

分类号: TG142.1

学校代码: 10363

密 级: 公开

学 号: 2220220103



安徽工程大学

Anhui Polytechnic University

硕士学位论文

题 目 变形参数调控异质结构中锰钢组织性能及变形机制研究

论 文 作 者 刘齐

校 内 导 师 孙晓云

校 外 导 师 汪洋

专业学位类别 材料与化工

研究方向(领域) 金属材料组织性能

论文提交日期: 2025 年 5 月 15 日

类 号: TG142.1
密 级: 公开

学校代码: 10363
学 号: 2220220103

变形参数调控异质结构中锰钢组织性能及变形机制研究

Heterogeneous Medium Manganese Steel: Microstructure,
Properties, and Deformation Mechanisms via Deformation
Parameter Regulation

学生姓名: _____ 刘齐

校内导师: _____ 孙晓云

校外导师: _____ 汪洋

专 业: _____ 材料与化工

研究方向: _____ 金属材料组织性能

论文答辩日期: 2025 年 5 月 10 日

安徽工程大学学位论文原创性声明

本人郑重声明：我恪守学术道德，崇尚严谨学风。所呈交的学位论文，是本人在导师的指导下，独立进行研究工作所取得的成果。除文中已明确注明和引用的内容外，本论文不包含任何其他个人或集体已经发表或撰写过的作品及成果的内容。论文为本人亲自撰写，我对所写的内容负责，并完全意识到本声明的法律后果由本人承担。

学位论文作者签名：刘齐

日期：2025 年 5 月 12 日

安徽工程大学学位论文版权使用授权书

学位论文作者完全了解学校有关保留、使用学位论文的规定，同意学校保留并向国家有关部门或机构送交论文的复印件和电子版，允许论文被查阅或借阅。本人授权安徽工程大学可以将本学位论文的全部或部分内容编入有关数据库进行检索，可以采用影印、缩印或扫描等复制手段保存和汇编本学位论文。

保密 ☐，在 _____ 年解密后适用本版权书。

本学位论文属于

不保密 ☒。

学位论文作者签名：刘齐

指导教师签名：孙乾之

日期：2025 年 5 月 12 日

日期：2025 年 5 月 15 日

变形参数调控异质结构中锰钢组织性能及变形机制研究

摘 要

在全球积极推进“碳减排”的大背景之下，汽车轻量化成为节能减排的关键路径，先进高强钢的研发备受关注。中锰钢作为第三代高强塑积汽车钢，兼具高强度、优异塑性与低成本优势，是汽车轻量化制造的重要材料。其通过相变诱导塑性(Transformation-Induced Plasticity, TRIP)效应实现高能量吸收能力，显著提升碰撞安全部件的性能。

本研究聚焦于 Fe-0.2C-7Mn-0.25Si 中锰钢，基于热变形参数调控与临界退火协同工艺，深入探究异质结构中锰钢的形成机制及其对强韧性的优化作用。基于 Gleeble-3500 试验机模拟热轧工艺，本文系统研究了变形量(30%~70%)和变形温度(800℃~1100℃)对初始组织的影响；在此基础上，应用热变形和临界退火耦合技术调控残余奥氏体形貌、晶粒尺寸、元素含量和体积分数，借助 XRD、SEM、EBSD、原位拉伸等多尺度表征技术，阐明异质多形貌残余奥氏体的梯度稳定性及其 TRIP 与异质变形诱导(Heterogeneous Deformation Induced, HDI)效应协同强化机制。主要研究结果如下：

(1) 基于双道次等温压缩试验，研究了变形量和变形温度对初始组织静态再结晶、原奥氏体晶粒尺寸和位错密度的影响。变形量的增加促进静态软化分数的增加和位错密度的增加，细化原奥氏体晶粒尺寸。变形温度的增加促进静态软化分数的增加和原奥氏体晶粒尺寸的粗大，降低位错密度。退火前的初始组织调控可有效控制临界退火过程

奥氏体的形核位点分布及相变驱动力，这一关键工艺参数的控制为后续精准调控退火后材料的残余奥氏体含量及其稳定性提供了重要的基础。

(2) 基于变形工艺参数对初始组织的影响规律，结合临界退火工艺，研究了变形参数对退火后中锰钢组织性能的影响。高变形量（70 %）时，高位错密度和细晶组织显著提升奥氏体逆相变驱动力，奥氏体逆相变占主导地位，形成块状、板条状与粒状混合的异质多形貌结构，残余奥氏体体积分数达 39.9 %。相反，低变形量条件下（30 %），粗大原奥氏体晶粒和低位错密度导致奥氏体逆相变驱动力减弱，再结晶转变为主导机制，退火后残余奥氏体以细粒状为主，体积分数仅为 22.1 %。这种机制转变源于变形储能对再结晶驱动力和奥氏体逆相变驱动力的差异化分配。

(3) 1000 °C+70 %变形量与临界退火工艺（645 °C/0.5 h）相结合，获得了铁素体-残余奥氏体双相组织，强塑积达到 39.3 GPa·%，实现了中锰钢高抗拉强度（1255 MPa）与高延伸率（31.3 %）的协同提升。原位拉伸实验表明，具有多形貌和宽域晶粒尺寸分布的残余奥氏体产生梯度稳定性，从而在变形过程中引发多阶段 TRIP 效应。此外，不同形态、晶体结构和位错密度的相区之间存在的强度差异，激发了强烈的应变分配和应变梯度，从而有效促进了 HDI 强化效应。

(4) 基于上述模拟实验，对中锰钢进行了实际热轧，经 645 °C 退火 4 h 试样的异质双形貌残余奥氏体展现独特优势，低应变(<5 %)时块状残余奥氏体优先发生 TRIP 效应，中等应变（5 %~25 %）时板

条状残余奥氏体参与，形成连续 TRIP 效应。在高应变 ($>25\%$) 下 HDI 强化成为主导。连续 TRIP 效应与 HDI 强化（异质界面位错塞积）的协同作用有效延缓颈缩，实现中锰钢获得超高力学性能，强塑积高达 $50.7\text{ GPa}\cdot\%$ 。远超文献中所研究的力学性能 ($27\sim41\text{ GPa}\cdot\%$)。本研究为第三代高强钢的强韧化提供了新方法，对汽车轻量化制造具有重要意义。

关键词：中锰钢，异质结构，TRIP 效应，HDI 强化，协同强化

HETEROGENEOUS MEDIUM MANGANESE STEEL: MICROSTRUCTURE, PROPERTIES AND DEFORMATION MECHANISMS VIA DEFORMATION PARAMETER REGULATION

ABSTRACT

In the context of global carbon emission reduction initiatives, automotive lightweighting has emerged as a pivotal pathway for energy conservation. Particular emphasis has been placed on the development of advanced high-strength steels. As a third-generation automotive steel with superior strength-ductility synergy, medium-Mn steel integrates high strength, excellent plasticity, and cost efficiency, thereby serving as a key material for lightweight vehicle manufacturing. Its high energy absorption capacity, attained through the transformation-induced plasticity (TRIP) effect, leads to substantial improvements in the performance of crash safety components.

This investigation centers on Fe-0.2C-7Mn-0.25Si medium-Mn steel, aiming to unravel the formation mechanism of heterogeneous-structured medium-Mn steel and its role in optimizing strength-toughness synergy via coupled thermal deformation parameter tuning and intercritical annealing.

Hot rolling processes were first replicated using a Gleeble-3500 thermomechanical simulator to systematically analyze the effects of deformation reduction (30%~70%) and temperature (800~1100°C) on initial microstructures. Subsequently, thermal deformation-intercritical annealing coupling technology was employed to tailor retained austenite (RA) morphology, grain size, elemental distribution, and volume fraction. Multiscale characterization tools, including XRD, SEM, EBSD, and in situ tensile testing, were utilized to clarify the gradient stability of heterogeneous RA and the synergistic strengthening mechanisms involving TRIP and heterogeneous deformation-induced (HDI) effects. The core findings are as follows:

(1) Through double-pass isothermal compression experiments, the impacts of deformation parameters on static recrystallization, prior austenite grain size, and dislocation density were quantified. Higher deformation reductions significantly enhanced both static softening fractions and dislocation densities while refining prior austenite grains. Conversely, elevated temperatures led to increased softening fractions and coarser grains but reduced dislocation densities. The pre-annealing microstructure control can effectively regulate the distribution of austenite nucleation sites and the phase transformation driving force during intercritical annealing. This critical process parameter provides a fundamental basis for precisely tailoring the RA content and its stability in

the post-annealed material.

(2) Building upon the microstructure-deformation relationships, the effects of deformation history on post-annealing properties were evaluated. At 70% reduction, high dislocation density and fine grains drastically increased reverse austenite transformation driving force, resulting in a heterogeneous RA structure (blocky/lath-like/granular) with 39.9% volume fraction. In contrast, 30% reduction led to dominant recrystallization (22.1% RA) due to insufficient reverse transformation driving force from coarse grains/low dislocations. This mechanism transition originated from the differential partitioning of deformation-stored energy between recrystallization and reverse transformation.

(3) By coupling 1000°C/70% deformation with 645 °C/0.5 h annealing, a ferrite-RA dual phase microstructure was fabricated, achieving a notable product of strength and elongation of 39.3 GPa·% (1255 MPa ultimate tensile strength+31.3% elongation). In situ tensile tests revealed that multi-morphology RA with wide grain size distribution exhibited gradient stability, triggering sequential TRIP effects during deformation. Furthermore, the strength disparities among phase regions with distinct morphologies, crystal structures, and dislocation densities induce pronounced strain partitioning and strain gradients, thereby effectively promoting the HDI hardening effect.

(4) Industrial hot rolling trials validated the simulation results: the

645 °C/4 h annealed steel with heterogeneous RA displayed unique advantages. Blocky RA initiated TRIP effects at low strains (<5%), followed by lath-like RA participation at 5%~25% strain, forming a continuous TRIP response. At >25% strain, HDI strengthening (dislocation pile-up at hetero-interfaces) dominated. This synergistic TRIP-HDI effect effectively delayed necking, ultimately achieving an unprecedented product of strength and elongation of 50.7 GPa·%, surpassing literature values (27~41 GPa·%). This work presents a novel framework for designing high-performance third-generation steels, offering practical implications for automotive lightweighting applications.

KEY WORDS: medium-Mn steel, heterogeneous-structure, transformation-induced plasticity effect, heterogeneous deformation-induced hardening, synergistic strengthening

目录

摘 要.....	I
ABSTRACT.....	IV
第 1 章 绪论.....	1
1.1 引言.....	1
1.2 中锰钢研究现状.....	3
1.2.1 发展与研究现状.....	3
1.2.2 中锰钢成分设计.....	4
1.2.3 中锰钢的热处理工艺.....	6
1.2.4 中锰钢的强韧化机制.....	9
1.2.5 奥氏体稳定性影响因素.....	10
1.2.6 热变形行为对中锰钢组织和性能的影响.....	11
1.3 中锰钢的塑性失稳.....	12
1.3.1 吕德斯带.....	12
1.3.2 PLC 带.....	13
1.4 研究内容和技术路线.....	14
1.4.1 研究技术路线.....	14
1.4.2 研究内容.....	14
第 2 章 实验材料与方法.....	16
2.1 实验材料.....	16
2.2 相图计算.....	16
2.3 双道次热压缩实验及热处理工艺.....	16
2.4 热轧及热处理工艺.....	18
2.5 微观组织与性能表征.....	19
2.5.1 微观组织表征.....	19
2.5.2 力学性能表征.....	20
第 3 章 热变形参数对退火前中锰钢初始组织的影响.....	22
3.1 引言.....	22

3.2 变形量对退火前中锰钢初始组织的影响.....	22
3.2.1 变形量对应力-应变曲线的影响	22
3.2.2 变形量对静态再结晶动力学及晶粒尺寸的影响.....	23
3.2.3 基于 XRD 的位错密度演化及变形储能的影响	26
3.3 变形温度对退火前中锰钢初始组织的影响.....	27
3.3.1 变形温度对应力软化行为的影响.....	27
3.3.2 变形温度对静态再结晶动力学及晶粒尺寸的影响.....	28
3.3.3 变形温度对位错密度演化及变形储能的影响.....	31
3.4 本章小结.....	32
第 4 章 热变形参数对退火后中锰钢组织与力学性能的影响.....	33
4.1 引言.....	33
4.2 变形量对退火后中锰钢组织与力学性能的影响.....	33
4.2.1 变形量对退火后微观组织的影响.....	33
4.2.2 变形量对退火后力学性能的影响.....	37
4.3 变形温度对退火后中锰钢组织与力学性能的影响.....	39
4.3.1 变形温度对退火后微观组织的影响.....	39
4.3.2 变形温度对退火后力学性能的影响.....	42
4.4 变形储能差异化分配主导的再结晶与奥氏体逆相变竞争机制.....	44
4.5 基于原位 EBSD 揭示异质结构中锰钢残余奥氏体相变行为	48
4.6 本章小结.....	52
第 5 章 临界退火工艺对热轧中锰钢组织与力学性能的影响.....	54
5.1 引言.....	54
5.2 退火温度对中锰钢组织与力学性能的影响.....	54
5.2.1 退火温度对微观组织的影响.....	54
5.2.2 退火温度对力学性能的影响.....	60
5.3 退火时间对中锰钢组织与力学性能的影响.....	63
5.3.1 退火时间对微观组织的影响.....	63
5.3.2 退火时间对力学性能的影响.....	65
5.4 中锰钢中断拉伸过程中塑性失稳与变形机理.....	66

5.4.1 RA 稳定性对塑性失稳的影响机制	66
5.4.2 异质双形貌 RA 连续 TRIP 效应与 HDI 协同强韧化机制	70
5.5 本章小结.....	74
总结.....	75
参考文献.....	77
攻读硕士期间发表的学术论文目录.....	92
致谢.....	93

第 1 章 绪论

1.1 引言

2021 年联合国气候变化委员会（IPCC）发布报告声称：全球气候变暖导致的冰川融化与海平面上升正对沿海生态系统造成严重破坏。海洋与气候倡议联盟（OCIA）于 2017 年的研究指出：2016 年全球汽车销量已达 9497.7 万辆，预计到 2025 年，汽车将以年均 2 % 的速度增长至 1.14 亿辆^[1]。由于道路交通领域贡献了全球 18 % 的碳排放，如何在汽车产量持续攀升的背景下，实现汽车燃油效率的提升与全生命周期减排，已经成为全球汽车产业技术创新的核心议题。

汽车轻量化是实现节能减排的关键技术路径。巴斯夫公司数据分析，若汽车整车质量降低 10 %，燃油效率可提高 6 %~8 %；汽车整备质量每减少 100 kg，每百千米油耗可降低 0.3~0.6 L^[2]。汽车轻量化可通过采用新材料与新工艺以及通过结构优化设计等降低车身重量^[3]。在汽车制造中，钢铁是主要材料之一，其在汽车总质量中的占比超过 50 %。在此背景下，以钢铁为基础，添加适量的轻量化合金元素以降低材料密度，并通过提升材料的力学性能实现钢板减薄，已成为当前汽车材料“轻薄化”研究的核心方向^[4]。

先进高强钢（Advanced High Strength Steels, AHSS）是为满足汽车轻量化、安全性和燃油经济性等需求而开发的高性能钢材^[5, 6]。其主要特性包括：一是屈服强度（Yield Strength, YS）和抗拉强度（Ultimate Tensile Strength, UTS）较高，可在保证汽车结构强度和安全性的基础上，通过减薄钢板实现轻量化；二是良好的成形性，尽管强度较高，但通过合理的合金设计和工艺控制，仍具备一定的塑性和成形能力，能够适应复杂的汽车零部件制造工艺；三是优异的碰撞吸能性，在汽车碰撞过程中，可通过变形吸收能量，减轻对车内人员的伤害。所以先进高强钢满足汽车用钢的使用要求。然而，近年来，汽车用钢在成分和生产工艺上不断发展，不同组织结构和性能指标的高强钢相继问世。学者们根据强塑积（Product of Tensile Strength and Elongation, PSE）的大小及研发时间，将其发展过程划分为三代^[7]。如图 1-1 为目前汽车钢分类及其力学性能分布范围。

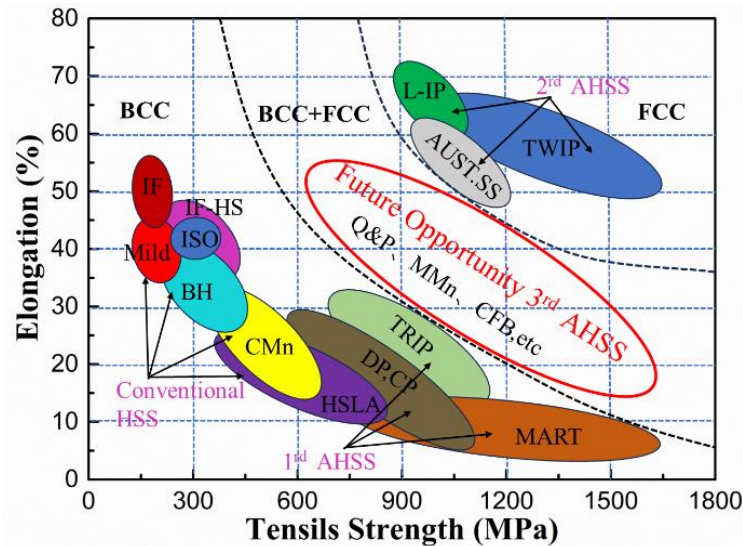


图 1-1 先进高强钢分类^[7]

第一代 AHSS 以铁素体为基体，通常含有少量（甚至不含）贝氏体、马氏体及 5 %~15 % 的残余奥氏体（Retained Austenite, RA），其组织结构主要为体心立方（BCC），涉及的钢材类型包括无间隙原子钢（IF 钢）、双相钢（DP 钢）、复相钢（CP 钢）以及相变诱导塑性（Transformation-Induced Plasticity, TRIP）钢等^[8-10]。这些钢种主要通过相变强化机制实现较高的 UTS（Ultimate Tensile Strength, UTS），通常 UTS 大于 600 MPa，总 TEL（Total Elongation, TEL）为 20 %~30 %，UTS 与 TEL 的乘积 PSE 介于 10~20 GPa·%^[11, 12]。第一代高强钢虽然强度很高，但是性能比较单一，很难兼具高强度与高塑性。第二代 AHSS 采用面心立方（FCC）作为其主要的组织结构，其 PSE 可以达到 50~70 GPa·% 的范围，主要包括孪晶诱导塑性（Twinning Induced Plasticity, TWIP）钢、轻质诱发塑性钢（L-IP 钢）和剪切带强化钢（SIP 钢）^[10]。其中以 TWIP 钢为代表的这一代高强钢室温组织以单一奥氏体为主，并伴有少量退火孪晶。这种钢材中含有 12 %~30 % 的 Mn，这是它达到高强度和高塑性的核心要素。TWIP 钢的 UTS 高达 1600 MPa，是传统高强度钢的两倍之多，而且 TEL 也超出了 65 %，这展示其出色的延展性。但是第二代高强钢由于加入了大量的 Cr、Ni、Mn 和 Si 等合金元素不仅使生产成本显着提高，还在后续加工过程中引发了一系列问题。例如，在铸造过程中易形成夹杂的 Al₂O₃，高锰和高碳含量导致严重的宏微观偏析，退火过程中，表面形成的 Al₂O₃ 和 MnO 会影响热镀锌效果。这些问题限制了第二代高强钢的规模化生产进程^[3]。

2007 年美国科研团队率先提出研发 AHSS 的设想, 此类材料的创新之处在于创新性地构建以 BCC 与 FCC 为主的双相复合组织相结合, 进而实现材料强度与塑性的协同提升。AHSS 的强化机制主要通过微观组织调节、位错增殖以及位错间的相互作用来提高材料强度, 在塑性变形机制方面通过 TRIP 效应、剪切带诱导塑性 (Shear Band Induced Plasticity, SBIP) 效应和 TWIP 效应等有效改善成形性能^[13]。当前, 国内外对第三代 AHSS 的研究重点包括淬火配分 (Quenching-Partitioning, Q&P) 钢、纳米贝氏体钢及中锰钢等^[14]。其中, 中锰钢以 C/Mn 为主元素, 经优化热处理后可以获得铁素体、马氏体和 RA 组成的双相或三相组织, 且 RA 体积分数可达到 40 % 以上, 并且通过 TRIP 和 TWIP 效应, 可获得 UTS 范围 750~2200 MPa, TEL 为 20 %~60 %, PSE 达到 30~60 GPa·% 的优异力学性能^[15]。相比第一代 AHSS, 中锰钢在保持力学性能的同时降低厚度, 实现 10 %~15 % 的轻量化优势, 而与第二代 AHSS 对比, 其成本减少约 30 %~40 %, 这种独特的性能和经济优越性使其成为最具产业化潜力的第三代 AHSS 候选材料^[16]。

1.2 中锰钢研究现状

1.2.1 发展与研究现状

作为第三代 AHSS 的典型代表, 中锰钢凭借其独特的强塑协同效应和显著的成本优势, 在汽车轻量化与工程机械优化领域备受关注。回顾其发展历程, 20 世纪 70 到 80 年代的研究主要集中于合金成分优化与热处理工艺参数调整。1972 年 Miller^[17]在临界退火 (Intercritical Annealing, IA) 过程中首次观察到马氏体基体中存在 RA, 这一发现为后续相变控制理论的发展奠定了重要基础。步入 21 世纪以来, 全球汽车产业对轻量化 (减重 10 %~15 %) 与安全性能 (碰撞吸能提升 20 %) 的双重需求推动了该领域的技术革新。中锰钢在材料设计层面出现两大关键突破: 其一是 Q&P 工艺^[18]的引入实现了 C 元素的精确配分, 显著提升了 RA 的体积分数及其热力学稳定性; 其二, 多相 (Multiphase)、亚稳 (Metastable)、多尺度 (Multiscale) 的 M³ 组织调控理论^[19]取得重大进展, 通过纳米级 RA (50~200 nm) 与微米级铁素体的梯度复合, 实现了 TRIP/TWIP 效应的协同增强。这些创新突破彻底革新了传统合金强化理念, 使中锰钢的力学性能突破了传统材料的性

能极限。简而言之，中锰钢的这些新发展不仅顺应了市场的迫切需求，也提供了更为宽广的应用前景。

在工业化推进过程中，中国钢铁企业展现出显著的技术领导力。2022 年，鞍钢集团成功开发出高强度中锰钢表面钝化技术，使材料抗腐蚀性能提升 50 %。次年，宝钢股份建成全球首条中锰钢专用生产基地，实现 600~1500 MPa 全强度级别连续化生产，成材率稳定在 92 % 以上，这一突破打破了传统高性能合金制造效率的局限。去年，2024 年武安北科钢铁提交了一项名为“一种 Al-Cu 合金化的中锰钢温轧板制备方法及其用途”的专利申请。该方法能够在未显著增加合金含量和降低加工成本的情况下，大幅提高中锰钢的力学性能。

1.2.2 中锰钢成分设计

近年来，众多学者基于中锰钢主要元素 C 和 Mn，通过添加高含量合金元素（Al 和 Si）及微合金元素（V、Cu、Ni 和 B 等），调控中锰钢的组织结构，提高 RA 体积分数和稳定性，进而优化力学性能。

C 作为钢铁材料中重要的合金元素，它所产生的强化机制对材料力学性能的提升主要体现在直接固溶强化和间接析出强化这两个方面，其中直接固溶强化是 C 原子溶入晶格所引发的晶格畸变，这种晶格畸变通过阻碍位错滑移显著提升材料的屈服强度和硬度，而间接析出强化机制涉及 C 原子与合金元素（如 V、Nb、Ti 等）的交互作用，形成碳化物强化相。这些纳米级析出相不仅能有效钉扎晶界和位错，还可通过细化晶粒实现细晶强化。Liu 等人^[20]研究发现，V 优先与 C 原子反应形成 VC 沉淀物，这些沉淀物主要通过降低初始铁素体相中的 C 含量，而非显著阻碍相界面迁移的方式，影响铁素体向 RA 的转变。Hu 等人^[21]通过在 10 Mn 钢中添加了 0.7 % 含量的 V，使得在 RA 和铁素体相界中析出大量纳米尺寸的 VC 颗粒，在随后的 IA 过程中产生了显著的位错硬化，最终获得了高达 1.5 GPa 的 YS。然而，适量的 C 可以提高 RA 的稳定性，促进 TRIP 的发生，但过高的 C 含量可能导致材料的焊接性能和韧性下降。因此中锰钢的 C 含量一般控制在 0.1 %~0.3 % 之间较为理想^[22, 23]。

Mn 是中锰钢最主要的合金元素，其含量一般控制在 3 %~12 % 之间^[24]。Mn 的加入不仅提高了 RA 的含量和稳定性，还扩大了 RA 相区、降低马氏体转变温

度(M_s 点)。Sun 等人^[25]研究发现 Mn 含量的增加使得 RA 的体积分数显著提高,但其力学稳定性降低,这种不稳定性导致变形过程中马氏体转变的分数和动力学显著增加,从而增强了 TRIP 效应。Li 等人^[26]发现随着实验钢中 Mn 含量的增加 RA 体积分数提高的同时形貌也发生了显著变化,而不同形貌导致 RA 稳定性的差异从而产生不连续 TRIP 效应。然而当材料中的 Mn 含量过高时易在晶界和相界面处发生偏析,这种偏析行为会诱发局部应力集中,促进裂纹的萌生与扩展,进而显著降低中锰钢的塑性^[27]。

Si 和 Al 作为一种非碳化物形成元素,能有效的抑制渗碳体的形成和扩大 δ 铁素体相区^[28,29]。Hu 等人^[30]发现随着 Si 含量的增加,显微组织中的铁素体含量降低,铁素体和马氏体组织变得更细,分布更均匀,有利于提高钢的硬度和强度。Song 等人^[31]对 0.2C-6.8Mn-(0、2、4)Si 热轧中锰钢进行研究发现, Si 的添加增加了位错密度,减小了马氏体内部的微晶尺寸,促进了变形过程中位错单元结构的形成,从而实现了超高 UTS (211 MPa) 和良好 TEL (11.7 %) 的结合。与之相比, Al 不仅可代替 Si, 还可以增加 RA 的层错能和变形机制。Cai 等人^[32]研究热轧 Fe-0.2C-11Mn-(2、4、6)Al 中锰钢发现层错能随着 Al 含量的增加而增加,这促进了 6Al 钢中 TWIP 效应的发生,使得 6Al 钢获得优异的 TEL (64.7 %)。但是,当 Al 的添加超过 6 % 时,会产生高温铁素受体 (δ -铁素体),从而恶化强度。

微合金化对优化中锰钢的性能起到了至关重要的作用。通过在中锰钢中加入如 Nb、Ti 和 B 等微合金成分,可以明显地调整其微观结构和性质。一方面微合金元素能促进钢中纳米级碳化物的析出,而这些微小析出相能强烈地阻碍位错的移动,因而具有明显的析出强化作用,有效地提高了中锰钢强度^[33]。Zhou 等人^[34]研究 Nb-Ti 微合金化中锰钢发现 Nb-Ti 不仅细化晶粒,还将 RA 的 TRIP 效应和纳米析出物的析出强化相结合,从而提高 YS。另一方面,微合金元素的化合物可以钉扎晶界,抑制晶粒长大,使中锰钢获得细小的晶粒组织。Zabihi 等人^[35]通过添加 0.12 % 的 B 生成 $M_{23}(CB)_6$ 碳硼化物,这些硼化物沉淀在晶界处,参与晶界钉扎,阻止了 RA 晶粒的长大,并且较小的晶粒尺寸导致晶界强化作用增强,从而提高了钢的强度。

1.2.3 中锰钢的热处理工艺

热处理工艺是对轧制后组织进一步调控，以获得不同相、形态以及含量的微观结构，是中锰钢获得优异力学性能至关重要的一步。IA 工艺是指将轧制后的金属材料加热到临界温度（通常是 Ac_1 至 Ac_3 之间，具体取决于材料类型和所需性能）以上，保持一定时间，然后缓慢冷却至室温的过程。不同退火温度、时间、加热速率以及冷却方式等，使得在室温下获得各相（IA 处理后的微观组织主要为铁素体，马氏体和奥氏体双相或三相组织）占比、晶粒尺寸以及析出相不相同，从而导致力学性能的差异性。Yu 等人^[36]研究发现 IA 后在室温下随着保温温度的降低，马氏体含量明显上升。造成这种现象的主要原因是粗大 RA 区域的热稳定性降低，暴露于较低温度下会导致这些不稳定区域发生转变。Yu 等人^[37]研究发现当退火时间从 60 min 延长到 150 min 时，显微组织中马氏体的含量增加，RA 的体积分数从 31.8 % 上升到 46.1 %，此外这些 RA 晶粒从均匀的薄膜状变为形态各异、尺寸差异大的状态。Bai 等人^[38]研究冷轧 10Mn 中锰钢不同 IA 温度下微观组织演变和力学性能之间的关系，发现随着退火温度的升高，铁素体和 RA 的形貌逐渐由层状转变为等轴状如图 1-2 所示，并且在 IA650 °C 下获得 UTS、YS 和 TEL 分别为 1450 MPa、1210 MPa 和 18 %。此外具有层状和等轴 RA 晶粒的样品比具有单一等轴/层状 RA 晶粒的样品显示出更大的吕德斯带（Lüders）平台。

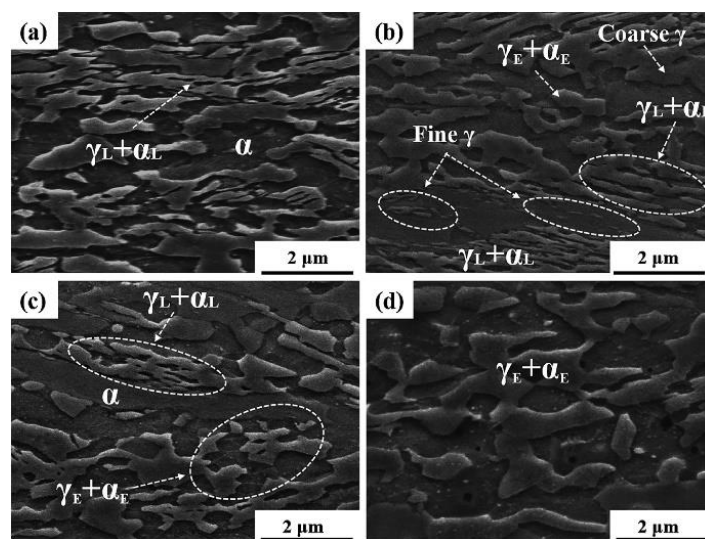


图 1-2 不同温度下 IA10 分钟后的样品^[38]: (a)600 °C; (b)650 °C; (c)700 °C; (d)750 °C。α_E

和 γ_E 分别代表等轴铁素体和 RA；α_L 和 γ_L 分别代表层状铁素体和 RA

Cai 等人^[39]研究了 IA 过程中冷却速率对 11Mn 中锰钢 RA 稳定性及力学性能的影响。研究表明,对于风冷样品,由于铁素体不存在协同变形,RA 的 TRIP 效应更多地贡献于加工硬化(Work Hardening, WH)和 UTS 的提升,而对 TEL 的贡献相对较小。相比之下,在水淬样品中,铁素体与由 RA 转变而来的马氏体之间存在协同变形,这种协同变形使得铁素体能够吸收马氏体转变所引起的应力。这一机制是水淬样品获得优异 TEL 的原因,同时也导致 WH 和 UTS 的降低。王思超等人^[40]研究冷却方式对中锰冷轧和热轧的影响,发现退火后冷却方式对热轧试样组织的影响主要体现在碳化物析出行为上,如图 1-3(a)和(b)所示。热轧-空冷试样中可见大量碳化物,热轧-水冷试样几乎见不到碳化物,这是因为由于较快的水冷抑制了碳化物的析出,而较慢的空冷为间隙 C 原子的短距离扩散提供了足够的时间,促进了碳化物的析出与 C 原子向 RA 中富集。

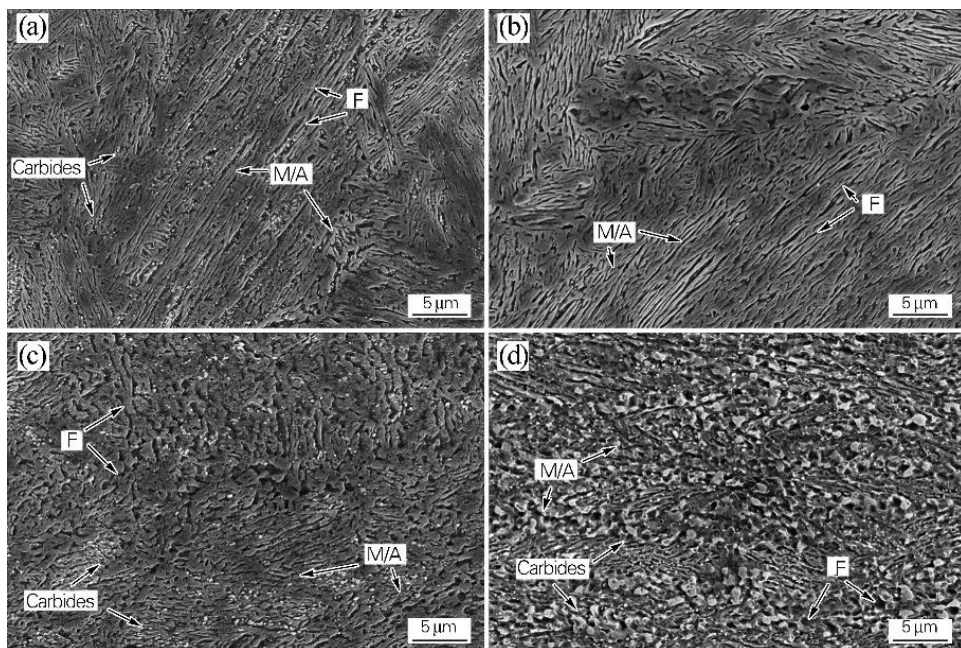


图 1-3 IA 退火后的 SEM 组织^[40]: (a)和(b)分别为热轧空冷和水冷; (c)和(d)分别为冷轧空冷和水冷

Peng 等人^[41]研究了以 10~300 °C/s 速率的超快加热(Ultra-Fast Heating, UFH)对退火中锰钢的影响,如图 1-4 所示。与 IA 工艺相比,UFH 工艺产生的 RA 晶粒比例高达 37 %,具有双峰尺寸分布,且位错密度高。因此它们在变形过程中可以连续转变为马氏体,从而通过 TRIP 效应实现可持续 WH,从而 YS 显著提高了 270 MPa,而 TEL 保持在 40 %以上,PSE 提高了 55 GPa·%。

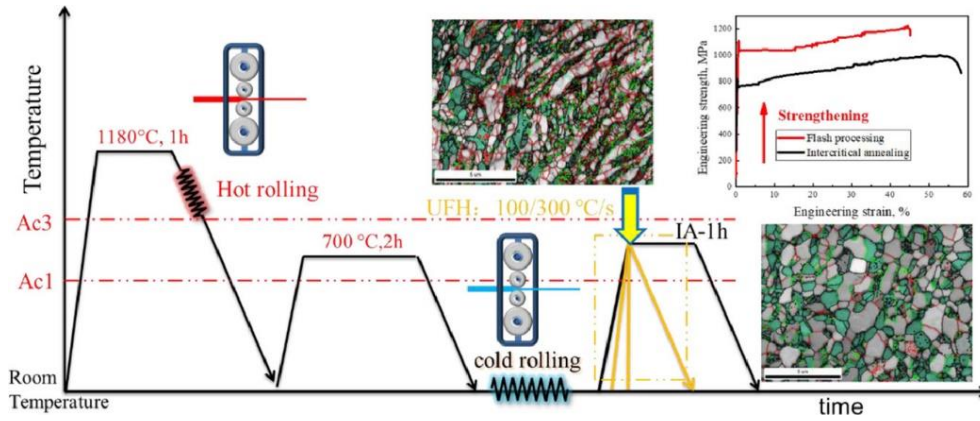


图 1-4 超快加热（UFH）工艺流程^[41]

此外在传统 IA 的基础上，许多学者不断引入新的热处理工艺，以期调控中锰钢的组织结构和性能。例如 Geng 等人^[42]通过间断临界退火（Interrupted Intercritical Annealing, IIA）工艺制备了 UTS 为 1.5 GPa，TEL 高达 43.26 % 的优异力学性能中锰钢，如图 1-5 所示。该方法可以促进碳化物的溶解，使 C 和 Mn 元素充分扩散到 RA 中，以增强 RA 稳定性，此外还通过控制 RA 的形核和生长显著提高 RA 的含量。Kozłowska 等人^[43]在传统的 IA 之后，又在较高温度下进行短暂的第二次 IA 退火，形成了一部分新的 RA（称为次生奥氏体），次生奥氏体热稳定性低于第一次 IA 时形成的 RA，在最终冷却到室温的过程中，很大一部分转化为低 C 马氏体，从而提高了 UTS。

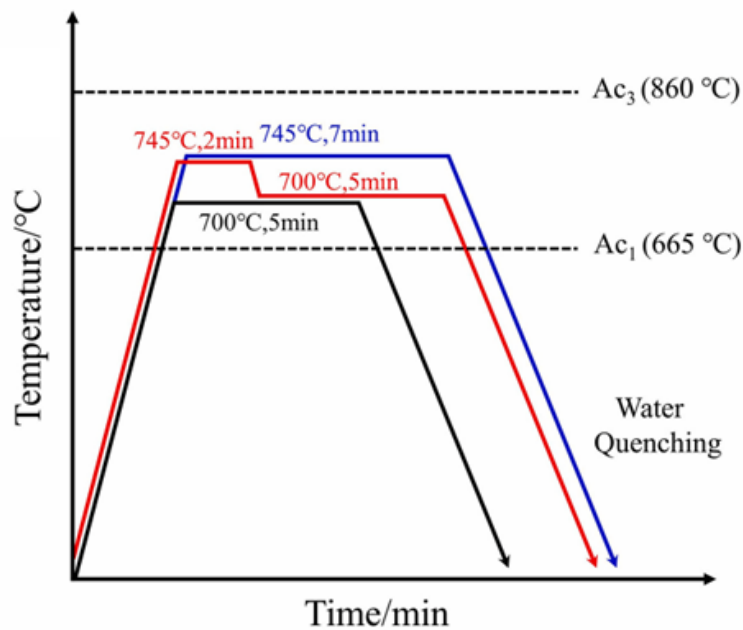


图 1-5 间断临界退火（IIA）热处理工艺^[42]

除了上述热处理工艺之外，轧制后进行 Q&P 也是常见的金属热处理工艺。淬火阶段首先将钢加热到奥氏体化温度以上，使钢完全奥氏体化。然后进行快速淬火，将钢冷却到一定温度（马氏体开始转变温度 M_s 和马氏体转变结束温度 M_f 之间），此时会有部分奥氏体转变为马氏体。淬火后在稍高于 M_s 温度下进行保温，即完成配分。在保温过程中，C 从马氏体向未转变的奥氏体中扩散，富集，从而提高奥氏体的稳定性。Ayenampudi 等人^[44]研究了配分温度在 400 °C~600 °C 之间中等锰钢淬火和配分过程中微观组织演变，研究发现在 400 °C 时通过 C 配分导致 RA 稳定，而在 450 °C 下配分导致 RA 晶粒内部碳化物析出，在更高的配分温度（500 °C~600 °C）下，C 配分会促进珠光体的形成。

1.2.4 中锰钢的强韧化机制

中锰钢的优异综合力学性能来源于 RA 转变为马氏体时产生的额外应变硬化，这一现象被广泛称为 TRIP 效应。中锰钢由多相组成，不仅有 TRIP 效应，还有其他强化机制发挥作用。例如，固溶强化、细晶强化以及异质变形诱导强化（Heterogeneous Deformation Induced, HDI）等。传统强化方法通常依赖单一机制，而本研究通过组织设计实现了多尺度强化机制的耦合。这种复合强化体系不仅提升了材料强度（UTS>1.1 GPa），还通过动态应变协调机制保持了良好的塑性（TEL>30 %）。这种强韧性协同优化的设计理念，为高性能结构材料的开发提供了新思路。

（1）固溶强化

中锰钢中含有适量的 Mn、Si 和 Cr 等合金元素，这些元素固溶于铁素体或 RA 中引起晶格畸变，从而阻碍位错运动提高钢的强度^[45, 46]。例如，Mn 在钢中主要固溶于 RA 中，增加 RA 的强度。固溶强化是中锰钢最基本的强化方式之一，其强化效果与固溶元素的种类、含量及固溶度有关。

（2）细晶强化

中锰钢通过轧制工艺与热处理参数的协同优化得以实现晶粒细化。晶粒细化产生的强化机制源于晶界对位错运动的阻碍作用，随着晶粒变得更细，晶界数量增加，这样就形成了对位错运动的阻碍，从而提升钢材的强度。而在中锰钢内部，析出的纳米碳化物等被称为第二相粒子的微细元素会钉扎住这些晶界。这不仅防

止了晶粒的长大，还保持了整体细小的晶粒尺寸。

（3）TRIP 效应

TRIP 效应是中锰钢中一种重要的增塑机制，与 RA 的含量、稳定性以及变形条件等因素密切相关。室温下中锰钢存在较高比例的 RA，当材料具有合适的 RA 和稳定性时能充分发挥 TRIP 效应^[34,47,48]。这种效应可以缓解局部应力集中，在裂纹稳定扩展阶段，裂纹尖端诱发的 TRIP 效应可消耗尖端能量，钝化裂纹扩展能力，从而显著提高韧性^[36]。

（4）多元协同强化机制

中锰钢的强化机制是一个多元复合的过程，包括有 TWIP、TRIP 和 HDI 效应等多种机制的协同作用。Guo 等人^[49]通过梯度稳定性 RA 设计，在低应变阶段触发 TRIP 效应（马氏体相变吸收能量），高应变阶段激活 TWIP 效应（机械孪生细化晶粒），使材料获得 YS 为 1.09 GPa、UTS 为 1.26 GPa 及 54 % 的 TEL，种分阶段变形行为的核心在于 TRIP 效应通过位错增殖促进加工硬化，TWIP 效应通过纳米级孪晶抑制颈缩，形成 TRIP+TWIP 双硬化机制。Zhang 等人^[50]在拉伸过程中实现多阶段 TRIP 效应、TWIP 效应及 MBIP 效应的顺序激活，其强化机制表现为 TRIP 效应在低应变阶段（<15 %）提供主要硬化贡献，TWIP 效应在高应变阶段（>20 %）通过纳米孪晶界强化维持塑性变形能力。Yao 等人^[51]通过部分再结晶和 RA 逆转变设计出双形貌中锰钢，双形貌 RA 依次发生 TRIP 效应促进 HDI 硬化，二者协同以及分层增韧使材料强塑积高达 65 GPa·%。多元协同强化机制充分发挥了各种强化和增塑机制的优势，通过巧妙设计材料的微观组织和变形条件，实现了中锰钢综合性能的大幅提升，为高性能中锰钢的开发和应用提供了有力的理论和技术支持。

1.2.5 奥氏体稳定性影响因素

RA 稳定性指的是 RA 在不同条件下（如温度、应力等）抵抗相变（如转变为马氏体）的能力。适当的稳定性 RA 是中 Mn 钢获得高强度和出色 TEL 的关键因素。目前研究中，影响 RA 稳定性的主要因素有：化学分成、晶粒尺寸、形态和位错密度等。

(1) 合金元素

C 作为 RA 稳定性的元素。随着 C 含量的增加, RA 的稳定性越高。这是因为 C 原子在 RA 的间隙固溶会引发晶格畸变, 阻碍相变的进行。增加 Mn 含量可以降低 RA 向马氏体转变的温度 (M_s 点), 从而增强 RA 的热力学稳定性。然而, 碳化物的析出会消耗过量的 C 和 Mn 元素, 不利于 RA 的稳定性, 限制了 TRIP 效应^[42]。因此 Al 和 Si 的加入可增强 RA 稳定性。为了评估化学成分对 RA 稳定性的影响, 可使用 M_s 点来衡量, 由以下公式进行计算^[52]:

$$M_s = 539 - 423C - 30.4Mn - 7.5Si + Al$$

其中, C 、 Mn 、 Si 和 Al 代表 RA 中元素的质量百分比。

(2) 晶粒尺寸和形态

晶粒细化是中锰钢力学性能优化与提升 RA 稳定性的重要方式。有研究表明^[34], RA 晶粒尺寸的减小可以通过抑制马氏体相变来提高其稳定性。低稳定性的大尺寸块状 RA 晶粒在塑性变形初期就发生形变诱导马氏体相变, 而高稳定性的小尺寸板条状 RA 晶粒达到一定的临界应变时才发生马氏体相变^[53]。就晶粒形态而言, 细小板条状比块状 RA 更稳定, 这主要归因于两种形态 RA 中 C 和 Mn 元素浓度的不同, 板条状 RA 晶粒的厚度较小, 溶质在晶内的扩散距离短于块状, 这导致板条状 RA 晶内较高的 C 和 Mn 积累量, 因而稳定性较高^[54, 55]。

(3) 位错密度

位错密度影响马氏体的相变动力学, 从而影响 RA 的稳定性。Hu 等人^[56]指出, RA 中的大量几何必需位错 (Geometrically necessary dislocations, GNDs) 可通过钉扎相界面而阻碍相变时原子协调运动, 从而抑制马氏体相变, 提高 RA 的稳定性。然而, 也有相反的观点, Zhang 等人^[50]和 Niu 等人^[57]认为高位错密度引起的高应力场和弹性应变可以有效降低马氏体形核势垒, 增加相变驱动力。

1.2.6 热变形行为对中锰钢组织和性能的影响

中锰钢因其优异的机械性能在工程领域得到了广泛关注。目前, 随着热处理技术的发展, 各种复杂而高效的热处理方法逐渐被报道, 例如 IIA^[42]、临界间淬火-分配 (IQ&P)^[58]、闪蒸退火^[59]等。值得注意的是, 通过这些热处理工艺, 可以有效地促进复杂强化机制的应用。此外, 它们能够在 RA 晶粒中引发 C 和 Mn

的富集，并改变晶粒尺寸以形成非均匀微观结构，从而增强 RA 的稳定性与力学性能。

与热处理过程中控制晶粒尺寸相比，退火前的热变形行为在调整晶粒形状和尺寸方面更有效^[60]。Hu 等人^[61]通过研究温轧与 IA 发现，由于温轧过程中积累的驱动力相对较低，温轧微观组织仅发生部分再结晶，经 IA 后获得了大约 50 % 的层状与等轴两种形貌 RA 晶粒。晶粒形态之间的差异使其具备不同程度的机械稳定性。在变形过程中，约 40 % 的 RA 晶粒能够持续转变为马氏体。此外在轧制过程中。不同变形量和变形温度可获得不同的初始组织，从而影响热处理后的组织和性能。Liu 等人^[62]研究了轧制温度对 0.06C-4Mn-1.2Cr 钢不完全再结晶及机械性能影响，发现热轧温度从 1000 °C 降至 800 °C 时，原始奥氏体晶粒组织由均匀等轴转变为层状与超细晶粒交替的非均质组织，IA 过程中非均质组织 RA 含量为均匀等轴晶结构的两倍，具有层片状微观结构的钢表现出优异的低温韧性。Zhang 等人^[50]通过温轧和冷轧引入预先存在的奥氏体+马氏体薄片结构，转变为具有多种形态（板条状、粒状和块状）和分散晶粒尺寸分布的非均相双相（铁素体和 RA）微观结构。非均质 RA 组织产生不同的稳定性梯度，在拉伸试验过程中触发多阶段 TRIP 效应，并伴有 TWIP 和 MBIP 效应。Liu 等人^[63]通过对比不同轧制变形量（40 %、60 %、70 %）下中锰钢组织和性能，发现 60 % 变形量获得不均匀晶粒尺寸、该组织引发的非均质强化和位错强化促进细晶层的连续应变，协调粗晶层的拉伸应变，从而优化力学性能。

1.3 中锰钢的塑性失稳

在中锰钢的力学性能研究中，Lüders 带与 Portevin-Le Chatelier (PLC) 效应^[64] 作为两种典型的非均匀变形特征备受关注。Lüders 带主要出现在材料屈服后的初始塑性阶段，表现为试样表面的局部应变集中带；而 PLC 效应则体现为塑性变形过程中应力-应变曲线的锯齿状波动，两者共同揭示了材料塑性变形的非均匀特性。

1.3.1 吕德斯带

在中锰钢体系内，间隙原子如 C 和 N 与位错之间的相互作用对材料的力学

性能起着关键作用，这与材料内部复杂的微观结构有关。Cottrell-Bilby 理论^[65]提出间隙原子倾向于聚集到位错附近形成所谓的 Cottrell 气团，这种气团对位错具有显著钉扎效应。在拉伸变形初期，中锰钢的位错被这些 Cottrell 气团紧密束缚，因此移动受到极大限制。当外加应力持续增加并达到某一临界值时，位错可以突破这种束缚迅速滑移，引发局部地区发生集中变形，从而促使 Lüders 带的出现。值得注意的是，Lüders 带的生成机制是多因素共同作用的结果。Zhang 等人^[66]基于微观组织分析提出，超细晶粒结构中应变软化与 TRIP 效应诱导硬化的动态失衡是导致变形局部化的关键诱因。Wang 等人^[67]通过高速数字图像（DIC）相关技术和应力控制拉伸实验，揭示了中锰钢中 Lüders 带的高应变速率现象，并进一步阐明了马氏体相变和预应变在 Lüders 带形成中的关键作用。Wang 等人^[55]在工艺优化方面取得突破，其采用热变形与 IA 协同策略制备的薄膜/块状铁素体复相组织，利用薄膜相高位错密度特性优先激活位错滑移，使 Lüders 带萌生得到有效抑制。Wang 等人^[68]研究发现 Lüders 带和 PLC 现象受 RA 稳定性的强烈影响，RA 稳定性降低提高了移动位错密度，并通过变形诱导马氏体相变促进了加工硬化，补偿了 Lüders 带形成过程中的应变软化，从而减轻或消除 Lüders 带的现象。上述研究体系从机理阐释到工艺调控的递进探索，不仅深化了对 Lüders 带本质的认知，更为工程应用中材料性能稳定性提升提供了理论支撑。

1.3.2 PLC 带

Lüders 效应与 PLC 效应虽均表现为塑性失稳，但其物理本质存在显著差异。PLC 效应的核心机制源于动态应变时效（Dynamic Strain Aging, DSA），即溶质原子通过体扩散与运动位错发生动态交互，周期性地钉扎与脱钉位错运动^[69]。Yang 等人^[70]通过研究 7Mn 钢拉伸变形过程中的应变局部化发现 DSA 的发生需要两个先决条件，足够的移动位错和溶质原子。当 RA 的晶粒尺寸小于临界值，则变形过程中不能产生足够的位错，PLC 条带不会形成。Wan 等人^[71]通过调控 IA 温度改变渗碳体析出行为，证实降低铁素体溶质 C 含量可削弱位错动态钉扎效应，从而改善热轧中锰钢的塑性失稳问题（尤其是 PLC 效应）。根据锯齿形貌差异，PLC 效应可分为三类：A 型表现为周期性应力突降，B 型为高频小幅波动，C 型则呈连续阶梯式衰减。值得注意的是，当环境温度处于特定窗口时（如

200~400 °C)，溶质原子扩散速率与位错运动速率达到动态平衡，DSA 效应显著增强，PLC 带更易形成。

1.4 研究内容和技术路线

1.4.1 研究技术路线

本文以 Fe-0.2C-7Mn-0.25Si 中锰钢为研究对象，技术路线如图 1-6 所示。

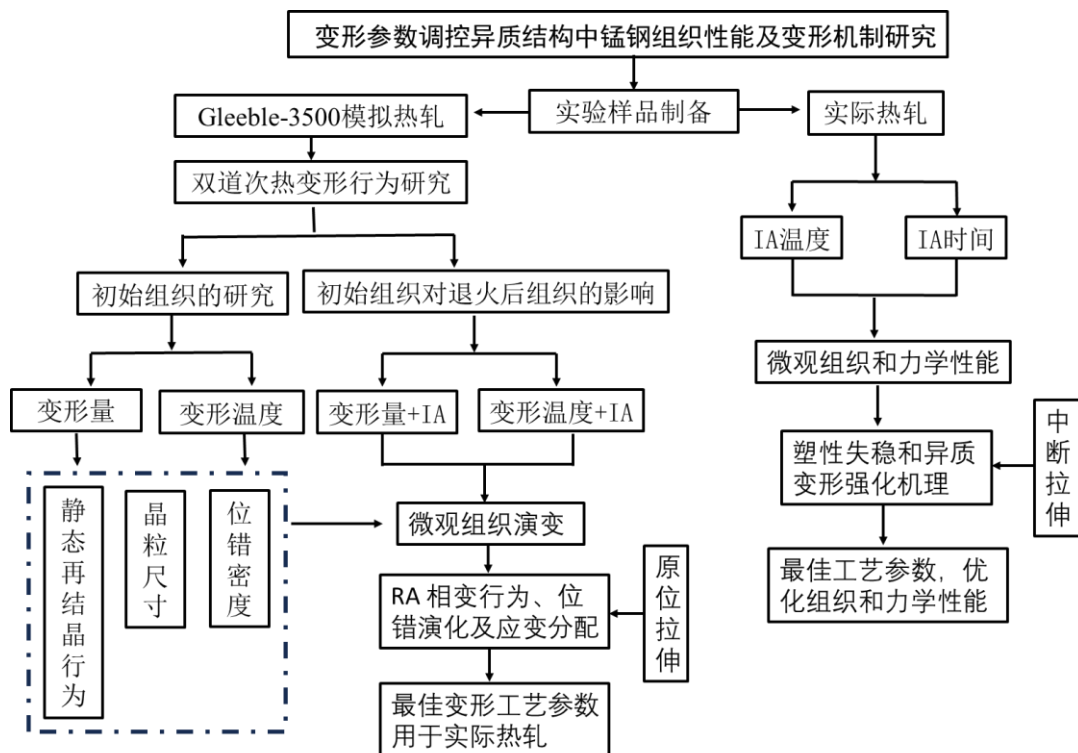


图 1-6 研究技术路线

1.4.2 研究内容

本文以 Fe-0.2C-7Mn-0.25Si 中锰钢为研究对象，基于变形参数调控初始组织，再与 IA 协调调控退火后的微观组织，获得异质形貌异质结构组织，从而获得一定宽度范围内 RA 稳定性，从而触发多阶段 TRIP 效应和异质变形强化。主要研究内容有以下几点：

(1) 通过 Gleeble-3500 热力学模拟试验机进行双道次热压缩实验，模拟多道次热轧工艺，研究不同变形量和变形温度下的静态再结晶行为、静态软化分数

和位错密度以及微观组织演变情况。

(2) 对不同变形量和变形温度的中锰钢进行 IA (645 °C/0.5 h) 工艺处理, 研究热变形工艺参数对 IA 后材料的组织形态、力学性能、RA 含量以及奥氏体逆相变与再结晶的竞争机制的影响。利用原位拉伸试验, 研究不同拉伸应变下的位错增殖、相转变过程以及晶粒变形与取向变化等行为特征。最终揭示在最佳变形工艺参数下, 材料具备优异强塑性的内在本质。

(3) 将前期确定的最佳轧制变形工艺参数应用于热轧实践, 系统研究临界退火工艺 (600~690 °C、0.5~8 h) 对 RA 中 C/Mn 元素配分、晶粒形貌及稳定性的调控规律。通过多尺度表征 (SEM/TEM/EBSD) 与单轴拉伸位实验, 揭示退火温度如何通过碳化物溶解行为对 RA 的形核、稳定性、塑性失稳以及位错密度产生定量影响, 明确它们之间的关联。同时, 剖析异质双形貌 RA (块状与板条状) 的梯度 TRIP 效应与 HDI 强化之间的协同作用机制。

第 2 章 实验材料与方法

2.1 实验材料

通过仔细调控 C 与 Mn 的含量并优化其比例关系，可以开发出性能卓越的中锰钢，从而满足不同行业对该材料的实际需求。在本研究中，C 和 Mn 作为主要分析元素具体成分如表 2-1 所示。

表 2-1 实验钢的主要化学成分 (wt.%)

C	Mn	Si	Ni	Cr	P	Fe
0.22	7.3	0.25	0.034	0.01	0.012	Bal.

2.2 相图计算

基于试验用钢的实测化学成分，利用热力学模拟器软件计算试验钢的平衡相图，仅供实验参考，结果如图 2-1 所示。

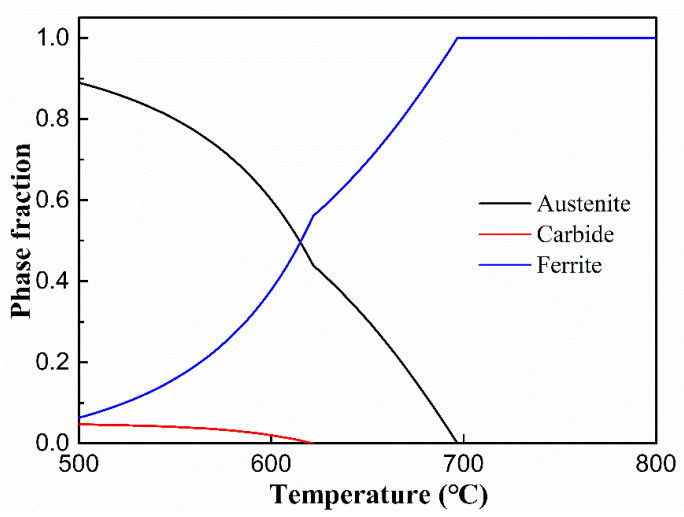


图 2-1 试验钢的平衡相图

2.3 双道次热压缩实验及热处理工艺

在当前的研究背景下，所谓双道次热压缩实验，实际上是模拟多道次热轧这一复杂工艺流程的一种方法，通过这种方式，可对后续涉及到的热轧参数进行一

种理论层面的支撑。具体来说，在这项试验中选用了 Gleeble-3500 这种设备，它是一款能够进行热力模拟的实验机来对中锰钢实施所谓的双道次等温热压，以便对于再结晶这样一个较为专业的动力学过程与初始微观组织演变展开深入调研。同时，也可提前为随后的退火过程中的组织和其相关力学性能分析打下基础。这一实验使用的 Gleeble-3500 热力模拟试验机构造以及高温条件下压缩实验样品所经历的过程，如图 2-2 所示。



图 2-2 Gleeble-3500 热力模拟试验机及高温压缩实验

首先，从锻造坯料中切取尺寸约为 $\Phi 8 \times 12 \text{ mm}$ 的圆柱形试样。这些试样接着需要以 10°C/s 相对快速的速率加热到 1200°C 温度状态，并且在此高温下保持 3 min ，其目的是为了尽量减少内部出现不均匀温差的可能性。然而，此阶段过后又要将材料同等速度冷却到某一压缩温度，这个温度并在完成冷却后继续保持 30 s 时间，其工艺流程如图 2-3 所示。

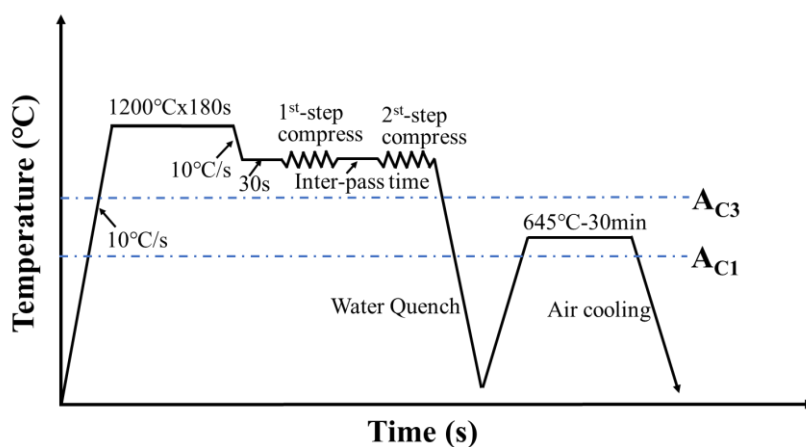


图 2-3 双道次热压试验+临界退火工艺流程图

双道次热压缩试验一共分两组进行：第一组是在相同变形温度不同变形量，变形温度为 1000 °C 时，两道次变形量分别为 30 %、50 %、70 %；第二组是在相同变形量不同变形温度，变形量为 70 %，变形温度分别为 800 °C、900 °C、1000 °C、1100 °C，两组的应变速率都为 0.1 s⁻¹，道次间停留时间为 100 s。压缩变形之后立即水淬，以保留高温变形组织，随后进行临界退火，退火温度 645 °C，退火时间 0.5 h。

2.4 热轧及热处理工艺

如图 2-4 为试验钢的热轧制及热处理工艺流程。实验钢在真空感应熔炼炉中冶炼，浇注成钢锭，然后热锻成截面尺寸为 50 mm×160 mm 的钢胚。将板坯进行两次热轧，第一次热轧将钢坯加热至 1200 °C 保温 2 h 的均匀化，将坯料由原始厚度轧至 10~11 mm；第二次再加热至 1200 °C 保温 2 h，热轧将坯料厚度轧至目标厚度 3.5 mm，两次热轧开轧温度均为 1200 °C，终轧温度均控制在 1000 °C，随后切头切尾空冷至室温。随后对热轧板进行不同温度（600 °C、645 °C、660 °C、690 °C）和不同时间（0.5 h、4 h、8 h）临界退火处理，然后炉冷。根据退火温度的不同，分别命名为 HR+IA600-4h、HR+IA645-4h、HR+IA660-4h、HR+IA690-4h；根据退火时间的不同，分别命名为 HR+IA645-2h、HR+IA645-4h、HR+IA645-8h。

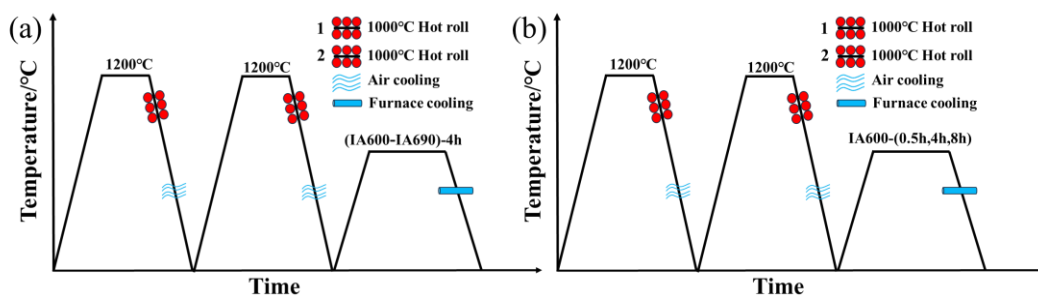


图 2-4 (a)热轧实验钢不同 IA 温度热处理工艺流程；(b)热轧实验钢不同 IA 时间热处理工艺流程

2.5 微观组织与性能表征

2.5.1 微观组织表征

(1) 金相观察

用于金相分析的试样尺寸为 8 mm×4 mm×2 mm。将切下来的样品进行镶嵌，然后用 400~2000 目的砂纸进行研磨，接着将研磨后的试样放在金相抛光机上抛光成镜面没有划痕的状态。退火后的试样利用 4 %的硝酸酒精溶液进行腐蚀观察金相状态下的马氏体组织。原奥氏体晶界是通过饱和苦味酸溶液+海鸥洗洁剂+少量盐酸组成的混合溶液中进行水浴加热腐蚀获得原奥氏体晶粒形貌。金相的观察是在型号（Axiolab 5）蔡司金相显微镜（ZEISS）下进行金相的观察，其中利用 Image Pro 软件统计原奥氏体晶粒尺寸的大小。

(2) 扫描电镜

本实验采用 SU8010 型冷场发射扫描电子显微镜（Scanning Electron Microscope, SEM）的二次电子（SE）模式拍摄试样的显微组织和拉伸断口形貌。采用 20 %高氯酸和 90 %酒精溶液对样品进行电解抛光，其中电压为 20 V，电流 0.8 A 左右，抛光时间为 8~12 s。

(3) 电子背散射衍射分析

通过利用 EBSD 技术背散射电子的衍射现象，获得晶体取向、晶界取向差、物相等晶体学信息。EBSD 样品制备与 SEM 扫描样品制备流程一致。测试时的电压为 20 kV，步长为 0.05 μm。

(4) X 射线衍射（XRD）分析

通过 Smartlab SE 型 X 射线衍射仪的设备检测拉伸前后 RA 体积分数的变化情况。试样的制备流程和金相制备一致。测试时靶材为 Cu-ka, 扫描范围 40~100 °，扫描速率 2 °/min，扫描步长 0.02 °。并选取(200)_γ、(220)_γ、(311)_γ、(200)_α和(211)_α衍射峰的积分强度，使用等式（2-1）^[72]可计算 RA 的体积分数。

$$V_{\gamma} = 1.4I_{\gamma} / (I_{\alpha} + 1.4I_{\gamma}) \quad (2-1)$$

其中 V_{γ} 是 RA 的体积分数， I_{γ} 是 BCC (200)、(220)、(311)晶面衍射峰的积分强度， I_{α} 是 FCC (200)、(211)晶面衍射峰的积分强度。

RA 中 C 含量使用以下公式^[73]估算：

$$C_{\gamma} = \frac{(a_{\gamma} - 3.547)}{0.0467} \quad (2-2)$$

$$a_{\gamma} = \frac{\lambda \sqrt{h^2 + k^2 + l^2}}{2 \sin \theta} \quad (2-3)$$

其中 C_{γ} 是 RA 中 C 的质量分数， a_{γ} 是 RA 的平均晶格常数 (nm)， λ 是辐射的波长， θ 是布拉格角， h 、 k 、和 l 是平面的三个 Miller 指数。

RA 的力学稳定性可用以下方程进行定量分析^[74]：

$$V_{\gamma} = V_{\gamma 0} \exp(-k\varepsilon) \quad (2-4)$$

式中： V_{γ} 为初始 RA 分数； $V_{\gamma 0}$ 为变形量为 ε 时的 RA 体积分数； k 值越高，对应于较高的转变驱动力和较低的 RA 稳定性。

试样的位错密度通过 X 射线衍射测得 BCC 和 FCC 的衍射峰值峰，再通过 Williamson-Hall 公式 (2-5) 进行计算^[75, 76]。

$$\beta \cdot \cos \theta = \frac{K \cdot \lambda}{D} + 4 \cdot \varepsilon \cdot \sin \theta \quad (2-5)$$

β 是衍射峰的半高宽； θ 是布拉格衍射角； K 为 Scherrer 常数，一般取 0.9； λ 是 X 射线的波长； D 表示晶粒尺寸 (单位为 nm)； ε 是晶格应变。

以 $\beta \cos \theta$ 为纵坐标， $\sin \theta$ 为横坐标，绘制 Williamson-Hall 图。通过线性拟合，直线的截距为 $k\lambda/b$ ，斜率为 4ε ，进而计算出晶粒尺寸 D 和晶格应变 ε 。

位错密度 ρ 的计算公式为^[77]：

$$\rho = \frac{2\sqrt{3}\varepsilon}{bD} \quad (2-6)$$

其中 b 是 Burgers，对于常见的 BCC， $b=0.25\text{nm}$ ；FCC， $b=0.286\text{nm}$ 。

2.5.2 力学性能表征

用 Gleeble-3500 热力模拟实验机获得的热压缩试样为特殊设计的蝴蝶状，如图 2-5(a)所示。热压缩后按照图 2-5(b)中的虚线切割拉伸试样，平行段长度为 12 mm，宽度为 3.5 mm。图 2-5(c)为切割后的拉伸试样。热轧拉伸试样尺寸如图 2-6 所示。拉伸试样取向平行于变形方向 (轧制方向)，在拉伸试验前，用砂纸对试样表面进行打磨，将表面的氧化皮和线切割痕迹打磨掉，防止在拉伸过程中打滑

和局部应力集中。室温拉伸在 AGS-X100KN 电子万能试验机上进行，拉伸应变速率为 1 mm/min，将拉伸试验结束后的数据通过 Origin 软件绘出工程应力应变曲线。

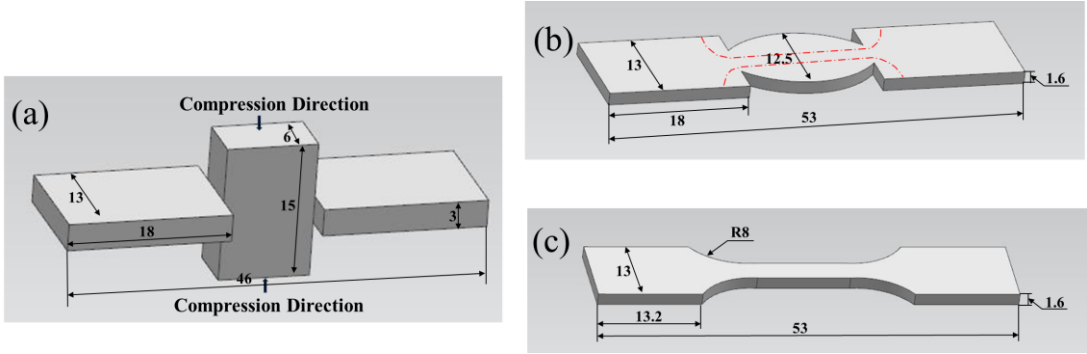


图 2-5 热压缩试样几何形状(mm): (a)热压缩前的试样; (b)温压缩后的试件; (c)沿图(b)虚线切割的拉伸试样

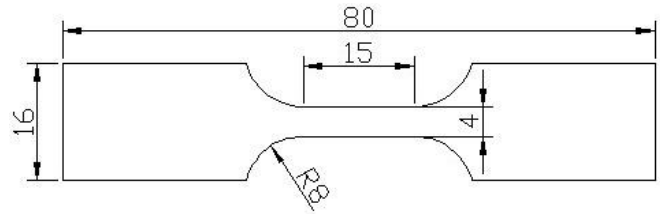


图 2-6 热轧拉伸试样尺寸(mm)

第 3 章 热变形参数对退火前中锰钢初始组织的影响

3.1 引言

中锰钢在热变形过程中，变形量和变形温度是关键工艺参数，它们对微观组织演变起着调控作用。变形量通过变形储能的积累促进再结晶形核，变形温度决定原子扩散能力，加速热激活过程。在多道次轧制中，静态回复与再结晶行为不仅影响材料变形储能的动态变化，它们还与初始组织状态相互交织，初始组织状态包括位错密度和晶粒形貌，这些因素共同塑造材料对后续 IA 工艺的响应特性。

本章采用双道次热压缩实验方法，创新性地将变形量与变形温度调控相结合，变形量范围设定为 30 %~70 %，变形温度范围为 800 °C~1100 °C，旨在系统探究变形参数的影响对中锰钢静态再结晶动力学及晶粒尺寸的影响机制。通过建立工艺、组织与性能的定量映射关系，为后续章节深入剖析退火过程中的组织演变规律以及力学性能变化，提供坚实且可靠的基础数据支持，助力构建完整的中锰钢材料性能研究体系。

3.2 变形量对退火前中锰钢初始组织的影响

3.2.1 变形量对应力-应变曲线的影响

热变形过程中得到的流动应力是确定塑性变形过程中载荷和能量大小的重要参考，可用于表征材料的塑性变形能力^[78]。如图 3-1 所示，当热压缩变形温度为 1000 °C，应变速率为 0.1 s⁻¹ 和道次间停留时间为 100 s 时，中锰钢不同变形量下所获得的双道次热压缩流变应力曲线。随着变形量的增加，第一道次和第二道次的应力呈现阶梯状上升，并且变形量越大，第二道次应力上升的越大。总变形量为 30 % 时，第一道次的峰值应力为 108 MPa，间隔 100 s 后，第二道次的应力升至 183.3 MPa；当总变形量为 50 % 时，第一道次的峰值应力为 166.5 MPa，间隔 100 s 后，第二道次的应力升至 220.5 MPa；而当总变形量为 70 % 时，第一道次的峰值应力为 181.1 MPa，间隔 100 s 后，第二道次的应力升至 327.7 MPa。这是因为第一道次的真应变增大时，金属内部晶格畸变增大，位错缠结，从而导致

变形阻力的提升,使得第二道次应力增大,加工硬化显著^[79]。流变应力的阶梯状上升表明变形量增加显著提升了位错缠结密度,为退火提供高密度形核位点(如位错胞壁、变形带)。

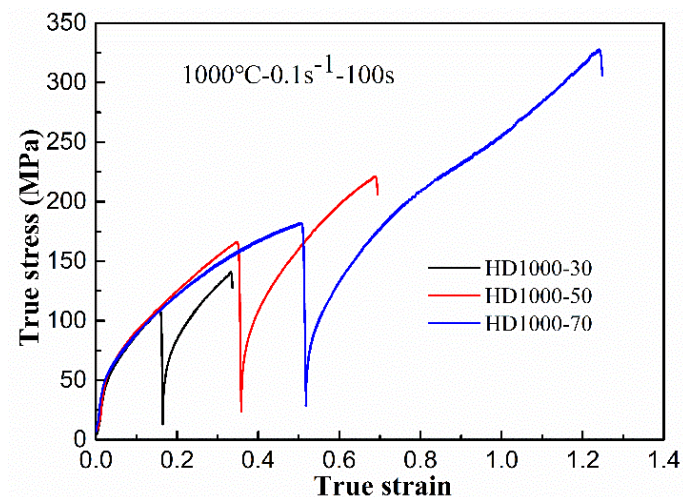


图 3-1 不同变形量的真应力-真应变曲线

3.2.2 变形量对静态再结晶动力学及晶粒尺寸的影响

研究双道次热压缩过程时,需要准确量化静态回复和再结晶的软化效果,为此,必须选择合适的测定方法。常见的测定方法有后插法,后插法又称 0.2 % 偏移屈服应力法,还有补偿法和平均应力法。本实验条件下,考虑到后插法能够直观、准确地反映静态软化情况,因此采用后插法来确定软化体积分数,具体操作方式如图 3-2 所示。

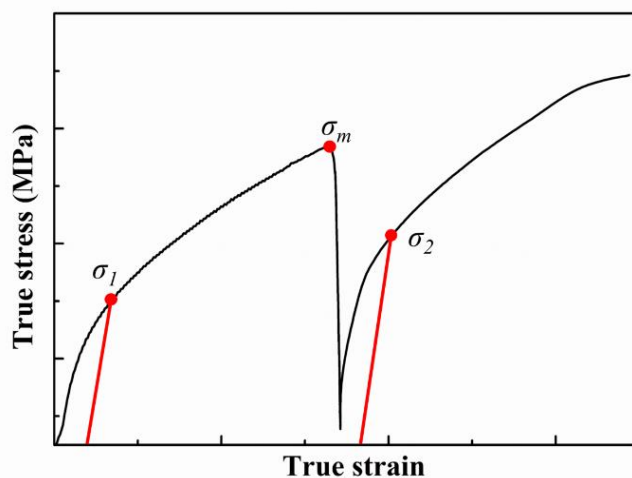


图 3-2 后插法确定静态软化分数

其中静态软化分数 X_s 可表达为:

$$X_s = \frac{(\sigma_m - \sigma_2)}{(\sigma_m - \sigma_1)} \quad (3-1)$$

其中 σ_m 是第一道次变形结束时的应力, σ_1 和 σ_2 分别是第一道次变形和第二道次变形时的屈服应力。间隔保持过程中的软化行为受变形温度、应变速率和变形量等变形参数的影响。

图 3.3 为基于式 (3-1) 得到的不同变形量下试样的静态软化的分数 (X_s)。可以清楚的从图中看到, 变形量显著影响着静态再结晶软化分数。当总变形量从 30 % 增加 70 % 时, 静态软化分数从 49 % 增加了 84.2 %; 因此, 当变形温度一定时, 变形量的增加促进静态软化的进行。

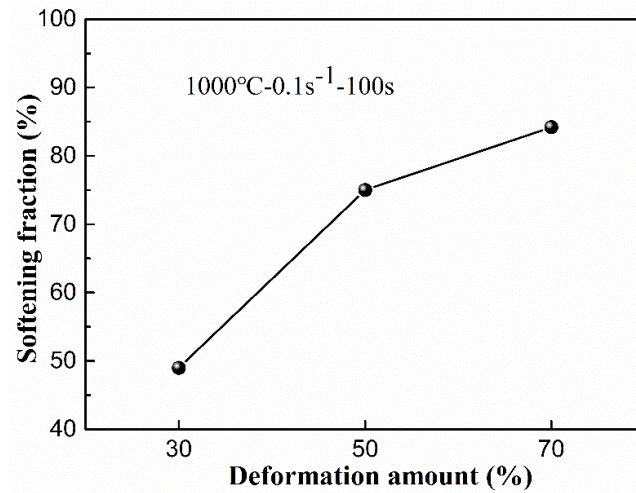


图 3-3 不同变形量时的静态软化分数

图 3-4 展示了金相显微组织图, 变形温度为 1000 °C, 应变速率为 0.1 s⁻¹, 道次间隔为 100 s, 图像经过软件伪彩色处理, 同时还给出了利用 Image-Pro Plus 统计得到晶粒尺寸分布情况。当变形量为 30 % 时, 晶粒沿轧制方向拉长, 较小应变导致晶界迁移与位错重排等潜在形核机制未充分激活, 仅在局部高应变区域出现零星形核现象。这些区域包括三叉晶界和位错富集区, 如图 3-4(a) 所示。30 % 变形量导致变形储存能较低, 再结晶驱动力不足, 最终静态软化分数仅达 49 %。当变形量提升至 50 % 时, 变形储存能增加, 再结晶驱动力显著增强, 位错密度上升, 晶界与亚晶界成为有效形核位置, 新生晶粒逐渐消耗变形基体, 组织实现了细化过程^[80], 如图 3-4(d) 所示。当变形量达到 70 % 时, 材料内部位错大量增殖, 致使位错密度显著升高。高的位错密度能够提供额外的能量, 这些能量可以

有效降临界退火过程中奥氏体形核所需克服的能量势垒。与此同时，位错本身还能作为形核的潜在位置，吸引周围的原子进行聚集，从而为奥氏体形核创造更为有利的条件，进而对奥氏体形核起到了显著的促进作用，具体内容详见 4.2.1 节。对晶粒尺寸进行统计分析，30 %变形量对应平均晶粒尺寸为 $31.6\ \mu\text{m}$ ，50 %变形量对应 $23.1\ \mu\text{m}$ ，70 %变形量对应 $19.8\ \mu\text{m}$ ，如图 3-4(c)、(f)和(i)所示。这一结果充分证实，增大变形量能够显著地促进中锰钢在静态再结晶过程中的晶粒细化。该组织演变规律与文献^[80]报道的机制高度吻合，进一步验证了研究结果的可靠性。

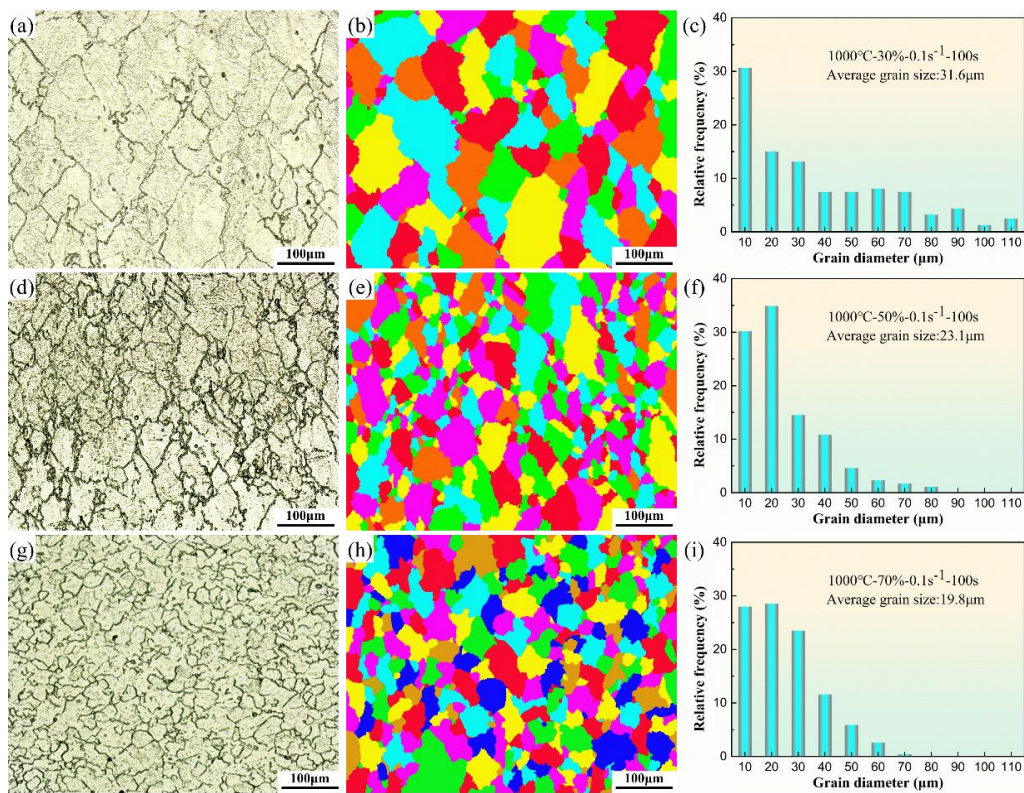


图 3-4 不同变形量试样的金相组织图，PS 点色图和晶粒尺寸分布图：(a)~(c)HD1000-30 试样；(d)~(f)HD1000-50 试样；(g)~(i)HD1000-70 试样

图 3-5 展示了不同变形量（30 %、50 %、70 %）下中锰钢试样的 SEM 显微组织。由于材料的高淬透性，淬火后显微组织以马氏体为主，但其形貌随变形量增加呈现显著差异。如图 3-5(a)所示，当变形量为 30 %时，马氏体晶粒细化程度较低，呈现块状形貌，部分区域可见沿轧制方向拉长的晶粒，且原奥氏体晶界（Prior Austenite Grain Boundary, PAGB）清晰可见。如图 3-5(b)所示，随着变形量增至 50 %，高位错密度促进再结晶，晶粒逐渐演变为纤维状结构，表明轧制

工艺对晶界迁移的调控作用增强。当变形量进一步升高至 70 %时，剧烈的塑性变形导致变形储能显著累积，晶粒细化程度显著提升，原奥氏体晶粒（Prior Austenite Grain, PAG）形貌特征基本消失，形成均匀的亚微米级再结晶组织，如图 3-5(c)所示。

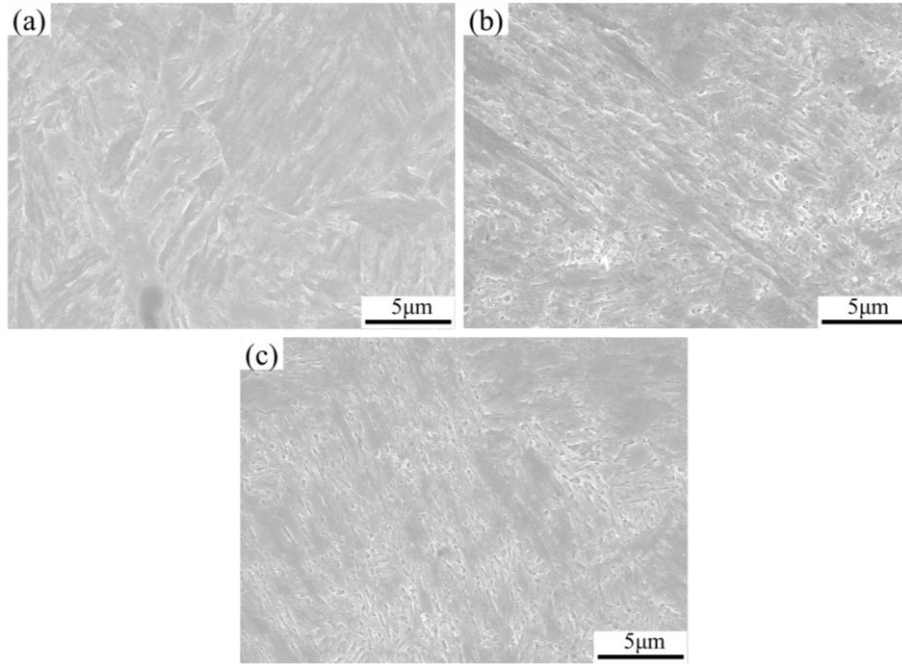


图 3-5 不同变形量下试样的 SEM 组织：(a)HD1000-30；(b)HD1000-50；(c)HD1000-70

3.2.3 基于 XRD 的位错密度演化及变形储能的影响

图 3-6 展示了不同变形量试样的 XRD 图谱，以及基于该图谱所计算出的对应位错密度结果。HD1000-30、HD1000-50 和 HD1000-70 这三个试样中均留存有少量轧制工艺结束后残留下来的奥氏体，本文将其称为轧制态奥氏体（As-Rolled Retained Austenite），且含量分别为 1.73 %、2.80 %和 2.48 %。

从图 3-6(b)的位错密度计算结果可以看出，当变形量从 30 %逐步提升至 70 %时，位错密度呈现出逐步上升的趋势。30 %变形量时位错密度为 $3.49 \times 10^{14} \text{ m}^{-2}$ ，50 %变形量时增加到 $3.58 \times 10^{14} \text{ m}^{-2}$ ，当变形增加到 70 %时达峰值 $3.84 \times 10^{14} \text{ m}^{-2}$ 。位错密度的升高直观地反映出材料内部储存能的增加，而变形储能作为再结晶过程的关键驱动力，在后续的 IA 过程中，对于新晶粒的形核与生长将起到积极的促进作用^[63]。在第四章 4.2 节中将展开更为详尽的阐述，以便更深入地剖析储存能、位错密度与再结晶过程之间的内在联系，为全面理解中锰钢的微观组织演变

和性能调控提供有力的理论支持。

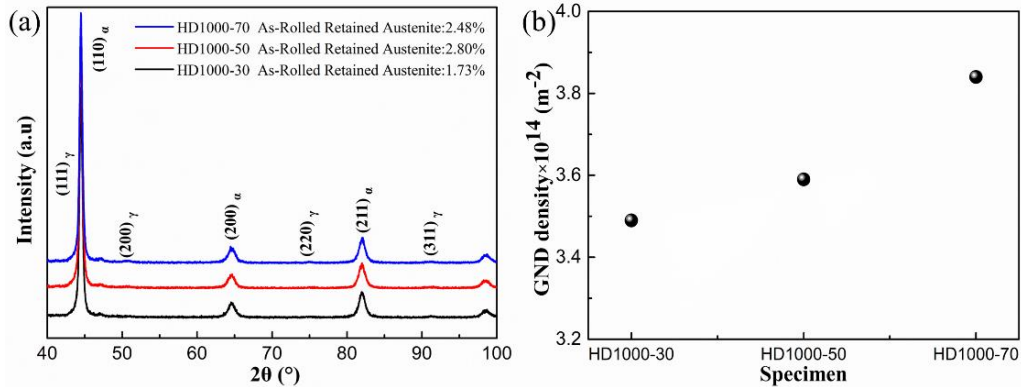


图 3-6 不同变形量的 XRD 表征: (a)XRD 衍射图谱; (b)位错密度

3.3 变形温度对退火前中锰钢初始组织的影响

3.3.1 变形温度对应力软化行为的影响

如图 3-7 所示, 在应变速率为 0.1 s^{-1} 、道次间隔时间为 100 s 且变形量固定为 70% 的特定条件下, 不同变形温度 ($800 \sim 1100^\circ\text{C}$) 所对应的真应力-应变曲线。从这些曲线的结果中可以清晰地观察到, 随着变形温度的逐渐升高, 两道次的峰值应力呈现出阶梯式的下降趋势, 并且两道次峰值应力之间的差值也会随着温度的降低而明显增大。当变形温度处于 800°C 时, 第一道次的峰值应力为 307.8 MPa, 第二道次的峰值应力则高达 631.1 MPa, 二者之间的差值达到了 260.3 MPa。当温度升高至 1100°C 时, 第一道次和第二道次的峰值应力分别下降至 110.4 MPa 和 197 MPa, 此时的差值缩减为 86.6 MPa。这种应力变化现象的产生, 主要源于道次间隔期间所发生的静态回复与再结晶行为。在较高的变形温度环境下, 原子的扩散能力得到显著提升, 这使得原子能够更为迅速地进行迁移和重新排列。而在静态回复过程中, 位错通过攀移以及交滑移等方式实现了重新分布, 部分位错相互抵消, 进而降低了位错密度, 有效地减少了晶体内部的变形储能。与此同时, 在静态再结晶过程中原子的扩散作用促进了新的无畸变晶粒的形核与生长。这些新的晶粒逐步取代了变形后的晶粒, 进一步消除了晶体内部的应力集中现象。综合以上静态回复与再结晶的过程, 使得静态软化效果更加充分地显现, 最终导致应力出现显著下降。

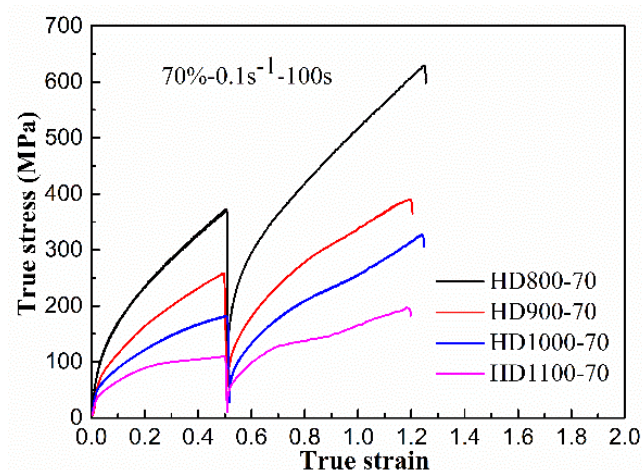


图 3-7 不同变形温度的真应力-真应变曲线

3.3.2 变形温度对静态再结晶动力学及晶粒尺寸的影响

通过热压缩实验可以观察静态再结晶行为，实验设定应变速率为 0.1 s^{-1} ，间隔时间为 100 s ，变形量为 70% ，静态再结晶体积分数随变形温度的增加明显增大，图 3-8 展示了这一变化。变形温度从 800°C 逐步升至 1100°C ，静态再结晶体积分数最初为 50.0% 快速增长至 90.3% 。变形温度在 $1000\sim 1100^\circ\text{C}$ 的高温区间内，原子扩散系数显著增大，晶界迁移率也显著增大，这一变化促使变形储能得以高效释放，它有力地推动了再结晶进程^[79,81]。当变形温度攀升至 1100°C 时，静态软化程度过高导致变形储能大幅减少。分析认为，这是由于高温变形环境下，大量变形储能通过静态回复和再结晶过程被大量消耗，这直接导致后续退火阶段用于奥氏体形核与长大的能量相应降低。

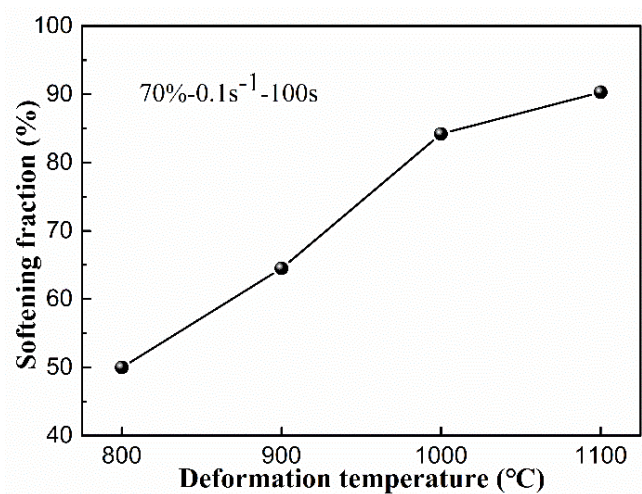


图 3-8 不同变形温度时的静态软化分数

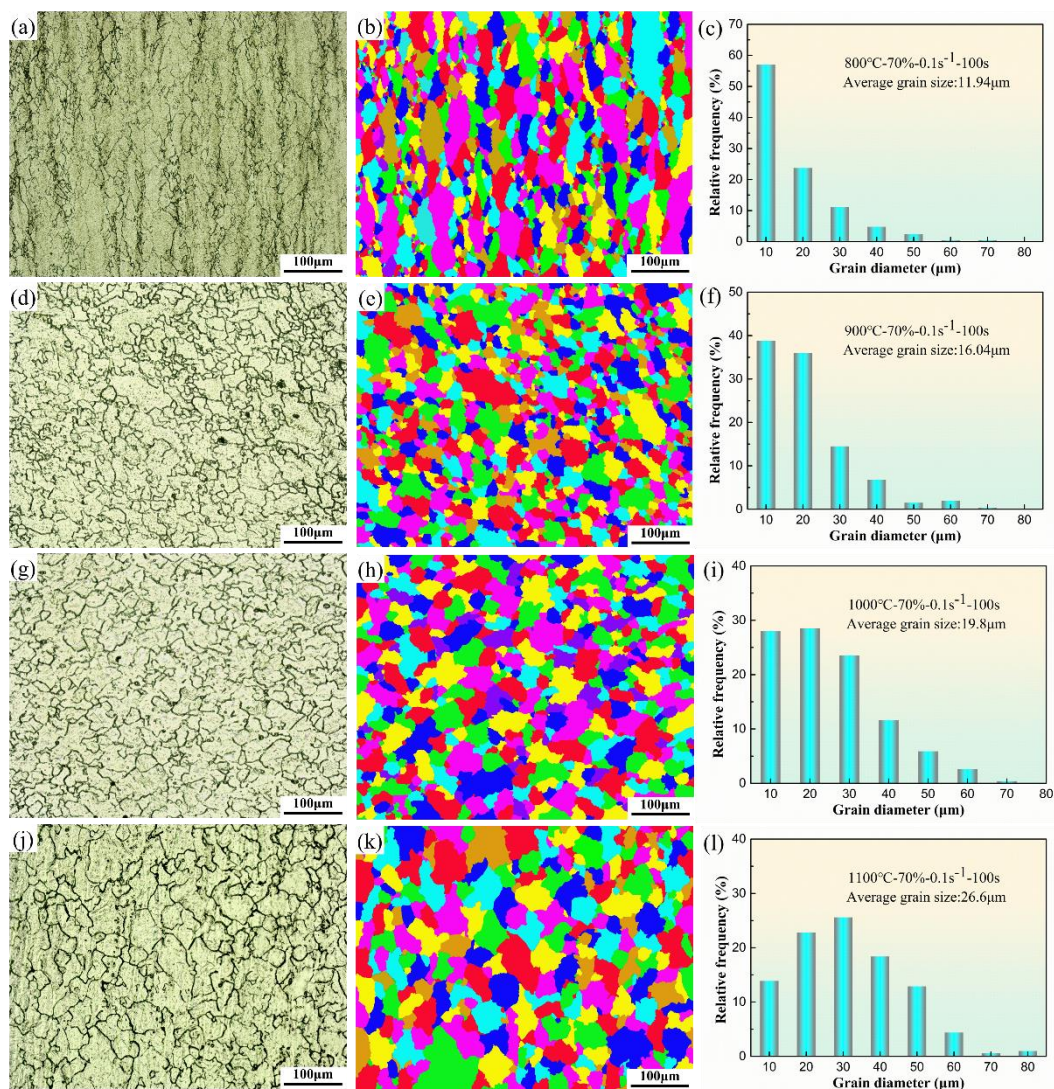


图 3-9 不同变形温度试样的金相组织，PS 点色和晶粒尺寸分布：(a)~(c)HD800-70 试样；(d)~(f)HD900-70 试样；(g)~(i)HD1000-70 试样；(j)~(l)HD1100-70 试样

在变形量为 70 %、应变速率为 0.1 s^{-1} 且道次间隔为 100 s 的条件下，不同变形温度时，经软件伪彩色处理后的金相显微组织图，以及利用 Image-Pro Plus 统计得出的晶粒尺寸分布情况如图 3-9 所示。变形温度处于 800°C 时材料在经历 70 % 变形后积聚了较高的变形储能，由于该温度下原子扩散速率较低，晶界迁移受到明显阻碍，再结晶晶核要完成晶粒长大过程，就需要克服较高的势垒，最终形成了尺寸相对较小的再结晶组织，其平均晶粒尺寸为 $11.94 \mu\text{m}$ ，如图 3-9(a) 和 (c) 所示。温度升高至 $900\sim 1000^\circ\text{C}$ ，原子扩散激活能大幅降低，晶界迁移率显著提升，这为再结晶形核以及晶粒生长营造了极为有利的条件^[82]。在此阶段，再结晶组织通过不断吞噬周围的变形基体，逐步实现了微观结构从塑性变形状态向完

全再结晶状态的转变。从图 3-9(f)和(i)可以看到, 此时平均晶粒尺寸分别达到了 $16.04\ \mu\text{m}$ 和 $19.8\ \mu\text{m}$ 。当变形温度达到 $1100\ ^\circ\text{C}$ 时热激活过程充分发挥作用, 极大地促进了晶界的自由迁移, 再结晶晶粒通过快速吞并机制, 形成了均匀的等轴晶结构, 其平均晶粒尺寸为 $26.6\ \mu\text{m}$, 如图 3-9(j)和(l)所示。观察图 3-9(c)、(f)、(i)、(l)中的晶粒尺寸分布统计结果可知, 在 $800\sim 1100\ ^\circ\text{C}$ 的温度范围内, 中锰钢的静态再结晶晶粒尺寸随着变形温度的升高呈现出显著增大的趋势^[83]。这一现象充分证实了热变形温度在再结晶动力学过程中起着决定性的作用, 深入揭示了变形温度与中锰钢微观组织演变之间的内在联系。

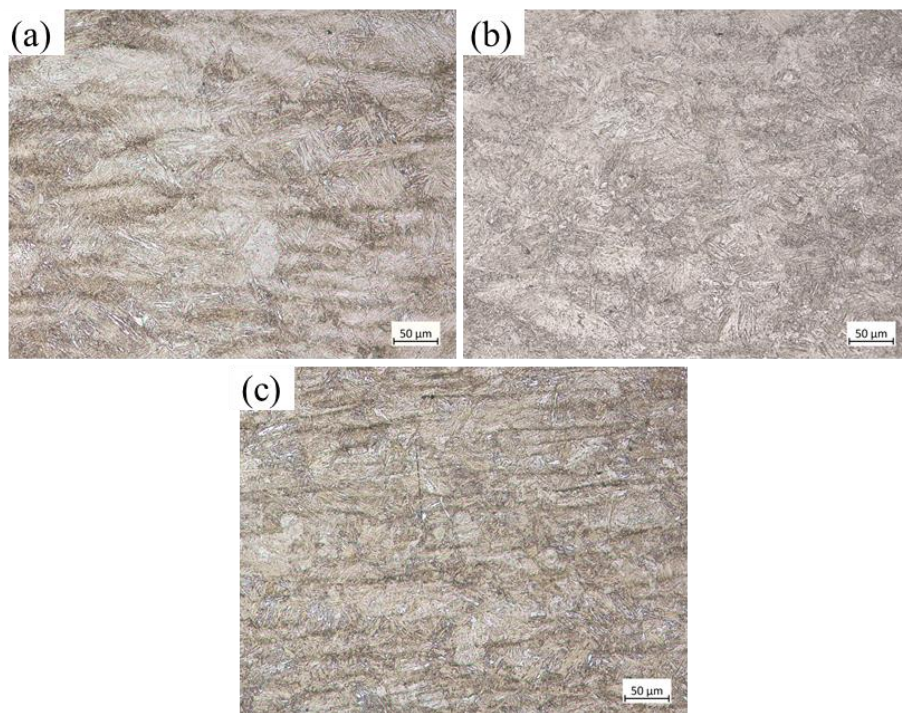


图 3-10 不同变形温度下试样的金相组织: (a)HD800-70; (b)HD1000-70; (c)HD1100-

700

图 3-10(a)~(c)展示了在不同变形温度下, 试样直接淬火后的光学显微组织图像。实验结果清晰地显示, 热变形淬火后的试样, 其显微组织主要是由沿着 PAGB 分布的马氏体所组成。在 70 %的应变作用下, 通过晶粒破碎以及再结晶机制, PAG 得到了显著细化。这种细化效果对于提升材料的热稳定性具有积极意义^[84]。特别值得关注的是, 轧制变形过程中所形成的初始马氏体, 能够作为新相形核的优先位置。它可以通过对奥氏体形核动力学以及生长行为的调控, 进而对最终组织的力学响应产生决定性影响^[85]。相关研究表明^[86], PAG 的形态演变, 主要是

受到热机械加工参数的调控，而非由化学成分起主导作用，并且 PAG 的形态对后续的马氏体相变过程有着显著的制约作用。随着变形温度从 800 °C 逐步升高至 1100 °C，原子扩散能力不断增强，这使得马氏体的形貌逐渐变得不规则。尤其是在 1100 °C 的高温变形条件下，显微组织呈现出典型的双态特征，既存在着沿变形方向延伸的纤维状晶粒，同时又有通过再结晶所形成的等轴晶粒。

3.3.3 变形温度对位错密度演化及变形储能的影响

图 3-11 呈现了在不同变形温度条件下的 X 射线衍射图谱。通过显微结构表征发现，所有试样中都存在少量轧制态残余奥氏体，HD800-70 试样中轧制态残余奥氏体含量为 1.40 %，HD1000-70 试样中含量为 2.48 %，HD1100-70 试样中含量为 2.30 %。图 3-11(b) 显示了位错密度演变规律，这是根据公式 (2-5) 计算得出的，位错密度与变形温度呈显著负相关，这种现象源于变形温度的影响，它对位错演化过程产生了不同作用。800 °C 时原子迁移率受限，位错运动受阻，材料通过位错增殖实现塑性变形，位错密度快速积累。变形温度为 1000 °C 时热激活效应增强，位错运动方式增多，通过攀移、交滑移等重新排布，湮灭与重组协同，使位错密度降低。1100 °C 高温变形时原子扩散能力增强使得再结晶充分进行，新的无畸变晶粒取代高密度位错组织，导致位错密度急剧下降。

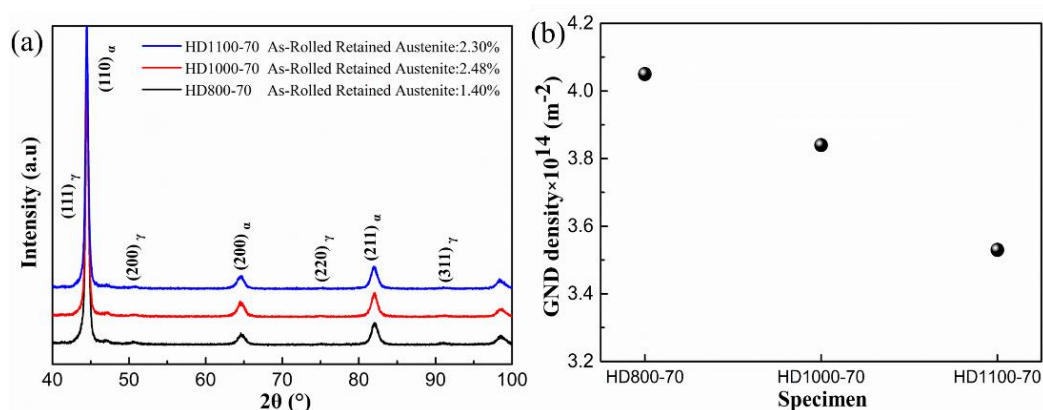


图 3-11 不同变形温度的 XRD 表征: (a)XRD 衍射图谱; (b)位错密度

通过本章的深入研究，了解变形量的增加能够显著促进静态再结晶晶粒的细化，而变形温度的升高则会加快再结晶进程，使静态再结晶体积分数增大，同时对晶粒尺寸和位错密度等微观组织特征产生重要影响。变形储能微观组织演化过程中，对后续退火工艺的响应机制尚未完全明确，仍有待进一步深入探究。变

形储能作为再结晶过程的关键驱动力，其在退火阶段如何与微观组织相互作用，进而影响最终的组织和性能，是当前研究中的关键问题。所以下一章将紧密结合 IA 工艺（645 °C/30 min），对热变形参数与退火后组织、力学性能之间的内在关联性展开系统分析。通过研究变形与退火的协同作用，深入阐述在这一过程中组织演变的具体路径以及性能优化的潜在策略。旨在全面揭示中锰钢在热变形和退火综合作用下的微观组织演变规律，为中锰钢的实际生产和应用提供更加坚实的理论基础和技术支持，以满足汽车等行业对先进高强塑积钢材的性能需求。

3.4 本章小结

（1）随着变形量的不断增加，第一道次和第二道次的应力呈现出明显的阶梯状上升趋势，加工硬化现象显著。当变形量从 30 % 逐渐增至 70 % 时，静态软化分数从 49 % 大幅提升至 84.2 %，平均晶粒尺寸也从 31.6 μm 细化至 19.8 μm ，与之同时位错密度不断增加。这一系列变化充分证实，增大变形量能够有效促进静态再结晶过程中的晶粒细化，为后续退火阶段增加了丰富的奥氏体形核位点。

（2）关于变形温度的影响，随着温度的逐步升高，两道次峰值应力呈现阶梯状下降。静态再结晶体积分数则从 800 °C 时的 50.0 % 稳步增加到 1100 °C 时的 90.3 %。在 800~1100 °C 这一温度区间内，晶粒尺寸随温度升高而显著增大，位错密度与变形温度呈现出明显的负相关关系。高温环境下，原子扩散和晶界迁移得以加速，有力地推动了再结晶进程。但需注意的是，当温度达到 1100 °C 时，过高的静态软化程度会导致变形储能降低，无法为退火过程中奥氏体提供足够形核驱动力。

第 4 章 热变形参数对退火后中锰钢组织与力学性能的影响

4.1 引言

第 3 章通过双道次热压缩实验，系统揭示了变形量（30 %~70 %）与温度（800~1100 °C）对中锰钢静态再结晶行为及初始组织的调控机制。位错密度随变形量增加显著提升，为退火提供高密度形核位点；高温促进静态再结晶分数，但过度消耗储能导致奥氏体逆相变驱动力不足。热变形参数通过变形储能分配调控初始组织状态，但其与退火工艺的协同作用机制尚不明晰。Han 等人^[87]研究 3.5Mn 不同轧制变形量经过 IA 后的微观组织，得出晶粒细化的原因是随着轧制变形量的增加，铁素体的再结晶延缓，奥氏体的形核加速，导致组织细化。Liu 等^[62]发现热轧温度降低可细化奥氏体晶粒，但未揭示细晶组织如何影响退火过程中的应变分配。本章在此基础上，结合 645 °C/0.5 h 临界退火工艺，进一步探究热变形参数与退火协同作用下的组织演变规律，揭示异质形貌 RA 的形成机制及其对强韧性的优化作用，为后面热轧工艺与退火参数的协同优化提供理论依据。

4.2 变形量对退火后中锰钢组织与力学性能的影响

4.2.1 变形量对退火后微观组织的影响

图 4-1 为不同变形量下经过 IA 后试样的 SEM 显微组织。结合 EDS 线扫描分析，暗灰色凸起区域为 Mn 元素富集的 RA，亮灰色凹陷区域为铁素体基体，如图 4-1(d)。随着变形量从 30 %增至 70 %，退火后试样中铁素体基体内未溶解碳化物的数量显著增加，这可能是变形量增加促进了碳化物的形核与长大，引入的位错缠结和晶格畸变为碳化物析出提供了更多的形核位点。高密度位错缠结与晶格畸变不仅为碳化物提供了非均匀形核位点，还通过应力诱导 C 偏聚（Cottrell 气团效应）加速了碳化物的粗化，形成沿轧制方向分布的带状碳化物，如图 4-1(c) 所示。

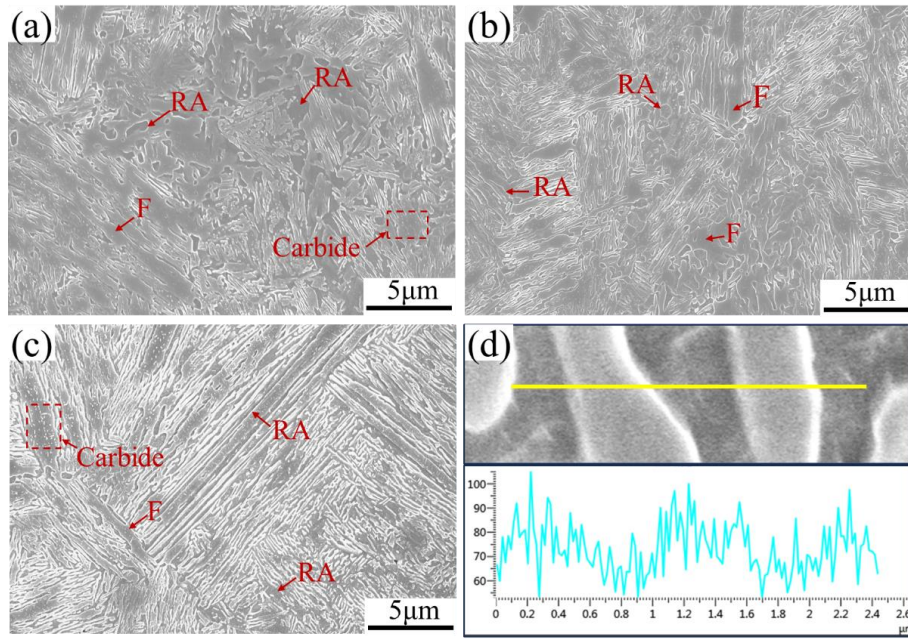


图 4-1 不同变形量试样 IA 后的 SEM 组织: (a)HD1000-30+IA645; (b)HD1000-50+IA645 样; (c)HD1000-70+IA645; (d)能谱分析

图 4-2 呈现了经不同变形量退火后试样的 XRD 衍射图谱, 以及与之对应的 RA 体积分数的分析结果。如图 4-2(b)所示, 对于 HD1000-30+IA645、HD1000-50+IA645 和 HD1000-70+IA645 这三种试样, 在断裂前的拉伸试样中 RA 的分数依次为 22.1 %、26.5 % 和 39.9 %; 而在断裂后, 这三种试样的 RA 含量均降至 5 % 以下。值得注意的是, 随着变形量的逐步增加, 退火后试样 RA 转化率也呈现出上升趋势, 当变形量达到 70 % 时 RA 转化率达到最大值 95 %。这一数据清晰地表明, 变形量的增大能够有效促进退火过程中 RA 的相变, 进而显著提高 RA 的转化率。

图 4-2(c)进一步深入揭示了不同变形量试样在退火后的位错密度演变规律, HD1000-30+IA645、HD1000-50+IA645 和 HD1000-70+IA645 试样中, FCC 结构的位错密度分别为 $0.92 \times 10^{14} \text{ m}^{-2}$ 、 $0.90 \times 10^{14} \text{ m}^{-2}$ 、 $0.82 \times 10^{14} \text{ m}^{-2}$; 而 BCC 结构的位错密度则分别为 $0.71 \times 10^{14} \text{ m}^{-2}$ 、 $0.74 \times 10^{14} \text{ m}^{-2}$ 、 $0.80 \times 10^{14} \text{ m}^{-2}$ 。与退火前的位错密度相比, 这些数值均有显著降低, 这表明退火过程对位错具有明显的消除作用。图 4-2(c)~(d)显示当变形量增大时, FCC 相呈现位错密度递减趋势, 而 BCC 相则表现为位错密度显著累积, 该演化特征与 RA 体积分数的动态变化紧密关联, 呈现出显著的协同关系, 这一现象源于奥氏体逆相变与再结晶过程的协同作用, 4.4

章将详细分析。

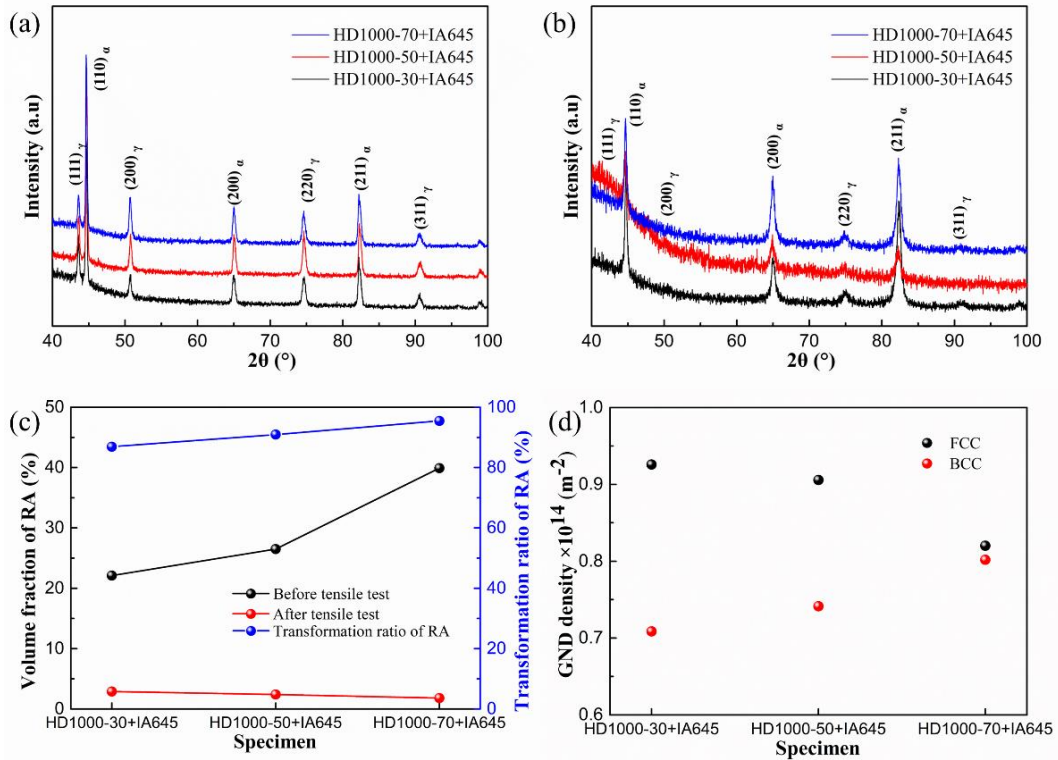


图 4-2 不同变形量试样 IA 后的 XRD 表征: (a)和(b)拉断前后的 XRD 图谱; (c)断前和断后 RA 体积分数和转化率; (d)BCC 和 FCC 位错密度

图 4-3 为不同变形量下经过 IA 后的 EBSD 显微组织图,其中(a)~(c)为相图,蓝色和红色区域分别代表 FCC 和 BCC 相,蓝色线代表小于 15° 的小角度晶界,黑色线代表大于 15° 的大角度晶界,从 EBSD 图可以看出, PAGB 和板条束边界因高界面能(富集 C/Mn)成为奥氏体优先形核位点^[88]。HD1000-30+IA645 试样的 RA 含量相对较低呈颗粒状形态且分布较为均匀,大部分晶粒尺寸在 $0.4 \mu\text{m}$ 以下,平均晶粒尺寸为 $0.19 \mu\text{m}$,如图 4-4 所示。与之相比,HD1000-50+IA645 试样的 RA 平均晶粒尺寸增大至 $0.29 \mu\text{m}$,然而其均匀性有所下降。在形态方面,该试样中的 RA 呈现出细板条状,RA 数量明显增多,并且在局部区域出现了 RA 聚集的现象,如图 4-3(b)所示。这是由于退火前轧制变形量所致,在 4.4 章节将进行详细讨论。如图 4-3(c)所示,HD1000-70+IA645 样品中的 RA 呈现出复杂多样的形态。除了常见的颗粒状和板条状外,还出现了部分连在一起的块状 RA。在晶粒尺寸方面,此时 RA 的平均晶粒尺寸增大至 $0.47 \mu\text{m}$,如图 4-4(b)所示。

图 4-3(d)~(f)为不同轧制变形量下试验钢的 IPF 图,从图中可知不同变形量退火后的 BCC 晶粒大部分取向 $\langle 111 \rangle$,而 FCC 在变形量为 30 %时结构特征不明显,其取向分布在 $\langle 001 \rangle$ 和 $\langle 111 \rangle$ 之间,未呈现出明显的取向偏好。这可能是因为 30 %的变形量条件下,FCC 晶粒所受到的变形驱动力相对较小,不足以使其发生大规模的转动和重排以形成明显的择优取向,随着变形量的增加 FCC 晶粒具有 $\langle 111 \rangle$ 取向。这种不同变形量下 BCC 和 FCC 晶粒取向的变化,反映了轧制变形量对材料织构的显著影响,也将直接影响材料的力学性能。

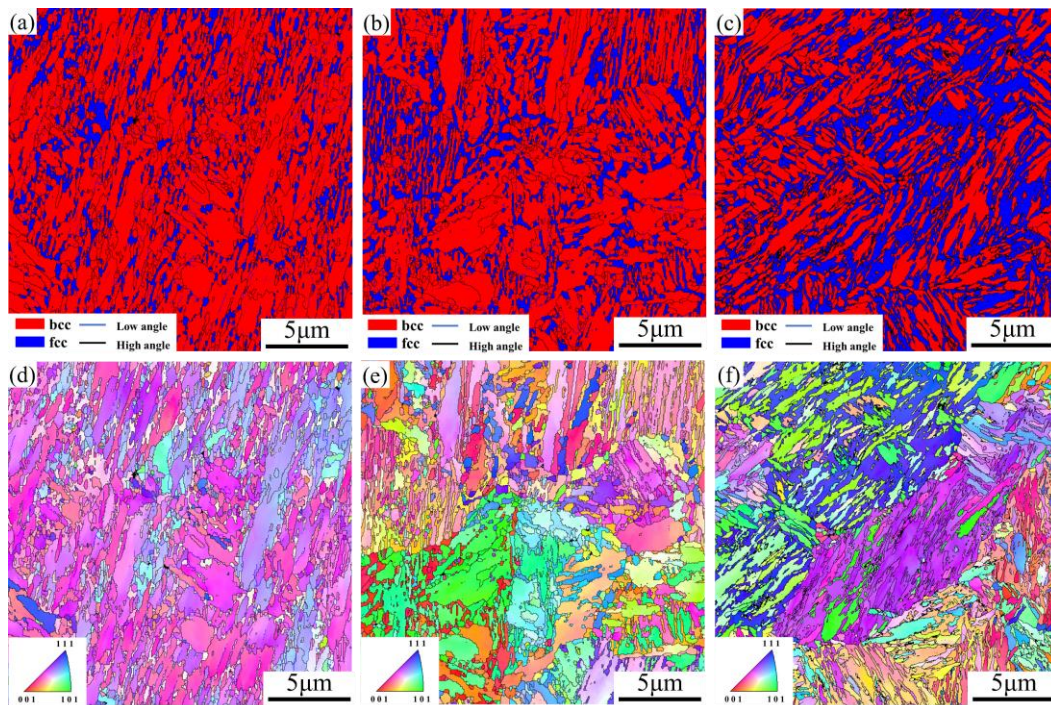


图 4-3 不同变形量试样 IA 后的 EBSD 组织: (a)和(d)分别为 HD1000-30+IA645 的相图和 IPF 图; (b)和(e)分别为 HD1000-50+IA645 的相图和 IPF 图; (c)和(f)分别为 HD1000-70+IA645 的相图和 IPF 图

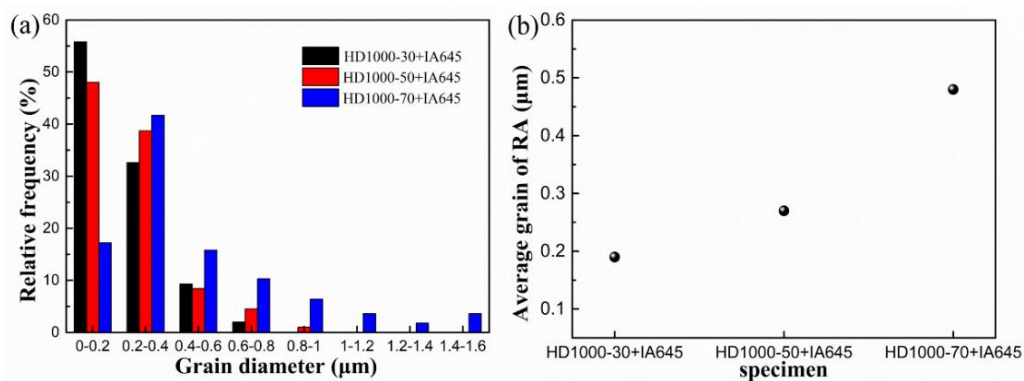


图 4-4 不同变形量试样 IA 后的晶粒尺寸统计: (a)晶粒尺寸分布; (b)平均晶粒尺寸

4.2.2 变形量对退火后力学性能的影响

图 4-5 为不同变形量的热压缩试样经过 IA 后的工程应力-应变曲线及力学性能。由图可见，HD1000-30+IA645、HD1000-50+IA645 和 HD1000-70+IA645 三者的应力-应变曲线出现了锯齿状波动（PLC 带），但没有屈服点延伸。Cai 等人^[89]提出锯齿状行为源于不连续的 TRIP 效应。在变形过程中，该效应于临界应力处发生，引发局部应力的松弛与传递，进而产生额外应变，增强材料的延展性^[90]。样品 HD1000-30+IA645 的 YS 为 596 MPa, UTS 达到 1232.9 MPa, TEL 为 18.96%， $UTS \times TEL$ 为 23.36 GPa·%。样品 HD1000-50+IA645 的 YS、UTS 以及 TEL 均有所提升，分别为 703.9 MPa、1281.3 MPa 和 22.9%， $UTS \times TEL$ 为 29.34 GPa·%。而 HD1000-70+IA645 样品的综合机械性能最为优异($UTS \times TEL$ 为 39.30 GPa·%)，尽管其 UTS 降至 1255.3 MPa，但其 YS 高达 791 MPa，TEL 达到 31.31%，如图 (b)和(c)和所示。

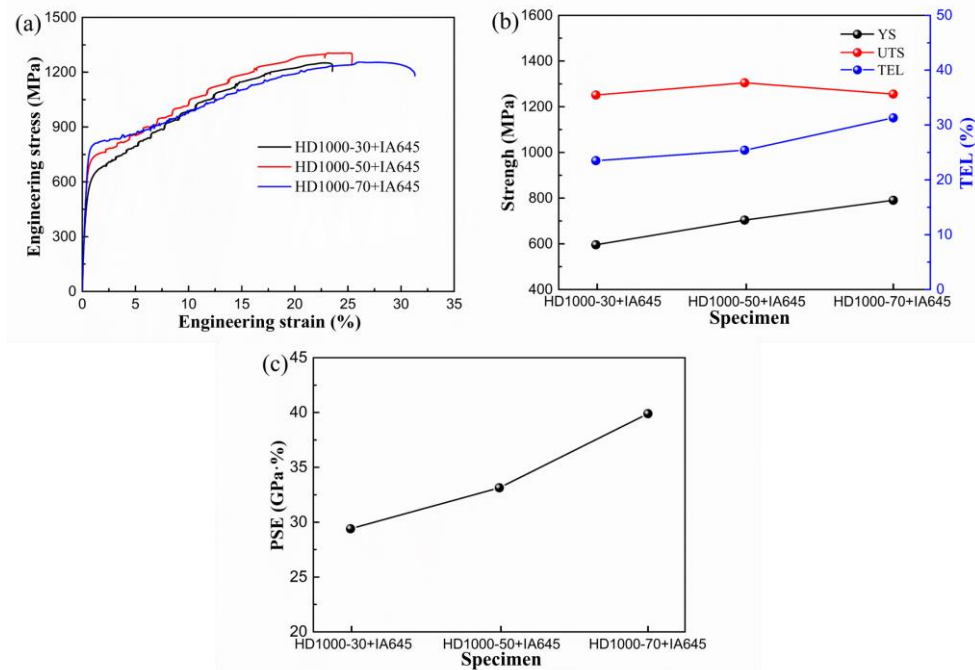


图 4-5 不同变形量试样 IA 后的力学性能：(a)工程应力-应变曲线；(b)力学性能参数；
(c)PSE($UTS \times TEL$)

分析认为，HD1000-70+IA645 试样之所以能够呈现出最高的屈服强度，其核心机制可归因于在变形与退火过程中微观组织多尺度的协同演化所产生的强化效果。从图 4-3(c)中可以清晰地观察到，在 HD1000-70+IA645 的退火过程中，铁

素体通过再结晶作用形成了细小的晶粒结构。这种晶粒细化现象显著提升了 Hall-Petch 效应，即随着晶粒尺寸的减小，材料的强度和硬度得以提高。对铁素体晶粒进行尺寸统计得出，变形量为 30 %、50 % 和 70 % 时退火后对应的铁素体晶粒尺寸依次减小，分别为 $1.6\ \mu\text{m}$ 、 $1.4\ \mu\text{m}$ 和 $1.1\ \mu\text{m}$ 。由此可知，随着铁素体晶粒尺寸的逐渐细化，该试样的屈服强度也随之显著提升。此外，从图 4-3(a) 和 (b) 可以看出 HD1000-30+IA645 和 HD1000-50+IA645 的 RA 呈现出单一的形貌，且晶粒尺寸较小。在这种情况下，RA 的稳定性较高，TRIP 效应并不强烈。然而，HD1000-70+IA645 试样不仅具有最高的 RA 体积分数，还展现出异构形貌。在拉伸过程中，这种异构形貌的 RA 能够持续发生相变，从而使得该试样具备了最高的延伸率，如图 4-5(b) 所示。

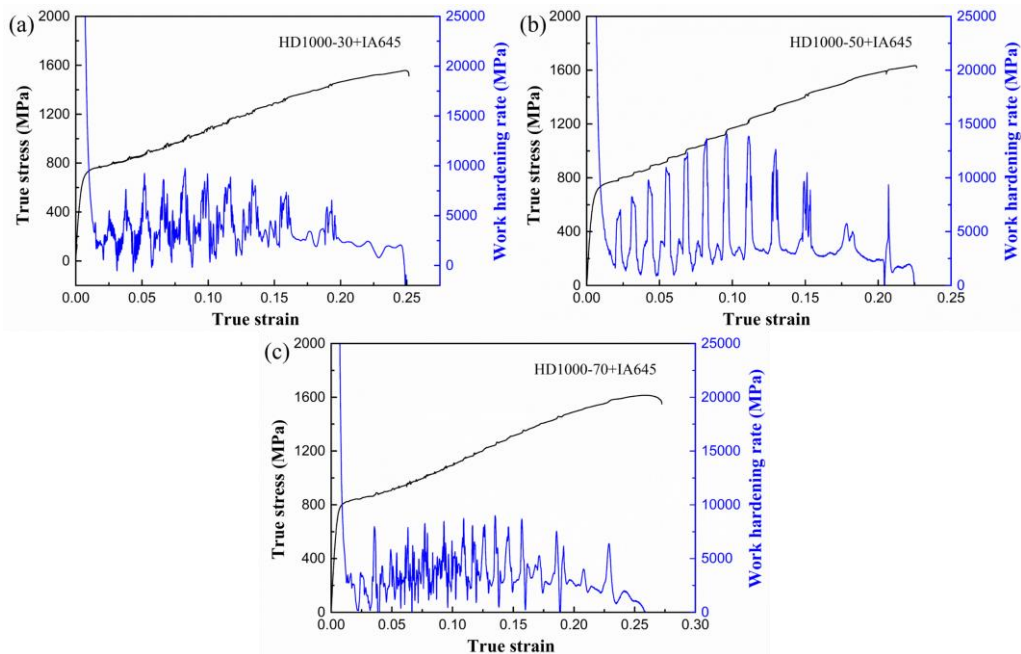


图 4-6 不同变形量试样 IA 后的加工硬化率和真应力-真应变曲线：(a)HD1000-30+IA645；
(b)HD1000-50+IA645；(c)HD1000-70+IA645

图 4-6 为 HD1000-30+IA645、HD1000-50+IA645 和 HD1000-70+IA645 试样 WH 和真应力-真应变曲线的关系，所有试样 WH 变化展现出 3 个阶段，即 S_1 ， S_2 ， S_3 。其中 S_1 阶段加工硬化率快速下降，WH 值迅速降低，归因于铁素体基体的塑性变形主导及位错动态回复的协同作用，此时位错滑移阻力较低，材料通过位错增殖与重组释放应力，导致加工硬化能力快速降低^[28, 91]。在 S_2 阶段 WH 值随应变增加呈波动上升趋势，这是 TRIP 效应与应力松弛交替作用的体现。一方

面，低稳定性 RA 发生马氏体相变产生高密度位错，阻碍位错运动，使 WH 值升高；另一方面，局部应力通过多相界面（铁素体/马氏体/RA）传递重新分布，降低位错滑移阻力，导致 WH 值回落。不同试样在该阶段存在差异，HD1000-30+IA645 因 RA 体积分数较低（22.1 %）、晶粒细小（0.29 μm ），相变产生的细马氏体通过晶界强化显著提升 WH 值峰值^[92]，如图 4-6(a)所示；HD1000-70+IA645 的 RA 体积分数最高（39.9 %），且异质形貌（块状、板条状和粒状）使 TRIP 效应在宽应变区间（ $0.02 \leq \varepsilon \leq 0.23$ ）分阶段触发，WH 波动持续期最长，有效延缓颈缩^[26]，如图 4-6(c)所示。这与 Wang 等人^[93]和 Zhao 等人^[60]的研究结果一致。S₃阶段作为失稳期，TRIP 效应耗尽后，位错塞积与微裂纹萌生引发应力集中，WH 值急剧下降，材料进入塑性失稳阶段。

4.3 变形温度对退火后中锰钢组织与力学性能的影响

4.3.1 变形温度对退火后微观组织的影响

图 4.7 为不同变形温度后退火试样的 SEM 图，不同变形量退火后的组织由残余奥氏体（RA）、铁素体（F）和碳化物组成。

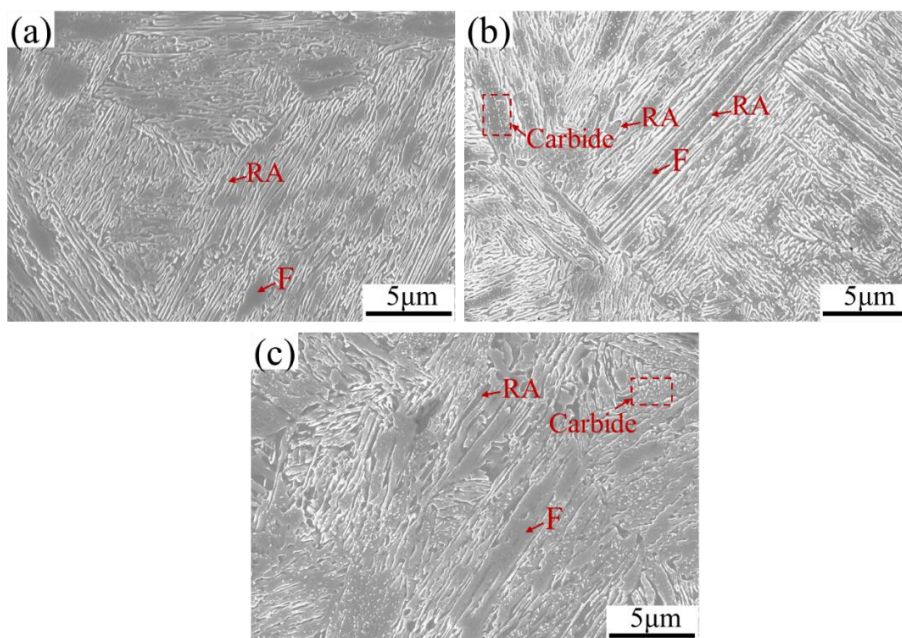


图 4-7 不同变形温度试样 IA 后的 SEM 组织：(a)HD800-70+IA645；(b)为 HD1000-70+IA645 样；(c)HD1100-70+IA645

由于轧制变形量的存在, RA 的分布呈现不均匀性。RA 在 PAGB 和变形带附近更容易形核和长大。这是因为这些区域存在较高的能量和较多的缺陷, 如位错等, 为 RA 的形核提供了有利条件。随着变形温度的升高, 进行 IA 后的 RA 数量和晶粒尺寸呈现出先增大后减少。HD1000-70+IA645 和 HD1100-70+IA645 样品中渗碳体颗粒较多, 而 HD800-70+IA645 中几乎未发现渗碳物。如图 4-7(c) 所示, 由于 800 °C 变形温度较低, 实验钢的回复和再结晶受到阻碍, 使得 HD800-70+IA645 在 IA 过程中渗碳体溶解^[62]。

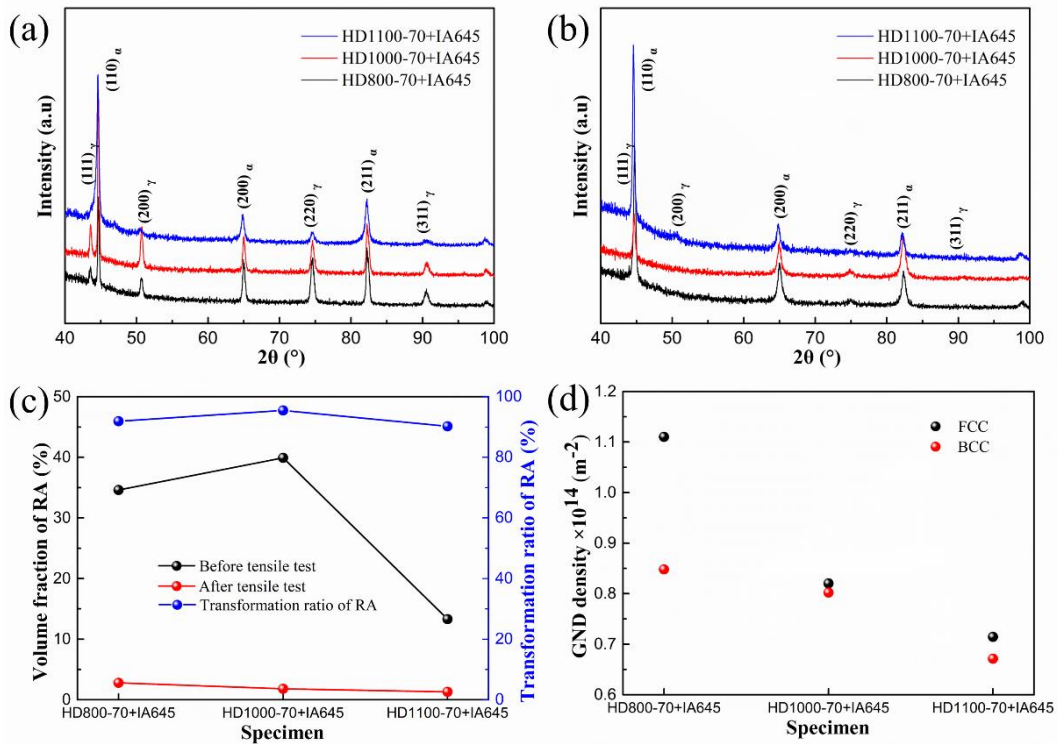


图 4-8 不同变形温度试样 IA 后的 XRD 表征: (a)和(b)拉断前后的 XRD 图谱; (c)断前和断后 RA 体积分数和转化率; (d)BCC 和 FCC 位错密度

图 4-8 展示了不同轧制温度试样 IA 后的 RA 体积分数和位错密度情况。随着轧制温度的升高, IA 后的 RA 体积分数和转化率呈现出先增加后降低的趋势, 其中 D800-70+IA645、HD1000-70+IA645 和 HD1100-70+IA645 分别为 34.6 %、39.9 %和 13.3 %, 并且每个样品 RA 的转化率均在 85 %以上, 如图 4-8(c)所示。与之不同的是, 位错密度则呈现逐渐递减的趋势, 如图 4-8(d)所示。分析认为, 在 800 °C 轧制条件下, 70 % 变形量导致高位错密度, 虽然 IA 过程热激活效应增强位错运动能力, 促使缠结位错通过滑移和攀移发生重排与湮灭, 导致位错密度

显著降低^[84]。但残留的变形储能不仅为奥氏体形核提供有效驱动力，同时通过钉扎效应抑制晶粒粗化，最终获得 34.6 % 的 RA 含量。值得注意的是，当轧制温度进一步升高到 1000 °C 时，静态再结晶降低了初始位错密度，IA 过程中相对较高的位错密度可以促进 C/Mn 的扩散，从而增强奥氏体逆相变动力学并增加 RA 体积分数^[84]，从而实现 39.9 % 的峰值体积分数。从图 3-11(b)可以得到，当轧制温度达到 1100 °C 时，完全再结晶组织导致初始位错密度急剧下降。尽管退火温度低于轧制温度，但低密度位错无法提供足够形核驱动力，同时位错通过回复和再结晶持续减少，最终致使 RA 体积分数骤降至 13.3 %。该现象充分验证变形储能能在 RA 形核过程中的核心驱动作用。

图 4-9 为不同变形温度后退火试样的 EBSD 图，由于扫描步长为 0.05 μm ，小于此步长的晶粒将无法识别。HD800-70+IA645 试样的 RA 以细板条状和粒状为主。这是因为当在 800 °C 变形时，因变形温度较低，材料未发生完全再结晶，保留了大量高位错密度和未再结晶晶粒，为后续退火提供了丰富的形核位点（如位错缠结、亚晶界），如图 3-9(a)所示。在 645 °C 临界退火后，但由于退火温度相对较低且保温时间有限，合金元素（C/Mn）的扩散受到抑制，RA 倾向于在局部富集区域（如位错线、相界面）形核，最终在高缺陷密度促进形核但扩散不足抑制晶粒长大的情况下，形成细小、均一形貌的板条状和粒状 RA，平均尺寸为 0.32 μm 如图 4-10 所示。HD1000-70+IA645 的 RA 晶粒呈现多种形态，其中包括有块状，板条状和粒状，如图 4-9(a)；与之相反，HD1100-70+IA645 的 RA 晶粒从数量和尺寸方面都大幅度减少，平均晶粒尺寸为 0.28 μm ，如图 4-9(c)和图 4-10 所示。变形温度 1100 °C 过程中即发生动态再结晶，且在后续道次停留阶段（100 s）通过晶界迁移完成静态再结晶，从而导致晶界数量减少。RA 逆相变优先在 PAGB、马氏体板条晶界和大角度晶界形核^[94]。晶界作为新相的重要形核位点，其数量的减少意味着相变形核点的减少，这不利于 RA 的形核。此外，在 1100 °C 的变形温度下，由于原子的热激活能力较强，位错等晶体缺陷更容易通过回复和再结晶等过程湮灭和重组^[95]。这一过程使得变形后的组织变形储能相对较低。而变形储能是退火过程中相变驱动力的重要来源之一。因此，较低的变形储能会导致退火时相变驱动力较弱，从而不利于 RA 的形成，使得形成的 RA 数量相对较少。图 4-9(d)~(i) 为不同轧制变形温度试样的 IPF 图，从图中可知不同轧制变形温度影响

着退火后的 BCC 和 FCC 晶粒取向，HD800-70+IA645 和 1100-70+IA645 中 BCC 晶粒没有呈现出较明显取向特征，而 FCC 晶粒没有呈现出较明显 $\langle 111 \rangle$ 取向特征。

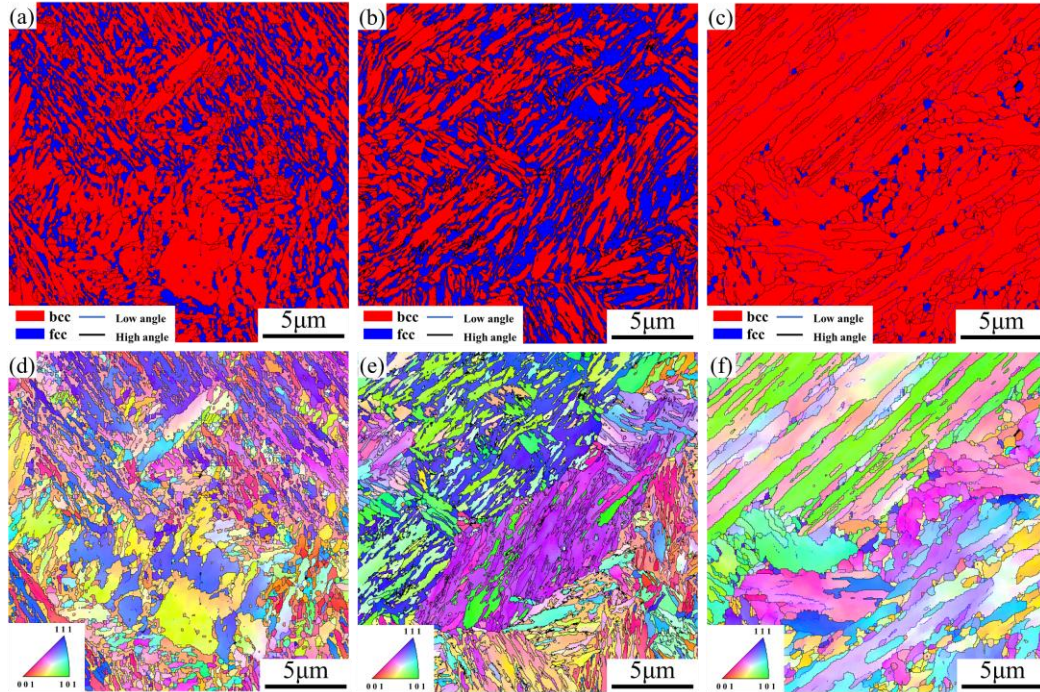


图 4-9 不同变形温度试样 IA 后的 EBSD 组织：(a)和(d)分别为 HD800-70+IA645 的相图和 IPF 图；(b)和(e)分别为 HD1000-70+IA645 的相图和 IPF 图；(c)和(f)分别为 HD1100-70+IA645 的相图和 IPF 图

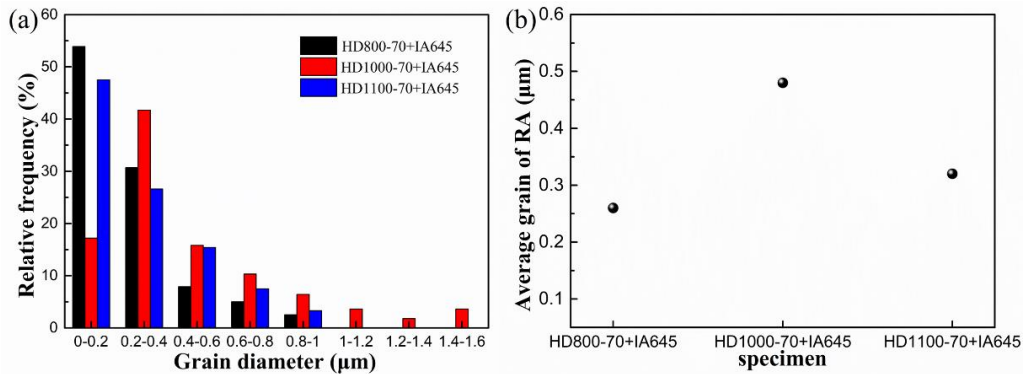


图 4-10 不同变形温度试样 IA 后的晶粒尺寸统计：(a)晶粒尺寸分布；(b)平均晶粒尺寸

4.3.2 变形温度对退火后力学性能的影响

图 4-11 展示了不同变形温度经 IA 后试样在室温下拉伸变形后的工程应力-应变曲线及其力学性能。随着变形温度的升高退火后试样的强度和 TEL 呈现出

先上升后下降的趋势。具体而言,当变形温度为 800 °C 时退火后试样的 YS 为 688 MPa, UTS 达 1255.3 MPa, TEL 为 28.6 %, PSE 为 35.9 GPa·%; 而当变形温度升至 1100 °C 时, YS 变为 754 MPa, UTS 降至 1081.4 MPa, TEL 为 28 %, PSE 为 35.9 GPa·%。其中,当变形温度为 1000 °C 时,材料展现出最优的综合力学性能。

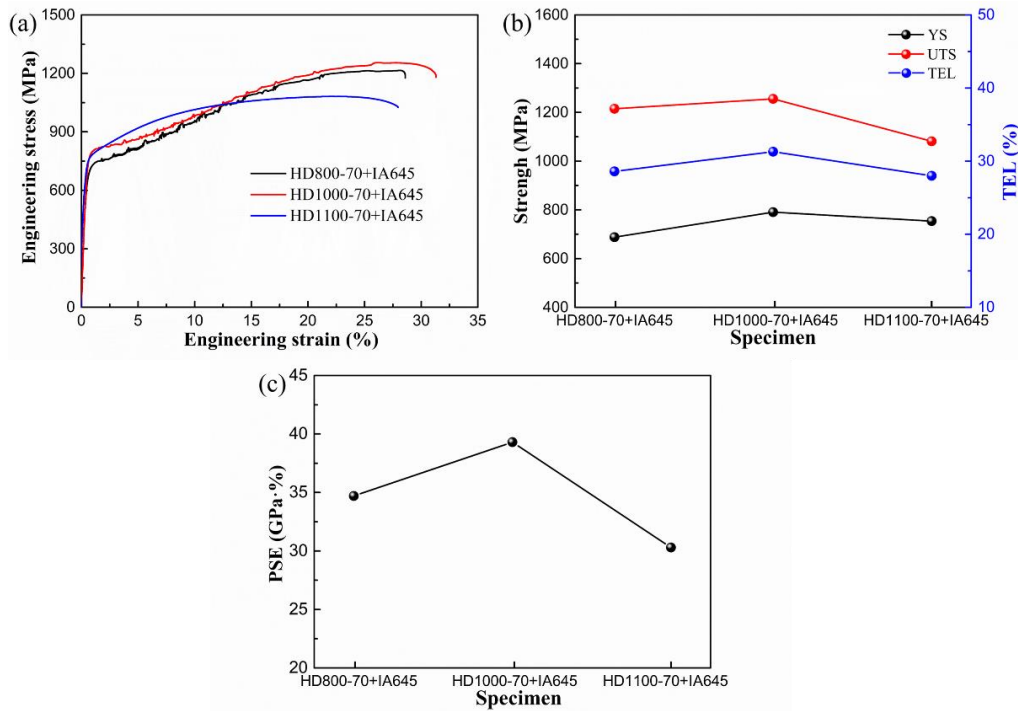


图 4-11 不同变形温度试样 IA 后的力学性能: (a)工程应力-应变曲线; (b)力学性能参数;
(c)PSE(UTS×TEL)

由力学曲线可以看到,HD800-70+IA645 和 HD1000-70+IA645 的拉伸曲线上出现 PLC 带,而 HD1100-70+IA645 的拉伸曲线未出现。分析认为,在 800 °C 和 1000 °C 时,较低轧制温度使材料微观结构存在更多缺陷和内应力,利于溶质原子偏聚,增强了其与位错的相互作用,且低温轧制导致的晶粒变形不均匀在 IA 后影响位错分布和运动,使位错更易被钉扎和释放,促使 PLC 带出现^[96, 97]。而在 1100 °C 高温轧制变形条件下,位错密度的降低表明位错逐渐湮灭,大大降低了溶质原子和位错之间固定的可能性,这也解释应力锯齿的消失^[97]。

经不同轧制温度退火后的试样部分曲线均存在明显锯齿状特征,这是由于试样 RA 含量和稳定性的差异^[37]。而中锰钢的力学性能主要取决于 RA 所引起的 TRIP 效应。因此,试样微观结构的不同导致 WH 行为的差异,宏观表现为力学

性能上的显著差异。图 4-12 是不同变形温度退火后试样拉伸过程中的加工硬化率曲线，其加工硬化行为大致可分为三个阶段，即 S_1 、 S_2 和 S_3 。三个阶段产生的原因在上节已经进行阐述。其中 HD800-70+IA645 和 HD1000-70+IA645 加工硬化类似，加工硬化曲线在 S_2 阶段出现动态应变时效现象，由前文所知，这种现象和 TRIP 效应密切相关。因此两者在拉伸过程中均发生强烈的不连续 TRIP 效应。从图 4-12(c)可以看到 HD1100-70+IA64 在 S_2 阶段不存在明显的 TRIP 效应，这可能是因为 RA 体积分数仅为 13.3%，组织主要以铁素体为主，再加上 RA 晶粒比较细小，稳定性比较高，在变形过程中很难发生激烈的 TRIP 效应，主要依靠自身组织（铁素体）进行协调变形。铁素体变形产生的软化作用，缓解了材料内部的应力集中。应力集中的缓解使得位错运动相对更容易，加工硬化的效果减弱，因此整个变形过程中表现为连续下降。

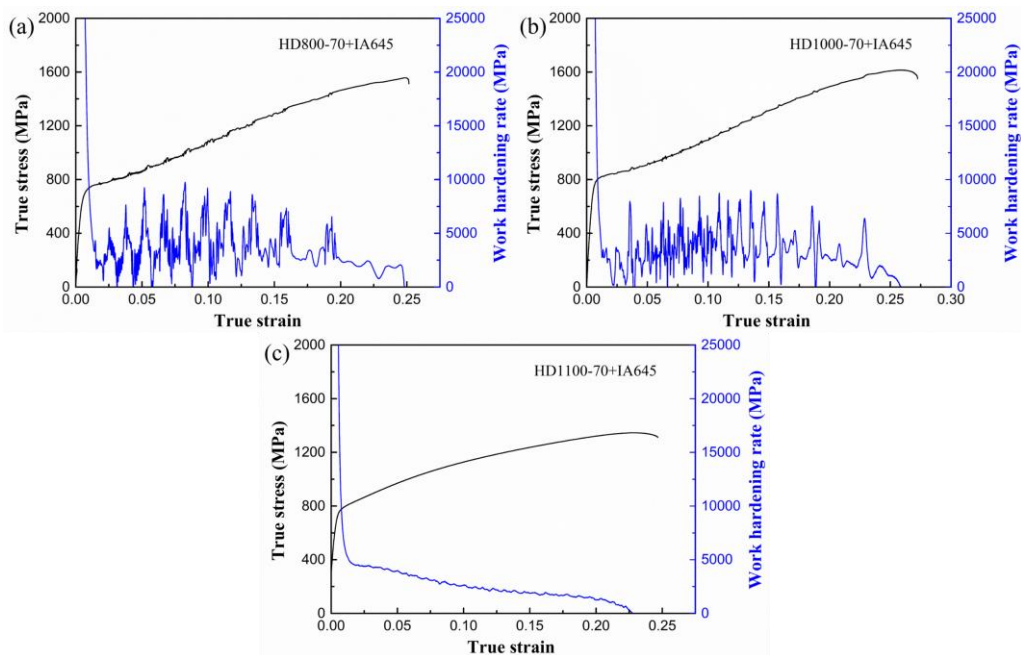


图 4-12 不同变形温度试样 IA 后的加工硬化率和真应力-真应变曲线：(a)HD800-70+IA645；(b)HD1000-70+IA645；(c)HD1100-70+IA645

4.4 变形储能差异化分配主导的再结晶与奥氏体逆相变竞争机制

如前文所述，变形量和变形温度等参数会使变形后组织的变形储能及初始晶粒尺寸产生差异，进而显著影响退火后的再结晶程度、微观组织形貌与晶粒尺寸^[98]。而变形量对中锰钢退火后微观组织和力学表现更为显著，在此重点讨论变形

量对退火后组织演变机理分析。

中锰钢在 IA 过程中不仅发生奥氏体逆相变, 也发生变形马氏体的回复和再结晶过程。变形量从 30 % 增至 70 %, 退火后试样 RA 含量增多, 晶粒尺寸增大且形貌多样, 如图 4-3(a)~(c) 所示。图 4-13 为不同变形量试样退火后的 BCC 和 FCC 核平均取向差 (Kernel Average Misorientation, KAM) 图以及再结晶图。KAM 图可表征局部晶格畸变, 与 GNDs 密度、局部应变相关, 高 KAM 值意味着大量 GNDs, 能反映退火中的再结晶程度与奥氏体逆相变情况。由图 4-13(a)~(c) 可见, 随变形量的增大, BCC 相的 KAM 值逐渐升高, 表明其位错密度的逐渐增大和再结晶程度的减弱。由图 4-13(d)~(f) 可见, 随变形量的增大, FCC 相的 KAM 值逐渐升高, 表明其位错密度的逐渐降低和奥氏体逆相变的增强。而图 4-13(g)~(i) 显示, 试样的再结晶程度呈现随变形量的增大先升高后降低的非单调变化。

首先, 变形量影响奥氏体逆相变的形核与长大。奥氏体逆相变的形核受化学自由能、界面能和弹性错配能的影响^[99, 100]。从图 4-3 可以看出奥氏体逆相变优先在 PAGB、马氏体板条晶界和具有高界面能的大角度晶界形核, 之后在小角度晶界形核。变形量从 30 % 增加到 50 % 再到 70 %, PAG 尺寸从 31.6 μm 降低到 23.1 μm 再到 19.8 μm , 如图 3-4 所示; 从图 3-6(b) 可以看出, 变形量为 30 %、50 % 试样初始位错密度分别为 $3.49 \times 10^{14} \text{ m}^{-2}$ 、 $3.58 \times 10^{14} \text{ m}^{-2}$, 而变形量 70 % 的试样但其初始位错密度相对较高, 为 $3.84 \times 10^{14} \text{ m}^{-2}$ 。由此可见, 30 %、50 % 变形量较低, 变形组织 PAG 尺寸较大, 且位错密度和变形储能较低, 这导致退火时奥氏体形核点减少。而 70 % 变形量较高, 变形组织 PAG 细小, 具有大量 PAGB、片层界面和位错等, 为奥氏体逆相变提供更多形核点。因而, HD1000-30+IA645 试样由于退火过程中形核点较少, 退火后 RA 含量较低, 呈现较小的粒状且分布较为分散, 如图 4-3(a) 所示。HD1000-50+IA645 试样具有相对较高的变形储能, 这促使部分粒状 RA 逐渐长大, 并相互连接, 进而转变为板条状形貌的 RA。与此同时, RA 的含量也有所增加, 最终呈现出板条状与粒状并存的混合形貌, 如图 4-3(b) 所示。而 70 % 高变形量导致变形过程中产生大量的变形带和位错缠结, 为奥氏体逆相变提供更多的形核点和驱动力, 因而 IA 过程中产生奥氏体形核和长大, 并且使得奥氏体在一些区域形成了连续相连区域^[61], 最终形成块状、板条状和粒状多种形貌, 如图 4-3(c) 所示。此外, 变形后的轧制态奥氏体存在可以作

为奥氏体逆相变的形核点。从图 3-6 可知，HD1000-30、HD1000-50 和 HD1000-70 试样的轧制态奥氏体含量分别为 1.73 %、2.80 %和 2.48 %。这与 Hu 等人^[101]文献得到的结论相一致，即随着轧制变形的增加，原本的轧制态奥氏体含量减少，且压下率达到 30 %之后含量趋于稳定，约为 2 %。不同变形量后轧制态奥氏体含量在 2 %左右，因而轧制态奥氏体对奥氏体逆相变影响不大。由此可见，随着初始组织变形程度的增大，退火后逆相奥氏体逆相变动力增强。这与 FCC 相 KAM 图演变过程分析相一致。

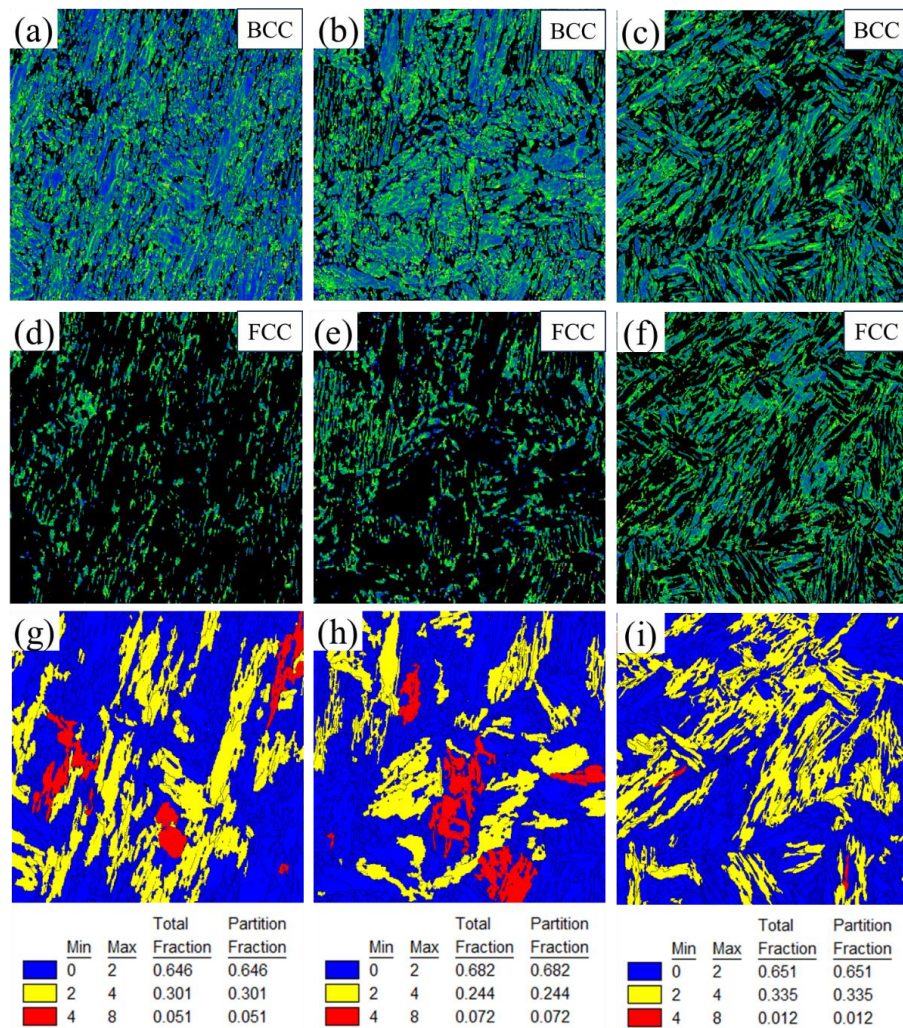


图 4-13 不同变形量试样 IA 后 BCC、FCC 的 KAM 和再结晶：(a)、(d)和(g)HD1000-30+IA645；(b)、(e)和(h)HD1000-50+IA645；(c)、(f)和(i)HD1000-70+IA645

其次，再结晶的驱动力源于变形储能的降低，而变形储能与变形量相关，所以变形量会影响中锰钢变形组织的再结晶动力学。当变形量从 30 %增至 70 %，初始位错密度从 $3.49 \times 10^{14} \text{ m}^{-2}$ 升至 $3.84 \times 10^{14} \text{ m}^{-2}$ ，变形储能增加为后续退火时再

结晶提供驱动力。经 IA 后 BCC 位错密度从 $0.70 \times 10^{14} \text{ m}^{-2}$ 反而增至 $0.76 \times 10^{14} \text{ m}^{-2}$ ，再结晶程度呈现先升高后降低的非单调变化。随着再结晶驱动力的增大，退火后组织位错密度和再结晶程度都出现了反常现象，这是什么原因呢？这是奥氏体逆相变与变形马氏体/铁素体再结晶过程中动态竞争的结果。对于中锰钢，奥氏体逆相变驱动力大于再结晶驱动力^[102]，逆相变一般先于变形组织的再结晶发生，但再结晶一旦开始，无畸变新品粒覆盖原变形和回复组织，会减少奥氏体形核点，成为逆相变的竞争机制。低变形量（30 %~50 %）时，变形储能较低，此时变形马氏体/铁素体再结晶驱动力占据主导地位，奥氏体逆相变动力被削弱。70 %高变形量时，储存能显著升高（ $3.84 \times 10^{14} \text{ m}^{-2}$ ），优先驱动奥氏体逆相变，马氏体板条界面提供大量形核位点，Mn/C 元素沿位错管道快速扩散加速奥氏体形核，而变形马氏体/铁素体再结晶因残余变形储能不足受到限制，此时逆相变占主导地位，呈现再结晶程度降低的现象。

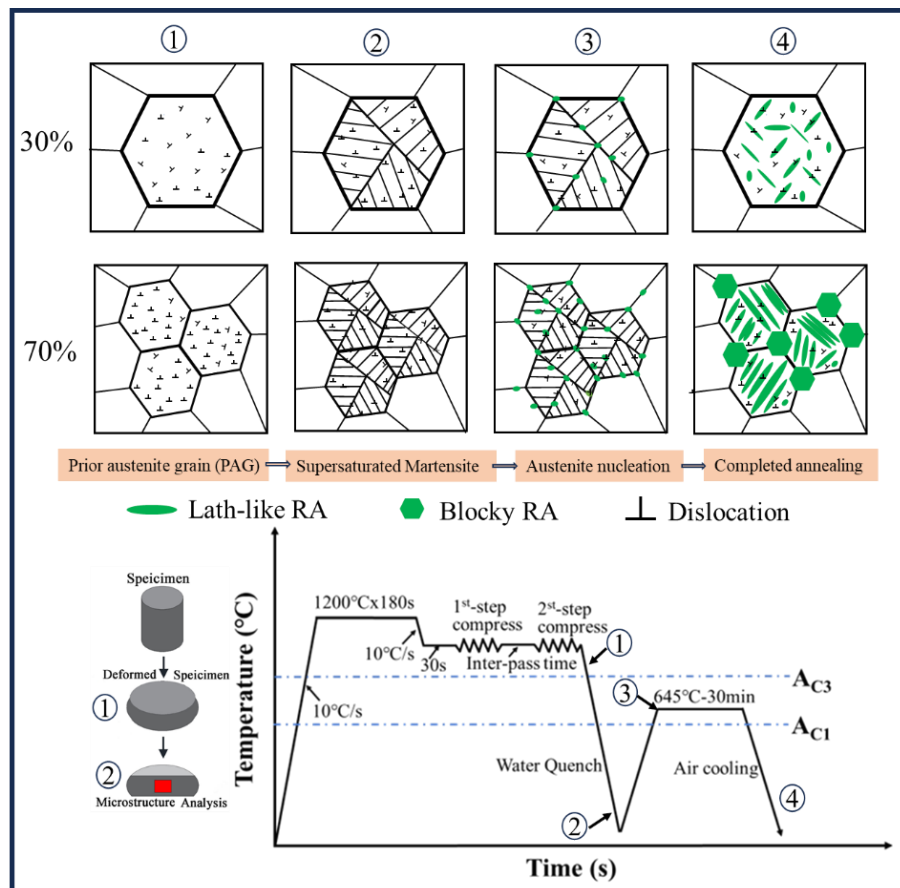


图 4-14 变形量 30 %和 70 %试样在 IA 过程中的组织演变机制

基于以上分析，图 4-14 系统阐释了不同变形量中锰钢在退火过程中的组织

演变机制。在 70 %高变形量条件下，高温变形组织呈现细小 PAG 特征。当淬火到室温时，获得高位错密度、高存储能的板条马氏体组织。并且在 IA 过程中，初始组织中细化的 PAGB、板条马氏体束及位错网络为奥氏体逆相变提供丰富的形核位点，促使奥氏体逆相变优先激活。而较高的变形储能使奥氏体发生长大并相连聚集而形成块状奥氏体，最终形成块状和板条、粒状等多形貌异质结构组织。由于逆相变与再结晶的竞争机制，导致变形马氏体/铁素体再结晶程度削弱，退火后铁素体内位错密度较高，如图 4-13 所示。相比之下，30 %低变形量试样的初始组织表现为粗大 PAG 及较低位错密度，导致退火过程中有效形核位点显著减少。在此条件下，变形马氏体/铁素体的再结晶驱动力占据主导地位，而奥氏体逆相变动力学受到明显制约。研究表明，退火组织演变机制呈现显著的变形量依赖性，低变形量条件以再结晶主导机制为主，而高变形量（70 %）状态则转为奥氏体逆相变主导机制。这种机制转变的本质源于变形储能对再结晶驱动力与奥氏体逆相变驱动力的差异化分配规律。

4.5 基于原位 EBSD 揭示异质结构中锰钢残余奥氏体相变行为

从上文可知，HD1000-70+IA645 的力学性能最优，并且为了进一步研究其拉伸变形行为，使用原位拉伸技术进行表征，以了解中锰钢的主要变形机制。图 4-15 表示 HD1000-70+IA645 样品的原位拉伸过程中不同变形条件下的相分布图、IPF 图和 KAM 图。蓝色区域和红色区域分别代表 RA 和铁素体相。在 5 %的样品以及后续拉伸应变状态下的样品组织中出现了菊池花样质量较低的暗区，且块状 RA 晶粒明显减小，而 GNDs 显著增加。马氏体相变是一种体积膨胀的过程，相变产生的体积变化会在材料内部产生应力，因此产生的菊池花样质量较低的暗区可认为是新形成的马氏体^[52, 103]。由图 4-15(a1)可以看到，试样在拉伸变形前的 RA 以板条状和块状为主，分布于板条状和铁素体之间。从 4-15(c1)和 4-15(c2)所示，未变形状态下块状 RA 的 KAM 值较低，当对样品施加 5 %的拉伸应变后，观察到明显的组织转变，其中 RA 体积分数从 38.4 %降低到 20 %，块状 RA 晶粒沿相界或晶界相邻的区域中发生整体或部分马氏体转变（又叫分段马氏体转变）。分段马氏体转变将块状 RA 进一步分割成更加细小的颗粒，从而使其稳定性进一步增加，如图 4-15(a2)中的白色实线方框所示。这说明块状 RA 具有较低

的稳定性，在 5 %应变下优先转变为马氏体；相比之下，细板条状和粒状 RA 仍然存在，由图 4-15(a2)中的白色实线椭圆表示。图 4-15(c1)~(c4)为 RA 的 KAM，从图中可以看到在相界或晶界相邻的 RA 晶粒区域中观察到较高的 KAM 值。

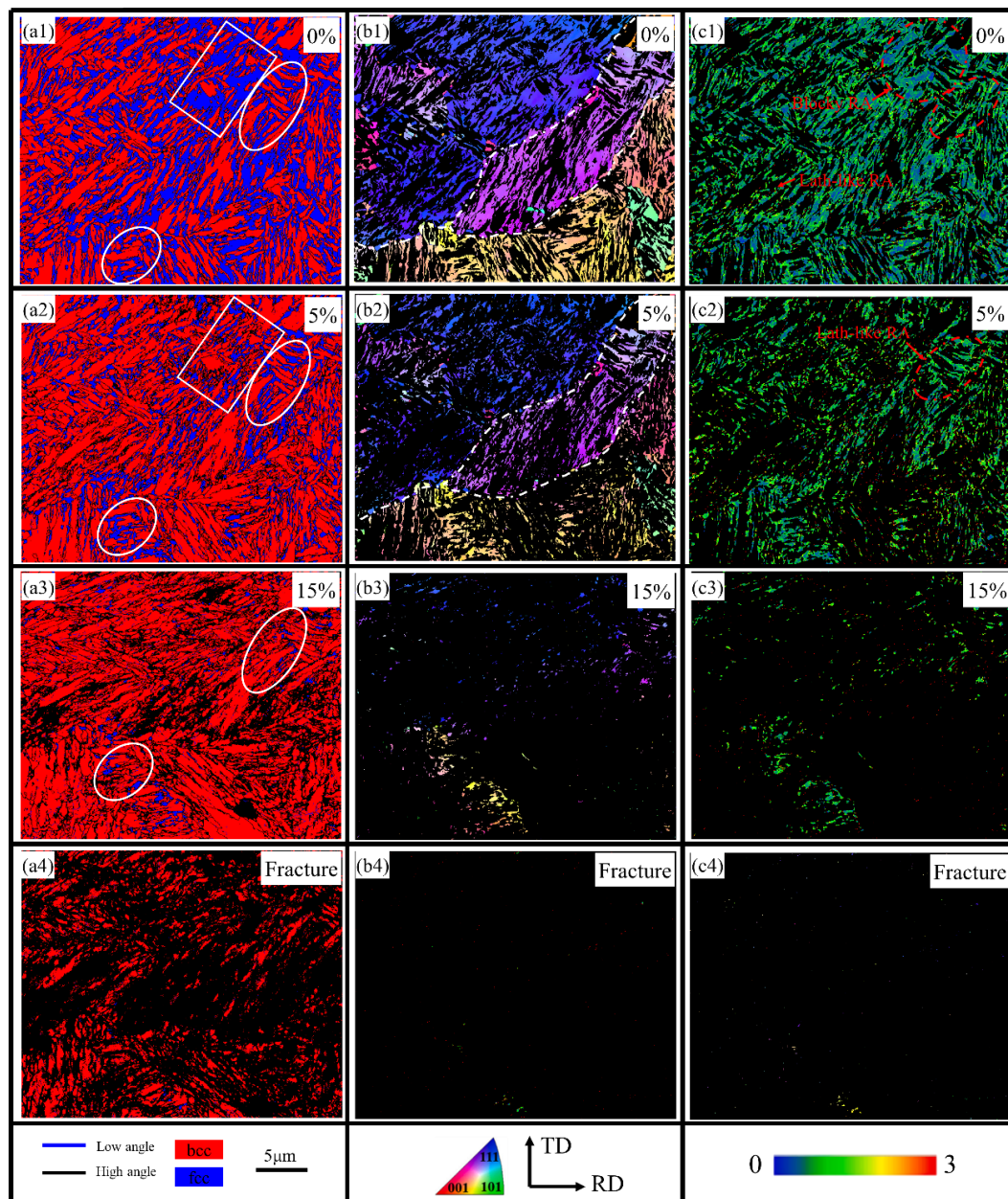


图 4-15 HD1000-70+IA645 试样 0 % ((a1)、(b1)和(c1))、5 % ((a2)、(b2)和(c2))、15 % ((a3)、(b3)和(c3))、断裂 ((a4)、(b4)和(c4)) 时的原位 EBSD 观察；(a1)~(a4)相位分布图；(b1)~(b4)为 IPF 图；(c1)~(c4)KAM 图

此外，与块状 RA 相比，颗粒和板条状 RA 晶粒表现出较高的 KAM 值。研究表明，RA 中的大量 GNDs 可以通过阻碍马氏体相变过程中原子运动来固定相

边界,从而提高奥氏体的稳定性^[56]。因此具有低 KAM 值的块状 RA 优先发生马氏体相变。当应变进一步增加到 15 %时,大部分块状和板条状 RA 发生相变,观察到位于边界处的 RA 晶粒数量极为稀少,此时仅剩具有高 KAM 值的颗粒状以及少量细板条状 RA,如图 4-15(a3)所示。当断裂时,与 15 %应变下观察到的相变相比,马氏体相变持续发展,并在 31 % (断裂) 的应变下进一步吞噬 RA。IPF 图分析表明,同一原 PAGB 内再生的 RA 呈现一致的晶体取向特征,其成核过程严格遵循与相邻马氏体基体间的特殊取向关系^[15]。进一步研究表明,在拉伸变形过程中,RA 晶粒展现出显著的取向稳定性,始终以 $\langle 111 \rangle$ //拉伸轴 (TA) 的择优取向为主导,如图 4-15(b1)~(b4)所示。这种取向继承性源于 RA 与母相马氏体间的严格位向约束,而 Zhang 等人^[104]和 Wang 等人^[93]证明了 RA $\langle 111 \rangle$ //TA 织构的高位错存储能力,这有利于位错堆积、缠结和交叉滑移,从而提高变形相容性和 RA 稳定性。这种晶体学特性的定向调控为 TRIP 效应与 HDI 强化的协同作用提供了关键结构基础。研究表明,RA 的稳定性受化学成分^[105, 106]、晶粒尺寸^[107]、形貌^[108]、应变配分^[109-111]和位错密度^[50, 57, 103]等几个因素的影响。通过上述分析,不同形貌 RA 伴随不同稳定性,块状稳定性最差,板条状和粒状更高的合金含量和更细小的晶粒尺寸导致其更高的稳定性。此外,RA 还具有较宽范围的晶粒尺寸,如图 4-4(a)所示。不同形貌和晶粒尺寸分散分布的异质 RA 产生梯度稳定性,从而在变形过程中引发多阶段 TRIP 效应。

图 4-16 为 HD1000-70+IA645 样品在原位拉伸过程中不同变形量下的 BCC 和 FCC 的 KAM 值定量统计,与图 4.15(c1)~(c4)所示的结果相对应。随拉伸应变增大,RA 体积分数持续降低,对于 FCC 相而言,KAM 值在 0~1 范围内的比例随着拉伸变形的增加而减少,KAM 值 2~3 范围内的比例则显著增加,如图 4-16(b)所示。这种现象源于 FCC 相内位错滑移/增殖导致的晶格畸变加剧,其高 KAM 区域($>2^\circ$)与马氏体相变区的高度重合证实了位错强化与 TRIP 效应的协同作用机制,如图 4-15(c1)~(c4)。而从图 4-16(a)可见,BCC 相(铁素体/马氏体相)的 KAM 值变化相对较小,这一现象说明 FCC 相是变形的主要承载相。此外,GNDs 密度取决于位错密度,如图 4-16(c)。可以看出,随着应变的增加 FCC 中的 GNDs 增长速度远高于 BCC 中 GNDs。该材料包含铁素体和 RA 的异质结构,因而二者具有明显的强度和变形能力的差异。软/硬相(RA/铁素体)之间的力学

不相容导致了变形过程中的应变分配^[104]。

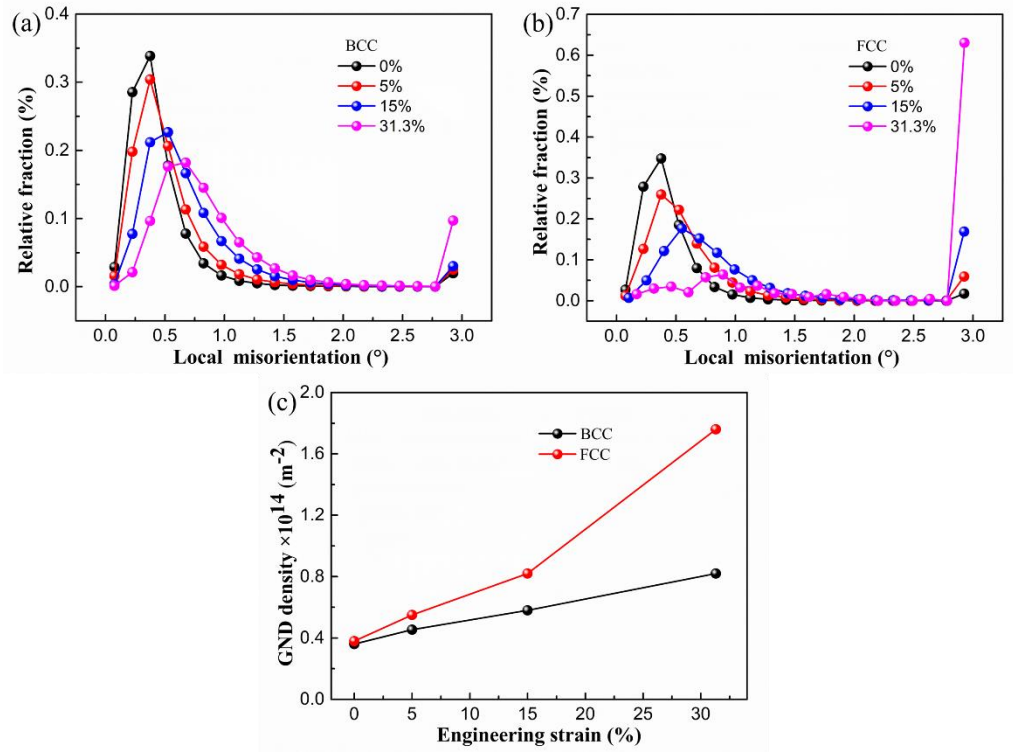


图 4-16 HD1000-70+IA645 不同变形量下的 KAM 值及 GNDs 密度的影响：(a)BCC 相 KAM 分布；(b)FCC 相 KAM 分布；(c)BCC 和 FCC 的 GNDs 密度演变

GNDs 是由靠近边界的软相中的 Frank-Read(F-R)位错源产生的，以适应非均匀应变并保持界面的完整性^[112]。GNDs 的堆积在长程应力场中产生 HDI 应力，为材料提供了额外的强化^[113]。异质界面处累积的 HDI 应力通过背应力强化机制接续主导塑性变形，在晶界处积累的位错产生的 HDI 应力表示为^[114]：

$$\sigma_{HDI} = \frac{Mubn}{d} \quad (4-1)$$

其中 M 、 u 、 b 、 d 和 n 分别是泰勒因子、剪切模量、Burgers 矢量的大小、平均晶粒尺寸和相对于单个边界的 GNDs 数量。

GNDs 密度可通过应变梯度理论计算，其值越大表明塑性变形程度越高，计算方法如下^[115]：

$$\rho^{GND} = \frac{2\theta}{ub} \quad (4-2)$$

其中 ρ^{GNDs} 是位错密度， θ 表示局部取向差， b 是 Burgers 矢量(BCC 为 0.248 nm，FCC 为 0.254 nm)， u 是单位长度 (100 nm)。HDI 应力随着堆积 GNDs 的增加而

增加^[50], 如图 4-16(c)所示。GNDs 在非均相微观结构的 BCC 和 FCC 晶粒中积累, 提高了马氏体转变的驱动力^[115]。总之, 由于 RA 的多形貌和宽域晶粒尺寸分部导致的梯度稳定性, 多级 TRIP 效应发生在 HD1000-70+IA645 样品中。此外, 软域、硬域之间强的应变配分和显著的应变梯度促进了 HDI 强化。因此, 异质结构中锰钢内在机制可归结为: 异构 RA 组织通过多形貌与宽域晶粒尺寸分布, 在塑性变形过程中诱发多阶段 TRIP 效应, 并与 HDI 应力强化效应形成协同作用, 从而有效抑制颈缩失稳^[116]。

4.6 本章小结

(1) 变形量从 30 %增加到 70 %, 显著促进了静态再结晶晶粒的细化, 位错密度从 $3.49 \times 10^{14} \text{ m}^{-2}$ 增加到 $3.84 \times 10^{14} \text{ m}^{-2}$, 为 RA 提供了高密度的形核位点。退火后, RA 体积分数随变形量的增加而显著提升, 在 70 %变形量下, RA 体积分数达到 39.9 %, 并呈现出块状、板条状和粒状的多形貌异质结构。在 70 %变形量结合 645 °C/0.5 h 的退火工艺下, 试样表现出最佳的综合力学性能, YS 达到 791 MPa, UTS 为 1255 MPa, TEL 为 31.3 %, PSE 达到 39.3 GPa·%。

(2) 变形量对中锰钢退火后的组织演变有显著影响。30 %低变形量试样的初始组织表现为粗大的 PAG 和较低的位错密度, 导致退火过程中有效形核位点减少, 再结晶驱动力占据主导地位, 奥氏体逆相变动力学受到制约。相反, 70 %高变形量状态下, 变形储能显著增加, 退火过程中奥氏体逆相变驱动力增强, 转变为奥氏体逆相变主导机制。这种机制转变源于变形储能对再结晶驱动力和奥氏体逆相变驱动力的差异化分配。

(3) 变形温度的升高 (从 800 °C到 1100 °C) 加速了再结晶进程。然而, 过高的变形温度 (1100 °C) 致变形储能不足, RA 体积分数骤降至 13.3 %。在 1000 °C 变形温度下, 试样表现出最佳的综合力学性能。800 °C和 1000 °C变形试样由于高位错密度引发了 PLC 效应, 而 1100 °C试样由于低位错抑制了 TRIP 效应。

(4) 对 HD1000-70+IA645 试样进行原位拉伸实验, 发现不同形貌的奥氏体具有不同的稳定性。块状稳定性最差, 板条状和粒状 RA 具有更高的稳定性。此外, RA 具有较宽范围的晶粒尺寸。这种具有不同形貌和晶粒尺寸的异质 RA 产生了梯度稳定性, 在变形过程中引发了多阶段 TRIP 效应。此外, 不同形态、晶

体结构和位错密度的相区之间存在的强度差异,激发了强烈的应变分配和应变梯度,从而有效促进了 HDI 强化效应。

第 5 章 临界退火工艺对热轧中锰钢组织与力学性能的影响

5.1 引言

通过第 4 章研究发现,在 1000 °C 变形温度、70 % 变形量条件下,经 645 °C/0.5 h 退火后,试样通过高位错密度与细晶组织协同作用,实现了铁素体-奥氏体双相异质结构,RA 体积分数达 39.3 %,强塑积突破 39.3 GPa·% (UTS 为 1255 MPa, TEL 为 31.3 %)。然而,要实现中锰钢性能的全面优化,仅依靠热变形参数的调控是不够的。退火工艺作为材料制备过程中的关键环节,对微观组织和力学性能有着同样重要的影响。Sahoo 等人^[117]在 780 °C 退火时获得板条/等轴混合形貌的 RA 结构,其分级稳定性促使变形过程中依次触发 TRIP 效应、TWIP 效应和不连续 TRIP 效应在内的多种加工硬化机制,从而获得 PSE 高达 56 GPa·% 的优异力学性能。Sun 等人^[118]在 1A800 °C 后获得双峰尺寸分布的 RA 晶粒,通过稳定性梯度设计成功激活多级 TRIP 效应,获得了 UTS 为 1048 MPa, TEL 为 63 % 的优异力学性能。Zhang 等人在 680 °C 短时退火 (10 min) 获得非均质双相组织,变形过程中依次发生了 TRIP 效应、TWIP 效应、HDI 协同硬化和位错强化等多种强化和延展性增强机制。值得注意的是,现有研究对 TRIP 效应与 HDI 强化的动态交互作用及其对宏观力学响应的贡献机制仍缺乏系统阐释。

因此本章研究采用 SEM、TEM、XRD 及 EBSD 等多尺度表征技术,结合中断拉伸与 KAM 分析,解决退火温度与时间如何通过碳化物溶解行为调控 RA 形核与稳定性,塑性失稳 (PLC 效应) 与 RA 稳定性、位错密度的定量关联性。同时,剖析异质双形貌 RA (块状与板条状) 的梯度 TRIP 效应与 HDI 强化之间的协同作用机制。

5.2 退火温度对中锰钢组织与力学性能的影响

5.2.1 退火温度对微观组织的影响

图 5-1 显示了中锰钢热轧样品的微观组织和晶粒形貌。可以从金相看出退火前的初始组织呈现为几种不同形态的马氏体,例如板条状和块状。如图 5-

1(b)XRD 测试表明, 热轧试样中轧制态残余奥氏体体积分数为 6.14%, 源于热轧空冷过程中 C/Mn 元素富集抑制完全相变^[119]。

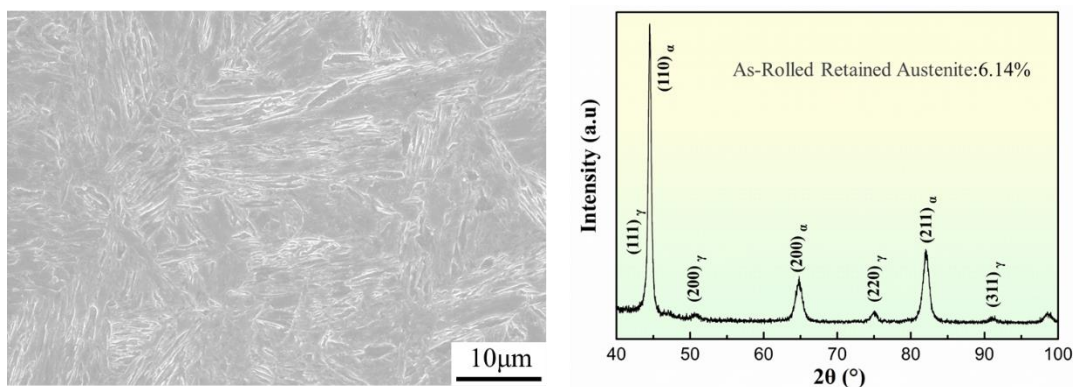


图 5-1 (a)热轧试样未热处理的 SEM 组织; (b) XRD 衍射图谱

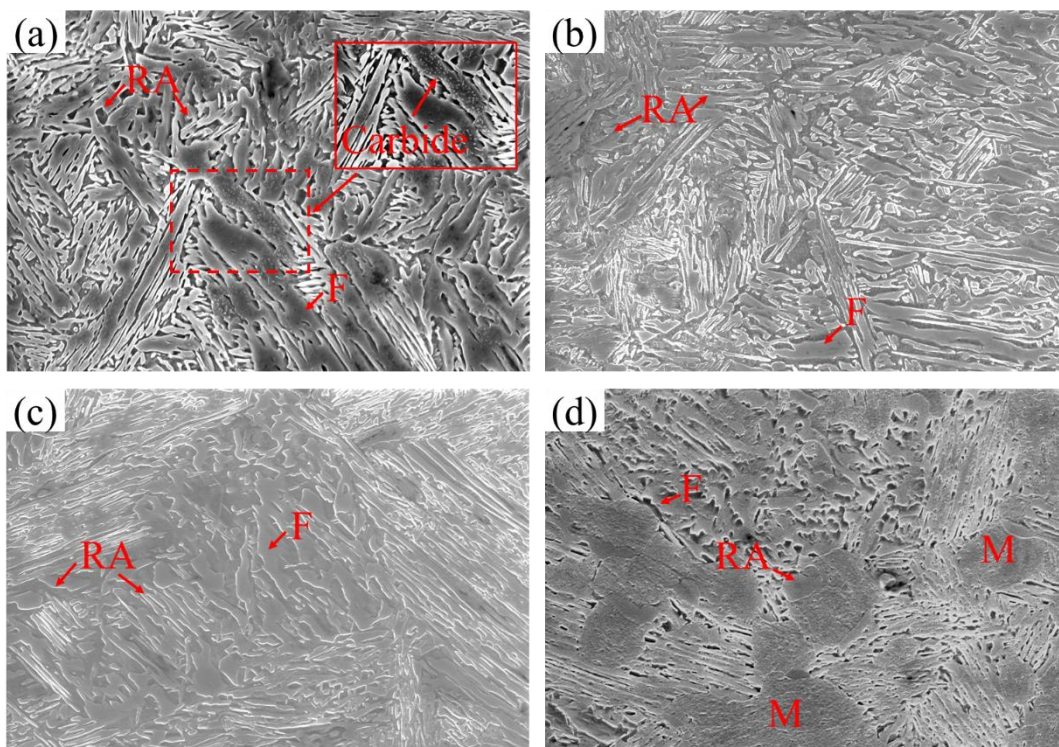


图 5-2 不同 IA 温度试样的 SEM 组织: (a)HR+IA600-4h; (b)HR+IA645-4h;
(c)HR+IA660-4h; (d)HR+IA690-4h

图 5-2 展示了中锰热轧钢经 4 小时 IA 后的显微组织结构, 其中暗灰色凸起区域对应 RA, 亮灰色凹陷区域为铁素体。不同退火温度显著影响组织演变规律, 在退火 600 °C 时, RA 呈现细板条状形貌, 铁素体基体出现大量碳化物的析出。随着温度升高, 碳化物的溶解得到促进, C/Mn 等元素得以更有效地扩散至 RA

中。一方面，更多的 C/Mn 原子融入 RA 促使其体积分数显著增加；另一方面，较高的温度为原子提供了更多的能量，使得 RA 的生长方式发生变化，部分板条状 RA 晶粒因界面能降低，逐渐转变为块状 RA 晶粒，从而形成了板条状与块状混合的组织形态^[52]，如图 5-2(b)所示。因此，在 660 °C 退火的组织中，块状 RA 逐渐成为主导相，仅在局部区域保留板条状特征。此时，较高的温度极大地促进了碳化物的溶解以及元素的扩散，RA 的生长与形态转变更为充分，块状 RA 凭借更低的界面能在竞争生长中占据优势，成为组织中的主要组成部分。当退火温度达到 690 °C 时，RA 热稳定性降低诱发马氏体相变，最终形成铁素体-RA-马氏体三相共存组织^[120]，如图 5-2(d)所示。

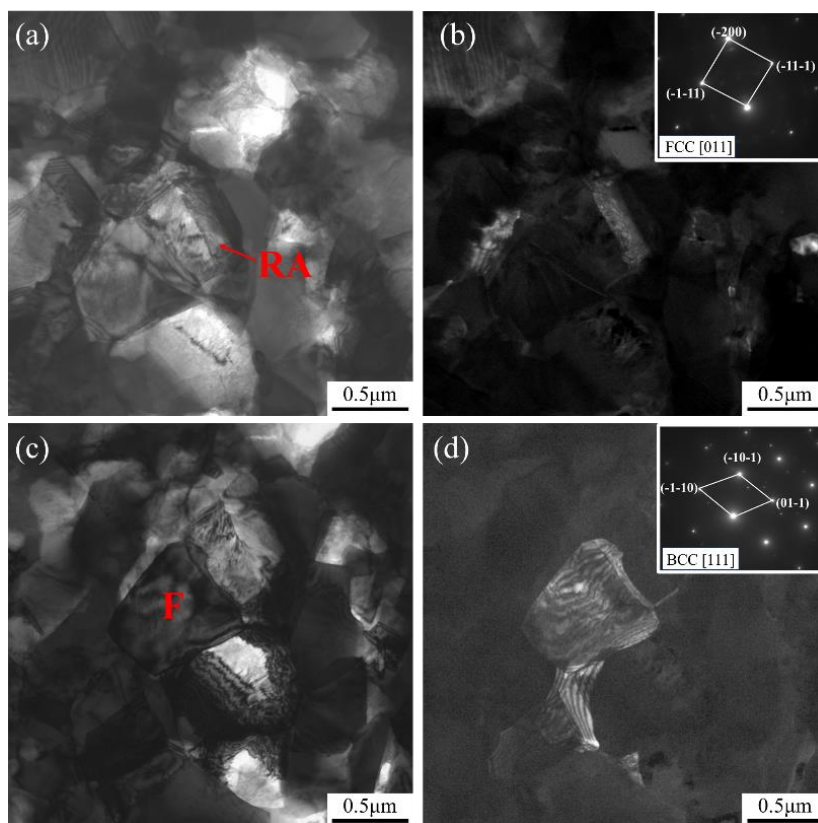


图 5-3 HR+IA645-4h 的 TEM 形貌

通过 TEM 对实验钢微观组织进一步深入分析，以确定其精细微观结构。图 5-3 为实验钢 HR+IA645-4h 的 TEM 形貌，其中 F 代表铁素体，RA 代表残余奥氏体。从图中可以看到，微观组织主要为铁素体和 RA 两相结构，并且从中并未发现未溶解的渗碳体颗粒。其结果与 SEM 组织结果相一致。

图 5-4(a)~(b)展示了热轧中锰钢经不同 IA 温度处理后的 XRD 图谱及 RA 体

积分数定量分析结果。XRD 分析表明, RA 体积分数呈单调上升趋势, 由 600 °C 时的 31.99 % 显著增至 660 °C 时的 50.15 %, 这一趋势与 SEM 观测结果相吻合。随着退火温度升高, 渗碳体逐渐溶解并作为 RA 形核位点, 从而促进 RA 体积分数增加^[121]。当温度达到 690 °C 时, 由于 RA 发生大规模马氏体相变, 其体积分数骤降至 8.5 %, 如图 5-4(b) 所示。

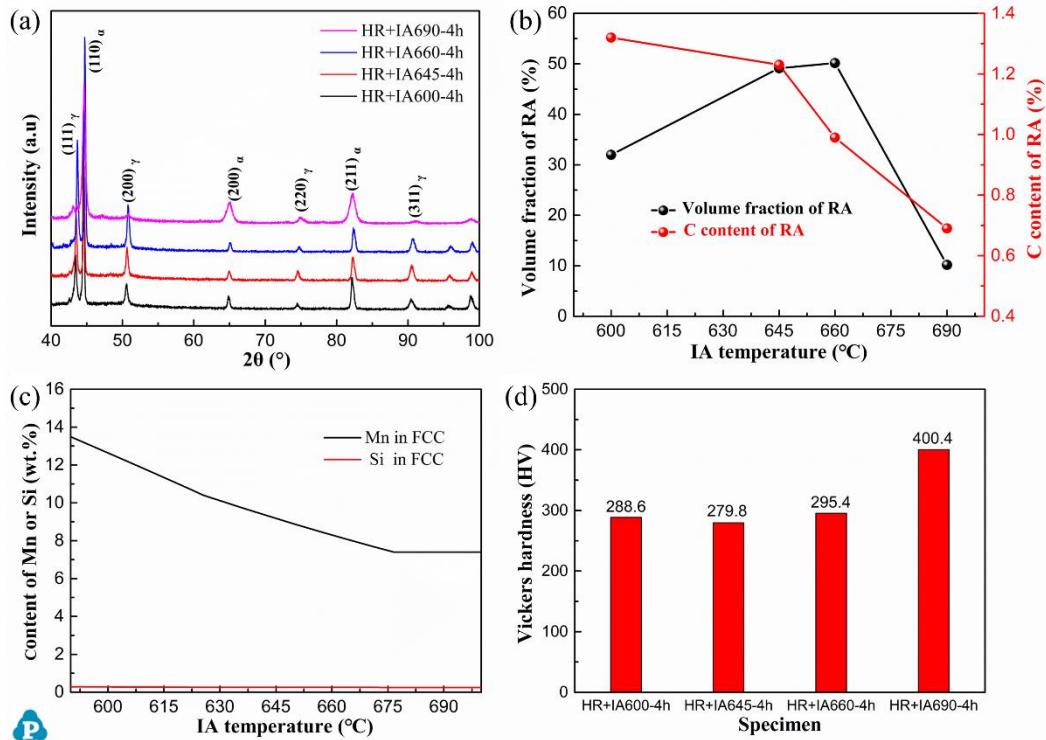


图 5-4 不同 IA 温度试样的 XRD 表征: (a)不同 IA 温度的 XRD 图谱; (b)RA 体积分数和 RA 中 C 含量; (c)根据软件拟合得出 RA 中 Mn 和 Si 含量; (d)不同 IA 温度的维氏硬度

采用 XRD 衍射分析结合数值模拟 (Pandata2023) 方法对不同 IA 温度试验钢中 RA 的 Mn、Si 含量进行定量表征, 结果如图 5-4(b)~(c)所示。从图中可以看到, 随着 IA 温度的升高, 原子热激活能显著提高, 这使得 C/Mn 原子的扩散速率显著加快 (这里 Si 含量较少, 可忽略)。由于扩散作用增强, RA 中的 C/Mn 元素持续向周围组织迁移, 导致 RA 中 C/Mn 元素含量不断降低。当 IA 温度达到 690 °C 时, 由于 RA 中 C/Mn 元素过低, 再加上 IA 温度的不断升高, RA 晶粒尺寸不断变大, 从而导致其稳定性变差, 因此冷却过程中发生了马氏体相变^[122, 123]。图 5-4(d)为不同 IA 温度试样的维氏硬度 (HV), 通过每个试样选取十个测量点的平均值为最终测量结果。600~660 °C 退火试样的铁素体/奥氏体双相组织硬度稳

定在 290 ± 10 HV 区间，而 $690\text{ }^{\circ}\text{C}$ 试样因马氏体相变致使硬度跃升至 400.4 HV，较常规双相组织提升 38 %。该硬度突变现象与 XRD 检测到的马氏体特征峰共同验证了相变发生，如图 5-4(a)所示。

表 5-1 展示了不同 IA 条件下 FCC 和 BCC 的位错密度数据。从数据变化趋势来看，随着退火温度的逐渐升高，FCC 和 BCC 的位错密度呈现出先降低后升高的规律。在 IA 温度为 $600\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时，其位错密度明显高于 $645\text{ }^{\circ}\text{C}$ 和 $660\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时的位错密度。这一现象可从材料内部微观机制进行解释。在较低的退火温度（如 $600\text{ }^{\circ}\text{C}$ ）下，原子的热运动能力相对较弱，材料内部因前期加工变形积累的应力难以通过原子的扩散等方式得到充分释放，变形过程中产生的大量位错会保留在晶体内部，致使此时的位错密度较高^[124]。

随着 IA 温度升高，原子热激活能增加，位错的运动能力显著增强。位错之间更容易发生相互作用，如位错的滑移、攀移和交滑移等，这些相互作用使得位错彼此抵消、重组，大量位错发生湮灭，最终导致位错密度降低，所以在 $645\text{ }^{\circ}\text{C}$ 和 $660\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时位错密度相较于 $600\text{ }^{\circ}\text{C}$ 有所下降。当退火温度达到 $690\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时，钢中发生马氏体相变。马氏体相变伴随着体积膨胀，这会对周围的相产生挤压作用，从而在材料内部产生较大的内应力。为了协调这种因体积变化而产生的内应力，晶体内部会促使大量位错产生，以缓解应力集中，这就使得位错密度再次增大。

表 5-1 不同临界退火试样的 FCC 和 BCC 位错密度

样品	FCC($\rho\times 10^{14}\text{m}^{-2}$)	BCC($\rho\times 10^{14}\text{m}^{-2}$)
HR+IA690-4h	1.06	1.51
HR+IA660-4h	0.64	0.57
HR+IA645-4h	0.71	0.61
HR+IA600-4h	0.87	0.72

为进一步阐明微观组织演化机制，采用 EBSD 技术系统分析不同 IA 温度下的组织特征，如图 5-5 所示。图中蓝色区域代表 FCC 相，红色区域为 BCC（马氏体/铁素体）相，高角度晶界（ $>15^{\circ}$ ）以黑线表示，小角度晶界（ $2\sim 15^{\circ}$ ）以蓝线标注。如图 5-5(a)和 5-6 所示， $600\text{ }^{\circ}\text{C}$ 退火试样的 RA 形貌以颗粒状和细板条状为主，晶粒尺寸主要分布在 $0.2\sim 0.4\text{ }\mu\text{m}$ 之间，平均为 $0.33\text{ }\mu\text{m}$ 。这是因为退火温度低，奥氏体成核和生长不足，从而导致形成颗粒和细板条状 RA，该 RA 从

马氏体继承了高浓度的 C/Mn^[103]。当温度提升至 645 °C 时，RA 呈现多相，多尺度特征，平均尺寸增至 0.48 μm，如图 5-5(b)和 5-6(c)所示。而 690 °C 退火试样呈现三相组织特征。从图(d)~(f) IPF 分析可以看出，所有试样的 FCC 和 BCC 相均未表现出显著择优取向。需特别指出，FCC 相在所有条件下均为 RA，而 BCC 相在 600 °C 和 645 °C 时为铁素体，在 690 °C 时则转变为马氏体/铁素体混合组织。鉴于铁素体与马氏体位错密度的显著差异，本研究通过 KAM 分析定量表征 GNDs 密度以区分两相^[114]。马氏体相变引发的体积膨胀导致相界面处产生高 KAM 值^[125]。如图(c)和(i)中黄色虚线框所示的高 GNDs 密度区域可判定为马氏体，白色虚线椭圆框内的低 GNDs 密度区域则为铁素体。基于公式 (2-6) 计算的各项位错密度定量结果详见表 5-1。

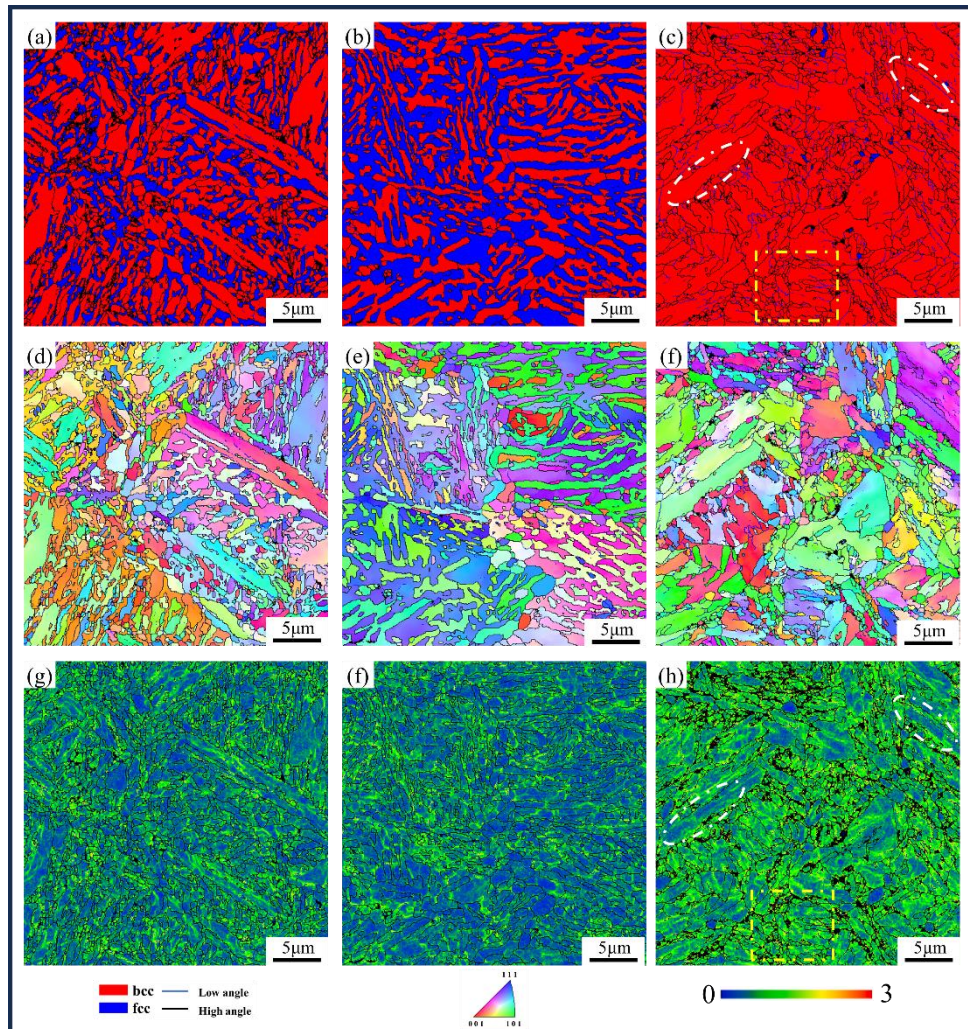


图 5-5 不同 IA 温度试样的 EBSD 组织：(a)、(d)和(g)分别为 HR+IA600-4h 的相图、IPF 图和 KAM 图；(b)、(e)和(h)分别为 HR+IA645-4h 的相图、IPF 图和 KAM 图；(c)、(f)和(i)分别为 HR+IA690-4h 的相图、IPF 图和 KAM 图

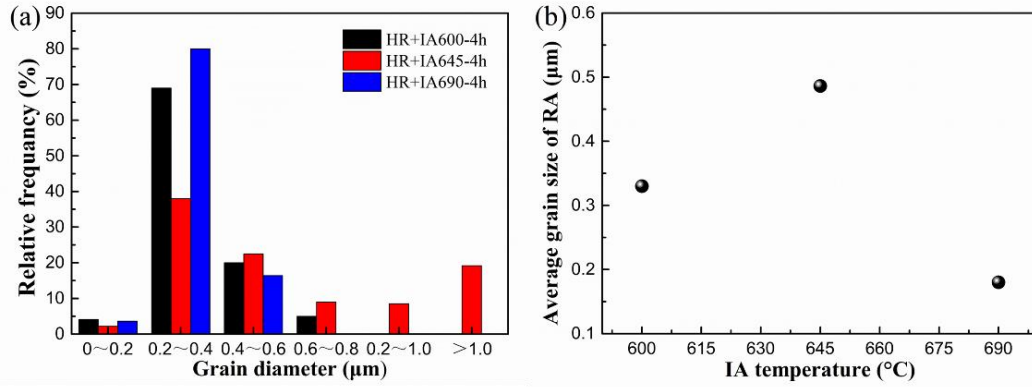


图 5-6 不同 IA 温度试样的晶粒尺寸统计：(a)晶粒尺寸分布；(b)平均晶粒尺寸

5.2.2 退火温度对力学性能的影响

图 5-7(a)显示了中锰热轧钢试样在不同温度下的拉伸应力-应变曲线。从图中可以看到，HR+IA600-4h 和 HR+IA660-4h 的应力-应变曲线上发生了锯齿行为。这种类型的塑性不稳定性与 DSA 引起的 PLC 效应有关^[126]，在后面的章节会对拉伸过程中产生的塑性失稳进行具体分析。从 5-7(b)可以看到，UTS 随温度的升高而不断增大，在 HD+IA690 达到了最大值 1638.1 MPa。与强度不同，试样的 TEL 随着 IA 温度的升高，先升高后降低，在退火 IA645 时分别达到最大值 45.6 %。并且 HR+IA645-4h 获得了最优力学性能，其 PSE 为 50.7 GPa%，如图 5-7(c)所示。目前已报道中锰钢的机械性能^[21, 26, 127-137]和本研究钢（红星标记）的性能相比，HR+IA645-4h 试样的力学性能远优于其他成分相近的中锰钢，如图 5-7(d)所示。

如图 5-7 所示，试样 YS 随 IA 温度的升高先降低后升高，当温度由 600 °C 升至 660 °C 时，YS 由 698 MPa 显著降低至 500 MPa，而退火温度进一步升高至 690 °C 时，YS 上升至 700 MPa。通过分析认为，从图 5-2(a)和表 5-1 所计算的位错密度可以看到，在 HR+IA600-4h 试样的铁素体上分布着大量碳化物，随着温度的升高，阻碍位错运动作用的碳化物逐渐溶解，位错运动的阻碍变小，位错密度降低，从而导致屈服强度降低^[137]。当温度升至 690 °C 时 YS 反常升高至 700 MPa，这与马氏体相变诱发的位错强化机制密切相关。在马氏体相变过程中，相变导致高密度 GNDs 的产生。根据泰勒强化模型，位错密度(ρ)与 YS 增量($\Delta\sigma$)满足 $\Delta\sigma = \alpha G b \sqrt{\rho}$ 关系式，其中 α 为材料常数， G 为剪切模量， b 为柏氏矢量。马氏体相变过程中会产生大量的位错，这些位错相互缠结、塞积，形成位错强化。

位错密度的增加使得材料在受力时需要更大的外力才能使位错继续滑移,从而提高了 $YS^{[138]}$ 。这也是其抗拉强度获得 1638.1 MPa 的同时延伸率只有 10.4 % 的原因。

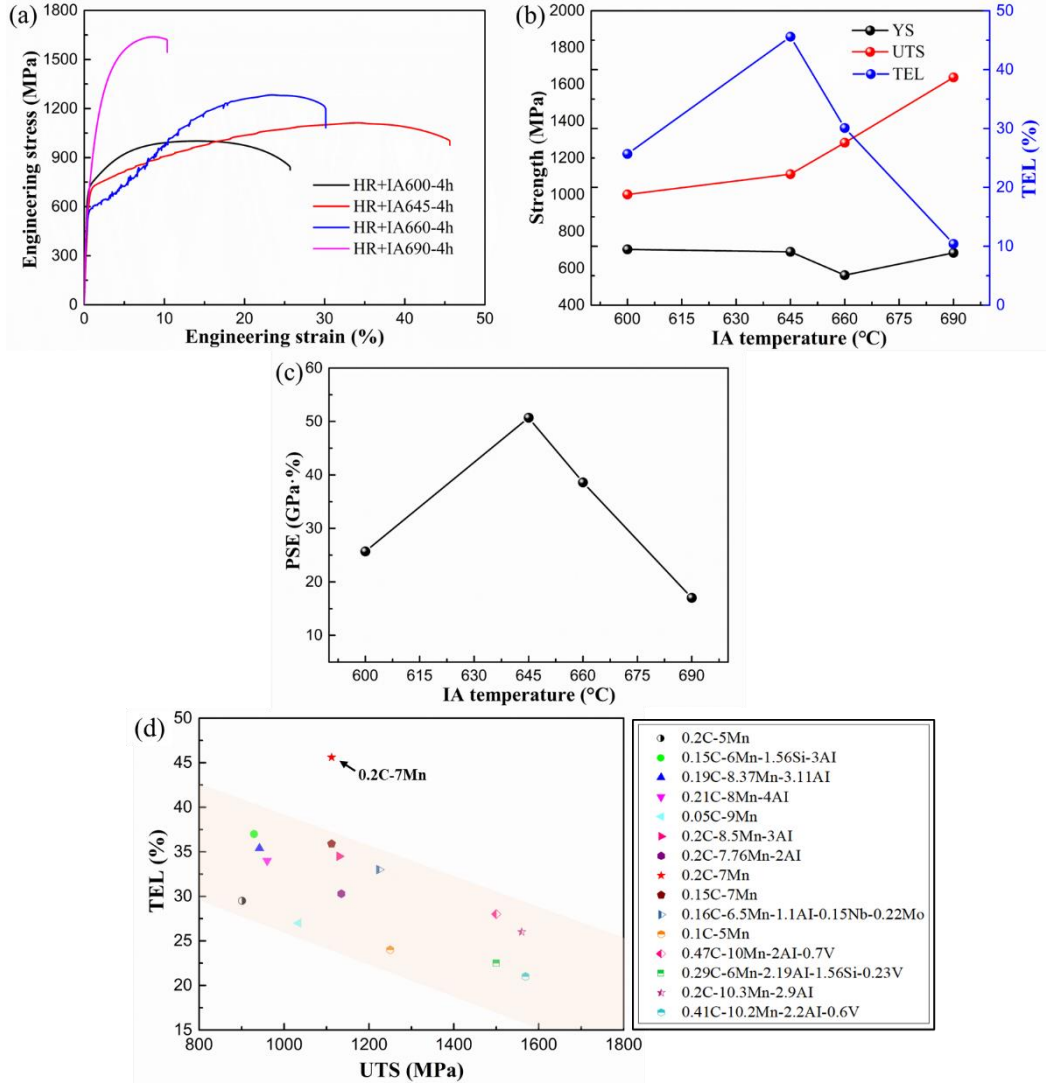


图 5-7 不同 IA 温度试样的力学性能: (a)工程应力应变曲线; (b)力学性能; (c)PSE(UTS×TEL); (d)本研究和文献中的力学性能的比较

如图 5-8 所示,不同临界退火温度试样的 WH 曲线在拉伸应变过程中均呈现三阶段特征 (S_1 、 S_2 、 S_3),其行为差异与相组成及组织特征密切相关。从图 5-4(b)可以看出 HR+IA600-4h 具有更高的 C/Mn 含量和更细的尺寸 ($0.33 \mu\text{m}$),相较于其他退火试样,RA 太过稳定而无法进行激烈的 TRIP 效应,因此 TEL 仅为 25.7 %^[61]。HR+IA645-4h 和 HR+IA660-4h 的 WH 曲线在 S_2 阶段存在锯齿状行为。锯齿状行为可能是由于不连续的 TRIP 效应引起的微观机械软化和硬化控制

的塑性变形传播交替进行所致^[139]。HR+IA690-4 的 WH 曲线明显高于其他试样。这与马氏体的加工硬化能力明显高于铁素体有关^[43]。此外，HR+IA645-4h 试样的 RA 稳定性介于 HR+IA600-4h 与 HR+IA690-4h 之间，这意味着其 RA 在拉伸过程中既不会像 HR+IA690-4h 那样过早发生相变，也不会像 HR+IA600-4h 那样因 RA 过于稳定而 TRIP 效应不明显。如图 5-3(b)所示，HR+IA645-4h 试样样品表现出明显的异质微观结构。RA 晶粒的不同粒度和形态导致了不同的稳定性，以确保它们在不同的变形应变下转化为马氏体，并导致显著和持续的 TRIP 效应，从而产生较高的 TEL^[41, 140]。

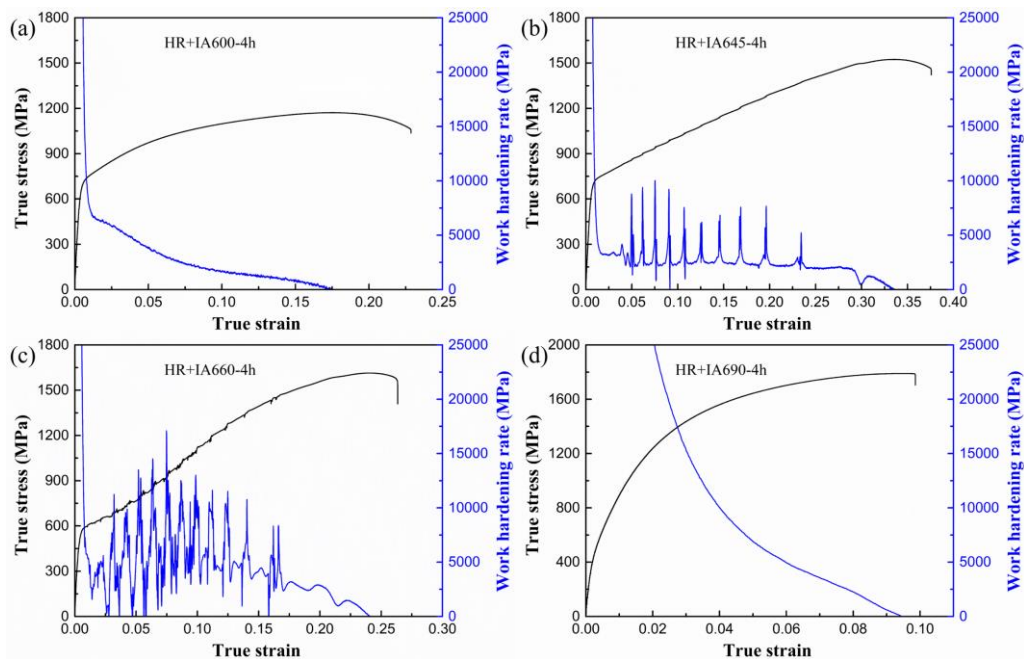


图 5-8 不同 IA 温度试样的加工硬化率曲线：(a)HR+IA600-4h；(b)HR+IA645-4h；
(c)HR+IA660-4h；(d)HR+IA690-4h

热轧试验钢在不同退火温度后的拉伸断口形貌如图 5-9 所示。HR+IA600-4h、HR+IA645-4h 和 HR+IA660-4h 样品拉伸断裂面有等轴韧窝，属典型延性断裂，韧窝大小反映材料塑性变形能力^[119]。其中，HR+IA600-4h 和 HR+IA660-4h 韧窝数量较少，且韧窝较浅，相比之下 HR+IA645-4h 试样断口呈高密度均匀韧窝。在拉伸过程中借助 TRIP 效应吸收大量能量抑制裂纹扩展，从而获得优异的 TEL（45.6 %）。HR+IA690-4h 断口有淡白色内含物（可能是碳化物颗粒），呈粒状，属沿晶脆性断裂，硬脆相诱发沿晶开裂，呈沿晶/韧窝混合断口，如图 5-9(d)。这种低能量吸收模式使 HR+IA690-4h 试样 TEL 降至 10.2 %，远低于 HR+IA645-4h

的样品。

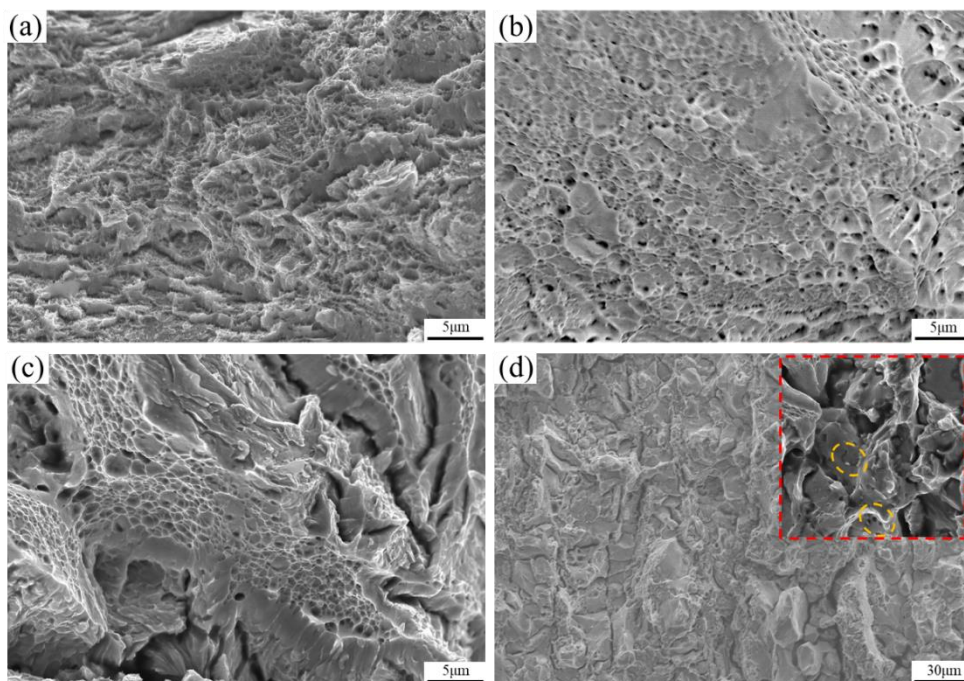


图 5-9 不同 IA 温度试样的拉伸断口形貌：(a)HR+IA600-4h；(b)HR+IA645-4h；
(c)HR+IA660-4h；(d)HR+IA690-4h

5.3 退火时间对中锰钢组织与力学性能的影响

5.3.1 退火时间对微观组织的影响

5.2 小结可知，当退火温度为 645 °C 时，试样钢取得最佳力学性能。IA 时间是中锰钢热处理工艺中影响微观组织演化和力学性能的关键参数之一。因此，对试验钢在 645 °C 进行不同退火时间（0.5 h、4 h、8 h）的研究，以探讨退火时间对组织和性能的影响。从图(a)中可以看到，在 IA 时间为 0.5 h 时，由于退火时间不足，大量的碳化物分布在铁素体晶界和晶内，使得 RA 形核位点受限^[41]。此时，RA 较低，再加上碳化物钉扎晶界，阻碍了 RA 的生长，从而导致 RA 组织以细小板条状或颗粒状为主。随着退火时间延长至 4 h，碳化物充分溶解，铁素体上只有少量未溶解的碳化物，释放的 C 和 Mn 元素扩散至 RA 相，促进其形核，显著提升其体积分数，RA 形态转变为板条状与块状混合结构，如 5-10(b)所示。当退火时间进一步延长达到 8 小时，此时碳化物全部溶解，RA 的生长可能会逐渐趋于饱和。

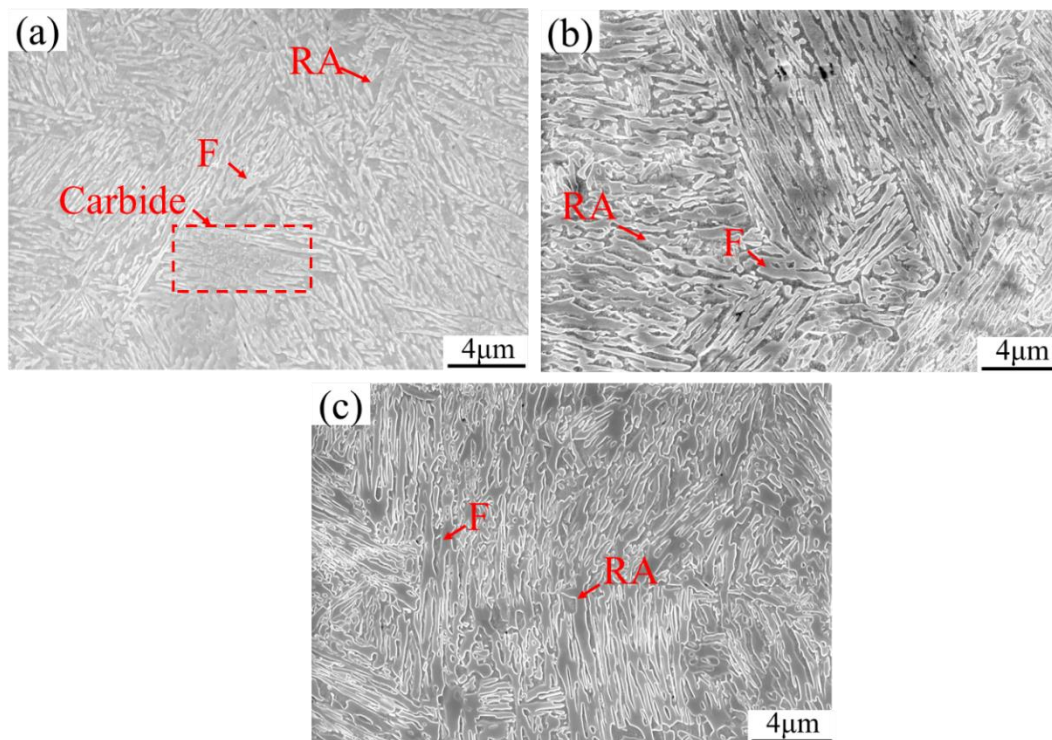


图 5-10 不同 IA 时间试样的 SEM 组织：(a)HR+IA645-2h；(b)HR+IA645-4h；
(c)HR+IA645-8h

图 5-11 展示了热轧试验钢经不同退火时间处理后的 XRD 分析结果。从图中可以看出，随着 IA 时间从 0.5 h 延长至 8 h，RA 体积分数与 RA 中 C 含量均呈现先升高后降低趋势。HR+IA645-2h、HR+IA645-4h 和 HR+IA645-8h 样品中的 RA 体积分数分别为 36.8 %、49.2 %和 48.3 %，与 SEM 观测结果一致，如图 5-11(b)所示。其中，4 h 退火试样 RA 中 C 含量达到峰值 1.2 %，对应最高 RA 体积分数。分析认为，0.5 h 退火时间较短，由于 C 原子扩散不充分，RA 的形核与长大受限，导致 RA 体积分数也相对较低。随着退火时间延长至 4 小时，C 原子扩散速度加快，更多的 C 从铁素体和碳化物中向 RA 扩散。C 作为 RA 稳定化元素，增加了 RA 的稳定性，促进 RA 的生长，使其体积分数不断增加。同时，RA 不断吸收周围的 C，致使其中的 C 含量显著提高。此阶段，RA 中的 C 含量增加与体积分数增大相互促进。当退火时间为 8 h 时，因长时间退火得 RA 稳定性变差，发生分解或转变使得体积分数下降^[142, 143]。

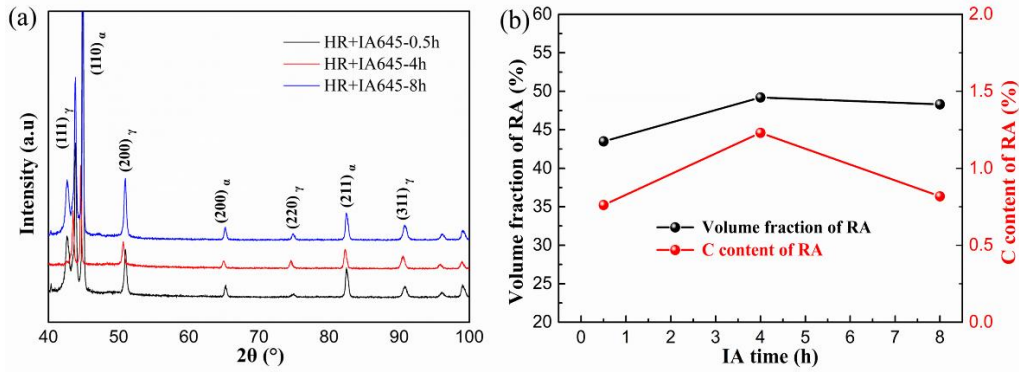


图 5-11 不同 IA 时间试样的 XRD 表征: (a)XRD 衍射图谱; (b)RA 体积分数和 C 含量的变化

5.3.2 退火时间对力学性能的影响

图 5-12 显示了中锰热轧钢试样在 645 °C 下不同退火时间的力学性能。从力学曲线上可以看到, 不同温度的应力-应变曲线上发生了锯齿行为。随着退火时间的增加, UTS 整体无太大变化, 在 1.1 GPa 左右; 与 UTS 不同, TEL 呈现先升高后降低的趋势, 在退火 4 h 时 TEL 最高为 45.6 %; YS 从退火 0.5 h 时的 695 MPa 降至 8 小时的 628 MPa, 如图 5-12(b)所示。在退火 0.5 h 的试样中, 铁素体的晶界和晶内广泛分布着大量碳化物。这些碳化物通过钉扎位错显著阻碍塑性变形。随着退火时间的不断延长, 碳化物逐渐溶解, 原本被碳化物钉扎的位错得以释放, 位错运动的阻碍减小, 材料更容易发生塑性变形, 宏观上表现为 YS 降低 [144]。

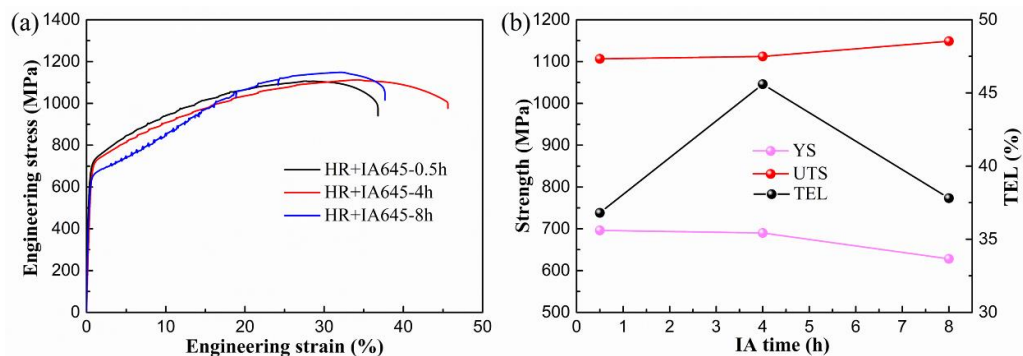


图 5-12 (a)不同 IA 时间试样的工程应力-应变曲线; (b)力学性能

RA 体积分数和形貌导致 TEL 的差异化, 在临界退火 4 h 条件下, RA 体积分数最大, 且呈现块状与板条状的混合形貌, 如图 5-5(b)所示。这种异构组织显著提升材料的 TEL。相较于退火时间 (2 h~8 h) 的调控作用, 退火温度

(600 °C~690 °C) 对中锰钢力学性能的影响更为显著。后续将重点聚焦于退火温度对组织性能的调控机制，结合中断拉伸表征，探讨 RA 稳定性及强韧化协同效应的影响规律。

5.4 中锰钢中断拉伸过程中塑性失稳与变形机理

5.4.1 RA 稳定性对塑性失稳的影响机制

图 5-13 显示了经不同退火温度处理的热轧中锰钢在中断拉伸应变过程中的微观组织演变规律。从图 5-13(a)可以看出，对于 HR+IA600-4h 试样，其未变形时呈现典型的铁素体、RA 双相结构，在 5 %应变阶段稳定性较差的 RA 优先发生马氏体相变。如图 5-13(b)所示，当应变增至 15 %进入协同变形阶段，铁素体基体通过位错滑移和晶界迁移实现塑性变形，同时马氏体相变持续进行。当断裂时，微观组织已完成从铁素体、RA 双相结构向铁素体、马氏体和 RA 三相结构的转变，如图 5-13(c)所示。HR+IA645-4h 与 HR+IA600-4h 的微观组织演变趋势相似，但具体机制存在差异，后面章节将进一步讨论这种机制差异化。

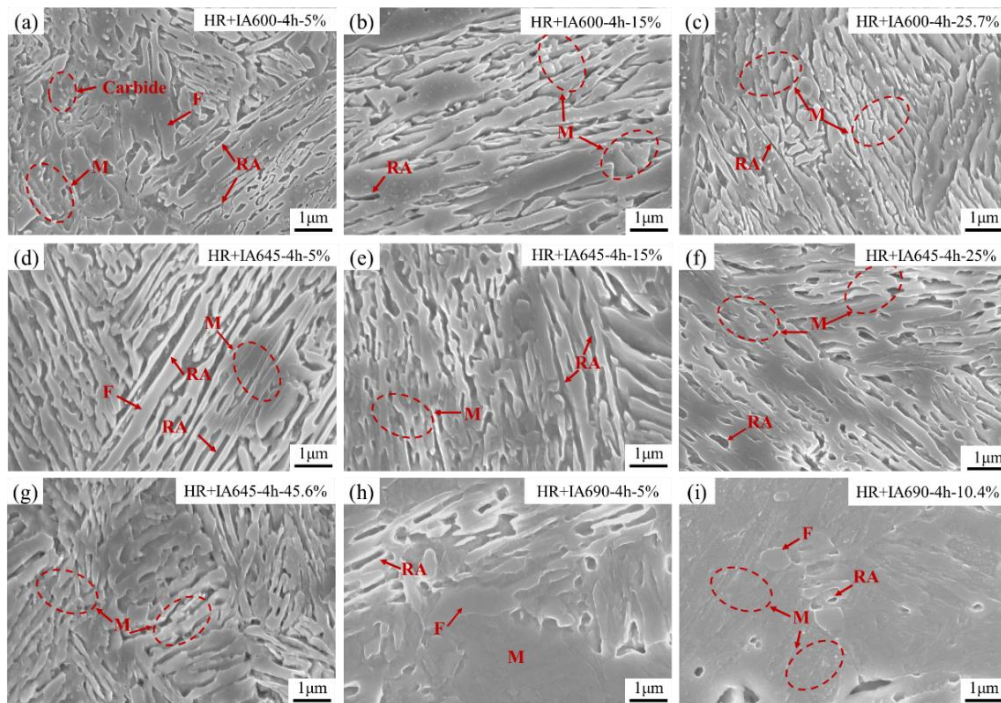


图 5-13 不同退火温度试样在各应变下的 SEM 图：(a)~(c)HR+IA600-4h (5 %、15 %和 25.7 %)；(d)~(g)HR+IA645-4h (5 %、15 %、25 %和 45.6 %)；(h)~(i)HR+IA690-4h (5 %和 10.4 %)

如图 5-13(g)~(i)可以看出, HR+IA690-4h 试样由于退火温度过高, 导致 IA 时产生高含量、低稳定性 RA。在随后的冷却过程中, 大量 RA 转变为马氏体, 使得其未变形组织中马氏体含量显著增加。试样在 5 %应变时, 形变诱导连续相变过程已基本完成。因此该试样主要依赖马氏体相加工硬化, 导致其 TEL 较差。

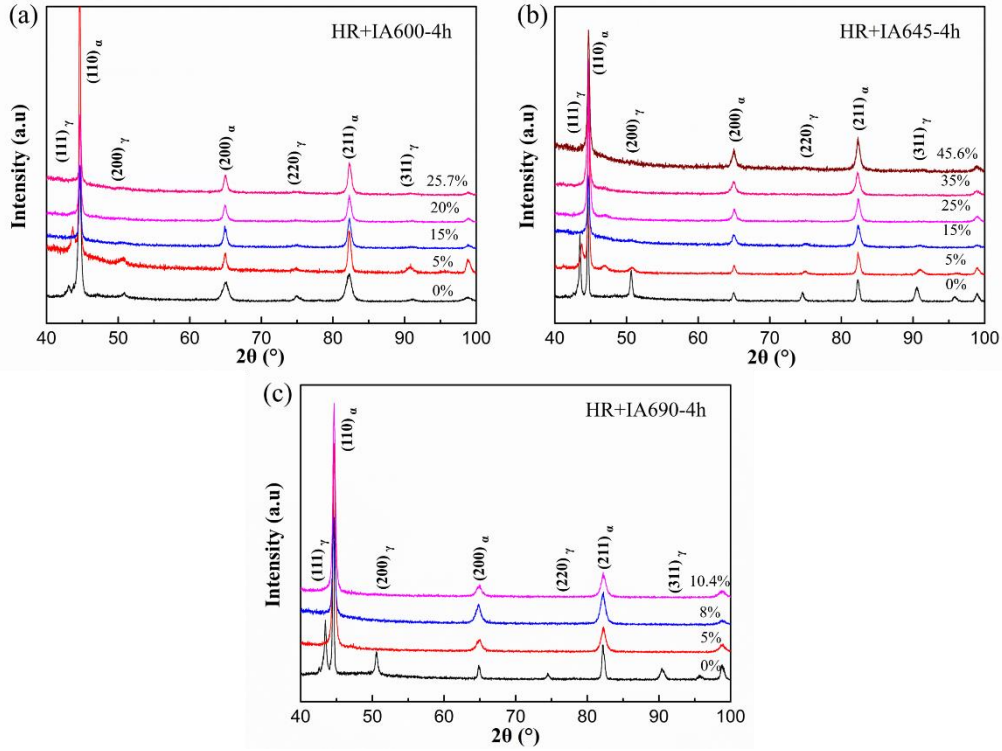


图 5-14 不同退火温度试样在不同应变下的 XRD 图谱: (a)HR+IA600-4h; (b)HR+IA645-4h; (c)HR+IA690-4h

图 5-14 为 HR+IA600-4h、HR+IA645-4h 和 HR+IA690-4h 试样在不同拉伸应变下的 XRD 衍射图谱。从图谱中可以看到 $(200)_\gamma$ 、 $(220)_\gamma$ 、 $(311)_\gamma$ 作为 FCC 衍射峰, 随着拉伸应变的增加衍射峰的峰值强度逐渐降低, 与之相反的是 $(200)_\alpha$ 和 $(211)_\alpha$ 衍射峰作为 BCC (铁素体或马氏体) 的衍射峰, 其峰值却逐渐增加。这说明随着拉伸应变的增加, 马氏体相变的比例随着 RA 的消耗而逐渐增加, 这与 5-13 中 SEM 分析结果相吻合。

在塑性变形过程中, 中锰钢的塑性失稳与 RA 稳定性密切相关。当材料受力发生塑性变形时, RA 在应力作用下会发生马氏体相变, 相变过程产生的体积膨胀会引起局部应力集中。若 RA 稳定性较差, 在较低应变下就会大量转变为马氏体, 导致局部应力集中加剧, 进而引发塑性失稳。图 5-15 展示了对不同退火试

样在中断拉伸过程中不同应变下 RA 体积分数和稳定性拟合的结果。其中,图 5-15(a)呈现了 HR+IA600-4h、HR+IA645-4h 和 HR+IA690-4h 这三种试样在不同应变阶段下 RA 体积分数的变化情况。从图中可以清晰地看出,随着拉伸应变的增加,各试样的 RA 体积分数均呈现下降趋势,这是由于在拉伸过程中,RA 会逐渐发生马氏体相变,从而导致其体积分数不断减少。通过 5-15(b)拟合结果可以看出,HR+IA600-4h 试样细小的 RA 晶粒表现出很强的稳定性($k=7.70$,表 5-2),增强了材料抑制塑性不稳定性的能力^[145]。在拉伸过程中,RA 体积分数下降较为缓慢,这表明其 TRIP 效应发挥相对不充分,变形主要由铁素体基体的均匀塑性变形为主导,应力分布相对均匀,未形成明显的局部应变集中。此外 600 °C 退火条件下较慢的溶质原子扩散速率导致 DSA 效应显著弱化,再加上铁素体基体中残留的碳化物通过钉扎位错进一步抑制溶质了原子和位错交互作用

HR+IA645-4h 试样机械稳定性系数 k 值随着退火温度的升高降低至 9.77(表 5-2),表明 RA 稳定性降低,更容易在变形初期发生 TRIP 效应。在此条件下,变形机制呈现两阶段特征:一方面,RA 在宽应变区间内持续发生马氏体相变,引发局部软化(相变耗能)与硬化(新生马氏体阻碍位错)的交替现象,加剧应变局部化^[146];另一方面,RA 晶粒粗化导致晶界密度降低,削弱晶界对位错滑移的阻碍作用,铁素体基体位错密度下降(FCC 相位错密度为 $0.64 \times 10^{14} \text{ m}^{-2}$)为溶质原子(如 C、Mn)的扩散提供通道,增强溶质原子与位错的动态钉扎效应^[147]。上述机制的协同作用表现为应力-应变曲线上的锯齿波动。

由图 5-5(c)所知,对于 HR+IA690-4h 试样,其显微组织以马氏体为主导,RA 体积分数仅 8.5%,RA 因退火温度过高导致 C/Mn 元素扩散过度(RA 中 C 含量降至 0.67%,Mn 含量为 7.4%),热力学稳定性显著降低($k=26.40$,见表 5-2)。在拉伸初期($\epsilon=5\%$),RA 已基本耗尽(体积分数降至 2.41%),导致 TRIP 效应提前终止。此时,变形机制转向马氏体与铁素体的协同滑移,但由于马氏体高位错密度和硬脆特性,导致位错运动严重受阻,位错运动速率与溶质扩散速率失配,彻底抑制 DSA 效应。

综上所述,RA 稳定性不仅决定了中锰钢的塑性失稳行为,还深刻影响了材料在中断拉伸过程中的变形机理。具体而言,RA 稳定性通过调控 TRIP 效应的触发时机与强度进而影响应变分配、位错增殖及晶界演化等微观机制。为进一步

揭示这些机制的内在联系，下文将结合中断拉伸分析，系统探讨不同退火条件下中锰钢的变形行为与 RA 稳定性的定量关系。

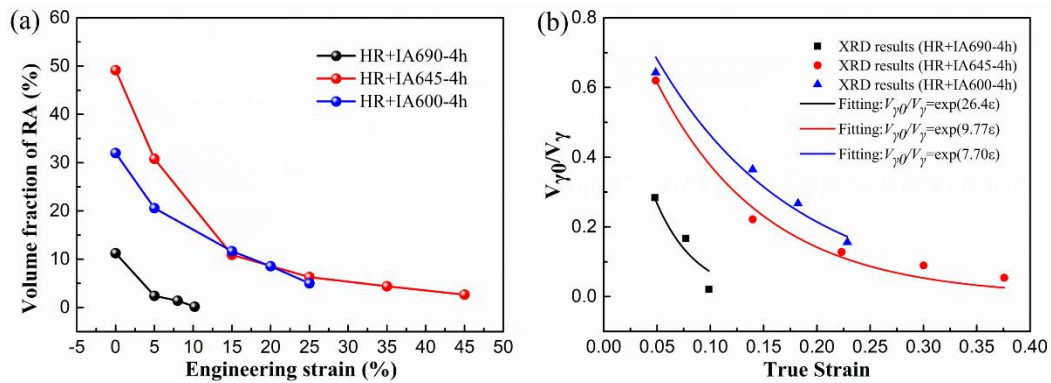


图 5-15 (a)不同退火温度试样在不同应变下的 RA 体积分数；(b)根据不同应变下的 RA 体积分数的拟合值与实际值的比较

表 5-2 不同退火试样的 RA 稳定性系数 k 值和相关性值

样品	k	R^2
HR+IA600-4h	7.70	0.88
HR+IA45-4h	9.77	0.97
HR+IA690-4h	26.40	0.86

图 5-16 通过 EBSD 技术系统揭示了不同临界退火试样的微观组织动态演变过程。蓝色线条 ($2\sim15^\circ$) 与小角度晶界 (LAGBs) 对应，黑色线条 ($15\sim180^\circ$) 代表大角度晶界 (HAGBs)，而菊池花样质量较低的暗区则指示新生成马氏体。在拉伸应变进程中，RA 晶粒发生马氏体转变，转变首先发生在 RA 内部，一些 RA 保留在晶界附近。这是因为晶界具有更高的缺陷密度，并储存了更高含量的 Mn/C 元素，使这部分 RA 更加稳定^[60]。HR+IA600-4h 试样未变形状态下 RA 平均晶粒尺寸为 $0.33\ \mu\text{m}$ ，经 5 %和 15 %应变后分别细化 $0.26\ \mu\text{m}$ 和 $0.19\ \mu\text{m}$ 而拉伸后的晶粒过于细小和数量较少无法进行统计。HR+IA645-4h 试样变形量为 0 %、5 %、15 %时的 RA 平均晶粒尺寸分别为 $0.48\ \mu\text{m}$ 、 $0.41\ \mu\text{m}$ 、 $0.21\ \mu\text{m}$ 。这表明应变诱导相变促使 RA 发生连续细化和机械稳定化。HR+IA600-4h 试样初始 LAGBs 占比 5.5 %，HAGBs 占比 94.5 %；随着应变增加，LAGBs 体积分数逐步上升至断裂时的 50.8 %，而 HAGBs 相应下降至 49.2 %。分析认为，这是因为一方面位错在晶内滑移并堆积于晶界处，导致相邻晶粒取向差累积，部分 HAGBs 退化为

LAGBs; 另一方面应力作用下部分 HAGBs 通过动态合并过程减少。

值得注意的是, HR+IA690-4h 试样的晶界演化规律与其他试样显著不同。初始状态下, LAGBs 占比高达 26.7%, 而 HAGBs 仅占 73.3%, 如图 5-16(c)所示。在拉伸过程中, LAGBs 和 HAGBs 比例稳定。这种晶界稳定性源于两方面, 一方面是马氏体相变产生的体积膨胀被软相 RA 协调吸收, 抑制了晶界处微裂纹的形核; 另一方面高位错密度的马氏体基体通过动态回复形成亚结构(如位错胞), 阻碍了 HAGBs 的动态合并。然而, 晶界稳定性未能改善材料的塑性, 只因其变形机制缺乏 TRIP 效应的持续硬化支撑, 最终 TEL 仅为 10.4%。

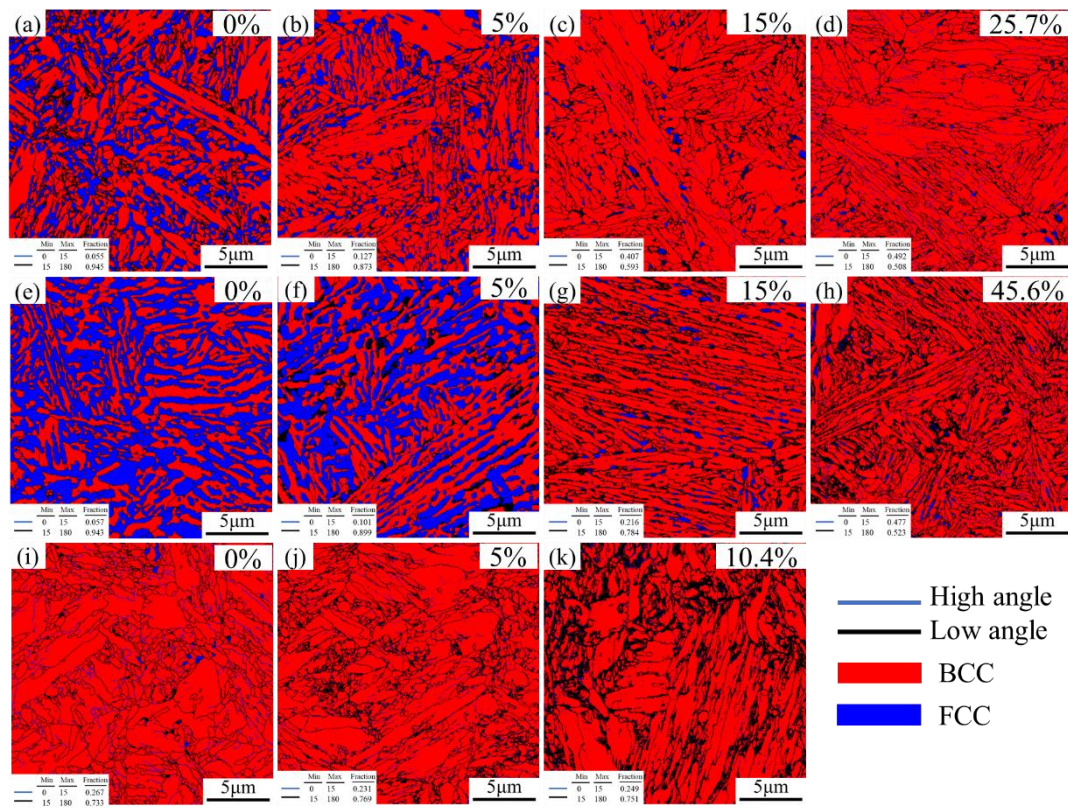


图 5-16 不同 IA 试样在进行中断拉伸过程中的微观组织演变: (a)~(d)HR+IA600-4h (0%、5%、15%和 25.7%); (e)~(g)HR+IA645-4h (0%、5%、15%和 45.6%); (i)~(k) HR+IA690-4h (0%、5%和 10.4%)

5.4.2 异质双形貌 RA 连续 TRIP 效应与 HDI 协同强韧化机制

KAM 值反映晶格畸变程度, 其值高低与 GNDs 密度及局部应变直接相关。图 5-17 显示, HR+IA645-4h 试样拉伸过程中, RA 的 KAM 值始终高于铁素体, 表明 RA 承受更高应变。变形初期, 软相 RA 优先滑移变形, 而硬相铁素体保持

弹性，导致两相之间不可避免地存在应变分布不均匀^[51, 148]。为协调界面应变，RA 内 GNDs 累积形成内应力场，一方面强化自身，另一方面促使载荷向铁素体转移^[149]。随着变形继续，TRIP 效应激活产生高位错密度的马氏体，其相变体积膨胀使未钉扎位错被 RA 吸收，实现动态应变协调。

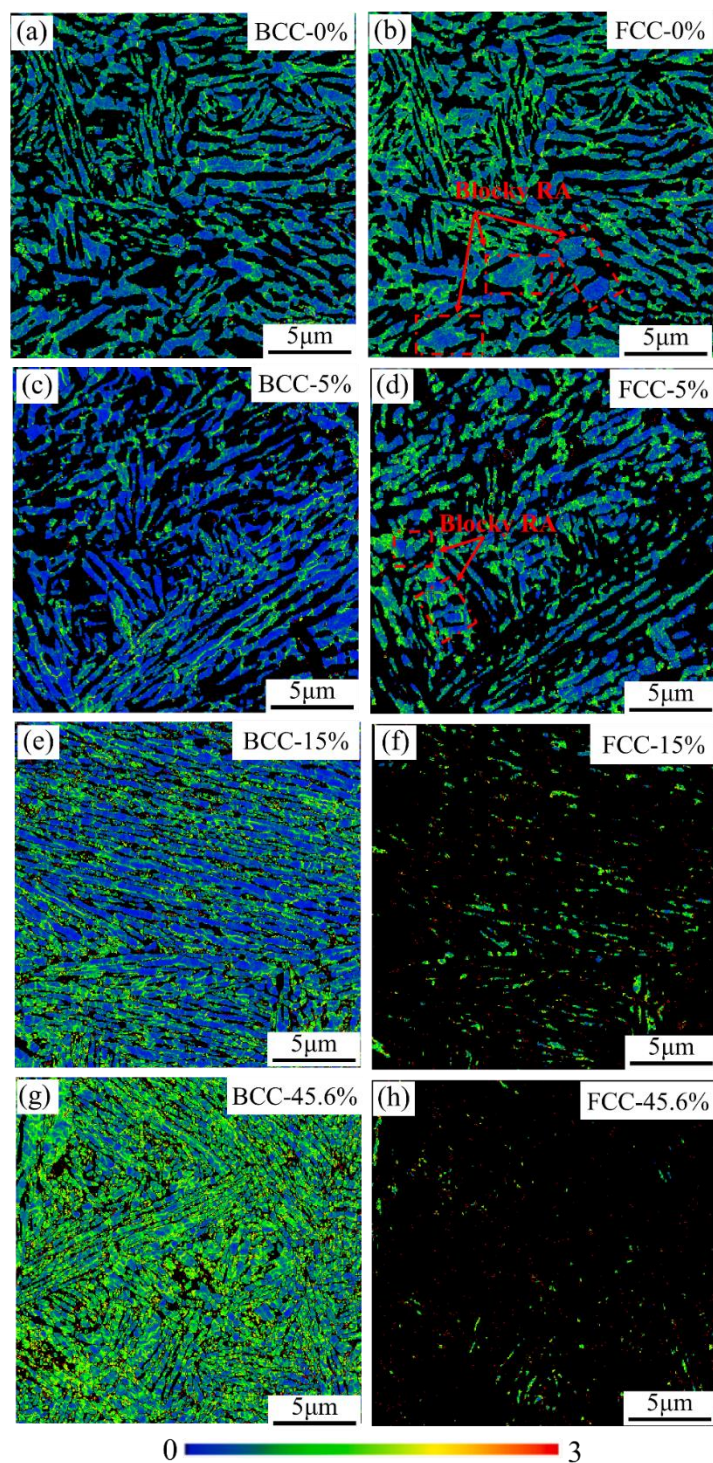


图 5-17 HR+IA645-4h 样品在进行中断拉伸过程中的 KAM

图 5-17(a)显示, 变形初期块状 RA 的 KAM 值低于板条状, 表明其初始位错密度较低。研究表明, 高位错密度通过钉扎效应提升 RA 稳定性并抑制马氏体相变, 而低位错密度区域则因位错交互作用促进相变^[56, 150], 导致块状 RA 在拉伸初期优先触发 TRIP 效应。应变达 0.05 时, 稳定性较差的块状 RA 发生相变, 而板条状 RA 未转变, 其 KAM 值显著升高进一步验证了该过程, 如图 5-17(b)所示。当应变增至 0.15 时, 两类 RA 均发生相变, 块状 RA 完全转变, 仅残留少量细板条状, 如图 5-17(f)所示。XRD 结果表明, 25 % 变形量时 RA 几乎耗尽, TRIP 效应趋于饱和, 拉伸断裂后, 仅边界处残留少量板条状 RA, 证实其更高稳定性。基于第四章揭示的分级相变机制 (图 4-15), 异质双形貌 RA 的分级相变 (先块状后板条状) 使 HR+IA645-4h 试样的强塑积 (50.7 GPa·%) 突破传统 TRIP 钢的性能极限。这一性能突破源于以下协同机制: 低应变阶段 (<5 %), 低位错密度的块状 RA 优先相变, 通过 TRIP 效应提升应变增量与变形抗力, 迫使后续变形需更高外力; 当中等应变 (5 %~25 %) 时, 外力驱动下高稳定性的板条状 RA 启动相变, 协同参与塑性变形。热轧中锰钢的双形貌 RA (块状+板条状) 通过分级连续 TRIP 效应, 显著增强应变硬化能力, 延缓颈缩并协同提升强度与韧性。

TRIP 效应通过相变强化与增塑双重作用调控中锰钢性能^[128]。尽管 HR+IA645 试样在变形量大于 25 % 时 RA 耗尽且 TRIP 效应消失, 但是实验钢在后续变形仍保持较高的应变硬化和持续塑性变形, 这是什么原因呢? HR+IA645-4 h 其仍保持高应变硬化及塑性, 主因源于 HDI 强化机制。拉伸过程中, RA 位错密度增速快于铁素体, TRIP 诱导的马氏体因局部高应变产生极高位错密度, 铁素体与马氏体间强应变梯度通过 TRIP-HDI 交互作用动态调控, 而软/硬域强度差异及累积 GNDs 数量增加 HDI 应力, 使 HDI 硬化成为大应变区 ($\epsilon > 25\%$) 主导机制。传统中锰钢依赖单一 RA 形貌 (如均质板条状 RA), 导致 TRIP 效应集中触发、塑性提升有限 (TEL<30 %)。本研究通过异质双形貌 RA 设计 (块状和板条状), 实现分级 TRIP 效应 ($\epsilon=0\sim25\%$) 与 HDI 强化的协同作用, 可以延缓裂纹的萌生或扩展, 获得了优异的 TEL (45.6 %) 与 PSE (50.7 GPa·%), 远超文献中所研究的力学性能, 如图 5-7(d)所示。这一创新策略为动态载荷部件 (如汽车防撞梁) 的强塑性协同优化开辟了新路径。

根据以上实验分析, 图 5-18 简要描述了变形过程、应变过程和协同强化/增

韧机制的示意图。由于 HR+IA600-4h 试样中保留的细板条状 RA 过于稳定($k=7.70$, 表 5-2), TRIP 效应在整个变形过程中都是缓慢和不充分的, 这对中锰钢的应变硬化能力的贡献相当有限。与之不同的是, HR+IA645-4h 试样合理的退火温度, 使 RA 晶粒呈现多种形态, 即低位错密度的块状 RA 和高位错密度的板条状 RA。据 Hidalgo 和 Doride 等人^[150, 151]在异质结构钢中研究发现, RA 不同形态对其稳定性的影响相较于晶粒尺寸和化学成分更为显著。由于块状 RA 晶粒率先发生 TRIP 效应, 在材料所受应变程度较低(即变形量较小时), 就能产生较大的应变增量, 增加了应变梯度和相域之间的应力场^[152]。在低应变下($<5\%$), 低位错密度、低稳定性的块状 RA 优先启动 TRIP 效应, 促进了应变梯度和应力场的增加, 进一步激发高位错密度、高稳定性板条状 RA 晶粒在中等应变下($5\% \sim 25\%$) TRIP 效应。然后当应变达到 25% 时, 完全进行的 TRIP 效应进一步推动了后续变形阶段的 HDI 硬化。高应变梯度和动态协调性促进了高应变下的 HDI 硬化^[56], 即异质多形貌诱导产生的显著 TRIP 效应推动了额外的 HDI 硬化, 从而产生了整体优化的应变硬化响应。

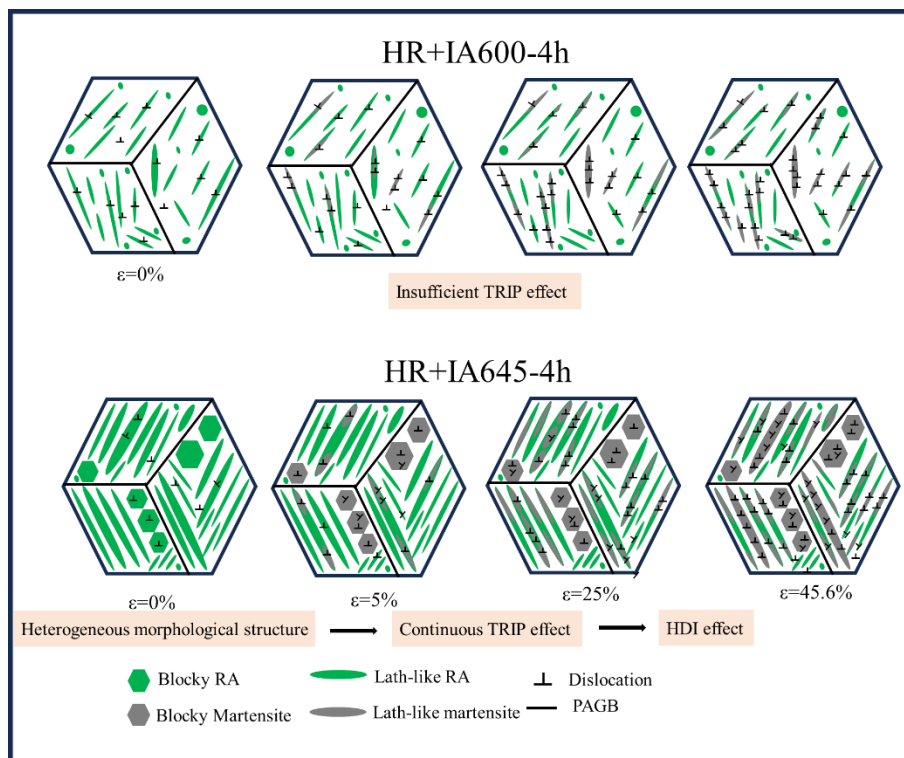


图 5-18 HR+IA600-4h 和 HR+IA645-4h 试样中断拉伸变过程中变形机制的演变

5.5 本章小结

(1) 退火温度由 600 °C 升至 660 °C 时, RA 形态由板条状转变为块状, 碳化物溶解使其体积分数从 31.99 % 增至 50.15 %。但温度继续升至 690 °C 时, RA 热稳定性降低导致马氏体相变, RA 骤降至 8.5 %。在力学方面, 645 °C 退火时综合性能最优 UTS 为 1125.7 MPa, TEL 为 45.6 %, YS 为 698 MPa。

(2) 645 °C 退火条件下, 时间从 0.5 h 延长至 4 h 时, 碳化物持续溶解使 RA 体积分数达峰值 49.8 %, 微观组织演化为板条状与块状的混合结构; 退火时间增至 8 h 后, RA 稳定性下降导致 RA 体积减少。

(3) HR+IA600-4h 试样 RA 稳定性高 ($k=7.7$), TRIP 效应缓慢不充分, 变形以铁素体均匀塑性变形为主, 抑制了局部应变集中; 相比之下, HR+IA690-4h 试样 RA 稳定性低 ($k=26.4$), 拉伸初期 RA 迅速耗尽, TRIP 效应提前终止, 变形机制转向硬脆马氏体与铁素体协同滑移, 抑制了 DSA, 导致断裂模式转变为沿晶断裂, TEL 显著降低至 10.4 %。HR+IA645-4h 试样的异质双形貌 RA 在拉伸时呈现梯度相变, 连续 TRIP 效应与 HDI 强化协同, 使应力-应变曲线呈锯齿状波动, 有效延缓颈缩, 实现强韧性优化匹配。

总结

本文以 Fe-0.2C-7Mn-0.25Si 中锰钢为研究对象,通过热变形参数调控与临界退火协同工艺,用 SEM、XRD、EBSD、TEM 及原位和中断拉伸技术,全面表征了 RA 体积分数、晶粒形貌、位错密度及相变行为;通过室温拉伸实验和维氏硬度测试评价了材料的力学性能;基于加工硬化率曲线和 EBSD 分析,揭示了变形过程中的微观机制及其对宏观力学性能的影响。现得出结论如下:

(1) 基于 Gleeble-3500 热力模拟试验机,研究了热变形参数对退火前初始组织的调控机制,研究表明:随着变形量从 30 %增至 70 %,静态软化分数从 49 % 提升至 84.2 %, 平均晶粒尺寸由 31.6 μm 细化至 19.8 μm , 位错密度从 30 %变形量时的 $3.49 \times 10^{14} \text{ m}^{-2}$ 增加到 70 %变形量时的 $3.84 \times 10^{14} \text{ m}^{-2}$ 。高变形量通过累积变形储能,促进晶界与亚晶界成为有效形核位点,为后续退火提供丰富的奥氏体形核位点。在 800~1100 $^{\circ}\text{C}$ 范围内,变形温度升高显著加速原子扩散与晶界迁移,静态再结晶体积分数从 50.0 %增至 90.3 %。然而,1100 $^{\circ}\text{C}$ 时因储能过度释放,奥氏体形核驱动力不足(残余奥氏体体积分数骤降至 13.3 %),验证了变形温度需与储能匹配以优化再结晶进程。

(2) 热变形参数与临界退火协同调控退火后对组织和性能:30%低变形量时,试样初始组织为粗大原奥晶粒和较低位错密度,退火时再结晶驱动力主导,奥氏体逆相变受制约;70 %高变形量时,变形储能增加,奥氏体逆相变驱动力增强并占主导形成块状、板条状与粒状异质形貌结构。不同形貌残余奥氏体稳定性不同产生梯度稳定性,引发多阶段 TRIP 应,在异质界面处 GNDs 堆积产生 HDI 应力强化,有效延缓颈缩。

(3) 基于热压缩模拟实验,将实际热轧与退火工艺相结合,研究其对中锰钢组织和性能的影响:随着退火温度 and 时间的升高,残余奥氏体形态从板条状转变为块状,残余奥氏体体积分数和延伸率先增加后减少,抗拉强度不断增大。在 645 $^{\circ}\text{C}$ 退火 4 h (HR+IA645-4h 试样) 时,成功调控热轧中锰钢形成铁素体-奥氏体双相异质结构,残余奥氏体体积分数达 49.2 %。通过碳化物溶解与元素扩散动力学控制,残余奥氏体呈现块状与板条状混合形貌,形成稳定性梯度分布。HR+IA645-4h 试样获得最佳综合力学性能,其抗拉强度达到 1112.3 MPa,延伸率

为 45.6 %，强塑积（ $UTS \times TEL$ ）高达 50.7 GPa·%

（4）不同退火试样呈现差异变形机理：HR+IA600-4h 试样残余奥氏体稳定性高，TRIP 效应不充分，以铁素体均匀塑性变形为主；HR+IA690-4h 试样残余奥氏体稳定性低，拉伸初期残余奥氏体耗尽而使 TRIP 效应提前终止，断裂韧性显著降低；HR+IA645-4h 试样的异质双形貌残余奥氏体呈现梯度稳定性，在变形过程中触发分级 TRIP 效应：低应变下块状残余奥氏体优先相变（ $\epsilon < 5\%$ ），通过体积膨胀释放局部应力；中等应变时板条状残余奥氏体持续相变（ $5\% \leq \epsilon \leq 25\%$ ），协同提升应变硬化能力；在高应变（ $\epsilon > 25\%$ ）TRIP 效应耗尽后，HDI 强化（异质界面位错塞积）成为主导，实现连续 TRIP 效应与 HDI 强化的协同作用并有效延缓颈缩，最终获得强塑积为 50.7 GPa·% 的优异力学性能，突破传统中锰钢性能极限，为高性能汽车轻量化材料的研发提供了极具价值的参考。

参考文献

- [1] 白颐, 马捷, 乔冰, 等. 化工新材料应用于我国汽车轻量化的机会分析—赴德国赢创工业集团考察的启示[J]. 化学工业, 2018, 36(01): 43-47.
- [2] 汽车轻量化技术对节能减排的深远影响[J]. 现代制造, 2024, (04): 66.
- [3] 刘倩, 郑小平, 张荣华, 等. 新型汽车用高强度中锰钢研究现状及发展趋势[J]. 材料导报, 2019, 33(07): 1215-1220.
- [4] 宋仁伯, 霍巍丰, 周乃鹏, 等. Fe-Mn-Al-C 系中锰钢的研究现状与发展前景[J]. 工程科学学报, 2020, 42(07): 814-828.
- [5] Zhang J, Song Z C, Wu Z X, etc. Cyclic deformation behavior of medium-manganese transformation-induced plasticity steel at elevated temperatures: Mechanical tests and microstructural characterization[J]. International Journal of Fatigue, 2025, 195: 108866.
- [6] Colburn J, Speer J G, Klemm-Toole J. Effect of substrate Al content on liquid metal embrittlement susceptibility in quench and partitioned steels[J]. Materials Science and Engineering: A, 2025, 922: 147636.
- [7] 赵征志, 陈伟健, 高鹏飞, 等. 先进高强度汽车用钢研究进展及展望[J]. 钢铁研究学报, 2020, 32(12): 1059-1076.
- [8] Li H, Liu Y, Zhao W J, etc. Deformation mechanism of a strong and ductile maraging steel investigated using in-situ X-ray synchrotron diffraction[J]. International Journal of Plasticity, 2023, 165: 103612.
- [9] Parvinian S, Sievers D E, Garmestani H, etc. Evaluation of the influence of B and Nb microalloying on the microstructure and strength of 18% Ni maraging steels (C350) using hardness, spherical indentation and tensile tests[J]. Acta Materialia, 2021, 215: 117071.
- [10] Singh N, Casillas G, Wexler D, etc. Application of advanced experimental techniques to elucidate the strengthening mechanisms operating in microalloyed ferritic steels with interphase precipitation[J]. Acta Materialia, 2020, 201: 386-402.
- [11] 徐娟萍, 付豪, 王正, 等. 中锰钢的研究进展与前景[J]. 工程科学学报, 2019,

- 41(05): 557-572.
- [12] Hu B, Luo H W, Yang F, etc. Recent progress in medium-Mn steels made with new designing strategies, a review[J]. Journal of Materials Science and Technology, 2017, 33(12): 1457-1464.
- [13] Allam T, Ali M, Guo X F, etc. Simultaneous enhancement of mechanical properties and resistance to hydrogen-assisted degradation by multiple precipitation and nano-twinning in medium manganese steel[J]. Materials Science and Engineering: A, 2023, 877: 145203.
- [14] 王明明, 马飞, 裴未迟, 等. 汽车用高强塑积中锰钢的研究进展[J]. 金属热处理, 2022, 47(09): 272-280.
- [15] Ye Q Z, Han G, Xu J P, etc. Effect of a two-step annealing process on deformation-induced transformation mechanisms in cold-rolled medium manganese steel[J]. Materials Science and Engineering: A, 2022, 831: 142244.
- [16] Hu J, Li X Y, Meng Q W, etc. Tailoring retained austenite and mechanical property improvement in Al-Si-V containing medium Mn steel via directintercritical rolling[J]. Materials Science and Engineering: A, 2022, 855: 143904.
- [17] Miller R L. Ultrafine-grained microstructures and mechanical properties of alloy steels[J]. Metallurgical Transactions, 1972, 3(4): 905-912.
- [18] Wu Z L, Jing C N, Feng Y, etc. Effect of a new pretreatment-Q&P process on the microstructure and mechanical properties of light-weight Al-containing medium-Mn steels[J]. Materials Science and Engineering: A, 2023, 862: 144468.
- [19] 董瀚, 曹文全, 时捷, 等. 第 3 代汽车钢的组织与性能调控技术[J]. 钢铁, 2011, 46(06): 1-11.
- [20] Liu X, Huang L K, Song K X, etc. Effect of vanadium microalloying on the deformation behavior and strain hardening of a medium Mn steel[J]. International Journal of Plasticity, 2025, 186: 104263.
- [21] Hu B, He B B, Cheng G J, etc. Super-high-strength and formable mediumMn steel manufactured by warm rolling process[J]. Acta Materialia, 2019, 174: 131-141.
- [22] Cho H J, Jeong H B, Lee J Y, etc. Effect of C on the superplasticity of medium Mn steel[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2023, 27: 7905-7916.

- [23] Zou Y M, Ding H, Tang Z J, etc. Effect of carbon content on deformation behavior and partitioning of manganese in medium-Mn steels[J]. *Metals*, 2021, 11(4): 667-667.
- [24] Wang M H, Liang X K, Ren W B, etc. Effect of Mn Content on the Toughness and Plasticity of Hot-Rolled High-Carbon Medium Manganese Steel[J]. *Materials*, 2023, 16(6): 2299-2299.
- [25] Sun B H, Fazeli F, Scott C, etc. Microstructural characteristics and tensile behavior of medium manganese steels with different manganese additions[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2018, 729: 496-507.
- [26] Li Z C, Ding H, Misra R D K, etc. Microstructural evolution and deformation behavior in the Fe-(6, 8.5) Mn-3Al-0.2C TRIP steels[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2016, 672: 161-169.
- [27] Han J, Da Silva A K, Ponge D, etc. The effects of prior austenite grain boundaries and microstructural morphology on the impact toughness of intercritically annealed medium Mn steel[J]. *Acta Materialia*, 2017, 122: 199-206.
- [28] Shao C W, Hui W J, Zhang Y J, etc. Microstructure and mechanical properties of hot-rolled medium-Mn steel containing 3% aluminum[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2017, 682: 45-53.
- [29] Yadav M K, Kumar D, Kumar N, etc. Phase transformation and austenite stability during thermomechanical processing of high (~5%) Al added low-density medium Mn steel[J]. *Materialia*, 2025, 39: 102360.
- [30] Hu Z H, Fu H G. Effect of Si Content on Microstructure and Properties of Low-Carbon Medium-Manganese Steel after Intercritical Heat Treatment[J]. *Metals*, 2024, 14(6): 675.
- [31] Song C H, Zhang Z S, Wu W Y, etc. Effect of Si on the dislocation state within martensite of ultra-high strength hot-rolled medium Mn steel with good ductility[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2023, 869: 144825.
- [32] Cai Z H, Cai B, Ding H, etc. Microstructure and deformation behavior of the hot-rolled medium manganese steels with varying aluminum-content[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2016, 676: 263-270.

- [33] Guo K H, Tong Z I, Xu Y T, etc. Triggering synergistic deformation mechanisms by migration of Cu-rich nanoprecipitates in medium-Mn steel[J]. Materials Science and Engineering: A, 2025 924: 147712.
- [34] Zou Y, Han Y, Liu H-S, etc. Microstructure evolution and enhanced mechanical properties of a novel Nb-Ti micro-alloyed medium-Mn steel[J]. Materials Characterization, 2022, 187: 111828.
- [35] Zabihi-Gargari M, Emami M, Shahverdi H R, etc. Influence of boron addition on microstructure and mechanical properties of medium-Mn advanced high-strength steel[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2024, 29: 5317-5329.
- [36] Yu S, Deng Y G, Wang C, etc. Understanding low-temperature microstructure and mechanical properties of a newly designed ultra-low carbon medium manganese steel[J]. Materials Science and Engineering: A, 2024, 917: 147399.
- [37] Yu S, Deng Y G, Tao Z, etc. Effects of intercritical annealing time on microstructure, tensile properties, and cryogenic toughness of newly designed ultra-low C low Ni Medium-Mn steel[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2024, 32: 1245-1255.
- [38] Bai S B, Xiao W T, Niu W-Q, etc. Microstructural evolution and mechanical properties of V-containing medium-Mn steel manufactured via cold rolling and intercritical annealing[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2021, 14: 1504-1517.
- [39] Cai Z H, Zhang D L, Wen G Q, etc. The Influence of Cooling Rate on Austenite Stability and Mechanical Properties in an Austenite–Ferrite Medium-Mn Steel[J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2021, 30(11): 7917-7925.
- [40] 王思超, 徐海卫, 徐勇, 等. ART 退火后冷却方式对 0.1C-7.2Mn 钢加工硬化行为的影响[J]. 金属热处理, 2022, 47(07): 58-63.
- [41] Wen P Y, Hu B, Han J S, etc. A strong and ductile medium Mn steel manufactured via ultrafast heating process[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2022, 97: 54-68.
- [42] Tian G, Xiao J, Bao Z Y, etc. Achieving 1.5 GPa grade medium Mn steel with high ductility via interrupted intercritical annealing process[J]. Materials Science and

- Engineering: A, 2024, 905: 145943.
- [43] Kozłowska A, Morawiec M, Skowronek A, etc. Enhancing mechanical properties of hot-rolled Al-alloyed medium-Mn steel by novel double-step intercritical annealing[J]. Materials Science and Engineering: A, 2023, 865: 144650.
- [44] Ayenampudi S, Celada-Casero C, Sietsma J, etc. Microstructure evolution during high-temperature partitioning of a medium-Mn quenching and partitioning steel[J]. Materialia, 2019, 8: 100492.
- [45] Zou Y, Xu Y B, Wang G, etc. Improved strength-ductility-toughness balance of a precipitation-strengthened low-carbon medium-Mn steel by adopting intercritical annealing-tempering process[J]. Materials Science and Engineering: A, 2021, 802: 140636.
- [46] Zhang H T, Li H Y, Yan H L, etc. The effect of Ti-Mo additions on microstructural evolution and superplastic deformation behavior of cold-rolled medium Mn steels[J]. Materials Characterization, 2023, 203: 113051.
- [47] Kwok T W J, Gong P, Rose R, etc. The relative contributions of TWIP and TRIP to strength in fine grained medium-Mn steels[J]. Materials Science and Engineering: A, 2022, 855: 143864.
- [48] Suh D W, Kim S J. Medium Mn transformation-induced plasticity steels: Recent progress and challenges[J]. Scripta Materialia, 2017, 126: 63-67.
- [49] Kwok T W J, Rahman K M, Xu X, etc. Design of a high strength, high ductility 12 wt% Mn medium manganese steel with hierarchical deformation behaviour[J]. Materials Science and Engineering: A, 2020, 782: 139258
- [50] Zhang J Y, Xu Y B, Wang Y, etc. Achieving heterogeneous TWIP/TRIP steel with 1GPa strength and 72% ductility by introducing austenite + martensite lamella structure[J]. Materials Characterization, 2023, 197: 112709.
- [51] Lu Y, Liu L, Jian J, etc. Towards strength-ductility synergy in a medium Mn steel through developing heterogeneous dual-morphology microstructure[J]. Materials Science and Engineering: A, 2024, 915: 147229.
- [52] Li J G, Song R B, Li X, etc. Microstructural evolution and tensile properties of 70 GPa·% grade strong and ductile hot-rolled 6Mn steel treated by intercritical

- p annealing[J].
- Materials Science and Engineering: A*
- , 2019, 745: 212-220.
- [53] Chiang J, Lawrence B, Boyd J D, etc. Effect of microstructure on retained austenite stability and work hardening of TRIP steels[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2011, 528(13): 4516-4521.
- [54] Luo H W, Dong H. New ultrahigh-strength Mn-alloyed TRIP steels with improved formability manufactured by intercritical annealing[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2015, 626: 207-212.
- [55] Wang Y, Zhang M, Cen Q Y, etc. A novel process combining thermal deformation and intercritical annealing to enhance mechanical properties and avoid Lüders strain of Fe-0.2C–7Mn TRIP steel[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2022, 839: 142849.
- [56] Hu B, Luo H W. A novel two-step intercritical annealing process to improve mechanical properties of medium Mn steel[J]. *Acta Materialia*, 2019, 176: 250-263.
- [57] Niu G, Tang Q B, Zurob H S, etc. Strong and ductile steel via high dislocation density and heterogeneous nano/ultrafine grains[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2019, 759: 1-10.
- [58] Wang H B, Song R B, Huo W F, etc. Advantages of intercritically annealed quenching and partitioning (IQ&P) process in 4Mn steel[J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2024, 32: 734-738.
- [59] Jia Q X, Chen L, Chen X, etc. Enhancing strength–ductility synergy in medium Mn steel with hetero-structured austenite developed by two-stage cyclic thermomechanical treatment and flash annealing[J]. *Scripta Materialia*, 2023, 226: 115196.
- [60] Zhao S, Song R B, Zhang Y C, etc. Effect of warm rolling and heat treatment on heterogeneous austenite morphology and tensile property of 3Mn steel[J]. *Materials & Design*, 2024, 241: 112954.
- [61] Hu B, Luo H W. A strong and ductile 7Mn steel manufactured by warm rolling and exhibiting both transformation and twinning induced plasticity[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2017, 725: 684-693.

- [62] Liu T, Dong Y, Qin D Y, etc. Effect of rolling temperature on microstructure and mechanical properties of medium manganese steel[J]. Materials Science and Engineering: A, 2023, 863: 144547.
- [63] Liu G L, Liu K, Zhang M H, etc. Effect of cold rolling reduction ratio on microstructure and mechanical properties of Fe–10Mn–4Al–0.4C steel containing δ ferrite[J]. Materials Science and Engineering: A, 2023, 867: 144715.
- [64] Luo H W, Dong H, Huang M X. Effect of intercritical annealing on the Lüders strains of medium Mn transformation-induced plasticity steels[J]. Materials and Design, 2015, 83: 42-48.
- [65] Cottrell A H, Bilby B A. Dislocation Theory of Yielding and Strain Ageing of Iron[J]. Proceedings of the Physical Society Section A, 1949, 62(1). 49.
- [66] Zhang Y, Ding H. Ultrafine also can be ductile: On the essence of Lüders band elongation in ultrafine-grained medium manganese steel[J]. Materials Science and Engineering: A, 2018, 733: 220-223.
- [67] Wang X G, He B B, Liu C H, etc. Extraordinary Lüders-strain-rate in medium Mn steels[J]. Materialia, 2019, 6: 100288.
- [68] Wang Y, Zhang Y Y, Gong W, etc. On the role of austenite stability in yielding behavior of a medium Mn steel with a duplex austenite-martensite microstructure[J]. Acta Materialia, 2025, 288: 120840.
- [69] Cai Y L, Yang S L, Fu S H, etc. Investigation of Portevin–Le Chatelier Band Strain and Elastic Shrinkage in Al-Based Alloys Associated with Mg Contents[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2017, 33(6): 580-586.
- [70] Yang F, Luo H W, Pu E X, etc. On the characteristics of Portevin–Le Chatelier bands in cold-rolled 7Mn steel showing transformation-induced plasticity[J]. International Journal of Plasticity, 2018, 103: 188-202.
- [71] Wang Y G, Ma Z T, Song R B, etc. Correlation between cementite precipitation and Portevin-Le Chatelier effect in a hot-rolled medium Mn steel[J]. Materials Letters, 2020, 258: 126796.
- [72] Sugimoto K I, Usui N, Kobayashi M, etc. Effects of Volume Fraction and Stability of Retained Austenite on Ductility of TRIP-aided Dual-phase Steels[J]. ISIJ

- International, 1992, 32(12): 1311-1318.
- [73] Sugimoto K I, Iida T, Sakaguchi J, etc. Retained austenite characteristics and tensile properties in a TRIP type bainitic sheet steel[J]. ISIJ International, 2000, 40(9): 902-908.
- [74] Sugimoto K I, Kobayashi M, Hashimoto S-I. Ductility and strain-induced transformation in a high-strength transformation-induced plasticity-aided dual-phase steel[J]. Metallurgical Transactions A, 1992, 23(11): 3085-3091.
- [75] Forouzanmehr N, Nili-Ahmadabadi M, Bönisch M. The analysis of severely deformed pure Fe structure aided by X-ray diffraction profile[J]. The Physics of Metals and Metallography, 2016, 117(6): 624-633.
- [76] Macchi J, Gaudez S, Geandier G, etc. Dislocation densities in a low-carbon steel during martensite transformation determined by in situ high energy X-Ray diffraction[J]. Materials Science and Engineering: A, 2021, 800: 140249.
- [77] Latypov M I, Shin S, De Cooman B C, etc. Micromechanical finite element analysis of strain partitioning in multiphase medium manganese TWIP+TRIP steel[J]. Acta Materialia, 2016, 108: 219-228.
- [78] Hu M, Sun Y L, He J C, etc. Hot deformation behaviour and microstructure evolution of Al-3%Mg2Si alloy[J]. Materials Characterization, 2022, 183: 111623.
- [79] 姬雅倩, 周旭东, 陈学文, 等. PCrNi3MoV 钢的静态再结晶行为[J]. 材料热处理学报, 2022, 43(02): 152-160.
- [80] 牛文龙, 郭晶, 马思文, 等. 新型优质 GH738 合金的亚动态再结晶动力学模型[J]. 稀有金属材料与工程, 2022, 51(01): 183-189.
- [81] 刘子龙, 王志蒙, 邢鹏达, 等. GCr15 轴承钢静态再结晶行为[J]. 钢铁研究学报, 2017, 29(08): 671-677.
- [82] Liu X Z, Sun Y, Zhang X Y, etc. Thermal deformation behavior and microstructure evolution of Fe-8.5Mn-1.5Al light-weight medium manganese steel[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2023, 26: 6053-6066.
- [83] 李梦飞, 张立文, 张驰, 等. Nimonic 80A 镍基高温合金静态再结晶行为[J]. 材料热处理学报, 2016, 37(10): 192-199.
- [84] Yu S, Du L X, Hu J, etc. Effect of hot rolling temperature on the microstructure

- and mechanical properties of ultra-low carbon medium manganese steel[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2018, 731: 149-155.
- [85] Liao Z H, Dong Y, Du Y, etc. Effects of different intercritical annealing processes on microstructure and cryogenic toughness of newly designed medium-Mn and low-Ni steel[J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2023, 23: 1471-1486.
- [86] 杜鹏举, 吴迪. 中锰钢中原奥氏体晶粒尺寸对马氏体相变的影响[J]. *金属热处理*, 2021, 46(09): 21-27.
- [87] Han D T, Xu Y B, Zhang J Y, etc. Relationship between crystallographic orientation, microstructure characteristic and mechanical properties in cold-rolled 3.5Mn TRIP steel[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2021, 821: 141625.
- [88] Wang Z, Wu W J, Wan Z M, etc. Investigation of the relationship between the microstructural evolution mechanism and mechanical properties in hot rolled Fe-0.2C-6Mn-3Al steel[J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2023, 23: 1503-1514.
- [89] Cai Z H, Ding H, Misra R D K, etc. Unique serrated flow dependence of critical stress in a hot-rolled Fe-Mn-Al-C steel[J]. *Scripta Materialia*, 2014, 71: 5-8.
- [90] Li Z C, Ding H, Cai Z H. Mechanical properties and austenite stability in hot-rolled 0.2C-1.6/3.2Al-6Mn-Fe TRIP steel[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2015, 639: 559-566.
- [91] Fischer F D, Reisner G, Werner E, etc. A new view on transformation induced plasticity (TRIP)[J]. *International Journal of Plasticity*, 2000, 16(7): 723-748.
- [92] De Cooman B C, Estrin Y, Kim S K. Twinning-induced plasticity (TWIP) steels[J]. *Acta Materialia*, 2018, 142: 283-362.
- [93] Wang M M, Tasan C C, Ponge D, etc. Spectral TRIP enables ductile 1.1 GPa martensite[J]. *Acta Materialia*, 2016, 111: 262-272.
- [94] Chandan A K, Bansal G K, Kundu J, etc. Effect of prior austenite grain size on the evolution of microstructure and mechanical properties of an intercritically annealed medium manganese steel[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2019, 768: 138458.

- [95] Miller Branco Ferraz F, Buzolin R H, Warchomicka F, etc. Effects of recovery and phase transformation on the recrystallization kinetics of Ti-6Al-4V during β -processing[J]. Materials Science and Engineering: A, 2025, 922: 147628.
- [96] Veiga R G A, Goldenstein H, Perez M, etc. Monte Carlo and molecular dynamics simulations of screw dislocation locking by Cottrell atmospheres in low carbon Fe-C alloys[J]. Scripta Materialia, 2015, 108: 19-22.
- [97] Zhao S B, Song R, Zhang Y C, etc. Inhibition mechanism of heterogeneous grain structures on plastic instability behavior in 3Mn steel[J]. Materials Science and Engineering: A, 2023, 874: 145083.
- [98] Mishra G, Chandan A K, Kundu S. Hot rolled and cold rolled medium manganese steel: Mechanical properties and microstructure[J]. Materials Science and Engineering: A, 2017, 701: 319-327.
- [99] Wang C, Shi J, Wang C Y, etc. Development of ultrafine lamellar ferrite and austenite duplex structure in 0.2C5Mn steel during ART-annealing[J]. ISIJ international, 2011, 51(4): 651-656.
- [100] Han J, Lee Y-K. The effects of the heating rate on the reverse transformation mechanism and the phase stability of reverted austenite in medium Mn steels[J]. Acta Materialia, 2014, 67: 354-361.
- [101] Hu J, Cao W Q, Wang C Y, etc. Phase transformation behavior of cold rolled 0.1C-5Mn steel during heating process studied by differential scanning calorimetry[J]. 2015, 636: 108-116.
- [102] Suh D W, Park S J, Lee T-H, etc. Influence of Al on the microstructural evolution and mechanical behavior of low-carbon, manganese transformation-induced-plasticity steel[J]. 2010, 41: 397-408.
- [103] Zhang X L, Yan J H, Liu T, etc. Microstructural evolution and mechanical behavior of a novel heterogeneous medium Mn cold-rolled steel[J]. Materials Science and Engineering: A, 2021, 800: 140344.
- [104] Zhang X, Teng R, Liu T, etc. Improving strength – ductility synergy in medium Mn steel by combining heterogeneous structure and TRIP effect [J]. Materials Characterization, 2022, 184: 111661.

- [105] Li Z C, Ding H, Misra R D K, etc. Microstructure-mechanical property relationship and austenite stability in medium-Mn TRIP steels: The effect of austenite-reverted transformation and quenching-tempering treatments[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2017, 682: 211-219.
- [106] Cai Z H, Ding H, Misra R D K, etc. Austenite stability and deformation behavior in a cold-rolled transformation-induced plasticity steel with medium manganese content[J]. *Acta Materialia*, 2015, 84: 229-236.
- [107] Iwamoto T, Tsuta T. Computational simulation of the dependence of the austenitic grain size on the deformation behavior of TRIP steels[J]. *International Journal of Plasticity*, 2000, 167: 791-804.
- [108] Xiong X C, Chen B, Huang M X, etc. The effect of morphology on the stability of retained austenite in a quenched and partitioned steel[J]. *Scripta Materialia*, 2013, 68(5): 321-324.
- [109] Ryu J H, Kim D I, Kim H S, etc. Strain partitioning and mechanical stability of retained austenite[J]. *Scripta Materialia*, 2010, 63(3): 297-299.
- [110] Dutta A, Ponge D, Sandlöbes S, etc. Strain partitioning and strain localization in medium manganese steels measured by in situ microscopic digital image correlation[J]. *Materialia*, 2019, 5: 100252.
- [111] Wang X G, Liu C H, He B B, etc. Microscopic strain partitioning in Lüders band of an ultrafine-grained medium Mn steel[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2019, 761: 138050.
- [112] Cheng Z, Bu L F, Zhang Y, etc. Unraveling the origin of extra strengthening in gradient nanotwinned metals[J]. 2022, 119(3): e2116808119.
- [113] Gao B, Wang L, Liu Y, etc. Enhanced strength and ductility of the low-carbon steel with heterogeneous lamellar dual-phase structure produced by cyclic intercritical rolling[J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2023, 23: 6230-6243.
- [114] Zou Y M, Ding H, Zhang Y, etc. Microstructural evolution and strain hardening behavior of a novel two-stage warm rolled ultra-high strength medium Mn steel with heterogeneous structures[J]. *International Journal of Plasticity*, 2022, 151:

103212.

- [115] Zhang J Y, Xu Y B, Han D T, etc. Improving yield strength and elongation combination by tailoring austenite characteristics and deformation mechanism in medium Mn steel[J]. Scripta Materialia, 2022, 218: 114790.
- [116] Chen H, Xu H F, Cao W Q, etc. Multiple synergistic strengthening mechanisms of ultrahigh-strength plastic medium-Mn steel with a lamellar heterogeneous structure[J]. Materials Science and Engineering: A, 2025, 924: 147835.
- [117] Sahoo B K, Srivastava V C, Mahato B, etc. Microstructure-mechanical property evaluation and deformation mechanism in Al added medium Mn steel processed through intercritical rolling and annealing[J]. Materials Science and Engineering: A, 2021, 799: 140100.
- [118] Sun S H, Cai M H, Ding H, etc. Deformation mechanisms of a novel Mn-based 1 GPa TRIP/TWIP assisted lightweight steel with 63% ductility[J]. Materials Science and Engineering: A, 2021, 802: 140658.
- [119] Han R Y, Yang G W, Fu Z X, etc. Effect of low-temperature hot rolling on the microstructure and mechanical properties of air-cooling medium manganese martensitic wear-resistant steel[J]. Materials Characterization, 2023, 203: 113139.
- [120] Luo L B, Li W, Wang L, etc. Tensile behaviors and deformation mechanism of a medium Mn-TRIP steel at different temperatures[J]. Materials Science and Engineering: A, 2017, 682: 698-703.
- [121] Ye Q Z, Dong H K, Guo Q Y, etc. Tailoring the austenite characteristics via dual nanoparticles to synergistically optimize the strength-ductility in cold rolled medium Mn steel[J]. Journal of Materials Science and Technology, 2024, 169: 158-171.
- [122] Lee S, Lee S J, De Cooman B C. Austenite stability of ultrafine-grained transformation-induced plasticity steel with Mn partitioning[J]. Scripta Materialia, 2011, 65(3): 225-228.
- [123] Zhang B G, Zhang X M, Liu H-T. Microstructural evolution and mechanical properties of Ni-containing light-weight medium-Mn TRIP steel processed by intercritical annealing[J]. Materials Science and Engineering: A, 2020, 793:

139289.

- [124] 常赛鹏, 王丙兴, 焦晶晶, 等. 退火温度对高纯钛冷轧薄板组织和力学性能的影响[J]. 材料开发与应用, 2024, 39(04): 45-52.
- [125] Li S S, Wen P Y, Li S L, etc. A novel medium-Mn steel with superior mechanical properties and marginal oxidization after press hardening[J]. *Acta Materialia*, 2021, 205: 116567.
- [126] Nam J H, Oh S K, Park M-H, etc. The mechanism of dynamic strain aging for type A serrations in tensile curves of a medium-Mn steel[J]. *Acta Materialia*, 2021, 206: 116613.
- [127] Li Y, Huan F, Ding W. Microstructure and tensile properties of a 0.20C–4.86Mn steel after short intercritical-annealing times[J]. *Materials Science and Technology*, 2019, 35(2) 220-230.
- [128] Lee S, Lee K, De Cooman B C. Observation of the TWIP + TRIP Plasticity-Enhancement Mechanism in Al-Added 6 Wt Pct Medium Mn Steel[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2015, 46(6): 2356-2363.
- [129] Cai Z H, Ding H, Ying Z Y, etc. Microstructural Evolution and Deformation Behavior of a Hot-Rolled and Heat Treated Fe-8Mn-4Al-0.2C Steel[J]. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2014, 23(4): 1131-1137.
- [130] Han J, Lee S J, Jung J G, etc. The effects of the initial martensite microstructure on the microstructure and tensile properties of intercritically annealed Fe–9Mn–0.05C steel[J]. *Acta Materialia*, 2014, 78: 369-377.
- [131] Li Z C, Misra R D K, Cai Z H, etc. Mechanical properties and deformation behavior in hot-rolled 0.2C-1.5/3Al-8.5Mn-Fe TRIP steel: The discontinuous TRIP effect[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2016, 673: 63-72.
- [132] Ding R, Dai Z B, Huang M X, etc. Effect of pre-existed austenite on austenite reversion and mechanical behavior of an Fe-0.2C-8Mn-2Al medium Mn steel[J]. *Acta Materialia*, 2018, 147: 59-69.
- [133] Cai M H, Huang H S, Pan H J, etc. Microstructure and Tensile Properties of a Nb–Mo Microalloyed 6.5Mn Alloy Processed by Intercritical Annealing and Quenching and Partitioning[J]. *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*, 2017,

- 30(7): 665-674.
- [134] Zhan W, Cao L Q, Hu J, etc. Intercritical Rolling Induced Ultrafine Lamellar Structure and Enhanced Mechanical Properties of Medium-Mn Steel[J]. Journal of Iron and Steel Research International, 2014, 21(5): 551-558.
- [135] De Cooman B C, Lee S J, Shin S, etc. Combined Intercritical Annealing and Q&P Processing of Medium Mn Steel[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2017, 48(1): 39-45.
- [136] Li Z C, Ding H, Misra R D K, etc. Deformation behavior in cold-rolled medium-manganese TRIP steel and effect of pre-strain on the Lüders bands[J]. Materials Science and Engineering: A, 2017, 679: 230-239.
- [137] Bai S B, Li D Z, Lu H H, etc. Enhancing strength and ductility combination via tailoring the dislocation density in medium Mn steel[J]. Materials Science and Engineering: A, 2023, 879: 145227.
- [138] Li X, Song R B, Zhou N P, etc. An ultrahigh strength and enhanced ductility cold-rolled medium-Mn steel treated by intercritical annealing[J]. Scripta Materialia, 2018, 154: 30-33.
- [139] Xu Y B, Hu Z P, Zou Y, etc. Effect of two-step intercritical annealing on microstructure and mechanical properties of hot-rolled medium manganese TRIP steel containing δ -ferrite[J]. Materials Science and Engineering: A, 2017, 688: 40-55.
- [140] He B B, Pan S. Revealing the intrinsic nanohardness of retained austenite grain in a medium Mn steel with heterogeneous structure[J]. Materials Characterization, 2021, 171: 110745.
- [141] Cao W Q, Wang C, Shi J, etc. Microstructure and mechanical properties of Fe-0.2C-5Mn steel processed by ART-annealing[J]. Materials Science and Engineering: A, 2011, 528(22): 6661-6666.
- [142] 潘海军, 李新宇, 乔博, 等. 临界退火时间对温轧中锰钢组织性能演变的影响[J]. 常州大学学报(自然科学版), 2022,34(05): 8-14.
- [143] 朱延山, 廖岳太, 张继明, 等. 9Mn 热轧钢临界退火过程中的微观组织演

- 变[J]. 材料热处理学报, 2020, 41(07): 134-143.
- [144] 贾丽英, 樊立峰, 赵桢. 退火时间对冷轧 0.12C-5Mn 中锰钢组织演变及力学性能的影响[J]. 热加工工艺, 2025, 1-4.
- [145] Liu Y, Jiang J L, Li Y J, etc. Correlation of TRIP effect and Lüders band in a 2.3 GPa ultra-high yield strength medium Mn steel with martensite matrix[J]. Materials Science and Engineering: A, 2025, 930: 148172.
- [146] Zhu Y T, Wu X L. Heterostructured materials[J]. Progress in Materials Science, 2023, 131: 101019.
- [147] Zheng C, Yu C, Sun Y, etc. Correlation between discontinuous and continuous mechanical behavior and austenite microstructure in 0.06C-9Mn medium-manganese steel [J]. Materials Science and Engineering: A, 2025, 931: 148198.
- [148] Zou Y M, Gao Q H, Ding H, etc. Effect of heterogeneous microstructure on martensitic transformation behavior and mechanical properties of a cold rolling medium Mn steel[J]. Materials Science and Engineering: A, 2023, 885: 145630.
- [149] Zhang Y, Ye Q Z, Wang Y H, etc. Synergistic improvement in the strength and ductility of a medium Mn steel by single-step warm rolling and intercritical annealing[J]. Materials Science and Engineering: A, 2025, 927: 147999.
- [150] Hidalgo J, Findley K O, Santofimia M J. Thermal and mechanical stability of retained austenite surrounded by martensite with different degrees of tempering[J]. Materials Science and Engineering: A, 2017, 690: 337-347.
- [151] De Knijf D, Föjer C, Kestens L a I, etc. Factors influencing the austenite stability during tensile testing of Quenching and Partitioning steel determined via in-situ Electron Backscatter Diffraction[J]. Materials Science and Engineering: A, 2015, 638: 219-227.
- [152] Jing S Y, Ding H, Hu S L, etc. A simple strategy to overcome strength-ductility trade-off via tailoring ferrite characteristic in medium Mn steel[J]. Materials Science and Engineering: A, 2025, 922: 147639.

攻读硕士期间发表的学术论文目录

(1) Revealing the dynamic recrystallization mechanism and hot workability of Fe-0.15C-10Mn medium-Mn steel through grain size distribution and 3D processing maps 《Steel Research International》 第二作者

(2) Kinetics and microstructure evolution of dynamic recrystallization of medium-Mn steel during hot working 《Journal of Materials Research and Technology》 第三作者

(3) 0.15C-7Mn 中锰钢高温压缩流变模型与动态再结晶晶粒尺寸演变模型 (热加工工艺, 中文核心, 第一作者)

(4) Effect of Intercritical Annealing Process on Microstructure and Mechanical Properties of Hot-Rolled Medium-Manganese Steel (投稿中)

(5) Study on Initial Microstructure Control of Heterogeneous Medium-Manganese Steel: Microstructure-Property Relationships and TRIP-HDI Deformation Mechanisms (投稿中)

(6) 一种铬铅铜合金 3D 打印件的疲劳辅助检测 (发明专利)

致谢

终于到了提笔写下致谢的时刻，这个瞬间已在我心里演练数遍，但真到了这一刻，还是不知道从何下笔，因为值得被记下的经历太多了，需要感谢的人也数不胜数，致谢是这篇论文的终章，同时也意味着我的大学生涯即将结束。那就好好告个别吧！

首先，感谢我的导师孙晓云副教授，很荣幸能够作为她的第一个学生，感谢孙老师这三年来终以严谨的治学态度和深厚的学术素养为我指明方向。在论文的定题，修改过程中细心审阅，耐心的为我修正错误，指正方向。在此感谢孙老师这三年来对我的付出以及科研的指导。

感恩我的室友（石红利，周毅腾，吴愉乐）和师弟（简华东，任衍聪，杨帆）以及大课题组师妹（杨会玲，陶文惠）在读研期间的帮助和支持；感谢我的爱人何雨晴，从专升本到考研，以及研究生三年里一直默默支持我；感谢父母始终尊重我的学术选择，在我求学路上给予无条件的理解与鼓励。最后由心感激曾经遇到的每一个人，所有的经历与相遇，于是我收获，亦是我礼物。论文可以停留在此，但人生还要继续写。为了爱我的人，和我爱的人，我将继续努力，让自己更优秀，未来能够帮助更多需要帮助的人！