

FeCoCrNiC_x 高熵合金的动态压缩行为及本构关系

卢 杨 赵 晖 毛鹏燕 龚 勋
(沈阳理工大学材料科学与工程学院)

摘 要 利用分离式霍普金森压杆系统对 FeCoCrNiC_x ($x=0, 0.08, 0.2$) 高熵合金开展高应变速率动态压缩试验, 绘制出材料在 $2\,300\sim5\,600\text{ s}^{-1}$ 应变速率范围内的真应力-真应变曲线, 分析了应变速率对材料塑性的影响, 并构建了材料的 $J-C$ 本构关系。结果表明, 在准静态与动态加载下, FeCoCrNiC_x 系高熵合金表现出明显的加工硬化行为, 在高应变速率下表现出良好的塑性变形能力; FeCoCrNiC_x 系高熵合金随着应变速率的提高, 合金的加工硬化指数不断增大, 抵抗变形能力不断增强, 并且对应变速率有较高的敏感性。

关键词 高熵合金; 动态压缩; 力学性能; 本构关系

中图分类号 TG146.1; TG139+.8 **文献标志码** A

DOI:10.15980/j.tzzz.2023.04.012 **开放科学(资源服务)标识码(OSID):** 

Dynamic Compression Deformation Behavior and Constitutive Relation of
FeCoCrNiC_x High-entropy Alloys

Lu Yang, Zhao Hui, Mao Pengyan, Gong Xun
(School of Materials Science and Engineering, Shenyang Ligong University)

Abstract: High strain rate dynamic compression experiment of FeCoCrNiC_x ($x=0, 0.08, 0.2$) high-entropy alloys were carried out by Split Hopkinson Pressure bar(SHPB). The true strain-stress curves in the strain rate range of $2\,300\sim5\,600\text{ s}^{-1}$ was plotted. The effect of strain rate on the plastic deformation was analyzed, and $J-C$ constitutive relation was constructed. The results indicate that FeCoCrNiC_x alloys exhibit obvious work-hardening behavior under both quasi-static and dynamic loading conditions, and desirable plastic deformation ability at high strain rate. The working hardening index of FeCoCrNiC_x alloys and resistance to deformation is enhanced continuously with the increase of strain rate, presenting a high sensitivity to the strain rate.

Key Words: High-entropy Alloy, Dynamic Compression, Mechanical Properties, Constitutive Equation

时代的发展对材料性能的要求越来越高,传统合金难以满足社会发展的需求^[1]。高熵合金(High-Entropy Alloys, HEAs)的出现,给研究者开辟了新的设计思路,被认为是近几十年来合金化理论的三大突破之一^[2]。与传统合金相比,高熵合金的“高熵效应”、“晶格畸变效应”、“迟滞扩散效应”以及“鸡尾酒效应”使其具备高强度、良好的延展性、高耐磨和耐蚀性等优异的力学性能^[3]。因此,高熵合金在涡轮叶片、高频变压器和船舶耐蚀材料等领域具有潜在的应用价值。对于 FeCoCrNi 系高熵合金,目前的研究多添加 Mn、Al 等原子尺寸较大的金属元素来改善其力学性能。黄小霞等^[4]研究了 FeCoNiCrMn 高熵合金的冲击性能,发现应变速率从 $1\,200\text{ s}^{-1}$ 升高至 $2\,800\text{ s}^{-1}$ 时,材料的屈服强度由 495

MPa 增加到 683 MPa。WANG W R 等^[5]研究了 Al_x-CoCrFeNi 高熵合金的力学性能,发现 Al 元素的加入改变了晶体结构,合金晶体结构由 FCC 转变为 BCC,其硬度也明显增大。王璐等^[6]研究了 AlCoCrFeNi 高熵合金的动态压缩性能,发现 Al 元素提高了 FeCoCrNi 高熵合金的变形能力,应变速率为 $2\,530\text{ s}^{-1}$ 时合金的断裂强度为 2 618 MPa,断裂应变为 0.34。FCC 结构的高熵合金塑性很好,但强度较低^[7]。研究发现,Fe-Co-Cr-Ni 中任何溶质都没有细化晶粒作用,各溶质间的成分过冷作用微小,需要引入其他溶质来细化晶粒^[8]。此外,研究发现添加原子半径较小的非金属元素(如 C^[9]、B^[10] 等元素)也能明显提高高熵合金的力学性能。研究表明,随着 C 含量增加,FeCoCrNi 高熵合金相结构由

收稿日期:2022-08-28;修改稿收到日期:2022-09-14
基金项目:沈阳市科技计划资助项目(20-203-5-25)
第一作者简介:卢杨,男,1995 年出生,硕士研究生,沈阳(110159),E-mail: luyang_5128@163.com
通信作者:赵晖,男,1968 年出生,教授,沈阳(110159),E-mail: zhaohui_1968@sina.com
引用格式:卢杨,赵晖,毛鹏燕,等. FeCoCrNiC_x 高熵合金的动态压缩行为及本构关系[J]. 特种铸造及有色合金,2023,43(4):494-499.
LU Y, ZHAO H, MAO P Y, et al. Dynamic compression deformation behavior and constitutive relation of FeCoCrNiC_x high-entropy alloys [J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2023, 43(4):494-499.

单相 FCC 逐渐转变为 FCC 和碳化物相组成的共晶组织,对材料施加载荷后,形状不规则的碳化物则会损坏基体^[11]。因此,本研究选择添加的 C 在不析出碳化物的情况下强化 FeCoCrNi 高熵合金,并研究了强化后高熵合金的冲击变形行为,旨在为高熵合金在极端条件下的应用提供参考。

1 合金制备和试验方法

1.1 高熵合金制备

采用质量分数高于 99.9% 的 Fe、Co、Cr、Ni 和 C 颗粒,经过超声水洗去除杂质后,以氩气作为保护气,利用真空电弧熔炼法制备 FeCoCrNiC_x ($x=0,0.08,0.2$),分别表示为 C₀、C_{0.08}、C_{0.2} 合金铸锭。每个合金铸锭反复熔炼 4 次以上(在第 2 次之后,熔炼过程中施加电磁搅拌,时间为 60 s),以保证充分混合,最后在水冷铜坩埚中凝固。铸锭呈椭圆饼状,厚约为 15 mm,直径约为 50 mm。采用线切割从合金铸锭上截取尺寸为 $\phi 3\text{ mm}\times 3\text{ mm}$ 的压缩试样。

1.2 试验方法

采用理学 XRD-6100 X 射线衍射仪分析合金的晶体结构,扫描角度为 $20^{\circ}\sim 90^{\circ}$,扫描速率为 $5^{\circ}/\text{min}$;利用 WAW-6000G 型万能试验机进行准静态压缩试验,材料应变最大为 0.55;利用 ZDSHPB-20 分离式霍普金森压杆系统进行室温动态压缩试验(见图 1),应变范围为 $2\,300\sim 5\,600\text{ s}^{-1}$ 。不同组分合金在同一应变速率下重复做 3 次试验,以确保试验数据的准确性。分离式霍普金森压杆系统包括动力系统、压杆系统和数据采集系统。

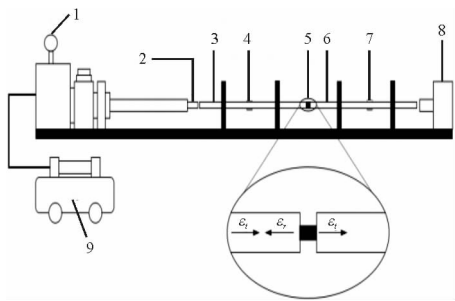


图 1 分离式霍普金森压杆系统示意图

Fig.1 Schematic diagram of Split Hopkinson Pressure bar (SHPB)

1.压力室 2.撞针杆 3.入射杆 4、7.应变仪 5.试样 6.透射杆
8.能量吸收盘 9.空气压缩机

在压缩过程中,压缩氮气激发子弹,子弹以极高的速度撞入入射杆使试样变形,冲击透射杆撞击阻尼器,并在这一过程中出现一维应力波的反射与透射,利用超动态应变仪记录。利用一维弹性应力波理论确定试样

的平均应力 σ 、平均应变 ϵ 以及平均应变速率 $\dot{\epsilon}$ ^[12]:

$$\sigma = \frac{AE}{A_0} \epsilon_t \tag{1}$$

$$\epsilon = -\frac{2c_0}{l_0} \int_0^t \epsilon_r dt \tag{2}$$

$$\dot{\epsilon} = -\frac{2c_0}{l_0} \epsilon_t \tag{3}$$

式中, c_0 为压杆中弹性纵波的波速; A 为横截面积; E 为压杆的杨氏模量; A_0 为试件的横截面积; l_0 为试件的原始长度; ϵ_r 、 ϵ_t 分别为透射和反射的脉冲应变。综合以上公式,并利用 origin2021 软件对所得数据进行处理,最终得出材料的应力-应变曲线。

2 试验结果与分析

2.1 相组成及微观结构

图 2 为 3 种高熵合金的 XRD 图。可以看出,3 种合金相结构均为单一的面心立方晶体(FCC)结构。C₀、C_{0.08}、C_{0.2} 合金的 FCC 基体相的晶格常数分别为 0.356 47、0.358 07 和 0.359 55 nm。晶格常数的增加是由于微量 C 原子固溶于 FCC 基体相的晶格间隙位置,引起晶格畸变导致的。

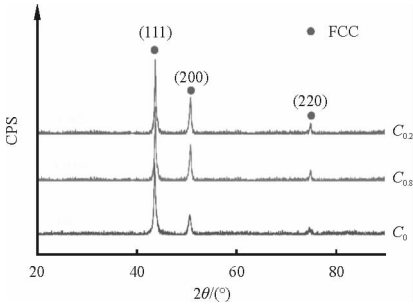
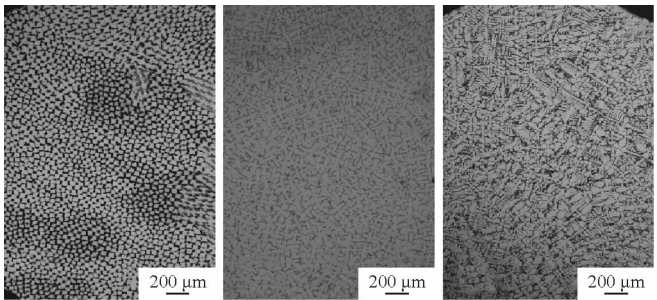


图 2 3 种高熵合金的 XRD 图谱

Fig.2 XRD pattern of FeCoCrNiC_x HEAs

图 3 为 3 种高熵合金的显微组织。可见,C₀ 合金的铸态组织为等轴晶;C_{0.08}、C_{0.2} 合金为枝晶和枝晶间相。未添加 C 的 FeCoCrNi 高熵合金显微组织致密,晶粒大小较均匀。加入 C 后,C_{0.08} 合金枝晶较稀疏,C_{0.2}



(a) C₀ 合金 (b) C_{0.08} 合金 (c) C_{0.2} 合金

图 3 3 种高熵合金的显微组织

Fig.3 Microstructure of FeCoCrNiC_x HEAs

合金的枝晶更粗大、排列更密集,这是由于引入 C 改变了合金内的元素平衡,影响合金内元素扩散,提高了合金混乱度,使合金晶粒形核受到影响^[13]。

2.2 力学性能

图 4 为 3 种高熵合金在应变速率为 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 下的压缩工程应力-应变曲线。可以看出,3 种合金均具有明显的加工硬化行为。当 x 由 0 增加至 0.08 时,合金的屈服强度由 151 MPa 增加至 234 MPa,进一步增加 C 含量,合金的屈服强度增加至 483 MPa,增大幅度分别为 35% 和 52%。强度的增加是由于小尺寸的 C 原子固溶于 FeCoCrNi 基体的间隙位置,造成晶格畸变,晶体点阵常数增大,产生应力场,其与位错应力场相互作用而阻碍位错运动,从而使晶体强化。尽管压缩变形超过了 50%,但 FeCoCrNiC_x 合金在没有发生断裂的情况下表现出良好的延展性,与 HUANG T D 等^[14]的研究结果一致。图 5 为 3 种合金的压缩屈服强度与 C 含量之间的关系。可以看出,屈服强度与 C 含量呈线性相关。抗压屈服强度与 C 含量之间的关系方程为: $\sigma_y =$

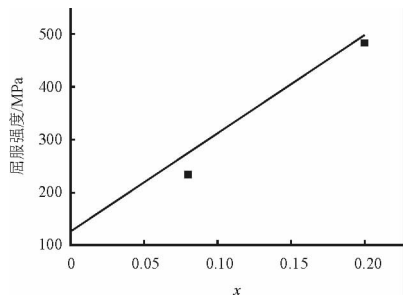


图 5 FeCoCrNiC_x 高熵合金压缩屈服强度和 C 含量之间的关系
Fig.5 Relationship between compressive yield strength and C content of FeCoCrNiC_x alloy

$1\ 850.6x + 126.6$ 。

图 6 为 FeCoCrNiC_x 高熵合金试样应变速率在 $2\ 300 \sim 5\ 600 \text{ s}^{-1}$ 范围内的真应力-真应变曲线。要指出的是,试验中霍普金森压杆系统采用高压氮气作为动力源,设定不同的气压(0.1~0.3 MPa)以给予子弹不同动能,以此进行动态压缩试验。由于材料之间组织结构的差异,导致在相同气压条件下不同材料的应变速率不同。与准静态相比,C_{0.08} 和 C_{0.2} 合金的动态屈服强度都有明显的提高。合金的强度依赖于位错的运动,位错之间的相互作用在高应变速率下变得更强,这导致了合金强度的提高^[15]。应变速率为 $2\ 300 \text{ s}^{-1}$ 时,C₀ 合金的动态屈服强度为 214 MPa,C_{0.08} 和 C_{0.2} 合金的分别为 504 MPa 和 668 MPa,相比 C₀ 合金分别提高了 135.5% 和 212.1%,合金随着应变速率的增加,强度不断增大,表明合金具有明显的正应变速率强化效应。3 种合金的动态压缩真应力-真应变曲线在塑性变形阶段呈现“锯齿状”^[16]波动,这是由于加工硬化和热效应之间相互竞

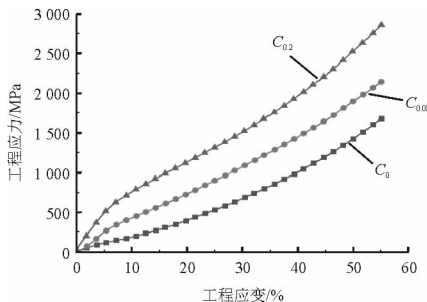


图 4 3 种高熵合金的压缩工程应力-应变曲线
Fig.4 Compressive stress-strain curves of FeCoCrNiC_x alloys

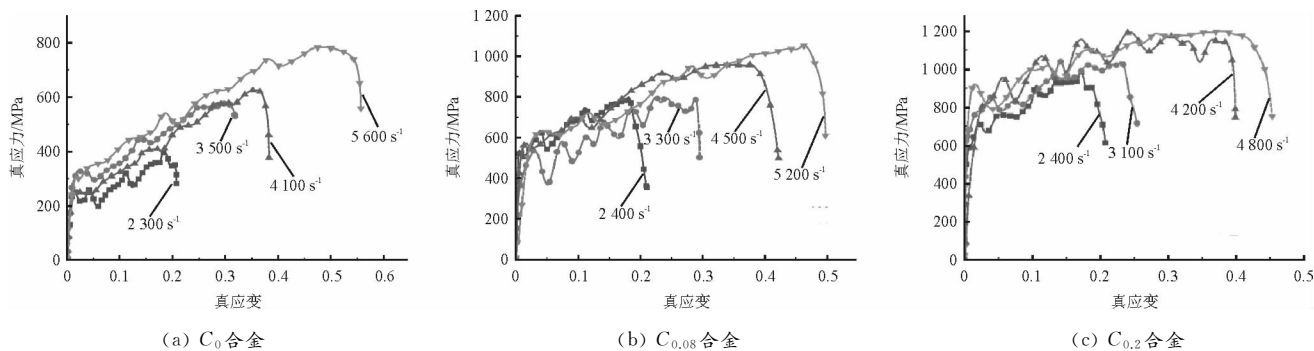


图 6 3 种高熵合金不同应变速率下的真应力-真应变曲线

Fig.6 True stress-true strain curves of FeCoCrNiC_x HEAs at different strain rates

争的结果,这种情况在其他研究也被观察到。另外,3 种合金的真应力-真应变曲线可以分为弹性变形阶段和塑性变形阶段,表现出明显的弹塑性。3 种合金在不同应变速率下都发生了较大变形,但均未出现裂纹,表现出良好的塑性变形能力。

加工硬化有利于金属进行均匀变形,Hollomon 方

程^[17]可较准确地描述金属材料真应力-真应变曲线中的均匀塑性变形阶段,其表达式为:

$$S = K \epsilon^n \quad (4)$$

式中, S 为真应力; K 为强化系数; ϵ 为真应变; n 为加工硬化指数,反映了材料抵抗连续塑性变形的能力。

根据式(4)计算室温条件下 C₀、C_{0.08} 和 C_{0.2} 合金在

不同应变速率下的加工硬化指数, C_0 合金的平均硬化指数约为 0.36, $C_{0.08}$ 合金约为 0.32, $C_{0.2}$ 合金约为 0.17。其中 C_0 合金在应变速率为 $2\ 300\ \text{s}^{-1}$ 时硬化指数为 0.32, 应变速率为 $5\ 600\ \text{s}^{-1}$ 时达到 0.41, 提高了 28%; $C_{0.08}$ 合金在应变速率为 $3\ 300\ \text{s}^{-1}$ 时硬化指数为 0.31, 应变速率为 $5\ 200\ \text{s}^{-1}$ 时达到 0.39, 提高了约 21%, 说明材料的塑性变形对应变速率有较高的敏感性。

高熵合金的动态压缩变形行为已被大量报道^[4,6,18-19]。相较于低应变速率条件, FeCoCrNiC_x 高熵合金在高应变速率下表现出更高的强度, 这主要归因于固溶强化和位错动力学相关的热激活机制^[20]。研究发现, 在高熵合金中引入 C 不仅会影响各组元在凝固过程中的扩散行为, 还会降低合金的堆垛层错能, 使得合金在变形过程中更容易产生变形孪晶, 从而改变合金的变形机制^[21]。在动态加载条件下, 位错运动受高应变速率影响往往更易产生位错塞积和局部应力集中, 这为变形孪晶形核提供了有利条件, 而变形孪晶又会反作用于位错, 阻碍其运动, 在宏观上表现为合金流动应力和

塑性的提高^[22]。

图 7 为 C_0 、 $C_{0.08}$ 和 $C_{0.2}$ 合金动态压缩后的组织形貌, 分别选取 3 种合金所受最大应变速率下的试样进行分析, 变形试样的微观形貌均是沿压缩方向观察。由图 7a 可以看出, C_0 合金内部出现的绝热剪切带方向与压缩方向呈 45° , 绝热剪切带周围组织发生严重变形, 剪切带内部组织细密, 在绝热剪切带两侧形成大量滑移带, 绝热剪切带内部产生了形态较小的裂纹。研究表明, 绝热剪切带的中心应变最大, 温度最高, 其内部组织演变包括: 原始组织的重新取向、碎化和位错等缺陷密度逐渐降低、亚结构的形成^[23]。 $C_{0.08}$ 合金中绝热剪切带与裂纹相连, 裂纹从绝热剪切带中萌生, 并进一步扩展延伸至材料表面, 见图 7b。大量研究显示, 在绝热剪切带形成和扩展过程中遇到组织缺陷时, 会导致缺陷的扩大进而发展成裂纹^[24]。由图 7c 和图 7d 可以看出, 在较大程度的变形下, $C_{0.2}$ 合金基体内部没有出现明显的裂纹, 也未观察到绝热剪切带, 合金的结构没有遭到破坏, 表现出较好的抗冲击能力。

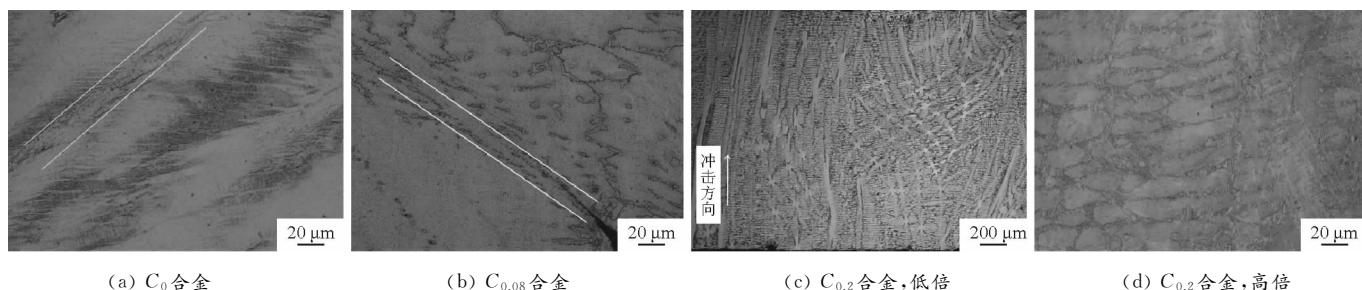


图 7 3 种高熵合金动态压缩组织形貌

Fig.7 Dynamic compressive morphologies of FeCoCrNiC_x HEAs

3 本构方程

对于高速冲击条件下的韧性合金, 大塑性变形通常会导致局部变形和剪切带破坏^[25]。这一过程与应变、应变速率和温度有关。 $J-C$ 模型^[26]用于模拟韧性材料的流动应力行为。单轴应力条件和室温下的 $J-C$ 模型为:

$$\sigma = (\sigma_{0.2} + B\epsilon_p^n) \left(1 + C \ln \frac{\dot{\epsilon}_p}{\dot{\epsilon}_0} \right) \quad (5)$$

式中, σ 为单轴动态流动应力; ϵ_p 为单轴塑性应变; $\dot{\epsilon}_p$ 为塑性应变速率; $\dot{\epsilon}_0$ 为参考应变速率, 取 $10^{-3}\ \text{s}^{-1}$; $\sigma_{0.2}$ 为屈服强度; B 为应变硬化系数; C 为经验性应变速率敏感系数。

将试样冲击后所得的试验数据代入式(5), 即可得到 3 种合金(C_0 、 $C_{0.08}$ 和 $C_{0.2}$)的 $J-C$ 本构方程分别为:

$$\sigma = (151 + 687\epsilon_p^{0.95}) \left(1 + 0.056 \ln \frac{\dot{\epsilon}_p}{\dot{\epsilon}_0} \right) \quad (6)$$

$$\sigma = (234 + 875\epsilon_p^{0.68}) \left(1 + 0.018 \ln \frac{\dot{\epsilon}_p}{\dot{\epsilon}_0} \right) \quad (7)$$

$$\sigma = (483 + 926\epsilon_p^{0.82}) \left(1 + 0.028 \ln \frac{\dot{\epsilon}_p}{\dot{\epsilon}_0} \right) \quad (8)$$

为确定 3 种合金的本构方程是否有效, 选取了 C_0 合金应变速率为 $4\ 100$ 及 $5\ 600\ \text{s}^{-1}$, $C_{0.08}$ 合金应变速率为 $3\ 300$ 及 $5\ 200\ \text{s}^{-1}$, $C_{0.2}$ 合金应变速率为 $2\ 400$ 及 $4\ 800\ \text{s}^{-1}$, 将试验结果和 $J-C$ 本构模型做对比, 见图 8。可以看出, $J-C$ 本构方程的曲线和试验曲线相符合, $J-C$ 本构方程能够较好预测材料的塑性变形行为。另外, 在塑性变形阶段, 加工硬化占主导地位。对于 3 种合金, 塑性变形阶段的波动幅度相对较大, 而平滑的 $J-C$ 曲线可以得到较好的近似值。总之, $J-C$ 本构方程有效地预测了 C_0 、 $C_{0.08}$ 和 $C_{0.2}$ 合金在动态载荷下的塑性流动行为。

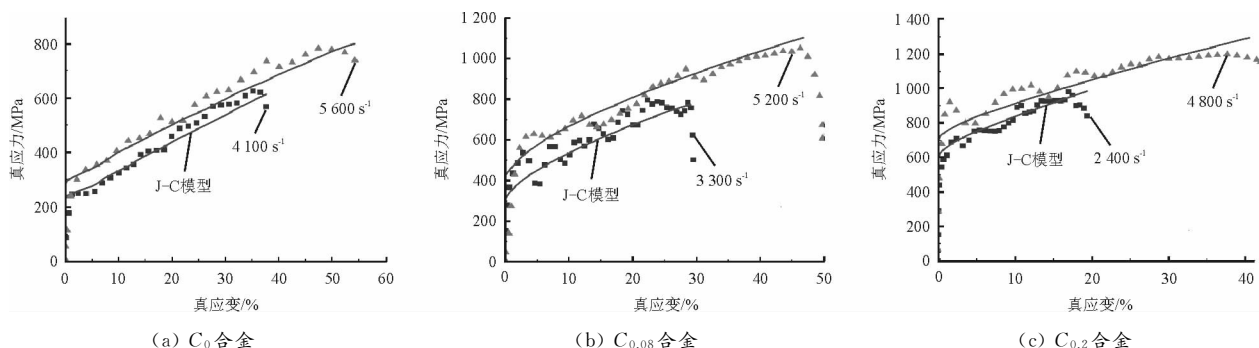


图 8 3 种合金的应力-应变曲线的试验与拟合结果对比

Fig.8 Comparison of experimental and fitting results for stress-strain curves of different alloys

4 结 论

(1) FeCoCrNiC_x ($x=0, 0.08, 0.2$) 高熵合金的组织均为单一 FCC 固溶体相, 随着 C 元素的加入, 合金的显微形貌由等轴晶向树枝晶发生转变。

(2) 在准静态与动态加载下, FeCoCrNiC_x 高熵合金表现出明显的加工硬化现象, 在高应变速率下, 尽管塑性应变超过 40% 但均未发生断裂, 表现出良好的塑性变形能力。

(3) FeCoCrNiC_x 高熵合金随着应变速率的提高, 合金的加工硬化指数不断增大, 抵抗变形能力不断增强, 并且对应变速率有较高的敏感性。

(4) J-C 本构方程能够较好地预测合金在高应变速率下的塑性流变行为。

参 考 文 献

- [1] 王晓鹏, 孔凡涛. 高熵合金及其他高熵材料研究新进展[J]. 航空材料学报, 2019, 39(6): 1-19.
- [2] YE H J W, CHEN S K, LIN S J, et al. Nanostructured high-entropy alloys with multiple principal elements: novel alloy design concepts and outcomes[J]. Advanced Engineering Materials, 2004, 6(5): 299-303.
- [3] 张勇, 陈明彪, 杨潇. 先进高熵合金技术[M]. 北京: 化学工业出版社, 2019.
- [4] 黄小霞, 汪冰峰, 刘彬. FeCoNiCrMn 高熵合金动力学性能与微观结构[J]. 矿冶工程, 2018, 38(3): 136-139.
- [5] WANG W R, WANG W L, WANG S C, et al. Effects of Al addition on the microstructure and mechanical property of $\text{Al}_x\text{CoCrFeNi}$ high-entropy alloys[J]. Intermetallics, 2012, 26: 44-51.
- [6] 王璐, 马胜国, 赵聘, 等. AlCoCrFeNi 高熵合金在冲击载荷下的动力学性能[J]. 热加工工艺, 2018, 47(24): 86-89.
- [7] ZHU J M, FU H M, ZHANG H F, et al. Microstructure and compressive properties of multiprincipal component AlCoCrFeNiC_x alloys[J]. Journal of Alloys & Compounds, 2011, 509(8): 3 476-3 480.
- [8] ZHU C Y, HAO W U, ZHU H G, et al. Mechanical properties and fracture mechanism of as-cast MnFeCoCuNi high-entropy alloys[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2021, 31(1): 222-231.

- [9] FANG S, CHEN W, FU Z. Microstructure and mechanical properties of twinned $\text{Al}_{0.5}\text{CrFeNiCo}_{0.3}\text{C}_{0.2}$ high entropy alloy processed by mechanical alloying and spark plasma sintering[J]. Mater. Des., 2014, 54: 973-979.
- [10] 侯丽丽, 郭强, 高雨雨, 等. 硼对 AlFeCoNi 高熵合金组织和高温氧化性能的影响[J]. 稀有金属材料与工程, 2021, 50(9): 3 342-3 352.
- [11] GUO S, LIU C T. Phase stability in high entropy alloys: Formation of solid-solution phase or amorphous phase[J]. Prog. Nat. Sci.-Mater. Int., 2011, 21: 433-446.
- [12] WANG B, FU A, HUANG X, et al. Mechanical properties and microstructure of the CoCrFeMnNi high entropy alloy under high strain rate compression[J]. Journal of Materials Engineering & Performance, 2016, 25(7): 2 985-2 992.
- [13] 邵华. 碳对不同晶体结构高熵合金组织和性能的影响[D]. 西安: 西安工业大学, 2017.
- [14] HUANG T D, JIANG L, ZHANG C L, et al. Effect of carbon addition on the microstructure and mechanical properties of CoCrFeNi high entropy alloy[J]. Science China (Technological Sciences), 2018, 61(1): 117-123.
- [15] JIAO Z M, MA S G, CHU M Y, et al. Superior mechanical properties of AlCoCrFeNiTi_x high-entropy alloys upon dynamic loading[J]. Journal of Materials Engineering & Performance, 2016, 25(2): 451-456.
- [16] DIRRAS G, COUQUE H, LILENSTEN L, et al. Mechanical behavior and microstructure of $\text{Ti}_{20}\text{Hf}_{20}\text{Zr}_{20}\text{Ta}_{20}\text{Nb}_{20}$ high-entropy alloy loaded under quasi-static and dynamic compression conditions[J]. Materials Characterization, 2016, 111: 106-113.
- [17] HOLLOMON J H. The effect of heat treatment and carbon content on the work hardening characteristics of several steel[J]. Transactions of ASM, 1994, 32: 123-133.
- [18] JIANG Z J, HE J Y, WANG H Y, et al. Shock compression response of high entropy alloys[J]. Materials Research Letters, 2016, 4(4): 226-232.
- [19] ZHANG T W, MA S G, ZHAO D, et al. Simultaneous enhancement of strength and ductility in a NiCoCrFe high-entropy alloy upon dynamic tension: Micromechanism and constitutive modeling[J]. International Journal of Plasticity, 2020, 124: 226-246.
- [20] LIU X, ZHOU Y, ZHU X J, et al. The failure mechanism at adiabatic shear bands of titanium alloy: High-precision survey using precession electron diffraction and geometrically necessary dislocation density calculation[J]. Materials Science & Engineering, 2019, 746: 322-331.

真空连铸+离心铸造工艺对 L605 合金纯净度的影响

寻梦华^{1,2} 骆合力^{1,2} 李尚平² 韩少丽² 张 继^{1,2}

(1.钢铁研究总院高温材料研究所;2.北京钢研高纳科技股份有限公司)

摘 要 采用真空连铸+离心铸造工艺制备了 $\phi 50$ mm 的 L605 离心铸管,分析了 L605 管坯中的气体、有害元素的含量和非金属夹杂物。结果表明,真空连铸/离心铸造工艺是提高铸管纯净度的有效方法,试制 L605 合金中 O 含量为 0.000 4%,N 含量为 0.006%,S 含量为 0.000 9%,P 含量 $\leq$ 0.001%。L605 管坯非金属夹杂物含量低于 0.2 mg/kg,95% 以上的夹杂物尺寸小于 2.5 μm ,纯净度很高,满足了 L605 细径薄壁管的加工要求。

关键词 L605 合金;纯净度;连铸;离心铸造

中图分类号 TG249.4;TG146.1⁺6 **文献标志码** A

DOI:10.15980/j.tzzz.2023.04.013

开放科学(资源服务)标识码(OSID):



Effects of Vacuum Continuous Casting+Centrifugal Casting Process on Purity of L605 Alloy

Xun Menghua^{1,2}, Luo Heli^{1,2}, Li Shangping², Han Shaoli², Zhang Ji^{1,2}

(1.Research Institute of High Temperature Materials, Central Iron & Steel Research Institute;
2. Gaona Aero Material Co., Ltd.)

Abstract: Vacuum continuous casting+centrifugal casting process was conducted to prepare $\phi 50$ mm L605 centrifugal casting pipe, and the gas, content of harmful elements and non-metallic inclusions in L605 casting pipe were analyzed. The results indicate that vacuum continuous casting+centrifugal casting process is an effective method to improve the purity of casting pipe. The oxygen content, nitrogen content, sulfur content and phosphorus content of L605 alloy are 0.000 4%, 0.006%, 0.000 9% and 0.001%, respectively. The content of non-metallic inclusions in L605 tube blank is less than 0.2 mg/kg, and over 95% of inclusions are smaller than 2.5 μm , reaching an extremely high purity level. The trial alloy possesses desirable processing performance, meeting the processing requirements for fine and thin-walled L605 pipe.

Key Words: L605 Alloy, Purity, Continuous Casting, Centrifugal Casting

Co-Cr-W-Ni 合金(L605)是固溶强化型 Co-Cr 基高温合金,具有较高的持久和蠕变强度以及优良的抗氧化性能,又因其良好的生物兼容性和射线不可穿透性,

在生物医用领域应用广泛。高品质 L605 冠脉支架对冠心病治疗的独特作用是药物不可替代的,已被成功用于治疗心血管疾病^[1-3]。目前医用 Co-Cr 基无缝管产品

收稿日期:2022-08-27;**修改稿收到日期:**2022-10-31
基金项目:国家重点研发计划资助项目(2020YFC1107201)
第一作者简介:寻梦华,男,1994 年出生,博士研究生,北京(100081),E-mail: Xunmh1130@163.com
通信作者:骆合力,男,1964 年出生,教授,北京(100081),E-mail: luohl@cisri.com.cn
引用格式:寻梦华,骆合力,李尚平,等. 真空连铸+离心铸造工艺对 L605 合金纯净度的影响[J]. 特种铸造及有色合金,2023,43(4):499-502.
XUN M H, LUO H L, LI S P, et al. Effects of vacuum continuous casting+centrifugal casting process on purity of L605 alloy[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2023, 43(4):499-502.

[21] LI Z. Interstitial equiatomic CoCrFeMnNi high-entropy alloys: Carbon content, microstructure, and compositional homogeneity effects on deformation behavior[J]. Acta Materialia, 2019, 164: 400-412.

[22] KO J Y, HONG S I. Microstructural evolution and mechanical performance of carbon-containing CoCrFeMnNi-C high entropy alloys [J]. Journal of Alloys & Compounds, 2018, 743: 115-125.

[23] ZHOU S Y, DENG C, LIU S F, et al. Microstructure, texture, and fracture of pure magnesium adiabatic shear band under high strain rate compression[J]. Materials Science and Engineering, 2021, A822: 141 632.

[24] 彭德平,刘筱,贺丹丹,等.高速冲击载荷下 Ti6242 钛合金的绝热剪切行为及裂纹扩展机理[J].锻压技术, 2022, 47(9): 224-229.

[25] ARMSTRONG R W, WALLEY S M. High strain rate properties of metals and alloys[J]. Int. Mater. Rev., 2008, 53: 105-128.

[26] JOHNSON G R, COOK W. Fracture characteristics of three metals subjected to various strains, strain rates, temperatures and pressures[J]. Eng. Fract. Mech., 1985, 21: 31-48.

(编辑:刘晨辉)