DOI：10.7512/j.issn.1001-2303.2026.08.04

时效工艺对SLM超高强钢微观组织与力学性能的影响

王　帅[1,2,3,4]，王长军[2]，姜风春[1]，董　超[5]，苗森淼[2]，褚韦涵[2]，果春焕[3*]

1. 哈尔滨工程大学 烟台研究(生)院，山东 烟台 264000
2. 钢铁研究总院有限公司特殊钢研究院，北京 100081
3. 哈尔滨工程大学 材料科学与化学工程学院，黑龙江 哈尔滨 150001
4. 天津重型装备工程研究有限公司，天津 300457
5. 哈尔滨工程大学 科学技术研究院，黑龙江 哈尔滨 150001

摘　要：为探究时效温度与保温时间对选区激光熔化(SLM)超高强钢在不同时效工艺下的微观组织演变及力学性能变化，对SLM超高强钢进行低温长时效(480 ℃×8 h)和高温短时效(530 ℃×3 h)处理，结合X射线衍射(XRD)、电子背散射衍射(EBSD)及透射电子显微镜(TEM)分析，揭示了逆转变奥氏体及纳米析出相(η-Ni_3Ti和Laves-Fe_2Mo)的形成机制。结果表明，低温长时效工艺促进了高密度针状η-Ni_3Ti单相弥散析出，维持了高位错密度，从而实现2 400 MPa级的超高强度。高温短时效工艺则导致η-Ni_3Ti相粗化并伴随Laves-Fe_2Mo相双相析出，沉淀强化效果下降，强度显著降低但塑性有所提升。本研究为SLM超高强钢的时效工艺优化及性能调控提供了理论依据。

关键词：选区激光熔化；超高强钢；时效工艺；微观组织；力学性能

中图分类号：TG456.7　　**文献标识码：**A　　**文章编号：**1001-2303(2026)08-0041-08

Influence of Aging Treatment on Microstructure and Mechanical Properties of SLMed Ultra-high Strength Steel

WANG Shuai[1,2,3,4], WANG Changjun[2], JIANG Fengchun[1], DONG Chao[5], MIAO Senmiao[2], CHU Weihan[2], GUO Chunhuan[3*]

1. Yantai Research Institute and Graduate School, Harbin Engineering University, Yantai 264000, China
2. Research Institute of Special Steels, Central Iron and Steel Research Institute Co., Ltd., Beijing 100081, China
3. College of Materials Science and Chemical Engineering, Harbin Engineering University, Harbin 150001, China
4. CFHI Tianjin Heavy Industries Research & Development Co., Ltd., Tianjin 300457, China
5. Institute of Science and Technology, Harbin Engineering University, Harbin 150001, China

Abstract: This study systematically investigated the microstructural evolution and mechanical property variations of selective laser melting (SLM) ultra-high strength steel (UHSS) subjected to different aging treatments. Through low-temperature long-duration aging (480 ℃×8 h) and high-temperature short-duration aging (530 ℃×3 h), combined with X-ray diffraction (XRD), electron backscatter diffraction (EBSD), and transmission electron microscopy (TEM) characterization, the formation mechanisms of reverted austenite and nano-scale precipitates (η-Ni_3Ti and Laves-Fe_2Mo) were elucidated. The results demonstrate that the low-temperature long-duration aging treatment promoted the homogeneous dispersion of high-density needle-like η-Ni_3Ti single-phase precipitates while maintaining a high dislocation density, thereby achieving an ultra-high strength of 2400 MPa. In contrast, the high-temperature short-duration aging treatment induced the coarsening of η-Ni_3Ti precipitates accompanied by the dual-phase precipitation of Laves-Fe_2Mo, leading to a diminished precipitation strengthening effect with significantly reduced strength but enhanced ductility. This study provides a theoretical basis for the optimiza-

收稿日期：2026-07-01　　**修回日期：**2026-07-16
基金项目：黑龙江省重点研发计划(2024ZXDXB01)
作者简介：王　帅(2003—)，硕士研究生，主要从事金属增材制造与热处理工艺研究工作。
通讯作者：果春焕(1980—)，博士，教授，博导，主要从事金属增材制造及结构功能一体化复合材料研究工作。E-mail：guochunhuan@hrbeu.edu.cn。

tion of aging protocols and performance tailoring of SLM-processed ultra-high-strength steels.

Keywords: selective laser melting; ultra-high-strength steel; aging treatment; microstructure; mechanical properties

引用格式:王帅,王长军,姜风春,等. 时效工艺对SLM超高强钢微观组织与力学性能的影响[J]. 电焊机,2026,56(8):41-48.

Citation: WANG Shuai, WANG Changjun, JIANG Fengchun, et al. Influence of Aging Treatment on Microstructure and Mechanical Properties of SLMed Ultra-high Strength Steel[J]. Electric Welding Machine, 2026, 56(8): 41-48.

0 引言

随着增材制造技术的发展,选区激光熔化(Selective Laser Melting,SLM)因其高精度和自由度在高性能钢材料制备中受到广泛关注[1-3]。SLM超高强钢具有复杂的微观组织特征,包括高密度位错网络、细小马氏体板条及非均匀溶质分布,使其力学性能高度依赖后续热处理工艺[4-5]。时效处理通过调控溶质原子扩散、析出相形成及相变行为,可显著改善材料的强度与塑性[6-8]。然而,目前关于SLM超高强钢在不同温度和保温时间条件下时效微观演变规律及其对力学性能影响的系统研究仍相对有限。

本研究以SLM成形马氏体时效钢为对象,通过比较低温长时效与高温短时效工艺对微观组织及力学性能的影响,重点分析逆转变奥氏体及纳米析出相的形成机制及其强化效应。研究旨在揭示SLM超高强钢在不同时效条件下的性能调控规律,为高性能增材制造钢材的应用提供理论支撑和工艺指导。

1 材料与方法

SLM成形材料使用粒径为15~53 μm的超高强钢粉末,粉末化学成分见表1。SLM工艺参数为:激光功率150 W、扫描速度700 mm/s、扫描间距100 μm、层厚15 μm,保护气氛为高纯氩气(99.99 %)。

表1 超高强钢粉末化学成分(质量分数,%)

Table 1 Chemical composition of ultra-high strength steel powder (wt. %)

Ni	Co	Mo	Ti	Al	C	H	O	N	S	Fe
17.95	11.98	4.54	1.32	0.12	0.0007	0.00014	0.005	0.0007	0.0016	Bal.

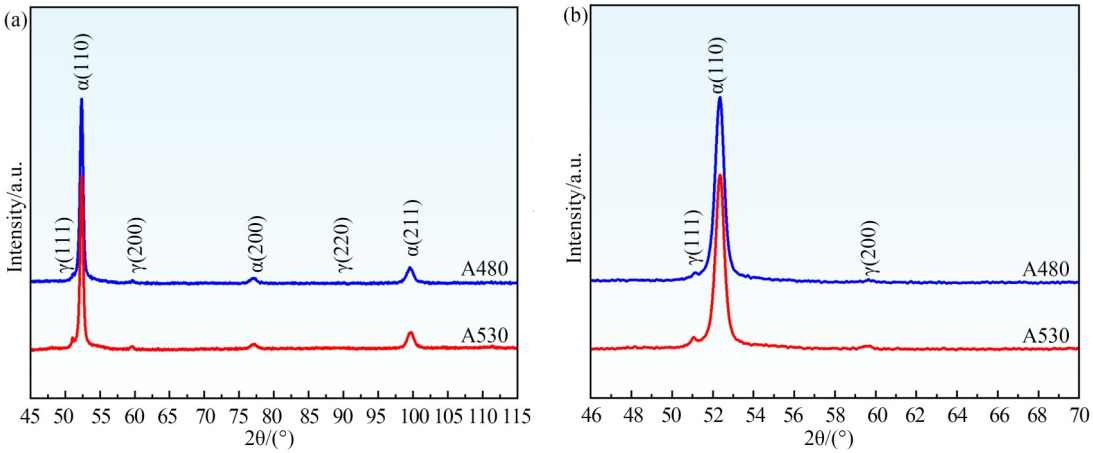
对成形后的SLM超高强钢进行固溶时效处理,其中固溶工艺为820 ℃保温30 min,时效工艺分别为:低温长时间时效,480 ℃保温8 h,记为A480;高温短时间时效,530 ℃保温3 h,记为A530。使用德国布鲁克D8 ADVANCE X射线衍射仪进行XRD分析,使用EDAX Velocity Super设备进行EBSD表征,使用配备Super-XTM EDS探测器的FEI Talos F200X透射电子显微镜进行TEM表征,使用配备机械引伸计的电子万能试验机采用恒定拉伸速率(0.000 07 mm/s)在室温下进行SLM超高强钢拉伸试验,试样尺寸为M6×∅3 mm,标距为15 mm。

2 结果与讨论

2.1 时效工艺对SLM超高强钢微观组织的影响

图1为A480试样和A530试样的XRD物相图谱。如图1a所示,A480和A530试样均由α相马氏体基体和γ相逆转变奥氏体组成。如图1b所示,A530试样的γ(111)衍射峰的强度明显高于A480试样,说明时效温度对马氏体逆相变的驱动力远强于时效时间。这是因为逆转变奥氏体的形成主要受Ni、Mo等溶质原子从马氏体基体向α/γ界面的扩散速度和富集程度控制。虽然A480试样时效时间很长,但由于其温度较低,溶质原子的扩散速率较慢,很难在局部区域形成足够的Ni富集区以稳定奥氏体。而A530试样时效温度较高,原子热激活能更高,Ni元素等奥氏体稳定化元素的扩散速率增加,从而促使奥氏体在短时间内迅速完成形核与生长。

对A480试样和A530试样的奥氏体含量和位错密度进行定量分析,结果见表2。A480试样和A530试样的奥氏体体积分数分别为2.71%和4.30%。马氏体时效钢中逆转变奥氏体的形成本质上是扩散受限型相变,依赖溶质原子从马氏体基体向α/γ相界面富集,从而在马氏体板条界或原始奥氏体晶界处形核长大。这种晶界处奥氏体的随机分布对材料的力学性能有着重要影响:一方面,奥氏体相作为软相,其体积分数的增加会降低材料的整体强度;另一方



（a）SLM 超高强钢 XRD　　（b）图 a 的局部放大图

图 1　不同时效工艺 SLM 超高强钢的 XRD 图谱

Fig. 1　XRD patterns of SLM ultra-high strength steel subjected to different aging treatments

面，逆转变奥氏体与马氏体之间的半共格界面可阻碍裂纹的扩展，从而提升材料的塑韧性。值得注意的是，虽然 A530 试样具有较高的奥氏体含量，其位错密度与 A480 试样均保持了较高水平甚至略高于 A480 试样，分别为 6.781 7×10^{11} cm^{-2} 和 6.679 3×10^{11} cm^{-2}，这可能与析出相的析出行为有关。

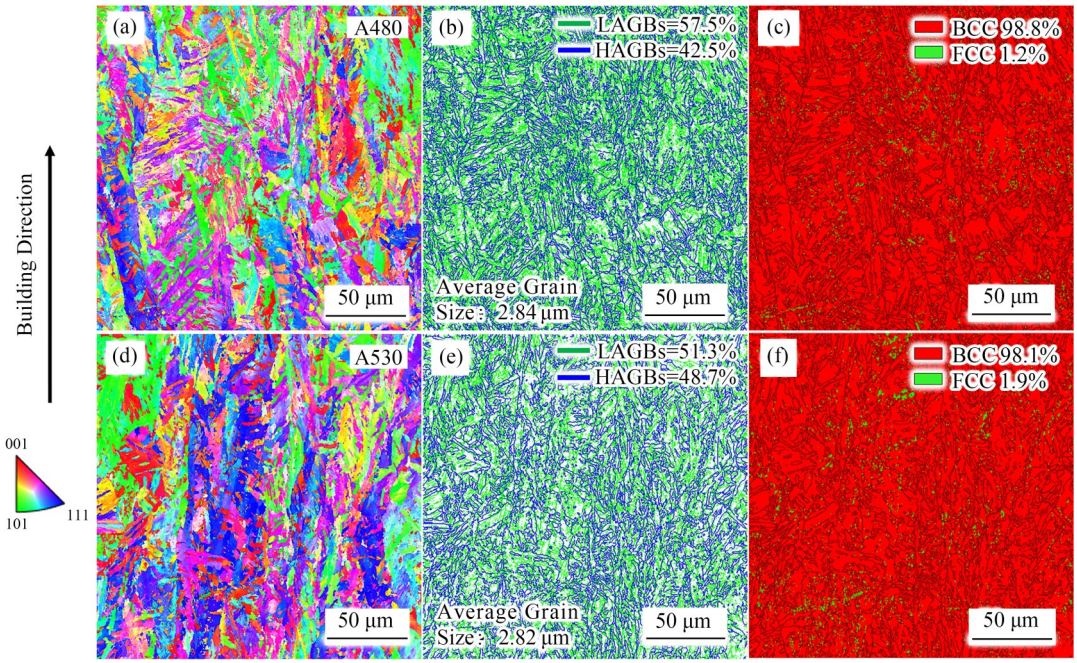
表 2　不同时效工艺 SLM 超高强钢的奥氏体含量与位错密度

Table 2　Austenite content and dislocation density of SLM ultra-high strength steel subjected to different aging treatments

金属	奥氏体含量/%	位错密度/(×10^{11} cm^{-2})
A480	2.71	6.679 3
A530	4.30	6.781 7

图 2 为两种不同时效工艺下 SLM 超高强钢的 EBSD 分析结果。如图 2a、2d 所示，在两种不同的时效工艺下，经充分固溶时效处理的 A480 试样和 A530 试样中 SLM 熔池边界已不可辨识，IPF 图颜色分布显示，A480 和 A530 试样均未表现出极强的织构特征。对两种试样的晶界分布特征进行分析，如图 2b、2e 所示，A480 试样中 LAGBs 占比和 HAGBs 占比分别为 57.5% 和 42.5%，相较于 A480 试样，A530 试样中 HAGBs 占比升高至 48.7%，与此同时 LAGBs 占比下降至 51.3%。这是由于 A530 试样高温时效处理促进了位错运动与重排，导致亚晶合并长大，小角度晶界向大角度晶界转变，从而表现为 HAGBs 占比的增加。需要注意的是，高比例的 LAGBs 对应于马氏体内部细小的亚结构和高密度的位错网络，而更高的 HAGBs 占比通常意味着晶界结构更趋于稳定化，能够有效阻碍位错滑移并改变裂纹的扩展方向，因此，较高 LAGBs 的占比可能意味着 A480 试样具有更高的强度基础，A530 试样则可能具有较好的塑韧性基础。平均晶粒尺寸统计结果显示，A480 和 A530 试样分别为 2.84 μm 和 2.82 μm，表明在两种时效工艺下，马氏体基体并未发生显著的晶粒粗化行为，同时也进一步说明了 A480 试样和 A530 试样的晶界结构的差异主要源于亚晶界转化动力学。图 2c、2f 则直观地展示了逆转变奥氏体在 SLM 超高强钢中的分布特征，A480 试样中逆转变奥氏体优先在马氏体板条界不连续析出，呈短片状或岛状分布。时效温度升高至 530 ℃时，A530 试样中的逆转变奥氏体含量增加且沿马氏体板条界趋近于连续薄膜状析出，薄膜状分布的逆转变奥氏体能够有效缓解材料变形过程中的应力集中，有利于材料塑性的提升。而 EBSD 相含量的定量结果与 XRD 定量结果（见表 2）中 A530 奥氏体含量高于 A480 的趋势保持一致。奥氏体含量的增加与高温时效下 Ni、Co 等奥氏体稳定化元素向板条界扩散并富集有关[9]，530 ℃更接近 SLM 超高强钢的马氏体逆转变开始温度（A_s），从而促进了马氏体向奥氏体的相转变。

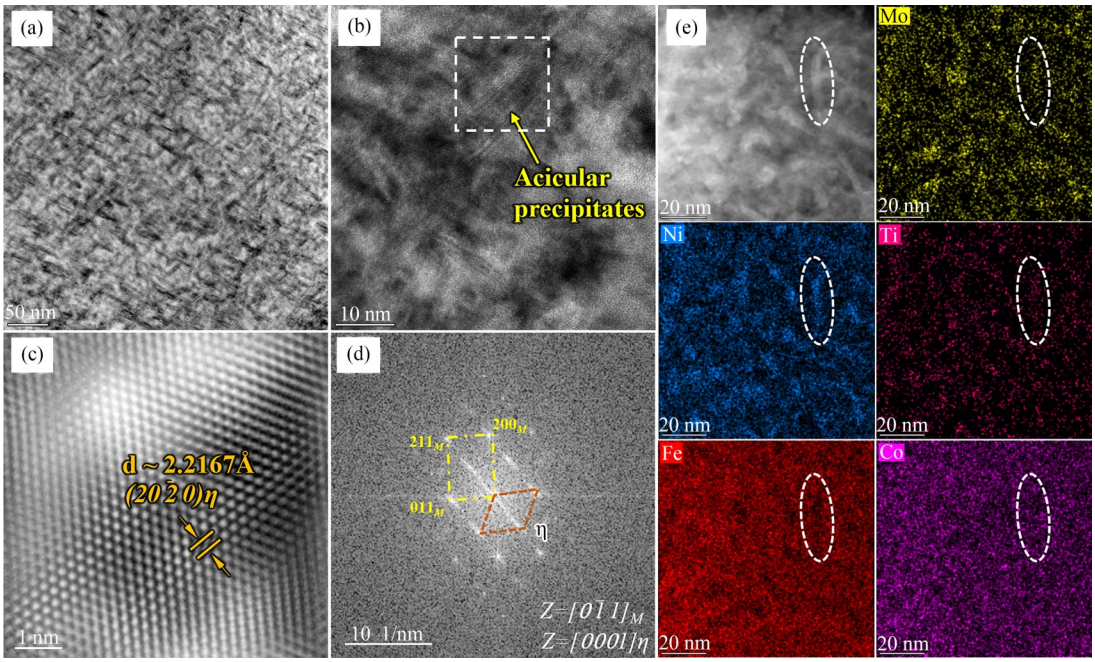
图 3 为 A480 试样中纳米析出相的 TEM 分析结果。明场像显示，经低温长时间时效后，A480 试样马氏体基体中具有呈现高密度弥散分布的针状析出相，如图 3a 所示。同时，针状纳米级析出相在马



(a)A480 试样 IPF 图；(b)A480 试样晶界图；(c)A480 试样相分布图；(d)A530 试样 IPF 图；(e)A530 试样晶界图；(f)A530 试样相分布图

图 2　不同时效工艺 SLM 超高强钢的 EBSD 分析结果

Fig. 2　EBSD analysis results of SLM ultra-high strength steel subjected to different aging treatments



(a)析出相特征；(b)析出相的 HR-TEM 图；(c)图 b 中析出相的 IFFT 图；(d)图 b 析出相的 FFT 图；(e)析出相的 TEM-EDS 面扫

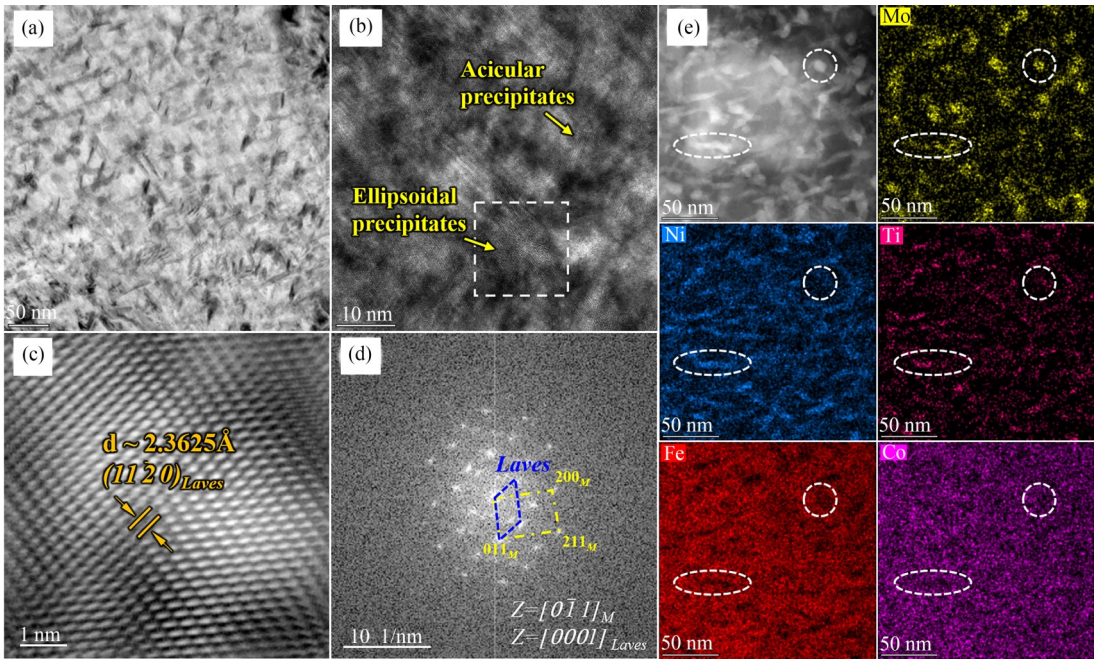
图 3　A480 试样析出相分析结果

Fig. 3　Precipitate analysis results of A480 specimen

氏体基体中随机取向交织分布形成了密集的网状结构，无明显粗化和团聚现象，表明 SLM 超高强钢在低温长时效的过程中，形核驱动力占据主导，抑制了析出相发生 Ostwald 熟化机制，使其能够在基体内均匀形核。对 A480 试样中的针状析出相进行 TEM-EDS 面扫描分析，可以看到在析出相内部 Ni

元素和Ti元素呈现显著的共富集特征，而Fe和Co元素相对贫乏，与此同时，在析出相的周围可以观察到Mo元素的富集，如图3e所示。对针状析出相进行HR-TEM及局部晶体学分析，结果如图3b、3c、3d所示。从图3c中IFFT图像中可以测得析出相晶面间距 d≈2.2167 Å，较好地对应了η-Ni_3Ti相晶面间距，相对应的FFT衍射花样呈现六方晶系特征对称性。因此，确定A480试样中的针状析出相为η-Ni_3Ti相，而Mo元素在析出相周围的富集可能意味着在低温长时效工艺下，Mo原子部分置换了η-Ni_3Ti析出相中Ti的位置或在η相界面处形成了富Mo的核壳结构[10-11]。这种多元素的共沉淀现象可以进一步提升析出相颗粒的稳定性，同时通过增加晶格畸变场提升共格应变强化效果。

图4为A530试样中纳米析出相的TEM分析结果。如图4a所示，相较于A480试样单一的针状η-Ni_3Ti相，经高温短时间时效处理的A530试样析出相呈现出双相析出特征。首先，A530试样基体中仍然存在大量针状析出相，根据TEM-EDS面扫描结果，A530试样中针状析出相内部表现出Ni和Ti元素的显著共富集特征，同时析出相周围伴随着Mo元素的富集，与A480试样中析出相具有高度相同化学特征，因此判断为η-Ni_3Ti相，如图4e所示。A530试样中的η-Ni_3Ti相呈特定的取向排布，但分布密度有所降低，且发生了明显的粗化，这可能是由于高温时效加速了溶质原子的扩散速率从而造成析出相粗化。根据Ostwald熟化理论，较高的温度会显著提升Ni、Ti等溶质原子的扩散系数，导致细小析出相溶解而粗大析出相继续长大，数密度降低的同时析出相的平均尺寸增加。此外，较高的时效温度促进了A530试样形成更多的逆转变奥氏体（见表2），马氏体的逆转变消耗了基体中的Ni等奥氏体稳定化元素，减少了可用于形成η-Ni_3Ti析出相的溶质含量，从而进一步降低了马氏体基体内的η-Ni_3Ti析出相密度。其次，A530试样中还存在具有规则形貌的圆形或椭球形的析出颗粒，相较于η-Ni_3Ti相尺寸更为粗大。EDS面扫描结果显示，A530试样中椭球形析出相内部具有极强的Mo元素富集，表明该类型析出相可能为富Mo的金属间化合物，在马氏体时效钢中常见的富Mo相一般为Ni_3Mo[12-13]、Fe_2Mo[14-16]、Fe_7Mo_6[17-18]等，而球形析出相内部Ni元素贫乏，首先排除Ni_3Mo相。利用HR-



（a）析出相特征；（b）析出相的HR-TEM图；（c）图b中椭球形析出相的IFFT图；（d）图b椭球形析出相的FFT图；（e）析出相的TEM-EDS面扫

图4　A530试样析出相分析结果

Fig. 4　Precipitate analysis results of A530 specimen

TEM及快速傅里叶变换对A530试样中椭球形析出相进行进一步分析，结果如图4b、4c、4d所示。从图4c中IFFT图像中可以测得椭球形析出相晶面间距d≈2.3625 Å，非常吻合C14型Laves–Fe_2Mo相（11–20）晶面的晶面间距（$d_{(11-20)Laves}$≈2.365 Å），其对应的FFT衍射花样也呈现出Laves相的六方对称特征，如图4d所示，因此确定A530试样中椭球形析出相为Laves–Fe_2Mo相。相比于针状η相与基体之间呈现共格或半共格界面，椭球形的Laves相与基体之间通常呈现半共格甚至高能非共格界面，错配度增加，从而引起更大的晶格畸变，这解释了为什么高温时效时A530试样位错密度有所提升。

在SLM超高强钢中，Ni_3Ti相与Fe_2Mo相的析出行为受到溶质原子扩散动力学和析出相热力学稳定性的显著竞争，进而决定了析出相的选择性序列。Mo原子的原子半径较大，在马氏体基体中的扩散激活能显著高于Ti原子，因此低温长时效工艺下，480 ℃时效温度较低导致Mo原子的扩散系数受限，扩散速率较低。尽管保温时间延长至8 h，但低热激活能不足以驱动Mo原子完成长程扩散以达到Fe_2Mo相临界形核所需的成分富集度，此时具有较低形核功的Ni_3Ti相优先析出，Fe_2Mo的析出因动力学势垒过高而被抑制。在高温短时效工艺中，时效温度的升高显著增强原子扩散能力，Mo原子的扩散系数得以提升，使得短程扩散距离在3 h保温时间内即可达到Fe_2Mo异质形核所需的临界成分波动尺度。同时，530 ℃高温提供了足够的热力学驱动力，随着时效温度升高，系统趋向于热力学平衡态，Fe_2Mo作为热力学稳定性高于η–Ni_3Ti相的平衡相，其析出的化学驱动力随过热度的增大而显著提升。此外，高温会引起已析出η–Ni_3Ti相部分回溶[19–20]，释放Ni_3Ti相周围富集的Mo原子向晶界、位错以及Ni_3Ti/基体界面等高能缺陷位置偏聚，为Fe_2Mo在这些位置的异质形核提供了有利的成分条件与结构补偿，从而降低形核功并促进Laves相的析出。

对A480试样和A530试样中η–Ni_3Ti相和Laves–Fe_2Mo相的平均等效半径（r）和平均中心间距（λ）进行统计分析，结果见表3。A480试样中η–Ni_3Ti相表现出较高的弥散度，其平均等效半径r为6.24 nm，平均间距λ为10.76 nm，表明在低温长时间时效下，析出相形核率较高且生长速度受控，维持了细小且密集的分布状态，有利于通过Orowan绕过机制提供极高的强化增量。随着时效温度升至530 ℃，η–Ni_3Ti相有所长大，其平均半径增大至6.54 nm，析出相间距增大至16.14 nm，表明A530工艺下η–Ni_3Ti相的数密度显著降低。该现象符合Ostwald熟化机制，即高温加速了溶质原子在大小颗粒间的迁移，小颗粒溶解、大颗粒生长，导致析出相密度下降；同时，Fe_2Mo相在缺陷处的异质形核消耗了潜在的η–Ni_3Ti相形核位点，且部分溶质转向形成Fe_2Mo，降低了η–Ni_3Ti相的体积分数。在A530试样中，Fe_2Mo相的平均等效半径达到7.22 nm，大于试样中η–Ni_3Ti相，符合Laves相作为平衡相的长大趋势。Fe_2Mo相的平均间距达41.34 nm，呈现出尺寸大、分布稀疏的特征，表明其数密度极低。根据Orowan绕过机制，析出相间距增大导致Orowan绕过应力（$\tau \propto 1/\lambda$）显著降低，因此Fe_2Mo相对材料强度的直接贡献有限；另外，Fe_2Mo相与马氏体基体之间的界面失配大于Ni_3Ti相/基体的界面失配，对材料性能的提升具有不利影响。因此，由A480试样中单一析出相向A530试样中双相析出的演变是SLM超高强钢由峰值时效开始向过时效转变的体现。

表3　不同时效工艺SLM超高强钢的析出相统计结果

Table 3　Statistical results of precipitates in SLM ultra-high strength steel subjected to different aging treatments

金属	析出相	r/nm	λ/nm
A480	η-Ni_3Ti	6.24	10.76
A530	η-Ni_3Ti	6.54	16.14
	Laves-Fe_2Mo	7.22	41.34

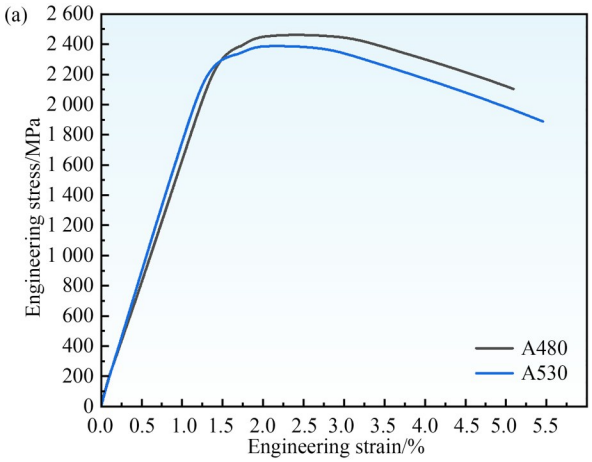
2.2　时效工艺对SLM超高强钢力学性能的影响

表4、图5为不同时效工艺对SLM超高强钢室温力学性能的影响。经低温长时效处理的A480试样表现出优异的强度水平，其抗拉强度和屈服强度分别为2 440.5 MPa和2 364.5 MPa，同时保持了良好的断后伸长率和断面收缩率，分别为4.7%和24.5%。相较于A480试样，经高温短时效处理的A530试样强度明显下降，其抗拉强度和屈服强度分别为2 387.5 MPa和2 297.5 MPa，分别下降53 MPa和67 MPa，塑性相对提升，其断后伸长率和断面收缩率分别为5.5%和32.5%。

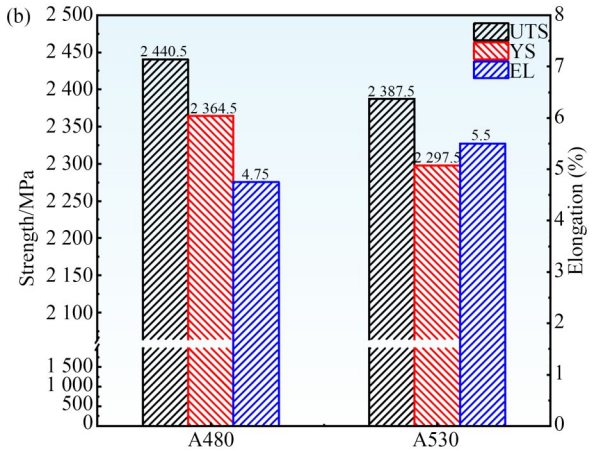
表 4　不同时效工艺 SLM 超高强钢的力学性能

Table 4　Mechanical properties of SLM ultra-high strength steel subjected to different aging treatments

金属	抗拉强度 R_m/MPa	屈服强度 $R_{p0.2}$/MPa	断后伸长率 A/%	断面收缩率 Z/%
A480	2 440.5	2 364.5	4.7	24.5
A530	2 387.5	2 297.5	5.5	32.5



（a）工程应力–应变曲线



（b）拉伸力学性能

图 5　不同时效工艺 SLM 超高强钢的力学性能

Fig. 5　Mechanical properties of SLM ultra-high strength steel subjected to different aging treatments

A480 试样的抗拉强度和屈服强度均优于 A530 试样，主要来源于位错强化和沉淀强化协同机制。首先，A480 试样的 LAGBs 占比 57.5%，显著高于 A530 试样，位错密度高达 6.679 3×10^{11} cm^{-2}，表明 A480 试样保留了高密度的原始马氏体位错网络，同时析出相对这些高密度位错的强力钉扎进一步提升了材料的变形抗力。其次，A480 试样中弥散分布着极高密度的针状 η–Ni_3Ti 析出相，并且较低的时效温度有效抑制了 η 相的 Ostwald 熟化，通过 Orowan 绕过机制产生极高的沉淀强化。相比之下，A530 试样在高温时效的过程中，针状 η–Ni_3Ti 析出相有所粗化且平均间距显著增大，导致 η 相沉淀强化效应降低。同时，高温促进 Fe_2Mo 相的析出，其平均等效半径达到 7.22 nm，平均间距为 41.34 nm，对材料强度的直接贡献有限，因此 A530 试样的屈服强度显著下降。

3　结论

（1）低温长时间时效工艺下，原子扩散激活能受限，A480 试样呈现高密度弥散分布的针状 η–Ni_3Ti 相单相析出，且位错密度仍处于较高水平，使其力学性能达到 2 400 MPa 级超高强度水平。

（2）高温短时间时效工艺提升了 Mo 原子扩散系数与热力学驱动力，试样呈现出粗化 η–Ni_3Ti 相和呈稀疏分布特征的 Laves–Fe_2Mo 相双相析出，沉淀强化效应减弱，使得 A530 试样强度显著降低。

参考文献：

［1］ LIVERANI E，TOSCHI S，CESCHINI L，et al. Effect of selective laser melting（SLM）process parameters on microstructure and mechanical properties of 316L austenitic stainless steel［J］. Journal of Materials Processing Technology，2017，249：255–263.

［2］ GU D，HAGEDORN Y C，MEINERS W，et al. Densification behavior，microstructure evolution，and wear performance of selective laser melting processed commercially pure titanium［J］. Acta Materialia，2012，60（9）：3849–3860.

［3］ JU Y，LI C，YANG X，et al. Recent progress on additive manufacturing of steel–based functionally graded materials［J］. Materials Today Communications，2024，40：109953.

［4］ HUANG G，WEI K，DENG J，et al. High power laser powder bed fusion of 18Ni300 maraging steel：Processing optimization，microstructure and mechanical properties［J］. Materials Science and Engineering：A，2022，856：143983.

［5］ BAE K C，KIM D，KIM Y H，et al. Effect of heat treatment，building direction，and sliding velocity on wear behavior of selectively laser–melted maraging 18Ni–

300 steel against bearing steel[J]. Wear, 2021, 482: 203962.

[6] TEKIN T, ISCHIA G, NACLERIO F, et al. Effect of a direct aging heat treatment on the microstructure and the tensile properties of a 18Ni-300 maraging steel produced by Laser Powder Bed Fusion[J]. Materials Science and Engineering: A, 2023, 872: 144921.

[7] SIMSON T, KOCH J, ROSENTHAL J, et al. Mechanical properties of 18Ni-300 maraging steel manufactured by LPBF[J]. Procedia Structural Integrity, 2019, 17: 843-849.

[8] MEI X, YAN Y, FU H, et al. Effect of aging temperature on microstructure evolution and strengthening behavior of L-PBF 18Ni (300) maraging steel[J]. Additive Manufacturing, 2022, 58: 103071.

[9] 吴文伟,向超,张涛,等. 热处理工艺对选区激光熔化成型18Ni300马氏体时效钢微观组织及力学性能的影响[J]. 金属学报, 2025, 61(10): 1515-1530.
WU W W, XIANG C, ZHANG T, et al. Effect of heat treatment process on microstructure and mechanical properties of selective laser melted 18Ni300 maraging steel[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2025, 61(10): 1515-1530.

[10] NIU M, ZHOU G, WANG W, et al. Precipitate evolution and strengthening behavior during aging process in a 2.5 GPa grade maraging steel[J]. Acta Materialia, 2019, 179: 296-307.

[11] NIU M C, YIN L C, YANG K, et al. Synergistic alloying effects on nanoscale precipitation and mechanical properties of ultrahigh-strength steels strengthened by Ni3Ti, Mo-enriched, and Cr-rich co-precipitates[J]. Acta Materialia, 2021, 209: 116788.

[12] TAN C, ZHOU K, MA W, et al. Microstructural evolution, nanoprecipitation behavior and mechanical properties of selective laser melted high-performance grade 300 maraging steel[J]. Materials & Design, 2017, 134: 23-34.

[13] YIN S, CHEN C, YAN X, et al. The influence of aging temperature and aging time on the mechanical and tribological properties of selective laser melted maraging 18Ni-300 steel[J]. Additive Manufacturing, 2018, 22: 592-600.

[14] KEMPEN K, YASA E, THIJS L, et al. Microstructure and mechanical properties of selective laser melted 18Ni-300 steel[J].Physics Procedia, 2011, 12: 255-263.

[15] YANG Z, ZHANG J, YU L, et al. Effects of aging time on the microstructure and mechanical properties of 18Ni200 maraging steel[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2025, 37: 368-379.

[16] DU Y, XU T Z, ZHANG S, et al. Effect of aging treatment on the microstructure and tribological properties of a new maraging steel manufactured by laser directed energy deposition[J].Materials Characterization, 2024, 209: 113767.

[17] JÄGLE E A, SHENG Z, KÜRNSTEINER P, et al. Comparison of maraging steel micro- and nanostructure produced conventionally and by laser additive manufacturing[J]. Materials, 2017, 10(1): 8.

[18] BODZIAK S, AL-RUBAIE K S, DALLA VALENTINA L, et al. Precipitation in 300 grade maraging steel built by selective laser melting: Aging at 510 ℃ for 2 h[J]. Materials Characterization, 2019, 151: 73-83.

[19] PARDAL J M, TAVARES S S M, TERRA V F, et al. Modeling of precipitation hardening during the aging and overaging of 18Ni-Co-Mo-Ti maraging 300 steel[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2005, 393(1-2): 109-113.

[20] TEWARI R, MAZUMDER S, BATRA I S, et al. Precipitation in 18 wt% Ni maraging steel of grade 350[J]. Acta Materialia, 2000, 48(5): 1187-1200.