

· 形变与相变 ·



奥氏体化温度对 2 200 MPa 级超高强度钢 组织和性能的影响

周 蕾, 王 飞, 张 昊

(宝钢特种冶金有限公司技术中心, 上海 200940)

摘 要:通过力学试验、光学显微镜(OM)、扫描电镜(SEM)等研究了新型 2 200 MPa 级超高强度钢经不同奥氏体化温度处理后的组织和力学性能。结果表明,随着奥氏体化温度升高,强度和韧性先提升后下降。当奥氏体化温度为 940 °C 时,可以得到良好的强韧性配合,其中抗拉强度为 2 222.5 MPa,屈服强度为 1 725.5 MPa,断后伸长率为 11%,断面收缩率为 42.5%,冲击功为 51.05 J。在较低的奥氏体化温度下,冲击断口形貌主要为孔洞聚合型韧窝,晶粒尺寸细小。在断口中观测到细小的二次相(直径仅 0.75 μm),经相图计算和 EDS 能谱分析,推测二次相为 $M_{23}C_6$;随着奥氏体化温度升高,冲击断口形貌向韧窝+准解理复合型转变,断口中二次相消失,晶粒逐渐粗化。

关键词:奥氏体化温度; 2 200 MPa 级超高强度钢; 力学性能; 微观组织

DOI:10. 20057/j. 1003-8620. N250569 **中图分类号:**TG133

Effect of Austenitizing Temperature on Microstructure and Properties of 2 200 MPa Grade Ultra-High Strength Steel

Zhou Lei, Wang Fei, Zhang Hao

(Technical Center of Baowu Special Metallurgy Co., Ltd., Shanghai 200940, China)

Abstract: The microstructure and mechanical properties of a new 2 200 MPa grade ultra-high strength steel after different austenitizing temperature treatments were investigated through mechanical tests, optical microscopy (OM), scanning electron microscopy (SEM), and other methods. The results showed that the strength and toughness and plasticity first increased and then decreased with the increase of austenitizing temperature. At 940 °C austenitizing temperature, the optimal strength-toughness balance was achieved, with a tensile strength of 2 222.5 MPa, a yield strength of 1 725.5 MPa, an elongation after fracture of 11%, a reduction of area of 42.5%, and an impact energy of 51.05 J. At lower austenitizing temperatures, the impact fracture morphology was primarily characterized by hole-aggregating toughness dimples with fine grain size. Fine secondary phases (with a diameter of only 0.75 μm) were observed on the fracture surface. Based on phase diagram calculations and EDS (energy spectrum analysis), the secondary phase was identified as $M_{23}C_6$. With increasing austenitizing temperature, the morphology of the impact fracture surface transitioned to a combination of dimples and quasi-cleavage, accompanied by the disappearance of secondary phases and gradual coarsening of grains.

Key Words: Austenitizing Temperature; 2 200 MPa Grade Ultra-high Strength Steel; Mechanical Properties; Microstructure

目前,世界上 95% 以上的飞机起落架都是采用超高强度钢制造,超高强度钢的抗拉强度一般需达到 1 620 MPa 或更高,主要用于航空航天领域起落架、机身结构、导弹与火箭,汽车工业领域车身结构件、底盘组件等^[1]。面对民航客机降低运营成本、减重增程、减少碳排放等需要,提高超高强度钢的比强度和比刚度至关重要。目前,起落架用钢主要为 2 000 MPa 级 300M 钢,300M 钢已经研制应用超过半个世纪,难以适应起落架系统减重要求,2 200 MPa

级以上的超高强度钢成为研究热点。

在 300M 基础上进行成分优化设计,将 $w[Cr]$ 从 0.80% 提高到 3.00% 左右,可以细化晶粒、抑制高温转变产物的形成等,从而提高钢的强度和硬度;将 $w[Ni]$ 从 1.80% 提高到 5.00% 左右,可以促进晶粒细化、增加晶界数量,镍的固溶强化机制可以提高材料的强度而不影响韧性^[2];将 $w[Mo]$ 从 0.40% 提高到 1.00% 左右,Mo 的添加可以促进钢的二次硬化,提高钢的硬度和强度,且不损害钢的韧

基金项目: 国家重点研发计划 No.2022YFB3705200

作者简介: 周 蕾(1996—),女,硕士,工程师; **E-mail:**790015@baosteel.com; **收稿日期:**2025-11-07

Editorial Office of Special Steel. OA under CC BY-NC-ND 4.0

塑性^[3];在300M钢基础上添加3%左右的 $w[\text{Co}]$,添加Co可以提高钢的强度和硬度,Co还可以减缓 M_{23}C_6 颗粒的粗化过程,从而提高钢的强度和稳定性^[4];降低Si和Mn含量,有助于提高钢的塑性和韧性^[5-6]。

在300M钢基础上开发的新一代2 200 MPa级超高强度钢为中合金钢,合金含量较同强度级别的超高强度钢更低,成本相对也更低,且具有优异的综合性能,具有2 200 MPa以上的抗拉强度,1 700 MPa以上的屈服强度,以及良好的韧塑性,U型缺口冲击功高于30 J。

奥氏体化温度不仅影响未溶碳化物的分布及尺寸,还决定性地影响奥氏体晶粒尺寸,合理的奥氏体化温度可使钢获得良好的强韧性配合。王飞等^[7]研究发现2 000 MPa强度级别的含W二次硬化超高强度钢的最佳奥氏体化温度为1 060 °C,于林然等^[8]研究发现950 °C是新型低成本2 000 MPa强度级别40CrMnSi2Mo钢的优选奥氏体化温度,李建新等^[9]研究发现2 000 MPa强度级别的40CrMnSiB钢的最佳奥氏体化温度为920 °C。张鹏杰等^[10]研究发现2 200 MPa级别的Fe-10Co-10Ni-2.5Mo-1Cr超高强度钢在1 025 °C淬火时能够获得最高强度,抗拉强度为2 244 MPa。

对于新一代低成本的2 200 MPa级中合金超高强度钢的奥氏体化温度的研究少之又少,因此,通过研究奥氏体化温度对2 200 MPa级超高强度钢的组织 and 力学性能的影响,以期对生产中制定该钢的最佳热处理工艺提供理论依据。

1 试验材料及方法

试验钢采用6 t真空感应炉+真空自耗炉熔炼,其化学成分(质量分数)%为:0.41~0.43C, 4.90~5.10Ni, 2.90~3.10Cr, 0.90~1.10Mo, 2.90~3.10Co, $\leq 0.001\text{S}$, $\leq 0.005\text{P}$, Fe余量。 $\phi 610$ mm钢锭进行高温均匀化扩散,通过4 500 t锻机锻造成 $\phi 300$ mm棒材。

力学性能试样和金相组织试样的热处理工艺见表1。力学拉伸试样为直径 $d=5$ mm, $l=5d$,试验标准为GB/T 228.1—2021,测试设备型号为万测万能试验机ETM305E;冲击试样为夏比U型缺口冲击试样,试验标准为GB/T 229—2020,测试设备型号为MPX-450型摆锤式冲击试验机;使用Zeiss Sigma HD型场发射扫描电子显微镜对冲击断口进行微观组织观察,使用Leica DM 6000M金相显微镜进行金相组织观察和晶粒度分析。

2 试验结果

2.1 相图模拟计算及显微组织

使用Thermo-Calc软件对试验钢进行相图模拟计算,如图1和图2所示,从模拟计算的相图可以看到试验钢的 Ac_3 为867 °C,固相线为1 427 °C, M_{23}C_6 析出温度为867 °C, M_7C_3 析出温度为877 °C, M_3C_2 析出温度为551 °C,MC析出温度为237 °C。试验钢在650 °C下进行高温回火的显微组织如图3所示,主要为回火索氏体组织,是由等轴状铁素体和细粒状碳化物构成的复相组织。

2.2 不同奥氏体化温度对力学性能的影响

图4(a)(b)分别为860~1 100 °C处理后试验钢

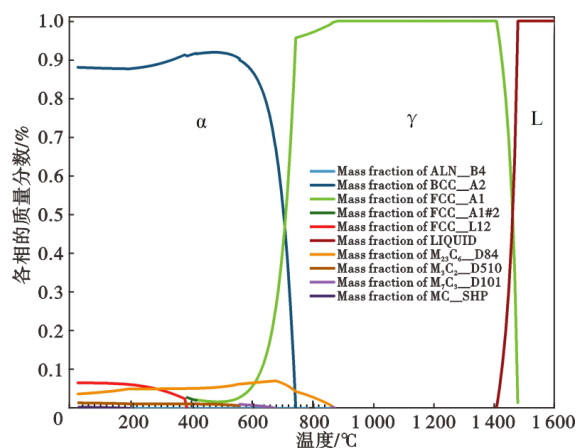


图1 2 200 MPa级超高强度钢相图计算

Fig. 1 Calculation of phase diagram of 2 200 MPa Ultra High Strength Steel

表1 2 200 MPa级超高强度钢试验项目及热处理工艺

Table 1 Experimental Items and Heat Treatment Process of 2 200 MPa Grade Ultra-High Strength Steel

测试性能	热处理工序	温度/°C	时间/min	冷却方式
室温拉伸及U型缺口冲击	正火	950	90	空冷
	淬火	860、900、940、980、1 020、1 060、1 100	75	油冷
	深冷	-73	100~150	空冷
	回火	160	180	空冷
晶粒度	淬火	860、900、940、980、1 020、1 060、1 100	60	油冷

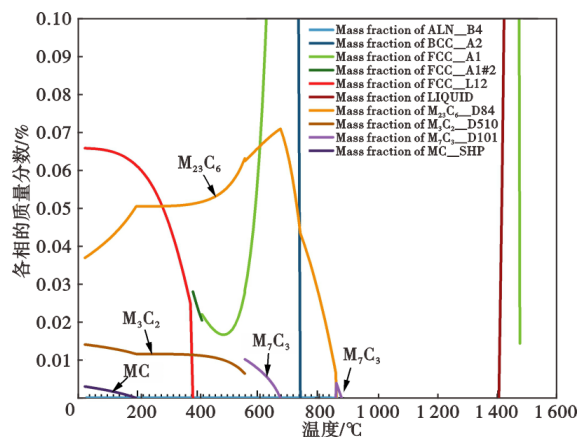


图2 2 200 MPa级超高强度钢碳化物相图理论计算
Fig. 2 Theoretical calculation of carbide phase diagram in 2 200 MPa Ultra High Strength Steel

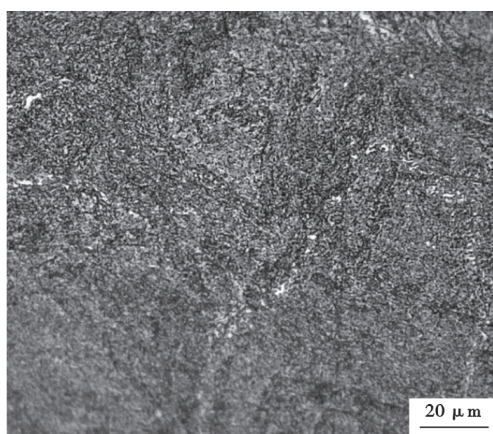


图3 2 200 MPa级超高强度钢退火态显微组织
Fig. 3 Microstructure of 2 200 MPa Ultra High Strength Steel in annealed state

的强度和韧性变化曲线。

2.3 不同奥氏体化温度下冲击断口分析

图5为不同奥氏体化温度处理下的冲击试样的

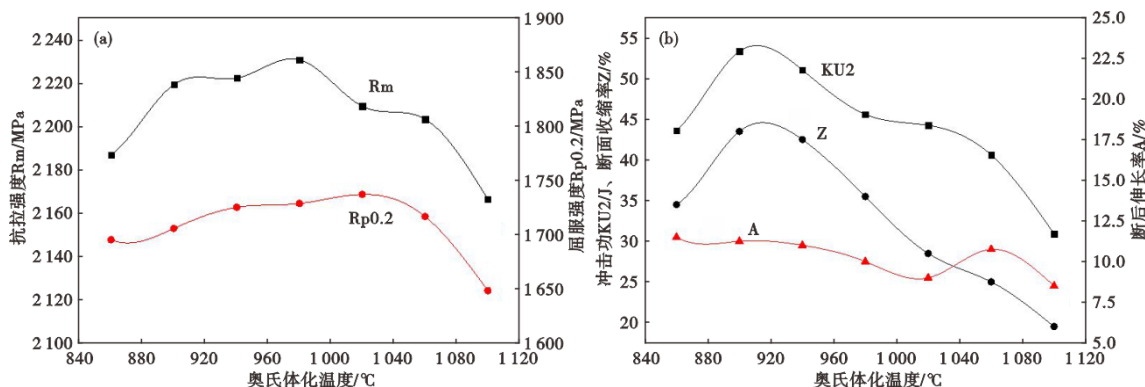


图4 2 200 MPa级超高强度钢奥氏体化温度对强度(a)和韧性(b)的影响

Fig. 4 The influence of austenitizing temperature on strength (a) and toughness and ductility (b) of 2 200 MPa Ultra High Strength Steel

断口形貌。

另外当奥氏体化温度在 940 °C 及以下时,在断口中发现了未溶的二次相。图6为奥氏体化温度为 940 °C时断口中发现的二次相,二次相直径大约为 0.75 μm。经 EDS 能谱分析,结合 Thermo-Calc 软件模拟计算的结果及相关文献类似成分体系超高强度钢的碳化物分析^[9],如图7所示,二次相为含 Mo 和 Cr 的碳化物 $M_{23}C_6$ 。

2.4 不同奥氏体化温度对晶粒度的影响

图8为 860~1 100 °C保温 1 h 油淬处理后得到的试验钢的晶粒度照片。使用 JmatPro 软件计算试验钢的晶粒尺寸随奥氏体化温度变化的曲线,使用 Nano Measurer 粒径分布计算软件测量各奥氏体化温度油淬后的晶粒尺寸,绘制得到图9。

3 讨论

分析奥氏体化温度对力学性能的影响,由图2碳化物的相图可知,随着奥氏体化温度的提高,更多的碳化物溶解进入奥氏体,这些碳化物在随后的回火过程中以更小的颗粒析出,这种细小碳化物的沉淀强度显著提高了材料的屈服强度和抗拉强度。如图4(a)所示,随着奥氏体化温度升高,试验钢的抗拉强度和屈服强度先增加后下降,在 980 °C左右抗拉强度达到峰值 2 231 MPa,在 1 020 °C左右屈服强度达到峰值 1 738 MPa。随着奥氏体化温度进一步提高,奥氏体晶粒变得过大,淬火形成的马氏体粗大,晶粒粗化引起的强度下降超过了沉淀强化的效果,从而强度下降。

由图4(b)可知,随着奥氏体化温度升高,断面收缩率和冲击性能先增加后下降,在 900 °C左右断面收缩率、断后伸长率和冲击性能均达到峰值,分

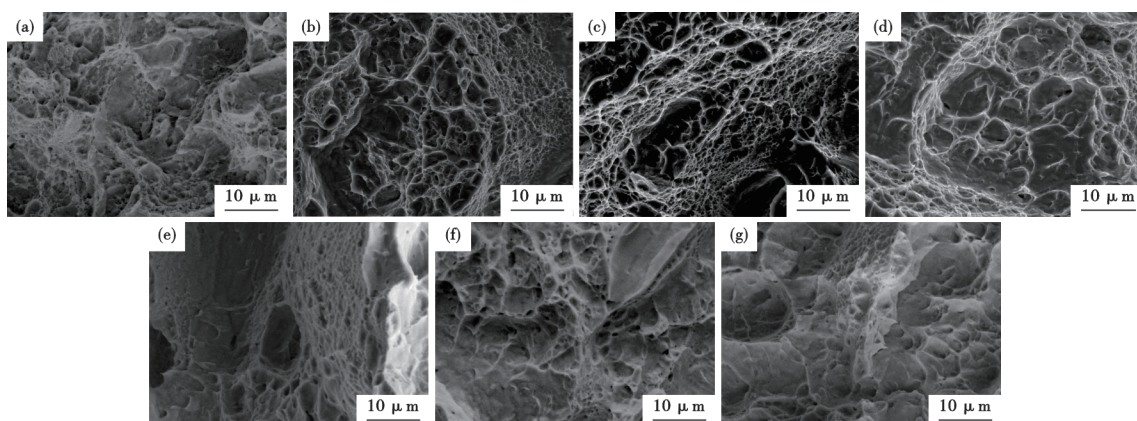


图 5 奥氏体化温度对冲击断口形貌的影响:(a)860 °C, (b)900 °C, (c)940 °C, (d)980 °C, (e)1 020 °C, (f)1 060 °C, (g)1 100 °C
 Fig. 5 The effect of austenitizing temperature on the impact fracture morphology : (a) 860 °C, (b) 900 °C, (c) 940 °C, (d) 980 °C, (e) 1 020 °C, (f) 1 060 °C, (g) 1 100 °C

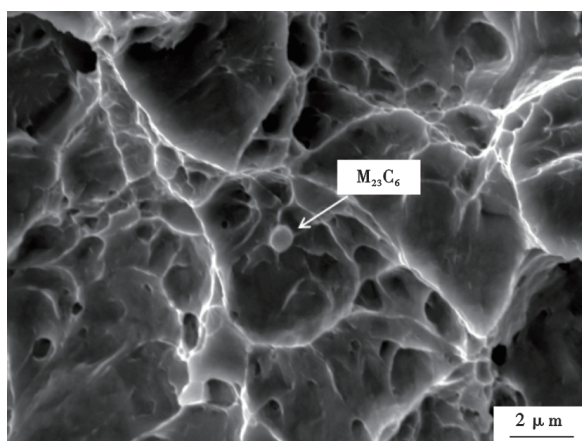


图 6 奥氏体化温度为 940 °C 时断口中的二次相
 Fig. 6 Secondary phase in the fracture at an austenitizing temperature of 940 °C

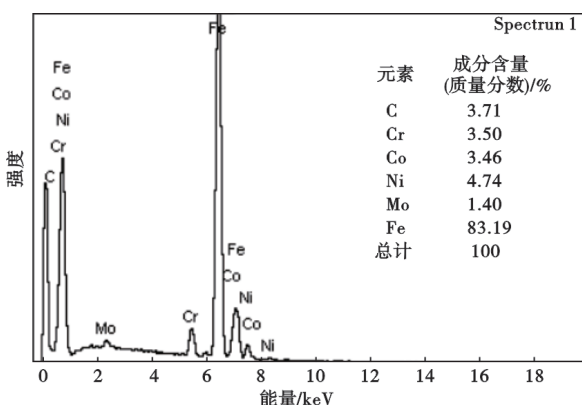


图 7 奥氏体化温度为 940 °C 时断口中的二次相 EDS 能谱分析结果
 Fig. 7 EDS analysis results of secondary phase in fracture surface at austenitizing temperature of 940 °C

温度适中时,奥氏体晶粒长大速度较慢,晶粒尺寸相对较小且均匀^[7],淬火后形成细小的马氏体晶粒,可以改善塑性;较高的奥氏体化温度有助于更完全的奥氏体化,使得原始组织中的铁素体和珠光体完全转化为奥氏体,淬火后形成均匀的马氏体结构,减少微观缺陷比如条带,从而提高塑性。另外,奥氏体化温度提高,会导致更多的残余奥氏体保留下来,适当的残余奥氏体含量也有助于提高材料的塑性。但奥氏体化温度继续升高,会导致大量碳化物溶解^[8],钉扎晶界作用减弱,会导致晶粒迅速粗化,晶界减少,材料更容易断裂,从而塑性下降。综合强度和塑性,奥氏体化温度为 940 °C 时,可以得到最好的强韧性配合。

分析奥氏体化温度对试验钢冲击断口的影响,从图 5(a)-(c)可以看出,奥氏体化温度为 860~940 °C 时,冲击断口为韧窝型断口^[11],韧窝特征的形成机理为孔洞聚集,即显微孔洞生核、长大、聚集直至断裂。在 860~940 °C 温度区间内,韧窝小而深,试验钢具有较好的韧性。在 940 °C 的断口中观察到细小的二次相 $M_{23}C_6$ 。随着奥氏体化温度升高,韧窝逐渐变大变浅,数量也变少。当奥氏体化温度升高到 980 °C 时,如图 5(d) 所示,冲击断口呈现韧窝和准解理的混合断口,未观察到二次相。准解理断口特征为存在细小的解理平面,河流花样短而弯曲,支流较少,周围撕裂棱明显^[12]。当奥氏体化温度升高到 1 060 °C 时,冲击断口以准解理特征为主。当奥氏体化温度升高到 1 100 °C 时,断口形貌表现为典型的准解理断裂,只观察到有少量小而浅的韧窝存在,此时韧性最低,出现了回火马氏体脆性。

别为 43.5%, 11.0% 和 53 J;断后伸长率在 1 020 °C 存在一个低谷。随着奥氏体化温度升高,且奥氏体化

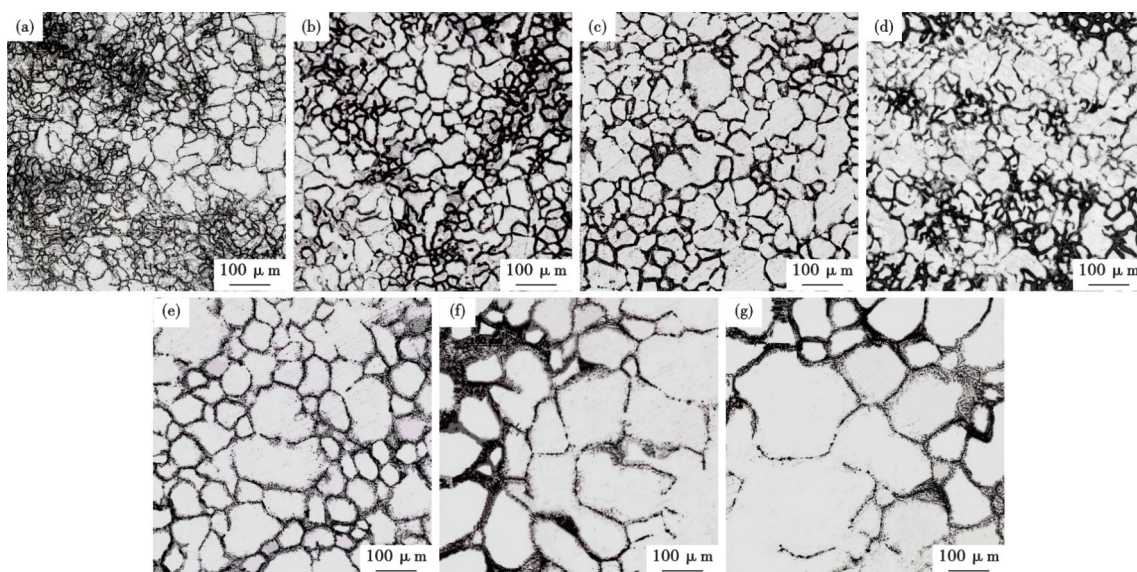


图 8 奥氏体晶粒形貌随奥氏体化温度的变化:(a)860 °C, (b)900 °C, (c)940 °C, (d)980 °C, (e)1020 °C, (f)1060 °C, (g)1100 °C

Fig. 8 The variation of austenite grain morphology with austenitizing temperature : (a) 860 °C, (b)900 °C, (c)940 °C, (d)980 °C, (e)1020 °C, (f)1060 °C, (g)1100 °C

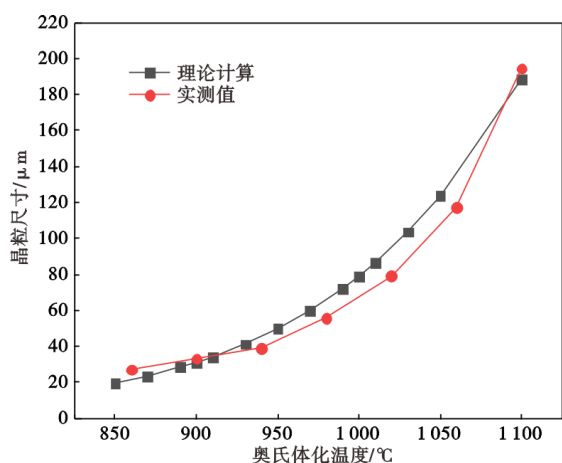


图 9 理论计算和实际的晶粒尺寸随奥氏体化温度变化的曲线

Fig. 9 Theoretical calculating and actual grain size curves as a function of austenitizing temperature

分析奥氏体化温度对晶粒度的影响,由图 8 和图 9 可以看出,随着奥氏体化温度升高,晶粒逐渐粗大。当奥氏体化温度低于 980 °C 时,晶粒尺寸增长较为缓慢;当奥氏体化温度超过 980 °C 时,晶粒迅速增长。试验得到的晶粒尺寸整体变化趋势与理论计算基本一致。另外从图 8(a)-(c) 可以发现,当奥氏体化温度为 860 °C 时,尽管晶粒整体比较细小,但是奥氏体晶粒的尺寸大小不一,奥氏体化温度升高到 940 °C,奥氏体晶粒大小较为均匀。这是因为随着奥氏体化温度升高,高温提供了足够的能量,晶

界迁移更加容易,从而促使小晶粒被大晶粒吞噬,晶粒大小逐渐变得均匀。但奥氏体化温度进一步提高,也会导致晶粒粗化更加显著。试验钢中碳化物形成元素有 Mo、Cr,随着奥氏体化温度升高,碳化物溶入奥氏体的量增加,碳化物对晶界的钉扎作用削减,失去了对奥氏体晶粒长大的抑制作用^[13],晶粒长大迅速。

4 结论

1) 在 860~1100 °C 进行奥氏体化时,试验钢的抗拉强度、屈服强度、断面收缩率和冲击功均随奥氏体化温度升高先增加后下降,但各项性能达到峰值的温度不同。综合强度和塑性,奥氏体化温度为 940 °C 时,可以得到最好的强韧性配合,其中抗拉强度为 223 MPa,屈服强度为 1726 MPa,断后伸长率为 11%,断面收缩率为 42.5%,冲击功为 51 J;

2) 不同奥氏体化温度下的冲击断口形貌由孔洞聚合型韧窝逐渐向韧窝+准解理复合型演变。奥氏体化温度在 940 °C 及以下时,在冲击断口中发现了未溶的二次相,二次相主要为含 Mo 和 Cr 的碳化物。

3) 随着奥氏体化温度升高,奥氏体晶粒逐渐粗大。当奥氏体化温度低于 980 °C 时,晶粒尺寸增长较为缓慢;当奥氏体化温度超过 980 °C 时,晶粒迅速增长。另外,当奥氏体化温度升高到 940 °C 时,奥

氏体晶粒大小较为均匀,可以获得超高强度钢的最佳的综合性能。

参考文献

- [1] 赵 博,许广兴,贺 飞,等. 飞机起落架用超高强度钢应用现状及展望[J]. 航空材料学报, 2017, 37(6): 1-6.
- [2] Pratomo S B, Oktadinata H, Widodo T W. Effect of nickel additions on microstructure evolution and mechanical properties of low-alloy Cr-Mo cast steel [J]. IOP Conference Series: Materials Science and Engineering, 2019, 541(1):012050.
- [3] 镇 凡,刘 静,贾 涓,等. Mo、B对低合金高强钢组织和性能的影响[J]. 武汉科技大学学报, 2010, 33(1):53-57.
- [4] 马少海,厉 勇,王春旭,等. Co元素对300M钢组织和性能的影响[J]. 金属热处理, 2015, 40(7): 120-124.
- [5] Tenerowicz M, Sułowski M. The effect of Mn content on the structure and properties of PM Mn steels[J]. Archives of Metallurgy and Materials, 2017, 62(4): 2153-2163.
- [6] Kovačić M, Župerl U. Modeling of tensile test results for low alloy steels by linear regression and genetic programming taking into account the non-metallic inclusions [J]. Metals, 2022, 12 (8) : 1343.
- [7] 王 飞,张英杰,杨卓越. 奥氏体化温度对W、Mo强化超高强度钢强韧性的影响[J]. 金属热处理, 2015, 40(7): 130-132.
- [8] 于林然,刘 赓,杨卓越,等. 奥氏体化温度对空冷条件下40CrMnSi2Mo钢组织与力学性能的影响[J]. 金属热处理, 2024, 49(12):1-8.
- [9] 李建新,王 飞,翟羽佳,等. 热处理对40CrMnSiB低合金超高强度钢组织和性能的影响[J]. 特殊钢, 2020, 41(2): 47-49.
- [10] 张鹏杰,王春旭,厉 勇,等. 淬火温度对2200 MPa级超高强度钢力学性能与微观组织的影响[J]. 金属热处理, 2021, 46(1): 70-74.
- [11] 赵 磊,刘宪民,雍岐龙,等. 热处理对DT300低合金超高强度钢组织和性能的影响[J]. 特殊钢, 2007, 28(2): 29-30.
- [12] 范新超,王春旭,厉 勇,等. 回火温度对超高强度35Cr3Ni2SiMnMoVA钢组织与性能的影响[J]. 金属热处理, 2017, 42(4): 95-98.
- [13] 靳芳芳,王毛球,惠卫军,等. 奥氏体化温度对25CrNi3MoV钢的组织与力学性能的影响[J]. 大型铸锻件, 2007(1): 11-13.