改善复杂形状的热成形先进高强钢汽车结构件成形性的工艺开发和机理分析

常颖^{①②}, 靳菲^②, 盈亮^②, 史栋勇^②, 李树娟^②, 赵坤民^{①②*}

① 大连理工大学工业装备结构分析国家重点实验室, 大连 116024;

② 大连理工大学汽车工程学院, 大连 116024

* E-mail: kmzhao@dlut.edu.cn

收稿日期: 2013-11-13; 接受日期: 2014-02-10; 网络出版日期: 2014-07-04

国家自然科学基金(批准号: 10932003)、国家重点基础研究发展计划(“973”计划)(批准号: 2010CB832700)、国家工信部 04 重大专项(批准号: 2011ZX04001-021)和中央高校基本科研业务费(“千人计划”启动 DUT12RC(3)100)、教育部留学回国人员科研启动基金联合资助项目

摘要 针对具有形状要求的先进高强钢(AHSS)汽车结构件热成形时经常发生破裂现象, 从其各处分布的不同应力方式对样件微观结构、厚度分布和力学性能影响作用存在差异的角度分析, 首次利用高速加热炉、急冷处理室和带有冷却水道模具的一体化实验设备, 通过在冲压前设计急冷处理新方法, 即由现有工艺的奥氏体化后直接冲压成形, 转变成先经急冷处理, 然后到 700°C 左右成形, 其目的是: 使得样件上以拉应力为主的加载区, 因具有较好硬化指数 n 值而获得较好成形性; 以压应力为主的某些抑制马氏体相变区域, 因提前的急冷处理而在微观奥氏体母相中增加马氏体新相形核的几率, 获得致密的组织结构, 以改善强韧性. 实验证明, 通过冲压前的急冷处理, 样件更为完整, 未出现开裂现象; 微观具有明显细化的马氏体排列形态; 宏观硬度分布均匀, 且都在 460 Hv 以上, 能够满足高强度、高韧性的性能要求. 从而, 验证了该急冷方法的科学有效, 并突破了国内现有热成形 AHSS 易开裂的瓶颈问题, 为建立我国自有知识产权、复杂形状的热成形 AHSS 结构件生产工艺路线提供了依据.

关键词

热成形

高强钢

马氏体相变

冲压温度

1 引言

热成形技术通过将高温板料快速冲压成形而制造出形状复杂的零部件, 在提高产品成形性能和力学性能的同时, 可以降低成形件的重量, 减少板厚 20% 以上, 为汽车轻量化做出卓越的贡献^[1-6]. 先进高强度钢板(AHSS)在热成形技术下应运而生, 经过

高温奥氏体化-淬火冷却后的板料发生非等温相变, 形成稳定的马氏体组织^[7-10], 期望其抗拉强度能够达到 1500 MPa 以上, 硬度达到 450 Hv 以上, 并具有较好韧性^[11-14], 符合汽车轻量化、高安全性结构件制备工艺的需求, 但目前其关键技术仍被德国本特勒和瑞典等国家进行保密封锁, 国内汽车制造商仍处于只能高价购买技术或部件的局面, 因此, 改变这个局

引用格式: 常颖, 靳菲, 盈亮, 等. 改善复杂形状的热成形先进高强钢汽车结构件成形性的工艺开发和机理分析. 中国科学: 技术科学, 2014, 44: 839-846
Chang Y, Jin F, Ying L, et al. Process development and mechanism analysis for improving the formability of complex hot forming AHSS parts (in Chinese). Sci Sin Tech, 2014, 44: 839-846, doi: 10.1360/092013-1158

面刻不容缓。

关于热成形高强钢的可成形性和力学特性的改善, 已成为国内各专家学者的研究热点^[15,16], 但绝大多数实验局限在 Gleeble 热模拟试验机进行平面试件的单向拉-压试验^[17~19], 很难了解复杂形状部件成形过程中各处受力约束行为的差异性, 但是这种差异性在结构件各处体现出对马氏体相变影响机制的不同, 使得部件各处表征出来的力学特性也不一样, 而且其是引起 AHSS 成形时出现破裂现象的主要原因之一。对于具有复杂形状的高强钢结构件, 在热成形过程中, 其不同部位的受力方式和加载结果更是不尽相同^[20,21]。因此, 急需开发一套具备自有知识产权的、堪比国外热成形生产线的小试线设备, 全面进行非 Gleeble 单向拉压试验所能制得的形状结构件成形性研究, 以期望满足轻量化汽车对国内自主开发 AHSS 结构件技术并批量化的迫切需求。

2 具有一定形状结构件应力分布特征的定性分析

为了阐述 Gleeble 制得二维板材样件所不具备的应力分布特征, 试验中以最简单的深冲盒为例, 分析热成形过程中由应力引起的一系列问题, 包含了板

材弹塑性大变形以及材料模具间接触、摩擦等。热冲压过程中板料任意边角的受力情况如图 1 所示, F_1, F_2, F_3, F_4 分别为板料内外两侧受到凹凸模挤压的横向和纵向应力, 且其分布越接近刃口处数值越大。在模具间隙的影响下, F_1, F_2 在轴向加载的同时产生力矩 M , 是造成冲压过程中板料弯曲变形的主要原因。

由图 1 可知, 板料上 A, B, C, D, E 各点在模具间隙、压边力、冲压力等因素的影响下所受拉-压复合应力的程度不同, 其中 B 点 3 向均为压应力作用, E 点在一般情况下均受拉应力作用, 造成板料冲压过程中内外表面加载方式的差异。由于圆角处应力分布复杂, 容易造成应力集中, 样件各处厚度分布不均, 加上圆角与直边处的变形速度差异, 拉伸破裂、材料堆积起皱等缺陷常在此处发生, 因此从应力分布与马氏体相变作用关系的角度来分析, 找出各处不同的加载方式对相变进程、微观组织形貌的影响机制, 既能完善马氏体形核理论, 又可以为优化 AHSS 热成形工艺参数提供理论依据。

3 传统工艺与存在的问题

传统热成形工艺流程通常为: 如图 2 所示, 经过裁剪的板料被运至加热炉内加热保温(升温速率大于

图 1 受力情况和各点处的应力状态

图 2 现有的直接热成形法工艺流程

10°C/s), 设定目标加热温度 900~950°C, 使原本为铁素体和珠光体的混合组织完全奥氏体化, 保温 3~5 min, 然后将板料转运至带有冷却水道的高速液压冲压模具上冲压成形, 冷却速度 40~70°C/s, 淬火。

由文献查新可知, 传统热成形工艺的建立是基于 Gleeble 热模拟试验机, 只适用于二维平板的 AHSS 制备, 而车用 AHSS 结构件必须满足一定的形状要求, 其各处的应力状态、微观形貌和力学性能特征与板材样件是不同的, 利用传统工艺, 常发生破裂现象。

因此, 本试验利用带有高速加热-水冷模具的一体化热成形试验设备, 基于现有工艺存在的问题, 以高强钢 22MnB5 为 AHSS 研究对象, 并根据传统工艺制备的样件进行测试, 由各处切割选取典型的试样, 用金相分析其微观组织结构和宏观力学特性。根据测试结果, 设计新工艺方法, 以改善复杂形状结构件的成形性问题。

4 传统工艺的结果与讨论

热成形时, 样件各处不仅存在不同的应力状态(拉应力、压应力或复合应力), 而且其应力大小也不相同, 使其出现力学性能差异的现象。以汽车热成形 B 柱为例, 如图 3(a)所示, 通过仿真得出应力在 B 柱上的分布特征, 可以清楚地看出其各处分别以拉-压应力为主的不同应力分布, 那么, 为了解释应力对微观组织结构的影响作用, 如图 3(b), 在其不同位置上截取 6 个典型样点, 并对其进行微观形貌的表征, 如图 4 所示。

图3 热成形 B 柱上不同位置截取 6 个典型样点

基于图 3 应力分布特征的仿真分析, 与图 4 的结果比较可知, 拉应力为主且应力较大的(4)和(6)点处微观形貌呈均匀、细化的板条状马氏体, 且(6)点处的马氏体更加细化, 其微观形貌特征分布与图 3(a)中(6)点的拉应力大于(4)点的结果对应一致; 拉应力仍为主, 但不如(4)和(6)点大的(2)和(5)点, 其微观不如前者细化, 尤其位于底部的(5)点, 因得不到充分的淬火降温作用, 马氏体相变不够充分, 且有向针状转化的趋势; 以压应力作用为主的(1)和(3)点, 马氏体较为粗大。对比不同应力状态下的马氏体转变情况也可以看出, 拉应力和压应力的同时存在, 使得部件各处的马氏体相变进程出现了明显差异, 从而形成了不同的微观结构, 这是造成现有工艺冲压时出现开裂现象和宏观力学特性分布不均匀、局部性能不达标的主要原因。

5 新工艺及其特点分析

5.1 建立新方法的依据

根据马氏体相变经典理论, 局部应力状态对马氏体相变特征和微观结构形态具有显著的影响作用, 其作用方式和大小直接影响着相变进程和最终的组织结构。徐祖耀等人已证实, 应力对合金的非扩散型马氏体相变有诱发或抑制作用, 而且国内外针对应力与马氏体相变的影响关系, 进行了大量实验和理论分析得出: 通常地, 拉应力具有促进马氏体相变的作用, M_s 点提高; 以压应力为主的加载区, 当变形量较大时, 将出现应力抑制相变发生的行为, M_s 点降

图4 热成形B柱上6个典型样点的微观形貌特征

低. 对于具有形状要求的结构件来说, 现有热成形工艺中忽视了成形时出现拉-压共存和应力大小不等的作用方式, 从而, 也就引起了样件各处马氏体相变 M_s 点各异, 相变后组织形态不同的局面. 因此, 如何建立新工艺方法, 改善其成形性、提高强韧性成为了热成形高强钢研究的关键.

1) 拉应力为主的区域

以拉应力为主的局部区域, 如图5所示, 样件的硬化指数 n 值与温度变化的曲线关系^[11].

传统热冲压工艺中, 通常将成形温度设定在 $800\sim 900^\circ\text{C}$, 由图5可看到, 此时以拉应力为主的区域, 样件的硬化指数在0.15左右, 如果在此温度下进行冲压成形, 其危险区域周围的补偿能力差, 易于开裂. 而板料在 $650\sim 750^\circ\text{C}$ 的硬化指数接近0.3, 也就是说, 当高温板料出炉后降至此温度时再冲压成形,

图5 22MnB5 高温硬化指数

利于获得应变均匀、性能稳定的高强钢样件. 因此, 在拉应力为主的区域, $650\sim 750^\circ\text{C}$ 作为成形温度范围, 利于改善 AHSS 的成形性.

2) 压应力为主的区域

Shi 等人^[22]已指出, 热成形时压应力过大, 将会抑制马氏体相变. 而传统工艺中加热保温奥氏体化后的直接冲压环节, 导致母相内很难发生新相核胚形成的趋势, 无法补偿压应力对马氏体相变的抑制作用. 基于非扩散型的相变特征, 如何通过改变工艺方法, 即冲压前诱发母相中新相核胚的形成, 补偿被抑制的新相形核数目, 以提高区域的强韧性成为关键.

5.2 新工艺方法的实施及分析

提高拉应力为主区域的成形性和增加马氏体相变抑制区的形核数目, 是建立新工艺方法的目的: 通过压缩空气的方法, 冲压前对样件进行冷却预处理, 并确定合适的冷却速率和成形温度, 如图6所示.

由图6, 传统热成形(曲线①), 其成形温度在 850°C 左右, 根据图5中其硬化指数 n 值得出, 其并不是最佳的成形温度值; 当 680°C 成形时(曲线②), 发现其微观结构中出现了贝氏体组织, 图6中的降温曲线②穿过了贝氏体稳定区; 当成形在 700°C 时(曲线③), 既有最佳的硬化指数 n 值, 又比 850°C 具有母

相中新相核胚的充分形成时间,也不会因急冷速率稍慢、温度 680°C 稍低而出现其他相,因此,其成形温度达到了参数设定的目的: 1) 满足拉应力区域在 $650\sim 750^{\circ}\text{C}$ 间具有的较好成形性; 2) 促进某些压应力为主的抑制马氏体相变区域通过冲压前冷却,获得更多的新相形核数目; 3) 微结构中未生成其他相. 为了达到 700°C 的成形温度值,试验中出炉的 AHSS 样件经不小于 30°C/s 的压缩空气法降温,急冷时间为 $5\sim 6\text{ s}$,然后再冲压、淬火.

试验中利用凹凸模具冲压成形简单形状深冲盒,图 7(a)和(b)分别为通过传统工艺与新方法制得的样件.

比较图 7(a)和(b)可知,样件的冲压深度达到目

标值 20 mm ,经过传统工艺制得的 7(a)出现了明显开裂现象,而开裂正是发生在以拉应力为主的区域,说明 850°C 左右,样件受到拉应力时,其成形性较差;图 7(b)的样件成形性良好,没有发生成形缺陷,因此,验证了 700°C 对于样件是更好的成形温度,将为今后深入讨论冲压温度的最优值提供了研发方向. 为了进一步分析,试验中对图 7 中两种冲压样件底面中心处进行微观形貌比较,如图 8 所示.

从图 8 可以发现,样件底面中心是以压应力为主的区域,传统工艺的样件 8(a)中微观组织由奥氏体完全转变为马氏体,但是由于冷却速度过快,造成马氏体生长粗大,分布不均匀. 而在加入急冷的优化工艺后,图 8(b)中微观下的马氏体转换细致均匀,较 8(a)

图 6 热成形传统现有工艺与新工艺方法对比

图 7 热冲压传统与优化工艺成形件对比

图 8 传统与优化工艺成形件微观金相对比

中明显细化。

基于微观表征得出的新方法有效性, 调整实际的热冲压工艺参数, 以汽车 B 柱为对象, 通过传统工艺与新方法分别进行热成形, 比较两种工艺制得部件之间的力学性能差异。如图 9 所示, 在与图 3 同样的 6 个位置上, 表征各自硬度分布特征。

由图 9 可知, 优化工艺后样件的硬度值虽然稍低于传统工艺, 但都在 460 Hv 以上, 其分布特征更趋于均匀一致; 而传统工艺得到的样件硬度分布出现了明显的波动, 力学性能的不均匀性是导致样件使用时出现开裂现象的原因。一般来说, 合金韧性提高后, 其强度和硬度通常有所降低, 图 7 和 8 中已得出新工艺制得的样件成形性和微观组织致密程度都有了明显改善, 图 9 也验证了虽然其硬度值有些降低, 但细致均匀的马氏体组织完全能保证均匀的高强度、高硬度力学性能并兼顾韧性。

利用新工艺方法, 本试验现已制得不同形状、规格的热冲压 AHSS 防撞梁、B 柱等样件, 如图 10 所示。

图 9 两种热成形工艺制得样件的硬度分布

图 10 新工艺方法制得的 AHSS 热成形结构件试样

6 结论

1) 现有工艺技术的热成形时, 具有一定形状的样件各处的不同应力状态, 对其厚度分布、马氏体相变发生进程和微观结构形貌特征的影响作用不同, 是导致样件成形时开裂的原因之一。

2) 首次提出建立新的工艺方法, 该工艺主要特点是在冲压前对样件急冷处理, 并对冷却速度予以严格的控制。与传统热成形工艺在 850°C 成形相比, 成形温度选择在 700°C。新工艺制得的样件, 其微观结构更致密, 并且成形性得到了明显改善。

3) 以热成形汽车 B 柱为例, 对两种工艺制得样件的硬度值测试比较得出, 新方法制得的硬度值分

布更均匀, 没有出现较大波动的现象, 并且都保持在 460 Hv 以上, 符合高强度样件的性能要求; 而传统工艺制得的硬度值波动较大, 力学特性分布明显表

现出不一致的现象. 因此, 本试验为建立我国具有自主知识产权的、复杂形状的 AHSS 结构件热成形工艺生产线及批量化提供了前期基础和试验依据.

参考文献

- 徐祖耀. 马氏体相变. 北京: 科学出版社, 1999. 690–710
- Karbasian H, Tekkaya A E, et al. A review on hot stamping. *J Mater Process Tech*, 2010, 210: 2103–2118
- Larsson J K. Avoidance of crack inducement when laser welding hot-formed car body components—a variable analysis. *Phys Procedia*, 2010: 115–124
- Bardelcik A, Christopher P, Winkler S, et al. Effect of cooling rate on the high strain rate properties of boron steel. *Int J Impact Eng*, 2010, 37: 694–702
- Nikraves M, Naderi M, Akbari G H, et al. Influence of hot plastic deformation and cooling rate on martensite and bainite start temperatures in 22MnB5 steel. *Mat Sci Eng-A Struct*, 2012, 540: 24–29
- Kim J T, Jeon Y P, Kim B M, et al. Die design for a center pillar part by process analysis of hot stamping and its experimental verification. *Int J Precis Eng Manuf*, 2012, 13: 1051–1057
- Hyunwoo S, Fasmann D, Hoffmann H, et al. An investigation of the blanking process of the quenchable boron alloyed steel 22MnB5 before and after hot stamping process. *J Mater Process Tech*, 2012, 212: 437–449
- Liu H, Lu X W, Jin X J, et al. Enhanced mechanical properties of a hot stamped advanced high-strength steel treated by quenching and partitioning process. *Scripta Mater*, 2011, 64: 749–752.
- Bao J, Liu H S, Xing Z W, et al. Flow behavior of ultra-high strength boron steel at elevated temperature. *Materials Science Forum*, 2011, 704-705: 191–195
- Xing Z W, Bao J, Yang Y Y. Numerical simulation of hot stamping of quenchable boron steel. *Mat Sci Eng-A Struct*, 2009, 499: 28–31
- 胡平, 马宁. 高强度钢板热成型技术及力学问题研究进展. *力学进展*, 2011, 41: 310–334
- Zhao K M, Lee J K. Finite element analysis of the three-point bending of sheet metals. *J Mat Process Tech*, 2002, 122: 6–11
- Chang Y, Meng Z H, Ying L, et al. Influence of hot press forming techniques on properties of vehicle high strength steels. *J Iron Steel Res Int*, 2011, 18: 59–63
- Olson G B, Cohen M. Mechanism for strain-induced nucleation of martensitic transformations. *J Less Common Metals*, 1972, 28: 107–118
- Xu S G, Zhao K M, Lanker T, et al. Springback prediction, compensation and correlation for automotive stamping. In: *Proceedings of NUMISHEET*, 2005. 350–345
- Naderi M, Akbari S A, Bleck W. The effects of non-isothermal deformation on martensitic transformation in 22MnB5 steel. *Mat Sci Eng-A Struct*, 2008, 487: 445–455
- Porter D A. 李长海, 等译. 金属和合金中的相变, 北京冶金工业出版社, 1988. 388–422
- 常颖, 李焱, 盈亮, 等. 热冲压钢板氧化行为对传热动力学性能影响. *吉林大学学报(工学版)*, 2013, 43: 23–29
- Shi J, Wang D R, He Y D, et al. reduction of oxide scale on hot-rolled strip steels by carbon monoxide. *Mater Lett*, 2008, 62: 3500–3502
- Merklein M, Lechler J. Investigation of the thermo-mechanical properties of hot stamping steels. *J Mater Process Tech*, 2006, 177: 452–455
- 马宁. 高强度钢板热成型技术若干研究. 大连: 大连理工大学, 2011
- Shi Z M, Liu K, Wang M Q, et al. Effect of non-isothermal deformation of austenite on phase transformation and microstructure of 22SiMn2TiB steel. *Mat Sci Eng-A Struct*, 2012, 535: 290–296

Process development and mechanism analysis for improving the formability of complex hot forming AHSS parts

CHANG Ying^{1,2}, JIN Fei², YING Liang², SHI DongYong², LI ShuJuan² & ZHAO KunMin^{1,2}

¹ Dalian University of Technology, State Key Laboratory of Industrial Equipment Structural Analysis, Dalian 116024, China;

² Dalian University of Technology, School of Automotive Engineering, Dalian 116024, China

Based on the analyses of how stress state affects the microstructure, thickness distribution and mechanical properties, rapid cooling pretreatment is proposed to solve the cracking issues of hot forming AHSS (Advanced High Strength Steel) parts with complex shapes. Rather than forming the part right after the blank is fully austenitized at around 900~950°C as in the traditional hot forming process, the proposed process cools the blank rapidly to around 700°C followed by forming. The rapid cooling pretreatment not only enables the material to have a higher hardening exponent n so as better formability in tension dominated areas, but also increases the probability of new nucleation of martensite in austenitic parent phase to obtain a dense microstructure and improved strength and toughness in compression dominated areas. Experiments show the rapid cooling prior to forming does help form AHSS parts without cracking. The process also leads to a microstructure with refined martensitic phase arrangement and uniformly distributed macro hardness of 460 HV or higher. The performance requirements of high strength and toughness are met. The rapid cooling method is thereby proved scientific and effective. It breaks through the bottleneck of the cracking problem in hot forming complex AHSS parts and establishes the theoretical basis of our own developed manufacturing process.

AHSS, hot forming, martensite transformation, stamping temperature

doi: 10.1360/092013-1158