

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 特 許 公 報(B2)

(11) 特許番号

特許第5488941号
(P5488941)

(45) 発行日 平成26年5月14日(2014.5.14)

(24) 登録日 平成26年3月7日(2014.3.7)

(51) Int.Cl.	F I
C 2 2 C 37/04 (2006.01)	C 2 2 C 37/04 A
C 2 1 C 1/10 (2006.01)	C 2 1 C 1/10 Z

請求項の数 11 (全 26 頁)

(21) 出願番号	特願2012-515755 (P2012-515755)	(73) 特許権者	000003218
(86) (22) 出願日	平成23年5月18日 (2011.5.18)		株式会社豊田自動織機
(86) 国際出願番号	PCT/JP2011/002755		愛知県刈谷市豊田町2丁目1番地
(87) 国際公開番号	W02011/145339	(74) 代理人	100081776
(87) 国際公開日	平成23年11月24日 (2011.11.24)		弁理士 大川 宏
審査請求日	平成24年6月4日 (2012.6.4)	(72) 発明者	杉山 知平
(31) 優先権主張番号	特願2010-117389 (P2010-117389)		愛知県刈谷市豊田町2丁目1番地 株式会
(32) 優先日	平成22年5月21日 (2010.5.21)		社豊田自動織機内
(33) 優先権主張国	日本国(JP)	(72) 発明者	石川 学
			愛知県刈谷市豊田町2丁目1番地 株式会
			社豊田自動織機内
		(72) 発明者	小嶋 守
			愛知県刈谷市豊田町2丁目1番地 株式会
			社豊田自動織機内

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 オーステナイト系鋳鉄、オーステナイト系鋳鉄鋳物およびその製造方法

(57) 【特許請求の範囲】

【請求項1】

炭素(C)、ケイ素(Si)、クロム(Cr)、ニッケル(Ni)、マンガン(Mn)および銅(Cu)からなる基本元素と、

残部が鉄(Fe)と不可避不純物およびマグネシウム(Mg)、希土類元素(R.E.)、アルミニウム(Al)、カルシウム(Ca)、バリウム(Ba)、ビスマス(Bi)、アンチモン(Sb)、スズ(Sn)、チタン(Ti)、ジルコニウム(Zr)、モリブデン(Mo)、バナジウム(V)、タングステン(W)、ニオブ(Nb)、窒素(N)、Si、Cuから選択される微量改質元素と、

からなり、常温域でオーステナイト相を主相とするFe合金からなる基地で組織された鋳鉄であるオーステナイト系鋳鉄であって、

前記微量改質元素の総量は、前記鋳鉄全体を100質量%としたとき、1質量%以下であり、

前記鋳鉄は、前記微量改質元素として、少なくともSi、Ca、Bi、Ba、Al、Sn、Cuまたは希土類元素から選択される元素、及び、少なくともMg、希土類元素、Sbから選択される元素を含有し、

前記基本元素は、前記鋳鉄全体を100質量%(以下単に「%」と表示する。)としたとき、下記の条件を満足する組成範囲内にあることを特徴とするオーステナイト系鋳鉄。

C : 2.0 ~ 3.0 %

Si : 4.0 ~ 5.4 %

10

20

C r : 0 . 8 ~ 2 . 0 %

M n : 3 . 9 ~ 5 . 6 %

N i : 1 7 ~ 2 2 %

C u : 0 . 9 ~ 1 . 6 %

【請求項 2】

前記 C は 2 . 1 ~ 3 . 0 % である請求項 1 記載のオーステナイト系鋳鉄。

【請求項 3】

前記 C u は 1 ~ 1 . 6 % である請求項 1 または 2 記載のオーステナイト系鋳鉄。

【請求項 4】

前記 M n および N i の合計が 2 1 ~ 2 7 % である請求項 1 ~ 3 のいずれかに記載のオーステナイト系鋳鉄。 10

【請求項 5】

前記 N i は 1 9 . 5 ~ 2 1 . 5 % である請求項 1 ~ 4 のいずれかに記載のオーステナイト系鋳鉄。

【請求項 6】

前記 C は 2 . 2 ~ 2 . 8 %、前記 S i は 4 . 3 ~ 5 . 1 %、前記 C r は 1 ~ 2 %、前記 M n は 4 ~ 5 %、前記 N i は 1 9 ~ 2 1 %、前記 C u は 1 ~ 1 . 6 % である請求項 1 ~ 5 のいずれかに記載のオーステナイト系鋳鉄。

【請求項 7】

鋳造後に大気中 6 0 0 ~ 3 0 0 時間保持した後のオーステナイト率が 6 0 % 以上である請求項 1 ~ 6 のいずれかに記載のオーステナイト系鋳鉄。 20

【請求項 8】

請求項 1 ~ 6 のいずれかに記載した組成範囲の基本元素と鉄を含む溶湯からなる元湯を調製する元湯調製工程と、

晶出または析出する黒鉛の核となる S i、C a、B i、B a、A l、S n、C u または希土類元素の一種以上からなる接種剤及び該黒鉛の球状化を促進する M g、希土類元素、S b の一種以上からなる球状化剤を含む助剤を該元湯に直接または間接に添加する助剤添加工程と、

該助剤添加工程後または該助剤添加工程中の溶湯を鋳型に注湯する注湯工程と、

該鋳型に注湯された溶湯を冷却して凝固させる凝固工程と、 30

からなり、請求項 1 ~ 7 のいずれかに記載のオーステナイト系鋳鉄からなる鋳物が得られることを特徴とするオーステナイト系鋳物の製造方法。

【請求項 9】

請求項 8 に記載の製造方法により得られることを特徴とするオーステナイト系鋳物。

【請求項 10】

請求項 1 ~ 7 のいずれかに記載のオーステナイト系鋳鉄からなることを特徴とする排気系部品。

【請求項 11】

可変ノズルターボのハウジングである請求項 10 に記載の排気系部品。

【発明の詳細な説明】 40

【技術分野】

【0001】

本発明は、耐酸化性に優れるオーステナイト系鋳鉄およびそれからなる鋳物およびその製造方法に関するものである。

【背景技術】

【0002】

複雑な形状をした部材や比較的大型の部材は鋳造により製造されることが多く、しかも、比較的安価な鋳鉄製鋳物（以下単に「鋳物」という。）が多用される。

【0003】

鋳鉄は、鉄 - 炭素を主成分とする合金中の炭素（C）が γ 鉄中の最大固溶限（約 2 質量 50

%)を超え、共晶凝固を伴うものである。通常は、機械的特性、耐食性、耐熱性等の特性改善のため、種々の合金元素が加えられる。このような鑄鉄を合金鑄鉄といい、特に、合金元素量の多い鑄鉄を高合金鑄鉄という。この高合金鑄鉄には、通常、晶出する基地の結晶構造の相違により、フェライト系鑄鉄とオーステナイト系鑄鉄に大別される。

【0004】

なかでもオーステナイト系鑄鉄は、高温域はもちろん常温域でも主にオーステナイト相(γ相)からなるため、耐熱性、耐酸化性、耐食性等に優れ、また、延性や靱性等に優れる。このため、高温雰囲気等の過酷な環境下で使用される部材にオーステナイト系鑄鉄が多用される。たとえば、自動車分野でいえば、ターボチャージャーハウジング、エキゾーストマニホールド、触媒ケースなどである。いずれの部材も、高温の排気ガスに曝され、長期耐久性が要求される部品等である。

10

【0005】

ところで、オーステナイト系鑄鉄にも種々あり、代表的なものは、ニレジスト、ニモル、ニクロシラル、モネル、ミノーパー、ノーマグ等である。また、日本工業規格(JIS)にも、片状黒鉛(FC A)系鑄鉄が9種、球状黒鉛(FC D A)系鑄鉄が14種規定されている。

【0006】

従来のオーステナイト系鑄鉄は、オーステナイト安定化元素であるニッケル(Ni)を多量含有させることで(たとえばNi:18~36%)、常温域でもオーステナイト相が得られるようにしていた。このNiは、母材の鉄(Fe)や他の合金元素と比較して非常に高価であり、従来のオーステナイト系鑄鉄からなる鑄物は非常に高コストであった。

20

【0007】

たとえば、D-5Sと称されるJISのFCDA-NiSiCr3552相当のニレジスト鑄鉄は、Niを多量に含むためオーステナイト相の安定性が高く、優れた耐酸化性をも示す。また、D-2と称されるJISのFCDA-NiCr202相当のニレジスト鑄鉄のように、Ni含有量が比較的少ないオーステナイト系鑄鉄も公知となっている。しかし、FCDA-NiCr202相当のニレジスト鑄鉄は、耐酸化性が劣る。そのため、たとえば可変ノズルターボ(VNT(商標)、可変容量ターボとも呼ばれる)のハウジングには不向きである。VNTは、ターボチャージャーの一種であり、ハウジング内で排気タービンの外側に配設された複数の可変ノズルの開口面積をエンジンの回転数に応じて可変させて、排気ガスの流量を制御して過給効率を変化させて排気タービンの回転速度を調整する。VNTでは、ハウジングとタービンブレードとの間隙が排気ガスの流量に大きく影響するため、ハウジングの耐酸化性は、間隙の寸法確保の観点から重要である。また、ハウジングから剥離した酸化物がタービンブレードの可動部に噛み込んでタービンブレードが動かなくなったり破損したりする懸念もある。さらに、ターボチャージャーハウジングもエキゾーストマニホールドも排気系に使用される部品であるため、剥離した酸化物が塊状の大きなものであると、排ガス浄化触媒のハニカム担体を目詰まりさせる原因にもなる。

30

【0008】

耐食性に優れた鑄鉄として、特許文献1には、Cを0.8~2.0%含む高断熱性耐食鑄鉄が記載されている。珪素(Si)は、断熱性の向上を目的として添加されている。また、耐食性の観点から、クロム(Cr)および銅(Cu)を含有させている。特許文献1では、鑄鉄の硬さと組成との関係について言及されていないが、実施例に記載のNo.1~9の鑄鉄は、いずれも高硬度(ピッカース硬さで約Hv280以上)であり、加工には不向きである。また、特許文献1では、C含有量を通常の鑄鉄よりも少なくすることで、鑄鉄の断熱性を向上させている。特にC量に着目すると、特許文献1に記載の各実施例の合金のC量が0.8~1.0%であることから、特許文献1で開示されているのは鑄鉄と言うより寧ろ鑄鋼である。

40

また、前述のニレジスト鑄鉄よりもさらにNi量を少なくする一方でSi量を増やしたオーステナイト系鑄鉄が、特許文献2に開示されている。特許文献2は、オーステナイト系鑄鉄に関する耐熱性の一指標である耐酸化性に関して、Si量が増大する程、単位面積

50

あたりの酸化増量が少なくなることを開示している（特許文献２の第６図参照）。しかし、本発明者の研究によれば、Ｓｉ量が過多になると、オーステナイト系鋳鉄の伸びの低下や被削性の悪化を招く。このため、オーステナイト系鋳鉄からなる耐熱部材の信頼性や量産性等を考慮すると、Ｓｉ量の調整だけでその耐酸化性を実用上十分なレベルにまで高めることは現実的ではない。

【０００９】

そこで、本発明者は、Ｎｉの含有量が少なく、熱疲労強度等に優れるのみならず耐酸化性にも優れるオーステナイト系鋳鉄を、特許文献３に開示している。特許文献３に記載のオーステナイト系鋳鉄では、Ｎｉ量が鋳鉄全体としてかなり少量（上限が１５％）になっている。従来の技術常識からすれば、常温域で安定したオーステナイト相を主相とする基

10

【先行技術文献】

【特許文献】

【００１０】

【特許文献１】特開平５－３０２１４１号公報

【特許文献２】特開昭５８－２７９５１号公報

【特許文献３】国際公開ＷＯ２００９／０２８７３６号パンフレット

【発明の概要】

20

【発明が解決しようとする課題】

【００１１】

しかし、特許文献３に開示されている組成のオーステナイト系鋳鉄には、高温下（たとえば８５０）における耐酸化性が十分ではないものがあることがわかった。さらに、本発明者の研究によれば、後に詳説するように、特許文献３に開示されている組成のオーステナイト系鋳鉄においてＳｉ添加量を増加することで、５００～６００程度の中温域で長時間保持した後のオーステナイト率が大きく低下することが新たにわかった。オーステナイト率の低下は、主としてオーステナイト（ γ ）→フェライト（ α ）の相変態により生じる。フェライト相が増加することで、鋳鉄の脆化および変態歪みの発生が引き起こされる。つまり、特許文献３に記載の発明をさらに発展させる必要がある。

30

【００１２】

本発明は、このような事情に鑑みて為されたものである。すなわち、Ｎｉ含有量が比較的少ないオーステナイト系鋳鉄であって、高温下での耐酸化性および中温域でのオーステナイト相の安定性に優れるオーステナイト系鋳鉄を提供することを目的とする。また、そのオーステナイト系鋳鉄からなるオーステナイト系鋳物およびその製造方法もあわせて提供する。

【課題を解決するための手段】

【００１３】

一般に、Ｃｒおよび／またはＳｉの添加量を増加させることで耐酸化性が向上することは知られている。特許文献３に記載のＦｅ－Ｃ－Ｓｉ－Ｎｉ－Ｍｎ－Ｃｕ－Ｃｒ合金について上記の課題を解決すべく鋭意研究し試行錯誤を重ねた結果、８５０程度の高温下では、Ｃｒ添加量よりもＳｉ添加量の増加が、耐酸化性の向上に対して最も効果的であることを見出した。しかし、特許文献３に記載のＦｅ－Ｃ－Ｓｉ－Ｎｉ－Ｍｎ－Ｃｕ－Ｃｒ合金において耐酸化性を向上させることを目的として多くのＳｉを添加すると、５００～６００程度の中温域で長時間保持した後のオーステナイト率が大きく低下することが新たにわかった。本発明者はこれらの新たな着眼点に基づき、耐酸化性とオーステナイト相の安定性とに優れる従来のニレジスト鋳鉄（Ｄ５Ｓ）よりも少ないＮｉ量を前提としつつ、Ｃ、Ｓｉ、Ｃｒ、ＭｎおよびＣｕの添加量、特にＳｉの添加量を適切な範囲とすることで、高温下での耐酸化性および中温域でのオーステナイト相の安定性を両立するオーステナイト系鋳鉄を得ることに成功した。

40

50

【 0 0 1 4 】

すなわち、本発明のオーステナイト系鋳鉄は、

炭素 (C)、ケイ素 (S i)、クロム (C r)、ニッケル (N i)、マンガン (M n)
および銅 (C u) からなる基本元素と、

残部が鉄 (F e) と不可避不純物および / または特性改善に有効な微量の微量改質元素
と、

からなり、常温域でオーステナイト相を主相とする F e 合金からなる基地で組織された
鋳鉄であるオーステナイト系鋳鉄であって、

前記基本元素は、前記鋳鉄全体を 1 0 0 質量 % (以下単に「 % 」と表示する。) とした
とき、下記の条件を満足する組成範囲内にあることを特徴とする。

C	:	2 . 0 ~ 3 . 0	%
S i	:	4 . 0 ~ 5 . 4	%
C r	:	0 . 8 ~ 2 . 0	%
M n	:	3 . 9 ~ 5 . 6	%
N i	:	1 7 ~ 2 2	%
C u	:	0 . 9 ~ 1 . 6	%

【 0 0 1 5 】

たとえば、図 1 は、F e - C - S i - N i - M n - C u - C r 合金を 7 5 0 、8 0 0
または 8 5 0 の大気中に 1 0 0 時間放置した後の酸化減量に関し、各元素の添加質量
% を変数とした多変量解析を行った際の偏回帰係数を示すグラフである。なお、酸化減量
の測定方法は、後述 (実施例の欄) の方法と同様である。図 1 のグラフの縦軸は各元素を
1 質量 % 添加したときの酸化減量の変化量を示し、酸化しやすくなる場合はプラス、酸化
しにくくなる場合はマイナスの値で表される。図 1 からわかるように、S i 量が増加する
ことで耐酸化性は向上するが、特に 8 5 0 における耐酸化性が顕著に向上する。しかし
、N i の添加は、耐酸化性にほとんど影響がない。

【 0 0 1 6 】

また、図 2 は、F e - C - S i - N i - M n - C u - C r 合金の 5 0 0 または 6 0 0
の中温域における B C C 変態駆動力の変化量に関し、各元素の添加質量 % を変数とした
多変量解析を行った際の偏回帰係数を示すグラフである。なお、「B C C 変態駆動力」と
は、F C C 構造を有するオーステナイトが B C C 構造を有するフェライトに変態するとき
のギブズの自由エネルギー変化量 ($G_{f c c} - G_{b c c} = \Delta G$) に相当し、理論値より算
出した値である。図 2 のグラフの縦軸は各元素を 1 質量 % 添加したときの B C C 駆動力の
変化量を示し、オーステナイトからフェライトに変態しにくくなる場合はプラス、変態し
やすくなる場合はマイナスの値で表される。図 2 からわかるように、S i 量が増加するこ
とで、オーステナイト相の安定性が大きく低下する。一方、その他の元素、特に N i およ
び M n の添加は、中温域においてオーステナイト相を安定させる。

【 0 0 1 7 】

すなわち、本発明のオーステナイト系鋳鉄は、高温での耐酸化性を維持できる程度に S
i を含有させつつ、M n、C u および C r を複合的に添加することで、比較的少ない N i
添加量で常温はもちろん中温域でもオーステナイト相を安定化できる。そのため、本発明
のオーステナイト系鋳鉄では、N i 含有量が比較的少なくても、中温域でのオーステナイ
ト相の安定性と、高温での優れた耐酸化性と、を両立させられるのである。

【 0 0 1 8 】

ところで、オーステナイト系鋳鉄における中温域でのオーステナイト率の減少は、これ
まで着目されていなかった現象である。これは、オーステナイト系鋳鉄は、7 0 0 以上
の高温域で長時間放置されても、フェライト相の増加に起因する割れ、変形などが生じな
かったためである。つまり、7 0 0 以上の高温域では、長時間保持しても、組成に大き
く影響されることなくオーステナイト相が安定であると推測される。このことは、B C C
変態駆動力を温度に対して理論計算すると明確になる。図 3 は、各種オーステナイト系鋳
鉄 (図中の符号は後述の試験片 N o . と同一) のオーステナイト相の安定性を示すグラフ

であって、理論計算により得られたBCC変態駆動力(ΔG)の温度依存性を示す。このグラフにおいて ΔG が正の値では、オーステナイト相が、理論上は安定であると言える。図3のグラフには組成の異なる6種類のオーステナイト系鉄の ΔG 変化を示すが、いずれのオーステナイト系鉄も、温度が高いほど ΔG の値は大きくなり、700以上では $\Delta G > 0$ となる。また、実際に試験片C4を700で300時間熱処理後、オーステナイト率を後述の方法で計算すると、オーステナイト率は87%となり高かった。したがって、中温域でのオーステナイト相の安定性を高められた本発明のオーステナイト系鉄は、中温域～高温域で長時間保持しても割れなどが生じにくい。

【0019】

また、上記の組成範囲内にある本発明のオーステナイト系鉄は、耐力、引張強さ、伸びなどの機械的特性も、十分に発揮される。

【0020】

なお、本発明において「オーステナイト相」は、完全にオーステナイト単相である必要はない。つまり、本発明でいう「オーステナイト相を主相とする」および「オーステナイト相が安定」とは、X線回折(XRD)でオーステナイト100%となり、かつ、オーステナイト中にマルテンサイトやパーライトといったものからなる層状組織を含んでいないオーステナイト単相のみからなる場合はもちろん、その他、若干のマルテンサイト相などを含む場合も許容し得る趣旨である。したがって、オーステナイト率を規定するのであれば、XRD測定により得られる回折ピークのうちオーステナイト相からのピークの面積とフェライト相からのピークの面積との合計を100%としたときに、オーステナイト相からのピークの面積(つまりオーステナイト率)が50%超、60%以上、70%以上、80%以上、90%以上さらには95%以上であればよい。なお、ピークの面積は、XRD測定結果から算出できる。

【0021】

また、本発明は、上述したオーステナイト系鉄としてのみならず、そのオーステナイト系鉄からなるオーステナイト系鉄物としても把握できる。本発明のオーステナイト系鉄物の一例として、排気系部品などの高温環境下に曝される部材が挙げられる。

【0022】

さらに本発明は、そのオーステナイト系鉄物の製造方法としても把握できる。すなわち、本発明は、前述した組成範囲の溶湯を調製する溶湯調製工程と、
該溶湯を鋳型に注湯する注湯工程と、
該鋳型に注湯された溶湯を冷却して凝固させる凝固工程と、
からなり、上述した本発明のオーステナイト系鉄からなる鉄物が得られることを特徴とするオーステナイト系鉄物の製造方法であってもよい。

【0023】

ところで、本発明のオーステナイト系鉄(または鉄物)の用途を拡大する上で、鋳造時に種々の改質元素を添加することも多い。たとえば、基地組織中に晶出する黒鉛の粒数を増加させ、また、その形状を球状化するために、助剤が添加されることが多い。そこで、本発明のオーステナイト系鉄物の製造方法は、前述した組成範囲の溶湯からなる元湯を調製する元湯調製工程と、

晶出または析出する黒鉛の核となる接種剤と該黒鉛の球状化を促進する球状化剤との少なくとも一種を含む助剤を該元湯に直接または間接に添加する助剤添加工程と、
該助剤添加工程後または該助剤添加工程中の溶湯を鋳型に注湯する注湯工程と、
該鋳型に注湯された溶湯を冷却して凝固させる凝固工程と、
からなり、基地中に略球状の黒鉛が晶出または析出した前述のオーステナイト系鉄からなる鉄物が得られることを特徴とするものであってもよい。

【発明の効果】

【0024】

本発明のオーステナイト系鉄は、Ni含有量が比較的少ないが、高温下での耐酸化性および中温域でのオーステナイト相の安定性に優れる。

【図面の簡単な説明】

【0025】

【図1】Fe-C-Si-Ni-Mn-Cu-Cr合金における各元素の添加質量%を変数とした多変量解析を行った際の偏回帰係数を示すグラフであって、耐酸化性を酸化減量の変化値で評価した結果である。

【図2】Fe-C-Si-Ni-Mn-Cu-Cr合金における各元素の添加質量%を変数とした多変量解析を行った際の偏回帰係数を示すグラフであって、オーステナイト相の安定性をBCC変態駆動力の変化値で評価した結果である。

【図3】各種オーステナイト系鋳鉄のオーステナイト相の安定性を温度に対して示すグラフである。

10

【図4】Fe-C-Si-Ni-Mn-Cu-Cr合金における各元素の添加質量%を変数とした多変量解析を行った際の偏回帰係数を示すグラフであって、ピッカース硬さを試験片の板厚に対するピッカース硬さの変化値で評価した結果である。

【図5】比較例のオーステナイト系鋳鉄のX線回折ピークを示す。

【図6】本発明のオーステナイト系鋳鉄および従来から汎用されている鋳鉄のオーステナイト相の安定性を示すグラフである。

【図7】本発明のオーステナイト系鋳鉄および従来から汎用されている鋳鉄の酸化減量を示すグラフである。

【図8】本発明のオーステナイト系鋳鉄および従来から汎用されている鋳鉄の0.2%耐力を示すグラフである。

20

【図9】本発明のオーステナイト系鋳鉄および従来から汎用されている鋳鉄の引張強度を示すグラフである。

【図10】本発明のオーステナイト系鋳鉄および従来から汎用されている鋳鉄の破断伸びを示すグラフである。

【図11】本発明のオーステナイト系鋳鉄および従来から汎用されている鋳鉄の熱疲労寿命を示すグラフである。

【発明を実施するための形態】

【0026】

以下に、本発明のオーステナイト系鋳鉄とその製造方法およびオーステナイト系鋳鉄鋳物を実施するための最良の形態を説明する。なお、特に断らない限り、本明細書に記載された数値範囲「x~y」は、下限xおよび上限yをその範囲に含む。そして、これらの上限値および下限値、ならびに実施例中に列記した数値も含めてそれらを任意に組み合わせることで数値範囲を構成し得る。

30

【0027】

<オーステナイト系鋳鉄>

<組成>

本発明のオーステナイト系鋳鉄は、基本元素と残部であるFeとからなり、基本元素はC、Si、Cr、Mn、NiおよびCuの6種の元素よりなる。以下、これらの各元素の作用または機能と、好適な組成について説明する。

【0028】

40

Cは、Feの熔融温度を下げ、溶湯（元湯を含む）の流動性を高める。このため、鉄系鋳造には不可欠な元素である。鋳鉄は、Fe-C系合金中のCが γ 鉄中の最大固溶限を超えて共晶凝固を伴うものであるから、C量の下限は基本的に1%であり、固溶限を超えるCが黒鉛として晶出する。ただし、C量が過少では、溶湯の流動性が低下して好ましい鋳造性が得られない。そこで、C量は2.0%以上（最大固溶限以上）、2.1%以上さらには2.2%以上とするのがよく、好ましくは2.3%以上さらに好ましくは2.4%以上である。C量が過多では、基地組織が減少してオーステナイト系鋳鉄の機械的特性等が低下する。特にC量は、オーステナイト系鋳鉄の硬さ、ひいてはオーステナイト系鋳鉄の加工性に影響する。また、鋳造時に引け巣などの鋳造欠陥が発生し易くなる。そこで、C量は3.0%以下、好ましくは2.9%以下、2.8%以下、2.7%以下さらに好まし

50

くは2.6%以下、であると好ましい。

【0029】

Siは、準安定系共晶温度を下げ、 γ Fe-黒鉛の共晶を促進し、黒鉛の晶出に寄与する。またSiは、晶出する黒鉛の表面付近にケイ素酸化物からなる不動態皮膜を形成し鑄鉄の耐酸化性を高める。特に、高温での耐酸化性を向上する効果が高いことは、既に述べたとおりである。しかし、Si量が過少であると、耐酸化性の向上効果が十分に得られない。そのため、Si量は4.0%以上さらには4.1%以上とするとよい。さらに高い耐酸化性が必要であれば、4.2%以上、4.3%以上さらには4.5%以上とするとよい。既に詳説したとおり、Siが過多であると中温域においてフェライトが生成されやすいため、Si量を5.4%以下さらには5.3%以下とする。さらに、Si量過多では、熱疲労強度および室温での伸びが低下する傾向にあるため、5.1%以下さらには5.0%以下であると好ましい。

10

【0030】

なお、C含有量(%)およびSi含有量(%)から算出される炭素当量(%)： $C_{eq} = C + Si / 3$ により溶湯の流動性を規定することもできる。一般的な鑄造設備の出湯温度は、1500~1550に設定されている。しかし、量産性を考慮すると、鑄型に連続注湯中に発生する温度低下が100以上であること、また、助剤の添加による温度低下が100程度あることから、流動性確保のためには融点を1350以下に抑えるのが望ましい。本発明のオーステナイト系鑄鉄の組成範囲における状態図は未知であるが、鑄鉄で一般的に使用されるFe-C状態図の2.4質量%Siにおける切断平衡状態図を用いて考えると、Cが4.0%以下であれば融点は1350以下となる。Cが1.2%未満では、炭素は固溶状態のため、冷却速度によっては黒鉛が晶出しない恐れがある。以上のことから、 C_{eq} を2.0~4.8%とすると、湯流れが良く鑄巣の形成も抑制される。さらに好ましい C_{eq} は、共晶点近傍で最も融点が低くなること、および、量産における合金元素の添加量の管理巾がC： $\pm 0.3\%$ 程度、Si： $\pm 0.5\%$ 程度であること、を考慮して、3.6~4.6%である。

20

【0031】

Crは、鑄鉄基地中で炭素と結合して炭化物を析出させ、基地の析出強化により鑄鉄の高温耐力を向上させる。また、鑄鉄の表面付近に緻密なクロム酸化物からなる不動態皮膜を形成して耐酸化性を向上させ得る。そのため、Cr量は0.8%以上さらには0.9%以上とするとよい。さらなる耐酸化性が求められる場合には、1.0%以上、1.3%以上さらには1.4%以上とするとよい。しかし、Crが過多になると、熱疲労強度が低下するだけでなく、炭化物が増加して硬くなり靱性や加工性が低下して好ましくない。そこで、Cr量は2.0%以下とし、1.9%以下さらには1.7%以下、1.6%以下、1.5%以下であると好ましい。

30

【0032】

Mnは、オーステナイト組織の安定化に有効な他、流動性悪化、脆化の原因となるSの除去等にも有効な元素である。また、Mnが過少であるとマルテンサイトが生成されやすいため、Mn量の下限は基本的に1.5%である。しかし、1.5%を超えてMnを含んでも、Si含有量が多くNi含有量が少ない場合には、中温域でフェライトが生成しやすくなる。そのため、Mn量は、3.9%以上さらには4.0%以上であるとよい。一方、Mn量が過多であると、Mn炭化物が増加して、鑄鉄の靱性等の低下や耐熱性の低下を招く。また、ブローホール等のガス欠陥も発生し易くなり好ましくない。また、熱疲労強度も低下する。Mn量は、5.6%以下さらには5.2%以下、5.0%以下であるのが好ましい。

40

【0033】

Niは、基地組織のオーステナイト化に有効な元素である。しかし前述の通り、Niが過少であると中温域で安定したオーステナイト相を得ることが難しい。そのため、Ni量は、17%以上さらには19%以上とするとよい。さらに、Niの添加により硬さを低減して熱疲労強度を向上させることができるため、Ni量は19.5%以上さらには20%

50

以上であると好ましい。しかし、本発明のオーステナイト系鋳鉄では、Ni量を低減することで、オーステナイト系鋳鉄の低廉化を図る。Ni量は、22%以下さらには21.5%以下、21%以下であると好ましい。

【0034】

またMnは、図2からわかるように、中温域でのオーステナイト相の安定性を、Niと同程度に向上させる効果がある元素である。そのため、NiおよびMnの添加量の合計量(Ni + Mn)を規定するのであれば、21%以上27%以下であるのが好ましい。Ni + Mnを21.5%以上、23%以上さらには24%以上とすることで、Si添加量が比較的多くても、中温域でのオーステナイト相の安定性を確保できるため好ましい。一方、Si添加量が上記の範囲にあれば、Ni + Mnを26%以下さらには25.5%以下に低減することも可能である。

10

【0035】

Cuは、Niと同様に基地に固溶してオーステナイト組織を安定化させるとともに、基地組織の結晶粒を微細化して高温耐力を向上させる。また、耐酸化性や耐食性の向上のみならず、熱疲労強度の向上にも有効な元素である。そのため、Cu量は0.9%以上、好ましくは1.0%以上さらに好ましくは1.2%以上であるとよい。しかし、Cuが過多になるとCuの包晶組織が出現して黒鉛球状化が妨げられ、鋳鉄の強度等を低下させる。また、Cuが過多になるとCuの包晶組織が出現し、高温時の伸び性能が悪化するので好ましくない。さらには、Cuの過剰な添加は、高温(たとえば700)でのオーステナイト相の安定性を低下させる傾向にある。そこで、Cu量は1.6%以下、好ましくは1.5%以下さらに好ましくは1.4%以下であるとよい。

20

【0036】

ところで、図4は、Fe - C - Si - Ni - Mn - Cu - Cr合金における各元素の添加質量%を変数とした多変量解析を行った際の偏回帰係数に基づいて、厚さ25mm、12mm、5mmおよび3mmの試験片毎に、それぞれの試験片の硬さの上昇値と試験片の板厚との相関を示すグラフである。なお、硬さの測定方法は、後述の方法と同様である。硬さの上昇値は、Fe - 3% C - 4% Siの硬さを基準とし、より硬い場合にはプラス、硬さが低い場合にはマイナス、の値で表される。図4からわかるように、Cr、MnおよびSiの添加は、オーステナイト系鋳鉄の硬さを上昇させ、脆化の原因となる。一方、NiおよびCrの添加は、オーステナイト系鋳鉄の硬さを低下させ、延性が向上する。

30

【0037】

本発明のオーステナイト系鋳鉄では、延性を向上させるためにMn添加量を抑えている点も特徴的である。しかし前述の通り、Mnの添加が過少であると、中温域でのオーステナイト相の安定性は低下する。中温域でのオーステナイト相の安定性は、図2からわかるように、NiおよびCuを添加することで保たれる。さらに、NiおよびCuの添加は、延性を向上させる。つまり、本発明のオーステナイト系鋳鉄では、NiおよびCuを添加することで、Mn添加量を低減させたことによる中温域でのオーステナイト相の安定性の低下が補われ、延性がさらに向上する。

【0038】

本発明のオーステナイト系鋳鉄は、各添加元素の含有量を適切な範囲とすることで、適度な硬度を有する。オーステナイト系鋳鉄の硬さを規定するのであれば、ビッカース硬さでHv130 ~ 250さらにはHv140 ~ 220、Hv150 ~ 200であるのが好ましい。Hvが250を超えると、熱疲労強度のみならず伸びや引張り強さが低下するため好ましくない。また、適度な硬さおよび十分な伸びを示すオーステナイト系鋳鉄は、加工性に優れる。

40

【0039】

< 微量改質元素 >

オーステナイト系鋳鉄(鋳物)の金属組織、耐酸化性、耐腐食性、常温域または高温域における強度、靱性等の機械的特性、電気的特性等、種々の特性を改善するために、微量な元素を含有させると好ましい。このような改質元素を含むオーステナイト系鋳鉄も、基

50

本元素が上述した範囲内にある限り、当然に本発明の範囲内である。

【0040】

微量改質元素は、たとえば、マグネシウム(Mg)、希土類元素(R.E.)、アルミニウム(Al)、カルシウム(Ca)、バリウム(Ba)、ビスマス(Bi)、アンチモン(Sb)、スズ(Sn)、チタン(Ti)、ジルコニウム(Zr)、モリブデン(Mo)、バナジウム(V)、タングステン(W)、ニオブ(Nb)または窒素(N)等である。これら各元素の含有量は、オーステナイト系鋳鉄に要求される特性によって適宜調整される。もっとも、コストや基本元素の組成への影響等の観点から、微量改質元素は含有総量で1%以下、0.8%さらには0.6%以下程度が好ましい。

【0041】

添加した微量改質元素は、融点がFeより低いために鋳造中に消失等することもある。このため各元素の含有量は必ずしもその元素の添加総量とは一致しない。従って、鋳造組織の改善等に有効である限り、その微量改質元素の含有量は検出可能な最低レベルでもよい。

【0042】

代表的な微量改質元素は、Fe基地中における黒鉛の晶出を促進する接種剤やその晶出した黒鉛の球状化を促進する球状化剤に含まれる各元素である。接種剤や球状化剤等の助剤は、溶湯調製時に配合されたり、鋳造時に適宜添加されたりする。しかし、その含有元素や各元素の含有量は一定ではなく、多種多様である。すなわち、所望する鋳造組織(特に、晶出する黒鉛形状やその粒数)等を得るために試行錯誤されているのが実情である。従って、微量改質元素の種類やその含有量を明確に特定することは困難である。そして、微量改質元素の種類や含有量に拘ることは本発明の本旨に沿わない。

【0043】

もっとも、MgやR.E.(特に、セリウム(Ce))は、晶出する黒鉛の球状化剤として周知である。そこで本発明のオーステナイト系鋳鉄の場合でも、鋳鉄全体を100%として、微量改質元素として0.01~0.1%のMgおよび/または0.005~0.05%のCeを含むと好ましい。

【0044】

ここでMgは、高温の溶湯中から消失し易いため、鋳鉄全体を100%として、その下限が0.02%さらには0.03%となる程度に添加量が調整されると好ましい。Mg含有量の上限は、基本元素の組成に影響しない限り特に限定されないが、事実上、鋳鉄全体を100%として、0.07%さらには0.06%である。

【0045】

R.E.であるCeは高価であり、また、少量(0.001%以上)でも球状化の効果が得られるので、Ceの上限は、鋳鉄全体を100%として0.03%さらには0.01%であると好ましい。Ceの下限は、球状化剤としての効果が得られる範囲であれば特に限定されないが、事実上、その下限は鋳鉄全体を100%として0.007%さらには0.008%である。

【0046】

< 不可避不純物 >

不可避の不純物として、たとえば、リン(P)や硫黄(S)がある。Pは黒鉛の球状化に有害であり、また、結晶粒界に析出して耐酸化性と室温伸びを低下させる。Sも黒鉛球状化に有害である。従って、これらの各不可避不純物は0.05%以下、0.03%以下、0.02%以下さらには0.01%以下とするのが好ましい。

【0047】

< オーステナイト系鋳鉄鋳物の製造方法 >

本発明は、オーステナイト系鋳物の製造方法であるから、前述したような溶湯調製工程、注湯工程および凝固工程を備える。もっとも、自動車部品等の高い信頼が要求される部材を鋳物で製造する場合、本発明のオーステナイト系鋳鉄が球状黒鉛鋳鉄であることが要求される。そこで、オーステナイト相からなる基地中に、多数の球状黒鉛を微細に晶出さ

10

20

30

40

50

せることが望まれ、接種剤や球状化剤等の助剤の配合や添加がされる。

【0048】

これらの助剤は、たとえば、溶湯調製工程の段階から予め配合される。しかし、それら助剤の消失や時間の経過に伴い助剤の効果が低減するフェイディング現象を防ぎ、助剤を有効に機能させるために、基本元素からなる元湯を先ず調製しておき（元湯調製工程）、その元湯に助剤を直接または間接に配合または添加する助剤添加工程を備えるとより好適である。

【0049】

ここで「直接」に添加する場合とは、鑄型への注湯前の元湯に助剤を添加する場合等である。また、「間接」に添加等する場合とは、予め鑄型のキャビティへ助剤を投入しておく場合等である。たとえば、接種の場合であれば、取鍋接種、鑄型内接種、ワイヤー接種等のいずれでもよい。球状化処理の場合も同様である。

10

【0050】

結局、通常の鑄物は、溶解炉、保持炉から溶湯（元湯）を取鍋へ注入し、その溶湯を鑄型へ注湯して鑄造されるから、助剤の添加はそれらいずれの段階で行われてもよいし、また、助剤は粉末状、粒状、ワイヤー状等のいずれでもよい。なお、助剤は、接種剤や球状化剤が代表的であるが、それ以外の添加剤であってもよい。

【0051】

接種剤は、構成元素的に観て、たとえば、Si、Ca、Bi、Ba、Al、Sn、CuまたはR・Eの一種以上からなると好ましい。具体的には、Si-Ca-Bi-Ba-Al系、Si-Ca-Bi-Al-R・E系、Si-Ca-Al-Ba系、Si-Sn-Cu系などの接種剤がある。接種剤の添加量または配合量は、消失やフェイディング現象等を考慮して決定される。そこでたとえば、元湯全体を100%としたときの添加総量が0.05～1%となるようにすると好ましい。

20

【0052】

黒鉛球状化剤は、構成元素的に観て、たとえば、MgおよびR・Eの一種以上からなると好ましい。具体的には、Mg-R・E系、Mg単体、ミッシュメタル（Mm）等のR・E単体、Ni-Mg系、Fe-Si-Mg系などの球状化剤がある。球状化剤の添加量または配合量も、消失やフェイディング現象等を考慮して決定される。たとえば、元湯全体を100%としたときのMg残留量（作成された鑄鉄中に残存しているMg量）が0.01～0.1%、より好ましくは0.03～0.08%となるように添加されると好ましい。

30

【0053】

なお、晶出する黒鉛の形状や粒数が所望範囲内である限り、いずれの接種剤や球状化剤をどの程度添加するかは任意である。

【0054】

<オーステナイト系鑄鉄鑄物>

本発明のオーステナイト系鑄物は、上述した本発明のオーステナイト系鑄鉄からなる所望形状の部材であるが、その形状や肉厚等を問わないことはいうまでもない。

【0055】

40

ここで、鑄物の肉厚、形状、大きさ、方案等が、オーステナイト系鑄物の組織や鑄造欠陥等に影響を及ぼすことも考えられるが、本発明のオーステナイト系鑄物の場合、基地が安定したオーステナイト相となることが確認されている。また、鑄物の肉厚が薄くて溶湯が部分的に急凝固されるような場合でも、助剤の添加方法や時期を適宜調整することで、所望の球状黒鉛鑄鉄が得られることを本発明者は確認済みである。

【0056】

オーステナイト系鑄物の組織は、基地組織と共晶組織に大別される。本発明の基地組織はFeのオーステナイト相からなる。本発明の共晶組織は黒鉛である。

【0057】

一般的に、晶出する黒鉛の形態により鑄鉄は種々分類されるが、球状黒鉛鑄鉄であれば

50

、他の鑄鉄と比較して機械的特性等、あらゆる特性に優れるので好ましい。そこで本発明のオーステナイト系鑄物も、球状黒鉛鑄鉄からなると好適である。

【 0 0 5 8 】

球状黒鉛鑄鉄の組織は、黒鉛の球状化率と黒鉛の粒数によって一般的に指標される。特性に優れた実用的なオーステナイト系鑄物は、先ず、基地中に晶出または析出した黒鉛の球状化率が70%以上、75%以上さらには80%以上である。次に、晶出または析出した黒鉛の粒数が多い方が望ましい。たとえば、鑄物の肉厚が5mm以下の部分において、粒径10 μ m以上の黒鉛粒数が50個/mm²以上、75個/mm²以上さらには100個/mm²以上であると好適である。なお、球状黒鉛は基地中に微細分散しているのが好ましい。また、鑄物の肉厚が5mm以下の部分において、粒径5 μ m以上の黒鉛粒数が150個/mm²以上、200個/mm²以上、250個/mm²以上さらには300個/mm²以上であると好適である。なお、球状黒鉛は基地中に微細分散しているのが好ましい。

10

【 0 0 5 9 】

なお、黒鉛の球状化率は、JIS G 5502 10.7.4や旧JIS G 5502 (NIK法)の黒鉛球状化率判定試験法により測定される。また、黒鉛の粒数は単位面積あたりの黒鉛の粒数を計測することにより測定される。

【 0 0 6 0 】

本発明のオーステナイト系鑄物は従来よりも低廉であることから、現在、オーステナイト系鑄鉄が使用されている部材等に使用することで、低コストでの作製が可能となる。したがって、利用分野も自動車分野やエンジン分野には限られず、多種多様な部材に本発明のオーステナイト系鑄物が利用され得る。特に、本発明のオーステナイト系鑄物は、上述のように、中温域でのオーステナイト相の安定性および高温下における耐酸化性に優れる。そのため、本発明のオーステナイト系鑄鉄の具体的な用途としては、たとえば、自動車等の排気系部品である。これらの部品は、排気ガスにより500~600の中温環境下に長時間曝されるのみならず、排気ガス中の硫黄酸化物、窒素酸化物等にも曝されるからである。なかでも、現在D-2相当またはD-5S相当のオーステナイト系鑄鉄が主に使用されているターボチャージャーのハウジングに用いるのが望ましい。本発明のオーステナイト系鑄鉄は、D-2材よりも耐酸化性に優れ、D-5S材よりもNi含有量が少ないにもかかわらずD-5S材に匹敵する耐酸化性および優れたオーステナイト相の安定性を示すため、D-2またはD-5S材に代わる材料として有望である。なお、室温程度の常温域および700以上の高温域で使用される部材にも利用され得ることは当然である。

20

30

【 0 0 6 1 】

以上、本発明のオーステナイト系鑄鉄とその製造方法およびオーステナイト系鑄鉄鑄物の実施形態を説明したが、本発明は、上記実施形態に限定されるものではない。本発明の要旨を逸脱しない範囲において、当業者が行い得る変更、改良等を施した種々の形態にて実施することができる。

【 実施例 】

【 0 0 6 2 】

以下に、本発明のオーステナイト系鑄鉄とその製造方法およびオーステナイト系鑄鉄鑄物の実施例を挙げて、本発明を具体的に説明する。

40

【 0 0 6 3 】

< 試験片の製造方法 >

< 溶湯調製工程 >

C、Si、Cr、Mn、NiおよびCu(基本元素)と残部Feを含む原料を種々配合、混合し、それを高周波炉で大気溶解して47kgの溶湯を得た。

< 注湯工程 >

この溶湯を予め用意しておいた鑄型に注湯した。鑄型は砂型を使用した。このとき、約1550で出湯し、約1450で注湯した。

< 凝固工程 >

50

注湯後の溶湯は、自然冷却で凝固させ、所定の形状の試験片（すなわち鑄放しの鑄物）を得た。

【0064】

なお、各試験片を鑄造する際、接種剤および球状化剤等の助剤の添加も行った。接種材の添加は、大阪特殊合金製カルバロイ（Si - Ca - Al - Ba含有）または東洋電化社製トヨバロンBIL（Si - Ca - Ba - Bi - Al含有）を元湯に対して0.4質量%添加して行った。いずれの接種剤を添加しても、後述の結果に大きな違いは見られなかった。球状化剤の添加は、元湯100%に対して、Mg単体0.04質量%または0.07質量%、R.E.（ミッシュメタルを使用）0.05質量%およびSb単体0.0005質量%を、元湯に添加して行った。なお、Mg量が多いのは消失等を考慮したためである。

10

【0065】

ここで用いた鑄型は、幅50mm×全長180mmで、高さ（厚み）が〔1〕50mm（長さ50mm）→〔2〕25mm（長さ45mm）→〔3〕12mm（長さ40mm）→〔4〕5mm（長さ25mm）→〔5〕3mm（長さ20mm）の5段階で順に変化する段付板状の鑄物が得られる砂型である。また、これとは別に、JIS B号およびJIS D号のYブロックを鑄込みにより作製した。

【0066】

上記製造方法により、配合組成が異なるA1～A9、B1、B2、C1～C8（比較例）、D1およびE1の試験片を製造した。配合組成を表1および表2（A1～A9およびR1）、表4および表5（B1、B2、D1、C1～C6およびR2）、表7（R3～R6、C7、C8およびE1）に示した。

20

【0067】

なお、R1～R6は、従来から汎用されている鑄鉄から同様の手順で作製した試験片であり、R1およびR4はD-2（ASTM）相当、R2はNiMn137（JIS）相当、R3はD-5S（ASTM）相当、R5はHiSiMoFeCD（一般名称）相当、R6はFeCD450（JIS）相当、である。

【0068】

< 試験片の測定 >

< 1. 合金組成の分析 >

各試料の厚さ25mmの部分から採取した試料について、湿式分析により組成分析して、鑄鉄全体の分析組成を得た。こうして得た基本元素組成を「分析組成」として各表に示した。表7には基本組成のみが示されているが、助剤として添加されたMg等も微量であるが検出された。なお、合金組成のうち「-」は、未配合、未分析もしくは未測定、分析不可もしくは測定不可のいずれかを示す。

30

【0069】

< 2. 組織評価 >

はじめに、試験片C8の厚さ25mmの部分から採取した試料について、X線管球としてCoを用いたX線回折（XRD）測定を行った。XRD測定は、鑄放し材およびそれを600℃の大気中で100時間保持した熱処理材について行った。結果を図5に示した。さらに、表1および表2、表4および表5、に示した各試験片についても同様に、XRD測定を行った。なお、熱処理は、各試験片（鑄放し材）を500℃または600℃の大気中で100時間、200時間または300時間保持して行った。

40

【0070】

それぞれのXRD測定結果より、オーステナイト相およびフェライト相のそれぞれのピークの積分強度を用いてオーステナイト率を算出した。積分強度は、 $2\theta = 90^\circ$ 付近のオーステナイト相の存在を示す（220）面のピークと、 $2\theta = 77^\circ$ 付近のフェライト相の存在を示す（200）面のピークと、から一般的な方法で算出した。オーステナイト率は、（220）面のピークの積分強度を I_y 、（200）面のピークの積分強度を I_α 、としたときに、 $I_y / (I_y + I_\alpha)$ の百分率（単位は%）である。結果を表3、表6

50

および図 6 に示した。

【 0 0 7 1 】

なお、試験片 R 3 および R 4 は、鑄放し材はもちろん、いずれの熱処理条件であっても、オーステナイト率 1 0 0 % を維持した。試験片 R 5 は、鑄放し材、熱処理材、ともにオーステナイト率は 0 % であった。

【 0 0 7 2 】

表 7 に示す各試験片については、顕微鏡写真により組織観察を行った。顕微鏡観察は、各試験片の断面を研磨して行った。光学顕微鏡写真により、共晶黒鉛の晶出形態を調べ、黒鉛の球状化率を測定した。黒鉛球状化率は、旧 J I S G 5 5 0 2 (N I K 法) の判定試験法により求めた。また、同様の試料について、ビッカース硬さ (H v 2 0 k g f) を常温にて測定した。球状化率およびビッカース硬さを、表 8 に示した。

10

【 0 0 7 3 】

< 3 . 耐酸化試験 >

耐酸化性は、J I S Z 2 2 8 2 に基づき酸化減量を測定することで、表 7 に示した各試験片を評価した。具体的には、先ず、鑄込みにより作製した J I S B 号および J I S D 号の Y ブロックからそれぞれ採取した $\phi 20\text{ mm} \times 20\text{ mm}$ の各試験片を 7 5 0 、 8 0 0 または 8 5 0 の大気雰囲気中に 1 0 0 時間保持した。この加熱処理後の試験片の表面に、ショット球径が 0 . 4 mm の鉄球を、表面の酸化皮膜が無くなるまで投射した。ここで、酸化減量は、単位面積あたりの試験片の質量減少量である。酸化減量は上記加熱処理直後 (ショット前) の試験片の質量から、ショット後の試験片の質量を差し引いたものである。8 5 0 で熱処理した場合の酸化減量 (2 つの数平均値) を表 9 および図 7 に示した。

20

【 0 0 7 4 】

なお、各試験片から落とされた酸化被膜を観察すると、試験片 E 1 は、酸化物が粉末状になって試験片表面から除去された。しかし、試験片 R 4 は、酸化被膜が塊のまま剥がれ落ちた。

【 0 0 7 5 】

< 4 . 引張試験 >

表 7 に示す各試験片について、J I S G 0 5 6 7 に準じて室温 (R T : 2 5) 、 6 0 0 または 8 0 0 において試験を行い、耐力、引張強さおよび伸びを測定した。結果を表 8 および図 8 ~ 図 1 0 に示した。なお、試料には、鑄込んだ J I S B 号 Y ブロックの垂直断面長方形の部分から $\phi 6\text{ mm}$ の丸棒試験片を作製して使用した。

30

【 0 0 7 6 】

< 5 . 熱応力試験 >

試験片 R 4 、 C 7 、 C 8 および E 1 の熱疲労強度または熱疲労寿命を、鑄込んだ J I S B 号 Y ブロックから採取した $\phi 8\text{ mm}$ の丸棒試験片を用いて測定した。この試験は、所定の拘束率の試験片の温度を 8 0 0 と 2 0 0 に繰り返し変更して、応力が 1 0 % 低下するサイクル数と、応力が 2 5 % 低下するサイクル数と、応力が 5 0 % 低下するサイクル数と、分離破断するサイクル数 (破断サイクル数) と、を調べた。この結果を表 9 および図 1 1 に示した。なお、応力の低下する割合は、引張側のピーク応力がサイクル数 = 2 の時のピーク応力を基準とした。

40

【 0 0 7 7 】

< 評価 >

図 5 に示したように、試験片 C 8 は、鑄放しの状態ではほぼ 1 0 0 % オーステナイト相 (γ 相) からなるが、6 0 0 の大気中で 1 0 0 時間保持したことで、オーステナイト (γ F e) のほとんど全部がフェライト (α F e) に変態した。これは、S i 含有量が 5 . 1 % であって 8 5 0 での耐酸化性に優れたが、N i 量が過少かつ M n 量も不足したことに起因すると考えられる。

【 0 0 7 8 】

試験片 A 1 ~ A 9 は、いずれも、熱処理後のオーステナイト率が 5 0 % を超えた。つま

50

り、汎用材である D - 2 (試験片 R 1) と同等あるいはそれ以上のオーステナイト相の安定性を示すことがわかった。特に、600 で 300 時間保持した後のオーステナイト率は、試験片 A 1 ~ A 9 のいずれも 60 % 以上であった。

【 0 0 7 9 】

N i 含有量に関しては、試験片 B 1、B 2 および C 1 ならびに試験片 D 1 および C 2 のオーステナイト率の計算結果 (表 6) から、16 % 以下では、中温域でのオーステナイト相の安定性 (特に長時間熱処理をした場合の安定性) が大きく低下することがわかった。また、試験片 C 3 は N i を分析組成で 16 . 1 % しか含まないが、オーステナイト相の安定性は高かった。これは、S i 含有量を目標組成で 3 . 2 % まで低下させたためである。つまり、N i 含有量が 17 % 未満の範囲では、S i 含有量を低減させて耐酸化性を犠牲にしないと、オーステナイト相の安定性を維持できないことがわかった。

10

【 0 0 8 0 】

特に、N i 量が 19 . 5 ~ 21 . 5 % である試験片 A 1、A 3、A 4、A 6 ~ A 9、B 1 および D 1 は、中温域 (500 または 600) で長時間 (300 時間) 保持した後のオーステナイト率がいずれの場合も 60 % 以上であって、中温域でのオーステナイト相の安定性が特に優れていた。

【 0 0 8 1 】

試験片 A 2、A 5 ~ A 7、B 1 および B 2 は、いずれも、S i 含有量が目標組成で 5 . 1 % であった。S i 含有量が高いと中温域でのオーステナイト相の安定性は低下しやすい傾向にあるが、試験片 B 2 では、N i と M n との添加量の合計 (N i + M n) を 21 % 以上としたことでオーステナイト相の安定性が保たれた。さらに、試験片 A 2、A 5 ~ A 7 および B 1 のように、N i + M n を 23 % 以上さらには 24 % 以上とすることで、中温域におけるオーステナイト相の安定性はさらに向上した。また、試験片 A 3、A 4 および D 1 の結果より、N i + M n を 27 % 以下さらには 26 % 以下にまで低減できることがわかった。

20

【 0 0 8 2 】

また、試験片 E 1 は、試験片 A 9 と同じ目標組成であった。図 7 に示したように、850 での熱処理後の試験片 E 1 は、汎用材で最も耐酸化性に優れる D - 5 S (試験片 R 3) と同等の酸化減量であった。また、図 1 より、850 における耐酸化性は S i 添加量が大きく影響することから、試験片 A 9 と同程度またはそれ以上の S i 含有量である試験片 A 1、A 2 および A 5 ~ A 8 の 850 における耐酸化性は、試験片 R 3 と同程度あるいはそれ以上に優れると予測できる。さらに、図 1 より、S i 添加量が 1 % 減少した場合の酸化減量の増加は約 43 mg / cm^2 である。そのため、試験片 A 3 は、S i 含有量が分析組成で 4 . 16 % であっても、酸化減量はたかだか 35 mg / cm^2 程度であると予測される。つまり、試験片 A 1 ~ A 9 は、N i 含有量を少なく抑えても、C、S i、C r、M n および C u の含有量を適切な範囲とすることで、N i を多量に含む D - 5 S (試験片 R 3) に匹敵する耐酸化性および優れたオーステナイト相の安定性を示すことがわかった。

30

【 0 0 8 3 】

また、試験片 B 1、B 2 および D 1 は、S i 含有量が分析組成で 4 . 2 % 以上さらには 5 . 1 % 以上であるため、850 における耐酸化性は、表 6 に示すように十分に高かった。

40

【 0 0 8 4 】

さらに、試験片 E 1 の機械的特性 (耐力、引張強度および破断伸び) および熱疲労寿命に関しても、それぞれ高い特性を示し、試験片 A 1 ~ A 9、B 1、B 2 および D 1 についても同様であることが推測される。したがって、試験片 A 1 ~ A 9、B 1、B 2 および D 1 のオーステナイト系鋳鉄は、高温下での耐酸化性および中温域でのオーステナイト相の安定性だけでなく、機械的特性および熱疲労寿命の観点からも、たとえば V N T ターボのハウジング等として使用可能な範囲にあると言える。

【 0 0 8 5 】

50

【表 1】

試験片 No.	配合(目標)組成/質量%						分析組成 (質量%)					
	C	Si	Cr	Mn	Ni	Cu	C	Si	Cr	Ni	Mn	Cu
A1	2.53	4.7	1.5	4.5	20.0	1.3	2.47	4.89	1.35	19.98	4.58	1.29
A2	2.46	5.1	2.0	5.0	19.0	1.0	2.44	5.26	1.85	19.09	5.16	1.01
A3	2.59	4.3	1.0	4.0	21.0	1.6	2.58	4.16	1.04	21.15	4.13	1.58
A4	2.59	4.3	2.0	5.0	21.0	1.6	2.55	4.39	1.89	20.95	4.95	1.59
A5	2.46	5.1	1.0	4.0	19.0	1.0	2.59	5.30	0.91	19.00	4.14	1.00
A6	2.44	5.1	2.0	5.0	20.0	1.0	2.43	5.26	1.80	19.98	5.06	1.02
A7	2.44	5.1	1.0	4.0	20.0	1.0	2.33	5.37	0.93	20.17	4.12	1.00
A8	2.50	4.8	1.5	4.0	20.0	1.3	2.49	4.93	1.52	20.17	4.03	1.26
A9	2.50	4.8	1.5	4.0	20.0	1.3	2.50	4.97	1.52	20.27	3.97	1.26
R1	2.80	2.7	2.3	1.0	20.5	-	2.90	3.00	1.80	19.30	0.90	-

【 0 0 8 6 】

10

20

30

40

【表 2】

試験片 No.	配合(目標)組成 (質量%)			分析組成 (質量%)									
	S	Mg	Sb	P	S	Mg	Ce	Al	Sn	Ti	Sb	Mo	Zn
A1	0.01	0.07	0.0005	0.010	0.015	0.094	0.002	0.013	0.007	0.021	0.005	0.005	0.002
A2	0.01	0.07	0.0005	0.012	0.013	0.098	0.003	0.015	0.008	0.022	0.005	0.006	0.002
A3	0.01	0.07	0.0005	0.009	0.014	0.100	0.002	0.013	0.005	0.019	0.005	0.005	0.002
A4	0.01	0.07	0.0005	0.012	0.013	0.094	0.004	0.015	0.007	0.024	0.004	0.006	0.003
A5	0.01	0.07	0.0005	0.013	0.011	0.097	0.001	0.013	0.006	0.022	0.005	0.005	0.002
A6	0.01	0.07	0.0005	0.012	0.009	0.100	0.004	0.014	0.008	0.026	0.005	0.006	0.004
A7	0.01	0.07	0.0005	0.012	0.014	0.097	0.001	0.013	0.007	0.024	0.005	0.004	0.002
A8	0.01	0.04	0.0005	0.020	0.012	0.052	0.013	0.015	0.007	0.027	0.004	0.004	0.004
A9	0.01	0.07	0.0005	0.019	0.013	0.078	0.000	0.012	0.008	0.030	0.005	0.005	0.004
R1	0.01	0.04	-	0.040	0.014	0.035	-	-	-	-	-	-	-

【 0 0 8 7 】

10

20

30

40

【表 3】

		オーステナイト率 (%)									
試験片No.		A1	A2	A3	A4	A5	A6	A7	A8	A9	R1
鑄放し材		100	100	100	100	100	100	100	100	100	100
熱 処 理 材	500°C×100Hr	83	97	86	95	94	97	87	98	94	100
	500°C×200Hr	94	69	90	88	92	77	87	79	89	88
	500°C×300Hr	84	52	95	77	62	74	88	70	90	52
	600°C×100Hr	96	87	99	98	83	92	86	96	89	71
	600°C×200Hr	90	84	93	98	77	82	90	95	88	68
	600°C×300Hr	96	68	98	90	60	68	75	74	77	55

10

【 0 0 8 8 】

【表 4】

試験片 No.	配合(目標)組成/質量% (残部はFe、不可避不純物および改質元素)							分析組成 (質量%)						
	C	Si	Cr	Mn	Ni	Cu		C	Si	Cr	Ni	Mn	Cu	
B1	2.65	5.1	1.5	4.0	20.0	1.3		2.64	5.10	1.48	20.64	4.06	1.26	
B2	2.65	5.1	1.5	4.0	17.0	1.3		2.63	5.11	1.48	17.74	4.06	1.32	
C1	2.65	5.1	1.5	4.0	15.0	1.3		2.64	5.10	1.46	15.66	4.02	1.37	
D1	3.00	4.0	1.5	5.5	20.0	1.5		2.81	4.29	1.49	20.48	5.57	1.46	
C2	3.00	4.0	1.5	5.5	15.0	1.5		2.99	4.18	1.48	15.85	5.57	1.52	
C3	3.40	3.2	3.0	8.0	16.0	1.6		3.39	3.37	2.95	16.10	8.06	1.62	
C4	2.70	5.1	1.5	4.0	13.0	1.5		2.70	5.10	1.50	13.20	4.00	1.40	
C5	2.70	5.1	1.5	2.5	13.0	1.5		2.80	5.15	1.61	13.32	2.60	1.48	
C6	3.00	4.0	1.5	5.5	13.0	1.5		2.98	4.00	1.50	12.90	5.40	1.50	
R2	3.00	2.4	0.1	7.5	13.5	-		3.00	2.40	0.20	13.50	7.40	-	

【 0 0 8 9 】

10

20

30

40

【表 5】

試験片 No.	配合(目標)組成 (質量%)				分析組成 (質量%)									
	S	Mg	Sb	P	S	Mg	Ce	Al	Sn	Ti	Sb	Mo	Zn	
B1	0.01	0.04	0.0005	0.024	0.013	0.047	0.012	0.016	0.010	0.032	0.005	0.006	0.009	
B2	0.01	0.04	0.0005	0.025	0.014	0.042	0.009	0.014	0.009	0.035	0.006	0.006	0.008	
C1	0.01	0.04	0.0005	0.024	0.012	0.039	0.010	0.014	0.009	0.029	0.006	0.005	0.008	
D1	0.01	0.04	0.0005	0.034	0.010	0.052	0.010	0.017	0.008	0.042	0.006	0.008	0.008	
C2	0.01	0.04	0.0005	0.033	0.013	0.050	0.011	0.015	0.007	0.038	0.006	0.006	0.009	
C3	0.01	0.04	0.0005	0.034	0.010	0.045	0.015	0.018	0.004	0.042	0.005	0.008	0.012	
C4	0.01	0.04	0.0005	0.016	0.010	0.057	0.005	0.021	0.002	-	-	-	-	
C5	0.01	0.04	0.0005	0.030	0.030	0.060	-	-	-	-	-	-	-	
C6	0.01	0.04	0.0005	0.030	0.030	0.060	0.03	-	-	-	-	-	-	
R2	0.01	0.04	-	0.020	0.004	0.031	-	-	-	-	-	-	-	

【 0 0 9 0 】

10

20

30

40

【表 6】

		オーステナイト率 (%)									
試験片No.		B1	B2	C1	D1	C2	C3	C4	C5	C6	R2
鑄放し材		100	100	100	100	100	100	100	100	100	100
熱処理材	500°C×100Hr	83	80	80	98	43	74	84	36	50	95
	500°C×200Hr	79	86	73	85	53	71	50	34	52	94
	500°C×300Hr	81	62	38	80	30	80	26	0	25	89
	600°C×100Hr	96	84	7	96	82	100	0	47	72	100
	600°C×200Hr	96	66	22	98	86	82	0	0	86	100
	600°C×300Hr	84	62	14	94	70	100	27	0	74	100
		酸化減量 (g/cm ²)									
試験片No.		B1	B2	C1	D1	C2	C3	C4	C5	C6	R2
850°C×100Hr		12	—	15.8	25.1	42	—	—	35.3	—	—

10

【 0 0 9 1 】

【表 7】

試験片 No.	配合(目標)組成(質量%)						分析組成(質量%)					
	C	Si	Cr	Mn	Ni	Cu	C	Si	Cr	Mn	Ni	Cu
R3	2.0	5.0	2.0	0.6	35.0	—	2.00	4.90	1.90	0.53	35.80	—
R4	2.8	2.7	2.3	1.0	20.5	—	2.90	3.00	1.80	0.90	19.30	—
R5	3.5	4.1	—	—	—	(Mo0.5%)	3.10	4.12	—	—	—	—
R6	3.2	2.7	0.0	0.4	—	—	3.46	2.74	—	0.44	—	—
C7	3.0	4.0	1.5	5.5	13.0	1.5	3.00	4.00	1.50	5.40	13.10	1.50
C8	2.6	5.1	1.5	4.0	13.0	1.3	2.65	5.08	1.48	4.02	13.15	1.36
E1	2.5	4.8	1.5	4.0	20.0	1.3	2.53	4.80	1.53	4.11	19.98	1.28

注: R4は、R1と同じ材質である。

20

【 0 0 9 2 】

【表 8】

試験片 No.	組織評価		引張試験結果								
	硬さ Hv	球状化率 (%)	0.2%耐力(MPa)			引張強さ(MPa)			伸び(%)		
			RT	600°C	800°C	RT	600°C	800°C	RT	600°C	800°C
R3	145	92	257	—	73	463	—	116	26	—	31
R4	155	87	223	—	72	415	—	113	12	—	29
R5	220	81	578	—	28	656	—	43	6	—	72
R6	185	86	416	—	27	546	—	48	7	—	35
C7	184	84	265	—	70	463	—	115	17	6	17
C8	188	80	256	190	64	449	263	108	15	7	38
E1	174	72	219	185	66	439	319	114	20	13	34

30

40

【 0 0 9 3 】

【表 9】

試験片 No.	酸化減量 (g/cm ²)	熱応力試験(200⇔800℃)			
		拘束率30%			
	850℃	10%応力低下	25%応力低下	50%応力低下	分離破断
R3	12	－	－	－	－
R4	90	1346	1373	1402	1508
R5	53	－	－	－	－
R6	309	－	－	－	－
C7	87	1042	1059	1076	1087
C8	28	1156	1164	1176	1189
E1	12	1587	1660	1754	1995

10

【 0 0 9 4 】

< 試験片 F 1 ~ F 3 の製造 >

上記の製造方法と同様にして、配合組成が異なる F 1 ~ F 3 の試験片を製造した。

【 0 0 9 5 】

< 試験片 F 1 ~ F 3 の測定 >

上記の手順と同様にして、合金組成の分析、組織評価、ビッカース硬さ測定、および引張試験を行った。結果を表 1 0 ~ 1 2 に示した。なお、引張試験は、室温を 2 3 とし、

20

耐力、引張強さおよび伸びに加えて、絞りも算出した。

【 0 0 9 6 】

< 評価 >

F 1 ~ F 3 のいずれの試験片も、伸びおよび絞りの値が大きく延性に優れ、加工に適した硬さであった。

試験片 F 1 よりも S i 量、C r 量および M n 量が少なく、N i 量および C u 量が多い試験片 F 3 は、試験片 F 1 よりも硬さが低減された。一方、試験片 F 1 よりも S i 量、C r 量および M n 量が多く、N i 量および C u 量が少ない試験片 F 2 は、試験片 F 1 よりも硬さが上昇した。これは、図 4 から明らかであるように、本発明の合金系では、C r の添加が硬さの向上に、N i および C u の添加が硬さの低減に、それぞれ寄与する傾向にあるためである。

30

【 0 0 9 7 】

以上の結果から、各合金元素の含有量が適切な範囲にある試験片 A 1 ~ A 9、B 1、B 2、D 1 および E 1 のオーステナイト系鋳鉄は、加工に適した硬さおよび延性を示すことがわかった。

特に、C 量を 2 . 2 ~ 2 . 8 %、S i 量を 4 . 3 ~ 5 . 1 %、C r 量を 1 ~ 2 %、M n 量を 4 ~ 5 %、N i 量を 1 9 ~ 2 1 %、C u 量を 1 ~ 1 . 6 %とすることで、高温下での耐酸化性および中温域でのオーステナイト相の安定性、さらには機械的特性をバランスよく発揮できるオーステナイト系鋳鉄が得られることがわかった。

また、E 1 および F 1 ~ F 3 の結果より、S i 量を 4 . 4 ~ 5 . 1 %さらには 4 . 4 ~ 4 . 9 %、C r 量を 1 . 2 ~ 1 . 8 %さらには 1 . 2 ~ 1 . 6 %、M n 量を 4 . 0 ~ 4 . 9 %さらには 4 . 0 ~ 4 . 5 %、N i 量を 1 9 ~ 2 1 %さらには 1 9 . 5 ~ 2 1 %、C u 量を 1 . 1 ~ 1 . 6 %さらには 1 . 2 ~ 1 . 6 %とすることで、オーステナイト相の安定性はもちろん、加工性にも優れたオーステナイト系鋳鉄が得られることがわかった。

40

【 0 0 9 8 】

【表 1 0】

試験片 No.	分析組成 (質量%)							
	C	Si	Cr	Mn	Ni	Cu	P	S
F1	2.56	4.82	1.49	4.46	19.82	1.38	0.058	0.011
F2	2.57	5.05	1.76	4.86	19.19	1.17	0.059	0.008
F3	2.55	4.48	1.20	4.06	20.87	1.58	0.053	0.009
試験片 No.	分析組成 (質量%)							
	Mg	Ce	Al	Sn	Ti	Sb	Mo	Zn
F1	0.092	0.002	0.014	0.000	0.030	0.007	0.002	0.035
F2	0.091	0.002	0.012	0.002	0.033	0.007	0.003	0.047
F3	0.094	0.001	0.012	0.000	0.027	0.007	0.002	0.055

10

【 0 0 9 9 】

【表 1 1】

試験片 No.	組織評価	
	硬さ Hv	球状化率 (%)
F1	186	87.0
F2	198	80.6
F3	166	89.1

20

【 0 1 0 0 】

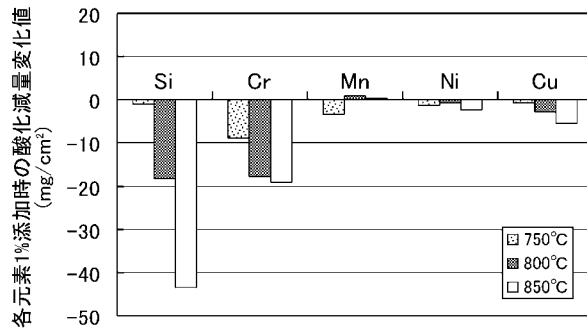
【表 1 2】

試験片 No.	引張試験結果					
	0.2%耐力(MPa)			引張強さ(MPa)		
	RT	600℃	800℃	RT	600℃	800℃
F1	245.7	194.3	73.3	383.7	267.0	120.3
F2	260.0	199.0	74.3	379.7	291.3	121.0
F3	225.3	182.0	71.7	397.3	244.7	114.3
試験片 No.	破断伸び(%)			絞り(%)		
	RT	600℃	800℃	RT	600℃	800℃
F1	14.4	5.9	28.6	12.0	9.2	33.8
F2	8.5	6.8	35.0	11.6	6.5	37.0
F3	18.5	5.7	26.3	15.8	8.2	29.9

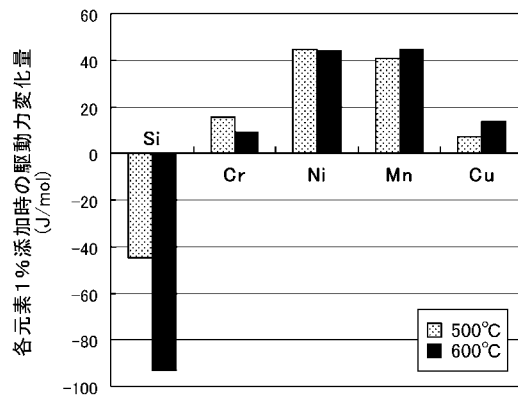
30

40

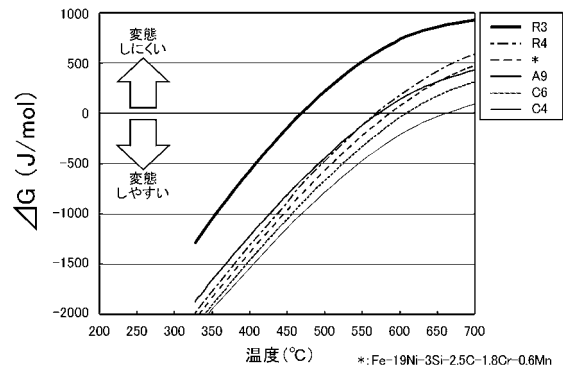
【図 1】



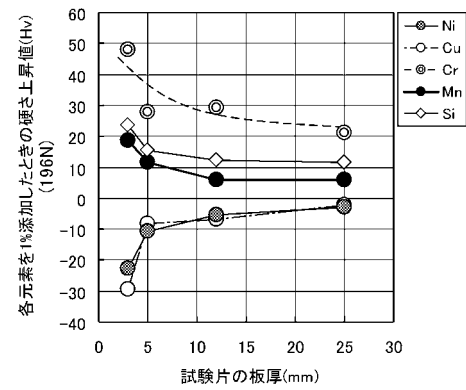
【図 2】



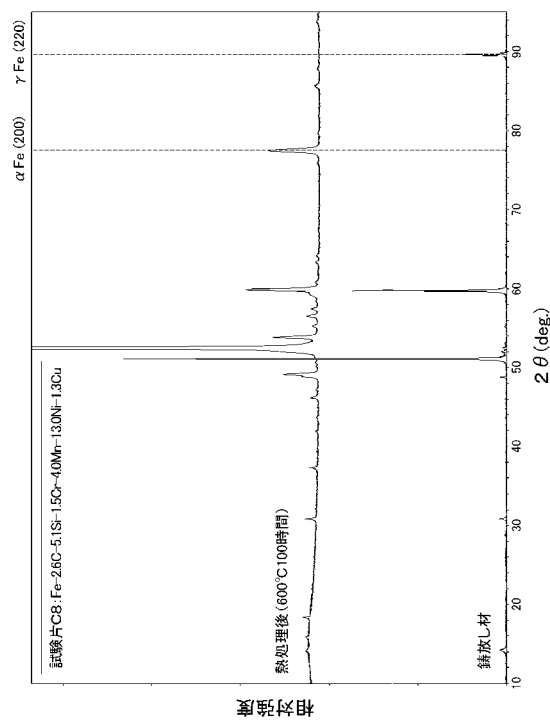
【図 3】



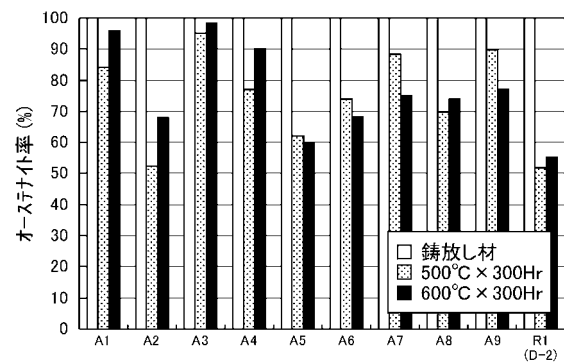
【図 4】



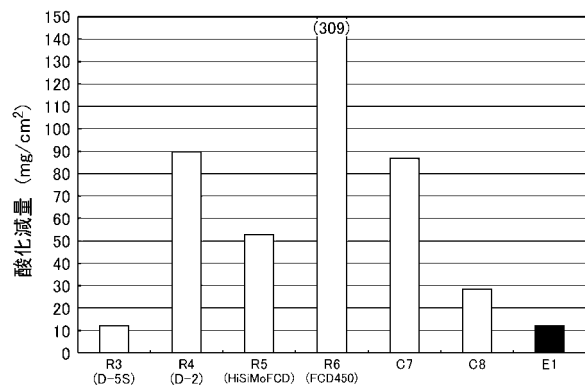
【図 5】



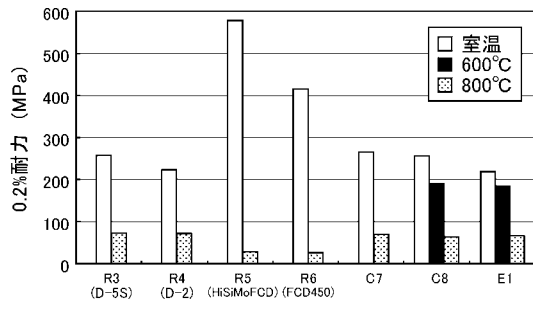
【図 6】



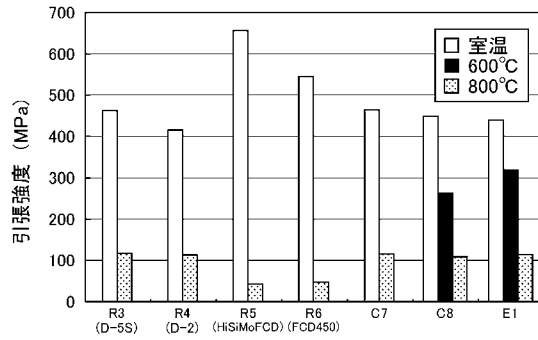
【図 7】



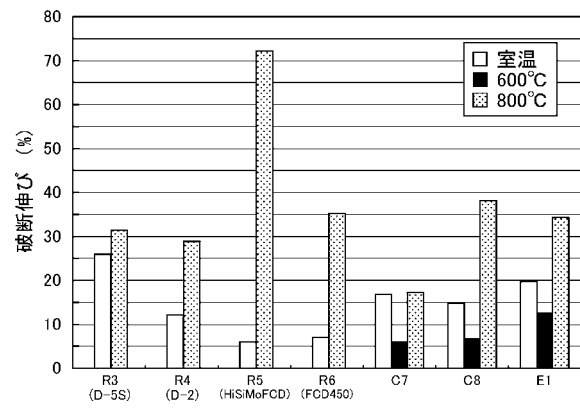
【図 8】



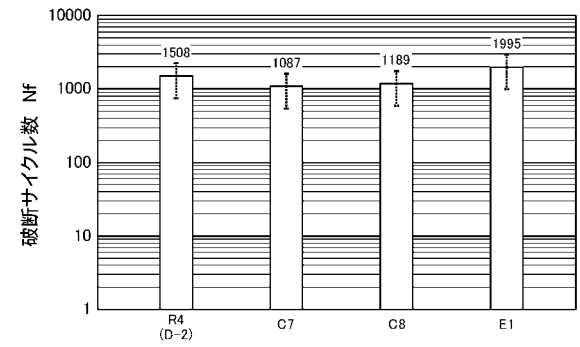
【図 9】



【図 10】



【図 11】



フロントページの続き

(72)発明者 木下 恭一

愛知県刈谷市豊田町2丁目1番地 株式会社豊田自動織機内

審査官 鈴木 毅

(56)参考文献 特開昭53-137818(JP,A)

特開昭59-113160(JP,A)

特開昭56-058945(JP,A)

特開昭58-027951(JP,A)

国際公開第2009/028736(WO,A1)

(58)調査した分野(Int.Cl.,DB名)

C22C 37/00 - 37/10

C21C 1/10