DOI：10.16410/j.issn1000-8365.2022.05.003

特邀论文

真空电子束表面熔化改性技术增强 $Fe_{49.3}Co_{23}Ni_{23}C_{0.85}Mn_1Si_{2.85}$ 中熵合金

张明智，郜庆伟，周长山，宋凯凯
（山东大学 机电与信息工程学院，山东 威海 264209）

摘　要：中、高熵合金由于其独特的设计理念和优异的力学、物理化学性能成为近年来高性能金属材料领域的研究热点。然而，大多数中、高熵合金往往通过冷/热加工，并辅以合理的热处理工艺，才能同时获得高强度和高塑性。为了实现快速强化中、高熵合金的目的，通过真空电子束熔化表面改性技术制备了具有梯度结构的 $Fe_{49.3}Co_{23}Ni_{23}C_{0.85}Mn_1Si_{2.85}$ 中熵合金。结果表明，在相同扫描模式和扫描时间条件下，随着电子束束流的增大，重熔层的厚度增加。通过真空电子束熔化表面改性技术可以快速实现中、高熵合金力学性能的提高。当电子束束流为 15 mA 时，重熔层晶粒细化，重熔层平均厚度为 240 μm，力学性能最佳，表层硬度为 213 HV，抗拉强度达到 823 MPa，同时保持 59%的伸长率。

关键词：中熵合金；力学性能；微观组织；表面处理
中图分类号：TG178　　**文献标识码**：A　　**文章编号**：1000-8365(2022)05-0332-07

Vacuum Electron Beam Melting Modification Technology to Enhance $Fe_{49.3}Co_{23}Ni_{23}C_{0.85}Mn_1Si_{2.85}$ Medium-entropy Alloys

ZHANG Mingzhi, GAO Qingwei, ZHOU Changshan, SONG Kaikai
(School of Mechanical, Electrical & Information Engineering, Shandong University, Weihai 264209, China)

Abstract: In recent years, due to the unique design concept and excellent mechanical and physical, and chemical properties, studies on medium- and high-entropy alloys have become a research hotspot in the field of high-performance metal materials. However, high strength and large plasticity are simultaneously achieved by adopting cold/hot processing treatments together with reasonable heat treatmentsfor most medium- and high-entropy alloys. To rapidly strengthen the medium- and high-entropy alloy, the $Fe_{49.3}Co_{23}Ni_{23}C_{0.85}Mn_1Si_{2.85}$ medium-entropy alloys with different gradient structure features were obtained using the vacuum electron beam selective melting technique. Under the same scanning mode and scanning time, the thickness of the remelted layer increases with the increase of electron beam current. The mechanical test results show that the best combination of properties together with relatively refined grains was obtained when the electron beam current is 15 mA. Moreover, the corresponding average thickness of the remelted layer is 240 μm, the surface hardness is 213 HV, the tensile strength is increased to 823 MPa, and the elongation is maintained to be 59%. The experimental results show that the mechanical properties of medium- and high-entropy alloys can be effectively strengthened by the rapid vacuum electron beam surface melting technology.

Key words: medium-entropy alloy; mechanical property; microstructure; surface treatment

近年来，由至少 3 种主要元素组成的中、高熵合金，因其独特的成分、结构和性能而受到研究者的广泛关注[1-8]。尽管每种元素的含量很高，但是合金通常由简单的相结构组成，例如面心立方(fcc)结构或体心立方(bcc)结构[9-10]。然而，典型的 fcc 结构的中熵合金和高熵合金，通常具有较低的屈服强度。例如，CrMnFeCoNi 高熵合金通常表现为屈服强度较低而塑性过剩的缺点。平均晶粒尺寸为 28 μm 的 FeCoNi 中熵合金的屈服强度在室温下仅为 190 MPa。最近，很多研究者通过添加微量元素来增强 fcc 结构的中熵合金和高熵合金，其中微合金化手段是一种有效的解决方法。傅等基于 fcc 单相 FeCoNi 中熵合金设计了 TiFeCoNi[11]和 FeCoNiAlTi 高熵合金，其中 Al

收稿日期：2022-03-25
基金项目：国家自然科学基金(51871132)；深圳市基础研究专项(自然科学基金)基础研究面上项目(JCYJ20210324121011031)
作者简介：张明智(1997—)，硕士生，研究方向：中高熵合金的表面处理，电话：13854171393，Email: zhangmingzhi@mail.sdu.edu.cn
通讯作者：宋凯凯(1982—)，博士，教授，研究方向：非晶合金和中高熵合金及其复合材料，电话：18763113516，Email: songkaikai@sdu.edu.cn

(C)1994-2022 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net

和 Ti 元素的添加使得 FeCoNi 中熵合金性能具有明显的增强[12]。李等通过加入 Mn 元素改变了基体材料的相状态，设计的 $Fe_{50}Mn_{30}Co_{10}Cr_{10}$ 高熵合金具有面心立方(fcc)和密排六方(hcp)的双相结构，屈服强度接近 400 MPa，在室温下的拉伸延展性为 60%[13]。除此之外，表面处理也是一种有效的平衡中/高熵合金强度和塑性的方法。其中表层的严重塑性变形容易产生优异的力学性能[14-18]。裴等通过超声纳米晶表面改性获得的具有梯度结构的 $Fe_x(CoNi)_{90-x}Cr_{10}$ 中熵合金，其屈服强度和抗拉强度分别比均一化状态的中熵合金高出 158%和 31%[17]。廖等通过喷丸获得了具有梯度分级显微组织的 CrMnFeCoNi 高熵合金，大大提升了屈服强度[18]。然而这些方法大都依赖于昂贵的系统或者复杂的工艺路线，不利于大型结构件的处理。

在过去的几十年中，真空电子束表面熔化改性技术作为一种有效的表面改性技术得到了迅速发展，它可以增强样品的表面性能而不改变它们的整体成分。与其他传统的表面处理技术相比，真空电子束熔化是一种特别优越的技术，因为它具有极高的加热和冷却速度(10^6~10^9 K/s[19])。剧烈的温度变化会导致热应力和动态应力波的形成，这可能会在材料表层及以下区域产生塑性变形[20]和表面重熔层的晶粒细化。通过调整电子束束流参数对中、大型结构件进行处理，引起表面层的微观组织变化，从而改善材料性能。曹等利用电子束表面熔化技术对 304 不锈钢进行了表面处理，处理后的样品硬度明显增大，并且随着脉冲数的增加而提高，同时减少 Cr 的偏析，抗腐蚀能力大幅提高[21]。刘等[22]通过电子束表面熔化技术对 $Mg_4Sm_2Al_{0.5}Mn$ 合金进行表面改性，处理后的样品表面硬度值增加到约 62.2 HV，比未处理状态高约 61.2%。

受上述讨论的启发，本文设计了非等原子的 $Fe_{49.3}Co_{23}Ni_{23}C_{0.85}Mn_1Si_{2.85}$ 中熵合金，并通过电子束表面熔化改性来获得梯度结构，以进一步提高 FeCoNi 中熵合金的综合性能。

1　实验材料与方法

本文中制备了 Fe-Co-Ni-C-Mn-Si 中熵合金铸锭，中熵合金名义化学成分见表 1。

表1 中熵合金的化学成分

Tab.1 Chemical composition on medium entropy alloy

Element	Fe	Co	Ni	C	Mn	Si
at.%	49.30	23.00	23.00	0.85	1.00	2.85

通过真空电弧熔炼炉反复重熔 4 次，以确保化学成分的均匀性，然后真空高频熔炼浇铸成尺寸为 60 mm×30 mm×15 mm 的铸锭。在 1 000 ℃氩气保护气氛下均一化 12 h 后，通过冷轧减薄到 1.5 mm。经均一化后使用中走丝线切割机（苏州三光科技、HA400U)切割获得长 50.0 mm×30.0 mm×1.5 mm 的板材，然后分别用 5、10、15 和 20 mA 的电子束束流在真空环境下进行表面熔化处理获得 4 种试样，并将 4 种试样制成样品进行观察研究，分别称为 S1、S2、S3 和 S4。所采用中功率真空电子束焊机的主要参数见表 2。利用非接触式测量样品表面粗糙度的激光扫描共聚焦显微镜（LSCM，VKX1000/X105)观察表面粗糙度和微观结构。用 X 射线衍射(XRD，Rigaku D/maxrB，Cu Kα)表征了相的形成。在 XRD 表征之前，对均一化样品和具有较大粗糙度和较厚重熔层厚的样品(如 S3 和 S4)使用砂纸抛光并进行超声波清洗处理。S1 和 S2 样品表面粗糙度较小，相应的重熔层厚度较小，超声波清洗后直接对表面进行了 XRD 的表征。使用配备着电子背散射衍射探头(EBSD Oxford Nordlys max3)的扫描电子显微镜(SEM，ZEISS Sigma500) 对均质和电子束表面改性处理后样品的显微结构进行了表征，在 SEM 观察之前，将横截面样品进行机械抛光和振动抛光。使用扫描电子显微镜对电子束表面改性前后的断口进行分析。对电子束表面处理前后的样品进行力学性能测试，采用显微维氏硬度计（上海尚材，MHV-100Z)对表面处理前后的表面和内部硬度进行测试。拉伸实验采用万能力学试验机（三思纵横，UTM5105)进行，拉伸速率为 1×10^{-3} s^{-1}，在拉伸过程中，采用数字散斑方法来监测拉伸试样的变形(应变分辨率：0.2%)。每个参数测量 3 个样品以保证数据的重复性。其中，4 种试样在近似位置取样，其取样位置和拉伸样品尺寸如图 1 所示。

表 2 电子束重熔设备参数

Tab.2 Parameters of electron beam remelting equipment

设备功率 /kW	加速电压 /kV	焊接速度 /(mm·min^{-1})
7	70	1 000

2　实验结果分析

2.1　晶体结构和微观组织

采用激光共聚焦显微镜对电子束改性前后的样品表面形貌进行表征，同时采用“非接触式测量”的方法对样品表面的粗糙度进行表征，结果如图 2 所示。在经过不同束流的电子束表面改性之后，表面的粗糙度整体增大，较低的束流处理下粗糙度增加程度较小，随着束流增加到 15 mA，粗糙度急剧增大。

(C)1994-2022 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net

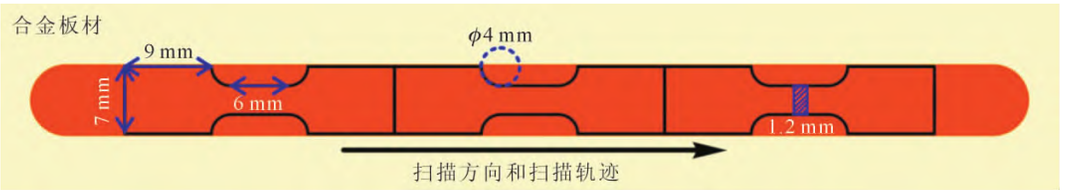


图 1 电子束束流表面熔化处理高熵板材过程中的扫描方向(箭头)和轨迹及其拉伸试样切割位置和尺寸

Fig.1 Scanning direction (arrow) and track in high-entropy alloy plate during the electron beam surface melting together with cutting positions and dimension of tensile specimens

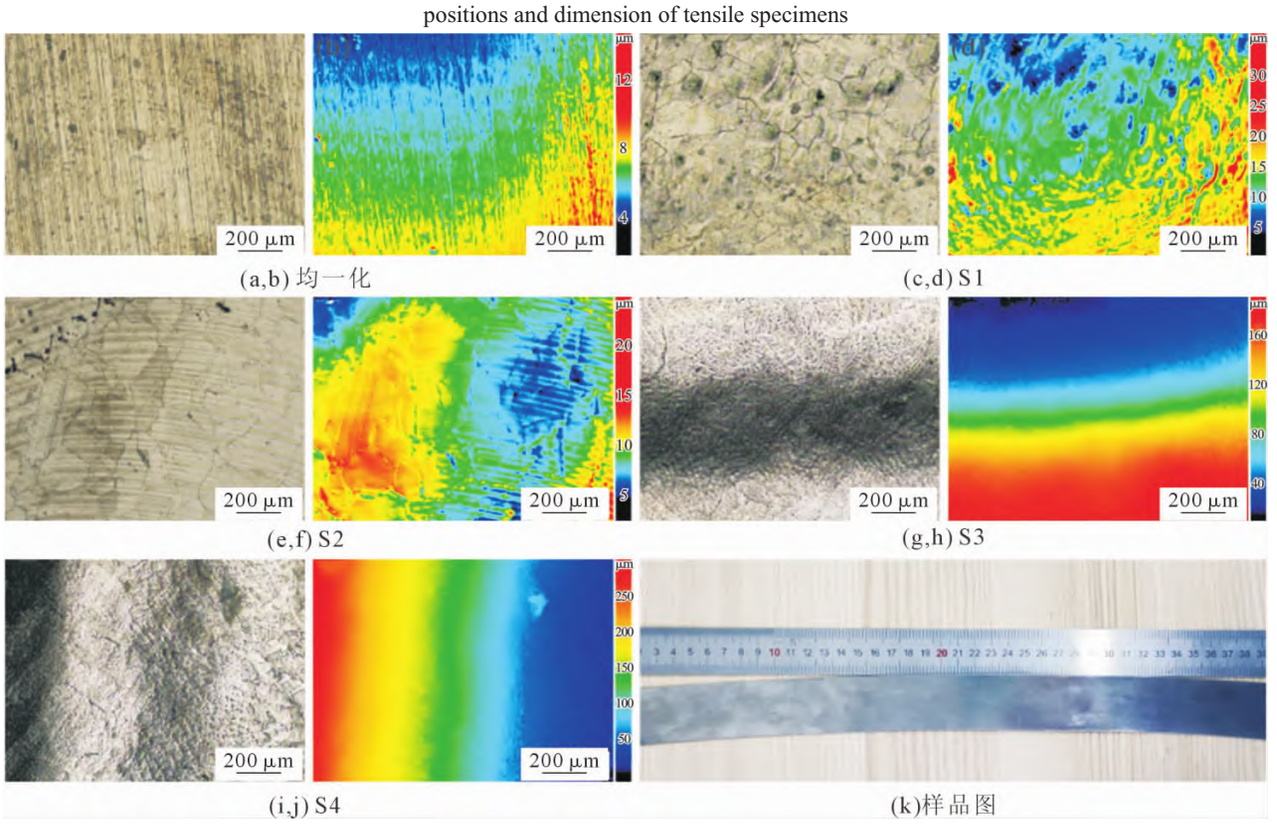


图 2 均一化,S1,S2,S3,S4 样品的表面粗糙度和表面形貌的共聚焦显微镜图像及云图样品图

Fig.2 LSCM images and cloud pictures related to surface roughness of the surfacemorphologies of the homogenized, S1, S2, S3, S4 samples and sample image

均一化、S1、S2、S3 和 S4 样品的表面粗糙度分别为 0.776、2.081、1.586、47.423 **和** 40.683 μm。**除此之外,我们还对样品的表面形貌进行了分析,发现在** 5 mA **和** 10 mA **束流改性后表面晶粒形貌清晰可见并伴随有少量的熔坑。随着束流增大到** 15 mA **和** 20 mA,**表面形貌发生了剧烈的改变,较大的束流诱发的剧烈温度变化以及带来的洛伦兹力导致表面出现了较大的高度差。**

为了标定相组成,对所有样品的表面进行 XRD **分析,结果如图** 3 **所示。均一化的样品为** fcc+bcc **双相结构,**S1 **和** S2 **的** XRD **结果表明在经过较低束流的处理之后** bcc **相消失,这是因为** bcc **属于低温相,较低的束流使表面瞬间升温然后快速冷却,只保留了单一的** fcc **相。**S3 **和** S4 **的** XRD **结果表明又恢复了** fcc+bcc **的双相结构,这是因为束流增大,冷却速度减慢,低温** bcc **相又重新出现。除此之外,电子束表面熔化处理之后表面的晶粒具有一定的择优取向,这是区域熔化后凝固过程中外沿生长所造成的。**

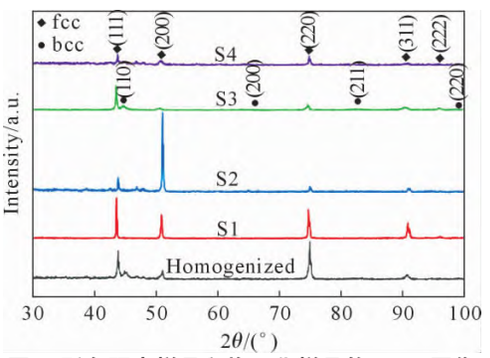


图 3 所有研究样品和均一化样品的 XRD **图像**

Fig.3 XRD patterns of all the investigated samples together with the homogenized samples

图 4 **为均一化样品、**S3 **和** S4 **样品的扫描电镜图像。从图** 4(a,b)**中我们可以看到均一化样品是由平均尺寸为** 217 μm **的大晶粒组成,并且有一定数量的退火孪晶。经过电子束表面改性之后,样品表面高度过热,形成许多晶核,但是由于冷却速度非常**

(C)1994-2022 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net

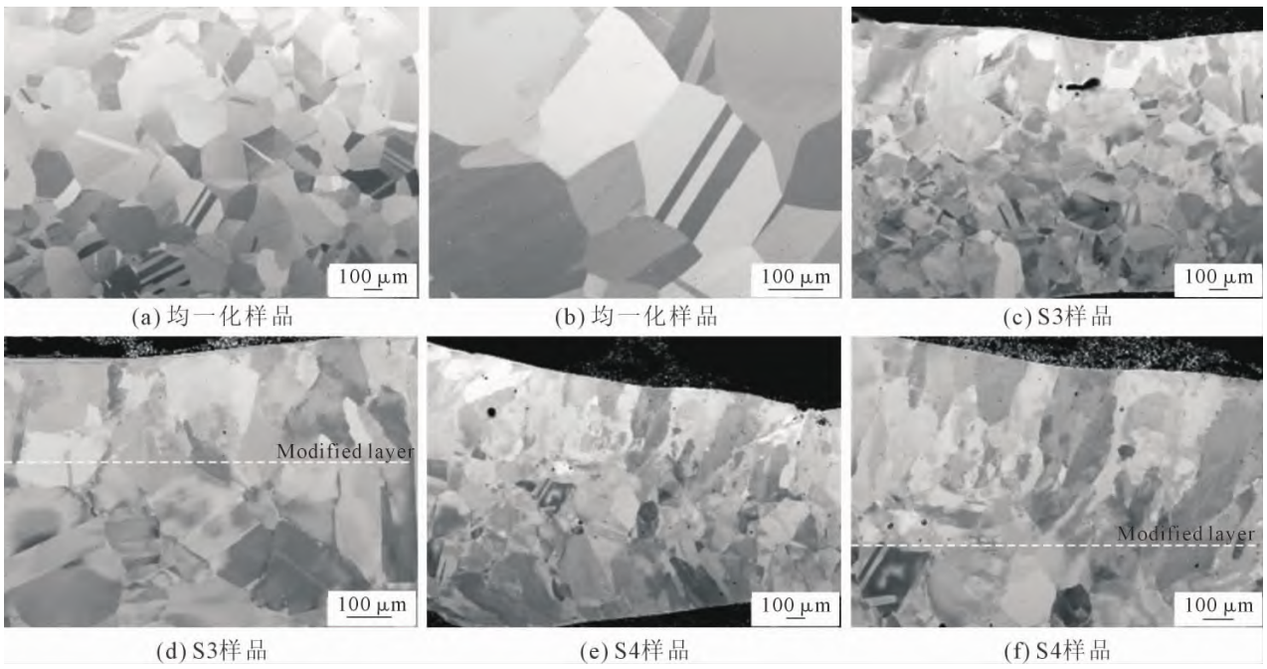


图 4　均一化、S3、S4 样品的 SEM 图像

Fig.4　SEM images of the homogenized, S3 and S4 samples

快，使晶核没有足够的时间长大，从而使晶粒细化。如图 4(c,d)所示，在 S3 样品中我们可以看到表层出现了平均厚度为 240 μm 的重熔层，平均晶粒尺寸为 120 μm，与均一化样品相比得到了很大的细化，并且伴随有大量的胞晶、亚胞晶。如图 4(e,f)所示，在S4 样品中我们可以看到重熔层平均厚度增加至 520 μm。

图 5 为 S4 样品重熔层与基体相交处的 EBSD 结果，图 5(a)为反极图，可以看到电子束表面改性后晶粒沿电子束方向纵向排列，呈现出典型的延晶生长，结合处以大柱状晶粒为主，平均长度为 332 μm，平均宽度为 90 μm，在电子束重熔后形成新的晶界。图 5(b)为局部取向差图像，表明晶界处的位错密度比晶粒内部明显增加，这可能是由于在快速凝固过程中产生的内应力导致晶界处有部分塑性变形。

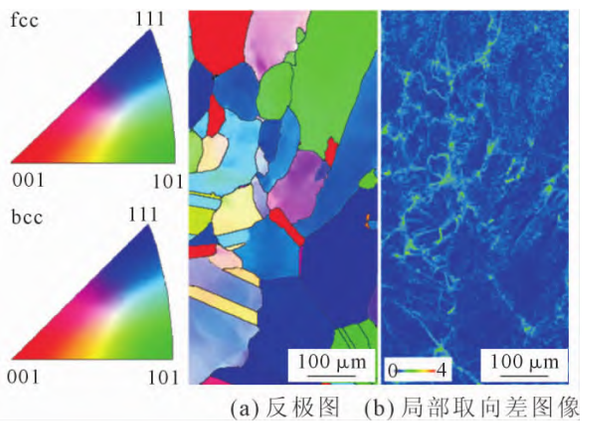


图 5　S4 样品的 EBSD 反极图及局部取向差图像

Fig.5　EBSD inverse pole figure (IPF) map and Kernel Average Misorientation (KAM) map of the S4 sample

2.2　力学性能

为了进一步验证电子束表面改性前后的力学性能变化，进行了维氏硬度测试和拉伸力学测试。图 6(a)为维氏硬度曲线，从图中可以看出在 0.98 N 的载荷下，表面改性前的平均硬度为 185 HV，经过电子束表面改性后，硬度的深度分布显示了电子束表面改性后试样硬度从重熔层表面到内部的梯度分布。

随着束流的增大，硬度随之增加。表面最大硬度达到 ~220 HV，比未处理提升了近 19%，并且从表面向中心逐渐降低。考虑到处理后试样改性表面的微观组织演变，表面硬度的提高主要依赖于晶粒的细化。表 3 为电子束表面改性前后中熵合金的拉伸力学性能。图 6(b)为均一化及不同束流下试样的工程应力应变曲线。可以看出均一化状态下材料的屈服强度和抗拉强度均较低，分别为 528±10 MPa 和 806±15 MPa，伸长率为 51±2%。在经过较低的束流处理之后，S1 和 S2 的屈服强度和抗拉强度变化较小。而提升束流之后，S3 的屈服强度、抗拉强度都大幅提高，分别达到了 567±13 MPa 和 823±18 MPa，伸

表3 样品的屈服强度，抗拉强度，断裂韧性

Tab. 3 Yield strength, Ultimate tensile strength, and Fracture Toughness

Sample	$\sigma_{s0.2}$/MPa	σ_{UTS}/MPa	ε_p/%
Homogenized	528±10	806±15	51±2
S1	532±10	801±15	50±2
S2	530±10	784±15	51±2
S3	567±13	823±18	59±4
S4	436±10	728±15	61±2

(C)1994-2022 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net

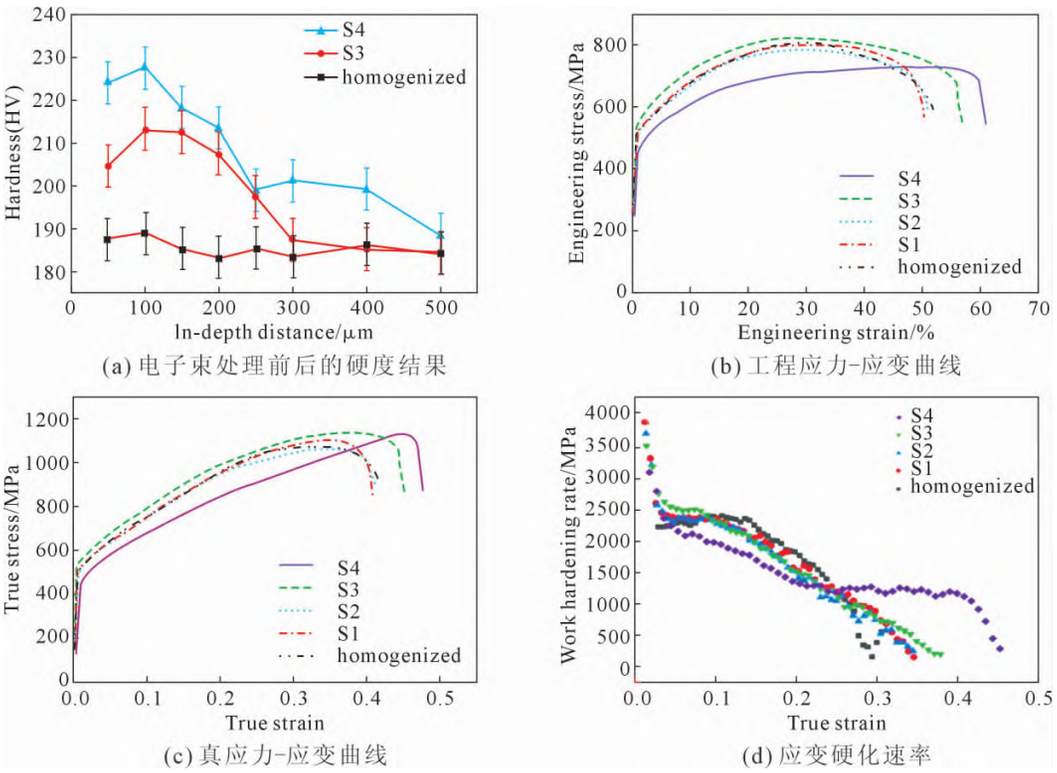


图 6 电子束处理前后的硬度结果，工程应力–应变曲线，真应力–应变曲线及应变硬化速率

Fig.6 Hardness results before and after electron beam treatments, theengineering stress-strain curves, the true stress-strain curves and the strainhardening rate for the investigated samples

长率为 59±4%，表现为强度塑性同时提高。这是因为束流较小时电子束表面熔化处理仅对样品表面生效，对样品的内部影响较小，图 2 所示的共聚焦显微镜的结果也证明了这一结论。束流增大到 15 mA 后，样品表层出现了平均厚度为 240 μm 的重熔层，表层晶粒细化，平均晶粒尺寸为 120 μm。随着束流的继续增加，S4 的强度降低，塑性增大，达到了 61±2%。

图 6(c)为电子束表面改性前后所有样品的真实应力应变曲线，从图中看出，均一化样品、S1 和 S2 样品的真应力–应变曲线变化趋势是相似的。抗拉强度对应真实应力分别为 1 073±15、1 103±15 和 1 072±15 MPa。经过 15 mA 的束流处理之后，S3 样品抗拉强度对应真实应力达到了 1 146± 18 MPa。随着束流进一步增大到 20 mA，S4 样品抗拉强度对应真实应力降低为 1 129±15 MPa。图 6(d)为电子束改性前后所有样品的应变硬化率曲线，可以看到电子束改性前后样品的应变硬化响应是相似的，应变硬化率随着应变的增加逐渐降低。对 S1、S2 和 S3 来说，电子束改性后表层晶粒细化，细化后的晶粒相对位错运动具有阻碍作用，产生了细晶强化作用，因此，在表面改性后样品的变形初期具有较高的位错增殖速率，从而使加工硬化率高于均一化样品的加工硬化率。随着变形持续进行，表面改性后的样品中由于位错塞积产生的内应力变大，对后续位错运动阻碍作用增强，使得位错增殖速率降低，加工硬化速率低于均一化样品，直至最终断裂。对 S4 来说，经过 20 mA 的束流处理之后，重熔层厚度进一步增大，内部晶粒也随之长大，对位错的阻碍作用减弱，合金的均匀变形能力相对提高。

图 7 为均一化样品、S3 和 S4 样品断口的 SEM 图像。可以发现电子束改性前后的所有样品都是韧性断裂。均一化样品中存在有一定数量的韧窝，电子束表面改性后，随着束流的增大，韧窝的直径和深度都有所增加。一般来说，韧窝的大小取决于金属的延展性，延展性越好，韧窝越大，这与拉伸结果相吻合。

图 8 为均一化样品、S1、S2、S3 和 S4 样品的拉伸云图，可以看到拉伸过程中应变场的分布变化，拉伸初始阶段应变分布比较均匀，随着拉伸过程的进行，应变逐渐开始集中，并向中心扩展，最终导致试样的断裂。拉伸云图的结果同样证实了所有拉伸样品都是韧性断裂。真空电子束区域熔化表面改性技术是一种快速加热和冷却的处理技术，其特点是温度上升和持续时间非常短。快速的加热速率引起高度的过热，局域位置发生熔化；在随后冷却和结晶过程中，由于较大过冷度的存在，容易形成大量的晶核；但由于冷却速度快，它们没有足够的时间长大，抑制了晶粒长大，从而细化了晶粒。从拉伸结果可以

(C)1994-2022 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net

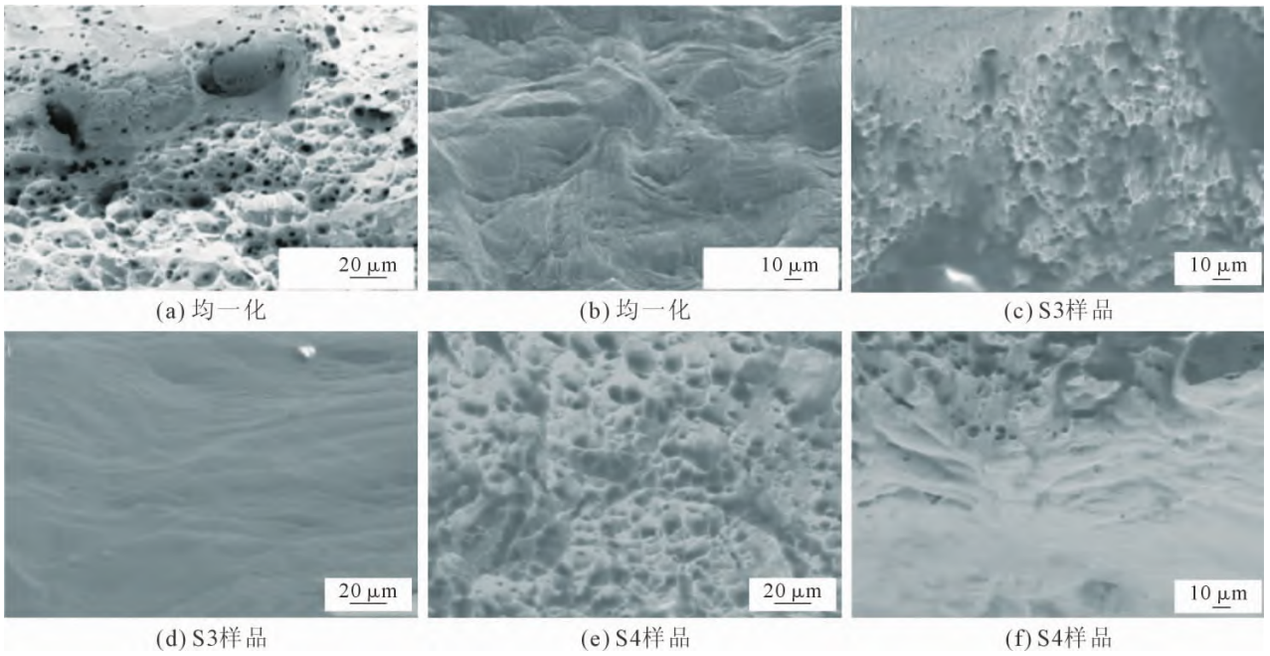


图 7　均一化，S3 和 S4 样品的断口形貌

Fig.7　Fracture morphologies for the homogenized, S3, and S4 samples

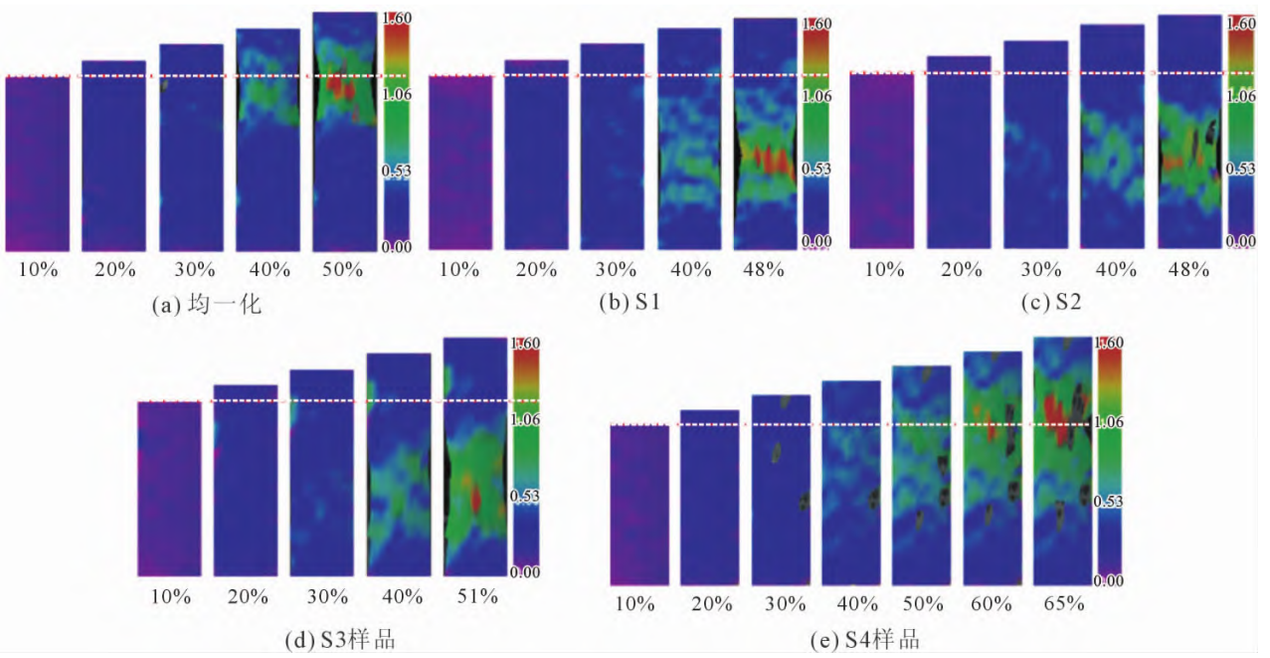


图 8　均一化，S1，S2，S3 和 S4 样品在拉伸过程中的应变分布图

Fig.8　The strain distribution maps of the homogenized, S1, S2, S3 and S4 samples duringtension

看出，经过 5、10 mA 电子束表面改性之后，样品的抗拉强度略有提高。经过 15 mA 电子束表面熔化改性之后，屈服强度、抗拉强度和塑性均大幅提高，达到了最优的性能组合，其屈服强度提高了约 107%，抗拉强度提高了约 102%，塑性提升了约 115%。主要原因是在经过电子束表面熔化改性后，表面晶粒得到细化，根据 Hall-Petch 关系，中、高熵合金的屈服强度和极限强度受晶粒尺寸的强烈影响，晶粒细化引起的晶界增加会阻碍位错运动，从而提高强度。同时，塑性也有一定程度的提升。20 mA 电子束束流大小表面改性之后强度降低而塑性提高，原因是束流过大导致后续冷却速度进一步降低，晶粒快速长大，导致了强度的降低。

3　结论

使用真空电子束表面改性技术获得了具有梯度结构的 $Fe_{49.3}Co_{23}Ni_{23}C_{0.85}Mn_1Si_{2.85}$ 中熵合金，研究了其微观组织和力学性能，得出以下结论：

(1)电子束熔化表面改性之后分别获得了 1~600 μm 的改性层，重熔层的厚度随着束流的增加而

(C)1994-2022 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net

增加。随着束流的增大，表面粗糙度增大。

(2)真空电子束熔化表面改性之后的样品由于快速凝固形成了成分均匀、显微组织细化的重熔层。

(3)维氏硬度和拉伸试验结果表明，电子束表面熔化处理能有效提高中熵合金的力学性能。与均一化的样品相比，15 mA 束流处理后的样品综合力学性能最好，即硬度达到 213 HV，提高了 16%，屈服强度提高了 7%，抗拉强度提高了 2%，塑性提高了 15%。

参考文献：

[1] YANG H, LI J, GUO T, et al. Fully recrystallized $Al_{0.5}$CoCrFeNi high-entropy alloy strengthened by nanoscale precipitates[J]. Metals and Materials International, 2019, 25(5): 1145-1150.

[2] NIU S, KOU H, WANG J, et al. Improved tensile properties of $Al_{0.5}$CoCrFeNi high-entropy alloy by tailoring microstructures[J]. Rare Metals, 2021, 40(9): 1-6.

[3] WANG J, LI J, WANG J, et al. Effect of solidification on microstructure and properties of FeCoNi $(AlSi)_{0.2}$ high-etropy alloy under strong static magnetic field[J]. Entropy, 2018, 20(4): 275.

[4] WANG J, LI H, YANG H, et al. Hot deformation and subsequent annealing on the microstructure and hardness of an $Al_{0.3}$CoCrFeNi high-entropy alloy [J]. Acta Metallurgica Sinica (English Letters), 2021, 34(11): 1527-1536.

[5] YU Y, WANG J, LI J, et al. Characterization of BCC phases in alCoCrFeNiTix high entropy alloys[J]. Materials Letters, 2015, 138: 78-80.

[6] NIU S, KOU H, ZHANG Y, et al. The characteristics of serration in $Al_{0.5}$CoCrFeNi high entropy alloy [J]. Materials Science and Engineering: A, 2017, 702: 96-103.

[7] CANTOR B, CHANG I T H, KNIGHT P, et al. Microstructural development in equiatomic multicomponent alloys[J]. Materials Science and Engineering: A, 2004, 375-377: 213-218.

[8] ZHANG Y, YANG X, LIAW P K. Alloy design and properties optimization of high-entropy alloys[J]. JOM, 2012, 64(7): 830-838.

[9] LI Z, ZHAO S, RITCHIE R O, et al. Mechanical properties of high-entropy alloys with emphasis on face-centered cubic alloys [J]. Progress in Materials Science, 2019, 102: 296-345.

[10] WU Z, BEI H, PHARR G M, et al. Temperature dependence of the mechanical properties of equiatomic solid solution alloys with face-centered cubic crystal structures[J]. Acta Materialia, 2014, 81: 428-441.

[11] FU Z, MACDONALD B E, ZHANG D, et al. FCC nanostructured TiFeCoNi alloy with multi-scale grains and enhanced plasticity[J]. Scripta Materialia, 2018, 143: 108-112.

[12] FU Z, JIANG L, WARDINI J L, et al. A high-entropy alloy with hierarchical nanoprecipitates and ultrahigh strength[J]. Science Advances, 2018, 4(10): eaat8712.

[13] LI Z, PRADEEP K G, DENG Y, et al. Metastable high-entropy dual-phase alloys overcome the strength-ductility trade-off [J]. Nature, 2016, 534(7606): 227-230.

[14] AGRAWAL P, SHUKLA S, GUPTA S, et al. Friction stir gradient alloying: A high-throughput method to explore the influence of V in enabling HCP to BCC transformation in a γ-FCC dominated high entropy alloy[J]. Applied Materials Today, 2020, 21: 100853.

[15] LI M, ZHANG Q, HAN B, et al. Investigation on microstructure and properties of Al_xCoCrFeMnNi high entropy alloys by ultrasonic impact treatment[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2020, 816: 152626.

[16] LI M, ZHANG Q, HAN B, et al. Effects of ultrasonic impact treatment on structures and properties of laser cladding $Al_{0.5}$CoCrFeMnNi high entropy alloy coatings[J]. Materials Chemistry and Physics, 2021, 258: 123850.

[17] BAE J W, ASGHARI-RAD P, AMANOV A, et al. Gradient-structured ferrous medium-entropy alloys with enhanced strength-ductility synergy by ultrasonic nanocrystalline surface modification[J]. Materials Science and Engineering: A, 2021, 826: 141966.

[18] HASAN M N, LIU Y F, AN X H, et al. Simultaneously enhancing strength and ductility of a high-entropy alloy via gradient hierarchical microstructures[J]. International Journal of Plasticity, 2019, 123: 178-195.

[19] ZHANG X D, ZOU J X, WEBER S, et al. Microstructure and property modifications in a near α Ti alloy induced by pulsed electron beam surface treatment [J]. Surface and Coatings Technology, 2011, 206(2): 295-304.

[20] GUAN Q F, ZHANG Q Y, DONG C, et al. Deformation twining in single-crystal aluminum induced by high-current pulsed electron beam[J]. Journal of Materials Science, 2005, 40(18): 5049-5052.

[21] CAO X, HU J, HUO W, et al. Surface microstructure and property modifications in AISI 304 stainless steel induced by pseudospark pulsed electron beam treatments[J]. Vacuum, 2021, 184: 109914.

[22] LIU Y, ZHANG K, ZOU J, et al. Microstructure and property modifications in surface layers of a Mg-4Sm-2Al-0.5Mn alloy induced by pulsed electron beam treatments [J]. Journal of Magnesium and Alloys, 2021, 9(1): 216-224.

(C)1994-2022 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net