

(19)



Евразийское
патентное
ведомство

(21) 202491571 (13) A1

(12) ОПИСАНИЕ ИЗОБРЕТЕНИЯ К ЕВРАЗИЙСКОЙ ЗАЯВКЕ

(43) Дата публикации заявки
2024.10.07(51) Int. Cl. C22C 38/02 (2006.01)
B21D 22/00 (2006.01)(22) Дата подачи заявки
2023.01.10

(54) ГОРЯЧЕШТАМПОВАННЫЙ СТАЛЬНОЙ ЛИСТ С ПЛАКИРУЮЩИМ СЛОЕМ Al-Zn-Mg-Si И СПОСОБ ГОРЯЧЕЙ ШТАМПОВКИ ЭТОГО ЛИСТА

(31) 202210025589.5

(72) Изобретатель:

(32) 2022.01.11

Би Вэньчжэнь, Ван Кай, Ши
Лянцюань, Цзинь Синьянь (CN)

(33) CN

(86) PCT/CN2023/071554

(74) Представитель:

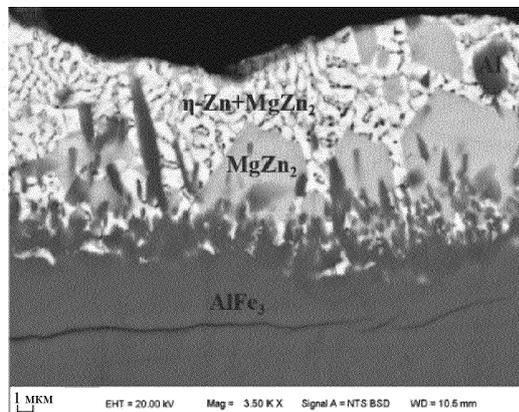
(87) WO 2023/134665 2023.07.20

Билык А.В., Поликарпов А.В.,
Соколова М.В., Путинцев А.И.,
Черкас Д.А., Игнатъев А.В., Дмитриев
А.В., Бельтюкова М.В. (RU)

(71) Заявитель:

БАОШАН АЙРОН ЭНД СТИЛ КО.,
ЛТД. (CN)

(57) В настоящем изобретении предложены горячештампованный лист с Al-Zn-Mg-Si плакирующим слоем и способ горячей штамповки листа; исходная структура плакирующего слоя Al-Zn-Mg-Si перед горячей штамповкой состоит из богатой Zn фазы, богатой Al фазы, фазы $MgZn_2$, фазы $MgSi_2$, и слоя сплава Fe-Al-Si; после горячей штамповки, когда время выдержки плакирующей структуры при нагреве $t \leq 3$ мин, плакирующий слой состоит из верхнего слоя и нижнего слоя, причем структура первого слоя состоит из богатой Al фазы, богатой Zn фазы и фазы $MgZn_2$, и суммарное объемное процентное содержание богатой Zn фазы и фазы $MgZn_2$ составляет от 20 до 80%; структура второго слоя состоит из фазы $FeAl_3$ и богатой Zn фазы, и объемное процентное содержание богатой Zn фазы не превышает 5%; когда время выдержки при нагреве $t > 3$ мин, плакирующий слой состоит из одного слоя сплава, который в основном состоит из фазы $FeAl_3$, при этом богатая Zn фаза и фаза $MgZn_2$ присутствуют в фазе $FeAl_3$, и суммарное объемное процентное содержание богатой Zn фазы и фазы $MgZn_2$ составляет 5-50%; изобретение также относится к способу горячей штамповки. Плакирующий слой стального листа по настоящему изобретению после горячей штамповки имеет высокую коррозионную стойкость, и можно избежать трещин на основе, вызываемых хрупкостью жидкого металла.



A1

202491571

202491571

A1

Горячештампованный стальной лист с плакирующим слоем Al-Zn-Mg-Si и способ горячей штамповки этого листа

Область техники

Настоящее изобретение относится к технической области термической формовки, в частности, к горячештампованному стальному листу с плакирующим слоем Al-Zn-Mg-Si и способу горячей штамповки этого листа.

Уровень техники

Технология снижения веса автомобилей является одной из ключевых технологий, позволяющих адаптировать к тенденциям безопасности, энергосбережения и защиты окружающей среды современные автомобили. Для процесса штамповки и формовки уменьшение толщины и высокая прочность являются двойственными факторами, которые ухудшают формуемость, что не только приводит к легкому растрескиванию деталей кузова в процессе формовки, но также к легкому возникновению чрезмерной упругой деформации, что влияет на последующую сборку кузова. Одним из путей достижения высокой прочности конечной детали является термообработка, и технология горячей штамповки представляет собой способ достижения высокой прочности детали посредством сочетания термообработки и высокотемпературной формовки, что может лучше решить противоречие между высокой прочностью и холодной формовкой.

Детали, изготовленные по технологии термической формовки, обладают преимуществами сверхвысокой прочности, высокой точности формовки и отсутствия упругой деформации. Все больше и больше деталей кузова автомобиля, таких как передние и средние стойки, автомобильные бамперы, противоударные балки, дверные противоударные балки и т.д., изготавливают с использованием технологии термического формования. Традиционные детали, подвергнутые горячей штамповке без какого-либо плакирующего слоя, в процессе нагрева проявляют обезуглероживание и окисленную окалину на поверхности штампованного стального листа. Чтобы избежать окисления и обезуглероживания на поверхности горячештампованного стального листа, а также придать горячештампованному стальному листу высокую термостойкость и коррозионную стойкость, была разработана технология плакирования, подходящая для горячештампованной стали. В настоящее время горячештампованный плакирующий слой в основном включает плакирующий слой алюминия и кремния (Al-10Si), плакирующий

слой нанесенного горячим погружением цинка (GI), лакирующий слой из лигатуры цинк-железа (GA) и лакирующий слой из нанесенного электроосаждением цинк-никелевого лакирующего (Zn-10Ni).

В процессе прямой горячей штамповки горячештампованная сталь с лакирующим слоем на основе цинка, который может обеспечить катодную защиту от коррозии, может иметь микротрещины (от 10 мкм до 100 мкм) в матрице стального листа из-за действия хрупкости жидкого металла (LME) и даже макротрещины, распространяющиеся по всей толщине листа. Таким образом, затруднено применение и разработка горячештампованной стали с лакирующим слоем на основе цинка. Широко используемый в настоящее время лакирующий слой алюминия/кремния не может обеспечить катодную защиту от коррозии. Для дальнейшего улучшения коррозионной стойкости лакирующего слоя также разрабатываются материалы для оцинковывания от чистого цинка до цинкового сплава. Поскольку Inland Steel были предложены три заявки на патент GB 1125965A, US 3505043A и US 3505042A по добавлению Al и Mg в соответствующем количестве в Zn для дальнейшего улучшения коррозионной стойкости, были проведены различные разработки и исследования стальных листов с лакирующим слоем на основе Zn-Al-Mg, которые главным образом сосредоточены на внесении в смесь различных других добавляемых элементов или ограничении параметров производственного процесса для дальнейшего улучшения коррозионной стойкости или облегчения производства и снижения производственных затрат.

Кроме того, в CN 100334250 предложена сталь с лакирующим слоем из сплава Zn-Al-Mg-Si, обладающая превосходной коррозионной стойкостью, и способ ее изготовления, причем указанный документ главным образом относится к регулированию содержания Mg и Si, добавляемых к лакирующему слою на основе Zn-Al и регулированию количества осажденной фазы и морфологии осажденной фазы MgSi₂, что приводит к улучшению коррозионной стойкости. Это может не только решить проблему сопротивления ползучести кромки режущей части после нанесения покрытия, но также обеспечить чрезвычайно превосходные характеристики лакирующего слоя сплава. В патенте CN 103805930B исследуют распределение Cr в граничном слое сплава путем добавления Mg и/или Cr в лакирующий слой Galvalume (Zn-55Al) и предлагают подвергнутый горячему погружению стальной лист с лакирующим слоем Zn-Al-Mg-Cr, имеющим отличные эксплуатационные характеристики и стойкость к коррозии. Однако вышеописанные существующие технологии предназначены только для лакирующего слоя Zn-Al-Mg, используемого в холодноштампованном стальном листе, и в настоящее

время отсутствуют исследования горячештампованного стального листа с плакирующим слоем Al-Zn-Mg-Si и способа горячей штамповки для его изготовления.

Краткое описание изобретения

Одной из целей настоящего изобретения является обеспечение горячештампованного стального листа с плакирующим слоем Al-Zn-Mg-Si и способа горячей штамповки этого стального листа. Горячештампованные детали, изготовленные способом по настоящему изобретению, обладают превосходной коррозионной стойкостью и позволяют эффективно избегать трещин основы, вызванных локальными напряжениями и хрупкостью жидкого металла (LME) в процессе горячей штамповки и формовки стального листа с плакирующим слоем Al-Zn-Mg-Si.

Для достижения вышеуказанной цели техническое решение настоящего изобретения заключается в следующем.

Горячештампованный стальной лист с плакирующим слоем Al-Zn-Mg-Si, который содержит основу и плакирующий слой Al-Zn-Mg-Si, нанесенный на основу, причем плакирующий слой Al-Zn-Mg-Si состоит из двух структур в направлении толщины, а именно: оксидного слоя поверхностного слоя и слоя сплава под поверхностным слоем, при этом слой сплава имеет толщину 15-45 мкм, и слой сплава состоит из структуры из верхнего слоя и нижнего слоя, при этом первый слой структуры состоит из богатой Al фазы, богатой Zn фазы, фазы $MgZn_2$ и фазы $FeAl_3$, и суммарное объемное процентное содержание богатой Zn фазы и фазы $FeAl_3$ составляет от 20% до 80%; второй слой структуры состоит из фазы $FeAl_3$, фазы $MgZn_2$ и богатой Zn фазы, и объемное процентное содержание фазы $MgZn_2$ и богатой Zn фазы не превышает 5%; или слой сплава состоит из одного слоя сплава, который в основном содержит фазу $FeAl_3$, а также богатую Zn фазу и фазу $MgZn_2$ в фазе $FeAl_3$, и суммарное объемное процентное содержание богатой Zn фазы и фазы $MgZn_2$ составляет 5%-50%.

В некоторых воплощениях слой сплава состоит из структуры из верхнего слоя и нижнего слоя, при этом первый слой структуры состоит из богатой Al фазы, богатой Zn фазы, фазы $MgZn_2$ и фазы $FeAl_3$, и суммарное объемное процентное содержание богатой Zn фазы, фазы $MgZn_2$ и фазы $FeAl_3$ составляет от 50% до 100%; второй слой структуры состоит из фазы $FeAl_3$, фазы $MgZn_2$ и богатой Zn фазы, и объемное процентное содержание фазы $MgZn_2$ и богатой Zn фазы не превышает 5%.

В некоторых воплощениях слой сплава состоит из одного слоя сплава, который в основном содержит фазу $FeAl_3$, а также богатую Zn фазу и фазу $MgZn_2$ в фазе $FeAl_3$, и суммарное объемное процентное содержание богатой Zn фазы и фазы $MgZn_2$ составляет 15%-40%.

В некоторых воплощениях настоящее изобретение обеспечивает горячештампованный стальной лист с плакирующим слоем Al-Zn-Mg-Si, который включает основу и плакирующий слой Al-Zn-Mg-Si, нанесенный на основу, после горячей штамповки плакирующего слоя Al-Zn-Mg-Si, плакирующий слой Al-Zn-Mg-Si состоит из двух структур в направлении толщины, а именно: оксидного слоя поверхностного слоя и нижнего слоя сплава толщиной 15-45 мкм, при этом микроструктура слоя сплава взаимосвязана со временем выдержки t в процессе аустенизации следующим образом:

(1) когда время выдержки $t \leq 3$ мин, слой сплава плакирующего слоя Al-Zn-Mg-Si состоит из верхнего слоя и нижнего слоя, причем первый слой состоит из богатой Al фазы, богатой Zn фазы и фазы $FeAl_3$, и суммарное объемное процентное содержание богатой Zn фазы и фазы $FeAl_3$ составляет от 20% до 80%; второй слой состоит из фазы $FeAl_3$ и богатой Zn фазы, и объемное процентное содержание богатой Zn фазы не превышает 5%;

(2) когда время выдержки $t > 3$ мин, слой сплава плакирующего слоя Al-Zn-Mg-Si состоит из одного слоя сплава, который в основном содержит фазу $FeAl_3$, а также богатую Zn фазу и фазу $MgZn_2$ в фазе $FeAl_3$, и суммарное объемное процентное содержание богатой Zn фазы и фазы $MgZn_2$ составляет 5-50%.

В горячештампованном стальном листе с плакирующим слоем Al-Zn-Mg-Si по настоящему изобретению исходная структура плакирующего слоя Al-Zn-Mg-Si стального листа перед горячей штамповкой состоит из богатой Zn фазы, богатой Al фазы, фазы $FeAl_3$, фазы $MgSi_2$ и слоя сплава Fe-Al-Si, и толщина плакирующего слоя Al-Zn-Mg-Si составляет 8-30 мкм.

В горячештампованном стальном листе с плакирующим слоем Al-Zn-Mg-Si по настоящему изобретению стальной лист имеет оксидный слой, содержащий оксиды Zn, Al, Mg, Si, на поверхности плакирующего слоя после горячей штамповки, и толщина оксидного слоя плакирующего слоя Al-Zn-Mg-Si составляет не более 3 мкм, например, 0,5-3 мкм.

В горячештампованном стальном листе с плакирующим слоем Al-Zn-Mg-Si по настоящему изобретению плакирующий слой Al-Zn-Mg-Si имеет состав, исходя из массового процентного содержания: Al: 45-65%, Mg: 0,2-5%, Si: 0,1-3% и остальное Zn и другие неизбежные примеси.

В горячештампованном стальном листе с плакирующим слоем Al-Zn-Mg-Si по настоящему изобретению плакирующий слой Al-Zn-Mg-Si имеет состав, исходя из массового процентного содержания: Al: 45-65%, Mg: 0,2-5%, Si: 0,5-3% и остальное Zn и другие неизбежные примеси.

В горячештампованном стальном листе с плакирующим слоем Al-Zn-Mg-Si по настоящему изобретению основа имеет состав, исходя из массового процентного содержания: C: 0,1%-0,5%; Si: 0,05%-2,0%; Mn: 0,5%-3,0%; P: \leq 0,1%; S: \leq 0,05%; Al: 0,01-0,05%; N: 0,01% или менее, и дополнительно содержит по меньшей мере один из Nb: 0,01%-0,1%, V: 0,01%-1,0%, Mo: 0,01%-1,0%, Ti: 0,01%-0,1%, Cr: 0,01%-1,0%, Ni: 0,01%-1,0% и B: 0,001%-0,01%, и остальное Fe и другие неизбежные примеси.

В некоторых воплощениях в горячештампованном стальном листе с плакирующим слоем Al-Zn-Mg-Si по настоящему изобретению, основа имеет состав, исходя из массового процентного содержания: C: 0,1%-0,3%; Si: 0,05-0,3%; Mn: 0,8-1,5%; P: \leq 0,01%; S: \leq 0,0005%; Al: 0,01-0,05%; N: 0,01% или менее, и дополнительно содержит по меньшей мере один из Nb: 0,01%-0,1%, V: 0,01%-1,0%, Mo: 0,01%-1,0%, Ti: 0,01%-0,1%, Cr: 0,1-0,4%, Ni: 0,01%-1,0%, B: 0,001%-0,01%, и остальное Fe и другие неизбежные примеси.

В некоторых воплощениях в горячештампованном стальном листе с плакирующим слоем Al-Zn-Mg-Si по настоящему изобретению, основа имеет состав, исходя из массового процентного содержания: C: 0,1%-0,3%, Si: 0,05-0,3%, Mn: 0,8-1,5%, P: \leq 0,01%, S: \leq 0,0005%, Al: 0,01-0,05%, N: 0,01% или менее, Ti: 0,01%-0,1%, Cr: 0,1-0,4% и B: 0,001-0,01%, и остальное Fe и другие неизбежные примеси.

Композиционное решение каждого химического элемента в стальном листе согласно настоящему изобретению является следующим.

C: 0,1%~0,5%

Содержание углерода является наиболее важным фактором, определяющим прочность и твердость стального листа. Прочность и твердость стального листа увеличиваются с увеличением содержания C. Пластичность и ударная вязкость стального листа уменьшаются с увеличением содержания C. А склонность к хладноломкости и склонность к старению стального листа возрастают с увеличением содержания C. Содержание C также оказывает существенное влияние на механические свойства после закалки стали. Таким образом, верхний предел содержания C устанавливают на уровне 0,5%, предпочтительно 0,35%, чтобы гарантировать, что стальной лист имеет определенную пластичность и ударную вязкость. Нижний предел устанавливают на уровне 0,1%, чтобы гарантировать, что стальной лист имеет определенную прочность. В некоторых воплощениях содержание C составляет 0,1~0,3%.

Si: 0,05%-2,0%

Si представляет собой существенный легирующий элемент твердого раствора замещения, который может способствовать обогащению C в аустените, чтобы повысить стабильность аустенита, улучшить прочность стального листа и в определенной степени

улучшить его ударную вязкость. Поэтому в настоящем изобретении нижний предел содержания Si устанавливают на уровне 0,05%. Но когда содержание Si велико, вероятность появления поверхностных дефектов в окалине из красного оксида железа во время горячей прокатки увеличивается, и усилие прокатки увеличивается, что приводит к ухудшению пластичности горячекатаных стальных листов. Следовательно, в настоящем изобретении верхний предел содержания Si устанавливают на уровне 1,0%. Чтобы обеспечить лакируемость стального листа, верхний предел содержания Si предпочтительно составляет 1,0%. В некоторых воплощениях содержание Si составляет 0,05-0,5%. В некоторых воплощениях содержание Si составляет 0,05-0,3%.

Mn: 0,5%-3,0%

Mn является элементом, который улучшает прокаливаемость стального листа, расширяет зону аустенитной фазы и эффективно обеспечивает прочность стального листа после закалки. В то же время Mn, как элемент, расширяющий зону аустенитной фазы, может снижать температуру Ac3 и Ac1, задерживать перлитное фазовое превращение и тем самым снижать температуру нагрева горячей штамповки. Ac3 относится к фактической температуре фазового перехода при нагревании углеродистой стали, а Ac1 представляет собой температуру, при которой начинает образовываться аустенит при нагревании стали. Когда содержание Mn составляет менее 0,5%, способность улучшить прокаливаемость стального листа является неудовлетворительной. С другой стороны, содержание Mn, превышающее 3%, приведет к ликвации, что приведет к снижению однородности характеристик матрицы стального листа и горячештампованных деталей. В некоторых воплощениях содержание Mn составляет 0,5-2,0%. В некоторых воплощениях содержание Mn составляет 0,8-1,5%.

P: $\leq 0,1\%$

P вызывает значительное снижение пластичности и вязкости стали. Особенно при низкой температуре это приведет к явлению «хладноломкости». Поэтому его следует строго контролировать и ограничивать до уровня не более 0,1%. В некоторых воплощениях $P \leq 0,01\%$.

S: $\leq 0,05\%$

Содержание S поддерживают на низком уровне. Содержание S ограничено величиной не более 0,05% из-за проблемы термической хрупкости, вызванной образованием FeS из S. Нижний предел не определен, поскольку по той же причине, чем ниже содержание S, тем лучше. В некоторых воплощениях $S \leq 0,0005\%$.

N: $\leq 0,01\%$

Когда содержание N превышает 0,01%, во время горячей прокатки образуется нитрид AlN, что приводит к снижению рабочих характеристик штамповки и прокаливаемости стального листа. Следовательно, чем ниже содержание N, тем лучше. Содержание N устанавливают на уровне $\leq 0,01\%$. В некоторых воплощениях $N \leq 0,005\%$.

Al: 0,01%-0,05%

Al оказывает эффект деоксигенирования. Когда содержание Sol.Al (эффективный Al) составляет $< 0,01\%$, эффект добавления не очевиден. Когда содержание Sol.Al $> 0,05\%$, эффект деоксигенирования достигает предела и стоимость увеличивается. Следовательно, в настоящем изобретении содержание Al регулируют на уровне 0,01%-0,05%.

Nb: 0,01%-0,1%

Nb является важным микролегирующим элементом стали. Добавление в сталь следовых количеств Nb может обеспечить измельчение зерна посредством дисперсного выделения точек карбидной и нитридной массы (размером менее 5 нм) и твердого раствора Nb в условиях низкого углеродного эквивалента, что значительно повышает прочность и ударную вязкость, особенно низкотемпературную вязкость стали, а также придает стали хорошие характеристики холодного изгиба и свариваемость. Таким образом, в настоящем изобретении содержание Nb регулируют на уровне 0,01%-0,1%, что позволяет эффективно измельчать исходные аустенитные зерна стальной основы с целью улучшения ударной вязкости и свойств холодного изгиба деталей после термической формовки.

V: 0,01%-1,0%

V представляет собой элемент, улучшающий структуру посредством образования карбидов. Когда стальной лист нагревают до температуры выше A_{c3} , мелкий карбид V препятствует рекристаллизации и образованию зерен, что приводит к измельчению аустенитных зерен и повышению ударной вязкости. Когда содержание $V < 0,01\%$, эффект добавления не очевиден. Когда содержание $V > 1,0\%$, эффект добавления достигает предела и стоимость увеличивается.

Mo: 0,01%-1,0%

Как и V, Mo является элементом, измельчающим аустенит. Когда содержание Mo составляет $< 0,01\%$, эффект добавления не очевиден. Когда содержание Mo $> 1,0\%$, эффект добавления достигает предела и стоимость увеличивается.

B: 0,001%-0,01%

B представляет собой элемент с сильной ликвацией по границам зерен в стали, что может снизить энергию границ зерен аустенита и препятствовать образованию доэвтектических кристаллических зародышей феррита. Он обладает тремя

характеристиками для улучшения прокаливаемости стали: способность улучшать прокаливаемость очень сильна; следовые количества элемента В эквивалентны добавлению множества других драгоценных легирующих элементов; элемент В имеет наилучшее содержание для улучшения прокаливаемости и его содержание очень мало, в отличие от обычных легирующих элементов, для которых эффект улучшения прокаливаемости увеличивается с увеличением их содержания в стали. Следовательно, в настоящем изобретении содержание В регулируют на уровне 0,001%-0,01%.

В настоящем изобретении химический состав основы стального листа может дополнительно включать по меньшей мере один элемент из: Ti: 0,01%-0,1%, Cr: 0,01%-1,0%, Ni: 0,01%-1,0%.

Ti: 0,01%-0,1%

Ti является элементом, который можно эффективно использовать, поскольку он обеспечивает стабильное действие вышеотмеченного В посредством образования нитрида титана. Для этой цели необходимо добавленное количество нитрида 0,01% или более. Но если добавить слишком много нитрида, избыток нитрида приведет к ухудшению ударной вязкости. Таким образом, верхний предел Ti устанавливают на уровне 0,10%.

Cr: 0,01%-1,0%

Cr может повысить прокаливаемость стали и оказывает вторичное упрочняющее действие. Хром образует с железом непрерывный твердый раствор, что уменьшает область аустенитной фазы. Хром также может снижать концентрацию углерода в перлите и предел растворимости углерода в аустените. Хром также может улучшить стойкость стали к окислению и коррозии. Когда содержание Cr < 0,01%, эффект добавления не очевиден. Когда содержание Cr > 1,0%, эффект добавления достигает предела и стоимость увеличивается. В некоторых воплощениях содержание Cr составляет 0,1-0,5%, например 0,1-0,4%.

Ni: 0,01%-1,0%

Ni может расширять аустенитную область стали, и Ni является основным легирующим элементом для образования и стабилизации аустенита. Никель также может упрочнять феррит, а также измельчать перлит и увеличивать его содержание, тем самым улучшая прочность стали. Эффект добавления очевиден, когда содержание Ni составляет 0,01% или более. Поскольку это дорогой элемент, его содержание регулируют на уровне 1,0% или менее.

Настоящее изобретение также относится к способу горячей штамповки, подходящему для горячештампованного стального листа с плакирующим слоем Al-Zn-Mg-Si, при котором стальной лист подвергают аустенизации, затем подвергают горячей

штамповке и закалке в форме в течение ограниченного периода времени, и горячештампованные детали обладают хорошей коррозионной стойкостью, и в то же время можно избежать растрескивания основы, вызванного локальными напряжениями и хрупкостью жидкого металла в процессе горячей штамповки. Этот способ горячей штамповки включает следующие технологические стадии:

(1) нагрев: подача стального листа с плакирующим слоем Al-Zn-Mg-Si в нагревательную печь, где стальной лист нагревают до температуры T_{Ac3} , которая выше, чем $Ac3$, при скорости нагрева V , большей или равной $5^\circ\text{C}/\text{с}$ и меньшей или равной $1000^\circ\text{C}/\text{с}$, и при этом температура нагрева T должна удовлетворять следующему соотношению:

$$T_{Ac3} < T < 1,03T_{Ac3} + 2 \times \frac{[Al]}{[Zn]} \times V$$

где $[Al]$ представляет собой процентное содержание Al в плакирующем слое, $[Zn]$ представляет собой процентное содержание Zn в плакирующем слое, V представляет собой скорость нагрева в единицах измерения $^\circ\text{C}/\text{с}$ во время нагрева;

(2) выдержка: выдержка аустенизированного стального листа, при этом время выдержки t устанавливают так, чтобы оно удовлетворяло следующему уравнению:

$$1 < t < 2,7 \times \frac{[Al]}{[Zn]}$$

где $[Al]$ представляет собой процентное содержание Al в плакирующем слое, $[Zn]$ представляет собой процентное содержание Zn в плакирующем слое, в единицах измерения мин.

(3) горячая штамповка и закалка в форме: быстрое перемещение нагретого стального листа в форму для горячей штамповки для штамповки и закалки, при этом после завершения горячей штамповки образуется заготовка, и заготовку сначала закалывают и охлаждают в форме, а затем охлаждают до комнатной температуры в форме или охлаждают до комнатной температуры после извлечения из формы.

В способе горячей штамповки, подходящем для горячештампованного стального листа с плакирующим слоем Al-Zn-Mg-Si по настоящему изобретению, скорость нагрева V на стадии (1) превышает $5^\circ\text{C}/\text{с}$ и составляет менее $1000^\circ\text{C}/\text{с}$.

В способе горячей штамповки, подходящем для горячештампованного стального листа с плакирующим слоем Al-Zn-Mg-Si по настоящему изобретению, скорость нагрева V на стадии (1) составляет $5-200^\circ\text{C}/\text{с}$. В некоторых воплощениях скорость нагрева V составляет $5-50^\circ\text{C}/\text{с}$. В некоторых воплощениях скорость нагрева V составляет $10-50^\circ\text{C}/\text{с}$.

В способе горячей штамповки, подходящем для горячештампованного стального листа с плакирующим слоем Al-Zn-Mg-Si по настоящему изобретению, температуру аустенизации стального листа на стадии (1) поддерживают на уровне 930°C или менее, и выше температуры A_{c3} .

В способе горячей штамповки, подходящем для горячештампованного стального листа с плакирующим слоем Al-Zn-Mg-Si по настоящему изобретению, время выдержки для аустенизации стального листа на стадии (2) регулируют на уровне от 1 минуты до 7 минут.

В способе горячей штамповки, подходящем для горячештампованного стального листа с плакирующим слоем Al-Zn-Mg-Si по настоящему изобретению, время выдержки на стадии (2) регулируют на уровне более 1 минуты и менее 3 минут. То есть в предпочтительном воплощении время выдержки регулируют на уровне более 1 минуты и менее 3 минут.

В способе горячей штамповки, подходящем для горячештампованного стального листа с плакирующим слоем Al-Zn-Mg-Si по настоящему изобретению, усилие штамповки при горячей штамповке на стадии (3) составляет 300-1000 тонн, а время выдержки составляет 3-15 секунд.

В некоторых воплощениях способ горячей штамповки, подходящий для горячештампованного стального листа с плакирующим слоем Al-Zn-Mg-Si по настоящему изобретению, используют для изготовления горячештампованного стального листа с плакирующим слоем Al-Zn-Mg-Si согласно любому из воплощений, описанных в настоящем документе.

В некоторых воплощениях способ горячей штамповки, подходящий для горячештампованного стального листа с плакирующим слоем Al-Zn-Mg-Si по настоящему изобретению, дополнительно включает стадию подготовки горячештампованного стального листа с плакирующим слоем Al-Zn-Mg-Si посредством способа, включающего следующие стадии:

- 1) плавка исходного материала для получения стального листа;
- 2) получение литейной заготовки способом непрерывной разливки;
- 3) горячая прокатка: прокатку регулируют после нагрева литейной заготовки до 1100–1250°C, при этом начальная температура прокатки составляет 950-1150°C, конечная температура прокатки составляет 750-900°C, и толщина горячекатаного листа меньше или равна 20 мм;

4) сматывание в рулон при температуре 500-850°C после прокатки, при этом структура становится ферритной и перлитной после охлаждения до комнатной температуры;

5) травление для удаления окалины из оксида железа, образующейся при горячей прокатке;

6) холодная прокатка: при этом стальной рулон подвергают холодной прокатке до толщины 2,0 мм или менее, и степень обжатия при холодной прокатке составляет $\geq 35\%$;

7) непрерывный отжиг и горячее погружение: полученную холоднокатаную полосовую сталь без отжига разворачивают, промывают, нагревают до температуры выдержки 780-850°C и выдерживают в течение 30-200 с, при этом скорость нагрева составляет 1-20°C/с, атмосфера секции нагрева и секции выдержки представляет собой газовую смесь N_2 и H_2 , в которой объемное содержание H_2 составляет 0,5-20%, и точка росы атмосферы отжига составляет -40-10°C; затем стальной лист погружают в цинковую ванну для горячего погружения, при этом температура ванны составляет 565-605°C; стальной лист охлаждают поэтапно после того, как он покидает ванну, чтобы получить плакированный стальной лист. То есть основу покрывают плакирующим слоем Al-Zn-Mg-Si.

Предпочтительно поэтапное охлаждение включает: в диапазоне от температуры выхода из ванны до 480°C скорость охлаждения стального листа регулируют на уровне 15-25°C/с; в диапазоне 480-280°C скорость охлаждения стального листа регулируют на уровне 40-60°C/с; после охлаждения до 280°C или ниже стальной лист охлаждают до комнатной температуры в резервуаре для закалки водой.

На основе вышеописанного технического решения горячештампованный стальной лист с плакирующим слоем Al-Zn-Mg-Si по настоящему изобретению и способ горячей штамповки на практике оказывают следующие полезные эффекты:

1. Настоящее изобретение предлагает способ формирования посредством горячей штамповки стального листа с плакирующим слоем Al-Zn-Mg-Si. Детали, подвергнутые горячей штамповке, обладают хорошей коррозионной стойкостью посредством определенного технологического процесса. Поскольку в процессе нагрева сначала происходит диффузия Al-Fe, богатая Zn фаза (η -Zn) и фаза $MgZn_2$ в исходном плакирующем слое концентрируются в поверхностном слое на 1/3-1/2 толщины плакирующего слоя, который состоит из фазы, богатой Zn (η -Zn), фазы $MgZn_2$ и богатой Al фазы. Граничный слой представляет собой двухслойную фазовую структуру сплава, состоящую из фазы $AlFe_3$. В агрессивной среде из-за более низкого потенциала богатой Zn фазы или фазы $MgZn_2$ в поверхностном слое, может образовываться гальванический

элемент с пограничным слоем сплава или основой, чтобы играть роль защиты из жертвенного анода для основы.

2. Настоящее изобретение обеспечивает способ горячей штамповки и формования горячештампованного стального листа с плакирующим слоем Al-Zn-Mg-Si. В рамках способа, определенного настоящим изобретением, можно избежать растрескивания основы, вызванного охрупчиванием жидкого металла (охрупчивание жидкого металла, LME), и это также придает хорошую коррозионную стойкость плакирующему слою, полученному способом горячей штамповки.

3. Что касается горячештампованного стального листа с плакирующим слоем Al-Zn-Mg-Si по настоящему изобретению, сначала происходит диффузия Al-Fe в процессе нагрева, и богатая Zn фаза (η -Zn) и фаза $MgZn_2$ в исходном плакирующем слое концентрируется в поверхностном слое на 1/3-1/2 толщины плакирующего слоя. Но если температура нагрева слишком высока, из-за движущей силы диффузии Zn-Fe после того, как Al-Fe полностью диффундирует, богатая Zn фаза в плакирующем слое диффундирует в границу зерна фазы $AlFe_3$. В процессе формования в форме, поскольку богатая Zn фаза с низкой температурой плавления все еще находится в жидком состоянии, сила сцепления фазы $AlFe_3$ снижается под действием напряжения, что приводит к образованию макроскопических трещин, вызванных хрупкостью жидкого металла. Таким образом, температуру нагрева устанавливают на уровне $1,03T_{Ac3}+2 \times V \times [Al]/[Zn]$ или менее.

4. Что касается горячештампованного стального листа с плакирующим слоем Al-Zn-Mg-Si по настоящему изобретению, время выдержки стального листа для горячей штамповки и формования конкретно ограничено. Если время выдержки меньше 1 мин стальной лист не может быть полностью аустенизирован. Если время выдержки слишком велико, плакирующий слой преобразуется в структуру однослойного сплава с сосуществованием фазы Al, Fe и богатой Zn фазы, что приводит к макроскопическим трещинам, вызванным охрупчиванием жидкого металла (LME). Поэтому время выдержки устанавливают на уровне $2,7 \times [Al]/[Zn]$ или менее.

Описание чертежей

Фиг. 1 представляет собой фотографию микроструктуры стали в примере 1 настоящего изобретения перед горячей штамповкой.

Фиг. 2 представляет собой фотографию микроструктуры стали в примере 1 настоящего изобретения после горячей штамповки.

Фиг. 3 представляет собой фотографию микроструктуры стали в примере 2 настоящего изобретения после горячей штамповки.

Фиг. 4 представляет собой фотографию микроструктуры стали в примере 5 настоящего изобретения после горячей штамповки.

Фиг. 5 представляет собой фотографию микроструктуры стали в примере 6 настоящего изобретения после горячей штамповки.

Фиг. 6 изображает морфологию поперечного сечения стали в примере 8 настоящего изобретения после горячей штамповки.

На фиг. 7 показана морфология поперечного сечения с признаками LME и плакирующий слой сравнительного примера 4 после горячей штамповки при большом увеличении.

На фиг. 8 показана морфология поперечного сечения участка А на фиг. 7 сравнительного примера при большом увеличении.

На фиг. 9 показана морфология поперечного сечения участка В на фиг. 7 сравнительного примера при большом увеличении.

Подробное описание изобретения

Чтобы прояснить цель, техническое решение и преимущества настоящего изобретения, воплощение настоящего изобретения подробно описано ниже в сочетании с сопроводительными чертежами.

Настоящее изобретение относится к горячештампованному стальному листу с плакирующим слоем Al-Zn-Mg-Si, который содержит основу и плакирующий слой Al-Zn-Mg-Si, нанесенный на основу. Исходная структура плакирующего слоя Al-Zn-Mg-Si перед горячей штамповкой состоит из богатой Zn фазы, богатой Al фазы, фазы FeAl₃, фазы MgSi₂ и слоя сплава Fe-Al-Si, и толщина плакирующего слоя Al-Zn-Mg-Si составляет 8-30 мкм. После горячей штамповки плакирующий слой состоит из двух структур в направлении толщины, а именно, оксидного слоя поверхностного слоя и слоя сплава под поверхностным слоем, при этом слой сплава имеет толщину 15-45 мкм, микроструктура слоя сплава взаимосвязана со временем выдержки t в процессе аустенизации следующим образом:

(1) когда время выдержки t составляет ≤ 3 мин, слой сплава плакирующего слоя Al-Zn-Mg-Si состоит из верхнего слоя и нижнего слоя, причем первый слой состоит из богатой Al фазы, богатой Zn фазы, и фазы FeAl₃, причем суммарное объемное процентное содержание богатой Zn фазы и фазы FeAl₃ составляет от 20% до 80%; при этом второй слой состоит из фазы FeAl₃ и богатой Zn фазы, и объемное процентное содержание богатой Zn фазы по отношению к общему количеству структур не превышает 5%;

(2) когда время выдержки t составляет >3 мин, слой сплава плакирующего слоя Al-Zn-Mg-Si состоит из одного слоя сплава, который в основном состоит из фазы $FeAl_3$, а также богатой Zn фазы и фазы $MgZn_2$ в фазе $FeAl_3$, и суммарное объемное процентное содержание богатой Zn фазы и фазы $MgZn_2$ по отношению к общему количеству структур составляет 5-50%.

В горячештампованном стальном листе с плакирующим слоем Al-Zn-Mg-Si по настоящему изобретению плакирующий слой Al-Zn-Mg-Si имеет химический состав, исходя из массового процентного содержания: Al: 45-65%, Mg: 0,2-5%, Si: 0,1-3% и остальное Zn и другие неизбежные примеси.

В горячештампованном стальном листе с плакирующим слоем Al-Zn-Mg-Si по настоящему изобретению оксидный слой на поверхности плакирующего слоя стального листа после горячей штамповки содержит оксиды Zn, Al, Mg, Si, и толщина оксидного слоя плакирующего слоя составляет 3 мкм или менее. Оксиды Zn, Al, Mg, Si относятся к смеси оксида цинка, оксида алюминия, оксида магния и оксида кремния.

В горячештампованном стальном листе с плакирующим слоем Al-Zn-Mg-Si по настоящему изобретению основа имеет состав, исходя из массового процентного содержания: C: 0,1%-0,5%; Si: 0,05%-2,0%; Mn: 0,5%-3,0%; P: $\leq 0,1\%$; S: $\leq 0,05\%$; Al: 0,01-0,05%; N: 0,01% или менее, и дополнительно содержит по меньшей мере один элемент из Nb: 0,01%-0,1%, V: 0,01%-1,0%, Mo: 0,01%-1,0%, Ti: 0,01%-0,1%, Cr: 0,01%-1,0%, Ni: 0,01%-1,0% и B: 0,001%-0,01%, и остальное Fe и другие неизбежные примеси.

Горячештампованный стальной лист с плакирующим слоем Al-Zn-Mg-Si для горячей штамповки и формовки получают следующим образом:

- 1) плавка исходного материала для производства стального листа;
- 2) получение литейной заготовки способом непрерывной разливки;
- 3) горячая прокатка: прокатку регулируют после нагрева литейной заготовки до 1100-1250°C, при этом начальная температура прокатки составляет 950-1150°C, конечная температура прокатки составляет 750-900°C, и толщина горячекатаного листа меньше или равна 20 мм;
- 4) сматывание в рулон при температуре 500-850°C после прокатки, при этом структура становится ферритной и перлитной после охлаждения до комнатной температуры;
- 5) травление для удаления окалины из оксида железа, образующейся при горячей прокатке;
- 6) холодная прокатка: при этом стальной рулон подвергают холодной прокатке до толщины 2,0 мм или менее, и степень обжатия при холодной прокатке составляет $\geq 35\%$;

7) непрерывный отжиг и горячее погружение: полученную холоднокатаную полосовую сталь без отжига разворачивают, промывают, нагревают до температуры выдержки 780-850°C и выдерживают в течение 30-200 с, при этом скорость нагрева составляет 1-20°C/с, атмосфера секции нагрева и секции выдержки представляет собой газовую смесь N_2 и H_2 , в которой объемное содержание H_2 составляет 0,5-20%, и точка росы атмосферы отжига составляет -40-10°C; затем стальной лист быстро охлаждают и погружают в цинковую ванну для горячего погружения, при этом температура ванны составляет 565-605°C; стальной лист охлаждают поэтапно после того, как он покидает ванну, чтобы получить стальной лист с покрытием. То есть основу покрывают плакирующим слоем Al-Zn-Mg-Si.

При производстве горячештампованного стального листа температуру ванны на стадии (7) регулируют на уровне 565-605°C. Это связано с тем, что когда температура ванны ниже 565°C, текучесть ванны в цинковой ванне снижается, и становится трудно регулировать толщину плакирующего слоя. Это затрудняет обеспечение однородности плакирующего слоя, особенно когда толщина плакирующего слоя тоньше. Когда температура цинковой ванны превышает 605°C, растворение стального листа в цинковой ванне и окисление в ванне на поверхности цинковой ванны усиливаются, что приведет к увеличению количества донного и поверхностного шлака в ванне во время горячего погружения. Кроме того, если температура ванны превышает 605°C, испарение Zn в устройстве для горячего погружения, таком как печная решетка, усиливается, что приведет к увеличению количества дефектов, таких как цинковая зола, на поверхности стального листа.

В частности, настоящее изобретение четко определяет различный фазовый состав структуры плакирующего слоя стального листа с плакирующим слоем после горячей штамповки при различных временах выдержки. Это связано с тем, что было установлено, что состав каждой фазы в микроструктуре плакирующего слоя имеет наибольшую связь со временем выдержки в процессе аустенизации, и состав различных фаз в плакирующем слое после горячей штамповки оказывает большое влияние на его последующую коррозионную стойкость. Таким образом, на основе большого количества экспериментов в сочетании с последующими способами горячей штамповки настоящее изобретение также определяет способ горячей штамповки для получения структуры с оптимальной коррозионной стойкостью.

Настоящее изобретение также относится к способу горячей штамповки, подходящему для горячештампованного стального листа с плакирующим слоем Al-Zn-Mg-Si, при котором стальной лист подвергают аустенизации, затем подвергают горячей

штамповке и закалке в форме в течение ограниченного периода времени, и горячештапованные детали обладают хорошей коррозионной стойкостью. Способ горячей штамповки включает стадию аустенизации и стадию горячей штамповки и закалки в форме:

стадия аустенизации: стальной лист в качестве основы подают в нагревательную печь с температурой выше A_{c3} , чтобы полностью аустенизировать стальной лист, и выдерживают;

стадия горячей штамповки и закалки в форме: нагретый стальной лист быстро перемещают в форму для горячей штамповки для штамповки и закалки, при этом после завершения горячей штамповки образуется заготовка, и заготовку сначала закалывают и охлаждают в форме, а затем охлаждают до комнатной температуры в форме или охлаждают до комнатной температуры после извлечения из формы.

На вышеуказанной стадии аустенизации температура нагрева и время нагрева стального листа для формования горячей штамповкой были подробно определены, поскольку в результате большого количества исследований было обнаружено, что температура нагрева и время выдержки в процессе аустенизации влияют на микроструктуру лакирующего слоя после нагрева, тем самым оказывая влияние на коррозионную стойкость материала. Если температура нагрева ниже температуры A_{c3} стального листа, стальной лист не может войти в однофазную аустенитную зону и мартенситное превращение не может завершиться во время последующего процесса закалки. Диффузия Al-Fe происходит первой в процессе нагрева. В это время богатая Zn фаза (η -Zn) и фаза $MgZn_2$ исходного лакирующего слоя концентрируются в поверхностном слое на $1/3$ - $1/2$ толщины лакирующего слоя. Когда двухслойная фазовая структура сплава, включающая поверхностный слой, состоящий из богатой Zn фазы (η -Zn), фазы $MgZn_2$ и богатой Al фазы, и граничный слой, состоящий из фазы $AlFe_3$, находится в агрессивной среде из-за более низкого потенциала, богатая Zn фаза или фаза $MgZn_2$ в поверхностном слое может образовывать гальванический элемент с граничным слоем сплава или основой, чтобы играть роль защиты основы жертвенным анодом. Если температура нагрева слишком высока из-за движущей силы диффузии Zn-Fe после полной диффузии Al-Fe, богатая Zn фаза в лакирующем слое диффундирует в границу зерен фазы $AlFe_3$, так что коррозионная стойкость лакирующего слоя значительно уменьшается. Следовательно, температуру нагрева в настоящем изобретении поддерживают на уровне 930°C или менее, но выше температуры A_{c3} .

На вышеуказанной стадии аустенизации время выдержки стального листа для горячей штамповки при аустенизации регулируют на уровне от 1 до 7 минут. Время

выдержки при аустенизации подробно определено, и основным принцип его выбора тот же, что и при выборе указанной выше температуры нагрева. Если время выдержки менее 1 мин, стальной лист не может быть полностью аустенизирован. Если время выдержки слишком велико, плакирующий слой превратится в однослойную структуру сплава с сосуществованием фазы $AlFe_3$ и богатой Zn фазы, что приведет к снижению коррозионной стойкости. Поэтому время выдержки устанавливают на уровне 7 минут или менее. Кроме того, рекомендуется регулировать время выдержки на уровне не более 3 мин.

Кроме того, чтобы избежать трещин в основе, вызванных локальным напряжением и охрупчиванием жидкого металла (сокращенно LME) в процессе горячего формования стального листа с плакирующим слоем Al-Zn-Mg-Si, изобретатели интенсивно изучают способ горячей штамповки, подходящий для горячештампованного стального листа с плакирующим слоем Al-Zn-Mg-Si, цель которого состоит в том, что после того, как стальной лист нагрет до указанной температуры нагрева и выдержан в течение указанного времени выдержки, его подвергают горячей штамповке и закалке в форме, чтобы избежать трещин основы. Способ горячей штамповки включает следующие технологические стадии:

(1) нагрев: подача стального листа с плакирующим слоем Al-Zn-Mg-Si в нагревательную печь, где стальной лист нагревают до температуры T_{Ac3} , которая выше, чем $Ac3$, при скорости нагрева V , большей или равной $5^\circ C/c$ и меньшей или равной $1000^\circ C/c$. Существуют различные способы нагрева, которые являются традиционными технологиями. Температура нагрева T должна удовлетворять следующему соотношению:

$$T_{Ac3} < T < 1,03T_{Ac3} + 2 \times \frac{[Al]}{[Zn]} \times V$$

где $[Al]$ представляет собой процентное содержание Al в плакирующем слое, $[Zn]$ представляет собой процентное содержание Zn в плакирующем слое, V представляет собой скорость нагрева в единицах измерения $^\circ C/c$ во время нагрева;

(2) выдержка: выдержка аустенизированного стального листа, при этом время выдержки t устанавливают так, чтобы оно удовлетворяло следующему уравнению:

$$1 < t < 2,7 \times \frac{[Al]}{[Zn]}$$

где $[Al]$ представляет собой процентное содержание Al в плакирующем слое, $[Zn]$ представляет собой процентное содержание Zn в плакирующем слое, в единицах измерения мин.

(3) горячая штамповка и закалка в форме: быстрое перемещение нагретого стального листа в форму для горячей штамповки для штамповки и закалки, при этом

после завершения горячей штамповки образуется заготовка, и заготовку сначала закаляют и охлаждают в форме, а затем охлаждают до комнатной температуры в форме или охлаждают до комнатной температуры после извлечения из формы. На этой стадии усилие штамповки горячей штамповки устанавливают на уровне 300-1000 тонн, а время выдержки устанавливают на уровне на 3-15 секунд.

Горячештампованный стальной лист с плакирующим слоем Al-Zn-Mg-Si с превосходной коррозионной стойкостью и способ горячей штамповки для его получения по настоящему изобретению дополнительно пояснены и проиллюстрированы со ссылкой на прилагаемые чертежи и нижеследующие примеры.

Основы горячештампованных стальных листов в нижеследующих примерах 1-13 и сравнительных примерах 1-5 имеют следующий элементный состав (масс.%):

C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Ti	B	N
0,22	0,19	1,14	0,006	0,0001	0,05	0,25	0,031	0,0025	0,0040

Остальное представляет собой Fe и другие неизбежные примеси.

Эти горячештампованные стальные листы были изготовлены следующим образом:

1) исходные материалы для изготовления стального листа, содержащего вышеуказанные компоненты, подвергали плавке;

2) способом непрерывной разливки получали литейную заготовку;

3) горячая прокатка: прокатку регулировали после нагрева литой заготовки до 1100-1250°C, при этом начальная температура прокатки составляла 1050°C, конечная температура прокатки составляла 880°C, и толщина горячекатаного листа была меньше или равна 20 мм;

4) лист свертывали в рулон при 550°C после прокатки, при этом структура была ферритной и перлитной после охлаждения до комнатной температуры;

5) лист подвергали травлению для удаления окалина из оксида железа, образующейся при горячей прокатке;

6) холодная прокатка: стальной рулон был подвергнут холодной прокатке до толщины 2,0 мм или менее, и степень обжатия при холодной прокатке составила $\geq 35\%$;

7) непрерывный отжиг и горячее погружение.

Вышеуказанный стальной лист дополнительно обрабатывали для формирования плакирующего слоя для горячештампованных стальных листов. Способ заключался в следующем:

1) предварительная обработка основы: в качестве основы использовали холоднокатаную полосовую сталь толщиной 1,2 мм без отжига, после обезжиривания ее

выдерживали при температуре 780°C в течение 120 с, при этом атмосфера секции нагрева и секции выдержки представляет собой газовую смесь N_2 -5% H_2 , и точка росы атмосферы отжига составляет -40°C.

2) основу погружали в ванну для горячего погружения, температура которой составляла 565-605°C. Химический состав ванны, использованной в каждом примере, указан в таблице 1.

3) после погружения на 3 секунды стальной лист вынимали из ванны. Толщину плакирующего слоя регулировали посредством интенсивности продувки воздушным ножом. Затем стальной лист поэтапно охлаждали. В диапазоне от температуры выхода из ванны до 480°C скорость охлаждения стального листа регулировали на уровне 15-25°C/с; в диапазоне 480-280°C скорость охлаждения стального листа регулировали на уровне 40-60°C/с; после охлаждения до 280°C или ниже стальной лист охлаждали до комнатной температуры в резервуаре для закалки водой.

(8) получали заготовки из стальных листов с плакирующим слоем Al-Zn-Mg-Si с различным составом и соотношениями, полученных на вышеуказанных стадиях, и заготовки переносили в нагревательную печь с температурой выше, чем температура аустенизации стального листа (т.е. температура A_{c3});

(9) стальной лист с плакирующим слоем быстро переносили в форму для горячей штамповки и закалки.

Температура нагрева и время выдержки горячей штамповки приведены в таблицах 1 и 2 соответственно.

Примеры 1-7 и сравнительные примеры 1-3

Стальной лист с плакирующим слоем AlSi сравнительного примера 1, горячештампованный стальной лист с плакирующим слоем из чистого цинка сравнительного примера 2 и стальной лист без плакирующего слоя сравнительного примера 3, приведенные в таблице 1, нагревали до 930°C и выдерживали 3 мин, затем переносили в форму для горячей штамповки и закалки соответственно.

От стальных листов примеров 1-7 и сравнительных примеров 1-3 отбирали образцы. Поверхностную структуру плакирующего слоя анализировали с помощью сканирующего электронного микроскопа Zeiss, а долю фазовой структуры анализировали с помощью EBSD (дифракция обратно рассеянных электронов). Электрохимические испытания проводили на потенциостате Gamry Reference 600 для определения потенциала собственной коррозии каждого стального листа. Электрод сравнения представлял собой насыщенный каломельный электрод, вспомогательный электрод представлял собой

платиновый электрод, образец представлял собой рабочий электрод с испытательной площадью 1 см^2 . Испытание проводили в 3,5% растворе NaCl при комнатной температуре. Перед испытанием рабочий электрод фиксировали и вымачивали в электролите в течение 30 мин для получения стабильного потенциала разомкнутой цепи. Потенциал собственной коррозии плакирующего слоя рассчитывали методом тафелевской аппроксимации полученных потенциодинамических поляризационных кривых с помощью программного обеспечения Gamry Echem Analyst для потенциостата.

Фиг. 1 представляет собой фотографию микроструктуры стального листа с плакирующим слоем в примере 1 по настоящему изобретению перед горячей штамповкой. Как показано на фиг.1, микроструктура плакирующего слоя перед горячей штамповкой состоит из богатой Zn фазы, богатой Al фазы, фазы сплава Mg-Zn, фазы сплава Mg-Si и фазы сплава Fe-Al-Si. Фиг. 2 представляет собой фотографию микроструктуры стального листа с плакирующим слоем в примере 2 по настоящему изобретению после того, как стальной лист был нагрет при 930°C и выдержан в течение 3 мин. Как показано на фиг. 2, плакирующий слой состоит из двух слоев, при этом первый слой состоит из 80% η -Zn+MgZn₂ и 20% AlFe₃, а второй слой состоит из 2% η -Zn+MgZn₂ и 98% AlFe₃. Фиг. 3 представляет собой фотографию микроструктуры стального листа с плакирующим слоем в примере 3 по настоящему изобретению после того, как стальной лист был нагрет при 930°C и выдержан в течение 7 мин. Как показано на фиг.3, видно, что с увеличением времени выдержки плакирующий слой преобразуется из двух слоев в один слой, т.е. плакирующий слой состоит из 20% η -Zn+MgZn₂ и 80% AlFe₃. Фиг. 4 представляет собой фотографию микроструктуры стального листа с плакирующим слоем в примере 6 по настоящему изобретению после того, как стальной лист был нагрет при 900°C и выдержан в течение 3 мин. Как показано на фиг. 4, плакирующий слой состоит из двух слоев, при этом первый слой состоит из 43% η -Zn+MgZn₂, 37% богатой Al фазы и 20% фазы AlFe₃, а второй слой состоит из 100% AlFe₃. Фиг. 5 представляет собой фотографию микроструктуры стального листа с плакирующим слоем в примере 7 по настоящему изобретению после того, как стальной лист был нагрет при 900°C и выдержан в течение 7 мин. Как показано на фиг. 5, плакирующий слой также преобразуется из двух слоев в 35% фазы η -Zn+MgZn₂ и 65% фазы AlFe₃. Все фазовые доли микроструктуры на фиг. 1-5 определены с помощью EBSD.

Таблица 1. Фазовая структура в плакирующем слое и поверхностный потенциал для примеров 1-7 и сравнительных примеров 1-3

	Ингредиенты в плакирующем слое				Доля фазовых структур в плакирующем слое, %					Температура нагрева, °C	Время выдержки, мин	Скорость нагрева V, °C/c	Поверхностный потенциал мВ
	Zn	Al	Mg	Si	Первый слой			Второй слой					
					η-Zn+MgZn ₂	Al	AlFe ₃	η-Zn+MgZn ₂	AlFe ₃				
Пр. 1	42,5	55	2,3	1,2	80	-	20	2	98	930	3	5	-1117
Пр. 2	42,5	55	2,3	1,2	-	-	-	20	80	930	7	50	-951
Пр. 3	39,2	53	5,0	2,8	36	43	21	-	100	850	3	15	-1097
Пр. 4	52,4	45	2,1	0,5	50	36	14	-	100	880	3	15	-1013
Пр. 5	35,3	60	1,7	3,0	42	49	9	-	100	910	1	20	-1105
Пр. 6	33,9	65	0,2	0,9	43	37	20	-	100	900	3	15	-1145
Пр. 7	33,9	65	0,2	0,9	-	-	-	35	65	900	7	20	-947
Ср. пр. 1	-	87	-	13	плакирующий слой AlSi					930	3	20	-505
Ср. пр. 2	100	-	-	-	плакирующий слой GI					930	3	20	-772
Ср. пр. 3	без плакирующего слоя				-					930	3	20	-531

Примечание: «-» в таблице обозначает, что содержание равно 0.

Из таблицы 1 можно видеть, что по сравнению с примерами 1-7 по настоящему изобретению потенциалы собственной коррозии горячештампованного стального листа сравнительных примеров 1-3 выше, чем потенциалы собственной коррозии в примерах по изобретению. В особенности, при сравнении с основой без плакирующего слоя из сравнительного примера 3 (-531 мВ) обнаружено, что потенциал традиционного плакирующего слоя AlSi выше (-505 мВ). Таким образом, оказавшись в агрессивной среде, основа будет подвергаться коррозии раньше, чем плакирующий слой AlSi, что приведет к нарушению защиты плакирующего слоя. Горячештампованный стальной лист с плакирующим слоем из чистого цинка из сравнительного примера 2 имеет потенциал -772 мВ, что ниже, чем у основы без плакирующего слоя. Он может эффективно образовывать гальванические элементы, играя таким образом защитную роль жертвенного анода. Однако по сравнению с примерами 1-7 по настоящему изобретению его потенциал все еще выше. Следовательно, стальные листы с плакирующим слоем в примерах по настоящему изобретению обладают лучшей коррозионной стойкостью для защиты основы после горячей штамповки. Следует отметить, что в случае более короткого времени выдержки для аустенизации его коррозионный потенциал является самым низким, например, пример 1 (-1117 мВ), пример 3 (-1097 мВ), пример 4 (-1013 мВ), пример 5 (-1105 мВ), пример 6 (-1145 мВ), поэтому рекомендуется использовать более короткую температуру выдержки.

Примеры 8-13 и сравнительные примеры 4-5

На основании результатов настоящего изобретения следует избегать контакта между расплавленным цинком и аустенитом, насколько это возможно, на стадии формования, и конкретный способ горячей штамповки по настоящему изобретению заключался в следующем:

(1) нагрев: стальной лист с плакирующим слоем Al-Zn-Mg-Si подавали в нагревательную печь, где стальной лист или стальную полосу нагревали до температуры T_{Ac3} , которая выше, чем $Ac3$, при скорости нагрева V , большей или равной $5^\circ\text{C}/\text{с}$ и меньшей или равной $1000^\circ\text{C}/\text{с}$, и температура нагрева T должна была удовлетворять следующему соотношению:

$$T_{Ac3} < T < 1,03T_{Ac3} + 2 \times \frac{[Al]}{[Zn]} \times V$$

где $[Al]$ представляло собой процентное содержание Al в плакирующем слое, $[Zn]$ представляло собой процентное содержание Zn в плакирующем слое, V представляло собой скорость нагрева в единицах измерения $^\circ\text{C}/\text{с}$ во время нагрева;

(2) выдержка: аустенизированный стальной лист выдерживали, при этом время выдержки t устанавливали так, чтобы оно удовлетворяло следующему уравнению:

$$1 < t < 2,7 \times \frac{[Al]}{[Zn]}$$

где $[Al]$ представляло собой процентное содержание Al в плакирующем слое, $[Zn]$ представляло собой процентное содержание Zn в плакирующем слое, в единицах измерения мин.

(3) горячая штамповка и закалка в форме: нагретый стальной лист быстро перемещали в форму для горячей штамповки для штамповки и закалки, при этом после завершения горячей штамповки образовывалась заготовка, и заготовку сначала закаливали и охлаждали в форме, а затем охлаждали до комнатной температуры в форме или охлаждали до комнатной температуры после извлечения из формы.

От стальных листов примеров 8-13 и сравнительных примеров 4-5 отбирали образцы. Трещины LME основы анализировали с использованием структуры поперечного сечения плакирующего слоя с помощью сканирующего электронного микроскопа Zeiss. На фиг. 6 показана металлографическая структура поперечного сечения стального листа с плакирующим слоем в примере 8 по настоящему изобретению после горячей штамповки. Видно, что основа не имеет трещин LME. На фиг. 7 показана металлографическая структура поперечного сечения стального листа с плакирующим слоем в сравнительном примере 4 для настоящего изобретения после горячей штамповки. На основе наблюдаются

трещины LME глубиной примерно 700 мкм. На фиг. 8 показана морфология места А на фиг. 7 при большом увеличении. Видно, что богатая Zn фаза диффундирует к основе. На фиг. 9 показана морфология места В на фиг. 7 при большом увеличении. Видно, что структура плакирующего слоя явно отличается от структуры примера по изобретению (фиг.6). Плакирующий слой в примерах по изобретению представляет собой двухслойную структуру, содержащую фазу $AlFe_3$, имеющую очень высокую температуру плавления, вблизи матрицы, и богатую Zn фазу, сгруппированную в поверхностном слое плакирующего слоя. Но в сравнительных примерах богатая Zn фаза, имеющая низкую температуру плавления, группируется на границе зерен фазы $FeAl_3$. Основная причина заключается в том, что температура Ac_3 соответствующей разработанной основы в сравнительном примере составляет $825^{\circ}C$, а скорость нагрева печи составляет $V=5^{\circ}C/c$. Исходя из отношения $[Al]/[Zn]$ в составе ванны в таблице 2, можно видеть, что температуры выдержки примеров 8-13 находятся в диапазоне $T_{Ac_3} < T < 1,03T_{Ac_3} + 2 \times V \times [Al]/[Zn]$ и время выдержки находится в диапазоне $1 \leq t < 2,7 \times [Al]/[Zn]$, тогда как температура нагрева и время выдержки в сравнительных примерах превышают диапазон, определенный в настоящем изобретении, что приводит к значительным трещинам LME при горячей штамповке.

Таблица 2. Сравнение LME основы примеров 8-13 и сравнительных примеров 4-5

	Ингредиенты в плакирующем слое, масс.%				Температура нагрева, $^{\circ}C$	Время выдержки, мин	Скорость нагрева V, $^{\circ}C/c$	LME основы
	Zn	Al	Mg	Si				
Пр. 8	42,5	55	2,3	0,2	863	3	10	○
Пр. 9	37,5	57	4,1	1,4	870	4	50	○
Пр. 10	39,2	53	5,0	2,8	870	3	30	○
Пр. 11	52,4	45	2,1	0,5	858	2	20	○
Пр. 12	35,3	60	1,7	3,0	880	5	15	○
Пр. 13	33,9	65	0,2	0,9	910	1	5	○
Ср. пр. 4	42,5	55	2,3	0,2	950	3	5	△
Ср. пр. 5	39,2	53	5,0	2,8	900	8	5	△

Примечание: ○ обозначает отсутствие трещин LME основы, △ обозначает, что в основе имеются трещины LME.

Способ горячей штамповки по настоящему изобретению позволяет избежать растрескивания основы, вызванного охрупчиванием жидкого металла (LME), после штамповки горячештампованного стального листа с плакирующим слоем Al-Zn-Mg-Si, и это имеет большое значение для разработки горячештампованной стали с плакирующим слоем Al-Zn-Mg-Si.

Хотя настоящее изобретение было проиллюстрировано и описано со ссылкой на некоторые предпочтительные воплощения, специалист в данной области техники должен

понимать, что приведенное выше описание представляет собой описание настоящего изобретения с дополнительными подробностями в сочетании с конкретными вариантами воплощения. Не следует считать, что конкретное воплощение настоящего изобретения ограничено этими описаниями. Специалист в данной области техники может изменить его в формах и деталях, включая выполнение ряда простых сокращений или замен, не отклоняясь от сущности и объема настоящего изобретения.

ФОРМУЛА ИЗОБРЕТЕНИЯ

1. Горячештампованный стальной лист с плакирующим слоем Al-Zn-Mg-Si, который содержит основу и плакирующий слой Al-Zn-Mg-Si, нанесенный на основу, причем плакирующий слой Al-Zn-Mg-Si состоит из двух структур в направлении толщины, а именно, оксидного слоя поверхностного слоя и слоя сплава под поверхностным слоем, при этом слой сплава имеет толщину 15-45 мкм,

слой сплава состоит из структуры из верхнего слоя и нижнего слоя, при этом первый слой структуры состоит из богатой Al фазы, богатой Zn фазы, фазы $MgZn_2$ и фазы $FeAl_3$, и суммарное объемное процентное содержание богатой Zn фазы и фазы $FeAl_3$ составляет от 20% до 80%; второй слой структуры состоит из фазы $FeAl_3$, фазы $MgZn_2$ и богатой Zn фазы, и объемное процентное содержание фазы $MgZn_2$ и богатой Zn фазы не превышает 5%; или

слой сплава состоит из одного слоя сплава, который в основном содержит фазу $FeAl_3$, а также богатую Zn фазу и фазу $MgZn_2$ в фазе $FeAl_3$, и суммарное объемное процентное содержание богатой Zn фазы и фазы $MgZn_2$ составляет 5%-50%.

2. Горячештампованный стальной лист с плакирующим слоем Al-Zn-Mg-Si по п.1, в котором исходная структура плакирующего слоя Al-Zn-Mg-Si стального листа перед горячей штамповкой состоит из богатой Zn фазы, богатой Al фазы, фазы $FeAl_3$, фазы $MgZn_2$ и слоя сплава Fe-Al-Si, и толщина плакирующего слоя Al-Zn-Mg-Si составляет 8-30 мкм.

3. Горячештампованный стальной лист с плакирующим слоем Al-Zn-Mg-Si по п.1, в котором оксидный слой содержит оксид Zn, оксид Al, оксид Mg и оксид Si, и толщина оксидного слоя составляет не более 3 мкм.

4. Горячештампованный стальной лист с плакирующим слоем Al-Zn-Mg-Si по п.1, в котором слой сплава состоит из структуры из верхнего слоя и нижнего слоя, при этом первый слой структуры состоит из богатой Al фазы, богатой Zn фазы, фазы $MgZn_2$ и фазы $FeAl_3$, и суммарное объемное процентное содержание богатой Zn фазы, фазы $MgZn_2$ и фазы $FeAl_3$ составляет от 50% до 100%; второй слой структуры состоит из фазы $FeAl_3$, фазы $MgZn_2$ и богатой Zn фазы, и объемное процентное содержание фазы $MgZn_2$ и богатой Zn фазы не превышает 5%.

5. Горячештампованный стальной лист с плакирующим слоем Al-Zn-Mg-Si по любому из пп.1-3, в котором слой сплава состоит из одного слоя сплава, который в основном содержит фазу $FeAl_3$, а также богатую Zn фазу и фазу $MgZn_2$ в фазе $FeAl_3$, и суммарное объемное процентное содержание богатой Zn фазы и фазы $MgZn_2$ составляет 15%-40%.

6. Горячештампованный стальной лист с плакирующим слоем Al-Zn-Mg-Si по любому из пп.1-5, в котором богатая Zn фаза и фаза $MgZn_2$ концентрируются на уровне 1/3-1/2 толщины плакирующего слоя.

7. Горячештампованный стальной лист с плакирующим слоем Al-Zn-Mg-Si по любому из пп.1-6, в котором плакирующий слой Al-Zn-Mg-Si имеет химический состав, исходя из массового процентного содержания: Al: 45-65%, Mg: 0,2-5%, Si: 0,1-3% и остальное Zn и другие неизбежные примеси, предпочтительно плакирующий слой Al-Zn-Mg-Si имеет химический состав, исходя из массового процентного содержания: Al: 45-65%, Mg: 0,2-5%, Si: 0,5-3% и остальное Zn и другие неизбежные примеси.

8. Горячештампованный стальной лист с плакирующим слоем Al-Zn-Mg-Si по любому из пп.1-7, в котором основа имеет состав, исходя из массового процентного содержания: C: 0,1%-0,5%; Si: 0,05%-2,0%; Mn: 0,5%-3,0%; P: $\leq 0,1\%$; S: $\leq 0,05\%$; Al: 0,01-0,05%; N: 0,01% или менее, и дополнительно содержит по меньшей мере один из Nb: 0,01%-0,1%, V: 0,01%-1,0%, Mo: 0,01%-1,0%, Ti: 0,01%-0,1%, Cr: 0,01%-1,0%, Ni: 0,01%-1,0% и B: 0,001%-0,01%, и остальное Fe и другие неизбежные примеси.

9. Горячештампованный стальной лист с плакирующим слоем Al-Zn-Mg-Si по п.8, в котором основа имеет состав, исходя из массового процентного содержания: C: 0,1%-0,3%; Si: 0,05-0,3%; Mn: 0,8-1,5%; P: $\leq 0,01\%$; S: $\leq 0,0005\%$; Al: 0,01-0,05%; N: 0,01% или менее, и дополнительно содержит по меньшей мере один из: Nb: 0,01%-0,1%, V: 0,01%-1,0%, Mo: 0,01%-1,0%, Ti: 0,01%-0,1%, Cr: 0,1-0,4%, Ni: 0,01%-1,0% и B: 0,001%-0,01%, и остальное Fe и другие неизбежные примеси.

10. Горячештампованный стальной лист с плакирующим слоем Al-Zn-Mg-Si по п.8, в котором основа имеет состав, исходя из массового процентного содержания: C: 0,1%-

0,3%, Si: 0,05-0,3%, Mn: 0,8-1,5%, P: $\leq 0,01\%$, S: $\leq 0,0005\%$, Al: 0,01-0,05%, N: 0,01% или менее, Ti: 0,01%-0,1%, Cr: 0,1-0,4% и В: 0,001-0,01%, и остальное Fe и другие неизбежные примеси.

11. Способ горячей штамповки для горячештампованного стального листа с плакирующим слоем Al-Zn-Mg-Si, включающий следующие технологические стадии:

(1) нагрев: подача стального листа с плакирующим слоем Al-Zn-Mg-Si в нагревательную печь, где стальной лист нагревают до температуры T_{Ac3} , которая выше, чем $Ac3$, при скорости нагрева V , большей или равной $5^\circ\text{C}/\text{с}$ и меньшей или равной $1000^\circ\text{C}/\text{с}$, и при этом температура нагрева T должна удовлетворять следующему соотношению:

$$T_{Ac3} < T < 1,03T_{Ac3} + 2 \times \frac{[Al]}{[Zn]} \times V$$

где $[Al]$ представляет собой процентное содержание Al в плакирующем слое, $[Zn]$ представляет собой процентное содержание Zn в плакирующем слое, V представляет собой скорость нагрева в единицах измерения $^\circ\text{C}/\text{с}$ во время нагрева;

(2) выдержка: выдержка аустенизированного стального листа, при этом время выдержки t устанавливают так, чтобы оно удовлетворяло следующему уравнению:

$$1 < t < 2,7 \times \frac{[Al]}{[Zn]}$$

где $[Al]$ представляет собой процентное содержание Al в плакирующем слое, $[Zn]$ представляет собой процентное содержание Zn в плакирующем слое, в единицах измерения мин.

(3) горячая штамповка и закалка в форме: быстрое перемещение нагретого стального листа в форму для горячей штамповки для штамповки и закалки, при этом после завершения горячей штамповки образуется заготовка, и заготовку сначала закалывают и охлаждают в форме, а затем охлаждают до комнатной температуры в форме или охлаждают до комнатной температуры после извлечения из формы.

12. Способ горячей штамповки для горячештампованного стального листа с плакирующим слоем Al-Zn-Mg-Si по п.11, в котором

температуру аустенизации горячештампованного стального листа на стадии (1) поддерживают на уровне 930°C или менее, и выше температуры $Ac3$, и/или

время выдержки для аустенизации горячештампованного стального листа на стадии (2) регулируют на уровне от 1 минуты до 7 минут, или время выдержки на стадии (2) регулируют на уровне более 1 минуты и менее 3 минут, и/или

время выдержки горячей штамповки на стадии (3) составляет 3-15 секунд, а усилие штамповки составляет 300-1000 тонн.

13. Способ горячей штамповки для горячештампованного стального листа с плакирующим слоем Al-Zn-Mg-Si по п.11, в котором плакирующий слой Al-Zn-Mg-Si имеет химический состав, исходя из массового процентного содержания: Al: 45-65%, Mg: 0,2-5%, Si: 0,5-3% и остальное Zn и другие неизбежные примеси.

14. Способ горячей штамповки для горячештампованного стального листа с плакирующим слоем Al-Zn-Mg-Si по п.11, в котором основа горячештампованного стального листа имеет состав, исходя из массового процентного содержания: C: 0,1%-0,5%; Si: 0,05%-2,0%; Mn: 0,5%-3,0%; P: \leq 0,1%; S: \leq 0,05%; Al: 0,01-0,05%; N: 0,01% или менее, и дополнительно содержит по меньшей мере один из Nb: 0,01%-0,1%, V: 0,01%-1,0%, Mo: 0,01%-1,0%, Ti: 0,01%-0,1%, Cr: 0,01%-1,0%, Ni: 0,01%-1,0%, B: 0,001%-0,01%, и остальное Fe и другие неизбежные примеси, предпочтительно основа имеет состав, исходя из массового процентного содержания: C: 0,1%-0,3%; Si: 0,05-0,3%; Mn: 0,8-1,5%; P: \leq 0,01%; S: \leq 0,0005%; Al: 0,01-0,05%; N: 0,01% или менее, и дополнительно содержит по меньшей мере один из: Nb: 0,01%-0,1%, V: 0,01%-1,0%, Mo: 0,01%-1,0%, Ti: 0,01%-0,1%, Cr: 0,1-0,4%, Ni: 0,01%-1,0%, B: 0,001%-0,01%, и остальное Fe и другие неизбежные примеси, более предпочтительно основа имеет состав, исходя из массового процентного содержания: C: 0,1%-0,3%, Si: 0,05-0,3%, Mn: 0,8-1,5%, P: \leq 0,01%, S: \leq 0,0005%, Al: 0,01-0,05%, N: 0,01% или менее, Ti: 0,01%-0,1%, Cr: 0,1-0,4% и B: 0,001-0,01%, и остальное Fe и другие неизбежные примеси.

15. Способ горячей штамповки для горячештампованного стального листа с плакирующим слоем Al-Zn-Mg-Si по п.11, в котором горячештампованный стальной лист с плакирующим слоем Al-Zn-Mg-Si получают способом, включающим следующие стадии:

- 1) плавка исходного материала для производства стального листа;
- 2) получение литейной заготовки способом непрерывной разливки;
- 3) горячая прокатка: прокатку регулируют после нагрева литейной заготовки до 1100-1250°C, при этом начальная температура прокатки составляет 950-1150°C, конечная

температура прокатки составляет 750-900°C, и толщина горячекатаного листа меньше или равна 20 мм;

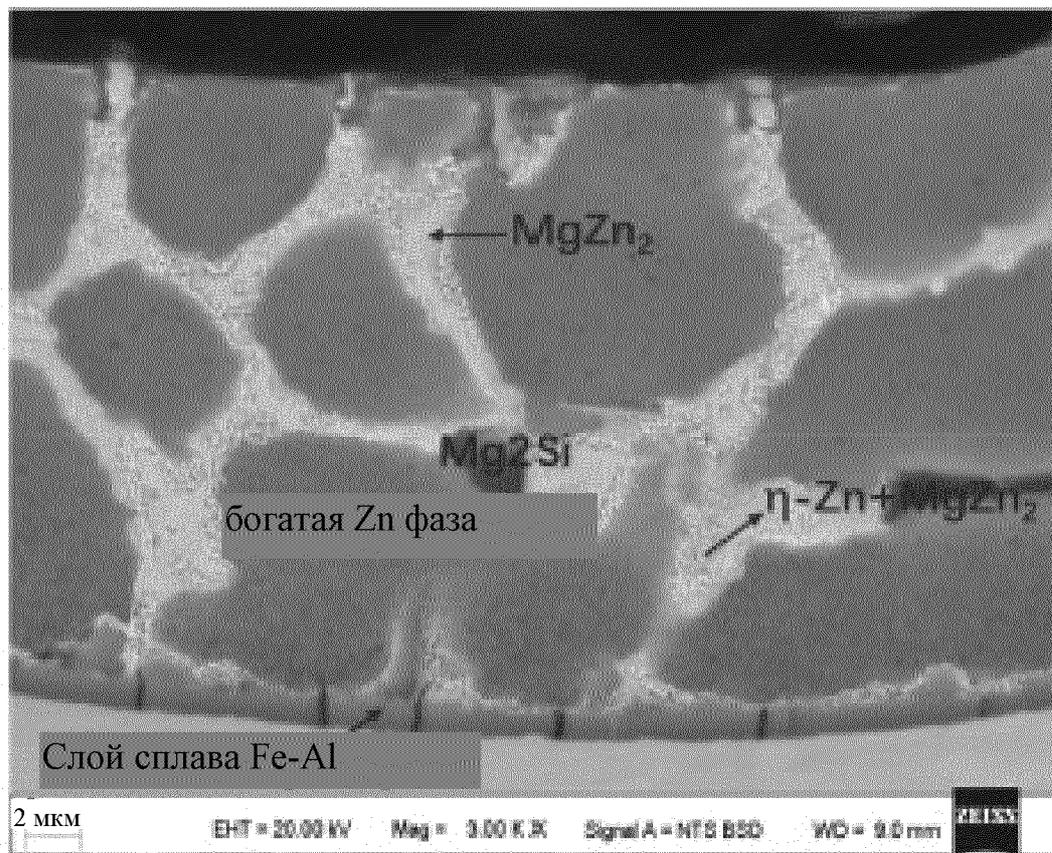
4) сматывание в рулон при температуре 500-850°C после прокатки, при этом структура становится ферритной и перлитной после охлаждения до комнатной температуры;

5) травление для удаления окалины из оксида железа, образующейся при горячей прокатке;

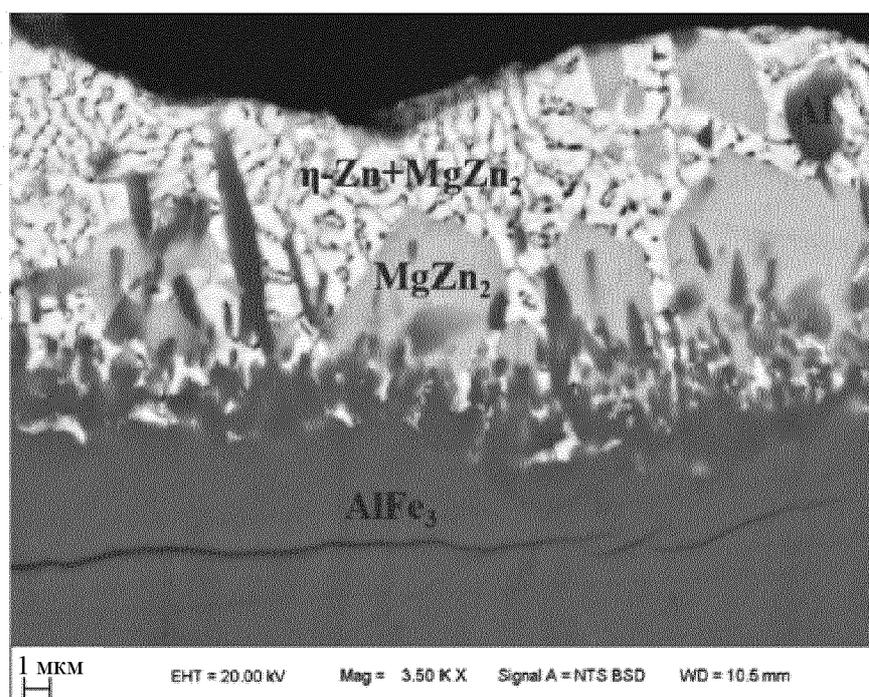
6) холодная прокатка: при этом стальной рулон подвергают холодной прокатке до толщины 2,0 мм или менее, и степень обжатия при холодной прокатке составляет $\geq 35\%$;

7) непрерывный отжиг и горячее погружение: полученную холоднокатаную полосовую сталь без отжига разворачивают, промывают, нагревают до температуры выдержки 780-850°C и выдерживают в течение 30-200 с, при этом скорость нагрева составляет 1-20°C/с, атмосфера секции нагрева и секции выдержки представляет собой газовую смесь N_2 и H_2 , в которой объемное содержание H_2 составляет 0,5-20%, и точка росы атмосферы отжига составляет -40-10°C; затем стальной лист погружают в цинковую ванну для горячего погружения, при этом температура ванны имеет диапазон 565-605°C; стальной лист охлаждают поэтапно после того, как он покидает ванну, чтобы получить плакированный стальной лист, где плакирующий слой Al-Zn-Mg-Si нанесен на основу;

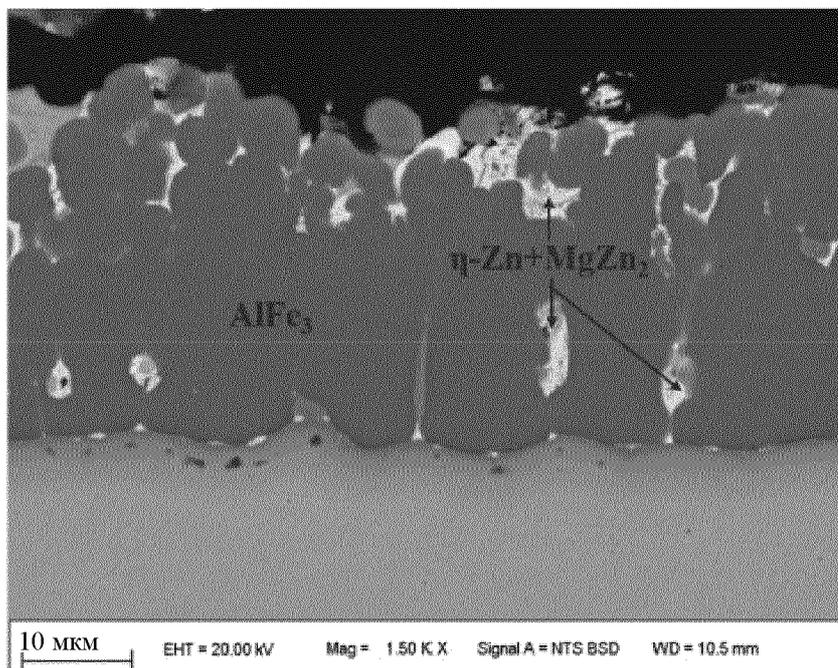
предпочтительно поэтапное охлаждение включает: в диапазоне от температуры выхода из ванны до 480°C скорость охлаждения стального листа регулируют на уровне 15-25°C/с; в диапазоне 480-280°C скорость охлаждения стального листа регулируют на уровне 40-60°C/с; после охлаждения до 280°C или ниже стальной лист охлаждают до комнатной температуры в резервуаре для закалки водой.



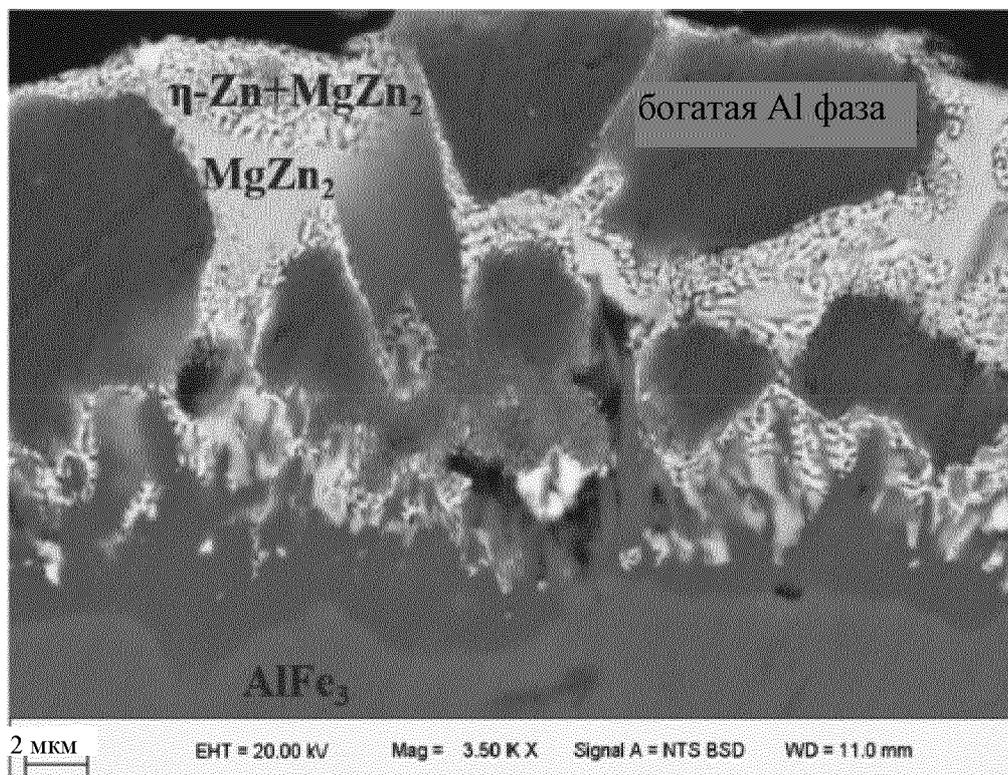
Фиг. 1



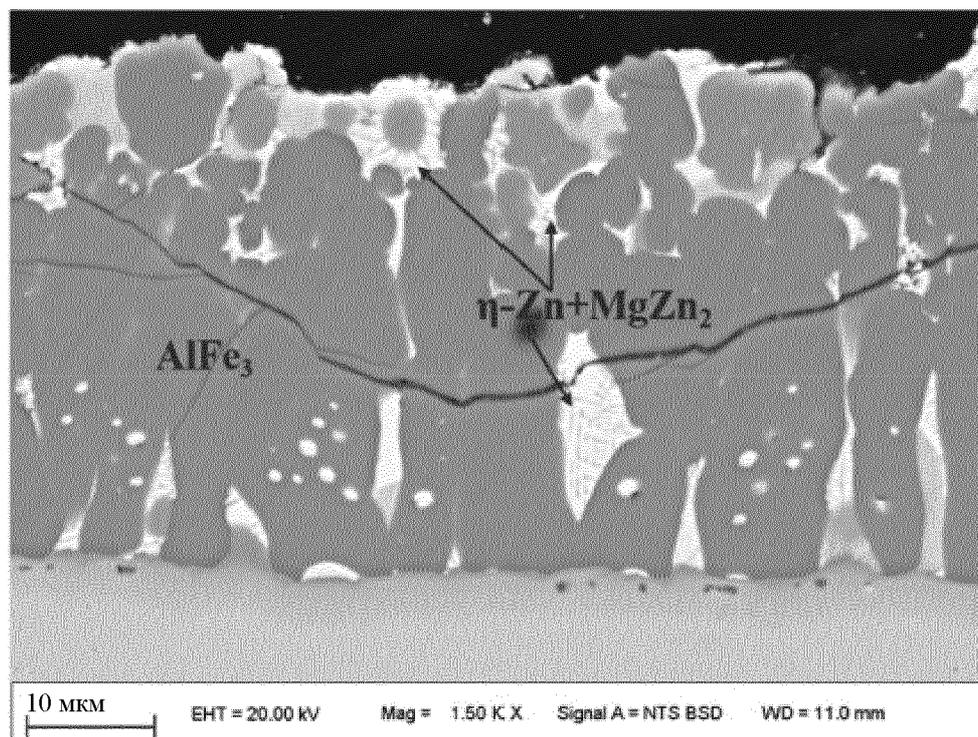
Фиг. 2



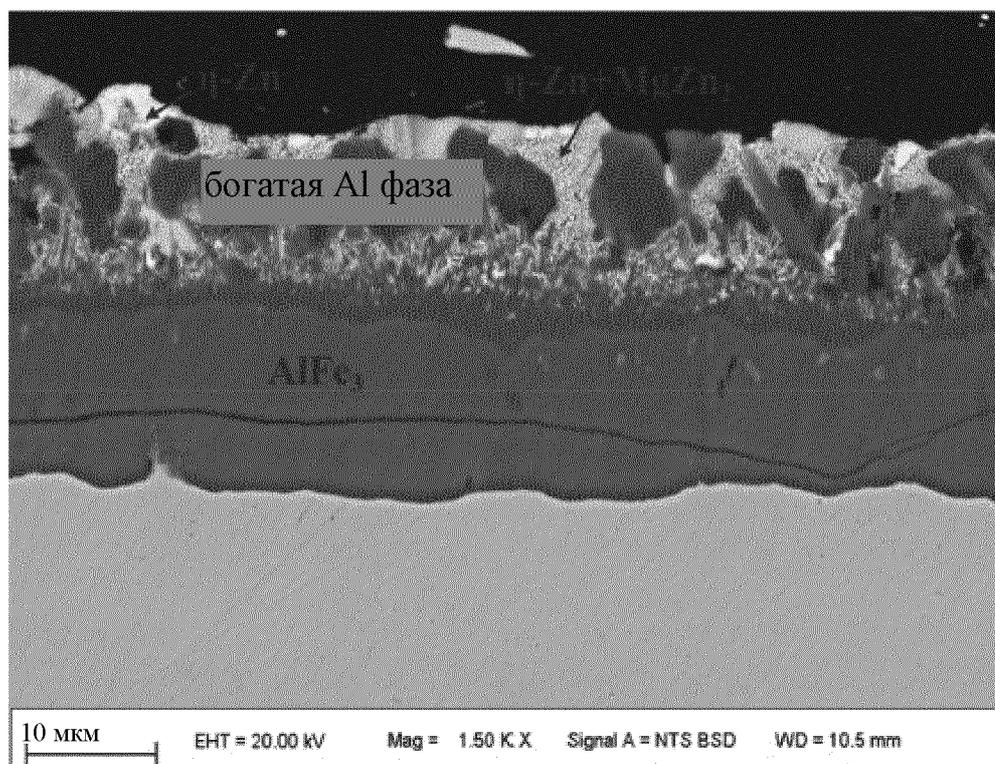
Фиг. 3



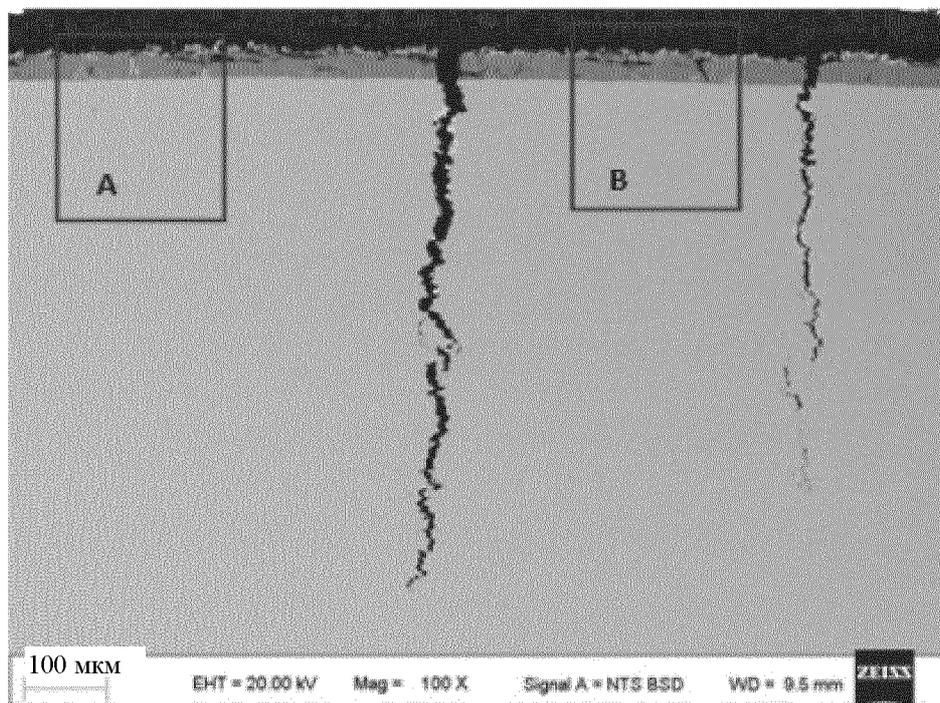
Фиг. 4



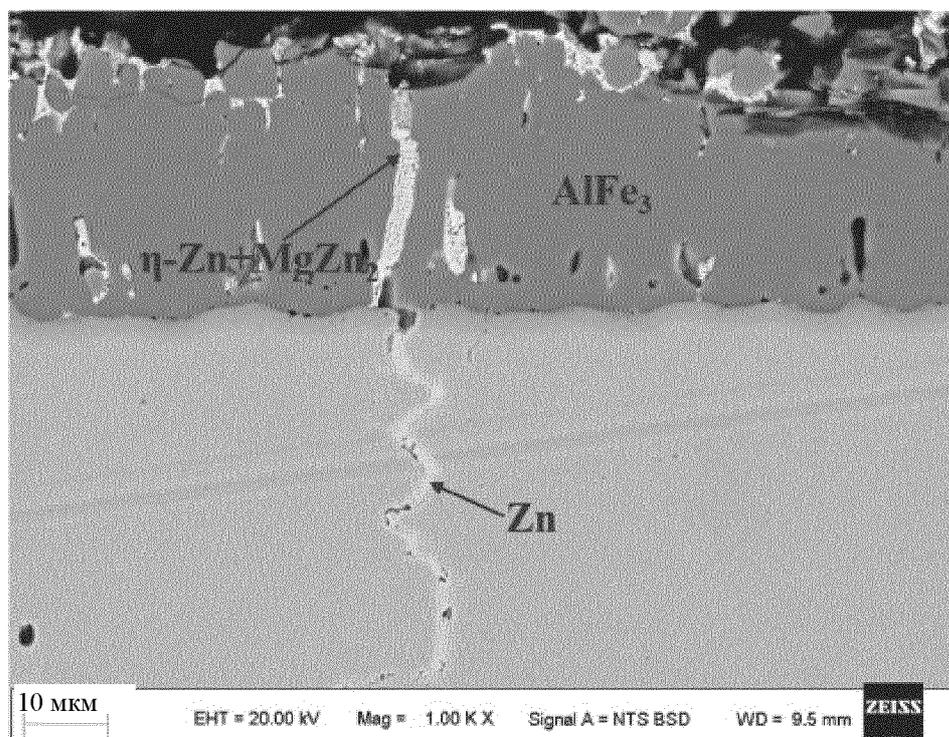
Фиг. 5



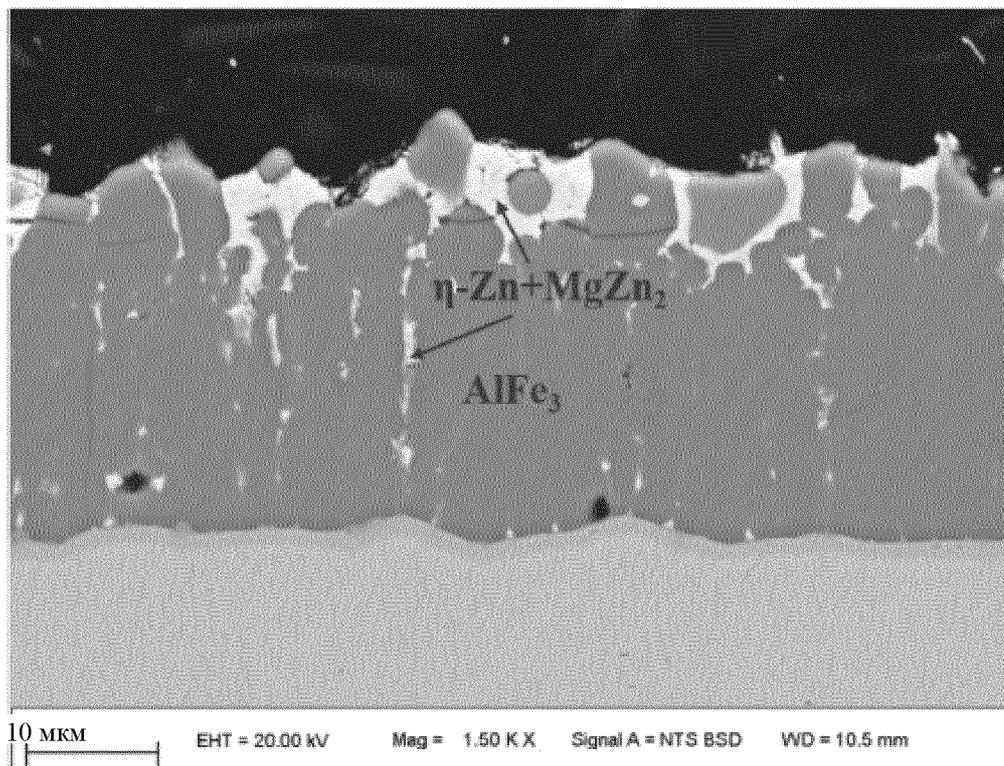
Фиг. 6



Фиг. 7



Фиг. 8



Фиг. 9