

控制轧制过程中奥氏体晶粒细化机制与相变组织控制

张后生

湖北省 黄石市 435002

【摘要】：本文围绕控轧中奥氏体晶粒细化的位错积累与再结晶竞争机理，系统量化了变形温度、变形量与变形速率对细化路径的重排作用，并提出与相变温度和冷却速率协同的组织调控策略。结果表明，奥氏体晶粒尺寸随等效应变呈指数衰减，位错密度随应变趋于饱和，中温区间表现出最优细化窗口。在变形温度 920–980℃、单道次压下量 40–50%、变形速率 1–3 s⁻¹ 时，可获得均匀等轴细晶并稳定高界面密度；等效应变低于约 0.25–0.30 细化难以连片开展，高于 50% 需通过道次间隔与辊缝冷却抑制绝热升温与条带化。相变启动温度选在 650–690℃，冷却速率 5–10℃/秒时，细晶铁素体保持，珠光体片间距缩小，强塑性匹配最佳，代表性数据为抗拉强度 600–650 MPa、延伸率 22–24%；进一步提升至 15–20℃/秒，贝氏体比例增加，强度升至 690–720 MPa，延伸率降至 17–19%。研究建立了控轧与控冷一体化窗口，为道次设计与性能定制提供可操作依据。

【关键词】：控轧；奥氏体晶粒细化；动态再结晶；相变组织；冷却速率

0 引言

在钢铁材料强韧性协同提升与能效优化的双重需求下，控轧控冷成为实现组织与性能精准调控的核心技术路径。其关键在于高温热力耦合条件下重排位错积累、动态与连续型再结晶、晶界迁移与析出钉扎等多元机制的相对速率，从而在奥氏体阶段构建高界面密度与均匀细晶的结构基底，并在随后的相变过程中将形核优势转化为稳定的细晶铁素体与细化珠光体或受控贝氏体。已有研究表明，变形温度、应变与应变速率对再结晶起始、形核密度和长大速率具有显著耦合效应，但不同参数的最优匹配区间仍存在不确定性，且控轧阶段获得的细晶对相变温度与冷却速率的响应规律尚需量化表征。因此，本研究从机制与过程双维度出发，构建晶粒尺寸与等效应变的指数关系与位错密度饱和模型，识别中温控轧的细化窗口与有效应变阈值，明确速率敏感的动力学排序；进一步在相变阶段梳理启动温度与冷却速率对形核与长大的协同影响，提出兼顾强塑的通用冷却窗口与面向高强等级的加速冷却策略。该研究旨在为热连轧道次设计、温度节拍与冷却制度的协同优化提供可移植的工艺图谱与参数边界。

1 控制轧制中奥氏体晶粒细化的基础机制

鉴于控轧过程存在高温热力耦合作用，奥氏体晶粒细化可被理解为位错积累与再结晶竞争的演化路径。变形使位错密度迅速提升，亚结构壁与小角度边界把原始晶粒切割为亚晶；在临界应变附近，位错湮灭与取向差增大驱动边界鼓出与形核，动态再结晶多在旧晶粒边缘与剪切带交汇处发生。需关注的是，当位错储能超过迁移驱动力阈值，连续型再结晶把亚晶转化为等轴细晶，而析出钉扎延缓晶界长大，细化得以保持。晶粒破碎的物理本质并非拉裂，而是由高密度位错墙与形变带交错引发的取向分裂，叠加晶界迁移选择性，形成稳定细晶群。由此推导，控轧阶段获得的高界面密度与均匀细晶，把相变中的铁

素体形核率提升，同时缩短碳扩散路径，使形核主导的相变更易在较高温段展开，为后续控冷提供更宽工艺窗口。

$$d_{\gamma} = d_{\gamma 0} \exp(-\alpha \varepsilon_{eq})$$

其中， d_{γ} 表示轧后奥氏体平均晶粒尺寸，单位 m， $d_{\gamma 0}$ 为轧前奥氏体平均晶粒尺寸，单位 m， α 为材料常数，无量纲， ε_{eq} 为等效应变，无量纲。该关系把变形量对细化速率的指数型影响加以表征，便于在道次设计中把应变分配当作主要调控量来使用。

2 奥氏体晶粒细化的关键工艺参数影响分析

2.1 变形温度对奥氏体晶粒细化的影响

800–1100℃ 区间内，变形温度把位错储能、动态再结晶这一依靠形核与长大完成晶粒更新的机制以及晶界迁移速率的相对快慢加以重排，从而重塑细化路径。进一步观察发现，高于 1050℃ 时形变后的再结晶起始时间被显著提前，形核较易发生，但界面迁移热激活提升导致长大偏快，等温停留下细化难以保持，轧后奥氏体呈现再结晶细晶与过度长大并存的双峰分布。低于 880℃ 时再结晶显著推迟，位错墙主导的亚结构累积更为充分，连续型再结晶开始占优，但形核速率受扩散限制，部分晶粒呈延展态保留至相变阶段，细化效果对道次节拍更为敏感。需重点关注的是，在 920–980℃ 这一中温窗口，再结晶能在临界应变附近按时启动，且界面迁移受到扩散动力学削弱与析出钉扎的双重制约，形核密度与长大速率形成较佳匹配，使轧后奥氏体获得更均匀的等轴细晶群。由此推导，变形温度对应的起始时间与长大速率之差决定了最终晶粒尺寸的温度依赖性，呈现随温度降低而先减小后回升的非单调关系，最小值落在中温区间，见图 1。结合 800、900、1000 与 1100℃ 变形后所得的统计变化趋势，本研究把最优变形温度区间限定在 920–980℃，并把该区间当作控轧阶段的主工作域，以便在既不过早长大也不延迟再结晶的条件下稳定获得高界面密度的细晶奥

氏体，为后续控冷阶段提供更宽余的组织转变窗口。

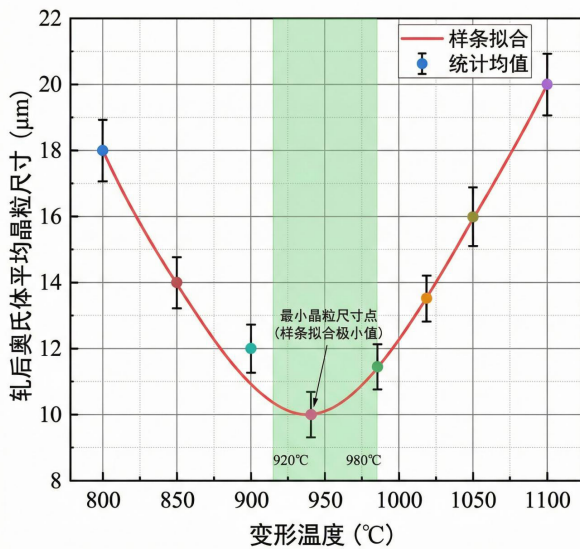


图1 变形温度与奥氏体晶粒尺寸的关系统计图

2.2 变形量对奥氏体晶粒细化的影响

在控轧的 920–980℃ 工作域内，变形量把位错储能、亚结构演化与再结晶进程进行重排。当压下量约 20% 时，位错增量不足以跨越临界储能，亚结构壁仅局限于晶粒边缘，剪切带处零散形核，细化呈局部化特征。把压下量提升至 40–50% 后，取向差累积促使连续型再结晶占优，晶内亚晶转化为等轴细晶，细化均匀性与界面密度同步提高。继续提高至 60% 时，位错接近饱和而应变集中增强，形核拓展但条带结构加重，导致细化收益趋缓与尺寸分布拉宽，需在变形量与应变分配上同步权衡。

$$\rho = \rho_0 + C(1 - e^{-\beta \epsilon_{eq}})$$

其中， ρ 表示位错密度（单位： m^{-2} ）， ρ_0 为变形前位错密度（单位： m^{-2} ）， C 为可储能位错上限增量（单位： m^{-2} ）， β 为位错积累灵敏度系数（无量纲）， ϵ_{eq} 为等效应变，对应压下量 20–60% 的变形程度（无量纲）。

从阈值识别出发，本研究把有效细化的最小变形量界定在等效应变约 0.25–0.30，对应单道次压下量约 30%。低于该值，形核难以连片展开，难在控冷前形成稳定高界面密度；显著高于 50% 时，需要借助道次间隔与辊缝冷却来抑制绝热升温与剪切带积累，以避免再长大与织构偏集破坏等轴细晶群。把应变在前中道次集中释放，并与析出钉扎协同，更易获得均匀细晶奥氏体，为相变形核提供高效基底。

2.3 变形速率对奥氏体晶粒细化的影响

把变形速率限定在 0.1–10 s^{-1} 的工程窗口内，可以把位错积累、回复、形核与界面迁移的相对速率重新排序，从而重塑奥氏体细化路径。动态再结晶指在变形过程中依靠形核与长大完成晶粒更新的机制，其起始应变、形核密度以及晶界迁移速率均对变形速率敏感。低速变形约 0.1–0.5 s^{-1} 时，位错

有更多时间发生回复，储能上升受抑，临界形核被推迟，界面迁移受到扩散支撑而偏快，往往把已形核晶粒拉大，细化程度受损但等轴性较好。把速率提升至 1–3 s^{-1} ，位错积累与回复达成动态平衡，形核可在临界应变附近依时启动，而受扩散受限与析出钉扎双重作用，界面迁移被温和抑制，细小晶粒得以及时稳定，尺寸分布更集中。进一步升至 5–10 s^{-1} ，位错瞬时堆积使形核位置沿剪切带和旧晶界密集出现，细化潜力被显著激发，但绝热升温把有效温度抬升并削弱形核后续的抑长效应，同时时间尺度过短使部分区域未能完成再结晶更新，容易形成条带状细晶与残余变形带并存的双峰组织。由此推导，在 920–980℃ 的控轧工作域内，把变形速率选用在 1–3 s^{-1} 更契合高形核与受控长大的动力学匹配；若工艺受产线节拍约束而需上调至 5 s^{-1} 以上，应配合增大道次间隔、强化辊缝冷却以及前道次应变预置，把绝热升温与织构偏集对等轴细晶群的破坏风险降到更低。

3 控制轧制后的相变组织调控策略

3.1 相变温度对铁素体组织的调控作用

鉴于控轧阶段已构建高界面密度的等轴细晶奥氏体，本研究围绕 550–750℃ 区间考察相变温度对铁素体形核与长大的联动效应。靠近 750℃ 时过冷度较低，晶界迁移的热激活被显著加强，形核主要局限于原奥氏体晶界与三叉结点，形核密度偏低而长大速率偏快，易获得多边形铁素体但晶粒尺寸偏大，且由析出钉扎引起的抑长作用被部分减弱。在 700–720℃ 的过渡带，形核与长大处于竞争边界，微小温差即可改变主导机制，工艺稳定性对组织均匀性更敏感。温度下降至约 630–690℃ 时，位错与形变带提供的异质形核位置被充分激活，界面迁移受到碳扩散与微合金碳氮化物钉扎的同步制约，形核密度与长大速率形成更匹配的耦合关系，铁素体以等轴细晶为主，尺寸分布集中且与前期奥氏体细化呈正向协同。继续降至 550–600℃ 时，扩散动力学显著减缓，形核向晶内转移并沿剪切带与位错墙连续发生，板条或针状铁素体倾向增强，虽然细化潜力仍在，但相界移动受限使尺寸分布拉宽，且易叠加贝氏体早期形核带来的组织分叉。由此推导，把相变启动温度选用在约 650–690℃ 更契合先前控轧产生的高界面密度基底，能够在较短时间尺度内建立以形核主导的转变通道，同时把长大保持在受控水平；相变温度与停留时间需联动设定，以避免已形成细晶被二次长大改写。

3.2 冷却速率对相变组织性能的影响

于控轧已构建高界面密度的等轴细晶奥氏体，本节把冷却速率当作主调控量，围绕 1–20℃/s 区间梳理扩散型与位错辅助型转变的重排路径及其力学响应。低速阶段 1–3℃/s 中，碳扩散与晶界迁移占主导，转变以多边形铁素体与珠光体为主，长大偏快导致界面密度降低，抗拉强度维持在较低水平而延伸率保持较高。进一步观察发现，把冷速提升至 5–10℃/s 后，



形核优势凭借细晶界面被充分释放，珠光体片间距收缩，铁素体保持等轴细小，强度与延伸率形成更均衡的耦合，尺寸分布趋于集中。继续提高至 15-20° C/s 时，扩散受限与位错存储共同作用，使贝氏体占比逐步提升，强度随之抬升而均匀延伸明显回落，屈服平台缩短的风险加大。需重点关注的是，结合 650-690° C 相变启动温区，可把 5-10° C/s 选作通用冷却窗口，

在保证形核主导的同时抑制二次长大；若面向更高强等级，可上调至 15° C/s 以上，并把停留时间压短，以免贝氏体过度拓展带来塑性折损。相关数据见表 1，数据整体呈现铁素体比例随冷速升高而递减、贝氏体比例与抗拉强度同步上升，珠光体则在中等冷速获得更有利的细化匹配。

表1 不同冷却速率下相变组织性能数据表

冷却速率 ° C/s	铁素体 含量 %	珠光体 含量 %	贝氏体 含量 %	抗拉强度 MPa	延伸率 %
1	75	25	0	520	28
3	68	32	0	560	26
5	62	36	2	600	24
10	55	30	15	650	22
15	45	20	35	690	19
20	38	12	50	720	17

4 结语

本研究揭示了控轧条件下奥氏体细化的本质在于位错墙与形变带诱导的取向分裂与选择性晶界迁移，细化的稳定依赖于动态与连续型再结晶的协同以及析出钉扎对界面迁移的抑制作用。由此构建的机制图谱与参数边界表明，中温区间可实现形核与受控长大的最佳匹配，建议将变形温度设置在 920-980℃，单次道次等效应变达到约 0.25-0.30 以上以触发有效细化，压下量以 40-50% 获得均匀等轴细晶；当工艺节拍导致速率升至 5 s⁻¹ 以上时，应通过增加道次间隔与强化辊缝冷却抑制绝热升温与条带组织。相变阶段建议在 650-690℃ 启动以释放

高界面密度的形核优势，并将冷却速率设定在 5-10℃ 每秒以获得强塑平衡；面向更高强等级可提高至 15℃ 每秒以上，同时缩短停留时间以避免贝氏体过度拓展导致塑性折损。伴随上述窗口，抗拉强度与延伸率可在 600-650 MPa 与 22-24% 范围内实现均衡，向高强方向调整时可达 690-720 MPa 但需权衡均匀延伸。后续工作可引入析出相粗化与再分布的演化耦合、绝热升温的在线监测与补偿以及多次道次应变分配的优化求解，以进一步拓展工艺鲁棒性与性能上限，并将方法扩展至不同微合金体系与板带规格的工业化应用。

参考文献

[1] 赵苗苗, 杜林秀, 曹艺, 黄妍. 晶粒尺寸与析出相耦合作用对奥氏体不锈钢力学性能的影响[J]. 塑性工程学报, 2025, (06): 257-264.

[2] 张彬, 卢帅, 唐新越, 潘海军, 韩东序, 杜林秀. 轧制温度对超高强热轧TRIP钢组织和性能的影响研究[J]. 常州大学学报(自然科学版), 2025, 37(06): 19-26.

[3] 卫宏喆, 陈明, 王浩雷, 刘庆杰, 胡小东, 赵红阳. ZK61 镁合金热轧板晶体塑性变形和织构演化机制[J]. 材料工程, 2025, (06): 172-187.

[4] 杨栋杰, 冯奕洁, 张宁, 蒋波. 微合金耐候钢的连续冷却转变及轧制温度对其组织与硬度的影响[J]. 金属热处理, 2025, 50(06): 18-26.

[5] 万宇, 亓海全, 李文通, 笄仲钟, 王为民, 李欣欣, 谢盈盈, 姚小凤. 奥氏体稳定化对车身结构钢DP780组织与性能的影响[J]. 材料热处理学报, 2025, 46(05): 148-156.

[6] 刘筱, 许康, 朱必武, 马丽莉, 魏福安, 刘文辉, 徐从昌, 李落星. 中等应变速率轧制混晶AZ31 镁合金板材的微观组织、力学性能和断裂行为[J]. 塑性工程学报, 2025, 32(05): 76-82.

[7] 王春蛟, 胡华彦, 赵天吉, 冯国斌, 张检民, 宋淼, 王淑娟. 热处理工艺对30CrMnSiNi2A钢微观组织和力学性能的影响机理[J]. 电子显微学报, 2025, 44(03): 295-306.

[8] 夏艳龙, 李杰, 余贵阳, 邢远, 王莹, 金伟, 易艳良, 于振涛. 冷轧Ti-2Al-2.5Zr钛合金管材退火过程中的组织演变与强韧化机制[J]. 稀有金属与硬质合金.

[9] 张建平, 黄健, 徐海健, 庞宗旭, 王勇, 李天怡. 加热工艺对Nb-Ti微合金化钢晶粒长大行为的影响[J]. 金属热处理, 2025, 50(06): 229-234.

作者简介: 张后生 (1971—), 男, 汉族, 大专, 研究方向为金属轧制。