



等温热处理对 690 合金组织均匀性及力学性能的影响

丰 涵¹, 顾 洋¹, 宋志刚¹, 王俊彩¹, 徐长征², 焦云杰³

(1 钢铁研究总院有限公司特殊钢研究院, 北京 100081; 2 宝武特种冶金有限公司, 上海 200940;

3 中国建筑材料科学研究总院有限公司玻璃固化工程技术中心, 北京 100044)

摘 要: 针对玻璃固化焦耳炉电极所服役的复杂环境, 为保证 690 合金电极材料的组织均匀性和性能稳定性, 通过 OM、SEM 和室温拉伸等测试手段, 研究了等温热处理温度 (600、800、1 000、1 100、1 200 °C) 对合金奥氏体晶粒尺寸、碳化物溶解情况等显微组织及力学性能的影响。结果表明, 690 合金奥氏体晶粒尺寸随着温度升高而长大, 600~1 000 °C 时长大缓慢, 平均晶粒尺寸由 48.13 μm 增至 64.37 μm。1 100 °C 时晶粒急剧粗化, 平均尺寸长大至 225.21 μm, 1 200 °C 时进一步粗化至 254.72 μm。等温温度对第二相的成分、数量与分布有显著影响。600~800 °C 时, 合金晶界及晶内分布有大量第二相, 晶界处主要为 M₂₃C₆, 弥散颗粒状第二相为 M₂₃C₆ 与 Ti(CN) 的混合物。温度 > 1 000 °C 时, 晶界处第二相基本消失, 基体中仅有少量颗粒状第二相, 且 Ti 元素含量降低。温度变化主要影响合金的抗拉强度和断面收缩率, 随温度升高抗拉强度降低, 当温度由 1 000 °C 升高至 1 100 °C 时, 抗拉强度从 638 MPa 大幅降至 587 MPa, 这主要是因为晶粒急剧粗化, 导致细晶强化效果减弱; 断面收缩率呈现“先升后降”趋势, 1 000 °C 达到峰值 78.5%。该研究为玻璃固化焦耳炉电极用 690 合金的固溶处理工艺优化提供了实验依据。

关键词: 690 合金; 等温热处理; 晶粒尺寸; 第二相; 力学性能

DOI:10. 20057/j. 1003-8620. N250537 中图分类号: TG141

The Effect of Isothermal Heat Treatment on the Microstructural Homogeneity and Mechanical Properties of 690 Alloy

Feng Han¹, Gu Yang¹, Song Zhigang¹, Wang Juncai¹, Xu Changzheng², Jiao Yunjie³

(1 Special Steel Research Institute Central Iron & Steel Research Institute Co., Ltd., Beijing 100081, China;

2 Baowu Special Metallurgy Co., Ltd., Shanghai 200940, China; 3 China Building Materials

Academy Co., Ltd., Beijing 100044, China)

Abstract: In view of the complex service environment of the electrode in the Joule furnace for vitrification, to ensure the microstructural uniformity and performance stability of the 690 alloy electrode material, the effects of isothermal heat treatment temperatures (600 °C, 800 °C, 1 000 °C, 1 100 °C, and 1 200 °C) on the microstructure including austenite grain size and carbide dissolution, as well as mechanical properties of the alloy were investigated using testing methods such as optical microscopy (OM), scanning electron microscopy (SEM), and room-temperature tensile test. The results show that the austenite grain size of the 690 alloy increases with the rise of temperature. From 600 °C to 1 000 °C, the grain growth is slow, and the average grain size increases from 48.13 μm to 64.37 μm. At 1 100 °C, the grains coarsen sharply, with the average size increasing to 225.21 μm, and further coarsening to 254.72 μm at 1 200 °C. The isothermal temperature significantly affects the composition, quantity, and distribution of the second phase. Between 600 °C and 800 °C, a large number of second phases are distributed at the grain boundaries and within the grains of the alloy; the main phase at the grain boundaries is M₂₃C₆, while the dispersed granular second phases are a mixture of M₂₃C₆ and Ti(CN). When the temperature exceeds 1 000 °C, the second phase at the grain boundaries basically disappears, and only a small amount of granular second phase remains in the matrix, and the titanium content decreases. Temperature variation mainly affects the tensile strength and reduction of area of the alloy. The tensile strength decreases with increasing temperature; when the temperature rises from 1 000 °C to 1 100 °C, the tensile strength drops significantly from 638 MPa to 587 MPa, which is mainly attributed to the sharp coarsening of grains leading to a reduction in the grain refinement strengthening effect. The reduction of area shows a "first increase then decrease" trend, reaching a peak value of 78.5% at 1 000 °C. This study provides an experimental basis for the optimization of the solution treatment process of the 690 alloy used in the electrodes of joule furnaces for vitrification.

Key Words: 690 Alloy; Isothermal Heat Treatment; Grain Size; Secondary Phase; Tensile Properties

作者简介: 丰 涵(1983—), 男, 博士, 正高级工程师; E-mail: fenghan@nercast.com; 收稿日期: 2025-09-09

通信作者: 顾 洋(1990—), 男, 博士, 工程师; E-mail: thiagoyoungkoo@163.com

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

焦耳电熔炉技术开发自 20 世纪 60 年代,是目前工程化应用最广泛、最高效的玻璃固化技术^[1-3]。电极是焦耳炉中关键部件,长期处于高温、大电流、腐蚀、氧化环境中。严苛的服役环境对 690 合金的均匀性提出了严格的要求^[4-5]。

加工过程中合金元素在组织中的分布对 690 合金耐蚀性能、力学性能的影响较为复杂^[6-7]。690 合金中 C、N 原子的最大溶解度随温度降低而降低,过饱和的间隙原子与基体中 Cr、Ni、Fe 等原子形成第二相沉淀^[8]。研究人员通过热力学平衡相计算方法得出合金中析出相为 $M_{23}C_6$ 和 Ti(CN)^[9]。690 合金中主要的第二相为具有面心立方结构的 $M_{23}C_6$,与同样面心立方结构的奥氏体基体保持立方—立方的取向关系^[10]。朱红等^[11]从结合理论计算和实验验证得出 1 070~1 090 °C 温度范围合金中碳化物完全溶解。Jiang, X 等^[12]通过在 690 合金中加入富 Ti 颗粒,发现 Ti 化物析出相的存在对合金的耐蚀、力学、耐磨性能均起到积极作用。刘奎等^[13]认为,随着 TiN 化合物的析出量及退火孪晶数量的增加,晶界 Cr 贫化得到改善,合金的室温屈服、抗拉强度均得到提高,而塑性略有降低。刘锡荣等^[14]分析了晶界类型对碳化物析出的影响,随着晶界 Σ 值增高,碳化物的数量、尺寸增大,进而产生贫 Cr 驱对 690 合金晶间腐蚀产生影响。此外,丰涵等^[4]研究发现冷轧态 690 合金中高的晶界总面积比例和高位错密度会导致热导率大幅下降。

为保障电极的综合性能的稳定性,本研究通过热处理手段研究了锻态 690 合金中碳化物、晶粒演变及其力学性能的变化规律影响,并分析了其作用机制,以期为焦耳炉电极材料的加工制备起到指导作用。

1 实验材料及方法

所用材料取自工业化生产用料,经真空感应+电渣重熔+真空自耗的冶炼工艺制备,合金实测化学成分见表 1。于锻锭上切取热处理毛坯试样,对试样分别进行 600、800、1 000、1 100、1 200 °C,保温 24 h、水冷的固溶热处理。

于热处理后坯料分别切取金相试样和 M12 标准拉伸试样。金相试样经打磨抛光后,使用 10% 高锰酸钾溶液在 50 °C 水浴浸泡侵蚀 3 h,后用过饱和草酸溶液清洗。通过 LEICA MEF-4M 型金相显微镜表征合金的晶粒尺寸。使用抛光态金相试样,采用 50 ml 蒸馏水+50 ml 乙醇+50 ml 盐酸+1 g 氯化铜侵

蚀剂,浸泡 2 min,表征合金中第二相。第二相表征使用配备有能谱仪(EDS)的 Quanta650 钨灯丝扫描电子显微镜(SEM)。室温拉伸测试采用万能试验机型号为 GNT-100,按照 GB/T 228.1—2010 标准进行。

表 1 690 合金化学成分(质量分数)

Table 1 Chemical composition of 690 alloy %						
C	Cr	Mn	Ti	Al	Fe	Ni
0.01	28.05	0.21	0.15	0.12	8.07	Bal

2 实验结果

2.1 等温处理后合金的显微组织

合金经不同等温热处理后显微组织如图 1 所示。600 °C 和 800 °C 时,合金组织由大小均匀的奥氏体晶粒组成,晶界呈现不规则曲线形状,如图 1(a)、图 1(b)所示。在此温度下,晶粒并未发生充分再结晶。由图 1(c)可见,1 000 °C 时,晶界逐渐平直,晶粒大小分布仍不均,此时晶粒已充分再结晶,部分晶粒开始长大。温度进一步升高至 1 100、1 200 °C 时,小尺寸晶粒数量进一步减少,如图 1(d)、图 1(e)所示。

图 2 为截线法统计的晶粒尺寸信息,由图 2(a)可见,不同等温温度下,合金晶粒尺寸占比均呈正态分布,随着温度的升高,大尺寸晶粒占比逐渐升高。由图 2(b)可知,等温温度为 600、800 °C 时,晶粒尺寸无明显增大,平均尺寸分别为 48.13、49.06 μm ; 温度为 1 000 °C 时,晶粒尺寸小幅增高,平均尺寸为 64.36 μm ; 1 100、1 200 °C 时,晶粒尺寸增大迅速,平均尺寸分别达到了 223.11、254.72 μm ,为 1 000 °C 时的 3~4 倍。

对不同等温处理后合金中第二相进行表征,结果如图 3 所示。可见,当等温温度为 600、800 °C 时,合金中第二相主要分布在奥氏体晶界及晶内处,600 °C 时第二相在晶界处呈连续分布状态,800 °C 时在晶界的分布逐渐变得分散。1 000 °C 时,第二相数量大幅减少,多分布在晶内,晶界处基本消失。温度升高至 1 200 °C 时,合金中的第二相基本回溶完毕。

EDS 结果表明,等温温度为 600~800 °C 时,分布在晶界处的第二相主要成分为 C 和 Cr 元素,结合文献[10],分析为 $M_{23}C_6$ 。微米级颗粒状第二相为 $M_{23}C_6$ 与 Ti(CN) 的混合物。当等温温度升高至

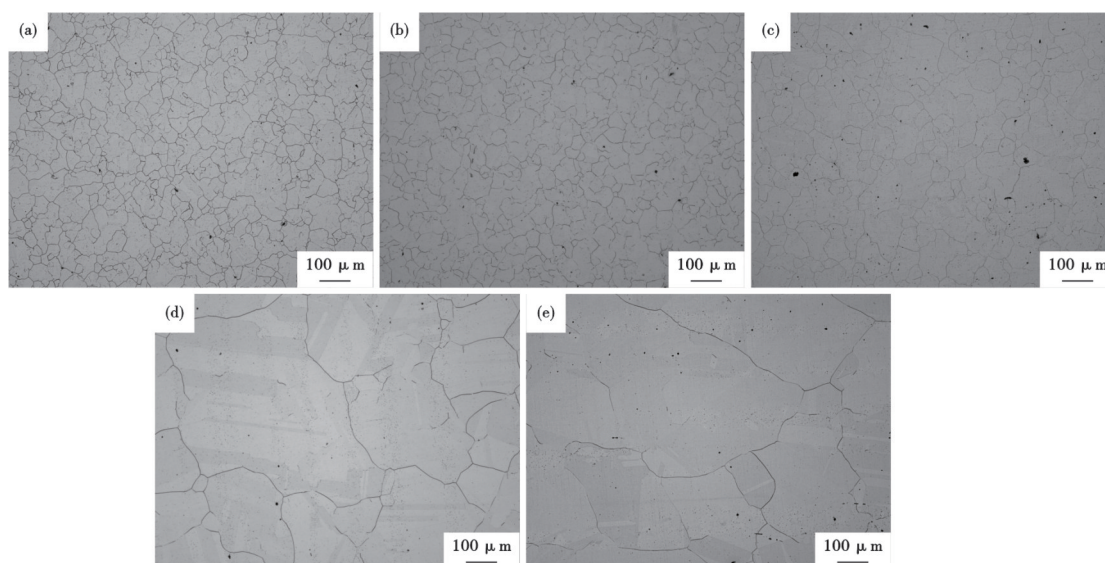


图1 不同等温温度下合金的显微组织:(a) 600 °C,(b) 800 °C,(c) 1 000 °C,(d) 1 100 °C,(e) 1 200 °C

Fig. 1 Microstructure of alloys at different isothermal temperatures : (a) 600 °C, (b) 800 °C, (c) 1 000 °C, (d) 1 100 °C, (e) 1 200 °C

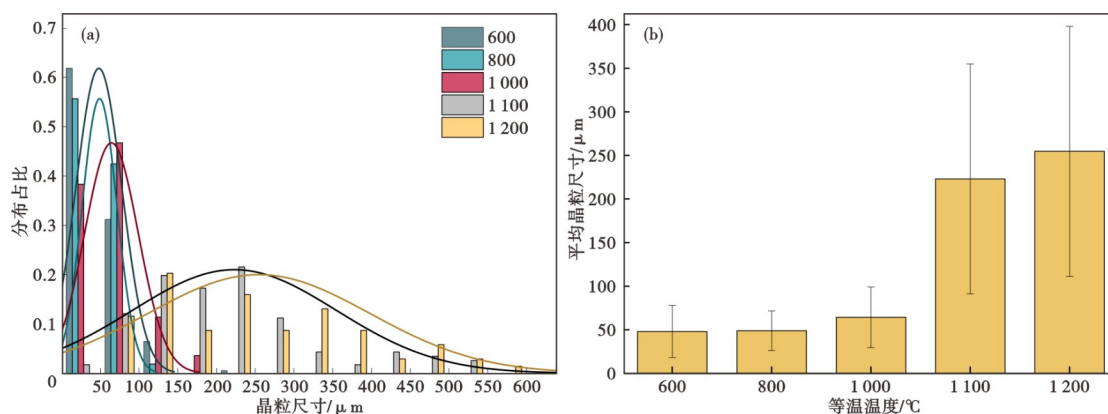


图2 690合金晶粒尺寸统计结果:(a)晶粒尺寸占比,(b)平均晶粒尺寸

Fig. 2 Statistics results of grain size of 690 alloy : (a) proportion of grain size, (b) average grain size

1 000 °C以上时,晶界处的第二相消失,晶内颗粒状第二相主要成分仍为C、N、Cr和Ti元素,但Ti元素含量明显降低,说明Ti元素发生回溶,如图4所示。

2.2 等温处理温度后合金的力学性能

为探究等温热处理后晶粒尺寸及第二相的演变对合金力学性能的影响。不同等温热处理后合金室温力学性能测试结果如图5所示。随着等温温度的升高,合金的抗拉强度呈缓慢降低趋势,而屈服强度变化不明显,断面收缩率呈现先升高后降低的趋势,而断后伸长率呈缓慢升高趋势。值得注意的是,当等温温度由1 000 °C升高至1 100 °C时,合金的抗拉强度出现急剧降低,由1 000 °C时的638 MPa减少至1 100 °C时的587 MPa,断面收缩率的大幅上升发生在800 °C至1 000 °C,由73%升高至

78.5%。断面收缩率主要衡量材料在产生颈缩之后,在局部区域继续发生剧烈塑性变形的能力。断面收缩率越高,材料抵抗局部集中变形、抗裂纹扩展能力越强,韧性越好。通过综合考虑等温温度对合金强塑性的影响,可以发现,当等温温度为1 000 °C时,合金具有较好的综合力学性能。

3 分析讨论

3.1 等温温度对显微组织的影响

变形态金属在热处理过程会因温度的差异发生不同程度的回复与再结晶现象,而再结晶晶粒的长大本质上是原子在驱动力的作用下发生迁移,因此,温度对晶粒尺寸的影响,本质上是对温度对原子扩散能力的影响,晶粒的长大过程使用式(1)。

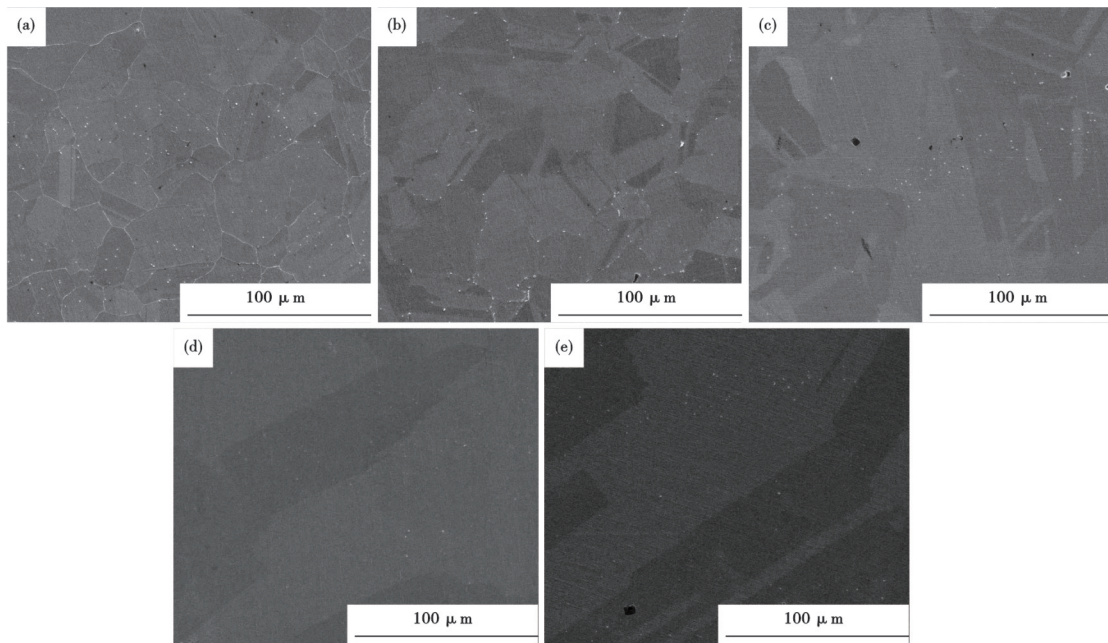


图3 不同温度下组织中第二相分布:(a)600 °C,(b) 800 °C,(c) 1000 °C,(d) 1100 °C,(e) 1200 °C

Fig. 3 The distribution of the second phase in the microstructure at different temperatures : (a) 600 °C, (b) 800 °C, (c) 1000 °C, (d) 1100 °C, (e) 1200 °C

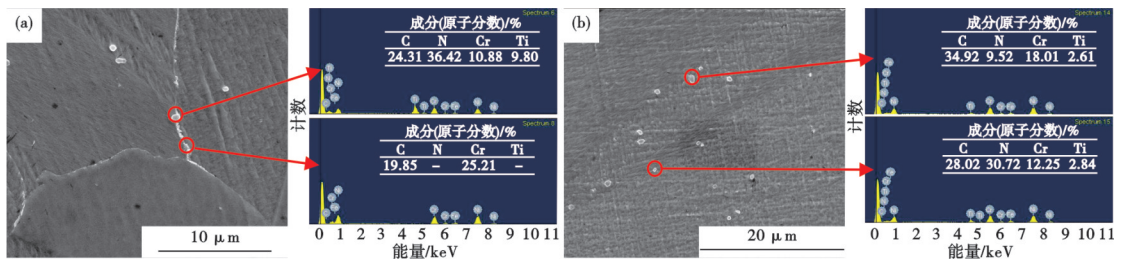


图4 不同温度下 690 合金中典型未溶相的成分分析:(a) 600 °C,(b) 1100 °C

Fig. 4 Component analysis of typical insoluble phases in 690 alloy at different temperatures : (a) 600 °C, (b) 1100 °C

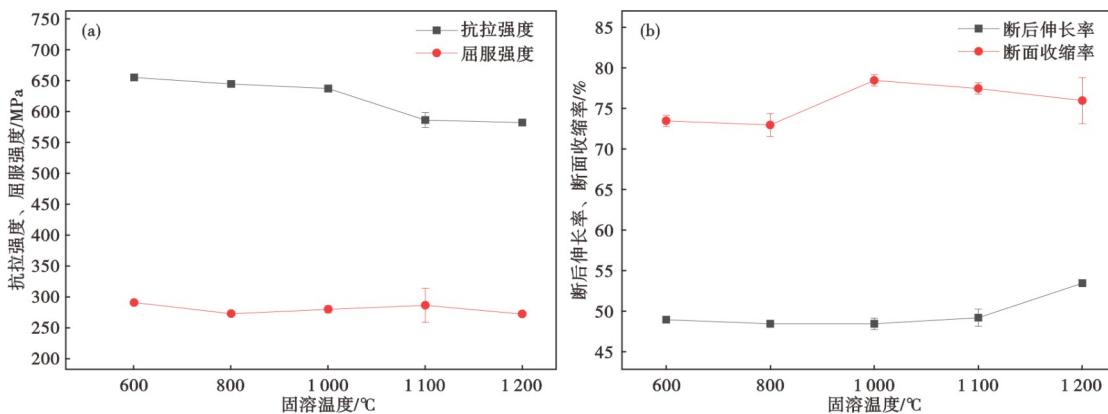


图5 690 合金的力学性能:(a)强度变化趋势图,(b)塑性变化趋势图

Fig. 5 Mechanical properties of the 690 alloy : (a) trend chart of strength variation, (b) trend chart of plasticity variation

$$D^2 - D_0^2 = Aexp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (1)$$

式中, D 为某等温温度下的平均晶粒尺寸, μm ; D_0 为

奥氏体刚形核后的原始晶粒尺寸, μm ; Q 为晶粒长大表观激活能(kJ/mol), R 为气体常数; T 为等温温度, K 。

因 $D_0^2 \ll D^2$, 式(1)可近似为式(2)。

$$D^2 = A \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (2)$$

即:

$$\ln D = \frac{1}{2} \ln A - \frac{Q}{2RT} \quad (3)$$

对经不同温度固溶处理后合金获得的奥氏体平均晶粒尺寸按照上述公式进行回归,如图6所示。可以得到等温温度与奥氏体平均晶粒尺寸之间的关系式,如式(4)和(5)。

$$\ln D = 4.71 - \frac{7590}{T} \quad (T \leq 1273 \text{ K}) \quad (4)$$

$$\ln D = 14.64 - \frac{13130}{T} \quad (T > 1273 \text{ K}) \quad (5)$$

由式(3)、式(4)和式(5)可计算出在600~1000℃和100~1200℃温度范围内690合金晶粒长大的表观激活能分别为 $Q_{600-1000\text{℃}} = 126 \text{ kJ/mol}$ 和 $Q_{100-1200\text{℃}} = 218 \text{ kJ/mol}$ 。在不同温度区间,造成晶粒长大的原子扩散机制不同,中温时(600~1000℃),晶粒细小,晶界占比高,其作为高扩散通道,原子在晶界扩散的激活能远低于在晶内,此时晶界扩散作为原子迁移的主要方式。温度升高时($\geq 1000\text{℃}$),晶粒尺寸增大,晶界占比减少,晶内扩散作为原子迁移方式的占比增大,从而导致在高温时晶粒长大的表观激活能升高。

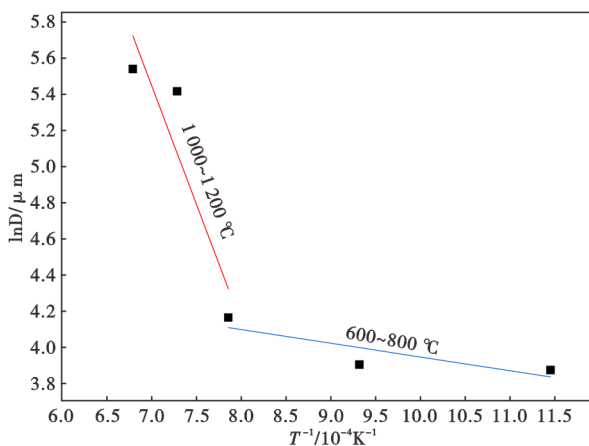


图6 合金平均晶粒尺寸与等温温度的关系

Fig. 6 Relationship between average grain size of alloy and solution temperature

合金元素可以通过两方面的作用影响晶粒长大,一方面是固溶在晶界或亚晶界处的元素原子,阻碍晶界迁移,抑制晶粒长大。另一方面是合金化元素以第二相析出的方式分布在奥氏体晶界处,钉

扎晶界扩散,同样抑制晶粒长大。碳氮化物析出相钉扎晶界的Zener钉扎力可用式(6)表示^[15]。

$$Z_p = \frac{3\gamma V f_v}{d} \quad (6)$$

式中, γ 为奥氏体的晶界能, J/m^2 ; V 为基体元素的摩尔体积分数, cm^3/mol ; d 为析出相的平均尺寸, μm ; f_v 为析出相的体积分数,可以表达为式(7)。

$$f_v = (\pi^3/24) \cdot \bar{d}_{A(H)}^2 \cdot N_A \quad (7)$$

式中, $\bar{d}_{A(H)}$ 为横截面中第二相的平均直径, μm ; N_A 为单位面积上析出相数量, mm^{-2} 。

假设球形析出相均匀分布在基体中,晶界解钉的判据为^[16-17]。

$$D_c \leq A \frac{d}{f_v} \quad (8)$$

式中, D_c 为可以有效钉扎的晶粒的临界平均等效值; A 为比例系数。

Gladman等^[18]详细分析了解钉时的能量变化,得出当球形析出相均匀分布时晶界的解钉判据:

$$D_c \leq \frac{\pi d}{6f_v} \left(\frac{3}{2} - \frac{2}{Z} \right) \quad (9)$$

式中, Z 是晶粒尺寸不均匀性因子,即最大晶粒直径 D_m 与平均晶粒直径 D_0 的比值。

由式(6)、式(7)可知,析出相平均晶粒尺寸越小、析出数量越多则对晶界的钉扎力越大。由式(8)和式(9)可知,被钉扎晶粒的临界尺寸与析出相的平均尺寸成正比,与析出相的数量成反比,为得到足够细小的奥氏体晶粒,就必须保证合金中存在有足够数量且尺寸较小的碳氮化物析出相。由对不同等温温度合金中第二相的分析可知,等温温度升高会导致其晶界处的碳氮化物析出相发生回溶,造成钢中第二相数量减少,结果如图3所示。再加热温度升高,第二相数量减少是造成高温下奥氏体晶粒尺寸较大的原因之一。

3.2 等温温度对力学性能的影响

金属材料中各种显微组织缺陷对其屈服强度具有重要影响,各种强化机制的本质均来源于各种显微缺陷组织与位错的交互作用,通过改变热处理工艺控制显微组织,可以获得所需的力学性能。由图2可知,随着等温温度的升高,合金的晶粒尺寸逐渐增大,晶粒尺寸和强度的关系可以用著名的Hall-Petch关系式表述:

$$S = S_0 + k \cdot D^{-\frac{1}{2}} \quad (10)$$

式中, S 为表征强度指标, S_0 、 k 为与材料有关而与晶

粒尺寸无关的常数, D 为奥氏体平均晶粒尺寸。当 S 表征抗拉强度 R_m 和屈服强度 $R_{p0.2}$ 时, S_0 分别对应表征位错运动所受晶格摩擦力的 R_m^0 和 $R_{p0.2}^0$, k 分别对应细晶强化系数 k_T 和 k_y 。

可以发现, 当强化系数一定时, 晶粒尺寸与强度呈反比例关系, 强度随着晶粒尺寸的增大而降低。将经不同等温热处理后合金的平均晶粒尺寸 D 和抗拉强度及屈服强度代入式(10), 对 $D^{-1/2}$ 作图, 并对所得结果进行线性拟合处理, 如图 7 所示。对于抗拉强度、屈服强度拟合结果分别如式(11)式(12)。

$$R_m = R_m^0 + 847.03 \cdot D^{-\frac{1}{2}} \quad (11)$$

$$R_{p0.2} = R_{p0.2}^0 + 35.48 \cdot D^{-\frac{1}{2}} \quad (12)$$

对于 690 合金所具备的单一奥氏体组织, 主要的强化机制包括第二相强化、细晶强化等。由图 3 可知, 当等温温度为 600 ~ 800 °C 时, 在奥氏体晶界处存在大量第二相, 这些第二相一方面阻止晶粒长大, 起到细晶强化作用, 另一方面, 钉扎位错, 起到第二相强化作用。当等温温度高于 1 000 °C 时, 大部分第二相已经回溶, 且该温度下晶粒尺寸未发生明显长大, 此时晶粒尺寸是影响单相奥氏体结构强度的核心因素。图 7 中实测结果与 Hall-Petch 关系的符合性同样证明了这一点。由拟合结果 ($k_T = 847.03$) $>$ ($k_y = 35.48$) 可见, 细化晶粒可以显著提高 690 合金的抗拉强度, 对屈服强度的影响较小。

合金中的第二相对塑韧性的影响是双向的, 主要取决于第二相的尺寸、形态、数量及分布^[19]。一

方面, 细小、弥散的第二相可以通过钉扎位错, 细化晶粒提高合金的强度^[20]。另一方面, 第二相往往作为硬质相, 其无法容纳塑性变形, 变形过程中, 裂纹容易在第二相与基体界面形核扩展, 降低合金塑韧性^[21]。当等温温度由 600 °C 升高至 1 000 °C 时, 690 合金中大量第二相发生回溶现象, 减少了合金在变形过程中的塑性变形不均匀、裂纹形核及扩展等现象, 从而提高了合金的断面收缩率。等温温度进一步升高至 1 000 °C 以上时, 合金晶粒尺寸发生急剧增大, 晶粒粗化导致每个晶粒中塞积的位错数目增多, 应力集中增加, 促进微裂纹的萌生。同时, 由于不同取向的相邻晶粒以及晶界处不规则的原子排列, 导致晶界具有更大的变形阻力, 晶粒越大, 晶界数量越少, 裂纹扩展所消耗的能量越低, 降低材料的塑韧性^[15]。因此, 当等温温度在 1 100 ~ 1 200 °C 范围内, 晶粒粗化是导致断面收缩率降低的主要原因。

4 结论

1) 690 合金奥氏体晶粒尺寸随着等温温度升高而长大, 当等温温度由 600 °C 升至 1 000 °C 时, 平均晶粒尺寸由 48.13 μm 长大至 64.37 μm 。等温温度为 1 100、1 200 °C 时, 平均晶粒尺寸分别为 225.21、254.72 μm 。温度由 1 000 °C 升至 1 100 °C 时, 晶粒异常长大明显, 平均晶粒尺寸增大 3~4 倍。

2) 等温温度会显著影响合金中第二相的成分、数量和分布。温度为 600 ~ 800 °C 时, 合金晶界及晶内处分布有大量第二相, 晶界处链状第二相主要为 $M_{23}C_6$, 弥散分布的颗粒状第二相为 $M_{23}C_6$ 与 Ti(CN) 的混合物。温度大于 1 000 °C 时, 晶界处第二相基本消失, 少量颗粒状第二相分布在基体中, 此时其中 Ti 元素含量占比降低, 说明在此温度范围, Ti 元素发生回溶。

3) 等温温度主要影响合金的抗拉强度和断面收缩率, 对屈服强度和断后伸长率无明显影响。当等温温度由 1 000 °C 升高至 1 100 °C 时, 抗拉强度由 638 MPa 降至 587 MPa, 大幅降低的核心原因是晶粒急剧粗化, 导致细晶强化效果显著减弱。断面收缩率随温度的升高呈现先升高后降低的趋势, 峰值点出现在 1 000 °C, 为 78.5%。温度 $<$ 1 000 °C 时, 主要受合金中第二相的影响, 温度 $>$ 1 000 °C 时, 主要受晶粒尺寸的影响。

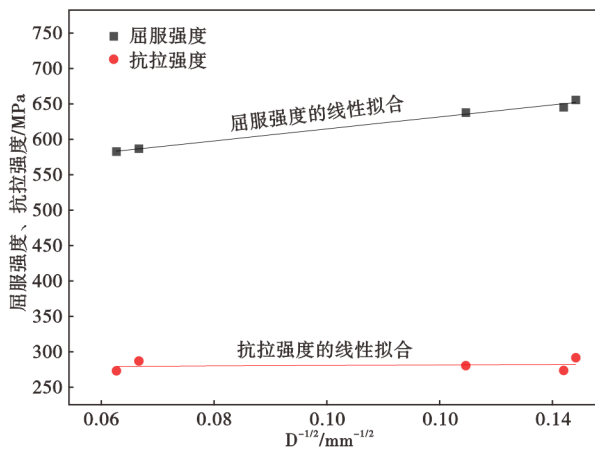


图 7 不同等温热处理后的 Hall-Petch 关系式

Fig. 7 Hall-Petch relationship after different isothermal heat treatments

参考文献

- [1] 钱 敏, 凡思军, 薛天锋, 等. 高放废液硼硅酸盐玻璃固化配方研究进展[J]. 硅酸盐学报, 2021, 49(10): 2251-2265.
- [2] 刘小根, 魏韶山, 齐 爽, 等. 核废料高放废液玻璃固化焦耳炉出料管受力分析[J]. 中国建材科技, 2024, 33(3): 32-36.
- [3] 张俊龙, 张伟超, 江 润, 等. 高放废液玻璃固化电熔炉控制系统优化研究[J/OL]. 核电子学与探测技术, 1-7. <https://doi.org/10.20173/j.cnki.ned.20250904.003>.
- [4] 丰 涵, 朱永昌, 宋志刚, 等. 690合金显微组织演变对其导热性能的影响[J]. 特殊钢, 2025, 46(2): 109-115.
- [5] 顾 洋, 宋志刚, 丰 涵, 等. 690合金在硅酸盐玻璃熔体中腐蚀行为分析[J]. 钢铁, 2025, 60(2): 153-160.
- [6] Betova I, Bojinov M, Ikäläinen T, et al. Corrosion of alloy 690 in simulated steam generator crevices: Effect of applied potential, pH and Pb addition[J]. Journal of the Electrochemical Society, 2022, 169(2): 021502.
- [7] Kuang W J, Was G S. The effect of grain boundary structure on the intergranular degradation behavior of solution annealed alloy 690 in high temperature, hydrogenated water[J]. Acta Materialia, 2020, 182: 120-130.
- [8] Zhao X, Wang M, Hao X C, et al. Precipitation of dendritic M23C6 carbides in alloy 690 during continuous cooling[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2021, 851: 156694.
- [9] 丰 涵, 宋志刚, 郑文杰, 等. Inconel 690镍基合金平衡相的热力学计算和实验分析[J]. 特殊钢, 2008, 29(4): 13-15.
- [10] Kuo T Y, Lee H T. Effects of filler metal composition on joining properties of alloy 690 weldments[J]. Materials Science and Engineering: A, 2002, 338(1-2): 202-212.
- [11] 朱 红, 董建新, 张麦仓, 等. 固溶处理对Inconel690合金组织影响[J]. 北京科技大学学报, 2002, 24(5): 511-513+532.
- [12] Jiang X, Di X J, Li C N, et al. Improvement of mechanical properties and corrosion resistance for wire arc additive manufactured nickel alloy 690 by adding TiC particles[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2022, 928: 167198.
- [13] 刘 奎. N含量对690合金显微组织和室温力学性能的影响[J]. 金属学报, 2011, 47(7): 816-822.
- [14] 刘锡荣, 张 凯, 夏 爽, 等. 690合金中三晶交界及晶界类型对碳化物析出形貌的影响[J]. 金属学报, 2018, 54(3): 404-410.
- [15] 雍歧龙. 钢铁材料中的第二相[M]. 北京: 冶金工业出版社, 2006.
- [16] Zener C. Grains, phases, and interfaces: An interpretation of microstructure[J]. metals technology, 1948, 175: 15-51.
- [17] Hillert M. On the theory of normal and abnormal grain growth[J]. Acta Metallurgica, 1965, 13(3): 227-238.
- [18] Gladman T. On the theory of the effect of precipitate particles on grain growth in metals [J]. Proceedings of the Royal Society of London Series A Mathematical and Physical Sciences, 1966, 294 (1438): 298-309.
- [19] Zhang J S, Li G Q, Wang H H, et al. Achieving superior cryogenic impact toughness and sufficient tensile properties in a novel high-Mn austenitic steel weld metal via cerium addition[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2023, 23: 5016-5030.
- [20] 王俊彩, 曹建春, 曾 敏, 等. 锆含量对高强韧Ti-Zr微合金化钢奥氏体组织的影响[J]. 钢铁, 2023, 58(1): 133-140.
- [21] 董 纪, 杨晓斌, 刘晨曦, 等. 超高强度钢热处理组织中碳化物演化行为研究进展[J]. 钢铁研究学报, 2021, 33(10): 1052-1063.