

doi:10.12068/j.issn.1005-3026.2025.20240044

## 轧制差厚板预成形工艺对Al-Si镀层的影响

胡贤磊<sup>1,2</sup>, 韩鹏<sup>1,2</sup>, 解勤诚<sup>1,2</sup>, 支颖<sup>1,2</sup>

(1. 东北大学材料科学与工程学院, 辽宁沈阳 110819;

2. 东北大学数字钢铁全国重点实验室, 辽宁沈阳 110819)

**摘 要:** 间接热成形工艺在热冲压前需要对原料进行预成形, 轧制差厚板在变厚度轧制后加工硬化程度不同, 预成形前需要进行退火处理. 针对Al-Si镀层差厚板的预成形工艺进行了研究, 结果表明, 经过600~620 °C退火后, 延伸率提升至16.0%~26.2%. 镀层总体厚度变化不大, 镀层结构由从外到内的Al基、合金扩散层、Fe<sub>2</sub>Al<sub>3</sub>+FeAl<sub>3</sub>的三层结构演变为 $\tau_5$ -Fe<sub>2</sub>SiAl<sub>7</sub>、含 $\tau_1$ -Fe<sub>3</sub>Al<sub>2</sub>Si<sub>3</sub>的薄带状组织、 $\eta$ -Fe<sub>2</sub>Al<sub>5</sub>和基体之间一层1~2  $\mu$ m的合金化合物组成的4层结构. 随着退火温度升高, 含 $\tau_1$ -Fe<sub>3</sub>Al<sub>2</sub>Si<sub>3</sub>的带状区域由 $\tau_1$ -Fe<sub>3</sub>Al<sub>2</sub>Si<sub>3</sub>+ $\tau_2$ -FeAl<sub>3</sub>Si+ $\theta$ -FeAl<sub>3</sub>转变为 $\tau_1$ -Fe<sub>3</sub>Al<sub>2</sub>Si<sub>3</sub>+ $\tau_2$ -FeAl<sub>3</sub>Si+ $\eta$ -Fe<sub>2</sub>Al<sub>5</sub>; 随着时间增加, 该区域由 $\tau_1$ -Fe<sub>3</sub>Al<sub>2</sub>Si<sub>3</sub>+ $\tau_2$ -FeAl<sub>3</sub>Si+ $\theta$ -FeAl<sub>3</sub>转变为 $\tau_1$ -Fe<sub>3</sub>Al<sub>2</sub>Si<sub>3</sub>+ $\theta$ -FeAl<sub>3</sub>+ $\eta$ -Fe<sub>2</sub>Al<sub>5</sub>. 10%, 30%压下率的镀层分层结构相同, 从外到内分别为 $\tau_5$ -Fe<sub>2</sub>SiAl<sub>7</sub>,  $\tau_1$ -Fe<sub>3</sub>Al<sub>2</sub>Si<sub>3</sub>+ $\tau_2$ -FeAl<sub>3</sub>Si+ $\theta$ -FeAl<sub>3</sub>,  $\eta$ -Fe<sub>2</sub>Al<sub>5</sub>; 而50%压下率时则为 $\tau_5$ -Fe<sub>2</sub>SiAl<sub>7</sub>,  $\tau_1$ -Fe<sub>3</sub>Al<sub>2</sub>Si<sub>3</sub>+ $\tau_2$ -FeAl<sub>3</sub>Si+ $\eta$ -Fe<sub>2</sub>Al<sub>5</sub>,  $\eta$ -Fe<sub>2</sub>Al<sub>5</sub>.

**关键词:** 轧制差厚板; 预成形; Al-Si镀层; 退火; 力学性能

中图分类号: TF 046

文献标志码: A

文章编号: 1005-3026(2025)09-0065-08

## Effect of Pre-forming Process of Tailor Rolled Blank on Al-Si Coating

HU Xian-lei<sup>1,2</sup>, HAN Peng<sup>1,2</sup>, XIE Qin-cheng<sup>1,2</sup>, ZHI Ying<sup>1,2</sup>

(1. School of Materials Science and Engineering, Northeastern University, Shenyang 110819, China; 2. State Key Laboratory of Digital Steel, Northeastern University, Shenyang 110819, China. Corresponding author: HAN Peng, E-mail: 1772824464@qq.com)

**Abstract:** Indirect hot forming process needs to preform raw materials before hot stamping. Tailor rolled blanks (TRBs) have different work hardening degrees after variable thickness rolling, so annealing treatment is needed before preforming. The preforming process of Al-Si coated TRB was studied. The results show that the elongation increases to 16.0%~26.2% after annealing at 600~620 °C. The total thickness of the coating has little change, and its structure changes from the three-layer structure consisting of Al base, alloy diffusion layer and Fe<sub>2</sub>Al<sub>3</sub>+FeAl<sub>3</sub> (from outer to inner) into a four-layer structure comprising  $\tau_5$ -Fe<sub>2</sub>SiAl<sub>7</sub>, thin band structure containing  $\tau_1$ -Fe<sub>3</sub>Al<sub>2</sub>Si<sub>3</sub>,  $\eta$ -Fe<sub>2</sub>Al<sub>5</sub>, and alloy compound with a layer of 1~2  $\mu$ m between  $\eta$ -Fe<sub>2</sub>Al<sub>5</sub> and substrate. With increasing annealing temperature, the ribbon region containing  $\tau_1$ -Fe<sub>3</sub>Al<sub>2</sub>Si<sub>3</sub> changes from  $\tau_1$ -Fe<sub>3</sub>Al<sub>2</sub>Si<sub>3</sub>+ $\tau_2$ -FeAl<sub>3</sub>Si+ $\theta$ -FeAl<sub>3</sub> to  $\tau_1$ -Fe<sub>3</sub>Al<sub>2</sub>Si<sub>3</sub>+ $\theta$ -FeAl<sub>3</sub>+ $\eta$ -Fe<sub>2</sub>Al<sub>5</sub>, and with increasing annealing time, the region changes from  $\tau_1$ -Fe<sub>3</sub>Al<sub>2</sub>Si<sub>3</sub>+ $\tau_2$ -FeAl<sub>3</sub>Si+ $\theta$ -FeAl<sub>3</sub> to  $\tau_1$ -Fe<sub>3</sub>Al<sub>2</sub>Si<sub>3</sub>+ $\theta$ -FeAl<sub>3</sub>+ $\eta$ -Fe<sub>2</sub>Al<sub>5</sub>. The layered structures of the coatings with 10% and 30% reduction ratios are the same,  $\tau_5$ -Fe<sub>2</sub>SiAl<sub>7</sub>,  $\tau_1$ -Fe<sub>3</sub>Al<sub>2</sub>Si<sub>3</sub>+ $\tau_2$ -FeAl<sub>3</sub>Si+ $\theta$ -FeAl<sub>3</sub> and  $\eta$ -Fe<sub>2</sub>Al<sub>5</sub> from outer to inner. When the reduction ratio is 50%, the layered structure consists of  $\tau_5$ -Fe<sub>2</sub>SiAl<sub>7</sub>,  $\tau_1$ -Fe<sub>3</sub>Al<sub>2</sub>Si<sub>3</sub>+ $\tau_2$ -FeAl<sub>3</sub>Si+ $\eta$ -Fe<sub>2</sub>Al<sub>5</sub> and  $\eta$ -Fe<sub>2</sub>Al<sub>5</sub> from outer to inner.

**Key words:** tailor rolled blank (TRB); pre-forming; Al-Si coating; annealing; mechanical property

收稿日期: 2024-03-04

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(52374381); 辽宁省自然科学基金资助项目(2020-MS-079).

作者简介: 胡贤磊(1974—),男,湖北大冶人,东北大学副教授,博士.

随着汽车行业对绿色环保、安全节能要求的不断提升,轻量化已成为汽车产业稳定发展的重要方向<sup>[1-2]</sup>.研究表明,汽车每减重 10%,可节省燃油 6%~8%,降低碳排放 4%<sup>[3]</sup>.热冲压超高强钢在制造成本、使用性能等方面优势明显,已成为实现汽车轻量化的重要途径<sup>[4-5]</sup>.在热成形工艺的奥氏体化阶段,板材表面容易氧化脱碳,金属镀层如 Al-Si 镀层和 Zn 基镀层<sup>[6-7]</sup>已被用于保护冲压硬化钢(PHS)部件免受各种类型的腐蚀. Arcelor Mittal 公司开发的 Al-Si 镀层是热成形工艺中应用最广泛的镀层,在高温环境下 Al-Si 镀层与 Fe 相互扩散,形成成分梯度的金属间化合物<sup>[8-10]</sup>.轧制差厚板(TRB)作为轻量化技术的重要手段,实现了薄、厚带材的柔性过渡连接,并分别在亚琛大学和东北大学得到开发和应用<sup>[11-12]</sup>.TRB 和热成形技术的结合更有利于发挥材料的承载潜能,实现汽车轻量化和结构稳定性<sup>[13-15]</sup>.

热成形工艺分为直接热成形和间接热成形两种<sup>[16]</sup>,间接热成形工艺适合制备复杂形状的热成形零件,其成形过程可分为两步:第一步是预成形,在常温下进行近终形冲压,板材变形量达到总变形量的 90%~95%,为确保成形性能,材料的延伸率一般需要在 16%以上;第二步是热成形,将预成形获得的零件奥氏体化后进行精成形和淬火.

学者对低合金钢 TRB 工艺和 Al-Si 镀层 22MnB5 直接热成形工艺进行了研究. Zhang 等<sup>[17]</sup>研究了罩式退火和连续退火对 HC340LA TRB 组织、力学性能和成形性能的影响,通过优化退火参数和压下率,得到力学性能均匀、成形性能良好的 TRB. Yun 等<sup>[18]</sup>研究了 650 °C 不同保温时间下 Al-Si 热冲压成形钢镀层的开裂现象,发现随着保温时间延长,镀层中  $\tau_1$ -Fe<sub>3</sub>Al<sub>2</sub>Si<sub>3</sub> 的质量分数增加,热冲压成形 (HPF) 处理后  $\tau_1$ -Fe<sub>3</sub>Al<sub>2</sub>Si<sub>3</sub> 通过 Fe 的扩散转化为韧性相 FeAl,  $\eta$ -Fe<sub>2</sub>Al<sub>3</sub> 相质量分数降低,镀层裂纹密度降低. 余伟等<sup>[19]</sup>对 DP590 双相钢和 22MnB5 热成形钢 TRB 薄板进

行了模拟连续退火试验,结果表明,根据厚区制定的 DP590 钢连续退火工艺对应的性能更好,对热成形钢 TRB 薄板则建议采用罩式退火. 徐文婷等<sup>[20]</sup>研究了 22MnB5 变厚度板退火后不同厚度位置的组织和力学性能,结果表明,快冷退火后 22MnB5 热成形钢不同厚度处的温度一致性和跟随性较好,力学性能在整个板料上表现出较好的一致性,组织为铁素体+层状珠光体;使用冷却速度较低的罩式退火或半连续退火工艺可以获得球状珠光体. Kim 等<sup>[21]</sup>制备了 Al-5.5%Mg 合金的 TRB 板材,并在 350~450 °C 对不同压下率的 Al-5.5%Mg 合金板材进行 60 min 退火处理,结果表明,在 400 °C 退火 60 min 后,整个冷轧速率范围 (0~45%) 内表现出较高的应变硬化性和较低的塑性各向异性,相同条件下退火的 TRB 板材具有良好的成形性.

预成形是间接热成形的一个重要步骤. 只要预成形能顺利进行,后续因退火带来的 Al-Si 镀层 TRB 板性能差异在奥氏体化阶段基本可以消除. 在预成形阶段,镀层的变化不应影响后续热成形零件的耐腐蚀性,以免损伤模具. 因此,研究 Al-Si 镀层差厚板在预变形中的变化是非常有必要的. 目前尚未有关于 Al-Si 镀层 TRB 板预成形工艺的相关报道. 本文结合间接热成形的预成形要求,研究差厚板变厚度轧制及满足预成形要求的退火工艺对 Al-Si 镀层的影响,为实现 Al-Si 镀层 TRB 板的冷成形工业应用提供指导.

## 1 材料、工艺路径及实验方法

### 1.1 材料及工艺路径

选用某厂厚度为 1.8 mm 的 Al-Si 镀层 22MnB5 冷轧退火钢带,其化学成分如表 1 所示,镀层厚度为 25~33  $\mu\text{m}$ ,基体组织为铁素体和珠光体. 基于该组织特征,选择退火温度区间为 570~620 °C,具体工艺路径如图 1 所示.

表 1 22MnB5 钢化学成分(质量分数)  
Table 1 Chemical composition of 22MnB5 steel(mass fraction)

| C     | Si    | Mn    | P     | S     | Ti    | Cr    | V     | B     | Fe |
|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|----|
| 0.214 | 0.226 | 1.142 | 0.011 | 0.002 | 0.039 | 0.173 | 0.003 | 0.003 | 余量 |

### 1.2 实验方法

TRB 的力学性能取决于各个等厚度区(主体为不同等厚区,通过短过渡区连接),可通过离散化将原料轧制成不同厚度的等厚板以代替差厚

板的不同厚度区<sup>[18]</sup>,采用直拉式四辊冷轧机将原料板分别轧制成 1.62, 1.26, 0.9 mm,然后在 OTF-1200X 型管式炉中进行退火,并在炉内通入 N<sub>2</sub> 以防止氧化.

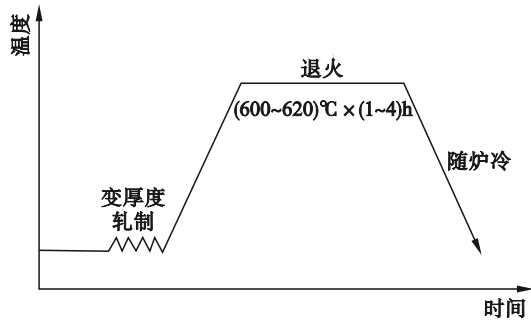


图 1 实验工艺路径

Fig. 1 Experimental process path

沿轧制方向截取 10 mm×8 mm 的金相试样, 利用超声波清洗仪去除表面油污, 经镶嵌、机械研磨抛光处理后, 用酒精冲洗干净, 并立即使用吹风机吹干备用. 采用金相显微镜对镀层形貌和基体组织进行观察, 并通过 Image J 软件测量镀层的平均厚度, 在每个试样上分别取 6 个不同位置进行测量, 并计算其平均值.

利用 JEOLJXA-8503F 型场发射电子探针的 EDS 对试样进行能谱分析、元素线扫描和面扫描分析, 研究退火过程中镀层元素的变化规律及物相组成. 利用 X 射线衍射仪 (XRD) 进一步检测 Al-Si 镀层的物相组成.

拉伸试验采用 Instron 5982 型 100 kN 静态拉伸机, 拉伸速率为 2 mm/min. 根据 ASTM-E8 标准制备拉伸试样, 试样尺寸如图 2 所示, 在相同制备工艺下取 3 个平行试样, 并测量其平均值.

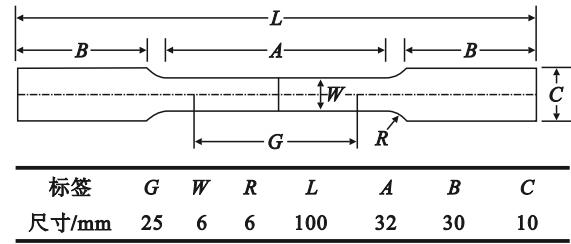


图 2 拉伸试样尺寸

Fig. 2 Dimensions of tensile specimens

## 2 实验结果与讨论

### 2.1 变厚度轧制后 Al-Si 镀层显微形貌及拉伸性能

经过不同压下率轧制后的 Al-Si 镀层横截面形貌如图 3 所示. Al-Si 镀层主要分为 3 层: Al 基、合金扩散层、合金扩散层和钢基体之间存在一层约 1 μm 的合金化合物 (由 Fe<sub>2</sub>Al<sub>3</sub> 和 FeAl<sub>3</sub> 组成<sup>[22]</sup>). 合金扩散层主要由 τ<sub>5</sub>-Fe<sub>2</sub>SiAl<sub>7</sub> 组成. Al-Si 镀层随轧制压下率增大而明显减薄, 由 30.2 μm 减薄至 13.6 μm, 镀层的 3 层结构维持不变, 其中外层的 Al 基硬度小、延展性好, 在不同压下率下连续性良好, 厚度由 25 μm 减薄至 8.8 μm. 硬度较高的合金扩散层厚度基本保持在 5 μm 左右, 但随压下率增加, 扩散层逐渐破碎. 当压下率为 10% 时, 合金扩散层出现裂纹, 少数位置呈撕裂状; 当压下率为 30% 时, 合金扩散层的连续性遭到破坏; 当压下率为 50% 时, 合金扩散层破碎严重, 裂纹宽度增加, 使得外层 Al 填充至裂纹处并与基体直接接触.

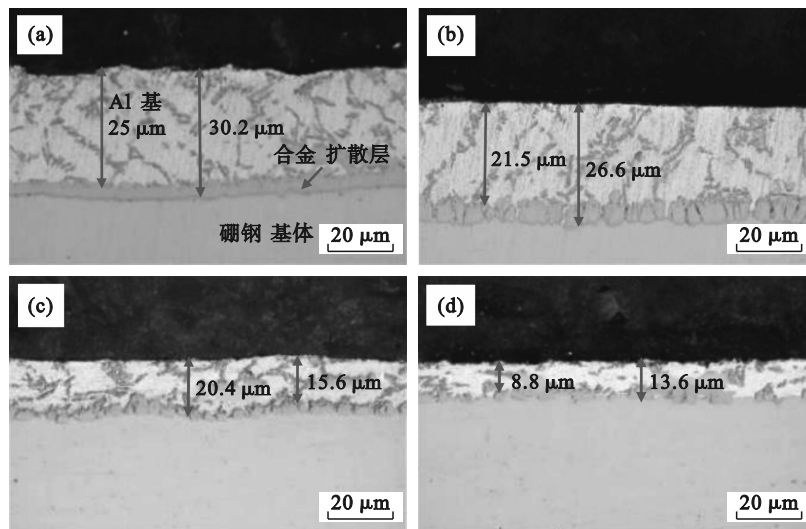


图 3 不同压下率 Al-Si 镀层形貌

Fig. 3 Morphology of Al-Si coating with different reduction ratios

(a)—0%; (b)—10%; (c)—30%; (d)—50%.

图 4 为不同压下率下 Al-Si 镀层 22MnB5 钢的力学性能. 随压下率增大, 热成形钢在冷轧变

形过程中由于位错累积而发生加工硬化, Al-Si 镀层热成形钢的抗拉强度和屈服强度均显著增

加,抗拉强度由 550 MPa 增至 856 MPa;屈服强度由 372 MPa 增至 756 MPa. 对应的伸长率显著降低,由 21.3% 降至 2.9%.

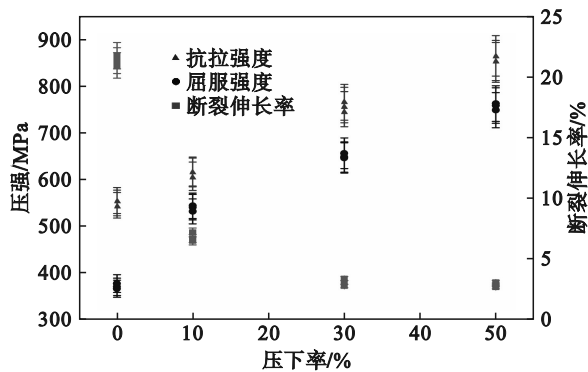


图 4 不同压下率拉伸性能

Fig. 4 Tensile properties with different reduction ratios

## 2.2 退火温度的影响

取 30% 压下率的试样,在不同退火温度下保温 2 h, Al-Si 镀层扫描电子显微镜 (SEM) 图像及对应的元素线扫描、面扫描图如图 5 所示, EDS 能谱分析结果见表 2. 经过 600 °C 和 620 °C 退火处理后, 镀层总体厚度变化不大, 但已完全合金化, 层间界限分明, 且完整性和连续性较好. 由于扩散

作用, 其镀层结构 (不含基体) 大致分为 4 层. 各层的合金化产物如表 2 所示 (表中只显示上 3 层, 最下层产物不易分辨). 最上层组织的厚度为 10~12  $\mu\text{m}$ , 原始合金扩散层厚度明显增加, 由冷轧态的 5  $\mu\text{m}$  增加到 12  $\mu\text{m}$  左右, 其组织由  $\tau_5\text{-Fe}_2\text{SiAl}_7$  演变为  $\eta\text{-Fe}_2\text{Al}_3$  相, 该层与基体之间有一层 1~2  $\mu\text{m}$  的合金组织. 基于 Al-Fe-Si 相图<sup>[23-24]</sup> 和 EDS 能谱结果, 低于铝硅镀层熔点 577 °C 时, 镀层表面只存在  $\tau_5\text{-Fe}_2\text{SiAl}_7$  和  $\tau_6\text{-FeAl}_{4.5}\text{Si}$  相. 温度升高至 600 °C 时,  $\tau_5\text{-Fe}_2\text{SiAl}_7$ 、 $\tau_6\text{-FeAl}_{4.5}\text{Si}$  和 Si 棒的各种形态迅速消失,  $\tau_5\text{-Fe}_2\text{SiAl}_7$  与 Al 发生反应生成  $\theta\text{-FeAl}_3$ , 随着扩散到镀层的 Fe 原子增多,  $\eta\text{-Fe}_2\text{Al}_3$  进一步生长. 由于 Si 在  $\eta\text{-Fe}_2\text{Al}_3$  中的溶解度较低, 在  $\eta\text{-Fe}_2\text{Al}_3$  晶界处聚集的 Si 与之反应形成  $\tau_1\text{-Fe}_3\text{Al}_2\text{Si}_3$  相和一层沉淀物  $\tau_2\text{-FeAl}_3\text{Si}$ , 其余的 Si 原子扩散到镀层表面形成  $\tau_5\text{-Fe}_2\text{SiAl}_7$ . 当温度升高至 620 °C 时, 镀层上部出现少量垂直于基体的裂纹, 这主要是由于镀层上部生成了脆性相  $\eta\text{-Fe}_2\text{Al}_3$ 、 $\tau_6\text{-FeAl}_{4.5}\text{Si}$  与 Al 反应生成  $\tau_5\text{-Fe}_2\text{SiAl}_7$ , 扩散层内  $\eta\text{-Fe}_2\text{Al}_3$  逐渐长大, 并与晶界处更多的 Si 反应,  $\tau_1\text{-Fe}_3\text{Al}_2\text{Si}_3$  也逐渐向镀层上部迁移, 扩散层上部呈带状分布, 由  $\tau_1\text{-Fe}_3\text{Al}_2\text{Si}_3 + \tau_2\text{-FeAl}_3\text{Si} + \eta\text{-Fe}_2\text{Al}_3$  组成.

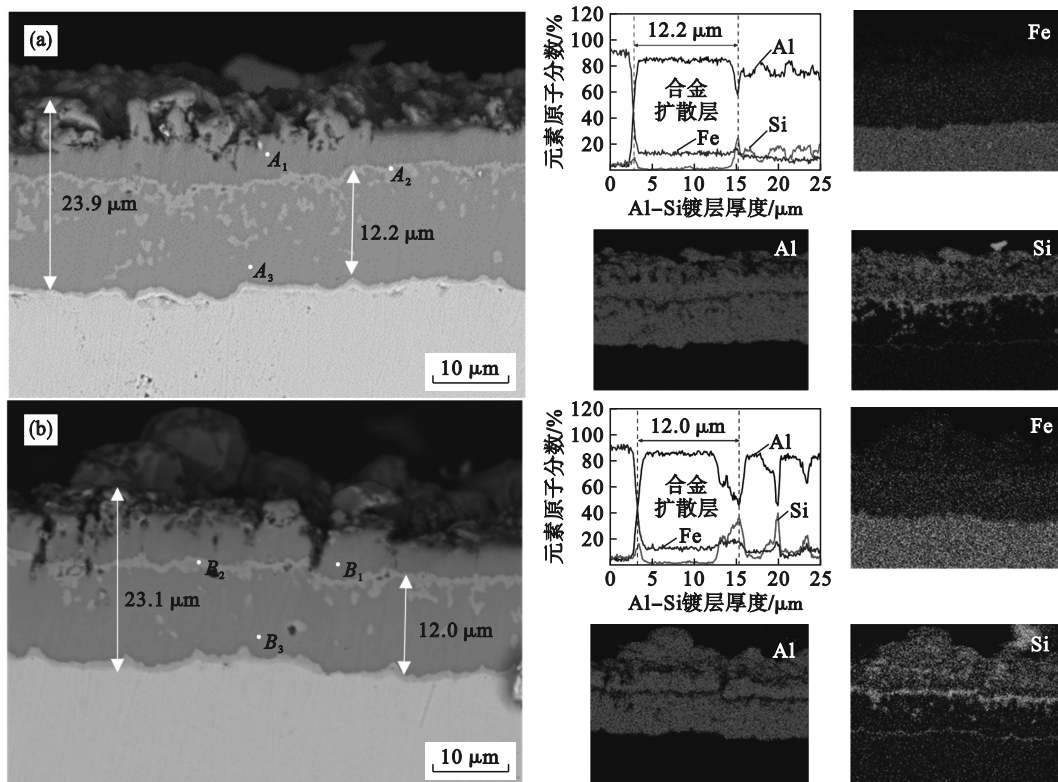


图 5 Al-Si 镀层 SEM、元素线扫描、面扫描图

Fig. 5 SEM, element line scan and surface scan of Al-Si coating

(a)—600 °C; (b)—620 °C.

表 2 退火态 Al-Si 镀层中元素成分及物相(原子分数)  
Table 2 Element content and phases of annealed Al-Si coating (atomic fraction) %

| 检测点            | Al    | Si    | Fe    | 物相  |
|----------------|-------|-------|-------|---|
| A <sub>1</sub> | 66.80 | 10.50 | 22.71 | $\tau_5$ -Fe <sub>2</sub> SiAl <sub>7</sub>   |
| A <sub>2</sub> | 48.80 | 18.26 | 32.94 | $\tau_1$ -Fe <sub>3</sub> Al <sub>2</sub> Si <sub>3</sub> + $\tau_2$ -FeAl <sub>3</sub> Si+ $\theta$ -FeAl <sub>3</sub>             |
| A <sub>3</sub> | 71.57 | 0.75  | 27.69 | $\eta$ -Fe <sub>2</sub> Al <sub>5</sub>   |
| B <sub>1</sub> | 62.94 | 8.02  | 29.04 | $\tau_5$ -Fe <sub>2</sub> SiAl <sub>7</sub>   |
| B <sub>2</sub> | 50.55 | 21.83 | 27.62 | $\tau_1$ -Fe <sub>3</sub> Al <sub>2</sub> Si <sub>3</sub> + $\tau_2$ -FeAl <sub>3</sub> Si+ $\eta$ -Fe <sub>2</sub> Al <sub>5</sub> |
| B <sub>3</sub> | 68.81 | 1.82  | 29.37 | $\eta$ -Fe <sub>2</sub> Al <sub>5</sub>   |

### 2.3 退火时间的影响

取 30% 压下率的试样,在 600 °C 下保温不同时间,对应的 Al-Si 镀层 SEM 图像及元素线扫描、面扫描结果如图 6 所示,EDS 能谱分析结果如表 3 所示.结合图 5 可知,经过不同退火时间后,镀层已完全合金化,厚度约为 22 μm,与退火前相比变化不大,镀层保持连续无裂纹.保温 1 h 时,

镀层由外到内分别为  $\tau_5$ -Fe<sub>2</sub>SiAl<sub>7</sub>,  $\tau_1$ -Fe<sub>3</sub>Al<sub>2</sub>Si<sub>3</sub>+ $\tau_2$ -FeAl<sub>3</sub>Si+ $\theta$ -FeAl<sub>3</sub>,  $\theta$ -FeAl<sub>3</sub>,  $\eta$ -Fe<sub>2</sub>Al<sub>5</sub>;保温至 2 h 时,扩散层上部带状物相组成没有发生改变,依旧由  $\tau_1$ -Fe<sub>3</sub>Al<sub>2</sub>Si<sub>3</sub>+ $\tau_2$ -FeAl<sub>3</sub>Si+ $\theta$ -FeAl<sub>3</sub> 组成.随着保温时间增加至 4 h,带状区域增加, $\eta$ -Fe<sub>2</sub>Al<sub>5</sub> 相继续生长,最终由  $\tau_1$ -Fe<sub>3</sub>Al<sub>2</sub>Si<sub>3</sub>+ $\theta$ -FeAl<sub>3</sub>+ $\eta$ -Fe<sub>2</sub>Al<sub>5</sub> 组成.

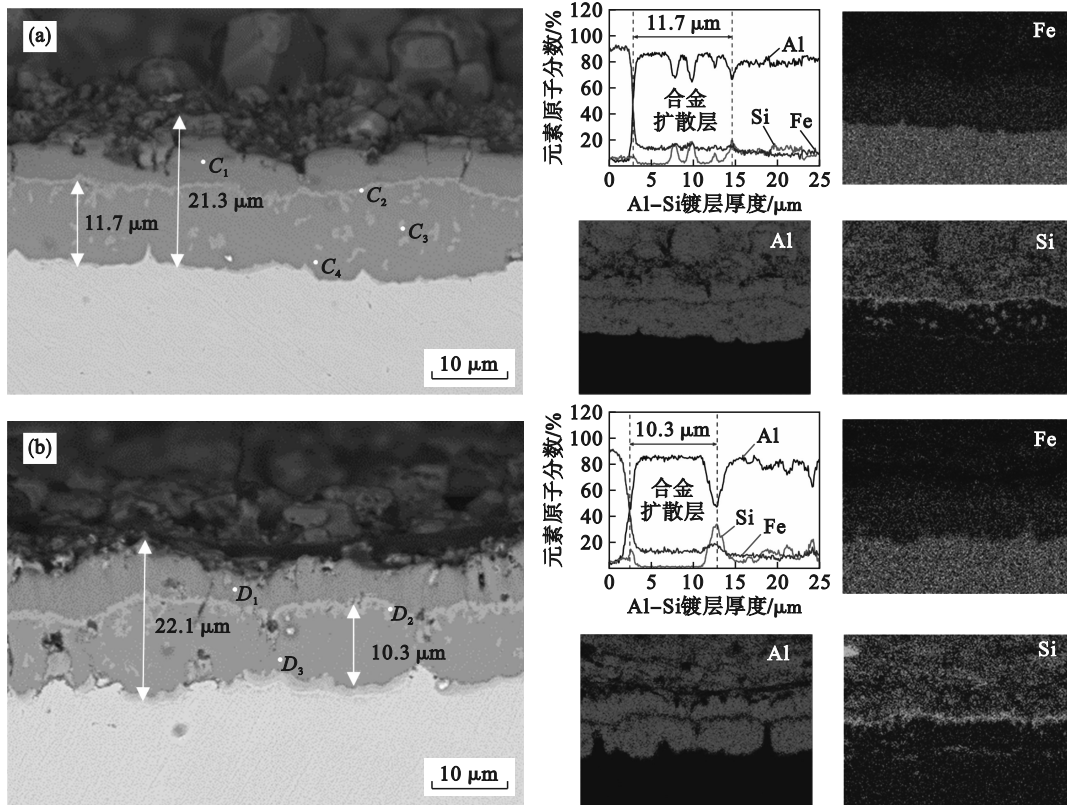


图 6 Al-Si 镀层 SEM、元素线扫描、面扫描图

Fig. 6 SEM, element line scan and surface scan of Al-Si coating

(a)—1 h; (b)—4 h.

镀层中元素的分布特点是:Fe 元素在镀层中主要呈 5 层分布,其浓度近似平行分布;Fe 元素向镀层扩散,在靠近基体下侧含量较高;Fe 元素从基体向镀层扩散逐渐增加, $\tau_1$ -Fe<sub>3</sub>Al<sub>2</sub>Si<sub>3</sub> 呈带状增加.Al 元素在镀层中主要呈两层分布,分别为镀层上方和扩散层中;镀层中的 Al 元素在靠近

Al 基上表面和扩散层中浓度较高.Si 元素在扩散层中间呈岛状分布,扩散层中也含有少量 Si 元素,有极少量 Si 扩散到基体中.当退火时间为 1 h 时,由于  $\eta$ -Fe<sub>2</sub>Al<sub>5</sub> 相的增长, $\tau_5$ -Fe<sub>2</sub>SiAl<sub>7</sub> 与基体钢之间的 Si 浓度降低,这是因为  $\eta$ -Fe<sub>2</sub>Al<sub>5</sub> 的 Si 溶解度在 5% 或更低.随着退火时间的增加,低 Si 浓度

区域由于  $\eta\text{-Fe}_2\text{Al}_5$  的形成而增大,在此过程中,由较高的带状区域. 于  $\tau_1\text{-Fe}_3\text{Al}_2\text{Si}_3$  增加,并向上迁移,形成了 Si 浓度

表 3 退火态 Al-Si 镀层中元素成分及物相(原子分数)

| 检测点   | Al    | Si    | Fe    | 物相  | % |
|-------|-------|-------|-------|---|---|
| $C_1$ | 68.29 | 9.30  | 22.41 | $\tau_5\text{-Fe}_2\text{SiAl}_7$   |   |
| $C_2$ | 61.62 | 18.56 | 19.82 | $\tau_1\text{-Fe}_3\text{Al}_2\text{Si}_3+\tau_2\text{-FeAl}_3\text{Si}+\theta\text{-FeAl}_3$ |   |
| $C_3$ | 72.40 | 0.77  | 26.83 | $\theta\text{-FeAl}_3$  |   |
| $C_4$ | 68.85 | 1.71  | 29.44 | $\eta\text{-Fe}_2\text{Al}_5$   |   |
| $D_1$ | 71.97 | 5.49  | 22.54 | $\eta\text{-Fe}_2\text{Al}_5$   |   |
| $D_2$ | 41.54 | 24.09 | 34.36 | $\tau_1\text{-Fe}_3\text{Al}_2\text{Si}_3+\theta\text{-FeAl}_3+\eta\text{-Fe}_2\text{Al}_5$   |   |
| $D_3$ | 69.46 | 1.49  | 29.05 | $\eta\text{-Fe}_2\text{Al}_5$   |   |

## 2.4 压下率的影响

取 10%, 50% 压下率的试样,在 600 °C 保温 2 h 后,对应的 Al-Si 镀层 SEM 图像及元素线扫描、面扫描结果如图 7 所示,EDS 能谱分析结果见表 4,10% 压下率下的 XRD 结果如图 8 所示.结合

30% 压下率时的镀层变化可知,随着压下率增大,Al-Si 镀层总厚度逐渐减小,由 29.2  $\mu\text{m}$  减薄至 13.8  $\mu\text{m}$ ;扩散层厚度由 14.2  $\mu\text{m}$  减薄至 8.9  $\mu\text{m}$ ,但相对于退火前厚度均增加.

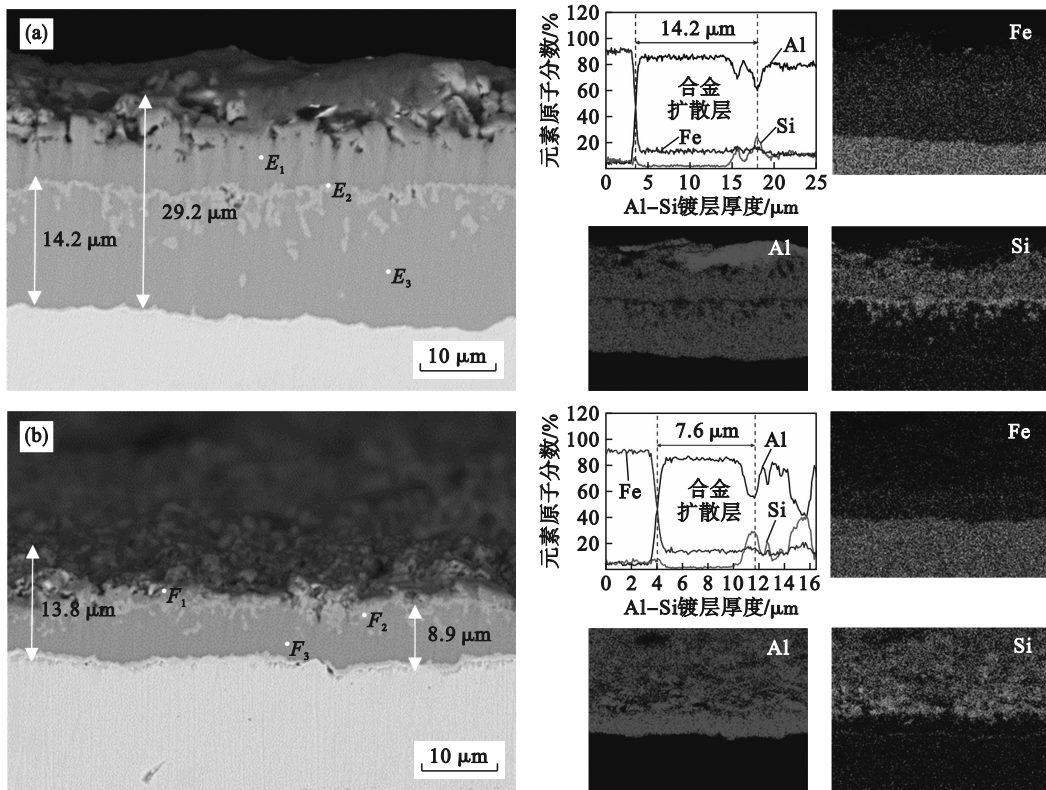


图 7 Al-Si 镀层 SEM、元素线扫描、面扫描图

Fig.7 SEM, element line scan and surface scan of Al-Si coating

(a)—10%; (b)—50%.

镀层分层情况没有发生变化,  $\tau_5\text{-Fe}_2\text{SiAl}_7$  与  $\eta\text{-Fe}_2\text{Al}_5$  间由含  $\tau_1\text{-Fe}_3\text{Al}_2\text{Si}_3$  的薄带状组织分开,压下率不同时,带状组织物相组成有所差异.10% 压下率时,镀层由外到内分别为  $\tau_5\text{-Fe}_2\text{SiAl}_7$ ,  $\tau_1\text{-Fe}_3\text{Al}_2\text{Si}_3+\tau_2\text{-FeAl}_3\text{Si}+\theta\text{-FeAl}_3$  和  $\eta\text{-Fe}_2\text{Al}_5$ ;压下率增加至 30% 时,合金扩散层破碎,Al 原子向镀层

扩散增加,此时  $\tau_5\text{-Fe}_2\text{SiAl}_7$  与 Al 反应生成更多的  $\theta\text{-FeAl}_3$  相,带状组织由  $\tau_1\text{-Fe}_3\text{Al}_2\text{Si}_3+\tau_2\text{-FeAl}_3\text{Si}+\theta\text{-FeAl}_3$  组成;压下率继续增加至 50% 时,带状组织由  $\tau_1\text{-Fe}_3\text{Al}_2\text{Si}_3+\tau_2\text{-FeAl}_3\text{Si}+\eta\text{-Fe}_2\text{Al}_5$  组成.随压下率增大,合金扩散层上部带状区域逐渐增加,这是因为压下率越大,基体与 Al 基接触的面积增

大, Fe 原子向镀层扩散增加, 促进了  $\eta$ -Fe<sub>2</sub>Al<sub>5</sub> 相 的增长.

表 4 退火态 Al-Si 镀层中元素成分及物相(原子分数)  
Table 4 Element content and phases of annealed Al-Si coating(atomic fraction) %

| 检测点            | Al    | Si    | Fe    | 物相  |
|----------------|-------|-------|-------|---|
| E <sub>1</sub> | 69.60 | 9.79  | 20.61 | $\tau_5$ -Fe <sub>2</sub> SiAl <sub>7</sub>   |
| E <sub>2</sub> | 55.48 | 13.17 | 31.35 | $\tau_1$ -Fe <sub>3</sub> Al <sub>2</sub> Si <sub>3</sub> + $\tau_2$ -FeAl <sub>3</sub> Si+ $\theta$ -FeAl <sub>3</sub>             |
| E <sub>3</sub> | 70.73 | 1.36  | 27.91 | $\eta$ -Fe <sub>2</sub> Al <sub>5</sub>   |
| F <sub>1</sub> | 65.35 | 10.28 | 24.37 | $\tau_5$ -Fe <sub>2</sub> SiAl <sub>7</sub>   |
| F <sub>2</sub> | 56.41 | 21.46 | 22.13 | $\tau_1$ -Fe <sub>3</sub> Al <sub>2</sub> Si <sub>3</sub> + $\tau_2$ -FeAl <sub>3</sub> Si+ $\eta$ -Fe <sub>2</sub> Al <sub>5</sub> |
| F <sub>3</sub> | 69.69 | 1.09  | 29.22 | $\eta$ -Fe <sub>2</sub> Al <sub>5</sub>   |

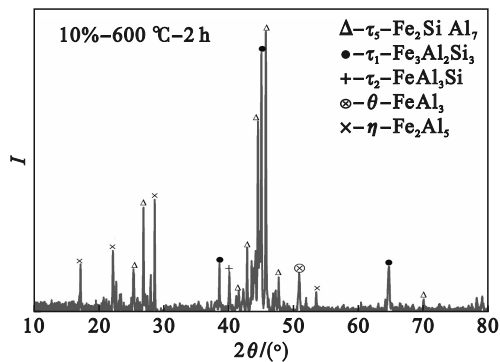


图 8 XRD 结果  
Fig. 8 XRD results

### 2.5 退火态力学性能变化

表 5 为不同退火工艺下 Al-Si 镀层 22MnB5 钢的拉伸性能. 对比表 5 和图 4 可知, 经过退火处理后, 力学性能发生了显著变化: 屈服强度和抗拉强度相对于退火前均呈现下降趋势, 其中 50% 压下率时下降最显著, 说明其发生了较为充分的铁素体再结晶. 只要退火时间  $\geq 2$  h, 其对应的屈服强度都能控制在 512 MPa 以下, 抗拉强度  $\leq 601$  MPa, 且延伸率  $\geq 16\%$ , 完全满足预成形标准要求.

表 5 不同退火工艺的拉伸性能  
Table 5 Tensile properties of different annealing processes

| 工艺参数           | 抗拉强度<br>MPa | 屈服强度<br>MPa | 延伸率<br>% |
|----------------|-------------|-------------|----------|
| 10%-600 °C-2 h | 590         | 512         | 22.1     |
| 30%-600 °C-1 h | 615         | 528         | 15.3     |
| 30%-600 °C-2 h | 601         | 505         | 16.4     |
| 30%-620 °C-2 h | 587         | 490         | 17.8     |
| 30%-600 °C-4 h | 568         | 446         | 18.2     |
| 50%-600 °C-2 h | 474         | 348         | 26.2     |

## 3 结 论

1) 变厚度轧制后, Al-Si 镀层厚度随压下率增大近似线性减小. 镀层分为 3 层, 整体完整连

续, 厚度均匀, 层间界限分明, 合金扩散层硬度高, 其厚度维持在 5  $\mu\text{m}$  左右. 抗拉强度和屈服强度显著增加, 延伸率急剧降低.

2) 在 600 和 620 °C 退火时, Al-Si 镀层 TRB 热成形钢的力学性能得到较大改善, 屈服强度和抗拉强度均减小, 延伸率显著增加. 只要退火时间  $\geq 2$  h, 延伸率和强度指标均满足预成形标准要求.

3) 经 600 °C 保温 2 h 退火处理后, 镀层完全合金化, 厚度与退火前相比变化不大, 镀层结构大致分为平行的 4 层, 由外到内分别为  $\tau_5$ -Fe<sub>2</sub>SiAl<sub>7</sub>,  $\tau_1$ -Fe<sub>3</sub>Al<sub>2</sub>Si<sub>3</sub>+ $\tau_2$ -FeAl<sub>3</sub>Si+ $\theta$ -FeAl<sub>3</sub>,  $\eta$ -Fe<sub>2</sub>Al<sub>5</sub>,  $\eta$ -Fe<sub>2</sub>Al<sub>5</sub> 与基体之间一层 1~2  $\mu\text{m}$  的带状组织.  $\eta$ -Fe<sub>2</sub>Al<sub>5</sub> 与晶界处聚集的 Si 反应形成  $\tau_1$ -Fe<sub>3</sub>Al<sub>2</sub>Si<sub>3</sub> 和一层沉淀物  $\tau_2$ -FeAl<sub>3</sub>Si, 并在扩散层上部呈带状分布, 其余的 Si 原子则扩散在镀层表面形成  $\tau_5$ -Fe<sub>2</sub>SiAl<sub>7</sub>. 30% 压下率时, 从外到内分别为  $\tau_5$ -Fe<sub>2</sub>SiAl<sub>7</sub>,  $\tau_1$ -Fe<sub>3</sub>Al<sub>2</sub>Si<sub>3</sub>+ $\tau_2$ -FeAl<sub>3</sub>Si+ $\theta$ -FeAl<sub>3</sub>,  $\eta$ -Fe<sub>2</sub>Al<sub>5</sub>. 随着温度增加到 620 °C, 扩散层内  $\eta$ -Fe<sub>2</sub>Al<sub>5</sub> 逐渐长大并与 Si 生成更多的  $\tau_1$ -Fe<sub>3</sub>Al<sub>2</sub>Si<sub>3</sub>, 且逐渐向镀层上部迁移, 扩散层上部带状区域由  $\tau_1$ -Fe<sub>3</sub>Al<sub>2</sub>Si<sub>3</sub>+ $\tau_2$ -FeAl<sub>3</sub>Si+ $\eta$ -Fe<sub>2</sub>Al<sub>5</sub> 组成.

4) 600 °C 下经过不同退火时间处理后, 镀层厚度基本保持在 22  $\mu\text{m}$ , 整体保持连续无裂纹. 1 h 时, 镀层从外到内分别为  $\tau_5$ -Fe<sub>2</sub>SiAl<sub>7</sub>,  $\tau_1$ -Fe<sub>3</sub>Al<sub>2</sub>Si<sub>3</sub>+ $\tau_2$ -FeAl<sub>3</sub>Si+ $\theta$ -FeAl<sub>3</sub>,  $\theta$ -FeAl<sub>3</sub>,  $\eta$ -Fe<sub>2</sub>Al<sub>5</sub>; 时间增加至 2 h 时, 扩散层上部带状组织没有发生改变, 依旧由  $\tau_1$ -Fe<sub>3</sub>Al<sub>2</sub>Si<sub>3</sub>+ $\tau_2$ -FeAl<sub>3</sub>Si+ $\theta$ -FeAl<sub>3</sub> 组成; 但随着保温时间继续增加至 4 h,  $\eta$ -Fe<sub>2</sub>Al<sub>5</sub> 相继续增长, 带状区域增大, 最后由  $\tau_1$ -Fe<sub>3</sub>Al<sub>2</sub>Si<sub>3</sub>+ $\theta$ -FeAl<sub>3</sub>+ $\eta$ -Fe<sub>2</sub>Al<sub>5</sub> 组成.

5) 随着压下率的增大, Al-Si 镀层总厚度由 29.2  $\mu\text{m}$  减至 13.8  $\mu\text{m}$ , 扩散层厚度由 14.2  $\mu\text{m}$  减至 8.9  $\mu\text{m}$ , 镀层分层情况没有发生变化. 在 10%, 30% 压下率下的物相分布相同, 从外到内分别为

$\tau_5$ -Fe<sub>2</sub>SiAl<sub>7</sub>,  $\tau_1$ -Fe<sub>3</sub>Al<sub>2</sub>Si<sub>3</sub>+ $\tau_2$ -FeAl<sub>3</sub>Si+ $\theta$ -FeAl<sub>3</sub>,  $\eta$ -Fe<sub>2</sub>Al<sub>5</sub>; 50% 压下率时由于扩散层与 Al 基体接触面积增加,合金扩散层上部带状区域逐渐增大, Fe 原子向镀层扩散增加,促进了  $\eta$ -Fe<sub>2</sub>Al<sub>5</sub> 相的增长,由外到内分别为  $\tau_5$ -Fe<sub>2</sub>SiAl<sub>7</sub>,  $\tau_1$ -Fe<sub>3</sub>Al<sub>2</sub>Si<sub>3</sub>+ $\tau_2$ -FeAl<sub>3</sub>Si+ $\eta$ -Fe<sub>2</sub>Al<sub>5</sub>,  $\eta$ -Fe<sub>2</sub>Al<sub>5</sub>.

#### 参考文献:

- [ 1 ] Karbasian H, Tekkaya A E. A review on hot stamping [J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2010, 210 (15):2103-2118.
- [ 2 ] Taub A, de Moor E, Luo A L, et al. Materials for automotive lightweighting [J]. *Annual Review of Materials Research*, 2019, 49:327-359.
- [ 3 ] Kiani M, Gandikota I, Rais-Rohani M, et al. Design of lightweight magnesium car body structure under crash and vibration constraints [J]. *Journal of Magnesium and Alloys*, 2014, 2(2):99-108.
- [ 4 ] Fan D W, de Cooman B C. State-of-the-knowledge on coating systems for hot stamped parts [J]. *Steel Research International*, 2012, 83(5):412-433.
- [ 5 ] Yooa J, Kimb S, Jo M C, et al. Effects of Al-Si coating structures on bendability and resistance to hydrogen embrittlement in 1.5 GPa-grade hot-press-forming steel [J]. *Acta Materialia*, 2022, 225:1-18.
- [ 6 ] Windmann M, Röttger A, Theisen W. Formation of intermetallic phases in Al-coated hot-stamped 22MnB5 sheets in terms of coating thickness and Si content [J]. *Surface and Coatings Technology*, 2014, 246:17-25.
- [ 7 ] Klassen C M, Smith R D L, Daun K J. Characterizing the Al-Si coating on 22MnB5 steel using Raman spectroscopy [J]. *Materials Characterization*, 2022, 189:1-8.
- [ 8 ] Guan M, Wang Y, Liu Y X, et al. Optimizing bendability of AlSi-coated 2GPa-grade press-hardened steel by double austenitization [J]. *Scripta Materialia*, 2023, 235:1-7.
- [ 9 ] Lin W H, Li F, Wu D S, et al. Effect of Al-Si coating on weld microstructure and properties of 22MnB5 steel joints for hot stamping [J]. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2018, 27(4):1825-1836.
- [ 10 ] Jo K R, Cho L, Sulistiyo D H, et al. Effects of Al-Si coating and Zn coating on the hydrogen uptake and embrittlement of ultra-high strength press-hardened steel [J]. *Surface and Coatings Technology*, 2019, 374:1108-1119.
- [ 11 ] Kopp R. Some current development trends in metal-forming technology [J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 1996, 60(1):1-9.
- [ 12 ] Abratis C, Hirt G, Kopp R. Air bending process for load optimised profiles [J]. *Steel Research International*, 2006, 77 (9/10):754-759.
- [ 13 ] Merklein M, Johannes M, Lechner M, et al. A review on tailored blanks: production, applications and evaluation [J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2014, 214(2):151-164.
- [ 14 ] Zhang H L, Sun G Y, Xiao Z, et al. Bending characteristics of top-hat structures through tailor rolled blank (TRB) process [J]. *Thin-Walled Structures*, 2018, 123:420-440.
- [ 15 ] Habibi M, Hashemi R, Fallah Tafti M, et al. Experimental investigation of mechanical properties, formability and forming limit diagrams for tailor-welded blanks produced by friction stir welding [J]. *Journal of Manufacturing Processes*, 2018, 31:310-323.
- [ 16 ] Seo H Y, Jin C K, Kang C G. Effect on blank holding force on blank deformation at direct and indirect hot deep drawings of boron steel sheets [J]. *Metals*, 2018, 8(8):574.
- [ 17 ] Zhang S J, Hu X L, Niu C L, et al. Annealing of HC340LA tailor rolled blanks-control of mechanical properties and formability [J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2020, 281:1-13.
- [ 18 ] Yun S M, Gwon H, Oh J, et al. Suppression of coating layer crack by diffusion heat treatment in Al-Si coated HPF steels [J]. *Metals and Materials International*, 2022, 28 (11):2668-2676.
- [ 19 ] 余伟,孙广杰,张飞.冷轧 TRB 薄板的连续退火工艺试验研究 [J]. *北京工业大学学报*, 2015, 41(2):293-298. (Yu Wei, Sun Guang-jie, Zhang Fei. Experimental study of continuous annealing process for cold rolled TRB sheet [J]. *Journal of Beijing University of Technology*, 2015, 41(2):293-298.)
- [ 20 ] 徐文婷,余伟,孙广杰.22MnB5 热成形钢变厚度轧制及退火工艺 [J]. *金属热处理*, 2015, 40(11):140-144. (Xu Wen-ting, Yu Wei, Sun Guang-jie. Variable gauge rolling and annealing process of 22MnB5 hot stamping steel [J]. *Heat Treatment of Metals*, 2015, 40(11):140-144.)
- [ 21 ] Kim H W, Lim C Y. Annealing of flexible-rolled Al-5.5% Mg alloy sheets for auto body application [J]. *Materials & Design*, 2010, 31:S71-S75.
- [ 22 ] Cui G B, Meng Y, Ju X H, et al. Microstructure characterization of Al-Si coatings on hot stamping steel under different heat treatment processes [J]. *ISIJ International*, 2023, 63(4):719-726.
- [ 23 ] Liu Z K, Chang Y A. Thermodynamic assessment of the Al-Fe-Si system [J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 1999, 30(4):1081-1095.
- [ 24 ] Raghavan V. Al-Fe-Si (aluminum-iron-silicon) [J]. *Journal of Phase Equilibria and Diffusion*, 2012, 33(4):322-326.