(19)日本国特許庁(JP)

(12)特許公報(B1)

(11)特許番号
特許第7498416号
(P7498416)

(45)発行日　令和6年6月12日(2024.6.12)

(24)登録日　令和6年6月4日(2024.6.4)

(51)国際特許分類			FI		
C22C	*19/05*	*(2006.01)*	C22C	19/05	E
C22C	*30/06*	*(2006.01)*	C22C	30/06	
C22F	*1/00*	*(2006.01)*	C22F	1/00	641B
C22F	*1/10*	*(2006.01)*	C22F	1/00	630A
			C22F	1/00	626

請求項の数　6　（全19頁）　最終頁に続く

(21)出願番号　特願2023-541837(P2023-541837)
(86)(22)出願日　令和5年3月28日(2023.3.28)
(86)国際出願番号　PCT/JP2023/012654
審査請求日　令和5年7月10日(2023.7.10)
早期審査対象出願

(73)特許権者　000006655
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　110002044
弁理士法人ブライタス
(72)発明者　小薄 孝裕
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　中根 一弥
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　松田 皓平
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　戸田 吉洋
最終頁に続く

(54)【発明の名称】　Ｃｒ－Ｎｉ合金管

(57)【特許請求の範囲】

【請求項１】

Ｃｒ－Ｎｉ合金管であって、

前記Ｃｒ－Ｎｉ合金管の管軸方向における引張降伏応力YS_{LT}および圧縮降伏応力YS_{LC}、ならびに、

前記Ｃｒ－Ｎｉ合金管の肉厚中央位置から、長手方向が前記管軸方向と平行になるように採取され、高周波誘導加熱装置を用いて、室温から１１５０℃まで１００℃／ｓの加熱速度で加熱し、続いて１２００℃まで２５℃／ｓの加熱速度で加熱した後、１２００℃で１８０ｓ保持し、その後、Ａｒガスを吹き付けることで、１２００℃から８００℃までの温度範囲における冷却速度が５０℃／ｓとなる条件で室温まで急冷することで得られる試験片の引張降伏応力YS_{HT}が、

下記（ｉ）式～（iii）式を満足し、

化学組成が、質量％で、

Ｃ：０．０３０％以下、

Ｓｉ：０．５０％以下、

Ｍｎ：１．００％以下、

Ｐ：０．０３０％以下、

Ｓ：０．００５０％以下、

Ｃｒ：１９．００～３２．００％、

Ｎｉ：２９．５０～５５．００％、

Ｍｏ：２．５０～１２．００％、
Ｃｕ：３．００％以下、
Ｖ：０．０１～０．５０％、
Ｎｂ＋Ｔｉ：０．００２～１．０００％、
Ａｌ：０．００１～０．５００％、
Ｎ：０．００５～０．４００％、
Ｗ：０～１．００％、
Ｃｏ：０～１．００％、
Ｓｎ：０～０．０１０％、
Ａｓ：０～０．０１０％、
Ｚｎ：０～０．０１０％、
Ｐｂ：０～０．０１０％、
Ｓｂ：０～０．０１０％、
Ｂ：０～０．００５０％、
Ｃａ：０～０．０２００％、
Ｍｇ：０～０．０２００％、
ＲＥＭ：０～０．１００％、
残部：Ｆｅおよび不純物である、
Ｃｒ－Ｎｉ合金管。
$0.80 \leqq YS_{LC} / YS_{LT} < 0.95$　・・・（ｉ）
$YS_{HT} - 0.24 \times YS_{LT} \geqq 50.0$　・・・（ii）
$YS_{LT} \geqq 443 \times YS_{LT} / YS_{LC} + 2.28 \times YS_{HT} - 350$　・・・（iii）
但し、上記式中の各記号の意味は以下のとおりである。
YS_{LC}：管軸方向における圧縮降伏応力（ＭＰａ）
YS_{LT}：管軸方向における引張降伏応力（ＭＰａ）
YS_{HT}：高周波誘導加熱および急冷後の試験片の引張降伏応力（ＭＰａ）

【請求項２】
前記Ｃｒ－Ｎｉ合金管の管軸方向における引張降伏応力YS_{LT}が７８０ＭＰａ以上である、
請求項１に記載のＣｒ－Ｎｉ合金管。

【請求項３】
前記化学組成が、質量％で、
Ｗ：０．０１～１．００％、
Ｃｏ：０．０１～１．００％、
Ｓｎ：０．００１～０．０１０％、
Ａｓ：０．００１～０．０１０％、
Ｚｎ：０．００１～０．０１０％、
Ｐｂ：０．０００５～０．０１０％、
Ｓｂ：０．０００５～０．０１０％、
Ｂ：０．０００１～０．００５０％、
Ｃａ：０．０００５～０．０２００％、
Ｍｇ：０．０００１～０．０２００％、および、
ＲＥＭ：０．００１～０．１００％、
から選択される１種以上を含有する、
請求項１に記載のＣｒ－Ｎｉ合金管。

【請求項４】
前記化学組成が、さらに下記（iv）式および（ｖ）式を満足する、
請求項１から請求項３までのいずれかに記載のＣｒ－Ｎｉ合金管。
$9Mo + 100N \geqq 45.0$　・・・（iv）
$Ni + 1.4Cu + Mo - 0.9Cr - 2Si - 1.2Mn - 5.7C + 20N + 90$

（０．１５Ｎｂ＋０．２７Ｖ＋０．３Ｔｉ）≦４２．０　・・・（ｖ）
但し、上記式中の元素記号は、合金管中の各元素の含有量（質量％）を意味し、含有されない場合はゼロを代入する。
【請求項５】
前記化学組成が、さらに下記（vi）式を満足する、
請求項１から請求項３までのいずれかに記載のＣｒ－Ｎｉ合金管。
０．００１×ＹＳ$_{LT}$－０．８２０＜Ｎ＜０．００１×ＹＳ$_{LT}$－０．７４０　・・・（vi）
但し、上記式中の各記号の意味は以下のとおりである。
ＹＳ$_{LT}$：管軸方向における引張降伏応力（ＭＰａ）
Ｎ：合金管中のＮ含有量（質量％）
【請求項６】
前記化学組成が、さらに下記（vi）式を満足する、
請求項４に記載のＣｒ－Ｎｉ合金管。
０．００１×ＹＳ$_{LT}$－０．８２０＜Ｎ＜０．００１×ＹＳ$_{LT}$－０．７４０　・・・（vi）
但し、上記式中の各記号の意味は以下のとおりである。
ＹＳ$_{LT}$：管軸方向における引張降伏応力（ＭＰａ）
Ｎ：合金管中のＮ含有量（質量％）
【発明の詳細な説明】
【技術分野】
【０００１】
本発明は、Ｃｒ－Ｎｉ合金管に関する。
【背景技術】
【０００２】
近年、原油、天然ガス等の油井およびガス井（以下、油井およびガス井を総称して、単に「油井」という。）の採掘条件は過酷になってきている。そのため、油井に利用される油井管には、ＣｒおよびＮｉを含有し、優れた耐食性を有するオーステナイト系合金管（以下、「Ｃｒ－Ｎｉ合金管」ともいう。）が用いられる場合がある。
【０００３】
また、油井管には、優れた耐食性に加えて高い強度も要求される。油井管の強度グレードは一般的に、管軸方向の引張降伏応力で定義される。油井管の需要者は、掘削の対象となる井戸の環境（地層圧力、生産流体の温度および圧力）を試掘および地質調査から割り出し、耐用可能な強度グレードの油井管を選択する。
【０００４】
しかしながら、冷間加工された耐食性合金管において、管軸方向の圧縮降伏強度が、管軸方向の引張降伏応力よりも小さくなることが知られている。上述のとおり、油井管の強度グレードは一般的に、引張降伏強度で応力されている。したがって、圧縮降伏応力と引張降伏応力との差は小さい方が好ましい。
【０００５】
特許文献１には、降伏強度の異方性が小さいため、使用環境によって異なる応力分布が負荷されても、耐用し得るオーステナイト系合金管が開示されている。
【先行技術文献】
【特許文献】
【０００６】
【文献】国際公開第２０１２／１２８２５８号
【発明の概要】
【発明が解決しようとする課題】
【０００７】
ところで、油井管としてのＣｒ－Ｎｉ合金管は、他の合金管または鋼管と溶接接合して

使用される場合がある。この際、Ｃｒ－Ｎｉ合金管の溶接部においては、溶接熱によって軟化が生じる。そのため、溶接部における軟化も考慮した上で、対象となる油井環境で耐用可能な強度グレードの油井管を選択する必要がある。

【０００８】

溶接部において軟化が生じた場合であっても、高い強度を維持するためには、冷間加工度を高めることが考えられるが、圧縮降伏応力が引張降伏応力に比べて著しく低下する結果となるため好ましくない。

【０００９】

本発明は、上記の問題を解決し、圧縮降伏応力と引張降伏応力との差を最小限に抑えつつ、高い強度を有するＣｒ－Ｎｉ合金管を提供することを目的とする。

【課題を解決するための手段】

【００１０】

本発明は、上記の課題を解決するためになされたものであり、下記のＣｒ－Ｎｉ合金管を要旨とする。

【００１１】

（１）Ｃｒ－Ｎｉ合金管であって、

前記Ｃｒ－Ｎｉ合金管の管軸方向における引張降伏応力YS_{LT}および圧縮降伏応力YS_{LC}、ならびに、

前記Ｃｒ－Ｎｉ合金管の肉厚中央位置から、長手方向が前記管軸方向と平行になるように採取され、高周波誘導加熱装置を用いて、室温から１１５０℃まで１００℃／ｓの加熱速度で加熱し、続いて１２００℃まで２５℃／ｓの加熱速度で加熱した後、１２００℃で１８０ｓ保持し、その後、Ａｒガスを吹き付けることで、１２００℃から８００℃までの温度範囲における冷却速度が５０℃／ｓとなる条件で室温まで急冷することで得られる試験片の引張降伏応力YS_{HT}が、

下記（ｉ）式～（iii）式を満足する、

Ｃｒ－Ｎｉ合金管。

$0.80 \leqq YS_{LC} / YS_{LT} < 0.95$　・・・（ｉ）

$YS_{HT} - 0.24 \times YS_{LT} \geqq 50.0$　・・・（ii）

$YS_{LT} \geqq 443 \times YS_{LT} / YS_{LC} + 2.28 \times YS_{HT} - 350$　・・・（iii）

但し、上記式中の各記号の意味は以下のとおりである。

YS_{LC}：管軸方向における圧縮降伏応力（ＭＰａ）

YS_{LT}：管軸方向における引張降伏応力（ＭＰａ）

YS_{HT}：高周波誘導加熱および急冷後の試験片の引張降伏応力（ＭＰａ）

【００１２】

（２）前記Ｃｒ－Ｎｉ合金管の管軸方向における引張降伏応力YS_{LT}が７８０ＭＰａ以上である、

上記（１）に記載のＣｒ－Ｎｉ合金管。

【００１３】

（３）化学組成が、質量％で、

Ｃ：０．０３０％以下、

Ｓｉ：０．５０％以下、

Ｍｎ：１．００％以下、

Ｐ：０．０３０％以下、

Ｓ：０．００５０％以下、

Ｃｒ：１９．００～３２．００％、

Ｎｉ：２９．５０～５５．００％、

Ｍｏ：２．５０～１２．００％、

Ｃｕ：３．００％以下、

Ｖ：０．０１～０．５０％、

Ｎｂ＋Ｔｉ：０．００２～１．０００％、

Ａｌ：０．００１～０．５００％、
Ｎ：０．００５～０．４００％、
Ｗ：０～１．００％、
Ｃｏ：０～１．００％、
Ｓｎ：０～０．０１０％、
Ａｓ：０～０．０１０％、
Ｚｎ：０～０．０１０％、
Ｐｂ：０～０．０１０％、
Ｓｂ：０～０．０１０％、
Ｂ：０～０．００５０％、
Ｃａ：０～０．０２００％、
Ｍｇ：０～０．０２００％、
ＲＥＭ：０～０．１００％、
残部：Ｆｅおよび不純物である、
上記（１）または（２）に記載のＣｒ－Ｎｉ合金管。

【００１４】

（４）前記化学組成が、質量％で、
Ｗ：０．０１～１．００％、
Ｃｏ：０．０１～１．００％、
Ｓｎ：０．００１～０．０１０％、
Ａｓ：０．００１～０．０１０％、
Ｚｎ：０．００１～０．０１０％、
Ｐｂ：０．０００５～０．０１０％、
Ｓｂ：０．０００５～０．０１０％、
Ｂ：０．０００１～０．００５０％、
Ｃａ：０．０００５～０．０２００％、
Ｍｇ：０．０００１～０．０２００％、および、
ＲＥＭ：０．００１～０．１００％、
から選択される１種以上を含有する、
上記（３）に記載のＣｒ－Ｎｉ合金管。

【００１５】

（５）前記化学組成が、さらに下記（iv）式および（ｖ）式を満足する、
上記（３）または（４）に記載のＣｒ－Ｎｉ合金管。
９Ｍｏ＋１００Ｎ≧４５．０　・・・（iv）
Ｎｉ＋１．４Ｃｕ＋Ｍｏ－０．９Ｃｒ－２Ｓｉ－１．２Ｍｎ－５．７Ｃ＋２０Ｎ＋９０（０．１５Ｎｂ＋０．２７Ｖ＋０．３Ｔｉ）≦４２．０　・・・（ｖ）
但し、上記式中の元素記号は、合金管中の各元素の含有量（質量％）を意味し、含有されない場合はゼロを代入する。

【００１６】

（６）前記化学組成が、さらに下記（vi）式を満足する、
上記（３）から（５）までのいずれかに記載のＣｒ－Ｎｉ合金管。
０．００１×YS_{LT}－０．８２０＜Ｎ＜０．００１×YS_{LT}－０．７４０　・・・（vi）
但し、上記式中の各記号の意味は以下のとおりである。
YS_{LC}：管軸方向における圧縮降伏応力（ＭＰａ）
Ｎ：合金管中のＮ含有量（質量％）

【発明の効果】

【００１７】

本発明によれば、圧縮降伏応力と引張降伏応力との差を最小限に抑えつつ、高い強度を有するＣｒ－Ｎｉ合金管を得ることができる。

【発明を実施するための形態】
【００１８】
以下、本発明の各要件について詳しく説明する。
【００１９】
１．機械的特性
本実施形態に係るＣｒ－Ｎｉ合金管の機械的特性について説明する。本実施形態のＣｒ－Ｎｉ合金管は、下記（ｉ）式～（iii）式を満足する機械的特性を有する。なお、本発明において、Ｃｒ－Ｎｉ合金管とは、Ｃｒ：１９．００～３２．００％およびＮｉ：２９．５０～５５．００％を含有するオーステナイト系合金管を意味する。
【００２０】
＜強度の異方性＞
本実施形態に係るＣｒ－Ｎｉ合金管は、冷間加工による加工硬化によって強度を向上させるが、その後に高温での熱処理を施すと強度が低下し、使用環境で必要な強度を維持できない。すなわち、本実施形態に係るＣｒ－Ｎｉ合金管は、冷間加工まま、または冷間加工後に低温での熱処理が施された状態である。そのため、必然的に、Ｃｒ－Ｎｉ合金管の管軸方向における引張降伏応力の方が、管軸方向における圧縮降伏応力より高くなる。
【００２１】
しかし、管軸方向における圧縮降伏応力と引張降伏応力との差が過剰であると、仮に引張降伏応力が十分であったとしても、圧縮降伏応力が不足し、油井管として使用することができなくなる。そのため、管軸方向における圧縮降伏応力および引張降伏応力が下記（ｉ）式を満足する必要がある。
０．８０≦YS_{LC}／YS_{LT}＜０．９５　・・・（ｉ）
但し、上記式中の各記号の意味は以下のとおりである。
YS_{LC}：管軸方向における圧縮降伏応力（ＭＰａ）
YS_{LT}：管軸方向における引張降伏応力（ＭＰａ）
【００２２】
YS_{LC}／YS_{LT}の値は０．８２以上であるのが好ましく、０．８４以上であるのがより好ましく、０．８６以上であるのがさらに好ましい。また、YS_{LC}／YS_{LT}の値は０．９４以下としてもよい。
【００２３】
なお、管軸方向における引張降伏応力YS_{LT}について、特に制限を設ける必要はないが、上述のように、本実施形態に係るＣｒ－Ｎｉ合金管は、冷間加工まま、または冷間加工後に低温での熱処理が施された状態であるため、７８０ＭＰａ以上となる。管軸方向における引張降伏応力YS_{LT}は、８００ＭＰａ以上であるのが好ましく、８２０ＭＰａ以上であるのがより好ましく、８４０ＭＰａ以上であるのがさらに好ましく、８５０ＭＰａ以上であるのがさらに好ましい。
【００２４】
具体的に、管軸方向における圧縮降伏応力は以下の方法により求める。ＡＳＴＭ　Ｅ９（２０１９）に準拠した方法で、圧縮試験を行う。Ｃｒ－Ｎｉ合金管の肉厚中央位置から、圧縮試験用の円柱試験片を作製する。円柱試験片の大きさは、例えば、平行部直径４ｍｍ、長さ８ｍｍである。なお、円柱試験片の長手方向は、Ｃｒ－Ｎｉ合金管の管軸方向と平行である。円柱試験片を用いて、常温（２５℃）大気中において、圧縮試験を実施し、得られた０．２％オフセット耐力を管軸方向の圧縮降伏応力YS_{LC}（ＭＰａ）と定義する。
【００２５】
同様に、管軸方向における引張降伏応力は以下の方法により求める。ＡＳＴＭ　Ｅ８／Ｅ８Ｍ（２０２１）に準拠した方法で、引張試験を行う。Ｃｒ－Ｎｉ合金管の肉厚中央位置から、引張試験用の丸棒試験片を作製する。丸棒試験片の大きさは、例えば、平行部直径４ｍｍ、標点距離２０ｍｍである。なお、丸棒試験片の長手方向は、Ｃｒ－Ｎｉ合金管の管軸方向と平行である。丸棒試験片を用いて、常温（２５℃）、大気中で引張試験を実

施して、得られた０．２％オフセット耐力を引張降伏応力ＹＳ$_{LT}$（ＭＰａ）と定義する。
【００２６】
＜ベース強度＞
上述のように、Ｃｒ－Ｎｉ合金管の強度は冷間加工により向上させることができるが、過度な加工は異方性の増大を招く。そのため、過度な加工を避けるため、冷間加工前の強度、すなわち、加工硬化の効果がない状態での強度（以下、「ベース強度」ともいう。）を十分に確保する必要がある。本発明者らの検討の結果、高周波誘導加熱および急冷によって加工硬化の影響を排除した試験片の引張降伏応力と、Ｃｒ－Ｎｉ合金管の管軸方向における引張降伏応力とから、ベース強度の指標が得られることを見出した。
【００２７】
具体的には、下記（ii）式を満足することによって、油井管として使用するのに十分なベース強度を有する。
$YS_{HT}-0.24\times YS_{LT}\geqq 50.0$　・・・（ii）
但し、上記式中の各記号の意味は以下のとおりである。
ＹＳ$_{LT}$：管軸方向における引張降伏応力（ＭＰａ）
ＹＳ$_{HT}$：高周波誘導加熱および急冷後の試験片の引張降伏応力（ＭＰａ）
【００２８】
なお、高周波誘導加熱および急冷後の試験片は、以下の手順によって得られる。まず、Ｃｒ－Ｎｉ合金管の肉厚中央位置から、長手方向が管軸方向と平行になるように試験片を採取する。当該試験片は、ＡＳＴＭ　Ｅ８／Ｅ８Ｍ（２０２１）に準拠して作製する。具体的には、合金管の肉厚が６ｍｍ以上の場合には、直径が６ｍｍ、標点距離が３０ｍｍの円柱試験片を用いる。また、合金管の肉厚が６ｍｍ未満の場合には、厚さが合金管の肉厚と同じで、標点距離が５０ｍｍの円弧状試験片を用いる。
【００２９】
続いて、上記の円柱試験片に対して、高周波誘導加熱装置を用いて、室温から１１５０℃まで１００℃／ｓの加熱速度で加熱し、続いて１２００℃まで２５℃／ｓの加熱速度で加熱する。この際、高周波誘導加熱装置による加熱領域は、試験片の長手方向における中央から両端側にそれぞれ３．５ｍｍの、長手方向に７．０ｍｍの領域とする。また、試験片の温度は、試験片の長手方向における中央部に設置した熱電対を用いて測定する。
【００３０】
その後、試験片を１２００℃で１８０ｓ保持する。保持後直ちに、Ａｒガスを吹き付けることで、１２００℃から８００℃までの温度範囲における冷却速度が５０℃／ｓとなる条件で室温まで急冷する。そして、高周波誘導加熱および急冷後の試験片を用いて、ＪＩＳ　Ｚ　２２４１（２０１１）に準拠して、常温（２５℃）大気中において、引張試験を実施し、得られた０．２％オフセット耐力を高周波誘導加熱および急冷後の試験片の引張降伏応力ＹＳ$_{HT}$（ＭＰａ）と定義する。
【００３１】
＜加工硬化能＞
異方性の増大を抑制しつつ、冷間加工によって強度を向上させるためには、少ない加工度でも効率的に加工硬化させることができる優れた加工硬化能が必要である。本発明者らが鋭意研究を行った結果、異方性の指標であるＹＳ$_{LC}$／ＹＳ$_{LT}$の逆数、すなわちＹＳ$_{LT}$／ＹＳ$_{LC}$が加工度の指標ともなることを見出した。そして、Ｃｒ－Ｎｉ合金管の管軸方向における引張降伏応力と、加工度の指標であるＹＳ$_{LT}$／ＹＳ$_{LC}$と、高周波誘導加熱および急冷によって加工硬化の影響を排除した試験片の引張降伏応力ＹＳ$_{HT}$との関係式が、加工硬化能の指標となることを見出すに至った。
【００３２】
具体的には、下記（iii）式を満足することによって、油井管として使用するのに十分な加工硬化能を有する。
$YS_{LT}\geqq 443\times YS_{LT}/YS_{LC}+2.28\times YS_{HT}-350$　・・・（iii）
但し、上記式中の各記号の意味は以下のとおりである。

ＹＳ$_{LC}$：管軸方向における圧縮降伏応力（ＭＰａ）
ＹＳ$_{LT}$：管軸方向における引張降伏応力（ＭＰａ）
ＹＳ$_{HT}$：高周波誘導加熱および急冷後の試験片の引張降伏応力（ＭＰａ）

【００３３】

以上のとおり、Ｃｒ－Ｎｉ合金管の管軸方向における引張降伏応力および圧縮降伏応力、ならびに高周波誘導加熱および急冷後の試験片の引張降伏応力の３つの機械的特性値から、溶接部において軟化が生じた場合であっても、高い強度を維持することができ、信頼性の高い油井管の素材となるＣｒ－Ｎｉ合金管を選択することが可能となる。

【００３４】

２．化学組成

本実施形態に係るＣｒ－Ｎｉ合金管の化学組成については、所定量のＣｒおよびＮｉを含み、かつ上述した機械的特性を有する限りにおいて特に制限されない。本実施形態に係るＣｒ－Ｎｉ合金管は、例えば、以下に示す化学組成を有することが好ましい。各元素の限定理由は下記のとおりである。なお、以下の説明において含有量についての「％」は、「質量％」を意味する。

【００３５】

Ｃ：０．０３０％以下

炭素（Ｃ）は、合金の強度を高める効果を有する元素である。しかしながら、Ｃが過剰に含有されれば、結晶粒界にＣｒ炭化物を形成する。Ｃｒ炭化物は、粒界での応力腐食割れ（ＳＣＣ）感受性を増大する。したがって、Ｃ含有量は０．０３０％以下である。好ましいＣ含有量は、０．０３０％未満であり、より好ましくは０．０２５％であり、さらに好ましくは０．０２０％以下である。好ましいＣ含有量の下限は、０．００１％であり、より好ましくは０．００３％であり、さらに好ましくは０．００５％である。

【００３６】

Ｓｉ：０．５０％以下

シリコン（Ｓｉ）は、合金を脱酸する作用を有する元素である。しかしながら、Ｓｉが過剰に含有されれば、合金の熱間加工性が低下する。したがって、Ｓｉ含有量は０．５０％以下である。好ましいＳｉ含有量は、０．５０％未満である。好ましいＳｉ含有量の上限は、０．４５％であり、より好ましくは、０．４０％である。好ましいＳｉ含有量の下限は、０．０５％であり、より好ましくは、０．１０％である。

【００３７】

Ｍｎ：１．００％以下

マンガン（Ｍｎ）は、合金を脱酸する作用を有する元素である。Ｍｎはまた、オーステナイト形成元素であり、オーステナイト相を安定化させる。しかしながら、Ｍｎが過剰に含有されれば、合金の熱間加工性が低下する。したがって、Ｍｎ含有量は１．００％以下である。好ましいＭｎ含有量は、１．００％未満である。好ましいＭｎ含有量の上限は、０．９０％であり、より好ましくは、０．８０％である。好ましいＭｎ含有量の下限は、０．１０％であり、より好ましくは、０．３０％である。

【００３８】

Ｐ：０．０３０％以下

リン（Ｐ）は不純物元素である。Ｐは、硫化水素環境下において、合金の応力腐食割れ感受性を高める。したがって、Ｐ含有量は少ない方が好ましく、０．０３０％以下である。好ましいＰ含有量は、０．０２５％以下であり、より好ましくは、０．０２０％以下である。

【００３９】

Ｓ：０．００５０％以下

硫黄（Ｓ）は不純物元素である。Ｓは、合金の熱間加工性を低下する。したがって、Ｓ含有量は少ない方が好ましく、０．００５０％以下である。好ましいＳ含有量は、０．００３０％以下であり、より好ましくは、０．００１０％以下である。

【００４０】

Ｃｒ：１９．００～３２．００％
クロム（Ｃｒ）は、Ｎｉとの共存下において、合金の耐応力腐食割れ性（耐ＳＣＣ性）を高める効果を有する元素である。Ｃｒはさらに、固溶強化により合金の強度を高める。一方、Ｃｒが過剰に含有されれば、その効果は飽和し、さらに、合金の熱間加工性が低下する。したがって、Ｃｒ含有量は１９．００～３２．００％である。好ましいＣｒ含有量の下限は、２１．００％であり、より好ましくは、２３．００％である。好ましいＣｒ含有量の上限は、３０．００％であり、より好ましくは、２８．００％である。

【００４１】

Ｎｉ：２９．５０～５５．００％
ニッケル（Ｎｉ）は、オーステナイト形成元素であり、オーステナイト相を安定化させる効果を有する元素である。Ｎｉはさらに、耐ＳＣＣ性を高める。しかしながら、Ｎｉが過剰に含有されれば、その効果は飽和する。したがって、Ｎｉ含有量は２９．５０～５５．００％である。好ましいＮｉ含有量の下限は、３４．００％であり、より好ましくは、４０．００％である。好ましいＮｉ含有量の上限は、５３．００％であり、より好ましくは５０．００％である。

【００４２】

Ｍｏ：２．５０～１２．００％
モリブデン（Ｍｏ）は、ＣｒおよびＮｉとの共存下において、合金の耐ＳＣＣ性を高める効果を有する元素である。Ｍｏはさらに、固溶強化により合金の強度を高める。しかしながら、Ｍｏが過剰に含有されれば、その効果は飽和し、さらに、合金の熱間加工性が低下する。したがって、Ｍｏ含有量は２．５０～１２．００％である。好ましいＭｏ含有量の下限は３．５０％であり、より好ましくは、５．００％である。好ましいＭｏ含有量の上限は、１０．００％であり、より好ましくは８．００％である。

【００４３】

Ｃｕ：３．００％以下
銅（Ｃｕ）は、不働態皮膜の安定化に効果があり、耐孔食性および耐全面腐食性を向上させるのに有効な元素である。しかしながら、Ｃｕが過剰に含有されれば、その効果は飽和し、さらに、熱間加工性が低下する。したがって、Ｃｕ含有量は３．００％以下である。好ましいＣｕ含有量は２．００％以下であり、より好ましくは、１．２０％以下である。好ましいＣｕ含有量の下限は、０．１０％であり、より好ましくは、０．５０％である。

【００４４】

Ｖ：０．０１～０．５０％
バナジウム（Ｖ）は、炭化物、窒化物または炭窒化物として粒内に微細に析出することで合金の強度を高める効果を有する元素である。また、結晶粒界をピン止めすることによって結晶粒を細粒化させる効果も有する。Ｖはさらに、Ｎの合金中への溶解度を高めることで、合金の強度を高めるためにＮ含有量を多くしたときに、表面近傍にピンホールが発生するのを抑制する。しかしながら、Ｖが過剰に含有されれば、析出物の量が過剰となり、靭性が低下するだけでなく、熱影響部における溶接割れのリスクが増大する。したがって、Ｖ含有量は０．０１～０．５０％である。好ましいＶ含有量の下限は０．０２％であり、より好ましくは、０．０３％である。好ましいＶ含有量の上限は、０．３５％であり、より好ましくは０．２０％である。

【００４５】

Ｎｂ＋Ｔｉ：０．００２～１．０００％
ニオブ（Ｎｂ）およびチタン（Ｔｉ）は、炭化物、窒化物または炭窒化物として粒内に微細に析出することで合金の強度を高める効果を有する元素である。また、結晶粒界をピン止めすることによって結晶粒を細粒化させる効果も有する。ＮｂおよびＴｉはさらに、Ｎの合金中への溶解度を高めることで、合金の強度を高めるためにＮ含有量を多くしたときに、表面近傍にピンホールが発生するのを抑制する。しかしながら、Ｎｂおよび／またはＴｉが過剰に含有されれば、析出物の量が過剰となり、靭性が低下するだけでなく、熱影響部における溶接割れのリスクが増大する。したがって、ＮｂおよびＴｉの一方または

両方を含有し、その合計含有量は０．００２～１．０００％である。好ましい合計含有量の下限は０．０１０％であり、より好ましくは、０．０３０％である。好ましい合計含有量の上限は、０．５００％であり、より好ましくは０．３００％である。

【００４６】

Ａｌ：０．００１～０．５００％

アルミニウム（Ａｌ）は、合金を脱酸する作用を有する元素である。しかしながら、Ａｌが過剰に含有されれば、清浄度を害し、加工性および延性が劣化する。したがって、Ａｌ含有量は０．００１～０．５００％である。好ましいＡｌ含有量の下限は、０．００５％であり、より好ましくは、０．０１０％である。好ましいＡｌ含有量の上限は、０．３００％であり、より好ましくは、０．１００％である。なお、本発明において、Ａｌ含有量とは、酸可溶Ａｌ（所謂「ｓｏｌ．Ａｌ」）の含有量を指す。

【００４７】

Ｎ：０．００５～０．４００％

窒素（Ｎ）は、固溶強化により合金の強度を高める。Ｎを含有して固溶化熱処理を実施すれば、高強度を有する合金管が得られる。高強度を有する合金管を利用すれば、低加工度の冷間加工であっても、冷間加工後の合金管に所望の強度が得られる。しかしながら、Ｎが過剰に含有されれば、合金の凝固時に表面近傍にピンホールが発生しやすくなる。さらに、Ｎは合金の熱間加工性を低下する。したがって、Ｎ含有量は、０．００５～０．４００％である。好ましいＮ含有量の下限は、０．０１０％であり、より好ましくは、０．０３０％であり、さらに好ましくは、０．０６０％である。好ましいＮ含有量の上限は、０．３５０％であり、より好ましくは、０．３００％である。

【００４８】

本実施形態に係るＣｒ－Ｎｉ合金管には、上記の元素に加えてさらに、Ｗ、Ｃｏ、Ｓｎ、Ａｓ、Ｚｎ、Ｐｂ、Ｓｂ、Ｂ、Ｃａ、ＭｇおよびＲＥＭから選択される１種以上の元素を含有させてもよい。なお、いずれの元素の含有量にも下限を設ける必要はなく、０％であってもよい。

【００４９】

Ｗ：０～１．００％

タングステン（Ｗ）は選択元素である。したがって、Ｗは含有されなくてもよい。Ｗは、耐ＳＣＣ性を高める効果を有するため、必要に応じて含有させてもよい。しかしながら、Ｗが過剰に含有されれば、その効果は飽和し、さらに、熱間加工性が低下する。したがって、Ｗ含有量は１．００％以下である。好ましいＷ含有量は０．５０％以下であり、より好ましくは、０．３０％以下である。好ましいＷ含有量の下限は、０．０１％であり、より好ましくは、０．０５％である。

【００５０】

Ｃｏ：０～１．００％

コバルト（Ｃｏ）は選択元素である。したがって、Ｃｏは含有されなくてもよい。Ｃｏは、Ｎｉと同様、オーステナイト相の安定性を高める効果を有するため、必要に応じて含有させてもよい。しかしながら、Ｃｏは極めて高価な元素であるため含有量が多くなるとコストの上昇を招く。したがって、Ｃｏ含有量は１．００％以下である。好ましいＣｏ含有量は０．５０％以下であり、より好ましくは、０．３０％以下である。好ましいＣｏ含有量の下限は、０．０１％であり、より好ましくは、０．０５％である。

【００５１】

Ｓｎ：０～０．０１０％

スズ（Ｓｎ）は選択元素である。したがって、Ｓｎは含有されなくてもよい。Ｓｎは、溶接中の溶融池の対流に影響を与え、溶け込み深さを大きくし、溶接性を向上させる効果を有するため、必要に応じて含有させてもよい。しかしながら、Ｓｎが過剰に含有されれば、溶接割れ感受性を高めるだけでなく、耐食性の低下を招く。したがって、Ｓｎ含有量は０．０１０％以下である。好ましいＳｎ含有量は０．００８％以下であり、より好ましくは、０．００６％以下である。好ましいＳｎ含有量の下限は、０．００１％であり、よ

り好ましくは、０．００２％である。
【００５２】
Ａｓ：０～０．０１０％
ヒ素（Ａｓ）は選択元素である。したがって、Ａｓは含有されなくてもよい。Ａｓは、溶接中の溶融池の対流に影響を与え、溶け込み深さを大きくし、溶接性を向上させる効果を有するため、必要に応じて含有させてもよい。しかしながら、Ａｓが過剰に含有されれば、溶接割れ感受性を高めるだけでなく、耐食性の低下を招く。したがって、Ａｓ含有量は０．０１０％以下である。好ましいＡｓ含有量は０．００８％以下であり、より好ましくは、０．００６％以下である。好ましいＡｓ含有量の下限は、０．００１％であり、より好ましくは、０．００２％である。
【００５３】
Ｚｎ：０～０．０１０％
亜鉛（Ｚｎ）は選択元素である。したがって、Ｚｎは含有されなくてもよい。Ｚｎは、溶接中の溶融池の対流に影響を与え、溶け込み深さを大きくし、溶接性を向上させる効果を有するため、必要に応じて含有させてもよい。しかしながら、Ｚｎが過剰に含有されれば、溶接割れ感受性を高めるだけでなく、耐食性の低下を招く。したがって、Ｚｎ含有量は０．０１０％以下である。好ましいＺｎ含有量は０．００８％以下であり、より好ましくは、０．００６％以下である。好ましいＺｎ含有量の下限は、０．００１％であり、より好ましくは、０．００２％である。
【００５４】
Ｐｂ：０～０．０１０％
鉛（Ｐｂ）は選択元素である。したがって、Ｐｂは含有されなくてもよい。Ｐｂは、溶接中の溶融池の対流に影響を与え、溶け込み深さを大きくし、溶接性を向上させる効果を有するため、必要に応じて含有させてもよい。しかしながら、Ｐｂが過剰に含有されれば、溶接割れ感受性を高めるだけでなく、耐食性の低下を招く。したがって、Ｐｂ含有量は０．０１０％以下である。好ましいＰｂ含有量は０．００８％以下であり、より好ましくは、０．００６％以下である。好ましいＰｂ含有量の下限は、０．０００５％であり、より好ましくは、０．００１％である。
【００５５】
Ｓｂ：０～０．０１０％
アンチモン（Ｓｂ）は選択元素である。したがって、Ｓｂは含有されなくてもよい。Ｓｂは、溶接中の溶融池の対流に影響を与え、溶け込み深さを大きくし、溶接性を向上させる効果を有するため、必要に応じて含有させてもよい。しかしながら、Ｓｂが過剰に含有されれば、溶接割れ感受性を高めるだけでなく、耐食性の低下を招く。したがって、Ｓｂ含有量は０．０１０％以下である。好ましいＳｂ含有量は０．００８％以下であり、より好ましくは、０．００６％以下である。好ましいＳｂ含有量の下限は、０．０００５％であり、より好ましくは、０．００１％である。
【００５６】
Ｂ：０～０．００５０％
ホウ素（Ｂ）は選択元素である。したがって、Ｂは含有されなくてもよい。Ｂは、粒界強化に寄与する元素であり熱間加工性を向上させるため、必要に応じて含有させてもよい。しかしながら、Ｂが過剰に含有されれば、その効果は飽和し、さらに、溶接時に熱影響部の粒界で液化割れを生じてしまう。したがって、Ｂ含有量は０．００５０％以下である。好ましいＢ含有量は０．００３０％以下であり、より好ましくは、０．００１５％以下である。好ましいＢ含有量の下限は、０．０００１％であり、より好ましくは、０．０００３％である。
【００５７】
Ｃａ：０～０．０２００％
カルシウム（Ｃａ）は、選択元素である。したがって、Ｃａは含有されなくてもよい。Ｃａは、Ｓを硫化物として固着し、合金の熱間加工性を高める効果を有するため、必要に

応じて含有させてもよい。しかしながら、Ｃａが過剰に含有されれば、粗大な酸化物が形成され、合金の熱間加工性がかえって低下する。したがって、Ｃａ含有量は０．０２００％以下である。好ましいＣａ含有量は０．０１００％以下であり、より好ましくは、０．００５０％以下である。好ましいＣａ含有量の下限は、０．０００５％であり、より好ましくは、０．００１０％である。

【００５８】

Ｍｇ：０～０．０２００％

マグネシウム（Ｍｇ）は、選択元素である。したがって、Ｍｇは含有されなくてもよい。Ｍｇは、Ｃａと同様に、Ｓを硫化物として固着して、合金の熱間加工性を高める効果を有するため、必要に応じて含有させてもよい。しかしながら、Ｍｇが過剰に含有されれば、粗大な酸化物が形成され、合金の熱間加工性がかえって低下する。したがって、Ｍｇ含有量は０．０２００％以下である。好ましいＭｇ含有量は０．０１００％以下であり、より好ましくは、０．００５０％以下であり、さらに好ましくは、０．００２０％以下である。好ましいＭｇ含有量の下限は、０．０００１％であり、より好ましくは、０．０００５％である。

【００５９】

ＲＥＭ：０～０．１００％

希土類元素（ＲＥＭ）は、選択元素である。したがって、ＲＥＭは含有されなくてもよい。ＲＥＭは、ＣａおよびＭｇと同様に、Ｓを硫化物として固着して、合金の熱間加工性を高める効果を有するため、必要に応じて含有させてもよい。しかしながら、ＲＥＭが過剰に含有されれば、粗大な酸化物が形成され、合金の熱間加工性がかえって低下する。したがって、ＲＥＭ含有量は０．１００％以下である。好ましいＲＥＭ含有量は０．０５０％以下であり、より好ましくは、０．０３０％以下である。好ましいＲＥＭ含有量の下限は、０．００１％であり、より好ましくは、０．００５％である。

【００６０】

本実施形態において「ＲＥＭ」とは、Ｓｃ、Ｙ、およびランタノイドの合計１７元素を指し、「ＲＥＭの含有量」とは、ＲＥＭが１種の場合はその含有量、２種以上の場合はそれらの合計含有量を指す。また、ＲＥＭは一般的には複数種のＲＥＭの合金であるミッシュメタルとしても供給されている。このため、個別の元素を１種または２種以上添加して含有させてもよいし、例えば、ミッシュメタルの形で添加してもよい。

【００６１】

本実施形態に係るＣｒ－Ｎｉ合金管は、上述の各元素を含有し、残部がＦｅおよび不純物である。ここで「不純物」とは、合金材料を工業的に製造する際に、鉱石、スクラップ等の原料、製造工程の種々の要因によって混入する成分であって、本発明に悪影響を与えない範囲で許容されるものを意味する。

【００６２】

本実施形態に係るＣｒ－Ｎｉ合金管の化学組成は、さらに下記（iv）式および（ｖ）式を満足することが好ましい。

９Ｍｏ＋１００Ｎ≧４５．０　・・・（iv）

Ｎｉ＋１．４Ｃｕ＋Ｍｏ－０．９Ｃｒ－２Ｓｉ－１．２Ｍｎ－５．７Ｃ＋２０Ｎ＋９０（０．１５Ｎｂ＋０．２７Ｖ＋０．３Ｔｉ）≦４２．０　・・・（ｖ）

但し、上記式中の元素記号は、各元素の含有量（質量％）を意味し、含有されない場合はゼロを代入する。

【００６３】

本発明者らが種々のＣｒ－Ｎｉ合金管について、機械的特性と化学組成との関係を解析した結果、上記の化学組成においては、ＭｏおよびＮがベース強度に特に寄与することが明らかになった。そして、上記（iv）式を満足することによって、安定して高いベース強度が得られることが分かった。

【００６４】

なお、９Ｍｏ＋１００Ｎの値に上限を設ける必要はないが、熱間加工性の低下を抑制す

る観点からは、８５．０以下であるのが好ましく、８３．０以下であるのがより好ましい。

【００６５】

加えて、積層欠陥エネルギーに影響する元素に着目し、機械的特性と化学組成との関係を解析した結果、上記（ｖ）式を満足することによって、安定して優れた加工硬化能が得られることが明らかになった。

【００６６】

（ｖ）式左辺値に下限を設ける必要はなく、低ければ低いほど好ましいが、各元素の含有量の範囲から、実質的な下限値は１．２となる。

【００６７】

本実施形態に係るＣｒ－Ｎｉ合金管の化学組成は、さらに下記（vi）式を満足することが好ましい。上述のように、冷間加工度が高い場合には異方性が大きくなる傾向にある。しかし、Ｎ含有量を、Ｃｒ－Ｎｉ合金管の管軸方向における引張降伏応力との関係において、下記（vi）式を満足するように調整することで、９００ＭＰａ以上の強度を有する場合においても、異方性の増大を抑制しやすくなる。

$$0.001\times YS_{LT}-0.820<N<0.001\times YS_{LT}-0.740 \quad \cdots (vi)$$

YS_{LC}：管軸方向における圧縮降伏応力（ＭＰａ）

Ｎ：合金管中のＮ含有量（質量％）

【００６８】

３．製造方法

本実施形態に係るＣｒ－Ｎｉ合金管の製造方法の一例について説明する。

【００６９】

まず、オーステナイト系合金を溶製して溶湯を製造する。合金の溶製には、電気炉、Ａｒ－O_2混合ガス底吹き脱炭炉（ＡＯＤ炉）、真空脱炭炉（ＶＯＤ炉）等を利用できる。

【００７０】

続いて、溶湯を用いて鋳造材を製造する。鋳造材は例えば、インゴット、スラブまたはブルームである。具体的には、造塊法によりインゴットを製造するか、または、連続鋳造法により、スラブもしくはブルームを製造する。

【００７１】

次に、鋳造材を熱間加工して丸ビレットを製造する。熱間加工は例えば、熱間圧延または熱間鍛造である。製造された丸ビレットを熱間加工して、素管を製造する。具体的には、ユジーンセジュルネ法に代表される押出製管法により、丸ビレットから素管を製造する。または、マンネスマン製管法により、丸ビレットから素管を製造する。

【００７２】

製造された素管に対して、冷間加工を実施する。冷間加工には、冷間引抜と、ピルガー圧延に代表される冷間圧延とがある。本発明においては、冷間引抜および冷間圧延のいずれを採用してもよい。冷間引抜は、冷間圧延と比較して、管軸方向に大きな引張ひずみを合金管に与える。冷間圧延は、素管の管軸方向だけでなく管周方向にも大きなひずみを与える。したがって、冷間圧延は、冷間引抜と比較して、素管の管周方向に大きな圧縮ひずみを与える。

【００７３】

冷間加工時の好ましい断面減少率は、１５％以上である。ここで、断面減少率は、下記（Ｉ）式で定義される。好ましい断面減少率の下限は、２０％である。一方、断面減少率が高すぎれば、合金管の真円度が低下するだけでなく、異方性が顕著になる。したがって、冷間加工時の好ましい断面減少率の上限は５０％である。

断面減少率（％）＝１００×（冷間加工前の素管の断面積－冷間加工後の素管の断面積）／冷間加工前の素管の断面積　・・・（Ｉ）

【００７４】

熱間加工と冷間加工との間に、他の処理が実施されてもよい。例えば、熱間加工された素管に対して、固溶化熱処理を実施してもよい。その場合、固溶化熱処理後の素管に対し

てデスケーリングを実施してスケールを除去した後に、冷間加工を実施する。さらに、冷間加工を複数回実施してもよい。冷間加工を複数回実施する場合、冷間加工と次の冷間加工との間に、軟化熱処理として固溶化熱処理を実施してもよい。

【００７５】

また、冷間加工後に、異方性の低減を目的として、傾斜ロール式矯正機による矯正加工および／または低温での熱処理を施してもよい。矯正加工と低温熱処理とはいずれを先に実施してもよい。ただし、熱処理温度が高すぎる場合、降伏応力が過度に低減し、使用環境で必要な強度を維持することができなくなる。そのため、低温熱処理を施す場合には、加熱温度は３００～５５０℃とし、４００～５００℃とするのが好ましい。

【００７６】

以上の工程によって得られた合金管の寸法については特に制限はないが、使用環境で必要な強度を維持する観点からは、合金管の肉厚は４mm以上であるのが好ましく、６mm以上であるのがより好ましく、８mm以上であるのがさらに好ましく、１０mm以上であるのがさらに好ましい。

【００７７】

以下、実施例によって本発明をより具体的に説明するが、本発明はこれらの実施例に限定されるものではない。

【実施例】

【００７８】

表１に示す化学組成を有する合金を真空中で溶解、鋳造し、外径１２０mm、３０ｋｇのインゴットを得た。このインゴットに対して熱間鍛造を実施して、厚さ５０mmの素材とした。熱間鍛造前のインゴットの温度は１２００℃であった。さらに、素材に対して熱間圧延を実施した。この際、製品強度を変化させるべく、表２に示す冷間加工率を付与した後に、冷間圧延後の厚さが１１．５mmに統一されるように逆算して、中間合金材（合金板）の板厚を決定した。その後、表２に示す温度で１０分熱処理した後に水冷する軟化熱処理を施した。続いて、表２に示す冷間加工率を付与して１１．５mm厚さに統一した。試験Ｎｏ．２２、２３については、冷間加工後にさらに表２に示す温度で１０分熱処理した後に水冷する溶体化熱処理を施した。また、試験Ｎｏ．２４については、冷間加工は行わなかった。なお、本実施例においては、実験の容易さの観点から合金管ではなく合金板を用いた。

【００７９】

【表１】

表1

鋼	化学組成（質量%, 残部: Feおよび不純物）														
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Cu	V	Nb	Ti	Al	N	その他
A	0.012	0.35	0.58	0.014	0.0002	23.88	48.07	6.14	0.79	0.03	0.006	0.031	0.063	0.075	-
B	0.012	0.26	0.62	0.019	0.0002	23.61	51.76	7.12	0.68	0.04	0.110	0.140	0.038	0.012	-
C	0.008	0.12	0.33	0.012	0.0001	31.37	40.22	3.08	0.84	0.02	0.014	0.055	0.063	0.361	-
D	0.013	0.29	0.77	0.015	0.0001	24.65	48.35	6.61	0.87	0.01	0.035	0.022	0.026	0.215	-
E	0.011	0.31	0.66	0.013	0.0001	23.14	52.45	6.89	0.94	0.01	0.053	0.080	0.026	0.107	-
F	0.021	0.27	0.58	0.015	0.0001	25.55	30.14	2.65	0.82	0.02	0.005	0.004	0.046	0.020	-
G	0.013	0.24	0.61	0.014	0.0002	24.22	32.59	2.71	0.78	0.15	0.008	0.005	0.023	0.161	-
H	0.009	0.34	0.58	0.016	0.0002	24.16	48.33	6.09	0.81	0.03	0.081	0.005	0.016	0.069	W: 0.14
I	0.014	0.31	0.62	0.014	0.0001	23.95	47.98	6.53	0.77	0.03	0.077	0.034	0.022	0.072	Co: 0.25
J	0.008	0.35	0.61	0.013	0.0002	24.03	48.98	6.17	0.79	0.03	0.086	0.011	0.024	0.069	Sn: 0.004
K	0.008	0.35	0.59	0.012	0.0002	23.74	49.55	6.22	0.76	0.03	0.088	0.008	0.016	0.076	As: 0.002
L	0.009	0.34	0.59	0.014	0.0002	23.95	49.96	7.60	0.78	0.03	0.081	0.005	0.033	0.094	Zn: 0.002
M	0.009	0.36	0.57	0.014	0.0002	24.35	49.72	6.40	0.79	0.04	0.082	0.008	0.061	0.062	Pb: 0.001
N	0.008	0.34	0.52	0.019	0.0002	23.80	50.33	6.55	0.80	0.02	0.084	0.003	0.027	0.072	Sb: 0.001
O	0.010	0.35	0.61	0.011	0.0001	24.13	50.08	6.49	0.78	0.03	0.006	0.004	0.022	0.177	B: 0.0008
P	0.013	0.34	0.57	0.012	0.0002	24.01	49.88	6.56	0.81	0.05	0.005	0.002	0.031	0.222	Ca: 0.0027
Q	0.012	0.25	0.60	0.014	0.0002	26.55	34.51	3.63	0.83	0.14	0.007	0.003	0.019	0.218	Mg: 0.0008
R	0.014	0.27	0.57	0.013	0.0001	26.47	34.49	3.77	0.77	0.13	0.008	0.002	0.020	0.260	REM: 0.012
S	0.026	0.31	0.35	0.011	0.0004	21.06	39.50	3.47	1.90	0.10	0.021	0.017	0.024	0.144	-
T	0.019	0.25	0.61	0.012	0.0003	24.73	30.38	2.85	0.80	0.04	0.015	0.003	0.021	0.197	-
U	0.016	0.28	0.47	0.012	0.0002	23.41	50.14	6.41	0.48	0.01	0.120	0.017	0.035	0.091	-

【００８０】

【表２】

表2

試験No.	鋼	軟化熱処理温度(℃)	冷間加工率(%)	溶体化熱処理温度(℃)	YS_{LT}(MPa)	YS_{LC}(MPa)	YS_{LC}/YS_{LT}	YS_{HT}(MPa)	(ii)式左辺値	(iii)式右辺値	(iv)式左辺値	(v)式左辺値	(vi)式左辺値	N含有量(質量%)	(vi)式右辺値	
1	A	1200	30	-	885	788	0.89	288	75.6	804	62.8	35.5	0.065	0.075	0.145	本発明例
2	B	1200	28	-	772	703	0.91	282	96.7	780	65.3	43.7	-0.048	0.012	0.032	比較例
3	C	1200	40	-	1162	976	0.84	357	78.1	991	63.8	24.9	0.342	0.361	0.422	本発明例
4	D	1200	45	-	1089	871	0.80	334	72.6	965	81.0	38.0	0.269	0.215	0.349	本発明例
5	E	1200	40	-	874	673	0.77	314	104.2	941	72.7	43.6	0.054	0.107	0.134	比較例
6	F	1200	25	-	837	778	0.93	235	34.1	662	25.9	10.6	0.017	0.020	0.097	比較例
7	G	1200	35	-	978	822	0.84	280	45.3	816	40.5	20.4	0.158	0.161	0.238	比較例
8	H	1200	30	-	878	764	0.87	277	66.3	791	61.7	35.7	0.058	0.069	0.138	本発明例
9	I	1200	30	-	884	787	0.89	278	65.8	782	66.0	36.7	0.064	0.072	0.144	本発明例
10	J	1200	30	-	879	765	0.87	288	77.0	816	62.4	36.7	0.059	0.069	0.139	本発明例
11	K	1200	30	-	878	773	0.88	291	80.3	817	63.6	37.7	0.058	0.076	0.138	本発明例
12	L	1200	35	-	936	777	0.83	309	84.4	888	77.8	39.5	0.116	0.094	0.196	本発明例
13	M	1200	30	-	868	764	0.88	290	81.7	815	63.8	37.4	0.048	0.062	0.128	本発明例
14	N	1200	30	-	889	765	0.86	293	79.6	833	66.2	38.4	0.069	0.072	0.149	本発明例
15	O	1200	35	-	966	821	0.85	326	94.2	914	76.1	38.9	0.146	0.177	0.226	本発明例
16	P	1200	35	-	1010	859	0.85	341	98.6	949	81.2	40.3	0.190	0.222	0.270	本発明例
17	Q	1200	35	-	1028	874	0.85	315	68.3	889	54.5	22.1	0.208	0.218	0.288	本発明例
18	R	1200	35	-	1055	939	0.89	332	78.8	905	59.9	22.7	0.235	0.260	0.315	本発明例
19	S	1200	35	-	892	785	0.88	274	59.9	778	45.6	31.5	0.072	0.144	0.152	本発明例
20	T	1200	30	-	948	872	0.92	307	79.5	831	45.4	15.9	0.128	0.197	0.208	本発明例
21	U	1200	25	-	890	837	0.94	308	94.4	824	66.8	39.1	0.070	0.091	0.150	本発明例
22	A	1200	30	1100	308	293	0.95	262	188.1	714	62.8	35.5	-0.512	0.075	-0.432	比較例
23	A	1200	30	1150	289	280	0.97	256	186.6	690	62.8	35.5	-0.531	0.075	-0.451	比較例
24	A	1200	0	–	274	271	0.99	244	178.2	654	62.8	35.5	-0.546	0.075	-0.466	比較例

(i)式： $0.80 \leqq YS_{LC}/YS_{LT} < 0.95$

(ii)式： $YS_{HT}-0.24\times YS_{LT} \geqq 50.0$

(iii)式： $YS_{LT} \geqq 443\times(YS_{LT}/YS_{LC})+2.28\times YS_{HT}-350$

(iv)式： $9Mo+100N \geqq 45.0$

(v)式： $Ni+1.4Cu+Mo-0.9Cr-2Si-1.2Mn-5.7C+20N+90(0.15Nb+0.27V+0.3Ti) \leqq 42.0$

(vi)式： $0.001\times YS_{LT}-0.820 < N < 0.001\times YS_{LT}-0.740$

【００８１】

続いて、上述の方法で、管軸方向の圧縮降伏応力ＹＳ$_{LC}$（ＭＰａ）および引張降伏応力ＹＳ$_{LT}$（ＭＰａ）を求めた。具体的には、各試験番号の合金板の板厚中央位置から、長手方向が圧延方向と平行になるように、圧縮試験用の円柱試験片、引張試験用の丸棒試験片を採取した。円柱試験片は、平行部直径４ｍｍ、長さ８ｍｍであった。丸棒試験片は、平行部直径４ｍｍ、標点距離２０ｍｍであった。圧縮試験用の円柱試験片に対して、ＡＳＴＭ　Ｅ９（２０１９）に準拠した方法で、常温（２５℃）大気中において、圧縮試験を実施した。圧縮試験により得られた０．２％オフセット耐力を管軸方向の圧縮降伏応力ＹＳ$_{LC}$（ＭＰａ）とした。さらに、引張試験用の丸棒試験片に対して、常温（２５℃）

、大気中でＡＳＴＭ　Ｅ８／Ｅ８Ｍ（２０１３）に準拠した方法で、引張試験を実施した。引張試験により得られた０．２％オフセット耐力を管軸方向の引張降伏応力YS_{LT}（ＭＰａ）とした。

【００８２】

さらに、上述の方法で、高周波誘導加熱および急冷後の試験片の引張降伏応力YS_{HT}（ＭＰａ）を求めた。具体的には、各試験番号の合金板の板厚中央位置から、長手方向が圧延方向と平行になるように、高周波誘導加熱および急冷を施すための円柱試験片を採取した。なお、円柱試験片はＡＳＴＭ　Ｅ８／Ｅ８Ｍ（２０２１）に準拠して作製し、直径が６ｍｍ、標点距離が３０ｍｍであった。高周波誘導加熱および急冷を施すための円柱試験片を、高周波誘導加熱装置を用いて、室温から１１５０℃まで１００℃／ｓの加熱速度で加熱し、続いて１２００℃まで２５℃／ｓの加熱速度で加熱した。この際、高周波誘導加熱装置による加熱領域は、試験片の長手方向における中央から両端側にそれぞれ３．５ｍｍの、長手方向に７．０ｍｍの領域とした。また、試験片の温度は、試験片の長手方向における中央部に設置した熱電対を用いて測定した。

【００８３】

その後、試験片を１２００℃で１８０ｓ保持した。保持後直ちに、Ａｒガスを吹き付けることで、１２００℃から８００℃までの温度範囲における冷却速度が５０℃／ｓとなる条件で室温まで急冷した。そして、高周波誘導加熱および急冷後の試験片を用いて、ＪＩＳ　Ｚ　２２４１（２０１１）に準拠して、常温（２５℃）大気中において、引張試験を実施し、得られた０．２％オフセット耐力を高周波誘導加熱および急冷後の試験片の引張降伏応力YS_{HT}（ＭＰａ）とした。

【００８４】

得られた結果を表２に併せて示す。表２に示されるように、本発明の規定を全て満足する合金材は、７８０ＭＰａ以上の高い引張降伏応力を有し、かつYS_{LC}／YS_{LT}を０．８０以上とすることが可能である。

【産業上の利用可能性】

【００８５】

本発明によれば、圧縮降伏応力と引張降伏応力との差を最小限に抑えつつ、高い強度を有するＣｒ－Ｎｉ合金管を得ることができる。そのため、本発明に係るＣｒ－Ｎｉ合金管を油井管の素材として選択することにより、溶接部において軟化が生じた場合であっても、高い強度を維持することが可能な、信頼性の高い油井管を得ることができる。

【要約】
Ｃｒ－Ｎｉ合金管の管軸方向における引張降伏応力YS_{LT}および圧縮降伏応力YS_{LC}、ならびに、Ｃｒ－Ｎｉ合金管の肉厚中央位置から、長手方向が前記管軸方向と平行になるように採取され、高周波誘導加熱および急冷後の試験片の引張降伏応力YS_{HT}が、［$0.80 \leqq YS_{LC}/YS_{LT} < 0.95$］、［$YS_{HT} - 0.24 \times YS_{LT} \geqq 50.0$］および［$YS_{LT} \geqq 443 \times YS_{LT}/YS_{LC} + 2.28 \times YS_{HT} - 350$］を満足する、Ｃｒ－Ｎｉ合金管。

フロントページの続き

(51)国際特許分類　　ＦＩ

Ｃ２２Ｆ	1/00	６２３
Ｃ２２Ｆ	1/00	６８１
Ｃ２２Ｆ	1/00	６８２
Ｃ２２Ｆ	1/00	６８３
Ｃ２２Ｆ	1/00	６８５
Ｃ２２Ｆ	1/00	６８６
Ｃ２２Ｆ	1/00	６８６Ａ
Ｃ２２Ｆ	1/00	６９１Ｂ
Ｃ２２Ｆ	1/00	６９１Ｃ
Ｃ２２Ｆ	1/00	６９２Ａ
Ｃ２２Ｆ	1/00	６９４Ａ
Ｃ２２Ｆ	1/10	Ｈ

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

審査官　　川口 由紀子

(56)参考文献　　国際公開第２０１８／２２５８６９（WO，Ａ１）
国際公開第２０１２／１２８２５８（WO，Ａ１）
国際公開第２０２１／０７０７３５（WO，Ａ１）
特開２０２０－０９４２３５（ＪＰ，Ａ）
国際公開第２０２２／１９６１９６（WO，Ａ１）
国際公開第２０２１／２５６１２８（WO，Ａ１）

(58)調査した分野　(Int.Cl.，ＤＢ名)

Ｃ２２Ｃ　１９／０５
Ｃ２２Ｃ　３０／０６
Ｃ２２Ｆ　１／００
Ｃ２２Ｆ　１／１０