

钒微合金钢奥氏体晶粒尺寸对晶内铁素体形核影响

彭 静¹, 何月漫², 付天亮^{2*}

(1. 河南钢铁周口钢铁有限公司, 河南 周口 466300; 2. 东北大学数字钢铁全国重点实验室, 辽宁 沈阳 110819)

摘 要: 利用 DIL805A/D 变形热膨胀相变仪进行试验, 建立了钒微合金钢不同变形温度和应变速率下的动态再结晶动力学模型, 并通过组织分析与模型对比的方式研究了钒微合金钢晶内铁素体组织随动态再结晶晶粒尺寸的变化规律。结果表明: 钒微合金钢的奥氏体动态再结晶晶粒尺寸对晶内铁素体相变具有一定影响, 二者之间呈现抛物线关系。晶粒尺寸过大和较小均会造成晶界组织过度长大, 不利于晶内铁素体组织形核。当奥氏体晶粒尺寸为 40~50 μm 时晶内铁素体形核能力最强, 晶内组织细化效果明显。

关键词: 钒微合金钢; 晶内铁素体; 动态再结晶; 奥氏体晶粒; 数学模型

中图分类号: TF76

文献标志码: A

文章编号: 1004-7638(2025)02-0175-07

DOI: 10.7513/j.issn.1004-7638.2025.02.024

开放科学 (资源服务) 标识码 (OSID):



听语音
与作者
聊科研

Effect of austenite grain size on intracrystalline ferrite nucleation in vanadium microalloyed steel

PENG Jing¹, HE Yue-man², FU Tian-liang^{2*}

(1. Henan Iron and Steel Zhoukou Iron and Steel Co., Ltd., Zhoukou 466300, Henan, China; 2. State Key Laboratory of Digital Steel, Northeastern University, Shenyang 110819, Liaoning, China)

Abstract: A dynamic recrystallization kinetics model of vanadium microalloyed steel at different deformation temperatures and strain rates was established using the DIL805A/D dilatometers for experiments. The variation of ferrite structure in vanadium microalloyed steel with dynamic recrystallization grain size was studied through microstructure analysis and model comparison. The results indicate that the dynamic recrystallization grain size of austenite in vanadium microalloyed steel has a certain impact on the transformation of intragranular ferrite, and there is a parabolic relationship between the two issues. Both large and small grain sizes can cause excessive growth of grain boundary structures, which is not conducive to the nucleation of intragranular ferrite structures. When the austenite grain size is 40-50 μm , the nucleation ability of intragranular ferrite is the strongest, and the refinement effect of intragranular structure is significant.

Key words: vanadium microalloyed steel, intragranular ferrite, dynamic recrystallization, austenitic grains, mathematical model

收稿日期: 2024-01-31

作者简介: 彭静, 1985 年出生, 男, 湖北襄阳人, 本科, 主要从事中厚板生产和热处理, E-mail: 675518271@qq.com; * 通讯作者: 付天亮, 1981 年出生, 男, 黑龙江阿城人, 博士, 教授, 主要从事热轧钢材热处理工艺技术与装备研发工作, E-mail: futianliang@126.com。

0 引言

钢中的 Nb、V、Ti 等微合金元素可以通过形成碳氮化物粒子的析出强化方式和防止奥氏体晶粒过度生长的晶粒细化方式来增强材料的力学性能。由于钒微合金化钢中钒元素在奥氏体中固溶度较高,在轧制变形过程中可以利用应变诱导析出现象使 V(C,N) 粒子在奥氏体中析出^[1]。大量研究结果表明,这些位于奥氏体内部的 V(C,N) 在冷却过程中可以为铁素体相变形核提供有效的形核位点,具有诱导晶内铁素体形核的作用^[2-5]。这类形态细长致密、呈区域性分布的晶内组织能够进一步提高钢材的强度和韧性^[6-7]。

在目前工业生产中,钒微合金钢的高温轧制工艺是使材料在适当的温度进行变形以发生动态再结晶现象,降低变形抗力的同时可以细化奥氏体晶粒,为奥氏体向铁素体相变提供更多形核位点,以提高材料的综合力学性能^[8-9]。奥氏体能否发生动态再结晶行为主要与变形温度、应变速率等因素有关,对细化晶粒起到关键性作用。然而,晶内铁素体组织优先形核于奥氏体晶粒内部形核质点,与晶界组织之间存在竞争关系,热轧过程的奥氏体动态再结晶晶粒尺寸对于后续冷却过程中晶内铁素体相变形核会产生重要影响。

关于奥氏体晶粒尺寸对晶内铁素体形核影响的相关研究,目前主要集中在基于氧化物冶金理论的脱氧元素所形成的微米级夹杂物粒子。WAN 等^[10]研究发现,Zr-Ti 复合脱氧钢中奥氏体晶粒尺寸为 140 μm 时可实现晶内铁素体含量的最大化。而 LEE 等^[11]研究发现,在 Ca 系脱氧钢中,奥氏体晶粒尺寸在 180 ~ 195 μm 区间内晶内铁素体的形核能力最强,并且指出其与粒子钉扎晶界和诱导形核作用的强弱有关。由此可见,对于不同钢种而言,晶内铁素体形核所需最佳奥氏体晶粒尺寸范围存在一定的差异,主要与不同微合金元素形成的第二相粒子种类有关。迄今为止,对于钒微合金钢中存在的纳米级粒子诱导晶内铁素体形核现象,其最佳奥氏体晶粒尺寸范围还没有明确定论。

因此,笔者将利用 DIL805A/D 变形热膨胀相变仪研究钒微合金钢热变形过程中奥氏体动态再结晶行为对晶内铁素体组织的影响,并通过建立奥氏体动态再结晶动力学模型和晶内铁素体分数模型探究

钒微合金钢中适合晶内铁素体生长的最优奥氏体晶粒尺寸,有助于准确控制钒微合金钢在变形和冷却过程中的组织遗传性,为热轧钢板全流程生产和强韧性提升提供重要的理论依据。

1 试验材料与方法

试验所用钒微合金钢主要化学成分如表 1 所示。使用中频真空感应炉冶炼并浇铸成钢锭,切除冒口部分后将剩余 $\varnothing 90 \text{ mm} \times 100 \text{ mm}$ 铸坯加热至 1 200 $^{\circ}\text{C}$ 保温 4 h,然后在东北大学轧制技术及连轧自动化国家重点实验室 450 mm 二辊可逆式热轧机上经 9 道次热轧成 12 mm 厚的钢板。切除钢板头尾后,沿板材厚度方向的中心位置取 $\varnothing 5 \text{ mm} \times 15 \text{ mm}$ 的试样,其轴线平行于轧制方向。

表 1 钒微合金钢的化学成分

Table 1 Chemical composition of V-microalloyed steel %

C	Si	Mn	P	S	V	N
0.175	0.613	1.57	0.024	0.026	0.107	0.006

热变形试验在 DIL805A/D 变形热膨胀相变仪上进行,试验方案如图 1 所示。试样在充氩条件下加热至 1 200 $^{\circ}\text{C}$ 进行奥氏体化 300 s,然后分别冷却至 1 150、1 100、1 050、1 000、950 $^{\circ}\text{C}$ 和 900 $^{\circ}\text{C}$,消除温度梯度后在应变速率为 1、0.1 s^{-1} 和 0.01 s^{-1} 的条件下进行真应变为 0.8 的压缩变形,同时在变形过程中记录试样的真应力-真应变数据。

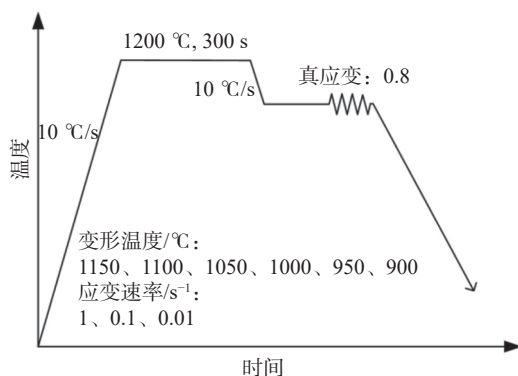


图 1 单道次热压缩工艺

Fig. 1 Single-pass thermal compression process diagram

为了观察动态再结晶过程中原始奥氏体晶粒形态,选取不同变形条件下的试样在热电偶焊点附近纵向切开,研磨抛光后进行奥氏体晶界腐蚀。晶界腐蚀剂成分为过饱和苦味酸水溶液+少量海鸥牌洗头膏,使用水浴锅将盛有腐蚀剂的烧杯加热至 75 $^{\circ}\text{C}$,

在试样表面喷涂少量酒精后将试样浸入到腐蚀剂中,腐蚀 30~60 s 直至奥氏体晶界显现。腐蚀完毕后利用 OLYMPUS 金相显微镜观察组织形貌,并利用截线法对奥氏体晶粒尺寸进行统计。此外,为了研究原始奥氏体晶粒尺寸对晶内铁素体形核的影响,选取与上述试验变形条件相同的试样,变形后以 5 °C/s 的冷速冷却至室温。试验结束采取与上述方法相同的金相制备方式,并采用体积分数为 4% 的硝酸酒精溶液腐蚀 15~25 s,直至铁素体晶粒完全显现。腐蚀完毕后利用金相显微镜观察组织形貌,并利用网格点法对晶内铁素体分数进行统计。

2 试验结果及讨论

2.1 应力应变曲线分析

图 2 为试验钢在不同变形温度和应变速率下的真应力-真应变曲线。从图 2 中可以看出,曲线形态可以分为三个阶段。第一阶段为加工硬化阶段,随着变形过程应变量的增加,加工硬化现象使热变形过程第一阶段的变形抗力不断增大,同时软化作用也导致加工硬化上升速率不断减小,直至出现峰值应力。第二阶段为动态再结晶阶段,热变形积累的形变储能使奥氏体发生动态再结晶现象,动态再结晶晶粒的形核和长大会使位错密度降低,因此动态软化程度大于加工硬化程度,造成变形抗力不断降低,直至回复与再结晶软化作用与加工硬化相平衡。第三阶段曲线分为两类形态:当应变速率为 1 s^{-1} ,变形温度为 900 °C 时,变形抗力逐渐增至峰值,随后在曲线的峰值处趋于稳定或进一步增加,说明在较低温度下,试验钢基本无动态再结晶发生,曲线呈现动态回复型特征;而在其他条件下,随着应变的增加,变形抗力逐渐增大至峰值状态(峰值应力),随后逐渐下降至某一恒定值(稳态应力)保持不变,曲线呈现动态再结晶型特征。此外,可以发现变形温度的降低和应变速率的增大均会使曲线中的峰值应力和稳态应力增大,因此变形温度和应变速率是影响试验钢再结晶过程的关键因素。

2.2 动态再结晶动力学模型

热变形过程中材料的动态再结晶体积分数可以根据真应力-真应变曲线来计算,动态再结晶动力学模型可表示为^[12]:

$$X_D = 1 - \exp \left[-k \left(\frac{\varepsilon - \varepsilon_c}{\varepsilon_p} \right)^n \right] \quad (1)$$

式中: X_D 为奥氏体动态再结晶体积分数; ε_c 和 ε

分别为临界应变和峰值应变; k 为 Avrami 指数; n 为常数。

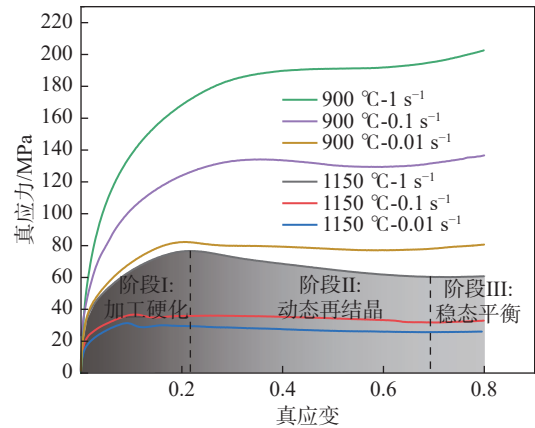


图 2 试验钢不同变形条件下的真应力-真应变曲线
Fig. 2 True stress-strain curves for experimental steel under different deformation conditions

动态再结晶临界应变 ε_c 代表材料发生动态再结晶所需的最小变形量。POLIAK 和 JONAS^[13] 认为当 $d\theta/d\sigma - \sigma$ (θ 为加工硬化率, $\theta = d\sigma/d\varepsilon$) 函数值取得最大值时,材料在热变形过程中开始发生动态再结晶,此时的应变量为临界应变,这种方法被称为 P-J 法。如图 3 所示, $d\theta/d\sigma - \sigma$ 曲线中的最大值即为不同变形条件下的临界应力 σ_c , 对应的应变为发生动态再结晶的临界应变 ε_c 。

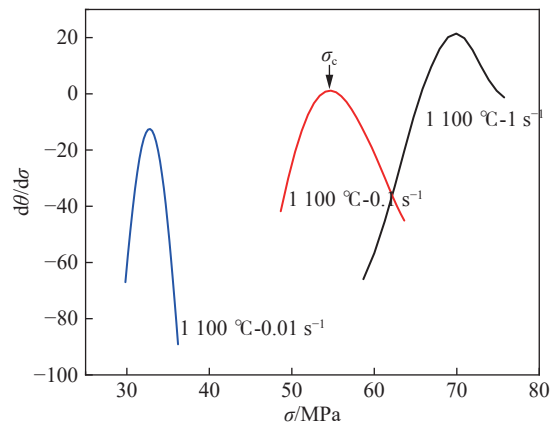


图 3 P-J 法求解试验钢的临界应力/应变
Fig. 3 P-J method for solving the critical stress/strain of experimental steel

此外,根据 WAHABI 等人^[14] 的方法,动态再结晶体积分数可以表示为:

$$X_D = \frac{\sigma^{de} - \sigma^{dx}}{\sigma_s^{de} - \sigma_s^{dx}} \quad (2)$$

式中: σ^{de} 和 σ^{dx} 分别为动态回复和动态再结晶过程的瞬时应力, MPa; σ_s^{de} 和 σ_s^{dx} 分别为动态回复和动态

再结晶过程的稳态应力, MPa。

由于在动态回复过程中峰值应力始终不变, 可以用峰值应力近似替代动态回复中的瞬时应力和稳态应力^[15], 则式 (2) 可表示为:

$$X_D = \frac{\sigma_p - \sigma^{dx}}{\sigma_p - \sigma_s^{dx}} \quad (3)$$

对式 (3) 两边取双对数, 可得:

$$\ln\left(\ln\left(\frac{1}{1-X_D}\right)\right) = n \ln\left(\frac{\varepsilon - \varepsilon_c}{\varepsilon_p}\right) + \ln k \quad (4)$$

由此可以看出, $\ln\left(\ln\left(\frac{1}{1-X_D}\right)\right)$ 与 $\ln\left(\frac{\varepsilon - \varepsilon_c}{\varepsilon_p}\right)$ 之间呈线性关系, 对其进行线性回归可求出 $k=0.209\ 3$, $n=3.261\ 6$, 则试验钢的动态再结晶动力学模型为:

$$X_D = 1 - \exp\left[-0.209\ 3 \left(\frac{\varepsilon - \varepsilon_c}{\varepsilon_p}\right)^{3.261\ 6}\right] \quad (5)$$

图 4 为钒微合金钢在不同变形条件下的动态再

结晶动力学曲线。从图中可以看出, 动态再结晶动力学曲线基本呈“S”形, 且动态再结晶分数主要与变形温度、应变速率和变形量有关。当应变速率恒定时, 随着变形温度的降低, 动态再结晶过程逐渐被抑制, 达到相同分数所需变形量逐渐增大, 对应的动态再结晶动力学曲线发生右移, 如图 4(a) 所示; 当变形温度恒定时, 随着应变速率的增加, 动态再结晶过程受到抑制, 需要更大的应变才能发生, 相应的动态再结晶动力学曲线向左移动, 如图 4(b) 所示。一般来说, 钒微合金钢的轧制工艺主要是再结晶控轧, 旨在通过奥氏体再结晶区内变形和动态再结晶的反复进行来实现晶粒细化。因此, 不同变形温度和应变速率下能够发生动态再结晶现象的临界变形量的确定, 对再结晶控制轧制工艺道次变形量的制定具有重要意义。

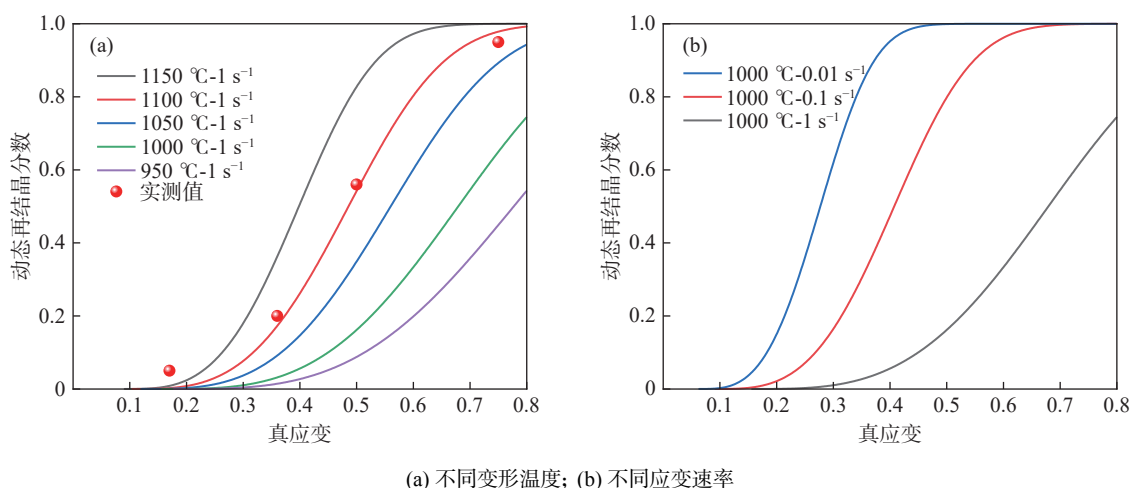


图 4 不同条件下的动态再结晶体积分曲线

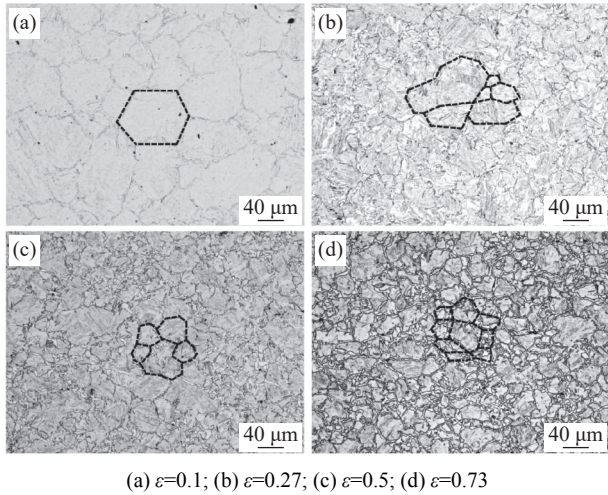
Fig. 4 Dynamic recrystallization volume fraction curves at different conditions

图 5 为变形温度 1 100 °C, 应变速率 1 s⁻¹ 条件下, 试验钢分别在临界应变、峰值应变、中间应变和稳态应变下变形后快冷获得的奥氏体金相组织。在临界应变条件下, 晶粒形态呈现均匀的多边形组织, 此时原始奥氏体晶粒只发生压缩变形而未发生动态再结晶现象, 晶粒尺寸为 57.9 μm, 如图 5(a) 所示。随着变形量的进一步增加, 晶格畸变随之增大, 动态再结晶开始发生, 原始奥氏体晶粒逐渐呈等轴状, 边缘处可见小尺寸新形核的动态再结晶晶粒, 晶粒尺寸也减小至 39.1 μm, 如图 5(b) 所示。继续增加变形量至 0.5 时, 奥氏体晶粒尺寸明显减小且尺寸分布均匀, 新形核的奥氏体晶粒逐渐长大, 平均晶粒尺

寸为 29.4 μm, 如图 5(c) 所示。随着动态再结晶分数进一步增加, 奥氏体晶粒尺寸继续减小并趋于均匀, 晶粒形态也由等轴状转变为平直状。当变形量达到稳态应变时, 晶粒尺寸为 25.1 μm, 如图 5(d) 所示。与原始未变形奥氏体晶粒相比, 热变形过程中奥氏体随着动态再结晶过程的进行, 晶粒均发生了不同程度的细化。对实测金相的动态再结晶体积分数进行统计, 并与该变形条件下模型预测曲线进行对比, 如图 4(a) 所示。可以看出, 动态再结晶动力学模型预测的再结晶体积分数与金相法统计的结果吻合良好。

对于钒微合金钢的高温热变形行为, 动态再结

晶晶粒的形核和生长过程需要回复后未释放的变形存储能提供驱动力。由上述分析可知,通过调整变形温度和应变速率能够影响驱动力大小和动态再结晶过程的进行,进而控制动态再结晶晶粒尺寸,实现不用晶粒尺寸对铁素体相变的影响。

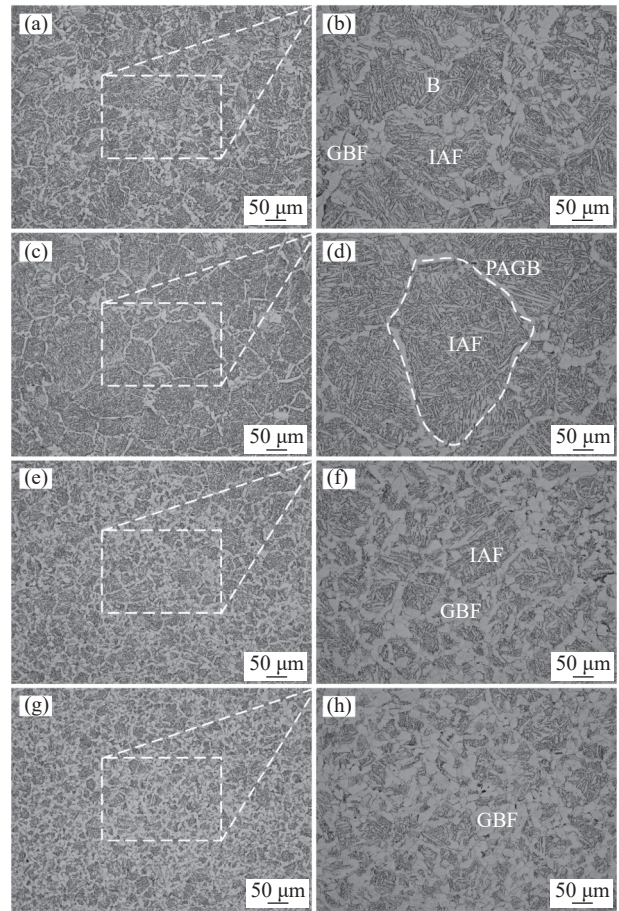


(a) $\varepsilon=0.1$; (b) $\varepsilon=0.27$; (c) $\varepsilon=0.5$; (d) $\varepsilon=0.73$
图5 不同应变下的奥氏体动态再结晶组织

Fig. 5 Dynamic recrystallization structure of austenite under different strains

2.3 动态再结晶晶粒尺寸对晶内铁素体形核的影响

图6为不同动态再结晶晶粒尺寸下相变后的晶内铁素体组织。在一定的冷却速率下,晶界铁素体(GBF)主要沿原始奥氏体晶界(PAGB)处形核长大,形成连成区域的多边形铁素体组织。而原始奥氏体晶粒内部主要为交错排列的晶内针状铁素体(IAF),彼此之间的铁素体板条呈现交叉互锁状结构,具有很强的细化晶粒作用。此外,可以看出动态再结晶晶粒尺寸直接影响晶内铁素体的含量。随着应变的增加,奥氏体晶粒尺寸不断减小,与之对应的晶内铁素体分数呈先增多后减少的趋势。动态再结晶晶粒尺寸为57.9 μm 时,由于晶粒尺寸较大,第二相粒子诱导晶内铁素体形核能力不足,导致晶内组织不够致密,部分晶内空间被晶界铁素体和贝氏体(B)占据。并且晶粒尺寸较大时,晶界表面积占比会减小,这对于材料的性能不利,易产生晶界脆性^[16]。晶粒尺寸减小至39.1 μm 时,晶粒内部具有大量组织致密的晶内针状铁素体,原始奥氏体晶界处只存在少量的晶界铁素体和魏氏铁素体。随着晶粒尺寸的继续减小,晶界铁素体不断增多,原本由晶界铁素体分割而成的独立奥氏体晶界越发模糊,形成的较小晶粒内部难以形成细长的晶内铁素体。



(a)(b) 57.9 μm ; (c)(d) 39.1 μm ; (e)(f) 29.4 μm ; (g)(h) 25.1 μm

图6 不同动态再结晶晶粒尺寸下的金相组织
Fig. 6 Metallographic structure under different dynamic recrystallization grain sizes

动态再结晶晶粒尺寸对晶内铁素体形核的影响主要有两个方面,一是晶粒尺寸大小直接影响晶内铁素体的形核空间:当奥氏体晶粒尺寸较大时,由于晶内铁素体形核是在第二相粒子上向多个方向生长,粗大的奥氏体能够为晶内铁素体的形核提供更多有效的形核空间,可有效促进晶内铁素体的形核能力;奥氏体晶粒尺寸较小会使晶内铁素体形核及长大空间受限,从而使组织中晶内铁素体分数降低。另一方面是晶粒尺寸大小控制着晶界组织的形成,晶界铁素体、魏氏铁素体等晶界组织在高温区相变会影响冷却过程中晶内组织在中温区的形核和长大的空间。奥氏体晶粒尺寸较小时更容易促进晶界产物的形成,二者之间的竞争关系导致组织中晶内铁素体分数降低。

对图6中不同晶粒尺寸下的晶内铁素体含量进行统计,建立晶内铁素体含量与动态再结晶晶粒尺寸之间的关系,如图7所示。晶内铁素体的形核能

力与动态再结晶晶粒尺寸之间呈现抛物线关系,具体表达式如下:

$$f_{\text{IAF}} = -0.12d^2 + 10.37d - 146.43 \quad (6)$$

式中: f_{IAF} 为晶内铁素体含量, %; d 为动态再结晶晶粒尺寸, μm 。

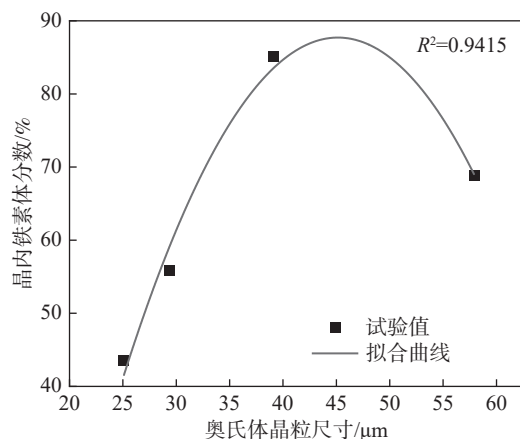


图 7 晶内铁素体含量与动态再结晶晶粒尺寸的关系

Fig. 7 Relationship between intragranular ferrite content and dynamic recrystallization grain size

在试验钢的成分体系下,动态再结晶晶粒尺寸为 40 ~ 50 μm 时晶内铁素体形核能力最强,晶粒尺寸对晶内铁素体形核的影响主要与第二相粒子诱导形核能力和晶界表面积占比有关。因此,合理控制

奥氏体晶粒尺寸是促进晶内铁素体形成的关键,同时也是增加钢材强度和韧性的重要方法。

3 结论

1) 随着变形温度的降低和应变速率的增加,钒微合金钢真应力-真应变曲线的峰值应力 and 稳态应力都逐渐增大。在 950 ~ 1 150 $^{\circ}\text{C}$ 、0.01 ~ 1 s^{-1} 变形条件内,试验钢均可发生动态再结晶现象。

2) 基于 Avrami 方程建立了钒微合金钢的动态再结晶动力学模型,证实了提高变形温度或降低应变速率均可促进奥氏体的动态再结晶行为。随着动态再结晶体积分数逐渐增大,奥氏体晶粒不断细化,采用该模型预测的动态再结晶体积分数与实测值吻合较好。

3) 晶内铁素体的形核能力与动态再结晶晶粒尺寸之间呈现抛物线关系,表达式为: $f_{\text{IAF}} = -0.12d^2 + 10.37d - 146.43$,晶粒尺寸为 40 ~ 50 μm 时晶内铁素体形核能力最强。奥氏体动态再结晶晶粒尺寸较小会使晶内铁素体形核空间受到限制,晶界组织形核作用占主导,抑制了晶内铁素体形核和长大过程。当晶粒过大时,第二相粒子诱导形核能力不足,不利于材料的性能。

参考文献

- [1] LLANOS L, PEREDA B, RODRIGUEZ-IBABE J M, *et al.* Effect of V microalloying in the hot working behavior of high Mn TWIP steels[J]. Iron Steel Vanadium Titanium, 2015, 36(6): 68-73, 93.
(LLANOS L, PEREDA B, RODRIGUEZ-IBABE J M, 等. 钒微合金化对高锰 TWIP 钢热加工行为的影响[J]. 钢铁钒钛, 2015, 36(6): 68-73, 93.)
- [2] ISHIKAWA F, TAKAHASHI T, OCHI T. Intragranular ferrite nucleation in medium-carbon vanadium steels[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 1994, 25(5): 929-936.
- [3] HU J, DU L, WANG J. Effect of V on intragranular ferrite nucleation of high Ti bearing steel[J]. Scripta Materialia, 2013, 68: 953-956.
- [4] ZHANG S, HATTORI N, ENOMOTO M, *et al.* Ferrite nucleation at ceramic/austenite interfaces[J]. ISIJ International, 1996, 36(10): 1301-1309.
- [5] HU J. Transformation of intragranular nucleation ferrite and microstructural nano-structuring of V microalloyed steel[D]. Shenyang: Northeastern University, 2014.
(胡军. V 微合金钢晶内形核铁素体相变及微观组织纳米化[D]. 沈阳: 东北大学, 2014.)
- [6] LIANG D M, ZHU Z Y, ZHOU L X, *et al.* Acicular ferrite and its heterogeneous nucleation mechanism in steels[J]. Heat Treatment of Metals, 2011, 36(12): 105-111.
(梁冬梅, 朱远志, 周立新, 等. 钢中针状铁素体及其非均匀形核机制[J]. 金属热处理, 2011, 36(12): 105-111.)
- [7] LI J W. Effect of austenitizing thermal treatment process on phase transformation of acicular ferrite induced by Ti-Mg oxide in low-carbon steel[D]. Shenyang: Northeastern University, 2021.
(李家旺. 奥氏体化工艺对低碳钢中 Ti-Mg 氧化物诱导针状铁素体相变的影响[D]. 沈阳: 东北大学, 2021.)
- [8] LIU J, ZHANG K J, LU J S, *et al.* Strengthening mechanism and application of microalloying element vanadium in plates[J].

Sichuan Metallurgy, 2009, 31(2): 15-18.

(刘健, 张开坚, 陆建生, 等. 微合金元素钒在钢板中的强化机理及应用[J]. 四川冶金, 2009, 31(2): 15-18.)

- [9] YIN G Q, HUANG Z Y, YANG C F, *et al.* Effects of nitrogen content and TMCP on microstructure and mechanical properties of V-N micro-alloying steel[J]. Heat Treatment of Metals, 2008, 33(3): 4-8.
(尹桂全, 黄贞益, 杨才福, 等. 氮含量和 TMCP 对微合金 V-N 钢显微组织和力学性能的影响[J]. 金属热处理, 2008, 33(3): 4-8.)
- [10] WAN X L, WU K M, NUNE K C, *et al.* In situ observation of acicular ferrite formation and grain refinement in simulated heat affected zone of high strength low alloy steel[J]. Science and Technology of Welding and Joining, 2015, 20(3): 254-263.
- [11] LEE J L, PAN Y T. The formation of intragranular acicular ferrite in simulated heat-affected zone[J]. ISIJ International, 1995, 35(8): 1027-1033.
- [12] ZHOU X G, WANG X X, LI X, *et al.* Modeling of the dynamic recrystallization of Ti microalloyed high-strength steel[J]. Steel Research International, 2022, 93(6): 2100461.
- [13] POLIAK E I, JONAS J J. Initiation of dynamic recrystallization in constant strain rate hot deformation[J]. ISIJ International, 2003, 43(5): 684-691.
- [14] WAHABI M, CABRERA J M, PRADO J M. Hot working of two AISI 304 steels: a comparative study[J]. Materials Science and Engineering A, 2003, 343(1): 116-125.
- [15] CHEN Q Y, ZHOU X G, LIU Z Y, *et al.* Microstructure and properties of Ti microalloyed automobile frame steel 510L[J]. Journal of Northeastern University (Natural Science Edition), 2018, 39(3): 339-344.
(陈其源, 周晓光, 刘振宇, 等. Ti 微合金化汽车大梁钢 510L 的组织性能[J]. 东北大学学报(自然科学版), 2018, 39(3): 339-344.)
- [16] BHADESHIA H K D H, EDMONDS D V. The mechanism of bainite formation in steels[J]. Acta Metallurgica, 1980, 28(9): 1265-1273.

编辑 张继东

(上接第 174 页)

- [7] KARATZAS V A, KOTSIDIS E A, TSOUVALIS N G, *et al.* Experimental fatigue study of composite patch repaired steel plates with cracks[J]. Applied composite materials, 2015, 22(5): 507-523.
- [8] HAN L G, WU X M, CHEN G D, *et al.* Local dry underwater welding of 304 stainless steel based on a microdrain cover[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2019, 268: 47-53.
- [9] SHAO C L, XIAO J L, ZHU J L, *et al.* Research on surface repair technology of laser wire-filled cladding and verification on pressure environment[J]. Journal of Beijing Institute of Petrochemical Technology, 2021, 29(4): 14-18.
(邵长磊, 肖镌璐, 朱加雷, 等. 激光填丝熔覆表面修复工艺研究及压力环境验证[J]. 北京石油化工学院学报, 2021, 29(4): 14-18.)
- [10] SUN G, WANG Z, LU Y, *et al.* Underwater laser welding/cladding for high-performance repair of marine metal materials: A review[J]. Chinese Journal of Mechanical Engineering, 2022(1): 35.
- [11] MAKIHARA Y, MIWA Y, HIROSE N, *et al.* The application of the welding technique at fillet groove by the YAG-laser repair-welding robot for underwater environment[C]. 12th International Conference on Nuclear Engineering, 2004, 2, 149-155.
- [12] SRIDAR S, ZHAO Y, LI K, *et al.* Post-heat treatment design for high-strength low-alloy steels processed by laser powder bed fusion[J]. Materials Science & Engineering, A. 2020, 788: 139531.
- [13] RODRIGUES T A, DUARTE V R, TOMÁS D, *et al.* In-situ strengthening of a high strength low alloy steel during wire and arc additive manufacturing (WAAM)[J]. Additive Manufacturing, 2020, 34: 101200.

编辑 邓淑惠