

冰火淬炼: 不同深冷工艺如何重塑 4Cr5MoSiV1 模具钢的性能?

Effect of Different Deep Cryogenic Processes on Microstructure and Mechanical Properties of 4Cr5MoSiV1 Die Steel

供稿|冯美龙 / FENG Meilong

内容导读

深冷处理是一种在极低温环境下对材料进行强化的技术,近年来在模具钢性能优化中展现出巨大潜力。本研究以广泛应用的 4Cr5MoSiV1 模具钢为对象,系统比较了不同深冷工艺对其内部结构与力学行为的影响。实验结果表明,经过液氮深冷处理后,钢中残余奥氏体进一步转变为马氏体,显著提升了材料的硬度与强度。尤其在 1000 °C 高温预处理后,深冷工艺促使碳化物更均匀地析出,形成细小弥散强化相,使钢材在保持一定延展性的同时,抗拉强度突破 1870 MPa,综合性能优异。本研究为深冷处理在模具钢强韧化应用方面提供了实验依据与技术参考,对延长模具使用寿命、提升工业制造水平具有积极意义。

4Cr5MoSiV1 模具钢因其优异的耐磨性、热强性和高温硬度,在工业领域得到广泛应用,在热锻模、压铸模等高温、高压环境下表现尤为出色^[1]。然而,在长期工作条件下,模具钢的尺寸稳定性和性能容易劣化,主要表现为残余奥氏体未完全转变、碳化物析出以及材料脆性增加,从而缩短模具的使用寿命^[2]。深冷处理作为一种常用的强化工艺,可在极低温环境下促进残余奥氏体向马氏体转变,有效提升模具钢的硬度、耐磨性及尺寸稳定性^[3]。但传统的深冷处理方法往往存在处理时间较长、性能提升不够全面等问题^[4]。近年来,关于深冷处理的研究逐步向多参数调控方向发展,深冷温度、保温时间及回火工艺等对组织转变和力学性能的影响机制成为

研究重点^[5]。此外,深冷过程中的碳化物析出行为、马氏体板条特征及位错密度变化也受到越来越多的关注,特别是在多次深冷循环与分级回火联合应用方面展现出新的强化潜力^[6]。因此,将轧制工艺与深冷处理相结合,通过轧制复合深冷处理技术,有望进一步优化模具钢的显微组织,实现对性能的精确调控。

目前,针对轧制复合深冷处理的研究尚不充分,已有研究主要集中在冷却速率、深冷温度及处理时间等因素对材料性能的影响^[7]。因此,深入探索轧制复合深冷处理对 4Cr5MoSiV1 模具钢的显微组织与力学性能的影响,并优化其热处理工艺参数,不仅具有重要的理论意义,而且对提高模具钢的使用寿命和性能具有重要的应用价值。

实验材料与方法

本研究采用商业化 4Cr5MoSiV1 铸锭作为实验材料,其化学成分如表 1 所示。通过线切割机将试样加工成尺寸为 8 mm×10 mm 的长条状样品,并将样品封装在石英管内,以防止氧化。随后,将封装后的样品置于热处理炉中,在 860 °C 下进行 60 min 的均质化处理。均质化处理后,取出样品并进行多道次轧制,使总变形量达到 75%。轧制完成后,对样品进行不同温度下的热处理。具体操作如下:将样品以 25 °C/min 的升温速率分别加热至 950 和 1000 °C,保温 60 min 后迅速取出,进行油淬冷却至室温。之后,将部分样品置于-196 °C 的液氮环境中进行 120 min 的深冷处理,随即所有样品在 600 °C 进行 120 min 的回火处理,最后空冷至室温。为便于后续分析,本文将 950 和 1000 °C 热处理条件下的深冷处理样品称为 DCT 950 °C 和 DCT 1000 °C,非深冷处理样品标记为 950 °C 和 1000 °C。

热处理后的样品经切割制备,用于观察显微组织形貌。同时,切取 40 mm×5 mm×1.5 mm (长×宽×厚)的标准样品进行拉伸测试,引伸计的标距段长度为 10 mm。制备金相样品时,按照统一的磨抛工艺进行处理,随后用体积分数为 2% 的硝酸-乙醇溶液对样品表面进行刻蚀。利用 FEI Quanta 200F 场发射扫描电镜 (SEM) 观察样品的微观组织形貌,并使用牛津 Aztec Symmetry 设备采集电子背散射衍射 (EBSD) 数据。拉伸性能测试采用 Suns 万能拉伸试验机,拉伸过程为准静态拉伸。为保证测试精度,每个处理条件下的样品均进行 3 次拉伸试验。样品的显微硬度测试采用 Wilson 硬度计,每个条件下随机选取 10 个测试点取平均值,最后对实验数据进行统计分析。

表 1 4Cr5MoSiV1 模具钢化学成分 (质量分数) %

C	Cr	Si	Mn	Mo	V	Cu	Ni	Fe
0.36	4.83	0.92	0.31	1.22	0.91	0.08	0.16	91.21

实验结果及分析

组织形貌分析

图 1 为不同热处理条件下样品的显微组织形

貌,该图像由扫描电子显微镜通过二次电子成像获取。如图 1(a) 所示,950 °C 热处理后的样品组织主要为铁素体,在轧制过程中,基体组织积累了大量的畸变应力。图 1(b) 为 DCT 950 °C 样品的显微组织,其中包含铁素体和马氏体。由于 950 °C 热处理时,大部分碳化物溶解进入基体,淬火后形成部分马氏体组织。1000 °C 热处理后的样品主要由板条状马氏体组成,如图 1(c) 所示,较高的奥氏体化温度促使碳化物几乎完全溶解于基体,仅有少量细小的球状碳化物零星分布。图 1(d) 中的 DCT 1000 °C 样品同样以板条状马氏体为主。在高温热处理过程中,碳化物几乎完全溶解,奥氏体化后淬火形成均匀的马氏体组织,样品中几乎不再出现球状碳化物。

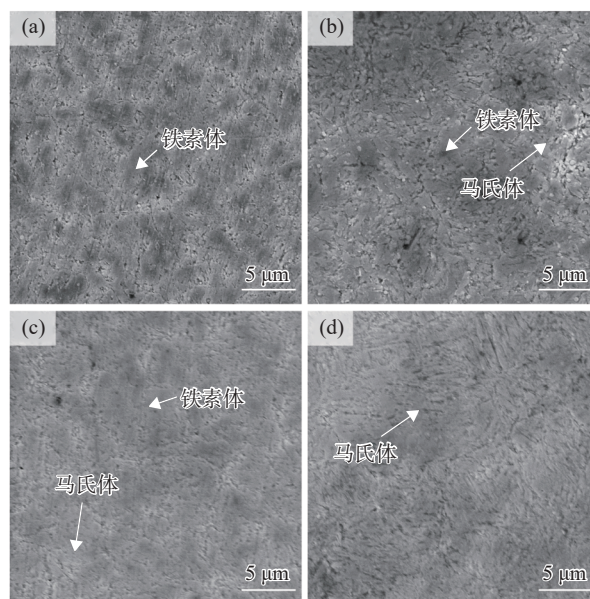


图 1 经不同热处理工艺加工后组织形貌分析: (a) 950 °C; (b) DCT 950 °C; (c) 1000 °C; (d) DCT 1000 °C

对于冷轧态 4Cr5MoSiV1 模具钢,在 600 °C 热处理时未达到珠光体开始转变为奥氏体的临界温度,此温度下表现出去应力退火的特性。由于基体组织未发生奥氏体化,组织仍以铁素体和大颗粒球状碳化物为主。经过回火处理后,畸变组织得到一定程度的回复,同时球状碳化物发生长大^[8]。在 1000 °C 热处理后,样品经奥氏体化处理,部分碳化物重新溶解于基体,随后的油淬使奥氏体转变为马氏体和部分残余奥氏体。DCT 1000 °C 样品在高温热处理并完全奥氏体化后,更多碳化物溶解于基体,

冷却至室温后,样品中几乎没有明显的球状碳化物残留。在 -196°C 液氮中进行深冷处理后,部分残余奥氏体发生马氏体转变,并在低温马氏体内形成高位错密度,这为碳原子在位错处偏聚与析出提供了有利条件,进一步促进了后续低温回火过程中碳化物的形核。

组织尺寸分析

经过热处理并复合液氮深冷处理后,样品在 600°C 回火 120 min 后进行 EBSD 分析,图 2 为 950°C 、DCT 950°C 、 1000°C 和 DCT 1000°C 样品的组织分析结果。图 2(a) 显示组织取向随机,图 2(b) 为 DCT 950°C 样品的显微组织,其主要为铁素体和板条状马氏体,未表现出明显的择优取向特征;此外,通过椭圆拟合长宽比算法统计分析板条

马氏体的尺寸分布,结果表明 950°C 样品的板条马氏体尺寸相对较粗大,见图 2(i)。图 2(c) 为 1000°C 热处理后样品的组织形貌,经过高温奥氏体化处理并油淬后,样品获得细小的马氏体组织。由图 2(g) 可知,组织间的取向差异并不明显。随着热处理温度的升高,奥氏体化更充分,碳化物的溶解更彻底,油淬后形成的针状马氏体更细小且分布均匀。图 2(d) 为 DCT 1000°C 样品的显微组织,从组织尺寸分析发现,马氏体板条有所增大,组织趋于粗化。进一步分析图 2(l) 可知,DCT 1000°C 样品的组织尺寸分布范围较广,表明较高的热处理温度促使奥氏体晶粒发生一定程度的长大,凝固组织部分出现粗化现象。

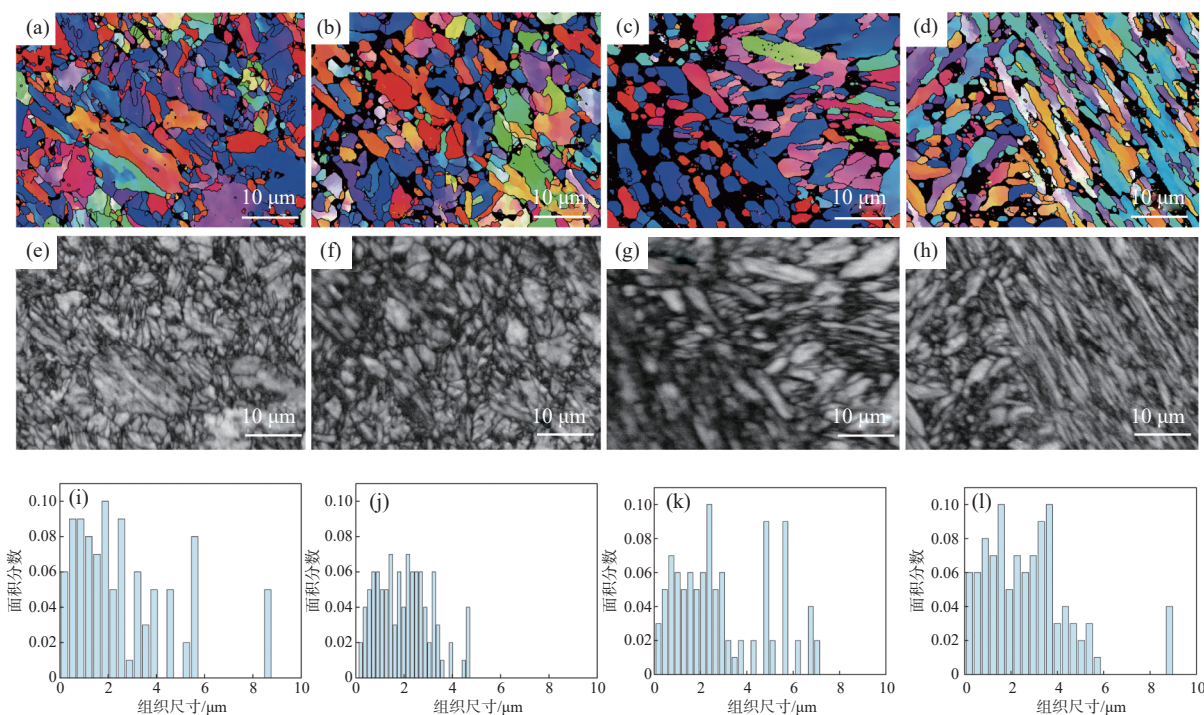


图 2 不同热处理样品 EBSD 组织分析: (a) 950°C 取向极图; (b) DCT 950°C 取向极图; (c) 1000°C 取向极图; (d) DCT 1000°C 取向极图; (e) 950°C 带对比度图; (f) DCT 950°C 带对比度图; (g) 1000°C 带对比度图; (h) DCT 1000°C 带对比度图; (i) 950°C 组织尺寸统计; (j) DCT 950°C 组织尺寸统计; (k) 1000°C 组织尺寸统计; (l) DCT 1000°C 组织尺寸统计

拉伸性能

对不同热处理条件下经复合深冷处理制备的样品进行拉伸性能测试,结果如图 3 所示。由图 3(a) 可知, 950°C 样品的屈服强度为 1298.2 MPa, 抗拉强度达到 1523.6 MPa, 延伸率为 8.03%。其较高的

强度主要源于冷轧变形过程中积累的大量位错密度,但由于样品延展性较差,且缺乏显著的加工硬化能力,因此塑性表现不佳。相比之下,DCT 950°C 样品的屈服强度和抗拉强度分别提升至 1313.6 和 1536.1 MPa, 延伸率达到 10.55%, 性能得到改善,

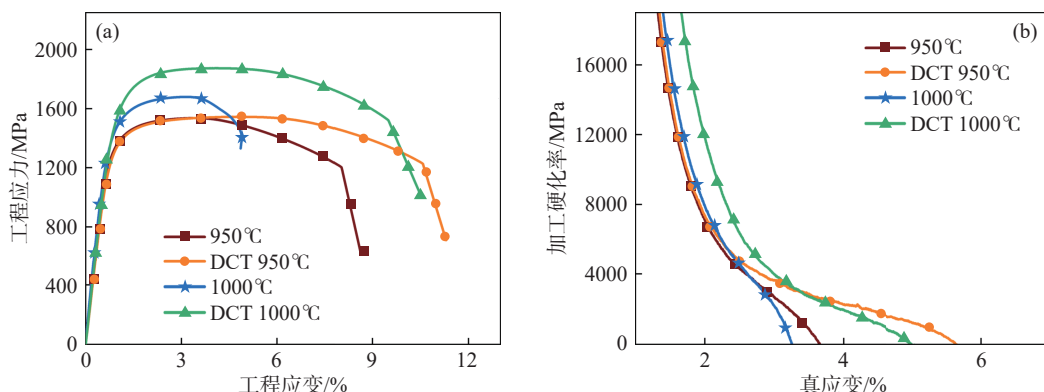


图3 不同样品拉伸性能曲线: (a) 工程应力-应变曲线; (b) 应变-硬化率曲线

见图 3(b)。这主要归因于深冷处理促使轧制过程中积累的残余应力释放, 模具钢中细小且弥散分布的球状碳化物在材料的微观结构中起到关键作用。这些球状碳化物能够有效阻碍应力集中区域的形成, 推迟裂纹萌生, 并在裂纹扩展路径上形成物理障碍, 促使裂纹偏转或终止, 显著减缓裂纹的扩展速率^[9], 从而提升材料的延展性。然而, 该条件下的应变硬化曲线表明, DCT 950 °C 样品的加工硬化能力依然较弱。

图 3 显示, 1000 °C 样品的屈服强度进一步提升至 1403.5 MPa, 抗拉强度为 1678.9 MPa, 但延伸率降至 4.79%。在 1000 °C 热处理条件下, 组织基本实现奥氏体化, 大部分晶粒经历了再结晶过程, 冷却后奥氏体相转变为马氏体, 并伴有少量残余奥氏体。同时, 回火过程中碳化物发生球化, 但部分未熔碳化物发生长大^[10]。DCT 1000 °C 样品的拉伸性能最优, 其屈服强度升高至 1538.8 MPa, 抗拉强度提升至 1870.6 MPa, 延伸率达到 9.49%。研究表明, 较高的奥氏体化温度促使原始奥氏体晶粒长大, 淬火过程中形成的马氏体板条随之变粗, 这是导致延伸率下降的主要原因。深冷处理促进残余奥氏体向低温马氏体转变, 并使碳化物在回火过程中更易形成细小、弥散分布的析出相, 从而有效提高了抗拉强度。显微组织中未观察到明显的球状碳化物析出, 因此 DCT 1000 °C 样品展现出最佳的抗拉强度。但在延展性方面, DCT 950 °C 样品的性能仍略优于 DCT 1000 °C 样品。

显微硬度

对不同热处理条件下样品的硬度进行测试, 结果如图 4 所示。1000 °C 样品在热处理后表现出较高

的硬度, 达到 HV 492.2。这主要是由于奥氏体大部分转变为板条状马氏体组织, 同时伴有少量残余奥氏体。然而, 尽管该样品硬度较高, 但其塑性变形能力有限, 表现出一定的脆性。DCT 950 °C 样品的硬度降至 HV 401.2, 表现出较优的延展性。这主要是由于较低温度条件下进行热处理, 未完全实现奥氏体化, 冷却过程中形成了部分马氏体组织。对于模具钢, 深冷处理会促进残余奥氏体向马氏体转变, 可能导致马氏体内部产生微塑性变形, 形成新的位错缠结或亚结构。然而, 在后续回火过程中, 这些高密度位错在热激活下发生重排、交滑或湮灭, 部分残余应力得到释放, 导致整体位错密度下降。从力学性能角度分析, 位错密度降低意味着晶格畸变程度减弱, 材料的内应力水平下降, 通常会导致硬度降低, 在碳化物析出不充分的低温回火阶段尤为显著。同时, 位错的重排与释放使原本受限的滑移系统恢复部分活动性, 有助于晶体结构在受载过程中实现更协调的塑性变形。这种微观机制的演化显著增强了材料在塑性阶段的应变容纳能力, 从而在不降低强度的前提下提升延展性。

DCT 1000 °C 样品的硬度显著提升, 达到 HV 567.6, 表现出最高的硬度水平。经过 1000 °C 高温奥氏体化和油淬处理后, 形成细小的板条状马氏体组织, 并伴随部分残余奥氏体。深冷处理进一步促进残余奥氏体向低温马氏体转变, 这一相变机制显著提升样品硬度。此外, 深冷处理过程中, 碳原子更易在低温马氏体中形成高位错密度区域偏聚, 为后续回火过程中碳化物的析出提供有利条件。回火处理后, DCT 1000 °C 样品中的碳原子在缺陷处形成更细小、弥散分布的碳化物, 这些弥散相的析出进

进一步强化了基体组织,有效提升了硬度水平。因此,DCT 1000℃样品不仅展现出最佳的硬度性能,还在一定程度上实现了强度与韧性的平衡。

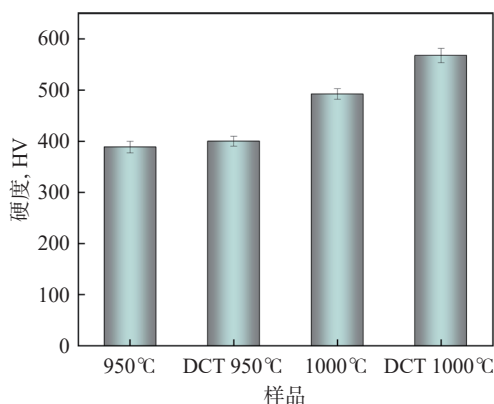


图4 不同条件样品的显微硬度统计

不同热处理条件复合深冷处理的4Cr5MoSiV1模具钢展现出显著的力学性能差异。950℃热处理条件下,样品的屈服强度和抗拉强度相对较低,但其延伸率达到最高。这主要归因于较低温度下组织未完全奥氏体化,部分碳化物未溶解,基体中残留的铁素体和马氏体共同作用,提供了一定的塑性,但限制了强度提升。在1000℃热处理条件下,样品的屈服强度和抗拉强度均显著提升,这与高温热处理促进基体组织完全奥氏体化、碳化物充分溶解密切相关^[11]。淬火形成的马氏体组织通过深冷处理后,残余奥氏体进一步转变为低温马氏体,同时产生高密度位错,有利于细小弥散分布的碳化物析出,从而大幅提高材料的强度。

硬度变化趋势呈现出随温度升高而增加的规律。950℃热处理样品中,碳化物未完全溶解,较粗大的球状碳化物使其硬度最低。相比之下,1000℃热处理促使组织充分奥氏体化,并在随后的深冷和回火处理中析出细小弥散的碳化物,显著提高了材料的硬度。需要注意,在1000℃热处理结合深冷与回火工艺的复合处理条件下,样品展现出最优的综合性能,其抗拉强度达到1870.6 MPa。这种处理方式不仅有效提升了材料的强度与硬度,还保持了较为合理的塑性,更适用于对材料强度和耐磨性要求较高的工业应用场景。

结束语

(1) 实验结果表明,液氮深冷处理显著促进

4Cr5MoSiV1钢中残余奥氏体向马氏体的转变,显著提高材料的硬度和强度,从而提升模具钢的综合性能和稳定性。

(2) 较高的奥氏体化温度促进碳化物的溶解与析出,进而提升钢材的硬度和强度。尤其是在1000℃热处理条件下,钢材显微组织中的马氏体更细小,碳化物析出充分,硬度与抗拉强度均达到最佳状态,有助于提高材料的整体力学性能。

参考文献

- [1] 崔崑. 国内外模具用钢发展概况. 金属热处理, 2007, 32(1): 1
- [2] 樊新民, 黄洁雯. 热处理工艺与实践. 北京: 机械工业出版社, 2012
- [3] Kang C P, Liu F B, Jiang Z H, et al. Effect of cryogenic treatment on microstructure evolution and mechanical properties of high nitrogen plastic die steel. *J Mater Res Technol*, 2021, 15: 5128
- [4] 黎文献, 龚浩然, 柏振海, 等. 金属材料的深冷处理. 材料导报, 2000, 14(3): 16
- [5] Dhokey N B, Shinde T, Bawane K K, et al. Effect of cryosoaking period and soft-tempering temperature on wear behavior of AISI H13 steel. *J Mater Eng Perform*, 2025, 34(12): 12166
- [6] Zheng Y X, Wang F M, Garrison W M, et al. Influence of martensitic structure and carbide precipitation behavior on mechanical properties of 25CrMoNbB alloy steels with Mo contents of 0.25 and 0.5pct. *Metall Mater Trans A*, 2018, 49(10): 4565
- [7] Prudente W R, Lins J F C, Siqueira R P, et al. Microstructural evolution under tempering heat treatment in AISI H13 hot-work tool steel. *Int J Eng Res Appl*, 2017, 7(4): 67
- [8] 冯泽群, 邹海馨, 刘钊麟, 等. 钛合金深冷处理工艺研究综述. 精密成形工程, 2024, 16(1): 14
- [9] Feng Q, Zeng Y N, Li J G, et al. Effect of carbides on thermos-plastic and crack initiation and expansion of high-carbon chromium-bearing steel castings. *Metals*, 2024, 14(3): Art No. 335
- [10] Li J, Shi C B. Carbide in special steel: Formation mechanism and control technology. Singapore: Springer Singapore, 2021
- [11] Zhu J, Zhang Z H, Xie J X. Improving strength and ductility of H13 die steel by pre-tempering treatment and its mechanism. *Mater Sci Eng A*, 2019, 752: 101

基金项目: 九江市基础研究计划项目自然科学基金项目资助(2025_001332)。

作者简介: 冯美龙(1988—), 男, 江西省九江市人, 硕士, 讲师, 2013年毕业于上海大学材料加工工程专业。主要研究方向: 材料加工及制备。通信地址: 江西省九江市十里大道1188号; Email: fmlong_2010@163.com。