引用格式：韩文，李波，曹昱宪，等.300M钢奥氏体还原行为的原位EBSD分析[J].材料工程，2025，53(12)：267-274.
HAN Wen，LI Bo，CAO Yuxian，et al.*In-situ* EBSD analysis of austenite reversion behavior in 300M steel[J].Journal of Materials Engineering，2025，53(12)：267-274.

300M钢奥氏体还原行为的原位EBSD分析

In-situ EBSD analysis of austenite reversion behavior in 300M steel

韩 文[1]，李 波[1]，曹昱宪[2]，王振华[3]，韩 顺[2*]，
王春旭[2]，厉 勇[2]，张新全[1]
（1 航空工业第一飞机设计研究院，西安 710089；
2 钢铁研究总院有限公司 特殊钢研究院，北京 100081；
3 燕山大学 机械工程学院，河北 秦皇岛 066004）
HAN Wen[1]，LI Bo[1]，CAO Yuxian[2]，WANG Zhenhua[3]，
HAN Shun[2*]，WANG Chunxu[2]，LI Yong[2]，ZHANG Xinquan[1]
（1 AVIC The First Aircraft Institute，Xi'an 710089，China；
2 Institute of Special Steels，Central Iron and Steel Research Institute Co.，Ltd.，Beijing 100081，China；3 College of Mechanical Engineering，Yanshan University，Qinhuangdao 066004，Hebei，China）

摘要：奥氏体还原热处理是提升300M钢力学性能的有效手段，但当前对其在热处理过程中的奥氏体相变机理仍缺乏清晰认知。本研究采用原位EBSD技术，系统观察了300M钢在高温奥氏体还原过程中的微观组织演变，并进行了晶体学分析。研究表明，在奥氏体化温度以上等温过程中，马氏体可分别还原形成具有原始马氏体取向的针状奥氏体（$\gamma_{(A)}$）和随机取向的球状奥氏体（$\gamma_{(G)}$）两种形态。其中，$\gamma_{(A)}$在晶粒内优先形核长大，其与周围的马氏体块具有接近Kurdjumov-Sachs（K-S）取向关系，因此绝大多数$\gamma_{(A)}$具有与初始奥氏体相相同的取向和尺寸，不利于最终的组织细化。$\gamma_{(G)}$的晶粒尺寸较小，在原始奥氏体的晶界和新转变的$\gamma_{(A)}$晶内形核长大，其中晶内$\gamma_{(G)}$与周围未发生转变的马氏体因脱离K-S取向约束而呈现取向随机特征，显著促进组织细化。研究还发现，加热温度和时间均会影响奥氏体还原的程度，该发现为优化300M钢热处理工艺参数提供了重要理论依据。

关键词：原位EBSD；300M钢；奥氏体还原；马氏体；晶体学关系
doi：10.11868/j.issn.1001-4381.2024.000852 **CSTR**：32421.14.j.issn.1001-4381.2024.000852
中图分类号：TG142.1；TB31 **文献标识码**：A **文章编号**：1001-4381(2025)12-0267-08

Abstract：Austenite reversion heat treatment is a proven strategy for enhancing the mechanical properties of 300M steel; however, the phase transformation mechanisms governing austenite evolution during this process remain inadequately understood. This study employs *in-situ* electron backscatter diffraction (EBSD) to systematically investigate the microstructural evolution and crystallographic characteristics of 300M steel during high-temperature austenite reversion. Results demonstrate that during isothermal holding above the austenitizing temperature, martensite transforms into two distinct austenite morphologies: needle-shaped austenite ($\gamma_{(A)}$), which retains the orientation of the original martensite, and spherical austenite ($\gamma_{(G)}$) with a random orientation. Notably, $\gamma_{(A)}$ preferentially nucleates and grows within the grains, maintaining a Kurdjumov-Sachs (K-S) orientation relationship with the surrounding martensitic blocks. Consequently, most of the $\gamma_{(A)}$ phase shares the same orientation and size as the initial austenite phase, hindering the refinement of the final microstructure. In contrast, $\gamma_{(G)}$ has a small grain size and nucleates at the grain boundaries of the original austenite as well as within the newly formed $\gamma_{(A)}$ crystals.

$\gamma_{(G)}$ lacks a K-S orientation relationship with the untransformed martensite and adopts a random orientation, playing a crucial role in refining the final microstructure. Furthermore, heating temperature and duration exhibit significant control over the completeness of martensite-to-austenite transformation, with $\gamma_{(G)}$ propagating into the matrix *via* diffusion-driven growth kinetics. These findings elucidate the dual-phase transformation pathways and their distinct roles in microstructural evolution, offering a mechanistic foundation for optimizing heat treatment protocols to achieve tailored microstructures in 300M steel.

Key words: *in-situ* EBSD; 300M steel; austenite reversion; martensite; crystallographic relationship

300M钢是一种中碳(碳质量分数为0.25%～0.5%)低合金超高强度钢,经过适当的热处理后,其抗拉强度可达到1860～2100 MPa,广泛应用于活塞杆、起落架等航空航天结构部件[1-3]。300M钢是在AISI 4340钢基础上通过添加少量硅和钒等元素得到的,硅和钒的添加可细化300M钢的晶粒,并提高强度、韧性和抗应力腐蚀开裂等性能[4-5]。具体而言,硅含量的增加有助于保留韧性较好的高碳奥氏体,并阻碍脆性板条层间渗碳体的形成,后者含量的增多会导致300M钢的延展性和韧性下降[6]。钒的添加可促进碳化钒的形成,从而限制在奥氏体化热处理过程中奥氏体的晶粒长大[7]。由于300M钢中合金元素含量增多,其淬透性较好,马氏体相的临界冷却速度较小,空冷即可获得马氏体组织。因此相对于合金含量较高且室温下为非平衡态组织的钢而言,300M钢往往需要进行奥氏体还原热处理,以获得理想的力学性能。

奥氏体还原热处理工艺是一种广泛应用于多种特殊钢种以提升其性能的技术[8-10],其核心机制在于通过加热至奥氏体化温度(A_s)以上获得理想形态和体积分数的奥氏体相,配合后续处理实现钢的强度、塑性和韧性综合优化。此外,奥氏体还原过程的关键作用之一是促进新的奥氏体晶粒的形核,实现奥氏体的细化和均质化,这对于后续冷却过程中获得理想组织结构和性能至关重要[11-13]。然而,在实际生产中,300M钢的奥氏体还原过程中组织控制较为困难,这会显著影响构件的力学稳定性和安全性[14]。在奥氏体还原过程中,新形成的奥氏体晶粒与母相之间存在Kurdjumov-Sacks(K-S)取向关系,其偏差角集中于2°左右,导致形成的新奥氏体组织在尺寸、形貌和取向上与原奥氏体晶粒组织相似[15-19]。这种组织遗传阻碍了热处理的组织细化作用,导致300M钢晶粒粗化,进而影响其力学性能[20-22]。因此,深入研究300M钢在奥氏体还原过程中马氏体向奥氏体逆转变的机制,尤其是晶粒细化机制,对于优化300M钢的力学性能设计具有重要意义。

针对超高强度的奥氏体还原研究相对匮乏,部分原因在于传统显微组织观察技术难以揭示合金钢在高温条件下奥氏体相的特性。近期,扫描电子显微镜(scanning electron microscope,SEM)结合电子背散射衍射(electron backscatter diffraction,EBSD)技术的加热阶段技术已被开发,该技术能够用于研究材料在原位加热过程中的微观结构变化[23-25]。这种原位SEM/EBSD技术使得直接观察奥氏体还原过程中晶体学特征的变化成为可能。Oura等[26]采用原位SEM/EBSD技术研究了0.003C-9Ni和0.03C-9Ni钢中板条马氏体逆转变过程中奥氏体相的形成机理,发现渗碳体、回火马氏体和针状奥氏体(以下简称$\gamma_{(A)}$)之间的晶体取向关系限制了$\gamma_{(A)}$的晶体取向,使其具有“奥氏体记忆效应”,即$\gamma_{(A)}$与原始奥氏体的晶体取向相同。然而,有关300M钢在奥氏体还原热处理过程中奥氏体相的相变机理尚不清晰。此外,300M钢在A_s温度以上奥氏体化保温时间较长,这也为奥氏体还原中各相结构的表征带来了挑战。因此,本研究采用原位高温等温EBSD技术,对300M钢在奥氏体还原过程中的相组成和晶界特征的演变进行详细表征,并分析不同奥氏体相组织的形成机制及其作用,旨在为300M钢的性能控制及工艺、设计提供理论依据。

1 实验材料与方法

1.1 实验材料

本研究采用的300M实验钢由真空感应+真空自耗重熔冶炼而成,其化学成分如表1所示。利用电火花线切割技术从300M钢坯中切取尺寸为4 mm×6 mm×1 mm的试样,并在1050 ℃下固溶1 h后,可得到奥氏体晶粒尺寸约200 μm的组织,随后进行水淬处理,便可得到具有完全马氏体组织的样品。

表1 300M钢的化学成分(质量分数/%)

Table 1 Chemical compositions of 300M steel (mass fraction/%)

C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	V	P	S	Fe
0.42	0.77	1.62	0.82	1.78	0.38	0.09	0.0035	0.001	Bal.

1.2　实验方法

将热处理后的试样表面用 800#、1200#和 2000#砂纸研磨，金刚石研磨膏机械抛光，随后在室温下使用 5 mL 高氯酸＋95 mL 乙醇的电解抛光溶液，在 20 V 电压下电解抛光 2 min。在 SEM（Sigma Zeiss FEG）上使用原位加热台（Gatan Murano）结合 Symmetry 型 EBSD 探测器对样品原始位置区域的微观结构进行表征采集，扫描电压为 20 keV，频率为 200 Hz，步长为 0.4 μm。

在整个实验过程中，样品温度由热电偶监测，误差小于 2 ℃。首先将样品在室温阶段进行扫描采集原始组织数据，然后以 10 ℃/s 的速率将样品加热至目标温度 770、780 ℃和 790 ℃（A_s = 760 ℃），在各温度下分别保温 20 min 后对同一区域进行第一次扫描采集，随后每间隔 2 min 再在同一区域进行另两次 EBSD 扫描。最终的 EBSD 数据采用 Aztec Crystal 软件进行分析。

2　结果与分析

2.1　奥氏体化与加热温度、加热时间的关系

300M 钢在室温以及 770、780、790 ℃等温不同时间后的 EBSD 相组成图如图 1 所示，图 1(a)，(e)是室温下试样的相组成图，可以明显观察到淬火后的 300M 钢在原始奥氏体晶粒处分成具有不同位向的晶区，每个晶区内存在不同方向的马氏体板条，并能明显观察到原始奥氏体晶界（prior austenite grain boundary，PAGB）区域（图 1(a)虚线）。图 1(b)～(d)为图 1(a)在 770 ℃保温不同时间的 EBSD 图，图 1(f)～(h)分别为图 1(e)在 780 ℃和 790 ℃下保温不同时间的 EBSD 图。从图 1(b)～(d)可以看出，该加热条件下的马氏体转变不完全，$\gamma_{(A)}$呈针状分布在马氏体相中，并与原马氏体板条束具有相同的取向。在 780 ℃下保温 20 min 以后，奥氏体还原逐渐完全，少量未发生转变的板条马氏体则呈颗粒状分布在新形成的$\gamma_{(A)}$中，如图 1(f)～(h)所示。除此之外，还观察到球状奥氏体相（$\gamma_{(G)}$）分别在晶界（GB$\gamma_{(G)}$）以及晶内（IG$\gamma_{(G)}$）形成，这些$\gamma_{(G)}$可以明显起到细化晶粒的作用。另外，在此温度下开始逐渐形成新的奥氏体晶界（austenite grain boundary，AGB）（图 1(f)）。图 1(i)～(k)是在 790 ℃进行不同时间保温后试样的形貌，在该加热条件下的奥氏体还原接近完全，形成了较大尺寸的$\gamma_{(A)}$晶粒，其晶粒内部孪晶界（twin boundary，TB）及两侧区域存在未转变的马氏体颗粒，其余则是具有更小尺寸的$\gamma_{(G)}$相。随着加热时间的进一步延长，TB 两侧的马氏体颗粒逐渐减少。

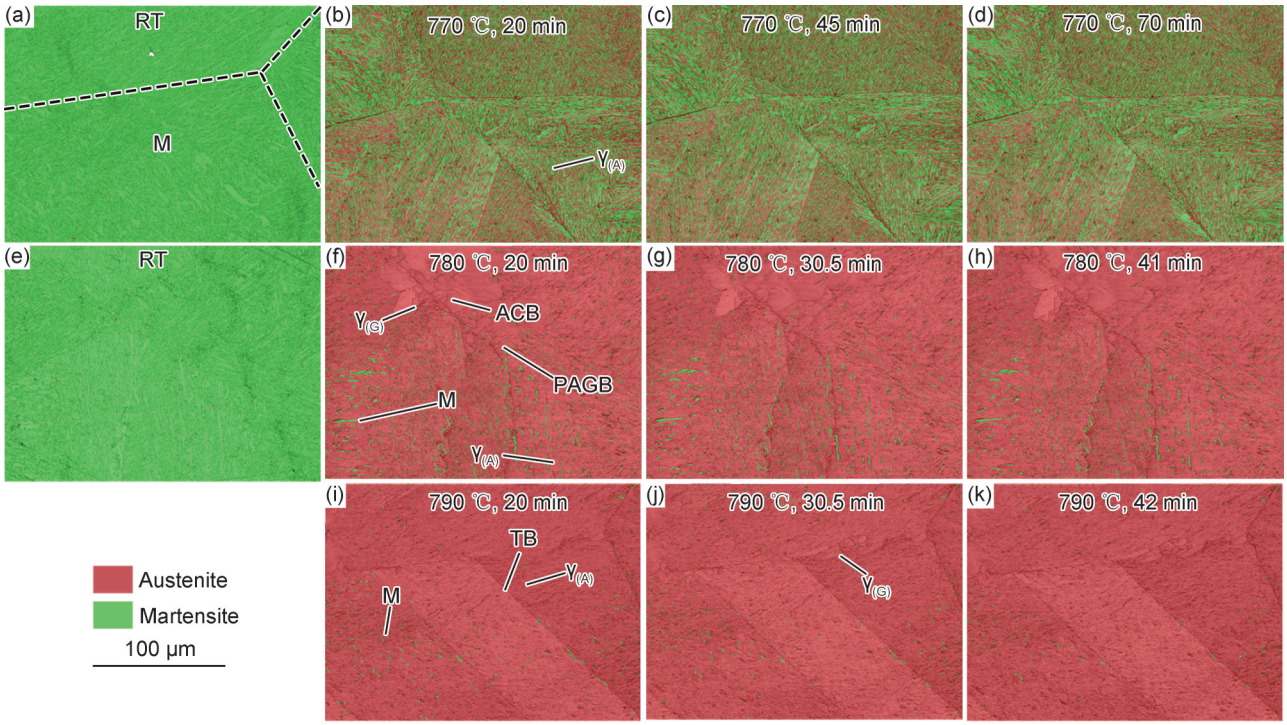


图 1　300M 钢在不同温度下保温不同时间的 EBSD 相组成图

（a）室温；（b）～（d）770 ℃；（e）室温；（f）～（h）780 ℃；（i）～（k）790 ℃

Fig.1　EBSD phase composition maps of 300M steel at different temperatures and for different holding time

(a)room temperature; (b)-(d)770 ℃; (e)room temperature; (f)-(h)780 ℃; (i)-(k)790 ℃

图 2 统计了 300M 钢在 A_s 以上温度(770、780 ℃和 790 ℃)原位加热过程中的奥氏体相比例随时间的演变,可以看出,在 770 ℃下加热 20 min 后,奥氏体相比例增加缓慢,总体不高于 56%(体积分数,下同),这是由于加热温度较低,马氏体向奥氏体转变缓慢。随着加热温度升高,奥氏体还原逐渐完全,奥氏体相的占比在 95% 以上,并随着加热时间的延长,奥氏体还原接近完全转变,尤其是在 790 ℃加热 42 min 后,合金的奥氏体相占比达到 99.8%。以上结果表明,温度越高、加热时间越长,马氏体向奥氏体的逆转变越完全,并且只有较高的加热温度(≥780 ℃)下,才有利于 $\gamma_{(G)}$ 的形成。

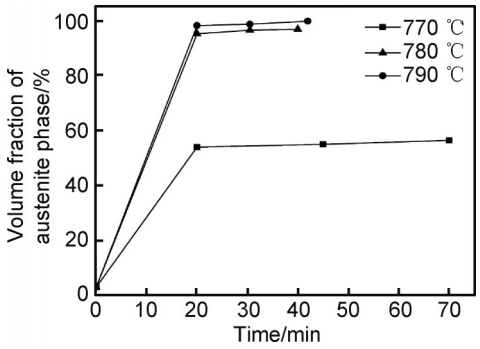


图 2 300M 钢中的奥氏体相含量随加热温度和时间的演变规律

Fig.2 Evolution of austenite phase content in 300M steel with heating temperature and time

为探究奥氏体还原过程的驱动力本质,选取了在奥氏体还原前后的合金试样,并绘制了局部取向差(kernel average misorientation,KAM)图,如图 3 所示。图 3(a)为 300M 室温下的组织 KAM 图,可以看出整体 KAM 值较高,表明合金内部存在大量的位错,位错分布并不均匀,马氏体组织内部位错密度更高,而 PAGB 处位错密度较低。图 3(b)是 790 ℃加热 20 min 后的 KAM 图,可以明显看出在奥氏体还原接近完全后,合金中的位错密度显著降低。然而,在尺寸较大的 $\gamma_{(A)}$ 晶粒内,KAM 值仍然较大,而在晶界附近生成的 GB$\gamma_{(G)}$ 相的 KAM 值接近于零,说明这些区域几乎没有位错。新形成的 GB$\gamma_{(G)}$ 由 PAGB 区域向粗晶晶内方向迁移,以大角度晶界为主。基于以上结果,可以推断奥氏体还原过程源自于合金内部较高的位错密度所释放的能量[27-29]。

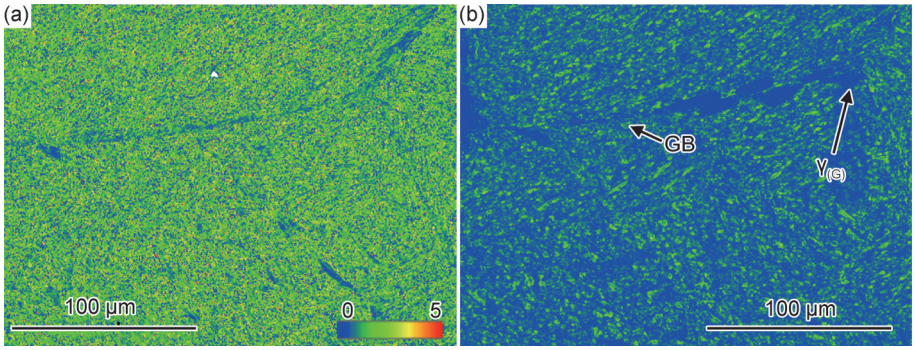


图 3 奥氏体还原前后试样的 KAM 图 (a)室温;(b)790 ℃保温 20 min

Fig.3 KAM maps of sample before and after austenite reversion (a)room temperature;(b)790 ℃ for 20 min

2.2 针状奥氏体与马氏体的位向关系

在 770 ℃等温加热时,EBSD 结果显示仅有 $\gamma_{(A)}$ 相形成(图 1(b)),分析 770 ℃等温加热 20 min 后的合金试样对 $\gamma_{(A)}$ 与马氏体的位向关系,图 4(a),(b)显示了试样在 770 ℃保温 20 min 后的相组成和反极图(inverse pole figure,IPF)面分布图,从图中可以明显观察到 $\gamma_{(A)}$ 相在沿马氏体板条伸长方向的原始奥氏体晶粒内部形成,并伴有未溶解的马氏体。此外,从图 4(c)中的 $\gamma_{(A)}$ 与马氏体的{001}极图分布图可以看出,马氏体和 $\gamma_{(A)}$ 相的取向相互重叠,其取向偏差小于 5°,表明两相之间的取向较为接近,保持在 K-S 取向关系内。以上结果表明,$\gamma_{(A)}$ 由马氏体直接原位共格切变而来,其排列取向与原始马氏体板条的取向一致,并保持 K-S 关系,符合奥氏体还原相变中的形状记忆效应[30]。

根据以往的研究,$\gamma_{(A)}$ 的形成主要有以下几种机制[31]:(1)残余奥氏体相的长大;(2)残余内应力促进形核生长机制;(3)马氏体的无扩散切变。然而,在本研究中,300M 钢的原始奥氏体含量极低,这一事实排除了 $\gamma_{(A)}$ 相由残余奥氏体晶粒长大的可能,表明 $\gamma_{(A)}$ 相是由马氏体直接形核而成。Nakada 等[27]的研究表明,受内应力影响,奥氏体还原沿着原始奥氏体的取向进行是最有利的,这与本研究中观察到 $\gamma_{(A)}$ 的转变机制类似(图 4),因此初步判断 300M 钢中的 $\gamma_{(A)}$ 主要是遵循上述的(2)和(3)机制。然而,初始组织的相变取向倾向于先前的奥氏体形成 $\gamma_{(A)}$ 相,随着温

度的升高，这些$\gamma_{(A)}$相会迅速长大并合并，占据原先的奥氏体晶粒位置，导致最终难以细化合金中的奥氏体晶粒，如图 1(f)，(i)中所示的大尺寸$\gamma_{(A)}$晶粒的形成。另外，从相变动力学上看，奥氏体的形核长大与奥氏体还原的驱动力密切相关。由于$\gamma_{(A)}$与马氏体保持 K-S 关系，相变引起的界面迁移率较低，因此所需的驱动力也较小，当加热温度较低时(770 ℃)，奥氏体还原的驱动力较小，$\gamma_{(A)}$足以驱动均匀形核长大。因此在较低温度小，奥氏体还原主要以$\gamma_{(A)}$为主。

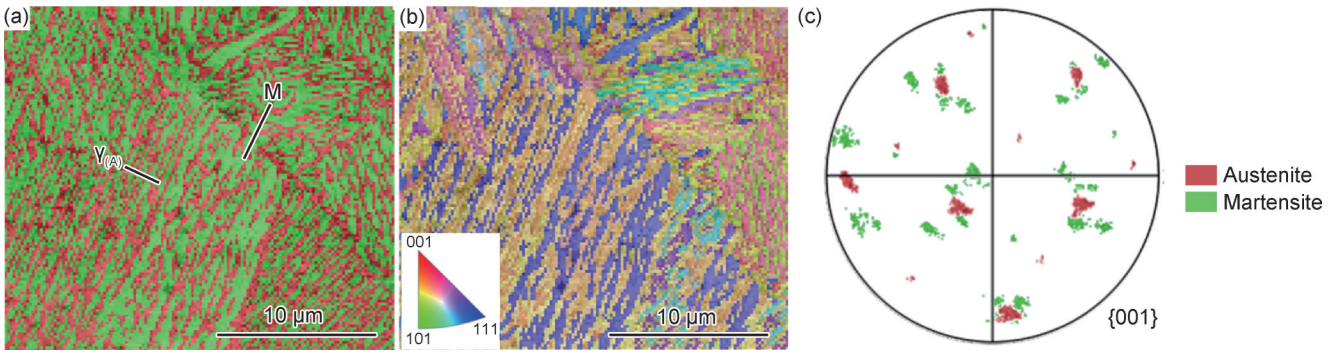


图 4　770 ℃等温时部分转变后的$\gamma_{(A)}$与相邻马氏体的取向分析

(a)相组成图；(b)IPF；(c)$\gamma_{(A)}$与马氏体相的{001}极图

Fig.4　Crystallographic analysis of $\gamma_{(A)}$ and adjacent martensite after partial transformation at 770 ℃

(a)phase composition map; (b)corresponding IPF; (c)corresponding {001} pole figure of $\gamma_{(A)}$ and martensite phase

2.3　球状奥氏体与马氏体的位向关系

根据图 1 的结果，实验钢在奥氏体还原过程中除了形成上述所描述的$\gamma_{(A)}$，还形成了晶粒尺寸较小的$\gamma_{(G)}$，这些$\gamma_{(G)}$晶粒在奥氏体还原过程中对实验钢的组织细化起到重要作用。为阐明$\gamma_{(G)}$相的转变机理，采用原位 EBSD 测量分析了 GB$\gamma_{(G)}$和 IG$\gamma_{(G)}$两类球状奥氏体的生长过程及其与马氏体的位向关系。

2.3.1　晶界球状奥氏体与马氏体的位向关系

为了分析晶界球状奥氏体 GB$\gamma_{(G)}$与相邻马氏体之间的位向关系，选择对 780 ℃保温 20 min 后的试样进行 EBSD 取向分析，结果如图 5 所示。图 5(a)，(b)显示了在 PAGB 处形成的典型奥氏体相组成图和 IPF 图，可以明显看到晶内无马氏体颗粒的 GB$\gamma_{(G)}$和含有马氏体颗粒的$\gamma_{(A)}$两种奥氏体相，其中 GB$\gamma_{(G)}$优先在晶界处形核生长，并形成不同取向和尺寸的晶粒(图 5(b))，而$\gamma_{(A)}$的尺寸明显偏大。图 5(c)显示了对应相组织的{001}极图，其中所标识的马氏体、$\gamma_{(A)}$和 GB$\gamma_{(G)}$的欧拉角分别为(295°、45°、56°)、(17°、38°、58°)和(222°、34°、28°)，通过 $\boldsymbol{G}$ 矩阵将取向关系由欧拉角变换成 Miller 指数，可分别表示为$\{213\}\langle 2\bar{5}1\rangle$、$\{324\}\langle 10\bar{1}\rangle$和$\{123\}\langle \bar{1}2\bar{1}\rangle$。以上结果表明，马氏体与$\gamma_{(A)}$保持在 K-S 取向关系附近，并且与 GB$\gamma_{(G)}$的 K-S 型取向也相匹配，表明 GB$\gamma_{(G)}$与先前的奥氏体也具有几乎相同的取向。然而，这些 GB$\gamma_{(G)}$与$\gamma_{(A)}$的形核机制不同，普遍认为是由晶界缺陷引起的成核机制，由于 PAGB 处的能量较高，因此在加热过程中会优先形成 GB$\gamma_{(G)}$，并沿

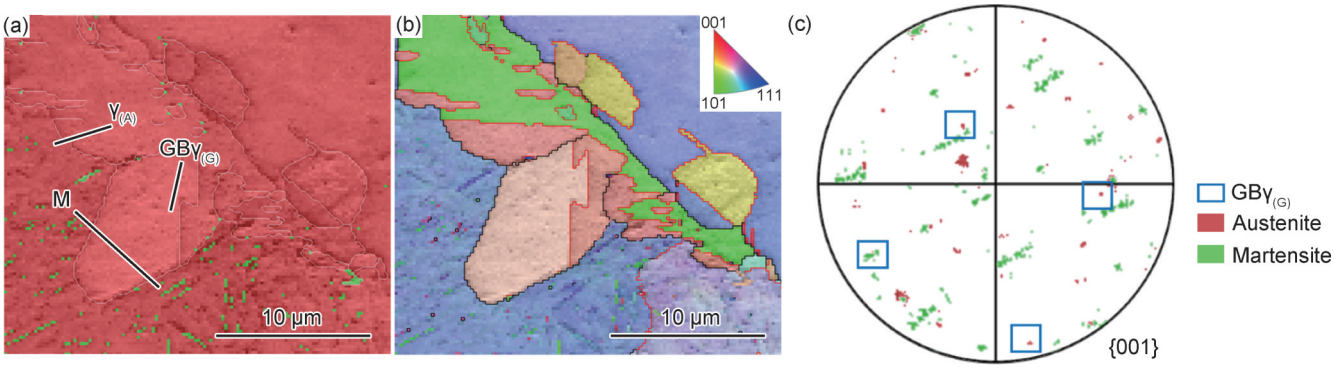


图 5　780 ℃时部分奥氏体还原后的 GB$\gamma_{(G)}$与相邻马氏体取向分析

(a)相组成图；(b)对应的 IPF；(c)GB$\gamma_{(G)}$与马氏体的{001}的极图关系

Fig.5　Crystallographic analysis of GB$\gamma_{(G)}$ and adjacent martensite after partial transformation at 780 ℃

(a)phase composition map; (b)corresponding IPF; (c)corresponding {001} pole figure of GB$\gamma_{(G)}$ and martensite phase

着原始奥氏体晶粒取向生长[11-12]。

2.3.2 晶内球状奥氏体与马氏体的位向关系

为了研究IG$\gamma_{(G)}$的形核长大机制及其与相邻马氏体之间的取向关系，本课题组将试样加热至790 ℃并保温20 min进行原位EBSD分析，如图6所示。图6(a)为典型的IG$\gamma_{(G)}$相组成图，图6(b)为对应的IPF图，可以清楚地看到奥氏体晶界和退火孪晶，其中IG$\gamma_{(G)}$于靠近晶界和孪晶界的晶内位置形核长大，且其晶内没有发现如$\gamma_{(A)}$中的马氏体颗粒。直接原位转变过来的$\gamma_{(A)}$与马氏体的{001}特征极图如图6(c)所示，马氏体和$\gamma_{(A)}$相的取向依旧保持相互重叠，即马氏体的取向与$\gamma_{(A)}$的K-S型相匹配，表明大多数原始$\gamma_{(A)}$晶粒与初始马氏体板条具有接近K-S的位向关系，其结果与上述不同温度下奥氏体还原的结果相同(图4(c))，说明$\gamma_{(A)}$的类型没有随退火温度而改变。IG$\gamma_{(G)}$与马氏体的{001}极图特征则如图6(d)所示，可以明显看出马氏体和IG$\gamma_{(G)}$相的取向相互独立，说明IG$\gamma_{(G)}$与马氏体取向的K-S型不相匹配，这表明其新形核长大的IG$\gamma_{(G)}$与原奥氏体之间不具有相同的方向。由于IG$\gamma_{(G)}$是在$\gamma_{(A)}$内部出现，可以推断在形成$\gamma_{(A)}$后，IG$\gamma_{(G)}$在其晶内形核长大，主要形核长大机制为扩散型相变机制[31]。

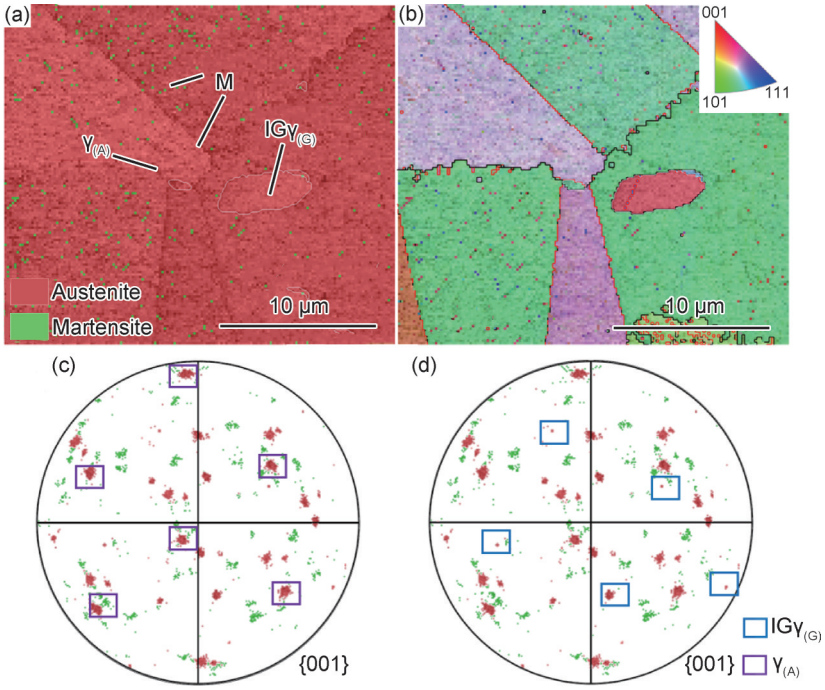


图6 790 ℃时部分转变后的奥氏体与相邻马氏体的取向分析

(a)相组成图；(b)对应的IPF；(c)$\gamma_{(A)}$与马氏体的{001}极图关系；(d)IG$\gamma_{(G)}$与马氏体的{001}极图关系

Fig.6 Crystallographic analysis of partially transformed austenite and adjacent martensite at 790 ℃

(a)phase composition map; (b)corresponding IPF; (c)corresponding {001} pole figure of $\gamma_{(A)}$ and martensite phase; (d)corresponding {001} pole figure of IG$\gamma_{(G)}$ and martensite phase

研究发现IG$\gamma_{(G)}$的尺寸与等温转变时间存在一定关系[32-33]，分析300M钢在790 ℃等温过程中IG$\gamma_{(G)}$随时间变化的原位EBSD图像，如图7所示，其中黑色晶界代表大角晶界，红色晶界则是孪晶界。从图中可以看出，同一视场区域下的IG$\gamma_{(G)}$随着保温时间的延长逐渐长大，晶界不断向四周迁移。由于这些奥氏体晶粒的形成总是伴随着马氏体的逆转变，因此可以认为这些IG$\gamma_{(G)}$的生长受马氏体的相变溶解控制。另外，从图7中可以看出，在相变初期，新形成的IG$\gamma_{(G)}$内含极少量的孪晶(图7(a))，随着等温时间的延长，IG$\gamma_{(G)}$的晶界在$\gamma_{(A)}$内部逐渐向四周迁移，并形成新的孪晶界。

可见，与$\gamma_{(A)}$的共格切变不同，IG$\gamma_{(G)}$的形核为扩散型相变机制。这表明IG$\gamma_{(G)}$的晶粒尺寸较小，较高的比表面积促进了C等元素从马氏体向奥氏体扩散[10]。正是$\gamma_{(A)}$和IG$\gamma_{(G)}$的形核方式不同，且IG$\gamma_{(G)}$与马氏体不具有K-S关系，因此诱发IG$\gamma_{(G)}$的形核长大需要较大的驱动力，即需要较高的加热温度(790 ℃)。最终导致在较高加热温度下，$\gamma_{(A)}$会迅速形核长大，IG$\gamma_{(G)}$则缓慢形核长大(图7)。另外，由于扩散速度较为缓慢，并且IG$\gamma_{(G)}$与原奥氏体之间具有不同的取向，因此热处理后IG$\gamma_{(G)}$的晶粒尺寸较小，能起到细化晶

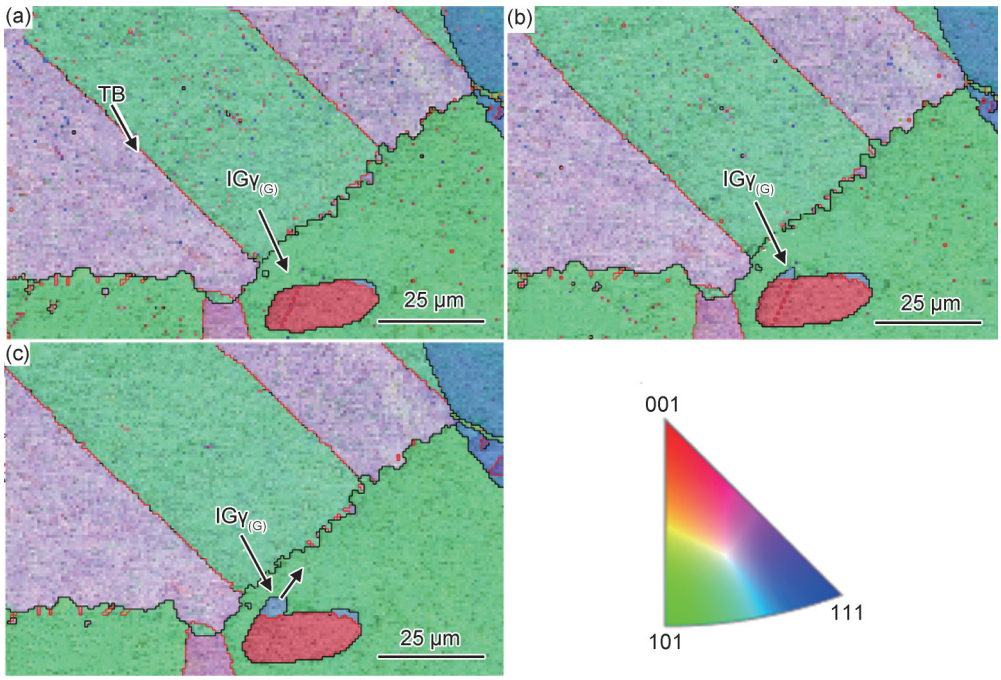


图7　790 ℃下不同保温时间IPF图　(a)20 min;(b)30.5 min;(c)42 min

Fig.7　IPF diagrams at 790 ℃ for different holding time　(a)20 min; (b)30.5 min; (c)42 min

粒组织的作用。此外,还有研究[28]发现奥氏体还原后的奥氏体相具有高位错密度的细板条结构,因此这些高位错密度可作为奥氏体还原时IG$\gamma_{(G)}$形核的驱动力。

3　结论

(1)300M钢在奥氏体还原过程中,马氏体向奥氏体转变形成两类奥氏体:保持原始奥氏体取向的$\gamma_{(A)}$以及在原始奥氏体晶界和晶内形成的球状奥氏体$\gamma_{(G)}$,其中$\gamma_{(G)}$相不会在较低的奥氏体化温度条件下(770 ℃)出现。

(2)加热温度和保温时间均会影响奥氏体还原的过程。加热温度越高或保温时间越长,马氏体向奥氏体转变越充分,晶界$\gamma_{(G)}$及晶内$\gamma_{(G)}$形成的可能性增大,并且$\gamma_{(G)}$随着保温时间的延长而缓慢长大。

(3)GB$\gamma_{(G)}$与原始奥氏体晶粒取向基本一致,并与马氏体具有K-S取向关系;IG$\gamma_{(G)}$的晶粒取向与原始奥氏体不同,与周围的马氏体块不具有K-S关系。

参考文献

[1] LIU J, LIU Y G, LIN H, et al. The metadynamic recrystallization in the two-stage isothermal compression of 300M steel[J], Materials Science and Engineering:A, 2013, 565:126-131.

[2] TOMITA Y. Development of fracture toughness of ultrahigh strength, medium carbon, low alloy steels for aerospace applications[J]. International Materials Reviews, 2000, 45(1): 27-37.

[3] WEN D X, YUE T Y, XIONG Y B, et al. High-temperature tensile characteristics and constitutive models of ultrahigh strength steel[J]. Materials Science and Engineering: A, 2021, 803: 140491.

[4] HE X, YANG X, ZHANG G, et al. Quenching microstructure and properties of 300M ultra-high strength steel electron beam welded joints[J]. Materials & Design, 2012, 40: 386-391.

[5] LIU F, ZHANG W, LIN X, et al. Effect of isothermal temperature on bainite transformation, microstructure and mechanical properties of LSFed 300M steel[J]. Materials Today Communications, 2020, 25: 101452.

[6] ZHOU T, XIONG Y, CHEN Z, et al. Effect of surface nanocrystallization induced by supersonic fine particles bombarding on microstructure and mechanical properties of 300M steel[J]. Surface and Coatings Technology, 2021, 421: 127381.

[7] TOMITA Y, OKAWA T. Effect of modified heat treatment on mechanical properties of 300M steel[J]. Materials Science and technology, 1995, 11(3): 245-251.

[8] PIERMAN A P, BOUAZIZ O, PARDOEN T, et al. The influence of microstructure and composition on the plastic behaviour of dual-phase steels[J]. Acta Materialia, 2014, 73: 298-311.

[9] YANG D P, WU D, YI H L. Reverse transformation from martensite into austenite in a medium-Mn steel[J]. Scripta Materialia, 2019, 161: 1-5.

[10] LI K, QIAN L, WEI C, et al. Effect of prior austenite grain size on austenite reversion, bainite transformation and mechanical properties of Fe-2Mn-0.2C steel[J]. Materials Characterization, 2024, 215: 114134.

[11] WANG X L, WANG X Y, LIU Z P, et al. *In-situ* high-temperature EBSD study of austenite reversion from martensite, bainite and pearlite in a high-strength steel[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2025, 217: 268-280.

[12] FEITOSA A L M, RIBAMAR G G, ESCOBAR J, et al. Precipitation and reverted austenite formation in maraging 350 steel: Competition or cooperation? [J]. Acta Materialia, 2024, 270: 119865.

[13] PENG F, WEI Z, DAI F, et al. Insight into austenite reversion and mechanical behavior of quenching and partitioning steel inherited hierarchical structure of martensite [J]. Materials Characterization, 2024, 207: 113583.

[14] LIU F, LIN X, SONG M, et al. Effect of tempering temperature on microstructure and mechanical properties of laser solid formed 300M steel [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2016, 689: 225-232.

[15] MATSUDA S, OKAMURA Y. Reverse transformation of low-carbon low alloy steels [J]. Tetsu-to-Hagané, 1974, 60(2): 226-238.

[16] LUO H, SHI J, WANG C, et al. Experimental and numerical analysis on formation of stable austenite during the intercritical annealing of 5Mn steel [J]. Acta Materialia, 2011, 59(10): 4002-4014.

[17] NAKADA N, TSUCHIYAMA T, TAKAKI S, et al. Variant selection of reversed austenite in lath martensite [J]. ISIJ International, 2007, 47(10): 1527-1532.

[18] NAKADA N, MIZUTANI K, TSUCHIYAMA T, et al. Difference in transformation behavior between ferrite and austenite formations in medium manganese steel [J]. Acta Materialia, 2014, 65: 251-258.

[19] ZHANG Y, ZHANG C, YUAN X, et al. Microstructure evolution and orientation relationship of reverted austenite in 13Cr supermartensitic stainless steel during the tempering process [J]. Materials, 2019, 12(4): 589.

[20] CHEN R, ZHENG Z, LI N, et al. *In-situ* investigation of phase transformation behaviors of 300M steel in continuous cooling process [J]. Materials Characterization, 2018, 144: 400-410.

[21] NASIRI Z, GHAEMIFAR S, NAGHIZADEH M, et al. Thermal mechanisms of grain refinement in steels: a review [J]. Metals and Materials International, 2021, 27: 2078-2094.

[22] ZHANG X, REN Y, ZHANG J, et al. Effects of prior austenite grain size on reversion kinetics of different crystallographic austenite in a low carbon steel [J]. Materials Characterization, 2022, 190: 112025.

[23] HU H, XU G, NABEEL M, et al. *In situ* study on interrupted growth behavior and crystallography of bainite [J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2021, 52: 817-825.

[24] JANDA A, EBENBAUER S, PRESTL A, et al. *In-situ* high-temperature EBSD characterization during a solution heat treatment of hot-rolled Ti-6Al-4V [J]. Materials Characterization, 2022, 192: 112207.

[25] TAYLOR S, MASTERS I, LI Z, et al. Influence of elevated temperatures on mechanical properties and microstructure of C106 copper investigated by *in situ* heated stage EBSD analysis [J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2019, 50: 4493-4497.

[26] OURA N, FUJIWARA K, KAWANO K. *In situ* SEM/EBSD observation of the reverse transformation behavior of austenite from lath martensite in C-Ni steels [J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2023, 54(8): 3101-3111.

[27] NAKADA N. Direct observation of martensitic reversion from lenticular martensite to austenite in Fe-Ni alloy [J]. Materials Letters, 2017, 187: 166-169.

[28] SAITO G, NAKAYAMA T, SAKAGUCHI N, et al. Austenite memory during reverse transformation of steels at different heating rates [J]. Materialia, 2019, 7: 100409.

[29] NAKADA N, FUKAGAWA R, TSUCHIYAMA T, et al. Inheritance of dislocations and crystallographic texture during martensitic reversion into austenite [J]. ISIJ International, 2013, 53(7): 1286-1288.

[30] DOS SANTOS L P M, BERES M, DE CASTRO M O, et al. Kinetics of reverted austenite in 18 wt.% Ni grade 300 maraging steel: an *in-situ* synchrotron X-ray diffraction and texture study [J]. JOM, 2020, 72: 3502-3512.

[31] VOGRIC M, KOZESCHNIK E, SVOBODA J, et al. Kinetic modeling of grain boundary cementite evolution [J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2022, 53(10): 3759-3773.

[32] LI T, WANG L. Precipitation behavior of γ′ precipitates in 21Cr-32Fe-41Ni heat-resistant alloy at different aging temperatures [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2023, 958: 170405.

[33] PANOV D, KUDRYAVTSEV E, CHERNICHENKO R, et al. Mechanisms of the reverse martensite-to-austenite transformation in a metastable austenitic stainless steel [J]. Metals, 2021, 11(4): 599.

基金项目:黑龙江省“揭榜挂帅”科技攻关项目(2023ZXJ04A02)

收稿日期:2024-12-23;**录用日期**:2025-01-22

通讯作者:韩顺(1987—),男,正高级工程师,博士,从事航空航天等领域超高强度钢研发,联系地址:北京市海淀区北下关街道气象路9号钢铁研究总院南院(100081),E-mail:hanshunfa@126.com

(本文责编:齐书涵)