

(19)日本国特許庁(JP)

(12)特許公報(B2)

(11)特許番号  
特許第7684963号  
(P7684963)

(45)発行日 令和7年5月28日(2025.5.28)

(24)登録日 令和7年5月20日(2025.5.20)

(51)国際特許分類	F I
C 2 1 D 9/00 (2006.01)	C 2 1 D 9/00 A
C 2 1 D 1/18 (2006.01)	C 2 1 D 1/18 C
C 2 1 D 9/46 (2006.01)	C 2 1 D 9/46 J
C 2 2 C 38/00 (2006.01)	C 2 1 D 9/46 P
C 2 2 C 38/38 (2006.01)	C 2 2 C 38/00 3 0 1 T
請求項の数 11 (全26頁) 最終頁に続く	

(21)出願番号	特願2022-531073(P2022-531073)	(73)特許権者	500252006
(86)(22)出願日	令和2年11月27日(2020.11.27)		タタ、スチール、アイモイデン、ベス
(65)公表番号	特表2023-503360(P2023-503360 A)		ローテン、フェンノートシャップ
(43)公表日	令和5年1月27日(2023.1.27)		TATA STEEL IJMU IDEN BV
(86)国際出願番号	PCT/EP2020/083809		オランダ国1951、イエーゼット、フェルゼン - ノールト、ウェンケパフストラート、1
(87)国際公開番号	WO2021/105486	(74)代理人	100120031
(87)国際公開日	令和3年6月3日(2021.6.3)		弁理士 宮嶋 学
審査請求日	令和5年11月24日(2023.11.24)	(74)代理人	100120617
(31)優先権主張番号	19211953.5		弁理士 浅野 真理
(32)優先日	令和1年11月27日(2019.11.27)	(74)代理人	100172557
(33)優先権主張国・地域又は機関	欧州特許庁(EP)		弁理士 鈴木 啓靖
		(72)発明者	ラダカンタ、ラナ
最終頁に続く			

(54)【発明の名称】 鋼物品にホットプレス成形する方法及び鋼物品

(57)【特許請求の範囲】

【請求項1】

亜鉛又は亜鉛合金コーティング鋼ストリップから鋼物品にホットプレス成形する方法であって、

鋼ストリップが、重量%で、以下の組成：

C : 0 . 0 5 ~ 0 . 3 ;

M n : 3 . 0 ~ 1 2 . 0 ;

A l : 0 . 0 4 ~ 3 . 0 ;

場合により、以下の追加の合金元素：

S i : 1 . 5 未満

C r : 2 . 0 未満

V : 0 . 1 未満

N b : 0 . 1 未満

T i : 0 . 1 未満

M o : 0 . 5 未満

のうちの1種又は2種以上；

不可避的不純物；及び

F e : 残部

を有し、

亜鉛又は亜鉛合金コーティング鋼ストリップを製造する方法が、以下の工程：

溶融鋼をスラブに鑄造する工程；  
 スラブを1150 超の温度に再加熱し、その温度で60分間以上保持する工程；  
 鋼をストリップに熱間圧延する工程；  
 熱間圧延鋼ストリップを巻き取る工程；  
 熱間圧延鋼ストリップを酸洗いする工程；  
 場合により、酸洗いした熱間圧延鋼ストリップを冷間圧延鋼ストリップに冷間圧延する工程、ここで、

冷間圧延の場合、巻き取って酸洗いした後の熱間圧延ストリップは、温度TBで時間PBの間、バッチアニーリングに供され、

温度TB及び時間PBは、室温まで冷却した後の鋼におけるミクロ組織が60体積%超のフェライトを示すように選択される；

アニーリング熱サイクルに従ってストリップを連続アニーリングする工程、ここで、鋼ストリップの温度は、加熱セクションにおいて上昇し、次いで、均熱セクションにおける均熱のために比較的安定したレベルに留まり、

均熱雰囲気は、TMIN~TMAXの温度で維持され、

TMINは、(TMAX - 100)であり、

連続アニーリングは、アニーリング熱サイクルにおいて鋼ストリップの温度を低下させる時点で終了とみなされ、

TMAXは、(Ac3 - 100)及び700のうち最も低い温度以下であり、

均熱雰囲気の露点は、-40~-10であり、

連続アニーリングは、加熱セクションにおいて、500~3000体積ppmの酸素含有量を有するアニーリング雰囲気で鋼ストリップを予備酸化することを含み、

均熱雰囲気は、還元雰囲気であり、

加熱セクションの時間と均熱セクションの時間とからなる連続アニーリングの時間は、150秒以上である；

鋼ストリップを亜鉛又は亜鉛合金で溶融亜鉛めっきする工程、ここで、

浸漬時間は、3秒以上であり、

溶融浴において浴温度は420~500に維持され、

亜鉛浴は、本質的に亜鉛を含むとともに、少なくとも0.1重量%のAlであって、場合により最大5重量%であるAlと、場合により最大4重量%のMgとを含み、浴の残部は、追加の元素及び不可避免的不純物を含み、追加の元素は、それぞれ独立して、0.3重量%未満である；

を含み、

鋼物品にホットプレス成形する方法が、以下の工程：

溶融亜鉛又は亜鉛合金コーティング鋼ストリップから切り出したブランクを準備する工程；

ブランクを(Ac3 - 300)~750のブランク温度TRHに再加熱する工程；

ブランクをTRHで3分超15分以下の間均熱する工程；

ブランクを30秒以内にプレスに移送する工程；

プレスにおいて鋼物品に成形し、次いで、鋼物品を冷却する工程；

プレスから鋼物品を取り出す工程

を含む、方法。

#### 【請求項2】

Mn含有量が、6.0重量%以上である、請求項1に記載の方法。

#### 【請求項3】

スラブを1200 超の温度に再加熱し、その温度で60分間以上保持する、請求項1又は2に記載の方法。

#### 【請求項4】

スラブを一定の温度に再加熱し、その温度で120分間以上保持する、請求項1~3のいずれか一項に記載の方法。

10

20

30

40

50

## 【請求項 5】

TRHが(Ac3 - 300) ~ 700 である、請求項 1 ~ 4 のいずれか一項に記載の方法。

## 【請求項 6】

ブランクを 10 ~ 15 秒以内にプレスに移送する、請求項 1 ~ 5 のいずれか一項に記載の方法。

## 【請求項 7】

鋼ストリップからホットプレス成形された溶融亜鉛又は亜鉛合金コーティング鋼物品であって、

ホットプレス成形された溶融亜鉛又は亜鉛合金コーティング鋼物品は、体積%で、

フェライト：30%以上；

残留オーステナイト：20%以上；

ミクロ組織の残部であるマルテンサイト：40%以下(0%を含む)

を含むミクロ組織を有し、

鋼ストリップは、重量%で、以下の組成：

C：0.05 ~ 0.3；

Mn：3.0 ~ 12.0；

Al：0.04 ~ 3.0；

場合により、以下の追加の合金元素：

Si：1.5未満

Cr：2.0未満

V：0.1未満

Nb：0.1未満

Ti：0.1未満

Mo：0.5未満

のうちの1種又は2種以上；

不可避的不純物；及び

Fe：残部

を有し、

ホットプレス成形された溶融亜鉛又は亜鉛合金コーティング鋼物品の接触抵抗は、0.084 m ~ 0.179 m である、ホットプレス成形された溶融亜鉛又は亜鉛合金コーティング鋼物品。

## 【請求項 8】

ミクロ組織のフェライト含有量が、40%以上である、請求項 7 に記載のホットプレス成形された溶融亜鉛又は亜鉛合金コーティング鋼物品。

## 【請求項 9】

ミクロ組織の残留オーステナイト含有量が、30%以上である、請求項 7 又は 8 に記載のホットプレス成形された溶融亜鉛又は亜鉛合金コーティング鋼物品。

## 【請求項 10】

以下の特性：

降伏強度：800 MPa 以上；

引張強度：820 MPa 以上；

全伸び：10%以上；

厚み 1.0 mm における最小曲げ角度：80°以上

を有する、請求項 7 ~ 9 のいずれか一項に記載のホットプレス成形された溶融亜鉛又は亜鉛合金コーティング鋼物品。

## 【請求項 11】

ホットプレス成形された溶融亜鉛又は亜鉛合金コーティング鋼物品が、溶融亜鉛コーティング層が設けられた鋼基材で構成され、前記鋼基材の微小亀裂の長さが 5 μm 以下である、請求項 7 ~ 10 のいずれか一項に記載のホットプレス成形された溶融亜鉛又は亜鉛合

10

20

30

40

50

金コーティング鋼物品。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本発明は、連続アニーリング後に亜鉛又は亜鉛合金でコーティングした鋼から鋼物品にホットプレス成形する方法、及び亜鉛又は亜鉛合金コーティング鋼をホットプレス成形して製造された溶融亜鉛又は亜鉛合金コーティング鋼物品に関する。

【背景技術】

【0002】

ホットプレス成形は、ホットスタンピング、熱間成形、プレススタンピング、プレス硬化とも呼ばれ、鋼ブランクを成形し、硬化させて、最終成形物品又は最終成形部品にする技術である。

【0003】

一般に、鋼ブランクは、オーステナイト化温度、通常は870～940に再加熱され、その温度で均熱され、次いで、プレスダイ中で成形及びプレス焼入れされる。鋼を完全にオーステナイト化し、すべての炭化物を溶融させるためには、高温が必要である。プレス焼入れは、鋼基材中に強固なマルテンサイト構造をもたらす。二相構造を形成するために変態区間範囲 (intercritical range) で熱間成形を実施した場合であっても、再加熱温度は760以上である。

【0004】

コーティングされていない鋼ブランクの熱間成形は酸化をもたらすことが知られている。この影響を低減するために、Zn及びAlベースのコーティングが適用されている。耐食性の観点から、Znベースのコーティングはまた、電気防食 (galvanic protection) も提供するため、好ましい場合がある。しかしながら、Zn及びZn-Fe化合物の低い溶融温度及び高い再加熱温度のために、表面亀裂が熱間成形中に発生する場合があります。亀裂は亜鉛の粒界浸透 (grain boundary penetration) に関連する。探求されてきたこの問題を解決するための1つのルートは、Znコーティングの改変である。

【0005】

現在の(超)高強度の熱間成形製品の使用中の延性は、プレス焼入れによって得られたマルテンサイト又はマルテンサイト-ベイナイトのミクロ組織のために、非常に低い(8%未満)。熱間成形製品におけるマルテンサイトミクロ組織は、主に必要な強度レベル(1000MPa超)を実現することを目的とする。しかしながら、熱間成形製品に関するそのようなミクロ組織は、最大でわずか約6%の全伸びをもたらすのみである。単相マルテンサイトのミクロ組織は、良好な曲げ性(例えば、1000MPaレベルで100°超、1500MPaレベルで約50°)をもたらすことができるが、これらの製品の衝突エネルギー吸収能力は、全伸びが低いために低い。US2016/0312323A1から、とりわけ超高強度のコーティングされていない鋼を製造する方法が知られている。この既知の方法は、炭素及び2.5重量%超のマンガンを含む鉄合金を準備する工程、第一温度で鉄合金をアニーリングしてアニーリング合金を形成し、第二温度でアニーリング合金を熱間成形して変態区間又はオーステナイト構造 (intercritical or austenite structure) を形成し、こうしてアニーリングしたオーステナイト合金を冷却して超高強度鋼を形成する工程を含む。一実施形態において、アニーリング合金は、変態区間アニーリング温度範囲 (intercritical annealing temperature range) で熱間成形に供される。別の実施形態において、熱間成形温度は、オーステナイト化アニーリング範囲にある。均熱時間は約1分～約10分である。実施例では、冷間圧延シートの連続アニーリング工程の後に、実際の変形を誘発することなく、熱間成形の熱サイクルがシミュレートされた。US2016/0312323A1には、連続アニーリングの方法及び鋼ストリップへのコーティングの適用方法は、記載されていない。EP18155866には、3.1重量%超のMnを含むZn又はZn合金コーティングされた鋼ブランクを熱間成形する方法であって、わずか3分以内の均熱時間を採用する方法が記載されている。EP181558

10

20

30

40

50

66では、鋼ストリップをZn又はZn合金でコーティングする方法は記載されておらず、再加熱中の3分超の均熱時間は考慮されていない。効果的な拡散が行われるためには、より長い均熱時間が比較的大量のMnを含む鋼について好ましい。

【発明の概要】

【0006】

本発明の目的は、(微小)亀裂が発生するリスクを低減しながら、(超)高強度鋼に対する亜鉛ベースのコーティングによって提供されるホットプレス成形鋼ストリップ物品に対して電気防食を提供することである。

【0007】

本発明の別の目的は、大量のMnを含む鋼ストリップのZn又はZn合金コーティングを可能にする溶融亜鉛めっきプロセスを提供すると同時に、最終製品において高い延性を達成するための所望のマイクロ組織をもたらす連続アニーリングプロセスを提供することである。

10

【0008】

本発明の別の目的は、室温で高強度及び高変形性を有する、ホットプレス成形された溶融亜鉛又は亜鉛合金コーティング鋼物品を提供することである。

【図面の簡単な説明】

【0009】

【図1】図1は、連続アニーリング - 溶融亜鉛めっきサイクル及びそれに続く熱間成形サイクルを示す概略図である。

20

【図2】図2は、熱間成形後の微小亀裂検査用の抽出サンプル((a)実際の形状のプロファイル(-shaped profile)(b)概略的な位置)を示す図である。

【発明を実施するための形態】

【0010】

したがって、本発明による方法は、亜鉛又は亜鉛合金コーティング鋼ストリップから鋼物品にホットプレス成形する方法であって、

鋼ストリップが、重量%で、以下の組成：

C：0.05～0.3；

Mn：3.0～12.0；

Al：0.04～3.0；

30

場合により、以下の追加の合金元素：

Si：1.5未満

Cr：2.0未満

V：0.1未満

Nb：0.1未満

Ti：0.1未満

Mo：0.5未満

のうちの1種又は2種以上；

不可避的不純物(例えば、S：30重量ppm未満、P：0.04未満)；及び

Fe：残部

40

を有し、

亜鉛又は亜鉛合金コーティング鋼ストリップを製造する方法が、以下の工程：

溶融鋼をスラブに鋳造する工程；

スラブを1150 超の温度に再加熱し、その温度で60分間以上保持する工程；

鋼をストリップに、好ましくは温度Ar3を超える出口仕上げ熱間圧延温度FRTで、熱間圧延する工程、ここで、Ar3は、冷却の間に鋼中でフェライト変態が開始する温度を示す；

熱間圧延鋼ストリップを巻き取る工程；

熱間圧延鋼ストリップを酸洗いする工程；

場合により、酸洗いした熱間圧延鋼ストリップを冷間圧延鋼ストリップに冷間圧延する

50

工程、ここで、

冷間圧延の場合、巻き取って酸洗いした後の熱間圧延ストリップは、温度  $T_B$  で時間  $P_B$  の間、バッチアニーリングに供され、

温度  $T_B$  及び時間  $P_B$  は、室温まで冷却した後の鋼におけるミクロ組織が 60 体積 % 超のフェライトを示すように選択され、好ましい実施形態において、温度  $T_B$  及び時間  $P_B$  は、温度  $T_B$  が 650 以下であり、且つ、時間  $P_B$  が 24 時間以上であるように選択される；

アニーリング熱サイクルに従ってストリップを連続アニーリングする工程、ここで、

鋼ストリップの温度は、加熱セクションにおいて上昇、好ましくは加熱セクションにおいて 1 ~ 15 / 秒の速度で上昇し、次いで、均熱セクションにおける均熱のために比較的安定したレベルに留まり、

均熱雰囲気は、 $T_{MIN} \sim T_{MAX}$  の温度で維持され、

$T_{MIN}$  は、 $(T_{MAX} - 100)$  であり、

連続アニーリングは、アニーリング熱サイクルにおいて鋼ストリップの温度を低下させる時点、好ましくは、0.5 ~ 10 / 秒の速度で低下させる時点で終了とみなされ、

$T_{MAX}$  は、 $(Ac3 - 100)$  及び 700 のうち最も低い温度以下であり、

均熱雰囲気の露点は、 $-40 \sim -10$  であり、

連続アニーリングは、加熱セクションにおいて、500 ~ 3000 体積 ppm の酸素含有量を有するアニーリング雰囲気中で鋼ストリップを予備酸化することを含み、

均熱雰囲気は、還元雰囲気であり、好ましくは窒素中に 1 ~ 15 体積 % の水素を含む還元雰囲気であり、

加熱セクションの時間と均熱セクションの時間とからなる連続アニーリングの時間は、150 秒以上、好ましくは 180 秒以上である；

鋼ストリップを亜鉛又は亜鉛合金で溶融亜鉛めっきする工程、ここで、

浸漬時間は、3 秒以上であり、

溶融浴において浴温度は 420 ~ 500 に維持され、

亜鉛浴は、本質的に亜鉛を含むとともに、少なくとも 0.1 重量 % の Al であって、場合により最大 5 重量 % である Al と、場合により最大 4 重量 % の Mg とを含み、浴の残部は、追加の元素及び不可避免的不純物を含み、追加の元素は、それぞれ独立して、0.3 重量 % 未満である；

を含み、

鋼物品にホットプレス成形する方法が、以下の工程：

溶融亜鉛又は亜鉛合金コーティング鋼ストリップから切り出したブランクを準備する工程；

ブランクを  $(Ac3 - 300) \sim 750$  のブランク温度  $T_{RH}$  に再加熱する工程；

ブランクを  $T_{RH}$  で 3 分超 15 分以下の間 (a period of longer than 3 minutes and up to 15 minutes) 均熱する工程；

ブランクを 30 秒以内にプレスに移送する工程；

プレスにおいて鋼物品に成形し、次いで、鋼物品を冷却する工程；

プレスから鋼物品を取り出す工程

を含む、方法である。

【0011】

特定の製造プロセスを使用して、指定された組成を有する鋼を熱間圧延ストリップ又は冷間圧延ストリップに加工する。次いで、本方法の処理温度及び時間、並びに異なるセクションにおける露点及び雰囲気を使用して、鋼を連続アニーリングし、その結果、鋼の合金元素の表面富化が防止され、これにより、鋼基材に対する溶融亜鉛めっきによる Zn 又は Zn 合金コーティングの良好な密着 (adhesion) に適した表面をもたらす。指定された連続アニーリングプロセスは、 $(Ac3 - 100)$  又は 700 のうち最も低い温度以下である低い変態区間温度 (intercritical temperature) で行われ、その結果、鋼のフェライト相とオーステナイト相との間で Mn 分配が生じ、これにより、ホットプレス成形

10

20

30

40

50

後に大量の残留オーステナイトを含む所望のミクロ組織の形成を可能にする。次いで、ブランク形態におけるZn又はZn合金コーティング鋼ストリップを、同じ変態区間温度領域（(Ac3 - 300) ~ 750、好ましくは(Ac3 - 300) ~ 700）で3分超再加熱し、これにより、フェライトとオーステナイトとの間でMn分配が、再び生じ得る。液体のZn又はZn合金の粒界浸透が起こらないようにブランクの再加熱温度を選択して、熱間成形の間の鋼物品の表面微小亀裂を最小限に抑える。好ましくは、溶融亜鉛コーティング層が設けられた鋼基材で構成される、ホットプレス成形された溶融亜鉛又は亜鉛合金コーティング鋼において、鋼基材の微小亀裂の長さは5 μm以下である。

## 【0012】

3 ~ 12重量%のMnを含む鋼（慣習的に「中Mn鋼（medium Mn steel）」と呼ばれている）の場合には、溶融亜鉛めっきにより、良好な密着性（adherent）を有するZn又はZn合金コーティングをストリップ表面に適用することができる。

10

## 【0013】

鋼をZn又はZn合金の浴に高温で浸漬する直前に、鋼を変態区間温度で連続アニーリングに供し、鋼のフェライト相とオーステナイト相との間で効果的なMn分配を可能にする。この特徴は、ホットプレス成形用のZn又はZn合金コーティング鋼のその後の再加熱の間のMn分配を補助し、大量の残留オーステナイトを有する所望の最終ミクロ組織を提供する。

## 【0014】

Zn又はZn合金コーティング鋼ブランクを(Ac3 - 300) ~ 750、好ましくは(Ac3 - 300) ~ 700の温度で再加熱することによって、3分以上の再加熱時間における、液体のZn又はZn合金の形成と、鋼基材の粒界へのそれらの浸透とが最小限に抑えられる。

20

## 【0015】

鋼の変態区間温度範囲から選択された上記の再加熱はまた、先行する連続アニーリング中に生じた、フェライトとオーステナイトとの間のMn分配がさらに生じることを保証する。3分超の再加熱時間はMnのより効果的な分配を引き起こし、その結果、オーステナイト相の熱安定性が高くなり、物品を室温に冷却した後に高い割合の残留オーステナイトが得られる。

## 【0016】

本方法の一実施形態において、鋼のMn含有量は6.0重量%以上である。これにより、後述するように、鋼のAc3温度を大幅に低下させる効果が得られる。結果として、ブランクの再加熱及びホットプレス成形中に生じる、Znに富む液相（Zn-rich liquid phase）の形成が抑えられる。これにより、亜鉛により誘発される液体金属脆化が抑制され、熱間成形した物品の微小亀裂が最小限に抑えられる。さらに、この好ましい実施形態によって、必要な再加熱温度の低下を可能にすることはまた、ホットプレス成形におけるエネルギーコストを節約し、鋼表面上の亜鉛コーティングの酸化を少なくする。これにより、熱間成形物品の溶接性が向上し、熱間成形後に物品をサンドブラストする必要がなくなる。

30

## 【0017】

本方法の一実施形態では、スラブを1200超又は好ましくは1250超の温度に再加熱し、この温度で60分間以上保持する。これにより、Mnが鋳放し（as-cast）の鋼スラブ内で均一に分布するという効果が得られる。

40

## 【0018】

本方法のさらなる実施形態では、スラブを一定の温度に再加熱し、この温度で120分間以上保持する。これにより、Mnが鋳放しの鋼スラブ内でさらに均一に分布し、ミクロ偏析が最小限に抑えられるという効果が得られる。

## 【0019】

本方法の別の実施形態において、TRHは、(Ac3 - 300) ~ 700である。これにより、鋼表面に形成される亜鉛に富む液相が最小量となり、液相が鋼基材に浸透する可能性を減少させ、その結果、亜鉛により誘発される液体金属脆化及び微小亀裂現象を

50

さらに最小化又は排除するという効果が得られる。

【0020】

本方法のさらに別の実施形態では、ブランクを10～15秒以内にプレスに移送する。これにより、鋼ブランクの温度損失が最小限に抑えられ、物品がより容易に成形され得、成形物品のスプリングバックが最小化又は排除され得るという効果が得られる。

【0021】

本発明はまた、請求項1～5のいずれか一項に記載の方法によって得ることができるホットプレス成形された溶融亜鉛又は亜鉛合金コーティング鋼物品であって、体積%で、

フェライト：30%以上、好ましくは40%以上；

残留オーステナイト：20%以上、好ましくは30%以上；

マルテンサイト：40%以下(0%を含む)、好ましくは30%以下(0%を含む)を含むミクロ組織を有する、ホットプレス成形された溶融亜鉛又は亜鉛合金コーティング鋼物品において具体化される。

10

【0022】

20体積%以上、好ましくは30体積%以上の残留オーステナイトを、所定量のフェライト及びマルテンサイトと組み合わせて含む、鋼物品のそのようなミクロ組織により、全伸び及び曲げ性で表される延性が高レベルで達成される。これらのミクロ組織はまた、物品において高い強度値が達成されることを保証し、これは特に、冷間変形、例えば、衝突時に強固なマルテンサイトに変態する残留オーステナイトと、物品のミクロ組織に当初から存在するマルテンサイトとに起因する。

20

【0023】

本発明による一態様において、ホットプレス成形された溶融亜鉛又は亜鉛合金コーティング鋼製品は、以下の機械的特性：800MPa以上の降伏強度、820MPa以上の最大引張強度、10%以上の全伸び、厚み1mmにおける80°以上の曲げ角度を有する。このような物品は、自動車用途、例えば、フロント又はリアの軸方向のバー、Bピラーの下部、バンパービーム等に特に適している。高い機械的特性(すなわち、全伸び、曲げ性及び強度値)により、物品において高い衝突エネルギー吸収性を達成することができる。

【0024】

本発明は、亜鉛又は亜鉛合金ベースのコーティングが設けられた鋼基材の組成と、鋼を冷間圧延及び/又は熱間圧延形態に製造することができるようなプロセスルート的设计と、鋼をZn又はZn合金によるコーティングに適したものにし、その後のホットスタンピングのために鋼基材に好ましいミクロ組織変化を引き起こす連続アニーリング及び溶融亜鉛めっきプロセス的设计と、ホットスタンピングプロセス的设计との改変に基づく。

30

【0025】

鋼基材の改変に必須の元素は、Mn、C及びAlである。鋼中のMn含有量が増加すると、オーステナイト変態温度(加熱時に、オーステナイト変態が開始する温度(Ac1)及び完了する温度(Ac3)の両方)が低下する。これにより、鋼の変態区間相領域における低温での鋼のアニーリングが可能になる。

【0026】

このオーステナイト変態温度の抑制は、以下の利点を含む。

40

【0027】

・低い均熱温度により、合金元素の拡散及びそれに続く外側の合金元素の選択的酸化(external selective oxidation of the alloying element)が、減少する。鋼基材のMn含有量が高いために、外側のMnの選択的酸化の可能性が高くなり、液体亜鉛による湿潤性を妨げることを記載する必要がある。

【0028】

・Zn又はZn合金コーティング鋼ブランクの再加熱もまた比較的低温で行うことができ、その結果、厚い酸化物の成長を最小限に抑えることができ、すなわち、より多くの金属亜鉛が維持される。

【0029】

50

・ホットプレス成形温度もまた低下する。これにより、液体亜鉛の形成と粒界へのその浸透とが最小限に抑えられ、亜鉛による微小亀裂が大幅に減少する。

#### 【0030】

鋼基材を変態区間温度範囲でアニーリング及び再加熱して、高い機械的特性を保證する所望のミクロ組織成分を実現する。この冶金学的要件もまた本発明に寄与する。鋼をAc3を超える温度で、すなわち、オーステナイト温度で、アニーリングする場合、及び/又は再加熱して熱間成形する場合は、所望のミクロ組織を実現することができない。これらの熱処理が鋼のAc3を超える温度で実施される場合は、均熱温度においてオーステナイトの単相が存在し、このオーステナイトの組成には、低い熱安定性を有する鋼のバルク組成が想定される。一方で、変態区間アニーリング温度で均熱を実施する場合には、均熱温度においてオーステナイト及びフェライトの2相が共存する。これにより、オーステナイトとフェライトとの間で合金元素を分配することができる。本発明の鋼は、必須の合金元素として、Mn、C及びAlを含む。したがって、Mn及びCは、生成元素であるためオーステナイトにより多く分配され、Alは、生成元素であるためフェライトにより多く分配される。低い熱処理温度はまた、鋼の結晶粒径が微細で維持されることを保證する。低温の変態区間熱処理により、製品の強度及び延性を向上させる超微細なミクロ組織(2µm以下の結晶粒径)が得られる。

10

#### 【0031】

ここに、鋼の改変のその他の重要性が存在する。鋼中の高いMn量(3~12重量%)のために、変態区間温度範囲でのアニーリング及び再加熱中の分配プロセスによってオーステナイトにおける高Mn富化が引き起こされる。このMn富化は、炭素富化とともに、変態区間オーステナイトの熱安定性を高める。したがって、室温への冷却又は急冷中に、変態区間オーステナイトは、マルテンサイト又は任意のその他の相にあまり変態せず、その結果、大量のオーステナイト(20体積%以上)を鋼のミクロ組織に保持することができる。負荷をかける間に残留オーステナイトは、マルテンサイトに変態し、変態誘起塑性(TRIP)効果を引き起こす。加工硬化率又はひずみ硬化率を増加させるTRIP効果により、高強度、高伸び及び高曲げ性が、製品で達成される。12重量%超のMn含有量は、極端な偏析のために鋼の連続鋳造を困難にするとともに、塑性増強のメカニズムをTRIPからTWIP(双晶誘起塑性)に変更し、3重量%未満の含有量は、オーステナイトにおける十分なMn富化を生じず、室温で十分な量の残留オーステナイトを達成しない。

20

30

#### 【0032】

上記のMnの効果と同様に、Cもまた、変態区間オーステナイトにおいて富化され、オーステナイトの熱安定性を高め、室温のミクロ組織でオーステナイトの安定化を引き起こす。しかしながら、Cは、Mnよりも少量で有効であり、したがって、本発明における鋼の化学成分(steel chemistry)を改変するためのC含有量の範囲は、0.05~0.3重量%である。C含有量が0.05重量%未満である場合には、十分なオーステナイト安定化効果が得られず、0.3重量%超のC含有量は、製造された物品の後処理、例えば、スポット溶接を困難にする。溶接は、自動車部品を車体に組み立てる際に必須の工程であり、したがって、溶接は考慮すべき非常に重要な態様である。Cはまた、強度を高めるためにも本発明の鋼に添加される。

40

#### 【0033】

アルミニウムは鋼のオーステナイト安定化元素ではなく、フェライト安定化元素である。しかしながら、鋼の変態区間温度範囲(Ac1~Ac3)を拡大するために、0.04~3重量%で鋼に添加される。高レベルのMnにより、鋼は、処理温度のわずかな変動に敏感になり、得られるミクロ組織は変化し、変わりやすい機械的特性をもたらす。Alの添加により、鋼の処理のロバストネスが確保され、その結果、鋼のアニーリング及び再加熱温度をわずかな変動で選択して、所望の機械的特性を達成することができる。鋼の脱酸に必要な最低レベル(すなわち、0.04重量%未満)を除いて、Alが鋼に存在しない場合には、より正確な炉を使用する必要があるが、それでも本発明は機能する。熱間圧延中の酸化物スケールの形成を抑制し、熱間及び冷間圧延中の圧延荷重を低減するために、

50

A 1 の最大量は、3 重量 % に制限される。

【 0 0 3 4 】

鋼を熱間及び / 又は冷間圧延ストリップに加工するために、鋼は比較的大量の合金元素、特に Mn を含むので、本発明では独自の処理工程を使用する必要がある。Mn は、その含有量が約 2 重量 % を超える場合には、鑄造後に偏析する傾向がある。これは、不均一な特性をもたらすことによって製品の性能を妨害し、亀裂を引き起こす可能性もある。したがって、鑄造スラブは十分に均質化されていることが必要である。それは、スラブを比較的高い温度、1150 超、好ましくは 1200 超に十分に長い時間、好ましくは 60 分以上さらすことによって達成される。

【 0 0 3 5 】

次いで、合金が多いため、ストリップの熱間圧延中の圧延荷重が高くなる。鋼の熱間圧延は、オーステナイト温度範囲で比較的高温の熱間圧延を使用することによって可能になる。仕上げ圧延温度 (FRT) は、必要な熱間圧延荷重を比較的 low に保つために、温度 Ar3 よりも十分に高く維持される (900 超であり得る)。

【 0 0 3 6 】

さらに、任意選択で熱間圧延ストリップに冷間圧延を適用して最終的な鋼製品のゲージを小さくする場合には、適切な前処理が採用されない限り、材料を冷間圧延することはできない。特に、熱間圧延後の巻き取った状態 (as-coiled) の鋼は、バッチアニーリング処理、好ましくは、鋼の変態区間温度範囲内の低い温度で 24 時間以上のバッチアニーリング処理に供される。このバッチアニーリング温度は、好ましくは 650 未満であるべきであり、この理由は、これより高い温度では、鋼を室温まで冷却した後に大量の残留オーステナイトが形成されるためである。また、高いバッチアニーリング温度を使用すると、ミクロ組織に大量のマルテンサイトが現れる可能性がある。マルテンサイト及び残留オーステナイトの両方が、圧延荷重を増加させることによって冷間圧延を困難にする。マルテンサイト相は硬いが、残留オーステナイトは冷間圧延中に硬いマルテンサイトに変態し、それ自体が圧延荷重を増加させる。したがって、巻き取った状態の材料のバッチアニーリングが、残留オーステナイト及びマルテンサイトの含有量をより低い値に維持し、フェライトの量を増加させるために望ましい。フェライト相は、冷間圧延時に残留オーステナイトほど加工硬化を起こさないため、圧延荷重を低く保ち、冷間圧延を可能にする。

【 0 0 3 7 】

次いで、鋼の処理において、本発明は、連続アニーリング中に鋼表面が、その後の溶融亜鉛めっき工程に適するように清浄で酸化物を含まない状態を維持されるような方法での連続アニーリングプロセスの設計を必要とする。本発明の連続アニーリング及び溶融亜鉛めっき工程は、図 1 の左側に概略的に示されている。課題は、連続アニーリング処理により、Zn 又は Zn 合金の良好な密着に適した鋼表面を生成することに加えて、フェライトとオーステナイトとの間で Mn 及び C の十分な分配が生じて、その結果、ホットプレス成形で再加熱する前の基材における残留オーステナイトの高い割合がもたらされた鋼基材のミクロ組織も提供する必要があることである。両方の要件を達成するために、連続アニーリング中の最大均熱温度 TMAX は、(Ac3 - 100) 及び 700 のうち最も低い温度以下に保たれる。この温度は、オーステナイトへの最大の Mn 分配を得るために最適化された鋼の変態区間温度範囲に存在する。本発明の鋼の化学成分に関係なく、700 超の温度は、鋼表面の外側の深刻な選択的酸化をもたらす。フェライトからオーステナイトへの十分な Mn 分配は、少なくとも 150 秒、好ましくは 180 秒以上の均熱時間によって保証される。Mn は鋼における比較的大きな置換合金元素であり、拡散が遅いため、これより短い均熱時間は、オーステナイトにおける十分な Mn 富化をもたらさず、十分な熱安定性をもたらさない。一方で、炭素は鋼における小さな格子間合金元素であり、Mn よりも速く拡散することができる。したがって、最小均熱時間の要件は、C の拡散性よりも主に Mn の拡散性の観点から要求される。均熱温度への 1 ~ 15 / 秒の加熱速度が好ましい。加熱速度が遅いと、連続アニーリングの操業が経済的に魅力的でなくなり、速度が速いと、連続アニーリングラインの稼働が非常に危険になるため、実用的でない。

10

20

30

40

50

## 【0038】

連続アニーリング中に上記の低い均熱温度を維持することとは別に、溶融亜鉛めっきにおいて鋼基材の表面をZn又はZn合金の良好な密着に適合させるために、アニーリング雰囲気もまた制御する必要がある。したがって、鋼ストリップを均熱温度に加熱する間のアニーリング雰囲気は、酸化性に維持され、典型的には、アニーリング雰囲気中の酸素含有量は500～3000重量ppmである。この予備酸化雰囲気(pre-oxidizing atmosphere)により、内部の選択的酸化が生じ、ウスタイトの薄層が形成される。次いで、アニーリング温度における鋼基材の均熱中に、還元雰囲気、好ましくはアニーリング雰囲気中に1～15体積%の水素を含む還元雰囲気が維持される。均熱中の還元雰囲気により、ウスタイトが還元される。この適用の均熱温度では、合金元素の拡散速度が遅いため、合金元素の富化が鈍化する。加熱中の500重量ppm未満の酸素含有量により、Mn及びSi原子が鋼の表面で酸化され、最終的に液体亜鉛の濡れが悪くなる。対照的に、3000重量ppm超の酸素含有量は、Feの過度の酸化を引き起こし、鋼の表面への厚いFeO層の形成をもたらす。この表面は、Zn又はZn合金の密着に適していない。さらに、これらのFeO粒子は、製造プロセスにおいてロールにピックアップされ、多数の表面欠陥をもたらす得る。

10

## 【0039】

連続アニーリングにおいて鋼基材の表面に合金元素が上記のように富化されていないことを確認した後、420～500の温度に維持された、液体Zn又はZn合金を含む浴に鋼ストリップを浸漬する。420未満の浴温では、Znは固体状態を維持し、500超の浴温では、液体のZn又はZn合金の過度の気化が生じる。液体の粘度及びその気化に最適化された一般的な温度は、450～465である。さらに、鋼ストリップをZn又はZn合金の液体浴に浸漬する時間もまた重要である。時間は、鋼ストリップが連続アニーリングラインを通過する速度によって決定される。連続アニーリング設備のライン速度は、亜鉛めっき浴への鋼ストリップの浸漬が最低3秒間確保されるように調整する必要がある。鋼ストリップとZn又はZn合金との良好な密着を得るために、3秒以上の時間が必要である。

20

## 【0040】

上記の溶融亜鉛めっき条件は、本質的に亜鉛を含むとともに、少なくとも0.1重量%のAlであって、場合により最大5重量%のAlと、最大4重量%のMgとを含み、浴の残部が、追加の元素及び不可避的不純物を含み、追加の元素が、それぞれ独立して、0.3重量%未満である亜鉛浴に適用可能である。したがって、本発明は、純粋なZnコーティングのみに限定されず、Znベースのコーティングの広範囲の変形に適用可能である。

30

## 【0041】

鋼基材のホットプレス成形と、コーティングされたストリップへのその処理とに関する本発明は、本発明の一部でもある熱間成形プロセスと連携して機能する。熱間成形サイクルは、図1の右側に概略的に示されている。Zn又はZn合金コーティング鋼ストリップ又はブランクのホットプレスに関する本発明によれば、それは、特別に指定された鋼基材の変態区間温度領域内の低温で再加熱される必要がある。典型的な再加熱温度TRHは、(Ac3-300)～750、好ましくは(Ac3-300)～700である。この温度範囲の選択は、以下のいくつかの考慮事項に基づいている。

40

## 【0042】

- ・完全オーステナイト化の必要がない。

## 【0043】

・本発明の熱間成形部品は、従来の熱間成形鋼に対して実施されるような、溶接前に酸化亜鉛を除去するためのサンドブラストを必要とせず、この理由は、熱処理後に存在する酸化亜鉛がまだ非常に薄いためである。これは、サンドブラストのコストを削減し、スポット溶接性を向上させることにより、熱間成形部品の製造コストを削減する。

## 【0044】

- ・本発明の鋼基材のミクロ組織の本質的な特徴は、ホットプレス成形プロセスの間にあ

50

まり変化しない。したがって、従来のホットプレス成形の場合よりも、プレス温度を低くすることができる。このようにして、亜鉛による金属脆化を最小限に抑えることができる。熱間成形時の微小亀裂の発生を最小限に抑えることで、高い耐疲労性及び耐久性を実現する。

【0045】

上記の低温再加熱により、Zn又はZn合金コーティングの酸化もまた最小限に抑えられ、金属コーティングは比較的厚い状態を維持する。その結果、性能の点で、鋼基材に対する良好な電気防食が提供され、製品の耐食性が向上する。

【0046】

熱間成形における低い再加熱温度の選択による上記の利点は、鋼基材上のZn又はZn合金コーティングに関連している。ブランクの再加熱温度のこの選択はまた、鋼基材の適切なミクロ組織の発達に寄与して、所望の機械的特性を達成し、最終的には機械的性能を達成する。上記のように、先行する連続アニーリング工程中の基材は、鋼基材の変態区間温度範囲での均熱温度の選択により、すでにかかなりの量の残留オーステナイトを形成している。熱間成形のための変態区間での再加熱は、Mn及びCのオーステナイトへの分配をさらに促進することによって、これに追加し、その結果、より高い機械的安定性の残留オーステナイトを熱間成形鋼基材において得ることができる。再加熱工程はまた、オーステナイト安定化元素が変態区間オーステナイトに拡散する追加の機会のために、追加量の残留オーステナイトを生成する。

【0047】

このように再加熱されたブランクを、変形用の成形ツール、典型的にはプレスに移送し、そこでブランクを所望の形状に変形させる。ブランクの過度の冷却を回避するために、移送時間は、好ましくは30秒以内、より好ましくは10～15秒以内である。プレスで成形した後、物品を冷却する。従来の熱間成形において必須であるプレス焼入れは、本発明において必要ない。この理由は、大量のMnを有する変態区間オーステナイトは非常に安定であり、それが部分的にマルテンサイトに変態すると、硬化性が非常に高くなり、その結果、高速のプレス焼入れを不要にするためである。成形した物品をプレスから取り出し、周囲雰囲気冷却してもよい。空気による強制冷却、又は空気中での(強制)冷却に続くプレス焼入れの組み合わせもまた可能である。

【0048】

再加熱したブランクを、炉又はその他の加熱装置から変形用の成形ツールに移送する。上記のように、移送時間は短いことが好ましく、好ましくは10～15秒以内である。有利な実施形態において、移送中の鋼ブランクの温度降下は150を超えない。好ましくは、温度降下は100～150である。温度降下が大きい場合は、ブランクが過度に強固になり、後続の成形工程で変形しない可能性がある。

【0049】

さらに、プレス焼入れが厳密には必要ないため、本発明は、成形した物品を成形直後に、例えば、100～450、例えば、200～425の出口温度で、熱間成形プレスから取り出すことを可能にする。

【0050】

一実施形態では、この冷却工程をプレス内で実施し、有利には100～250、好ましくは150～200の温度まで実施する。改変された鋼基材の硬化性の観点から、少なくとも3/秒の冷却速度が適切である。この比較的遅い冷却速度でさえ、成形した物品においてオーステナイトが再びマルテンサイトに変態することを保証する。有利には、急冷速度は少なくとも5/秒である。プレスから取り出した後、成形した物品をさらに周囲温度まで冷却する。

【0051】

本発明における機械的特性を達成するための鍵は、最終的な熱間成形した状態において独自のミクロ組織をもたらす、改変された鋼基材の化学成分の上記のプロセス連鎖(process chain)である。本発明の処理により改変された鋼の化学成分は、少なくとも20体

10

20

30

40

50

積%の残留オーステナイトと、少なくとも30体積%のフェライトとをもたらす一方で、マルテンサイトは40体積%以下(0体積%を含む)である。残留オーステナイトのこの比較的高い割合は準安定であり、TRIP効果をもたらして、高い強度、伸び及び曲げ性の組み合わせを実現し、熱間成形した溶融亜鉛又は亜鉛合金コーティング鋼物品の高い耐衝撃性をもたらす。残留オーステナイトが相対的に安定である場合であっても、その固有の延性は、その面心立方(FCC)結晶構造のためにフェライト及びマルテンサイトよりも高く、高い延性値をもたらす。

#### 【0052】

本発明の方法で使用される鋼は、主成分として炭素、マンガン及びアルミニウムを含む発明概念の鋼である。場合により、ケイ素、クロム、バナジウム、ニオブ、チタン及びモリブデンから選択されるその他の合金元素が存在し得る。不可避的不純物、例えば、N、P、S、O、Cu、Ni、Sn、Sb等(本組成を有する鋼を調製するための出発材料に由来する)が存在し得るが、非常に低濃度である。これらは意図的には追加されず、所定の制限内で特異的に制御されない。本組成を有する鋼の残部は、鉄である。

10

#### 【0053】

炭素は、0.05~0.3重量%、好ましくは、0.05~0.25重量%、より好ましくは、0.08~0.2重量%で存在する。炭素は、主に強度の観点から添加されるが、炭素はまた、オーステナイトの安定化にも寄与する。本組成において、マンガンのオーステナイト安定化効果は、その比率が高いために、はるかに顕著である。Cが過度に少ないと、所望の強度レベルである820MPa以上、好ましくは1000MPa以上が得られず、Cが0.3重量%超であると、成形部品の溶接性が低下する可能性がある。

20

#### 【0054】

マンガンは、3.0~12.0重量%で存在する。マンガンは、温度Ac1及びAc3を低下させ、オーステナイトを安定させ、強度及び靱性を高め、室温のミクロ組織においてオーステナイトを安定させることによってTRIP効果を引き起こす。3.0重量%未満のレベルでは目的の効果は達成されず、一方で、12.0重量%超では、鑄造及び偏析の問題が発生する。変形メカニズムもまた、変態誘起塑性(TRIP)から双晶誘起塑性(TWIP)に変化する。Mn含有量が過度に低いと、室温で十分なオーステナイトが保持されず、残留オーステナイトの安定性が過度に低くなり、その結果、延性の利益を得ることができない。好ましくは、Mn含有量は、3.5~10.5重量%である。一実施形態において、Mnは、5.0~9.0重量%に達する。その他の実施形態において、それは5.5~8.5重量%、例えば、6.0~7.5重量%である。

30

#### 【0055】

アルミニウムは、Ac1~Ac3の温度範囲を拡大するために添加され得、産業用途の観点から処理のロバストネスを向上させる。Alは、0.04~3.0重量%、好ましくは、0.5~2.5重量%、より好ましくは、1.0~2.2重量%で存在する。

#### 【0056】

ケイ素が存在する場合には、固溶体強化により強度を増強するために1.5重量%未満で添加される。存在する場合には、その量は、通常、0.01重量%超1.5重量%未満である。その好ましい範囲は0.1~1.0重量%である。

40

#### 【0057】

Al及びSiはいずれもセメンタイトの析出を抑制し、延性の低下を回避する。さらに、Al及びSiはいずれも、室温で最大量の残留オーステナイトを得るために、ピークアニーリング温度を上昇させる。したがって、変態区間アニーリングの間に、Mnの拡散が促進され、オーステナイトにおける効果的なMn分配が行われる。

#### 【0058】

群V、Nb、Ti及びMoから選択される1種又は2種以上の追加のマイクロ合金元素が、場合により存在する。これらのマイクロ合金元素は、炭化物、窒化物又は炭窒化物による析出硬化によって強度を高める。本発明の別の任意選択の元素であるCrもまた、室温で最大量の残留オーステナイトを達成するためにピークアニーリング温度を上昇させ、

50

アニーリング温度に対する残留オーステナイトの含有量の感度を低下させる。これらは、オーステナイトにおける効果的なMn分配と、アニーリング中の処理のロバストネスの向上とをもたらす。存在する場合には、これらの任意の合金元素の好ましい添加は、V：0.01～0.1重量%；及び/又はNb：0.01～0.1重量%；及び/又はTi：0.01～0.1重量%；及び/又はMo：0.05～0.5重量%；及び/又はCr：0.1～2.0重量%である。

#### 【0059】

亜鉛又は亜鉛合金コーティングの組成は、限定されない。溶融亜鉛めっきは、標準的なGIコーティング浴を使用して実施され得、ここで、GIは、「通常の亜鉛めっき、すなわち、主に亜鉛を含む浴を使用する溶融亜鉛めっき」を表す。いくつかの亜鉛コーティング浴を適用することができ、例えば、本質的に亜鉛を含むとともに、少なくとも0.1重量%のAlであって、場合により最大5重量%のAlと、場合により最大4重量%のMgとを含み、浴の残部が、それぞれ独立して0.3重量%未満の追加の元素と、不可避免的な不純物とを含む亜鉛浴である。0.3～4.0重量%のMg及び0.05～6.0重量%のAl及び場合により最大0.2重量%の1種又は2種以上の追加の元素を不可避免的な不純物とともに含み、残部が亜鉛である、亜鉛合金コーティング層を実現することができる。例えば、スパンゲル(spangle)を形成させるため、及び/又はドロス形成を防止するために、追加の元素は、0.3重量%未満の少量で存在し得る。その他の追加元素は、Pb、Sb、Ti、Ca、Mn、Sn、La、Ce、Cr、Ni、Zr及びBiを含む群から選択され得る。Pb、Sn、Bi及びSb。少量のそのような追加の元素は、通常の適用では、浴又は得られるコーティングの特性を大幅に変えることはない。好ましくは、1種又は2種以上の追加の元素がコーティング中に存在する場合には、それぞれが0.02重量%未満で存在し、好ましくは、それぞれが0.01重量%未満で存在する。

#### 【0060】

得られたホットプレス成形された溶融亜鉛又は亜鉛合金コーティング鋼物品は、好ましくは、体積%で、

フェライト：30%以上、好ましくは40%以上；

残留オーステナイト：20%以上、好ましくは30%以上；

マルテンサイト：40%以下(0%を含む)、好ましくは30%以下(0%を含む)を含む、三相又は二相のミクロ組織を有する。

#### 【0061】

有利には、得られた成形物品は、以下の特性：

降伏強度：800MPa以上、好ましくは850MPa以上、より好ましくは900MPa以上；

引張強度：820MPa以上、好ましくは1000MPa以上；

全伸び：10%以上、好ましくは15%以上、より好ましくは25%以上；

厚み1.0mmにおける最小曲げ角度(minimum bending angle)：80°以上、より好ましくは90°以上

を有する。

#### 【0062】

上記の相の割合は、X線回折(XRD)を使用して決定された。残留オーステナイトの量は、サンプルの厚みが1/4である位置でXRDによって決定された。XRDパターンは、Panalytical Xpert PRO標準粉末回折計(CoK<sub>α</sub>線)により45～165°(2θ)の範囲で記録された。相比の定量的決定は、リートベルト精密化用のBruker Topasソフトウェアパッケージを使用したリートベルト解析によって実行された。マルテンサイト含有量は、回折図のフェライト回折位置でのピーク分裂(peak-split)から決定された。相の結晶粒径は、ミクロ組織の走査型電子顕微鏡画像から決定され得る。

#### 【0063】

降伏強度、最大引張強度及び全伸びは、NEN10002規格に準拠した、室温での準

静的（ひずみ速度  $3 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ ）引張試験から決定された。引張試験片の形状は、圧延方向のゲージ長 50 mm、幅 20 mm 及び公称厚み 1.5 mm で構成されていた。曲げ性は、公称厚み 1.5 mm、長手方向及び横断方向の両方における 40 mm × 30 mm の試験片に対する、VDA 238 - 100 規格に準拠した 3 点曲げ試験によって決定された。曲げ軸は 30 mm 寸法に沿っており、曲げ半径は 0.4 mm であった。公称 1.5 mm の試験片から得られた曲げ角度は、以下の式を使用して厚み 1.0 mm に対応する角度に変換された：厚み 1.0 mm における曲げ角度 = 測定角度 × 実際の厚み (mm) の平方根。これらの変換された曲げ角度から、特定の熱処理条件について、長手方向及び横断方向の試験片の最低値が、本発明の範囲を主張するために採用された。

#### 【0064】

上記のように、ストリップから切り出したブランクを再加熱する前に、鋼ストリップの製造において変態区間温度連続アニーリング工程を使用することにより、フェライトからオーステナイトへの Mn 分配が生じ、変態区間オーステナイトをよりさらに安定にする。変態区間アニーリングし、溶融亜鉛めっきを経由した後の冷却の間に、変態区間オーステナイトは、その高い安定性のために、及び Ms が低い（すなわち、熱安定性が高い）ことにより、マルテンサイトにあまり変態せず、三相（フェライト + 残留オーステナイト + マルテンサイト）又は二相（フェライト + 残留オーステナイト）のミクロ組織をもたらす。高 Mn 含有量（例えば、10.5 重量% 超）の場合には、完全な二相組織が得られ得、10.5 重量% 未満の Mn 含有量の場合には、三相組織が形成される。さらに、Mn レベルを高めることにより、低い再加熱温度  $T_{RH}$ （例えば、700 未満）及び大量の残留オーステナイト（20 体積% 以上）が保証され得る。この大量の残留オーステナイトは、変形の際に、完全又は部分的にマルテンサイトに変態し、変態誘起塑性（TRIP）効果を引き起こし、高いひずみ硬化率（= 高伸び及び高強度）を生じる。

#### 【0065】

鋼ストリップを 700 以下の温度で（連続アニーリングプロセス工程を使用して）変態区間アニーリングすると、大量の残留オーステナイトが存在するため、ストリップは高強度及び高延性を有する。変態区間温度範囲（750 以下又は好ましくは 700 以下）における熱間成形のための再加熱においても、追加の Mn 分配が生じ、オーステナイトの安定性が向上する。しかしながら、アニーリング温度及び再加熱温度が異なる場合には、Mn のいくらかの再分布が生じ得る。これにより、場合によっては、連続アニーリング及び溶融亜鉛めっき後の残留オーステナイトの量よりも、熱間成形後の残留オーステナイトの量がわずかに少なくなる可能性がある。しかしながら、それでも本発明が機能する大量の残留オーステナイト（20 体積% 以上）が得られる。マルテンサイトが存在する場合には、わずかに焼き戻しされ得るが、この現象はさらに高い伸び値に寄与する。

#### 【0066】

鋼組成及び使用するストリップのアニーリング工程及び使用するブランクの再加熱工程のために、物品の残留伸び（又は使用中の延性）は、好ましくは 25% 以上である。中 Mn 鋼アプローチの変態区間アニーリング工程及び変態区間再加熱工程を使用して、超微細フェライト（0.5 ~ 2.0  $\mu\text{m}$ ）と、マルテンサイト及び高残留オーステナイト領域との混合ミクロ組織を得ることが好ましい。その結果、最終製品における高い延性が得られる。

#### 【0067】

好ましいホットプレス成形された溶融亜鉛又は亜鉛合金コーティング鋼物品は、自動車部品、例えば、フロント又はリアの軸方向のバー又はバンパービーム、特に高強度と組み合わせられた高エネルギー吸収性を必要とする自動車部品である。非限定的な例には、Bピラー及びシャーシの構造部分が含まれる。

#### 【実施例】

#### 【0068】

以下に記載する実施例を参照して、本発明を説明する。以下の図面を参照する。

#### 【0069】

10

20

30

40

50

図 1 は、連続アニーリング - 溶融亜鉛めっきサイクル及びそれに続く熱間成形サイクルの概略図を示す。

【 0 0 7 0 】

図 2 は、熱間成形後の微小亀裂検査用の抽出サンプルを示す（（ a ）実際の形状のプロファイル（ b ）概略的な位置）。

【 0 0 7 1 】

真空誘導炉で装入物を溶融することによって、寸法が 2 0 0 mm × 1 0 0 mm × 1 0 0 mm である本発明の化学成分を有する 3 種の鋼インゴット A、B 及び C を鑄造した。これらの鋼の化学組成は、熱間成形に一般的に使用される従来の 2 2 M n B 5 鋼種とともに表 1 に示されている。2 2 M n B 5 鋼種を、厚み 1 . 5 mm で G I コーティングを施された状態で受け取り、比較のためにさらに処理した。本発明の鋼 A、B 及び C のインゴットを 1 2 5 0 で 2 時間再加熱し、厚み 2 5 mm に粗圧延した。次いで、ストリップを再度 1 2 5 0 で 3 0 分間再加熱し、9 0 0 の仕上げ圧延温度（F R T）（3 種の鋼すべてについて、オーステナイト相領域にある）で、厚み 3 mm に熱間圧延した。鋼 A、B 及び C についての冷却中にオーステナイトからフェライトへ変態する温度（A r 3）は、膨張率測定によってそれぞれ 7 9 8、8 0 5 及び 7 2 5 であると測定された。熱間圧延鋼をマッフル炉で 6 8 0 からコイル冷却シミュレーションに供し、室温まで冷却した。次いで、保護雰囲気下のマッフル炉内で、熱間圧延ストリップを 6 0 0 で 9 6 時間アニーリングし、室温まで空冷した。次いで、ストリップを H C l 酸で酸洗いして酸化物を 9 0 で除去し、複数のパスを使用して、厚み 1 . 5 mm まで冷間圧延した。

【 0 0 7 2 】

鋼 A の冷間圧延ストリップを 6 7 5 で 5 分間の連続アニーリングに供し、鋼 B 及び C の冷間圧延ストリップを 6 5 0 で 5 分間の連続アニーリングに供した。次いで、すべての鋼ストリップを、主に Z n と 0 . 4 重量%の A l とを含む Z n 合金で構成される亜鉛めっき浴に直接浸漬した（溶融亜鉛めっき）。ストリップの寸法は 2 0 0 mm × 1 0 5 mm × 1 . 5 mm であった。浴温を 4 6 5 に維持し、5 秒の浸漬時間を使用し、次いで、空冷と同様である 5 / 秒でストリップを室温に冷却した。これらの連続アニーリング及び溶融亜鉛めっきシミュレーションは、溶融浸漬アニーリングシミュレータ（hot dip annealing simulator）で実施した。熱サイクルの連続アニーリング部分の均熱の間の雰囲気を、露点が - 3 0 である N H 5 ガス及び 5 体積%の H 2 ガスに設定した。加熱の間（すなわち、連続アニーリングの初期部分）の雰囲気を、2 0 に固定した露点で、空燃比（ ） 0 . 9 8、1 . 0 0 5、1 . 0 1 及び 1 . 0 2 で変化させた。 > 1 の場合には、雰囲気は酸化性であると見なされ、 < 1 の場合には、還元性であると見なされることを記載する必要がある。連続アニーリング - 溶融亜鉛めっきサイクルの概略図を、その後のホットプレス成形操作とともに図 1 に示す。異なる 値の連続アニーリングの加熱部分におけるアニーリング雰囲気の酸素含有量を表 2 にまとめる。

【 0 0 7 3 】

次いで、表 4 に示す熱サイクルを使用して、S c h u l e r S M G G m b H & C o . K G が提供する熱間成形プレスで、Z n コーティングストリップを熱間成形した。熱サイクルはまた、図 1 の右側にも概略的に示されている。2 種類の成形用ツールを使用した。引張、曲げ、接触抵抗（contact resistance）、腐食及びマイクロ組織の試験片を取得するためのフラットツール（flat tool）と、微小亀裂検査用のオメガ形状のプロファイル（図 2 a）を取得するためのハットトップツール（hat-top tool）とである。追加の再加熱時間及び温度の組み合わせを、接触抵抗及び腐食の測定（それぞれ表 1 0 及び表 1 1 に示す）に使用した。

【 0 0 7 4 】

3 0 mm × 2 0 0 mm（圧延方向 × 横断方向）寸法の亜鉛めっきストリップを、自動車産業で使用される Z n 密着性試験（Zn adhesion test）に供した。この試験では、B e t a m a t e 1 4 9 6 V 接着剤を、ストリップの両側のストリップの中央に（on the centre of the strips on both sides of the strip）塗布した（長さ 1 5 0 mm 以上、厚み

10

20

30

40

50

4 ~ 5 mm、幅 10 mm 以上)。次いで、接着剤を 175 のオープンで 30 分間硬化させた。次いで、接着剤側を外側に向けてサンプルをしっかりとクランプで固定し、曲げ半径 1.1 mm で 90° の角度まで中程度の速さ (moderate speed) で曲げた。次いで、サンプルを視覚的に検査し、Zn 剥離 (Zn delamination) の状態を示すコードを付した。

【0075】

NEN 10002 規格に準拠して、引張試験を準静的ひずみ速度  $3 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  で実施した。圧延方向のゲージ長が 50 mm、幅が 20 mm である引張試験片を使用した。長手方向及び横断方向の両方における 40 mm x 30 mm x 1.5 mm の試験片に対する、VDA 238 - 100 規格に準拠した 3 点曲げ試験を、0.4 mm の曲げ半径 (=パンチ半径) (bending radius (= punch radius)) を使用して実施した。上記の式を使用して、曲げ角度を 1.0 mm のシート厚に変換した。

10

【0076】

引張試験及び曲げ試験の結果を示す表で使用している略語及び記号を以下に示す。Rp = 降伏強度、Rm = 最大引張強度、Ag = 均一伸び、A50 = ゲージ長 50 mm での全伸び。BA = 曲げ角度、L = 曲げ軸が圧延方向に平行な長手方向の試験片、T = 曲げ軸が圧延方向に垂直な横断方向の試験片。

【0077】

残留オーステナイトの量を、サンプルの厚みが 1/4 である位置で X 線回折 (XRD) によって決定した。Panalytical Xpert PRO 標準粉末回折計 (CoK 線) により 45 ~ 165° (2θ) の範囲で XRD パターンを記録した。リートベルト精密化用の Bruker Topas ソフトウェアパッケージを使用したリートベルト解析によって、相比の定量的決定を実行した。マルテンサイト含有量を、回折図のフェライト回折位置でのピーク分裂から決定した。

20

【0078】

微小亀裂について、熱間成形したオメガ形状のプロファイルを検査した。オメガプロファイルの寸法と、微小亀裂検査のスキームとを図 2 に示す。プロファイルから、高さに沿った幅 1 cm の切片を切り取った。1000 倍の倍率の光学顕微鏡を使用して、コーティングされたシートの断面における微小亀裂について試験片を検査した。この目的のために、プロファイルの中央の高さから底部に向かって約 1 cm の長さを観察した。

30

【0079】

熱間成形材料の溶接性の指標を得るために、広範囲の時間及び温度の組み合わせ (表 10 に示す) に関する、鋼 B 及び D の熱間成形ブランクの接触抵抗を、サンドブラストなしの ISO 18594 規格に準拠して測定した。同じ再加熱条件で、コーティング鋼の耐食性もまたサンドブラストなしで測定した。熱間成形鋼 B 及び D の腐食試験は、VDA 621 - 415 基準に準拠して実施した。各ブランクをリン酸で処理し、e コーティングを施し、次いで、スクライピングを行った。平行に位置する幅の広いスクライプ及び幅の狭いスクライプ (幅 1 mm 及び 0.3 mm、長さ 100 mm) をサンプルに対して長手方向にマークした。2 種類のスクライプ間の距離は 30 mm、サンプルの端からの距離は 35 mm に維持された。腐食性媒体 (corrosion medium) として、5 体積% NaCl + 10 g NaHCO<sub>3</sub> の水溶液 (150 リットル) を使用した。数週間にわたってスクライプでの赤錆の形成 (Zn 酸化物) をモニターし、赤錆で覆われたスクライプの長さ (%) を腐食の尺度として採用した。耐食性及び接触抵抗の両方の測定について、再加熱していない 22 Mn B 5 鋼の試験片もまた比較のために含めた。

40

【0080】

Zn 合金コーティングの密着性試験の結果を表 3 に示す。試験後にコーティングが無傷の状態を維持した結果は「P」 (= 合格 (pass)) で示され、試験中にコーティングが剥離 (delaminate) した結果は「F」 (= 不合格 (fail)) で示される。が 0.98 である場合には、すなわち、連続アニーリングにおける加熱セクションに酸素が存在しない場合には (表 2 を参照)、3 種の鋼 A、B 及び C すべてについて、試験中にコーティングが

50

剥離したことがわかる。一方で、値が1.005及び1.01の場合には(加熱部分における酸素含有量800及び1700重量ppmに対応)、3種のコーティング鋼すべてが、コーティング密着性試験に合格した。しかし、値が1.02(=連続アニーリングの加熱セクションにおける酸素含有量3700重量ppm)の場合には、3種の鋼すべての試験中にコーティングが剥離した。これらの結果は、鋼表面へのコーティングの良好な密着性をもたらすためには、本発明の鋼ストリップの連続アニーリングの加熱中における酸素含有量の最適量が存在する必要があることを示している。酸素が存在しない場合には( $\alpha = 0.98$ )、Mnの選択的酸化が鋼の表面で生じ、金属Mnに還元して戻すことはできない。したがって、基材表面は、溶融浸漬におけるZn又はZn合金の密着に適していない。しかし、過度に多い酸素(3700重量ppm)が存在する場合には( $\alpha = 1.02$ )、過度に多い鉄酸化物が鋼表面に厚いFeO層を形成する。この表面は、Zn又はZn合金の密着に適していない。さらに、これらのFeO粒子は、製造プロセスにおいてロールにピックアップされ、多数の表面欠陥をもたらす可能性がある。受け取った状態(as-received)のGI 22MnB5鋼種(鋼D)とともに、溶融垂鉛めっきされた状態における鋼、すなわち、熱間成形前の鋼の引張特性を表5に示し、対応する鋼基材のミクロ組織を表6に示す。連続アニーリングの間の均熱に変態区間アニーリング温度を使用したことにより、本発明の3種の鋼すべてにおいて、高い割合の残留オーステナイトが、所望の量のフェライト及び少量のマルテンサイトとともに得られた(表6)。これは、アニーリングの間のMn及びCによる変態区間オーステナイトの富化が、Ms温度を低下させることによりオーステナイトの熱安定性を向上させたことによつてなし得た。対照的に、本発明の化学組成に改変されておらず、オーステナイト安定化の目的に従った連続アニーリングに供されていない22MnB5鋼種は、残留オーステナイトを含まないフェライト-パーライトミクロ組織を有する。本発明の鋼A、B及びCで得られた特定のミクロ組織の効果は、それらの機械的特性に反映されている(表5)。これらの鋼は、残留オーステナイトのTRIP効果から達成される強化されたひずみ硬化率により、良好な全伸びとともに、はるかに高い降伏強度及び引張強度の値を有している。この利益はまた、本発明の鋼のより高いRmxA50値(鋼のエネルギー吸収能力の指標)にも反映されている。

#### 【0081】

ホットプレス成形後の機械的特性と、対応するすべての鋼のミクロ組織成分とを、それぞれ表7及び表8に示す。すべての再加熱条件における本発明の鋼において、30体積%超の残留オーステナイトが、これらのミクロ組織で得られた。この理由は、変態区間再加熱の間にMn(及びC)がオーステナイトに分配されたためである。再加熱時間が長くなるとともに鋼Bでは、特定の再加熱温度のいずれに対しても、オーステナイトへのMn分配の増加により、残留オーステナイト含有量が増加した。通常、再加熱温度が高くなると、オーステナイトへのMn分配が減少するため、残留オーステナイト含有量はわずかに減少する(これはまた、ThermoCalc計算によつても示され得る)。一般に、鋼A、B及びCの残留オーステナイト含有量は、熱間成形前後で類似しているか、又は熱間成形前よりも熱間成形後でわずかに高くなる(表6及び表8)。したがって、熱間成形中にさらにMnが分配されることによるメリットがあまり得られなかったように見える場合がある。しかし、これは真実ではなく、このことは、対応する全伸び、引張強度並びに全伸び及び引張強度の積の、以下で行う比較から明らかである(表5及び表7)。本発明の鋼における30体積%超の残留オーステナイトとは対照的に、従来の22MnB5鋼種は、熱間成形後に大部分がマルテンサイト(98.3体積%)であるミクロ組織を生成した。本発明の鋼におけるフェライトの割合は、40体積%超であり、マルテンサイトの割合は20体積%未満である。

#### 【0082】

本発明の鋼において形成された所望のミクロ組織の結果として、魅力的な機械的特性を得た(表7)。20%超の全伸び、800MPa超の降伏強度及び950MPa超の最大引張強度が、本発明の鋼で達成された。Mn含有量の多い鋼(鋼C)はまた、残留オーステナイトの量が多いため、Mn含有量の少ない鋼(鋼A及びB)よりも高い最大引張強さ

10

20

30

40

50

及び全伸び値を達成した。熱間成形後の本発明の鋼におけるエネルギー吸収値（ $Rm \times A50$  値）もまた非常に高い。従来の 22MnB5 鋼種は、1500MPa 超の引張強度を達成したが、全伸びが低いためにエネルギー吸収能力がはるかに低い。すべての再加熱条件における本発明の鋼のエネルギー吸収能力は、22MnB5 鋼種のエネルギー吸収能力より少なくとも 2.5 倍高い。本発明の熱間成形鋼の厚み 1.0mm における曲げ角度は、22MnB5 の曲げ角度よりもはるかに大きい。鋼 A、B 及び C は、100° 超の最小曲げ角度を達成した。上記のように、本発明の鋼のこれらの見事な機械的特性は、これらのミクロ組織において、TRIP 効果により高い加工硬化をもたらす残留オーステナイト相の割合が高いことに起因する。再加熱中のオーステナイトにおける追加の Mn 富化は、熱間成形された本発明の鋼が、溶融亜鉛めっき鋼のエネルギー吸収値よりもより高いエネルギー吸収値を有することに反映される。

10

## 【0083】

微小亀裂の検査結果を表 9 に示す。本発明の鋼を低温で熱間成形した後、少数で長さが短い微小亀裂が存在した。しかし、従来の方法で高温において熱間成形された GI 22MnB5 鋼種は、その表面に多数の長い微小亀裂を示した。本発明の鋼において微小亀裂が最小限に抑えられているのは、低温での再加熱及び熱間成形によるものであり、これらは、鋼粒界への亜鉛の拡散及び浸透を最小限に抑えて、熱間成形中の金属脆化を防ぐ。しかしながら、22MnB5 の場合には、高温を使用するために、同じ利益は得られない。

## 【0084】

接触抵抗の測定結果を表 10 に示す。本発明の鋼（鋼 B）の再加熱温度が、15 分までの様々な均熱時間で、最大 700 °C である場合には、接触抵抗値は、めっきした状態（as-dipped）の GI 22MnB5（鋼 D）と同程度に低く、高温（800 ~ 900 °C）で再加熱された GI 22MnB5 よりもはるかに低い。めっきした状態の GI 22MnB5 は溶接可能であり、したがって、熱間成形後の本発明の鋼の低い接触抵抗値は、この鋼もまた溶接可能であることを示唆していることに留意されたい。しかしながら、800 °C で再加熱すると鋼 B の接触抵抗値が増加し、これは、Zn 又は Zn 合金コーティングの酸化を示す。このことは、熱間成形部品のスポット溶接性に影響を及ぼすため、溶接性の観点から、再加熱温度を 700 °C 以下に制限すべきである。

20

## 【0085】

同様の傾向が表 11 に示す腐食結果で観察された。赤錆の形成は、本発明の鋼 B において 700 °C までの再加熱温度で徐々に増加し、800 °C の再加熱温度で急激に増加した。700 °C までは、赤錆の百分率は低く、めっきした状態の GI 22MnB5 の赤錆の百分率よりわずかに高くはあるが、熱間成形製品の良好な耐食性を示している。この耐食性は、900 °C で熱間成形した場合の GI 22MnB5（鋼 D）よりもはるかに高い。したがって、これらの結果は、再加熱温度が 700 °C に制限されている場合に、本発明の鋼がその Zn 又は Zn 合金コーティングにより高い耐食性を有することを示唆している。800 °C の Zn ベースのコーティングの激しい酸化は、耐食性の急激な低下を引き起こした。

30

## 【0086】

40

【表 1】

表1:鋼の組成(重量%)

鋼	C	Mn	Si	Al	P	S	B	Cr	Mo	Ni	Cu
A	0.155	7.4	0.20	1.99	0.0012	0.0015	0.0001	0.004	0.001	0.004	0.03
B	0.13	6.9	0.20	2.02	0.0010	0.0018	0.0002	0.004	0.001	0.002	0.03
C	0.14	10.1	0.18	1.7	0.00010	0.004	0.0001	0.024	0.001	0.014	0.02
D	0.23	1.24	0.02	0.03	0.002	0.0008	0.003	0.01	0.001	0.001	0.03

鋼(続き)	Nb	Ti	V	W	N	Sn	Co	Fe	記
A	0.0009	0.001	0.0015	0.002	0.006	0.0010	0.001	残部	本発明
B	0.0008	0.001	0.0013	0.001	0.004	0.0008	0.001	残部	本発明
C	0.0005	0.002	0.0014	0.001	0.006	0.0007	0.001	残部	本発明
D	0.0007	0.001	0.0015	0.001	0.005	0.0007	0.0002	残部	参照

【0087】

【表 2】

表2:鋼A、B及びCに使用されるアニーリング雰囲気

λ 値	加熱セクション		均熱セクション	
	酸素含有量(ppm)	露点(°C)	水素含有量(体積%)	露点(°C)
0.98	0	20	5	-30
1.005	800	20	5	-30
1.01	1700	20	5	-30
1.02	3700	20	5	-30

【0088】

【表 3】

表3:Zn密着性試験の結果(F=不合格、P=合格)

加熱セクションにおける λ 値	鋼A	鋼B	鋼C
0.98	F	F	F
1.005	P	P	P
1.01	P	P	P
1.02	F	F	F

【0089】

10

20

30

40

50

【表 4】

表4:再加熱時間及び温度

鋼	再加熱温度(°C)	再加熱時間(秒)
A	650	180
B	530	300
	530	900
	620	300
	620	900
	675	300
	675	900
C	650	300
	700	300
D	900	300

10

【0090】

【表 5】

表5:熱間成形前のZnコーティングブランクの機械的特性

鋼	アニーリング温度(°C)	R <sub>p</sub> (MPa)	R <sub>m</sub> (MPa)	A <sub>g</sub> (%)	A <sub>50</sub> (%)	R <sub>m</sub> × A <sub>50</sub> (MPa. %)
A	650	939	959	20.1	23.4	22440.6
B	675	970	997	9.5	15.1	15054.7
C	650	1065	1166	13.5	14.3	16673.8
D	750	380	661	15.1	19.8	13087.8

20

【0091】

【表 6】

表6:熱間成形前のZnコーティングブランクのマイクロ組織成分

鋼	残留オーステナイト(体積%)	フェライト(体積%)	マルテンサイト(体積%)	パーライト(体積%)
A	38.3	44.9	16.8	0
B	35.2	51.3	14.5	0
C	52.1	43.1	4.8	0
D	0	62.9	0	37.1

30

【0092】

40

50

【表 7】

表7:ホットプレス成形後の鋼の機械的特性

鋼	再加熱温度 (°C)	再加熱時間 (秒)	R <sub>p</sub> (MPa)	R <sub>m</sub> (MPa)	A <sub>g</sub> (%)	A <sub>50</sub> (%)	R <sub>m</sub> × A <sub>50</sub> (MPa. %)	BA-L@ 厚み 1mm(°)	BA-T@ 厚み 1mm(°)
A	675	180	868	979	23.5	25.5	24964.5	105	129
B	530	300	905	1021	22.7	24.1	24606.1	117	137
		900	889	1015	23.5	25.7	26085.5	129	145
	620	300	873	1003	21.9	24.3	24372.9	111	125
		900	867	1007	23.9	25.3	25477.1	124	151
	675	300	906	1025	22.3	23.9	24497.5	107	126
		900	901	1032	21.8	24.3	25077.6	123	141
C	650	300	1050	1150	42.1	45.3	52095	106	115
	700	300	810	1373	25.1	27.2	37345.6	100	117
D	900	300	988	1550	3.9	6.1	9455	73	79

【 0 0 9 3 】

【表 8】

表8:熱間成形後の鋼のマイクロ組織成分

鋼	再加熱温度 (°C)	再加熱時間 (秒)	残留オーステナイト (体積%)	フェライト (体積%)	マルテンサイト (体積%)
A	675	180	37.1	45.3	13.6
B	530	300	34.2	53.1	12.7
		900	36.9	52.9	10.2
	620	300	32.5	54.1	13.4
		900	35.0	53.9	11.1
	675	300	30.1	52.8	17.1
		900	33.3	51.5	15.2
C	650	300	53.1	45.3	1.6
	700	300	49.3	44.6	6.1
D	900	300	0	1.7	98.3

【 0 0 9 4 】

【表 9】

表9:熱間成形後の微小亀裂の分析結果

鋼	再加熱温度(°C)	再加熱時間(秒)	亀裂の数	亀裂の最大長さ(μm)
A	675	180	0	N.A.
B	530	300	0	N.A.
		900	0	N.A.
	620	300	0	N.A.
		900	2	3.0
	675	300	1	2.8
		900	5	4.6
C	650	300	0	N.A.
	700	300	0	N.A.
D	900	300	30	27.1

10

20

30

40

50

【 0 0 9 5 】

【 表 1 0 】

表10:接触抵抗の結果

鋼	再加熱温度(°C)	再加熱時間(秒)	抵抗(mΩ)
B	400	600	0.112
	500	240	0.122
		360	0.095
		480	0.087
	530	300	0.086
		900	0.087
	600	180	0.094
		300	0.084
		420	0.121
	620	300	0.091
		900	0.090
	675	300	0.093
		900	0.093
	700	180	0.161
		300	0.164
420		0.179	
800	180	0.475	
	300	1.861	
	420	2.987	
D	900	180	3.102
	20	加熱なし	0.125

10

20

【 0 0 9 6 】

30

40

50

【表 1 1】

表 11: 1週間の試験後の腐食試験結果

鋼	再加熱温度(°C)	再加熱時間(秒)	赤錆(%)
B	400	600	25
	500	240	25
		360	25
		480	25
	530	300	30
		900	35
	600	180	40
		300	40
		420	40
	620	300	40
		900	40
	675	300	45
		900	45
	700	180	45
		300	45
420		45	
800	180	100	
	300	95	
	420	98	
D	900	180	95
	20	加熱なし	25

10

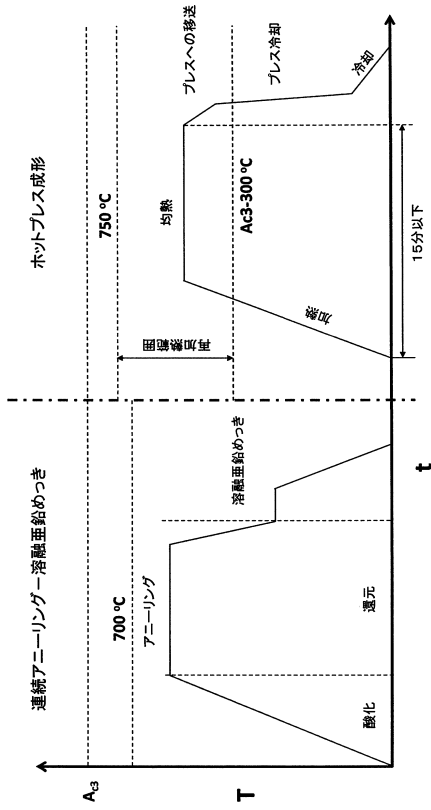
20

30

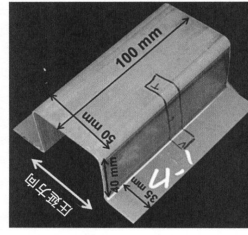
40

50

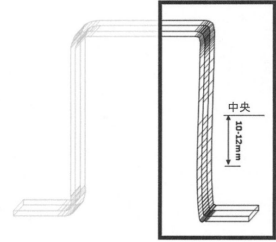
【 図 面 】  
【 図 1 】



【 図 2 】



(a)



(b)

10

20

30

40

50

## フロントページの続き

(51)国際特許分類		F I		
	C 2 2 C 18/00 (2006.01)		C 2 2 C 38/00	3 0 2 A
	C 2 2 C 18/04 (2006.01)		C 2 2 C 38/38	
			C 2 2 C 18/00	
			C 2 2 C 18/04	

オランダ国エイマイデン、ピーオー、ボックス、1 0 0 0 0 - 3 8 . 3 7、タタ、スティー、ネ  
 ダーランド、テクノロジー、ベスローテン、フェノートシャップ、グループ、インテレクチュア  
 ル、プロパティ、サービス

(72)発明者 ペートルス、コルネリス、ヨーゼフ、ベーンチェス  
 オランダ国エイマイデン、ピーオー、ボックス、1 0 0 0 0

審査官 坂本 薫昭

(56)参考文献 特開 2 0 1 2 - 2 5 1 2 3 9 ( J P , A )  
 特開 2 0 1 4 - 0 1 9 9 0 5 ( J P , A )  
 特表 2 0 2 0 - 5 2 3 4 7 3 ( J P , A )  
 特表 2 0 2 1 - 5 1 3 6 0 4 ( J P , A )  
 国際公開第 2 0 1 9 / 1 5 5 0 1 4 ( W O , A 1 )

(58)調査した分野 (Int.Cl. , D B 名)  
 B 3 2 B  
 C 2 1 D  
 C 2 2 C  
 C 2 3 C