

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 特 許 公 報(B2)

(11) 特許番号

特許第4974285号
(P4974285)

(45) 発行日 平成24年7月11日(2012.7.11)

(24) 登録日 平成24年4月20日(2012.4.20)

(51) Int.Cl.		F I		
C 2 2 C 38/00	(2006.01)	C 2 2 C 38/00	3 0 1 U	
C 2 2 C 38/04	(2006.01)	C 2 2 C 38/04		
C 2 2 C 38/54	(2006.01)	C 2 2 C 38/54		
C 2 1 D 9/46	(2006.01)	C 2 1 D 9/46	F	

請求項の数 4 (全 16 頁)

(21) 出願番号	特願2007-150121 (P2007-150121)	(73) 特許権者	000004581 日新製鋼株式会社 東京都千代田区丸の内3丁目4番1号
(22) 出願日	平成19年6月6日(2007.6.6)	(74) 代理人	100116621 弁理士 岡田 萬里
(65) 公開番号	特開2008-303415 (P2008-303415A)	(72) 発明者	田頭 聡 広島県呉市昭和町11番1号 日新製鋼株式会社 技術研究所内
(43) 公開日	平成20年12月18日(2008.12.18)	(72) 発明者	片桐 幸男 広島県呉市昭和町11番1号 日新製鋼株式会社 技術研究所内
審査請求日	平成22年4月20日(2010.4.20)	(72) 発明者	洲崎 恆年 広島県呉市昭和町11番1号 日新製鋼株式会社 技術研究所内

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 加工性に優れた中・高炭素鋼板及びその製造方法

(57) 【特許請求の範囲】

【請求項1】

C : 0.30 ~ 1.30 質量% , Si : 1.0 質量% 以下 , Mn : 0.2 ~ 1.5 質量% , P : 0.02 質量% 以下 , S : 0.02 質量% 以下 を含み、残部が Fe 及び 不可避免の不純物である成分組成を有し、フェライト結晶粒界上の炭化物数 C_{GB} とフェライト結晶粒内の炭化物数 C_{IG} の間に、 $C_{GB} / C_{IG} \geq 0.8$ の関係が成り立つように炭化物が分散した組織を有し、さらに断面硬さが 160 HV 以下であることを特徴とする加工性に優れた中・高炭素鋼板。

【請求項2】

さらに Ni : 1.8 質量% 以下 , Cr : 2.0 質量% 以下 , V : 0.5 質量% 以下 , Mo : 0.5 質量% 以下の1種又は2種以上を含む成分組成を有する請求項1に記載の加工性に優れた中・高炭素鋼板。

【請求項3】

さらに Nb : 0.3 質量% 以下 , Ti : 0.3 質量% 以下 , B : 0.01 質量% 以下 , Ca : 0.01 質量% 以下の1種又は2種以上を含む成分組成を有する請求項1又は2に記載の加工性に優れた中・高炭素鋼板。

【請求項4】

請求項1 ~ 3 の何れかに記載された成分組成を有する鋼の熱延酸洗板に、熱延板焼鈍或いは冷延及び冷延板焼鈍を施した後、仕上げ冷延及び仕上げ焼鈍を施して冷延焼鈍板を製造する際、前記仕上げ冷延の前の最終工程が焼鈍工程であり、それまでのいずれかの焼鈍

時に、 $A c 1 \sim (A c 1 + 50)$ に 5 ~ 20 h 保持 600 までを -10 / h 以下の速度の冷却 600 ~ 室温を任意の速度で冷却する焼鈍を一回以上含み、8 ~ 24 % の冷延率で最終の仕上げ冷延し、その後、640 ~ $A c 1$ 点の温度域に 2 h 以上保持する仕上げ焼鈍を施すことを特徴とする加工性に優れた中・高炭素鋼板の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本発明は、優れた加工性を有し、部品形状に成形された後に熱処理が施され、所望の機械的特性を発現させて使用される中・高炭素鋼板及びその製造方法に関する。

【背景技術】

10

【0002】

ギア等、複雑形状をもち高い寸法精度、耐摩耗性が要求される機械構造部品は、中・高炭素鋼板を素材とし、切削加工により部品形状に適宜成形した後、焼入れ・焼戻し等の必要な熱処理を施すことにより製造されている。しかしながら、切削加工では製造コストが高くつくため、切削加工を打抜き加工等の塑性加工に変えることが検討されている。

ところで、塑性加工性は、多くの場合硬さが低いほど良好である。このため、加工性を重視する場合には素材鋼板をできるだけ軟質化させるような製造条件の設定が行われている。

【0003】

炭素鋼板を軟質化させるには、結晶組織を大きくし、また生成される炭化物を大きくかつ丸く成長させることが有効である。このため、 $A c 1$ 変態点直下で長時間加熱する技術や、 $A c 1$ 変態点以上の温度に加熱して一部をオーステナイト化した後、適切な方法で冷却することで、炭化物の粒径を大きく成長させて軟質化を図ることが提案されている。

20

本発明者等も、炭素鋼板を軟質化して加工性を良くするために、成分組成と炭化物の存在形態について検討した技術の特許文献 1, 2 で紹介した。

【特許文献 1】特開 2000 - 265239 号公報

【特許文献 2】特開 2000 - 265240 号公報

【発明の開示】

【発明が解決しようとする課題】

【0004】

30

上記特許文献で紹介された技術は、炭化物の粒径を大きくしているために、炭素鋼板の軟質化には非常に有効な方法である。しかしながら、軟質化された割に加工性が向上していない点に若干の不満も残っている。具体的には、十分に軟質化された場合でも、穴抜け性や金型寿命がほとんど向上しないか、逆に低下する場合がある。

本発明者等の調査の結果では、前記穴抜け性や金型寿命が向上しない理由は、前述の方法が炭化物の粒径を粗大化させることを目的とするものであって、炭化物の形状制御を行っていないために、硬さは低下させることができても加工性に不利な形状の炭化物を多量に生成させてしまったことにある、と考えられる。

【0005】

一般的には、炭化物の成長・粗大化だけを狙った場合、炭化物の形状が棒状や板状になったりする現象が頻発する。また、炭化物形状が鋭角な角を持つ多角形になっている場合もある。

40

このような板状や棒状の炭化物が存在すると、局所的な塑性変形能が低下するために、穴抜け性のような局所的塑性変形能に依存する加工性が低下する。また、炭化物の形状が棒状、板状或いは多角形になっていると、特にファインブランキング加工を行う際、金型を摩耗させる要因にもなる。

【0006】

打抜き加工、特にファインブランキング加工を行う鋼板としては、金型寿命の観点からも、硬さを可能な限り低減した方が良いと言われている。しかしながら、この考え方は一般論であって、具体的にどの程度の硬さが有効であり、どのような組織形態に調整すれば

50

金型の長寿命化が可能な鋼板が得られるかについての明確な指針はない。

金型が損傷・摩耗した場合、当初の打抜き品形状が得られず、ダレが大きくなったり、破断面や二次せん断面が形成されやすくなったりする。例えば歯車等、打抜き端面の性状が製品の性能に関わっている場合には、金型の損傷・摩耗が製品の特性を大きく低下させることになる。このため、金型寿命の改善は、成形加工品の性能向上に繋がる重要な要因であるとも言える。

【0007】

本発明は、このような問題を解消すべく案出されたものであり、中・高炭素鋼板において塑性加工性と熱処理後の高硬度及び高靱性を兼備させるために必要な諸条件を明らかにし、塑性加工時に加工金型を損耗させることのない加工性に優れた中・高炭素鋼板を提供

10

【課題を解決するための手段】

【0008】

本発明の加工性に優れた中・高炭素鋼板は、その目的を達成するため、C：0.30～1.30質量％，Si：1.0質量％以下，Mn：0.2～1.5質量％，P：0.02質量％以下，S：0.02質量％以下を含み、残部がFe及び不可避免的不純物である成分組成を有し、フェライト結晶粒界上の炭化物数 C_{GB} とフェライト結晶粒内の炭化物数 C_{IG} の間に、 C_{GB}/C_{IG} 0.8の関係が成り立つように炭化物が分散した組織を有し、さらに断面硬さが160HV以下であることを特徴とする。

本発明鋼板は、さらに、Ni：1.8質量％以下，Cr：2.0質量％以下，V：0.5質量％以下，Mo：0.5質量％以下，Nb：0.3質量％以下，Ti：0.3質量％以下，B：0.01質量％以下，Ca：0.01質量％以下の1種又は2種以上を含む成分組成とすることもできる。

20

【0009】

なお、本明細書で規定する「炭化物」は次の通り定義する。

鋼板断面の金属組織を観察するとき、炭化物総数が1000個以上になる領域を観察視野にとり、その炭化物をフェライト結晶粒界上に存在するものとフェライト結晶粒内に存在するものとに区分し、フェライト結晶粒界上に存在する炭化物の数を C_{GB} 、フェライト結晶粒内に存在する炭化物の数を C_{IG} としている。

【0010】

このような中・高炭素鋼板は、C：0.30～1.30質量％，Si：1.0質量％以下，Mn：0.2～1.5質量％，P：0.02質量％以下，S：0.02質量％以下を、さらに必要に応じて、Ni：1.8質量％以下，Cr：2.0質量％以下，V：0.5質量％以下，Mo：0.5質量％以下，Nb：0.3質量％以下，Ti：0.3質量％以下，B：0.01質量％以下，Ca：0.01質量％以下の1種又は2種以上を含み、残部がFe及び不可避免的不純物である成分組成を有する熱延酸洗板に、熱延板焼鈍或いは冷延及び冷延板焼鈍を施した後、仕上げ冷延及び仕上げ焼鈍を施して冷延焼鈍板を製造する際、前記仕上げ冷延の前の最終工程が焼鈍工程であり、それまでのいずれかの焼鈍時に、 $Ac1 \sim (Ac1 + 50)$ に5～20h保持 600 までを -10 / h以下の速度の冷却 600 ～室温を任意の速度で冷却する焼鈍を一回以上含み、8～24%の冷延率で最終の仕上げ冷延し、その後、640 ～ $Ac1$ 点の温度域に2h以上保持する仕上げ焼鈍を施すことにより製造される。

30

40

【発明の効果】

【0011】

本発明により、中・高炭素鋼板の成分組成と組織、特に炭化物粒子のフェライト結晶粒界上と結晶粒内の分散状態を、結晶粒内炭化物数の方が多くなるように調整することにより、結果的に分散された炭化物粒子を小さく、かつ丸くして金型等を損耗させる硬質の剥落粒子を無害化することができる。

このため、本発明による中・高炭素鋼板を素材として所望形状への打抜き加工等の塑性加工を施しても、金型等の損耗が抑えられるので、複雑形状の自動車部品等、高硬度及び

50

高靱性を必要とする各種機械部品を、低コストで生産性良く製造することができる。

【発明を実施するための最良の形態】

【0012】

本発明者等は、炭素鋼板に打抜き加工等の塑性加工を施す際に金型等が損耗する原因について鋭意検討した。

通常、打抜き加工等では、被加工鋼板の硬さが低いほど加工荷重は小さいので、金型にかかる負荷は小さく、金型の損耗頻度は軽減される。そして被加工鋼板の硬さが硬くなるほど、金型の損耗頻度は高くなる。また、金型の摩耗は、加工品の断面や金型破損部から剥落して形成される硬質な摩耗粒子によるアブレッシブ摩耗である。被加工鋼板の硬さが低いと、金型の破損が低減し、また鋼材からの硬質粒子の剥落も減少するので、金型を摩耗させる硬質粒子が減少することになる。すなわち、被加工鋼板の硬さが低いほど金型は長寿命化する。

10

【0013】

しかしながら、上記知見自体は一般論である。

本発明者等は、金型損耗の原因について鋭意検討する段階で、金型寿命向上の効果が実用上有効に発揮されるのは、断面硬さが160HVまで軟化した場合であり、かつ炭化物の存在形態が大きく影響することを見出した。

以下に、その詳細を説明する。

【0014】

本発明が対象とするような中・高炭素鋼にあっては、炭化物はフェライト結晶の粒界上や粒内に分散析出する。そして、フェライト結晶の粒界上あるいは粒内に析出した炭化物粒子は、図1にその形態を模式的に示すように、析出した部位に応じて形状が異なる。

20

図1の(a)、(b)、(c)に示すように、フェライト結晶粒界上に析出した炭化物粒子は、結晶粒内に析出した炭化物粒子と比べて、粗大なものが多く、しかも棒状、板状等、アスペクト比が大きく、かつ角張ったものが多い。一方、図1の(d)に示すように、フェライト結晶粒内に析出した炭化物粒子は、結晶粒界上に析出した炭化物粒子と比べて、細かく、しかも突起物のない丸い炭化物粒子が多い。

【0015】

結晶粒界上に析出する炭化物が粗大化しやすい理由は、結晶粒内よりも拡散しやすい粒界を通じたC(炭素)の長距離拡散により、炭化物は成長しやすくなると考えられる。また、結晶粒界と炭化物の交点で炭化物が鋭い突起状の形状を取りやすい理由は、界面自由エネルギーの釣り合いで粒界の形状が決まるためであると考えられる。フェライト結晶粒界から離れた炭化物はこのような現象が起こらないために、炭化物の表面自由エネルギーの低くするべく丸い形状を取りやすく、粗大粒に成長し難くなる。

30

【0016】

ところで、前記したように、塑性加工用の金型を摩耗させる硬質粒子は、主として鋼材から剥落された粒子、特に炭化物粒子である。塑性加工を施す鋼板の硬さが160HV程度であっても、炭化物粒子自体の硬さは1000HV以上であるため、炭化物粒子は金型よりも硬くなっている。そして、炭化物粒子の形態は、粒径が大きいほど、鋭角な突出部を持つほど、金型に大きな摩耗損傷を与えるものと推測される。

40

したがって、金型の摩耗を軽減させるためには、塑性加工を施す鋼板の金属組織を、炭化物粒子を極力小さく、かつ丸く調整することが有効と考えられる。ただし、炭化物粒径を微細化すると鋼材の硬さが上昇して加工し難くなるので、過度に微細化することはできない。

【0017】

前記課題の項に記載したように、炭化物の形状、大きさだけではなく、炭化物の分散状態も金型の摩耗に大きな影響を及ぼしている。そして、上述したように、フェライト結晶粒界上に析出した炭化物粒子は、結晶粒内に析出した炭化物粒子と比べて粗大なものが多く、しかも角張ったものが多い。

したがって、炭化物はフェライト結晶の粒界上に析出させるよりも、結晶粒内に析出さ

50

せた方が、金型摩耗の軽減という観点では有効となる。フェライト結晶粒界上に多く存在する粗大で角張った炭化物を少なくすることにより、金型損耗の原因となる剥落粒子を極力無害化することが金型寿命の向上に有効になると思われる。

【0018】

ところで、炭素鋼板を軟質化するためには、「炭化物を粗大化させて粒子間隔を大きくすること」と「フェライト結晶粒径を粗大化させること」の二つの手段が有効である。

特許文献1, 2等、従来実施されている焼鈍方法は、主として炭化物の粗大化を狙った方法であり、フェライト結晶粒径の粗大化は意図していない。炭化物を粗大化させる方法としては、Ac1変態点以上の温度域に加熱して一部をオーステナイト化し、これを適切な冷却方法で冷却することで炭化物を成長させようとするものである。

10

【0019】

炭化物の成長は、拡散速度の速い結晶粒界（オーステナイト粒界、フェライト粒界、オーステナイト/フェライト界面）を通じた炭素原子の拡散によって進行するので、大きく粗大化した炭化物は結晶粒界に多く存在することになる。

結晶粒界上に存在する炭化物の形状が、金型寿命に対して悪影響を及ぼすことは前記した通りである。したがって、生成する炭化物を結晶粒界から引き離すことが必要となる。

そして、生成する炭化物を結晶粒界から引き離すためには、フェライト結晶粒径を積極的に粗大化させておくことが有効であると考えられる。

【0020】

フェライト結晶粒径が粗大になれば、結晶粒界から引き離される炭化物の個数が多くなり、相対的に結晶粒内にある炭化物の比率が増加する。結晶粒内にある炭化物は前述の通り角のとれたスムーズな形状を有しており、金型寿命に悪影響を与えにくい。また、結晶粒界上の炭化物は板状や棒状の形状を呈しやすいが、粒内の炭化物は球状になりやすく、局部延性を劣化させることがない。さらに、フェライト粒径を粗大化させることで鋼板は軟質化するので、塑性加工性の点では非常に有利になる。

20

このように、本発明では、フェライト結晶粒径を粗大化させることで、炭化物の形状制御を行い、塑性加工性を高めることができるようになったものもである。

【0021】

フェライト結晶粒径の粗大化には、基本的に、冷間加工+再結晶焼鈍のプロセスを利用する。炭化物粒子が存在する炭素鋼板では、炭化物粒子が結晶粒界をピン止めするので、再結晶で粒径を粗大化させるにはある程度の冷間加工率が必要になる。一方、冷間加工率が大きすぎると再結晶核が多くなりすぎて結晶粒径が逆に微細化される場合もある。

30

また、冷間加工+再結晶焼鈍のプロセスを実施する前の素材組織についても制約が必要である。すなわち、冷間加工+再結晶焼鈍のプロセスは、フェライト結晶粒の粗大化を意図したものであり、炭化物粒径を有効に粗大化することができないので、予め炭化物粒径を粗大化（粒子間隔を大きく）させた素材を用いなければ、塑性加工性の良好な鋼板を製造することはできない。

【0022】

そこで、本発明は、仕上げ冷延及びその後の再結晶仕上げ焼鈍を、フェライト結晶粒径を粗大化させるべく、条件を細かく設定したものとするとともに、その仕上げ冷延及び仕上げ焼鈍を施す前の中間素材として、特定の条件で焼鈍して予め炭化物粒径を粗大化（粒子間隔を大きく）させたものとする事により、前記仕上げ冷延及び仕上げ焼鈍と相俟って、結晶粒界上よりも結晶粒内に存在する炭化物を多く、しかもその炭化物を大きくすることが可能になり、金型等を損傷させることいなく、容易に塑性加工できる鋼板を提供できたものである。

40

以下に、本発明の特徴点を詳しく説明する。

なお、本発明の特徴点である軟質化のための前記「冷間加工+再結晶焼鈍」のプロセスを、「L P R A 処理(Light-Pass rolling and Recrystallization Annealing)」と称する。

【0023】

50

まず、本発明鋼板の鋼組成、炭化物の析出状態を含めた組織形態等について説明する。

C : 0.30 ~ 1.30 質量%

本発明は、機械構造部品や刃物・工具等に使用される炭素鋼板を素材として、C量は0.30質量%以上1.30質量%までの中・高炭素鋼を対象としている。C量が0.30質量%に満たない低炭素鋼では塑性加工性が問題になることはないので、本発明の対象外とする。また、C量が1.30質量%を超えると、組織制御によって塑性加工性を高めることは非常に難しくなるので、1.30質量%以下のCを含有する中・高炭素鋼を対象とした。

【0024】

Si : 1.0 質量%以下

Siは脱酸作用を有する。ただし、本発明の場合、Siを積極的に添加しなくても脱酸不良を起こすようなことはない。反面、添加量が多くなりすぎると加工性を低下させることになる。その上限は1.0質量%である。

Mn : 0.2 ~ 1.5 質量%

Mnは焼入れ性を確保するために必要な元素である。添加量が0.2質量%に満たないとその効果は小さい。逆に1.5質量%を超えて添加すると、Ms点が低くなって残留オーステナイトが増加して所望の硬さが得られず、却って靱性が低下するという弊害が生じる。

【0025】

P : 0.02 質量%以下

Pはオーステナイト粒界に偏析し、靱性を低下させる元素である。したがって、少ない方が好ましい。0.02質量%を超えて含有させると延性-脆性遷移温度の上昇を招くので、P含有量の上限は0.02質量%とする。

S : 0.02 質量%以下

SはMnS系介在物を形成し靱性を低下させる。したがって、少ない方が好ましい。材質上弊害のない水準は0.02質量%以下である。

【0026】

本発明鋼板は、必要に応じてさらにNi, Cr, V, Mo, Nb, Ti, B, Caを含むこともできる。

Ni : 1.8 質量%以下

Niは靱性を向上させる作用と、Mnと同様に焼入れ性を向上させる作用を有する。しかし、1.8質量%を超えて過剰に添加しても、コストに見合った靱性向上効果は得られない。したがって、添加する場合は1.8質量%を上限とする。

【0027】

Cr : 2.0 質量%以下

Crは焼入れ性を有する元素である。強度を向上させるばかりでなく、耐摩耗性をも向上させる。しかし、2.0質量%を超えて過剰に添加すると靱性が低下する。

V : 0.5 質量%以下

Vは焼入れ時にオーステナイト結晶粒径を微細化する作用がある。本発明の合金成分系では、旧オーステナイト結晶粒径微細化作用を発揮させるには、0.5質量%までの添加で十分である。添加量が過剰に多くなると製造性に困難を来たすので、添加する場合は0.5質量%を上限とする。

【0028】

Mo : 0.5 質量%以下

Moは焼入れ性を向上させる効果を有する。またNiとの複合添加で鋼の強靱性を高める作用も発揮する。さらに、特殊炭化物を形成することによって耐摩耗性を向上させる作用も有している。本発明の合金成分系では、上記作用を発揮させるのは0.5質量%までの添加で十分である。これ以上添加しても、それに見合った効果が得られないばかりでなく、製造性を悪化させるようになる。したがって添加する場合は0.5質量%を上限とする。

10

20

30

40

50

【0029】

Nb : 0.3質量%以下

Nbは、焼入れ時のオーステナイト粒径を微細化させる効果を有する。本発明の合金成分系では、旧オーステナイト結晶粒径微細化作用を発揮させるには、0.3質量%までの添加で十分である。0.3質量%を超えて添加しても、効果は飽和するので、添加する場合も0.3質量%を上限とする。

【0030】

Ti : 0.3質量%以下

Tiも、焼入れ時のオーステナイト粒径を微細化させる効果を有する。本発明の合金成分系では、旧オーステナイト結晶粒径微細化作用を発揮させるには、0.3質量%までの添加で十分である。0.3質量%を超えて添加しても、効果は飽和するので、添加する場合も0.3質量%を上限とする。

10

【0031】

B : 0.01質量%以下

Bは、旧オーステナイト結晶粒界の強度を高め、靱性を向上させる作用を発揮する。本発明の合金成分系では、0.01質量%までの添加でこの効果が得られる。しかし、0.01%を超えて添加してもその効果は飽和するので、添加する場合は0.01%を上限とする。

【0032】

Ca : 0.01質量%以下

CaはMnS系介在物の形態制御、すなわち、MnS系介在物の形態を細長い板状から球状に変える性質を有することから、塑性加工性を向上できる。細長い形状の介在物があると、塑性加工、特に打抜き加工時にマイクロポイド生成の起点となって打抜き面に破断面を形成しやすいのに対し、介在物を球状化させるとマイクロポイドの生成が抑えられ打抜き加工性を向上できる。添加量が0.01%を超えても特性向上に繋がらないので、添加する場合の上限は0.01%とする。

20

【0033】

断面硬さ : 160HV以下

塑性加工用金型の寿命を決める最も重要な要因は、塑性加工される鋼板の硬さである。断面硬さが160HV以下であれば、金型寿命の低下に大きな影響を及ぼすことがない。160HVを超えて硬くなると、金型が損傷しやすくなる。特にチッピングが起こりやすくなる。

30

【0034】

炭化物の存在形態

加工器具の長寿命化の観点からは、フェライト結晶粒界上の大きく、尖った炭化物を少なく、フェライト結晶粒内の細かく、丸い炭化物を多くすることが好ましい。

本発明等は、フェライト結晶粒界上の炭化物数を C_{GB} 、フェライト結晶粒内の炭化物数を C_{IG} としたとき、 C_{GB} と C_{IG} の間に、 $C_{GB}/C_{IG} = 0.8$ の関係が成り立つように炭化物が分散した組織を有していると、金型の長寿命化が図れることを、予備実験を繰り返すことにより確認した。特に $C_{GB}/C_{IG} = 0.4$ を満たすとき、金型の損傷が極めて少なく、金型の寿命はより長期化することが確認できている。一方、 C_{GB}/C_{IG} が0.8を超えて大きくなると、金型の摩耗損傷が大きくなり、結果的にバリ高さが大きくなる。

40

【0035】

次に、本発明鋼板を製造する方法について簡単に説明する。

前記した通り、本発明は、「LPRA処理」を施してフェライト結晶粒径を粗大化し、それに伴って結晶粒内で生成する炭化物を結晶粒界に生成する炭化物に比べて多くすることを特徴とするが、「LPRA処理」を施す前の素材組織を、炭化物粒径を予め粗大化したものでなければ、目的とする塑性加工性の良好な鋼板を製造することはできない。

この意味から、熱延板を酸洗した後に、熱延板焼鈍或いは冷延及び冷延板焼鈍を施した後、前記「LPRA処理」を施す際に、熱延板焼鈍又は冷延板焼鈍として、次の条件の焼

50

鈍を施す必要がある。

【0036】

A c 1 ~ A c 1 + 5 0 に 5 ~ 2 0 h 保持 6 0 0 までを - 1 0 / h 以下の速度の冷却 6 0 0 ~ 室温を任意の速度で冷却する焼鈍

「L P R A 処理」の効果を十分に発揮させるためには、当該処理の前工程において、炭化物粒径を十分に粗大化させるために、上記条件の焼鈍を少なくとも一回施しておくことが必要になる。

この焼鈍を施していないと、炭化物の形状が球状にならず、粒径が粗大にならないために「L P R A 処理」で十分にフェライト粒径を粗大化させることができない。その結果、軟質化の効果が発揮されない。また、この焼鈍工程で、保持温度が A c 1 点温度に満たないと炭化物粒径が十分に粗大化されず、逆に A c 1 + 5 0 を超えるほどに高いと炭化物形状が板状や棒状になるために「L P R A 処理」の効果が得られない。さらに、6 0 0 までの冷却速度が - 1 0 / h よりも速いと、炭化物形状が板状や棒状になりやすくなるために「L P R A 処理」の効果が得られない。6 0 0 ~ 室温までの冷却速度は任意で構わない。

10

【0037】

「L P R A 処理」の効果を十分に発揮させるためには、フェライト結晶粒の再結晶による粗大化を促進するために適切な仕上げ冷延を施す必要がある。そのためには、「L P R A 処理」を施す素材鋼板は加工歪みのない状態であることが必要である。したがって、「L P R A 処理」を施す前の最終工程は焼鈍でなければならない。

20

【0038】

「L P R A 処理」における仕上げ冷延；冷延率 8 ~ 2 4 %

適切な組織形態を有する焼鈍鋼板に冷延を施すことで、鋼板組織中に転位を導入する（加工硬化させる）ことが、引続いて施される仕上げ焼鈍で、フェライト結晶粒を再結晶・粗大化させるために必須となる。このための冷延率は少なくとも 8 % は必要である。冷延率が 8 % に満たないほどに小さいと、フェライトの再結晶が不完全（サブグレイン組織）になり、硬さを十分に低下させることができない。逆に冷延率が 2 4 % を超えるほどに大きいと、導入される転位が多くなりすぎ、再結晶の核生成サイトの密度が増大して、再結晶粒が逆に微細化されてしまう。最も有効にフェライト粒径を粗大化させる冷延率は、1 0 ~ 2 0 % の範囲である。

30

【0039】

「L P R A 処理」における仕上げ焼鈍；6 4 0 ~ A c 1 点の温度域に 2 h 以上保持

冷間加工されたフェライト結晶粒を再結晶させ、粒径を粗大化するための処理である。保持温度が 6 4 0 に満たないと再結晶されにくいので、最低でも 6 4 0 以上の温度で保持する必要がある。保持温度が A c 1 点を超えると、組織の一部がオーステナイト化されるようになる。オーステナイト結晶が形成され、フェライト + オーステナイト + 炭化物の混合組織になると、フェライト結晶がオーステナイト相にピン止めされて粗大化できなくなる。したがって、仕上げ焼鈍は A c 1 点を超えてはならない。また、再結晶を十分に行わせるためには、2 h 以上の保持が必要である。

40

【実施例】

【0040】

実施例 1：

表 1 に示す化学成分を有する鋼を溶製し、連続鋳造でスラブを得た後、スラブ加熱温度 1 2 5 0 ，仕上げ温度 8 5 0 及び巻取り温度 6 0 0 の熱延を施し、塩酸浴による酸洗を施して、板厚 4 . 0 m m の熱延酸洗板を得た。

各熱延酸洗板を、(イ) 7 3 0 x 2 0 h 炉冷の焼鈍を施した後、冷延率 5 0 % の冷延とその後の 7 3 0 x 2 0 h 炉冷の焼鈍を施したものの、(ロ) 7 1 0 x 2 0 h 炉冷の焼鈍を施した後、3 0 % の冷延と 7 1 0 x 2 0 h 炉冷の焼鈍を二度繰り返したものの、(ハ) 7 1 0 x 1 0 h 炉冷の焼鈍を施した後、5 0 % の冷延を施し、その後に 7 5 0 x 1 0 h の加熱 - 1 0 / h の冷却速度で 6 8 0 まで冷却 6 8 0 x 1 0 h

50

の保持 炉冷の焼鈍を施したものの、の三種類の通常の条件で軟質化した。なお、焼鈍はいずれも水素雰囲気のパッチ炉で行った。

【 0 0 4 1 】

上記三種類の方法で軟質化した冷延焼鈍板について、圧延方向と板厚方向を含む断面を研磨紙で湿式研磨した後、ビッカース硬度計で硬さを測定した。その結果を表 2 に示す。

さらに、前記(八)の工程で軟質化した冷延焼鈍板に、表 2 に示す条件の「L P R A 処理」を施した。これらの鋼板についても同様にビッカース硬度計で硬さを測定した。そして、単に軟質化した冷延焼鈍板と比べて、硬度がどのように変化したかを調べた。その結果を表 2 に併せて示す。また、図 3 に、本発明の採用による硬さの低減状況を図示した。

表 2 及び図 3 からわかるように、本発明範囲の鋼では「L P R A 処理」によって、硬さを 10% 以上低下させることができている。

一方、本発明範囲外の鋼では、硬さ低下率が低いか、又は硬さが高く塑性加工に適した 160HV 以下の軟質の鋼板を製造することができなかった。

【 0 0 4 2 】

表 1 : 供試鋼の化学成分

鋼種 記号	合金成分及び含有量 (質量%)							Ac1 (°C)	区 分
	C	Si	Mn	P	S	Cr	その他		
A	0.34	0.18	0.44	0.011	0.008	0.11	—	725	本 発 明 例
B	0.46	0.27	0.63	0.008	0.004	—	—	724	
C	0.55	0.22	0.77	0.014	0.009	—	—	721	
D	0.61	0.27	0.71	0.014	0.005	—	Ti:0.01 B:0.003	723	
E	0.54	0.31	1.46	0.005	0.010	—	—	715	
F	0.59	0.96	0.80	0.012	0.006	0.14	—	762	
G	0.73	0.24	0.38	0.011	0.002	0.02	—	726	
H	0.79	0.20	0.45	0.009	0.003	—	—	724	
I	0.91	0.19	0.87	0.012	0.003	0.12	Ca:0.005	721	
J	0.78	0.21	0.56	0.008	0.003	0.52	—	732	
K	0.81	0.21	0.45	0.008	0.003	0.45	Ni:1.08	714	
L	0.77	0.24	0.34	0.007	0.002	0.49	Ni:1.75	705	
M	0.75	0.22	0.43	0.007	0.003	0.41	Ni:1.11 V:0.13 Mo:0.14	713	
N	0.79	0.20	0.42	0.012	0.006	0.31	Nb:0.07 Ti:0.02	730	
O	0.90	0.33	0.31	0.010	0.006	0.40	—	736	
P	1.10	0.26	0.35	0.013	0.005	0.38	—	733	
Q	1.07	0.19	0.33	0.017	0.001	1.00	—	742	
R	<u>1.38</u>	0.33	0.29	0.015	0.005	0.72	—	742	比 較 例
S	0.62	<u>2.22</u>	0.78	0.008	0.004	0.14	—	782	
T	0.33	0.28	<u>3.10</u>	0.015	0.002	0.55	—	707	

下線は本発明範囲から外れていることを示す。

【 0 0 4 3 】

10

20

30

40

表 2 : LPRA 処理とその効果

鋼種	Ac1 (°C)	通常軟化材		LPRA 処理			硬さ 低下率 (%)	区分
		工程種	硬さ (Hv)	冷延率 (%)	焼鈍条件 (°C×h)	硬さ (Hv)		
A	725	イ	127	18	710×10	111	16	本発明例
B	724	イ	145	18	710×10	126	19	
C	721	イ	151	18	710×10	132	19	
		ハ	144	18	710×10	126	18	
D	723	イ	158	18	710×10	138	20	
E	715	イ	145	18	710×10	121	24	
F	762	イ	173	18	710×10	154	19	
G	726	イ	155	15	710×10	137	18	
H	724	イ	162	15	710×10	136	26	
I	721	イ	169	15	710×10	145	24	
J	732	イ	162	15	710×10	143	19	
		ハ	155	15	710×10	138	17	
K	714	ロ	172	15	710×10	146	26	
L	705	ロ	168	15	710×10	143	25	
M	713	ロ	170	15	710×10	152	18	
N	730	イ	178	15	710×10	150	28	
O	736	イ	182	15	710×10	156	26	
P	733	イ	179	15	710×10	153	26	
Q	742	イ	186	15	710×10	157	29	
R	742	イ	234	15	710×10	232	2	
		ハ	201	15	710×10	209	-8	
S	782	イ	249	18	710×10	235	14	
T	707	イ	216	15	710×10	210	6	

10

20

30

【 0 0 4 4 】

実施例 2 :

表 1 中、C 鋼及び J 鋼について、「LPRA 処理」時の圧延・焼鈍条件の影響について、検討した。

実施例 1 と同じ方法で板厚 4 . 0 ~ 5 . 0 mm の熱延酸洗板を製造した。この熱延酸洗板に、(A) 冷延率 50 % の冷延の後 570 × 18 h の焼鈍を施したものの、(B) 710 × 20 h の焼鈍 冷延率 50 % の冷延 750 × 20 h の焼鈍を施したものの、(C) 710 × 20 h の焼鈍 冷延率 50 % の冷延 750 × 10 h の加熱の後 - 10 / h の冷却速度で 680 まで冷却し、680 × 10 h の保持後に室温まで冷却する焼鈍を施したものの、の三種類の冷延焼鈍板を作製した。

40

【 0 0 4 5 】

なお、上記 (A) は球状化が不十分な炭化物を微細に分散させるべく、低い温度で焼鈍したものであり、(B) は (+) 二相域に加熱して再生パーライトを生成させて球状化率を低くするべく、高い温度で焼鈍したものである。そして、(C) が、適当な球状化率で球状化し、大きな粒子間隔で十分に粗大化した炭化物を得るべく、「LPRA 処理」の効果をもたらし、最適な前処理を施したものである。

上記三種類の冷延焼鈍板に、表 3 に示すように、圧延率及び焼鈍温度を種々に変えた「

50

「L P R A 処理」を施した。

【 0 0 4 6 】

「L P R A 処理」された各冷延焼鈍板について、実施例 1 と同じように硬さの測定を行うとともに、組織形態を観察した。

組織形態については、冷延焼鈍板断面を 5 % ナイタールで腐食した後、走査電子顕微鏡によりフェライト結晶粒界上とフェライト粒内にある炭化物総数が 1 0 0 0 個になるまで、フェライト結晶粒界上の炭化物数 C_{GB} とフェライト粒内の炭化物数 C_{IG} を計測した。

【 0 0 4 7 】

表 3 : L P R A 処理条件

条件 No.	冷延率(%)	焼鈍条件
a	—	—
b	15	690°C×10h
c	15	710°C×10h
d	15	750°C×10h
e	15	750°C×10h→(-10°C/h)→680°C×10h→炉冷
f	5	710°C×10h
g	30	710°C×10h
h	—	710°C×10h
i	—	750°C×10h→(-10°C/h)→680°C×10h→炉冷

【 0 0 4 8 】

また、「L P R A 処理」された板厚 2.0mm の各冷延焼鈍板について、ファインブランキング加工試験を行った。

ファインブランキング加工は、ポンチ・ダイス材質：DC53 (61HRC) ，ポンチ外径：40mm ，モジュール：0.8 ，クリアランス：0.01mm (板厚の 0.5%) の金型と、320tFB プレス機を使用し、カウンター圧：25t ，V リング圧：50t ，加工スピード：10mm / s ，潤滑油：FB8 05D なる条件で行った。

連続して 5 0 0 0 ショットの打抜きを行った後、ポンチの欠損状況と、バリ高さを測定して、金型寿命を評価した。

【 0 0 4 9 】

なお、ポンチの欠損状況は、ポンチ欠損が転写された打抜き品を目視判定し、欠損の大きさを 1 ~ 5 の五段階の評価点を付した。図 2 に示すように、損傷がないものを評価点 1 ，僅かな点状又は線状の欠陥があるものを評価点 2 ，歯先角部が折損したものを評価点 3 ，歯先全体が折損したものを評価点 4 ，激しい折損をしたものを評価点 5 とし、10 箇所

の歯先の評価点平均値を取り、評価点平均値が 1 ~ 3 を OK 、4 ~ 5 を NG と判定した。ここで、評価点 2 の場合は、面 A には評価点 1 の場合と同様に損傷は認められないが、面 B に肌荒れやごく軽微な剥離又は損耗が認められるものを指す。

また、上記ポンチ欠損評価点が 3 以下の歯先について、1 0 0 ショット後及び 5 0 0 0 ショット後のバリ高さを測定顕微鏡で計測した。各歯先の 5 0 0 0 ショット後のバリ高さから 1 0 0 ショット後のバリ高さから初期値を差し引いて、バリ高さの増加量を求めた。

供試鋼の最終仕上げ焼鈍前の処理条件及び最終仕上げ冷延とその後の焼鈍条件の違いによる、炭化物の分散状況、硬さ、及びそれに伴うファインブランキング加工性の関係の調査結果を、表 4 に併せて示す。

【 0 0 5 0 】

表4：ファインブランキング加工試験結果

試験 No.	鋼種 記号	LPRA 処理前工程	LPRA 処理条件	C _{GB} /C _{IG}	硬さ (HV)	ポンチ欠損 評価点	バリ増加 高さ(mm)	区分
1	C	(A)	c	1.15	191	5	*	比較例
2	C	(B)	c	1.00	147	2	0.29	比較例
3	C	(C)	a	1.28	155	2	0.33	比較例
4	C	(C)	c	0.22	134	1	0.01	本発明例
5	C	(C)	f	1.20	160	3	0.34	比較例
6	C	(C)	g	2.05	151	3	0.54	比較例
7	J	(A)	c	1.55	214	5	*	比較例
8	J	(B)	c	1.39	165	4	0.41	比較例
9	J	(C)	a	2.43	153	3	0.50	比較例
10	J	(C)	b	0.65	151	2	0.07	本発明例
11	J	(C)	c	0.32	146	2	0.05	本発明例
12	J	(C)	d	1.17	164	4	0.39	比較例
13	J	(C)	e	2.20	148	3	0.62	比較例
14	J	(C)	f	1.24	175	4	0.38	比較例
15	J	(C)	g	1.41	174	5	0.45	比較例
16	J	(C)	h	2.43	150	2	0.49	比較例
17	J	(C)	i	2.17	155	3	0.54	比較例

10

20

30

【0051】

表4に示す結果からも明らかなように、「LPRA処理」を施す前の素材の組織形態が適切で、その後には「LPRA処理」の条件が適切である試験No. 4, 10, 11では、炭化物の分散状況が適切で、軟化しており、極めて良好な打抜き加工性を呈し、金型の損耗もなかった。

これに対して、素材組織の炭化物が微細であった試験No. 1, 7では、適切な「LPRA処理」を施してもフェライト結晶粒形が粗大化せずに硬かったため、ファインブランキング加工でポンチが破損した。また、素材組織の炭化物が棒状であった試験No. 2, 8では、適切な「LPRA処理」を施しても、処理後に良好な炭化物分散状態が得られなかったために、ファインブランキング加工時に金型摩耗が激しかった。さらに、素材組織の炭化物形態が適切であっても「LPRA処理」を施さないと、所望の特性は得られていない(試験No. 3, 9)。

40

【0052】

素材組織の炭化物形態が適切であっても、「LPRA処理」を施す際の冷延率や焼鈍温度が適切でないと所望の特性は得られていない。冷延を行わなかった試験No. 16, 17や圧延率が低かった試験No. 5, 14では、軟質化が不十分であった。圧延率が高すぎた試験No. 6, 15も、軟質化が不十分であった。また、「LPRA処理」の焼鈍条件が適切でなかった試験No. 12, 13では、再生パーライトが生成したり、炭化物の分散状態が悪かったりして、打抜き金型の摩耗が激しかった。

50

【 0 0 5 3 】

さらに、C鋼及びJ鋼について、表3, 4に示していない条件の「LPRA処理」も実施し、従来の焼鈍材と比較して、硬さや炭化物の分散状況の違いとファインブランキング加工性の関係をも調査した。なお、ファインブランキング加工試験は、いずれも板厚2.0mmの鋼板を素材として、前記と同じ方法で実施した。

その結果を、図4~7に示す。

【 0 0 5 4 】

C鋼、J鋼ともに、通常の焼鈍材と比べて「LPRA処理」の方が、バリ高さ増大量が小さくなっている。特に同程度の硬さであっても、「LPRA処理」の方が好ましい結果が得られている。また、フェライト結晶粒上の炭化物数 C_{GB} とフェライト結晶粒内の炭化物数 C_{IG} との関係にあつては、 C_{GB}/C_{IG} 0.8で、明らかにバリ高さ増大量が小さくなっている。

硬さや炭化物の分散状況の違いと金型の欠損状況をみると、 C_{GB}/C_{IG} よりも、むしろ硬さの方に依存している。これはポンチ欠損が打抜き時の最大荷重に依存しているためと思われる。いずれにしても、硬さをHV160以下にしておけば、ポンチ欠損評価点が4を越えることはない。

【 0 0 5 5 】

実施例3:

表1中、C鋼、J鋼及びR鋼について、「LPRA処理」時の冷延率の影響について、検討した。

実施例1と同じ方法で板厚4.0~5.0mmの熱延酸洗板を製造した。この熱延酸洗板に、実施例1で(八)とした、「710 x 10h 炉冷の焼鈍を施した後、50%の冷延を施し、その後に750 x 10hの加熱 - 10 / hの冷却速度で680 まで冷却 680 x 10hの保持 炉冷」の焼鈍を施した冷延焼鈍板に、冷延率を0~50%の範囲で種々変更した「LPRA処理」を施した。なお、仕上げ冷延後の仕上げ焼鈍は、710 x 10h保持後に炉冷した。

【 0 0 5 6 】

「LPRA処理」された各冷延焼鈍板について、実施例1と同じように、硬さの測定を行うとともに、組織形態を観察した。なお、フェライト結晶粒径はJIS G0552に準じ、切断法で計測した。

その結果を、圧延率との関係で図8, 9, 10に示す。

この結果からもわかるように、本発明鋼にあつては、「LPRA処理」の冷延率を8~24%の範囲内にとすると、フェライト結晶粒径が急激に粗大化し、 C_{GB}/C_{IG} を0.8以下にすることができ、また、その結果から、冷延率0%の場合よりも軟質化できている。「LPRA処理」の冷延率は、より好ましくは10~20%の範囲であることもわかる。

【 0 0 5 7 】

さらに、冷延率を適正範囲に設定することにより、 C_{GB}/C_{IG} を小さく制御することが可能になるので、炭化物の存在形態が良好となり、打抜き型等、塑性加工金型の摩耗量減少効果等、加工に有利な機械的特性が得られている。

これに対して、比較鋼であるR鋼では、含有炭素量が多いために、「LPRA処理」を施してもフェライト結晶粒径の粗大化は認められなかった。含有炭素量が多すぎるため、炭化物の体積率が大きく、フェライト結晶粒の粗大化が妨げられている。フェライト結晶粒径の粗大化が認められないため、併せて C_{GB}/C_{IG} も小さくならず、「LPRA処理」を施しても軟質化は達成できていない。

【 図面の簡単な説明 】

【 0 0 5 8 】

【 図1 】炭化物の形態を示す模式図

【 図2 】ポンチの欠損状況を示す模式図

【 図3 】従来法と本発明法とで得られた鋼板の硬さの違いを示したグラフ

【 図4 】ファインブランキング加工時の、被打抜き鋼板の硬さとバリ高さ増加量の関係を

10

20

30

40

50

示す図

【図5】ファインブランキング加工時の、被打抜き鋼板中炭化物分散状態とバリ高さ増加量の関係を示す図

【図6】ファインブランキング加工時の、被打抜き鋼板の硬さとポンチ欠損評価点の関係を示す図

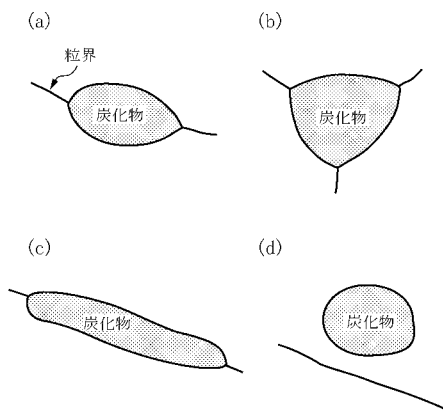
【図7】ファインブランキング加工時の、被打抜き鋼板中炭化物分散状態とポンチ欠損評価点の関係を示す図

【図8】LPRA処理時の冷延率と処理後のフェライト粒径の関係を示したグラフ

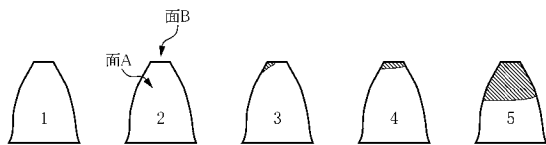
【図9】LPRA処理時の冷延率と処理後の鋼板硬さの関係を示したグラフ

【図10】LPRA処理時の冷延率と処理後の鋼板中炭化物分散状態の関係を示したグラフ

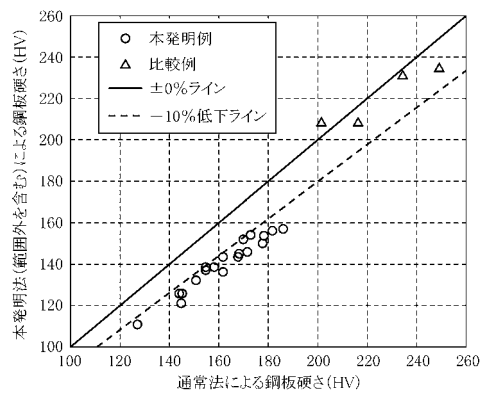
【図1】



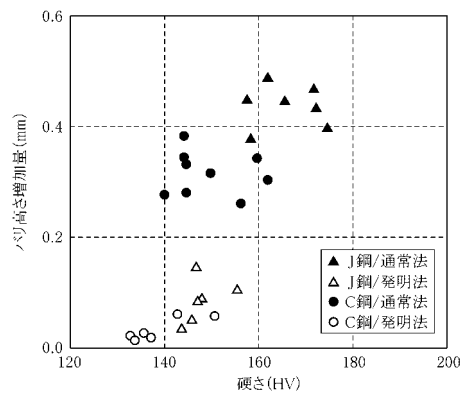
【図2】



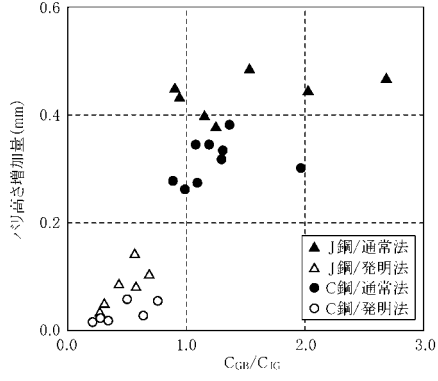
【図3】



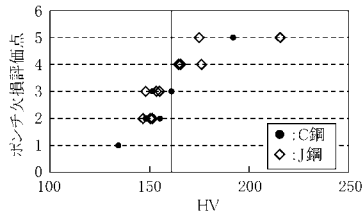
【図4】



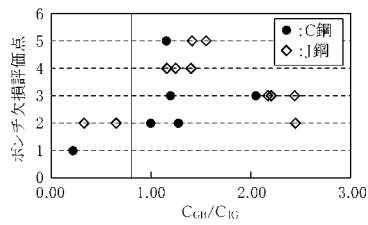
【図5】



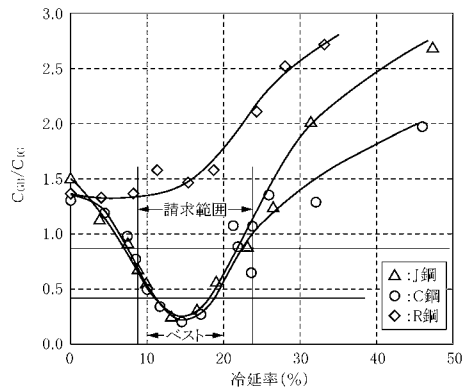
【図6】



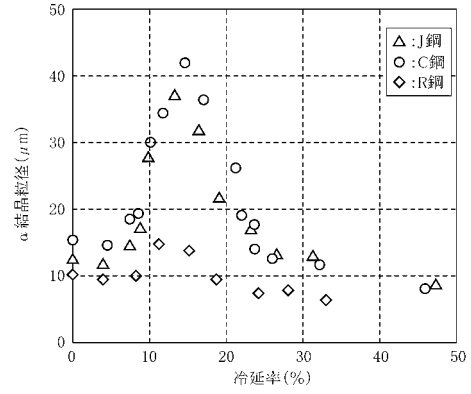
【図7】



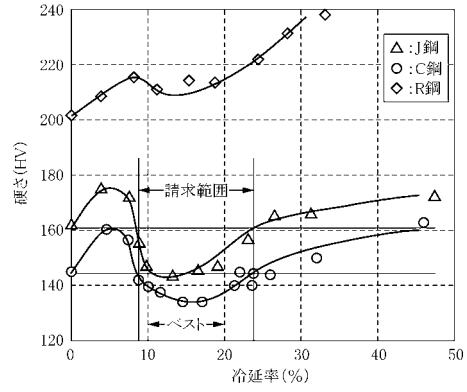
【図10】



【図8】



【図9】



フロントページの続き

審査官 河野 一夫

- (56)参考文献 特開平09 - 157758 (JP, A)
特開2006 - 274348 (JP, A)
特開2000 - 273537 (JP, A)
特開2001 - 073033 (JP, A)

(58)調査した分野(Int.Cl., DB名)

C22C 1/00 - 49/14
C21D 9/46