



2 200 MPa 级超高强度钢高温变形动态再结晶演变及本构关系

周 蕾, 王 飞

(宝武特种冶金有限公司技术中心, 上海 200940)

摘 要: 利用 Thermomastor-Z 热模拟试验机对 2 200 MPa 级超高强度钢的热压缩变形行为和微观组织演化规律进行试验研究, 测试了不同应变速率 0.01 、 1 、 5 s^{-1} 以及不同变形温度 ($850\sim 1\ 150 \text{ }^\circ\text{C}$) 下、工程应变 60% 的应力应变曲线。借助应力应变曲线, 以及对变形后试样进行 EBSD 分析, 研究了应变速率及变形温度对 2 200 MPa 级超高强度钢变形抗力以及动态再结晶过程的影响, 并通过回归计算出试验钢的再结晶激活能。研究表明, 1) 变形温度越高, 应变速率越小, 2 200 MPa 级超高强度钢的变形抗力越小; 2) 当应变速率为 0.01 s^{-1} 时, 变形温度 $\geq 900 \text{ }^\circ\text{C}$ 时, 动态再结晶被激活; 当应变速率为 1 、 5 s^{-1} 时, 变形温度 $\geq 1\ 000 \text{ }^\circ\text{C}$ 时, 动态再结晶被激活。在热加工过程中, 在温度 $\geq 1\ 000 \text{ }^\circ\text{C}$ 时, 应该采取更高的应变速率, 在 $1\ 000 \text{ }^\circ\text{C}$ 以下时, 应该采取更低的应变速率; 3) 计算得到 2 200 MPa 级超高强度钢的再结晶激活能为 421.20 kJ/mol ; 4) 建立了 2 200 MPa 级超高强度钢的流变应力本构模型。

关键词: 2 200 MPa 级超高强度钢; 热模拟; 热变形行为; 动态再结晶; 再结晶激活能

DOI: 10. 20057/j. 1003-8620. N260030 **中图分类号:** TG133

Dynamic Recrystallization Evolution and Constitutive Relationship of 2 200 MPa-Grade Ultra-High Strength Steel during High-Temperature Deformation

Zhou Lei, Wang Fei

(Technical Center of Baowu Special Metallurgy Co., Ltd., Shanghai 200940, China)

Abstract: The thermal compression deformation behavior and microstructure evolution of 2 200 MPa ultra-high-strength steel were experimentally investigated using a Thermomastor-Z thermal simulation machine. Stress-strain curves under different strain rates (0.01 s^{-1} , 1 s^{-1} , and 5 s^{-1}) and deformation temperatures ($850\sim 1\ 150 \text{ }^\circ\text{C}$) with an engineering strain of 60% were tested. By analyzing the stress-strain curves and conducting EBSD analysis on deformed samples, the effects of strain rates and temperatures on the deformation resistance and dynamic recrystallization process of 2 200 MPa ultra-high-strength steel were studied. The recrystallization activation energy of the experimental steel was determined through regression calculations. The results indicate, 1) Higher deformation temperatures and lower strain rates result in lower deformation resistance of 2 200 MPa ultra-high-strength steel; 2) Dynamic recrystallization is activated at the strain rate of 0.01 s^{-1} when the temperature $\geq 900 \text{ }^\circ\text{C}$; at strain rates of 1 s^{-1} and 5 s^{-1} , dynamic recrystallization is activated when the temperature $\geq 1\ 000 \text{ }^\circ\text{C}$. During hot working processing, higher strain rates should be applied at temperatures $\geq 1\ 000 \text{ }^\circ\text{C}$, while lower strain rates are recommended below $1\ 000 \text{ }^\circ\text{C}$; 3) The calculated recrystallization activation energy of 2200 MPa ultra-high-strength steel is 421.20 kJ/mol ; 4) A constitutive model for the flow stress of 2 200 MPa ultra-high-strength steel was established.

Key Words: 2 200 MPa-grade Ultra-High Strength Steel; Thermal Simulation; Hot Deformation Behavior; Dynamic Recrystallization; Recrystallization Activation Energy

超高强度钢的抗拉强度通常 $\geq 1\ 620 \text{ MPa}$, 除此之外还具有良好的疲劳性能、耐磨性能、较低的裂纹扩展速率等。飞机起落架是飞机在起飞和着陆时承受最大力的关键部件, 在飞机的整个寿命周期内, 需要经历数千次甚至上万次的起飞和着陆循

环, 要求起落架材料具有高的比强度、良好的抗疲劳裂纹扩展性能等。因此, 超高强度钢一直是飞机起落架的主要用材。随着飞机载荷的不断提高, 进一步提高超高强度钢的强度等级越发重要。此外, 强度的提升也将带来减重、节能减排等显著的生态

基金项目: 国家重点研发计划(No.2022YFB3705200)

作者简介: 周 蕾(1996—), 女, 硕士, 工程师; **E-mail:** 790015@baosteel.com; **收稿日期:** 2026-02-24

Editorial Office of Special Steel. OA under CC BY-NC-ND 4.0

效益。目前,全球超过95%的飞机起落架选用1 900 MPa强度级别的300M钢,如果起落架材料的强度等级从1 900 MPa提升到2 200 MPa,单架飞机起落架减重可达数十公斤。

2 200 MPa超高强度钢作为起落架用材料,其力学性能和显微组织对起落架的使用寿命尤为重要。由于金属的显微组织决定了材料的综合性能,而热加工工艺又决定了显微组织,必须选择合理的热加工工艺参数,控制2 200 MPa超高强度钢在热加工过程中的显微组织演变。在热加工过程中,在一定变形条件下,超高强度钢会发生动态再结晶。作为热塑性成形过程中的主要演化机制,动态再结晶能够改善金属内部的组织形貌,提高材料的综合性能。因此,通过制定合理的热加工工艺使材料发生动态再结晶非常重要^[1]。为制定2 200 MPa级超高强度钢的热加工工艺,对其高温变形行为和热成形性能的研究至关重要。高温变形行为和热成形性能能够从宏观上反映微观变形机制以及材料组织结构的演变。在热加工成形过程中,流变应力决定了金属变形的难易程度,而变形温度、应变速率对金属的流变应力有重要影响^[2-3],因此,为制定2 200 MPa级超高强度钢的热加工工艺,研究变形温度和应变速率对流变应力的影响是至关重要的^[4-5]。

运用Thermomastor-Z热模拟试验机和电子背散射衍射技术(EBSD)研究了2 200 MPa级超高强度钢热压缩变形过程中在不同变形条件下流变应力和显微组织的变化规律^[6-7],以期制定2 200 MPa级超高强度钢的热加工工艺提供参考。

1 试验材料与方法

采用6 t真空感应+6 t真空自耗重熔炉熔炼试验用2200 MPa超高强度钢,成分见表1。将试样加

工成 $\phi 8 \text{ mm} \times 12 \text{ mm}$ 的热模拟压缩试样。热模拟压缩试验在Thermomastor-Z热模拟试验机上进行,试样加热到1 250 °C保温5 min,加热速度20 °C/s,再冷却到变形温度 $T_1=850、880、900、950、1\ 000、1\ 050、1\ 100、1\ 150 \text{ °C}$,冷却速度10 °C/s,再以 $v_1(0.01、1、5 \text{ s}^{-1})$ 进行压缩变形,压缩变形0.9(真应变),工程应变60%。

表1 试验用2200 MPa级超高强度钢化学成分(质量分数)
Table 1 Chemical composition of 2200 MPa-grade ultra-high strength steel for testing

Table 1 Chemical composition of 2200 MPa-grade ultra-high strength steel for testing							%
C	Ni	Cr	Mo	Co	P	S	
0.38~0.43	4.50~5.50	2.50~3.50	0.80~1.50	2.50~3.50	≤0.008	≤0.002	

使用ESBD技术可以对热模拟压缩试样进行晶粒尺寸和动态再结晶分析^[8]。热模拟压缩试验后将变形后试样沿纵截面切开,先后使用120、600、1200、2000目的砂纸打磨,采用1 μm 抛光布抛光,再采用高氯酸酒精溶液(8%体积分数)进行电解抛光,电压20 V,电流5 A,电解20 s,然后在蔡司GeminiSEM500扫描电镜装配的牛津SYMMETRY EBSD探测器进行EBSD分析,放大倍数400倍,扫描步长0.5 μm 。使用Nano Measurer软件对晶粒尺寸进行统计。

2 试验结果

2.1 2200 MPa超高强度钢的应力应变曲线

应变速率为0.01、1、5 s^{-1} 时不同温度下的应力应变曲线分别如图1所示。在同一种应变速率下,变形温度越高,流变应力越小^[9]。

在相同的变形温度下,不同应变速率下的应力应变曲线如图2所示。在相同的变形温度下,应变速率越大,流变应力也越大^[5]。

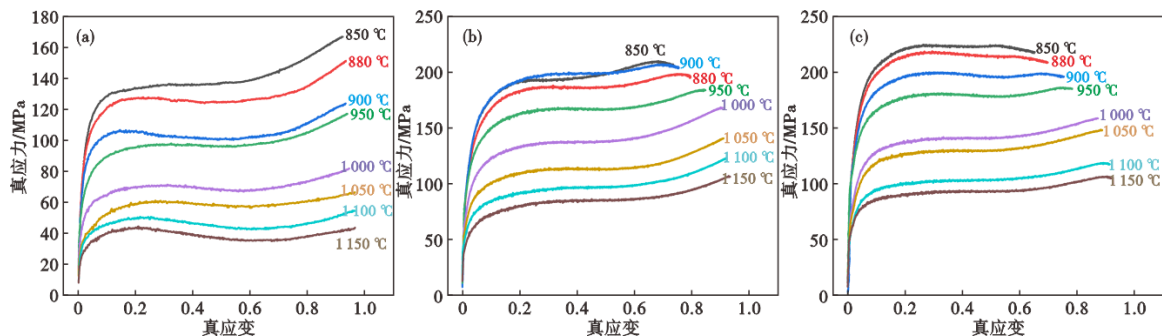


图1 真应力-真应变曲线:(a) $v=0.01 \text{ s}^{-1}$, (b) $v=1 \text{ s}^{-1}$, (c) $v=5 \text{ s}^{-1}$

Fig. 1 True stress-strain curve : (a) $v=0.01 \text{ s}^{-1}$, (b) $v=1 \text{ s}^{-1}$, (c) $v=5 \text{ s}^{-1}$

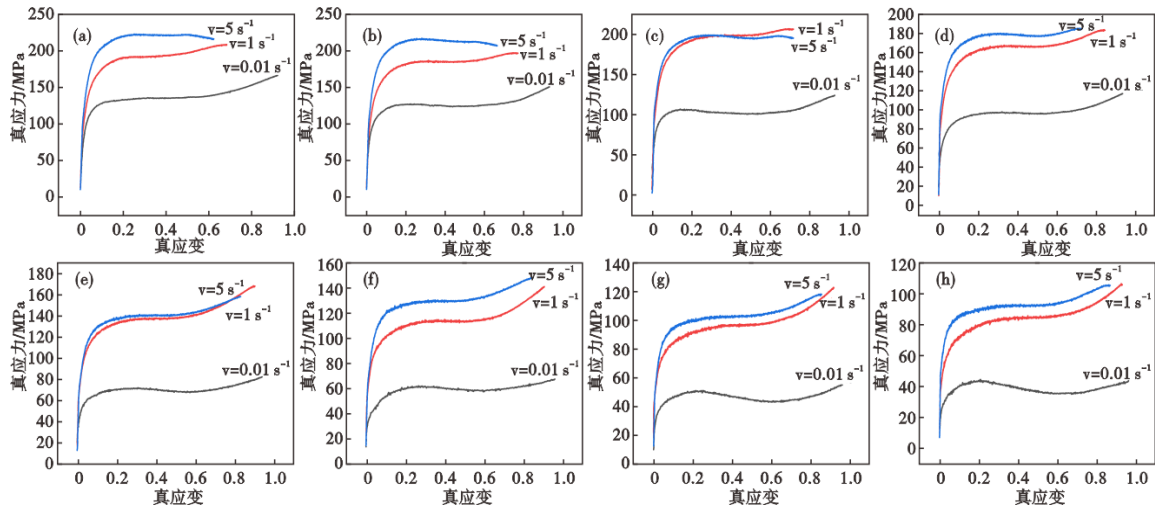


图2 不同应变速率下的应力应变曲线:(a)850 °C;(b)880 °C;(c)900 °C;(d)950 °C;(e)1 000 °C;(f)1 050 °C;(g)1 100 °C;(h) 1 150 °C

Fig. 2 Stress-strain curves at different strain rates at temperatures of (a) 850 °C, (b) 880 °C, (c) 900 °C, (d) 950 °C, (e) 1 000 °C, (f) 1 050 °C, (g) 1 100 °C, (h) 1 150 °C

2.2 不同变形条件对显微组织的影响

用EBSD对变形后的组织进行分析,变形温度为850~1 150 °C以及应变速率为 $v=0.01$ 、 1 、 5 s⁻¹下的显微组织如图3所示。由图3(a1)-(b1)可以看到,当应变速率为 0.01 s⁻¹、变形温度为850、880 °C时,显微组织主要为变形大晶粒。这是由于在相对较低的变形温度下,热变形激活能低,不利于动态再结晶的形核;同时较低变形温度下晶界不易移动,降低了动态再结晶的长大速率。由图3(c1)-(h1),当变形温度 ≥ 900 °C时,动态再结晶被激活,出现细小的晶粒。由图3(a2)-(d2)和(a3)-(d3),当应变速率为 1 、 5 s⁻¹、变形温度 ≤ 950 °C时,显微组织主要为变形大晶粒,未发生动态再结晶。由图3(e2)-(h2)和(e3)-(h3),当应变速率为 1 、 5 s⁻¹时,变形温度 $\geq 1 000$ °C时,动态再结晶被激活,开始出现细小的晶粒。使用EBSD分析统计不同应变速率和不同变形温度下的大角度晶界(HAGB)占比,使用Nano Measurer软件统计晶粒尺寸,分别如图4和图5所示。

3 讨论

3.1 应力应变曲线分析

由图1和图2可以发现,2 200 MPa超高强度钢的热压缩应力应变曲线主要分为动态回复型和动态再结晶型^[10],如图6(a)和图6(b)所示,图6(a)为动态回复型,图6(b)为动态再结晶型。

当应变速率为 0.01 s⁻¹且变形温度为850~880 °C时,应力应变曲线类型为图6(a),在这些变形条件

下均发生动态回复;当应变速率为 0.01 s⁻¹且变形温度为900~1 150 °C时,应力应变曲线类型为图6(b),发生动态再结晶。当应变速率为 1 、 5 s⁻¹时,变形温度为850~1 150 °C时,应力应变曲线类型均为图6(a),在这些变形条件下均发生动态回复。

此外,应变速率为 5 s⁻¹时,变形温度 T 为850、880、900 °C时,在应变量大于0.4时出现流变应力随应变增大而下降的现象。这是变形热效应引起的,而不是动态再结晶引起的^[11]。变形热效应是指金属在塑性变形过程中,部分变形能转化为热能导致温度升^[12]。

由图1可知,应变速率一定时,2 200 MPa超高强度钢的流变应力随着温度的升高而降低^[13]。流变应力受变形温度影响的原因有3个方面:①在高温下,原子间的结合力降低,晶界本身的强度下降,晶界更容易发生滑移;②随着温度升高,位错更容易克服晶格阻力进行滑移和攀移;③随着温度升高,动态回复和动态再结晶可有效消除加工硬化效应^[14]。

由图2可知,变形温度一定时,2 200 MPa超高强度钢的流变应力随着应变速率的升高而增大。流变应力受应变速率影响的原因有2个方面:①更高的应变速率缩短了位错依靠热激活运动的时间,为了驱动位错在短时间内运动并产生相同的变形量,必须施加更高应力克服障碍;②应变速率增加,在短时间内动态再结晶形核数目少,软化效果不明显^[15]。

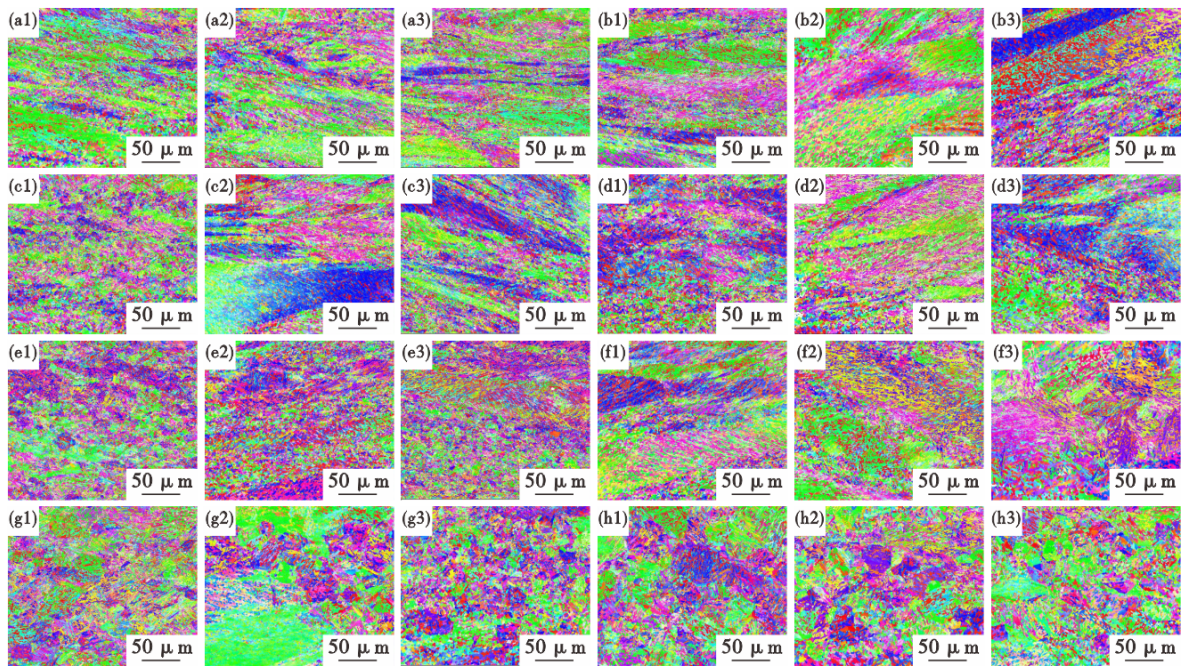


图3 不同变形条件下显微组织的EBSD照片:(a1)~(a3)850 °C, $v=0.01, 1, 5 \text{ s}^{-1}$; (b1)~(b3)880 °C, $v=0.01, 1, 5 \text{ s}^{-1}$; (c1)~(c3)900 °C, $v=0.01, 1, 5 \text{ s}^{-1}$; (d1)~(d3)950 °C, $v=0.01, 1, 5 \text{ s}^{-1}$; (e1)~(e3)1 000 °C, $v=0.01, 1, 5 \text{ s}^{-1}$; (f1)~(f3)1 050 °C, $v=0.01, 1, 5 \text{ s}^{-1}$; (g1)~(g3)1 100 °C, $v=0.01, 1, 5 \text{ s}^{-1}$; (h1)~(h3)1 150 °C, $v=0.01, 1, 5 \text{ s}^{-1}$

Fig. 3 EBSD images of microstructure under different deformation conditions : (a1)–(a3) 850 °C, $v=0.01, 1, 5 \text{ s}^{-1}$; (b1)–(b3) 880 °C, $v=0.01, 1, 5 \text{ s}^{-1}$; (c1)–(c3) 900 °C, $v=0.01, 1, 5 \text{ s}^{-1}$; (d1)–(d3) 950 °C, $v=0.01, 1, 5 \text{ s}^{-1}$; (e1)–(e3) 1 000 °C, $v=0.01, 1, 5 \text{ s}^{-1}$; (f1)–(f3) 1 050 °C, $v=0.01, 1, 5 \text{ s}^{-1}$; (g1)–(g3) 1 100 °C, $v=0.01, 1, 5 \text{ s}^{-1}$; (h1)–(h3) 1 150 °C, $v=0.01, 1, 5 \text{ s}^{-1}$

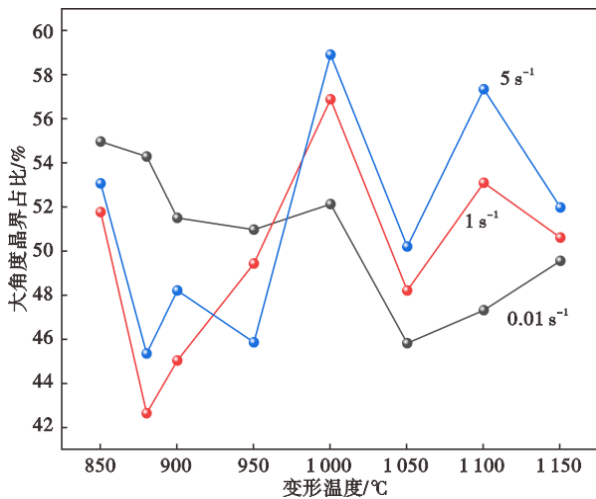


图4 不同变形条件下的大角度晶界占比

Fig. 4 Proportion of high-angle grain boundaries under different deformation conditions

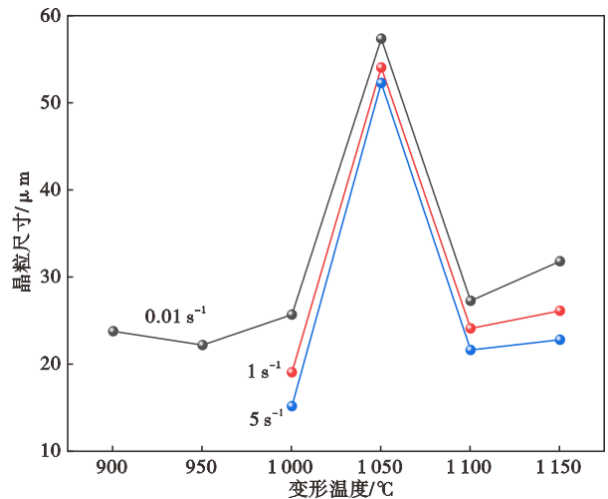


图5 不同变形条件下的晶粒尺寸

Fig. 5 Grain sizes under different deformation conditions

应力应变曲线上峰值应力出现,标志着动态再结晶这种强烈的软化机制开始主导变形过程^[16]。由图2可以发现,当 $v=0.01 \text{ s}^{-1}$ 时,在900~1 150 °C变形出现峰值应力。当 $v=1, 5 \text{ s}^{-1}$ 时,没有明显的峰值应力。实际上,应力-应变曲线没有出现明显的峰值应力可能是由于2 200 MPa超高强度钢的加工硬化

率较高,变形过程中动态再结晶比例较低或动态再结晶的发生速度较慢,动态再结晶软化作用不明显。因此,对于无明显峰值应力的变形条件还需对显微组织进行进一步分析来确定是否发生动态再结晶,显微组织中出现新的等轴晶粒才能确定发生动态再结晶。

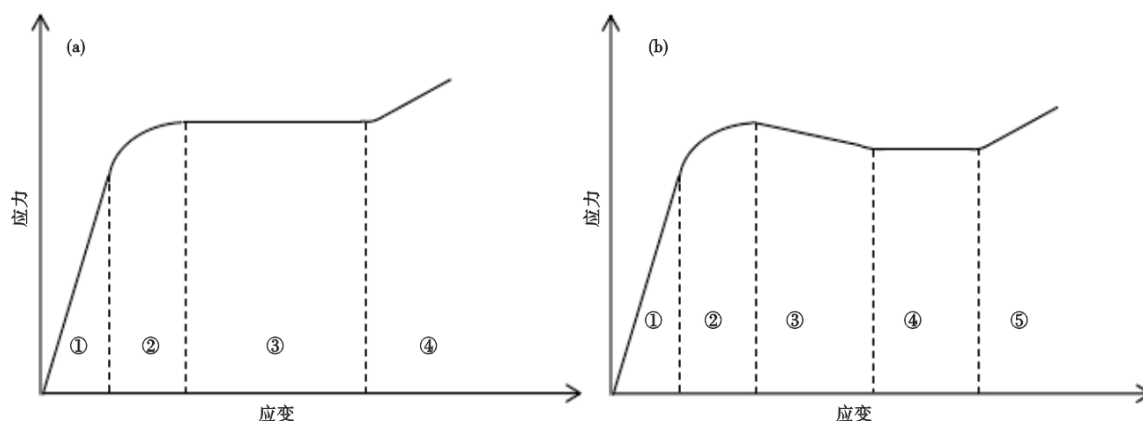


图6 2 200 MPa超高强度钢应力应变曲线类型:(a)动态回复型,(b)动态再结晶型

Fig. 6 Stress-strain curve type of 2 200 MPa ultra-high strength steel : (a) dynamic recovery type, (b) dynamic recrystallization type

3.2 不同变形条件下的显微组织

动态再结晶新晶核的形成与晶粒的长大始终在变形力的持续作用下进行。由于变形力的持续作用,已形成的无畸变晶粒在长大的同时也在变形,产生新的储存能。当局部储存能达到临界值时,又会触发新一轮的形核。影响动态再结晶反复形核与有限长大过程的主要因素包括变形温度、应变速率、变形程度和原始晶粒尺寸等^{[4][17]}。

由图3可以发现,应变速率为 0.01 s^{-1} 时,动态再结晶开始温度为 $900\text{ }^{\circ}\text{C}$,应变速率为 1.5 s^{-1} 时,动态再结晶开始温度为 $1\ 000\text{ }^{\circ}\text{C}$ 。这是因为应变速率较高时,变形时间短,位错运动、交互和重组所需的热激活时间不足,导致回复过程被显著抑制,位错增殖速率远高于位错湮灭或重排速率,从而导致再结晶延迟^[18]。

在热变形的早期通常会在原始晶粒的内部形成大量的角度小于 15° 的小角度晶界(LAGB),并且在后续的变形过程中原始晶粒内部的自由位错会被小角度晶界不断吸收增大其取向差最终转变为大角度晶界(HAGB)。大量HAGB通常伴随完全再结晶或晶粒细化^[19]。由图4可以看到,当应变速率为 0.01 s^{-1} 、变形温度为 $850、880\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时,以及应变速率为 1.5 s^{-1} 、变形温度为 $850\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时,HAGB比例较高,但是均未发生动态再结晶。这是因为在热变形时,位错滑移和攀移会导致亚晶界形成,部分亚晶界通过吸收位错逐渐转变为中大角度晶界,但这一过程尚未达到动态再结晶的临界条件(未形成完整的再结晶晶核)。

另外由图4可以发现,HAGB占比随变形温度升高先下降后增加,无明显规律,验证了动态再结

晶是一个反复形核的过程。由图5可以看到,随着温度升高,晶粒尺寸整体趋势是增加的,这是因为原子在高温下扩散速率增加,晶界更容易移动,促进晶粒长大。另外可以发现,在 $1\ 050\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时三种应变速率下晶粒均发生异常粗化,在 $1\ 100\text{ }^{\circ}\text{C}$ 晶粒又变得细小。这是因为第二相粒子 M_{23}C_6 在该温度下已经完全溶解^[20],对晶界的钉扎作用消失,晶粒异常粗化。温度升高到 $1\ 100\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时,尽管第二相粒子已经溶解,但再结晶的形核率高,再结晶晶粒又变得细小。

另外从图5可以发现,当变形温度 $\geq 1\ 000\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时,随着应变速率增大,再结晶晶粒逐渐细化^[21]。应变速率较低时,①材料的储存能较少,动态再结晶驱动力不足,再结晶形核率较低;②变形持续时间长,晶粒有足够的时间长大。而应变速率较高时,①位错存储能增大,再结晶形核率较高;②变形持续时间减少,原子扩散不充分,再结晶晶粒长大速率慢,因此晶粒较为细小^[22]。

综上,在热加工过程中,在温度 $\geq 1\ 000\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时,应该采取更高的应变速率,在 $1\ 000\text{ }^{\circ}\text{C}$ 以下时,应该采取更低的应变速率,通过控制热加工工艺,可以获得细小均匀的显微组织。

3.3 2 200 MPa 超高强度钢热变形特征值本构方程

高温塑性变形是一个热激活过程。位错运动需要克服能量障碍,其速率受温度和应力共同决定。应变速率、流变应力和温度之间的关系可用C.M.Sellars和W.J.M.Tegart提出的包含变形激活能 Q 和温度的双曲正弦形式表示^[5,23-25]:

$$\dot{\varepsilon} = AF(\sigma)\exp(-Q/RT) \quad (1)$$

式中, $\dot{\varepsilon}$ 为应变速率, s^{-1} , σ 为流变应力, MPa; $F(\sigma)$ 为应力的函数, 有以下三种表达式:

$$F(\sigma) = \sigma^n, \text{低应力水平时} (\alpha\sigma < 0.8) \quad (2)$$

$$F(\sigma) = \exp(\beta\sigma), \text{高应力水平时} ((\alpha\sigma > 1.2)) \quad (3)$$

$$F(\sigma) = [\sinh(\alpha\sigma)]^n, \text{对于所有应力} \quad (4)$$

式中, $\alpha = \beta/n$; A, n, β 均为与变形温度无关而与钢种有关的材料常数, Q 为激活能, R 为摩尔气体常数 ($8.314 \text{ J}/(\text{mol}\cdot\text{K})$); T 为热力学温度, K 。

用 Z 参数 (温度补偿的应变速率因子) 表示 $\dot{\varepsilon}$ 与 T 之间的关系^[26-27]:

$$Z = \dot{\varepsilon} \exp[Q/(RT)] = A[\sinh(\alpha\sigma)]^n \quad (5)$$

将式(2)和式(3)分别代入式(1), 当 Q 与 T 无关时, 可得到:

$$\dot{\varepsilon} = B\sigma^n \quad (6)$$

$$\dot{\varepsilon} = B' \exp(\beta\sigma) \quad (7)$$

式中, B 和 B' 为与温度无关的常数。对式(6)和式(7)两边分别求对数, 并代入试验得到的峰值应力数据, 可得 $\sigma - \ln \dot{\varepsilon}$ 以及 $\ln \sigma - \ln \dot{\varepsilon}$ 的函数关系式及曲线, 如图 7 所示。求出图 7(a) 的直线斜率 $\beta = 0.08495375 \text{ MPa}^{-1}$, 图 7(b) 的斜率 $n = 9.39245625$, $\alpha = \beta/n = 0.009 \text{ MPa}^{-1}$ 。对所有应力状态, 式(1)可表示为:

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

对(8)式两边取对数得到式(9)。

$$\ln \dot{\varepsilon} + Q/RT - \ln A = n \ln [\sinh(\alpha\sigma)] \quad (9)$$

1) 当应变速率不变时, 将式(9)两边对 $1/T$ 求偏导数, 整理后得式(10)。

$$Q = Rn \left[\frac{\partial \ln [\sinh(\alpha\sigma)]}{\partial \left(\frac{1}{T}\right)} \right]_{\dot{\varepsilon}} = Rnb \quad (10)$$

其中, $b = \left[\frac{\partial \ln [\sinh(\alpha\sigma)]}{\partial \left(\frac{1}{T}\right)} \right]_{\dot{\varepsilon}}$, 采用最小二乘法进行回归, 得到 $1/T$ 与 $\ln [\sinh(\alpha\sigma)]$ 之间的曲线, 其平均斜率即为 b 值。

2) 当变形温度不变时, 将式(9)两边对 $\ln \dot{\varepsilon}$ 求偏导数, 可以求得 n 值, 即 $n = \frac{\partial \ln \dot{\varepsilon}}{\partial \ln [\sinh(\alpha\sigma)]} \Big|_T$, $\ln [\sinh(\alpha\sigma)]$ 与 $\ln \dot{\varepsilon}$ 之间存在线性关系, 采用最小二乘法进行回归, 对其关系曲线所得斜率取倒数并平均得到 n 值。

3) 将求得的 b 值和 n 值代入式(10), 即可求得激活能 Q 值。

通过热模拟压缩实验得到峰值应力等变形数据^[14], 以及计算得到的 α 值, 绘制图 8, 可以计算得到 2 200 MPa 超高强度钢的 b 值为 7.342 2, n 值为 6.90, 激活能 Q 值为 421.20 kJ/mol。

由式(9)和图 8 可得 $\ln [\sinh(\alpha\sigma)] - \ln \dot{\varepsilon}$ 曲线的截距 $k = Q/(nRT) - \ln A/n$, 将 Q, n, T 和 R 代入, 可以得到 $A = 1.54 \times 10^{16} s^{-1}$, 峰值应力条件下的 Z 参数可以表示为: $Z = 1.54 \times 10^{16} [\sinh(0.009\sigma)]^{6.90}$ 。根据式(8), 试验钢热压缩时的流变应力本构方程为:

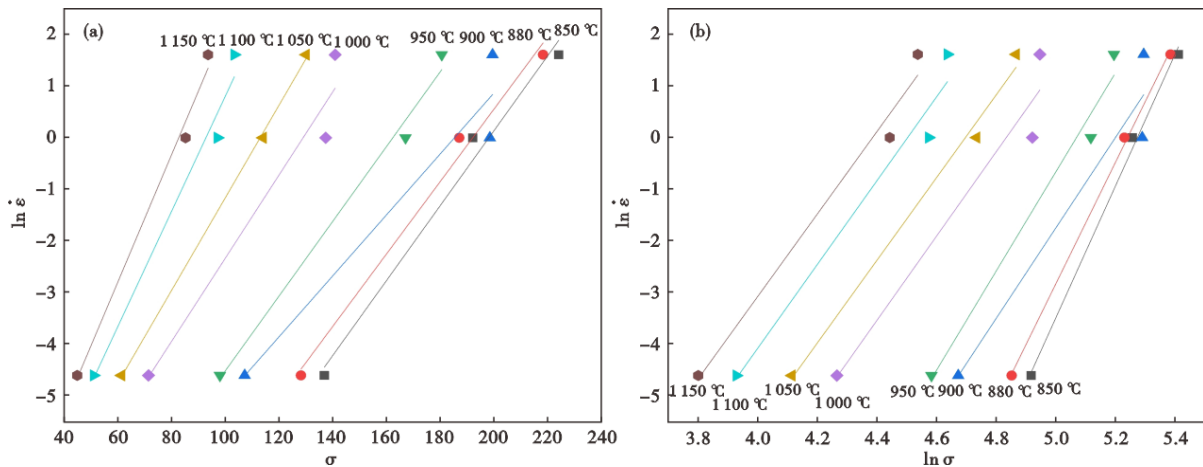
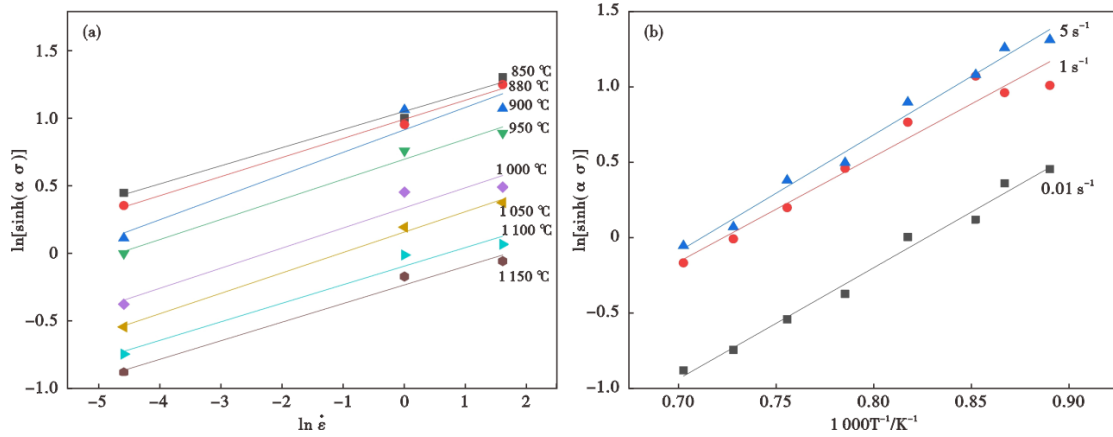
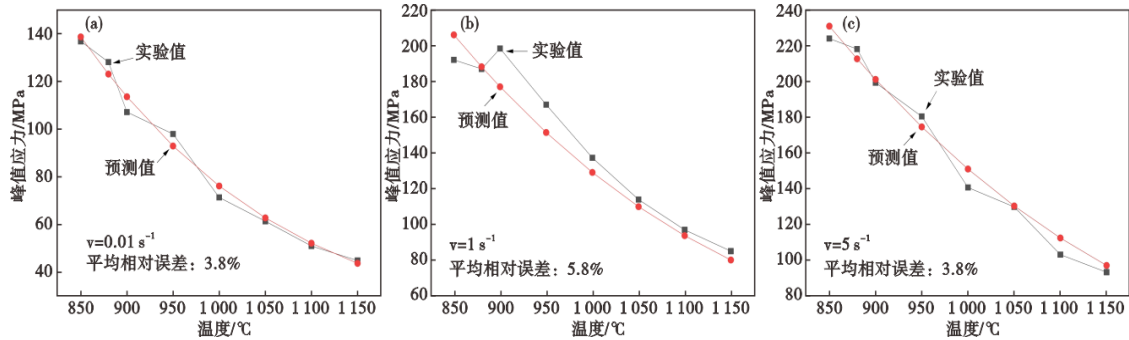


图 7 (a) $\sigma - \ln \dot{\varepsilon}$ 曲线和 (b) $\ln \sigma - \ln \dot{\varepsilon}$ 曲线

Fig. 7 (a) $\sigma - \ln \dot{\varepsilon}$ Curve and (b) $\ln \sigma - \ln \dot{\varepsilon}$ Curve

图8 (a) $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]-\ln\dot{\varepsilon}$ 曲线和(b) $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]-1000/T$ 曲线Fig. 8 (a) $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]-\ln\dot{\varepsilon}$ Curve and (b) $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]-1000/T$ Curve图9 不同应变速率下预测峰值应力与实验峰值应力对比(a) $v=0.01\text{ s}^{-1}$; (b) $v=1\text{ s}^{-1}$; (c) $v=5\text{ s}^{-1}$ Fig. 9 Comparison of predicted peak stress and experimental peak stress at different strain rates (a) $v=0.01\text{ s}^{-1}$; (b) $v=1\text{ s}^{-1}$; (c) $v=5\text{ s}^{-1}$

$$\dot{\varepsilon} = 1.54 \times$$

$$10^{16} [\sinh(0.009\sigma)]^{6.90} \exp\left(\frac{-421200}{8.314T}\right) \quad (11)$$

根据双曲正弦函数的定义以及式(5), 可将 σ 表达成 Z 的函数:

$$\sigma = \frac{1}{\alpha} \ln \left\{ \left(\frac{Z}{A} \right)^{\frac{1}{n}} + \left[\left(\frac{Z}{A} \right)^{\frac{2}{n}} + 1 \right]^{\frac{1}{2}} \right\} \quad (12)$$

将 A 、 n 、 α 代入式(12), 可得到:

$$\sigma = 111.11 \ln \left\{ \left(\frac{Z}{1.54 \times 10^{16}} \right)^{0.1449} + \left[\left(\frac{Z}{1.54 \times 10^{16}} \right)^{0.2899} + 1 \right]^{\frac{1}{2}} \right\} \quad (13)$$

为了验证上述本构模型的准确性, 使用模型对峰值应力值进行预测, 并与实测值比较, 如图9所示。应变速率为 0.01 s^{-1} 时, 预测值与实验值的平均

相对误差为3.80%; 应变速率为 1 s^{-1} 时, 预测值与实验值的平均相对误差为5.80%; 应变速率为 5 s^{-1} 时, 预测值与实验值的平均相对误差为3.80%。所有实验值与预测值的平均相对误差为4.48%, 此本构方程具有较高的可信度, 可为2 200 MPa级超高强度钢热成形加工工艺的制定提供理论依据。

4 结论

1) 通过对2 200 MPa超高强度钢热模拟压缩试验的应力应变曲线分析, 在850~1 150 °C进行变形时, 2 200 MPa超高强度钢的变形抗力随变形温度升高和应变速率减小而减小;

2) 对应力应变曲线进行分析, 当应变速率为 0.01 s^{-1} 且变形温度为850~880 °C时, 应力应变曲线类型为动态回复型; 当应变速率为 0.01 s^{-1} 且变形温度为900~1 150 °C时, 应力应变曲线类型为动态再结晶型。当应变速率为 $1, 5\text{ s}^{-1}$ 时, 变形温度为850~1 150 °C时, 应力应变曲线类型均为动态回复型;

3) 对显微组织进行EBSD分析, 可以发现动态

再结晶晶粒大小取决于应变速率和变形温度。当应变速率为 0.01 s^{-1} 时,变形温度 $\geq 900 \text{ }^\circ\text{C}$ 时,动态再结晶被激活;当应变速率为 $1, 5 \text{ s}^{-1}$ 时,变形温度 $\geq 1000 \text{ }^\circ\text{C}$ 时,动态再结晶被激活。应变速率高时,动态再结晶被推迟。在温度 $\geq 1000 \text{ }^\circ\text{C}$ 时,应变速率更高时晶粒更细小,热加工时应该采取更高的应变速率,在 $1000 \text{ }^\circ\text{C}$ 以下时,应变速率更低时晶粒更细小,热加工时应该采取更低的应变速率;

4)建立了 2200 MPa 超高强度钢热变形特征值本构方程, 2200 MPa 级超高强度钢的再结晶激活能为 421.20 kJ/mol , 本构方程为 $\dot{\varepsilon} = 1.54 \times 10^{16} [\sinh(0.009\sigma)]^{6.90} \exp\left(\frac{-421200}{8.314T}\right)$;

5)使用本文建立的本构方程对峰值应力进行预测,将预测结果与实验值对比,平均相对误差为 4.48% ,准确性较高。

参考文献

- [1] 侯丹丹. AerMet100 超高强度钢高温变形行为研究[D]. 秦皇岛:燕山大学,2015.
- [2] 林发驹,李雄,吴铖川. 超高强度钢 A100 本构方程与动态再结晶行为[J]. 钢铁钒钛, 2023, 44(2):187-193.
- [3] 曹宇. Q420qE 钢热变形动态再结晶组织的三维模拟[D]. 济南:山东大学,2012.
- [4] 朱志飞. AF1410 钢热变形行为及显微组织研究[D]. 长沙:湖南大学,2018.
- [5] 骆刚. 42CrMo 热塑性流变及动态再结晶行为研究[D]. 重庆:重庆大学,2010.
- [6] 朱振华. 5A30 铝合金高压压缩变形行为的研究[D]. 广州:广东工业大学,2011.
- [7] 陈帅帅. Al-0.2Sc-0.04Zr 耐热铝合金热变形行为研究及挤压比参数优化[D]. 太原:中北大学,2018.
- [8] 赵海涛,姜彤. 电子背散射衍射技术在热模拟压缩研究中的应用[J]. 沈阳理工大学学报, 2021, 40(2):61-66.
- [9] 黄洪涛,邸洪双,刘洋,等. Cr12MoV 钢热变形行为研究[J]. 材料与冶金学报, 2009, 8(4):290-293.
- [10] 王立影. 超高强度钢板热冲压成形技术研究[D]. 上海:同济大学,2008.
- [11] 王小芳. TC4-DT 钛合金热变形动态再结晶组织演变的模拟研究[D]. 南京:南京航空航天大学,2012.
- [12] 程国强,李守新. 金属材料在高应变速率下的热粘塑性本构模型[J]. 弹道学报, 2004, 16(4):18-22.
- [13] 付甲,李永堂. 铸态 42CrMo 钢本构方程与微观组织的研究[C]. 太原. 第七届华北(扩大)塑性加工学术年会. 2010.
- [14] 黄胜. 粉末锻造的热模拟实验研究及其有限元分析[D]. 合肥:合肥工业大学,2014.
- [15] 谢帅,何峰,施文鹏. USS122G 超高强度不锈钢热变形行为及热加工图[J]. 铸造技术, 2024, 45(12):1145-1153.
- [16] 曹宇,邸洪双,张洁岑,等. 800H 合金动态再结晶行为研究[J]. 金属学报, 2012, 48(10):1175-1185.
- [17] 曾嵘. 300M 高强钢大型构件在多道次模锻成形条件下再结晶建模及其对宏观流动行为的影响[D]. 武汉:华中科技大学, 2018.
- [18] 郝爱国,吉卫,郝花蕾. G50 超高强度钢热变形行为及本构关系研究[J]. 锻压装备与制造技术, 2020, 55(5): 124-128.
- [19] 杨帆. 基于动态再结晶的奥氏体不锈钢热加工过程研究[D]. 沈阳:沈阳工业大学,2021.
- [20] 周蕾,王飞,张昊. 奥氏体化温度对 2200 MPa 级超高强度钢组织和性能的影响[J/OL]. 特殊钢(2025-12-30)[2026-02-27], <http://dx.doi.org/10.20057/j.1003-8620.N250569>.
- [21] 朱云鹏. 硼酸镁晶须增强镁基复合材料的高温变形行为研究[D]. 西宁:青海大学,2012.
- [22] 付甲,李永堂,齐会萍. 30CrSiMoVA 钢热压缩流变行为与微观组织的研究[J]. 热加工工艺, 2010, 39(22): 62-65.
- [23] 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.
- [24] Shi H, McLaren A J, Sellars C M, et al. Constitutive equations for high temperature flow stress of aluminium alloys[J]. Materials Science and Technology, 1997, 13(3):210-216.
- [25] Sellars C M, McEgert W J. On the mechanism of hot deformation[J]. Acta Metallurgica, 1966, 14(9):1136-1138.
- [26] Zener C, Hollomon J H. Effect of strain rate upon plastic flow of steel[J]. Journal of Applied Physics, 1944, 15(1): 22-32.
- [27] 徐东. 高强度螺栓用钢组织性能控制与研究[D]. 沈阳:东北大学,2013.