

(19)日本国特許庁(JP)

(12)公 開 特 許 公 報(A)

(11)特許出願公開番号
特開2026-47535
(P2026-47535A)

(43)公開日
令和8年3月16日(2026. 3. 16)

(51)Int.Cl.	F I	テーマコード (参考)
C 2 2 C 38/00 (2006. 01)	C 2 2 C 38/00 3 0 1 Y	4 E 0 0 4
C 2 2 C 38/60 (2006. 01)	C 2 2 C 38/60	4 K 0 3 2
C 2 1 D 8/06 (2006. 01)	C 2 1 D 8/06 A	
B 2 2 D 11/124 (2006. 01)	B 2 2 D 11/124 L	

審査請求 未請求 請求項の数 4 O L (全 27 頁)

(21)出願番号	特願2024-152030(P2024-152030)	(71)出願人	000006655
(22)出願日	令和6年9月4日(2024. 9. 4)		日本製鉄株式会社
			東京都千代田区丸の内二丁目6番1号
		(74)代理人	110001553
			アセンド弁理士法人
		(72)発明者	河原木 雄介
			東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 日
			本製鉄株式会社内
		(72)発明者	志賀 聡
			東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 日
			本製鉄株式会社内
		(72)発明者	寺本 真也
			東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 日
			本製鉄株式会社内
		Fターム(参考)	4E004 KA12 NB02
			最終頁に続く

(54)【発明の名称】鋼材

(57)【要約】

【課題】球状化焼鈍を省略して冷間鍛造を実施しても、冷間鍛造時に割れの発生を抑制できる鋼材を提供する。

【解決手段】本実施形態の鋼材は、化学組成が、質量％で、C：0.30～0.60％、Si：0.01～0.10％、Mn：0.30～2.00％、P：0.050％未満、S：0.001～0.050％、Al：0.001～0.200％、N：0.020％未満、Cr：0.01～0.40％、O：0.0030％以下、及び、残部がFe及び不純物からなり、フェライト及びパーライトの合計面積率が90％以上であり、パーライト面積率が40％以上であり、パーライト粒の平均粒径dPが10.0～40.0μmであり、パーライト粒の平均粒径dP及びパーライト粒径の標準偏差σPが式(1)を満たし、フェライト粒の平均粒径dFが25.0μm以下であり、フェライトの硬さとパーライトの硬さとの差が140HV以下である。

$$\sigma P / d P < 0.80 \quad (1)$$

【選択図】なし

【特許請求の範囲】

【請求項 1】

化学組成が、質量％で、

C : 0 . 3 0 ~ 0 . 6 0 %、

Si : 0 . 0 1 ~ 0 . 1 0 %、

Mn : 0 . 3 0 ~ 2 . 0 0 %、

P : 0 . 0 5 0 %未満、

S : 0 . 0 0 1 ~ 0 . 0 5 0 %、

Al : 0 . 0 0 1 ~ 0 . 2 0 0 %、

N : 0 . 0 2 0 %未満、

Cr : 0 . 0 1 ~ 0 . 4 0 %、

O : 0 . 0 0 3 0 %以下、及び、

残部が Fe 及び不純物からなり、

フェライト及びパーライトの合計面積率が 9 0 % 以上であり、パーライト面積率が 4 0 % 以上であり、

パーライト粒の平均粒径 d_P が $10.0 \sim 40.0 \mu m$ であり、

前記パーライト粒の平均粒径 d_P 及び前記パーライト粒の粒径の標準偏差 σ_P が式 (1) を満たし、

フェライト粒の平均粒径 d_F が $25.0 \mu m$ 以下であり、

前記フェライトの硬さと前記パーライトの硬さとの差が $140 HV$ 以下である、

鋼材。

$$\sigma_P / d_P < 0.80 \quad (1)$$

【請求項 2】

化学組成が、質量％で、

C : 0 . 3 0 ~ 0 . 6 0 %、

Si : 0 . 0 1 ~ 0 . 1 0 %、

Mn : 0 . 3 0 ~ 2 . 0 0 %、

P : 0 . 0 5 0 %未満、

S : 0 . 0 0 1 ~ 0 . 0 5 0 %、

Al : 0 . 0 0 1 ~ 0 . 2 0 0 %、

N : 0 . 0 2 0 %未満、

Cr : 0 . 0 1 ~ 0 . 4 0 %、及び、

O : 0 . 0 0 3 0 %以下、を含有し、

さらに、第 1 群及び第 2 群からなる群から選択される 1 種又は 2 種以上を含有し、

残部が Fe 及び不純物からなり、

フェライト及びパーライトの合計面積率が 9 0 % 以上であり、パーライト面積率が 4 0 % 以上であり、

パーライト粒の平均粒径 d_P が $10.0 \sim 40.0 \mu m$ であり、

前記パーライト粒の平均粒径 d_P 及び前記パーライト粒の粒径の標準偏差 σ_P が式 (1) を満たし、

フェライト粒の平均粒径 d_F が $25.0 \mu m$ 以下であり、

前記フェライトの硬さと前記パーライトの硬さとの差が $140 HV$ 以下である、

鋼材。

$$\sigma_P / d_P < 0.80 \quad (1)$$

[第 1 群]

Mo : 0 . 2 0 %以下、

V : 0 . 1 5 0 %以下、

Nb : 0 . 0 5 0 %以下、

Ti : 0 . 0 5 0 %以下、

Cu : 0 . 4 0 %以下、

Ni : 0 . 4 0 % 以下、
Sn : 0 . 1 0 0 % 以下、及び、
B : 0 . 0 0 5 0 % 以下、からなる群から選択される 1 種又は 2 種以上
[第 2 群]
Ca : 0 . 0 0 5 0 % 以下、及び、
Mg : 0 . 0 0 5 0 % 以下、からなる群から選択される 1 種又は 2 種

【請求項 3】

請求項 2 に記載の鋼材であって、
前記化学組成は、前記第 1 群を含有する、
鋼材。

10

【請求項 4】

請求項 2 に記載の鋼材であって、
前記化学組成は、前記第 2 群を含有する、
鋼材。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本開示は鋼材に関し、さらに詳しくは、冷間鍛造により製造される鋼部品の素材に適した鋼材に関する。

【背景技術】

20

【0002】

自動車部品、産業機械部品及び建設機械部品等に代表される機械構造用途の鋼部品は、素材である鋼材を塑性加工して製造される。塑性加工は主として、熱間鍛造と冷間鍛造とがある。熱間鍛造では、鋼材を高温のオーステナイト温度域に加熱した状態で鍛造する。高温では鋼材の強度が低下する。そのため、熱間鍛造では、冷間鍛造と比較して、低い荷重で鋼材に大きな塑性変形を付与することができる。一方、鋼材を高温で塑性変形させた後に室温まで冷却する過程で、鋼材は熱収縮し、かつ、相変態により形状を変化させる。そのため、熱間鍛造後の鋼材（中間部品）の寸法精度は低い。その結果、次工程の機械加工で除去する鋼材部分が多くなり、コストが高くなる。

【0003】

30

一方、冷間鍛造では、鋼材を常温で鍛造する。冷間鍛造では、熱ひずみが生じにくい。そのため、冷間鍛造後の鋼材（中間部品）の形状を最終部品に近づけることができる。そのため、機械加工でのコストを抑えることができる。

【0004】

しかしながら、冷間鍛造では常温で鋼材を鍛造するため、冷間鍛造時に鋼材に割れが発生するのを抑制する必要がある。つまり、鋼材には優れた冷間鍛造性が求められる。優れた冷間鍛造性を得るために、通常、冷間鍛造前の鋼材に対して、球状化焼鈍を実施する。球状化焼鈍では、鋼材を A_{c1} 点直下の温度域で長時間保持した後、徐冷する。これにより、鋼材のパーライト中の層状のセメンタイトが分断され、セメンタイトが球状化する。そのため、鋼材の硬さが低下して、冷間鍛造性が高まる。

40

【0005】

しかしながら、球状化焼鈍を実施すれば、製造コストが高くなる。そのため、工数低減に伴う製造コストを抑制する目的で、球状化焼鈍を省略しても、冷間鍛造時に割れの発生が抑制される鋼材が求められている。

【0006】

特開 2 0 0 5 - 1 3 3 1 5 3 号公報（特許文献 1）に開示された鋼材は、質量％で、C : 0 . 0 5 ~ 0 . 3 %、Si : 0 . 0 1 ~ 0 . 3 5 %、Mn : 0 . 2 ~ 2 %、P : 0 . 0 0 1 ~ 0 . 0 2 %、S : 0 . 0 0 1 ~ 0 . 0 2 % を含有し、Ni : 0 . 0 1 ~ 2 %、Cr : 0 . 0 1 ~ 2 %、Mo : 0 . 0 1 ~ 0 . 5 % から選択された少なくとも 1 種も含有し、さらに Ti : 0 . 0 0 5 ~ 0 . 0 2 %、Al : 0 . 0 2 0 ~ 0 . 1 %、N : 0 . 0 0 5 ~

50

0.02%を含有し、残部はFe及び不可避免的不純物であり、Ti、Al、及びNはさらに、 $Al / (N - Ti / 3.4) \geq 4$ 、を満たす。この鋼材は、上述の式を満たすことにより、冷間鍛造性に優れる、と特許文献1には記載されている。

【先行技術文献】

【特許文献】

【0007】

【特許文献1】特開2005-133153号公報

【発明の概要】

【発明が解決しようとする課題】

【0008】

10

しかしながら、特許文献1に開示された手段以外の他の手段により、球状化焼鈍を省略して冷間鍛造を実施しても、冷間鍛造時に割れの発生を抑制できてもよい。

【0009】

本開示の目的は、球状化焼鈍を省略して冷間鍛造を実施しても、冷間鍛造時に割れの発生を抑制できる鋼材を提供することである。

【課題を解決するための手段】

【0010】

本開示の鋼材は、化学組成が、質量%で、C:0.30~0.60%、Si:0.01~0.10%、Mn:0.30~2.00%、P:0.050%未満、S:0.001~0.050%、Al:0.001~0.200%、N:0.020%未満、Cr:0.01~0.40%、O:0.0030%以下、及び、残部がFe及び不純物からなる。フェライト及びパーライトの合計面積率が90%以上であり、パーライト面積率が40%以上である。パーライト粒の平均粒径d_Pが10.0~40.0μmである。パーライト粒の平均粒径d_P及びパーライト粒の粒径の標準偏差σ_Pが式(1)を満たす。フェライト粒の平均粒径d_Fが25.0μm以下である。フェライトの硬さと前記パーライトの硬さとの差が140HV以下である。

20

$$\sigma_P / d_P < 0.80 \quad (1)$$

【0011】

本開示の鋼材は、化学組成が、質量%で、C:0.30~0.60%、Si:0.01~0.10%、Mn:0.30~2.00%、P:0.050%未満、S:0.001~0.050%、Al:0.001~0.200%、N:0.020%未満、Cr:0.01~0.40%、及び、O:0.0030%以下、を含有し、さらに、第1群及び第2群からなる群から選択される1種又は2種以上を含有し、残部がFe及び不純物からなる。

30

[第1群]

質量%で、Mo:0.20%以下、V:0.150%以下、Nb:0.050%以下、Ti:0.050%以下、Cu:0.40%以下、Ni:0.40%以下、Sn:0.100%以下、及び、B:0.0050%以下、からなる群から選択される1種又は2種以上

[第2群]

Ca:0.0050%以下、及び、Mg:0.0050%以下、からなる群から選択される1種又は2種

40

本開示の鋼材はさらに、フェライト及びパーライトの合計面積率が90%以上であり、パーライト面積率が40%以上である。パーライト粒の平均粒径d_Pが10.0~40.0μmである。パーライト粒の平均粒径d_P及びパーライト粒の粒径の標準偏差σ_Pが式(1)を満たす。フェライト粒の平均粒径d_Fが25.0μm以下である。フェライトの硬さとパーライトの硬さとの差が140HV以下である。

$$\sigma_P / d_P < 0.80 \quad (1)$$

【発明の効果】

【0012】

本開示の鋼材では、球状化焼鈍を省略して冷間鍛造を実施しても、冷間鍛造時に割れの

50

発生を抑制できる。

【発明を実施するための形態】

【0013】

本発明者らは初めに、冷間鍛造用途に適した鋼材について、化学組成の観点から検討を行った。その結果、質量％で、C：0.30～0.60％、Si：0.01～0.10％、Mn：0.30～2.00％、P：0.050％未満、S：0.001～0.050％、Al：0.001～0.200％、N：0.020％未満、Cr：0.01～0.40％、O：0.0030％以下、Mo：0～0.20％、V：0～0.150％、Nb：0～0.050％、Ti：0～0.050％、Cu：0～0.40％、Ni：0～0.40％、Sn：0～0.100％、B：0～0.0050％、Ca：0～0.0050％、Mg：0～0.0050％、及び、残部がFe及び不純物からなる化学組成であれば、冷間鍛造用途に適すると本発明者らは考えた。

10

【0014】

そこで、上述の化学組成を有する鋼材を素材として冷間鍛造により鋼部品を製造する場合に、球状化焼鈍を省略して冷間鍛造を実施しても、割れの発生が十分に抑制できる手段について、ミクロ組織の観点から本発明者らは検討をさらに行った。

【0015】

鋼材の製造工程において、圧延温度及び冷却速度を調整することにより、球状化焼鈍を実施した鋼材と同等の軟質化が可能である。しかしながら、軟質化された鋼材であっても冷間鍛造時に割れが発生する場合がある。そこで、本発明者らは、冷間鍛造時の割れのメカニズムを検討した。その結果、次の事項が判明した。

20

【0016】

冷間鍛造時の割れの発生は、延性破壊に起因する。延性破壊では、鋼材中の局所的なひずみ分布の差が生じている領域でボイドが発生し、当該ボイドが拡大したり、複数のボイドが互いに連結したりすることにより、割れが進展する。このような割れの拡大及び連結が繰り返されることにより、破断に至る。

【0017】

上述の化学組成の鋼材の場合、主としてフェライト及びパーライトからなるミクロ組織が形成される。一般的に、パーライトの硬さはフェライトの硬さよりも高い。このような鋼材に対して冷間鍛造を実施すると、フェライト粒とパーライト粒との界面近傍にひずみが集中し、フェライトに局所的な応力集中が生じる。その結果、フェライトが過度に変形してボイドが発生すると考えられる。さらに、パーライト粒のばらつきが大きい場合、一部のフェライトに過度な変形が局所的に発生する。この場合もボイドが発生すると考えられる。

30

【0018】

以上の事項を考慮して、本発明者らはさらに検討を行った。その結果、上述の化学組成の鋼材のミクロ組織において、パーライト面積率を増大させれば、冷間鍛造時において、パーライト主体の変形となり、フェライトでの過度な変形が抑制されることを本発明者らは見出した。さらに、パーライト粒のばらつきを抑制することによっても、フェライトでの過度な変形が抑制されることを本発明者らは見出した。

40

【0019】

また、上述のとおり、冷間鍛造時におけるボイドの発生は、パーライトの硬さとフェライトの硬さの差 $\Delta H V$ が大きいことにも起因する。そこで、本発明者らは、パーライトの硬さとフェライトの硬さの差を抑えることにより、冷間鍛造時のボイドの発生をさらに抑制できると考えた。

【0020】

以上の知見に基づいて、本発明者らはさらに検討を行った。その結果、上述の化学組成を有する鋼材において、フェライト及びパーライトの合計面積率が90％以上であり、パーライト面積率が40％以上であり、パーライト粒の平均粒径 d_P が10.0～40.0 μm であり、パーライト粒の平均粒径 d_P 及びパーライト粒の粒径の標準偏差 σ_P が式(

50

1) を満たし、フェライト粒の平均粒径 d_F が $25.0 \mu\text{m}$ 以下であり、フェライトの硬さとパーライトの硬さとの差が 140HV 以下であれば、球状化焼鈍を省略して冷間鍛造を実施しても、割れの発生を十分に抑制できることを見出した。

$$\sigma_P / d_P < 0.80 \quad (1)$$

【0021】

本実施形態の鋼材は、上述の技術思想により完成したものであり、次の構成を有する。

【0022】

第1の構成の鋼材は、化学組成が、質量%で、C: $0.30 \sim 0.60\%$ 、Si: $0.01 \sim 0.10\%$ 、Mn: $0.30 \sim 2.00\%$ 、P: 0.050% 未満、S: $0.001 \sim 0.050\%$ 、Al: $0.001 \sim 0.200\%$ 、N: 0.020% 未満、Cr: $0.01 \sim 0.40\%$ 、O: 0.0030% 以下、及び、残部がFe及び不純物からなる。フェライト及びパーライトの合計面積率が 90% 以上であり、パーライト面積率が 40% 以上である。パーライト粒の平均粒径 d_P が $10.0 \sim 40.0 \mu\text{m}$ である。パーライト粒の平均粒径 d_P 及びパーライト粒の粒径の標準偏差 σ_P が式(1)を満たす。フェライト粒の平均粒径 d_F が $25.0 \mu\text{m}$ 以下である。フェライトの硬さとパーライトの硬さとの差が 140HV 以下である。

$$\sigma_P / d_P < 0.80 \quad (1)$$

【0023】

第2の構成の鋼材は、化学組成が、質量%で、C: $0.30 \sim 0.60\%$ 、Si: $0.01 \sim 0.10\%$ 、Mn: $0.30 \sim 2.00\%$ 、P: 0.050% 未満、S: $0.001 \sim 0.050\%$ 、Al: $0.001 \sim 0.200\%$ 、N: 0.020% 未満、Cr: $0.01 \sim 0.40\%$ 、及び、O: 0.0030% 以下、を含有し、さらに、第1群及び第2群からなる群から選択される1種又は2種以上を含有し、残部がFe及び不純物からなる。

[第1群]

質量%で、Mo: 0.20% 以下、V: 0.150% 以下、Nb: 0.050% 以下、Ti: 0.050% 以下、Cu: 0.40% 以下、Ni: 0.40% 以下、Sn: 0.100% 以下、及び、B: 0.0050% 以下、からなる群から選択される1種又は2種以上

[第2群]

Ca: 0.0050% 以下、及び、Mg: 0.0050% 以下、からなる群から選択される1種又は2種

本開示の鋼材はさらに、フェライト及びパーライトの合計面積率が 90% 以上であり、パーライト面積率が 40% 以上である。パーライト粒の平均粒径 d_P が $10.0 \sim 40.0 \mu\text{m}$ である。パーライト粒の平均粒径 d_P 及びパーライト粒の粒径の標準偏差 σ_P が式(1)を満たす。フェライト粒の平均粒径 d_F が $25.0 \mu\text{m}$ 以下である。フェライトの硬さとパーライトの硬さとの差が 140HV 以下である。

$$\sigma_P / d_P < 0.80 \quad (1)$$

【0024】

第3の構成の鋼材は、第2の構成の鋼材であって、化学組成は、第1群を含有する。

【0025】

第4の構成の鋼材は、第2又は第3の構成の鋼材であって、化学組成は、第2群を含有する。

【0026】

以下、本実施形態の鋼材について説明する。以降の説明において、元素に関する%は、特に断りがない限り、質量%を意味する。

【0027】

[本実施形態の鋼材の特徴]

本実施形態の鋼材は、次の特徴を満たす。

(特徴1)

10

20

30

40

50

化学組成が、質量％で、C：0.30～0.60％、Si：0.01～0.10％、Mn：0.30～2.00％、P：0.050％未満、S：0.001～0.050％、Al：0.001～0.200％、N：0.020％未満、Cr：0.01～0.40％、O：0.0030％以下、Mo：0～0.20％、V：0～0.150％、Nb：0～0.050％、Ti：0～0.050％、Cu：0～0.40％、Ni：0～0.40％、Sn：0～0.100％、B：0～0.0050％、Ca：0～0.0050％、Mg：0～0.0050％、及び、残部がFe及び不純物からなる。

(特徴2)

フェライト及びパーライトの合計面積率が90％以上であり、パーライト面積率が40％以上である。

10

(特徴3)

パーライト粒の平均粒径 d_P が10.0～40.0 μm であり、パーライト粒の平均粒径 d_P 及びパーライト粒の粒径の標準偏差 σ_P が式(1)を満たす。

$$\sigma_P / d_P < 0.80 \quad (1)$$

(特徴4)

フェライト粒の平均粒径 d_F が25.0 μm 以下である。

(特徴5)

フェライトの硬さとパーライトの硬さとの差が140HV以下である。

以下、特徴1～特徴5について説明する。

【0028】

20

〔(特徴1)化学組成について〕

本実施形態の鋼材の化学組成は、次の元素を含有する。

【0029】

C：0.30～0.60％

炭素(C)は、鋼材の焼入れ性を高めて、鋼材を素材として製造される鋼部品の強度を高める。C含有量が0.30％未満であれば、他の元素含有量が本実施形態の範囲内であっても、上記効果が十分に得られない。

一方、C含有量が0.60％を超えれば、他の元素含有量が本実施形態の範囲内であっても、鋼材の強度が過度に高まる。そのため、鋼材の冷間鍛造性が低下する。

したがって、C含有量は0.30～0.60％である。

30

C含有量の好ましい下限は0.32％であり、さらに好ましくは0.34％であり、さらに好ましくは0.36％である。

C含有量の好ましい上限は0.55％であり、さらに好ましくは0.50％であり、さらに好ましくは0.45％である。

【0030】

Si：0.01～0.10％

シリコン(Si)は、鋼材の製造工程中の製鋼工程において、鋼を脱酸する。Si含有量が0.01％未満であれば、上記効果が十分に得られない。

一方、Si含有量が0.10％を超えれば、他の元素含有量が本実施形態の範囲内であっても、鋼材の強度が過度に高まる。そのため、鋼材の冷間鍛造性が低下する。

40

したがって、Si含有量は0.01～0.10％である。

Si含有量の好ましい下限は0.02％であり、さらに好ましくは0.03％である。

Si含有量の好ましい上限は0.09％であり、さらに好ましくは0.08％である。

【0031】

Mn：0.30～2.00％

マンガン(Mn)は、 A_{c3} 点を低下させてパーライトの生成量を増加する。Mnはさらに、固溶強化によりフェライトの強度を高める。Mn含有量が0.30％未満であれば、他の元素含有量が本実施形態の範囲内であっても、上記効果が十分に得られない。

一方、Mn含有量が2.00％を超えれば、粗大なMn硫化物が過剰に生成する。そのため、他の元素含有量が本実施形態の範囲内であっても、鋼材の冷間鍛造性が低下する。

50

したがって、Mn含有量は0.30～2.00%である。

Mn含有量の好ましい下限は0.35%であり、さらに好ましくは0.40%であり、さらに好ましくは0.45%であり、さらに好ましくは0.50%である。

Mn含有量の好ましい上限は1.90%であり、さらに好ましくは1.80%であり、さらに好ましくは1.70%である。

【0032】

P：0.050%未満

りん(P)は不可避の不純物である。つまり、P含有量は0%超である。P含有量が0.050%以上であれば、他の元素含有量が本実施形態の範囲内であっても、Pが粒界に過剰に偏析し、粒界強度が低下する。そのため、鋼材の冷間鍛造性が低下する。

10

したがって、P含有量は0.050%未満である。

P含有量はなるべく低い方が好ましい。しかしながら、P含有量を過度に低減すれば、製造コストが高くなる。したがって、工業生産を考慮した場合、P含有量の好ましい下限は0.001%であり、さらに好ましくは0.002%であり、さらに好ましくは0.003%である。

P含有量の好ましい上限は0.045%であり、さらに好ましくは0.040%であり、さらに好ましくは0.035%である。

【0033】

S：0.001～0.050%

硫黄(S)はMnと結合して、Mn硫化物を生成する。Mn硫化物は鋼材の被削性を高める。S含有量が0.001%未満であれば、上記効果が十分に得られない。

20

一方、S含有量が0.050%を超えれば、他の元素含有量が本実施形態の範囲内であっても、粗大なMn硫化物が過剰に生成する。粗大なMn硫化物は冷間鍛造時に割れの起点となる。そのため、鋼材の冷間鍛造性が低下する。

したがって、S含有量は0.001～0.050%である。

S含有量の好ましい下限は0.002%であり、さらに好ましくは0.003%であり、さらに好ましくは0.005%である。

S含有量の好ましい上限は0.045%であり、さらに好ましくは0.040%であり、さらに好ましくは0.035%である。

【0034】

30

Al：0.001～0.200%

アルミニウム(Al)は、鋼を脱酸する。Al含有量が0.001%未満であれば、他の元素含有量が本実施形態の範囲内であっても、上記効果が十分に得られない。

一方、Al含有量が0.200%を超えれば、他の元素含有量が本実施形態の範囲内であっても、粗大なAl系介在物が生成する。粗大なAl系介在物は冷間鍛造時に割れの起点となる。そのため、鋼材の冷間鍛造性が低下する。

したがって、Al含有量は0.001～0.200%である。

Al含有量の好ましい下限は0.003%であり、さらに好ましくは0.005%であり、さらに好ましくは0.010%である。

Al含有量の好ましい上限は0.150%であり、さらに好ましくは0.100%であり、さらに好ましくは0.080%である。

40

本実施形態において、Al含有量は、全Al(Total-Al)含有量を意味する。

【0035】

N：0.020%未満

窒素(N)は不可避に含有される不純物である。つまり、N含有量は0%超である。Nは、Al、Ti及びB等と結合して窒化物を形成する。N含有量が0.020%以上であれば、他の元素含有量が本実施形態の範囲内であっても、粗大な窒化物が過剰に生成する。粗大な窒化物は冷間鍛造時に割れの起点となる。そのため、鋼材の冷間鍛造性が低下する。

したがって、N含有量は0.020%未満である。

50

N含有量はなるべく低い方が好ましい。しかしながら、N含有量を過度に低減すれば、製造コストが高くなる。したがって、通常の工業生産を考慮すれば、N含有量の好ましい下限は0.001%であり、さらに好ましくは0.002%であり、さらに好ましくは0.003%である。

N含有量の好ましい上限は0.018%であり、さらに好ましくは0.016%であり、さらに好ましくは0.014%である。

【0036】

Cr: 0.01~0.40%

クロム(Cr)は、鋼材の焼入れ性を高め、焼入れ後の鋼部品の硬さを高める。Cr含有量が0.01%未満であれば、上記効果が十分に得られない。

一方、Cr含有量が0.40%を超えれば、パーライト中のラメラ間隔が過度に狭くなる。この場合、パーライトの硬さが過度に高まり、パーライトとフェライトの硬さ差が過度に大きくなる。その結果、鋼材の冷間鍛造性が低下する。

したがって、Cr含有量は0.01~0.40%である。

Cr含有量の好ましい下限は、0.02%であり、さらに好ましくは0.03%である。

Cr含有量の好ましい上限は0.35%であり、さらに好ましくは0.30%である。

【0037】

O: 0.0030%以下

酸素(O)は不可避に含有される不純物である。つまり、O含有量は0%超である。Oは鋼材中の他の元素と結合して酸化物を生成する。O含有量が0.0030%を超えれば、他の元素含有量が本実施形態の範囲内であっても、粗大な酸化物が過剰に生成する。粗大な酸化物は冷間鍛造時に割れの起点となる。そのため、鋼材の冷間鍛造性が低下する。

したがって、O含有量は0.0030%以下である。

O含有量はなるべく低い方が好ましい。しかしながら、O含有量を過度に低減すれば、製造コストが高くなる。したがって、通常の工業生産を考慮した場合、O含有量の好ましい下限は0.0001%であり、さらに好ましくは0.0002%である。

O含有量の好ましい上限は0.0027%であり、さらに好ましくは0.0024%であり、さらに好ましくは0.0020%である。

【0038】

本実施形態による鋼材の化学組成の残部は、Fe及び不純物からなる。ここで、化学組成における不純物とは、鋼材を工業的に製造する際に、原料としての鉱石、スクラップ、又は製造環境などから混入されるものであって、本実施形態による鋼材に悪影響を与えない範囲で許容されるものを意味する。

【0039】

[任意元素(Optional Elements)について]

本実施形態の鋼材の化学組成はさらに、Feの一部に代えて、Mo: 0.20%以下、V: 0.150%以下、Nb: 0.050%以下、Ti: 0.050%以下、Cu: 0.40%以下、Ni: 0.40%以下、Sn: 0.100%以下、B: 0.0050%以下、Ca: 0.0050%以下、及び、Mg: 0.0050%以下、からなる群から選択される1種以上を含有してもよい。これらの元素は任意元素である。以下、各元素について説明する。

【0040】

[第1群(Mo、V、Nb、Ti、Cu、Ni、Sn及びB)]

Mo、V、Nb、Ti、Cu、Ni、Sn及びBは任意元素であり、含有されなくてもよい。これらの元素はいずれも、鋼材を素材として製造される鋼部品の強度を高める。

【0041】

Mo: 0.20%以下

モリブデン(Mo)は任意元素であり、含有されなくてもよい。つまり、Mo含有量は0%であってもよい。

10

20

30

40

50

含有される場合、Moは鋼材の焼入れ性を高めて、鋼材を素材として製造される鋼部品の強度を高める。Moが少しでも含有されれば、上記効果がある程度得られる。

一方、Mo含有量が0.20%を超えれば、他の元素含有量が本実施形態の範囲内であっても、鋼材の強度が過度に高くなる。そのため、鋼材の冷間鍛造性が低下する。

したがって、Mo含有量は0~0.20%であり、含有される場合、Mo含有量は0.20%以下である。

Mo含有量の好ましい下限は0.01%であり、さらに好ましくは0.05%であり、さらに好ましくは0.08%である。

Mo含有量の好ましい上限は0.18%であり、さらに好ましくは0.15%であり、さらに好ましくは0.12%である。

10

【0042】

V: 0.150%以下

バナジウム(V)は任意元素であり、含有されなくてもよい。つまり、V含有量は0%であってもよい。

含有される場合、つまり、V含有量が0%超である場合、Vは、炭化物、及び、炭窒化物等のV析出物を生成する。V析出物は析出強化により、鋼材を素材として製造される鋼部品の強度を高める。Vが少しでも含有されれば、上記効果がある程度得られる。

しかしながら、V含有量が0.150%を超えれば、粗大なV析出物が生成する。粗大なV析出物は、冷間鍛造時に割れの起点となる。そのため、他の元素含有量が本実施形態の範囲内であっても、鋼材の冷間鍛造性が低下する。

20

したがって、V含有量は0~0.150%であり、含有される場合、V含有量は、0.150%以下である。

V含有量の好ましい下限は0.001%であり、さらに好ましくは0.010%であり、さらに好ましくは0.030%である。

V含有量の好ましい上限は0.130%であり、さらに好ましくは0.100%であり、さらに好ましくは0.080%である。

【0043】

Nb: 0.050%以下

ニオブ(Nb)は任意元素であり、含有されなくてもよい。つまり、Nb含有量は0%であってもよい。

30

含有される場合、つまり、Nb含有量が0%超である場合、Nbは、炭化物、窒化物、及び、炭窒化物等のNb析出物を生成する。Nb析出物は析出強化により、鋼材を素材として製造される鋼部品の強度を高める。Nbが少しでも含有されれば、上記効果がある程度得られる。

しかしながら、Nb含有量が0.050%を超えれば、粗大なNb析出物が生成する。粗大なNb析出物は、冷間鍛造時に割れの起点となる。そのため、他の元素含有量が本実施形態の範囲内であっても、鋼材の冷間鍛造性が低下する。

したがって、Nb含有量は0~0.050%であり、含有される場合、Nb含有量は、0.050%以下である。

Nb含有量の好ましい下限は0.001%であり、さらに好ましくは0.002%であり、さらに好ましくは0.005%である。

40

Nb含有量の好ましい上限は0.045%であり、さらに好ましくは0.040%であり、さらに好ましくは0.035%である。

【0044】

Ti: 0.050%以下

チタン(Ti)は任意元素であり、含有されなくてもよい。つまり、Ti含有量は0%であってもよい。

含有される場合、つまり、Ti含有量が0%超である場合、Tiは、炭化物、及び、窒化物等のTi析出物を生成する。Ti析出物は析出強化により、鋼材を素材として製造される鋼備品の強度を高める。Tiが少しでも含有されれば、上記効果がある程度得られる

50

。

しかしながら、T i 含有量が 0 . 0 5 0 % を超えれば、粗大な T i 析出物が生成する。粗大な T i 析出物は、冷間鍛造時の割れの起点となる。そのため、他の元素含有量が本実施形態の範囲内であっても、鋼材の冷間鍛造性が低下する。

したがって、T i 含有量は 0 ~ 0 . 0 5 0 % であり、含有される場合、T i 含有量は 0 . 0 5 0 % 以下である。

T i 含有量の好ましい下限は 0 . 0 0 1 % であり、さらに好ましくは 0 . 0 0 5 % であり、さらに好ましくは 0 . 0 1 0 % である。

T i 含有量の好ましい上限は 0 . 0 4 5 % であり、さらに好ましくは 0 . 0 4 0 % であり、さらに好ましくは 0 . 0 3 5 % である。

10

【 0 0 4 5 】

C u : 0 . 4 0 % 以下

銅 (C u) は任意元素であり、含有されなくてもよい。つまり、C u 含有量は 0 % であってもよい。

含有される場合、つまり、C u 含有量が 0 % 超である場合、C u は、鋼材の焼入れ性を高めて、鋼材を素材として製造される鋼部品の強度を高める。C u が少しでも含有されれば、上記効果がある程度得られる。

しかしながら、C u 含有量が 0 . 4 0 % を超えれば、他の元素含有量が本実施形態の範囲内であっても、鋼材の強度が過度に高くなる。そのため、鋼材の冷間鍛造性が低下する。

20

したがって、C u 含有量は 0 ~ 0 . 4 0 % であり、含有される場合、C u 含有量は 0 . 4 0 % 以下である。

C u 含有量の好ましい下限は 0 . 0 1 % であり、さらに好ましくは 0 . 0 2 % であり、さらに好ましくは 0 . 0 4 % である。

C u 含有量の好ましい上限は 0 . 3 7 % であり、さらに好ましくは 0 . 3 4 % であり、さらに好ましくは 0 . 3 0 % である。

【 0 0 4 6 】

N i : 0 . 4 0 % 以下

ニッケル (N i) は任意元素であり、含有されなくてもよい。つまり、N i 含有量は 0 % であってもよい。

30

含有される場合、つまり、N i 含有量が 0 % 超である場合、N i は、鋼材の焼入れ性を高めて、鋼材を素材として製造される鋼部品の強度を高める。N i が少しでも含有されれば、上記効果がある程度得られる。

しかしながら、N i 含有量が 0 . 4 0 % を超えれば、他の元素含有量が本実施形態の範囲内であっても、鋼材の強度が過度に高くなる。そのため、鋼材の冷間鍛造性が低下する。

。

したがって、N i 含有量は 0 ~ 0 . 4 0 % であり、含有される場合、N i 含有量は 0 . 3 0 % 以下である。

N i 含有量の好ましい下限は 0 . 0 1 % であり、さらに好ましくは 0 . 0 2 % であり、さらに好ましくは 0 . 0 4 % である。

40

N i 含有量の好ましい上限は 0 . 3 9 % であり、さらに好ましくは 0 . 3 0 % であり、さらに好ましくは 0 . 2 0 % である。

【 0 0 4 7 】

S n : 0 . 1 0 0 % 以下

スズ (S n) は任意元素であり、含有されなくてもよい。つまり、S n 含有量は 0 % であってもよい。

含有される場合、つまり、S n 含有量が 0 % 超である場合、S n は、結晶粒の粗大化を抑制して、鋼材の強度を高める。S n が少しでも含有されれば、上記効果がある程度得られる。

しかしながら、S n 含有量が 0 . 1 0 0 % を超えれば、S n が過剰に偏析して鋼材が脆

50

化する。そのため、他の元素含有量が本実施形態の範囲内であっても、鋼材の冷間鍛造性が低下する。

したがって、S n 含有量は 0 ~ 0 . 1 0 0 % であり、含有される場合、S n 含有量は 0 . 1 0 0 % 以下である。

S n 含有量の好ましい下限は 0 . 0 0 1 % であり、さらに好ましくは 0 . 0 0 2 % であり、さらに好ましくは 0 . 0 0 4 % である。

S n 含有量の好ましい上限は 0 . 0 9 0 % であり、さらに好ましくは 0 . 0 8 0 % であり、さらに好ましくは 0 . 0 7 0 % である。

【 0 0 4 8 】

B : 0 . 0 0 5 0 % 以下

ボロン (B) は任意元素であり、含有されなくてもよい。つまり、B 含有量は 0 % であってもよい。

含有される場合、つまり、B 含有量が 0 % 超である場合、B は鋼材の焼入れ性を高める。その結果、鋼材を素材として製造される鋼部品の強度を高める。B が少しでも含有されれば、上記効果がある程度得られる。

しかしながら、B 含有量が 0 . 0 0 5 0 % を超えれば、粗大な B 窒化物が生成する。粗大な B 窒化物は冷間鍛造時に割れの起点となる。そのため、他の元素含有量が本実施形態の範囲内であっても、鋼材の冷間鍛造性が低下する。

したがって、B 含有量は 0 ~ 0 . 0 0 5 0 % であり、含有される場合、B 含有量は 0 . 0 0 5 0 % 以下である。

B 含有量の好ましい下限は 0 . 0 0 0 1 % であり、さらに好ましくは 0 . 0 0 0 5 % であり、さらに好ましくは 0 . 0 0 1 0 % である。

B 含有量の好ましい上限は 0 . 0 0 4 0 % であり、さらに好ましくは 0 . 0 0 3 0 % であり、さらに好ましくは 0 . 0 0 2 0 % である。

【 0 0 4 9 】

[第 2 群 : C a 及び M g]

本実施形態の鋼材の化学組成はさらに、F e の一部に代えて、C a 及び M g からなる群から選択される 1 種以上を含有してもよい。これらの元素は任意元素であり、いずれも鋼材中の M n 硫化物を微細化して、鋼材の冷間鍛造性を高める。

【 0 0 5 0 】

C a : 0 . 0 0 5 0 % 以下

カルシウム (C a) は任意元素であり、含有されなくてもよい。つまり、C a 含有量は 0 % であってもよい。

含有される場合、つまり、C a が 0 % 超である場合、C a は M n 硫化物を微細化する。そのため、鋼材の冷間鍛造性が高まる。C a が少しでも含有されれば、上記効果がある程度得られる。

しかしながら、C a 含有量が 0 . 0 0 5 0 % を超えれば、他の元素含有量が本実施形態の範囲内であっても、粗大な C a 酸化物が生成する。粗大な C a 酸化物は冷間鍛造時に割れの起点となる。そのため、鋼材の冷間鍛造性が低下する。

したがって、C a 含有量は 0 ~ 0 . 0 0 5 0 % であり、含有される場合、C a 含有量は 0 . 0 0 5 0 % 以下である。

C a 含有量の好ましい下限は 0 . 0 0 0 1 % であり、さらに好ましくは 0 . 0 0 0 2 % であり、さらに好ましくは 0 . 0 0 0 5 % である。

C a 含有量の好ましい上限は 0 . 0 0 4 0 % であり、さらに好ましくは 0 . 0 0 3 0 % である。

【 0 0 5 1 】

M g : 0 . 0 0 5 0 % 以下

マグネシウム (M g) は任意元素であり、含有されなくてもよい。つまり、M g 含有量は 0 % であってもよい。

含有される場合、つまり、M g が 0 % 超である場合、M g は M n 硫化物を微細化する。

10

20

30

40

50

そのため、鋼材の冷間鍛造性が高まる。Mg が少しでも含有されれば、上記効果がある程度得られる。

しかしながら、Mg 含有量が 0.0050% を超えれば、他の元素含有量が本実施形態の範囲内であっても、粗大な Mg 酸化物が生成する。粗大な Mg 酸化物は冷間鍛造時に割れの起点となる。そのため、鋼材の冷間鍛造性が低下する。

したがって、Mg 含有量は 0 ~ 0.0050% であり、含有される場合、Mg 含有量は 0.0050% 以下である。

Mg 含有量の好ましい下限は 0.0001% であり、さらに好ましくは 0.0002% であり、さらに好ましくは 0.0005% である。

Mg 含有量の好ましい上限は 0.0040% であり、さらに好ましくは 0.0030% である。

【0052】

〔（特徴 2）ミクロ組織について〕

本実施形態の鋼材ではさらに、フェライト及びパーライトの合計面積率が 90% 以上であり、パーライト面積率が 40% 以上である。

【0053】

上述のとおり、球状化焼鈍を省略した鋼材に対して冷間鍛造を実施する場合、冷間鍛造時の割れの発生を抑制する必要がある。冷間鍛造で発生する割れは、主として延性破壊に起因する。延性破壊では、鋼材中のフェライト及びパーライトの界面でひずみが集中してボイドが生成する。生成した複数のボイドが連結することにより、割れが発生及び進展する。

【0054】

本実施形態の鋼材のミクロ組織では、フェライト及びパーライトの合計面積率が 90% 以上であり、さらに、パーライト面積率が 40% 以上である。ミクロ組織中のフェライト及びパーライトの合計面積率を高めることにより、冷間鍛造時の割れの発生を抑制することができる。さらに、ミクロ組織中のパーライト面積率を 40% 以上に高めることにより、冷間鍛造での鋼材の変形に占めるパーライトの割合が増加させることができる。これにより、冷間鍛造時にフェライトが過度に変形するのを抑制できる。

【0055】

鋼材のミクロ組織において、フェライト及びパーライト以外の他の組織が存在する場合、フェライト及びパーライト以外の残部の組織は例えば、ベイナイト及びマルテンサイトからなる群から選択される 1 種以上からなる。

【0056】

フェライト及びパーライトの合計面積率の好ましい下限は 91% であり、さらに好ましくは 93% であり、さらに好ましくは 95% である。

フェライト及びパーライトの合計面積率は 100% であってもよい。

【0057】

パーライト面積率の好ましい下限は 42% であり、さらに好ましくは 44% であり、さらに好ましくは 46% である。

パーライト面積率の好ましい上限は 90% であり、さらに好ましくは 85% であり、さらに好ましくは 80% である。

【0058】

〔フェライト面積率及びパーライト面積率の測定方法〕

鋼材のミクロ組織中のフェライト面積率及びパーライト面積率は次の方法で測定する。

【0059】

鋼材の軸方向（長手方向）に平行な断面であって、鋼材の中心軸を含む断面を観察面とする。鋼材から観察面を含む試験片を採取する。試験片の観察面を鏡面研磨する。鏡面研磨後の観察面に対して、3% ナイタル（エタノール + 3% 硝酸溶液）でエッチングを実施して、ミクロ組織を現出させる。

【0060】

10

20

30

40

50

エッチングした観察面のうち、鋼材の表面から径方向に $R/2$ 深さ位置を中心を含む観察視野を、光学顕微鏡で観察する。観察倍率は 1000 倍とし、観察視野のサイズは鋼材の径方向に $120\text{ }\mu\text{m}$ 、鋼材の軸方向に $160\text{ }\mu\text{m}$ とする。観察視野は 5 視野とする。本明細書において、鋼材の $R/2$ 位置とは、鋼材の軸方向に垂直な断面（円形状）において、半径（ $=R$ ）の中央位置を意味する。

【0061】

観察視野において、各組織（フェライト、パーライト、ベイナイト及びマルテンサイト）はコントラスト及び形態が異なる。そこで、コントラスト及び形態により、各組織を次のとおり認定する。白色の多角形の粒であって内部組織が存在しない粒を、フェライトと認定する。明度の高い白色の領域と明度の低い黒色の領域とが縞状に混在する組織を、パーライトと認定する。幅の狭い板状又は針状組織を有し、幅の狭い板状又は針状組織の内部又は境界に黒色の析出物を伴う組織を、ベイナイト及びマルテンサイトと認定する。なお、本実施形態の鋼材のミクロ組織において、ベイナイト及びマルテンサイトを厳密に区別する必要はない。

10

【0062】

5 つの各観察視野でのフェライトの合計面積と、パーライトの合計面積とを求める。フェライトの合計面積、パーライトの合計面積、及び、5 つの観察視野の合計面積に基づいて、フェライト面積率（%）及びパーライト面積率（%）を求める。フェライト面積率（%）は得られた値の小数第一位を四捨五入して得られた整数とする。パーライト面積率（%）は得られた値の小数第一位を四捨五入して得られた整数とする。

20

【0063】

〔（特徴 3）パーライト粒の平均粒径 d_P 及びパーライト粒径の標準偏差 σ_P について〕

本実施形態ではさらに、パーライト粒の平均粒径 d_P が $10.0 \sim 40.0\text{ }\mu\text{m}$ であり、パーライト粒の平均粒径 d_P （ μm ）及びパーライト粒径の標準偏差 σ_P （ μm ）が以下の式（1）を満たす。

$$\sigma_P / d_P < 0.80 \quad (1)$$

【0064】

パーライト粒の平均粒径 d_P が $10.0 \sim 40.0\text{ }\mu\text{m}$ であれば、パーライト粒が十分に小さい。そのため、冷間鍛造時において、局所的な応力集中を緩和することができ、均一な変形を促進することができる。

30

【0065】

ここで、パーライト粒とは、連続したひとつのパーライト組織の領域を意味する。なお、隣り合うパーライトコロニー及び疑似パーライトが互いに接触している場合、それらを 1 つのパーライト粒とみなす。なお、疑似パーライトとは、分断されたラメラセメントライト、及び/又は、球状化セメントライトが点列状に配列された状態のパーライトを意味する。

パーライト粒の平均粒径 d_P の好ましい下限は $11.0\text{ }\mu\text{m}$ であり、さらに好ましくは $12.0\text{ }\mu\text{m}$ であり、さらに好ましくは $12.5\text{ }\mu\text{m}$ であり、さらに好ましくは $13.0\text{ }\mu\text{m}$ であり、さらに好ましくは $14.0\text{ }\mu\text{m}$ である。

40

パーライト粒の平均粒径 d_P の好ましい上限は $38.0\text{ }\mu\text{m}$ であり、さらに好ましくは $36.0\text{ }\mu\text{m}$ であり、さらに好ましくは $34.0\text{ }\mu\text{m}$ であり、さらに好ましくは $32.0\text{ }\mu\text{m}$ である。

【0066】

さらに、パーライト粒の平均粒径 d_P （ μm ）とパーライト粒の粒径の標準偏差 σ_P （ μm ）とが式（1）を満たせば、鋼材中のパーライト粒のばらつきが十分に小さい。そのため、パーライト粒のばらつきに起因した、冷間鍛造時の局所的な応力集中を緩和することができ、均一な変形を促進することができる。

【0067】

F1 を次のとおり定義する。

50

$$F1 = \sigma P / d P$$

F1の好ましい上限は0.78であり、さらに好ましくは0.75であり、さらに好ましくは0.70である。

F1の下限は特に限定されない。F1の下限は例えば0.10であり、例えば0.20である。

【0068】

[パーライト粒の平均粒径 $d P$ 及びパーライト粒の粒径の標準偏差 σP の測定方法]

鋼材のパーライト粒の平均粒径 $d P$ (μm)及びパーライト粒の粒径の標準偏差 σP (μm)は次の方法で測定する。

【0069】

上述の[フェライト面積率及びパーライト面積率の測定方法]で選択した5つの観察視野において、上述のコントラスト及び形態に基づいて、測定対象とするパーライト粒を特定する。

【0070】

パーライト粒は次のとおり判別する。観察視野において、コントラスト及び形態に基づいて、パーライトコロニー及び疑似パーライトを特定する。1つのパーライトコロニー又は疑似パーライトに着目し、着目したパーライトコロニー又は疑似パーライトが隣り合う他のパーライトコロニー又は疑似パーライトと接触せずに離れている場合、当該パーライトコロニー又は疑似パーライトをそれぞれ1つのパーライト粒とみなす。着目したパーライトコロニー又は疑似パーライトが隣り合う他のパーライトコロニー又は疑似パーライトと接触している場合、接触している複数のパーライトコロニー及び疑似パーライトを、1つのパーライト粒とみなす。

【0071】

例えば、第1のパーライトコロニーと第2のパーライトコロニーとが互いに接触しており、第2のパーライトコロニーと第3のパーライトコロニーとが互いに接触している場合、第3のパーライトコロニーと第1のパーライトコロニーとは互いに接触していても接触していなくても、第1～第3のパーライトコロニーを1つのパーライト粒とみなす。また、第1のパーライトコロニーと第2のパーライトコロニーとが違いに接触しており、第3のパーライトコロニーが第1及び第2のパーライトコロニーのいずれにも接触していない場合、第1及び第2のパーライトコロニーを1つのパーライト粒とみなし、第3のパーライトコロニーを1つのパーライト粒とみなす。

【0072】

このとき、観察視野の矩形内に粒全体が含まれているパーライト粒を測定対象とし、粒の一部が観察視野外にはみ出るパーライト粒は測定対象外とする。測定対象と認定された各パーライト粒の円相当径 (μm) を求める。ここで、円相当径とは、同じ面積を円にしたときの直径 (μm) を意味する。

【0073】

5つの観察視野で測定対象と認定された全てのパーライト粒の円相当径の算術平均値を、パーライト粒の平均粒径 $d P$ (μm)とする。このとき、平均粒径 $d P$ (μm)は、算術平均して得られた値の小数第二位を四捨五入した小数第一位の値とする。

【0074】

さらに、5つの観察視野で測定対象と認定された全てのパーライト粒の円相当径の標準偏差を、標準偏差 σP (μm)とする。このとき、標準偏差 σP (μm)は、計算値の小数第三位を四捨五入した小数第二位の値とする。

【0075】

[(特徴4) フェライト粒の平均粒径 $d F$ について]

本実施形態ではさらに、フェライト粒の平均粒径 $d F$ が $25.0 \mu m$ 以下である。

【0076】

フェライト粒の平均粒径 $d F$ が $25.0 \mu m$ 以下であれば、フェライト粒が十分に小さい。そのため、冷間鍛造時において、局所的な応力集中を緩和することができ、均一な変

10

20

30

40

50

形を促進することができる。

フェライト粒の平均粒径 d_F の下限は特に限定されない。しかしながら、フェライト粒の過度の微細化は製造コストを高める。したがって、通常の工業生産を考慮した場合、フェライト粒の平均粒径 d_F の好ましい下限は $1.0 \mu m$ であり、さらに好ましくは $3.0 \mu m$ であり、さらに好ましくは $5.0 \mu m$ であり、さらに好ましくは $8.0 \mu m$ であり、さらに好ましくは $10.0 \mu m$ であり、さらに好ましくは $11.0 \mu m$ であり、さらに好ましくは $12.0 \mu m$ である。

フェライト粒の平均粒径 d_F の好ましい上限は $24.0 \mu m$ であり、さらに好ましくは $22.0 \mu m$ であり、さらに好ましくは $20.0 \mu m$ であり、さらに好ましくは $18.0 \mu m$ である。

10

【0077】

[フェライト粒の平均粒径 d_F の測定方法]

鋼材のフェライト粒の平均粒径 d_F (μm) は次の方法で測定する。

【0078】

上述の [フェライト面積率及びパーライト面積率の測定方法] で特定した5つの観察視野において、上述のコントラスト及び形態に基づいて、測定対象とするフェライト粒を特定する。このとき、観察視野の矩形内に粒全体が含まれているフェライト粒を測定対象とし、粒の一部が観察視野外にはみ出るフェライト粒は測定対象外とする。

測定対象と認定された各フェライト粒の円相当径 (μm) を求める。ここで、円相当径とは、同じ面積を円にしたときの直径 (μm) を意味する。

20

【0079】

5つの観察視野で測定対象と認定された全てのフェライト粒の円相当径の算術平均値を、フェライト粒の平均粒径 d_F (μm) とする。このとき、平均粒径 d_F (μm) は、算術平均して得られた値の小数第二位を四捨五入した小数第一位の値とする。 σ_P / d_P は、得られた値の小数第三位を四捨五入した小数第二位の値とする。

【0080】

[(特徴5) フェライトの硬さとパーライトの硬さとの差 $\Delta H V$ について]

本実施形態の鋼材ではさらに、フェライトの硬さとパーライトの硬さとの差 $\Delta H V$ (以下、硬さ差 $\Delta H V$ ともいう) が $140 H V$ 以下である。硬さ差 $\Delta H V$ は次式で定義される。

30

硬さ差 $\Delta H V = | \text{パーライトの硬さ } H V_P - \text{フェライトの硬さ } H V_F |$

パーライトの硬さはフェライトの硬さよりも高い。鋼材が主としてフェライト及びパーライトからなる組織である場合、フェライトの硬さがパーライトの硬さよりも過度に低ければ、つまり、硬さ差 $\Delta H V$ が過度に大きければ、冷間鍛造時において、フェライトへの応力集中が発生しやすくなる。この場合、フェライトが過剰に変形する。その結果、過剰に変形したフェライトに割れが発生しやすくなる。

【0081】

硬さ差 $\Delta H V$ が $140 H V$ 以下である場合、鋼材中のパーライトの硬さとフェライトの硬さとの差が十分に抑えられている。そのため、冷間鍛造時において、フェライトに過度な応力集中が発生しにくく、均一な変形が促進される。その結果、球状化焼鈍を省略しても、優れた冷間鍛造性が得られる。

40

【0082】

硬さ差 $\Delta H V$ の下限は特に限定されない。硬さ差 $\Delta H V$ の下限は例えば $30 H V$ であり、さらに好ましくは $20 H V$ であり、さらに好ましくは $10 H V$ である。

硬さ差 $\Delta H V$ の好ましい上限は $135 H V$ であり、さらに好ましくは $130 H V$ であり、さらに好ましくは $125 H V$ であり、さらに好ましくは $120 H V$ である。

【0083】

[硬さ差 $\Delta H V$ の測定方法]

硬さ差 $\Delta H V$ は次の方法で測定する。

上述の [フェライト面積率及びパーライト面積率の測定方法] で特定した5つの観察視

50

野において、上述のコントラスト及び形態に基づいて、測定対象とするパーライト粒及びフェライト粒を特定する。このとき、観察視野の矩形内に粒全体が含まれているパーライト粒及びフェライト粒を測定対象とし、粒の一部が観察視野外にはみ出るパーライト粒及びフェライト粒は測定対象外とする。

【 0 0 8 4 】

測定対象に認定されたパーライト粒のうち、任意の 5 個のパーライト粒を選択する。選択された各パーライト粒に対して、J I S Z 2 2 4 4 - 1 : 2 0 2 0 に準拠して、ビッカース硬さ試験を実施する。このとき、圧痕がパーライト粒内に形成され、パーライト粒界からパーライト粒の外にはみ出ないように圧子を押し込む。試験力は 0 . 0 9 8 N とする。得られた 5 個のパーライト粒のビッカース硬さの算術平均値を、パーライトのビッカース硬さ H V P (H V) とする。ビッカース硬さ H V P の値は、算術平均値の小数第一位を四捨五入した整数値とする。

10

【 0 0 8 5 】

測定対象に認定されたフェライト粒のうち、任意の 5 個のフェライト粒を選択する。選択された各フェライト粒に対して、J I S Z 2 2 4 4 - 1 : 2 0 2 0 に準拠して、ビッカース硬さ試験を実施する。このとき、圧痕がフェライト粒内に形成され、フェライト粒界からフェライト粒の外にはみ出ないように圧子を押し込む。試験力は 0 . 0 9 8 N とする。得られた 5 個のフェライト粒のビッカース硬さの算術平均値を、フェライトのビッカース硬さ H V F (H V) とする。ビッカース硬さ H V F の値は、算術平均値の小数第一位を四捨五入した整数値とする。

20

【 0 0 8 6 】

得られたパーライトのビッカース硬さ H V P 及びフェライトのビッカース硬さ H V F に基づいて、上述の式により、硬さ差 $\Delta H V$ を求める。

【 0 0 8 7 】

[本実施形態の鋼材の効果]

本実施形態の鋼材は、特徴 1 ~ 特徴 5 を満たす。そのため、本実施形態の鋼材を素材として冷間鍛造により鋼部品を製造する場合、鋼材に対する球状化焼鈍を省略しても、冷間鍛造時に割れの発生を十分に抑制することができる。

【 0 0 8 8 】

[本実施形態の鋼材の形状]

本実施形態の鋼材は、棒鋼又は線材である。棒鋼又は線材は、軸方向（長手方向）に垂直な断面が円形状であり、長手方向に延びている鋼材である。鋼材はコイル状に巻かれたものであってもよいし、所定の長さに切断されたものであってもよい。

30

【 0 0 8 9 】

[本実施形態の鋼材の用途]

本実施形態の鋼材は、冷間鍛造により製造される鋼部品の素材として広く利用可能である。本実施形態の鋼材は特に、冷間鍛造前の球状化焼鈍を省略して、冷間鍛造を実施して製造する鋼部品の素材として好適である。

【 0 0 9 0 】

[本実施形態の鋼材の製造方法]

本実施形態の鋼材の製造方法の一例を説明する。上述の構成を有する鋼材は、以降に説明する製造方法以外の他の製造方法により製造されてもよい。しかしながら、以降に説明する製造方法は、本実施形態の鋼材の製造方法の好ましい一例である。

40

【 0 0 9 1 】

本実施形態の鋼材の製造方法の一例は、次の工程を含む。

（工程 1）製鋼工程

（工程 2）分塊圧延工程

（工程 3）仕上げ圧延工程

以下、各工程について説明する。

【 0 0 9 2 】

50

〔（工程１）製鋼工程〕

製鋼工程では、上述の特徴１を満たす化学組成を有する溶鋼を製造する。精錬方法は特に限定されず、周知の方法を用いればよい。例えば、周知の方法で製造された溶銑に対して転炉での精錬（一次精錬）を実施する。転炉から出鋼した溶鋼に対して、周知の二次精錬を実施する。以上の工程により、特徴１を満たす化学組成の溶鋼を製造する。製造された溶鋼を用いて、連続鋳造法によりブルーム（鋳片）を製造する。

【００９３】

〔（工程２）分塊圧延工程〕

分塊圧延工程では、分塊圧延機によりブルームに対して熱間圧延（分塊圧延）を実施して、ピレットを製造する。分塊圧延機の下流に複数の圧延スタンドが一行に配列された連続圧延機が配置されている場合、連続圧延機を用いてピレットをさらに熱間圧延して、ピレットのサイズをさらに小さくしてもよい。分塊圧延工程での加熱温度は、周知の温度範囲でよい。加熱温度は例えば、１１００～１３００である。分塊圧延工程により製造されたピレットを、仕上げ圧延工程前に、常温まで放冷（空冷）する。

10

【００９４】

〔（工程３）仕上げ圧延工程〕

仕上げ圧延工程では、ピレットに対して熱間圧延（仕上げ圧延）を実施して、本実施形態の鋼材を製造する。具体的には、分塊圧延工程後のピレットを、加熱炉を用いて加熱する。加熱温度は例えば、１０００～１３００である。加熱後のピレットに対して、複数の圧延スタンドが一行に配列された仕上げ圧延機を用いて熱間圧延（仕上げ圧延）を実施する。以上の製造工程により、本実施形態の鋼材が製造される。

20

【００９５】

〔製造工程中の条件について〕

上述の製造工程において、次の条件１～条件４を満たす。

（条件１）

鋳造時のブルームの長手方向に垂直な断面での長辺側に相当するブルーム表面からブルームの短辺の１／４深さ位置での凝固冷却速度ＣＲ１を８．０／分以上とする。

（条件２）

仕上げ圧延温度ＦＴを８５０未満にする。

（条件３）

仕上げ圧延温度ＦＴから鋼材の表面温度が５００になるまでの平均冷却速度ＣＲ２を０．０５～１．００／秒未満とする。

30

（条件４）

式（Ａ）で定義されるＦＡを５．０以上とする。

$$FA = 10000 \times CR1 / \{ (CR2 \times 60) \times FT \} \quad (A)$$

以下、条件１～条件４について説明する。

【００９６】

〔（条件１）凝固冷却速度ＣＲ１について〕

製鋼工程での鋳造時における鋼の温度域のうち、液相線温度から固相線温度までの平均冷却速度を、凝固冷却速度ＣＲ１（／分）と定義する。製鋼工程での鋳造時のブルームの長手方向に垂直な断面での長辺側に相当するブルーム表面からブルームの短辺の１／４深さ位置での凝固冷却速度ＣＲ１を８．０／分以上とする。

40

【００９７】

凝固冷却速度ＣＲ１が遅すぎれば、結晶粒が粗大となり、結晶粒のばらつきが大きくなる。この場合、パーライト粒の平均粒径ｄＰが粗大になったり、パーライト粒の平均粒径ｄＰ及びパーライト粒の粒径の標準偏差σＰが式（１）を満たさなかったりする。さらに、フェライト粒の平均粒径ｄＦが粗大になったりする。したがって、凝固冷却速度ＣＲ１を８．０／分以上とする。

【００９８】

〔凝固冷却速度ＣＲ１の測定方法〕

50

凝固冷却速度 $CR1$ は次の方法で求めることができる。連続鋳造で製造されたブルームの長手方向に垂直な矩形形状の横断面のうち、長辺側のブルーム表面からブルームの短辺の $1/4$ 深さ位置を含む試験片を採取する。より具体的には、横断面のうち、長辺側のブルーム表面の幅中央位置からブルーム短辺の $1/4$ 深さ位置を中心を含む $5\text{ mm} \times 5\text{ mm}$ の観察領域を表面に有する試験片を採取する。観察領域の一对の辺はブルームの長辺と平行とし、観察領域の他の一对の辺はブルームの短辺と平行とする。

【0099】

観察領域において、10カ所のデンドライト二次アーム間隔を測定し、その算術平均値を $\lambda 2 (\mu\text{m})$ とする。測定されたデンドライト二次アーム間隔 $\lambda 2 (\mu\text{m})$ を用いて、次式により、凝固冷却速度 $CR1$ (/分) を求める。

$$CR1 = (\lambda 2 / 770)^{-1/0.41}$$

10

【0100】

〔（条件2）仕上げ圧延温度 FT について〕

仕上げ圧延工程において、連続圧延機のうち、最後に鋼材に対して圧下した圧延スタンドの出側での鋼材の表面温度を、仕上げ圧延温度 FT () と定義する。仕上げ圧延温度 FT () は、圧延スタンドの出側に設置された測温計で測定することができる。

仕上げ圧延温度 FT が 850 以上とすれば、仕上げ圧延工程での圧延温度が高すぎる。この場合、結晶粒が粗大となり、結晶粒のばらつきが大きくなる。そのため、パーライト粒の平均粒径 dP が粗大になったり、パーライト粒の平均粒径 dP 及びパーライト粒径の標準偏差 σP が式(1)を満たさなかったりする。さらに、フェライト粒の平均粒径 dF が粗大になったりする。したがって、仕上げ圧延温度を 850 未満とする。

20

仕上げ圧延温度 FT の下限は例えば、 750 である。

【0101】

〔（条件3）平均冷却速度 $CR2$ について〕

仕上げ圧延温度 FT から鋼材の表面温度が 500 になるまでの平均冷却速度を、平均冷却速度 $CR2$ (/秒) と定義する。本実施形態では、平均冷却速度 $CR2$ を $0.05 \sim 1.00$ /秒未満とする。

【0102】

平均冷却速度 $CR2$ が遅すぎれば、結晶粒が粗大となり、結晶粒のばらつきが大きくなる。そのため、パーライト粒の平均粒径 dP が粗大になったり、パーライト粒の平均粒径 dP 及びパーライト粒の粒径の標準偏差 σP が式(1)を満たさなかったりする。さらに、フェライト粒の平均粒径 dF が粗大になったりする。また、フェライト面積率が増加してパーライト面積率が過度に小さくなったりする。一方、平均冷却速度 $CR2$ が速すぎれば、パーライトの硬さが過度に増加する。この場合、硬さ差 ΔHV が過度に大きくなる。したがって、平均冷却速度 $CR2$ を $0.05 \sim 1.00$ /秒未満とする。

30

【0103】

〔（条件4） FA について〕

本実施形態の製造工程ではさらに、式(A)で定義される FA を 5.0 以上とする。

$$FA = 10000 \times CR1 / \{ (CR2 \times 60) \times FT \} \quad (A)$$

条件1～条件3を満たしても、 FA が 5.0 未満であれば、パーライト粒の平均粒径 dP が粗大になったり、パーライト粒の平均粒径 dP 及びパーライト粒の粒径の標準偏差 σP が式(1)を満たさなかったりする。さらに、フェライト粒の平均粒径 dF が粗大になったりする。さらに、フェライト面積率が増加してパーライト面積率が過度に小さくなったりする。したがって、 FA は 5.0 以上である。なお、 FA は計算値の小数第二位を四捨五入した小数第一位の値とする。

40

【0104】

以上の製造工程により、本実施形態の鋼材を製造することができる。

【実施例】

【0105】

実施例により本実施形態の鋼材の一態様の効果をさらに具体的に説明する。以下の実施

50

例での条件は、本実施形態の鋼材の実施可能性及び効果を確認するために採用した一条件例である。したがって、本実施形態の鋼材はこの一条件例に限定されない。

【 0 1 0 6 】

表 1 (表 1 A 及び表 1 B) に示す化学組成を有する鋼材を、次の方法で製造した。

【 0 1 0 7 】

【 表 1 A 】

TABLE1A

試験 番号	化学組成 (単位は質量%, 残部はFe及び不純物)								
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Cr	O
1	0.37	0.04	0.59	0.006	0.013	0.023	0.004	0.04	0.0017
2	0.37	0.05	0.90	0.007	0.012	0.026	0.005	0.04	0.0018
3	0.36	0.04	1.19	0.009	0.010	0.031	0.004	0.05	0.0021
4	0.38	0.04	1.17	0.006	0.012	0.027	0.007	0.06	0.0018
5	0.45	0.03	0.91	0.010	0.011	0.030	0.005	0.12	0.0020
6	0.35	0.05	0.72	0.008	0.014	0.028	0.007	0.23	0.0017
7	0.40	0.07	1.09	0.007	0.010	0.189	0.018	0.17	0.0018
8	0.56	0.04	0.33	0.008	0.011	0.038	0.008	0.15	0.0016
9	0.50	0.08	0.51	0.015	0.048	0.034	0.004	0.37	0.0018
10	0.41	0.06	0.75	0.005	0.009	0.033	0.006	0.08	0.0015
11	0.39	0.05	1.36	0.046	0.018	0.028	0.003	0.12	0.0018
12	0.32	0.09	1.86	0.012	0.005	0.030	0.006	0.04	0.0020
13	0.37	0.04	1.55	0.021	0.010	0.023	0.005	0.09	0.0014
14	0.38	0.05	0.61	0.007	0.012	0.027	0.004	0.13	0.0018
15	0.25	0.05	0.96	0.012	0.015	0.025	0.005	0.12	0.0024
16	0.65	0.03	0.41	0.006	0.009	0.039	0.004	0.31	0.0017
17	0.40	0.13	0.80	0.010	0.018	0.037	0.004	0.15	0.0020
18	0.41	0.03	0.25	0.014	0.017	0.035	0.003	0.16	0.0018
19	0.34	0.04	2.10	0.007	0.012	0.021	0.007	0.04	0.0017
20	0.38	0.05	0.87	0.054	0.008	0.034	0.005	0.07	0.0015
21	0.45	0.06	0.93	0.009	0.057	0.032	0.004	0.14	0.0017
22	0.41	0.07	0.57	0.013	0.011	0.214	0.006	0.18	0.0019
23	0.37	0.03	1.27	0.014	0.014	0.045	0.023	0.26	0.0014
24	0.35	0.06	0.82	0.009	0.009	0.030	0.005	0.44	0.0016
25	0.36	0.04	1.21	0.007	0.012	0.040	0.007	0.05	0.0020
26	0.38	0.04	1.15	0.006	0.012	0.037	0.007	0.07	0.0019
27	0.45	0.03	0.32	0.006	0.011	0.029	0.004	0.29	0.0017
28	0.35	0.05	0.58	0.008	0.014	0.036	0.005	0.10	0.0020
29	0.46	0.04	1.10	0.006	0.018	0.035	0.008	0.12	0.0016
30	0.38	0.06	0.90	0.005	0.016	0.045	0.004	0.07	0.0025
31	0.40	0.03	1.31	0.007	0.015	0.031	0.007	0.26	0.0016
32	0.45	0.04	0.83	0.008	0.021	0.035	0.005	0.33	0.0022
33	0.37	0.05	0.63	0.007	0.013	0.038	0.006	0.08	0.0018
34	0.35	0.04	0.65	0.006	0.011	0.037	0.007	0.17	0.0017

【 0 1 0 8 】

【表 1 B】

TABLE1B

試験 番号	化学組成（単位は質量%、残部はFe及び不純物）									
	Mo	V	Nb	Ti	Cu	Ni	Sn	B	Ca	Mg
1	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
2	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
3	0.18	-	-	-	-	-	-	-	-	-
4	-	0.120	-	-	-	-	-	-	-	-
5	-	-	0.044	-	-	-	-	-	-	-
6	-	-	-	0.040	-	-	-	-	-	-
7	-	-	-	-	0.09	-	-	-	-	-
8	-	-	-	-	-	0.27	-	-	-	-
9	-	-	-	-	-	-	0.080	-	-	-
10	-	-	-	-	-	-	-	0.0045	-	-
11	-	-	-	-	-	-	-	-	0.0046	-
12	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.0045
13	0.15	-	-	-	0.35	0.38	0.020	-	0.0012	-
14	-	0.050	0.020	0.020	-	-	-	0.0018	-	0.0024
15	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
16	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
17	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
18	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
19	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
20	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
21	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
22	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
23	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
24	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
25	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
26	0.19	-	-	-	0.03	0.11	-	-	-	-
27	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
28	-	-	-	0.031	-	-	-	0.0021	-	-
29	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
30	-	0.080	0.002	-	-	-	0.040	-	-	-
31	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
32	0.11	-	-	-	-	-	-	-	0.0023	-
33	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
34	-	-	-	-	0.04	0.20	-	-	-	0.0016

【0109】

溶鋼を用いて、連続鋳造によりブルームを製造した。製造したブルームの一部を用いて、上述の〔凝固冷却速度C R 1の測定方法〕に記載の方法に基づいて、凝固冷却速度C R 1（ /分）を求めた。得られた凝固冷却速度C R 1を表2の「条件1」欄の「C R 1（ /分）」欄に示す。

【0110】

【表 2】
TABLE2

試験 番号	条件1	条件2	条件3	条件4
	CR1 (℃/分)	FT (℃)	CR2 (℃/秒)	FA
1	11.9	834	0.17	14.0
2	12.0	821	0.19	12.8
3	13.9	825	0.18	15.6
4	11.2	830	0.23	9.8
5	25.6	841	0.15	33.8
6	22.0	818	0.32	14.0
7	21.8	829	0.67	6.5
8	36.3	818	0.96	7.7
9	8.2	839	0.12	13.6
10	11.1	845	0.32	6.8
11	8.5	808	0.20	8.8
12	9.6	825	0.27	7.2
13	32.5	831	0.34	19.2
14	12.3	837	0.48	5.1
15	14.7	843	0.46	6.3
16	12.8	849	0.22	11.4
17	20.5	830	0.20	20.6
18	17.3	829	0.11	31.6
19	11.6	810	0.42	5.7
20	22.4	817	0.19	24.1
21	18.7	841	0.22	16.8
22	12.5	830	0.26	9.7
23	29.4	817	0.31	19.3
24	9.1	823	0.28	6.6
25	6.1	827	0.23	5.3
26	6.3	819	0.18	7.1
27	11.8	856	0.19	12.1
28	12.0	902	0.25	8.9
29	12.4	831	0.03	82.9
30	11.9	829	0.01	239.2
31	34.1	825	1.04	6.6
32	37.2	819	1.48	5.1
33	14.3	841	0.61	4.6
34	11.7	815	0.49	4.9

【0111】

製造したブルームに対して、分塊圧延工程を実施して、ピレットを製造した。分塊圧延工程でのブルームの加熱温度は1100～1300であった。ピレットを用いて、仕上げ圧延工程を実施して、直径60mmの鋼材を製造した。仕上げ圧延工程での加熱温度は1000～1300であった。仕上げ圧延工程における仕上げ圧延温度FT()を、表2の「条件2」欄の「FT()」欄に示す。仕上げ圧延工程における平均冷却速度CR2を、表2の「条件3」欄の「CR2(/秒)」欄に示す。また、FAを表2の「条件4」欄の「FA」に示す。

40

【0112】

[評価試験]

各試験番号の鋼材に対して、次の試験を実施した。

(試験1) フェライト面積率及びパーライト面積率の測定試験

(試験2) パーライト粒の平均粒径dP及びパーライト粒の粒径の標準偏差σPの測定試験

(試験3) フェライト粒の平均粒径dFの測定試験

(試験4) 硬さ差ΔHV測定試験

(試験5) 冷間鍛造性評価試験

50

以下、試験 1 ～ 試験 5 について説明する。

【 0 1 1 3 】

〔（試験 1）フェライト面積率及びパーライト面積率の測定試験〕

上述の〔フェライト面積率及びパーライト面積率の測定方法〕に記載の方法に基づいて、各試験番号の鋼材のフェライト面積率（％）及びパーライト面積率（％）を求めた。得られたフェライト面積率を表 3 の「F 面積率（％）」欄に示す。パーライト面積率（％）を表 3 の「P 面積率（％）」欄に示す。フェライト及びパーライトの合計面積率（％）を表 3 の「F + P 面積率（％）」欄に示す。なお、フェライト及びパーライトの合計面積率が 100％未満である場合、残部の組織はいずれも試験番号も、ベイナイト及びノ又はマルテンサイトであった。

10

【 0 1 1 4 】

【表 3】

TABLE3

試験 番号	F面積率 (%)	P面積率 (%)	F+P 面積率 (%)	dP (μm)	σP (μm)	F1	dF (μm)	ΔHV (HV)	冷間 鍛造性	備考
1	60	40	100	17.4	10.3	0.59	18.1	117	E	本発明例
2	48	52	100	18.0	9.8	0.54	16.6	105	E	本発明例
3	39	61	100	19.3	10.0	0.52	12.7	84	E	本発明例
4	34	66	100	22.5	14.9	0.66	13.4	97	E	本発明例
5	23	78	100	14.7	11.2	0.76	21.0	126	E	本発明例
6	57	43	100	18.4	13.5	0.73	18.6	104	E	本発明例
7	31	69	100	37.3	21.1	0.57	12.5	101	E	本発明例
8	11	89	100	30.2	23.6	0.78	13.4	137	E	本発明例
9	23	77	100	18.1	11.6	0.64	18.6	131	E	本発明例
10	41	59	100	32.1	22.1	0.69	19.3	115	E	本発明例
11	23	77	100	27.8	13.1	0.47	12.9	98	E	本発明例
12	25	75	100	33.1	18.9	0.57	14.7	74	E	本発明例
13	22	78	100	12.8	8.2	0.64	18.5	81	E	本発明例
14	56	44	100	34.5	21.7	0.63	23.7	126	E	本発明例
15	67	33	100	38.3	23.5	0.61	11.8	96	B	比較例
16	18	83	100	22.6	15.6	0.69	22.6	136	B	比較例
17	43	58	100	18.8	12.5	0.66	15.9	105	B	比較例
18	61	39	100	15.6	13.7	0.88	17.7	153	B	比較例
19	14	86	100	38.1	27.6	0.72	21.0	77	B	比較例
20	46	54	100	24.6	17.4	0.71	15.6	109	B	比較例
21	22	78	100	14.6	10.8	0.74	19.1	127	B	比較例
22	49	51	100	24.7	18.7	0.76	16.8	131	B	比較例
23	33	67	100	12.1	9.6	0.79	13.7	101	B	比較例
24	57	43	100	36.6	23.7	0.65	19.8	152	B	比較例
25	39	61	100	44.4	32.6	0.73	22.9	106	B	比較例
26	35	65	100	33.7	32.2	0.96	20.6	113	B	比較例
27	46	54	100	42.7	49.7	1.16	31.6	156	B	比較例
28	67	41	100	50.1	49.3	0.98	35.3	145	B	比較例
29	12	88	100	45.7	35.5	0.78	26.5	118	B	比較例
30	44	56	100	52.6	44.6	0.85	27.4	92	B	比較例
31	22	78	100	19.0	13.8	0.73	14.8	142	B	比較例
32	26	74	100	16.8	11.7	0.70	19.3	159	B	比較例
33	59	41	100	37.5	38.8	1.03	25.7	127	B	比較例
34	64	36	100	41.4	44.8	1.08	18.6	110	B	比較例

【 0 1 1 5 】

〔（試験 2）パーライト粒の平均粒径 d P 及びパーライト粒の粒径の標準偏差 σP の測定試験〕

上述の〔パーライト粒の平均粒径 d P 及びパーライト粒の粒径の標準偏差 σP の測定方法〕に記載の方法に基づいて、各試験番号の鋼材のパーライト粒の平均粒径 d P（ μm ）及びパーライト粒の粒径の標準偏差 σP （ μm ）を求めた。得られた平均粒径 d P を表 3

50

の「 d_P (μm)」欄に示す。得られた標準偏差 σ_P を表 3 の「 σ_P (μm)」欄に示す。また、 F_1 を表 3 の「 F_1 」欄に示す。

【0116】

〔試験 3〕フェライト粒の平均粒径 d_F の測定試験]

上述の〔フェライト粒の平均粒径 d_F の測定方法〕に記載の方法に基づいて、各試験番号の鋼材のフェライト粒の平均粒径 d_F (μm) を求めた。得られた平均粒径 d_F を表 3 の「 d_F (μm)」欄に示す。

【0117】

〔試験 4〕硬さ差 ΔH_V 測定試験]

上述の〔硬さ差 ΔH_V の測定方法〕に記載の方法に基づいて、各試験番号の鋼材の硬さ差 ΔH_V (HV) を求めた。得られた硬さ差 ΔH_V を表 3 の「 ΔH_V (HV)」欄に示す。

【0118】

〔試験 5〕冷間鍛造性評価試験]

各試験番号の鋼材から、直径 10 mm、長さ 15 mm の円柱試験片を複数本採取した。円柱試験片の中心軸は、鋼材の中心軸と同軸であった。球状化焼鈍を省略した冷間鍛造を想定して、円柱試験片に対して、室温 (25) での圧縮試験 (冷間鍛造) を実施した。具体的には、式 (A) で定義される加工率が 70 % となるまで圧縮試験を実施した。各試験番号ごとに 5 本の円柱試験片に対して、圧縮試験を実施した。試験後の円柱試験片のき裂の有無を確認した。工業生産での冷間鍛造の加工率は一般的に 70 % 以下である。そこで、加工率 70 % での圧縮試験により鋼材にき裂が発生しなければ、優れた冷間鍛造性が得られたと判断した。

加工率 = (1 - (圧縮試験後の円柱試験片の長さ / 圧縮試験前の円柱試験片の長さ))
× 100 (A)

【0119】

加工率 70 % で圧縮試験を実施した後の鋼材のき裂の有無を次の方法で確認した。圧縮試験後の 5 本の円柱試験片に対して 5 倍の拡大鏡を用いてき裂の有無を観察した。5 本の円柱試験片のいずれにおいても、長さ 0.5 mm 以上の割れが観察されなかった場合、き裂が発生せずに優れた冷間鍛造性が得られたと判断した (表 3 中の「冷間鍛造性」欄で「E (Excellent)」で表記)。一方、5 本の円柱試験片のうちのいずれか 1 本以上で長さ 0.5 mm 以上の割れが確認された場合、十分な冷間鍛造性が得られなかったと判断した (表 3 中の「冷間鍛造性」欄で「B (Bad)」で表記)。

【0120】

〔評価結果〕

表 1 ~ 表 3 を参照して、試験番号 1 ~ 14 の鋼材は、特徴 1 ~ 特徴 5 を満たした。そのため、球状化焼鈍を省略した冷間鍛造を想定した加工率 70 % での圧縮試験において、割れの発生を十分に抑制でき、優れた冷間鍛造性が得られた。

【0121】

試験番号 15 では、C 含有量が低すぎた。そのため、パーライト面積率が過度に少なかった。その結果、球状化焼鈍を省略した冷間鍛造を想定した加工率 70 % での圧縮試験において、割れが確認され、十分な冷間鍛造性が得られなかった。

【0122】

試験番号 16 では、C 含有量が高すぎた。その結果、球状化焼鈍を省略した冷間鍛造を想定した加工率 70 % での圧縮試験において、割れが確認され、十分な冷間鍛造性が得られなかった。

【0123】

試験番号 17 では、Si 含有量が高すぎた。その結果、球状化焼鈍を省略した冷間鍛造を想定した加工率 70 % での圧縮試験において、割れが確認され、十分な冷間鍛造性が得られなかった。

【0124】

10

20

30

40

50

試験番号 18 では、Mn 含有量が低すぎた。そのため、パーライト面積率が過度に少なかった。また、F1 値が過度に大きくなり、パーライトとフェライトの硬さ差 $\Delta H V$ が過度に大きくなった。その結果、球状化焼鈍を省略した冷間鍛造を想定した加工率 70 % での圧縮試験において、割れが確認され、十分な冷間鍛造性が得られなかった。

【0125】

試験番号 19 では、Mn 含有量が高すぎた。その結果、球状化焼鈍を省略した冷間鍛造を想定した加工率 70 % での圧縮試験において、割れが確認され、十分な冷間鍛造性が得られなかった。

【0126】

試験番号 20 では、P 含有量が高すぎた。その結果、球状化焼鈍を省略した冷間鍛造を想定した加工率 70 % での圧縮試験において、割れが確認され、十分な冷間鍛造性が得られなかった。

10

【0127】

試験番号 21 では、S 含有量が高すぎた。その結果、球状化焼鈍を省略した冷間鍛造を想定した加工率 70 % での圧縮試験において、割れが確認され、十分な冷間鍛造性が得られなかった。

【0128】

試験番号 22 では、Al 含有量が高すぎた。その結果、球状化焼鈍を省略した冷間鍛造を想定した加工率 70 % での圧縮試験において、割れが確認され、十分な冷間鍛造性が得られなかった。

20

【0129】

試験番号 23 では、N 含有量が高すぎた。その結果、球状化焼鈍を省略した冷間鍛造を想定した加工率 70 % での圧縮試験において、割れが確認され、十分な冷間鍛造性が得られなかった。

【0130】

試験番号 24 では、Cr 含有量が高すぎた。そのため、パーライトとフェライトの硬さ差 $\Delta H V$ が過度に大きくなった。その結果、球状化焼鈍を省略した冷間鍛造を想定した加工率 70 % での圧縮試験において、割れが確認され、十分な冷間鍛造性が得られなかった。

【0131】

30

試験番号 25 及び 26 では、凝固冷却速度 CR1 が遅すぎた。そのため、パーライト粒の平均粒径 dP が過度に大きかったり、F1 が過度に大きかったりした。その結果、球状化焼鈍を省略した冷間鍛造を想定した加工率 70 % での圧縮試験において、割れが確認され、十分な冷間鍛造性が得られなかった。

【0132】

試験番号 27 及び 28 では、仕上げ圧延温度 FT が高すぎた。そのため、パーライト粒の平均粒径 dP 及びフェライト粒の平均粒径 dF が過度に大きくなり、F1 値が過度に大きくなり、硬さ差 $\Delta H V$ も過度に大きくなった。その結果、球状化焼鈍を省略した冷間鍛造を想定した加工率 70 % での圧縮試験において、割れが確認され、十分な冷間鍛造性が得られなかった。

40

【0133】

試験番号 29 及び 30 では、平均冷却速度 CR2 が遅すぎた。そのため、パーライト粒の平均粒径 dP 及びフェライト粒の平均粒径 dF が過度に大きくなった。さらに、試験番号 30 では F1 値が過度に大きくなった。その結果、球状化焼鈍を省略した冷間鍛造を想定した加工率 70 % での圧縮試験において、割れが確認され、十分な冷間鍛造性が得られなかった。

【0134】

試験番号 31 及び 32 では、平均冷却速度 CR2 が速すぎた。そのため、硬さ差 $\Delta H V$ が過度に大きくなった。その結果、球状化焼鈍を省略した冷間鍛造を想定した加工率 70 % での圧縮試験において、割れが確認され、十分な冷間鍛造性が得られなかった。

50

【 0 1 3 5 】

試験番号 3 3 及び 3 4 では、F A 値が低すぎた。そのため、F 1 値が過度に大きくなった。さらに、試験番号 3 3 ではフェライト粒の平均粒径 d_F が過度に大きくなった。さらに、試験番号 3 4 では、パーライト面積率が過度に小さくなり、パーライト粒の平均粒径 d_P が過度に大きくなった。その結果、球状化焼鈍を省略した冷間鍛造を想定した加工率 7 0 % での圧縮試験において、割れが確認され、十分な冷間鍛造性が得られなかった。

【 0 1 3 6 】

以上、本開示の実施の形態を説明した。しかしながら、上述した実施の形態は本開示を実施するための例示に過ぎない。したがって、本開示は上述した実施の形態に限定されることなく、その趣旨を逸脱しない範囲内で上述した実施の形態を適宜変更して実施することができる。

フロントページの続き

F ターム(参考) 4K032 AA01 AA02 AA05 AA06 AA08 AA11 AA14 AA16 AA19 AA21 AA22 AA23 AA26 AA27
AA29 AA31 AA35 AA36 BA02 CA02 CA03 CC03 CD01