

热轧+电脉冲处理对超导用 Cu-14Sn-0.3Ti 合金组织及性能的影响

王宇轩¹, 邹军涛¹, 冯巧丽¹, 白云飞¹, 程军胜², 石林¹,
宋大拙¹, 孙利星¹, 姜伊辉¹, 张志伟¹

(1. 西安理工大学 材料科学与工程学院 陕西省电工材料与熔(浸)渗技术重点实验室
导电材料与复合技术教育部工程研究中心, 陕西 西安 710048)

(2. 中国科学院电工研究所, 北京 100190)

摘要: 采用热轧+电脉冲处理的方式实现了 Cu-14Sn-0.3Ti 合金强度与延伸率的协同提升, Cu-14Sn-0.3Ti 合金在经过 70% 热轧+10 min 电脉冲处理后, 延伸率由 4.7% 提升至 40%, 强度由 298 MPa 提升至 530 MPa。通过调控热轧及电脉冲处理工艺, 研究了形变储能, 脉冲电流对减少层错, 促进孪晶生长的影响。结果表明, Cu-14Sn-0.3Ti 合金的强度与密度随着形变储能的增加而提升。在焦耳热和电子风力的共同作用下, Cu-14Sn-0.3Ti 合金组织中的 δ 相发生溶解, 层错减少。电脉冲处理后孪晶的形成成为位错的运动提供了额外的滑移系, 提升了 Cu-14Sn-0.3Ti 合金的延伸率。一方面孪晶的出现对晶粒进行了分割, 细化了晶粒, 另一方面, 孪晶界的产生阻碍了 Cu-14Sn-0.3Ti 合金形变时位错的运动, 使得 Cu-14Sn-0.3Ti 合金的强度得到提升。

关键词: Cu-14Sn-0.3Ti 合金; 热轧; 电脉冲处理; 强度; 延伸率

中图分类号: TM26^{†3}

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2024)04-1155-08

Nb₃Sn 超导线自 20 世纪 60 年代起, 就开始被用于高场磁体的制造。目前 Nb₃Sn 超导线已广泛应用于聚变磁体、高频核磁共振谱仪、质谱仪和粒子加速器等重大科学仪器中, 我国聚变工程反应堆 (CFETR) 同样对 Nb₃Sn 超导线有着巨大需求。青铜法是目前主流的 Nb₃Sn 超导线制备方法之一, 其优势在于在通过该方法制备的超导线在服役过程中的磁滞损耗较低, 并且可以通过真空焊接的方式制备长线^[1-2], 但是青铜法存在一定的局限性。

青铜法制备的超导线中 Nb₃Sn 的成相比例受制于 CuSn 合金中的 Sn 含量。不充足的 Sn 源会降低 Nb₃Sn 相在线材中的比例, 无法保证线材的临界电流密度。但是 Sn 在 Cu 中的固溶度极低, 过高的 Sn 含量会导致 CuSn 合金在制备过程中产生硬脆的富锡相^[3] (Sn 原子相对富集), 恶化 CuSn 合金的塑性, 导致 CuSn/Nb 前驱体线材在拉拔过程中断裂, 因此必须解决超导用 CuSn 合金无法兼具高 Sn 含量与高延伸率的问题。此外, 在实际工况中, 超导线在高磁场 (≥ 12 T) 和大运输电流 (65 kA)

的作用下极易产生横向的洛伦兹力, 超导线在工作时需要承受巨大的机械应变, 影响导线的载流能力^[4]。作为制备超导线的基材, CuSn 合金除了具备高 Sn 含量, 高延伸率外, 还对强度有相应的要求。

众所周知固溶处理可以溶解合金中的金属间化合物, 提升合金的延伸率, 但较长的处理时间会造成晶粒长大, 降低合金的强度^[5-6]。因此传统的热处理方式难以同时实现上述 3 种性能。随着“电致塑性”效应的发现^[7], 研究人员发现电脉冲处理对金属强化有着巨大的潜力。相关研究表明, 向 Al 合金施加脉冲电流可以在较短的处理时间内提升 Al 合金的硬度, 电导率及塑性^[8]。在脉冲处理引发的热与非热效应的作用下, 轧制后的 Mg 合金出现再结晶现象, 其强度和塑形得到同步提升^[9]。电脉冲处理对 Ti, Al, Mg 合金的影响已有大量的研究, 但电脉冲对于超导用 CuSn 合金的影响却很少报道。相关研究表明^[10-13], 向超导用 CuSn 合金中添加 0.3% (质量分数) 的 Ti 可以最大程度地提升超导线的临界电流密度, 因此本工作以 Cu-14Sn-0.3Ti (质量分数)

收稿日期: 2023-04-19

基金项目: 国家重点研发计划(2022YFB3804000); 国家自然科学基金(52071259, 52104385); 陕西省科学技术研究计划(2020zdx04-04-01, 2021GY-216); 陕西省政府教育厅科学研究计划 (20JY050)

作者简介: 王宇轩, 男, 1996 年生, 博士生, 西安理工大学, 陕西 西安 710048, 电话: 029-82312181, E-mail: 1220110019@stu.xaut.edu.cn

合金为研究对象，研究了热轧+电脉冲处理工艺对合金组织及性能的影响。本研究讨论了在形变内能，焦耳热与电子风力的协同影响下 Cu-14Sn-0.3Ti 合金的强化机制，为制备超导用 Cu-14Sn-0.3Ti 合金提出了工艺参考和理论依据。

1 实验

以 Cu-14Sn-0.3Ti (质量分数) 合金为研究对象，涉及烧结态、热轧态、电脉冲态的 Cu-14Sn-0.3Ti 合金。在烧结态合金的制备过程中，首先按合金的名义成分称取高纯 Cu 粉(99.9%)、Sn 粉(99.99%)和 Ti 粉(99.99%)，再采用 GM-D/B 设备将按比例称取的粉末混合均匀，之后使用 TM-106 型冷压机成型，最后使用 ZRS-18Q 气氛烧结炉完成压坯的烧结，烧结工艺为 750 °C/40 min。在轧制过程中，首先使用真空马弗炉将烧结态合金在 550 °C 的环境下保温 10 min，在此热轧处理工艺下 Cu-14Sn-0.3Ti 合金未发生再结晶行为，再使用 ZK-WS6 型轧机对合金进行单向轧制，轧制变形量为 50% 和 70%，单次形变量为 2 mm。在电脉冲处理过程中，首先使用电火花切割机将热轧态合金切割成 60 mm×10 mm×2 mm 的板材，再分别使用 600#、800#、1000#、1200# 的砂纸对样品进行打磨，最后使用 THDM-2 电脉冲设备对板材进行 2~10 min 的脉冲处理，处理工艺为 50 V，400 Hz。

采用化学腐蚀法对合金的显微组织分析。首先，将样品的观察面抛光、打磨至镜面，再向 100 mL 去离子水中加入 10 mL HCl 和 5 mg FeCl₃ 制成腐蚀剂。之后使用配置好的腐蚀剂对样品进行 8~15 s 的侵蚀。最后，采用扫描电镜 (SEM, Merlin Compact) 对样品的组织形貌与微区成分进行分析。采用 X-7000 型 X 射线衍射仪 (XRD) 对试样的相结构进行测试。采用 GATAN691 型离子减薄仪制备出透射样品，并使用 JEM-3010 高分

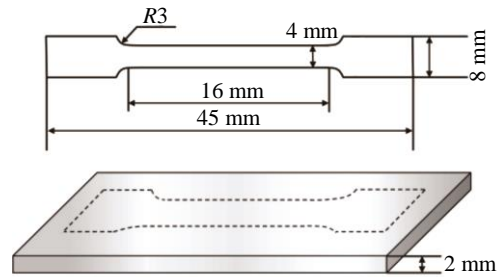


图 1 Cu-14Sn-0.3Ti 合金拉伸试样尺寸

Fig.1 Tensile specimen size of Cu-14Sn-0.3Ti alloys

辨率透射电镜对样品的微观形貌进行观察。使用 SOPTOP 型电子天平，采用阿基米德排水法测量 Cu-14Sn-0.3Ti 合金的密度。测试时，在每种状态下的 Cu-14Sn-0.3Ti 合金上选取 3 个不同位置的样品进行检测，并取平均值进行统计。使用 HB-3000 型布氏硬度仪对不同状态 Cu-14Sn-0.3Ti 合金的硬度进行检测。选取的压头直径为 5 mm，载荷为 250 kg，保压时间为 30 s，每种状态的 Cu-14Sn-0.3Ti 合金测试 5 个数值并取平均值进行统计。使用 FQR-7501A 型涡流电导仪对每种状态的 Cu-14Sn-0.3Ti 合金测试 3 个数值并取平均值进行统计。使用电火花线切割设备将合金切割成如图 1 所示的拉伸试样，采用 WE-60T 型万能力学试验机以 1 mm/min 的速度进行单向拉伸，得到应力-应变曲线。

2 结果与讨论

2.1 热轧对合金组织的影响

图 2a 为烧结态 Cu-14Sn-0.3Ti 合金的显微组织，可以观察到合金的组织由深灰色的基体 (区域 A) 和浅灰色的析出相 (区域 B) 组成。烧结态合金经过热轧处理后的组织如图 2b 和 2c 所示，轧制变形量分别为 50% 和 70%。经过热轧处理后，Cu-14Sn-0.3Ti 合金的组织中观

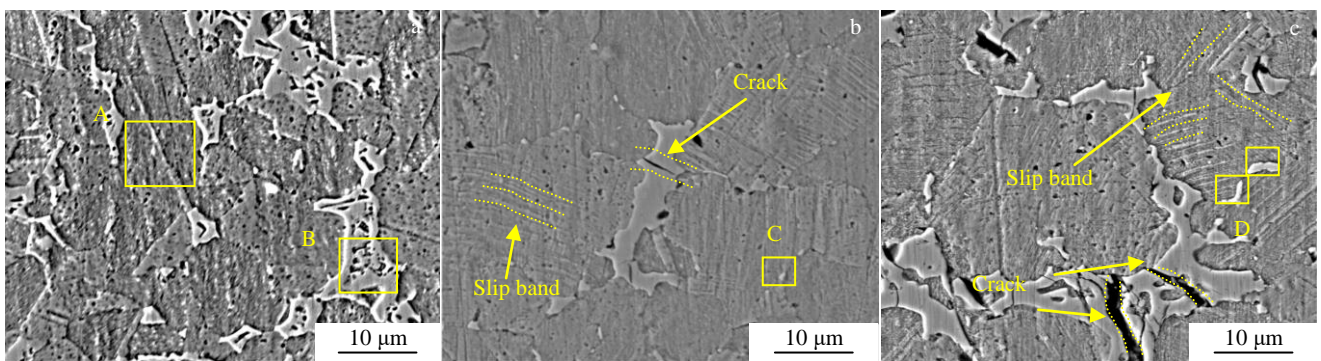


图 2 不同状态下 Cu-14Sn-0.3Ti 合金的显微组织

Fig.2 Microstructures of Cu-14Sn-0.3Ti alloys in different states: (a) sintered state; (b) hot-rolling state with 50% deformation; (c) hot-rolling state with 70% deformation

察到了如区域 C、D 所示的白色颗粒相，不同区域 EDS 分析结果见表 1，这表明在热轧处理过程中有可能有新相的生成。此外，热轧后的 Cu-14Sn-0.3Ti 合金基体中存在如图 2b, 2c 所示的滑移带，这是热轧处理过程中，晶粒内位错发生滑移形成的^[14]。通过 EDS 对 Cu-14Sn-0.3Ti 合金进行分析可知，图 2a 中的析出相中存在 Sn 原子的富集，而图 2b 和 2c 中的白色颗粒相除了存在 Sn 元素外，还存在 Ti 元素的富集。由此可知，区域 A 为 α 相 (Cu 基固溶体)，区域 B 为富锡相。硬脆的富锡相无法与基体发生协同变形，因此随着轧制变形量的增加，富锡相发生破碎。

通过 X 射线衍射仪 (XRD) 对热轧处理前后的 Cu-14Sn-0.3Ti 合金进行表征，结果如图 3 所示。相较于烧结态，热轧后的 Cu-14Sn-0.3Ti 合金出现了第二套衍射峰。标定后可知，第二套的衍射峰为 Ti_2Sn_3 的特征峰，这表明在热轧处理过程中，Ti 元素和 Sn 元素在热驱动力和形变内能的共同作用下发生短程扩散，形成了 Ti-Sn 复合相，而这种复合相为白色颗粒状的 Ti_2Sn_3 ^[15]。由图 2a 可知，烧结态 Cu-14Sn-0.3Ti 合金的组织中存在大量的富锡相，而 XRD 图谱只显示了 α 相和 Ti_2Sn_3 的特征峰，未能表征出富锡相的种类。

使用透射电子显微镜 (TEM) 对 Cu-14Sn-0.3Ti 合

表 1 图 2 中 Cu-14Sn-0.3Ti 合金组织中不同区域的 EDS 分析结果
Table 1 EDS analysis results of different regions in Cu-14Sn-0.3Ti alloy in Fig.2 (at%)

Region	Cu	Sn	Ti
A	90.4	9.1	0.5
B	77.6	21.7	0.7
C	69.7	16.4	13.9
D	65.2	15.6	20.2

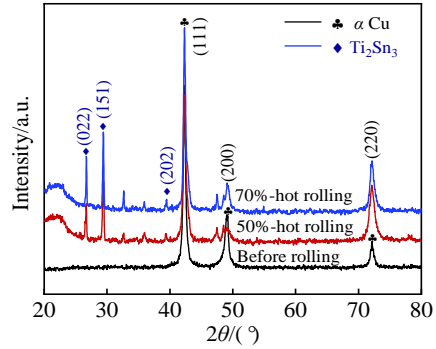


图 3 不同状态下 Cu-14Sn-0.3Ti 合金的 XRD 图谱

Fig.3 XRD patterns of Cu-14Sn-0.3Ti alloys with different states

金进行了分析。图 4a 是 Cu-14Sn-0.3Ti 合金的微观显微组织，图 4b 和 4c 分别对区域 A 和区域 B 进行选区电子衍射得到的衍射斑点。通过标定可知，A 区域为 α 相，B 区域为 δ 相 ($Cu_{41}Sn_{11}$)。 δ 相的晶体结构为 fcc ($a=b=c=1.796$ nm)，属于 F4-3m 空间群，其晶体结构与 Cu 十分相似，因此 δ 相与基体的特征峰十分相近，基体 (110)、(200)、(220) 晶面的衍射峰与 δ 相 (411)、(211)、(111) 晶面的衍射峰发生了重合，因此使用 XRD 无法表征出 δ 相。

2.2 电脉冲对合金组织的影响

图 5 为不同热轧变形量下 Cu-14Sn-0.3Ti 合金的显微组织，可以发现 Cu-14Sn-0.3Ti 合金组织中的 δ 相和 Ti_2Sn_3 随着电脉冲处理时间的延长发生溶解。在热轧处理过程中，形变造成的晶格畸变将降低原子扩散激活能，同时变形过程中引入的位错储能将在脉冲处理期间为原子扩散提供额外的驱动力^[16]。由于电子风力的引入，原子在畸变区移动和扩散所需的能量阈值更容易达到，在脉冲电流下激活层错中的扩散所需的能量更少^[17]。相较

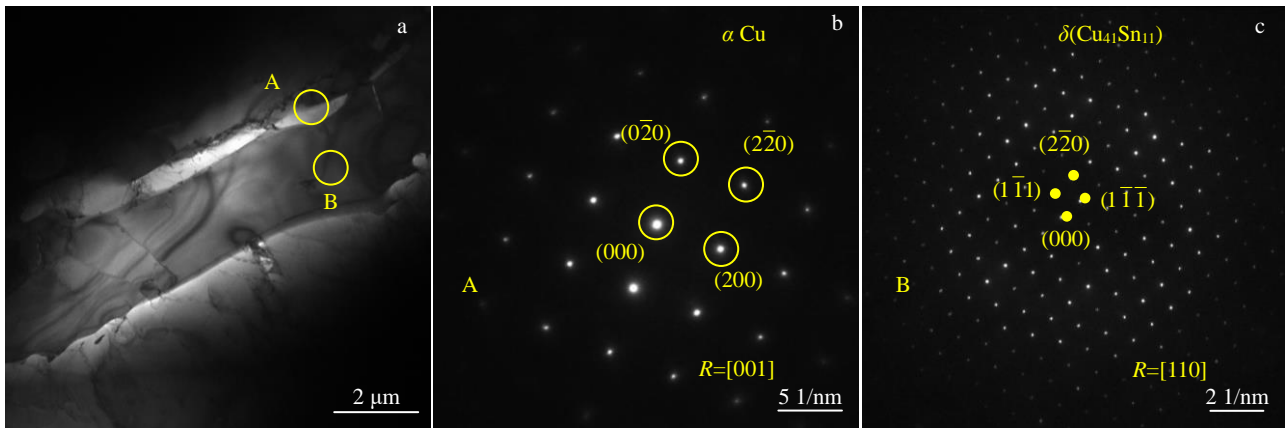


图 4 烧结态 Cu-14Sn-0.3Ti 合金的 TEM 照片

Fig.4 TEM image of Cu-14Sn-0.3Ti alloy (a) and SAED patterns of region A (b) and region B (c) marked in Fig.4a

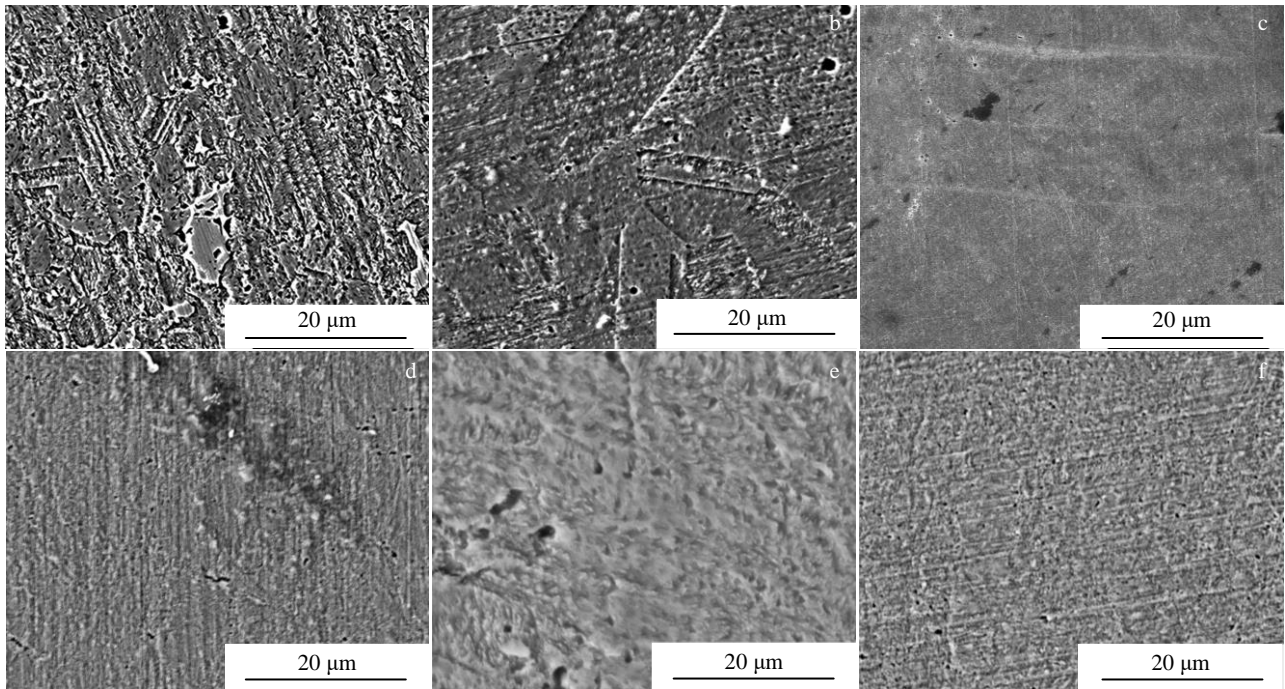


图 5 不同电脉冲时间后热轧态 Cu-14Sn-0.3Ti 合金的显微组织

Fig.5 Microstructures of hot-rolled Cu-14Sn-0.3Ti alloys after different ECP time: (a) 50%, 2 min; (b) 50%, 5 min; (c) 50%, 10 min; (d) 70%, 2 min; (e) 70%, 5 min; (f) 70%, 10 min

于 50% 变形量的 Cu-14Sn-0.3Ti 合金，70% 变形量的 Cu-14Sn-0.3Ti 合金在经过相同的电脉冲处理时间后可以释放更多的位错储能^[18-19]，因此 δ 相和 Ti_2Sn_3 的溶解更加迅速。

由图 6 可知，短时间的电脉冲处理所引发的原子扩散并不充分， Ti_2Sn_3 中的原子在电脉冲处理过程中与基体发生相互扩散，生成三元化合物 $CuSn_3Ti_5$ ^[20]。因此热轧态 Cu-14Sn-0.3Ti 合金在短时间的电脉冲处理后存在 $CuSn_3Ti_5$ 的特征峰，此时析出相中仍然存在 Sn 与 Ti 原子的富集。根据扩散定律和电迁移理论，在浓度梯度和脉冲电场作用下的总原子扩散通量 J_t 可以表示为^[21-23]：

$$J_t = J_c + J_e = D_i \left(\frac{-\partial C_i}{\partial x} \right) + C_i \frac{D_0}{kT} Z^* e \rho j \exp\left(-\frac{Q_i}{kT}\right) \quad (1)$$

其中， J_c 和 J_e 分别是由浓度梯度和脉冲电流引起的电迁移的原子通量； D_i 和 C_i 分别是扩散系数和浓度； D_0 是指数前扩散因子； k 是玻尔兹曼常数； Z^* 是有效电荷数； e 是电子电荷； ρ 是电阻率； j 是电流密度； Q_i 是活化能。扩散系数 D_i 与温度呈正相关，因此随着电脉冲处理时间的增加，样品的温度不断提升，脉冲电流 J_e 引起的原子通量将增大，从而增加溶质元素的扩散速率，使 Cu-14Sn-0.3Ti 合金中的 Cu, Sn, Ti 原子分布更加均匀。因此 $CuSn_3Ti_5$ 随着电脉冲时间的延长被溶解，XRD 图

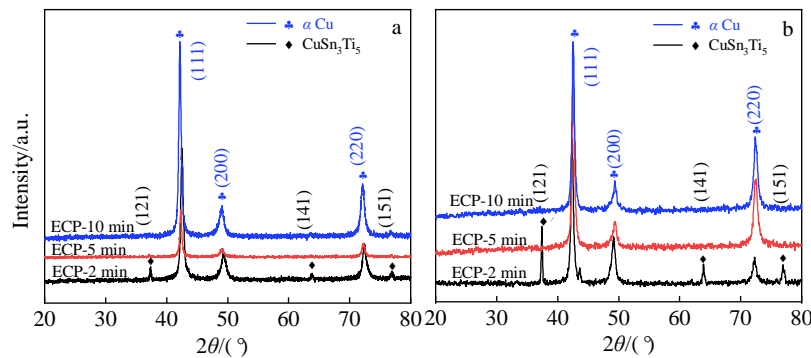


图 6 热轧态 Cu-14Sn-0.3Ti 合金经过不同电脉冲时间处理后的 XRD 图谱

Fig.6 XRD patterns of hot-rolled Cu-14Sn-0.3Ti alloy after different ECP time: (a) 50% deformation and (b) 70% deformation

谱中只存在 α 相的特征峰。

为了明晰电脉冲对热轧态合金组织的影响,以轧制量为 70% 的 Cu-14Sn-0.3Ti 合金为研究对象,采用 TEM 对其电脉冲处理前后的微观组织进行观察,电脉冲处理时间为 10 min。由图 7a 可知,热轧态 Cu-14Sn-0.3Ti 合金中存在大量的层错,造成这一现象的原因是合金在热轧处理的过程中引入的应力使晶格产生了局部位移,层错的产生也为电脉冲诱发孪晶生长奠定了基础。通过 TEM 对电脉冲处理后的 Cu-14Sn-0.3Ti 合金的微观组织观察可以发现, Cu-14Sn-0.3Ti 合金中的层错减少(图 7b),并发现了大量孪晶(图 7b~7d)。在向合金施加脉冲电流的过程中,材料会同时受到热效应与非热效应的影响。热效应是指由于材料本身的电阻,在材料上施加脉冲电流时会引发焦耳热效应,所引起的温度变化可以表示为^[24]:

$$\Delta T = \rho j^2 t / C_p d \quad (2)$$

式中, ΔT 是合金在脉冲过程中提升的温度, j 是电流密度, t 是脉冲时间, ρ , C_p , d 分别是合金的电阻率,比热容和密度。

而目前对非热效应的主流定义是漂移电子所引发的驱动位错的电子风力,该作用力可以表示为^[25]:

$$F_{ew} = \rho_D / N_D e n_e j \quad (3)$$

式中, ρ_D 是合金的电阻率, N_D 是合金的位错密度, e 是

电荷量, n_e 为电子密度, j 是脉冲电流密度。由于电子风力和焦耳热效应的共同作用,位错缠结被打开,并发生滑移和攀升,最终发生湮灭^[26]。同时,伴随着位错储能的释放,短时间内造成了大角晶界的迁移^[27]。在晶界迁移过程中,形变引起的原子错排在脉冲处理后恢复了原始的排列顺序,因此在脉冲后的合金组织中出现了如图 7c 所示的孪晶。如图 7d 所示,经过电脉冲处理后,基体(111)晶面的晶面间距为 0.210 nm($d_{Cu(111)}=0.208$ nm),相较于纯 Cu 有所增加,这是由于 Sn 与 Ti 原子的溶解行为造成的晶格畸变。

2.3 电脉冲对合金性能的影响

图 8a 展示了不同状态下 Cu-14Sn-0.3Ti 合金的密度。烧结态 Cu-14Sn-0.3Ti 合金的硬度在热轧处理后有小幅提升,经过 70% 变形后,合金的密度由 8.14 g/cm³ 提升到 8.52 g/cm³。电脉冲处理导致 δ 相与 Ti₂Sn₃ 中的 Sn 原子及 Ti 原子在焦耳热和电子风力的作用下发生回溶,合金的密度再次出现了小幅增加,70% 形变量的 Cu-14Sn-0.3Ti 合金在 10 min 的电脉冲处理后,密度可达 8.84 g/cm³。

由图 8b 可知,由于轧制处理增加了 Cu-14Sn-0.3Ti 合金中的位错密度,位错的缠结造成了合金的加工硬化^[28],因此 30% 变形量 Cu-14Sn-0.3Ti 合金的硬度(HB)由烧结态的 1082.9 MPa 提升至 1531.74 MPa,当变形量

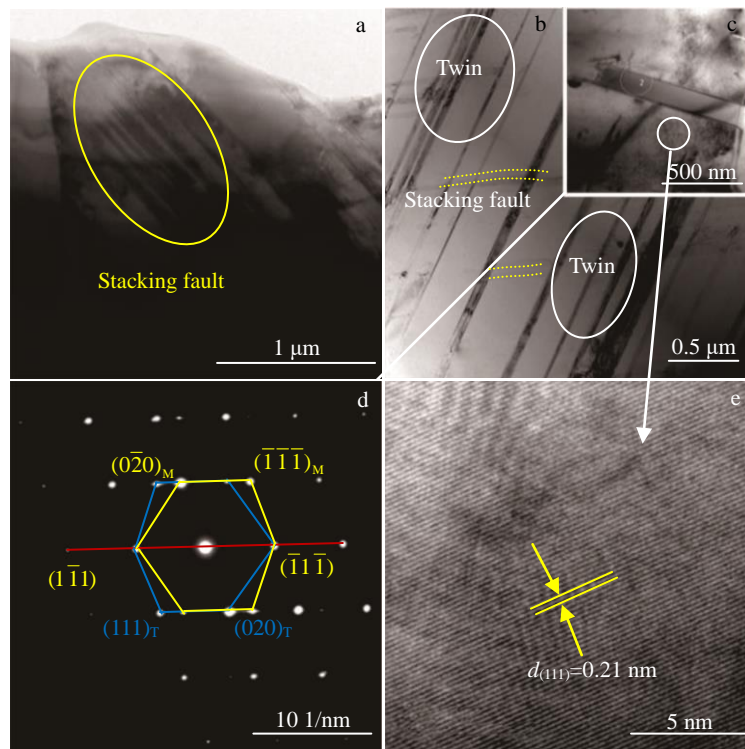


图 7 Cu-14Sn-0.3Ti 合金经过 10 min 脉冲处理后的 TEM 照片

Fig.7 TEM images of Cu-14Sn-0.3Ti alloy before (a) and after (b, c) 10 min ECP treatment; SAED pattern of alloy after ECP treatment in Fig.7c (d); high-resolution image of the matrix in Fig.7c (e)

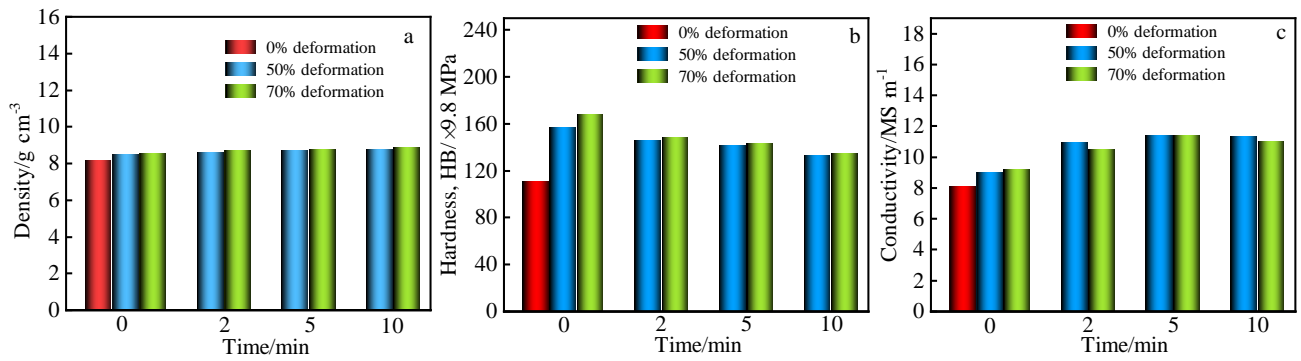


图 8 不同电脉冲处理时间对 Cu-14Sn-0.3Ti 合金性能的影响

Fig.8 Effects of different ECP treatment time on density (a), hardness (b), and conductivity (c) of Cu-14Sn-0.3Ti alloys

增加到 70%后, 合金的硬度进一步提升至 1646.4 MPa。随着电脉冲处理时间的延长, 在焦耳热和电子风力的作用下, Cu-14Sn-0.3Ti 合金中的残余应力得到释放, 合金的硬度也随之降低。

图 8c 为不同状态下 Cu-14Sn-0.3Ti 合金的电导率变化图。热轧处理消除了烧结态 Cu-14Sn-0.3Ti 合金中孔洞等缺陷, 使其电导率由烧结态的 8.1 MS/m 提升到 70% 变形量后的 9.2 MS/m。随着电脉冲处理时间的延长, Cu-14Sn-0.3Ti 合金的电导率出现了先增大后减小的变化趋势。短时间的电脉冲处理降低了析出相的含量, 减少了电子运动过程中的散射行为, 因此合金的电导率在经过 2~5 min 的电脉冲处理后最高可提升至 11.4 MS/m。随着脉冲处理时间的延长, δ 相和 Ti₂Sn₃ 的溶解造成了晶格产生畸变, 加强了电子的散射行为, 因此经过 10 min 电脉冲处理后, Cu-14Sn-0.3Ti 合金的电导率下降到 11.0 MS/m。

图 9a 为不同状态 Cu-14Sn-0.3Ti 合金的应力-应变曲线, 图 9b 为强度和延伸率变化图。Cu-14Sn-0.3Ti 合金的强度随着轧制变形量的增加而提升, 当轧制变形量达到 70%时, 合金的强度由 298 MPa 提升至 782 MPa。轧

制态 Cu-14Sn-0.3Ti 合金抗拉伸强度的提升是由位错增量、位错运动和位错相互作用造成的^[29]。同时, 热轧处理使烧结态 Cu-14Sn-0.3Ti 合金中连续的 δ 相破碎, 破碎的 δ 相阻碍了位错的移动, 提高了合金的强度^[30]。经过脉冲处理后, 轧制态合金中的位错缠结被打开, 残余应力被释放, 合金的强度出现下降, 脉冲处理 5 min 后合金的强度降低至 409 MPa。随着电脉冲处理时间延长至 10 min, δ 相与 Ti₂Sn₃ 发生溶解, 固溶强化使 Cu-14Sn-0.3Ti 合金的强度增加到 530 MPa。

由图 9 可知, 烧结态 Cu-14Sn-0.3Ti 合金的延伸率为 4.7%。这是由于 δ 相在形变过程中极易产生应力集中, 且烧结态 Cu-14Sn-0.3Ti 合金中存在微小的孔洞, 因此烧结态合金在拉伸过程中极易产生断裂。Cu-14Sn-0.3Ti 合金经过 50%的轧制变形后变得更加致密, 合金的延伸率提升至 20%, 当轧制变形量增加至 70%, 合金出现加工硬化, 导致延伸率下降到 10.6%。经过电脉冲处理后, Cu-14Sn-0.3Ti 合金的延伸率得到提升, 延伸率最高可以达到 40%。一方面焦耳热和电子风力的引入, 溶解了组织中的 δ 相与 Ti₂Sn₃, 降低了析出相对基体变形的阻碍, 另一方面大角度晶界的迁移导致原子恢复了原始的排列

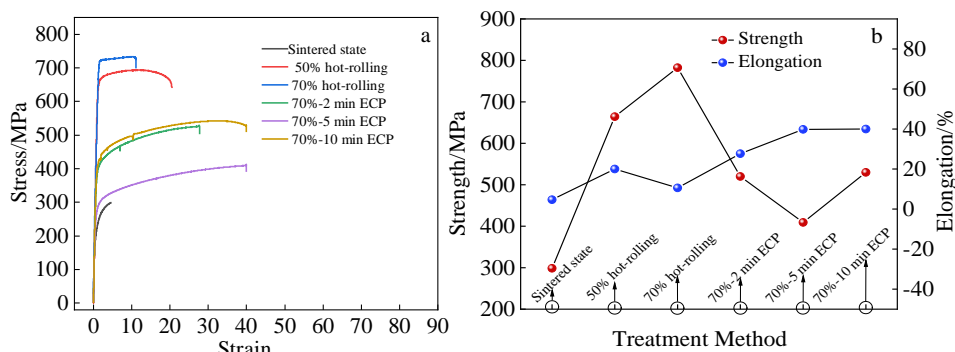


图 9 不同状态 Cu-14Sn-0.3Ti 合金的力学性能

Fig.9 Mechanical property of Cu-14Sn-0.3Ti alloys in different states: (a) stress-strain curves; (b) strength and elongation change curves

顺序, 形成了孪晶。孪晶的出现为位错的运动提供了更多的滑移系统, 使得形变时在原滑移系上受阻的位错在新的滑移系上得以继续运动, Cu-14Sn-0.3Ti合金因此获得了良好的延伸率。研究表明, 孪晶界等同于常规晶界, 对位错的运动具有阻碍作用^[31], 电脉冲处理后, 孪晶界的增加增大了位错运动的阻力, Cu-14Sn-0.3Ti合金的强度得到提升。此外, 孪晶的出现对晶粒进行了分割, 晶粒得到细化^[32], 促进了Hall-Petch效应^[33], 在电脉冲处理后Cu-14Sn-0.3Ti合金的强度得到提升。

3 结 论

1) 热轧处理后Cu-14Sn-0.3Ti合金中的 δ 相出现破碎。在电脉冲处理过程中, Cu, Sn, Ti元素发生重新分配, Cu-14Sn-0.3Ti合金组织较为均匀。

2) 热轧+电脉冲处理可实现Cu-14Sn-0.3Ti合金强度和延伸率的同步提升。烧结态Cu-14Sn-0.3Ti合金经过70%热轧+10 min脉冲处理后, 强度由298 MPa提升至530 MPa, 延伸率由4.7%提升至40%。

3) 经过电脉冲处理后, 焦耳热和电子风力作用减少了形变引入的层错, 诱发了孪晶的形成。实现了超导用Cu-14Sn-0.3Ti合金强度和延伸率的同步提升。

参考文献 References

- [1] Mitchell N. *Fusion Engineering and Design*[J], 2003, 66-68: 971
- [2] Iwaki G, Sato J, Inaba S *et al. IEEE Transactions on Applied Superconductivity*[J], 2002, 12(1): 1045
- [3] Fürtauer S, Li D, Cupid D *et al. Intermetallics*[J], 2013, 34: 142
- [4] Ekin J W. *Advances in Cryogenic Engineering Materials*[J], 1984, 30: 823
- [5] Wang X, Hu Y J, Wang J Y *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2021, 881: 160604
- [6] Hu Y J, Wang X, Wang J Y *et al. Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2021, 52: 3097
- [7] Troitskii O A, Likhtman V I. *Doklady Akademii Nauk SSSR*[J], 1963, 148: 332
- [8] Zhang Lei(张雷), Kang Kaijiao(康凯娇), Shi Dequan(石德全). *Special-cast and Non-ferrous Alloys(特种铸造及有色合金)*[J], 2021, 41(12): 1499
- [9] Li Beibei(李贝贝), Fan Jianfeng(樊建锋), Zeng Xun(曾勋) *et al. Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2017, 46(9): 2695
- [10] Xu X, Peng X, Rochester J *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2021, 857: 158270
- [11] Santra S, Makineni S K, Shankar G *et al. Materialia*[J], 2019, 6: 100276
- [12] Popova E N, Deryagina I L, Valova-Zaharevskaya E G. *Cryogenics*[J], 2014, 63: 63
- [13] Sekine H, Itoh K, Tachikawa K. *Journal of Applied Physics*[J], 1988, 63: 2167
- [14] Xia Y K, Zhang Y X, Wu T M *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2022, 922: 166039
- [15] Banno N, Morita T, Zhou Y *et al. Superconductor Science and Technology*[J], 2019, 32(11): 115017
- [16] Qin S Y, Yan L G, Zhang X F. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2021, 862: 158508
- [17] Huang X S, Zhang X F. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2019, 805: 26
- [18] Wang Y, Wang X B, Liu Z B *et al. Chinese Journal of Aeronautics*[J], 2022, 35(10): 412
- [19] Wang Z W, Wang Y B, Liao X Z *et al. Scripta Materialia*[J], 2009, 60(1): 52
- [20] Li X, Ivas T, Spierings A B *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J] 2018, 735: 1374
- [21] Shen M L, Zhu S L, Wang F H. *Nature Communications*[J], 2016, 7: 13797
- [22] Pierce D G, Brusius P G. *Microelectronics Reliability*[J], 1997, 37: 1053
- [23] Zhou Y Z, Zhang W, Guo J D *et al. Philosophical Magazine Letters*[J], 2004, 84(5): 341
- [24] Yang C L, Yang H J, Zhang Z J *et al. Scripta Materialia*[J], 2018, 147: 88
- [25] Conrad H. *Materials Science and Engineering A*[J], 2002, 322: 100
- [26] Shi L, Zou J T, Sun L X *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2022, 855: 143847
- [27] Lin Y, Han L Y, Wang G C. *Materials Science and Engineering A*[J], 2022, 857: 143747
- [28] Aghamohammadi H, Hosseinipour S J, Rabiee S M *et al. Materials Chemistry and Physics*[J], 2021, 273: 125130
- [29] Wang J H, Jin Y, Wu R Z *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2022, 927: 167027
- [30] Wang D, Liu S J, Wu R Z *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2021, 881: 160663
- [31] Youngdahl C J, Weertman J R, Hugo R C *et al. Scripta Materialia*[J], 2001, 44(8-9): 1475
- [32] Zhong L Q, Wang Z G, Luo Q S *et al. Materials Characterization*[J], 2022, 183: 111626
- [33] Bian N, Li F, Du H Q *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2022, 923: 166248

Effect of Hot Rolling+Electric Pulse on Microstructure and Properties of Cu-14Sn-0.3Ti Alloy for Superconducting

Wang Yuxuan¹, Zou Juntao¹, Feng Qiaoli¹, Bai Yunfei¹, Cheng Junsheng², Shi Lin¹,
Song Dazhuo¹, Sun Lixing¹, Jiang Yihui¹, Zhang Zhiwei¹

(1. Engineering Research Center of Conducting Materials and Composite Technology, Ministry of Education, Shaanxi Key Laboratory of Electrical Materials and Infiltration Technology, School of Materials Science and Engineering, Xi'an University of Technology, Xi'an 710048, China)

(2. Institute of Electrical Engineering, Chinese Academy of Sciences, Beijing 100190, China)

Abstract: The strength and elongation of Cu-14Sn-0.3Ti alloy were improved synergistically by hot rolling+electric pulse treatment. The influence of deformation energy storage and pulse current on reduction of stacking faults and twin growth was investigated by adjusting hot rolling and electric pulse processing. The results show that the elongation of Cu-14Sn-0.3Ti alloy increases from 4.7% to 40%, and the strength increases from 298 MPa to 530 MPa after 70% hot rolling+10 min electric pulse treatment. The strength and density of Cu-14Sn-0.3Ti alloy increase with the increase in deformation energy storage. The δ phase dissolves, and the deformation-induced stacking faults are reduced because of the synergetic effect of Joule heat and electron wind. After electric pulse treatment, the formation of twins provides additional slip systems for the movement of dislocations and improves the elongation of Cu-14Sn-0.3Ti alloy. On the one hand, the appearance of twins divides and refines the grains. On the other hand, the formation of twin boundaries hinders the movement of dislocations during the deformation of Cu-14Sn-0.3Ti alloy, improving the strength of Cu-14Sn-0.3Ti alloy.

Key words: Cu-14Sn-0.3Ti alloy; hot-rolling; electric pulse treatment; strength; elongation

Corresponding author: Zou Juntao, Ph. D., Professor, Xi'an University of Technology, Xi'an 710048, P. R. China, Tel: 0086-29-82312181, E-mail: zoujuntao@xaut.edu.cn