

## 摘 要

先进高强度汽车钢在具有高强度的同时也具有良好的塑性，这一优点使其可以在降低车身自重的同时，兼顾到其安全性，因此开始逐步被应用到汽车车身设计中。其中相变诱导塑性钢(TRIP: TRansformation-induced plasticity)和双相钢(DP: Dual Phase)的研究较为深入。TRIP 钢是通过双相区退火后在贝氏体转变温度区间等温获得，室温组织主要为铁素体、贝氏体和残余奥氏体，其中残余奥氏体约为 10-20%，在应力或应变作用下，残余奥氏体在转变成马氏体过程中诱发塑性并提高强度；DP 钢则是由双相区退火和随后淬火获得，室温组织为铁素体和马氏体两相组成，铁素体具有良好塑性，马氏体具有较高强度，这种组织特征使双相钢具备连续屈服和高的初始硬化速率。

激光拼焊板在汽车结构中应用广泛。本文采用二极管和 YAG 两种激光焊方法，研究了 TRIP 和 DP 两种高强钢焊接接头的组织和力学性能特征。

在 Al-TRIP 钢的二极管激光焊中，焊缝主要由  $\delta$  铁素体和上贝氏体组成，并含有少量的马氏体、下贝氏体和残余奥氏体(薄膜状和块状)；焊缝凝固以  $\delta$  铁素体为初生相，室温下呈现骨骼状。焊缝冷却速度的增加降低了铁素体含量，但未能改变凝固模式；而 Si-TRIP 钢焊缝则是由单一的马氏体组成。对两种焊缝的动态和静态拉伸试验并未发现焊缝性能对拉伸速率表现出显著的敏感性，但 Al 合金焊缝的强度与塑性乘积的下降要低于对应的 Si 合金化焊缝。Al 和 Si 两者均能延迟贝氏体等温过程中碳化物的析出，但对焊接性的影响却截然不同。

DP 钢焊接的主要问题是焊接热影响区软化，这是由于马氏体回火分解所造成的。二极管激光焊因具有较大的焊接热输入，从而表现出比 YAG 激光焊更严重的软化。时间常数  $\tau$  可以将两种激光焊下的软化区统一起来，随着时间常数的增加，软化越严重，并最终达到一平台，即最大软化处。而且，在二极管激光焊的最大软化处，硬度的下降与母材的马氏体含量线性相关，混合率定律可以用来解释软化区的硬度变化特

征。YAG 激光焊焊缝的硬度与母材碳含量线性相关，组织为马氏体，随着碳含量增加，二极管焊缝的组织会由铁素体和贝氏体逐渐向全马氏体过渡

另一方面，在双向应力的冲头试验中(LDH: Limited Dome Height)，软化区的形成大大地削弱了 DP 钢激光拼焊板的成形性能，下降为母材的 50%，而且断裂模式发生变化，裂纹总是不无例外地发生在软化区并沿软化区扩展，铁素体基体与二次相(马氏体及回火马氏体)之间力学性能的不均匀性导致变形过程中两相变形的不均匀性，并在界面诱发裂纹。软化区成为影响 DP 钢拼焊板成形性能的控制因素，织构则制约了母材的成形性；而传统的低合金高强度钢 HSLA 具有与母材相当的成形性，开裂源于焊缝，垂直于焊缝向母材扩展。就成形性而言，DP 和 HSLA 钢对焊接加工表现出不同的敏感性。

关键词：TRIP 钢，DP 钢，激光拼焊，组织，力学性能，软化和硬化，成形性。

## Abstract

The combination of high strength and good ductility enables the advanced high strength steel (AHSS) to be progressively used in the car body design, reducing the car weight but not impairing its safety. Among the AHSS, TRIP and DP steels are mostly recognized by auto makers. TRIP steel is obtained through intercritical annealing followed by subsequent quenching. Its microstructure at room temperature is composed of ferrite, bainite and retained austenite. The volume fraction of retained austenite is kept about 10-20%. That the retained austenite transforms into martensite under the stress or strain will introduce plasticity and enhance its strength. DP steel is manufactured by a two-step heat treatment, namely intercritical annealing and quenching. The microstructure at room temperature consists of ferrite and martensite. Ferrite has good ductility while martensite possesses high strength. The unique microstructural makeup enables DP steel to yielding continuously and possess a high initial hardening rate.

Laser tailor-welded blanks have been widely used in car body. This thesis is devoted to the research on microstructure and mechanical properties of TRIP and DP welds under two welding processes, namely diode and YAG lasers.

In the diode laser welds of Al-TRIP steel, the fusion zone is composed of  $\delta$  ferrite, upper bainite, few martensite, lower bainite and retained austenite ( filmy and blocky). Fusion zone solidifies with ferrite as the primary phase and assumes skeletal morphology. The increase of the fusion zone cooling rate leads to the ferrite content decrease but does not change the solidification pattern. Si-alloyed TRIP steel fusion zone under diode laser welding process composes of martensite. Fusion zones' tensile property is not sensitive to strain rate dynamically and statically. The strength-ductility product of Al-alloyed fusion zone decreased less that of Si-alloyed steel compared to their respective base metal. Al and Si can both suppress the carbide precipitation in the bainitic holding temperature range. However, they have markedly different influence on weldability.

Softened zone formation in the heat affected zone (HAZ), which is one of the most prominent problems in DP steel welding is attributed to martensite decomposition. The diode laser welding process develops a more severe soft zone than YAG laser welding. Time constant introduced can enable the comparison of two softened zones. With the increase of the time constant, softening happens more severely till levels off and then maximum softening stage reaches. The decrease of hardness in the maximum stage is proportional to the base metal martensite content. The law of mixture is applicable to the softening behaviour. YAG welded fusion zone hardness is linearly proportional to base metal carbon content and fusion zone is exclusively composed of martensite. And with the increase of carbon content, fusion zone composition of diode laser weld transfers from ferrite and bainite to fully martensitic microstructure.

On the other hand, softened zone formation markedly deteriorates the DP tailored blanks' LDH formability under the biaxial stress. The decrease from the parent metal is about 50%. The fracture occurs invariably at the softened zone. The inhomogeneous mechanical property between ferrite and martensite leads to the void or crack nucleation between boundaries. Softened zone override the influence of rolling direction on tailor welded blanks' formability, which is the case in parent metal. However, the tailored welded blanks of HSLA have similar formability to its parent metal. The fracture initiates at the fusion zone and propagates to the unaffected base metal perpendicular to the fusion zone. In terms of formability, DP and HSLA have different sensitivity to welding process.

**Keywords:** TRIP steel, DP steel, Laser welding, Microstructure, Mechanical property, Softening and hardening, Formability.

## 钢铁研究总院博士学位论文原创性声明

本人郑重声明：所呈交的学位论文，是本人在指导教师的指导下，独立进行研究工作所取得的成果。除文中已经注明引用的内容外，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成果。对本文的研究做出重要贡献的个人和集体，均已在文中以明确方式标明。本人完全意识到本声明的法律结果由本人承担。

学位论文作者签名：

日期：        年        月        日

# 第一章 绪论

## 1.1 先进高强钢的特点

节省燃料和保证安全的要求成为高强度钢在汽车工业中稳步增长的驱动力。与其它材料，如轻金属铝、镁、塑料以及复合材料相比，高强度钢除了可减轻车身的重量外，而且加工工艺类似于传统的低碳钢，因此，在减轻车身自重的同时，其制造成本并没有明显的上升，而且具有优良的力学性能。从不同种类钢材的拉伸强度和延伸率(与成形性能密切相关)的关系图中(如图 1-1 所示)可以看到，先进高强钢(AHSS: Advanced High Strength Steel)，尤其是双相钢(DP: Dual Phase)和相变诱导塑性钢(TRIP: TRansformation-Induced Plasticity)，具有高强度的同时，也具有良好的塑性，因此具有良好的碰撞性能，即在碰撞过程可以吸收大量的能量，提高了汽车的安全性。图 1-2 为钢的强度(在 5%应变下的流变应力)与冲击吸收能量之间的关系，发现 DP 和 TRIP 钢比其它钢的冲击性能更为优良，这主要是因为源于它们特殊的组织特征，关于组织特征及其对钢性能的影响将在后面以叙述。

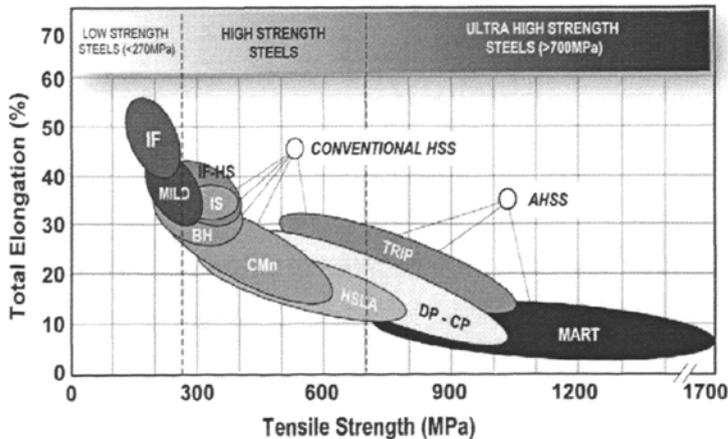


图 1-1 不同级别钢的拉伸强度-延伸率关系<sup>[1]</sup>

Fig. 1-1 Strength-Elongation relationships for low strength, conventional HSS, and Advanced HSS steels

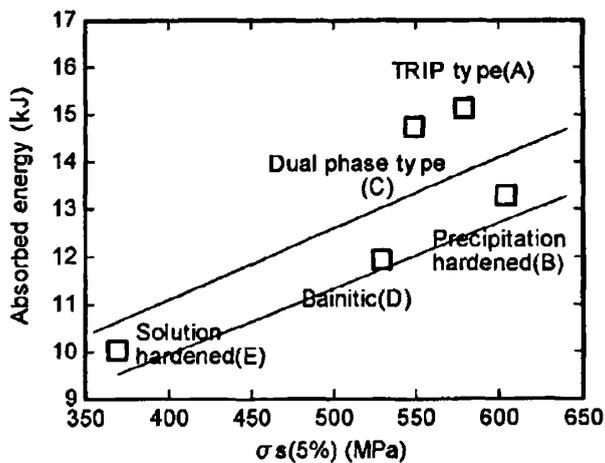


图 1-2 在 5%应变时的流变应力与冲击吸收能量的关系<sup>[2]</sup>

Fig. 1-2 The relationship between flow stress and absorbed energy at the strain of 5%

## 1.2 双相钢 (DP 钢)

### 1.2.1 加工路线图及组织特征

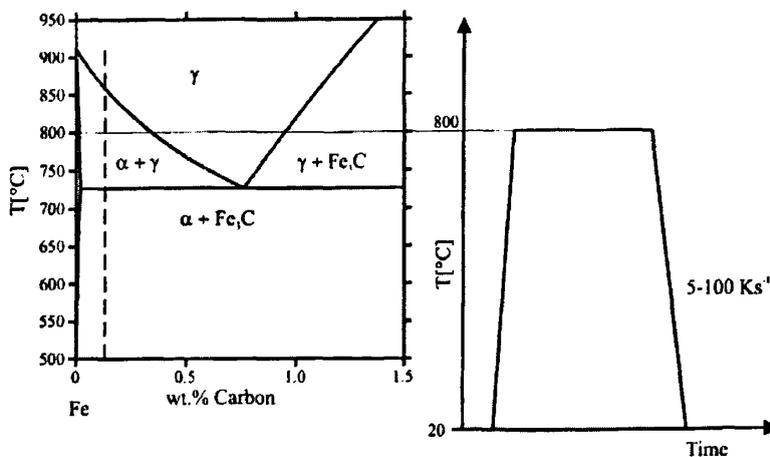


图 1-3 Fe-C 二元相图及双相钢的加工路线图

Fig. 1-3 Fe-C binary phase diagram and route for dual phase steel processing

双相钢是由低碳钢或低碳微合金钢通过两相区的热处理(即临界温度区间内退火和随后的淬火,如图 1-3 所示)或控轧控冷得到。双相区的退火温度决定了奥氏体含量及其固溶碳含量,从而决定了奥氏体的淬透性;而冷却速度决定了奥氏体将以何种方式(扩散型或切变型)完成转变,这些加工历史以及组织的变化将直接影响最终的力学性能。快速冷却时,奥氏体会完全转变成马氏体,从而在室温下获得由马氏体和铁素体组成的双相组织,如图 1-4 所示。处于初始状态的双相钢,铁素体中的位错密度分布不均匀,在紧邻马氏体处的位错密度较高,而心部则较少;而在慢冷过程中,首先奥氏体的尺寸会因为铁素体的形成而变小,这些铁素体会依附在先析出的铁素体上形成并长大,因此称其为外延铁素体,随着冷却过程的继续,余下的奥氏体(更加富碳)会转变成马氏体、贝氏体或珠光体,最终的组织构成取决于冷却速度和合金组分。

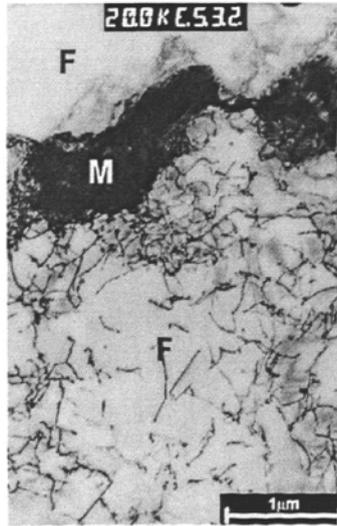


图 1-4 双相钢的室温组织构成 (F: 铁素体; M: 马氏体)<sup>[3]</sup>

Fig. 1-4 Typical microstructure of dual phase steel at room temperature (F: ferrite, M: Martensite)

### 1.2.2 力学性能

双相钢的力学性能具有以下特点: 1) 连续屈服行为, 即应力-应变曲线呈现光滑的拱形, 无屈服点延伸。这就避免成形零件表面的起皱; 2) 高的加工硬化速率, 尤其是

初始加工硬化速率( $d\sigma/d\epsilon$ )，这样，只要在很低的应变下，就可使双相钢的流变应力达到一个很高的值；3) 低的屈服强度，这使冲压件易于成形，回弹小，而且对冲压模具的磨损小；4) 高的抗拉强度，由于屈服强度低，抗拉强度高，因此屈强比高，这就使得构件在成形时的强度低，成形后的强度高，所以成形后的构件具有高的压溃抗力、撞击吸收能和疲劳强度；5) 均匀伸长和大的总伸长率。因而，双相钢具有较高的综合力学性能(抗拉强度与伸长率的乘积值大)。

### 1) 连续屈服

研究表明<sup>[4]</sup>，不连续屈服需要满足三个准则：1) 变形之前，可动位错密度低；2) 变形过程中位错快速增殖；3) 位错运动速度显著地依赖于施加应力。体心立方结构的铁素体满足条件 2 和 3，所以认为高密度的可动位错是双相钢具备连续屈服特征的主要成因；Rashid 指出<sup>[5]</sup>，经过临界温度区间淬火后，伴随马氏体形成而引起的体积膨胀会在邻近的铁素体中引进大量的位错；而 Gerbase 认为<sup>[6]</sup>马氏体转变过程中产生的残余应力起主要作用；Speich<sup>[7]</sup>认为，高的可动位错密度和残余应力共同促使了连续屈服行为，Sukuma 等人<sup>[8]</sup>通过试验证实了这一结论的正确性。不论是基于何种机制，连续屈服行为是双相钢区别于其它低合金高强钢的一个明显的力学特征。

### 2) 加工硬化

关于双相钢的加工硬化行为已存在大量的研究<sup>[9-13]</sup>，与其它钢种不同，双相钢在单向拉伸下的加工硬化过程十分复杂，可以分为三个应变区域。Cribb 和 Rigsbee<sup>[9]</sup>试验中观察到加工硬化的三个阶段，如下所示：

I - (应变量为~0.1 - 0.5 %)：由于马氏体和铁素体应变的不协调性，从而在铁素体中快速形成后应力积累(build up of back stress)，消除残余应力而引起的迅速加工硬化；

II - (应变量为~0.5 - 4 %)：由于铁素体的塑性流变受到周围强硬的且不易产生塑性变形的马氏体相约束，铁素体的加工硬化速率下降；

III – (应变量 > 4 %)：位错胞组织形成、动态回复、交滑移以及马氏体相的最终屈服等将成为铁素体进一步变形的主要影响因素。

双相钢的这种加工硬化行为，能够提高材料在成形过程中应变分布的均匀性，成形时，有助于防止早期凸耳和褶皱的发生。

### 1.2.3 力学性能的影响因素

很多因素都可以影响到双相钢的力学性能，如马氏体和铁素体的特征(相对含量、晶粒尺寸和形貌)<sup>[14-31]</sup>、应变速率<sup>[32-35]</sup>和外延铁素体<sup>[36-38]</sup>等，其中第一个因素起主导作用。

纤维复合物模型以及连续体力学模型可以预测双相钢的变形行为<sup>[14-16]</sup>，而且铁素体/马氏体界面之间的原子具有很好的匹配，因此，双相钢可以视为复合材料<sup>[14]</sup>，其强度可以表示为：

$$\sigma = \sigma_M f_M + \sigma_F (1 - f_M) \quad (1-1)$$

$\sigma$ ：拉伸强度， $f_M$ ：马氏体含量， $\sigma_M$ 和 $\sigma_F$ 分别为马氏体和铁素体的强度。

马氏体的强度主要取决于两个因素：1) 精细亚机构；2) 位错与间隙碳原子应变场之间的交互作用。铁素体的强度取决于其晶粒尺寸、置换和间隙原子的含量以及位错密度和排列，铁素体的晶粒尺寸对第二相粒子马氏体的含量不敏感<sup>[17]</sup>；在临界温度区间，退火温度的选择所造成的铁素体溶质成分的变化对铁素体的强度影响很小。铁素体中的位错密度和分布主要与马氏体转变时造成的应力有关，因此，临界退火温度的不同所引起的铁素体强度的变化主要是源于位错亚结构的变化，然而，与马氏体的强度变化相比，铁素体的强度变化很小。

关于马氏体的体积分数( $V_m$ )对双相钢力学性能的影响已有大量研究<sup>[18-22]</sup>，增加马氏体的比例可以提高双相钢的屈服强度和极限拉伸强度；Bag 等人<sup>[19]</sup>指出，当马氏体含量在 55%的范围内，强度会随着马氏体含量的增加而一直增大；Byun<sup>[21]</sup>和 Shen<sup>[23]</sup>也得出了相似的结论，但  $V_m$  的范围不同。但是对这种现象的解释则大致相同，即随

着马氏体含量的增加，马氏体的固溶碳浓度被稀释，造成了马氏体的软化，最终导致强度下降。

Shen 等人<sup>[23]</sup>通过 SEM 观察发现，在进行拉伸试验时，应变在两相上的分布并不均匀，这与 Rashid 和 Cperk 的研究结果一致<sup>[24]</sup>。当钢的含碳量一定时，随着马氏体含量的增加，两相之间应变差别减小，在铁素体充分变形后，载荷会通过马氏体/铁素体界面向马氏体转移，从而导致了马氏体的变形。

大量研究表明，双相钢的拉伸强度与马氏体含量呈线性关系，而 Jena 等人<sup>[25]</sup>对 Fe-1.5Mn-0.1C 和 Fe-1.5Mn-0.2C 两种成分不同双相钢的拉伸强度研究发现，非线性关系可以更好地解释马氏体含量与拉伸强度之间的关系，同时又考虑了铁素体对强度贡献，关系式如下：

$$\sigma = \sigma_F + (\sigma_M^0 - \sigma_F) f_M + K_M (gC_0 f_M)^{1/2} \quad (1-2)$$

同时，双相钢的屈服强度和拉伸强度也遵循 Hall-Petch 关系<sup>[26]</sup>，即

$$\sigma = \sigma_0 + k d_f^{-1/2} \quad (1-3)$$

其中  $d_f$  为铁素体的平均自由路径，斜率  $k$  随着马氏体含量的增加而增加。对于屈服强度， $\sigma_0$  不受马氏体含量的影响；对于拉伸强度， $\sigma_0$  随着马氏体含量的增加而增大。铁素体晶粒尺寸和马氏体含量对屈服强度的影响可以用推广的位错塞积模型进行解释<sup>[26]</sup>。

基于 Ashby 的加工硬化理论和位错塞积模型，可推导出一个用来解释双相钢流变应力和组织参数的更加一般的关系式，流变应力对铁素体晶粒尺寸的依赖遵循 Hall-Petch 关系式，但形式不同，新的方程式如下<sup>[27]</sup>：

$$\sigma = \sigma_0^1(\varepsilon, f_m, d_m) + K^1(\varepsilon, f_m, d_m) d_f^{-1/2} \quad (1-4)$$

其中，Hall-Petch 参数如下：

$$\sigma_0^1 = \sigma_0 + A \left\{ \left[ k \left( \frac{\varepsilon}{1-f_m} \right)^n \right]^{1/2} (1-f_m) + \left[ k \left( \frac{\varepsilon}{1-f_m} \right)^n + C \frac{f_m \varepsilon}{(1-f_m)d_m} \right]^{1/2} f_m \right\}$$

$$K^1 = D \left[ k \left( \frac{\varepsilon}{1-f_m} \right)^n + C \frac{f_m \varepsilon}{(1-f_m)d_m} \right]^{1/2} d_m^{1/2} f_m \quad (1-5)$$

在考虑铁素体晶粒尺寸  $d_f$  和马氏体岛尺寸  $d_m$  的影响时，如果  $d_m$  一定，流变应力与  $d_f^{-1/2}$  之间呈线性关系；当  $d_f$  一定时，流变应力与  $d_f^{-1/2}$  也遵循近似的线性关系，但  $K^1$  要比第一种情况时大。而且，这个模型与基于修改的混合率模型和沉淀强化理论的关系式相吻合。关于马氏体含量、形貌、铁素体晶粒尺寸等因素对双相钢拉伸力学性能影响的试验研究还有很多<sup>[28-31]</sup>。

### 1.3 相变诱导塑性钢 (TRIP 钢)

#### 1.3.1 马氏体和 TRIP 钢

TRIP 钢，即相变诱导塑性钢，是指以化学不稳定状态下存在的奥氏体(相)通过附加的力学能量而诱发马氏体相变，并在马氏体转变时伴生着很大的延伸率。马氏体转变以切变方式进行，即在转变过程中，溶质原子(碳)不扩散，而转变只有在低于一特定温度时才能发生，这个温度称为马氏体转变的开始温度，即  $M_s$ ，随着过冷度的增加，转变的百分数也随之增加，从而定义出马氏体转变的结束温度  $M_f$ ，即 95% 的奥氏体完成转变时的温度，与  $M_s$  不同， $M_f$  没有多大的意义。

研究发现，在应力/应变作用下，马氏体转变可以在高于  $M_s$  温度下完成<sup>[39]</sup>，外加应力可以弥补马氏体转变时驱动力的不足<sup>[40]</sup>，温度越高，需要的外加应力就越大，但是高温奥氏体强度低，当诱导马氏体相变的应力超过了奥氏体的屈服强度时，塑性应变将先于相变发生。所以，应力诱导马氏体相变存在一温度极限，即  $M_d$ ，高于这一温度，在应力作用下，奥氏体只会发生塑性变形，如图 1-5<sup>[41]</sup>所示。

Zackay 等人<sup>[42]</sup>首次应用 TRIP 效应开发了具有高伸长率的 TRIP 钢，然而钢中贵金属 Ni 的含量很大，限制了这类钢的应用。在上个世纪 80 年代，在低合金高强钢 Fe-

0.2C-(1-2)Mn-(1-2)Si 中也发现了 TRIP 效应<sup>[43]</sup>，组织为 50-60%的他形铁素体，20-30%的无碳贝氏体，剩余相为高碳残余奥氏体以及少量马氏体。这类 TRIP 钢不含有贵重金属，因此具有一定的经济性。

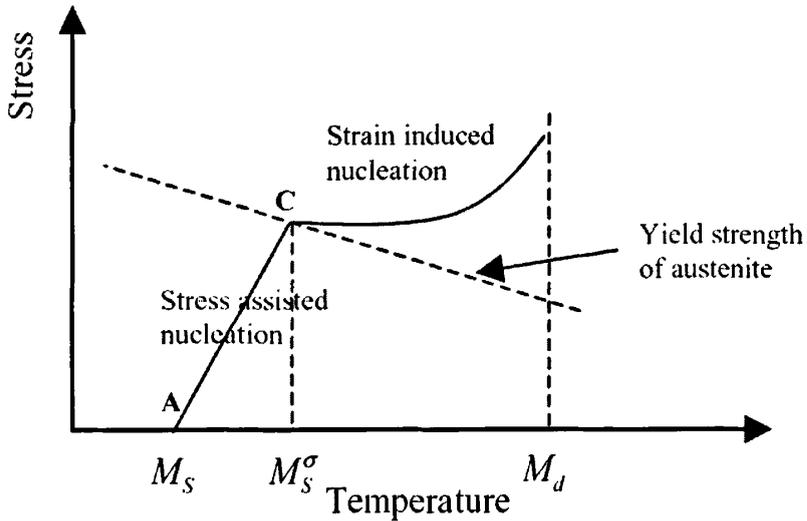


图 1-5 应力/应变诱导马氏体相变机制示意图<sup>[41]</sup>

Fig. 1-5 Schematics showing the stress/train induced martensite transformation

### 1.3.2 组织演变

TRIP 钢可以通过热轧和冷轧两种方式获得。热轧通常是在全奥氏体状态下进行的，轧制后冷却到室温，并严格控制轧制后的冷却速度。然而，在通常情况下，两步的退火处理可以获得更理想的组织，即在临界温度区间退火和贝氏体转变温度区间退火，如图 1-6 所示。室温下的典型组织如图 1-7。

TRIP 钢中的残余奥氏体与贝氏体转变所导致的不完全性有关<sup>[45]</sup>，尽管贝氏体铁素体可以无扩散生长，但在贝氏体形成过程中，碳会大量向周边的奥氏体中分配，而 Si、Al 和 P 等元素可以抑制碳化物的析出，使碳可以固溶在奥氏体中。在随后冷却过程中，富碳奥氏体很稳定，不会发生马氏体转变，便会一直保持到室温<sup>[46]</sup>。随着贝氏体转变进行，奥氏体的碳含量不断增加，变得越来越稳定，在随后的冷却过程中不会

发生马氏体转变，由于富含可以抑制碳化物析出的元素，也不会发生分解。如果奥氏体的碳含量不足时，部分奥氏体可能会转变成马氏体，另一方面，随着贝氏体转变温度区间等温时间的延长，就会形成更多的贝氏体，从而未完成转变的奥氏体数量就会减少。所以，在贝氏体温度区间的等温时间居于中等时，可以得到最大量的残余奥氏体。因此，贝氏体转变对于室温组织特征和力学性能起着十分重要的作用<sup>[47]</sup>。

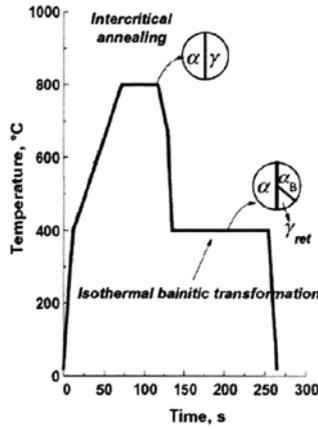


图 1-6 TRIP 钢的加工示意图<sup>[45]</sup>

Fig. 1-6 Schematic diagram for processing TRIP steel

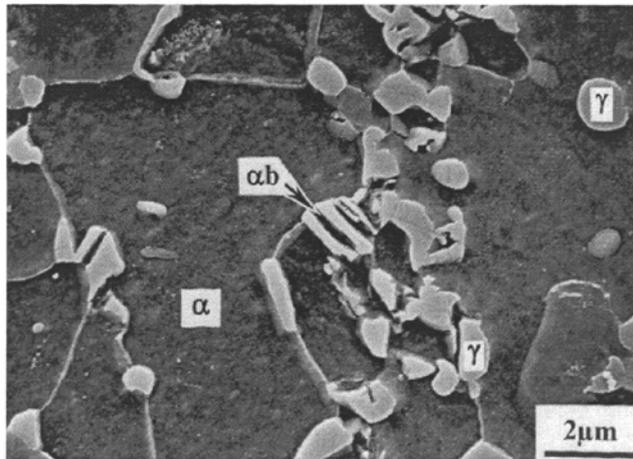


图 1-7 室温下 TRIP 钢的典型组织<sup>[44]</sup>

Fig. 1-7 A typical multiphase microstructure of a modern TRIP-assisted steel,

### 1.3.3 合金元素

除碳外, TRIP 钢在设计过程中会加入一些合金元素, 主要目的是: 优化残余奥氏体的比例; 控制贝氏体等温过程中的碳化物析出; 增加铁素体硬度以及淬透性, 从而避免在贝氏体转变之前发生珠光体转变。

加入 Si 可以强化铁素体, 提高强度; 抑制贝氏体转变过程中碳化物析出, 获得富碳奥氏体; 当碳含量一定时, 合适的 Si/Mn 比例有利于消除带状组织, 增加残余奥氏体含量, 并提高其塑性<sup>[48]</sup>。

Al 和 P 也可以抑制碳化物的析出<sup>[44]</sup>, 但不会强化铁素体, 因此, 采用 Al 合金化的 TRIP 钢强度要低于对应的 Si-TRIP 钢<sup>[44,49]</sup>; 而且, Al 合金化的 TRIP 钢中的铁素体含量要高于对应的 Si 合金化钢, 因为前者在较高温度时就开始由奥氏体向铁素体转变, 而且具有较快的转变动力学。P 可以强化铁素体, P 和 Si 在一起使用时, 对残余奥氏体的形成十分有利<sup>[50]</sup>。但应该限制 P 的含量, 否则会在铁素体和奥氏体中析出磷化物<sup>[51]</sup>。除此以外, 根据不同的要求, TRIP 钢中常常加入的合金元素还有: Nb<sup>[52-55]</sup>、Cu<sup>[56]</sup>、B<sup>[57]</sup>和 N<sup>[58]</sup>等。

### 1.3.4 力学性能

与其它同强度的钢相比, TRIP 钢具有更优异的统一伸长和优良的塑性<sup>[59]</sup>。但与双相钢不同, TRIP 钢一般不会表现出连续屈服, 尽管连续屈服有助于材料的成形性, 可以避免拉伸变形或 Lüder 带的产生<sup>[60]</sup>。双相钢的逐渐屈服( gradual yielding)行为主要源于铁素体中的自由位错, 而在 TRIP 钢中, 贝氏体转变很难有效地在铁素体基体中诱导自由位错的形成<sup>[61]</sup>。

TRIP 钢优异的统一伸长源于亚稳的残余奥氏体在应力或应变作用下的马氏体转变。在残余奥氏体的变形过程中, 由于马氏体转变时引起的体积膨胀, 原始残余奥氏体周边的铁素体会衍生出大量的位错, Jacques 等人通过 TEM 观察到了这种现象<sup>[62]</sup>, 而这些新产生的位错会参与到材料的变形中去。

### 1.3.5 力学性能的影响因素

影响 TRIP 钢力学性能的因素很多，如相比例<sup>[63]</sup>、残余奥氏体的稳定性<sup>[64-69]</sup>、试验参数<sup>[70-72]</sup>以及应力-应变状态<sup>[73,74]</sup>等，其中最重要是残余奥氏体的热力学稳定性，获得尽可能多的稳定残余奥氏体是提高 TRIP 效应的前提。

残余奥氏体的稳定性在贝氏体转变后就已确定，在贝氏体转变过程中，贝氏体铁素体的形成使得板条间以及周边的奥氏体富碳化，如果残余奥氏体的碳含量足够高，且碳化物析出被抑制，马氏体转变的  $M_s$  点低于室温，因此，在室温下仍然会保留一定量的残余奥氏体。

残余奥氏体的稳定性包括热力学稳定性和机械稳定性，关于其稳定性的研究，已提出了诸多的物理方法<sup>[64,65]</sup>，增加奥氏体中的碳含量可以降低马氏体转变驱动力。除了固溶的碳含量，晶粒尺寸也会影响奥氏体的稳定性，一般而言，细晶粒可以提高其稳定性。通过单个奥氏体晶粒的原位同步 X 射线观察发现，可以用如下公式来衡量奥氏体的稳定性<sup>[66]</sup>，

$$M_s = M_{s0} - Ax_c - BV_\gamma^{-1/3} \quad (1-6)$$

前两项是反映  $M_s$  与碳含量  $x_c$  关系的 Andrew 方程，第三项反映了  $M_s$  对奥氏体晶粒尺寸的依赖关系。文献中<sup>[67]</sup>论述了 TRIP 钢中残余奥氏体的三种稳定机制，分别是马氏体无热形核中晶核的不足、合金元素的分配以及晶粒的尺寸，其中，碳富化所导致的化学稳定性最为显著。

TRIP 钢中的残余奥氏体基本上处于两个位置：铁素体基体，且远离贝氏体；贝氏体板条间的残余奥氏体薄膜。这两种残余奥氏体也具有不同的稳定性，位于板条间的残余奥氏体在变形过程中较为稳定<sup>[68]</sup>，因此，那些沉淀在铁素体基体上的孤立残余奥氏体更有助于改善 TRIP 效应。而且，残余奥氏体与周边相的交互作用会剧烈地影响其稳定性，等温退火冷却过程中形成的马氏体以及铁素体的强化都将对外加应力起到一个屏蔽作用，或者说，铁素体硬度的增加将会明显地延迟应力向残余奥氏体的传输，从而延缓了 TRIP 效应的启动<sup>[69]</sup>。

### 1.3.6 应力/应变诱导马氏体相变

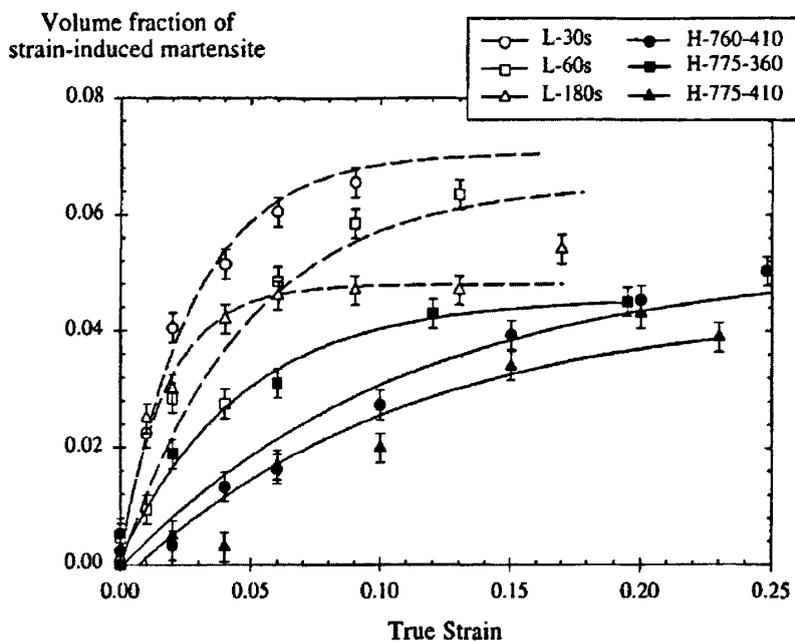


图 1-8 应变诱导形成的马氏体含量与真实应变之间关系<sup>[62]</sup>

Fig. 1-8 Kinetics of the strain-induced martensite formation, each curve represents a steel with different carbon content of the retained austenite

在应力/应变作用下，TRIP 钢中的残余奥氏体可能会发生马氏体相变，应变诱导马氏体相变过程可以用图 1-8 解释。在开始阶段，快速转变是源于变形过程中引进的大量形核位置，随着应变的增加，转变速度减慢，直至停止，这就是所谓的机械稳定性，为共格转变的固有特征。

TRIP 钢中残余奥氏体在应力/应变作用下的动力学过程用下方方程描述<sup>[75]</sup>,

$$\ln(V_{\gamma}^0) - \ln(V_{\gamma}) = k\varepsilon \quad (1-7)$$

$V_\gamma^0$  为残余奥氏体的初始体积分数,  $V_\gamma$  为在应变  $\varepsilon$  下, 未转变残余奥氏体的体积分数。同时, 未转变的残余奥氏体可以用塑性应变、变形温度、化学成分和原始残余奥氏体含量的函数形式表达<sup>[76]</sup>:

$$\ln(V_\gamma^0) - \ln(V_\gamma) = k_1 \Delta G^{\alpha\gamma} \varepsilon \quad (1-8)$$

$$\Delta G^{\alpha\gamma} = -\Delta G^{\alpha\alpha'} = -(G^{\alpha'} - G^\gamma) \quad (1-9)$$

$\Delta G^{\alpha\alpha'}$  是奥氏体和马氏体的自由能差。  $k_1$  为 0.002017 J/mol。

这些模型都可以精确地解释应变诱导马氏体相变的动力学。

## 1.4 焊接性研究现状

目前, 关于 DP 和 TRIP 钢的焊接性研究, 主要集中在电阻焊接方法上, 同时也有少量的激光焊、搅拌摩擦焊和电弧焊研究。关于拼焊板的成形性研究, 主要为激光拼焊, 下面将对这两种钢的焊接问题和拼焊板的成形性加以描述。

### 1.4.1 热影响区软化

图 1-9 为双相钢电阻焊焊接接头的硬度曲线和对应接头的宏观形貌, 在硬度分布曲线上, 部分热影响区的硬度值低于母材, 即发生了软化, 软化是由于母材中马氏体分解所致, 尤其在采用大线能量焊接方法时更加严重, 如电弧焊; 而且材料的成分、热输入和预应变处理等均会影响软化区的硬度变化, 例如, 在对贫合金元素的双相钢研究中发现, 增加热输入和预变形都会加大热影响区的软化<sup>[78]</sup>。

热影响区的软化会降低焊接接头的整体强度, 成为整个接头的薄弱区域, 在接头拉伸时, 在软化区颈缩, 且应变也主要集中在这一区域<sup>[79]</sup>。

关于软化区的组织特征, 有人采用等温热处理方法进行研究<sup>[80-83]</sup>, 发现双相钢中马氏体相的回火分解产物与完全淬火的含碳合金钢相似<sup>[81]</sup>, 即随着热处理温度和保温时间的变化, 析出的碳化物种类也不相同。Chang 也对双相钢在等温和等时条件下的

回火组织和力学性能进行了详细研究<sup>[84]</sup>。回火软化尽管会明显降低钢的拉伸强度，但对屈服强度的影响并不明显，而且有助于整体回火钢板成形性能的改善<sup>[85]</sup>。

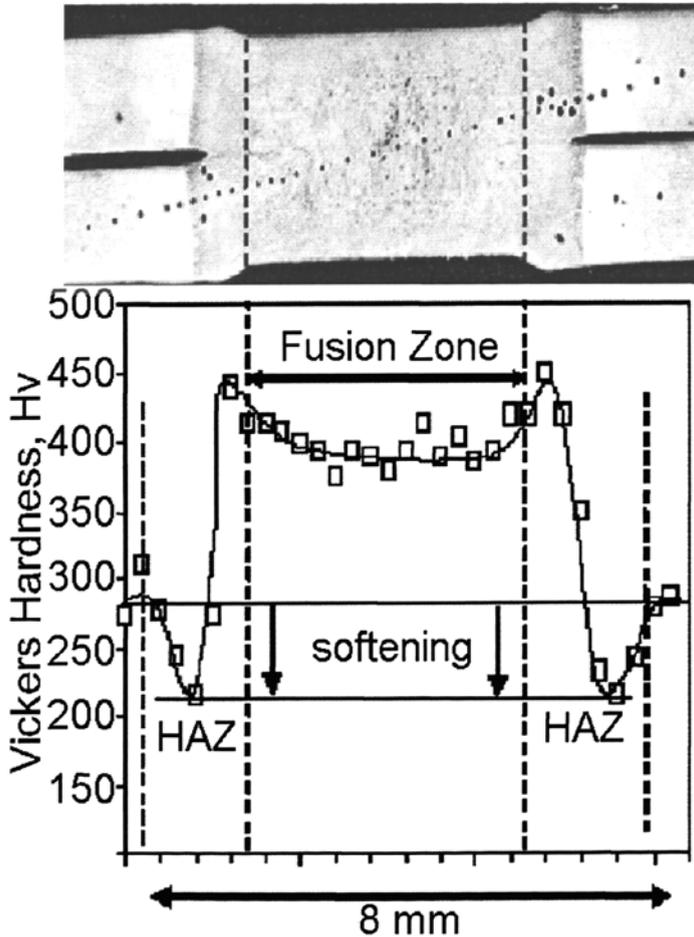


图 1-9 电阻焊双相钢接头的宏观结构及其硬度分布<sup>[77]</sup>

Fig. 1-9 Vickers microindentation hardness variation across welds shown in the top row of figures

对于 TRIP 钢焊接，相关的文献很少，而且主要是针对 Si 合金化 TRIP 钢的研究<sup>[86,87]</sup>，在焊接接头的硬度分布曲线中，如图 1-10 所示，焊缝出现了明显的硬化，组织几乎为单一的马氏体，而与双相钢不同，接头中没有发现任何软化，这可能与激光焊的热输入和母材的组织构成有关。

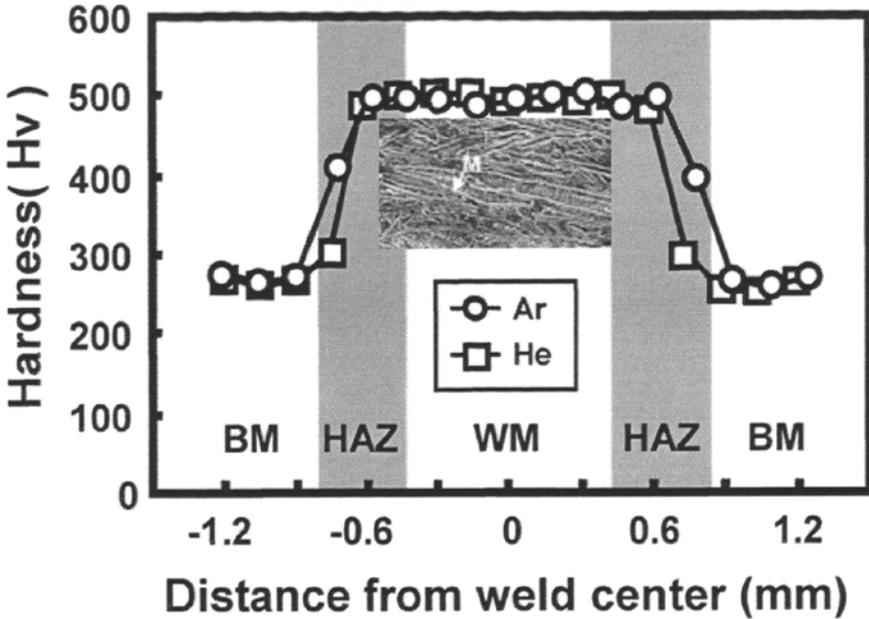


图 1-10 CO<sub>2</sub> 激光焊 Si-TRIP 钢接头的硬度分布<sup>[86]</sup>

Fig. 1-10 Hardness distribution near weld zone of Si-TRIP steel with CO<sub>2</sub> laser welding

#### 1.4.2 焊缝硬化

对两种 DP600 双相钢的电阻焊试验发现<sup>[77]</sup>，即使碳当量在 0.253 和 0.228 这一如此低的水平下，焊缝仍主要为硬脆的马氏体，马氏体的形成削弱了接头的塑性，尤其是抗冲击性能<sup>[88]</sup>。电阻焊焊缝马氏体的形成与电阻焊的特点有关，即冷却速度快，即便对于碳当量更低的低合金高强钢和双相钢焊接，也会出现类似的硬化现象<sup>[89]</sup>。所以，焊缝硬化可能是 DP 钢焊接的又一问题，如图 1-9。

对于 Si 合金化 TRIP 钢<sup>[86,87]</sup>，加入 Si 主要是为了抑制贝氏体等温转变过程中的碳化物析出，以获得数量一定且稳定的残余奥氏体，但是，在焊缝冷却过程中，Si 提高了淬透性，促使了马氏体在焊缝形成，所以，与 DP 钢相同，这一类合金化的 TRIP 钢也具备了严重的焊缝硬化倾向，如图 1-10 的接头硬度分布所示。为了提高电阻焊焊接

接头的综合力学性能，有人采用现场的焊前和焊后热处理，从而将接头的冲击吸收能提高了 40%<sup>[90]</sup>。

### 1.4.3 接头的硬度分布对性能的影响

#### 1) 电阻焊接头的失效模式

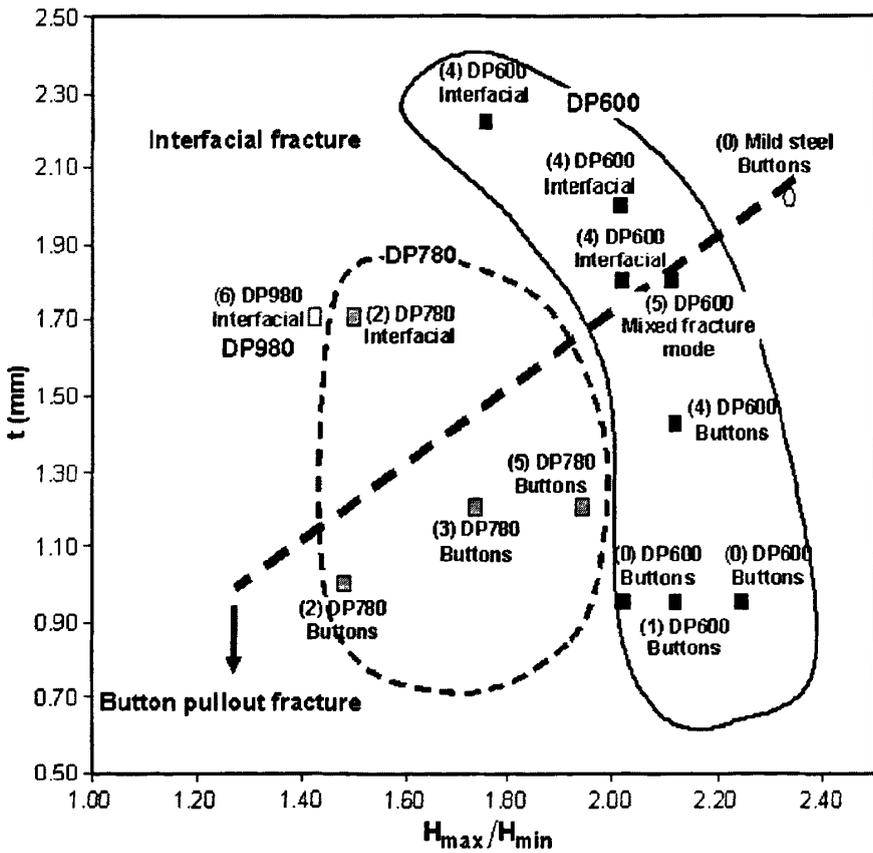


图 1-11 电阻焊接头的断裂模式与硬度比值和母材板厚  $t$  之间的关系<sup>[77]</sup>

Fig. 1-11 Process map showing fracture mode development during tensile-shear testing in terms of hardness ratios and initial sheet thickness,  $t$ . Welds associated with points falling above the dotted line failed by interfacial fracture, while those falling below the dashed line failed by button-pullout.

Marya<sup>[77]</sup>采用电阻焊方法研究了双相钢单焊点和多焊点接头的拉伸剪应力和断裂模式，得出了电阻焊接头拉伸剪应力(TSF: Tensile Shear Force)与焊点尺寸(d)之间的经验公式(1-10)以及用来判断断裂模式的临界焊点尺寸 1-(11):

$$TSF=975d^{1.63} \quad (1-10)$$

$$d_c=F(t, H_{max}/H_{min}) \quad (1-11)$$

t: 板厚,  $H_{max}/H_{min}$ : HAZ 最高和最低硬度比。

公式 1-11 给出了对于特定焊点尺寸的电阻焊焊点承受剪切载荷的能力，而且这一参数与接头的最高和最低硬度有关。总结不同级别双相钢的试验结果，绘出了电阻焊接头的断裂模式与被焊母材板厚和硬度比值  $H_{max}/H_{min}$  之间的关系，如图 1-11 所示，即硬度特征会改变电阻焊接头的断裂模式。

而对于出现软化区的电阻焊接头，在拉伸过程中，软化区成为裂纹的起始点，并决定了接头的断裂模式，如图 1-12 所示<sup>[91]</sup>。

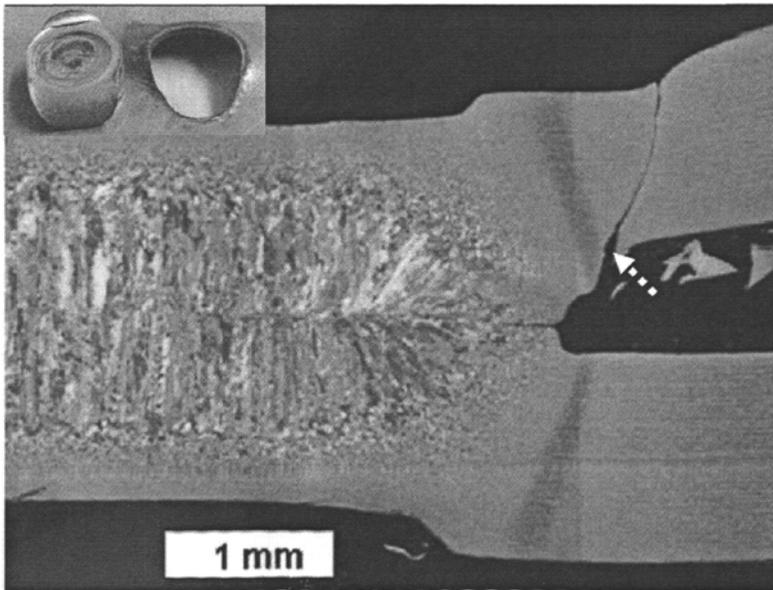


图 1-12 DP780 双相钢电阻焊接头拉伸时的断裂<sup>[91]</sup>

Fig. 1-12 Typical fractured coupon appearance for DP780 material during tensile testing

## 2) 激光拼焊板的成形性

YAG 激光拼焊 Si 合金化 TRIP 钢，在衡量成形性能的 Erichsen 试验中，发现拼焊板成形性能仅为母材的 50%<sup>[86]</sup>，观察接头的硬度分布曲线，未发现软化区，所以高硬度的焊缝可能是造成成形性能下降的主要因素；在 Si 合金化 TRIP 钢和双相钢两者之间的激光拼焊板成形试验中，发现焊缝的硬化程度越高，成性性能越低<sup>[92]</sup>，但异种材料的拼焊板在成形试验中引入了大量的未知因素，所以很难确定主要的影响因素；相同的趋势也发生在 TRIP 钢及其它低合金高强的激光拼焊板的成形试验中，即焊缝的硬化程度与拼焊板的成形性能密切相关，图 1-13，如碳当量仅为 0.016 的 IF 钢 (Interstitial Free) 焊后成形性能为母材的 95.7%，远高于 TRIP 钢的 43.5%，后者的碳当量为 0.333，且焊缝组织为马氏体<sup>[93]</sup>；在对不同厚度但强度相同的双相钢拼焊板成形性研究中<sup>[94]</sup>，发现母材的厚度在一定范围时，焊缝硬化为主要因素，即断裂起始于焊缝，如表 1-1。焊缝硬度与成形性能之间的关系也可以从图 1-14 得以反映<sup>[95]</sup>，但是在所有的双相钢拼焊板中，并没有软化现象。

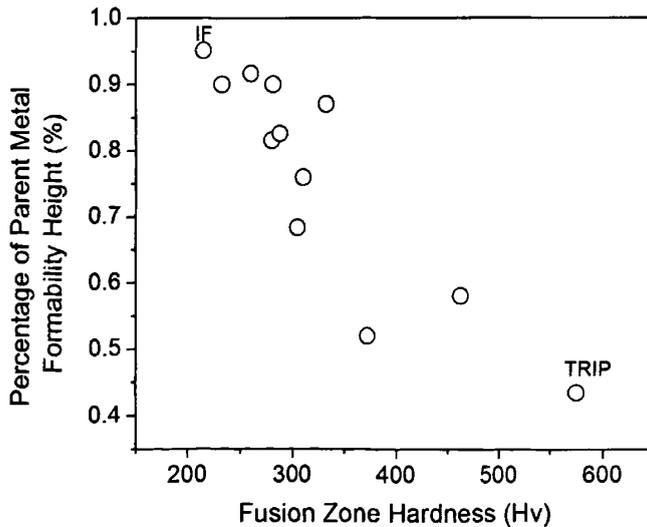


图 1-13 焊缝硬度对激光拼焊板成形性能影响<sup>[93]</sup>

Fig. 1-13 The correlation between the fusion zone hardness and tailor welded blanks' formability

表 1-1 双相钢激光拼焊板的成形性能

Tab. 1-1 Formability of tailored welded blanks of dual phase steel

LWTB combination	Position of failure	Fracture height, mm
2.0DP:2.0DP@5	Weld	35.6
2.0DP:1.8DP@5	Weld	33.7
2.0DP:1.75DP@5	Weld	29.8
2.0DP:1.72DP@5	Thinner parent steel	31.0
2.0DP:1.7DP@5	Thinner parent steel	29.2
2.0DP:1.6DP@5	Thinner parent steel	23.9
2.0DP:1.5DP@5	Thinner parent steel	19.5
2.0DP:1.0DP@5	Thinner parent steel	13.3

\*2.0DP:2.0DP@5 指厚度分别为 2.0 mm 的 DP 之间拼焊，焊接速度为 5 m/min。

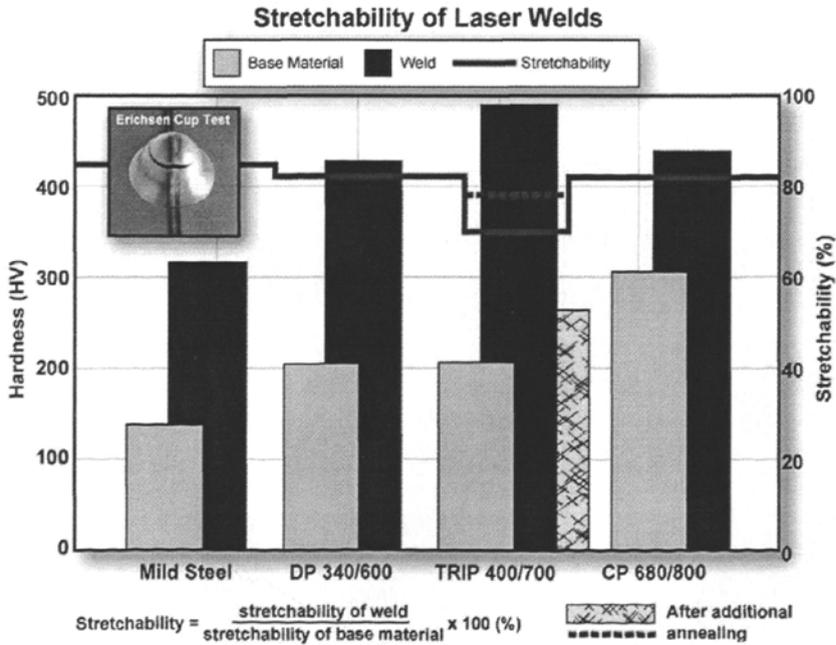


图 1-14 焊缝硬度与激光对接同厚度板材成形性能的关系<sup>[95]</sup>

Fig. 1-14 Hardness and stretchability of laser butt welds with two AHSS sheets of same thickness

## 1.5 课题背景及研究内容

在汽车工业中，电阻焊仍然是一种较为普遍的连接方式，低成本、易于操作和维护以及可以获得良好的焊接接头是其得以广泛应用的主要原因，但是，电阻焊必须采用搭接接头，增加了钢板的用量及汽车车身的重量，从而增加了油耗，而且，与激光焊方法相比，电阻焊效率低，因此，开展激光焊研究有助于降低车身重量并提高焊接效率，而且激光拼焊技术在汽车车身结构中的应用越来越广泛，如汽车车身的立柱、门内板、纵梁地板、行李仓盖、整体侧围等，如图 1-15 所示<sup>[96]</sup>。拼焊板在汽车中应用的最大优势是减少了零件的数量、降低了零件的重量和生产成本，并且增加了结构的整体性和尺寸精度。但是由于焊缝的存在，即整个焊接接头的组织和力学性能不均匀性，会对整体的成形极限造成不利影响，并对后继的成形工艺带来挑战。

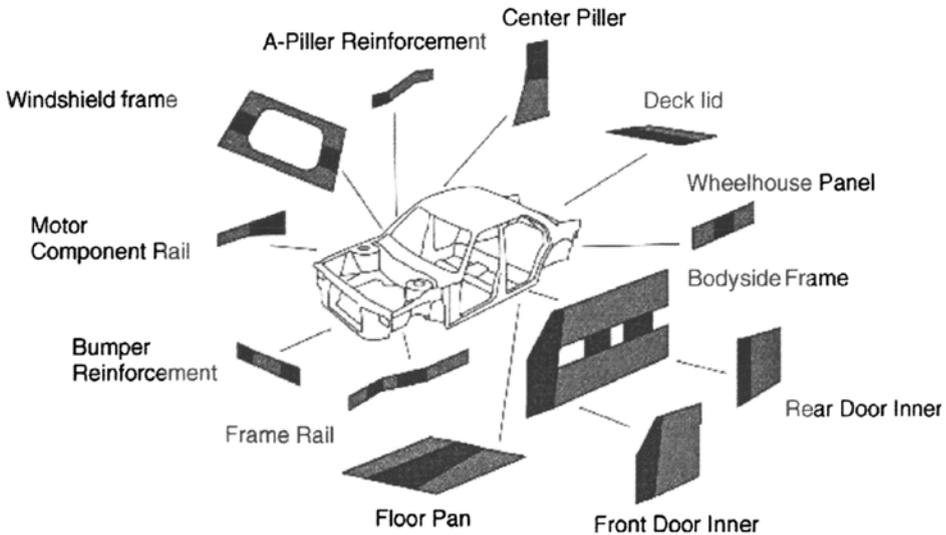


图 1-15 拼焊板在汽车结构件中的应用<sup>[96]</sup>

Fig. 1-15 The tailor welded blanks' application in auto body

本文将致力于汽车用高强钢的激光拼焊研究，激光焊分别采用半导体激光焊和 YAG 激光焊，两者的主要区别在于光斑尺寸和能量密度，研究材料为 Al、Si 合金化 TRIP 钢和马氏体含量不同的 DP 钢，主要研究内容如下：

- 1) 对 TRIP 钢焊接接头的组织及性能表征，研究两种不同合金化元素 Al 和 Si 对焊接性的影响；
- 2) DP 钢焊接热影响区软化和焊缝硬化特征及规律；
- 3) DP 钢焊接接头的组织及硬度特征对拼焊板成形性能的影响。

## 1.6 参考文献

- [1] International Iron and Steel Institute, UltraLight Steel Auto Body Advanced Vehicle Concepts (ULSAB - AVC) Report / AISI Training Session Document (2002).
- [2] M. Takahashi. Properties of High Strength TRIP Steel Sheets. IBEC, 1997, Auto Body Materials, 1997, 26-42.
- [3] U. Liedl, S. Traint, E.A. Werner. An Unexpected Feature of the Stress-Strain Diagram of Dual-phase Steel. Computational Materials Science, Vol.25 (2002), 122-128.
- [4] R.A. Kot, B.L. Bramfitt. Fundamentals of Dual-phase Steels. Conference proceedings (Chicago), Mat. Society of AIME, New York, 1981.
- [5] M.S. Rashid. Relationship between Steel Microstructure and Formability. Formable HSLA and dual-phase steel, Conference Proceedings (New Orleans) 1979, 1-24.
- [6] J. Gerbase, J.D. Embury, R.M. Hobbs. The Mechanical Behavior of some Dual-Phase Steels - with Emphasis on the Initial Work Hardening Rate. Structure and Properties of Dual-phase Steels, Conference Proceedings (New Orleans), 1979, 118-144.
- [7] G.R. Speich. Physicall Metallurgy of Dual-Phase Steels. Fundamentals of Dual-Phase steels, Conference Proceedings (Chicago), Mat. Society of AIME, New York, 1981. 3-45
- [8] Y. Sakuma, D.K. Matlock, G. Krauss. Intercritically Annealed and Isothermally Transformed 0.15 Pct C Steels Containing 1.2 Pct Si-1.5 Pct Mn and 4 Pct Ni: Part I. Transformation, Microstructure, and Room-Temperature Mechanical Properties. Metallurgical Transactions A, Vol.23 (1992), 1221-1232.
- [9] W.R. Cribb, J.M. Rigsbee. Structure and Properties of Dual-phase Steels, edited by R.A. Kot, J.W. Morris (TMS-AIME, Warrendale, PA, 1979, 91-110.
- [10] D.A. Korzekwa, D.K. Matlock, G. Krauss. Dislocation Substructure as a Function of Strain in a Dual-phase steel. Metallurgical and Materials Transactions A, Vol.15 (1984), 1221-1228.
- [11] T.S. Byun, I.S. Kim. Tensile Properties and Inhomogeneous Deformation of Ferrite-martensite Dual-phase Steels. Journal of Materials Science, Vol.28 (1993), 2923-2932.
- [12] R.G. Davies. Influence of Martensite Composition and Content on the Properties of Dual Phase Steels. Metallurgical and Materials Transactions A, Vol.9 (1978), 671-679.

- [13] A.M. Sarosiek, W.S. Owen. The Work Hardening of Dual-Phase at Small Plastic Strains. *Materials Science and Engineering A*, Vol.66 (1984), 13-34.
- [14] S.T. Mileiko. The Tensile Strength and Ductility of Continuous Fiber Composites. *Journal of Materials Science*, Vol.4 (1969), 974-977.
- [15] Y. Tomota, K. Kuroki, T. Mori, I. Tamura. Tensile Deformation of Two-ductile-phase Alloys: Flow Curves of  $\alpha$ - $\gamma$  Fe-Cr-Ni alloys. *Materials Science and Engineering A*, Vol.24 (1976), 85-94.
- [16] R.D. Lawson, D.K. Matlock, G. Krauss, R.A. Kot, B.L. Bramfitt. *Fundamentals of dual phase steels*. Metallurgical Society of the American Institute of Mechanical Engineers, Warrendale, PA. 1981, 347-262.
- [17] A.K. Jena, M.C. Chaturvedi. On the Effect of the Volume Fraction of Martensite on the Tensile Strength of Dual-phase Steel. *Materials Science and Engineering A*, Vol.100 (1988), 1-6.
- [18] Z. Jiang, Z. Guan, J. Liang. The Relationship between Ductility and Material Parameters for Dual Phase Steel. *Journal of Materials Science*, Vol. 28(1993), 1814-1818.
- [19] A. Bag, K.K. Ray, E.S. Dwarakadasa. Influence of Martensite Content and Morphology on Tensile and Impact Properties of High-Martensite Dual-Phase Steels. *Metallurgical and Materials Transactions*, Vol.30 (1999), 1193-2202.
- [20] Y. Tomita. Effect of Morphology of Second-Phase Martensite on Tensile Properties of Fe-0.1C Dual Phase Steels. *Journal of Materials Science*, Vol.25 (1990), 5179-5184.
- [21] T.S. Byun, I.S. Kim. Tensile Properties and Inhomogeneous Deformation of Ferrite-Martensite Dual-Phase Steels. *Journal of Materials Science*, Vol.28 (1990), 2923-2932.
- [22] Y. Tomota. Effects of Morphology and Strength of Martensite on Cyclic Deformation Behaviour in Dual-Phase Steels. *Materials Science and Technology*, Vol.3 (1987), 415-421.
- [23] H.P. Shen, T.C. Liu, J.Z. Liu. Microscopic Deformation Behavior of Martensitic-Ferritic Dual-Phase Steels. *Materials Science and Technology*, Vol.2 (1986), 28-33.
- [24] M.S. Rashid, E.R. Cperk. Relationship between Microstructure and Formability in two High Strength Low Alloy Steels. In: Niemeier BA, Schmieder AK, Newby JR, editors. *Formability Topics-metallic Materials*, ASTM STP 647. Philadelphia, PA: American Society for Testing and Materials; 1978, 174-190.

- [25] A.K. Jena, M.C. Chaturvedi. On the Effect of the Volume Fraction of Martensite on the Tensile Strength of Dual-phase Steel. *Materials Science and Engineering A*, Vol.100 (1988), 1-6.
- [26] P.H. Chang, A.G. Preban. The Effect of Ferrite Grain Size and Martensite Volume Fraction on the Tensile Properties of Dual Phase Steel. *Acta Metallurgica*. Vol.33 (1985), 897-903.
- [27] Z.H. Jiang, J.K. Liu, J.S. Lian. A New Relationship between the Flow Stress and the Microstructural Parameters for Dual Phase Steel. *Acta Metallurgical Materialia*, Vol.40 (1992), 1587-1597
- [28] D.K. Mondal, R.M. Dey. Effect of Grain Size on the Microstructure and Mechanical Properties of a C-Mn-V Dual Phase Steel. *Materials Science and Engineering A*, Vol.149 (1992), 173-181.
- [29] H.C. Chen, G.H. Cheng. Effect of Martensite Strength on the Tensile Strength of Dual Phase Steel, *Journal of Materials Science*, Vol.24 (1989) 1991-1994
- [30] Andre Barros Cota. Microstructure and Mechanical Properties of a Microalloyed Steel after Thermal Treatments, *Materials Research*, Vol.6 (2003), 117-121.
- [31] F.H. Samuel, A.A. Hussein, Microstructure and Mechanical Properties of a Quenched and Tempered Cr-V Dual-phase Steel, *Transactions ISIJ*, Vol.23 (1983), 213-218.
- [32] N.D. Beynon, S. Oliver, T. B. Jones, G. Fourlaris. Tensile and Work Hardening Properties of Low Carbon Dual Phase Strip Steels at High Strain Rates. *Materials Science and Technology*, Vol.21 (2005), 771-778.
- [33] N.D. Beynon, T. B. Jones, G. Fourlaris. Effect of High Strain Rate Deformation on Microstructure of Strip Steels Tested Under Dynamic Tensile Conditions. *Materials Science and Technology*, Vol.21 (2005), 103-112.
- [34] W. Bleck, I. Schael. Determination of Crash-relevant Material Parameters by Dynamic Tensile Tests. *Steel Research*, Vol.71 (2000), 173-178.
- [35] V. Tarigopula, M. Langseth, O.S. Hopperstad, A.H. Clausen. Axial Crushing of Thin-walled High-strength Steel Sections. *International Journal of Impact Engineering*, Vol.32 (2006), 847-882.

- [36] R.D. Lawson, D.K. Matlock, G. Krauss. An Etching Technique for Microalloyed Dual-Phase Steels. *Metallography*, Vol.13 (1980), 71-87.
- [37] G.S. Huppi. An Evaluation of the Importance of Epitaxial Ferrite in Dual-phase Steel Microstructure. *Scripta Metallurgica*, Vol.14 (1980), 1239-1243.
- [38] M. Erdogan, R. Priestner. Effect of Epitaxial Ferrite on Yielding and Plastic Flow in Dual Phase Steel in Tension and Compression. *Materials Science and Technology*, Vol.15 (1999), 1273-1284.
- [39] Erich Scheil, Über Die Umwandlung des Austenits in Martensit in Eisen-Nickellegierungen unter Belastung. *Zeitschrift Für Anorganische Und Allgemeine Chemie* 207(1932), 21-40.
- [40] J.R. Patel, M. Cohen. Criterion for the Action of Applied Stress in the Martensitic Transformation. *Acta Metallurgica*, Vol.1 (1953), 531-538
- [41] M.R. Berrahmoune, S. Berveiller, K. Inal, A. Moulin, E. Patoor. Analysis of the Martensitic Transformation at Various Scales in TRIP Steels. *Materials Science and Engineering A*, Vol.378 (2004), 304-307.
- [42] V.F. Zackay, E.R. Parker, D. Fahr, R. Bush. The Enhancement of Ductility in High-Strength Steels. *Transactions of the American Society for Metals*, Vol.60 (1967), 252-259.
- [43] M. Osamu, S. Yasuharu, T. Hiroshi. Enhancement of Elongation by Retained Austenite in Inter-critical Annealed 0.4C-1.5Si-0.8Mn Steel. *Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan*, Vol.27 (1987), 570-579.
- [44] P.J. Jacques, E. Girault, A. Mertens, B. Verlinden, J. Van Humbeeck, F. Delannay. The Developments of Cold-rolled TRIP-assisted Multiphase Steels: Al-alloyed TRIP-assisted Multiphase Steels. *ISIJ International*, Vol.41 (2001), 1068-1074.
- [45] H.K.D.H. Bhadeshia. *Bainite in Steels*, IOM Communication Ltd, UK, 2001.
- [46] K.W. Andrew. Empirical Formulae for the Calculation of Some Transformation Temperature. *Journal of the Iron and Steel Institute*, Vol.7 (1965), 721-727.
- [47] S. Zaefferer, J. Ohlert, W. Bleck. A Study of Microstructure, Transformation Mechanics and Correlation between Microstructure and Mechanical Properties of a Low Alloyed TRIP Steel. *Acta Materialia*, Vol.52 (2004), 2765-2778

- [48] S.J. Kim, C.G. Lee, I. Choi, S. Effects of Heat Treatment and Alloying Elements on the Microstructures and Mechanical Properties of 0.15 Wt Pct C Transformation-Induced Plasticity-Aided Cold-Rolled Steel Sheets. *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol.32 (2001), 505-515.
- [49] E. Girault, A. Mertens, P. Jacques, Y. Houbaert, B. Verlinden, J.V. Humbeeck. Comparison of the Effects of Silicon and Aluminum on the Behavior of Multiphase TRIP-Assisted Steels. *Scripta Materialia*, Vol.44 (2001), 885-892.
- [50] H.C. Chen, H. Era, M. Shimizu. Effect of Phosphorous on the Formation of Retained Austenite and Mechanical Properties in Si-Containing Low-Carbon Steel Sheet. *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol.20 (1989), 437-445.
- [51] J. Wang, S. Van Der Zwaag. Theoretical Study of P-Containing Transformation-Induced Plasticity Steel-Part 1: Determination of the Phosphorus Concentration. *Zeitsch fur Metallkunde (Germany)*, Vol.92 (2001), 1299-1305.
- [52] I.B. Timokhina, E.V. Pereloma, P.D. Hodgson. Microstructure and Mechanical Properties of C-Si-Mn(-Nb) TRIP Steels after Simulated Thermomechanical Processing. *Materials Science and Technology*, Vol.17 (2001), 135-140.
- [53] E.V. Pereloma, I.B. Tmokhina, P.D. Hodgson. Transformation Behaviour in Thermomechanically Processed C-Mn-Si TRIP Steels with and without Nb. *Materials Science and Engineering A*, Vol.273-275 (1999), 448-452.
- [54] S. Hahimoto, S. Ikeda, K. Sugimoto, S. Miyake. Effect of Nb and Mo Addition to 0.2%C-1.5%Si-1.5%Mn Steel on the Mechanical Properties of Hot Rolled TRIP-Aided Steel Sheets. *ISIJ International*, Vol.44 (2004), 1590-1598.
- [55] X.D. Wang, B.X. Huang, L. Wang, Y.H. Rong. Microstructure and Mechanical Properties of Microalloyed High-Strength Transformation-Induced Plasticity Steels. *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol.39 (2008), 1-7.
- [56] S.J. Kim, C.G. Lee, T.H. Lee, C.S Oh. Effect of Cu and Ni on Mechanical Properties of 0.15wt.% TRIP-Aided Cold Rolled Steels. *Scripta Materialia*, Vol.48 (2003), 539-544.
- [57] B. Mintz, A. Tuling, A. Delgado. Influence of Silicon, Aluminum, Phosphorus and Boron on Hot Ductility of Transformation Induced Plasticity Assisted Steels. *Materials Science and Technology*, Vol.19 (2003), 1721-1726.

- [58] S.C. Baik, S.H. Park, O. Kwon, D.I. Kim, K.H. Oh. Effects of Nitrogen on the Mechanical Properties of Cold Rolled TRIP-Aided Steel Sheets. *ISIJ International*, Vol.46 (2006), 599-605.
- [59] B.S. Seong, E.J. Shin, Y.S. Han, C.H. Lee, Y.J. Kim, S.J. Kim. Effect of Retained Austenite and Solute Carbon on the Mechanical Properties in TRIP Steels. *Physica B*, Vol.350 (2004), 467-469.
- [60] E. Emadoddin, A. Akbarzadeh, G.H. Daneshi. Correlation Between Lüder Strain and Retained Austenite in TRIP-Assisted Cold Rolled Steel Sheets. *Materials Science and Engineering A*, Vol.447 (2007), 174-179.
- [61] Y. Sakuma, D.K. Matlock, G. Kruss. Intercritically Annealed and Isothermally Transformed 0.15 Pct C Steels Containing 1.2 Pct Si-1.5 ct Mn and 4 Pct Ni: Part I. Transformation, Microstructure, and Room-Temperature Mechanical Properties. *Metallurgical Transactions A*, Vol.23 (1992), 1221-1232.
- [62] P. Jacques, Q. Furémont, A. Mertens, F. Delannay. On the Source of Work Hardening in Multiphase Steels Assisted by Transformation-Induced Plasticity. *Philosophical magazine A*, Vol.81 (2001), 1789-1812.
- [63] I.D. Choi, D.M. Bruce, S.J. Kim, C.G. Lee, S.H. Park, D.K. Matlock, J.G. Speer. Deformation Behavior of Low Carbon TRIP Sheet Steels at High Strain Rates. *ISIJ International*, Vol.42 (2002), 1483-1489.
- [64] M. Radu, J. Valy, A.F. Gourgues, F.L. Strat, A. Pineau. Continuous Magnetic Method for Quantitative Monitoring of Martensitic Transformation in Steels Containing Metastable Austenite. *Scripta Materialia*, Vol.52 (2005), 525-530.
- [65] M. Mukherjee, O.N. Mohanty, S. Hashimoto, T. Hojo, K. Sugimoto. Acoustic Emission Technique to Study the Effect of Strain Rate on the Deformation Behavior of TRIP Aided Steels with Different Matrix Microstructures. *ISIJ International*, Vol.46 (2006), 241-250.
- [66] E.J. Melero, N.H.V. Dijk, L. Zhao, J. Sietsma, S.E. Offerman, J.P. Wright, S.V.D. Zwaag. Martensitic Transformation of Individual Grains in Low-Alloyed TRIP Steels. *Scripta Materialia*, Vol.56 (2007), 421-424.

- [67] J. Wang, S.V.D. Zwaag. Stabilization Mechanism of Retained Austenite in Transformation-Induced Plasticity Steel. *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol.32 (2001), 1527-1540.
- [68] A. Basuki, E. Aernoudt. Influence of Rolling of TRIP Steel in the Intercritical Region on the Stability of Retained Austenite. *Journal of Materials Processing Technology*, Vol.89-90 (1999), 37-43.
- [69] P.J. Jacques, J. Ladrière, F. Delannay. On the Influence of Interactions between Phases on the Mechanical Stability of Retained Austenite in Transformation-Induced Plasticity Multiphase Steels. *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol.32 (2001), 2759-2769.
- [70] X.D. Wang, B.X. Huang, Y.H. Rong, L. Wang. Microstructures and Stability of Retained Austenite in TRIP Steels. *Materials Science and Engineering A*, Vol.438-440 (2006), 300-305.
- [71] K. Sugimoto, M. Kobayashi, S. Hashimoto. Ductility and Strain-Induced Transformation in a High-Strength Transformation-Induced Plasticity-Aided Dual-Phase Steel. *Metallurgical Transactions A*, Vol.23 (1992), 3085-3092.
- [72] X. Wei, R. Fu, L. Li. Tensile Deformation Behavior of Cold-rolled TRIP-aided Steels over Large Range of Strain Rates. *Materials Science and Engineering A*, Vol.465 (2007), 260-266.
- [73] I.Y. Pyshmintsev, M.De. Meyer, B.C.De Cooman, R.A. Savray, V.P. Shveykin, M. Vermeulen. The Influence of the Stress State on the Plasticity of Transformation Induced Plasticity-Aided Steel. *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol.33 (2002), 1659-1668.
- [74] A.M Streicher, J.G. Speer, D.K. Matlock. Forming Response of Retained Austenite in a C-Si-Mn TRIP Sheet Steel. *Steel Research*, Vol.73 (2002), 287-293.
- [75] K. Sugimoto, N. Usui, M. Kobayashi, S. Hashimoto. Effects of Volume Fraction of Retained Austenite on Ductility of TRIP-aided Dual-phase Steels. *ISIJ International*, Vol.32 (1992), 1311-1318.

- [76] M.Y. Sherif, C.G. Mateo, T. Sourmail, H.K.D.H. Bhadeshia. Stability of Retained Austenite in TRIP-assisted Steels. *Materials Science and Technology*, Vol.20 (2004), 319-322.
- [77] M. Marya, K. Wang, L.G. Hector, X.H. Gayden. Tensile-shear Force and Fracture Mode in Single and Multiple Weld Specimens in Dual-phase Steel. *Journal of Manufacturing Science and Engineering*, Vol.128 (2006), 287-298.
- [78] E.Biro, A. Lee. Welding Properties of Various DP600 Chemistries. *Sheet Metal Welding Conference XI*, Sterling Heights, MI May Issue: 11-14(2004), 1-11.
- [79] T. Taka, K. Kunishige, N. Yamauchi, N. Nagao. Hot-rolled Steel Sheet with Excellent Flash Weldability for Automotive Wheel Rim Use. *ISIJ International*, Vol.29 (1989), 503-510.
- [80] T. Waterschoot, K. Verbeken, B.C.De. Cooman. Tempering Kinetics of the Martensitic Phase in DP Steel. *ISIJ International*, Vol.46 (2006), 138-146.
- [81] A. Joarder, J.N. Jha, S.N. Ojha, D.S. Sarma. The Tempering Behavior of a Plain Carbon Dual-Phase Steel. *Materials Characterizations*, Vol.25 (1990), 199-209.
- [82] M.S. Rashid, B.N. Rao. Tempering Characteristics of a Vanadium Containing Dual Phase Steel. *Metallurgical Transactions A*, Vol.13 (1982), 1679-1686.
- [83] G.R. Speich, A.J. Schwoeble, G.P. Huffman. Tempering of Mn and Mn-Si-V Dual-Phase Steels. *Metallurgical Transactions A*, Vol.14 (1983), 1079-1087.
- [84] P.H. Chang. Temper-Aging of Continuously Annealed Low Carbon Dual Phase Steel. *Metallurgical Transactions A*, Vol.15 (1984), 73-86.
- [85] X. Fanga, Z. Fana, B. Ralpha, P. Evansb, R. Underhill. Effects of Tempering Temperature on Tensile and Hole Expansion Properties of a C-Mn Steel. *Journal of Materials Processing Technology*, Vol.132 (2003), 215-218.
- [86] T.K. Han, S.S. Park, K.H. Kim, C.Y. Kang, I.S. Woo, J.B. Lee. CO<sub>2</sub> Laser Welding Characteristics of 800MPa Class TRIP Steel. *ISIJ International*, Vol.45 (2005), 60-65.
- [87] S. Daneshpour, S. Riekehr, M. Kocak, V. Ventzke1, A.I. Koruk. Failure Behaviour of Laser Spot Welds of TRIP800 Steel Sheets under Coach Peel Loading. *Science and Technology of Welding and Joining*, Vol.12 (2007), 508-515.

- [88] M.I. Khan, M.L. Kuntz, Y. Zhou. Effect of Weld Microstructure on Static and Impact Performance of Resistance Spot Welded Joints in Advanced High Strength Steels. *Science and Technology of Welding and Joining*, Vol.13 (2008), 49-59.
- [89] J.E. Gould, S.P. Khurana, T. Li. Predictions of Microstructures When Welding Automotive Advanced High-Strength Steels. *Welding Journal*, May, 2006, 111s-116s.
- [90] L. Cretteur, A.I. Koruk, L.T. Martinez. Improvement of Weldability of TRIP Steels by Use of in-situ pre- and post-heat Treatments. *Steel Research*, Vol.73 (2002), 314-319.
- [91] M.I. Khan, M.L. Kuntz, Y. Zhou. Effects of Weld Microstructure on Static and Impact Performance of Resistance Spot Welded Joints in Advanced High Strength Steels. *Science and Technology of Welding and Joining*, Vol.13 (2008), 49-60.
- [92] N. Nagasaka, K.I. Sugimoto, M. Kobayashi, K. Makii, S. Ikeda. Press Formability YAG Laser Welded TRIP/DP Tailored Blanks. *Journal de physique. IV*, Vol.115 (2004), 251-258.
- [93] W. Waddell, S. Jackson, E.R. Wallach. The Influence of the Weld Structure on the Formability of Laser Welded Tailored Blanks. *Society of Automotive Engineering*, 1998, 257-268.
- [94] D. Dry, W. Waddell, D.R.J. Owen. Determination of Laser Weld Properties for Finite Element Analysis of Laser Welded Tailored Blanks. *Science and Technology of Welding and Joining*, Vol.7 (2002), 11-18.
- [95] H. Beenken. Joining of AHSS versus Mild Steel. *Processing State-of-the-Art Multi-phase Steel*, European Automotive Supplier Conference, Berlin (September 23, 2004).
- [96] Auto/Steel Partnership, Tailored Welded Blank Design and Manufacturing Manual. Technical Report, 1995.

## 第二章 试验过程

### 2.1 试验材料

试验材料包括低合金高强度钢(HSLA)、双相钢(DP)和相变诱导塑性钢(TRIP),板厚约为 1.0 mm,为热轧状态,分别来自加拿大的 Dofasco(现为 Mitta)、Stelco、美国的 USS 和芬兰的 Rukki 等钢厂。主要成分和碳当量如表 1 所示,代号后的数值为钢的极限拉伸强度(MPa)。碳当量采用 Yurioka 公式计算<sup>[1]</sup>,公式如下。

表 2-1 试验材料的化学成分 (wt%)  
Tab. 2-1 Chemistry of investigated steels (wt%)

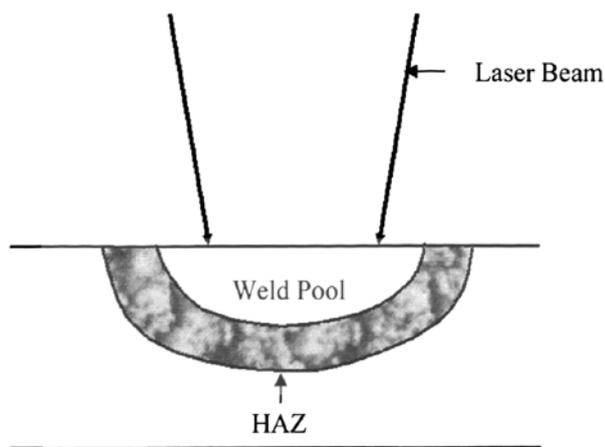
钢种	C	Mn	Mo	Cr	Si	Al	CE <sub>y</sub>
HSLA450	0.056	0.64	0.015	0.09	0.23	0.06	0.14
DP450	0.071	1.43	0.013	0.49	0.04	0.07	0.265
DP600S	0.077	1.83	0.16	0.04	0.10	0.07	0.279
DP600A	0.095	1.84	0.01	0.02	0.36	0.09	0.305
DP600F	0.099	1.47	0.013	0.55	0.23	0.05	0.341
DP750	0.147	1.98	0.01	0.20	0.23	0.05	0.483
DP780	0.113	2.08	0.18	0.24	0.04	0.09	0.425
DP800	0.147	1.72	0.02	0.61	0.29	0.06	0.524
DP980	0.132	1.91	0.34	0.16	0.03	0.10	0.474
TRIP780	0.147	2.13	0.12	0.10	0.09	1.73	0.436
TRIP800	0.188	1.63	0.01	0.02	1.62	0.06	0.526

$$CE_y = C + A(C) \left[ \frac{Si}{24} + \frac{Mn}{6} + \frac{Cu}{15} + \frac{Ni}{20} + \frac{Cr + Mo + Nb + V}{5} + 5B \right]$$

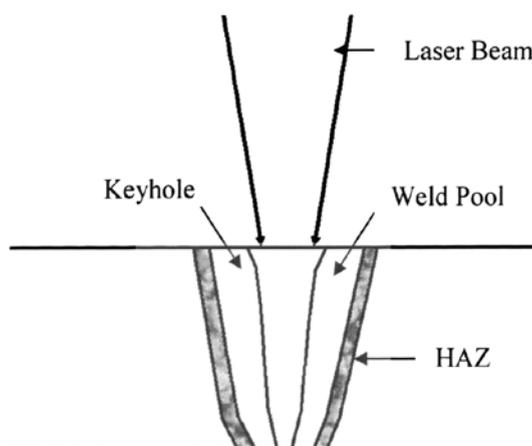
$$A(C) = 0.75 + 0.25 \tanh[20(C - 0.12)]$$

HSLA 母材由铁素体基体和沉淀在铁素体晶界/晶内的碳化物构成; DP 钢由铁素体基体和马氏体构成; TRIP 钢母材为多元组织,主要由铁素体、贝氏体、残余奥氏体以及少量马氏体构成。

## 2.2 试验激光器及工作模式



(a) 热传导型激光焊



(b) 小孔模式激光焊

图 2-1 两种工作模式下激光焊<sup>[2]</sup>

Fig. 2-1 Conduction-mode and keyhole-mode laser welding

现在通用的激光系统有三种： $\text{CO}_2$  激光器、Nd: YAG 激光器和半导体激光器。本文将采用半导体激光器和 YAG 激光器产生的激光作为热源进行焊接试验，两者的工作方式分别为热传导型(Conduction Mode)和小孔型(Keyhole Mode)。在热传导模式下工作的激光焊，激光的能量被试样表面吸收，然后向周边传递，从而形成焊接熔池；

小孔模式下的焊接则在工件上形成挥发小孔，金属的持续蒸发加强了熔池对激光能量的吸收，小孔周围浓缩的蒸汽将会凝固形成狭窄的焊缝，焊接速度快，图 2-1 为两种工作模式下焊接熔池截面示意图。而热传导型和小孔型焊接模式的转变取决于激光峰值强度(Peak Laser Intensity)和激光脉冲的持续时间(Duration of Laser Pulse)，即连续波激光焊时的能量密度<sup>[2]</sup>。

由于激光工作模式的不同，导致了焊接过程中热循环曲线的差异，图 2-2 为采用上述两种激光焊时热影响区的热循环曲线，在相同的峰值温度( $T_p$ )下，半导体激光焊的热循环曲线要平缓，特别是在冷却阶段。

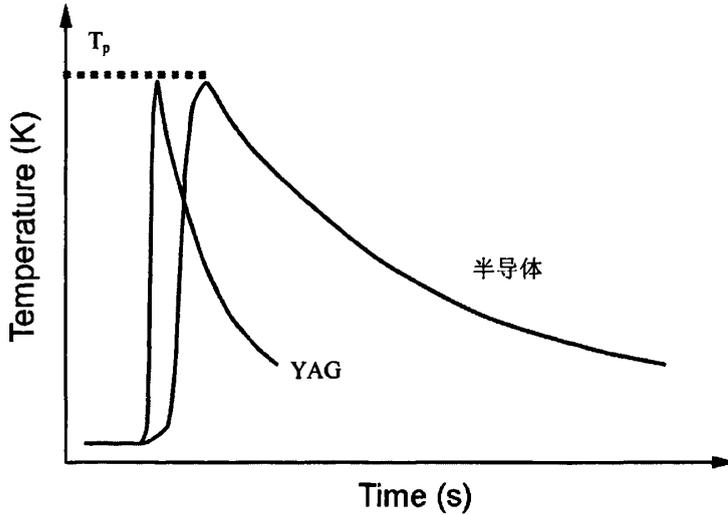


图 2-2 两种不同工作模式激光焊热影响区的热循环曲线

Fig. 2-2 Thermal cycle curves in heat affected zone under two different laser welding processes

在本文中，半导体激光器为 Nuvonyx ISL-4000L，安装在 Panasonic VR-16 的焊接机器人手背上，激光头有四个水冷槽，每个水冷槽带有 20 个激光半导体，与大多数高能量半导体激光系统一样，该激光器可以在聚焦面上形成长方形的光束，光束的尺寸为  $12\text{ mm} \times 0.9\text{ mm}$ ，这种光束可以产生的能量密度为  $3.7 \times 10^8\text{ W/m}^2$ ，不足以达到进行小孔焊接所需的能量密度<sup>[3]</sup>。Nuvonyx ISL-4000L 的激光光斑尺寸可以通过添加额外的聚焦透镜而减少到  $6\text{ mm} \times 0.35\text{ mm}$ ，并将能量密度增加到  $1.9 \times 10^9\text{ W/m}^2$ ，即便能量密

度增大了,但半导体激光焊仍然不能实现小孔焊接,据文献报导,实现小孔焊接需要的能量密度大约为  $10^{10} \text{ W/m}^2$ [3]。

YAG 激光器为 Haas HL3006D,为一固体激光器,波长为  $1.06 \mu\text{m}$ ,主要优点是产生的光束可以通过光纤传送,因此省去了复杂的光束传送系统,适用于柔性制造系统或远程加工,通常适用于焊接精度要求比较高的工件。关于这两种激光的光束特征如表 2-2 所示。

表 2-2 两种激光的光束特征  
Tab. 2-2 Beam characteristics of two lasers

激光类型	功率 (kW)	焦距 (mm)	光束尺寸 (mm × mm)
半导体	4	80	12×0.5
	4	40	6×0.35
YAG	3	200	0.6

\*粗体为采用两个棱镜时的参数

## 2.3 焊接试验和试样准备

在所有的焊接试验中,接头均采用对接方式,Ar 为保护气体,气体的流速为 30 l/min,全焊透,即二维的传热方式。

焊后,切取焊缝的截面经镶样、打磨、抛光后用适当的腐蚀剂腐蚀后,腐蚀剂主要采用 1%的硝酸酒精和 Lepera 腐蚀剂,后者为彩色腐蚀剂,可以将不同的相以不同的颜色显示。

观察组织的手段有光学显微镜(OM)、扫描电子显微镜(SEM)和投射电子显微镜(TEM)。采用 H-800 透射电镜对焊缝的精细组织进行观察,试样的制备过程为:将试样机械减薄至 50  $\mu\text{m}$  左右,冲剪成直径为 3 mm 的圆片,然后采用 4%的高氯酸乙醇溶液进行双喷减薄,双喷电压在 20-30 V 之间,温度控制在 -20  $^{\circ}\text{C}$  以下。

显微硬度测试采用维氏硬度计,加载载荷为 500 g,加载时间为 15 s。

## 2.4 拉伸试验

为了获得母材、焊缝以及焊接接头的力学性能,在室温下开展拉伸试验。

静态拉伸试验在 Instron 拉伸机上进行，拉伸时试验机夹头的速度为 1 mm/min，拉伸试样的尺寸有两种，一种是按照 ASTM-E8 标准加工，对母材，分别沿着两个方向进行拉伸，即拉伸方向分别平行于和垂直于轧制结构方向；对焊接接头实行纵向和横向拉伸，即拉伸方向分别平行和垂直于焊缝；另一种试样是为评价半导体激光焊的焊缝性能而特制的，试样不包括热影响区和母材，如图 2-3，分别在静态和动态下进行拉伸。

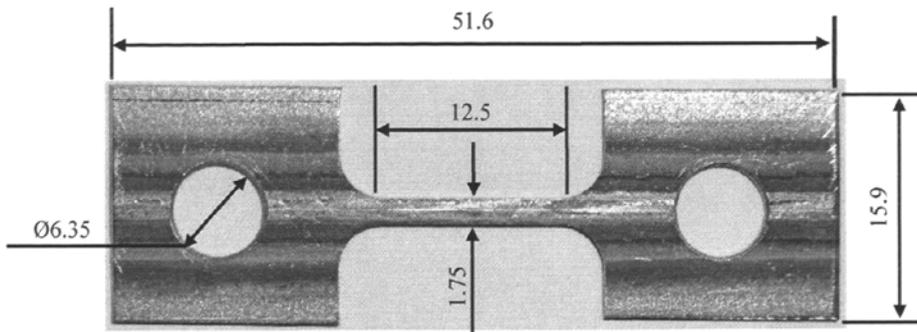


图 2-3 焊缝拉伸试样

Fig. 2-3 Coupon for fusion zone tensile testing

快速拉伸或动态拉伸在 Split Hopkinson Bar 上进行，拉伸试验设备如示意图 2-4，关于试验数据的采集和处理，有专门的采集系统和处理软件。

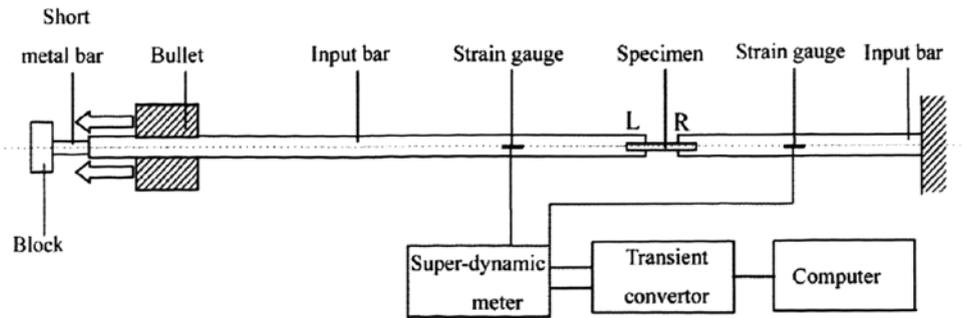


图 2-4 Split Hopkinson Bar 的拉伸机示意图

Fig. 2-4 Schematic for Split Hopkinson Bar testing machine

## 2.5 成形性试验

为了评价焊接工艺(不同焊接方法和工艺参数)及母材特征(材料的织构和焊缝方向)对拼焊板成形性能的影响,对母材和拼焊板开展成形试验,试验为全冲头高度试验(Full-dome Height Test),或称为有限冲头高度试验(LDH: Limited Dome Height),试验装置如图 2-5 所示,由一个直径为 101.6 mm 的冲头和一组模具构成,后者主要起到紧固试件的作用,从而确保板材的拉延。试验时,仔细调节拼焊板的位置,使焊缝位于冲头的中心,冲头的下降速度为 1 m/min。这种试验的特点是对试板进行等轴向拉伸,因为在焊缝的横向和纵向两个方向上同时施加相同的拉伸力,从而产生了双向应力,在拉伸力作用下,试板会一直拉延直至断裂,试验时对裂纹的起始点进行观察,并用试板刚刚启裂时的冲头高度或冲头的运行距离来衡量板材的拉伸性能,最大载荷以及冲头位移等相关试验数据均由冲头载荷-位移曲线获得,有专门的计算机系统记录(Data Acquisition System)。

冲压试验前,去除试样表面的毛刺、除油并涂上一定的矿物油,以确保板材和冲头之间稳定的摩擦系数,减少外在的影响因素。夹紧模具在试验前需要清洗,试验板材的尺寸为 150 mm×150 mm。

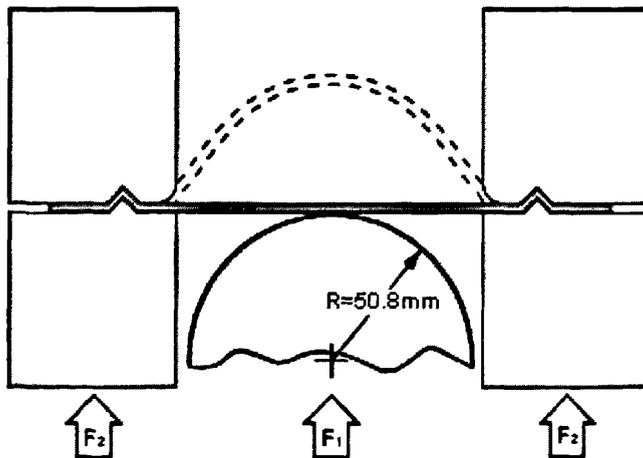


图 2-5 有限冲头高度(LDH)试验示意图

Fig. 2-5 Tooling geometry of Limited Dome Height test

## 2.6 参考文献

- [1] N.Yurioka, H. Suzuki, S. Ohshita, S. Saito. Determination of Necessary Preheating Temperature in Steel Welding. *Welding Journal*, Vol.62 (1983), 147s-153s.
- [2] W.W. Duley. *Laser Welding*. John Wiley & Sons, Inc., New York, NY, 1999.
- [3] J. Mazumder. "Procedure Development and Practice Considerations for Laser Beam Welding", *ASM Handbook Vol. 6, Welding, Brazing and Soldering*. ASM International, Materials Park, OH, 1993, pp. 874-881.

## 第三章 TRIP 钢焊接接头的组织特征

### 3.1 前言

在 TRIP 钢中, 为了抑制贝氏体等温转变过程中的碳化物析出, 通常会加入合金元素 Si, 即 CMnSi 系列 TRIP 钢, 这类钢通常含有 0.15wt%左右的 C, 1.0-2.5wt%的 Si 和 1.0-3.0wt%的 Mn。Mn 是奥氏体稳定化元素, 降低 C 在铁素体中的活度, 其本身不会促使 C 从铁素体向奥氏体中聚集, 但可以有效地提高奥氏体的淬透性(Hardenability)。但在退火过程中, Mn 和 Si 之间很容易在钢的表面形成一层稳定的氧化物  $Mn_2SiO_4$ , 在与液态 Zn 接触时, 这层氧化物会抑制钢的热镀锌性能(Galvanisibility)<sup>[1]</sup>。因此, 目前 TRIP 钢主要采用电镀锌(Eletrogalvanised)而不是热浸镀锌(Hot-dipped Galvanized)。为了提高钢板的表面光洁度, 一直在研究用其它合金元素来代替 Si, 候选元素有 Al、P、Cr 和 Cu 等, 与 Si 相同, 这些合金元素可以抑制碳化物( $Fe_3C$ )在贝氏体等温转变中沉淀析出<sup>[2-6]</sup>, 有利于获得一定量的化学性稳定的残余奥氏体。

关于 Si 抑制碳化物沉淀的机制并不十分明确, Pichler<sup>[4]</sup>等人认为是由于 Si 不溶于  $Fe_3C$  所致。Al 是铁素体形成元素, 可以增加 C 在铁素体中的活度<sup>[7]</sup>, 将 C 从铁素体中排出并向奥氏体中聚集, 而且, 与 Si 一样, Al 不溶于  $Fe_3C$ , 可以有效地延缓碳化物析出<sup>[7]</sup>。

关于 Al-TRIP 钢的力学性能和镀锌性能, Myer 等人<sup>[8]</sup>指出, 采用 Al 来部分地代替 Si 可以极大地改善钢的镀锌性能(Galvanisibility); Maki 对无 Si 的 Al-TRIP 钢和无 Al 的 Si-TRIP 钢进行对比研究, 得出相似的结论<sup>[9]</sup>; 而且, 无 Si 的 Al-TRIP 钢力学性能同传统的 Si-TRIP 钢可以得到相同的级别<sup>[10]</sup>; 在单向拉伸中, Al-TRIP 与同样级别的 Si-TRIP 均显示了显著的 TRIP 效应<sup>[11]</sup>; 但与 Si 的合金化不同, Al 合金化的劣势在于其对铁素体的固溶强化能力低<sup>[12]</sup>。

## 3.2 试验母材及参数

本章主要对 Al-TRIP 钢进行研究，并选取一种 Si-TRIP 钢进行对比。两种 TRIP 钢的主要成分如表 3-1 所示。为了能在室温下获得适量的化学性稳定的残余奥氏体，TRIP 钢通常含有高于 1wt% 的碳；Mn 的加入可以有效地提高淬硬性和强度；Si 和 Al 是为了抑制贝氏体等温转变过程中的碳化物析出。Si 和 Al-TRIP 钢母材的硬度分别为 251 Hv 和 221 Hv，除了碳含量差异外，Si 和 Al 因具有不同的固溶强化能力也会造成两者铁素体硬度的不同。

表 3-1 试验用钢的主要成分 (wt%)

Tab. 3-1 Chemistry of investigated steels (wt%)

钢种 (厚度: mm)	C	Mn	Al	Si	CE
Si-TRIP (1.2)	0.19	1.63	0.04	1.62	0.53
Al-TRIP (1.1)	0.15	2.13	1.73	0.09	0.47

采用半导体激光焊，焊接速度为 1.0-2.2 m/min。重点考察半导体激光焊焊缝的凝固特征和拉伸力学性能，所以加工了不含母材和热影响区的拉伸试件，分别进行静态和动态拉伸试验，拉伸速率分别为  $10^{-3} \text{ s}^{-1}$  和  $1.5 \times 10^3 \text{ s}^{-1}$ 。

## 3.3 试验结果

### 3.3.1 焊接接头的硬度分布

沿接头截面中心线的硬度分布曲线如图 3-1 所示，Al-TRIP 钢接头的低倍形貌如图 3-1 中(a)所示，硬度曲线(包括 Si-TRIP)存在两个明显特征，即焊缝硬化和热影响区软化。

两焊缝相比，Si-TRIP 钢的平均硬度高于对应的 Al-TRIP 钢，焊缝的硬化差异主要是由成分不同所引起，除了碳含量不同外，Si 和 Al 的选择对焊缝组织的形成即硬度起着十分重要的作用，将在讨论节加以叙述；至于热影响区的软化，可能是母材中的马氏体/贝氏体或残余奥氏体分解所致，如图 3-1 中(b)的 Al-TRIP 软化区的组织特征，有明显的分解痕迹。

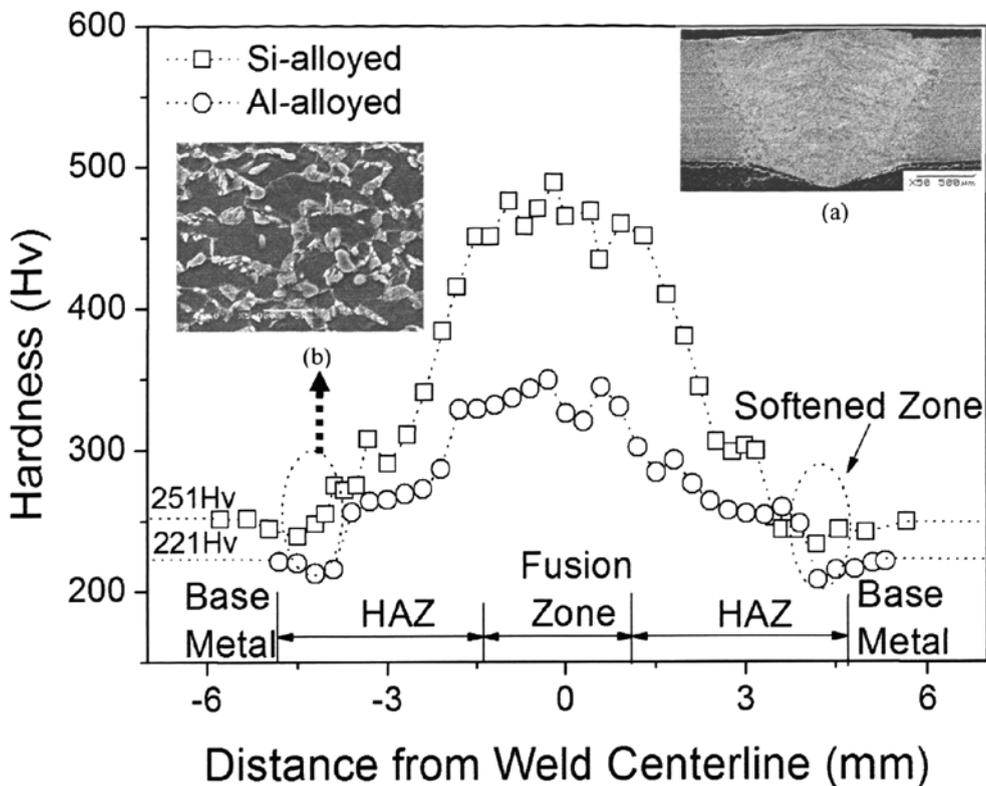


图 3-1 焊接接头截面的硬度分布 (焊接速度为 1.6 m/min)

Fig. 3-1 Weld hardness profiles (welding speed: 1.6 m/min)

图 3-2 为焊缝硬度随焊接速度的变化, 每个点至少为 5 个硬度值的平均。随着焊接速度的增加, 硬度呈现增加趋势, 但变化幅度很小, 所以认为, 在半导体激光焊的可焊速度范围内(即全焊透), 焊缝的组织没有发生根本变化, 因此, 下面将选用焊接速度为 1.6 m/min 的焊接接头进行研究。

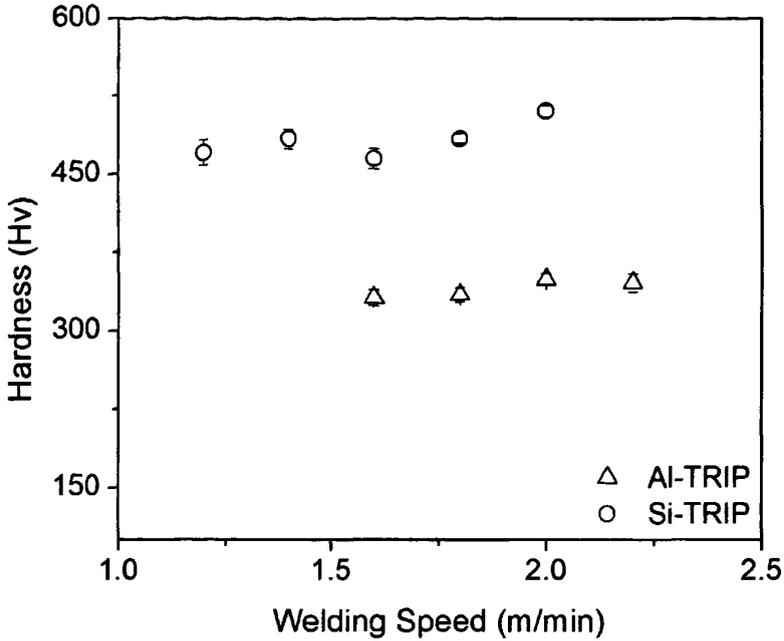


图 3-2 焊缝硬度随焊接速度的变化

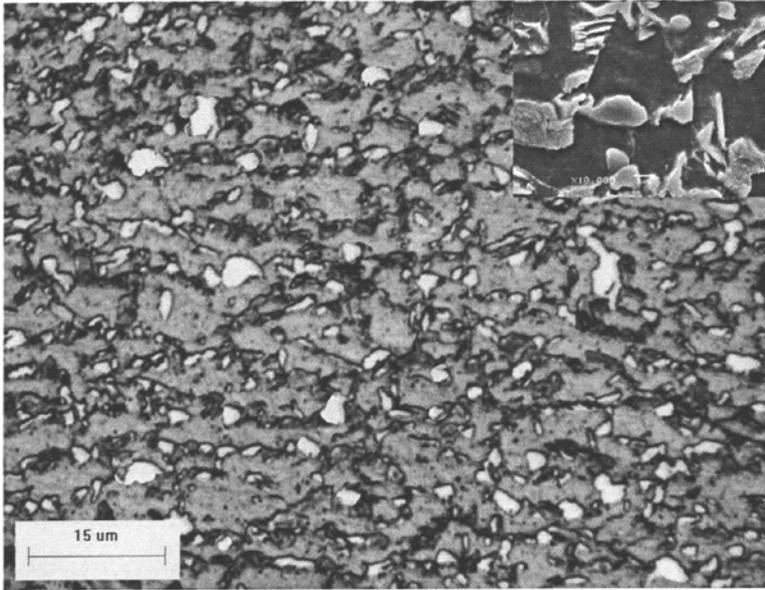
Fig. 3-2 Fusion zone hardness varying with welding speed

### 3. 3. 2 Al-TRIP 钢接头母材的组织特征

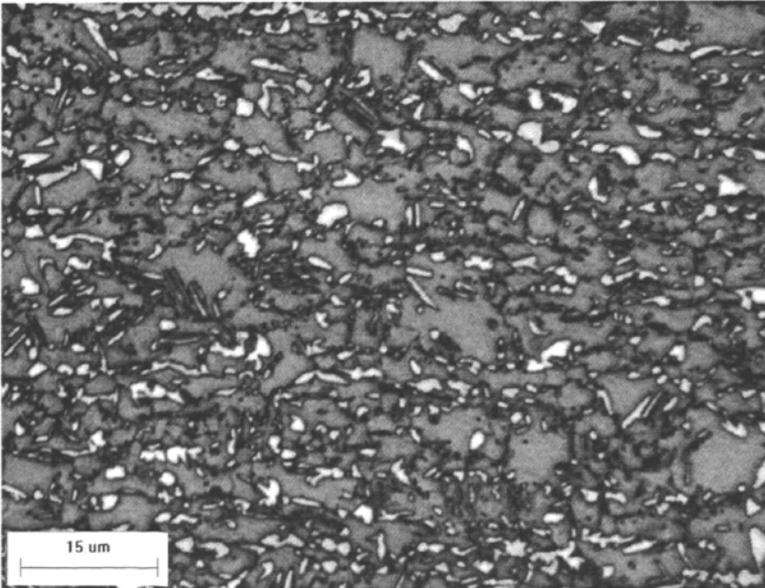
#### 1) OM 和 SEM 下的组织观察

光学显微镜下(OM)母材的组织特征如图 3-3，连续分布的基体相(灰色)为铁素体，位于铁素体晶界的是二次相，包括贝氏体、残余奥氏体和少量马氏体，贝氏体和马氏体为黑色，残余奥氏体为白色，Si 和 Al-TRIP 钢中残余奥氏体的含量约为 12%左右。

电子显微镜下(SEM)Al-TRIP 钢的组织特征如图 3-3(a)中所示，深色相为铁素体基体，位于铁素体晶界的是马氏体、贝氏体和残余奥氏体，由于马氏体和贝氏体的形成均涉及到切变行为，所以，在硝酸酒精腐蚀后，具有粗糙表面或者板条状特征，而残余奥氏体从高温一直保留到室温，未发生转变，表面较为光滑。



(a) Al-TRIP 钢

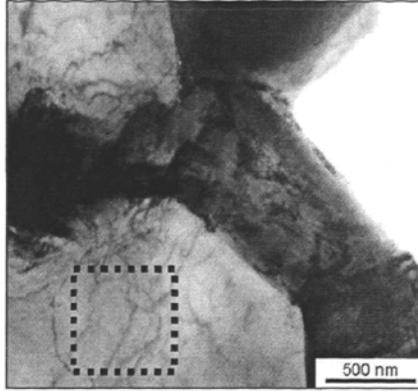


(b) Si-TRIP 钢

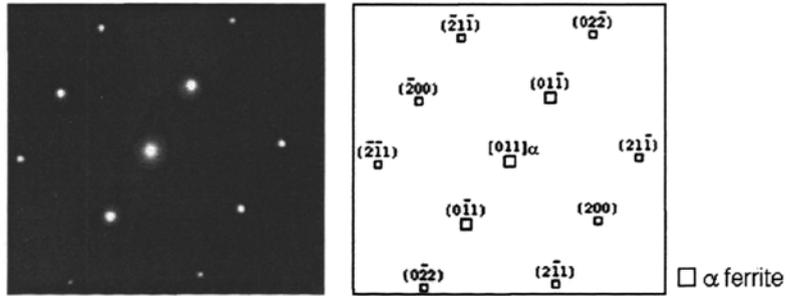
图 3-3 母材的组织特征 (腐蚀剂为 Lepera<sup>[13]</sup>)

Fig. 3-3 Base metal microstructure at room temperature (etched with Lepera)

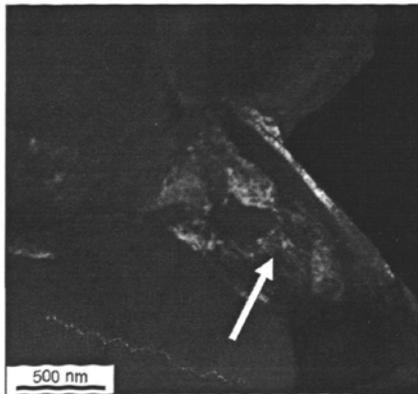
2) SEM 和 TEM 观察



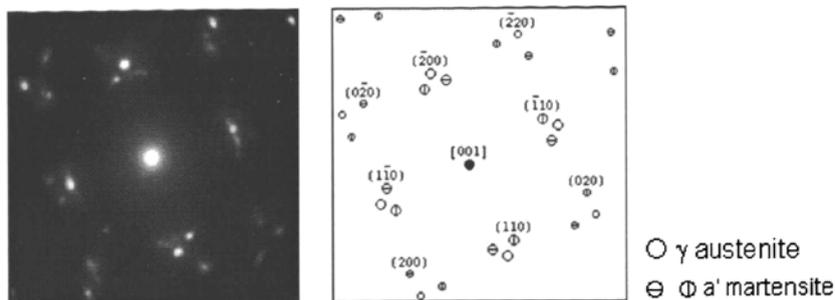
(a) 明场像



(b) 对称的选区衍射图谱及模拟图



(c) 暗场像

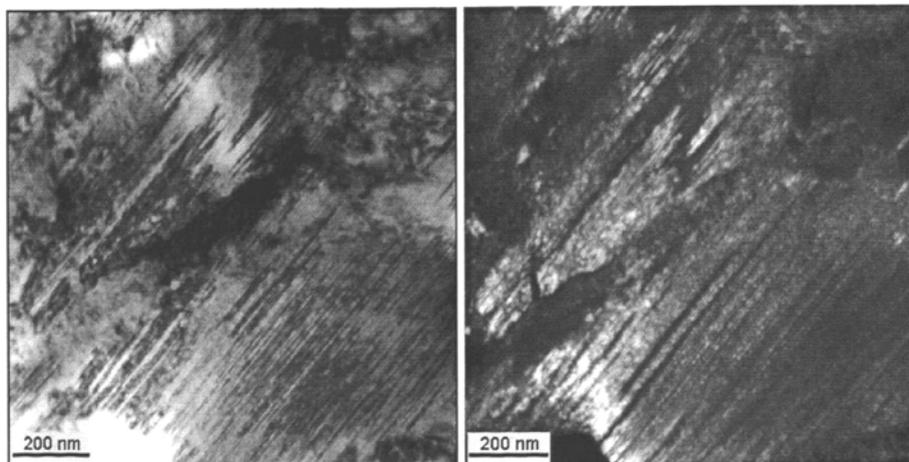


(d) 对称的选区衍射图谱和模拟图

图 3-4 Al-TRIP 钢在 TEM 下的组织特征

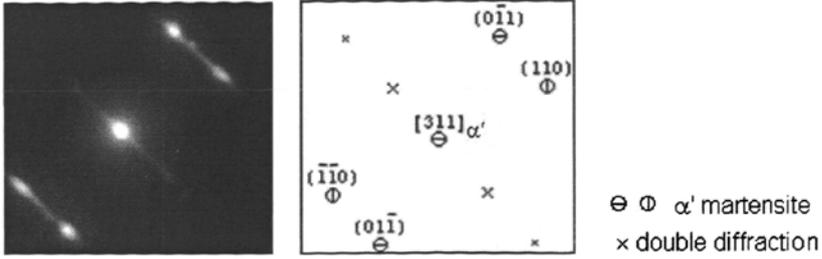
Fig. 3-4 Al-TRIP steel microstructure under TEM observation

图 3-4 为透射电子显微镜下(TEM)的组织形貌, (a)为明场像; (b)为明场像中方框区域的对称选区衍射图谱和模拟图, 该图谱是通过对标记的铁素体晶粒倾斜到其对称的[011]轴上获得, 相对于获得明场像(a)时的位相, 已经偏离了几度, 方框内的相为铁素体; 由(d)的选区衍射图谱和模拟图证实(c)中的箭头处为残余奥氏体的暗场像和与之相邻的马氏体板条束, 获得这一暗场像的反射轴为  $g=-200\gamma$ 。



(a) 明场像

(b) 暗场像



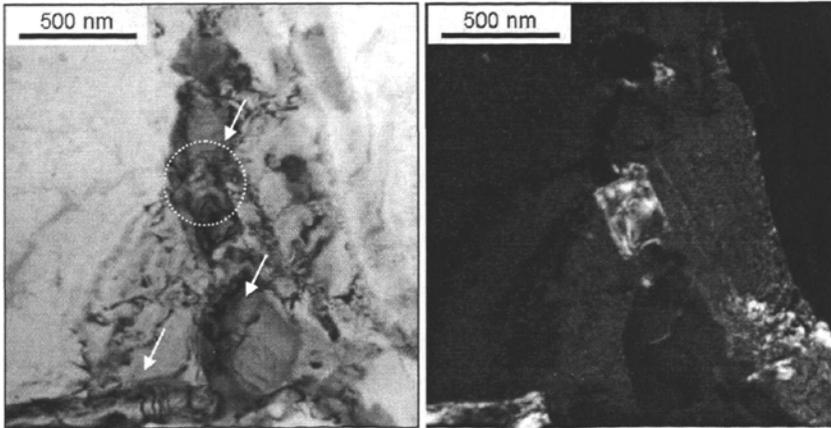
(c) 选区电子衍射图谱和模拟图

图 3-5 孪晶马氏体

Fig. 3-5 Twinned martensite

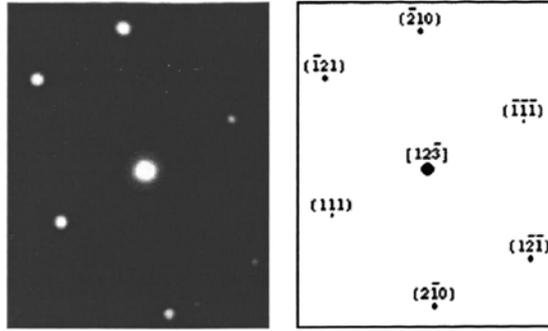
图 3-5 为典型的孪晶马氏体形貌，(a)和(b)分别为其明场像和暗场像，对应的选区电子衍射图谱和模拟图如(c)所示，孪晶马氏体在母材中为一稀有相，其形成主要是由于碳的聚集所导致，其本身为高碳马氏体。

孪晶马氏体的存在与这种钢的加工制度有关，在贝氏体等温转变过程中，碳会在铁素体和周边奥氏体之间进行分配，生成了少量的高碳奥氏体，在随后的冷却过程中就转变成孪晶马氏体。

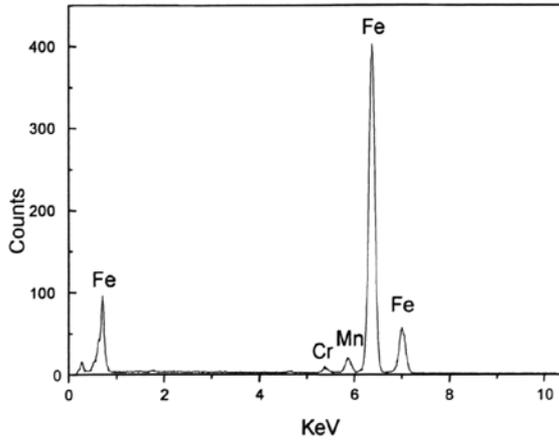


(a) 明场像

(b) 暗场像



(c) 衍射图谱及对应的模拟图



(d) 能谱(EDS)分析

图 3-6 碳化物

Fig. 3-6 Carbides

图 3-6(a)和(b)分别为晶界碳化物的明场和暗场像(如箭头), 碳化物在母材中非常少见, 而且不利于母材中残余奥氏体的形成。(a)中出现了三组碳化物, 选取圆圈内的碳化物加以分析, (c)为该碳化物在沿 $[12\bar{3}]$ 轴上的衍射图谱及对应的模拟图, 能谱(EDS)分析(d)表明该碳化物为  $M_3C$  ( $M=Fe, Mn$ )型。

同时, 在母材中发现了少量的 M(Martensite)-A(Austenite)组元, 如图 3-7 所示, 图中所示的岛状组织形貌虽然与典型的 M-A 组元不相同, 但由于马氏体和残余奥氏体交错分布于一个岛状组织中, 所以将其归为 M-A 组元。

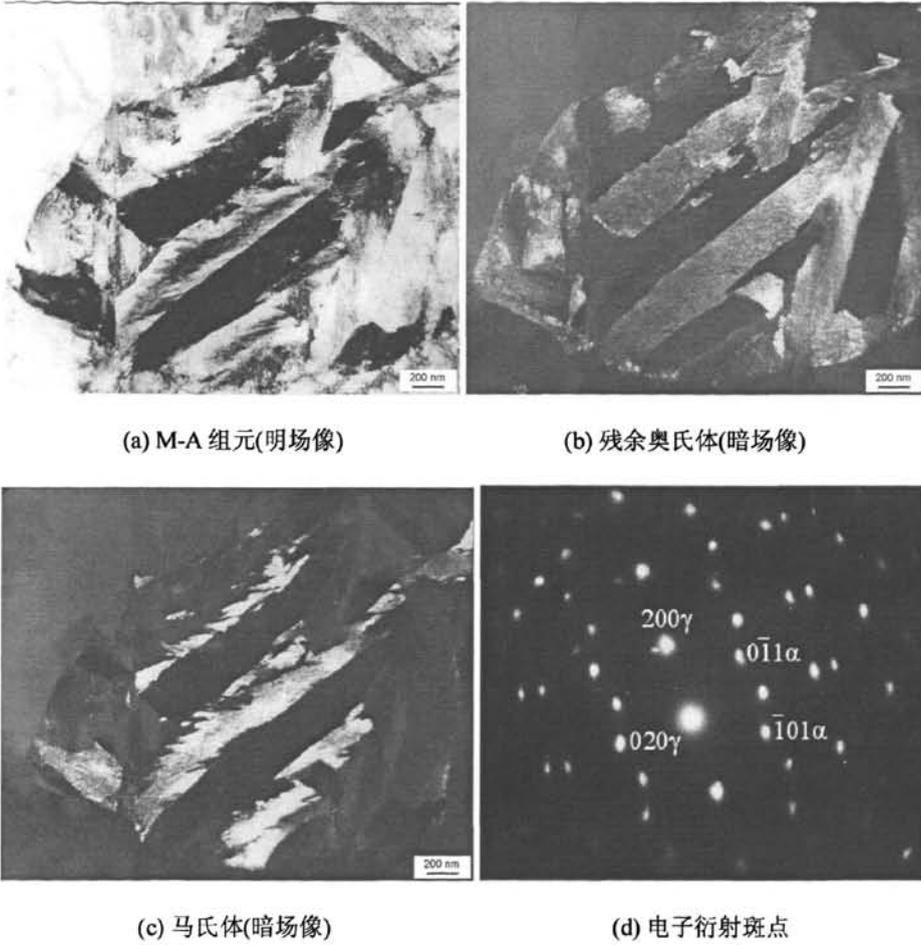


图 3-7 M-A 组元

Fig. 3-7 M-A constituent

### 3.3.3 TRIP 钢激光焊接焊缝的组织特征

#### 1) OM 和 SEM 的组织特征

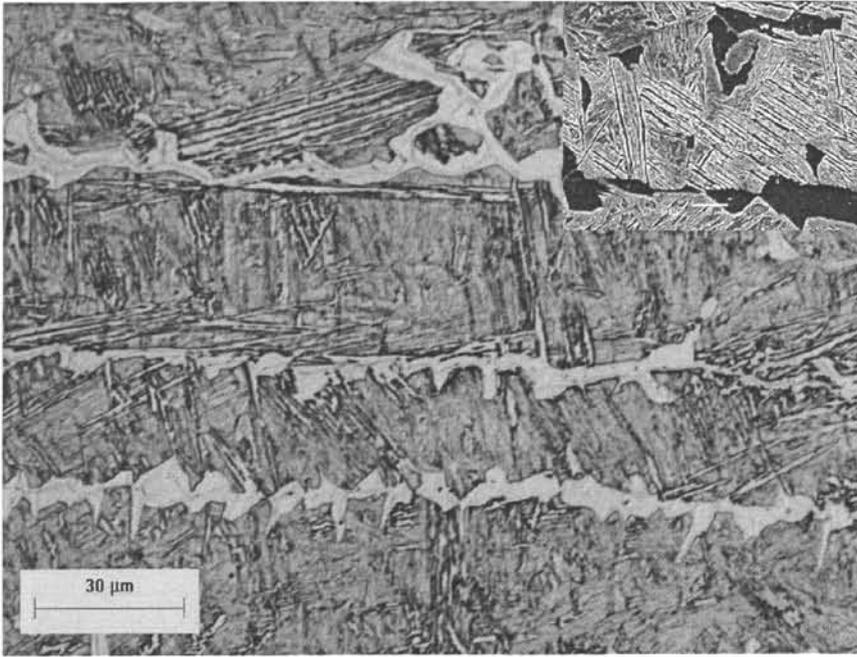


图 3-8 Al-TRIP 钢焊缝在 OM 和 SEM 下的组织特征

Fig. 3-8 Fusion zone microstructure of Al-TRIP steel under OM and SEM observation

对于 Al-TRIP 钢，焊缝的平均硬度为 334 Hv。图 3-8 为 Al-TRIP 钢焊缝的光学显微组织，为了提高铁素体与其余相的对比度，采用了硝酸酒精腐蚀后再用 Lepera 腐蚀，焊缝呈现出多相组织特征，其中颜色较浅呈骨骼状的为铁素体，占整个焊缝面积的 30%，剩余相大多具备板条状形态，这些板条组织约占焊缝面积的 65%，如右上角的 SEM 图像所示。

图 3-9 为 Si-TRIP 钢焊缝的光学显微组织，与 Al-TRIP 钢不同，焊缝几乎为单一的板条状组织，平均硬度为 484 Hv。根据 Yurioka 的研究<sup>[14]</sup>，焊缝中全马氏体组织的硬度与其碳含量之间遵循下列关系：

$$Hv=884C+294 \quad (3-1)$$

Hv: 焊缝的维氏硬度，

C: 碳的质量百分数(wt%)。

通过计算，相应的马氏体硬度为 460 Hv，略低于试验值，原因可能是由于母材中的 Si 含量高，Si 本身为一固溶强化元素。试验值高于预测值从而进一步证实了焊缝组织的单一性，即马氏体。

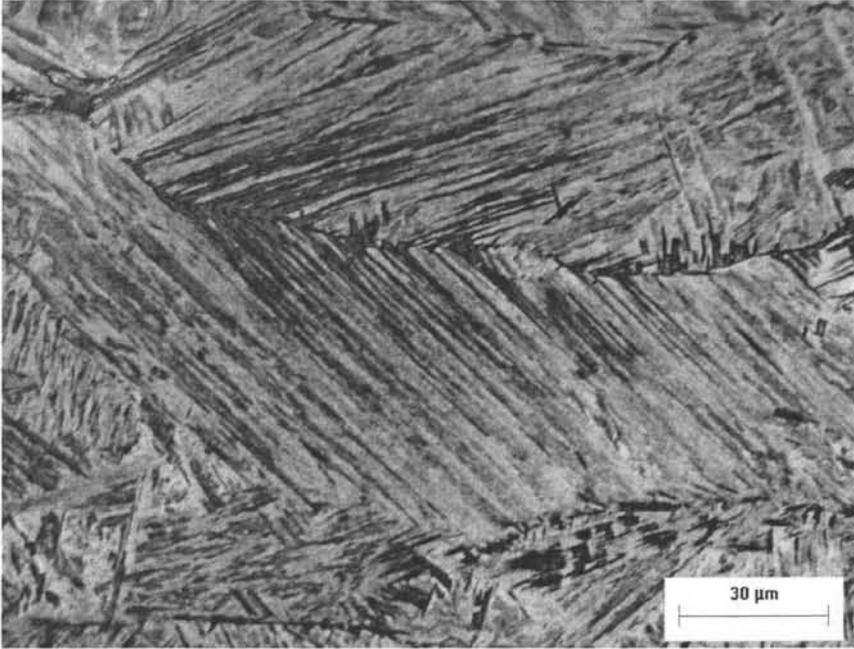


图 3-9 OM 下 Si-TRIP 钢焊缝的组织特征

Fig. 3-9 Fusion zone microstructure of Si-TRIP steel under OM observation

## 2) TEM 下的组织特征

图 3-10 是焊缝在 TEM 下的低倍形貌，为铁素体和板条组织，板条束之间的位相大致相同，关于板条组织的具体特征，下面予以详细阐述。

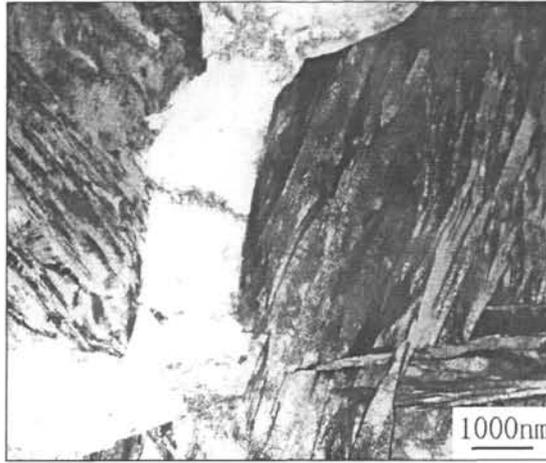


图 3-10 Al-TRIP 钢焊缝的 TEM 观察

Fig. 3-10 Fusion zone microstructure of Al-TRIP steel under TEM observation

#### a 板条组织

图 3-11(a)为一组板条组织的明场像，板条是由高位错密度的铁素体板条和位于板条间的残余奥氏体薄膜组成；图(b)为条间残余奥氏体的暗场像，采用的反射方向(reflection)为  $g=(-11-1)\gamma$ ；(c)为选区衍射图，该选区图是相对于得到暗场像角度下偏转几度而获得，该图表明条间的残余奥氏体与整齐排列的板条状铁素体符合 N-W (Nishiyama-Wasserman)关系，N-W 位相关系在 fcc(面心立方)和 bcc(体心立方)系统中出现较为频繁的位相关系，在这种位相关系中，fcc 相和 bcc 相的最密排面是相互平行的，( $\{111\}_{fcc} // \{110\}_{bcc}$ )，而且 fcc 的最密排方向与 bcc 相的立方体边(cube edge)也相互平行，为( $\langle 110 \rangle_{fcc} // \langle 100 \rangle_{bcc}$ )。N-W 位相关系有 12 种变体<sup>[15]</sup>。

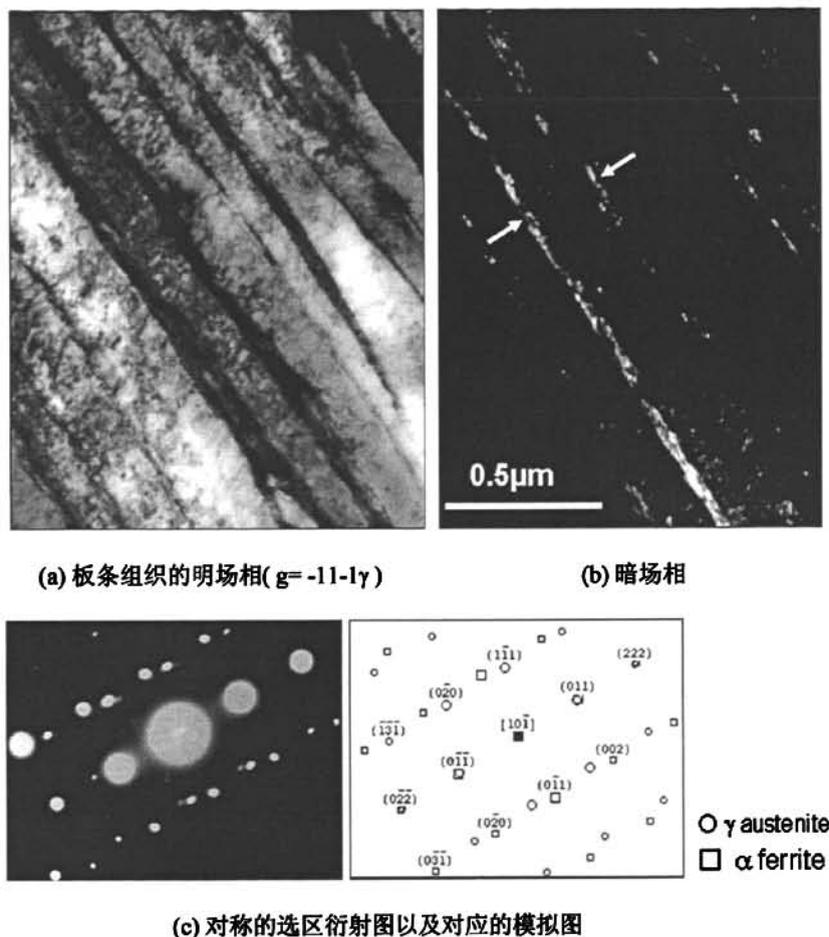
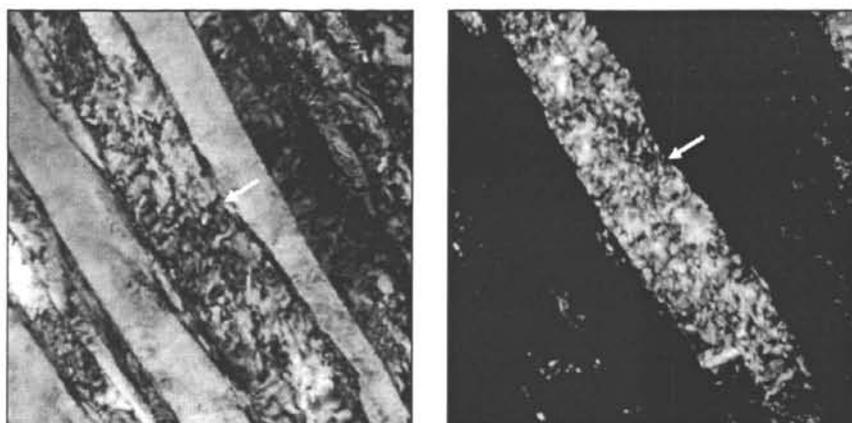


图 3-11 板条组织 (箭头的指向在明场和暗场相中为相同的地点)

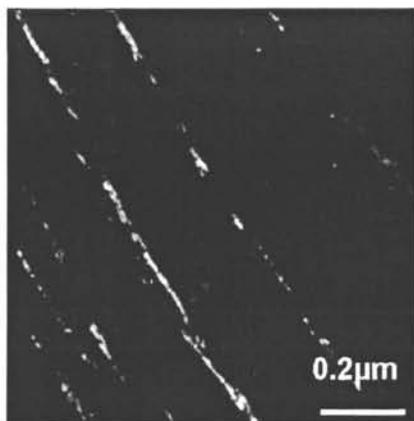
Fig. 3-11 Lathy microstructure (arrow refers to the same location in bright and dark field image)

图 3-12(a)为焊缝中出现的另一组相似板条的明场相, 以  $g=(-11-1)\gamma$  为反射方向, 得到残余奥氏体的暗场相, 如(b)所示。而且在所有的板条中, 残余奥氏体都是以膜状形式存在于板条间。由获得的选区衍射图和模拟图, 如(d)所示, 表明两相之间仍然近似为 N-W 位相关系。然而, 在 TEM 观察中, 也发现了在奥氏体膜和铁素体板条之间存在其他位相关系, 如 K-S 关系和  $(1-1-1)\gamma // (01-1)\alpha_2$ ,  $[211]_\gamma // [311]\alpha_2$  关系。

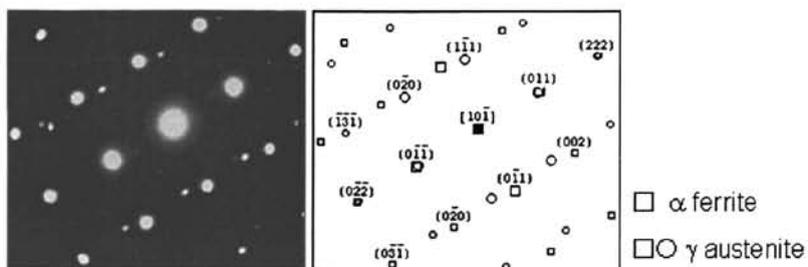


(a) 明场像

(b) 铁素体板条的暗场像( $g=0-11\alpha$ )



(c) 残余奥氏体相的暗场像( $g=-11-1\gamma$ )



(d) 对称的选区衍射图和模拟图

图 3-12 板条组织 (箭头在明场和暗场像中均指向相同的位置)

Fig. 3-12 Lathy microstructure (arrow refers to the same location in bright and dark field image)

类似于图 3-11、3-12 中的板条组织在焊缝中大量存在，这些板条组织与传统的上贝氏体和马氏体组织十分相似，目前，还无法通过投射电镜手段进行区分，除了形貌外，两者的晶格常数和晶体结构也十分相似<sup>[15]</sup>，所以无法通过选区电子衍射将板条状的贝氏体铁素体和马氏体区分开来，因为两者晶格尺寸的差别会被湮灭在电子衍射的测量误差范围之内。因此，采用纳米压痕技术对这类板条组织加以辨别，试验中采用 Berkovich 压头，测量时材料的变形为等应变速率。试验数据如图 3-13 和表 3-2 所示。与文献中的数据对比可以断定<sup>[16]</sup>，1、3、5 纳米压痕处的相为铁素体，2、4、6 为上贝氏体，文献中对应组织的纳米硬度(铁素体: 3.5-4Gpa, 上贝氏体: 5.5-6GPa)稍高于本文的试验数据，那是因为前者采用 Si 合金化。

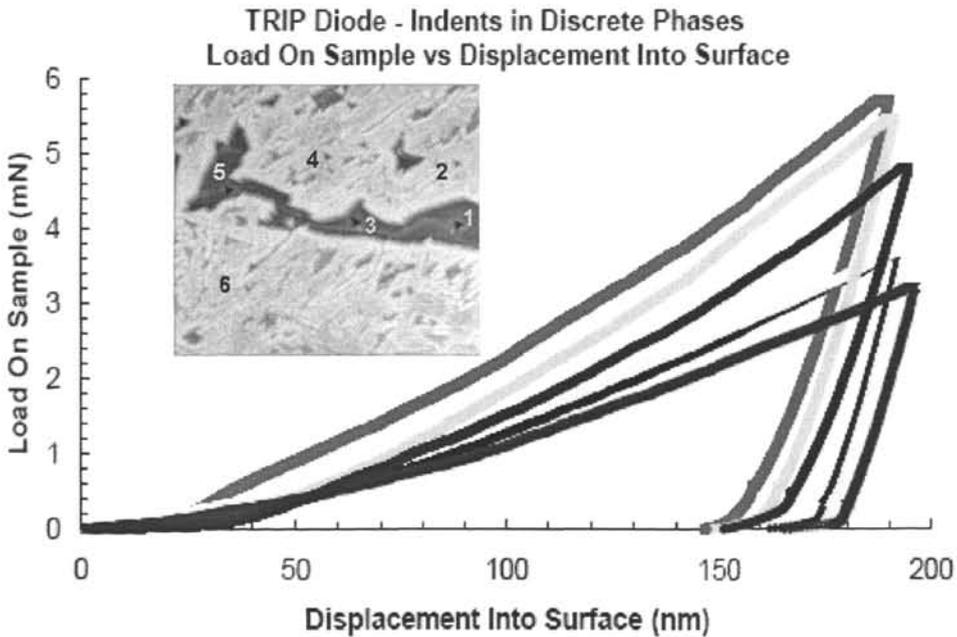


图 3-13 纳米压痕试验压头的载荷-位移曲线

Fig. 3-13 Load-displace curves of nanoindentation tips

表 3-2 纳米压痕的硬度

Tab. 3-2 Nanoindentation hardness

压痕	硬度 (GPa)	压痕	硬度 (GPa)
1	3.141	2	5.501
3	3.143	4	5.055
5	2.642	6	4.301
平均值: 2.98		平均值: 4.95	

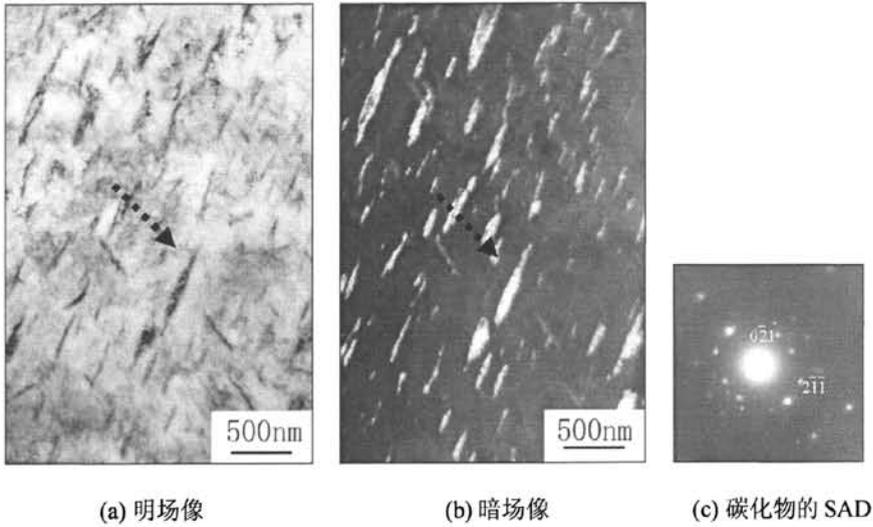


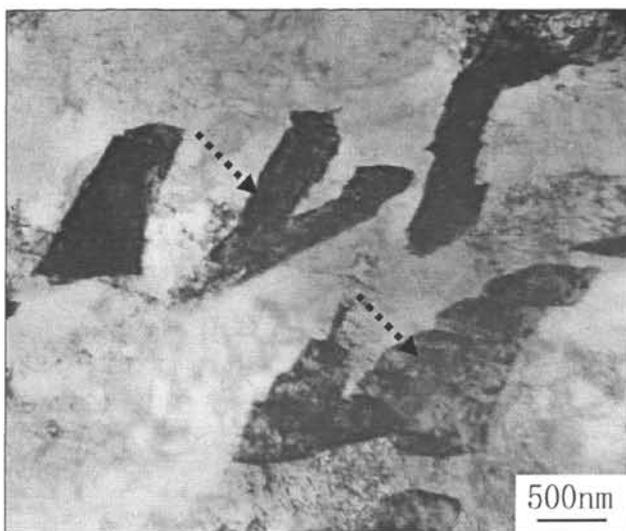
图 3-14 下贝氏体

Fig. 3-14 Lower bainite

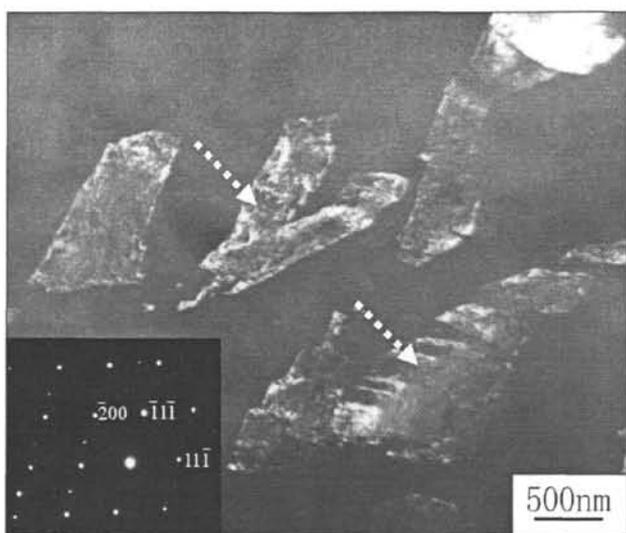
图 3-14 为焊缝中的下贝氏体，也呈现板条状，与上贝氏体板条状形态十分相似，但不同的是，在下贝氏体的板条铁素体内，会沿一定的位相析出沉淀相，如箭头所示，通过电子衍射证实为碳化物，且通常与铁素体轴的夹角为  $55-60^\circ$ 。

## b 孪晶马氏体





(a) 明场像



(b) 暗场像

图 3-16 残余奥氏体岛

Fig. 3-16 Retained austenite island

### 3.4 讨论

#### 3.4.1 凝固模式

由结果发现，在 Al-TRIP 钢的半导体激光焊焊缝中，铁素体是主要组织之一，大约占焊缝面积的 30%，如此高的铁素体含量在汽车钢的激光焊焊缝中未见报道，尤其是在母材含有高的碳含量(0.15 wt%)情况下。

与传统的低合金高强钢或 Si 合金化 TRIP 钢相比，Al-TRIP 钢中含有较高的合金元素 Al，Al 的加入主要是用来推迟珠光体转变或者贝氏体转变中碳化物的析出，以确保在贝氏体等温转变后碳会以固溶的形式存在于奥氏体中，起到稳定奥氏体的作用，并适量地保留到室温，使钢具备相变诱导塑性特征的组织条件。

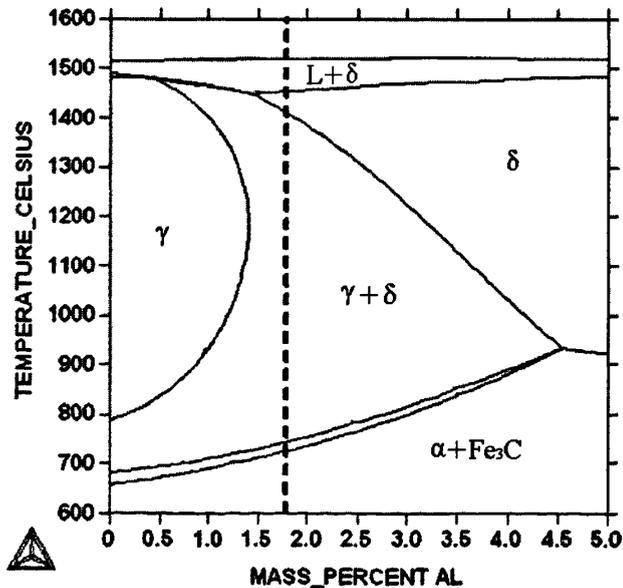


图 3-17 Thermal-cacl 计算的 Fe-Al 二元相图 (虚线为 Al-TRIP 钢的成分)

Fig. 3-17 Fe-Al binary phase diagram calculated with thermal-cacl (dotted line refers to the Al-TRIP steel chemistry)

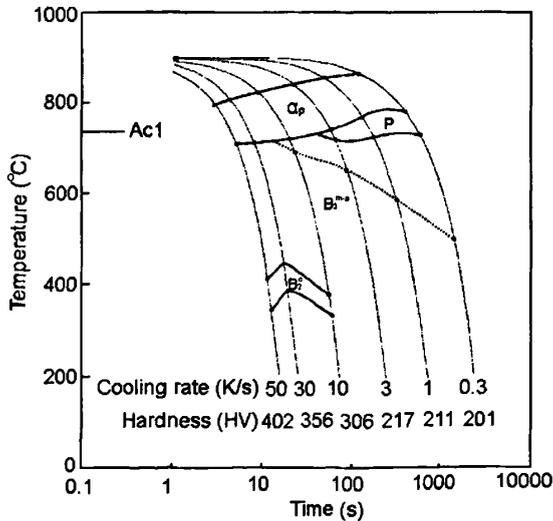
到目前为止，关于 Al 对 TRIP 钢焊缝组织及其性能的影响并不清楚。与 Si 不同，Al 是一个强烈的铁素体化形成元素，将以以下三种途径促使焊缝中的铁素体形成。结

合由 Thermo-cac1 计算得到的 Fe-Al 二元相图, 如图 3-17 所示, 计算时考虑 Fe, C, Mn 和 Al 等主要元素的作用, 而次要元素(含量较少)的影响不予考虑, 因为这些元素不会导致相的稳定性发生明显变化。

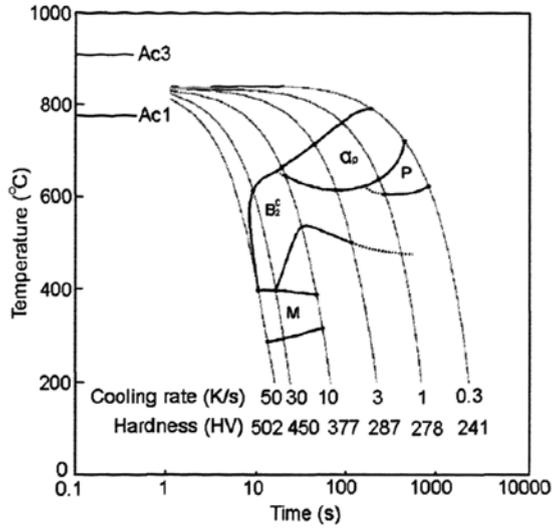
1) 在焊缝的凝固过程中, Al 可以促使初生相为铁素体, 即高温铁素体( $\delta$ ), 这一点在含铝钢的热加工中得到证实, 即便冷却速度高达  $10^3$  K/S, 高温铁素体的转变也未能完全被抑制<sup>[17]</sup>;

2) 随着 Al 含量的增加, 奥氏体( $\gamma$ )单相区会显著地收缩, 双相区( $\gamma+\delta$ )会扩大, 而且随着 Al 含量的进一步增加, 双相区则彻底消失, 直至出现铁素体单相区, 如相图 3-17;

3) 在奥氏体分解过程中, 奥氏体中的 Al 可以将多边形铁素体的临界转变速度推到一个很高的水平。根据已测得的 CCT 图 3-18<sup>[18]</sup>, 其中 Al-TRIP 的成分为 Fe-0.2C-1.5Mn-2.2Al, Si-TRIP 钢的成分为 Fe-0.2C-1.5Mn-2Si。由 CCT 图发现, 对于 Al-TRIP 钢, 在奥氏体分解时, 多边形铁素体可以在很大的冷却速度温度范围内形成, 而 Si-TRIP 钢的铁素体转变温度区间较窄, 转变的临界冷却速度大约为 10 K/s, 所以, 即便在同样的焊接条件下, Si-TRIP 钢焊缝的硬度要明显高于相应的 Al-TRIP 钢。



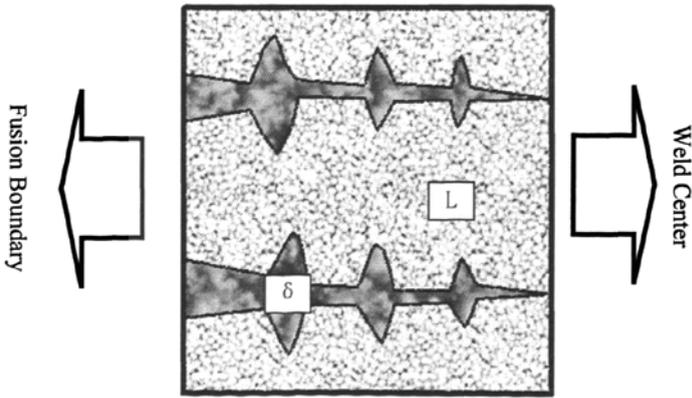
(a) Al-TRIP



(b) Si-TRIP

图 3-18 Al-TRIP 和 Si-TRIP 钢的 CCT 图<sup>[18]</sup>

Fig. 3-18 CCT diagrams of Al-TRIP and Si-TRIP steels



(a)

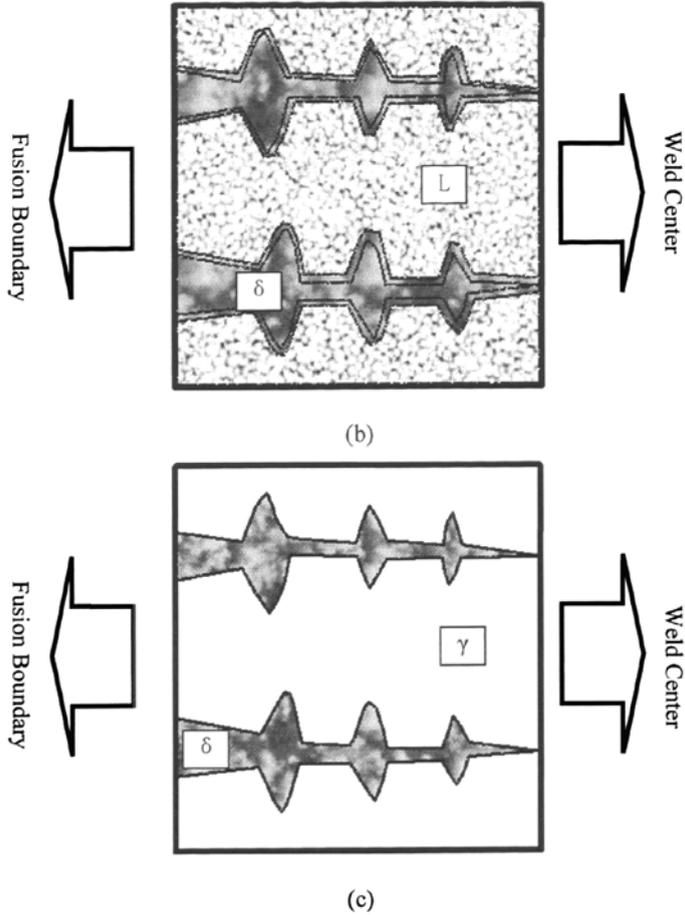


图 3-19 焊缝凝固示意图

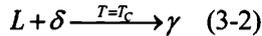
Fig. 3-19 Schematics of fusion zone solidification behavior

参考前面的二元平衡相图，对 Al-TRIP 钢的半导体激光焊焊缝凝固行为进行探讨，可以用示意图 3-19 表示。

图(a)表明，凝固开始时，高温铁素体( $\delta$ )为初生相，并以树枝状形态向液相生长。在随后的冷却过程中，高温铁素体长大，如图(b)所示。随着温度的降低，在平衡状态下，转变将进入单相的铁素体相区，但焊接冷却过程不连续，单相区不会出现。在凝固过程中，焊缝的局部成分会发生改变，主要是 C, Mn 和 Al，例如，Al 为铁素体形

成元素，在先形成的铁素体相中会富集 Al，而 Mn 和 C 为奥氏体形成元素，会在铁素体中贫化。

所以一种情况是，当温度达到临界温度时，奥氏体会在铁素体和液相的界面处形核，并且向高温铁素体和液相同时迁移，这一过程可以用下列公式表示：



其中 L,  $\delta$  和  $\gamma$  分别代表液相，铁素体和奥氏体。

这一公式为经典的包晶反应，在此不再加以叙述。

随着温度的下降，奥氏体将不断地通过消耗铁素体和液相进行生长。但是，初生的铁素体可以保存到直至室温。在包晶反应后，即中温区，焊缝由双相构成，即残留的高温铁素体和奥氏体，如图(c)所示。

另一种情况是，由于成分偏析无法达到包晶反应的成分点，所以，先析铁素体会在原来的基础上长大，但是由于过冷度的存在，剩余的液相在完全转变成铁素体之前，就转变成了奥氏体，如图(c)所示。

在随后的冷却中，奥氏体会发生分解，分解产物则取决于其成分和焊缝的冷却条件。图 3-20 为室温下的熔合区附近的光学组织形貌，树枝状形态是高温凝固产物的典型特征，这一形态进一步证实了焊缝的凝固模式，即焊缝是以铁素体为初生相开始凝固，而且随着温度降低，铁素体不能彻底地转变成奥氏体，保留到室温，位于原树枝晶的中心，这种凝固方式十分类似于不锈钢的焊缝凝固<sup>[19]</sup>。

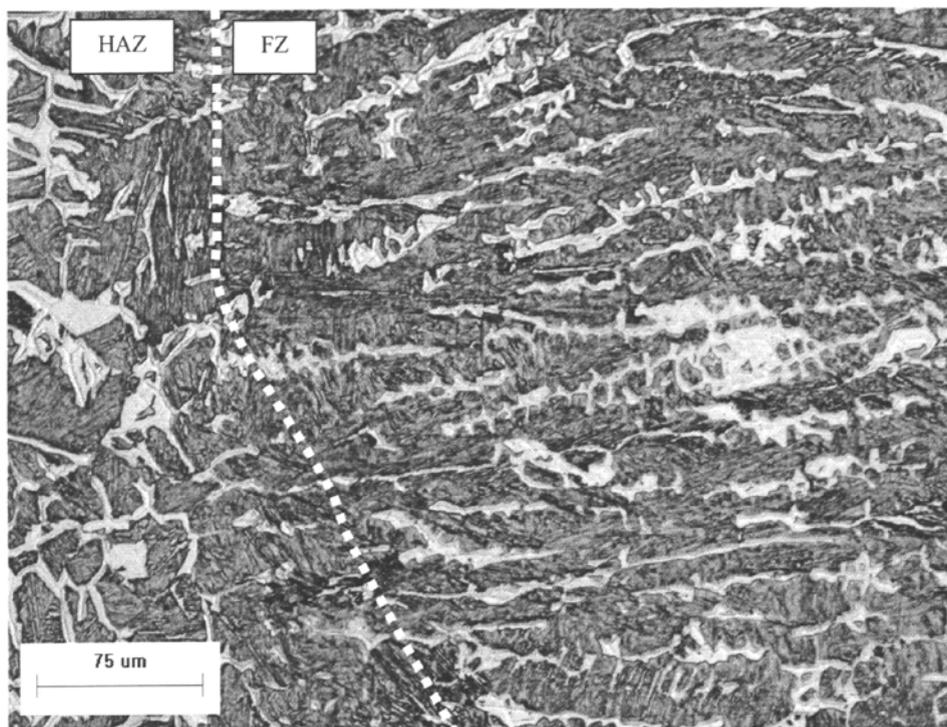


图 3-20 Al-TRIP 钢熔合区附近的组织形貌

Fig. 3-20 Microstructure characteristics adjacent to the fusion zone boundary of Al-TRIP steel

### 3.4.2 奥氏体转变

中温下的奥氏体在随后的冷却过程中会经历分解过程。由于焊缝含有较高的合金元素 Al，由前面的 CCT 相图可以推断，奥氏体转变时，首先会形成  $\alpha$  铁素体，这类铁素体是通过在  $\delta$  铁素体的基底上形核，即所谓的异质形核长大。这种铁素体的形核和生长方式在双相钢中经常发生，当双相钢从临界温度区间(或双相区)冷却时，铁素体将会以同样的方式形成<sup>[20]</sup>。注意在这里提到  $\delta$  和  $\alpha$  两种铁素体，其实在晶体结构上两者完全相同，即这两种铁素体之间没有界面。在本文中， $\alpha$  是  $\delta$  铁素体的延伸。然而，这些术语有助于分辨从液相中凝固形成的枝状铁素体和固相转变中形成的低温铁素体。除了铁素体外，其余的转变产物在下面分开叙述。

### a 板条组织

上贝氏体是焊缝中的另一个主要组织，大约占整个焊缝面积的 65%左右。贝氏体转变产物取决于转变温度、冷却条件以及合金成分。研究表明<sup>[21]</sup>，上贝氏体的形成过程可分为两个截然不同的阶段，其中第一阶段为贝氏体铁素体的形成，在铁素体中，碳的溶解度非常低(<0.02wt%)，板条铁素体的形成将排除多余的碳，从而使周边的奥氏体富碳，所以通常情况下，在转变温度较高时，组织形态为平行的铁素体板条和位于板条间的渗碳体，但是由于合金元素的改变，残余奥氏体薄膜取代了渗碳体，因为 Al-TRIP 钢中含有能够稳定奥氏体并且能够延缓碳化物析出的合金元素 Mn 和 Al；而且 Al 可以降低碳在铁素体中的活度，并增加碳在铁素体中的溶解度，从而降低了碳化物析出的驱动力<sup>[22]</sup>。

至于温度条件对上贝氏体形成的影响可以进行如下解释，在较高的温度区间，碳原子具备足够的活动能力，可以在奥氏体和铁素体界面间进行扩散分配，或者直接从新形成的铁素体中扩散到相邻的奥氏体中去，无论以何种方式，最终都将得到富碳的奥氏体。

与上贝氏体不同，下贝氏体的形成温度较低，但与上贝氏体却具有十分相似的组织 and 晶体学特征，主要的区别在于，在下贝氏体中，会在板条铁素体内部沿着一定位向沉淀析出碳化物，这些不总是渗碳体，具体是何种碳化物将取决于化学成分和转变温度，也有可能先形成一些其它过渡碳化物，例如，在高碳钢中，如果 Si 含量超过 1wt%，就可以有效地抑制渗碳体的析出，而  $\epsilon$  ( $\text{Fe}_2\text{C}$ )则是较为常见的析出物。在本研究中，并没有发现过渡碳化物的析出，这些棱镜状的碳化物为渗碳体。

至于冷却条件，在半导体激光焊时，焊缝在通过贝氏体转变区间的冷却速度为 50-100 K/s，这样的中等冷却速度可能有助于中温的贝氏体转变，而合金元素 Al 可以加速贝氏体转变，通过促进形核来增加贝氏体转变动力学<sup>[23]</sup>。与 Al-TRIP 钢焊缝出现的多元组织相比，Si-TRIP 钢的焊缝主要由单一的马氏体构成。

### b 铁素体基体上的沉淀相

铁素体板条间的残余奥氏体薄膜的存在主要是源于化学成分稳定化(碳的聚集)以及在马氏体和贝氏体转变时体积膨胀所引起的机械稳定化<sup>[24]</sup>。至于沉淀于铁素体基体上岛状的残余奥氏体,意味着在奥氏体的高温转变过程中,这些残余奥氏体一直保存到最后,而周边的铁素体基体中的碳会向奥氏体中扩散,导致残余奥氏体中碳的富化,提高了淬硬性,降低了马氏体转变的初始温度( $M_s$ ),而足量的 Al 能有效地抑制碳化物形成,使碳更加有可能地向残余奥氏体聚集。而且, Mn 也会有助于奥氏体的稳定<sup>[25]</sup>。

残余奥氏体的存在可能会使焊缝具备 TRIP 效应,这对于旨在获得同母材具备匹配性能的焊缝来说是有利的,然而,TRIP 效应受很多因素的影响,除了含有一定量的残余奥氏体外,奥氏体的含量(稳定性)、奥氏体中的碳含量、形态以及晶粒尺寸均会影响奥氏体的塑性变形能力<sup>[26]</sup>。

### 3.4.3 冷却速度对焊缝组织的影响

表 3-3 焊接方法及工艺参数

Tab. 3-3 Welding method and parameters

焊接方法	参数	熔池冷却速度范围
半导体	Welding speed: 1.6m/min	$\sim 10^2$ °C/s
YAG	Welding speed: 3.0m/min	$\sim 10^3$ °C/s
RSW*	Force: 4.0kN, Current: 8kA Time: 20 cycles Holding time: 40 cycles	$\sim 10^4$ °C/s

\*RSW(Resistance Spot Welding)为电阻焊

为了考察冷却速度对焊缝组织构成的影响,补充了一组试验,试验参数如表 3 所示。

不同焊接方法下焊缝的冷却速度和焊缝的铁素体含量如图 3-21 所示,发现随着冷却速度的加快,铁素体含量降低,但仍保留了高温凝固时的特征,即骨骼状形貌,如图 3-21 中箭头所示,即焊缝冷却速度的增加并没有改变以高温铁素体为初生相的这一

凝固特征；但冷却速度的增加，限制了高温铁素体形核后的长大，导致室温下的含量有所降低。伴随着铁素体含量的降低，焊缝硬度增加，逐步逼近在这一含碳量下的理论马氏体硬度(硬度图中的横线)。组织的转变大致组织如下，YAG 焊缝为 15%左右的铁素体和少量的贝氏体，其余的为马氏体，而电阻焊除了约 5%的铁素体外，其余均为马氏体。

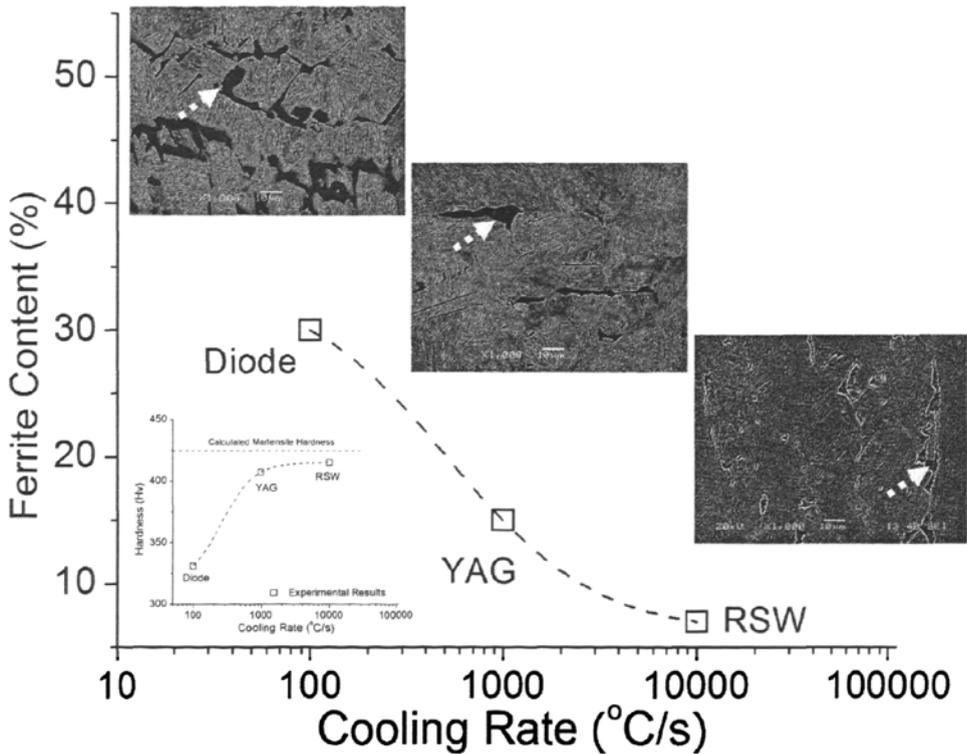


图 3-21 冷却速度对焊缝中铁素体含量影响

Fig. 3-21 The influence of fusion zone cooling rate on ferrite content

### 3.4.4 力学性能

由于合金成分的差异，导致了两种钢焊缝组织的不同，本节将评价母材及其焊缝的拉伸性能特点，考察应变速率对拉伸性能的影响，分别进行动态( $1.5 \times 10^3 \text{ s}^{-1}$ )和静态( $10^{-3} \text{ s}^{-1}$ )拉伸。

1) 拉伸性能

母材的应力-应变曲线如图 3-22 所示，发现在不同拉伸速率下，母材的强度也不相同，即动态拉伸时的强度要明显高于对应的静态拉伸强度，相同的趋势也出现在焊缝的拉伸中。至于应变速率对母材拉伸强度的影响，可以进行如下解释，动态拉伸中，在硬质相周边会有大量的位错繁殖，而动态拉伸过程持续的时间很短，仅有 0.0003 s，如图 3-22 中的缩小图所示，因此，位错滑移困难，使得铁素体得以强化，相反地，静态拉伸持续时间长，位错可以通过滑移和攀移等运动方式避免铁素体强化。

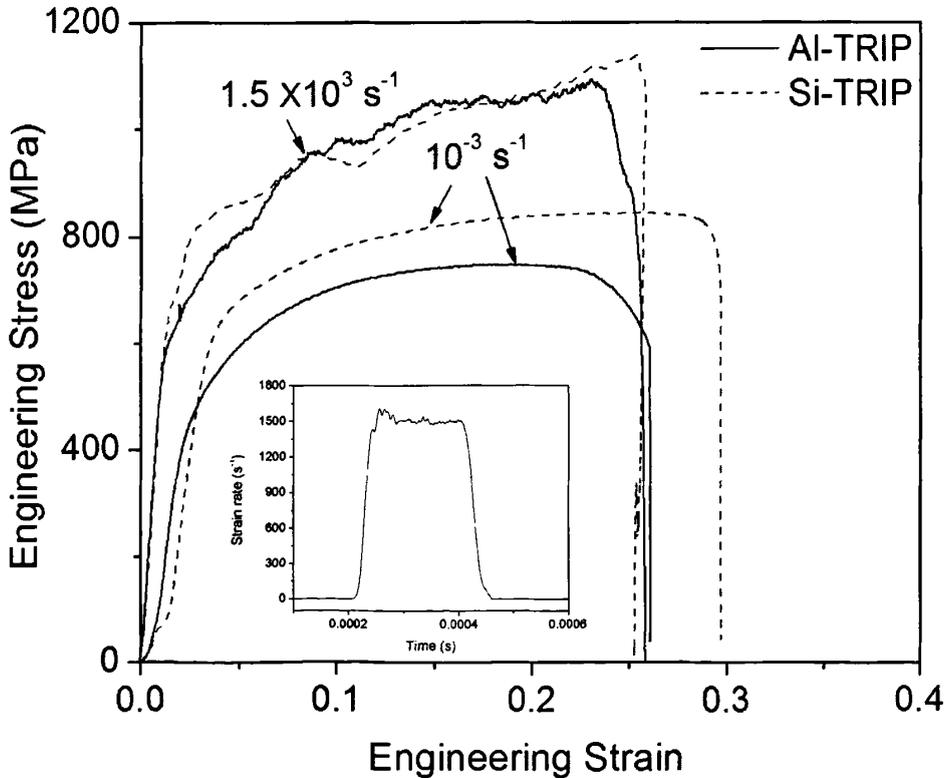


图 3-22 母材在两种拉伸速率下应力-应变曲线

Fig. 3-22 Strss-strain curves of base metal under two tensile strain rates

两种拉伸速率下的母材和焊缝拉伸结果如表 3-4 所示，包括极限拉伸强度( $TS$ )和总伸长( $EL$ )等数值。

表 3-4 母材和焊缝的拉伸性能 (焊接速度为 1.6 m/min)

Tab. 3-4 Tensile properties of base metal and fusion (welding speed: 1.6 m/min)

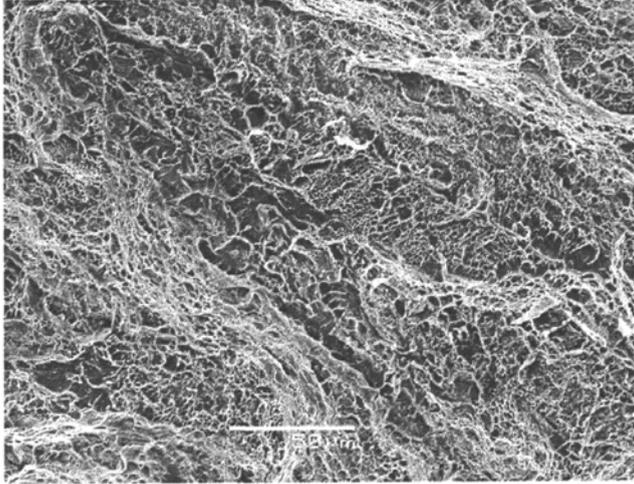
	应变率 ( $s^{-1}$ )	Al-TRIP		Si-TRIP	
		拉伸强度 (MPa)	应变 (%)	拉伸强度 (MPa)	应变 (%)
母材	$10^{-3}$	743±2	23.8±0.3	836±8	27.1±0.6
	$1.5 \times 10^3$	1089±5	20.1±0.2	1182±39	24.0±0.2
焊缝	$10^{-3}$	1080±6	9.0±0.5	1545±14	5.6±0.5
	$1.5 \times 10^3$	1391±24	8.7±0.7	1912±39	5.5±0.3

对于母材，Si-TRIP 钢的强度和伸长均高于对应的 Al-TRIP，是因为：1) Si 可以有效地对铁素体基体进行固溶强化，增加基体的强度；2) Si-TRIP 钢的拉伸伸长与其残余奥氏体的稳定性有关，而残余奥氏体的稳定性取决于其碳含量、形貌、奥氏体本身的尺寸以及其它组元的形貌等<sup>[26]</sup>，其中碳含量最重要<sup>[27]</sup>。两种母材含有数量几乎相近的残余奥氏体，而碳含量却相差明显，根据质量平衡可知，Si-TRIP 钢中的残余奥氏体的固溶碳含量要高于 Al-TRIP 钢，碳含量高的残余奥氏体稳定性好，在拉伸变形过程中，在适当的应力或应变作用下诱导马氏体转变，有助于均匀伸长<sup>[28]</sup>。

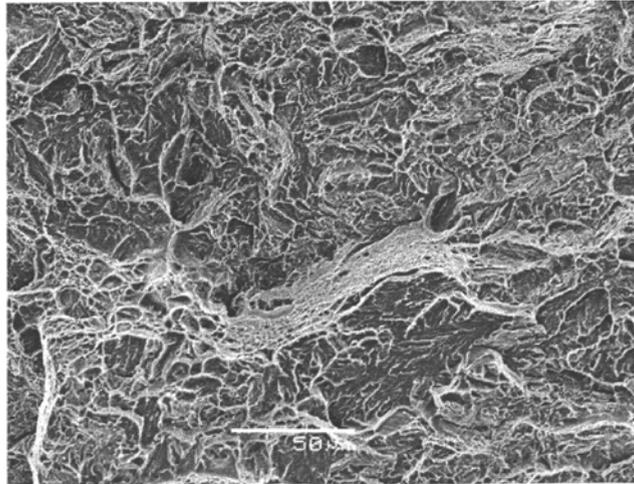
至于 Si 合金化 TRIP 焊缝的塑性并不像母材一样表现出对拉伸速率的敏感性，是因为焊缝中不含有对拉伸速率敏感的相，如残余奥氏体；而对于 Al 合金化的 TRIP 钢焊缝，尽管含有残余奥氏体(板条和岛状)，也没有表现出对拉伸速率的敏感性，而研究表明<sup>[26]</sup>，位于贝氏体板条间的薄膜状残余奥氏体以及残余奥氏体岛均可能诱导 TRIP 效应。

高速率拉伸可以抑制残余奥氏体的渐进式转变，已在对母材拉伸中得以验证，如快速拉伸时的总伸长要低于对应的静态拉伸伸长，即快速拉伸时应力/应变诱导相变对均匀伸长以及最终的总伸长的贡献要比静态拉伸时要弱，这一点与文献的结果一致<sup>[29]</sup>。所以理论上可以认为，含有残余奥氏体的焊缝会表现出 TRIP 效应，即拉伸伸长在不同的拉伸速率下会存在一定差别，相反地，Al-TRIP 焊缝在动态和静态时的拉伸结果相似，究其原因，可能是残余奥氏体的碳含量较低所导致。因为焊缝中除了少量

的岛状残余奥氏体外，占焊缝面积 65%的上贝氏体板条间存在残余奥氏体，碳含量一定时，残余奥氏体的数量越多，固溶碳含量就越少，稳定性就越差，所以，可能的情况是，在静态拉伸的初始阶段，就会在应力的作用下提前转变成马氏体，从而不能改变均匀伸长和总伸长。总而言之，Al-TRIP 钢焊缝也没有表现出明显的 TRIP 效应。



(a) Al-TRIP



(b) Si-TRIP

图 3-23 半导体激光焊缝静态拉伸断裂后的断口形貌  
Fig. 3-23 Fractography of diode laser welded fusion zone

由于组织差别，Si 合金化 TRIP 钢焊缝的强度要明显高于对应的 Al-TRIP 钢，而后者则表现出更好的塑性，对断口的 SEM 观察也可以发现两者的区别，Al-TRIP 钢焊缝拉伸后断口呈现混合形态，即以韧性特征的韧窝为主，同时含有少量的脆性特征的解理断裂，而 Si-TRIP 合金化焊缝却完全为解理断裂，如图 3-23 所示。

## 2) 成形性能

通常采用拉伸强度和总伸长的乘积来衡量薄板的延展成形性能(stretch formability)，即  $TS \times El$ <sup>[30]</sup>，乘积值越大，成形性能越好，两种母材以及焊缝的  $TS \times El$  值如图 3-24 所示，Si-TRIP 钢母材具有较高的  $TS \times El$ 。相对于母材，两种钢焊缝的  $TS \times El$  值均有明显的降低，表明焊接加工对汽车钢的成形性能损害较大，但 Al-TRIP 钢的下降要比 Si-TRIP 钢的要低，在静态拉伸下两者分别下降了 45.1%和 62.9%，动态拉伸结果也呈现出类似的变化趋势，这说明就激光拼焊板的延展成形性能而言，Al-TRIP 钢比 Si-TRIP 钢对焊接工艺的适应性更好。

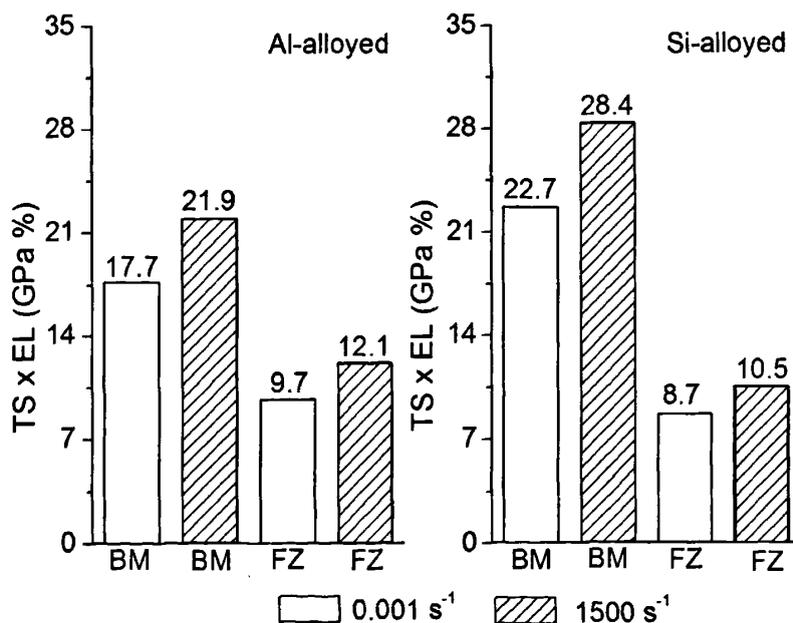


图 3-24 两种拉伸速率下母材和焊缝的强度-延伸率乘积

Fig. 3-24 Strength-elongation product of base metal and fusion zone statically and dynamically

### 3.5 本章小结

本章主要研究了半导体激光焊 Al-TRIP 钢焊接接头区的组织以及焊缝的拉伸性能，并与传统的 Si-TRIP 钢进行对比，主要结论如下：

1) 在未受焊接热循环影响的母材中，两种钢均以铁素体为基体，Si-TRIP 钢的母材硬度高于 Al-TRIP 钢，除了前者的含碳量较高外，合金元素 Si 的加入强化了铁素体基体，相比 Al 的固溶强化能力要小；

2) Al-TRIP 钢母材中以铁素体为基体，同时含有贝氏体、马氏体、残余奥氏体、孪晶马氏体和 M-A 组元等；

3) Al-TRIP 钢半导体激光焊焊缝由多元组织构成，主要有，大约占焊缝面积 30% 的铁素体(残留的高温铁素体和多边形铁素)，65% 的贝氏体(上贝氏体和下贝氏体，但主要为上贝氏体)、少量的孪晶马氏体和残余奥氏体，残余奥氏体具备两种形态，即位于贝氏体铁素体板条间的薄膜状奥氏体和沉淀于铁素体基体上的块状奥氏体；Si-TRIP 钢焊缝为单一的马氏体构成，并具有较高的硬度；

4) 在焊缝冷却速度范围为  $10^2$ - $10^4$  °C/s 之间时，Al-TRIP 钢仍以铁素体为初生相，并会适量地保存到室温，但随着焊缝冷却速度的增加，室温下的铁素体含量减少，焊缝的硬度则不断增加；

5) 对两种钢的半导体焊焊缝进行了静态和动态拉伸，发现，拉伸性能对拉伸速率均不敏感，对于含残余奥氏体的 Al-TRIP 钢焊缝，残余奥氏体的低碳含量可能是其不具备 TRIP 效应的主要原因。

### 3.6 参考文献

- [1] M. Isobe, C. Kato, K. Mochizuki. Proc. 39th Conf. on Mechanical Working and Steel Processing, Indianapolis, IN, USA, October 1997, ISS, 121.
- [2] H.C. Chen, H. Era, M. Shimizu. Phosphorus on Formation of Retained Austenite and Mechanical Property in Si-containing Steels. Metallurgical Transactions A, Vol.20 (1989), 437-441.
- [3] B. Liesbeth, V. Kim, E. Wettinck. Effect of the Addition of P on the Mechanical Properties of Low Alloyed TRIP Steels. ISIJ International, Vol.46 (2006), 1251-1257.
- [4] A. Pichler, P. Stiazny. TRIP Steel with Reduced Silicon Content. Steel Research, Vol.70 (1999), 459-465.
- [5] M.D. Meyer, D. Vanderschueren, B.C.De. Cooman. The Influence of the Substitution of Si by Al on the Properties of cold rolled C-Mn-Si TRIP steels. ISIJ International, Vol.39 (1999), 813-822.
- [6] E. Giraulta, A. Mertensb, P. Jacquesb, Y. Houbaertc, B. Verlindena, J. V. Humbeecka. Comparison of the Effects of Silicon and Aluminium on the Tensile Behaviour of Multiphase TRIP-assisted Steels. Scripta Materialia, Vol.44 (2001), 885-891.
- [7] H.K.D.H. Bhaeshia, R.W.K. Honeycombe. Steel Microstructure and Properties, 3<sup>rd</sup> edition 2006, Published by Elsevier Ltd.
- [8] J. Mahieu, S. Claessens, M. D. Meyer, B.C. De. Cooman: Proc. On Galvanised Steel Sheet Forum - Automotive, London, UK, May 2000, The Institute of Materials, pp: 185.
- [9] J. Maki, J. Mahieu, B. C. De. Cooman, S. Claessens. Galvanisability of Silicon free CMnAl TRIP Steels. Material Science and Technology, Vol.19 (2003), 125-131.
- [10] J. Maki, J. Mahieu, B.C.De. Cooman: Proc. 5th Int. Conf. on Zinc and Zinc Alloy Coated Steel Sheet (Galvatech 2001), Bruxelles, Belgium, June 2001, Centre de Recherches Métallurgiques.
- [11] P.J. Jacques, E. Girault, A. Mertens, B. Verlinden, J. Van Humbeeck, F. Delannay. The Developments of Cold-rolled TRIP-assisted Multiphase Steels. Al-alloyed TRIP-assisted Multiphase Steels. ISIJ International, Vol.41 (2001), 1068-1074.

- [12] P.J. Jacques, E. Girault, P. Harlet, F. Delannay. The Developments of Cold-rolled TRIP-assisted Multiphase Steels. Low Silicon TRIP-assisted Multiphase Steels. ISIJ International, Vol.41 (2001), 1061-1067.
- [13] F.S. LePera. An Improved Tint Etching Method for High Strength Steel Sheets with Mixed Microstructures. Journal of Metals, Vol.32 (1980), 38-46.
- [14] N. Yurioka. Prediction of Weld Metal Tensile Strength, report III, IIW Doc IX-2058-3 (2003).
- [15] S. Morito, H. Tanaka, R. Konishi, T. Furuhashi, T. Maki. The Morphology and Crystallography of Lath Martensite in Fe-C alloys. Acta Materialia, Vol.51 (2003), 1789-1799.
- [16] Q. Furnemont, M. Kempf, P.J. Jacques, M. Goken, F. Delannay. On the Measurement of the Nanohardness of the Constitutive Phases of TRIP-assisted Multiphase Steels. Materials Science and Engineering A, Vol.28 (2002), 26-32.
- [17] S.S. Babu, J.W. Elmer, J.M. Vitek, S.A. David. Time-resolved X-ray Diffraction Investigation of Primary Weld Solidification in Fe-C-Al-Mn Steel Welds. Acta Materialia, Vol.50 (2002), 4763-4781.
- [18] P.A. Manohar, K. Kunishige, T. Chandra, M. Ferry. Continuous Cooling Transformation Behaviour of Si-Mn and Al-Mn Transformation Induced Plasticity Steels. Materials Science and Technology, Vol.18 (2002), 856-860.
- [19] S. Kou, Y. Le. Welding parameters and the grain structure of weld metal - A thermodynamic consideration. Metallurgical Transactions A, Vol.19 (1988), 1075-1082.
- [20] D. A. Korzekwa, D. K. Matlock, G. Krauss. Aging Susceptibility of Retained and Epitaxial Ferrite in Dual-phase Steels. Metallurgical Transactions A, Vol.13 (1982), 2061-2064.
- [21] B.C. Muddle, J.F. Nie. Formation of Bainite as a Diffusional-Displacive Phase Transformation. Scripta Materialia, Vol.47 (2002), 187-192.
- [22] M. C. Garcia, F.G. Caballero, H.K.D.H. Bhadesia. Acceleration of Low-temperature Bainite. ISIJ International, 2003; Vol.43(2003), 1821-1825.
- [23] B.C. De Cooman. Structure-properties Relationship in TRIP Steels Containing Carbide-free Bainite. Current Opinion in Solid State and Materials Science, Vol.8 (2004), 285-303.

- [24] N. Rao, V. Bangaru, A.K. Sachdev. Influence of Cooling Rate on the Microstructure and Retained Austenite in an Intercritically Annealed Vanadium Containing HSLA Steel. *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol.13 (1982), 1899-1906.
- [25] S.J. Kim, C.G. Lee, I. Choi, S. Lee. Effects of Heat Treatment and Alloying Elements on the Microstructure and Mechanical Properties of 0.15 wt pct C Transformation-induced Plasticity-aided Cold Rolled Steel Sheet. *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol.32 (2001), 505-514.
- [26] I.B. Timokhina, P.D. Hodgson, E.V. Pereloma. Effect of Microstructure on the Stability of Retained Austenite in Transformation-induced-plasticity Steels. *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol.35 (2004), 2331-2343.
- [27] K. Sugimoto, A. Nagasaka, M. Kobayashi, S. Hashimoto. Effects of Retained Austenite Parameters on Warm Stretch-flangeability in TRIP-aided Dual-phase Sheet Steels. *ISIJ International*, Vol.39 (1999), 56-63.
- [28] M. Mukherjee, O.N. Mohanty, S. Hashimoto, T. Hojo, K. Sugimoto. Strain-induced Transformation Behaviour of Retained Austenite and Tensile Properties of TRIP-aided Steels with Different Matrix Microstructure. *ISIJ International*, Vol.46 (2006), 316-324.
- [29] W. Bleck, P. Larour, A. Bäumer. Retained Austenite Transformation at Different Strain Rate. *Materials Science Forum*, Vol.29 (2005), 21-26.
- [30] S.J. Kim, C.G. Lee, T.H. Lee, C.S. Oh. Effect of Cu, Cr and Ni on Mechanical Properties of 0.15 wt. % C TRIP-aided Cold Rolled Steels. *Scripta Materialia*, Vol.48 (2003), 539-544.

## 第四章 双相钢焊接接头的软化和硬化

### 4.1 前言

如前言所述，双相钢焊接接头的硬度分布呈现两个显著特征，即热影响区软化和焊缝硬化。软化区位于亚临界温度区间以下，即  $Ac_1$  温度以下，软化区的硬度值低于母材<sup>[1-4]</sup>，而导致硬度降低的原因是由母材中马氏体的回火所造成，即碳的析出。但目前对双相钢热影响区的软化研究主要集中在硬度表征上，对于在不等温条件下，即连续加热冷却过程对回火软化的影响并无研究，尤其是在焊接条件下。对于焊缝的硬化，也只限于对焊缝硬度的表征。本章将采用两种不同的激光焊方法，研究焊接热输入以及母材中的马氏体含量对软化区硬度的影响以及两种不同焊缝的硬化特征。

### 4.2 试验参数

本章将研究 8 种成分不同的双相钢，拉伸强度从 450 MPa 到 980 MPa。室温下的组织为马氏体和铁素体，主要的化学成分如表 4-1 所示，M (%) 为母材马氏体的面积百分数，在光学显微镜下统计得到，采用的腐蚀剂为 Lepera<sup>[5]</sup>。

表 4-1 试验双相钢

Tab. 4-1 Investigated dual phase steels

钢种	C(wt%)	CE	M (%)	$T_m(K)$	$T_{Ac_1}(K)$	$H_{BM}$
DP450	0.071	0.265	7	1804	1005	162
DP600S	0.077	0.279	19	1803	993	196
DP600A	0.095	0.305	20	1802	992	193
DP600F	0.099	0.341	16	1801	1012	199
DP750	0.147	0.483	28	1797	997	250
DP780	0.113	0.425	28	1800	990	218
DP800	0.147	0.524	54	1797	1009	262
DP980	0.132	0.474	49	1798	991	283

碳当量(CE)的计算采用 Yurioka 公式<sup>[6]</sup>。钢的熔化温度参照金属手册中的计算公式<sup>[7]</sup>。 $Ac_1$  温度采用 Yurioka 公式计算<sup>[8]</sup>。

$T_m$  (K): 钢的熔点, 其计算公式如下:

$$T_m = 1810 - 90C \quad (4-1)$$

$T_{Ac1}$  (K):  $Ac_1$  温度, 在给定成分的前提下, 可以采用下述公式计算获得:

$$T_{Ac1} = 1024 - 26.6C + 17.6Si - 11.6Mn - 22.9Cu - 23Ni + 24Cr + 22.5Mo - 39.7V - 5.7Ti + 232.4Nb - 169.4Al - 894.7B \quad (4-2)$$

采用 YAG 和二激管激光焊方法。并选取 DP600S 和 DP980 进行系统研究, 通过变换焊接速度和焊接方法以改变焊接热输入。在焊接试验中, 为全焊透, 即为二维的传热方式。

### 4.3 焊缝的温度特征

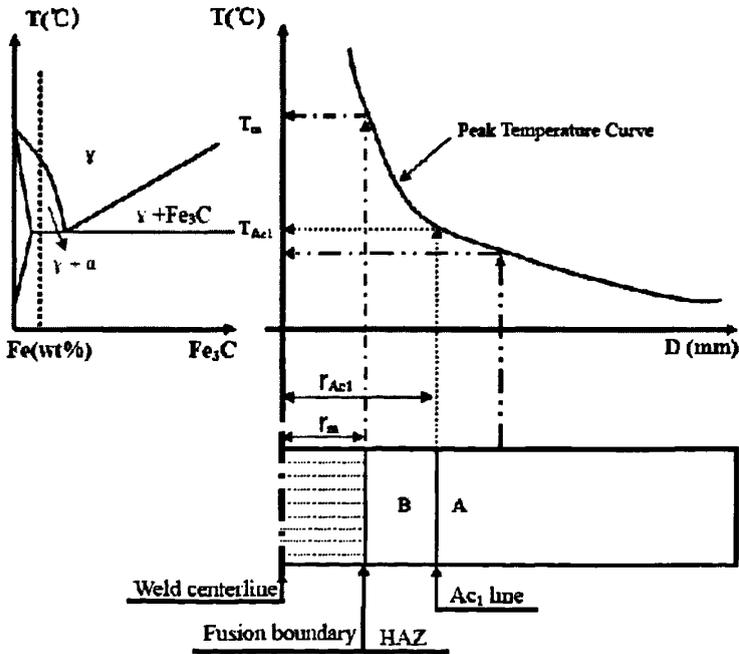


图 4-1 焊接接头示意图及对应的焊接热循环曲线

Fig. 4-1 Schematic weld and corresponding thermal heat cycle curves

图 4-1 分别为 Fe-Fe<sub>3</sub>C 相图、焊接接头示意图以及对应的焊接峰值温度, 对图中的相关参数加以说明。

$r_{Ac1}$  (mm)为  $Ac_1$  线到焊缝中心的距离； $r_m$  (mm)为熔合线到焊缝中心的距离，这两项数据可以在光学显微镜下对腐蚀后的试样测量获得。

在焊接冷却过程中，Fe-Fe<sub>3</sub>C 相图中的  $A_1$  就变成了  $Ac_1$  线，并且受到焊接冷却速度的影响。而反映在实际的焊接接头中为 A 和 B 区域之间的分界线，即  $Ac_1$  线，B 区域为双相区和完全奥氏体化区，A 区域包括热影响区中的低温区和未受热影响的母材，软化区位于 A 区域，所以在本研究中， $Ac_1$  线既可以代表温度线也指焊缝中心到  $Ac_1$  线的距离，即  $r_{Ac1}$ 。

## 4.4 试验结果

### 4.4.1 焊接接头的硬度分布

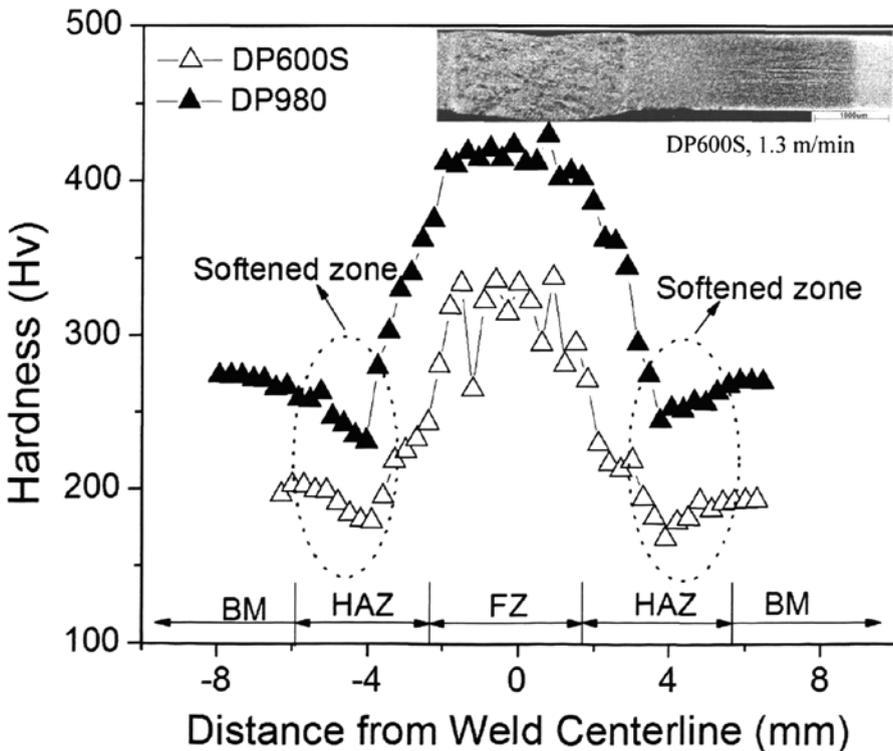


图 4-2 半导体激光焊接接头截面的硬度分布

Fig. 4-2 Weld hardness distribution with diode laser welding

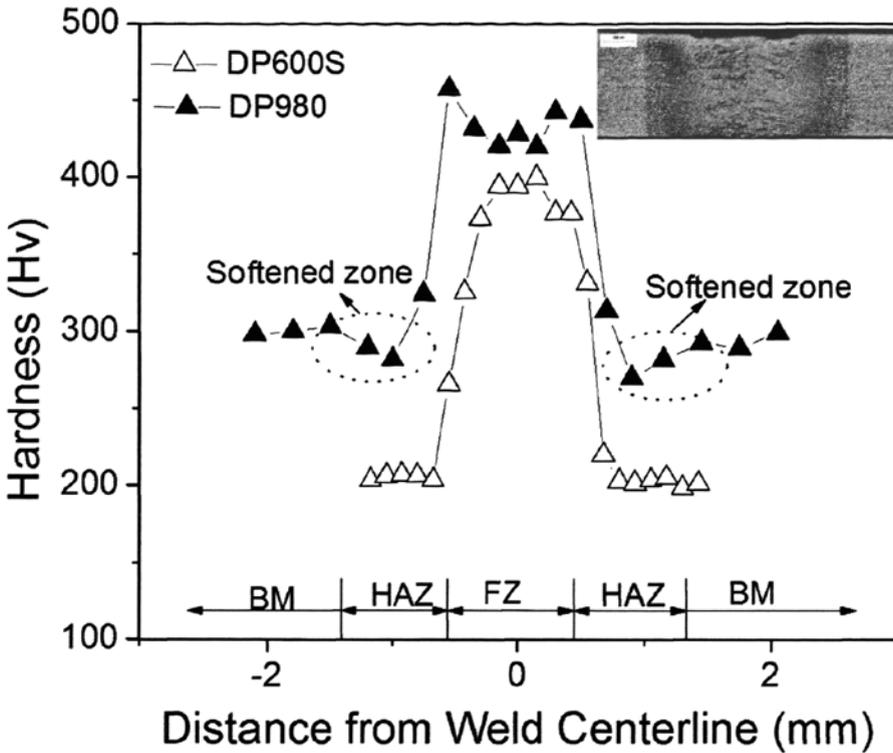


图 4-3 YAG 激光焊接接头截面的硬度分布

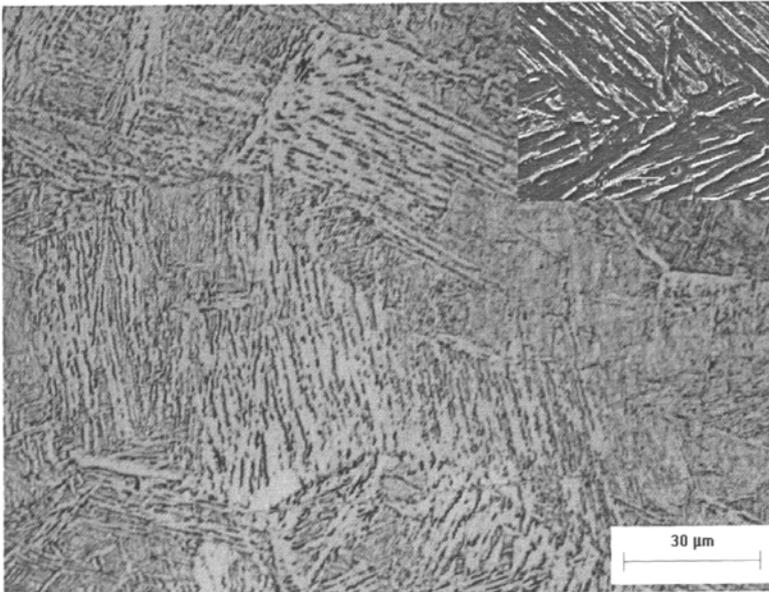
Fig. 4-3 Weld hardness distribution with YAG laser welding

#### 4.4.2 激光类型对焊缝组织的影响

两组硬度分布曲线说明焊接方法和材料会影响接头的硬度分布。对同一种钢，YAG 焊焊缝硬度要高于对应的半导体激光焊，例如，DP600S 在 YAG 激光焊时焊缝硬度为 396 Hv，而半导体激光焊时为 322 Hv，这种差别是由于后者的热输入要明显高于前者，冷却速度低造成的。焊缝组织如图 4-4 所示，YAG 焊焊缝主要由单一的马氏体组成，而半导体激光焊焊缝呈现多相组织特征，主要为贝氏体型组织，同时含有一些铁素体以及少量的马氏体，如对应的右上角的 SEM 图所示。



(a) YAG 激光焊



(b) 半导体激光焊

图 4-4 DP600S 焊缝的光学显微组织

Fig. 4-4 Fusion zone microstructure of DP600S under OM and SEM observation

但在两种焊接方法的 DP980 焊缝硬度差别不明显，因为母材中高的碳当量降低了马氏体转变的临界冷却速度，所以，在这两种焊接条件下可以获得全马氏体焊缝。

而且，随着母材强度的增加，焊缝硬度也相应增加，这种趋势在预料之中，因为双相钢的强化主要取决于临界温度区间淬火后形成的高硬度相，即马氏体，强度级别越高，表明这种钢含有可以促进淬硬性的合金元素就越多，在冷却过程中就会形成更多的马氏体高硬度组织，提高了强度。

#### 4.4.3 焊接接头的最低硬度

以 DP980 为例，对整个接头的硬度测量和组织观察后发现，硬度值最小的区域位于  $A_{c1}$  线以下，如图 4-5 所示， $A_{c1}$  线的温度为一临界温度线，在  $A_{c1}$  温度线上时，母材中的马氏体会转变成奥氏体，低于  $A_{c1}$  线，母材中马氏体会在焊接热循环的作用下分解成回火马氏体，造成硬度下降。

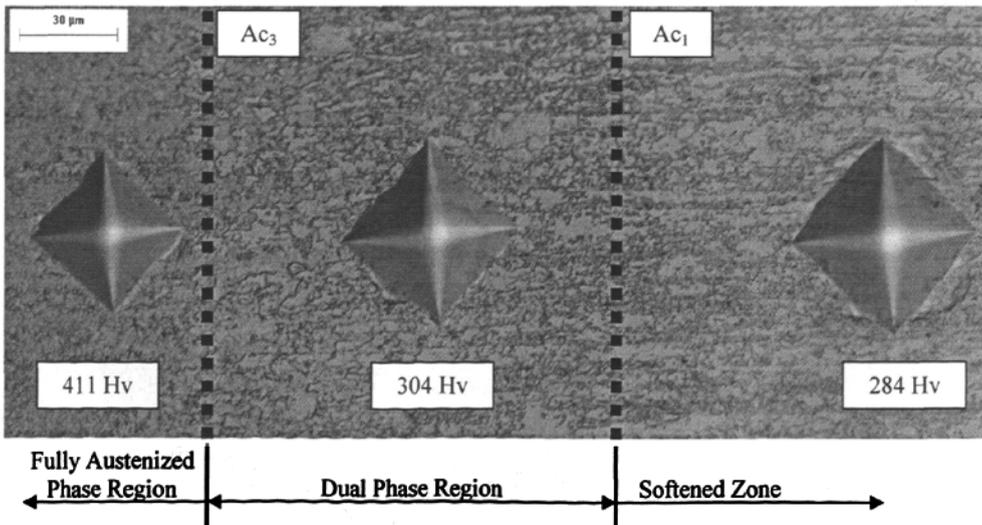


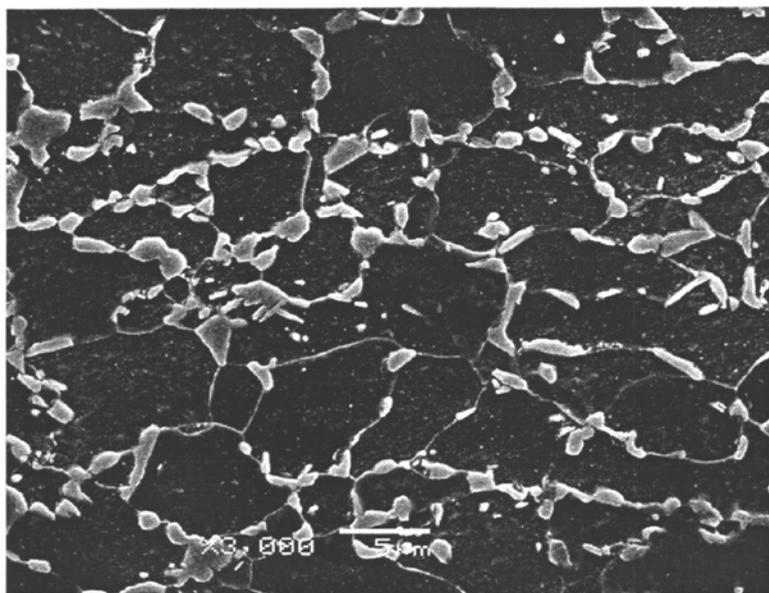
图 4-5 DP980 接头的硬度分布特征

Fig. 4-5 Hardness distribution characteristics of DP9800 weld

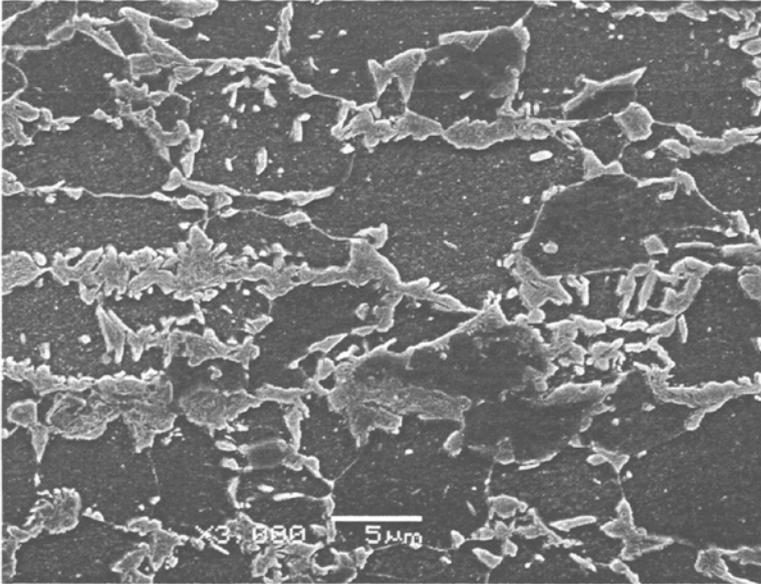
#### 4.4.4 激光类型对软化的影响

热影响区的软化遵循一定的规律，试验发现硬度最低的区域位于  $Ac_1$  线以下，与文献的研究结果一致<sup>[9]</sup>，不仅如此，最低硬度值也会随激光类型和母材强度级别的变化而改变。在 YAG 激光焊的热影响区，只有 DP980 出现了明显的软化，如图 4-3 所示；而在图 4-2 的二激管激光焊接头的硬度分布中，两种钢表现出程度不同的软化，DP980 和 DP600S 分别为 50 Hv 和 18 Hv，同时发现软化程度和母材的强度存在一定的相关性，这主要与母材的马氏体含量有关，如文献所述<sup>[9]</sup>，马氏体含量越高，焊接接头的横向拉伸强度下降越大，即软化越严重。

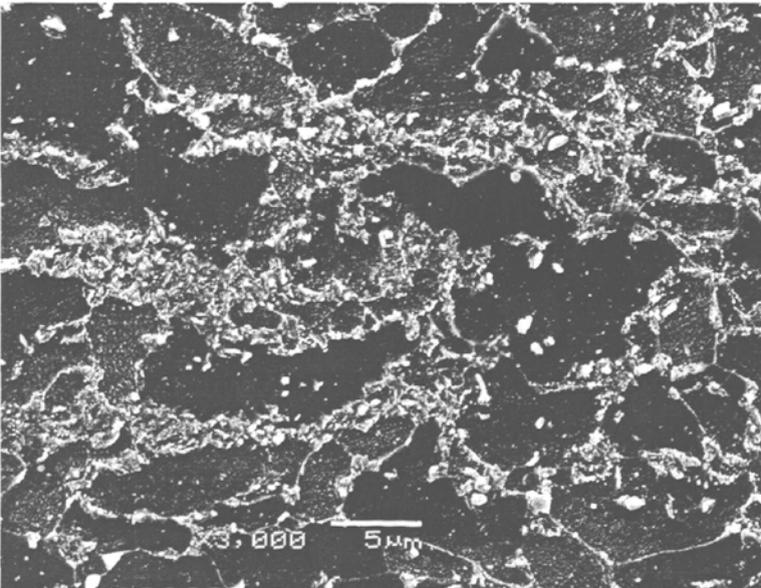
为了描述激光类型对软化区硬度的影响，下面将以 DP600S 为例，对软化区( $Ac_1$  线下)的组织加以观察。



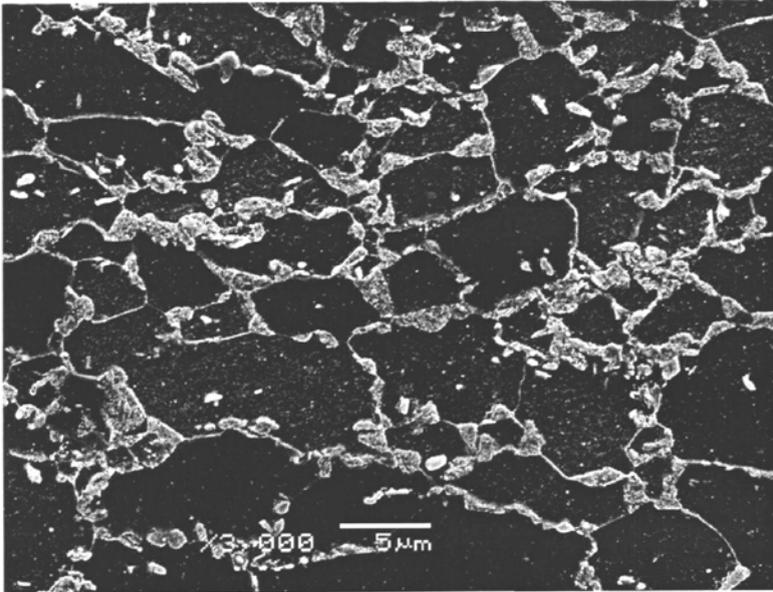
(a) 母材



(b) 双相区



(c) 半导体激光焊, 低于  $A_{c1}$  线 (焊接速度为 1.2 m/min)



(d) YAG 激光焊, 低于  $A_{c1}$  线 (焊接速度为 10.5 m/min)

图 4-6 DP600S 母材和热影区的 SEM 观察

Fig. 4-6 SEM observation on base metal and heat affected zone of DP600S

图(a)为母材组织, 采用硝酸酒精腐蚀, 深色相为基体铁素体, 分布在铁素体晶界的是马氏体; 图(b)为双相区组织, 与母材的组织构成相同, 为铁素体和马氏体, 但在这一区域有新的马氏体形成, 所以马氏体数量多于母材, 尽管马氏体的固溶碳含量因为马氏体含量的增加而稀释, 但马氏体含量的增加使得这一区域的硬度仍然高于母材; 图(c)和(d)分别为半导体和 YAG 激光焊时位于  $A_{c1}$  温度线下的组织特征, 相比较, 半导体激光焊的软化区中的马氏体分解程度要明显比 YAG 激光焊的剧烈, 马氏体分解程度与硬度下降的趋势一致, 即分解程度高的软化越厉害, 硬度就越低。

#### 4.4.5 焊接速度对最低硬度值的影响

上述两种钢软化区的最低硬度值与对应母材的硬度差值(即软化程度)分别总结在表 4-3 和 4-4 中, 发现随着焊接速度的降低, 软化程度越严重, 并最终趋于一稳定值, 即达到了最大软化。

下面将寻求一参数从而可以对两种不同激光焊下的软化进行表征，因为这两种激光焊在热影响区的热循环曲线存在差异，而且激光工作模式和焊接母材表面状态的不同都将会影响激光的吸收率，这为焊接热输入的准确计算带来麻烦，所以很难对不同接头的软化加以比较。本章中，将引入可以用来研究热影响区热效应的时间常数。

表 4-3 DP600S 试验结果

Tab. 4-3 Experimental results of DP600S

激光类型	焊接速度 (m/min)	2 r <sub>Ac1</sub> (mm)	2 r <sub>m</sub> (mm)	ΔH <sub>v</sub> (Hv)	τ (s)
YAG	10.5	1.14	0.54	1.2	0.028
	6.0	1.50	0.58	0.9	0.065
	3.0	1.60	0.64	0.9	0.071
半导体	<b>3.0*</b>	<b>5.37</b>	<b>1.93</b>	<b>8</b>	<b>0.91</b>
	<b>2.75*</b>	<b>6.35</b>	<b>1.98</b>	<b>13</b>	<b>1.48</b>
	2.1	5.96	1.22	21	1.73
	2.0	6.10	1.24	20	1.82
	1.8	6.56	1.28	20	2.15
	1.5	7.60	1.88	20	2.52
	1.2	9.84	3.48	29	3.12

表 4-4 DP980 试验结果

Tab. 4-4 Experimental results of DP980

激光类型	焊接速度 (m/min)	2 r <sub>Ac1</sub> (mm)	2 r <sub>m</sub> (mm)	ΔH <sub>v</sub> (Hv)	τ (s)
YAG	6.0	1.24	0.56	25	0.036
	3.0	1.64	0.72	31	0.065
	2.0	2.24	0.96	34	0.126
半导体	<b>2.5*</b>	<b>6.13</b>	<b>2.09</b>	<b>38</b>	<b>1.26</b>
	1.6	6.44	1.52	49	1.86
	1.3	7.70	1.70	46	2.77
	1.2	7.96	1.87	48	2.85
	1.0	10.4	4.02	46	3.13
	0.8	12.28	5.40	51	3.64

\*表示采用半导体激光焊，但是采用了两个棱镜，因此，激光光斑的尺寸改变，具体在第二章。τ为时间常数，讨论部分将予以叙述。

## 4.5 讨论

### 4.5.1 母材的马氏体含量与硬度 / 强度的关系

图 4-7 为母材的马氏体含量与其硬度 / 拉伸强度之间的关系，发现硬度 / 拉伸强度与马氏体含量之间存在着近似的线性关系，即随着母材马氏体含量的增加，强度和硬度增加，值得注意的是，在所有的双相钢中，马氏体的最高含量低于 55%，这种线性关系与文献的研究结果相似<sup>[10]</sup>。

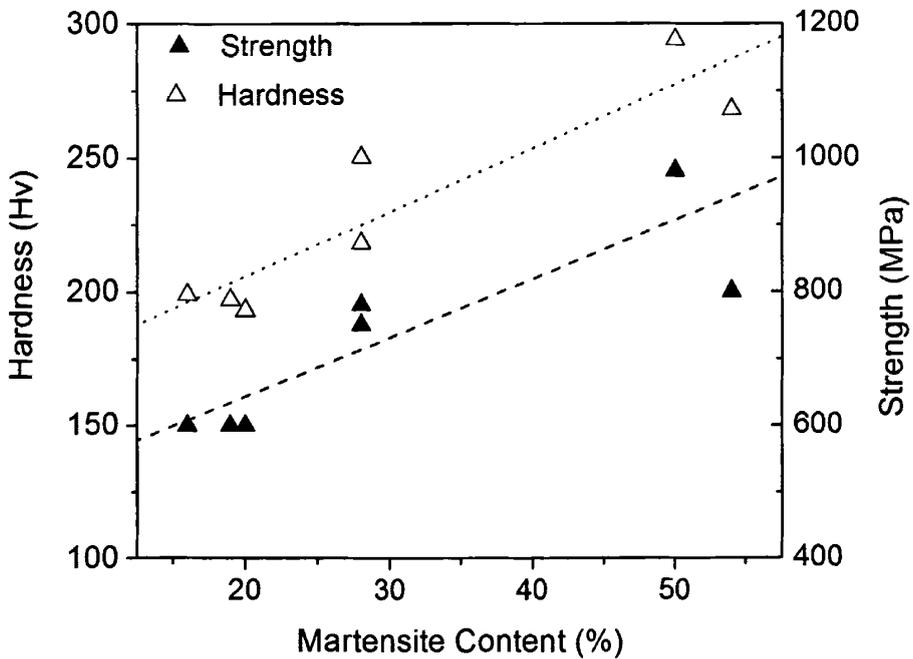


图 4-7 母材的马氏体含量与母材硬度 / 拉伸强度的关系

Fig. 4-7 The relationship between base metal martensite content and hardness/tensile strength

### 4.5.2 Rosenthal 方程正交化焊接热输入

为了比较两种不同激光焊方法对热影响区软化的影响，必须采用一有效参数，从而无需考虑激光工作模式对焊接接头成型的影响。本章主要考察焊接热循环对双相组织中马氏体回火的影响，而回火程度主要受温度和时间参数控制。

如上所述，接头中最大软化处的循环峰值温度恰好位于  $A_{c1}$  线(温度)以下，对于试验的双相钢， $A_{c1}$  温度差别很小，见表 4-1，为了简化分析，认为  $A_{c1}$  温度相同，从而可以简单地计算出在这两种焊接方法下每个钢在  $A_{c1}$  处的相对回火时间。

尽管 Rosenthal 热传导方程在模拟熔化区温度和熔池形状时存在明显不足，原因是这一方程没有考虑到材料性能随温度的变化特征和对流热传导，但在对远离焊缝的热影响区研究中，可以不用考虑这些不足。实际上，Asshby 和 Easterling 以及 Ion 等人已经采用 Rosenthal 方程有效地去预测热影响区的晶粒长大和马氏体形成<sup>[11,12]</sup>，具体方法是计算研究区域在不同峰值温度下的等效保温时间，即时间常数( $\tau$ )，本文将采用该参数来考察软化区的马氏体回火程度，即软化程度。

下面将 Rosenthal 方程运用于快速移动热源，母材为薄板，无需考虑激光光束尺寸对焊接过程的影响，而且，可以采用二维薄板分析，因为在所有的焊接试验中均为全熔透，二维 Rosenthal 解的示意图如图 4-8 所示。

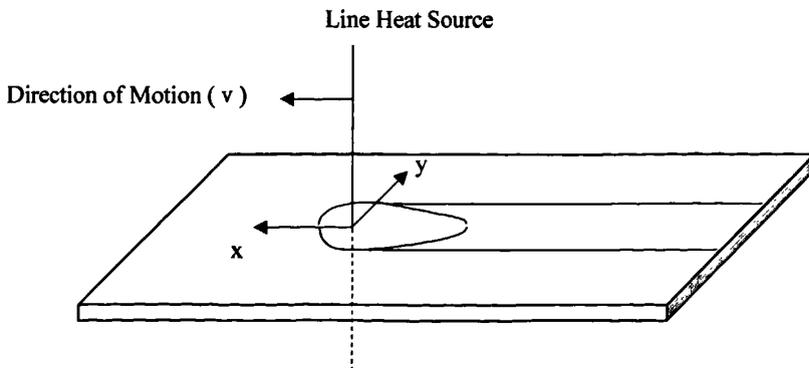


图 4-8 二维 Rosenthal 方程解的示意图

Fig. 4-8 Schematic of two dimensional solution to Rosenthal equation

因此，焊接热影响区的温度分布可以表示为：

$$T - T_0 = \frac{Q_{net} / (vd)}{\rho c (4\pi at)^{1/2}} \exp\left(-\frac{y^2}{4at}\right) \quad (4-3)$$

式中： $T_0$ 指初始温度(环境温度)，大约为 298 K，

$Q_{net}$ ：激光净功率 (W)。

$v$ ：焊接速度 (m/min)。

$d$ ：焊接板材厚度 (mm)。

$\rho$ ：钢板密度 (7860kg/m<sup>3</sup>)。

$c$ ：钢的比热 (680J/kg/K)。

$\lambda$ ：热导率 (30W/m/K)。

$a$ ：热扩散率 ( $\lambda / \rho c$ )。

$t$ ：时间 (s)。

$Q_{net}(vd)$ ：单位长度焊缝在沿厚度方向上正交化后的焊接净吸收能量，即通常所说的焊接热输入。

因为本章主要研究焊接热影响区中峰值温度为  $A_{c1}$  的区域，按照 Ashby 和 Easterling 的解，上述方程可以简化为以下形式：

$$T_p - T_0 = \frac{Q_{net} / (vd)}{\rho c r (2\pi e)^{1/2}} \quad (4-4)$$

$T_p$ ：为峰值温度(K)。

$r$ ：距离焊接热源的径向距离 (mm)，可以表示为

$$r = \sqrt{x^2 + y^2} \quad (4-5)$$

通过一系列的运算，线能量又可以表示成下式<sup>[13]</sup>，

$$\frac{Q_{net}}{vd} = \frac{\rho c (r_{Ac1} - r_m) (2\pi e)^{1/2}}{\left( \frac{1}{T_{Ac1} - T_0} - \frac{1}{T_m - T_0} \right)} \quad (4-6)$$

式中： $r_{Ac1}$ ， $r_m$ 分别为等温温度线，对应的温度分别为 $T_m$ 和 $T_{Ac1}$ ，而等温温度线可以通过对焊接接头的截面测量获得。

一旦计算出焊接热输入，就可以计算出时间常数，这里的时间常数( $\tau$ )指的是加热到峰值温度所需要的时间，满足下列条件，

$$\frac{dT}{dt} = 0 \quad (4-7)$$

T为方程(1)中函数。

所以，时间常数为：

$$\tau = \frac{1}{4\pi e \lambda \rho c} \frac{[Q_{net} / (vd)]^2}{(T_{Ac1} - T_0)} \quad (4-8)$$

$Q_{net} / (vd)$ 如方程 4-6 所示，时间常数可以直接用来比较两种不同激光焊接时的热输入，因为这种方法是通过测量焊缝各等温线的尺寸来衡量激光的净吸收能，可以校正因为激光光斑尺寸差异以及母材表面不同而引起反射率不同所造成的吸收率差异。

### 4.5.3 时间常数与软化之间的关系

采用方程(4-8)，可以将所有的焊接工艺参数用时间常数 $\tau$ 统一起来，并对YAG和半导体激光焊热影响区的软化程度进行相互比较。

图 4-9 为两种激光焊热影响区软化随时间常数 $\tau$ 的变化曲线，发现，1) 随着时间常数 $\tau$ 的增加，母材硬度与软化区硬度的差值越来越大，即软化更加严重，总体上遵循“S”规律；2) 当软化进行到一定程度时，软化或硬度的下降将趋于一定值，即最大软化，在最大软化处，软化区的硬度值不再随时间常数 $\tau$ 的变化而变化，即图中的上平台。这种软化规律与文献中描述的 DP600 钢的软化规律相似<sup>[3]</sup>；3) 对于每种钢，均存在一临界时间常数 $\tau$ ，使得软化现象可以进行硬度表征，相互比较发现，对于强度级别越高的钢，临界时间常数越小。

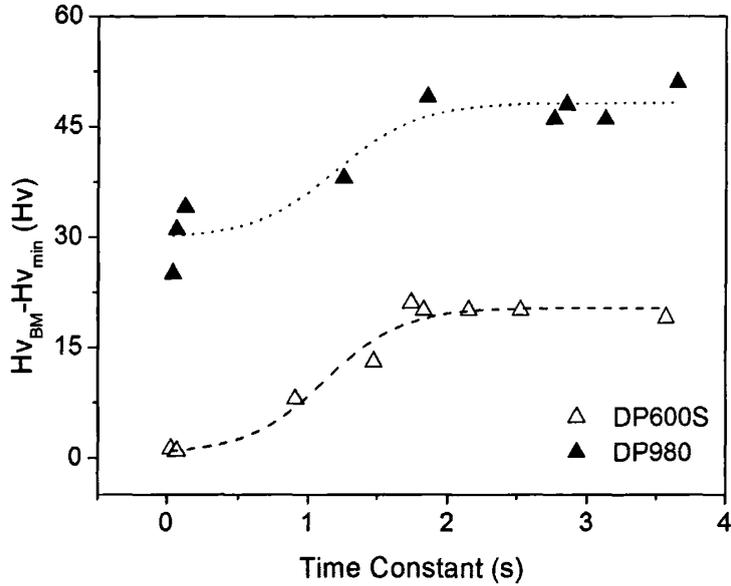


图 4-9 软化趋势随时间常数的变化关系

Fig. 4-9 The variation of softening tendency according to time constant

#### 4.5.4 马氏体含量对软化程度的影响

表 4-5 半导体激光焊接头特征

Tab. 4-5 Weld characteristics under diode laser welding

钢种	焊接速度 (m/min)	$2 r_{Ac1}$ (mm)	$2 r_m$ (mm)	$\Delta H_v$ (Hv)	$\tau$ (s)
DP450	1.0	7.73	1.85	1.3	2.73
DP600S*	1.5	8.55	2.50	19	2.82
DP600A	1.0	8.27	2.25	10	2.98
DP600F	1.2	7.83	2.03	12	2.72
DP750	1.2	7.49	2.01	33	2.88
DP780	1.4	7.61	1.64	34	2.73
DP800	1.0	9.36	3.07	58	2.74
DP980*	1.2	7.96	1.87	48	2.85

\*前面的研究结果

在焊接热循环作用下，当峰值温度低于  $A_{c1}$  时，对于低合金化的双相钢，母材中铁素体的硬度变化相对于马氏体的硬度变化可以忽略不计。而且钢中含有可以造成二

次硬化的合金元素含量很低，低于 0.5%(wt)，所以不用考虑二次硬化对软化区硬度变化造成的干扰。因此，认为软化区硬度的下降主要是由马氏体回火造成是合理的。为了证明这一假设，作者补充了一系列试验，试验结果如表 4-5 所示，每个焊接接头具有大致相同的时间常数，减少了影响因素。

图 4-10 为软化区硬度值降低的平均与母材的马氏体含量关系，两者遵循一线形关系，相关系数高达 0.97，这一结果证实了母材的马氏体含量在热影响区的最大软化中起着决定性作用，这一结果与这类钢的设计初衷相吻合，因为在设计双相钢时，通常是通过改变马氏体含量来得到不同的强度级别<sup>[14]</sup>。而且与文献的研究结果相一致，试验中通过 Gleeble 热模拟双相钢的软化区并进行单向拉伸，结果发现母材的马氏体含量决定了极限拉伸强度的变化值，马氏体含量越高，拉伸强度的下降越大<sup>[9]</sup>。

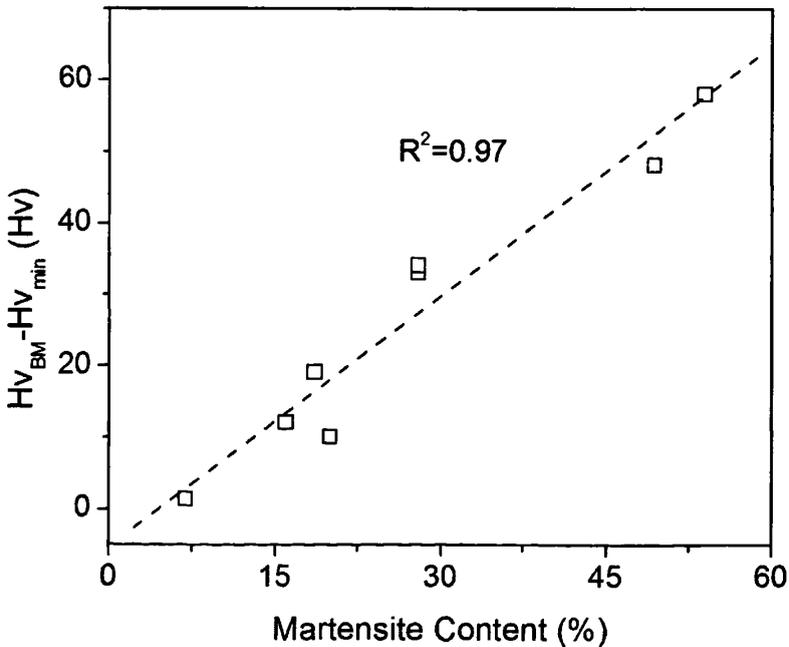


图 4-10 马氏体含量对软化的影响

Fig. 4-10 The effect of martensite content softening

#### 4.5.5 最大软化预测

如上所述，在半导体激光焊接头的热影响区，最大软化与母材的马氏体含量成线性关系。按照经典的混合律定理，母材的硬度( $Hv_{BM}$ )可以表示为<sup>[15]</sup>：

$$Hv_{BM} = f_M Hv_M + f_F Hv_F \quad (4-9)$$

式中： $Hv_M$ 和 $Hv_F$ 分别为马氏体和铁素体的硬度；

$f_M$ 和 $f_F$ 分别为马氏体和铁素体在母材中的含量；

焊后，软化区的硬度值( $Hv_S$ )可以表示为：

$$Hv_S = f_M' Hv_M' + f_F' Hv_F' \quad (4-10)$$

式中， $f_M'$ 和 $f_F'$ 分别为回火的马氏体和铁素体含量；

$Hv_M'$ 和 $Hv_F'$ 分别为回火马氏体和回火铁素体的硬度。

如上所述，在焊接热循环中，当热循环的峰值温度低于 $Ac_1$ 时，铁素体的硬度可以视为不变，因此，软化区中马氏体硬度的变化( $\Delta H_M$ )为：

$$\Delta H_M = (Hv_{BM} - Hv_{min}) / f_M \quad (4-11)$$

将焊接热影响区马氏体的软化用时间常数来描述，如图 4-11 所示，发现马氏体硬度的最大变化在这两种强度级别不同的钢中大致相同，但是，这两种钢表现出不同软化趋势，即软化动力学，这主要与钢的化学成分不同有关，本论文将不予叙述。

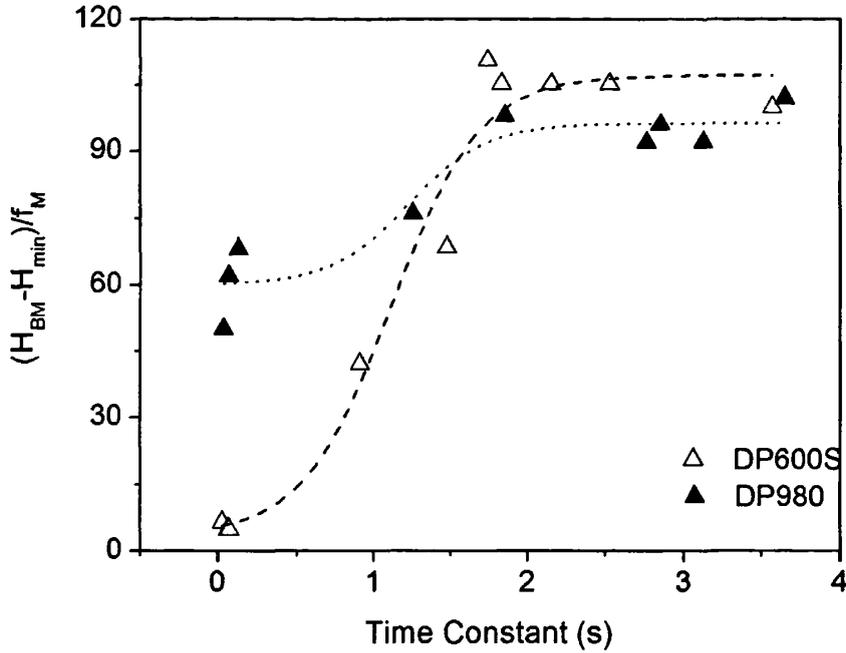


图 4-11 马氏体的最大软化随时间常数的变化关系

Fig. 4-11 Maximum softening of martensite according to time constant

#### 4.5.6 激光类型对焊缝硬度的影响

众所周知，焊缝的硬度取决于其组织，而决定焊缝组织的因素为焊缝的化学成分和冷却速度。为了研究激光类型对焊缝硬化规律的影响，补充一组试验，即采用 YAG 激光焊对焊所有双相钢，焊接速度为 3.0 m/min，从而确保近乎相同的焊缝冷却速度。焊后两种激光焊焊缝的平均硬度如图 4-12 所示，发现：

##### 1) YAG 激光焊

焊缝区的硬度与母材碳含量之间存在线性关系，采用线性方程回归时，相关系数高达 0.96，回归方程如下：

$$H_v=953 \cdot C+288 \quad (4-12)$$

组织观察发现，焊缝组织简单，即便对于碳含量最低的 DP450(方框所示)，焊缝组织近乎为全马氏体。这一方程的回归系数与文献中的大致相似<sup>[16]</sup>。而且这种线形关

系进一步表明焊缝为马氏体，因为在所有的组织类型中，马氏体硬度主要由其固溶碳含量决定。所以，可以用上述线性方程来预测碳含量在研究得双相钢范围内的 YAG 激光焊缝硬度。

## 2) 半导体激光焊

焊缝硬度与碳含量之间不存在上述简单的线性关系，因为半导体激光焊缝中的组织复杂，但发现随着碳含量的增加，硬度值越来越接近相应的 YAG 焊缝硬度，观察发现焊缝由以铁素体和贝氏体为主的组织组成逐渐过渡到全马氏体。

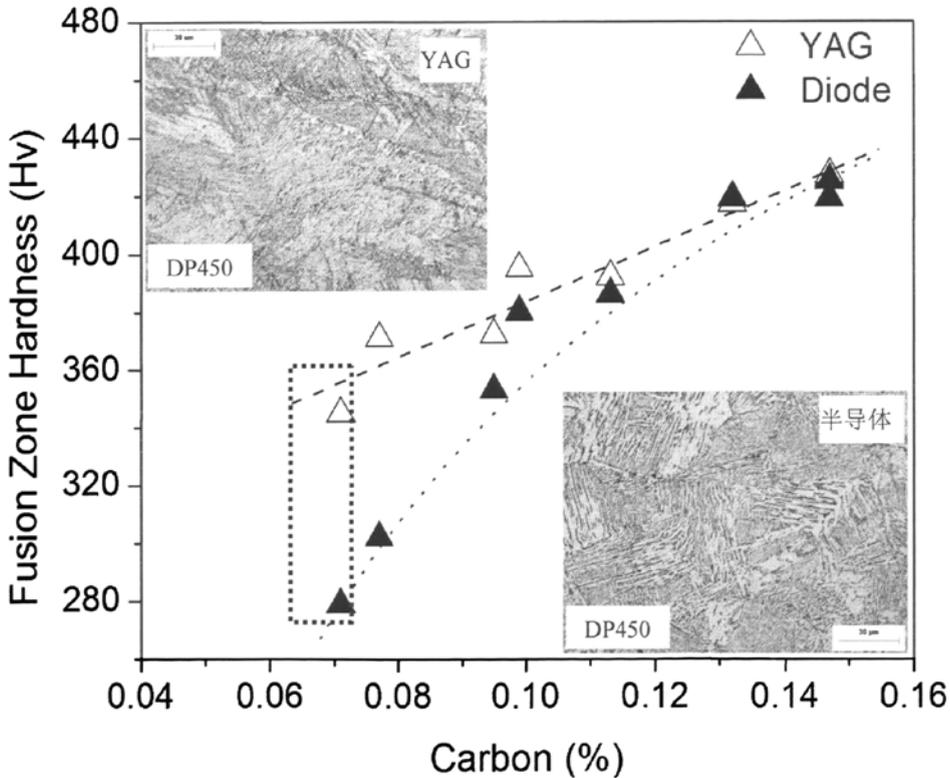


图 4-12 两种激光焊下 8 双相钢种焊缝的硬度与碳含量之间的关系

Fig. 4-12 The relationship between fusion zone hardness of eight dual phase steels and carbon content under two laser welding processes

## 4.6 本章小结

本章采用 YAG 和半导体两种激光焊，对几种双相钢的热影响区软化和焊缝硬化加以研究，试验的双相钢具有不同的成分和马氏体含量，主要结论如下：

1) 母材的马氏体含量与其硬度和极限拉伸强度保持着大致的线形关系，即随着马氏体含量增加，母材的硬度和强度增加；

2) 对热循环峰值温度低于  $A_{c1}$  的软化区研究发现，半导体激光焊的软化要比相应的 YAG 激光焊严重，而且马氏体分解的程度也不相同；

3) 时间常数( $\tau$ )可以有效地对两种激光焊下的软化进行比较，随着时间常数的增加，软化区的硬度降低增大，即软化更加严重；当时间常数增加到一定值时，软化区硬度的下降不再随时间常数的变化而变化，即进入最大软化区；

4) 在最大软化区，硬度的下降与母材中马氏体含量呈现线性关系，即马氏体含量高的钢，硬度下降越大；

5) YAG 激光焊双相钢焊缝硬度与含碳量之间呈线性关系，焊缝组织为全马氏体；随着碳含量的增加，半导体激光焊焊缝由多元组织向全马氏体组织过渡，且硬度也越来越接近对应的 YAG 焊焊缝。

#### 4.7 参考文献

- [1] T. Taka, K. Kunishige, N. Yamauchi, N. Nagao. Hot-rolled Steel Sheet with Excellent Flash Weldability for Automotive Wheel Rim Use. *ISIJ International*, Vol.29 (1989), 503-510.
- [2] P.K. Ghosh, P.C. Gupta, R.A.M Avtar, B.K. Jha. Resistance Spot Weldability of Comparatively Thick C-Mn-Cr-Mo Dual Phase Steel Sheet. *ISIJ Internatinal*, Vol.30 (1990), 233-240.
- [3] E. Biro, A. Lee. Welded Properties of Various DP600 Chemistries. Sheet Welding Conference XI, AWS, Sterling Heights (2004), 5-2.
- [4] B. Hartley, M. Ono. SAE 2002 World Congress & Exhibition, SAE, Detroit (2002), 2002-01-0150.
- [5] F.S. LePera. An Improved Tint Etching Method for High Strength Steel Sheets with Mixed Microstructures. *Journal of Metals*, Vol.32 (1980), 38-46.
- [6] T. Kasuya, N. Yurioka. Determination of Necessary Preheat Temperature to Avoid Cold Cracking under Varying Ambient Temperature. *ISIJ International*, Vol.35 (1995), 1183-1189.
- [7] C.M. Smithells. *Metal Reference Book*, 5th Ed., Butterworths, London, (1976), 510.
- [8] N. Yurioka. Weldability Calculation, <http://homepage3.nifty.com/yurioka/>.
- [9] E. Biro, A. Lee. Sheet Welding Conference XII, AWS, Sterling Heights, (2006), 7-1.
- [10] M. Sarwar, R. Priestner. Influence of Ferrite-martensite Microstructural Morphology on Tensile Properties of Dual-phase Steel. *Journal of Materials Science*, Vol.31 (1996), 2091-2095.
- [11] J.C. Ion, K.E. Easterling, M.F. Ashby. A Second Report on Diagram of Microstructure and Hardness for Heat-affected-zones in Welds. *Acta Metallurgica*, Vol.32 (1984), 1949-1962.
- [12] M.F. Ashby, K.E. Easterling. A First Report on Diagrams for Grain Growth in Welds. *Acta Metallurgica*, Vol.30 (1982), 1969-1978.
- [13] J.C. Ion, A.S. Slamminen, Z. Sun. Process Diagrams for Laser Beam Welding of Carbon Manganese Steels. *Welding Journal*, Vol.7, 1996, 225s-232s.
- [14] H.C. Chen, G.H. Cheng. Effect of Martensite Strength on the Tensile Strength of Dual

Phase Steels. *Journal of Materials Science*, Vol.24 (1989), 1991-1994.

[15] J.Y. Koo, M.J. Young, G. Thomas. On the Law of Mixtures in Dual-phase Steels. *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol.11 (1980), 852-854.

[16] N. Yurioka, M. Okumura, T. Kasuya, H.J. Cotton. Prediction of HAZ Hardness of Transformable Steels. *Metal Construction*, April (1987), 217-223.

## 第五章 双相钢激光拼焊板的成形性

### 5.1 前言

汽车用薄板的成形性能关乎汽车的安全性和美观，力学性能的不稳定性以及在随后冲压成形过程中形成的缺陷会限制薄板件的成形质量，从而产生大量的废品，而焊缝皱皮、皱纹以及撕裂等成形缺陷则影响着汽车覆盖件的表面质量。在拉伸状态下，板材撕裂是最常见也是最严重的失效方式，撕裂通常是由薄板变形的不均匀所导致，即局部变形的应变超过了材料本身的应变极限，而且，在汽车板材的冲压失效过程中，撕裂通常是在平面应变状态下产生的。

在汽车车身设计中，拼焊板(TWBs: Tailor Welded Blanks)的合理采用可以有效地降低汽车白车身的重量高达 25%，从而降低钢材的使用量。在对拼焊板的成形性研究中，拼焊板多数是由不同材料(强度不同)，或者是相同材料不同厚度的板材焊接而成的<sup>[1-4]</sup>，这就会引入大量的影响因素，如成形过程中焊缝中心线的移动、不同材料与冲头之间的摩擦等。因此，为了简化研究，本章将研究同种材料(DP 和 HSLA)薄板拼焊件的成形性。

早在上个世纪 80 年代就已开展双相钢的焊接性研究和成形性研究，如板厚、镀层以及组织、残余奥氏体、轧制织构、化学成分等对双相钢的成形性影响<sup>[5,6]</sup>，但对于拼焊板的研究很少，本章将重点研究双相钢拼焊板的成形性能，并选取一低合金高强钢进行对比性研究。

### 5.2 试验参数及试验安排

采用半导体和 YAG 激光焊对焊所有试板，全熔透，焊接时采用氩气保护，流量为 30 l/min。

试验材料为双相钢(DP980)和低合金高强钢(HSLA450)，厚度分别为 1.2 mm 和 1.14 mm，其化学成分如表 5-1 所示。

表 5-1 DP980 和 HSLA 试验钢材的化学成分 (wt %)

Tab. 5-1 Chemistry of experimetal steels: DP980 and HSLA (wt%)

类别	C	Mn	Mo	Si	Cr	Al	B	CE*
DP980	0.135	2.1	0.35	0.05	0.15	0.45	0.007	0.51
HSLA	0.056	0.64	0.015	0.03	0.09	0.06	0.00017	0.14

在本章中，试验基于以下几点开展：

- 1) 不同的激光焊工艺对拼焊板成形性的影响；
- 2) 母材的轧制方向对拼焊板成形性的影响；
- 3) 两种材料拼焊板的成形性比较。

具体的试验方案如表 5-2 所示，在每组焊接参数下，进行两组试验，即焊缝方向分别平行于和垂直于母材的轧制方向。

表 5-2 焊接工艺参数

Tab. 5-2 Welding parameters

类别	激光类型	功率 (kW)	焊接速度 (m/min)
DP-DP	半导体	4, 3	1.0, 1.3, 1.6
	YAG		3.0, 6.0
HSLA-HSLA	半导体		1.0, 1.3, 1.6
	YAG		3.0, 6.0

## 5.3 试验结果

### 5.3.1 母材的组织特征

两种母材在光学和电子显微镜下的组织特征分别如图 5-1，5-2 所示。

光学显微镜下观察到 DP980 由铁素体和马氏体构成，铁素体为基体，决定双相钢的塑性，马氏体呈现带状特征，且连续分布，决定了双相钢的强度；而在电镜下观察，作为强化相的马氏体位于铁素体晶界，所示箭头方向为轧制或织构方向。

HSLA450 由基体相铁素体和位于铁素体晶界的第二相碳化物构成，有些碳化物也位于铁素体晶界内，但与双相钢相比，第二相数量少且分布不连续，没有明显的织构特征。

两种钢的表面状态也不同，双相钢为热浸渡锌板(Hot-dipped Galvanized)，低合金钢的为表面镀锌(Zinc Coating)。

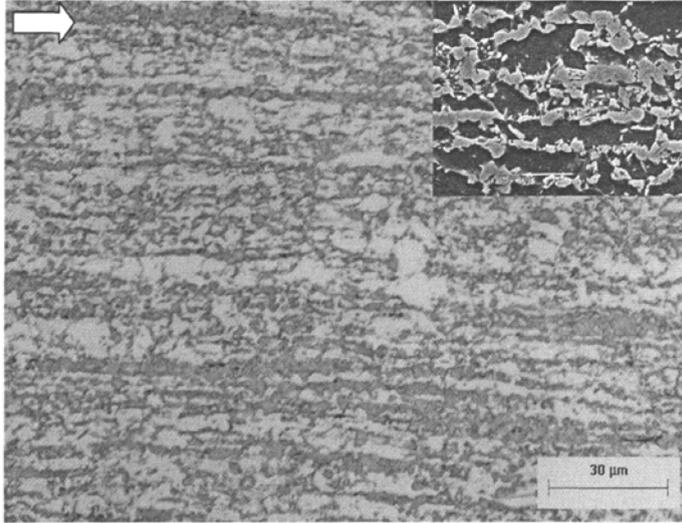


图 5-1 DP980 母材的组织观察

Fig. 5-1 Base metal microstructure of DP980

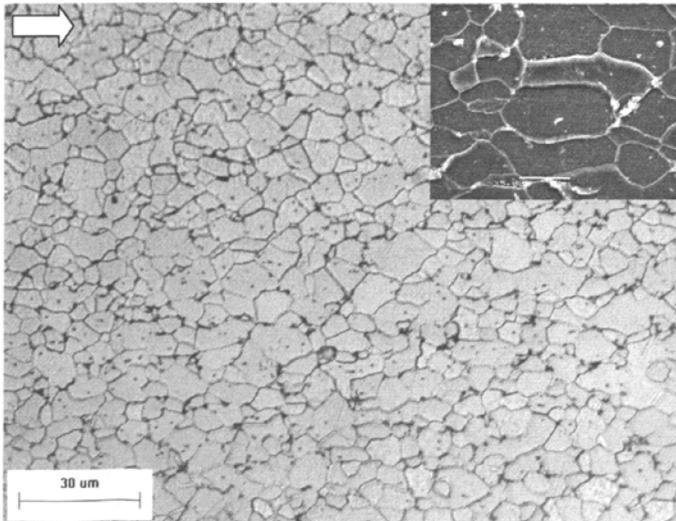


图 5-2 HSLA450 母材的组织观察

Fig. 5-2 Base metal microstructure of HSLA450

### 5.3.2 半导体激光焊焊接接头的硬度分布及组织特征

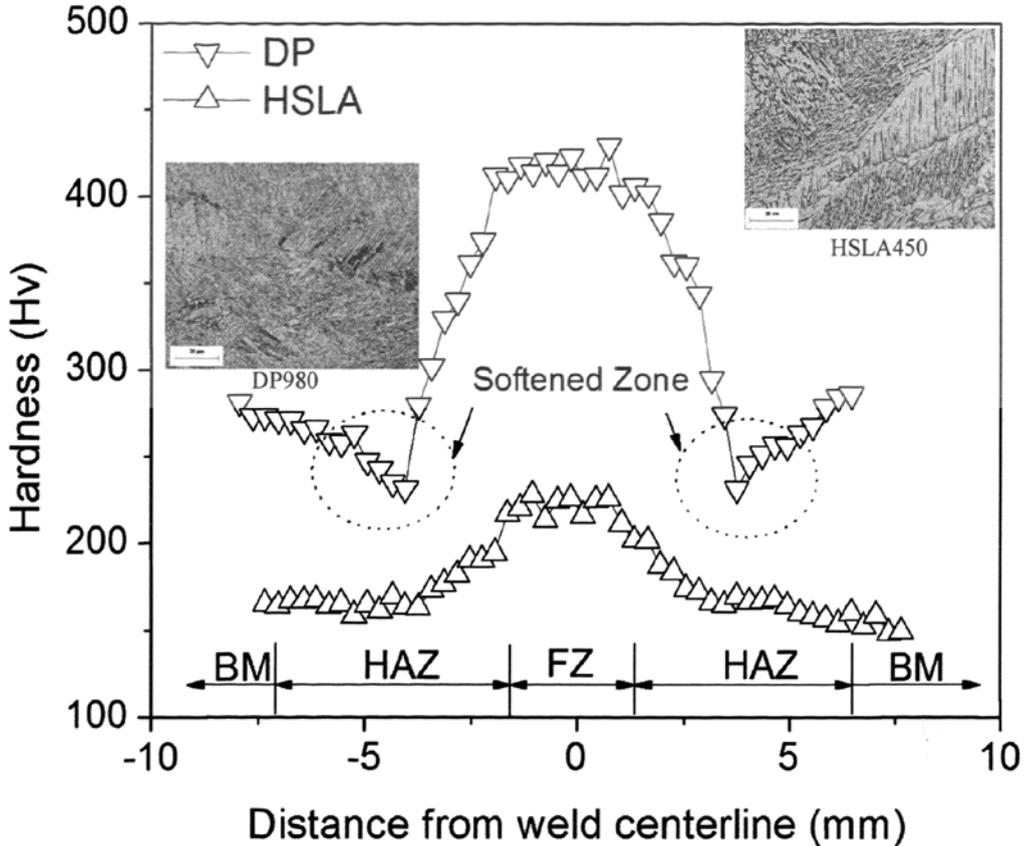


图 5-3 DP980 和 HSLA450 半导体激光焊焊接接头的硬度分布和焊缝的组织特征

Fig. 5-3 Weld hardness profiles and corresponding fusion zone microstructure of DP980 and HSLA450 under diode laser welding process

半导体激光焊焊接接头的硬度分布如图 5-3 所示，焊接速度为 1.6 m/min。

发现焊缝均出现了不同程度的硬化；DP980 焊缝的硬度要高于 HSLA450 的焊缝硬度，即硬化更严重，这是由于 DP980 含有较高的碳和合金成分。焊缝组织观察发现，DP980 焊缝为全马氏体组织，而 HSLA450 焊缝主要是由贝氏体和铁素体构成，如图 5-3 所示。

从焊缝向母材过渡时，硬度逐渐下降，在 DP980 的热影响区，出现了“硬度谷”，该区域的硬度在整个焊接接头中最低，且具有一定的宽度，这一区域为软化区，尤其在对高马氏体含量的双相钢焊接时或者采用大热输入的焊接方法时更容易出现<sup>[7]</sup>，软化是母材中的马氏体分解所致，即固溶在马氏体晶格中的碳在热作用下脱溶析出，如图 5-4 所示，马氏体有明显的分界痕迹。关于软化区的形成及其特征已在前面的章节有过详细的论述。

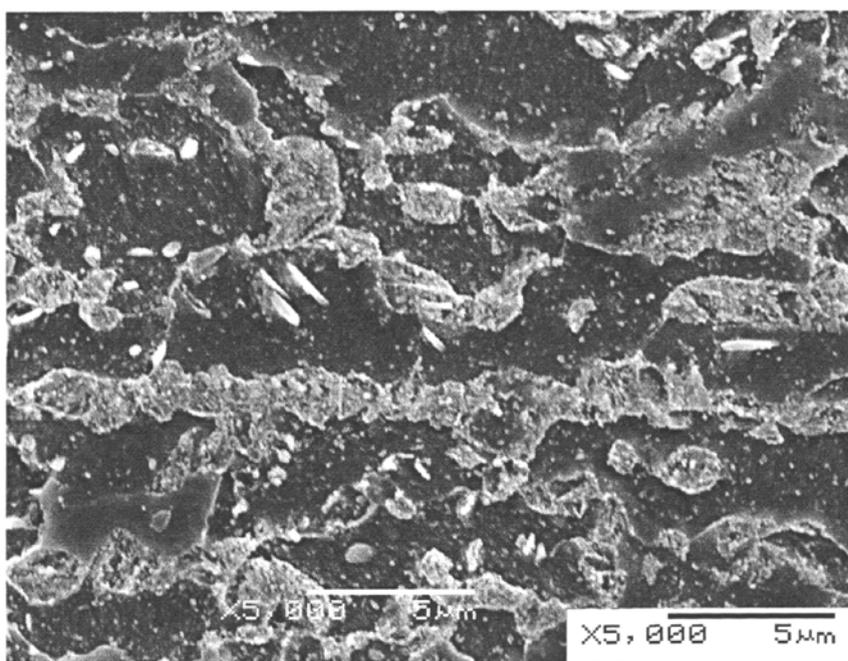


图 5-4 半导体激光焊 DP980 软接头化区的组织特征

Fig. 5-4 Softened zone microstructure of DP980 under diode laser welding

DP980 和 HSLA450 的焊缝硬度随焊接速度的变化如表 5-3 所示，焊缝硬度随着焊接速度的增加会稍稍增加，但仍处于相同的范围。

DP980 接头的软化区特征参数随焊接速度的变化总结在表 5-4 中，发现，随着焊接速度的增加，软化区距离和宽度均降低，这与热输入的降低有关，且会导致马氏体分解程度的减弱。后面将选用焊接速度为 1.6 m/min 的焊接接头进行研究。

表 5-3 DP980 和 HSLA450 焊缝硬度随焊接速度(m/min)的变化

Tab. 5-3 Fusion zone hardness variation according to welding speed

焊接速度 (m/min)	DP980	HSLA450
1.0	409±3	213±4
1.3	411±3	222±3
1.6	419±3	224±4

表 5-4 半导体激光焊 DP980 软化区特征随焊接速度(m/min)的变化

Tab. 5-4 DP980 softened zone characteristics varing with the welding speed

焊接速度 (m/min)	软化区距离 <sup>1</sup> (mm)	软化区宽度 <sup>2</sup> (mm)	接头硬度最低值 (Hv)
1.0	4.12	1.50	228
1.3	4.05	1.40	231
1.6	3.30	0.90	246

1: 软化区中的最低硬度点到焊缝中心的距离;

2: 硬度低于母材硬度值区域的宽度

### 5.3.3 YAG 激光焊焊接接头的硬度分布及组织特征

YAG 激光焊焊接接头的硬度分布如图 5-5 所示, 焊接速度为 6.0 m/min, 与半导体激光焊具有相同的接头硬度分布特征, 即焊缝硬化和热影响区软化。

如图 5-5 所示, DP980 焊缝为单一马氏体组织; HSLA450 焊缝的组织构成为低碳马氏体和少量的贝氏体。

DP980 的软化区宽度要低于对应的半导体激光焊, 而最低硬度值却增加了, 软化区的组织如图 5-6 所示, 马氏体的分解也没有采用半导体激光焊时的剧烈。

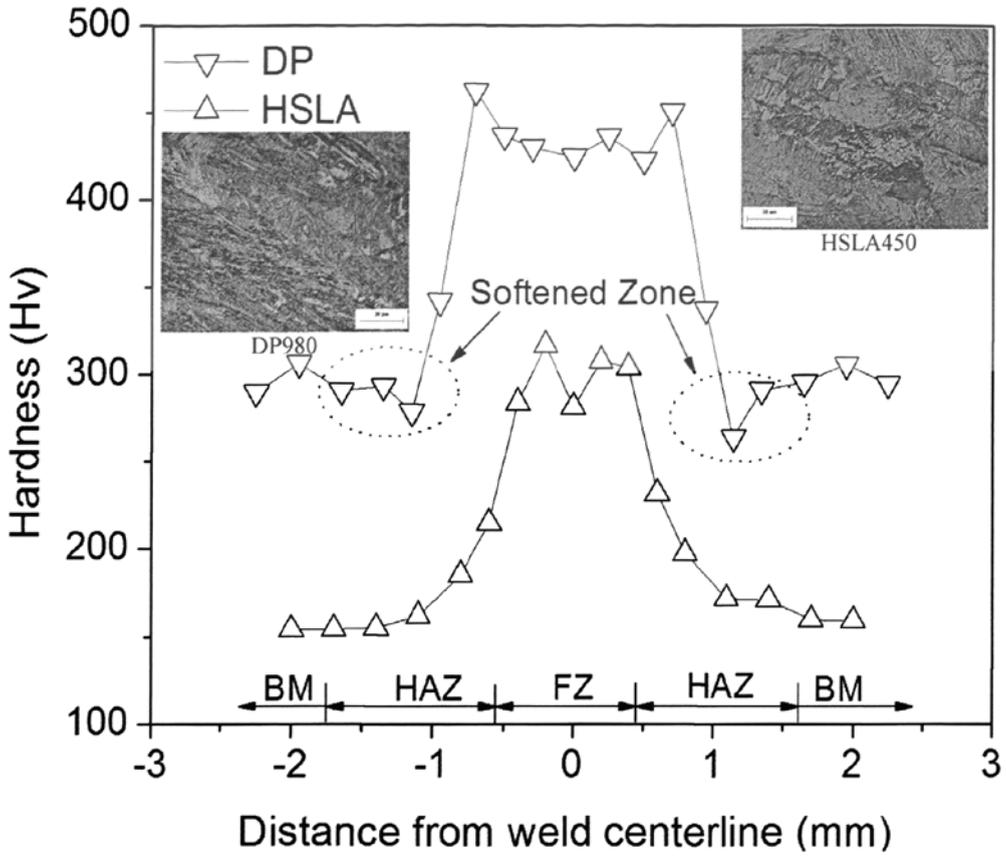


图 5-5 DP980 和 HSLA450YAG 激光焊接接头的硬度分布和焊缝的组织特征

Fig. 5-5 Weld hardness profiles and corresponding fusion zone microstructure of DP980 and HSLA450 under YAG laser welding process

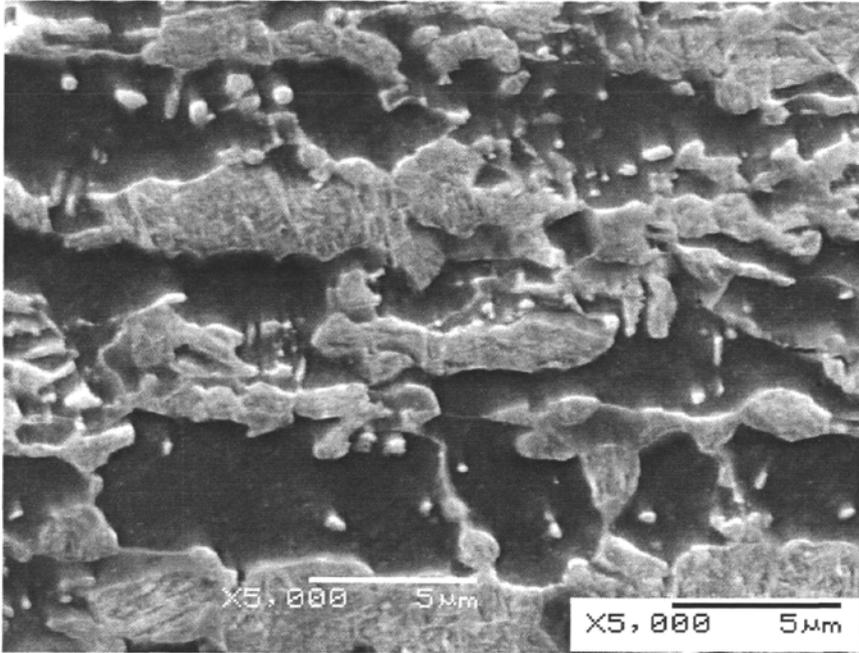


图 5-6 YAG 激光焊 DP980 接头软化区的组织特征

Fig. 5-6 Softened zone microstructure of DP980 under YAG alser welding

将 DP980 和 HSLA450 焊接接头的硬度特征总结在表 5-5, 5-6。

表 5-5 HSLA450 和 DP980 焊缝硬度随焊接速度(m/min)的变化

Tab. 5-5 Fusion zone hardness varatiation according to welding speed

焊接速度 (m/min)	DP980	HSLA450
3.0	423±2	302±9
6.0	430±3	334±1

表 5-6 YAG 激光焊 DP980 软化区特征随焊接速度(m/min)的变化

Tab. 5-6 DP980 softened zone characteristics varing with the welding speed

焊接速度 (m/min)	软化区距离 (mm)	软化区宽度 (mm)	接头硬度最低值 (Hv)
3.0	1.6	0.5	276
6.0	1.4	0.5	271

### 5.3.4 母材的拉伸性能

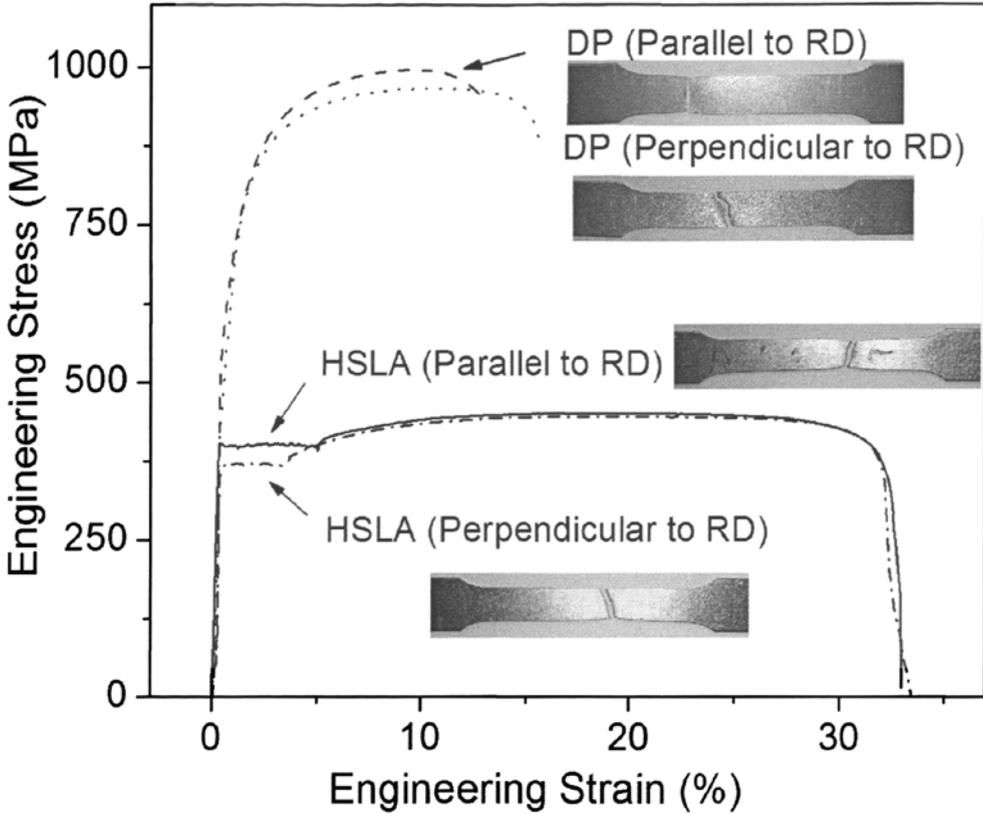


图 5-7 母材的应力-应变曲线

Fig. 5-7 Stress-strain curves of base metal

图 5-7 为 DP980 和 HSLA450 母材的应力-应变曲线和拉伸后的试样。DP980 表现出连续屈服，比 HSLA450 具有更高的强度但更低的伸长，而且在平行于轧制方向上强度稍高、伸长较低，即表现出各项异性；HSLA450 没有表现出明显的各向异性特征，在屈服阶段，纵向拉伸具有更高的屈服强度。具体的拉伸试验结果如表 5-7 所示。

表 5-7 两种母材的拉伸力学性能

Tab. 5-7 Tensile properties of two base metals

钢种	平行于轧制方向		垂直于轧制方向	
	拉伸强度 (MPa)	应变 (%)	拉伸强度 (MPa)	应变 (%)
DP980	997±20	9.8±0.3	963±9	10.5±0.3
HSLA450	451±0	19.5±1	444±0.6	21.4±0.9

### 5.3.5 焊接接头的拉伸性能

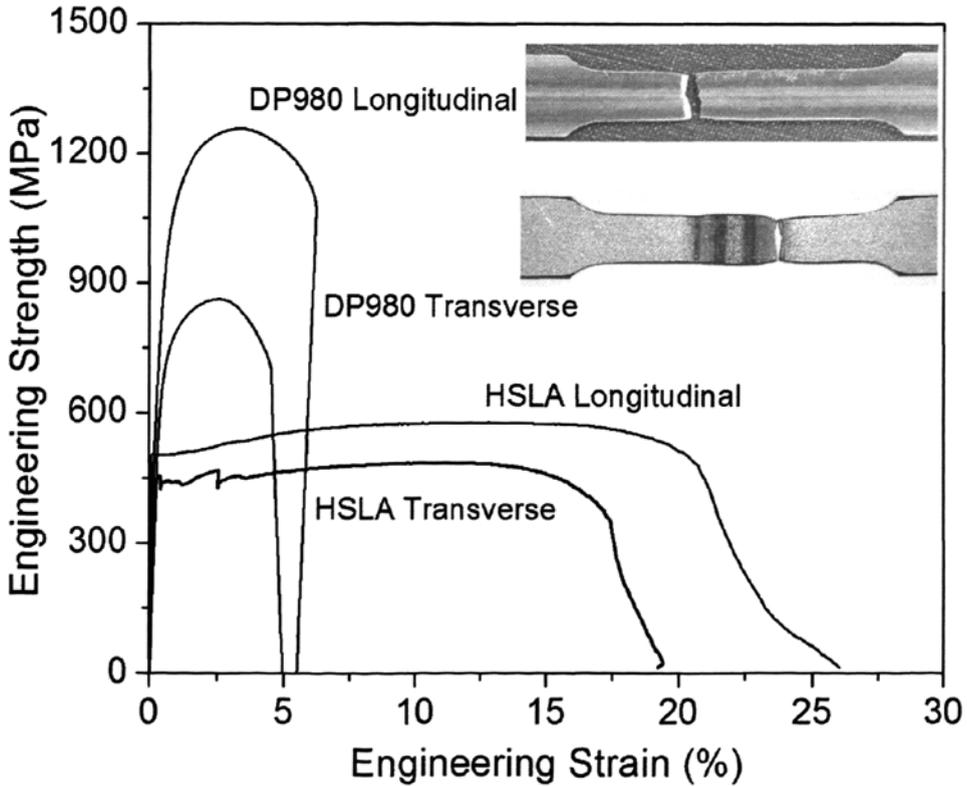


图 5-8 焊接试样的应力-应变曲线

Fig. 5-8 Stress-strain curves of welded samples

DP980 和 HSLA450 半导体激光焊接接头的纵向和横向拉伸应力-应变曲线如图 5-8 所示。DP980 焊接接头的纵向拉伸强度高于相应的母材，但应变降低了，应变的降

低是由于焊缝塑性降低所致，即焊缝的硬化；横向拉伸强度和应变均低于其母材，断裂发生在软化区。

同样地，YAG 激光焊焊接接头表现出与二激管激光焊相似的拉伸性能特征，结果如表 5-8。

表 5-8 DP980 焊接接头的拉伸结果

Tab. 5-8 Tensile testing results of DP980 weld

	纵向		横向	
	拉伸强度 (MPa)	应变 (%)	拉伸强度 (MPa)	应变 (%)
YAG	1051±28	7.9±0.9	965±5	5.4±0.1
半导体	1173±15	3.3±0.1	775±13	2.9±0.1

### 5.3.6 冲压成形结果

#### 1) 母材成形试样的俯视图

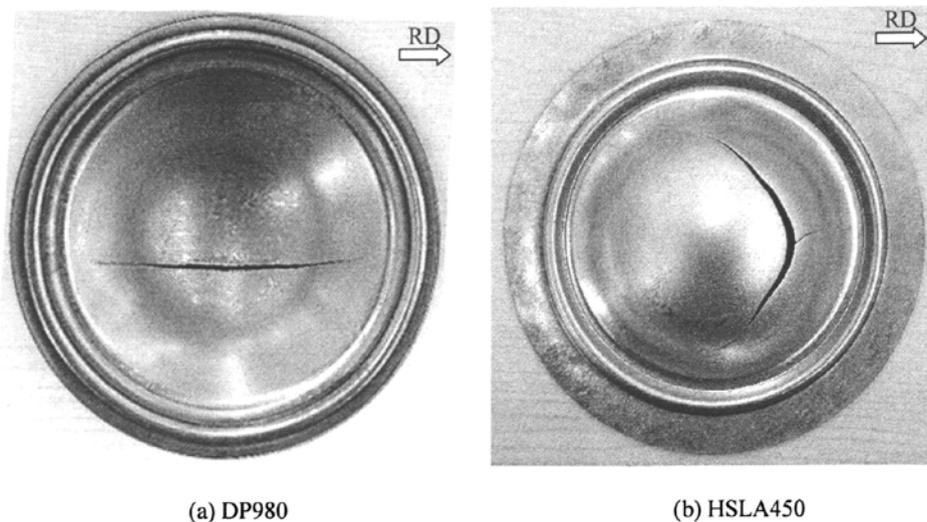


图 5-9 母材冲压后的俯视图 (箭头方向为轧制方向)

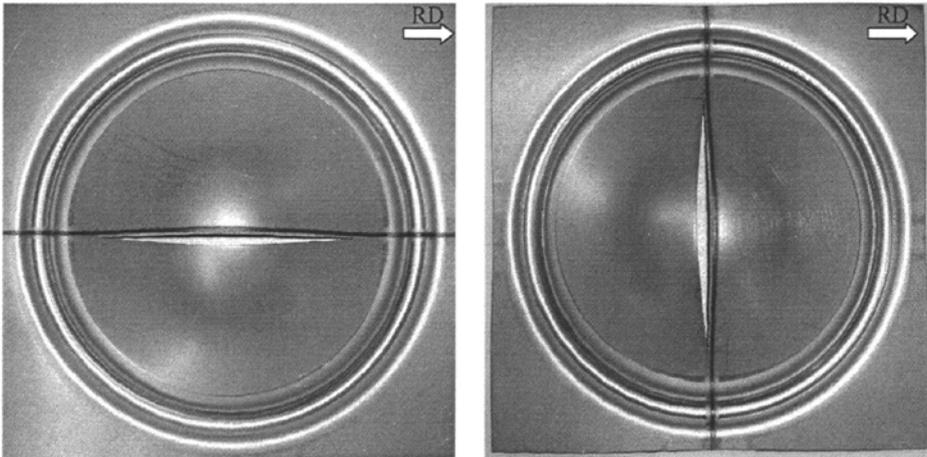
Fig. 5-9 Overview of parent metal blanks after formability testing

图 5-9 为母材冲压后的俯视图。DP980 冲压在距离板材中心约 17 mm 处裂纹开启，然后沿着近乎直线的方向扩展，该方向与母材的轧制方向相同；HSLA450 冲压时的裂纹在距离板材中心约 30 mm 处随机开启，裂纹扩展走向呈现月牙型，裂纹的开启和扩展与轧制结构没有明显的相关性。

## 2) YAG 激光拼焊板

图 5-10 为 YAG 激光拼焊 DP980 冲压后的俯视图，焊接速度为 6 m/min。与母材不同的是，DP980 拼焊板的裂纹在距离焊缝中心线约 1 mm 处开启，沿直线方向扩展，与前面的硬度分布曲线比较，发现裂纹开启点位于软化区内，且沿软化区扩展，轧制方向与裂纹走向无关，软化区成为拼焊板冲压失效的制约因素。

对于 HSLA450 激光拼焊板，焊缝方向与开裂没有关系，裂纹总在焊缝处开启，如图 5-11 所示。

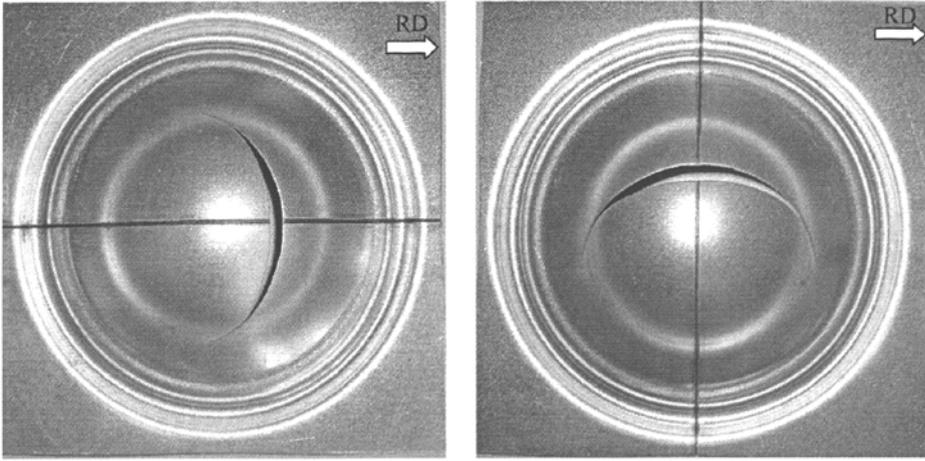


(a) 焊缝平行于轧制方向

(b) 焊缝垂直于轧制方向

图 5-10 DP980YAG 激光焊拼焊板冲压后的俯视图 (箭头方向为轧制方向)

Fig. 5-10 Overview of DP980 tailor welded blanks after formability testing



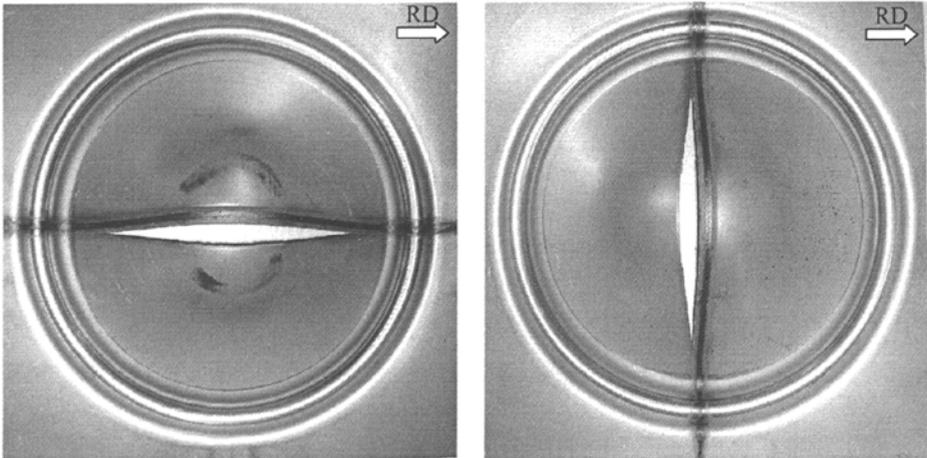
(a) 焊缝平行于轧制方向

(b) 焊缝垂直于轧制方向

图 5-11 HSLA450 YAG 激光焊拼焊板冲压后的俯视图 (箭头方向为轧制方向)

Fig. 5-11 Overview of HSLA450 tailor welded blanks after formability testing

### 3) 半导体激光拼焊板

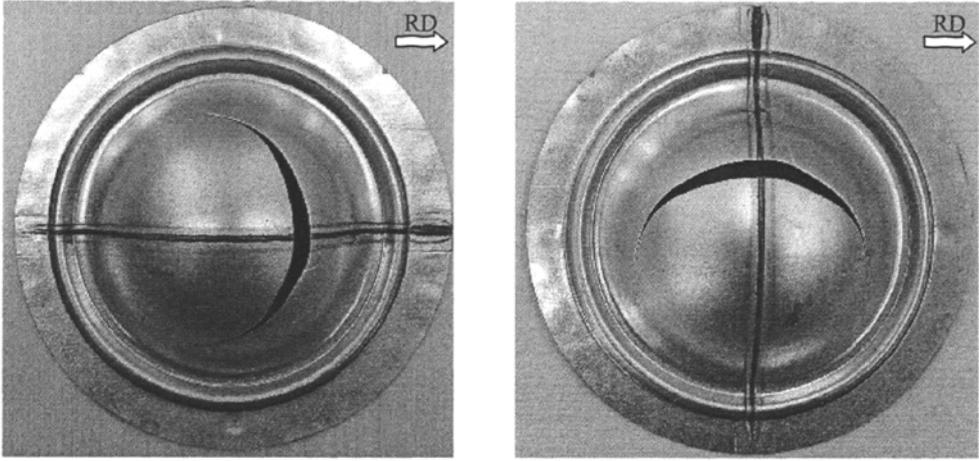


(a) 焊缝平行于轧制方向

(b) 焊缝垂直于轧制方向

图 5-12 DP980 半导体激光拼焊板冲压后的俯视图 (箭头方向为轧制方向)

Fig. 5-12 Sideview of DP980 diode laser welded blanks after formability testing



(a) 焊缝平行于轧制方向

(b) 焊缝垂直于轧制方向

图 5-13 HSLA450 的半导体激光拼焊板冲压后的俯视图 (箭头方向为轧制方向)

Fig. 5-13 Sideview of HSLA450 diode laser welded blanks after formability testing

DP980 半导体激光拼焊板冲压后的俯视图如图 5-12 所示, 裂纹开启和扩展的特点与 YAG 拼焊板的相同; HSLA450 也表现出与 YAG 焊时相同的特征, 如图 5-13。试验结果表明, 两种激光焊方法对拼焊板的成形性影响没有本质差别。

#### 4) 成形试样的侧视图和数据处理

图 5-14 为 DP980 半导体激光拼焊板成形后的侧视图, 母材和焊材顶头运行距离分别为 30.4 mm 和 13.2 mm。图 5-15 为 HSLA450 拼焊板冲压后的侧视图, 母材和焊材顶头运行距离分别为 32.5 mm 和 31.8 mm。

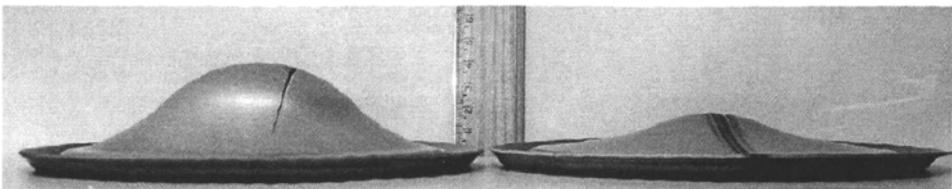


图 5-14 DP980 母材和半导体激光焊拼焊板冲压后的侧视图

Fig. 5-14 Sideview of DP980 parent metal and its diode laser welded blanks after formability testing

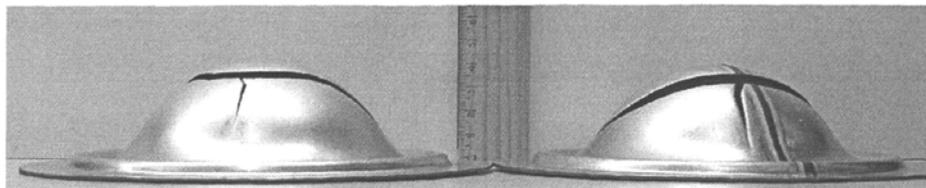


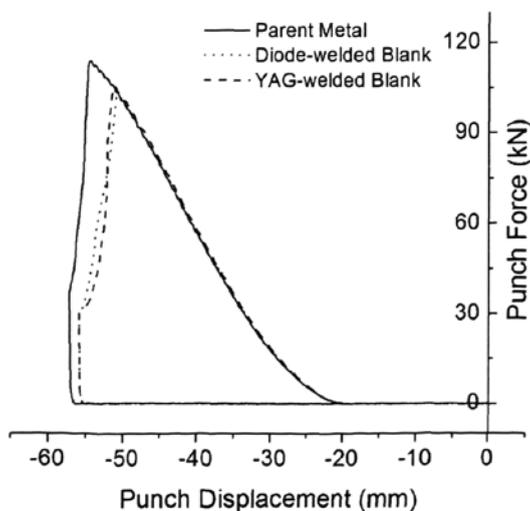
图 5-15 HSLA450 母材和半导体激光焊拼板冲压后的侧视图

Fig. 5-15 Sideview of HSLA450 parent metal and its diode laser welded blanks after formability testing

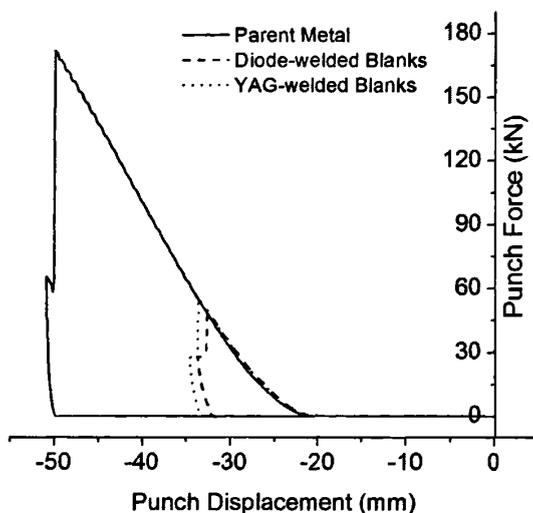
图 5-16 为分别为母材和两种钢的激光拼焊板在冲压试验中冲头的冲击力-位移曲线，焊缝方向与母材轧制方向平行。

冲压一开始，随着冲击力的增加，试验板材连续变形，直到裂纹开启，在裂纹开启前，冲击力和位移均达到最大，即曲线中的顶点，随后，试验板材将失去对冲击变形的抵抗力，冲击力骤然下降。

图 5-16(a)为 HSLA450 母材及其拼焊板的冲头冲击力-位移曲线，板材失效时，母材的冲击力和位移均大于相应的拼焊板，两种激光拼焊板之间没有明显差别；图 5-16(b)为 DP980 母材及其拼焊板的冲击力-位移曲线，母材表现出最高的冲击力和对应的位移，YAG 拼焊板比半导体激光焊的冲击力和位移要大。



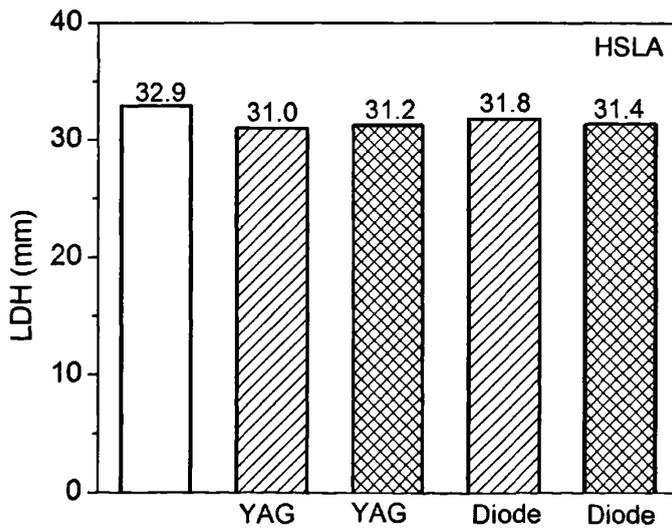
(a) HSLA450



(b) DP980

图 5-16 冲压成形试验冲头的冲力-位移曲线

Fig. 5-16 Dome load-displacement curves during formability testing



(a) DP980

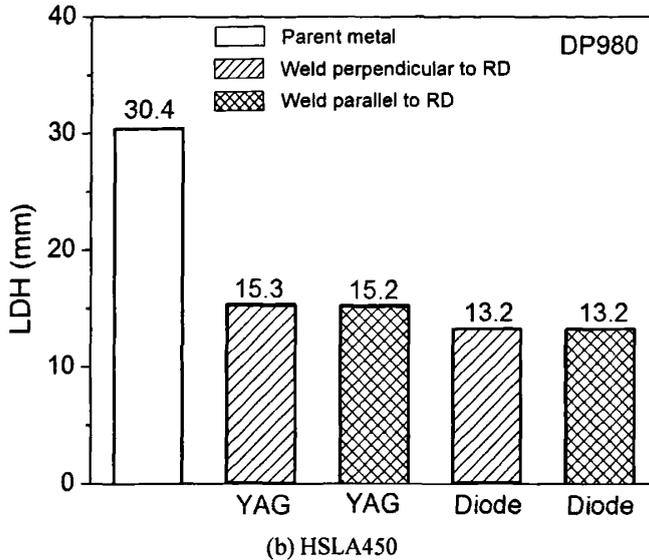


图 5-17 母材和激光拼焊板的 LDH

Fig. 5-17 LDH value of parent metal and laser welded blanks

图 5-17 为母材和两种拼焊板在成形过程中的冲头位移，即冲头的运行距离 (LDH)。

## 5.4 讨论

很多因素都会影响板材的成形性能，例如模具和冲头的几何尺寸、润滑状态、板材厚度、板材的表面粗糙度以及冲头的运行速度等<sup>[8]</sup>，为了便于比较，冲压时的外部因素保持一致，下面将从两个方面对成形试验结果加以讨论：1) 断裂模式，即裂纹的开启和扩展方式；2) 启裂时冲头的运行距离。

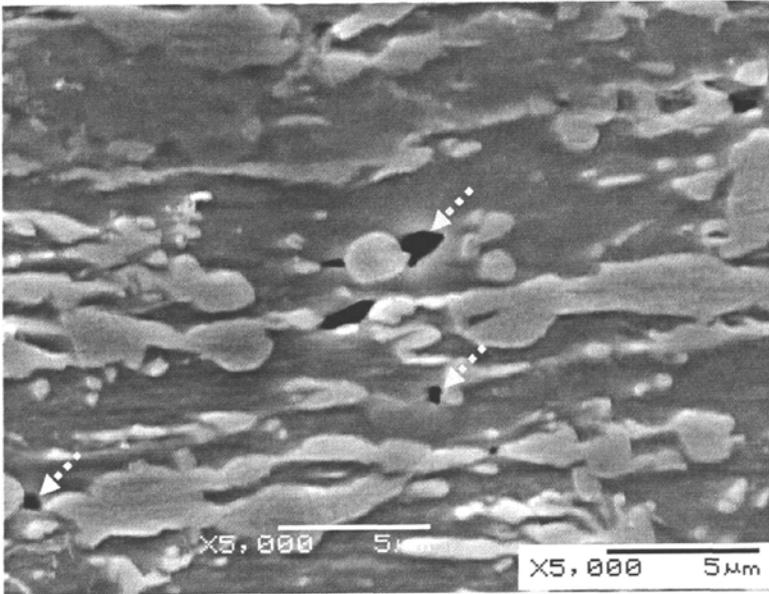
### 5.4.1 母材的成形性

前面结果表明，DP980 母材的冲头位移与 HSLA450 大致相同，但与文献中的 DP980 相比稍低<sup>[6]</sup>，原因可能是由于本试验双相钢的马氏体含量稍高，且呈现出带状特征，带状的马氏体导致了母材力学性能的各向异性，如前面的单向拉伸结果所示，

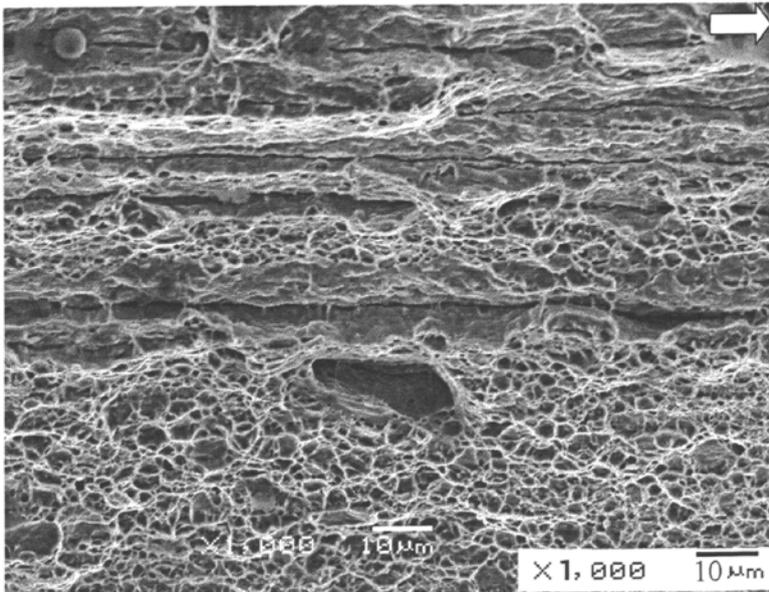
这种材料力学性能的不同向性，会对双向拉伸试验，即冲压，造成影响，将在下面加以讨论。

宏观上观察，与 HSLA450 相比，DP980 在力学性能上的各向异性对成形性能的影响首先表现在两者失效模式的不同。对于 HSLA450，应变的峰值点或失效位置是位于冲头圆顶部大约 30 mm 处，而且，轧制方向或者说轧制织构不会对失效模式造成影响；DP980 母材的失效位置位于顶部约 17 mm 处，裂纹的扩展与母材的轧制方向相吻合。母材之间应变峰值位置的差异性是由下列因素引起，如组织差别、表面状态的不同以及板材的厚度不同等<sup>[9,10]</sup>。

微观尺度上，由于双相钢中马氏体和铁素体在力学性能上存在较大差异，即铁素体为一塑性相，具有较低的强度，马氏体塑性较差，但具有较高强度，两相之间存在明显的力学性能不均匀性。在相同应力作用下，铁素体会更早地产生塑性变形并最终表现出更大变形，实际试验中，尽管不能肯定马氏体相在失效时进入了塑性变形阶段与否，抑或一直处于弹性变形阶段，但无论何种情况，这种不均匀变形会促使显微空洞在马氏体和铁素体界面处形成，并最终扩展直至断裂失效。即马氏体/铁素体界面间由于(Decohesion)减聚力从而导致界面间裂纹/空洞的形成，SEM 的观察结果如图 5-18(a)，该图位于成形板材最终断裂处附近。微(孔)裂纹形成后，会不断聚集长大，而马氏体/铁素体界面提供了裂纹扩展的优先通道，图 5-18(b)是失效后的断口 SEM 观察，发现断面是由光滑区域和韧窝构成，两者相互交织，对于大部分的光滑表面，认为是先前的马氏体和铁素体界面，即马氏体和铁素体晶粒分离所造成，而韧窝是铁素体的韧性撕裂形成，而且，沿着马氏体/铁素体界面，带状的马氏体为裂纹沿界面的扩展提供了更长的自由路径，即扩展能量低。因此，在 DP980 的成形失效中，裂纹沿着轧制方向呈直线扩展。



(a) 截面



(b) 断面

图 5-18 DP980 母材冲压后的 SEM 观察

Fig. 5-18 SEM observation on DP980 after testing

## 5.4.2 拼焊板的成形性

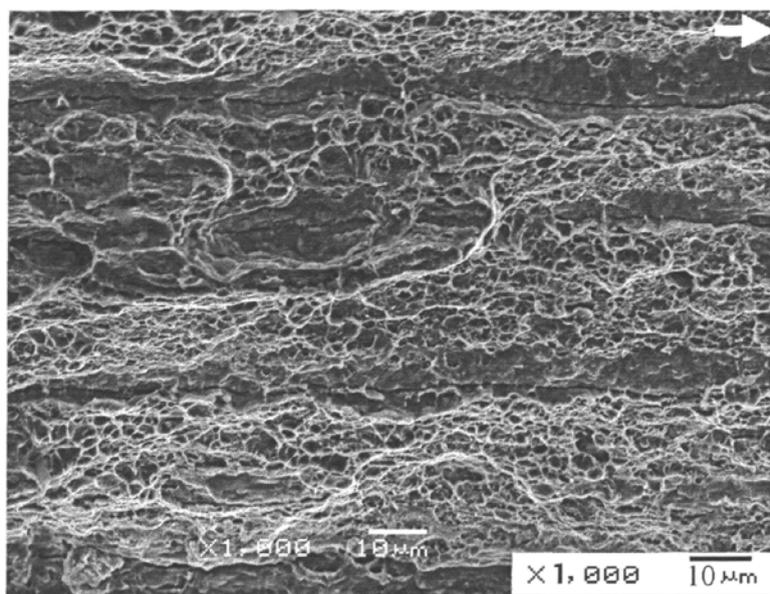
与母材相比，在 HSLA450 拼焊板的成形过程中，冲头运行位移减小，见图 5-16(a)。而且失效裂纹沿焊缝开启，然后垂直于焊缝向热影响区和母材处扩展。在双向应力的冲压试验中，相对于焊缝，拼焊板中的主应变可以分解成两个分量，即垂直于和平行于焊缝方向。接头中，焊缝和热影响区的硬度高于相应的母材，所以塑性偏低，因此，拼焊板的成形性主要受到焊缝纵向力学性能特征的限制，裂纹在焊缝处开启，但拼焊板仍然具有较高的成形性能，这是由于的焊缝尺寸(较窄)以及组织特征所决定，组织构成主要为贝氏体和低碳马氏体，所以仍具备良好的塑性。

成形试验时，DP980 拼焊板的断裂模式却截然不同，断裂总是位于软化区，显然软化区对拼焊板成形性能的影响大大地超过了母材的各项异性所造成的影响。冲压会引起沿焊缝方向的纵向和横向拉延，横向应变导致了软化区的变形集中，因为软化区的强度要低于周边的焊缝、热影响区和未受热作用的母材，当软化区的塑性耗尽时，裂纹便会形成。同样的断裂模式也发生在含有软化区的铝拼焊板中<sup>[3]</sup>；但在双相钢的 CO<sub>2</sub> 激光拼焊板成形试验中，却表现了截然不同的断裂模式，即断裂发生在焊缝，而且在整个接头中也没有发现软化区<sup>[11]</sup>。

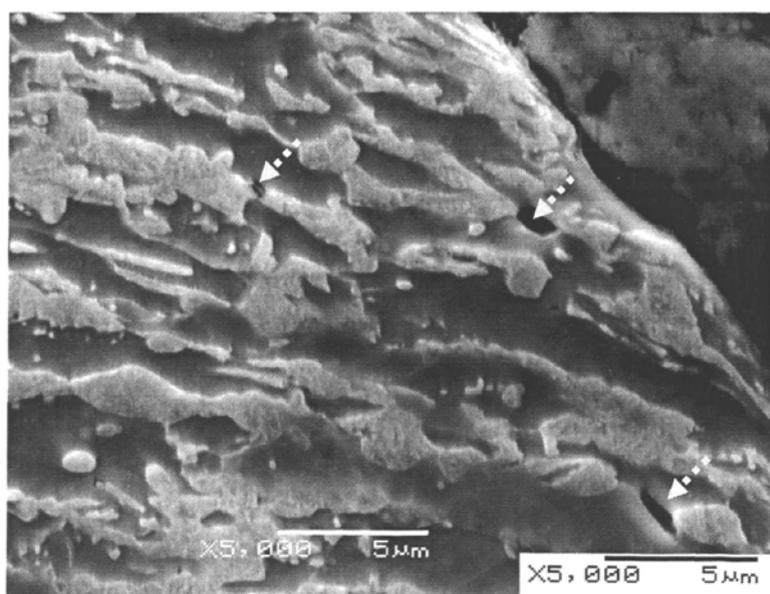
下面将以 YAG 拼焊板为例，考察拼焊板成形失效后的断面形貌。

第一种情况：焊缝与轧制结构平行。此时断裂方向与母材成形时具有相同的特征，断口是由塑性断裂区域和光滑区域组成，如图 5-19(a)，块状区域为回火的马氏体块，由铁的碳化物构成的回火马氏体岛仍然与铁素体基体之间存在塑性变形的不均匀性，在塑性应变时，界面之间会形成显微裂纹，如图 5-19(b)。

第二种情况：焊缝与轧制方向垂直。在这种情况下，拼焊板理应表现出比第一种情况更加优异的成形性能，因为裂纹的优先扩展方向，即轧制结构的方向，与焊缝垂直，结果并非如此，焊缝的走向改变了，但软化区的尺寸和力学性能特点并没有改变。图 5-20 是这种情况下的断裂形貌，与第一种情况存在一定差异，但仍然可以观察到铁素体的塑性变形区域和马氏体区，因为此时裂纹不仅会沿着马氏体和铁素体的界面扩展，同时也会穿越铁素体和回火马氏体。



(a) 断面



(b) 截面

图 5-19 DP980 拼焊板冲压后的 SEM 观察 (焊缝与轧制结构平行)

Fig. 5-19 SEM observation on DP980 welded blanks after testing

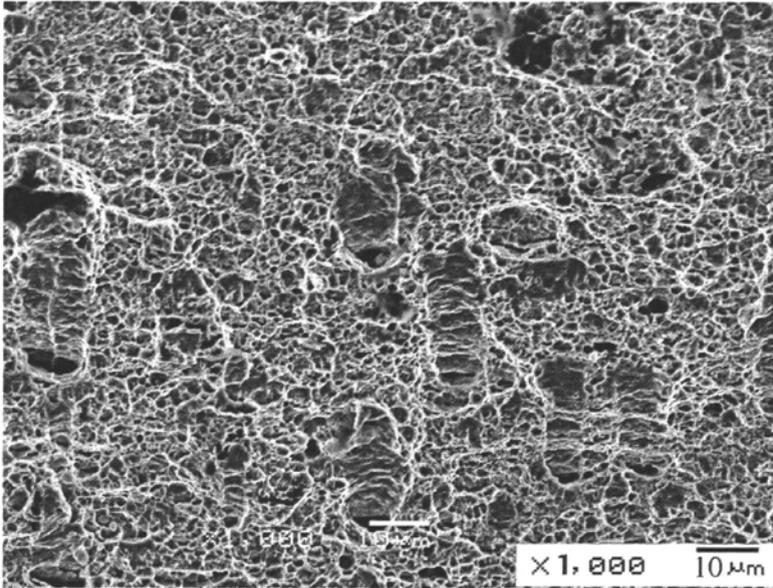


图 5-20 DP980 拼焊板冲压后断面的形貌 (焊缝与轧制结构垂直)

Fig. 5-20 Fractography of DP980 welded blanks after testing

### 5.4.3 软化区和 LDH

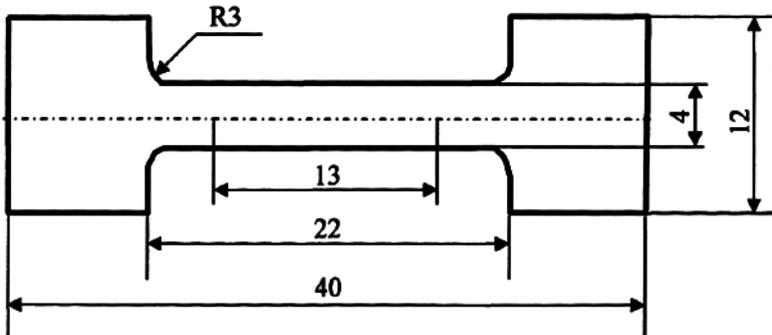


图 5-21 热模拟拉伸试样尺寸

Fig. 5-21 Sample dimension for the thermal simulation

借助 Gleeble1500 热模拟机模拟焊接接头中软化区的组织，并制作拉伸试样，见图 5-21。热模拟的相关参数设置如图 5-22，控制热模拟参数尽量接近实际的焊接状态。

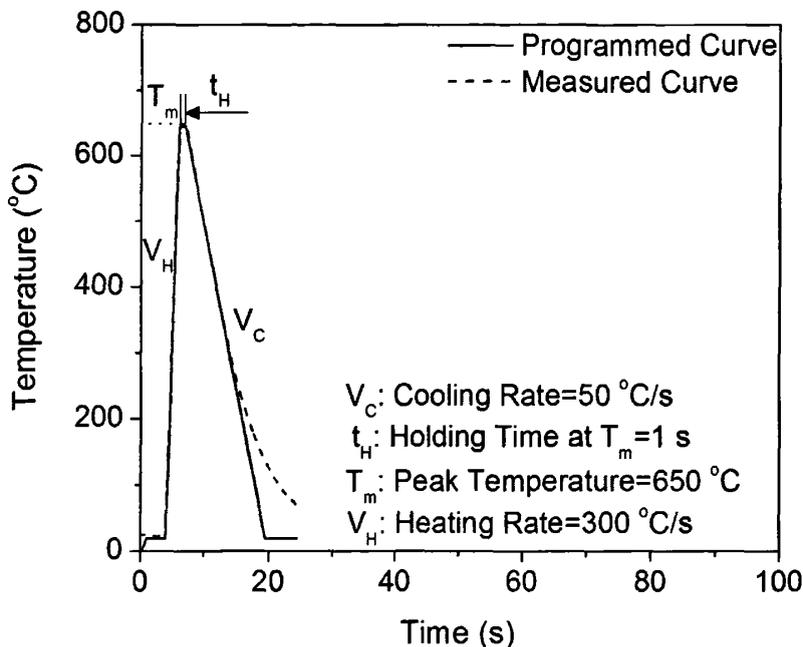


图 5-22 热模拟参数及相关曲线

Fig. 5-22 Parameters for thermal simulation and related curves

热模拟试样的拉伸结果发现，同母材相比，热模拟试样的拉伸强度降低了，为 642 MPa(母材为 997 MPa)，拉伸伸长增加了，为 21 %(母材为 9.8 %)。结果表明，与母材、焊缝和热影响区相比，软化区的塑性提高了，但强度降低了。

已知激光类型会影响 DP980 拼焊板的成形性能，即 YAG 拼焊板比半导体拼焊板具有更好的成形性能，但在两种焊接工艺下，焊缝具有相似的硬度值。所以认为，DP980 软化区的特征控制了拼焊板的成形行为。

为了比较不同激光焊拼焊板的成形性，引入了旨在反映沿焊接接头各个区域力学性能不均匀性的参数，即软化比(R):

$$R = \frac{Hv_{BM} - Hv_{SZ}}{Hv_{BM}} \times 100\% \quad (5-1)$$

$Hv_{SZ}$  和  $Hv_{BM}$  分别为软化区和母材的硬度；

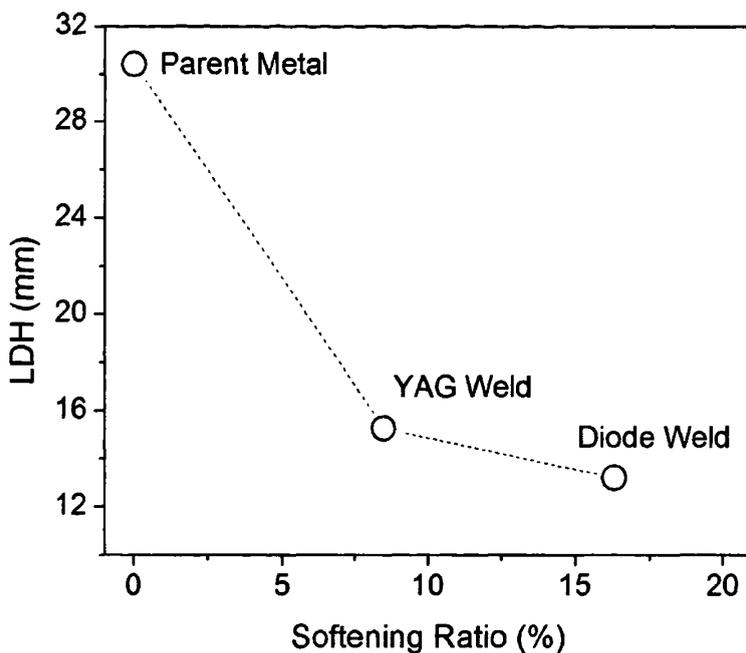


图 5-23 拼焊板的软化系数与 LDH 的关系

Fig. 5-23 The relationship between softening ratio of welded blanks and LDH

R 和 LDH 的关系如图 5-23，随着力学性能不均匀性增加，即 R 的增加，LDH 下降，对这一趋势的解释如下，在母材冲压时，即  $R=0$  时，变形(即应变)会在更大的区域内分布；而对于拼焊板，即  $0 < R < 1$  时，此时变形会集中在狭窄的软化区。在半导体激光拼焊板中，软化区硬度下降较大，所以软化区和周边母材的强度差别更大，因此变形会更加显著地集中在软化区，此时未受热作用影响的母材对变形的贡献减小。所以，软化区会造成拼焊板冲压时的提前断裂，即表现出更低的 LDH。

## 5.5 本章小结

本章对 DP980 和 HSLA450 母材及两种激光拼焊板的成形性进行了对比研究。

对母材和拼焊板进行了单向拉伸和双向应力的成形试验，对接头的组织和硬度进行了表征，结合 SEM 观察，主要结论如下：

1) DP980 接头出现了严重的软化；而 HSLA450 的接头无软化区形成，硬度由焊缝向母材的过渡平稳；

2) DP980 母材在单向拉伸时表现出各向异性，成形时，裂纹总是沿着母材的轧制织构扩展，而 HSLA450 母材的拉伸和成形与轧制织构无相关性；

3) 软化区成为 DP980 焊接接头的薄弱区域，在拉伸和成形试验中，均为失效的起始点，而且裂纹总是沿着软化区扩展，拉伸强度和成形性能都因为软化区的形成而降低；HSLA450 的成形性对焊接加工却表现出不同的特征，母材和拼焊板具有相当的成形性能，裂纹在焊缝形成，形成后向热影响区和未受热影响作用的母材扩展；

4) 热模拟试验结果表明，与母材相比，软化区为一塑性高，强度低的区域，而且软化因数越大，拼焊板的 LDH 越低。

## 5.6 参考文献

- [1] H. Shao, J. Gould, C. Albright. Laser Blank Welding High-Strength Steels. *Metallurgical and Materials Transactions B*, Vol.38 (2007), 321-331.
- [2] R.W. Davies, G.J. Grant. H.E. Oliver. M.A. Khaleel. M.T. Smith. Forming-Limit Diagrams of Aluminum Tailor-Welded Blank Weld Material. *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol32 (2001), 275-283.
- [3] M.P. Miles, T.W. Nelson, D.W. Melton. Formability of Friction-Stir-Welded Dissimilar Aluminum Alloy Sheets. *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol36 (2005), 3335-3342.
- [4] P.J. Scriven, J.A. Brandon, N.T. Williams. Influence of Weld Orientation on Forming Limit Diagram of Similar/Dissimilar Thickness Laser Welded Joints. *Ironmaking & Steelmaking*, Vol.23 (1996), 177-182.
- [5] W. Gan, S.S. Babu, N. Kapustka, R.H. Wagoner. Microstructural Effects on the Springback of Advanced High-Strength Steel. *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol.37 (2006), 3221-3231.
- [6] M.Y. Demeri. The Formability of a Dual Phase Steel. *Metallurgical Transactions A*, Vol.12A (1981), 1187-1196.
- [7] E. Biro; A. Lee. Welding Properties of Various DP600 Chemistries. Sheet Metal Welding Conference XI, Sterling Heights, MI May 11-14, 2004, pp: 1-11.
- [8] J.R. Fekete. Overview of Sheet Metal for Stamping. *Society of Automotive Engineers*, Vol.106 (1997), 699-710.
- [9] A.K. Gupta, D.R. Kumar. Formability of Galvanized Interstitial-Free Steel Sheets. *Journal of Materials Processing Technology*, Vol.172 (2006), 225-237.
- [10] S.K. Panda, D.R. Kumar, H. Kumar, A.K. Nath. Characterization of Tensile Properties of Tailored Welded IF Steel Sheets and Their Formability in Stretch Forming. *Journal of Materials Processing Technology*, Vol.183 (2007), 321-332.
- [11] D. Dry, W. Waddell, D.R.J. Owen. Determination of Laser Weld Properties for Finite Element Analysis of Laser Welded Tailored Blanks. *Science and Technology of Welding and Joining*, Vol.17 (2002), 11-18.

## 第六章 全文结论

本文采用 YAG 和半导体激光焊方法，对相变诱导塑性钢(TRIP)和双相钢(DP)拼焊接头的组织和性能进行了研究，主要结论如下：

1) 在半导体激光焊时，Al-TRIP 钢以高温铁素体( $\delta$ )为初生相开始凝固，并适量地保存到室温，室温时大约占焊缝面积的 30%，焊缝中含有 65%左右的上贝氏体以及少量的岛状残余奥氏体；Si-TRIP 钢焊缝主要由马氏体构成；

2) 与 Si-TRIP 钢焊缝相比，Al-TRIP 钢焊缝的塑性较高，但强度较低，两种焊缝的拉伸性能对拉伸速率均不敏感，Al-TRIP 钢焊缝中的残余奥氏体没有使其表现出 TRIP 效应；

3) DP 钢软化区的热循环峰值温度低于  $A_{c1}$ ，半导体激光焊热影响区的软化要比 YAG 的严重，时间常数的引入可以对两种不同焊接方法下的软化区特征进行比较；

4) 在最大软化阶段，软化区硬度下降值与母材的马氏体含量呈线性关系，即随着母材中马氏体含量的增加，硬度下降越大；

5) YAG 激光焊焊 DP 钢时，焊缝硬度与含碳量之间存在线性关系，组织为全马氏体，半导体激光焊焊缝硬度会随着碳含量的增加越来越接近对应的 YAG 焊焊缝硬度；

6) 在 DP980 母材的成形性研究中，裂纹总是沿着轧制织构的方向扩展，而 HSLA450 母材的成形未表现出与轧制织构之间的相关性；

7) 软化区为 DP980 焊接接头的薄弱区域，成为拉伸和成形失效时裂纹的起始点和扩展区域；HSLA450 的开裂从焊缝处开始；

8) 与母材相比，软化区为一塑性高，强度低的区域；软化因数越大，拼焊板的 LDH 越低。

## 攻读博士学位期间发表的学术论文

1) A Comparative Study of Formability of Diode Laser Weldment in DP980 and HSLA Steels

M. Xia, N. Sreenivasan, S. Lawson, Z. Tian, Y. Zhou

**Journal of Engineering Materials and Technology**, Vol. 129, pp: 446-452, 2007

2) Fusion Zone Microstructure Evolution of Al-rich TRIP Steel in Diode Laser Welding

M. Xia, Z. Tian, L. Zhao, Y. Zhou

**Materials Transactions**, Vol. 49, pp: 746-753, 2008

3) Metallurgical and Mechanical Property of TRIP Steels in Diode Laser Welding

M. Xia, Z. Tian, L. Zhao, Y. Zhou

**ISIJ International**, Vol. 48, pp: 488-493, 2008

4) Effects of Heat Input and Martensite on HAZ Softening in Laser Welding of Dual Phase (DP) Steels

M. Xia, E. Biro, Z. Tian, Y. Zhou

**ISIJ International**, Vol. 48, No. 6, 2008

5) Failure Study on Laser Welds of a Dual Phase (DP) Steel in Formability Testing

M. Xia, M. Kuntzs, Z. Tian, Y. Zhou

**Science and Technology of Welding and Joining**, 2008 (Accepted)

6) Effect of Laser Welding on Formability of DP980 Steel

N. Sreenivasan, M. Xia, S. Lawson, Y. Zhou

**Journal of Engineering Materials and Technology**, 2008 (In print)

7) Transmission Electron Microscopy and Nanoindentation Study of the Weld Zone

Microstructure of Diode -Laser-Joined Automotive Transformation-Induced Plasticity Steel

J. Chen, K. Sand, M.S. Xia, C. Ophus, R. Mohammadi1, M.L. Kuntz, Y. Zhou, D. Mitlin

**Metallurgical and Materials Transactions A**. Vol. 39, pp: 593-603, 2008

8) 高氮奥氏体不锈钢的氮化物析出及其对焊接性影响

夏明生, 田志凌, 彭云, 马成勇

焊接学报, Vol. 26, pp: 108-112, 2005

9) Fusion Zone Hardening of Two TRIP Steels in Diode Laser Welding

M. Xia, Z. Tian, Y. Zhou

International Welding/Joining Conference 2007, Seoul, South Korea

To be published in **Materials Science Forum**

10) Fusion Zone Hardness of Dual Phase Steel and its Relation to Tensile Properties with Diode Laser Welding

M. Xia, M.L. Kuntz, Z. Tian, Y. Zhou

Materials Science and Technology 2007 (Oral presentation)

September 16-20, 2007, Detroit, Michigan, USA.

11) GTMA Welding and Solidification Characteristics of High Nitrogen Austenitic Stainless Steel

Y. Peng, M. Xia, Z. Tian, L. Zhao

Proceedings of International Conference on High Nitrogen Steels, Beijing, China, 2006, 314-326.

## 致 谢

本论文是在导师田志凌教授和彭云教授以及加拿大 Waterloo 大学合作导师 Norman.Y.Zhou 教授的悉心指导下完成的。三位导师渊博的知识，严谨的作风，勇于创新的思想以及忘我的工作态度，使我受益非浅。在生活和学习中，导师给与我无微不至的关怀和孜孜不倦的教诲，在此致以最崇高的敬意和真挚的感谢。

非常感谢钢铁研究总院的张晓牧教授、魏金山教授、何长红高工、马成勇高工、杨柏技师、肖红军工程师、赵琳博士后、许良红博士、齐彦昌博士、王艳洁硕士等在生活中和工作上给予我的帮助。

感谢加拿大 Waterloo 大学的 Scott Lawson 教授、李小刚博士后、Michael Kuntz 博士后、Narasimhan Sreenivasan 博士、Sushanta Kumar Panda 博士后、Victor Baltazar 博士、Ibraheem Khan 博士的无私的帮助和指导。感谢加拿大 Dofasco 钢厂的 Elliot Biro 博士的讨论和合作。感谢加拿大 Alberta 大学 Jian Chen 博士后的讨论。感谢 Auto21、Dofasco、Huys Industries Ltd.、Centerline Ltd.以及 International Lead Zinc Research Organization(ILZRO)的资助。

感谢 Waterloo 大学的杭春进和刘春霞夫妇在生活和工作上的关心和照顾。

最后，衷心感谢我的父母和妻子李桂兰女士对我的鼓励和支持，你们是我顺利完成学业的精神支柱。