态再结晶过程的进行。在较高变形速率变形时, 变形的过程较快导致产生的热量来不及传递, 容易在局部发生失效, 因此在选择加工时应该避开这些区域。在热加工图中, 通常选择高的 η 值和正的 ζ 值作为理想的热加工工艺参数, 因此电子束熔炼 M35 高速钢的最佳加工区域为 $T=1\ 400 \sim 1\ 423\ K$, 应变速率为 0.01 ~ 1 s⁻¹。而电渣重熔 M35 高速钢^[1]的热加工图结果显示, 其加工安全区仅为加工速率小于 0.1 s⁻¹ 的区域, 不适应在较高的应变速率下进行热加工。因此电子束熔炼 M35 高速钢相比电渣重熔 M35 高速钢的热加工工艺窗口更宽, 能适应较高的应变速率, 有利于得到更加均匀的碳化物组织。

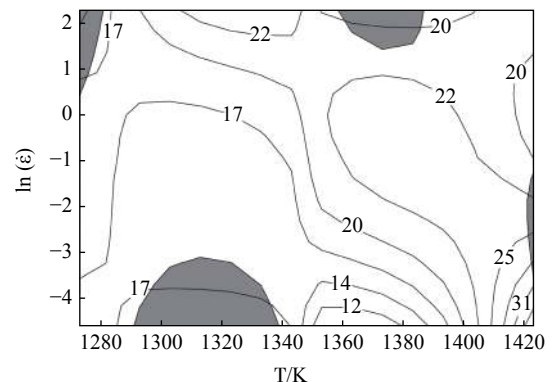


图 9 电子束熔炼 M35 高速钢在真应变为 0.7 时的热加工图
Fig. 9 Hot processing map with true strain of 0.7 for electron beam smelting M35 high speed steel

3 结论

1) 铸态电子束熔炼 M35 高速钢比铸态电渣重熔 M35 高速钢的莱氏体网络间距小一倍以上, 热变形后碳化物组织随着应变速率的增大而分布的更加均匀, 在 1 273 K 已经开始分解, 在 1 323 K 分布的更加均匀, 而随着温度继续上升, 在 1 423 K 和 1 473 K 表现一定的球化、聚集趋势。

2) 电子束熔炼 M35 高速钢的流变应力随着温度的升高而降低, 随着应变速率的升高而升高, 曲线特征符合发生动态再结晶的流变应力曲线特征, 各变形条件下峰值应力比电渣重熔 M35 高速钢高。

3) 通过计算得到电子束熔炼 M35 高速钢的平均热变形激活能为 504.642 kJ/mol, 在热变形过程中电子束熔炼 M35 高速钢的本构方程为:

$$\dot{\varepsilon} = 3.67 \times 10^{19} [\sinh(0.0483\sigma)]^{5.58} \exp\left(-\frac{504642}{RT}\right)$$

4) 由热加工图并且结合其微观组织形貌可以得出, 电子束熔炼 M35 高速钢在真应变为 0.7 时的最佳热加工区域为 $T=1\ 400 \sim 1\ 423\ \text{K}$, 应变速率为 $0.01 \sim 1\ \text{s}^{-1}$ 。失稳区域为 $T=1\ 300 \sim 1\ 340\ \text{K}$, 应变速率为 $0.01\ \text{s}^{-1}$ 附近的区域以及 $T=1\ 360 \sim 1\ 390\ \text{K}$, 应变速率为 $10\ \text{s}^{-1}$ 附近的区域。

参考文献

- [1] Deng Yukun, Chen Jingrong, Wang Shizhang. High speed steel[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2002. (邓玉昆, 陈景榕, 王世章. 高速钢[M]. 北京: 冶金工业出版社, 2002.)
- [2] Liang Wei. Study on the carbide control of high speed steel[J]. Iron Steel Vanadium Titanium, 2020, 41(4): 130–138. (梁伟. 高速钢的碳化物控制研究[J]. 钢铁钒钛, 2020, 41(4): 130–138.)
- [3] Wu Hongqing. Research status and development of high speed steel at home and abroad[J]. Mold Making, 2017, 17(12): 93–100. (吴红庆. 国内外高速钢的研究现状和进展[J]. 模具制造, 2017, 17(12): 93–100.)
- [4] Tany, Youxg, Youqf, et al. Microstructure and deformation behavior of nickel based superalloy Inconel 740 prepared by electron beam smelting[J]. Materials Characterization, 2016, 114: 267–276.
- [5] Youxg, Tany, Youqf, et al. Preparation of Inconel 740 superalloy by electron beam smelting[J]. Journal of Alloys & Compounds, 2016, 676: 202–208.
- [6] Fischmeister H F, Riedl R, Karagöz S. Solidification of high-speed tool steels[J]. Metallurgical Transactions A, 1989, 20(10): 2133–2148.
- [7] Chen Leilei. Study on alloy carbides control in high speed steel[D]. Nanjing: Southeast University, 2016. (陈雷雷. 高速钢合金碳化物控制研究[D]. 南京: 东南大学, 2016.)
- [8] Wang Dong. The effects of Re on performance and microstructure of M35 high speed steel[D]. Nanjing: Southeast University, 2005. (王栋. 稀土对 M35 高速钢组织和性能的影响[D]. 南京: 东南大学, 2005.)
- [9] Zhou Qing. Plastic deformation microstructure and control[M]. Beijing: Science Press, 2016. (周清. 塑性变形微观组织及控制[M]. 北京: 科学出版社, 2016.)
- [10] Niu Sizhe, Kou Hongchao. The characteristics of serration in $\text{Al}_{0.5}\text{CoCrFeNi}$ high entropy alloy[J]. Materials Science & Engineering A, 2017, 702: 96–103.
- [11] Wang Jian. Hot deformation behaviors of M35 high speed steel[J]. Journal of Plasticity Engineering, 2016, 23(6): 144–150. (王坚. M35 高速钢的热变形行为研究[J]. 塑性工程学报, 2016, 23(6): 144–150.)
- [12] John J Jonas, Xavier Quelence, Lan Jiang. The avrami kinetics of dynamic recrystallization[J]. Acta Mater, 2009, 33(2): 1–9.
- [13] Medina S F, Hernandez C A. Modeling of the dynamic recrystallization of austenite in low alloy and micro-alloyed steels[J]. Acta Mater, 1996, 44(1): 165–171.
- [14] Zener C, Hollomon H. Effect of strain-rate upon the plastic flow of steel[J]. J. Appl. Phys, 1944, 15: 22–27.
- [15] Liu Jiantao, Chang Hongbing, Wu Ruiheng, et al. Investigation on hot deformation behavior of AISI T1 high speed steel[J]. Mater Charact, 2000, (45): 175–186.
- [16] Suresh K, Rao K P, Prasad Y, et al. Effect of calcium addition on the hot working behavior of as-cast AZ31 magnesium alloy[J]. Materials Science and Engineering A, 2013, 588: 272–279.
- [17] Dharmendra C, Rao K P, Zhao F, et al. Effect of silicon content on hot working, processing maps, and microstructural evolution of cast TX32-0.4 Al magnesium alloy[J]. Materials Science and Engineering A, 2014, 606: 11–23.
- [18] Kang F W, Zhang G Q, Sun J F, et al. Hot deformation behavior of a spray formed superalloy[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2008, 204(1): 147–151.
- [19] Prasad Y, Geggel H L, Doraivelu S M, et al. Modeling of dynamic material behavior in hot deformation: forging of Ti-6242[J]. Metallurgical Transactions A, 1984, 15(10): 1883–1892.
- [20] Prasad Y. Recent advances in the science of mechanical processing[J]. Indian Journal of Technology, 1990, 28(6–8): 435–451.