

· 形变与相变 ·



卷取温度对钛微合金高强钢 GCL700 强韧性的影响机制

王 翊¹, 车智超¹, 陈玉凤¹, 杨树峰^{1,2}, 张俊粉³, 薛启河³, 李京社¹

(1 北京科技大学冶金与生态工程学院, 北京 100083; 2 北京科技大学绿色低碳钢铁冶金全国重点实验室,
北京 100083; 3 河钢集团有限公司承德分公司, 承德 067000)

摘要: 采用电子背散射衍射、透射电镜、扫描电镜和力学实验研究了卷取温度对 Ti 微合金高强钢力学性能的影响。结果表明, 随着卷取温度的增加, 钢材的晶粒尺寸和小角度晶界占比增加, 大角度晶界和位错密度下降。卷取温度从 595 °C 升高到 625 °C, 钢材的抗拉强度降低了 4%, 伸长率增加了 32%, 低温冲击韧性下降了 53%。大角度晶界的迁移和消除以及晶粒尺寸增加, 细晶强化作用减弱, 从而降低了钢材的强度和低温韧性。钢中小角度晶界占比的增加和位错密度的下降则有效防止了裂纹的扩展和脆性断裂的发生, 进而提高了钢材的塑性。在卷取温度为 610 °C 时, 钢材的拉伸性能和低温冲击韧性没有明显下降的同时, 且钢材具有较高的伸长率。继续增加卷取温度, 钢材的强度和低温冲击韧性显著下降。

关键词: 卷取温度; 钛微合金钢; 高强钢 GCL700; 拉伸性能; 冲击韧性; 微观组织

DOI: 10. 20057/j. 1003-8620. 2024-00231 **中图分类号:** TG161

Effect Mechanism of Curling Temperature on the Toughness of Titanium Microalloyed High-strength Steel GCL700

Wang Yi¹, Che Zhichao¹, Chen Yufeng¹, Yang Shufeng^{1,2}, Zhang Junfen³, Xue Qihe³, Li Jingshe¹

(1 School of Metallurgical and Ecological Engineering, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China; 2 State Key Laboratory of Advanced Metallurgy, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China; 3 Chengde Branch, HBIS Group Co., Ltd., Chengde 067000, China)

Abstract: The effect of curling temperature on the mechanical properties of Ti microalloyed high-strength steels was investigated using electron backscatter diffraction, transmission electron microscopy, scanning electron microscopy and mechanical experiments. The results show that with the increase of curling temperature, the grain size and the proportion of small-angle grain boundaries of steel increase, while the large-angle grain boundaries and dislocation density decrease. When the curling temperature increases from 595 °C to 625 °C, the tensile strength of the steel decreases by 4%, the elongation increases by 32%, and the low temperature impact toughness decreases by 53%. The migration and elimination of large-angle grain boundaries and the increase of grain size, the reinforcement of fine grain strengthening is weakened thus reducing the strength and low temperature toughness of steel. The increase of the proportion of small-angle grain boundaries in steel and the decrease of dislocation density effectively prevents the propagation of cracks and the occurrence of brittle fracture, thus improving the plasticity of steel. When the curling temperature is 610 °C, the tensile strength and low-temperature impact toughness of the steel do not decrease significantly, and the steel has a high elongation. With the ongoing increase in the coiling temperature, there is a substantial reduction in the strength and low-temperature impact resilience of the steel.

Key Words: Curling Temperature; Ti Microalloyed Steel; High Strength Steel GCL700; Tensile Properties; Impact Toughness; Microstructure

随着航空航天、汽车、能源等行业的快速发展, 对高强度、高韧性的钢材需求日益增长^[1-2]。钢材的强韧性是评价钢材力学性能的重要指标, 对于实现钢材轻量化具有重要意义。钛微合金钢作为一种重要的结构材料, 其具备优异的机械性能和耐腐蚀

性能, 因此, 引起了广泛的关注^[3-5]。

钢中加入 Ti 可以产生聚集在晶界的细小弥散的 TiC 析出相, 在轧制过程中抑制晶粒的长大^[6]。Ti 的碳氮化物在晶界迁移时可以起到阻碍作用, 从而达到细晶强化的效果^[7]。基体中的溶质原子可以导

基金项目: 国家自然科学基金资助项目 (52174311, 51974020)

作者简介: 王 翊 (1979—), 女, 博士; **E-mail:** wangyi@admin.ustb.edu.cn; **收稿日期:** 2024-09-23

通信作者: 杨树峰 (1981—), 男, 博士, 教授; **E-mail:** yangshufeng@ustb.edu.cn

致钢材发生晶格畸变,从而阻碍位错运动与滑移,提高钢材的强度与硬度^[7]。微合金元素的强化效果受到钢中析出相的尺寸和数量的影响^[8]。目前微合金高强度钢大多采用低温轧制、强力冷却等工艺生产,通过促进第二相的析出和固溶来达到更好的强化效果,但采用低温轧制和强力冷却常常会带来钢板板形和内应力问题,导致后续加工困难。

不同的卷取温度条件可能导致钢材的晶粒尺寸、组织结构以及析出物等发生变化,从而影响钢材的性能^[9]。碳氮化物可以在位错线等缺陷处大量形核析出^[10]。适当地降低卷取温度可以促进第二相大量析出,增加相变强化作用^[11-13]。钢中析出相增多可以降低微合金元素对钢材相转变温度的作用。卷取温度的升高会导致钢材的晶粒长大和晶界移动,从而降低材料的强度^[14]。较低的卷取温度可以保持较小的晶粒尺寸和较多的晶界面积,有利于提高钢材的强度,改善钢材的延展性能,使其具有更好的可塑性和可加工性^[11]。适当的卷取温度可以提高钢材的韧性,使其能够更好地抵抗断裂和脆性破坏。但是关于卷取温度改变对Ti微合金钢性能的影响研究较小,在生产纯Ti强化微合金高强度钢产品设计时卷取工艺的选择上缺少实验数据支撑,轧材力学性能不能满足成品要求以及与Nb和Ti复合强化钢存在较大的性能差异。因此,深入研究卷取温度对Ti微合金钢强韧性的影响规律对于优化钢材加工工艺、提高产品性能具有重要的理论和实际意义。

研究了卷取温度对单Ti强化高力学性能的影响。旨在通过实验研究和数据分析,探究不同卷取温度下Ti微合金钢的强韧性变化规律。通过揭示卷取温度与钢材室温拉伸性能和低温冲击韧性之间的关系,为优化钛微合金钢加工工艺、提高产品质量和性能提供科学依据。

1 研究方案

1.1 试样制备

实验钢采用了工业试制的低碳高强度钢板GCL700,生产时使用260 t顶底复吹转炉,连铸坯尺寸为230 mm×1 350 mm,产品厚度3 mm。钢板切割成230 mm×230 mm×3 mm尺寸的试样用于后续的实验室实验。钢板的成分见表1。钢板的生产工艺:转炉→LF精炼→连铸→热处理→粗轧→精轧→卷取。在生产时改变各试样的卷取温度,卷取后续通过19 °C/s的冷速,完成组织均匀化和晶粒细化。各

试样的卷取温度参数见表2。

表1 GCL700钢的化学成分(质量分数)

C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Ti	N	Al _s
0.07	0.10	1.46	0.011	0.002	0.021	0.04	0.13	0.0030	0.027

表2 GCL700钢厚度为3 mm钢板卷取温度工艺参数
Table 2 GCL700 steel thickness of 3 mm steel plate curling temperature process parameters °C

试样	加热温度	粗轧温度	精轧入口温度	终轧温度	卷取温度
1 [#]	1 240	1 090±20	1 078±20	885~895	595
2 [#]	1 240	1 090±20	1 078±20	885~895	610
3 [#]	1 240	1 090±20	1 078±20	885~895	625

1.2 微观组织观测

在样品中部切取金相样,试样尺寸(长×宽×高)为10 mm×10 mm×3 mm,经过砂纸打磨,抛光后,用酒精冲洗干净备用。利用电子背散射衍射(EBSD)观测试样的晶粒尺寸。电解抛光液用体积比为HClO₄:CH₃CH₂OH=1:9的溶液。样品与阳极相连,纯铜板作为阴极材料。抛光电压为12 V,约30 s。EBSD测试在GeminiSEM500场发射电子显微镜上进行。工作电压为20 kV,工作距离约为15 mm,步长为1.7 μm。使用Channel 5软件进行数据处理,以获得材料的晶粒取向、晶粒尺寸、晶界和其他结构特征。采用场发射扫描电镜观测了钢中的夹杂物的形貌和尺寸。通过离子减薄的方式制备透射(TEM)试样,对钢中的第二相粒子的形貌进行观察。TEM测试样品经机械研磨至约70 μm,然后冲压成直径为3 mm的晶片。最后,在-20 °C的6%高氯酸酒精溶液中进行双喷稀释。在JEM-2010透射电子显微镜上通过TEM测试观察样品的微观结构。

1.3 力学性能检测

在材料的中部按照GB/T 228—2010标准进行切割制备拉伸试样,应变速率为2.5×10⁻³~2.4×10⁻⁴ s⁻¹,在万能试验机上进行拉伸试验。按照GB/T 229—2020标准制备冲击试样,试样尺寸(长×宽×高)为55 mm×10 mm×3 mm、V型缺口夹角为45°、根部半径为0.25 mm。进行夏比V型低温冲击韧性试验,实验后记录实验钢的低温冲击功。对拉伸和冲击实验结束后的试样进行切割,利用场发射电镜观测钢材的断口截面形貌。

2 结果和讨论

2.1 室温拉伸性能

图 1 显示了不同试样的抗拉强度和屈服强度的测试结果,清晰地揭示了钢材强度与卷取温度之间的关系。从图 1 中可以观察到,随着卷取温度的升高,钢材的强度整体呈现出逐渐下降的趋势。具体来看,1#试样(卷取温度 595 °C)的抗拉强度为 758.5 MPa,而 2#试样(卷取温度 610 °C)的抗拉强度略低,为 754.5 MPa,两者之间的差异并不显著。然而,当卷取温度进一步升高时,3#试样(卷取温度 625 °C)的抗拉强度出现了明显的下降,降至 728.5 MPa。这一变化表明,卷取温度对钢材的强度有着直接的影响,温度的升高可能会导致钢材内部结构的改变,从而降低了其强度。图 2 为不同卷取温度下钢材伸长率的变化情况。与抗拉强度的趋势相反,钢材的伸长率随着卷取温度的升高而逐渐增加。在较低的卷取温度下,钢材的伸长率为 17%,但随着温度的提升,伸长率逐渐上升,直至达到 22.5%。这一结果表明,卷取温度的升高使得钢材的塑性得到了改善,即在断裂前钢材能够承受更大的变形。

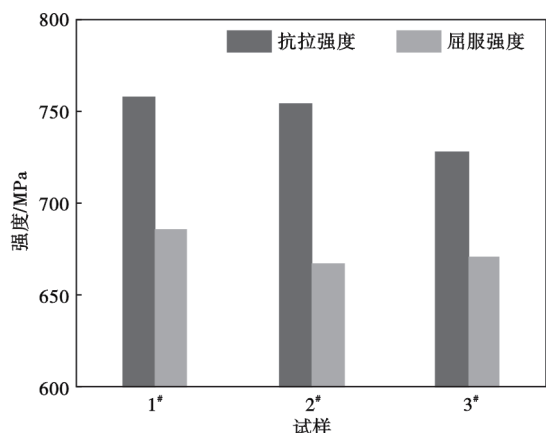


图 1 GCL700 钢(3 mm 厚)各试样的拉伸性能的变化
Fig. 1 Changes in tensile properties of each sample of GCL700 steel (3 mm thickness)

图 3(a~c)为各试样拉伸断口形貌图。各试样的断口形貌呈现典型的韧窝状^[15]。这种断口形貌表明钛微合金钢具有良好的抗拉伸性能和塑性变形能力^[15]。1#试样的拉伸断口韧窝较为密集,3#试样的断口较深并且较大。卷取温度增加,钢材的断口逐渐加深且变宽,对应着钢材强度下降,塑性增加。在高温卷取条件下,3#试样的断口则显示出更多的韧性断裂特征,如韧窝,这些特征表明材料在

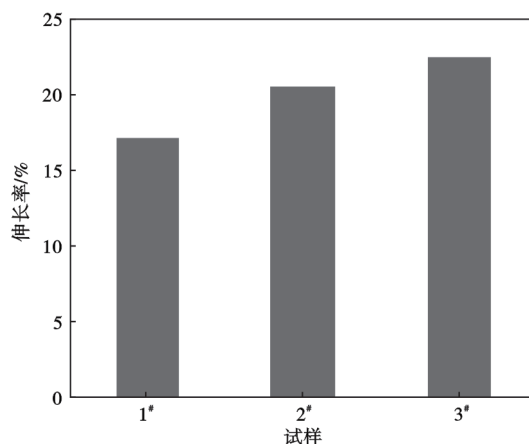


图 2 GCL700 钢(3 mm 厚)各试样伸长率变化
Fig. 2 Changes in elongation after fracture of each sample of GCL700 steel (3 mm thickness)

断裂前经历了较大的塑性变形,能够吸收更多的能量。但是较深且宽的韧窝状断口可能会导致应力集中,从而降低钢材的强度。1#试样的韧窝密集且浅,钢材的塑性较低,但强度较高。韧窝密集较浅,则可能表明材料的塑性变形能力有限,即在达到最大载荷之前,材料能够承受的塑性变形量较小。此外,密集的韧窝表明在断裂时能量的吸收可能是在较小的塑性变形范围内完成的^[16]。如图 3(d~e)在韧窝中一般有夹杂物的存在。在图 3 中能明显看到一些韧窝中存在的颗粒。从能谱图中可以看出,3#试样韧窝中是 TiS₂、TiN 等夹杂物。在韧窝中的夹杂物产生应力集中降低钢材的强度^[15]。

2.2 低温冲击(-20 °C)性能

图 4 显示了钢材在 -20 °C 条件下的低温冲击韧性测试结果。从图 4 中可以看出,随着卷取温度的升高,钢材的低温冲击韧性呈现出逐渐下降的趋势。具体来说,当卷取温度较低时,钢材的低温冲击韧性值达到最高,为 37.35 J。然而,随着卷取温度的不断上升,钢材的低温冲击韧性值开始逐步降低。最终,当卷取温度达到一定程度时,钢材的低温冲击韧性值降至最低,仅为 17.45 J。

低温冲击断口为韧窝状,各实验钢表现出明显的塑性断裂,如图 5 所示。在低温卷取后,1#试样在受到冲击时,能够形成较深的韧窝。这些较深的韧窝表明材料在断裂过程中能够吸收更多的能量,从而展现出更高的韧性。这是因为细小的晶粒能够有效地阻碍裂纹的扩展,使得裂纹在扩展过程中需要绕过更多的晶界,消耗更多的能量。因此,在低温卷取过程中,钢材的低温冲击韧性得到了提升。

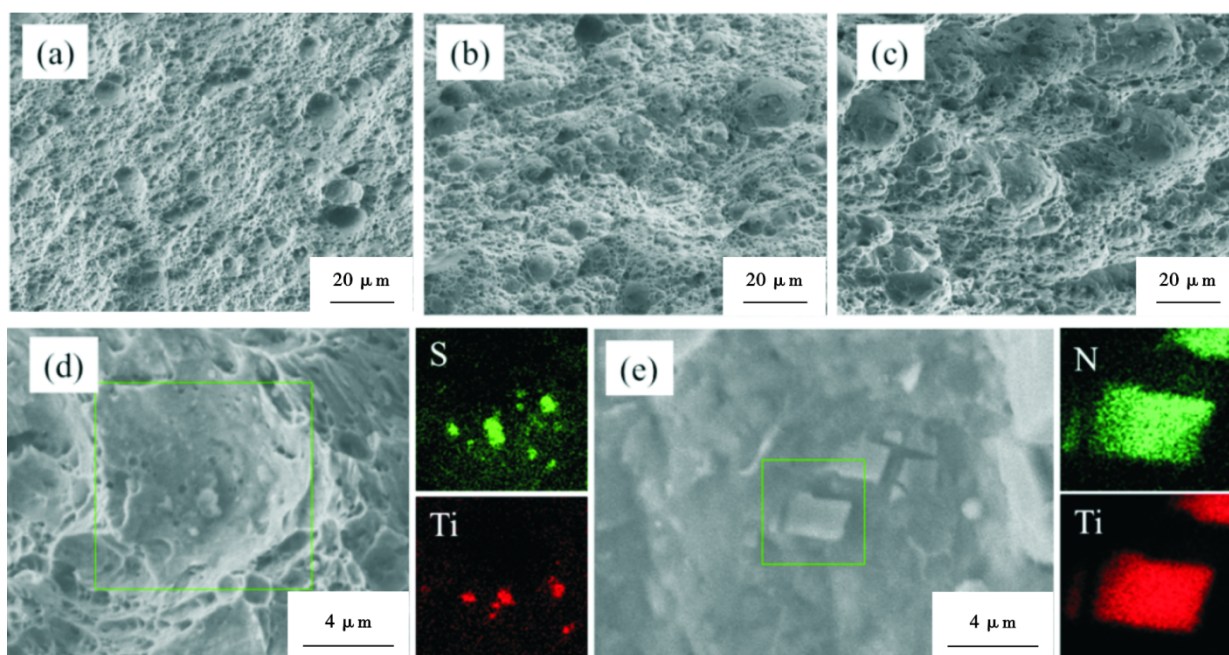


图3 GCL700钢(3 mm厚)各试样拉伸断口形貌图:(a)1#试样断口形貌图,(b)2#试样断口形貌图,(c)3#试样断口形貌图,(d~e) 3#试样韧窝中夹杂物的形貌和能谱图

Fig. 3 Morphology of tensile fractures of each sample of GCL700 steel (3 mm thickness) : (a) sample 1# fracture topography, (b) sample 2# fracture topography, (c) sample 3# fracture topography, (d-e) Morphology and energy spectra of inclusions in the sample 3#

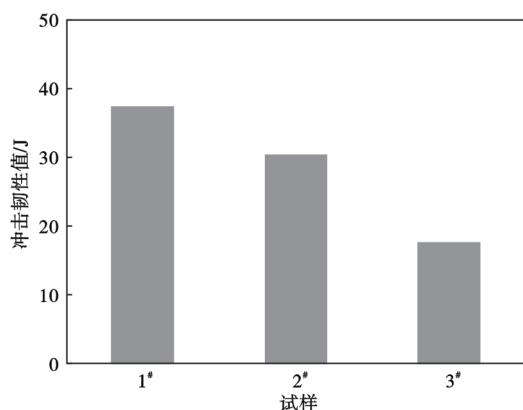


图4 GCL700钢(3 mm厚)各试样低温冲击韧性测试结果
Fig. 4 The test results of the low-temperature impact toughness of each sample of GCL700 steel (3 mm thickness)

高温卷取过程中,钢材内部的晶粒长大,晶界的阻碍作用减弱,使得裂纹在扩展时遇到的阻力减小。因此,当钢材受到冲击时,3#试样中形成的韧窝较浅,表明材料在断裂过程中吸收的能量较少,韧性降低。浅韧窝的出现通常意味着材料在冲击载荷下更容易发生脆性断裂^[17]。从韧窝断口的观测中发现,在2#,3#试样的冲击断口的韧窝中均观察到了破碎的TiN颗粒。在低温下,韧窝中第二相的破碎会减弱第二相的强化效应,从而降低钢材的抗冲击能力。当钢材遭受低温冲击时,会受到高应力和应

变速率的作用,导致断裂发生^[12]。第二相颗粒通常具有较高的硬度和脆性,容易在低温下发生破碎。当钢材受到冲击时,高应力集中在第二相颗粒周围,导致第二相颗粒的破碎和剥离^[15],降低钢材的低温冲击韧性。

2.3 显微结构表征

为了更好地观测卷取温度对钢材微观形貌的影响对各试样进行了EBSD观测,如图6所示。图6(a1, b1, c1)为试样的反极图,从图中可以看出,不锈钢为铁素体组织。图6(a2, b2, c2)显示了各试样的大小角度晶界占比。随着卷取温度的升高,钢材的大角度晶界占比由82.3%下降至68.3%,小角度晶界占比由17.7%增加至31.7%。在高温下,晶界的迁移速率增加,这有助于晶界的消除和晶粒成长。钢中小角度晶界的数量随着晶粒的长大而逐渐增加^[18]。在高温下,晶界的能量可以通过晶界扩散和重排来降低^[18]。相对于小角度晶界,大角度晶界由于晶粒边界角度变化较大,更容易迁移和消除。因此,在高温下,大角度晶界可能会逐渐减少或消失,从而降低钢中的大角度晶界的数量。大角度晶界增多,钢材的低温冲击韧性逐渐增加。裂纹在扩展过程中遇到大角度晶界时,可能会发生偏转或分支,这些过程需要消耗额外的能量,从而增加

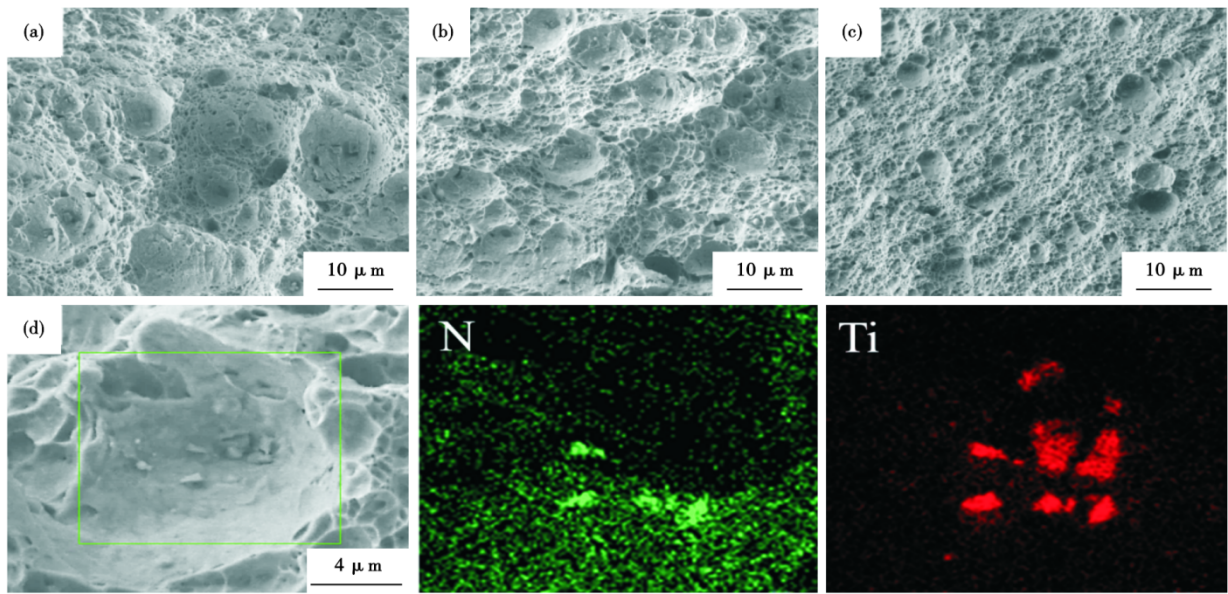


图 5 GCL700 钢(3 mm 厚)各试样低温冲击断口形貌图:(a)1#, (b)2#, (c)3#, (d)3# 试样中韧窝中夹杂物的形貌和能谱图
 Fig. 5 Morphology of low-temperature impact fractures of each sample of GCL700 steel (3 mm thickness): (a) 1#, (b) 2#, (c) 3#, (d) morphology and energy spectra of inclusions in tough nests in sample 3#

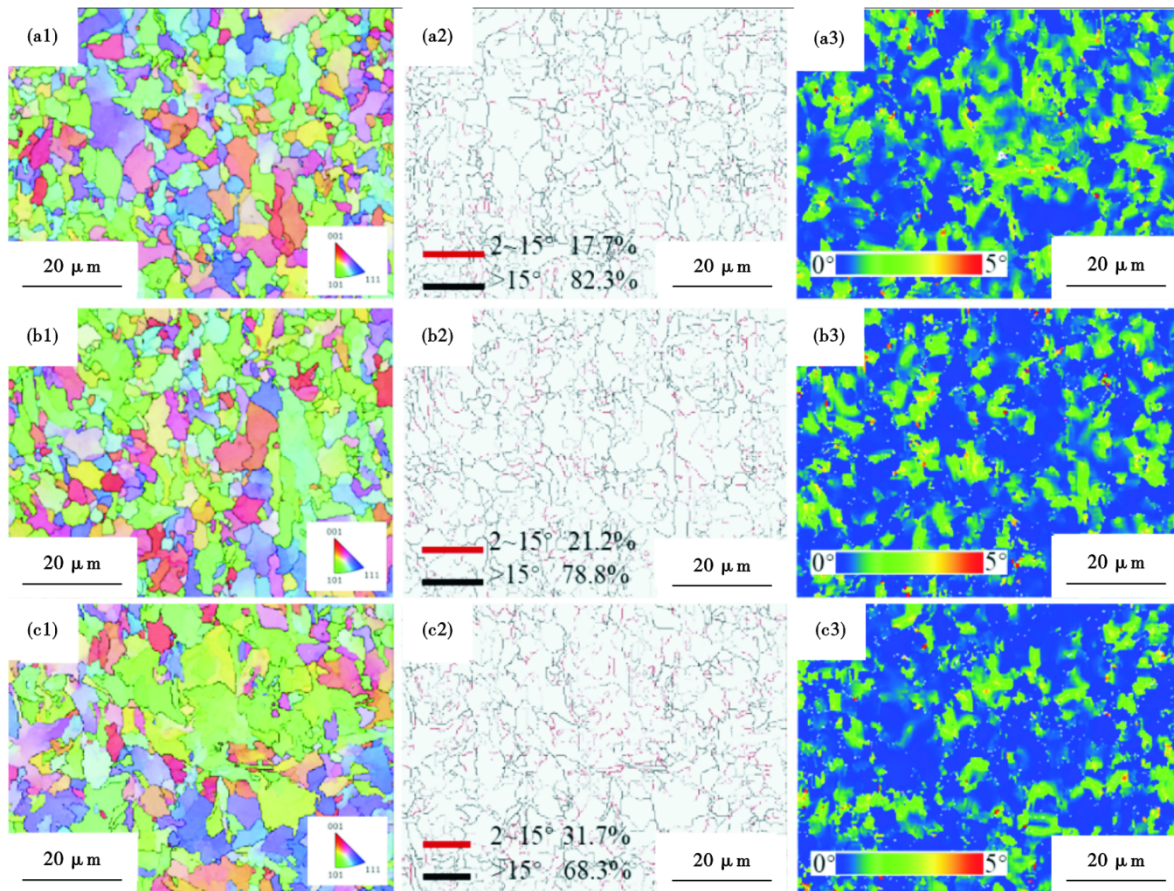


图 6 GCL700 钢(3 mm 厚)试样 EBSD 的测试结果:(a)1#; (b)2#; (c)3#; (a1, b1, c1) 钢材反极图;(a2, b2, c2) 钢材大小角度晶界图;(a3, b3, c3) 核平均位错密度图
 Fig. 6 EBSD test results of GCL700 steel (3 mm thick) : (a) 1#; (b) 2#; (c) 3#; (a1, b1, c1) steel inverse pole figure; (a2, b2, c2) steel size angle grain boundary figure; (a3, b3, c3) nuclear average dislocation density figure

了材料的断裂能,提高了冲击韧性^[19-20]。大角度晶界具有较高的位错密度和位错偏移能力,这可以通过限制位错运动来增强材料的强度和硬度^[18]。因此,当大角度晶界的占比减小时,晶界强化效应会减弱,也可能降低钛微合金钢的低温冲击韧性^[18]。

图6(a3, b3, c3)显示了各试样的平均位错密度。钢材的晶格畸变随着卷取温度的升高逐渐减小。晶格畸变通常会导致晶界的能量增加。晶界能量可以通过晶界扩散和重排来降低^[21],这可能导致晶界处的晶格畸变逐渐减小,从而降低整体的晶格畸变。在高温下,钢材的塑性变形性能增强,晶体内的畸变应力可以通过塑性变形和松弛来减小。晶格畸变可以通过晶体内的位错滑移和重排来缓解和减小^[22]。在晶粒长大过程中,晶粒之间的应变场可以得到缓解,并且随着晶粒尺寸的增大,晶格畸变逐渐减小^[21-22]。钢材的晶格畸变随着卷取温度的升高而逐渐下降,钢材的晶界结构改善。

各试样中晶粒尺寸如图7所示。钢材随着卷取温度的升高,晶粒尺寸逐渐增加。1#试样晶粒尺寸(2.6 μm)最小,3#试样晶粒尺寸(3.3 μm)最大。热激活可以促进钢材的晶粒边界迁移,随着温度的升高,钢材中的晶粒可以继续生长^[22]。晶界迁移是指晶粒边界的移动,它可以导致晶界的形状变化,从而影响晶粒尺寸^[12]。高温下的卷取过程中,晶界迁移速率增加,晶粒尺寸增大。随着卷取温度的升高,钢材中的晶粒会逐渐长大。较大的晶粒会导致断裂时裂纹扩展的路径更加直接,从而形成较深且宽的断口。温度升高,3#试样的晶粒尺寸逐渐增加。细小的晶粒有助于提高钢材的强度和韧性,而晶粒长大则会降低强度^[23]。这种晶界强化效应可以提高钢材的强度和硬度,从而增强其抗拉强度和硬度,提高钢材的抗拉能力。在低温冲击试验时,钢中的裂纹容易从晶界处逐渐扩展。较大的晶粒尺寸意味着晶界间距更大,从而提供了更长的裂纹扩展路径^[10],破坏钢材的低温冲击韧性。较大的晶粒尺寸意味着晶粒内的位错和位错堆积较多。这可能导致晶内的塑性变形能力降低,从而使材料在低温下更容易发生脆性断裂^[24]。

2.4 TEM检测

为了更清楚地了解钢材的第二相的形貌变化,对试样进行了TEM测试,如图8所示。图8(a-c)显示了各试样的位错形貌,钢中的位错密度逐渐降低,钢材的位错强化效果下降。1#试样中位错密度

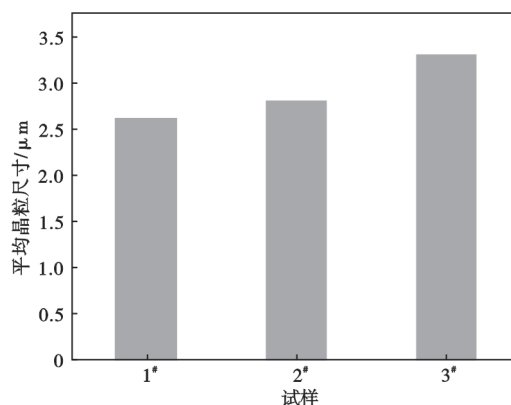


图7 GCL700钢(3 mm厚)各试样的平均晶粒尺寸

Fig. 7 Average grain size of each sample of GCL700 steel (3 mm thickness)

最高,3#试样中位错密度最低。随着卷取温度的增加,钢中的位错密度逐渐降低。1#试样的位错密度最高,这表明其内部结构较为复杂,晶格中的原子排列存在较多的不规则性。这种高位错密度使得1#试样在力学性能上表现出较高的强度,但同时也降低了其塑性。相比之下,3#试样的位错密度最低,意味着其内部结构相对较为规整,原子排列较为有序,因此,在力学性能上可能表现为较好的塑性和韧性。在较高的卷取温度下,钢材内部的原子获得更多的热能,使得位错更容易移动和消失。随着卷取温度的升高钢材的晶粒尺寸逐渐增加,较大的晶粒尺寸会导致晶粒内部的位错相互抵消,减少位错密度^[20]。此外,高温下的晶界滑移可以促使位错从晶内向晶界迁移,从而导致位错密度的降低^[20]。位错的相互累积和阻碍作用,有利于提高材料抵抗变形的能力和强度^[18]。

以2#试样为例,试样中的第二相粒子主要是Ti(C,N)-TiS₂,如图8(d)所示。低温卷取过程中,钢中的合金元素析出行为受到抑制,导致第二相粒子的种类变化不大。在较低卷取温度下,热能不足以驱动第二相粒子发生显著的粗化或转变,因此这些粒子的尺寸得以保持在一个较为稳定的水平(300~500 nm左右)。聚集在晶界处的析出相在卷取过程中可以有效的钉扎晶界并细化晶粒^[12],增加钢材的强度。晶内的析出相可以阻碍位错运动和滑移,从而提高钢材的屈服强度和抗拉强度^[12]。此外,含钛析出相可以通过阻碍位错运动,从而减少裂纹的扩展和断裂的发生,有效提高钢材在低温下的延展性和抗断裂性能,使其表现出较好的低温韧性。Ti(C,N)-TiS₂的存在可以提高材料的抗变形能力,减小在

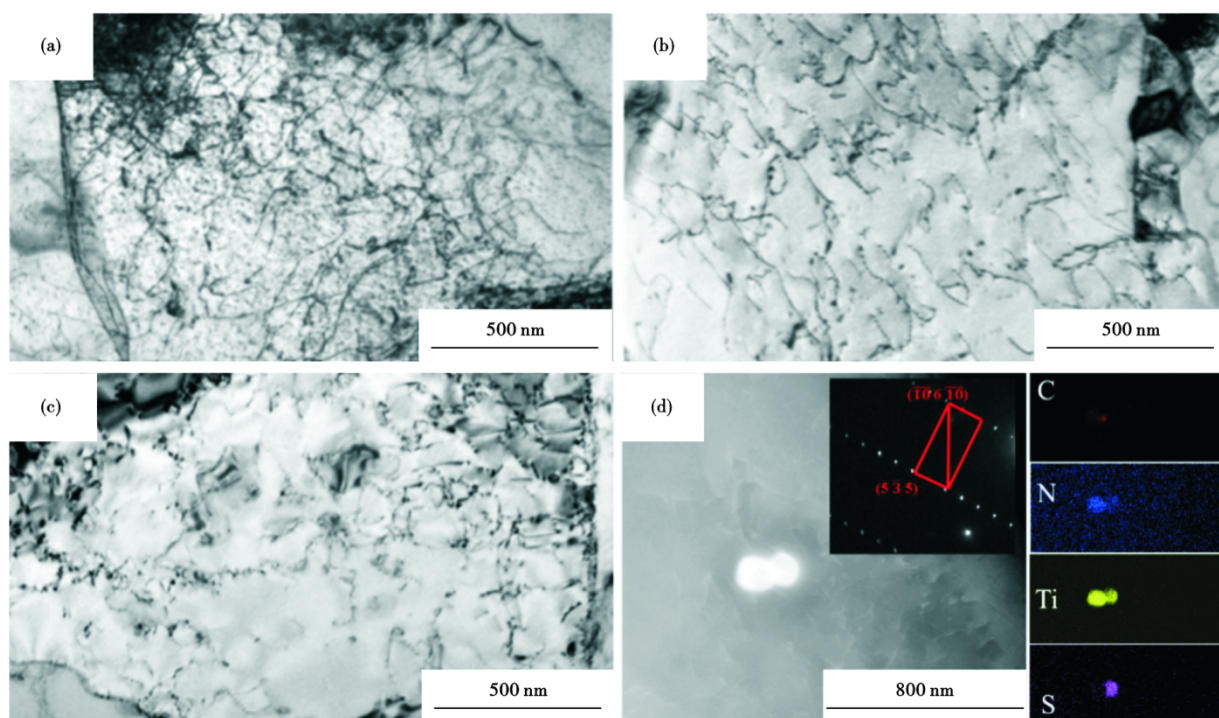


图 8 GCL700 钢(厚度 3 mm)各试样 TEM 图。(a-c)试样中位错形貌图:(a)1[#], (b)2[#], (c)3[#]; (d)2[#]试样中第二相粒子形貌图
Fig. 8 TEM diagram of each sample of GCL700 steel (thickness 3 mm). Dislocation morphology : (a) 1[#], (b) 2[#], (c) 3[#], (d) morphology diagram of the second phase particles in sample 2[#]

卷取过程中产生的变形能量^[12]。这有助于减少材料的塑性变形、应力集中和裂纹的形成,提高卷取过程的稳定性和可靠性。在卷取过程中,钢材可能会受到摩擦和磨损的影响^[19],由于具有较高的硬度含 Ti 第二相能够有效地降低钢材的磨损^[25]。

2.5 钢材夹杂物的观测

由于卷取温度较低,各试样中夹杂物的种类并未发生明显变化。图 9 为试样 1[#](a1-a3)、2[#](b1-b2)和 3[#](c1-c3)中夹杂物的形貌图。夹杂物主要为 TiN, (Mg, Al)O-TiS₂, (Mg, Al)O-MnS-TiN。大尺寸的含 Ti 夹杂物由于硬度较高,容易引发应力集中,降低钢材的韧性。含 Ti 夹杂物的存在可以作为位错和裂纹的起始点,在钢中容易增加钢材的内在缺陷,从而降低钢材的强度。此外,夹杂物也可能影响钢材的断裂方式和断裂路径,使得断裂更容易发生和扩展。这些夹杂物不仅是裂纹的起始点,还可能影响钢材的断裂方式和路径。在受力过程中,裂纹可能会沿着夹杂物与基体金属的界面扩展,使得断裂过程更容易发生和加速。图 10(a)和图 10(b)显示了试样中不同尺寸夹杂物的百分比和数量密度的统计结果。低温卷取过程中,钢中的合金元素析出行为受到抑制,导致夹杂物的种类变化不大。在较低卷取温度下,热能不足以驱动夹杂物发生显

著的粗化或转变。因此,钢中的夹杂物的形貌、种类及数量在卷取过程中并未发生明显改变。

2.6 卷取温度对含 Ti 高强钢性能的影响

随着卷取温度的升高,钢材的晶粒尺寸增加。高温下钢材中的原子活动能力增强,晶界迁移速度加快,导致晶粒逐渐长大^[12]。晶粒长大使得晶界面积极减少,位错运动的阻碍作用减弱,但在一定程度上降低了材料的变形能力。在低温下,晶界的强度降低,更容易成为裂纹源。晶粒尺寸较大时,微裂纹在晶界处的扩展路径更长,裂纹扩展速度加快,容易导致材料断裂,从而导致材料的强度下降^[10]。此外,大角度晶界随着卷取温度的升高占比下降。大角度晶界比例减少,对裂纹扩展的阻碍作用降低也是导致韧性降低的原因之一。大角度晶界可以限制晶体的滑移和位错移动,阻碍晶体的变形,从而增加材料的低温韧性^[18]。晶界是原子排列不规则的区域,相邻晶粒的取向不同导致晶界处原子错排。晶界可以阻碍位错运动,从而提高材料低温韧性。钢中的大角度晶界占比下降,减弱了大角度晶界对晶体变形的阻碍作用,降低了钢材的低温韧性^[19, 20]。随着卷取温度的升高,钢材中的晶粒会重新结晶并长大。这个过程通常伴随着晶界的重新排列,其中大角度晶界可能会转变为小角度晶

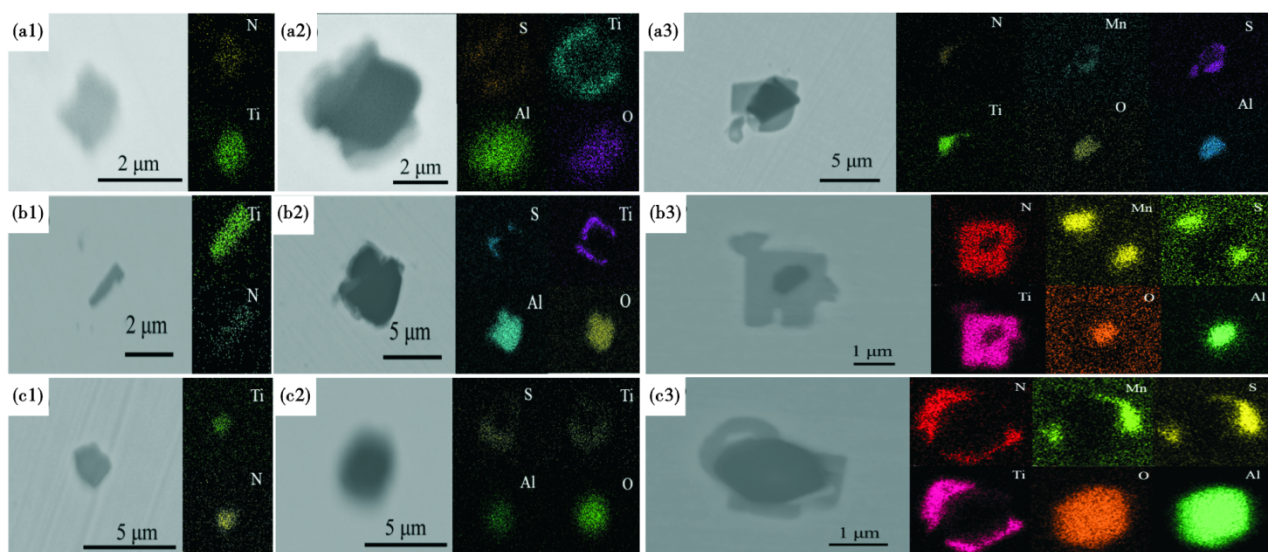
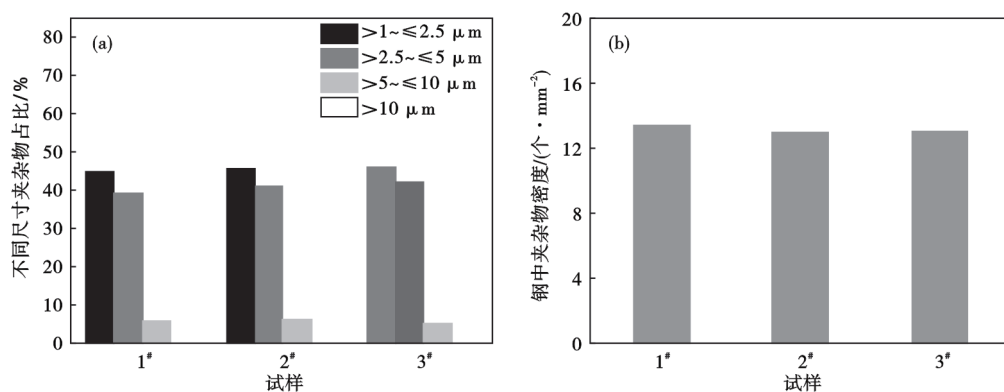
图9 GCL700钢(3 mm厚)试样中主要夹杂物的形貌:(a1~a3)1[#],(b1~b2)2[#],(c1~c3)3[#]Fig. 9 Morphology of main inclusions in GCL700 steel (3 mm thickness) sample: (a1-a3) 1[#], (b1-b2) 2[#], (c1-c3) 3[#]

图10 GCL700钢(3 mm厚)不同钛含量试样中夹杂物检测结果:(a)不同尺寸夹杂物占比,(b)夹杂物数密度

Fig. 10 Results of inclusions in GCL700 steel (3 mm thickness) samples: (a) proportion of inclusions of different sizes in different titanium content samples, (b) number density of inclusions in different titanium content samples

界^[18]。小角度晶界的晶界能较低,系统趋向于降低总的晶界能。大角度晶界减少意味着裂纹在扩展时遇到的障碍变少,裂纹可以更顺利地穿过晶界,导致材料更容易断裂。大角度晶界能够消耗更多的裂纹扩展能量,当它们的比例减少时,裂纹扩展所需的能量降低,从而降低了材料的断裂韧性^[19-20]。卷取温度升高,材料的晶格畸变程度和位错密度下降。随着卷取温度的升高,材料中的原子热运动加剧,使得原子能够更容易地移动到平衡位置,从而减少晶格中的畸变^[20]。高温下,位错可以通过攀移和滑移运动重新排列,部分位错可能会通过位错消失机制(如位错攀移和位错环的缩小)而减少^[21-22]。钢材的晶格畸变随着卷取温度的升高而逐渐下降,钢材的晶界结构改善。

随着卷取温度的升高,钢材的晶粒尺寸增加,

晶格畸变和位错密度逐渐减小,如图1~3所示。晶粒尺寸较小,位错密度较高有利于提高钢材的强度。晶粒尺寸小意味着晶界多,晶界能够阻碍位错的运动,从而提高材料的屈服强度,这种现象称为霍尔-佩奇效应^[23]。钢材的晶粒尺寸随着卷取温度的升高,呈现逐渐增加的趋势,降低了钢材的强度。较大的晶粒尺寸意味着晶界数量减少,晶界阻碍作用减弱,从而导致材料的强度降低^[10]。位错密度高意味着材料内部缺陷多,这些缺陷同样能够阻碍位错的进一步运动,从而提高材料的强度。位错在钢材中起到阻碍晶体滑移的作用^[20]。随着卷取温度的增加,钢材的位错密度逐渐降低,如图3所示,这造成了钢材强度的下降。

卷取温度为595℃时,钢材的伸长率较低,而卷取温度为625℃时,钢材的伸长率升高至22.5%。

随着卷取温度的升高,钢材的晶格畸变呈现逐渐减小的趋势,如图 1 所示。晶格畸变可以导致晶体内部的应力集中,促进裂纹的生成和扩展,降低钢材的韧性^[22]。晶格畸变降低,有利于提高钢材的常温塑性。晶格畸变是指晶格中原子排列的规则性被破坏。晶格畸变低意味着原子排列较为规则,位错运动相对容易,材料在受力时更容易发生塑性变形,因此,塑性较好^[26-27]。钢中的位错密度降低,增加了钢材的塑性变形能力^[19]。

卷取温度从 595 °C 升高到 625 °C,低温冲击韧性逐渐降低 37.35 J 逐渐下降至 17.45 J。卷取温度升高,钢材的晶粒尺寸增加,大角度晶界占比下降,如图 11 所示。大角度晶界是指晶界的错向角度较大的晶界,通常具有高能量和高位错密度^[28-29]。大角度晶界占比较高,钢材在低温冲击试验时不容易断裂,钢材的低温冲击韧性较高。大角度晶界的原子排列在界面两侧差异较大,可以有效地阻碍裂纹的扩展^[18]。当材料受到冲击载荷时,大角度晶界能够吸收更多的能量,从而提高材料的冲击韧性,特别是在低温环境下,冲击韧性对防止材料脆断尤为重要^[19-20]。此外,晶粒尺寸增大,晶界面积减小,晶界的强化作用减弱^[30-31]。由于随着卷取温度的升高,钢材的晶粒尺寸增加,导致晶内的塑性变形能力降低,材料在低温下更容易发生断裂^[10]。

图 11 是 Ti 微合金钢的强化机理图。在较低的卷取温度时,钢中的大角度晶界占比较多,位错密度较高,晶粒尺寸较小。在较低温度下,冷却速度较快,导致形成较多的大角度晶界。大角度晶界能够有效地阻碍裂纹的扩展,从而提高材料的低温韧性^[19-20]。较低温度下的卷取可以固定更多的位错,增加位错密度,这也有助于提高材料的强度。低温条件限制了晶粒的生长,导致晶粒尺寸较小。根据霍尔-佩奇效应,晶粒越小,材料的屈服强度和抗拉强度越高^[23]。而在较高的卷取温度时,钢中的大角度晶界占比较小,位错密度较低,晶粒尺寸较大。在较高温度下,晶粒有更多时间生长和重新取向,导致大角度晶界减少^[18]。较高温度下可以使位错重新排布和消除,从而降低位错密度。在较高温度下,晶粒有更多时间生长,导致晶粒尺寸较大,这会降低材料的强度^[12]。随着卷取温度的升高,钢材的强度降低,伸长率增加,冲击韧性降低。随着卷取温度的升高,晶粒尺寸增大以及位错密度降低,这些因素共同导致材料的屈服强度和抗拉强度降低。

较低晶格畸变程度意味着塑性变形时位错运动更加容易,因此,材料的伸长率增加。虽然大角度晶界在低温时有助于提高冲击韧性,但在较高温度下,大角度晶界占比下降,晶粒尺寸的增大导致的晶界数量的减少,造成了晶界对裂纹扩展的阻碍作用减弱,从而降低材料的低温冲击韧性。

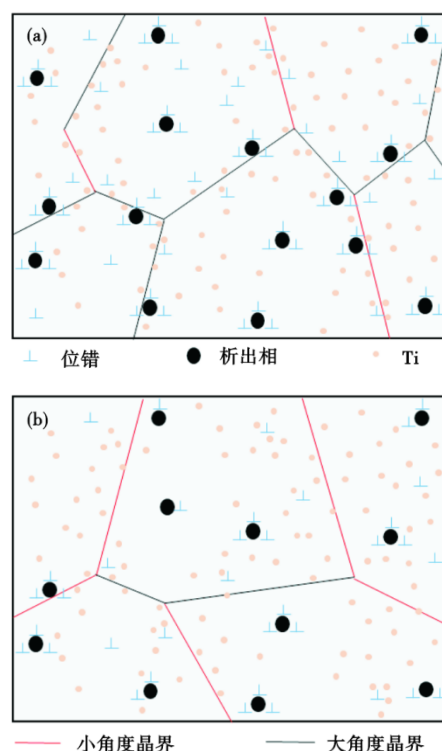


图 11 Ti 微合金钢强化机理图:(a)低卷取温度,(b)高卷取温度
Fig. 11 Ti microalloyed steel strengthening mechanism diagram : (a) low coiling temperature, (b) high coiling temperature

3 结论

1) 卷取温度为 610 °C 时,钢材的抗拉强度 (754.5±4.5) MPa,伸长率为 (20.5±0.25)%,低温冲击韧性为 (30.35±2.35) J,钢材的综合性能最好。

2) 卷取温度从 595 °C 升高到 625 °C,钢材晶粒尺寸和位错密度降低,强化作用下降,钢材的抗拉强度和屈服强度降低。卷取温度为 625 °C 时,钢材的伸长率升高至 22.5%。较低晶格畸变程度意味着塑性变形时位错运动更加容易,位错密度的下降有效防止了裂纹的扩展和脆性断裂的发生。

3) 卷取温度增加,钢材晶粒尺寸增加以及大角度晶界占比降低,晶界强化效应会减弱,降低了材料的低温冲击韧性。随着卷取温度的升高,低温冲击韧性逐渐降低 37.35 J 逐渐下降至 17.45 J。

参考文献

- [1] 韩志勇, 张明达, 徐海峰, 等. 高性能汽车钢组织性能特点及未来研发方向[J]. 钢铁, 2016, 51(2): 1-9.
- [2] 蔡 珍, 韩 斌, 谭 文, 等. 钛微合金化技术发展现状[J]. 中国冶金, 2015, 25(2): 1-5.
- [3] 王存宇, 杨 洁, 常 颖, 等. 先进高强度汽车钢的发展趋势与挑战[J]. 钢铁, 2019, 54(2): 1-6.
- [4] 彭政务. 钛微合金化热轧高强度钢板的强韧化机理研究[D]. 广州: 华南理工大学, 2016.
- [5] 霍向东, 夏继年, 李烈军, 等. 钛微合金化高强度钢的研究与发展[J]. 钢铁钒钛, 2017, 38(4): 105-112.
- [6] 祝洋洋, 宁礼奎, 段超辉, 等. Ti-Nb微合金化对超纯30%Cr超级铁素体不锈钢组织和力学性能的影响[J]. 稀有金属材料与工程, 2022, 51(5): 1845-1856.
- [7] 李 奇, 张 旭, 李晓晴, 等. Nb、Ti对耐热钢中 δ 铁素体固溶行为的影响[J]. 钢铁, 2023, 58(10): 131-139.
- [8] 关建辉, 曲锦波, 丁美良. 卷取温度对Ti-Nb微合金钢微观组织和力学性能的影响[J]. 钢铁钒钛, 2023, 44(2): 160-166.
- [9] 惠亚军, 王文军, 田志红, 等. 750 MPa级Nb-Ti-Mo复合微合金化方管用钢显微组织和力学性能[J]. 中国冶金, 2024, 34(5): 74-81.
- [10] 王小江, 孙新军, 李昭东, 等. 卷取温度对高Nb微合金钢组织、力学性能及第二相析出的影响[J]. 材料工程, 2016, 44(2): 35-42.
- [11] 何 博, 胡学文, 蒋 波, 等. 卷取温度对Ti微合金化高强耐候钢组织性能的影响[J]. 江西冶金, 2022, 42(3): 41-45.
- [12] 王 舟, 李亦庄, 何斌斌, 等. 钢铁材料中第二相颗粒强韧化的研究进展[J]. 中国材料进展, 2019, 38(3): 223-230.
- [13] 杨晓伟, 周 云, 陈焕德, 等. 钛微合金化HRB400E钢筋组织性能及强化机理[J]. 中国冶金, 2020, 30(1): 68-72.
- [14] 李 钊, 吴 润. 钢中强化析出相的理论基础及其应用研究进展[J]. 材料导报, 2020, 34(S2): 1412-1417.
- [15] 张慧云. 700 MPa微合金高强度钢的直接淬火工艺研究[D]. 沈阳: 东北大学, 2012.
- [16] Du J, Strangwood M, Davis C L. Effect of TiN particles and grain size on the charpy impact transition temperature in steels [J]. Journal of Materials Science & Technology, 2012, 28(10): 878-888.
- [17] 段 贺, 单以银, 杨 柯, 等. X80低温用高强度管线钢的工艺与组织性能试验[J]. 钢铁, 2020, 55(2): 103-111.
- [18] 胡 煜, 赖朝彬, 郑晓楠, 等. 钛微合金钢研究现状及进展[J]. 江西冶金, 2023, 43(4): 298-305.
- [19] 吴 林, 刘文胜, 张 可, 等. Ti微合金淬火钢等温回火过程中组织及硬度变化[J]. 材料热处理学报, 2023, 44(11): 184-191.
- [20] 孟 静, 常 帅, 陈嘉宇, 等. 热轧含Ti微合金钢拉伸性能及冲击韧性的改善[J]. 中国冶金, 2023, 33(2): 106-113.
- [21] Pereloma E, Wang J, Beladi H, et al. Solute segregation, clustering and interphase precipitation in Ti-Mo-Nb microalloyed steel studied by correlated electron backscattering diffraction and atom probe tomography [J]. Mater. Charact., 2024, 216: 114273-114273.
- [22] Misra R D K, Nathani H, Hartmann J E, et al. Microstructural evolution in a new 770 MPa hot rolled Nb-Ti microalloyed steel [J]. Materials Science and Engineering: A, 2005, 394(1-2): 339-352.
- [23] 霍向东, 毛新平, 董 锋. 卷取温度对Ti微合金化高强度钢力学性能的影响机理[J]. 北京科技大学学报, 2013(11): 1472-1477.
- [24] 周建川, 李红俊, 李 静, 等. 夹杂物对高强度钢冲击性能影响及优化分析[J]. 四川冶金, 2022, 44(2): 52-55.
- [25] 卢学蕾, 文 亮, 彭正波, 等. 卷取温度对Ti微合金钢力学性能的影响[J]. 安徽冶金科技职业学院学报, 2020, 30(3): 21-23.
- [26] Li Z L, Chen D, Kang J, et al. The effect of heat treatment and precipitation on grain growth of TRIP steel [J]. Steel Research International, 2018, 89(5).
- [27] Huo X D, Xia J N, Li L J, et al. A review of research and development on titanium microalloyed high strength steels [J]. Materials Research Express, 2018, 5(6): 062002.
- [28] Li Y, Po G, Cui Y N, et al. Prismatic-to-basal plastic slip transition in zirconium [J]. Acta Materialia, 2023, 242: 118451.
- [29] Sun Y H, Ren Y N, Cheng Y F. Dissociative adsorption of hydrogen and methane molecules at high-angle grain boundaries of pipeline steel studied by density functional theory modeling [J]. International Journal of Hydrogen Energy, 2022, 47(97): 41069-41086.
- [30] 陈玉凤, 张俊粉, 薛启河, 等. 氮含量与终轧温度对钛微合金化高强度CGLC700低温冲击韧性的影响[J]. 特殊钢, 2024, 45(3): 40-48.
- [31] 田 帅, 张雪凌, 刘振宝, 等. Nb微合金化对Cr-Co-Ni-Mo系超高强度不锈钢腐蚀疲劳性能的影响[J]. 特殊钢, 2024, 45(1): 103-110.