



05Cr17Ni4Cu4Nb 马氏体沉淀硬化不锈钢改锻 表面开裂机制及对策

赵佳莉¹, 信瑞山¹, 俞占扬¹, 曹晨星¹, 薛峰¹, 何玉东², 周鹏³
(1 鞍钢集团北京研究院有限公司, 北京 102211; 2 攀钢集团江油长城特殊钢有限公司,
江油 621700; 3 中钨高新新材料股份有限公司, 株洲 412000)

摘要: 05Cr17Ni4Cu4Nb 钢是一种马氏体沉淀硬化不锈钢, 在改锻过程中常发生表面开裂, 导致锻件成形效率和合格率降低。本研究对改锻锻棒表面缺陷试样的原始奥氏体微观组织、马氏体微观组织、相组成和硬度进行检测。结果表明, 改锻锻棒表面开裂形式为沿晶开裂, 主要原因为锻棒外圈存在混晶和铜脆。混晶组织和铜偏析在高温锻造条件下存在相互促进作用。混晶中部分原始奥氏体晶粒异常长大, 晶界总面积减少导致单位面积晶界对 Cu 原子的吸附量增加。并且混晶组织在锻造过程中存在局部应变速率差异, 大晶粒与小晶粒交界处易形成应力集中区, 加速 Cu 原子在晶界处的偏聚。在锻造的高温条件下, 晶界处 Cu 原子局部熔化形成纳米级液相薄膜。液相可充当“润滑剂”, 显著降低晶界迁移阻力, 促进晶界快速移动, 导致晶粒异常长大, 促进混晶产生。除了 Cu 原子向原始奥氏体晶界偏聚会促进混晶产生以外, 开锻温度过高也会促进混晶产生。开锻温度过高会使锻棒表面温度在锻造过程中出现“骤降-回升”振荡循环, 导致表面温度发生动态不均匀, 高温微区晶界迁移能力显著增强, 局部晶粒优先快速长大, 从而形成混晶。本研究将电渣重熔熔速由 7.0~6.5 kg/min 降低至 6.0~5.5 kg/min, 改善铜偏析; 将开锻温度由 1 180 °C 降低至 1 160 °C, 降低混晶倾向。优化后的改锻工艺成功解决了锻棒改锻表面开裂问题。

关键词: 马氏体沉淀硬化不锈钢; 锻造; 表面开裂; 铜脆; 混晶

DOI: 10. 20057/j. 1003-8620. 2025-00115 **中图分类号:** TG142. 25

Surface Cracking in 05Cr17Ni4Cu4Nb Precipitation-Hardened Stainless Steel During Secondary Forging: Mechanisms and Solutions

Zhao Jiali¹, Xin Ruishan¹, Yu Zhanyang¹, Cao Chenxing¹, Xue Feng¹, He Yudong², Zhou Peng³
(1 Ansteel Beijing Research Institute Co., Ltd., Beijing 102211, China; 2 Pangang Group Jiangyou Changcheng Special Steel Co., Ltd., Jiangyou 621700, China; 3 China Tungsten and Hightech Materials Co., Ltd., Zhuzhou 412000, China)

Abstract: 05Cr17Ni4Cu4Nb steel is a martensitic precipitation-hardened stainless steel that frequently exhibits surface cracking during secondary forging, significantly compromising forging efficiency and product yield. In this study, the original austenite microstructure, martensite microstructure, phase composition and hardness of the secondary forging bar surface defect samples were tested. The results demonstrate that the observed surface cracking of secondary forging bar propagates along intergranular paths, with Cu embrittlement and mixed grain structure identified as primary contributing factors. Under high-temperature forging conditions, mixed grain structure and copper segregation exhibit a synergistic interaction. Abnormal growth of some prior austenitic grains within the mixed structure reduces the total grain boundary area, leading to increased Cu atom concentration per unit boundary area. Furthermore, inhomogeneous local strain rates during forging in mixed grain structures promote stress concentration at large/small grain, accelerating Cu segregation to grain boundaries. At forging temperatures, locally enriched Cu atoms melt at grain boundaries, forming nanoscale liquid films. This liquid acts as a "lubricant," significantly reducing grain boundary migration resistance and promoting rapid boundary movement, thereby facilitating abnormal grain growth and mixed structure formation. Besides Cu segregation, excessively high initial forging temperature also promotes mixed grains, excessively high initial forging temperature induces an oscillating "plunge-recovery" cycle in the billet surface temperature, causing dynamic thermal inhomogeneity. Significantly enhanced grain boundary mobility in localized high-temperature micro-regions allows preferential rapid growth of certain grains, forming mixed structures. This study mitigated copper segregation by reducing the electroslag remelting rate from 7.0-6.5 kg/min to 6.0-5.5 kg/min and suppressed mixed grain tendency by lowering the initial forging temperature from 1 180 °C to 1 160 °C. The optimized forging process successfully eliminated surface cracking during secondary forging.

Key Words: Martensitic Precipitation-Hardened Stainless steel; Secondary Forging; Surface Cracking; Cu Embrittlement; Mixed Grain

基金项目: 国家重点研发计划项目(No.2021YFB3704100)

作者简介: 赵佳莉(1991—),女,博士,高级工程师; **E-mail:** jiali-zhao@qq.com; **收稿日期:** 2025-04-23

通信作者: 周鹏(1983—),男,博士,高级工程师; **E-mail:** zhou_peng@minmetals.com

马氏体沉淀硬化不锈钢因其优异的强韧性、耐腐蚀性和焊接性,在航空航天、能源及国防等领域被广泛应用^[1-4]。05Cr17Ni4Cu4Nb 马氏体沉淀硬化不锈钢通过 Cu、Nb 等元素的协同析出强化效应(如纳米级富铜相和富铌相的弥散分布),显著提升了材料的抗疲劳与抗蠕变性能,成为新一代高性能结构材料的代表^[5-8]。国外相近材料牌号 17-4PH 沉淀硬化不锈钢,已在欧美等发达国家得到广泛应用^[9-11],为 0Cr17Ni4Cu4Nb 钢在我国相关领域的应用起到重要借鉴作用。然而,该合金在热加工过程中,尤其是改锻时易出现表面开裂问题,严重影响材料成型质量和服役可靠性。表面开裂的形成与热塑性不足、局部应力集中及微观组织演变密切相关^[12],但目前关于 05Cr17Ni4Cu4Nb 钢在改锻过程中开裂行为的研究仍较为匮乏,其机理尚未完全阐明。

实验钢的改锻工艺通过多向交替变形实现晶粒细化和组织均匀化,但其非对称应力场与动态再结晶行为的耦合作用易引发局部应变集中,加之 05Cr17Ni4Cu4Nb 钢中 Nb、Cu 元素的偏析倾向及高温下析出相与基体的界面相容性变化,进一步加剧了表面裂纹的萌生与扩展^[13]。现有研究多聚焦于该类合金的时效强化行为^[14-17]和常规热变形特性^[18-19]。例如,杨钢等^[20-22]对 05Cr17Ni4Cu4Nb 钢在时效过程中的富铜相析出机制、逆转变奥氏体形成机制以及微观组织对力学性能的影响作了深入剖析。然而目前对改锻这一特殊工艺条件下的开裂问题缺乏系统性探讨。文献指出^[13, 23],05Cr17Ni4Cu4Nb 钢在高温变形时动态再结晶与动态回复的竞争机制、晶界处 Nb 和 Cu 元素的偏析行为以及析出相尺寸分布均可能成为裂纹敏感性的关键诱因,但相关机理尚未定量阐明。因此,深入分析 05Cr17Ni4Cu4Nb 钢在改锻过程中的表面开裂机制,并提出抑制策略,具有重要的理论和工程意义。

本研究以 05Cr17Ni4Cu4Nb 马氏体沉淀硬化不锈钢为对象,重点探究改锻棒材微观组织的形成机制及其对改锻表面开裂行为的影响。基于热力学计算和多尺度表征技术,揭示 05Cr17Ni4Cu4Nb 钢在改锻过程中表面开裂的物理本质与主导影响因素,提出合理化建议,以提升 05Cr17Ni4Cu4Nb 钢的热加工性能。此外,该研究成果可为其他马氏体沉淀硬化不锈钢的热加工工艺开发提供理论参考,推动高性能金属材料的工程化应用。

1 实验材料与方法

试验钢为 05Cr17Ni4Cu4Nb 马氏体时效钢,利用电渣重熔炉冶炼,被锻造为 $\phi 180$ mm 的棒材。两炉棒材在改锻过程中均出现表面开裂。典型的锻棒横截面和纵向面照片如图 1 所示。红色粗大箭头表示改锻受力方向。为确保原始缺陷形貌和规避取样制样过程升温对材料析出相的影响,采用线切割取样,缺陷试样取样位置见图 1 红色虚线框。将两炉锻棒对应的缺陷试样分别命名为缺陷试样 I 和缺陷试样 II。两个缺陷样品的化学成分指标要求和检测结果见表 1,非金属夹杂物评级指标要求和检测结果见表 2。可见两炉锻棒的化学成分和非金属夹杂物评级稳定,均满足指标要求。利用 DSX10-TF 光学显微镜和 Axia ChemiSEM HiVac 电子显微镜观察缺陷试样的金相组织。侵蚀马氏体组织选用的侵蚀剂配方为 5 g FeCl_3 +15 mL HCl +80 mL H_2O ,侵蚀温度为室温,侵蚀时间为 15 s,侵蚀后迅速用清水冲洗,经无水乙醇擦拭并冲洗脱水后,利用吹风机迅速将试样吹干。侵蚀原始奥氏体晶界选用的腐蚀剂配方为 1 g KMnO_4 +10 mL H_2SO_4 +90 mL H_2O ,侵蚀温度为 40 °C,侵蚀时间为 5 h,侵蚀后先将样品浸入草酸水溶液褪色,然后再用清水冲洗,经无水乙醇擦拭并冲洗脱水后,利用吹风机迅速将试样吹干。草酸水溶液配方为 8 g 无水草酸+20 mL 水。利用 D8 Advance 型 X 射线衍射仪检测试样的残余奥氏体含量。X 射线衍射仪采用 Co 靶,特征波长为 0.178 897 nm,扫描方式为步进扫描,测试范围为 40°~115°,步长为 0.02°,每步停留时间为 0.2 s,工作电压为 35 kV,工作电流为 40 mA。利用 Qness 60A+ EVO 型维氏硬度计检测缺陷试样的硬度,载荷为 50 kgf,保载时间为 5 s。利用 Thermo-calc 中的热力学数据库 TCFE10: Steels/Fe-Alloys v10.1 计算试验钢的热力学平衡相变曲线。

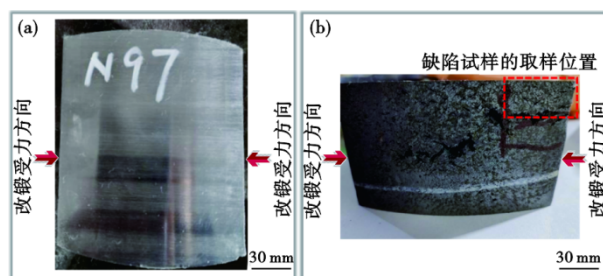


图 1 锻棒的照片:(a)横截面,(b)纵向面

Fig. 1 Representative images of the forged bar: (a) transverse cross-section, (b) longitudinal surface.

表1 两个缺陷样品的化学成分要求和检测结果(质量分数)

Table 1 Chemical composition requirements and test results of two tested samples

编号	C	Mn	P	S	Si	Ni	%
指标	≤0.055	≤0.50	≤0.030	≤0.020	≤1.00	3.80~4.50	
缺陷试样 I	0.038	0.30	0.014	0.003	0.17	4.31	
缺陷试样 II	0.035	0.37	0.013	0.003	0.15	4.20	
编号	Cr	Cu	Al	Nb	N	Ti	%
指标	15.00 ~ 16.00	3.00 ~ 3.70	≤0.05	0.15 ~ 0.35	≤0.05	≤0.05	
缺陷试样 I	15.31	3.04	0.02	0.23	0.049	0.005	
缺陷试样 II	15.56	3.42	0.02	0.26	0.045	0.005	

表2 两个缺陷样品的非金属夹杂物评级指标要求和检测结果

Table 2 Rating index requirements and test results of non-metallic inclusions for two tested samples

编号	A		B		C		D		各类总和
	粗系	细系	粗系	细系	粗系	细系	粗系	细系	
最大允许级别	1.0	1.0	1.5	1.5	1.0	1.0	1.5	1.5	≤3.0
缺陷试样 I	0	0.5	0.5	1.0	0	0	1	1	2.5
缺陷试样 II	0	0.5	0.5	1.0	0	0	1	1	2.5

2 实验结果

缺陷试样 I 和 II 的宏观照片如图 2 所示,红色粗大箭头表示改锻受力方向。可见缺陷试样包含改锻受力面和改锻非受力面。受力面承受压应力,非受力面承受拉应力。因此,非受力面被破坏程度较高。缺陷试样 I 和 II 的宏观破坏形式均为裂纹破坏。缺陷试样 I 不含主裂纹,但裂纹数量多于缺陷试样 II,破坏严重处还发生了剥落破坏。缺陷试样 II 的主裂纹较长,从表面向内部沿直线扩展。未在缺陷试样中发现 δ 铁素体,富 Nb 相细小弥散。富 Nb 相弥散分布的典型图片如图 2 所示。图 2 中黄色细小箭头指向富 Nb 相。这说明该锻棒改锻开裂不是由 δ 铁素体和大尺寸富 Nb 相引发。

对缺陷试样 I 和 II 裂纹处的微观组织进行观察,如图 3 所示。从原始奥氏体晶粒组织照片中可以看出,两个缺陷试样的绝大多数微裂纹为沿晶裂纹,说明锻棒在改锻过程中主要发生沿晶断裂。缺陷试样 I 裂纹处的原始奥氏体晶粒过于粗大,脆性更大,表现为多裂纹同时扩展和严重剥落破坏行为。缺陷试样 II 裂纹处的晶粒相对细小,所以,虽然微裂纹沿原始奥氏体晶界扩展,但宏观主裂纹仍表现为沿直线纵深扩展至锻棒内部,主裂纹长度较长、数量较少、主裂纹间隙较小。从马氏体组织照片中可以看出,缺陷试样 I 和 II 裂纹内表面均覆盖了一层致密的氧化铬薄膜,说明裂纹是在高温改锻

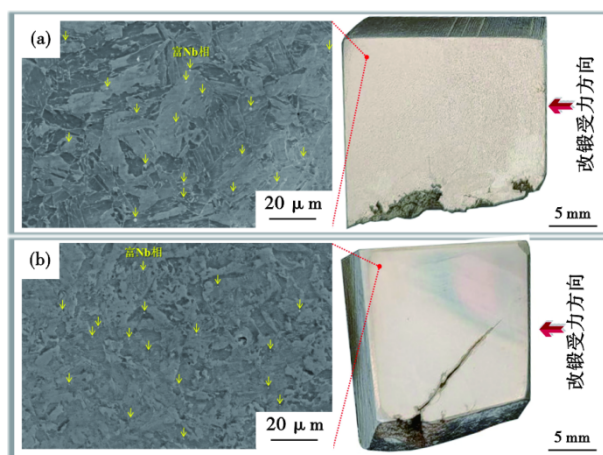


图2 缺陷试样的宏观照片和远离裂纹处微观组织照片:(a) I, (b) II

Fig. 2 Macroscopic cracks and SEM micrographs of crack-free zones in cracked-enriched : (a) I, (b) II

过程中形成的,属于热裂纹。

缺陷试样 I 和 II 不同部位的原始奥氏体晶粒组织照片和 XRD 图谱如图 4 和图 5 所示。XRD 图谱中不含奥氏体衍射峰,说明两个缺陷试样的残余奥氏体含量低于 1%,为全马氏体组织。从原始奥氏体晶粒组织照片中可以看出,两个缺陷试样存在不同程度的混晶现象。缺陷试样 I 和 II 距离裂纹最远处和裂纹处的原始奥氏体晶粒特征值列于表 3。两个缺陷试样细晶区的细小再结晶原始奥氏体晶粒尺寸平均值和占比基本相同,占比达到 95% 以上。缺陷试样 I 细晶区的异常长大原始奥氏体晶粒尺寸平均值约为 415 μm ,明显大于缺陷试样 II 细晶区的异常长大原始奥氏体晶粒尺寸平均值 188 μm 。粗晶区的异常长大原始奥氏体晶粒占比显著大于细晶区,异常长大原始奥氏体晶粒沿轴向和周向伸长。越靠近锻棒外圈,异常长大原始奥氏体晶粒占比越大。蓝色线条为粗晶区和细晶区的分界线。缺陷试样 I 的粗晶区厚度约为 23 mm,裂纹周围的原始奥氏体晶粒均为异常长大尺寸晶粒,晶粒尺寸平

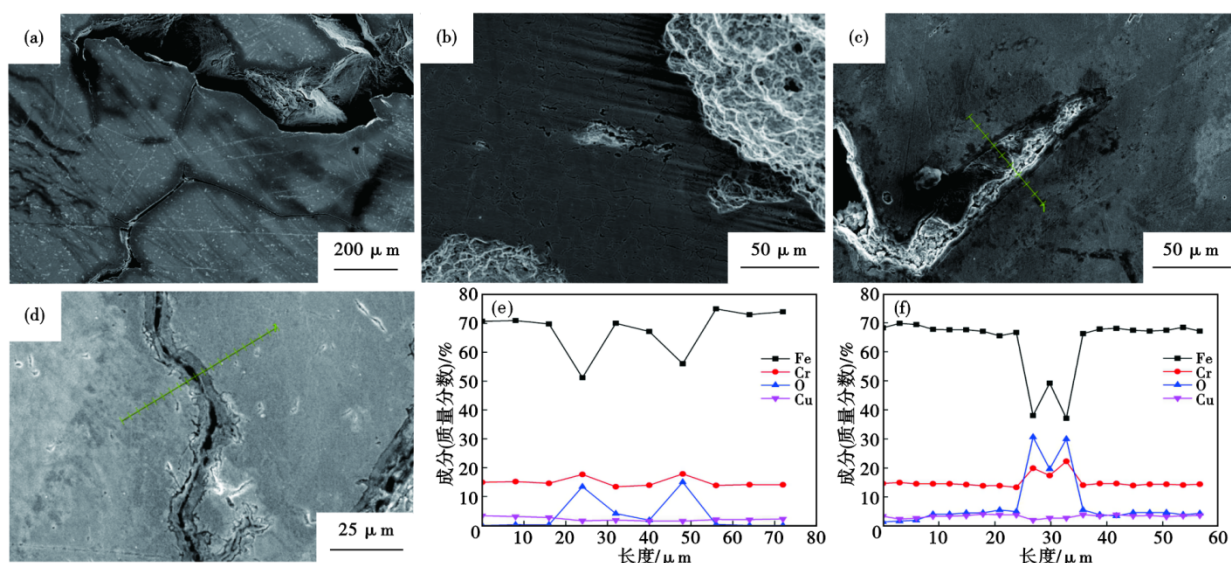


图3 (a, c, e)缺陷试样I和(b, d, e)缺陷试样II裂纹处的(a, b)原始奥氏体晶粒、(c, d)马氏体组织照片和(e, f)线扫元素分布图

Fig. 3 (a, b) prior austenitic microstructure, (c, d) martensitic microstructure and (e, f) elemental mapping at crack zones in (a, c, e) cracked -enriched I and (b, d, e) cracked -enriched II

均值约为 504 μm。缺陷试样 II 的粗晶区厚度约为 7 mm, 明显小于缺陷试样 I。缺陷试样 II 粗晶区中的异常长大原始奥氏体晶粒占比大于 50%, 晶粒尺寸平均值约为 122 μm, 明显小于缺陷试样 I 的异常长大原始奥氏体晶粒占比(100%)和晶粒尺寸平均值(约为 504 μm)。这说明锻棒 I 和锻棒 II 外圈异常长大原始奥氏体晶粒占比过高且尺寸过大是造成锻棒改锻开裂的主要原因之一, 锻棒 I 的混晶现象更为恶劣。

进一步检测缺陷试样 I 和 II 的微观组织, 发现缺陷试样 II 裂纹内表面除了覆盖一层致密氧化铬薄膜外, 次表层还分布有氧化铜(如图 6 中黄色实线箭头), 如图 6 所示。另外, 非裂纹区域的富铜相不含氧元素(见图 6 中红色虚线箭头), 说明氧化铜由富铜相在改锻过程中被氧化得到, 这是典型的铜脆现象。氧化铜颗粒尺寸分布如图 7 所示, 平均等效截距约为 0.5 μm。多个富铜相聚集分布, 呈现为絮状、簇状和串状, 团簇的等效截距可达 3 μm, 不间断

长串的长度可达 10 μm, 说明铜脆是引发锻棒 II 表面开裂的主要原因之一。

缺陷试样 I 过于粗大的原始奥氏体晶粒及马氏体板条组织导致其硬度小于缺陷试样 II, 如图 8 所示。可见, 缺陷试样 I 和 II 的硬度分布不均匀, 宏观缺陷处的硬度明显偏低, 这是由于硬度点与宏观缺陷的距离小于 HV50 硬度点的合理间距下限。缺陷试样 II 粗晶区和细晶区的硬度没有明显差别, 这是由于缺陷试样 II 粗晶区的富铜相析出强化弥补了晶粒粗大带来的硬度降低。

3 分析讨论

一般含 Cu 马氏体时效钢改锻开裂的原因有四个: 1) 锻棒在热锻前存在大尺寸 δ 铁素体。2) 锻棒在热锻前存在大量大尺寸富 Nb 相, 甚至聚集性大尺寸富 Nb 相。3) 锻棒在热锻过程中发生铜脆。4) 锻棒在热锻过程中发生严重混晶或严重粗晶。利用 Thermo-calc 热力学数据库 TCFE10: Steels/Fe-Alloys v10.1 计算得到了 05Cr17Ni4Cu4Nb 钢的热力学平衡

表 3 缺陷试样 I 和 II 的原始奥氏体晶粒特征值
Table 3 Original austenite grain characteristics in cracked -enricheds I and II

编号	距裂纹最远处				裂纹处			
	异常长大晶粒尺寸		细小再结晶晶粒尺寸		异常长大晶粒尺寸		细小再结晶晶粒尺寸	
	平均截距/μm	长短轴比	平均截距/μm	长短轴比	平均截距/μm	长短轴比	平均截距/μm	长短轴比
缺陷试样 I	415±123	1.6±0.4	32±12	1.1±0.1	504±151	1.3±0.3	-	-
缺陷试样 II	188±102	2±0.3	37±8	1.1±0.1	122±104	3.3±0.2	10±2	1.1±0.1

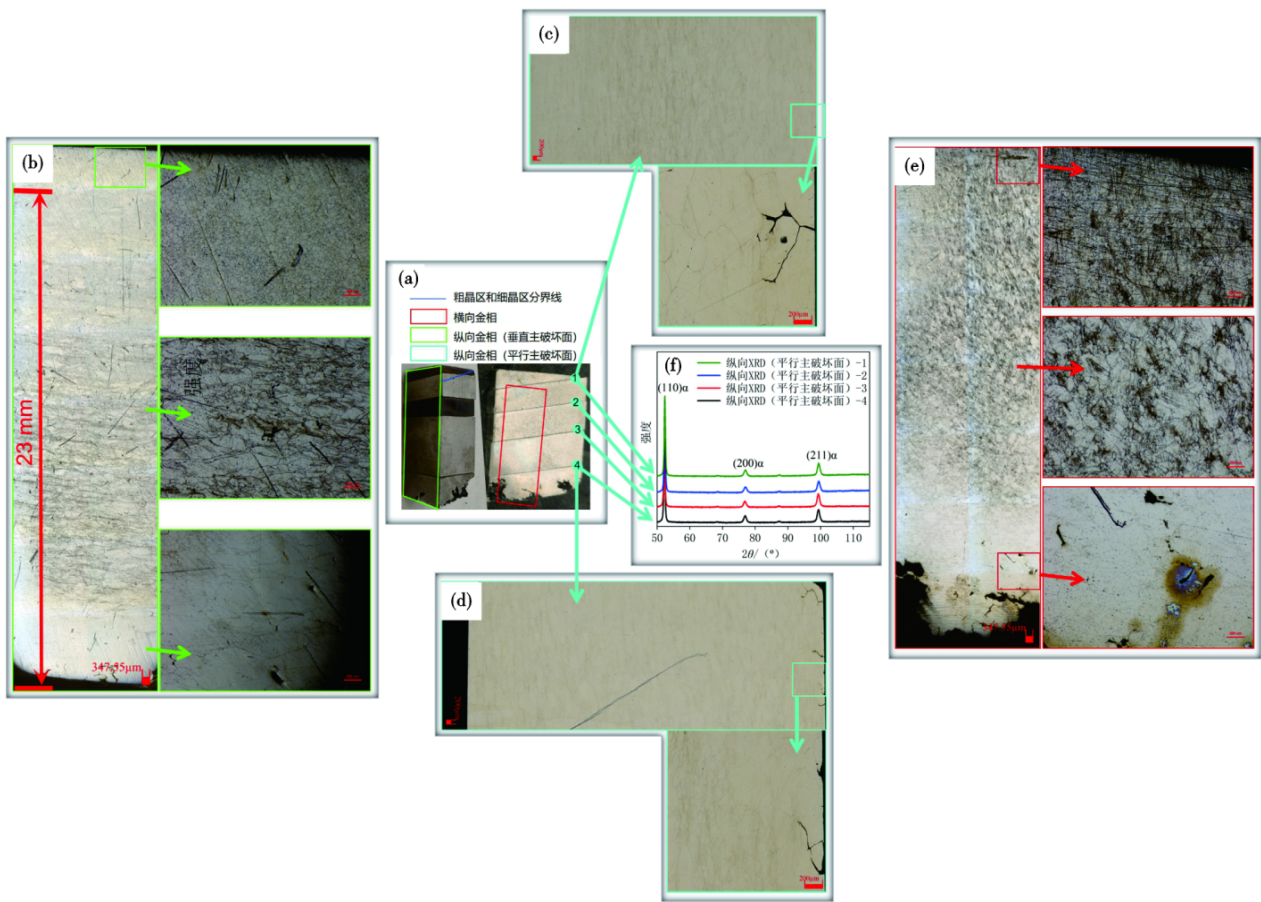


图 4 锻棒缺陷试样 I 的(a)宏观照片,以及(b)垂直与主破坏面的纵断面、(c, d)平行与主破坏面的纵断面、(e)横断面的原始奥氏体晶粒组织照片,(f)XRD 图谱

Fig. 4 (a) Macrograph, prior austenitic microstructure in (b) longitudinal cross-section normal to primary fracture surface, (c, d) longitudinal cross-section parallel to primary fracture surface, (e) transverse cross-section, and (f) XRD patterns of cracked -enriched I of the forged bar.

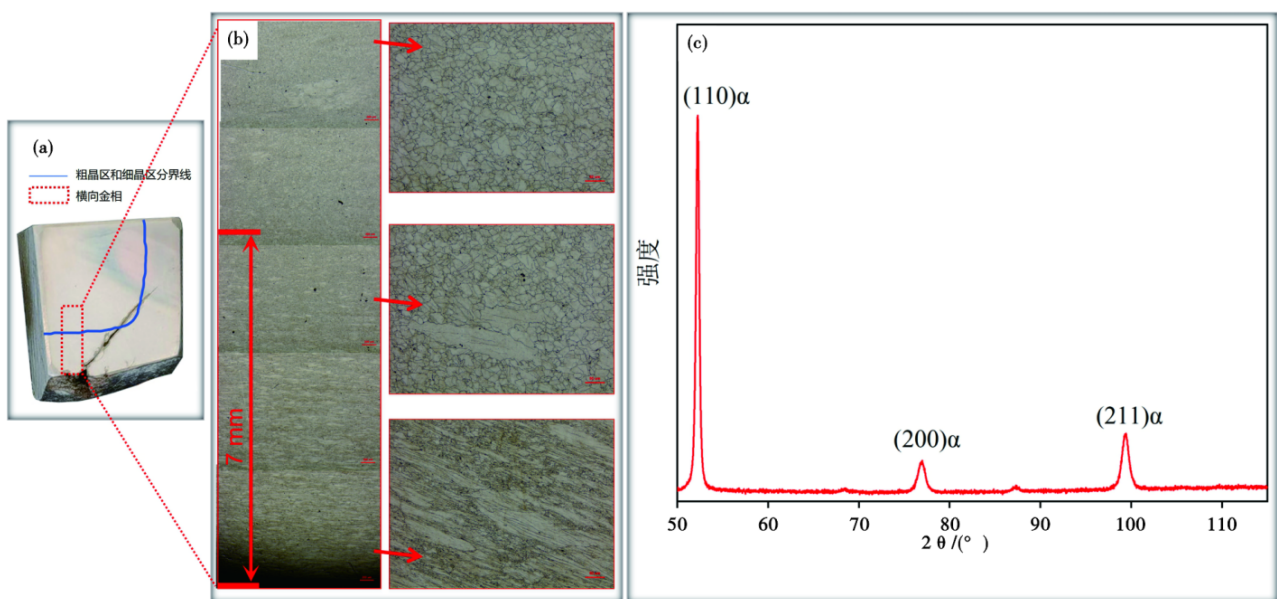


图 5 缺陷试样 II 的(a)宏观照片、(b)横断面的原始奥氏体晶粒组织照片和(c)XRD 图谱

Fig. 5 (a) Macrograph, (b) prior austenitic microstructure in transverse cross-section, and (c) XRD patterns of cracked -enriched II.

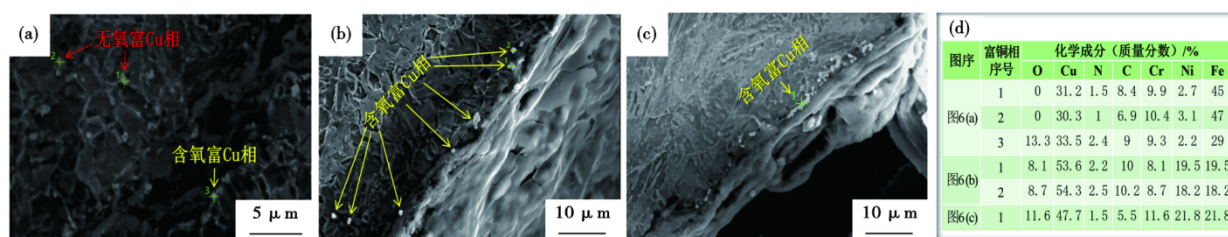


图 6 缺陷试样 II 中呈(a)絮状、(b)簇状和(c)串状分布的富铜相 SEM 照片, (d)富铜相的化学成分

Fig. 6 SEM micrographs of Cu-enriched phases in cracked -enriched II showing (a) flocculent, (b) clustered, and (c) string-like distributions. (d) Chemical composition of the Cu-enriched phase.

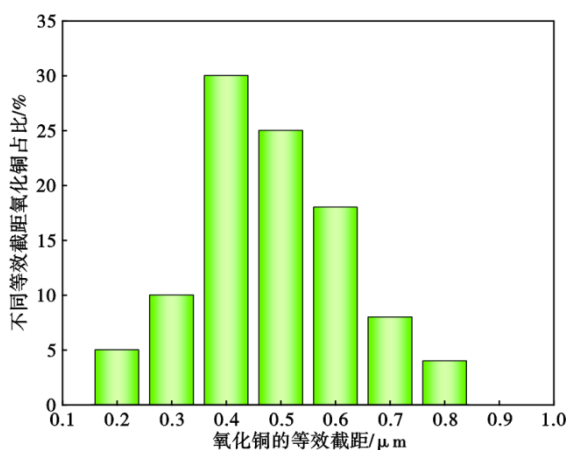


图 7 缺陷试样 II 的氧化铜尺寸分布

Fig. 7 Size distribution of Cu-enriched phases in cracked -enriched II

单轴相图,如图 9 所示。可见该钢确实有生成大尺寸 δ 铁素体 [BCC_A2(Fe:VA)] 和大尺寸富 Nb 相 [FCC_A1#2(NB:C,N)] 的可能性。 δ 铁素体的尺寸往往很大,且其高温热塑性差,易成为裂纹源,引发热锻开裂^[24, 25]。大尺寸富 Nb 相的存在,特别是在其偏聚的情况下,也易引发热锻开裂。未在两个缺陷试样中发现 δ 铁素体和聚集性大尺寸富 Nb 相如图 2 所示,说明锻棒表面开裂不是由 δ 铁素体和大尺寸富 Nb 相引发。

铜脆是金属材料(尤其是含铜钢)在高温加热或高温锻造过程中,因 Cu 元素富集于表面或晶界,导致材料出现龟裂或表面裂纹的现象。其核心机制有两种,一种为选择性氧化与液态铜渗透,另一种为残留铜污染。选择性氧化与液态铜渗透指的是当含铜钢加热至高温(>1 000 °C)时,表面铁优先氧化,铜因不易氧化而富集。随着温度升高(如 1 100~1 200 °C),富铜相可能形成液态铜,沿奥氏体晶界渗透,削弱晶界结合力,引发裂纹。残留铜污染指的是若加热炉膛残留铜屑或氧化铜,再加热钢件时,铜会扩散至钢表面,引发类似过烧的龟裂。

本研究中两批锻棒的改锻产线均不存在残留铜屑或氧化铜,因此,可排除残留铜污染。

利用 Thermo-calc 热力学数据库 TCFE10: Steels/Fe-Alloys v10.1 计算得到不同 $w[\text{Cu}]$ (3.2%~7.2%) 条件下 05Cr17Ni4Cu4Nb 钢的富铜相析出情况,如图 10 所示。可见,随铜含量的增加,富铜相的析出量增大,析出温度升高,直至达到 Cu 熔点 1 083.4 °C。锻棒 II 的名义 $w[\text{Cu}]$ 为 3.42% (见表 1),改锻开锻温度为 1 180 °C。根据图 10 计算结果,锻棒 II 的 Cu 原子在锻造过程中以固溶形式存在,不会形成液态铜。但事实上,锻棒 II 在改锻过程中形成了液态铜,如图 6 所示,这和铜偏析有关。根据图 10 计算结果,如果 $w[\text{Cu}]$ 偏析使局部铜含量达到 6.0% 以上,那么富铜相将会在锻造过程中析出并液化,然后渗入原始奥氏体晶界,削弱晶界结合力,导致铜脆。通过降低 Cu 在冶炼过程中的偏析,进而降低局部微区铜含量,可以有效避免铜脆。产生液态铜的 $w[\text{Cu}]$ 上限为 6.0% 是基于均匀原始奥氏体晶粒计算得到的,实际生产过程中材料的原始奥氏体晶粒不一定均匀,因此,实际产生液态铜的 $w[\text{Cu}]$ 上限难免与 6.0% 有所偏差。锻棒 II 在一次锻造和二次锻造过程中的铜偏析程度基本相同,但其在一次锻造过程中原始奥氏体晶界不存在富铜相,而在改锻过程中原始奥氏体晶界存在富铜相,如图 6 所示,这与两次锻造过程中棒材的原始奥氏体晶粒特性有一定关系。锻棒 II 表面在一次锻造过程中原始奥氏体晶粒细小均匀,不存在混晶,如图 11 所示。与一次锻造相比,锻棒 II 表面在改锻过程中存在混晶,部分原始奥氏体晶粒粗大,如图 5 所示,晶界总面积减少导致单位面积晶界对 Cu 原子的吸附量增加。并且在锻造过程中,混晶组织存在局部应变速率差异,大晶粒与小晶粒交界处易形成应力集中区,这种不均匀变形加速 Cu 原子在晶界处的偏聚,因此产生铜脆现象。锻棒 II 在一次锻造过程中不存在表面

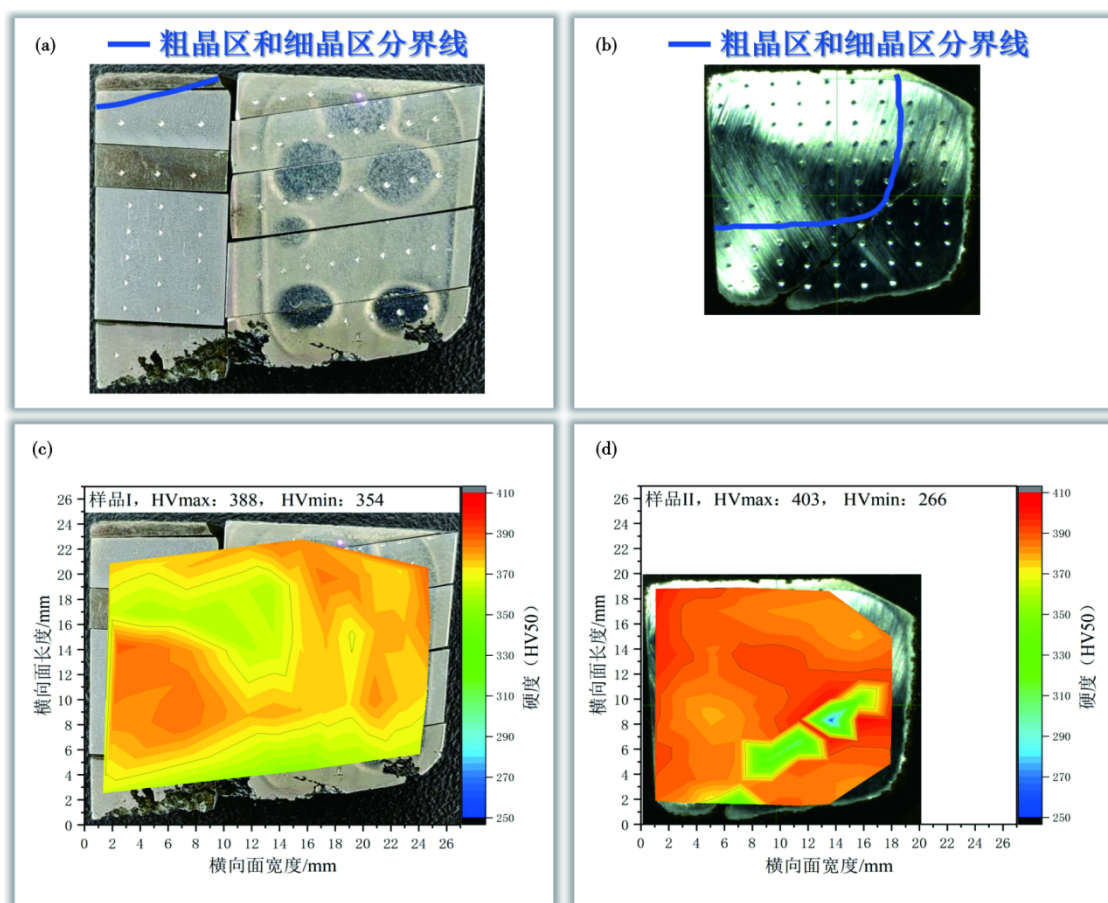


图 8 (a, c) 缺陷试样 I 和 (b, d) 缺陷试样 II 的 (a, b) 硬度打点图和 (c, d) 硬度分布

Fig. 8 (a, b) Hardness dot plot and (c, d) hardness distribution for (a, c) cracked sample I and (b, d) cracked sample II.

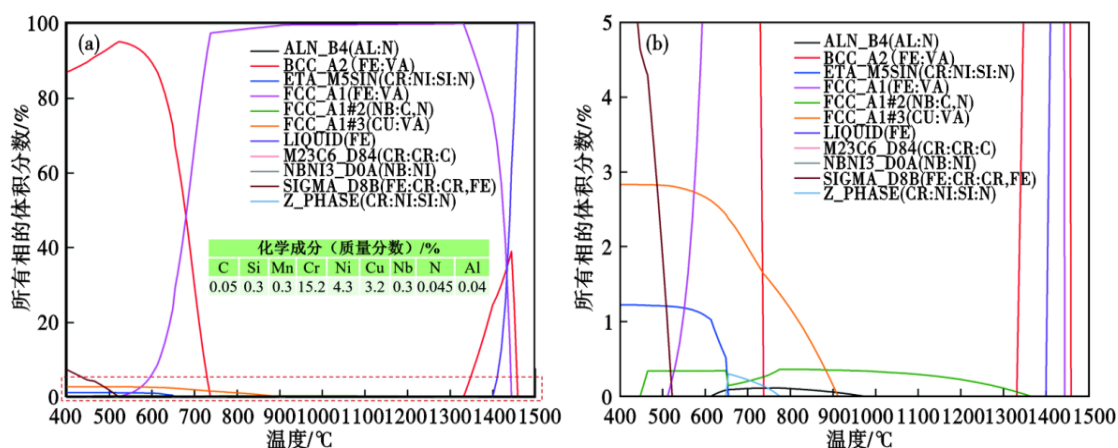


图 9 (a) 05Cr17Ni4Cu4Nb 钢热力学平衡单轴相图, (b) 为 (a) 红框部分的局部放大图, 表格中化学成分为计算用化学成分
Fig. 9 (a) Thermodynamic equilibrium uniaxial phase diagram of 05Cr17Ni4Cu4Nb steel, and (b) local enlargement of (a) with red frame. The chemical composition in the table is the calculated chemical composition

混晶现象, 如图 11 所示, 减轻了 Cu 原子在原始奥氏体晶界的偏聚倾向, 避免了铜脆。另外, 在锻造的高温条件下, 晶界处 Cu 原子局部熔化形成纳米级液相薄膜。液相可充当“润滑剂”, 显著降低晶界迁移阻力, 促进晶界快速移动, 导致晶粒异常长大, 促进

混晶产生, 因此, 应严格控制 Cu 原子在冶炼过程中的偏析。

除了 Cu 原子向原始奥氏体晶界偏聚会促进混晶产生以外, 开锻温度过高也会促进混晶产生。因为开锻温度过高, 锻棒表面温度在锻造过程中

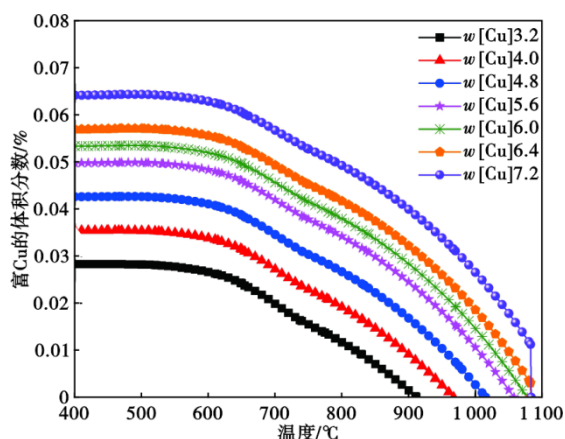


图 10 不同 $w[\text{Cu}]$ (3.2%~7.2%) 条件下 05Cr17Ni4Cu4Nb 钢中富铜相体积分数随温度的变化曲线

Fig. 10 Temperature-dependent volume fraction of Cu-enriched phases in 05Cr17Ni4Cu4Nb steel with varying $w[\text{Cu}]$ (3.2%~7.2%).

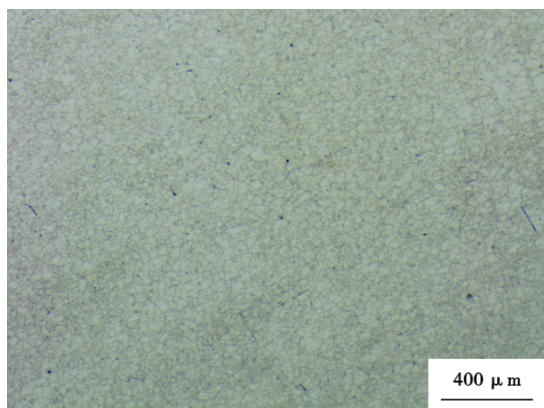


图 11 锻棒 II 在一次锻造过程中的原始奥氏体晶粒金相照片

Fig. 11 Metallographic photo of original austenitic microstructure of forged bar II after primary forging

易出现“骤降-回升”的振荡循环,使表面温度发生动态不均匀,高温微区晶界迁移能力显著增强,局部晶粒优先快速长大,而低温微区晶粒细小,从而形成混晶。当 Cu 元素在晶界的偏聚程度不至于导致铜脆时,如果锻棒表面原始奥氏体晶粒粗化到一定程度,如图 4 所示,单位体积内晶界数量显著减少,削弱晶界对裂纹扩展的阻碍作用,降低裂纹扩展所需能量,单纯的严重混晶也会使锻棒在改锻过程中发生表面开裂,这是锻棒 I 表面开裂的主要原因。

基于以上分析,判断消除改锻表面开裂的措施为将电渣重熔熔速从原来的 7.0~6.5 kg/min 降低至

6.0~5.5 kg/min,以提高电极棒熔滴凝固速率,减小枝晶间距,缩短溶质扩散距离,改善 Cu 原子在冶炼过程中的偏析;开锻温度由原来的 1 180 °C 降低至 1 160 °C,以抑制锻棒表面温度在锻造过程中的“骤降-回升”振荡循环行为,从而使锻棒表面温度较为均匀,确保坯料整体处于目标奥氏体化温度范围,晶粒生长驱动力一致,抑制局部晶粒异常长大,降低混晶倾向。优化后的改锻工艺成功解决了锻棒改锻开裂问题。

4 结论

1) 在缺陷试样中均未发现 δ 铁素体和聚集性大尺寸富 Nb 相,说明锻棒改锻表面开裂不是由 δ 铁素体和大尺寸富 Nb 相引发。

2) 混晶组织和铜偏析在高温锻造条件下存在相互促进作用。混晶中部分原始奥氏体晶粒异常长大,晶界总面积减少导致单位面积晶界对 Cu 原子的吸附量增加。并且混晶组织在锻造过程中存在局部应变速率差异,大晶粒与小晶粒交界处易形成应力集中区,加速 Cu 原子在晶界处的偏聚。在锻造的高温条件下,晶界处 Cu 原子局部熔化形成纳米级液相薄膜。液相可充当“润滑剂”,显著降低晶界迁移阻力,促进晶界快速移动,导致晶粒异常长大,促进混晶产生。除了 Cu 原子向原始奥氏体晶界偏聚会促进混晶产生以外,开锻温度过高增加晶界迁移驱动力,也会促进混晶产生。

3) 锻棒混晶且外圈大尺寸晶粒占比较大是造成锻棒 I 表面开裂的主要原因。铜脆和混晶共同作用导致锻棒 II 表面开裂。通过将开锻温度由 1 180 °C 降低至 1 160 °C,抑制锻棒表面温度在锻造过程中的“骤降-回升”振荡循环行为,从而使锻棒表面温度较为均匀,确保坯料整体处于目标奥氏体化温度范围,晶粒生长驱动力一致,抑制局部晶粒异常长大,保证原始奥氏体晶粒尺寸细小均匀,提高晶界对裂纹扩展的阻碍作用,从而抑制表面开裂。通过将电渣重熔熔速由 7.0~6.5 kg/min 降低至 6.0~5.5 kg/min,以提高电极棒熔滴凝固速率,减小枝晶间距,缩短溶质扩散距离,改善 Cu 原子在冶炼过程中的偏析,进而降低富铜相析出温度至铜熔点以下,避免晶界富铜相液化削弱晶界结合力,从而抑制表面开裂。

参考文献

- [1] 胡庆宽, 许永春, 金宏. 0Cr17Ni4Cu4Nb 材料在宇航紧固件中的应用[J]. 金属加工(热加工), 2021(6): 95-98.
- [2] 孙增森, 邸永田, 姜方, 等. 马氏体钢 40Cr10Si2Mo 线材表面裂纹原因分析和工艺改进[J]. 特殊钢, 2020, 41(5): 22-24.
- [3] 姜越, 张月, 祖红梅. 时效处理对 00Cr13Ni7Co5Mo4 W 马氏体时效不锈钢组织及耐蚀性的影响[J]. 特殊钢, 2016, 37(4): 52-54.
- [4] 王振成, 曹圣兵. 基于 0Cr17Ni4Cu4Nb 不锈钢材料的航空作动器氢脆研究[J]. 世界制造技术与装备市场, 2020(6): 71-73.
- [5] Escobar J, Gwalani B, Olszta M, et al. Heterogenous activation of dynamic recrystallization and twinning during friction stir processing of a Cu-4Nb alloy [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2022, 928: 167007.
- [6] Wang Z M, Li H, Shen Q, et al. Nano-precipitates evolution and their effects on mechanical properties of 17-4 precipitation-hardening stainless steel [J]. Acta Materialia, 2018, 156: 158-171.
- [7] Schutz P, Latu-Romain L, Martin F, et al. Onto the role of copper precipitates and reverted austenite on hydrogen embrittlement in 17-4 PH stainless steel [J]. Materials Characterization, 2023, 202: 113044.
- [8] Oh H S, Kang J Y, Jiang M L, et al. Role of the nanoscale austenite in micro-strain heterogeneity in PH17-4 martensitic stainless steels [J]. Materials Science and Engineering: A, 2024, 895: 146122.
- [9] 刘世锋, 魏钢, 王岩, 等. 增材制造 17-4PH 马氏体不锈钢研究进展[J]. 中国冶金, 2022, 32(6): 15-25.
- [10] 王岩, 屈栋, 魏瑛康, 等. 17-4PH 马氏体沉淀硬化不锈钢表面防护技术研究进展[J]. 中国冶金, 2022, 32(10): 13-24.
- [11] Zheng Y, Sun H L, Yan L C, et al. Effect of hydrogen on very high cycle fatigue properties of 17-4 PH martensite stainless steel [J]. International Journal of Fatigue, 2023, 174: 107741.
- [12] Machado A R, da Silva L R R, Pimenov D Y, et al. Comprehensive review of advanced methods for improving the parameters of machining steels [J]. Journal of Manufacturing Processes, 2024, 125: 111-142.
- [13] 蔡梅, 臧德昌, 李许明. 0Cr17Ni4Cu4Nb 钢锻件裂纹分析[J]. 沈阳航空航天大学学报, 2013, 30(2): 66-73.
- [14] 卫争艳, 徐梅, 谭国华. 时效处理对 05Cr17Ni4Cu4Nb 马氏体沉淀硬化不锈钢力学性能及组织的影响[J]. 特殊钢, 2021, 42(5): 85-88.
- [15] 王剑星, 杨钢, 张忠模, 等. Cu 含量对马氏体沉淀硬化不锈钢 0Cr17Ni4Cu4Nb 组织和性能的影响[J]. 特殊钢, 2017, 38(3): 66-69.
- [16] Villa M, Grumens F B, Niessen F, et al. Aging 17-4 PH martensitic stainless steel prior to hardening: Effects on martensitic transformation, microstructure and properties [J]. Materialia, 2023, 32: 101882.
- [17] Sathyanath A, Meena A. Microstructural evolution and strain hardening behavior of heat-treated 17-4 PH stainless steel [J]. Materials Today Communications, 2020, 25: 101416.
- [18] 张继林, 张又铭, 罗文翠, 等. 考虑应变、应变率和温度耦合作用下航空不锈钢 0Cr17Ni4Cu4Nb 本构模型的建立[J]. 钢铁钒钛, 2023, 44(6): 149-159.
- [19] 赵礼栋, 张又铭, 张继林, 等. 基于机器学习的 0Cr17Ni4Cu4Nb 不锈钢流变应力预测研究[J]. 钢铁钒钛, 2023, 44(4): 196-204.
- [20] 杨钢, 王剑星, 杨沫鑫. Ni 含量对 0Cr17Ni4Cu4Nb 不锈钢富铜相析出的影响[J]. 材料热处理学报, 2012, 33(S1): 51-56.
- [21] 王剑星, 杨钢, 刘天模, 等. Ni 含量对 0Cr17Ni4Cu4Nb 不锈钢力学性能的影响[J]. 材料热处理学报, 2010, 31(12): 56-60.
- [22] 王剑星, 杨钢, 刘天模, 等. Ni 含量对 0Cr17Ni4Cu4Nb 钢中逆转变奥氏体的影响[J]. 热加工工艺, 2010, 39(20): 9-11+15.
- [23] 翟爱群, 杨钢, 蔡梅, 等. 0Cr17Ni4Cu4Nb 沉淀硬化不锈钢锻造裂纹分析[J]. 特钢技术, 2012, 18(2): 5-9.
- [24] 朱绍严, 刘云贵, 王昌金, 等. 05Cr17Ni4Cu4Nb 不锈钢拉杆断裂原因分析[J]. 热加工工艺, 2022, 51(16): 161-164.
- [25] Fan Y H, Zhao H L, Weng K R, et al. The role of delta ferrite in hydrogen embrittlement fracture of 17-4 PH stainless steel [J]. International Journal of Hydrogen Energy, 2022, 47(79): 33883-33890.