

Nb–Ti 微合金化热冲压成形用钢的微观组织与力学性能

闻玉辉¹⁾, 朱国明^{1)✉}, 郝亮¹⁾, 戴思雨¹⁾, 康永林^{1,2)}

1) 北京科技大学材料科学与工程学院, 北京 100083 2) 北京科技大学新金属材料国家重点实验室, 北京 100083

✉通信作者, E-mail: zhuguoming@ustb.edu.cn

摘要 利用扫描电镜(SEM)、透射电镜(TEM)对 Nb–Ti 微合金化热成形钢的微观组织进行观察, 采用 Kahn 撕裂试验对其韧性和撕裂性能进行了研究, 并利用 Thermo–Calc 热力学软件对其析出行为和析出粒子成分进行分析计算。结果表明, 含碳质量分数 0.13% 的热成形钢在 Nb–Ti 微合金化后的组织为马氏体, 和传统热成形钢(22MnB5)相比其奥氏体晶粒、板条块和板条束都得到细化, 并且其抗拉强度达到 1500 MPa 以上, 撕裂强度和单位面积裂纹扩展能分别达到 1878 MPa, 436 kN·m⁻¹。在 950 ℃ 奥氏体化时, Nb–Ti 合金元素几乎全部以析出粒子形式存在, 能有效阻止奥氏体晶粒长大。另外在基体中主要存在两种析出物, 一种是尺寸在 100 ~ 200 nm 的 Ti(C, N); 另一种是纳米级别的钛铌复合碳氮化物, 能有效强化基体, 提高强度。

关键词 热成形钢; 板条马氏体; 撕裂强度; 析出粒子

分类号 TG142. 1

Microstructure and mechanical properties of Nb–Ti micro-alloy hot stamping steels

WEN Yu-hui¹⁾, ZHU Guo-ming^{1)✉}, HAO Liang¹⁾, DAI Si-yu¹⁾, KANG Yong-lin^{1,2)}

1) School of Materials Science and Engineering, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China

2) State Key Laboratory for Advanced Metals and Materials, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China

✉Corresponding author, E-mail: zhuguoming@ustb.edu.cn

ABSTRACT The microstructure of Nb–Ti micro-alloy hot stamping steels was observed and investigated by scanning electron microscopy (SEM) and transmission electron microscopy (TEM) . The toughness and tear properties were investigated by Kahn tear test. The thermodynamic software Thermo–Calc was used to calculate and analyze the behavior and composition of precipitates. The results show that Nb–Ti micro-alloy hot stamping steels with mass fraction 0.13% C are composed of martensite. Compared with traditional hot stamping steel (22MnB5), the Nb–Ti micro-alloy steel has finer prior austenite grains, martensite packets, and martensite laths. The tensile strength is more than 1500 MPa, tear strength is 1878 MPa, and the unit propagation energy is 436 kN·m⁻¹. Nearly all Nb–Ti elements exist as precipitates during austenitization at 950 ℃ and they can hinder the growth of austenite grains effectively. Two types of precipitates of different sizes are dispersed in the martensite matrix. The sizes of Ti(C, N) precipitates range from 100 nm to 200 nm, and their quantity is low. The nanometer-sized precipitates are carbides or nitrides of Ti and Nb, which can strengthen the martensite matrix and improve the intensity.

KEY WORDS hot stamping steels; martensite laths; tear strength; precipitates

随着汽车尾气排放和乘用车使用量的急剧增长, 节省能源和减少尾气排放是今后发展的趋势, 汽车的轻量化成为降低油耗和减少二氧化碳排放的最有效方法。另外, 随着冲撞安全型的标准逐年严格, 提高车体

强度、刚度并优化结构势在必行,针对这样的需求,越来越多的高强钢、超高强钢应用于汽车构件^[1]。然而,高强度和超高强度钢板在加工成形时遇到易开裂、回弹大等问题的制约,而热冲压成形用钢在奥氏体区的成形性较好,无回弹(回弹量较小)能够满足装配精度的要求。通过保压淬火比较容易得到1500~2000 MPa的超高强构件,有效的简化了车身结构和零部件设计,更大幅度的降低了车重^[2]。目前越来越多形状较为复杂的结构件如A柱、B柱、前后保险杆保险杠、铰链加强板、车门防撞梁、中通道等采用了热冲压钢板来制造,部分替代了高强、超高强TRIP钢和DP钢。热冲压成形构件目前是提高汽车碰撞安全性、降低车重、减轻污染最为有效的措施。

目前,学者们主要针对典型的热成形钢22MnB5进行了一系列研究。程俊业等^[3]通过微观组织和热力学方法研究了合金元素Ti对典型热成形钢22MnB5中马氏体相变的影响,并指出适量的Ti可以细化奥氏体晶粒,增加淬透性。Zhang^[4]、Jian^[5]和Mohrbacher^[6]等对不同Nb含量下的热成形钢的力学性能、组织性能以及抗氢致裂纹能力进行了研究,指出添加适量的Nb可以细化组织,并且增加抗氢致裂纹的能力。Naderi等^[7]通过对不含硼元素的四种热成形钢不同冷却速度下的力学性能和组织性能进行研究,得出不同冷却速度下的组织和性能有很大差异。由于多数学者针

对热成形钢采用的是水淬工艺,虽然获得的组织和强度比较令人满意,但是这和实际生产并不相符,所以其结果并不能令人信服。本文针对添加一定量的钛和铌的热成形钢在热冲压模具中成形,通过和传统热成形钢对比,采用拉伸和Kahn撕裂试验,并利用扫描电镜(SEM)和透射电镜(TEM)对其微观组织和析出粒子形貌进行观察,研究Nb-Ti复合添加对其组织和力学性能以及粒子析出行为的影响。

1 试验材料和方法

试验设计了2种热冲压成形用钢,其实际化学成分见表1。其中A钢为传统的热冲压成形用钢22MnB5,B钢为新型热冲压成形用钢10MnB5NbTi,其内添加了一定含量的Nb和Ti元素。试验用钢在30 kg真空感应炉中冶炼,并锻成尺寸为80 mm×80 mm×150 mm的坯料。将坯料加热到1200 °C,保温2 h,使其完全奥氏体化,在两辊可逆轧机上经过8道次可逆轧制,轧至2 mm厚度,在奥氏体温度区间结束轧制,并冷却至室温。将板料切割成280 mm×70 mm的坯料,并放置于有惰性气体保护的加热炉中加热至950 °C保温5 min,使其奥氏体化,随后转移至带有冷却管道的热冲压模具上(如图1),然后迅速成形并保压30 s,获得具有高强度、高精度的热冲压成形构件。

表1 试验钢的化学成分(质量分数)

Table 1 Chemical compositions of experimental steels

钢种	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	B	Ti	Nb	%
A	0.242	0.289	1.25	0.005	0.0016	0.269	0.135	0.005			
B	0.137	0.357	1.25	0.005	0.0016	0.275	0.155	0.005	0.0295	0.0456	



图1 热冲压成形模具

Fig. 1 Hot stamping mold

将热冲压后的构件切取拉伸试样如图2所示,在MTS810电子万能实验机上按照实验标准GB/T 228.1—2010进行拉伸,利用Kahn撕裂试验方法测试硼钢的断裂韧性,其试样尺寸如图3所示,拉伸速度为2 mm·s⁻¹。

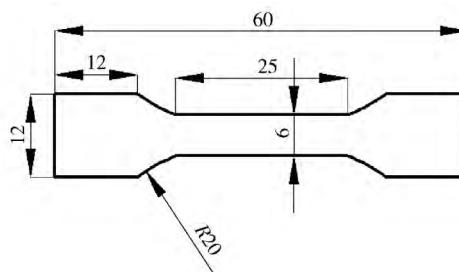


图2 拉伸试样尺寸(单位: mm)

Fig. 2 Shape and size of tensile test specimen(unit: mm)

切取的金相试样经过研磨后,再进行机械抛光并在体积分数为4%的硝酸酒精侵蚀后在场发射扫描电镜下观察其显微组织。将研磨机械抛光后的试样在70 °C的饱和苦味酸溶液中保温3 min,然后用酒精棉擦洗干净后在光学显微镜下观察其奥氏体晶粒大小。为了观察板条马氏体组织和析出行为,将400 μm的薄片机械减薄至50 μm左右,然后在-30 °C、体积分数为5%的

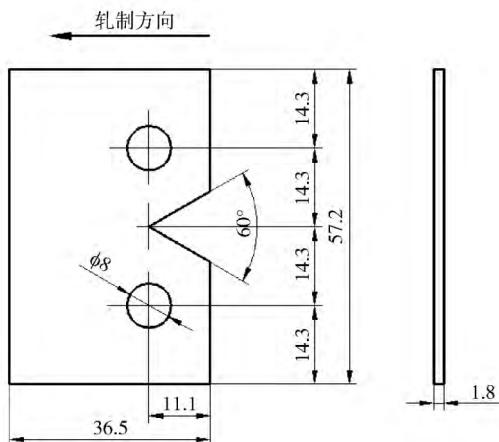


图 3 Kahn 撕裂试验的试样尺寸(单位: mm)
Fig. 3 Dimension of Kahn tear test specimen(unit: mm)

高氯酸酒精中利用双喷减薄仪于 25 V 电压下进行减薄 制成透射试样; 另外通过复型技术制成碳膜, 利用 HITACHI H-8100 透射电镜观察板条马氏体和析出粒子的分布和形态. 采用 Thermo-Calc 热力学软件对

新型热冲压成形钢 10MnB5NbTi 中 Nb 和 Ti 的存在形态和析出粒子成分进行分析.

2 试验结果

2.1 微观组织

热成形钢热轧态组织如图 4 所示, 可以看出其组织都是由部分马氏体、铁素体和粒状贝氏体所组成. 经过热冲压后主要组织为板条马氏体, 如图 5 所示, 新型热成形钢的马氏体组织比传统热成形钢细小. 在图 5(b) 中可以看出奥氏体晶粒的存在, 并且发现奥氏体晶粒是由几个板条块组成, 并且板条块中由取向类似的板条马氏体组成. 经过测量发现试验钢的板条块平均尺寸分别为 $8.38 \mu\text{m}$ 和 $4.59 \mu\text{m}$. 在其板条马氏体基体上可以看出弥散分布着大量细小的析出粒子. 图 6 是试验钢种的原奥氏体晶粒图, 从图中看出添加 Nb 和 Ti 元素的热成形钢的奥氏体晶粒明显比较小, 随机选取 100 个晶粒, 利用 Image-tool 软件测量其尺寸, 其大小分别为 $16.2 \mu\text{m}$ 和 $9.1 \mu\text{m}$.

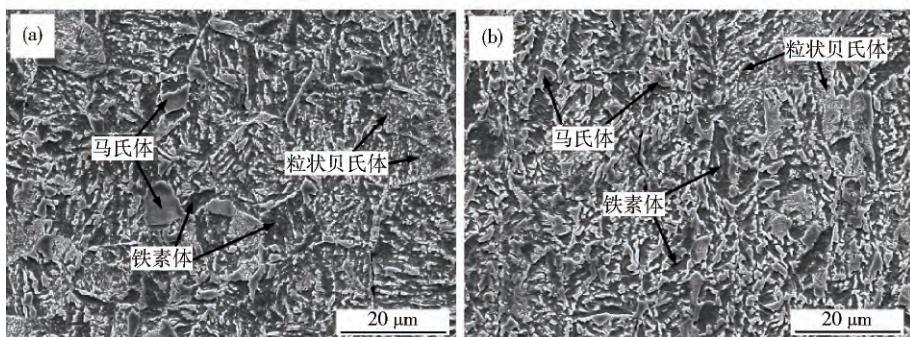


图 4 热轧态扫描电镜图. (a) 22MnB5; (b) 10MnB5NbTi
Fig. 4 SEM images of hot rolled steels: (a) 22MnB5; (b) 10MnB5NbTi

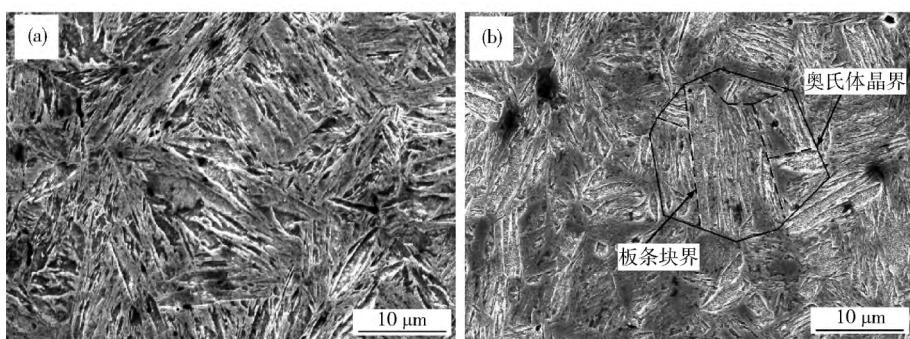


图 5 热冲压扫描电镜图. (a) 22MnB5; (b) 10MnB5NbTi
Fig. 5 SEM images of hot stamping steels: (a) 22MnB5; (b) 10MnB5NbTi

图 7 是试验钢种的板条马氏体透射电镜图. 试验钢的微观组织主要是板条马氏体, 并且在板条内部存在大量相互缠结的位错, 经过 Image-tool 软件测量可知传统热成形钢和新型热成形钢的马氏体板条宽度分别为 301 nm 和 140 nm . 可见在相同的工艺条件下, 新型热成形钢板条马氏体宽度明显比传统热成形钢

细小.

2.2 力学性能

图 8 为热冲压成形后的拉伸曲线, 表 2 为两个试验钢种热冲压后的力学性能数据对比. 从其中可以看出, 经过热冲压后, 其强度都得到很大提高, 达到 1500 MPa 以上, 延伸率保持 9% 以上. 新型热成形钢屈服强

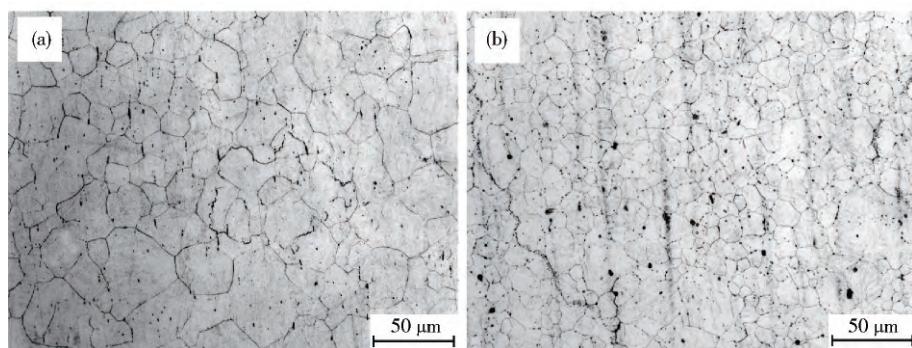


图6 奥氏体晶粒图. (a) 22MnB5; (b) 10MnB5NbTi

Fig. 6 OM images of prior austenite grain: (a) 22MnB5; (b) 10MnB5NbTi

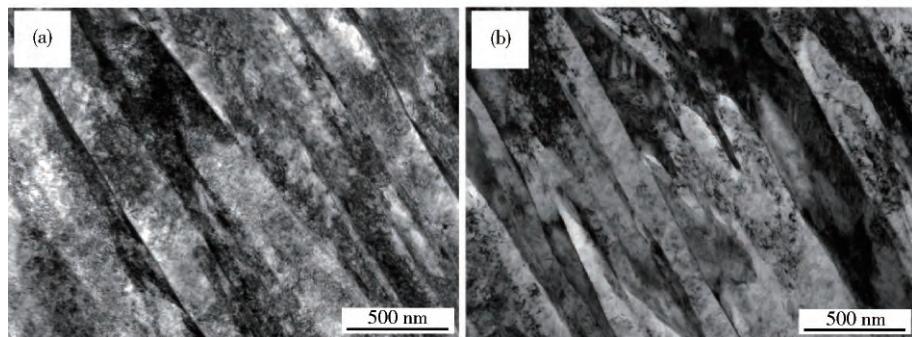


图7 板条马氏体透射电镜图. (a) 22MnB5; (b) 10MnB5NbTi

Fig. 7 TEM images of martensite lath: (a) 22MnB5; (b) 10MnB5NbTi

度较传统热成形钢提高45 MPa,其延伸率也提高24%.

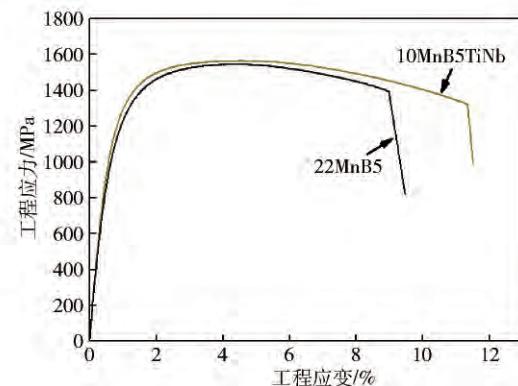


图8 试验钢的工程应力应变曲线

Fig. 8 Engineering stress-strain curves of investigated steels

表2 试验钢的力学性能

Table 2 Tensile properties of investigated steels

钢种	屈服强度/抗拉强度/屈强比		延伸率/%	屈强比
	MPa	MPa		
22MnB5	热轧态	540	776	15.7 0.70
	热冲压	1057	1548	9.1 0.68
10MnB5Nb	热轧态	558	1004	16.17 0.56
	热冲压	1102	1567	11.3 0.70

图9是Kahn撕裂试验的载荷-位移曲线图.由于试样尺寸不满足夏比冲击的要求,所以用Kahn撕裂试验来衡量断裂韧性^[8],其主要通过单位面积形核功(UIE)、单位面积裂纹扩展能(UPE)和撕裂强度(TS)来衡量. TS公式如下:

$$TS = \frac{P}{A} + \frac{MC}{I} = \frac{4P}{bt}. \quad (1)$$

式中P为最大外加载荷,A为试样有效截面积,M为惯性矩,C为转动半径,I为转动惯量,b为试样缺口处最小宽度,t为试样最小厚度.

UIE和UPE公式如下:

$$UIE = \frac{s_1}{A} = \frac{s_1}{bt}, \quad (2)$$

$$UPE = \frac{s_2}{A} = \frac{s_2}{bt}. \quad (3)$$

式中 s_1 为裂纹形成时所需要的能量, s_2 为裂纹扩张后消耗的能量.根据图9和其他已知数据,代入式(1)、(2)和(3)中可获得试验钢的单位面积裂纹扩展能、单位面积形核功和撕裂强度,其结果如表3所示.从表中可以看出10MnB5Nb热成形钢的单位面积形核功(UIE)、单位面积裂纹扩展能(UPE)和撕裂强度(TS)比传统热成形钢(22MnB5)分别提高了143%、112%和39%,具有良好的韧性.

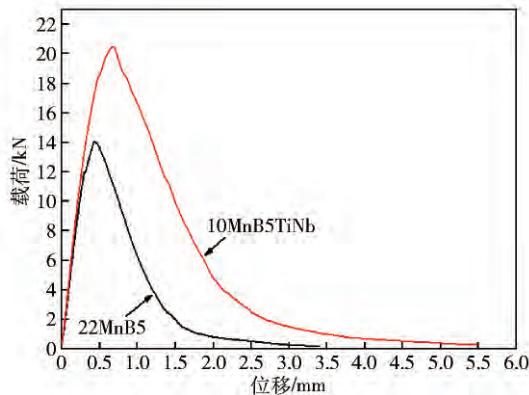


图 9 Kahn 撕裂试验的载荷一位移曲线

Fig. 9 Load-displacement curves of Kahn tear test

表 3 试验钢种的撕裂性能

Table 3 Kahn tear property of investigated steels

钢种	UIE/(kN·m ⁻¹)	UPE/(kN·m ⁻¹)	TS/MPa
22MnB5	84.5	206	1352
10MnB5TiNb	204	436	1878

2.3 析出粒子

图 10 为试验钢板条内部的微观形貌。从图 10(a) 可以发现传统的热成形钢在其板条内部存在大量弥散的竹叶状渗碳体析出，并且在板条内部取向一致，都是沿板条长度方向；图 10(b) 中板条内部存在大量相互缠结的位错，这些位错主要分布在板条内部，和弥散析出的碳化物相互作用，从而对马氏体基体起到强化作用。从图 10(c) 和(d) 可知，新型热成形钢在马氏体板

条内部存在大量的渗碳体和铌钛复合的析出粒子，并且在板条与板条之间还存在大量相互缠绕的位错，相比传统热成形钢而言，其内部竹叶状的渗碳体数量变少，并且取向比较杂乱，这主要是由于钢中的铌钛元素首先和碳氮复合析出，降低了其中的碳氮含量，所以渗碳体析出变少^[3-9]。

为了更详细的观察分析析出粒子的形貌，对新型热成形钢 10MnB5NbTi 进行萃取复型在透射电镜下观察其形貌，如图 11 所示。从图 11(a) 中可以看出纳米析出粒子尺寸在 3~30 nm 之间，并且晶粒内部弥散分布，是由铌钛和碳氮复合而成，大部分成球形，这是因为在纳米粒子长大初期，为了保持最小的表面能^[10]。图 11(b) 是析出粒子中存在的大颗粒，其尺寸在 100 nm 左右，数量较少，主要是由 Ti 和碳氮形成，这类大颗粒析出粒子对基体的韧性有危害作用。在变形时，由于粒子硬度高，位错只能绕过，堆积在大粒子和基体的界面处，很容易形成孔洞，并且在随后的位错堆积中孔洞沿着界面继续扩展，最后形成微裂纹继续扩展，然后以穿晶方式断裂。

3 分析讨论

通过扫描电镜和透射电镜研究了不同钢的微观组织，发现添加了微合金元素后对组织和性能的影响十分明显。在同样的工艺条件下，随着碳含量的增加强度也逐渐增加，然而塑性却随之而变差。在低含碳量的试验钢中添加一定量的 Nb 和 Ti 后，不但保证了强度达到 1500 MPa 以上，并且延伸率也得到提高，这主

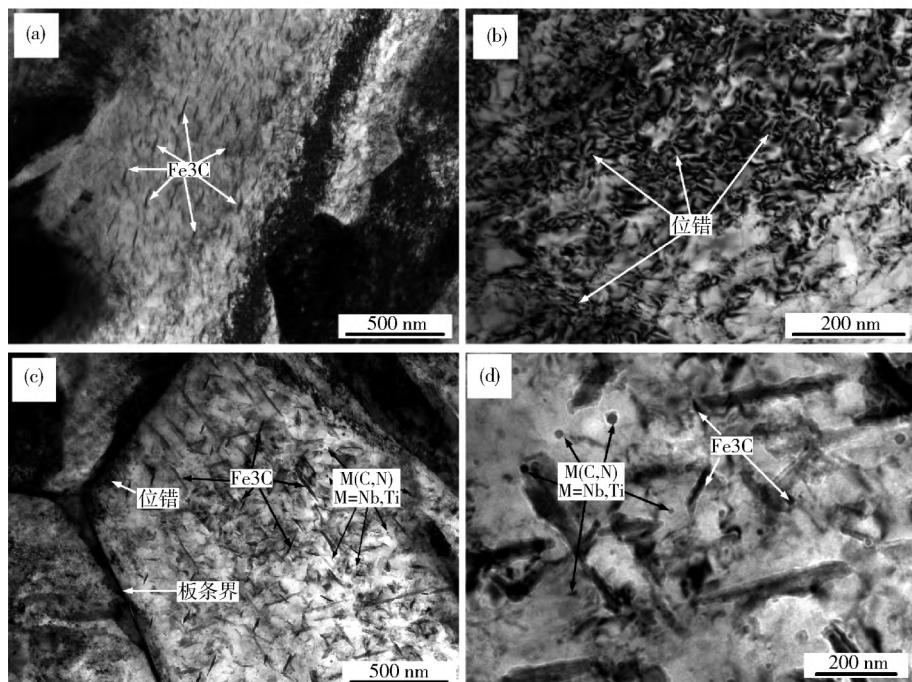


图 10 板条内部组织图。(a), (b) 22MnB5; (c), (d) 10MnB5NbTi
Fig. 10 TEM images of internal martensite laths: (a) (b) 22MnB5; (c) (d) 10MnB5NbTi

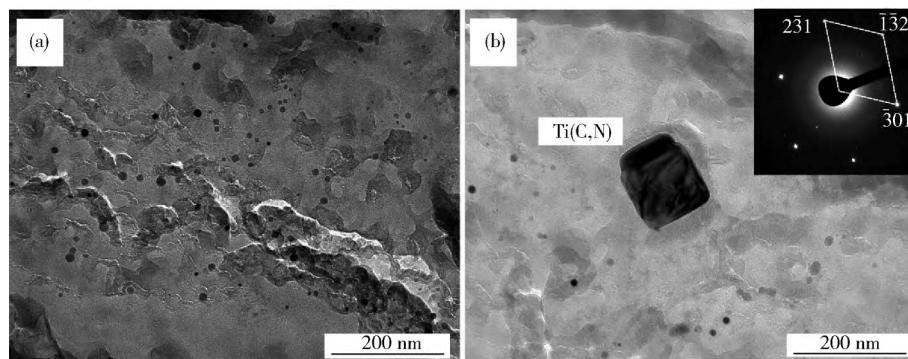


图 11 析出粒子形貌图. (a) 纳米析出粒子; (b) 析出大颗粒

Fig. 11 TEM images of precipitates: (a) nanometer precipitates; (b) large precipitates

要是因为析出强化和细晶强化的缘故. 添加的微合金元素不但使试验钢在较低的冷却速度下获得全部马氏体组织,而且与碳氮元素形成的析出物,对基体起强化作用. 根据钢的第二相理论^[10],钢中溶解的 Nb 和 Ti 在高温就会和碳氮形成析出粒子,这些析出相会一直存在,并且影响后续的组织转变. Nb、Ti 元素在钢中形成的析出相的固溶度积可以用如下公式^[10]

$$T_{AS} = \frac{B}{A - \lg [w(M) w(X)]}. \quad (4)$$

式中: T_{AS} 为全固溶温度; A 、 B 为常数; $w(M)$ 、 $w(X)$ 为 M 、 X 元素在钢中的质量分数. 根据其公式绘制铌和钛的碳化物或氮化物在奥氏体中的固溶度积如图 12 所示.

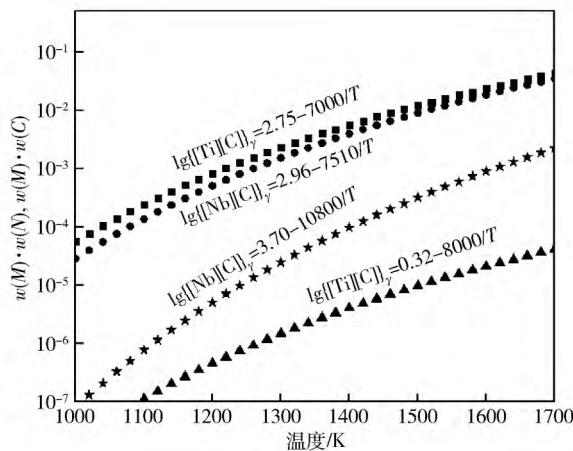


图 12 铌和钛的碳化物或氮化物在奥氏体中的固溶度积

Fig. 12 Solubility product of carbide or nitride for Nb and Ti in austenite

从图中可以看出当加热到 950 °C 奥氏体化时,固溶在奥氏体中的 Nb 和 Ti 很少,几乎全部的微合金都是以析出粒子的形式存在于奥氏体中,所以在奥氏体化时能组织奥氏体晶粒明显长大. 利用 Thermo-Calc 软件以及 TCFE6 数据库来计算析出粒子以及其成分随温度变化关系,其结果如图 13、图 14 所示. 从图 13 中可以看出铌钛析出相在 1580 °C 左右就开始析出,并

且在 1450 °C 时析出量已经达到稳定值. 图 14 中的分别是对图 13 中曲线 1、2 的析出相成分进行分析计算,从图 14(a) 可以看出析出曲线 1 主要是由 Ti 和碳氮元素所组成,并且在 1500 °C 时析出粒子由 TiN 逐渐转化成 Ti(C, N),在随后的过程中这类粒子逐渐长大,最后形成大颗粒的析出物. 析出曲线 2 是由钛铌和碳氮所组成的复合析出物,并且在 1500 °C 钛铌含量发生变化,有可能在这个温度析出粒子发生突然长大或者形核率增加的原因. 在加热温度高于 1000 °C 时,析出相中的钛逐渐溶出,但是溶出量很小.

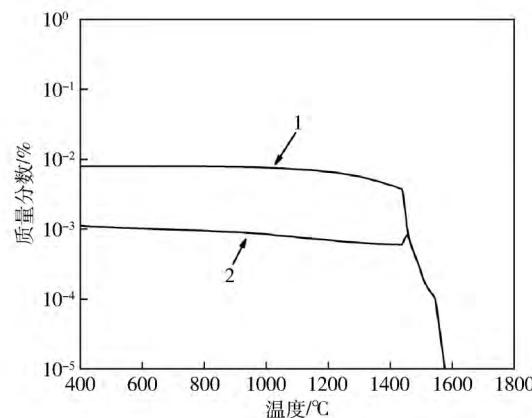


图 13 各相质量分数-温度的关系

Fig. 13 Relationship between the mass of various phases and temperature

由于在 950 °C 奥氏体化时析出的粒子几乎全部都是以析出物形式存在,存在的析出物通过钉扎作用来阻碍奥氏体晶粒晶界向外移动,增加晶界移动所需的驱动力,从而抑制奥氏体晶粒的长大. 在冷却后析出物随机分布在马氏体板条内部和界面处,分布在界面处的析出物钉扎界面,增加移动所需的能量,阻止界面进一步移动^[11]. 分布在板条内部的析出物和位错相互缠绕,对位错的运动起到钉扎和拖曳的作用,增加滑移所需的临界力,从而对基体起到强化作用. 其析出强化和位错强化主要提高试验钢的强度,在碳质量分数为 0.13% 的情况下,获得强度达到 1500 MPa 以上.

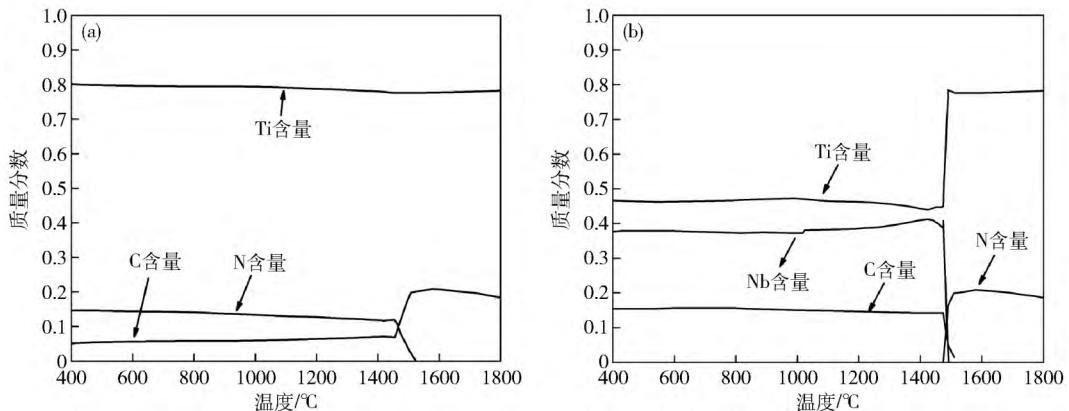


图 14 Ti(C, N) 析出粒子中各元素质量分数(a) 和(Nb, Ti) 复合碳化物中各元素质量分数(b)

Fig. 14 Mass fraction of various elements in precipitates of Ti(C, N) (a) and carbide or nitride about (Nb, Ti) (b)

而细晶强化一方面是提高强度,另一方面是提高试验钢的韧性,在强度达到 1500 MPa 以上的同时,获得延伸率达到 11.3%.

在析出粒子阻碍奥氏体晶粒长大后,由于组织具有遗传性,随后冷却相变时,发生的马氏体转变也将受到影响,其晶粒内部的板条块尺寸和板条尺寸也将得到细化. 其原因是奥氏体晶界缺陷比较多,马氏体优先在晶界、位错等缺陷比较多的地方形核^[12],并且大量的纳米析出物使晶粒得到细化,晶界表面积增加,所以形核点增多,使板条块和板条也得到细化. 在撕裂过程中,由于裂纹是在晶粒内部扩展,所以不可避免的要遇见晶界、板条界等界面. 由于晶界、板条界等界面都是角度比较大的界面,当裂纹遇到界面时,将需要更大的能量扩展,所以大角度界面对裂纹的扩展具有十分明显的阻碍作用^[13-14],在添加了铌钛合金的热成形钢中,晶粒细化十分明显,其界面也相对较多,增加了裂纹形成和扩展所需的能量,提高了对裂纹的抵抗能力.

图 15 是试样拉伸的断口形貌,从图 15(a) 中可知

传统热成形钢断口主要是由韧窝和撕裂棱所组成,并且撕裂棱在断口的方向一致,都是与轧向相平行,这是由于在马氏体基体中存在大量位错和孪晶,点阵严重扭曲,裂纹在晶粒内部扩展比较困难,所以当裂纹在点阵扭曲的晶粒内部扩展时,由于相邻的边界处发生较大的塑性变形以撕裂的方式连接,形成撕裂棱^[15]; 从图 15(b) 中可以看出新型热成形钢断口主要由韧窝组成,在韧窝中夹杂着一些穿晶准解理断裂. 通过对比可以发现,传统的热成形钢的断口中韧窝大而浅,在新型热成形钢中断口则深而小,这是由于在新型热成形钢中出现大量弥散分布的纳米析出粒子,位错在析出粒子处堆积,从而形成位错环,当位错进一步堆积时,平衡受到破坏,在析出粒子处将形成微孔,当位错在析出粒子处进一步运动堆积后,微孔将迅速扩展,形成断裂韧窝,所以一般在韧窝底部可观察到纳米析出粒子的存在^[16]. 图 15(b) 中存在的穿晶准解理断裂是由于在位错运动时遇到了晶内的大析出粒子,从而在析出粒子与基体的界面上形成空洞,在进一步的位错运动下,将扩展形成裂纹,从而发生穿晶断裂.

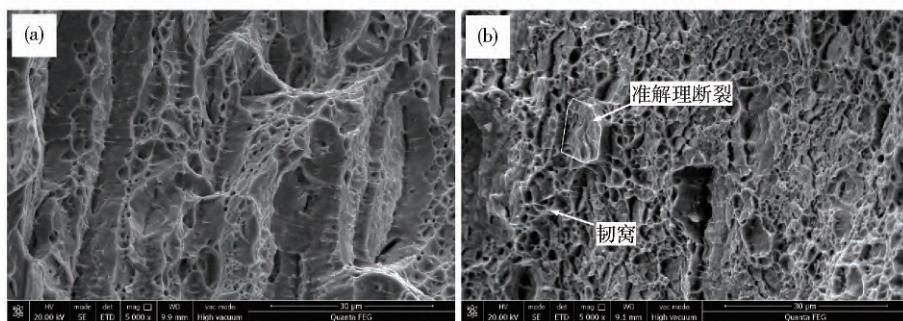


图 15 热冲压试样拉伸断口形貌. (a) 22MnB5; (b) 10MnB5NbTi

Fig. 15 SEM images of fracture of hot stamping steels: (a) 22MnB5; (b) 10MnB5NbTi

4 结论

(1) 新型热成形钢在含碳量 0.13% 的情况下通过

添加一定量的铌和钛,利用冲压成形获得了具有马氏体组织的热成形钢,其抗拉强度达到 1500 MPa 以上,延伸率达到 11.3% 撕裂强度和单位面积裂纹扩展能

分别达到 1878 MPa 和 $436 \text{ kN} \cdot \text{m}^{-1}$ 其性能已超过常规的热成形钢 22MnB5.

(2) 通过试验观测和热力学计算, 添加铌和钛的热成形钢中析出粒子主要是 $\text{Ti}(\text{C}, \text{N})$ 和 (Nb, Ti) 复合碳氮化物, 在 950 °C 奥氏体化时, 铌钛元素主要以析出形态存在, 阻止奥氏体晶粒长大. 其析出粒子主要有两种尺寸规格, 一种是 $\text{Ti}(\text{C}, \text{N})$, 尺寸在 100 ~ 200 nm 之间; 另外一种为纳米析出粒子, 其成分为 (Nb, Ti) 复合而成, 弥散分布在各处, 通过与位错相互作用和细化晶粒等方式来强化基体.

参 考 文 献

- [1] Kang Y L. *Theory and Technology of Processing and Forming for Advanced Automobile Steel Sheets*. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2009
(康永林. 现代汽车板工艺及成形理论与技术. 北京: 冶金工业出版社, 2009)
- [2] Ma M T, Zhang Y S, Song L F, et al. Research and progress of hot stamping in China // 2014 International Conference on Hot Stamping of UHSS. Chongqing, 2014
- [3] Cheng J Y, Zhao A M, Chen Y L, et al. Effect of Ti addition on martensite transformation in hot stamping steel // 8th CSM Annual Meeting (2011). Beijing, 2011
(程俊业, 赵爱民, 陈银莉, 等. Ti 对热冲压成形用钢中马氏体相变的影响 // 第八届(2011)中国钢铁年会. 北京, 2011)
- [4] Zhang S Q, Huang Y H, Sun B T, et al. Effect of Nb on hydrogen-induced delayed fracture in high strength hot stamping steels. *Mater Sci Eng A*, 2015, 626: 136
- [5] Jian B, Wang L, Mohrbacher H, et al. Development of niobium alloyed press hardening steel with improved properties for crash performance. *Adv Mater Res*, 2015, 1063: 7
- [6] Mohrbacher H. Martensitic automotive steel sheet—Fundamentals and metallurgical optimization strategies. *Adv Mater Res*, 2015, 1063: 130
- [7] Naderi M, Katabchi M, Abbasi M, et al. Analysis of microstructure and mechanical properties of different high strength carbon steels after hot stamping. *J Mater Pro Tech*, 2011, 211(6): 1117
- [8] Ying L, Lu J D, Chang Y, et al. Optimization evaluation test of strength and toughness parameters for hot-stamped high strength steels. *J Iron Steel Res Int*, 2013, 20(11): 51
- [9] Yong Q L. *Secondary Phase in the Steel*. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2006
(雍岐龙. 钢铁材料中的第二相. 北京: 冶金工业出版社, 2006)
- [10] Duan X G, Cai Q W, Wu H B. Ti—Mo ferrite matrix micro-alloy steel with nanometer-sized precipitates. *Acta Metall Sinica*, 2011, 47(2): 251
(段修刚, 蔡庆伍, 武会宾. Ti—Mo 全铁素体基微合金高强钢纳米尺度析出相. 金属学报, 2011, 47(2): 251)
- [11] Wu S, Li X C, Zhang J, et al. Effect of Nb on transformation and microstructure refinement in medium carbon steel. *Acta Metall Sinica*, 2014, 50(4): 400
(吴斯, 李秀程, 张娟, 等. Nb 对中碳钢相变和组织细化的影响. 金属学报, 2014, 50(4): 400)
- [12] Liu Z C, Ren H P, An S L, et al. *Martensite Transformaton*. Beijing: Science Press, 2012
(刘宗昌, 任慧平, 安胜利, 等. 马氏体相变. 北京: 科学出版社, 2012)
- [13] Li S C, Zhu G M, Kang Y L. Effect of substructure on mechanical properties and fracture behavior of lath martensite in 0.1C—1.1Si—1.7Mn steel. *J Alloys Compd*, 2016, 675: 104
- [14] Zhong Y, Xiao F R, Zhang J W, et al. In situ TEM study of the effect of M/A films at grain boundaries on crack propagation in an ultra-fine acicular ferrite pipeline steel. *Acta Mater*, 2006, 54(2): 435
- [15] Cui Y X, Wang C L. *Analysis of Metal Fracture Surface*. Harbin: Harbin Institute of Technology Press, 1998
(崔约贤, 王长利. 金属断口分析. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学出版社, 1998)
- [16] Kang Y L, Han Q H, Zhao X M, et al. Influence of nanoparticle reinforcements on the strengthening mechanisms of an ultrafine-grained dual phase steel containing titanium. *Mater Des*, 2013, 44: 331